

点缺陷调控 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 铁电薄膜电学性能*赵文瑾¹⁾ 吴富航¹⁾ 周大雨^{1)†} 隋金洋¹⁾ 肖静祎²⁾ 童祎³⁾ 王新朋³⁾

1) (大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116024)

2) (大连理工大学, 大连理工大学分析测试中心, 大连 116024)

3) (苏州实验室, 苏州 215009)

(2026年1月5日收到; 2026年2月27日收到修改稿)

本研究系统探讨了氧分压 (40%—100%) 对磁控溅射制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜结构、缺陷以及电学性能的调控规律与物理机制. 结果表明, 氧分压在 80% 以下时, 薄膜呈现高结晶质量、强 c 轴择优取向的柱状晶结构. 结合 X 射线光电子能谱和光致发光光谱结果分析发现, 氧分压可以有效调控薄膜中的本征缺陷类型, 高氧分压显著抑制薄膜内氧空位与金属间隙缺陷的形成. 这类缺陷浓度的降低, 使薄膜漏电流显著降低, 介电可靠性大幅增强. 铁电性能测试进一步表明, 在 60%—100% 氧分压范围内薄膜均表现出清晰的翻转电流峰, 验证了其铁电性; 而剩余极化强度值随氧分压上升而下降的趋势, 则揭示了高度一致的 c 轴择优取向是实现纤锌矿结构铁电薄膜高效极化翻转的关键结构基础. 宽频介电谱有效区分了体极化与表面极化的贡献, 证实低氧分压条件下表面极化贡献增强. 本工作阐明了通过氧分压调控 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜微观结构、缺陷类型与浓度以及宏观电学性能的协同机制, 为其在高性能铁电存储器中的应用提供了重要依据.

关键词: $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜, 氧分压, 缺陷, 铁电性能DOI: [10.7498/aps.75.20260016](https://doi.org/10.7498/aps.75.20260016)CSTR: [32037.14.aps.75.20260016](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20260016)

1 引言

纤锌矿结构晶体具有沿晶体学 c 轴方向的自发极化, 但长期被视为非铁电性材料^[1]. 然而在 2019 年, Fichtner 等^[2] 通过在 AlN 中掺杂 Sc 元素, 降低了 AlN 的极化翻转势垒, 首次在实验中观察到 $Al_{1-x}Sc_xN$ 薄膜的铁电性. 该工作为铁电材料研究开辟了新方向, 随后 $Al_{1-x}B_xN$ ^[3,4], $Al_{1-x}Y_xN$ ^[5] 以及 $Ga_{1-x}Sc_xN$ ^[6] 等一系列 III-N 族纤锌矿结构材料也被证实具有铁电特性. 以 $Al_{1-x}Sc_xN$ 为代表的这类纤锌矿材料不仅在宽温域无相变, 能保持单相结构^[7], 同时具有良好的微缩能力^[8,9], 而且与互补金属氧化物半导体 (CMOS) 后道工艺及 III-V 族

半导体技术兼容. 因此纤锌矿材料成为构建铁电随机存取存储器 (FeRAM)、铁电场效应晶体管 (FeFET)、铁电隧道结 (FTJ) 等器件的极具潜力的材料体系. 2021 年, Ferri 等^[10] 首次报道了在 Mg 原子含量为 34%—37% 的 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜中观察到铁电性. 迄今为止, $Zn_{1-x}Mg_xO$ 仍是纤锌矿结构铁电体家族中唯一经实验证实具有铁电性质的氧化物, 因其低矫顽场强以及可室温制备等优异性能而受到广泛关注.

磁控溅射是制备高质量氧化物薄膜的常用方法, 其中溅射气体的比例是调控薄膜结晶质量及缺陷类型与含量的关键工艺参数. 已有研究表明, 氧分压对 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的多种性质具有显著影响: Cuong 等^[11] 发现氧分压可改变薄膜表面形貌与缺

* 国家自然科学基金 (批准号: 52472120)、中央高校基本科研业务费 (批准号: DUT24LAB117) 和苏州实验室科研项目 (批准号: SK-1202-2024-012) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zhoudayu@dlut.edu.cn

陷含量; Zhou 等^[12] 进一步指出, 提高氧分压会导致薄膜带隙增大; Ahn 等^[13] 则在 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 体系中证实, 提高氧气比例能有效抑制深能级缺陷发射, 改善光学性能. 但目前多数工作集中于结构以及缺陷对其光学、催化特性的影响, 缺乏系统性工作来阐明氧分压如何通过调控本征点缺陷 (如氧空位、锌空位、间隙锌) 的类型与浓度, 进而影响 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的介电可靠性、漏电流以及铁电极化翻转行为. 由于 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜目前铁电性相关的研究仍较少, 揭示这一关联规律, 对通过工艺优化来获得高性能、高稳定性 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 铁电器件的进程具有很大价值.

因此, 本研究通过精确控制磁控溅射中溅射气体的氧分压 (40%—100%), 在硅衬底上制备了一系列 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜. 系统研究了氧分压对薄膜晶体结构、表面形貌、元素化学状态及缺陷类型、浓度的调控规律, 揭示了缺陷化学演变对薄膜击穿场强与漏电流的决定性作用, 并进一步探究了其铁电极化翻转行为的影响. 本工作旨在将工艺参数调控与缺陷工程相结合, 建立从工艺参数到微观结构、缺陷, 再到宏观电学性能的系统性关联, 为通过缺陷工程制备高性能、高可靠的 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 基铁电存储器件提供坚实的实验依据与理论指导.

2 实验方法

本文通过射频反应磁控溅射, 使用 Zn 和 Mg 金属靶材在低阻 ($0.001\text{--}0.005\ \Omega\cdot\text{cm}$) (111) 取向的单晶硅衬底上制备了 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜. 溅射开始前, 腔室抽至本底真空 $<5\times 10^{-4}$ Pa, 随后对靶材表面进行 10 min 预溅射, 以去除表面污染并稳定腔室等离子体环境. 为了控制变量, 在实验过程中将 Zn 靶和 Mg 靶的功率固定在 150 W 和 240 W, 以固定 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的 Mg 原子含量在 40% 左右. 溅射过程中, 腔室内气压固定在 0.47 Pa, 衬底无额外加热. 总气体流量固定为 60 sccm (1 sccm = 1 mL/min @0 °C, 1.01×10^3 Pa), 通过调节高纯 Ar 和 O_2 气体的相对流速, 使得氧分压 ($O_2/(Ar+O_2)$) 从 40%—100% 变化.

薄膜厚度测试采用 3 维 (3D) 表面轮廓仪 (CHOTEST, SuperViewW1) 进行, 通过对沉积时间进行精确调控, 将所有薄膜的厚度都控制在 300 nm 左右. 使用 X 射线衍射仪 (XRD, SmartLab

9 kW, Rigaku Corporation) θ - 2θ 扫描对薄膜的物相以及结构进行表征. 使用扫描电子显微镜 (SEM, JSM-7610 Plus, JEOL Ltd) 观察样品表面形貌, 使用能量色散谱仪 (EDS) 对薄膜进行成分分析. X 射线光电子能谱仪 (XPS, Axis Supra+) 用于分析薄膜的组成以及各元素的化学态. 室温下采用氙灯作为激发光源 (波长 280 nm), 在 300—800 nm 光谱范围内测定薄膜的光致发光 (PL, FLS1000) 特性.

为进行电学性能表征, 采用硬掩模法在 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜表面磁控溅射沉积了膜厚为 100 nm、直径为 110 μm 的圆形 Mo 顶电极点阵. 样品的漏电流和介电击穿行为通过半导体参数分析仪 (Keithley 4200A-SCS) 进行零时间介电击穿 (TZDB) 测量评估. 通过 Radiant 铁电测试仪 (Multiferroic 100 V, Radiant Technologies) 以及 TF Analyzer 3000 铁电测试仪对该电容器的铁电性能进行表征, 包括极化强度-电场关系以及瞬态电流-电场关系. 电学测量过程中, 电容器的底电极接地.

3 结果与讨论

对不同氧分压条件下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜进行 XRD 分析, 结果如图 1 所示. 图 1(a) 显示所有样品的衍射峰均与纤锌矿结构 ZnO 的标准 PDF 卡片 (PDF#36-1451) 符合, 且最强衍射峰均为纤锌矿 (002) 晶面衍射峰, 表明在所研究的氧分压范围内, 所得薄膜均为单一纤锌矿结构, 沿 c 轴择优取向生长, 未出现第二相. 值得注意的是, 在 40% 与 60% 氧分压条件下制备的样品, 其 XRD 图谱中仅可观察到 (002) 晶面衍射峰及其二级衍射 (004) 晶面衍射峰, 表明薄膜具有优异的结晶质量以及高度的 c 轴择优取向. 随着氧分压进一步升高至 80% 及 100%, 图谱中逐渐出现了 (100) 及 (101) 等非 c 轴取向的衍射峰, 这意味着薄膜的择优生长趋势减弱, 晶体取向趋于随机化.

为定性比较不同氧分压下 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的结晶质量, 在保持膜厚一致条件下, 对比了 (002) 衍射峰摇摆曲线的相对强度与半高宽 (FWHM). 图 1(b) 展示了 (002) 衍射峰的摇摆曲线, 图 1(c) 进一步给出了该摇摆曲线半高宽随氧分压的变化趋势. 可以清晰看出, 在氧分压为 40% 时, (002) 衍射峰强度最大, 半高宽最小 (约 0.29°), 表

明该条件下薄膜结晶质量最好, c 轴择优生长最为显著. 随着氧分压升高至 60%, 80% 及 100%, (002) 峰的强度逐渐降低, 同时半高宽逐步增大至约 0.79° , 说明薄膜的结晶性与取向一致性均随氧分压上升而下降. 这一变化主要源于溅射过程中气体环境对沉积粒子能量与迁移率的影响. 在较低氧分压下, Ar 离子比例较高, 其质量较大、动能较强, 使得被溅射出的金属粒子具有较高的能量与表面迁移能力, 有利于其在衬底表面沿表面能最低的 (002) 晶面排列并生长, 从而形成结晶质量高、取向一致的薄膜^[14]. 随着氧分压提高, 此时溅射出的金属粒子减少, 氧化物分子或团簇 (如 ZnO) 占比

增大, 这些粒子的质量更大, 动能与质量比显著下降, 因此在衬底表面迁移能力不足, 倾向于在随机位置成核, 导致多取向晶粒竞争生长^[15]. 此外, 从图 1(c) 可观察到, 随着氧分压升高, 沉积速率持续下降, 也从侧面印证了溅射过程中溅射粒子产额与能量的降低, 与上述结构演变趋势一致.

图 2 所示为在不同氧分压下沉积的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的表面 SEM 形貌. 在氧分压为 40%, 60% 以及 80% 的样品中 (图 2(a)–(c)), 薄膜表面均由均匀、致密的柱状晶团簇构成, 其主要呈近球状形貌, 并伴随有一定比例的条状结构. 随着氧分压逐步增大, 条状结构的数量明显增加, 晶粒尺寸

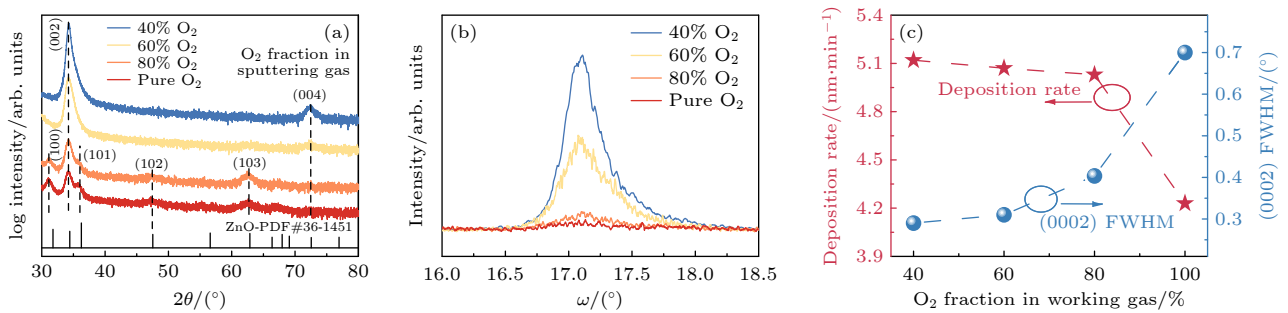


图 1 不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜 (a) θ - 2θ XRD 扫描图谱; (b) (002) 衍射峰的摇摆曲线; (c) 摇摆曲线半高宽 (FWHM) 及薄膜沉积速率随氧分压的变化关系

Fig. 1. Characterization of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films deposited under different oxygen fraction in sputtering gas: (a) θ - 2θ XRD patterns; (b) rocking curves of the (002) diffraction peak; (c) variation of the full width at half maximum (FWHM) of the rocking curves and the film deposition rate as a function of oxygen fraction in sputtering gas.

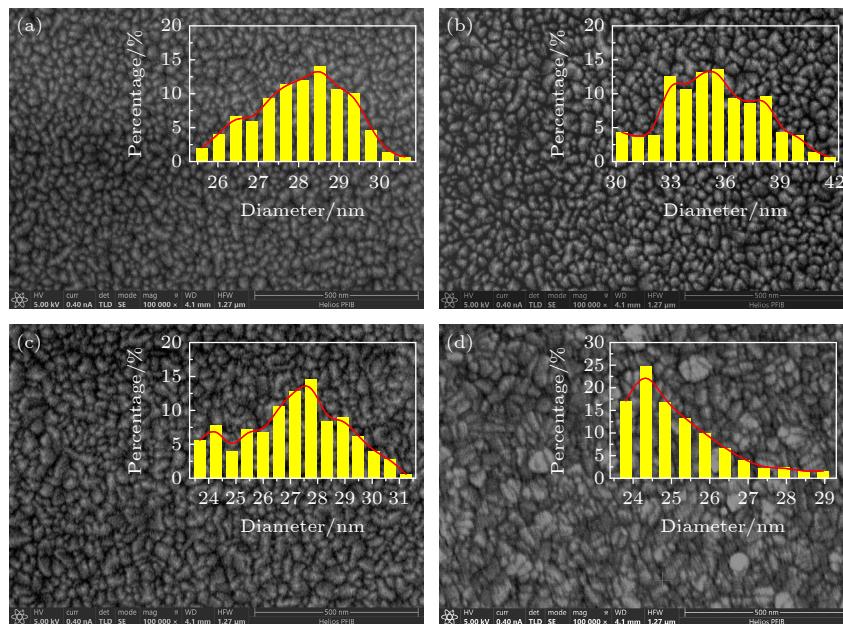


图 2 不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的表面 SEM 形貌及晶粒尺寸分布图 (a) 40% O_2 ; (b) 60% O_2 ; (c) 80% O_2 ; (d) 纯 O_2

Fig. 2. Surface SEM morphologies and grain size distribution of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films prepared under different oxygen fraction in sputtering gas: (a) 40% O_2 ; (b) 60% O_2 ; (c) 80% O_2 ; (d) pure O_2 .

呈现先增大后减小的非单调变化趋势,并在 60% 氧分压时达到最大值. 这主要源于氧分压对溅射粒子与表面迁移能力的调控: 在较低氧分压下, Ar^+ 比例较高, 溅射粒子具有较高的动能与迁移率, 有利于晶粒合并与纵向生长^[16,17]; 而当氧分压进一步升高时, 靶材表面氧化加剧, 溅射粒子逐渐由金属原子转变为低迁移率的氧化物团簇^[18], 其表面扩散能力下降, 抑制了晶粒的持续长大, 同时形核点位的增多也进一步导致了晶粒尺寸减小. 当氧分压进一步提高至 100% (图 2(d)), 表面形貌发生显著转变: 球状与条状结构基本消失, 取而代之的是密集分布的三角锥状晶粒. Guo 等^[19] 在实验中也观察到了该形貌转变现象, 并将其归因于纤锌矿结构

晶体中 (101) 晶面的侧切面的显露.

此外, EDS 结果 (图 S1(补充材料) (online)) 表明, 在整个氧分压变化范围内, 薄膜中 Mg 含量仅由约 37% 增至 40%, 可认为薄膜成分基本保持稳定. 因此, 后续关于缺陷类型与电学性能的讨论, 可排除成分变化的干扰, 从而更清晰地揭示氧分压通过调控缺陷态对薄膜性能的主导作用.

图 3 展示了不同氧分压下沉积的 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜的 XPS 分析结果. 在测试前, 采用 5 keV 氩离子对薄膜表面进行 120 s 刻蚀清洁, 以去除表面污染物及大气暴露所引入的影响. 图 3(a) 为全谱, 证实薄膜主要由 Zn, Mg 和 O 三种元素构成. 图 3(c)–(f) 为不同样品的 Zn 2p 精细谱, 所有谱图均呈

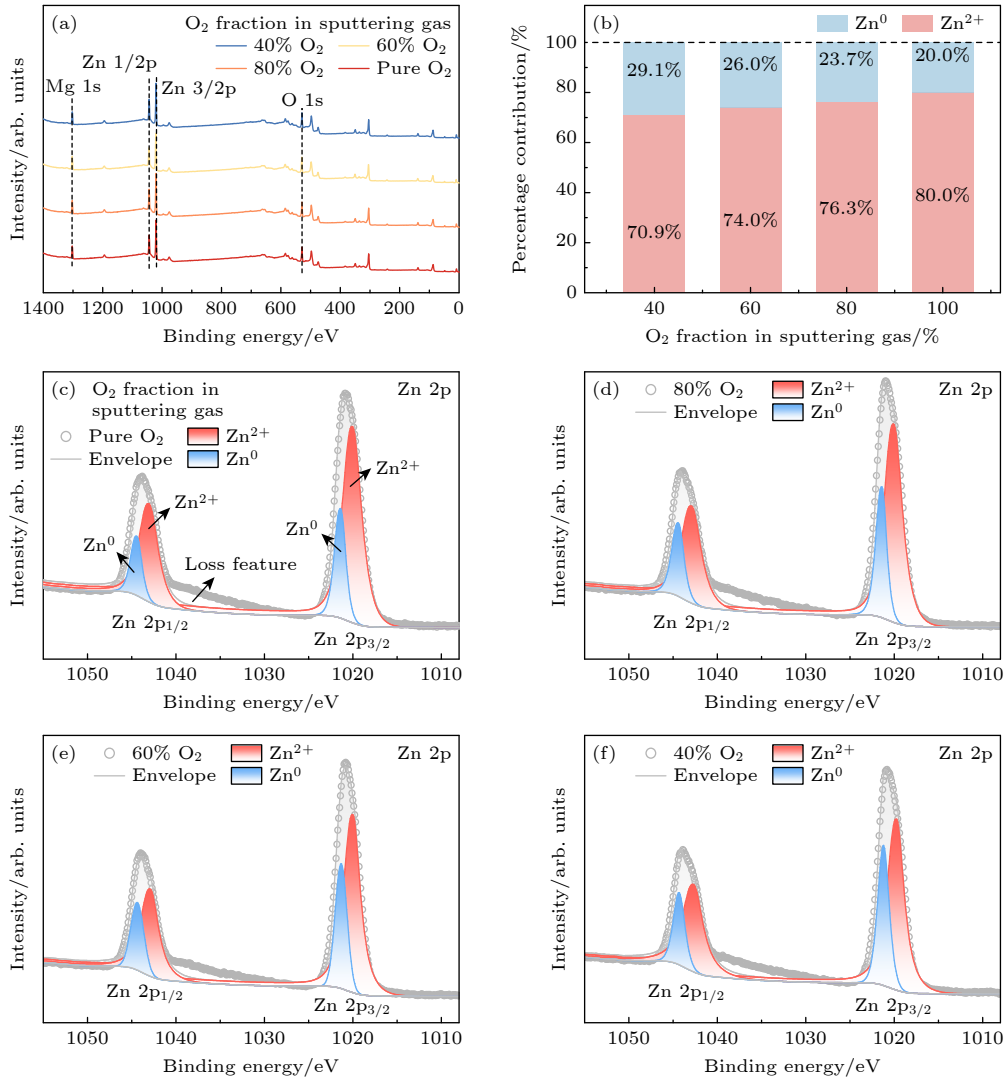


图 3 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜的 XPS 分析 (a) 全谱; (b) 金属锌和二价锌在 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜中的相对含量随氧分压的变化关系; (c)–(f) 不同氧分压下的 Zn 2p 精细谱的分峰拟合结果

Fig. 3. XPS analysis of $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ films: (a) Survey scan; (b) relative content of metallic Zn and divalent Zn as a function of oxygen fraction in sputtering gas; (c)–(f) the spectra of Zn 2p core level for films deposited under different oxygen fraction.

现典型的自旋轨道分裂双峰结构 (Zn 2p_{3/2} 和 Zn 2p_{1/2}). 采用两对高斯峰进行拟合, 其中结合能位于 1021.3 eV 与 1044.5 eV 的峰对归属于 Zn—O 键中的二价 Zn(Zn²⁺), 而位于 1020.1 eV 与 1043.1 eV 的峰对则对应于金属态 Zn(Zn⁰)^[20]. 通过计算各组分峰面积占比, 得到了金属 Zn 相对含量随氧分压的变化关系, 如图 3(b) 所示. 可见, 当氧分压为 40% 时, 金属 Zn 的相对含量为 29.1%; 随着氧分压升高, 该含量持续下降, 在纯氧条件下降至 20.0%.

这一变化趋势主要反映了溅射过程中沉积粒子组成以及靶表面化学状态的演变. 在较低氧分压下, 氩离子对靶材的溅射作用占主导, 因此溅射粒子中含有相当比例的高动能金属 Zn 原子. 这些原子部分在溅射过程中氧化不完全, 或在薄膜生长界面因局部缺氧而得以保留, 导致薄膜中检测到较高的金属 Zn 信号. 随着氧分压增大, 靶材表面氧化程度加剧, 溅射粒子的主要成分转变为氧化物分子或团簇. 同时, 腔室内的高氧环境确保了沉积过程中充分的氧化气氛, 使到达衬底的粒子几乎完全被氧化, 因此金属 Zn 的信号显著减弱. 此外, 电荷平衡与过渡金属离子变价也可能是金属 Zn 信号出现的重要原因. 在氧化物体系中, 氧空位等带电缺陷

的形成必须遵守电中性条件, 其引入的正电荷需通过等价电子进行补偿^[21]. 在低氧分压条件下, 较高的氧空位浓度产生了显著的电荷补偿需求, 可能导致氧空位释放的电子被邻近的 Zn²⁺ 捕获, 使其还原为较低价态, 从而在 XPS 的谱图中表现为金属 Zn 信号. 随着氧分压升高, 氧空位浓度降低, 电荷补偿需求减弱, 该还原过程受到抑制, 金属态 Zn 的信号相应减少. 上述 XPS 结果表明, 氧分压是调控 Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-δ} 薄膜氧空位及金属间隙原子等缺陷的关键工艺参数, 低氧条件更易诱导产生与金属 Zn 相关的缺陷态, 而高氧条件则有利于形成 Zn_{0.6}Mg_{0.4}O 化学计量比的薄膜.

进一步, 如图 4 所示, 不同氧分压条件下制备的 Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-δ} 薄膜刻蚀前后各元素的特征峰均发生明显偏移, 该现象揭示了薄膜表面与体相在化学状态及电子结构上的显著差异. 值得注意的是, 图 4(c) 显示, 40% 氧分压样品刻蚀 60 s 后的峰位移动量小于 100% 氧分压样品. 这一差异反映了不同氧分压样品表面与体相电子结构的本质不同: 高氧分压样品表面主要由外源吸附物主导, 引发强烈的能带向上弯曲, 刻蚀清洁后能带显著弛豫; 而低氧分压样品因体相存在高浓度氧空位, 其表面

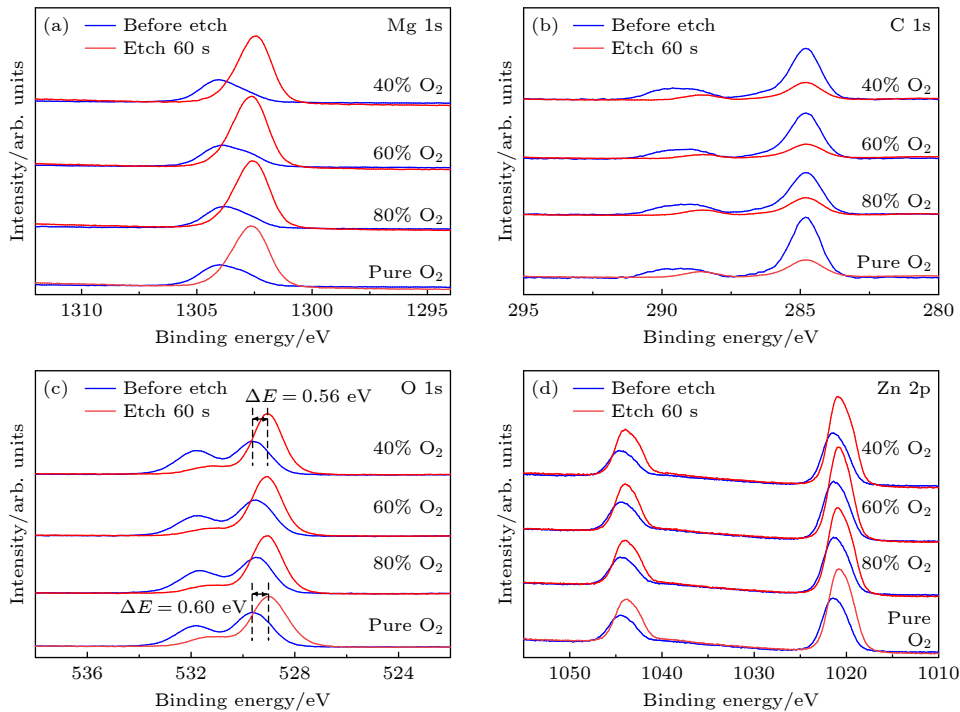


图 4 不同氧分压条件下制备的 Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-δ} 薄膜的表面以及刻蚀 60 s 后的 XPS 各元素精细谱图 (a) Mg 1s; (b) C 1s; (c) O 1s; (d) Zn 2p

Fig. 4. Surface of Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-δ} films under different oxygen partial pressures and XPS core-level spectra after etching for 60 s: (a) Mg 1s; (b) C 1s; (c) O 1s; (d) Zn 2p.

费米能级已被本征缺陷态牢固钉扎, 刻蚀后能带弯曲弛豫程度有限. 该现象与 PL 光谱中氧空位浓度随氧分压降低而升高的趋势高度一致, 进一步证实了氧分压对薄膜缺陷态及电子结构的调控作用.

$Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜中缺陷的类型及含量对其光学性质具有显著影响, 其在光致发光 (PL) 光谱中表现为特征性的可见光谱特征. 图 5(a)—(d) 展示

了不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜在可见光区域的 PL 光谱. 为解析其缺陷发光机制, 将可见光谱解卷积为 3 个高斯分布: 分别位于 2.92 eV (紫色发光, 标记为 I)、2.61 eV (蓝色发光, 标记为 II) 和 2.25 eV (绿色发光, 标记为 III). 结合文献中既往实验研究确证的成熟峰位及归属方案, 我们尝试解析这 3 条发光带的起源机制.

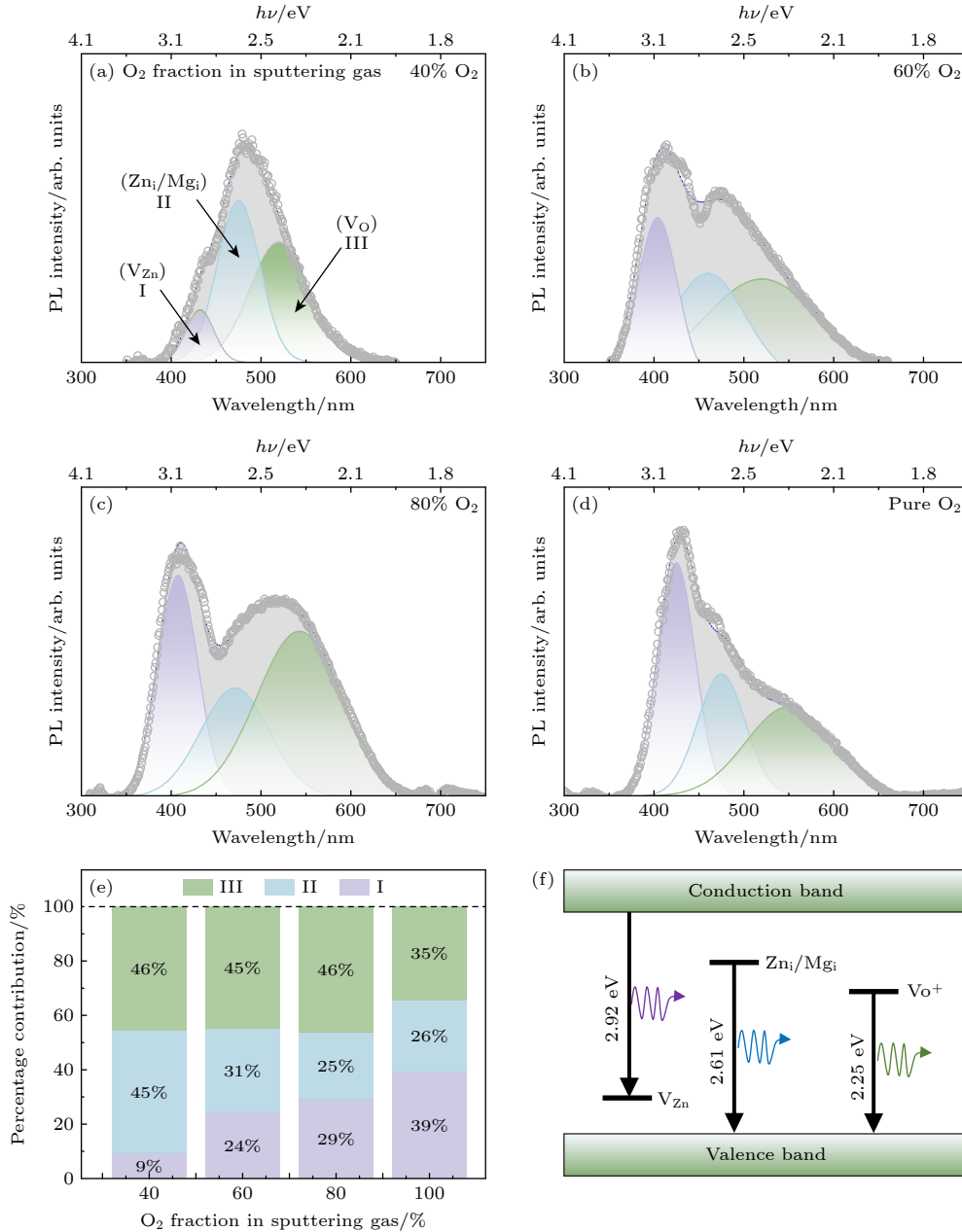


图 5 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的光致发光 (PL) 结果 (a)—(d) 分别为 40%、60%、80% 和 100% 氧分压下 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的可见光区域 PL 谱的高斯解卷积结果; (e) 不同缺陷类型在 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜中的占比随氧分压的变化关系; (f) 100% 氧分压样品中典型的缺陷发光路径示意图

Fig. 5. Photoluminescence (PL) characterization of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films: (a)—(d) Gaussian deconvolution of the visible PL spectra for films deposited at 40%, 60%, 80%, and 100% oxygen fraction in sputtering gas; (e) variation in the relative intensity of different defect-related emissions as a function of oxygen partial pressure; (f) schematic diagram of emission pathway in the PL spectrum of the film deposited under pure O₂.

紫光发射 (峰 I) 的强度随氧分压升高而显著增强. 该发射通常与锌空位 (V_{Zn}) 相关, 其作为浅受主能级, 可促使导带电子与 V_{Zn} 束缚的空穴复合发光^[22,23]. 因此, 紫光发射的相对增强直接反映了薄膜中锌空位缺陷浓度的增大. 蓝光发射 (峰 II) 是位于简单锌间隙态下方稍低能级的扩展锌间隙 (Zn_i) 态, 通过向价带的跃迁而产生的^[24]. 在这个过程中, 电子先激发至 Zn_i 态, 随后向扩展 Zn_i 态弛豫, 最终跃迁至价带. 该发射在较低氧分压条件下较为显著. 绿光发射 (峰 III) 则被广泛归因于单电离氧空位 (V_O^+) 中束缚的电子与价带空穴的辐射复合^[25], 是 ZnO 基材料中最常见的深能级发射之一.

图 5(e) 总结了 3 种缺陷发光相对强度随氧分压的演变趋势. 可见随着氧分压自 40% 提升至 100%, 与氧空位 (绿光) 及锌间隙 (蓝光) 相关的发光占比持续下降, 而与锌空位 (紫光) 相关的发光则逐步上升. 这一趋势揭示了不同氧分压下薄膜缺陷化学的显著差异: 在较低氧分压下, 等离子体中 Ar^+ 占主导, 溅射粒子具有较高动能, 同时沉积环境相对缺氧. 这一方面有利于维持较高的氧空位浓度, 增强绿光发射; 另一方面, 溅射粒子中较高比例的高动能金属 Zn 原子, 创造了富锌的生长条件, 有利于间隙锌缺陷的形成, 进而贡献于蓝光发射^[23,26]. 随着氧分压升高, 环境中氧化学势增强, 氧空位被有效抑制, 导致绿光减弱; 但过量的氧供给同时提高了锌空位 (V_{Zn}) 的形成概率, 造成紫光发射占比的增大. 该结果与上述 XPS 结果相互印证, 表明通过调节溅射气氛中的氧分压, 可实现对 $Zn_{1-x}Mg_xO$

薄膜中缺陷类型与浓度的有效调控, 进而对其光学特性与电学可靠性产生决定性影响.

击穿场强是评估薄膜可靠性的关键电学参数. 为系统研究氧分压对 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜绝缘特性的影响, 采用斜坡电压法 (ramp voltage method) 对其进行了零时间介电击穿 (TZDB) 测试, 以同时获取击穿场强及击穿前的漏电流-电场 ($I-E$) 关系.

图 6 展示了不同氧分压条件下薄膜的 TZDB 特性曲线. 结果表明, 随着氧分压从 40% 升高至 100%, 薄膜的平均击穿场强从 1.45 MV/cm 显著提升至 3.36 MV/cm, 增幅超过 130%. 同时, 薄膜击穿前的漏电流随氧分压增大也显著降低, 表明薄膜的绝缘质量得到明显改善. 这一变化趋势与薄膜的缺陷化学演变密切相关. 在较低氧分压下, 薄膜中氧空位以及金属间隙原子的浓度较高, 这些带正电的缺陷在电场下可作为导电通道, 促进载流子的产生与运输, 导致漏电流增大, 并降低击穿所需的临界电场^[27,28]. 随着氧分压升高, 氧空位与间隙锌/镁等缺陷被有效抑制, 薄膜中元素比例更趋近于 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O$ 化学计量比, 缺陷相关的导电路径大幅减少, 因此漏电流下降, 击穿场强显著提高. 此外, 我们认为载流子运输机制的转变亦发挥了关键作用. 在低氧分压条件下, 高浓度的点缺陷促使载流子强烈局域化, 易于形成小极化子, 其运输以热助跳跃 (hopping) 为主, 导致较高的漏电流和较低的击穿场强^[29]; 随着氧分压升高, 缺陷浓度下降, 载流子的局域性减弱, 运输逐渐向扩展态或大极化子运输过渡, 从而显著改善薄膜的介电可靠性. 该结果表明, 通过提高沉积过程中的氧分压, 可有效

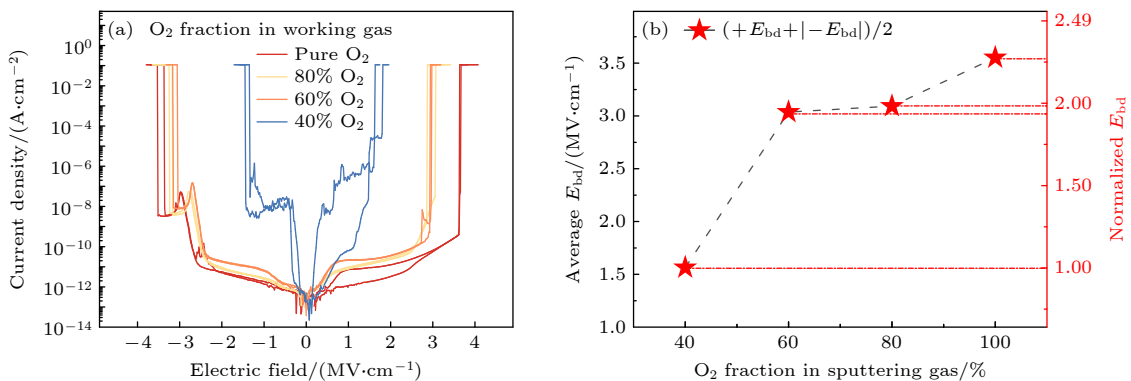


图 6 (a) 不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的零时间介电击穿 (TZDB) 特性; (b) 平均击穿场强 (E_{bd}) 及其相对于 40% 氧分压下 E_{bd} 的归一化值随氧分压的变化关系

Fig. 6. (a) Time-zero dielectric breakdown (TZDB) characteristics of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films prepared under different oxygen fraction in sputtering gas; (b) variation of the average breakdown field (E_{bd}) and its value normalized to the E_{bd} at 40% O_2 as a function of oxygen partial pressure.

优化 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的绝缘特性与可靠性, 为其在高压或高场应用中的性能稳定性提供了重要依据.

在上述绝缘性能优化的基础上, 我们进一步研究了不同氧分压下薄膜的铁电特性. 图 7 展示了相应条件薄膜在 99.9 V, 1 Hz 加载电场下的电滞回线 ($P-E$) 及瞬态电流-电场 ($I-E$) 曲线. 在 60%, 80% 与 100% 氧分压条件下制备的样品 (图 7(a)–(c)), 均显示出明显的矩形电滞回线与清晰的翻转电流峰, 证实其具备铁电性. 然而, 40% 氧分压样品 (图 7(d)) 由于漏电流较大、击穿场强较低, 在达到铁电翻转所需电场前已发生介电击穿, 仅呈现电阻行为, 这与图 6(a) 中零时间介电击穿测试结果一致. 值得注意的是, 随着氧分压从 60% 增至 100%, 剩余极化强度值 (P_r) 呈现下降趋势. 该现象与薄膜的晶体取向密切相关: 纤锌矿结构 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的铁电性源于其沿 c 轴方向的自发极化, 且极化翻转依赖于外加场的作用下 180° 电畴的集体翻转^[2]. 60% 氧分压时薄膜具有高度 c 轴择优取向, XRD 图谱中仅出现 (002) 及 (004) 衍射峰, 有利于形成

取向一致的电畴; 而当氧分压升高至 80% 及以上时, 薄膜中出现了 (100) 及 (101) 等其他取向的晶粒, 多晶取向导致电畴数量的减少, 从而引起 P_r 值的降低. 上述结果表明, 高度一致的 c 轴择优生长是实现 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜高效铁电极化翻转的重要结构基础. 同时该结果也证实了, 氧分压不仅通过调控氧空位、金属间隙原子等点缺陷影响薄膜的绝缘性能, 也通过改变晶体取向对铁电极化行为产生重要影响.

与此同时, 如图 8 所示, 使用 TF Analyzer 3000 铁电测试仪在 0.01 Hz 的极低频率下对 80% 以及 60% 氧分压的两个样品进行电滞回线测试, 以便通过分析电流峰的形状、幅度和时间常数, 区分快速的本征铁电翻转电流与较慢的界面电荷注入/释放或深层陷阱响应, 从而分别评估体极化和表面极化的贡献. 对其 $I-E$ 曲线进行深入分析, 结果显示, 80% 氧分压样品的翻转电流峰尖锐、对称, 表明极化翻转过程在集中且快速的时间内完成, 符合本征体铁电极化翻转的特征. 而 60% 氧分压样品在相同测试条件下, 电流峰后伴随一个缓慢衰减

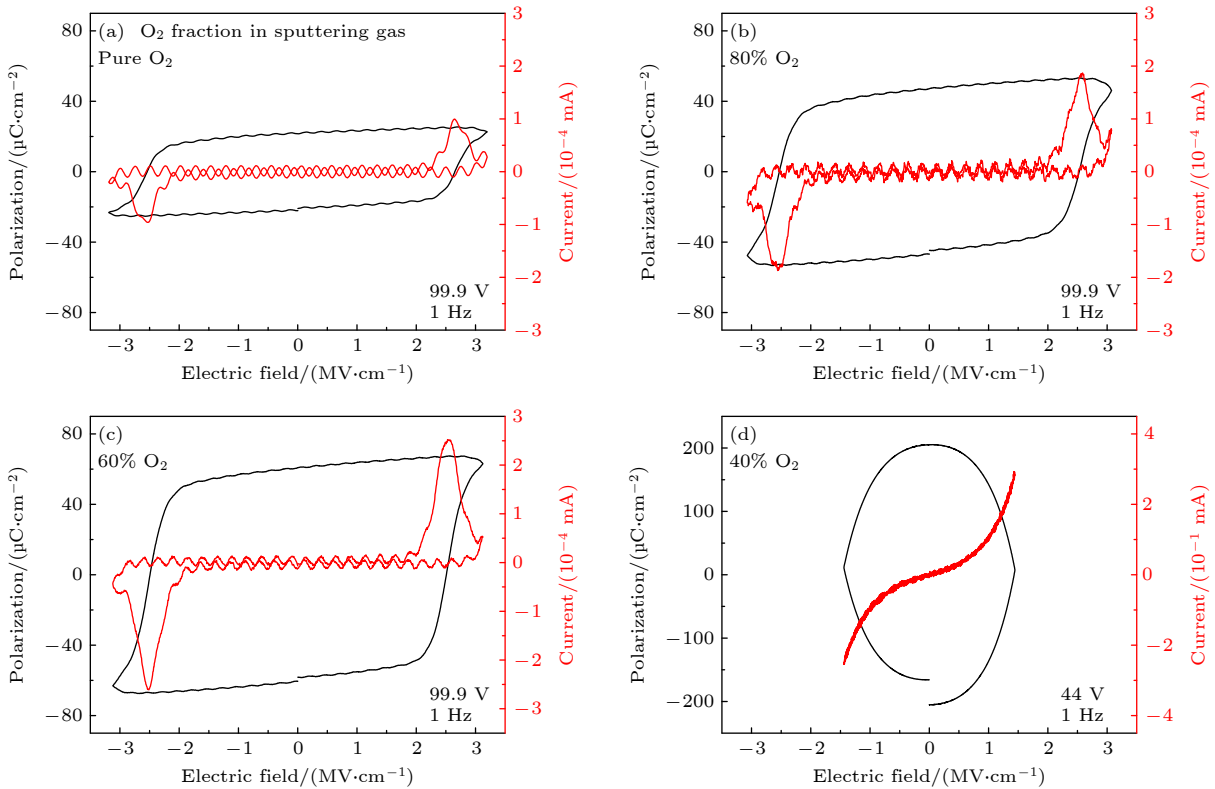


图 7 不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜的电滞回线 ($P-E$) 和瞬态电流-电场强度曲线 ($I-E$) (a) 纯 O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2

Fig. 7. $P-E$ hysteresis loops and $I-E$ loops of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films prepared under different oxygen fraction in sputtering gas: (a) Pure O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2 .

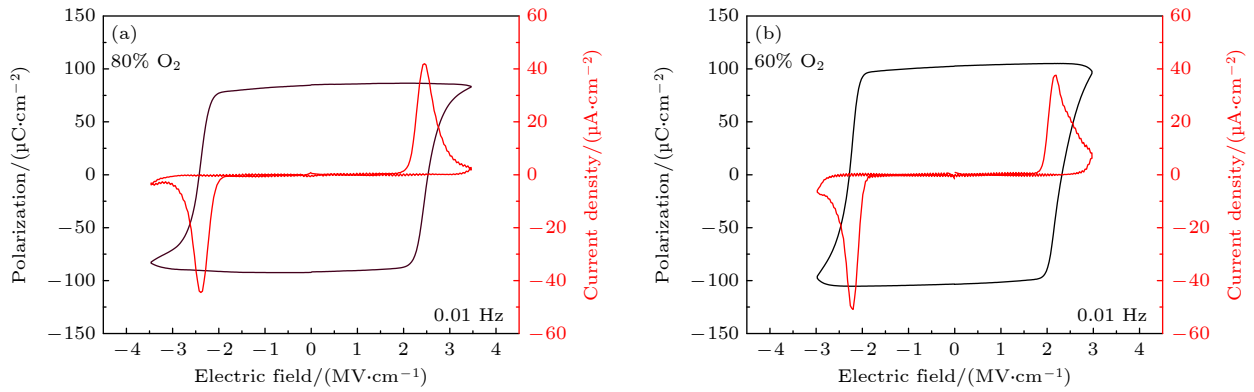


图 8 80%(a) 以及 60%(b) 氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜在 0.01 Hz 频率下测得的极化强度-电场关系 (P - E) 曲线以及瞬态电流-电场关系 (I - E) 曲线

Fig. 8. Polarization-electric field (P - E) and transient current-electric field (I - E) curves measured at 0.01 Hz for $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ thin films deposited under oxygen partial pressures of (a) 80% O_2 and (b) 60% O_2 .

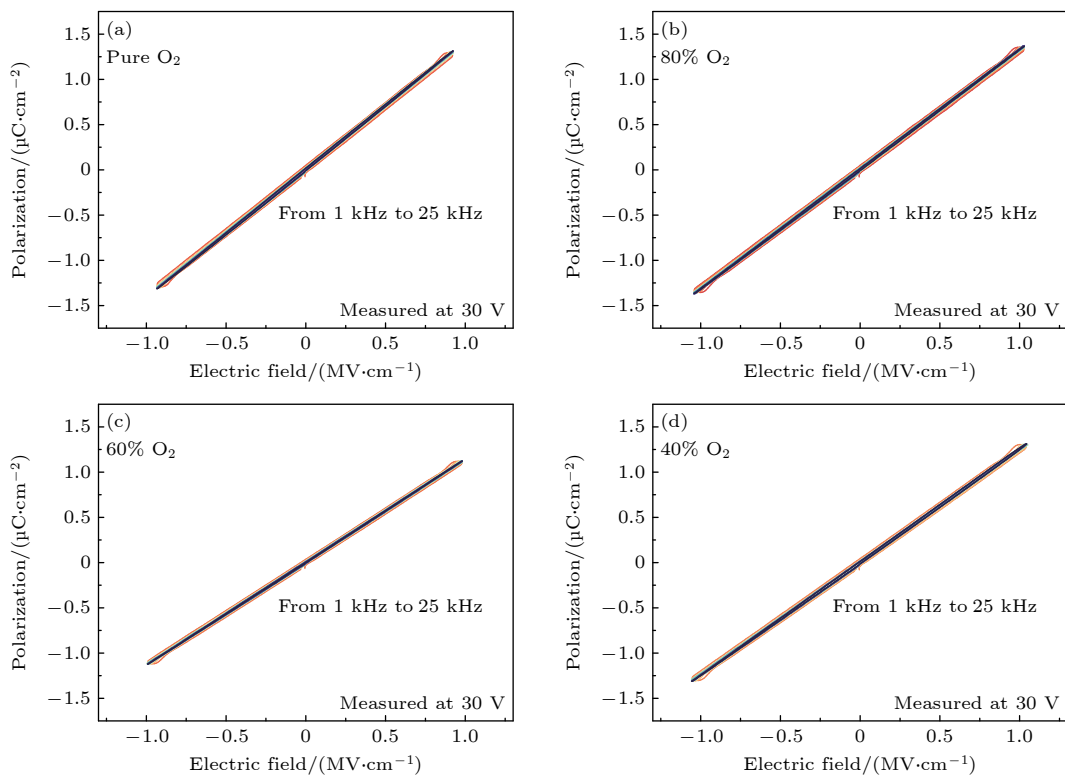


图 9 不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜在 30 V 固定电场下, 电场频率从 1—25 kHz 变化的极化强度-电场关系 (P - E) 曲线 (a) 纯 O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2

Fig. 9. Polarization-electric field (P - E) of $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ films deposited under different oxygen partial pressures, measured at a fixed electric field of 30 V with frequency varying from 1 kHz to 25 kHz: (a) Pure O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2 .

的“拖尾”, 表明除快速铁电翻转以外, 还存在持续数秒甚至数十秒的慢速电流响应. 我们推测该“拖尾”可能与表面极化有关, 源于界面陷阱的充放电及空间电荷迁移等慢速电荷重分布过程, 0.01 Hz 的极低频测试为这些慢速过程提供了充分的响应时间, 但目前该推测尚需更多实验证据支持.

为了区分 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜中表面极化以

及体极化的贡献, 在 1—100 kHz 频率范围内, 固定电场幅值为 30 V, 使用 TF Analyzer 3000 铁电测试仪以三角波信号对不同氧分压下制备的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜进行变频电滞回线测试, 结果如图 9 和图 10 所示.

如图 9 所示, 当测试频率处于 1—25 kHz 区间时, 所有样品的 P - E 曲线均保持良好线性, 且剩余

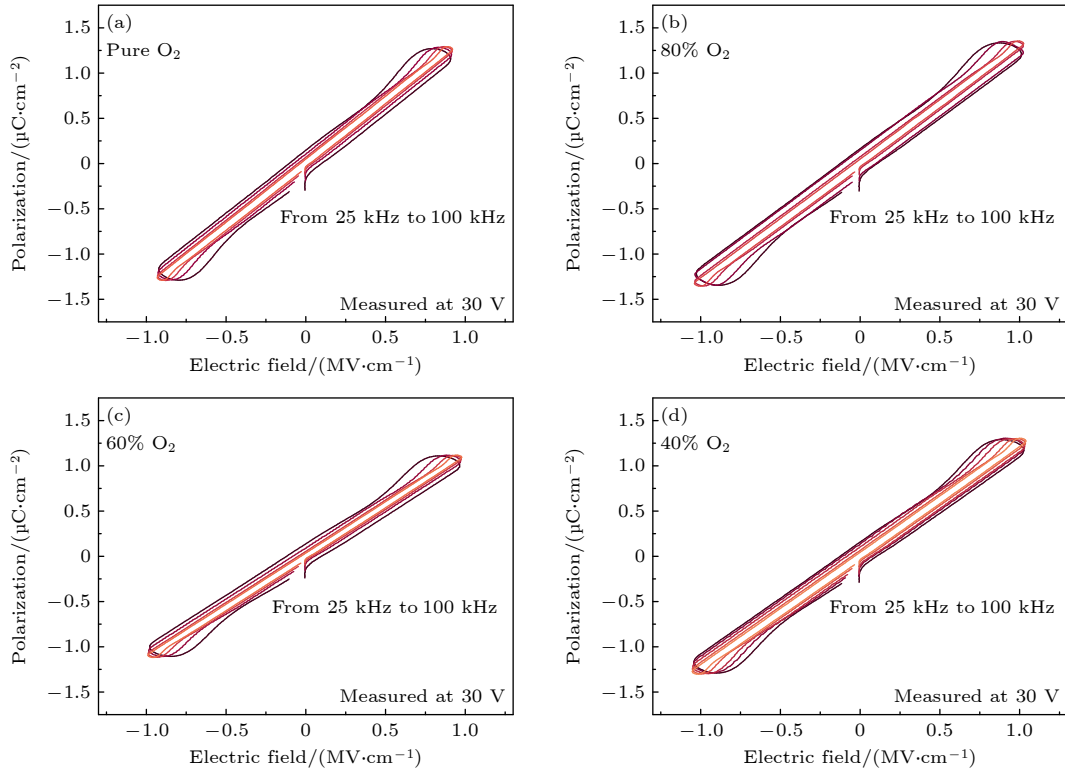


图 10 不同氧分压下制备的 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜在 30 V 固定电场下, 电场频率从 25 kHz 到 100 kHz 变化的极化强度-电场关系 (P - E) 曲线 (a) 纯 O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2

Fig. 10. Polarization-electric field (P - E) of $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ films deposited under different oxygen partial pressures, measured at a fixed electric field of 30 V with frequency varying from 25 kHz to 100 kHz: (a) Pure O_2 ; (b) 80% O_2 ; (c) 60% O_2 ; (d) 40% O_2 .

极化强度值未随频率变化而明显改变. 根据 $P = \varepsilon_0 \varepsilon_r E$ 关系, 这一行为表明在该频段内薄膜的介电常数保持稳定. 该结果与我们通过介电谱观测到的低频介电常数增大的现象并不一致, 我们猜测通过铁电测试仪的 P - E 测试得到的结果包含了畴壁振动、漏电、RC 延迟等多种贡献的混合信号, 无法直接计算得到精确的本征介电常数值. 当频率升高至 25 kHz 以上时, 如图 10 所示, P - E 曲线在高场区域呈现轻微打开的特征. 这一现象可能源于以下两方面的共同作用: 其一, 随着频率增大, 低频段主导的表面极化响应逐渐减弱, 而体极化响应开始占据主导, 二者在 25 kHz 附近发生耦合, 在外加三角波电压激励下产生非线性响应, 从而导致线性极化行为发生转变, 当频率进一步升高至 50 kHz 以上时, 非线性响应特征更为明显; 其二, 在高频测试条件下, 薄膜电容器的等效 RC 时间常数效应逐渐显现, 当外加电场的周期与电路的 RC 弛豫时间接近时, 实际作用于薄膜上的电场波形发生畸变, 导致测得的极化响应偏离真实值, 而这种偏离主要源于测量系统的响应特性, 而非本征铁电

极化翻转所致. 上述两种原因都有可能导致 25 kHz 以上频率范围内观察到的 P - E 曲线产生非线性响应.

基于此, 为了进一步区分表面极化和体极化的贡献, 我们使用半导体参数分析仪在进行开路校准之后进行 C - V 测试, 以获取不同样品的复阻抗 ($Z = R_s + jX$), 处理后得到了不同氧分压下 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜的介电常数 (ε') 以及虚部 (ε'') 随频率的变化关系, 如图 11 所示. 可以看到, 当测试频率在 10 kHz 附近时, 40% 氧分压的样品 ε' 呈现出频率依赖的上升, 这是表面极化导致的. 上升的幅度越大, 表明可移动的电荷或缺陷越多. 当频率升高至 50 kHz 时, ε' 下降并趋于一个相对稳定的平台值. 这是由于在高频区域, 慢极化机制因响应速度跟不上电场变化而逐渐减弱, 其对总极化贡献消失, 此时测得的 ε' 主要来源于快极化机制, 反映了材料的本征晶格极化能力. 从介电常数实部 (ε') 的变化趋势可以看出, 所有样品的 ε' 在中高频段均趋于一个相对稳定的平台值. 这一行为符合介电响应的一般规律.

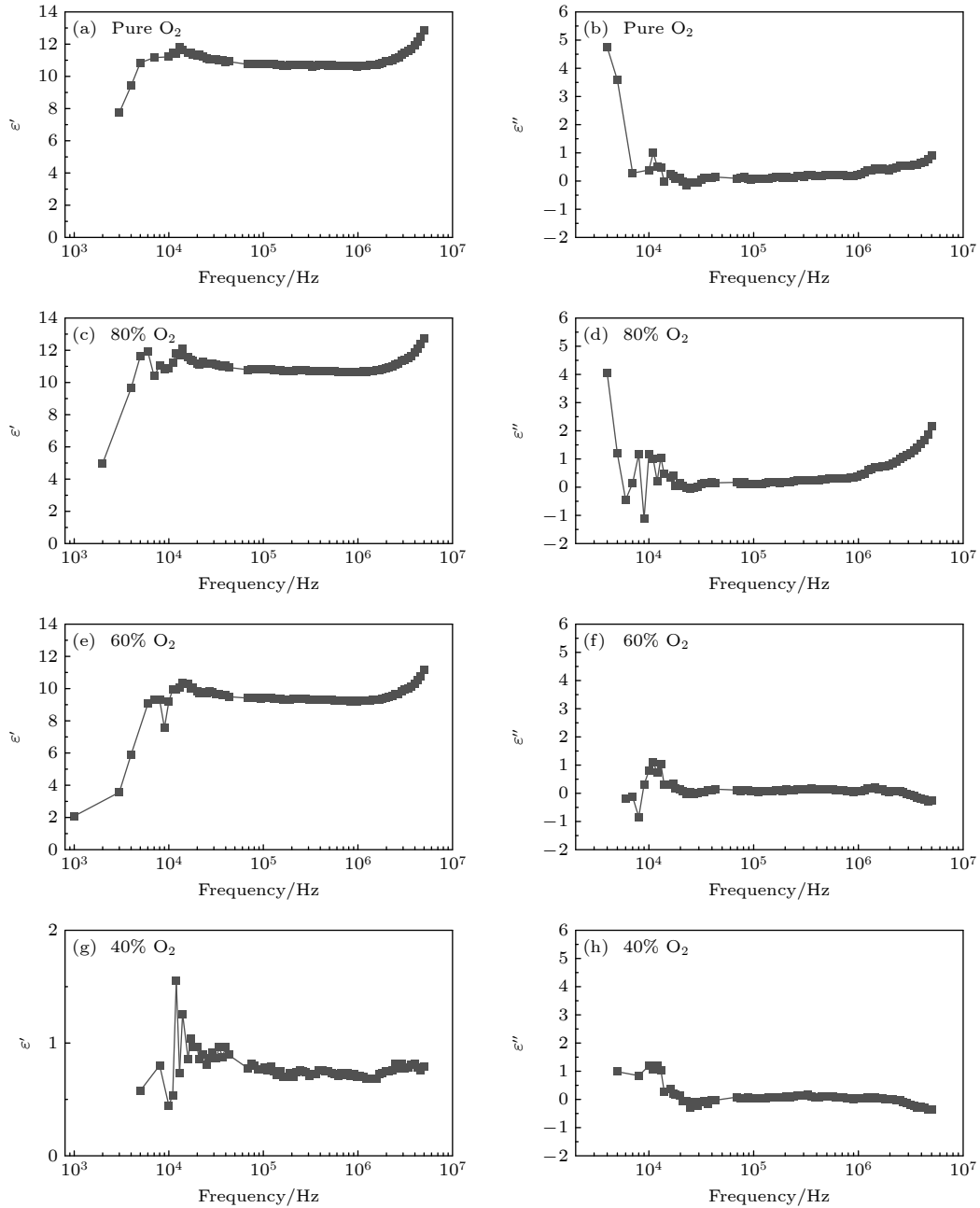


图 11 不同氧分压下制备的 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜介电常数实部 (ϵ') 与虚部 (ϵ'') 随频率的变化关系 (a), (b) 纯 O_2 ; (c), (d) 80% O_2 ; (e), (f) 60% O_2 ; (g), (h) 40% O_2 ; 其中左侧列 (a), (c), (e), (g) 为介电常数实部, 右侧列 (b), (d), (f), (h) 为介电常数虚部

Fig. 11. Frequency dependence of the real part (ϵ') and imaginary part (ϵ'') of the dielectric constant for $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ films deposited under different oxygen partial pressures: (a), (b) Pure O_2 ; (c), (d) 80% O_2 ; (e), (f) 60% O_2 ; (g), (h) 40% O_2 . The left column (a), (c), (e), (g) presents the real part (ϵ') of the dielectric constant, and the right column (b), (d), (f), (h) presents the imaginary part (ϵ'').

从介电常数虚部 (ϵ'') 随频率的变化中可以观察到, 所有样品在约 10 kHz 附近均存在一个介电损耗峰. 该损耗峰的出现是特定弛豫过程的标志——当电场频率与某种极化机制的弛豫时间满足 $2\pi f\tau = 1$ 时, 能量耗散达到最大. 我们推测该损耗峰主要来源于氧空位相关的弛豫过程^[30]. 氧空位作为带正电的缺陷, 在外电场作用下可在晶格中

发生局域跳跃或短程迁移, 形成偶极子型弛豫. 随着氧分压升高, 该损耗峰的强度呈现逐渐减弱的趋势. 该现象印证了 XPS 与 PL 光谱的分析结果, 即氧分压升高有效抑制了氧空位的生成.

本研究系统探究了磁控溅射过程中溅射气体的氩氧比对 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 薄膜晶体结构、缺陷化学、介电可靠性以及铁电性能的调控规律. 基于

上述机制, 下一步将重点探究溅射气体氧分压对 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 铁电薄膜翻转动力学、疲劳特性及长期稳定性的影响, 并通过优化沉积工艺与后续热处理, 进一步提升薄膜的击穿裕度 (E_{bd}/E_c), 推动其在非易失性铁电存储器中的应用。

4 结 论

采用磁控溅射技术, 通过精确调控溅射气体中的氧分压, 在单晶硅衬底上制备了一系列具有 c 轴择优取向的 $Zn_{0.6}Mg_{0.4}O_{1-\delta}$ 薄膜. XRD 结果表明, 在中等氧分压 (40%—60%) 条件下可获得高结晶质量、强 c 轴取向的柱状晶薄膜; 而过高氧分压 ($\geq 80\%$) 则导致晶粒取向随机化与表面形貌的转变. PL 光谱与 XPS 结果的综合分析进一步表明, 氧分压是调控本征缺陷类型的关键参数. 低氧分压有利于形成氧空位及锌间隙缺陷, 而高氧分压则显著促进锌空位的生成. 这一缺陷化学的演变直接决定了薄膜的介电可靠性: 随着氧分压自 40% 提升至 100%, 击穿场强从 1.45 MV/cm 显著增至 3.36 MV/cm, 同时漏电流大幅降低. 铁电测试结果表明, 当氧分压达到 60% 时, 薄膜具有优异的绝缘质量及高击穿场强使其在 $I-E$ 曲线中可以观察到清晰的翻转电流峰, 证实了薄膜的铁电性; 而剩余极化强度值随氧分压升高而降低的现象, 进一步说明高度一致的 c 轴择优取向是实现有效极化翻转的关键结构基础. 介电频谱分析表明, 表面极化与体极化分别响应于低频段与高频段, 且低氧分压样品的表面极化贡献更为显著. 本研究揭示了溅射气体的氧分压与 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜晶体结构、缺陷类型与浓度以及电学性能之间的内在关联, 为通过工艺调控优化 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的可靠性以及铁电性能提供了明确的技术路径, 也为其在下一代高密度、高可靠铁电存储器件中的应用奠定了坚实的材料基础与工艺依据。

参考文献

[1] Casamento J, Baksa S M, Behrendt D, Calderon S, Goodling D, Hayden J, He F, Jacques L, Lee S H, Smith W, Suceava A, Tran Q, Zheng X, Zu R, Beechem T, Dabo I, Dickey E C, Esteves G, Gopalan V, Henry M D, Ihlefeld J F, Jackson T N, Kalinin S V, Kelley K P, Liu Y, Rappe A M, Redwing J, Trolrier-McKinstry S, Maria J P 2024 *Appl. Phys. Lett.* **124** 080501

[2] Fichtner S, Wolff N, Lofink F, Kienle L, Wagner B 2019 *J. Appl. Phys.* **125** 114103

[3] Hayden J, Hossain M D, Xiong Y H, Ferri K, Zhu W L, Imperatore M V, Giebink N, Trolrier-McKinstry S, Dabo I, Maria J P 2021 *Phys. Rev. Mater.* **5** 044412

[4] He F, Zhu W, Hayden J, Casamento J, Tran Q, Kang K, Song Y, Akkopru-Akgun B, Yang J I, Tipsawat P, Brennecke G, Choi S, Jackson T N, Maria J P, Trolrier-McKinstry S 2024 *Acta Mater.* **266** 119678

[5] Wang D, Mondal S, Liu J N, Hu M T, Wang P, Yang S, Wang D H, Xiao Y X, Wu Y P, Ma T, Mi Z T 2023 *Appl. Phys. Lett.* **123** 033504

[6] Wu J L, Shi Z X H, Bai Z W, Peng T, Luo B C 2024 *Ceram. Int.* **50** 16679

[7] Zhang Y L, Zhu Q X, Tian B B, Duan C A 2024 *Nano Micro Lett.* **16** 227

[8] Schönweger G, Wolff N, Islam M R, Gremmel M, Petraru A, Kienle L, Kohlstedt H, Fichtner S 2023 *Adv. Sci.* **10** 2302296

[9] Wang D, Wang P, Mondal S, Hu M T, Wang D H, Wu Y P, Ma T, Mi Z T 2023 *Appl. Phys. Lett.* **122** 052101

[10] Ferri K, Bachu S, Zhu W, Imperatore M, Hayden J, Alem N, Giebink N, Trolrier-McKinstry S, Maria J P 2021 *J. Appl. Phys.* **130** 044101

[11] Cuong H B, Le N M, Jeong S H, Lee B T 2017 *J. Alloys Compd.* **709** 54

[12] Zhou B, Rogachev A V, Liu Z B, Piliptsov D G, Ji H J, Jiang X H 2012 *Appl. Surf. Sci.* **258** 5759

[13] Ahn C H, Kim Y Y, Kang S W, Kong B H, Mohanta S K, Cho H K, Kim J H, Lee H S 2008 *J. Mater. Sci. : Mater. Electron.* **19** 744

[14] Wei Z X, Shen L H, Kuang Y, Wang J, Yang G L, Lei W W 2024 *J. Cryst. Growth* **625** 127439

[15] Fujimura N, Nishihara T, Goto S, Xu J, Ito T 1993 *J. Cryst. Growth* **130** 269

[16] Tang I T, Wang Y C, Hwang W C, Hwang C C, Wu N C, Hwang M-P, Wang Y-H 2003 *J. Cryst. Growth* **252** 190

[17] Cuong H B, Lee B T 2015 *Appl. Surf. Sci.* **355** 582

[18] Al-Hardan N H, Abdullah M J, Abdul Aziz A, Ahmad H, Rashid M 2010 *Physica B* **405** 1081

[19] Guo Q, Dai Y X, Qi Y 2024 *Mater. Today Commun.* **40** 109437

[20] Luo J, Liu H Y, Deng W J, Zhang R G, He C 2023 *J. Mater. Sci. : Mater. Electron.* **34** 2172

[21] 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

[22] Trunk M, Venkatachalapathy V, Galeckas A, Kuznetsov A Y 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 211901

[23] Liu S Y, Li G J, Lan M D, Zhu M Y, Miyazaki K, Wang Q 2021 *Ceram. Int.* **47** 17760

[24] Zeng H B, Duan G T, Li Y, Yang S K, Xu X X, Cai W P 2010 *Adv. Funct. Mater.* **20** 561

[25] Vanheusden K, Warren W L, Seager C H, Tallant D R, Voigt J A, Gnade B E 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 7983

[26] Lin L M, Liu J Y, Lv J, Shen S J, Wu X P, Wu D C, Qu Y, Zheng W F, Lai F C 2017 *J. Alloys Compd.* **695** 1523

[27] Hou Q Y, Guo S Q, Zhao C W 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 147101 (in Chinese) [侯清玉, 郭少强, 赵春旺 2014 物理学报 **63** 147101]

[28] Gurylev V, Perng T P 2021 *J. Eur. Ceram. Soc.* **41** 4977

[29] Alsmadi A K M, Salameh B, Barhoush M 2023 *Phys. Rev. B* **108** 054444

[30] Li S T, Cheng P F, Zhao L, Li J Y 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 523 (in Chinese) [李盛涛, 成鹏飞, 赵雷, 李建英 2009 物理学报 **58** 523]

Modulation of electrical properties in $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ ferroelectric films by point defects*

ZHAO Wenjin¹⁾ WU Fuhang¹⁾ ZHOU Dayu^{1)†} SUI Jinyang¹⁾
XIAO Jingyi²⁾ TONG Yi³⁾ WANG Xinpeng³⁾

1) (*School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China*)

2) (*Instrumental Analysis Center of Dalian University of Technology, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China*)

3) (*Suzhou Laboratory, Suzhou 215009, China*)

(Received 5 January 2026; revised manuscript received 27 February 2026)

Abstract

This work systematically investigates the regulatory principles and underlying physical mechanisms of oxygen partial pressure (40%–100%) on the structure, defects, and electrical properties of $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ ferroelectric films prepared by magnetron sputtering. The results indicate that the films deposited under oxygen partial pressures below 80% exhibit a columnar crystal structure with high crystallinity and a strong *c*-axis preferred orientation. Combined analysis of X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) and photoluminescence spectroscopy (PL) reveals that oxygen partial pressure effectively modulates the types of intrinsic defects within the films, with high oxygen partial pressure significantly suppressing the formation of oxygen vacancies and metal interstitial defects. The reduction in the concentration of such defects leads to a lower leakage current of films and a marked improvement in its reliability. Ferroelectric characterization further indicates that, within the 60%–100% oxygen partial pressure range, the films exhibit excellent insulating properties and high breakdown field, enabling the observation of distinct switching current peaks in the transient current – electric field curves (*I-E*) curves, which confirms their ferroelectricity. The trend of decreasing remanent polarization with increasing oxygen partial pressure reveals that a highly consistent *c*-axis preferred orientation serves as the key structural foundation for achieving efficient polarization switching in wurtzite-structure ferroelectric films. Broadband dielectric spectroscopy effectively distinguishes the contributions of bulk polarization and surface polarization, confirming that the surface polarization contribution is enhanced under low oxygen partial pressure conditions. This work elucidates the synergistic mechanism through which oxygen partial pressure regulates the microstructure, defect types and concentrations, and macroscopic electrical properties of $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ films, providing important guidance for their application in high-performance ferroelectric memory devices.

Keywords: $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ thin film, oxygen partial pressure, defect, ferroelectric properties

DOI: [10.7498/aps.75.20260016](https://doi.org/10.7498/aps.75.20260016)

CSTR: [32037.14.aps.75.20260016](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20260016)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52472120), the Fundamental Research Funds for the Central Universities, China (Grant No. DUT24LAB117), and the Research Fund of Suzhou Laboratory, China (Grant No. SK-1202-2024-012).

† Corresponding author. E-mail: zhodayu@dlut.edu.cn

点缺陷调控 $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ 铁电薄膜电学性能

赵文瑾 吴富航 周大雨 隋金洋 肖静祎 童祎 王新朋

Modulation of electrical properties in $\text{Zn}_{0.6}\text{Mg}_{0.4}\text{O}_{1-\delta}$ ferroelectric films by point defects

ZHAO Wenjin WU Fuhang ZHOU Dayu SUI Jinyang XIAO Jingyi TONG Yi WANG Xinpeng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 110803 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20260016

CSTR: 32037.14.aps.75.20260016

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20260016>

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

基于光声泵浦成像的氧分压测量定量分析

Quantitative analysis of oxygen partial pressure measurements based on photoacoustic pump-probe imaging

物理学报. 2023, 72(21): 218101 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231041>

缺陷对 $\text{Sn}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Te}$ /Pb异质结电子态的影响

Influence of defects on electronic property of $\text{Sn}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Te}$ /Pb heterostructure

物理学报. 2025, 74(20): 206801 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20251021>

二维半导体材料 $\beta\text{-TeO}_2$ 的点缺陷: 结构稳定性和电学性能

Point defects in the semiconducting $\beta\text{-TeO}_2$ monolayer: Structural stability and electronic properties

物理学报. 2026, 75(9): 206801 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251567>

GeBi_2Te_4 基外延薄膜的点缺陷调控及热电性能优化

Point defect engineering and thermoelectric performance optimization of GeBi_2Te_4 -based thin films

物理学报. 2026, 75(9): 206801 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251751>

外电场下含有缔合缺陷的 $\text{ZnO}/\text{Bi}_2\text{O}_3$ 界面电学性能

Electrical properties of $\text{ZnO}/\text{Bi}_2\text{O}_3$ interfaces featuring aggregation defect under external electric fields

物理学报. 2022, 71(2): 026801 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20210635>

缺陷对铁单质薄膜磁致伸缩与磁矩演化的影响

Effect of defects on magnetostriction and magnetic moment evolution of iron thin films

物理学报. 2022, 71(1): 017502 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211177>