

文章编号: 1671-7449(2026)03-0282-07

J. Test Measur. Technol., 2026, 40(3): 282-288.

高Mg浓度 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的铁电性能研究

朱龙潇¹, 周大雨^{1*}, 赵文瑾¹, 隋金洋¹, 童 玮², 王新朋²

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024; 2. 苏州实验室, 江苏 苏州 215123)

摘要: 作为新兴纤锌矿铁电体的一员, $Zn_{1-x}Mg_xO$ 已成为铁电领域研究的焦点。然而, 狭窄的成分窗口限制了其在非易失存储器中的实际应用价值。使用反应磁控溅射, 于室温条件在(100)-Si衬底上生长 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜, 可进一步将铁电成分范围扩展至 $0.37 \leq x \leq 0.54$ 。X射线衍射结果表明, 所有薄膜具有良好的结晶度和 c 轴择优取向, 当 $x > 0.48$ 时, 薄膜中观察到岩盐相与纤锌矿相的共存现象。扫描电子显微镜结果表明, 随着Mg含量增加, 薄膜晶粒团簇的表面形貌由圆顶状逐步转变为四方形。电学性能测试结果表明, 剩余极化强度在 $74 \sim 35 \mu C \cdot cm^{-2}$ 间变化, 矫顽场强小于 $3 MV \cdot cm^{-1}$, 二者均表现出明显的成分依赖性。剩余极化强度的降低可能源自非极性相的增多, 矫顽场强的升高可能与应力及掺杂的共同作用有关。

关键词: $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜; 纤锌矿铁电材料; 高Mg含量; 相分离

中图分类号: TB34

文献标识码: A

DOI: 10.62756/csjs.1671-7449.2026018

引用格式: 朱龙潇, 周大雨, 赵文瑾, 等. 高Mg浓度 $Zn_{1-x}Mg_xO$ 薄膜的铁电性能研究[J]. 测试技术学报, 2026, 40(3): 282-288.

ZHU Longxiao, ZHOU Dayu, ZHAO Wenjin, et al. Ferroelectric properties of $Zn_{1-x}Mg_xO$ thin films with high magnesium content[J]. Journal of Test and Measurement Technology, 2026, 40(3): 282-288.

Ferroelectric Properties of $Zn_{1-x}Mg_xO$ Thin Films with High Magnesium Content

ZHU Longxiao¹, ZHOU Dayu^{1*}, ZHAO Wenjin¹, SUI Jinyang¹, TONG Yi², WANG Xinpeng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. Suzhou Laboratory, Suzhou 215123, China)

Abstract: As an emerging wurtzite ferroelectric, $Zn_{1-x}Mg_xO$ has become a focal point in ferroelectric research. However, its narrow composition window has limited practical applications in non-volatile memory devices. Using reactive magnetron sputtering, $Zn_{1-x}Mg_xO$ thin films were grown on (100)-Si substrates at room temperature, extending the ferroelectric composition range to $0.37 \leq x \leq 0.54$. X-ray diffraction (XRD) results indicate that all films exhibit good crystallinity with a c -axis preferred orientation. Notably, the coexistence of rock-salt and wurtzite phases was observed in films with $x > 0.48$. Scanning electron microscopy (SEM) reveals that a gradual morphological transition of grain clusters from dome-like to quadrilateral configurations is induced by the increased Mg content. Electrical characterization demonstrates composition-dependent ferroelectric properties: remanent polarization (P_r) decreases from

【收稿日期】2025-04-24

【基金项目】国家自然科学基金资助项目(52472120); 中央高校基本科研业务资助项目(DUT24LAB117); 苏州实验室科研项目(SK-1202-2024-012)

【作者简介】朱龙潇(2000—), 男, 硕士生, 主要从事纤锌矿铁电材料研究。E-mail: l.x.zhu@qq.com。

*【通信作者】周大雨(1970—), 男, 教授, 博士, 主要从事电子功能材料与器件研究。E-mail: zhoudayu@dlut.edu.cn。

$74 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$ to $35 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$, while coercive field (E_c) remains below $3 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$. The reduction in P_r likely originates from the increased fraction of non-polar phases, whereas the rise in E_c may be associated with the combined effects of interfacial stress and Mg doping.

Key words: $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ thin films; wurtzite ferroelectric materials; high-Mg-content; phase separation

0 引言

铁电体晶胞的自发极化方向可在合适的外加电场下反转,使其在二进制数据存储领域具有广阔的应用前景,例如铁电随机存取存储器(FeRAM)、铁电场效应晶体管(FeFET)等^[1-2]。尽管铁电存储器具有数据保持性好、功耗低、读写速度快等优异性能,但钙钛矿氧化物铁电体的大规模商业化面临与半导体工艺不兼容性以及膜厚难以减薄的严峻挑战^[3-5]。2011年,Böscke等^[6]在Si掺杂 HfO_2 中发现铁电性,推动了过去十年对超越传统铁电体的探索。

纤锌矿型铁电材料是近年来另一类新发现的铁电体。纤锌矿具有非中心对称的晶体结构,在 c 轴方向具有极性。由于共价键牢固地构成四面体,过去认为其极化方向无法在低于介电击穿极限的电场下反转。然而,理论计算表明,掺杂原子导致的晶格畸变可降低极化反转势垒^[7-8],为极化反转提供有效路径。2019年,Fichtner等^[9]实验证明了 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 体系的铁电性。Sc含量由 $x=0.27$ 升高至 $x=0.43$ 时,剩余极化由 $110 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$ 降低至 $80 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$,矫顽场由 $5 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 降低至 $2 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ ^[9]。然而,Sc掺杂将导致 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 带隙降低,漏电流增大。

作为II-VI族直接带隙化合物半导体, ZnO 禁带宽度为 3.4 eV ,广泛应用于气敏传感器、透明导电薄膜、发光二极管、表面声波器件等领域^[10-14]。同样地,尽管 ZnO 具有极性纤锌矿结构,其理论矫顽场高达 $7.2 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$,通常不被认为具有铁电性^[15-17]。1996年,Onodera等^[18]首次报道了Li掺杂 ZnO 的微弱铁电行为,剩余极化仅为 $0.044 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$,远低于理论计算的 ZnO 自发极化强度($90 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$)。2021年,受 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 体系铁电性的启发,Ferri等^[19]通过将Mg掺杂至 ZnO ,在接近相分离的亚稳成分下,实现了 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的极化反转,其剩余极化高于 $100 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$,矫顽场低于 $3 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 。当沉积温度由 200°C 降低至室温时,剩余极化进一步升高至 $120 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$,矫顽场减小至 $2 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 。使用聚合

物取代蓝宝石作为衬底后,薄膜的择优取向变差,致使剩余极化显著降低。此外,观察到 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的极化反转存在唤醒效应。Jacques等^[20]进一步指出, $\text{Zn}_{0.64}\text{Mg}_{0.36}\text{O}$ 薄膜在接近矫顽场的场强下($3.3 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$)需经过20次电场循环实现唤醒,而在施加场强超过 $4 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 时,单次循环即可完成唤醒。同时,薄膜的保持性极佳,在 200°C 进行持续1000 h的烘烤后,剩余极化不曾衰减。对比同为纤锌矿结构的 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 体系, $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的矫顽场强更小,且可实现室温沉积,在需要低工作电压的互补金属氧化物半导体(Complementary Metal Oxide Semiconduct, CMOS)器件或需要低沉积温度的柔性电子器件中具有应用前景。

然而,Ferri等的报道仅能在纤锌矿单相区向纤锌矿-岩盐矿两相区过渡的边界实现极化反转,成分窗口极窄($0.34 \leq x \leq 0.37$),严重限制了实际应用。低于此阈值,薄膜在极化反转前击穿;高于此范围,由于岩盐相析出,薄膜失去铁电性。目前,该体系极化反转的内在机理仍存在争议。 MgO 带隙为 7.7 eV ,根据Minemoto等^[21]的工作,其掺杂可使 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 带隙由 3.24 eV ($x=0$)提升至 4.2 eV ($x=0.46$)。带隙的增大可显著增强器件在高电场下的稳定性。尽管根据 ZnO-MgO 相图,Mg热力学固溶度极限为4 at. %^[22-23],但非平衡沉积工艺可突破此限制。因此,探索更高Mg含量情况下 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的铁电响应尤为必要。

本文使用双靶反应磁控溅射,在Si衬底上沉积了一系列Mg浓度梯度 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜($0.37 \leq x \leq 0.54$),并对其结构和电性能进行表征。结果表明,在整个成分范围内,薄膜均表现出明显的类矩形电滞回线。即使当 $x > 0.48$,岩盐相与纤锌矿相共存时,薄膜仍能实现极化反转。总体而言,随Mg含量的增加,剩余极化降低,矫顽场升高。本文结果对理解和调控 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的铁电性具有重要意义。

1 实验方案

本文通过射频磁控溅射,使用3英寸

(1英寸=25.4 mm) Zn和Mg金属靶材(Zn: 99.99%, Mg: 99.95%)制备 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜,两个靶材的靶基距均保持在120 mm。衬底使用由4英寸晶圆上切割而来的 $2\text{ cm} \times 2\text{ cm}$ 低阻单晶(100)-Si片($\rho < 0.01\text{ }\Omega\text{ cm}$)。沉积开始前,腔室抽至本底真空 $< 5 \times 10^{-4}\text{ Pa}$,随后使用Ar/ O_2 混合气体预溅射。接着,在流量比为2:3的Ar/ O_2 混合气氛中,以0.47 Pa的工作气压沉积厚度约为290 nm的 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜。在整个溅射过程中,衬底无额外加热。为了调控Mg浓度,固定Mg靶功率为260 W, Zn靶功率在180~260 W变化。

X射线衍射用于表征薄膜的结晶度、物相和择优生长取向(θ -2 θ XRD, GIXRD, SmartLab 9 kW, Rigaku Corporation)。X射线荧光光谱仪(XRF, Axios, Malvern Panalytical)用于测量薄膜Zn:Mg比率。扫描电子显微镜(SEM, JSM-7610 Plus, JEOL Ltd.)用于观察样品表面形貌。膜厚通过椭圆偏振光谱仪确定(M-2000V, J. A. Woolam Co INC)。

为进行电学性能表征,使用直流磁控溅射,在衬底加热至300 $^{\circ}\text{C}$ 的条件下,通过掩模版沉积了膜厚约为100 nm的Mo顶电极。电极面积通过光学显微镜校准,以确保剩余极化强度测量准确。具有低电阻率的(100)-Si作为底电极。铁电测试仪(Multiferroic 100V, Radiant Technologies)用于测量该电容器极化强度-电场关系。

2 实验结果与分析

本文通过固定Mg靶功率及变化Zn靶功率调节薄膜成分,XRF结果表明,该系列 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的Mg含量从 $x=0.37$ 增加至 $x=0.54$ 。

图1(a)展示了其对应的 θ -2 θ XRD图谱。根据ZnO的标准卡片(PDF#99-0111), $2\theta=34.4^{\circ}$ 处的峰对应于纤锌矿相(0002)衍射,在整个扫描角度区间内,所有成分的样品均未观察到明显的其他衍射峰。纯ZnO样品的(0002)衍射峰相对标准卡片明显向左偏移,表明薄膜内可能存在压应力。随着Mg含量的增加,(0002)衍射峰相对纯ZnO薄膜向高角度方向移动,这意味着Mg掺杂使 c 轴晶格常数减小。通过布拉格衍射关系式定量计算,随着 x 从0.37增大到0.54, c 从5.240 $\text{\AA}$ 下降至5.164 $\text{\AA}$,归因于 Mg^{2+} 的离子半径相对 Zn^{2+} 更低。

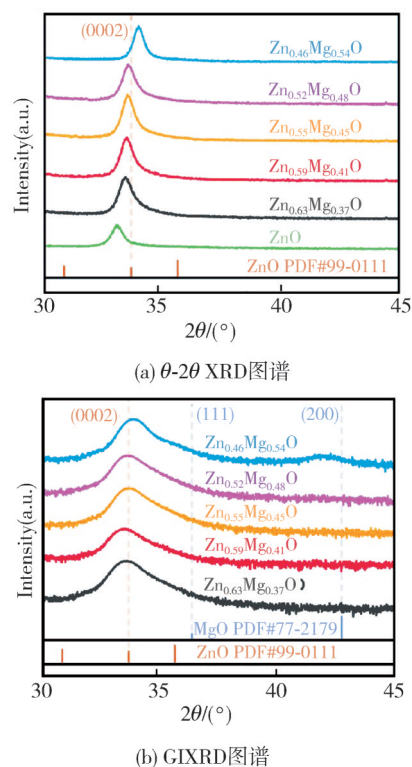


图1 不同成分 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的XRD图谱

Fig. 1 XRD of $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ thin films with varying compositions

当 $x=0.54$ 时,图1(a)的 θ -2 θ 衍射只存在属于纤锌矿结构的(0002)衍射峰,然而,图1(b)的GIXRD结果表明,此成分的薄膜于 $2\theta=42.2^{\circ}$ 处观察到在 θ -2 θ 扫描模式中不曾出现的与岩盐矿结构MgO吻合的(200)衍射峰(PDF#77-2179),且在 $2\theta=36.9^{\circ}$ 处出现与MgO(111)衍射对应的展宽。这意味着,在 $x=0.48$ 和 $x=0.54$ 之间,开始出现局部相分离,即从纤锌矿相到纤锌矿相与岩盐矿相共存的转折点。已有实验研究表明,通过金属有机化学气相沉积(Metal-Organic Chemical Vapor Deposition, MOCVD)、分子束外延(Molecular Beam Epitaxy, MBE)、脉冲激光沉积(Pulsed Laser Deposition, PLD)等方法制备的 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜中,Mg的掺杂浓度高达30 at%时仍能保持纤锌矿固溶体结构的稳定性^[24-26]。即高固溶度可能与亚稳态生长条件有关,室温沉积和高能等离子体轰击有利于冻结薄膜的非平衡局部结构。

图2展示了通过SEM获得的 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 和作为对比的纯ZnO薄膜的表面微观形貌。在所有成分下均观察到均匀、连续且密集堆积的柱状晶团簇。纯ZnO具有明显的六边形圆顶状形貌,随着 x 升高至0.37,部分团簇的表面形貌变为长条状,

进一步增大 Mg 含量将导致圆顶形貌的团簇全部消失。薄膜表面形貌的变化可能与 GIXRD 结果显示的由纤锌矿纯相至两相共存的转变有关。柱状晶团簇的尺寸随 Mg 含量升高而增大,这与之前的报道相反^[26-27]。

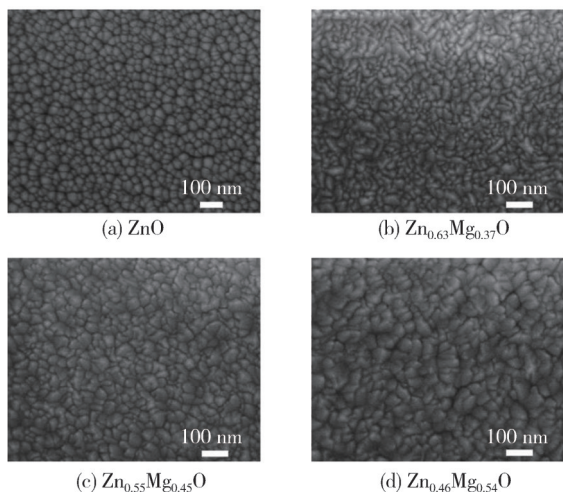


图 2 SEM 表面形貌图

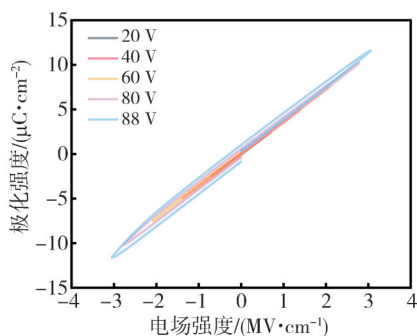
Fig. 2 SEM surface morphologies

图 3(a) 为 $\text{Zn}_{0.46}\text{Mg}_{0.54}\text{O}$ 薄膜在电场频率为 1 kHz 时的 $P-E$ 曲线,其线性关系一直延续到高于矫顽场的强电场,随后发生介电击穿。

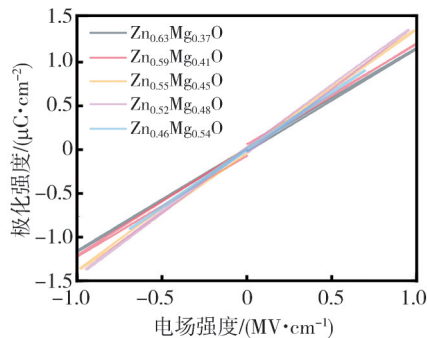
如图 3(b) 所示(测试频率为 1 kHz),本研究中的成分梯度薄膜均表现出良好的介电特性。

图 3(c) 为根据图 3(b) 计算得出的相对介电常数与成分的两阶段变化关系。介电常数随 Mg 含量增加而增加,并在 $x=0.48$ 时达到最大值,更高的 Mg 浓度将导致介电常数降低。

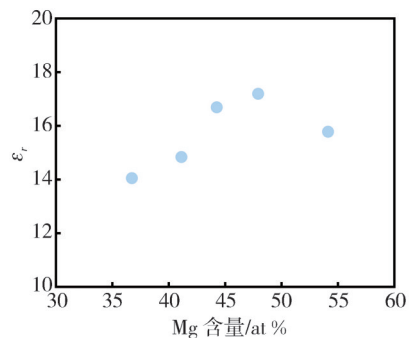
相较于 Ferri 等关于 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 铁电性的首次报道^[19],本研究中相对介电常数随成分变化的转折点 Mg 浓度更高,但遵循相同的规律,即 Mg 取代使其在相分离前达到最大值,并在出现相分离趋势后降低。



(a) 不同场强下 $\text{Zn}_{0.46}\text{Mg}_{0.54}\text{O}$ 薄膜的 $P-E$ 曲线



(b) 低场强下不同成分 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的 $P-E$ 曲线



(c) 相对介电常数随 Mg 含量的变化

图 3 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的介电性能

Fig. 3 Dielectric properties of $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$

进一步地,对该系列薄膜在更低的频率下进行了 $P-E$ 测试,结果如图 4 所示,测试频率固定为 1 Hz。无论成分如何,所有薄膜均表现出类矩形的电滞回线和明显的铁电极化反转电流峰。在 Ferri 等的初始报道中,仅能在 $0.34 \leq x \leq 0.37$ 的极窄成分窗口内实现极化反转^[19]。低于此阈值,薄膜在出现非线性响应前击穿;高于此范围,由于岩盐相析出,薄膜失去铁电性。本文研究将这一阈值扩展至更高的成分区间,即 $0.37 \leq x \leq 0.54$ 。我们推测, $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 体系的铁电性不仅取决于成分,还与薄膜沉积过程中的溅射条件及其导致的缺陷微观结构密切相关。通过使用室温沉积以及提高溅射功率和氧等离子体化学势,有望进一步稳定非平衡结构,继续拓宽成分窗口。

剩余极化强度表现出成分依赖性,即随 Mg 浓度增加而降低,这可归因于理想纤锌矿结构的畸变以及高 Mg 浓度下岩盐相的出现。在文献[9]中, $\text{Zn}_{0.63}\text{Mg}_{0.37}\text{O}$ 薄膜的剩余极化强度高于 $100 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$,而本文实验结果仅为 $74 \mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$ 。这可能是因为相较于本文使用的(100)-Si衬底, Ferri 等使用的(111)-Pt/(0001)- Al_2O_3 衬底对 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的择优生长取向具有更好的诱导作用。

另外,随 Mg 含量的增加,矫顽场由 $2.6 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 上升至 $2.8 \text{ MV}\cdot\text{cm}^{-1}$ 。Konishi 等^[17]

计算得出,沿垂直于极轴方向施加5%的拉伸应变可使 ZnO 矫顽场由 $7.2 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 降低至 $3.5 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 。Baksa 等^[28]进一步指出, Mg 离子

破坏了四面体结构的共价键,这种破坏引发原子尺度的局部应变波动,进而通过逐步极化反转诱导铁电性。

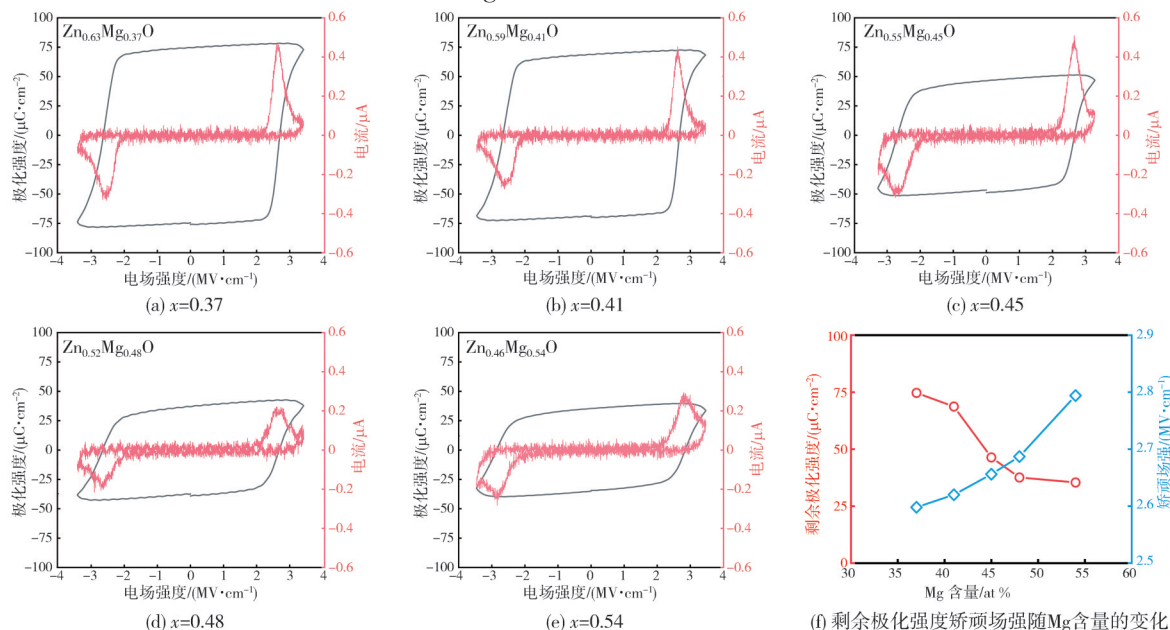


图4 不同成分 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜的 P - E 曲线和 I - E 曲线及剩余极化强度和矫顽场随 Mg 含量的变化

Fig. 4 P - E and I - E curves of $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ thin films with varying compositions and remanent polarization and coercive field as a function of Mg content

上述理论计算均表明 Mg 掺杂将导致矫顽场强降低,但本文的实验结果呈现相反趋势。现阶段难以对该现象的成因做出系统性解释,基于 XRD 检测到的压应力,推测矫顽场的变化可能由应力与掺杂共同调控。随后对 $\text{Zn}_{0.59}\text{Mg}_{0.41}\text{O}$ 薄膜在相同幅值不同频率电场下 (99.9 V, 1~100 Hz) 的响应进行测试,结果如图 5(a) 所示。随着测试频率的增加,剩余极化显著降低,电滞回线的矩形度变差。

图 5(b) 为对应的 I - E 曲线,极化电流随测试

频率增加而增大,符合 $J = \frac{dP}{dt}$ 关系。尽管剩余极化强度减小,频率升高导致的 t 减小更显著,因此电流增大。同时,极化反转电流峰随频率增加而向高电场方向移动,且其峰宽不断扩展。上述现象与铁电材料的极化反转动力学性质和本研究测试设备的限制有关。Ishibashi 等^[29]将经典的 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) 等温结晶动力学方程应用于铁电极化反转领域,构建了 Kolmogorov-Avrami-Ishibashi (KAI) 模型。

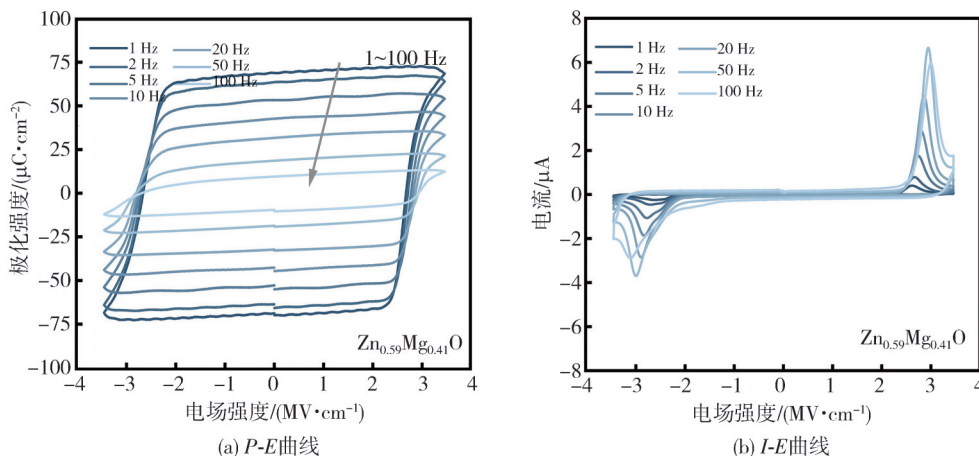


图5 $\text{Zn}_{0.59}\text{Mg}_{0.41}\text{O}$ 薄膜的 P - E 曲线和 I - E 曲线

Fig. 5 P - E and I - E curves of $\text{Zn}_{0.59}\text{Mg}_{0.41}\text{O}$

该模型将畴壁的运动及电畴合并视为极化反转的主导过程。在其导出关系式中,矫顽场 E_c 和电场频率 f 存在指数关系,即 $E_c \propto f^\alpha$, 其中 α 为常数。对于同为纤锌矿结构的 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 体系,已有报道称矫顽场随频率的变化关系符合 KAI 模型^[30-31]。另一方面,受限于测试条件,电场强度的上限约为 $3.4 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 。随着测试频率的增加,薄膜的矫顽场上升,部分电畴可能难以反转,导致剩余极化的降低。

3 结 论

本文使用双靶反应磁控溅射,于室温条件下在 (100)-Si 衬底上制备了 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 薄膜,研究了其铁电性能与成分的关系,将铁电响应的成分窗口扩展至 $0.37 \leq x \leq 0.54$, 远高于 Mg 在 ZnO 中的热力学固溶度极限,并在出现相分离趋势时仍保持类矩形的电滞回线。随 Mg 含量增加,剩余极化强度从 $74 \mu\text{C} \cdot \text{cm}^{-2}$ 降低至 $35 \mu\text{C} \cdot \text{cm}^{-2}$, 矫顽场强由 $2.6 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 上升至 $2.8 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 。电场频率为 1 kHz 时,薄膜在介电击穿前始终保持线性的 P - E 曲线,电场频率低于 100 Hz 时,观察到可逆的极化。本文对理解 $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ 体系的铁电性与进一步推动其在非易失存储器中的应用具有重要意义。

利益冲突声明/Conflict of Interests

所有作者声明不存在利益冲突。

All authors declare no relevant conflict of interests.

参考文献

- [1] MIKOLAJICK T, SCHROEDER U, SLESAZECK S. The past, the present, and the future of ferroelectric memories [J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2020, 67(4): 1434-1443.
- [2] KIM K H, KARPOV I, OLSSON R H, et al. Wurtzite and fluorite ferroelectric materials for electronic memory [J]. Nature Nanotechnology, 2023, 18(5): 422-441.
- [3] KIM Y S, KIM D H, KIM J D, et al. Critical thickness of ultrathin ferroelectric BaTiO_3 films [J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(10): 102907.
- [4] IHLEFELD J F, HARRIS D T, KEECH R, et al. Scaling effects in perovskite ferroelectrics: fundamental limits and process-structure-property relations [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2016, 99(8): 2537-2557.
- [5] MIKOLAJICK T, SLESAZECK S, MULAOSMANOVIC H, et al. Next generation ferroelectric materials for semiconductor process integration and their applications [J]. Journal of Applied Physics, 2021, 129(10): 100901.
- [6] BÖSCKE T S, MÜLLER J, BRÄUHAUS D, et al. Ferroelectricity in hafnium oxide thin films [J]. Applied Physics Letters, 2011, 99(10): 102903.
- [7] TASNÁDI F, ALLING B, HÖGLUND C, et al. Origin of the anomalous piezoelectric response in wurtzite $\text{Sc}(x)\text{Al}(1-x)\text{N}$ alloys [J]. Physical Review Letters, 2010, 104(13): 137601.
- [8] ZHANG S, HOLEC D, FU W Y, et al. Tunable optoelectronic and ferroelectric properties in Sc-based III-nitrides [J]. Journal of Applied Physics, 2013, 114(13): 133510.
- [9] FICHTNER S, WOLFF N, LOFINK F, et al. AlScN : a III-V semiconductor based ferroelectric [J]. Journal of Applied Physics, 2019, 125(11): 114103.
- [10] EMANETOGLU N W, MUTHUKUMAR S N, WU P, et al. $\text{Mg}_x\text{Zn}_{1-x}\text{O}$: a new piezoelectric material [J]. IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control, 2003, 50(5): 537-543.
- [11] OHTOMO A, KAWASAKI M, KOIDA T, et al. $\text{Mg}_x\text{Zn}_{1-x}\text{O}$ as a II-VI widegap semiconductor alloy [J]. Applied Physics Letters, 1998, 72(19): 2466-2468.
- [12] LIN B, FU Z, JIA Y. Green luminescent center in undoped zinc oxide films deposited on silicon substrates [J]. Applied Physics Letters, 2001, 79(7): 943-945.
- [13] HAYASHI H, CHANTANA J, KAWANO Y, et al. $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ second buffer layer of $\text{Cu}_2\text{Sn}_{1-x}\text{Ge}_x\text{S}_3$ thin-film solar cell for minimizing carrier recombination and open-circuit voltage deficit [J]. Solar Energy, 2020, 204: 769-776.
- [14] JANOTTI A, VAN DE WALLE C G. Fundamentals of zinc oxide as a semiconductor [J]. Reports on Progress in Physics, 2009, 72(12): 126501.
- [15] MORIWAKE H, KONISHI A, OGAWA T, et al. Ferroelectricity in wurtzite structure simple chalcogenide [J]. Applied Physics Letters, 2014, 104(24): 242909.
- [16] HAGINO S, YOSHIO K, YAMAZAKI T, et al. Electronic ferroelectricity in ZnO [J]. Ferroelectrics, 2001, 264(1): 235-240.
- [17] KONISHI A, OGAWA T, FISHER C A J, et al. Mechanism of polarization switching in wurtzite-structured zinc oxide thin films [J]. Applied Physics

- Letters, 2016, 109(10): 102903.
- [18] ONODERA A, TAMAKI N, KAWAMURA Y, et al. Dielectric activity and ferroelectricity in piezoelectric semiconductor Li-doped ZnO [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1996, 35(9S): 5160.
- [19] FERRI K, BACHU S, ZHU W, et al. Ferroelectrics everywhere: ferroelectricity in magnesium substituted zinc oxide thin films [J]. Journal of Applied Physics, 2021, 130(4): 044101.
- [20] JACQUES L, RYU G, GOODLING D, et al. Wake up and retention in zinc magnesium oxide ferroelectric films [J]. Journal of Applied Physics, 2023, 133(22): 224102.
- [21] MINEMOTO T, NEGAMI T, NISHIWAKI S, et al. Preparation of $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ films by radio frequency magnetron sputtering [J]. Thin Solid Films, 2000, 372(1/2): 173-176.
- [22] SEGNET E R, HOLLAND A E. The system MgO-ZnO-SiO_2 [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1965, 48(8): 409-413.
- [23] SARVER J F, KATNACK F L, HUMMEL F A. Phase equilibria and manganese-activated fluorescence in the system $\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2\text{-Mg}_3(\text{PO}_4)_2$ [J]. Journal of the Electrochemical Society, 1959, 106(11): 960.
- [24] PARK W I, YIG C, JANG H M. Metalorganic vapor-phase epitaxial growth and photoluminescent properties of $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ ($0 \leq x \leq 0.49$) thin films [J]. American Institute of Physics, 2001, 79(13): 2022-2024.
- [25] KOIKE K, HAMA K, NAKASHIMA I, et al. Molecular beam epitaxial growth of wide bandgap ZnMgO alloy films on (111)-oriented Si substrate toward UV-detector applications [J]. Journal of Crystal Growth, 2005, 278(1/2/3/4): 288-292.
- [26] KANG X, SHETTY S, GARTEN L, et al. Enhanced dielectric and piezoelectric responses in $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ thin films near the phase separation boundary [J]. Applied Physics Letters, 2017, 110(4): 042903.
- [27] KUMAR P, MALIK H K, GHOSH A, et al. Band-gap tuning in highly c -axis oriented $\text{Zn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}$ thin films [J]. Applied Physics Letters, 2013, 102(22): 221903.
- [28] BAKSA S M, GELIN S, OTURAK S, et al. Strain fluctuations unlock ferroelectricity in wurtzites [J]. Advanced Electronic Materials, 2025, 11(5): 2400567.
- [29] ISHIBASHI Y, ORIHARA H. A theory of D-E hysteresis loop [J]. Integrated Ferroelectrics, 1995, 9(1/2/3): 57-61.
- [30] LIU C, WANG Q, YANG W, et al. Multiscale modeling of $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ -based FeRAM: the steep switching, leakage and selector-free array [C]//2021 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM), 2021: 8.1.1-8.1.4.
- [31] SUI J, ZHOU D, TONG Y, et al. Thermal residual stress-dependent coercive field and polarization switching dynamics of $\text{Al}_{0.75}\text{Sc}_{0.25}\text{N}$ ferroelectric films [J]. Materials Today Communications, 2025, 44: 112078.