

综述

 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 铁电薄膜的研究进展*赵泳淞¹⁾ 周大雨^{1)†} 童祎²⁾ 王新朋²⁾ 秦海鸣²⁾³⁾

1) (大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116081)

2) (苏州实验室, 苏州 215123)

3) (南京邮电大学集成电路科学与工程学院, 南京 210023)

(2025 年 9 月 10 日收到; 2025 年 10 月 11 日收到修改稿)

作为新一代的纤锌矿铁电材料, $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 具有高的剩余极化强度、理想的矩形电滞回线、与 CMOS 后道工艺兼容、稳定的铁电相等优点. 作为近几年铁电领域的热点材料, 国内外科研人员进行了深入研究. 本文对 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 铁电薄膜的研究进展进行了全面的综述. 在 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 铁电性的影响因素方面, 讨论了 Sc 含量、衬底类型、沉积条件、薄膜厚度、测试频率及温度等因素对薄膜的作用. 在极化翻转机制方面, 详细阐述 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 电畴特性、翻转动力学、形核位置等微观物理机制. 在应用前景上, $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜在铁电随机存储器、铁电场效应管和铁电隧道结等铁电存储器中表现出巨大潜力, 为新一代高密度、低功耗铁电存储器及纳米电子器件的发展提供有力支持.

关键词: $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜, 铁电性, 电畴翻转机制, 铁电存储器**DOI:** 10.7498/aps.75.20251241**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251241

1 引言

铁电材料从材料形式上涉及体材料(单晶和多晶)、薄膜材料和二维材料等. 本综述聚焦于铁电薄膜材料. 铁电材料是一种具有自发电性极化的单晶或多晶材料, 可通过施加一个小于其击穿电场的外加电场来实现极化翻转, 并且翻转后的极化方向在移除外电场后仍能保持. 这种特性能够应用到存储器中进行 0/1 数据的读写, 并且由于铁电材料的极化方向在零电压下能够保持且翻转速度快的特点, 铁电存储器具备非易失性和较快的存储速度^[1,2]. 传统的铁电存储器基于钙钛矿氧化物 $\text{Sr}_2\text{Bi}_2\text{TaO}_9$ (SBT)^[3,4] 和 $\text{Pb}[\text{ZrO}_2\text{Ti}_{1-x}\text{O}_3]$ (PZT)^[5,6] 为材料基础. 对于 PZT 等传统铁电材料存在临界厚度的问题, 在该临界厚度以下, 自发极化在这些钙钛矿氧

化物膜中消失. 据报道 PZT 和 SBT 的临界厚度约为 50 nm, 由于铁电薄膜的厚度应减小到铁电电容器特征尺寸的 1/3 或 1/2, 因此基于 PZT 或 SBT 的电容器型存储器的最先进技术节点保持在 90—130 nm^[7]. 自 2011 年硅掺杂的 HfO_2 被证明是铁电体以来^[8], 钪基铁电材料在铁电领域展现出独特的优势和潜力. 基于 HfO_2 的铁电薄膜可在 5 nm 的超薄尺度下具备高的矫顽场 (E_c)、剩余极化强度 (P_r), 并与 CMOS 工艺兼容^[9,10], HfO_2 基铁电材料已在先进存储器等商用器件中成功应用. 然而, HfO_2 基铁电材料具备多晶多相的结构^[11], 形成铁电正交相需要额外的退火处理^[12]、氧空位调控^[13]等额外工艺步骤; 此外, 在薄膜制备过程中, 不同区域可能会形成不同的晶相, 导致铁电电容器性能不稳定^[14], 给大规模集成电路带来可靠性隐患.

2019 年, Fichtner 等^[15]首次证明 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄

* 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

膜(简称 AlScN)具备铁电性. AlScN 是由钪 (Sc) 掺杂纤锌矿结构的氮化铝 (AlN) 获得的, AlScN 中较高比例的 Sc ($x \geq 0.2$) 可以充分降低两种极化方向 (N 极性和 Al 极性) 之间的能量势垒 [16–18], 如图 1 所示. 因此, AlScN 的 E_c 可以降低到击穿电场 (E_{BD}) 以下, 从而通过外加电场实现极化翻转, 并且随着 Sc 含量的提高, AlScN 薄膜的 E_c 也进一步降低 [15,16,19]; 此外, AlScN 可以通过物理气相沉积 (physical vapor deposition, PVD) 在 $<600^\circ\text{C}$ 的沉积温度下生长 [20], 兼容 CMOS 后道工艺温度; AlScN 具备高的 P_r 值 (70–120 $\mu\text{C}/\text{cm}^2$), 这是 HfO_2 或钙钛矿铁电体的 2–6 倍以上, 并且当薄膜厚度从 200 nm 降低到 20 nm 时, 其 P_r 值几乎是恒定的 [19,21], 这使得 AlScN 应用到铁电存储器中具备好的尺寸缩放反馈. 最重要的是, 在合适的 Sc 掺杂含量下, AlScN 在超宽的温度范围内具备优异铁电特性的纤锌矿六方相 [22,23]. 因此, AlScN 不需要额外的热处理工艺来稳定或形成铁电相, 与 HfO_2 基铁电材料形成鲜明对比. 这种天然的铁电晶体结构和优异的铁电性能使得 AlScN 薄膜在新一代高密度、低功耗铁电存储器的商业应用中具

备极大的潜力, 使其在信息存储等领域具有广阔的应用前景. 本文将从 AlScN 铁电性的影响因素、AlScN 薄膜铁电翻转的微观机理以及 AlScN 薄膜在铁电存储器的应用潜力, 并对 AlScN 铁电薄膜未来发展做出讨论.

2 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜铁电性的影响因素

2.1 Sc 含量

尽管有研究表明纯 AlN 在室温下也具备铁电性 [25], 但这需要复杂的衬底以及合适的溅射工艺, 并且 AlN 薄膜不能在室温下完全实现饱和极化. 目前, Sc 掺杂是实现 AlScN 薄膜铁电性最简单但最有效的方法. Sc 含量从晶体结构、异常取向晶粒、禁带宽度等方面影响 AlScN 薄膜的铁电性. Fichtner 等 [15] 首次明确证明了 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ($x = 0.27\text{--}0.43$) 薄膜的铁电翻转. Yasuoka 等 [19] 后来证实了 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ($x = 0.10\text{--}0.34$) 薄膜的铁电性, 进一步将 Sc 含量的下限从 0.27 扩展到 0.1. 在保持纤锌矿结构的前提下, Sc 的掺入降低了 AlScN 晶胞的 c/a 晶格参数比, 降低了极化翻转的势垒高度, 使得 E_c 随着 Sc 浓度的增加而降低. 最近, Xi 等 [26] 通过在室温下的电滞回线测量, 证明了 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ($x = 0.05\text{--}0.50$) 的铁电极化翻转, 这也是目前最广泛的 Sc 含量范围内 AlScN 的铁电翻转. 然而, 由于溅射气体为纯氮气, AlScN 薄膜存在较大的面内压应力, 在压应力和 Sc 含量的共同作用下, 矫顽场 E_c 不随 Sc 掺杂量的增加而单调减小, 如图 2(b) 所示. AlScN 薄膜的剩余极化强度 P_r 随 Sc 含量提高逐渐减小, 但相对于其他铁电材料, AlScN 薄膜依然具备较高的 P_r 值, 见图 2(a). 然而, AlScN 薄膜随着 Sc 含量的提高发生相变. Yazawa 等 [16] 通过 θ -2 θ 模式的 X 射线衍射发现随着 Sc 原子百分含量增加至 35%, AlScN 薄膜中开始出现 (111) 取向的岩盐矿结构的 AlScN, Zhao 等 [27] 发现 Sc 原子百分含量为 49% 的 AlScN 薄膜开始出现 (200) 取向的岩盐矿肩峰, 见图 2(c) 和图 2(d). Satoh 等 [23] 通过透射电子显微镜 (TEM) 和平面内和平面外 XRD 研究了 AlScN 在不同 Sc 原子百分含量下的晶体结构, 发现纤锌矿相到纤锌矿与岩盐矿相两相混合物的转变发生在 30%–35% 的 Sc 浓度之间, 从两相混合物到岩盐矿相的转变发生在 38%–43% 的 Sc 浓度之间. 该成分转变点可能由于靶材氮化程度的差异有所

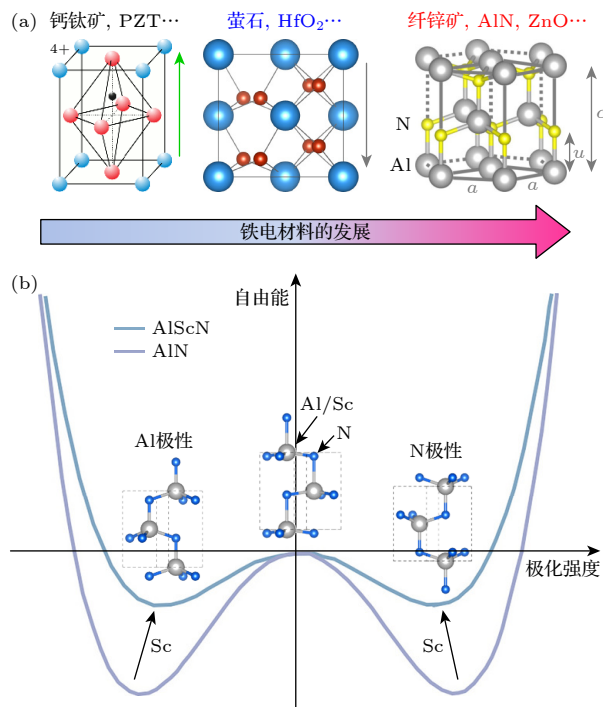


图 1 (a) 钙钛矿、萤石、纤锌矿结构的示意图 [24]; (b) AlScN 在极化翻转过程中的能量势垒图 [24]

Fig. 1. (a) Schematic representation of the structure of chalcocite, fluorite, and wurtzite [24]; (b) energy barrier diagram of AlScN during the polarization switching [24].

改变, 如图 2(e) 所示. 在岩盐矿下, AlScN 薄膜展现出类似金属的电阻特性而不具备铁电性^[27,28]. Sc 原子百分含量对 AlScN 薄膜的结构影响还包括异常取向晶粒 (abnormally oriented grains, AOGs) 的出现. 在纤锌矿晶体结构下, 随着 Sc 含量的提高, 薄膜表面会出现非 c 轴择优取向的异常晶粒^[15,29,30], AOGs 的产生可能与 Sc 富集有关. 富含 Sc 的区域会导致 c 轴取向的纤锌矿结构不稳定, 最终导致异常取向晶粒从晶界处析出形核^[31]. 研究表明适当的 AOGs 存在对薄膜铁电性的影响较小, 然而大面积的 AOGs 覆盖可能会阻止了底层 c 轴取向晶粒的翻转^[32]. 此外, Baemler 等^[33] 发现随着 Sc 含量的提高, AlScN 薄膜的禁带宽度逐渐较小, 这使 AlScN 薄膜在工作时产生更高的漏电流, 从而影响器件的可靠性和寿命. 综上所述, 考虑到不同设备

和靶材状态的差异性, 为获得稳定的纤锌矿结构及优异的电学性能 (低漏电流、低矫顽场), AlScN 薄膜中 Sc 的掺杂原子百分含量控制在 20%—30%.

2.2 面内应力及择优取向

实现 AlScN 薄膜铁电性的一个关键前提是使其 E_c 低于 E_{BD} . 尽管通过 Sc 掺杂可以有效地降低薄膜的 E_c , 但这会使得 AlScN 薄膜的电子结构发生变化, 从而导致薄膜禁带宽度降低和薄膜漏电流增大. 内应力对 AlScN 薄膜铁电性的调控, 其主要机制源于晶格应变导致的极化翻转能垒变化, 而非对 AlScN 的电子结构的本质性改变. 通过精确调控薄膜的内应力, 可以有效地降低矫顽场. 衬底对于薄膜铁电性的实现起着关键作用. 可以根据衬底与铁电薄膜的晶格匹配程度引入合适的应力, 从而

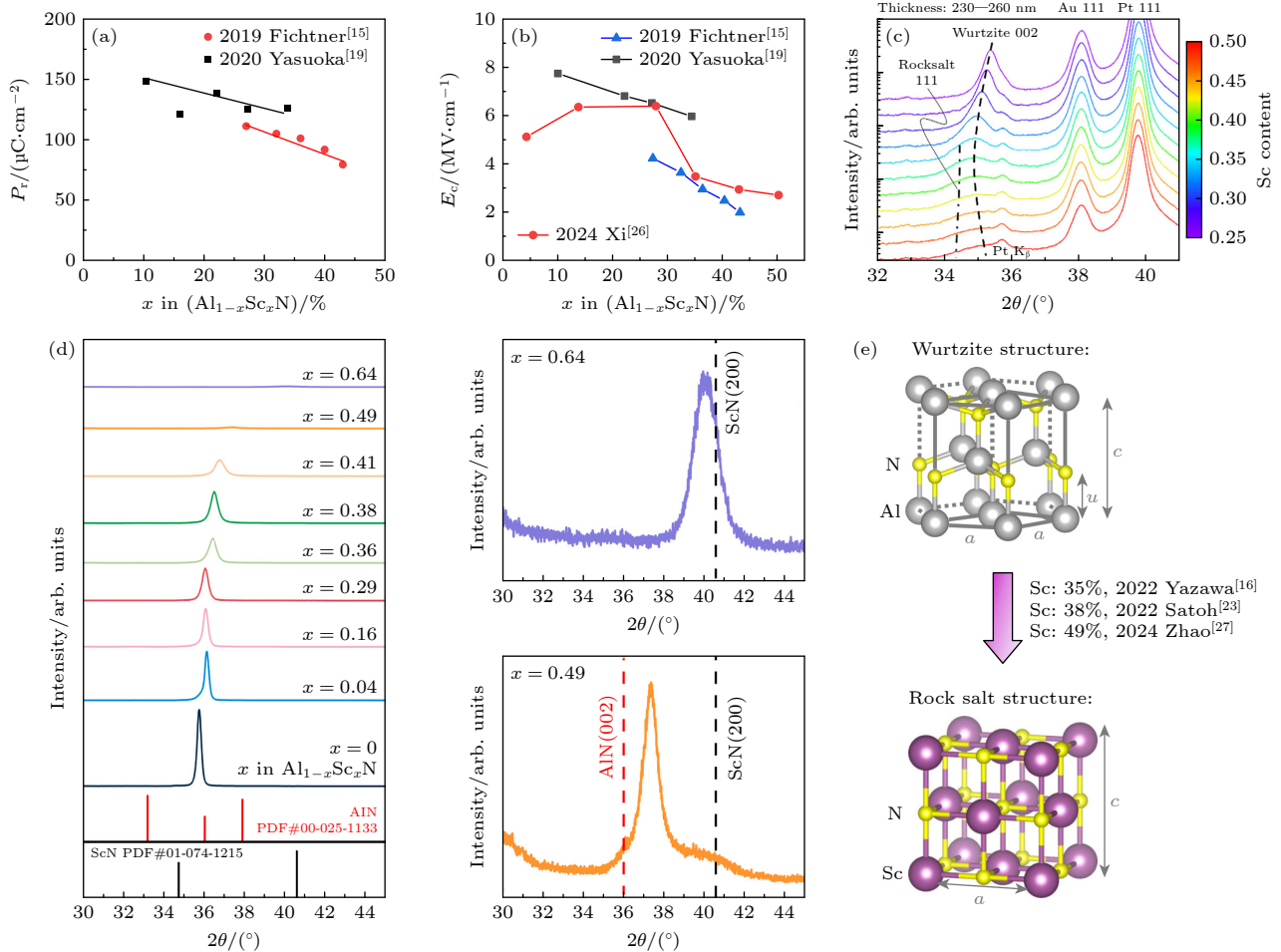


图 2 (a), (b) P_r , E_c 与 Sc 含量关系图^[26]; (c) 不同 Sc 含量 AlScN 薄膜的 XRD 图谱^[16]; (d) 不同 Sc 含量 AlScN 薄膜的 XRD 图谱^[27]; (e) 纤锌矿转变为岩盐矿结构的 Sc 含量边界^[16,23,27]

Fig. 2. (a), (b) Plots of P_r , E_c and Sc content^[26]; (c) XRD patterns of AlScN thin films with varying Sc content^[16]; (d) XRD patterns of AlScN thin films with varying Sc content^[27]; (e) the critical Sc content boundary for the phase transition from the wurtzite to the rock salt structure^[16,23,27].

影响 AlScN 薄膜的铁电性. Yasuoka 等^[34] 通过在不同热膨胀系数 (α_{sub}) 的衬底上沉积了 145 nm 厚的 $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 薄膜, 沉积温度为 400 °C, 研究了应力对薄膜铁电性的影响. 具体来说, 四种类型的衬底, 包括非晶态 SiO_2 , (100)Si, (0001) Al_2O_3 和 (100)MgO, α_{sub} 分别为 0.54, 4.0, 7.7 和 $13.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, 见图 3(a), $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 薄膜的热膨胀系数 (coefficient of thermal expansion, CTE) 为 $6.2 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$. 研究发现, 当衬底的 α_{sub} 小于 $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 时, 例如在非晶态 SiO_2 和 (100)Si, $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 薄膜发生面内拉伸应变, 反之在 Al_2O_3 和 MgO 衬底上沉积的薄膜会受到面内压缩应变. 此外, 随着 CTE 的提高, 由于面内的压应力导致 $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 的晶格常数 c/a 增加, 导致内部参数 u ($u = 1/4 + a^2/3c^2$) 降低, 因此 $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 薄膜的 E_c 明显提高, 如图 3(b) 所示. 此外, 发现随着 CTE 的提高, 薄膜的 E_{BD} 提高, 可能是由于压应变对 $\text{Al}_{0.8}\text{Sc}_{0.2}\text{N}$ 薄膜的能带结构产生影响最终提高了其禁带宽度^[35,36].

此外, AlScN 的铁电性源于其纤锌矿结构中沿 c 轴方向的非中心对称性, 其自发极化矢量平行

于 c 轴. 当 c 轴择优程度下降时, 这意味着大量晶粒的自发极化矢量与电场方向存在夹角, 其在电场方向上的投影分量小于其固有极化值. 因此, 宏观测得的瞬态翻转电流和剩余极化强度会低于理论值. 择优程度越差, 晶粒取向越混乱, 有效剩余极化强度就越低. 可以通过不同类型的底电极来稳定或调节上层薄膜的晶体结构, 从而改善 AlScN 的铁电性. McMitchell 等^[37] 使用不同类型的底/顶电极 (TiN, Pt, Mo), 沉积了不同成分的 AlScN 薄膜 ($x = 0.25-0.38$). 结果发现, Pt 底电极上生长的 AlScN 薄膜以强 c 轴取向生长; TiN 为底电极时, 观察到 AlScN 薄膜具备较差的 c 轴取向; Mo 底电极上观察到在较低的 Sc 浓度下具备好的 c 轴织构, 但随着 Sc 含量的增加 AlScN 薄膜的取向变弱. 通过电测试发现, Pt 电极上的 AlScN 薄膜具备最小的漏电流, 并且能够实现 AlScN 铁电性的 Sc 的掺杂范围最宽; Mo 电极上的 AlScN 薄膜由于在较低 Sc 含量下具备优异的 c 轴择优取向, 使得 AlScN 薄膜具备铁电性的 Sc 掺杂下限更低; TiN 底电极的样品因较弱的 c 轴择优取向没有显示出

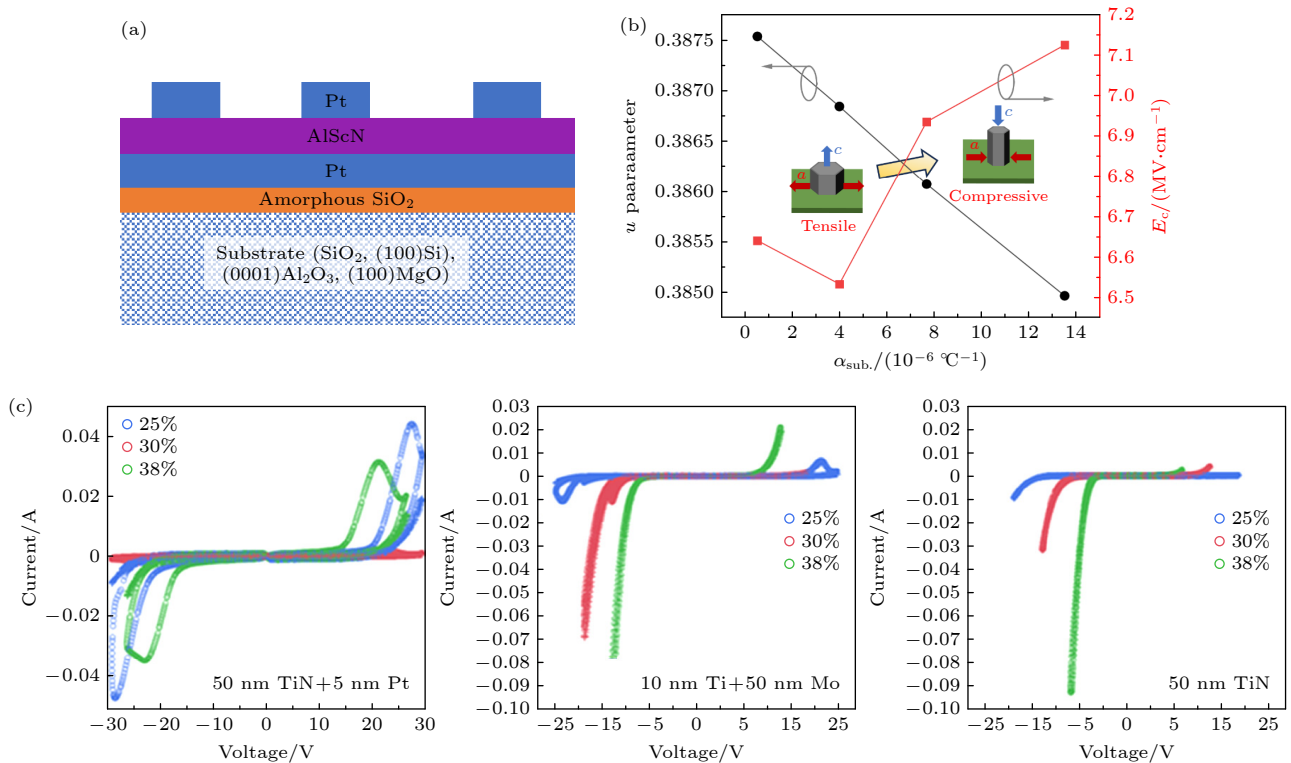


图 3 (a) 衬底示意图^[34]; (b) 内部参数 u 、矫顽场 E_c 与衬底热膨胀系数之间的关系^[34]; (c) 不同底电极沉积的不同 Sc 含量的 AlScN 薄膜的瞬态电流曲线^[37]

Fig. 3. (a) Schematic diagram of the substrate^[34]; (b) relationship between the internal parameter u , the coercive field E_c , and the thermal expansion coefficient of the substrate^[34]; (c) I - V diagrams of AlScN thin films deposited on different bottom electrodes with different Sc contents^[37].

铁电性, 如图 3(c) 所示. 此外, 电极厚度对 AlScN 薄膜的电学性能也会产生影响. Islam 等 [38] 在 GaN 和 Si 衬底上沉积不同厚度的 Pt(111) 电极, 研究了 Pt 厚度对 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜漏电流的影响. 发现, 在 GaN 衬底上, 随着沉积的 Pt(111) 厚度提高, 外延 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的漏电流提高; 相反, 在 Si 衬底上, Pt 电极厚度提高将降低 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的漏电流. 产生这种现象是因为外延薄膜和织构薄膜的生长模式不同. 在 GaN 衬底, 随着 Pt 厚度提高, GaN 和 Pt 的外延关系变差, Pt(111) 会出现倾斜生长, 导致漏电流的提高; 而 Si 衬底上的 Pt 电极厚度提高, Pt 的结晶质量得到明显改善, 导致 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜在翻转过程中的漏导通道减少. 因此, 为了最大限度地发挥出 AlScN 薄膜铁电性并降低 E_c , 优先选择化学稳定性最高、最能保证界面质量的 Pt/(100)Si 电极是合理且必要的.

2.3 异常取向晶粒和点缺陷

为了获得高性能的 AlScN 铁电薄膜, 薄膜的微观结构完整性, 特别是异常取向晶粒 (AOGs) 和点缺陷浓度, 是决定其铁电性能, 尤其是可靠性、漏电流和翻转耐久性的关键因素. 工作气压能够改变薄膜的生长速率和缺陷浓度进而对薄膜的结晶

质量产生显著影响. Khanh 等 [39] 研究了不同的工作气压对 AlScN 薄膜结构和应力的影响. 研究发现, 随着工作气压的减小, 纤锌矿 (002) 取向逐渐向小角度偏移, 导致薄膜面内的压应力增加. 工作气压减小使得溅射粒子的平均自由程度提高, 导致粒子具备更高的能量, 溅射粒子对薄膜表面产生喷丸效果, 最终使得薄膜内的压应力提高; 此外, 随着工作气压降低, 覆盖薄膜表面的 AOGs 减少, AlScN 晶粒呈细小的圆胞状. Xi 等 [40] 研究了不同工作气压下 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜的电学性能, 研究发现随着工作气压的提高, 表面覆盖大量的 AOGs, 并且由于 AOGs 交错产生的空隙增加了薄膜的漏导通道, 因此 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜的铁电性在高压下没有表现出极化翻转电流, 如图 4 所示. 沉积气氛导致薄膜结构发生变化, 从而影响薄膜的电学性能. Yasuoka 等 [19] 研究了薄膜沉积气氛对 $\text{Al}_{0.78}\text{Sc}_{0.22}\text{N}$ 薄膜铁电性的影响. 具体来说, 采用双靶反应磁控溅射通入 N_2 和 N_2/Ar 混合气 ($\text{N}_2:\text{Ar} = 2:1$) 制备了 $\text{Al}_{0.78}\text{Sc}_{0.22}\text{N}$ 薄膜. 发现用 N_2 沉积的膜比用 N_2/Ar 混合气沉积的膜表现出更大的 P_r , 这表明后者受到较大的钉扎. 从薄膜结构上看, 这种钉扎可能由于薄膜表面覆盖的 AOGs. 从表面电子结构上看, 表面局域电子态可能通过如电子

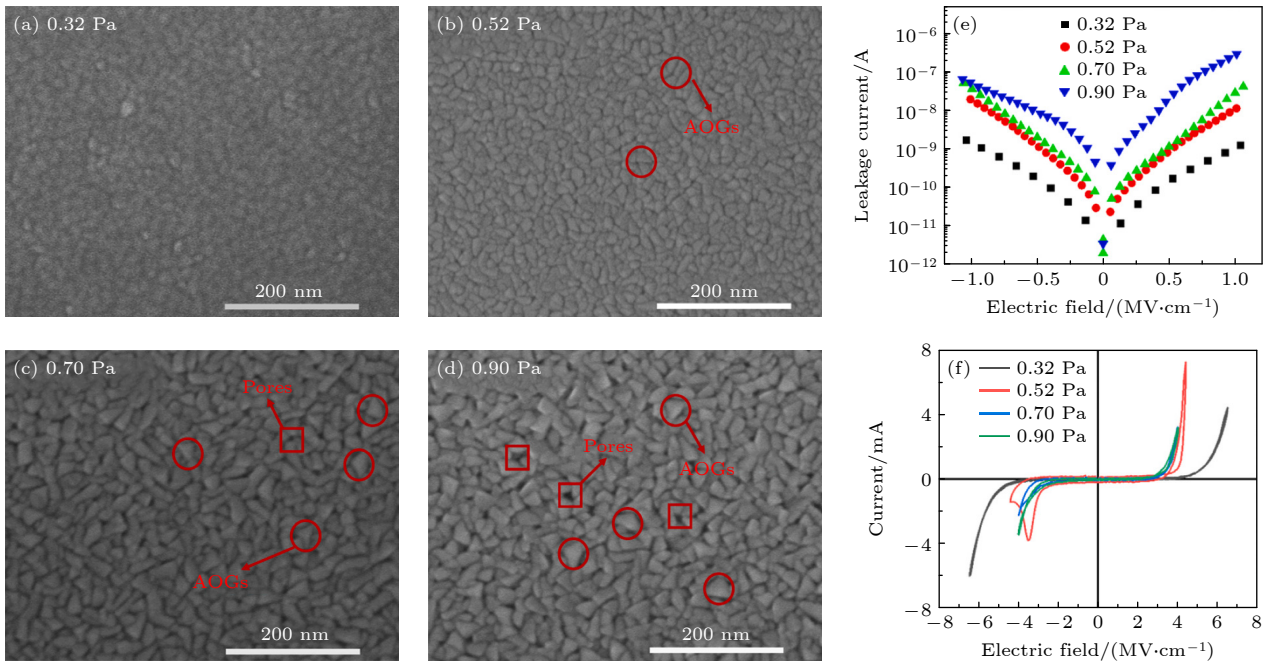


图 4 不同工作气压下 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜的表面形貌 [40] (a) 0.32 Pa; (b) 0.52 Pa; (c) 0.70 Pa; (d) 0.90 Pa; (e), (f) 相应 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 的漏电流及瞬态电流结果

Fig. 4. Surface morphology of $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ films at different operating pressure [40]: (a) 0.32 Pa; (b) 0.52 Pa; (c) 0.70 Pa; (d) 0.90 Pa; (e), (f) leakage currents as well as I - E plots of the corresponding $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$.

关联、界面电荷排序等诱导或调制极化,但此类表面/界面主导的微观极化机制的直接实验证据和理论研究仍非常匮乏.此外,腔室中存在的残余氧也会对薄膜的抗疲劳能力下降.Wang等^[41]研究了在电场循环过程中 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜中氧元素的分布变化.发现长时间的循环使得氧渗透在晶界处产生并逐渐贯穿薄膜,使得铁电晶粒非晶化,导致铁电失效.因此,Chen等^[42]在溅射气体中引入了 H_2 来减轻溅射室内残余氧的影响,研究发现,由于抑制了氧缺陷的形成, H_2 的加入降低薄膜的漏电流并增加了击穿场 E_{BD} .在耐力循环试验中,实现了超过 10^7 个开关周期的高耐力周期.3.4节中还有关于空位对薄膜循环耐久性的讨论.综上所述,为了得到更高质量的 AlScN 薄膜,需要合理调控工作气压(约0.52 Pa)和沉积气氛(低的 Ar/N_2)减少薄膜中的异常晶粒以及点缺陷.

2.4 薄膜厚度

铁电薄膜的厚度微缩能够减小铁电器件的尺寸,从而降低功耗.然而,传统的 $\text{Pb}(\text{ZrTi})\text{O}_3(\text{PZT})$ 薄膜在厚度低于100 nm时铁电性变差甚至消失^[43],而 HfO_2 薄膜厚度低至3 nm,仍能保持铁电性^[8].作为一种新型铁电材料,理解 AlScN 薄膜中铁电性的厚度缩放至关重要.Fichtner等^[21]通过双靶磁控溅射制备了一系列不同厚度(27—600 nm)的 $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜,发现随着厚度降低, $\text{Al}_{0.65}\text{Sc}_{0.35}\text{N}$ 薄膜的剩余极化强度和矫顽场变化不大.这表明铁电翻转势垒高度没有发生明显变化,可能与薄膜内部的应力松弛状态和薄膜的 c/a 晶格常数比有关.Musavigharavi等^[44]研究在 $\text{Pt}(111)/\text{Ti}/\text{Si}(100)$ 衬底上生长20 nm厚度的 $\text{Al}_{0.64}\text{Sc}_{0.36}\text{N}$ 薄膜,通过高分辨透射电子显微镜(HRTEM)发现 $\text{Al}_{0.64}\text{Sc}_{0.36}\text{N}$ 与 $\text{Pt}(111)$ 保持外延关系的厚度大概为10 nm,在此厚度以上 $\text{Al}_{0.64}\text{Sc}_{0.36}\text{N}$ 薄膜内部开始出现位错,松弛薄膜内部应力,最终使得薄膜晶胞恢复到正常大小,见图5(a)—(c).Yasuoka等^[19,22]通过GIXRD发现 AlScN 薄膜的晶格常数 c/a 在60 nm以上时几乎不变,如图5(f)所示,因此 AlScN 的翻转势垒 u 几乎不变.通过铁电测试发现 AlScN 薄膜的 P_r 和 E_c 值也没发生明显变化,见图5(d)和图5(e).这共同表明了当薄膜厚度较大时,薄膜的微观结构趋于稳定,外延应力和界面层对薄膜整体的铁电性能影响很小.然而,Tasi等^[45]在400 °C下通过反应

溅射制备了一系列不同厚度的 $\text{Al}_{0.78}\text{Sc}_{0.22}\text{N}$ 薄膜,膜厚范围为10—47 nm.XRD和摇摆曲线结果表明,薄膜均为 c 轴择优取向,但随着厚度的降低薄膜的结晶质量变差,这可能与多晶 TiN 衬底有关. $\text{Al}_{0.78}\text{Sc}_{0.22}\text{N}$ 薄膜在膜厚20—47 nm范围内都具备铁电性,然而当厚度小于20 nm时, P_r 值显著降低.Wang等^[46]也发现了这一现象,如图5(d)所示.在薄膜厚度较小的情况下,衬底与薄膜之间的晶格匹配、热膨胀系数差异以及顶电极界面的氧化层的作用越来越显著,为了在超薄的薄膜厚度下实现 AlScN 的铁电性,需要专业的工艺把控.无独有偶,Schönweger等^[47]通过严格的薄膜沉积、刻蚀等工艺在 $\text{Pt}/\text{Ti}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ 衬底上沉积了超薄的5 nm的 $\text{Al}_{0.74}\text{Sc}_{0.26}\text{N}$ 薄膜,通过 P - V 、 C - V 测试以及ABF-STEM观察证明了其铁电性,并且翻转电压低至1 V(C - V 测试结果).此外,Ryoo等^[48]原位沉积了 $\text{TiN}/\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}/\text{HfN}_{0.4}$ 电容器结构, $\text{HfN}_{0.4}$ 底电极与 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 的晶格失配仅为1%,形成了外延界面层,最终得到了4 nm的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 铁电薄膜,其矫顽电压降低到4.35 V(P - V 测试结果),且通过PUND测量发现3 nm的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜也具备铁电性.这表明铁电畴在低至8,9个晶胞的尺度下依然能够实现稳定的极化翻转.这些工作表明界面工程对 AlScN 薄膜铁电性和先进存储器件的研发起关键作用.因此,鉴于 AlScN 薄膜所展现出的纳米级微缩潜力,要实现其在铁电存储器中的实际应用,关键在于获得具有超高真空度且能原位生长顶电极的镀膜设备,以及能形成高质量界面的衬底/底电极(如 Pt 或者 $\text{HfN}_{0.4}$).

2.5 温度和频率

目前基于钙钛矿或萤石结构的铁电器件(例如, $\text{Pb}(\text{Zr}, \text{Ti})\text{O}_3$ 、 $(\text{Hf}, \text{Zr}, \text{Si})\text{O}_2$)无法在200 °C以上进行工作,这严重限制了铁电器件在高温条件下的应用^[52,53].随着 AlScN 铁电薄膜的出现,了解它们在高温下的铁电特性至关重要.Drury等^[54]系统地研究了225 nm厚的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜从室温到400 °C的电学性能.随着温度从室温上升到400 °C, $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的剩余极化强度 P_r 几乎不变,而矫顽场 E_c 逐渐减小,其他研究也表现出类似的结果^[55,56],如图6(a)和图6(b)所示.此外,通过长达1000 s的连续脉冲检测 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的极化强度是否发生变化,研究结果未发现 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$

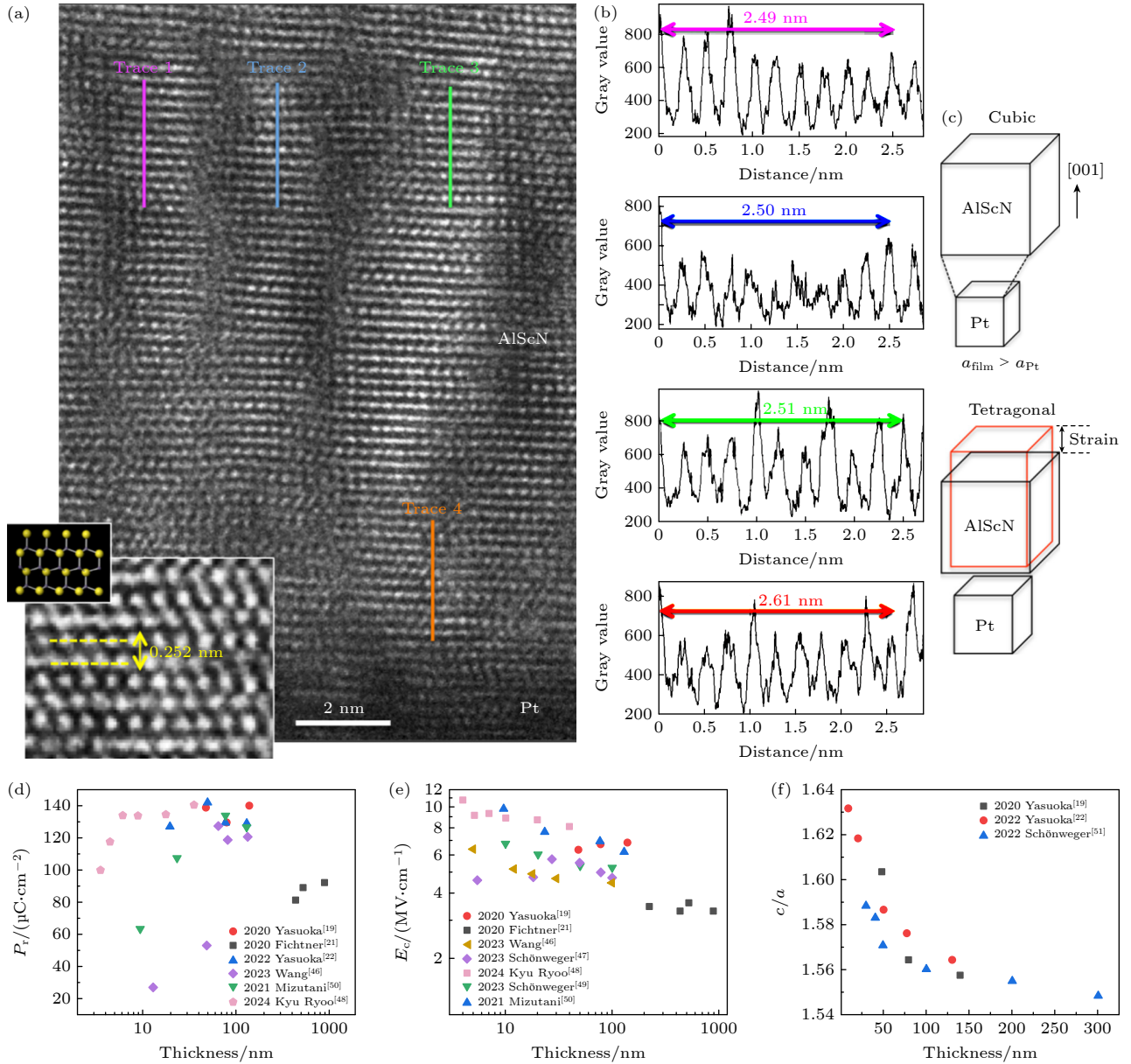
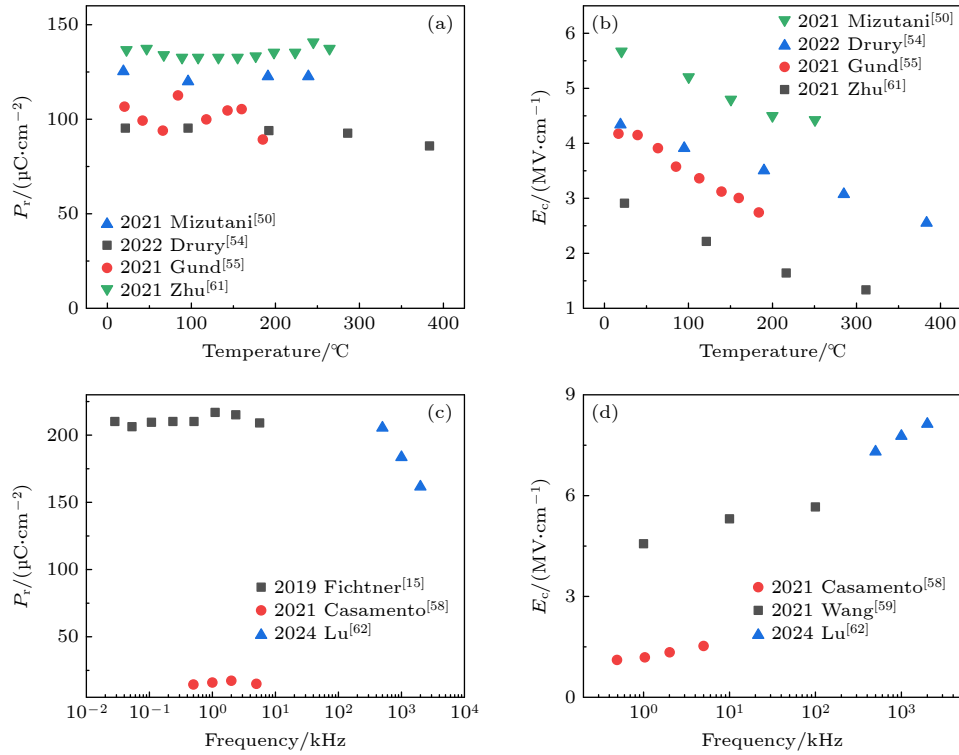


图 5 (a) $\text{Al}_{0.64}\text{Sc}_{0.36}\text{N}$ 薄膜的 HRTEM 图像, 插图为其原子分辨率 TEM 图像^[44]; (b) 对应于图 (a) 中的彩色线条的原子平面上的强度-距离线剖面图, 用于计算平均晶面间距^[44]; (c) 薄膜晶面间距增加的示意图^[44]; (d)–(f) AlScN 薄膜的 P_r , E_c , c/a 晶格常数与薄膜厚度的关系^[19,21,22,46,47,49–51]

Fig. 5. (a) HRTEM image of $\text{Al}_{0.64}\text{Sc}_{0.36}\text{N}$ film with its atomic resolution TEM image in the inset^[44]; (b) intensity-distance line profiles on the atomic planes corresponding to the colored lines in panel (a) for calculating the average lattice spacing^[44]; (c) schematic representation of the increase in lattice spacing of the films^[44]; (d)–(f) AlScN film's P_r , E_c , and c/a lattice constants versus film thickness^[19,21,22,46,47,49–51].

薄膜发生明显的 P_r 损耗, 与钙钛矿以及萤石结构的铁电薄膜形成了鲜明的对比. 这可能由于铁电体的电畴类型不同导致, 由于 AlScN 仅存在 180° 铁电畴^[15,51], 而钙钛矿或者铋基铁电薄膜存在多种铁电畴 (71° , 109° , 180°), 单一的电畴结构使得新畴在形核过程中被缺陷钉扎的情况较少, 使得 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜具备非常好的抗疲劳特性. Islam 等^[57] 进一步研究 $\text{Al}_{0.73}\text{Sc}_{0.27}\text{N}$ 薄膜的热稳定性.

根据 XRD 以及 STEM 研究发现, $\text{Al}_{0.73}\text{Sc}_{0.27}\text{N}$ 薄膜在 1100°C 以下没有发现铁电相到顺电相的转变, 并且几乎不发生结构变化^[57]. 因此, 与其他铁电材料相比, AlScN 薄膜具有优异的温度稳定性. 由于应用场景和设备类型的不同, 存储器的工作频率可能从 kHz 到 GHz 变化, 因此研究薄膜的铁电性与测试频率的关系非常重要. Fichtner 等^[15] 在最早发现 AlScN 薄膜具备铁电性时, 发现 300 nm

图6 AlScN 薄膜的 P_r 与 E_c 随测试温度和测试频率的关系 [50,54–56,58,59,61,62]Fig. 6. P_r versus E_c of AlScN films as a function of test temperature and test frequency [50,54–56,58,59,61,62].

厚的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的极化强度在较宽的频率范围内 (28 Hz—5 kHz) 范围内保持恒定. Casamento 等 [58] 通过改变脉冲频率测试了 $\text{Al}_{0.82}\text{Sc}_{0.18}\text{N}$ 薄膜的电滞回线, 发现 E_c 随着脉冲频率的增加呈线性增加, Wang 等 [59] 也发现了类似的现象, 如图 6(d) 所示. 根据 Ishibashi-Orihara 模型 [60], 与较低频率的电场相比, 高频电场的变化很快, 原子来不及做出响应, 可能导致薄膜在高频下具备高的 E_c . 综上所述, 具备良好的热稳定性以及呈线性的 E_c - f 关系的 AlScN 薄膜对于提高铁电存储器可靠性、存储密度以及简化电路设计等方面具有显著优势.

2.6 其他因素

对于具备优异的 c 轴择优取向的 AlScN 薄膜, 其矫顽场与漏电流大小与材料的单晶程度可能无显著关联. Wolff 等 [63] 通过金属有机化学气相沉积法 (metal-organic chemical vapor deposition, MOCVD) 在 n -GaIn 衬底上生长的单晶 $\text{Al}_{0.85}\text{Sc}_{0.15}\text{N}$ 薄膜确实具有铁电性. 然而, 他们对比了 Schönweger 等 [51] 通过磁控溅射在 n -GaIn 衬底上制备 AlScN (优异 c 轴择优取向的多晶薄膜) 的电滞回线, 如图 7(c) 所示. 溅射得到的 AlScN 薄膜在矫顽场附近表现出更低的漏电流. 然而, 薄膜厚度、Sc 含

量、以及薄膜与电极界面的化学和电子特性等因素可能产生影响, 不同制备方法的样品间漏电流只能进行定性比较. 不过这说明了沉积方法及其晶体质量并非决定 AlScN 薄膜矫顽场和漏电流的主要因素, 相反这些电学特性可能由电畴尺寸所主导. 溅射沉积的 AlScN 薄膜由直径在 5—30 nm 范围内的柱状晶粒构成, 且具有高度 c 轴取向特性 (面内可能存在扭转), 与 MOCVD 沉积的单晶薄膜电畴尺寸 (10—20 nm) 处于同一数量级, 如图 7(a) 和图 7(b) 所示. 这可能解释了为何迄今为止外延型与非外延型纤锌矿型铁电在铁电响应方面尚未出现根本性差异.

AlScN 薄膜中存在的 N 空位以及 AOGs 等缺陷可能会导致其在极化翻转过程中产生较大的泄漏电流, 限制了 AlScN 的进一步应用. 因此, Liu 等 [64] 通过对沉积的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 进行在 N_2 气氛下不同温度下 (400, 600, 800, 1000 °C) 退火来研究 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的结构和电学变化. 研究表明, 与不进行 N_2 退火处理的 AlScN 薄膜相比, 退火处理的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的结晶性明显改善, 并且 AOGs 的数量减少, 最终在 400 °C 下退火处理的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜漏电流水平降低了 4 个数量级, 如图 8(a) 和图 8(b) 所示. 然而 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的剩

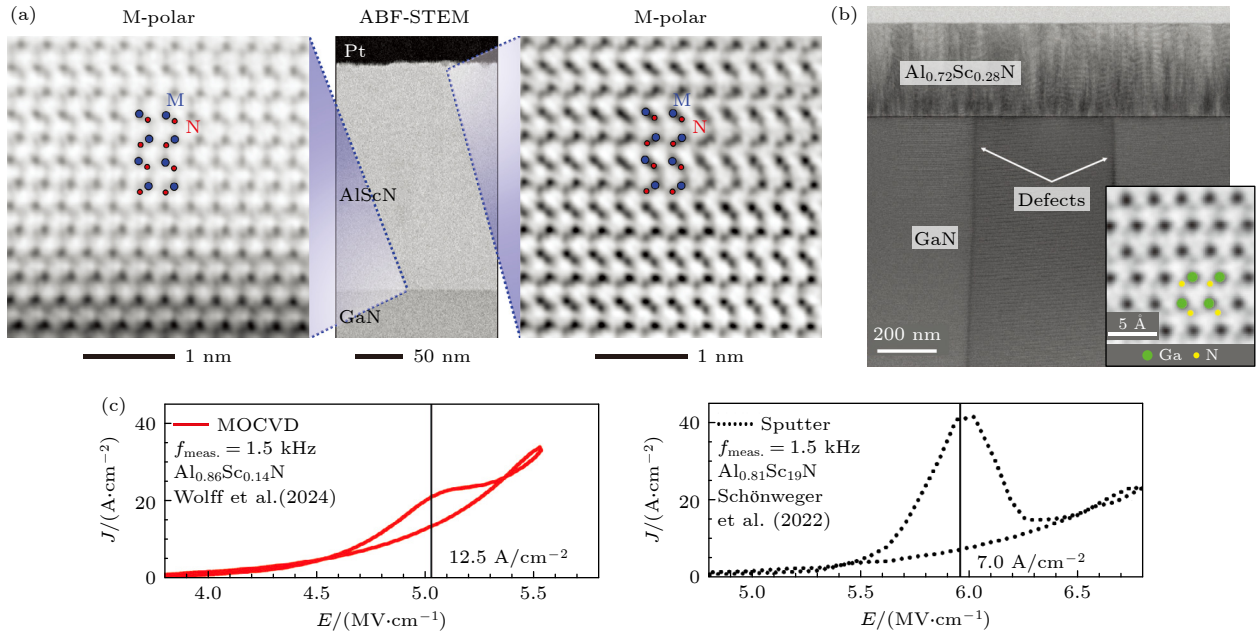


图 7 (a) MOCVD 生长的 $\text{Al}_{0.85}\text{Sc}_{0.15}\text{N}$ 薄膜的 ABF-STEM(中间图). 电容器下方的 AlScN 薄膜从底部界面(左图)到顶部电极(右图)完全呈现金属极性^[63]. (b) PVD 生长的 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的柱状晶粒结构以及 n-GaN 单晶衬底的缺陷的 ABF-STEM. 插图展示了氮化镓为金属极性^[51]. (c) 在 n-GaN 衬底上分别通过 MOCVD 和 PVD 沉积的 AlScN 薄膜的翻转电流和漏电流的比较^[63]

Fig. 7. (a) ABF-STEM investigation of the MOCVD-grown $\text{Al}_{0.85}\text{Sc}_{0.15}\text{N}$ film (center image). The atomic polarization of the AlScN film under the capacitor is identified to grow completely M-polar from the bottom interface (left image) toward the top electrode (right image)^[63]. (b) ABF-STEM image showing the columnar grain structure of the PVD-grown $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ film and defects in the single-crystalline n-GaN substrate. The inset illustrates the metal polarity of the GaN^[51]. (c) Comparison of the switching and leakage current for AlScN films deposited on n-GaN substrates by MOCVD and PVD^[63].

余极化强度在 400 °C 以上开始减小, 当温度上升到 800 °C 时, 薄膜不具备铁电性. 这可能由于薄膜在退火过程中引入了过量的 O 导致. 一方面, 电极与 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 界面处聚集的氧产生“印记”效应, 导致薄膜内部形成较大的去极化场阻碍铁电翻转; 另一方面, 掺入的氧也会减少 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 中 Al 原子和 N 原子的相对位移, 从而导致残余极化的显著降低. 此外, 与钙钛矿或者铅基铁电材料相比, AlScN 薄膜的矫顽场较大, 作为铁电存储器时, 写入电压较大并导致更多的电能消耗. 因此, 不同 Sc 含量的铁电薄膜叠层对矫顽场的调控可能是一个好的应对策略. 最近, Yasuoka 等^[65] 研究了 150 nm 厚的 $\text{Al}_{0.9}\text{Sc}_{0.1}\text{N}$ 、 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 单层铁电薄膜以及 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}(10\text{ nm})/\text{Al}_{0.9}\text{Sc}_{0.1}\text{N}(130\text{ nm})/\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}(10\text{ nm})$, $\text{Al}_{0.9}\text{Sc}_{0.1}\text{N}(10\text{ nm})/\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}(130\text{ nm})/\text{Al}_{0.9}\text{Sc}_{0.1}\text{N}(10\text{ nm})$ 的三层铁电薄膜的铁电翻转行为, 见图 8(c). 他们假设, 在高 Sc 铁电层与电极之间插入低 Sc 铁电层将会促进高 Sc 层铁电畴形核, 从而使得薄膜的 E_c 大幅度降低. 然而, 通过研究发现, 这种叠层结构与不同 Sc 含量的单层 AlScN 薄膜的 E_c 变化程度几乎相同, 如图 8(d) 所示, 并且

由 PUND 测试发现, 堆叠结构对铁电畴的生长速度几乎没有贡献. 通过理论模型以及 STEM 推测控制 E_c 的成核位点可能在薄膜的 Sc 富集区域, 而不是在 AlScN 界面上.

然而, Skidmore 等^[66] 在 2025 年首次发现纤锌矿铁电薄膜的表面近邻效应. 所谓表面近邻效应是一种界面诱导的物理现象, 指原本不具有铁电性(或难以翻转)的极性材料与一层可稳定翻转的铁电材料紧密接触时, 两者之间会通过内部电场耦合, 重新调整极性材料内部的自由能势垒, 从而使得原本难以翻转的极性材料也能在较低电场下实现极化翻转, 整体表现出可翻转的铁电行为. 该团队制备了包括 $\text{Al}_{0.82}\text{Sc}_{0.18}\text{N}/\text{AlN}$, $\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}/\text{AlN}/\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}$ 和 $\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}/\text{ZnO}$ 等大量的纤锌矿铁电/非铁电叠层结构薄膜. 测试发现, 这些叠层薄膜均具备明显的铁电性, 并改变相应铁电层的 E_c , 比如对于 $\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}$ 薄膜, 其 E_c 约为 6 MV/cm, 然而 $\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}/\text{ZnO}$ 薄膜的 E_c 约为 3.4 MV/cm, 显著地降低了 $\text{Al}_{0.94}\text{B}_{0.06}\text{N}$ 薄膜的 E_c . 通过化学蚀刻、压电力显微镜、二次谐波成像、压电系数测量、扫描透射电子显微镜观察 5 种途径多方面证实了

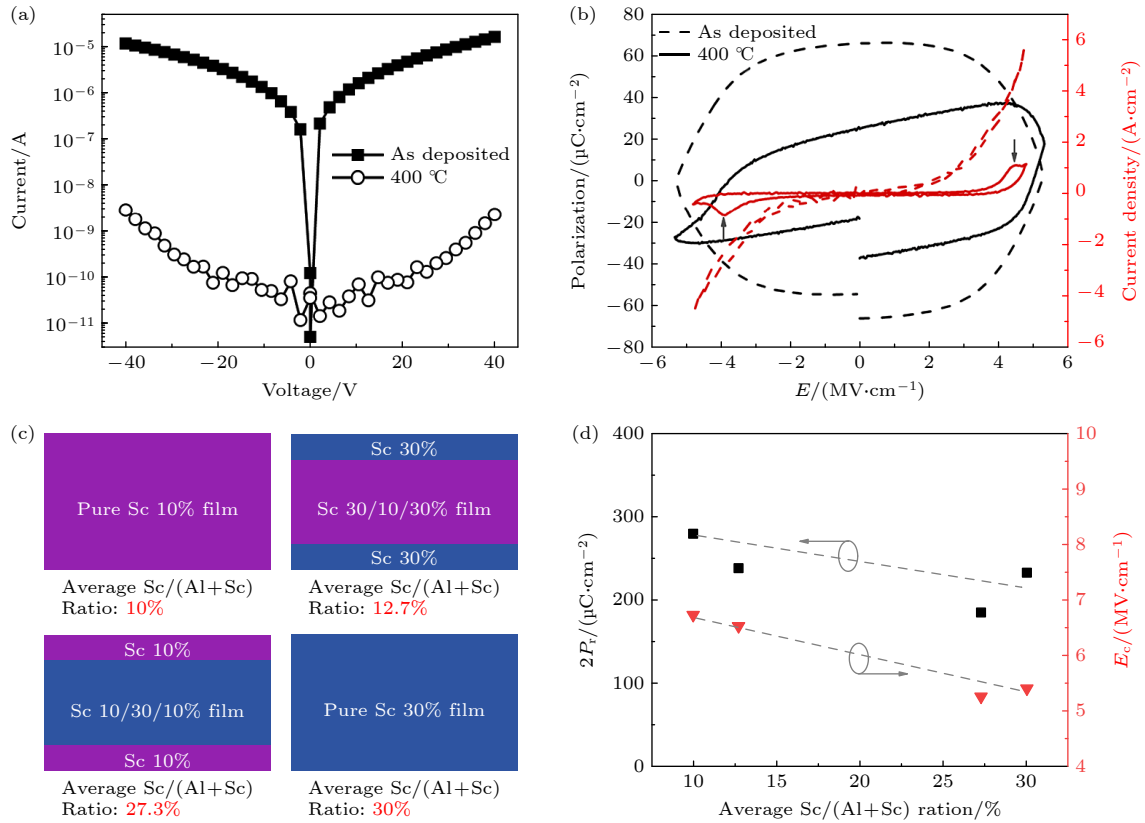


图 8 (a), (b) 400 °C 氮气退火前后 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的漏电流和 $P-E/J-E$ 图^[64]; (c), (d) 不同 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜叠层示意图以及对应的 P_r 和 E_c 随着平均 Sc 含量变化图^[65]

Fig. 8. (a), (b) Leakage current and $P-E/J-E$ plots of $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ thin films before and after nitrogen annealing at 400 °C^[64]; (c), (d) schematic diagrams of the stacking layers of different $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ films and the corresponding plots of the variation of P_r and E_c versus the average Sc content^[65].

非铁电层的极化翻转. 作者认为铁电层 (如 AlScN 或 AlBN) 在电场作用下使相反极性的电畴形核 (反极性核), 这些反极性核会从铁电层向非铁电层 (如 AlN 或 ZnO) 的界面传播. 当反极性核到达界面时, 它们会在界面附近产生强烈的弹性场和电场, 从而降低非铁电层的极化反转势垒. 然而, 铁电层/铁电层的叠层结构对矫顽场几乎没产生影响, 可能是由于两层均为铁电层, 具有相似的极化反转机制, 由界面引起的临近铁电效应的影响很小, 主要是层内各自形核, 因此 E_c 变化不大. 这些研究通过实验和理论计算为理解纤锌矿结构铁电薄膜的极化翻转机制提供了重要思路.

3 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 极化翻转机制

3.1 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜电畴

电畴 (畴区) 是铁电薄膜的基本组成部分. 一个晶粒中存在若干个小的电畴, 各个电畴具备不同的自发极化方向. 电畴与电畴之间的边界称为畴

壁 (或畴界), 畴壁的类型由两侧畴区内极化方向的夹角所定义. 电畴类型和铁电体的晶体结构有关, 比如四方晶体的钛酸钡 (BaTiO_3) 具备 180° , 71° 及 109° 电畴^[67]. 电畴会显著地影响薄膜的铁电翻转行为和响应速度, 从而影响铁电器件的读写能力. 对于纤锌矿结构的 AlScN 铁电薄膜, 其电滞回线与钙钛矿及 HfO_2 基铁电材料明显不同. 矩形的理想电滞回线可能与纤锌矿结构的 180° 畴壁有关. Kim 等^[68] 通过将非均匀场机制 (IFM) 模型与测试 AlScN 薄膜的等效电路模型相结合, 发现 AlScN 的铁电翻转速度比其他铁电材料快 2—3 个数量级, 这种更快的切换速度可能归因于 (002) 的择优取向, 不像其他材料, 它不涉及非 180° 的畴壁. Schönweger 等^[51] 在 $\text{n-GaN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 衬底上通过磁控溅射制备了 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 外延薄膜, 通过 STEM 发现在该结构在界面处 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 的极性为极化方向向上的金属极性并随着厚度提高转变为向下的氮极性, 这种极性转变是由于采用 GaN 衬底导致, 如图 9(a) 所示. Wolff 等^[69] 通过高分辨透射

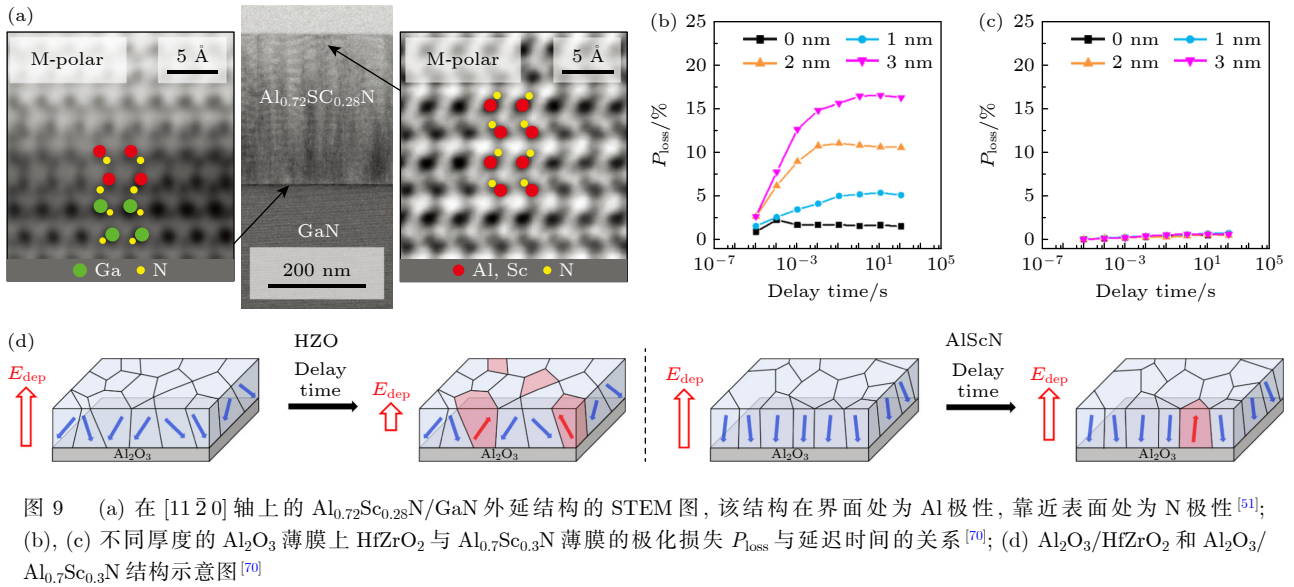


图 9 (a) 在 $[11\bar{2}0]$ 轴上的 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}/\text{GaN}$ 外延结构的 STEM 图, 该结构在界面处为 Al 极性, 靠近表面处为 N 极性^[51]; (b), (c) 不同厚度的 Al_2O_3 薄膜上 HfZrO_2 与 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的极化损失 P_{loss} 与延迟时间的关系^[70]; (d) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{HfZrO}_2$ 和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 结构示意图^[70]

Fig. 9. (a) STEM image of $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}/\text{GaN}$ epitaxial structure on the $[11\bar{2}0]$ axis, which is Al-polar at the interface and N-polar close to the surface^[51]; (b) and (c) P_{loss} versus delay time for HfZrO_2 and $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ films on Al_2O_3 films of different thicknesses^[70]; (d) schematic diagrams of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{HfZrO}_2$ and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ structures^[70].

电子显微镜 (HRSTEM) 发现 AlScN 薄膜具备稳定的 Al 极性或者 N 极性, 并且无需预极化. Kim^[70] 通过在 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 或 HfZrO_2 薄膜和 TiN 底电极之间插入不同厚度 (0—3 nm) 的 Al_2O_3 薄膜, 研究了 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 和 HfZrO_2 薄膜抵抗去极化效应的能力. 发现 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的 E_c 和 P_r 分布更均匀, 去极化效应不明显, 如图 9(b) 和图 9(c) 所示. 这些结果均表明由于纤锌矿 c 轴择优取向的晶体结构, 薄膜的极性或者极化方向垂直薄膜表面, 仅存在 180° 电畴且分布均匀. 相较于其他类型的电畴, 180° 畴在翻转过程中原子重排较容易, 极化响应迅速, 如图 9(d) 所示. 对于先进器件的研发而言, 调控 AlScN 薄膜的初始极性至关重要^[71,72]. Zhao 等^[27] 通过研究 Sc 含量与 AlScN 薄膜结构及性能之间的关系, 发现随着 Sc 含量增加, 薄膜极性由金属极性 (M 极性) 转变为氮极性 (N 极性). 此外, Islam 等^[73] 系统研究了氧 (O) 掺杂对 $\text{Al}_{0.73}\text{Sc}_{0.27}\text{N}$ 铁电薄膜结构与生长极性的影响, 结果表明随着氧含量增加, 薄膜极性从 N 极性反转为 M 极性. 这些研究结果充分表明, 通过工艺工程能够实现对 AlScN 薄膜初始电畴 (极性) 的调控, 这提供了除极化翻转外的另一种途径, 并且该方法能够以更简化的方案和更高的集成潜力推动高性能器件设计.

3.2 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜翻转动力学

铁电薄膜的极化翻转行为可以通过电滞回线

来描述. 当外加电场超过矫顽电场后, 薄膜的电偶极子被重新定向, 极化矢量方向与施加电场同向. 在此过程中, 不同的铁电材料适用于不同的极化翻转动力学模型. 比如经典的 Kolmogorov-Avrami-Ishibashi (KAI) 模型描述了极化翻转是由电畴形核及合并长大过程控制. KAI 模型符合钙钛矿基铁电单晶的铁电行为, 能够准确地描述其翻转动力学. 形核限制翻转模型 (nucleation limited switching, NLS) 认为铁电体由不同的独立翻转区域所组成, 每个局部的翻转区域具备不同的特征翻转时间. 因此, 对于多晶多相的 HfO_2 基铁电薄膜, 考虑局部翻转时间分布的 NLS 模型更加适合. 理解 AlScN 薄膜的极化翻转动力学至关重要, 这将为纳米电子器件尤其是高密度非易失随机存储器的设计思路带来启发. Lu 等^[62] 通过图 10(a) 的 PUND 脉冲波并改变 set 脉冲波的幅值和宽度对 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜进行大量测试, 并将测试结果进行 NLS 和 KAI 模型拟合, 如图 10(b) 所示, 从而分析 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的翻转动力学. 通过上述方式研究发现, 随着施加电场的增加, $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的翻转行为从均匀成核 (KAI 模型) 向离散的个体成核 (NLS 模型) 发生转变, 通过压电力显微镜观察也证实了这一点^[62]. 此外, Yazawa 等^[74] 发现在高电场下 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜的 KAI 拟合的 Avrami 指数 n (与电畴的有效维数有关, $n \leq 4$) 不符合物理规律, 通过在 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov

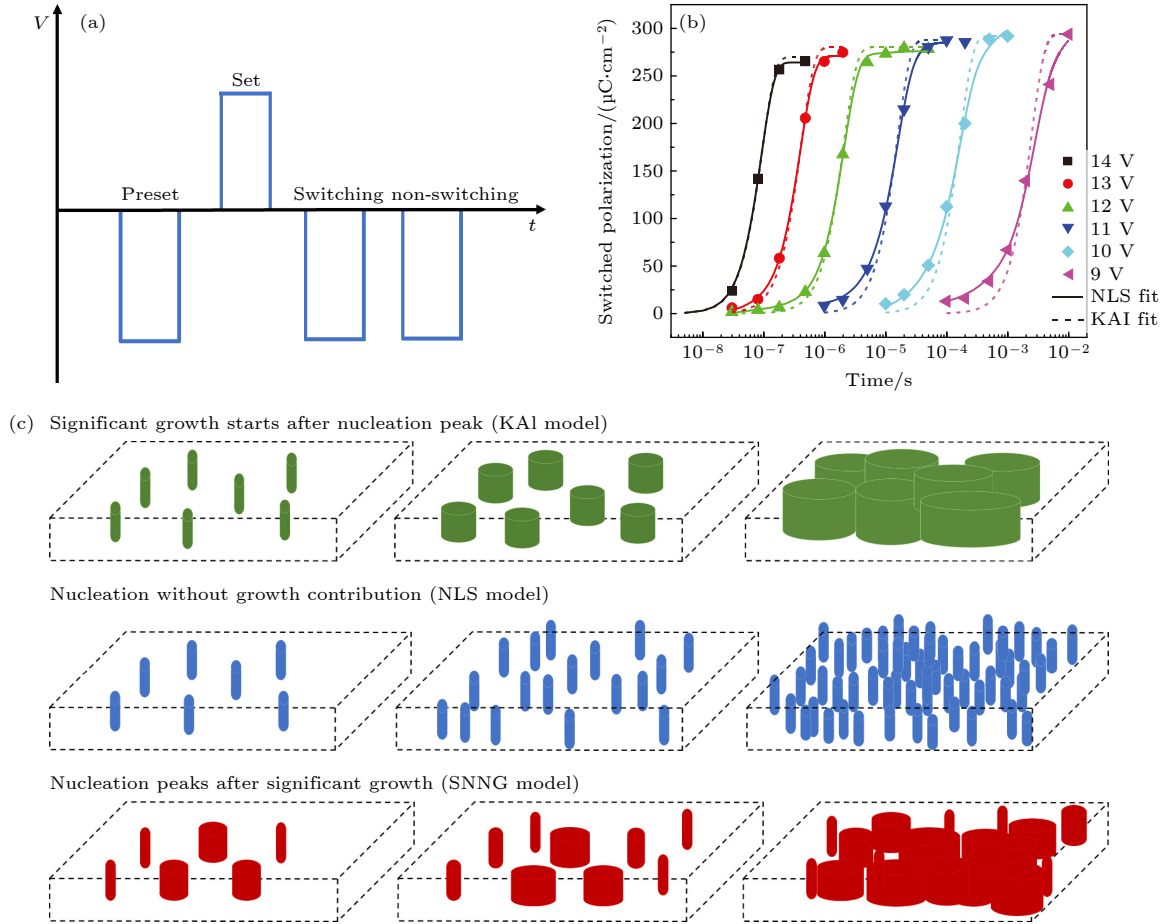


图 10 (a) 瞬态电流测量过程中使用的脉冲序列^[62]; (b) 在不同脉冲电压下通过改变脉冲宽度 (时间) 得到的 $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ 薄膜的极化强度以及通过 KAI 和 NLS 模型公式的拟合情况^[62]; (c) 不同模型 (KAI, NLS, SNNG) 的电畴形核及生长示意图^[74]

Fig. 10. (a) Pulse sequence used during transient current measurement, t_{delay} is the delay time between pulses and t_{width} is the pulse width^[62]; (b) polarization of $\text{Al}_{0.72}\text{Sc}_{0.28}\text{N}$ films obtained by varying the pulse width (time) at different pulse voltages and the fit through the KAI and NLS model equations^[62]; (c) schematic diagrams of the nucleation and growth of domains for the different models (KAI, NLS, and SNNG)^[74].

(JMAK) 方程基础上添加了非线性成核速率指数 m , 提出了适用于 AlScN 薄膜开关动力学的 SNNG 生长模型, 如图 10(c) 所示. SNNG 模型描述了 AlScN 薄膜在翻转过程中电畴存在形核和生长的竞争, 从而解释了新型纤锌矿结构铁电薄膜的异常翻转行为. KAI、NLS 和 SNNG 模型公式如下:

$$\begin{aligned}\Delta P_{\text{norm}} &= \Delta P(t) / (2P_s) \\ &= 1 - \exp[-(t/t_0)^n] \text{ (KAI)},\end{aligned}\quad (1)$$

$$\begin{aligned}\Delta P_{\text{norm}} &= \Delta P(t) / (2P_s) \\ &= \int_{-\infty}^{\infty} [1 - \exp(-t/t_0)] F(\log(t_0)) d(\log(t_0)) \\ &\approx \frac{A}{\pi} \left[\arctan\left(\frac{\log t - \log t_1}{w}\right) + \frac{\pi}{2} \right] \text{ (NLS)},\end{aligned}\quad (2)$$

其中,

$$F(\log(t_0)) = \frac{A}{\pi} \left[\frac{w}{(\log(t_0) - \log(t_1))^2 + w^2} \right], \quad (3)$$

$$\begin{aligned}\Delta P_{\text{norm}} &= \frac{\Delta P(t)}{2P_s} = 1 - \exp \left[-2\pi d\nu^2 N(\infty) \alpha m \right. \\ &\quad \times \left. \int_0^t \tau^{m-1} (t - \tau)^2 \exp(-\alpha \tau^m) d\tau \right] \text{ (SNNG)},\end{aligned}\quad (4)$$

其中, P_s 为自发极化强度, t_0 为特征翻转时间, n 为 Avrami 指数, A 为归一化常数, $F(\log(t_0))$ 为特征翻转时间的对数的洛伦兹分布, w 和 $\log(t_1)$ 分别是半峰宽和洛伦兹分布的中心值, ν 为拟合参数, $N(\infty)$ 为原子核的饱和密度, m 为非线性成核速率.

3.3 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 薄膜电畴形核位置

了解 AlScN 薄膜中的铁电畴在外加电场下的形核位置可以更深入地理解铁电畴的形成以及畴壁

的运动. 由 Yasuoka 等^[65]的研究结果可知, AlScN 薄膜的叠层结构对矫顽场的影响很小, 这表明叠层薄膜的电畴形核是彼此独立, 形核位点不在 AlScN 薄膜的界面处而是在薄膜内部. Yazawa 等^[16]根据密度泛函理论 (DFT) 计算发现, AlScN 的铁电性是由非方向性的 Sc—N 离子键和 sp^3 方向的 Al—N 共价键之间的差异控制的. 在 Sc 掺杂的位置形成的非方向性 Sc—N 键, 局部键方向性的减弱将削弱纤锌矿极性结构并减小了极性结构与中间 hBN 非极性结构之间的能量差以促进极化翻转. Krishnamoorthy 等^[75]利用基于量子分子动力学的密度泛函理论模拟了 AlScN 薄膜的电畴的生长过程, 发现所有极化翻转均开始于 Sc 位点. 此外, 在实验方面, Calderon 等^[76]通过球差校正扫描透射电子显微镜的差分相位衬度技术 (dDPC-STEM) 证实了成核发生在局部电场最大的区域, 局部无序结构提供了低能量的途径从而促进电畴成核. 此外, 除了薄膜中的 Sc 富集区可能是电畴的形核位点, 残留在电极界面处的电畴可能也是. Wolff 等^[69]采用像差校正扫描透射电子显微镜 (STEM) 在底电极 Mo/AlScN 界面处观察到一个具有氮极性的电畴区域, 这表明电极界面处确实存在残余电畴. Gremmel 和 Fichtner^[77]通过研究 AlScN 薄膜的非对称矫顽场随循环周期的变化情况. 发现随着循环次数的提高, 薄膜的正、负矫顽场均减小且非对称情况逐渐减弱, 并通过单侧电场 (unipolar) 循环排除了内建电场的印记效应. 提出施加正向/反向电场时, 一部分负向/正向电畴依然残留在电极界面处, 这部分残余的负向/正向电畴在施加负向/正向电场的过程中促进形核从而减小 AlScN 薄膜的矫顽场. 最近, Woff 等^[78]通过 STEM 首次观测到顶部电极界面处残留电畴 (钉扎畴), 发现该畴结构在反向自发极化后仍能稳定存在, 并作为后续畴生长的起点.

3.4 $Al_{1-x}Sc_xN$ 薄膜漏电流和疲劳特性

铁电薄膜在极化翻转过程中可能由于缺陷聚集产生漏电流, 进行多次循环后漏电流增加导致铁电薄膜的电学性质劣化. 因此, 理解并调控 AlScN 薄膜中的漏电流对提高铁电薄膜和铁电存储器的性能非常重要. Lu 等^[62]通过压电力显微镜 (PFM) 和静态 $I-V$ 测试发现, 当薄膜发生极化翻转时, 膜内的漏电流突然提高, 并由 PFM 观察到

翻转过程中畴壁发生扩展, 最终得出结论: 畴壁是导电的. 电畴具备导电性以前也有研究. Seidel 等^[67]实验发现了 $BiFeO_3$ 薄膜中的 180° 和 109° 畴壁呈现导电性, 并且通过理论和实验研究证明了畴壁的导电能力是由畴壁附近聚集的大量的氧空位等缺陷调整了局部的缺陷能级实现. Chen 等^[79]通过三种不同的脉冲测试波形即双极脉冲、单极正脉冲、单极负脉冲测试了 AlScN 薄膜在不同循环次数下的电滞回线以及漏电流水平. 结果发现, 当施加大于 E_c 的双极脉冲时, AlScN 薄膜的极化强度和漏电流随着循环次数迅速提高; 施加大于 $|E_c|$ 的单极正/负脉冲或小于 E_c 的双极脉冲时, 薄膜漏电流无明显提高, 如图 11(a)—(f) 所示. 这说明漏电流的增加需要改变自发极化, 在此过程中可能涉及缺陷的富集. 为了进一步确定漏电流的产生机理, 作者将 Poole-Frenkel 发射机制和密度泛函理论 (DFT) 结合, 计算了无缺陷 $Al_{0.7}Sc_{0.3}N$ 晶胞的能带结构和不同缺陷 (Al, Sc, N 空位) 的形成能随费米能级 (E_F) 变化的函数关系, 其中包含不同的电荷态. 发现对 AlScN 薄膜 (p 型半导体) 漏电起主要作用的缺陷为带正电荷的 N 空位, 如图 11(h) 和图 11(i) 所示. 在改变极化方向时, N 空位在禁带中作为陷阱态捕获电子, 随着循环次数增加, 畴壁聚集大量的氮空位导致陷阱态能级降低, 显著提高了漏电流, 这与其他研究一致^[68,80]. 最近, Wang 等^[81]通过高分辨扫描透射成像技术 (HAADF-STEM) 观测到 ScGaN 的垂直畴壁 (vertical domain walls, VDWs) 和水平畴壁 (horizontal domain walls, HDWs), 发现 HDWs 呈现弯曲的二维六方相结构, 并且畴壁处存在大量的缺乏 N 原子的悬挂键. 通过 DFT 计算发现, HDWs 处富含未钝化的悬挂键形成带隙中间态, 表明 HDWs 是带电畴壁. 尽管研究对象为 ScGaN 铁电薄膜, 但这也说明同为纤锌矿结构的 AlScN 薄膜中极化电流之外的漏电流可能是由于水平畴壁处缺乏大量 N 原子导致. 在 2.6 节陈述的研究结果中, 改善薄膜漏电流的方法可以通过 N_2 或者 NH_3 退火的方式能够减少 AlScN 薄膜中的 N 空位^[64,82].

4 $Al_{1-x}Sc_xN$ 铁电薄膜的应用前景

随着机器学习和人工智能的飞速发展, 非易失性存储器 (NVM) 器件的需求显著增加. AlScN 薄膜

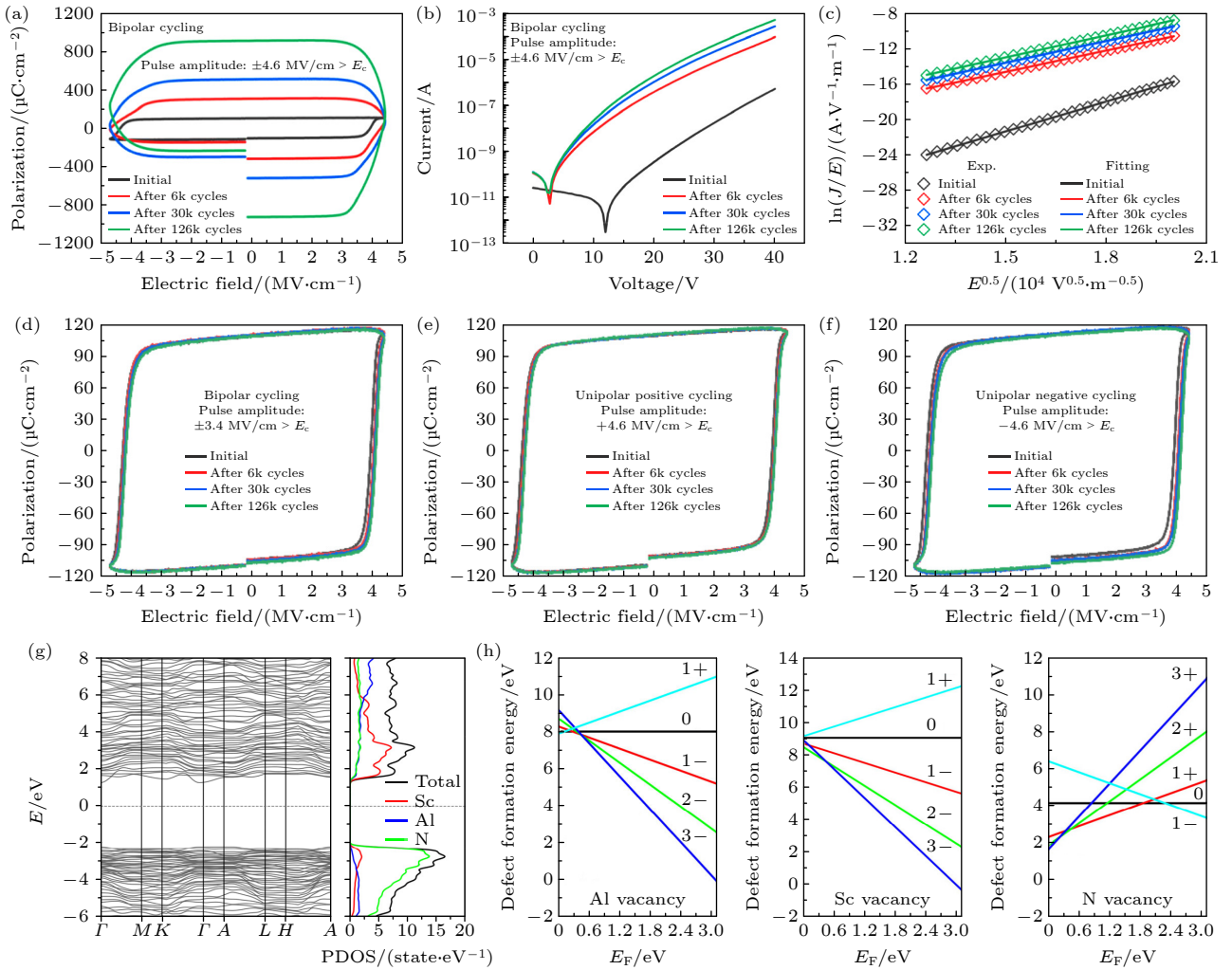


图 11 (a), (b) 在室温下对 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 薄膜进行双极循环得到不同次数循环下的 P - E 电滞回线和静态漏电流曲线^[79]; (c) 由图 (b) 得到的 $\ln(J/E)$ - $E^{0.5}$ 关系, 并根据 Poole-Frenkel 发射模型进行拟合^[79]; (d)–(f) 通过施加小于 E_c 的双极脉冲或大于 $|E_c|$ 的单极正/负脉冲得到的不同次数循环下的 P - E 电滞回线^[79]; (h) $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 完美晶胞的能带结构, 费米能级设为零, 并用水平虚线表示^[79]; (i) 不同空位类型 (V_N , V_{Sc} 和 V_{Al}) 的 $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ 的缺陷形成能随费米能级的变化关系, 其中 $E_F = 0$ 对应于价带底^[79]

Fig. 11. (a), (b) P - E hysteresis loops and static leakage current curves obtained from bipolar cycling of $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ film at room temperature for different numbers of cycles^[79]; (c) $\ln(J/E)$ - $E^{0.5}$ relationship obtained from panel (b) and fitted with the Poole-Frenkel emission model^[79]; (d)–(f) P - E hysteresis loops obtained from applying either bipolar pulses less than E_c or the unipolar positive/negative pulses greater than $|E_c|$ ^[79]; (h) the band structure of the perfect cell of $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ model. The Fermi level is set to zero and represented by the horizontal dashed line^[79]; (i) defect formation energies of $\text{Al}_{0.7}\text{Sc}_{0.3}\text{N}$ models with different types of vacancy V_N , V_{Sc} , and V_{Al} in the relaxed configurations as a function of Fermi level. $E_F = 0$ corresponds to VBM^[79].

因其强大的铁电性引起了人们的研究兴趣. 本节旨在从商业存储器需求的角度概述基于 AlScN 的铁电存储器的应用前景.

4.1 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 在铁电随机存储器中的应用前景

目前为止, 铁电随机存储器 (FeRAM) 是铁电存储器应用中唯一实现商业化的电子产品. FeRAM 的结构和工作原理与传统的 DRAM 相似 (如图 12(a) 所示), 但因为使用铁电层替代了绝缘层并保持了

自发极化, 其工作原理基于铁电材料的极化方向可被电场改变, 通过检测位线 (BL) 电容上的电压变化来实现数据的读取. 由于 FeRAM 具有非易失性存储的特点, 可以减少甚至避免数据的刷新时间, 大大降低了功耗. 此外, 基于 HfO_2 的 FeRAM 已经能够实现纳秒级的数据切换^[83]. 尽管 FeRAM 有这些优点, 但仍有一些问题亟待解决. 根据 FeRAM 的密度尺度^[84,85], 最好采用高极化强度、低介电常数的铁电材料来提高存储器的感测裕度 (sensing margin). 此外, FeRAM 的读取操作是破坏性的,

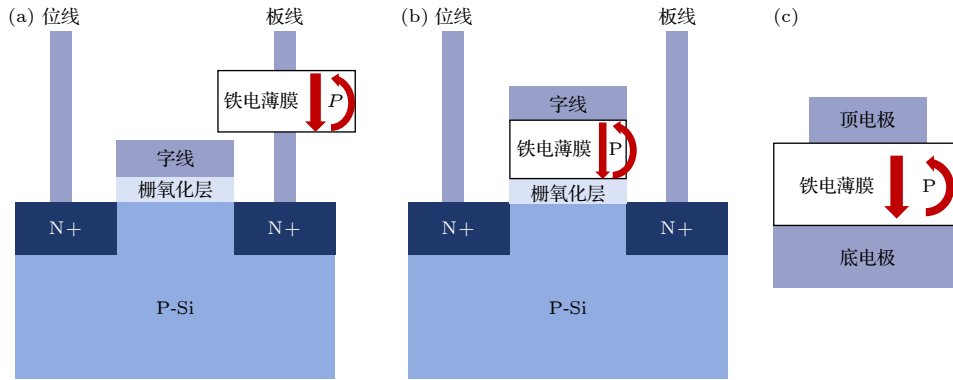


图 12 (a)–(c) FeRAM, FeFET 和 FTJ 的结构示意图

Fig. 12. (a)–(c) Schematic structure of FeRAM, FeFET, FTJ.

每次读取后需要恢复原来数据^[86]. 因此, 铁电薄膜应该具有好的循环耐久性和较低的 E_c . 有关 AlScN 的 MFM 电容器一直进行着深入研究. 2021 年 Wang 等^[59] 设计了相对介电常数 (k) 约为 18、剩余极化强度为 $115 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ 的 $\text{Al}/\text{Al}_{0.68}\text{Sc}_{0.32}\text{N}/\text{Al}$ 铁电电容, 可在 200 ns 内实现极化翻转, 并且在 8.7×10^3 次循环后没有明显的疲劳行为, 如图 13(a)–(d) 所示. 此外, Schonweger 等^[47] 在 1 V 电压下实现了 5 nm 的 $\text{Al}_{0.74}\text{Sc}_{0.26}\text{N}$ 的铁电性. 通过 PUND 排除了漏电对矫顽场和电容的影响, 如图 13(e) 和图 13(f). 发现在 10 nm 以下, $\text{Al}_{0.74}\text{Sc}_{0.26}\text{N}$ 薄膜的 E_c 随膜厚反而减小, 见图 13(g), 这对实现 AlScN 在亚纳米尺度的商业化应用具备重要意义. 2025 年 6 月, 在日本举办的超大规模集成电路技术与电路研讨会中, 复旦大学芯片与系统前沿技术研究院^[87] 首次展示了基于 30 nm 的 AlScN 铁电薄膜的 1 kb 容量的 0 T1 C 结构的 FeRAM 阵列, 通过电极与界面结构优化, 该阵列的铁电存储器实现了高极化强度 ($P_r > 150 \mu\text{C}/\text{cm}^2$), 在 300 °C 高温环境下承受 10^8 次扰动脉冲后, 仍保持优异的抗干扰性能且存储窗口退化可忽略不计. 对于其硬件测试, 1 kB 容量的 0T1C 结构的 AlScN 阵列通过 FPGA 控制 MUX 模块对选定器件进行“超大规模集成电路 (VLSI)”目标图案的编写, 根据 AlScN 极化翻转的特性实现了“VLSI”的可视化呈现. 这些成果充分证明了高 P_r 、低 k 并且在亚纳米尺度下具备小 E_c 的 AlScN 在高密度铁电存储器方面的巨大潜力, 并在严苛环境下保持稳定运行.

4.2 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 在铁电场效应管中的应用前景

金属-铁电层-绝缘层-半导体 (MFIS) 结构的铁电场效应管 (FeFET) 是目前研究最广泛的结构,

与金属氧化物半导体场效应晶体管 (MOSFET) 相似, 区别是用铁电薄膜取代栅极 SiO_2 绝缘介质层 (见图 12(b)). 其他结构的 FeFET 器件已经研究和制造^[7], 在此不再描述. 铁电薄膜自发极化能够控制沟道载流子的数量, 从而改变源极和漏极的导通情况, 这对应于数据存储中的“0”和“1”. 不同存储状态下电压的差异被称为内存窗口 (memory window)^[88], 开/关比是栅极电压为 0 V 时“0”和“1”状态的电流之比^[89]. FeFET 最显著的性能优势是大的开/关比、内存窗口 (MW)、良好的数据保留性和耐久性. 以 AlScN 铁电薄膜为基础的 FeFET 也已被证明与 BEOL 工艺兼容^[90,91], Liu 等^[90] 将 100 nm 的 $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}$ 与多层 MoS_2 集成, 其中 $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}$ 作为栅绝缘层, MoS_2 作为沟道, 具备高 P_r 值 ($>100 \mu\text{C}/\text{cm}^2$) 的 $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}$ 铁电薄膜实现了比 SiO_2 介质层更大的载流子密度调控, 实现 10^6 的高开关比 (图 14(a)). 然而, 这种多层 MoS_2 是通过在块状晶体中机械剥离出来的, 该方法可控性差, 无法满足规模化生产的需求. 因此, Kim 等^[91] 使用 CVD 和 MOCVD 制备了厚度精确可控、大面积的 MoS_2 沟道. 值得注意的是, 由于 AlScN 的高 P_r 值 (铁电存储器的写入功耗较高), FeFET 拥有大于 10^7 的开关比和高达 8 V 的存储窗口. 该 FeFET 能稳定保留数据长达 10 年, 循环耐久性超过 10^4 , 如图 14(c) 和图 14(d) 所示. 这些工作为未来 AlScN 基 FeFET 取代闪存提供了强有力的证据.

4.3 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 在铁电隧道结中的应用前景

铁电隧道结 (FTJ) 是一种两端器件, 如图 12(c) 所示, 其工作原理基于隧穿电致电阻效应, 通过两

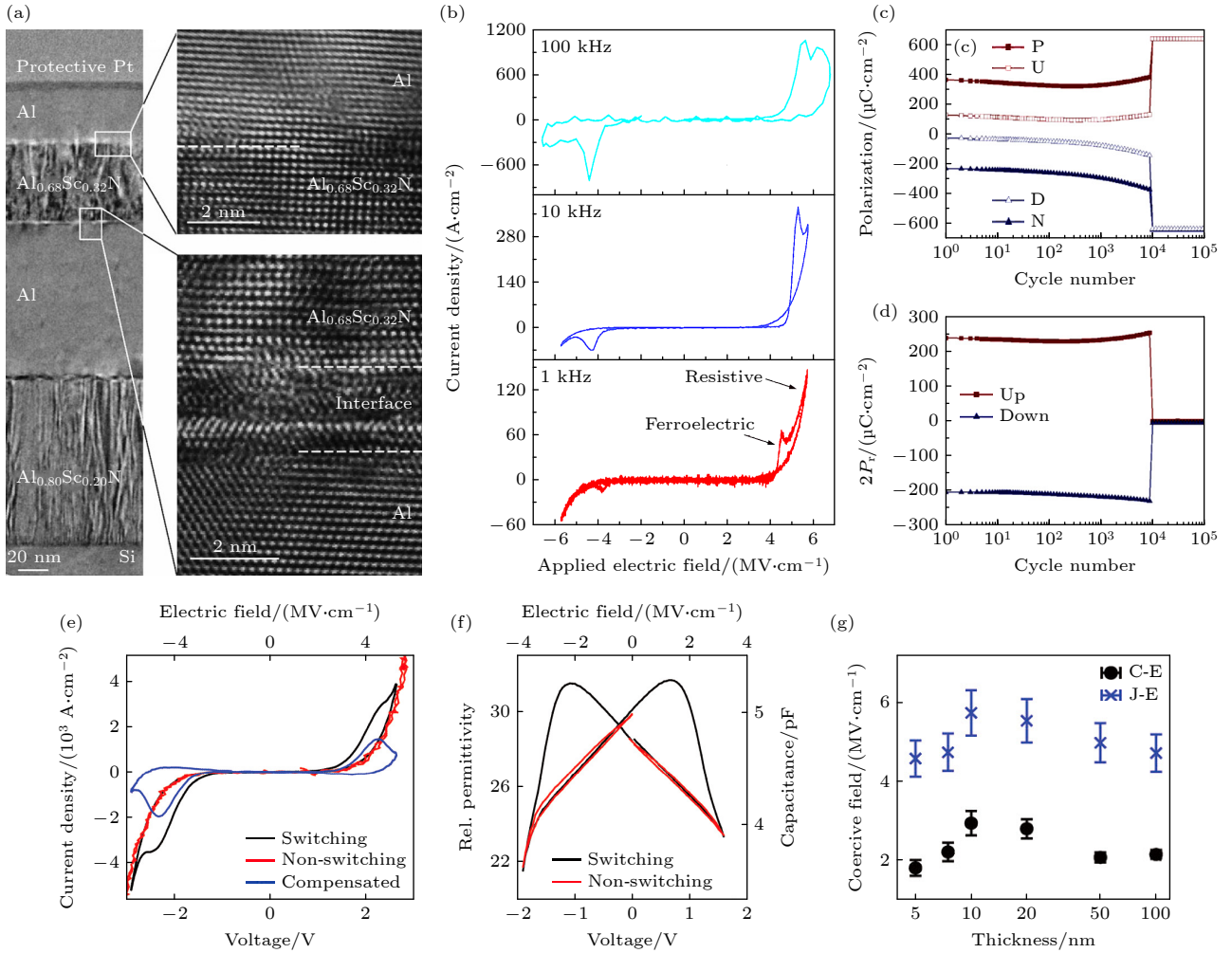


图 13 (a) Al/Al_{0.68}Sc_{0.32}N/Al 铁电电容器在 Al 衬底上的横截面 TEM 结果以及 Al_{0.68}Sc_{0.32}N 在底/顶部界面的高分辨率 TEM^[50]; (b) Al/Al_{0.68}Sc_{0.32}N/Al 电容器在 1, 10 和 100 kHz 下的 $J-E$ 图^[59]; (c), (d) PUND 测试得到的极化强度以及计算得到的 Al_{0.68}Sc_{0.32}N 的剩余极化强度^[59]; (e), (f) 通过 PUND 测试得到膜厚为 5 nm 的 Al_{0.74}Sc_{0.26}N 薄膜的 $J-V$ 和 $C-V$ 曲线^[47]; (g) Al_{0.74}Sc_{0.26}N 的 E_c 与膜厚的关系^[47]

Fig. 13. (a) Cross-sectional TEM results of Al/Al_{0.68}Sc_{0.32}N/Al ferroelectricity capacitor on Al substrate and high-resolution TEM of Al_{0.68}Sc_{0.32}N at the bottom/top interface^[59]; (b) $J-E$ plots of Al/Al_{0.68}Sc_{0.32}N/Al capacitor at 1, 10 and 100 kHz^[59]; (c), (d) polarization obtained from PUND tests and the calculated remnant polarization intensity of Al_{0.68}Sc_{0.32}N^[59]; (e), (f) $J-V$ and $C-V$ curves of Al_{0.74}Sc_{0.26}N films with a film thickness of 5 nm by PUND tests^[47]; (g) E_c versus film thickness of Al_{0.74}Sc_{0.26}N^[47].

个金属电极之间的铁电极化方向来调制隧穿势垒的高度, 从而改变隧穿电流, 具备类似二极管的整流特性. 铁电隧道结最简单的结构是 MFM, 其他结构包括 MFS 堆叠、MFIM 以及 MFIS 结构^[92,93], 这些结构由于底、顶电极的不对称设计具有比 MFM 结构的 FTJ 更高的开/关电流比^[94]. 由于 FTJ 的读取是通过识别隧道电流大小, 因此其数据读取是非破坏性的^[94], 并且只要铁电层的极化方向不变, 隧穿电流基本保持不变, 因此 FTJ 也具有非易失性^[95]. 对于 FTJ 来说, 高 P_r 的铁电材料会耗尽更多界面处的电荷, 增加隧穿势垒的宽度, 最大程度减小关闭状态电流, 同时实现较大开/关比和高的开启状态

电流, 这一点对于实现高密度 FTJ 阵列的商业化制造非常重要^[96]. 基于 AlScN 薄膜高 P_r 且与 BEOL 工艺兼容的特点, Liu 等^[97] 制备了 Pt/自然氧化层/Al_{0.64}Sc_{0.36}N/Pt 结构的 FTJ 器件. 其低电阻和高电阻状态之间开关电流比超过 5×10^4 . 此外, 在直流循环过程, $I-V$ 曲线展示出较好的稳定性和可重复性, 高/低电流状态在 300 K 时保持时间超过 10^3 s. 此外, 铁电层的厚度缩放对 FTJ 也会产生影响, 比如非铁电死层比例增加^[98], 这将在 FTJ 中形成较大的去极化场^[99], 降低器件的可靠性. 值得注意的是, 具有纤锌矿结构的 AlScN 并没有出现像 HfO₂ 薄膜中的死层, 但会出现约 1 nm 的薄层, 该薄层

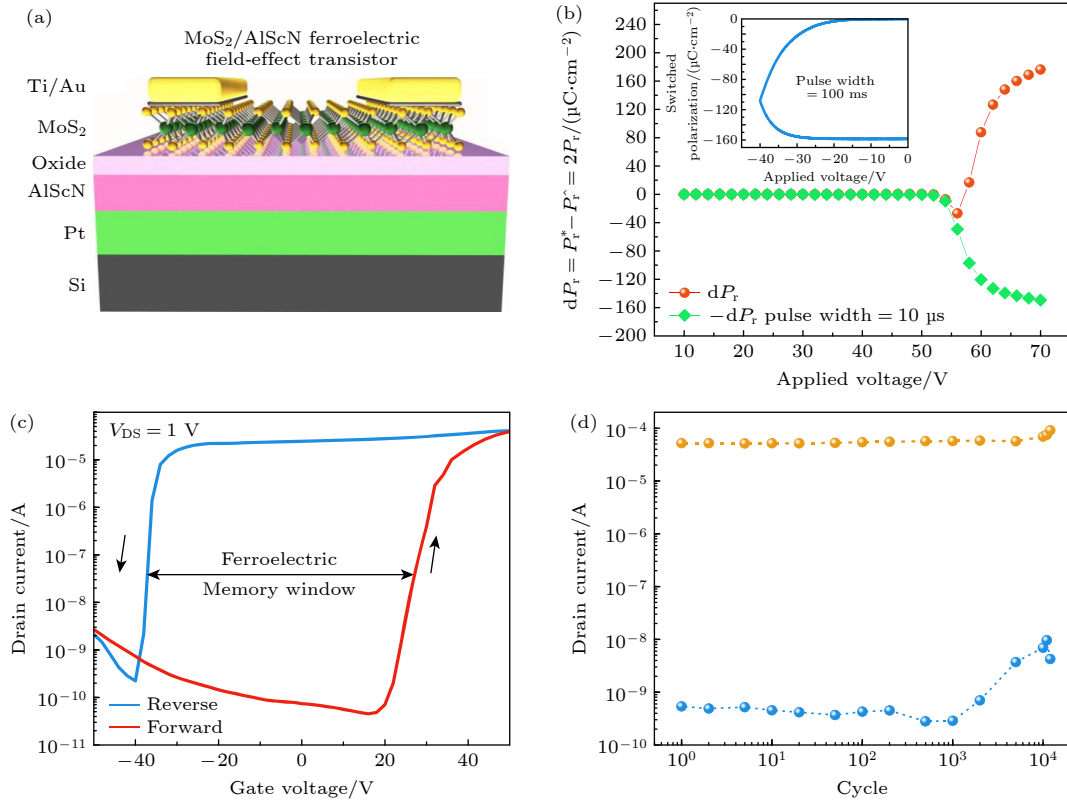


图 14 (a) $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}$ /多层 MoS_2 组成的 FeFET 示意图^[90]; (b) $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}/\text{MoS}_2$ 基 FeFET 的室温 PUND 结果^[90]; (c) FeFET 在正向 (红色) 和反向 (蓝色) 扫描下的转移特性^[91]; (d) FeFET 在开/关状态下的耐久性测试^[91]

Fig. 14. (a) Schematic diagram of FeFET composed of $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}$ /multilayer MoS_2 ^[90]; (b) PUND results at room temperature of $\text{Al}_{0.71}\text{Sc}_{0.29}\text{N}/\text{MoS}_2$ -based FeFET^[90]; (c) transfer characteristics of FeFET under forward (red) and reverse (blue) scans^[91]; (d) endurance testing of FeFET in the on/off condition^[91].

中存在残留的电畴, 可能会对 FTJ 产生影响^[69]. 此外, AlScN 具备较大的矫顽场, 能够屏蔽去极化场的影响, 从而提高器件的抗干扰能力. 综上所述, AlScN 薄膜在 FTJ 中具有广阔的应用前景.

5 挑战与展望

AlScN 作为一种新兴的纤锌矿结构铁电体, 因其与 CMOS 工艺兼容、极高的居里温度和巨大的自发极化等优势, 在高密度非易失性存储器和神经形态计算等领域展现出巨大潜力. 然而, 要将其成功推向实际应用, 必须解决以下几个核心挑战.

挑战一 高矫顽场与功耗. AlScN 的铁电性源于 Sc 掺杂引起的极性翻转势垒降低. 然而, 其 E_c 高达 5 甚至 6 MV/cm, 远高于传统 PZT (约 0.1 MV/cm) 和 HfO_2 铁电材料 (约 1.5 MV/cm). 这意味着在典型的 10 nm 厚度薄膜上, 需要施加 5—6 V 的电压才能实现极化翻转, 这不仅带来了高功耗, 也对晶体管的耐压能力提出了严峻挑战.

根据目前的研究成果, 我们可以通过应变工程、界面工程以及畴工程实现矫顽场的有效降低. 应变工程: 通过选择合适的底电极 (如 $\text{HfN}_{0.4}$ 或者 Pt) 引入可控的应变, 从而调控极化翻转势垒. 界面工程: 利用临近铁电性设计 AlScN 与 ZnMgO 等纤锌矿结构叠层实现矫顽场的调控. 畴工程: 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所 Liu 等^[100] 通过磁控溅射工艺调控得到了金属极性、氮极性电畴共存的 AlScN 薄膜, 最终实现矫顽场的有效降低. 因此畴工程实现 E_c 降低也是个重要思路.

挑战二 漏电流与可靠性. 高电场操作下, AlScN 薄膜的漏电流问题尤为突出. 高漏电流不仅增加了功耗, 更会导致电疲劳和击穿, 严重威胁器件寿命. AlScN 薄膜中氮空位充当电荷陷阱和导电通道, 对薄膜实现存储器应用带来严重隐患.

通过缺陷工程、界面工程与畴工程, 可抑制 AlScN 薄膜的漏电流并提升其循环稳定性. 缺陷工程: 通过 N_2 或者 NH_3 退火等处理补偿薄膜的氮空位. 界面工程: 基于逾渗理论设计 $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}/\text{Al}_{1-y}\text{Sc}_y\text{N}$

叠层阻断漏电流路径^[101], 并且整体结构仍能保持铁电性. 畴工程: 通过调整工艺, 实现 AlScN 薄膜的垂直电畴设计, 从而最大程度上降低瞬态漏电流, 这仅仅是本文作者的大胆猜想, 需要进一步的纤锌矿薄膜极化翻转动力学研究.

挑战三 面向三维集成的工艺兼容性挑战. 目前高性能 AlScN 薄膜多由溅射、MOCVD 等方法制备, 这些方法在原子级厚度控制和 CMOS 后道工艺温度兼容等方面存在问题, 难以满足未来微电子器件三维 (3D) 架构的制造需求. 原子层沉积 (ALD) 是解决这些问题的理想技术, 但目前开发高质量、低杂质、具有铁电性的 AlScN 的 ALD 工艺仍是一个巨大挑战. 开发具有高反应活性、适宜蒸气压且互不干扰的 Sc 和 Al 前驱体是 ALD 工艺成功的关键.

最近, Kurt J. Lesker 公司、宾夕法尼亚州立大学、麻省理工学院和美国陆军研究实验室^[102]使用三甲基铝 (trimethylaluminium, TMA)、双 (乙基环戊二烯) 钪 (bis(ethylcyclopentadienyl)scandium chloride, (ClSc(EtCp)₂)) 以及 N₂H₂ 等离子体作为共前驱体, 通过等离子体增强原子层沉积 (plasma-enhanced atomic layer deposition, PEALD) 技术制备的 60.3 nm 的 AlScN 薄膜首次展现出明确的铁电翻转特性 (漏电流较高), 并且在 273 nm 宽的通孔和沟槽中实现了 AlScN 薄膜的 3D 涂覆. 该成果为 AlScN 铁电薄膜的原子层沉积研究开辟了全新道路.

6 结 语

AlScN 铁电薄膜作为新一代极具潜力的铁电材料, 在信息存储、逻辑计算以及新兴的神经形态计算等众多领域展现出了令人瞩目的应用前景. 研究发现, AlScN 薄膜的铁电性受到多种因素的显著影响. Sc 含量的变化改变了择优取向、晶体结构、禁带宽度从而对薄膜的电学性能产生了重要影响. 衬底及底电极的类型和特性通过与薄膜的晶格匹配程度引入应力, 从而对 AlScN 薄膜的铁电性起着关键的调制作用. 沉积气氛和工作气压则通过调控薄膜的生长模式和结晶过程, 直接影响薄膜的晶体质量和电学性能. 此外, 薄膜在超薄厚度下, 衬底、界面等因素的作用变得至关重要, 需要精确的工艺控制来确保铁电性的稳定. 温度和频率对 AlScN 薄

膜的铁电特性也有重要影响. AlScN 薄膜的极化翻转机制涉及多个方面. 其电畴结构独特, 仅存在 180°电畴且分布均匀, 在极化翻转过程中原子重排相对容易. 随着外加电场的增加, AlScN 薄膜的翻转行为从离散的个体成核向均匀成核转变, 这一过程与电畴的形核和生长竞争密切相关. 电畴形核位置可能位于薄膜内部的 Sc 富集区, 电极界面处的残留电畴也可能对形核过程产生影响. 然而, AlScN 薄膜在极化翻转过程中存在漏电流问题, 漏电流的增加与自发极化改变和缺陷富集密切相关, 这对薄膜和器件的性能产生了不利影响, 需要深入地研究有效的调控方法.

在实际应用方面, 虽然 AlScN 薄膜在铁电存储器 (如 FeRAM, FeFET 和 FTJ 等) 中的应用展现出巨大潜力, 但要实现其商业化和广泛应用依然任重道远. 由于传统的冯·诺伊曼计算架构存在内存墙即内存和逻辑单元之间的物理距离较大, 为毫米至厘米尺度, 数据传输过程中将产生较大的功耗和信号延迟. 随着信息时代的不断发展, 需要存储和处理的数据量呈指数级增长, 传统计算机架构信息处理慢的问题愈发明显. 因此, 垂直内存集成计算机架构是近年来的热点. 这种架构的最关键优势是内存和处理单元之间的物理距离仅为微米尺度, 允许对大数据计算应用程序进行高带宽访问.

当前, AlScN 铁电体因高矫顽场、漏电流及耐久性等瓶颈问题, 其器件应用面临严峻挑战. 尽管原子层沉积技术已成功用于制备具有铁电特性的 AlScN 薄膜, 但其性能与商业化要求仍相去甚远. 未来, 以 ALD 技术为关键突破口, 制备优异铁电性能 AlScN 薄膜并最终实现与垂直内存集成计算机架构的融合, 将是该领域的重要发展方向.

参考文献

- [1] Mikolajick T, Schroeder U, Slesazek S 2020 *IEEE Trans. Electron Devices* **7** 1434
- [2] Martin L W, Rappe A M 2016 *Nat. Rev. Mater.* **2** 16087
- [3] Amanuma K, Hase T, Miyasaka Y 1995 *Appl. Phys. Lett.* **66** 221
- [4] Li A D, Ling H Q, Wu D, Yu T, Liu Z G, Ming N B 2003 *Solid State Commun.* **125** 469
- [5] Fu Z, Chen X, Li Z, Hu T, Zhang L, Lu P, Zhang S, Wang G, Dong X, Xu F 2020 *Nat. Commun.* **11** 3809
- [6] Nishino R, Fujita T C, Kagawa F, Kawasaki M 2020 *Sci. Rep.* **10** 10864
- [7] Park M H, Kwon D, Schroeder U, Mikolajick T 2021 *MRS Bull.* **46** 1071

- [8] Böske T S, Müller J, Bräuhäus D, Schröder U, Böttger U 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 102903
- [9] Schroeder U, Park M H, Mikolajick T, Hwang C S 2022 *Nat. Rev. Mater.* **7** 653
- [10] Park J, Kim T H, Kwon O, Ismail M, Mahata C, Kim Y, Kim S, Kim S 2022 *Nano Energy.* **104** 107886
- [11] Johnson B, Jones J L 2019 *Ferroelectr. Doped Hafnium Oxide Mater. Prop. Devices.* **2019** 25
- [12] Park M H, Chung C C, Schenk T, Richter C, Opsomer K, Detavernier C, Adelmann C, Jones J L, Mikolajick T, Schroeder U 2018 *Adv. Electron. Mater.* **4** 1800091
- [13] Goh Y, Hwang J, Lee Y, Kim M, Jeon S 2024 *Appl. Phys. Lett.* **117** 242901
- [14] Mikolajick T, Slesazeck S, Mulaosmanovic H, Park M H, Fichtner S, Lomenzo P D, Hoffmann M, Schroeder U 2021 *J. Appl. Phys.* **129** 100901
- [15] Fichtner S, Wolff N, Lofink F, Kienle L, Wagner B 2019 *J. Appl. Phys.* **125** 114103
- [16] Yazawa K, Mangum J S, Gorai P, Brenneka G L, Zakutayev A 2022 *J. Mater. Chem. C.* **10** 17557
- [17] Tasnádi F, Alling B, Høglund C, Wingqvist G, Birch J, Hultman L, Abrikosov I A 2010 *Phys. Rev. Lett.* **104** 137601
- [18] Lee C W, Yazawa K, Zakutayev A, Brenneka G L, Gorai P 2024 *Sci. Adv.* **10** ead10848
- [19] Yasuoka S, Shimizu T, Tateyama A, Uehara M, Yamada H, Akiyama M, Hiranaga Y, Cho Y, Funakubo H 2020 *J. Appl. Phys.* **128** 114103
- [20] Pradhan D K, Moore D C, Kim G, He Y, Musavigharavi P, Kim K H, Sharma N, Han Z, Du X, Puli V S, Stach E A, Joshua Kennedy W, Glavin N R, Olsson R H, Jariwala D 2024 *Nat. Electron.* **7** 348
- [21] Fichtner S, Lofink F, Wagner B, Schönweger G, Kreutzer T N, Petraru A, Kohlstedt H 2020 *Jt. Conf. IEEE Int. Freq. Control Symp. Int. Symp. Appl. Ferroelectr. (IFCS-ISAF) Electric Network* **2020** 1
- [22] Yasuoka S, Mizutani R, Ota R, Shiraishi T, Shimizu T, Yasui S, Ehara Y, Nishida K, Uehara M, Yamada H, Akiyama M, Imai Y, Sakata O, Funakubo H 2022 *J. Ceram. Soc. Jpn.* **130** 436
- [23] Satoh S, Ohtaka K, Shimatsu T, Tanaka S 2022 *J. Appl. Phys.* **132** 025103
- [24] Ye K H, Han G, Yeu I W, Hwang C S, Choi J H 2021 *Phys. Status Solidi RRL* **15** 2100009
- [25] Hasegawa K, Shimizu T, Ohsawa T, Sakaguchi I, Ohashi N 2023 *Appl. Phys. Lett.* **123** 192903
- [26] Xi J, Zhou D, Lü T, Tong Y, Kou Q, Zhao Y 2024 *Mater. Today Commun.* **39** 108966
- [27] Zhao Y, Sui J, Zhou D, Tong Y, Kou Q, Xi J 2025 *Ceram. Int.* **51** 5038
- [28] Biswas B, Saha B 2019 *Phys. Rev. Mater.* **3** 020301
- [29] Shao S, Luo Z, Lu Y, Mazzalai A, Tosi C, Wu T 2022 *J. Microelectromech. Syst.* **31** 328
- [30] Nie R, Shao S, Luo Z, Kang X, Wu T 2022 *Micromachines* **13** 1629
- [31] Sandu C S, Parsapour F, Mertin S, Pashchenko V, Matloub R, LaGrange T, Heinz B, Murali P 2019 *Phys. Status Solidi A* **216** 1800569
- [32] Hayden J, Hossain M D, Xiong Y, Ferri K, Zhu W, Imperatore M V, Giebink N, Troler-McKinstry S, Dabo I, Maria J P 2021 *Phys. Rev. Mater.* **5** 044412
- [33] Baeumler M, Lu Y, Kurz N, Kirste L, Prescher M, Christoph T, Wagner J, Žukauskaitė A, Ambacher O 2019 *J. Appl. Phys.* **126** 045715
- [34] Yasuoka S, Mizutani R, Ota R, Shiraishi T, Shimizu T, Uehara M, Yamada H, Akiyama M, Funakubo H 2022 *ACS Appl. Electron. Mater.* **4** 5165
- [35] Wang L M 2006 *25th Int. Conf. Microelectron.* Belgrade, Serbia Montenegro, May 14–17, 2006 p615
- [36] Jafari H, Ravan B A, Faghihmasiri M 2018 *Solid State Commun.* **282** 21
- [37] McMitchell S R C, Walke A M, Banerjee K, Mertens S, Piao X, Mao M, Kateko K, Vellianitis G, Van Dal M, Lin Y M, Van Den Bosch G, Delhougne R, Kar G S 2023 *ACS Appl. Electron. Mater.* **5** 858
- [38] Islam M R, Schönweger G, Wolff N, Petraru A, Kohlstedt H, Fichtner S, Kienle L 2023 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **15** 41606
- [39] Khánh N Q, Horváth Z E, Zolnai Z, Petrik P, Pósa L, Volk J 2024 *Mater. Sci. Semicond. Process.* **169** 107902
- [40] Xi J, Zhou D, Tong Y, Zhao Y, Lü T 2024 *Mater. Today Commun.* **41** 110834
- [41] Wang R, Yao D, Zhou J, Li Y, Jiang Z, Chen D, Ran X, Gao Y, Cheng Z, Wang Y, Liu Y, Hao Y, Han G 2024 *arXiv: 2404.04863 [cond-mat. mtrl-sci]*
- [42] Chen S M, Hoshii T, Wakabayashi H, Tsutsui K, Chang E Y, Kakushima K 2024 *Jpn. J. Appl. Phys.* **63** 03SP45
- [43] Kim K, Lee S 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 051604
- [44] Musavigharavi P, Meng A C, Wang D, Zheng J, Foucher A C, Olsson R H I, Stach E A 2021 *J. Phys. Chem. C.* **125** 14394
- [45] Tsai S L, Hoshii T, Wakabayashi H, Tsutsui K, Chung T K, Chang E Y, Kakushima K 2021 *Jpn. J. Appl. Phys.* **60** SBBA05
- [46] Wang D, Wang P, Mondal S, Hu M, Wang D, Wu Y, Ma T, Mi Z 2023 *Appl. Phys. Lett.* **122** 052101
- [47] Schönweger G, Wolff N, Islam M R, Gremmel M, Petraru A, Kienle L, Kohlstedt H, Fichtner S 2023 *Adv. Sci.* **10** 2302296
- [48] Ryoo S K, Kim K D, Choi W, Sriboriboon P, Heo S, Seo H, Jang Y H, Jeon J W, Yeom M K, Lee S H, Park H S, Kim Y, Hwang C S 2025 *Adv. Mater.* **37** 2413295
- [49] Schönweger G, Islam M R, Wolff N, Petraru A, Kienle L, Kohlstedt H, Fichtner S 2023 *Phys. Status Solidi RRL* **17** 2200312
- [50] Mizutani R, Yasuoka S, Shiraishi T, Shimizu T, Uehara M, Yamada H, Akiyama M, Sakata O, Funakubo H 2021 *Appl. Phys. Express.* **14** 105501
- [51] Schönweger G, Petraru A, Islam M R, Wolff N, Haas B, Hammud A, Koch C, Kienle L, Kohlstedt H, Fichtner S 2022 *Adv. Funct. Mater.* **32** 2109632
- [52] Mueller S, Muller J, Schroeder U, Mikolajick T 2013 *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.* **13** 93
- [53] Stolichnov I, Tagantsev A K, Colla E, Setter N, Cross J S 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 084106
- [54] Drury D, Yazawa K, Zakutayev A, Hanrahan B, Brenneka G 2022 *Micromachines* **13** 887
- [55] Gund V, Davaji B, Lee H, Asadi M J, Casamento J, Xing H G, Jena D, Lal A 2021 *IEEE Int. Symp. Appl. Ferroelectr. (ISAF).* **2021** 1
- [56] Wang J, Park M, Ansari A 2022 *J. Microelectromechanical Syst.* **31** 234
- [57] Islam Md R, Wolff N, Yassine M, Schönweger G, Christian B, Kohlstedt H, Ambacher O, Lofink F, Kienle L, Fichtner S 2021 *Appl. Phys. Lett.* **118** 232905
- [58] Casamento J, Gund V, Lee H, Nomoto K, Maeda T, Davaji B, Asadi M J, Wright J, Shao Y T, Muller D A, Lal A, Huili, Xing, Jena D 2021 *arXiv 10114 [cond-mat. mtrl-sci]*

- [59] Wang D, Musavigharavi P, Zheng J, Esteves G, Liu X, Fiagbenu M M A, Stach E A, Jariwala D, Olsson R H 2021 *Phys. Status Solidi RRL* **15** 2000575
- [60] Ishibashi Y, Orihara H 1995 *Integr. Ferroelectr.* **9** 57
- [61] Zhu W, Hayden J, He F, Yang J I, Tipsawat P, Hossain M D, Maria J P, Trolrier-McKinstry S 2021 *Appl. Phys. Lett.* **119** 062901
- [62] Lu H, Schönweger G, Petraru A, Kohlstedt H, Fichtner S, Gruverman A 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2315169
- [63] Wolff N, Schönweger G, Streicher I, Islam M R, Braun N, Straňák P, Kirste L, Prescher M, Lotnyk A, Kohlstedt H, Leone S, Kienle L, Fichtner S 2024 *Adv. Phys. Res.* **3** 2300113
- [64] Liu M, Zang H, Jia Y, Jiang K, Ben J, Lü S, Li D, Sun X, Li D 2024 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **16** 16427
- [65] Yasuoka S, Shimizu T, Okamoto K, Sun N, Doko S, Matsui N, Irisawa T, Tsunekawa K, Gruverman A, Funakubo H 2024 *Adv. Mater. Interfaces* **12** 2400627
- [66] Skidmore C H, Spurling R J, Hayden J, Baksa S M, Behrendt D, Goodling D, Nordlander J L, Suceava A, Casamento J, Akkopru-Akgun B, Calderon S, Dabo I, Gopalan V, Kelley K P, Rappe A M, Trolrier-McKinstry S, Dickey E C, Maria J P 2025 *Nature* **637** 574
- [67] Seidel J, Martin L W, He Q, Zhan Q, Chu Y H, Rother A, Hawkridge M E, Maksymovych P, Yu P, Gajek M, Balke N, Kalinin S V, Gemming S, Wang F, Catalan G, Scott J F, Spaldin N A, Orenstein J, Ramesh R 2009 *Nat. Mater.* **8** 229
- [68] Kim K D, Lee Y B, Lee S H, Lee I S, Ryoo S K, Byun S, Lee J H, Kim H, Park H W, Hwang C S 2023 *Adv. Electron. Mater.* **9** 2201142
- [69] Wolff N, Fichtner S, Haas B, Islam M R, Nickiel F, Kessel M, Ambacher O, Koch C, Wagner B, Lofink F, Kienle L 2021 *J. Appl. Phys.* **129** 034103
- [70] Kim K D, Ryoo S K, Park H S, Choi S, Park T W, Yeom M K, Hwang C S 2024 *J. Appl. Phys.* **136** 024101
- [71] Masashi Suzuki; Takahiko Yanagitani; Hiroyuki Odagawa 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 172905
- [72] Anggraini S A, Uehara M, Hirata K, Yamada H, Akiyama M 2020 *Sci. Rep.* **10** 4369
- [73] Islam M R, Wolff N, Schönweger G, Kreutzer T N, Brown M, Gremmel M, Ollanescu-Orendi E S, Straňák P, Kirste L, Brennecke G L, Fichtner S, Kienle L 2025 *Adv. Electron. Mater.* **11** 2400874
- [74] Yazawa K, Hayden J, Maria J P, Zhu W, Trolrier-McKinstry S, Zakutayev A, Brennecke G L 2023 *Mater. Horiz.* **10** 2936
- [75] Krishnamoorthy A, Tiwari S C, Nakano A, Kalia R K, Vashishta P 2021 *Nanotechnology* **32** 49LT02
- [76] Calderon S, Hayden J, Baksa S M, Tzou W, Trolrier-McKinstry S, Dabo I, Maria J P, Dickey E C 2023 *Science* **380** 1034
- [77] Gremmel M, Fichtner S 2024 *J. Appl. Phys.* **135** 204101
- [78] Wolff N, Grieb T, Schönweger G, Krause F F, Streicher I, Leone S, Rosenauer A, Fichtner S, Kienle L 2025 *J. Appl. Phys.* **137** 084101
- [79] Chen L, Wang Q, Liu C, Li M, Song W, Wang W, Loke D K, Zhu Y 2024 *Materials* **17** 397
- [80] Kataoka J, Tsai S L, Hoshii T, Wakabayashi H, Tsutsui K, Kakushima K 2021 *Jpn. J. Appl. Phys.* **60** 030907
- [81] Wang D, Wang D, Molla M, Liu Y, Yang S, Yuan S, Liu J, Hu M, Wu Y, Ma T, Sun K, Guo H, Kioupakis E, Mi Z 2025 *Nature* **641** 76
- [82] Kim K D, Lee Y B, Lee S H, Lee I S, Ryoo S K, Byun S Y, Lee J H, Hwang C S 2023 *Nanoscale* **15** 16390
- [83] Lyu X, Si M, Shrestha P R, Cheung K P, Ye P D 2019 *Int. Electron Devices Meet (IEDM)*. 2019 15.12. 11
- [84] Schenk T, Pešić M, Slesazek S, Schroeder U, Mikolajick T 2020 *Rep. Prog. Phys.* **83** 086501
- [85] Deng S, Zhao Z, Kurinec S, Ni K, Xiao Y, Yu T, Narayanan V 2021 *Proc. 2021 Gt. Lakes Symp. VLSI New.* **2021** 473
- [86] Lanza M, Sebastian A, Lu W D, Le Gallo M, Chang M F, Akinwande D, Puglisi F M, Alshareef H N, Liu M, Roldan J B 2022 *Science* **376** eabj9979
- [87] Zhao X, Yu J, Li Y, Wang Y, Cao F, Cheng Y, Wei Y, Jiang H, Liu Q, Liu M 2025 *Symposium on VLSI Technology and Circuits (VLSI Technology and Circuits)*. **2025** 1
- [88] Lee D H, Lee Y, Cho Y H, Choi H, Kim S H, Park M H 2023 *Adv. Funct. Mater.* **33** 2303956
- [89] Beyer S, Dunkel S, Trentzsch M, Muller J, Hellmich A, Utes D, Paul J, Kleimaier D, Pellerin J, Muller S, Ocker J, Benoist A, Zhou H, Mennenga M, Schuster M, Tassan F, Noack M, Pourkeramati A, Muller F, Lederer M, Ali T, Hoffmann R, Kampfe T, Seidel K, Mulaosmanovic H, Breyer E T, Mikolajick T, Slesazek S 2020 *IEEE Int. Mem. Workshop (IMW)*. **2020** 1
- [90] Liu X, Wang D, Kim K H, Katti K, Zheng J, Musavigharavi P, Miao J, Stach E A, Olsson R H, Jariwala D 2021 *Nano Lett.* **21** 3753
- [91] Kim K H, Oh S, Fiagbenu M M A, Zheng J, Musavigharavi P, Kumar P, Trainor N, Aljarb A, Wan Y, Kim H M, Katti K, Song S, Kim G, Tang Z, Fu J H, Hakami M, Tung V, Redwing J M, Stach E A, Olsson R H, Jariwala D 2023 *Nat. Nanotechnol.* **18** 1044
- [92] Setter N, Damjanovic D, Eng L, Fox G, Gevorgian S, Hong S, Kingon A, Kohlstedt H, Park N Y, Stephenson G B, Stolitchnov I, Taganste A K, Taylor D V, Yamada T, Streiffer S 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 051606
- [93] Hwang J, Goh Y, Jeon S 2020 *IEEE Electron Device Lett.* **41** 1193
- [94] Kobayashi M, Tagawa Y, Mo F, Saraya T, Hiramoto T 2019 *IEEE J. Electron Devices Soc.* **7** 134
- [95] Shekhawat A, Walters G, Yang N, Guo J, Nishida T, Moghaddam S 2020 *Nanotechnology* **31** 39LT01
- [96] Mikolajick T, Slesazek S, Schroeder U, Lomenzo P D, Breyer E T, Mulaosmanovic H, Hoffmann M, Mittmann T, Mehmood F, Max B 2019 *IEEE Int. Electron Devices Meet.* **2019** 15.5. 1
- [97] Liu X, Zheng J, Wang D, Musavigharavi P, Stach E A, Olsson R, Jariwala D 2021 *Appl. Phys. Lett.* **118** 202901
- [98] Lou X J, Zhang M, Redfern S A T, Scott J F 2007 *Phys. Rev. B* **75** 224104
- [99] Pan X, Ma T P 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 013505
- [100] Liu M, Li D, Liu Z, Gao Y, Zang H, Shi Z, Ben J, Jiang K, Lai B, Zhang W, Wang S, Lü W, Sun X, Tian H, Li D 2025 *Adv. Mater.* **37** 2505988
- [101] Guido R, Mikolajick T, Schroeder U, Lomenzo P D 2023 *Nano Lett.* **23** 7213
- [102] Rayner G, O'Toole N, Nelson N, Liu B, Shallenberger J, Muha G, Behera P, Cheema S, Johs B, Moshirfatemi N, Drury D, Hanrahan B, Strnad N 2025 PREPRINT (Version 1) available at Research Square [cond-mat. mtrl-sci]

Review

Research progress of $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ferroelectric thin films^{*}ZHAO Yongsong¹⁾ ZHOU Dayu^{1)†} TONG Yi²⁾WANG Xinpeng²⁾ QIN Haiming²⁾³⁾¹⁾ (School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116081, China)²⁾ (Suzhou Laboratory, Suzhou 215123, China)³⁾ (College of Integrated Circuit Science and Engineering, Nanjing University of Posts and Telecommunications, Nanjing 210023, China)

(Received 10 September 2025; revised manuscript received 11 October 2025)

Abstract

$\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$, as a new generation of wurtzite-type ferroelectric material, has become a focal point in ferroelectric materials research in recent years, due to its high remnant polarization, nearly ideal rectangular polarization-electric field hysteresis loops, inherent compatibility with back-end-of-line (BEOL) CMOS processes, and stable ferroelectric phase structure. The systematic and in-depth studies on the preparation, property modulation, and device applications of this material have been conducted. This paper provides a comprehensive review of the research progress of $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ferroelectric thin films. Regarding the factors influencing ferroelectric properties, it emphasizes the regulatory effects of Sc doping concentration on phase transition and coercive field, explores the influences of substrate (such as Si and Al_2O_3) and bottom electrode (such as Pt, Mo, and $\text{HfN}_{0.4}$) on thin-film orientation, stress, and interface quality, and systematically summarizes the influences of deposition conditions, film thickness, testing frequency, and temperature on ferroelectric performance. At the level of physical mechanisms governing polarization switching, this review elaborates on the domain structure, domain wall motion dynamics, nucleation sites and growth mechanisms in the $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ switching process, revealing its microscopic response behavior under external electric fields and the mechanisms underlying fatigue failure. In terms of application prospects, $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ thin films show significant advantages in memory devices such as ferroelectric random-access memory (FeRAM), ferroelectric field-effect transistors (FeFETs), and ferroelectric tunnel junctions (FTJs). Their high performance and integration compatibility provide strong technical support for developing next-generation, high-density, low-power ferroelectric memory and nanoelectronic devices.

Keywords: $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ film, ferroelectricity, domain reversal mechanism, ferroelectric memory**DOI:** [10.7498/aps.75.20251241](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251241)**CSTR:** [32037.14.aps.75.20251241](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251241)

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

[†] Corresponding author. E-mail: zhoudayu@dlut.edu.cn

$\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ 铁电薄膜的研究进展

赵泳淞 周大雨 童祎 王新朋 秦海鸣

Research progress of $\text{Al}_{1-x}\text{Sc}_x\text{N}$ ferroelectric thin films

ZHAO Yongsong ZHOU Dayu TONG Yi WANG Xinpeng QIN Haiming

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 010808 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251241

CSTR: 32037.14.aps.75.20251241

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251241>

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

HfO_2 基铁电薄膜的结构、性能调控及典型器件应用

Structure, performance regulation and typical device applications of HfO_2 -based ferroelectric films

物理学报. 2023, 72(9): 097703 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20222221>

In_2Se_3 薄膜的掺杂效应及其纳米带铁电性

Doping effect and ferroelectricity of nanoribbons of In_2Se_3 monolayer

物理学报. 2022, 71(19): 197701 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220654>

一阶回转曲线图谱法及其在 HfO_2 基铁电薄膜极化翻转行为研究中的应用

First-order reversal curve diagram and its application in investigation of polarization switching behavior of HfO_2 -based ferroelectric thin films

物理学报. 2021, 70(12): 127702 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210115>

铁电极化翻转对硅烯异质结中电子性质的调控

Control of electric properties of silicene heterostructure by reversal of ferroelectric polarization

物理学报. 2022, 71(17): 177303 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220815>

几种范德瓦耳斯铁电材料中新奇物性的研究进展

Research progress of novel properties in several van der Waals ferroelectric materials

物理学报. 2022, 71(12): 127305 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220349>

弯曲应变梯度作用下铁电三层膜畴翻转的相场模拟研究

Phase-field simulation of domain switching in ferroelectric trilayer films under bending-induced strain gradient

物理学报. 2025, 74(12): 127501 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250334>