收稿 <日> <月>, <年>; 修订 <日> <月>, <年>; 接收 <日> <月>, <年>DOI: xxx/xxxx

arXiv:2304.02909v1 [cond-mat.mtrl-sci] 6 Apr 2023

研究论文

1V下亚 5 nm 薄铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮薄膜中的晶粒内铁电切换

Georg Schönweger[1,3,∂],Niklas Wolff[2,4,∂], MdRedwanul Islam[2],Maike Gremmel[2], AdrianPetraru[1],Lorenz Kienle[2,4], Hermann Kohlstedt[1,4], Simon Fichtner[2,3]

[1]电气与信息工程系，基尔大学, Kaiserstrasse2，D-24143 Kiel，德国[2]材料科学系，基尔大学, Kaiserstrasse2，D-24143 Kiel，德国[3]弗劳恩霍夫硅技术研究所（ISIT）, Fraunhoferstr.1，D-25524 Itzehoe, 德国[4]基尔纳米、表面与界面科学中心（KiNSIS），基尔大学, Christian-Albrechts-Platz 4, D-24118 Kiel，德国

通信作者
*Georg Schönweger, Email: gmsc@tf.uni-kiel.de, SimonFichtner,Email:sif@tf.uni-kiel.de[∂]
作者对本工作贡献相同。

摘要

铁电器件中的模拟切换有望实现能效最高的类脑计算，前提是能够克服器件可扩展性的局限。为助力解决这一问题，我们报告了通过溅射沉积在 Pt/Ti/SiO_2/Si 和外延 Pt/GaN/蓝宝石模板上生长的亚 5 nm 厚 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜的铁电切换特性。在此背景下，与此前已有的纤锌矿型铁电体相比，我们着重介绍以下主要成果：1）实现了低至 1 V 的创纪录低切换电压，处于标准片上电压源可提供的范围内。2）与此前在外延模板上沉积最薄 $Al_{1-x}Sc_xN$ 薄膜的研究相比，在技术上最具相关性的衬底类型——硅衬底上生长的 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜表现出显著更大的矫顽场与击穿场之比。3）通过对亚 5 nm 厚的部分切换薄膜进行扫描透射电子显微镜研究，首次在原子尺度上证实了纤锌矿型材料中真实铁电畴的形成。在单个纳米级晶粒内直接观察到反转畴壁，支持了纤锌矿型铁电体中切换过程受渐进式畴壁运动限制的理论。最终，这应能使高度微缩器件也实现模拟切换，从而模拟类脑概念。

关键词：
铁电体；类脑计算；薄膜；钪；畴

1 引言

近年来，铁电材料已成为推动半导体技术迈向更高性能和能效的主要研究重点之一。[1,2,3] 这尤其适用于神经形态计算和存内计算，在这些领域，场驱动的铁电效应有望以最低输入功率实现模拟运行。然而，除二进制铁电随机存取存储器（FRAM）外，铁电功能尚未进入商用器件的有源区。在这方面，主要挑战之一是小型器件的关键参数（如阈值电压）存在过大的器件间变异性，同时器件也会失去模拟运行能力。当器件的铁电活性区域接近铁电薄膜中晶粒及其内部畴的尺寸时，这种变异性会变得尤为明显。萤石型铁电材料的晶粒尺寸通常为数十纳米，近年来这类材料一直是科学界关注的焦点，其

研究重点之一。[4] 导致器件变异性的因素包括晶体织构不足、应力不均匀性以及相纯度不够，这些因素会使不同晶粒之间的材料参数有所差异。[4,5] 而萤石型薄膜中的成核受限开关则会损害模拟运行能力。这意味着铁电畴在成核过程中会迅速达到最终形状；当有源区内仅有少数铁电畴时，器件便会表现出数字行为。[6]

自2019年发现以来，新型纤锌矿型铁电体让人们对解决上述问题的可能方案产生了期待。[7] 纤锌矿型铁电薄膜通常能够以相纯、具有良好织构的形式生长，并且其在铁电开关过程中的位移电流响应分布较窄，这预示着局部铁电性能的分布也较窄，所有这些因素都应有助于提高器件的重复性。同时，纤锌矿型薄膜能够在与互补金属氧化物半导体（CMOS）后道工艺（BEOL）兼容的条件下轻松沉积，其自身具有极高的温度稳定性，并且更厚的薄膜已经实现了大批量工业化生产。[8,9] 此外，对于厚度超过100nm的薄膜，可以将该材料的开关动力学建模为受畴壁运动限制，[10]这意味着在原子尺度上实现渐进式或模拟切换。尽管具有这些概念上的优势，但在该材料类别能够完全满足先进微电子器件的需求之前，仍有重大挑战需要解决。在此背景下，在保留相纯度和受畴壁运动限制的开关等上述优势的同时，进一步降低纤锌矿型薄膜的铁电开关电压，以满足典型片上电压源（范围为1 V）的能力，是极其必要的。

本研究首次证明，溅射沉积在硅（Si）衬底上的纤锌矿型亚 5 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜（8 至 9 个晶胞，对应 4–4.5 nm）仍具有铁电功能，开关电压低至 1 V，并且在部分切换时呈现晶粒内的纳米级畴。因此，与文献报道相比，我们将硅衬底上薄膜的开关电压和薄膜厚度降低了约 50%（文献中的薄膜包括通过不兼容后道工艺的分子束外延（MBE）生长的 5 nm 薄膜，以及通过溅射在硅上生长的 ≈ 10 nm 薄膜）。[11,12,13] 此外，通过对外延生长的亚 5 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜进行原子分辨率扫描透射电子显微镜（STEM）观察，我们首次获得了任意纤锌矿型铁电体中畴壁的图像，从而证实单个晶粒内存在纳米级畴。

本研究首先对外延生长于 Pt/GaN/蓝宝石上的 10 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 与非外延生长于 Pt/Ti/SiO_2/Si 上的 10 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 进行结构和电学比较，以展示后者铁电性能的提升。我们还研究了生长于硅上的铁电 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜进一步缩减至 5 nm 以下的情况。本文详细讨论矫顽电压随尺寸缩小的变化，包括薄膜厚度低于 10 nm 时矫顽电压的下降；这一变化最终使开关电压低至 1 V。我们也研究了外延生长，因为借助扫描透射电子显微镜（STEM），可以在原子尺度分辨部分发生极化反转的亚 5 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 层中的铁电极化反转。在单个晶粒内部识别出相反极性的区域，以及这些区域之间必然存在的畴边界，为了解 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$、乃至整个纤锌矿型铁电体类别中铁电畴的尺寸、形状、位置和演变提供了初步认识。

2 结果与讨论

2.1 硅上非外延生长与氮化镓上外延生长对铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮铁电响应的影响

要将纤锌矿型铁电薄膜直接集成到互补金属氧化物半导体技术中，能够在硅衬底上沉积薄膜且无需外延模板至关重要。人们或许会认为，外延生长因界面和薄膜质量更高，自然会带来更优异的电学性能；但本节将说明，对铝$_{1-x}$钪$_x$氮而言，情况可能恰恰相反。

从电学响应以及对 10 nm 厚铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜界面质量的研究中，可以得出这一结论。图 1a 对比了 10 nm 厚铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜的横截面：一类薄膜外延生长于铂/氮化镓/蓝宝石上，另一类则非外延生长于铂/钛/二氧化硅$_2$/硅上。所有薄膜均加了封盖层 *in situ*，以防止铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮表面氧化。对于 < 10 nm 厚的薄膜而言，这一点对获得不受干扰的铁电响应尤为重要，因为天然氧化层的厚度可能与薄膜总厚度相当。[14,15,16]

对于外延生长的薄膜堆栈，其界面平滑，各层的总体表面粗糙度较低；众所周知，这有助于降低电容器中的漏电流。[17] 从结构上看，采用10 nm薄铂底电极层的外延薄膜，其晶体质量也优于非外延薄膜，即具有更高的c轴织构；我们将在另一项工作中对此进行详细研究。[18] 尽管如此，沉积在硅衬底上的薄膜表现出更明显的

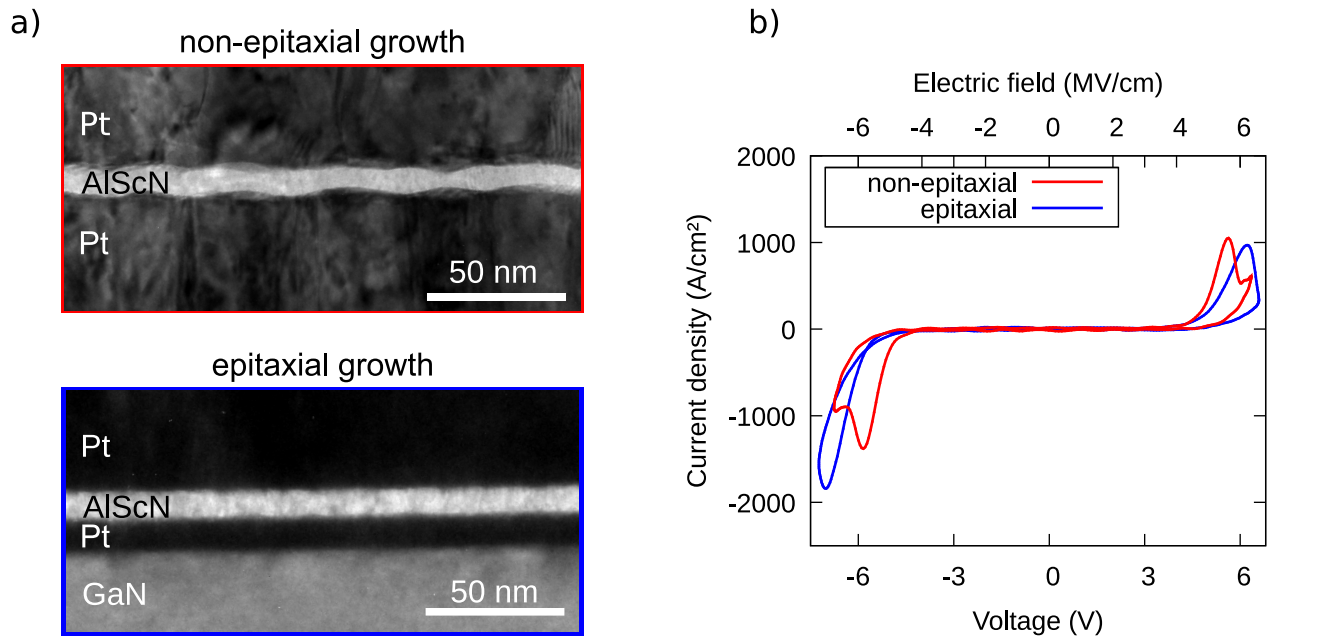

图 1a) 10 nm 厚的 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 的 TEM 截面图，其在（上）Pt/$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$/Pt/Ti/SiO_2/Si 中非外延生长，以及在（下）Pt/$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$/Pt/GaN/蓝宝石电容器叠层中外延生长。图中仅显示电容器结构。b) a) 中所示电容器的 $J-E$ 回线，测量频率为 100 kHz。

铁电开关峰（图1 b）。因此，尽管与外延薄膜相比，其界面粗糙度更高且界面织构更差，但在生长于 Pt/钛/硅O_2/硅上的非外延10nm厚铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮薄膜中证明了完全的极化反转，而外延薄膜中则未观察到这一现象。这一点可从铁电开关在矫顽场（E_c）处发生后电流密度的下降中明显看出，其最大值为 J，随后在漏电流的贡献导致 J进一步增加之前出现局部最小值。相比之下，外延薄膜中未观察到局部最小值。尽管生长于Pt/GaN/蓝宝石上的10nm厚外延铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮薄膜的漏电流（在固定电压下）低于生长于硅上的薄膜，但 E_c 也更高，并接近电击穿场。因此，正如我们最近的工作所证明的那样，我们能够通过电容与电场 $C-E$ 测量使10nm 厚外延薄膜的极化完全反转，但无法通过 $J-E$ 回线实现。[14]我们将生长于硅上的薄膜相比生长于蓝宝石上的薄膜所表现出的改善的 E_c 归因于相应铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮薄膜应力的差异，而众所周知，这会导致 E_c发生偏移。[7] 尽管两种异质结构完全在相同的铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮沉积条件下生长（同一次运行），但硅衬底（非外延生长 - $\alpha_{sub} = 2.6x10^{-6}$/K）和蓝宝石衬底（外延生长 - $\alpha_{sub} = 7.3x10^{-6}$/K）的热膨胀系数（$\alpha_{sub}$）不同，导致铝$_{0.74}Sc_{0.26}$氮在450°C 的沉积温度下沉积后冷却过程中产生的薄膜应力存在显著差异。[19,20,21] 因此，除了由界面应变、晶界和缺陷引起的薄膜应力外，如果铝$_{1-x}$Sc$_x$氮生长于硅衬底上，还会产生热致拉应力；而如果生长于蓝宝石衬底上，则会产生热致压应力。

利用不同衬底的热膨胀来调节铝$_{1-x}$Sc$_x$氮的矫顽场，Yasuoka等人[22] 最近也对此进行了报道。因此，热诱导的拉应力使面内晶格伸长，从而导致 E_c降低，这与Sc浓度增加的作用类似。总之，我们将非外延生长的10nm厚铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮具有更显著的铁电位移电流峰归因于 E_c 相对于漏电起始位置更有利（比较电流响应中的局部最小值），并且相对于击穿强度而言也是如此。

2.2 | 在硅上生长的亚5纳米厚铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜的铁电体特性

接下来，我们将介绍并讨论在硅晶圆上生长的溅射沉积的 8 - 9 个晶胞（4 - 4.5 nm）薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄膜的电学表征结果。有关使用扫描透射电子显微镜确定精确厚度的详细信息，请参见第 2.4 节。

图2 a 中展示了在 Pt/Ti/SiO_2/Si 上生长的亚 5 nm 薄 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 的 $J-E$ 回线。直接测量（黑色曲线）中已呈现出明显的滞回，这表明存在铁电开关。流经电介质的漏电流

以及由相对介电常数 (ϵ_r) 引起的位移电流贡献，可通过记录非开关回线（即预先极化相应测量的正、负支路），与滞回（即铁电）位移电流分离。将非开关电流（红色曲线）从开关电流（黑色曲线）中扣除后，可得到典型形状的铁电位移电流峰（蓝色曲线），从而可以提取 E_c。

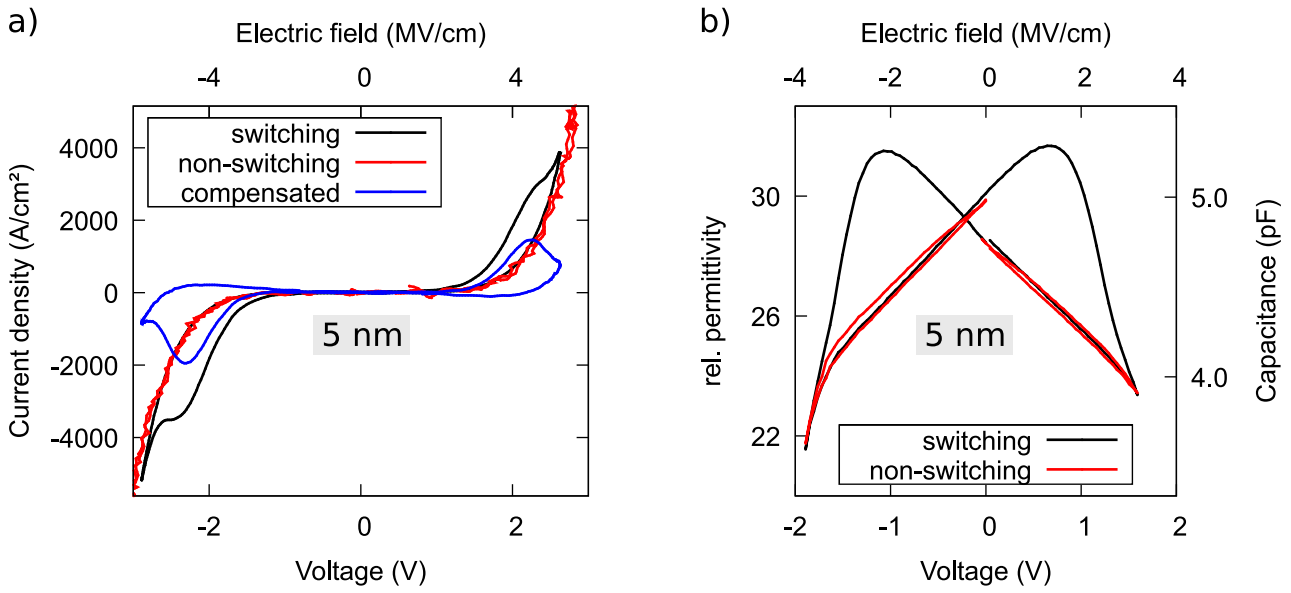

图2 a)亚铁电性回线 of sub-5nmthin 铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮 grown on 铂/钛/硅O$_2$/硅 measured at 100kHzon5 μm 直径焊盘. A漏电流 compensatedcurve(blue) 通过减去 non-switching- (red) from the switchingcurrents (black) isincluded. b) 亚铁电性回线 ofthe sub-5 nm thin 铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮 based capacitor described in a) measuredona10 μm 直径焊盘. Unipolar non-switching cycles (red) by measuring each branch(positive and negative voltages) twice with the same polarity are included to stress the non-volatile nature of the permittivity enhancement due to 铁电性.

图2b所示的亚5nm薄Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N基电容器的 $C-V$ 回线进一步证实了该滞回事件的铁电体特性。可以观察到一个明显的蝴蝶形回线，这是铁电开关的典型特征。对于 $C-V$ 回线，也显示出了清晰可辨的、无滞回的非开关回线。此外，第2.4节讨论的原子分辨率STEM研究明确证明了亚5 nm薄膜的极化反转。因此，研究表明，这类薄铁电体纤锌矿型薄膜能够通过溅射沉积在氧化硅上生长，并且与CMOS技术兼容；相较于在单晶模板上进行的高温（≥ 500 °C）分子束外延沉积工艺，这是一个明显优势。[11,15]

此外，在硅上生长的铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜实现了低至 1 V 的开关电压；对于纤锌矿型材料而言，这一创纪录的低电压是铁电铝$_{1-x}$钪$_x$氮未来器件迈向可由集成电路片上电压电源驱动的重要里程碑。[23,24]

2.3 超薄铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮中的矫顽场缩放

我们的薄膜实现了低至 1 V 的开关电压，这不仅是简单减小厚度的结果，也得益于 E_c 随厚度变化的有利缩放，因此我们将在本节中对此进行更详细的讨论。具体而言，我们将讨论退极化场的出现及其对薄膜厚度低于 10 nm 的薄膜电学响应的影响，还将讨论相对介电常数——其本身与矫顽场相关，而矫顽场又取决于离子势阱的形状。[3]

图3中展示了厚度从100 nm到小于5 nm的Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N基电容器的 $J-E$ 回线。从100 nm减薄至10 nm时，矫顽场随薄膜厚度减小而增大；但有趣的是，厚度低于10 nm后，矫顽场又显著降低，如图3中的红色箭头所示。对于生长在Pt/GaN/蓝宝石上的外延薄膜，也观察到了厚度减至小于5 nm时类似的趋势（见补充材料—图8），因此可以得出结论

标度特性基本不受衬底（硅与蓝宝石）、晶体质量及相关生长模式（非外延与外延）的影响。

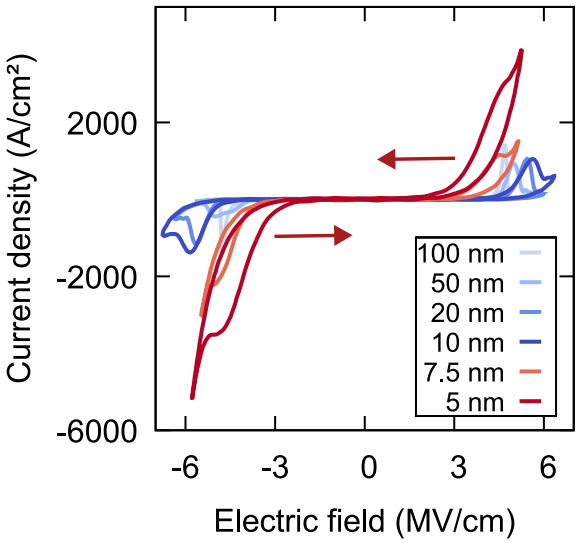

图 3 $J-E$ 沉积在 Pt/Ti/SiO_2/Si 上、厚度从 100 nm 降至亚 5 nm 的 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 电容器的回线。所有测量均在 100 kHz 下进行，使用 5 μm 直径焊盘（$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 厚度为 < 10 nm）和 10 x 10 μm2 焊盘（$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 厚度为 > 10nm）。红色箭头标示了薄膜厚度低于 10 nm 时，E_c 随薄膜厚度减小而呈现的下降趋势。

随着薄膜厚度减小至 10 nm，E_c 略有增加，这与迄今报道的 $Al_{1-x}Sc_xN$ 标度特性一致。[14,13,12,11] Yasuoka 等人将这一行为归因于较薄薄膜的晶格参数发生变化，这是由 Pt（2.78 Å）与 $Al_{1-x}Sc_xN$（$x = 0.2$时为 3.22 Å）之间的晶格失配所产生的应力梯度导致的。尽管晶格失配较大，但研究者认为，底电极层的 Pt 晶粒与 $Al_{1-x}Sc_xN$ 晶粒之间存在类外延生长，最终导致薄膜厚度减小时基面内的压缩应变增加。在我们的薄膜中，厚度减至 10 nm 时，晶格参数并无显著变化。然而，对于厚度小于 5 nm 的薄膜，通过 STEM 测得的 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 晶格参数为 $a \approx 319$ p m 和 $c \approx 505$ pm（测定详情见实验部分）。这意味着，相对于 Sc 浓度为 $x = 0.26$ 时平衡态 a 晶格参数 ≈ 324 pm，面内压缩应变为 $\approx 1.5\%$。[25,26] 然而，如图 4 c 所示，我们测得 E_c 在薄膜厚度低于 10 nm 时下降，在 $C-E$ 曲线中甚至低于 2 MV/cm。厚度低于 10 nm 时 E_c 的下降，与最近一项研究报道的厚度标度结果不同；该研究通过 MBE 生长了厚度低至 5 nm 的外延薄膜。[11] 在这项工作中，Wang 等人也将 E_c 的增加归因于应力梯度的形成，这是由于 Mo 底电极的面内晶格参数小于 $Al_{1-x}Sc_xN$ 的面内晶格参数所致。

对于厚度小于 10 nm 的薄膜，实现开关所需电场的降低尤为显著，尤其是在考虑 $J-E$ 回线中滞回开始张开的起点时，如图 3 所示。厚度小于 5 nm 的薄膜在 2.1 MV/cm 时滞回开始张开，而厚度为 100 nm 的薄膜则在 4.3 MV/cm 时开始张开。这表明，薄膜厚度低于 10 nm 时，开关过程能够更加渐进地进行。

超薄铁电体中 E_c 的降低由Dawber 等人报道，他们将退极化场修正纳入Janovec-Kay-Dunn标度中。[27,28,29] 退极化场（E_d）源于电极中的有限屏蔽长度；当满足条件 $4\pi P_s >> \epsilon_r\epsilon_0 E$ 时，它会叠加到外加电场上。对于铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮，其自发极化（P_s）为 ≈ 110 μC/cm2，且电场（E）最高可达6 MV/cm，该条件显然得到满足（1507 >> 14）。因此，与在铁电 PVDF 薄膜中实验观察到的现象类似，厚度相关的退极化场能够很好地定性解释铝$_{1-x}$Sc$_x$氮中薄膜厚度低于10nm 时 E_c 的下降。[30] 最近，第一性原理计算还证明，减小通常不可翻转的纤锌矿 III-V族半导体（例如 AlSb）的厚度（d），可能由于退极化场随 $\propto 1/d$变化而产生极化翻转能力（即铁电性）。[31]

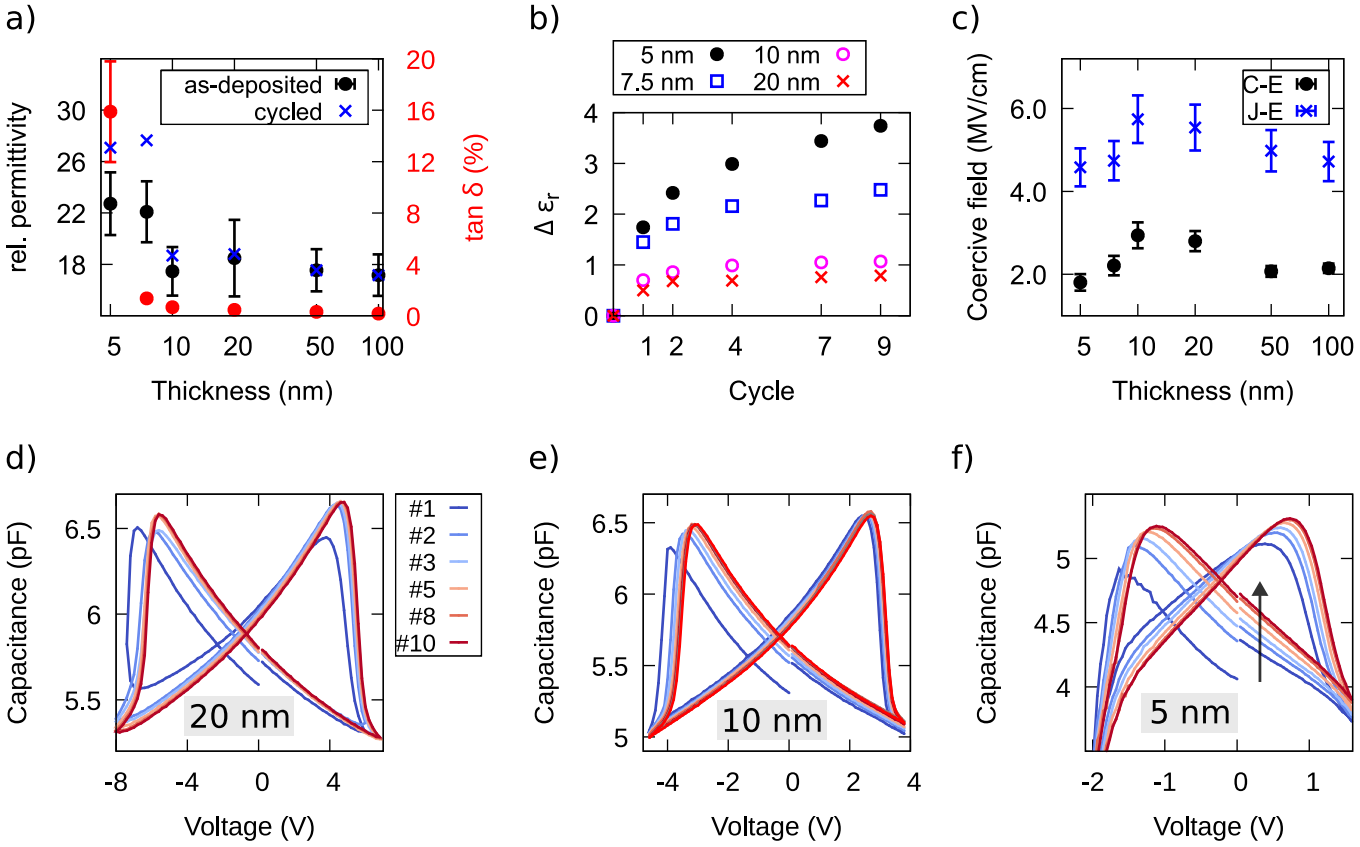

图4 a)相对介电常数以及损耗角正切随沉积态和预循环（10次）电容器中铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜厚度的变化，这些电容器生长于铂/钛/硅O_2/硅上。b) 在循环过程中，ϵ_r（完全正向极化状态，0V偏压）的绝对变化量随铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜厚度的变化。c) 对于a)中所述电容器，矫顽场随铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮厚度的变化关系，分别通过 $J-E$（100 kHz）回线和通过 $C-E$（扫描时间20s、小信号100mV和900kHz）回线确定。通过 $C-E$ 回线确定的矫顽场由蝴蝶回线的峰值位置近似得到。d) 由20nm薄、e)10nm薄和f)亚5 nm薄铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮构成的初始电容器的前十个 $C-V$ 循环，用于确定 ϵ_r 随循环的变化，如b)所示。电容器面积为695 μm2 （厚度20nm）、341 μm2（厚度10 nm）和99μm2（亚5 nm厚度）。

Wang等人之所以确实观察到 E_c 增加，直至5nm，很可能是由于其薄膜的剩余极化（P_r）较小。在给定组分下，约为20μC/cm^2 的 P_r 本身不可能仅仅是退极化场的结果，而不伴随严重的保持问题——该团队在其近期论文中并未观察到这一点。[11]然而，内禀较低的 P_r 将导致退极化场按比例降低。[32] 因此，较薄薄膜中增加的压应力导致更高的 E_c，并未像我们的工作中那样得到同等程度的补偿。

我们工作中 E_c 的下降也体现为薄膜厚度低于 10 nm 时 ϵ_r 的增加，如图4 a所示。此外，循环后 ϵ_r 还会进一步升高，在较薄的薄膜中这一现象尤为明显（图4 b）。在纤锌矿型铁电体 $Al_{1-x}B_xN$ 中也观察到了循环导致相对介电常数增加的类似现象。[33]通过分析 Rayleigh参数，这种增加被归因于在 0 V 偏压下，与初始样品相比畴壁面积增加。如果循环过程中确实形成了稳定的畴壁，并且这些畴壁沿垂直方向贯穿薄膜（与下一节所述情况类似），那么薄膜厚度减小时介电常数增大便是自然结果——这是因为厚度减小会使畴壁面积与薄膜体积之比增大。这一比例的变化意味着受到畴壁阻碍的相对体积更大，进而由于离子势较浅而具有更高的介电常数。

随着薄膜厚度减小，不仅漏电流增加，滞后回线面积也随之增大，尤其是在薄膜厚度小于5nm 时，如图3 所示。这种表观位移电流的增加不能仅由极化反转来解释，因为这将意味着自发极化超过 1000μC/cm2，在物理上极不可能。

The

因此，增强的表观极化必须归因于由铝$_{0.74}$Sc$_{0.26}$氮薄膜的极化反转触发的动态电流贡献。目前，对这一行为最可能的解释是开关过程中导电畴壁的暂时形成。[34] 如上所述，随着薄膜厚度减小，相对畴壁密度将增加，并且畴更有可能从顶部界面延伸至底部界面。这两种效应都能促进更大的电流以补偿电荷的形式流动，以补偿沿畴壁存在的强极化不连续性。这种导电畴壁的概念与众所周知的III-氮半导体中的极化掺杂方案密切相关。[35,36,37]对这一效应的进一步分析是当前正在开展的工作重点。

2.4 亚5 nm薄Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N中铁电畴的原子尺度研究

类比式铁电开关是模拟突触的一种巧妙方法，因此，在类脑计算领域，稳定的部分开关状态是一项重要的材料特性。[38,39] 因此，对原子尺度的开关过程及极化不连续性（即铁电畴壁）的演变进行成像和理解至关重要。本节通过高分辨率扫描透射电子显微镜，探讨亚5 nm薄Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N薄膜中铁电开关的微观影响及其一般结构特性。本研究的重点是首次在任何纤锌矿型铁电体的单个Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N晶粒中观察到畴壁。为在晶胞尺度清晰观察局部极化，分析对象为一层外延生长（面内有序）但仍为多晶的薄膜（0002取向的柱状晶粒）；由于薄膜与衬底的晶体学取向相同，这种结构可实现直接成像。补充材料（图9和图7）提供了亚5 nm薄Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N薄膜的概览图，显示整个制备区域均存在具有c轴织构的独立外延晶粒；还展示了 $C-E$ 回线，证明了从10 nm厚到亚5 nm厚的外延生长薄膜中的铁电开关。此前，研究人员已成功确定纤锌矿型铁电材料中单个晶胞的极化方向，但迄今仍未能观察到畴壁。

该异质结构的外延特性得益于原子级尖锐界面，使得能够以单层为尺度准确测定厚度（参见图 1a）。尽管溅射薄膜采用柱状生长模式，但面内取向生长具有良好的结构质量，从而能够在原子尺度上直接观察单个晶粒内的晶胞极性。[40] 为了得出有关切换过程本身的结论（而不仅仅是确认向上和向下的极化翻转），所研究的电容器仅从氮（N）极性状态部分切换至金属（M）极性状态。为此，通过施加足以使极化反转达到饱和的正场，使电容器预先切换至完全 N极性状态，随后施加低于饱和点 ≈ 0.8 MV/cm 的负场。

部分翻转电容器的原子尺度扫描透射电子显微镜分析如图5 所示。图5a展示了电容器横截面的环形明场（ABF）扫描透射电子显微镜图像。经测定，铂电极的厚度分别约为11nm和25nm，对应外延铂底部电极和顶部电极。它们夹持着总厚度为 8-9 个晶胞的 Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N层，该厚度通过数单层的数量确定。在 c 晶格参数为 ≈ 505 pm时，这对应于4 至4.5nm。考虑到根据较厚薄膜校准的沉积速率，该数值与目标厚度吻合良好。因此，我们得出结论：由于成核，薄膜生长没有明显延迟。通过对 ≈ 10x4 nm2帧进行能量色散X射线谱分析，证实 Sc 含量约为 $x \approx 26$ at.%。

使用ABF-STEM成像结合多帧图像配准[41]，对部分翻转的Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N薄膜进行了极性畴结构的原子尺度研究。在此，使用ABF探测器可以常规地对氮等轻元素的原子位置进行成像，这是在铁电体Al$_{1-x}$Sc$_x$N中观察晶胞尺度极性的关键前提。[40] 图5b展示了沿 [2-1-10] 观察方向绘制的氮极性和M极性取向纤锌矿型结构的原子模型，该观察方向是研究晶胞极性所必需的。如相关工作中已经讨论的那样，[40,26,18] 溅射纳米晶Al$_{1-x}$Sc$_x$N薄膜具有2–6 nm的小晶粒直径，并且各晶粒之间存在约6°的面内倾斜，这使得可观察区域受限于与入射电子束具有精确取向的单个晶粒。[14] 在这方面，ABF-STEM图像衬度的形成在很大程度上取决于精确的取向条件。[42,43] 在本研究中，直接可解释的样品区域进一步受到Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N层中心均匀间隔分布的1–2nm大小铂团聚体的限制。这些铂伪影是在使用FIB减薄法进行样品制备期间引入的。

将 Ga$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N 层中的晶粒沿晶带轴取向对齐，并将氮化镓晶格居中至 [2-1-10] 取向后，识别出具有对齐晶带轴取向的单个晶粒。通过分析横跨（铝、钪）-氮哑铃结构绘制的强度剖面，从非刚性配准的多帧 ABF-扫描透射电子显微镜数据集中确定了晶胞极性（详见补充材料 - 图 10，关于一个

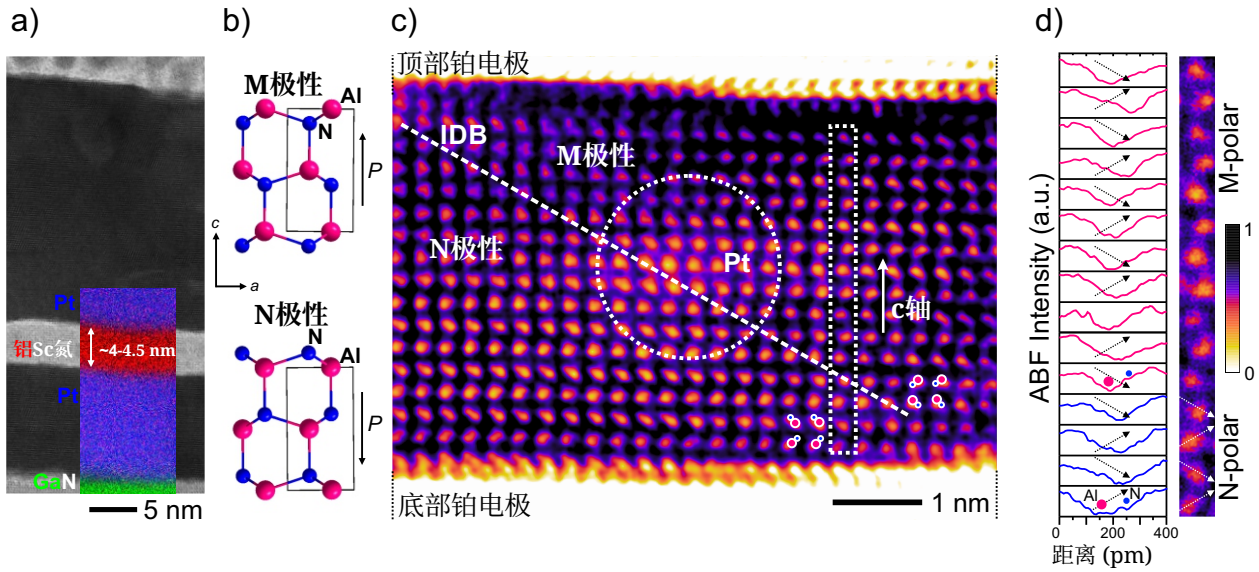

图5 a) $Pt/Al_{0.74}Sc_{0.26}N/Pt/GaN$电容器叠层横截面的ABF-STEM显微图。插图显示了Pt、铝和镓的叠加能量色散X射线谱图。b) 沿视线方向的M极性和N极性状态原子结构示意图。c) 整个$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$层的倒置ABF-STEM显微图，其中一条倾斜的反转畴边界将M极性区域（右上方）与N极性区域（左下方）分隔开来。叠加的（铝、Sc）-N哑铃结构示意图有助于直观显示极化方向。d) 单列框内各个（铝、Sc）-N哑铃极化方向的强度剖面分析。剖面始终由左向右绘制（见未滤波单列图像上的箭头）；颜色表示：M（极性）为粉色，N（极性）为蓝色。

在氮化镓衬底上的演示）。ABF-STEM显微图的对比度进行了反转，并采用了一种配色方案（反转cABF-STEM），以增强图像的可见性，具体如实验部分所述。为避免因降低信息极限而产生潜在伪影，强度剖面分析未采用噪声滤波。强度剖面分析通常用于确定具有纤锌矿型晶体结构的材料的极性，这是因为金属原子与氮或氧原子之间存在显著的对比度差异。[44]

采用所述方法，在图 5 c 和图 6 中观察到单个晶粒内存在 N极性和 M极性区域。这证实了反转畴壁（IDB）的存在，其水平分量虽有变化，但始终显著。鉴于水平分量会在畴壁处产生极大的极化不连续性，这一结果令人十分意外；要使其稳定下来，可能需要一种目前尚未知晓的（电荷）补偿或重新配置机制。总体而言，在倒置ABF-STEM图像中，上部区域的 M极性清晰可辨，而其余的 N极性主要位于底部界面。图 5 d 和图 6 b 展示了沿突出显示的垂直原子柱进行的上述轮廓分析，清楚地显示了底部界面附近的 N极性（蓝色轮廓），以及靠近上部界面处切换为 M极性（粉色轮廓）。在极化从 N极性反转为 M极性的位置（轮廓按示意图所示的“上-下”方向绘制，起点位于（铝，钪）-氮哑铃结构的左侧），交替排列的哑铃取向（因此也包括所绘制的轮廓）被截断，极性随即沿箭头所示的“上-下-下-上”方式突然反转为 M极性状态。这种亚 5 nm 晶粒内的极化变化表明，即使在晶粒直径仅为个位数纳米的极薄膜中，$Al_{1-x}Sc_xN$ 也会以受畴壁运动限制的方式逐渐切换。这表明该材料，以及可能普遍适用的纤锌矿型铁电体，都非常适合用于个位数纳米尺度器件中的模拟切换。此外，正如对较厚薄膜的推测[40]，从 N极性切换至 M极性的极性反转畴，已发现从顶部电极界面开始成核，并由此向底部界面扩展。这些结果首次直接观测到了纤锌矿型铁电体中的 IDB。从应用角度来看，渐进式晶粒内切换和较小的畴尺寸非常适合在横向尺寸为 < 10 nm2的范围内实现多种状态 < 10，这凸显了 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 在实现高度微缩、模拟突触的类脑计算器件方面的潜力。[38]

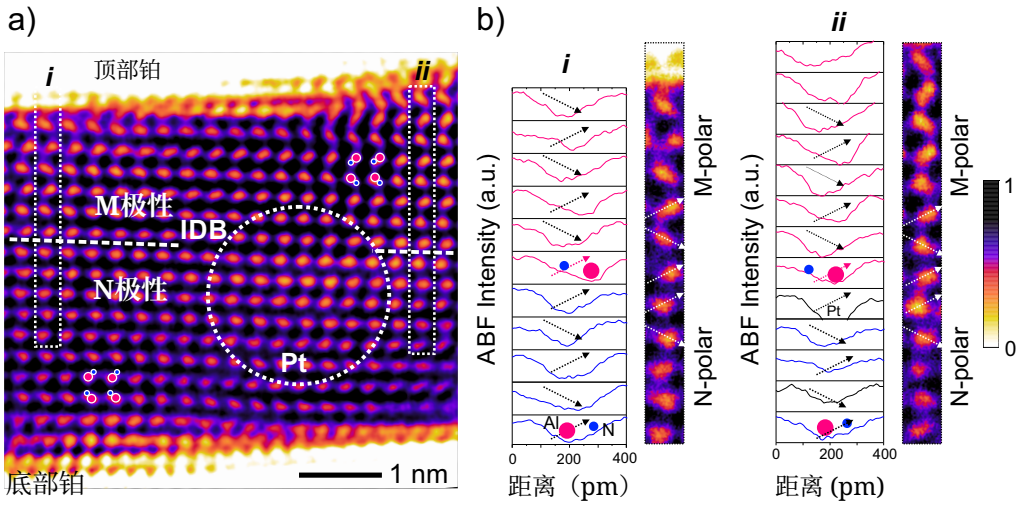

图 6 a) 铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮层的倒置ABF-STEM显微图，其中水平反转畴边界将顶层晶胞中的M极性区域与底部薄膜中的N极性区域分隔开来。(铝,钪)-氮哑铃结构示意图有助于观察极性。b) 晶粒左侧（*i*）和右侧（*ii*）垂直单列框内(铝,钪)-氮哑铃结构的强度剖面分析。两项分析均表明IDB可能沿横向延伸。剖面沿从左至右的方向绘制（见箭头），基于未滤波图像；M（极性）＝为粉色，N（极性）＝为蓝色。

3 结论

总之，展示了在Pt/Ti/SiO$_2$/Si上非外延生长以及在Pt/GaN/蓝宝石上外延生长的溅射沉积、8至9 个晶胞（4至 4.5 nm）厚的 Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N 中的铁电开关。通过电学 $J-E$ 和 $C-E$ 测量，以及扫描透射电子显微镜研究，独立证实了该开关事件的铁电性质，分辨出了原子尺度上的极化反转。这是首篇报道在完全基于硅的情况下实现亚5nm厚纤锌矿型铁电薄膜开关的研究，同时还实现了低至 ≈ 1 V的创纪录低开关电压。这两个方面预计都将极大促进该类材料未来集成到先进 CMOS技术中。尽管外延薄膜具有更优的薄膜织构和界面结构质量，但在硅上生长亚5nm的非外延Al$_{0.74}$Sc$_{0.26}$N可改善矫顽场与击穿场之间的比值。因此，结构质量并不是获得良好铁电性能的限制因素。E_c 在我们的薄膜中，随着薄膜厚度减小至 10nm，矫顽场仅略有增加；而当薄膜厚度进一步减小至亚 5 nm 时，矫顽场降低，从而显著降低了所需的开关电压。这种行为与Dawber 等人所述的经退极化修正的JKD模型在定性上相符；[27] 他们解释了 E_c 的降低源于退极化场的增加，而退极化场的增加则由电极的有限屏蔽长度导致。较薄薄膜中介电常数的增加支持了这一假设。还发现介电常数会随循环次数增加而增大，尤其是在较薄的薄膜中；我们认为这与畴壁相对于薄膜总体积的相对体积增加有关。

我们首次通过对外延生长的铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮进行高分辨率ABF-STEM研究，分辨出纤锌矿型铁电体中的IDB。由此观察到的纳米尺度畴仅跨越单个纳米级晶粒的一部分，这强烈表明，在厚度小于5 nm的纤锌矿型薄膜中，畴壁运动仍是限制开关动力学的因素。所观察到的畴壁具有显著的水平分量，这进一步促使我们考虑是否存在一种（电荷）补偿机制，以应对边界处强烈的极化不连续性。

总之，现有关于亚5纳米薄膜中晶粒内切换的证据，以及小于5纳米的横向晶粒尺寸，证明了极低体积下稳定且渐进的部分切换能力。这种切换机制，加上厚度缩减对 E_c 所产生的积极影响，使铁电切换电压低至1V的铁电铝$_{1-x}$钪$_x$氮成为纳米级铁电突触器件的极具吸引力的选择；这类器件需要模拟切换，而采用已用于大规模生产的兼容互补金属氧化物半导体后道工艺的沉积工艺也同样如此。

4 实验部分

作为电极，德国 Fraunhofer ISIT 提供了在硅氧化物2/硅晶圆上溅射沉积的钛种子层（厚10 nm）及其上的铂层（厚100 nm）。由氮化镓（4µm）/蓝宝石组成的适用于外延生长的模板为商业购买所得。衬底经切割为1x1 c m2 芯片，并预先用光刻胶保护表面。使用超声波清洗槽，以丙酮和异丙醇进行清洗，随后用去离子水冲洗。之后，在Sentech Sl100反应器中进行Ar/O_2等离子体刻蚀，对非外延铂模板进行清洁；详细信息见其他文献。[45] $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$层以及底部外延铂层和顶部铂层均在实验室内采用Oerlikon（现为Evatec）的MSQ 200多源系统通过溅射沉积生长；工艺详情见先前发表的文献。[14] Pt/GaN/蓝宝石上的外延生长以及Pt/Ti/硅氧化物2/硅上的非外延生长，均采用相同的沉积工艺实现。达到至少5 x 10^{-7} mbar的基底压力后，随即沉积铂顶层。采用光刻和离子束刻蚀（IBE, Oxford Instruments Ionfab 300）制备圆形和方形顶部电极。通过二次离子质谱仪（SIMS）检测到铂信号消失后，立即停止干法刻蚀。使用Hewlett Packard 4284 A精密LCR表测量电容和损耗角正切。除非另有说明，小信号电压和频率分别为0.1 V和900 kHz。通过调整每步之间的延迟时间以及电压扫描的步宽，使不同$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$厚度的测量保持相同的扫描时间。 $J-E$ 测量使用AixACCT TF 3000分析仪进行。采用Helios600聚焦离子束扫描电镜，通过聚焦离子束技术提取部分极化薄膜的截面样品并进行减薄，随后将其转移至JEOL（JEM200F）NEOARM扫描透射电子显微镜中，在200 kV（冷场发射枪）下进行观察。采用环形明场扫描透射电子显微术（ABF-STEM）模式，对亚5 nm厚$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$层中晶胞的极性进行原子尺度研究；收集角为10 - 20 mrad，空间分辨率极限为 ≈ 70 pm。为尽量减小图像采集期间扫描畸变和样品漂移的影响，采用快速串行记录多帧图像的方法采集原子尺度ABF-STEM显微图，之后使用DigitalMicrograph v.3.5.1（DM）（GatanInc）软件中的Smart Align算法（HREM Research Inc.）进行后处理图像配准，该算法实现了刚性与非刚性配准。除非另有说明，未经配准的ABF-STEM图像经过以下处理：1）使用DM插件HREM-Filters Pro/Lite v.4.2.1（HREM Research Inc.）精简版中的简单辐亮度差分滤波器进行傅里叶滤波，以去除高频噪声；2）反转ABF对比度、应用配色方案，并在DM中略微增强对比度，以便展示（倒置ABF-STEM）。面内和面外晶格参数的估算精度为 ±2 pm，分别通过至少8个晶胞和6个晶胞的平均原子间距计算得出，并与氮化镓衬底测定的晶格参数进行比较。氮化镓测定的晶格参数分别为 $a \approx 318$ pm和 $c \approx 521$ pm；$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$的晶格参数分别为 $a \approx 319$ pm和$c \approx 505$ pm。采用配备双硅漂移探测器系统的能量色散X射线谱（每个探测器的有源区为100 mm2 ），对电容器叠层进行化学分析。使用Tecnai F30 G2 STwin显微镜（工作电压300 kV），检查在Pt/GaN/蓝宝石上和Pt/Ti/硅氧化物2/硅上生长的、基于10 nm厚$Al_{0.74}Sc_{0.26}N$的电容器结构的截面样品。

4.1 致谢

本研究得到了德国联邦教育与研究部（德国联邦教育与研究部）资助的“ForMikro-SALSA”项目（资助编号：16ES1053）的支持，同时还获得了德国科学基金会根据协同研究中心（CRC）1261和1461计划以及资助编号458372836提供的支持。作者衷心感谢ChristinSzillus为透射电子显微镜分析制备截面样品的聚焦离子束制样工作。

4.2 参考文献

1. Khan AI, Keshavarzi A, Datta S. 铁电场效应晶体管技术的未来。《自然·电子学》2020；3(10)：588–597。doi：10.1038/s41928-020-00492-7 2. Mikolajick T, Schroeder U, Slesazeck S. 铁电存储器的过去、现在与未来。《*IEEE* 电子器件汇刊》 2020 ； 67(4)：1434–1443。doi：10.1109/ted.2020.2976148

3. MikolajickT、Slesazeck S、Mulaosmanovic H，等。用于半导体工艺集成的下一代铁电材料及其应用。应用物理学杂志2021；129(10)：100901。doi：10.1063/5.0037617 4. SchroederU、ParkMH、Mikolajick T、Hwang CS。铁电 HfO2 的基础与应用。自然评论材料2022；7(8)：653–669。doi：10.1038/s41578-022-00431-25.LedererM、Kämpfe T、OlivoR，等。通过透射电子背散射衍射对铁电掺 Zr 的 HfO2 薄膜进行局部晶体学相检测和织构映射。应用物理学快报2019；115(22)：222902。doi：10.1063/1.5129318 6. MulaosmanovicH、OckerJ、Müller S，等。纳米尺度氧化铪基铁电场效应晶体管中的开关动力学。*ACS* 应用材料与界面2017；9(4)：3792–3798。doi：10.1021/acsami.6b138667. Fichtner S、Wolff N、Lofink F、KienleL、Wagner B。AlScN：一种基于III-V 族半导体的铁电体。应用物理学杂志2019；125(11)：114103。doi：10.1063/1.50849458.Islam MR、WolffN、Yassine M，等。关于铁电 Al1-xScxN薄膜卓越的温度稳定性。应用物理学快报2021；118(23)：232905。doi：10.1063/5.0053649 9.Aigner R、Fattinger G。3G - 4G - 5G：BAW 滤波器技术如何实现互联世界。*IEEE* 传感器2019：523–526。doi：10.1109/TRANSDUCERS.2019.8808358 10. FichtnerS、LofinkF、Wagner B，等。AlScN 中的铁电性：开关、印记和亚 150 nm 薄膜。*IEEE ISAF*2020：1-4。doi：10.1109/IFCS-ISAF41089.2020.923488311.WangD、Wang P、MondalS，等。具有大开关比的超薄氮化物铁性存储器，用于模拟存内计算。先进材料；n/a(n/a)：2210628。doi：https://doi.org/10.1002/adma.202210628 12. Mizutani R、YasuokaS、ShiraishiT，等。厚度约为10 nm且剩余极化超过100 μC cm-2 的 (Al0.8Sc0.2)N 薄膜厚度缩放。应用物理快报2021；14(10)：105501。doi：10.35848/1882-0786/ac226113.Yasuoka S、MizutaniR、OtaR，等。通过减小 (Al,Sc)N 薄膜厚度增强晶体各向异性和铁电性。日本陶瓷学会志2022；130(7)：436–441。doi：10.2109/jcersj2.21184 14.SchönwegerG、Islam MR、Wolff N，等。用于低电压驱动铁电基器件的超薄 $Al_{1-x}Sc_xN$ 。固体物理学现状（*RRL*）—快速研究快报2022：2200312。doi：10.1002/pssr.202200312 15.Wang D、ZhengJ、Musavigharavi P，等。亚 20 nm 氮化铝钪薄膜中的铁电开关。*IEEE* 电子器件快报2020；41(12)：1774–1777。doi：10.1109/led.2020.3034576 16. LiM、HuK、Lin H、FelmetsgerV、Zhu Y。暴露于大气中的溅射 AlScN薄膜的氧化。在：a. IEEE；2022 17. Zhao YP、Wang GC、LuTM、Palasantzas G、Hosson JTMD。表面粗糙度对绝缘薄膜电容和漏电流的影响。物理评论 *B*1999；60(12)：9157–9164。doi：10.1103/physrevb.60.9157 18.Islam MR、Schönweger G、WolffN，等。基于外延Pt/AlScN/外延-Pt/GaN 的超薄金属-铁电体-金属电容器（未发表）。19. OkadaY、TokumaruY。300 至 1500 K 范围内硅晶格参数和热膨胀系数的精确测定。应用物理学杂志1984；56(2)：314–320。doi：10.1063/1.33396520. Yim WM、Paff RJ。AlN、蓝宝石和硅的热膨胀。应用物理学杂志1974；45(3)：1456–1457。doi：10.1063/1.166343221.LuY、Reusch M、KurzN，等。压电 $Al_{1-x}Sc_xN$ （最高至 x= 0.41）薄膜的弹性模量和热膨胀系数。*APL* 材料2018；6(7)：076105。doi：10.1063/1.504019022.Yasuoka S、Mizutani R、Ota R，等。纤锌矿 ($Al_{0.8}Sc_{0.2}N$ 中通过晶体各向异性实现的可调铁电性质。*ACS* 应用电子材料2022。doi：10.1021/acsaelm.2c00999 23. MaxfieldCM。FPGA 架构。在：Elsevier。2008（第 13–48 页）

24. Chen X, Touba NA. 互补金属氧化物半导体设计基础。载于：Elsevier。2009（第39–95页） 25. Ambacher O, Christian B, Feil N，等。纤锌矿型 ScAlN、InAlN 和 GaAlN 晶体：结构、弹性、电介质和压电性质的比较。*Journal of Applied Physics*2021；130(4)：045102。doi：10.1063/5.0048647 26. Schönweger G, Petraru A, Islam MR，等。从完全应变到弛豫：III-N 技术中的外延铁电体 $Al_{1-x}Sc_xN$ 。*AdvancedFunctional Materials*2022：2109632。doi：10.1002/adfm.202109632 27. Dawber M, Chandra P, Littlewood PB, Scott JF。薄膜铁电材料中退极化场对矫顽场的修正。*JournalofPhysics:CondensedMatter* 2003；15(24)：L393–L398。doi：10.1088/0953-8984/15/24/106 28. Kay HF, Dunn JW。三甘氨酸硫酸盐成核场的厚度依赖性。*Philosophical Magazine* 1962；7(84)：2027–2034。doi：10.1080/14786436208214471 29. Janovec V。关于 BaTiO3 单畴晶体矫顽场理论的研究。*Czechoslovak Journalof Physics* 1958；8(1)：3–15。doi：10.1007/bf01688741 30. Ducharme S, Fridkin VM, Bune AV，等。内禀铁电矫顽场。*Physical Review Letters* 2000；84(1)：175–178。doi：10.1103/physrevlett.84.175 31. Ke C, Hu Y, Liu S。退极化诱导的具有三稳态极化状态的 III-V 三原子层。；2023 32. Black CT, Farrell C, Licata TJ。通过可调退极化场抑制铁电极化。*AppliedPhysics Letters* 1997；71(14)：2041-2043。doi：10.1063/1.119781 33. Zhu W, He F, Hayden J，等。 $Al_{1-x}B_xN$ 铁电薄膜中的唤醒效应。2021。34. Evans DM, Garcia V, Meier D, Bibes M。多铁性材料中的畴和畴壁。*Physical Sciences Reviews* 2020；5(9)：20190067。doi：doi:10.1515/psr-2019-0067 35. Jena D, Heikman S, Green D，等。通过梯度 III–V 氮化物半导体合金中的体极化掺杂，实现宽电子层。*Applied Physics Letters* 2002；81(23)：4395–4397。doi：10.1063/1.1526161 36. Yan L, Zhang Y, Han X，等。通过金属有机化学气相沉积生长的 N极性 III-氮化物 LED 中由极化诱导的空穴掺杂。*AppliedPhysicsLetters* 2018；112(18)：182104。doi：10.1063/1.5023521 37. Khokhlev OV, Bulashevich KA, Karpov SY。用于 III-氮化物光电子学的极化掺杂。*physica status solidi (a)*2013；210(7)：1369–1376。doi：10.1002/pssa.201228614 38. Islam R, Li H, Chen PY，等。类脑计算的器件与材料要求。*Journal of Physics D:AppliedPhysics*2019；52(11)：113001。doi：10.1088/1361-6463/aaf784 39. Shi T, Wang R, Wu Z, Sun Y, An J, Liu Q。电阻式开关器件综述：性能改进、表征与应用。*SmallStructures*2021；2(4)：2000109。doi：10.1002/sstr.202000109 40. Wolff N, Fichtner S, Haas B，等。原子尺度证实纤锌矿型氮化铝钪中的铁电极化反转。*JournalofAppliedPhysics*2021；129(3)：034103。doi：10.1063/5.0033205 41. Jones L, Yang H, Pennycook TJ，等。Smart Align——一种用于扫描显微镜数据稳健非刚性配准的新工具。*Advanced Structural and ChemicalImaging* 2015；1(1)。doi：10.1186/s40679-015-0008-4 42. Zhou D, Müller-Caspary K, Sigle W, Krause FF, Rosenauer A, Aken vPA。ABF–STEM 成像中样品倾转对原子柱位置确定的影响。*Ultramicroscopy* 2016；160：110–117。doi：10.1016/j.ultramic.2015.10.008 43. Okunishi E, Sawada H, Kondo Y。利用像差校正扫描透射电子显微镜（STEM）对环形明场（ABF）成像进行实验研究。*Micron*2012；43(4)：538–544。doi：10.1016/j.micron.2011.10.007 44. Mata d. lM, Magen C, Gazquez J，等。通过直接哑铃结构分析确定 ZnTe、GaAs、ZnO 和 GaN-AlN 纳米线的极性。*NanoLetters* 2012；12(5)：2579–2586。doi：10.1021/nl300840q 45. Fichtner S, Wolff N, Krishnamurthy G，等。识别并克服高 Sc 增强 AlN 中源于界面的 c轴不稳定性及其在压电微机电系统中的影响。*Journal of Applied Physics* 2017；122(3)：035301。doi：10.1063/1.4993908

5 补充材料

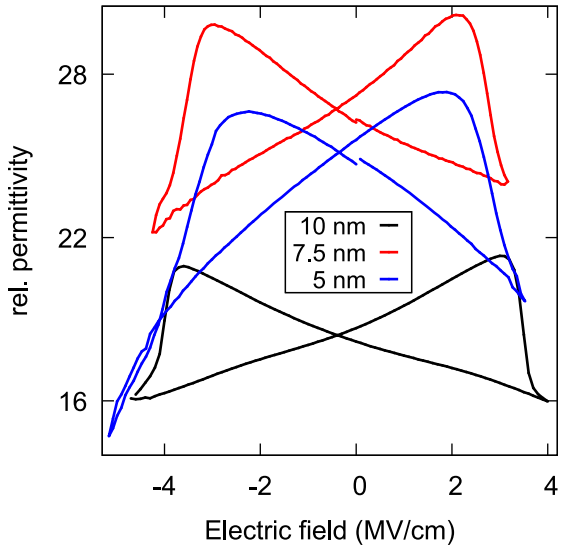

图 7 $C-E$ 在外延生长于 Pt/GaN/蓝宝石上的 10 nm 至小于 5 nm 厚的 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 薄层中测得的回线。各厚度样品的扫描时间保持恒定。所有测量均在直径为 10 µm 的焊盘上进行。由于 $\Delta(\epsilon_r) \approx 4$相对介电常数的误差，主要源于电容器面积（名义直径为 10 µm 的焊盘）的变化，因此无法观察到从 10 nm 到小于 5 nm 薄膜厚度的明显趋势或 ε_r。

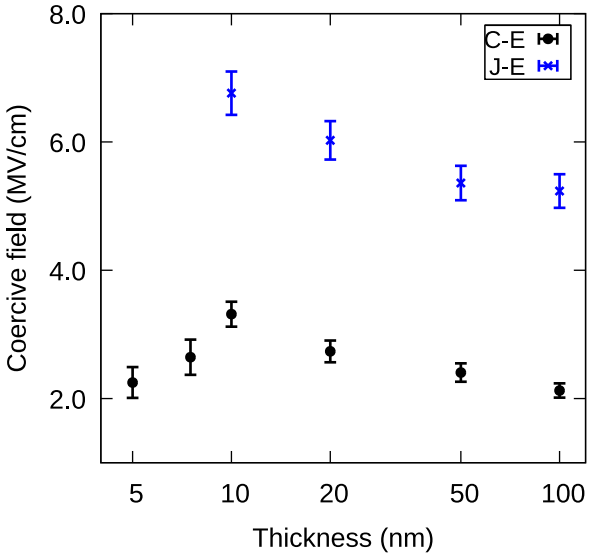

图8Pt/GaN/蓝宝石上外延生长的铝$_{0.74}$钪$_{0.26}$氮薄膜的矫顽场随薄膜厚度的变化关系。 E_c 通过 $J-E$ （80 kHz）回线以及通过 $C-E$ （扫描时间20s、小信号100 mV和900kHz）回线测定。在高频下，当薄膜厚度低于10nm时，击穿场接近矫顽场，因此无法清晰确定该薄膜厚度以下的 E_c。

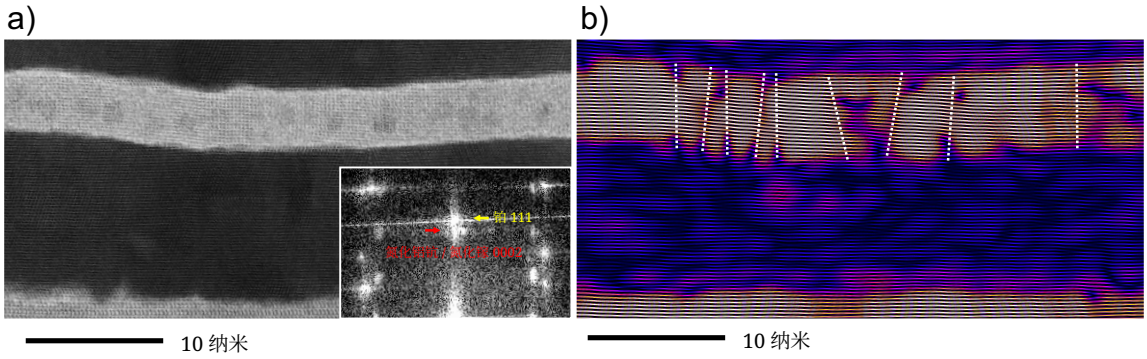

图 9 个位数纳米级大尺寸柱状晶粒的纳米尺度织构分析。a）薄膜截面的ABF-STEM显微图及其快速傅里叶变换（FFT），显示了面外取向一致的 Pt 111 和 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$0002 反射。b）采用孔径滤除 GaN 和 $Al_{0.74}Sc_{0.26}N$ 面外 0002 反射空间频率后的逆快速傅里叶变换图像，以展示晶体尺寸和 c轴取向。虚线表示晶界的位置。

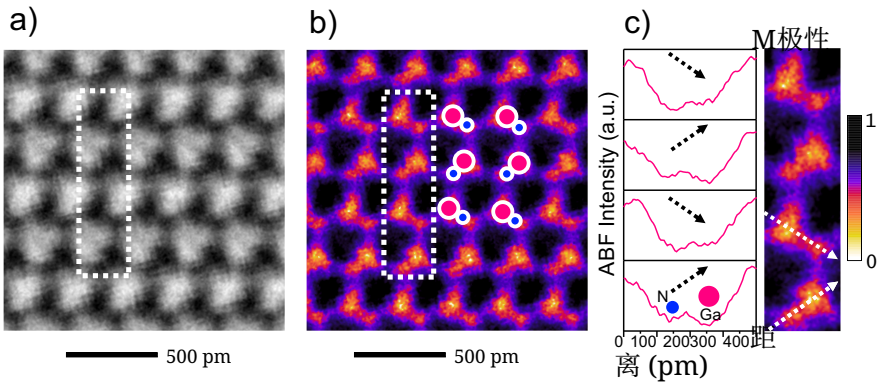

图 10 a）未滤波的氮化镓衬底 ABF-STEM 显微图，以及 b）显示 M 极性的倒置ABF-STEM图像。Ga-N 哑铃结构示意图有助于观察 M极性。c）显示竖直框内 Ga-N 哑铃结构的强度剖面分析。剖面沿未滤波图像从左向右绘制（见箭头）；M（-极性） =粉色，N（-极性） = 蓝色。

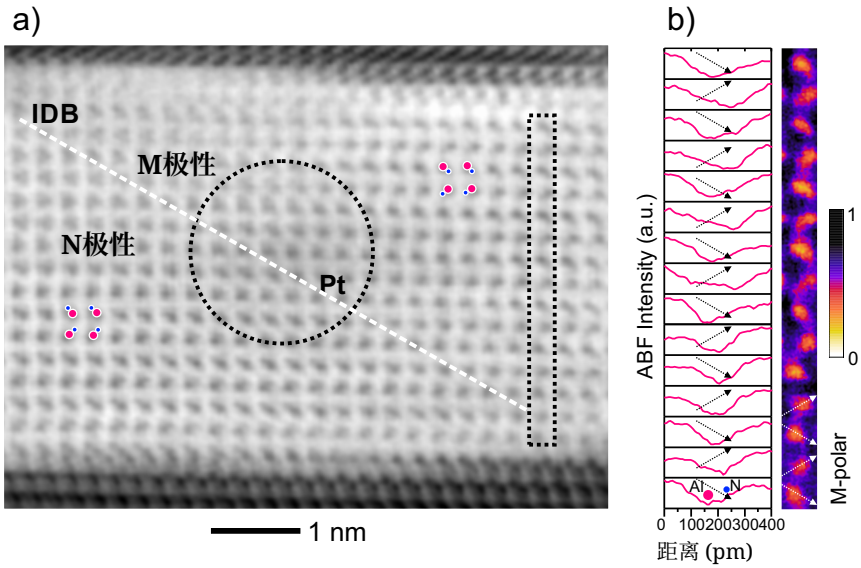

图 11 a) 图 5 所示倒置ABF-STEM图像的未滤波灰度ABF-STEM显微图，其中标出了倾斜反转畴边界的示意位置。b) 对垂直单列区域进行剖面分析，其中M极性畴延伸至底部铂界面。剖面在未滤波图像上从左向右绘制（见箭头）；M（-极性）＝粉色，N（-极性）＝蓝色。