

专题: 半导体物理与器件·封面文章

GaN 高电子迁移率晶体管界面工程对高温与动态偏压可靠性提升的作用机制

万紫嫣# 张浩然# 李霄 宁静† 郝跃 张进成

(西安电子科技大学微电子学院, 宽禁带半导体器件与集成技术全国重点实验室, 西安 710071)

(2025 年 11 月 30 日收到; 2025 年 12 月 28 日收到修改稿)

GaN 外延生长中的高位错密度与界面缺陷会加速器件可靠性退化. 尤其在高温条件下, 深能级缺陷被激活、载流子散射增强, 使电学与射频特性进一步恶化, 成为制约 GaN 高电子迁移率晶体管 (HEMT) 性能提升的关键瓶颈. 为此, 本研究在 AlGaN/GaN 异质结与衬底之间引入由范德瓦耳斯外延的 BN 缓冲层, 并与传统外延结构进行了全面对比. 在动态偏压条件下, 该结构展现出显著的陷阱抑制能力, 电流崩塌仅约 9.2%, 阈值电压漂移低至 0.09 V, 导通电阻与跨导基本保持稳定. 在 125 °C 高温测试中, 器件仍表现出良好可靠性, 电流崩塌约 31%, 阈值仅负漂约 0.5 V, 跨导衰减和导通电阻升幅均明显低于对照器件. 在室温静态特性方面, 该结构使导通电阻降低约 40%, 最大输出电流与跨导峰值显著提升. 射频性能同样增强: f_T 由 48 GHz 提升至 90 GHz, f_{max} 由 114 GHz 提升至 133 GHz. 结果表明, 该界面优化策略可同时改善载流子输运、抑制陷阱效应并提升射频性能, 为实现高频、高功率、高可靠性的 GaN HEMT 提供了有效路径.

关键词: 电流崩塌, 高温, GaN 高电子迁移率晶体管, 范德瓦耳斯外延**DOI:** 10.7498/aps.75.20251629**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251629

1 引言

随着 5G 通信、毫米波雷达和高功率射频放大器应用需求的不断增长, 氮化镓 (GaN) 基高电子迁移率晶体管 (HEMT) 因其优异的高功率密度、较高的击穿电压以及高速响应特性, 成为射频 (RF) 和微波领域的核心器件之一^[1-5]. GaN 材料具有较宽的禁带宽度 (约 3.4 eV)、高的击穿电场 (约 3.3 MV/cm) 和较高的电子迁移率, 这使得 GaN HEMT 能够在高频、高功率的条件下稳定工作^[6-8]. 然而, GaN 外延生长过程中不可避免地存在晶格失配和热膨胀系数差异, 这些因素导致了外延 GaN 层中位错密度的急剧增加, 这些位错不仅削弱了器件的电流导通能力, 还可能

导致高频性能退化和严

重的可靠性问题^[9-11]. 在高功率工作时, 由于沟道电子的俘获和释放, GaN HEMT 器件容易出现电流崩塌 (current collapse) 现象, 这种现象会导致器件的动态导通电阻 (R_{on}) 显著增加, 从而影响器件的开关速度和射频功率输出^[12-14]. 此外, 阈值电压漂移 (ΔV_{th}) 也是常见的性能退化问题, 尤其在长时间工作和高温环境下, 这种现象更加显著, 严重影响器件的稳定性和可靠性^[15-17].

传统的 GaN 外延技术 (如 GaN-on-Si 或 GaN-on-SiC) 尝试通过选择不同的衬底材料来降低位错密度并改善器件性能^[18]. 然而, 由于这些方法无法完全避免因晶格失配引发的应力, 位错密度和界面缺陷仍然较高^[19], 因此这些技术的提升效果有限. 为了解决这些问题, 近年来, 范德瓦耳斯外延 (van

同等贡献作者.

† 通信作者. E-mail: ningj@xidian.edu.cn

der Waals epitaxy, vdWE) 作为一种新型外延技术逐渐得到关注^[20,21], 尤其是采用氮化硼 (*h*-BN) 作为缓冲层^[22]. BN 作为二维材料, 具有优异的电绝缘性能、化学稳定性以及较低的热膨胀系数, 能够通过范德瓦耳斯力与 GaN 层结合, 在不产生晶格应力的情况下为 GaN 外延层提供一个低缺陷的界面^[23]. BN 层与 GaN 层的范德瓦耳斯外延结合不仅有效地抑制了位错的传播, 还能通过缓解材料中的应力, 优化 GaN 层的电子特性, 进而提升 GaN HEMT 器件的高频性能和动态稳定性^[24].

BN-vdWE GaN HEMT 器件的优势主要体现在以下几个方面: 首先, BN 缓冲层能够显著降低 GaN 外延层中的位错密度 (TDD), 并且由于范德瓦耳斯外延的特性, 它可以提供更优异的界面质量, 减少界面陷阱的形成^[25], 进而降低电流崩塌现象的发生; 其次, BN 层的引入能够改善器件的电荷注入/释放特性, 减少阈值电压漂移, 从而稳定器件的开关性能; 最后, BN 的高热导率能够有效地分散热量^[26], 降低器件在高功率工作下的温升, 进一步提升器件的可靠性和使用寿命.

针对 BN 范德瓦耳斯外延在 GaN HEMT 器件上的应用, 近十年来国内外学者做出了不少相关的研究报告^[27]. 2012 年, Kobayashi 等^[28] 使用具有 *h*-BN 缓冲层的蓝宝石衬底, 生长出了 AlGaIn/GaN 异质结构, 并基于 *h*-BN 层状结构的范德瓦耳斯作用, 成功轻松地将其从蓝宝石衬底上机械剥离转移到了其他衬底上. 2014 年, Hiroki 等^[29] 在 *h*-BN/蓝宝石衬底上制备了 AlGaIn/GaN HEMTs, 并使用 *h*-BN 作为释放层将其从宿主衬底剥离转移至导热系数较高的铜衬底上. 转移后的 HEMT 器件由于散热得到改善, 饱和漏极电流下降从先前的 30% 降低至 8%. 且即使在自加热效应的影响下, 转移后的 HEMT 器件温度仅升高了数度, 远低于原器件的 50 °C 温度, 大大改善了 GaN HEMT 的散射性能. 2016 年, Paduano 等^[30] 通过金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 法在 BN/蓝宝石衬底上生长得到了高电子迁移率、高二维电子气 (2DEG) 面密度的 AlGaIn/GaN HEMT, 表明直接生长在蓝宝石上的高质量 BN 能有效减少缓冲层中的施主杂质, 且当 GaN 层从衬底释放时, 其残余应变几乎被完全消除. 2017 年, Glavin 等^[31] 首次展示了可应变的高频射频 GaN 器件, 其卓越性能得益于在二维 BN 上外延生长, 实现无化学转移至柔软

柔性衬底. 器件展现出接近顶尖水平的电学性能, 推动了柔性 GaN 基材料及器件在射频领域的应用. 2023 年, Ravi 等^[32] 通过 MOCVD 法以 AlN 作为成核层, 在 Si 衬底上成功生长了 *h*-BN 薄膜, 并研究了 GaN 在 *h*-BN 薄膜上的范德瓦耳斯外延生长, 包括外延层剥离的挑战. 虽然在厚度为 1 μm 及以上的 GaN 薄膜上观察到自剥落现象, 但是通过将 *h*-BN 层厚度从 8 nm 降低到 2 和 1.5 nm, 这种现象得到了改进, 并估算出 *h*-BN/AlN 界面的界面结合能为 54 meV.

尽管 BN-vdWE 技术在 GaN HEMT 器件中的应用展现了巨大的潜力, 但这一领域的研究仍然存在一些挑战和未解决的问题. 例如, 如何精确控制 BN 与 GaN 之间的界面特性, 以及 BN 缓冲层在不同工作条件下对器件动态特性的影响, 仍然是目前研究的热点. 因此, 本文旨在系统地研究和探索 BN-vdWE 缓冲层对 GaN 基 HEMT 器件性能的提升, 重点分析其对电流崩塌抑制、阈值电压稳定性以及射频性能的影响, 并通过多种实验测试方法验证其在高频射频应用中的优势. 通过栅极应力、漏极应力、脉冲动态测试等一系列综合测试手段, 本文将深入探讨 BN-vdWE GaN HEMT 在动态特性、可靠性以及射频性能方面的表现, 提供一套完整的实验数据和理论分析, 为下一代高频、高功率射频器件的设计和优化提供参考.

2 实验

本文实验所采用的 AlGaIn/GaN HEMT 器件结构示意图如图 1(a) 所示, 该器件采用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 法在 BN/AlN/蓝宝石衬底上依次生长了 200 nm 的 AlN 成核层、1.2 μm 碳掺杂的 GaN 缓冲层、300 nm 无掺杂的 GaN 沟道层以及 25 nm 的 AlGaIn 势垒层, 势垒层的 Al 组分为 0.25. 其中 *h*-BN 采用低压化学气相沉积 (LPCVD) 方法生长 20 nm, 用铜箔作金属衬底, 在进行抛光处理之后将其放到管式炉里进行反应. 制备过程以氨硼烷为源, 首先通入 40 sccm (1 sccm = 1 cm³/min, 0 °C, 标准大气压) 的 H₂ 进行升温, 温度升高到 1050 °C 后再通入流量比为 40 sccm/500 sccm 的 H₂/Ar 进行退火, 接着将 Ar 改为 50 sccm, 将加热带升温到 60 °C 生长 30 min 后降温. 最后通过湿法转移将 *h*-BN 转移至目标衬底.

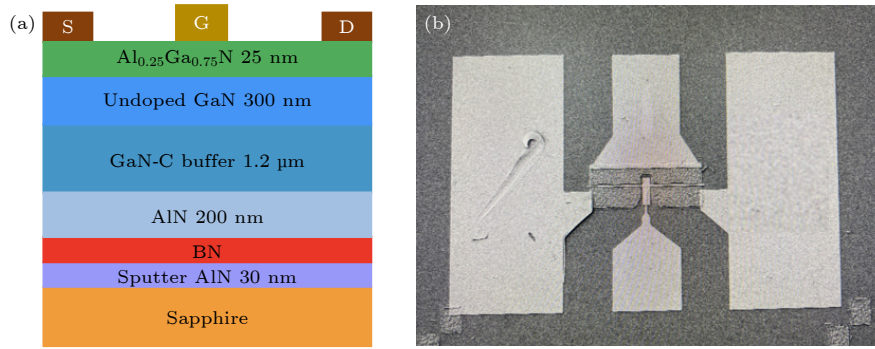


图 1 引入 h -BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件 (a) 结构示意图; (b) 显微镜图像

Fig. 1. AlGaIn/GaN HEMT Device with h -BN Buffer Layer: (a) Schematic diagram; (b) microscope image.

同时直接在 AlN/SiC 衬底上制备未引入 h -BN 缓冲层的器件样品作为对照, 除通过范德瓦耳斯外延引入 BN 缓冲层外, 两种样品生长方式及工艺制备步骤完全一致. 这里 30 nm 的 AlN 层是采用铝靶材在 500 °C 的高温条件下沉积溅射的. MOCVD 外延的 AlN 成核层采用氨气 (NH_3) 做氮源, 三甲基铝 (TMAI) 做铝源, 在 1200 °C 的反应腔室里生长 200 nm. 栅极长度为 150 nm, 栅源间距和栅漏间距分别为 850 nm 和 1 μm , 栅极宽度为 50 μm , 器件制备完成的显微镜图像如图 1(b) 所示. 与未引入 h -BN 缓冲层的样品相比, 引入 h -BN 缓冲层使 2DEG 面密度从 $5.8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ 提升至 $1.24 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, 并使电子迁移率从 $1726 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 增强至了 $2091 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$.

3 结果与讨论

3.1 BN 范德瓦耳斯外延对 GaN 材料与界面特性的影响

本节旨在从已有文献出发, 总结 BN 范德瓦耳斯外延对 GaN 材料与界面特性的普遍影响规律, 作为后续器件性能分析的物理背景说明, 而非对本文样品进行直接材料表征.

范德瓦耳斯外延 (vdWE) 条件下引入 BN 缓冲层, 被认为是改善 GaN 外延材料质量与界面特性的有效手段. 已有研究表明, BN 作为二维层状材料, 其表面无悬挂键, 层间以范德瓦耳斯相互作用为主, 可在一定程度上弱化外延层与衬底之间的强键约束, 从而有助于 GaN 生长过程中应力释放与缺陷演化路径的调控^[33,34].

在传统 GaN-on-Si 或 GaN-on-SiC 体系中, 由于晶格常数与热膨胀系数失配, 外延层中易形成高

密度位错与应变诱导缺陷, 并在后续器件工作过程中表现为界面深能级陷阱、电流崩塌及可靠性退化等问题. 相比之下, BN 缓冲层通过范德瓦耳斯弱耦合界面, 有助于抑制位错向上传播、缓解外延残余应力, 并可能降低界面相关深能级缺陷的形成概率^[35-37].

此外, BN 的热学稳定性与层间可滑移特性, 使其在温度变化或高功率工作条件下具备一定的热应力缓冲能力, 并可能减缓由此诱发的缺陷活化过程^[38,39]. 需要指出的是, 本文未对晶格应力、位错密度及界面陷阱密度进行直接材料表征, 上述机理分析主要基于已有文献报道, 并结合后续器件电学特性测试结果进行合理推断.

在此基础上, 后续章节将围绕器件静态、动态及射频性能展开分析, 重点讨论在相同外延结构条件下, 引入 BN 缓冲层后器件性能变化与上述界面调控机制之间的关联.

3.2 AlGaIn/GaN HEMT 器件直流特性对比分析

对有无 BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件进行静态直流特性测试分析, 发现具有 BN 缓冲层的 HEMT 器件电学性能有明显提升. 图 2(a) 展示了器件在对数坐标下的转移特性曲线和栅泄漏电流曲线, 结果表明, 相较于传统无 BN 外延的 HEMT 样品, 采用 BN 作为缓冲层的范德瓦耳斯外延器件开态与关态电流比 ($I_{\text{on}}/I_{\text{off}}$) 提升了约 10^2 到 10^3 , 同时关断区泄漏电流降低了约 3 个数量级, 展现出更为优异的栅控能力和电流开关特性. 常规坐标下的转移特性曲线和跨导特性曲线如图 2(b) 所示, 实验测得跨导峰值由 382 mS/mm 提升至 588 mS/mm, 并且在高栅压区域跨导曲线

表现出更加平缓的下降趋势. 这说明在强反型或强调制条件下, 器件没有出现典型的界面陷阱再充电过程引发的跨导塌陷行为. 图 3(a) 和图 3(b) 表示了两种器件在不同栅极电压 (V_{GS} 从 2 V 调节至 -6 V, 步进为 -1 V) 条件下的输出曲线对比情况. 结果表明, 在相同工作偏置条件下, 引入 BN 缓冲层的器件在导通区表现出更高的输出电流、更低的导通电阻与更高的驱动能力. 最大输出电流由 978 mA/mm 显著提升至 1641 mA/mm, 提升幅度接近 67%. 根据线性区斜率计算, 采用 BN buffer 结构的 HEMT 器件 R_{on} 约为 4.9 Ω ·mm, 而未引入 BN 的对照器件 R_{on} 为 8.2 Ω ·mm, 导通电阻降低幅度约为 40%.

结合第 3.1 节中对 BN 范德瓦耳斯外延界面调控机制的分析, 可以认为静态直流特性的改善主要体现了 BN 缓冲层引入后界面应力与缺陷相关过程减弱在器件层面的综合效应. 更高的开关比、

更低的栅泄漏以及跨导和导通电阻的同步优化, 表明器件在栅控调制与沟道输运方面均得到改善. 这种性能提升与 BN 缓冲层引入后界面稳定性增强、载流子散射与非理想调制过程减弱的趋势相一致.

为将陷阱抑制这一结论与具体物理机制更紧密地联系起来, 有必要进一步讨论在 GaN HEMT 器件中与动态电流崩塌和阈值电压漂移相关的陷阱来源及其能级分布特征. 已有研究普遍认为, GaN HEMT 中的陷阱可主要分为两类: 表面/界面态陷阱以及缓冲层体陷阱, 二者在器件动态特性中的作用机理和时间响应特性存在明显差异^[40-42].

表面/界面态陷阱通常位于 AlGaIn 表面或钝化层界面, 以及 AlGaIn/GaN 异质结附近. 这类陷阱由于与二维电子气 (2DEG) 空间距离较近, 其充放电过程容易直接调制沟道势垒和局部电势分布, 在高漏极偏压和脉冲切换条件下更易引发动态导通电阻增加和电流崩塌等现象. 已有研究表明, 这类

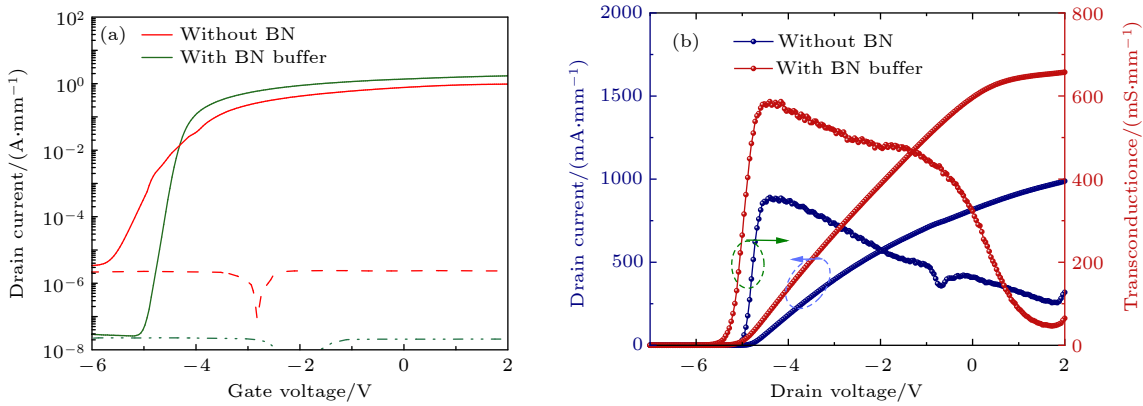


图 2 有无 BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件 (a) 对数坐标下的转移曲线; (b) 常规坐标下转移和跨导曲线

Fig. 2. AlGaIn/GaN HEMT devices with and without BN buffer layers: (a) Transfer curves in logarithmic coordinates; (b) transfer and transconductance curves in conventional coordinates.

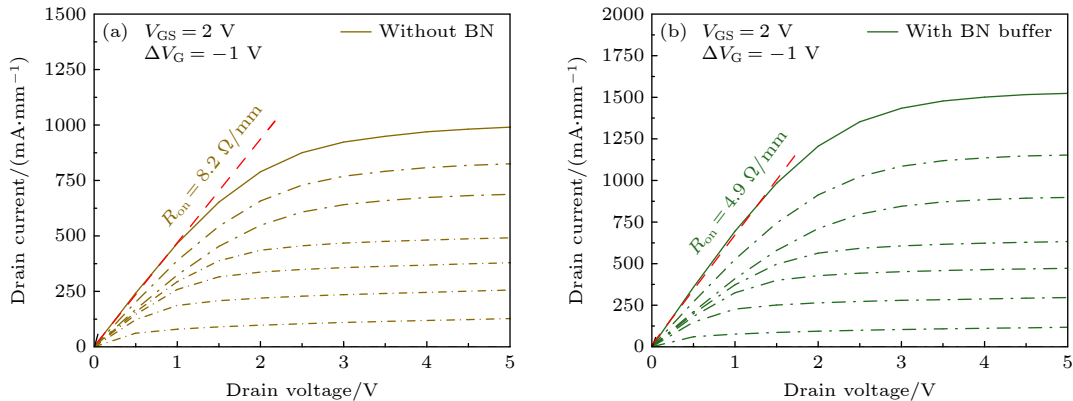


图 3 AlGaIn/GaN HEMT 器件输出曲线对比 (a) 无 BN 缓冲层; (b) 有 BN 缓冲层

Fig. 3. Output characteristics comparison of AlGaIn/GaN HEMT devices: (a) Without BN buffer layer; (b) with BN buffer layer.

界面陷阱的能级往往分布在禁带中部或靠近费米能级位置, 其响应时间可覆盖从微秒到毫秒量级, 对器件的动态导通特性具有显著影响^[43-48].

相比之下, 缓冲层体陷阱主要分布于 GaN 缓冲层内部或 GaN/成核层附近, 尤其是在 C 掺杂 GaN 缓冲层中, C 相关缺陷被广泛报道为形成深能级受主态. 已有研究指出, C 相关深受主能级通常位于价带顶以上 0.86—0.90 eV 范围内, 同时还可能伴随较浅的施主能级 (如接近导带下方 0.1 eV 处). 这类体陷阱在高场或高温条件下更易被激活, 其俘获-释放过程时间尺度相对较长, 往往表现为阈值电压漂移、动态滞后以及高温下电学参数缓慢退化等现象.

在引入 BN 缓冲层的范德瓦耳斯外延结构中, 本工作观察到电流崩塌和阈值电压漂移均得到显著抑制. 结合已有关于 BN/GaN 范德瓦耳斯界面的研究结果, 可以认为该改善主要体现在两个方面: 一方面, BN 作为二维层状材料, 其表面无悬挂键、界面化学反应弱, 有助于降低表面及界面态陷阱的形成概率, 从而削弱界面相关慢陷阱对沟道势垒的调制作用; 另一方面, BN 缓冲层在 GaN 缓冲层与衬底/成核层之间引入弱耦合界面, 对衬底相关电势扰动具有一定的“电静去耦”作用, 使缓冲层体陷阱在动态偏压切换过程中的占据调制 (occupancy modulation) 减弱, 从而降低其对沟道电势和阈值电压的影响, 上述关于陷阱来源与能级分布的分析主要基于已有文献报道, 并结合本文器件在动态偏压和高温条件下的电学行为进行合理推断.

采用 BN 调控的范德瓦耳斯外延体系通过降低晶格应力、减少界面深能级缺陷和抑制散射机制, 实现了迁移率增强以及栅控调制能力提高. 这些因素的协同作用最终体现在器件更优良的开关比和栅泄漏、更高的跨导、更大的饱和输出电流以及更低的导通电阻上. 基于跨导直接影响器件的增益能力及其截止频率 (f_T) 等射频性能, BN-buffer 结构的高跨导线性度特性对高频器件尤为重要. 为后续动态特性改善及射频性能提升奠定了基础.

3.3 引入 *h*-BN 缓冲层的 HEMT 器件在动态偏压应力和高温条件下的分析

电流崩塌主要来源于沟道或表面附近陷阱在高电场作用下对电子的俘获. 当器件处于高负栅压和高漏压条件时, 沟道及漏极边缘的界面陷阱易捕

获热电子, 形成局部正电荷区, 抬升沟道势垒, 使导通态电阻上升. 传统 GaN-on-Si 或 GaN-on-SiC 器件中, 界面陷阱密度高、应力畸变强, 因而在脉冲测试中常表现为 R_{on} 的剧烈增加与电流的显著崩塌, 从而引起器件线性度下降和效率损失.

在引入 BN 缓冲层后, 器件在动态工作状态下表现出更优的稳定性. 为进一步评估器件在高场动态偏置下的导通性能与界面稳定性, 对引入 *h*-BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件进行了脉冲输出特性测试, 如图 4(a) 所示. 测试条件为固定 $V_{DS} = 10$ V, 分别改变脉冲前栅极偏置 V_{GS} , 以考察不同预应力下的导通电阻变化及电流崩塌行为. 结果显示, 当 $V_{GS} = 0$ V 时, 器件的 R_{on} 为 5.2 $\Omega \cdot \text{mm}$; 在零应力条件 ($V_{GS} = 0$ V, $V_{DS} = 0$ V) 下, R_{on} 为 4.6 $\Omega \cdot \text{mm}$; 而在强负栅压应力条件 ($V_{GS} = -9$ V, $V_{DS} = 10$ V) 后, R_{on} 增加至 5.6 $\Omega \cdot \text{mm}$, 动态 R_{on} 增幅极小, 电流崩塌仅为 9.2%, 远低于常规异质结构 GaN HEMT 的典型值, 且 R_{on} 在 -10 V 预应力后仅较静态值增加约 22%. 该结果表明, 在强负栅压与高漏压应力条件下, 引入 BN 缓冲层的器件仍能保持较小的动态导通电阻变化和较低的电流崩塌水平, 体现出良好的动态稳定性. 该行为可视为 BN 缓冲层引入后界面相关俘获-释放过程减弱在器件层面的体现.

在传统 GaN 外延体系中, 由于 GaN 与衬底之间高密度的深能级陷阱和界面态, 使得在栅偏调制或脉冲切换过程中, 俘获或释放大量电子, 进而影响沟道区域的局部电势, 导致 V_{th} 的漂移. 当脉宽减小至微秒量级时, 这些陷阱响应速度滞后于电场变化, 造成短时间内电荷未能完全释放, 从而出现动态滞后现象. 这一机制在常规 GaN-on-Si 或 GaN-on-SiC 体系中表现尤为明显, 常引起数百毫伏至数伏级的 V_{th} 漂移.

然而, 在采用 BN 缓冲层的范德瓦耳斯外延体系中, 这种陷阱主导的动态失稳效应得到了显著缓解. 如图 4(b) 所示, 在对引入 *h*-BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件脉冲转移特性测试中, 研究的重点在于评估器件在不同脉冲宽度下的阈值电压 (V_{th}) 漂移情况, 以揭示其在动态偏压条件下的界面陷阱行为与电荷俘获机制. 测试结果表明, 带有 BN 缓冲层的器件在脉宽从 200 ms 减小至 100 μs 的过程中, V_{th} 仅发生约 0.09 V 的微小漂移, 这一较小的漂移幅度表明, 引入 BN 缓冲层后器件在

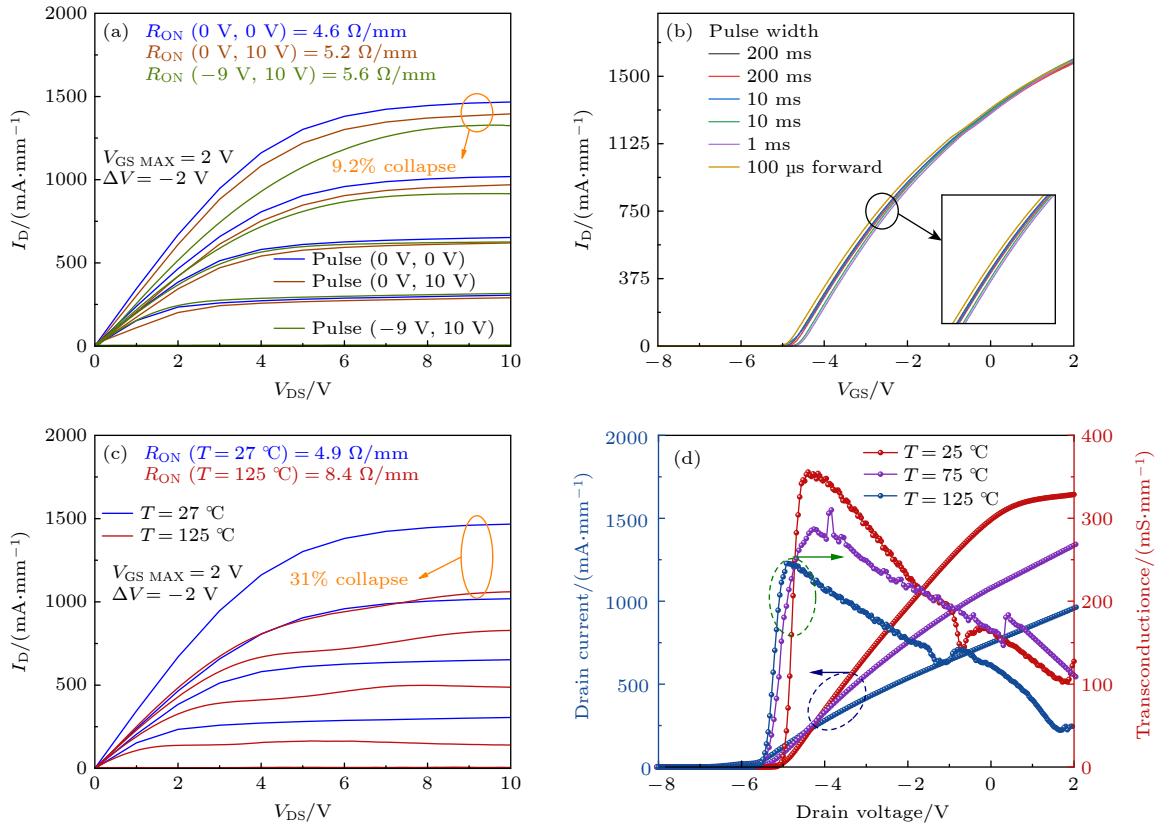


图 4 引入 h-BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件 (a) 脉冲输出特性, 测试采用脉冲偏置方式, 脉冲宽度为 10 μs , 占空比 1%; (b) 脉冲转移特性, 测试脉宽从 200 ms 减小至 100 μs , 占空比为 1%, 预偏置条件为 $V_{GS} = -9\text{ V}$, $V_{DS} = 10\text{ V}$; (c) 高温下输出特性; (d) 高温下转移特性

Fig. 4. AlGaIn/GaN HEMT devices with an h-BN buffer layer: (a) Pulsed output characteristics measured with a pulse width of 10 μs duty cycle of 1%; (b) pulsed transfer characteristics measured with pulse widths ranging from 200 ms to 100 μs at a duty cycle of 1%, under a stress bias of $V_{GS} = -9\text{ V}$ and $V_{DS} = 10\text{ V}$; (c) output characteristics at high temperatures; (d) transfer characteristics at high temperatures.

动态偏压条件下的沟道电势稳定性得到改善. 从器件物理角度来看, 脉冲测试反映的是沟道载流子在高场应力作用下的瞬态俘获-释放行为及其对导通特性的影响. 当界面或缓冲层中存在大量响应时间较长的陷阱时, 电子在高场应力阶段被俘获, 而在导通阶段难以及时释放, 往往导致动态导通电阻显著增加和输出电流下降.

对比结果显示, 引入 BN 缓冲层后, 器件在不同预应力条件下的动态 R_{on} 变化幅度明显减小, 说明在脉冲切换过程中, 沟道电势对瞬态俘获-释放过程的敏感性降低, 载流子输运路径保持相对稳定. 这种行为可理解为界面相关慢陷阱对导通状态的调制作用减弱, 使得电子在导通阶段能够更快恢复到稳态输运状态.

结合第 3.1 节中对 BN 范德瓦耳斯外延界面调控机制的分析, 可以认为上述动态稳定性的提升反映了 BN 缓冲层引入后界面应力传递与缺陷相

关过程减弱在器件层面的综合体现, 从而有助于抑制动态偏压条件下的电流崩塌现象.

在高温 (125 $^\circ\text{C}$) 条件下对器件的输出特性进行测试, 以评估其热稳定性与可靠性, 如图 4(c) 所示. 实验结果显示, 带有 BN 缓冲层的范德瓦耳斯外延器件在升温后仍能保持较好的电学特性. 虽然器件性能存在一定退化, 导通电阻从室温下的 4.9 $\Omega\cdot\text{mm}$ 上升至 8.4 $\Omega\cdot\text{mm}$, 电流崩塌约为 31%. 但整体退化幅度远低于传统 GaN-on-Si 或 GaN-on-SiC 外延体系, 表现出优异的高温动态稳定性.

在 125 $^\circ\text{C}$ 高温条件下, 器件仍表现出相对较小的电流崩塌和可控的性能退化幅度, 表明其在高温动态偏置下具有良好的可靠性. 该高温稳定性可理解为 BN 缓冲层引入后界面应力传递、陷阱相关过程与极化场扰动减弱在器件层面的综合体现.

从载流子输运与极化调控角度分析, 图 5 给出了有无 BN 缓冲层器件能带图仿真的对比, BN 层

的引入使 GaN 外延层底部势垒更加平滑, 极化电场分布更加均匀, 减弱了漏极高场区域的电场集中效应. 高温下, 声子散射增强通常会导导致迁移率下降, 但在范德瓦耳斯外延体系中, 由于应力释放与陷阱耦合被削弱, 2DEG 的载流子浓度和输运路径仍保持相对稳定. 这种电场与陷阱耦合的削弱机制, 使得器件在高温动态偏置下的性能退化远低于传统氮化物结构.

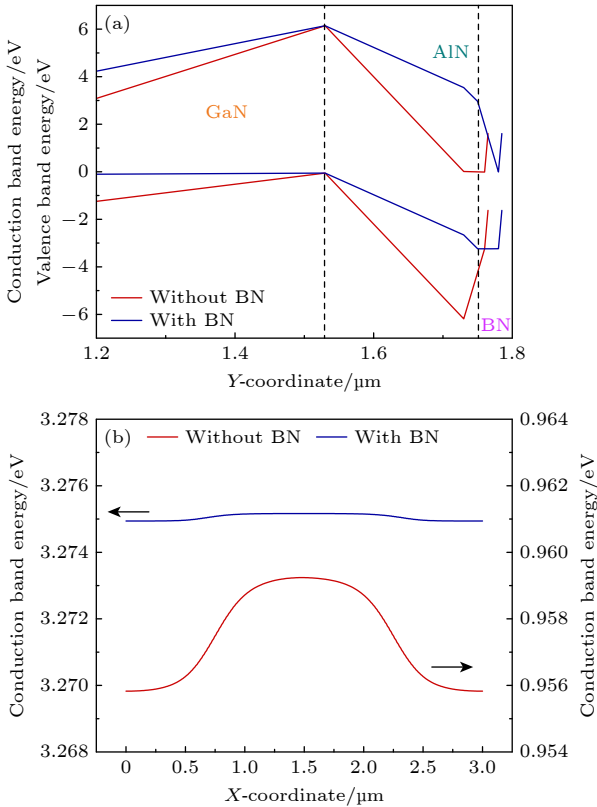


图 5 有无 BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件 (a) 垂直能带图; (b) 横向能带图
Fig. 5. AlGaIn/GaN HEMT devices with and without BN buffer layers: (a) Vertical bandgap diagram; (b) lateral bandgap diagram.

最后, 从热应力与结构稳定性角度来看, BN 的层间范德瓦耳斯作用形成了一个“柔性界面”, 可在热膨胀不匹配时吸收应变能, 避免位错穿透与界面裂纹形成. 这种结构特性使 GaN 外延层在高温下仍能保持完整的晶格与界面平整度, 从而进一步提高了器件的高温可靠性.

在高温 (125 °C) 条件下, 对带有 BN 缓冲层的范德瓦耳斯外延 GaN HEMT 器件进行了系统的转移特性测试, 以分析其高温下的电学稳定性与界面调控机制. 图 4(d) 展示了器件在 25 °C, 75 °C

和 125 °C 条件下的转移特性曲线. 结果表明, 随着温度升高, 器件的转移曲线整体向负栅压方向平移, 阈值电压出现明显负向漂移: 在 75 °C 时负偏约 0.3 V, 而在 125 °C 时负偏增大至约 0.5 V. 同时, 125 °C 时峰值跨导较室温下降约 28%. 这一系列变化反映出在高温应力下, 沟道载流子的输运特性、势垒调控以及界面电荷状态均受到影响, 但器件整体仍保持平稳的电学响应, 未出现迟滞扩张或突发退化, 表明 BN 缓冲层在高温运行中有效地维持了界面电势的稳定.

高温下阈值电压的负向漂移主要由金属-半导体势垒的热发射效应、势垒层极化场弛豫以及陷阱放电共同引起. 对于未采用栅介质的肖特基栅结构, 温度升高会降低金属-势垒界面的有效势垒高度, 增强电子的热发射能力, 使沟道在更低的栅压下即可导通, 从而导致阈值电压向负方向偏移. 此外, 高温下势垒层 (AlN 或 AlGaIn) 的压电极化部分弛豫, 极化电荷减少导致 2DEG 浓度增加, 使沟道势能阈值进一步下降. 与此同时, 部分界面陷阱在高温下被热激活并释放俘获电子, 减少了界面负电荷密度, 进一步降低了沟道屏蔽效应. 三种效应叠加, 使得阈值电压在 25 °C 至 125 °C 间累计负漂移约 0.5 V. 然而, 与传统 GaN-on-SiC 或 GaN-on-Si 器件相比, 这一漂移幅度仍明显较小, 显示出 BN 缓冲层在抑制热诱导陷阱激活与应力积累方面的有效性.

跨导的温度依赖性体现了载流子输运特性的内在退化规律. 随温度升高, 晶格声子散射强度增加, 载流子平均自由程减小, 导致 2DEG 的迁移率降低, 从而引起峰值跨导下降约 28%, 并在高温下表现为更为平缓的跨导曲线. 此外, 漏端区域电场在高温下扩展、极化场分布趋于均匀, 使得栅极调控的有效势垒降低, 进一步削弱了栅极对沟道的调制强度. 值得注意的是, 尽管迁移率退化和极化场变化不可避免, 但跨导特性曲线整体形貌保持连续、无异常肩峰或突变, 表明高温下器件性能退化主要受内在输运机制影响, 而非陷阱诱导的非线性过程.

综上, BN 缓冲的范德瓦耳斯外延结构不仅在静态特性上实现了低 R_{on} 、高迁移率等的性能优势, 更在动态偏置条件下表现出显著的抗陷阱能力和优异的电流崩塌抑制效果; 在高温应力下, 器件性能退化主要由晶格声子散射与热发射机制主导, 而 BN 范德瓦耳斯缓冲层有效地抑制了热诱导陷阱活

化、应力积累和极化场扰动. 体现了 BN-buffer 范德瓦耳斯外延结构在动态稳定性和高温可靠性方面的显著优势. 进一步验证了 BN 在 GaN 基 HEMT 射频器件可靠性提升中的关键作用, 为未来高功率、高频、高线性度器件设计提供了新的材料与结构基础.

3.4 AlGaIn/GaN HEMT 器件射频特性对比分析

对有无 BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件进行射频特性测试分析, 测试结果表明, BN 缓冲层的引入同样对器件的高频性能产生了显著提升. 传统外延结构的 AlGaIn/GaN HEMT 器件小信号特性曲线如图 6(a) 所示, 其截止频率 (f_T) 约为 48 GHz, 最大振荡频率 (f_{max}) 为 114 GHz; 而引入 *h*-BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件 f_T 提升至 90 GHz, f_{max} 提升至 133 GHz, 如图 6(b) 所示. 这一性能差异充分说明 BN 缓冲层在改善器件高频特性方面的关键作用.

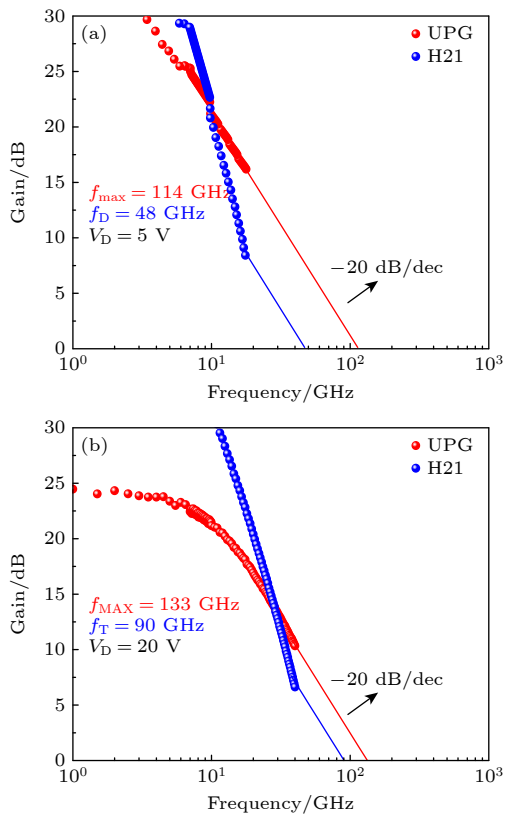


图 6 AlGaIn/GaN HEMT 器件小信号特性对比 (a) 传统器件; (b) 带有 BN 缓冲层的 HEMT 器件

Fig. 6. Comparison of small-signal characteristics of AlGaIn/GaN HEMT devices: (a) Conventional device; (b) HEMT device with BN buffer layer.

从器件小信号特性角度来看, 截止频率 f_T 主要受跨导 g_m 以及沟道调制效率的影响. 结合第 3.2 节的直流特性结果, 引入 BN 缓冲层后器件表现出更高的跨导峰值和更稳定的跨导维持能力, 这有助于提升电流增益随频率衰减的截止点, 从而在射频测试中体现为更高的 f_T . 该结果说明, 引入 BN 缓冲层后, 器件在高频工作条件下仍能保持较强的栅控调制能力.

对于最大振荡频率 f_{max} , 其提升反映了器件在高频条件下维持功率增益的能力. 实验结果表明, 引入 BN 缓冲层的器件在高频区仍表现出较好的增益保持特性. 结合前文动态偏压与高温测试结果 (第 3.3 节), 可以认为该射频性能提升与器件在动态与高场条件下表现出的电学稳定性密切相关, 即沟道与输出特性在高频调制下更加稳定, 从而有利于 f_{max} 的提高.

综合来看, 在不改变器件几何结构与制备工艺条件的前提下, 引入 BN 缓冲层后器件在直流、动态及高温条件下表现出的跨导增强与稳定性提升, 在射频特性中进一步体现为 f_T 与 f_{max} 的同步提高. 该结果表明, BN 缓冲层通过界面调控在器件层面改善了高频工作条件下的电学响应, 为高频 GaN HEMT 器件的界面工程设计提供了有益参考.

4 结论

本文针对高温与动态偏压条件下的可靠性问题, 从界面优化角度出发, 制备了具有范德瓦耳斯外延 BN 缓冲层的 AlGaIn/GaN HEMT 器件, 相比传统未具有 BN 缓冲层的器件, 不仅导通电阻降低了 40%、跨导峰值提高了 54%, 最大输出电流也提升了 67%, 且在强负栅压应力条件下, 性能显著优于传统常规器件, 电流崩塌比仅为 9.2%; 在脉宽从 200 ms 减小至 100 μ s 的过程中, 仅发生约 0.09 V 的微小漂移. 在高温条件下 (125 $^{\circ}$ C) 下电流崩塌比仅为 31%, 跨导降低幅度和 V_{th} 负漂程度均较小, 整体退化幅度远低于传统外延体系的 AlGaIn/GaN HEMT 器件, 表现出优异的高温动态稳定性. 此外, 射频性能也得到了提高, f_T 从 48 GHz 提升至 90 GHz, f_{max} 从 114 GHz 提升至 133 GHz. GaN HEMT 器件性能的提升得益于 BN 材料独特的二维层状结构和无悬挂键表面, 其化学惰性与结构稳定性使得 GaN 在其表面外延时,

应力得到良好释放、深能级缺陷密度显著降低。本研究显示了插入 BN-vdWE 缓冲层的界面优化对 GaN 基 HEMT 器件高温与动态可靠性提升的应用潜力, 为高频、高功率射频器件的设计和 optimization 提供有价值参考。

参考文献

- [1] Shinohara K, Regan D C, Tang Y, Corrión A L, Brown D F, Wong J C, Robinson J F, Fung H H, Schmitz A, Oh T C, Kim S J, Chen P S, Nagele R G, Margomenos A D, Micovic M 2013 *IEEE Trans. Electron Devices* **60** 2982
- [2] Chen K J, Häberlen O, Lidow A, Tsai C L, Ueda T, Uemoto Y, Wu Y F 2017 *IEEE Trans. Electron Devices* **64** 779
- [3] Sehra K, Chanchal, Anand A, Kumari V, Reeta, Gupta M, Mishra M, Rawal D S, Saxena M 2023 *IEEE Trans. Electron Devices* **70** 2612
- [4] Zhou Q, Jin Y, Shi Y Y, Mou J Y, Bao X, Chen B W, Zhang B 2015 *IEEE Electron Device Lett.* **36** 660
- [5] Basler M, Reiner R, Moench S, Waltereit P, Quay R, Kallfass I, Ambacher O 2020 *IEEE Electron Device Lett.* **41** 993
- [6] Tang Y, Shinohara K, Regan D, Andrea C, Brown D, Wong J, Schmitz A, Fung H, Kim S, Micovic M 2015 *IEEE Electron Device Lett.* **36** 549
- [7] Wu Y F, Saxler A, Moore M, Smith R P, Sheppard S, Chavarkar P M, Wisleder T, Mishra U K, Parikh P 2004 *IEEE Electron Device Lett.* **25** 117
- [8] Wang P F, Mi M H, An S R, Zhou Y W, Chen Z H, Zhu Q, Du X, Chen Y L, Zhang M, Hou B, Liu R Q, Ma X H, Hao Y 2024 *IEEE Electron Device Lett.* **45** 1717
- [9] Wang Y J 2024 *Ph. D. Dissertation* (Hefei: University of Science and Technology of China) (in Chinese) [王彦君 2024 博士学位论文 (合肥: 中国科学技术大学)]
- [10] Imura M, Nakano K, Fujimoto N, Okada N, Balakrishnan K, Iwaya M, Kamiyama S, Amano H, Akasaki I, Noro T, Takagi T, Bandoh A 2007 *Jpn. J. Appl. Phys.* **46** 1458
- [11] Yang L Y, Huang W, Wang D, Zhang B Q, Zhang Y B, Zhang J Y, Chen T S, Ge W K, Wu S B, Shen B, Wang X Q 2023 *ACS Appl. Electron. Mater.* **5** 4786
- [12] Vetury R, Zhang N Q, Keller S, Mishra U K 2001 *IEEE Trans. Electron Devices* **48** 560
- [13] Binari S C, Ikossi K, Roussos J A, Kruppa W, Park D, Dietrich H B, Koleske D D, Wickenden A E, Henry R L 2001 *IEEE Trans. Electron Devices* **48** 465
- [14] Wu J S, Lee C C, Wu C H, Kao M L, Weng Y C, Yang C Y, Luc Q H, Lee C T, Ueda D, Chang E Y 2021 *IEEE Electron Device Lett.* **42** 1268
- [15] Mahajan D, Khandelwal S 2018 *IEEE 19th Workshop on Control and Modeling for Power Electronics (COMPEL)* Padua, Italy, June 25-28, 2018 p1
- [16] Lee H, Ryu H, Kang J Z, Zhu W J 2024 *IEEE Electron Device Lett.* **45** 312
- [17] Zhang Y C, Huang S, Wei K, Zhang S, Wang X H, Zheng Y K, Liu G G, Chen X J, Li Y K, Liu X Y 2020 *IEEE Electron Device Lett.* **41** 701
- [18] Xu S, Xu S R, Wang X H, Lu H, Liu X, Yun B X, Zhang Y C, Zhang T, Zhang J C, Hao Y 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 196101 (in Chinese) [徐爽, 许晟瑞, 王心颢, 卢灏, 刘旭, 俞博祥, 张雅超, 张涛, 张进成, 郝跃 2023 物理学报 **72** 196101]
- [19] Zhang Z R, Fang Y L, Yin J Y, Guo Y M, Wang B, Wang Y G, Li J, Lu W L, Gao N, Liu P, Feng Z H 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 076801 (in Chinese) [张志荣, 房玉龙, 尹甲运, 郭艳敏, 王波, 王元刚, 李佳, 芦伟立, 高楠, 刘沛, 冯志红 2018 物理学报 **67** 076801]
- [20] Utama M I B, Zhang Q, Zhang J, Yuan Y W, Belarre F J, Arbiolbc J, Xiong Q H 2013 *Nanoscale* **5** 3570
- [21] Wen Y, Ning J, Wu H D, Zhang H R, Cheng R Q, Yin L, Wang H, Zhang X L, Liu Y, Wang D, Hao Y, Zhang J C, He J 2025 *Adv. Mater.* **37** 2501916
- [22] Makimoto T, Kumakura K, Kobayashi Y, Akasaka T, Yamamoto H 2012 *Appl. Phys. Express* **5** 072102
- [23] Wu J X, Li P X, Xu S R, Zhou X W, Tao H C, Yue W K, Wang Y L, Wu J T, Zhang Y C, Hao Y 2020 *Materials* **13** 5118
- [24] Liu F, Yu Y, Zhang Y T, Rong X, Wang T, Zheng X T, Sheng B W, Yang L Y, Wei J Q, Wang X P, Li X B, Yang X L, Xu F J, Qin Z X, Zhang Z H, Shen B, Wang X Q 2020 *Adv. Sci.* **7** 2000917
- [25] Zaiter A, Michon A, Nemoz M, Courville A, Vennégués P, Ottapilakkal V, Vuong P, Sundaram S, Ougazzaden A, Brault J 2022 *Materials* **15** 8602
- [26] Lü C W, Wang J J, Gu J B 2019 *Acta Phys. Sin.* **68** 077102 (in Chinese) [吕常伟, 王臣菊, 顾建兵 2019 物理学报 **68** 077102]
- [27] Zhang H R, Ning J, Li S Y, Shen X, Zhang Y N, Wan Z Y, Wang D, Hao Y, Zhang J C 2025 *IEEE Electron Device Lett.* **46** 1693
- [28] Kobayashi Y, Kumakura K, Akasaka T, Makimoto T 2012 *Nature* **484** 223
- [29] Hiroki M, Kumakura K, Kobayashi Y, Akasaka T, Makimoto T, Yamamoto H 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 193509
- [30] Paduano Q, Snure M, Siegel G, Thomson D, Look D 2016 *J. Mater. Res.* **31** 2204
- [31] Glavin N R, Chabak K D, Heller E R, Moore E A, Prusnick T A, Maruyama B, Walker D E, Dorsey D L, Paduano Q, Snure M 2017 *Adv. Mater.* **29** 1701838
- [32] Ravi L, Rather M A, Lin K L, Wu C T, Yu T Y, Lai K Y, Chyi J I 2023 *ACS Appl. Electron. Mater.* **5** 146
- [33] Bai L, Ning J, Wu H D, Wang B Y, Wang D, Li Z H, Hao Y, Zhang J C 2024 *Scr. Mater.* **248** 116150
- [34] Geim A K, Grigorieva I V 2013 *Nature* **499** 419
- [35] Yin Y, Ren F, Wang Y Y, Liu Z Q, Ao J P, Liang M, Wei T B, Yuan G D, Ou H Y, Yan J C, Yi X Y, Wang J X, Li J M 2018 *Materials* **11** 2464
- [36] Wu H D, Ning J, Zhang J C, Zeng Y, Jia Y Q, Zhao J L, Bai L, Wang Y B, Li S Y, Wang D, Hao Y 2023 *Nanotechnology* **34** 295202
- [37] Hino T, Tomiya S, Miyajima T, Yanashima K, Hashimoto S, Ikeda M 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 3421
- [38] Hiroki M, Kumakura K, Kobayashi Y, Akasaka T, Makimoto T, Yamamoto H 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 049903
- [39] Ning J, Yang Z C, Wu H D, Dong X M, Zhang Y N, Chen Y F, Zhang X B, Wang D, Hao Y, Zhang J C 2025 *Nat. Commun.* **16** 8144
- [40] Yang S, Liu S H, Lu Y Y, Liu C, Chen K J 2015 *IEEE Trans. Electron Devices* **62** 1870
- [41] Chini A, Meneghesso G, Meneghini M, Fantini F, Verzellesi G, Patti A, Iucolano F 2016 *IEEE Trans. Electron Devices* **63** 3473
- [42] Kanegae K, Fujikura H, Otoki Y, Konno T, Yoshida T, Horita M, Kimoto T, Suda J 2019 *Appl. Phys. Lett.* **115** 012103
- [43] Yang S, Huang S, Wei J, Zheng Z Y, Wang Y R, He J B, Chen K J 2020 *IEEE Electron Device Lett.* **41** 685
- [44] Alavijeh A S, Nunes L C, Pedro J C 2024 *IEEE Asia-Pacific Microwave Conference (APMC)* Bali, Indonesia, November 17-20, p43
- [45] Kohlhepp B, Wiczorek N, Geng X M, Böcker J, Dieckerhoff

S 2025 *Energy Conversion Congress & Expo Europe (ECCE Europe)* Birmingham, United Kingdom, August 31-September 4, 2025 p1

[46] Subramani N K, Sahoo A K, Nallatamby J C, Sommet R, Quéré R 2016 *12th Conference on Ph. D. Research in Microelectronics and Electronics (PRIME)*, Lisbon, Portugal,

June 27–30, 2016 p1

[47] He J Q, Wang Q, Zhou G N, Li W M, Jiang Y, Qiao Z P, Tang C Y, Li G, Yu H Y 2022 *IEEE Electron Device Lett.* **43** 529

[48] Song C A, Yang W, Wang W J, Liao J L, Wu P, Jiang H X, Jiang S, Li B 2025 *IEEE Electron Device Lett.* **46** 1289

SPECIAL TOPIC—Semiconductor physics and devices • COVER ARTICLE

Mechanism of GaN high electron mobility transistor interface engineering in enhancing high-temperature and dynamic bias reliability

WAN Ziyang # ZHANG Haoran # LI Xiao NING Jing †
HAO Yue ZHANG Jincheng

(The State Key Laboratory of Wide-Bandgap Semiconductor Devices and Integrated Technology,
School of Microelectronics, Xidian University, Xi'an 710071, China)

(Received 30 November 2025; revised manuscript received 28 December 2025)

Abstract

Traditional GaN materials inevitably exhibit lattice mismatch and differing thermal expansion coefficients during epitaxial growth, which often leads to a sharp increase in dislocation density and interface defects. This results in severe current collapse, degraded high-frequency performance, and reliability degradation in GaN high electron mobility transistor (HEMT) devices, representing one of the key bottlenecks facing GaN-based HEMT RF devices. Van der Waals epitaxial bonding between BN and GaN effectively suppresses dislocations and relieves material stress, playing a crucial role in enhancing the high-frequency performance and reliability of GaN HEMT devices. This paper fabricates AlGa_{0.2}N/GaN HEMT devices grown on BN buffer layers using van der Waals epitaxy. Test results indicate that compared to conventional devices without a BN buffer layer, not only has the on-resistance been reduced by 40% and the peak transconductance increased by 54%, but the maximum output current has also been boosted by 67%. Under strong negative gate voltage stress conditions, its performance significantly outperforms conventional devices, with a current collapse ratio of only 9.2%. During the pulse width reduction from 200 ms to 100 μs, only a minimal drift of approximately 0.09 V occurs. Under high-temperature conditions (125 °C), the current collapse ratio is only 31%, with smaller reductions in transconductance and negative drift of V_{th} . The overall degradation is significantly lower than that of conventional AlGa_{0.2}N/GaN HEMT devices based on epitaxial systems, demonstrating excellent high-temperature dynamic stability. Additionally, RF performance improved, with f_T increasing from 48 to 90 GHz and f_{max} rising from 114 to 133 GHz. This work fully demonstrates this interface optimization strategy simultaneously enhances carrier transport, suppresses trap effects, and improves RF performance, providing an effective pathway for realizing high-frequency, high-power, and highly reliable GaN HEMTs.

Keywords: current collapse, high temperature, GaN high electron mobility transistor, van der Waals epitaxy

DOI: [10.7498/aps.75.20251629](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251629)

CSTR: [32037.14.aps.75.20251629](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251629)

These authors contributed equally.

† Corresponding author. E-mail: ningj@xidian.edu.cn

GaN高电子迁移率晶体管界面工程对高温与动态偏压可靠性提升的作用机制

万紫嫣 张浩然 李霄 宁静 郝跃 张进成

Mechanism of GaN high electron mobility transistor interface engineering in enhancing high-temperature and dynamic bias reliability

WAN Ziyang ZHANG Haoran LI Xiao NING Jing HAO Yue ZHANG Jincheng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 080708 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251629

CSTR: 32037.14.aps.75.20251629

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251629>

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

氢离子注入GaN高电子迁移率晶体管栅极正向输运、退化与击穿

Forward transport, degradation, and breakdown of hydrogen-ion-implanted GaN high electron mobility transistor gate

物理学报. 2026, 75(5): 080708 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251343>

重离子辐射对AlGaIn/GaN高电子迁移率晶体管低频噪声特性的影响

Effect of heavy ion radiation on low frequency noise characteristics of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors

物理学报. 2024, 73(3): 036103 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20221360>

磷化铟高电子迁移率晶体管外延结构材料抗电子辐照加固设计

Structure parameters design of InP based high electron mobility transistor epitaxial materials to improve radiation-resistance ability

物理学报. 2022, 71(3): 037202 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211265>

多沟道GaN电子迁移率晶体管自热效应的电热耦合模拟及场板结构优化

Electrothermal modeling of self-heating effects in multichannel GaN HEMTs and optimization of field plate structures

物理学报. 2026, 75(7): 037202 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251466>

高温对MOSFET ESD防护器件维持特性的影响

Effect of high-temperature on holding characteristics in MOSFET ESD protecting device

物理学报. 2022, 71(12): 128501 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220172>

温度弱敏感光纤高温压力传感器

Optical fiber high-temperature pressure sensor with weak temperature sensitivity

物理学报. 2024, 73(1): 014208 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231155>