无缓冲层直接键合 GaN/Si 异质结构的中间层微观结构与残余应力调控

周燕[1,2,a),b)], 周石[3,a)], 万顺[4,a),b)], 邹波[5], 冯玉霞[6], 梅瑞[2], 吴恒[2], 谭平恒[2], 重川直辉[7,8], 梁建波[7,8,b)] 和 Martin Kuball[1,b)]1 器件热成像与可靠性中心 (CDTR)，H. H. Wills物理实验室，布里斯托大学，廷德尔大道，布里斯托 BS8 1TL，英国。2 超晶格与微结构国家重点实验室，中国科学院半导体研究所，北京 100083，中国。3 纳米科学技术研究所，中国科学技术大学，合肥 230026，中国。4 高压科学技术先进研究中心，上海 201203，中国。5 理学院，哈尔滨工业大学，深圳 518055，中国。6 光电子技术重点实验室，教育部，北京工业大学，北京 100124，中国[7]电子信息系统系，大阪市立大学，住吉杉本 3-3-138，大阪 558-8585，日本[8]工学研究科，大阪公立大学，住吉杉本 3-3-138，大阪 558-8585，日本

a)共同第一作者，贡献相同。 b)通讯作者。电子邮箱：yan.zhou@bristol.ac.uk、shun.wan@hpstar.ac.cn、liang@omu.ac.jp、martin.kuball@bristol.ac.uk。

关键词：GaN/Si 异质结构、界面微观结构、层间应力、退火、热管理、表面活化键合。

摘要：将氮化镓直接集成到硅上，有望为低成本、大规模和高功率器件应用带来巨大潜力。然而，由于氮化镓与硅之间存在较大的晶格失配和热膨胀系数失配，在不使用厚应变缓冲层的情况下直接在硅上生长氮化镓仍然具有挑战性。在本研究中，通过表面活化键合（SAB），在室温下成功制备了无任何缓冲层的氮化镓/硅异质界面。利用显微拉曼光谱和透射电子显微镜，对氮化镓/硅异质结构的残余应力状态和界面微观结构进行了系统研究。与通过金属有机化学气相沉积（MOCVD）在硅上生长的氮化镓层中存在的较大压应力相比，通过表面活化键合与硅键合的氮化镓层中观察到显著松弛且均匀的较小拉应力；这主要归因于键合界面处形成的非晶层。此外，研究发现，通过适当的热退火，可以显著调控氮化镓/硅键合异质界面的界面微观结构和应力状态。随着退火温度升高，初始键合界面处形成的非晶中间层逐渐转变为薄的晶态氮化硅中间层，即使在 1000℃退火后也未观察到任何明显缺陷；与此同时，由于界面再结晶，氮化镓层和硅中的层间应力均发生单调变化。本研究向利用高质量薄界面将氮化镓直接集成到现有硅互补金属氧化物半导体技术迈出了重要一步，并为氮化镓电子器件的晶圆级低成本制造带来了巨大希望。

氮化镓（GaN）是当前和未来高功率及高频器件最重要的半导体材料之一，[1-3] 主要得益于其优异的

宽禁带、高电子饱和速度、高击穿场和高化学稳定性等物理性质。[4-6] 尽管使用碳化硅或金刚石作为氮化镓衬底具有诸多商业前景，但氮化镓基器件仍面临的关键问题之一，是其与硅基集成电路兼容的成本相对较高。将氮化镓与硅衬底集成，有望实现低成本、多功能芯片的制造。[7] 尽管通过晶体生长方法集成在硅上的GaN外延层已成为商业产品，但由于氮化镓与硅之间存在较大的晶格失配（17%）和热膨胀系数失配，由此产生较大的残余应力，因此需要使用氮化铝、氮化铝/氮化铝镓、氮化铝/氮化镓等较厚的应变释放层。[8-15] 较大的残余应力会影响氮化镓基器件的电学和光学性质。[16, 17] 此外，为GaN/Si异质结构生长较厚应变释放层的策略还会在界面处引入较大的界面热阻，从而降低氮化镓基器件的关键热管理性能。[10, 18, 19]

为实现高质量、低应力的氮化镓/硅异质界面，通过晶圆键合将氮化镓与硅集成备受关注，并借助各种缓冲层取得了重大进展；[20-22] 然而，尽管无需任何缓冲层、直接将氮化镓与硅衬底键合极具吸引力（因为这将消除 GaN/Si界面处任何显著的热障），但这一工艺仍颇具挑战。近期，通过表面活化键合（SAB）实现室温下晶格失配较大的异质结构材料键合（如金刚石/硅、氮化镓/金刚石、氮化镓/碳化硅），展现出卓越的性能和巨大潜力。[23-26] 尽管如此， a

SAB 后界面通常会形成相对较厚的非晶中间层，[23-26]这可能影响各种异质结构的残余应力、中间层微观结构和器件性能，但目前对此仍缺乏充分了解。众所周知，热退火能够调控缺陷、改变非晶结构，并改变异质结构的残余应力。[23, 24, 27, 28] 尽管在退火过程中原位测量中间层微观结构和残余应力仍是一项挑战，共焦显微拉曼光谱能够提供亚微米分辨率，以揭示局部应力。[23, 24, 29-34]通过透射电子显微镜（TEM），可以揭示不同退火条件下各种异质界面的原子尺度微观结构。[23, 24]

本研究通过室温下的表面活化键合（SAB），实现了无任何缓冲层的 GaN/Si 异质结构直接键合。我们采用共焦显微拉曼光谱和透射电子显微镜（TEM），系统研究了 GaN/Si 异质结构的残余应力、中间层微观结构及退火的影响，并将其与金属有机化学气相沉积（MOCVD）生长的 GaN/Si 异质结构进行了比较。本研究将为调控 GaN/Si 或类似异质结构中的残余应力和界面质量，以及开发新型器件结构提供新的视角。

本研究所用的GaN(0001)外延层通过MOCVD在4英寸n型Si(111)衬底上生长。为生长GaN/Si异质结构，分别使用三甲基镓（TMG）、三甲基铝（TMA）和氨（NH_3）作为镓、铝和氮的源材料。在生长GaN之前，先将Si衬底置于H_2气氛中，在1000 °C下进行清洁，随后在1060 °C下生长厚度约为200 nm的AlN缓冲层。随后

在AlN缓冲层上于1000 °C下生长厚度为1.2 μm的GaN 层。将生长于Si上的GaN外延层和用于键合的另一片目标n型Si(111)衬底在超声波浴中用丙酮和乙醇清洗300 s，在N_2, 气氛下干燥后装入表面活化键合腔。通过快速氩原子束辐照活化其表面后，[35, 36] 在室温下，按照真空压力为5 x 10^{-7} Pa、外加载荷为1 GPa并持续60 s的优化键合参数，将GaN外延层与目标n型Si(111)衬底进行键合，形成Si/GaN/Si异质结构。键合后，通过机械抛光和化学湿法蚀刻去除生长用Si衬底。为避免蚀刻已键合的n型Si(111)衬底，采用射频溅射在Si衬底背面沉积一层SiO_2 。这里，生长的GaN-on-Si为镓极性，而SAB工艺得到的是氮极性GaN-on-Si。采用SAB制备GaN/Si异质结构的详细工艺如图1所示。

采用显微拉曼光谱系统地研究了通过表面活化键合制备的 GaN/Si 异质结构中的残余应力。对 GaN表面以及与键合的 n-Si(111) 晶圆相接的界面进行了共焦拉曼映射测量，映射区域为 40×40 μm^2 ，步长为 1 μm。所用设备为 Renishaw InVia 共焦显微拉曼光谱仪，测量配置为 180°背向散射几何，采用波长为 488 nm 的 Ar^+ 激光、2400 线/mm 的衍射光栅、50×0.6NA 长工作距离物镜，以及光斑尺寸为 ~1.5 μm 的激光。还使用原位显微拉曼在高温加热/冷却台（Linkam TS-1500）上对样品进行高温测量，该加热/冷却台的温度稳定性为

±1 °C，用于控制样品温度。键合样品在 N_2 气氛中分别于 400、700 和 1000 °C 退火 300 s。通过对记录的光谱进行洛伦兹拟合，确定氮化镓和硅的拉曼振动模式频率；在测量时间内，位移分辨率最低可达 ±0.02 cm^{-1} 。每次测量前后均测量硅校准晶圆的拉曼位移，以检查稳定性和准确性。由于 GaN 的 E_2^{high} 振动模式对应力的敏感度较高，因此采用该模式监测 GaN 层中的残余应力。[37] 采用透射电子显微镜（JEM-2200FS）研究了 GaN/Si 异质结构的界面微观结构。

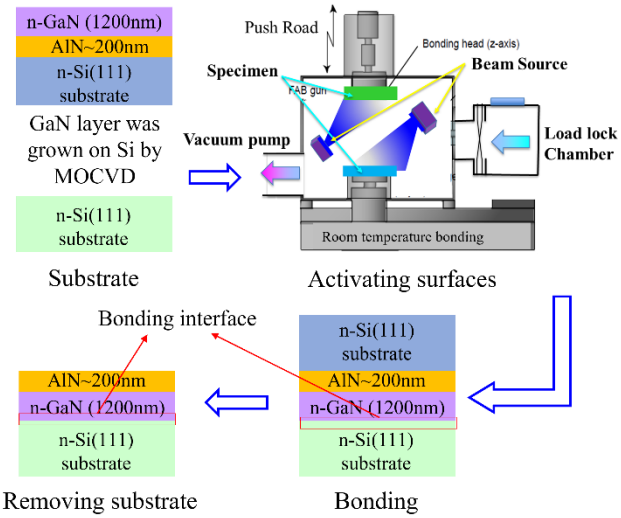


图1。 使用表面活化键合制备 GaN/Si 异质结构的工艺示意图。

图 2(a-b) 展示了通过映射 SAB 制备的 GaN/Si 异质结构中的 GaN E_2^{high} 模以及 SAB 之前的 MOCVD 原生样品所得的拉曼峰位；相应的峰位直方图和应力分布见图 2(c-d)。文献中报道了许多无应力氮化镓的 GaNE_2^{high} 模拉曼峰值。[38-40]；在此，我们测量了一块通过氢化物气相外延生长的 356 μm 厚自支撑氮化镓衬底，作为参考

无应力块体值，将 GaN E_2^{high} 模的拉曼峰确定为 567 cm^{-1}。对于无应力情况下的 Si F_{2g} 模，测得的数值为 520 cm^{-1} 。如图 2(a-b) 所示，SAB 和 MOCVD 制备的 GaN/Si 异质结构中 GaN E_2^{high} 模的拉曼峰分别在 566.57 至 567.46 cm^{-1} 和 566.35 至 567.87 cm^{-1}之间；其平均拉曼峰位分别为 567±0.13 和 567.14±0.25 cm^{-1}（图 2(c-d)）。与无应力块体值 567 cm^{-1} 相比，GaN 峰向更高波数偏移，表明生长在硅上的 GaN 层处于压应力状态。值得注意的是，MOCVD 生长的 GaN/Si 异质结构中的 GaN 峰存在一定变化，表明其具有一定的不均匀性。据文献报道，GaN E_2^{high} 模和 Si F_{2g}模的声子频率均随应力线性变化，变化率分别为 2.9 和 2.3 cm^{-1} GPa^{-1}。[41,42]我们利用这些系数，根据 GaN 和 Si 拉曼峰相对于各自无应力块体值的偏移，计算 GaN/Si 异质结构中的残余应力。如图 2(c-d) 所示，从 SAB 制备的 GaN/Si 异质结构的 GaN 层中提取出的拉伸残余应力为 0±0.05 GPa，相对于无应力块体值接近于零且数值很小，这表明 SAB 键合态 GaN/Si 异质结构中的残余应力已显著释放；而 MOCVD 生长的 GaN/Si 异质结构的 GaN 层中则存在 -0.05±0.09 GPa 的压应力。这与文献中采用类似应变缓冲层通过 MOCVD 在 Si (111) 上生长 GaN 所报道的数值一致。[39, 43, 44]

此前研究发现，SAB制备的异质结构中的残余应力会随退火温度变化。[23, 24] 基于这些早期研究，我们探究了

热退火对SAB制备的GaN/Si异质结构中残余应力和界面结构的影响。图2(e-f)分别展示了SAB制备的GaN/Si异质结构经不同温度退火后，GaN层和Si层中的平均残余应力及相应的统计分布；同时，为了比较，图2(e-f)也展示了MOCVD生长的GaN/Si异质结构中GaN层和Si层在室温下测得的残余应力。此处所示的残余应力为面积为$40 \times 40\ \mu m^2$的区域内的平均值。误差棒的大小及其附近的统计曲线反映了GaN外延层和Si衬底中应力分布的范围和均匀性。退火前，SAB制备的GaN/Si异质结构中GaN和Si的残余应力及其分布范围均小于MOCVD生长的GaN/Si异质结构。此外，随着退火温度升高，GaN和Si的平均残余应力以不同速率变化至不同水平。例如，经1000 °C退火后，其残余应力分别变为较大的拉应力（0.16 GPa）和较小的压应力（0.06 Gpa）。然而，在低于700 °C的退火温度下，GaN的残余应力几乎没有变化，而Si中的压应力则随温度升高而线性降低。

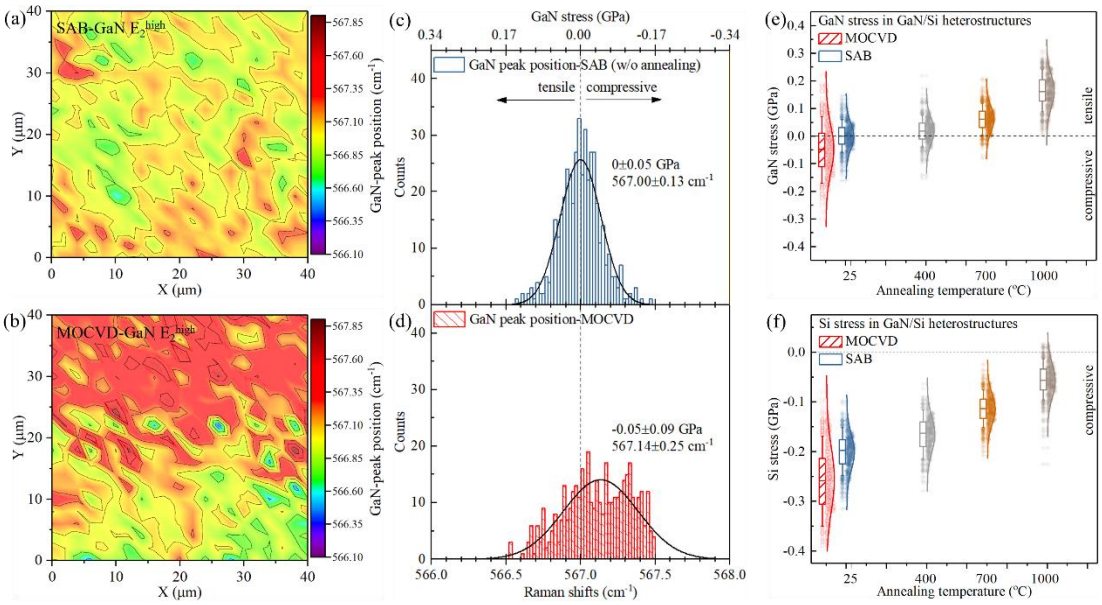


图 2. 通过 SAB 制备的 (a) GaN/Si 异质结构和 (b) 在 Si衬底上通过 MOCVD 生长的原生样品中，GaN 层 E_2^{high} 模的拉曼峰位图。(c) 和 (d) 分别显示了从相应结构的拉曼数据中提取的拉曼峰位及 GaN 残余应力的直方图统计分布；以 567 cm^{-1} 处的拉曼峰作为无应力氮化镓的参考值，并取 2.9 cm^{-1}/GPa 作为其应力系数。红色和蓝色分别表示 MOCVD 样品和 SAB 样品。(e) SAB 制备的 GaN/Si 异质结构中 GaN 的残余应力，以及 (f) Si 的残余应力；这些数据是在不同温度退火后对 40×40 μm^2，面积范围内取平均得到的。误差棒表示平均值的标准差，反映残余应力的均匀程度。

为深入了解不同退火温度下的界面微观结构演变，我们利用透射电子显微镜（TEM）检查了经表面活化键合（SAB）的GaN/Si界面局部纳米尺度和原子尺度结构。如图3(a-d)所示，分别对采用SAB制备、未经退火以及经1000 °C退火的GaN/Si 键合界面进行了低倍和高倍放大观察，并获取了高分辨率截面TEM图像。从图3(a)可以明显看出，即使在去除生长衬底后，键合界面仍呈现相对清晰的界面，且未观察到微空洞。同时，未经退火的键合界面存在厚度达数十纳米的无序类非晶中间层

（图3(b)）。经1000 °C退火后，键合界面未观察到非晶层（图3(c)）；相反，键合界面形成了仅有数纳米厚的晶化中间层（图3(d)）。更重要的是，无论是否经过退火，界面均未观察到裂纹等结构缺陷。对未经退火和经1000 °C退火的键合界面进一步进行EDS元素分布图分析，结果表明，晶化中间层由镓、氮和硅元素组成（图3(e-f)）。我们还注意到，经1000 °C退火后，镓、氮和硅的强度梯度表明，由于热退火效应，硅原子扩散至GaN侧，而镓原子和氮原子则扩散至键合界面附近的硅中。

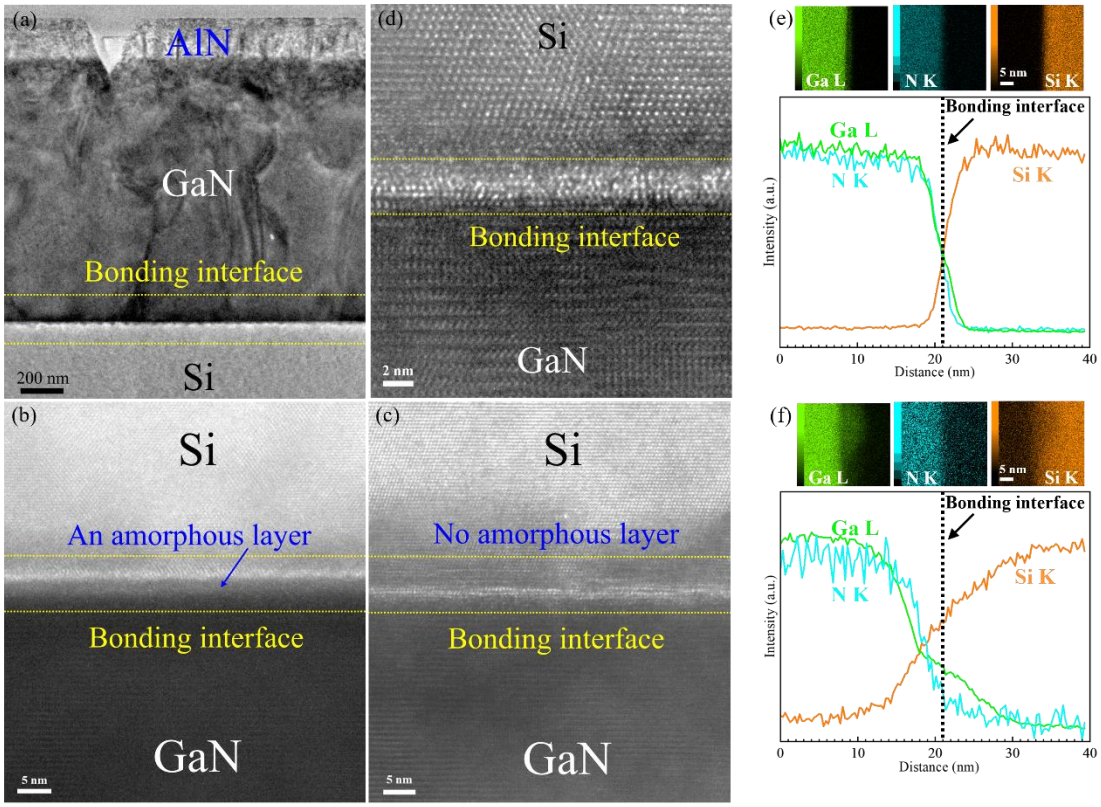


图3。采用 SAB 制备的未经退火的 GaN/Si 键合界面的低倍放大 (a) 和高倍放大 (b) 截面 TEM 图像，以及高倍放大 (c) 和高分辨率 (d) 截面 TEM 图像。

经表面活化键合制备并在 1000 °C 下退火后的 GaN/Si 键合界面。表面活化键合界面区域的 EDS 映射：(e) 未经退火；(f) 在 1000 °C 下退火后。

采用表面活化键合制备的 GaN/Si 异质结构中，GaN 层残余应力的释放应归因于键合界面处非晶层的形成。虽然在采用表面活化键合制备的 Si/SiC、Si/GaAs、Si/金刚石界面处也观察到了类似的非晶层，[23, 25, 45, 46] 但该非晶层在 GaN/Si 键合界面处发挥缓冲作用，可释放由硅与氮化镓之间晶格常数差异较大所引起的残余应力（~17%）。键合界面处非晶层的形成是由键合过程中快速的氩原子束活化导致的。研究发现，表面活化键合的 GaN/Si 异质结构中的残余应力强烈依赖于退火后温度。此外，经过 1000 °C退火后，键合界面处未观察到明显的非晶层；透射电子显微镜图像（图 3）还显示，非晶层在高温退火后发生了再结晶。随着退火温度升高，采用表面活化键合制备的 GaN/Si异质结构中氮化镓的残余应力增大，这应与非晶层厚度减小有关；非晶层越薄，就越难以缓解由氮化镓与硅之间晶格失配和热膨胀失配所引起的残余应力。由于氮化镓的晶格常数小于硅（111）的晶格常数，且其热膨胀系数大于硅，因此，随着退火温度升高，氮化镓层中的拉应力会愈发显著。与此同时，键合界面附近硅中的压应力随退火温度升高而减小。

据报道，氮化物与硅直接反应可在 GaN/Si界面处形成氮化硅层。[47] 由此我们推测，如果 GaN/Si 键合界面处形成氮化硅层，中间层中可能会存在压应力。由于经过 1000 °C退火后，键合界面附近氮化镓层与硅层之间存在较大的残余应力差异，因此，再结晶氮化硅中间层中很可能存在压应力，以补偿硅中压应力的降低。此外，我们注意到键合界面处未观察到结构缺陷。这些优点表明，通过室温下的表面活化键合技术有望获得无应力的 GaN外延层，并通过适当的温度退火调控中间层结构和残余应力。

总之，采用SAB在室温下将GaN外延晶圆直接键合到Si(111)衬底上，过程中未使用任何缓冲层。利用共焦显微拉曼光谱和透射电子显微镜，系统研究了SAB键合GaN/Si异质结构中的残余应力和中间层微观结构，并将其与MOCVD生长的GaN/Si异质结构进行了比较。研究发现，SAB制备的GaN/Si异质结构中的残余应力大幅弛豫，且形成了均匀分布的微小拉伸残余应力；相比之下，MOCVD生长的GaN/Si异质结构具有较大的压应力。其主要原因是键合界面形成了非晶层，促进了应力弛豫。通过适当的热退火，可以显著调控SAB键合GaN/Si异质结构的中间层微观结构和残余应力。观察到残余应力随温度升高而

单调变化，这与非晶层的演变相关。经1000℃退火后，非晶中间层消失，同时键合界面形成了厚度仅为数纳米的氮化硅中间层，且未观察到任何缺陷。本研究实现了GaN外延层与Si衬底的无缓冲层直接键合，揭示了GaN/Si界面的调控潜力，并为低成本、大规模、多功能GaN/Si器件应用带来了广阔前景。

致谢：

本研究部分由JSPS科学研究费助成金（资助编号：JP20K04581）、大阪市立大学（OCU）2020年基础研究重点战略研究基金、国家自然科学基金委员会（资助编号：42050203）以及中国博士后科学基金会（资助编号：2019M663904XB）资助。本文所表达的任何观点、研究结果、结论或建议均为作者所持观点，不一定反映JSPS的看法。

利益冲突：
作者声明不存在利益冲突。

数据可用性声明：支持本研究发现的数据

可在本文中获取，也可在提出合理请求后向通讯作者索取。

参考文献：

1. H. Amano, Y. Baines, E. Beam, M. Borga, T. Bouchet, P. R. Chalker, M. Charles, K. J. Chen, N. Chowdhury and R. Chu, 《物理学杂志D：应用物理》**51** (16), 163001 (2018). 2. L. Nela, R. V. Erp, G. Kampitsis, H. K. Yildirim, J. Ma and E. Matioli, 《IEEE电力电子学汇刊》**36** (2), 1269-1273 (2021). 3. Z. Bandić, P. Bridger, E. Piquette, T. McGill, R. Vaudo, V. Phanse and J. Redwing, 应用物理快报**74** (9), 1266-1268 (1999). 4. B. Gelmont, K. Kim and M. Shur, 应用物理学杂志**74** (3), 1818-1821 (1993). 5. V. Kumar, W. Lu, R. Schwindt, A. Kuliev, G. Simin, J. Yang, M. A. Khan and I. Adesida, IEEE电子器件快报**23**(8), 455-457 (2002). 6. U. K. Mishra, L. Shen, T. E. Kazior and Y.-F. Wu, 《IEEE会刊》**96** (2), 287-305 (2008). 7. T. Li, M. Mastro and A. Dadgar, *III–V*族化合物半导体：与硅基微电子学的集成。（CRC出版社，2010）。8. A. Dadgar, J. Bläsing, A. Diez, A. Alam, M. Heuken and A. Krost, 《日本应用物理学杂志》**39** (Part 2, No. 11B), L1183-L1185

(2000). 9. J. Cheng, X. Yang, L. Sang, L. Guo, A. Hu, F. Xu, N. Tang, X. Wang and B. Shen, 应用物理快报**106** (14), 142106 (2015). 10. Y. Zhou, R. Ramaneti, J. Anaya, S. Korneychuk, J. Derluyn, H. Sun, J. Pomeroy, J. Verbeeck, K. Haenen and M. Kuball, 应用物理快报**111** (4), 041901 (2017). 11. Y. Feng, X. Yang, Z. Zhang, D. Kang, J. Zhang, K. Liu, X. Li, J. Shen, F. Liu and T. Wang, 先进功能材料**29** (42), 1905056 (2019). 12. E. Feltin, B. Beaumont, M. Laügt, P. de Mierry, P. Vennéguès, H. Lahrèche, M. Leroux and P. Gibart, 应用物理快报**79**(20), 3230-3232 (2001). 13. S. Raghavan, X. Weng, E. Dickey and J. M. Redwing, 应用物理快报**88** (4), 041904 (2006). 14. D. Zhao, D. Zhao, D. Jiang, Z. Liu, J. Zhu, P. Chen, W. Liu, X. Li and M. Shi, 半导体学报**36** (6), 063003 (2015). 15. D. Zhao and D. Zhao, 半导体学报**39** (3), 033006 (2018). 16. S. Choi, E. Heller, D. Dorsey, R. Vetury and S. Graham, 应用物理学杂志**113** (9), 093510 (2013). 17. X. Wang, W. Peng, R. Yu, H. Zou, Y. Dai, Y. Zi, C. Wu, S. Li and Z. L. Wang, 纳米快报**17** (6), 3718-3724 (2017). 18. Y. Zhou, J. Anaya, J. Pomeroy, H. Sun, X. Gu, A. Xie, E. Beam, M. Becker, T. A. Grotjohn, C. Lee and M. Kuball, ACS应用材料与界面**9** (39), 34416-34422 (2017). 19. M. Kuball and J. W. Pomeroy, IEEE器件与材料可靠性汇刊**16** (4), 667-684 (2016). 20. K. H. Lee, S. Bao, L. Zhang, D. Kohen, E. Fitzgerald and C. S. Tan, 应用物理快报**9** (8), 086501 (2016). 21. J. W. Chung, J.-k. Lee, E. L. Piner and T. Palacios, IEEE电子器件快报**30** (10), 1015-1017 (2009). 22. C. Xiong, W. Pernice, K. K. Ryu, C. Schuck, K. Y. Fong, T. Palacios and H. X. Tang, 光学快报**19** (11), 10462-10470 (2011). 23. J. Liang, Y. Zhou, S. Masuya, F. Gucmann, M. Singh, J. Pomeroy, S. Kim, M. Kuball, M. Kasu and N. Shigekawa, 金刚石与相关材料**93**, 187-192 (2019). 24. J. Liang, A. Kobayashi, Y. Shimizu, Y. Ohno, S. W. Kim, K. Koyama, M. Kasu, Y. Nagai and N. Shigekawa, 先进材料**33** (43), 2104564 (2021). 25. J. Liang, S. Nishida, T. Hayashi, M. Arai and N. Shigekawa, 应用物理快报**105** (15), 151607 (2014). 26. F. Mu, Y. Wang, R. He and T. Suga, Materialia**3**, 12-14 (2018). 27. Y. He, W. Jie, T. Wang, Y. Xu, Y. Zhou, Y. Zaman and G. Zha, 晶体生长杂志**402**, 15-21 (2014). 28. Y. He, W. Jie, Y. Xu, Y. Wang, Y. Zhou, H. Liu, T. Wang and G. Zha, 材料学报**82**, 17-20 (2014). 29. D. Liu, D. Cherns, S. Johns, Y. Zhou, J. Liu, W.-Y. Chen, I. Griffiths, C. Karthik, M. Li, M. Kuball, J. Kane and W. Windes, 碳**173**, 215-231 (2021). 30. Y. Zhou, S. Zhou, P. Ying, Q. Zhao, Y. Xie, M. Gong, P. Jiang, H. Cai, B. Chen, S. Tongay, J. Zhang, W. Jie, T. Wang, P. Tan, D. Liu and M. Kuball, 物理化学快报**13** (17), 3831-3839 (2022). 31. J. Zhang, Y. Zhou, P. Ying, H. Sun, J. Zhou, T. Wang, W. Jie and M. Kuball, 纳米技术**31** (16), 165706 (2020). 32. B. Zou, Y. Zhou, X. Zhang, M. Zhang, K. Liu, M. Gong and H. Sun, ACS应用纳米材料**3** (10), 10543-10550 (2020). 33. E. Mercado, Y. Zhou, Y. Xie, Q. Zhao, H. Cai, B. Chen, W. Jie, S. Tongay, T. Wang and M. Kuball, ACS欧米伽**4** (19), 18002-18010 (2019). 34. L. Zhang, X. Lou, D. Wang, Y. Zhou, Y. Yang, M. Kuball, M. A. Carpenter and X. Ren, 物理评论·应用**8** (5), 054018 (2017). 35. H. Takagi, K. Kikuchi, R. Maeda, T. Chung and T. Suga, 应用物理快报**68** (16), 2222-2224 (1996). 36. M. Howlader, T. Watanabe and T. Suga, 真空科学与技术B辑：微电子与纳米结构加工、测量及现象**19** (6), 2114-2118 (2001). 37. H. Harima, 物理学杂志：凝聚态**14** (38), R967 (2002). 38. D. Zhao, S. Xu, M. Xie, S. Tong and H. Yang, 应用物理快报**83** (4), 677-679 (2003).

39. S. Tripathy, S. Chua, P. Chen 和 Z. Miao, 《应用物理学杂志》**92** (7), 3503-3510 (2002)。40. S. Hsu, B. Pong, W. Li, T. E. Beechem III, S. Graham 和 C. Liu, 《应用物理快报》**91** (25), 251114 (2007)。41. F. Demangeot, J. Frandon, M. Renucci, O. Briot, B. Gil 和 R.-L. Aulombard, 《材料研究学会氮化物半导体研究互联网期刊》**1** (1996)。42. J. Chen 和 I. De Wolf, 《半导体科学与技术》**18** (4), 261 (2003)。43. W. Rieger, T. Metzger, H. Angerer, R. Dimitrov, O. Ambacher 和 M. Stutzmann, 《应用物理快报》**68** (7), 970-972 (1996)。44. J. Zhang, X. Yang, Y. Feng, Y. Li, M. Wang, J. Shen, L. Wei, D. Liu, S. Wu 和 Z. Cai, 《物理评论：材料》**4** (7), 073402 (2020)。45. J. Liang, L. Chai, S. Nishida, M. Morimoto 和 N. Shigekawa, 《日本应用物理学杂志》**54** (3), 030211 (2015)。46. J. Liang, S. Masuya, M. Kasu 和 N. Shigekawa, 《应用物理快报》**110** (11), 111603 (2017)。47. R. Graupner, Q. Ye, T. Warwick 和 E. Bourret-Courchesne, 《晶体生长杂志》**217** (1-2), 55-64 (2000)。