多晶金刚石对硅基氮化镓材料的影响*

刘庆彬 蔚翠† 郭建超 马孟宇 何泽召
周闯杰 高学栋 余浩 冯志红‡

(河北半导体研究所, 固态微波器件与电路全国重点实验室, 石家庄 050051)

(2022 年 10 月 11 日收到; 2023 年 2 月 23 日收到修改稿)

氮化镓 (GaN) 器件的自热问题是目前限制其性能的关键因素, 在 GaN 材料上直接生长多晶金刚石改善器件的自热问题成为研究的热点, 多晶金刚石距离 GaN 器件工作有源区近, 散热效率高, 但多晶金刚石和 GaN 材料热失配可能会导致 GaN 电特性衰退. 本文采用微波等离子体化学气相沉积法, 在 2 in (1 in = 2.54 cm) Si 基 GaN 材料上生长多晶金刚石. 测试结果显示, 多晶金刚石整体均匀一致, 生长金刚石厚度为 9—81 μm, 随着多晶金刚石厚度的增大, GaN (002) 衍射峰半高宽增量和电性能衰退逐渐增大. 通过激光切割和酸法腐蚀, 将 Si 基 GaN 材料从多晶金刚石上完整地剥离下来. 测试结果表明: 金刚石高温生长过程中, 氢原子对氮化硅外延层缺陷位置有刻蚀作用形成孔洞区域, 刻蚀深度可达本征 GaN 层; 在降温过程, 孔洞周围形成裂纹区域. 剥离下来的 Si 基 GaN 材料拉曼特征峰峰位, XRD 的 (002) 衍射峰半高宽以及电性能均恢复到本征状态, 说明多晶金刚石与 Si 基 GaN 热失配产生应力, 引起 GaN 晶格畸变, 导致 GaN 材料电特性衰退, 这种变化具有可恢复性, 而非破坏性.

关键词: 多晶金刚石, 氮化镓, 微波等离子体化学气相沉积法, 电性能

PACS: 81.05.ug, 61.72.uj **DOI:** 10.7498/aps.72.20221942

1 引 言

GaN 基微波功率器件 (GaN HEMT) 工作频率越来越高, 输出功率越来越大, 器件的“自热”问题越来越突出[1–3], 逐渐成为制约 GaN HEMT 器件性能提升的关键瓶颈问题之一. 金刚石在室温下的导热系数高达 2000 W/(m·K), 在 GaN 功率器件的散热方面极具应用潜力[4–6].

金刚石基 GaN 晶片制备技术包括 3 种方法: GaN 与金刚石衬底键合[7]、GaN 在金刚石衬底上外延生长[8] 和金刚石在 GaN 上生长[9], 以上 3 种方法各有优缺点. 其中, 解决 GaN 基材料散热问题最便捷有效的方法是在 GaN 基材料上直接生长多晶金刚石. 2019 年, Ahmed 等[10] 采用热丝化学气相沉积 (HFCVD) 法, 直接在 Si 基 GaN HEMT 结构上生长了 0.5 μm 厚度的多晶金刚石. 生长金刚石后, GaN 材料载流子迁移率从 1600 $cm^2/(V·s)$ 降至 1162 $cm^2/(V·s)$, 电性能衰退了 27.4%. GaN (002) 衍射峰半高宽 ($FWHM_{002}$) 增大了 12 arcsec. 同年, 该课题组的 Siddique 等[11] 采用相同方法生长了 1.5 μm 厚度的多晶金刚石, GaN 材料 $FWHM_{002}$ 增大了 60 arcsec. 2021 年, Malakoutian 等[12] 采用微波等离子体化学气相沉积 (MPCVD) 法, 在 SiC 基 GaN HEMT 结构上生长了 0.5 μm 厚度的多晶金刚石, 生长金刚石后, GaN 材料载流子迁移率从 1200 $cm^2/(V·s)$ 降至 1020 $cm^2/(V·s)$, 电性能衰退了 15%. 2021 年, 杨士奇等[13] 在 2 in

* 国家重点研发计划 (批准号: 2018YFE0125900) 和国家重点科学技术研究专项 (批准号: 2009ZYHW0015) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: yucui1@163.com

‡ 通信作者. E-mail: ga917vv@163.com

© 2023 中国物理学会 Chinese Physical Society

(1 in = 2.54 cm) Si 基 GaN 材料上生长了 18 μm 厚度的多晶金刚石, GaN 材料载流子迁移率衰退了 7.2%, $FWHM_{002}$ 增大了 99 arcsec. 其分析认为 $FWHM_{002}$ 增大是由于在金刚石生长过程中材料长时间处在高温条件下, 多晶金刚石应力作用导致样品质量在一定程度上发生退化. 目前, 人们主要是研究生长多晶金刚石后, Si 基 GaN 材料性能的变化[7−14], 对于多晶金刚石引起 GaN 材料性能变化的机制, 缺少相关的分析和研究.

本文采用 MPCVD 设备, 在 Si 基 GaN 材料上生长了不同厚度的多晶金刚石材料, 通过激光切割和酸法腐蚀, 从多晶金刚石上剥离下 Si 基 GaN 材料, 研究多晶金刚石对 GaN 材料性能的影响, 对材料形貌、应力、衍射峰半高宽和电特性进行表征, 分析电性能变化的原因.

2 实验部分

2.1 多晶金刚石材料生长

本文选用 2 in Si 基 GaN HEMT 结构材料. 在生长之前, 采用等离子体增强化学气相沉积 (PECVD) 在 GaN HEMT 层上方外延生长 30 nm 厚度的 SiN_x 层, 该外延层可有效抑制氢原子对 GaN 层的刻蚀作用[15,16]. 将清洗干净的 GaN 材料在质量分数 1% 的金刚砂悬浊液中进行超声处理 20 min 后, 浸泡 20 min, 使得 SiN_x 表面附着一层金刚砂颗粒, 作为金刚石生长初期形核点, 进而制备连续薄膜, 其中, 金刚砂颗粒直径为 20 nm. 随后将 GaN 材料放入 MPCVD 设备中, 生长多晶金刚石. 在实验中使用甲烷作为碳源, 氢气作为载气. 生长过程采用的微波功率、碳源浓度和温度参数分别为 3500 W, 6% 和 800 ℃. 共生长 3 个样品, 编号依次为#1, #2 和#3, 生长时间分别为 6 h, 18 h 和 70 h, 最终得到金刚石/GaN/Si 复合材料. 为缓解多晶金刚石对 Si 基 GaN 材料的热应力, 降温过程采用慢速降温方式, 降温速率约为 9 ℃/min.

2.2 多晶金刚石与 Si 基 GaN 材料分离

采用红外激光切割机切割复合材料边缘部分, 利用激光切割产生的热效应使得多晶金刚石和 Si 基 GaN 边缘分离. 将复合材料样品放入酸腐蚀液中一段时间, 待多晶金刚石和 Si 基 GaN 材料彻底分离, 及时取出并用去离子水清洗干净, 其中酸腐蚀液为 50% 的氢氟酸和 50% 的硝酸混合液, 氢氟酸和硝酸比例为 3∶1.

2.3 材料表征

对金刚石和 Si 基 GaN 材料进行原子力显微镜 (AFM)、光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM)、能谱分析 (EDS)、X 射线衍射仪 (XRD)、拉曼光谱 (Raman) 测试和非接触霍尔测试. 其中, Raman 测试波长为 532 nm, 以上测试均在室温条件下进行.

3 结果与讨论

3.1 多晶金刚石

图 1(a) 为 Si 基 GaN 材料表面生长 30 nm 厚 SiN_x 外延层的 AFM 测试结果, 测试范围为 5 μm×5 μm. 可以清晰观察到 SiN_x 外延层表面均匀平坦, 缺陷很少, 表面均方根粗糙度为 1.022 nm. 3 个样品生长多晶金刚石之后的照片较为相似, 以#3 样品为例, 如图 1(b) 所示, 表面整体均匀一致. 厚度测试显示, 3 个样品多晶金刚石厚度平均值分别为 9, 25 和 81 μm, 平均生长速率为 1.50—1.16 μm/h. 本文中金刚石生长速率低于掺杂氮气实验结果[17,18], 目的是获得低应力金刚石材料, 减小多晶金刚石对 GaN 应力作用. 图 1(c)—(e) 所示为 3 个样品的 OM 照片, #1—#3 多晶金刚石样品晶粒尺寸平均值约为 5, 7 和 20 μm.

对多晶金刚石进行 Raman 测试, 测试结果如图 2 所示, 3 个样品的金刚石特征峰峰位分别为 1333.9, 1333.1 和 1333.0 cm^{-1}, 特征峰半高宽 (FWHM) 分别为 5.9, 5.2 和 4.0 cm^{-1}. 根据金刚石应力计算公式[19]:

$$\sigma = -0.567(\omega_m - \omega_0), \tag{1}$$

式中, $\omega_0 = 1332.0$ cm^{-1}, 为天然金刚石的一阶特征 Raman 峰位置; ω_m 为实际得到一阶特征 Raman 峰位置. 计算出本文多晶金刚石的压应力 σ 在 0.57—1.08 GPa 之间. 在 800—2000 cm^{-1} 范围内, 除了明显的金刚石特征峰, 没有观察到其他碳峰, 说明金刚石结晶质量很好[20]. Raman 测试结果说明, 本工作得到的多晶金刚石材料受到压应力较小, 整体结果较为均匀, 与图 1(b) 结果一致.

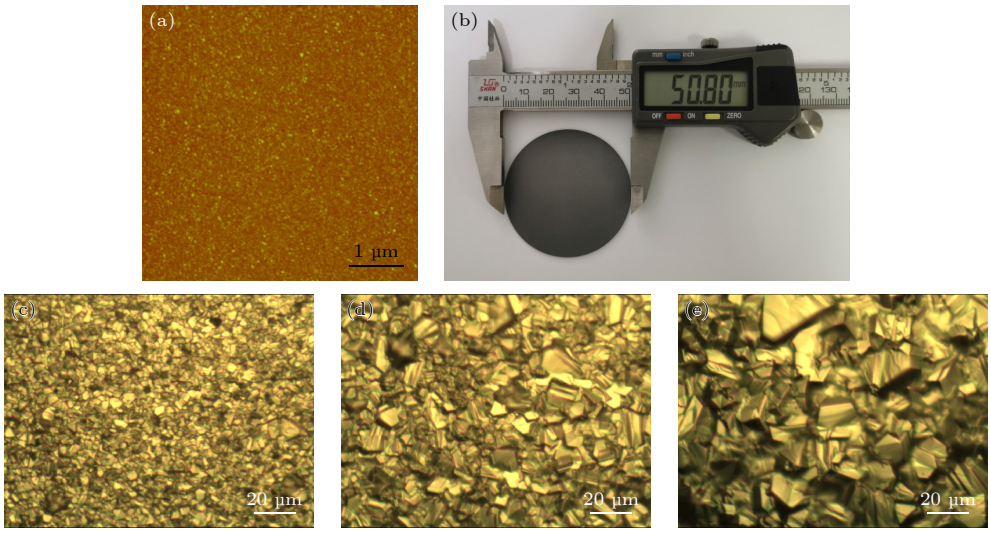

图 1 (a) SiN_x 外延层表面 AFM 照片; (b) 2 英寸 Si 基 GaN 生长多晶金刚石#3 样品照片; (c)—(e) 3 个多晶金刚石样品 OM 照片

Fig. 1. (a) AFM image of SiN_x epitaxial layer surface; (b) photo of sample #3 of polycrystalline diamond on 2-inch Si-based GaN material; (c)–(e) OM images of three polycrystalline diamond samples.

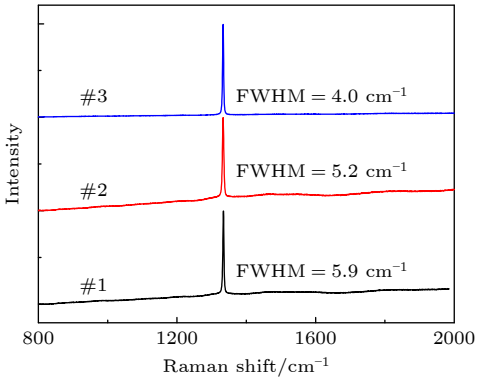

图 2 3 个多晶金刚石样品 Raman 测试结果

Fig. 2. Raman results of three polycrystalline diamond samples.

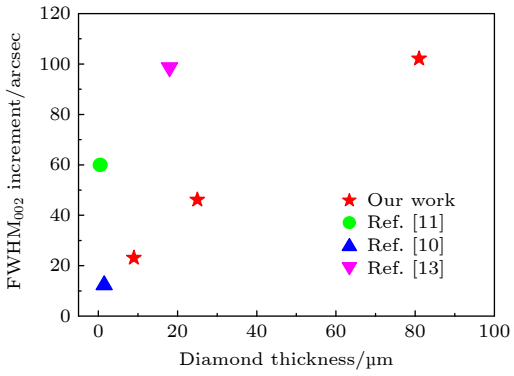

图 3 多晶金刚石厚度和 XRD $FWHM_{002}$ 增量统计结果

Fig. 3. Statistical results of polycrystalline diamond thickness and XRD $FWHM_{002}$ increment.

3.2 生长多晶金刚石后 Si 基 GaN 材料测试分析

对生长金刚石前后的 Si 基 GaN 材料进行 XRD 和非接触霍尔测试. XRD 测试中 $FWHM_{002}$ 的变化反映了 GaN 材料晶格常数和内部缺陷的变化情况[21–24].

图 3 统计了本文和文献 [10—13] 中 Si 基 GaN 材料直接生长多晶金刚石厚度与 $FWHM_{002}$ 增量的关系. 从图 3 可以看出, 随着多晶金刚石厚度的增大, $FWHM_{002}$ 增量逐渐增大. Sochacki 等[25] 在研究 GaN 单晶衬底加工过程发现, 化学机械抛光带来的额外应力会对 GaN 材料 $FWHM_{002}$ 产生影响. 因此, 多晶金刚石与 Si 基 GaN 材料之间应力作用具体如何影响 GaN 材料仍需进一步研究.

图 4 统计了本文和文献 [11,13] 中 Si 基 GaN 材料直接生长多晶金刚石厚度与电性能衰退 (Mobility loss, ε) 的关系. 其中, 电性能衰退计算公式:

$$\varepsilon = (\mu_{\text{epitaxial}} - \mu_{\text{intrinsic}})/\mu_{\text{intrinsic}} \times 100\%, \quad (2)$$

式中 $\mu_{\text{intrinsic}}$ 为 Si 基 GaN 材料本征迁移率, $\mu_{\text{epitaxial}}$ 为生长多晶金刚石之后材料迁移率. 从图 4 可以看出, 多晶金刚石厚度越大, 电性能衰退越大. 尽管多晶金刚石可以提高 GaN 材料的散热性, 但是电性能的衰退不利于 GaN 基器件的性能[14].

#1 和#2 样品中金刚石厚度分别为 9 和 25 μm, 其上 GaN 材料电性能优于#3 样品中 81 μm 厚度的金刚石, 金刚石厚度对 GaN 材料电性能具有显著影响. 随着金刚石厚度增大, 热失配造成的应力增大, 因此在满足 GaN 器件散热需求基础上,

应尽量减薄金刚石厚度, 后续将进一步研究金刚石厚度与 GaN 器件散热之间的关系. 本文中 9 μm 和 25 μm 这两种金刚石厚度不足以自支撑, 因此选择 81 μm 厚度 (#3 样品) 可以自支撑的金刚石进行了剥离实验, 剥离多晶金刚石与 Si 基 GaN 材料, 分析造成 Si 基 GaN 材料 $FWHM_{002}$ 变化和电性能衰退的原因.

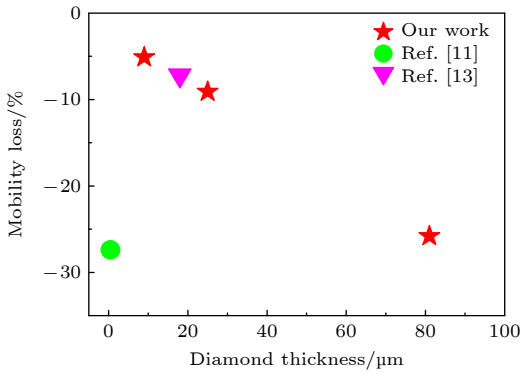

图 4 多晶金刚石厚度和 GaN 电性能衰退统计结果

Fig. 4. Statistical results of polycrystalline diamond thickness and mobility loss of GaN.

3.3 多晶金刚石与 Si 基 GaN 材料分离

红外激光切割机在切割金刚石时, 会产生大量的热量, 控制激光器电流, 可控制切割速率; 控制风冷流速, 可以控制热量转移速度. 实验过程中对电流和风冷流速进行优化处理, 切割过程, 采用红外测温仪测试样品中心区域温度低于 100 ℃, 避免切割产生的高温对 GaN 晶格畸变产生影响. 此外, 测试位置远离切割位置, 避免其他因素干扰. 因此, 本文中 GaN 材料性能的变化主要因素是多晶金刚石引起的.

本文利用激光切割产生的热效应, 使得#3 样品的多晶金刚石和 Si 基 GaN 材料边缘分离. 将#3 样品放入酸腐蚀液中, 酸腐蚀液从分离区域钻入多晶金刚石与 Si 基 GaN 材料界面位置, 对 SiN_x 外延层和 Si 衬底同时产生腐蚀作用. 经过 3.5 h 腐蚀, 多晶金刚石和 Si 基 GaN 材料彻底分离. 对清洗后的 Si 基 GaN 材料进行厚度测试, 发现厚度减小约 100 μm, 酸腐蚀液对 Si 衬底腐蚀速率约为 30 μm/h.

3.4 剥离金刚石后 Si 基 GaN 材料测试分析

对#3 样品剥离下来的 Si 基 GaN 材料进行 SEM 测试, 如图 5 所示, 材料表面大部分区域完整平坦 (图 5(a)), 局部区域有黑色的孔洞 (图 5(b)), 孔洞直径在 1 μm 左右, 而且孔洞周围有黑色裂纹阴影. 选取图 5(b) 三种不同形貌区域, 平坦区域 (A)、裂纹区域 (B) 和孔洞区域 (C) 进行 EDS 测试, 如图 6 所示.

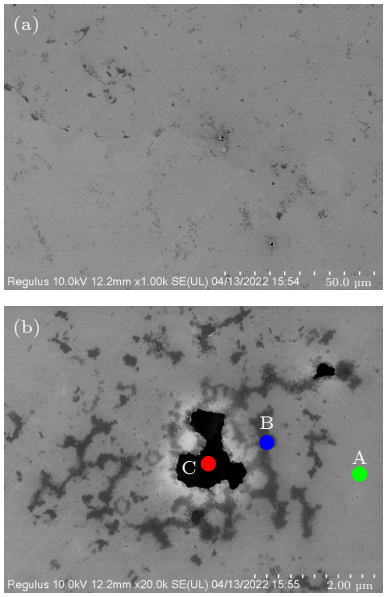

图 5 酸腐蚀后的 Si 基 GaN 材料表面 SEM 测试结果 (a) 放大 1000 倍; (b) 放大 20000 倍

Fig. 5. SEM measurement results of the surface of Si-based GaN material after acid etching: (a) Magnified 1000 times; (b) magnified 20000 times.

Si 基 GaN HEMT 材料结构如图 7 所示, 其中, AlGaN 层中 Al 组分为 25%, Al 原子数占比理论值为 12.5%. 从图 6 可以看出, 平坦区域 (图 6(a)) 元素是 Ga 元素和 N 元素, 原子数量配比接近 1∶1, 结合图 7 中材料结构, 说明平坦区域对应材料是最表层的 GaN 层, 这说明酸腐蚀液已将 Si 基 GaN 材料表面 SiN_x 外延层完全腐蚀干净, 腐蚀至表面 GaN 层终止, 酸腐蚀过程并未损伤 Si 基 GaN HEMT 结构功能层.

裂纹区域 (图 6(b)) 有 3 种元素, 分别是 Ga, N 和 Al 元素, 而且, Al 原子数量占比 1.59%, 远低于理论值 12.5%, 综合图 7 中 Si 基 GaN 材料结构, 说明裂纹区域对应 GaN 层和 AlGaN 层界面位置, 最表层的 GaN 层部分被刻蚀.

孔洞区域 (图 6(c)) 测试结果与图 6(b) 明显不同, 仅有 Ga 元素和 N 元素, 没有 Al 元素, Ga 元素和 N 元素的原子数量配比接近 1∶1. 综合图 7 中 Si 基 GaN 材料结构, 说明 AlGaN 层已被完全刻

蚀, 刻蚀深入到材料内部本征 GaN 层 (图 7 中 i-GaN 层). 孔洞区域的产生可能是 SiN_x 外延层部分区域有缺陷, 在高温生长金刚石过程中, 氢原子刻蚀缺陷区域的 SiN_x 层, 并向下蔓延至本征 GaN 层. Ahmed 等[26] 研究图形化的 Si 基 GaN 材料上生长金刚石, 金刚石/GaN/Si 复合材料生长结束降温过程中, 金刚石热膨胀系数小, GaN/Si 衬底热膨胀系数大, 金刚石对 GaN 有拉应力作用, 导致裂纹产生. 本文中裂纹区域主要集中在孔洞区域周围 10 μm 范围内, 这也是应力薄弱区域[27].

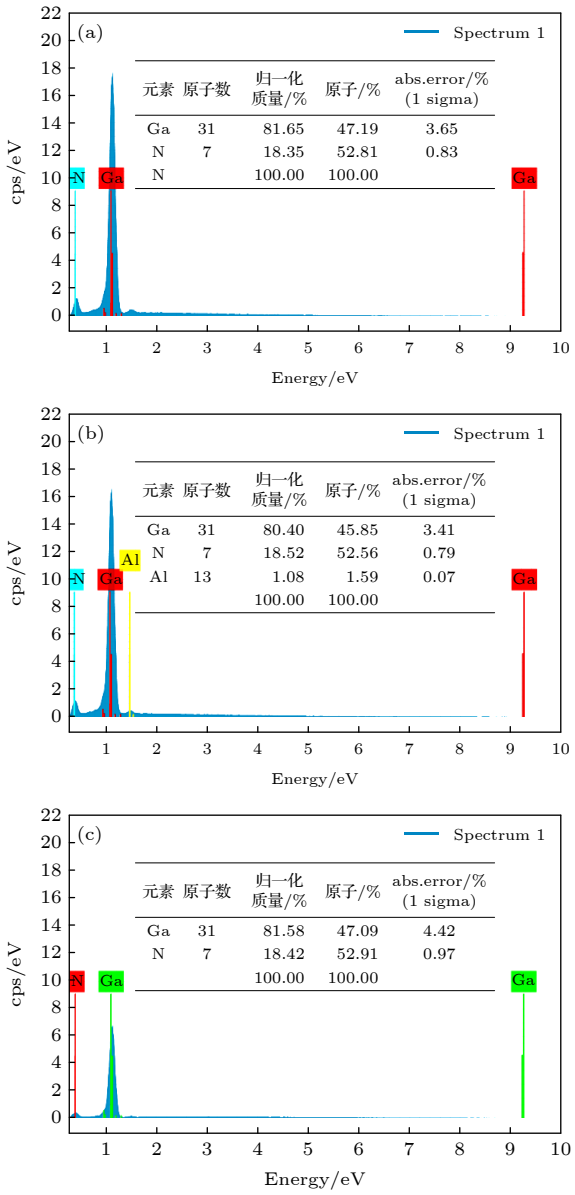

图 6 酸腐蚀后的 Si 基 GaN 材料表面 3 种区域 EDS 测试结果 (a) 平坦区域; (b) 裂纹区域; (c) 孔洞区域

Fig. 6. EDS results of three regions on the surface of Si-based GaN material after acid etching: (a) Flat region; (b) crack region; (c) hole region.

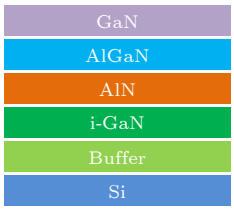

图 7 Si 基 GaN 材料结构示意图

Fig. 7. Schematic diagram of sample structure of Si-based GaN material.

对#3 样品生长金刚石前 (GaN/Si), 生长金刚石后 (Diamond/GaN/Si), 剥离金刚石后 (Exfoliated-GaN/Si) 3 个阶段进行 Raman, XRD 和非接触霍尔测试, 测试结果如表 1 所列.

表 1 #3 样品生长金刚石前/后、与金刚石剥离后的 Raman, XRD 和非接触霍尔测试结果

Table 1. Raman, XRD and Hall results for the #3 sample with the state of GaN/Si, Diamond/GaN/Si, and Exfoliated-GaN/Si.

测试参量	GaN/Si	Diamond/GaN/Si	Exfoliated-GaN/Si
GaN peak/cm^{-1}	568.1	567.8	568.1
$FWHM_{002}$/arcsec	550	654	530
$\mu/(cm^2{\cdot}V^{-1}{\cdot}s^{-1})$	1588.8	1178.2	1583.8
N_s/(electron, 10^{12} cm^{-2})	9.208	12.92	8.803
$R_s/(\Omega{\cdot}square^{-1})$	391.8	370.8	418.5

生长金刚石后, GaN 峰位从 568.1 cm^{-1} 向低波数移动到 567.8 cm^{-1}, 波数变化量为–0.3 cm^{-1}, 说明 GaN 所受拉应力增大. 根据 Kisielowski 等[28] 采用的 GaN 峰 Raman 应力计算因子 4.2 cm^{-1}/GPa, 本文中#3 样品 GaN 受到多晶金刚石引入的拉应力为 0.07 GPa. Siddique 等[11] 在 Si 基 GaN 材料生长金刚石后, GaN 峰位波数变化量为–0.2 cm^{-1}. 说明通过慢速生长和慢速降温制备金刚石, 即使在较大的多晶金刚石厚度情况下, 也可以有效降低多晶金刚石对 Si 基 GaN 材料的应力作用. 剥离金刚石之后, GaN 峰位从 567.8 cm^{-1} 向高波数移动到 568.1 cm^{-1}, 说明 GaN 所受应力恢复到本征状态.

剥离金刚石后, XRD 测试显示, $FWHM_{002}$ 从 654 arcsec 下降到 530 arcsec, 与本征状态基本一致, 说明生长金刚石后, GaN 材料内部刃位错和螺旋位错缺陷并没有增加. $FWHM_{002}$ 的变化与应力导致的 GaN 材料晶格畸变有关.

#3 样品生长金刚石前, 材料电子迁移率 (μ)、

面密度 (N_s) 和方块电阻 (R_s) 分别为 1588.8 $cm^2/(V·s)$, -9.208×10^{12} cm^{-2} 和 391.8 Ω/square. 生长金刚石后, 材料电子迁移率、面密度和方块电阻分别为 1178.2 $cm^2/(V·s)$, -12.92×10^{12} cm^{-2} 和 370.8 Ω/square, 电性能衰退 25.8%. 剥离金刚石后, 材料电子迁移率、面密度和方块电阻分别为 1583.8 $cm^2/(V·s)$, -8.803×10^{12} cm^{-2} 和 418.5 Ω/square, 与生长金刚石前状态一致. 这说明 GaN 材料电特性是可恢复的, 而非破坏性的衰退. 本文生长的金刚石厚度远超过 Ahmed 等[26] 和 Malakoutian 等[12] 报道的结果, 电性能衰退水平相当, 说明生长和降温过程对金刚石和 GaN 之间应力控制较好. 在传统的关于异质结构的机械变形如何影响 AlGaN/GaN HEMT 器件性能的研究已见诸报道. 机械变形的实验研究采用了两种方法, 一种是在有或没有制造 HEMT 的情况下, 在整个晶片上施加外力, 观察到二维电子气 (2-DEG) 的电导率随着外部拉伸而增大[29], 这种器件电特性的变化已被应用于 AlGaN/GaN HEMT 压力传感器中[30,31]; 另一种方法侧重于器件内部应力引起的器件电气行为的变化. 这是由于 GaN 帽层中的固有应力、外延 AlGaN/GaN 层中的内置应力和衬底中的残余应力之间的相互作用引起的[32,33]. 本文中生长的多晶金刚石与 GaN 材料之间的应力作用与第 2 种方法类似, 多晶金刚石增大了 GaN 帽层中的应力, 导致 GaN 材料电性能发生变化.

综合以上测试结果, 发现 GaN 峰位, XRD 的 $FWHM_{002}$ 的变化以及 GaN 材料电特性变化规律一致, 说明 Si 基 GaN 材料电特性的变化主要原因是多晶金刚石与 Si 基 GaN 热失配产生应力, GaN 材料被拉伸, 引起 GaN 晶格畸变, 缺陷密度并未增多. GaN 晶格畸变导致电特性衰退, 这种变化是可恢复性的, 而非破坏性的. 此外, 多晶金刚石和 Si 基 GaN 材料剥离过程观察到的孔洞区域和 Si 衬底的减薄并未影响材料的电性能. 在未来的研究中可通过优化 SiN_x 外延层的厚度和结晶质量抑制孔洞区域的形成.

4 结 论

利用 MPCVD 设备在 2 in Si 基 GaN 材料上异质生长多晶金刚石. XRD 和非接触霍尔测试结果表明, 随着多晶金刚石厚度的增大, GaN 材料 $FWHM_{002}$ 增量和电性能衰退增大. 利用激光切割热效应和酸腐蚀液对 SiN_x 外延层的腐蚀作用, 将 Si 基 GaN 材料从多晶金刚石上完整地剥离下来. SEM 和 EDS 测试结果表明, 激光切割和酸法腐蚀并未破坏 Si 基 GaN HEMT 结构功能层. 金刚石高温生长过程中, 氢原子可通过 SiN_x 外延层缺陷位置刻蚀至本征 GaN 层. Raman, XRD 和非接触霍尔测试结果显示, 剥离下来的 Si 基 GaN 材料 Raman 特征峰位, XRD 的 $FWHM_{002}$, 以及电性能均可恢复到本征状态, 说明 Si 基 GaN 材料电性能变化与热失配产生的应力有关, 应力引起 GaN 晶格被拉伸, 位错缺陷并没有增多; GaN 晶格畸变导致电性能衰退, 这种变化具有可恢复性, 而非破坏性. 本工作对研究 Si 基 GaN 材料生长金刚石具有一定的指导作用.

参考文献

[1] EI Fatimy A, Dyakonova N, Meziani Y, Otsuji T, Knap W, Vandenbrouk S, Madjour K, Théron D, Gaquiere C, Poisson M A, Delage S, Prystawko P, Skierbiszewski C 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 024504

[2] Marti D, Tirelli S, Alt A R, Roberts J, Bolognesi C R 2012 *IEEE Electron Dev. Lett.* **33** 1372

[3] Nazari M, Hancock B L, Piner E L, Holtz M W 2015 *IEEE Compd. Semicond. Integr. Circuit Symp.* **62** 1467

[4] Coe S E, Sussmann R S 2000 *Diamond Relat. Mater.* **9** 1726

[5] Alomari M, Dipalo M, Rossi S, Diforte-Poisson M A, Delage S, Carlin J F, Grandjean N, Gaquiere C, Toth L, Pecz B, Kohn E 2011 *Diamond Relat. Mater.* **20** 604

[6] Altman D, Tyhach M, McClymonds J, Kim S, Graham S 2014 *Fourteenth Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm)* Orlando, USA, May 27–30, 2014 p1199

[7] Anderson T J, Hobart K D, Tadjer M J, Koehler A D, Imhoff E A, Hite J K, Feygelson T I, Pate B B, Eddy Jr C R, Kub F J 2017 *ECS J. Solid State Sci. Technol.* **6** Q3036

[8] Hancock B L, Nazari M, Anderson J, Piner E, Faili F, Oh S, Twitchen D, Graham S, Holtz M 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 211901

[9] Zhou Y, Ramaneti R, Anaya J, Korneychuk S, Derluyn J, Sun H, Pomeroy J, Verbeeck J, Haenen K, Kubal M 2017 *Appl. Phys. Lett.* **111** 041901

[10] Ahmed R, Siddique A, Anderson J, Engdahl C, Holtz M, Piner E 2019 *Cryst. Growth Des.* **19** 672

[11] Siddique A, Ahmed R, Anderson J, Nazari M, Yates L, Graham S, Holtz M, Piner E L 2019 *ACS Appl. Electron. Mater.* **1** 1387

[12] Malakoutian M, Ren C H, Woo K, Li H, Chowdhury S 2021 *Cryst. Growth Des.* **21** 2624

[13] Yang S Q, Ren Z Y, Zhang J F, He Q, Su K, Zhang J C, Guo H X, Hao Y 2021 *Res. Prog. SSE* **41** 18 (in Chinese) [杨士奇, 任泽阳, 张金风, 何琦, 苏凯, 张进成, 郭怀新, 郝跃 2021 固体电子学研究与进展 **41** 18]

[14] Wang A, Tadjer M J, Anderson T J, Baranyai R, Pomer J W

2013 *IEEE Trans. Electron Dev.* **60** 3149
[15] Tadjer M J, Anderson T J, Hobart K D, Mastro M A, Hite J K, Caldwell J D, Picard Y N, Kub F J, Eddy Jr C R 2010 *Electron. Mater.* **39** 2452
[16] Sun H, Simon R B P, Pomeroy J W, Francis D, Faili F, Twitchen D J, Kuball M 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 111906
[17] Teng Y, Liu D Y, Tang K, Zhao W K, Chen Z A, Huang Y M, Duan J J, Bian Y, Ye J D, Zhu S M, Zhang R, Zheng Y D, Gu S M 2022 *Chin. Phys. B* **31** 128106
[18] Li J P, Ren Z Y, Zhang J F, Wang H X, Ma Y C, Fei Y F, Huang S Y, Ding S C, Zhang J C, Hao Y 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 038102 (in Chinese) [李俊鹏, 任泽阳, 张金风, 王晗雪, 马源辰, 费一帆, 黄思源, 丁森川, 张进成, 郝跃 2023 物理学报 **72** 038102]
[19] Sein H, Ahmed W, Jackson M, Ali N, Gracio J 2003 *Surf. Coat. Tech.* **163** 196
[20] Xie W L, Lv X Y, Wang Q L, Li L A, Zou G T 2022 *Chin. Phys. B* **31** 108106
[21] Letts E, Key D, Hashimoto T 2016 *J. Cryst. Growth* **456** 27
[22] Davis R F, Gehrke T, Linthicum K J, Preble E, Rajagopal P, Ronning C, Zorman C, Mehregany M 2001 *J. Cryst. Growth* **231** 335
[23] Dadgar A, Schulze F, Wienecke M, Gadanecz A, Bläsing J, Veit P, Hempel T, Diez A, Christen J, Krost A 2007 *New J. Phys.* **9** 389
[24] Kumar M S, Kumar J 2003 *Mater. Chem. Phys.* **77** 341
[25] Sochacki T, Bryan Z, Amilusik M, Collazo R, Lucznik B, Weyher J L, Nowak G, Sadovyi B, Kamler G, Kucharski R 2013 *Appl. Phys. Express* **6** 075504
[26] Ahmed R, Siddique A, Anderson J, Gautam C, Holtz M, Piner E 2020 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **12** 39397
[27] Cuenca J A, Smith M D, Field D E, Massabuau F C-P, Mandal S, Pomeroy J, Wallis D J, Oliver R A, Thayne I, Kuball M, Williams O A 2021 *Carbon* **174** 647
[28] Kisielowski C, Krüger J, Ruvimov S, Suski T, Ager J W, Jones E, Liliental-Weber Z, Rubin M, Weber E R, Bremser M D, Davis R F 1996 *Phys. Rev. B Condens. Matter Mater. Phys.* **54** 17745
[29] Kang B S, Kim S, Kim J, Ren F, Baik K, Pearton S J, Gila B P, Abernathy C R, Pan C C, Chen G T, Chyi J I, Chandrasekaran V, Sheplak M, Nishida T, Chu S N G 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 4845
[30] Vanko G, Drzik M, Vallo M, Lalinsky T, Kutis V, Stancik S, Ryger I, Bencurova A 2011 *Sens. Actuators A Phys.* **172** 1
[31] Liu Y, Ruden P P, Xie J, Morkoc H, Son K A 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 013505
[32] Azize M, Palacios T 2010 *J. Appl. Phys.* **108** 023707
[33] Jeon C M, Lee J L 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 172101

Influence of polycrystalline diamond on silicon-based GaN material*

Liu Qing-Bin Yu Cui† Guo Jian-Chao Ma Meng-Yu He Ze-Zhao
Zhou Chuang-Jie Gao Xue-Dong Yu Hao Feng Zhi-Hong‡

(*National Key Laboratory of Solid-State Microwave Devices and Circuits, Hebei Semiconductor Research Institute, Shijiazhuang* 050051, *China*)

(Received 11 October 2022; revised manuscript received 23 February 2023)

Abstract

Self-heating has become a limited factor for the performance improvement of GaN electronics. Growing polycrystalline diamond directly on GaN material to solve the heating problem of GaN devices has become one of the research highlights. Polycrystalline diamond on Si-based GaN material has the advantages of being close to the channel region and high heat dissipation efficiency. However, there is a problem that the thermal expansion mismatch between polycrystalline diamond and GaN material leads to the deterioration of electrical characteristics of GaN. In this work, we adopt microwave plasma chemical vapor deposition (MPCVD) method to grow polycrystalline diamond on 2-inch Si-based GaN material. The test results show that the polycrystalline diamond is uniform as a whole. The average thickness is in the range of 9–81 μm. With the thickness of polycrystalline diamond increasing, the XRD (002) diffraction peak FWHM increment and mobility loss gradually increase for the Si-based GaN material. Through laser cutting and acid etching, the Si-based GaN material is successfully stripped from the polycrystalline diamond. It is found that during the process of diamond growth at high temperature, hydrogen atoms etch the defect positions of the silicon nitride epitaxial layer, forming a hole area in the GaN, and the etching depth can reach the intrinsic GaN layer. During the process of cooling, a crack area is formed around the hole area. Raman characteristic peaks, full widths at half maximum of XRD (002) diffraction peaks, and electrical properties of the stripped Si-based GaN materials are all returned to their intrinsic states. The above results show that the thermal expansion mismatch between polycrystalline diamond and Si-based GaN introduces stress into GaN, which leads to lattice distortion of GaN lattice and the degradation of electrical property of GaN material. The degradation of GaN material is recoverable, but not destructive.

Keywords: polycrystalline diamond, GaN, microwave plasma chemical vapor deposition, electrical properties

PACS: 81.05.ug, 61.72.uj **DOI:** 10.7498/aps.72.20221942

* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2018YFE0125900) and the National Key Science and Technology Special Project, China (Grant No. 2009ZYHW0015).

† Corresponding author. E-mail: yucui1@163.com

‡ Corresponding author. E-mail: ga917vv@163.com

物理学报 Acta Physica Sinica
Chinese Physical Society
Institute of Physics, CAS

多晶金刚石对硅基氮化镓材料的影响

刘庆彬 蔚翠 郭建超 马孟宇 何泽召 周闯杰 高学栋 余浩 冯志红

Influence of polycrystalline diamond on silicon-based GaN material

Liu Qing-Bin Yu Cui Guo Jian-Chao Ma Meng-Yu He Ze-Zhao Zhou Chuang-Jie Gao Xue-Dong Yu Hao Feng Zhi-Hong

引用信息 Citation: Acta Physica Sinica, 72, 098104 (2023) DOI: 10.7498/aps.72.20221942
在线阅读 View online: https://doi.org/10.7498/aps.72.20221942
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

硼硫协同掺杂金刚石的高压合成与电学性能研究

Synthesis of diamond co-doped with B and S under high pressure and high temperature and electrical properties of the synthesized diamond

物理学报. 2019, 68(9): 098101 https://doi.org/10.7498/aps.68.20190133

单晶金刚石边缘表面倾斜角度对同质外延生长的影响

Effect of edge inclination of single crystal diamond on homoepitaxial growth

物理学报. 2018, 67(24): 248101 https://doi.org/10.7498/aps.67.20181537

硫离子注入纳米金刚石薄膜的微结构和电化学性能

Microstructural and electrochemical properties of sulfur ion implanted nanocrystalline diamond films

物理学报. 2019, 68(14): 148101 https://doi.org/10.7498/aps.68.20190394

氢终端单晶金刚石反相器特性

Characteristics of hydrogen terminated single crystalline diamond logic inverter

物理学报. 2022, 71(8): 088102 https://doi.org/10.7498/aps.71.20211447

不同晶面的氢终端单晶金刚石场效应晶体管特性

Characteristics of hydrogen-terminated single crystalline diamond field effect transistors with different surface orientations

物理学报. 2020, 69(2): 028101 https://doi.org/10.7498/aps.69.20191013

氮化镓相图预测及其高压熔化特性研究

Phase diagram prediction and high pressure melting characteristics of GaN

物理学报. 2022, 71(19): 198102 https://doi.org/10.7498/aps.71.20220510