

金属有机物化学气相沉积同质外延 GaN 薄膜表面形貌的改善

李忠辉 罗伟科 杨乾坤 李亮 周建军 董逊 彭大青 张东国 潘磊 李传皓

Surface morphology improvement of homoepitaxial GaN grown on free-standing GaN substrate by metalorganic chemical vapor deposition

Li Zhong-Hui Luo Wei-Ke Yang Qian-Kun Li Liang Zhou Jian-Jun Dong Xun Peng Da-Qing Zhang Dong-Guo Pan Lei Li Chuan-Hao

引用信息 Citation: [Acta Physica Sinica](#), 66, 106101 (2017) DOI: 10.7498/aps.66.106101

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.106101>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2017/V66/I10>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

非掺杂锐钛矿相 TiO_2 铁磁性的第一性原理研究

Ferromagnetism of undoped anatase TiO_2 based on the first-principles calculations

物理学报.2017, 66(5): 056101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.056101>

Al 和 O 间隙原子对 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 热力学性质影响的第一性原理计算

Effects of the doping of Al and O interstitial atoms on thermodynamic properties of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$:first-principles calculations

物理学报.2017, 66(1): 016103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.016103>

H_3BO_3 对 $\text{Y}_{1.98}\text{O}_3:\text{Eu}_{0.01}, \text{Dy}_{0.01}$ 红色长余辉发光材料结构和余辉性能的影响

Effect of H_3BO_3 on structure and long persistence properties of $\text{Y}_{1.98}\text{O}_3:\text{Eu}, \text{Dy}$ red long-afterglow phosphor

物理学报.2014, 63(1): 016101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.016101>

空穴掺杂 $\text{Sr}_2\text{FeMoO}_6$ 的晶体结构及磁性研究

Hole doping effects on structure and magnetic properties of $\text{Sr}_2\text{FeMoO}_6$

物理学报.2012, 61(22): 226101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.226101>

Cu 掺杂 AgSbTe_2 化合物的相稳定、晶体结构及热电性能

Phase stability, crystal structure and thermoelectric properties of Cu doped AgSbTe_2

物理学报.2012, 61(8): 086101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.086101>

金属有机物化学气相沉积同质外延 GaN 薄膜表面形貌的改善*

李忠辉 罗伟科[†] 杨乾坤 李亮 周建军 董逊 彭大青 张东国
潘磊 李传皓

(南京电子器件研究所, 微波毫米波单片集成和模块电路重点实验室, 南京 210016)

(2016 年 12 月 10 日收到; 2017 年 3 月 9 日收到修改稿)

为了获得高质量的 GaN 薄膜材料, 研究了金属有机物气相沉积系统中 GaN 插入层对 GaN 衬底同质外延层表面宏观缺陷和晶体质量的影响. 研究发现, 插入层生长温度是影响 GaN 同质外延膜表面形貌和晶体质量的关键因素. 由于生长模式与插入层生长温度相关, 随着插入层生长温度的降低, 外延膜生长模式由准台阶流模式转变为层状模式, GaN 同质外延膜表面丘壑状宏观缺陷逐渐减少, 但微观位错密度逐渐增大. 通过对插入层温度和厚度的优化, 进一步调控外延层的生长模式, 最终有效降低了外延层表面的宏观缺陷, 获得了表面原子级光滑平整、位错密度极低的 GaN 同质外延膜, 其 X 射线衍射摇摆曲线 (002), (102) 晶面半峰宽分别为 125 arcsec 和 85 arcsec, 表面粗糙度均方根大小为 0.23 nm.

关键词: 金属有机物化学气相沉积, 同质外延 GaN, 插入层, 生长模式

PACS: 61.05.cp, 61.72.-y, 68.55.J-, 78.55.Cr

DOI: 10.7498/aps.66.106101

1 引言

作为第三代宽禁带半导体材料, GaN 不仅具有宽禁带 (3.4 eV), 而且还具有热导率大、电子饱和速率高、击穿场强大及热稳定性好等特性, 因此在制备高温、高频、高压及大功率器件方面备受关注^[1-5]. 基于 AlGaIn/GaN 异质结的高电子迁移率晶体管器件还具有大击穿电压、高饱和电子速率、高 2DEG 浓度等优良特性^[6-8]. 采用单晶 GaN 衬底进行同质外延具有缺陷密度低、无晶格失配和热失配等优点, 是 GaN 外延最理想的衬底. 然而, 由于 GaN 同质衬底制备较为困难, 制约了其在 GaN 外延中的广泛应用. 近年来, 随着 GaN 衬底制备技术的发展, 多家单位已经获得了自支撑 GaN 衬底, 世界许多大公司和研究机构在同质外延 GaN 器件的技术方面投入巨大的人力和物力进行研究. 可以

预见, GaN 衬底在半导体微电子器件领域的应用将会更加广泛. 和异质外延技术不同, GaN 衬底同质外延不受衬底晶格失配的影响, 通常不需要进行低温成核层的生长; 但由于受衬底表面吸附杂质和抛光划痕、损伤等影响, GaN 衬底同质外延后表面形成大量金字塔形状的微结构, 引起表面起伏, 形成丘壑型表面, 造成材料表面质量下降, 影响器件的性能^[9-12]. 因此, GaN 衬底同质外延技术中需要开发新技术、新工艺以改善外延层表面形貌, 降低表面起伏, 获得表面平整光亮的氮化物薄膜.

为了去除衬底表面吸附的杂质离子从而获得洁净的衬底表面, 研究者采用酸溶液化学腐蚀^[13]、反应离子刻蚀^[14]、原位热分解^[15]等方法对 GaN 衬底进行生长预处理, 这些方法在提高同质外延膜的晶体质量、改善表面形貌方面有一定的效果. 为了进一步解决同质外延形貌的问题, 有学者研究发

* 国家自然科学基金 (批准号: 61505181, 61474101, 61504125)、国家高技术研究发展计划 (批准号: 2015AA016800, 2015AA033300) 和国家重点研发计划 (批准号: 2016YFB0400902) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: luowk688@163.com

现当采用晶向偏角为 0.4° 、 0.5° 的 c 面GaN衬底时,能有效抑制表面金字塔形状的微结构的形成,从而获得高质量的外延层^[10,11].与这几种方法相比,本文提出了一种更简单、有效改善外延层表面形貌的方法——中等温度GaN插入层(IM-GaN),即在GaN高温生长前,采用中等温度($650\text{--}900^\circ\text{C}$)生长 $30\text{--}150\text{ nm}$ 厚的GaN层,然后再进行高温生长.早在2010年,Cho等^[16]在氢化物气相外延系统中采用AlN-蓝宝石模板,通过引入IM-GaN的方法(生长温度 900°C , $5\text{ }\mu\text{m}$ 厚)有效地改善了外层的形貌,表面粗糙度均方根(RMS)大小降低了近5倍.2013年,文献^[17]报道了在两层高温AlN薄膜之间引入厚度约 20 nm 的中等温度插入层,使AlN外延生长模式由三维生长转变为二维生长模式,从而提高了AlN外延层的表面质量.本文在借鉴以上工作的基础上,将IM-GaN层的方法应用到GaN衬底的同质外延中,利用IM-GaN引入的层状生长模式,改变同质外延层的表面形貌.本文着重研究IM-GaN生长温度、生长厚度等因素对外延层表面形貌的影响,同时将结合X射线衍射、原子力探针扫描等测试方法对IM-GaN层与同质外延生长模式和晶体形貌之间的关系进行深入研究.

2 实 验

实验中的GaN样品均采用Thomas Swan Scientific Equipment公司的金属有机物化学气相沉积(MOCVD)系统制备获得.所使用的衬底为 c 面半绝缘自支撑GaN衬底,尺寸大小为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$,衬底厚度约 $430\text{ }\mu\text{m}$.三甲基镓(TMGa)作为外延生长过程中的Ga源,高纯氨气(NH_3)作为N源.GaN衬底经过丙酮、乙醇和去离子水超声清洗后,转移入MOCVD系统中,在氨气气氛保护下升温至 1050°C 进行 300 s 热处理;降低反应室温度至 $650\text{--}1000^\circ\text{C}$,进行IM-GaN生长;然后,再升温至 1050°C 进行高温GaN(HT-GaN)外延,生长压力为 300 Torr ,N源和Ga源摩尔量V/III比为 2500 .为了对比分析IM-GaN层生长条件对外延层形貌和晶体质量的影响,采用不同的插入层生长温度制备了A—D四个样品,其中A, B, C, D样品的插入层生长温度分别为 1050 , 1000 , 850 , 650°C ,压强为 300 Torr ,V/III比为 3500 ,插入层厚度为 50 nm .A—D四个样品除了插入层生长温度不同,其他处

理工艺和生长条件均保持一致.

GaN薄膜的晶体质量、表面形貌分别利用高分辨三轴晶X射线衍射(Bruker D8 Discovery, XRD)、低温光致发光(325 nm He-Cd激光器, PL)、原子力探针扫描显微镜(Digital Instruments Nanoscope III, AFM)和微分相差显微镜(Nikon Eclipse LV150 system, DICM)等设备系统进行研究和分析.

3 结果与讨论

图1是样品A—D(插入层生长温度从 1050°C 降低到 650°C)的表面形貌DICM图像,其中插入层厚度为 50 nm ,外延层厚度均为 $2\text{ }\mu\text{m}$.如图1(a)所示,样品A在GaN衬底上直接进行高温(1050°C)外延生长,从图中可以观察到外延膜表面起伏较大,呈现出密集的丘壑状小山丘和划痕,该类宏观缺陷将会影响器件研制,导致器件性能下降.图1(b)为样品B的表面形貌,插入层生长温度为 1000°C ,外延膜表面仍然呈现出大量的丘壑状小山丘和划痕,其表面形貌与图1(a)相似,表面质量未得到较大改善.将插入层生长温度进一步降低至 850°C (样品C),测试发现表面宏观缺陷密度显著下降,如图1(c)所示.当插入层生长温度降低至 650°C 时(样品D),测试发现外延层表面宏观缺陷完全消失,样品呈现光亮平整的表面(见图1(d)).

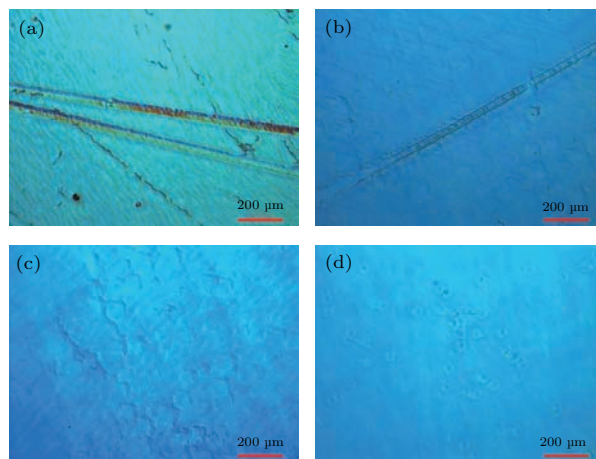


图1 (网刊彩色) 不同温度GaN插入层对同质外延膜表面形貌的影响 (a)—(d)插入层生长温度分别为 1050°C , 1000°C , 850°C , 650°C

Fig. 1. (color online) Differential interference contrast microscopy (DICM) images of GaN homoepitaxy films with IM-GaN grown on different temperature: (a) 1050°C ; (b) 1000°C ; (c) 850°C ; (d) 650°C .

为了分析插入层生长温度对样品晶体质量的影响, 采用XRD分别对样品A—D进行摇摆曲线(rocking curves)扫描测试, 其(002)、(102)晶面半峰宽随着插入层生长温度的变化情况如图2所示. 从图中可以观察到随着插入层生长温度的降低, (002)、(102)半峰宽线性增加. 众所周知, (002)和(102)半峰宽大小分别反映外延层中螺位错(或者混合位错)和刃位错密度的高低^[18,19]. 图2中半峰宽的增加说明外延层中位错缺陷增多, 即随着插入层生长温度的降低外延层中位错密度增加. 由此可见, 当插入层温度较高时, 能获得位错密度较低的外延层, 但表面起伏大, 宏观缺陷多, 表面质量较差; 当插入层温度较低时, 能有效抑制表面宏观缺陷的形成, 表面质量高, 但会在外延层中引入较多的位错缺陷, 导致晶体质量下降. 因此, 插入层生长温度的选择需要兼顾考虑表面宏观缺陷密度和位错密度两者, 温度不宜过高或者过低.

为了探究掺入层生长温度影响外延层形貌的原因, 采用AFM分别测试了样品A和样品D的表面微观形貌. 样品A(1050 °C GaN插入层)表面原子形貌如图3(a)所示, 外延层表面生长台阶清晰可见, 但局部区域台阶发生扭曲、聚并, 形成扭曲的台阶束, 外延层生长模式呈准台阶流生长模式, AFM表面粗糙度 RMS 大小约0.96 nm (扫描面积为 $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$). 样品D(650 °C GaN插入层)表面原子形貌如图3(b)所示, 其外延层表面比样

品A更平整, RMS 大小下降到0.59 nm, 但生长台阶变得弯曲、模糊, 同时还有少量位错坑形成, 该情况下外延生长呈层状生长模式.

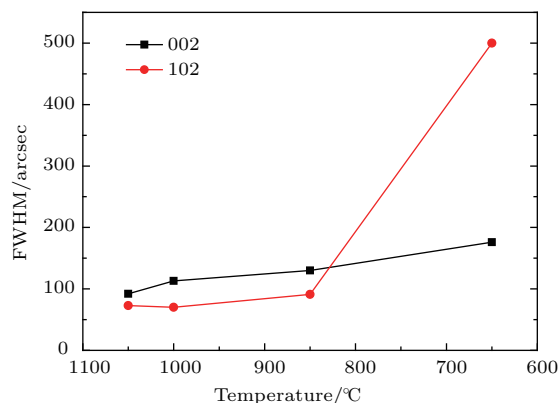


图2 (网刊彩色) 插入层温度对XRD (002) 和 (102) 晶面半峰宽的影响

Fig. 2. (color online) XRD FWHM values of (a) (002) and (b) (102) for four GaN sample.

氮化物半导体材料的外延生长模式通常由衬底表面自由能、界面能和外延层的表面自由能大小来决定, GaN同质外延中除了常见的层状生长模式、岛状生长模式和层-岛生长模式^[20] 三种生长模式外, 还有两种新的生长模式(台阶流生长模式和台阶聚并生长模式)更为常见. 其中台阶流生长模式由于能产生结构完整和平滑的表面, 从而受到广泛关注. 台阶流生长模式是当衬底表面由于晶向

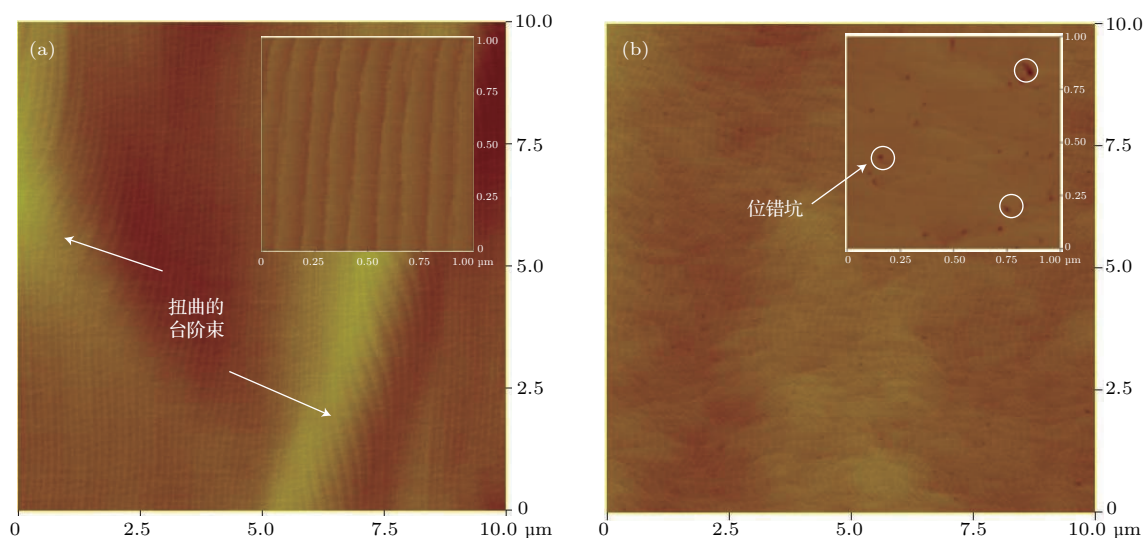


图3 (网刊彩色) 插入层生长温度对同质外延层表面形貌影响的AFM图像 (a) 高温插入层; (b) 低温插入层; 图像扫描面积为 $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$, 其中插图为 $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$

Fig. 3. (color online) AFM images of GaN homoepitaxy films: (a) High temperature intermediate layer; (b) low temperature intermediate layer. Scan area $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$, the inset $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$.

偏角而形成台阶列的情况下, 生长沿着台阶层铺满整个台面, 最终各个台面完成一层生长后表面台阶状况没有发生变化, 整个过程就像各个台阶平行向前流动一样. 当台阶不是单层生长, 而是一群台阶聚并形成更高台阶的情况时, 就是台阶聚并生长模式, 此台阶聚并会增大表面粗糙度, 影响材料性能, 因此生长中应当避免^[21].

在MOCVD系统中进行GaN同质外延生长时, 气相中的活性反应粒子吸附到GaN衬底表面台面上, 通过原子的扩散迁移, 最终抵达台阶边缘, 并在该处形成GaN并入晶格. 原子扩散长度与公式 $\exp[-E_A/(2k_B T)]$ 成正比关系, 其中 E_A 是扩散势垒, k_B 是玻尔兹曼常数, T 是生长温度^[22]. 由于GaN衬底制备技术的不成熟, 衬底翘曲将导致晶格发生扭曲, 同时抛光过程中容易形成表面划痕以及吸附杂质. 当活性粒子在衬底表面遇到扭曲的晶格台阶和抛光划痕时, 其迁移运动将会受到表面扩散势垒的阻碍, 造成活性分子在该处聚集, 形成更高

的台阶束(如图3(a)所示). 随着外延生长继续, 晶格扭曲和表面划痕被进一步放大, 导致表面粗糙度增大, 最终形成图2(a)中的丘壑和划痕结构. 晶核的典型距离和平均台面宽度之比是区别层状模式、台阶聚并模式和台阶流模式的关键参数, 如果岛间距离大于台面宽度, 生长就是台阶流. 反之, 如果岛间距离小于台面宽度, 生长就是层-层模式^[23]. 当衬底温度由1050 °C降低到650 °C时, 吸附原子在衬底表面上的扩散能力减弱, 造成吸附原子在给定的时间内不能达到台阶边缘, 大量的吸附原子沉积在台阶台面上形成核岛, 此情况下岛间距离小于台面宽度, 于是生长转变为层-层模式. 在层状生长模式下, 衬底表面原有的台阶形貌将会被覆盖, 形成的表面平整, 但原子台阶弯曲、交叠甚至模糊, 晶格发生扭曲, 位错密度增加. 正如图3中的样品D, 通过IM-GaN层的生长, 衬底表面原有的形貌(如原子台阶、划痕、扭曲的晶格等)在层状生长模式下发生改变, 当插入层生长结束升温至1050 °C

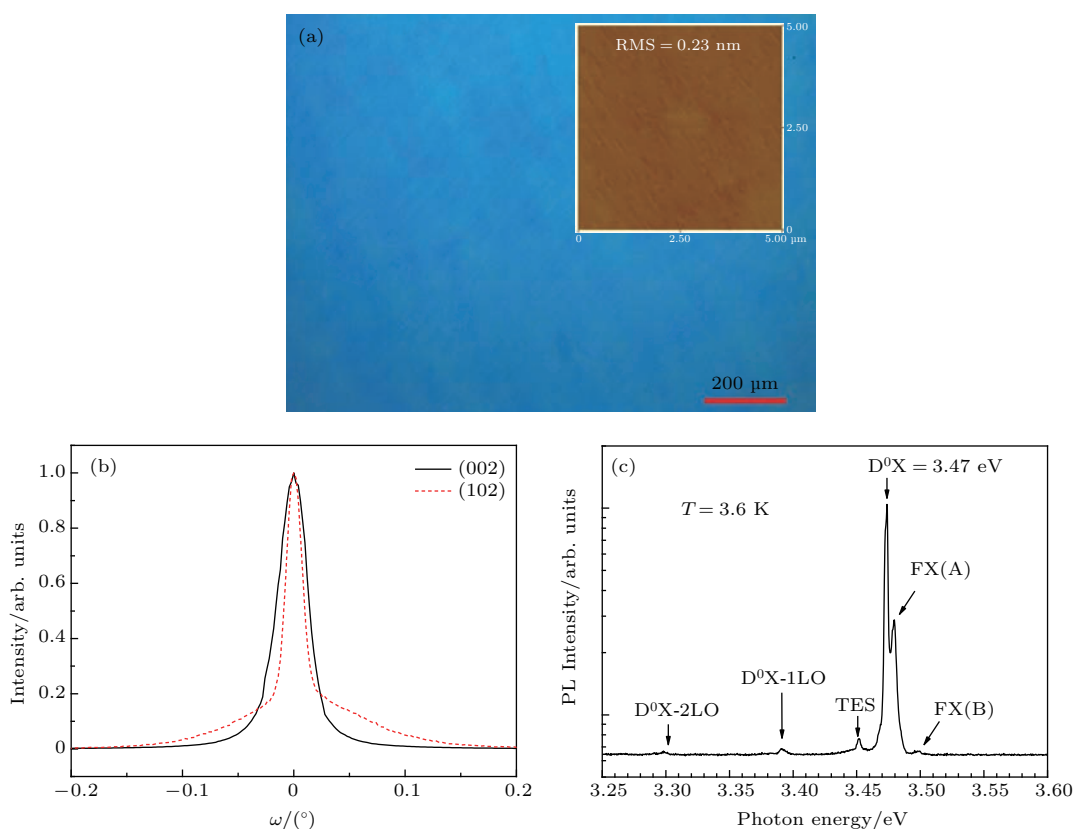


图4 (网刊彩色) 高质量的GaN同质外延膜, 其中IM-GaN插入层生长温度为850 °C, 厚度150 nm (a) 光学显微镜图像(插图为5 μm × 5 μm AFM的图像); (b) XRD (002), (102) 晶面双晶摇摆曲线图像; (c) 低温PL谱

Fig. 4. (color online) High quality GaN homoepitaxy films with 150 nm IM-GaN grown at 850 °C: (a) DICM image; (b) XRD (002) and (102) rocking curves; (c) LT-PL spectra; the inset is the AFM image of 5 μm × 5 μm scan area.

进行高温生长时, 由于Ga₂N表面平直的台阶流形貌已经消失, 故而只能重复IM-GaN层的表面形貌, Ga₂N此时呈层状生长模式, 最终形成如图3(b)的形貌. 可见, IM-GaN插入层的引入对生长模式影响十分巨大, 虽然可以有效地减少Ga₂N表面的宏观缺陷, 但却会引入新的位错缺陷, 降低外延层的晶体质量.

通过图1和图2的分析, 发现IM-GaN层生长温度为850 °C时, 外延层表面形貌既得到了部分改善, 同时晶体质量并未发生大幅度的降低. 为了获得表面形貌和晶体质量两者都好的Ga₂N同质外延层, IM-GaN层生长温度选择为850 °C, 进一步优化该插入层厚度. 实验发现, 当IM-GaN层厚度由50 nm增加到150 nm时, Ga₂N同质外延膜表面的丘壑状山丘、划痕等宏观缺陷进一步减少, 最终完全消失, 如图4(a)所示. 对该样品进行AFM测试, 样品表面准直的原子台阶清晰可见, 扫描面积5 μm × 5 μm表面粗糙度RMS仅为0.23 nm(见4(a)插图). XRD测试得到该Ga₂N薄膜(002), (102)半峰宽分别为125 arcsec、85 arcsec(如图4(b)所示), 说明该外延材料具有较低的位错密度. 低温(3.6 K) PL谱表明, 材料具有较强的自由束缚激子FX(A)发光峰, 且中性受主激子发光半峰宽大小仅为26 meV, 说明该Ga₂N外延层具有非常高的晶体质量.

4 结 论

本文研究了Ga₂N插入层对Ga₂N衬底同质外延层表面宏观缺陷和晶体质量的影响, 通过优化插入层生长温度和厚度, 获得了高质量Ga₂N同质外延材料, 其XRD摇摆曲线(002)和(102)晶面FWHM分别为125 arcsec和85 arcsec, 表面粗糙度RMS为0.23 nm. 本文通过对比不同生长温度插入层的Ga₂N同质外延膜, 发现随着插入层生长温度的降低, Ga₂N同质外延膜表面宏观缺陷逐渐减少, 但位错密度逐渐增大. 同时, 结合AFM测试对生长机制进行分析, 发现低温度插入层的生长导致外延膜生长模式由准台阶流模式转变为层状模式, 通过插入层温度和厚度的优化, 进一步调控外延层的生长模式, 最终有效降低了外延层表面的宏观缺陷, 获得了表面原子级光滑平整、位错密度极低的Ga₂N同质外延膜.

参考文献

- [1] Palacios T, Chakraborty A, Rajan S, Rajan S, Poblenz C, Keller S, DenBaars S P, Speck J S, Mishra U K 2005 *IEEE Elec. Dev. Lett.* **26** 781
- [2] Webb J B, Tang H, Rolfe S, Bardwell J A 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 953
- [3] Limb J B, Xing H, Moran B, McCarthy L, DenBaars S P, Mishra U K 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 2457
- [4] Qin P, Song W D, Hu W X, Zhang Y W, Zhang C Z, Wang R P, Zhao L L, Xia C, Yuan S Y, Yin Y A, Li S T, Su S C 2016 *Chin. Phys. B* **25** 088505
- [5] Liu Y L, Jin P, Liu G, Wang W Y, Qi Z Q, Chen C Q, Wang Z G 2016 *Chin. Phys. B* **25** 087801
- [6] Kikkawa T 2005 *Jpn. J. Appl. Phys.* **44** 4896
- [7] Zhang J Q, Wang L, Li L A, Wang Q P, Jiang Y, Zhu H C, Ao J P 2016 *Chin. Phys. B* **25**
- [8] Duan X L, Zhang J C, Xiao M, Zhao Y, Ning J, Hao Y 2016 *Chin. Phys. B* **25** 087304
- [9] Killat N, Montes M, Paskova T, Evans K R, Leach J, Li X, Özgür Ü, Morkoç H, Chabak K D, Crespo A, Gillespie J K, Fitch R, Kossler M, Walker D E, Trejo M, Via G D, Blevins J D, Kuball M 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 193507
- [10] Oehlern F, Zhu T, Kappers M J, Kappers M J, Humphreys C J, Oliver R A 2013 *J. Cryst. Growth* **383** 12
- [11] Zhou K, Liu J, Zhang S M, Li Z C, Feng M X, Li D Y, Zhang L Q, Wang F, Zhu J J, Yang H 2013 *J. Cryst. Growth* **371** 7
- [12] Kizilyalli I C, Buiquang P, Disney D, Bhatia H, Aktas O 2015 *Microelectron. Reliab.* **55** 1654
- [13] Kubo S, Nanba Y, Okazaki T, Manabe S, Kurai S, Taguchi T 2002 *J. Cryst. Growth* **236** 66
- [14] Leszczynska M, Beaumont B, Frayssinet E, Knap W, Prystawko P, Suski T, Grzegory T, Porowski S 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 1276
- [15] Okada S, Miyake H, Hiramatsu K, Miyagawa R, Eryu O, Hashizume T 2016 *Jpn. J. Appl. Phys.* **55** 01AC08
- [16] Cho Y, Ha J S, Jung M, Lee H J, Park S, Park J, Fujii K, Toba R, Yi S, Kil G S, Chang J, Yao T 2010 *J. Cryst. Growth* **312** 1693
- [17] Tian W, Yan W Y, Dai J N, Li S L, Tian Y, Hui X, Zhang J B, Fang Y Y, Wu Z H, Chen C Q 2013 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **46** 065303
- [18] Heying B, Wu X H, Keller S, Li Y, Kapolnek D, Keller B P, DenBaars S P, Speck J S 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 643
- [19] Heinke H, Kirchner V, Einfeldt S, Hommel D 2000 *Appl. Phys. Lett.* **77** 2145
- [20] Scheel H J 2001 *J. Cryst. Growth* **211** 1
- [21] Tanabe S, Watanabe N, Uchida N, Matsuzaki H 2016 *Phys. Status Solidi A* **213** 1236
- [22] Corrión A L, Wu F, Speck J S 2012 *J. Appl. Phys.* **112** 054903
- [23] Perret E, Highland M J, Stephenson G B, Streiffer S K, Zapol P, Fuoss P H, Munkholm A, Thompson C 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 051602

Surface morphology improvement of homoepitaxial GaN grown on free-standing GaN substrate by metalorganic chemical vapor deposition*

Li Zhong-Hui Luo Wei-Ke[†] Yang Qian-Kun Li Liang Zhou Jian-Jun Dong Xun
Peng Da-Qing Zhang Dong-Guo Pan Lei Li Chuan-Hao

(Science and Technology on Monolithic Integrated Circuits and Modules Laboratory, Nanjing Electronic Devices Institute,
Nanjing 210016, China)

(Received 10 December 2016; revised manuscript received 9 March 2017)

Abstract

Free-standing GaN is generally regarded as an ideal substrate for GaN-based devices due to its advantage of low threading dislocation density (TDD) and good thermal conductivity. However, new surface features such as hillocks and ridges appear on the GaN homoepitaxy films. In this paper, the influences of the intermediate GaN (IM-GaN) layer on the surface defects and crystal quality of GaN homoepitaxy films grown on *c*-plane GaN substrates by metalorganic chemical vapor deposition are investigated. It is found that hexagonal hillocks and ridges on the surface can be avoided by inserting an IM-GaN layer grown at an intermediate temperature (650–850 °C), prior to the growth of GaN at 1050 °C. The results based on X-ray diffraction (XRD) measurements and differential interference contrast microscopy images demonstrate that the growth temperature of the IM-GaN layer has a significant influence on GaN homoepitaxy layer, which is one of the most critical parameters determining the surface morphology and crystal quality. As the IM-GaN growth temperature decreases from 1050 °C to 650 °C, the densities of hillocks and ridges on the surface reduce gradually. While, the XRD full width at half maximum (FWHM) values of (002) and (102) peaks for the homoepitaxy films are increased rapidly, indicating the adding of the TDD in the films. The atomic force microscopy (AFM) images show that the quasi-step growth mode change into layer-layer growth mode with the growth temperature decreasing from 1050 °C to 650 °C during the IM-GaN layer growing. It is speculated that the growth mode is determined by the diffusion length of adatom on the growing surface, which is proportional to the growth temperature. In the case of IM-GaN grown at low temperature, the formation of hillocks can be suppressed by reducing the adatom diffusion length. Finally, High crystal quality GaN homoepitaxy films (2 μm) without hillocks is achieved by optimizing the growth parameters of IM-GaN layer, which is about 150 nm in thickness and grown at 850 °C. The crystal quality of GaN homoepitaxy film is assessed by XRD rocking curve measured with double-crystal optics. The FWHMs of the (002) and (102) peaks are 125arcsec and 85arcsec respectively, indicating that rather low TDD is formed in the film. And well defined steps are observed on the image of AFM test, the root-mean square roughness value of the which is only about 0.23 nm for 5 μm × 5 μm scan area.

Keywords: metalorganic chemical vapor deposition, homoepitaxy GaN, intermediate layer, growth mode

PACS: 61.05.cp, 61.72.-y, 68.55.J-, 78.55.Cr

DOI: 10.7498/aps.66.106101

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61505181, 61474101, 61504125), the National High Technology Research and Development Program of China (Grant Nos. 2015AA016800, 2015AA033300) and the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2016YFB0400902).

[†] Corresponding author. E-mail: luowk688@163.com