

AlN 插入层对硅衬底 GaN 薄膜生长的影响

刘军林 熊传兵 程海英 张建立 毛清华 吴小明 全知觉 王小兰 王光绪 莫春兰 江风益

(南昌大学国家硅基 LED 工程技术研究中心, 江西 南昌 330047)

摘要 利用金属有机化合物气相外延沉积技术在 2 inch (5.08 cm) Si(111) 图形衬底上生长了 GaN 外延薄膜, 在 Al 组分渐变 AlGaIn 缓冲层与 GaN 成核层之间引入了 AlN 插入层, 研究了 AlN 插入层对 GaN 薄膜生长的影响。结果表明, 随着 AlN 插入层厚度的增加, GaN 外延膜(002)面与(102)面 X 射线衍射摇摆曲线半峰全宽明显变小, 晶体质量变好, 同时外延膜在放置过程中所产生的裂纹密度逐渐减小直至不产生裂纹。原因在于 AlN 插入层的厚度对 GaN 成核层的生长模式有明显影响, 较厚的 AlN 插入层使 GaN 成核层倾向于岛状生长, 造成后续生长的 n-GaN 外延膜具有更多的侧向外延成分, 从而降低了 GaN 外延膜中的位错密度, 减少了 GaN 外延膜中的残余张应力。同时还提出了一种利用荧光显微镜观察黄带发光形貌来表征 GaN 成核层形貌和生长模式的新方法。

关键词 薄膜; 氮化镓; 氮化铝插入层; 硅衬底; 黄带发光

中图分类号 TN383 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/AOS201434.0231003

Effects of AlN Interlayer on Growth of GaN Films on Silicon Substrate

Liu Junlin Xiong Chuanbing Cheng Haiying Zhang Jianli Mao Qinghua Wu Xiaoming
Quan Zhijue Wang Xiaolan Wang Guangxu Mo Chunlan Jiang Fengyi

(National Engineering Technology Research Center for LED on Si Substrate, Nanchang University,
Nanchang, Jiangxi 330047, China)

Abstract GaN thin films are grown on patterned 2 inch (5.08 cm) Si(111) substrates by metal organic vapour phase epitaxy (MOVPE). AlN interlayers with different thicknesses are introduced between the composition-graded AlGaIn buffer layers and the GaN seed layer in different samples, and the influence of AlN interlayer on the growth of GaN film is investigated. The results indicate that the full widths at half maximum (FWHMs) of (002) and (102) X-ray diffraction (XRD) rocking curves as well as the crack density are improved obviously with increasing AlN interlayer thickness. The AlN interlayer can change the growth mode of GaN seed layer. GaN seed layer tends to grow in islands mode with a thicker AlN interlayer. This leads to epitaxial lateral overgrown of subsequent n-GaN, which can decrease the density of dislocations and the residual tensile stress of GaN film. Besides, a new method for studying the morphology and growth mode of GaN seed layer by observing yellow luminescence using fluorescence microscope is presented.

Key words thin films; GaN; AlN interlayer; silicon substrate; yellow luminescence

OCIS codes 310.6860; 310.6845; 160.4670

1 引 言

尽管 GaN 基发光二极管(LED)已被广泛用于显示、背光源、交通灯等领域,然而 LED 要想被大规模应用于通用照明领域则还有很多问题需要解决,其中降低成本是最重要的一个。与蓝宝石衬底和

SiC 衬底相比,硅衬底有晶体质量高、可获得大尺寸和价格便宜等优点。因此,硅衬底 GaN 基 LED 成为进一步降低照明用 LED 成本的有效途径之一。近年来,越来越多的研究机构和企业开始参与到硅衬底 GaN 基 LED 的研发和生产之中。但硅衬底

收稿日期: 2013-08-28; **收到修改稿日期**: 2013-10-15

基金项目: 国家 863 计划(2011AA03A101, 2012AA041002)、国家自然科学基金(51072076)、国家自然科学基金重点项目(61334001)、国家自然科学基金地区科学基金(11364034)、国家科技支撑计划(2011BAE32B01)

作者简介: 刘军林(1978—),男,博士,研究员,主要从事硅衬底 GaN 发光材料与器件方面的研究。

E-mail: liujunlin@ncu.edu.cn

GaN 基 LED 制造面临重大技术挑战,主要来自于硅衬底与 GaN 薄膜之间巨大的热失配(46%)和晶格失配(17%)。大的晶格失配导致高的位错密度,而大的热失配则造成 GaN 薄膜生长后在降温过程中产生巨大张应力而导致外延片弯曲或者 GaN 薄膜开裂^[1]。为了克服以上问题,国内外研究者给出了多种技术路线,如低温 AlN 插入层技术^[2],Al 组分渐变 AlGa_{0.3}N 缓冲层技术^[1,3-4],图形硅衬底技术^[5-12]以及其他技术^[13-15]。图形硅衬底技术由于将 GaN 薄膜分割成独立的图形,给应力控制带来了很大的窗口。硅衬底图形单元从 0.1 mm×0.1 mm 到 2 mm×2 mm 范围连续可调,获得的芯片尺寸可满足现有 GaN 基 LED 应用的所有领域。本文在图形硅衬底技术的基础上提出了一种新的技术,通过在 Al 组分渐变 AlGa_{0.3}N 缓冲层与 GaN 成核层中间引入高温 AlN 插入层,获得了高质量硅衬底 GaN 薄膜。探讨了 AlN 插入层厚度与 GaN 成核层生长模式之间的内在联系,并给出了一种表征 GaN 成核层形貌与生长模式的新方法。

2 实 验

采用 Thomas Swan 公司的 7×2 inch(1 inch=0.0254 m)金属有机气相沉积(MOCVD)装置,在 2 inch Si(111)图形衬底上生长不同结构的 GaN 外延薄膜,图形为 1 mm×1 mm 的方块。Al 源、Ga

源、In 源以及 N 源分别为三甲基铝(TMAI)、三甲基镓(TMGa)、三甲基铟(TMIn)以及 NH₃。n 型掺杂剂为 SiH₄。缓冲层采用 Al 组分渐变的 AlGa_{0.3}N,依次由 80 nm 厚 AlN、120 nm 厚 Al_{0.7}Ga_{0.3}N 以及 80 nm 厚 Al_{0.3}Ga_{0.7}N 组成,缓冲层之后为 200 nm 厚 GaN 成核层以及 2.8 μm n-GaN (Si 掺杂浓度为 2×10¹⁸ cm⁻³)。并在上述基本结构的基础上在 AlGa_{0.3}N 缓冲层与 GaN 成核层间引入了 AlN 插入层,其目的是调节 GaN 成核层的生长模式,改善 GaN 外延膜的质量。为了研究 AlN 插入层对 GaN 成核层生长模式的影响,设计了三种模板,分别定义为 T1、T2 和 T3。模板由硅衬底、Al 组分渐变的 AlGa_{0.3}N 缓冲层、AlN 插入层和 GaN 成核层组成。三种模板 T1、T2 和 T3 的 AlN 插入层厚度分别为 0、10、30 nm,如图 1 所示。然后在三种模板上采用相同工艺生长 2.8 μm n-GaN,获得三种 GaN 外延膜,定义为 E1、E2 和 E3。其中 Al 组分渐变的 AlGa_{0.3}N 缓冲层、AlN 插入层、GaN 成核层以及 n-GaN 均采用 1030 °C, 1.33×10⁴ Pa 条件生长。采用 X 射线衍射仪(XRD)、原子力显微镜(AFM)、二次离子质谱仪(SIMS)、扫描电子显微镜(SEM)、荧光显微镜(FL)以及光学显微镜(OM)等对样品进行了研究。FL 为 Nikon 公司的 ECLIPSE 80i 型,用于观察 GaN 膜的黄带发光,激发光波长为 450~470 nm。

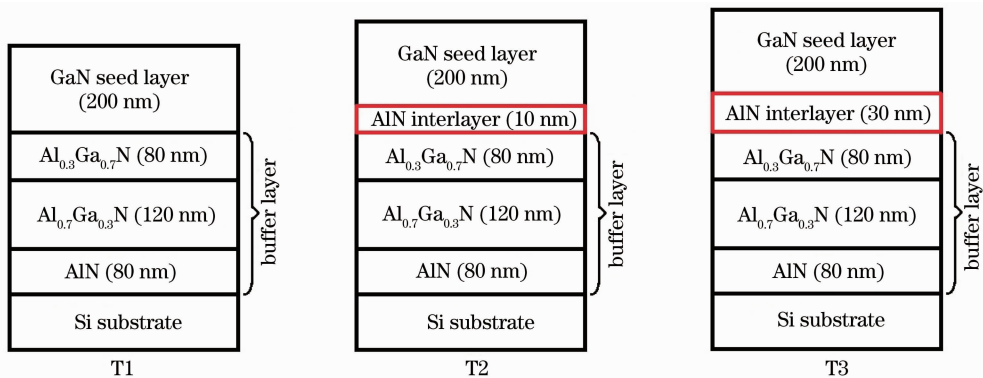


图 1 三种模板结构示意图,T1 无 AlN 插入层,T2 10 nm AlN 插入层, T3 30 nm AlN 插入层

Fig. 1 Schematic illustration of three templates, T1 without AlN interlayer, T2 with 10 nm AlN interlayer, T3 with 30 nm AlN interlayer

3 结果与讨论

三种结构的 GaN 外延膜 E1、E2 以及 E3 的 XRD 摇摆曲线半峰全宽(FWHM)如图 2 所示。由图 2 可知,随着 AlN 插入层厚度的增加,GaN (002) 面以及(102)面的半峰全宽明显下降。换句话说,随

着 AlN 插入层厚度的增加,GaN 薄膜的晶体质量有明显的改善。

图 3 给出了三种结构的 GaN 外延膜 E1、E2 以及 E3 放置 180 d 以后的表面光学显微照片。这里需要说明的是,三种结构的外延膜在刚生长后表面

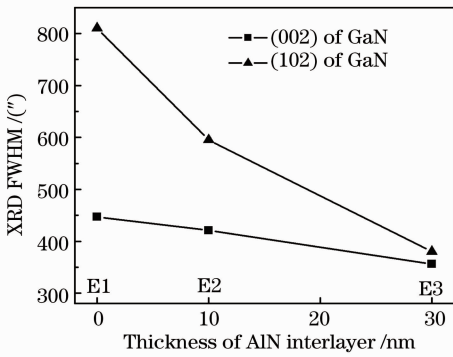


图 2 三种 GaN 外延膜 XRD 摇摆曲线半峰全宽与 AlN 插入层厚度的关系

Fig. 2 Dependence of FWHM on AlN interlayer thickness of the three LED structures

均没有裂纹,且放置过程中没有加任何外力。也就是说图 3 中样品 E1 和 E2 中的裂纹是在放置过程中产生的。从图 3 可知,三种样品在放置 180 d 后,表面裂纹密度有明显的区别,样品 E1 裂纹密度最大,样品 E2 裂纹密度较小,而样品 E3 无裂纹。通

常生长在 Si 衬底上的 GaN 薄膜由于热膨胀系数的巨大差异,在从生长温度降到室温的过程中会给 GaN 薄膜带来较大的残余张应力。GaN 薄膜中的残余张应力会逐渐地以产生裂纹的形式释放。残余张应力越大,在释放的过程中产生的裂纹会越多,而当残余张应力很小时,将不会产生裂纹。因此可知,随着 AlN 插入层厚度从 0 增加到 30 nm, GaN 薄膜中的残余张应力逐渐减小;当插入层厚度为 30 nm 时, GaN 薄膜中的残余张应力已减小到不能产生裂纹的范围, GaN 薄膜在放置 180 d 的过程中保持稳定。

为了探寻 AlN 插入层厚度对 GaN 外延膜性能影响的起因,用 SEM 测试了不同 AlN 插入层厚度的模板,结果如图 4 所示。由图 4 可知, GaN 成核层由 GaN 核 (GaN seed) 与空隙 (void) 组成,随着 AlN 插入层厚度的增加, GaN 核的尺寸以及所占面积越来越小,而空隙所占的面积越来越大。换句话说,随着 AlN 层厚度的增加, GaN 成核层由近似层状结构逐渐过渡到岛状结构。

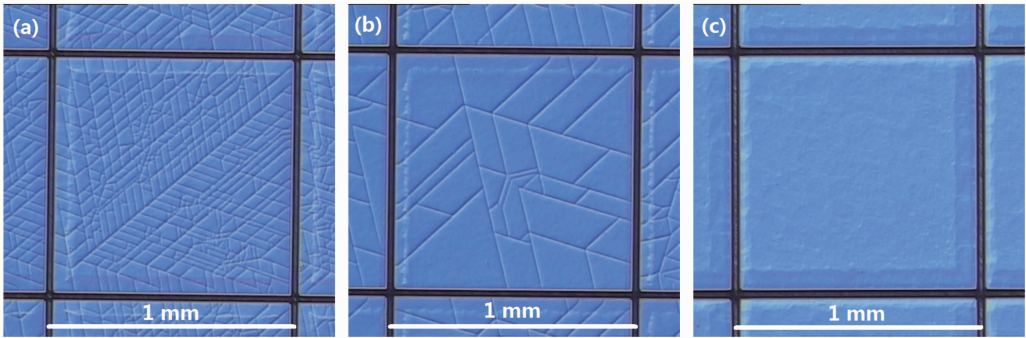


图 3 三种外延片放置 180 d 后光学显微照片。(a) E1; (b) E2; (c) E3

Fig. 3 Optical microscope images of three samples after stored for 180 days. (a) E1; (b) E2; (c) E3

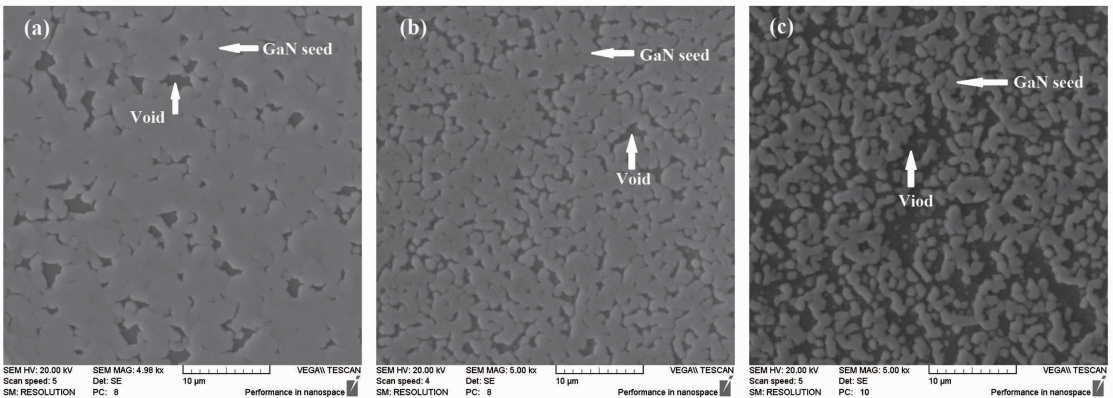


图 4 三种模板的 SEM 形貌图。(a) T1; (b) T2; (c) T3

Fig. 4 SEM images of three templates. (a) T1; (b) T2; (c) T3

外延生长主要有三种生长模式:层-层 (Frank-Van der Merwe) 生长模式、岛状 (Volmer-Weber) 生长模式和层-岛 (Stranski-Krdstanow) 生长模式^[16]。

外延层与衬底层之间的晶格失配对外延层的生长模式有较大影响,当晶格失配较大时(通常要大于 1%),外延层倾向于岛状生长,而当晶格失配较小

时,外延层则倾向于层状生长^[16]。

由图 1 可知,对于三种模板 T1、T2 以及 T3 而言,外延层均为 GaN 成核层,而衬底层则分别为 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$, 10 nm 厚的 AlN 插入层以及 30 nm 厚的 AlN 插入层。为了计算外延层与衬底层间的晶格失配,必须先求得三种模板衬底层的面内晶格常数。对于模板 T1,衬底层 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 的晶格常数 $a_{\text{Al}_x\text{Ga}_{(1-x)}\text{N}}$ 表示为

$$a_{\text{Al}_x\text{Ga}_{(1-x)}\text{N}} = x \cdot a_{\text{AlN}} + (1-x) \cdot a_{\text{GaN}}, \quad (1)$$

式中 a_{AlN} 为 AlN 的晶格常数 ($a_{\text{AlN}} = 0.3112 \text{ nm}$), a_{GaN} 为 GaN 的晶格常数 ($a_{\text{GaN}} = 0.3189 \text{ nm}$)。因此可求得 $a_{\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}}$ 为 0.3166 nm 。

对于模板 T2 和 T3,衬底层 AlN 的晶格常数 a 表示为^[17]

$$a = a_0 + h_c/h \cdot (a_s - a_0). \quad (2)$$

式中 a_0 为无应变状态下 AlN 的晶格常数, h_c 为 AlN 在 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 上共格生长的临界厚度, h 为 AlN 插入层的厚度, a_s 为 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 的晶格常数。根据文献^[17]中给出的计算方法,可以求得 AlN 在 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 衬层上共格生长的临界厚度 h_c 为 9.88 nm 。由此可求得模板 T2 的 10 nm 厚的 AlN 插入层面内晶格常数为 0.3165 nm , 模板 T3 30 nm 厚的 AlN 插入层面内晶格常数为 0.3130 nm 。

根据以上数据,计算得到的三种模板 T1、T2 以及 T3 的 GaN 成核层与各自衬底层之间的晶格失配分别为 0.73% , 0.76% 和 1.92% 。对于模板 T3, GaN 成核层与衬底层之间的晶格失配为 1.92% , 这样大的失配足以使 GaN 成核层按照岛状模式生长,如图 4(c)所示。而模板 T1 与 T2 由于 GaN 成核层与衬底层之间的晶格失配较小, GaN 成核层更倾向于按照层-层生长模式生长。相比之下失配更小的模板 T1 更接近于层-层生长模式[如图 4(a)所示], 而模板 T2 则更接近于层-岛生长模式[如图 4(b)所示], 介于模板 T1 与 T3 的中间状态。

由于模板表面形貌的差异,三种 GaN 外延膜在模板上生长的起始阶段有较大差异。GaN 外延膜 E1 生长在模板 T1 上,主要按照层-层生长模式生长,同时在 GaN 成核层的少量空隙位置有一定的侧向外延生长。GaN 外延膜 E3 则生长在模板 T3 上,以 GaN 核大量空隙之间的侧向外延生长为主。而 GaN 外延膜 E2 的生长模式类似于 E1, 只是侧向外延成分更多一些。随着生长的进行,三种外延膜

GaN 核之间的空隙由于侧向外延而逐渐合并(每种外延膜所需的合并厚度不同),最终均按照台阶流模式生长。GaN 外延膜的位错密度会伴随着侧向外延的进行而降低^[18-19],侧向外延成分越多,位错密度下降越多。因此,外延膜 E3 由于大量的侧向外延而具有最低的位错密度而使其 GaN(002)和 GaN(102)XRD 摇摆曲线半峰全宽最小,而侧向外延成分很少的外延膜 E1 则位错密度最高,其 GaN(002)和 GaN(102)XRD 摇摆曲线半峰全宽最大,外延膜 E2 则介于 E1 与 E3 之间,如图 2 所示。

GaN 在 AlN(或 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$)上生长的过程中,会诱导压应力的产生,而位错则会弛豫压应力,因此位错密度越低,积累的压应力就越大^[10]。这些积累的压应力可以补偿 GaN 外延膜在生长结束后降温带来的张应力,从而减小室温状态下 GaN 外延膜中的残余张应力。因此,位错密度最小的外延膜 E3 具有最小的残余张应力,位错密度最大的外延膜 E1 具有最大的残余张应力,而外延膜 E2 的残余张应力介于 E1 与 E3 之间。具有较大残余张应力的外延膜是不稳定的,在放置的过程中会通过产生裂纹而释放部分残余张应力。因此,残余张应力最大的外延膜 E1 在放置 180 d 后产生了大量的裂纹,外延膜 E2 也有较多裂纹出现,如图 3 所示。而外延膜 E3 没有产生裂纹,这也说明其残余张应力很小。

通过以上分析可知,控制 AlN 插入层厚度可以对 GaN 成核层生长前的面内晶格常数进行调控,调节 GaN 成核层与衬底层间的晶格失配从而控制 GaN 成核层的生长模式,最终达到调控 GaN 外延膜位错密度以及残余张应力的目的。GaN 成核层的生长模式则显得至关重要。因此,还提供一种无损的、无需打断生长就可以观察 GaN 成核层形貌的方法——通过荧光显微镜观察 GaN 成核层。图 5 给出了三种 GaN 外延膜 E1、E2 以及 E3 的 FL 显微照片,激发光波长范围是 $450 \sim 470 \text{ nm}$,图中黄色位置代表 GaN 成核层形貌。对比图 5 与图 4 不难发现,用 FL 透过 n-GaN 观察到的 GaN 成核层与通过 SEM 直接观察到的模板上的 GaN 成核层形貌非常相似。也就是说可以通过 FL 在 GaN 外延层生长结束后观察到 GaN 成核层的形貌以及生长模式,可以代替仅生长完 GaN 成核层后的 SEM 直接观察,为研究 GaN 成核层提供了一种无损的、无需中断生长的简易方法。以下给出对这一方法的说明。

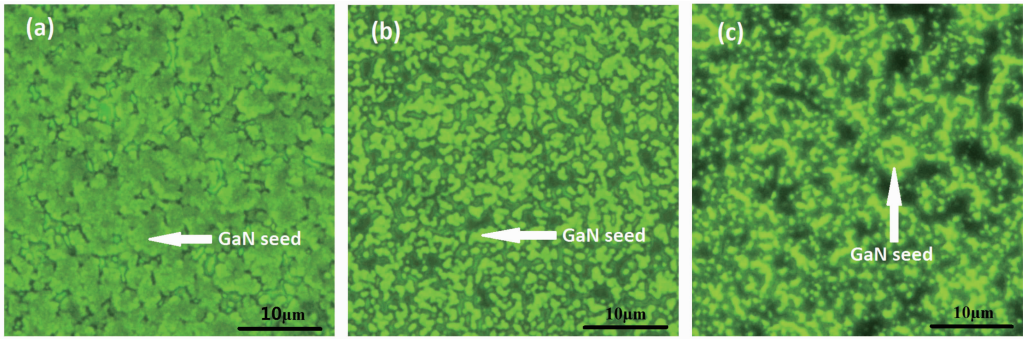


图 5 三种 GaN 外延膜的 FL 显微形貌图。(a) E1; (b) E2; (c) E3

Fig. 5 FL morphology images of three GaN films. (a) E1; (b) E2; (c) E3

图 5 中的黄色光来自于 GaN 中的黄带发光,颜色较亮的位置黄带发光强度高,而周围颜色较暗位置黄带发光强度较弱,正是由于不同位置黄带发光强度的差异产生了较明显的对比度而可以观察到不同的形貌。研究表明 C 污染、氮空位(V_N)等是引起 GaN 黄带发光的重要原因^[20-21]。图 5 中颜色较亮的位置代表 GaN 核而颜色较暗的位置代表 n-GaN, GaN 核与 n-GaN 采用了不同的 V/III 比生长(分别为 500 和 2200),而小的 V/III 比则会导致 V_N 的浓度更大,同时 C 浓度更高。因此, GaN 成核层相比 n-GaN 具有更高浓度的 V_N 和 C 污染,从而导致黄带发光更强。

图 6 给出了三种 GaN 外延膜 E1、E2 以及 E3 的 C 浓度分布图。由图 6 可知三种样品的 C 浓度分布均有明显的分界,一段高而一段低。由于 GaN 成核层与 n-GaN 层相比,采用了更小的 V/III 比生长(分别为 500 和 2200),而小的 V/III 比则会导致高的 C 浓度,因此,图 6 中 C 浓度较高的部分为 GaN 成核层,而 D_1 、 D_2 以及 D_3 分别代表三种样品成核层的厚度。此厚度与用 AFM 测得的模板 T1、T2 及 T3 中 GaN 核的高度(GaN 核高点到空隙底部的距离)很吻合,AFM 测得高度分别为 223、256、355 nm。从图 4 可知,三种模板的 GaN 成核层形貌完全不同,模板 T1 中空隙很少,因此其厚度基本与设计值 200 nm 很接近,同时图 6 中 GaN 外延膜 E1 中 GaN 成核层的 C 浓度也基本代表了 GaN 成核层的 C 浓度,约为 $5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,而 C 浓度较低位置则代表了 n-GaN 中的 C 浓度,约 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 。而模板 T3 中存在大量的空隙,所以 GaN 核的高度会增大(空隙处的有机源会参与到 GaN 核的生长中),因此看到外延膜 E3 中 GaN 成核层的厚度 D_3 明显大于 E1 中 GaN 成核层的厚度 D_1 。同时由于 GaN 核之间的空隙位置生长的是 C 浓度较低的 n-GaN,因

此外延膜 E3 中 GaN 成核层段的 C 浓度要低于外延膜 E1 中 GaN 成核层,因为它代表的是 GaN 成核层中的高 C 浓度与 GaN 核空隙位置低 C 浓度的平均结果。模板 T2 中 GaN 成核层的空隙所占面积介于 T1 和 T3 之间,因此 GaN 外延膜 E2 中 GaN 成核层的厚度和 C 浓度均介于 GaN 外延膜 E1 与 E3 之间。

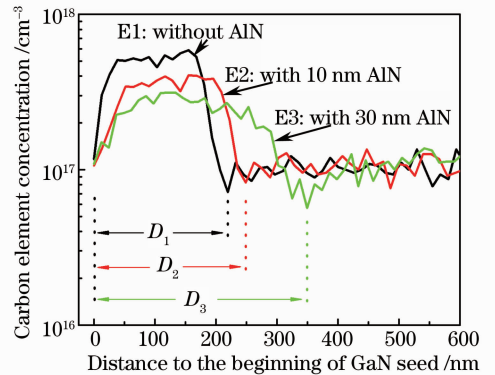


图 6 SIMS 测量的三种 GaN 外延膜中 GaN 成核层附近 C 浓度的分布图

Fig. 6 Carbon element concentration distributions near GaN seed layer of three samples E1, E2 and E3 measured by SIMS

由以上分析可知, GaN 成核层与 n-GaN 生长工艺的差异导致 GaN 成核层内 V_N 、C 浓度较高,而高的 V_N 与 C 浓度则对应更强的黄带发光强度。因此,可以通过荧光显微镜观察黄带发光强度的分布来确定 GaN 成核层的形貌以及生长模式。

4 结 论

研究了 AlN 插入层厚度对硅衬底上生长 GaN 外延膜晶体质量的影响。结果表明,随着 AlN 插入层厚度的增加, GaN 外延膜的(002)面和(102)面 XRD 摇摆曲线半峰全宽明显减小,同时外延膜在放置过程中所产生的裂纹密度逐渐减少,当 AlN 层厚

度为 30 nm 时,外延片放置过程中未产生裂纹,表现出了良好的稳定性。原因在于:随着 AlN 插入层厚度的增加,GaN 成核层的生长模式由层-层生长模式逐渐转变为岛状生长模式,而岛状的 GaN 成核层使随后的 n-GaN 先进行侧向外延生长,在侧向外延的过程中会使位错密度大幅下降,而低的位错密度可以使 GaN 外延膜在生长过程中积累更多的压应力,从而补偿外延膜生长后降温带来的张应力,减小 GaN 外延膜中的残余张应力,减少甚至消除放置过程中裂纹的产生,增加了外延膜的稳定性。同时还提出了一种利用荧光显微镜观察黄带发光形貌来表征 GaN 成核层形貌和生长模式的新方法。

参 考 文 献

- 1 D Zhu, C McAleese, K K McLaughlin, *et al.*. GaN-based LEDs grown on 6-inch diameter Si (111) substrates by MOVPE [C]. SPIE, 2009, 7231: 723118.
- 2 A Dadgar, M Poschenrieder, J Bläsing, *et al.*. Thick, crack-free blue light-emitting diodes on Si (111) using low-temperature AlN interlayers and *in situ* Si_xN_y masking [J]. Appl Phys Lett, 2002, 80(20): 3670–3672.
- 3 M Kim, Y Do, H Kang, *et al.*. Effects of step-graded Al_xGa_{1-x}N interlayer on properties of GaN grown on Si (111) using ultrahigh vacuum chemical vapor deposition [J]. Appl Phys Lett, 2001, 79(17): 2713–2715.
- 4 K Cheng, M Leys, S Degroote, *et al.*. Flat GaN epitaxial layers grown on Si (111) by metalorganic vapor phase epitaxy using step-graded AlGa_xN intermediate layers [J]. J Electronic Materials, 2006, 35(4): 592–598.
- 5 A Dadgar, A Alam, T Riemann, *et al.*. Crack-free InGa_xN/GaN light emitters on Si (111) [J]. Physica Status Solidi A, 2001, 188(1): 155–158.
- 6 S Zamir, B Meyler, J Salzman. Thermal microcrack distribution control in GaN layers on Si substrates by lateral confined epitaxy [J]. Appl Phys Lett, 2001, 78(3): 288–290.
- 7 Y Honda, Y Kuroiwa, M Kawaguchi, *et al.*. Growth of GaN free from cracks on a (111) Si substrate by selective metalorganic vapor-phase epitaxy [J]. Appl Phys Lett, 2002, 80(2): 222–224.
- 8 J L Liu, F F Feng, Y H Zhou, *et al.*. Stability of Al/Ti/Au contacts to N-polar n-GaN of GaN based vertical light emitting diode on silicon substrate [J]. Appl Phys Lett, 2011, 99(11): 111112.
- 9 C L Mo, W Q Fang, Y Pu, *et al.*. Growth and characterization of InGa_xN blue LED structure on Si(111) by MOCVD [J]. J Crystal Growth, 2005, 285(3): 312–317.
- 10 J L Liu, J L Zhang, Q H Mao, *et al.*. Effects of AlN interlayer on growth of GaN-based LED on patterned silicon substrate [J]. Cryst Eng Comm, 2013, 15(17): 3372–3376.
- 11 Feng Feifei, Liu Junlin, Qiu Chong, *et al.*. N-polar n-type ohmic contact of GaN-based LED on Si substrate [J]. Acta Physica Sinica, 2010, 59(8): 5706–5709.
封飞飞, 刘军林, 邱冲, 等. 硅衬底 GaN 基 LED N 极性 n 型欧姆接触研究[J]. 物理学报, 2010, 59(8): 5706–5709.
- 12 Wang Yanming, Xiong Chuanbing, Wang Guangxu, *et al.*. Study on aging characterizaion of 1 W epitaxy on Si substrate blue LED based on different substrate [J]. Acta Optica Sinica, 2010, 30(6): 1749–1754.
汪延明, 熊传兵, 王光绪, 等. 不同基板 1 W 硅衬底蓝光 LED 老化性能研究[J]. 光学学报, 2010, 30(6): 1749–1754.
- 13 Lian Ruikai, Li Lin, Fan Yaming, *et al.*. Effects of AlN buffer layer thickness and Al pre-treatment on properties of GaN/Si(111) epilayer [J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(1): 0106001.
廉瑞凯, 李林, 范亚明, 等. 预辅 Al 及 AlN 缓冲层厚度对 GaN/Si(111)材料特性的影响[J]. 中国激光, 2013, 40(1): 0106001.
- 14 C I Park, J H Kang, K C Kim, *et al.*. Effect of a buffer layer on GaN growth on a Si(111) substrate with a 3C-SiC intermedialayer [J]. J Korean Physical Society, 2000, 37(6): 1007–1011.
- 15 L S Wang, X L Liu, Y D Zan, *et al.*. Wurtzite GaN epitaxial growth on a Si(001) substrate using γ -Al₂O₃ as an intermediate layer [J]. Appl Phys Lett, 1998, 72(1): 109–111.
- 16 H J Scheel. Historical aspects of crystal growth technology [J]. J Crystal Growth, 2000, 211(1-4): 1–12.
- 17 C Kim, I K Robinson, J Myoung, *et al.*. Critical thickness of GaN thin films on sapphire (0001) [J]. Appl Phys Lett, 1996, 69(16): 2358–2360.
- 18 J Z Domagala, Z R Zytewicz, B Beaumont, *et al.*. X-ray diffraction studies of epitaxial laterally overgrown (ELOG) GaN layers on sapphire substrates [J]. J Crystal Growth, 2002, 245(1-2): 37–49.
- 19 W K Fong, K K Leung, C Surya. Growth and characterization of GaN/InGa_xN multiple quantum wells on nanoscale epitaxial lateral overgrown layers [J]. Cryst Growth Des, 2011, 11(6): 2091–2097.
- 20 C H Seager, A F Wright, J Yu, *et al.*. Role of carbon in GaN [J]. J Appl Phys, 2002, 92(11): 6553–6560.
- 21 A Armstrong, A Arehart, B Moran, *et al.*. Impact of carbon on trap states in n-type GaN grown by metalorganic chemical vapor deposition [J]. Appl Phys Lett, 2004, 84(3): 374–376

栏目编辑: 韩 峰