

# MOCVD 生长 InGaN/AlGaIn 双异质结构 与 GaN 过渡层的工艺与特性

林秀华

(厦门大学 物理系、化学系固体表面物理化学国家重点实验室, 福建 厦门 361005)

**摘要:** 评述利用 MOCVD 技术在  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  衬底上生长 GaN 薄膜及 InGaN/AlGaIn 双异质结(DH)结构的工艺与特性;从表面动力学观点着重讨论了 GaN 过渡层 MOCVD 生长条件(温度、气流束源等)对表面形貌、结晶形态、掺杂及其光电性能的影响。分析表明, GaN 薄膜生长速率主要依赖于反应炉温度,气流束源摩尔流量速率。若生长温度太高,引起 PL 发光谱峰向长波侧移动; GaN 缓冲层生长温度必须控制在 550℃。高的 V/III 双气流束比率能够抑制 GaN 发光谱中 550nm 辐射峰产生。为了获得高质量 p-AlGaIn、GaN 层,控制生长温度和以  $\text{Cp}_2\text{Mg}$  为杂质源的 Mg 受主掺杂量,并在  $\text{N}_2$  气氛中 800℃ 快速退火,有助于提高 InGaN/AlGaIn 双异质结辐射复合效率。

**关键词:** InGaN/AlGaIn; 工艺条件; 发光二极管; 生长动力学

中图分类号: O472.3

文献标识码: A

文章编号: 1000-7032(2000)04-0324-06

## 1 引 言

蓝色发光二极管(LED)与激光管(LD)在大屏幕全色平板显示、信号灯,高温光电器件,电荷存储器,特殊探测器及 DVD 视听技术、小型高密度光存储系统具有广阔的发展前景。由于 GaN 是一种性能稳定、耐高温的直接带隙 III-V 族化合物半导体,它可以与 AlN、InN 组成三元混晶(如 AlGaIn、InGaIn 等)最有希望制成用途广泛的蓝色、紫色、紫外 LED、LD,从而倍受关注,成为当今十分活跃的一个研究领域。随着科学技术的迅猛发展,III-V 族化合物材料的液相外延(LPE)、金属有机物化学气相沉积(MOCVD)、金属有机物气相外延(MOVPE)、分子束外延(MBE)生长技术日臻成熟;至今,在高失配衬底上外延薄膜生长(HGHMS)技术已被用于研究以 Si、GaAs、SiC、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  为衬底的多层 GaN 及混晶薄膜外延异质结结构、量子阱结构、蓝色 LED 以及它们的光电特性。多年来为制备表面平整、晶体完整性好的 GaN 薄膜及寻找 GaN 有效 p 型掺杂剂进行了卓有成效研究。1986 年 Amano 等<sup>[1]</sup>在  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  衬底上引入一层 AlN 薄膜作为过渡层,有助于减少因晶格失配所产生的应变与缺陷,从而为获得高质量、大面积、膜厚均匀的 GaN 及混晶薄膜开辟了有效的新途径。1994 年蓝色 LED 首先由日亚

公司开发成功并推向市场<sup>[1]</sup>;近几年来,关于 GaN 及其 InGaN/AlGaIn 双异质结(DH)、单量子阱(SQW)结构蓝色 LED、LD、光电性质已有不少报道<sup>[2-8]</sup>。

本工作着重分析用 MOCVD 设备在  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  衬底上制备 GaN 过渡层与 InGaN/AlGaIn 双异质结结构的生长动力学、工艺原理及其对器件性能的影响,探讨改善 GaN/ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  制备双异质结工艺技术、提高 LED 发光效率的途径。这对研制 GaN 蓝色 LED 有一定参考价值。

## 2 器件结构与特点

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  不仅有良好的热力学、化学稳定性,而且具有同 GaN 相似的晶体结构。在此衬底上外延生长可减少生长层与衬底晶格失配所产生缺陷的影响,但务必首先生长一层缓冲层、即过渡层。图 1 显示了利用 MOCVD 技术生长 InGaN/AlGaIn 蓝色发光二极管双异质结(DH)结构剖面示意图,这是一种多层异质结结构。以高温化学稳定的  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  为衬底,在(0001)晶面上进行 MOCVD 双气流束源 GaN 外延生长。它是使用 II 族元素有机化合物 TMGa 以及 V 族元素的  $\text{NH}_3$  在高纯  $\text{H}_2$  气携带下进入反应炉,受热裂解变为 Ga 与 N 通过边界层向衬底表面迁移、沉积、

收稿日期: 2000-10-20

基金项目: 福建省自然科学基金(No. E0001001); 中科院上海技术物理所红外物理国家实验室资助课题

作者简介: 林秀华(1942-),男,主要从事 III-V 族化合物半导体材料与光电器件方面教学与科研工作。

化学反应。根据各层成份不同,分别使用 II 族元素有机化合物源如,三甲基镓(TM Ga)、三甲基铟(TM In)、三甲基铝(TM Al)作为 Ga、In、Al 源及高纯 NH<sub>3</sub> 作为 N 源并由高纯 H<sub>2</sub> 携带。借助控制温度和不同气流束源比例来改变生长层不同组份并进行掺杂;通过控制生长时间获得不同生长层厚度。首先,在 1 050℃ 温度、2.5 min 下,用 H<sub>2</sub>+NH<sub>3</sub> 气流氮化 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 衬底表面、生长厚度约 200nm 以消除界面晶格失配带来影响及表面损伤,然后迅速地降温至 550℃,在真空度为 1×10<sup>-3</sup>Pa 下再引入 TMGa 气束源进入反应系统,热分解成 Ga 原子及 N 原子,通过扩散、沉积在衬底表面并发生化学反应而生长均匀平整的 GaN 过渡层约 20nm,有利外延再生长。接着通入 SiH<sub>4</sub>+H<sub>2</sub> 掺杂源、同时升温至 1 050℃,生长一层 3~5μm 掺 Si 的 n-GaN 外延层;继而再生长 n-Al<sub>0.15</sub>Ga<sub>0.85</sub>N 外延层(掺 Si)约 150nm; p 型层包括两层外延层:第一 p 层使用 Zn 为掺杂剂,在 800℃ 温度下生长 50nm 的 InGaIn 有源层;第二 p 型层使用 Cp<sub>2</sub>Mg 作为受主掺杂剂升温至 1 020℃ 继续生长 p-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (Al 的组分 x 为 0.15) 约 150nm;最后快速降温至 700℃ 温度下生长一层 500nm 厚的 p-GaN 薄膜。为了制备电极,还必须分别在 n-GaN 和 p-GaN 面上分别蒸发镀膜 Ni/Au 和 Ti/Al 金属作为欧姆接触电极,并在一定温度、时间下微合金。GaN 薄膜及 InGaIn/AlGaIn 多层异质结构器件 MOCVD 生长详见文献[9]。

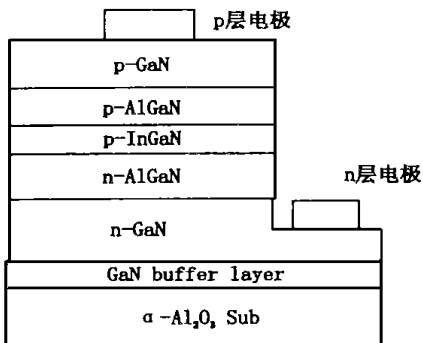


图1 InGaIn/AlGaIn 双异质结构示意图

Fig. 1 Schematic of the structure of InGaIn/AlGaIn double heterojunction.

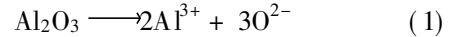
### 3 生长工艺条件分析

#### 3.1 温度与时间的影响

##### 3.1.1 衬底表面氮化预处理

GaN 外延膜的质量、LED 器件的结构参数与光电特性强烈地依赖初始生长阶段及其工艺条

件。优选气流束源流量、生长温度与时间是至关重要的,有助于降低缺陷密度、得到优良薄膜。氮化作用主要在一定温度下使 H<sub>2</sub>+NH<sub>3</sub> 气流束中 N 原子与 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 表面碰撞、被吸附并发生气固相反应。X 射线吸收谱测量结果证实<sup>[10]</sup>:在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 衬底表面 O<sup>2-</sup> 离子扩散、位移后留下空位被 N<sup>3-</sup> 所取代生成 AlN 化合物,进而又与 O<sup>2-</sup> 离子作用生成 AlO<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> 薄膜。其化合反应可表示如下:



对于离子晶体 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 来说, O<sup>2-</sup> 半径较大、它由 Schottky 型带来空位扩散,即通过处于空位近邻结点位置上原子跃迁来完成,故只需要较小的能量<sup>[11]</sup>。由于半导体表面的悬键结构易引起“表面弛豫”,欲生长一层新表面,主要靠吸附作用。GaN 晶格常数 ( $a = 0.3189\text{nm}$ ,  $c = 0.5185\text{nm}$ ) 比 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $a = 0.4758\text{nm}$ ,  $c = 1.2991\text{nm}$ ) 小,在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 界面上进行 GaN 外层生长、难免产生晶格失配而引起的二维压缩应力;同时两者材料的热膨胀系数差异,也使得衬底和外延层间存在扩张热应力。当生长过渡层较薄时,失配产生的压缩应力起主导作用。为减缓 GaN 与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 之间较大晶格失配应力,务必让衬底倾斜一定角度、以便 GaN 成核生长时释放出界面应变能,有助于改善界面接触性质<sup>[12]</sup>。值得注意的是, MOCVD 生长前控制好表面预处理温度与时间可抑制 O<sup>2-</sup> 空位扩散,对提高 GaN 外延层质量是有益的。为避免高温下 GaN 分解,1 050℃ 温度下利用高纯 H<sub>2</sub>+NH<sub>3</sub> 混合气流对蓝宝石表面氮化时间应适当,否则致使表面 AlO<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> 薄层微结构、化学成份发生变化,且使 AlN<sub>x</sub> 的组份有所不同。若温度高于 1 100℃、时间太长则 GaN 表面组份离解,尤其易使 N 逃逸,这对外延处生长是不利的。时间的控制旨在满足衬底充分氮化的要求,使之仅有一种与衬底原晶向相匹配取向的生长。氮化时间一般来说约 2.5min 较为适宜;如果超过 3min 会使表面不平整、微结构呈起伏小丘状<sup>[13]</sup>,借助 X 光双晶回摆曲线测量发现,峰值半宽度逐渐增加;若氮化时间小于 2min 亦有同样现象<sup>[14]</sup>。由于晶体结晶是沿着原晶向排列生长的,经充分氮化预处理

后衬底  $\text{Al}_2\text{O}_3$  表面出现氮化物微晶是以单一匹配方式沿(0001)方向生长<sup>[12]</sup>,这有利 GaN 过渡层薄膜形成初期的成核生长。GaN 在真空系统中加热温度超过 1 000 °C,表面组份容易偏离化学配比<sup>[15]</sup>。所以, MOCVD 生长温度若太高,势必加速晶格的热运动使原子偏离平衡点形成缺陷,如 Ga 空位  $V_{\text{Ga}}$  这是一种深受主中心,它导致 GaN LED 光致发光往长波移动、出现黄色辐射带。荧光谱测量发现,高生长温度的  $\text{r-GaN}$  材料 PL 中存在黄色辐射致使 LED 效率下降。

### 3.1.2 过渡层的生长

三甲基镓(TMGa)发生分解温度为  $550 \pm 50^\circ\text{C}$ <sup>[16]</sup>,即  $2\text{TMGa} \rightarrow 3\text{C}_2\text{H}_6 + 2\text{Ga}$ 。故生长 GaN 过渡层时,注意温度控制在  $550^\circ\text{C}$  为宜,使气流束源分子获得热动能,促进从 TMGa 分解出来 Ga 以及  $\text{NH}_3$  气体中的 N 在氮化后的衬底表面上发生吸附、化合沉积。实验指出<sup>[17]</sup>,过渡层的结晶状态、表面平整度、薄膜均匀性对外延层生长质量、PL 谱有重要的影响,它依赖于不同气流束源及其比例、温度与时间。图 2 显示 V/III 双气流束比率对 PL 荧光谱的影响。结晶学认为,生成微晶的粒度分布由两个过程速度,即均匀核形成速率及其生长速度的相对大小决定的。在生成沉淀积区域,膜形成速率取决于 TMGa 质量运输速率。若气流束保持一定,温度高于  $550^\circ\text{C}$ ,则生长源气体获得较大动能与衬底表面碰撞、吸附、化合较充分;GaN 过渡层生长速率随 TMGa 流量增加而加快;若温度低于  $550^\circ\text{C}$ ,影响薄膜生成速率及表面化学反应生成物;低温生长速率慢,出现均匀的晶化表面。当温度低于或等于  $560^\circ\text{C}$  时, MOCVD 生长 GaN 过渡层速率随温度下降而指数减少,表面晶粒均匀、结晶质量较好;刘祥林等<sup>[18]</sup>实验工作有关结果很好地说明验证了这一结论。从薄膜结晶生长动力学来看,适当地降低温度,有利沉积新相晶核的成长、使晶粒细小而多,可提高沉积膜的致密性。但过高的沉积速率会使膜结构疏松,结晶时容易产生微缺陷而引起荧光谱红移,PL 谱峰值半宽度增加。事实上,低于  $550^\circ\text{C}$  进行过渡层生长有利减少缺陷,改善外延层晶体的完整性。晶体生长动力学指出,晶核的生长除了取决于温度外,还与两相接触的界面性质、表面吸附原子以及晶核进行碰撞、扩散等因素有关。当温度场下降共晶体系冷凝时,产生的两相混合物具有一定的形貌 宏观形态与微观形

态;前者是两相晶粒凝聚成的群体,后者是两相晶粒的取向排列与形状<sup>[19]</sup>。所以,  $\text{AlO}_{1-x}\text{N}_x/\text{GaN}$  接触系统界面性质、微结构形态对外延生长有重要的影响。GaN 过渡层成长阶段依赖于氮化处理前后成核表面微晶粒结构、晶向、形貌及吸附系统。均匀的微晶结构有利对外来掺杂杂质的吸附;适宜的温度有助于原子间扩散、迁移与外延生长。要在一定的温度与时间下  $\text{AlO}_{1-x}\text{N}_x/\text{GaN}$  接触界面发生从一相到另一相物质的转移、两相原子间扩散,化学反应及生成物晶核化和成晶生长,是这一过程的主要特征。值得一提的是,对于某一生长温度,一旦氮化时间太长则表面产生较多 AlN 晶粒的凝聚,不仅生成物  $\text{AlO}_{1-x}\text{N}_x$  增多、层厚度增加;且使表面出现粗糙不平整,外延膜质量欠佳。

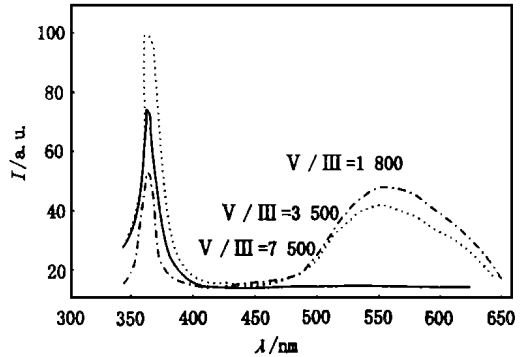


图 2 V/III 双气流束比率对 PL 荧光谱的影响

Fig. 2 Influence of ratio of the V/III gas source flow on PL spectra.

### 3.2 掺杂的杂质

GaN 是一种直接带隙、室温下  $E_g = 3.39\text{eV}$ <sup>[15]</sup> 的宽禁带 III V 化合物半导体。未故意掺 GaN 中存在 N 的空位  $V_{\text{N}}$  等各种缺陷,呈现 N 型导电性质;GaN 高的自补偿效应给制备  $\text{p-GaN}$  带来相当困难。

GaN 及混晶施主掺杂剂通常用 IV 族的 C、S 和 Si 元素。Si 掺杂主要来自  $\text{SiH}_4$  气流束源,其替位可由空位平衡模型加以解析。Si 是一种两性杂质,电离能为 27meV, Si 掺入 GaN 主要替位 N 形成 n 型。 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  高温表面氮化预处理之后,使用 TMGa 与  $\text{NH}_3$  气流束源生长过渡层,同时通入  $\text{SiH}_4 + \text{H}_2$  掺杂源继续进行  $\text{r-GaN}$  外延生长厚度约  $4\mu\text{m}$ ;  $\text{SiH}_4/\text{TMGa}$  双气流束的比例决定了 n 层施主浓度。实验发现  $\text{SiH}_4/\text{TMGa} \approx 0.02\%$  时,可获得电子迁移率  $\mu_n \approx 125\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 、掺杂浓度可达  $N_d \geq 10^{17}\text{cm}^{-3}$ ,晶格完整性较好、扫描电子显

显微镜(SEM)观察到 GaN 膜平整致密。

GaN 受主掺杂剂主要有 II 族元素 Zn 和 Mg, 它们以替位 Ga 形成空穴导电的 p 型层。III V 族化合物半导体中 Zn 扩散通常是在 V 族元素气氛中低温条件(700~ 800 °C)下进行, 可获得平整的扩散结。对于 InGaN/AlGaIn 双异质结结构, 存在两个具有不同组份的 p 型层: 第一 p 型层  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  作为有源层, 其中组份  $x = 0.06$ , 采用 Zn 作为 p 型掺杂剂在 800 °C 掺杂 10min; 此层作为 n 型区电子注入与 p 型区空穴注入的辐射复合区。为了减少光吸收, 其厚度不宜太厚。第二 p 型层外延生长  $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ , 使用三甲基铝(TMAI), 三甲基镓(TMGa) 两束源, 注意控制 TMAI/TMGa 气流束流比, 以使 Al 组份  $y = 0.15$ 。Cp<sub>2</sub>Mg 不仅可作为 p 型受主掺杂剂的源, Mg 还能充当辐射复合中心。在较高温度 1020 °C 下外延生长能有效地激活 Mg, 促进 Mg 受主杂质的扩散。虽然 Zn、Mg 都可以作为 GaN 受主掺杂剂, Zn 的受主能级一般位于价带上 210meV。它不仅可替代 GaN 中的 Ga, 也能在高浓度或高温下替位 N 形成深受主中心。Smith 等人<sup>[20,21]</sup>认为, Mg 杂质掺入 GaN 中可产生多种受主能级, 包括  $E_V + 160\text{meV}$  浅受主和两个深受主能级, 分别为  $E_V + 250\text{meV}$ 、 $550\text{meV}$ ; 还有与 Mg 深能级有关的空穴陷阱中心。Song 等<sup>[22]</sup>测量 GaN:Mg 的发光特性反常温度行为指出, Mg 杂质在高温下掺入有利隧穿效应。MOCVD 外延生长中, 气流束源是通过高纯 H<sub>2</sub> 流携带下进入反应炉; 在一定温度下氢被电离成为施主 H<sup>+</sup> 能钝化 Mg 杂质、与之形成 Mg-H<sup>+</sup> 电中性络合物, 限制了材料的重掺杂, 抑制了其电活性。基于上述原因, 用 Mg 作为 p 型掺杂剂, 务必经过低能电子辐照(LEEBI)或在 N<sub>2</sub> 气氛中 800 °C 左右进行热退火<sup>[23~ 25]</sup>, 不仅可获得  $N_d \approx 3 \times 10^{18}\text{cm}^{-3}$  的受主掺杂; 而且有利改善晶体结构、激活作为受主杂质 Mg 的性质、提高 GaN 的 PL 谱强度。必须指出的是, GaN 生长中 TMGa 与 NH<sub>3</sub> 的寄生反应产生的沉淀物在衬底表面上若不及时排除, 则容易引入杂质导致黄色发射的增强, 为此采用低温下, 快速升降温来解决。

#### 4 器件主要特性

图 3 是实测的  $\phi 5$  封装 AlGaIn/InGaIn DH 结构蓝色 LED 在 300K 的  $I-V$  特性。由  $I-V$  正向

特性可见,  $V_F \leq 2.20\text{V}$  时  $I_F = 0$ ; 当  $V_F > 2.30\text{V}$  时, 随着  $V_F$  增加,  $I_F$  缓变增加; 当  $V_F = 3.58\text{V}$ ,  $I_F$  从 10mA 快速递增;  $V_F = 3.87\text{V}$ 、 $I_F = 20\text{mA}$ 。同其它材料 LED 的  $I-V$  特性相比, 由于 GaN 材料电阻率较高、 $E_g$  较大; 所以 M-S 接触电阻率相对较大。对于 DH 结构来说, 它对载流子具有一定的阻拦作用。AlGaIn/InGaIn 蓝色 LED 结构中, InGaIn 是有源层。在正向偏置电压作用下从 n-Al<sub>0.15</sub>Ga<sub>0.85</sub>N 侧注入电子, 而从 p-AlGaIn 注入空穴, 最终在 InGaIn 层进行辐射复合, 大部分注入载流子经复合产生光辐射输出, 而参与导电载流子少。所以 DH 具有较高效率。在不同正向电流作用下, 测量了 AlGaIn/InGaIn 蓝色 LED 的电致发光的光谱积分强度曲线如图 4 所示。在  $\lambda_p = 450\text{nm}$  附近  $I_F \geq 10\text{mA}$ , 发光强度  $I_V$  随  $I_F$  增加而增加, 峰值半宽  $\Delta\lambda$  随之减少; 同时 EL 的峰值波长  $\lambda_p$  略向高能移动。

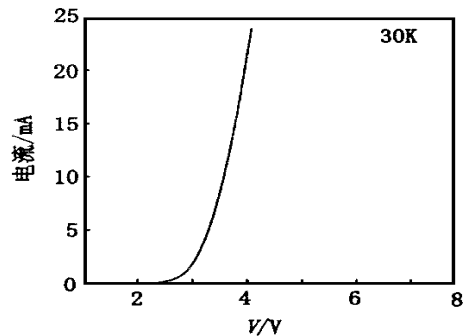


图 3 AlGaIn / InGaIn LED  $I-V$  特性

Fig. 3  $I-V$  characteristics of AlGaIn/InGaIn LED.

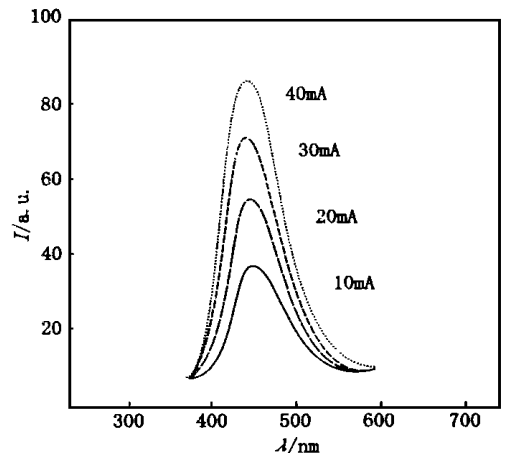


图 4 LED 发光强度( $I_V \sim \lambda_p$ )随不同正向电流的变化

Fig. 4 The luminance of LED ( $I_V \sim \lambda_p$ ) under different forward current.

#### 5 结 论

在  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  衬底上 MOCVD 生长 GaN 外延

膜的质量、AlGaIn/InGaIn DH 结构参数、光电特性与生长过程的气流束源、掺杂及其温度与时间有密切的关系。在 1050 °C、2.5min 下用 H<sub>2</sub>+NH<sub>3</sub> 气流氮化衬底表面, 550 °C 生长 GaN 过渡层可获得由均匀微晶核组成的粒度分布、平整的致密薄膜层; 用 SiH<sub>4</sub>+H<sub>2</sub> 掺杂源应控制双气束流 SiH<sub>4</sub>/TMGa ≈ 0.02% 可获得电子迁移率  $\mu_n \approx$

125cm<sup>2</sup>/V·s、掺杂浓度  $N_d \geq 10^{17}$ cm<sup>-3</sup>、晶体完整性较好的 InGaIn 外延薄膜。用 C<sub>p2</sub>Mg 源作为 p 型 AlGaIn 和 GaIn 层的受主掺杂剂, 务必经低能电子辐照 (LEEBI) 或在 N<sub>2</sub> 气氛中约 800 °C 快速热退火以利提高 GaIn 蓝色 LED 的辐射复合强度。 $\phi 5$  封装 LED  $I_F \geq 10$ mA 时, 450nm 附近发光强度随  $I_F$  增加而增加, 峰值半宽随之减少。

## 参 考 文 献:

- [ 1 ] Amano H, Kito M, Hiramoto K, Akasaki I. P-type conduction in Mg doped GaN treated with low energy electron beam irradiation (LEEBI) [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1989, **28**: L2112.
- [ 2 ] Strite S, Morkoc H. GaN, AlN and InN; A Review [J]. *J. Vac. Sci. & Technol. B*, 1992, **10**(3-4): 1237-1249.
- [ 3 ] Amano H, Sawaki N, Akasaki I. Metal organic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using AlN buffer layer [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1986, **48**(3): 353-356.
- [ 4 ] Nakamura S, Mukai T, Senoh M. Candelaria Classo high brightness InGaIn/AlGaIn double heterostructure blue light emitting diodes [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1994, **64**(13): 1687-1690.
- [ 5 ] Nakamura S. *Nichia I Cd blue LED paves way for full-color display* [C]. Nikkei Electronics Asia, 1994, (6): 65-69.
- [ 6 ] Paskova T, Goldys E M, Yakimova R, et al. Influence of growth rate on the structure of thick GaN layers grown by HVPE [J]. *J. Crystal Growth*, 2000, **208**(1-4): 18-26.
- [ 7 ] Stende G, Meyer B K, Golder A, Hoffmann A, et al. Optical investigation of AlGaIn on GaIn epitaxial films [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, **74**(17): 2456-2458.
- [ 8 ] Paine D C, Whitson T, Janic D, et al. A Study of low temperature crystallization of amorphous thin film indium Tin Oxide [J]. *J. Appl. Phys.*, 1999, **85**(12): 8445-8450.
- [ 9 ] Nakamura S, Mukai T, Seno M. High power GaIn pn junction blue light emitting diode [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1991, **30**: L1998.
- [ 10 ] Uchida K, Watnabe A, Yano F, et al. *International Symposium on Blue Light Emitting Diodes* [C]. Chiba Univ, Japan: 1996, 48-53.
- [ 11 ] Japanese Chemical Society. *Inorganic Solid State Reaction* [M]. Beijing: Science Press, 1985, 30-32.
- [ 12 ] Xu Ke, Deng Peizhen, Qiu Rongsheng, et al. Epitaxial matching orientations of GaIn with bare and nitridated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) substrates [J]. *Chin. J. Laser.*, 1998, **A25**(4): 371-372 (in Chinese).
- [ 13 ] Kang Junyong, Huang Qisheng, Ogawa Tomoya. Influence of defects on the optical properties in GaIn epilayers [J]. *Chin J. Lumin.*, 1999, **20**(1): 29-31 (in Chinese).
- [ 14 ] Miao Guoqin, Zhu Jingyi, Gao Ying, et al. Effect of APMOCVD growth condition on crystal and optical quality of GaIn film [J]. *Semicond. Technology*, 1998, **23**(4): 37-39 (in Chinese).
- [ 15 ] 日本产业技术振兴协会, 新材料技术委员会编. 化合物半导体デバイス [M]. Tokyo: 东京印刷センター, 1973. p316-318.
- [ 16 ] Koukita A, Seri H. Reaction mechanisms in MOVPE growth of GaAs [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1989, **49**: 325-327.
- [ 17 ] James H. *Properties of Group III Nitrides* [M]. Edger INSPEC Press, 1994, 268-270.
- [ 18 ] Liu Xianlin, Wang Lianshan, Lu Dachen, et al. Growth processes of GaIn buffer layer [J]. *J. Semicond.*, 1999, **20**(7): 529-532 (in Chinese).
- [ 19 ] Cahn R W. *Metallic Physics* [M]. Beijing: Science Press, 1985, 504-506.
- [ 20 ] Smith M, Chen G D, Lin J Y, et al. Mechanisms of band edge emission in Mg doped p type GaIn [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, **68**(14): 1883-1884.
- [ 21 ] Gotz W, Johnson N M, Walker J, et al. Activation of acceptors in Mg doped GaIn growth by MOCVD [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, **68**(5): 667-670.
- [ 22 ] Song Hang, Park S H, Kang T W, et al. Optical of heavily Mg doped GaIn grown by MBE [J]. *Chin. J. Lumin.*, 1999, **20**: 149-151 (in Chinese).
- [ 23 ] Doverspike K, Pankove J I. *Semiconductor and Semimetals* [M]. Academic Press, 1998, 266-268.
- [ 24 ] Nakamura S, Isawa N, et al. Highly p typed Mg doped GaIn film grown on GaIn buffer layer [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1991, **30**: L1708.
- [ 25 ] Pearton S J, Lee W, Yuan C. Minority Carrier enhanced reactivation of hydrogen passivation Mg in GaIn [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, **68**(19): 2690-2693.

## Processing and Characteristics of InGaN/AlGaN Double Heterojunction Structure and of GaN Buffer Layer Grown by MOCVD Techniques

LIN Xiuhua

(Department of Physics, State Key Laboratory of Physical Chemistry for Solid Surfaces, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

**Abstract:** The processing and characteristics of InGaN/AlGaN double heterojunction (DH) structure and of GaN epilayer grown on the  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrate by means of metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) technique are reviewed. The important effect of the MOCVD growth condition (temperature, gas source flow etc.) of the GaN buffer layer on the surface morphology, crystallinity and optoelectronic properties is discussed from the point of view of the surface dynamics. The analysis indicates that the growth rate of GaN film is dependent chiefly on the furnace temperature, the molar flow rate of the gas sources. As increasing the temperature, the PL peak shifts to longer wavelength. The growth temperature of the GaN buffer layer must be controlled at 550 °C. The high ratio of V/III gas source flows can restrain the radiant intensity about 550 nm in the GaN photoluminescence spectrum. To obtain a good epilayer film with high radiation rate the Cp<sub>2</sub>Mg source is used as the Mg acceptors doping in p-AlGaN and p-GaN compound semiconductor. It is noticed that, the epitaxial temperature and time, Mg doping dose should be optimally controlled, furthermore, the sample is annealed rapidly at 800 °C under the N<sub>2</sub> gas flow. In fact, above mentioned efforts have been made importantly on the lattice microstructure improvement and the increase of luminous intensity for the InGaN/AlGaN DH LED.

**Key words:** InGaN/AlGaN; processing condition; LED; growth dynamic