

# 离子注入 n 型 GaN 光致发光谱中宽黄光发射带研究

张小东<sup>1)†</sup> 林德旭<sup>2)</sup> 李公平<sup>1)</sup> 尤伟<sup>1)</sup> 张利民<sup>1)</sup> 张宇<sup>1)</sup> 刘正民<sup>1)</sup>

1) 兰州大学现代物理系, 730000)

2) 中国科学院高能物理研究所, 100080)

(2006 年 3 月 5 日收到, 2006 年 4 月 6 日收到修改稿)

利用离子注入方法和光致发光技术系统研究了注入离子对 n 型 GaN 宽黄光发射带的影响. 实验采用的注入离子为 N, O, Mg, Si 和 Ga, 剂量分别为  $10^{13}$ ,  $10^{14}$ ,  $10^{15}$  和  $10^{16}$  /cm<sup>2</sup>, 注入温度为室温. 注入后的样品在 900 °C 流动氮气环境下进行热退火, 退火时间为 10 min, 并对退火前后的样品分别进行室温光致发光测量. 通过实验数据的分析, 独立提出了提取注入离子对晶体黄光发光特性影响的半经验模型. 利用该模型导出的公式, 可以确定注入的 N, O, Ga, Mg 和 Si 离子对黄光发射带的影响随注入剂量的变化关系以及该影响的相对强弱.

关键词: 氮化镓, 光致发光谱, 离子注入

PACC: 7280E, 7855E, 6170T

## 1. 引 言

由于 GaN 晶体具有优良的物理和化学性质<sup>[1]</sup>, 因而被认为是一种非常具有应用前景的第三代宽禁带半导体材料. 近些年来, 由于 GaN 晶体薄膜外延生长技术的改进与提高, 使其在半导体器件应用领域得以迅速的发展, 尤其在 GaN 基光电器件应用研究领域, 如高亮度发光二极管和长寿命激光二极管的成功研制及商品化<sup>[2]</sup>. 由此, GaN 晶体的发光特性、带隙间能级的精细结构、能级形成的内部机制以及能级间的跃迁行为的研究变得十分具有现实意义.

虽然在理论和实验两方面对于 GaN 晶体的光致发光行为做了大量的研究工作<sup>[3-17]</sup>, 也得到了一些有价值的研究成果, 但就不同样品的某些光致发光带的具体成因并没有形成完全统一的认识, 甚至存在相互矛盾的结果. 在这些文献报道中, GaN 晶体薄膜的光致发光谱均存在一个非常宽且比较复杂的黄光发射带, 从给出的谱线形状可判断, 其包含有多个发光峰, 这说明黄光发射带是由多个跃迁过程产生的. 虽然各篇文献关于黄光发射带的谱线形状的报道差异较大, 但该发射带出现的波长范围大体上是一致的(约在 480—700 nm 之间), 且中心定位于

2.2 eV 处. 由此可知, 黄光发射带与生长工艺和生长条件有密切关系.

目前, 不同文献中对于黄光发射带的产生机制, 归纳起来, 共有两种: 第一种机制 (Model A) 是从导带或浅施主能级向深受主 (施主) 能级的跃迁<sup>[5-7]</sup>; 第二种机制 (Model B) 是深施主能级向浅受主能级的跃迁<sup>[8]</sup>, 也就是说肯定和深中心有关. 虽然 Glaser 等<sup>[8]</sup>提出的 Model B 后又有 Chitchevkin 等<sup>[9]</sup>人的实验支持, 但更多的理论和实验<sup>[5-7, 10-14]</sup>仍旧支持第一种形成机制, 即 Model A——由浅施主或导带到深受主的跃迁. 但是关于浅施主和深受主是由什么缺陷或杂质产生的这一问题目前仍旧没有达成共识.

关于离子注入 GaN 材料的光致发光研究最早可追溯到 1976 年, Pankove 和 Hutchby<sup>[13]</sup>小组系统地研究了 35 种元素注入 GaN 薄膜后的低温 (78 K) 光致发光行为, 并发现 Mg (3.2 eV), Zn (2.88 eV), Cd (2.70 eV), Ca (2.50 eV), As (2.58 eV), Hg (2.43 eV) 和 Ag (1.52 eV) 元素的注入均存在较强的特征光发射, 其余的元素在 2.15 eV 附近有一较宽的发射峰 (即本文章中论及的黄光发射带), 如 C, Li, Be, Al 和 Si 均存在较强的发射带, 这些发射带被认为是同注入带来的缺陷有关. 在 1980 年 Ogino 和 Aoki<sup>[5]</sup>认为, 2.2 eV 附近的光致发光带是由浅施主到深受主的跃迁产生, 其中浅施主的深度约为 25 meV, 深受主是镓

† E-mail: zhangxd@lzu.edu.cn

空穴( $V_{Ga}$ )与氮的碳替位( $C_N$ )形成的复合体( $V_{Ga}-C_N$ )且其能级深度为 860 meV,并确定 Si 和 O 的掺杂并不影响黄光发射带.在 1995 年,Suski 和 Perlin 等<sup>[6]</sup>通过测量光致发光谱随压强的变化,确定黄光发射带是从导带或浅施主能级向一个深受主(施主)能级的跃迁,其中浅施主可能是进入带隙的施主形成的,如 N 空穴( $V_N$ )和 Ga 的间位( $Ga_i$ ),而 N 空穴的可能性更大,深受主可能是 N 的反位( $N_{Ga}$ ).在 1996 年,Jörg 等<sup>[11]</sup>从第一性原理出发从理论上确定镓空穴以及镓空穴与浅施主(主要是氮的氧替位- $O_N$ )形成的复合体(该复合体为深受主)是黄光带产生的深能级缺陷.在 1998 年,Zhang 和 Kuech<sup>[12]</sup>通过对 C 掺杂氯化物气相外延生长的 GaN 的光致发光测量确定 C 杂质是黄光发射带存在的一个重要原因.

对于 Si 掺杂或注入对样品黄光发射强度的影响,不同文献给出的结论也不尽相同.如在 2002 年,Dai 等<sup>[18]</sup>研究了 Si 离子注入不同 GaN 样品(GaN1 和 GaN2)退火前后的光致发光谱,得出 GaN1 样品的黄光发射与近带缘发射的强度比减小,而对于 GaN2 样品,该比值却增大;有些文献报道 Si 掺杂的样品黄光发射与近带缘发射的强度比增大<sup>[19]</sup>,且该文献认为黄光发射带起源于 Ga 空穴与 Si 离子注入带来缺陷的复合体;有些报道该强度比减小<sup>[20]</sup>;也有报道该强度比没有变化<sup>[5,21]</sup>.在高浓度的 n 型掺杂中( $n > 10^{19}/\text{cm}^3$ ),黄光发射的强度随 Si 掺杂<sup>[22,23]</sup>的增加而降低,文献中解释为引入的施主原子对 Ga 空穴进行了补偿.文献 23 通过对外延生长过程中 Si 掺杂的 GaN 样品进行正反两面的光致发光测量,确定本征缺陷是产生黄光发射带的主要原因,并把它归结于镓空穴( $V_{Ga}$ ),其中黄光发射强度随 Si 掺杂剂量的增加而降低.文献 24 通过对非故意掺杂的 GaN 的光致发光研究也支持  $V_{Ga}$  是产生黄光发射带的深能级缺陷.文献 25 中利用剂量为  $7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  的 Si 离子注入 GaN 后,经 1100 °C 退火后,通过利用沟道背散射(RBS)粒子诱发 X 射线荧光分析(PIXE)和核反应分析(NRA)技术确定 100% 的 Si 替代了 Ga 的晶格位置形成了镓的硅替位( $Si_{Ga}$ ).由此可见 Si 在 GaN 黄光发射带中扮演着重要的角色.

在 2003 年,Armitage 等<sup>[10]</sup>通过对 MBE 法生长 C 掺杂的 GaN 样品( $> 10^{18}/\text{cm}^3$ )的光致发光和正电子湮没谱研究,确定间位 C 杂质是黄光发射带的深能级缺陷.在 2004 年,Rummukainen 等<sup>[26]</sup>通过对 MBE

法生长的 O 掺杂的 GaN 样品进行正电子湮没谱测量,确定 Ga 空穴、空穴团簇、或者更可能是 Ga 空穴与氮的氧替位( $O_N$ )复合体,是黄光发射带的深能级缺陷.

虽然目前各个研究团体对于 n 型 GaN 的黄光发射带的研究结果各不相同,但一个基本的共识就是该发射带是由第一种机制产生(Model A),即浅施主或导带到深受主能级的跃迁产生,其中浅施主可能是  $V_N$ ,  $O_N$ ,  $Ga_i$  或  $Si_{Ga}$  等,深受主可能由  $V_{Ga}$  与浅施主的复合体( $V_{Ga}D$ )形成,且离化能约为 0.8—0.9 eV.但跃迁的浅施主和与  $V_{Ga}$  形成复合体的浅施主 D 并没有统一的认识.

基于目前对 GaN 黄光发射带的不同认识,如有人认为深受主由镓空穴和镓空穴与氮的氧替位复合体形成<sup>[11,26]</sup>,也有人认为深受主是镓空穴与 Si 缺陷复合体<sup>[5,19-23]</sup>等,本实验将采用注入的手段人为的在 GaN 晶体中引入 N, O, Si, Mg 和 Ga 离子,并测量退火前后的光致发光谱,给出不同注入离子对黄光发射强度的影响随注入剂量的变化关系,探究是否能够产生出如上述分析所述的  $V_N$ ,  $O_N$ ,  $Ga_i$  或  $Si_{Ga}$  等点缺陷,进而从实验的角度来探索黄光的发射的深层起源.

## 2. 实验结果及讨论

实验中使用的 n 型 GaN 外延薄膜是采用金属有机化学气相沉积(MOCVD)方法制作,其衬底为蓝宝石( $Al_2O_3$ ),外延层厚度约为 2  $\mu\text{m}$ .该方法生长的 n 型 GaN 薄膜杂质浓度在  $10^{16}/\text{cm}^3$  量级,载流子浓度为  $10^{17}/\text{cm}^3$  量级,室温电子迁移率为 300  $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  左右.样品在离子注入前先进行清洗.清洗过程首先用  $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O} = 1:1$  的洗液,浸泡 3 min 除去 GaN 表面天然氧化物,其次再采用丙酮反复冲洗,去除表面有机物污染.离子注入实验是在中国科学院北京半导体研究所完成.注入离子选取 N, O, Mg, Si 和 Ga,注入能量均为 100 keV,注入剂量分别为  $10^{13}$ ,  $10^{14}$ ,  $10^{15}$  和  $10^{16}/\text{cm}^2$ ,注入温度为室温.离子注入后的 GaN 样品在兰州大学原子核研究所离子源物理实验室的退火炉上完成.退火条件为:流动氮气保护,其流量为 1 L/min,退火温度为 900 °C,退火时间为 10 min.离子注入后的 GaN 样品退火前后分别在中国科学院兰州分院近代物理研究所的 RF-5301 光致发光设备上,进行室温光致发光测量.由测量结果给出不同注

入离子在退火前后黄光发射强度随离子注入种类、

剂量变化关系如下图 1(a 和 b)所示。

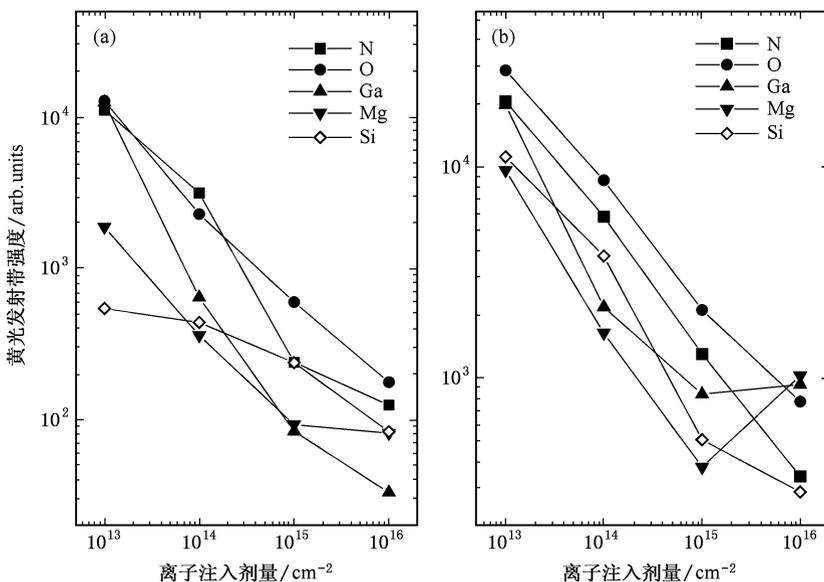


图 1 不同注入离子退火前后黄光发射强度与注入剂量的关系图 (a)退火前 (b)退火后

由图 1 可以看出,退火前后的黄光发射强度随注入离子剂量增大基本上呈减弱趋势,仅有在图 1(b)中的 Ga 和 Mg 离子的注入在剂量分别为  $10^{16}/\text{cm}^2$  是呈现明显的增强趋势.产生此结果的原因,是由于本征生长的 GaN 晶体存在较强的黄光发射,而注入离子所引起的其发射强度改变相对较小,加之退火炉性能的限制,温度只能取  $900\text{ }^\circ\text{C}$ .由 Tan 的工作<sup>[27]</sup>可知,即使温度为  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  也很难消除由于注入导致的 GaN 晶体的晶格无序,而这种晶格无序结构往往会对黄光的发射产生一定的熄灭作用.基于上述原因,注入离子对黄光发射的影响难于提取.

为了从实验数据中有效地提取注入离子对样品黄光发射带的影响随剂量的变化关系,我们独立提出了一半经验模型,并由此模型出发可有效地提取注入离子对 GaN 样品黄光发射带的影响.

对于特定注入离子  $j$ 、注入剂量为  $i$  的样品退火前黄光发射强度  $I_{\text{YB}}(i, j)$  可写为

$$I_{\text{YB}}(i, j) = I_1(i, j) + I_2(i, j) - I_{21}(i, j), \quad (1)$$

式中  $I_2(i, j)$  为离子注入后晶体内形成的所有能够产生黄光发射的辐射复合中心的光发射强度;  $I_{21}(i, j)$  为离子注入导致的生长过程中引入的能够产生黄光发射辐射复合中心的光发射强度的变化量;  $I_1(i, j)$  为生长过程中引入的各种能够产生黄光发射的辐射复合中心的光发射强度.由于  $I_1(i, j)$  是

由生长过程中引入的各种黄光发射辐射复合中心产生,所以该数值不随注入离子种类以及剂量的变化而变化,故可以省去参数  $i$  和  $j$ .

则 (1) 式可写为

$$I_{\text{YB}}(i, j) = [I_1 - I_{21}(i, j)] + I_2(i, j), \quad (2)$$

(2) 式中等号右边第一项(中括号中的项)为本征生长的晶体受离子注入影响后的黄光发射强度;第二项为注入引起的黄光发射强度.

退火后,样品内部的这些复合中心会受到退火的影响而发生相应的变化,则该剂量下退火后的黄光发射强度也会发生相应的变化,其强度  $I_{\text{YA}}(i, j)$  可表示为

$$\begin{aligned} I_{\text{YA}}(i, j) &= I_{\text{YB}}(i, j) + \Delta I_{\text{YB}}(i, j) \\ &= \{ [I_1 - I_{21}(i, j)] + I_2(i, j) \} \\ &\quad + \{ [I_1 - I_{21}(i, j)]_{\text{A}} \\ &\quad + I_{2\text{A}}(i, j) + I_3(i, j) \}, \quad (3) \end{aligned}$$

式中  $[I_1 - I_{21}(i, j)]_{\text{A}}$  为退火对本征生长的晶体受离子注入影响后的黄光发射强度的影响;  $I_{2\text{A}}(i, j)$  为退火对离子注入后晶体内形成的辐射复合中心所发出的黄光发射强度的影响;  $I_3(i, j)$  为离子注入引入的非辐射复合中心在退火后转变为能够产生黄光发射的辐射复合中心所发出的黄光强度.

(3) 式是没有做过近似的表达式,但从该式很难分析出注入离子对黄光发射的影响.为了简化该式,在模型中引入如下假设: 1) 假设导致黄光发射的不

同复合中心间不存在相互的影响;2)假设退火温度一定时,退火对导致黄光发射的不同复合中心的恢复率不随注入剂量的变化而变化.基于如上的两条假设(3)式可改写为

$$I_{YA}(i, j) = \{ [I_1 - I_{21}(i, j)] + I_2(i, j) \} + \{ K_1 [I_1 - I_{21}(i, j)] + K_2(j)I_2(i, j) + I_3(i, j) \}, \quad (4)$$

式中的  $K_1$  为退火对本征生长的晶体受离子注入影响后的黄光发射强度的影响系数;  $K_2(j)$  为退火对离子注入产生的黄光发射的影响系数.

对(4)式进行进一步的变形并引入(2)式可得

$$\begin{aligned} I_{YA}(i, j) &= \{ [I_1 - I_{21}(i, j)] + I_2(i, j) \} \\ &+ \{ K_1 [I_1 - I_{21}(i, j)] + K_1 I_2(i, j) \\ &- K_1 I_2(i, j) + K_2(j)I_2(i, j) + I_3(i, j) \} \\ &= (1 + K_1)I_{YB}(i, j) \\ &+ [(K_2(j) - K_1)I_2(i, j) + I_3(i, j)]. \quad (5) \end{aligned}$$

由上面的公式推导,再结合图 1(a)的实验结果,不同离子注入后的样品,其室温光致发光谱中黄光发射强度随注入剂量的增加而降低.这种整体的下降趋势,结合(2)式的物理意义可知,  $I_2(i, j)$  对黄光发射的增强要弱于  $I_{21}(i, j)$  对黄光发射的减弱,也就是说注入离子对生长过程中产生的黄光发射的辐射复合中心的负面影响是随注入剂量的增加而增强的.同样也可以解释为由于注入剂量增加加剧了晶体内部结构的破坏,形成了更多的非辐射复合中心所致.基于如上分析,很难从图 1(a)中得出同一注入离子对黄光发射的影响  $I_2(i, j)$  的值随注入剂量的变化关系.但是可以通过同一剂量下,不同注入离子的黄光发射强度的不同给出哪一种离子对黄光的影响相对较大.由图 1(a)可看出相同剂量下,不同离子注入样品的黄光发射强度是不同的,由上面的分析可知,这反映出不同注入离子所形成的使黄光发射熄灭的非辐射复合中心和增强黄光发射的辐射复合中心所产生的相对影响的强弱,其中 GaN 样品在被低剂量注入时( $10^{13}/\text{cm}^2$ ),N、O 和 Ga 离子注入的样品黄光发射强度基本相同,而 Mg 和 Si 离子注入的样品其黄光发射强度分别只有 N、O 和 Ga 离子注入样品的约 15% 和 4%.由文献[28]可知,该剂量的离子注入对晶体非晶化的影响( $I_{21}(i, j)$ )是相当小的,此时,增强黄光发射的辐射复合中心( $I_2(i, j)$ )占主导地位.由 SRIM2000 程序的模拟结

果来看, Ga 离子的注入损伤最大,其次为 Si、Mg 和 O, N 离子注入造成的晶体损伤最小.也就是说,在这些注入离子中, Ga 离子注入所形成的非辐射复合中心应该强于其他离子,由其较强的黄光发射便可以得出 Ga 离子的注入会产生较其他离子更多的能发射黄光的辐射复合中心.在大剂量( $10^{16}/\text{cm}^2$ )注入 Ga 时,样品的光发射强度最低.由此可推断,大剂量的 Ga 注入对样品的损伤是严重的,即(2)式中  $I_{21}(i, j)$  对黄光发射强度的影响要大于  $I_2(i, j)$  的影响.对于 Mg 离子注入的样品,在剂量为  $10^{15}/\text{cm}^2$  和  $10^{16}/\text{cm}^2$  时,光发射强度基本相同,由于  $10^{16}/\text{cm}^2$  剂量下的注入给晶体带来的损伤要大于  $10^{15}/\text{cm}^2$  剂量,可见  $10^{16}/\text{cm}^2$  剂量下的注入  $I_2(i, j)$  对黄光发射强度的影响要大于  $I_{21}(i, j)$  的影响.该实验结果可反映出  $10^{16}/\text{cm}^2$  剂量注入时, Mg 对黄光发射的贡献较大,即 Mg 在离子注入过程中产生的某种缺陷可能是黄光发射的原因,但单单的从该结果上并不能给出是什么缺陷增强了黄光发射.对于 Si 离子注入的样品,其黄光发射强度随剂量的增加而减弱的速度较其他离子注入的样品慢得多.由此可知,在对退火前黄光发射有贡献的各种发射机制间的相对变化量要小于其他离子注入的样品,即  $I_2(i, j)$  在与  $I_{21}(i, j)$  的竞争过程中,其数值的相对变化量较小.该实验结果存在两种可能的解释:一是注入带来的损伤对晶体本征黄光发射的影响较小,即  $I_{21}(i, j)$  的数值较小;二是注入离子对样品黄光发射贡献较大,即  $I_2(i, j)$  的数值较大.这里很难直接定出 Si 离子的注入增强了黄光发射,但至少存在这种可能性.对于 O 离子注入的样品,除了在  $10^{14}/\text{cm}^2$  剂量时黄光发射强度略小于 N 离子注入的样品外,其他剂量点,其光发射强度均强于其他离子注入的样品.由此可见,相对于其他离子的注入, O 的注入对样品的黄光发射强度影响较小,但仅就此实验结果并不能得出 O 离子注入对黄光发射没有贡献的结论.

总的来说,由(2)式和实验结果(图 1(a))的分析可知,在不同剂量的注入情况下,各种离子注入样品的黄光发射强度有一些交错,其本质是由于增强黄光发射的辐射复合中心与注入引起的使黄光发射熄灭的非辐射复合中心间相互竞争的结果.

退火后不同离子注入样品黄光发射强度随注入离子剂量的变化关系如图 1(b)所示,其中 N 和 O 离子注入的样品黄光发射强度随注入剂量的增加基本上呈线性下降趋势; Si 离子注入的样品黄光发射

强度在  $10^{16}/\text{cm}^2$  剂量时下降速度变慢,而 Ga 和 Mg 在  $10^{16}/\text{cm}^2$  剂量时的黄光发射强度反而较  $10^{15}/\text{cm}^2$  剂量有所增强,且该强度已超过此剂量下 O, N 和 Si 离子注入的样品,由此,可推断 Ga 和 Mg 在大剂量注入情况下,其对晶体黄光发光特性产生的正面影响要超过其负面影响.即 Ga 和 Mg 在大剂量 ( $10^{16}/\text{cm}^2$ ) 注入时产生的某些缺陷以及由于退火产生的缺陷在带隙间形成的某种缺陷能级增加了黄光的发射强度.

基于如上分析,只能粗略的看出 Mg, Ga 和 Si 离子的注入,在某种剂量下可能影响黄光的发射强度,对于 N 和 O 离子注入的样品却很难给出其是否影响黄光的发射强度.

为了有效地确定注入离子以及退火对黄光发射的相对影响,引入退火后与退火前黄光发射的强度比  $I(i, j)$ ,由(2)和(3)式可导出其表达式

$$I(i, j) = I_{YA}(i, j)/I_{YB}(i, j) = 1 + \frac{\Delta I_{YB}(i, j)}{I_{YB}(i, j)}, \quad (6)$$

式中第二项的分子  $\Delta I_{YB}(i, j)$  表示某种离子在特定注入剂量下退火对样品黄光发射的绝对强度恢复值,  $\Delta I_{YB}(i, j)/I_{YB}(i, j)$  则表示退火对黄光发射的相对恢复强度.

将(5)式代入(6)式并化简得

$$I(i, j) = 1 + K_1 + \frac{[K_2(j) - K_1]I_2(i, j) + I_3(i, j)}{[I_1 - I_2(i, j)] + I_2(i, j)} \quad (7)$$

上式中的前二项  $(1 + K_1)$  对某一特定的体系为一常数,第三项为退火后注入离子对黄光发射相对于退火前的影响.该数值越大则反映退火对特定离子特定剂量注入带来的黄光发射的减弱的恢复性就越好,即该离子注入导致样品黄光发射性能的改变是容易采用热退火的方式消除的.不仅如此,该数值还可以给出离子注入对黄光发射强度影响的信息.若该数值不随注入剂量的变化而变化,则可以认为该离子的注入对黄光发射的影响是较小的.反之,若该值随注入剂量变化很大则说明该离子的注入对黄光发射的影响较大.

这里给出了不同离子注入的样品退火后与退火前黄光发射强度比随注入剂量的关系图,参见图 2.由图 2 可知, N 和 O 离子注入的样品,退火对复合中心的恢复基本不随注入剂量的变化而变化(或者说变化很小);对于 Mg 和 Ga 离子注入的样品,退火对

复合中心的恢复却随注入剂量的增加而增加, Ga 的增加更为显著;而对于 Si 离子注入的样品,退火对复合中心的恢复开始较大但随注入剂量的增加而降低.除此之外,由图 2 还可看出,所有离子注入的样品退火前后的黄光发射带强度的比值的一个共同特征就是其最小值基本相同(均在 2—5 之间).

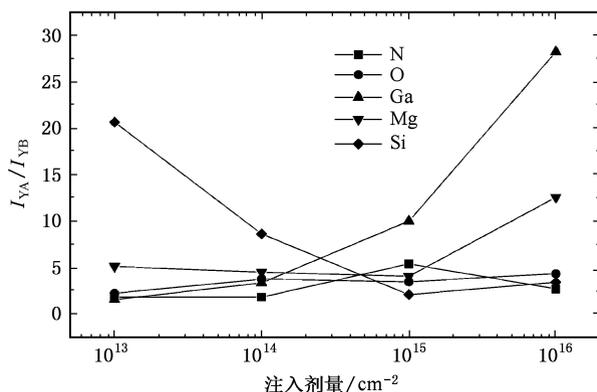


图 2 不同离子注入的样品退火后与退火前黄光发射强度比随注入剂量的关系图

经如上分析,可知在所有的注入剂量下, N 和 O 离子对样品的黄光发射强度影响较小;对于 Mg 离子注入的样品,退火后,在低剂量 ( $\leq 10^{15}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较小,而在高剂量 ( $10^{16}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较大;对于 Ga 离子注入的样品,退火后,在低剂量 ( $\leq 10^{14}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较小,而在高剂量 ( $\geq 10^{15}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较大;对于 Si 离子注入的样品,退火后,在低剂量 ( $\leq 10^{14}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较大,而在高剂量 ( $\geq 10^{15}/\text{cm}^2$ ) 时,其影响相对较小.进而可以得出这样的结论: Si 在低剂量 ( $\leq 10^{14}/\text{cm}^2$ ), Ga ( $\geq 10^{15}/\text{cm}^2$ ) 和 Mg ( $10^{16}/\text{cm}^2$ ) 在高剂量注入时,对黄光的影响较大.即 GaN 样品的黄光发射带强度随 Si 离子注入剂量的增加而减弱,随 Ga 和 Mg 离子的注入剂量的增加而增强, N 和 O 离子的注入对黄光发射强度的影响基本不随注入剂量的变化而变化.

上述关于 Si 离子注入对样品黄光发光带强度的影响随剂量的变化关系与文献 [15][19][21] 和 [22] 的报道相一致;而对于 O 离子注入的实验结果则与 Rummukainen 等<sup>[26]</sup>的推断相悖;对于 N 离子注入的实验结果也不支持黄光起源于  $V_N$  的观点<sup>[6]</sup>;关于 Mg 离子注入的实验结果,可以得到 Glaser 等的工作支持;关于 Ga 离子注入的结果目前还没有相关的实验结果.

### 3. 结 论

通过测量退火前后 N, O, Mg, Si 和 Ga 离子注入 GaN 样品的光致发光谱, 并利用独立提出的半经验模型分析谱线中黄光发射带强度的变化规律, 得出如下结论: GaN 样品的黄光发射带强度随 Si 离子注入剂量的增加而减弱、随 Ga 和 Mg 离子的注入剂量

的增加而增强, 而对于注入的 N 和 O 离子则对 GaN 样品的黄光发射带的影响较小且基本不随剂量的变化而变化. 虽然该实验得出了如上一些有益的结论, 并且也得到了一些相关文献研究结果的支持, 但还不能确定导致黄光发射带强弱变化的内部机制, 同时, 该结论所基于的独立提出的半经验模型的有效性仍需要进一步的验证.

- [ 1 ] Morkoç H, Strite S, Gao G B, Lin M E, Sverdlov B, Burns M 1994 *J. Appl. Phys.* **76** 1363
- [ 2 ] Pearton S J, Zolper J C, Shul R J, Ren F 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 1
- [ 3 ] Chris G. Van de Walle, Jörg N B, 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 3851
- [ 4 ] Michael A R, Hadis M 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 061301
- [ 5 ] Ogino T, Aoki M 1980 *Jpn. J. Appl. Phys.* **19** 2395
- [ 6 ] Suski T, Perlin P, Teisseyre H, Leszczyński M, Grzegory I, Jun J, Boćkowski M, Porowski S, Moustakas T D 1995 *Appl. Phys. Lett.* **67** 2188
- [ 7 ] Hofmann D M, Kovalev D, Steude G, Meyer B K, Hoffmann A, Eckey L, Heitz R, Detchprom T, Amano H, Akasaki I 1995 *Phys. Rev. B* **52** 16702
- [ 8 ] Glaser E R, Kennedy T A, Doverspike K, Rowland L B, Gaskill D K, Freitas J A, Asif Khan M, Olson D T, Kuznia J N, Wickenden D K 1995 *Phys. Rev. B* **51** 13326
- [ 9 ] Chtchekine D G, Fu L P, Gilliland G D, Chen Y, Ralph S E, Bajaj K K, Bu Y, Lin M C, Bacalzo F T, Stock S R 1997 *J. Appl. Phys.* **81** 2197
- [ 10 ] Armitage R, William H, Yang Q, Feick H, Gebauer J, Weber E R, Hautakangas S, Saarinen K 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 3457
- [ 11 ] Jörg N, Chris G. Van de Walle 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 503
- [ 12 ] Zhang R, Kuech T F 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 1611
- [ 13 ] Pankove J I, Hutchby J A 1976 *J. Appl. Phys.* **47** 5387
- [ 14 ] Seager C H, Wright A F, Yu J, Götze W 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 6553
- [ 15 ] Lai T S, Fan H H, Liu Z D, Lin W Z 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 2638 (in Chinese) [ 赖天树、范海华、柳振东、林位株 2003 物理学报 **52** 2638 ]
- [ 16 ] Feng Q, Hao Y, Zhang X J, Liu Y L 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 0626 (in Chinese) [ 冯 倩、郝 跃、张晓菊、刘玉龙 2004 物理学报 **53** 0626 ]
- [ 17 ] Song S F, Chen W D, Xu Z J, Xu X R 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 1407 (in Chinese) [ 宋淑芳、陈维德、许振嘉、徐叙荣 2006 物理学报 **55** 1407 ]
- [ 18 ] Dai L, Zhang J C, Chen Y, Ran G Z, Qin G G 2002 *Phys. B* **322** 51
- [ 19 ] Lee I H, Choi I H, Lee C R, Noh S K 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 1359
- [ 20 ] Laukkanen P, Lehtonen S, Uusimaa P, Pessa M, Oila J, Hautakangas S, Saarinen K, Likonen J, Keränen J 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 786
- [ 21 ] Schubert E F, Goepfert I D, Redwing J M 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 3224
- [ 22 ] Seitz R, Gaspar C, Monteiro T, Pereira E, Leroux M, Beaumont B, Gibart P 1998 *J. Crystal Growth* **189-190** 546
- [ 23 ] Yang H C, Lin T Y, Huang M Y, Chen Y F 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 6124
- [ 24 ] Korotkov R Y, Reshchikov M A, Wessels B W 2003 *Phys. B* **325** 1
- [ 25 ] Kobayashi H, Gibson W M 1998 *Appl. Phys. Lett.* **73** 1406
- [ 26 ] Rummukainen M, Oila J, Laakso A, Saarinen K, Ptak A J, Myers T H 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 4887
- [ 27 ] Tan H H, Williams J S, Zou J, Cockayne D J H, Pearton S J, Zolper J C, Stall R A 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 1190
- [ 28 ] Kucheyev S O, Williams J S, Jagadish C, Zou J, Li G 2000 *Phys. Rev. B* **62** 7510

# Broadband yellow luminescence in the photoluminescence spectra of n-GaN implanted by the different ions

Zhang Xiao-Dong<sup>1)†</sup> Lin De-Xu<sup>2)</sup> Li Gong-Ping<sup>1)</sup> You Wei<sup>1)</sup> Zhang Li-Min<sup>1)</sup> Zhang Yu<sup>1)</sup> Liu Zheng-Min<sup>1)</sup>

<sup>1) ǧ</sup> Department of Modern Physics, Lanzhou University, Lanzhou 730000, China )

<sup>2) ǧ</sup> Institute of High Energy Physics, Chinese Academy of Science, Beijing 100080, China )

( Received 5 March 2006 ; revised manuscript received 6 April 2006 )

## Abstract

The n-type gallium nitride ( GaN ) films were implanted with oxygen , nitrogen , magnesium , silicon and gallium ions at room temperature in the dose range from  $10^{13}$  to  $10^{16}$   $\text{cm}^{-2}$ . All implanted samples were annealed at  $900^\circ\text{C}$  for 10 min in a flowing nitrogen environment. The effects of the implantation ions on the broad yellow luminescence ( YL ) band were systematically investigated using the photoluminescence ( PL ) spectra taken at room temperature. A formula based on a semi-empirical model which was proposed by us was deduced , and with it , the experimental data was analyzed and the influence of implanted ions on the intensity of YL band was determined. We can confirm that the effects of the Mg (  $10^{16}/\text{cm}^2$  ), Si (  $\leq 10^{14}/\text{cm}^2$  ) and Ga (  $\geq 10^{15}/\text{cm}^2$  ) implanted ions on the YL band are larger than that of the N and O implanted ions.

**Keywords :** gallium nitride , photoluminescence spectra , ion implantation

**PACC :** 7280E , 7855E , 6170T