

# 掺 Er/Er + O 的 GaN 薄膜光学性质的研究\*

宋淑芳<sup>1)†</sup> 陈维德<sup>2)</sup> 许振嘉<sup>2)</sup> 徐叙<sup>1)</sup>

1) 北京交通大学光电子研究所, 北京 100044)

2) 中国科学院半导体研究所, 北京 100083)

(2006 年 5 月 16 日收到, 2006 年 7 月 28 日收到修改稿)

利用 Raman 散射谱研究了 GaN 注 Er 以及 Er + O 共注样品的振动模, 并讨论了共注入 O 对 Er 离子发光的影响. 在 Raman 散射谱中, 对于注 Er 的 GaN 样品出现了  $300\text{ cm}^{-1}$  和  $670\text{ cm}^{-1}$  两个新的 Raman 峰, 而对于 Er + O 共注样品, 除了上述两个峰外, 在  $360\text{ cm}^{-1}$  处出现了另外一个新的峰, 其中  $300\text{ cm}^{-1}$  峰可以用 disorder-activated Raman scattering (DARS) 来解释,  $670\text{ cm}^{-1}$  峰是由于与 N 空位相关的缺陷引起的, 而  $360\text{ cm}^{-1}$  峰是由 O 注入引起的缺陷络合物产生的. 由于  $360\text{ cm}^{-1}$  模的缺陷出现, 从而导致 Er + O 共注入 GaN 薄膜红外光致发光 (PL) 强度的下降.

关键词: GaN, Er, Raman 散射, 光致发光

PACC: 7280E, 7630K, 7830, 7855E

## 1. 引 言

掺稀土的 GaN 材料在光电子领域有广阔的应用前景, 因而受到国内外科研人员的关注<sup>[1]</sup>. 在 GaN 中掺入不同的稀土元素可发出从可见光到红外光不同波长的光, 加上 GaN 本身可以发出紫外光, 因此掺稀土 GaN 材料可发出从紫外到红外波段的光. 如在 GaN 中掺入 Er 可以发绿光, 掺入 Pr, Eu 可以发红光, 掺入 Tm 可以发蓝光. 在 GaN 中掺入一种稀土元素可获得一种单色光, 如果掺入两种或多种不同比例的稀土元素可获得混合色彩的光. 因此借助掩模技术, 用离子注入法进行选区掺杂, 在一个芯片上可获得不同色彩的光, 从而实现全色显示. 由于  $\text{Er}^{3+}$  在 1540nm 处的发光, 对应于光纤通讯中光损失最小的波段, 所以大部分集中在掺 Er 的 GaN 材料的研究.

Raman 散射是研究离子注入对晶格振动影响一种很好的方法, 离子注入增加无序位错, 使声子发生空间局域化, 因而一些由于对称性禁止的模和不激活的模可以被激活. 同时, 由于注入引入缺陷的缘故, 可以在 Raman 光谱中出现一些缺陷局域振动模 (LVM). 本文主要研究注 Er 和 Er + O 共注 GaN 样

品的 Raman 光谱, 目的在于研究注入 Er 和 Er + O 共注对 GaN 晶格振动的影响, 并且结合光致发光谱的研究结果, 讨论了共注入 O 对  $\text{Er}^{3+}$  发光的影响.

## 2. 实 验

利用金属有机物化学气相沉积 (MOCVD) 方法, 在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (0001) 衬底上外延生长 GaN 薄膜, 薄膜厚度为  $1.5\ \mu\text{m}$ . 然后用离子注入方法在薄膜中掺入 Er, 室温下注入能量为 400 keV, 注入剂量分别为  $3 \times 10^{13}\text{ cm}^{-2}$ ,  $3 \times 10^{14}\text{ cm}^{-2}$ ,  $3 \times 10^{15}\text{ cm}^{-2}$ . 注入完成后将部分样品分割成两块, 取其中一块再注入 O, 室温下注入能量为 80 keV, 注入剂量为  $3 \times 10^{15}\text{ cm}^{-2}$ , 样品编号及条件如表 1 所示. 然后将样品在电阻退火炉、 $\text{N}_2$  气氛中退火, 退火的温度范围是  $700^\circ\text{C}$ — $1100^\circ\text{C}$ , 退火时间是 30 min.

表 1 样品编号及条件

样品编号	注入原子	注入能量/keV	注入剂量/ $\text{cm}^{-2}$
GaN	—	—	—
Er13	Er	400	$3 \times 10^{13}$
Er14	Er	400	$3 \times 10^{14}$
Er15	Er	400	$3 \times 10^{15}$
Er + O	Er, O	400, 80	$3 \times 10^{14}$ , $3 \times 10^{15}$

\* 国家自然科学基金 (批准号 60176025), 国家重点基础研究发展计划项目 (973 计划) (批准号 2003CB314707) 和中国博士后科学基金资助课题 (批准号 2005037302) 资助的课题.

† E-mail: sfsong@center.njtu.edu.cn

在实验中,Raman 散射光谱用 Jobin-Yvon 公司的 T64000 型三光栅拉曼光谱仪测量,Raman 散射配置为采用  $z(xx)z$  的实验几何配置( $z$  为六方 GaN 晶体的  $c$  轴方向) $\bar{z}$  和  $z$  分别表示光的入射和出射方向波矢, $x$  和  $x$  分别表示入射电磁波场和散射电磁波场的偏振矢量. 激发光源用 SP-165-09 型  $Ar^+$  激光器的 514.5 nm 线,加在样品上的激发功率小于 30 mW,以避免表面的加热效应. 实验所用的探测系统是液氮冷却下的  $2000 \times 800$  阵列的 CCD 探测器,在所测量的范围内每个像素对应  $0.5 \text{ cm}^{-1}$ ,数据采集由计算机自动进行,整个测量系统由计算机自动控制. 用 IFS/20HR 傅里叶变换红外光谱仪测量样品在  $1.54 \mu\text{m}$  处的室温 (300 K) 和低温 (15 K) 光致发光谱,分辨率是  $16 \text{ cm}^{-1}$ ,激发光源是 514.5 nm 的  $Ar^+$  激光器,激发功率分别是 100 mW;样品的发光采用 InGaAs 探测器探测,信号经锁相放大器放大,由计算机进行数据采集和处理.

### 3. 结果与讨论

#### 3.1. Raman 散射分析

对于纤锌矿结构的 GaN(点群  $C_{6v}$ ) 在布里渊区的中心( $\Gamma$  点),由群论理论上计算,存在八个晶格振动模  $2A_1 + 2B + 2E_1 + 2E_2$ . 其中一个  $A_1$  模、一个  $E_1$  模和两个  $E_2$  模是 Raman 激活的,而且 Raman 激活的  $A_1$  模和  $E_1$  模是极化的:它们的振动极化了原胞因而产生了一个大范围的静电场,导致  $A_1$  模和  $E_1$  模的分裂成横向和纵向光学模.  $B$  模对 Raman 散射是不激活的,但是在非弹性的 X 射线散射测量中,它们是可以被观察到的. 由实验决定的 GaN 的

表 2 实验确定的六方 GaN 的声子模 ( $k=0$ )

振动模	频率/ $\text{cm}^{-1}$
$E_1(\text{LO})^{\text{a}}$	746.6
$A_1(\text{LO})^{\text{a}}$	739.3
$B_1$	692
$E_2$	569.2
$E_1(\text{TO})^{\text{b}}$	560.0
$A_1(\text{TO})^{\text{b}}$	533.5
$B_1$	329
$E_2$	144.2

a 纵向光模, b 横向光模.

特征 Raman 特征模如表 2 所示<sup>[2,3]</sup>. 在背散射的几何配置中,Raman 激活的模仅为  $A_1(\text{LO})$  模和  $E_2$  模. 而且图 1 给出了由计算得到的 GaN 的声子色散曲线图<sup>[4,5]</sup>.

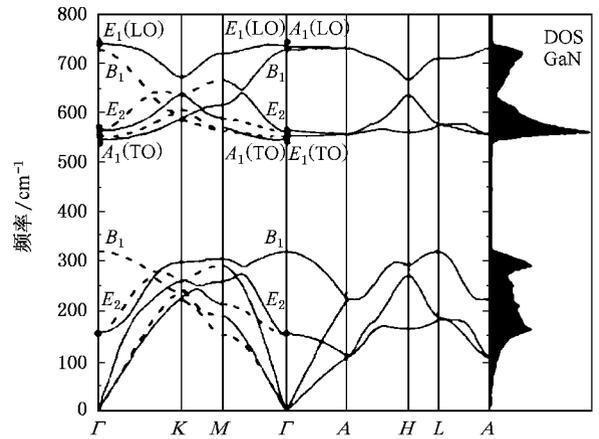


图 1 GaN 的声子色散关系曲线

#### 3.1.1. 注入 Er 的 GaN 样品的 Raman 散射分析

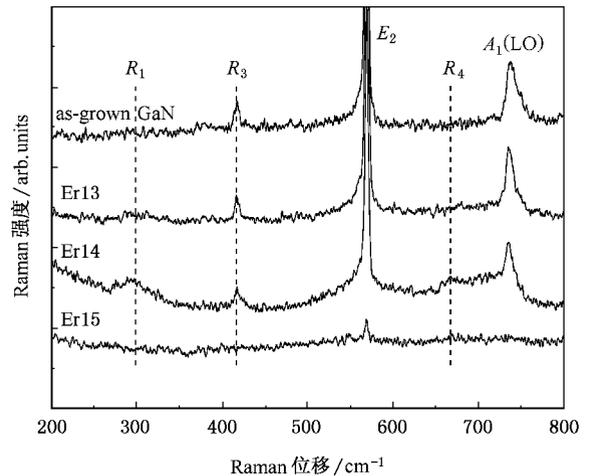


图 2 注入 Er 前后 GaN 样品的 Raman 图

图 2 是 Er 注入前后样品的 Raman 谱. 未注入 GaN 薄膜样品的 Raman 谱中出现了三个峰,其中  $569 \text{ cm}^{-1}$  和  $738 \text{ cm}^{-1}$  峰分别对应于六方 GaN 薄膜的  $E_2$  模和  $A_1(\text{LO})$  模,弱的  $418 \text{ cm}^{-1}$  峰( $R_3$ )来源于  $Al_2O_3$  衬底. 当注入剂量达到  $3 \times 10^{14} / \text{cm}^2$  时,  $670 \text{ cm}^{-1}$  处出现了一个新峰( $R_4$ ),而且在  $300 \text{ cm}^{-1}$  处出现了一个宽峰( $R_1$ ). 但是当剂量达到  $3 \times 10^{15} / \text{cm}^2$  时,仅有一个弱的  $E_2$  峰可以分辨,这是由于在注入部分引入了高剂量的缺陷所致. Katsikini<sup>[6]</sup>和张纪才等人<sup>[7]</sup>研究了 GaN 中注入 Mg, Si, O, N, C, Al,

Ge, Sn 等原子的 Raman 散射,在相同的位置  $R_1$  ( $\sim 300 \text{ cm}^{-1}$ ),  $R_4$  ( $670 \text{ cm}^{-1}$ ) 出现了两个峰,而且两个峰的位置不随注入原子的原子质量变化而变化,所以这些峰并不代表注入原子的振动模。

注入引入的缺陷可以通过两个方法影响 Raman 光谱<sup>[8]</sup>,一是离子注入产生各种点缺陷或其他缺陷,这些缺陷可以产生一些新的 Raman 结构,即产生局域振动模(LVM),二是由于缺陷引入而破坏了选择定则,可以激活一些本征的 Raman 模。当缺陷密度很高时,Raman 散射过程中,波矢守恒被打破,Raman 谱中整个布里渊区的声子可以被观察到,因而 Raman 谱反应的是整个声子的态密度,这种现象被成为 disorder-activated Raman scattering (DARS)。

### 3.1.2. Er14 样品的 Raman 散射分析

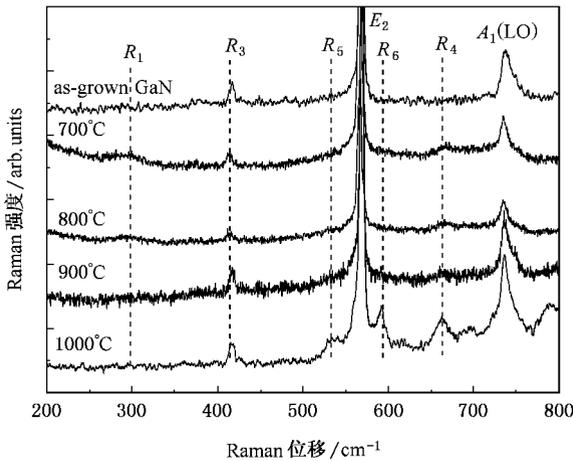


图3 Er14 样品经不同温度退火后的 Raman 图

图3是 Er14 样品经  $700^\circ\text{C}$ ,  $800^\circ\text{C}$ ,  $900^\circ\text{C}$ ,  $1000^\circ\text{C}$  退火后的 Raman 谱。为了做比较图中也加入了注入前 GaN 样品的 Raman 图谱。从图中可知,  $300 \text{ cm}^{-1}$  处峰的强度随退火温度的增加而减少,  $900^\circ\text{C}$  时,该峰基本消失;而  $670 \text{ cm}^{-1}$  的峰强度,从  $700^\circ\text{C}$  到  $900^\circ\text{C}$  基本趋于下降,但是温度达到  $1000^\circ\text{C}$  时,其强度反而突然增加。而且当退火温度达到  $1000^\circ\text{C}$  时,在  $534 \text{ cm}^{-1}$  和  $595 \text{ cm}^{-1}$  处出现了两个新的 Raman 峰 ( $R_5$  和  $R_6$ )。在 Er 离子注入过程中,由于 Er 离子和 GaN 晶格上的原子碰撞,产生 N 空位 ( $V_N$ ) 和 Ga 空位 ( $V_{Ga}$ ) 间隙 ( $N_{Ni}$ ) 和间隙 Ga ( $Ga_i$ ) 以及一些反位缺陷。  $900^\circ\text{C}$  退火后,一些缺陷被消除,但是由于退火温度超过  $900^\circ\text{C}$ , GaN 将分解<sup>[9]</sup>, N 从 GaN 表面逸出,因而与  $V_N$  相联系的缺陷增加。正如图3所示,  $670 \text{ cm}^{-1}$  峰的强度,在  $700^\circ\text{C}$  到  $900^\circ\text{C}$  基本趋于下降

的趋势,但是温度达到  $1000^\circ\text{C}$  时,其强度反而突然增加,所以我们推断  $670 \text{ cm}^{-1}$  的峰来源于与  $V_N$  相联系的缺陷的振动模<sup>[10,11]</sup>。由于缺陷的密度很高,波矢守恒被打破,Raman 谱中整个布里渊区的声子可以被观察到,  $300 \text{ cm}^{-1}$  的峰和  $595 \text{ cm}^{-1}$  的峰来源于 DARS。  $534 \text{ cm}^{-1}$  应该是  $A_1(\text{TO})$  模,这个模在背散射配置中不应该被观察到,可能是由于缺陷的出现打破了选择定则观察到了  $A_1(\text{TO})$  模,同时  $A_1(\text{TO})$  模的出现反映出样品中缺陷很多。

### 3.1.3. Er+O 样品的 Raman 散射分析

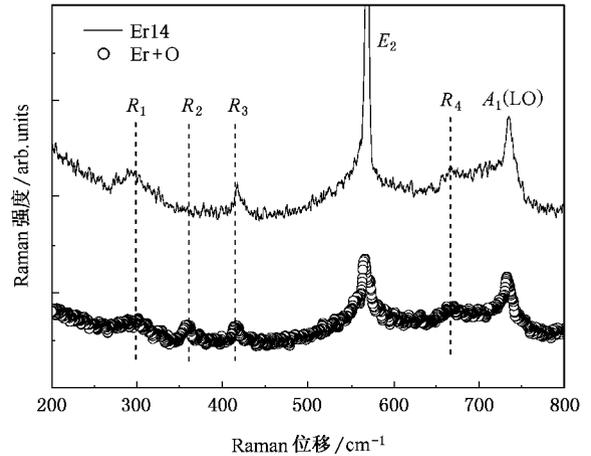


图4 Er14 和 Er+O 样品的 Raman 图谱

图4是 Er14 和 Er+O 样品的 Raman 图谱。从图中可知,与注 Er 样品相比较,Er+O 共注样品除了在  $300 \text{ cm}^{-1}$  和  $670 \text{ cm}^{-1}$  处出现新的峰外,在  $360 \text{ cm}^{-1}$  处又出现了一个新的峰 ( $R_2$ )。前两个峰的来源已在上段中讨论,所以仅对  $360 \text{ cm}^{-1}$  处的峰进行讨论。由于注入 Er 样品没有出现该峰,因此我们认为此峰是由于 O 的注入而引入的。Limmer 等人<sup>[10]</sup>研究了 GaN 中注入 Ca, Ar, Mg, P, C, Ca 等原子的 Raman 散射,在相同的位置  $R_1$  ( $\sim 300 \text{ cm}^{-1}$ ),  $R_2$  ( $360 \text{ cm}^{-1}$ ),  $R_4$  ( $670 \text{ cm}^{-1}$ ) 也观察到了三个峰,而且这三个峰的位置也不随注入原子的原子质量变化而变化,所以  $R_2$  ( $360 \text{ cm}^{-1}$ ) 并不代表注入原子的振动模。与六方 GaN 声子的色散曲线的计算结果相对应(图1),由于从  $300 \text{ cm}^{-1}$  到  $530 \text{ cm}^{-1}$  是声学声子支和光学声子支的禁带,因此  $360 \text{ cm}^{-1}$  的峰不能用 DARS 来解释,而是由缺陷引入的 LVM。图5是 Er+O 样品经  $700^\circ\text{C}$ ,  $800^\circ\text{C}$ ,  $900^\circ\text{C}$ ,  $1000^\circ\text{C}$ ,  $1100^\circ\text{C}$  退火后的 Raman 谱。为了做比较图中也加入了注入前样品的 Raman 图谱。从图中可知,  $360 \text{ cm}^{-1}$  处峰的强度随退

火温度的升高而减小,1100℃时,该峰基本消失,因此该峰来源于 O 注入引入缺陷以及缺陷络合物的振动模.

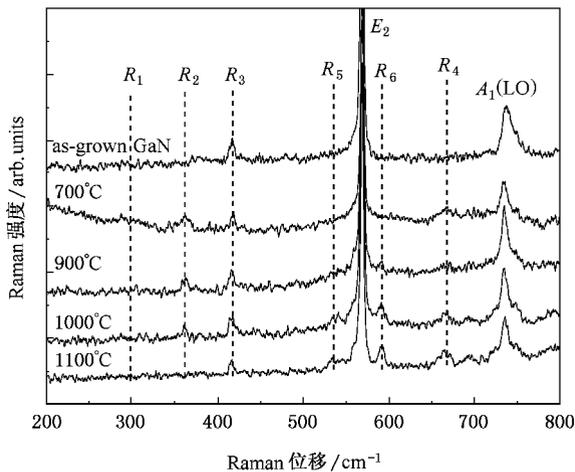


图 5 Er + O 样品经不同温度退火后的 Raman 图

### 3.2. 光致发光谱 (PL) 的研究

图 6 是典型的 GaN :Er (Er15 样品) 室温光致发光光谱. 注入 Er 后, 由于注入引入了损伤, 形成大量的非辐射复合中心, 消耗了能量, 因而探测不到样品的 PL 谱. 样品退火后可以观察到 1540 nm 处的红外光发射, 是  $Er^{3+}$  的  $^4I_{13/2}$  能级中向基态  $^4I_{15/2}$  能级跃迁的结果, 由于晶体场下,  $Er^{3+}$  的  $^4I_{13/2}$  能级和  $^4I_{15/2}$  能级分裂, 而且在 1553 nm, 1514 nm 处出现了两个小峰.

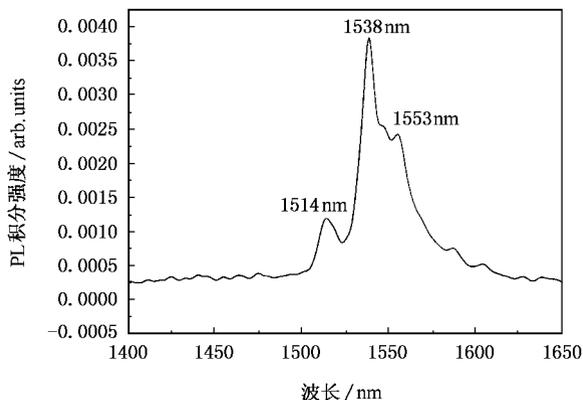


图 6 典型的 GaN :Er 室温光致发光谱

图 7 是退火温度 900℃ 时, Er14 和 Er + O 样品在室温 (300 K) 和低温 (15 K) 的 PL 图谱. 从图中可知, 在相同退火条件下, 室温时 Er + O 样品的 1.54

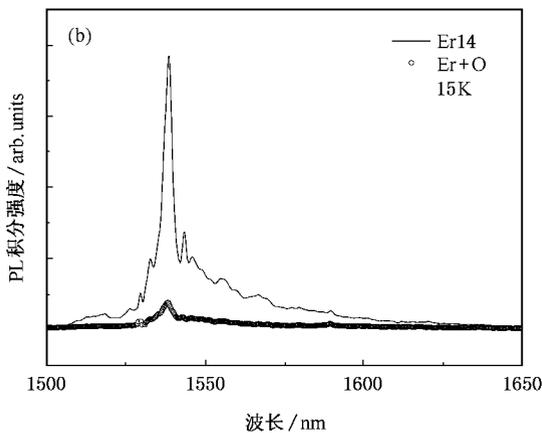
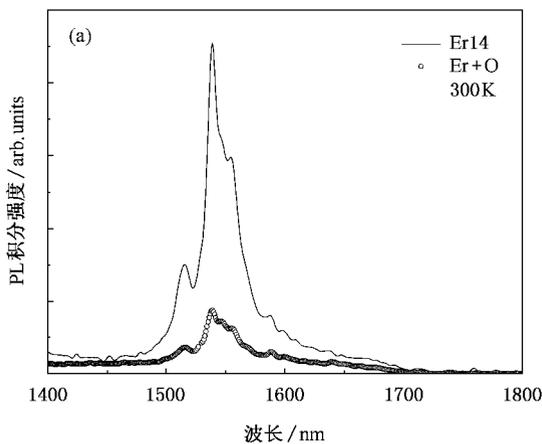


图 7 Er14 和 Er + O 样品的红外 PL 谱

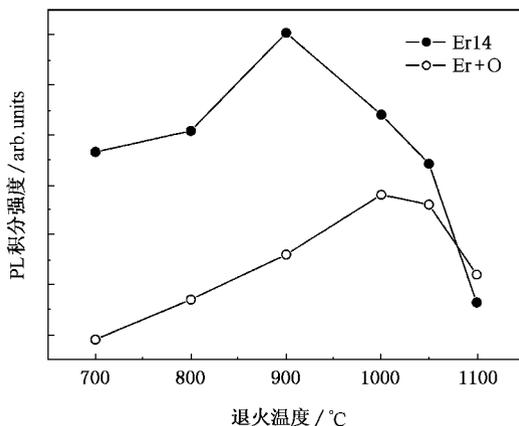


图 8 Er14 和 Er + O 样品的 PL (300 K) 积分强度随退火温度变化图

μm 处 PL 强度最大值是 Er14 样品的 9%, Er + O 样品的积分 PL 强度 (积分范围从 1450 nm 到 1700 nm) 是 Er14 样品的 28%. 低温时 Er + O 样品的 PL 强度最大值是 Er 样品的 5%, Er + O 样品的积分 PL 强度 (积分范围从 1500 nm 到 1600 nm) 是 Er14 样品的

18%, 因此不论室温测量还是低温测量 Er+O 样品的 PL 发光强度均低于 Er14 样品的 PL 发光强度. 从上面有关 Raman 散射的讨论可知, 共注入 O 增加了  $360\text{ cm}^{-1}$  的缺陷峰, 所以在 Er 的发光过程中, 该缺陷作为非辐射复合中心, 导致了 Er 的发光强度的降低.

图 8 是 Er14 和 Er+O 样品的 PL(300 K) 积分强度随退火温度变化图, 从图中可知, 对于 Er14 样品, 退火温度范围在  $700\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$  样品的 PL 强度逐渐增加, 退火温度高于  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  样品的 PL 强度逐渐减小, 到  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  达到最低值. 从上面的 Raman 分析来看, 退火温度在  $700\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $300\text{ cm}^{-1}$  的峰和  $670\text{ cm}^{-1}$  的峰强度都呈下降趋势, 特别是  $300\text{ cm}^{-1}$  的峰,  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  时基本消失, 因此与空位相联系的缺陷数减少, 从而非辐射复合中心减少, Er 的发光强度增加, 但是由于退火温度达到  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  以后,  $670\text{ cm}^{-1}$  的峰强度增加, N 空位的缺陷数增加, 导致 Er 发光强度的下降. 对于 Er+O 样品, 退火温度范围在  $700\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  样品的 PL 强度逐渐增加, 退火温度高于  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  样品的 PL 强度逐渐减小, 到  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  达到最低值. 从上面的 Raman 分析来看, 退火温度在  $700\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $300\text{ cm}^{-1}$  的峰、 $360\text{ cm}^{-1}$  的峰、 $670\text{ cm}^{-1}$  的峰强度都呈下降趋势,  $300\text{ cm}^{-1}$  的峰,  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  时基本消失,  $360\text{ cm}^{-1}$  的峰,  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  时基本消失, 因此缺陷数减少, 从而非辐射复合中心减少, Er 的发光强度增加, 但是由于退火温度达到  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  以后,  $670\text{ cm}^{-1}$  的峰强度增加, N 空位的缺陷数增加, 导致 Er 发光强度的下降. 因此适当温度的退火可以消除部分缺陷, 高温退火必须考虑 N 逸出, 采用加压退火应该是一种有效的方法.

目前关于 O 对 GaN 中  $\text{Er}^{3+}$  发光作用有两种不

同的观点, 一种是以 Torvik 等人<sup>[12]</sup>为代表认为, 在 GaN 中共注入 O 可以增加 Er 的发光强度; 另外一种是以 Monteiro<sup>[13]</sup>为代表认为, 在 GaN 中共注入 O 降低了 Er 的发光强度. Citrin 等人<sup>[14]</sup>发现, 不同于 Si 中的 Er, GaN 中的 Er 对 O 是不敏感的, 而且 GaN 中 Er 的发光中心和 Si 中完全不同. 研究表明, 大多数的 Er 占据 Ga 的晶格位置<sup>[15]</sup>. 仔细比较 Torvik 和 Monteiro 的实验过程发现, Torvik 等人在氦气气氛中退火, 而且激发光源的波长为  $983\text{ nm}$ , 其能量正好对应于  $\text{Er}^{3+}$  的基态 $^4\text{I}_{5/2}$  到 $^4\text{I}_{11/2}$  态的跃迁, 因此属于共振激发. 而 Monteiro 等人在氮气中退火, 激发光源的波长  $496.4\text{ nm}$ , 是低于禁带宽度的激发, 激发机理应该属于陷阱媒介的能量传输. 由于退火气氛不同, 氦气中的 H 对缺陷的钝化有很大的影响<sup>[16]</sup>, 激发波长不同导致  $\text{Er}^{3+}$  的有效激发截面和激发机理的不同, 所以出现了两种不同的结果. 我们的实验条件与 Monteiro 类似, 因而得到与其相同的结果.

## 4. 结 论

在 Raman 散射谱中, 注 Er 的 GaN 样品出现了  $300\text{ cm}^{-1}$  和  $670\text{ cm}^{-1}$  两个新的 Raman 峰, 而 Er+O 共注样品, 除了上述两个峰外, 在  $360\text{ cm}^{-1}$  处出现了另外一个新的峰, 其中  $300\text{ cm}^{-1}$  峰可以用 DARS 来解释,  $670\text{ cm}^{-1}$  峰是由于与 N 空位相关的缺陷引起的,  $360\text{ cm}^{-1}$  峰来源于 O 注入引入缺陷以及缺陷络合物的振动模. 由于  $360\text{ cm}^{-1}$  模的缺陷出现, 从而导致 Er+O 薄膜红外 PL 强度的下降, 并且利用 Raman 散射谱成功地解释了共注入 O 对 Er 离子发光的影响, 对目前存在的两种观点进行了合理的评述.

- [1] Ruterana P, Special Issues, EMRS 2003 Symposium J. Rare earth doped materials for photonic, Strasbourg, 2003 *Mater. Sci. Eng.* B 105
- [2] Zhang J M, Ruf T, Cardona M, Ambacher O, Stutzmann M, Wagner J M, Bechstedt F 1997 *Phys. Rev. B* **56** 14399
- [3] Li W S, Shen Z X, Feng Z C, Chua S J 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 3332
- [4] Siegle H, Kaczmarczyk G, Filippidis L, Litvinchuk A P, Hoffmann A, Thomsen C 1997 *Phys. Rev. B* **55** 7000
- [5] Davydov V Yu, Kitaev Yu E, Goncharuk I N, Smirnov A N, Graul J, Semchinova O, Uffmann D, Simov M B, Mirgorodsky A P,

Evarestov R A 1998 *Phys. Rev. B* **58** 12899

- [6] Katsikini M, Papageli K, Paloura E C, Ves S, 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 4389
- [7] Zhang J C, Dai L, Qin G G, Ying L Z, Zhao X S 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 629 (in Chinese) [张纪才、戴伦、秦国刚、应雨贞、赵新生 2002 物理学报 **51** 629]
- [8] Berg R S, Yu P Y, Weber E R, 1985 *Appl. Phys. Lett.* **47** 515
- [9] Pisch A, Schmid-Fetzter R, 1998 *J. Cryst. Growth* **187** 329
- [10] Limmer W, Ritter W, Sauer R, Mensching B, Liu C, Rauschenbach B 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 2589
- [11] Kaschner A, Siegle H, Kaczmarczyk G, Straburg M, Hoffmann A, Thomsen C 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 3281

- [ 12 ] Torvik J T , Qiu C H , Feuerstein R J , Pankove J I , Namavar F 1997 *J. Appl. Phys.* **81** 6343
- [ 13 ] Monteiro T , Soares J , Correia M R 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 6183
- [ 14 ] Citrin P H , Northrup P A , Birkhahn R , Steckl A J 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 2856
- [ 15 ] Song S F , Zhou S Q , Chen W D , Zhu J J , Chen C Y , Xu C C 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 2558 ( in Chinese ) [ 宋淑芳、周生强、陈维德、朱建军、陈长勇、许振嘉 2003 物理学报 **52** 2558 ]
- [ 16 ] Hansen D M , Zhang R , Perkins N R , Safvi S , Zhang L , Bray K L , Kuech T F 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 1244

## Study on optical properties of Er/Er + O doped GaN thin films<sup>\*</sup>

Song Shu-Fan<sup>1,2)</sup> Chen Wei-De<sup>2)</sup> Xu Zhen-Jia<sup>2)</sup> Xu Xu-Rong<sup>1)</sup>

<sup>1</sup> *Institute of Optoelectronic Technology , Beijing Jiaotong University , Beijing 100044 , China*

<sup>2</sup> *State Key Laboratory for Surface Physics , Institute of Semiconductors , Chinese Academy of Sciences , Beijing 100083 , China*

( Received 16 May 2006 ; revised manuscript received 28 July 2006 )

### Abstract

We extend the use of Raman spectroscopy to investigate the modes of Er-implanted and Er + O co-implanted GaN , and discuss the influence of O ions on Er<sup>3+</sup>-related infrared photoluminescence ( PL ). It is found that Er<sup>3+</sup> implantation introduces new Raman peaks in Raman spectra at frequencies 300 and 670 cm<sup>-1</sup> , and one additional new peak at 360cm<sup>-1</sup> is introduced after Er + O implantation. It is proposed that the broad structure around 300 cm<sup>-1</sup> mode originates from disorder-activated scattering ( DARS ). The Raman peak at 670 cm<sup>-1</sup> is assigned to nitrogen vacancy related defects. The 360 cm<sup>-1</sup> peak is attributed to the O implantation induced defect complexes ( vacancies , interstitial , or anti-sites in the host ). The appearance of the 360 cm<sup>-1</sup> mode results in the decrease of the Er<sup>3+</sup>-related infrared PL of GaN :Er + O.

**Keywords** : GaN , Er , Raman scattering , photoluminescence

**PACC** : 7280E , 7630K , 7830 , 7855E

<sup>\*</sup> Project supported by the National Natural Science Foundation of China ( Grant No. 60176025 ) , by the State Key Program of Basic Research of China ( Grant No. 2003CB314707 ) and by the Science Foundation for Post Doctorate of China ( Grant No. 2005037302 ).