

# GaAs 中缺陷的光致发光研究\*

翁渝民 刘松 宗祥福

(复旦大学材料研究所, 上海, 200433)

**摘要:** 用光致发光技术研究了未掺杂半绝缘砷化镓中的深能级缺陷, 观察到一系列与其有关的光致发光. 其中 0.69eV 发射带是源自 EL2 的辐射复合发光, 0.77eV 带是由导带至  $As_{Ga}$  施主能级的跃迁. 认为 1.447eV 和 1.32eV 荧光带系分别对应于与  $Ga_{As}$  的两个电子态 (38meV 和 203meV) 有关的辐射复合.

**关键词:** 半绝缘砷化镓, 光致发光, 缺陷.

## 引言

半导体材料的输运特性往往取决于材料中的缺陷, 人们甚至在半导体材料中人为地引入缺陷与控制缺陷, 即开展所谓缺陷工程的研究, 对发展半导体电子学与 VLSI 工艺起了很大的推动作用. 一旦发现了新的缺陷及其相互作用, 并理解了它们的特性, 我们便能拓宽新器件与新工艺结构. 所以缺陷的识别是重要的工作, 但又是很困难的工作, 特别是对 GaAs 材料, 它们的情况比 Si 要复杂得多, 人们对它的研究还远不如对 Si 那么深入.

已有很多有力的手段诸如 ODMR<sup>[1]</sup>, EPR<sup>[2]</sup>, DLTS<sup>[3]</sup>(或 PICTS<sup>[4]</sup>), FTIR<sup>[5]</sup>, PL<sup>[6]</sup>等, 可用于研究 GaAs 材料中缺陷, 其中光致发光 (PL) 法则是一种无损伤、非接触的最灵敏的方法, 近年来越来越显示出对分析 GaAs 中杂质与缺陷的优越性. 本文主要是采用 PL 方法研究 GaAs 中各种深中心缺陷, 并考察热历程所导致的诸种缺陷的产生与湮灭, 试图对识别 GaAs 中的缺陷提供一些有用的信息.

## 1 实验方法

实验所用的样品全部是  $\langle 100 \rangle$  晶向的非掺杂半绝缘(SI)-GaAs 晶片. 晶体系采用 PBN 坩埚, 在富 As 条件下用高压液封直拉(LEC)法生长. 样品经单面机械抛光及表面化学处理后, 采用自制的扫描光致发光 (SPL) 系统进行 PL 测量<sup>[7]</sup>. 该系统用波长为 488nm 的  $Ar^+$  激光束. 经 200Hz 斩波调制及一定空间滤波处理后, 射入样品表面, 束径约为

本文 1991 年 7 月 2 日收到, 最后修改稿 1991 年 9 月 26 日收到.

\* 电子科学基金部分资助课题.

2mm, 功率 50~100mW. 测量温度为液氮、液氮或室温之下. 样品由 XY 精密二维扫描系统作平面扫描, 半导体晶片上激发出来的荧光经透镜系统后, 近乎光学匹配地射入光栅单色仪, 分光后, 由致冷的 PbS 红外探测器接收, 然后送至锁定放大器放大, 再由 X-Y 记录仪记录或由 IBM-PC 计算机存贮处理. 整个 PL 扫描系统由 IBM-PC 机控制、存贮、数据处理及打印输出.

常规热退火是在砷气氛下于石英管内进行的. 快速热退火 (RTA) 时用高纯 (99.999%) 氮气保护, 流量为 2L/min. 采用面贴面退火方式, 光照停止后, 装置在水冷和强风冷下迅速冷却. 最初 2s 内, 冷却速率大于 100°C/s, 然后采用较慢的冷却过程, 在 1min 内冷却到 200°C 以下.

## 2 实验结果与讨论

SI-GaAs 的 PL 谱在不同条件下呈现丰富的特征. 一般地说, 除了带边发射外, 还可能包括: 位于 0.69eV 的荧光带; 它是与 EL2 有关的深中心发光; 位于 0.69eV 肩部的 0.77eV 发射带; 1.447eV 及 1.32eV 发光; 1.13eV 荧光带; 0.96eV PL 带; 1.358eV PL 峰等. 本文主要研究与各种缺陷, 特别是与深能级缺陷有关的 PL 带.

### 2.1 0.69eV 荧光带—EL2 深中心的研究

EL2 深中心是 SI-GaAs 材料中最重要的原生缺陷, 至今对它的机理还不完全清楚. EL2 深中心在形成 GaAs 材料高阻方面起着与碳等受主补偿的作用<sup>[8]</sup>, 其非均匀分布影响了以 SI-GaAs 材料为衬底的集成电路器件的制造. 对 EL2 的研究在理论和实验两方面正在同时进行, 理论上已提出了许多模型<sup>[9]</sup>, 但至今没有一种能解释所有的实验现象, 实验上研究 EL2 深中心的手段很多, 我们主要用 PL 方法研究 EL2 深中心.

#### 2.1.1 0.69eV PL 带

众所周知, EL2 深能级最重要的特征是光猝灭效应<sup>[10]</sup>. SI-GaAs 材料中的 EL2 深中心, 当温度低于 140K<sup>[11]</sup> 时具有光猝灭效应, 在猝灭时, EL2 由中性态  $EL2^0$  变化到激发态  $EL2^*$ , SI-GaAs 变型为 P 型. 我们在液氮温度 (77K) 下观察了 SI-GaAs 晶片的猝灭效应: 首先测出晶片表面的 PL 谱, 然后用波长为 1.15 $\mu$ m, 功率 1.5mW, 功率密度 0.2W/cm<sup>2</sup> 的红外激光照射被测样品, 照射时间为 15min. 然后在相同的条件下测出样品的 PL 谱, 进行比较, 如图 1 所示.

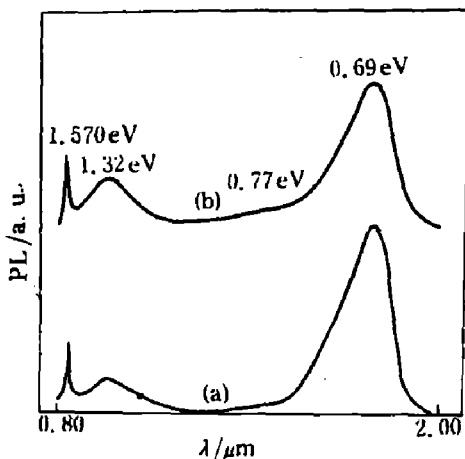


图 1 77K 下猝灭前后 SI-GaAs PL 谱  
(a) 猝灭前, (b) 猝灭后  
Fig.1 77K PL spectra of SI-GaAs  
before and after quenching

同样的报道, 并认为它与 EL2 有关<sup>[6]</sup>. 因此, 与此 0.69eV<sup>[12]</sup> 峰相应的能级是 EL2 深能级.

### 2.1.2 不同温度下的 EL2 带

我们比较了同一晶片在液氮(4.2K), 液氮(77K)和室温(300K)温度下的 PL 谱如图 2 所示. 图 2 中, 77K 和室温下的光谱强度分别比 4.2K 的光谱弱 10 倍和 200 倍. 从图 2 可知, 0.69eV 带即 EL2 带在波长上没有大的移动, 在室温下观察到的 0.68eV 带也是由 EL2 引起的跃迁产生的荧光带, 即室温下 0.68eV 也是 EL2 带. 作为 EL2 带肩的很宽的带, 也只从液氮下的 0.77eV 变化到室温的 0.76eV. 关于液氮和液氮温度下中心在 1.3eV 左右的很宽的带, 我们将在讨论 Ga<sub>As</sub> 时予以论述.

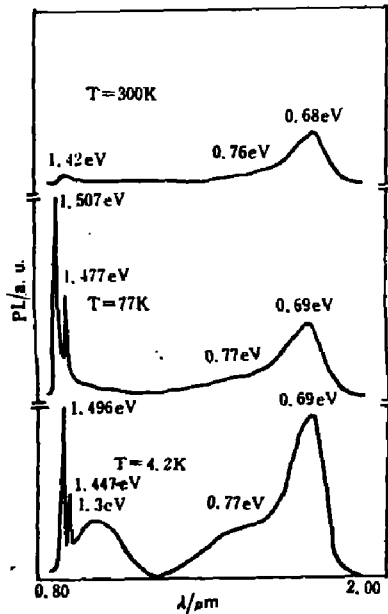


图 2 不同温度下 SI-GaAs 的 PL 谱  
Fig.2 PL spectra of SI-GaAs at different temperatures

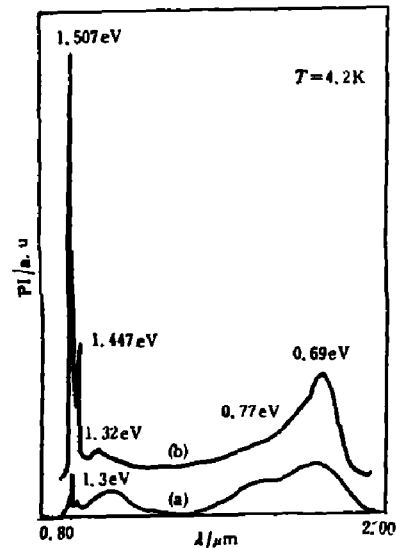


图 3 77K 下 SI-GaAs PL 谱  
(a)原生 SI-GaAs; (b)常规热处理(950°C, 5h)  
Fig.3 77K PL spectra of SI-GaAs  
(a) as grown, (b) after annealing at 950°C for 5h

### 2.1.3 常规热处理对 EL2 的影响

为了研究 EL2 及其他缺陷在热历程中的变化, 我们观察了原生晶片在常规热处理后 PL 强度的变化. 图 3 显示了 LEC 非掺杂 SI-GaAs 晶片在原生状态和经 950°C 5 小时常规热处理后 PL 谱的变化. 从图中可以看到, EL2 带的强度有很大增大, 而且 EL2 带与 0.77eV 带强度比值也在常规处理后大大提高. 带边跃迁强度极大的提高, 表明表面状态经过常规处理后极大地改善了.

对于 LEC 非掺杂 SI-GaAs 晶片, 我们用红外吸收法<sup>[13]</sup>测量了 EL2 浓度随不同处理条件的变化. 首先观察了在同样退火时间 (20min), 在砷气氛保护下从 600~1000°C 之间的常规热退火, 然后得到 EL2 浓度随退火温度的变化曲线如图 4 所示. 由该曲线我们可以得出结论: 在 600~900°C 范围, 材料内部还在形成 EL2 深中心, 而生成 EL2 的速率在 600~700°C 范围内最快; 当温度高于 1000°C 时, EL2 开始分解, 表现为 EL2 浓度迅速降低; 而当温度在 900~1000°C 之间时, EL2 的生成与分解反应速率很可能趋于平衡. 有关 EL2 生成与湮灭的反应动力学问题, 我们将另文讨论.

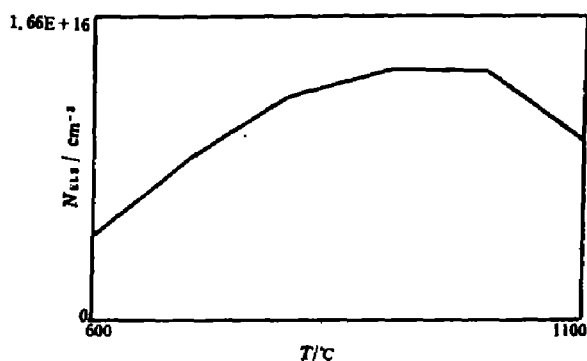


图4 EL2 等时常规热处理特性  
Fig.4 Isochronal annealing property of EL2

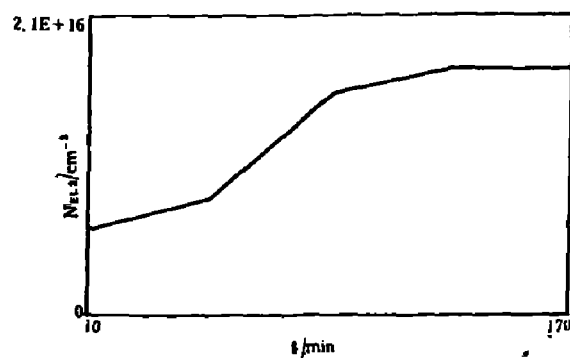


图5 高温湮灭后经 650°C 等温热处理  
EL2 的再生  
Fig.5 Regeneration of EL2 through 650°C  
isothermal annealing after annihilating  
at high temperature

我们还测量了经 1100°C 常规退火从而 EL2 湮灭以后的 SI-GaAs 晶片, 在 650°C 下经不同退火时间后 EL2 浓度的变化曲线. 由图 5 可见, 在 650°C 常规退火, 从 10~50min EL2 浓度增长缓慢. 从 50~90min 内, EL2 浓度再生最快. 到 130min 以后, 退火已不能增加 EL2 浓度, EL2 浓度达到饱和.

#### 2.1.4 RTA 对 EL2 的生成与湮灭的影响

我们对 500~1100°C 范围内约 7 个温度进行相同时间 (10s) 的 RTA 后的片子, 在 77K 下进行 PL 测量, 典型的 PL 谱如图 6 所示. EL2 峰强度随 RTA 温度的变化, 如图 7. 由图可见, 温度低于 900°C 时, EL2 峰 (即浓度) 随退火温度的升高而增高, 到 700°C 时达到极大; 当温度升到 900°C 以后, EL2 峰强度急速减小. 这就说明 900°C 是 EL2 的解离温度.

固定一片 SI-GaAs 样品, 每退火 10s 测一次 PL 光强, 观察光强随时间的变化. 图 8 列出了两个典型的 700°C RTA 后的 PL 谱及一个参照谱. 由图 9 可见, 随着 RTA 时间增加, EL2 的 PL 强度在 20s 时出现极大值后缓慢衰减. 衰减的原因是由于在 700°C RTA 中, 是用高纯氮气保护, 虽然是面贴面的方式, 但 As 原子还是极易逸出样品表面, 促成 EL2 分解; 同时, 在 700°C 下又生成 EL2, 两种效应竞争的结果就出现了极大值. 大于 20s 后, EL2 由于 As 的逸出而分解的趋势占了优势, 表现为 EL2 浓度减小, 从而使 PL 峰强度减小. 图 9 还显示了 900°C 下 SI-GaAs 晶片经过 10s 和 20s 后的 PL 谱, 对照谱如图 10 所示, 在 900°C 下进行 RTA 时, PL 谱表现很特别, 在其它温度下存在的介于 0.77eV 峰和 1.3eV 带之间的带已不出现. 从图 11 可见 EL2 峰强度随退火时间增加而减少, 说明 900°C 经 RTA 后, EL2 开始解离了.

#### 2.1.5 讨论

综合以上结果得出如下结论:

(1) 在 4.2K 下观察到的 PL 谱中的 0.69eV 带, 77K 下的 0.69eV 带以及室温下 0.68eV 带都是由 EL2 跃迁引起的. 以上 3 种温度下 EL2 带峰位变化极小, 低温下存在 EL2 猝灭效应.

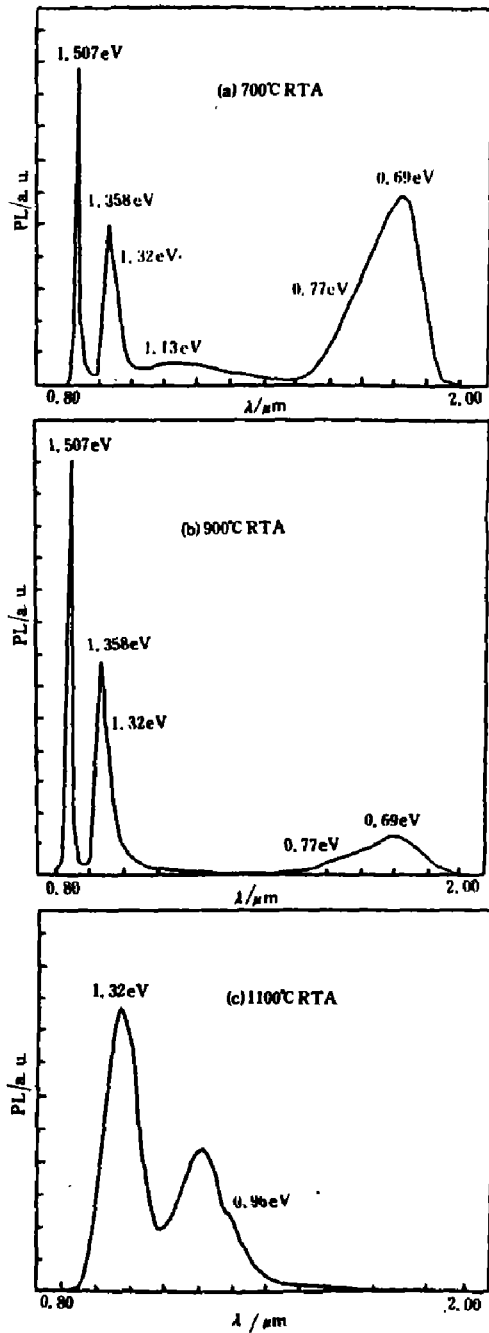


图 6 77K 下 SI-GaAs 等时 RTA 处理后的典型 PL 谱  
(a) 700°C, 10s; (b) 900°C, 10s;  
(c) 1100°C, 10s

Fig.6 Typical 77K PL spectra of SI-GaAs after isochronal (10s) RTA

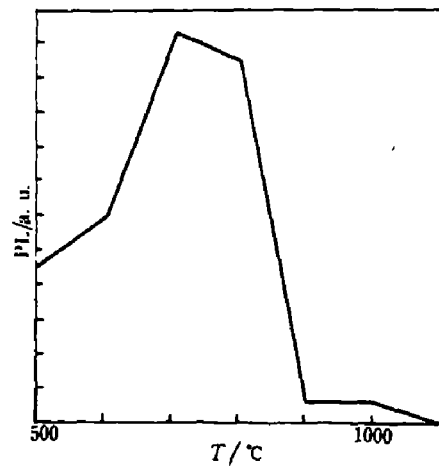


图 7 77K 下 EL2 峰等时 (10s) RTA 特性  
Fig.7 Isochronal (10s) RTA property of 77K PL intensity of EL2

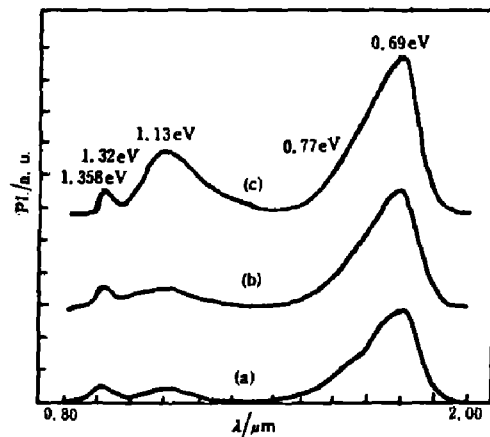


图 8 77K 下 SI-GaAs PL 谱等温退火特性  
(a) 未退火; (b) 700°C RTA, 3s;  
(c) 700°C RTA, 10s

Fig.8 Isothermal annealing properties of 77K PL spectra of SI-GaAs

(2) EL2 随常规热退火温度的变化是非线性的, 在小于 900°C 时, 随退火时间增高; 大于 1000°C 时, 随着退火时间而降低, EL2 分解, 而 EL2 生成与解离的分界区域在 900°C 至 1000°C 之间. 经 1100°C 常规热处理 EL2 湮灭后, 再用 650°C 低温常规退火, EL2 又会再生, 其浓度升高并达到一个极值.

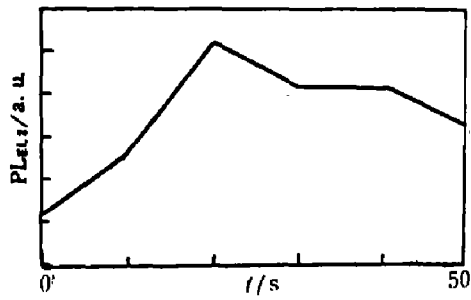


图9 SI-GaAs EL2峰 700°C等温 RTA 特性  
Fig.9 Isothermal (700°C) RTA property  
of EL2 peak intensity

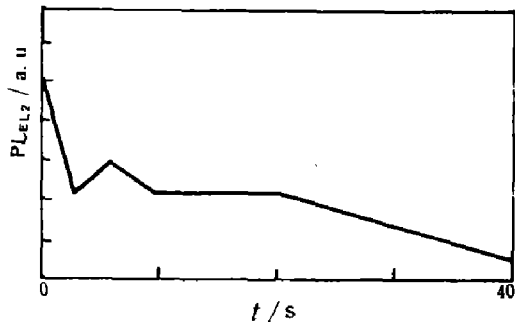


图11 SI-GaAs EL2峰 900°C等温 RTA 特性  
Fig.11 Isothermal (900°C) RTA property  
of EL2 peak intensity

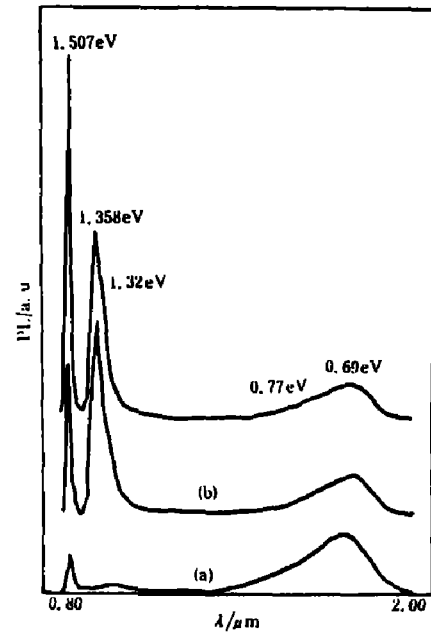


图10 SI-GaAs PL谱等温退火特性  
(a) 未退火; (b) 900°C RTA, 10s;  
(c) 900°C RTA, 20s

Fig.10 Isothermal annealing properties  
of PL spectra of SI-GaAs

(3) RTA 在 SI-GaAs 晶体表面引起的变化是复杂的, 但对 EL2 浓度来说, 与之相应的 PL 光强随温度变化和常规热处理相似, 有相同的变化趋势, 只不过 EL2 分解温度提前到 900°C. 在低温下 (700°C), EL2 的 PL 光强随退火时间增加, 由小变大, 然后再缓慢变小, 这是因为 As 逸出表面促成 EL2 分解, 而低温下 EL2 又在生成, 两种效应竞争产生了以上现象. 900°C RTA 是一个特殊的情况, 介于 1.32eV 和 0.77eV 之间的 PL 峰不出现.

## 2.2 位于 0.77eV 带的研究

### 2.2.1 电子辐照对 0.77eV 带的影响

各种温度下的 PL 谱中, 0.69eV 带的肩上总是出现一个中心能量在 0.77eV 处的宽带, 该 0.77eV 发光带总是出现在采用干的 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 密封的氮化硼坩埚在富 As 条件下生长的 LEC 单晶中. 可以推测此 PL 带相应的缺陷是与 As 过剩有关的原生点缺陷, 此带我们认为这是由于 As 的反位缺陷即施主 As<sub>Ga</sub> 引起的<sup>[14]</sup>, 位于禁带中央以上并靠近禁带中央, 此 0.77eV 带并不出现猝灭现象 (见图 1). 众所周知, EL2 与 As<sub>Ga</sub> 的区别正在于此, 电子辐照并不产生 EL2, 但却产生 As<sub>Ga</sub> 缺陷<sup>[15]</sup>, 这已为我们的实验所证实.

我们在对 LEC SI-GaAs 晶片进行液氮下 PL 测试后, 再对其进行高能电子辐照处理. 电子辐照在室温下进行, 能量为 12MeV, 剂量为  $2 \times 10^{14} e/cm^2$ . 然后再在相同的条件下做它的 PL 光谱, 参见图 12. 由图 12 可知, 与 EL2 有关的 0.69eV 峰并无改变, 这说明

电子辐照并不产生 EL2. 同时, 处于 0.77eV 处的带却增高了一倍, 恰与 Weber<sup>[16]</sup> 的 EPR 实验以及 Yu<sup>[14]</sup> 的结果一致. 同时, 0.77eV 发光带的强度的微区分布也与 EL2 峰强度微区分布紧密相关 (见图 13). 由此, 我们认为, 0.77eV 的发光带很可能是与  $As_{Ga}$  有关的跃迁. 不象 1.32eV PL 带那样 (见下节), 我们没有发现它与 EL2 之间的能量交换现象. EL2 光猝灭时, 并不导致 0.77eV 强度的增加, 电子辐照增生  $As_{Ga}$  时也并不以 EL2 浓度减少为代价, 这也正与 Weber 的结论相一致. 他曾指出,  $As_{Ga}$  的第一个电离能级为  $E_{oA}(As_{Ga}) = E_c - 0.77eV$ , 即恰在导带下 0.77eV 左右, 由此可以想到, 0.77eV PL 带激发的最可能的机理为: 在 488nm 激光激励下, 处于  $As_{Ga}$  施主能级 ( $E_c - 0.77eV$ ) 上的电子被共振激发到某终态  $E_c$  上, 然后经过若干弛豫过程返到导带谷点, 再跃迁回  $As_{Ga}$  能级上复合辐射发光.

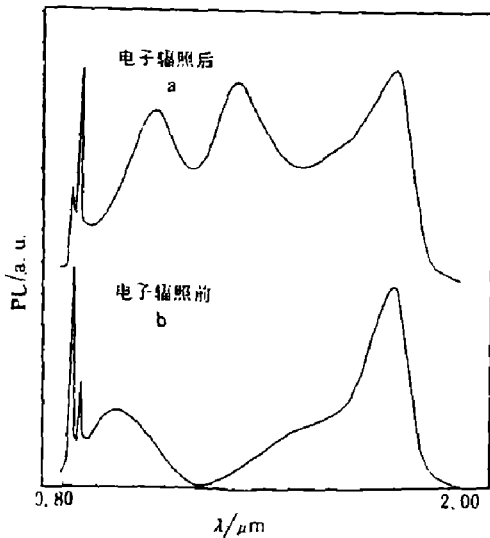


图 12 SI-GaAs 电子辐照前后 4.2K PL 谱变化 (辐照能量 12MeV, 剂量  $2 \times 10^{14}e/cm^2$ )

Fig.12 Effect of electron-irradiation on 4.2K PL spectra of SI-GaAs

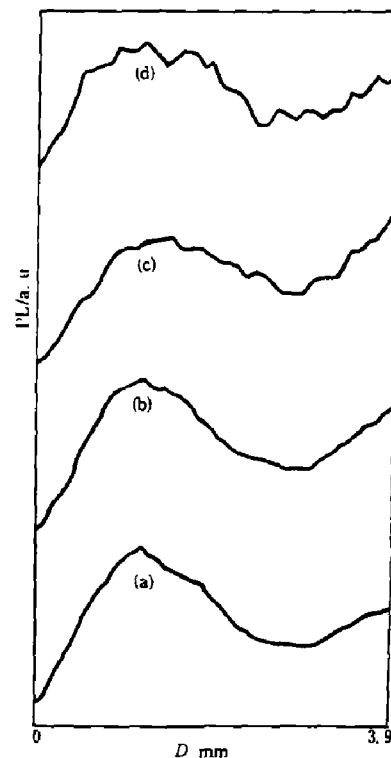


图 13 77K 下 SI-GaAs 700°C RTA 后各 PL 带强度沿晶片一维分布图 (分辨率为  $50\mu m$ )

(a) 0.69eV, (b) 0.77eV, (c) 1.13eV, (d) 1.32eV  
Fig.13 One-dimensional profiles of 77K PL emission band intensities after RTA at 700°C

实验发现, 凡是 0.77eV PL 带强度大的, 其带边发射也弱. 这表明,  $As_{Ga}$  缺陷很可能是位于禁带中的一个有效的间接复合中心, 光生载流子通过  $As_{Ga}$  能级的复合, 使得参与直接复合的载流子数目大大减少, 从而使带边发射强度减小.

### 2.2.2 RTA 对 0.77eV 带的影响

用快速热处理方法处理 SI-GaAs 晶片, 也使与  $As_{Ga}$  有关的 0.77eV 带出现的变化与同样处理的 EL2 的变化一样. 由图 14 可见:  $As_{Ga}$  也在 900°C 分解, 在 600~700°C 之间增长最快. 从图 15 同样可看到 As 逸出表面与生成  $As_{Ga}$  的竞争过程.

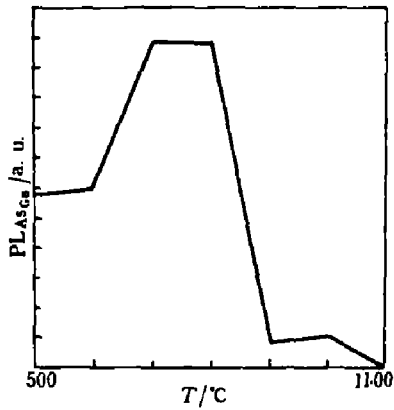


图 14 77K 下 SI-GaAs PL 谱中 0.77eV 带等时 (10s) RTA 特性  
Fig.14 Isochronal (10s) RTA property of the 0.77eV emission band

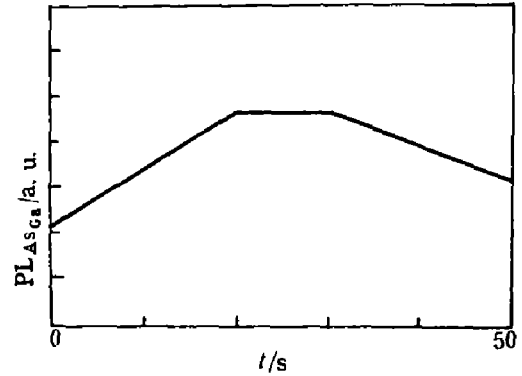


图 15 77K 下 SI-GaAs PL 谱中 0.77eV 带等温 (700°C) RTA 特性  
Fig.15 Isothermal (700°C) RTA property of the 0.77eV emission band

### 2.2.3 讨论

综上所述, 0.77eV 带不象 EL2 那样有猝灭效应, 它在富 As 条件下总伴随着 EL2, 与微区的相关性又说明 0.77eV 带与 EL2 紧密相关, 并与 Weber 等确定的  $As_{Ga}$  能级一致. 故而我们认为 0.77eV 带是由于与  $As_{Ga}$  有关的跃迁引起的.  $As_{Ga}$  引进的能级在禁带靠近中央的靠导带部分.  $As_{Ga}$  是重要的原生缺陷. 它在 RTA 处理后的变化与 EL2 一样.

## 2.3 Ga 反位缺陷的研究

### 2.3.1 关于 1.447eV 的 PL 峰

在 4.2K 下我们曾看到一个很锐的峰位于 1.447eV 处 (见图 2). 经实验证明, 它是由导带跃迁到 Ga 的反位缺陷  $Ga_{As}$  受主能级而产生的. 该  $Ga_{As}$  受主能级位于价带顶以上 0.078eV 处<sup>[5,17]</sup>, 相应于  $Ga_{As}$  的中性态. 我们观察到 1.447eV 处的  $Ga_{As}$  峰在液氮温度下均出现, 而在液氮温度下不一定出现, 在 RTA 处理后均不出现. 我们还发现电子辐照后, 不仅 SI-GaAs 中的  $As_{Ga}$  缺陷浓度增生, 78meV 对应的  $Ga_{As}$  缺陷浓度也明显增大了 (见图 12).

### 2.3.2 关于 1.32eV 的 PL 峰

在液氮温度 (4.2K) 下, 我们观察到一个中心位于 1.3eV 处的宽的发光带 (见图 2), 但实际上此 PL 带在 RTA 处理后会迅速上升 (见图 6, 16), 并分裂成为两个带, 一个就是位于 1.32eV 处的发光带, 此带正是导带上的电子向位于价带上 203meV 处的  $Ga_{As}$  受主能级上跃迁产生的. 此带在 EL2 猝灭后反而升高, 即  $\Delta EL2^\circ = -\Delta Ga_{As}$  (203meV) =  $-\Delta EL2^*$ , 证明此峰在猝灭上与 EL2 紧密关联, 随着 EL2 从  $EL2^\circ$  转换到亚稳态  $EL2^*$ , 同时伴随有向  $Ga_{As}$  (203meV) 的能量转移. 即随着 EL2 的猝灭,  $Ga_{As}$  态密度增加, 从而导致与其相关的 PL 强度增加.

4.2K 下红外差分吸收谱结果指出, 随着 EL2 猝灭, 一个新的位于  $1388cm^{-1}$  处吸收带出现, 它相应于 203meV 处  $Ga_{As}$  受主的 1-电荷态<sup>[5,17]</sup>, 正与我们的 PL 实验相一致. 我们在 SI-GaAs 的 RTA 处理中, 观察到 1.32eV 的峰总是出现.  $Ga_{As}$  的两个受主能级, 特别是 203meV, 在 SI-GaAs 的电补偿及热转换中可能起着重要作用. 进一步深入的



研究正在进行之中. 在不同温度下, RTA 后晶片的 PL 谱中 1.32eV 带呈图 16 所见的趋势.

### 2.3.3 结论

PL 谱中位于 1.447eV 处的峰和位于 1.32eV 处的带是相应于  $Ga_{As}$  不同电荷态的两个受主能级, 分别位于价带上 78meV 和 203meV 处. 1.32eV 处的 PL 带在 EL2 猝灭的上升幅度与 EL2 峰光强下降幅度相同. 在空间上, 1.447eV 处的带与 EL2 峰反相关. 谱中 1.32eV 处的带在不同时间 RTA 后, 呈上升趋势. 这是由于随着温度升高, As 留下的空位, 即  $Ga_{As}$  浓度随温度的升高而增加.

一般认为, Ga 的反位缺陷  $Ga_{As}$  只是容易在富 Ga 熔体生长的 GaAs 晶体中产生, 我们的实验结果指出, 在富 As 条件下生长的 SI-GaAs 中, 在液氮温度下, 也发现了与  $Ga_{As}$  有关的 1.447eV PL 峰. 另外, 在非平衡态过程中 (如 EL2 光猝灭, RTA 及高能电子辐照时), 我们又发现  $Ga_{As}$  有关的 PL 发射.

这些现象也许应启发我们对非掺 SI-GaAs 补偿机理的新认识, 甚至要考虑对 EL2 原子模型引入新修正. 进一步的研究工作正在进行之中.

### 2.4 PL 谱中其它发光带

在图 12 和图 6 中显示的电子辐照后以及 RTA 处理后的 GaAs 样品的 PL 谱中, 存在中心在 1.13eV 的宽的发光带. 我们估计此发光带是由于辐照增强位错滑移与攀移而导致的与位错有关的受主能级的发光<sup>[18~20]</sup>. 图 12 和图 6 中还见到中心在 0.96eV 处的发光带, 我们认为与  $V_{As} - A_{Si}$  对有关的缺陷引起的辐射复合<sup>[20]</sup>. 从图 6 和图 8 中观察到伴随与 GaAs 有关的 1.32eV 发光带出现的位于 1.358eV 处的 PL 峰, 我们认为可能是与 Ga 空位  $V_{Ga}$  有关的辐射复合跃迁<sup>[21]</sup>. 有关此三个 PL 带的详细讨论我们将另文发表.

## 3 结论

本研究主要采用光致发光方法, 研究了 SI-砷化镓中多种深中心缺陷及其在热处理或电子辐照后的行为. 研究表明, PL 方法可对探测与标识 SI-GaAs 中一些重要的缺陷提供丰富而有价值的信息. 事实证明, 它是开展 GaAs 中缺陷工程研究的一种非接触、无损伤而又极其灵敏的手段.

### 参 考 文 献

- 1 Merer R K et al. *Phys. Rev.*, 1987, B36: 132
- 2 Tsukada N et al. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1985, 24: L689
- 3 Pons D et al. *J. Appl. Phys.*, 1980, 51: 4150
- 4 Look D C. *Solid Stat. Commun.*, 1980, 33: 237

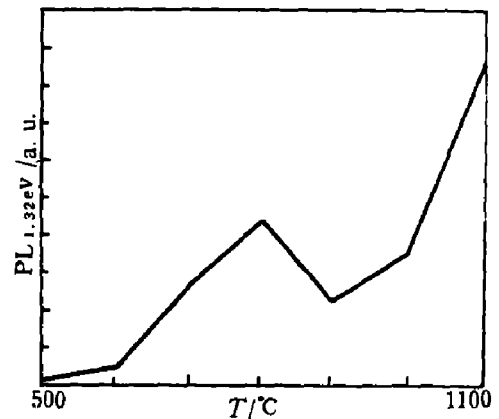


图 16 77K 下 SI-GaAs PL 谱中 1.32eV 带强度等时 (10s) RTA 特性

Fig.16 Isochronal (10s) RTA property of 1.32eV band at 77K

- 5 Moore W J et al. *Physica*, 1987, B146: 65
- 6 Alt H Ch et al. *Appl. Phys. Lett.*, 1989, 55: 1972
- 7 Yuming Weng et al. *Chin. Phys. Lett.*, 1991, 8: 380
- 8 Elliot K et al. *Appl. Phys. Lett.*, 1984, 44: 907
- 9 Baraff G A. In: K Sumino ed, *Defect Control in Semiconductors*, North-Holland: Elsevier Science Publishers B.V., 1990, 31
- 10 Bois D, Vincent G. *J. Phys.*, 1977, F38: L351
- 11 Vincent G, Bois D. *Solid Stat. Commun.*, 1978, 27: 432
- 12 Yu P W et al. *Appl. Phys. Lett.*, 1982, 41: 863
- 13 Martin G M. *Appl. Phys. Lett.*, 1981, 39: 747
- 14 Yu P W. *Phys. Rev.*, 1984, B29: 2283
- 15 Manasreh M O et al. *Solid Stat. Commun.*, 1988, 65: 1267
- 16 Weber E et al. *Physica*, 1983, B116: 398
- 17 Fischer D W, Yu P W. *J. Appl. Phys.*, 1986, 59: 1952
- 18 Sekiguchi T, Sumino K. in K Sumino ed, *Defect Control in Semiconductors*, North-Holland: Elsevier Science Publishers B.V., 1990, 813
- 19 Maeda K et al. *J. Appl. Phys.*, 1983, 54: 161
- 20 Pons D, Bourgoin J C. *J. Phys.*, 1985, C18: 3830
- 21 Nojima S. *J. Appl. Phys.*, 1982, 53: 7602

## PHOTOLUMINESCENCE STUDIES OF DEFECTS IN GaAs\*

Weng Yumin, Liu Song, Zong Xiangfu

(Institute of Materials Science, Fudan University, Shanghai 200433, China)

**Abstract:** Deep level defects in undoped semi-insulating GaAs are investigated by photoluminescence (PL) technique. Several PL emissions related to deep level defects and their behaviors have been observed. The emission band at 0.69 eV is due to the well known main mid-gap level EL2 and the 0.77 eV PL bands attributable to the transition from the conduction band to the  $As_{Ga}$  donor level. It is suggested that the 1.447 eV and 1.32 eV PL emissions are caused by the double acceptors  $Ga_{As}$ , with levels 78 meV and 203 meV above the valence band, respectively.

**Key words:** photoluminescence, defects, semi-insulating GaAs.

---

\* The project partially supported by the Electronic Science Foundation of China.