

砷化镓光电阴极光谱响应与吸收率关系分析

赵静 余辉龙 刘伟伟 郭婧

Analysis of the relation between spectral response and absorptivity of GaAs photocathode

Zhao Jing Yu Hui-Long Liu Wei-Wei Guo Jing

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 66, 227801 (2017) DOI: 10.7498/aps.66.227801

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.227801>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2017/V66/I22>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

等离子体表面处理对硅衬底 GaN 基蓝光发光二极管内置 n 型欧姆接触的影响

Effect of plasma surface treatment on embedded n-contact for GaN-based blue light-emitting diodes grown on Si substrate

物理学报.2017, 66(4): 047801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.047801>

p 型层结构与掺杂对 GaInN 发光二极管正向电压温度特性的影响

Influences of p-type layer structure and doping profile on the temperature dependence of the forward voltage characteristic of GaInN light-emitting diode

物理学报.2015, 64(10): 107801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.107801>

无序光子晶体提高 GaN 基蓝光发光二极管光提取效率的研究

Improvement of light extraction efficiency of GaN-based blue light-emitting diode by disorder photonic crystal

物理学报.2013, 62(1): 017805 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.017805>

分子束外延生长 InGaN/AlN 量子点的组分研究

Studies on the composition of InGaN/AlN quantum dots grown by molecular beam epitaxy

物理学报.2012, 61(23): 237804 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.237804>

# 砷化镓光电阴极光谱响应与吸收率关系分析\*

赵静<sup>1)†</sup> 余辉龙<sup>1)</sup> 刘伟伟<sup>1)</sup> 郭婧<sup>2)</sup>

1)(南京工程学院通信工程学院, 南京 211167)

2)(南京工程学院自动化学院, 南京 211167)

(2017年5月2日收到; 2017年8月28日收到修改稿)

为了研究砷化镓(GaAs)光电阴极光谱响应与吸收率曲线间的关系, 采用分子束外延法(MBE)和金属有机化合物化学气相沉积法(MOCVD)制备了两类GaAs光电阴极, 并测试得到了样品吸收率和光谱响应实验曲线. 对每个样品的这两条曲线在同一坐标系中做最大值归一化处理, 将归一的光谱响应曲线与归一的吸收率曲线做除法, 得到了类似光电阴极表面势垒的形状. 结果表明, 两种方法制备的光电阴极光谱响应曲线相比吸收率曲线都发生了红移, MBE样品偏移量稍大于MOCVD样品. 短波吸收率不截止, 光谱响应截止于500 nm左右; 可见光波段上, 光谱响应曲线的峰值位置相比吸收率曲线红移了几百meV; 近红外区域, 光谱响应曲线的截止位置相比吸收率曲线红移了几个meV. MOCVD样品中杂质对带隙的影响更小, 光谱响应相比吸收率发生的能量偏移更小. 这些结论对提高GaAs光电阴极光电发射性能有指导意义.

**关键词:** 光电子材料, 砷化镓光电阴极, 表面势垒, 红移

**PACS:** 78.4Fy, 79.60.Dp, 78.66.Fd

**DOI:** 10.7498/aps.66.227801

## 1 引言

负电子亲和势(NEA)砷化镓(GaAs)光电阴极具有量子效率高、暗发射小、发射电子的能量分布和角分布集中、长波可调、波长响应扩展潜力大等优点, 因此在高性能微光像增强器、半导体敏感器件、自旋电子学、真空电子源等众多领域获得了广泛的应用<sup>[1-10]</sup>. GaAs光电阴极包括反射式和透射式两种工作方式, 其中反射式结构简单、研究成熟, 而透射式更符合像增强器工作的光路规则, 便于应用, 通常是包括玻璃衬底、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 增透层、铝镓砷( $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ )窗口层和GaAs发射层的多层膜系结构.

近年来, 从阴极掺杂结构、激活机理、制备工艺等方面都普遍展开了对这类光电阴极各种性能的研究, 而表征光电阴极最重要的性能就是光电

发射性能, 包括量子效率、光谱响应和积分灵敏度<sup>[11-18]</sup>. 另外光学性能也与光电发射性能密切相关, 包括光子反射率、透射率和吸收率等, 在不影响光电子发射的前提下, 吸收的光越多, 光电阴极性能越好. 理想状况下, GaAs层吸收的光子应该能够全部激发成光电子, 但在实际中并非如此, 吸收率与光谱响应之间不是完全一一对应的, 光吸收以带边为主, 但光响应要以杂质带隙为主, 而半导体材料能级分布会随掺杂原子类型、掺杂浓度而改变, 对制备阴极组件的吸收率和光谱响应实验曲线进行测试分析, 研究两者之间的差异, 可以得知阴极体内吸收光子的运动概况及势垒形状.

本文采用分子束外延法(MBE)和金属有机化合物化学气相沉积法(MOCVD)分别生长一组GaAs光电阴极样品, 测试其吸收率和光谱响应, 并进行实验曲线的归一化对比研究, 由此分析GaAs光电阴极的光学性能与光电发射性能之间的联系

\* 国家自然科学基金(批准号: 61701220, 61704075, 61771245)、江苏省高等学校自然科学研究项目(批准号: 17KJB510023)和南京工程学院基础研究专项基金(批准号: JCYJ201614)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zhaojing7319@njit.edu.cn

与区别, 研究 GaAs 阴极表面势垒形状, 结论用于指导阴极的结构设计与材料制备.

## 2 实验

采用 MBE 生长了不同发射层厚度的变掺杂 GaAs 光电阴极样品 A—E, 采用 MOCVD 生长了不同发射层厚度、不同窗口层组分的变掺杂或变组分变掺杂样品 F—J. 图 1 给出了有代表性的三种样品结构, GaAs 发射层厚度分别为 2, 1.4 和 1.6  $\mu\text{m}$ , 掺杂浓度都分为 8 个区间, 设定后界面掺杂浓度为  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , 表面掺杂浓度为  $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ , 其间浓度  $N(x)$  按照下式的规律变化 [19]:

$$N(x) = N_0 \exp(-Ax), \quad (1)$$

式中  $x$  是 GaAs 发射层内某点到  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  后界面的距离,  $A$  是指数掺杂系数,  $N_0$  是表面掺杂浓度. 此外, 三种结构的  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  窗口层都采用  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  浓度的均匀掺杂, 而其组分与厚

度各有区别. 结构 I 的窗口层 Al 组分是 0.63, 厚度 1  $\mu\text{m}$ ; 结构 II 的窗口层 Al 组分是 0.7, 厚度 0.5  $\mu\text{m}$ ; 结构 III 的窗口层采用了变组分结构设计, Al 组分在 0.9 到 0 之间梯度变化, 往靠近 GaAs 发射层处逐渐减小, 厚度也是 0.5  $\mu\text{m}$ . 结构 I 采用了 MBE 生长方式, 结构 II 和 III 采用了 MOCVD 生长方式.

生长前, 先将 GaAs 材料放入真空生长室中, 真空度保持在  $4 \times 10^{-10} \text{ Pa}$ , 在 620  $^\circ\text{C}$  的操作温度下把衬底加热, 去除衬底表面的 C 和 O 等杂质, 然后在 580  $^\circ\text{C}$  富 As 环境下外延生长样品. 首先在 GaAs 衬底上生长 p 型  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  腐蚀层, 接着生长 GaAs 发射层, 然后依次生长  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  窗口层和 p 型 GaAs 帽层, 样品的生长过程由反射高能电子衍射进行监测. 制备组件时首先腐蚀掉样品的 n-GaAs 衬底层、p- $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  腐蚀层和 p-GaAs 帽层, 然后再在  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  窗口层上镀  $\text{Si}_3\text{N}_4$  增透膜, 并在  $\text{Si}_3\text{N}_4$  膜上热黏接玻璃, 操作完成后得到玻璃/ $\text{Si}_3\text{N}_4$ / $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  四层结构的透射式光电阴极组件 [20].

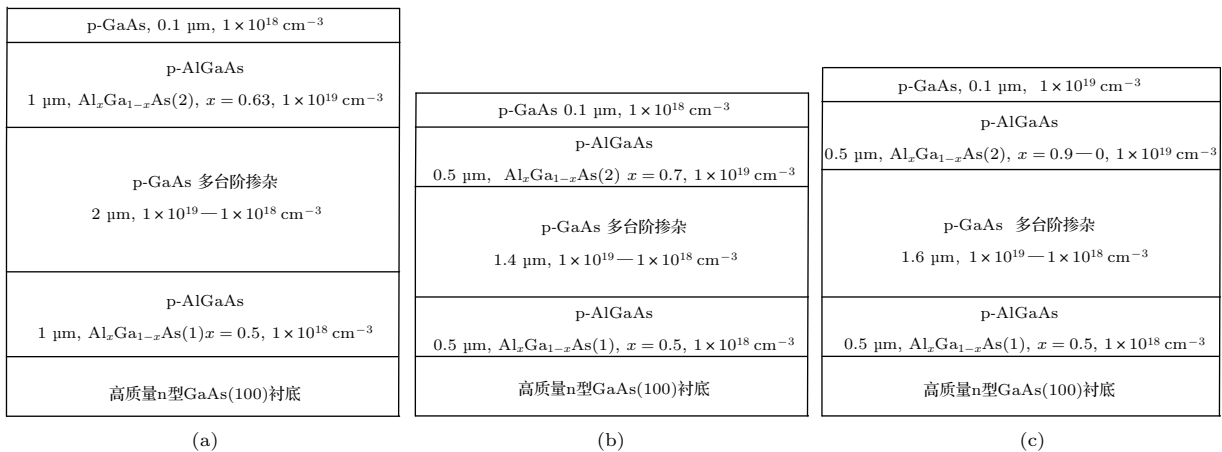


图 1 GaAs 光电阴极样品结构 (a) 结构 I; (b) 结构 II; (c) 结构 III

Fig. 1. The structure of GaAs photocathode samples: (a) 结构 I; (b) 结构 II; (c) 结构 III.

对制备好的组件要进行性能测试. 实验采用紫外-可见-近红外分光光度计 UV-3600 的双光路法测试 400—1000 nm 范围内 GaAs 光电阴极的反射率和透射率光谱. 测量时是逆着样品工作方向, 即从 GaAs 发射层入射, 再依次经过  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  窗口层、 $\text{Si}_3\text{N}_4$  增透层、玻璃基底, 在此过程中, 部分光子被反射, 部分被吸收, 最后透过光子出射到空气中. 对样品分别测试得到各自的反射率和透射率, 然后计算出吸收率光谱, 如图 2 中红色点划

线所示, 其中图 2(a) 和图 2(b) 对应结构 I 的 MBE 样品, 图 2(c) 对应结构 II 的 MOCVD 样品, 图 2(d) 对应结构 III 的 MOCVD 样品.

另外对样品进行化学清洗, 将清洗后的样品送入激活室进行 Cs-O 激活. 激活时采用 Cs 源连续、O 源断续的工艺来进行 [20]. 激活结束后利用光谱响应测试仪对所有样品的光谱响应曲线进行了测试, 实测样品光谱响应的标定是采用光功率计标定每个波长点单色入射光的光功率, 结果如图 2 中蓝

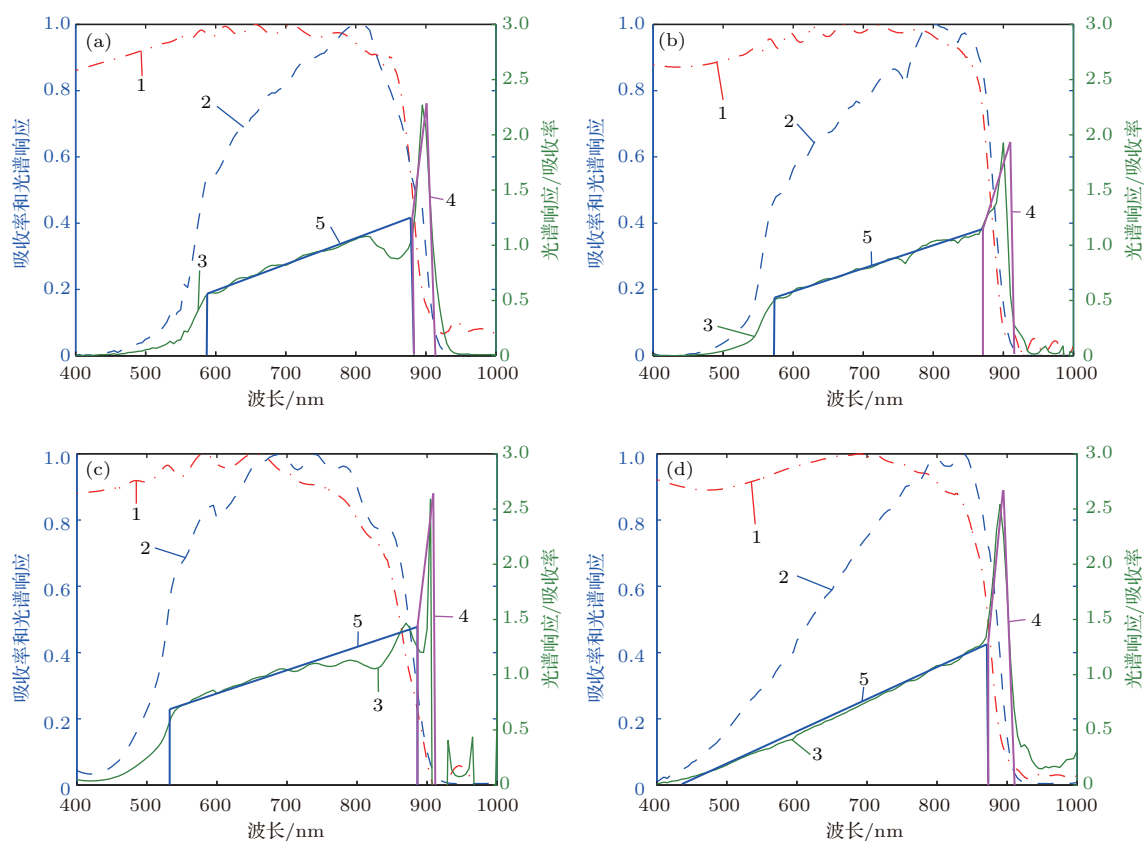


图2 (网刊彩色) GaAs 光电阴极的实验性能曲线 1, 归一化吸收率; 2, 归一化光谱响应; 3, 光谱响应除以吸收率; 4, “类 I 势垒”形状; 5, “类 II 势垒”形状

Fig. 2. (color online) The experimental curves of GaAs photocathodes. 1, the normalized absorption rate; 2, the normalized spectral response; 3, the dealer of spectral response and absorption rate; 4, similar to I barrier; 5, similar to II barrier.

色虚线所示. 需要注意的是, 图中的吸收率曲线和光谱响应曲线都进行了归一化处理, 以各自最大值为 1 按比例缩放, 这样得到的曲线仍能保持实验吸收率和实验光谱响应的形状. 本文关注的也只是曲线的形状趋势, 归一化处理后的曲线不会受到样品差异对吸收率或光谱响应大小变化的影响.

### 3 实验结果与分析

对 MBE 和 MOCVD 生长的十个样品的吸收率和光谱响应曲线以各自最大值为标准进行归一化处理, 一方面可以对比截止波长, 另一方面可以对比两者峰值位置差距. 理想状况下, 吸收率最大处对应的光子能量与光谱响应最大处对应的光子能量应该是一致的, 然而从图 2 中的实验曲线结果来看并非如此, 光谱响应峰值位置相比吸收率峰值位置往长波红外方向发生了偏移. 计算吸收率曲线和光谱响应曲线上峰值出现的波长位置, 并转

换计算得到了两者峰值位置的能量差, 列入表 1 和表 2 中.

表 1 和表 2 中分别是 MBE 和 MOCVD 生长 GaAs 光电阴极样品的统计结果. 除去最高值和最低值进行计算, MBE 样品的吸收率和光谱响应峰值能量差的平均值为 0.3101 eV, 而 MOCVD 样品的平均峰值能量差是 0.3025 eV, 小于 MBE 样品的结果, 说明在 MOCVD 样品中光谱响应相比吸收率发生的能量偏移更小.

目前 NEA 光电阴极简化的表面势垒模型是由两段不同斜率的线段连接而成, 由两个直角三角形构成<sup>[21]</sup>. 根据表面电子逸出概率  $P(\lambda)$  与吸收率  $A(\lambda)$ , 光谱响应  $S(\lambda)$  之间关系的研究, 可以反推势垒形状, 假设  $S(\lambda) \propto A(\lambda) \times P(\lambda)$ , 则将光谱响应曲线与吸收率曲线做除法, 所得商曲线形状即能描述表面电子逸出概率的变化, 可反映表面势垒的大致趋势, 如图 2 中绿色实线所示. 对于定组分掺杂样品, 曲线类似于两个直角梯形的叠加, 对

于变组分变掺杂样品, 曲线类似于一个直角三角形与一个直角梯形的叠加, 两种形状叠加的位置在GaAs材料禁带宽度对应的波长点(870 nm)附近. 假设每组样品曲线上的这两个图形代表两个类似的势垒, 长波低能处的细长梯形记做“类I势垒”, 如图2中亮蓝色实线4所示, 短波高能处的粗短梯形或三角形记做“类II势垒”, 如图2中紫红色实线5所示. 另外将两势垒高度相除, 所得结果也列在表1和表2中, 从表中的数据可知, “类I势垒”高度是“类II势垒”高度的1.3—2.5倍, 即“类I势垒”比“类II势垒”高一倍左右. 而且MBE样品的“势垒”高度差比MOCVD样品的要大16%. 就宽度而

言, “类II势垒”是“类I势垒”的5—10倍, 前者在0.6 eV左右, 后者在0.06 eV左右. “类I势垒”起始于870 nm, 对应于GaAs材料的禁带宽度, “类II势垒”起始于500 nm左右, 取决于 $Al_xGa_{1-x}As$ 材料的组分与厚度.

另外在860—910 nm间, 即“类II势垒”宽度内, 用最大值归一的光谱响应除以归一的吸收率, 无论MBE样品, 还是MOCVD样品, 结果都在1以上, 即同一波长点处光谱响应归一值大于吸收率归一值, 吸收率曲线相对光谱响应曲线近似平行下移, 说明光谱响应截止位置相比吸收率曲线截止位置发生了红移, 红移能量在meV的数量级.

表1 MBE生长的GaAs光电阴极样品实验结果

Table 1. The experiment results of GaAs photocathode samples grown by MBE.

样品	掺杂方式	窗口层 Al 组分	发射层厚度 / $\mu\text{m}$	峰值能量差 / eV	“势垒”高度差
A	指数	0.5	1.6	0.5838	2.50
B	指数	0.63	2.0	0.2192	1.43
C	梯度	0.63	2.0	0.3498	1.92
D	梯度	0.63	2.0	0.2757	1.92
E	梯度	0.63	2.0	0.3049	1.82

表2 MOCVD生长的GaAs光电阴极样品实验结果

Table 2. The experiment results of GaAs photocathode samples grown by MOCVD.

样品	掺杂方式	窗口层 Al 组分	发射层厚度 / $\mu\text{m}$	峰值能量差 / eV	“势垒”高度差
F	指数	0.7	1.4	0.3353	1.73
G	指数	0.7	1.8	0.2732	1.38
H	指数	0.7	1.8	0.2989	1.42
I	变组分变掺杂	0—0.9	1.6	0.2526	1.54
J	变组分变掺杂	0—0.9	1.6	0.3385	2.25

## 4 讨论

吸收光子在阴极体内通过“光电发射三步模型”运输时, 理想状况下没有能量损失, 则吸收率最大的能量点(波长点)应该对应于光谱响应最高的点. 然而从表1和表2中的MBE或MOCVD样品实验结果可知, 光谱响应峰值位置相比吸收率峰值位置都向长波发生了较大偏移, 偏移能量在几百meV, 且MBE样品的平均红移大于MOCVD样品. 两种生长方式阴极的最大区别是掺杂原子充当角

色不同, MBE中是Be掺杂, Be原子比Ga和As小得多, 在阴极体内Be不仅充当了代位式杂质, 还以间隙原子的形式存在于被掺杂阴极中, 这样阴极内原子密度更高; 而MOCVD样品中掺杂原子是Zn, 其原子大小与Ga和As差不多, 在阴极体内Zn主要作为代位式杂质存在, 而以间隙原子形式存在的数目应比Be少得多. 各类原子大小的比较列表3中. Be原子和Zn原子在GaAs中由于原子半径差异较大, 虽然都以施主态呈现, 但杂质带隙有较大差异, Be原子相对Zn原子比Ga原子小得多, Be杂质能级对GaAs禁带宽度的影响将比Zn原子

杂质能级的影响更大,使得掺杂后 GaAs 材料的禁带宽度变化得更多,从而 MBE 样品光谱响应曲线向红外区域移动得更为明显,两者相差约 50 meV.

表 3 各原子大小比较  
Table 3. Comparison of different atomic.

原子类型	原子半径 / Å	原子体积 / $\text{cm}^{-3}\cdot\text{mol}^{-1}$	原子量
Ga	1.81	11.8	70
As	1.33	13.1	75
Be	1.4	5	9
Zn	1.53	9.2	65

对于 MBE 和 MOCVD 生长的 GaAs 光电阴极,其吸收率曲线与光谱响应曲线长短波截止限都不一致.短波段,吸收率不截止,光谱响应截止于 500 nm 左右,即从 500 nm 以后才出现光谱响应;中间响应波段上,两类曲线的峰值出现位置不一致;长波段,吸收率曲线的截止波长略小于光谱响应曲线的截止波长,而且长波截止区域,两者是近乎平行的.

400—500 nm 的短波段上,由于对生成阈的作用,400 nm 波长的光子能量很高 (3.1 eV),大于两倍的 GaAs 材料禁带宽度 (1.42 eV),这样高能的光子激发电子时可能激发的是 2—3 个低能量的光电子,而它们不能逸出到表面真空,不能形成光电发射,故即使短波有很高的吸收率,但光谱响应仍接近于零.直到吸收光子能量是 GaAs 禁带宽度的 1.5 倍左右时,即响应波长在 520 nm 左右,光谱响应才陡然上升.但是对于变组分变掺杂结构 III 的样品情况有点不同,由于  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  窗口层采用了变组分设计,与 GaAs 发射层接触处的 Al 组分也是 0,界面处晶格匹配较好,后界面复合速率较低, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  与 GaAs 层的能带结构逐渐梯度变化,形成一体,短波高能处的光子可以连续选择性地在高 Al 组分  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  材料的能带处激发光电子,消除了对生成阈的影响,提高了短波响应<sup>[22]</sup>,如图 2(d) 中,“类 II 势垒”是从 400 nm 附近开始,构成直角三角形的形状.

500—870 nm 的响应波段上,吸收率和光谱响应曲线的峰值都出现在这个范围内,但实验中两者位置不一致,吸收率峰值先出现,光谱响应峰值后出现,即峰值光谱响应的光电子能量比峰值吸收率的光电子能量低.870 nm 以后的长波段上,光谱响

应的截止波长相比吸收率的截止波长向长波偏移,也出现了光响应的光电子能量比光吸收对应的光电子能量低的现象,这可解释为带隙变窄效应.半导体重掺杂时,杂质能级扩展为能带,将会产生能带尾和杂质能带;当掺杂浓度很高时,能带尾和杂质能带扩展,以致能带尾和杂质能带重叠,结果使禁带的实际宽度由  $E_g$  变窄了  $\Delta E_g$ ,即带隙变窄效应.光吸收以带边为主,但光响应要以杂质带隙为主,这样,重掺杂的半导体在吸收了光子之后,能够产生更低能量、更大波长的光电响应.峰值点能量相差几百 meV,截止点能量相差几 meV,即掺杂半导体的光谱响应相对吸收率都发生了红移.

进一步归纳了峰值能量差与发射层厚度、“势垒”高度差与 Al 组分之间的关系,计算出各自的平均值列入表 4 和表 5 中.

表 4 峰值能量差与发射层厚度的关系  
Table 4. Relationship between the energy difference of maximum and the thickness of active layer.

厚度 / $\mu\text{m}$	1.4	1.6	1.8	2.0
MOCVD / eV	0.3353	0.2956	0.2861	<0.2861
MBE / eV	—	0.5838	—	0.2874

表 5 “势垒”高度差与 Al 组分的关系  
Table 5. Relationship between the barrier height difference and Al component.

Al 组分	0—0.9	0.5	0.63	0.7
“势垒”高度差	1.89	2.50	1.77	1.50

可以看到,发射层厚度越大,吸收率与光谱响应的峰值能量差越小,样品 F 和 G 的实验结果即可证实这一结论.同样厚度时, MOCVD 样品的峰值能量差小于 MBE 样品,这从样品 A 与 I, J 的实验结果中验证.对于窗口层定组分的样品,随着 Al 组分值的增大,“势垒”高度差在不断减小,但变组分情况略有不同,其“势垒”高度差对应的等效定组分值在 0.5—0.63 之间.然而,0—0.9 的变组分等价于定组分 0.45,则其应具有 >2.50 的“势垒”高度差,但实际是不到 2.50 的,说明变组分结构在一定程度上降低了两个“势垒”间的高度差.

## 5 结 论

实验采用 MBE 和 MOCVD 制备了两类 GaAs 光电阴极,具有不同厚度发射层或不同组分窗口

层, 测试得到了所有样品的吸收率和光谱响应实验曲线, 并对两者在同一坐标系中做最大值归一化处理. 将归一的光谱响应曲线与归一的吸收率曲线做除法, 得到细长状的直角梯形“类I势垒”和粗短状的直角梯形或三角形“类II势垒”, 其中变组分变掺杂阴极短波响应更高, 其“类II势垒”是直角三角形. 结果表明, 由于两种方法制备的光电阴极体内不同杂质对能级的影响不同, 光谱响应曲线相比吸收率曲线都发生了红移, MBE样品偏移稍大于MOCVD样品. 短波吸收率不截止, 光谱响应截止于500 nm左右; 光谱响应峰值相比吸收率峰值红移了几百 meV; 光谱响应的截止位置相比吸收率红移了几个 meV. 光谱响应曲线与吸收率曲线的关系反映了GaAs光电阴极光电发射性能与光学性能之间的关系, 可以通过指导优化光学性能达到优化光电发射性能的目的.

#### 参考文献

- [1] Drouhin H J, Hermann C, Lampel G 1985 *Phys. Rev. B* **31** 3859
- [2] Liu Z, Sun Y, Peterson S, Pianetta P 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 241107
- [3] Zhang Y J, Chang B K, Yang Z, Niu J, Zou J J 2009 *Chin. Phys. B* **18** 4541
- [4] Zou J J, Chang B K, Yang Z, Gao P, Qiao J L, Zeng Y P 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 6109 (in Chinese) [邹继军, 常本康, 杨智, 高频, 乔建良, 曾一平 2007 物理学报 **56** 6109]
- [5] Ding H B, Pang W N, Liu Y B, Shang R C 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 4097 (in Chinese) [丁海兵, 庞文宁, 刘义保, 尚仁成 2005 物理学报 **54** 4097]
- [6] Spindt C J, Besser R S, Cao R 1989 *Appl. Phys. Lett.* **54** 1148
- [7] Ding X J, Ge X W, Zou J J, Zhang Y J, Peng X C, Deng W J, Chen Z P, Zhao W J, Chang B K 2016 *Opt. Commun.* **367** 149
- [8] Mitsuno K, Masuzawa T, Hatanaka Y, Neo Y, Mimura H 2015 *3rd International Conference on Nanotechnologies and Biomedical Engineering* September 23–26 2015 Chisinau, Republic of Moldova **55** p163
- [9] Chanlek N, Herbert J D, Jones R M, Jones L B, Middleman K J, Militsyn B L 2014 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **47** 055110
- [10] Jin X, Cotta A A C, Chen G, N' Diaye A T, Schmid A K, Yamamoto N 2014 *J. Appl. Phys.* **116** 174509
- [11] Moré S, Tanaka S, Fujii Y, Kamada M 2000 *Surf. Sci.* **454** 161
- [12] Niu J, Qiao J L, Chang B K, Yang Z, Zhang Y J 2009 *Spectrosc. Spectral Anal.* **29** 300 (in Chinese) [牛军, 乔建良, 常本康, 杨智, 张益军 2009 光谱学与光谱分析 **29** 300]
- [13] Jiao G C, Liu Z T, Guo H, Zhang Y J 2016 *Chin. Phys. B* **25** 048505
- [14] Zou J J, Ge X W, Zhang Y J, Deng W J, Zhu Z F, Wang W L, Peng X C, Chen Z P, Chang B K 2016 *Opt. Express* **24** 4632
- [15] Yu X H 2016 *J. Mater. Sci.* **51** 8259
- [16] Zou J J, Zhang Y J, Deng W J, Peng X C, Jiang S T, Chang B K 2015 *Appl. Opt.* **54** 8521
- [17] Yang M Z, Chang B K, Rao W F 2016 *Optik* **127** 10710
- [18] Yang M Z, Jin M C, Chang B K 2016 *Appl. Opt.* **55** 8732
- [19] Zou J J, Yang Z, Qiao J L, Gao P, Chang B K 2007 *Proc. SPIE* **6782** 67822R
- [20] Zhao J, Chang B K, Xiong Y J, Zhang Y J 2011 *Chin. Phys. B* **20** 047801
- [21] Su C Y, Spicer W E, Lindau I 1983 *J. Appl. Phys.* **54** 1413
- [22] Zhao J, Zhang Y J, Chang B K, Zhang J J, Xiong Y J, Shi F, Cheng H C, Cui D X 2011 *Appl. Opt.* **50** 6140

# Analysis of the relation between spectral response and absorptivity of GaAs photocathode\*

Zhao Jing<sup>1)†</sup> Yu Hui-Long<sup>1)</sup> Liu Wei-Wei<sup>1)</sup> Guo Jing<sup>2)</sup>

1) (School of Communication Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China)

2) (School of Automation, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China)

( Received 2 May 2017; revised manuscript received 28 August 2017 )

## Abstract

In order to study the relation between spectral response and absorptivity of GaAs photocathode, two kinds of GaAs photocathodes are prepared by molecular beam epitaxy (MBE) and metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD), respectively. The samples grown by the MBE include varying doping GaAs photocathodes with different values of emission layer thickness from A to E. The thickness of GaAs emission layer is 1.6  $\mu\text{m}$  or 2  $\mu\text{m}$ . The Al component is 0.5 or 0.63. The samples grown by the MOCVD include varying doping or various component GaAs photocathodes with different values of emission layer thickness and different window layer components from F to J. The thickness values of GaAs emission layer are 1.4  $\mu\text{m}$ , 1.6  $\mu\text{m}$  or 1.8  $\mu\text{m}$ , respectively. The Al component is 0.7 or varies from 0.9 to 0. The doping concentration of the GaAs emission layer is divided into 8 sections between  $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  and  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . The experimental spectral response curves for all samples are obtained by the optical spectrum analyzer. And the experimental reflectivity and transmittivity curves are measured by the ultraviolet visible near infrared spectrohooter. Based on the law of energy conservation, the absorptivity curves are obtained according to the experimental reflectivity and transmittivity. In the same coordinate system, both the curves are obtained by unitary processing according to the max. A similar surface barrier can be given by dividing the normalized absorptivity by the normalized spectral response, and those are termed the similar I barrier and the similar II barrier, respectively. The results indicate that for both the GaAs photocathodes, the experimental spectral response curves both tend to move to the infrared band compared with the experimental absorptivity curves. The average energy differences between absorptivity and spectral response are calculated to be 0.3101 eV for the MBE sample, and 0.3025 eV for the MOCVD sample, respectively. The red-shifts of the photocathodes grown by MBE are a bit bigger than those of the photocathodes grown by MOCVD. In the shortwave region, the absorptivity is very large, but the spectral response cuts off nearby 500 nm. In the visible wavelength region, the peak position of the spectral response curve shifts toward the infrared band for several hundred meV in comparison with the absorptivity curve. In the near infrared region, a red shift of several meV appears at the cut-off position of the spectral response curve in comparison with the absorptivity curve. The results have the guiding significance for improving the photoemission performance of wide-spectrum GaAs photocathode by optimizing the optical performance.

**Keywords:** photoelectron material, GaAs photocathode, surface barrier, red shift

**PACS:** 78.4Fy, 79.60.Dp, 78.66.Fd

**DOI:** 10.7498/aps.66.227801

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61701220, 61704075, 61771245), Jiangsu Higher School Natural Science Research Project, China (Grant No. 17KJB510023), and the Special Foundation for Basic Research Program, China (Grant No. JCYJ201614).

† Corresponding author. E-mail: [zhaojing7319@njit.edu.cn](mailto:zhaojing7319@njit.edu.cn)