

## $\alpha$ -P/GaAs(100) 界面的光电子能谱研究\*

卢学坤 侯晓远 董国胜 丁训民

复旦大学应用表面物理国家重点实验室, 上海, 200433

1991 年 4 月 19 日收到

本文采用 X 射线光电子能谱、紫外光电子能谱和低能电子衍射对室温下 P 在 GaAs(100) 表面上的生长进行了研究。结果表明, 在生长初期 P 是成团吸附的, 随着淀积量的增加而生成  $\alpha$ -P 薄膜, 该薄膜的价带结构与等离子体淀积的  $\alpha$ -P:H 薄膜的价带结构相似。在界面处有约一单层的 P 与衬底表面的 Ga 成键。  $\alpha$ -P 覆盖层使 GaAs 表面势垒下降约 0.2eV。

PACC: 8265; 6855; 7360

### 一、引 言

以 GaAs 为衬底的 III-V 族化合物半导体异质结材料获得了日益广泛的应用, 含 P 化合物在其中占有很重要的地位。研究 P 与 GaAs 表面的相互作用, 对弄清含 P 化合物在 GaAs 衬底上的生长机理从而控制其生长质量, 以及开发新的异质结材料都有现实意义。另外, V 族元素有可能成为 III-V 族半导体表面的钝化膜<sup>[1,2]</sup>。Olego 等人<sup>[2]</sup>提出  $\alpha$ -P 对 n-GaAs(111) 面有钝化作用, 他们的结果是基于 Raman 光谱和荧光谱 (PL) 的测量,  $\alpha$ -P 覆盖的 GaAs 表面势垒从 0.7eV 下降为 0.18eV, 表面复合速率也下降了一个数量级。未见这方面有进一步的报道。

本文采用 X 射线光电子能谱 (XPS)、紫外光电子能谱 (UPS) 和低能电子衍射 (LEED) 对室温下生长的  $\alpha$ -P/GaAs 界面进行了在线研究。这里“在线”是指界面在超高真空中生长后不经过暴露大气而直接测量。实验选用的 (100) 晶向是制作器件的主要晶向。一方面研究了 P 在 GaAs 表面上的成键及生长特征, 同时也研究了 P 覆盖层对 GaAs 表面能带弯曲及功函数的影响。

### 二、实验装置与方法

实验是在一台经过扩充的角分辨电子能谱仪 ADES-400 上进行的。其真空系统由三部分组成: 分析室、样品制备室和束源室。三部分之间可以相互隔离, 样品由磁控传递杆在样品制备室与分析室之间传递, 可实现分子束外延的在线检测。详细描述可参阅文献[3]。

\* 国家自然科学基金资助的课题。

掺杂浓度为  $n = 3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$  的 n 型 GaAs(100) 衬底, 经常规清洗后, 用 In 粘在  $M_0$  样品托上经快速进样装置传入样品制备室, 然后由  $\text{Ar}^+$  离子轰击加退火 (IBA) 的方法进行表面清洁处理, IBA 条件为: 1kV,  $10 \mu\text{A}$  的  $\text{Ar}^+$  离子束轰击 30min,  $560^\circ\text{C}$  退火 30min. 经过几个循环, 由 XPS 检测, 无 C, O 沾污, LEED 观察到清晰的  $(1 \times 6)$  或  $(4 \times 6)$  图样, 大部分数据是在  $(1 \times 6)$  再构表面上取得的, 没有发现不同再构对结果产生明显影响.

P 分子束由束源炉中加热分解的 GaP 碎片提供. P 束源炉由钨丝加热的石墨坩埚外加两层阻挡热辐射的钽皮套构成, 束源温度由紧贴坩埚底部的热电偶测量, 可达  $1000^\circ\text{C}$  以上. 这样产生的分子束主要成份为  $\text{P}_2$ , P, 和 Ga 的分子流成分极小<sup>[9]</sup>. 束流强度由装在衬底和束源炉之间的电离规监测, 以测得的等效气压与淀积时间的乘积  $\theta$  来表示 P 淀积量, 单位为 L ( $1\text{L} = 10^{-6} \text{Torr} \cdot \text{s}$ ). 电离规可以在束流路径内外移动, 测好束流强度后, 在正式生长时将电离规移出束流范围并关闭电源, 以避免束流被电离. 束源与衬底的距离约为 34cm.

样品制备室本底压强优于  $1.5 \times 10^{-6} \text{Pa}$  在做 P 淀积时, 首先将 P 源升温除气, 然后将其分子束流稳定在要求的等效压强值上, 打开束源室与样品制备室之间的隔离阀, 此时样品制备室压强上升很少, 再将 P 源挡板打开, 进行淀积, 此时样品制备室压强不差于  $1 \times 10^{-7} \text{Pa}$ , 束源室背景压强  $\leq 1.2 \times 10^{-7} \text{Pa}$ . 生长的  $\alpha$ -P 薄膜经 XPS 检测无 C, O 沾污.

样品制备好以后, 送入分析室进行测量. 分析室压强不差于  $5 \times 10^{-7} \text{Pa}$ . X 射线由双阳极 X 射线枪提供, 采用  $\text{MgK}_\alpha$  线 ( $h\nu = 1253.6 \text{eV}$ ), X 射线入射方向与样品表面法线成  $55^\circ$  角, 在法线另一边  $45^\circ$  或  $75^\circ$  (掠角) 处探测光电子, 掠角探测可以提高表面灵敏度. 由 XPS 分析芯能级光电子峰的线形强度变化. 紫外线由 He 放电提供, 采用 HeI 共振线 ( $h\nu = 21.22 \text{eV}$ ) 测量价带谱, 入射方向与样品表面法线夹角为  $45^\circ$ , 探测正出射光电子, 从中分析价带结构、表面能带弯曲和功函数的变化. HeII 共振线 ( $h\nu = 40.8 \text{eV}$ ) 用来测量 Ga3d 芯能级, 测量精度高于 XPS 测量, 可用来较准确地监测表面能带弯曲情况. 测量 XPS 和 UPS 时, 电子能量分析器的通能分别取 50 和 10eV.

### 三、实验结果

#### 1. LEED 观察和 XPS 测量

从 LEED 图样来看, 直到淀积量  $\theta$  增至  $0.30 \times 10^2 \text{L}$  时还没有变化. 至  $0.46 \times 10^2 \text{L}$  时, LEED 图样本底有所增强, 分数点缺失较多. 至  $1.4 \times 10^2 \text{L}$  时, LEED 图样变成本底很强的  $1 \times 1$ . 至淀积量增至  $4.7 \times 10^2 \text{L}$  时, 图样完全消失. 这说明室温下 P 在 GaAs 表面上的生长是无序的, 即生长的是  $\alpha$ -P 薄膜.

XPS 测量表明, 直到淀积量增至  $0.30 \times 10^2 \text{L}$  时, 才检测到 P2p 光电子峰信号. 图 1 给出 P2p 和 As3p 光电子峰随 P 淀积量增加而变化的情况. 同时给出了从清洁单晶 GaP(100) 面上测得的谱线, 以作比较. 录谱时将 Ga3p, P2p 和 As3p 记在一起, 这里只给出 P2p 和 As3p 峰. 可以看到, P2p 峰强随 P 淀积量增加而增强, 而 As3p 峰强则在下降. 同样, Ga 的芯能级峰强也在下降, 这里没有给出谱线. 这说明随着淀积量

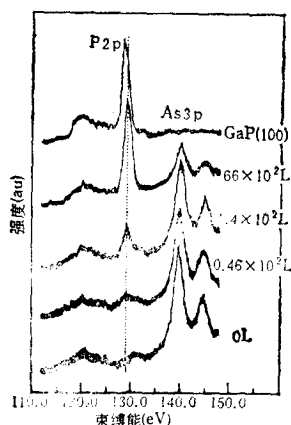


图 1 随着 P 淀积量的增加 P2p 和 As3p 光电子峰的变化 最下面的谱线是从清洁 GaAs(100) 表面上测得的; 最上面的谱线是从清洁 GaP(100) 表面上测得的 GaAs(100) + P; 室温淀积; MgK $\alpha$  线

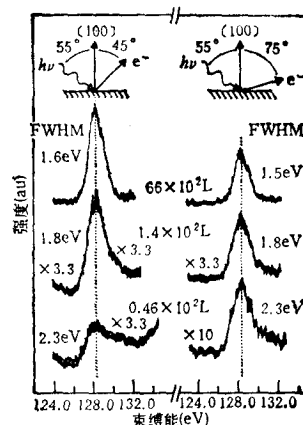


图 2 随着 P 淀积量的增加 P2p 光电子峰的线形变化 实验条件同图 1; 谱线上部的插图表明了测量时光子的人射角和光电子探测角; 右边的谱线是掠角测量的, 有更高的表面灵敏度

的增加, 表面覆盖的 P 层也在增厚。从测得的芯态能级位置来看, 没有发现位移。表明在界面生长过程中没有显著的化学反应发生。测得的 P2p 峰位与从单晶 GaP(100) 清洁表面测得的峰相比, 束缚能约大 0.8eV, 与单质 P 特征相符。

图 2 给出 P2p 光电子峰的峰形变化。可以看出, 随 P 淀积量增加, P2p 峰的半高宽 (FWHM) 从 2.3eV 逐渐减小, 直至稳定于 1.6eV。显然在覆盖层较薄时, P2p 峰包含了两个束缚能靠得较近的成份, 光电子峰一部分是单质 P 的贡献, 另一部分是与衬底 Ga 成键的 P 的贡献。随着覆盖层增厚, 单质 P 在增加, 但成键的 P 不再增加, 其在光电子峰中所占比例越来越小, 对峰形影响也越来越小, 最后峰形基本上由单质 P 完全确定。Ga 和 As 的芯能级峰形几乎无变化, 从另一方面说明了界面反应非常有限, 仅有少量原子参加。

以 P2p 的峰强还可以近似估算覆盖层的厚度。从 GaP(100) 清洁表面测得的 P2p 光电子峰强度可用下式表示:

$$I = n \cdot K \int_0^{\infty} e^{-x/\lambda \cos \alpha} dx, \quad (1)$$

式中  $n$  为样品中 P 的密度,  $K$  对于同一仪器同一元素的同一光电子峰来说为常数,  $\lambda$  为光电子的逃逸深度,  $\alpha$  为探测的光电子的出射角 (与样品表面的法线的夹角)。对于淀积在 GaAs 表面上的 P 来说, 其 P2p 光电子峰强度可用下式表示:

$$I' = n' \cdot K \int_0^h e^{-x/\lambda \cos \alpha} dx, \quad (2)$$

式中  $n'$  为覆盖层中的 P 密度,  $h$  为覆盖层厚。

由 (1), (2) 式可得

$$h = -\lambda \cos \alpha \ln \left( 1 - \frac{n}{n'} \cdot \frac{I'}{I} \right). \quad (3)$$

由于  $\alpha$ -P 的结构至今尚不清楚<sup>[5]</sup>, 而且  $\alpha$ -P 薄膜的结构还随制备条件的不同而不同, 因此在薄层的近似估算中,  $n'$  不妨取 P 的各种异构体的平均值, 这样就得到  $n' = 1.8n$ 。MgK $\alpha$  线激发的 P2p 光电子动能约为 1120eV, 对应于  $\lambda = 23 \text{ \AA}$ <sup>[6]</sup>。测量时采用 45° 出

射角。可见只要测得 GaP 清洁表面的 P2p 峰强  $I$  和 GaAs 表面 P 覆盖层的 P2p 峰强  $I'$ , 就可以用 (3) 式估算覆盖层厚度。在实验中, GaP 样品与 P/GaAs(100) 样品的测量条件完全一致。这样估算的厚度与 P 淀积量  $\theta$  的关系见表 1。用来自 GaAs 衬底的 Ga2p 光电子峰估算覆盖层厚, 结果与表 1 基本相符。

表 1 P 淀积量  $\theta$  与估算的 P 层厚度关系

P 淀积量 $\theta (\times 10^2 \text{L})$	0.46	1.4	4.7	66
P 层厚度 ( $\text{\AA}$ )	1	3	6	13

## 2. UPS (HeI, HeII) 测量结果

图 3 给出在不同的 P 淀积量下用 HeI 共振线测得的价带 UPS。很清楚, 随着淀积量的增加, 清洁的 GaAs 表面的价带结构逐渐被修饰, 在费密能级以下 2 至 10eV 之间, 一些新的结构逐步形成。至淀积量增加到  $66 \times 10^2 \text{L}$  (对应于估算的 P 覆盖层厚度  $13 \text{\AA}$ ) 时, GaAs 价带中最强的结构也消失了, 表明 GaAs 的价带结构已被湮没在新的结构之中。另外, 在二次电子背景中还出现了一个新的峰, 见图 4。

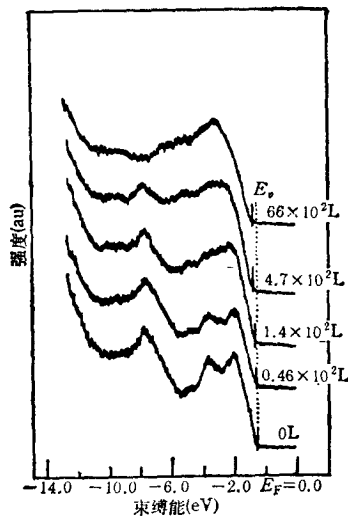


图 3 GaAs(100) 表面淀积不同量的 P 后测得的价带谱

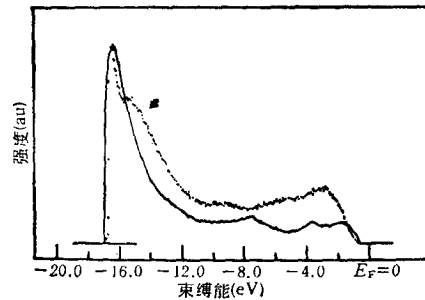


图 4 GaAs(100) 表面淀积  $66 \times 10^2 \text{LP}$  前后的价带谱比较将二次电子峰归一化; ——为 0L; ..... 为  $66 \times 10^2 \text{L}$

用 UPS 还测量了 GaAs 表面能带弯曲和功函数受 P 淀积的影响。价带 UPS 中, 光电子产额的高动能阈值  $E_H$  对应于价带顶的位置  $E_v$ , 由于样品与谱仪的 Mo 样品架有良好的电接触, 可以认为其费密能级是处于同一能量水平的, 而且保持不变。测量 Mo 样品架的 UPS 谱, 其高动能阈值即对应于费密能级  $E_F$ ,  $E_F$  与  $E_H$  的差值即为表面费密能级至价带顶的差值  $E_F - E_v$ , 该量直接反应了表面能带弯曲的情况。取室温下 GaAs 的禁带宽度  $E_g = 1.4 \text{eV}$ , 还可以得到表面势垒高度

$$\phi_B = E_v - E_F = E_g - (E_F - E_v),$$

式中  $E_v$  为表面导带底。从图 3 中可以看到, 随 P 淀积量增加, 价带谱的高动能阈值  $E_H$

表 2 GaAs(100) 表面的费密能级相对价带顶位置  $E_F-E_v$ , 表面势垒  $\phi_B$ , 功函数  $W$  和 HeII 共振线测得的 Ga3d 光电子峰高动能边半高点  $E_w$  随 P 淀积量的变化

P 淀积量 ( $\times 10^2 \text{L}$ )	$E_F-E_v$ (eV)	$\phi_B$ (eV)	$W$ (eV)	$E_w$ (动能) (eV)
0 (0 Å)	0.60	0.80	4.32	21.74
0.46 (1 Å)	0.60	0.80	4.52	21.66
1.4 (3 Å)	0.65	0.75	4.67	21.62
4.7 (6 Å)	0.76	0.64	4.43	21.54
66 (13 Å)	0.76	0.64	4.38	—

向低动能端收缩, 表面  $E_F-E_v$  值在增加, 也即表面势垒  $\phi_B$  在下降. 表 2 给出  $\phi_B$  和  $E_F-E_v$  值随淀积量变化的情况.

样品的功函数  $W$  是从价带 UPS 的二次电子峰中求得的. 二次电子在低动能端的外推截止值  $E_L$  反映了功函数的变化, 因为  $W = h\nu - (E_F - E_L)$ , 式中  $h\nu$  为光子能量. 测得的  $W$  值见表 2, 可见  $W$  值在 P 淀积量增加时有一个先上升后下降的过程.

由于价带的光电子发射可能叠加有来自表面态或覆盖层的贡献, 所以, 上述测量中用  $E_H$  代替  $E_v$  不太精确. 为了更确定起见, 我们用 HeII 共振线测量了衬底 Ga3d 的峰位变化. 由于表面能带发生弯曲时, 组成半导体的原子的芯能级也与价带顶和导带底一样发生相同的弯曲, 所以 Ga3d 能级的位移即反映了表面能带弯曲情况<sup>[7]</sup>. 图 5 给出用 HeII 共振线测得的 Ga3d 光电子峰. 由于 Ga3d 峰的低动能端靠近很强的本底 (HeI 共振线激发的价带谱), 并且如果表面 Ga 与 P 成键, Ga3d 将向低动能端位移, 所以要测量衬底 Ga3d 的峰位变化, 最精确的参考点不是峰的极大值位置, 而是峰的高动能边的半高点  $E_w$  位置. 该点的测量精度约为  $\pm 0.02 \text{eV}$ . 从图 5 可以看出半高点  $E_w$  随 P 淀积量增加而向低动能端位移, 位移的趋势和幅度与  $E_H$  基本一致, 见表 2. 证实了 P 淀积后, 表面势垒确实下降了.

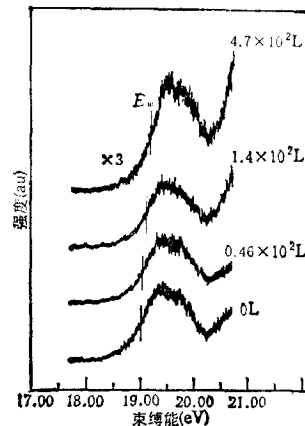


图 5 GaAs(100) 表面淀积不同量的 P 后用 HeII 共振线测得的 Ga3d 光电子峰  $E_w$  为 Ga3d 峰低动能端(高动能端)的半高点能量值

#### 四、分析与讨论

将 XPS 测得的 P2p, Ga2p, As3p 等芯能级光电子峰强度与 P 淀积量  $\theta$  的关系画在半对数坐标图中, 见图 6. 可见随着暴露量增加, P2p 峰强增加的速度逐渐慢下来 (注意图 6 中暴露量的坐标为对数刻度), 同时 Ga 和 As 的芯能级光电子峰强度下降的速度也缓慢下来. 将估算的 P 覆盖度厚度与 P 暴露量作一曲线, 也发现同样的规律. 这说明在最初的生长中, P 的吸附率较大. 从 P2p 的峰形分析中知 (见图 2), 在厚度只有 1 Å 和 3 Å 时, 覆盖层中仍同时包含有 P 的单质成份和与 Ga 成键的成份, 考虑到 P 原子直径为 2.2 Å, 此时覆盖层还不足以铺满一单层, 说明最初 P 在表面是成团的. 随着覆盖层

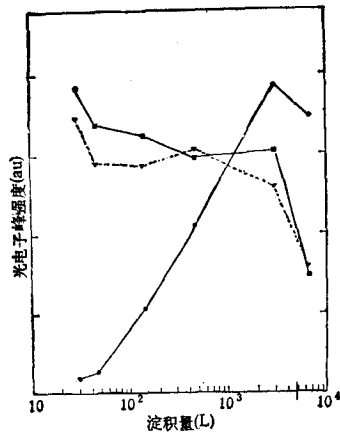


图6 覆盖层 P2p, 衬底 Ga3p, As3p 光电子峰强度随 P 淀积量的变化 P2p, Ga3p, As3p 光电子的动能相近, 有相同的光电子逃逸深度; ● 为 P2p; ▽ 为 Ga3p; ■ 为 As3p

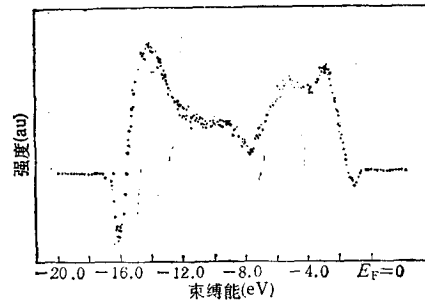


图7 GaAs(100) 表面淀积  $66 \times 10^2$  L P 前后价带谱的差谱(原谱线见图4)

增厚, 与 Ga 成键的 P 成份几乎不增加, 说明只有界面上直接与 GaAs 表面相接触的 P 与表面 Ga 成键. 上述事实可作如下理解: IBA 处理的 GaAs 表面是富 Ga 的, 在 P 生长的初始阶段, 由于 P 与表面 Ga 的成键而使得吸附率较大, 此时 P 在 GaAs 表面是成团生长的, 当 GaAs 表面被 P 集团盖满以后, 随后的生长就是吸附在前面的 P 覆盖层上, 吸附率逐渐小下来. 这与 LEED 图样的变化是相符的. 在覆盖层为  $1 \text{ \AA}$  时, LEED 图样没有大的改变, 只是本底增强, 分数点有缺失.  $3 \text{ \AA}$  时 LEED 图样就变为  $1 \times 1$ , 而且本底很强. 覆盖层再增厚, LEED 图样消失, 视屏上呈现均匀明亮.

一般认为 GaAs 表面的费密能级钉扎是由表面态(缺陷引入的或本征表面态)引起的. IBA 处理的样品表面是富 Ga 的, 而且不可避免地存在有一些表面缺陷. 所有表面态的分布联合决定了表面费密能级钉扎的位置. Olego 等人<sup>[2]</sup>曾报道  $\alpha$ -P 覆盖层使 GaAs(111) 面表面势垒下降  $0.52 \text{ eV}$ . 他们认为, GaAs 表面费密能级钉扎主要由 As 缺失引起, 由于 P 和 As 一样, 为 V 族元素, 最外层电子结构相同, 可以在化学上和物理上延续中断了的表面, 并补偿表面 As 的缺失, 消除一些表面缺陷态, 使得表面费密能级解除钉扎. 根据这个解释, 对 GaAs 来说, As 将是比 P 更好的钝化膜, 但事实上, GaAs 表面上过剩的 As 正是引起表面费密能级钉扎的关键因素<sup>[8-10]</sup>. Chiang 等人<sup>[11]</sup>证实, MBE 淀积的 As 薄膜导致解理的 GaAs(110) 表面费密能级发生钉扎. 由此看来, P 覆盖层使 GaAs 表面势垒降低的原因很难简单地归之于表面 As 缺失的消除. Olego 等人测得的表面势垒下降幅度比本文大得多, 其原因还不清楚, 不过值得注意的是他们没有说明淀积 P 之前对 GaAs 表面如何作清洁处理, 也没说明采用了什么样的 P 源(不同 P 源产生的分子束, 化学性质有所不同), 而且所采用的 GaAs 晶面与本文不同. 另外, 他们是从 Raman 测量中间接推测的势垒高度, 而本文是从光电子能谱中直接测得的.

表 2 表明, 在生长初期, GaAs 表面的功函数上升了  $0.35 \text{ eV}$ , 这是界面 Ga-P 相互作用偶极矩产生的影响. 覆盖层增厚以后, UPS 测得的下降的功函数为 P 覆盖层的功函数值.

随着 P 覆盖层的生长, UPS 价带谱的结构逐渐发生变化(图 3), 出现了一些新的结构. 将图 4 所示的从 P 覆盖的 GaAs 表面与清洁表面测得的价带谱作差谱, 结果见图 7. 差谱后, 新出现的结构变得十分清楚. 在价带顶下约 2.4, 4.6, 8.8 和 13.3eV 处有清晰的峰结构. Goodman 等人<sup>[12]</sup>曾用 XPS 测量了 P 的各种异构体(立方白磷、斜方黑磷、体红磷、等离子体淀积的  $\alpha$ -P:H 薄膜和三斜  $\text{NaP}_{15}$ ) 的价带谱. 比较发现, 图 7 与他们在  $\alpha$ -P:H 薄膜上测得的价带谱非常相似, 只是靠近价带顶的两个峰位有些差别. 他们测得的四个峰相对价带顶的位置分别为 3.0, 5.7, 9.0, 13.0eV. 可以认为图 7 中谱的结构为  $\alpha$ -P 薄膜的价带的贡献. 但在对价带顶下 13.3eV 的峰作解释时应慎重一些, 因为在用 HeI 共振线测量 III-V 族化合物半导体的价带谱时, 在相应位置会出现由价带内部跃迁产生的俄歇峰. 一般情况下, 俄歇峰被湮没在二次电子中不显示出来, 但在做诸如角分辨、加偏压或表面气体吸附等实验中, 由于二次电子发射的分布发生了改变, 俄歇峰将会分辨出来, 我们在 GaP, InP 表面都发现过这种现象. 本文中, GaAs 表面淀积了  $\alpha$ -P 薄膜, 二次电子的发射变得近于各向同性, 在正出射方向的二次电子产额大幅度下降(与清洁表面相比约下降 2 倍), 俄歇峰将会被显示出来, 所以价带顶下 13.3eV 处的峰可能同时叠加有  $\alpha$ -P 薄膜的价带和 GaAs 价带俄歇跃迁的贡献.

分别在正出射、 $10^\circ$  和  $20^\circ$  出射三个方向探测了 GaAs 清洁表面和覆盖 P 以后的表面的 UPS 价带谱. 三个方向差谱的峰位和峰形完全一致, 这是  $\alpha$ -P 薄膜各向同性的必然结果.

## 五、结 论

综合以上所述, 我们在超高真空中, 用分子束在室温 GaAs(100) 表面上淀积了  $\alpha$ -P 薄膜, 采用 XPS, UPS 和 LEED 对界面的形成进行了在线研究, 结果表明:

1. P 在 GaAs 表面开始是以成团的形式吸附的, 随着淀积量的增加, 生长成  $\alpha$ -P 薄膜, 该薄膜与文献报道的等离子体淀积的  $\alpha$ -P:H 薄膜有相似的价带结构, 但靠近价带顶的两个峰位有些差别.
2. 在界面处有约一单层的 P 与衬底表面 Ga 成键.
3.  $\alpha$ -P 覆盖层改变了 GaAs 表面费密能级钉扎的位置, 使表面势垒下降了约 0.2eV.

感谢王迅教授对本工作的关怀与指教. 感谢朱建红、陆春明、李喆深等同志的有益讨论. 张宝红同志在实验工作中给予了许多帮助, 并誊抄了全部文稿, 作者对此深表感谢.

- [1] R. Schachter, D. J. Olego, J. A. Baumann, L. A. Bunz, P. M. Raccach and W. E. Spicer, *Appl. Phys. Lett.*, **47**(1985), 272; R. Schachter, M. Viscogliosi, L. A. Bunz, D. J. Olego, H. B. Sertzeze and P. M. Raccach, *J. Vac. Sci. Technol.*, **B4**(1986), 1128; A. Tulke and H. Lüth, *Surf. Sci.*, **211/212**(1989), 1061.
- [2] D. J. Olego, R. Schachter and J. Baumann, *Appl. Phys. Lett.*, **45**(1984), 1127; *J. Vac. Sci. Technol.*, **B3**(1985), 1097.
- [3] 董国胜、张恩善、谢琪、侯晓远、丁训民、陈平, *真空科学与技术*, **20**(1990), 35.
- [4] S. L. Wright and H. Kroemer, *J. Vac. Sci. Technol.*, **20**(1982), 143.
- [5] D. J. Olego, J. A. Baumann, M. A. Kuck, R. Schachter, C. G. Michel and P. M. Raccach, *Solid State Comm*

- mun.*, 52(1984), 311; D. J. Olego, J. A. Baumann and R. Schachter, *Solid State Commun.*, 53(1985), 905.
- [6] H. Gant and W. Mönch, *Surf. Sci.*, 105(1981), 217.
- [7] 董国胜、丁训民、杨曙、王迅, 应用科学学报, 4(1986), 333.
- [8] J. L. Freeouf and J. M. Woodall, *Appl. Phys. Lett.* 39(1981), 727.
- [9] E. R. Weber, H. Ennen, U. Kaufmann, J. Windscheif, J. Schneider and T. Wosinski, *J. Appl. Phys.*, 53(1982), 6140; E. R. Weber and J. Schneider, *Physica*, B116(1983), 398.
- [10] W. E. Spicer, Z. Liliental-Weber, E. Weber, N. Newman, T. Kendelewicz *et al.*, *J. Vac. Sci. Technol.*, B6(1988), 1245.
- [11] T. T. Chiang and W. E. Spicer, *J. Vac. Sci. Technol.*, A7(1989), 724.
- [12] Nancy B. Goodman, L. Ley and D. W. Bullett, *Phys. Rev.*, B27(1983), 7440.

## PHOTOELECTRON SPECTROSCOPY STUDIES OF $\alpha$ -P/GaAs (100) INTERFACES

LU XUE-KUN    HOU XIAO-YUAN    DONG GUO-SHENG    DING XUN-MIN

*Surface Physics Laboratory, Fudan University, Shanghai, 200433*

(Received 19 April 1991)

### ABSTRACT

The room temperature deposited  $\alpha$ -P/GaAs(100) interfaces have been studied by XPS, UPS, and LEED. The results show that P is adsorbed as clusters on the surface of GaAs at the initial stage of the interface formation,  $\alpha$ -P film is formed as the deposition amount is further increased. The valence structures of the films so obtained are similar to those of plasma deposited  $\alpha$ -P:H films. There are about one monolayer of P atoms bonded to Ga atoms of the substrate at the interface.  $\alpha$ -P overlayer results in 0.2 eV lowering of GaAs surface barrier.

**PACC:** 8265; 6855; 7360