

P 与 GaAs(100) 表面相互作用 的温度效应*

卢学坤 郝平海 贺仲卿 侯晓远 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 10 月 8 日收到

本文采用原位 X 射线光电子能谱、紫外光电子能谱、高分辨率电子能量损失谱和低能电子衍射技术,研究了温度对 P 与 GaAs(100) 表面相互作用的影响. 结果表明,经退火后,室温下淀积于 GaAs 表面的非晶 P 大部分脱附,仅剩下少量无规分布于表面的 P 集团. 集团中部分 P 与衬底 Ga 原子成键,另一部分 P 则以单质形式存在. 继续提高温度退火,将使 P 集团中的 P 全部与衬底发生反应生成 GaAsP 薄层. 在高温 GaAs 衬底上淀积 P, 将得到 GaAsP 固溶体薄层. 这一薄层有望成为 GaAs 表面理想的钝化膜.

PACC: 8265; 6855; 7360

一、引 言

V 族元素,如 P, As 和 Sb, 与 III-V 族化合物半导体表面的相互作用,无论是在基础理论上还是在实际工艺应用中都具有十分重要的意义. 首先,由于新型半导体异质结器件和能带工程的迅速发展,各种同质或异质层的外延生长备受重视. 在新界面形成的初始阶段,V 族元素与衬底表面的相互作用具有举足轻重的影响,它将决定界面的陡度、互混、化学配比以及晶格完整性等基本因素,从而直接影响后继生长. 另外一个重要方面是,V 族元素有可能在 III-V 族半导体表面形成很好的钝化膜. 这方面最先的尝试是将 As 淀积在刚外延生长好的 III-V 族半导体表面^[1,2].

基于以上考虑,对 V 族元素与 III-V 族半导体表面的相互作用作深入细致的研究是十分必要的. 事实上,已有大量工作研究了能形成很好的有序结构的 Sb/III-V 族半导体体系^[3]. As 覆盖层对 GaAs 表面的钝化效应也有许多研究报道^[1,2,4]. Schachter 等人从钝化的意义上研究过 P/InP 界面^[5]. 最近 Tulke 和 Lüth^[6] 从异质外延和钝化作用两个方面研究了 As/InP 界面. 尽管研究结果日趋增多,但目前无论是从广度上还是从深度上来说,仍然是远远不够的. 以 P/GaAs 体系来说,目前见诸报道的有 Olego 等人^[7,8] 用 Raman 光谱和光致发光谱对钝化作用的研究,他们发现非晶 P 覆盖层可使 GaAs(111) 面的表面势垒下降约 0.52 eV, 同时使表面复合速率减小一个数量级. 最近 Viktorovitch

* 国家自然科学基金资助课题.

等人^[9]发现在 PH_3 气氛中高温退火的 GaAs (100) 表面有 GaP 薄层生成, 该薄层对 GaAs 表面有较好的钝化效果。这些研究都还停留在对现象的观察上, 而对更为重要的界面相互作用机制及作用产物、界面原子结构及电子结构等本质问题还缺乏深入的研究。要达到充分揭示这些本质问题的目的, 最有效的手段是采用强有力的表面、界面分析技术对界面的形成过程进行原位分析。

我们在最近的一篇文献^[10]中采用电子能谱技术对 $\alpha\text{-P/GaAs}(100)$ 界面作了较详细的原位研究, 探讨了钝化与界面相互作用问题。本文在此基础上, 从钝化和异质外延的角度对 P/GaAs 界面相互作用作进一步的研究。采用原位 X 射线光电子能谱 (XPS)、紫外光电子能谱 (UPS)、高分辨率电子能量损失谱 (HREELS) 和低能电子衍射 (LEED) 技术, 着重探讨了温度对表面相互作用的影响, 初步确定了表面相互作用的特征及作用产物。

二、实验方法

掺杂浓度为 $3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 的 (100) 晶向 n 型 GaAs 单晶片, 经常规清洗后, 送入超高真空系统。用 Ar^+ 离子溅射加退火 (IBA) 的方法进行处理, 得到清洁有序的 (4×6) 再构表面。P 淀积是在与分析系统相连接的分子束外延装置中进行的, 详细过程见文献^[10]。P 的淀积量用电离规在束流路径中测得的等效气压与淀积时间的乘积 θ 来表示, 单位为 L ($1\text{L} = 10^{-6} \text{Torr} \cdot \text{s}$)。在淀积过程中, 样品制备室的本底压强小于 $1 \times 10^{-7} \text{Pa}$ 。

分析系统是英国 VG 公司生产的 ADES-400 能谱仪。配置有双阳极 (Mg 靶和 Al 靶) X 射线枪。气体放电紫外光源、高分辨率单色电子枪和可以做角分辨研究的电子能量探测器, 以及三栅 LEED 系统等。实验时分析室压强不高于 $5 \times 10^{-9} \text{Pa}$ 。采用 MgK_α 线 (光子能量 $h\nu = 1253.6 \text{eV}$) 分析样品芯态能级, 电子能量分析器通能取为 50eV (测量 Ga2p 芯态能级时取为 20eV)。X 射线的人射方向与样品表面法线成 55° 角, 在入射面内法线另一边 45° 或 75° (掠角) 处探测光电子。用氦气放电产生的紫外线进行 UPS 测量, 样品的价带谱由 HeI 共振线 ($h\nu = 21.22 \text{eV}$) 测量, 用 HeII 共振线 ($h\nu = 40.80 \text{eV}$) 测量 Ga3d 芯态能级。测量 UPS 时, 能量分析器通能取 10eV , 光子入射方向与样品表面法线夹角为 45° , 探测正出射光电子。采用 HREELS 研究电子的带间跃迁, 入射电子能量为 10eV , 入射线与样品法线夹角为 60° , 在镜面方向接收反射电子, 电子枪单色器通能和探测器能量分析器通能均取 1.2eV , 弹性峰半高宽约为 30meV 。

三、实验结果与分析

实验上从两个方面考察了温度的影响。首先研究室温下淀积的 $\alpha\text{-P/GaAs}$ 界面的退火效应, 随后研究在高温衬底上淀积 P 的表面反应。

1. 退火效应

实验表明, 室温下淀积不同厚度 P 层得到的 P/GaAs(100) 界面, 其退火行为具有共

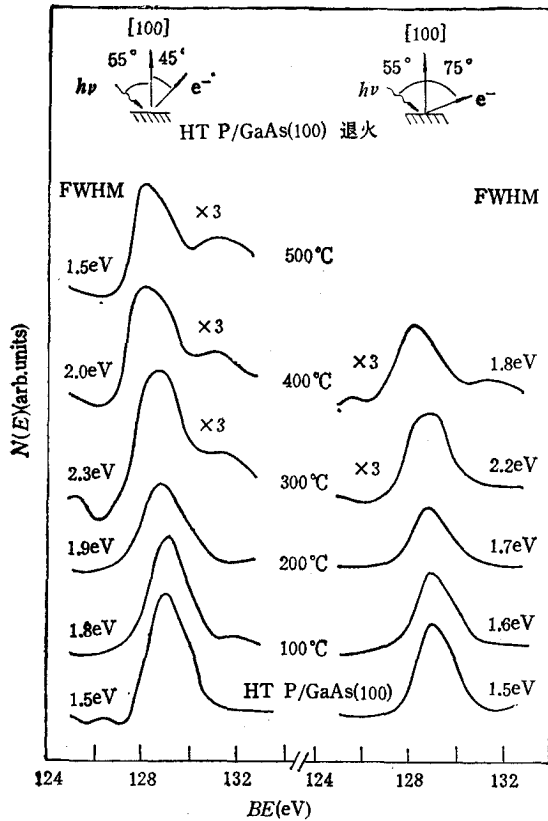


图1 GaAs(100) 表面室温淀积 $4.7 \times 10^2 \text{LP}$ 以后, 以及再经过不同的温度退火 20min 以后测得的 P2p 光电子峰

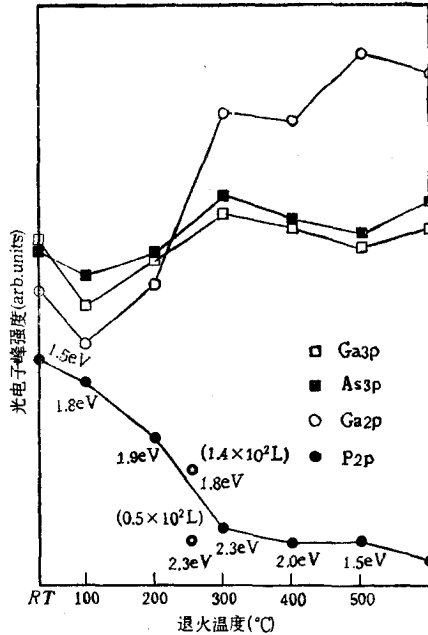


图2 出射角为 45° 时测得的 P2p, Ga2p, Ga3p, As3p 光电子峰强度随退火温度的变化 括号中的数据给出了相应光电子峰的半高宽

同的特征。图1给出了 GaAs(100) 表面室温淀积 $4.7 \times 10^2 \text{LP}$ (对应于 $\alpha\text{-P}$ 层厚度约 $6 \text{ \AA}^{[10]}$) 以后, 以及再经过不同的温度退火 20min 以后, 用 XPS 测得的 P2p 芯态能级光电子峰。从图中可以看出, 随着退火温度的升高, P2p 光电子峰强度逐渐下降, 并且峰位从单质 P 的峰位向低束缚能端位移, 直至与从清洁 GaP(100) 表面上测得的 P2p 峰位相同, 同时, P2p 光电子峰的半高宽也随着退火温度升高而改变, 见图1所示。测量还表明衬底 Ga 和 As 的芯态能级光电子峰强度随退火温度上升而增强, 但半高宽没有变化。为讨论方便, 将出射角为 45° 时测得的 P2p, Ga2p, Ga3p, As3p 光电子峰强度与退火温度的关系示于坐标图中, 各点以直线连接以显示变化趋势, 同时还标出 P2p 峰的半高宽, 见图2。从图2中可以看到, Ga3p 和 As3p 光电子峰强度随退火温度升高而呈缓慢上升趋势, 而 Ga2p 光电子峰强度随退火温度上升而明显增强, 且其增强与 P2p 光电子峰随退火温度上升而减弱是同步的。这可由光电子的逃逸深度不同来解释。Ga3p 和 As3p 光电子的有效逃逸深度约为 $16 \text{ \AA}^{[10]}$, 表面覆盖 $6 \text{ \AA}$ 厚的 $\alpha\text{-P}$ 层对逃逸深度为 $16 \text{ \AA}$ 的光电子的峰强影响较小, 而 Ga2p 光电子有效逃逸深度只有 $5 \text{ \AA}^{[10]}$, 具有较高的表面灵敏度, 因此 Ga2p 光电子峰的强度对表面覆盖层的变化较为敏感, 与表面 P 层的 P2p

峰强同步变化。从图 2 中还可以看到,在 300℃ 以下, P2p 峰强随退火温度的升高而下降得较快,至 300℃ 以后,温度继续升高, P2p 峰强基本上不变。从半高宽的变化来看,室温淀积的 P,其 P2p 峰半高宽为 1.5eV,随退火温度升高,半高宽增宽,至 300℃ 时达到最大值 2.3eV,退火温度再升高,半高宽又变小,至 500℃ 时降回到 1.5eV。P2p 和 Ga2p 峰强的变化反映了表面覆盖层的脱附行为,而 P2p 峰的半高宽变化则说明了退火过程中 P 的化学状态的变化,下面对此作简要的分析。对 α -P 和 GaP 的分析表明,处于单一化学状态的 P,其 P2p 光电子峰半高宽约为 1.5eV。显然,在谱仪分辨率不够高时,如果 P2p 光电子峰包含了多种化学状态的 P 的贡献,则由于化学位移,峰的半高宽将增加。室温下淀积在 GaAs(100) 表面的 P 是以单质形式存在的非晶 P,只有界面上约一单层 P 与衬底表面的 Ga 原子成键^[10](以下将这部分 P 称为成键 P)。在这里,退火前表面覆盖的 P 层中主要成份是单质 P,成键 P 只占很少部分,所以 P2p 光电子峰的峰形由单质 P 决定。退火之后,部分单质 P 脱附,成键 P 所占相对比例增加,表现为 P2p 峰强减小而半高宽增大。至 300℃ 退火以后,能脱附的单质 P 已全部脱附,此时剩下的单质 P 与成键 P 在数量上已基本接近,故此时 P2p 峰的半高宽最宽。高于 300℃ 的温度退火, P 不再脱附,表现为 P2p 峰强不再下降,但剩下的单质 P 与衬底 As 发生置换反应,所以部分单质 P 转化为成键 P,成键 P 所占比例随之增加, P2p 光电子峰的峰形逐渐由成键 P 决定。至 500℃ 退火后,全部单质 P 转化为成键 P, P2p 光电子峰的半高宽又减小至 1.5eV。

下面进一步说明,温度低于 300℃ 的退火,只使表面单质 P 脱附,而不增加成键 P 的数量,也就是说不发生置换反应。将室温下淀积 $1.4 \times 10^2 \text{LP}$ (对应于 $3 \text{\AA}^{[10]}$) 的 P2p 峰数据示于图 2 中,可见其强度和半高宽均落在 $6 \text{\AA}$ P 层经 200—300℃ 退火之后得到的数据之间。这表明, $6 \text{\AA}$ P 层经 300℃ 以下温度退火,由于 P 的脱附,表面只剩下约 $3 \text{\AA}$ P 层,在这剩下的 $3 \text{\AA}$ P 层中成键 P 的数量与室温生长 $3 \text{\AA}$ P 层中成键 P 的数量大致相当,并不因为退火而有所增加。将室温淀积 $0.5 \times 10^2 \text{LP}$ (约 $1 \text{\AA}$) 的 P2p 峰数据示于图 2 中,可见其峰强和半高宽落在 $6 \text{\AA}$ P 层经 300℃ 退火后测得的数据附近,说明了同样的问题。

300℃ 退火后,从 P2p 峰强估计,表面 P 层还不足以铺满一层,说明单质 P 一定是以成团形式与成键 P 共存的。这种 P 集团不被 300℃ 的退火所破坏,随着退火温度升高,集团中的单质 P 逐渐与衬底 As 发生置换反应。

从 LEED 图样的变化来看,退火前屏幕一片均匀明亮,无衍射图样,反映了表面 P 层的非晶性。200℃ 退火后,由于 P 的脱附,表面 P 层变薄, LEED 屏上出现微弱的衍射斑点,点子很细,但在明亮的本底下难以分辨出其周期性,衍射斑点可能反映了衬底的有序性。300℃ 退火后, LEED 图样为本底较强的 1×1 结构,可以认为较强的本底是不规则分布的 P 集团造成的,而这些 P 集团很有可能是吸附在 IBA 造成的表面缺陷上的。随着退火温度再升高,衍射图样仍为 1×1 结构,本底逐渐减弱,但仍然较强。这反应了表面比较混乱。

在 As/InP(110) 界面的情形中, Tulke 和 Lüth^[6] 的研究表明, 320℃ 的退火使得表面 As 大量脱附,只剩下约 0.5ML 的 As 在 InP 表面形成 $\text{InP}_{1-x}\text{As}_x$ 薄层。采用他

们的分析方法,通过对费密能级钉扎和功函数的比较(具体分析这里从略),我们认为, P/GaAs(100) 界面经高温退火后剩下的 1ML 以下的 P 也在表面形成三元化合物。

2. 高温淀积

图 3 给出了在温度为 400°C, 560°C 和 600°C 的 GaAs 衬底上淀积 P 之后测得的 P2p 光电子峰。从图 3 中可见, 高温衬底上淀积的 P, 其 P2p 光电子峰的峰位与 GaP 中 P2p 光电子峰的峰位相同, 说明 GaAs 表面的 P 基本上都与 As 发生了置换反应, 生成了 Ga-P 键。但我们注意到, 400°C 时淀积的 P, 其 P2p 光电子峰的半高宽约为 1.9eV, 而单质 P 和 GaP 中的 P 的 P2p 光电子峰半高宽均约为 1.5eV。显然 400°C 时淀积的 P 层包含了不止一种成份, 说明置换反应不完全。而 560°C 和 600°C 时淀积的 P, 其 P2p 峰半高宽均约为 1.5eV, 说明表面 P 完全置换了 As, 生成了 Ga-P 键。

高温淀积 P 时, 表面 LEED 变化较为复杂, 与 GaAs 表面异质外延 GaP 的初始生长阶段相同, 详见另文报道。

从上一小节的分析中得知, 室温下淀积在 GaAs(100) 表面的 P 经过退火后, 大部分

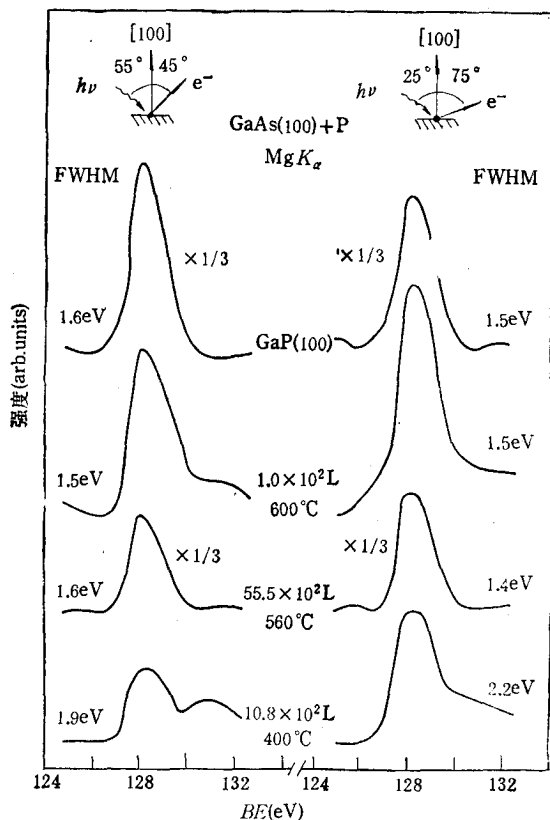


图3 在 400°C, 560°C 和 600°C 的 GaAs 衬底上分别淀积 $10.8 \times 10^2 L$, $55.5 \times 10^2 L$ 和 $1.0 \times 10^2 L$ 后测得的 P2p 光电子峰。最上面的谱线是从清洁的 GaP(100) 表面上测得的。

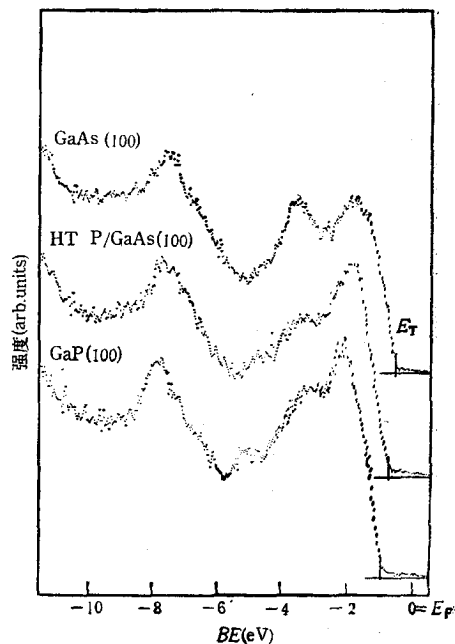


图4 GaAs(100), HTP/GaAs(100) 和 GaP(100) 表面的 Rel 激发价带谱

P 脱附,只剩下不足一单层 P 与表面 Ga 原子成键。高温衬底上淀积 P 的情况显然与此不同。高温下,由于 P 与 As 发生置换反应,当 P 源充分时,置换反应将持续下去,直至表面足够厚的薄层参加反应生成新的产物。置换反应得到的表面生成物有两种可能,一种是 GaP 薄层,另一种是 GaAsP 固溶体薄层。下面结合 UPS 和 HREELS 测试结果对此作出判断。

以 GaAs(100) 衬底温度为 560°C 时淀积 $55.5 \times 10^2 \text{LP}$ 的样品(下文及图中均以 HT P/GaAs(100) 指代该样品)为例进行讨论。图 4 至图 6 分别给出了从该样品表面测得的 He I 激发价带谱、He II 激发 Ga3d 芯能级谱和 HREELS 测得的电子带间跃迁谱,同时还给出了从清洁 GaAs(100) 表面和清洁 GaP(100) 表面测得的相应谱线以作比较。图 4 和图 5 的能量坐标均以费密能级 E_F 为零点, E_F 是从淀积在 GaAs 表面上足够厚的金属 Ga 的 He I 激发价带谱中确定的。图 5 中的 Ga3d 芯能级已扣除了 He I 伴线激发的价带顶的贡献。

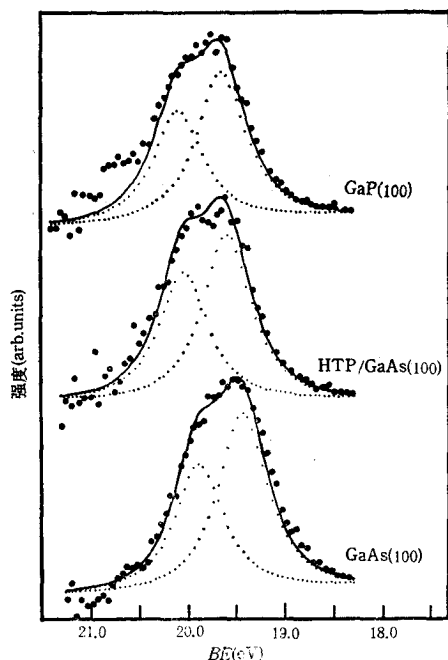


图 5 GaAs(100), HT P/GaAs(100) 和 GaP(100) 表面的 He II 激发 Ga3d 芯能级谱及其分解

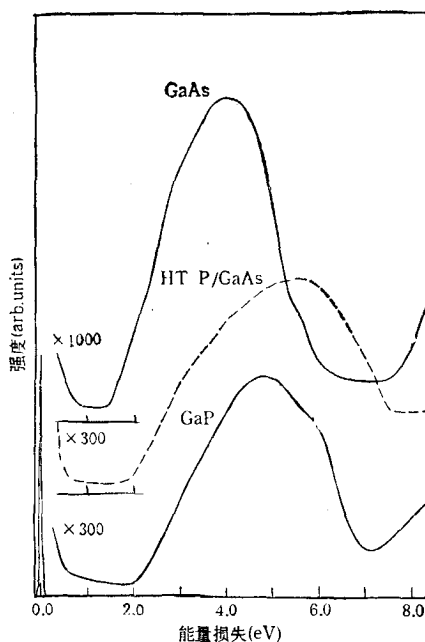


图 6 GaAs(100), HT P/GaAs(100) 和 GaP(100) 表面的 HREELS 谱 $E_0 = 10\text{eV}$

不妨先假设 HT P/GaAs(100) 表面生成物为 GaP 薄层,由 XPS 测得的 P2p 芯能级光电峰强度估算的 GaP 薄层厚度约为 $9\text{\AA}$ 。如果表面生成物是 GaAsP 固溶体,则其厚度将大于 $9\text{\AA}$ 。而 He I 激发价带谱、He II 激发 Ga3d 芯能级谱和 HREELS 测得的电子带间跃迁谱的探测深度均在 $9\text{\AA}$ 以下,所以可以保证在 HT P/GaAs(100) 表面测得的是生成物的信号而不是来自于衬底的 GaAs 信号。

从图 4 中可见,HT P/GaAs(100) 表面的价带谱结构与清洁 GaAs(100) 表面的价带谱结构已显然不同,而与清洁 GaP(100) 表面的价带谱结构基本一致。谱中低束缚能端的阈值 E_T 为价带顶,由短竖线标出。GaAs 表面、HT P/GaAs 表面和 GaP 表面

的价带顶与费密能级之间的能距 $E_T - E_F$ 分别为 -0.60eV , -0.85eV 和 -1.00eV , 负号表明 E_T 能量低于 E_F .

从图 5 中可见,从 HT P/GaAs(100) 表面、清洁 GaAs(100) 表面和清洁 GaP(100) 表面测得的 Ga3d 光电子峰 (图中大黑点所组成的谱线) 都可以很好地用两个成分来拟合,如图中点线所示,实线给出的是这两个成分之和. 这两个成分的能量间距在三种情况中均为 0.45eV , 强度比约为 1.3. 它们分别对应于 Ga3d 能级自旋轨道分裂的两个成分 $3d_{5/2}$ 和 $3d_{3/2}$. 主峰 Ga3d_{5/2} 的束缚能(相对于 E_F)分别为 -19.29eV (清洁 GaAs(100) 表面)、 -19.44eV (HT P/GaAs(100) 表面)和 -19.49eV (清洁 GaP(100) 表面). 考虑到从价带谱中测得的 $E_T - E_F$ 值,可以得到 Ga3d_{5/2} 相对于价带顶的束缚能对于 GaAs, HT P/GaAs 和 GaP 分别为 -18.69eV , -18.59eV 和 -18.49eV .

对于给定的半导体来说,一般认为芯能级相对于价带顶的束缚能是恒定值,而且即使有表面势的作用,表面区与体内区的这一束缚能也是相同的,因为表面势使靠近表面区域的价带顶和芯能级发生相同的弯曲. 对于 GaAs 和 GaP 材料,很多人测试过 Ga3d_{5/2} 相对于价带顶的束缚能,结果都很一致. 本文测得的数值与 Eastman 等人^[11]用同步辐射光源测得的数值在实验误差范围内符合得很好. 同时,我们注意到,HT P/GaAs 表面的 Ga3d_{5/2} 相对于价带顶的束缚能既不同于 GaAs 表面的数值,也不同于 GaP 表面的数值,而是处在两者之间. 如果,HT P/GaAs 表面生成物为 GaP,则由于 GaP 与 GaAs 衬底晶格失配达 3.5%, GaP 薄层将受到应力的作用. 受到应力作用的 GaP 材料的 Ga3d_{5/2} 相对于价带顶的束缚能将减少 0.25eV ^[12], 而实验测得的结果与此相反,显然否定了表面生成 GaP 的假设. 对于表面生成 GaAsP 固溶体的假设来说,已知 GaAsP 的很多性质是与 As 含量成线性关系. 一方面它与 GaAs 衬底的晶格失配较小,因而减小了应力作用;另一方面,它的 Ga3d_{5/2} 相对于价带顶的束缚能由 GaAs 和 GaP 的数值插值得到,正好处在两者之间的范围内,与实验结果相符合. 因此,实验支持表面生成 GaAsP 的假设.

在图 6 给出的 HREELS 中,由于带间跃迁的激发,出现很宽的损失结构,损失结构的起始阈值 E_{th} 对应于材料的禁带宽度 E_g ^[13,14]. 从图 6 中可见清洁 GaAs 表面的 E_{th} 约为 1.5eV , 与其禁带宽度符合较好. 清洁 GaP 表面的 E_{th} 约为 2.2eV , 与其禁带宽度 2.24eV 也符合很好. HT P/GaAs 表面的 E_{th} 约为 1.9eV , 处在 GaAs 和 GaP 的数值之间. 这再一次支持了 HT P/GaAs 表面生成 GaAsP 的假设,而否定了生成 GaP 的假设. 因为 GaAs 衬底上受应力作用的 GaP 薄层的禁带宽度将增大为 2.7eV ^[12], 而 GaAsP 薄层所受的应力作用较小,且其禁带宽度由 GaAs 和 GaP 的数值插值得到,显然是处在 GaAs 和 GaP 禁带宽度之间的.

四、讨 论

从表面钝化方面来说,As 对 III-V 族半导体表面的钝化作用,一方面在于它能消除表面 V 族元素缺失带来的缺陷,另一方面是它能保持材料表面的晶格完整性,能保护表面不被大气玷污,且在较低的温度下就可以全部脱附以恢复被保护表面的原状. 由于现

在已经清楚,表面过剩的 As 正是引起表面电学特性差的原因^[4],所以 As 钝化中更有实际意义的可能是后一方面。最近发现了硫化物钝化方法^[15],其机制在于硫化物溶液能有效地去除表面氧化物,硫可以饱和表面悬挂键以避免表面被重新氧化。但由于表面形成的保护膜太薄而且容易退化,抗氧化能力较差,因而钝化寿命不长。GaAs 表面的 P 处理可能是一种有希望的钝化方法。Olego 等人^[7,8]首先报道了成功的一例,他们观察到覆盖了 α -P 薄膜的 GaAs 表面有较好的电学特性。据认为这是因为界面的 P 原子消除了 As 原子缺失带来的缺陷,同时 α -P 薄膜为 GaAs 表面提供了抗氧化保护。Viktorovitch 等人^[9]最近的报道更令人受到鼓舞。他们发现在 PH_3 气氛中高温退火,可以有效地去除 GaAs 表面的原始氧化物,同时生成 GaP 薄层,处理后的 GaAs 表面有明显改善的电学特性。结合我们的研究结果,我们认为,在 P 气氛中退火,由于 As-P 置换反应,表面生成的是 GaAsP 薄层,而不是 GaP 薄层。Viktorovitch 等人采用的 XPS 测量并不能分辨 GaP 和 GaAsP 中芯能级位置的区别。他们的主要判据是处理后的样品经暴露大气后表面只检测出了 P 和 Ga 的氧化信号,而没有 As 的氧化信号。但这完全可能是因为 As 有一个从界面到表面递减的梯度分布而 P 则有一个从界面到表面递增的梯度分布。我们结合 UPS 和 HREELS 原位分析得出的结论应该更为可靠。可以相信在适当的条件下(如 Viktorovitch 等人报道的情形中处理温度在 500—570°C 之间为好),GaAsP 薄层将得到较好的外延生长,它将对 GaAs 表面提供保护并对其特性有较大的改善,正如 AlGaAs 外延层对 GaAs 表面的钝化作用一样。已知 AlGaAs 外延层是目前改善 GaAs 表面电学特性最成功的手段^[16],但 AlGaAs 的外延生长毕竟不太方便,而 P 处理生成 GaAsP 薄层则有望成为既有效又方便的方法。

从异质外延的角度来看,一般而言,III-V 族化合物分子束外延的生长温度均高于 500°C,且在富 V 族元素的气氛中生长。过低的生长温度将影响单晶质量。从本文的研究结果中不难想知,在高于 500°C 的温度下生长磷化物(如 GaP)/GaAs 异质结,由于 P 和 As 的置换反应,将得到一个互混的界面。互混的结果是形成一个三元化合物过渡区。要得到陡的界面是较困难的,必须摸索独特的生长工艺。但另一方面,三元化合物过渡区对磷化物和衬底 GaAs 之间大的晶格失配可以起到缓冲作用,这一缓冲将使磷化物外延层在晶格失配的 GaAs 衬底上的生长不受临界厚度的限制。

五、结 论

概括起来,室温下淀积于 GaAs(100) 表面的 α -P 经 300°C 退火后,大部分脱附,仅剩下少量无规分布于表面的 P 集团。这些集团中部分 P 与衬底表面的 Ga 原子成键,另一部分则以单质形式存在。高于 300°C 的温度退火,使 P 集团中的单质 P 与衬底中的 As 发生置换反应,生成 GaAsP,置换反应至 500°C 完全结束,表面 GaAsP 薄层为单层量级。GaAs(100) 表面高温(>500°C)淀积 P 时,在足够的 P 源下,表面将发生持续的 P-As 置换反应,直至表面生成足够厚的 GaAsP 薄层。这一薄层有望成为 GaAs 表面理想的钝化膜。

- [1] S. P. Kowalczyk, D. L. Miller, J. R. Waldrop, P. G. Newman and R. W. Grant, *J. Vac. Sci. Technol.*, **19**(1981), 255.
- [2] L. J. Brillson, M. L. Slade, R. E. Viturro, M. K. Kelly, N. Tache *et al.*, *J. Vac. Sci. Technol.*, **B4**(1986), 919.
- [3] J. Garelli and A. Kahn, *Surf. Sci.*, **116**(1982), 380; C. B. Duke, A. Paton, W. K. Ford, A. Kahn and J. Garelli, *Phys. Rev.*, **B26**(1982), 803; A. Tulke and H. Lüth, *Surf. Sci.*, **178**(1986), 131; C. M. Bertoni, C. Calandra, F. Manghi and E. Molinari, *Phys. Rev.*, **B27**(1983), 1251; C. Mailhot, C. B. Duke and D. Chadi, *Phys. Rev. Lett.*, **53**(1984), 2114; *Phys. Rev.*, **B31**(1985), 2213.
- [4] T. T. Chiang and W. E. Spicer, *J. Vac. Sci. Technol.*, **A7**(1989), 724.
- [5] R. Schachter, D. J. Olego, J. A. Baumann, L. A. Bunz, P. M. Raccach and W. E. Spicer, *Appl. Phys. Lett.*, **47**(1985), 272.
- [6] A. Tulke and H. Lüth, *Surf. Sci.*, **211/212**(1989), 1001.
- [7] D. J. Olego, R. Schachter and J. A. Baumann, *Appl. Phys. Lett.*, **45**(1984), 1127.
- [8] D. J. Olego, R. Schachter and J. A. Baumann, *J. Vac. Sci. Technol.*, **B3**(1985), 1097.
- [9] P. Viktorovitch, M. Gendry, S. K. Krawczyk, F. Krafft, P. Abraham, A. Bekkaoui and Y. Monteil, *Appl. Phys. Lett.*, **58**(1991), 2387.
- [10] 卢学坤、侯晓远、董国胜、丁训民, *物理学报*, **41**(1992), 689.
- [11] D. E. Eastman, T.-C. Chiang, P. Heimann and F. J. Himpsel, *Phys. Rev. Lett.*, **45**(1980), 656.
- [12] 计算方法参见 Chris G. Van de Walle and Richard M. Martin, *Phys. Rev.*, **B34**(1986), 5621.
- [13] Hans Lüth, *Surf. Sci.*, **126**(1983), 126.
- [14] 卢学坤, *物理学报*, **37**(1988), 1882.
- [15] C. J. Sandroff, R. N. Nottenburg, J. C. Bischoff and R. Baht, *Appl. Phys. Lett.*, **51**(1987), 33.
- [16] H. C. Casey, Jr., A. Y. Cho, D. V. Lang, E. H. Nicollian and P. W. Foy, *J. Appl. Phys.*, **50**(1979), 3484; T. J. Drummons, R. Fischer, D. Arnold, H. Morkoc and M. S. Shur, *Appl. Phys. Lett.*, **44**(1984), 214.

TEMPERATURE EFFECTS ON THE INTERACTION BETWEEN P AND GaAs(100) SURFACE

LU XUE-KUN HAO PING-HAI HE ZHONG-QING HOU XIAO-YUAN DING XUN-MIN

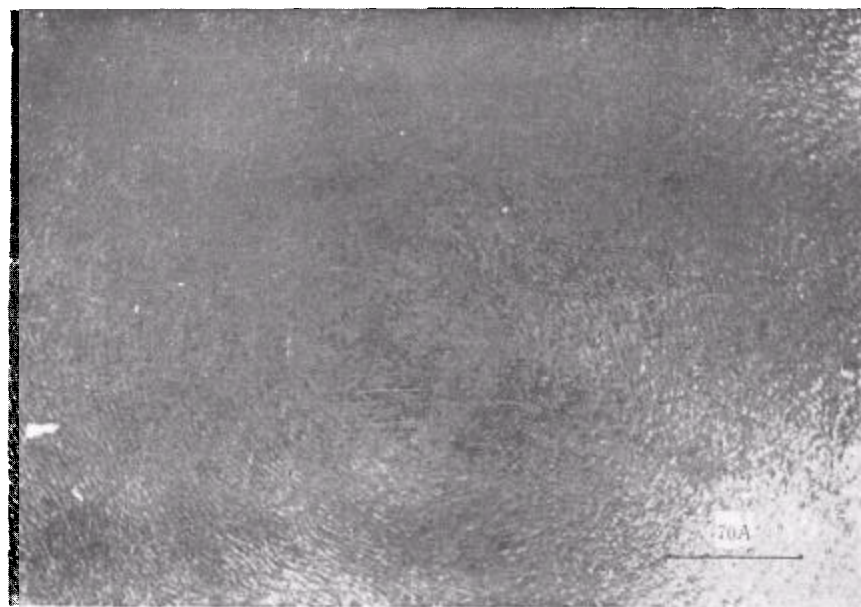
Surface Physics Laboratory, Fudan University, Shanghai 200433

(Received 8 October 1991)

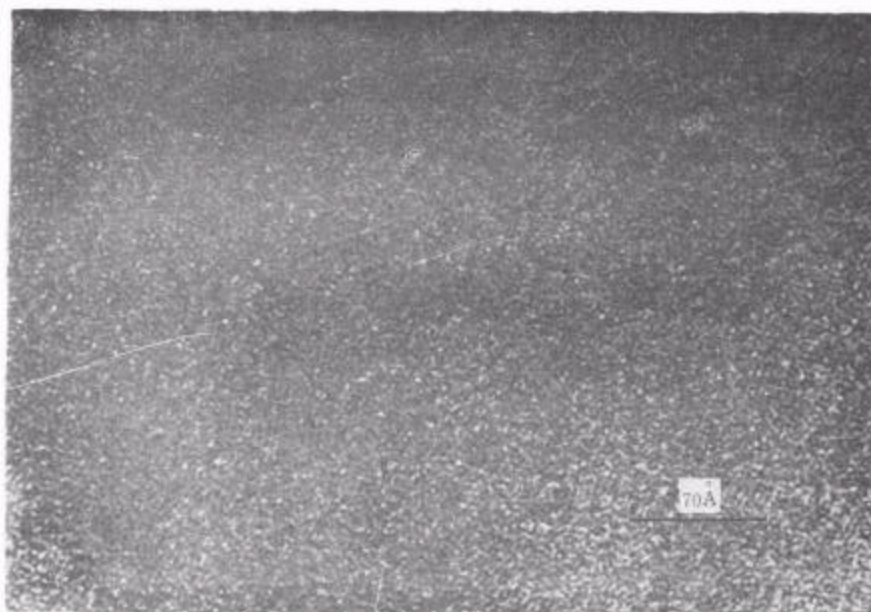
ABSTRACT

Temperature effects on interaction between P and GaAs (100) surface have been studied by in-situ X-ray photoemission, ultra-violet photoemission, high resolution electron energy loss spectroscopy and low energy electron diffraction techniques. The results show that annealing will make most of the amorphous P, which are deposited on GaAs(100) surface at room temperature, desorb with some randomly distributed P-clusters left on the surface. In these clusters, some of the P atoms are bonded to the Ga atoms of the substrate, others exist in the form of element. Higher temperature annealing will make all the left P atoms interact with the substrate and form GaAsP thin layer. Film of GaAsP solid solution will be obtained when depositing P on high temperature GaAs substrate. This film is suggested to be a promising passivating film for GaAs surface.

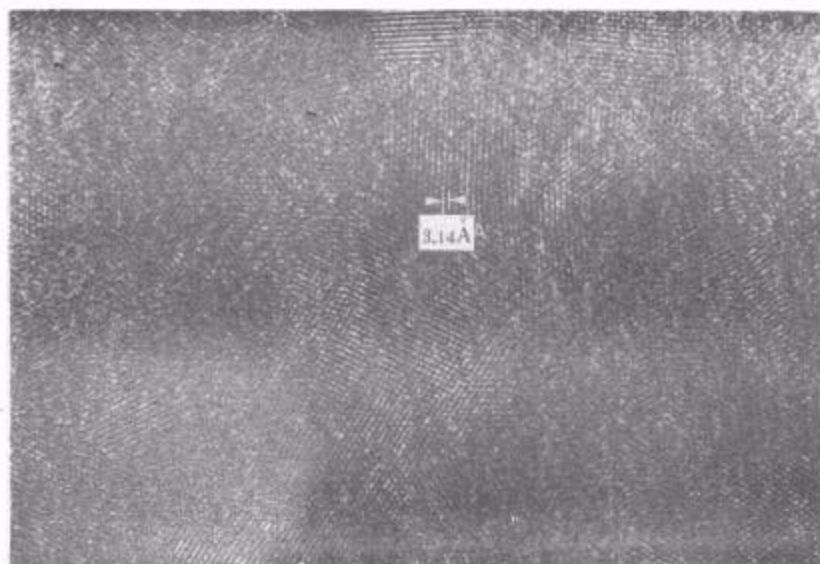
PACC: 8265; 6855; 7360



(a) 放电功率为 5W, 生成非晶态 Si:H 膜

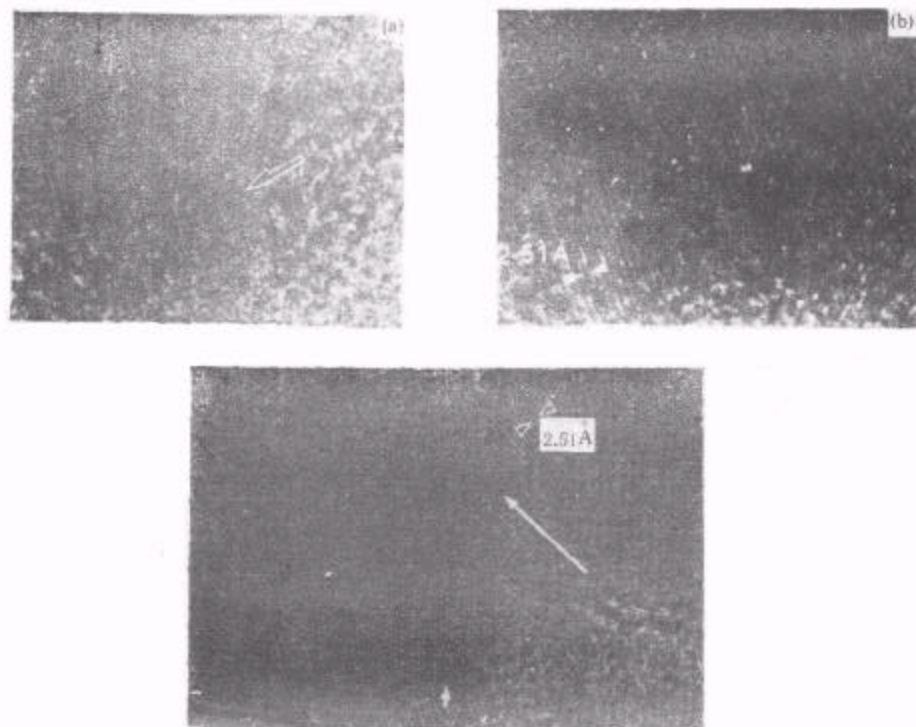


(b) 放电功率为 40W, Si:H 膜呈旋涡状结构, 旋涡线平均间距为 $3.1 \text{ \AA}$



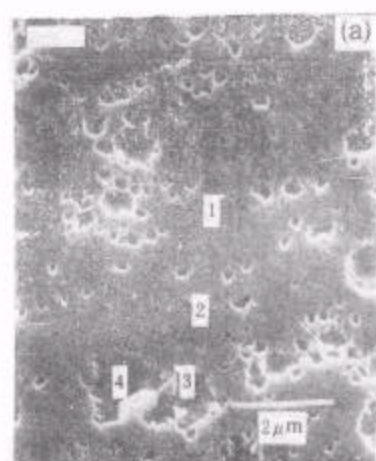
(c) 放电功率为 60 W, 生成微晶态 Si:H 膜

图 1 辉光放电汽相沉积 Si:H 薄膜的 HRTEM 像 薄膜从玻片上脱落后, 经氟氯碲水溶液腐蚀, 然后用薄型碎片的楔形边缘成像

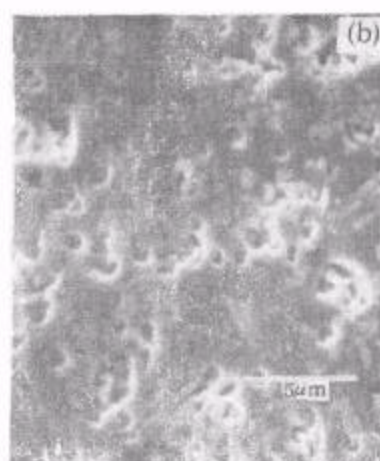


(a) 最近颗粒表面, Si(111) 面保留了旋涡状排布, 旋涡线平均间距为 $2.5 \text{ \AA}$, 箭头所指处显示了一个球形核 (b) SiC 旋涡的聚结, 旋涡连同核在某些方向优先长成微晶 (c) SiC 微晶, 数个微晶围绕着一个核心, 如长箭头所指处, 短箭头指出了一个微晶

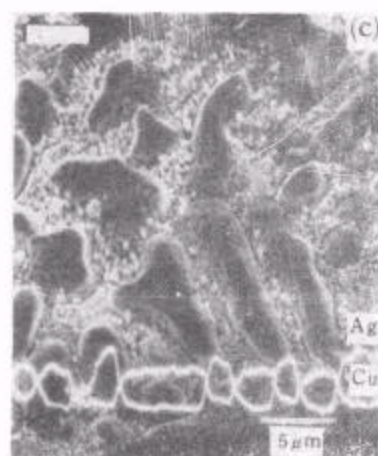
图 2 热化学汽相合成法制备的超细 SiC 粉末的 HRTEM 像 用常规粉末法在碳膜微网上制成电子显微镜样品



(a) Ni-Ti $\times 7k$



(b) Fe-W $\times 3k$



(c) Ag-Cu $\times 2k$

图3 各合金样品的扫描电子显微镜照片