

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}/\text{GaSb}$ 的 LPE 生长与性质研究*

杨保华 王占国 万寿科 龚秀英 林兰英

(中科院半导体研究所,北京)

1990 年 2 月 12 日收到

在 GaSb 衬底上用 LPE 法生长了晶格匹配的 AlGaAsSb 外延层。用室温光致发光和 X 射线双晶衍射分别测量了材料的禁带宽度和晶格常数,并与用内插法计算的结果进行了比较。用 C-V 和 Van der Pauw 法测量了样品的电学参数。用激光喇曼散射和低温光致发光研究了材料的光学性质,观察到了类 GaSb 的 LO 模和类 AlSb 的 LO 模以及 LO 声子与等离子激元的耦合模 L_+ ;对 $x = 0.2$, $y = 0.025$ 的样品,由低温到室温的变温光致发光测量确定的禁带宽度的温度系数为 $-3.2 \times 10^{-4} \text{eV/K}$ 。此外对于晶格失配, P 型的原因以及 PL 谱峰的展宽等问题进行了讨论。

主题词 LPE, AlGaAsSb/GaSb, 晶格失配, 喇曼散射, 光致发光

一、引 言

AlGaAsSb 四元化合物半导体是一种重要的光电子材料,可用来制作注入激光器,光电二极管和光电池等^[1,2]。最近几年研制的重金属氟化物光导纤维,预计其损耗要比石英光纤低 1—2 个数量级,最低损耗在 $2-4 \mu\text{m}$ 之间^[3]。人们正在研究用于未来远距离光通信系统的光源和探测器件。在材料的选择方面,由于匹配于 GaSb 和 InAs 衬底的 GaInAsSb 四元合金相对应的发射波长在 $1.7-4.3 \mu\text{m}$ 之间,从而引起人们对这种材料的浓厚兴趣,到目前为止,已研制出波长大于 $2 \mu\text{m}$ 室温下相干的 GaInAsSb/AlGaAsSb 双异质结激光器^[4,5]。对于限制层材料的选取,我们知道 AlGaSb 和 AlGaAsSb 适合于 $1.0-1.8 \mu\text{m}$ 波长范围的器件应用,考虑到对载流子和光子的限制,选择适当的 Al 组分,AlGaSb 和 AlGaAsSb 的带隙和折射率均能够与 GaInAsSb 有源层相匹配,并且增加 Al 组分能够增加有源层和限制层之间的带隙和折射率之差,更有利于这种限制^[6]。但是与 GaSb 衬底晶格匹配的角度考虑,当 Al 组分较高时,AlGaSb 与 GaSb 的晶格失配变大,可能对生长表面产生不利影响^[7,8],也可能产生失配位错从而影响器件质量^[7,9]。这时如果在 AlGaSb 溶液中掺入少量的 As 来取代一部分 Sb,就可以在基本上保持禁带宽度不变的情况下来调整晶格常数的变化,从而获得匹配于 GaSb 衬底的 AlGaAsSb 材料^[8]。关于 AlGaAsSb/GaSb 的 LPE 生长已有一些报道^[7,8,10,11],但对于这种材料的性质

* 国家高技术和高技术基金资助课题。

尚没有进行深入的研究。本文报道匹配于 GaSb 衬底的 AlGaAsSb 的 LPE 生长,并用 X 射线双晶衍射,电子探针, C-V, Van der Pauw, 光致发光 (PL) 和喇曼散射等方法对外延层进行了评价。

二、实验方法

外延生长是在 H_2 气氛下滑动石墨舟液相外延系统中进行的,液相组分是参考 Cheng 等^[12]和 Anderson 等^[13]对 AlGaSb 相图的研究以及 Law 等^[8]实验数据的基础上选取的。生长溶液由 7NGa 和 Sb, 5NAl 和非掺杂 CaAs 组成。为避免 Al 的氧化,先将 Ga + Sb + As 溶液在 $\sim 700^\circ\text{C}$ 温度下 H_2 气氛中处理数小时,然后降至室温,再将 Al 和衬底分别装入溶液槽和衬底槽内。生长温度在 530°C 附近,生长前用欠饱和 $\sim 20^\circ\text{C}$ 的 Ga + Sb 溶液回溶衬底 5—10 秒,降温速率 $0.6^\circ\text{C}/\text{分}$,生长厚度 2— $6\mu\text{m}$ 。所用衬底为非掺杂和掺 Te 的(001)GaSb 单晶,衬底在装炉前经清洁处理和化学腐蚀,应尽量避免与空气或水接触。

用金相显微镜观察生长外延层的表面和界面,用电子探针分析固相组分,然后根据测得的组分用内插公式^[14,17]计算材料的晶格常数和禁带宽度。用 X 射线双晶衍射测量外延层和衬底之间的晶格失配,外延层的晶格常数用公式(1)计算^[15]:

$$\left(\frac{\Delta a}{a_0}\right)_R = \frac{1-\nu}{1+\nu} \left(\frac{\Delta a}{a_0}\right)_L \quad (1)$$

式中 $\left(\frac{\Delta a}{a_0}\right)_R$ 为弛豫晶格失配, $\left(\frac{\Delta a}{a_0}\right)_L$ 为垂直晶格失配, a_0 为衬底的晶格常数, ν 为材料的泊松比。用 C-V 法和 Van der Pauw 法测量外延层的电学参数。PL 测量采用 Ar^+ 激光器(5145 \AA)为激发光源,用 H25 光栅单色仪分光, Ge 探测器接收信号。材料的禁带宽度用室温 PL 的带边发射近似确定,此外对部分样品还做了 4.2K 到室温的变温 PL 测量。室温喇曼光谱是在 TY-800 型激光喇曼光谱仪上进行的,测量范围为 $100\text{—}500\text{ cm}^{-1}$,采用背散射配置, Ar^+ 激光器 (5145 \AA) 激发,激发功率为 300mW,用柱面透镜聚光。

三、实验结果与讨论

1. 表面形貌和界面

生长在 GaSb 衬底上的 AlGaAsSb 样品典型的表面形貌和界面见图 1(a)和(b)*,从图中可以看出表面光亮、界面平直。但由于 GaSb 衬底及 Al 极易氧化,即使采用回溶技术也常遇到不太理想的表面形貌(图 1(c)),与此相对应的界面也很差。这种表面的形成可能是由于生长母液表面存在极薄的氧化层而导致衬底表面局部地区生长不上去,或者形成 Ga 的夹杂物等^[16],严重时还会导致生长母液不能完全脱掉。因此要获得适合器件应用较为理想的表面和界面,必须注意防止衬底、生长母液以及 Al 的氧化。

* 图1见图版 1.

2. 晶格参数和禁带宽度

形式为 $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$ 的四元合金是由 BD、AD、AC 和 BC 四个二元化合物组成, 其晶格常数与组分的关系满足熟知的 Vegard 定律, 可写成:

$$a(x, y) = xyB_{AC} + x(1-y)B_{AD} + (1-x)yB_{BC} + (1-x)(1-y)B_{BD} \quad (2)$$

式中 B_{ij} 为四个二元化合物的晶格参数。

对于禁带宽度, Glisson 等^[14]和 Moon 等^[17]用二元化合物的禁带宽度线性插入得到三元合金的禁带宽度, 再用三元合金的禁带宽度线性插入得到四元合金的禁带宽度。形式为 $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$ 的四元合金的 $E(x, y)$ 与组分的关系可以写成:

$$E(x, y) = xT_{ACD}(y) + (1-x)T_{BCD}(y) - \Delta E \quad (3)$$

式中 T_{ijk} 代表三元合金的有关参数, ΔE 为考虑到能带弯曲时的修正量, 可表达为:

$$\Delta E = x(1-x)[yC_{ABC} + (1-y)C_{ABD}] + y(1-y)[xC_{ACD} + (1-x)C_{BCD}] \quad (4)$$

其中 C_{ijk} 为三元合金的弯曲参数。表 1 给出了所选取的组分, 理论计算和实际测量的晶格常数、禁带宽度以及测得的晶格失配。计算中四个二元化合物导带在 Γ 、 X 和 L 极小值处所对应的带隙 (E_g^L, E_g^X 和 E_g^L) 以及四个三元合金的弯曲参数选自[2]。

表 1 几种组分 $Al_xGa_{1-x}As_ySb_{1-y}$ 样品的参数

样品号	组 分	禁带宽度 (eV)		晶格常数 (Å)		晶格失配
		计算值	测量值	计算值	测量值	
1	$Al_{0.20}Ga_{0.80}As_{0.025}Sb_{0.975}$	0.96	0.97	6.093	6.094	-7×10^{-4}
2	$Al_{0.70}Ga_{0.30}As_{0.03}Sb_{0.97}$	0.55	0.97	6.090	6.093	-8×10^{-4}
3	$Al_{0.22}Ga_{0.78}As_{0.02}Sb_{0.98}$	0.98	0.98	6.096	6.097	$+4 \times 10^{-4}$
4	$Al_{0.40}Ga_{0.60}As_{0.016}Sb_{0.984}$	1.21	1.18	6.104	6.102	$+2 \times 10^{-3}$

取四个二元化合物 GaAs、AlAs、GaSb 和 AlSb 的晶格常数分别为 5.65325 Å, 5.6605 Å, 6.09593 Å 和 6.1355 Å, 根据 Vegard 定律, 容易求出 $Al_xGa_{1-x}As_ySb_{1-y}$ 与 GaSb 衬底的匹配条件为:

$$y = \frac{0.03957x}{0.44268 + 0.03232x} \approx 0.09x \quad (5)$$

即当固相中 As 的组分与 Al 的组分之比约为 0.1 时晶格匹配最好, 从表 1 中可以看出我们的实验结果也基本上符合这一规律, 即越接近该值晶格匹配越好, 偏离该值越多, 晶格失配越大。为了获得较为理想的限制材料, 必须保证外延层和衬底之间的晶格匹配又要有较高的 Al 含量。但是当 Al 组分增加时由于不能够在外延层中相应增加 As 的浓度从而导致晶格失配加重^[6,10]。图 2 是两种不同 Al 组分样品的 X 射线双晶衍射曲线, 从图中可以看出当 Al 组分较低时晶格匹配较好, 当明显增加 Al 含量时晶格失配变大, 同时组分的不均匀性也更加明显。这种组分的不均匀性通常认为是由于 As 的分凝系数很大, 同时 As 的含量又低, 沿生长方向出现 As 的耗尽而导致晶格参数变化所致。为了增加 As 在 AlGaAsSb 中的溶解度, 一些作者^[7,10,13]曾提出首先在较高温度下将更多的 As 溶进 Ga 溶液中, 但有一些作者^[11]则提出了不同的看法, 认为在生长温度下

As 的溶解度仅受相图的限制而与它被引入溶体的方式无关。因此当 Al 含量增加时怎样溶入相应的 As 来降低 AlGaAsSb 与 GaSb 之间的晶格失配值得研究。

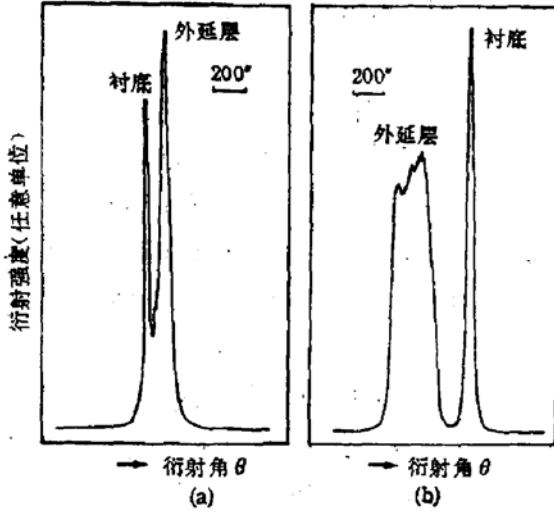


图2 $\text{AlGaAsSb}/\text{GaSb}$ 样品的X射线衍射曲线

(a) $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.03}\text{Sb}_{0.97}$, $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_1 = -8 \times 10^{-3}$,

(b) $\text{Al}_{0.40}\text{Ga}_{0.60}\text{As}_{0.14}\text{Sb}_{0.86}$, $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_1 = +2 \times 10^{-3}$

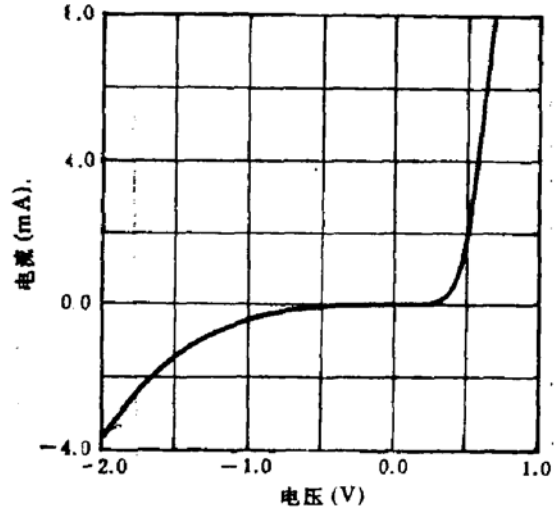


图3 $\text{AlGaAsSb}/\text{GaSb}$ 异质结二极管的 I-V 特性

3. 电学性质

我们在 530°C 附近生长的非掺杂 AlGaAsSb 总是 P 型, P 型原因可能是由于反位缺陷与空位的络合物 $\text{Ga}_{\text{Sb}}\text{V}_{\text{Ga}}$ 引起。在电学测量中, 由于没有半绝缘 GaSb 衬底以及不易得到良好的肖特基势垒, 给载流子浓度及迁移率的准确测量带来困难。为此我们将掺 Te 的 n 型 GaSb 衬底上生长的非掺杂 AlGaAsSb 制成 PN 结, 室温下 PN 结的电流电压特性如图 3 所示。从 I-V 特性可以看出正向特性较好, 反向偏压较大时漏电较严重。通过对该 PN 结低反偏时电容电压特性的测量, 并按突变结近似计算了 P 型空穴浓度为 $2.1 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$ 。另外我们还对 n 型 GaSb 衬底上生长的 P 型 AlGaAsSb 外延层用 Van der Pauw 法测量, 得到室温下空穴浓度约为 $1 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$ 空穴迁移率 μ_{H} 约为 $200\text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 。可见两种方法测得的载流子浓度基本上是一致的。关于 P 型的原因人们并没有进行仔细研究, 往往都是以非掺杂 GaSb 的情况进行类似分析。对于非掺杂的 GaSb 单晶, 无论直拉法、区溶法生长或是溶体生长均为 P 型, 载流子浓度一般为 $1 \sim 2 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$ 。Effer 等^[18]对直拉法非掺杂 GaSb 单晶进行了分析, 由于采用的是高纯元素, 经分析所有的剩余杂质浓度都在 $\sim 10^{16}\text{cm}^{-3}$, 远小于测得的空穴浓度, 因此认为 P 型原因是由于晶格自身缺陷如锑空位、反位缺陷或较复杂的缺陷引起^[19]。对于 LPE 法生长的非掺杂 GaSb, AlGaSb 和 AlGaAsSb 外延层, 其 P 型浓度还与生长温度有关。Woelk 等^[21]报道在 405°C 生长的 GaSb 其空穴浓度为 $8.5 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$; Anderson 等^[13]在 500°C 生长的 AlGaSb 为 P 型, 空穴浓度为 $\sim 10^{17}\text{cm}^{-3}$, 并与 Al 组分无关; Law 等^[8]在 530°C 附近生长的 AlGaAsSb 也为 P 型, 其空穴浓度为 $\sim 10^{17}\text{cm}^{-3}$, 而 Kagawa 等^[10]报道在 635°C 生长的 AlGaAsSb 空穴浓度为 $5 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$ 。根据以上分析可知, 我们生长的 AlGaAsSb 所

测得的电学参数与上述报道的结果是基本一致的。

4. 激光喇曼谱

室温下典型的 AlGaAsSb 样品的一级喇曼谱有两个峰,这和一些三元合金如 AlGaSb、AlGaAs 和 AlGaP 等材料的双模特性基本类似。

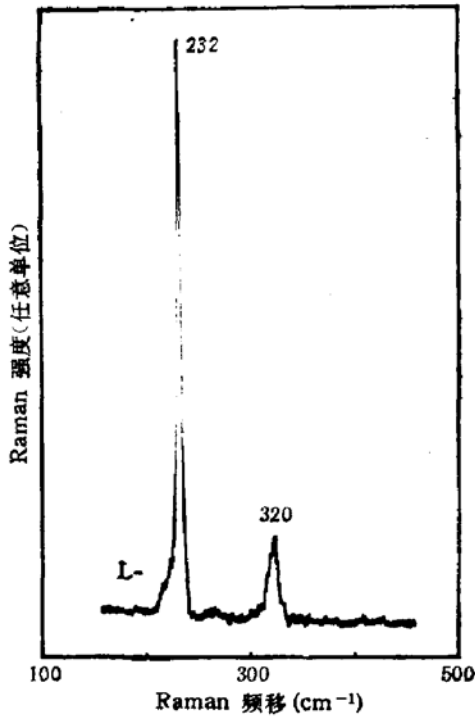


图4 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}_{0.025}\text{Sb}_{0.975}$ 样品的喇曼谱

图4给出了一个样品的喇曼谱。从对不同 Al 组分样品的测量中可以看出,低频端的散射峰对应的频率随着 Al 组分的增加向低频方向移动,当 Al 组分减少时逐渐接近纯 GaSb 的 LO 模,因此我们指派为类 GaSb 的 LO 模;而高频端的峰对应的频率随 Al 组分的增加逐渐移向高频方向,其变化规律与类 AlSb 的 LO 模变化规律相近,可认为是类 AlSb 的 LO 模。我们将对此进行更深入的研究另文发表。从图中还可以看出主峰的低频边有一肩膀,由于我们生长的外延层载流子浓度为 $\sim 10^{17}\text{cm}^{-3}$ 量级,应该是晶格振动的类 GaSb 的 LO 声子与等离子体激元的耦合模 $L_{-}^{[16]}$ 。另外随 Al 组分增加,主峰的半高宽有增加的趋势,表明晶体的无序程度增加而引起喇曼散射峰的展宽。对于(001)样品,TO 模是禁戒的,但由于晶向的偏差以及晶体的无序等有时也会出现

TO 模,可能由于信号太弱在我们的实验中没有明显观察到。对于个别样品,在类 GaSb 的 LO 模和类 AlSb 的 LO 模之间似乎还有一个很弱的峰,该峰对应的频率与 GaAs 模的频率相近,是否与类 GaAs 的模有关还有待识别。

5. 光致发光

如前所述, AlGaAsSb 中的 As 主要起调节晶格参数的作用,其含量较低,对能带的影响很小,因此可以认为 AlGaAsSb 和 AlGaSb 这两种材料的能带结构基本相同。这两种材料导带结构的基本特征是^[2,20]: Γ 带和 L带以及 L带和 X带分别在 $x = 0.2$ 和 $x = 0.4$ 附近交叠,在 Al 组分 $x < 0.2$ 范围 Γ 带能量最低,大约在 $0.2 < x < 0.4$ 之间导带在 Γ 和 L点基本是简并的^[2],而大于 0.4 以后 X带为能量最低。因此可以认为在 $x < 0.4$ 范围 AlGaAsSb 为直接能隙材料,而 $x > 0.4$ 以后为间接能隙。由于这两种材料复杂的导带结构,给这种材料光谱的解释带来困难,因此至今人们对其光学性质的研究并不深入,尤其对 Al 含量较高的材料更是如此。从表1中列出的所生长材料的参数来看,1[#]—3[#]样品为直接能隙材料,Law 等^[8]也曾报道当 AlGaSb 的波长大于 $1.25\mu\text{m}$ 时为直接能隙;而 4[#]样品的禁带宽度基本位于 L和 X带交叉点附近,属间接能隙材料。

77K 温度下 1[#]—3[#]样品的光致发光谱中除了来自衬底的发光外有三个发光峰,图5给出了 1[#]样品典型的 PL 谱图。我们认为 A峰 (1.046eV) 是带边发射峰, B峰 ($\sim 1.003\text{eV}$)和 C峰 ($\sim 0.966\text{eV}$) 分别是由于导带电子到两个受主之间的跃迁即 $[e, A_1^0]$ 和 $[e, A_2^0]$ 发光引起。D、E 两峰是来自 GaSb 衬底的发光,对有些外延层较薄的样品

($\sim 2-3\mu\text{m}$), 来自衬底的发光强度往往会超过外延层的发光强度。对于 4# 样品, 来自外延层的发光峰只有一个, 该峰很可能是由于与间接带有关的施主受主对发光引起^[22]。另外该峰的半高宽 (28meV) 要比 1#—3# 样品主峰的半高宽 (10—12meV) 有明显的展宽。对此我们可作如下的讨论。

在三元或四元化合物半导体中, 由于合金效应, 其发光峰的宽度一般要比单元素或二元化合物半导体中相应的发光峰要宽, 这种混晶引起的展宽一般在组分为 0.5 附近为最大, 而 4# 样品已基本上接近该值; 另外当载流子浓度增大时谱线也会增宽, 但从 Raman 测量时可看出几个样品 L_x/GaSb LO 的强度之比相差不大, 因此展宽不可能是由于载流子不同所引起; 还有一种可能的展宽为带与带之间的交叉展宽, 在 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中, Dingle 等^[22]曾观察到组分在 Γ 带和 X 带交叉点附近样品, 带边峰的明显展宽, 认为该峰的展宽可能是由于 Γ 激子与间接带最低能量处连续态的共振作用。

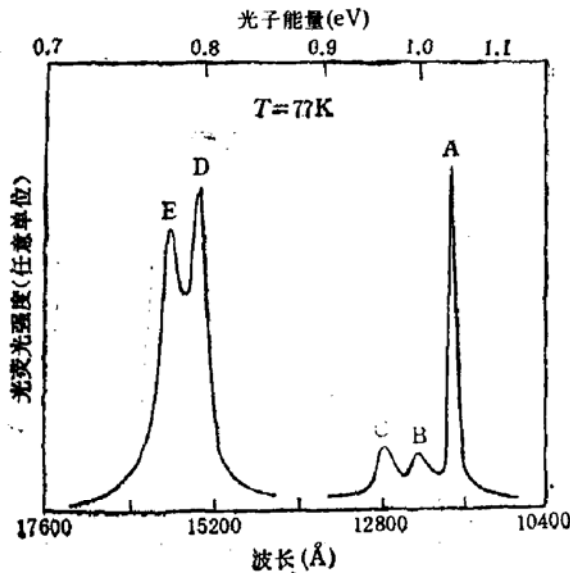


图 5 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}_{0.025}\text{Sb}_{0.975}$ 样品 77K 时的光致发光谱

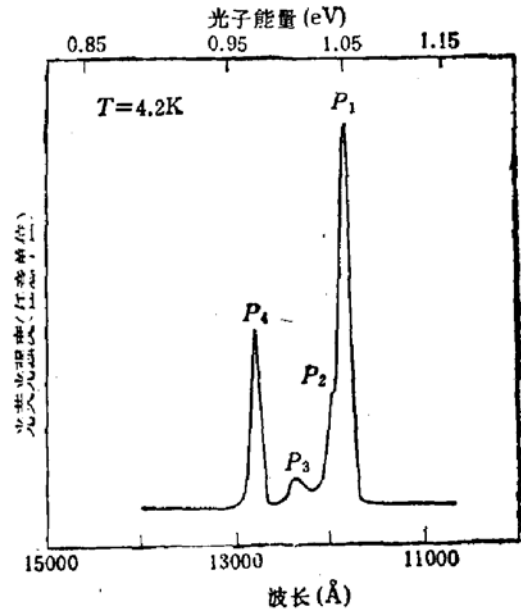


图 6 $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.025}\text{Sb}_{0.975}$ 样品 4.2K 时的光致发光谱

来自衬底的发光一般由以下几个原因引起。一是由外延层的带边发光激发衬底的电子-空穴对引起衬底材料的发光, 生长在 GaAs 衬底上的 AlGaAs 的光致发光谱中也常遇到这种情况。二是在外延层中激发的电子-空穴对向衬底扩散并复合发光, 对于少子扩散长度较长的材料这种情况是可能存在的, 事实上我们对较厚外延层 ($\sim 9\mu\text{m}$) 的测量中已几乎看不到来自外延层的发光峰。三是部分激光穿过外延层直接激发衬底的载流子而引起发光, 不过这种情况存在的可能性很小。由于外延层的禁带宽度大于衬底的禁带宽度, 以上这些来自衬底的发光很容易穿过外延层而被接收。另外由于混晶半导体中存在较多的非辐射复合中心, 其发光效率往往低于衬底, 再加上 AlGaAsSb 和 GaSb 界面处低的表面复合速率, 所以来自衬底的发光较强。

对 $x = 0.20$, $y = 0.025$ 的 1# 样品做了 4.2K 和 4.2K 到室温的变温 PL 测量, 4.2K 时除来自衬底的发光外观察到了四个发光峰(图 6), 这和文献[7, 21]报道的非掺杂的

LPE GaSb 和 AlGaSb 样品中所观察到的结果较为相似, 我们初步认为 P_1 和 P_2 两个峰是由于束缚在两个受主上的激子发光, 而 P_3 和 P_4 分别对应于导带或施主上的电子到两个受主之间的跃迁发光. 对非掺杂的 GaSb, AlGaSb 和 AlGaAsSb, 主要的受主是由于晶格的自身缺陷引起, 一般认为 P_3 发光峰对应的受主是晶格自身缺陷形成的, 也有的作者^[16]认为与氧有关, 而 P_4 发光峰对应的受主可能与杂质有关, 比如与杂质 Si 有关^[6]等. 我们对样品所作的 SIMS 测量表明主要剩余杂质为 C, Si 和 O, 因此要正确识别这几个峰的起因还有待做进一步的工作.

在对 1# 样品的变温 PL 测量中, 我们仍用带边发射的峰值能量近似作为禁带宽度, 从 77K 到室温这一温区内禁带宽度随温度的变化近似成线性关系, 由此计算出了该样品的禁带宽度的温度系数为 $-3.2 \times 10^{-4} \text{eV/K}$.

四、结 论

在 GaSb 衬底上用 LPE 法生长了适合于异质结激光器应用晶格匹配的 AlGaAsSb 外延层. 用室温 PL 和 X 射线双晶衍射测量得到的材料的禁带宽度和晶格常数与用内插法计算的结果基本一致.

530°C 温度下生长的 AlGaAsSb 为 P 型, 室温下空穴浓度约为 $1-2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$, 空穴迁移率 μ_H 约为 $200 \text{cm}^2/\text{v} \cdot \text{s}$.

Raman 散射测量的结果表明, 所生长外延层在所研究的组分范围内存在类 GaSb 的 LO 模、类 AlSb 的 LO 模以及 LO 声子与等离子激元的耦合模 L_{-} .

对 $x = 0.2$, $y = 0.025$ 的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$ 样品, 由低温到室温的变温 PL 测量确定的禁带宽度 E_g 的温度系数为 $-3.2 \times 10^{-4} \text{eV/K}$.

对本室单晶组叶式中、焦景华等给予的支持; 李国华、王玉田、李成基在测量中的帮助与讨论以及余音、马英棣、吴让元等在外延生长时给予的协助, 作者表示深切的感谢.

参 考 文 献

- [1] J. R. Pessetto and G. B. Stringfellow, *J. Crystal Growth*, **62**, 1(1983).
- [2] S. Adachi, *J. Appl. Phys.*, **61**, 4869(1987).
- [3] D. C. Tran, G. H. Siegel, Jr., and B. Bendow, *IEEE J. Lightwave Technol.*, **LT-2**, 536(1984).
- [4] A. E. Bochkarev, L. M. Dolginov, A. E. Drakin, L. V. Druzhinina, P. G. Eliseev and B. N. Sverdlov, *Kvant Electron.* (Moscow), **12**, 1309(1985).
- [5] C. Caneau, A. K. Srivastava, A. G. Dentai, J. L. Zyskind and M. A. Pollack, *Electron. Lett.*, **21**, 815(1985).
- [6] C. Caneau, A. K. Srivastava and A. G. Dentai, *Electron. Lett.*, **22**, 992(1986).
- [7] G. Motosugi and T. Kagawa, *J. Crystal Growth*, **49**, 102(1980).
- [8] H. D. Law, J. S. Harris Jr, K. C. Wong and L. R. Tomasetta, *Inst. Phys. Conf. Ser.*, No. 45, 420(1979).
- [9] L. M. Dolginov, A. E. Drakin, L. V. Druzhinina, P. G. Eliseev, M. G. Milvidsky, V. A. Skripkin and B. N. Sverdlov, *Quantum Electronics*, **17**, 593(1981).
- [10] T. Kagawa and G. Motosugi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **5**, 1001(1979).
- [11] A. N. Baranov, S. G. Konnikov, T. B. Popova, V. E. Umansky and Yu. P. Yakovlev, *J. Crystal Growth*, **66**, 547(1984).
- [12] K. Y. Cheng and G. L. Pearson, *J. Electrochem. Soc.*, **124**, 753(1977).
- [13] S. J. Anderson, F. W. Scholl and J. S. Harris Jr, *Inst. Phys. Conf. Ser.*, No. 33b, 346(1977).

- [14] T. H. Glisson, J. R. Hauser, M. A. Littlejohn and C. K. Williams, *J. Electron. Mater.*, **7**, 1(1978).
- [15] J. Hornstra and W. J. Bartels, *J. Crystal Growth*, **44**, 13(1978).
- [16] T. Wada, K. Kubota and T. Ikoma, *J. Crystal Growth* **66**, 493(1984).
- [17] R. L. Moon, G. A. Antypas and L. W. James, *J. Electron. Mater.*, **3**, 635(1974).
- [18] D. Effer and P. J. Etter, *J. Phys. Chem. Solids*, **25**, 451(1964).
- [19] W. Jakowetz, W. Ruble, K. Breuninger and M. Pilkuhl, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **12**, 169(1972).
- [20] J. Allegre, M. Averous and A. Joullie, *J. Luminescence*, **17**, 301(1978).
- [21] C. Woelk and K. W. Benz, *J. Crystal Growth*, **27**, 177(1974).
- [22] R. Dingle, R. A. Longan and J. R. Arthur Jr, *Inst. Phys. Conf. Ser.*, **33A**, 210(1977).

LPE Growth and Characterization of AlGaAsSb Epilayers

Yang Baohua, Wang Zhanguo, Wan Shotke, Gong Xiuying and Lin Lanying

(Institute of Semiconductors, Academia Sinica, Beijing)

Abstract

The lattice matched AlGaAsSb quaternary epilayers have been grown on GaSb substrates at 530°C by LPE. The band gaps and lattice parameters of these layers are determined by room temperature photoluminescence and X-ray double crystal diffraction measurements, respectively. The electrical properties are assessed by C-V and Van der Pauw methods. In addition, laser Raman scattering and low temperature photoluminescence measurements were carried out. The GaSb-like LO mode, AlSb-like LO mode and the coupled mode between LO phonon and plasmon are observed; The temperature coefficient of the energy gap is determined to be $-3.2 \times 10^{-4} \text{ eV/K}$ for epilayer with $x=0.2$, $y=0.025$.

Key words LPE, AlGaAsSb/GaSb, Lattice mismatch, Raman scattering, Photoluminescence.