

碳掺杂 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的 MOMBE 生长与特性

齐 鸣 罗晋生

西安交通大学电子工程系, 西安 710049

白桢淳一 山田巧 野崎真次 高桥清

东京工业大学电子物理工学科

德光永辅 小长井诚

东京工业大学电气电子工学科

(1991年12月11日收到; 1992年5月11日收到修改稿)

本文研究了以 TMG、固体 In 和固体 As 作为分子束源的碳掺杂 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0-0.98$) 的 MOMBE 生长与特性, 发现衬底温度和 In 分子束强度对样品的生长速率、In 组分含量 x 及载流子浓度具有强烈影响. 在 $x=0-0.8$ 的范围内空穴浓度随 x 的增大而减小, 当 $x>0.8$ 时导电类型转变为 n 型. 探讨了 MOMBE 法生长 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的掺碳机理及其对载流子浓度和导电类型的影响, 并用 X 射线衍射 (XRD) 和光致发光谱 (PL) 等方法分析了外延层质量.

PACC: 6170T, 6855, 7360F, 8115G

一、引 言

Ⅲ-V 族化合物半导体器件 (如 HBT 等) 的发展需要性能优良的高浓度掺杂 p 型材料. 但是, 目前在 GaAs 系材料中常用的 p 型杂质如 Be、Zn 等, 由于较大的热扩散系数和较低的掺杂浓度极限 ($\leq 5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$) 而不能满足器件高性能化的要求. 近年来, 碳 (C) 作为 GaAs 中的 p 型杂质引起了人们的很大兴趣^[1-5]. 与 Be、Zn 等相比, C 具有热扩散系数小 (在 $p=(10^{19}-10^{20})/\text{cm}^3$ 和 900°C 时约为 $(0.1-6) \times 10^{-15}\text{cm}^2/\text{s}$, 比 Be 等小二个数量级)^[2,3], 和激活率高 ($\sim 100\%$)^[3] 的特点, 使用 TMG ($\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$) 和 As_4 作为分子束源的 MOMBE 法已可容易地使掺碳 p 型 GaAs 的空穴浓度达到 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以上, 最高可达 $1.5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ^[3].

InGaAs 具有比 GaAs 更小的禁带宽度和更高的电子迁移率及电子饱和速度, 是重要的高速和光电器件材料, 因此获得性能优良的掺碳 p 型 InGaAs 很有意义. 但是, 由于碳在 GaAs 和 InAs 中呈现不同的导电类型 (在 GaAs 中为 p 型, 在 InAs 中为 n 型), 这种双性行为使得碳在 InGaAs 中具有较为复杂的掺杂特性而难以控制. 已有一些作者对掺碳

InGaAs 的特性进行了初步研究. J. L. Benchimol 等^[6]和 M. Kamp 等^[7], 分别采用不同组合的金属有机物 MOMBE 法生长的 $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ 均为 n 型; C. R. Abernathy 等^[8], 则发现用 TMG 与固体 In 和固体 As 组合的 MOMBE 法可以得到 p 型结果; H. Ito 和 T. Ishibashi^[9]采用石墨灯丝作为碳杂质源的 MBE 法生长的掺碳 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0-1$), 由于即使在 $x=0$ 的情况下空穴浓度也仅为 $6 \times 10^{18}/\text{cm}^3$, 所以未能得到很高的空穴浓度, 并且当 $x > 0.6$ 时就发生导电类型的转变而成为 n 型. 由此可见, 获得具有较高空穴浓度的掺碳 p 型 InGaAs 要比在 GaAs 中困难得多, 因此有必要进一步探索合适的生长方法和条件, 并深入了解其掺碳机理及其对样品特性的影响.

本文采用以 TMG、固体 In 和固体 As 作为分子束源的 MOMBE 法, 在不同条件下生长了掺碳 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0-0.98$), 较为系统地研究了它的生长特性和电学特性, 探讨了掺碳机理及其对载流子浓度和导电类型的影响, 并用 X 射线衍射 (XRD) 和光致发光谱 (PL) 分析了外延层质量.

二、实 验

外延生长在 VG 公司生产的 V-80H 型 MBE 系统上进行. 作为 Ga 源和碳杂质源的 TMG 保持在 0°C , 并由流量为 4SCCM 的 He 作为携带气体送入生长室, In 和 As_4 分子束则分别由固体 In 和固体 As 源产生. 衬底采用 (001) Si-GaAs 或 InP 单晶片. 生长前的表面处理办法为: 对于 GaAs 衬底, 在 70°C 左右的 $\text{H}_2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O} = 1:3:1$ 溶液中腐蚀 1 分 30 秒后, 用去离子水漂洗、干燥; 对于 InP 衬底, 先在比例为 1:5:1 的上述溶液中腐蚀 1 分钟, 再在 $\text{CH}_3\text{OH} + \text{Br}$ 溶液中腐蚀 2 分钟, 最后用 CH_3OH 溶液漂洗、干燥后送入生长室. 生长前, 先将衬底在 As_4 气氛中加热 10 分钟 (GaAs , 680°C) 或 5 分钟 (InP , 520°C) 以去掉表面自然氧化层.

本文分别研究了两类生长条件下的样品特性. (1) 固定各分子束强度: $f_{\text{TMG}} = 1.8 \times 10^{-5} \text{mbar}$, $f_{\text{As}_4} = 7 \times 10^{-6} \text{mbar}$, $f_{\text{In}} = 2 \times 10^{-7} \text{mbar}$, 改变衬底温度: $T_{\text{sub}} = 410-570^\circ\text{C}$; (2) 固定衬底温度及 TMG、 As_4 分子束强度: $T_{\text{sub}} = 450^\circ\text{C}$, f_{TMG} 和 f_{As_4} 同上, 改变 In 分子束强度: $f_{\text{In}} = 0-3.35 \times 10^{-7} \text{mbar}$.

生长速率用 ET-10 型段差膜厚计测量, 载流子浓度及迁移率采用室温 Van der Pauw 法测得, In 组分含量 x 由 (004) 晶面的 X 射线衍射 (XRD) 并结合 Vegard 法则求得, 样品质量及光学特性等则用 XRD 和以 Ar 离子激光器 ($\lambda = 514.5 \text{nm}$) 作为激发源的低温 (5K) 光致发光谱 (PL) 进行分析.

三、结果与讨论

1. 不同衬底温度下的生长特性及载流子浓度

图 1 给出了在各分子束强度一定时生长速率和 In 组分含量 x 随衬底温度的变化, 同图还给出了相同条件下 GaAs (即 $x=0$) 的生长速率作为比较. 可见 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中 $(\text{InAs})_x$ 分量的生长速率在大部分温度区域中为一常数, 只是在 $T_{\text{sub}} > 500^\circ\text{C}$ 时由于 In 在

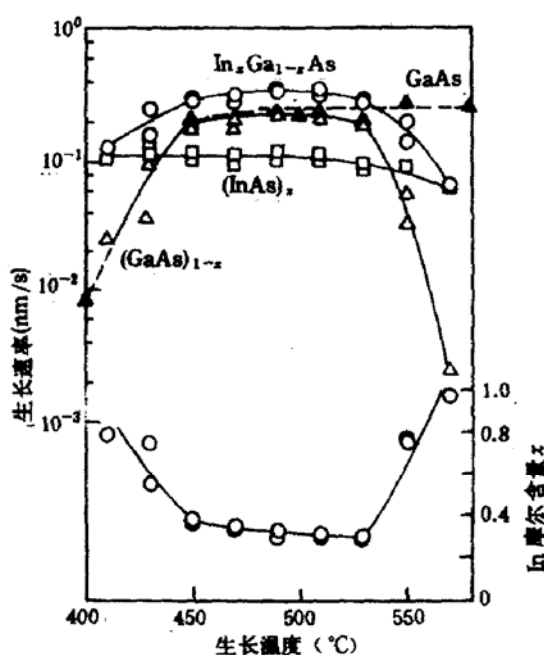


图1 不同衬底温度下的生长速率和 In 组分含量 x

$$f_{\text{TMG}} = 1.8 \times 10^{-5} \text{ mbar}$$

$$f_{\text{As}_4} = 7.0 \times 10^{-6} \text{ mbar}$$

$$f_{\text{In}} = 2.0 \times 10^{-7} \text{ mbar}$$

认为可能与 In-As 束缚能的不同而导致的 As 在生长表面覆盖的变化有关^[14].

由图 2 所示的载流子浓度与衬底温度的关系可见,与生长特性相对应也可分为三个温度区域:在 450—530 °C 的范围内(相应的 In 组分含量 $x \sim 0.3$),空穴浓度随衬底温度的升高而降低,与 GaAs 的相比它受衬底温度的影响要强烈得多,变化幅度可达二个数量级.当衬底温度低于 450 °C 时,由于 $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量生长速率的降低及 In 含量的增加,载流子浓度也迅速减少,但在 $x = 0.78$ 时仍具有 p 型的导电类型和 $(2.3-5.9) \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 的空穴浓度.在较高的衬底温度($T_{\text{sub}} > 530$ °C)下,随着生长表面 Ga 的增强脱附(解吸)所导致的 $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量生长速率的锐减和 In 含量的剧增,导电类型也由 p 型转变为 n 型.

2. 不同 In 分子束强度下的生长特性及载流子浓度

图 3 给出了衬底温度为 450 °C 时不同 In

生长表面蒸发的增强而略有下降,这与 MBE 中的情形类似^[10].而对于 $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量则明显地呈现出三个不同的温度区域:在中温区(450—530 °C),生长速率随衬底温度变化不大,与相同条件下 GaAs 的生长速率相近,In 含量 x 在此区域中约为 ~ 0.3 ,受衬底温度影响甚小.在低温区($T_{\text{sub}} < 450$ °C),由于 TMG 的分解不充分^[11]而导致 $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量的生长速率随衬底温度的降低而减小,In 含量则相应地上升到 $x = 0.78$.当衬底温度高于 530 °C 时, $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量的生长速率随 T_{sub} 的升高而迅速下降,In 含量猛增到 $x = 0.96$.与相同条件下 GaAs 的生长速率相比可见,在较高的衬底温度下,In 的存在对 TMG 中 Ga 或 Ga 原子团在生长表面的吸附与脱附过程将产生强烈的影响.与此类似的生长速率及 In 组分含量与衬底温度的变化关系,在采用其它分子束源组合的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的 GSMBE^[12]、CBE^[13] 和 MOMBE^[14,15] 生长中也有所报道,这种由于 In 的存在而引起的 Ga 的增强脱附(或解吸)现象,被

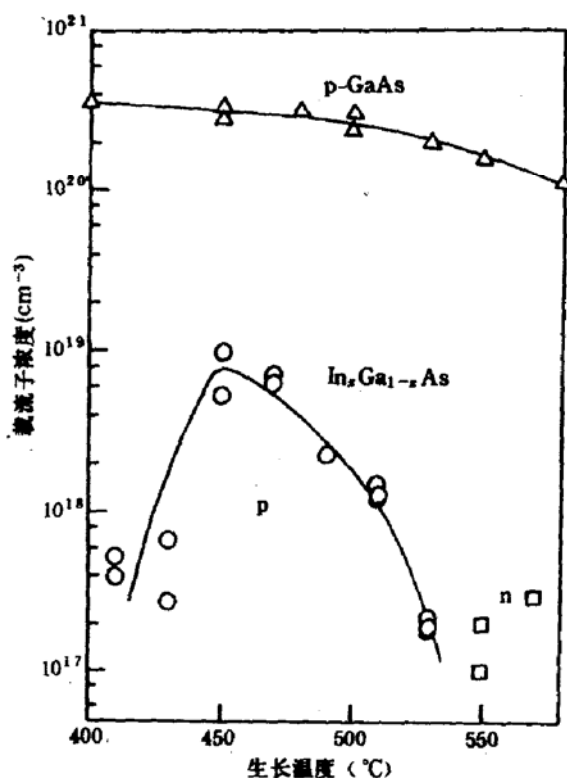


图2 不同衬底温度下的载流子浓度

分子束强度下的生长速率和 In 组分含量 x 的变化情况. 可以看到, $(\text{InAs})_x$ 分量的生长速率随 f_{In} 的增强而增大; $(\text{GaAs})_{1-x}$ 分量的生长速率在 f_{In} 较小的情况下基本不变, 然后随着 f_{In} 的增加而略有减小, 当 $f_{\text{In}} > 2 \times 10^{-7} \text{ mbar}$ 后则迅速降低. 这表明虽然 In 分子束强度与 TMG 分子束强度相比要弱得多, 但 In 的存在确实促进了由 TMG 分解所得到的 Ga 或 Ga 原子团在生长表面的脱附过程, 并且这种作用随着 f_{In} 的增加而不断增强. 由图中还可看出, In 含量 x 随 f_{In} 的变化并不象在 MBE 中那样基本是线性的, 而是随着 f_{In} 的增强而呈越来越快的增加趋势, 当 $f_{\text{In}} = 2 \times 10^{-7} \text{ mbar}$ 时 x 约为 0.3 左右, 而当 $f_{\text{In}} = 3.35 \times 10^{-7} \text{ mbar}$ 时 x 可高达 0.95. 这种生长速率和 In 含量随 In 分子束强度的非线性变化, 反映出 MOMBE 生长中较为复杂的表面过程及其与 MBE 不同的生长机理和特点.

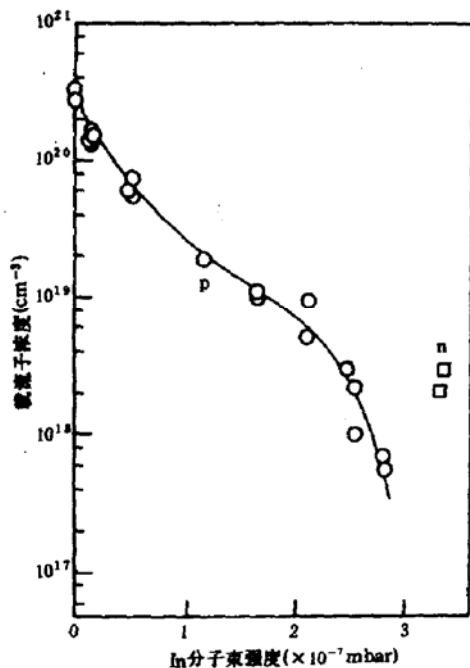


图 4 不同 In 分子束强度下的载流子浓度

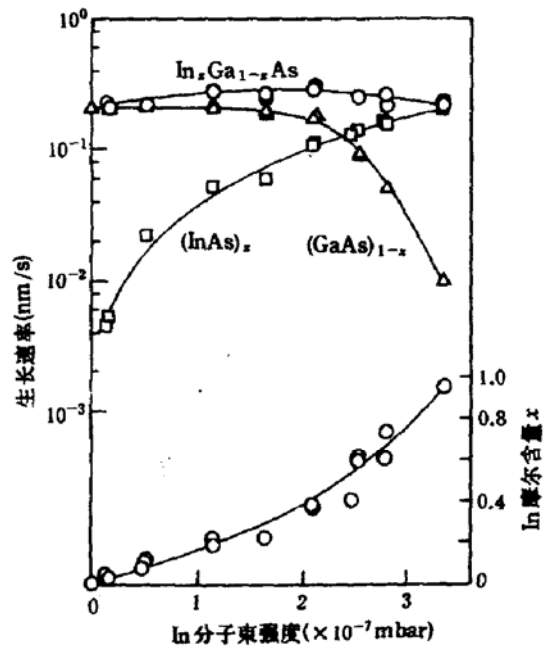


图 3 不同 In 分子束强度下的生长速率和 In 组分含量 x

$$f_{\text{TMG}} = 1.8 \times 10^{-5} \text{ mbar}$$

$$f_{\text{As}_4} = 7.0 \times 10^{-6} \text{ mbar}$$

由图 4 给出的 $T_{\text{sub}} = 450^\circ\text{C}$ 时载流子浓度与 In 分子束强度的关系可见, 与 In 组分含量的变化趋势相反, 空穴浓度先是随着 f_{In} 的增强而由 $f_{\text{In}} = 0$ 处的 $p \approx 3.3 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 逐渐下降到 $f_{\text{In}} = 2 \times 10^{-7} \text{ mbar}$ 处的 $p \approx 1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$, 之后空穴浓度迅速降低, 并在 $f_{\text{In}} > 3 \times 10^{-7} \text{ mbar}$ 时由 p 型转变为 n 型.

3. 不同组分掺碳 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的电学特性

图 5 是在 450°C 的衬底温度下, 通过改变 In 分子束强度得到的不同组分掺碳 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的载流子浓度及迁移率与 In 含量 x 的关系. 可见在 $x = 0 - 0.8$ 的区域内均为 p 型状态, 空穴浓度随 x 的增大而降低, 但在 $x \leq 0.3$ 时有 $p \geq 1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$, 在 $x \leq 0.6$ 时也有 $p \geq 1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 的空穴浓度. 这一 p 型组分范围大大宽于 MBE 法的结果 ($x = 0 - 0.6$)^[9], 并且相应 In 含量 x 处的空穴浓度也均高于 MBE 法. 当 $x > 0.8$ 后导电类型转变为 n 型, 电子浓度随 x 的增大而增加, 但由电子迁移率的数据可见, 这时样品均存在不同程度的载流子补偿现象. 实际上由图 5 中的空穴迁移率可见, 当 $x > 0.7$ 时这种载流子的补偿现象就已经可以看出了.

4. 掺碳机理及其对载流子浓度和导电类型的影响

T. Yamada 等^[16] 在分析用 MOMBE 法生长的掺碳 p 型 GaAs 特性时认为, 由于

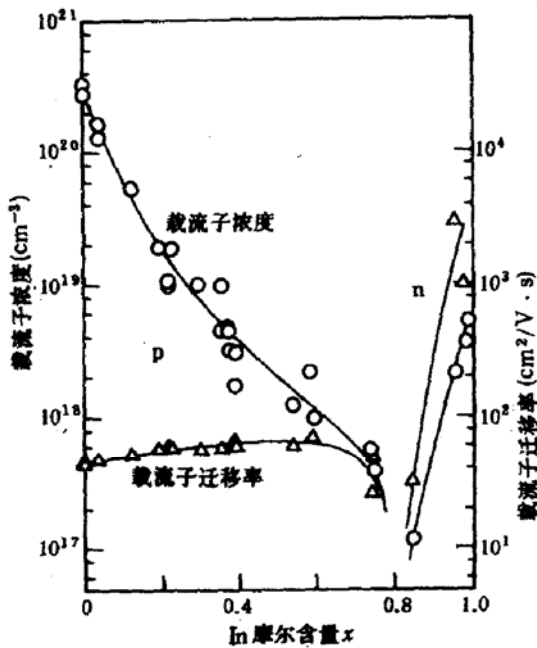


图5 载流子浓度及迁移率与In组分含量
x的关系

TMG ($\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$) 热分解过程中 CH_3 基团的脱离是一个逐步发生的过程^[17], 所以一部分未完全分解的 TMG 将以 GaCH_3 的形式吸附在生长表面, 这些未裂解的 Ga-C 键是决定碳掺入的主要因素, 并且由于碳是以 Ga-C 键的形式进入, 故其主要占据了 As 的位置成为 C_{As} 而呈 p 型状态. 这一模型较好地解释了 GaAs 的 MOMBE 生长中的掺碳机理和电学特性, 但在 GaAs 系三元化合物半导体 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中, 由于各元素原子 (Ga、In 和 As) 与 CH_3 基团间具有不同的结合强度 ($\text{Ga}-\text{CH}_3$ 、 $\text{As}-\text{CH}_3$ 和 $\text{In}-\text{CH}_3$ 的平均键强度分别为 59、55 和 47 kcal/mole)^[18], 并且组分也随生长条件而变化, 因而情况更为复杂.

根据本文的实验结果, 可以认为, 当 In 组分含量 $x < 0.8$ 时, 与 GaAs 中的情形类似, 载流子浓度主要取决于由未裂解的 Ga-C 键所引入的位于 As 位置的碳浓度, 因而呈 p 型状态, 并且随着衬底温度的升高所导致的 $\text{Ga}-\text{CH}_3$ 分解的加快, 或 In 含量 x 的增大而引起的 $\text{Ga}-\text{CH}_3$ 结构在生长表面的减少, 都将导致空穴浓度的降低. 当 In 含量很高 ($x > 0.8$) 时, 由于 $\text{As}-\text{CH}_3$ 比 $\text{In}-\text{CH}_3$ 具有更高的结合强度, 因此随着 Ga 含量的减少及 In 含量的增加, 在生长过程中由 TMG 分解而产生并吸附于生长表面的 CH_3 基团, 将更易于与 As 结合而形成占据 III 族元素原子位置的 C, 成为施主杂质, 当其浓度超过那些未裂解的 Ga-C 键浓度时, 就将引起导电类型的转变, 当然这时也会存在着载流子的补偿效应.

由此可见, 在 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的 MOMBE 生长中, 作为受主杂质时的碳浓度取决于由 TMG 引入的 Ga-C 键的数量及其分解程度, 而导电类型的转变则与各组分元素原子与 CH_3 基团间不同的结合强度有关. 这也说明了为何用 MOMBE 法可以获得比 MBE 法更高的空穴浓度和更宽的 p 型组分范围. 此外, C. R. Abernathy 等.^[19]在用光吸收的局域振动模式谱 (LVM) 对以 TMG 作为 Ga 源生长的掺碳 p 型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0.24, 0.42$) 的研究中证实, 碳确实位于围绕 Ga 的紧邻位置, 即为 C_{As} ; 而 H. Ito 和 T. Ishibashi^[9]对于掺碳 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 的研究也表明, 由于 $\text{Al}-\text{CH}_3$ 的结合强度 (66 kcal/mole)^[18] 与 $\text{Ga}-\text{CH}_3$ 的一样也高于 $\text{As}-\text{CH}_3$, 因而它在 $x = 0-1$ 的整个组分范围内均呈 p 型状态. 这些实验结果也都与本文的上述模型是一致的.

5. XRD 和 PL 测量结果

图 6 和图 7 分别给出了部分样品 (004) 晶面 X 射线衍射的测量结果. 由图可见, 随着 In 组分含量 x 的增加, 外延层的衍射峰宽度也不同程度地增大, 当这种增宽变得较为严重时, 相应于 $\text{CuK}_{\alpha 1}$ 和 $\text{K}_{\alpha 2}$ 两条 X 射线的衍射峰已交迭在一起而难以分辨. 为了能够较准确地测量组分含量, 所有样品都生长得较厚 (0.3—1.2 μm), 已大大超过了相应 x 时的临界厚度, 因此在衬底与外延层之间的界面区会产生大量的失配位错等缺陷, 并且这些缺陷

密度将随着 In 含量 x 的增加,即晶格失配的加剧而增大并进入外延层中,引起 x 射线衍射峰的变宽,同时也会导致载流子迁移率的降低. 另外,从图 6 和图 7 还可看出,当晶格失配率相近时,生长在 InP 衬底上的样品衍射峰形状不如 GaAs 衬底上的好. 产生这种差别的原因之一可能与衬底的表面状态不同有关,因为 InP 的表面稳定性较差,所以很容易在生长前发生变化从而影响到外延层质量. 另一个可能的原因是随着 In 组

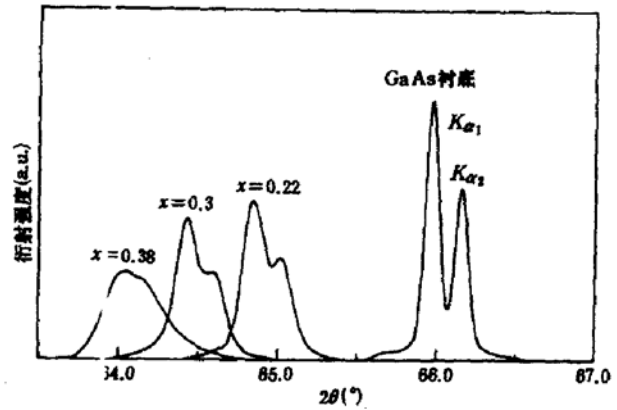


图 6 GaAs 衬底上 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 外延层的 X 射线衍射谱

含量 x 的增大,由于生长过程中的非均匀性(即合金无序度)增强而引起的混晶质量下降.

与 X 射线衍射测量的结果相类似,光致发光谱(见图 8)的谱峰宽度也随 In 含量的增加而略有增大, $x = 0.1$ 时 PL 谱峰的半高宽(FWHM)为 34.9meV,当 $x = 0.3$ 时则增大到 40.7meV. 由于在 x 较大时仍具有较高的光致发光强度,说明外延层还是具有较好的晶体质量,因此这种谱峰的展宽主要还是由于界面区晶格失配所造成的缺陷引起的.

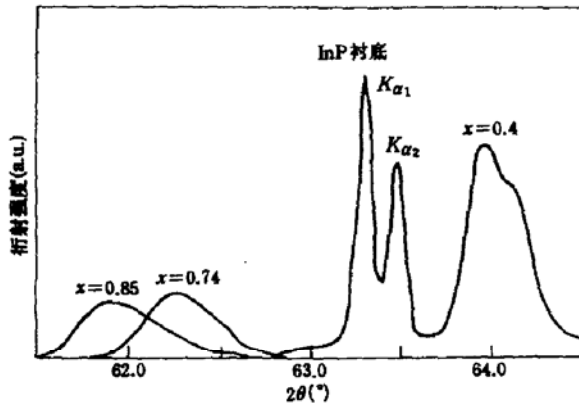


图 7 InP 衬底上 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 外延层的 X 射线衍射谱

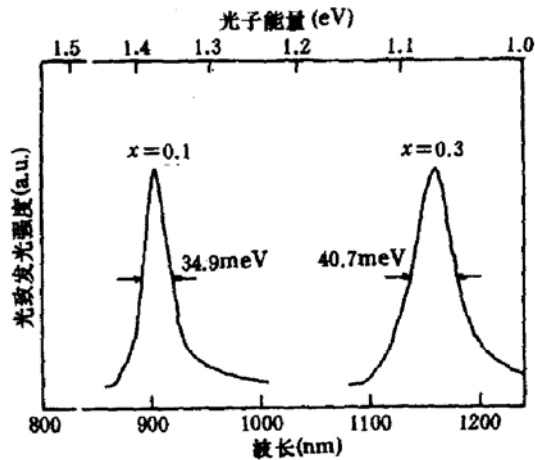


图 8 部分 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 样品的低温(5K)光致发光谱

四、结 论

本文对用 MOMBE 法生长的碳掺杂 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0-0.98$) 的研究表明,衬底温度和 In 分子束强度对样品的生长速率、In 组分含量 x 及载流子浓度具有强烈影响. 获得了较大的 p 型组分范围 ($x = 0-0.8$) 和较高的空穴浓度,当 $x \leq 0.3$ 时空穴浓度 $p \geq 1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$,但在 x 较高的情况下空穴浓度迅速下降,并且由于载流子补偿效应的出现而使迁移率有所降低. 根据实验结果探讨了掺碳机理及其对载流子浓度和导电类型的影响,认为各元素原子与 CH_3 基团间不同的结合强度是决定碳掺入位置(即成为 C_s 或 C_v),从

而决定载流子浓度和导电类型的主要因素. X 射线衍射(XRD)和光致发光谱(PL)的测量结果表明,外延层与衬底之间的晶格失配对样品质量有很大影响.

参 考 文 献

- [1] R. J. Malik, R. N. Nottenberg, E. F. Schubert, J. F. Walker and R. W. Ryan, *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 2661(1988).
- [2] C. R. Abernathy, S. J. Pearton, R. Caruso, F. Ren and J. Kovalchik, *Appl. Phys. Lett.*, **55**, 1750(1989).
- [3] M. Konagai, T. Yamada, T. Akatsuka, K. Saito, E. Tokumitsu, and K. Takahashi, *J. Cryst. Growth*, **98**, 167(1989).
- [4] T. H. Chiu, J. E. Cunningham, J. A. Ditzenberger and W. Y. Jan, *Appl. Phys. Lett.*, **57**, 171(1990).
- [5] T. J. de Lyon, N. I. Buchan, P. D. Kirchner, J. M. Woodall, G. J. Scilla and F. Cardone, *Appl. Phys. Lett.*, **58**, 517(1991).
- [6] J. L. Benchimol, F. Alexander, Y. Gao and F. Alaoui, *J. Cryst. Growth*, **95**, 150(1989).
- [7] M. Kamp, R. Contini, K. Werner, H. Heinecke, M. Weyers, H. Lüth and P. Balk, *J. Cryst. Growth*, **95**, 154(1989).
- [8] C. R. Abernathy, S. J. Pearton, F. Ren, W. S. Hobson, T. R. Fullowan, A. Katz, A. S. Jordan and J. Kovalchik, *J. Cryst. Growth*, **105**, 375(1990).
- [9] H. Ito and T. Ishibashi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, L944(1991).
- [10] S. Chika, H. Kato, M. Nakayama and N. Sano, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **25**, 1441(1986).
- [11] C. A. Larsen, N. I. Buchan, S. H. Li and G. B. Stringfellow, *J. Cryst. Growth*, **102**, 103(1990).
- [12] Y. Kawaguchi, H. Asahi and H. Nagai, Extended Abstracts of the 18th (1986 International) Conference on Solid State Devices and Materials, Tokyo, 1986, p. 619.
- [13] D. A. Andrews and G. J. Davies, *J. Appl. Phys.*, **67**, 3187(1990).
- [14] N. Kobayashi, J. L. Benchimol, F. Alexandre and Y. Gao, *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1907(1987).
- [15] R. Iga, H. Sugiura and T. Yamada, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, L4(1991).
- [16] T. Yamada, E. Tokumitsu, K. Saito, T. Akatsuka, M. Miyauchi, M. Konagai and K. Takahashi, *J. Cryst. Growth*, **95**, 145(1989).
- [17] N. Pütz, H. Heinecke, M. Heyen, P. Balk, M. Weyers and H. Lüth, *J. Cryst. Growth*, **74**, 292(1986).
- [18] G. B. Stringfellow, Organometallic Vapor-phase Epitaxy, Academic Press, San Diego, 1989, p. 18.
- [19] C. R. Abernathy, S. J. Pearton, M. O. Manasreh, D. W. Fischer and D. N. Talwar, *Appl. Phys. Lett.*, **57**, 294(1990).

Growth and Characteristics of Carbon Doped $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ by MOMBE

Qi Ming and Luo Jinsheng

Department of Electronic Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

J. Shirakashi, T. Yamada, S. Nozaki and K. Takahashi

Department of Physical Electronics, Tokyo Institute of Technology

E. Tokumitsu and M. Konagai

Department of Electrical and Electronic Engineering, Tokyo Institute of Technology

(Received 11 December 1991; revised manuscript received 11 May 1992)

Abstract

The properties of carbon doped $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0 - 0.98$) grown by MOMBE using TMG, solid In and Solid As have been studied systematically. It is shown that the growth rate, indium mole fraction x and carrier concentration of the samples are strongly affected by the growth temperature and indium pressure-equivalent beam flux. The hole concentration decreases with increasing indium mole fraction in the range of $x = 0 - 0.8$, and the conduction type becomes n-type when x is higher than 0.8. The mechanism of carbon incorporation in $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ grown by MOMBE and its influence on carrier concentration and conduction type are discussed according to the experimental results. The quality of the epitaxial layers was analysed by X-ray diffraction (XRD) and photoluminescence (PL).

PACC: 6170T, 6855, 7360F, 8115G