

化学束—气源外延生长 HgCdTe

C.J. Summers, B.K. Wagner,
R.G. Benz II, D. Rajavel

(Physical Sciences Laboratory, Georgia Tech Research Institute, Atlanta, Georgia 30332, U.S.A.)

摘要: 评论了II-VI族半导体 HgCdTe 的化学束—气源外延生长系统的设计和研制, 介绍了生长 HgCdTe 外延层和气体源掺碘 CdTe 外延层的最新结果, 这些结果表明了用这种技术生长用于制备先进红外探测器的优质材料的可能性。

关键词: 化学束—气源外延生长, HgCdTe, CdTe.

引言

近 20 年来, HgCdTe 长波红外探测器的研制从单元光导探测器发展到小的光导探测器阵列, 又发展到大规模光伏型阵列, 每一步发展都愈来愈依赖于 HgCdTe 材料的生长和加工技术, 因此, 材料工艺也从体材料生长和液相外延生长发展到汽相外延生长技术, 其中包括热壁外延、金属有机化学汽相淀积、及分子束外延^[1]. 以 1981 年 Faurie 和 Million 的工作为开端, 分子束外延 (MBE) 生长 HgCdTe^[2]也经历了光子辅助 MBE 法^[3], 优化的富 II 族金属生长法^[4], 以及为了提高系统适应性和控制整个生长过程而引入的化学束气源外延法^[5]. 由于后几种生长方法要求的生长温度较低, 因此, 它们是生长突变结、渐变异质结及超晶格等先进结构和制备先进器件及阵列的必要手段. 这些生长技术也适合在生长系统中现场加工器件和阵列. 对于 HgCdTe 外延材料和阵列, 汽相生长技术更具有提高成品率和改善可制造性的优势. 我们在本文中讨论了用于生长 CdTe 和 HgCdTe 的光子辅助气源分子束外延 (GSMBE) 系统的新的进展, 仔细考察了这种技术, 指出生长该材料体系的关键性问题是工艺和可制造性.

1 材料科学问题

低温生长不仅对保证超晶格和异质结的完整性、以及最大限度地减少杂质的扩散是必要的, 而且对于提高 Hg 的粘附系数及掺杂效率也是很重要的, 特别是对于 P 型掺杂, 这已被 Harper 等人所证实^[6].

为防止 Te 沉淀, HgCdTe 必须在富 Hg 条件下生长, 使用相当稳定的 Hg 流量以避免化学计量掺杂效应和孪晶生成^[7,8]. Singh 和 Arios 业已证明: 由于表面会随着生长过程而变得粗糙, 因而每生长 $10\mu\text{m}$ 厚度, 应该将 Hg 流量减少 30%, 以适应生长表面的台阶 (front step) 和扭结密度 (Kinksite density) 以及台阶宽度 (terrace width) 的变化^[8]. 这样, 在整个生长过程中精确控制 Hg 流量是非常重要的.

由于气源分子束外延 (GSMBE) 在选择生长束源方面具有更大的灵活性, 并且能精确地控制流量, 因而这种技术在这方面更具优越性^[10]. 例如, 单体 Te 可由 Te 的金属有机化合物的裂解产生, 以达到比二聚体的 Te_2 更高的表面迁移率^[11], 从而改善生长表面形态. 化学束或气源掺杂还可以进一步优化掺杂源. 除 III 族和 V 族掺杂剂以外, 还可以用氢化物或 VII 族元素的金属有机化合物在 Te 子晶格上进行 N 型掺杂, 这些掺杂剂比 In 更稳定. In 是存在于 Cd 子晶格上的, 呈现高的体扩散率. As 和 Sb 的单体或二聚体形式均能产生, 这对它们在 Te 子晶格上的结合应该是有利的. 低温下生长优质材料所必需的过量 II 族元素生长条件与在 Te 子晶格上进行掺杂是一致的^[14].

这就是说, 化学束外延 (CBE) 方法的主要优点在于它具有对化学源的更大的选择自由度, 只要设计出有效的裂解束源炉.

2 技术问题

实现这种生长技术的几个主要关键问题在于: 获得稳定和可重复的衬底温度, 稳定的载体束流, 均匀的生长速率, 以及在大面积衬底 (直径 $\sim 7.5\text{cm}$) 上的组分均匀性.

在异质结和超晶格的生长或掺杂过程中, 开关载体束流时必须精确控制衬底温度, 以适应衬底上热负荷的变化. 衬底温度上的微小变化会引起化学计量掺杂效应, 从这个角度看, 采用直接气体注入有可能在裂解炉之前调节流量, 这样就能最大限度地减小衬底上的热负荷的变化, 并保持长时间的温度稳定性. 采用 $0.5\sim 1\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$ 的 HgCdTe 生长速率, 估计这种开关技术的精确度可达 3~5 原子层, 仔细地进行设计, 可望达到一个原子层的分辨率.

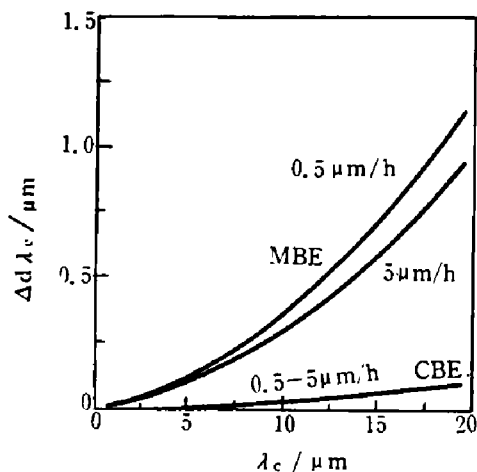


图 1 用 MBE 和 CBE 方法以不同生长速率生长的 HgCdTe 在 77K 温度下的截止波长变化与截止波长的关系

Fig.1 Variation in 77 K cutoff wavelength as a function of cutoff wavelength for HgCdTe grown by MBE and CBE at various growth rates.

在低的生长温度下, 由于 Cd 和 Te 的粘着系数等于 1, 它们的流量稳定性直接影响到组分的精确度. 可通过测量截止波长的变化 $\Delta\lambda_c$ 来计算生长方向上的合金均匀性, 图 1 给出了用 MBE 和 CBE 两种方法生长的 HgCdTe 合金的 $\Delta\lambda_c$ 与截止波长 λ_c 的比较^[12,13], 图 1 中的结果是在 MBE 源温度变化为 $\pm 0.2^\circ\text{C}$, 控制压力的流量控制仪稳定在 0.05% 满刻度的条件下得到的. 对于用 MBE 方法生长的截止波长 λ_c 分别为 5, 10 和 $15\mu\text{m}$ 的红外探测器, $\Delta\lambda_c$ 值分别从 0.12, 0.34, $0.7\mu\text{m}$ 降低

到 0.09, 0.28, 0.58 μm , 而生长速率则从 0.5 $\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$ 增加到 5 $\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$. 图 1 也给出了 CBE 生长方法的 $\Delta\lambda_c-\lambda_c$ 关系, 证实: 与最好的 MBE 生长条件计算结果相比, CBE 生长技术的组分均匀性提高 10 倍^[14]. 提高 CBE 的稳定性对窄禁带合金和渐变异质结的精确生长都是很重要的, 这两种材料是制作高性能长波 (10~20 μm) 成像系统的重要材料.

根据 Saito 和 Shibatomic^[15]的经验结果对直径为 7.5cm 的衬底材料的均匀性进行了估算, 这些研究表明, 使用一个带有宽喇叭口喷嘴的注入器, 并使衬底旋转, 在直径为 5cm 的范围内应该可以达到 1% 的均匀性. 可以期望, 进一步优化设计注入器, 或用数个注入器等距离地安置在带有中央流量控制器的法兰四周, 可以达到更高的均匀性. 采用数个注入器在 CBE 生长中是很容易实现的, 这种技术可以使面积更大的 (直径约 12~15cm) 也能达到相当高的均匀性.

3 实验

本工作使用的化学束外延 (CBE) 系统是基于标准 Varian GEN II 型机设计的, 该 II 型机以前是用于 CdTe 和 HgCdTe 的 MBE 生长及表面研究的. 这种 CBE/GSMBE 系统可提供基质元素 Te、Cd、Hg、Zn 的工作气源, 也可以提供分别用于 P 型和 N 型掺杂的 As 和 I 气源^[16,17]. 基质和掺杂剂两种流速由流体压力流量计控制, 该控制器具有很高的精度, 可以不用运载气体就能达到所要求的流速. 这对保持分子气流接近衬底位置是有利的, 由于生长 HgCdTe 需要高的 Hg 蒸汽流量, 要实现这一条件是不容易的. 此外, 还能最大限度地限制其它的化学反应, 明显地减小抽运系统的负荷. Cd 和 Te 基质元素气源的流速由 MKS 1150B 控制器控制, 通过定标使该控制器达到最佳精度. 由 Hg 压控制的蒸汽源 (Hg-PCVS) 和掺杂剂气源是以与 MKS 控制器相同的原理工作的, 其根据是: 由于通气孔的气流受阻, 气体流量与通气孔向上气流压力成正比. 两种控制器按照掺杂和输送 Hg 蒸汽的要求进行了优化, 图 2 是这种系统的方框图. 由一个控制阀门将蒸汽导入位于可变孔向上气流侧的高压室, 并使压力保持所需要的值. 用一个电容流体压力计监控

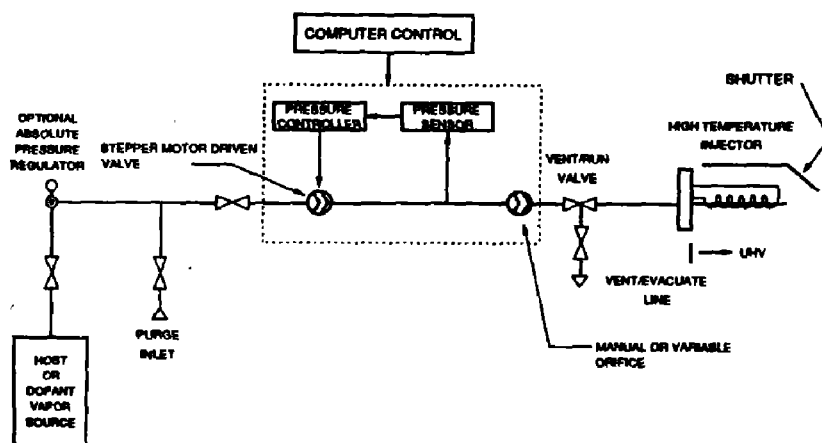


图 2 基质-掺杂剂压力控制蒸汽源系统示意图

Fig.2 Schematic representation of host/dopant pressure controlled vapor source system

向上气流压力, 并将信息反馈到控制阀门以根据需要调节流量. 这种方法中, Hg 汽量由一个加热的容器 (140°C) 提供, 而 Hg 压力则由一个专门设计的高温进气阀和一个能在 150°C 温度下工作的 MKS 221A 流体压力计联合控制, 这样高的温度足以防止 Hg 源的凝结. 测量表明该系统的响应时间为 10s, 动态范围为 $1.33 \times 10^{-4} \sim 10\text{Pa}$, 长期稳定性相当好, 3h 以上仍优于 0.1%, 定点可重复性为 0.1%. 另外, 当容器温度变化在 20°C 范围内, 流量输出保持不变.

掺杂剂传送系统的设计取决于系统的操作特性. 根据 CdTe 外延的初始生长过程, 采用 $0.5 \mu\text{m} \cdot \text{h}^{-1}$ 的生长速率时, II 族和 VI 族有机金属化合物的流速应控制在 $\sim 0.25\text{sccm}$. 假定掺杂剂是百分之百地进入并被激活, 为使载流子浓度达到 $10^{14} \sim 10^{19} \text{cm}^{-3}$, 流速应在 $10^{-7} \sim 10^{-2}\text{sccm}$. 然而, 10^{-7}sccm 流速对应于 $\sim 1.33 \times 10^{-8}\text{Pa}$ 束流等效压力 (BEP), 而 CBE 系统用于生长 Hg 化合物的标准的基本操作压力小于 $1.33 \times 10^3\text{Pa}$. 因此, 不同于 II 族和 VI 族源材料, 掺杂剂流量的 BEP 不能用一个电离真空规精确测量, 而必须分别测量. 掺杂剂系统也必须具有一定机动性以适应各种可能使用的掺杂剂源材料, 它们在室温下的蒸汽压力范围为 $1.33 \sim 1.33 \times 10^4\text{Pa}$.

对于掺杂剂 PCVS, 用一个步进马达驱动的 MKS 245 型泻漏阀作为控制阀门来维持所需要的压力, 并用一个 Granville-Phillips 系列 203 可变泻漏阀作为可变喷口. 用 MKS 390HA 电容流体压力计监测向上气流, 将信息反馈到控制阀, 使用这种电容压力计是因为它能以高于 $1.33 \times 5 \times 10^3\text{Pa}$ 精度, 在 $1.33 \times 10^2 \sim 1.33 \times 10^3\text{Pa}$ 范围内控制压力. 这样, 通过使用可变泻漏阀控制喷口的向上气流压力及流导, 即可适用于很宽范围的流速. 对每一种生长过程, 都发展出一种简单的方法对可变泻漏阀和系统进行定标^[19].

以上描述的流量系统是通过一个适合于基质和掺杂气体的特殊设计的注入器与 CBE 系统相联的, 这些注入器也与专门设计的扩散-裂解器喷嘴相配, 使得优化生长过程中的金属有机化合物或氢化物源气体可以预先裂解. 根据注入器的特性及其操作模式, 这种系统既能作为纯化学束外延系统, 也可作为气源系统工作, 在作为气源系统时, 系统中的基质源气体被分解成烃类生成物和基质元素的二聚体或单体形式.

用 4 个真空泵对生长室抽真空, 在 CBE 生长期间, 还使用了一个 Balzers MBE 系列涡轮分子泵和一个 Varian Cryostack 8 型低温泵. 用一个 Alcatel Corrosive 系列 50cfm 机械泵将气体从涡轮分子泵排出, 然后使气体通过一个填充硫化活性炭的 Emcore 毒气洗涤器以净化 Hg 和金属有机化合物蒸汽. 此外, 用液氮持续冷却冷屏衬底, 泵浦 Hg 蒸汽和未裂化的金属有机化合物. 在 MBE 生长过程中, 则采用一个 400s^{-1} 离子泵和一个钛升华泵对生长室抽真空.

4 系统性能

根据第二节所描述的模拟研究和测得的注入器的裂化特性预测了该系统的性能.

在这些研究中, 对金属有机化合物源材料的选择是根据它们的纯度、在室温下的稳定性, 以及很少有碳进入生长层这样一个事实. 具体选定的化合物是二异丁基-Te (DipTe)、二乙基-Cd (DeCd) 和二乙基-Zn (DeZn), 但最近的数据表明, DeCd 材料的长期稳定性有问题, 所以用二甲基 Cd (DmCd) 代替 DeCd.

用低电离电压的四极质谱分析仪研究了这些源气体的分解特性与注入器温度的关系, 结果表明: 对于用钽制作的 II 族元素注入器, 在流速达到 3sccm 时, DeCd 在 700°C 可完全裂解, 对应的生长速率约为 $3\sim 4\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$, 在相同条件下, DmCd 在 1100°C 完全裂解. DipTe 的裂解是在热解氮化硼 (BN) 注入器中实现的, 在注入器温度为 650°C 时, DipTe 被完全分解成单体 Te, 参见图 3.

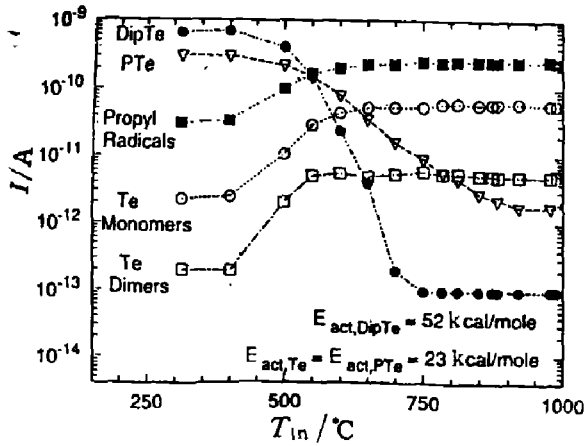


图 3 DipTe 裂解特性与注入器温度的关系
Fig.3 Cracking characteristics of DipTe as a function of injector temperature

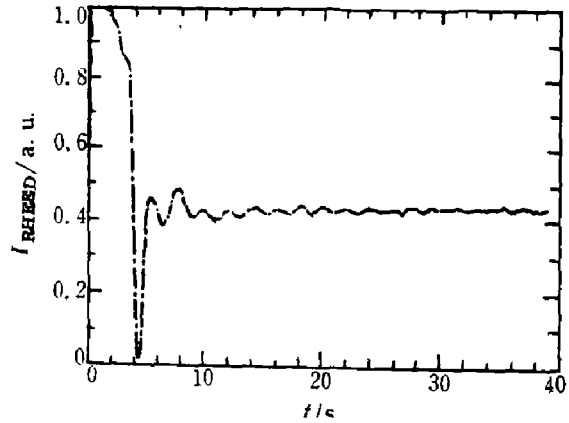


图 4 在 165°C 温度下生长在 GaAs 衬底上的 HgCdTe 外延层的 RHEED 强度振荡
Fig.4 RHEED intensity oscillations for HgCdTe grown on GaAs at 165°C

通过 GSMBE 标准流量稳定性和合金均匀性, 结合其长期可重复性及计算机定点控制, 证实了这种技术可用来研究和提高新材料结构的可靠性和可制造性, 通过改变注入到衬底上的束流的化学性质, 有可能设计出新的材料生长和加工工艺.

为了研究表面成核动力学和生长参数, 研制了一种综合反射高能电子衍射系统 (RHEED)^[20], 该系统采用标准的 Varian 反射高能电子衍射仪的电子枪和屏蔽, 还使用了一个光导摄像管摄像机和一个带帧接收器插件的个人计算机. 16mm 格式的闭路电视摄像机与低照度高灵敏度高分辨率的碲化锌镉视象管相配合, 可以使用较低电子束电流, 以尽可能地减小样品上的电荷影响. 我们用研制的 RHEED 系统测量强度振荡或分析点剖面. 在用 RHEED 测量强度振荡时, 具有多种特征强度的 RHEED 图形以 60Hz 视频速率进行监控, 并用计算机监视仪实时显示. 软件分析程序包括快速傅里叶变换, 可直接从数据中得到生长速率. 为了做定点剖面分析, 将图形中的特殊区域数字化并存储起来, 以便下一步对强度特征进行分析. 为了得到高质量的生长表面, 用这种系统研制了在 CdTe 和 GaAs 衬底上进行生长的新技术^[8]. 图 4 给出了第一次得到的在 GaAs 衬底上生长的 HgCdTe 层的 RHEED 振荡, 证实了使用这些技术的可行性, 也证实了使用 GSMBE 技术能够生长具有优质表面的外延层. 图 4 的数据表明生长速率约为每秒 0.5 单层.

5 生长

分别用 DeCd 和 DipTe 作为 Cd 和 Te 的基质元素源气体, 进行 (001) 面的 CdTe、

HgTe 和 HgCdTe GSMBE 生长, 生长中分别用乙基碘和砷化三氢作为 N 型和 P 型的掺杂气源, 外延层是淀积在 (001) GaAs、CdTe 和 $\text{Zn}_{0.04}\text{Cd}_{0.96}\text{Te}$ 衬底上的. GaAs 衬底经过标准脱脂及 $\text{H}_2\text{SO}_4 : \text{H}_2\text{O} : \text{H}_2\text{O}_2 = 3 : 1 : 1$ 腐蚀预处理; 而 II-VI 族化合物衬底则是经过脱脂后, 用 0.1~1% 的溴: 乙二醇 (Br: $\text{HOCH}_2\text{CH}_2\text{OH}$) 溶液进行化学机械抛光, 将经过预处理的衬底安置在带有胶体石墨支撑物的 Mo 块上, 并装入 GSMBE 进样室, 在低温下进行除气. 根据 RHEED 所示, 氧化膜 (GaAs) 或无定形 Te (CdTe 和 ZnCdTe) 脱附以后, CdTe 就开始生长在 II-VI 族衬底上, 温度为 300°C , 使用的是 CdTe 固体源. 将 GaAs 衬底在 Zn 和 CdTe 束流下从脱氧化膜温度冷却到大约 375°C , 以保证 (001) 面生长. 只要 RHEED 证实了生长方向为 (001), 即可将衬底温度再降低到 300°C , 以便继续生长 CdTe. 生长 5min 后, 采用以前介绍过的 Te 冷凝方法校准温度^[21,22]. 接着生长缓冲层, 以校准过的 300°C 温度在 GaAs 和 CdTe/ZnCdTe 衬底上分别再淀积 1 层 $1\mu\text{m}$ 和 $0.2\mu\text{m}$ 的 CdTe 层, 然后开始以 $0.5\sim 1\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$ 速率进行 GSMBE 生长, 对 CdTe 基底层采用 $200\sim 250^\circ\text{C}$ 衬底温度, 对 Hg 基底层采用 $120\sim 185^\circ\text{C}$ 衬底温度.

6 结果

6.1 CdTe 生长

用 1500 倍光学显微镜可以观察到 GSMBE 生长的 CdTe 层表面上有轻微的织构化. 在 250°C 温度下, 以不同的 DeCd/DipTe 流量比, 无意掺杂生长的外延层为 N 型, 其室温载流子浓度为 $10^{15}\sim 10^{19}\text{cm}^{-3}$, 峰值迁移率高达 $1500\text{cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$. 在低温 (10K) 下, 这些外延层的光致发光谱通常取决于施主束缚激子发光. 但一些外延层的迁移率值表明存在着明显的补偿, 其光致发光谱呈现出相当强的受主束缚激子发光峰.

我们用 $170\sim 250^\circ\text{C}$ 衬底温度对分子束外延生长的 CdTe 进行了碘气源掺杂. 预计碘会占据 Te 子晶格, 并产生 N 型掺杂分布, 这将比在 Cd (或 Hg) 子晶格上的 III 族掺杂剂产生的分布更稳定. 我们优先选择碘作为掺杂剂, 而没有考虑其它 VII 族掺杂剂, 是由于以下几个理由: 首先是因为碘不可能生成 Cd 的卤化物, 其次碘是在 CdTe 中扩散率最低的卤族元素, 另外, 碘在结构上和电子学上与取代 Te 是最相容的. 用压力控制的掺杂剂源输送乙基碘流量, 通过催化过程使其在生长表面上发生分解. 室温下的霍尔效应测量结果表明其电子浓度随乙基碘流速的平方根而变化. 生成电子浓度分别为 $8\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 和 $3\times 10^{18}\text{cm}^{-3}$ 的外延层, 其室温迁移率分别为 630 和 $460\text{cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$ ^[23].

6.2 HgTe 和 HgCdTe 生长

用 GSMBE 方法分别在 GaAs 和 ZnCdTe 衬底上淀积生长了 HgTe 层, 电学测量表明该外延层是剩余净电子浓度为 $1\times 10^{16}\sim 3\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 的 N 型层. 对生长在 GaAs 和 ZnCdTe 衬底上的 HgTe 外延层进行了霍尔研究, 结果表明它们具有相似的电学特性. 例如, 在 165°C 温度下生长在 GaAs 衬底上的 HgTe 层, 在 20K 时的迁移率为 $10^5\text{cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$, 而淀积在 ZnCdTe 衬底上的 HgTe 层的迁移率为 $1.1\times 10^5\text{cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$. 由于 GSMBE 使用了单体 Te, 它与固态升华源得到的二聚体 Te 不同, 因此 GSMBE 具有能够降低生长温度的优点. 例如, 在 120°C 低温下, 生长在 GaAs 衬底上的 HgTe 层的低温迁移率为 $7.5\times 10^3\text{cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$, 而这样的结果是在很少考虑生长条件优化的情况下得到

的, 因而是很有潜力的.

我们还在 165°C 温度下, 在 GaAs 衬底上生长了 HgCdTe 层, 光学显微镜研究结果表明这种外延层的表面小丘密度为 $10^5 \sim 10^6 \text{ cm}^{-2}$. 用傅里叶变换红外光谱仪测得的透射光谱表明已经生成 x 值为 0.18~0.25 的外延层. 由于我们只考虑室温光谱, 鉴于 Moss-Burstein 效应的影响, 很难确定窄禁带外延层的精确的 x 值, 为此, 我们发展了一种综合计算机模式来测定载流子浓度与组分和温度的关系. 先通过霍尔测量确定载流子浓度与温度的关系, 然后将得到的数据与包括了全部 Kena 带结构、简并统计学、双施主能级和单受主能级的模式拟合^[24]. 由于在高温下是本征载流子浓度决定其电学数据, 因此, 通过以上这些拟合可以确定每一个样品的组分和非本征掺杂浓度. 图 5 给出了一个用这种方法确定 HgCdTe 层特性的实例. 用这种方法确定的组分范围为 0.16~0.35, 背景净电子浓度的范围以高组分样品的 $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ 到低组分样品的 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. 当 $x=0.20$ 时, 得到的背景施主浓度低达 $3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$. 从 $x=0.14$ 的样品可知, 低组分的峰值迁移率从补偿度较高外延层的 $2.2 \times 10^4 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 到 $x=0.14$ 样品的 $8.7 \times 10^5 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 图 6 给出了两个生长在 GaAs 衬底上的 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 样品的电子迁移率与温度的关系. 根据这些结果, 可以认为 GSMBE 生长技术引起的碳污染对这些样品的电学性质没有明显的影响, 从而确信这种技术将很快达到成熟水平.

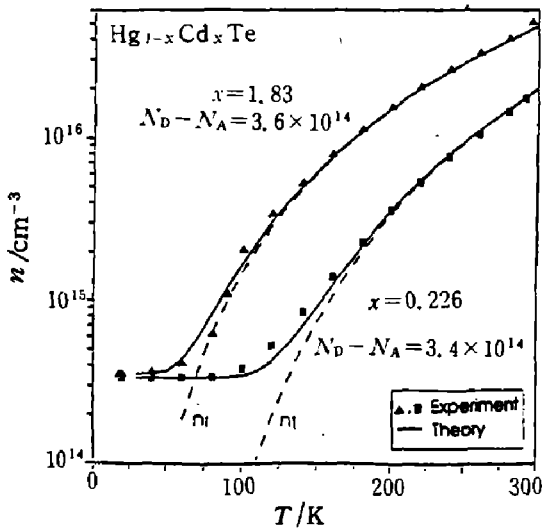


图 5 两个 CBE HgCdTe 样品的电子浓度与温度的关系

Fig.5 Dependence of electron concentration on temperature for two CBE HgCdTe samples

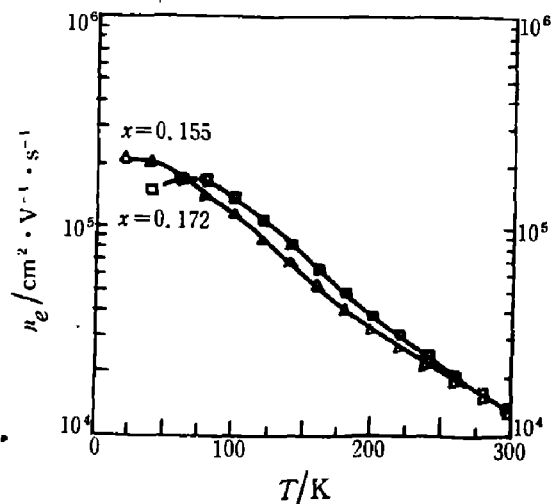


图 6 两个生长在 GaAs 上的 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 外延层的电子迁移率对温度的变化

Fig.6 Electron mobility vs temperature for two $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ layers grown on GaAs

7 结语

本文报道了用 GSMBE 方法生长 CdTe 和窄禁带 HgCdTe 材料的系统研制情况, 及取得的最新成果, 还报道了用 VII 族元素气源掺杂的分子束外延生长 CdTe 的工作. 对生长的 CdTe 层进行了特性研究, 结果表明用这种技术可以在低生长温度下获得优质外延层.

对 HgTe 和组分 x 值为 0.14~0.31 的 HgCdTe 合金样品取得了极好的结果, 而这一组分范围的材料是重要的中长和长波红外探测器材料. 本工作取得的结果是令人鼓舞的, 有力地证实了这种新的生长技术是有发展前途的.

致谢: 本工作受到太阳能研究所 (合同号为 XH-9-19056-1)、莱特发展和研究中心 (合同号为 F33615-89-C-1066) 和佐治亚技术研究所内部研究规划的资助. 特别感谢 Mr. Don Swank 为 GSMBE 系统提供了元器件, 感谢 Ms. Marsha Moore 完成了稿件.

参 考 文 献

- 1 Willardson R K, Beer A C. *Semiconductors and Semimetals*, New York: Academic Press, 1981, 18
- 2 Faurie J P, Million A. *J. Cryst. Growth*, 1981, 54: 582
- 3 Bicknell R N, Giles N C, Schetzina J F. *Appl. Phys. Lett.*, 1986, 49: 1735
- 4 Arias J, Singh J. *Appl. Phys. Lett.*, 1989, 55: 1561
- 5 Benz R G II, Wagner B K, Rajavel D et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1990, A8: 1020
- 6 Harper R L, Jr. Hwang S, Giles N C et al. *Appl. Phys. Lett.*, 1989, 54: 170
- 7 Faurie J P, Boukerche M, Reno J et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1985, A3: 55
- 8 Million A, DiCioccio L, Galliard J P et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1988, A6: 2813
- 9 Singh J, Arias J. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1989, 47: 2562
- 10 Summers C J, Benz R G II, Wagner B K et al. *SPIE Proc.*, 1989, 1106: 1
- 11 Cheung J T. *Appl. Phys. Lett.*, 1987, 51: 1940
- 12 Farrow R F C. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1985, A3: 80
- 13 Reno J, Faurie J P. *Appl. Phys. Lett.*, 1986, 49: 409
- 14 Summers C J, Wagner B K, Benz R G II et al. *NATO Workshop on Narrow Bandgap Semiconductors*, Oslo, Norway, June 1991, to be published, *Semiconductor Sciences and Technology*
- 15 Saito J, Shibatomi A. *Fujitsu Sci. Tech. J.*, 1985, 21: 190
- 16 Wagner B K, Benz R G II, Summers C J. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1991, A7: 295
- 17 Benz R G II, Wagner B, Rajavel D et al. *J. Crystal Growth*, 1991, 111: 725
- 18 Wagner B K, Benz R G II, Summers C J. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1989, A7: 295
- 19 Rajavel D, Wagner B K, Maruyama K et al. to be published in *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1991, 222: 275
- 20 Benz R G II, Wagner B K, Rajavel D et al. Presented at the 1990 U.S. Workshop on the Physics and Chemistry of Mercury Cadmium Telluride and Novel Infrared Materials, San Diego, CA, October 1990
- 21 Rajavel D, Mueller F, Benson J D et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1990, B8: 192
- 22 Rajavel D, Mueller F, Benson J D et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1990, A8: 1002
- 23 Rajavel D, Summers C J. to be published
- 24 Wagner B K, Rajavel D, Benz R G II et al. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1991, B9: 1656

CHEMICAL BEAM/GAS SOURCE EPITAXIAL GROWTH OF HgCdTe

C. J. Summers, B.K. Wagner, R.G. Benz II, D. Rajavel

(Physical Sciences Laboratory, Georgia Tech Research Institute, Atlanta, Georgia 30332, U.S.A.)

Abstract: A review is given of the design and development of a chemical beam/gas source epitaxial system for HgCdTe II-VI semiconductors. Recent results on the growth of HgCdTe and gas source iodine doped CdTe epitaxial layers are presented. These results show the potential of this growth technique for the growth of high quality materials for advanced IR detector structures.

Key words: chemical beam/gas source epitaxial growth, HgCdTe, CdTe.



Christopher J. Summers
Director of the Physical Sciences Laboratory
Georgia Tech Research Institute

Christopher J. Summers (M'82) was born in Oxford, England, on August 3, 1940. He received the B.S. and Ph.D. degrees in physics from Reading University, Reading, England in 1962 and 1966, respectively.

After holding postdoctoral fellowship positions at Reading University and Bell Telephone Laboratories, he joined GTE Laboratories in 1970 as a member of the technical staff. In 1972 he moved to McDonnell Douglas Research Laboratories, where he became a Senior Research Scientist. He joined the Georgia Tech Research Institute, Georgia Institute of Technology, Atlanta, in 1981 and is currently Director of the Physical Sciences Laboratory and a GTRI Institute Fellow. His current research interests include infrared detectors, chemical and molecular beam epitaxy of II-VI and III-V semiconductors, optoelectronic properties of superlattices, and optical and electrical characterization techniques.