

MOMBE 法生长重碳掺杂 p 型 GaAs/In_xGa_{1-x}As 应变超晶格

齐 鸣 罗晋生

西安交通大学电子工程系, 西安 710049

白椋淳一 山田巧 野崎真次 高桥清

东京工业大学电子物理二学科

鹿岛秀夫 德光永辅 小长井诚

东京工业大学电气电子二学科

(1992年1月7日收到; 1992年5月11日收到修改稿)

本文采用以 TMG、固体 In 和固体 As 作为分子束源的 MOMBE 法, 首次成功地生长了空穴浓度高达 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 数量级的重碳掺杂 p 型 GaAs/In_xGa_{1-x}As ($x=0.3$) 应变超晶格 (SLS) 结构, 用 XRD、Raman、PL 和 Hall 测量等方法分析了样品特性, 讨论了结构参数对应变弛豫及 SLS 特性的影响. 结果表明, 所得样品不仅具有很高的空穴浓度, 而且具有较窄的等效禁带宽度, 可望用于 GaAs 系 HBT 基区的制作.

PACC: 6170T, 6855, 7340L, 8115G

一、引 言

近年来, 碳(C)作为 GaAs 中的 p 型杂质引起了人们的很大关注^[1-3]. 与通常所用的 Be、Zn 等相比, 碳具有热扩散系数小和激活率高的特点, 是 HBT 中高浓度 p 型掺杂基区的良好替代杂质. 目前, 用 TMG ($\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$) 作为分子束源之一的 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]. 如此高空穴浓度的 p 型 GaAs 对于高速 AlGaAs/GaAs HBT 的制作很有吸引力, 但由于 Al 的化学特性非常活泼而易与 TMG 反应, 从而在 p 型层生长之后难以得到高质量的 AlGaAs 发射区. InGaAs 具有比 GaAs 更窄的禁带宽度和更高的电子迁移率及电子饱和速度, 若用它作为 HBT 的基区, 可望得到更好的频率特性和较低的开启电压^[4], 因而可以采用 GaAs(发射区)/InGaAs(基区)的 HBT 结构^[5]. 但是, 对用 MOMBE 法生长的掺碳 p 型 In_xGa_{1-x}As 的研究表明^[6], 在 $x=0-0.8$ 的范围内, 空穴浓度随 In 组分含量 x 的增大而迅速降低, 这就不能满足 HBT 基区高浓度掺杂的需要, 并且 InGaAs 与 GaAs 间的晶格失配也制约了 InGaAs 的直接应用. 为了解决这些问题, 我们建议采用重碳掺杂 p⁺-GaAs/p-InGaAs 应变超晶格 (SLS) 结构, 以 p⁺-GaAs 作为空穴供给层, 这样既可以大大

提高空穴浓度,又可获得小于 GaAs 的有效禁带宽度,从而有利于在 GaAs 系 HBT 中的应用.

本文采用以 TMG、固体 In 和固体 As 作为分子束源的 MOMBE 法生长了重碳掺杂 p 型 GaAs/In_xGa_{1-x}As ($x=0.3$)SLS 结构,利用 X 射线衍射(XRD)、Raman 散射、光致发光谱(PL)和 Hall 测量等方法对样品质量、结构和特性等进行了分析研究,讨论了结构参数对应变弛豫及 SLS 特性的影响.

二、实 验

衬底采用(001)SI-GaAs 单晶片,生长前的表面处理方法同文献[6],所用设备为 VG 公司生产的 V-80H 型 MBE 系统.在外延生产过程中,GaAs 层和 In_{0.3}Ga_{0.7}As 层的交替生长是利用维持 TMG 和 As₄ 分子束并用挡板交替切断和打开 In 分子束的方法实现,膜厚则根据生长速率来控制.在衬底温度为 500℃,TMG、As₄ 和 In 分子束强度分别为 1.8×10^{-5} 、 7×10^{-6} 和 2×10^{-7} mbar 的生长条件下,GaAs 和 In_{0.3}Ga_{0.7}As 的生长速率分别约为 0.24nm/s 和 0.36nm/s.表 1 给出了本文的样品结构及设计参数,其中单量子阱(SQW)和多量子阱(MQW)样品用于考察量子阱的形成及其随势阱宽度和应变弛豫的变化.

表 1 SQW、MQW 和 SLS 样品结构及设计参数

样 品	p-In _{0.3} Ga _{0.7} As 势阱 层宽度 L_Z (nm)	p ⁺ -GaAs 势垒层宽度 L_B (nm)	周期厚度 T (nm)	周期数 N
SQW-1	5	50	55	1
SQW-2	10	50	60	1
MQW	2	50	52	1
	4	50	54	1
	8	50	58	1
	16	50	66	1
SLS-1	3.5	7.5	11	20
SLS-2	3.5	7.5	11	80
SLS-3	10	10	20	20
SLS-4	10	20	30	40

样品结构和晶体质量用(004)晶面的 X 射线衍射(XRD)分析,应变弛豫状态和光学特性用以 Ar 离子激光器($\lambda=514.5\text{nm}$)作为激发源的室温 Raman 散射和低温(5K)光致发光谱(PL)测量,电阻率和载流子浓度则由室温 Van der Pauw 法测得.

三、结果与讨论

1. X 射线衍射(XRD)测量

图 1 给出了样品 SLS-2 的(004)晶面 X 射线衍射迴摆曲线.为了避免 $\text{CuK}_{\alpha 1}$ ($\lambda=1.5406 \text{ \AA}$) 和 $\text{K}_{\alpha 2}$ ($\lambda=1.5444 \text{ \AA}$) 两条相邻过近的 X 射线所产生的衍射峰的交迭,本文使

用了波长 $\lambda=1.3922\text{\AA}$ 的 $\text{CuK}\beta$ 辐射. 由图可见, 除了 GaAs 衬底的高强度衍射峰之外, 还存在着一系列由于周期性调制而产生的多级卫星峰, 这表明虽然晶格失配率高达 2.15% 左右, 但仍得到了具有较好晶体质量和界面形态的超晶格结构. 根据 X 射线衍射的运动学理论^[7], 利用相邻两级衍射卫星峰之间的角距离 $\Delta\theta_p$, 可以求得超晶格的周期 T 为:

$$T = \frac{\lambda|\sin\theta_0|}{\Delta\theta_p \sin 2\theta_B} \quad (1)$$

其中 λ 为所用 X 射线波长, θ_0 为入射波矢与晶体表面之间的夹角, θ_B 为 Bragg 衍射角. 由式(1)可求得样品 SLS-1-SLS-4 的超晶格周期 T 分别为 10.7、11.1、19.8 和 30.8nm, 它们均与设计参数符合的很好.

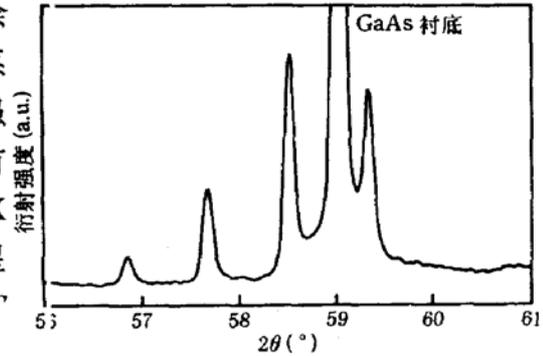


图 1 样品 SLS-2 的 X 射线衍射迴摆曲线

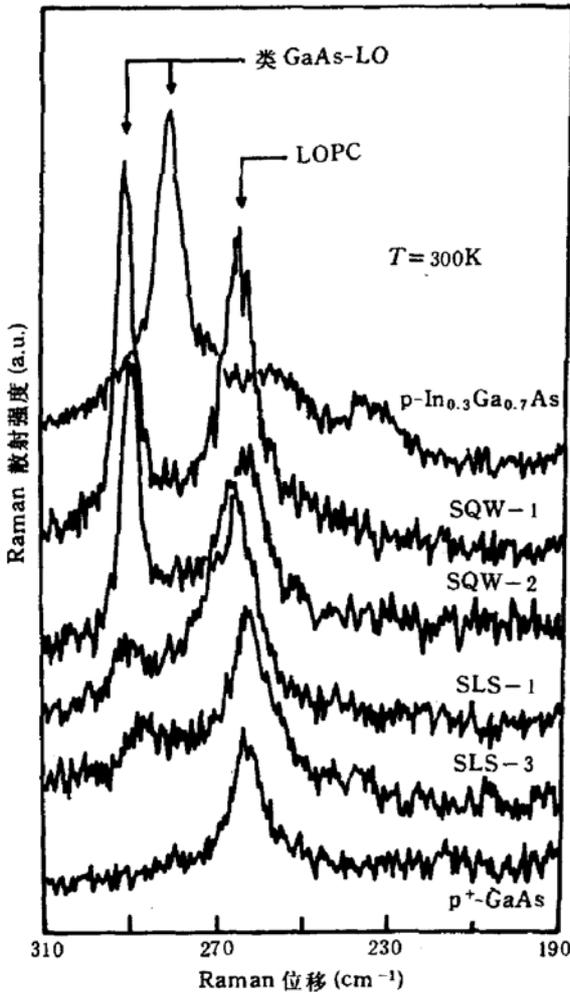


图 2 室温 Raman 散射谱

2. Raman 散射测量

对于晶格失配异质结构所形成的应变系统, 当应变层超过某个临界厚度之后, 将会由于在界面区产生失配位错等缺陷而发生应变弛豫. 虽然通常采用 J. W. Matthews 的力学平衡理论^[8]或 R. People 的能量平衡理论^[9]来预测和估算临界厚度, 但在实际外延生长中的应变弛豫不仅取决于材料本身的性质, 而且还与生长条件、制备工艺、样品质量和测试方法等有很大关系^[10-13]. 因此为了确切了解样品的应变状态, 有必要进行实际测量.

Raman 散射是分析样品应变状态的有效手段^[14-16]. 对于生长在 GaAs 衬底上的 GaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 结构, 由于双轴应变 ϵ 所引起的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 层中的类 GaAs-LO 声子频移 $\Delta\omega$ 可由下式确定^[17]:

$$\frac{\omega - \omega_0}{\omega_0} = \frac{\Delta\omega}{\omega_0} = -\beta\epsilon \quad (2)$$

其中 ω 和 ω_0 分别为应变层和相应无应变体材料的 LO 声子频率, β 为与 In 组分含量 x 有关的常数. 图 2 给出了在相同条件下生长的 p^+ -GaAs、 $\text{p-In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 体材料和 SQW 及 SLS 样品的室温 Raman 散射谱, 测试中采用了 (001) 晶面背散射的几何配置. 由于 p^+ -GaAs

具有很高的空穴浓度 ($p > 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$), 所以位于 292cm^{-1} 处的 LO 声子模散射峰因载流

子等离子体振荡的屏蔽效应而变得很弱,而在 268cm^{-1} 附近则出现了一很强的 LO 声子与空穴等离子激元耦合 (LOPC) 模散射峰^[18]. 由图 2 可以清楚地看到,单量子阱 (SQW) 样品中 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 应变层的类 GaAs-LO 声子模散射峰位置相对于无应变的情形向高频方向发生了很大位移. 对于应变层宽度 L_z 较小的样品 SQW-1, 它的类 GaAs-LO 声子模频率已与 GaAs 的 LO 声子模频率 (292cm^{-1}) 基本相同, 而 L_z 较大样品 SQW-2 的类 GaAs-LO 声子模频率则略小于前者. 由式 (2) 可分别求得它们的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 层应变 ϵ_z 为 -2.14×10^{-2} 和 -1.79×10^{-2} . 可见样品 SQW-1 的 ϵ_z 与 GaAs 和 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 之间的晶格失配率几乎相等, 这说明它在生长平面上完全是共格的, 而样品 SQW-2 则由于 L_z 较大, 可能已超过临界厚度而发生了部分应变弛豫. 对于 SLS 样品则情况更为复杂, 已有的研究表明^[19], 应变弛豫不仅与势阱层厚度 L_z 有关, 而且与势垒层厚度 L_B 和总的周期数 N 有关, 即还存在一超晶格的临界厚度, 即使单应变层厚度未超过临界值, 但若总厚度超过了 SLS 的临界厚度, 也会由于在 SLS 与衬底界面处产生失配位错而导致应变弛豫的发生. 本文的测量结果 (见表 2) 也证实了这一点. 因此, 为了获得具有较好晶体质量和界面结构的 SLS 样品, 在生长时必须选择适当的结构参数 (L_z 、 L_B 和 N), 或采用具有合适的组分递变的缓冲层, 以避免应变弛豫的发生.

3. 光致发光谱 (PL) 测量

为了确认量子阱的形成并考察应变状态对量子阱能级的影响, 首先测量了多量子阱

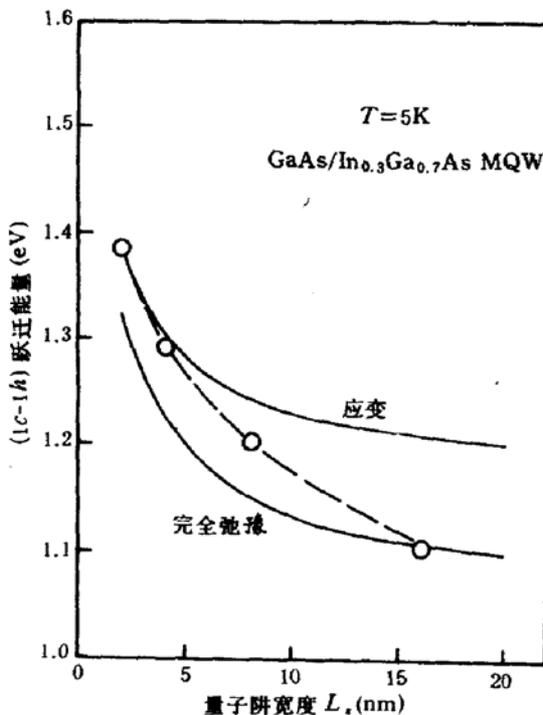


图 3 MQW 样品中 $(1c-1h)$ 跃迁能量与阱宽 L_z 的关系

(MQW) 样品的低温 (5K) 光致发光谱. 图 3 给出了由 PL 谱峰位置求得的各势阱层的等效带隙宽度, 图中还给出了用一维有限深势阱模型并考虑了 GaAs 势垒层中由于超高浓度掺杂而引起的禁带变窄效应后, 对势阱层在应变和完全弛豫两种情况下导带基态与重空穴带基态之间跃迁能量 $E(1c-1h)$ 的理论计算结果. 由实验结果可见, 若忽略实际生长时层厚 L_z 和 In 组分含量 x 的起伏, 当 L_z 较小时, 跃迁能量与应变情况下的理论值相当一致, 当 $L_z > 5\text{nm}$ 后则开始偏离应变状态, 并且应变弛豫的程度随 L_z 的增大而加剧, 当 $L_z = 16\text{nm}$ 时已基本处于完全弛豫的状态了. 这种应变弛豫状态与应变层厚度的变化关系, 与用 Raman 散射测量的结果是非常一致的.

图 4 给出了 SLS 样品的低温 (5K) 光致发光谱测量结果, 同时还给出了在相同条件下生长的 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ 和 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 体材料的 PL 谱作为比较, 其中样品 SLS-3 较大的谱峰宽度显然是由于势阱层的应变弛豫导致的界面质量降低所引起的.

由各样品 PL 谱峰位置求得的等效禁带宽度 $E_{g, \text{eff}}$ 列于表 2, 表中还给出了用 Kronig-Penney 模型并考虑了 GaAs 的禁带变窄效应和应变对能带极值影响情况下 SLS 样品

$E_{g, \text{eff}}$ 的理论值. 需要说明的是, 由于在 SLS 结构中, In_xGa_{1-x}As 层和 GaAs 层分别受到双轴压应力和张应力的作用, 这将导致轻重空穴带 (LH 和 HH) 的分裂和禁带宽度的变化^[20], 对于 In_xGa_{1-x}As 层是 HH 位于 LH 之上, 而对于 GaAs 层则恰好相反, 由此而形成的 SLS 结构中的 HH 基态子能带位于 LH 基态子能带之上, 因此实际的等效禁带宽度 $E_{g, \text{eff}}$ 将由导带基态子能带与重空穴带基态子能带之间的带隙宽度来决定. 由表 2 可见, 若考虑到样品实际生长时层厚 (L_x 和 L_B) 及 In 组分含量 x 的波动, $E_{g, \text{eff}}$ 的实验结果与理论计算符合的很好. 同时

由实验结果还可看出, 虽然样品 SLS-1 和 SLS-2 的等效 In 组分含量 $x_{\text{eff}} = xL_x / (L_B + L_x) \approx 0.1$, 但它们的等效禁带宽度 $E_{g, \text{eff}}$ 却低于 In_{0.1}Ga_{0.9}As 体材料的禁带宽度 E_g . 这说明在具有相同的等效 In 组分含量 x 时, 采用 SLS 结构可以得到较小的等效禁带宽度, 从而有利于在 HBT 中的应用.

4. Hall 测量

表 2 中同时给出了在室温下用 Van der Pauw 法测得的各项样品的电阻率和载流子浓度. 虽然用于构成 SLS 的 In_{0.3}Ga_{0.7}As 体材料的空穴浓度仅为 $(2-7) \times 10^{18} / \text{cm}^3$, 但由于采用超高掺杂的 p⁺-GaAs 作为空穴供给层, 所以这些类似于调制掺杂结构的 SLS 样品中有效空穴浓度均达 $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 左右, 电阻率下降到 $(1-2) \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$. 据我们所知, 如此高载流子浓度的 p 型超晶格结构还未见报道过.

表 2 体材料及 SLS 样品特性的测量结果

样 品	周期厚度 $T(\text{nm})$	势阱层应变 $\epsilon_x(10^{-2})$	$E_{g, \text{eff}}(\text{eV})$		电阻率 ($10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$)	空穴浓度 (cm^{-3})
			实验	理论		
p ⁺ -GaAs	—	—	1.442	1.440	0.4	3.1×10^{20}
p-In _{0.1} Ga _{0.9} As	—	—	1.371	1.366	2	7.5×10^{19}
p-In _{0.3} Ga _{0.7} As	—	—	1.071	1.089	50-60	$(2-7) \times 10^{18}$
SLS-1	10.7	-2.01	1.313	1.302	0.9	1.3×10^{20}
SLS-2	11.1	-1.57	1.319	1.305	1.1	1.2×10^{20}
SLS-3	19.8	-1.28	1.304	1.178	2	9.1×10^{19}
SLS-4	30.8	-0.95	—	—	1	1.5×10^{20}

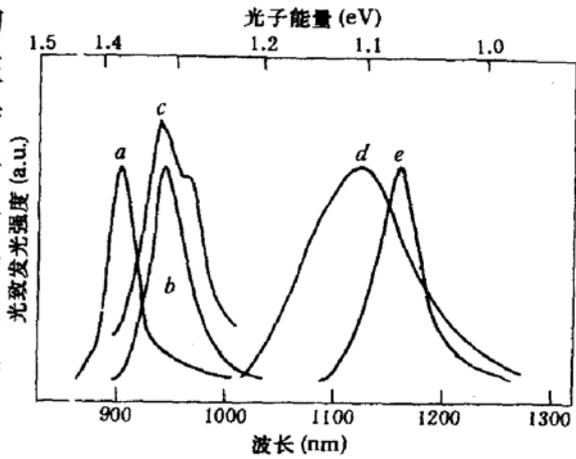


图 4 SLS 样品的低温 (5K) 光致发光谱

四、结 论

本文采用以 TMG、固体 In 和固体 As 作为分子束源的 MOMBE 法, 首次成功地生长

了具有 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 数量级空穴浓度的重碳掺杂 p 型 $\text{GaAs}/\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0.3$) 应变超晶格结构, 用不同方法研究了样品结构和质量, 着重分析了结构参数对应变弛豫和 SLS 特性的影响. 结果表明, 采用适当的结构参数可以得到较好的晶体质量和界面形态, 所得样品不仅具有很高的空穴浓度和极低的电阻率, 而且具有较小的等效禁带宽度, 是作为 GaAs 系 HBT 基区的良好材料.

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] P. M. Asbeck, *High-Speed Semiconductor Devices*, Edited by S. M. Sze, John Willey & Sons. Inc., 1990, p. 384.
- [5] H. Ito and T. Ishibashi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **25**, L421(1986).
- [6] 齐鸣, 罗晋生, 白橙淳一, 山田巧, 野崎真次, 高桥清, 德光永辅, 小长井诚, 半导体学报, 待发表.
- [7] V. S. Speriosu and T. Vreeland, *J. Appl. Phys.*, **56**, 1591(1984).
- [8] J. W. Matthews and A. E. Blakeslee, *J. Cryst. Growth*, **27**, 118(1974).
- [9] R. People and J. C. Bean, *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 322(1985).
- [10] P. J. Orders and B. F. Usher, *Appl. Phys. Lett.*, **50**, 980(1987).
- [11] I. J. Fritz, *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1080(1987).
- [12] P. L. Gourley, I. J. Fritz and L. R. Dawson, *Appl. Phys. Lett.*, **52**, 377(1988).
- [13] G. J. Whaley and P. I. Cohen, *Appl. Phys. Lett.*, **37**, 144(1990).
- [14] C. Cerdeira, A. Pinczuk, J. C. Bean, B. Batlogg and B. A. Wilson, *Appl. Phys. Lett.*, **45**, 1138(1984).
- [15] B. Jusserand, P. Voisin, M. Voos, L. L. Chang, E. E. Mendez and L. Esaki, *Appl. Phys. Lett.*, **46**, 678(1985).
- [16] G. Burns, C. R. Wie, F. H. Dacol, G. D. Pettit and J. M. Woodall, *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1919(1987).
- [17] F. Iikawa, F. Cerdira, C. Vazquez-Lopez, P. Motisuke, M. A. Sacilotti, A. P. Roth and R. A. Masut, *Solid State Communications*, **68**, 211(1988).
- [18] A. Mlayah, R. Carles, G. Landa, E. Bedel and A. Munoz-Yague, *J. Appl. Phys.*, **69**, 4064(1991).
- [19] R. Hull, J. C. Bean, F. Cerdeira, A. T. Fiory and J. M. Gibson, *Appl. Phys. Lett.*, **48**, 56(1986).
- [20] G. Ji, D. Huang, U. K. Reddy, T. S. Henderson, R. Houdre and H. Morkoc, *J. Appl. Phys.*, **62**, 3366(1987).

Heavily Carbon Doped p-Type GaAs/In_xGa_{1-x}As Strained-Layer Superlattices Grown by MOMBE

Qi Ming and Luo Jins-heng

Department of Electronic Engineering, Xi'an Jiao tong University, Xi'an 710049

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

Department of Physical Electronics, Tokyo Institute of Technology

H. Kashima, E. Tokumitsu and M. Konagai

Department of Electrical and Electronic Engineering, Tokyo Institute of Technology

(Received 7 January 1992; revised manuscript received 11 May 1992)

Abstract

Heavily carbon doped p-type GaAs/In_xGa_{1-x}As ($x = 0.3$) strained-layer superlattices (SLS's) with effective hole concentration as high as $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ have been grown successfully for the first time by MOMBE using TMG, solid indium and solid arsenic. The samples were characterized by XRD, Raman, PL and Hall measurements. The influences of the structural parameters on the relaxation of misfit strain and the properties of the SLS's were discussed. It is shown that the SLS's grown by MOMBE are of very high hole concentration and lower effective bandgap, which can be used as a base material for the GaAs based HBT's.

PACC: 6170T, 6855, 7340L, 8115G