

内嵌 InAs 量子点的 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 二维电子气特性分析*

王红培^{1)2)†} 王广龙¹⁾ 喻颖²⁾ 徐应强²⁾ 倪海桥²⁾ 牛智川²⁾ 高凤岐¹⁾

1) (军械工程学院, 纳米技术与微系统实验室, 石家庄 050003)

2) (中国科学院半导体研究所, 半导体超晶格国家重点实验室, 北京 100083)

(2013年5月16日收到; 2013年7月6日收到修改稿)

采用分子束外延技术对 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 二维电子气 (2DEG) 样品进行了生长. 在样品生长过程中, 分别改变掺杂浓度 (N_d)、空间隔离层厚度 (W_d) 和 Al_xGa_{1-x}As 中 Al 组分 (x_{Al}) 的大小, 并在双温 (300 K, 78 K) 条件下对生长的样品进行了霍尔测量; 结合测试结果, 分别对 N_d , W_d 及 x_{Al} 与 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度和迁移率之间的关系规律进行了细致的分析讨论. 生长了包含有低密度 InAs 量子点层的 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品, 采用梯度生长法得到了不同密度的 InAs 量子点. 霍尔测量结果表明, 随着 InAs 量子点密度的增加, GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的迁移率大幅度减小, 实验中获得了密度最低为 $16 \times 10^8/\text{cm}^2$ 的 InAs 量子点样品. 实验结果为内嵌 InAs 量子点的 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的研究和应用提供了依据和参考.

关键词: 二维电子气, InAs 量子点, 载流子浓度, 迁移率

PACS: 73.40.Kp, 71.10.Ca, 05.30.Fk

DOI: 10.7498/aps.62.207303

1 引言

近几十年来, 人们对二维电子气 (2DEG) 的特性和应用进行了大量的研究^[1-3]. 1978 年, Bell 实验室的 Dingle 等^[4] 首次通过对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 进行调制掺杂得到了具有低温高迁移率的 2DEG. 两年之后的 1980 年, 作为 2DEG 的成功应用, 随着高电子迁移率晶体管问世^[5], 一系列成果激发了人们研究半导体低维 2DEG 系统的浓厚兴趣. 90 年代以后, 调制掺杂主要采用了 δ (或平面) 掺杂技术, δ 掺杂能够降低掺杂剂的补偿度, 使 2DEG 的特性得到了大幅度的改善^[6].

目前已经有不少关于 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的研究成果, Shimomura 等^[7] 通过实验发现空间隔离层厚度增大时, 能够得到更高迁移率的 2DEG; Rekaya 等^[8] 对 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的迁移率与温度的关系进行了研究,

并指出 Al 组分对迁移率有很大影响; Rössler 等^[9] 研究了 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度和迁移率之间关系. 这些研究都是针对影响 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 特性的个别因素进行的分析. 另外, 研究发现包含有量子点的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 在量子信息处理和单光子探测等领域具有重要的应用价值^[10,11], 但量子点对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的影响还有待更深入的研究. 为此, 本文在现有的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 研究成果基础上, 通过对 δ 掺杂 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品的分子束外延生长和测试, 对其载流子浓度和迁移率影响因素和 InAs 量子点的影响进行了更加全面细致的分析.

2 实验

实验采用半绝缘 (Si)GaAs(100) 为衬底, 在 Veeco Gen II 分子束外延设备上进行外延生长,

* 国家自然科学基金 (批准号: 61274125) 和北京市自然科学基金 (批准号: 11DB1262) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: realwhp@163.com

图 1 为实验采用的材料结构及其能带. 为了分析 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的材料参数和 InAs 量子点对其载流子浓度和迁移率的影响, 样品的生长分为两个阶段. 第一阶段的样品生长主要是为了分析掺杂浓度 (N_d)、空间隔离层厚度 (W_d) 和 Al_xGa_{1-x}As 中 Al 组分 (x_{Al}) 对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的影响, 为此分别改变以上三个参数的大小, 生长得到了参数不同的三组样品. 样品的材料结构及其能带如图 1 中结构 I 所示. 采用的是一种倒置的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 异质结构, 在 GaAs 衬底上依次生长 400 nm GaAs 缓冲层, 400 nm 的 Al_xGa_{1-x}As 势垒层, Si- δ 掺杂层, Al_xGa_{1-x}As 隔离层, 150 nm 的 GaAs 二维电子气沟道层. 第二阶段的样品生长是为了分析 InAs 量子点对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG

的影响, 如图 1 中结构 II 所示. 样品的生长是在结构 I 的基础上, 在 GaAs 沟道层上面继续生长 InAs 量子点层, 5 nm 的 GaAs 浸润层, 掺杂浓度为 $1.1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 厚度为 120 nm 的 Al_xGa_{1-x}As 势垒层, 掺杂浓度为 $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的 GaAs 接触层.

对生长出的样品进行霍尔测量 [12], 测量过程中采用 van der Pauw 测量方法 [13], 样品取样为正方形 GaAs 衬底样品 (8 mm×8 mm), 样品的四周采用金属 In 作电极欧姆接触, 在 N² 环境 400 °C 条件下退火 10 min, 之后使用霍尔测量系统对样品的载流子迁移率和载流子浓度测量并计算. 测量时系统采用的磁场大小为 0.5 T, 电流大小为 100 μA , 测量温度为双温测量 (300 K, 78 K).

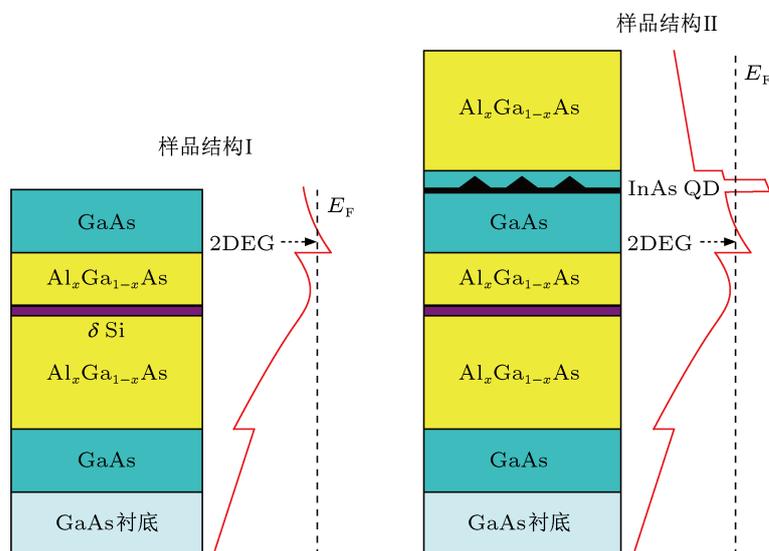


图 1 样品材料结构及其能带

3 结果分析

3.1 δ 掺杂浓度的影响

运用三角形势阱 [14] 法, 通过求解 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的泊松方程和载流子平衡方程, 可得到 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度 N_c 的表达式:

$$N_c = (2\epsilon_0\epsilon_1q^{-1}N_dV_{20} + N_d^2W_d^2)^{1/2} - N_dW_d, \quad (1)$$

其中, ϵ_1 为 Al_xGa_{1-x}As 的相对介电常数; V_{20} 为势垒高度; N_d , W_d 分别为 δ 掺杂浓度和隔离层厚度. 通过 (1) 式可以看出, 当 W_d , V_{20} 保持不变时, GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度 N_c 主要受 δ 掺杂浓度 N_d 的影响. 为此, 在样品生长过程中, 改

变 N_d 的大小 (设定 $W_d = 30 \text{ nm}$, $x_{Al} = 0.26$), 得到了一组 δ 掺杂浓度不同的样品, 这个样品组的霍尔测量结果如图 2 所示.

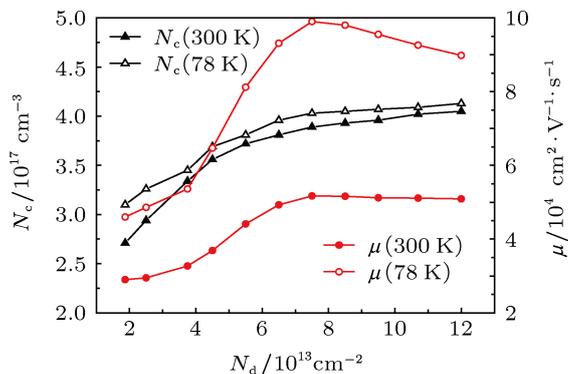


图 2 δ 掺杂浓度不同的样品组的霍尔测量结果

通过测试结果可以发现, 在常温 (300 K) 和低温 (78 K) 两种情况下, GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度 N_c 都随着 δ 掺杂浓度 N_d 的增大而逐渐增大, 这与 (1) 式所得到的结论相一致. 另外也可以看出, 当 $N_d < 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, N_c 的增幅相对比较明显, 这可能是由于掺杂浓度增大时, Si 电离产生的电子增多, 使更多的电子通过 Al_xGa_{1-x}As 隔离层转移到 GaAs 界面的势阱中, 使载流子浓度增大, 而当 $N_d > 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, δ 掺杂层的 Si 电离趋于饱和, 导致载流子浓度的增幅相对比较平缓.

另外, 通过图 2 还可以发现, 当 δ 掺杂浓度 $N_d < 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的迁移率 μ 随着 δ 掺杂浓度的增大迅速增大, $N_d = 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, μ 达到一个峰值, 随后继续增大 N_d 时, μ 反而开始减小. 这是由于当 $N_d < 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, μ 主要受到远程电离杂质散射 [15] 的影响, μ 呈现逐渐增大的趋势; $N_d > 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 时, GaAs 界面的电子浓度进一步增大, 界面散射 [15] 成为主要的散射机制, 导致迁移率 μ 的下降. 因此, 为同时获取较高的载流子浓度和迁移率, 对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 最高的掺杂浓度 N_d 需有一定的限制.

3.2 Al 组分含量的影响

为了分析 Al 组分 x_{Al} 对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的影响, 设定隔离层厚度 $W_d = 30 \text{ nm}$, δ 掺杂浓度 $N_d = 0.26$, 样品生长过程中改变 x_{Al} 的大小, 得到了一组 x_{Al} 不同的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品, 其霍尔测量结果如图 3 所示.

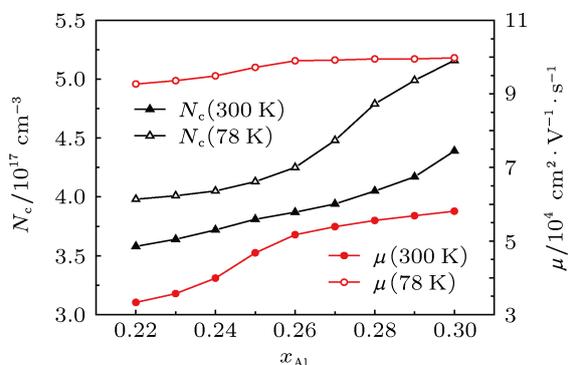


图 3 Al 组分不同的样品组的霍尔测量结果

由图 3 可以明显看出, 随着 Al 组分 x_{Al} 的增大, 载流子浓度 N_c 也逐渐增大. 事实上, 势垒高度 V_{20}

与 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 中的 Al 组分大小 x_{Al} 有直接关系 [16]: $V_{20} = 997.6x_{Al}$, 代入 (1) 式可得到:

$$N_c = (1995.2\epsilon_0\epsilon_1q^{-1}N_dx_{Al} + N_d^2W_d^2)^{1/2} - N_dW_d, \quad (2)$$

可见, 当 W_d 和 N_d 保持不变时, x_{Al} 增大, N_c 也会随着增大, 二者之间存在一个线性递增的关系. 因此, 为了提高载流子浓度 N_c , x_{Al} 的值不能太小.

另外, 从图 3 中也可以看出, x_{Al} 由 0.22 到 0.30 变化时, 迁移率 μ 有一个增大的趋势. 这是因为当 $x_{Al} = 0.22$ 时, 势垒高度 V_{20} 也比较小, 电离杂质散射较强, 因此迁移率 μ 也比较小; 反之当 $x_{Al} = 0.30$ 时, 电离杂质散射减弱, μ 增大.

3.3 隔离层厚度的影响

空间隔离层的厚度 W_d 不同的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品组 ($N_d = 7.5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, $x_{Al} = 0.26$) 的霍尔测试结果如图 4 所示.

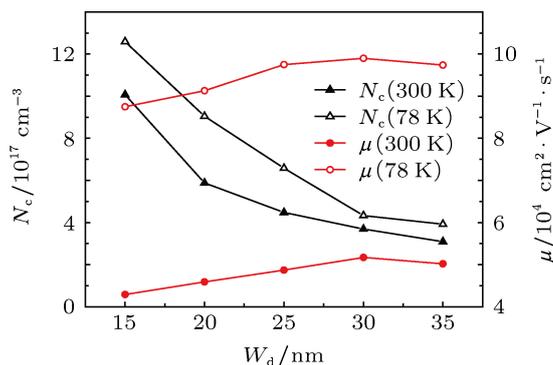


图 4 隔离层厚度 W_d 不同的样品组的霍尔测量结果

由测试结果看出, 随着 W_d 的增大, GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的载流子浓度 N_c 逐渐减小. 事实上, 在 (2) 式中, 当 x_{Al} 和 N_d 为定值时, N_c 的大小取决于 W_d . 如图 3 所示, 实验结果与理论规律基本相一致, 当 $W_d = 5-40 \text{ nm}$ 时, N_c 呈现一个递减的趋势. 图 4 中同样显示了迁移率 μ 的变化趋势, 当 W_d 从 15 nm 到 30 nm 变化时, μ 逐渐增大, 当 $W_d = 35 \text{ nm}$ 时, μ 的却开始有所减小. 这是因为当 W_d 较小时, 随着的 W_d 增大, 远程电离杂质的散射作用开始减弱, μ 逐渐增大; 但是 W_d 的增大也导致 N_c 的逐渐减小, 使 2DEG 对远程电离杂质的屏蔽作用开始减小. 在二者的共同作用下, μ 在 $W_d = 30 \text{ nm}$ 左右时达到了一个峰值, 此时两种作用对 μ 的影响基本相等. 因此, 为了得到较高的迁移率, W_d 的取

值最好在 30 nm 左右, 这与 Yu 和 Brennan^[17] 的研究成果相符合.

3.4 低密度 InAs 量子点的影响

在内嵌 InAs 量子点的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品 ($W_d = 30$ nm, $N_d = 7.5 \times 10^{13}$ cm⁻², $x_{Al} = 0.26$) 的生长过程中, 我们根据原有的生长技术^[18,19], 采用梯度生长法生长了不同密度的 InAs 量子点. 同时采用降低淀积量的方法有效地降低了 InAs 量子点的密度, 图 5 所示为不同淀积量下的 InAs 量子点密度. 通过淀积量的调整, 实验中获得了密度最低为 16×10^8 /cm² 的 InAs 量子点样品, 图 5 中给出了淀积量分别为 2.155 ML 和 2.063 ML 时 InAs 量子点的原子力显微镜. 图 6 为 InAs 量子点密度为 16×10^8 /cm² 时的傅里叶光谱, 可以看出常温和低温下的傅里叶光谱都有第二激发峰, 说明 InAs 量子点具有很低的密度.

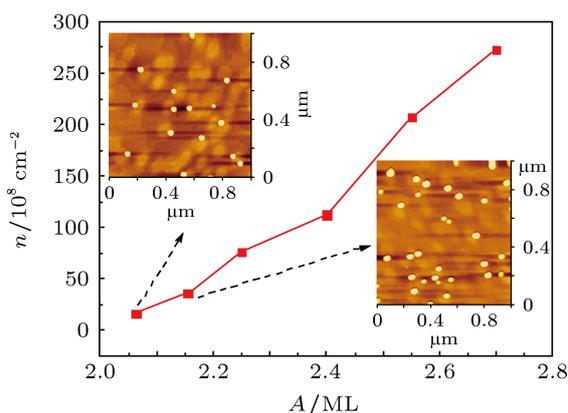


图 5 不同淀积量下的 InAs 量子点密度

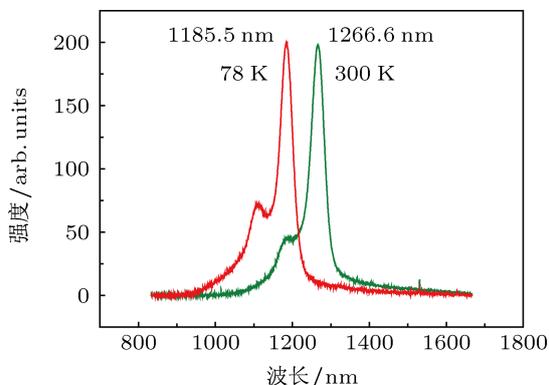


图 6 低密度 InAs 量子点 (16×10^8 /cm²) 的傅里叶光谱

内嵌 InAs 量子点的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品的霍尔测量结果如图 7 所示. 可以看出,

InAs 量子点密度对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 特性的影响主要在于迁移率的变化, 载流子浓度的变化不是很大. 在淀积量为 2.063 ML 时, 低温下样品的迁移率为 5.17×10^4 cm²/V·s, 淀积量增加到 2.7 ML 时, 低温下迁移率已经减小到 5.17×10^4 cm²/V·s, 与没有 InAs 量子点时的迁移率 (低温下 9.90×10^4 cm²/V·s) 相比, InAs 量子点 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品的迁移率有了大幅度的下降. 这是由于当在 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 附近生长有 InAs 量子点后, InAs 量子点内会束缚有自由电子, 进而对 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 形成库仑散射. 对于 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 而言, InAs 量子点束缚自由电子后的散射概率 P_{QD} 可表示为^[20]

$$P_{QD} = \frac{mN_{QD}}{2\pi\hbar^3k^3} \int \frac{V(q)^2q^2dq}{\epsilon(q)^2\sqrt{1-(q/2k)^2}}, \quad (3)$$

其中, N_{QD} 为 InAs 量子点密度, q 为电子波矢, k 为费米波矢, $V(q)$ 为量子点等效库仑势场的等效傅里叶变换, $\epsilon(q)$ 为介电函数. InAs 量子点库仑散射作用下的迁移率可表示为 $\mu_{QD} = \frac{e}{m^*P_{QD}}$. 因此,

GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 的迁移率与 InAs 量子点密度之间存在一个反比关系: $\mu_{QD} \propto \frac{1}{N_{QD}}$. 这种关系通过图 7 同样可以看出, 淀积量的减小降低了 InAs 量子点密度, 库仑散射作用减弱, 迁移率随着 InAs 量子点密度的减小而不断增大.

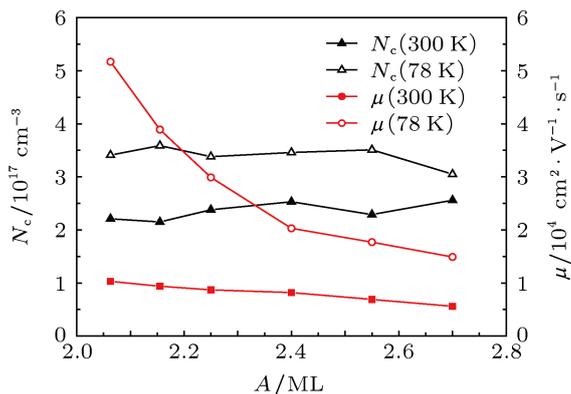


图 7 内嵌 InAs 量子点的 GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG 样品霍尔测量结果

另外, 从以上几组样品的霍尔测试结果都可以发现一个共同点, 在室温 (300 K) 和低温 (78 K) 两种温度条件下迁移率 μ 具有较大的差别. 这是由于在低温下, μ 主要受到界面散射的影响, 随着温度升高至室温后, 与温度相关的极性光学声子散射开始迅速增强^[21], 导致 μ 的减小.

4 结论

本文首先分别改变掺杂浓度 (N_d)、空间隔离层厚度 (W_d) 和 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 中 Al 组分 (x_{Al}) 的大小, 对 $\text{GaAs}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 2DEG 样品进行了生长和双温测试 (300 K, 78 K), 结果表明, δ 掺杂浓度增大时, 载流子浓度 (N_c) 也逐渐增大, 迁移率 μ 受散射机制的影响, 刚开始逐渐增大, 在 $N_d = 7.50 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 左右时达到一个峰值, 随后开始减小; x_{Al} 增大时, N_c 和 μ 都呈现不断增大的趋势; W_d 增大时, N_c 逐渐减小, μ 呈现先增大后减小的趋势, 在 $W_d =$

30 nm 左右时, μ 达到一个峰值. 在 $\text{GaAs}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 2DEG 结构的基础上, 生长了包含有低密度 InAs 量子点层的样品, 采用梯度生长法通过调整淀积量得到了不同密度的 InAs 量子点. 测试结果显示, InAs 量子点对迁移率具有很大的影响, 随着 InAs 量子点密度的增加, 迁移率 μ 大幅度的减小, 实验中获得了密度最低为 $16 \times 10^8/\text{cm}^2$ 的 InAs 量子点样品. 另外, 测试结果也显示出受极性光学声子散射的影响, N_c 和 μ 在 300 和 78 K 的温度条件下具有较大的差别.

- [1] Spirkoska D, Fontcuberta i Morral A, Dufouleur J, Xie Q S, Abstreiter G 2011 *Phys. Status Solidi RRL* **9** 353
- [2] Shu Q, Shu Y C, Zhang G J, Liu R B, Yao J H, Pi B, Xing X D, Lin Y W, Xu J J, Wang Z G 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 1379 (in Chinese) [舒强, 舒永春, 张冠杰, 刘如彬, 姚江宏, 皮彪, 邢晓东, 林耀望, 许京军, 王占国 2006 物理学报 **55** 1379]
- [3] Nádvořník L, Orlita M, Goncharuk N A, Smrča L, Novák V, Jurka V, Hruška K, Výborný Z, Wasilewski Z R, Potemski M, Výborný K 2012 *New J. Phys.* **14** 053002
- [4] Dingle R, Störmer H L, Gossard A C, Wiegmann W 1978 *Appl. Phys. Lett.* **33** 665
- [5] Mimura T, Hiyamizu S, Fujii T, Nanbu K 1980 *Jap. J. Appl. Phys.* **19** 225
- [6] Gao H L, Li D L, Zhou W Z, Shang L Y, Wang B Q, Zhu Z P, Zeng Y P 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4955 (in Chinese) [高宏玲, 李东临, 周文政, 商丽燕, 王宝强, 朱战平, 曾一平 2007 物理学报 **56** 4955]
- [7] Shimomura S, Shinohara K, Kasahara K, Hiyamizu S 1998 *Microelectron. Engin.* **43** 213
- [8] Rekaya S, Bouzaïene L, Sfaxi L, Hjiri M, Contreras S, Robert J L, Maaref H 2005 *Phys. Stat. Sol. A* **202** 602
- [9] Rössler C, Feil T, Mensch P, Ihn T, Ensslin K, Schuh D, Wegscheider W 2010 *New J. Phys.* **12** 043007
- [10] Kardyna B E, Hees S S, Shields A J 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 181114
- [11] Gansen E J, Rowe M A, Greene M B, Rosenberg D, EHarvey T 2007 *Nature Photonics* **1** 585
- [12] Ma J, Luo H L, Wen S C 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 094205 (in Chinese) [马娟, 罗海陆, 文双春 2011 物理学报 **60** 094205]
- [13] van De Pauw L J 1968 *Philips Tech. Rev.* **20** 220
- [14] Stern F 1972 *Phys. Rev. B* **5** 4891
- [15] Rekaya S, Bouzaïene L, Sfaxi L, Hjiri M, Contreras S, Robert J L, Maaref H 2005 *Phys. Stat. Sol. A* **202** 602
- [16] Ando T 1982 *J. Phys. Soc. Jpn.* **51** 3900
- [17] Yu T H, Brennan K F 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 3827
- [18] Huang S S, Niu Z C, Ni H Q, Xiong Y H, Zhan F, Fang Z D, Xia J B 2007 *J. Crystal Growth* **751** 301
- [19] Li M F, Yu Y, He J F, Wang L J, Zhu Y, Shang X J, Ni H Q, Niu Z C 2013 *Nanoscale Res. Lett.* **8** 86
- [20] Li G D, Yin H, Zhu Q S, Sakaki H, Jiang C 2010 *J. Appl. Phys.* **108** 043702
- [21] Sibariy H, Raymond A, Kubisa M 1996 *Semicond. Sci. Technol.* **11** 1002

Properties of δ doped GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG with embedded InAs quantum dots*

Wang Hong-Pei^{1)2)†} Wang Guang-Long¹⁾ Yu Ying²⁾ Xu Ying-Qiang²⁾
Ni Hai-Qiao²⁾ Niu Zhi-Chuan²⁾ Gao Feng-Qi¹⁾

1) (Laboratory of Nanotechnology and Microsystems, Ordnance Engineering College, Shijiazhuang 050003, China)

2) (National Laboratory for Superlattices and Microstructures, Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China)

(Received 16 May 2013; revised manuscript received 6 July 2013)

Abstract

The δ -doped GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG samples are grown with molecular beam epitaxy. In this process, the doping concentration (N_d), spatial isolation layer thickness (W_d) and Al component of Al_xGa_{1-x}As (x_{Al}) are changed separately. Then Hall measurements on the samples are made in the two temperature conditions (300 and 78 K). According to the test results, the relationships of N_d , W_d and x_{Al} to the carrier density and mobility of GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG are discussed respectively. The δ -doped GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG with embedded InAs quantum dot samples are grown, and InAs quantum dots with different densities are grown with gradient growth method. The Hall measurement results show that the mobility of GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG greatly decreases with density of InAs quantum dots steadily increasing. In experiments, the lowest density of $16 \times 10^8/\text{cm}^2$ InAs quantum dot sample is obtained. The experimental results can provide a reference for the study and application of δ -doped GaAs/Al_xGa_{1-x}As 2DEG with embedded InAs quantum dots.

Keywords: two-dimensional electron gas, InAs quantum dots, carrier concentration, mobility

PACS: 73.40.Kp, 71.10.Ca, 05.30.Fk

DOI: 10.7498/aps.62.207303

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61274125) and the Natural Science Foundation of Beijing, China (Grant No. 11DB1262).

† Corresponding author. E-mail: realwhp@163.com