

超薄 GaMnAs 外延膜空穴浓度和应变弛豫研究*

苏平¹⁾²⁾ 龚敏¹⁾ 马瑶¹⁾ 高博¹⁾ 石瑞英^{1)†}
陈昶¹⁾ 史同飞³⁾ 曹先存³⁾ 孟祥豪⁴⁾ 罗代升²⁾

1)(四川大学物理科学与技术学院,微电子技术四川省重点实验室,成都 610064)

2)(四川大学电子信息学院,成都 610064)

3)(中国科学院固体物理所,合肥 230031)

4)(成都理工大学油气藏地质及开发工程国家重点实验室,成都 610054)

(2010年7月15日收到;2010年9月9日收到修改稿)

稀磁 GaMnAs 外延膜中的 Mn 含量会影响外延膜的空穴浓度和应变弛豫. Raman 散射研究表明, Mn 含量为 3% 的超薄 GaMnAs 样品的空穴浓度大于 2% 样品, 4% 样品的空穴浓度小于 3% 样品. 应变弛豫理论和高分辨 X 射线衍射研究表明, Mn 含量为 2% 和 3% 的超薄 GaMnAs 外延层分别处于准共格或低弛豫状态, Mn 含量为 4% 的 GaMnAs 外延层的弛豫度明显大于 3% 样品的弛豫度. 我们认为, 准共格或低弛豫度状态对空穴浓度随 Mn 含量的变化趋势几乎没有影响, 较大弛豫度的应变状态将导致样品外延层产生较多缺陷, 影响能带结构和能级, 引起空穴浓度异常减小.

关键词: 空穴浓度, 应变弛豫, 倒易空间图, 准共格

PACS: 71.55. Eq, 75.50. Pp

1. 引言

近年来, 半导体自旋电子学得到了迅速发展, 1996 年, Ohno 等通过低温分子束外延 (LT-MBE) 的方法制备出稀磁半导体 GaMnAs, 因 GaMnAs 与 GaAs 很容易结合形成异质结构等原因, 而引发了人们对稀磁半导体 GaMnAs 的强烈研究兴趣^[1-5]. 提高 GaMnAs 材料的居里温度使之适用于常温, 受到人们强烈关注, GaMnAs 材料的居里温度 T_c 与空穴浓度 p 和掺入 Mn 的含量 x 满足 $T_c \propto xp^{1/3}$ 关系^[6], 所以, 提高 Mn 含量和空穴浓度是提高居里温度的有效途径. 随 Mn 含量的增加, GaMnAs 外延层的晶格常数随之增加, GaMnAs/GaAs 界面晶格失配会在 GaMnAs 外延层产生应变弛豫, 应变弛豫将影响能带结构^[7], 能带结构与空穴浓度紧密相关; 同时, 弛豫会产生位错等缺陷^[8], 也会影响空穴浓度, 所以应变弛豫特性的研究非常有必要.

同时研究 GaMnAs 材料的应变弛豫和空穴浓度的文献极少, Glunk 等^[9] 研究了厚度 180 nm 材料的空穴浓度和应变特性, 但没有考虑超薄材料; Sadowski 和 Domagala^[10] 只测试过厚度超过 100 nm 的 GaMnAs 材料的完全应变状态而没涉及弛豫状态, 也没涉及空穴浓度的特性; Yoon 和 Kang^[11], Seong 等^[12] 只研究了空穴浓度, 而没提及晶格应变等特性. 最近, Chen 等研究了厚度 10 nm 的 GaMnAs 材料的磁学特性, 并将该材料的居里温度提高到 191 K^[13], 这引起人们对超薄材料的关注. 对超薄 GaMnAs 材料, 由晶格常数不同引起的应变弛豫对外延膜的影响将更加明显, 所以, 对超薄材料的应变弛豫和空穴浓度的研究更有必要.

由于稀磁 GaMnAs 材料中存在异常霍尔效应, 直接用霍尔效应测量空穴浓度存在一定难度, 所以, 对空穴浓度的研究, 采用分析 Raman 谱线线形而获得, 谱学分析结果显示, 弛豫度较大的样品的空穴浓度出现异常减小的现象. X 射线衍射

* 国家自然科学基金 (批准号: 60676052) 资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: ruiyshi@scu.edu.cn

(HRXRD)测试倒易空间图,具有分辨率高,样品无需处理以及无损检测等优点,是分析样品的晶格失配、应变弛豫状态的一个比较直接的手段.要得到对样品的应变弛豫状态的判断,需要同时得到对称和非对称衍射的倒易空间图.但是如果样品的外延层厚度太薄,就无法得到非对称衍射的倒易空间图,为此,本文提出采用应变弛豫理论与 HRXRD 实验相结合的方法,来研究超薄样品的应变弛豫状态.

2. 应变弛豫理论分析

对于 GaMnAs/GaAs 异质结材料,由于 GaMnAs 外延层和 GaAs 衬底的晶格常数不同,会使外延层产生晶格应变.晶格应变状态可分为完全弛豫、部分弛豫和完全共格状态.

对闪锌矿结构的 GaAs,当外延层完全弛豫,Mn 含量较小(比如小于 7%)时,由 Vegard 关系可推出完全弛豫时外延层的纵向晶格常数随 Mn 浓度变化的关系为

$$\begin{aligned} a_e^\perp &= (1 + cx) a_s^\perp \\ &= a_s^\perp + cxa_s^\perp, \end{aligned} \quad (1)$$

式中, a_e^\perp, a_s^\perp 分别为外延层和衬底的体材料纵向晶格常数, c 为与材料相关的常数, x 为外延层中 Mn 的浓度.

当外延层与衬底在界面处于完全共格(外延层和衬底的横向晶格常数在界面相等)时^[14],对(001)晶向的外延层,结合(1)式我们可以推导出完全共格时外延层纵向晶格常数随 Mn 浓度变化的关系为

$$a^\perp = a_s^\perp + \frac{1 + \nu}{1 - \nu} cxa_s^\perp \approx a_s^\perp + 1.9cxa_s^\perp, \quad (2)$$

式中, ν 为材料的泊松比(泊松比是固体材料横向应变和纵向应变之比),对 GaAs 材料, $\nu = 0.311$,对 GaMnAs 材料,仍取 $\nu = 0.311$.

因此,对样品应变弛豫程度的分析,可以通过比较外延层纵向晶格常数的理论值和实验值的大小来分析.如果纵向晶格常数实验值等于其完全共格理论值,则为完全共格;如果实验值等于其完全弛豫理论值,则为完全弛豫;如果实验值在完全共格和完全弛豫的理论值之间,则处于部分弛豫.也即应变的外延层的纵向晶格常数在完全共格时得到最大值,在完全弛豫时得到最小值,部分弛豫时介于二者之间.

3. 实验样品及条件

实验所用 GaMnAs 样品是用 LT-MBE 的方法生长在半绝缘 GaAs(001)衬底上.为平滑衬底表面,先在 560°C 的衬底温度下生长 100 nm 厚的 GaAs 缓冲层;然后将衬底温度降到 250°C,生长 25 nm 厚的 GaMnAs 外延层, Mn 的含量 x 分别为 2%, 3% 和 4%;为防止 GaMnAs 表面的氧化,最后生长 10 Å (1 Å = 0.1 nm) 左右的 GaAs 层.样品在 260°C 氮气中退火 2 h.

室温 Raman 光谱由 Renishaw inVia 拉曼光谱仪测量,其光谱分辨率为 1 cm^{-1} ,物镜放大倍数为 50.激发光波长为 514.5 nm,样品上的功率小于 8 mW,实验配置为背散射配置.

HRXRD 由 bede D1 型的高分辨 X 射线衍射系统完成, X 射线波长为 0.154056 nm,功率为 1.2 kW. X 射线双晶摇摆实验测试室温下样品(004) Bragg 衍射晶面, X 射线扫描步进为 5".对 Mn 含量为 2% 的 GaMnAs 样品完成(004) 衍射晶面的倒易空间图测试, X 射线的入射方向分别沿垂直于 [110] 晶向和垂直于 [100] 晶向,扫描倾角步进为 10".

4. 实验结果及讨论

对于闪锌矿结构的 GaAs,理论分析和实验测量都已经证明,在背散射 $z(-, -)\bar{z}$ 配置下,长波长纵光学声子(LO)模是活性的,长波长横光学声子(TO)模是禁戒的.在 p 型 GaAs 中,长波长纵光学声子振动与空穴集体运动的等离子体激元耦合形成耦合模(CPLP),随空穴浓度的增加,由于强的空穴-等离子体激元阻尼作用,CPLP 模从接近 LO 模的位置向接近 TO 模位置移动.在掺杂浓度大于 10^{18} cm^{-3} 时,可以通过测量 CPLP 模与耗尽层的未耦合 LO 模(ULO 模)的强度比来确定空穴浓度 p ,空穴浓度的表达式为^[11,12]

$$p = \frac{8\varepsilon_0\varepsilon_s\alpha^2\phi_B}{e[\ln(1 + \xi_A/\xi_s)]^2}, \quad (3)$$

式中, α 是吸收系数, ε_0 是真空介电常数, ε_s 为静介电常数, ϕ_B 为表面势垒, ξ_A 是 Raman 谱中 ULO 和 CPLP 积分强度的比值, ξ_s 是单位体积内 ULO 和 CPLP 相对散射效率,对于 GaMnAs 材料, ε_s, ϕ_B 是

未知的,在模拟计算中采用 GaAs 的值, $\epsilon_s = 12.8$, $\phi_B = 0.5 \text{ V} \pm 0.05 \text{ V}$, $\alpha \approx 1.0 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$, $\xi_s = 2$.

图 1 给出了在背散射 $z(-,-)\bar{z}$ 配置下测得的不同 Mn 组分 $x = 2\%, 3\%, 4\%$ 的 GaMnAs 的室温 Raman 光谱. 图中的实线为实验测试的 Raman 谱线,各虚线为相应的洛伦兹拟合出的 CPLP 模,ULO 模和 TO 模的谱线. 由此得到, Mn 含量为 2% 的样品拟合出 TO, ULO, CPLP 三个模; 3%, 4% 样品只拟合出 CPLP 和 ULO 模, 这是由于 TO 模已和 CPLP 模重合而被覆盖, 不能显示, 又因 TO 模极弱, 忽略它对计算结果的影响. 根据 (3) 式, 可以推算出 Mn 含量为 2%, 3%, 4% 三个样品的空穴浓度分别为 $0.631 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, $2.01 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $1.35 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. 结果显示, 4% 样品的空穴浓度比 3% 样品减少, 这与很多文献^[11,12]报道的空穴浓度随 Mn 含量的增加而单调增加的结果不一致.

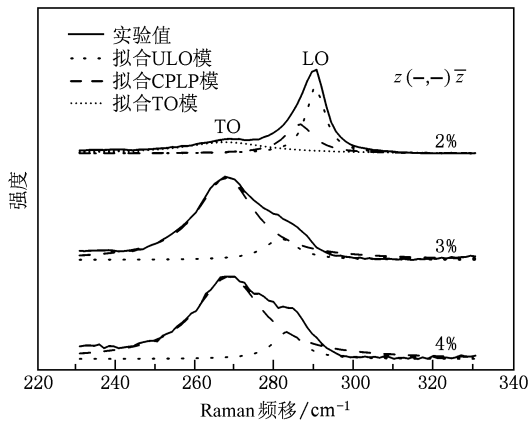


图 1 Mn 含量为 2%, 3% 和 4% 的 GaMnAs 的室温 Raman 光谱

为分析出现空穴浓度异常变化的原因, 我们对 GaMnAs 样品的结构特性进行了研究. 图 2 是 Mn 含量为 2%, 3%, 4% 三个 GaMnAs (004) 晶面的 $\omega/2\theta$ 双晶摇摆曲线. 图 2 显示, 厚度不到衬底厚度 1% 的 GaMnAs 外延层(厚度仅为 25nm), 但其衍射峰强度约为衬底 GaAs (004) 衍射峰强度的 20%, 说明外延层生长质量较好; 对外延层衍射峰的拟合结果表明, Mn 含量为 2%, 3% 和 4% 的三个样品的外延层衍射峰半高宽 (FWHM) 分别为 $59.7''$, $64.7''$ 和 $81.7''$, 这些都证明 2% 和 3% 样品的外延层的生长质量良好, 样品中的各种缺陷浓度较低; 4% 样品的外延层的生长质量略差, 其缺陷浓度高于 2% 和 3% 样品. 从图 2 还可以看到, 外延层衍射峰的 FWHM 也随 Mn 含量的增加而增大. 这说明, 随 Mn 含量的增加,

外延层和衬底间的失配会增大, 外延层的失配位错等缺陷也会随之增加. 图 2 还显示, 样品的外延层衍射峰和衬底衍射峰间的距离随 Mn 含量的增大而增大, 也就意味着样品的纵向晶格常数随 Mn 含量的增大而增大.

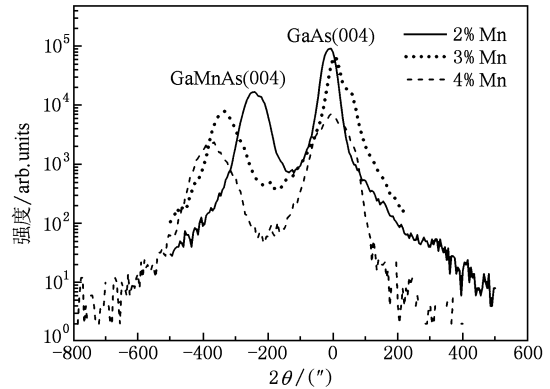


图 2 Mn 含量为 2%, 3% 和 4% 的 GaMnAs (004) 晶面的 $\omega/2\theta$ 双晶摇摆曲线

为比较三个样品的纵向晶格常数随 Mn 含量变化的关系, 从而分析样品的应变弛豫, 根据图 2 的双晶摇摆曲线, 得到图 3 所示的 GaMnAs 样品 (004) 晶面的纵向晶格常数随 Mn 含量变化的关系. 在图 3 中, 浓度为 0 的点是衬底 GaAs (004) 晶面的纵向晶格常数理论值 (为 0.14133 nm), 黑色实线是由图 2 根据 Bragg 衍射方程计算得到的纵向晶格常数连线. 图 3 的实验数据显示, GaMnAs 样品的纵向晶格常数随 Mn 含量的增加而单调增加. 该图还显示 Mn 含量为 2% 样品的弛豫度最小, 3% 样品的弛豫度略大于 2% 样品, 4% 样品的弛豫度明显大于 2% 和 3% 样品.

要得到对三个样品的弛豫度的进一步分析, 需要 GaMnAs 的晶格常数理论值, 并由此推导出 c 常

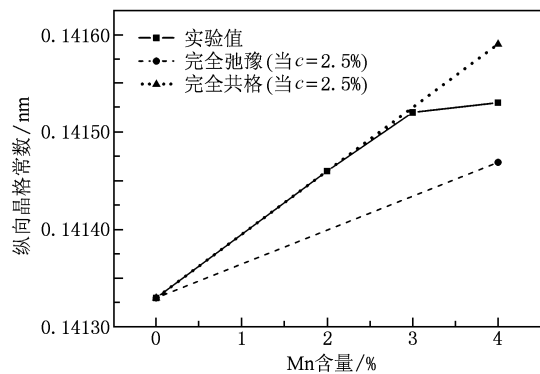


图 3 GaMnAs 样品的纵向晶格常数与 Mn 含量的关系

数值. 但至今关于GaMnAs晶格常数尚无统一值, 在Shioda等对GaMnAs材料的研究中, 回避了各种缺陷的影响, 而直接测试晶格中的Mn—As键长和Ga—As键长, 得到GaMnAs材料中的Mn—As键长(约为0.249—0.250 nm)大于GaAs体材料中的Ga—As键长(约为0.244 nm)约2%—3%^[15], 由此关系, 推算出Vegard关系中的 c 常数约为2%—3%. 而且, Sadowski等在对Mn含量为0.3%—3.5%的GaMnAs材料研究中得到样品完全应变时的晶格常数, 由此也推导出常数 c 的值大约为2.4%^[10]. 郭旭光等通过理论计算也得到Mn含量为6.25%的GaMnAs的晶格常数计算值为0.560 nm, GaAs的晶格常数计算值为0.559 nm^[16], 由此也可以推算出 c 值约为2.86%. 综合这些文献数据, 在本研究中, 我们将 c 取为2.5%.

由(2)式和(1)式, 当 $c = 2.5\%$ 时, 得到图3中

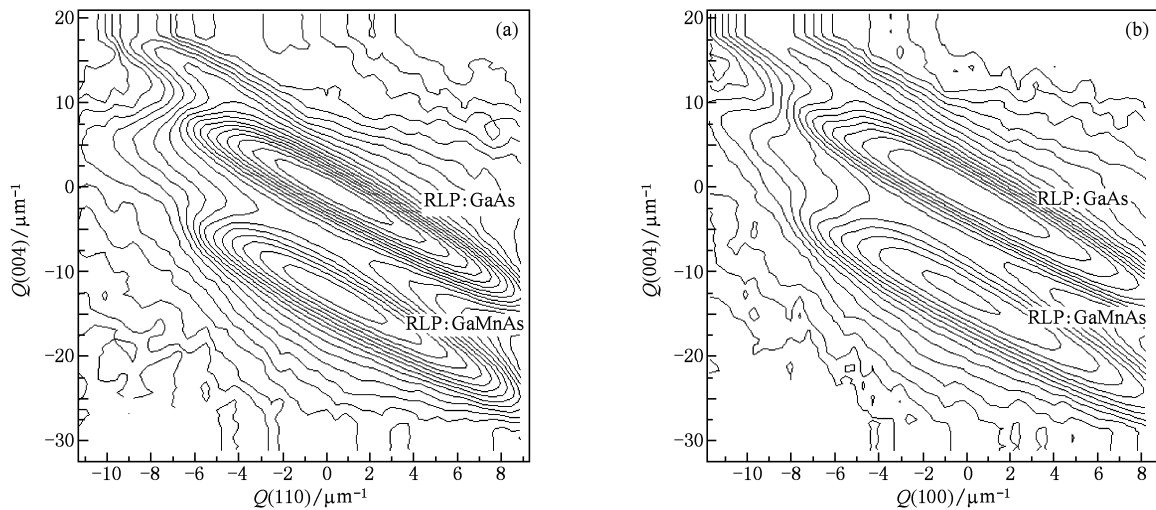


图4 Mn含量2%的GaMnAs(004) Bragg衍射面的倒易空间图 X射线入射方向分别垂直于(a)[110]晶向, (b)[100]晶向

图4所示的(004)对称衍射几何的倒易空间图上, GaMnAs外延层的倒易点(reciprocal lattice point, RLP)图和GaAs衬底的倒易点图都呈椭圆形分布, 两个倒易点图的长轴与坐标的横轴不平行, 这说明外延层和衬底不是绝对完美晶体, 而是存在某种结构的缺陷, 这与文章前面得到的样品存在较低浓度的缺陷的结论一致. 令人感兴趣的是, 图4(a), (b)所示的X射线分别沿样品的两个方向入射的倒易空间图差别很小, 一方面可以得到样品的弛豫几乎是各向同性, 即样品在面内的应变无特定取向; 另一方面还显示, 两个倒易点图的长轴都相互平行, 并且位于椭圆心的GaAs和GaMnAs倒易点具

的完全共格参考线和完全弛豫参考线. 图3显示, Mn含量为2%的GaMnAs样品的纵向晶格常数值几乎等于其完全共格参考值, 该样品处于准共格状态; Mn含量为3%的GaMnAs样品的纵向晶格常数值略小于其完全共格的参考值, 该样品的弛豫度略大于2%样品; Mn含量为4%的GaMnAs样品的纵向晶格常数值明显小于其完全共格的参考值, 但又大于其完全弛豫的参考值, 该样品弛豫度较大, 处于部分弛豫状态.

为进一步探讨Mn含量为2%样品的应变弛豫状态, 又测试了该样品(004) Bragg衍射面的倒易空间图, 如图4所示. 其中, 倒易矢量 $Q(004)$ 正比于(004)衍射晶面间距的倒数, 倒易矢量 $Q(110)$ 正比于(110)衍射晶面间距的倒数, 倒易矢量 $Q(100)$ 正比于(100)衍射晶面间距的倒数. X射线的入射方向分别垂直于[110]晶向和[100]晶向.

有相同的横坐标值, 说明外延层与衬底在面内具有相似的结构特性, 都有某种相似的缺陷, 也就是外延层继承了其衬底的特性, 这从另一个角度支持该样品在界面处于准共格状态.

以上结果显示, 随Mn含量的增加, 超薄样品GaMnAs/GaAs界面的晶格常数失配增加, 样品的应变也随之增加, 从Mn含量较低的2%样品的准共格状态向Mn含量较高的4%样品的较大弛豫度状态变化. 当样品处于准共格或低弛豫度状态时, 样品的空穴浓度随Mn含量的单调变化关系几乎不变, 这与完全应变的厚度为180 nm材料的结果一致^[9]; 当样品的弛豫度明显增大时, 样品的空穴浓度减

小. 我们认为主要原因在于: 当样品弛豫时, 将引起外延层产生位错类缺陷, 这些缺陷会导致晶格结构发生改变, 使能带结构和能级发生变化^[7,8], 从而很复杂地影响空穴浓度, 使空穴浓度降低. 刘晓东等研究也得到, GaMnAs 样品低温退火后, 由于间隙原子缺陷 Mn_i 向表面转移, 降低了样品内 Mn_i 缺陷对空穴的补偿, 因而使退火后样品空穴浓度增大^[17], 这又从另一个角度说明缺陷的增加会导致空穴浓度的降低. Ohya 等对 10 nm 厚 GaMnAs 的研究还表明, 随掺 Mn 浓度的增加 (从 12.2% 到 21.3%), 居里温度下降^[6], 这可能意味着高浓度掺杂会带来较多缺陷, 从而补偿空穴浓度, 使空穴浓度降低, 居里温度降低. 如果要通过提高 Mn 含量和空穴浓度来提高居里温度, 尽可能地减小应变弛豫是非常有效的手段. Lemaître 等的研究也表明可以通过减小外延层的应变弛豫来提高居里温度^[18,19].

本文提出的理论分析和实验相结合的应变弛豫研究方法不仅适用于超薄的 GaMnAs 材料, 同样也适用于其他超薄材料的应变特性研究, 对已知外

延层晶格常数理论值的材料, 特别具有现实意义.

5. 结 论

GaMnAs 样品中的 Mn 含量会影响外延层的空穴浓度和应变弛豫, Raman 光谱分析表明, Mn 含量为 3% 的超薄 GaMnAs 样品的空穴浓度大于 2% 样品, 4% 样品的空穴浓度小于 3% 样品. 应变弛豫理论和 HRXRD 研究表明, Mn 含量为 2% 和 3% 的超薄 GaMnAs 外延层处于准共格或低弛豫状态, Mn 含量为 4% 的 GaMnAs 外延层的弛豫度明显大于 3% 样品的弛豫度. 这些实验共同表明, 准共格或低弛豫度状态对样品的空穴浓度变化趋势几乎没有影响, 弛豫度较大样品的空穴浓度将减小. 我们认为, 较大弛豫度的应变会导致样品外延层产生较多缺陷, 影响能带结构和能级, 使空穴浓度异常减小.

感谢中国科学院固体物理研究所王玉琦研究员提供样品, 感谢电子科技大学姬洪教授对 HRXRD 测试工作的大力帮助.

- [1] Ohno H, Shen A, Matsukura F, Oiwa A, Endo A, Katsumoto S, Lye Y 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 363
- [2] Luo X D, Ji C J, Wang Y Q, Wang J N 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 5277 (in Chinese) [罗向东、姬长建、王玉琦、王建农 2008 物理学报 **57** 5277]
- [3] Yang W, Ji Y, Luo H H, Ruan X Z, Wang W Z, Zhao J H 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 8560 (in Chinese) [杨威、姬扬、罗海辉、阮学忠、王玮竹、赵建华 2009 物理学报 **58** 8560]
- [4] Gareev R R, Petukhov A, Schlapps M, Sadowski J, Wegscheider W 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 052114
- [5] Zhou R, Sun B Q, Ruan X Z, Gan H D, Ji Y, Wang W Z, Zhao J H 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 5244 (in Chinese) [周蓉、孙宝权、阮学忠、甘华东、姬扬、王玮竹、赵建华 2008 物理学报 **57** 5244]
- [6] Ohya S, Ohno K, Tanaka M 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 112503
- [7] Kuo C P, Vong S K, Cohen R M, Stringfellow G B 1985 *J. Appl. Phys.* **57** 5428
- [8] Dunstan D J 1997 *Journal of Materials Science: Materials in Electronics* **8** 337
- [9] Glunk M, Daeubler J, Dreher L, Schwaiger S, Schoch W, Sauer R, Limmer W, Brandlmaier A, Goennenwein S T B, Bihler C, Brandt M S 2009 *Phys. Rev. B* **79** 195206
- [10] Sadowski J, Domagala J Z 2004 *Phys. Rev. B* **69** 075206
- [11] Yoon I T, Kang T W 2009 *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* **321** 2257
- [12] Seong M J, Chun S H, Cheong H M, Samarth N, Mascarenhas A 2002 *Phys. Rev. B* **66** 033202
- [13] Chen L, Yan S, Xu P F, Lu J, Wang W Z, Deng J J, Qian X, Ji Y, Zhao J H 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 182505
- [14] Xu Z J 2007 *Detection and Analysis of Semiconductor* (2nd ed) (Beijing: Science Press) pp51—54 (in Chinese) [许振嘉 2007 半导体的检测与分析 (第二版) (北京: 科学出版社) 第 51—54 页]
- [15] Shioda R, Ando K, Hayashi T, Tanaka M 1998 *Phys. Rev. B* **58** 1100
- [16] Guo X G, Chen X S, Sun Y L, Zhou X H, Sun L Z, Lu W 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1516 (in Chinese) [郭旭光、陈效双、孙沿林、周孝好、孙立忠、陆卫 2004 物理学报 **53** 1516]
- [17] Liu X D, Wang W Z, Gao R X, Zhao J H, Wen J H, Lin W Z, Lai T S 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 3857 (in Chinese) [刘晓东、王玮竹、高瑞鑫、赵建华、文锦辉、林位株、赖天树 2008 物理学报 **57** 3857]
- [18] Lemaître A, Miard A, Travers L, Mauguin O, Largeau L, Gourdon C, Jeudy V, Tran M, George J M 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 021123
- [19] Mašek J, Kudrnovský J, Múca F, Sinova J, MacDonald A H, Champion R P, Gallagher B L, Jungwirth T 2007 *Phys. Rev. B* **75** 045202

The hole concentration and strain relaxation of ultrathin GaMnAs film*

Su Ping¹⁾²⁾ Gong Min¹⁾ Ma Yao¹⁾ Gao Bo¹⁾ Shi Rui-Ying^{1)†} Chen Chang¹⁾
Shi Tong-Fei³⁾ Cao Xian-Cun³⁾ Meng Xiang-Hao⁴⁾ Luo Dai-Sheng²⁾

1) (*School of Physical Science and Technology, Sichuan Province Key Laboratory of Microelectronics, Sichuan University, Chengdu 610064, China*)

2) (*School of Electronic and Information Engineering, Sichuan University, Chengdu 610064, China*)

3) (*Institute of Solid State Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China*)

4) (*State Key Laboratory of Oil and Gas Reservoir Geology and Exploitation, Chengdu University of Technology, Chengdu 610059, China*)

(Received 15 July 2010; revised manuscript received 9 September 2010)

Abstract

The hole concentration and strain relaxation degree in the diluted magnetic epitaxial film of GaMnAs are affected by the Mn concentration. The result from Raman scattering spectrum experiment has shown that the hole concentration in ultra-thin GaMnAs sample with Mn concentration of 3% is greater than that in sample with Mn concentration of 2%, while the hole concentration in sample with Mn concentration of 4% is less than that in sample with Mn concentration of 3%. Based on the theory of strain relaxation and investigation by HRXRD, it was indicated the samples with Mn concentration of 2% and 3% are in quasi-coherence or with low relaxation degree, respectively. On the other hand, the sample with Mn concentration of 4% obviously has a greater relaxation degree than that with 3% concentration. Therefore, it is suspected that the status of quasi-coherence or low relaxation degree hardly affects the hole concentration with the change of the Mn concentration. However, the strain relaxation status of large relaxation degree results in more defects in the epitaxial layer which affects the energy band and level thus decreases the hole concentration dramatically.

Keywords: hole concentration, strain relaxation, reciprocal space map, quasi-coherent

PACS: 71.55.Eq, 75.50.Pp

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60676052).

† Corresponding author. E-mail: ruiyshi@scu.edu.cn