

⑧ 1P1-1P3

原子氢辅助分子束外延生长对 GaAs 材料性能的改善*

TN304.23

王海龙 朱海军 宁东 汪辉 王晓东 郭忠圣 封松林

(中国科学院半导体, 半导体超晶格国家重点实验室, 北京, 100083)

摘要 利用深能级瞬态谱(DLTS)研究了常规分子束外延和原子氢辅助分子束外延生长的掺杂 Si 和 Be 的 GaAs 同质结构样品中缺陷的电学特性. 发现原子氢辅助分子束外延生长的样品中缺陷的浓度与常规分子束外延生长的样品相比有明显的降低, 这可解释为生长过程中原子氢对缺陷的原位中和与钝化作用.

关键词 原子氢辅助分子束外延生长, 深能级瞬态谱(DLTS), 深能级缺陷.

神化缘

THE IMPROVEMET CHARACTERISTICS OF HOMOEPITAXIAL GaAs GROWN BY ATOMIC HYDROGEN-ASSISTED MOLECULAR BEAM EPITAXY*

WANG Hai-Long ZHU Hai-Jun NING Dong WANG Hui WANG Xiao-Dong
GUO Zhong-Sheng FENG Song-Lin

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

Abstract The electrical activity of defects in GaAs grown on GaAs substrates doped with Si and Be by both conventional molecular beam epitaxy (MBE) and atomic hydrogen-assisted MBE (H-MBE) were characterized by deep level transient spectroscopy. The trap densities are significantly reduced in the homoepitaxial GaAs grown by H-MBE compared to that grown by MBE. The reduction of trap densities is attributed to in situ passivation of these defects by atomic H during the growth. The improvement characteristics of GaAs materials will be significance for fabrication of semiconductor devices.

Key words atomic hydrogen-assisted molecular beam epitaxy, deep level transient spectroscopy, deep level defects.

引言

人们已经充分认识到原子氢的引入会对半导体材料的光电性能产生很重要的影响, 在这方面开展了广泛的研究, 已经成为半导体材料生长研究中的一个特点. 在分子束外延生长过程中引进原子氢可以对材料的生长起到多方面的改善, 例如可以降低衬底的脱氧温度, 对生长过程中样品表面的持续清洁作用, 对外延材料中缺陷的原位钝化作用等^[1~6]. 原子氢的引入同时也改变了外延材料的生长动力学, 如在低温下更有利于材料的逐层生长, 延缓成岛的时间等^[7~10].

GaAs 是很重要的在光电器件应用方面的半导体材料, 由它制做的高速晶体管及微处理器性能要远远超过用 Si 制做的同类器件. 但杂质或缺陷的存在却会使其

应用受到很大的影响, 如由它们产生的复合中心会使激光器件严重退化并导致量子效率降低, 因此, 设法找出抑制或避免它们的办法是很重要的. 由于原子氢辅助生长可以对材料中的缺陷产生很重要的影响, 本文就利用深能级瞬态谱(DLTS)技术研究原子氢对外延 GaAs 材料中缺陷的影响. Si 和 Be 是 GaAs 中最重要的施主和受主杂质, 我们对这两种情况分别进行了研究.

1 实验

样品的生长过程如下: n^+ -GaAs 衬底基片经 580℃ 脱氧后, 在 600℃ 生长 0.5μm 的 n^+ -GaAs 缓冲层, 缓冲层掺 Si, 浓度为 $2 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$, 然后衬底温度降低到 450℃ 进行结构层的生长. 样品分为两类, 一类掺 Si, 浓度为 $5 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$, GaAs 结构层厚度为 0.8μm; 另一类

* 国家攀登计划和国家自然科学基金(编号 69776016 和 19823001)资助项目

稿件收到日期 1999-04-07, 修改稿收到日期 1999-06-13

* The project supported by Climbing Project (No. 69776010) and National Natural Science Foundation of China (No. 19823001)

Received 1999-04-07, revised 1999-06-13

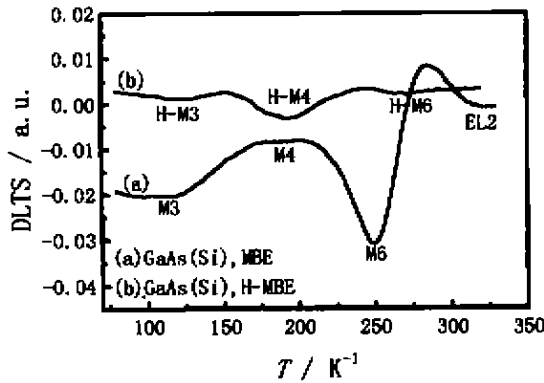


图1 掺Si样品加氢与不加氢的DLTS谱比较
(测量率窗为8.28,样品反向偏压为-2V,
填充脉冲偏压为0V,填充脉宽为2ms)
Fig.1 DLTS spectra of Si doped samples grown
by MBE and H-MBE (The rate window is 8.28,
the filling pulse duration 2ms, the reverse
bias-2V and the pulse height 0V)

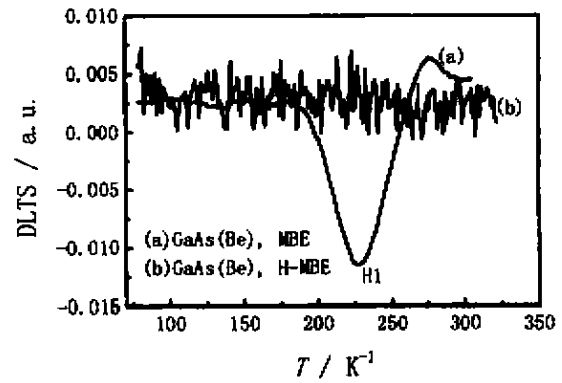


图2 掺Be样品加氢与不加氢的DLTS谱比较
(测量率窗为41.4,样品反向偏压为-2V,
填充脉冲偏压为0V,填充脉宽为2ms)
Fig.2 DLTS spectra of Be doped samples grown
by MBE and H-MBE (The rate window is 41.4,
the filling pulse duration 2ms, the reverse
bias-2V and the pulse height 0V)

掺Be,先生长0.8 μm 的GaAs结构层,掺杂浓度为 $5 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$,然后是50nm的GaAs盖层,掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$.为了进行比较,两类样品各生长2片,唯一的区别是在生长结构层时是否引进原子氢,在衬底脱氧处理时没有加氢,目的是只研究生长过程中引进原子氢的影响,减少变化因素.生长温度的设定与一般生长量子点样品时一致,便于进行以后的比较研究.原子氢由钨灯丝加热到2000 $^{\circ}\text{C}$ 热裂解产生,分子束外延生长室背底氢压强大约保持在 $6 \times 10^{-6} \times 133.3 \text{Pa}$

样品下表面合金钢形成欧姆接触,上表面对掺Si样品蒸金形成肖特基势垒.对掺Be样品,样品为pn结构,上表面为p型,蒸直径为0.5cm金银锌形成欧姆接触后,把样品腐蚀1 μm 后形成台面管进行DLTS测量.DLTS测量是在瑞典INNOVANCE AB型深能级瞬态谱仪上进行的,采用液氮冷却,温度变化范围可以从77K到350K.

2. 实验结果及讨论

图1给出掺Si样品加氢与不加氢的DLTS谱的比较,测量率窗为8.28,样品反向偏压为-2V,填充脉冲偏压为0,填充脉宽为2ms.DLTS信号是填充脉冲过后二极管在两个取样时间之间电容的差值,其峰值的幅度和深中心的浓度密切相关,具体见下面的讨论.载流子的热激活能可以通过分析它们的发射时间常数确定.根据细致平衡原理,载流子的发射时间常数与缺陷的参数关系为

$$e_n = \tau^{-1} = \sigma_n v_n N_c \exp(-E_i/kT). \quad (1)$$

其中 σ_n 是载流子的俘获截面, v_n 是载流子的热运动速

率, N_c 为有效态密度, E_i 是陷阱深度, k 为玻尔兹曼常数, T 为绝对温度.改变率窗值进行多次温度扫描得到一组发射几率与温度的数据就可以计算出缺陷的能级位置.计算能级时还应考虑到式(1)前面系数和温度的关系,而进行 T^2 项的修正.有些文献中没有说明计算时是否进行了 T^2 项的修正,计算得到的深中心的能级位置会有一些的差别,本文的数据都进行了 T^2 项的修正.

根据图3中给出的各个深能级缺陷的Arrhenius数据,由最小二乘法得到各缺陷的能级位置分别为H-M3 ($E_c - 0.22 \pm 0.01 \text{eV}$), H-M4 ($E_c - 0.44 \pm 0.01 \text{eV}$), H-M6 ($E_c - 0.57 \pm 0.01 \text{eV}$), M3 ($E_c - 0.22 \pm 0.01 \text{eV}$), M4 ($E_c - 0.43 \pm 0.01 \text{eV}$), M6 ($E_c - 0.55 \pm 0.01 \text{eV}$), EL2 ($E_c - 0.80 \pm 0.01 \text{eV}$),这些测得的电子陷阱是在常规的MBE生长的GaAs中常见的深能级中心.从图可以看出在原子氢辅助生长的样品中没有测到EL2缺陷,深中心M3和M6的浓度明显降低,下文将具体计算各深中心浓度.

Be是GaAs中常用的受主掺杂剂,在文献[11]中用光谱方法测量结果表明引进原子氢后可以使掺Be的GaAs/AlGaAs量子阱样品中缺陷浓度降低85%以上.图2给出了掺Be样品加氢与不加氢的DLTS谱的比较,常规MBE生长的样品中测量到一个明显的空穴陷阱H1,而在原子氢辅助生长的掺Be样品中没有观察到明显的缺陷.由Arrhenius图3得到深能级H1相对价带的能级位置为 $E_v - 0.58 \pm 0.01 \text{eV}$.

在瞬态电容法中用下式计算深能级中心的浓度:

$$N_T = 2 \frac{\Delta C(0)}{C(\infty)} (N_D - N_A), \quad (2)$$

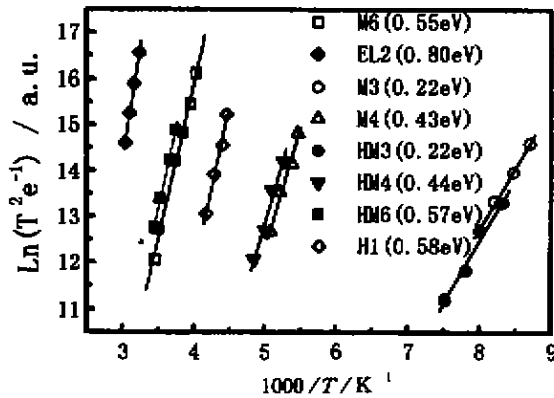


图 3 各能级的 Arrhenius 图

Fig. 3 Arrhenius plots of each deep level

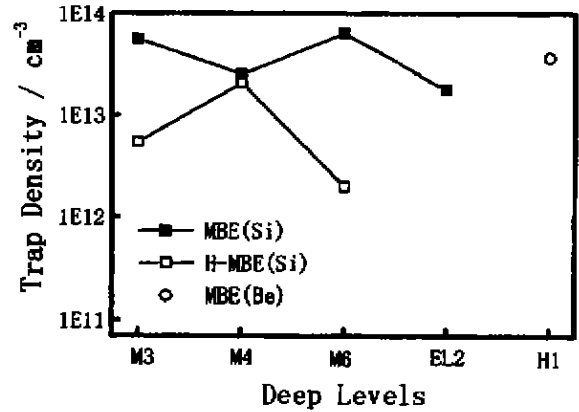


图 4 各深中心的浓度

Fig. 4 Concentrations of deep level states

其中 $(N_D - N_A)$ 为二极管中轻掺杂区的浓度(近似为掺杂浓度), $C(\infty)$ 为反向偏压过后二极管的稳定电容.在深能级瞬态谱方法中也用式(2)计算 N_T ,其中 $\Delta C(0)$ 可由谱峰的峰值高度得出.本实验中谱峰高度 ΔS_{\max} 与 $\Delta C(0)$ 关系为

$$\Delta S_{\max} / \Delta C(0) = 0.43. \quad (3)$$

根据式(2)确定的各深能级的浓度如下:H-M3($5.5 \times 10^{12} \text{cm}^{-3}$),H-M4($2.1 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),H-M6($2.0 \times 10^{12} \text{cm}^{-3}$),H-M3($5.6 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),H-M4($2.5 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),H-M6($6.4 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),EL2($1.8 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),H1($3.7 \times 10^{13} \text{cm}^{-3}$),参见图4.由图比较可知,在生长过程中引进原子氢可以明显降低外延层中缺陷的浓度,除M4的浓度没有明显降低外,M3与M6的浓度都降低了一个量级以上,而EL2和H1在常规MBE生长的材料中出现的缺陷,在引进原子氢后没有被测量到.这可解释为原子氢对缺陷的原位的中和与钝化作用,在生长过程中同时辐照的原子氢可以做为表面活性剂而增加生长过程中原子之间的结合,从而使吸附原子的扩散长度减少.

3 讨论

形成缺陷的几率大大减小.我们成功地在原有的分子束外延设备上安装了氢炉,进行了原子氢辅助生长的多方面的研究.本文则利用深能级瞬态谱技术研究了原子氢辅助生长对GaAs材料中缺陷的影响,对在GaAs材料中掺Si和Be这两种常用的掺杂剂分别进行了研究,发现引进原子氢后样品中缺陷浓度明显降低,这可解释为原子氢对缺陷的原位的中和与钝化作用.GaAs材料的性能的改善对于它在半导体器件方面的实际应用有很重要的意义.

REFERENCES

- [1] Shimomura H, Okada Y, Kawabe M. Low dislocation density GaAs on vicinal Si(100) grown by molecular beam epitaxy with atomic hydrogen irradiation, *Japan. J. Appl. Phys.*, 1992, **31**: L628
- [2] Shimomura H, Okada Y, Matsumoto H, et al. Reduction mechanism of dislocation density in GaAs films on Si substrates, *Japan. J. Appl. Phys.*, 1993, **32**: 632
- [3] Okada Y, Shimomura H, Kawabe M. Low dislocation density GaAs on Si heteroepitaxy with atomic hydrogen irradiation for optoelectronic integration, *J. Appl. Phys.*, 1993, **73**: 7376
- [4] Chun Y J, Okada K, Kawabe M. Enhanced two-dimensional growth of GaAs on Inp by molecular beam epitaxy with atomic hydrogen irradiation, *Japan. J. Appl. Phys.*, 1993, **32**: L1085
- [5] Sakai A, Tatsumi T. Ge grown on Si using atomic hydrogen as a surfactant, *Appl. Phys. Lett.*, 1994, **64**: 52
- [6] Chun Y J, Okada Y, Kawabe M. Effect of atomic hydrogen in highly lattice-mismatched molecular beam epitaxy, *J. Crystal Growth*, 1995, **150**: 497
- [7] Asahi H, Hisaka T, Kim S G, et al. Influence of hydrogen on the step flow growth of GaAs on vicinal surfaces by gas-source migration enhanced epitaxy, *Appl. Phys. Lett.*, 1992, **61**: 1054
- [8] Okada Y, Sugaya T, Ohta S, et al. Atomic hydrogen-assisted GaAs molecular beam epitaxy, *Japan. J. Appl. Phys.*, 1995, **34**: 238
- [9] Okada Y, Fujita T, Kawabe M. Elementary processing in atomic hydrogen-assisted GaAs molecular beam epitaxy, *Japan. J. Appl. Phys.*, 1995, **34**: L768
- [10] Okada Y, Fujita T, Kawabe M. Growth modes in atomic hydrogen-assisted molecular beam epitaxy of GaAs, *Appl. Phys. Lett.*, 1995, **67**: 676
- [11] Zhao Q, X. Fimland B O, Sodervall U, et al. Deactivation of Be acceptors by atomic hydrogen in AlGaAs/GaAs quantum well structures, *Appl. Phys. Lett.*, 1997, **71**: 2139