

离子束溅射自组装 Ge/Si 量子点生长的演变*

张学贵 王 莞[†] 鲁植全 杨 杰 李 亮 杨 宇[‡]

(云南大学工程技术研究院, 光电信息材料研究所, 昆明 650091)

(2010年11月5日收到; 2010年12月23日收到修改稿)

采用离子束溅射技术,通过改变 Ge 的沉积量,在 n 型 Si(100) 衬底上自组装生长了一系列 Ge 量子点样品. 利用 AFM 和 Raman 光谱对样品表面形貌和结构进行表征,系统地研究了 Ge 量子点形貌、密度、尺寸大小以及 Ge 的结晶性和量子点中组分等随 Ge 沉积量的演变规律. 结果表明:Ge 层从二维薄层向三维岛过渡过程中,没有观察到传统的由金字塔形向圆顶形量子点过渡,而是直接呈圆顶形生长;且随着 Ge 沉积量的增加,量子点密度先增大后减小,Ge 的结晶性增强同时 Ge/Si 互混加剧,量子点中 Si 的组分增加.

关键词: 离子束溅射, 量子点, 表面形貌, Raman 光谱

PACS: 61.46.Df, 68.65.Hb, 81.07.Ta

1. 引言

硅的储量丰富,成本低廉,在微电子技术中占统治地位,但因其间带隙的性质导致其很难应用于光电器件. 为实现全硅光电集成,人们做了许多尝试和探索^[1-4]. 其中,因在研制高性能激光器、红外探测器、太阳电池等多种新型光电子器件显示出巨大潜力,Ge/Si 量子点材料受到广泛的关注,同时也促使 Ge/Si 量子点的制备成为当今材料科学界的一个研究热点^[5-10]. 由于 Ge 与 Si 之间 4.2% 的晶格失配且 Ge 的表面能比 Si 低,使得 Ge 在 Si 上外延一般是按照典型的 S-K 模式进行. 在分子束外延 (MBE)、化学气相沉积 (CVD) 以及液相外延 (LEP) 等^[11-16] 方法制备量子点过程中,通常观察到量子点生长的演变是:Ge 在 Si 层上首先以二维层状生长,当薄膜达到一临界厚度时,由于应力弛豫的作用,将转变为三维生长,开始是由 (105) 晶面构成金字塔形量子点,之后形成较大的、主要由 (113) 晶面组成的圆顶形量子点^[17,18].

离子束溅射生长量子点的方法具有设备简单、使用和维护成本低以及易于产业化推广等优点. 利

用溅射技术开展 Ge/Si 量子点的生长研究在降低高性能光电子器件成本以及大规模商业化生产等方面具有重要现实意义. 但长期以来,用离子束溅射方法生长量子点没有受到研究者重视,仅 Chung 等人近年来报道了用离子束溅射技术生长出低密度的量子点^[19]. 本课题组对离子束溅射量子点经过长期的研究,不久前在 750°C 生长出密度高达 $1.85 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$,高宽比为 1:4 的细密均匀的量子点^[20],使离子束溅射方法生长的量子点能满足量子点器件需要成为可能. 尽管如此,目前对离子束溅射生长量子点的生长机理还需深入研究. 本文中采用离子束溅射的方法,在 Si(100) 衬底上生长了一系列不同 Ge 沉积量的量子点样品. 研究 Ge 量子点随沉积量增加其形貌、密度、尺寸等演变,探索离子束溅射自组装量子点的生长演变规律.

2. 实验

实验采用 FJL560 III 型超高真空离子束溅射仪生长 Ge/Si 量子点,基片为 n 型 Si(100) 单面抛光晶体,其电阻率在 0.001—0.005 $\Omega \cdot \text{cm}$ 的范围,厚度为 0.40 mm, Si 衬底的预处理是使用标准 Shiraki 方法进行清洗,然后在浓度为 2.5% 的 HF 酸溶液中漂

* 国家自然科学基金(批准号:10964016,10990103),云南省自然基金重点项目(批准号:2008CC012)和教育部学术研究重点项目(批准号:210207)资助的项目.

[†] 通讯联系人. E-mail: yuyang@ynu.edu.cn

[‡] 通讯联系人. E-mail: cwang6@163.com

洗 30 s 以去除基片表面的自然氧化层,同时完成了对 Si 片表面的氢钝化,用高纯氮气吹干后将衬底放入真空腔.

溅射过程中通入纯度为 99.999% 的高纯氩气,从考夫曼离子枪发射出的 Ar 离子束,与靶面成 45° 角轰击靶材(Ge, Si 靶纯度都为 99.99%),溅射出的原子在靶材正上方的 Si 基片上沉积. 溅射的原子通量决定于离子枪的束流和束流电压,实验选择离子枪的束流为 6 mA,束流电压为 1 kV.

在 Ge 量子点生长前,在优于 6.0×10^{-6} Pa 真空下将 Si 基片加热至 850°C 并保持 10 min 进行脱气处理. 然后,调节离子枪的工作气压为 2.0×10^{-2} Pa,为了降低表面态的影响,减小衬底表面缺陷,首先降温到 700°C 下生长与基片材料相同厚度为 50 nm 的 Si 缓冲层,厚度通过石英晶振膜厚仪进行原位测定,生长完成后保持 20 min,使 Si 结晶率最大化. 然后升温到 750°C 生长 Ge 量子点层后自然降温冷却. 实验通过调整沉积时间来控制 Ge 层的沉积量,Ge 沉积厚度分别为 1.5, 2.0, 2.5 和 2.8 nm.

样品的表面形貌表征是在 SPA-400SPM 型原子力显微镜(AFM)上进行. Raman 测试是在 invia 共焦显微拉曼光谱仪上进行,波数范围是 $100-600 \text{ cm}^{-1}$,用 514.52 nm 激光作为光源,入射到样品的功率为 20 mW,光谱分辨率为 1 cm^{-1} . 所有测试均在室温下完成.

3. 结果与讨论

3.1. AFM 表面形貌研究

由于生长本地真空度较低,可能会有少量的如氧等活泼元素会吸附到 Ge 的表面,但由于是在缺氧的情况下,吸附的氧会与 Ge 形成 GeO,在 500°C 就能成为 GeO 气体挥发,所以在本文中,当生长温度为 750°C 时,氧的吸附可能会给量子点纯度带来一定影响,但基本不会改变量子点的特性. 图 1 为沉积量分别为 1.5, 2.0, 2.5 和 2.8 nm 的 Ge 量子点 AFM 照片和高度与直径的尺寸统计分布图. 当生长温度为 750°C,在 Si 缓冲层上沉积 1.5 nm 的 Ge,所得样品的 AFM 照片和量子点尺寸统计如图 1(a) 所示,统计得到量子点密度只有 $1.86 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$,高度分布在 7—13 nm 范围,直径分布在 45—70 nm 范

围. 这是由于离子束溅射方法生长量子点的过程中,由于 Si 缓冲层和 Ge 层,在生长过程中不完全生长成单晶,而是伴随有多晶和非晶形态,这样 Si 与 Ge 之间的晶格失配也不再是理论上的 4.2%,而应该是小于 4.2%,应变就会减小,通过实验我们得到浸润层的厚度不是理论上的 4—6 ML,而需要约 9—11 ML^[21]. 所以沉积量为 1.5 nm 时 Ge 刚从二维薄层向三维岛过渡,稳定成核数量较少,量子点的密度较低.

随着 Ge 沉积量增加,厚度为 2.0 nm 时样品的 AFM 照片和量子点尺寸统计如图 1(b) 所示,与厚度为 1.5 nm 时的样品相比,此时样品成核数目有明显的增加,量子点密度为 $9.5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$,高度分布在 6—13 nm 的范围,直径分布在 35—70 nm 的范围. 进一步增加 Ge 的沉积量,在生长厚度为 2.5 nm 时可以从图 1(c) 看到,量子点的密度继续增大,表明随着 Ge 沉积量的增加,应变能不断以成岛的方式释放,统计得到样品量子点密度达到了 $1.85 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$,高度分布在 10—18 nm 范围,较前面两个样品有所增加,直径分布在 35—70 nm 范围.

继续增加 Ge 的沉积量,当样品 Ge 沉积厚度达到 2.8 nm 时,从图 1(d) 的 AFM 照片和量子点统计看到,密度与生长厚度为 2.5 nm 样品相比有所下降,为 $7.2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$,高度有少量的增加,分布在 11—19 nm 范围,但直径却明显增大,分布范围在 50—85 nm 范围,这可能是由于有量子点发生融合,使得量子点密度降低,尺寸与前面三个样品相比明显变大.

从图 1 不同 Ge 沉积厚度的 AFM 照片及其相应量子点高度与直径分布可以看出,随着 Ge 沉积量的增加:一方面,量子点的密度先增大后减小,厚度为 2.5 nm 时达到最大,为 $1.85 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$;另一方面,量子点尺寸逐渐增大,在沉积厚度为 2.8 nm 时尺寸增大明显. 这是由于自组织量子点生长是按照 S-K 模式进行,生长过程中将分为二维生长,三维生长和量子点的成熟三个阶段^[22]. 在二维生长阶段,应变能 E_e 满足关系

$$E_e = k\sigma^2 E_s t, \quad (1)$$

其中 k 为弹性模量, σ 为失配度, E_s 为表面能, t 为生长时间. 随着沉积量的增加,应变能不断积累,在二维应变层中就积累了多余能量 E_R ,当应变层中的多余能 E_R 达到由二维生长向三维生长转变的应变势垒 E_{sp} ,便开始有核的形成,单位时间内成核的数

目为:

$$\frac{dn}{dt} = \text{const} \cdot S \cdot \exp[-(E_{SP} - E_R)/kT], \quad (2)$$

其中 S 为饱和度, 满足关系 $S = S^0 \exp(-vt^n)$, S^0 为刚开始时的饱和度, v 为岛的生长速率常数, 得到成核速率方程为

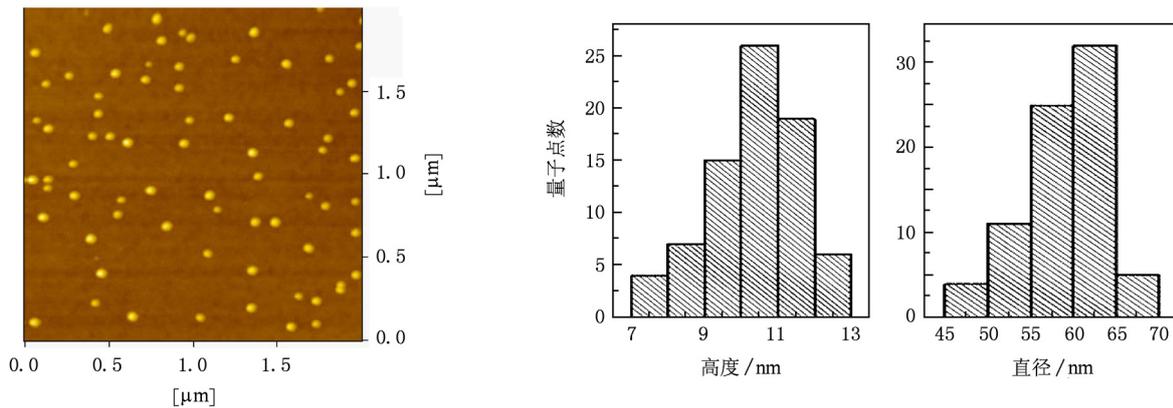
$$\frac{dN}{dt} = \text{const} \cdot \exp(-St^n) \times \exp[-(E_{SP} - E_R)/kT]. \quad (3)$$

从(3)式可以看出, 成核的速率由饱和度 S 的降低和应变势垒 E_{SP} 升高决定^[23], 所以在成核的最初阶段, 随着 Ge 沉积量的增加, 饱和度降低, 应变不断积累使得应变势垒升高, 成核速率增大, 量子点密度不断增大. 但当沉积到达一定时, 应力将不再通过成核的方式来释放应变, 而是通过位错释放应变, 此时量子点密度达到了最大值.

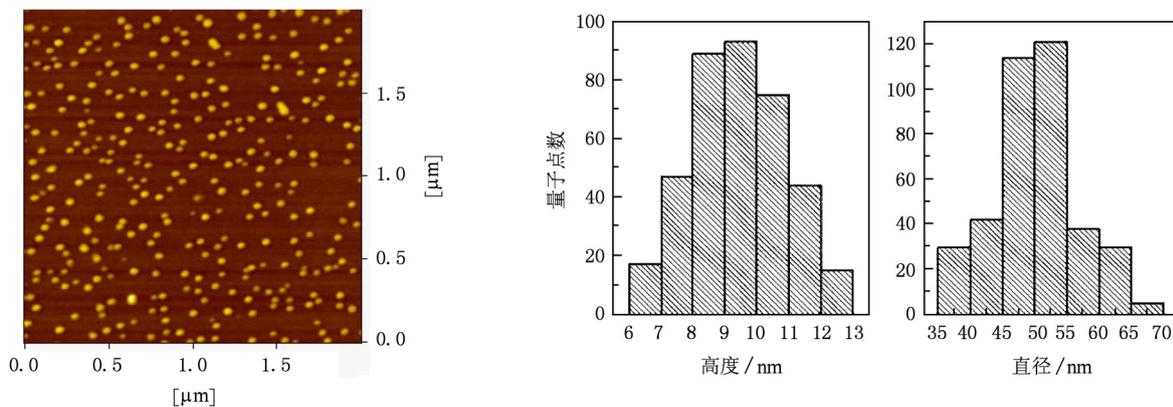
根据 Schitterhelm 等人报道, 每个 Ge 量子点作为一个成核中心可以从周围一定空间凝聚一定数量的原子^[24]. 当不再有新的成核出现情况下, 继续

增加 Ge 的沉积量, 由于量子点的密度很大使得核与核之间的距离变小, 其弹性空间相互重叠. 相互重叠弹性空间岛之出现竞争凝聚现象, 有的量子点就能凝聚较多原子比其他量子点优先长大, 造成部分量子点融合, 从而使得量子点密度变小同时尺寸明显变大.

图2为不同 Ge 沉积量的单个量子点 AMF 三维照片及其相应的量子点(100)方向的横切面图. 由于在沉积过程中能量处于非平衡态, 使量子点在(100)方向产生了椭圆的微小形变, 但可以看出量子点周围都是由三个面围成, 从横切面图可以得到, 底面接角度为 $35^\circ, 36^\circ, 44$ 和 45° , 分别对应晶面为 (211), (211), (221) 和 (310) 面, 根据横切面角度从量子点中还能得到晶面还有 (100), (311), (104) 和 (510) 面, 这个结果不同于 MBE 生长量子点开始是由 (105) 晶面构成金字塔形量子点, 之后形成较大的、主要由 (113) 晶面组成的圆顶形量子点. 而观察到其他晶面 (211), (221), (310) 和 (510) 等晶面.



(a) 1.5 nm



(b) 2.0 nm

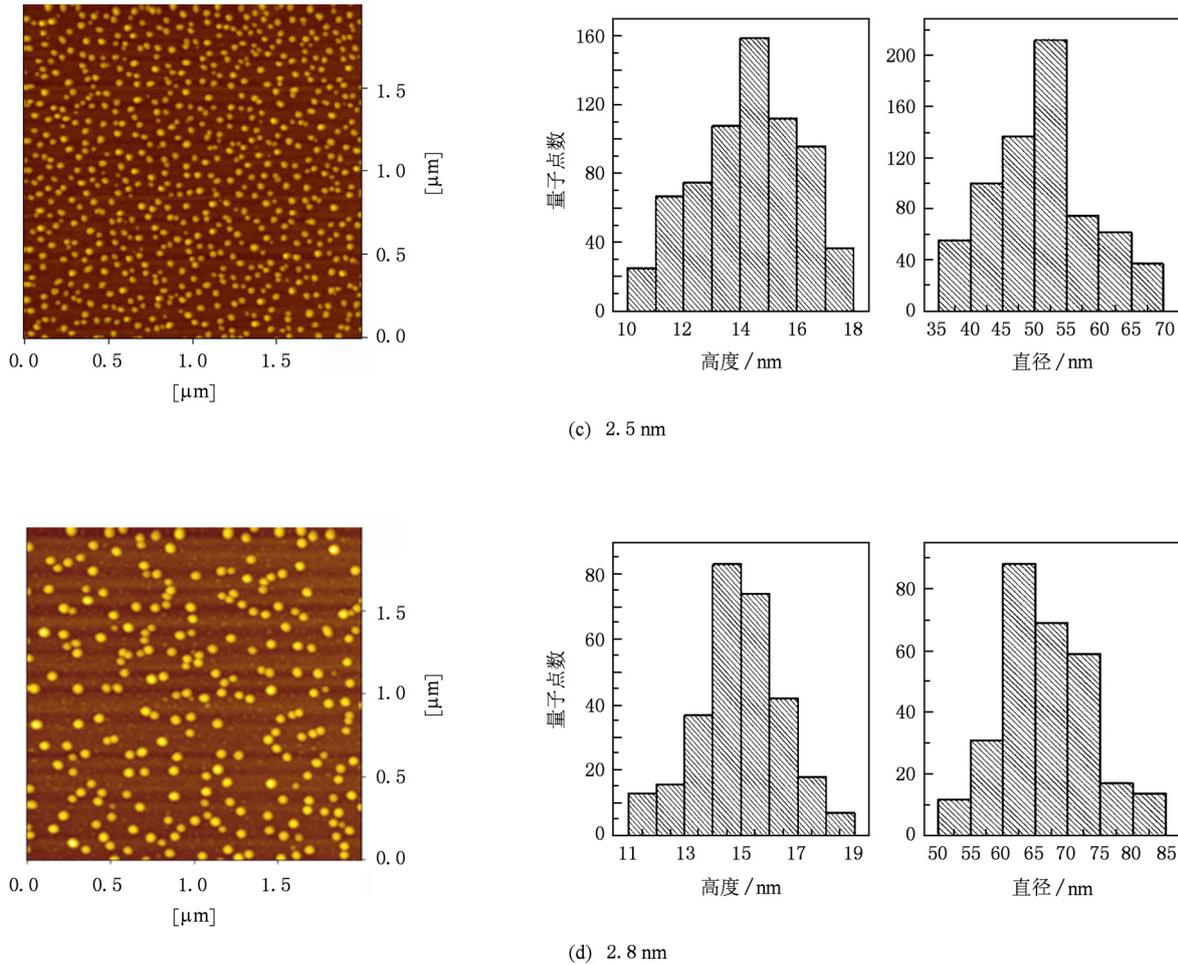


图1 不同 Ge 生长厚度的 AFM 照片及其相应量子点高度与直径分布 (a)—(d) 对应的 Ge 沉积量分别为 1.5, 2.0, 2.5 和 2.8 nm

由量子点的形貌变化可以通过接触角的大小来分析判断^[25] 以及结合对图 1 和图 2 分析表明: 在量子点的生长过程中, 随着 Ge 沉积量的增加, 从二维薄膜向三维岛跃迁后, 没有观察到量子点由传统的金字塔形向圆顶形量子点过渡的现象, 都生长成圆顶形量子点. 引起量子点从金字塔形向圆顶形转变的物理机理是量子点的表面能与应力弛豫能的平衡过程^[26]. 量子点的形成是由于应力弛豫驱动, 这种驱动是以增大表面能为代价的, 在量子点生长最初阶段, 应力弛豫对于量子点的形状影响不大. 由于圆顶形的量子点存在表面曲率, 其表面能要比金字塔形量子点的表面能大得多. 在小体积下, 表面能占主要支配地位, 因此稳定的形状趋向于表面能的最小化, 也就是没有曲率的情况, 所以量子点形状是金字塔形. 在大尺寸情况下, 应力弛豫对量子点形貌形成的影响增大, 圆顶形量子点的弛豫能要比金字塔形的大得多, 因此量子点可以通过发生形

状转变而获得更大的应力弛豫能, 以此来降低总能量, 所以在尺寸大情况下, 量子点倾向于圆顶形. 由于离子束溅射生长速率大, 且在溅射生长过程中处于高能状态的表面原子行为不同于 MBE 过程中处于准平衡态的表面吸附原子的迁移、形核和长大^[27-29]. 在溅射生长的过程中, 当一个成核中心形成时, 由于应力和高温原子在衬底表面的迁移, 成核中心迅速聚集较多原子长大, 金字塔形量子点都向圆顶形量子点转变从而使能量达到最小而形成稳定结构. 因此, 在这样生长条件下获得的样品中就观察不到金字塔形量子点的存在.

3.2. Raman 光谱结构分析

图 3 显示了不同 Ge 沉积量样品的 Raman 谱图, 谱线从下到上对应 Ge 的沉积厚度分别为 1.5, 2.0, 2.5 和 2.8 nm. 可以看出, 各生长样品的谱图中显示出三个明显的散射峰, 峰位分别处于

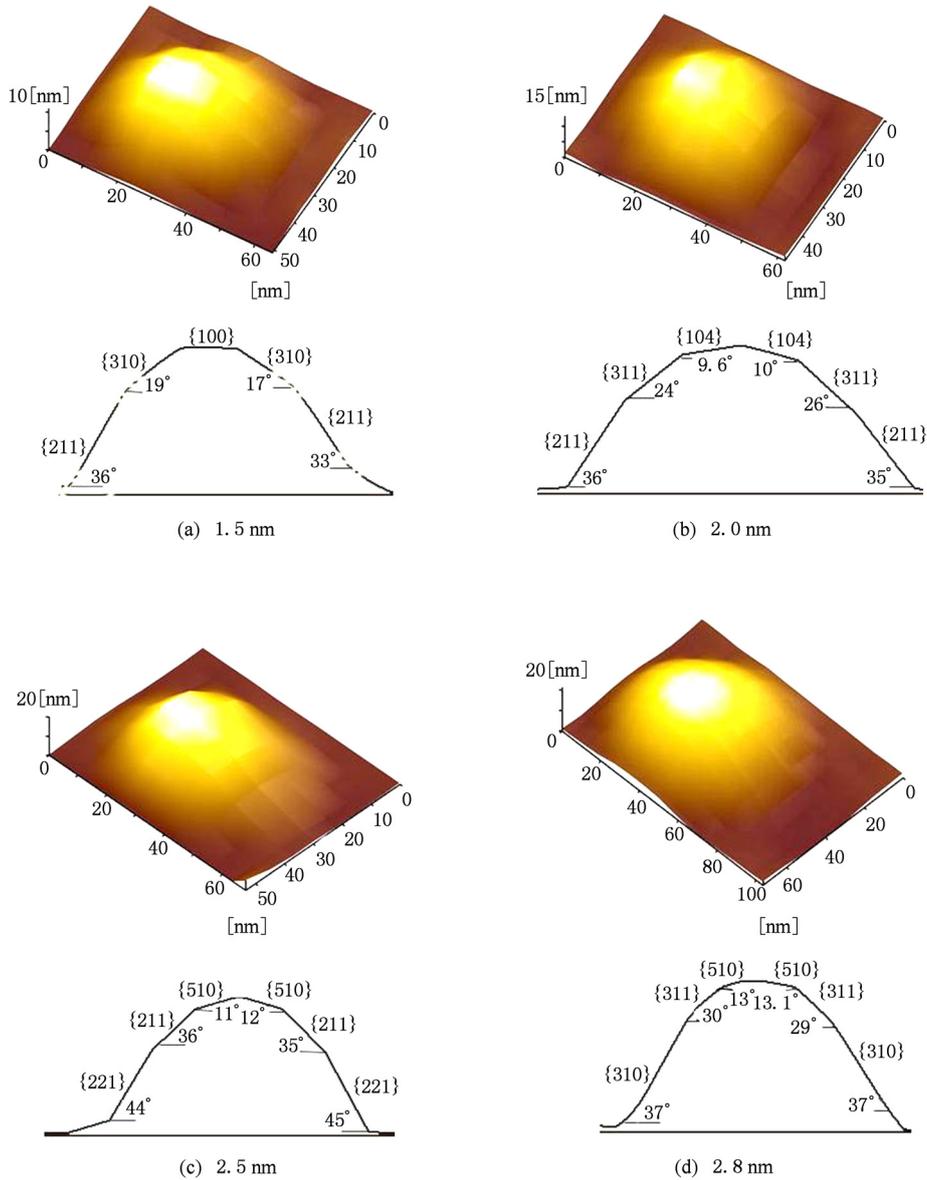


图2 不同 Ge 生长厚度的单个量子点 AMF 照片及其相应的量子点横切面图(图中所标的角度对应于面的接触角) (a)—(d) 对应的 Ge 沉积量分别为 1.5, 2.0, 2.5 和 2.8 nm

293 cm^{-1} , 403 cm^{-1} 和 472 cm^{-1} 附近, 分别对应 Ge—Ge 键、Ge—Si 键和 Si—Si 键光学振动模. 峰位处于 293 cm^{-1} 附近的 Ge—Ge 峰, 相对于单晶 Ge 峰位 300.5 cm^{-1} 的 Ge—Ge 键振动横向光学声子峰, 样品的峰位都发生了红移, 这应该是量子点声子限域、应变弛豫以及合金化三个原因共同作用的结果^[30–31]. 另外, 随着生长厚度的增加, 峰强增大, 峰型对称性变好, 说明结晶性随生长厚度的增加而改善.

中心峰位在 403 cm^{-1} 附近的 Ge—Si 互混峰, 从图中看到, 随着 Ge 沉积量的增加, 峰位相对于较薄

的样品都发生了蓝移, 峰强增大. 这表明随着 Ge 生长量增加, Ge—Si 互混加剧. 其中的物理可能由于 Ge 和 Si 之间有 4.2% 晶格失配使得 Ge 浸润层内存在很大的应变能, 它促使原子热扩散变得相对容易, 其扩散系数 D 为^[32]

$$D(T) = D_0 \exp[(-E_a + E_s)/k_B T], \quad (4)$$

其中, D_0 为扩散常数, Si/Ge 之间的扩散常数为 0.2 $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$; E_a 为扩散结合能, 与 Ge 的组分有关, 在 $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ 中, 当 Ge 的含量 $x > 0.3$ 时, 扩散结合能约为 3.1 eV, E_s 为应变能, 与晶格失配有关, Ge 和 Si 之间有晶格失配 4.2%, 则每个 Ge 原子的应变能

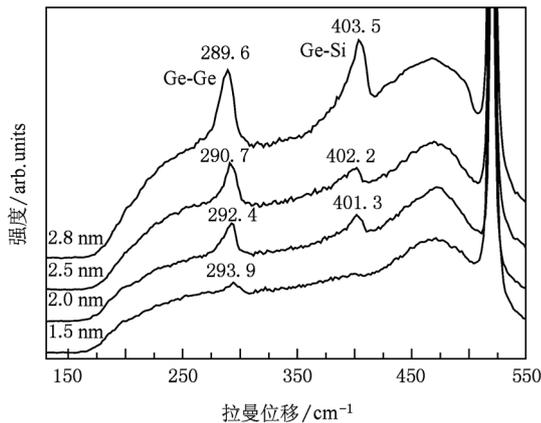


图3 不同 Ge 沉积厚度下量子点的拉曼图谱

E_g 为 0.047 eV. 将 D_0, E_a 和 E_g 的值代入(1)式得到 750℃时扩散系数为 $1.88 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. 在生长方向上 Si 原子的扩散长度 l 为

$$l = \sqrt{4Dt}, \quad (5)$$

t 为生长时间, 得到 Ge 溅射量为 1.5 nm ($t = 136 \text{ s}$) 时 Si 原子的扩散长度为 $3.2 \times 10^{-7} \text{ cm}$, Ge 溅射量为 2.8 nm ($t = 255 \text{ s}$) 时 Si 原子的扩散长度为 $4.38 \times 10^{-7} \text{ cm}$, 这意味着 Si—Ge 互混不仅存在于浸润层中, Ge量子点中也存在少量的Si原子, 且随

生长时间的增加, Si 原子的扩散长度明显增大, 使量子点中 Si 的组分增加, Ge 组分减小, Ge/Si 互混随 Ge 生长厚度增加变得严重, 这与 Raman 谱图中观察的现象相同.

在 472 cm^{-1} 波数附近的 Si—Si 键光学振动模, 它主要来源于 Si 缓冲层. 从图中可得到, 它应该是部分晶化的多晶峰^[33].

4. 结 论

本文主要用 AFM 和 Raman 光谱对离子束溅射自组装生长 Ge/Si 量子样品的表面形貌和结构进行表征. 实验结果表明, 没有观察到量子点由传统的金字塔形向圆顶形量子点过渡, 都生长成圆顶形量子点; 在 Ge 沉积量较少时, 薄膜通过成岛释放应变, 使量子点密度不断增大, 但到了一定的沉积量时, 再增加 Ge 的沉积量, 将不会有新岛的出现, 反而会由于竞争凝聚使量子点出现融合密度降低, 尺寸变大. 且在生长过程中由于晶格失配使 Si 原子热扩散, 结果 Ge/Si 互混变得严重, 量子点中 Si 组分也随厚度的增加而变大, Ge 组分减小. 因此, 采用离子束溅射生长的方法, 控制好 Ge 的沉积量, 可以获得满足量子点材料要求的 Ge 量子点.

[1] Zhao L X, Zhang H M, Hu H Y, Xuan R X, Dai X Y 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 6545 (in Chinese) [赵丽霞、张鹤鸣、胡辉勇、宣荣喜、戴显英 2010 物理学报 **59** 6545]

[2] Zhang H H, Zhang C H, Li B S, Zhou H L, Yang Y T, Fu Y 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3302 (in Chinese) [张洪华、张崇宏、李炳生、周丽宏、杨义涛、付云 2009 物理学报 **58** 3302]

[3] Tu X H, Li D H 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 1383 (in Chinese) [涂鲜花、李道火 2000 物理学报 **49** 1383]

[4] Yao F, Xue C L, Cheng B W, Wang Q M 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 6654 (in Chinese) [姚飞、薛春来、成步文、王启明 2007 物理学报 **56** 6654]

[5] Liu J L, Wu W G, Balandin A, Jin G L 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 185

[6] Scarselli M, Masala S 2007 *Appl. Phys. Lett.* **81** 141117

[7] Wang K L, Liu J L, Jin G 2002 *J. Cryst. Growth* **237** – **239** 1892

[8] Alguno A, Usami N 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 2802

[9] Eaglesham D J, Cerullo M 1990 *Phys. Rev. Lett.* **64** 1943

[10] Song Y X, Yu Z Y, Liu Y M 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 2399 (in Chinese) [宋禹忻、于重远、刘玉敏 2008 物理学报 **57** 2399]

[11] Ross F M, Tromp R M, Reuter M C 1999 *Science* **286** 1931

[12] Brunner K 2002 *Rep. Prog. Phys.* **65** 27

[13] Jin G, Liu J L, Wang K L 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 2847

[14] Ross F M, Tersoff J, Tromp R M 1998 *Phys. Rev. Lett.* **80** 984

[15] Peng Y C, Ikeda M, Miyazaki S 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 3108 (in Chinese) [彭英才、池田弘央、宫崎诚一 2003 物理学报 **52** 3108]

[16] Liang S, Zhu H L, Pan J Q, Wang W 2006 *Chin. Phys.* **15** 1114

[17] Ribeiro G M, Gratkovski A M, Kamins T I 1998 *Science* **279** 353

[18] Ross F M, Tromp R M, Reuter M C 1994 *Science* **286** 3570

[19] Chung H C, Liu C P, Lai Y L 2008 *Appl. Phys. A* **91** 267

[20] Zhang X G, Wang C, Yang J, Yang Y 2010 *Journal of Functional Materials* **41** 1982 (in Chinese) [张学贵、王堯、杨杰、杨宇 2010 功能材料 **41** 1982]

[21] Zhang X G, Wang C, Yang J, Lu Z Q, Yang Y 2010 *7th National Conference on Functional Materials and Applications Changsha October 15—19 2010* p268 (in Chinese) [张学贵、王堯、杨杰、鲁植全、杨宇 2010 第七届中国功能材料及其应用学术会议长沙 2010. 10. 15—19 第 268 页]

[22] Leonard D, Krishnamurthy M, Reaves C M, 1993 *Appl. Phys. Lett.* **63** 3203

- [23] Yang H B 2005 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: Beijing University of Posts and Telecommunications) (in Chinese) [杨红波 2005 博士学位论文 (北京: 北京邮电大学)]
- [24] Schitterhelm P 1997 *Thin Solid Films* **294** 291
- [25] Huang C J, Zuo Y H, Li D Z 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 3881
- [26] Li X L 2009 *Ph. D. Dissertation* (Guang Zhou: Sunyat-Sen University) (in Chinese) [李心磊 2009 博士学位论文 (广州: 中山大学)]
- [27] Chung H C, Liu C P, Lai Y L 2008 *Appl. Phys. A* **91** 267
- [28] Yang J, Wang C, Ouyang K, Yang R D, Liu F, Yang Y 2009 *Journal of Functional Materials* **40** 135 (in Chinese) [杨杰、王 莞、欧阳焜、杨瑞东、刘 芳、杨宇 2009 功能材料 **40** 135]
- [29] Radic N, Pivac B, Dubcek P, Kovacevic I, Bernstorff S 2006 *Thin solid Films* **515** 7522
- [30] Brya W J 1973 *Solid State Commun* **12** 253.
- [31] Cerdeira F, Pinczuk A, Bean J C 1984 *Appl. Phys. Lett.* **45** 1138
- [32] Brunner K 2002 *Rep. Prog. Phys.* **65** 27
- [33] Yang Y, Chen G, Deng S K, Gao L G 2004 *Journal of functional materials* **35** 882 (in Chinese) [杨 宇、陈 刚、邓书康、高立刚 2004 功能材料 **35** 882]

Evolution of Ge/Si quantum dots self-assembled grown by ion beam sputtering *

Zhang Xue-Gui Wang Chong[‡] Lu Zhi-Quan Yang Jie Li Liang Yang Yu[†]

(Institute of Optoelectronic Information Materials, Academy of Engineering and Technology, Yunnan University, Kunming 650091, China)

(Received 5 November 2010; revised manuscript received 17 December 2010)

Abstract

A series of Ge quantum dot samples with different Ge thickness is grown on n-Si(100) substrates by ion beam sputtering. Their morphology and structure are characterized using AFM and Raman spectra, in which the evolution of the morphology, density, dimension, crystalline, and composition of the Ge quantum dots are discussed in detail. The results show that after the growth mode transiting from 2-D to 3-D, the shape of the Ge quantum dot changes directly into a dome shape and no pyramid dots are observed. Besides, with the increase of the Ge deposition, the density of the quantum dots increases to a maximum and then decreases, the crystalline becomes better, but the Ge/Si alloying processing is enhanced and the Ge composition decreases in quantum dots at the same time.

Keywords: ion beam sputtering, quantum dots, surface morphology, Raman spectra

PACS: 61.46.Df, 68.65.Hb, 81.07.Ta

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10964016, 10990103), the Natural Foundation for Social Development of Yunnan Province, China (Grant No. 2008CC012), and the Key Science & Technology Project supported by Chinese Ministry of Education (Grant No. 210207).

† Corresponding author. E-mail: yuyang@ynu.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: ewang6@163.com