

## Ge/Si 量子点的控制生长

潘红星<sup>1,2</sup>, 王堯<sup>1\*</sup>, 杨杰<sup>1,3</sup>, 张学贵<sup>1</sup>, 靳映霞<sup>1</sup>, 杨宇<sup>1\*</sup>

- (1. 云南大学 工程技术研究院光电信息材料研究所, 云南 昆明 650091;
2. 昆明冶研新材料股份有限公司, 云南 昆明 650031;
3. 昆明理工大学冶金与能源工程学院, 云南 昆明 650093)

**摘要:**采用离子束溅射技术,在生长了 Si 缓冲层的硅晶片上制备了一系列 Ge 量子点样品.借助原子力显微镜(AFM)和 Raman 光谱等测试手段研究了 Ge/Si 量子点生长密度、尺寸及排列均匀性的演变规律.结果表明,改变 Si 缓冲层厚度及其生长方式,可以有效控制量子点的尺寸、均匀性和密度.随缓冲层厚度增大,量子点密度先增大后减小,停顿生长有利于提高缓冲层结晶性,从而提高量子点的密度,可以达到  $1.9 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ .还研究了 Si 缓冲层在 Ge 量子点生长过程中的作用,并提出了量子点的生长模型.

**关键词:**硅缓冲层;锗量子点;离子束溅射

**中图分类号:** O484.1 **文献标识码:** A

## Growth control of Ge/Si quantum dots

PAN Hong-Xing<sup>1,2</sup>, WANG Chong<sup>1\*</sup>, YANG Jie<sup>1,3</sup>, ZHANG Xue-Gui<sup>1</sup>, JIN Ying-Xia<sup>1</sup>, YANG Yu<sup>1\*</sup>

- (1. Institute of Optoelectronic Information Materials, Academy of Engineering and Technology, Yunnan University, Kunming 650091, China;
2. Kunming Yeyan New-Material Co., Ltd. Kunming 650031, China;
3. Faculty of Metallurgical and Energy Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

**Abstract:** A series of Ge quantum dot samples were grown by ion beam sputtering on Si (100) substrates with a Si buffer layer. The evolution of the topography and dimension of Ge/Si quantum dot were characterized using AFM and Raman spectra. The results show that the density of the quantum dots increased to a maximum and then decreased with the thickness of Si buffer layers, the maximum is up to  $1.9 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  due to the influence of the thickness and growth patterns of Si buffer layers. Growth interruption is beneficial to improve the crystallization of Si buffer layer and the density of the quantum dot. The effects of Si buffer layers which manipulate the growth and shape of the Ge quantum dots are discussed in details. In addition, a growth model of the quantum dots is proposed.

**Key words:** Si buffer layer; Ge quantum dots; ion beam sputtering

**PACS:** 68.55.-a, 81.15.Cd, 81.16.Dn

## 引言

自 Eaglesham 等人<sup>[1]</sup>制备出无位错的三维 Ge/Si 岛以来,自组装生长 Ge/Si 量子点的研究倍受关注.由于 Ge 量子点具有纳米尺寸,能够对其中的载流子(电子、空穴)产生三维量子限制效应,从而展

现出新颖的电学和光学性能.尤其以 Stranski-Krastanov (S-K) 模式自组装生长的 Ge/Si 量子点在微电子和光电子领域发挥重要作用<sup>[2-3]</sup>,可以制作高效率的太阳能电池、单电子晶体管、光电探测器等,并且 Si 基量子点与成熟的硅集成电路工艺兼容,所以研究 Ge/Si 量子点的生长成为受到普遍关注的课题,

收稿日期:2011-10-29,修回日期:2012-07-10

Received date: 2011-10-29, revised date: 2012-07-10

基金项目:国家自然科学基金(10990103,10964106);云南省自然科学基金重点资助项目(2008CC012)

Foundation items: Supported by National Natural Science Foundation of China(10990103,10964106) and Key program of National Natural Science Foundation of Yunnan (2008CC012)

作者简介(Biography):潘红星(1982-),男,河南濮阳人,硕士,主要从事硅基薄膜材料及硅材料研发. E-mail: phxly123@163.com.

\* 通讯作者( Corresponding author ): E-mail: yuyang@ynu.edu.cn, cwang6@163.com.

值得深入研究.

工作中,样品生长采用离子束溅射设备,与较常见采用分子束外延、化学气相沉积等技术制备量子点相比,具有设备简单、使用和维护成本低以及易于产业化等优点,但离子束溅射制备量子点的报道很少.目前,自组织生长 Ge/Si 量子点的尺寸、密度以及均匀性难以控制,且直接在 Si 基上生长的 Ge 量子点,由于界面态和热膨胀差异等因素的影响,往往导致 SiGe 材料中存在大量的缺陷,严重影响了 Ge/Si 量子点的光学和电学性质,致使其很难应用到光电器件.基于此考虑到,在 Si 基上生长其他材料前,预生长一层 Si 缓冲层,可以有效改善 Si 基表面的平整度,降低外延层和 Si 基界面间的缺陷和杂质密度;缓冲层的生长温度可以对量子点的密度、尺寸进行调控;缓冲层可以有效地控制纳米结构体系内应变的大小、缺陷的数量,能隙值、界面处导带和价带带阶等物理性质<sup>[4-5]</sup>等,前期对缓冲层对 SiGe 薄膜的生长进行了探索,但都集中于二维生长.研究了 Si 缓冲层的厚度及其生长方式如何控制 Ge 量子点密度、尺寸和均匀性,以适应不同类型的光电器件.并通过 Raman 光谱和原子力显微镜(AFM)对所制备的一系列样品进行了表征和分析,系统总结了量子点生长的演变规律及机理.

## 1 实验

采用 FJL560III 型超高真空磁控和离子束联合溅射设备的离子束溅射仪制备 Ge/Si 量子点的过程包括:Si 基片的清洗和预处理、Si 缓冲层和 Ge 量子点层的生长以及样品的分析表征.

基片选用 *n* 型单抛 Si(100) 晶片,厚度为 0.40 mm,采用标准的 Shiraki 方法清洗后,在浓度为 2.5% 的 HF 酸溶液中漂洗 30 s,腐蚀去除基片表面的氧化层,同时完成对 Si 基片表面的氢钝化,基片表面形成一层 H 钝化层,用高纯氮气吹干后将衬底放入生长腔,开始抽真空.

生长过程中本底真空度优于  $3.0 \times 10^{-4}$  Pa,溅射真空度  $2.0 \times 10^{-2}$  Pa. 在小于  $3.0 \times 10^{-4}$  Pa 的真空下将 Si 基片加热至生长温度 700℃,去除钝化层,并保持 10 min 进行脱气处理.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.溅射的原子能量决定于离子枪的束流和束流电压,束流电压都为 1KV, Si 的生长束流 14

mA, Ge 的生长束流为 10 mA, 溅射 Si 缓冲层和 Ge 点层的生长速率分别为:6.7 ML/min 和 5.1 ML/min. 缓冲层生长采取连续生长和停顿生长方式,停顿生长为每生长 10min 停顿 1 次,样品具体生长参数如表 1 所示.

表 1 样品 1-8#的生长参数

Table 1 Growth parameters of sample 1-8#

sample	Thickness/nm		Temperature/℃		Interrupted time/min Si buffer	Interrupted number Si buffer
	Si buffer	Ge	Si buffer	Ge		
1#	17	2.5	700	700	0	0
2#	43	2.5	700	700	0	0
3#	51	2.5	700	700	0	0
4#	60	2.5	700	700	0	0
5#	68	2.5	700	700	0	0
6#	43	2.5	700	700	10	4
7#	51	2.5	700	700	10	5
8#	60	2.5	700	700	10	6

Raman 光谱的测量是英国 Renishaw 公司生产的 inVia 共焦型显微拉曼光谱仪室温下进行的,用 514.52 nm 氩离子激光作为光源,入射到样品的功率为 20 mW,光谱分辨率为  $1 \text{ cm}^{-1}$ . 样

品的表面形貌用型号为 SPA-400 SPM 的原子力显微镜(AFM)观测,并通过 AFM 截面分析软件统计获得量子点尺寸和接触角的大小.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 AFM 表面形貌分析

如图 1(a)所示,样品 1#的 AFM 照片表明,当缓冲层的厚度为 17 nm 时,仅有为数不多的 Ge 量子点生成,样品表面未成岛的区域依然保持平整.图 1(b~e)为样品 2~5#的 AFM 照片,从照片及表 2 中看到:Si 缓冲层连续生长时,随着厚度的增加,Ge 量子点的密度先增大后减小,当缓冲层厚度为 51 nm 时,量子点密度达到  $6.3 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ . 并且停顿生长方式生长的缓冲层均使 Ge/Si 量子点的密度得到提高,尤其缓冲层厚度为 51 nm 时,密度提高了一个数量级,达到  $1.9 \times 10^{10} / \text{cm}^{-2}$ .

Huang 等人通过接触角的大小来定性分析判断岛的形状变化<sup>[6]</sup>:岛的接触角在 7° 以下,其形状为预金字塔形;在 7~14° 范围内,岛的形状为金字塔形;14~22° 范围内,岛的形状为圆顶形.

在溅射生长量子点的过程中,往往因为动力学因素导致几种形貌同时存在,形成双模或多模分布.从表 2 中样品 2~8#中 Ge 量子点接触角的大小分布情况发现:样品中量子点的接触角主要分布在

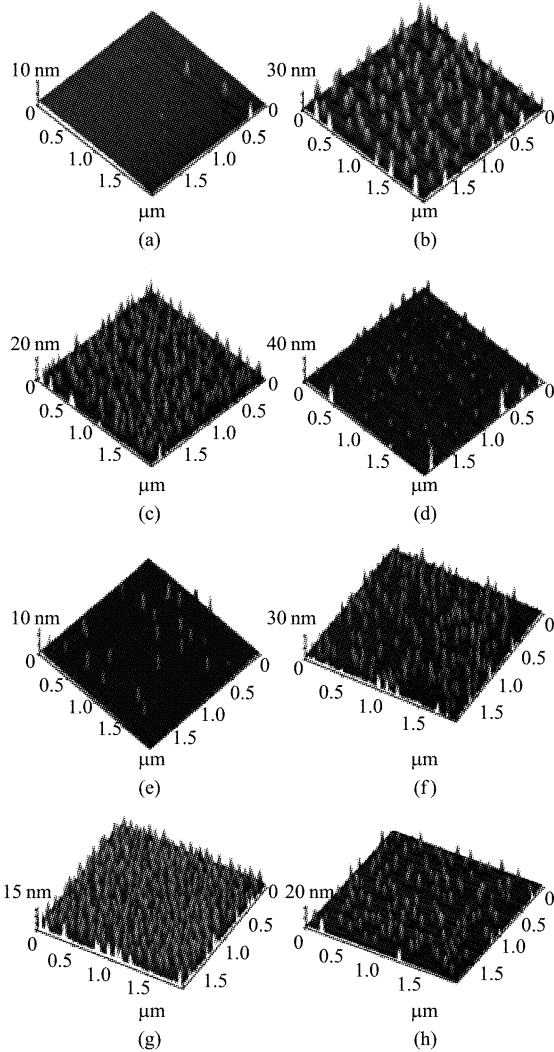


图 1 (a-h)为样品 1-8#的 Ge/Si 量子点的 AFM 图  
Fig.1 AFM imagines (a-h) of the Ge/Si quantum dots of samples 1 ~ 8#

20°左右或 30°左右,只有少数分布在 13 ~ 14°,因此,在此我们采用离子束溅射技术生长的 Ge 量子点呈双模或多模分布,其中以圆顶形形貌为主.

表 2 样品 1-8#的量子点的接触角和密度  
Table2 Contact Angle and Density of samples 1 ~ 8#

samble	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#
Contact Angle / (°)	-	27 ± 5	29 ± 7	30 ± 6	20 ± 4	28 ± 8	19 ± 6	26 ± 6
Density/ cm <sup>-2</sup>	0.1 × 10 <sup>9</sup>	3.03 × 10 <sup>9</sup>	6.3 × 10 <sup>9</sup>	2.23 × 10 <sup>9</sup>	0.6 × 10 <sup>9</sup>	4.73 × 10 <sup>9</sup>	1.9 × 10 <sup>10</sup>	3.45 × 10 <sup>9</sup>

图 2(a ~ d)为样品 2 ~ 5#的 Ge/Si 量子点的高度和直径统计分布图,从中可以看到,缓冲层厚度为 43 nm 时,量子点高度主要分布在 17 ~ 23 nm 之间,直径主要分布在 74 ~ 86 nm;而当缓冲层厚度增加

到 68 nm 时,量子点高度的分布主要分在 9 ~ 10 nm 之间,直径主要分布在 42 ~ 46 nm. 随缓冲层厚度的增大,量子点的平均高度先增大后减小,平均直径逐渐减小,而且量子点的分布均匀性也是先变好再变差. 并且从图 1 看到停顿生长的缓冲层使量子点均匀性得到优化,原因是停顿生长形成籽晶从而改善后续生长,或调整应力的分布,生长的缓冲层有利于 Ge/Si 量子点的生长及优化. 综上所述,Si 缓冲层可以有效控制 Ge 量子点的密度、形貌、尺寸及排列均匀性.

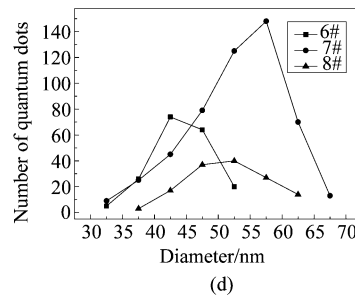
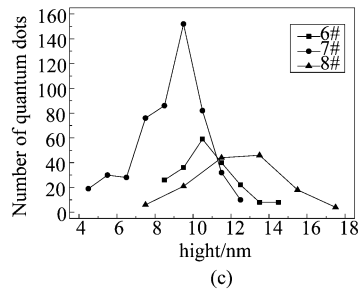
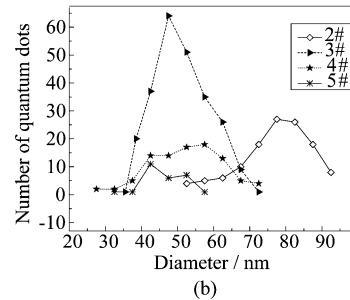
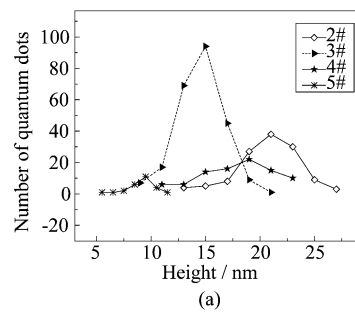


图 2 样品 2 ~ 8#的 Ge/Si 量子点高度和直径的分布图  
Fig.2 Hight and Diameter distribution of Ge/Si quantum dots of samples 2 ~ 8#

## 2.2 Raman 光谱结构分析

Raman 光谱是表征半导体薄膜材料微观结构的有效手段,通过 Raman 光谱可以研究非晶硅薄膜的无序度、硅薄膜的晶粒尺寸、薄膜的结晶度<sup>[7]</sup>等.图 3(a)和(b)为样品 1~5#和 6~8#的 Raman 光谱图.峰位为  $520\text{ cm}^{-1}$  的最强峰为 Si 单晶的横向光学振动模(TO),来自 Si 衬底.中心峰位为  $470\text{ cm}^{-1}$  附近处出现波包状峰,为非晶 Si-Si 振动峰.由于 Si-Si 振动峰来源于单晶 Si 基底和溅射生长的 Si 缓冲层,因此结构无序的非晶 Si 只能存在于缓冲层,表明 Si 缓冲层以晶态和非晶态共存.图 3(a)非晶 Si-Si 振动峰进行洛仑兹拟合后的峰位为  $471.0$ 、 $471.6$ 、 $473.5$ 、 $472.3$ 、 $471.9\text{ cm}^{-1}$ ,相对 Si 单晶中心峰位频移先减小后增大,Si 缓冲层厚度为  $51\text{ nm}$  时相对频移最小,表明缓冲层晶化率随厚度改变,厚度为  $51\text{ nm}$  时结晶性最好.图 3(b)中停顿生长的 Si 缓冲层厚度  $43\text{ nm}$  和  $60\text{ nm}$  时的非晶 Si-Si 振动中心峰位为  $477.6$  和  $475.9\text{ cm}^{-1}$ ,与连续生长的等厚度缓冲层相比均产生了蓝移,相对 Si 单晶中心峰位频移减小,说明缓冲层的晶化率均得到提高,尤其停顿生长的缓冲层厚度  $51\text{ nm}$  时非晶峰几乎消逝,晶化率明显得到优化.另外文献报道 Sasaki 等人<sup>[8]</sup>采用离子束溅射技术在 Si(100)表面同质外延生长 Si 薄膜,通过透射电镜观察到"楔形"结构的非晶 Si 嵌在结晶的 Si 外延层中,并且分析得到了形成 Si 薄膜存在最佳厚度使其结晶性最优化,这与本实验中生长的 Si 缓冲层采用拉曼光谱分析的结果一致.

我们还可以从 Raman 光谱图中得知, $390\text{ cm}^{-1}$  附近处出现一强度很弱的峰,为 Ge-Si 振动峰,这主要是界面 Ge-Si 原子互扩散所致. $294.4\text{ cm}^{-1}$  附近出现的峰位为 Ge-Ge 振动峰,相对于体 Ge( $300.5\text{ cm}^{-1}$ )均产生了红移.引起 Ge-Ge 峰红移的因素主要有 3 个:量子限域效应、硅锗互混及张应力<sup>[9]</sup>.因为声子限域效应只有在 Ge 岛的尺寸小于  $2\sim 3\text{ nm}$  时才明显<sup>[10-11]</sup>,而我们的样品中量子点尺寸相对较大,可以忽略其影响.

另外 Sasaki 等<sup>[8]</sup>认为,在 Si(100)表面同质外延生长 Si 薄膜中混晶结构的形成可能与衬底表面存在难以去除终端的氢原子有关,由于在 Si 薄膜的生长过程中,到达基底表面的溅射原子在这些氢原子占据的表面难以外延,从而形成无序的非晶组织嵌在结晶的外延层中.鉴于这两方面因素,并结合本试验生长工艺,可以推断 Ge/Si 量子点的生长工艺

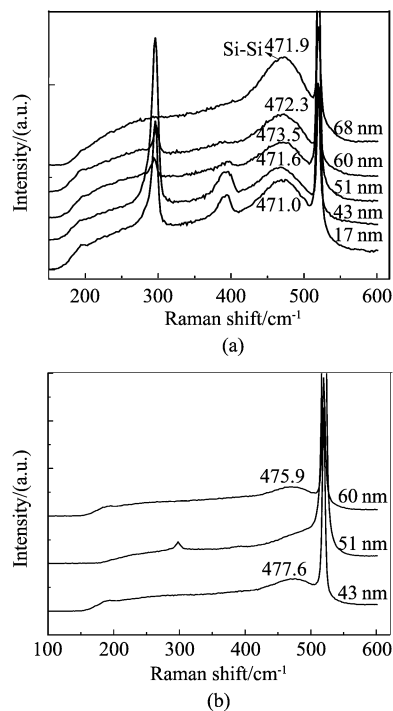


图 3 样品 1~8#的 Ge/Si 拉曼光谱图 (a)1~5#;(b)6~8#  
Fig. 3 Raman spectra of Ge/Si quantum dots of samples 1~8# (a)1~5#;(b)6~8#

如图 4 所示.

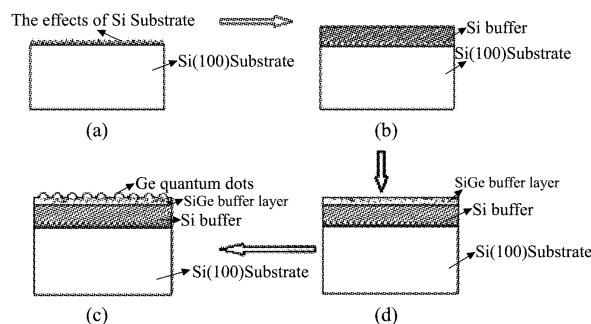


图 4 Ge/Si 量子点生长过程  
Fig. 4 The growth process of Ge/Si quantum dots

开始清洗过的 Si 衬底,表面起伏较大,并存在难以去除终端的氢原子,如图 4(a);然后在 Si 基上溅射 Si 形成缓冲层,逐渐填埋平起伏区域,并有"楔形"结构的非晶 Si 嵌在结晶的 Si 外延层中,如图 4(b);再在 Si 缓冲层上溅射 Ge,由于互扩散,形成 SiGe 合金层,如图 4(c);然后溅射 Ge,超过临界厚度开始转为三维生长,Ge/Si 量子点生长,如图 4(d).

对试验结果进行综合分析:在生长有 Si 缓冲层的硅基上溅射 Ge 时,当缓冲层很薄时,Si 衬底还没

有很好的填埋平整,起伏过大,存在难以去除终端的氢原子,其成分又主要为非晶,为无序结构,处于不稳定的状态,在缓冲层上溅射 Ge 时,自组装量子点的过程不易进行,很难生长 Ge 量子点,这与本试验中发现缓冲层厚度为 17 nm 时才有为数不多的量子点生成(如图 1-a)一致.对于 Ge 量子点的生长规律可以通过以下进一步分析得到解释.

从以上讨论不难看出,缓冲层是影响量子点生长的一个至关重要因素.随着 Si 缓冲层厚度的增加,其晶化率存在最优值.晶化率高的缓冲层晶粒大,晶粒间界较少,则晶界间的扩散较弱,在一定程度上会抑制 Ge、Si 之间的互扩散.就 Si/Ge 互扩散而言,考虑到  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  中,当 Ge 的含量  $x > 0.3$  时,扩散激活能为 3.1 eV,  $x < 0.3$  时为 4.7 eV<sup>[12]</sup>,扩散激活能的差异导致了 Si/Ge 在界面两侧不对称的互扩散,即在相同的温度条件下衬底中的 Si 原子很容易向 Ge 层扩散,而 Ge 原子向 Si 衬底的扩散系数却很小,所以浸润层(SiGe 合金层)的形成只须考虑前者即可.在缓冲层上溅射生长 Ge 层时,随着缓冲层厚度的增加,其晶化率先是提高,而后又降低, Si 原子扩散进入 Ge 层的数量先减少后又增加,则  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金层中的 Ge 含量先升高后降低.由合金层  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  与 Si 的晶格失配率随合金组分  $x$  而改变,失配率的表达式为<sup>[13]</sup>:

$$f = \frac{a_{\text{SiGe}} - a_{\text{Si}}}{a_{\text{Si}}} = 0.042x, \quad (1)$$

上式中  $a_{\text{SiGe}}$ 、 $a_{\text{Ge}}$ 、 $a_{\text{Si}}$  分别为  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金、Ge 和 Si 的晶格常量.从中可以看到,失配率随  $x$  改变而改变,由上分析知,对连续生长方式制备的缓冲层上溅射 Ge,形成的  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金层与 Si 的失配率先增大  $f$  后减少.

在忽略衬底的应变情况下,应变近似全部集中薄膜当中,厚度为  $h$ 、失配度为  $f$ 、薄膜单位面积内的应变能  $E_s$  为<sup>[14]</sup>

$$E_s = 2\mu_e \frac{1+v}{1-v} hf^2, \quad (2)$$

这里的  $\mu_e$ 、 $v$  分别为外延薄膜的切变应量和泊松比,由此可见,影响薄膜的应变能的主要因素是失配率,其次是薄膜的厚度.由于溅射 Ge 层的厚度恒定,因此影响外延生长的因素主要集中在合金层  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  与 Si 的晶格失配率上.由于随着 Si 缓冲层厚度的增加,Ge 组分先增大后减小,  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金层与 Si 的失配率  $f$  先增大后减少,则应变能  $E_s$  先增加后减小.在 Ge/Si 应变体系中,量子点的自组织生长是晶格

应变能弛豫的结果<sup>[1]</sup>,则在不同缓冲层厚度下溅射固定厚度 Ge 层,要释放应变能  $E_s$ ,晶格应变能弛豫驱动产生的晶核数量也会相应的先增加后减少,形成的晶核数在缓冲层厚度为 51 nm 时出现极大值.因此,随着缓冲层厚度的改变,在应力弛豫的作用下,量子点的密度先增大后减小.同样的理论分析到,由于停顿方式生长的缓冲层均提高了晶化质量,从而提高了量子点的密度.由此可见, Si 缓冲层的生长可以有效控制量子点的生长.

### 3 结论

采用离子束溅射技术,在预生长 Si 缓冲层的硅基上制备了 Ge/Si 量子点,本文主要研究了 Si 缓冲层对 Ge 量子点的控制生长.通过 AFM 表面观察与 Raman 光谱结构分析我们得到,一方面,随着 Si 缓冲层厚度的增加,结晶性先提高后又降低,致使溅射等量的 Ge 时,由于形成的合金层  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  与 Si 的失配率不同导致应变能的不同,从而导致量子点的面密度先增大后减小,量子点的平均高度先增大后减小,平均直径逐渐减小,量子点均匀性和尺寸得到控制;另一方面停顿生长提高了缓冲层的晶化质量,提高了量子点的密度,优化了量子点的生长;分析缓冲层的作用,总结了量子点的生长模型.

### REFERENCES

- [1] Eaglesham D J, Cerullo M. Dislocation-free transi-Krastanow growth of Ge on Si(100) [J]. *Phys. Rev. Lett.*, 1990, **64**(16): 1943-1946.
- [2] Ross F M, Tromp R M, Reuter M C. Transition states between pyramids and domes during Ge/Si island growth [J]. *Science*, 1999, **286**: 1931-1934.
- [3] Voigtlander B. Fundamental processes in Si/Si and Ge/Si epitaxy studied by scanning tunneling microscopy during growth [J]. *Surface Science Reports*, 2001, **43**: 127-140.
- [4] People R. Indirect band gap of coherently strained  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  bulk alloys on  $\langle 001 \rangle$  silicon substrates [J]. *Phys Rev*, 1985, B32: 1405.
- [5] Lang D V, People R, Bean J C, *et al.* Measurement of the band gap of  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$  strained-layer heterostructures [J]. *Appl Phys Lett*, 1985, **47**: 1333.
- [6] Huang C J, Zuo Y H, Li D Z, *et al.* Shape Evolution of Ge/Si(001) Island Induced by Strain-driven Alloying [J]. *Appl Phys Lett*, 2001, **78**: 3881-3883.
- [7] Kaneko T, Onisawa K I, Wakagi M, *et al.* Crystalline fraction of microcrystalline silicon films prepared by plasma enhanced chemical vap or deposition pulsed silane flow [J]. *Jpn J Appl Phys*, 1993, **32**: 4907-4911.
- [8] Sasaki K, Nagai H, Hata T. Epitaxial growth properties of Si and SiGe films prepared by ion beam sputtering process [J]. *Vacuum*, 2000, **59**: 397-402.

(下转第 454 页)

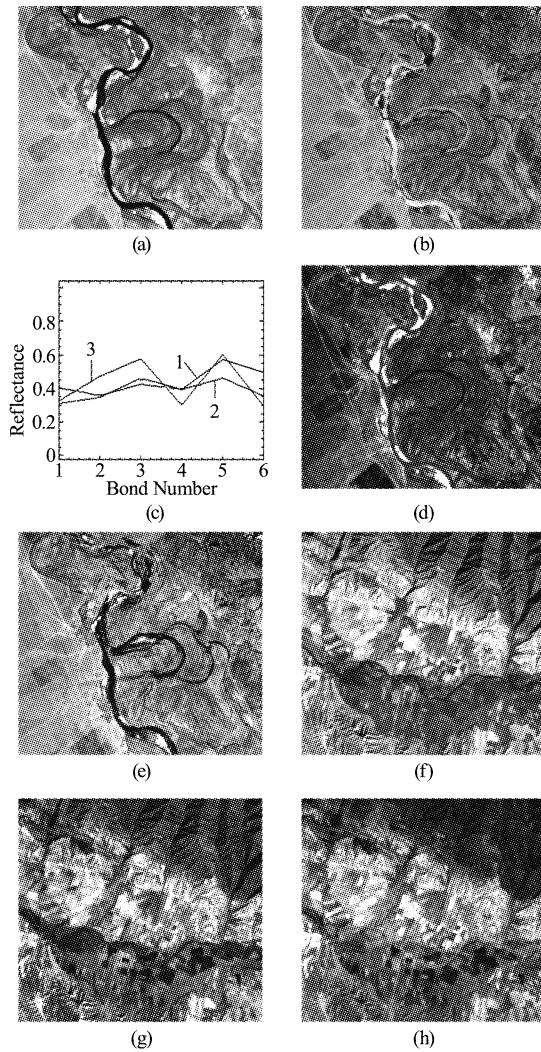


图6 推广验证实验(a)夏季裸土(b)冬季裸土(c)端元光谱(d)夏季裸土端元 SMI(e)冬季裸土端元 SMI 影像(f)基岩影像(g)基岩端元 SMI 影像(h)裸土端元匹配基岩 SMI 影像

Fig. 6 Extended experimental process (a) Summer image of exposed soil, (b) Winter image of exposed soil, (c) Spectrums of endmembers, (d) SMI image of exposed soil in summer, (e) SMI image of exposed soil in winter, (f) image of bedrock, (g) SMI image of bedrock, and (h) SMI image of bedrock using spectrum of exposed soil

buried remains based on the normalized difference vegeta-

tion index (NDVI) from Quickbird satellite data[J]. *IEEE Geoscience and Remote Sensing Letters*, 2006, **3** (3): 325 - 328.

- [2] MCFEETERS S K. The use of normalized difference water index (NDWI) in the delineation of open water features [J]. *International Journal of Remote Sensing*, 1996, **17** (7): 1425 - 432.
- [3] HU Pan, TIAN Qing-jiu, YAN Bo-kun. The application of hyperspectral remote sensing to the identification of hydrocarbon alterati[J]. *Remote Sensing for Land & Resources* (胡畔, 田庆久, 闫柏琨. 柴达木盆地烃蚀变矿物高光谱遥感识别研究. *国土资源遥感*), 2009, **2**: 54 - 61.
- [4] LUO Wen-fei, ZHONG Liang, ZHANG Bing, et al. Null space spectral projection algorithm for hyperspectral image endmember extraction[J]. *Journal of Infrared and Millimeter Waves* (罗文斐, 钟亮, 张兵, 等. 高光谱遥感图像端元提取的零空间光谱投影算法. *红外与毫米波学报*), 2010, **29** (4): 307 - 311.
- [5] KRUSE F A, LEFKOFF A B, BOARDMAN J W, et al. The spectral image processing system (SIPS)-interactive visualization and analysis of imaging spectrometer data[J]. *Remote Sensing of Environment*, 1993, **44** (2 - 3): 145 - 163.
- [6] PLAZA, VALENCIA D, PLAZA J. High-performance computing in remotely sensed hyperspectral imaging: the Pixel Purity Index algorithm as a case study[C]. in *Proc. IPDPS Symp.*, 2006, **8**.
- [7] EGOZI A, KELLER Y, GUTERMAN H. Improving Shape Retrieval by Spectral Matching and Meta Similarity [J]. *IEEE Transactions on Image Processing*, 2010, **19** (5): 1319 - 1327.
- [8] Clark RN, Swayze G A, Wise R, et al. 2007, USGS Digital Spectral Library splib06a, U. S. Geological Survey, Data Series 231.
- [9] FOODY, G M. Thematic map comparison: evaluating the statistical significance of differences in classification accuracy[J]. *Photogrammetric Engineering and Remote Sensing*, 2004, **70** (5): 627 - 634.
- [10] LUO Jian-cheng, SHENG Yong-wei, SHEN Zhan-feng, et al. Automatic and high-precise extraction for water information from multispectral images with the step-by-step iterative transformation mechanism [J]. *Journal of Remote Sensing* (骆剑承, 盛永伟, 沈占锋, 等. 分步迭代的多元光谱遥感水体信息高精度自动提取. *遥感学报*), 2009, **13** (4): 610 - 615.
- [11] DELON J, DESOLNEUX A, LISANI J L, et al. A non-parametric approach for histogram segmentation [J]. *IEEE Transactions on Image Processing*, 2007, **16** (1): 253 - 261.

(上接 420 页)

- [9] Wang X, Jiang Z M, Zhu H J, et al. Germanium dots with highly uniform size distribution grown on Si (100) substrate by molecular beam epitaxy[J]. *Appl Phys Lett*, 1997, **71**: 3543.
- [10] Bottani C E, Mantini C, Milani P, et al. Raman, optical-absorption, and transmission electron microscopy study of size effects in germanium quantum dots [J]. *Appl. Phys Lett*, 1996, **69**: 2409.
- [11] Kanakaraju S, Sood A K In situ Raman monitoring of ultra-

thin Ge films[J]. *Appl Phys*, 1998, **84**: 5756.

- [12] McVay G L, DuCharme A R. Diffusion of Ge in SiGe alloys[J]. *Phys Rev. B*, 1974, **9**: 627.
- [13] Chung H C, Chu W H, Liu C P. Electron transport through individual Ge self-assembled quantum dots on Si [J]. *Appl. Phys. Lett.* 2006, **89**: 082105.
- [14] WU Zi-Qin, WANG Bing. Thin film growth[M]. Beijing: Science Press(吴自勤, 王兵. 薄膜生长. 北京: 科学出版社), 2001: 123 - 124.