

Si(001)表面稀土金属硅化物纳米结构*

丁涛 蔡群†

(复旦大学应用表面物理国家重点实验室 上海 200433)

摘要 稀土金属元素的硅化物在 n 型硅衬底上具有高电导率和低肖特基势垒的特点,在大规模集成的微电子器件领域具有很好的应用价值.文章系统介绍了在 Si(001)表面自组装生长的稀土金属硅化物纳米结构的研究进展,较全面地讨论了退火温度、退火时间以及稀土金属表面覆盖度等生长条件对纳米结构生长的影响作用,并在此基础上分析了纳米线、纳米岛的晶化结构,衬底对纳米结构生长的影响,以及纳米结构的演化过程.搞清楚这些内在的生长机理,有助于人们今后实现可严格控制稀土金属硅化物纳米结构的形貌尺寸和分布的自组装生长.此外,文章还介绍了目前人们对稀土金属硅化物纳米线电学性质的研究进展.

关键词 稀土金属硅化物,纳米结构,自组装生长, Si(001)表面

Rare-earth metal silicide nanostructures on Si(001) surface

DING Tao CAI Qun†

(Surface Physics Laboratory (National Key Laboratory), Fudan University, Shanghai 200433, China)

Abstract Rare-earth metals can react with Si atoms to form rare-earth metal silicides, which have a high conductivity and a low schottky barrier on the n-type Si substrate. The studies of the rare-earth metal silicide nanostructures self-assembled on the Si(001) surface are reviewed in this paper. The growth behaviors of Er silicide nanostructures are studied as the functions of annealing temperature, annealing time and Er coverage. The crystalline structures of nanowires and nanoislands, the influence of substrate surface to the formations of nanostructures, and the shape transition during the growth of nanostructures are analyzed comprehensively, which make contribution to rare-earth metal silicide nanostructure growth with uniform size and distribution. Furthermore, the recent progresses of the investigations are also reported for the electrical properties of the rare-earth metal silicide nanowires.

Keywords rare-earth metal silicide, nanostructure, self-assembling growth, Si(001) surface

1 引言

近年来,低维纳米体系由于在纳米尺度范围内表现出奇特量子效应以及在电子、光电子和磁性器件方面具有十分广阔的应用前景而引起了人们广泛的研究兴趣^[1-4].目前,纳米点、纳米线等低维结构已经被不断制备出,但如果要使其在电子器件上被广泛使用则需要满足两个条件:一是在尺度上能够满足设计要求;二是能够以较低成本大规模地生产.自组装生长方式无疑是一种能很好满足上述条件的纳米结构生长途径.在目前已比较成熟的自组装生长技术中,利用晶格失

配外延层的应变能进行自组装生长是非常普遍的,这种方法可用于在 Si(001)表面上制备 Ge、Ga、Bi 纳米线和 GeSi 量子点^[5-8].近几年来,研究发现稀土金属诸如 Er、Dy、Sm、Gd 和 Ho 可在 Si(001)衬底上自组装形成稀土金属硅化物纳米线结构^[9-16].由于稀土金属的硅化物在 n 型硅衬底上具有较高的电导率和较低的肖特基势垒,因此这些硅化物纳米线在未来诸如光发射器件以及微电子器件间欧姆互连等方面具有很重要的应用价值.

* 国家自然科学基金(批准号:10374014)资助项目
2006-04-04 收到初稿,2006-06-06 修回

† 通讯联系人. Email: qcai@fudan.ac.cn

2 稀土金属硅化物纳米结构

对稀土金属硅化物的研究最早是由 Baglin 在 1980 年开始的^[17], 起初只是作为过渡金属硅化物的延续进行研究. 1981 年, Tu 等人^[18]研究发现在 n 型硅衬底上稀土金属硅化物具有仅 0.4eV 的肖特基势垒, 而这一点在互连接触面积越来越大的大规模集成电路接触设计中是非常重要的, 由此引起了人们对稀土金属硅化物的广泛研究兴趣. 1986 年, Knapp^[19]首次利用电子束快速加热方法, 在 Si (111) 表面外延生长得到非常光滑平整的多种稀土金属 (Y、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Lu) 的硅化物薄膜. 为了与当前基于 Si (100) 表面的半导体 CMOS 技术相联系, Frangis^[20]在 1997 年首先在超高真空环境下通过外延生长得到 Si (100) 面上 35—45nm 厚度的 Er 的硅化物薄膜. 其具体生长方法是将 Er 蒸发到温度为 400—450°C 的 Si (100) 衬底上, 接着在 800—870°C 原位退火 30 分钟, 或者先将 Er 和 Si 共同蒸发到 Si 表面, 然后在上述同样的条件下进行退火. 通过电子显微以及衍射研究发现硅化铪具有两种结构相: 六角的 AlB_2 型结构和四方的 ThSi_2 型结构, 如图 1 所示. 这两种结构是紧密相关的, 当在某一特定方向引入剪切面时, AlB_2 型结构可转化为 ThSi_2 型结构.

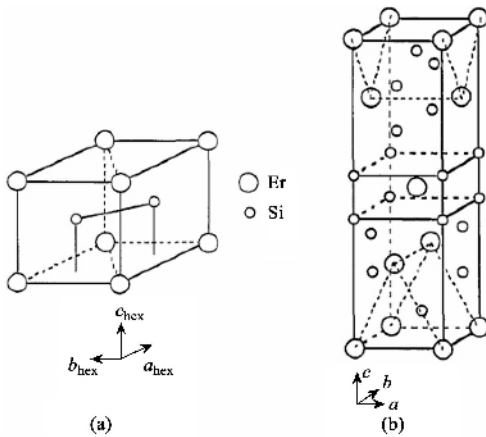


图 1 ErSi_2 的两种晶体结构相 (a) 六角的 AlB_2 结构 (b) 四方的 ThSi_2 结构

1998 年, Preinesberger 等人^[9]将 Dy 的沉积覆盖度降低到亚单原子层, 退火后首次实现了在 Si (001) 面上生长出 Dy 的硅化物纳米线. 借助扫描隧道显微镜 (STM) 对纳米线进行观测, 结果表明, Si (001) 表面亚单原子层 Dy 的硅化物在 600°C 退火

后可以形成长度达到 200nm 的纳米线, 如图 2 (a) 所示; 同时还发现在更高的覆盖度下则可生成如图 2 (b) 所示的长方形纳米岛. 2000 年, 惠普实验室的 Chen 等人^[10]用原位电子束加热方法将 Er 蒸发到 620°C 的 Si (001) 表面, 沉积时间从几秒到几分钟, Si 表面稀土金属 Er 覆盖度达到约 0.5 单原子层, 再将样品在 600—800°C 范围内退火数分钟, 通过 STM 观测到样品表面生长出达到微米尺度笔直而规整的 Er 硅化物纳米线.

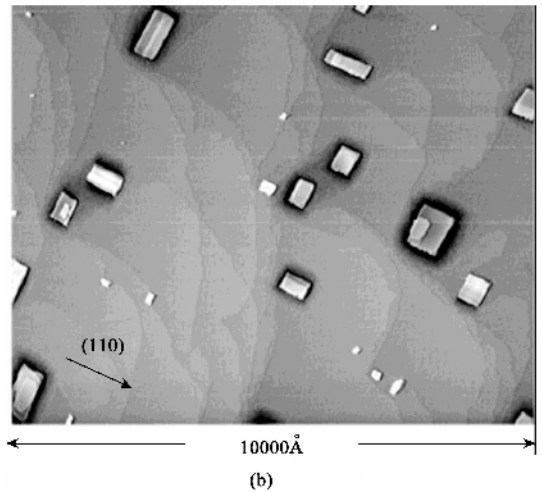
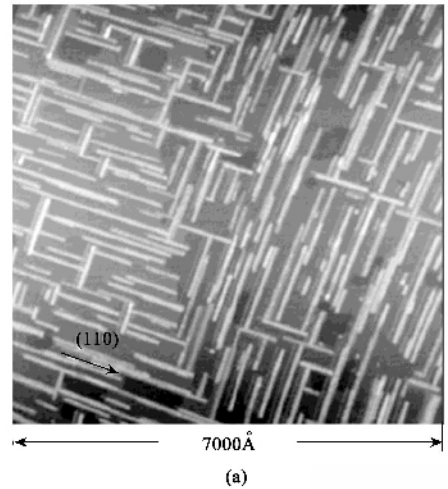


图 2 Si (001) 表面在不同 Dy 覆盖度 θ 下 600°C 退火得到 Dy 硅化物纳米结构的 STM 图像 (a) $\theta = 0.1 \text{ nm}$, 纳米线 (b) $\theta = 0.2 \text{ nm}$, 长方形纳米岛

此后, 在上述研究基础上人们发现, 在低覆盖度情况下, 当稀土金属硅化物与 Si 衬底在一个方向上具有好的晶格匹配而在另一个垂直方向上存在差的匹配时, 硅化物就会沿着失配度小的方向生长, 形成微米长度的纳米线. 这类金属有 Dy、Er、Ho 以及 Gd, 而 Nd、Sm、Yb 则由于在两个方向上都存在较大的失配度因而它们的硅化物是以纳米岛的形式生

长.表1给出了各稀土金属硅化物与Si(001)表面的晶格匹配以及纳米线的形成情况^[11].

表1 Si(001)表面各种稀土金属硅化物的晶格常数,晶格失配率以及纳米线形成情况

硅化物	a(Å)失配率(%)	c(Å)失配率(%)	纳米线?
NdSi _{1.7}	4.12	4.44	否
	+7.3	+16	
Sm ₃ Si ₅	3.78		否
	-1.6		
DySi _{1.7}	3.831	4.121	是
	-0.36	+7.3	
HoSi _{1.7}	3.816	4.107	是
	-0.75	+6.8	
ErSi _{1.7}	3.798	4.088	是
	-1.22	+6.3	
Yb ₃ Si ₅	3.783	4.098	否
	-1.59		

更进一步,人们对成线情况较好的Sc、Er、Dy、Gd四种稀土金属元素作了系统的研究.在600°C时分别沉积0.35ML Sc,0.20ML Er,0.25ML Dy以及0.28ML Gd到Si(100)表面,退火2分钟后,可得到沿两个[110]垂直方向生长的纳米线^[12].STM观察发现纳米线的生长并不是沿着或终止于单一的台阶,而是台阶随着纳米线的生长形成弯曲的台阶束(step bunching).由于不同元素对硅衬底不同的晶格失配率,导致4种硅化物纳米线具有不同的高度以及宽度.研究发现纳米线的平均高度和宽度随着晶格适配率的增加而单调递减,而平均长度与晶格适配率没有明显的关系.

STM研究还发现硅化物纳米线通常垂直于硅二聚体链生长.由于Si的金刚石晶格四面体的价键构型(2×1)和(1×2)的畴界通常以单层原子台阶分隔而共存于Si(001)表面,因此生长的纳米线通常垂直交叉地分布在硅衬底上,而这种交叉会限制纳米线的进一步生长.根据文献报道^[21],表面取向误差能够在Si(001)表面上产生不同的表面结构和形貌.当Si(001)表面沿[110]方向具有4°—6°的斜切角时,可得到具有被双层台阶分离的单一(1×2)畴界的表面,台阶处Si二聚体链的方向是垂直于表面台阶的.因此在Si(001)斜切表面上进行自组装生长,可获得更长的具有相同取向的稀土金属硅化物纳米线^[13,14].

我们的实验是在Omicron超高真空扫描隧道显微镜系统中进行.Si衬底是从Si(001)晶片上切割获取斜切的Si(001)表面沿[110]方向具有4°倾角.Er放置在BN坩锅中,并在室温下由电子束加

热蒸发到衬底表面,蒸发时真空度不超过 2.0×10^{-7} Pa.利用石英晶振测得Er的沉积速率是0.29ML/min(1ML对应清洁Si(001)表面 6.78×10^{14} cm⁻²的原子密度).在沉积Er之后,样品分别在580—750°C范围内退火不同长度的时间,然后降温到室温以进行STM观测.实验结果表明,Si(001)表面主要存在三种硅化钬纳米结构:纳米线、长方纳米岛和正方纳米岛^[14,22].这里我们定义长方岛为宽度大于10nm同时长宽比小于5的宽纳米线.表2中给出了3种纳米结构的表观尺寸、长宽比以及晶化结构.Er硅化物纳米线以及长方纳米岛的晶体结构是六角AlB₂型,此时硅化钬(ErSi_{2-x})沿[1120]和[0001]方向的晶格常数分别是 $a = 0.379$ nm和 $c = 0.409$ nm,从而导致相对于Si(001)面的两个相互垂直[110]方向存在-1.3%和+6.5%的晶格失配率.正方纳米岛的晶体结构是四方的ThSi₂结构,此时沿着三个晶轴方向硅化钬的晶格常数分别为 $a = b = 0.396$ nm以及 $c = 1.326$ nm.当ThSi₂型硅化钬在Si(001)面上生长时,沿着正交的两个[110]方向上存在相同的3.1%晶格失配率,从而使硅化钬的纳米岛呈现正方形状.

表2 Si(001)表面自组装生长获得的三种硅化钬纳米结构的表观尺寸以及长宽比

	长度/nm	宽度/nm	高度/nm	长宽比 (长度/宽度)	晶化 结构
纳米线	20—1000	0.8—10	0.3—2.0	5.0—100	AlB ₂
长方形纳米岛	10—100	10—25	1.5—3.5	2.0—5.0	AlB ₂
正方形纳米岛	10—50	10—60	3.0—8.5	0.5—2.0	ThSi ₂

为了在原子尺度上揭示稀土金属硅化物的纳米结构生长机制,我们用高分辨的扫描隧道显微镜(STM)以及低能电子衍射(LEED)深入研究了Er/Si(001)体系,并集中注意于ErSi_{2-x}纳米结构形成的初期阶段.研究发现,在亚单层覆盖度情况下,退火后可观察到两种Er诱导的表面再构:(4×2)和(2×3),如图3内方框B和C所示.利用扫描隧道谱(STS)还可识别这些与Si二聚体链共存的Er诱导表面再构,其结果表明,Er诱导的表面再构实际上是由Er二聚体取代Si二聚体形成的,在(4×2)相中,Er二聚体与硅二聚体交替于平行Si二聚体链的方向,而(2×3)相则是随着Er的覆盖度增加由(4×2)衍变而来,它是由两个紧邻的Er二聚体和一个空位构成,是

$ErSi_{2-x}$ 纳米线生长的基本结构前体 (precursor)^[23]. 基于 $ErSi_{2-x}$ 的六角 $A1B_2$ 型晶化结构以及 STM 的实验观测结果, 我们构造了一个如图 4 所示的三维原子模型, 用以描述 $ErSi_{2-x}/Si(001)$ 界面结构^[24]. 该模型不但解释了硅化铈纳米线与 $Si(001)$ 表面 Si 二聚体链的垂直关系, 而且还与生长初始阶段 Er 诱导的 (2×3) 表面再构相符合.

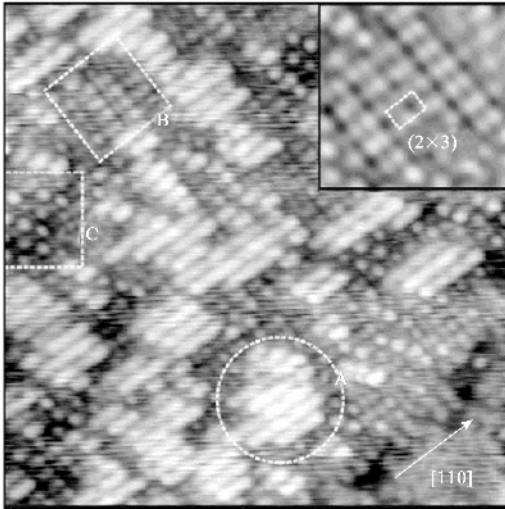


图 3 25 nm × 25 nm Er/Si(001)表面 STM 图像. 其中 A 是 Si(001)表面的 Si(2×1)再构, B 是 Er 诱导产生的 (2×3)再构, C 则是 Er 诱导产生的 (4×2)再构

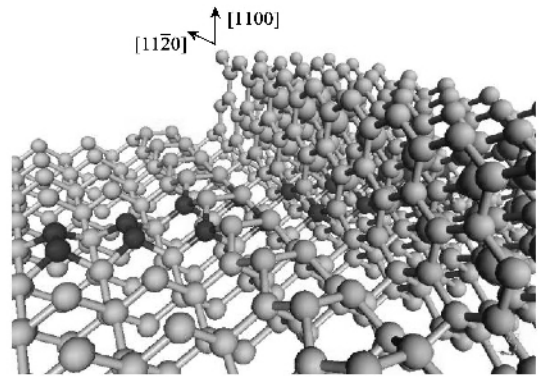
3 稀土金属硅化物纳米结构生长和演化过程研究

大量的研究发现, 在稀土金属硅化物纳米结构的生长过程中, 退火温度、退火时间和稀土金属覆盖度等生长条件对其硅化物纳米结构的形成和演化有着重要的影响作用. 下面就以硅化铈纳米结构的生长为例, 详细介绍各个生长条件对纳米结构的影响以及纳米结构在退火过程中的演化行为.

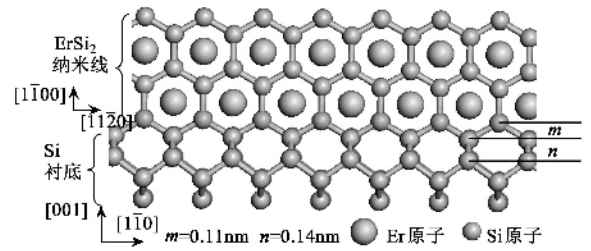
3.1 退火温度对纳米结构生长的影响

我们将一定覆盖度的 Er 在室温下沉积到 Si(001)斜切表面, 在不同的温度下分别退火 10 分钟. 实验结果表明, 表面上不同的纳米结构可在不同的退火温度范围内形成, 这些纳米结构具有不同的尺寸、形状以及晶化结构.

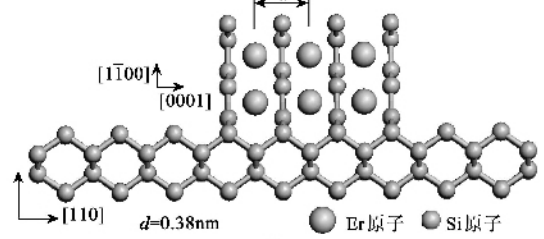
根据样品在 650°C 退火得到的 STM 图像可看出, Er 的线状纳米结构已在表面形成. 纳米线都沿着 $[1\bar{1}0]$ 方向, 即表面台阶的方向. 值得注意的是,



(a)



(b)



(c)

图 4 (a) 生长在 Si(001) 表面的硅化铈纳米线三维原子模型; (b) 硅化铈/Si(001) 体系沿 $[0001]$ 方向侧视图 (c) 硅化铈/Si(001) 体系沿 $[11\bar{2}0]$ 方向侧视图

表面上存在两种纳米线: 宽的纳米线 (W) 和细的纳米线 (N). 细纳米线的宽度低于 2 nm 而表面高度大约为 0.3 nm, 通常分布于同一衬底平台上; 而宽纳米线具有 6.0—9.0 nm 的典型宽度并通常延伸到相邻的衬底平台. 这表明衬底上的硅化铈首先成核并自组装形成细的纳米线, 一些细的纳米线生长得很靠近而形成簇, 同时硅化铈的附加层在此纳米线簇上端继续生长, 由此在纳米线簇的顶端通过逐层方式生长形成了宽纳米线. 在 700°C 时, 可见 Er 的三种纳米结构共存于样品表面, 而在 750°C 退火后, 正方形纳米岛成为表面主要纳米结构形式, 仅伴随少量的长方纳米岛, 此时表面上已没有纳米线的踪迹.

在 600—650°C 时, 硅化铈总是以 $A1B_2$ 型晶体结构长成纳米线, 但在 700—750°C 范围内, 硅化铈

将生长成为具有 ThSi_2 型结构的正方形纳米岛。由此说明六角结构的硅化铪纳米线是硅化铪纳米结构的一种亚稳相,它是受到 $\text{Si}(001)$ 衬底表面结构的影响作用而形成的,在高温时,通过纳米体系内原子排列的变化而转变为更稳定的四方结构纳米岛。

3.2 退火时间对纳米结构生长的影响

我们还研究了在 Er 覆盖度为 0.85ML 和退火温度为 615°C 条件下,纳米线经过不同退火时间处理过程在 $\text{Si}(001)$ 斜切表面上的演变。表 3 给出了不同退火时间条件下纳米线平均长度和其他一些统计结果。结果显示,随着退火时间的增加,纳米线的长度明显增长且密度变小,而其宽度和高度则变化不明显。当退火时间从 30min 增加到 180min 时,纳米线的平均长度从 $77 \pm 46 \text{ nm}$ 增加到 $151 \pm 78 \text{ nm}$,纳米线的密度从 $219 / \mu\text{m}^2$ 降低为 $107 / \mu\text{m}^2$,长度低于 100nm 的短纳米线的占有率从 30min 退火的 70% 降为 180min 退火的 27%。可见,经过退火长纳米线进一步增长,同时短纳米线则缩短甚至从表面消失。纳米线的演化过程表明,在这个生长阶段,纳米线经历了一个 Ostwald 成熟化过程^[25-27]。原子从短小的纳米线中脱离出来,由于长纳米线具有更低的化学势,因而这些原子通过表面扩散移动而最终吸附到长的纳米线上。

表 3 615°C 时在 $\text{Si}(001)$ 斜切表面 0.85ML Er 形成的硅化铪纳米线随退火时间演化的统计结果

退火时间 /min	纳米线平均长度/nm	纳米线密度 (个/ μm^2)	纳米线总数	短纳米线数量 (长度 < 100 nm)	短纳米线比例
30	77 ± 46	219	164	115	70%
90	107 ± 52	142	82	45	55%
180	151 ± 78	107	80	22	27%

3.3 覆盖度对纳米结构生长的影响

Er 的表面覆盖度对于硅化铪纳米结构的形貌也有很大的影响。在高覆盖度时, ErSi_{2-x} 中各原子的表面平均扩散距离将变短,当原子在表面迁移时很容易相遇成核进而形成很多稳定的团簇,而 Er 的纳米结构即是由这些稳定核生长演化而成的。这种密集成核分布使得纳米线自组装生长非常靠近而形成孪生纳米线或者纳米线簇,硅化铪的附加层能够在这些纳米线簇的顶端继续生长,从而构建出长方形纳米岛。孪生纳米线或者纳米线簇是由几个纳米

线生长在一起的,这种结构构型可减少纳米线沿 $[110]$ 方向即最大晶格失配方向的应变能。因此随着 Er 覆盖度的增加,硅化铪纳米结构的宽度相应增加,于是 AlB_2 型的纳米结构在样品表面上以长方岛的形状显现。

图 5 是在不同 Er 覆盖度条件下 650°C 退火 10min 的 $\text{Si}(001)$ 斜切表面获得的 STM 图像。在较低的覆盖度 0.29ML 时,许多平均宽度为 1.2nm 的细小纳米线出现于表面。这些细纳米线可能是由生长早期的稳定核衍变而来。当覆盖度增加到 0.73ML 时,宽的纳米线和窄的纳米线开始共存于表面。研究发现,宽的纳米线是以逐层方式外延生长的,甚至其中一些是构建在细纳米线的顶端。我们也观察到当两个纳米线生长地非常靠近时,在表面上形成孪生纳米线。而当覆盖度达到 2.0ML 时,表面上呈现出许多长方岛以及宽纳米线。在大部分长方岛的顶端,可看到外延生长的硅化铪附加层。STM 图像还显示,随着 Er 覆盖度的增加,硅化铪纳米结构的尺寸和表面密度在逐渐变化。Er 覆盖度增加到 2.90ML 时,平均长宽比从 0.73ML 的 25.3 变化为 2.2,而长方岛依然沿着 $[1\bar{1}0]$ 方向。这些长方岛上的附加层高度通常是 0.33nm 或 0.33nm 的倍数,这与沿 Si 衬底(001)方向生长的单层六角结构硅化铪的高度一致。根据分析硅化铪纳米结构的平均表观尺度和表面密度随 Er 覆盖度的变化趋势,可知除了纳米结构的长度减小外,纳米结构的宽度、高度和密度都是随着 Er 覆盖度的增加而逐渐增大。

3.4 纳米结构的演化过程

在了解了上述 3 个生长条件对 Er 硅化物纳米结构的影响作用之后,为了能更好地控制纳米结构的生长及其尺寸和表面分布,我们还深入研究了硅化铪纳米结构的演化过程。为此观察了 630°C 时硅化铪纳米线经历不同退火时间的变化过程。我们发现退火 10min 后, Si 表面 Er 硅化物聚集成核的过程已停止,不再是生长初期的超饱和状态。这一阶段纳米结构的生长体现了 Gibbs-Thomson 原理,即较大的团簇通过吸收小的团簇而继续长大。利用关于表面系统纳米体系生长过程的 Lifshitz - Slyozov - Wagne(LSW)理论^[28-30],我们分析了纳米线表观尺度的统计分布。结果表明,在生长成熟阶段,纳米线长度分布由正斜度和大标准偏差表征,说明动态合并并在纳米线后生长阶段具有重要作用,而表面的

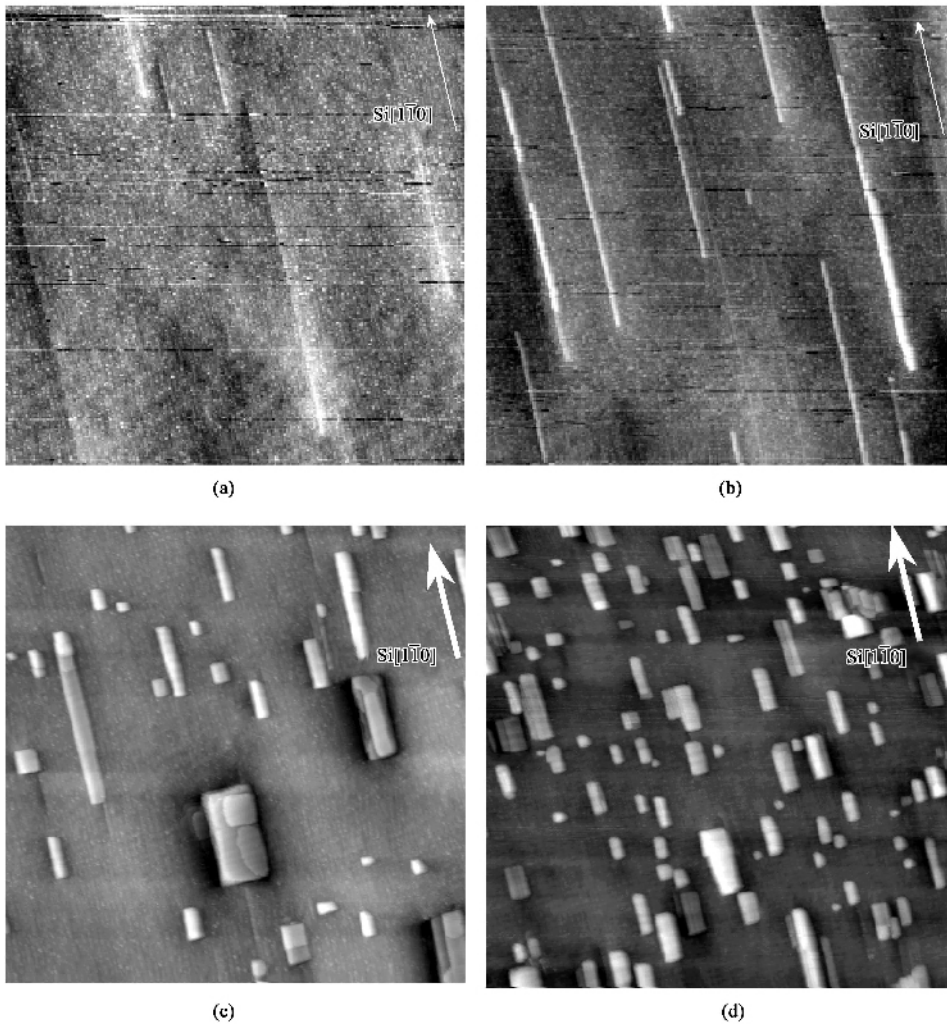


图 5 在 650°C 时退火 10min 的具有不同 Er 覆盖度的 Si(110) 斜切表面得到的 300nm × 300nm STM 图像. $V_s = 2.0 \text{ V}$, $I = 0.2 \text{ nA}$
 (a) 0.29ML (b) 0.73ML ; (c) 2.03ML (d) 2.90ML

纳米线宽度分布具有小标准偏差,说明成熟过程中还受到应变的影响^[31].

我们的研究还发现, Si(001) 表面 Er 硅化物纳米结构生长过程中存在两种类型的形状转变. 一是通过选择合适的退火温度和退火时间, AlB_2 型结构的纳米线和 ThSi_2 型结构的紧密正方纳米岛可分别出现在衬底表面上. 这种形状转变实际上是由硅化钬从 AlB_2 型晶化结构转变为 ThSi_2 型晶化结构的结构相变而引起的, 这种结构相变可能由硅化物内部原子之间相互作用所驱使. 这个相互作用在纳米结构生长过程中, 同硅化物原子和基底原子间的相互作用相竞争, 并且随着纳米结构尺寸的增大而增加. 二是当硅化钬正方纳米岛的尺寸随着退火时间或 Er 覆盖度的增加而增加到一个临界值时, 这些正方形纳米岛将经历另一类型的形状转变而变为长方形纳米岛. 这时的形状转变主要受纳米岛的表面能

和应变能之间平衡所控制. 进一步分析表明, 这种形状转变与 Tersoff 等所提出的模型^[32]相符合. 当纳米岛的长度低于 32nm 时, 岛的长度与宽度相等, 呈现正方形. 而当纳米岛的面积超过临界尺寸 1024 nm^2 时, 正方形纳米岛开始变为长方形纳米岛.

3.5 其他因素

由于纳米结构中的硅化钬来源于 Er 与 Si 的表面化学反应, 那么反应中的 Si 原子来自什么地方? 我们认为, 在较低的 600 — 650°C 时, 参加反应的 Si 原子主要来源于衬底台阶边缘, 而温度高于 700°C 时, 参加反应的 Si 原子还可能来自于衬底表面的平台深处^[33]. 为此我们测量了纳米线顶端与衬底之间的高度差. 图 6(a) 所示的纳米线两边衬底的高度没有明显的差别, 而纳米线的宽度是衬底初始台阶宽度的 2—5 倍, 正是台阶处的 Si 原子参加了反应, 从

而导致 Si(001) 衬底台阶处的改变. Chen 等人^[10]也发现,当硅化物在 Si 的低平台成核而不断生长遇到高台阶边缘时,如果台阶过高,纳米线则无法消蚀台阶处的 Si 原子,纳米线的生长就停止在高台阶处.然而当温度升高到 700°C 时,如图 6(b)所示,在硅化钬纳米岛周边出现明显的凹陷,表明此时衬底表面深层的 Si 原子也可能参加了化学反应.

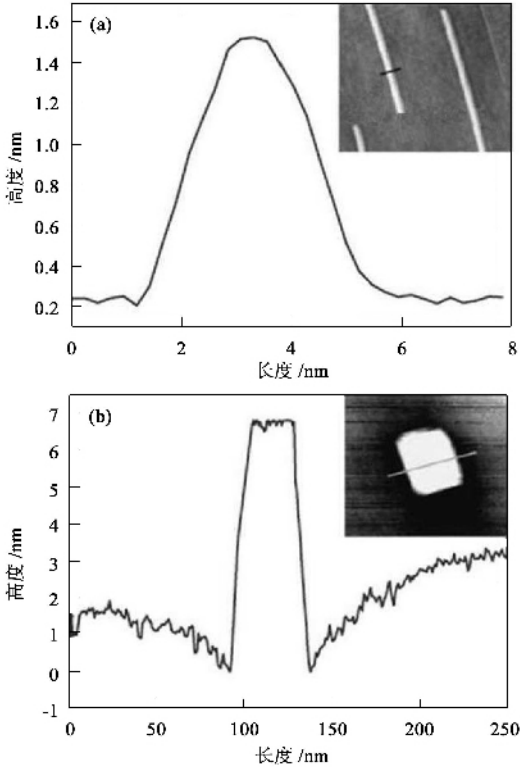


图 6 (a) 硅化钬纳米线侧面轮廓线图 (b) 硅化钬正方纳米岛侧面轮廓线图

为了进一步研究 Si 在纳米结构生长中的作用,我们在向衬底沉积 Er 的过程中加入 Si 的蒸发,具体的生长方式有:在室温下沉积 Er,再在退火过程中沉积 Si;在室温下先沉积 Er,再沉积 Si,然后再退火;室温下先沉积 Si,再沉积 Er,然后再进行退火.实验结果表明,向衬底蒸发 Si 原子可增加表面的硅化钬凝聚核,从而延缓了纳米线变成正方纳米岛的生长过程,并且使 Si 衬底保留了清洁 Si(001) 面的台阶形貌.

4 稀土金属硅化物纳米结构的性质研究

通过上面的介绍我们了解了如何生长出高质量的空间取向一致的稀土金属硅化物纳米线.为了能

够将这种纳米线运用于将来的纳米电子器件的开发中,人们还需要知道纳米线的电学性质等相应的物理特性.

最初, Nogami 对纳米线进行扫描隧道谱(STS)研究,结果表明,稀土金属硅化物的纳米线是金属性的^[11].最近 Preinesberger^[34]用角分辨光电子能谱研究生长在 Si(001) 斜切表面上的 Dy 硅化物纳米线,研究结果显示,纳米线的电子属性在沿着纳米线和垂直纳米线的两个方向上是非常不同的,并且仅在沿着纳米线的方向上表现出显著的金属性.这个研究结果使得稀土金属硅化物纳米线在纳米电子器件的开发中具有非常好的前景.随着扫描隧道显微镜的发展,日本的 Aono 利用双探针技术初步测得硅化钬纳米线每纳米 1.2 MΩ 的电阻^[35].我们则准备通过 Mask 方法在纳米线一端覆盖上电极,用导电原子力显微镜(AFM)针尖作为另一个电极进行 I-V 测量研究,以求进一步获得纳米线的电子输运性质.

总而言之,稀土金属硅化物纳米结构的生长和物理性质研究方兴未艾,还有许多现象和问题急待发现和解决,特别是关于纳米结构物性方面,需要进行大量的实验和研究.

参 考 文 献

- [1] Ashoori R. *Nature*, 1996, 379 :413
- [2] Chen R H, Korotov A N, Likharev K K. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, 68 :1954
- [3] Sundaram M, Chalmers S A, Hopkins P F *et al.* *Science*, 1991, 254 :1326
- [4] Awschalom D D, DiVincenzo D P. *Phys. Today*, 1995, 48 :43
- [5] Sunamura H, Usami N, Shiraki Y *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1996, 68 :1847
- [6] Evans M M R, Nogami J. *Phys. Rev. B*, 1999, 59 :7644
- [7] Miki K, Bowler D R, Owen J H G *et al.* *Phys. Rev. B*, 1999, 59 :14868
- [8] Eaglesham D J, Derulio M. *Phys. Rev. Lett.*, 1990, 64 :1943
- [9] Preinesberger C, Vandr'e S, Kalka T *et al.* *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 1998, 31 :143
- [10] Chen Y, Ohlberg D A A, Medeiros R G *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 2000, 76 :4004
- [11] Nogami J, Liu B Z, Katkov M V *et al.* *Phys. Rev. B*, 2001, 63 :233305
- [12] Chen Y, Ohlberg D A A, Williams R S *et al.* *J. Appl. Phys.*, 2002, 91 :3213
- [13] Liu B Z, Nogami J. *Nanotechnology*, 2003, 14 :873
- [14] Cai Q, Zhou W. *J. Phys.: Condens. Matter*, 2004, 16 :6835
- [15] Preinesberger C, Becker S K, Vandr'e S *et al.* *J. Appl. Phys.*, 2002, 91 :1695
- [16] Liu B Z, Nogami J. *J. Appl. Phys.*, 2003, 93 :593
- [17] Baglin J E, Heurle F M, Petersson C S. *Appl. Phys. Lett.*, 1980, 36 :594

- [18] Tu K N , Thompson R D , Tsaur B Y *et al.* Appl. Phys. Lett. , 1981 38 626
- [19] Knapp J N , Picaux S T. Appl. Phys. Lett. , 1986 48 466
- [20] Frangis N , Landuyt J V , Kaltsas G. J. Crystal Growth , 1997 , 172 : 175
- [21] Zandvliet H. Rev. Mod. Phys. 2000 72 593
- [22] Cai Q , Yang J , Fu Y *et al.* Appl. Surf. Sci. , 2002 190 : 157
- [23] Yang J , Cai Q , Wang X D *et al.* Surf. Sci. , 2003 526 : 291
- [24] 周卫 , 复旦大学博士论文 , 2005 [Zhou W , Doctor thesis of Fudan University , 2005 (in Chinese)]
- [25] Zinke - Allmang , Feldman L C , Grabow M H. Surf. Sci. Rep. , 1992 , 16 : 377
- [26] Bartelt N C , Theis W , Tromp R M. Phys. Rev. B , 1996 54 : 11741
- [27] Zinke - Allmang M. Thin Solid Films , 1999 346 : 1
- [28] Lifshitz I M , Slyozov V V. J. Phys. Chem. Solids , 1961 , 19 : 35
- [29] Wagner C. Z. Elektrochem. , 1961 65 : 581
- [30] Chakraverty B K. J. Phys. Chem. Solids , 1967 28 : 2401
- [31] Zhou W , Zhu Y , Ji T *et al.* Nanotechnology , 2006 17 : 852
- [32] Tersoff J , Tromp R M. Phys. Rev. Lett. , 1993 70 : 2782
- [33] Zhou W , Wang S , Ji T *et al.* Jpn. J. Appl. Phys. , 2006 45 (3B)
- [34] Preinesberger C , Pruskil G , Becker S K. Appl. Phys. Lett. , 2005 87 : 083107
- [35] <http://www.phys.sinica.edu.tw/~AsiaSPM4/Aono.htm>

· 仪器和设备 ·

新可调谐超短脉冲 OPA OPerA – TOPAS – White



Coherent(相干)公司(www.coherent.com.cn)推出新的非共线光参量放大器(NOPA)OPerATM – TOPAS – White, 可以从紫外到近红外连续调谐。即使采用脉冲宽度超过 100fs 的钛宝石超快放大器泵浦, 非共线设计使 OPerA – TOPAS – White 仍然能够输出 25fs 以下的超短激光脉冲。相比之下, 采用传统 OPA 获得超短脉冲需要更复杂而且更昂贵的超短泵浦放大器系统泵浦。

OPerA – TOPAS – White 采用计算机控制, 操作简便, 并配有倍频选项, 可以获得达 250nm 的短波长输出。OPerA – TOPAS – White 可以与多种型号的超快放大器配合使用, 包括 Coherent 的 LibraTM 和 LegendTM。

Coherent 的最新 OPA 产品系列为获得不同的脉冲宽度、光谱带宽、波长范围以及采用不同的泵浦能量提供了更多的选择, OPerA – TOPAS – White 是其中的首位成员, 适用于超快光谱、分子动力学等多种应用。

激光痕量物证采集系统



Coherent(相干)公司推出独特而功能强大的新型 TracERTM 激光器, 用于犯罪现场的痕量物证, 包括隐约残留指纹的采集。TracER 使用 5W 的绿光激光器。TracER 的高输出功率大大提高了在犯罪现场进行无损搜索的效率, 可以仅依据特征荧光采集指纹或其他痕量物证。同时, 532nm 波长非常适合于使用烟熏样品和荧光探针如茚三酮(ninhydrin)。

TracER 操作的简便性来自其小巧的整体封装, 以及电池/交流电(110/240V)双重工作模式。TracER 体积和价格都与传统光源相当, 但是亮度却要比传统光源高出 10 倍。另外, TracER 还包括一个光纤耦合多动能手持元件, 可以完成功率控制(开/关及强度)和光学缩放, 以优化毫无瑕疵的照明面积的尺寸和强度。

同使用灯照明相比, 使用激光一直以来被公认是更好的物证采集手段。然而, 传统激光器的高成本和携带不便限制了激光在此领域的应用, 世界上仅有少数实验室具备激光检测能力。TracER 采用 Coherent 独有的光泵半导体激光(OPSL)技术, 仅相当于原有激光系统三分之一的价格和四分之一的重量, 大大提高了使用激光照明的优势。