

锗硅表面结构和动态过程的 STM 研究*

杨威生 盖 峰

(北京大学物理系人工微结构与介观物理实验室 北京 100871)

摘 要 尽管作为微电子工业的基础,硅和锗的表面和界面几十年来一直是研究的热点,但和纳米技术等不断提出的问题相比,对它们的了解仍很不够.为此,最近我们用扫描隧道显微镜和低能电子衍射方法,对锗硅表面的稳定性、宏观小面化、纳米小面化、小面化的规律、稳定表面的比自由能、表面原子结构以及表面和亚表面原子的动态过程进行了大量的系统的研究.文章综述已取得的研究结果.这些结果除具有重要的基础意义外,对半导体异质外延生长衬底选择,以及量子线和量子点自组织生长模板的选择都会有帮助.

关键词 扫描隧道显微镜(STM), 锗, 硅, 高指数表面, 表面结构, 表面动态过程

ATOMIC STRUCTURES AND DYNAMIC PROCESSES OF Ge AND Si SURFACES

YANG Wei-Sheng GAI Zheng

(Department of Physics and the State Key Laboratory for Artificial Microstructures and Mesoscopic Physics, Peking University, Beijing 100871)

Abstract Silicon is the basis of the microelectronics industry, and silicon and germanium surfaces and interfaces have been under intensive investigation for several decades. However, compared to the questions that are being raised by nanoscience and technology, our knowledge in this context is still quite incomplete. Accordingly, by means of scanning tunneling microscopy and low-energy electron diffraction, we have been carrying out a systematic and comparative investigation of the stability, faceting, nanofaceting, surface specific free energy, and atomic structure of high-index germanium and silicon surfaces, along with some surface dynamic processes. These results are expected to be interesting not only from the point of view of basic science, but should also be helpful to applications such as selection of substrates for semiconductor heteroepitaxial growth and preparation of templates for the growth of nanowires and nanodots.

Key words scanning tunneling microscope(STM), germanium silicon, high-index surface, surface structure, dynamic process

1 引言

不管怎么强调, 微电子技术对高科技及人们日常生活的巨大作用是绝不会被过分估计的. 由于微电子工业从来都是, 而且在可预见的将来仍将是建立在硅基片上的, 因此数十年来硅表面都是基础研究的热点. 经过多年的努力, 人们对低指数硅表面如 Si(111) 和(001) 已经有了相当全面的了解^[1,2]. 但对于高指数表面, 由于应用上尚未提出需求, 加之研究上较为困难, 尽管在 80 年代就有人尝试^[3], 从已有的结果来看, 也只能说是在初始阶段^[4,5]. 最近, 高指数表面在半导体工业和纳米技术中都看到了可喜的应用前景, 从而激起了人们对高指数硅表面的研究兴趣^[6,7]. 另一方面, 在基础意义上无疑与硅表面有同样重要意义的锗表面, 仅仅由于在应用上略逊

于硅, 得到的关注却远不如硅^[1]. 针对这种状况, 为了全面深入地了解硅、锗表面(包括低指数和高指数表面), 我们认为必须对它们进行系统的和对照的研究. 为此, 我们花了几年时间首先对锗表面进行了系统的研究, 得到了关于锗表面的系统化的结果^[8-17]. 最近, 我们又开展了对硅表面的平行的对照研究. 目前部分工作仍在进行中, 但已有了一些新的发现^[18]. 在这些研究中使用的主要手段是扫描隧道显微镜(scanning tunneling microscope, STM)^[19,20], 配合以表面物理的常规分析方法低能电子衍射(LEED)^[21].

STM 一问世, 便因其独有的原子分辨能力, 立即成为表面科学的最有价值的研究工具. 其实, 它不

* 国家自然科学基金委员会“八五”和“九五”重点项目基金、国家教委博士点基金资助项目

2000-01-10 收到初稿, 2000-01-26 修回

仅因为具有实空间的原子分辨能力和高度的表面灵敏度,从而可以探测表面的原子结构,还可以探测局域能谱和功函数^[22];它既能对样品做静态研究,又可以做动态观察^[23,24];既能研究样品的最表面,亦可被用来做亚表面观察^[25]。小巧的结构使它可以被放入超高真空环境中,与其他成熟的表面制备和分析手段相配合,作为主要手段,对各种发生在表面和界面的物理现象和过程进行有效的观察和研究。

2 锗表面结构的研究

已经发现的稳定的高指数硅表面虽很少,但有人已经指出, Si(113) 由于其特有的原胞尺寸而可被用作半导体异质外延的衬底^[6]。仅从这点来看,已经有必要仔细寻找更多的稳定的高指数锗和硅表面。为此,我们首先对稳定锗表面开展了系统搜索。已研究过的(h0l)类表面有(101)、(102)和(103);(hhl)类表面有(112)、(113)、(114)和(115);(hkh)类表面有(323)、(212)、(313)和(515);而(hkl)类表面则有(315)、(213)、(324)和(546)。这些表面相当均匀地分布在锗的表面极射赤面投影图里,从而具

有很全面的代表性。

概括起来,所得结果说明全部表面可分为稳定和 unstable 表面两大类。稳定表面指的是那些在被彻底退火后,即在热力学平衡状态下,仍然能保持原来取向的表面;而不稳定表面经彻底退火后则不能保持原来取向的表面,变成由一种或几种其他取向的小块表面拼镶而成,我们称这个过程为小面化。图 1 是 4 种典型的不稳定表面。图 1(a)是一种最简单的不稳定表面,它由一种稳定表面的平台和台阶构成,稳定表面的近邻面常以这种方式小面化。图 1(b)中的两种明显不同的灰度表示取向不同的两种表面,即该不稳定表面小面化成为由两种稳定表面构成起伏很大的垄沟形貌。图 1(c)中的表面彻底小面化成彼此镶嵌在一起的 3 种取向的表面。图 1(d)是一种更为复杂的不稳定表面,既有由多种稳定表面搭成的金字塔形凸起,也有维持着表面原始取向的平坦区域,退火越彻底,金字塔凸起所占的区域就越大,平坦区域就越小。虽然不稳定表面上存在复杂多样的小面化,但是最终出现的总是数目不多的稳定表面,因此我们就有可能通过系统的研究找出所有的稳定表面,给出它们的结构模型。

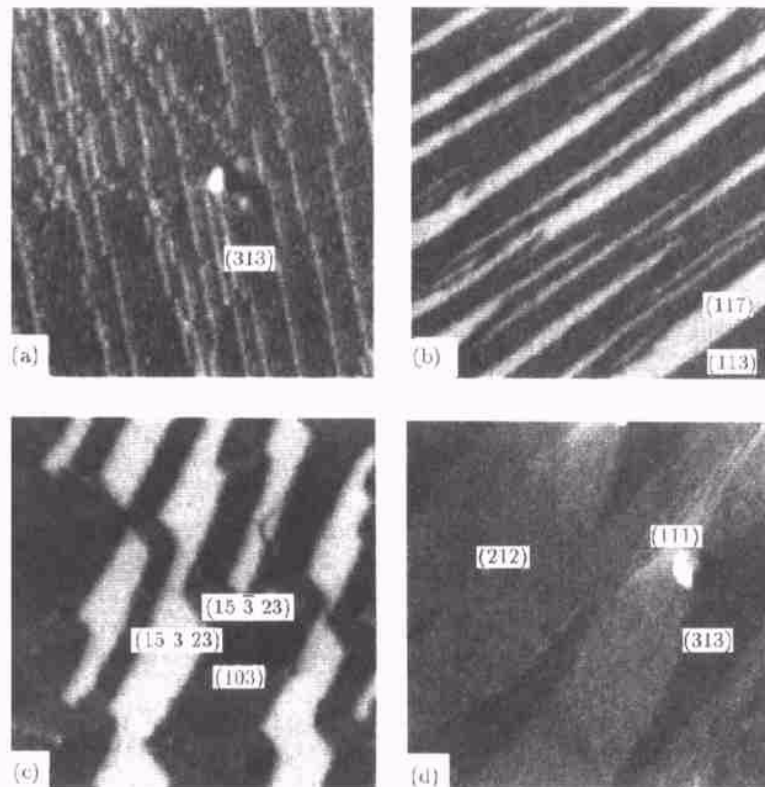


图 1 不稳定锗表面经彻底退火后得到的几种典型的小面化

(a) Ge(515) 表面,它由(313)的平台和直的台阶构成,64nm × 64nm,2.4V,1nA;(b) Ge(115) 表面,它彻底小面化到(113)和(117),210nm × 210nm,5.0V,2nA;(c) Ge(102) 表面,它彻底小面化到(103)、(15 3 23)和(15 - 3 23),214nm × 214nm,5.0V,1nA;(d) Ge(212) 表面,它由金字塔型凸起[由小面(111)、(313)以及不平整区构成]和(212)构成,188nm × 188nm,3.0V,0.6nA

我们的研究表明,锗一共有 14 个稳定表面,图 2 是几个稳定表面的高分辨 STM 像.可以看出,它们具有十分不同的原胞形状和尺寸,这就为异质外延生长的衬底提供了多种选择的可能.

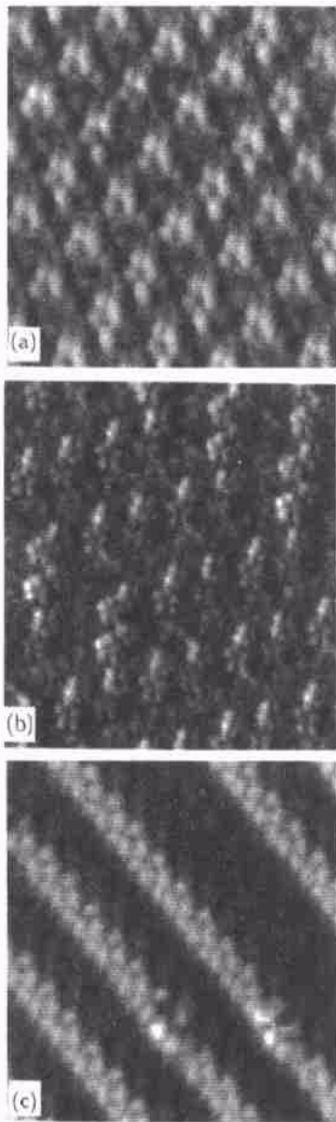


图 2 几个稳定表面的高分辨 STM 像

(a) 图 1(c) 中(15 3 23)区域的原子分辨图像,9nm × 9nm, - 1.6V,1nA;(b) Ge(101)c(8 × 10)表面,130nm × 130nm,1.2V, 1.5nA;(c) 图 1(c) 中(103)区域的原子分辨图像,9nm × 9nm, - 2.0V,1nA

在对稳定表面的研究中,我们又发现存在着两种不同的稳定表面,它们是主稳定表面(major stable surfaces)和次稳定表面(minor stable surfaces).主稳定表面是平坦的表面,它们的原胞不能再进一步分割成纳米尺度的小面.而次稳定表面的原胞,则可以看出是由一个或两个主稳定表面的纳米尺度的小面拼成的,亦称原胞小面化或纳米小面化.所以,要确定一个表面是主稳定表面还是次稳定表面,就必须

知道它的表面原胞的结构.图 3 给出了一个主稳定表面和一个次稳定表面的原胞结构,以见一斑.

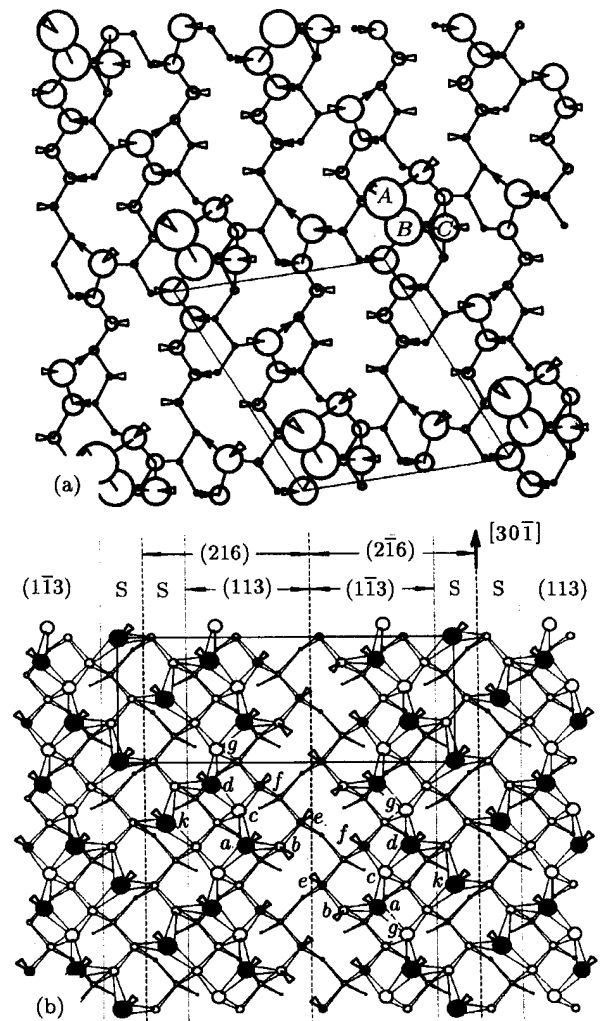


图 3 一个主稳定表面和一个次稳定表面的原胞结构模型
(a) (15 3 23)(1 × 1)表面的原胞结构模型,实线画出 1 × 1 原胞;
(b) (103)(1 × 4)表面的原胞结构模型,实线画出 1 × 4 原胞,虚线为表面的滑移线,把表面分成(216)和(2 - 1 6)窄条,而(216)又由点线分成{113} + 台阶,即它的每个原胞实际上是由纳米尺度的(113)、(1 - 1 3)小面和它们的台阶拼成,因而属于次稳定表面

一个表面的高分辨 STM 像显然是确定表面原胞结构的可靠依据.但是,将 STM 图像简单地解释成原子结构是有危险的,因为 STM 图像是由表面局域态密度而不是表面原子的起伏直接决定的^[20].虽然计算 STM 图像的理论已经比较成熟^[25],但由于费时太多,鲜有使用者.为了既可避免费时的 STM 图像计算,而又能从 STM 图像中提取出关于表面原子起伏的信息,我们提出采用“原子图像”作为表面原子结构的近似的方法^[8].所谓“原子图像”就是从表面上同时采集到的一对空态图和占有态图的平均.表面起伏和表面电子态对 STM 图像都有

贡献,其中原子起伏对空态图和占有态图的贡献是相同的,而电子态的贡献显然是不同的,因此通过简单的平均就可以增加表面起伏的信息.同理,可以从占有态图(空态图)中减去上述的原子图像而得到更反映实际情况的占有态图(空态图).这个方法得到多个理论计算的支持^[26-28],我们提出的结构模型(包括图3中的两个模型)都是建立在这个基础上的.但是必须指出,为使提出的结构模型更为可靠,除了根据STM图像外,还必须以锗硅表面重构的基本原则为指导^[1].这样,通过对锗的全部14个稳定表面的逐个研究,确定了它们的原胞结构.从原胞结构又知道其中7个是稳定表面,另外7个是不稳定表面.图4给出了锗的全部14个稳定表面^[14,15],其中(111),(001),(101)^[10],(113)^[8],(313)^[12],(15 3 23)^[11]和(21 9 29)^[14]为7个主稳定表面,而(117)^[13],(7 7 13)^[13],(105)^[9],(103)^[9],(216)^[9],(10 7 12)^[14]和(15 1 17)^[10]为7个次稳定表面.

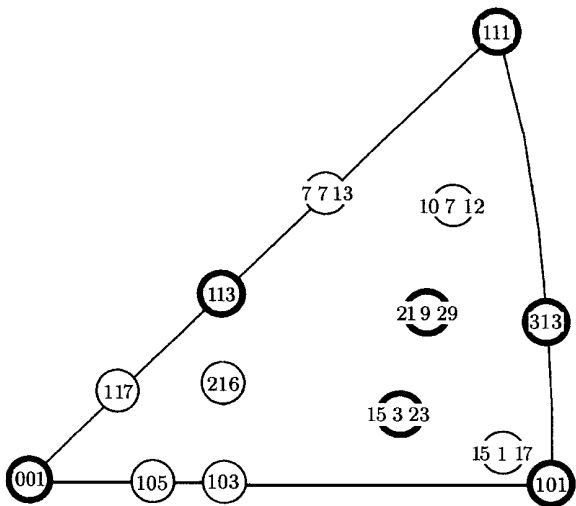


图4 Ge表面极射赤面投影图
(图中标出锗所有的14个稳定表面,其中粗黑圈中的是主稳定表面,细黑圈中的是次稳定表面)

由于我们所研究的不稳定表面遍布极射赤面投影图,因此根据不同区域不稳定表面上所能出现的稳定表面,就可以粗略地画出各主稳定表面的家族领地[如图5(a)所示],也就是说,处于该领地中的不稳定表面,在经过彻底退火后,一定会小面化到该稳定表面,如果这个不稳定表面处于多个主稳定表面的交叠区域,则这几个稳定表面都会出现.另外,如果一个次稳定表面原胞小面化到一个或两个主稳定表面,那么我们说这个次稳定表面也是属于这一个或这两个主稳定表面家族的.从这个家族领地出发,原则上可以预测任一锗表面的热力学稳定时

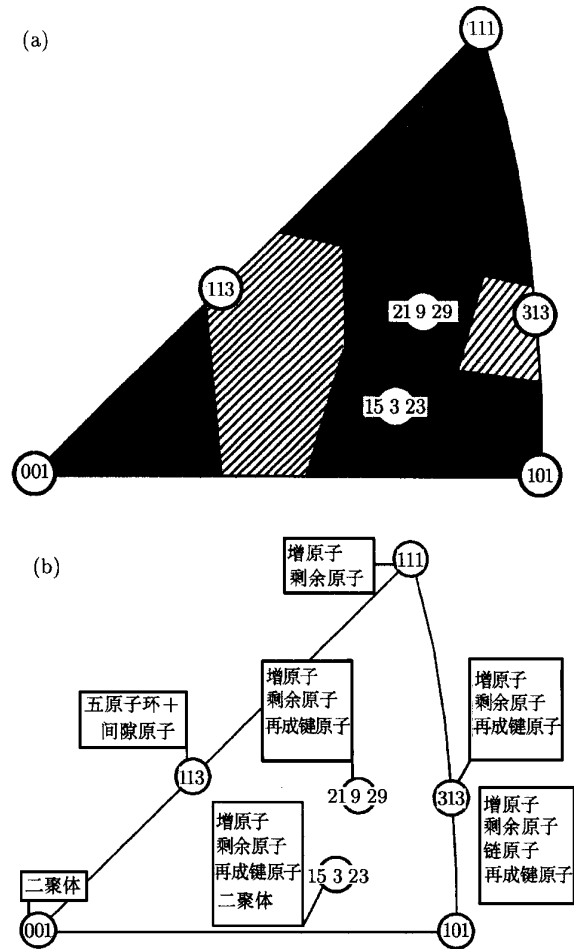


图5 Ge表面极射赤面投影图
(a)用不同的阴影画出所有主稳定表面的家族领地;(b)每个表面旁的方框中标出这些主稳定表面结构的构成实体

的表面形貌,甚至表面结构.图5(b)是从所确定的各个稳定表面的原胞结构模型总结出来的它们的构成单元.对其中的细节感兴趣的读者可进一步阅读有关参考文献^[1,8,10-12,14].

通过分析稳定表面的原胞结构模型,我们发现它们具有两个明显的特点.首先,与未重构表面相比,重构之后这些表面在原子尺度上有更大的起伏.这使表面形貌在STM图像中起主导作用,使空态图和占有态图看起来很相似,进而使“原子图像”更反映表面结构.使表面起伏变大的驱动力在于这样能更有效地消除重构引起的局域应力,并更有利于悬挂键的电荷转移,有效地降低表面能.其次,次稳定表面的原胞小面化会引入大量边和角.表面宁愿增加大量的边和角,即宁愿纳米小面化,而不作大尺度小面化,说明这里边和角的出现减小了表面自由能,即在这里边和角对表面自由能的贡献很有可能是负的.这一点是有些意外的,因为就是在 Herring 物理

关于小面化的有名的论文里,连接小面的边和角对表面自由能的贡献也被认为无疑地是正的^[29],从而没有估计到原胞小面化或纳米小面化的可能性.

以上结果说明锗表面的小面化和原胞小面化是大量而普遍存在的,而其动因显然是使表面自由能降低^[29].由于已经发现硅的表面自由能的各向异性是很小的($\leq 4\%$)^[30],因此我们可以假设锗的表面自由能面密度 $\gamma(\theta)$ 曲线有如图 6 所示,即除了在主稳定表面的法线处出现凹陷 Δ 外,其他区域都为球

表 1 锗的全部主稳定表面的表面自由能 γ , $\gamma(\theta)$ 曲线上的凹陷深度 Δ 和家族领地 θ_{FT}

表面	(111)	(001)	(113)	(101)	(313)	(15 3 23)	(21 9 29)	其他
θ_{FT}	21°	19°	14°	9°	6°	5°	5°	0
Δ	6.6%	5.4%	3.4%	1.2%	0.6%	0.4%	0.4%	0
γ	0.934	0.946	0.966	0.988	0.994	0.996	0.996	1

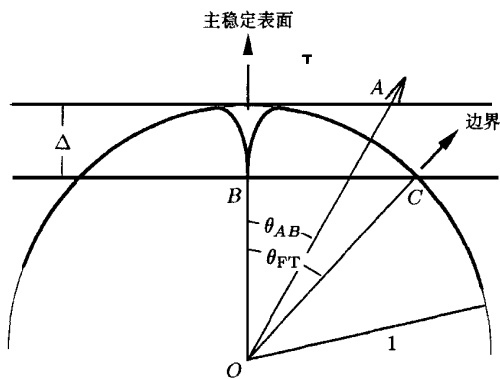


图 6 Ge 表面 $\gamma(\theta)$ 曲线的一部分

(图中 Δ 为主稳定表面 B 的凹陷深度, θ_{FT} 表示其家族领地的大小, OB 为其法线. OA 为表面 A 的法线, 当 $\theta_{AB} < \theta_{FT}$ 时, 表面 A 会小面化到 B, 我们就说表面 A 属于表面 B 家族)

应该指出,不稳定表面绝不是不重要的表面,而次稳定表面也绝不是次要表面.相反,从图 1 和图 2(c) 和 (d) 中的各异的表面形貌可以看出,它们可望成为自组织生长量子线和量子点纳米结构的模板,从而可望具有重要的应用价值.上面说过,知道了全部稳定表面的结构和家族领地后,使人们可以预言任一不稳定表面小面化后的结构,进而指导半导体异质外延生长的衬底和纳米结构生长的模板的选择.

3 硅表面结构的研究

对硅表面的系统性研究正在进行中.迄今为止,我们已发现硅与锗有一个明显的不同,那就是(103)表面以及周围(见图 7 中的阴影区)的一些表面,在

形.然后我们就可由各主稳定表面的家族领地 θ_{FT} 的大小,根据公式

$$\gamma_M = (1 - \Delta) \approx \cos \theta_{FT}$$

来粗略地估算出它们的表面自由能 γ_M 值,以及凹陷深度 Δ .结果如表 1 所示.可以看出,与硅表面的结果相似,锗表面的 $\gamma(\theta)$ 曲线上的凹陷也是很浅的.也就是说,锗的表面自由能的各向异性也是很弱的.

被彻底退火后,从 LEED 来看,并不小面化到别的表面,因而是稳定表面.但从它们的 STM 图像看不到任何有序的结构,而是粗糙不平和无序的,如图 8 所示^[19].进一步的 LEED 观察发现, $Si(103)$, (105) 的衍射斑点总是只在 $Si(001)$ 的整数衍射斑点该出现的地方看得见,这表明这两个表面具有 $Si(001)$ 的局域结构性.结合 STM 观察结果,说明这些表面该是由很小的(001)小面构成,因而属于(001)家族,是次稳定表面.与此形成鲜明对比的是 $Ge(103)$ 和 $Ge(105)$ 表面也只是次稳定表面,但它们都具有很好的长程序: $Ge(105)$ 由两种取向的(001)小面成棋盘状排列而成,属(001)家族;而 $Ge(103)$ 则如图 2(c) 所示,属于(113)家族.由这些实验事实可以得

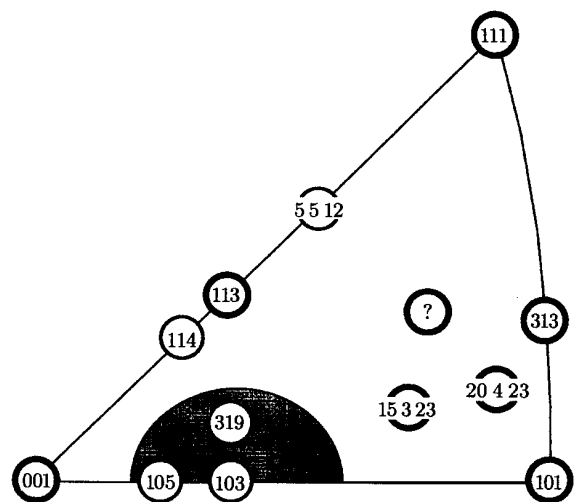


图 7 Si 表面极射赤面投影图

(图中标出了迄今已发现的稳定硅表面,处于阴影区域中的表面粗糙而且无序)

出的一个最直接的推论就是,锗硅(113)的家族领地有着明显的不同,也间接地对目前正在激烈争论的

问题“Ge(113)和Si(113)的表面结构是否相同”^[8,31]给出了答案.

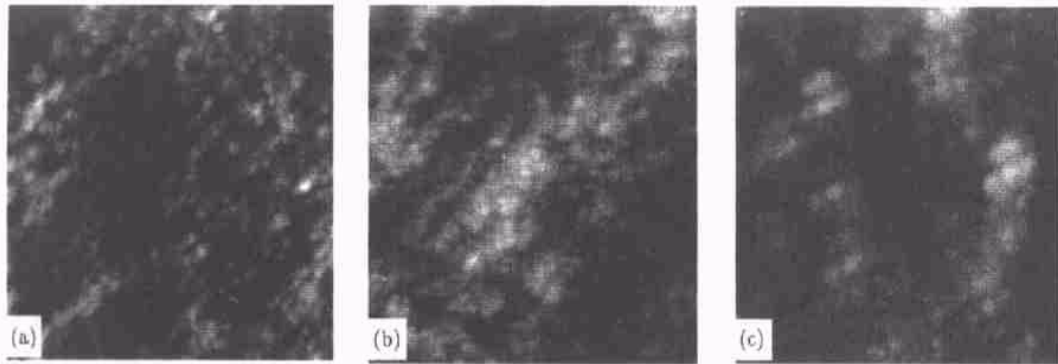


图8 从热力学平衡的清洁Si(103)表面得到的STM图像,显示表面粗糙而且无序
(a)125nm×125nm,2.8V,0.1nA;(b)31nm×31nm,-2.6V,0.25nA;(c)15nm×15nm,-2.6V,50pA

4 表面动态过程的研究

我们已经看到对锗硅表面静态结构研究的重要性和最新进展,其实,对锗硅表面动态过程的研究正在成为研究的热点,因为这直接关系到纳米结构的制备和稳定性.纳米结构顾名思义是很小的,所以至少少量原子的变动也会很大地影响它们的物性甚至存亡^[23,24].这里,简单介绍我们对锗表面和亚表面原子动态过程的有趣观察和结果.

增原子是Ge,Si(111)表面的最重要的结构单元,它们的运动对表面的有序化过程至关重要,所以增原子在表面的扩散一直吸引着人们广泛的兴趣.我们用STM对Ge(111)表面的中温相(MT phase)上的增原子的表面扩散进行了研究,发现即使在室温下它们的运动也很频繁.除了缺陷附近的单个增原子的扩散外,增原子的主要运动方式是链状和闭合环状,这些链和环的各边只取 $\langle 110 \rangle$ 方向,而运动的结果是使增原子的排列发生变化,从而使某些畴增大,相邻的一些则缩小^[16].图9(a)的差值STM图反映的是两个环状运动.差值STM图是把在同一区域得到的两幅图相减,去同求异.从图9(b)的扩散示意图可以看出在这两环原子运动之后畴的变化.我们从实验中还得到了Ge(111)表面增原子在一个位置停留的平均寿命为 $3.8\text{s} \leq \tau \leq 14.6\text{s}$,利用 $E_D = k_B T \log(\tau \nu)$,在假定尝试频率 ν 为 10^{13}Hz 之后,可以得出增原子的激活能为 $0.83 \pm 0.02\text{eV}$,这个实验结果与第一性原理的计算值 0.8eV 符合得很好^[16].

不久,我们又首次观察到Ge(113)表面 3×2 重

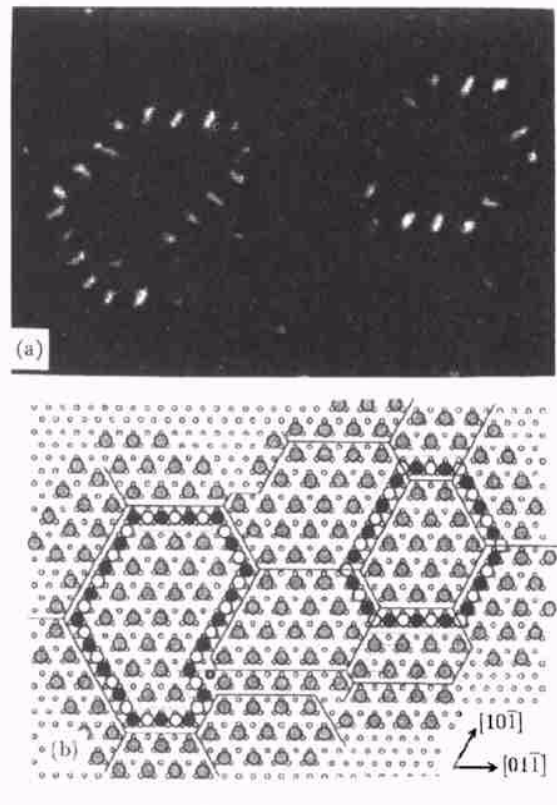


图9 Ge(111)表面增原子的环状扩散运动
(a)差值STM图,图中白、黑点分别表示运动前后的原子的位置;
(b)为(a)的示意图,黑、白、带阴影大圆和白色小圆分别代表(a)中运动的原子、锗增原子和衬底锗原子.虚、实线画出运动前后的畴界

构中的亚表面自间隙原子在室温下也会发生频繁的迁移运动,这些原子的跳进跳出导致 3×2 和 3×1 重构间的结构转变,如图10所示.经过对一系列像图10(c)那样的STM图进行仔细的分析,可对间隙原子的跳进跳出的频率作出统计,进而就可求出间隙原子的平均寿命为 $\tau = 400 \pm 200\text{s}$.如果这种运动

是一种简单的热激活过程,我们得到这种运动的激活能为 $0.93 \pm 0.02 eV^{[17]}$. 详细的实验分析发现,自间隙原子的这种跳进跳出具有几乎相同的激活能,

这说明 3×1 和 3×2 重构具有几乎相同的能量,进一步说明为什么在 Ge(113) 表面会出现 3×1 和 3×2 两种重构的共存^[8,17].

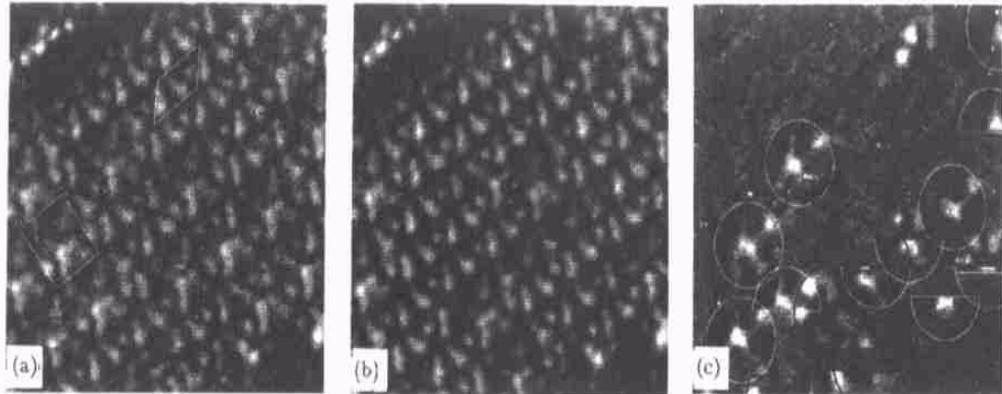


图 10 Ge(113) 亚表面自间隙原子的迁移运动

(a) Ge(113) 表面的原子分辨图,白色四边形分别画出了该表面的 (3×1) 和 (3×2) 重构的原胞, $7nm \times 7nm, 1.5V, 2.0nA$; (b) 236s 后在 (a) 的同一地点采集的图像; (c) 为 (a) 和 (b) 的差值 STM 图. 图中白、黑圈分别画出在两幅图间自间隙原子跳进跳出的位置

5 小结

通过最近对锗表面进行的系统的研究,已经找出了所有的稳定表面,其中 (111) , (001) , (101) , (113) , (313) , $(15\ 3\ 23)$ 和 $(21\ 9\ 29)$ 为 7 个主稳定表面, (117) , $(7\ 7\ 13)$, (105) , (103) , (216) , $(10\ 7\ 12)$ 和 $(15\ 1\ 17)$ 为 7 个次稳定表面;粗略地定出了所有主稳定表面的家族领地,并从而估算出它们的表面自由能;发现锗的 $\gamma(\theta)$ 曲线上的凹陷很浅,说明锗表面自由能的各向异性很弱;给出了所有稳定表面的原子结构模型,发现它们在原子尺度上起伏都比未重构的原始表面大,而且次稳定表面出现的大量的边和角有可能会降低表面自由能. 硅与锗的对比性实验结果表明在 Si(103) 周围存在一个异于寻常的区域,其中的表面都是形貌粗糙而且无序的. 作为一个典型, Si(103) 虽是个次稳定表面却也具有粗糙的形貌和无序的原子排列,属于 (001) 家族. 与此成鲜明对照, Ge(103) 平整而且长程有序,属于 (113) 家族,证实了 Si(113) 和 Ge(113) 表面有着不同的原子结构. 锗硅表面动态过程的研究,也因纳米科技的发展而被推动,最近也有迅速进展. 作为典型,介绍了对锗表面和亚表面在室温下发生的原子扩散和迁移所作的有趣观察和研究. 说明用 STM 不仅可以看到表面和亚表面原子的频繁运动,还能测出这些运动的激活能. 以上这些结果,虽然只是一些典型,但除了具有重要的基础意义外,对半导体异质外延生长衬底选择,对量子线和量子点自组织生

长模板的制备,对纳米结构的加工和稳定性,都会有参考价值甚至是指导意义. 显然,这方面的研究正方兴未艾,急需大量的参与和投入.

参 考 文 献

- [1] LaFe mina L P. Surf. Sci. Rep. ,1992,16:133 ;
Hane man D. Rep. Prog. Phys. ,1987,50:1045
- [2] Bhattacharjee S M *et al.* Phys. Rev. Lett. ,1999,83:2374 ;
Hwang I S *et al.* Phys. Rev. Lett. ,1999,83:120 ;
Molechko A V *et al.* Phys. Rev. Lett. ,1999,83:999
- [3] Olshanetski B Z, Mashanov V I. Surf. Sci. ,1981,111:414
- [4] Dabrowski J, Mussig H J, Wolff G. Phys. Rev. Lett. ,1994,73:1660
- [5] Baski A A, Erwin S C, Whitman L J. Science,1995,269:1556
- [6] Knall U J, Pethica J B, Surf. Sci. ,1992,265:156
- [7] Dhar N K, Wood C E C, Gray A *et al.* J. Vac. Sci. Technol. B,1996,14:2366
- [8] Gai Zheng, Ji H, Gao B *et al.* Phys. Rev. B,1996,54:8593
- [9] Gai Zheng, Zhao R G, Ji H *et al.* Phys. Rev. B,1997,56:12308
- [10] Gai Zheng, Zhao R G, Yang W S. Phys. Rev. B,1998,57:R6795
- [11] Gai Zheng, Li X, Zhao R G *et al.* Phys. Rev. B,1998,57:R15060
- [12] Gai Zheng, Zhao R G, Yang W S. Phys. Rev. B,1998,58:R4223
- [13] Gai Zheng, Li X, Zhao R G *et al.* Phys. Rev. B,1998,58:4572
- [14] Gai Zheng, Yang W S, Zhao R G *et al.* Phys. Rev. B,1999,59:15230
- [15] Gai Zheng, Yang W S, Sakurai T *et al.* Phys. Rev. B,1999,59:13009
- [16] Gai Zheng, Yu H, Yang W S. Phys. Rev. B,1996,53:13547

[17] Gai Zheng, Zhao R G, Yang W S. *Phys. Rev. B*, 1997, 56: 12303

[18] Gai Zheng, Yang W S, Zhao R G *et al.* *Phys. Rev. B*, 1999, 59:13003

[19] Binnig G, Rohrer H, Gerber Ch *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 1983, 50:120

[20] Van de Leeput L E C, van Kempen H. *Rep. Prog. Phys.*, 1992, 55:1165

[21] Van Hove M A, Weinberg W H, Chan C M. *Low Energy Electron Diffraction*. Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 1986

[22] Jia J F, Inoue K, Hasegawa Y *et al.* *Phys. Rev. B*, 1998, 58: 1193

[23] Gai Zheng, Li X, Gao B *et al.* *Phys. Rev. B*, 1998, 58:2185

[24] Gai Zheng, He Y, Yu H *et al.* *Phys. Rev. B*, 1996, 53:1042

[25] Gai Zheng He Y, Li X *et al.* *Surf. Sci.*, 1996, 365:96

[26] Tersoff J, Hamann D R. *Phys. Rev. B*, 1985, 31:805

[27] Tsukada M, Kobayashi K, Isshiki N *et al.* *Surf. Sci. Rep.*, 1991, 13:265

[28] Wang J, Arias T A, Joannopoulos J D *et al.* *Phys. Rev. B*, 1993, 47:10326

[29] Herring C. *Phys. Rev.*, 1951, 82:87

[30] Bermaod J M, Meotois J J, Egea X *et al.* *Surf. Sci.*, 1995, 330: 48

[31] Laracuente A, Erwin S C, Whitman L J. *Phys. Rev. Lett.*, 1998, 81:5177



作者简介

杨威生,男,62岁,北京大学物理系教授.从事表面物理、材料物理、纳米科技和络生物物理等方面的基础研究.目前的主要研究手段为扫描隧道显微镜(STM)和低能电子衍射(LEED).

E-mail: wsyang@pku.edu.cn

第八届全国穆斯堡尔谱学会议简讯

受教育部和中国核物理学会委托,中国科学技术大学结构分析开放实验室于2000年5月24日至6月2日在安徽成功地举办了“第八届全国穆斯堡尔谱学会议”暨“穆斯堡尔谱在物理、化学领域中的应用高级研讨班”。

在简短的开幕式上,中国科学技术大学副校长程艺教授和中国核物理学会秘书长朱升云教授等到会祝贺,并作了热情洋溢的讲话。

参加会议有40多人,其中具有高级职称的为21人,硕博研究生17人.他们来自全国各高等院校和研究所以及日本和阿尔及利亚等国.实际上,这也是一次国际交流的会议。

与会人员首先听取了中国核物理学会穆斯堡尔谱专业委员会主任夏元复教授关于穆斯堡尔谱国际动态的报告和活跃在科研第一线的工作者近3年来的论文报告,计26篇;然后是8个专题讲座.这些报告和讲座涉及物理、化学、环保、生物、矿物和材料研究等领域,包括穆斯堡尔谱的基本原理、实验方法、数据处理、理论研究及其材料研究等方面的应用.每个报告都做了认真的准备,资深者的报告显示了很高的学术水平与深厚的功底,年轻人的报告充满了新的科

研思想.令人高兴的是,年轻人的报告已占2/3.每个报告后都进行了热烈的讨论和争论.不少报告选题新颖,构思独特,研究方法严谨,反映了我国穆斯堡尔谱研究水平的提高.为了加强与国际穆斯堡尔谱数据中心的联系,更好地获取国际信息,还专门介绍了国际互联网的用法并现场演习,深受大家欢迎。

穆斯堡尔(Rudolf Ludwig Mossbauer),因研究 γ 辐射的共振吸收以及发现穆斯堡尔效应,与霍夫斯塔特分享了1961年的诺贝尔物理奖.穆斯堡尔谱是能量分辨率极高的一种方法,是研究分析物质微结构的重要工具之一.现在,在材料学、固体物理、核物理、化学、生物学、医学、地矿学以及考古等许多领域有着广泛的应用.我国穆斯堡尔谱学的研究已经形成了自己的特色.将穆斯堡尔谱学与其他领域的研究相交叉、配合,能得到高水平的研究成果.90年代,我国这方面的论文已达世界第六位(占世界总数6%)。

对低维材料,尤其是对纳米材料的结构、特性与制备的研究是这次会议和研讨班突出的特点。

(中国科学技术大学结构分析开放实验室 李玉芝)