

## 硅基低维结构材料\*

夏建白

(中国科学院半导体研究所, 半导体超晶格国家实验室, 北京, 100083)

**摘要** Si/Ge 超晶格外延生长技术的发展和多孔硅发光现象的发现引起了对硅基低维结构材料的关注. 本文简单综述了近年来在 Si/Ge 超晶格电子态和光学性质、调制掺杂 Si/Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> 异质结构输运性质以及多孔硅发光机理等方面的研究进展.

**关键词** 低维结构, 调制掺杂异质结构, 多孔硅, Si/Ge 超晶格.

### 引言

自本世纪 70 年代以来, 分子束外延技术的发展促进了半导体超晶格、微结构的研究, 发现了许多由量子限制效应引起的新物理现象, 如激子效应、量子限制斯塔克效应、光学双稳、瓦尼尔-斯塔克效应、共振隧穿、微带输运、二维电子气的高迁移率、整数和分数量子霍尔效应等. 但由于硅超晶格外延生长的困难, 这些效应大部分都是在 GaAs 等 III-V 族化合物超晶格量子阱上发现的.

近年来, 硅基材料的分子束外延技术到得了重要的进展, Si/Ge 异质结外延材料的质量已经达到器件水平. 与此同时, 多孔硅发光现象的发现打破了硅不发光的传统观念, 更激发起人们寻找新硅基发光材料的热情. 这些都促使人们对硅材料重新认识.

生长高质量 Si/Ge 异质结构的主要问题是 Si 和 Ge 之间大的晶格失配 (约 4%). 最早生长 Si/Ge 异质结是在 70 年代中期, 当时生长温度高于 700°C, 结果引起 Ge 成核浓度较高, 致使表面粗糙和缺陷密度较高. 80 年代初期, 贝尔实验室和一些其它实验室将生长温度降低至 550°C 以下, 使 Si/Ge 异质结生长取得了重要进展. 最近, 利用在超晶格和衬底之间生长 Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> 缓冲层的方法, 得到了高质量的 Si/Ge 异质结构. 缓冲层是在高的衬底温度 (大于 750°C) 下, 在 Si 衬底上生长 Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> 合金层, 生长过程中 Ge 组分  $x$  由 0 逐渐增大至所需的 0.3, 缓冲层厚度约为几  $\mu\text{m}$ . 在这样的缓冲层中, 高密度的失配位错集中在衬底一边, 而顶层区域的位错密度减少了 3 个数量级, 可得到较好的生长表面. 贝尔实验室的谢亚宏等人用这种方法在调制掺杂的 Si/Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> 异质结中达到了当时最高的迁移率 (约  $100000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ , 4.2 K)<sup>[1]</sup>.

\* 国家自然科学基金资助项目

本文 1993 年 10 月 5 日收到, 修改稿 1993 年 12 月 20 日收到

随着多孔硅发光现象的发现<sup>[2]</sup>, 人们预料硅基异质结在光电子学方面也会有重要的应用. 目前已研制成的有光纤通信 1.3~1.6  $\mu\text{m}$  波长的集成波导探测器<sup>[3]</sup>, 它是基于 Si 衬底上  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  层的小能隙和高折射率. 此外, 基于 Si/GeSi 异质结的光学方向耦合器、开关和调制器看来也是可行的. 首次用 Si/GeSi 量子阱子带间跃迁制成的红外探测器也已见报道<sup>[4]</sup>. 这些都展示了 Si 基技术在集成光电子应用中的广阔前景. 至于硅基材料能否用作高效发光器件, 目前尚无定论, 已进行了各种尝试, 如利用短周期超晶格的能带折叠效应、载流子的局域化、稀土原子掺杂以及多孔硅等等. 对于多孔硅来说, 其发光机理目前仍不清楚, 各种解释相互矛盾. 在超晶格中, 也观察到了较强的发光. 本文将简单介绍近年来在 Si/Ge 超晶格研究方面所取得的进展.

## 1 Si/Ge 超晶格的电子态

III - V 族化合物超晶格和量子阱的电子态已有许多理论计算, 其中大多是基于有效质量近似的包络函数方法. 这是因为 III - V 族化合物大部分是直接能隙半导体, 导带极小和价带极大都在布里渊区的中心 ( $\Gamma$  点), 用有效质量理论可分别计算导带和价带的电子态, 再计算光跃迁矩阵元等性质. 而 Si 和 Ge 都是间接能隙的半导体, 导带极小不在  $\Gamma$  点, 分别位于 [100] 方向的  $X$  点和 [111] 方向的  $L$  点附近. 即使用有效质量理论计算其导带和价带的量子态, 仍不能直接计算光跃迁矩阵元, 因为光跃迁矩阵元与价带、导带边的偶极矩阵元有关, 这个量实际上为零. 因此, 在讨论到价带与导带之间的光跃迁问题时, 我们需要更复杂的理论方法, 如紧束缚方法<sup>[5]</sup>、赝势方法<sup>[6]</sup>、线性 muffin-tin 轨道方法 (LMTO)<sup>[7]</sup>等.

$(\text{Si})_m(\text{Ge})_n$  超晶格通常都生长在 {001} 平面的衬底上, 本文主要讨论这种情形. Si/Ge 超晶格的一个重要特点是应变. Si 和 Ge 的晶格常数分别为 5.43 Å 和 5.66 Å, 晶格失配度达到 4.2%. 如果超晶格生长在 Si 衬底上, 则在 Ge 层中产生应变; 如生长在 Ge 衬底上, 则在 Si 层中产生应变; 如生长在  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金上, 则在 Si 和 Ge 层中同时产生应变. 一般假定超晶格在平行于界面方向的晶格常数与衬底的晶格常数相等, 由于弹性能的作用, 垂直方向的晶格常数将发生相应的变化. 如果应变层中平行晶格常数缩短, 则垂直晶格常数伸长; 反之, 则垂直晶格常数缩短.

在应变情况下, 原来体材料的价带将发生分裂. 如果平行方向压缩, 则重空穴带将高于轻空穴带; 反之, 则轻空穴带将高于重空穴带. 对于 Si/Ge 超晶格, 由于 Si 和 Ge 的价带结构相似, 其价带分裂情况可以取 Si 层和 Ge 层价带分裂的平均<sup>[7]</sup>. 图 1 是 3 种超晶格的价带能级随 Si 层应变的变化. 图中  $E_{v1}$ 、 $E_{v2}$ 、 $E_{v3}$  分别是轻、重空穴和自旋轨道分裂带的带顶能量, 横坐标  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}}$  是 Si 层中沿平行方向的应变分量. 当衬底是 Si 时, Si 层中无应变,  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}} = 0$ ; 当衬底是 Ge 时, Si 层中的  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}}$  最大, 达 4.2%; 如果衬底是  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金, 则  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}}$  介于两者之间. 由图可知: 当  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}} = 0$  时, Ge 层中平行方向压缩, 使最高态是重空穴态; 当  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}} = 4.2\%$  时, Si 层中平行方向伸长, 使最高态是轻空穴态; 当  $\epsilon_{\parallel}^{\text{Si}} \approx 2.2\%$  时, 两者发生交叉.

Si 和 Ge 的导带底在应变下也会发生变化<sup>[5]</sup>。由于组成超晶格后，Si 和 Ge 层能带的偏移 (band offset) 决定了 Si 的导带底总是比 Ge 的导带底低，因此，对于电子，Si 是阱，Ge 是垒。超晶格的电子态性质主要由 Si 层的电子态性质决定。Si 有 6 个导带底，分别位于 [100] 及其等价方向上。对于 Si，如果衬底是  $Ge_xSi_{1-x}$ ，不论  $x$  为多大，Si 在平行方向总是伸长应变。这时最低的导带能级由沿垂直 (生长) 方向的 2 个导带极小组成，沿平行方向的 4 个导带极小位于较高位置上。这两组能级分裂的大小与应变成正比。

Si/Ge 超晶格的另一个重要的物理量是在 Si、Ge 界面处能带的带价。与晶格匹配超晶格不同，Si/Ge 超晶格的带价还与应变状况有关。按照第一原理计算<sup>[8]</sup>，在 Si 衬底和在 Ge 衬底的价带偏移 (Ge 价带顶能量减 Si 价带顶能量) 分别为 0.84 eV 和 0.31 eV，利用线性内插可得到衬底为  $Ge_xSi_{1-x}$  合金的价带偏移。

由于应变的存在，Si/Ge 超晶格在界面处的能带排列与衬底有关，呈现出比较复杂的情况，如图 2 所示。图 2(a)、(b)、(c) 分别是 3 种衬底的情形， $E_{\Delta z}$  和  $E_{\Delta xy}$  分别是在垂直和平行方向的导带极小， $E_L$  是 Ge 在 [111] 方向的导带极小。

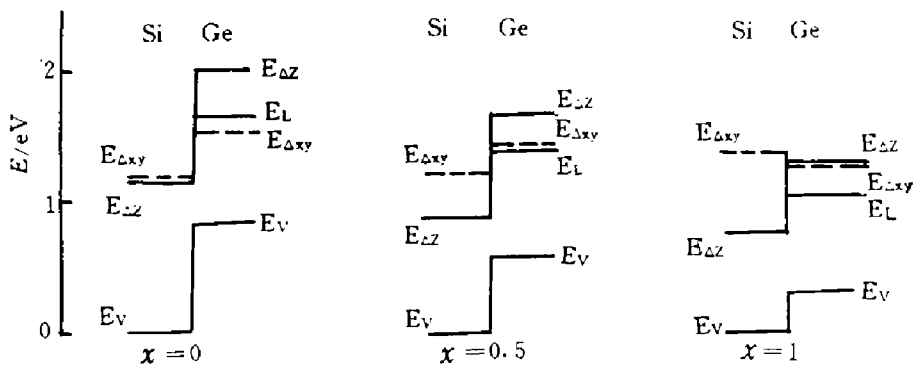


图 2 衬底  $Ge_xSi_{1-x}$  组分  $x=0, 0.5, 1$  时 Si/Ge 超晶格能带偏置示意图  
Fig. 2 Band offset of Si/Ge superlattices on substrate  $Ge_xSi_{1-x}$  with  $x=0, 0.5, 1$

近几年已在实验上观察到 Si/Ge 超晶格的发光现象，希望通过理论计算能解释这一现象。Si 的导带底在布里渊区的  $k_x=0.83(2\pi/a)$  处。根据超晶格能带折叠观点，如果取  $n+m=10$ ，则有可能将  $(Si)_m(Ge)_n$  超晶格的能带极小折叠到布里渊区中心，使超晶格变成类直接能隙的。计算得到的  $(Ge)_6(Si)_4$ 、 $(Ge)_5(Si)_5$  和  $(Ge)_4(Si)_6$  3 种超晶格的能隙随  $\epsilon_{//}^{Si}$  的变化如图 3 所示<sup>[7]</sup>。图中  $E_{\Gamma-\Gamma}$  是直接能隙， $E_{\Gamma-N}$ 、 $E_{\Gamma-\Delta}$ 、 $E_{\Gamma-Z}$  是间接能隙，N、 $\Delta$ 、Z 代表布里渊区中对称点。由图 3 可见：Ge 衬底和自由衬底 ( $\epsilon_{//}^{Si} \approx 2\%$ ) 的超晶

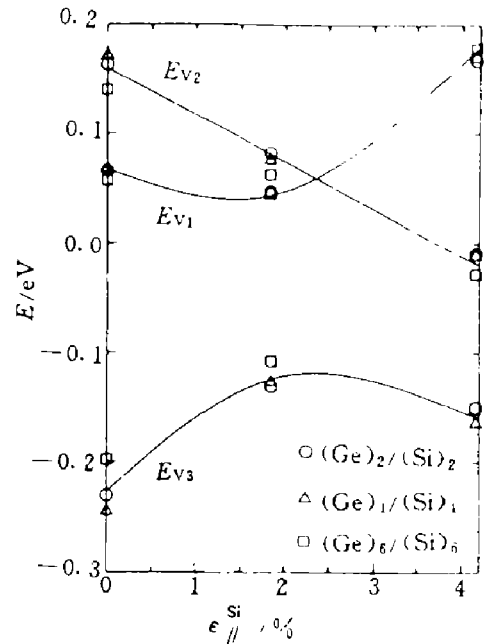


图 1  $(Si)_m(Ge)_n$  超晶格价带顶的分裂与 Si 层中应变分量  $\epsilon_{//}^{Si}$  的函数关系 (实线是平均结果， $\Delta$ 、 $\square$ 、 $\circ$  是 LMTO 计算结果)  
Fig. 1 Band splitting at the top of the valence band of  $(Si)_m(Ge)_n$  superlattices as a function of  $\epsilon_{//}^{Si}$

格都是直接能隙的, 而 Si 衬底的超晶格是间接能隙  $E_{\Gamma-\Delta}$ .

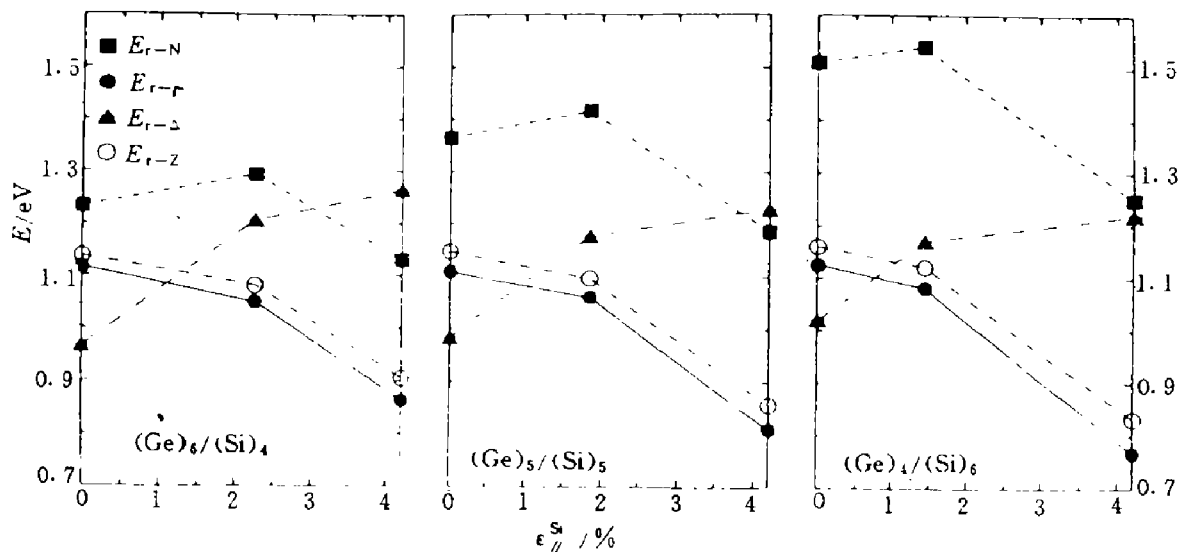


图 3  $n+m=10$  的 3 种超晶格能隙随  $\epsilon_{//}^{\text{Si}}$  的变化

Fig. 3 Energy gap of three kinds of superlattices with  $n+m=10$  as a function of  $\epsilon_{//}^{\text{Si}}$

## 2 Si/Ge 超晶格的光学性质

早期研究 Si/Ge 超晶格光学性质是采用电反射实验<sup>[9,10]</sup>, 样品都是只有几个周期的超晶格, 如  $[(\text{Ge})_4(\text{Si})_4]_5/\text{Ge}$  等. 这是由于超晶格生长在 Ge 或 Si 衬底上, 使另一种材料层中有很大的应变, 为了保证不出现应变失配位错, 只能制做几个周期的样品. 在早期电反射谱上观察到能量在能隙附近的几个峰, 后来的分析结果表明<sup>[5]</sup>, 这些峰都是衬底和隔离层中的带间跃迁引起的, 与超晶格结构无关.

Zachai 等人<sup>[11]</sup>在应变对称的  $(\text{Ge})_4(\text{Si})_6$  超晶格中观察到了能量在 0.84 eV 附近的强发光峰. 他们将该发光峰归因为超晶格效应, 即超晶格能带折叠后变成了直接能隙. 这个实验引起了较大的轰动, 促进了以后的许多实验和理论研究工作. 但后来的一些实验<sup>[12]</sup>和理论研究<sup>[7]</sup>认为这一发光峰是与缺陷、特别是失配位错相关联的.

最近, Menczigar 等<sup>[13]</sup>利用在 Ge 组分逐渐变化的  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金缓冲层上生长的高质量  $(\text{Si})_m(\text{Ge})_n$  超晶格重新进行发光实验, 这种超晶格样品中的位错密度比 Zachai 使用的样品低几个数量级, 对这种样品观察到了强的带间发光, 支持了 Zachai 的结论. 图 4 是  $(\text{Si})_9(\text{Ge})_6$  等 3 种应变对称超晶格与  $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$  合金的发光谱. 由图可见,  $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$  合金有 0.985 和 0.929 eV 2 个峰, 分别对应于无声子 (NP) 带间跃迁和横光学声子模 ( $\text{TO}^{\text{Si-Si}}$ ) 声子伴线.  $(\text{Si})_3(\text{Ge})_3$  的发光峰强度比合金的发光峰大 5 倍, 也有 NP 和 TO 2 个峰.  $(\text{Si})_6(\text{Ge})_4$  和  $(\text{Si})_9(\text{Ge})_6$  超晶格的发光更强, 考虑到超晶格区域比  $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$  合金层区域 (约 5000 Å) 小得多, 因此估算出它们的发光强度比合金层分别大 150 和 90 倍. 随着超晶格周期的增大, 发光峰位置向低能方向移动, 如图 4 中插图所示. 对于  $(\text{Si})_6(\text{Ge})_4$  超晶格, NP 峰位置为 0.877 eV, 与 Zachai 的结果相近. 应变对称超晶格的能隙随超晶格周期增大而变小的趋势已为理论计算所证实. 图 4 插图中的实线和虚线是有效质量理论计算

的结果, 紧束缚计算<sup>[5]</sup>和经验赝势计算<sup>[6]</sup>也给出了类似的结果.

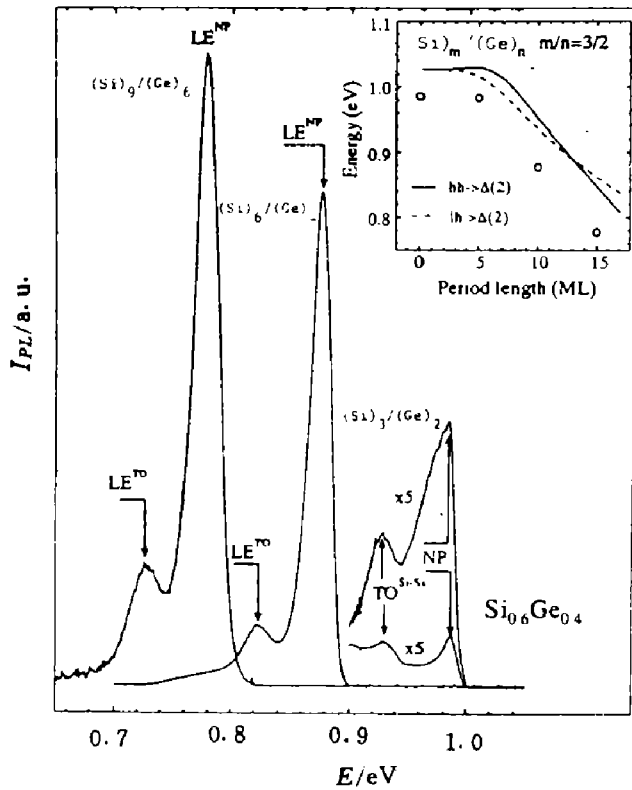


图 4  $(\text{Si})_9(\text{Ge})_6$ 、 $(\text{Si})_6(\text{Ge})_4$ 、 $(\text{Si})_3(\text{Ge})_2$  应变对称超晶格和  $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$  合金的发光谱, 插图是发光峰能量随周期长度的变化  
Fig. 4 PL spectra of  $(\text{Si})_9(\text{Ge})_6$ ,  $(\text{Si})_6(\text{Ge})_4$ ,  $(\text{Si})_3(\text{Ge})_2$  strained symmetrical superlattices and  $\text{Si}_{0.6}\text{Ge}_{0.4}$  alloy

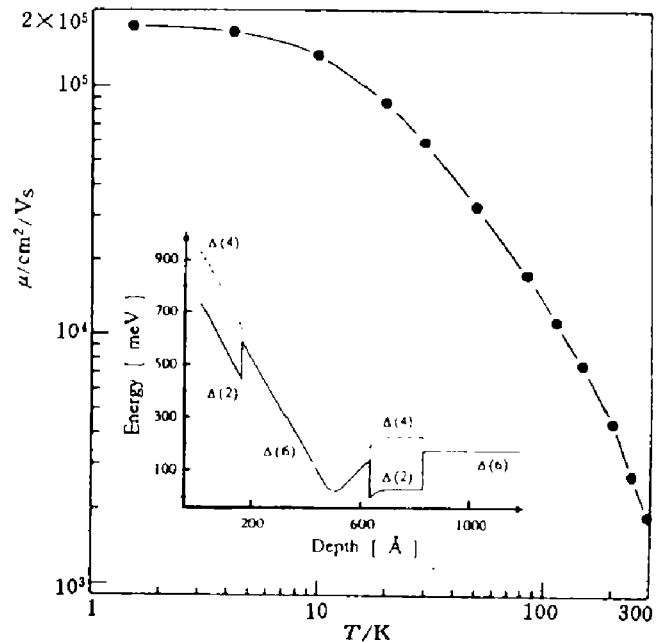


图 5  $\text{Si}/\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  调制掺杂异质结构的迁移率与温度的关系, 插图为异质结构能带示意图  
Fig. 5 Temperature dependence of mobility of  $\text{Si}/\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  modulation doped heterostructure

### 3 Si 调制掺杂结构的输运性质

如前所述: 对  $\text{Si}/\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  异质结构, 如果  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  层没有应变, Si 层受到伸张应变, 则 Si 的导带底也低于  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  的导带底. 由于 Si 受到伸张应变, 最低导带态是沿着生长方向的双重简并态 ( $\Delta_z$  态), 其中电子在生长方向的有效质量为  $0.92m_0$ , 而沿平行方向的有效质量为  $0.19m_0$ , 因此可期望在这种调制掺杂异质结构中得到高的迁移率.

贝尔实验室采用 Ge 组分  $x$  渐变的  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  合金作为缓冲层, 首先在调制掺杂的 Si 异质结构中得到了高的电子迁移率<sup>[1]</sup>, 随后有一些类似报道<sup>[14,15]</sup>. 在低温下电子迁移率都达到  $100000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  以上, 超过了 Si-MOSFET 所达到的最高迁移率  $40000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ . 图 5 是 Tobben 等<sup>[15]</sup>得到的迁移率与温度的关系. 由图可见, 低温下迁移率趋于  $174700 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ , 这是迄今为止 Si 材料所达到的最高迁移率. 他们采用的样品结构由  $2.3 \mu\text{m}$  的线性梯度缓冲层、不掺杂的  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  势垒层、 $200 \text{ \AA}$  Si 作用层、 $100 \text{ \AA}$   $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  隔离层、 $150 \text{ \AA}$  Sb 掺杂  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  层 (浓度  $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ )、 $225 \text{ \AA}$  不掺杂  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  势垒层、 $150 \text{ \AA}$  Si 顶层 (为防止氧化) 构成. 由于掺杂层空间电荷的存在, 静电势产生能带弯曲, 电子最后聚集在 Si 阱层里. 根据自洽计算, 最后得到的能带结构如图 5 中插图所示, 其中 Si 与  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$

的偏移为 150 meV.

基于这一能带结构, 可以计算在 Si 阱层中电子沿平行于界面方向运动的迁移率<sup>[16]</sup>及电子从掺杂区至阱区的转移数. 低温迁移率受各种散射机制影响, 例如纵声学声子散射、附近的施主杂质散射、各个区以及 Si/Si<sub>x</sub>Ge<sub>1-x</sub> 界面处剩余杂质散射等, 还要考虑界面粗糙度和位错的影响. 理论计算的迁移率与实验结果符合很好. 由理论研究结果可以解释为什么 Si 应变层的迁移率会超过 Si 反型层的最高迁移率, 这是由于: 第一, 在 Si 应变层中, 电子占据了最低的二重简并带, 它的平行有效质量  $0.19m_0$  远小于垂直有效质量  $0.92m_0$ ; 而在 Si 反型层中, 6 个导带极小的电子都参加输运, 有效质量是两者的平均. 第二, 在 Si 应变层异质结构中, 界面电荷较少. 第三, Si<sub>x</sub>Ge<sub>1-x</sub> 的介电常数比 SiO<sub>2</sub> 的介电常数大, 有效地屏蔽了应变层中的库仑散射效应.

## 4 发光多孔硅的性质

自从 Canham 等人发现了多孔硅发光现象<sup>[2]</sup>以来, 对于它的发光机制已经提出各种不同的观点, 其中之一是 Canham 本人提出的量子限制效应. 高分辨电子显微镜证实多孔硅(多孔度大的)实际上是晶体硅的量子线阵列, 线的平均宽度为 4 nm, 发光波长随着线的宽度减小而蓝移, 证实了量子限制效应. 但仅用量子限制效应能否解释高达 10% 的发光效率仍是一个问题.

为了从理论上研究多孔硅的量子限制效应, 首先必须建立适当的理论模型. 目前, 多孔硅理论模型大多是方截面的无限长晶体硅柱, 表面硅原子有悬键, 用氢原子饱和, 这与多孔硅经氢氟酸腐蚀后的实际情况一致. 理论方法通常采用经验紧束缚方法<sup>[17]</sup>或赝势方法<sup>[18~20]</sup>, 计算工作量与柱的宽度平方成正比. 对于宽度  $L$  为几 nm 的硅柱, 通常要求解上千维的久期方程. 本文作者在经验赝势的基础上, 采用微扰理论方法发展了一种比较简易的计算多孔硅电子结构的方法, 参见文献 [21].

目前理论计算得到的结论基本上是一致的. 由于量子限制效应, 多孔硅一般是准直接能隙的, 但带边的光跃迁矩阵元比直接跃迁矩阵元小 2~3 个数量级. 考虑到激子效应, 将使振子强度有较大的增加, 特别是在硅柱的宽度小于 1 nm 的情况下. 计算得到<sup>[20]</sup>: 当硅柱宽度  $L$  为 0.77 nm 时, 硅柱发光振子强度与体 GaAs 发光振子强度之比可达到 140. 但随着宽度  $L$  的增大, 振子强度将迅速减小, 与  $L^5$  成反比<sup>[17]</sup>, 因为实际的硅柱宽度为 3~4 nm, 用量子限制效应还不能完全解释多孔硅的高发光效率.

## 5 结语

以 Ge 组分梯度变化的 Si<sub>x</sub>Ge<sub>1-x</sub> 合金作缓冲层生长出高质量的 Si/Ge 超晶格以及多孔硅发光现象的发现, 是近年来硅基低维材料研究的重大进展. 与 GaAs 等 III-V 族化合物材料相比, Si、Ge 材料有其独特的性质, 例如存在应变层、导带底不在  $\Gamma$  点、有效质量各向异性、间接能隙变成准直接能隙等. 尤其是在一维(量子线)和零维(量子点)的情况

下,除了量子限制效应外,还有表面态、表面 Si-H 键及激子效应等许多问题仍不清楚.从实用角度来看,由于硅材料的低成本和成熟工艺, Si 基低维材料具有更广阔的前景. 现已制成用 p 型 SiGe 合金作为基区的 n-p-n 异质双极晶体管,由于这种基区材料的能隙较窄,并且有较大的价带偏移,允许基区有较高的掺杂浓度和较小的宽度,目前这种器件的截止频率已经高达 94 GHz (在 85 K),可与同类 GaAs 器件相比<sup>[3]</sup>. 利用调制掺杂 Si/SiGe 异质结构,已经制造出第一个高迁移率 n 型 Si 调制掺杂场效应晶体管 (MODFET). 这些工作使 Si 材料向超快、超高频器件跨出了一大步. 随着超大规模集成电路的发展, Si 芯片做得越来越小,集成度越来越高,连接芯片引线的功率耗散和迂回数限制了集成度的进一步提高,而光互连将可望解决这一问题. 人们期望制成一种 Si 基超级芯片,其结构中除了通常的集成电路外,还包括外延 Si/SiGe 光电集成回路.

### 参考文献

- 1 Mii Y J, Xie Y H, Fitzrald E A *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1991,**59**:1611
- 2 Canham L T. *Appl. Phys. Lett.*, 1990,**57**:1046
- 3 Abstreiter G. *Physics World*, 1992:3
- 4 Lee C, Wang K L. *J. Vac. Sci. Technol.*, 1992,**B10**:992
- 5 Tserbak C, Polatoplou H M, Theodorou G. *Phys. Rev.*, 1993,**B47**:7104
- 6 Satpathy S, Martin R M, Van de Walle C G. *Phys. Rev.*, 1988,**B38**:13237;  
Turton R J, Jaros M. *Mater. Sci. Eng.*, 1990,**B7**:37
- 7 Schmid U, Christensen N E, Alouani M *et al.* *Phys. Rev.*, 1991,**B43**:14597
- 8 Van de Walle C G, Martin R. *Phys. Rev.*, 1986,**B34**:5621
- 9 Pearsall T P, Vandenberg J M, Hull R *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 1989,**63**:2104
- 10 Asami K, Miki K, Sakamoto T *et al.* *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1990,**29**:L381
- 11 Zachai R, Eberl K, Abstreiter G *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 1990,**64**:1055
- 12 Noël J P, Rowell N L, Houghton D C *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1990,**57**:1037
- 13 Menczigar U, Abstreiter G, Olajos J *et al.* *Phys. Rev.*, 1993,**B47**:4099
- 14 Nelson S F, Ismail K, Nocera J J *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1992,**61**:64
- 15 Többen D, Schäffler F, Zrenner A *et al.* *Phys. Rev.*, 1992,**B46**:4344
- 16 Stern F, Laux S E. *Appl. Phys. Lett.*, 1992,**61**:1110
- 17 Sanders G D, Chang Y C. *Phys. Rev.*, 1992,**B45**:9202
- 18 Reed A J, Needs R J, Nash K J *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 1992,**69**:1232
- 19 Buda F, Kohanoff J, Parrinello M. *Phys. Rev. Lett.*, 1992,**69**:1272
- 20 Ohno T, Shiraishi K, Ogama T. *Phys. Rev. Lett.*, 1992,**69**:2400
- 21 Xia J B, Chang Y C. *Proceeding of the 21st International Conference on the Physics of Semiconductors*, Beijing, 1992; and *Phys. Rev.* ed. by Ping Jiang, Zheng Houzhi (World Scientific), 1491

## SILICON-BASED LOW-DIMENSIONAL STRUCTURE MATERIALS\*

Xia Jianbai

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

**Abstract** The development of the growth technology of Si/Ge superlattices and the discovery of luminescence of porous silicon give rise to intense interest of investigation on the Si-based low-dimensional structure materials. This paper reviews recent progress in this field, including: electronic states and optical properties of Si/Ge superlattices, transport properties of modulation doped Si/Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> heterojunctions, and luminescence mechanism of porous silicon, etc.

**Key words** low-dimensional structure, modulation doped heterojunction, porous silicon, Si/Ge superlattices.

---

\*The project supported by the National Natural Science Foundation of China