

硅基锗薄膜的异质外延生长及其在光电子器件中的应用

周志文[†] 贺敬凯 王瑞春

(深圳信息职业技术学院电子通信技术系 深圳 518029)

摘 要 准直接带隙的锗,其禁带宽度小,吸收系数大,迁移率高,更重要的是,它能与硅微电子工艺兼容,在硅基光电集成中得到了广泛的研究和应用.文章综述了硅基锗薄膜的异质外延生长及其在光电子器件(特别是长波长光电探测器和激光器)应用上的进展;介绍了在硅衬底上异质外延生长锗薄膜的缓冲层技术,如组分变化的 SiGe 缓冲层技术、选区外延技术和低温技术;讨论了硅基锗薄膜光电探测器的性能与结构的关系以及发展趋势;分析了张应变和 n 型掺杂对锗光电性质的影响;展望了硅基锗薄膜单片集成和电抽运激光器的前景.

关键词 光电子学, 异质外延, 光电探测器, 激光器, 硅, 锗

Heteroepitaxial growth of Ge films on Si substrates and its applications in optoelectronics

ZHOU Zhi-Wen[†] HE Jing-Kai WANG Rui-Chun

(Department of Electronic Communication Technology, Shenzhen Institute of Information Technology, Shenzhen 518029, China)

Abstract Epitaxial germanium film on silicon substrates has been extensively investigated for its potential applications in opto-electronic integration due to its pseudo-direct band structure, small bandgap, large absorption coefficient, high carrier mobility, and most importantly, compatibility with Si complementary metal oxide semiconductor processing. We review the recent progress in the heteroepitaxial growth of Ge films on Si substrates, as well as potential applications in optoelectronics, especially in long wavelength photodiodes and lasers. Growth techniques including the use of compositionally varied SiGe buffers, selective epitaxy and low temperature are presented. The dependence of performance on the structure of Ge-on-Si photodiodes is discussed. The impact of tensile strain and n-type doping on the optical properties of Ge is analyzed, and the outlook for monolithically integrated and electrically pumped Ge-on-Si lasers is given.

Keywords optoelectronics, heteroepitaxy, photodiodes, lasers, silicon, germanium

1 引言

硅基光电集成将微电子和光子学技术进行融合和发展,把微电子和光电子器件集成在同一芯片上,有望克服微电子技术发展过程中遇到的诸如小尺

寸、铜互连等带来的瓶颈,提升器件的整体性价比,成为学术界和产业界的重要前沿研究领域^[1-8].为了实现硅基光电集成,基于硅衬底的异质结材料如硅锗合金和Ⅲ-V 族化合物半导体,以及相关光电子

2011-06-01 收到

[†] 通讯联系人. Email:zhouzw@szit.com.cn

器件如激光器、光电探测器、光调制器等得到了广泛的研究^[1-8]. 硅在 1.3—1.5 μm 通信波段是非常好的传输介质,人们利用这种特性,已经开发出了低损耗光波导、高速光调制器等基础元器件^[2,7]. 然而,硅材料固有的局限性,比如间接带隙的能带结构、低发光效率、低吸收效率等,限制了硅在高效光源和长波长光探测上的应用^[2,6]. 锗与硅为同一主族元素半导体,具有准直接带隙的能带结构,禁带宽度小,载流子迁移率高,表现出良好的产生光和探测光的特性. 更重要的是锗与硅微电子制造工艺兼容,比 III-V 族化合物更利于器件的单片集成,降低成本. 结合硅大规模、低成本的微电子工艺,充分发挥锗材料的优势,在硅衬底上制备锗薄膜并研制相关光电子器件,有力地促进了硅基光电集成的快速发展^[2,6,8]. 本文综述了 Si 基 Ge 薄膜异质外延生长的缓冲层技术及其取得的进展,介绍了 Si 基 Ge 薄膜在光电子器件,特别是在长波长光电探测器和激光器应用方面的物理机制、实验手段以及技术进展和发展趋势.

2 Si 基 Ge 薄膜的异质外延生长

异质外延生长的最大挑战是晶格失配和热失配. 室温下 Ge 和 Si 的晶格失配度高达 4.18%,热失配高达 50%,应变 SiGe 的临界厚度随着 Ge 组分的增加急剧下降,到纯 Ge 时只有几个纳米,远远无法满足实际器件的需要. 外延层的厚度超过临界厚度时必然导致应变弛豫^[9],应变弛豫又带来两种严重的后果:大的表面起伏和高的位错密度^[10]. 粗糙的表面将增加器件的制造工艺难度;高密度位错将降低器件的性能(增加暗电流和降低响应度等). 控制表面粗糙度并降低位错密度,需要采用缓冲层技术. 现阶段,为了在 Si 衬底上异质外延生长高晶体质量的 Ge 薄膜,人们提出了多种缓冲层技术,这些技术主要分为三类:组分变化 SiGe 缓冲层技术(改变 SiGe 缓冲层的组分)、选区外延技术(改变生长区域)和低温缓冲层技术(改变生长温度).

2.1 组分变化的 SiGe 缓冲层技术

传统的方法是组分渐变 SiGe 缓冲层^[11],该技术是首先生长 Ge 组分从 0 到 1 逐渐增加的 SiGe 缓冲层,然后在其上生长 Ge 外延层薄膜. 随着 SiGe 缓冲层生长的进行, SiGe 层的 Ge 组分和厚度逐渐增加,积累的应变能通过失配位错的产生被逐步释放,位错分布在整个缓冲层内. 这样,位错的钉扎几

率减小,有利于已有位错半环的扩展运动,限制新位错的产生,从而降低了位错密度. 位错在 SiGe 缓冲层内的分布如图 1(a)所示^[12]. 从图中可以看到,位错几乎均匀地分布在 SiGe 缓冲层内,上层 Ge 薄膜的位错较少. 为了获得较好的晶体质量,Ge 组分的变化率一般控制为(10%)/ μm . Currie 等^[13]采用组分渐变 SiGe 缓冲层和化学机械抛光技术,获得 Ge 薄膜的位错密度低至 $2.1 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$,但是表面粗糙度较高,达到 24nm. Thomas 等^[12]采用低能等离子体增强化学气相沉积 (LEPECVD) 设备快速生长 10 μm -SiGe/1 μm -Ge, Ge 薄膜的位错密度低至 $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ (是迄今为止报道的各种缓冲层技术中的最低位错密度值),表面粗糙度仅为 3.2nm. 组分渐变 SiGe 缓冲层技术的优点是 Ge 薄膜的位错密度非常低;缺点是薄膜表面呈现 Cross-hatch 形貌,表面粗糙度较大, SiGe 缓冲层比较厚,生长周期长,不利于与其他光电器件集成. 为了降低 SiGe 缓冲层的厚度, Luo 等^[14]提出了双层 SiGe 缓冲层技术,只生长两层组分不同的 SiGe 缓冲层,通过各层界面处的失配应力限制位错的传播和原位退火的方法来湮灭位错. 他们制备的 1 μm Ge 薄膜的位错密度为 $3 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$,表面粗糙度为 3.2nm,两层 SiGe 缓冲层的总厚度只有 1.6 μm . 样品的截面如图 1(b)所示,可以看到穿透位错被两 SiGe 缓冲层有效地压制住. Huang 等^[15]进一步调整两层 SiGe 的组分,使缓冲层的总厚度降低到 0.5 μm . 双层 SiGe 缓冲层技术在保证 Ge 薄膜质量的前提下,大大降低了 SiGe 缓冲层的总厚度.

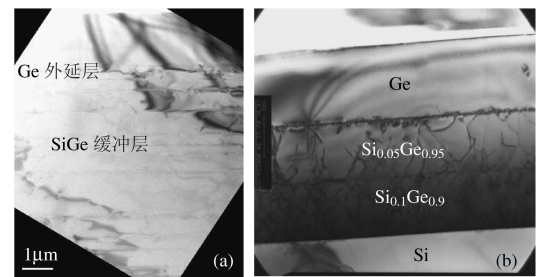


图 1 不同组分变化 SiGe 缓冲层技术制备的 Si 基 Ge 薄膜的 TEM 截面图 (a) 组分渐变 SiGe 缓冲层^[12]; (b) 双层 SiGe 缓冲层^[14]

2.2 选区外延技术

选区外延技术是指首先在衬底上通过光刻、蚀刻等工艺形成周期性的凹槽(图形衬底),然后再在凹槽内选择性地外延生长,利用凹槽侧壁对位错传播的抑制,获得很低的位错密度. 对于 Ge/Si 材料系,界面处的失配位错沿[110]方向分布,失配位错

的伯格矢量与 Si(100)面的夹角为 45° , 而穿透位错在(111)面内运动, 如图 2(a)所示. 当凹槽的深度大于其宽度时, 穿透位错将被凹槽的侧壁阻止并湮灭, 从而外延层薄膜的位错密度得到降低^[16]. Park 等^[17]对深度为 500nm、宽度为 400nm 的 SiO_2 沟槽中生长的 Ge 薄膜进行观测发现, 大部分穿透位错被 SiO_2 侧壁阻止在 $\sim 400\text{nm}$ 深度以内, 上半部分 Ge 薄膜中的穿透位错很少, 如图 2(b)所示. Luan 等^[18]采用超高真空化学气相沉积(UHVCVD)设备, 在 SiO_2/Si 图形衬底上选区生长的 Ge 薄膜位错密度低达 $2.3 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$, 甚至在生长台面足够小时, 穿透位错被完全湮灭. Vanamu 等^[19-21]在一维和二维 Si 图形衬底上, 采用 CVD 设备, 研究了台面形状和尺寸对 Ge/SiGe/Si 材料质量的影响. 发现在图形周期一定的情况下, 随着台面尺寸的减小, Ge 薄膜中的位错密度急剧降低. 当一维光栅周期为 $\sim 1\mu\text{m}$, 台面宽度只有 200nm 时, Ge 薄膜的位错密度仅为 $4 \times 10^5 \text{cm}^{-2}$. 对于直接生长在二维图形衬底上的 $10\mu\text{m}$ Ge 薄膜, 位错密度低达 $5 \times 10^5 \text{cm}^{-2}$, 比生长在平面 Si 衬底上的降低了 3 个数量级. 选区外延技术为在特定区域制备高质量的 Ge 薄膜提供了保障, 也为不同材料器件间的集成提供了便利.

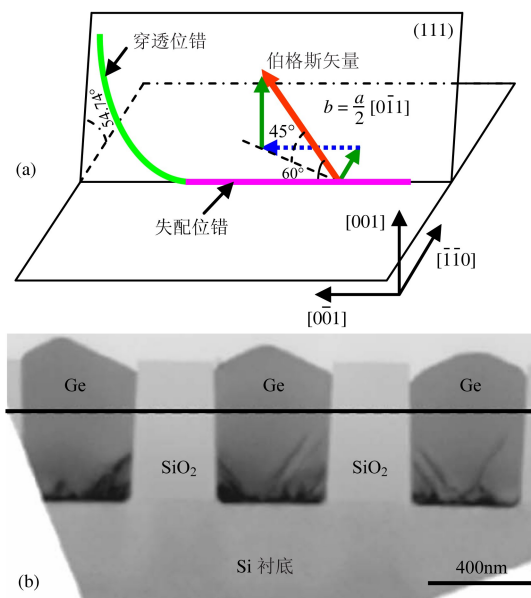


图2 (a)Ge/Si 材料系位错分布示意图; (b)Si 基图形衬底上 Ge 薄膜的 TEM 截面图^[17]

2.3 低温缓冲层技术

低温缓冲层技术是指先在较低温度下生长一层缓冲层, 再高温快速生长高结晶质量的外延层. 低温生长时原子的迁移率低, 外延层中形成许多点缺陷 (Knight 等^[22] 和 Ueno 等^[23] 分别采用中子湮灭谱

观察到分子束外延(MBE)设备低温生长的 SiGe 和 Si 层中存在大量、大型的空位团簇; Palange 等^[24] 采用椭圆偏振观察到 UHVCVD 设备在低温生长的 Ge 层中存在大量点缺陷, 点缺陷的存在降低了材料的弹性常数, 使其机械性能变差, 起到柔性衬底的作用; 参与应力调节、捕获湮灭位错, 从而提高晶体质量^[25]. 根据低温下生长材料的不同, 低温缓冲层技术分为: 低温 Si^[26]、低温 SiGe^[27] 和低温 Ge^[28] 技术. 低温 Si 主要用于较低 Ge 组分 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 弛豫衬底 ($x < 0.3$) 的制备, 随着 Ge 组分的增加, 衬底与外延层的失配度增大, 表面呈现三维岛状生长, 导致位错密度偏高, 需要采用低温 SiGe 技术, 而低温 Ge 技术则主要用于纯 Ge 薄膜的制备上.

低温 Ge 缓冲层技术由 Fukuda 等^[28-30] 在 1987 年提出, 他们在 MBE 设备上发现预先生长一层低温 Ge 缓冲层后再生长高温 Ge 外延层, Ge 薄膜的晶体质量有明显的改善, 如果引进高温退火的话, 薄膜的位错密度可以进一步降低. Zhou 等^[31] 和 Baribeau 等^[32] 在 MBE 设备上的研究更进一步地证实了这一发现. 1991 年, Cunningham 等^[33] 率先在 UHVCVD 设备上开展低温条件下 Ge 外延层生长的研究. 他们发现, 当生长温度足够低时, Ge 吸附原子的迁移率下降, 导致三维岛状生长模式被抑制, 可以获得平整的生长表面. 1998 年, Luan 等^[18] 在 UHVCVD 设备中采用表面平整的低温 Ge 作缓冲层, 生长出高质量的 Ge 薄膜. Hartmann 等^[34] 采用减压 CVD 设备也报道了该技术的成功应用. 随后多个小组研究了低温 Ge 缓冲层的生长动力学, 以及低温 Ge 的生长温度、压强和厚度对后续 Ge 外延层质量的影响^[35-37]. 低温 Ge 缓冲层技术的优点是低温缓冲层很薄 (30—60nm), Ge 薄膜的表面平整 (表面粗糙度仅 0.4—2nm), 表面无交叉起伏形貌; 不足之处是位错密度偏高 (10^8cm^{-2}), 需要采用高温退火来进一步降低. 利用退火时 Ge 和 Si 晶格热膨胀系数不同产生的热失配应力, 推动位错运动, 并使其发生反应, 使位错湮灭. 退火过程可以使位错密度降低 2—3 个数量级^[18, 34, 36]. 为了减少退火带来的不利和不便, Nakatsuru 等^[38] 和 Loh 等^[39] 又提出改善的低温 Ge 缓冲层技术, 即在生长低温 Ge 缓冲层之前生长一层低温 SiGe 缓冲层 (SiGe 层中 Ge 组分为 0.2—0.5, 厚度为 5—30nm), 利用低温 SiGe 缓冲层调制失配应力, 吸收位错, 使 Ge 薄膜中的位错密度进一步降低. 这样, 不需要退火就可以获得表面平整、位错密度低、缓冲层薄的高质量 Ge 薄膜. 我

表 1 不同缓冲层技术制备 Si 基 Ge 薄膜的性能参数

研究小组	外延设备	缓冲层技术	缓冲层厚度	Ge 层厚度/ μm	粗糙度/ nm	位错密度/ cm^{-2}
Thomas 等 ^[7]	LEPECVD	组分渐变 SiGe 缓冲层	10 μm	1	3.3	1.1 $\times 10^5$
Luo 等 ^[9]	UHVCVD	双层 SiGe	0.8+0.8 μm	1	3.2	3 $\times 10^6$
Vanamu 等 ^[15]	CVD	二维图形衬底	—	10	<2	5 $\times 10^5$
Luan 等 ^[12]	UHVCVD	低温 Ge	30nm	1	1—2	2.3 $\times 10^7$
Loh 等 ^[33]	UHVCVD	低温 SiGe + 低温 Ge	30+30nm	0.1	1.4	1.6 $\times 10^6$
Zhou 等 ^[34]	UHVCVD	低温 SiGe + 低温 Ge	50+50nm	0.3	0.7	5 $\times 10^5$

们^[40]采用低温 SiGe 和低温 Ge 缓冲层技术制备了高质量的 Ge 薄膜. 薄膜的表面形貌原子力显微镜图如图 3(a)所示, 表面平整度达到原子量级, 10 $\times 10\mu\text{m}^2$ 的扫描面, 粗糙度只有 0.7nm. 图 3(b)为高精度 X 射线衍射观察 Ge 薄膜的摇摆曲线. 300nm Ge 薄膜的 (004) 对称面和 (224) 非对称面衍射峰的峰形对称, 峰值半高宽相当, 均只有 280arc sec. 采用化学腐蚀位错坑的方法观察薄膜的位错密度小于 10⁶ cm⁻². 目前, 低温 Ge 缓冲层技术的应用范围最广.

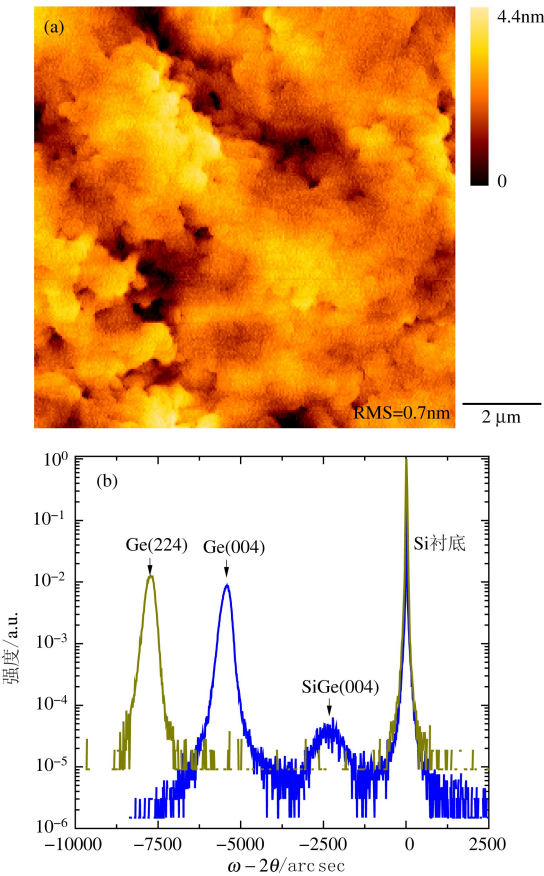


图 3 低温 SiGe 和低温 Ge 缓冲层技术制备的 Ge 薄膜的 (a) 表面形貌原子力显微镜图和 (b) 高精度 X 射线衍射摇摆曲线

随着缓冲层技术的高速发展, Si 基 Ge 薄膜的

异质外延生长取得了重大进展. 表 1 列出了近年来主要缓冲层技术制备 Ge 薄膜的性能结果. 现阶段, Si 基 Ge 薄膜的表面粗糙度低于 1nm, 位错密度达到 10⁶ cm⁻² 量级, 而缓冲层的厚度不到 100nm. Si 基 Ge 薄膜的优秀晶体质量为相关光电器件的研究提供了坚实的材料基础.

3 Si 基 Ge 薄膜在光电子器件中的应用

Si 基 Ge 薄膜在光电子器件中最成功的应用是长波长光电探测器^[8], 而 Ge 激光器则被认为是最有希望实现的 Si 基片上集成光源^[6]. 下面将分别讨论 Si 基 Ge 薄膜在光电探测器和激光器中应用的物理机制、实验方法以及取得的进展.

3.1 Si 基 Ge 光电探测器

高性能的光电探测器在响应波段应该具备高响应度、高带宽和低暗电流(噪声)的特点. 室温下, 硅的截止波长为 1.1 μm , 限制了 Si 在近红外波段 1.3—1.55 μm 的应用. Ge 将探测器的响应波长延伸到 1.55 μm 以上, 成为 Si 基长波长光电探测器的最理想材料.

Si 基 Ge 光电探测器的研究可以追溯到 1984 年^[41], 而受到 Ge 外延薄膜晶体质量的制约, 其快速发展开始于 2000 年左右. 1998 年, Colance 等^[42]采用低温 Ge 缓冲层技术在 UHVCVD 设备上制备 Ge 薄膜, 制作了金属—半导体—金属(MSM)光电探测器. 器件在波长 1.3 μm 处的响应度为 0.24 A/W, 响应时间为 2ns. 随后, 该小组引入循环退火降低 Ge 薄膜的位错密度, 进一步提高了 Ge 探测器的性能. 异质结探测器在 1.3 μm 和 1.55 μm 处的响应度分别达 0.55 A/W 和 0.25 A/W, 响应时间降低为 850 ps^[43]. 进一步增加 Ge 薄膜的厚度至 4 μm , 制作的 PIN 异质结探测器在 1.3 μm 和 1.55 μm 处的响应度分别高达 0.89 A/W 和 0.75 A/W, 响应时间

小于 200ps^[44]. 探测器的响应度达到了实用化的水平,而带宽还需进一步提高. 2002 年,Oh^[45]采用横向叉指 PIN 结构,探测器的带宽达到 3.8GHz. 2004 年,Oh^[46]通过减少低场区载流子扩散的影响,将探测器的带宽提高到 4.3GHz. 同年,Huang 等^[47]制作了背入射异质结探测器,带宽高达 8.1 GHz. Dehlinger 等^[48]在绝缘体上硅(SOI)衬底上生长 400nm Ge 薄膜,制作了横向叉指 PIN 探测器,带宽被提高到 29GHz. 2005 年,Rouvière 等^[49]在 SOI 衬底上生长 320nm Ge 薄膜,制作了 MSM 探测器,金属指宽为 2 μm 、指间距为 0.5 μm 的器件在 1.55 μm 处带宽高达 36.5GHz. 同年,Jutzi 等^[50]制作了 PIN 同质结探测器,本征吸收区厚度为 300nm,器件的带宽高达 38.9GHz. 2009 年,他们通过降低器件的串联电阻将探测器带宽提高到 49GHz^[51]. Osmond 等^[52]也报道了 49GHz 带宽的探测器. 49GHz 是迄今为止报道光电探测器的最高带宽. 我们看到,前述光电探测器采用的都是垂直入射结构. 这种结构存在局限性:器件的响应度(量子效率)和带宽均与吸收区的厚度有关,响应度和带宽相互制约. 为了获得高的带宽,通常是减少吸收区的厚度和台面尺寸,这样降低了器件的响应度. 49GHz 带宽的器件在 1.55 μm 处的响应度不足 0.1 A/W^[51,52].

解决垂直入射结构固有的响应度和带宽相互制约的难题,一种方案是采用共振腔增强型结构,将吸收区放置在共振腔内,使特定波长的光来回反射被充分吸收,提高响应度. 2005 年,Dosunmu 等^[53]报道了第一个谐振腔增强型 Ge 肖特基探测器,SOI 衬底作为上反射镜,Au 作为下反射镜. 器件在 1.54 μm 处的响应度为 0.73 A/W,带宽为 12.1GHz. 谐振腔增强型结构在一定程度上提升了器件的性能,但是上下反射镜的制作增加了器件工艺的难度,不适用于光电集成,更为有效的方案是采用波导集成结构. 在波导集成结构中,光的传输路径和载流子的渡越路径分开,响应度主要取决于波导的长度,而载流子的渡越时间主要取决于波导的厚度或宽度,便于分别设计器件的尺寸来提高响应度和带宽,以提高器件的整体性能. 2007 年,MIT 小组^[54]报道了第一个 Si 基 Ge 波导集成 PIN 探测器,入射光通过顶层 Si 波导倏逝耦合进入 Ge 吸收区. 器件的响应度在波长 1480—1570nm 范围内均达到 1A/W,在 -1V 偏压下带宽为 7.2GHz. 紧随其后,Vivien 等^[55-57]连续报道了波导集成结构的 MSM 和 PIN 光电探测器,入射光通过 Si 脊形光波导端面直接耦合进入厚度为 380nm、长度为

10 μm 的 Ge 吸收区. 器件的带宽分别高达 25,28 和 42GHz,在 1.55 μm 处的响应度均达到 1A/W. Intel 公司^[58]和 IBM 公司^[59]也分别报道了波导集成 PIN 和 MSM 光电探测器. 波导集成结构将探测器的量子效率—带宽积提高了 ~ 8 倍(与垂直入射结果相比较).

图 4 总结了近 10 年来 Si 基 Ge 光电探测器带宽的进展,包括垂直入射和波导集成两种结构. Si 基 Ge 光电探测器的带宽从最初的几十 MHz 迅速发展到现在 50GHz 只用了约 10 年时间. 波导集成结构的探测器带宽几乎达到垂直入射结构的水平,但是响应度高得多,很好地解决了垂直入射结构响应度和带宽相互制约的问题. 另外,波导集成结构容易将光电探测器与光波导、光调制器等器件集成,是 Si 基 Ge 光电探测器的理想结构.

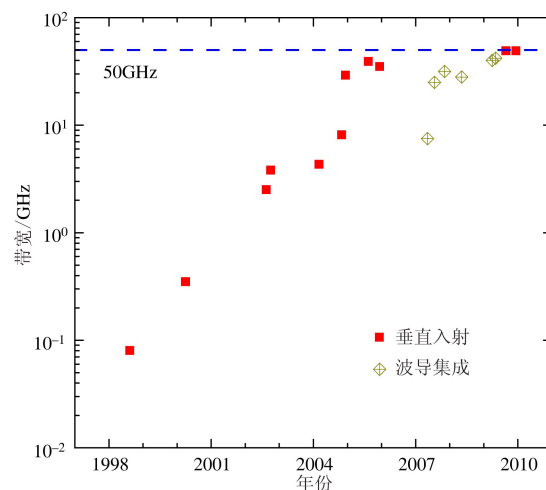


图 4 Si 基 Ge 光电探测器带宽的研究进展

光电探测器的另一个重要的性能指标为暗电流,暗电流越低,灵敏度越高. Ge 的带隙小、外延 Ge 薄膜中的缺陷密度高以及表面态密度高、没有好的钝化保护层等缺点,导致 Si 基 Ge 光电探测器的扩散电流、产生电流以及表面漏电流等均偏高,器件的总体暗电流偏高. 现阶段各研究小组报道 Si 基 Ge 光电探测器的暗电流密度在 -1 V 偏压时,集中在 10—50mA/cm² 之间^[8,43,44,47,48],只有个别报道特别好,达几个 mA/cm²^[60,61],甚至 1mA/cm² 以下^[62,63]. 需要研究材料的制备技术、器件的制作工艺、表面钝化工艺等,将 Si 基 Ge 光电探测器的暗电流进一步降低,以达到实用化的水平.

由于具有内置的放大作用,雪崩光电二极管具有更高的响应度和灵敏度, Si 基 Ge 雪崩光电二极管的研究也引起了人们的关注. Intel 公司^[64]报道了以 Ge 为吸收区、Si 为倍增放大区的分离吸收倍增 PIN 雪崩光电二极管. IBM 公司^[65]报道了微纳波导

Ge 材料的 MSM 雪崩光电二极管. 雪崩光电二极管的带宽增益积达到 340GHz, 性能达到甚至超越 III-V 族化合物^[64,65]. 高性能 Si 基 Ge 光电探测器的成功研制, 很好地解决了 Si 基光电集成中光探测的难题.

3.2 Si 基 Ge 激光器

硅基高效激光器的制备必须满足下列 4 个条件: (1) 器件的材料结构直接生长在硅衬底上; (2) 器件的制作工艺与硅 CMOS 工艺兼容性好; (3) 发光波长为光通信和光互连波段 1.3 或 1.55 μm ; (4) 器件是电抽运的. 硅中载流子非辐射复合占据绝对优势, 体硅的发光效率不足 10^{-6} , 阻碍着 Si 基发光管乃至激光器的发展^[2,5,6]. 经过近二十年的不懈努力, Si 基激光器取得了重大突破, 全 Si 拉曼激光器^[66,67]、混合 Si 激光器^[68] 以及 Ge 激光器^[69] 相继成功报道. 其中 Si 基 Ge 激光器被认为最有希望实现 Si 基片上集成^[6].

尽管锗也是间接带材料, 室温下 Ge 的直接带隙 (0.8eV) 仅比间接带隙 (0.66eV) 高 136meV, 锗的能带结构容易通过张应变和 n 型杂质来调控, 使锗变为直接带材料, 极大地提高了辐射复合几率. 张应变和 n 型掺杂对 Ge 的能带调制原理为: 张应变使能级偏移, 能带退简并, 带隙变小. 理论上当锗受到的张应变为 2% 时, 锗变为直接带材料, 直接带带隙为 0.5eV. 实验上要获得 2% 的张应变比较困难, 而且如此大的张应变使得晶体的质量无法保证; 另外, 当张应变为 2% 时, 发光峰位移到了 2.5 μm , 不满足光通信波段的需要. 实际上仅需在 Ge 层中引入少量张应变对能带进行微小调节, 剩余的直接带与间接带的差值由 n 型杂质来弥补. n 型杂质浓度较高时, 费米能级将会超过导带的 L 带谷, 电子占据直接带 Γ 带谷的几率明显增加; n 型掺杂浓度越高, 材料的直接带特性越明显. 理论计算表明, 当 Ge 所受张应变为 0.25%, n 型掺杂浓度为 $7.6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 时, Ge 变为直接带隙材料^[70]. 基于 Ge 薄膜中张应变和 n 型杂质对能带的共同调节作用, 增强辐射复合几率, 在实验上实现了 Ge 薄膜的光致发光^[71,72]、电致发光^[73-75] 以及特定波段的光增益^[76].

Sun 等^[72,73] 报道了硅基锗薄膜的光致发光谱和电致发光谱; Kurdi 等^[71,77] 报道了 n 型杂质和张应变对 Ge 光致发光峰的强度和峰位 (能带结构) 的影响; Hu 等^[74] 报道了 $p^+-\text{Ge}/i\text{-Ge}/N^+-\text{Si}$ 异质结电致发光管; Cheng 等^[75] 报道了 $n^+-\text{Ge}/p\text{-Ge}$ 同质结电致发光管; Liu 等^[76] 观察到了在 1600nm 波长附近

的光增益, 增益系数达到 50cm^{-1} . 上述实验结果总结如下: 证实了观察到的发光峰为锗的直接带跃迁, 发光峰的峰位大约在 0.78eV, 对应波长为 1.55 μm (不同小组报道的峰位略有不同, 与材料应变状态、掺杂浓度有关); 张应变能够减小 Ge 的带隙, 直接带隙 (Γ 带到重空穴带) 的变化量 (ΔE) 与张应变 ($\epsilon_{\parallel}$) 的关系线性描述为: $\Delta E = -14\epsilon_{\parallel}$ (eV); 当锗薄膜中的张应变一定时, 掺杂浓度越高, 费米能级越高, 填充到 Γ 带谷的电子浓度越高, 发光峰越强; 温度越高, 热激发越活跃, 电子填充浓度越高, 发光峰越强; 随着注入电流增大, 焦耳热温度升高, 在电致发光谱中, 发光峰的强度随着注入电流的增加呈现超线性增强关系, 器件比一般 III-V 族化合物发光器件更适用于室温或高温下工作. 这些鼓舞人心的研究最终迎来了 Si 基 Ge 光抽运激光器的诞生^[69].

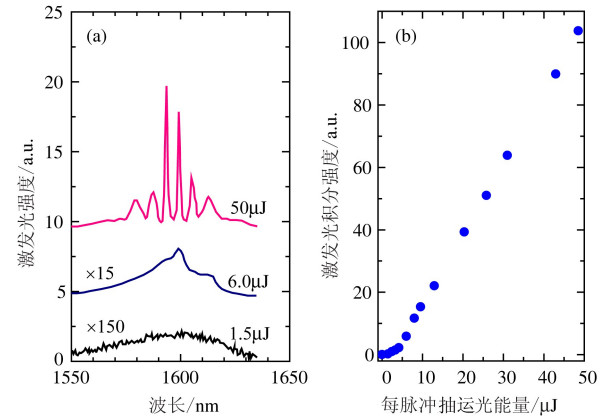


图 5 (a) Si 基 Ge 激光器在不同光抽运能量下的激发光谱; (b) Si 基 Ge 激光器的激发光强与抽运能量的关系^[69]

2010 年, Liu 等^[69] 报道了首个波导型边发射的 Si 基 Ge 光抽运激光器. Ge 薄膜由选区外延的方法制备, 所受的张应变为 0.24%, n 型掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. 端面抛光波导的高为 500nm, 宽为 1.6 μm , 长度为 4.8mm. 图 5(a) 为 Si 基 Ge 激光器在不同光抽运能量下的激发光谱. 当抽运光能量为 1.5 μJ /脉冲时, 观察到以自发辐射为主、弱而宽的光致发光谱, 发光峰的峰值在 1600nm 左右; 当抽运光能量增加到 6 μJ /脉冲时, 发光谱中出现了 3 个发光峰, 分别位于 1599、1606 和 1612nm, 对应于阈值光能量时的激发光谱; 当抽运光能量增加到 50 μJ /脉冲时, 发光峰的宽度急剧下降, 表现出典型的受激发射特征. 最强发光峰的峰位从 1600nm 移到了 1594nm. Si 基 Ge 激光器的激发光强与抽运能量的关系见图 5 (b). 从图上看, 激发光强存在明显的阈值行为, 阈值能量为 5 μJ /脉冲. 当达到阈值条件时, 吸收的抽运

光能量密度为 $\sim 30\text{kW}/\text{cm}^2$,与之相对应,则要求电抽运时的注入电流密度为 $35\text{kA}/\text{cm}^2$,阈值能量可以通过提高 n 型杂质的浓度进一步降低.目前,研究人员正在研究 $\text{p}^+-\text{Si}/\text{n}^+-\text{Ge}/\text{n}-\text{Si}$ 异质结构的电抽运激光器,一旦研制成功,将给长期以来困扰 Si 基光电集成发展的光源难题提供变革性的解决方案.

4 总结与展望

本文综述了 Si 基 Ge 薄膜异质外延生长及其应用的进展.综合各种缓冲层技术,人们已经可以在硅衬底上异质外延生长出晶体质量优良的锗薄膜材料,并用这一材料研制出高性能硅基长波光电探测器,并取得了重要进展.同时,人们利用能带工程研究了硅基锗薄膜一些有重要意义的光学特性,实现了光抽运激光器.硅基锗单片集成、电抽运的激光器在不远的将来也将变为现实.另外,硅基锗薄膜还可以用于低损耗光调制器^[78-80]、高速场效应晶体管^[81]等方面.充分发挥硅基锗薄膜优良的光电特性、灵活的集成性、低廉的价格等特点,硅基光电集成将会更加快速地向发展.

参考文献

- [1] Pavesi L, Lockwood D J. Silicon Photonics. Berlin: Springer, 2004
- [2] Pavesi L, Guillot G. Optical interconnects: The Silicon Approach. Berlin: Springer, 2006
- [3] 孙飞, 余金中. 物理, 2005, 34(1): 50 [Sun F, Yu J Z. Wuli (Physics), 2005, 34(1): 50 (in Chinese)]
- [4] 余金中. 激光与光电子学进展, 2006, 43(12): 68 [Yu J Z. Laser & Optoelectronics Progress, 2006, 43(12): 68 (in Chinese)]
- [5] 周治平, 王兴军, 冯俊波等. 激光与光电子学进展, 2009, 46(10): 28 [Zhou Z P, Wang X J, Feng J B *et al.* Laser & Optoelectronics Progress, 2009, 46(10): 28 (in Chinese)]
- [6] Liang D, Bowers J. Nature Photon., 2010, 4: 511
- [7] Reed G, Mashanovich G, Gardes F *et al.* Nature Photon., 2010, 4: 518
- [8] Michel J, Liu J, Kimerling L. Nature Photon., 2010, 4: 527
- [9] Kasper E 著, 余金中译. 硅锗的性质. 北京: 国防工业出版社, 2002 [Kasper E. Yu J Z trans. Properties of Strained and Relaxed Silicon Germanium. Beijing: National Defense Industry Press, 2002 (in Chinese)]
- [10] Tersoff J, LeGoues F. Phys. Rev. Lett., 1994, 72(22): 3570
- [11] Fitzgerald E, Xie Y, Green M *et al.* Appl. Phys. Lett., 1991, 59(7): 811
- [12] Thomas S, Bharatan S, Jones R *et al.* J. Electron. Mater., 2003, 32(9): 976
- [13] Currie M, Samavedam S, Langdo T *et al.* Appl. Phys. Lett., 1998, 72(14): 1718
- [14] Luo G, Yang T, Chang E *et al.* Jpn. J. Appl. Phys., 2003, 42: L517
- [15] Huang Z, Kang N, Guo X *et al.* IEEE J. Select. Topics Quantum Electron., 2006, 12(6): 1450
- [16] Langdo T, Leitz C, Currie M *et al.* Appl. Phys. Lett., 2000, 76(25): 3700
- [17] Park J, Bai J, Curtin M *et al.* Appl. Phys. Lett., 2007, 90(5): 052113
- [18] Luan H, Lim D, Lee K *et al.* Appl. Phys. Lett., 1999, 75(19): 2909
- [19] Vanamu G, Datye A, Zaidi S. J. Cryst. Growth, 2005, 280: 66
- [20] Vanamu G, Datye A, Zaidi S. J. Vac. Sci. Technol. B, 2005, 23(4): 1622
- [21] Vanamu G, Datye A, Zaidi S. Appl. Phys. Lett., 2006, 88(20): 204104
- [22] Knights A, Gwilliam R, Sealy B *et al.* J. Appl. Phys., 2001, 89(1): 76
- [23] Ueno T, Irisawa T, Shiraki Y *et al.* J. Cryst. Growth, 2001, 227-228: 761
- [24] Palange E, Gaspare L, Evangeliste F. Thin Solid Films, 2003, 428(1-2): 160
- [25] Kasper E, Lyutovich K, Bauer M *et al.* Thin Solid Films, 1998, 336: 319
- [26] Linder K, Zhang F, Rieh J *et al.* Appl. Phys. Lett., 1997, 70(24): 3224
- [27] Myronov M, Shiraki Y. Jpn. J. Appl. Phys., 2007, 46: 721
- [28] Fukuda Y, Kohama Y. J. Cryst. Growth, 1987, 81: 451
- [29] Fukuda Y, Kohama Y. Jpn. J. Appl. Phys., 1987, 26(5): L597
- [30] Fukuda Y, Kohama Y, Seki M *et al.* Jpn. J. Appl. Phys., 1988, 27(9): L1591
- [31] Zhou G, Chen K, Jiang W *et al.* Appl. Phys. Lett., 1988, 53(22): 2179
- [32] Baribeau J, Jackman T, Houghton D *et al.* J. Appl. Phys., 1988, 63(12): 5738
- [33] Cunningham B, Chu J, Akbar S. Appl. Phys. Lett., 1991, 59(27): 3574
- [34] Hartmann J, Abbadie A, Papon A *et al.* J. Appl. Phys., 2004, 95(10): 5905
- [35] Halbwax M, Bouchier D, Yam V *et al.* J. Appl. Phys., 2005, 97(6): 064907
- [36] Olubuyide O, Danielson D, Kimerling L *et al.* Thin Solid Films, 2006, 508: 14
- [37] Shin K, Kim H, Kim J *et al.* Thin Solid Films, 2010, 518: 6496
- [38] Nakatsuru J, Date H, Mashiro S *et al.* Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 2006, 891: EE07-24. 01
- [39] Loh T, Nguyen H, Tung C *et al.* Appl. Phys. Lett., 2007, 90(9): 092108
- [40] Zhou Z, Li C, Lai H *et al.* J. Cryst. Growth, 2008, 310(10): 2508
- [41] Luryi S, Kastalsky A, Bean J. IEEE Trans. Electron. Devices, 1984, 31(9): 1135
- [42] Colace L, Masini G, Galluzzi F *et al.* Appl. Phys. Lett., 1998, 72(24): 3175
- [43] Colace L, Masini G, Assanto G *et al.* Appl. Phys. Lett., 2000, 76(10): 1231
- [44] Famà S, Colace L, Masini G *et al.* Appl. Phys. Lett., 2002, 81(4): 586
- [45] Oh J, Campbell J, Thomas S *et al.* IEEE J. Quantum Electronics, 2002, 38(9): 1238
- [46] Oh J, Banerjee S, Campbell J. IEEE Photon. Technol. Lett., 2004, 16(2): 581
- [47] Huang Z, Oh J, Campbell J. Appl. Phys. Lett., 2004, 85(15): 3286
- [48] Dehlinger G, Koester S, Schaub J *et al.* IEEE Photon. Technol.

- ol. Lett. ,2004,16(11):2547
- [49] Rouvière M, Vivien L, Roux X *et al.* Appl. Phys. Lett. ,2005, 87(23):231109
- [50] Jutzi M, Berroth M, Wöhl G *et al.* IEEE Photon. Technol. Lett. ,2005,17(7):1510
- [51] Klinger S, Berroth M, Kaschel M *et al.* IEEE Photon. Technol. Lett. ,2009,21(13):920
- [52] Osmond J, Vivien L, Fédéli J *et al.* Appl. Phys. Lett. ,2009, 95(15):151116
- [53] Dosunmu O, Cannon D, Emsley M *et al.* IEEE Photon. Technol. Lett. ,2005,17(1):175
- [54] Ahn D, Hong C, Liu J *et al.* Opt. Express,2007,15(7):3916
- [55] Vivien L, Rouvière M, Fédéli J *et al.* Opt. Express,2007,15 (15):9843
- [56] Vivien L, Morini D, Fédéli J *et al.* Appl. Phys. Lett. , 2008, 92(15):151114
- [57] Vivien L, Osmond J, Fédéli J *et al.* Opt. Express,2009,17 (8):6252
- [58] Yin T, Cohen R, Morse M *et al.* Opt. Express, 2007, 15 (21):13965
- [59] Assefa S, Xia F, Bedell S W *et al.* Optical Fiber Communication Conference,2009, OMR4
- [60] Morse M, Dosunmu O, Sarid G *et al.* IEEE Photon. Technol. Lett. ,2006,18(23):2442
- [61] Colace L, Ferrara P, Assanto G *et al.* IEEE Photon. Technol. Lett. ,2007,19(22):1813
- [62] Samavedam S B, Currie M T, Langdo T A *et al.* Appl. Phys. Lett. ,1998,73(15):2125
- [63] Osmond J, Isella G, Chrastina D *et al.* Appl. Phys. Lett. , 2009,94(20):201106
- [64] Kang Y, Liu H, Morse M *et al.* Nature Photon. ,2009,3:59
- [65] Assefa S, Xia F, Vlasov Y A. Nature,2010,464:80
- [66] Rong H, Liu A, Jones R *et al.* Nature,2005,433:292
- [67] Rong H, Jones R, Liu A *et al.* Nature,2005,433:725
- [68] Campenhout J, Romeo P *et al.* Opt. Express,2007,15(11):6744
- [69] Liu J, Sun X, Aguilera R *et al.* Opt. Lett. ,2010,35(5): 679
- [70] Liu J, Sun X, Pan D *et al.* Optics Express,2007,15(18):11272
- [71] Kurdi M, Kociniowski T, Ngo T *et al.* Appl. Phys. Lett. , 2009,94(19):191107
- [72] Sun X, Liu J, Kimerling L C, Michel J. Appl. Phys. Lett. , 2009, 95(1):011911
- [73] Sun X, Liu J, Kimerling L C *et al.* Opt. Lett. ,2009,34(8):1198
- [74] Hu W, Cheng B, Xue C *et al.* Appl. Phys. Lett. ,2009,95(9): 092102
- [75] Cheng S, Lu J, Shambat G *et al.* Opt. Express,2009,17(12):10019
- [76] Liu J, Sun X, Kimerling L C, Michel J. Opt. Lett. ,2009, 34 (11):1738
- [77] Kurdi M, Bertin H, Martincic E *et al.* Appl. Phys. Lett. , 2010,96(4):041909
- [78] Kuo Y, Lee Y K, Ge Y *et al.* Nature,2005,437:1334
- [79] Roth J E, Fidaner O, Schaevitz R K *et al.* Opt. Express, 2007,15: 5851
- [80] Liu J, Beals M, Pomerene A *et al.* Nature Photon. ,2008,2:433
- [81] Lee M L, Fitzgerald E A *et al.* J. Appl. Phys. ,2005,97(1): 011101