

Si 基 IV 族异质结构发光器件的研究进展

何超 张旭 刘智 成步文

Recent progress in Ge and GeSn light emission on Si

He Chao Zhang Xu Liu Zhi Cheng Bu-Wen

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 206102 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.206102

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.206102>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I20>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

硅基槽式微环谐振腔型偏振解复用器全矢量分析

Full-vectorial analysis of a polarization demultiplexer using a microring resonator with silicon-based slot waveguides

物理学报.2015, 64(19): 194207 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.194207>

铒离子注入绝缘体上 Si 的射程分布研究

Investigation on range distribution of Er ions implanted in silicon-on-insulator

物理学报.2014, 63(17): 176101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.176101>

掺杂对多层 Ge/Si(001) 量子点光致发光的影响

Effect of doping on the photoluminescence of multilayer Ge quantum dots deposited on Si(001) substrate

物理学报.2013, 62(7): 076108 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.076108>

量子阱 Si/SiGe/Si_p 型场效应管阈值电压和沟道空穴面密度模型

Threshold-voltage and hole-sheet-density model of quantum well Si/SiGe/Si_p field effect transistor

物理学报.2012, 61(16): 166101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.166101>

氧化硅缓冲层对于退火形成锗量子点的作用研究

Investigation of Ge quantum dots formation on SiO₂ substratethrough annealing process

物理学报.2011, 60(7): 076103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.60.076103>

专题: 硅基光电子物理和器件

Si基IV族异质结构发光器件的研究进展*

何超 张旭 刘智 成步文†

(中国科学院半导体研究所, 集成光电子学国家重点实验室, 北京 100083)

(2015年8月19日收到; 2015年9月20日收到修改稿)

Si基光互连具有高速度、高带宽、低功耗、可集成等特点, 有望解决集成电路的集成度在日益提高时电互连带来的问题. 在Si基光互连的关键器件中, 除了Si基光源尚未得到解决, 其他器件都已经实现, 因此Si基可集成高效光源具有十分重要的研究意义. 同为IV族元素的Ge和GeSn因其与Si的可集成性及其独特的能带结构有望成为Si基光电集成回路中的光源. 虽然Ge是间接带隙材料, 但通过引入张应变、n型重掺杂, 或者引入Sn形成GeSn合金等能带工程手段来提高发光效率. 近年来, Si基IV族发光材料和发光器件有许多重要进展, 本文就Si基Ge, GeSn材料发光研究中的几个关键技术节点——应变工程、掺杂技术、理论模型和器件研究——回顾了近几年国际和国内的研究进展, 并展望了Si基IV族激光器的发展趋势.

关键词: Si基, Ge, GeSn, 发光器件**PACS:** 61.72.uf, 42.82.-m, 61.82.Fk, 42.55.Px**DOI:** 10.7498/aps.64.206102

1 引言

1958年, 第一块半导体集成电路的发明为现代信息技术奠定了基础, 其影响力渗透到国民经济和社会的各个领域, 给人类社会带来了前所未有的发展. Si基半导体是现代微电子产业的基石, Si的互补金属氧化物半导体(complementary metal oxide semiconductor, CMOS)工艺技术已经形成一个强大的微电子产业. 随着技术的进步, Si基集成电路集成度越来越高, 性能越来越好. Moore定律指出, 在相同价格下, 集成电路单位面积上的晶体管数量每隔18—24个月增加一倍, 半导体工艺的特征尺寸每18—24个月缩小30%^[1]. 但随着集成度的不断提高, 器件特征尺寸的减小, 一系列问题也随之产生, 例如散热问题严重、电互连的功耗大、RC延迟导致电互连速度受限、小尺寸下的量子限制效应等, 都限制着集成电路的进一步发展^[2]. 以实现Si基光电集成(optoelectronic integrated circuit, OEIC)为目标的Si基光子学(silicon photonics)有

望解决这一难题^[3].

遗憾的是Si本身不具备良好的光学特性, 在光电转换、电光调制、电光转换等方面有自身固有的缺陷, 比如载流子迁移率低、具有高度对称性结构、线性电光系数为零、间接带隙材料、发光效率低. 但是, 十几年来, 经过科学家们的共同努力, Si基光子学已经取得了很大进展, 各种Si基光子学材料的制备和器件的制作都取得了可喜的突破. 目前除了Si基光源外, 人们在Si基光电探测器、电光调制器、波分复用/解复用器领域都有成熟的应用. 因而高效的Si基光源, 特别是Si基激光器, 成为Si基OEIC中最具挑战、也是最重要的目标.

目前, 人们对于Si基光源并没有一个成熟的解决方案. 最初研究人员希望采用Si材料本身做发光源, 通过材料改性、能带工程等方法抑制非辐射复合, 提高辐射复合概率. 比如Si位错环发光^[4]、Si拉曼激光器^[5,6]、掺杂稀土离子等方法^[7]. 但是这些方法或是工艺复杂, 重复性稳定性较差, 或是光抽运运作, 对Si基光互连的贡献较小, 还需要进一步地创新. 此外, 研究人员还希望将发光性能

* 国家重点基础研究发展计划(批准号: 2013CB632103)和国家自然科学基金(批准号: 61176013, 61036003)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: cbw@semi.ac.cn

良好的 III-V 族材料集成在 Si 上, 实现 Si 基高效发光. 近年来随着 III-V 族激光器与 Si 之间的键合技术以及在 Si 衬底上外延 III-V 族材料等技术的快速发展, Si 基键合激光器和 Si 衬底上外延的 III-V 族混合激光器也相继获得成功^[8-10]. 虽然 III-V 族的工艺与 Si CMOS 的工艺兼容性方面存在一定的困难, 但这类激光器对于 Si 基光互连也是一个重要的研究方向.

与此同时, 随着外延技术的突破, 高质量 Si 基 Ge 和 GeSn 材料的成功实现, 为研究人员提供了新思路和新材料来实现 CMOS 兼容的 Si 基高效发光. Ge 是一种准直接带隙材料, 直接带隙只比间接带隙高 136 meV, Ge 的直接带发光波长 (1550 nm) 位于 *C* 带, 这些特点使得 Ge 成为 Si 基 IV 族光源中十分理想的材料. 虽然 Ge 是间接带隙材料, 直接带发光比较弱, 但是理论和实验表明, 通过能带工程, 可以有效改善 Ge 的能带结构, 增强 Ge 的发光性能, 使高效的 Si 基 Ge 直接带隙发光器件成为可能. Sn 与 Si, Ge 同是 IV 族元素, 也兼容 Si 的 CMOS 工艺. α -Sn 是金刚石结构, 其导带底在价带顶之下, 带隙为零, 是一种“半金属”. Ge 中引入 Sn 会使其带隙收缩, 并且 Γ 能谷收缩快于 *L* 能谷, 当 Γ 能谷位于 *L* 能谷之下时, GeSn 合金就会成为一种直接带隙的半导体材料. 因此, GeSn 合金是 IV 材料中很有潜力实现 Si 基激光器的材料.

本文回顾了近几年国际和国内在 Ge 和 GeSn 发光方面的研究进展, 结合本研究组的研究成果, 就 Ge, GeSn 材料发光研究中的一些关键技术节点做了回顾, 并展望了 Si 基 IV 族激光器的发展趋势.

2 Si 基 Ge 材料的发光研究

Ge 是间接带隙材料, 间接带载流子的辐射复合跃迁需要声子的参与, 因此其量子效率比直接带隙材料小 4—5 个数量级; 而且 Ge 的直接带比间接带高 136 meV, 直接带电子数只占总电子数的约 0.01%, 因此 Ge 的发光效率很低.

在 Ge 材料发光的理论研究方面, 早在 2007 年, 麻省理工学院 (MIT) 的 Liu 等^[11] 通过形变势理论计算, 提出了一种提高 Ge 发光的方法: 首先通过引入张应变减小直接带-间接带之间的带阶, 然后通过 n 型重掺杂填充能带以补偿剩余带阶. 在张应变下, Ge 的 *L* 能谷和 Γ 能谷带隙均变小, 而 Γ 能谷带隙对应变更为敏感, 使得 Γ -*L* 带阶减小, 增加直

接带电子的占有概率; 当张应变达到一定程度时, Γ 能谷成为导带带底, Ge 转变为直接带隙材料. 同时, 辅以 n 型重掺杂, 可以增加直接带的电子浓度, 有效增加发光效率. 他们的计算结果显示, 0.25% 的张应变、 $7.6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 的 n 型掺杂的 Ge, 计及自由载流子吸收 (free carrier absorption, FCA), 可以获得最大达到 400 cm^{-1} 的净光增益. 因此, 目前对于增强 Ge 材料发光性能的方法主要就是张应变和 n 型掺杂两个手段, 实验中研究人员也多是通过各种手段来提高张应变和掺杂浓度以达到增强发光的效果.

2.1 应变技术

大量的理论计算表明, 张应变可以对 Ge 进行能带调控, 是提高其发光效率最有效的方法. Dutt 等^[12] 使用了一种基于 $\text{sp}^3\text{d}^5\text{s}^*$ 紧束缚方法的模型计算了 Ge 的电学特性, 提出使 Ge 变成直接带隙的临界张应变为 2.5%, 适当的应变可以大大减小阈值电流. El Kurdi 等^[13] 使用了 $\mathbf{k} \cdot \mathbf{p}$ 微扰理论计算了 Ge 的电学特性, 提出使 Ge 变成直接带的临界张应变为 1.9%, 并表明 3% 的张应变、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的 Ge 可以获得大于 3000 cm^{-1} 的光增益. 这些关于 Ge 电学性质的计算主要是基于半经验式的方法, 需要很多实验参数和经验公式, 不同参数和公式的选择会导致不同的计算结果. 因此, 许多研究小组希望通过不需要任何经验参数的第一性原理来研究 Ge 的电学特性^[14,15], 从而提高计算的准确性. 北京邮电大学的 Yang 等^[16] 提出不同晶面内的双轴张应变对 Ge 有不同的效果, (001) 面内的双轴张应变容易实现, 并且更容易使 Ge 变成直接带隙材料, 临界张应变为 2.3%. 上海大学的 Liu 等^[17] 在考虑张应变使 *L* 带简并分裂的情况下, 计算得出临界张应变为 2.91%. 虽然第一性原理计算没有借用任何经验参数, 但是交换关联势的选择会明显影响计算结果, 相比半经验式的计算方法, 其计算结果偏大. 由于实验中难以获得如此高的张应变的 Ge 材料, Ge 临界张应变缺少实验数据的支持, 因此难以判断不同计算方法的准确程度. 虽然计算结果不尽相同, 但是不同的计算方法为我们提供了不同的研究视角和方向, 对 Ge 的高效发光具有积极的指导意义.

实验上, 关于 Ge 应变的引入方式近年来取得了很多进展. 2004 年, MIT 的 Liu 等^[18] 系统地研究了在 Si 衬底上不同温度外延的 Ge 薄膜中的热张

应变. 他们发现 Ge 薄膜中的热张应变随着 Ge 外延温度的升高而增加, 800 °C 外延的 Ge 薄膜的张应变为 0.2%. 为了进一步增加热张应变, 他们在 Si 衬底的背面沉积了一层比 Ge 热胀系数更大的 Si 化物 (C54-TiSi₂), 通过这种方法, 将张应变提高到了 0.25%. 2013 年, 我们研究小组^[19]通过对较低温度生长 (600 °C) 的 Ge 薄膜进行 900 °C 短时间的快速退火, 将 Ge 薄膜的应变提高到 0.21%. 利用材料热膨胀系数差这种方法给 Ge 施加张应变简单易行, 并且材料厚度不受外延中临界厚度条件的制约, 但引入的张应变很小, 远远达不到理论上的临界值, 对 Ge 材料的发光效率的提高也有限.

除了利用 Ge 和 Si 的热张应变之差来给 Ge 引入张应变, 在大晶格的材料上进行 Ge 异质外延也是一个常用的方法. 2007 年, 亚利桑那州立大学的 Fang 等^[20]通过化学气相沉积 (CVD) 方法在 GeSn 合金上外延了高质量的 Ge 薄膜, 大幅度地提高了 Ge 中的张应变. 当 Sn 的组分为 13% 时, Ge 中的张应变达到 2%. 而 Stanford 大学的 Huo 等^[21]则在 GaAs 衬底上外延弛豫 InGaAs, 然后再沉积 Ge 薄膜, 并研究了 Ge 的光致发光谱 (PL). 通过改变 In 的组分, 可以调控应变的大小. 当 In 的组分达到 40% 时, Ge 中的张应变竟达 2.33%! 如此大的应变下, Ge 的 PL 发光强度比无应变的 Ge 强 100 倍以

上. 但发光波长为 1670 nm, 和理论值相差很大. 对此, 他们解释形变势理论只适用于小应变情形. 通过异质外延得到的张应变 Ge 材料, 厚度和晶格质量与应力直接相关. 应力越大, 材料的临界厚度越薄, 超过临界厚度, 应变会弛豫, 产生的位错对发光十分不利. 而且要获得高质量的张应变 Ge 薄膜, 对其衬底的晶体质量要求也很高, 这些都限制了它的应用. 另外, 这种异质外延的方法也违背了 Si 基光子学单片集成的初衷, 更多只存在研究上的价值.

通过微机械的方法, 比如在 Ge-on-Si 上沉积一层 SiN_x 等材料作为应力源是一种简便并且和 Si CMOS 工艺完全兼容的方法. 2009 年, 东京大学的 Lim 等^[22]通过在形变衬底上外延的方式在 Ge 中引入了 1.5% 的双轴机械张应变, 并研究证实了双轴张应变可以减小 Ge 直接带隙宽度, 进一步增强直接带隙光发射概率和光增益, 理论计算表明 Ge 在 2% 的双轴张应变下可以达到 1077 cm⁻¹ 的光增益. 2011 年, 美国 Wisconsin 大学的 Sanchez-Perez 等^[23]将 Ge 薄膜转移到柔性聚酰亚胺 (PI) 衬底上并通以高压气体, 获得高达 2% 的双轴张应变, 如图 1(c) 所示. 其发光波长在 1950 nm 左右, 和理论符合得很好. 2012 年, Stanford 大学的 Jain 等^[24]在

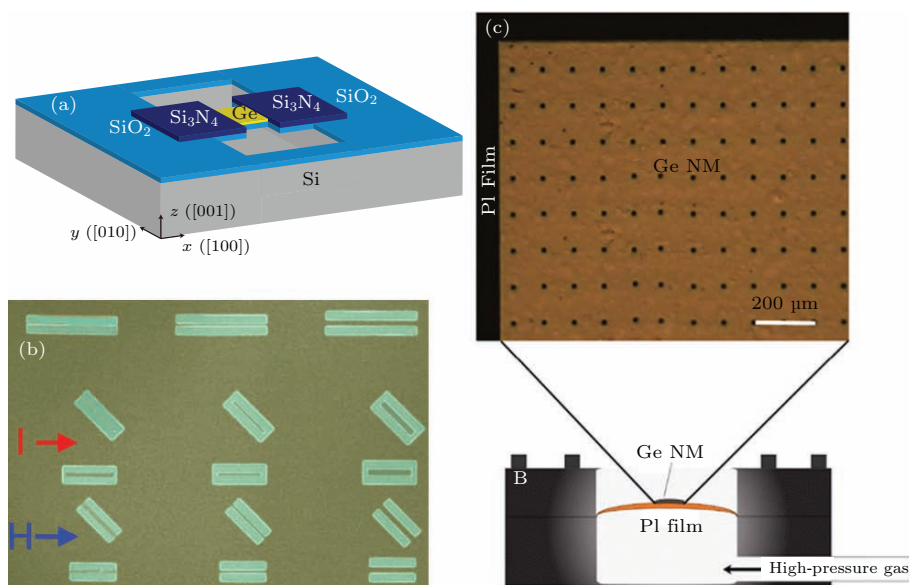


图 1 几种给 Ge 薄膜施加张应变的方法 (a) 将 GOI 下层 Si 腐蚀掉形成空气桥, 并在 Ge 条两侧沉积张应变的 Si₃N₄ 以对其形成拉伸效果; (b) 在 Ge 薄膜上层沉积压应变的 Si₃N₄, 刻蚀出 “I” 或 “H” 形的结构后压应变的 SiN 应变弛豫向四周拉伸; (c) 将 Ge 薄膜转移到柔性 PI 薄膜上并通以高压气体

Fig. 1. Several methods applied tensile strain to Ge: (a) Large tensile-strain Si₃N₄ film was deposited besides patterned GOI and the underlying silicon substrate was selectively removed; (b) large compressive-strain SiN film was deposited on Ge and then patterned into “I” and “H” structure; (c) Ge nanomembranes was transferred and bonded on a flexible film and then mechanically stretched by high-pressure gas.

图形化的GOI上淀积1 μm 的张应变的 Si_3N_4 ,然后将Ge下面的Si腐蚀掉形成悬梁结构,张应变的 Si_3N_4 弛豫收缩后对相邻的Ge造成拉伸,从而在Ge中引入0.82%的双轴应变,如图1(a)所示.与无应变的Ge相比,其PL强度在1550 nm波段提高了130倍,积分强度增加了260倍.2014年,罗马第三大学的Capellini等^[25]在Ge-on-SOI上淀积压应变的 Si_3N_4 ,然后刻蚀成长条状,压应变的 Si_3N_4 应变弛豫向四周拉伸,从而在下层的Ge中引入最大达0.7%的张应变,如图1(b)所示.同时这种条形结构还可以作为Ge的Fabry-Perot (FP) 谐振腔,为Ge激光器的设计和制作提供了便利.虽然微机械法可以获得高质量和高张应变的Ge薄膜,但是其获得的张应变是局域应变,承受应变的面积小,工艺也相对比较复杂,有些方法也难以与目前Si的工艺完全兼容.尽管如此,相比于热张应变Ge和异质外延的张应变Ge,微机械法更具有灵活性和创造性,随着微纳加工技术的不断进步,新结构的不断提出,应变水平仍然具有较大的提高空间,这将会是获得高的张应变材料的重要方法之一.

2.2 n型掺杂

除了张应变,n型掺杂是提高Ge发光的另一种有效方法.通过能带填充原理,n型掺杂提高了Ge中电子的准费米能级,从而更多的电子可以占据更高能级的直接带(Γ 能谷),增强Ge的自发辐射复合速率和光增益.

2009年,MIT的Sun等^[26]研究了不同n型掺杂浓度的Ge薄膜的光致发光.他们观察到了随着n型掺杂浓度的增加,Ge薄膜的直接带隙发光越来越强,如图2(a)所示.并且发光随着温度的增加而增强,这与III-V族材料完全相反.产生这种现象的主要原因是由于Ge直接带隙的发光强度与直接带的电子浓度有着直接关系,通过n型掺杂和热激发都可以提高Ge直接带隙的电子浓度,从而增强Ge的发光.同年,巴黎大学的El Kurdi等^[27]研究了不同掺杂浓度的Ge和GeOI的发光情况,在掺杂浓度为 $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 时,发光强度增强了20倍,如图2(b)所示.

Dutt等^[12]通过研究进一步提出掺杂浓度并不是越高越好,对于一定的应变,存在一个最优的掺杂浓度值.例如,对于应变为0.5%且无损的谐振腔,掺杂浓度从 10^{19} cm^{-3} 提高到 10^{20} cm^{-3} 时,阈

值电流密度从 130 kA/cm^2 减小到 8 kA/cm^2 ,但是当掺杂浓度增加到 $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ 时,阈值电流密度则为 15 kA/cm^2 .从图3(a)可以看到,相比于张应变,掺杂对阈值电流的影响小很多.图3(b)则显示,阈值电流密度随掺杂浓度的提高,开始时减小,但是达到一个最优值后迅速提高.当掺杂浓度达到较高水平时,Ge内部光以及载流子的损耗将会变得非常严重,大大抵消了掺杂对发光的增强效果.其一就是自由载流子吸收(FCA)^[28-31].Liu等^[11]总结前人的工作,提出在 10^{19} — 10^{20} cm^{-3} 范围内,自由载流子吸收系数和电子、空穴的浓度成正比.Carroll等^[32]则在FCA之外提出了一种新的损耗机理,即空穴价带内跃迁(HH-SO),这种吸收机理在高抽运情况下是损耗的主要组成部分(pump-induced absorption, PIA).他们提出,只考虑FCA,会严重高估Ge的净光增益;在注入载流子浓度约 10^{20} cm^{-3} 的情况下,PIA比光增益大了一个量级,因此,不可能在Ge中观察到净光增益.

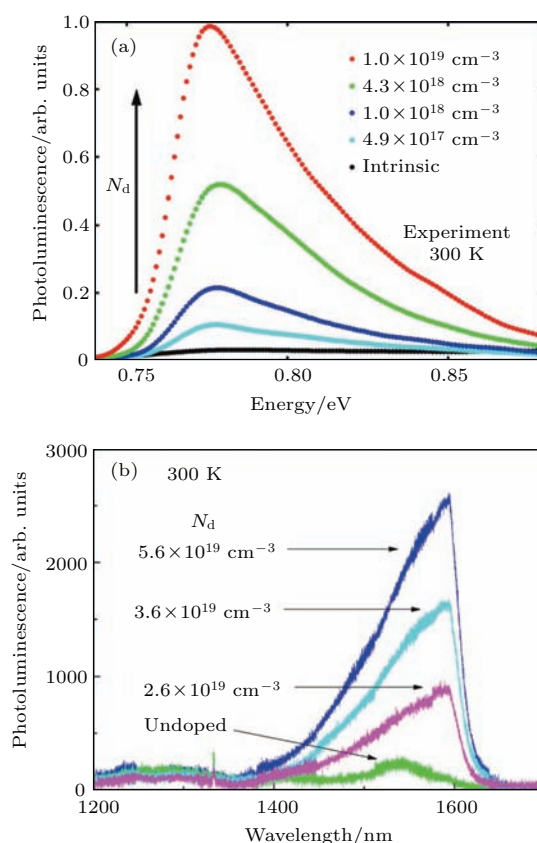


图2 不同掺杂浓度Ge的PL谱,(a)来自于文献^[26], (b)文献^[27]

Fig. 2. Room temperature PL spectra measured from (a) tensile-strained Ge-on-Si^[26] and (b) bulk Ge^[27] with various n-type doping concentrations.

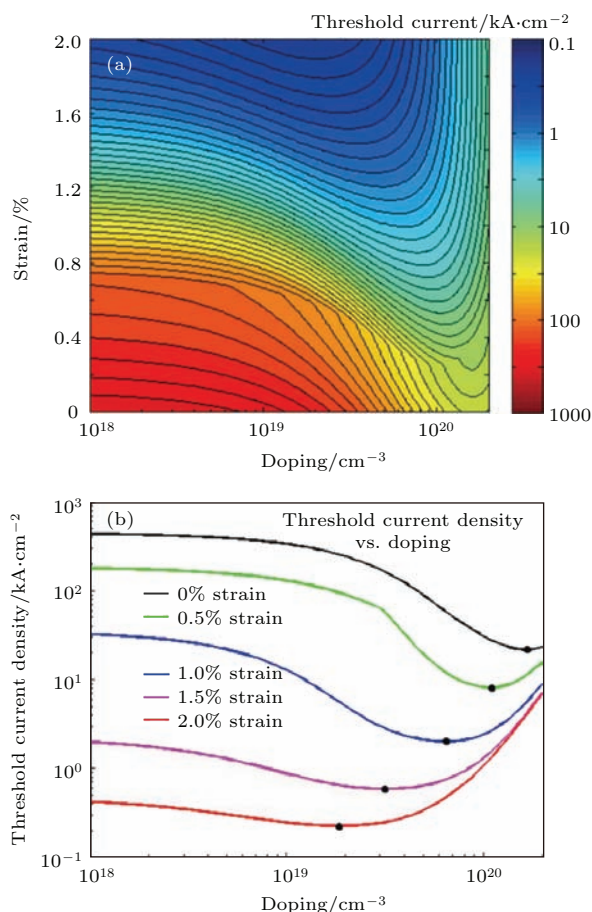


图3 (a) 不考虑谐振腔的损耗时, 阈值电流密度和应变、掺杂浓度的关系; (b) 阈值电流密度和掺杂浓度的关系, 可以明显看出掺杂浓度存在最优值情况

Fig. 3. (a) Threshold current as a function of biaxial tensile strain and n-type doping, assuming a lossless (optical cavity loss=0) cavity lasing at the wavelength of peak net gain; (b) threshold current versus doping for various strain values, showing that an optimal doping value (black dot) always exists.

关于Ge这两种与掺杂相关的损耗机理FCA和PIA, 目前存在较大争议. 如果不考虑PIA, 所有的计算结果都表明Ge可以获得较大的净光增益; 但实验上却难以观察到激射现象, 目前只有MIT和斯图加特大学的研究组观察到Ge的激射现象, 但争议颇多, 因此大家对其理论提出一些质疑. 其中, Carroll提出PIA理论并对MIT观察到的光抽运Ge激射现象提出质疑, 但其实他们的解释也存在争议. Dutt就认为FCA和PIA是同一种机理: 载流子的带内吸收 (intraband absorption). Liu对Newman的工作进行局部拟合, 提出了FCA公式; 而Carroll提出PIA机理并宣称他们的结果和Newman的结果非常契合, 并且二者一些差异可以从其他的方面得到解释. 但总而言之, 目前两个理论尚不能说孰对孰错, 只有通过更多的实验研究

才能对理论进行进一步的检验.

另一方面, 实验上对Ge进行高浓度的掺杂是很困难的. 常用掺杂剂(P, As, Sb)在Ge中的固溶度较低, 限制了掺杂浓度的提高, 目前的报道中, 原位掺杂的浓度在 10^{19} cm^{-3} 左右^[33], CVD原位掺杂P理论上能获得最高掺杂浓度是 $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 左右^[34]. 因此采用常规的原位掺杂方式得到的载流子浓度还远达不到增强发光的要求. MIT的研究人员采用多层 δ 掺杂技术并进行快速退火^[35], 将掺杂浓度提高到 $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Arizona大学采用气源分子束外延 (gas-source molecular epitaxy, GSME), 用 $\text{P}(\text{GeH}_3)_3$ 或 $\text{P}(\text{SiH}_3)_3$ 作为掺杂剂, 丙烷或丁烷作为反应气体, 获得了掺杂浓度 $> 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ 的n-Ge^[36].

2.3 Ge发光器件的研制

在Si基Ge发光器件的研究方面, 国内外也有许多进展. 2009年, 我们研究小组与Stanford, MIT的研究小组独立研制出Ge发光二极管^[37–39]. Stanford研究小组通过反应等离子体化学气相沉积 (RPCVD) 法制备了 $\text{n}^+\text{-Ge/p-Ge}$ 同质结, 原位掺杂浓度为 $7.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. 我们课题组通过超高真空化学气相沉积方法制备了 $\text{p}^+\text{-Ge/i-Ge/n}^+\text{-Si}$ 结构, Ge的张应变为0.13%, 当正向偏置大于1.1 V时, 在室温下观测到峰值波长在1572 nm附近的电流注入发光, 发光强度与注入电流成正比. MIT的研究小组使用的 $\text{p}^+\text{-Si/i-Ge/n}^+\text{-poly Si}$ 结构, 通过Si-Ge热失配, 在Ge中引入了0.25%的张应变, 不过Ge未进行掺杂. 观测到了室温电注入发光, 峰值波长为1600 nm; 小注入时, 发光强度与注入电流0.94次方成正比; 大注入时, 发光强度与注入电流1.48次方成正比. 该研究结果也表明在一定温度范围内, 发光强度随着温度升高而增大, 这和Ge的能带结构、发光机理相符合.

2010年, MIT的Liu等^[40]制备出了第一个Ge-on-Si室温光泵脉冲激光器. 他们在Si衬底上选区外延Ge薄膜, 张应变为0.24%, n型掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. 脉冲周期为1.5 ns的1064 nm抽运光通过透镜聚焦到Ge波导上, 波导两侧都经过抛光处理, 不过波导并没有经过优化, 不是单模工作. 在脉冲功率为50 μJ 的抽运下, 观测到了1599, 1606和1612 nm的激射光, 并观察到FP腔引起的周期振荡, 如图4(a)所示. 这一鼓舞人心的结果表明张应变Ge薄膜是极具前景的Si基片上集成

光源材料. 2012年, 该研究组又成功实现了Si基Ge电注入脉冲激光器^[41]. Ge波导同样是通过在Si上选区外延, 使用 δ 掺杂的方法将掺杂浓度提高到了 $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. 然后对Ge波导结构进行了化学机械抛光, 除去 δ 掺杂的掺杂提供层和选择外延引起的Ge波导表面的不同晶向. 最后在Ge波导上沉积p++的多晶Si. 脉冲电源的脉冲宽度为 $20 \mu\text{s}$ — 100 ms , 占空比为4%. 为了防止器件在大电流注入下过热, 需要外加温控系统将器件温度控制在 15°C . 当注入电流密度大于 280 kA/cm^2 时,

观察到了Ge波导的激射现象, 如图4(b)所示, 并且激射波长随Ge波导厚度的不同而变化. 该Ge激光器的最大光功率在 1 mW 左右. 2015年, 德国Stuttgart大学的研究人员研制出Si基Ge室温电注入连续波长边发射激光器^[42]. 值得注意的是该激光器中的Ge并无任何张应变, 掺杂浓度为 $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, 采用Si/Ge/Si双异质结结构. 当注入电流大于阈值电流密度 510 kA/cm^2 时, 能够观察到 1682 nm 处线宽为 1.1 nm 的极窄的光谱, 带隙的红移主要是高掺杂引起的, 如图4(c)所示.

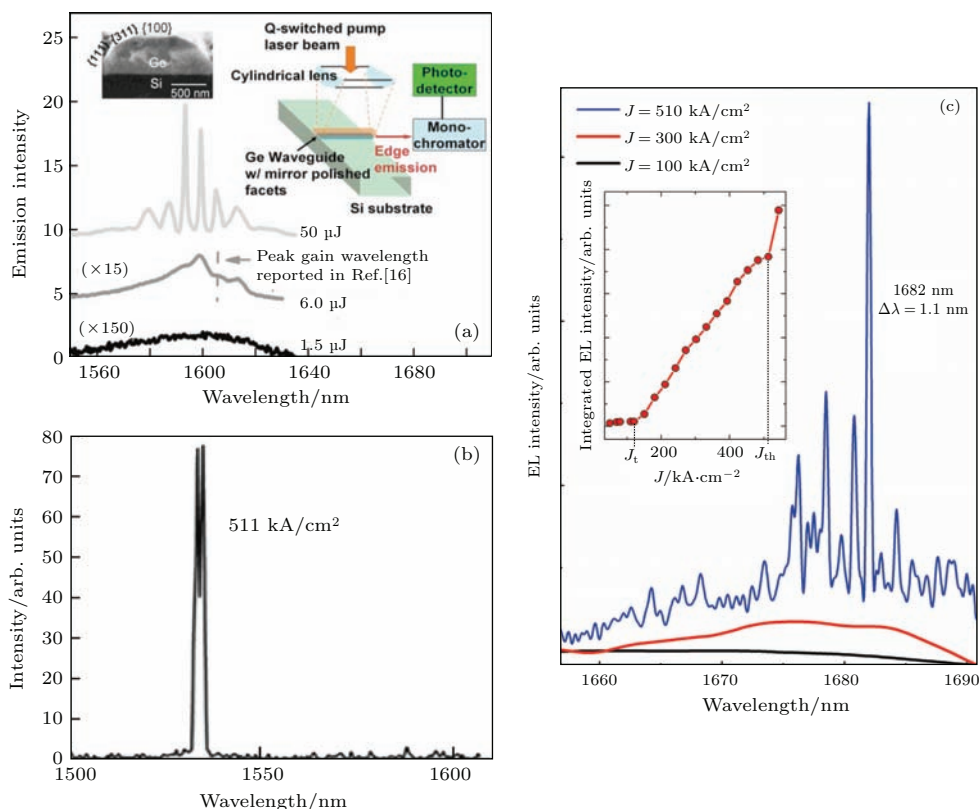


图4 目前为止的三个Ge激光器, 图(a), (b), (c)分别来自文献[40—42]

Fig. 4. The only three Ge lasers so far from paper [40–42].

这一系列的研究成果对Si基Ge发光做出了重要突破, 令人鼓舞. 但是Ge间接带隙的本质限制了其内量子效率, 导致其阈值电流非常大, 比如文献[42]中阈值电流密度高达 510 kA/cm^2 . 目前的结果离实用化尚有一段距离, 而且很多结果尚存争议. Boucaud认为所谓的Ge激射的PI曲线可以从Planck黑体辐射理论推导出^[43], 在高抽运时, 器件的核心温度达到几百度, 比如抽运光为 15 mW 时器件温度能达到 525°C , 这个温度范围内器件的热辐射甚至完全超过Ge辐射复合发出的光. 实验上分辨热辐射和载流子辐射是极其困难的, 因此更多

的数据需要提供, 比如载流子寿命, 光谱的线宽是否减小等受激辐射特征.

3 Si基锗锡材料的发光研究

锗锡(GeSn)合金材料是近年来出现的新材料, 相对于其他IV族材料其最大的优点在于能带结构可以通过Sn组分得以调控, 理论和实验研究均表明通过引入一定量的Sn组分^[44–46], 材料可由间接带隙转变为直接带隙材料, 有利于发光的实现.

2010年, 亚利桑那大学Mathews等^[47]利用

CVD方法直接在Si衬底上生长得到GeSn合金,并在室温下观察到了可能的直接带PL谱,Sn含量由0变化到3%,发光峰峰位移动了约90 meV. 2011年,他们又报道了GeSn合金进行P重掺后的室温下光致发光测试结果^[48]. 测试表明,相比于未掺杂的GeSn合金,重掺后其发光强度提高了一个量级,这与Ge材料掺杂后发光增强的理论预测相符合. 同时,直接跃迁与非直接跃迁的发光强度比随着Sn含量的提高而增大,进一步说明Sn的引入能够减小 Γ 能谷和 L 能谷间的差距. 随后,他们还制作出了Si/Ge_{1-x}Sn_x PIN异质结光电二极管^[49],并测试了其电致发光光谱和光致发光光谱. 电致发光光谱峰值随注入电流密度的变化表现为超线性,与理论计算值大致符合.

2011年,斯坦福大学Chen等^[50]报道了In-GaAs衬底上无应力不同Sn含量的Ge_{1-x}Sn_x合金的PL谱. Ge_{1-x}Sn_x合金的发光强度随着Sn含量的增加而增强,并且直接带的发光(从 Γ 谷到价

带顶的跃迁发光)不断增强,而间接带发光(从 L 谷到价带顶的跃迁发光)逐渐减弱,直至消失. Sn含量为8.6%的GeSn合金的发光强度比Ge的发光强度提高了约30倍. 分析表明, x 约大于7.1%时,Ge_{1-x}Sn_x合金就可以成为直接带隙,从而能够实现高效发光.

2011年,Kasper等^[51]在有Ge缓冲层的Si衬底上制作出了Sn含量为1.1%的GeSn PIN(p⁺-Ge/i-GeSn/n⁺-Ge)光电二极管,并与类似结构和工艺的Ge PIN光电二极管进行了细致的比较. 器件的电致发光测试结果表明,室温下,GeSn-LED的发光峰值在1590 nm处,相较于Ge-LED的发光峰值,向长波方向偏移了40 nm. 2014年,他们又在Si衬底上制作出了Sn组分为2%和4.2%的GeSn异质结LED^[52],均在室温下观察到了直接带光致发光,同时还发现,发光强度随着Sn组分的增高而增强.

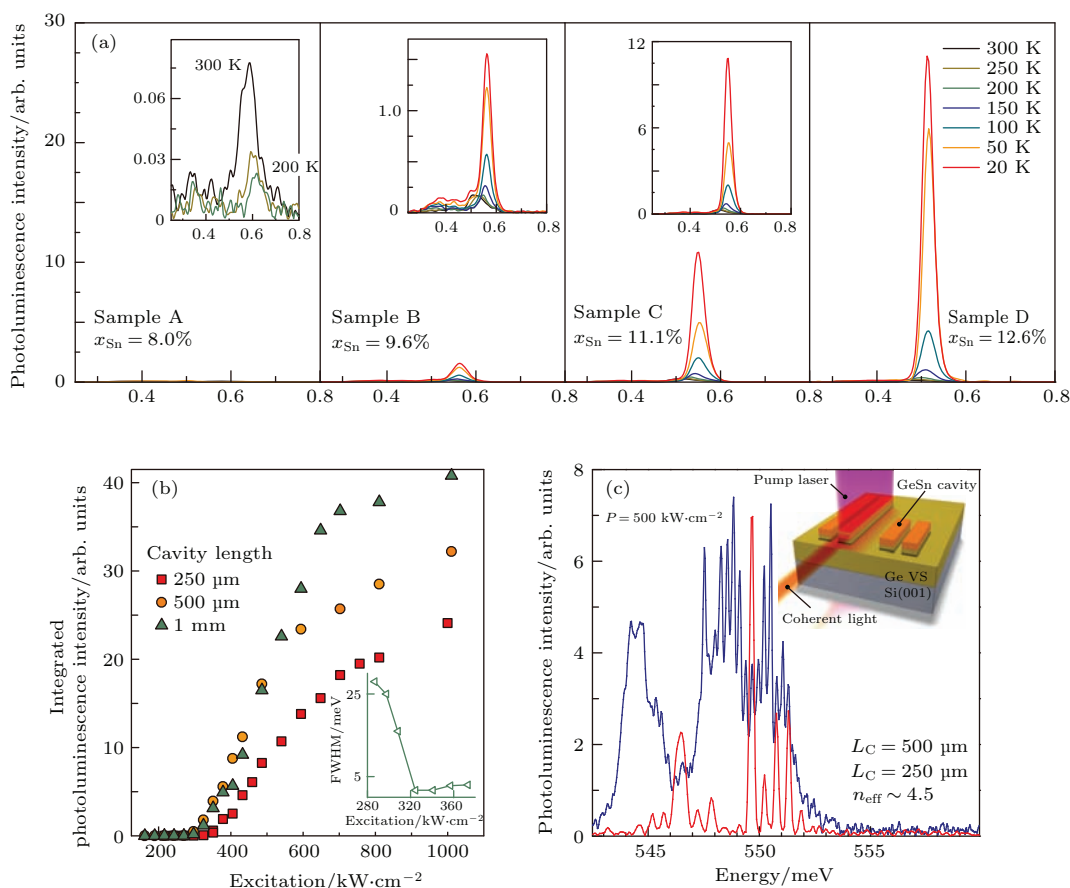


图5 (a) 不同组分GeSn样品不同温度下的PL谱; (b) 不同腔长样品PL积分强度随抽运光功率密度的变化和阈值光功率密度附近PL峰FWHM的变化; (c) 500 kW/cm²的抽运功率密度下的高分辨PL谱

Fig. 5. (a) Temperature-dependent photoluminescence spectra for samples with different Sn contents; (b) integrated photoluminescence intensity as a function of optical excitation and the FWHM around the lasing threshold; (c) high-resolution spectra of 250- and 500- μ m-long waveguides taken at 500 kW/cm².

2015年,来自欧洲的Wirths等^[53]在《Nature Photonics》上报道了令人振奋的结果: Si衬底上直接带GeSn合金实现激射. 他们使用RPCVD在有Ge缓冲层的Si衬底上生长了组分在8%—12.6%的部分应力弛豫GeSn合金样品, PL测试结果如图5(a)所示, 发光强度随着Sn组分的增加和温度的降低而增强; 同时发光峰会随着Sn组分的增加而逐渐红移, 表明GeSn合金禁带宽度的减小. 利用改变条长(VSL)方法和F-P腔结构, 成功观察到了光抽运下的GeSn合金激射. 如图5(b)所示, 当光抽运功率超过约325 kW/cm²时, 发光强度明显增强, 发光峰FWHM出现显著降低. 当抽运功率达到1000 kW/cm²时, 90 K下也能观察到明显的激射现象. 此外, 在250和500 μm的波导结构中, 在500 kW/cm²的抽运功率密度下, 观察到了FP振荡(图5(c)), 更加有力地证明了GeSn合金激射的实现.

尽管GeSn合金的激射已经实现, 但若要成功研制出室温下Si基高效发光器件, 仍有很多难题需要解决. 首先, 目前只能使用脉冲光抽运来实现激射, 还需进一步寻找合适的电抽运方式; 其次, GeSn合金激射的临界温度是90 K, 距离期望实现的室温应用, 还有一定差距.

为实现高效的室温下Si基GeSn合金发光, 我们认为应着重考虑以下三方面: 1) 进一步优化GeSn合金生长方法及条件, 提高GeSn合金晶体质量, 减少因缺陷、位错等引起的非辐射复合; 2) 通过有效提高掺杂浓度来实现粒子数反转, 从而实现电抽运激射; 3) 量子阱结构可以有效地限制载流子, 提高材料的载流子注入和发光的效率, 设计合理的SiGeSn/GeSn/SiGeSn多量子阱结构, 以实现Si基高效发光.

4 总 结

Ge和GeSn因其与Si的可集成性及其独特的能带结构有望成为Si基光电集成回路中的光源. 本文就Si基Ge, GeSn材料发光研究中的几个关键技术节点——应变工程、掺杂技术、理论模型、器件研究——回顾了近几年国际和国内的研究进展. 可喜的是Ge激光器和GeSn激光器都已经被成功研制出来, 但是Ge激光器仍然存在很多争议, 需要更多的理论和实验研究去论证和检验. GeSn激光器则获得了业界的认可, 其后续的电抽运GeSn激光

器指日可待! 尽管如此, Ge和GeSn仍然存在一系列的问题尚待解决, 比如高质量的材料外延技术、高浓度的原位掺杂技术、应变的引入和弛豫技术、减小自由载流子吸收和Auger复合等非辐射复合损耗的技术等. 因此, 需要我们在理论计算、材料生长和器件结构设计等方面做更多的工作. 我们相信高效的Si基IV族激光器在众多研究人员的共同努力之下能够发出更耀眼的光芒!

参考文献

- [1] Moore G E 1998 *Proc. IEEE* **86** 82
- [2] Smit M, van der Tol J, Hill M 2012 *Laser Photon Rev.* **6** 1
- [3] Paniccia M 2010 *Nature Photon.* **4** 498
- [4] Ng W L, Lourenco M A, Gwilliam R M, Ledain S, Shao G, Homewood K P 2001 *Nature* **410** 192
- [5] Rong H, Liu A, Jones R, Cohen O, Hak D, Nicolaescu R, Fang A, Paniccia M 2005 *Nature* **433** 292
- [6] Rong H, Jones R, Liu A, Cohen O, Hak D, Fang A, Paniccia M 2005 *Nature* **433** 725
- [7] Fujii M, Yoshida M, Kanzawa Y, Hayashi S, Yamamoto K 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 1198
- [8] Fang A W, Park H, Cohen O, Jones R, Paniccia M J, Bowers J E 2006 *Opt. Express* **14** 9203
- [9] Wang T, Liu H, Lee A, Pozzi F, Seeds A 2011 *Opt. Express* **19** 11381
- [10] Liu H, Wang T, Jiang Q, Hogg R, Tutu F, Pozzi F, Seeds A 2011 *Nat. Photon.* **5** 416
- [11] Liu J, Sun X, Pan D, Wang X, Kimerling L C, Koch T L, Michel J 2007 *Opt. Express* **15** 11272
- [12] Dutt B, Sukhdeo D S, Nam D, Vulovic B M, Ze Y, Saraswat K C 2012 *IEEE Photon. J.* **4** 2002
- [13] El Kurdi M, Fishman G, Sauvage S b, Boucaud P 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 013710
- [14] Tahini H, Chroneos A, Grimes R W, Schwingenschlög U 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 162103
- [15] Tahini H, Chroneos A, Grimes R W, Schwingenschlög U, Dimoulas A 2012 *J. Phys.: Condens. Matter* **24** 1614
- [16] Yang C H, Yu Z Y, Liu Y M, Lu P F, Gao T, Li M, Manzoor S 2013 *Physica B: Condens. Matter* **427** 62
- [17] Liu L, Zhang M, Hu L, Di Z 2014 *J. Appl. Phys.* **116** 113105
- [18] Liu J, Cannon D D, Wada K, Ishikawa Y, Danielson D T, Jongthammanurak S, Michel J, Kimerling L C 2004 *Phys. Rev. B* **70** 155309
- [19] Liu Z, Cheng B W, Li Y M, Li C B, Xue C L, Wang Q M 2013 *Chin. Phys. B* **22** 116804
- [20] Fang Y Y, Tolle J, Roucka R, Chizmeshya A V G, Kouvetakis J, D'Costa V R, Menéndez J 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 061915
- [21] Huo Y, Lin H, Chen R, Makarova M, Rong Y, Li M, Kamins T I, Vuckovic J, Harris J S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 011111

- [22] Lim P H, Park S, Ishikawa Y, Wada K 2009 *Opt. Express* **17** 16358
- [23] Sanchez-Perez J R, Boztug C, Chen F, Sudradjat F F, Paskiewicz D M, Jacobson R B, Lagally M G, Paiella R 2011 *PNAS* **108** 18893
- [24] Jain J R, Hryciw A, Baer T M, Miller D A, Brongersma M L, Howe R T 2012 *Nature Photon.* **6** 398
- [25] Capellini G, Reich C, Guha S, Yamamoto Y, Lisker M, Virgilio M, Ghrib A, El Kurdi M, Boucaud P, Tillack B, Schroeder T 2014 *Opt. Express* **22** 399
- [26] Sun X, Liu J, Kimerling L C, Michel J 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 011911
- [27] El Kurdi M, Kociniowski T, Ngo T P, Boulmer J, Débarre D, Boucaud P, Damlencourt J F, Kermarrec O, Bensahel D 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 191107
- [28] Pankove J I, Aigrain P 1962 *Phys. Rev.* **126** 956
- [29] Haas C 1962 *Phys. Rev.* **125** 1965
- [30] Spitzer W G, Trumbore F A, Logan R A 1961 *J. Appl. Phys.* **32** 1822
- [31] Newman R, Tyler W W 1957 *Phys. Rev.* **105** 885
- [32] Carroll L, Friedli P, Neuenschwander S, Sigg H, Cecchi S, Isa F, Chrastina D, Isella G, Fedoryshyn Y, Faist J 2012 *Phys. Rev. Lett.* **109** 057402
- [33] Sun X C, Liu J F, Kimerling L C, Michel J 2008 *Sige, Ge, and Related Compounds 3 : Materials, Processing, and Devices* **16** 881
- [34] Brotzmann S, Bracht H 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 033508
- [35] Camacho-Aguilera R E, Cai Y, Bessette J T, Kimerling L C, Michel J 2012 *Opt. Mat. Express* **2** 1462
- [36] Xu C, Senaratne C L, Kouvetakis J, Menéndez J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 232103
- [37] Hu W X, Cheng B W, Xue C L, Xue H Y, Su S J, Bai A Q, Luo L P, Yu Y D, Wang Q M 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 092102
- [38] Cheng S L, Lu J, Shambat G, Yu H Y, Saraswat K, Vuckovic J, Nishi Y 2009 *Opt. Express* **17** 10019
- [39] Sun X, Liu J, Kimerling L C, Michel J 2009 *Opt. Lett.* **34** 1198
- [40] Liu J, Sun X, Camacho-Aguilera R, Kimerling L C, Michel J 2010 *Opt. Lett.* **35** 679
- [41] Camacho-Aguilera R E, Cai Y, Patel N, Bessette J T, Romagnoli M, Kimerling L C, Michel J 2012 *Opt. Express* **20** 11316
- [42] Koerner R, Oehme M, Gollhofer M, Schmid M, Kostecki K, Bechler S, Widmann D, Kasper E, Schulze J 2015 *Opt. Express* **23** 14815
- [43] Boucaud P, Kurdi M E, Sauvage S, de Kersauson M, Ghrib A, Checory X 2013 *Nat. Photon.* **7** 162
- [44] Jenkins D W, Dow J D 1987 *Phys. Rev. B* **36** 7994
- [45] D' Costa V R, Cook C S, Birdwell A G, Littler C L, Canonico M, Zollner S, Kouvetakis J, Menéndez J 2006 *Phys. Rev. B* **73** 125207
- [46] Yin W J, Gong X G, Wei S H 2008 *Phys. Rev. B: Condens. Matter* **78** 161203
- [47] Mathews J, Beeler R T, Tolle J, Xu C, Roucka R, Kouvetakis J, Menéndez J 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 221912
- [48] Grzybowski G, Jiang L, Mathews J, Roucka R, Xu C, Beeler R T, Kouvetakis J, Menéndez J 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 171910
- [49] Roucka R, Mathews J, Beeler R T, Tolle J, Kouvetakis J, Menéndez J 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 061109
- [50] Chen R, Lin H, Huo Y, Hitzman C, Kamins T I, Harris J S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 181125
- [51] Oehme M, Werner J, Gollhofer M, Schmid M, Kaschel M, Kasper E, Schulze J 2011 *IEEE Photon. Tech. L.* **23** 1751
- [52] Oehme M, Kostecki K, Arguirov T, Mussler G, Kaiheng Y, Gollhofer M, Schmid M, Kaschel M, Korner R A, Kitter M, Buca D, Kasper E, Schulze J 2014 *IEEE Photon. Tech. L.* **26** 187
- [53] Wirths S, Geiger R, von den Driesch N, Mussler G, Stolica T, Mantl S, Ikonik Z, Luysberg M, Chiussi S, Hartmann J M, Sigg H, Faist J, Buca D, Grützmacher D 2015 *Nature Photon.* **9** 88

SPECIAL ISSUE—Physics and devices of silicon photonics

Recent progress in Ge and GeSn light emission on Si^{*}He Chao Zhang Xu Liu Zhi Cheng Bu-Wen[†]

(State Key Laboratory on Integrated Optoelectronics, Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences,
Beijing 100083, China)

(Received 19 August 2015; revised manuscript received 20 September 2015)

Abstract

Si-based optical interconnection is expected to solve the problems caused by electric interconnection with increasing the density of integrated circuits, due to its merits of high speed, high bandwidth, and low consumption. So far, all of the key components except light source of Si-based optical interconnection have been demonstrated. Therefore, the light source has been considered as one of the most important components. Ge and GeSn based on Si have emerged as very promising candidates because of their high compatibility with Si CMOS processing, and the pseudo direct-bandgap characteristic. The energy difference between the direct and indirect bandgap of Ge is only 136 meV at room temperature. Under tensile strain or incorporation with Sn, the energy difference becomes smaller, and even less than zero, which means that Ge or GeSn changes into direct bandgap material. What is more, using large n-type doping to increase the fraction of electrons in Γ valley, we can further increase the luminous efficiency of Ge or GeSn. In this paper, we briefly overview the recent progress that has been reported in the study of Ge and GeSn light emitters for silicon photonics, including theoretical models for calculating the optical gain and loss, several common methods of introducing tensile strain into Ge, methods of increasing the n-type doping density, and the method of fabricating luminescent devices of Ge and GeSn. Finally, we discuss the challenges facing us and the development prospects, in order to have a further understanding of Ge and GeSn light sources. Several breakthroughs have been made in past years, especially in the realizing of lasing from GeSn by optically pumping and Ge by optically and electrically pumping, which makes it possible to fabricate a practical laser used in silicon photonics and CMOS technology.

Keywords: silicon photonics, Ge, GeSn, luminescent device

PACS: 61.72.uf, 42.82.-m, 61.82.Fk, 42.55.Px

DOI: 10.7498/aps.64.206102

* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2013CB632103) and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61176013, 61036003).

[†] Corresponding author. E-mail: cbw@semi.ac.cn