

# 硅中掺铒发光的研究现状和前景<sup>1)</sup>

盛 麓 王 迅

(复旦大学应用表面物理国家重点实验室,上海 200433)

**摘要** 硅在微电子学领域有着极其广泛的应用,但它是一种间接能隙半导体,发光器件领域是它的缺项。利用在硅中掺入发光中心——铒,已经研制出一种新的发光二极管(Si:Er LED),它的发光波长是 $1.53\mu\text{m}$ ,恰好满足石英光纤通信的要求。进一步提高输出功率后,Si:Er LED将可用作光纤通信用的单片光电子集成电路的光源部件。介绍了Si:Er发光研究的现状,讨论它的发光机制及制约输出功率的因素,探讨提高LED性能的途径。

**关键词** 间接能隙半导体,硅中掺稀土元素,发光二极管,光电子集成电路

## 1 引言

随着半导体集成电路技术的发展,光电子集成电路从纯微电子学的领域脱颖而出,它将光学元件和电子元件集成在单一芯片上,开拓了新的应用领域——光电子学。将光探测器和放大电路集成在一片芯片上已有很成熟的范例:Si:PtSi肖特基红外焦平面陈列和CCD摄像电路。光波导等集成光学元件也得到了相应的发展,而包含发光器件的光集成电路却因硅发光器件的缺项而受到挫折。硅属于间接能隙半导体,能量较高的自由电子必须有晶体热运动的帮助才能从高能量的导带跳到低能量的价带,而热电子的多余的能量只传给晶体,不能以光子的形式将能量转化为光的发射,因此硅材料不可能直接用来制造发光器件。然而这种光电子集成电路在技术上有着迫切的要求,科学家早就预言,随着集成电路的发展,最终阻碍集成度和运算速度提高的是引线问题,因为错综复杂的引线有很大的电感,对信号传输的延迟起了主要作用,而引线的面积在整个电路中所占的比例也大到不能容忍。解决的一个途径就是用光的发射和吸收取代电信号的输出和输入,以消除引线带来的困扰。至于光纤通信要用到的光电子集成电路还要求光源波长为 $1.5\mu\text{m}$

或 $1.3\mu\text{m}$ ,即正好工作在石英吸收最小的光波段。

目前这种光电子集成电路只有用化合物半导体的发光器件和硅的运算电路封装在同一管壳中的混合电路或砷化镓集成电路来代替,但由于技术上困难和工艺不成熟,上述两种电路远远达不到高集成度和规模生产的要求,所以探索用硅材料研制与硅工艺相容的光电器件特别是发光器件的努力一刻也没有中断过。

近年来引用新的发光机制来研制硅发光器件(如锗硅量子阱发光、多孔硅发光、硅中等电子体发光以及本文将要介绍的硅中掺稀土离子的发光等),都有新的突破,取得了令人瞩目的进展。

稀土金属离子在离子晶体中发光的研究已有很长的历史。稀土离子的电子结构相当特殊:价电子在4f壳层,而外面有填满电子的5s,5p壳层包围着。4f电子在基态能级和激发态能级之间跃迁就能产生光子。稀土金属离子分散在载体材料中后,因为有5s,5p壳层的屏蔽,受载体材料的影响很小,所以发射光的波长保持不变,而且谱线极窄。根据稀土离子发光的特点,Ennen等<sup>[1]</sup>在1983年提出,只要把稀土离子铒掺入半导体中,利用铒的发光,有可能

1) 1994年6月6日收到初稿,1994年9月12日收到修改稿。

制成发光二极管或激光器。由于对硅材料发光器件的迫切要求,加上铒离子发光波长恰为  $1.53\mu\text{m}$ ,所以硅中掺铒的研究受到重视,希望通过 Si:Er 的研究,在硅的发光器件方面有所突破。经过近十年的努力, Si:Er LED 的研制终于取得成功。

本文将介绍 Si:Er 发光研究的现状,讨论它的发光机理以及提高 LED 功率的途径。

## 2 Si:Er 的发光特性

研究表明,铒掺在硅中的发光与铒在离子晶体及化合物半导体中的发光有所不同,铒在硅中能不能发光与硅材料的本身性质有着密切的关系。

Favennec 等<sup>[2]</sup>用离子注入法将  $\text{Er}^{3+}$  离子以  $5.25\text{MeV}$  的能量注入到不同的硅材料中去。所用的硅材料有直拉硅单晶 (CZ-Si)、区熔硅单晶 (FZ-Si) 和化学气相外延硅 (CVD-Si) 等三种。铒的注入浓度为  $10^{18}\text{cm}^{-3}$ 。注入结束后在  $900^\circ\text{C}$  下退火 30min 以消除硅晶体中由于受到离子轰击造成的损伤。在 CZ-Si 中,  $\text{Er}^{3+}$  的  $1.53\mu\text{m}$  的光荧光 (PL) 强度较高,它的光荧光谱如图 1 所示。在 FZ-Si 及 CVD-Si 中, PL 强度依次减弱,在 CVD-Si 中已几乎看不到 PL 信号。众所周知在 CZ-Si 中氧的含量为  $10^{18}-10^{19}\text{cm}^{-3}$ , FZ-Si 的含氧量在  $10^{15}$  到  $10^{17}\text{cm}^{-3}$ , 而 CVD-Si 的含氧量只有  $10^{15}\text{cm}^{-3}$ 。将铒在硅中的发光强度与硅中氧含量联系起来,不难看出硅中氧含量愈大,铒的发光愈强。这结论也可由下面的实验所证实:在少氧的 CVD-Si 中,注入浓度达到  $10^{19}\text{cm}^{-3}$  的氧离子后,其 PL 强度增加到接近 CZ-Si:Er 的水平。为了研究氧在掺铒的硅中到底起了什么作用, Favennec 等测量了氧在硅中的分布,发现注入的氧在高温退火时跑到铒的周围,氧在硅中浓度的分布完全随铒浓度而变,在铒浓度大的地方,氧的浓度也大。Benton<sup>[3]</sup> 用 X 射线吸收精细结构谱 (EXAFS) 研究了铒外围原子的结构,发现在 CZ-Si:Er 中每个铒被六

个氧原子所包围,与能发光的  $\text{Er}_2\text{O}_3$  的结构相一致;而在氧少的 FZ-Si 中,大部分铒的近邻是 12 个硅原子,与不能发光的  $\text{ErSi}_2$  的结构一致。以上研究的结果表明,铒在非极性的硅晶体中形成 Er-Si 键时,铒没有 PL 活性;只有当氧迁移到铒的周围,氧取代了硅构成 Er-O 键后才有 PL 活性。在离子晶体和化合物半导体中,在替位上的铒总是以  $\text{Er}^{3+}$  形式存在,不需要注氧来活化。

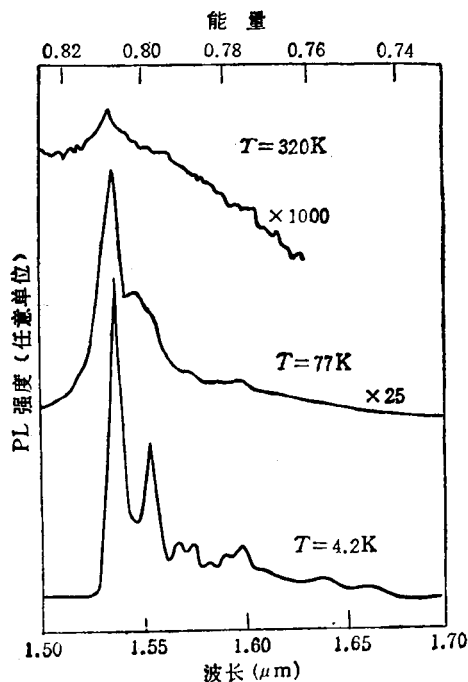


图1 CZ-Si 中  $\text{Er}^{3+}$  的 PL 谱

Si:Er 材料需要有一个局域电场使铒极化后才能发光,而氧能提供这种电场,这是 Si:Er 发光的一个特殊性。

除了氧以外,其他元素能不能使铒发光,对这个问题 Michel 等<sup>[4]</sup>系统地进行了研究。结果表明,将强负电性的碳、氮或氟离子注入 Si:Er 中, PL 强度都能大幅度提高:以 CZ-Si:Er 的发光强度作为 1 个单位,注入碳、氮或氟离子后可提高到 3 以上,在 FZ-Si:Er 中, PL 强度也可增加到 2 以上。与之相比,在 FZ-Si:Er 中只注氧, PL 强度增加不多,仍低于 1。磷虽然也是强负电性元素,但进入晶体中替代了硅的位置,不与铒结合,使 PL 强度反而有所减小。

Si:Er 发光的另一个特点是它的发光强度随温度升高而急速减小。从图 1 可以看到, 温度从 22K 升高到 77K 时, CZ-Si:Er 的 PL 强度下降了 30 倍, 而到 320K 时下降几千倍, PL 峰几乎看不到。Michel<sup>[4]</sup> 把 CZ-Si:Er 的 PL 强度与温度的关系分成两个温度区来讨论, 每个温度区内 PL 强度与  $1/kT$  成指数关系下降, 但斜率不同 (见图 2)。在温度低于 100 K 区域内, PL 强度随温度升高而下降的速度很慢; 在温度高于 150K 的区域, 温度稍有升高, PL 强度迅即减弱直至淬灭。

Efeoglu<sup>[5]</sup> 测得分子束外延生长的掺铒材料 (MBE-Si:Er) 的 PL 强度的温度特性更差。即使在温度低于 100K 的区域, PL 强度也随温度升高而急速下降。高温退火可以改善 MBE-Si:Er 材料的温度特性。Michel<sup>[4]</sup> 和

Efeoglu<sup>[5]</sup> 把 PL 强度迅速衰减归因于硅中存在着缺陷引起的深能级中心。原来可以发射光子的热电子通过深能级中心把能量消耗掉, 失去发光的能力。这种被称为载流子非辐射复合的过程减少了铒的有效 PL 发射, 在高温时它的影响更大。Michel<sup>[4]</sup> 通过表面钝化及高温退火等工艺来减少 Si:Er 的表面缺陷, 改善了 CZ-Si:Er 高温 PL 特性。经过表面钝化的 CZ-Si:Er 的发光强度在图 2 中用实心圆表示。在低温 155K 时, PL 强度较处理前略有衰减, 但在高温 250K 时, PL 强度有显著提高。Michel 通过表面钝化处理首次在室温观测到了 Si:Er 的 PL 发光。至于 MBE 材料因存在着较多的缺陷, 在低温区也有非辐射复合, 只有通过高温退火或提高生长温度才有可能改善 PL 的温度特性。

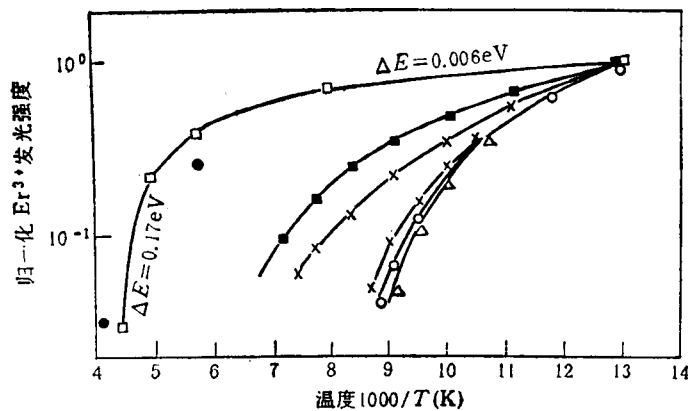


图 2 CZ-Si:Er 和 MBE-Si:Er 的 PL 强度与温度的关系  
 □ CZ-Si:Er; △ MBE-Si:Er; ○ 注氧; ★ 800℃ 1.75min 退火; × 800℃ 30min 退火;  
 ■ 850℃ 30min 退火; ● 经表面处理 CZ-Si:Er

### 3 Si:Er 发光二极管的研制

Ennen<sup>[6]</sup> 于 1985 年首先实现了 Si:Er LED 的电致发光 (EL)。所研制的 Si:Er LED 是用 MBE 方法生长的, 衬底材料是中阻 n 型 CZ-Si, 掺铒的硅外延层是直接生长在衬底硅片上。Er<sup>3+</sup> 是在外延生长过程中用 30keV 的低能量同步注入到外延层中, Er<sup>3+</sup> 浓度达到  $5.6 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 。Si:Er 层注硼后与 n 型衬底形成 p+n 结, 最后用等离子体刻蚀, 形成面积为  $2 \times 10^{-3}$

cm<sup>2</sup> 的台面二极管。所制成的 Si:Er LED 的电流电压特性不很好, 串联电阻很大, 正向电压加到 0.5V 时电流只有 1mA, 而且已趋向饱和, n 因子高达 1.73。

LED 的工作电流在 1mA 时发光强度最高, 最高工作温度为 77K。Si:Er LED 的总量子效率只有  $5 \times 10^{-4}$ 。

Ennen 在当时还没有认识到氧的存在对 Si:Er 发光的重要性, 他采用的是含氧量极小的 MBE 生长的材料, 所以 PL 强度很低。另一问题是在 MBE 生长过程中没有生长缓冲层, P+n

结界面正好是位错和缺陷最多的界面，所以 LED 工作温度不超过 77K。

Michel<sup>[4]</sup> 报道了制造出工作温度高达 230 K 的 Si:Er LED，二极管是经表面钝化过的。

Ren<sup>[7]</sup> 通过对 Si:Er 发光特性的了解，改进了器件工艺和结构设计，研制出第一个室温工作的 Si:Er LED。该 LED 的结构见图 3。

Er<sup>3+</sup> 离子用 4.5MeV 能量注入，之后再均匀地注入氧，注入的氧覆盖了铒的分布范围。腐蚀出台面结构后，二极管用二氧化硅掩蔽。图 4 是 Si:Er LED 发光强度与正向驱动电流的关系。随着注入电流增大，LED 发光强度线性增加，在 150mA 后逐渐饱和。图 4 中的插图是 LED 的电致发光谱 (EL)，在 300K 时铒

的谱线仍保持较窄的线宽 (<100Å)，PL 强度下降约 50 倍，但信噪比仍较好。表 1 将 Si:Er LED 特性与 GaAs LED 作了比较。Si:Er LED 的各项参数都不亚于 GaAs LED。此外它还具有线宽窄及没有材料自吸收等优点。

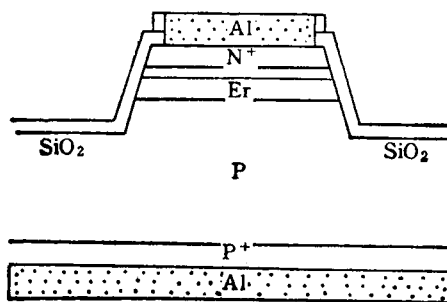


图 3 Si:Er LED 的结构图

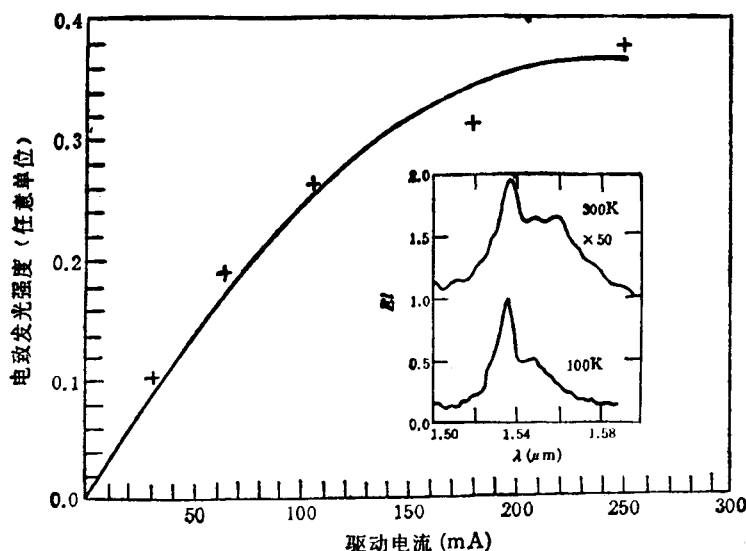


图 4 LED 的 EL 强度与电流关系 (插图是 LED 的电致发光光谱)

表 1 GaAs LED 和 Si:Er LED 工作参数比较

材 料	波长(μm)	吸收系数	内量子效率	外量子效率	线宽(Å)
GaAs	0.88	10 <sup>4</sup>	0.5	1.0%	1000
Si:Er	1.54	2	0.5	1.4%	100

从 1985 年第一个 Si:Er LED 发表以来不过 10 年时间，LED 的工作温度已经提高到室温，取得了很大的进展。下面将就提高 LED 输出功率这个实用化问题作一些讨论。

#### 4 限制 Si:Er LED 输出功率的因素

Er<sup>3+</sup> 的发光是通过公认的二能级跃迁机构进行的。图 5 是 Er<sup>3+</sup> 的能级图。左边是自由的 Er<sup>3+</sup> 的能级图。Er<sup>3+</sup> 基态能级上的电子被激发到较高的激发态能级，如图 5 中箭头所示，在释放了部分能量以后回落到第一激发态能级上。在这个过程中没有光子释放出来。电子在第一激发态能级上停留了一段时间  $\tau_{sp}$  后，最

后跃迁到基态,并发出特征波长的光子。Si:Er PL 强度与激发功率的平方根成正比,这个结果与三能级跃迁机构是符合的<sup>[3]</sup>。Klein<sup>[2]</sup>从 PL 随时间变化的关系中求得硅中电子在  $Er^{3+}$  的第一激发态上的平均寿命  $\tau_{sp}$  约为 0.8ms。

这样大的  $\tau_{sp}$  决定了 Si:Er PL 强度很容易达到饱和,从而限制了 LED 的功率输出。

图 5 的右边是  $Er^{3+}$  处在晶体中能级分裂的情况,由于 5s, 5p 电子的屏蔽作用,能级变化不大,因此发光波长基本不变。

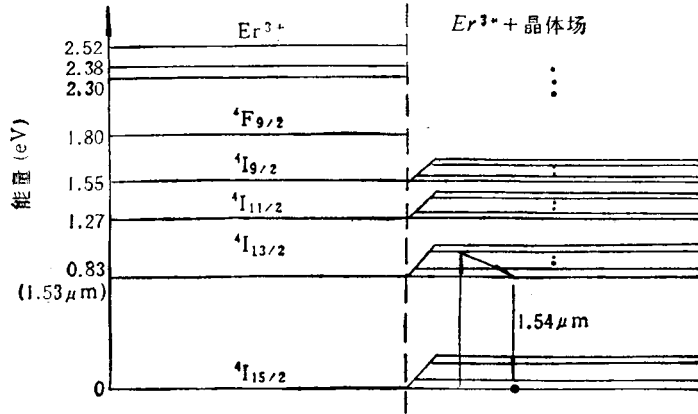


图 5  $Er^{3+}$  的能级

Xie<sup>[9]</sup> 计算了 Si:Er LED 的最大输出功率。设电子在第一激发态上只能通过发射光子弛豫到基态,忽略了其他一切非辐射的复合过程。又假设激发功率足够大,所有  $Er^{3+}$  的第一激发态上填满了电子。这样,每单位体积 Si:Er 材料在每单位时间内放出的光子数就等于  $N_{Er}/\tau_{sp}$ 。由此可得出 LED 的最大输出功率为

$$P_{max} = (N_{Er}/\tau_{sp})(hc/\lambda)V,$$

其中,  $\lambda$  为发光波长,  $V$  是 LED 的有效发光的 Si:Er 区的体积。  $hc/\lambda$  是波长为  $\lambda$  的光子的能量。设 LED 直径为  $400\mu m$ , 有效发光区厚度为  $0.4\mu m$ ,  $Er^{3+}$  浓度为  $1 \times 10^{18}cm^{-3}$ , 则最大输出功率  $P_{max} = 6.4\mu W$ 。这个数值离实用要求还相差 1—2 量级。

由最大输出功率的关系式中可见,要增加输出功率就要提高硅中铒的浓度。下面就这个问题作一些讨论。

Ren<sup>[7]</sup> 测得平衡条件下铒在硅中的固溶度只有  $2 \times 10^{16}cm^{-3}$ 。这里的固溶度是指铒能进入硅晶体中占据替代位置的最大浓度。铒的浓度小于固溶度时,差不多每一个铒提供一个电子(见图 6)。在大于  $10^{18}cm^{-3}$  时,电子浓度要

明显小于铒的浓度,并趋于饱和。在大于  $10^{18}cm^{-3}$  后,电子浓度不但不增加,而是开始减小。Houghton<sup>[4]</sup> 用电子显微镜观测了 Si:Er 层的晶体结构,发现在铒浓度大于  $10^{18}cm^{-3}$  后,有  $ErSi_2$  的沉淀出现。在这之后的研究中都把  $10^{18}cm^{-3}$  这个浓度作为最大浓度来对待。

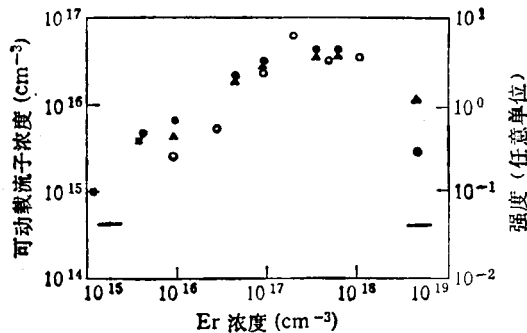


图 6 过剩载流子浓度和 PL 强度与铒浓度的关系  
■ CV 法; ● 扩展电阻法; △ 霍尔系数法 ○ PL 强度

在 CZ-Si:Er 中,能提供电子的只有处于硅晶格位置的铒,它的浓度在  $10^{16}cm^{-3}$  量级。但有 PL 活性的铒在  $10^{18}cm^{-3}$  量级,远远超过固溶度极限。这些铒并不处在晶格位置,因此不产生电子。由前述 EXAFS 测量可知,铒的外层都为氧所占据, CZ-Si 中氧含量约为  $10^{19}cm^{-3}$ ,

其相应的可活化的  $\text{Er}^{3+}$  浓度为  $10^{18}\text{cm}^{-3}$ , 超过这浓度的铒就与硅成键, 既对 PL 没有贡献, 也很容易形成  $\text{ErSi}_2$  沉淀。因此, 如果同步增加氧和铒在硅中的浓度, 尽管铒不在硅的晶格位置上, 还是有可能将光活性铒的浓度再提高 1—2 个量级。

## 5 提高铒浓度的两种方法

为了克服固溶度的限制, Custer<sup>[10]</sup> 尝试用非稳态晶体生长技术——固相外延方法来提高铒在硅中的浓度。将大剂量的  $\text{Er}^{3+}$  注入到 CZ-Si 中, 在硅片表面形成一层含大量铒的无定形硅。采用液氮来冷却硅片以防止注入过程中硅片温度升高, 发生无定形硅的无规则结晶。注入结束后在  $600^\circ\text{C}$  下进行固相外延, 使无定形硅重结晶。用背散射技术来鉴定晶体质量和定出铒的浓度。在  $600^\circ\text{C}$  下重结晶的样品在表面存在 10nm 厚的形变层, 但晶体总的质量还是相当好的, 最小沟道产额比  $\eta_{\text{min}} < 5\%$ , 略大于纯硅值 3%。一部分注入的铒跑到表面, 其余的 65% 留在重结晶的晶体中, 最大的铒浓度达到  $9 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 。不同的外延温度下, 铒的浓度都存在一个临界值, 铒浓度超过该临界值时就会形成双晶, 使晶体质量变差。如外延温度为  $500^\circ\text{C}$ , 铒浓度超过  $2 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$  就会出现双晶; 外延温度提高到  $900^\circ\text{C}$  时, 铒浓度只要达到  $6 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$  就生成双晶。为了保持重结晶晶体的质量, 必须控制铒的浓度, 使其不超过该温度下的临界浓度。

Custer 的工作仅停留在提高铒的浓度这一步, 还没有着手试验怎样使所有的铒都能激发, 真正提高发光强度。

最近 Franzo<sup>[12]</sup> 等报道了目前最高水平的 Si:Er LED。LED 是用类似 Custer 的固相外延方法生长的。注入铒浓度达  $10^{19}\text{cm}^{-3}$ , 同时注入  $10^{20}\text{cm}^{-3}$  的氧, 保证了铒的充分活化。室温时 LED 的发射功率达  $2\mu\text{W}$ , 使 Si-Er LED 向实用化更跨近了一大步。

另一种提高铒浓度的途径是改变载体材料

的性质。稀土元素在半导体中的固溶度都很小, 在  $10^{16}$ — $10^{18}\text{cm}^{-3}$  范围之内。但在离子晶体中有相当大的固溶度, 例如在  $\text{CaF}_2$  中  $\text{ErF}_3$  含量可高达 40% 以上。 $\text{CaF}_2$  是一类可以在硅上外延生长的晶体, 用分子束外延方法已可以成功地生长在硅上, 常被用作绝缘膜。Barrier<sup>[11]</sup> 提出将掺铒的  $\text{CaF}_2$  外延在硅片上来引入高浓度的铒。他将事先合成的  $\text{Ca}_{1-x}\text{Er}_x\text{F}_{2+x}$  固熔体放进分子束外延系统中, 用束源炉蒸发, 在硅衬底上就能外延出组分与源一致的  $\text{Ca}_{1-x}\text{Er}_x\text{F}_{2+x}$  层。束源炉温度在  $1250^\circ\text{C}$  时外延速度可达  $0.1\text{nm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 可生长出  $1.5\mu\text{m}$  厚的外延层。

$\text{Ca}_{1-x}\text{Er}_x\text{F}_{2+x}$  有很强的  $1.53\mu\text{m}$  发光, 室温下 PL 强度很大, 只比低温时下降 1/3。它还有着从较高激发态到基态的跃迁发光, 波长分别为  $0.54\mu\text{m}$ ,  $0.66\mu\text{m}$  及  $0.98\mu\text{m}$ , 均在可见光范围。在铒浓度较低时, 可见光发射很强。随着铒含量  $x$  增大, 可见光强度不断减弱, 直至消失。而  $1.53\mu\text{m}$  的发光强度随着铒含量  $x$  的增加线性增强, 在铒含量  $x$  在 0.15—0.17 时达到极大; 继续增大  $x$  值, PL 强度也开始下降。

$\text{Ca}_{1-x}\text{Er}_x\text{F}_{2+x}$  外延生长材料提供了一个将铒浓度提高 3—4 量级的方法, 并得到了很强的 PL 信号。由于  $\text{CaF}_2$  是一种禁带宽度高达 11.9eV 的绝缘材料, 如何用电激发达到发光是一个技术上要突破的关键。

Si:Er 材料利用禁带中  $\text{Er}^{3+}$  离子的发光提供了用硅基材料制造发光二极管的一条途径。在不到 10 年时间内, 对 Si:Er 发光机制有了深入的认识, 也研制出了可以在室温工作的 Si:Er LED。目前尚需解决的问题是提高 LED 的输出功率和量子效率。

今后工作将集中解决以下几个问题:

- (1) 提高铒的浓度;
- (2) 同步增加氧或其它强负电性元素的浓度, 保证充分激活所有的铒原子;
- (3) 改进电激发技术;
- (4) 改进器件工艺和结构, 降低非辐射复合中心浓度。

Si:Er LED 的实用化将会大大促进单片

光电子集成电路的发展。

### 参 考 文 献

- [1] H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke et al., *Appl. Phys. Lett.*, **43**(1983), 943.
- [2] P. N. Favennec, H. L'Haridon, D. Moutonnet et al., *Japan. Jour. of Appl. Phys.*, **29** (1990), L524.
- [3] J. L. Benton, D. J. Eaglesham, M. Almonte et al., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **298**(1993), 447.
- [4] J. Michel, J. L. Benton, R. F. Ferrante et al., *J. Appl. Phys.*, **20**(1991), 2672.
- [5] H. Efeoglu, J. H. Evans, J. M. Lange et al., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **220**(1991), 367.
- [6] H. Ennen, G. Pomrenke, A. Axmann et al., *Appl. Phys. Lett.*, **46**(1985), 381.
- [7] F. Y. G. Ren, J. Michel, Q. Sun-Paduan et al., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **298**(1993), 415.
- [8] H. Klein and G. S. Pomrenke, *Electron. Lett.*, **24**(1988), 1503.
- [9] Y. H. Xie, E. A. Fitzgerald and X. J. Mii, *J. Appl. Phys.*, **70**(1991), 3223.
- [10] J. S. Custer, A. Polman, E. Snoeks et al., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **298**(1993), 429.
- [11] A. S. Barriere, S. Raoux, P. N. Favennec et al., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **298**(1993), 441.
- [12] G. Franzo, F. Priolo, S. Coffa et al., *Appl. Phys. Lett.*, **64**(1994), 2235.

## 光折变空间孤子

刘 恩 敏

(南开大学物理系, 天津 300071)

**摘要** 概述了光折变空间孤子与类 Kerr 孤子的区别, 光折变空间孤子的产生条件、物理机制以及实验观察, 并展望了它的应用前景。

**关键词** 光折变, 空间孤子, 自聚焦, 自陷

过去 30 年中, 已经集中研究了在非线性自聚焦 Kerr 介质中的光空间孤子。当传播光束在介质中发生的空间衍射发散与介质中由光感应折射率变化(光学非线性)引起的自聚焦效应严格补偿时, 光束在介质中传播相当长距离但其光束直径不发生改变(光束的自陷), 即形成了光空间孤子。它与光孤子通信中采用的时间孤子的区别在于, 后者是指短激光脉冲光在光纤中传播时光纤的色散效应会使光脉冲的脉宽展宽, 从而造成携带的信息量减少。光纤的非线性效应(自相位调制)会产生频率啁啾, 使光脉冲向中间压缩。当这种压缩效应与光纤中的色散效应相平衡时, 光脉冲将以稳定不变的脉宽在光纤中传播。显然, 这二者均要求介质必须具有光学非线性, 即光与物质之间的强相互作用。在实验上观察到 Kerr 介质中光束自聚焦<sup>[1]</sup>后, 又求得了它的理论解<sup>[2,3]</sup>。很快, 在蒸气<sup>[4]</sup>、液体<sup>[5]</sup>、乃至固体<sup>[6]</sup> 介质中的实验观察都证明了这个解的存在。但是, 对于类 Kerr 空

间孤子来说, 材料的非线性是正比于绝对光强的, 这种由光束的强度分布感应的折射率改变要求很高的人射光强, 典型的工作阈值要求达到 kW—MW/cm<sup>2</sup> 的数量级。

两年前, 由 M. Segev 等人首先预言了光折变空间孤子的存在<sup>[7,8]</sup>。光折变效应<sup>[9]</sup>是指光辐照在电光材料上时, 在光辐照区被光激发的自由载流子(电子或空穴)会从光辐照区迁移至暗区, 形成了与光强空间分布相对应的空间电荷分布, 它产生的空间电荷场又通过线性电光效应 (pockels effect) 使折射率发生相应的变化。这种折射率变化与光强无关, 光强的大小只影响光折变过程进行的速度, 即用弱光照射, 只需足够长的辐照时间, 同样会产生明显的光折变。这种折射率变化能够保存较长时间, 但又可以通过加热或均匀光辐照来擦洗掉。当衍射被由光折变引起的自聚焦效应严格补偿时, 光束自陷便会出现, 于是形成了光折变空间孤子。它的性质明显不同于类 Kerr 空间孤子,