

Si(110)和Si(111)衬底上制备InGaN/GaN 蓝光发光二极管*

刘战辉^{1)†} 张李骊¹⁾ 李庆芳¹⁾ 张荣²⁾ 修向前²⁾ 谢自力²⁾ 单云³⁾

1)(南京信息工程大学物理与光电工程学院, 南京 210044)

2)(南京大学电子科学与工程学院, 江苏省光电信息功能材料重点实验室, 南京 210093)

3)(南京晓庄学院生物化工与环境工程学院, 南京 211171)

(2014年5月8日收到; 2014年6月9日收到修改稿)

分别在Si(110)和Si(111)衬底上制备了InGaN/GaN多量子阱结构蓝光发光二极管(LED)器件. 利用高分辨X射线衍射、原子力显微镜、室温拉曼光谱和变温光致发光光谱对生长的LED结构进行了结构表征. 结果表明, 相对于Si(111)上生长LED样品, Si(110)上生长的LED结构晶体质量较好, 样品中存在较小的张应力, 具有较高的内量子效率. 对制备的LED芯片进行光电特性分析测试表明, 两种衬底上制备的LED芯片等效串联电阻相差不大, 在大电流注入下内量子效率下降较小; 但是, 相比于Si(111)上制备LED芯片, Si(110)上LED芯片具有较小的开启电压和更优异的发光特性. 对LED器件电致发光(EL)发光峰随驱动电流的变化研究发现, 由于Si(110)衬底上LED结构中阱层和垒层存在较小的应力/应变而在器件中产生较弱的量子限制斯塔克效应, 致使Si(110)上LED芯片EL发光峰随驱动电流的蓝移量更小.

关键词: 硅衬底, InGaN/GaN多量子阱, 发光二极管

PACS: 73.61.Ey, 78.60.Fi, 78.67.De, 85.60.Jb

DOI: 10.7498/aps.63.207304

1 引言

近年来, 由于GaN基发光二极管(light emitting diode, LED)具有发光效率高、响应时间短、光谱可调范围大、材料无污染、节能环保等诸多优势, 日益受到人们的广泛关注, 并且其应用领域大大扩展, 涵盖了室内照明、交通信号灯、汽车灯具、全彩色显示器等诸多领域^[1]. 世界各国都在大力支持和推广高亮度LED的研发和应用. 为了进一步拓宽LED的应用领域, 需要研制功率更高、效率更高、成本更低的LED. 而LED器件制造是涉及多种材料制造技术的复杂过程, 降低器件成本对LED的广泛应用具有重要意义.

目前, 蓝宝石衬底是商业应用最为广泛的LED

衬底材料. 虽然c面蓝宝石与GaN的晶格失配为13.9%, 热失配为30%, 但其生长工艺成熟, 易获得较低成本、较大尺寸、高质量的单晶衬底材料, 并且其上生长的GaN薄膜与SiC上生长的薄膜晶体质量相当, 因此非常适合于产业化发展, 成为LED行业应用最早也是最为广泛的衬底材料. SiC和GaN间的晶格失配很小(只有3.5%), 非常适合作为LED衬底材料. 然而, 由于生长高质量、大尺寸SiC单晶难度大, 而且SiC属于层状结构, 易于解理, 不易于加工, 易在衬底表面引入台阶状缺陷, 影响外延层质量. 同尺寸的SiC衬底价格远高于蓝宝石衬底, 其高昂的价格限制了SiC的大规模应用^[2]. 硅材料是目前应用最广泛、制备技术最成熟的半导体材料. 由于单晶硅材料生长技术成熟度

* 国家自然科学基金青年科学基金(批准号: 21203098, 2013g130)和南京信息工程大学校科研启动基金(批准号: 2013x023)资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: mapleer@163.com

高, 容易获得低成本、大尺寸(6—12英寸)、高质量的衬底, 可以大大降低LED的造价. 并且, 由于硅单晶已经大规模应用于微电子领域, 使用单晶硅衬底有望实现LED芯片与集成电路的直接集成, 有利于LED器件的小型化发展. 因此使用单晶硅作为LED衬底一直是本行业追求的目标. 此外, 与目前应用最广泛的LED衬底——蓝宝石相比, 单晶硅在性能上还有一些优势: 热导率高、导电性好, 可制备垂直结构, 更适合大功率LED制备. 然而, 由于Si单晶与GaN存在很大的晶格失配(16.9%)和热失配(57%), 外延生长过程中薄膜会受到巨大的热应力而导致外延层产生大量缺陷甚至发生龟裂, 以及硅和镓之间的共熔反应^[3], 因此在硅衬底上生长高质量的GaN薄膜存在很大难度. 可以通过插入低温生长的AlN层(LT-AlN)、高温生长的AlN层(HT-AlN)和AlGaN超晶格层^[4-6]、 Si_xN_y ^[7]等缓冲层技术来生长高质量的GaN薄膜. 缓冲层一方面可以作为Si衬底的保护层, 防止高温生长环境中氨气、氢气与Si的反应, 另一方面可缓解生长过程中由于晶格失配与热失配导致的应力, 可显著减少薄膜开裂, 降低晶片的弯曲度^[8].

目前对硅衬底上生长GaN薄膜及LED器件已有广泛研究. 刘木林等^[9]详细研究了Si(111)衬底上生长的蓝光LED的droop效应; 南昌大学江风益课题组在Si(111)衬底上生长GaN基LED器件方面已经做出了很多优秀的研究成果^[10]; Shen等^[11]在Si(110)衬底上采用AlN/GaN超晶格结构调制GaN外延膜应变状态的方法成功生长了高质量的GaN薄膜; Dadgar等^[12]较为全面地报道了在Si(110)、Si(111)和Si(001)三种硅衬底上外延GaN时, 衬底晶格对称性的影响和表面原子重构问题; Damilano等^[13]采用分子束外延技术在Si(110)衬底上成功制备低In组分(Ga, In)N/GaN多量子阱LED结构, 并研究了其性能; 而采用有机金属化学气相沉积(MOCVD)设备在Si(110)衬底上生长并组装InGaN/GaN多量子阱LED器件的报道较少. 此外, 国内对GaN基LED器件的光电特性也有深入研究^[14-19].

本文采用生长温度缓变的AlN缓冲层, SiN_x 的晶粒层以及多周期GaN/AlN外延膜技术, 分别在Si(110)和Si(111)两种硅衬底上成功地生长了InGaN/GaN多量子阱蓝光发光二极管结构, 并组装得到高发光效率的LED芯片. 利用高分辨X射线衍射(high-resolution X-ray diffraction, HRXRD),

变温光致发光谱(temperature dependent photoluminescence, PL)和拉曼光谱(Raman spectra)对LED样品进行了表征; 并且对LED器件进行了光电特性分析. 本文对在硅衬底上生长GaN基LED结构的深入研究以及制备高亮度、高可靠性和低成本LED器件具有重要的借鉴意义和实用价值.

2 实验

本论文中所有样品制备均采用德国AIXTRON公司生产的MOCVD设备, 衬底材料采用Si(110)和Si(111). 生长过程中分别通入三甲镓(TMGa)、三甲基铝(TMAI)、三甲基铟(TMIn)作为III族金属镓、铝、铟源; 用二茂镁(CP_2Mg)和硅烷(SiH_4)分别作为p型和n型掺杂剂; 用 N-H_3 作为V族氮源. 具体实验步骤: 为了防止硅与镓在高温下的合金反应以及降低GaN中的应力, 提高晶体质量, 首先, 在Si衬底上分别在1100, 1000, 900, 800和700 °C下沉积生长厚度均为72 nm的温度缓变的AlN缓冲层, 这种温度缓变的AlN缓冲层产生的热压应力可以部分补偿样品在降温时产生的张应力; 然后生长一两层厚度为430 nm的GaN之间夹一层厚度为20 nm的AlN的三明治结构, 其中第二层GaN膜中间在1100 °C温度下插入生长15 s的 SiN_x 的岛状晶粒层, 以降低样品中位错密度; 接着依次生长4个周期的GaN(250 nm)/AlN(20 nm)、430 nm厚的GaN层和5周期GaN(250 nm)/AlN(20 nm), 生长过程中除AlN温度缓变层, AlN层和GaN层的生长温度均为1100和860 °C; 再在此应力补偿层之上生长InGaN/GaN多量子阱LED结构, LED结构中先生长1 μm 的n-GaN, 然后生长5周期的 $\text{In}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{N}$ /GaN多量子阱结构, 其中InGaN阱层和GaN垒层的生长温度分别为740和820 °C; 最后在960 °C生长厚度为20 nm的p- $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 电子阻挡层和120 nm厚的p-GaN.

上述生长在Si(110)和Si(111)两种衬底上的LED样品外延完成后, 首先对外延片进行高分辨X射线衍射、拉曼光谱和变温光致发光谱等结构表征分析, 然后经过感应耦合等离子体(ICP)刻蚀、电子束蒸镀(E-beam)金属薄膜、光刻和退火处理等微加工工艺制备LED芯片, 其中, Ti(20 nm)/Au(120 nm)和Ni(20 nm)/Au(100 nm)作为n, p电极, 制备完成的单个器件尺寸为

300 $\mu\text{m} \times 300 \mu\text{m}$. 最后对器件进行光电特性测试分析.

3 结果与讨论

3.1 硅衬底上InGaN/GaN LED结构表征

图1为Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构高分辨X射线衍射图样($\omega/(2\theta)$ 扫描). 从图中可以看出, 两种衬底上生长的LED结构中, 在GaN衍射峰低角度侧观察到明显的InGaN/GaN量子阱衍射的卫星峰, 表明Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构均具有较好的晶体质量, 但Si(110)上生长的LED结构衍射峰更明显、尖锐, 表明Si(110)上生长的LED结构晶体质量优于在Si(111)衬底生长的样品[20]. 在衍射图谱中GaN衍射峰高角度一侧还可以观测到AlN层的衍射峰.

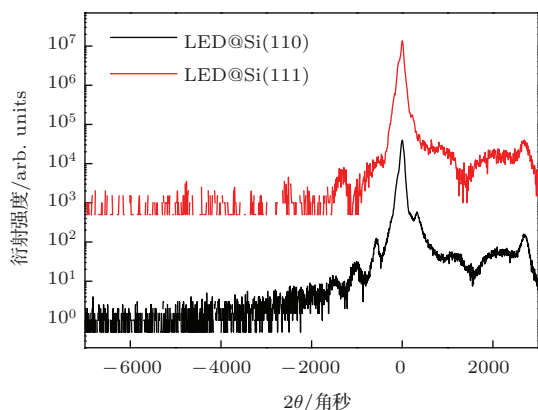


图1 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构高分辨X射线衍射图样

图2是Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构摇摆曲线, (0002)晶面半高宽分别为648和876角秒, 而(10 $\bar{1}$ 2)晶面半高宽分别为1497和1652角秒, 表明Si(110)上生长的LED结构相对于Si(111)衬底具有更好的晶体质量. 由Si衬底生长的LED结构的原子排列分析, 生长在Si(110)衬底上时, GaN[11 $\bar{2}$ 0]晶向与Si[1 $\bar{1}$ 0]晶向平行, 此方向的晶格失配为16.9%, 但是GaN[1 $\bar{1}$ 00]与Si[001]晶向保持一致, 晶格失配只有1.65%, 而生长在Si(111)衬底上时, GaN面内互相垂直的两个晶向与Si均为16.9%, 因此GaN[1 $\bar{1}$ 00]与Si[001]晶向的小晶格失配有利于生长高质量晶体的LED结构.

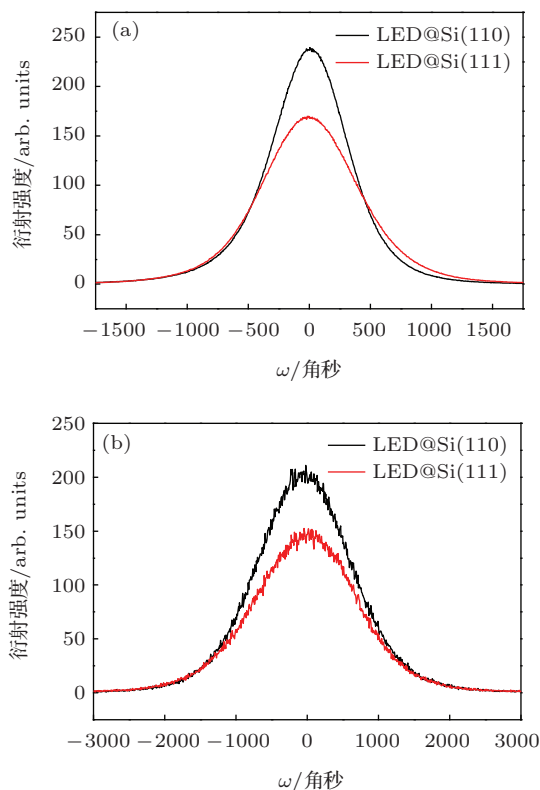


图2 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构摇摆曲线 (a) (0002)晶面; (b) (10 $\bar{1}$ 2)晶面

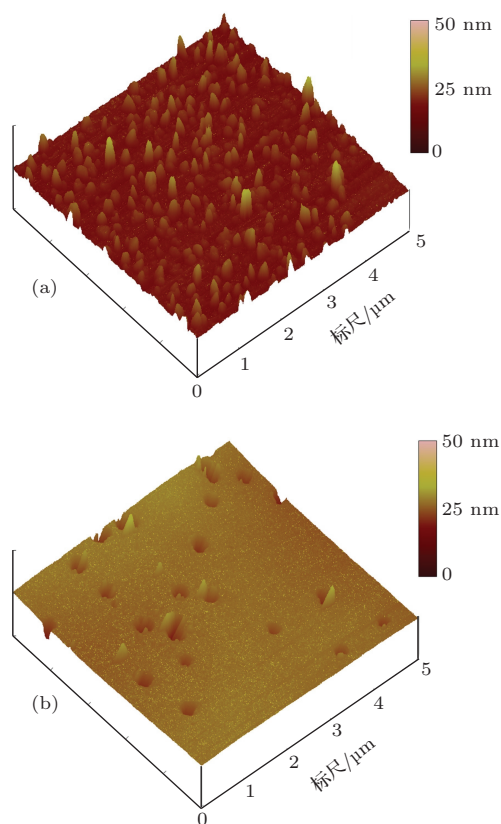


图3 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)上LED样品原子力显微镜照片

图3(a)和(b)分别为Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED样品的原子力显微镜照片, LED样品上表面为p型GaN, 表面方均根粗糙度(rms: root mean square)分别为3.7和4.5 nm. 相对于蓝宝石和SiC衬底, 硅衬底上LED样品质量较差, 导致LED样品上表面p型GaN表面粗糙度均较大, 但是, Si(110)和Si(111)上生长的LED样品p型GaN表面形貌不同, Si(110)上p型GaN表面呈现为高密度的大小约5 nm, 高约为20 nm的突起, 而Si(111)上p型GaN表面则呈现大小超过200 nm, 深约为25 nm的倒置六角微孔. 对于LED器件, 具有纳米尺度的突起表面有利于多量子阱发光层光子的抽取, 进而提高器件的外量子效率.

图4为分别在Si(110)和Si(111)两种衬底上生长LED结构的拉曼光谱, 其中GaN层的 $E_2(\text{high})$ 模式峰分别位于 567.0 和 566.3 cm^{-1} . 相对于无应变GaN体材料($E_2(\text{high})$ 模式峰位于 567.6 cm^{-1} [21]), 分别红移了 0.6 和 1.3 cm^{-1} , 表明硅衬底上生长的LED结构中GaN膜中均存在双轴张应力[22], 但Si(110)衬底上生长样品的红移量小于Si(111)上的样品, 说明Si(110)衬底上生长的LED结构中存在较小的张应力, 这与Si(110)衬底[001]晶向与GaN[1 $\bar{1}$ 00]晶向只有1.65%的晶格失配有关, Si(110)衬底上生长的LED结构具有较高的晶体质量, 这与HRXRD测试结果保持一致.

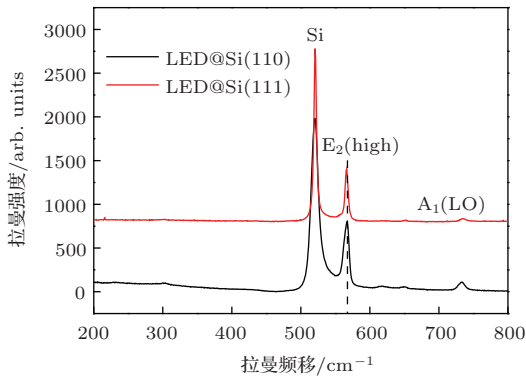


图4 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构拉曼光谱

图5是Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构变温PL发光峰积分强度与温度之间的函数图; 内插图为300 K时Si(110)和Si(111)上LED结构PL发光谱, 图中发光强度为归一化强度. 从内插图可得Si(110)和Si(111)上LED结构PL发光峰波长分别为 465.3 和 470.1 nm , 表明在相同生长条件下Si(111)上LED结构中InGaN阱层相对

于Si(110)含有较高的In组分含量, 暗示在Si(111)上LED结构中阱层和垒层间可能存在更大的应力/应变. 假设11 K时LED结构的发光效率为100%, 则器件的内量子效率(IQE)可定义为室温(300 K)PL发光峰积分强度/低温(11 K)PL发光峰积分强度, 按此定义Si(110)和Si(111)两种衬底上生长的LED结构的内量子效率分别为55.9%和47.3%. Si(110)上生长的LED结构具有较好的晶体质量, Si(110)上LED结构中阱层和垒层间存在较小的应力/应变, 量子限制斯塔克效应(QCSE)较弱, 使得生长在Si(110)的LED结构内量子效率略高于Si(111)衬底上生长的LED结构.

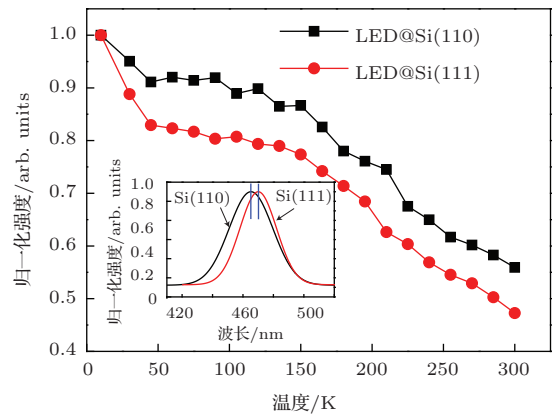


图5 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)上生长的LED结构变温PL发光峰积分强度与温度之间的函数图, 内插图为300 K时Si(110)和Si(111)上LED结构PL发光谱

3.2 硅衬底上生长的LED芯片光电特性分析

图6为分别在Si(110)和Si(111)两种衬底上制备LED芯片的伏安特性曲线, 从图中可以看出, 反向偏压下, 漏电流均很小, 在20 mA的驱动电流下, 正向工作电压分别为3.7和5.4 V. 对I-V曲线线性段做线性拟合可得Si(110)和Si(111)上制备LED器件的等效串联电阻分别为 27.1 和 $27.4\ \Omega$. 伏安曲线中, 在小驱动电流工作时, 电流与电压呈现近指数关系, 而大电流驱动时, 近似呈线性关系, 这种行为在Si(111)上制备的LED器件中表现更为明显. 我们认为这是由于Si(111)上生长LED结构相对于Si(110)衬底晶体质量较差, 在小电流工作时, 外延层内部和表面接触电阻较大, 在电流引入点附近产生电流拥塞效应, 而在大电流驱动时, 在两种衬底上制备的LED芯片表面电流扩展较好[9], 因此导致在20 mA的工作电流下, 正向工作电压相

差较大, 而较大电流下得到的等效串联电阻值相差较小.

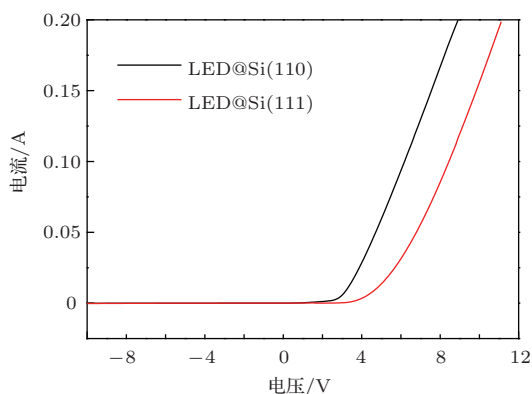


图6 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)两种衬底上制备LED芯片的伏安(I-V)曲线

图7是Si(110)和Si(111)两种衬底上制备LED芯片在50 mA驱动电流下的电致发光(EL)谱, 其发光峰中心波长分别为471.2和474.3 nm. 两种衬底上制备的LED结构的晶体质量差异和应变/应力状态不同导致Si(110)上LED芯片中InGaN阱层含有较低的In组分含量, 进而引起二者之间的波长差异. 从图7明显可以看出, Si(110)衬底上LED芯片发光强度大于Si(111)上LED芯片, 表明相同驱动电流下Si(110)衬底上LED芯片具有更好的发光效率. InGaN/GaN多量子阱LED器件InGaN阱层和GaN垒层之间的晶格失配导致阱层和垒层间产生较大的面内压应力, 进而诱发较强的极化效应, 此极化效应在量子阱中产生很强的内建电场(约为10 MV/cm)并导致能带倾斜, 产生明显的量子限制斯塔克效应(QCSE), 而且使得量子阱中电子和空穴波函数的交叠的减小, 促使内量子效率降低. Si(110)衬底上LED芯片具有较高的发光效率与LED样品具有较好的晶体质量和较弱的量子限制斯塔克效应相关, 另外样品表面纳米级的突起也有利于发光层中光子的提取.

图8是Si(110)和Si(111)两种衬底上制备的LED芯片的EL积分强度随驱动电流的变化曲线. 由于硅衬底的良好导热性能, 300 μm × 300 μm大小的芯片可以承受180 mA的直流电流测试. 从图8可以看出, 在5—180 mA的电流范围内, 发光效率并未出现明显的饱和趋势, 表明制备在两种硅衬底上的LED芯片在研究的工作电流范围内, 内量子效率下降不是很明显; 在180 mA的驱动电流下, Si(110)上制备的LED芯片的发光积分强

度约为Si(110)上LED器件的2倍, 表明Si(110)上制备的LED芯片的EL效率优于Si(110)上LED器件, Si(110)上LED芯片具有更优异的光电特性. Si(110)衬底上LED样品具有较好的晶体质量, InGaN/GaN多量子阱中阱层和垒层较小的应力导致其中的量子限制斯塔克效应较弱以及样品表面纳米级的突起等因素使得Si(110)上LED芯片具有更好的光电特性.

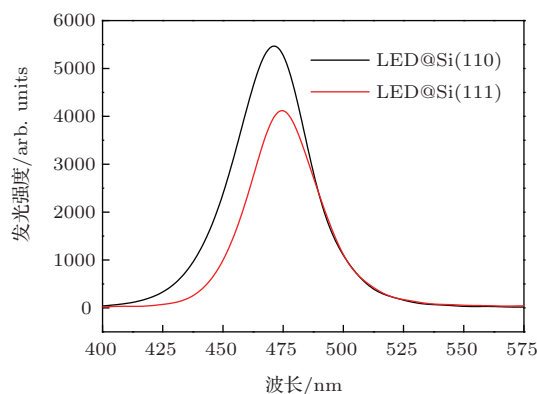


图7 (网刊彩色) Si(110)和Si(111)上制备LED芯片在50 mA驱动电流下的EL谱

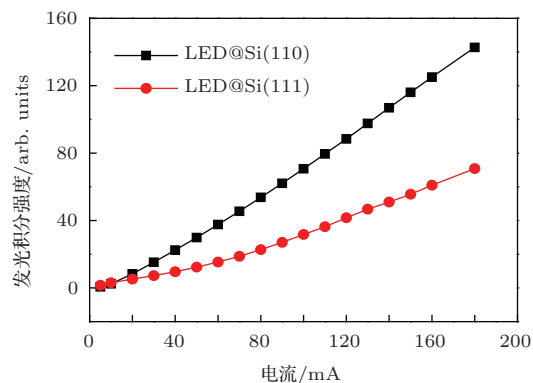


图8 Si(110)和Si(111)上制备的LED芯片的发光积分强度随驱动电流(L-I)的变化

InGaN/GaN多量子阱LED结构中存在的显著量子限制斯塔克效应, 引起EL发光峰的红移. 随着驱动电流的增加, 由于载流子在导带(或价带)内的弛豫时间远小于载流子的寿命, 因此多量子阱中的自由载流子浓度增加, 并在一定程度上对内建电场进行屏蔽, 减弱QCSE, 从而LED器件EL发光峰发生蓝移^[23]. 图9是Si(110)和Si(111)两种衬底上制备LED芯片EL发光峰值能量随驱动电流的变化曲线, 两种LED芯片EL发光峰能量变化分别为47.2和115.6 meV, 转换成波长变化分别为8.5和21.5 nm. 从图9可以明显看出, Si(110)上LED芯片EL发光峰能量(波长)变化远小于Si(111)上

LED 器件, 并且小驱动电流时, 发光峰的蓝移行为更加明显. 我们认为, 小电流驱动时, 载流子首先占据三角形势阱的低能级, 载流子屏蔽效应占主导地位, 发光峰蓝移明显; 随着驱动电流的增加, 载流子填充三角形势阱的有效宽度变大, 同时正向工作电压增大, 能带倾斜程度相应增强, 另外由于串联电阻的存在导致的热效应^[24]以及还可能存在的载流子溢出等效效应, 抵消了部分载流子屏蔽效应, 致使发光峰的蓝移减弱; 驱动电流继续增加, 载流子屏蔽效应进一步减弱, EL 发光峰能量(波长)将趋于稳定, 甚至出现红移; 此外, 驱动电流注入引起的能带填充效应^[25]以及载流子在多量子阱中的不均匀分布也会对发光峰的变化产生一定的影响. 相同实验条件下, 在测试工作电流范围内, Si(110) 衬底上制备的 LED 芯片比 Si(111) 上 LED 芯片发光峰蓝移程度较小, 可归因于在 Si(110) 衬底上生长的 LED 结构相对于 Si(111) 衬底具有较好的晶体质量, Si(110) 上 LED 样品阱层和垒层存在更小的应力/应变, 进而在 LED 器件中产生较小的量子限制斯塔克效应.

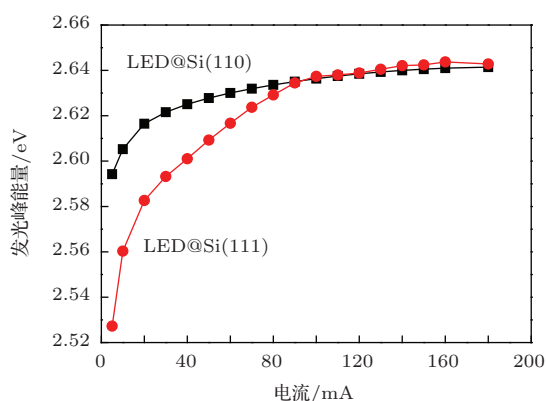


图9 Si(110)和Si(111)上LED芯片EL发光峰值能量随驱动电流的变化

4 结 论

本文详细研究了在Si(110)和Si(111)衬底上制备InGaN/GaN多量子阱结构蓝光LED器件. 利用高分辨X射线衍射、室温拉曼光谱和变温光致发光光谱对生长在两种衬底上的LED结构进行了结构表征. 结果表明, 相对于Si(111)上生长LED样品, Si(110)上生长的LED结构具有较高的晶体质量, 存在更小的张应力, Si(110)和Si(111)上LED样品(0002)面摇摆曲线半高宽分别为648和876角秒, 而(10 $\bar{1}$ 2)晶面半高宽分别为1497和1652角

秒; Si(110)和Si(111)衬底上生长的LED样品室温PL发光峰波长分别为465.3和470.1 nm, 内量子效率分别为55.9%和47.3%. 对制备在两种衬底上的LED芯片进行了光电特性测试研究. 伏安特性曲线表明, Si(110)和Si(111)上制备的LED芯片, 20 mA的驱动电流下, 正向工作电压分别为3.7和5.4 V; 反向偏压下, 漏电流均较小; 等效串联电阻分别为27.1和27.4 Ω . 在50 mA驱动电流下的发光谱中心波长分别为471.2和474.3 nm; PL和EL谱发光峰波长差异由两种衬底上制备的LED结构的晶体质量差异和应变/应力状态不同引起量子阱中In组分含量不同所致. 由L-I曲线可以看出, 两种衬底上制备的LED芯片在大电流注入下内量子效率下降较小, 但Si(110)上制备的LED器件的发光效率约为Si(111)上LED器件的2倍. 对LED器件EL发光峰随驱动电流的变化研究发现, Si(110)衬底上制备的LED芯片EL发光峰蓝移量较小, 只有8.5 nm. Si(110)上LED样品具有较高的晶体质量, 样品表面纳米级突起结构以及量子阱中阱层和垒层间较小应力诱使较弱的量子限制斯塔克效应使得Si(110)上LED芯片具有较小的开启电压、更高的发光效率和较小的发光峰频移.

感谢台湾大学光电所杨志忠教授课题组的老师和同学在样品生长方面的帮助.

参考文献

- [1] Crawford M H 2009 *IEEE J. Sel. Topics Quantum Electron.* **15** 1028
- [2] Chen W C, Tang H L, Luo P, Ma W W, Xu X D, Qian X B, Jiang D P, Wu F, Wang J Y, Xu J 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 068103 (in Chinese) [陈伟超, 唐惠丽, 罗平, 麻尉蔚, 徐晓东, 钱小波, 姜大朋, 吴锋, 王静雅, 徐军 2014 物理学报 **63** 068103]
- [3] Fenwick W E, Andrew M, Xu T M, Li N, Summers C, Jamil M, Ferguson I T 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 222105
- [4] Dadgar A, Poschenrieder M, Bläsing J, Fehse K, Diez A, Krost A 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 3670
- [5] Kim M H, Do Y G, Kang H C, Noh D Y, Park S J 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 2713
- [6] Cheng K, Leys M, Degroote S, Daele B, Boeykens S, Derluyn J, Germain M, Tendeloo G, Engelen J, Borghs G 2006 *J. Electron. Mater.* **35** 592
- [7] Hageman P R, Haffouz S, Kirilyuk V, Grzegorzczak A, Larsen P K 2001 *Phys. Status Solidi A* **188** 523
- [8] Li J, Lin J Y, Jiang H X 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 171909

- [9] Liu M L, Min Q S, Ye Z Q 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 178503 (in Chinese) [刘木林, 闵秋实, 叶志清 2012 物理学报 **61** 178503]
- [10] Xiong C B, Jiang F Y, Fang W Q, Wang L, Mo C N, Liu H C 2007 *J. Lumin.* **122–123** 185
- [11] Shen X Q, Takahashi T, Kawashima H, Ide T, Shimizu M, Okumura H 2013 *Jpn. J. Appl. Phys.* **52** 08JB05
- [12] Dadgar A, Schulze F, Wienecke M, Gadanecz A, Bläsing J, Veit P, Hempel T, Diez A, Christen J, Krost A 2007 *New J. Phys.* **9** 389
- [13] Damilano B, Natali F, Brault J, Huault T, Lefebvre D, Tauk R, Frayssinet E, Moreno J C, Cordier Y, Semond F, Chenot S, Massies J 2008 *Appl. Phys. Express* **1** 121101
- [14] Xie Z L, Zhang R, Fu D Y, Liu B, Xiu X Q, Hua X M, Zhao H, Chen P, Han P, Shi Y, Zheng Y D 2011 *Chin. Phys. B* **20** 116801
- [15] Yang W, He Y F, Liu L, Hu X D 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 241111
- [16] Yin H X, Zhu C R, Shen Y, Yang H F, Liu Z, Gu C Z, Liu B L, Xu X G 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 061113
- [17] Zhong C T, Yu T J, Yan J, Chen Z Z, Zhang G Y 2013 *Chin. Phys. B* **22** 117804
- [18] Chen Z X, Ren Y, Xiao G H, Li J T, Chen X, Wang X H, Jin C J, Zhang B J 2014 *Chin. Phys. B* **23** 018502
- [19] Li S Q, Wang L, Han Y J, Luo Y, Deng H Q, Qiu J S, Zhang J 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 098107 (in Chinese) [李水清, 汪莱, 韩彦军, 罗毅, 邓和清, 丘建生, 张洁 2011 物理学报 **60** 098107]
- [20] Vickers M E, Kappers M J, Smeeton T M, Thrush E J, Barnard J S, Humphreys C J 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 1565
- [21] Davydov V Y, Kitaev Y E, Goncharuk I N, Smirnov A N, Graul J, Semchinova O, Uffmann D, Smirnov M B, Mirgorodsky A P, Evarestov R A 1998 *Phys. Rev. B* **58** 12899
- [22] Watanabe A, Takeuchi T, Hirose K, Amano H, Hiramoto K, Akasaki I 1993 *J. Cryst. Growth* **128** 391
- [23] Takeuchi T, Sota S, Sakai H, Amano H, Akasaki I, Kaneko K, Nakagawa S, Yamaoka Y, Yamada N 1998 *J. Cryst. Growth* **189–190** 616
- [24] Zhuang R R, Cai P 2013 *J. Zhangzhou Normal Univ. (Nat. Sci.)* **3** 66 (in Chinese) [庄榕榕, 蔡平 2013 漳州师范学院学报(自然科学版) **3** 66]
- [25] Kalliakos S, Lefebvre P, Taliercio T 2003 *Phys. Rev. B* **67** 205307

InGaN/GaN blue light emitting diodes grown on Si(110) and Si(111) substrates*

Liu Zhan-Hui^{1)†} Zhang Li-Li¹⁾ Li Qing-Fang¹⁾ Zhang Rong²⁾
Xiu Xiang-Qian²⁾ Xie Zi-Li²⁾ Shan Yun³⁾

1) (School of Physics and Optoelectronic Engineering, Nanjing University of Information Science and Technology, Nanjing 210044, China)

2) (Key Laboratory of Advanced Photonic and Electronic Materials, School of Electronic Science and Engineering, Nanjing University, Nanjing 210093, China)

3) (School of Biochemical and Environmental Engineering, Nanjing Xiaozhuang College, Nanjing 211171, China)

(Received 8 May 2014; revised manuscript received 9 June 2014)

Abstract

In this paper, InGaN/GaN multiple quantum-well blue light emitting diodes (LEDs) are successfully grown on Si(110) and Si(111) substrates. The micro-structural properties of the LEDs are characterized by means of high-resolution X-ray diffraction, atomic force microscopy, Raman spectra, and temperature dependent photoluminescence measurements. The results show that the sample on Si(110) substrate exhibits the high crystal quality, weak tensile strain, and large internal quantum efficiency. The optoelectronic properties of the LED devices are also investigated. The I - V curves indicate that the LED devices fabricated on Si(110) and Si(111) substrates have similar series resistances and low reverse leakage currents, but the LED devices fabricated on Si(110) substrate possess lower turn-on voltages. The relationship between light output intensity and injection current suggests that the LED device fabricated on Si(110) substrate has a strong light output efficiency. The study on the variation of spectral peak energy with injection current of the LED device reveals that LED device on Si(110) substrate presents a smaller spectral shift range when increasing the injection current. And the smaller spectral shift range reflects the weak quantum-confined Stark effect in the device, which can be attributed to the high crystal quality and weak strain between well layer and barrier film in the LED sample grown on Si(110).

Keywords: Si substrates, InGaN/GaN multiple quantum wells, light emitting diodes

PACS: 73.61.Ey, 78.60.Fi, 78.67.De, 85.60.Jb

DOI: 10.7498/aps.63.207304

* Project supported by the Young Scientists Fund of the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 21203098, 2013g130) and the Scientific Research Staring Foundation of Nanjing University of Information Science and Technology, China (Grant No. 2013x023).

† Corresponding author. E-mail: mapleer@163.com