

高质量 GaN 外延薄膜的生长^{*}

吴学华 J. S. Speck

(Department of Materials, University of California, Santa Barbara)

吴自勤

(中国科学技术大学基础物理中心,合肥 230026)

摘要 综述了高质量 GaN 外延薄膜的生长研究工作的最新重要进展. 主要采用的新工艺为: 在较低温度下生长 GaN 缓冲层后再高温生长 GaN 外延薄膜, 双气流金属有机化合物气相沉积 (MOCVD), 以及用开有窗口的 SiO₂ 膜截断穿过位错后横向覆盖外延生长 (epitaxially lateral overgrowth). X 射线衍射和高分辨电镜研究证实, 上述工艺使 GaN 外延薄膜质量得到显著提高. 利用这种薄膜研制成的蓝色激光管即将投放市场.

关键词 GaN, 外延薄膜, 蓝色激光管, 穿过位错

GROWTH OF HIGH QUALITY EPITAXIAL GaN THIN FILMS

Wu Xuehua, J. S. Speck

(Department of Materials, University of California, Santa Barbara)

Wu Ziqin

(Fundamental Physics Center, University of Science and Technology of China, Hefei 230026)

Abstract Recent important progress in the growth of high quality epitaxial GaN thin films is reviewed. The new technology includes: growth of epitaxial GaN films at high temperature on the buffer layer grown at low temperature, MOCVD with two gas flows, and epitaxially lateral overgrowth after blocking threading dislocations by SiO₂ film with open windows. X-ray diffraction and high resolution electron microscopy show that by using these technologies the quality of GaN films has been greatly improved. Blue laser diodes based on this film will soon appear on the market.

Key words GaN, epitaxial film, blue laser diodes, threading dislocation

有些半导体材料具有大的禁带宽度, 如 GaN 和 AlN 的禁带宽度分别是 3.4 和 6.2 eV, 可以用它们制备能发出绿光、蓝光、紫光或紫外光的发光管和激光管. InN 的禁带宽度是 1.9 eV, 它和 GaN 形成 GaInN, 使 GaInN 的禁带宽度随 In 含量的增加而从 GaN 的 3.4 eV 逐步下降, 以调节发光管和激光管发出的波长.

制备这些 N 化物半导体材料的两大困难是: (1) 在高的制备温度下, N 的蒸汽压大大高于另一组元的蒸汽压, 以及 N 化物和常用的蓝

宝石衬底的晶格错配度高达 13% 以上, 因此难以形成大尺寸的没有裂缝的薄膜; (2) 通常制备的 GaN 一般是 n 型, 难以进行 p 型掺杂形成 p-n 结.

1985 年以前的 20 年间, 人们已经开展了 GaN 材料的生长工作. 1983 年, Yoshida 等用分子束外延 (MBE) 方法生长 GaN 时使用 AlN 作为缓冲层, 使 GaN 材料性能有所改善. 1986

^{*} 1998-03-30 收到初稿, 1998-06-15 修回

年, Amano, Akasaki 等^[1]根据金属有机化合物化学汽相沉积(MOCVD), 或金属有机化合物汽相外延(MOVPE)方法生长的 GaN 比用 MBE 方法生长的有更好的实验结果, 采用 MOCVD 方法和 AlN 缓冲层, 使缓冲层上生长的 GaN 膜的质量显著改善, 取得了 GaN 材料生长工作的一次突破. 1989 年, Amano, Akasaki 等^[2]利用低能电子辐照掺 Mg 的 GaN, 制备成良好的 p 型材料以及 p-n 结, 再次取得了 GaN 材料生长工作的突破. 1997 年, 名古屋大学的 Akasaki 教授获得日本政府的科教文奖(两年一次, 1997 年得奖者共 29 人).

90 年代, GaN 系量子阱发光管(LED)的发光效率不断提高, 到 1995 年, 蓝色和绿色 LED 的发光效率已达 5%, 赶上了 GaAlAs 红色 LED 和 AlGaInP 黄色 LED 的发光效率, 并且已经开始投入应用. Nakamura 在发展 LED 和激光管(LD)器件方面成绩显著, 获得了 1997 年美国材料研究学会(MRS)奖. 他们用 InGaIn 为激活层, GaN 为接触层, AlGaIn 为覆盖层, 使单量子阱蓝色 LED 的亮度在 1995 年比常规的蓝色 SiC LED 和绿色 GaP LED 增大约 100 倍. 在激光管(LD)方面, 1995 年 Nakamura 制备成蓝紫色 LD. 1996 年, Akasaki 等制备的 AlGaIn/GaN/GaInN 薄量子阱的室温注入电流是 3.0 kA/cm^2 , 发出的激光波长为 376 nm ^[3]. 1997 年 Nakamura 改进了制备工艺. 同年 10 月, Nichia Chemical 公司宣布激光管在室温已使用了 3000h, 在 50 °C 下寿命超过 1100h, 预期室温寿命可达 10000h, 他们认为, 1998 年末 LD 将开始试销^[4]. 有人估计, GaN 器件在化合物半导体市场中的份额将由 1997 年的 2% 快速增加到 2006 年的 20%, 成为和 GaAs, InP 并列的重要化合物半导体^[5].

1 GaN 等氮化物和蓝宝石基底的一些差别

GaN(六角和立方晶体)、AlN(六角晶体)、InN(六角晶体)、BN(立方晶体)和常用的蓝宝

石(Al_2O_3)基底(六角晶体)的晶格常数见表 1. 可以看出, 外延 GaN(六角晶体)、AlN(六角晶体)和蓝宝石基底(六角晶体)的晶格常数差别很大. 如果 GaN 和 AlN 的基面(0001)相对 Al_2O_3 的基面旋转 30 度, 则 GaN 和 AlN 的基面上扩大 $\sqrt{3}$ 倍的周期分别为 0.552 和 0.539 nm , 比 Al_2O_3 的 a (0.4758 nm) 分别大 16.1% 和 13.3%(图 1), 还可以勉强外延生长.

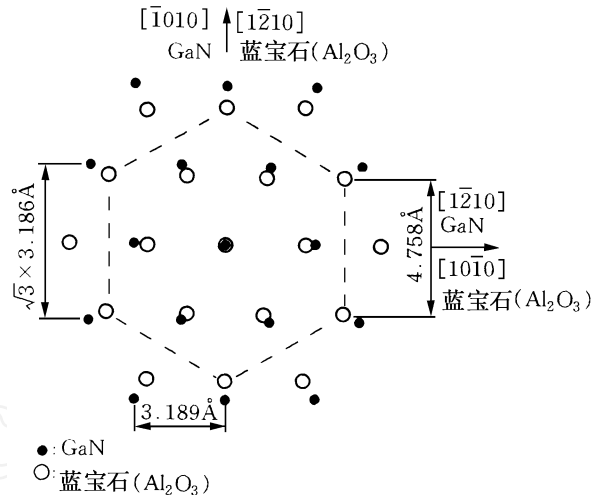


图 1 GaN 和 Al_2O_3 基面(0001)的匹配

表 1 一些氮化物的晶格常数和能隙

	InN	GaN	GaN	AlN	BN	Al_2O_3
晶系	六角	六角	立方	六角	立方	六角
a (nm)	0.354	0.319	0.454	0.311	0.3615	0.4758
c (nm)	0.570	0.518		0.498		1.2991
带隙(eV)	1.95	3.45	3.26	6.2	6.4	

GaN, AlN 和蓝宝石的热膨胀系数见表 2. 它们在 a 方向上的差别也很大, 即基面上 GaN 和 AlN 的热膨胀系数比 Al_2O_3 小 25.5% 和 29.3%. 这样, Al_2O_3 衬底上的 GaN 薄膜在从生长温度下降时容易产生很大的热应力, 以致出现裂缝. 其他衬底如 6H-SiC, 2H-SiC, Si 和 GaN 薄膜之间也有类似问题^[6].

表 2 GaN, AlN 和蓝宝石的热膨胀系数

	GaN	AlN	Al_2O_3
a 方向($10^{-6}/\text{K}$)	5.59	5.3	7.5
c 方向($10^{-6}/\text{K}$)	7.75	4.2	8.5

2 GaN 薄膜的生长工艺

1986年,Amano等用(0001)蓝宝石作为衬底,经化学浸蚀、1150℃氢气中退火除去表面损伤后,先在900—1000℃下通进以氢气为载体的NH₃和TMAI(trimethylaluminium)1min,生成一薄层AlN缓冲层,再在950—1060℃下通进以氢气为载体的NH₃和TMGa(trimethylgallium),气流速度高达425cm/s,生长30min得到约3.5—4.5μm厚的高质量GaN薄膜。AlN缓冲层的生长时间超过1min,GaN膜趋向于形成多晶。AlN层生长温度过低(如800℃),GaN膜上出现许多小坑;AlN层生长温度超过1100℃时,GaN膜上出现六角晶粒。只有在上述条件下,才能生长出镜面光滑的无裂缝的GaN膜。由双晶衍射摇摆曲线得到:GaN膜的(0006)峰的半高宽为2.7°, (2024)峰的半高宽为1.86°,这说明GaN膜的晶体完整性相当好。光荧光谱显示很强的近带边发射,其峰值为3.360eV(室温)和3.474eV(77K),这说明深能级杂质相当少。1989年,在Akasaki等^[7]发表的论文中,AlN缓冲层的生长温度降低到600℃,生长时间延长到10min,AlN缓冲层的厚度为50nm。

1991年,Nakamura^[8]用GaN缓冲层代替AlN缓冲层制备出高质量的GaN薄膜。他用水平喷嘴将H₂+NH₃+TMG(TM流量为27μmol/min)气流喷向水平放置的直径为5cm、温度为450—600℃的蓝宝石(0001)衬底,同时从上到下将H₂+NH₃气流喷向衬底,使上述水平气流和衬底更好地接触,形成所谓的双气流MOCVD方法。GaN缓冲层的厚度达到10—120nm后,将衬底的温度升高到1000—1030℃,经60min,GaN薄膜厚度达到4μm。

1991年,Yoshimoto等^[9]用MOCVD方法在蓝宝石(0001)衬底生长了InGa_{1-x}N膜,衬底温度为500—800℃,NH₃+TEG(Triethylgallium)+TMI+N₂的气压为10⁵Pa,以0.2—0.4μm/h的速率生长约0.5μm的InGa_{1-x}N膜。在500℃生

长时,In_xGa_{1-x}N中In含量随TMI/(TMI+TEG)流量比而线性地增大,最大x可达0.5;在800℃生长时,当TMI/(TMI+TEG)流量比为0.85—0.90时,x可达0.12—0.23。

1992年,Nakamura等^[10]在GaN层上生长出高质量的InGa_{1-x}N膜。他们用双气流MOCVD法将H₂+NH₃+TMG喷向510℃蓝宝石(0001)衬底,生长约30nm厚的GaN缓冲层,再升温到1020℃生长GaN膜,30min后GaN膜达2μm厚,再降温至830—780℃,将N₂代替H₂(流量均为2l/min),并加进TMI(trimethylindium),生长InGa_{1-x}N膜,40min后,膜厚达0.3μm。双晶衍射摇摆曲线显示有缓冲层后,InGa_{1-x}N(0002)峰宽已降至8—9°。830℃生长的膜的光荧光(PL)峰位于400nm(3.10eV),峰宽很窄(70meV),并且很亮。In含量x增至0.26时,PL峰位于445nm(2.79eV)。

以AlN为缓冲层的原因是AlN和蓝宝石的匹配略为好一些,但实际上AlN缓冲层上生长的GaN膜的性能(迁移率,载流子浓度)不如GaN缓冲层上生长的GaN膜好,因为GaN生长和常规的外延生长不同,这一点将在下面讨论。目前生长GaN膜时一般均以GaN为缓冲层。

3 GaN 薄膜晶体完整性的 X 射线衍射鉴定

对GaN等薄膜晶体完整性的有效鉴定方法是双晶衍射方法。这里有3种测量模式:(1)常规模式;(2)窄狭缝模式;(3)θ-2θ模式(θ=)。常规模式得到的摇摆曲线用带有宽狭缝的固定探测器接收2θ及其两侧一定范围内的衍射强度I,样品以θ角转动,得到的是衍射强度的I-θ曲线。从Ewald图看,取向不同引起倒格点在垂直倒格矢OG方向作杆状分布,晶面间距略有不同(应变等),则引起杆状分布较小的并行OG方向的宽化。常规的摇摆曲线中由于狭缝宽,在某一θ角下宽化的倒格点的杆状分布和Ewald球相交的全部范围内

的衍射强度全被测得,得到的 I - θ 曲线是倒格点 G 上下沿垂直 OG 方向的强度分布. 在模式下,用窄狭缝得到的是杆状分布中心线上垂直 OG 的强度分布. 模式不能得到仅由点阵常数变化引起沿 OG 方向的强度分布,要得到这种强度分布,必须用 ω - 2θ 联动方法并在探测器前放置窄狭缝. 这就是说,窄狭缝下模式得到的常规摇摆曲线的半高宽是窄狭缝的模式和 ω - 2θ 模式下两种半高宽的叠加.

文献上的一些 GaN 和 GaAlN (0002) 的双晶衍射峰宽的结果列在表 3 中. 其中 $\Delta\theta_1$ 是常规模式得到的摇摆曲线峰宽, $\Delta\theta_2$ 是窄狭缝模式得到的峰宽, $\Delta\theta_3$ 是 ω - 2θ 模式得到的峰宽, d/d 是由 $\Delta\theta_2$ 估算出来的晶面间距的涨落范围. 由表 3 可见, $\Delta\theta_3$ 实际上是 $\Delta\theta_1$ 和 $\Delta\theta_2$ 之和^[7],而有缓冲层时峰宽显著减少.

表 3 GaN 和 GaAlN 的双晶衍射峰宽

		$\Delta\theta_1$	$\Delta\theta_2$	$\Delta\theta_3$	d/d
GaN	有 AlN	1.9'	1.5'	0.4'	3.7×10^{-4}
	无 AlN	8.2'	7.6'	0.6'	5.6×10^{-4}
GaAlN	有 AlN	6.4'	4.5'	1.9'	18×10^{-4}
	无 AlN	13.6'	10.2'	3.4'	32×10^{-4}

高温生长的 GaN 膜受 GaN 缓冲层微结构的影响很大,随缓冲层的生长速率从 9.0nm/min 减小到 3.0nm/min,生长到 5 μ m 厚的 GaN 膜的 (0002) 峰宽从 320' 减到 180', 即 GaN 缓冲层生长得愈慢,后来生长的 GaN 膜的晶体完整性愈好. 不仅如此,高温生长的 GaN 膜的晶体完整性可以愈长愈好,例如,随膜厚从 1 μ m 增加到 6 μ m, (0002) 峰宽从约 500' 降低到约 250', (1122) 峰宽从 0.6—0.8 降低到 0.14°.

如上所述,峰宽中取向差的贡献 $\Delta\theta_1$ 比晶面间距涨落的贡献(应变宽化) $\Delta\theta_2$ 大一个量级. 但是, (0002) 峰宽不能作为 GaN 膜的晶体唯一依据,因为 GaN 晶体中两种主要缺陷之一是柏格斯矢量 ($[1120]/3$) 在 (0001) 面内、位错线沿 $[0001]$ 方向的纯刃型位错,它不引起 (0001) 面的取向变化,但会引起 (1012) 面取向的变化. 因此,还要测定和 (0001) 斜交的 (1012) 峰的峰宽,才能全面地衡量 GaN 晶体的质量.

Heying 等的结果表明:一个穿过位错为 $10^{10}/\text{cm}^2$ 的 GaN 膜,其 (0002) 峰宽仅为 40', 而 (1012) 的峰宽为 740', 原因是 GaN 膜中 95% 的缺陷是纯刃型位错;另一个穿过位错为 $10^8/\text{cm}^2$ 的 GaN 膜,其 (0002) 峰宽为 269', 而 (1012) 的峰宽为 415', 原因是 GaN 膜中只有 40% 的缺陷是纯刃型位错.

4 GaN 薄膜微结构的显微学研究

X 射线衍射方法对三维 nm 量级微结构的变化不容易鉴别,对这种微结构的有效表征方法是显微术,如扫描电子显微术、透射电子显微术和扫描探针显微术.

早在 1989 年, Akasaki 等就根据扫描电镜观察得出,在非晶 AlN 缓冲层中有许多 nm 量级大小的晶粒,它们和蓝宝石衬底有外延关系,后续的 GaN 膜生长时优先在这些晶粒上成核,并通过它们和蓝宝石衬底建立外延关系. 他们根据这些观察提出了一个缓冲层上 GaN 膜生长的模型: GaN 在 AlN 晶粒上成核后以六角截角锥状岛的形状长大,到一定阶段后准二维地横向优先长大,直到形成光滑的连续薄膜. 形成六角截角锥状岛的原因可能是: GaN 和 AlN (晶态和非晶态) 的界面能低,引起横向优先长大.

Hersee 等^[11]用 X 射线衍射方法和原子力显微镜 (AFM) 研究了蓝宝石 (0001) 上 GaN 的微结构,得到的结果是: GaN 膜是取向相当一致的多晶体,位错主要集中在晶粒边界. 他们先在 480—550 °C 生长 20nm GaN 缓冲层,随后在一定时间内升温到 1025 °C, 在 1.33×10^4 Pa 的气压下生长 GaN 外延层, AFM 显示 480 °C 和 550 °C 生长的 GaN 缓冲层由许多岛组成,岛的尺寸和表面粗糙度均随温度升高而增大,这说明其生长机理是 Volmer - Weber 岛状生长. 经 20min 升温到 1025 °C 后,缓冲层晶粒长大. 原先 550 °C 生长的膜上岛高度为 20—30nm, 原先 480 °C 生长的膜表面粗糙度为 10nm, 即原先的 480—550 °C 生长温度的影响仍保留了下来. X

射线衍射测量显示, GaN 缓冲层(0002)峰由约 1—2 的宽峰和约 0.2 的窄峰叠加而成. 随着生长速率从 3nm/min 增至 25nm/min, 总的衍射峰积分强度急剧下降几倍, 这说明缓冲层中既有取向良好的晶粒, 又有取向较差的晶粒. 这些结果和 Qian 等^[12]的电镜横截面观察得到的缓冲层的岛取向差达 3°是一致的. AFM 观察显示, 缓冲层的岛尺寸随生长速率的下降而增大.

缓冲层的岛结构还和升温时间有关, AFM 显示, 升温时间从 10min 延长至 20min, 升温时间内晶粒尺寸明显增大, X 射线(0002)衍射窄

峰增强、宽峰减弱, 这说明升温过程中取向良好的晶粒长大, 取向不好的晶粒部分消失.

吴学华等^[13-17]从透射电子显微术研究得出: 蓝宝石衬底预先的氮处理对 GaN 的微结构有显著的影响. 图 2(a)是短时间(60s)氮处理后成核层(NL, 即缓冲层), (b), (c), (d)是 NL 上分别高温生长 50nm, 200nm, 400nm 厚度 GaN 的横截面电子显微镜照片. 根据这些照片和长时间(400s)氮处理后高温生长 GaN 的类似照片, 可以得到两种处理后不同的 GaN 生长过程. 图 3 和图 4 是两种处理后 GaN 膜生长过程

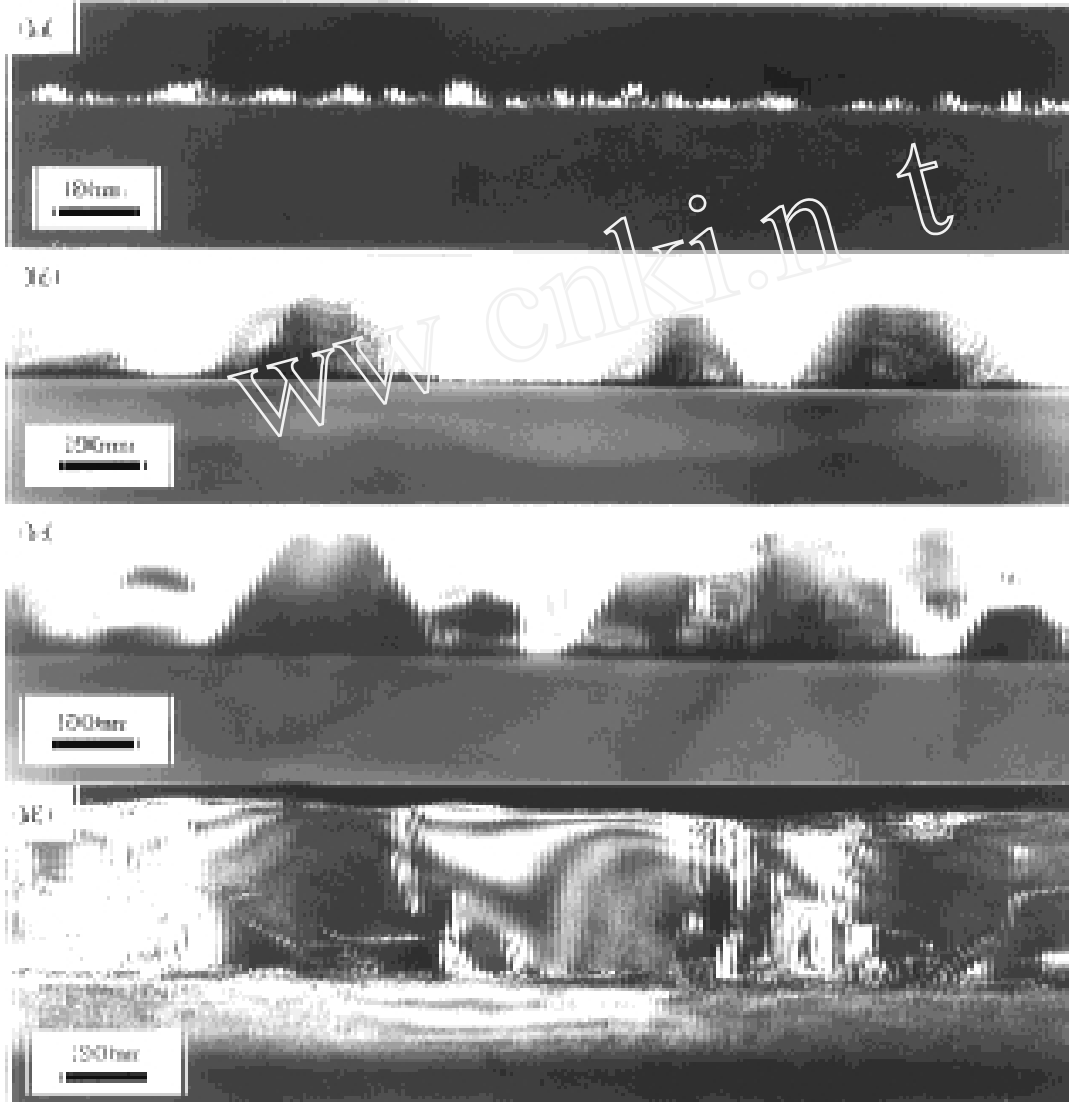


图 2 蓝宝石衬底短时间氮处理后 GaN 生长过程的横截面电子显微像
 (a)成核层(NL, 即缓冲层); (b)NL + 高温生长 50nm GaN;
 (c)NL + 高温生长 200nm GaN; (d)NL + 高温生长 400nm GaN

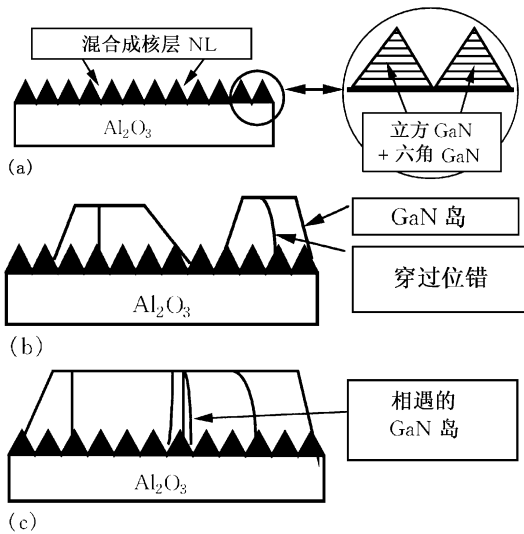


图3 短时间氮处理后 GaN 生长示意图

(a) GaN 成核层(NL); (b) NL + 高温生长的 GaN 岛;
(c) NL + 高温生长的 GaN 膜相遇

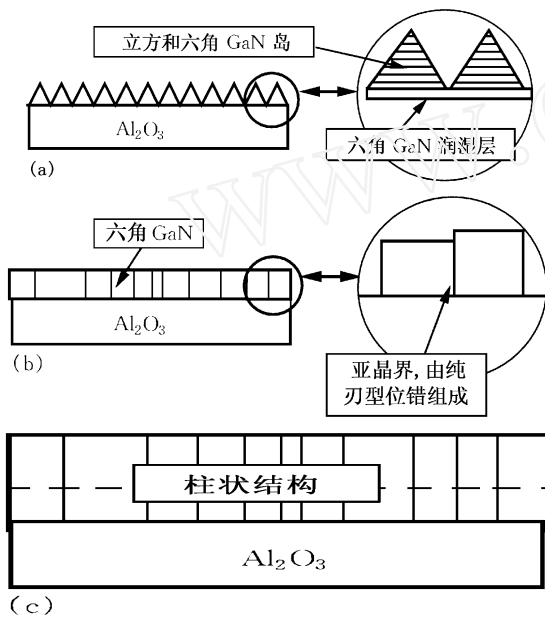


图4 长时间氮处理后 GaN 生长示意图

(a) 含润湿层的 GaN 成核层; (b) 升温后的 GaN 成核层;
(c) NL + 高温生长的 GaN 膜

中微结构变化的示意图. 短时间氮处理后, GaN 成核层(或缓冲层)由立方或六角 GaN 岛(包含许多堆垛无序)组成[图 3(a)], 升温后 GaN 成核层表面仍然粗糙, 高温生长时形成少数 GaN 大岛[图 3(b)], GaN 大岛不断长大直至相遇. 当薄膜厚度约为 550nm 时, 形成连续膜生长转

化为台阶流动模式, GaN 薄膜逐渐变为表面有许多台阶的平光滑膜[图 3(c)]. 此时穿过位错(TD)由两部分组成, 小部分是岛中的 TD, 大部分是岛相遇时产生的 TD, 其总数约 10^8 [图 3(c)]. 长时间氮处理后, GaN 成核层 NL 是一薄层六角润湿层和立方或六角 GaN 岛[图 4(a)], 升温过程就使 GaN 成核层变成光滑的六角 GaN 层, 其中众多的亚晶界由刃型 TD 组成[图 4(b)], 高温生长的 GaN 基本上复制这种结构, 导致 TD 总数达到 10^{10} [图 4(c)]. 由此可见, 短处理要好得多, 它使位错密度显著降低.

最近, Rosner 等^[18]用阴极荧光和 AFM 方法进行的研究得出: TD 和荧光强度小的地点对应, 说明 TD 是非辐射复合的中心. 因此, 减少 TD 确实是改进 GaN 材料质量的一个关键.

由以上显微学研究的结果可以得出: GaN 膜生长机制是岛状生长, 它的微结构是取向相当一致的多晶体, 而不是单晶体, 膜中晶粒为柱状, 众多的位错主要集中在晶粒界面上, 晶粒内部缺陷(位错等)较少, 比较完整. 由此可见, 采用低温生长的 GaN 为缓冲层, 高温生长的 GaN 部分润湿在缓冲层的小岛上成核长大. 这样的生长一是成核密度低, 横向生长快; 二是各晶粒取向差小, 晶界 TD 密度低, 一旦 GaN 膜连续后, 生长模式转化为台阶流动模式, 使晶界 TD 密度进一步减少.

5 氮化物半导体材料的 p 型掺杂

1989 年, Amano 等^[2]利用低能电子辐照掺杂 Mg 的 GaN, 使其电阻率显著降低, 形成良好的 p 型 GaN 材料. 他们用 MOCVD 制备材料时掺杂源为 Cp_2Mg (biscyclopentadienyl Mg), 600 在蓝宝石(0001)上生长 50nm 厚的 AlN 缓冲层, 升温到 1040 生长 $2\mu m$ 的 GaN Mg (Mg 掺杂约 $2 \times 10^{20}/cm^3$). 再用 10keV 电子(束斑直径 $60\mu m$, 束流 $60\mu A$) 在室温下进行辐照. 反射高能电子衍射证实, GaN Mg 显示单晶衍射, 双晶衍射摇摆曲线宽度是 $4'$, 比 GaN 膜的 $2'$ 略大一些. 电学测量得出, 电子辐照使电阻率降

了5个多量级,成为电阻率为 $35\ \Omega\cdot\text{cm}$ 、载流子浓度为 $2\times 10^{16}/\text{cm}^3$ 、空穴迁移率为 $8\text{cm}^2/\text{Vs}$ 的p型材料.用它和n型GaN材料制成p-n结LED,其紫外阴极发光比金属-i(本征)-n型GaN发光管高1—2个量级.10keV电子的能量消耗在 $0.5\mu\text{m}$ 的深度范围内,使这层材料达到上述p型指标,但性能大大改进的具体机理还不清楚.

1991年,Nakamura等^[19]进一步利用双流MOCVD和GaN缓冲层(厚20nm,500 μm 生长)改进了上述p型掺Mg的GaN的性能.他们用的低能电子的能量为5keV,辐照后低阻p型层的厚度约 $0.35\mu\text{m}$.霍尔效应测量显示,刚生长的GaN的空穴浓度为 $2\times 10^{15}/\text{cm}^3$,迁移率为 $9\text{cm}^2/\text{Vs}$,电阻率为 $320\ \Omega\cdot\text{cm}$,经辐照后上述数值显著改进为 $2\times 10^{18}/\text{cm}^3$, $9\text{cm}^2/\text{Vs}$ 和 $0.2\ \Omega\cdot\text{cm}$,辐照前光荧光谱上除450nm处的峰外,在750nm处有显著的峰,辐照后450nm峰增强约5倍,750nm峰消失.在5cm直径的衬底上,这些性能均匀,可以满足制备器件的要求.

6 超晶格N化物半导体蓝色LD的研制

1996年,Nakamura研制的蓝色LD的室温连续寿命为27h.1997年他对制备工艺作了两项改进.首先是用120个周期的2.5nm掺杂GaN,2.5nm不掺杂 $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}$ 组成的调制应变超晶格代替容易开裂的厚AlGaIn,其次是采用横向生长GaN作为超晶格的衬底^[20].横向外延生长时,先在(0001) Al_2O_3 上生长有30nm缓冲层的厚 $2\mu\text{m}$ 的GaN,再生长 SiO_2 条带状掩膜,带宽 $0.8\mu\text{m}$,窗口宽 $0.4\mu\text{m}$,周期分布.此后,GaN先在窗口处外延生长,再横向扩展直到覆盖整个 SiO_2 膜,所以这种方法被称为横向覆盖外延生长(ELOG,epitaxially lateral overgrowth). SiO_2 膜截断了穿过位错的延伸,可以使膜中位错显著减少.当这样生长的GaIn较厚时,由于应变场的作用,由窗口处GaIn中垂直延伸上来的穿过位错(TD)会逐步弯过来沿水平方向延伸,使绝大部分位错留在 $10\mu\text{m}$

厚的范围内.当GaIn生长到 $20\mu\text{m}$ 厚时,GaN上部的位错密度可以降低到 $10^8/\text{cm}^2$,从而使一部分GaIn衬底的质量显著提高.一般由两侧窗口横向生长的GaIn会在条带状 SiO_2 膜上离窗口最远的中心部分留下裂缝和空洞,延伸上来并弯过来的穿过位错也会终止在裂缝和空洞附近.由于裂缝和空洞局限于 SiO_2 膜局部地区,离开这些地区较远的高质量GaIn的范围还足够大.在高质量GaIn衬底上足以生长几 μm 宽的调制超晶格,从而制备成长的蓝色激光管.Nichia公司制备的蓝色激光管的结构相当复杂,它在含 SiO_2 掩膜的厚n-GaN上,依次生长n- $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$,n- $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}/\text{GaIn}$ 应变超晶格,n-GaN, $\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{N}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 多量子阱,p- $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$,p-GaN,p- $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}/\text{GaIn}$ 应变超晶格和p-GaN,使尺寸为 $550\mu\text{m}\times 4\mu\text{m}$ 的二极管的阈值电流密度降为 $4\text{kA}/\text{cm}^2$,工作电压降为4.6V(不用调制掺杂应变超晶格时工作电压为6—7V).最近,人们采用了二次ELOG方法,即在第一次窗口上生长GaIn后再开一次 SiO_2 膜窗口,两次窗口互相错开,经过两次横向生长,几乎所有TD都被 SiO_2 膜截断,使GaIn薄膜的上部的TD密度小于 $10^5/\text{cm}^2$,而整个GaIn薄膜厚度只有 $5\mu\text{m}$.

许多工作都显示,器件中GaIn膜的位错密度高达 $10^8/\text{cm}^2$,而高质量的Si和GaAs单晶的位错密度分别为 $<0.1/\text{cm}^2$ 和约 $50/\text{cm}^2$.但GaIn中的高位错密度对发光效率却影响不大,不会像GaAsLED和LD中那样引起严重的非辐射复合而出现许多黑点和黑线.可以认为^[11],GaIn和多晶Si(poly-Si)一样,由于能带结构在晶粒边界区的弯曲升高,使电子集中在晶粒内部.其发光过程主要由晶粒内部的电子结构决定,即载流子的辐射复合离开晶粒界面较远,和晶粒界面附近的大量位错关系不大,因此发光效率可以很高.

GaN材料生长工作经过多年研究终于得到突破,但出人意料的是:位错密度高达 $10^8/\text{cm}^2$ 的GaIn材料仍能满足器件要求.这说明高技术的发展既需要长期积累的基础性研究

的支持,但又不受传统概念的束缚而勇于探索.

参 考 文 献

- [1] H. Amano et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **48**(1986) ,353.
[2] H. Amano et al. , *Jpn. J. Appl. Phys.* , **28** (1989) ,
L2112.
[3] I. Akasaki et al. , *Electron. Lett.* , **32**(1996) ,1105.
[4] G. Fasol , *Science* , **278**(1997) ,1902.
[5] M. Meyer , *Compound Semiconductor* , Nov./Dec. ,
(1997) ,8.
[6] S. Strite , H. Morkoc , *J. Vac. Sci. Technol. B* , **10**
(1994) ,1237.
[7] I. Akasaki et al. , *J. Crystal Growth* , **98**(1989) ,209.
[8] S. Nakamura , *Jpn. J. Appl. Phys.* , **30**(1991) ,L1705.
[9] N. Yoshimoto et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **59** (1991) ,
2251.
[10] S. Nakamura , T. Mukai , *Jpn. J. Appl. Phys.* , **31**
(1992) ,L1457.
[11] S. D. Hersee et al. , *MRS Bulletin* , **22** - 7(1997) ,45.
[12] W. Qian et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **66**(1995) ,1252.
[13] B. Heying et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **68**(1996) ,643.
[14] X. H. Wu et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **68**(1996) ,1371.
[15] S. Keller et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **68**(1996) ,1525.
[16] X. H. Wu et al. , *Jpn. J. Appl. Phys.* , **35** (1996) ,
L1648.
[17] X. H. Wu et al. , *J. Crystal Growth* , in press.
[18] S. J. Rosner et al. , *Appl. Phys. Lett.* , **70**(1996) ,420.
[19] S. Nakamura et al. , *Jpn. J. Appl. Phys.* , **30** (1991) ,
L1708.
[20] S. Nakamura , G. Fasol , *The Blue Laser Diode* , Springer
- Verlag , Berlin , (1997) .

内腔式高亮度小发散角 CO₂ 激光器*

王绍民 陆辉 林强

(杭州大学物理系,杭州 310028)

摘 要 根据子波在边界上产生位相跃变的假说,提出了用 $\lambda/2$ 光学厚度的位相片来实现新光束的技术构思,研制成功了等效光束质量因子 $M_c^2 < 1$ 的 CO₂ 激光器.

关键词 光束质量,新光束,CO₂ 激光器

INTRA - CAVITY HIGH BRIGHTNESS SMALL DIVERGENCE ANGLE CO₂ LASER

Wang Shaomin Lu Xuanhui Lin Qiang

(Department of Physics, Hangzhou University, Hangzhou 310028)

Abstract By using a transparent plate of optical thickness $\lambda/2$, we have realized a series of new beams superior to Gaussian beams in both divergence and intensity. An intra-cavity CO₂ laser with a $\lambda/2$ phase plate has been made with an equivalent beam quality factor $M_c^2 < 1$.

Key words beam quality, new beam, CO₂ laser

1 引言

众所周知,各类激光器,包括气体激光器、固体激光器、半导体激光器等,已广泛地应用于军事、民用和科学研究领域.在激光器出现以前,光的衍射极限是指平面波经过小孔光阑衍

射在远场形成的艾里斑.在激光器出现以后,基模高斯光束的方向性优于艾里光束,因而成为新的衍射极限.长期以来,基模高斯光束被认为是光束质量最好的光束,若用光束质量因子

* 国家自然科学基金和浙江省自然科学基金资助项目
1998 - 05 - 18 收到初稿,1998 - 08 - 14 修回