

# 高温 AlN 插入层对 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结材料和 HEMTs 器件电学特性的影响\*

倪金玉 郝 跃<sup>†</sup> 张进成 段焕涛 张金凤

(西安电子科技大学微电子学院, 宽禁带半导体材料与器件重点实验室, 西安 710071)

(2008 年 11 月 11 日收到 2008 年 12 月 9 日收到修改稿)

研究了在 Ga<sub>N</sub> 缓冲层中插入 40 nm 厚高温 AlN 层的 Ga<sub>N</sub> 外延层和 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结材料, AlN 插入层可以增加 Ga<sub>N</sub> 层的面内压应力并提高 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 高电子迁移率晶体管 (HEMTs) 的电学特性. 在精确测量布拉格衍射角的基础上定量计算了压应力的大小. 增加的压应力一方面通过增强 Ga<sub>N</sub> 层的压电极化电场, 提高了 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结二维电子气 (2DEG) 面密度, 另一方面使 AlGa<sub>N</sub> 势垒层对 2DEG 面密度产生的两方面影响相互抵消. 同时, 这种 AlN 插入层的采用降低了 Ga<sub>N</sub> 与 AlGa<sub>N</sub> 层之间的晶格失配, 改善了 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结界面特性, 有利于减弱界面粗糙度散射, 提高 2DEG 迁移率. 利用这种插入层结构的 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结材料研制了栅长为 1 μm 的 HEMTs 器件, 其最大漏电流和最大跨导比常规 HEMTs 器件分别提高了 42% 和 20%.

关键词: 高温 AlN 插入层, AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结, 二维电子气, 应力

PACC: 7280E, 7340L, 7360L

## 1. 引 言

由于宽禁带半导体 Ga<sub>N</sub> 及其三元合金 AlGa<sub>N</sub> 形成的异质结在其界面处存在高密度的二维电子气 (2DEG), 并且这些电子具有相当高的迁移率, 近年来 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 高电子迁移率晶体管 (HEMTs) 成为半导体器件研究的热点<sup>[1]</sup>. 为了改善 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs 的性能, 必须提高 2DEG 面密度和迁移率的乘积. 一般来讲, 通过增加 AlGa<sub>N</sub> 势垒层的 Al 摩尔组分可达到这一目的. 但是, 当超过某一个值后, 继续增加 Al 组分会增强合金无序散射和界面粗糙度散射, 使得 2DEG 迁移率显著减小, 反而降低了 2DEG 面密度和迁移率的乘积<sup>[2]</sup>. 生长 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结时, 在其 Ga<sub>N</sub> 缓冲层中插入生长一低温 AlN 层 (厚度在十几纳米到几十纳米之间) 被证明是一种可以同时提高 2DEG 面密度和迁移率的方法. 这个 AlN 插入层的作用是增强其上生长的 Ga<sub>N</sub> 层的压应变<sup>[3,4]</sup>. 然而, 在高温 Ga<sub>N</sub> 缓冲层生长阶段插入生长低温层时温度升降过大, 不可避免地增加了热应力对 Ga<sub>N</sub> 外延薄膜的影响<sup>[5]</sup>.

本文采用金属有机物化学气相淀积技术 (MOCVD) 生长了带有 AlN 插入层的 Ga<sub>N</sub> 外延层和 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结, 与一般使用低温 AlN 插入层的技术不同, 本文使用的 AlN 层是在高温下生长的, 避免了生长温度差过大所带来的问题. 与常规两步法生长的 Ga<sub>N</sub> 外延层和 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结相比, 带有插入层的 Ga<sub>N</sub> 缓冲层受到更大的面内压应力, 增加的压应力可以同时提高 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结的 2DEG 面密度和迁移率. 本文成功地生长了带有高温 AlN 插入层的 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结, 并解释了高温 AlN 插入层改善 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结电学特性的原因.

## 2. 材料生长

研究的 Ga<sub>N</sub> 外延层和 AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> 异质结采用 MOCVD 技术生长在 *c* 面蓝宝石衬底上. 金属有机物源为三乙基镓和三甲基铝, 氮源由氨气提供, 反应室压力为 40 Torr (1 Torr = 1.33322 × 10<sup>2</sup> Pa). 四种对比样品 (A—D) 生长时都首先在氢气气氛中把衬底加热到 1000 °C 退火 10 min, 紧接着降温到 620 °C, 生长 10 nm 厚的低温 AlN (LT-AlN) 成核层.

\* 国家自然科学基金 (批准号: 60736033, 60676048) 和西安应用材料创新基金 (批准号: XA-AM-200703) 资助的课题.

<sup>†</sup> 通讯联系人. E-mail: yhao@xidian.edu.cn

对于样品 A, 在 LT-AlN 成核层上直接生长 1.5  $\mu\text{m}$  厚的高温 GaN 外延层. 样品 B 的结构为在 LT-AlN 成核层上首先生长 500 nm 厚高温 GaN 外延层, 继而在高温条件下生长 40 nm 厚的 AlN (HT-AlN) 插入层, 然后又生长 1  $\mu\text{m}$  厚的高温 GaN 外延层. GaN 外延层和 AlN 插入层的生长温度分别为 960  $^{\circ}\text{C}$  和 1000  $^{\circ}\text{C}$ . 样品 C 是在 A 的 GaN 外延层结构上生长 AlGaN 势垒层, 形成的 AlGaN/GaN 异质结构, 而样品 D 是在 B 的外延层结构上生长 AlGaN 势垒层形成的

AlGaN/GaN 异质结构. C 和 D 的结构示意图如图 1 所示, 其势垒层结构相同, 为 20 nm 厚未掺杂的 AlGaN 层, 生长温度为 980  $^{\circ}\text{C}$ . 由 Bruker D8 高分辨 X 射线衍射仪 (XRD) 对样品 C 和 D 进行了 (002) 面  $\omega-2\theta$  扫描, 如图 2 所示. 从图中可看出, 样品 C 和 D 的势垒层具有相似的结构, 而样品 D 在  $\theta = 18^{\circ}$  附近存在一个明显的衍射峰, 这个峰正是来自于高温 AlN 插入层的. 通过拟合 XRD  $\omega-2\theta$  扫描曲线可知样品 C 和 D 的势垒层 Al 组分为 30%.

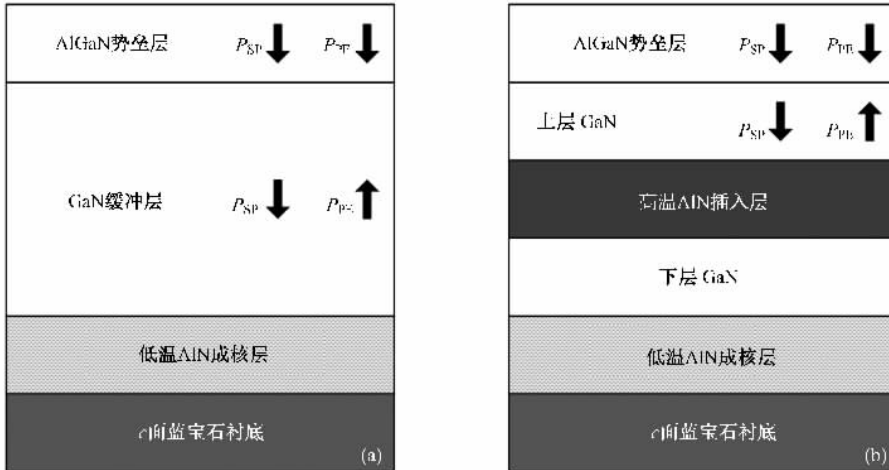


图 1 常规结构 (a) 和带有高温 AlN 插入层 (b) 的 AlGaN/GaN 异质结构示意图, 同时给出了自发极化  $P_{\text{sp}}$  和压电极化  $P_{\text{pe}}$  的方向

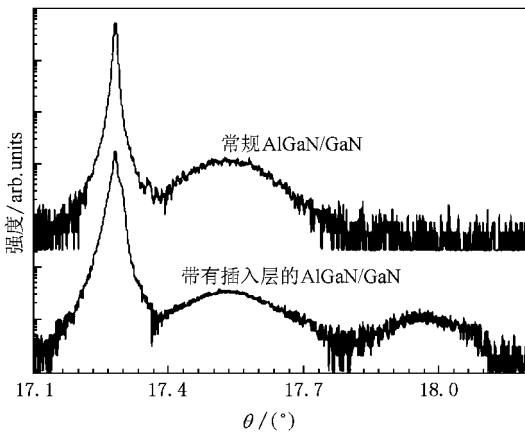


图 2 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 AlGaN/GaN 异质结构的 XRD  $\omega-2\theta$  扫描曲线

### 3. 电学特性与应变测量

采用  $C-V$  测量和 Hall 测量表征了 AlGaN/GaN 异质结样品 C 和 D 的电学特性.  $C-V$  测量所需的肖特基结由汞探针接触形成, 测量频率为 100 kHz. 由

$C-V$  测量推导出的载流子浓度随深度的分布曲线, 即  $n-W$  曲线, 如图 3 所示.  $n-W$  曲线对深度进行积分可以得到 2DEG 面密度, 结果见表 1. 由表可知, 带有插入层的 AlGaN/GaN 异质结的 2DEG 峰值浓度以及面密度  $n_{\text{CV}}$  都大于没有插入层异质结的. 表 1 同时给出了样品 C 和 D 的 Hall 测量结果. Hall 测量图形为 1 cm  $\times$  1 cm 的方块范德堡图形. 欧姆接触

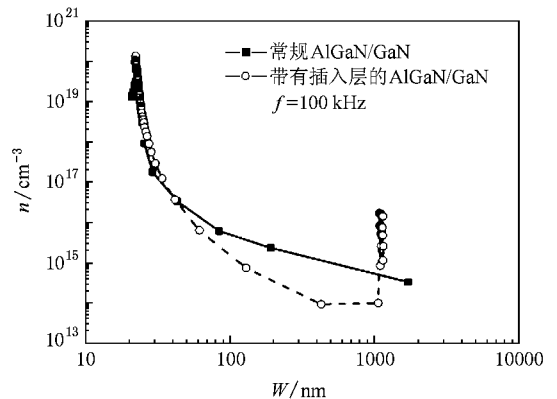


图 3 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 AlGaN/GaN 异质结的载流子浓度分布曲线

采用高温烙铁在材料表面焊钢点形成,测量采用的磁场大小为 3000 Gs ( $1 \text{ Gs} = 10^{-4} \text{ T}$ ), 电流大小为  $100 \mu\text{A}$ . 从 Hall 测量的结果看到, 使用了带有高温 AlN 插入层的 GaN 缓冲层后, 不仅提高了 2DEG 面密度, 而且显著地提高了电子的 Hall 迁移率. 相对于 Hall 测量得到的 2DEG 面密度,  $C-V$  测量值偏低

是由于肖特基接触的耗尽作用和串联电阻的影响<sup>[6]</sup>. 由于样品 C 和 D 的势垒层 Al 组分相同, 因此具有相同的自发极化电场  $P_{\text{sp}}$ , 因为  $P_{\text{sp}}$  只与组分有关<sup>[7]</sup>, 那么可以判断样品 C 和 D 的 2DEG 面密度的不同主要是由于压电极化电场  $P_{\text{pe}}$  不同造成的, 由于  $P_{\text{pe}}$  与应变状态有关, 所以下面进行了 GaN 层应

表 1 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 AlGaIn/GaN 异质结的  $C-V$  测量和 Hall 测量结果

样品	Al 组分	$C-V$ 测量			Hall 测量		
		势垒层厚度/nm	2DEG 峰值/ $10^{19} \text{ cm}^{-3}$	面密度 $n_{C-V}/10^{13} \text{ cm}^{-2}$	方块电阻/ $\Omega$	面密度 $n_{\text{Hall}}/10^{13} \text{ cm}^{-2}$	迁移率/ $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$
C	0.3	22.7	3.5	0.787	457	0.98	1395
D	0.3	22.5	13.3	0.862	311	1.10	1826

变状态的测量.

图 4 给出了这四个样品的室温光致发光 (PL) 谱. 测量采用波长为 325 nm 的 He-Cd 激光器为激发光源. 从图中可见, 所有的曲线都具有明显的带边发射峰, 这个发射峰主要由自由激子复合 ( $X_F$ ) 产生<sup>[8]</sup>. 样品 B 相对于 A 以及样品 D 相对于 C, 其带边峰都发生了蓝移. 对 PL 谱强度进行高斯拟合, 可以得到  $X_F$  的一级纵向光学声子 (LO) 伴线的位置, 如表 2 所示. 该声子伴线也表现出同样的移动趋势. 因此可知高温 AlN 插入层给 GaN 外延层引入了一个更大的压应力.

上下的 GaN 外延层. 结合 (002) 衍射峰与 (004) 衍射峰, 我们可以消除设置 XRD 测角仪零点时产生的系统误差, 精确测量布拉格角<sup>[9]</sup>. 然后使用布拉格定律计算 GaN 层的晶格常数. 再使用胡克定律

$$\sigma_{xx} = -\epsilon_z B / \nu \quad (1)$$

计算 GaN 层的面内压应力  $\sigma_{xx}$ , 其中 GaN 体模量  $B$  取为  $210 \text{ GPa}$ <sup>[11]</sup>, 泊松常数  $\nu$  取为  $0.23$ <sup>[12]</sup>,  $c$  轴的应变  $\epsilon_z$  可通过

$$\epsilon_z = \frac{c^{\text{GaN}} - c_0^{\text{GaN}}}{c_0^{\text{GaN}}} \quad (2)$$

得到, 其中  $c^{\text{GaN}}$  是实际 GaN 外延层的  $c$  轴晶格常数,  $c_0^{\text{GaN}}$  是理想无应变 GaN 外延层的  $c$  轴晶格常数, 计算结果见表 2. 从表中可看出, 无论 GaN 外延层还是 AlGaIn/GaN 异质结中的 GaN 缓冲层, 具有高温 AlN 插入层的样品都要比没有插入层的样品受到更大的压应力. 而且 AlGaIn/GaN 异质结中的 GaN 层比相同结构的 GaN 外延层受到更大的压应力, 这可能是由于没有完全弛豫的 AlGaIn 势垒层的作用.

采用高温 AlN 插入层对 2DEG 面密度的提高可由图 1 来解释. 在高温 AlN 插入层之上生长的 GaN 层受到更大的压应力, 它将产生一个更大的压电极化电场  $P_{\text{pe}}$ , 这个极化电场的方向指向 AlGaIn/GaN 界面, 有利于提高 2DEG 面密度<sup>[7]</sup>. 另外, GaN 外延层产生更大的压应变对于 AlGaIn 势垒层有正反两方面的影响. 一方面, 压应变的 GaN 对 AlGaIn 势垒层的张应力作用降低, 从而减弱了 AlGaIn 势垒层的张应变. 由于 AlGaIn 势垒层处于张应变状态下形成的压电极化电场  $P_{\text{pe}}$  的方向也指向 AlGaIn/GaN 异质结界面, 所以 AlGaIn 层张应变的减弱会减小 2DEG 面密度. 另一方面, 在处于更大压应变的 GaN 层上生长的 AlGaIn 势垒层具有更少更小的缺陷<sup>[3]</sup>和更低的

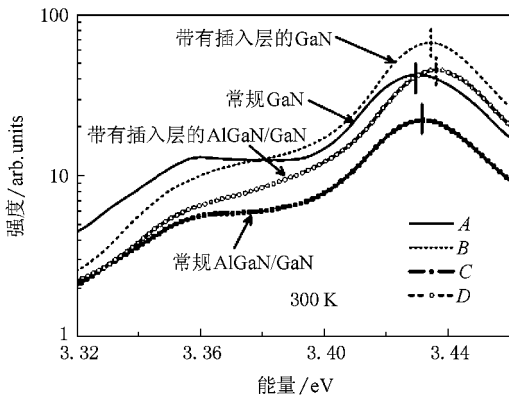


图 4 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 GaN 外延层和 AlGaIn/GaN 异质结的室温 PL 谱

利用 XRD 进一步研究了这些样品的应变状态. 仔细观察图 2 可发现, 样品 D 的扫描曲线在  $\theta = 17.28^\circ$  处的 GaN (002) 面衍射峰的右侧有一个肩膀. 测量更高阶的衍射峰, 比如 (004) 和 (006) 衍射峰 (未给出), 可以发现肩膀将分裂出来, 成为另一个衍射峰. 由于入射的 X 射线是单色的, 那么这个最高的衍射峰及其肩膀很可能分别来自于 AlN 插入层

弛豫度<sup>[3,4]</sup>,有利于提高 2DEG 面密度. 因此, GaN 缓冲层中压应力的增大使 AlGaIn 势垒层对 2DEG 面密度的影响相互抵消, 那么采用高温 AlN 插入层净的

影响将是由于 GaN 缓冲层中压电极化效应的增强而使 AlGaIn/GaN 异质结 2DEG 面密度得到了提高.

在室温下, 合金无序散射, 界面粗糙度散射和

表 2 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 GaN 外延层和 AlGaIn/GaN 异质结中 GaN 层的 PL 谱带边峰位置以及 XRD 测得的晶格常数和应变状态

样品	PL		XRD			
	带边峰 $X_F$ /eV	$X_F$ 的一级 LO 声子伴线/eV	$c$ 轴晶格常数 $c^{\text{GaN}}/\text{\AA}^*$		面内压应力 $\sigma_{xx}/\text{GPa}$	
			上层 GaN	下层 GaN	上层 GaN	下层 GaN
A	3.429	3.366	5.1879		-0.47	
B	3.434	3.371	5.1921	5.1895	-1.21	-0.75
C	3.432	3.354	5.1885		-0.58	
D	3.436	3.359	5.1935	5.1896	-1.46	-0.77

\* 理想的 GaN 外延层的  $c$  轴晶格常数  $c_0^{\text{GaN}} = 5.18523 \text{ \AA}^{[10]}$ .

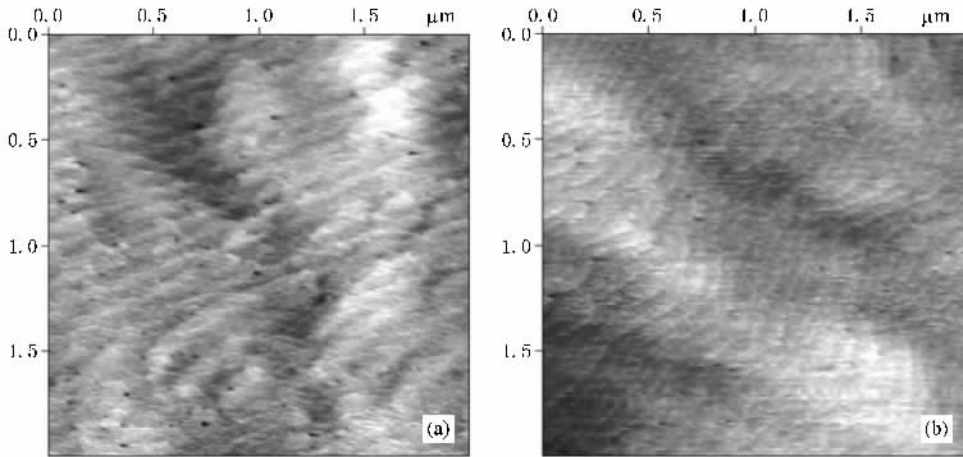


图 5 AFM 测量常规结构(a)和带有高温 AlN 插入层(b)的 AlGaIn/GaN 异质结的表面形貌

晶格振动散射是限制 AlGaIn/GaN 异质结中 2DEG 迁移率提高的主要散射机理. 样品 C 和 D 的势垒层 Al 组分相同, 因此在相同的温度下它们具有相同程度的晶格振动散射和合金无序散射. 然而, 采用高温 AlN 插入层增强了样品 D 中 GaN 缓冲层的压应变, 使得其上的 AlGaIn 势垒层与之更加匹配, 从而降低了 AlGaIn 层的弛豫度, 减少了 AlGaIn 层的缺陷, 尤其改善了 AlGaIn/GaN 界面粗糙程度. 图 5 给出了由 Agilent 5500 型原子力显微镜测量样品 C 和 D 的表面形貌. 由图可看出, 与常规结构(图 5(a))相比, 带有高温 AlN 插入层的 AlGaIn/GaN 异质结(图 5(b))表面平滑, 原子台阶较细小, 黑点尺寸小且数量低. 良好的表面形貌特征在一定程度上反映出 AlGaIn/GaN 异质结具有较好的界面特性, 因此, 带有插入层的 AlGaIn/GaN 异质结通过大大降低界面粗糙度散射而提高了 2DEG 迁移率.

## 4. 器件研制

基于样品 C 和 D 的外延材料研制了 AlGaIn/GaN HEMTs 器件, 进一步研究高温 AlN 插入层对 AlGaIn/GaN 异质结电学特性的影响. HEMTs 器件有源区台面的隔离采用感应耦合等离子体(ICP)干法刻蚀形成, 源漏区欧姆接触采用电子束蒸发 Ti/Al/Ti/Au 多层金属、剥离, 并在氮气中用 830 °C 快速热退火 40 s 形成, 传输线模型(TLM)测得欧姆接触的比接触电阻率在  $(1-3) \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$  范围内. HEMTs 器件的栅肖特基接触采用电子束蒸发的 Ni/Au 双层金属, 剥离, 并用 300 °C 低温退火 5 min 形成. 器件的栅长为 1  $\mu\text{m}$ , 栅宽为 100  $\mu\text{m}$ , 源漏间距为 4  $\mu\text{m}$ . HEMTs 器件的直流特性采用 Agilent B1500A 半导体器件分析仪进行测量, 如图 6 所示. 与常规 HEMT

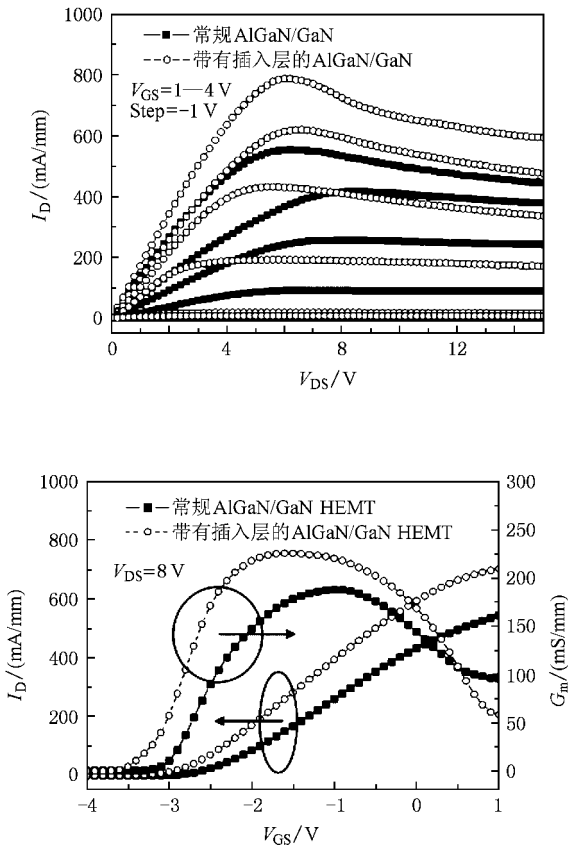


图 6 常规结构和带有高温 AlN 插入层的 AlGaIn/GaN HEMTs 的输出和转移特性曲线

相比,采用插入层结构的 HEMT 的最大漏电流增大了 42%,达到 787 mA/mm,最大跨导增大了 20%,达到 226 mS/mm. 由此可见,使用插入层结构的缓冲层可以明显改善 AlGaIn/GaN HEMTs 的特性.

## 5. 结 论

本文研究了带有高温 AlN 插入层的 GaN 外延层和 AlGaIn/GaN 异质结材料,插入层的采用增加了 GaN 层的面内压应力并同时提高了 AlGaIn/GaN 异质结的 2DEG 面密度和迁移率. 测量结果显示压应力的增加使得 GaN 的 PL 谱带边峰及其声子伴线发生了蓝移. 在精确测量布拉格衍射角的基础上定量计算了 GaN 层的应变状态. 增加的压应力增强了 GaN 层的压电极化电场,有利于提高 2DEG 面密度. 研究同时表明处于较大压应变的 GaN 外延层对 AlGaIn 势垒层的张应力作用降低,减小了 AlGaIn 层的压电极化电场,然而在处于更大压应变的 GaN 层上生长的 AlGaIn 层具有更少的缺陷,又补偿了因 AlGaIn 势垒层张应变减弱而造成的 2DEG 面密度的降低. 同时,这种 AlN 插入层的采用有利于减弱 AlGaIn/GaN 界面粗糙度散射而提高 2DEG 迁移率. 因此,带有高温 AlN 插入层的 AlGaIn/GaN HEMTs 器件比常规 HEMTs 表现出更加优越的电子器件特性.

- [ 1 ] Kumar V , Lu W , Schwindt R , Kuliev A , Simin G , Yang J , Khan M A , Adesida I 2002 *IEEE Electron Device Lett.* **23** 455
- [ 2 ] Zhang Y F , Singh J 1999 *J. Appl. Phys.* **85** 587
- [ 3 ] Bougrioua Z , Moerman I , Nistor L , Van Daele B , Monroy E , Palacios T , Calle F , Leroux M 2003 *Phys. Stat. Sol. A* **195** 93
- [ 4 ] Jiménez A , Bougrioua Z , Tirado J M , Braña A F , Calleja E , Muñoz E , Moerman I 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 4827
- [ 5 ] Hwang C Y , Schurman M J , Mayo W E , Lu Y C , Stall R A , Salagaj T 1997 *J. Electron. Mater.* **26** 243
- [ 6 ] Ni J Y , Zhang J C , Hao Y , Yang Y , Chen H F , Gao Z Y 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 6629 ( in Chinese ) [ 倪金玉、张进成、郝跃、杨燕、陈海峰、高志远 2007 物理学报 **56** 6629 ]
- [ 7 ] Ambacher O , Smart J , Shealy J R , Weimann N G , Chu K , Murphy

M , Schaff W J , Eastman L F , Dimitrov R , Wittmer L , Stutzmann M , Rieger W , Hilsenbeck J 1999 *J. Appl. Phys.* **85** 3222

- [ 8 ] Kaufmann U , Kunzer M , Obloh H , Maier M , Manz C , Ramakrishnan A , Santic B 1999 *Phys. Rev. B* **59** 5561
- [ 9 ] Zheng X H , Wang Y T , Feng Z H , Yang H , Chen H , Zhou J M , Liang J W 2003 *J. Cryst. Growth* **250** 345
- [ 10 ] Darakchieva V , Monemar B , Usui A 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 031911
- [ 11 ] Polian A , Grimsditch M , Grzegory I 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 3343
- [ 12 ] Kisielowski C , Krüger J , Ruvimov S , Suski T , Ager III J W , Jones E , Liliental-Weber Z , Rubin M , Weber E R , Bremser M D , Davis R F 1996 *Phys. Rev. B* **54** 17745



# Influence of high-temperature AlN interlayer on the electrical properties of AlGaN/GaN heterostructure and HEMTs<sup>\*</sup>

Ni Jin-Yu Hao Yue<sup>†</sup> Zhang Jin-Cheng Duan Huan-Tao Zhang Jin-Feng

( Key Laboratory of Wide Band-Gap Semiconductor Materials and Devices , School of Microelectronics , Xidian University , Xi 'an 710071 , China )

( Received 11 November 2008 ; revised manuscript received 9 December 2009 )

## Abstract

GaN buffer with insertion of a 40-nm-thick high-temperature ( HT ) AlN interlayer is studied. The HT-AlN interlayer enhances the in-plane compressive strain of GaN film and thereby improves the electrical properties of AlGaN/GaN high electron mobility transistors ( HEMTs ). Base on the precise measurement of Bragg angle , the strain states of GaN are calculated. It is found that the increased compressive stress enhances the piezoelectric polarization field in GaN , which consequently causes accumulation of more electrons at the AlGaN/GaN interface. On the other hand , the influence of AlGaN layer induced by the enhanced compressive stress on the two-dimensional electron gas ( 2DEG ) sheet carrier density , both positive and negative , are proved to counteract each other. Meanwhile , the employment of the HT-AlN interlayer reduces the lattice mismatch between the GaN and AlGaN and smoothes the AlGaN/GaN interface , thus increases the 2DEG mobility by weakening the interface roughness scattering. The 1- $\mu$ m gate-length HEMTs by using the GaN buffer layer with the HT-AlN interlayer are fabricated. The measurements show that the maximum drain current and transconductance are increased by 42% and 20% respectively compared with the conventional HEMTs without HT-AlN interlayer.

**Keywords** : AlN interlayer , AlGaN/GaN heterostructure , two-dimensional electron gas , stress

**PACC** : 7280E , 7340L , 7360L

<sup>\*</sup> Project supported by the National Natural Science Foundation of China ( Grant Nos. 60736033 and 60676048 ) and the Applied Materials Innovation Fund ( Grant No. XA-AM-200703 ).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail : yhao@xidian.edu.cn