

# 使用 AlN/GaN 超晶格势垒层生长高 Al 组分 AlGa<sub>N</sub>/GaN HEMT 结构\*

丁国建<sup>†</sup> 郭丽伟 邢志刚 陈 耀 徐培强 贾海强 周均铭 陈 弘

(北京凝聚态物理国家实验室,中国科学院物理研究所清洁能源实验室,北京 100190)

(2009 年 12 月 8 日收到;2009 年 12 月 22 日收到修改稿)

在蓝宝石衬底上生长了以 AlN/GaN 超晶格准 AlGa<sub>N</sub> 合金作为势垒的 HEMT 结构材料,并与传统 AlGa<sub>N</sub> 合金势垒样品进行了对比. 在高 Al 组分 ( $\geq 40\%$ ) 情况下,超晶格势垒样品的表面形貌明显改进,电学性能特别是 2DEG 面电子浓度也有所改进. 对超晶格势垒生长参数进行了初步优化,使得 HEMT 结构薄层电阻进一步降低,最后获得了  $251 \Omega/\square$  的薄层电阻.

**关键词:** AlGa<sub>N</sub>/GaN 结构, AlN/GaN 超晶格, 二维电子气, 高电子迁移率晶体管

**PACC:** 7320D, 7360L

## 1. 引 言

由于 GaN 材料具有饱和电子速度大,耐高温、抗辐射,化学稳定性好,击穿电压高等优点,使 GaN 基材料成为了制作下一代高速,高温,大功率高电子迁移率场效应晶体管 (HEMT) 的首选材料. AlGa<sub>N</sub>/GaN HEMT 结构也成为目前研究的热点. 薄层电阻是 HEMT 器件性能的最重要参数之一,降低 HEMT 芯片的薄层电阻对于改进高频大功率微波器件性能至关重要. 样品薄层电阻的大小与芯片二维电子气 (2DEG) 的面电子浓度和电子迁移率的乘积成反比. 通过提高 HEMT 样品势垒的 Al 组分可以提高芯片 2DEG 面电子浓度,从而降低芯片薄层电阻<sup>[1,2]</sup>. 但是随着 Al 组分提高,AlGa<sub>N</sub> 势垒层晶体质量会变坏,表面形貌会恶化<sup>[3-5]</sup>. 当 Al 组分提高到一定程度后,由于 2DEG 迁移率开始退化,芯片薄层电阻不但不降低,反而会有所增大<sup>[6-13]</sup>. 而且 AlGa<sub>N</sub>/GaN 糟糕的表面形貌会导致用其制作的 HEMT 器件栅极漏电严重. 已经有报道采用 50% 的高 Al 组分 AlGa<sub>N</sub> 势垒用 MBE 生长了方块电阻低至  $255 \Omega/\square$  的 HEMT 芯片. 但这样的外延片表面形貌太粗糙,无法用于器件制作<sup>[1]</sup>. 为了解决这个问题,

必须采用新的方法生长 AlGa<sub>N</sub> 势垒,从而改善 HEMT 表面形貌,同时降低芯片方块电阻. 众所周知,外延生长时使用超晶格结构能够获得较低位错密度和表面平滑的薄膜样品<sup>[14-18]</sup>. 同样,使用超晶格结构也能获得高 Al 组分且表面平滑的准 AlGa<sub>N</sub> 合金势垒,有效地解决高 Al 组分与粗糙表面之间的矛盾,但目前关于这方面的报道还很少<sup>[19]</sup>. 在本文中,采用 AlN/GaN 超晶格结构替代传统的 AlGa<sub>N</sub> 三元合金势垒,并对所生长 HEMT 芯片的表面形貌和电子性能进行了表征. 得到了同时具有好的表面形貌和低的方块电阻的高 Al 组分 ( $\geq 40\%$ ) HEMT 芯片.

## 2. 实 验

实验中采用金属有机物化学汽相沉积方法 (MOCVD) 生长 AlGa<sub>N</sub>/GaN 结构,生长使用的衬底为 C 面取向蓝宝石 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). 三甲基镓 (TMGa), 三甲基铝 (TMAI) 和氨气 ( $\text{NH}_3$ ) 分别作为 Ga 源, Al 源和 N 源.  $\text{N}_2$  和  $\text{H}_2$  的混合气体作为载气. 生长前首先将  $\text{Al}_2\text{O}_3$  衬底在  $\text{H}_2$  气氛中,高温 ( $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 下烘烤 10 min 进行脱附. 脱附完后采用传统的两步生长法<sup>[20]</sup>,先将反应室温度降低至  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  生长约 20 nm

\* 国家自然科学基金 (批准号: 10574148), 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2006CB921300), 国家高技术研究发展计划 (批准号: 2006AA03A106, 2006AA03A107) 资助的课题.

<sup>†</sup> E-mail: dingguojian@126.com

厚的 GaN 成核层, 然后反应室温度升至 1000 °C, 生长约 2.5 μm 厚的 GaN 高阻缓冲层和 100 nm 厚的 GaN 沟道层, 最后生长 AlGaIn 势垒层.

GaN
AlN
GaN
AlN ×5SLs
GaN
AlN
GaN
AlN
GaN
AlN
GaN沟道层 100 nm
GaN ~2.5 μm
(0001) 蓝宝石衬底

图 1 超晶格准合金势垒样品结构示意图

为了对比, 我们制备了超晶格结构准 AlGaIn 合金势垒和与其等效组分相似的传统合金 AlGaIn/GaN 势垒 HEMT 结构样品. 两种势垒结构 HEMT 样品中 GaN 基层的生长参数保持一致. 超晶格结构准 AlGaIn 合金势垒样品通过调节每个周期中 AlN 层和 GaN 层的厚度来改变势垒层等价的 Al 组分. 传统合金势垒样品包括 36% 和 40% 两个 Al 组分的样品 C1 和 C2, 超晶格结构势垒样品包括四个, 势垒层分别为 5 周期 AlN (1.7 nm)/GaN (3.0 nm) (S1), 5 周期 AlN (1.9 nm)/GaN (2.8 nm) (S2-1), 5 周期

AlN (2.1 nm)/GaN (2.6 nm) (S3) 和 4 周期 AlN (2.4 nm)/GaN (3.6 nm) (S2-2) 超晶格准合金势垒. 其中, 样品 S2-1 和 S2-2 等效 Al 组分均为 40%. 所有 HEMT 结构样品的势垒层总厚度均为 24 nm 左右, 样品最外层为 GaN 层. 如图 1 所示为超晶格准合金势垒样品生长结构示意图. 为了抑制 TMAI 在生长过程中的预反应, 生长 AlGaIn 时反应室气压为 70 mbar<sup>[21]</sup> (1 bar = 10<sup>5</sup> Pa).

生长完成后, 使用高分辨 X 射线衍射仪 (HRXRD) 来表征样品晶体质量, AlN/GaN 超晶格结构和 AlGaIn/GaN 传统结构 HEMT 样品中的 AlGaIn 的厚度和 Al 组分都由 X 射线双晶衍射的  $\omega$ -2 $\theta$  扫描模式得到. 使用原子力显微镜 (AFM) 来观察样品表面的粗糙度, 测量区域为 5 μm × 5 μm, 使用薄层电阻测量仪测量其薄层电阻. 为了得到样品中 2 DEG 的输运特性, 使用标准的范德堡法 (VDP) 测量了其中 2DEG 的室温 (300 K) 迁移率和浓度.

### 3. 实验结果以及分析

首先对所有样品 GaN 缓冲层 (0002) 和 (10—12) 晶面进行了对称和斜对称  $\omega$  扫描. 由于采取了同样的生长条件, 6 个样品 GaN 缓冲层对称和斜对称衍射峰半峰宽相差不大, 测试结果列在表 1 中. GaN (0002) 衍射峰的半高宽为 250 arcsec 左右, (10 $\bar{1}2$ ) 衍射峰的半高宽为 460 arcsec 附近, 说明 GaN 外延层结晶质量较好.

表 1 样品 C1, C2, S1, S2-1, S3, S2-2 GaN 半峰宽, 表面粗糙度, 薄层电阻以及 2DEG 电子迁移率和面电子浓度测量结果

样品编号	Al 组分/%	GaN XRC FWHM/arcsec		RMS (5 μm × 5 μm) /nm	$R_s/(\Omega/\square)$	电学性能 (300 K)	
		(002)	(102)			$n_s/10^{13} \text{cm}^{-2}$	$\mu/(\text{cm}^2/\text{Vs})$
C1	36	255	461	0.423	269	1.5	1554
C2	40	253	471	0.494	408	1.6	976
S1	36	259	465	0.227	274	1.6	1409
S2-1 <sup>a)</sup>	40	253	465	0.243	263	2.2	1132
S3	45	256	470	0.34	281	2.3	1010
S2-2 <sup>b)</sup>	40	261	466	0.27	251	2.3	1150

AlGaIn 势垒厚度均为约 24 nm; a) AlN (1.9 nm)/GaN (2.8 nm) × 5; b) AlN (2.4 nm)/GaN (3.6 nm) × 4.

图 2 所示为使用 AFM 测得的 40% Al 组分的 AlGaIn/GaN HEMT 样品表面形貌图. 图 2(a) 为使用传统合金 AlGaIn 势垒层生长的 HEMT 材料样品 C2, 图 2(b) 为使用 AlN/GaN 超晶格准 AlGaIn 势垒层生长的 HEMT 材料样品 S2-1. 由图可见, 传统

AlGaIn 势垒层表面粗糙, 且呈现岛状生长模式, 其表面均方根粗糙度为 0.494 nm. 而超晶格势垒层表面呈现单一台阶流特征, 原子台阶清晰可辨, 其表面粗糙度为 0.243 nm. 这意味着通过采取 AlN/GaN 超晶格准 AlGaIn 合金作为势垒层, 可以使器件表面形

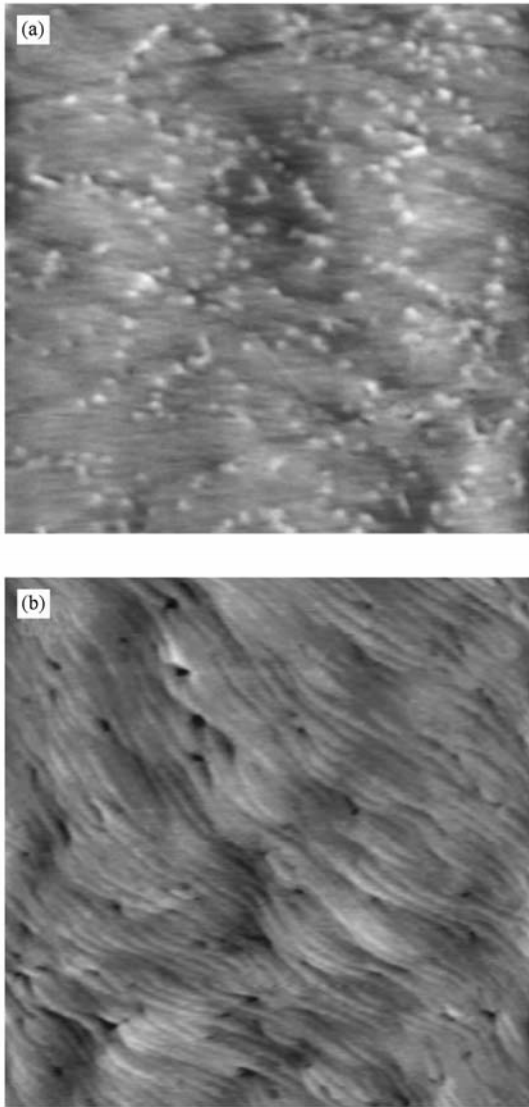


图 2 40% Al 组分样品表面形貌图 (a) 样品 C2; (b) 样品 S2-1; 扫描区域为  $5\ \mu\text{m} \times 5\ \mu\text{m}$

貌得到很大的改善.

图 3 描述了不同等效 Al 组分的超晶格准 AlGaIn 势垒层表面形貌, 其中图 3(a) 样品 S1 等效 Al 组分为 36%, 图 3(b) 样品 S2-1 等效 Al 组分为 40%, 图 3(c) 样品 S3 等效 Al 组分为 45%. 样品表面粗糙度测试结果列在表 1 中, 样品 S1, S2-1 和 S3 的均方根粗糙度分别为 0.227, 0.248 和 0.34 nm. 由图可见, 随着等效 Al 组分的增高, 三个样品表面形貌变化并不是特别明显, 所有样品表面均呈现台阶流特征. 即使等效 Al 组分高达 45%, 样品表面仍然没有呈现类似传统高 Al 组分 AlGaIn 势垒的岛状形貌.

图 4 所示为样品 S2-1 (40% Al 组分 AlN/GaN

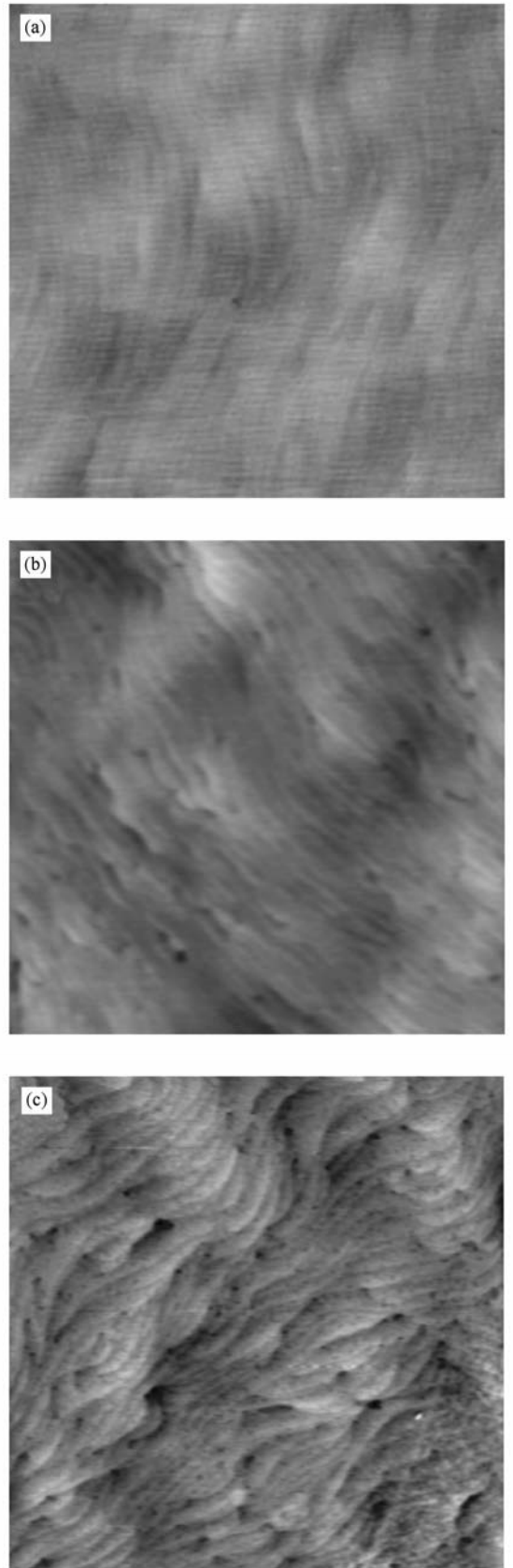


图 3 采用不同等效 Al 组分的超晶格准 AlGaIn 合金势垒层的 HEMT 样品表面形貌 (a) 36%; (b) 40%; (c) 45%. 扫描范围为  $5\ \mu\text{m} \times 5\ \mu\text{m}$

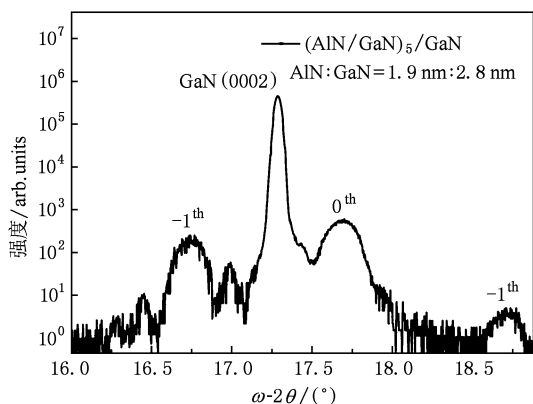


图4 样品 S2-1 对称面 X 射线双晶  $\omega$ - $2\theta$  联动扫描结果(其中 AlN 厚度为 1.6 nm, GaN 厚度为 2.4 nm)

联动扫描结果. 从图中可以清楚地观察到 GaN 材料衍射峰以及与超晶格周期衍射相关的卫星峰, 说明我们生长的超晶格周期均匀, 界面清晰.

对所有样品进行了非对称 RSM 测量, 非对称面采用的是衍射峰积分强度相对较大的  $(10\bar{1}5)$  面. 如图 5 所示为样品 S2-1 (40% Al 组分) 倒易空间 mapping 结果, 水平轴和垂直轴  $Q_x [11\bar{2}0]$  和  $Q_z [0001]$  是分别指向  $[11\bar{2}0]$  和  $[0001]$  方向的倒空间矢量. 图中可以看出清晰的 GaN  $(10\bar{1}5)$  与 AlN/GaN SLs (0 级) 衍射峰. 标示的倾斜虚线是完全弛豫时样品衍射峰所在位置, 而垂直虚线则表示样品 S2-1 的 AlN/GaN 超晶格薄膜在 GaN 缓冲层上是完全应变的, 在其他几个样品的倒空间极图中, 也得到了类似的结果.

利用霍尔效应分别测量了 AlN/GaN 超晶格结

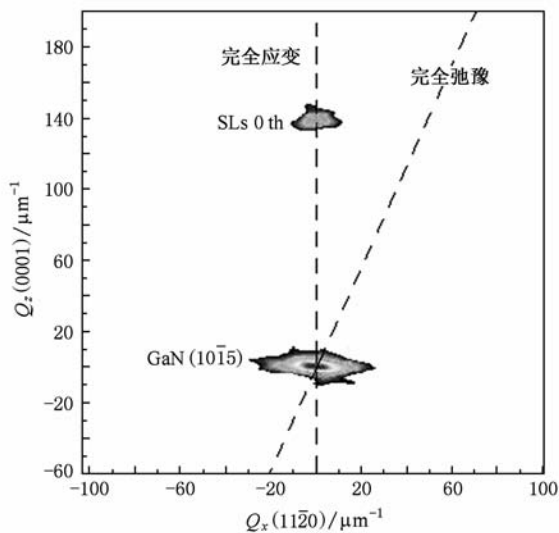


图5 样品 S2-1 非对称  $(10\bar{1}5)$  面倒易空间极图

构和传统 AlGaIn/GaN 异质结室温下的电学性能, 测试结果如表 1 所示. 在 36% Al 组分时, 相对传统样品 C1, 超晶格样品 S1 并没有优势, 其薄层电阻为  $274 \Omega/\square$ , 与样品 C1 相差无几; 但更高 Al 组分 ( $\geq 40\%$ ) 情况下, 使用超晶格结构的样品电学性能得到了明显提高, 样品 S2-1 2DEG 电子迁移率和面电子浓度都高于采用相应 Al 组分的传统 AlGaIn 势垒层的样品 C2. 因此, 样品 S2-1 的薄层电阻也明显降低, 由样品 C2 的  $408 \Omega/\square$  降为  $263 \Omega/\square$ . 一般说来, 当 Al 组分提高到一定程度后, AlGaIn 势垒表面形貌会恶化. 糟糕的界面会导致 2DEG 下降, 造成方薄层电阻不但不降低, 反而有所增大. 但是超晶格准 AlGaIn 合金势垒层由高质量的 AlN 和 GaN 材料交替生长得到, 这样即使 Al 组分很高, 势垒层也能保持较高的晶体质量和平滑的表面. 传统高 Al 组分合金 AlGaIn 势垒表面不平整会导致应变场不均匀, 从而使得界面处势能起伏, 阻碍电子在沟道中横向迁移. 而超晶格准 AlGaIn 合金势垒层平滑的表面使得其和 GaN 层之间的应变场均匀分布, 这会有效地降低电子势能波动. 因此, 超晶格结构高的晶体质量和平滑的表面使得准 AlGaIn/GaN 异质结 2DEG 具有良好的电学性能.

相比用传统 AlGaIn 合金作为势垒的 HEMT 结构芯片, 样品 S2-1 不管是表面形貌, 还是电学性能都得到了明显提高. 为了得到薄层电阻更低的样品, 尝试优化 AlN/GaN 超晶格结构. 在保持超晶格势垒层总厚度 (24 nm) 不变的情况下, 采用 AlN (2.4 nm)/GaN (3.6 nm) 4 周期超晶格生长了样品 S2-2, 等效组分相同的样品 S2-1 进行了比较. 同样使用同样测试条件, 利用 XRD, AFM 和 VDP 测试仪等对其晶体质量和输运特性进行了表征. 其中 GaN 缓冲层 XRD 结果列于表 1 中, 与前面 5 个样品结果类似.

如图 6 所示为样品 S2-2 表面形貌, 样品表面平滑, 呈现台阶流生长模式, 其表面粗糙度为 0.27 nm. 考虑到 AFM 测量精度, 可以认为这两个样品表面粗糙度没有太大区别. 因此样品表面形貌和超晶格周期厚度关系不大.

通过霍尔测量, 得到 300 K 温度下样品 S2-2 的 2DEG 电子迁移率和面电子浓度为  $1150 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$  和  $2.3 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , 薄层电阻测量仪测得其薄层电阻为  $251 \Omega/\square$ . 样品 S2-1 和样品 S2-2 的势垒层总厚度和等效 Al 组分一样, 其唯一区别是每个超晶格

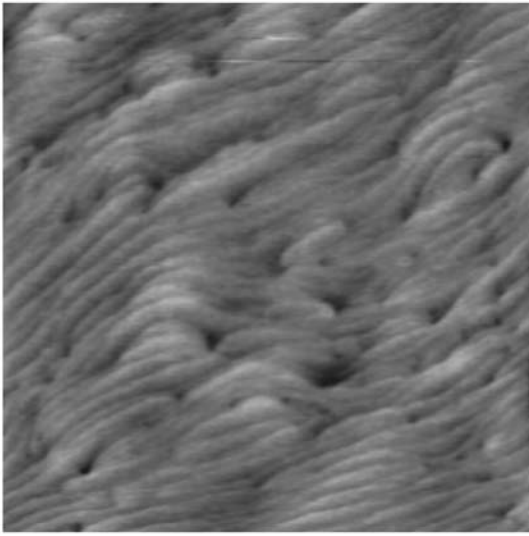


图6 样品 S2-2(4 周期 AlN(2.4 nm)/GaN(3.6 nm)超晶格)表面形貌 RMS 为 0.27 nm

周期里 AlN 和 GaN 的厚度不一样. 由于更高的 2DEG 电子迁移率和面电子浓度, 样品 S2-2 的薄层电阻值小于样品 S2-1. Jeganathan 等人曾经研究过 AlN(1.5—3.5 nm)/GaN(100 nm) 异质结界面的 2DEG 输运特性, 发现 2DEG 面电子浓度随着 AlN

厚度增加而增加<sup>[22]</sup>. 因此, 样品 S2-2 2DEG 面电子浓度的增加可能是由于 GaN 沟道层上方第一层 AlN 厚度的增加. 此外, 第一层 AlN 厚度更大也有利于其将 2DEG 更好地限制在沟道三角势阱中, 使得其电子迁移率增加.

## 4. 结 论

本文使用 MOCVD 设备, 在 C 面蓝宝石衬底上生长了以 AlN/GaN 超晶格准 AlGaIn 合金作为势垒的 HEMT 结构样品, 利用 XRD, AFM, VDP 法和薄层电阻测量仪等对其晶体质量, 表面形貌和输运特性进行了表征, 并与传统 AlGaIn 合金势垒样品进行了对比. 测量发现在高 Al 组分( $\geq 40\%$ )情况下, 超晶格势垒样品的表面形貌明显优于传统 AlGaIn 势垒样品, 电学性能特别是 2DEG 面电子浓度也有所改进. 同时, 我们还对超晶格势垒生长参数进行了初步优化, 使得 HEMT 结构薄层电阻进一步降低, 最后获得了  $251 \Omega/\square$  的薄层电阻. 相比传统 AlGaIn 势垒生长方法, 超晶格势垒具有明显优点, 在高频大功率器件应用领域具有广阔前景.

- [1] Piao G, Shimizu M, Okumura H 2004 *Compound Semiconductors* 2004, *Proceeding of the 31st International Symposium on Compound Semiconductors* **184** 243
- [2] Smorchkova I P, Keller S, Heikman S, Elsass C R, Heying B, Fini P, Speck J S, Mishra U K 2000 *Appl. Phys. Lett.* **24** 3998
- [3] Miyoshi M, Sakai M, Ishikawa H, Egawa T, Jimbo T, Tanaka M, Oda O 2004 *J. Cryst. Growth* **272** 293
- [4] Arulkumaran S, Egawa T, Ishikawa H, Jimbo T 2003 *J. Vac. Sci. Technol. B* **21** 888
- [5] Keller S, Parish G, Fini P T, Heikman S, Chen C H, Zhang N, DenBaars S P, Mishra U K, Wu Y F 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 5850
- [6] 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
- [7] Ridley B K, Ambacher O, Eastman L F 2000 *Semicond. Sci. Technol.* **15** 270
- [8] Smorchkova I P, Elsass C R, Lbbetson J P, Vetry R, Heying B, Fini P, Haus E, DenBaars S P, Speck J S, Mishra U K 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 4520
- [9] Ambacher O, Foutz B, Smart J, Shealy J R, Weimann N G, Chu K, Murphy M, Sierakowski A J, Schaff W J, Eastman L F 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 334
- [10] Dimitrov R, Murphy M, Smart J, Schaff W, Shealy J R, Eastman L F, Ambacher O, Stutzmann M 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 3375
- [11] Elsass C R, Smorchkova I P, Heying B, Haus E, Poblencz C, Fini P, Maranowski K, Petroff P M, DenBaars S P, Mishra U K, Speck J S, Saxler A, Elhamri S, Mitchel W C 2000 *Jpn. J. Appl. Phys. Part* **39** L1023
- [12] Webb J B, Tang H, Bardwell J A, Coleridge P 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 3845
- [13] Yu T H, Brennan K F 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 3827
- [14] Pophristic M, Guo S P, Peres B 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 4289
- [15] Zhang J P, Wang H M, Gaevski M E, Chen C Q, Fareed Q, Yang J W, Simin G, Khan M A 2003 *Appl. Phys. Lett.* **80** 3542
- [16] Wang H M, Zhang J P, Chen C Q, Fareed Q, Yang J W, Khan M A 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 604
- [17] Yamaguchi S, Kosaki M, Watanabe Y, Nitta S, Amano H, Akasaki I 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 3062
- [18] Liu Z, Wang X L, Wang J X, Hu G X, Guo L C, Li J M 2007 *Chin. Phys.* **16** 1467
- [19] Kawakami Y, Shen X Q, Piao G, Shimizu M, Okumura H 2007 *J. Cryst. Growth* **300** 168

- [20] Nakamura S 1991 *Jpn. J. Appl. Phys.* **30** L1705 *J. Cryst. Growth* **272** 420
- [21] Kondratyev A V, Talalaev R A, Lundin W V, Sakharov A V, [22] Jeganathan K, Ide T, Shimizu M, Okumura H 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 3260  
Tsatsul'nikov A V, Zavarin E E, Fomin A V, Sizov D S 2004

## Growth and characteristics of AlGaIn/GaN HEMT structures with AlN/GaN superlattices as barrier layers\*

Ding Guo-Jian<sup>†</sup> Guo Li-Wei Xing Zhi-Gang Chen Yao Xu Pei-Qiang Jia Hai-Qiang  
Zhou Jun-Ming Chen Hong

(Beijing National Laboratory of Condensed Matter Physics, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

(Received 8 December 2009; revised manuscript received 22 December 2009)

### Abstract

We report the growth and characterization of AlGaIn/GaN heterostructures with AlN/GaN superlattices as the barrier layer. It is found that the surface morphology of the heterostructure is greatly improved compared with those using the conventional alloy AlGaIn barrier layer. Meanwhile, electric properties of samples with high Al composition ( $\geq 40\%$ ) are superior to the conventional alloy samples. Low sheet resistance ( $251 \Omega/\square$ ) is obtained for our samples with 40% Al content.

**Keywords:** AlGaIn/GaN heterostructure, AlN/GaN superlattices, two dimensional electron gas, high electron mobility transistor

**PACC:** 7320D, 7360L

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 10574148), the National Basic Research Program of China (Grant No. 2006CB921300), the National High Technology Research and Development Program of China (Grant Nos. 2006AA03A106, 2006AA03A107).

<sup>†</sup> E-mail: dingguojian@126.com