

高电子迁移率晶格匹配 InAlN/GaN 材料研究*

张金凤† 王平亚 薛军帅 周勇波 张进成 郝跃

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

(2011年1月24日收到;2011年2月22日收到修改稿)

文章基于蓝宝石衬底采用脉冲金属有机物化学气相淀积(MOCVD)法生长的高迁移率 InAlN/GaN 材料,其霍尔迁移率在室温和 77 K 下分别达到 949 和 2032 cm^2/Vs ,材料中形成了二维电子气(2DEG). 进一步引入 1.2 nm 的 AlN 界面插入层形成 InAlN/AlN/GaN 结构,则霍尔迁移率在室温和 77 K 下分别上升到 1437 和 5308 cm^2/Vs . 分析样品的 X 射线衍射、原子力显微镜测试结果以及脉冲 MOCVD 生长方法的特点,发现 InAlN/GaN 材料的结晶质量较高,与 GaN 晶格匹配的 InAlN 材料具有平滑的表面和界面. InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料形成高迁移率特性的主要原因归结为形成了密度相对较低(1.6×10^{13} — $1.8 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$)的 2DEG,高质量的 InAlN 晶体降低了组分不均匀分布引起的合金无序散射,以及 2DEG 所在界面的粗糙度较小,削弱了界面粗糙度散射.

关键词: InAlN/GaN, 脉冲金属有机物化学气相淀积, 二维电子气, 迁移率

PACS: 73.40.Kp

1. 引言

$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ 合金材料能够在 In 组分约 18% 时和 GaN 达到面内晶格匹配(LM)状态,这样形成的晶格匹配 InAlN/GaN 异质结材料在 GaN 高电子迁移率晶体管(HEMT)器件应用方面引起了广泛的关注. 一方面由于 GaN 上的 LM InAlN 面内应力为零,压电极化消失,在 AlGaN/GaN HEMT 中与压电效应相关的电/热可靠性问题在 InAlN/GaN HEMT 中将不复存在^[1,2];另一方面,LM InAlN 和 GaN 之间的自发极化强度差($0.043 \text{C}/\text{m}^2$)和导带偏移(约 1.1 eV)都很大^[3],InAlN 厚度不到 20 nm 的 InAlN/GaN 材料中就能感应出很高的电子密度($\geq 2.5 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$)^[4,5]. 对 GaN HEMT 器件而言,这意味着栅——沟道距离很小,同时沟道电导却很高,非常有利于制作毫米波功率器件.

然而,由于 AlN 和 InN 材料的性质有很大的差异,InAlN 单晶材料的外延生长相当困难,容易出现相分离和组分的非均匀分布^[6,7],这严重地影响了 InAlN/GaN 材料的电学特性. 文献中 InAlN/GaN 材料的室温电子迁移率大多在 500 cm^2/Vs 以

下^[4,5,8-10]. 针对这一点,目前广泛采用的一种手段是在 InAlN/GaN 界面引入薄层 AlN 插入层,这样能够有效改善 InAlN 材料的结晶质量,所形成的 InAlN/AlN/GaN 材料的室温电子迁移率可达到与 AlGaIn/GaN 材料相当的水平(812—1510 cm^2/Vs)^[4,8-12].

本文采用脉冲金属有机物化学气相淀积(MOCVD)法在蓝宝石衬底上生长的高迁移率 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料,其霍尔迁移率在室温下分别达到 949 和 1437 cm^2/Vs ,在 77 K 下则上升到 2032 和 5308 cm^2/Vs . 异质结材料的输运特性与材料的导电机理、结晶质量和界面状态等密切相关,我们对此做一分析.

2. 实验

InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品采用我们自主研发的 MOCVD 设备在两英寸蓝宝石衬底上生长,除了 AlN 插入层之外,其余的结构参数及生长条件均相同. 采用三甲基铝(TMAI)、三甲基镓(TMGa)、三甲基铟(TMIn)和氨气(NH_3)分别作为 Al 源、Ga 源、In 源和 N 源. 外延生长前,先将蓝宝

* 国家重大科学研究计划(批准号: 2008ZX01002-002)、国家自然科学基金重大项目(批准号: 60890191)、国家自然科学基金重点项目(批准号: 60736033)和高等学校博士学科点新教师基金项目(批准号: 200807011012)资助的课题.

† E-mail: jfzhang@xidian.edu.cn

石衬底在 1060 °C 温度 N₂ 气氛下退火 15 min 以去除表面氧化物. 然后, 在 620 °C 温度下生长 20 nm 厚的低温 AlN 成核层, 在 1070 °C 生长 60 nm 厚的高温 AlN 成核层, 接着在 940 °C 温度下淀积 2 μm 厚的未掺杂 GaN 层. AlN 和 GaN 生长时均以 H₂ 为载气, 压力保持在 40 Torr (1 Torr = 133.322 Pa). 接下来降温到 760 °C, 压强升高到 200 Torr, 以 N₂ 为载气用脉冲 MOCVD 法生长 11 nm 厚的 InAlN 层. 对于 InAlN/AlN/GaN 材料, 在生长 GaN 材料和 InAlN 材料之间, 在 940 °C 的条件下生长 1.2 nm 厚的 AlN. 整个外延材料结构如图 1. 脉冲 MOCVD 法将 TMAI, TMI_n 和 NH₃ 以时间上彼此交替的脉冲形式通入反应室(图 2), 可以灵活地调整脉冲时间、间隔、反应气体流量, 从而精确控制外延薄膜的组分和厚度. 关于材料生长的更多细节参见文献[13].

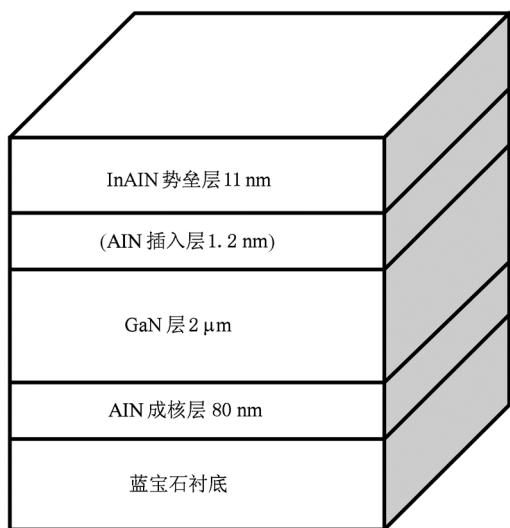


图1 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品结构示意图

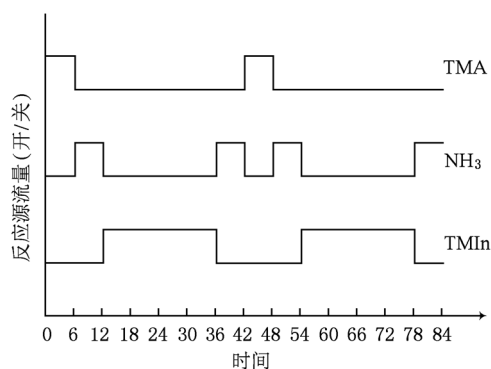


图2 脉冲 MOCVD 法生长 InAlN 材料的脉冲顺序

样品的结晶质量和 InAlN 材料的 In 组分采用

高分辨 X 射线衍射术 (HRXRD) 分析, 设备为配有 Ge(220) 四晶单色器的 Bruker D8 Discover 系统, X 射线为波长 1.5406 Å 的 Cu Kα1 线; 显微表面形貌用原子力显微镜 (AFM) 观察, 设备为 Agilent 5500 系统; 变温霍尔特性用范德堡技术分析, 以 Lake Shore 霍尔效应测量系统在 77—300 K 之间测量.

3. 结果和讨论

图 3 给出了 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品的变温霍尔数据. 两种样品的电子迁移率随着温度的降低而升高, 在低温下逐渐趋于饱和, 这是二维电子气 (2DEG) 导电时迁移率的典型特征, 而体电子迁移率往往表现为随温度降低先升高后降低的特性^[14]. 图 3 中 InAlN/GaN 材料的霍尔迁移率在室温和 77 K 下分别达到 949 和 2032 cm²/Vs, InAlN/AlN/GaN 结构的霍尔迁移率在室温和 77 K 下分别上升到 1437 和 5308 cm²/Vs. 两种样品的霍尔电子密度基本不随温度变化, 分别为约 1.65 和 1.75 × 10¹³ cm⁻².

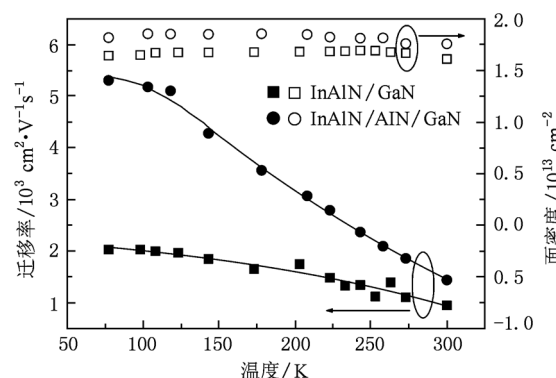


图3 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品的变温霍尔数据

目前国际上对 InAlN/GaN 材料的研究报告中, 没有 AlN 界面插入层, InAlN 直接淀积在 GaN 底板上得到的材料样品中, 室温下具有高电子迁移率的并不多见, 根据变温霍尔特性确认形成 2DEG 的更少, 相关的迁移率数据见图 4. 而 InAlN/AlN/GaN 材料中则通常能够形成高迁移率的 2DEG, 相关的迁移率数据见图 5. 从这些数据可发现, 我们的 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品的迁移率相对较高, 电子密度则属于相对较低的水平. 两个样品都形成了 2DEG 导电沟道, 这为高迁移率特性提供了基础. 更进一步地, 2DEG 迁移率还与电子密

度有着密切的关系. 通常影响 2DEG 迁移率的主要散射机制包括电离杂质散射, 晶格振动散射, 界面粗糙度散射, 合金无序散射和位错相关散射, 各种散射作用的强弱都和 2DEG 密度相关. 随着 2DEG 密度增大, 电离杂质散射和位错相关散射会被削弱, 与晶格振动相关的迁移率变化较小, 合金无序散射和界面粗糙度散射则显著增强^[18,19]. 因此, 在 AlGaN/GaN 材料中, 若电子密度变化范围足够大, 随着电子密度的升高, 2DEG 迁移率会先升高而后降低^[19,20], 迁移率最高点对应的电子密度与材料的层结构、结晶质量、2DEG 临近界面的粗糙度等很多因素有关. 也就是说, 2DEG 密度很低且迁移率较低的样品, 通过材料层结构优化、生长控制等手段适当升高 2DEG 密度, 则有利于提高迁移率; 而 2DEG 密度很高且迁移率较低的样品, 适当降低其 2DEG 密度, 则有利于提高迁移率. InAlN/GaN 材料容易获得高密度沟道电子, 若形成了 2DEG 导电沟道, 根据以上原则, 较低电子密度有利于获得较高的迁移率, 这正是我们的 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品形成高迁移率特性的原因之一.

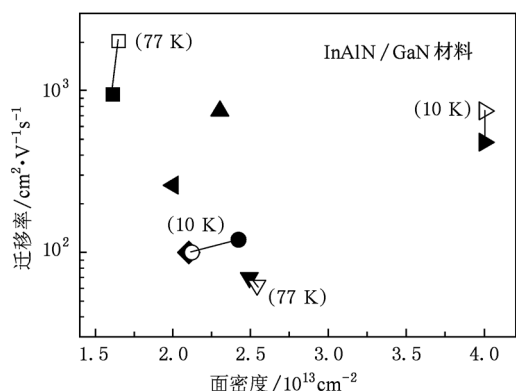


图 4 InAlN/GaN 材料的霍尔迁移率与电子密度的关系(实心符号 $\blacksquare, \blacktriangle, \blacktriangleleft, \blacklozenge, \blacktriangledown, \blacktriangleright$ 依次对应本文、刘波等^[15]、Kuzmik 等^[8]、Miyoshi 等^[10]、Xie 等^[9]、Gonschorek 等^[4]、Katz 等^[5] 的室温实验数据, 部分文献也报告了其样品的低温霍尔数据, 以相应的空心符号表示并标注了低温数据的测量温度)

异质结材料的 2DEG 输运特性与材料的结晶质量和界面状态等也是密切相关的. 图 6 和图 7 为 InAlN/GaN 材料的 HRXRD 测试结果. 从样品的 (004) 面 $2\theta-\omega$ 扫描曲线(如图 6)中, 可以清晰地分辨出 GaN 基板、AlN 成核层和 InAlN 材料的衍射峰, 三个峰的强度和三种材料的厚度也有一一对应的关系. 假定厚度仅 11 nm 的 InAlN 层在 GaN 上处于完全应变状态, 其面内晶格常数 a 与 GaN 的相等

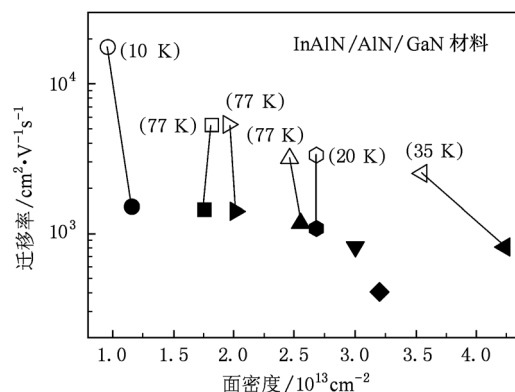


图 5 InAlN/AlN/GaN 材料的霍尔迁移率与电子密度的关系(实心符号 $\bullet, \blacksquare, \blacktriangle, \blacklozenge, \blacktriangledown, \blacktriangleright$ 依次对应 Xie 等^[9]、本文、Xue 等^[13]、Gonschorek 等^[4]、Jeganathan 等^[16]、Kuzmik 等^[8]、Dadgar 等^[17]、Tulek 等^[11] 的室温实验数据, 部分文献也报告了其样品的低温霍尔数据, 以相应的空心符号表示并标注了低温数据的测量温度)

(GaN 的面内晶格常数做了另外的测定, 这里没有给出), 又由 (004) 面衍射峰位可求出 InAlN 的晶格常数 c , 两者结合可估计出 In 组分为 $17 \pm 1\%$ ^[21], 与 GaN 处于晶格匹配状态. 样品中 InAlN 厚度仅 11 nm, 难以直接测量其摇摆曲线(ω 扫描)来评估结晶质量, 我们对 GaN 底板的位错密度做一评估, 间接地反映 InAlN 的结晶情况. 图 7 给出了 GaN 底板 (002) 和 (103) 面的摇摆曲线, 其半高宽 (FWHM) 分别为 196 arcsec 和 391 arcsec, 可估算出 GaN 的螺旋位错密度约 $7.69 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$, 刃位错及混合位错的密度约 $8.10 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. 这说明 InAlN/GaN 材料的位错密度较低, 结晶质量较好.

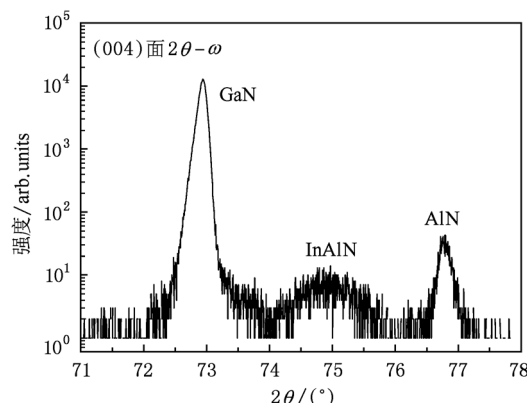


图 6 InAlN/GaN 材料的 (004) 面 XRD $2\theta-\omega$ 扫描曲线

图 8 给出了 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材

料样品表面的 AFM 观察结果,可见微观表面形貌都出现了清晰的原子台阶,说明样品中的 InAlN 材料都形成了二维台阶流生长. 其中 InAlN/GaN 材料(图 8(a))的表面出现了一些主要沿原子台阶方向延伸的短线状凹陷,我们认为可能与 GaN 中的缺陷延伸到 InAlN 中有关. 一个与之相关的现象是在优化 InAlN/AlN/GaN 结构中 AlN 插入层的厚度时,当 AlN 厚度由 0 逐渐增加到 1.2 nm,这种线状的凹陷会逐渐减少并最终消失(如图 8(b)). 然而,这种凹陷对表面形貌的平滑性几乎没有影响,在 $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ 的扫描面积中,两样品表面的均方根粗糙度均为约 0.3 nm,说明样品表面很光滑.

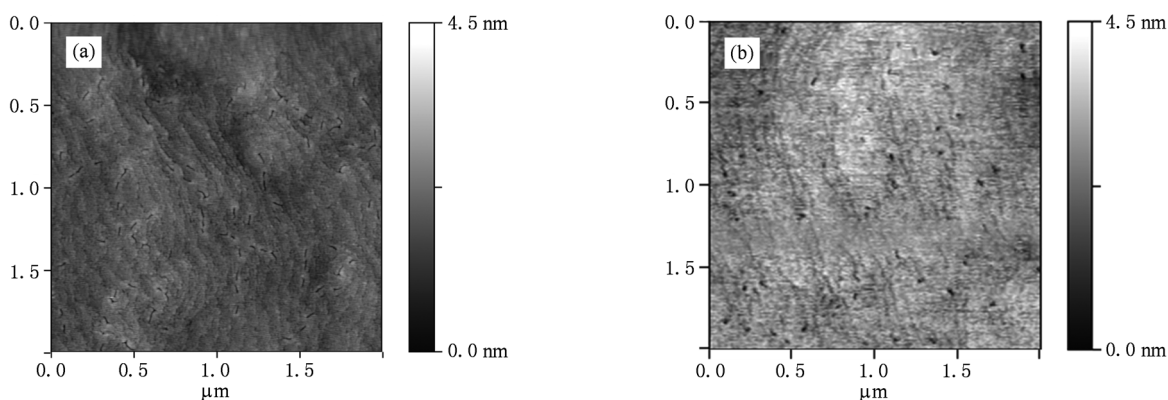


图 8 (a) InAlN/GaN 和(b) InAlN/AlN/GaN 材料样品表面的 AFM 显微图片

以上两个样品较高的结晶质量和平滑的表面是与脉冲 MOCVD 的生长方式分不开的. 脉冲 MOCVD 法生长 InAlN 时,与常规 MOCVD 法中 V 族和 III 族反应源同时进入反应室不同, In 源, Al 源和 NH_3 在不同时刻单独进入反应室(如图 2),这种方式可以使 III 族源在与 NH_3 反应前有充足的时间在材料表面迁移,令 Al 原子可以在薄膜表面找到最佳的能量结合点,有利于形成平滑的表面,并使降低 InAlN 的生长温度,提高 In 的结合效率,避免相分离成为可能,最终 InAlN 外延薄膜是以组分均匀的单原子层形式逐层淀积而成. 因此,脉冲 MOCVD 法能够生长出结晶质量较高的 InAlN 材料,且由 InAlN 表面情况可以推测出 InAlN/GaN 界面也是比较光滑的. 而 AlN 插入层会进一步改善 InAlN/GaN 界面的平滑度,详细的分析将在另一篇文献中发表.

在 InAlN/GaN 材料中,高质量的 InAlN 材料的

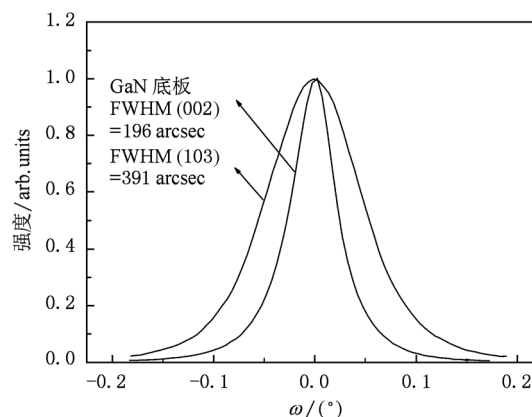


图 7 GaN 基板(002)和(103)面的 XRD 摇摆曲线(ω 扫描)

组分分布均匀,这就降低了由组分非均匀分布引起的对渗入 InAlN 势垒层的 2DEG 的合金无序散射^[22];而 InAlN/AlN/GaN 材料中 2DEG 位于 AlN/GaN 界面,不会受到合金无序散射. 另外,以上的分析说明两个样品中 2DEG 所在界面的粗糙度都比较低,这会有效地削弱界面的微观粗糙起伏对 2DEG 沿界面方向输运时形成的界面粗糙度散射^[23,24]. 这些也是我们的 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料样品形成高迁移率特性的重要原因.

4. 结 论

本文报告了采用脉冲金属有机物化学气相沉积法在蓝宝石衬底上生长的高迁移率 InAlN/GaN 和 InAlN/AlN/GaN 材料,其霍尔迁移率在室温下分别达到 949 和 1437 cm^2/Vs ,变温霍尔数据证明两种材料中都形成了二维电子气. 本文样品与其他报告

样品的霍尔数据相比,二维电子气密度相对较低,有利于提高迁移率;对样品的结晶质量、表面形貌和生长方法的分析说明,InAlN 晶体组分均匀,削弱

了合金无序散射;2DEG 所在界面光滑性好,削弱了界面粗糙度散射. 这三点被认为是形成高迁移率特性的主要原因.

- [1] Kuzmik J, Pozzovivo G, Ostermaier C, Strasser G, Pogany D, Gornik E, Carlin J F, Gonschorek M, Feltn E, Grandjean N 2009 *J. Appl. Phys.* **106** 124503
- [2] Li R F, Yang R X, Wu Y B, Zhang Z G, Xu N Y, Ma Y Q 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 2450 (in Chinese) [李若凡、杨瑞霞、武一宾、张志国、许娜颖、马永强 2008 物理学报 **57** 2450]
- [3] Kuzmik J 2001 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **22** 510
- [4] Gonschorek M, Carlin J F, Feltn E, Py M A, Grandjean N 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 062106
- [5] Katz O, Mistele D, Meyler B, Bahir G, J. Salzman 2004 *Electron. Lett.* **40** 1304
- [6] Karpov S Y, Podolskaya N, Zhmakin I A, Zhmakin A I 2004 *Phys. Rev. B* **70** 235203
- [7] Ferhat M, Bechstedt F 2002 *Phys. Rev. B* **65** 075213
- [8] Kuzmik J, Carlin J F, Gonschorek M, Kostopoulos A, Konstantinidis G, Pozzovivo G, Golka S, Georgakilas A, Grandjean N, Strasser G, Pogany D, 2007 *Phys. Stat. Sol. (a)* **204** 2019
- [9] Xie J Q, Ni X F, Wu M, Leach J H, Özgür Ü, Morkoç H 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 132116
- [10] Miyoshi M, Kuraoka Y, Tanaka M, Egawa T 2008 *Appl. Phys. Express* **1** 081102
- [11] Tülek R, Ilgaz A, Gökden S, Teke A, Öztürk M K, Kasap M, Özçelik S, Arslan E, Özbay E 2009 *J. Appl. Phys.* **105** 013707
- [12] Ni J Y, Hao Y, Zhang J C, Duan H T, Zhang J F 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 4925 (in Chinese) [倪金玉、郝跃、张进成、段焕涛、张金凤 2009 物理学报 **58** 4925]
- [13] Xue J S, Hao Y, Zhou X W, Zhang J C, Yang C K, Ou X X, Shi L Y, Wang H, Yang L A, Zhang J F 2011 *J. Cryst. Growth* **314** 359
- [14] Shur M, Gelmont B, Khan M A 1996 *J. Electron. Mater.* **25** 777
- [15] Liu B, Yin J Y, Li J, Feng Z H, Feng Z, Cai S J 2008 *Proceedings of 15th National Conference on Compound Semiconductor Materials, Microwave Devices and Optoelectronic Devices*, Guangzhou, p54 (in Chinese) [刘波、尹甲运、李佳、冯志宏、冯震、蔡树军 2008 第十五届全国化合物半导体、微波器件和光电器件学术会议论文集 广州 第 54 页]
- [16] Jeganathan K, Shimizu M, Okumura H, Yano Y, Akutsu N 2007 *J. Cryst. Growth* **304** 342
- [17] Dadgar A, Schulze F, Blasing J, Diez A, Krost A, Neuburger M, Kohn E, Daumiller I, Kunze M 2004 *Appl. Phys. Lett.* **85** 5400
- [18] Yu L S 2006 *Physics of Semiconductor Heterojunctions* (2nd Edition) (Beijing: Science Press) p141 (in Chinese) [虞丽生 2006 半导体异质结物理(第二版)(北京:科学出版社)第 141 页]
- [19] Jena D, Smorchkova I, Gossard A C, Mishra U K 2001 *Phys. Stat. Sol. (b)* **228** 617
- [20] Antoszewski J, Gracey M, Dell J M, Faraone L, Fisher T A, Parish G, Wu Y F, Mishra U K 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 3900
- [21] Angerer H, Brunner D, Freudenberg F, Ambacher O, Stutzmann M 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 1504
- [22] Bastard G 1983 *Appl. Phys. Lett.* **43** 591
- [23] Ferry D K, Goodnick S M 1999 *Transport in Nanostructures* (Cambridge: Cambridge University Press)
- [24] Zhang J F, Mao W, Zhang J C, Hao Y 2008 *Chin. Phys. B* **17** 2689

High electron mobility lattice-matched InAlN/GaN materials*

Zhang Jin-Feng[†] Wang Ping-Ya Xue Jun-Shuai Zhou Yong-Bo Zhang Jin-Cheng Hao Yue*(Key Laboratory of Wide Band Gap Semiconductor Materials and Devices, School of Microelectronics, Xidian University, Xi'an 710071, China)**(Received 24 January 2011; revised manuscript received 22 February 2011)*

Abstract

InAlN can be in-plane lattice matched (LM) to GaN, and the formed InAlN/GaN heterostructure is one kind of materials with high conductivity to be used in GaN-based high electron mobility transistors (HEMTs). It is reported that the high-mobility InAlN/GaN material is grown by using pulsed metal organic chemical vapor deposition (PMOCVD) on sapphire, and the Hall electron mobility reaches 949 and 2032 cm²/Vs at room temperature and 77 K, respectively. The two-dimensional electron gas (2DEG) is formed in the sample. When 1.2 nm thick AlN space layer is inserted to form InAlN/AlN/GaN structure, the Hall electron mobility increases to 1437 and 5308 cm²/Vs at room temperature and 77 K, respectively. It is shown by analyzing the results of X-ray diffraction and atomic force microscopy and the features of PMOCVD that the crystal quality of InAlN/GaN material is quite high, and the InAlN layer LM to GaN has smooth surface and interface. The high mobility characteristics of InAlN/GaN and InAlN/AlN/GaN materials are ascribed to the fact that the 2DEG has a comparatively low sheet density (1.6×10^{13} — 1.8×10^{13} cm⁻²), the alloy disorder scattering is weakened in the high-quality InAlN crystal since its compositions are evenly distributed, and the interface roughness scattering is alleviated at the smooth interface where the 2DEG is located.

Keywords: InAlN/GaN, pulsed metal organic chemical vapor deposition, two-dimensional electron gas, mobility**PACS:** 73.40.Kp

* Project supported by the State Key Research Program of China (Grant No. 2008ZX01002-002), the Major Program of National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60890191), the State Key Program of National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60736033) and the New Teacher Foundation for Doctoral Program of Ministry of Education of China (Grant No. 200807011012).

[†] E-mail: jfzhang@xidian.edu.cn