

密级: (涉密论文填写密级, 公开论文不填写)



中国科学院大学
University of Chinese Academy of Sciences

硕士学位论文

InGaN 紫外探测器性能研究

作者姓名: 卢怡丹

指导教师: 张燕 研究员

中国科学院上海技术物理研究所

学位类别: 理学硕士

学科专业: 微电子学与固体电子学

研究方向: 紫外和可见光电探测器及探测机理

培养单位: 中国科学院上海技术物理研究所

2014 年 5 月

学位论文原创性声明

本人郑重声明：所呈交的学位论文，是本人在导师指导下，进行研究工作所取得的成果。除文中已经注明引用的内容外，本学位论文的研究成果不包含任何他人创作的、已公开发表或者没有公开发表的作品的内容。对本论文所涉及的研究工作做出贡献的其他个人和集体，均已在文中以明确方式标明。本学位论文原创性声明的法律责任由本人承担。

学位论文作者签名：

年 月 日

学位论文使用授权说明

本人同意：中国科学院上海技术物理研究所有权保留学位论文的印刷本和电子版，并采用影印、缩印、扫描、数字化或其它手段保存论文；有权提供目录检索以及提供本学位论文全文或者部分的阅览服务；有权按规定向国家有关部门或者机构送交论文的复印件和电子版；在不以赢利为目的的前提下，有权复制论文的部分或全部内容用于学术活动。

经指导教师审核，本学位论文属于保密，密级为：公开。涉密论文在解密后，以上学位论文使用授权说明适用。

论文作者签名：

年 月 日

指导教师签名：

年 月 日

Fabrication and properties of InGaN ultraviolet detector

By

Yidan Lu

A Dissertation Submitted to

University of Chinese Academy of Sciences

In partial fulfillment of the requirement

For the degree of

Master of Science

Shanghai Institute of Technical Physics

05, 2013

致 谢

光阴荏苒，岁月如梭。转眼间，三年紧张匆忙的硕士生活已经接近尾声。回想起三年前刚进技物所的情形，就像昨天刚发生的一样，仍历历在目。三年的科研工作让我掌握了很多知识与技能，取得了一些小小的成绩。虽然由于一些客观原因，硕士生涯不尽完美，但是经过三年硕士生活的淀积，我褪去了年少青涩与懵懂，蜕变得成熟而稳重。这些巨大的变化与技物所老师同学的鼓励支持是分不开的。

首先，我要衷心感谢我的导师张燕研究员，本论文是在她的辛勤培养和悉心指导下完成的。本课题的所有研究工作，包括从论文的选题及进度安排到定稿，都得到了张燕老师的精心指导，张燕老师严肃的科学态度，严谨的治学精神，精益求精的工作作风，深深地感染和激励着我，在此对张老师表示衷心的感谢！

感谢李向阳老师给我提出很多宝贵的意见与建议，帮助我在课题中克服了许多困难。李老师严谨的治学态度、执着的学术追求以及兢兢业业的科研态度给我树立了科研工作者的榜样。

感谢几年来实验室工作人员对我的大力帮助，他们是：王玲、刘诗嘉、刘向阳、乔辉、蔡子健、周青、孙晓宇、储开慧、汤亦聃、姜佩璐、贾嘉、兰添翼、朱龙源、章莲妹、王妮丽、马丁、徐国庆、叶丽萍、赵水平等。他们在实验或测试方面都给予过帮助或指点。

非常感谢与我共同学习和进步的同学以及师兄师姐，他们是：刘秀娟、徐鹏霄、徐斌、王立伟、常超等。感谢已经毕业的刘福浩、陶利友、张立瑶、叶柏松、刘飞等。正是因为彼此的存在，科研的日子才更加精彩。

感谢研究生部的各位老师在学习和生活上对我的帮助和关心。

我要深深地感谢我的家人和朋友一路的照顾，你们永远都是我前进的根源与精神的支柱。

感谢我的男友对我一直以来的理解与包容，他为了我的学业做出了许多牺牲，因为他无微不至的爱做砥柱，我顺利的完成我的学业和论文工作，在此向他表示我的感激之情。

最后，感谢各位专家百忙之中对本论文的审阅和评议！

作者

2014年5月

摘要

近年来, 由于溢油等海洋探测应用的需求, 迫切需要一种响应波段 $>365\text{nm}$ 的紫外探测器, 而这超出了 AlGaIn 紫外探测器的波长范围。因此, 寻找新的 III-V 族化合物材料迫在眉睫。InGaIn 的带宽范围为 0.7eV (InN) 到 3.4eV (GaIn), 其对应的吸收光谱的波长从紫外部分 (365nm) 可以一直延伸到近红外部分 (1770nm), 几乎完整覆盖了整个太阳光谱。可以通过改变 In 组分来调整 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$ 材料的带宽, 实现对不同波长光的检测。而且 InGaIn 具有吸收系数高、机械强度高、导热性好、抗辐射能力强等优点。利用 MOCVD 方法在蓝宝石 (0001) 衬底上生长的 GaIn/In_{0.09}Ga_{0.91}In 外延层成功地制备了各种结构的紫外探测器, 进行了刻蚀、钝化、退火等单项工艺的优化, 测试了各种结构器件的电学与光学性能, 并进行了分析, 为今后研究 InGaIn 紫外焦平面探测器奠定了基础。

针对 p 电极欧姆接触, 介绍了金-半接触理论、薄膜材料的传输线模型及异质结二维电子气理论, 分别从退火工艺、表面处理、电极结构设计三方面进行 p 型材料欧姆接触特性的研究与分析: 由于 i 层为 InGaIn 材料, p 电极的最佳退火温度为 $550^\circ\text{C}/5\text{min}$; 经过 KOH 溶液表面处理后的样品, 欧姆接触性能大大提高; 包裹电极可以有效改善材料接触特性, 而且性能受退火条件影响很大。

从制备 InGaIn 紫外探测器的要求出发, 对产生器件漏电流的工艺以及优化措施进行了研究。主要从不同刻蚀功率、不同钝化材料、湿法化学腐蚀处理等方面展开, 并采用 I-V 特性曲线和响应光谱进行了分析。研究表明: ICP 干法刻蚀的刻蚀功率越大对器件侧面损伤越小, 用 KOH 溶液湿法处理侧面以及生长二氧化硅钝化层可以减少侧面漏电流。

介绍了 InGaIn p-i-n 紫外探测器的研制过程, 并给出了器件的性能。利用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 方法生长的 InGaIn/GaIn 外延材料, 通过刻蚀、钝化、欧姆接触电极等工艺, 制备了正照射单元 In_{0.09}Ga_{0.91}In 紫外探测芯片。并对该芯片进行了 I-V 特性、响应光谱等测试, 得到芯片的暗电流 I_d 为 $3.70 \times 10^{-13}\text{A}$ 、零偏压电阻 R_0 为 $4.53 \times 10^{10}\Omega$ 。该紫外探测器在 $360\text{nm} \sim 390\text{nm}$ 的波长范围内有较高的响应度, 峰值响应率在 378nm 波长处达到 0.22A/W , 在考虑表面反射时, 内量子效率达到 88% ; 优质因子 R_0A 为 $1.3 \times 10^8\Omega \cdot \text{cm}^2$, 对应的探测率 $D^* = 1.97 \times 10^{13}\text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1}$ 。完成了长线列器件光刻版图的设计。总结了一套制备长线列器件的工艺流程, 制备了 800×8 元的背照射 InGaIn 紫外探测芯片。

设计了 InGaN 肖特基器件结构,在 i 层 InGaN 上生长一层很薄的透明电极。通过工艺流程的不断改善,成功制备了 InGaN 肖特基器件,并测试得到器件的 I-V 和 C-V 特性。通过对肖特基器件的 I-V 曲线拟合,计算得到 InGaN 肖特基器件的有效势垒高度为 0.63eV,理想因子为 3.4。比较有无光照条件下的肖特基器件的 C-V 曲线,分析了出现感应效应和峰值电容的原因。

关键词: InGaN, 紫外探测器, 欧姆接触, 刻蚀, 钝化, 肖特基器件

ABSTRACT

In recent years, the applications of the ocean detection such as oil spill are in urgent need of a UV detector which probes $>365\text{nm}$ wavelength. But this is beyond the wavelength range of AlGa_xN UV detector. Therefore, searching for new III - V compound material is imminent. The bandwidth of InGa_xN is in the range of 0.7eV (InN) to 3.4eV (GaN). Its corresponding wavelength can vary from the ultraviolet part (365 nm) to the near-infrared part (1770 nm), almost covering the entire solar spectrum. To detect different light wavelengths, we can adjust the bandwidth of In_xGa_{1-x}N by changing In component. Besides, the InGa_xN material has many characteristics such as high absorption coefficient, high mechanical strength, good thermal conductivity, strong ability to resist radiation and so on. The GaN/In_{0.09}Ga_{0.91}N epitaxial layer is grown on sapphire substrate (0001) with the method of MOCVD. By optimizing individual process such as the etching, passivation, annealing, various ultraviolet detectors were successfully fabricated. The research tested and analysed the electrical and optical properties of the devices, having important guiding significance for the study of the UV focal plane detector.

The theories of metal-semiconductor contact, the transmission line model of thin film materials, heterojunction two-dimensional electron gas are introduced to aim at the p electrode ohmic contact. The researches and analyses of P type material ohmic contact were from three aspects of annealing process, surface treatment, the electrode structure. Experiments showed that the zero bias resistance was lowest when the sample was annealed at 550 degrees Celsius for 5 minutes due to the existence of i-InGa_xN. After dealing with KOH solution, ohmic contact performance of the sample was greatly improved. The p-package electrode can be effectively improved the contact characteristics, and performance of materials was highly affected by the annealing conditions.

According to the requirement of InGa_xN ultraviolet detector, the cause of generating leakage current was studied and related etching process was optimized. The research was done mainly from the different etching power, different passivation materials, wet chemical etching process. The results were analyzed with the data of I - V characteristic curve and the response spectrum. Research showed that the device side damage became smaller when the etching power of ICP dry etching was greater. KOH solution wet processing and growth of silicon dioxide passivation layer can

reduce the surface leakage current.

The fabrication and characterization of InGaN p-i-n ultraviolet photodetector were reported in this work. InGaN multilayers were grown in metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD). Material etching, passivation, metal contact and other techniques were used in the manufacture of unit front-illuminated InGaN detector. The current-voltage (I-V) curve showed that current at zero bias was 3.70×10^{-13} A and the resistance was 4.53×10^{10} Ω . A flat band spectral response was achieved in the 360nm~390nm. The detector displayed an unbiased response of 0.22A/W at 378 nm, corresponding to an internal quantum efficiency of 88%. R_0A values up to $1.3 \times 10^8 \Omega \cdot \text{cm}^2$ was obtained corresponding to $D^* = 1.97 \times 10^{13}$ $\text{cm Hz}^{1/2} \text{W}^{-1}$. The photolithography masks of long linear device were designed. InGaN 800×8 UV long linear focal plane detector was completed successfully with a set of process flow.

The design of the InGaN schottky device structure was done and a thin layer of transparent electrode was grown on i layer InGaN. Through the continuous improvement of process flow, we got InGaN schottky diodes successfully and tested I-V and C-V characteristics of the device. Based on schottky devices I-V curve fitting, the effective barrier height of InGaN schottky device was 0.63 eV and ideal factor was 3.4 both of which were calculated. Comparing with the C - V curves of schottky devices under the conditions of light and no light, we analysed the reasons of the induction effect and peak of capacitance.

Keywords: InGaN, ultraviolet detector, ohmic contact, etching, passivation, Schottky diodes

目 录

摘 要.....	I
ABSTRACT.....	III
目 录.....	V
1 引言.....	1
1.1 InGaN 材料概述.....	1
1.1.1 InGaN 材料的生长.....	1
1.1.2 InGaN 材料的特性.....	3
1.1.3 有关 InGaN 材料的一些基本参数.....	6
1.2 GaN 基紫外探测器.....	7
1.2.1 GaN 基紫外探测器的分类与性能.....	7
1.2.2 InGaN 紫外探测器的研究进展.....	10
1.3 研究内容及论文安排.....	11
2 p 型 GaN 材料欧姆接触特性研究.....	13
2.1 引言.....	13
2.2 金属-半导体接触理论及传输线模型.....	13
2.2.1 欧姆接触形成原理.....	13
2.2.2 传输线模型理论.....	14
2.3 表面处理对 <i>p</i> -GaN 欧姆接触特性的影响.....	16
2.3.1 湿法化学腐蚀.....	16
2.3.2 I-V 测试结果分析.....	17
2.4 退火对 <i>p</i> 电极 <i>M-S</i> 接触特性的研究.....	19
2.4.1 <i>p</i> 电极的退火实验.....	19
2.4.2 光电测试及结果分析.....	19
2.5 <i>p</i> 型包裹电极的欧姆接触研究.....	23
2.5.1 异质结能带及二维电子气理论.....	23
2.5.2 包裹电极的设计及制备.....	25
2.5.3 退火对帽层结构欧姆接触的影响.....	27
2.6 本章小结.....	30
3 InGaN 器件其他制备工艺的优化.....	31
3.1 引言.....	31
3.2 刻蚀损伤.....	32
3.2.1 引言.....	32
3.2.2 实验.....	32
3.2.3 结果与讨论.....	33
3.3 刻蚀功率对器件的影响.....	34
3.3.1 引言.....	34
3.3.2 实验.....	35
3.3.3 结果与讨论.....	36
3.4 刻蚀后的湿法处理.....	37
3.4.1 引言.....	37

3.4.3 结果与讨论.....	37
3.5 钝化层材料的选择.....	38
3.5.1 引言.....	38
3.5.2 实验.....	39
3.5.3 结果与讨论.....	39
3.6 本章小结.....	41
4 InGaN p-i-n 型正照射紫外探测器的研究.....	43
4.1 引言.....	43
4.2 InGaN 材料的生长.....	44
4.3 InGaN 单元器件的结构设计及工艺流程.....	45
4.4 800×8 元长线列 InGaN 紫外焦平面探测器的研制.....	47
4.4.1 长线列器件光刻版图设计.....	47
4.4.2 长线列器件制备.....	48
4.5 InGaN 器件伏安特性研究.....	50
4.5.1 性能测试.....	50
4.5.2 器件光谱探测率的计算.....	51
4.5.3 InGaN 器件 I-V 测试结果分析.....	52
4.6 InGaN 器件响应特性研究.....	53
4.6.1 性能测试.....	53
4.6.2 响应率的计算.....	53
4.6.3 InGaN 器件响应光谱分析.....	55
4.7 本章小结.....	56
5 InGaN 肖特基光电器件的研究.....	57
5.1 引言.....	57
5.2 肖特基势垒及其整流效应.....	57
5.2.1 肖特基势垒.....	57
5.2.2 肖特基整流效应.....	59
5.3 InGaN 肖特基器件的制备.....	60
5.4 InGaN 肖特基器件的性能表征.....	62
5.4.1 器件的 I-V 特性及参数提取.....	62
5.4.2 器件的电容特性.....	65
5.5 本章小结.....	67
6 结论与展望.....	68
6.1 结论.....	68
6.2 展望.....	69
参考文献.....	70
作者简介及在学期间发表的学术论文与研究成果.....	77

1 引言

1.1 InGaN 材料概述

氮化镓 (GaN) 基宽禁带半导体作为第三代紫外探测器材料, 在高质量材料的生长、器件工艺等领域都吸引了众多的研究人员。由于禁带宽度大、带边截止特性显著、电子饱和速度高、抗辐射能力强、热稳定性好等诸多优点, GaN 材料成为制备半导体光电器件的重要材料[1-2]。InGaN作为第三代半导体材料, 目前在光电器件和高温、高频、大功率器件等领域的研究非常火热[3]。InN的禁带宽度为0.7eV[4], 这就意味着通过调节 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 三元合金的In组分, 可使其禁带宽度从0.7eV(InN)到3.4eV(GaN)连续可调[5], 其对应的吸收光谱的波长从紫外部分(365nm)可以一直延伸到近红外部分(1770nm), 几乎完整地覆盖了整个太阳光谱。目前InGaN材料作为半导体发光器件具有很大应用前景, 在半导体照明技术-发光二极管LED(Light Emitting Diode)和工业应用的激光器LD(Laser Diode)等领域已经广泛应用, 其中在太阳能电池领域的研究尤为火热。InGaN不仅波长范围与太阳光谱匹配良好, 而且还具有常规的Si、GaAs等太阳能电池材料不具备的优点[6]: 一, 由于InGaN是直接带隙材料, 吸收系数高, 所以InGaN太阳能电池可以做的更薄、更轻, 减轻重量对航天太阳能电池的应用非常重要, 而且还节约了成本; 二, 由于InN和GaN的电子迁移率较高, 大大减少了复合, 使短路电流提高; 三, InGaN的抗辐射能力比常规太阳能电池材料强, 更适合应用于强辐射环境; 四, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 特别适合制作多结串联太阳能电池; 并且由于In组分连续可调, 能够达到设计的理想禁带宽度组合, 易获得更高的转换效率。陈珂和徐峰等对InGaN材料生长和特性的研究比较具体, 见1.1.1和1.1.2节。但是, 国内外对InGaN材料在探测器应用领域的研究比较少, 还没有关于 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 器件制备方法以及性能的系统完备的研究。

1.1.1 InGaN 材料的生长[7]

InGaN 材料的生长比 GaN 材料的生长困难很多, 由于 InN 与 GaN 之间很大的晶格失配, 所以很难提高 In 组分。实际生长过程中材料的质量以及 In 的引入效率受反应室的各种生长参数(如温度、压强、气体比)的影响, 因此寻找最优的生长条件非常重要。

与生长 GaN 材料一样,采用 MOCVD 和 MBE 生长技术来制备 InGaN 合金材料,但是 InGaN 的生长要更困难,生长的 InGaN 材料质量也差。相分离、固溶隙和 In 滴的形成这三个方面导致了 InGaN 薄膜结晶质量差。但其根本原因是 InN 和 GaN 的晶格失配高, InN 的晶格常数为 0.3180nm, 而 GaN 的晶格常数为 0.3544nm[8], 这么高的晶格失配比导致应力很大,合金材料出现组分波动。材料的固溶隙在很大程度上取决于弹性应力。

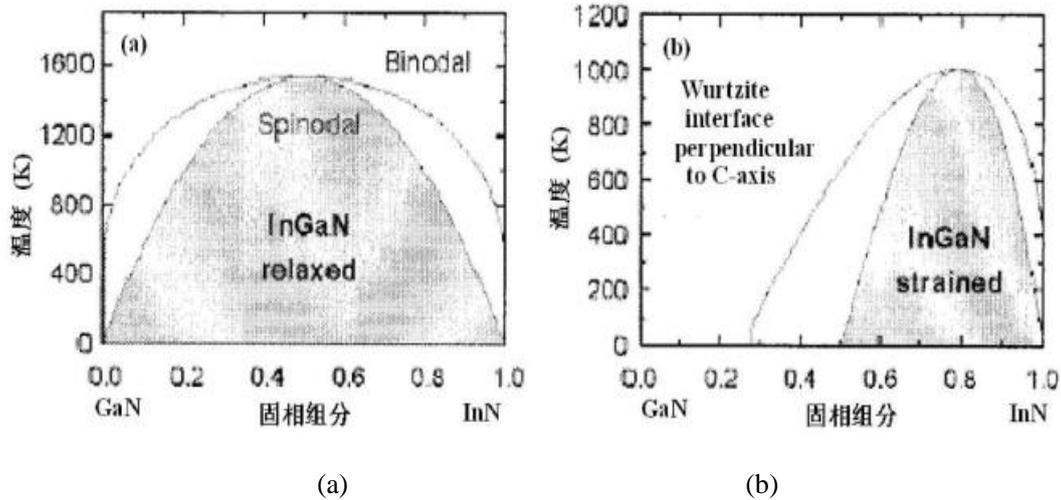


图 1.1 处于弛豫(a)和应力状态(b)的 InGaN 合金相图

Fig1.1 the InGaN alloy phase diagram in the state of relaxation(a) and stress(b)

此外,观察制备的 InGaN 材料时,发现很多尺寸在 4nm-5nm 左右,密度为 $10^{12}/\text{cm}^2$ [9]的岛。晶格组分拉动效应[10]会使顶端聚集 In, 所以这些纳米尺寸的岛含有很高的 In 组分。虽然纳米岛释放应力导致相分离,但是它的形成却有利于 LED 结构。因为这些类量子态产生了导带和价带的局域化最小值和最大值,提高载流子的限域性,防止其扩散到非辐射复合中心,进而增加内量子效率。

目前异质外延的生长有三种模式:一、晶体一层一层地生长的 FM 生长模式;二、原子在表面淀积形成三维岛的 VW 生长模式;三、开始时一层一层生长,但是经过几个原子单层后开始形成三维岛的 SK 生长模式。由于 InGaN 与 GaN 的晶格失配在 10%以内,所以在表面能和晶格失配应力能等化学势的差异下,InGaN 在 GaN 模板上成核,即 InGaN 生长是 SK 模式。

西安电子科大的陈珂通过低压 MOCVD 方法,优化生长工艺,成功地制备出不同组分的 InGaN 薄膜,并研究了生长工艺参数对材料特性的影响。如果用常规 GaN 生长条件来制备 InGaN 材料,要想使 In 结合并改善表面形貌,需要提高压强和降低温度。InGaN 薄膜在较高压强的条件下表面会同时出现螺旋型小

丘和孔两种典型的形貌；反应气体的 V/III 比越高，孔的密度和尺寸就越小；温度的升高可以加快生长速率，使表面形貌变好，但 In 组分会降低。将 InGaN 薄膜材料引入到 GaN 异质结构中，通过生长工艺参数与结构优化，成功地生长出 InGaN 沟道异质结构以及 InGaN 背势垒双异质结构。

1.1.2 InGaN 材料的特性[11]

图 1.2 为 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的吸收光谱。李顺峰[12]给出其立方相 InGaN 室温下的发光峰，光致发光峰半高宽为 128meV 左右。

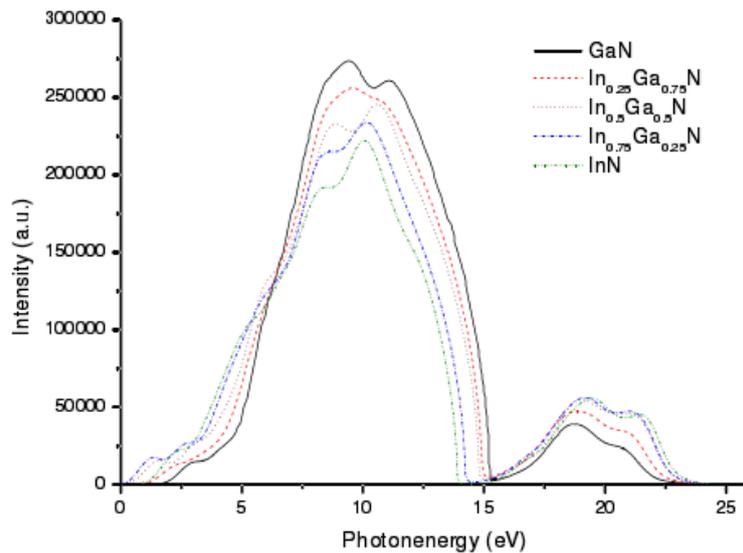


图 1.2 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的吸收光谱

Fig1.2 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ absorption spectrum

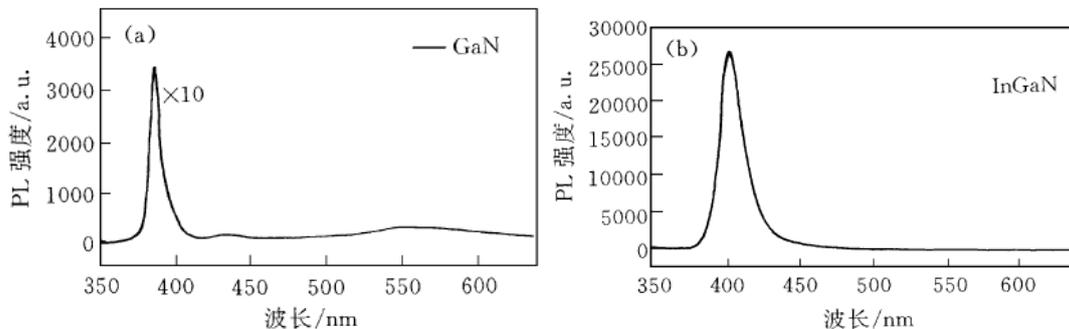


图 1.3 典型的 GaN 和 InGaN 的室温光致发光谱

Fig1.3 The typical photoluminescence spectra of GaN and InGaN
at room temperature

徐峰, 吴真龙[11]等人利用金属有机物化学气相淀积(MOCVD)方法在C面蓝宝石衬底上制备了全组分 InGaN 薄膜。分别利用不同的物理表征手段: X 射线衍射(XRD)、原子力显微镜(AFM)、霍尔测试(Hall)方法、光学透射谱(TS)以及光致发光谱(PL)等方法系统研究了 InGaN 薄膜的晶体结构和光电学性质。

图 1.4 是采用 PA Nalytical X' Pert Pro MRD 三轴晶衍射仪对不同 InGaN 合金组分和晶体质量的测量结果, 各样品 GaN(0002)在 17.25° 的位置出现衍射峰, 图中各样品(0002)摇摆曲线的半峰宽均小于 300 arcsec , 这表明 GaN 晶体质量良好。富 In 段 InGaN 样品生长温度均为 600°C , 在 X 射线衍射谱中未出现其他的衍射峰, 这表明 In 的 InGaN 薄膜材料合适的外延生长温度是 600°C 。

图 1.5 为各 InGaN 样品(0002)面 X 射线摇摆曲线的测量结果, 由图看出富 In 段 InGaN 摆曲线的半峰宽明显高于富 Ga 段 InGaN 的半峰宽, 说明 InGaN 薄膜的位错密度随着 In 组分的升高而上升, 晶体的结构质量下降; 同时随着 Ga 含量的减少, 晶体结构无序性的合金效应减弱, 样品的质量有所好转, 在图中表现为富 In 段的半峰宽随 In 组分增加有减小趋势。

对各 InGaN 样品表面形貌进行了原子力显微镜(AFM)测量, 扫描范围: $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ 。图 1.6 为不同组分的 InGaN 样品的 AFM 照片。

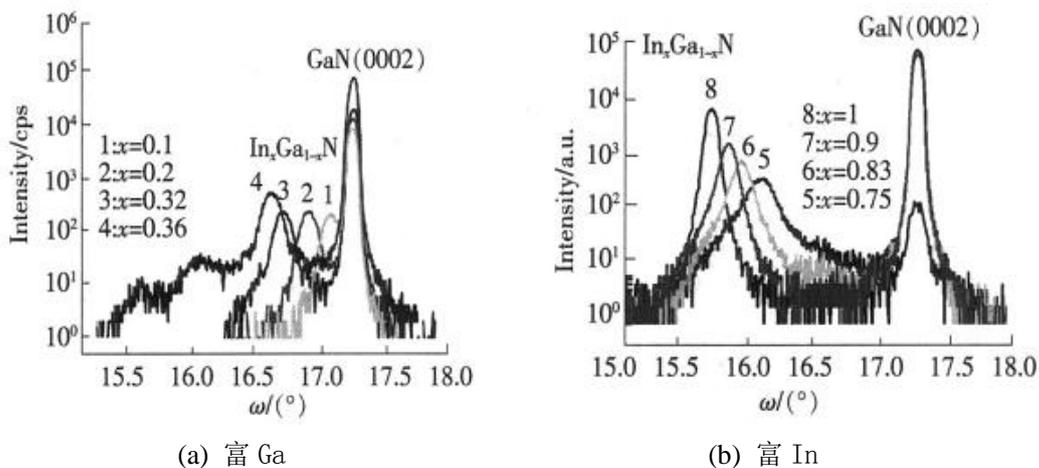


图 1.4 富 Ga 和富 In 的 InGaN 样品 X 射线衍射(XRD)测试

Fig1.4 The X ray diffraction test
of Ga-rich and In-rich InGaN sample

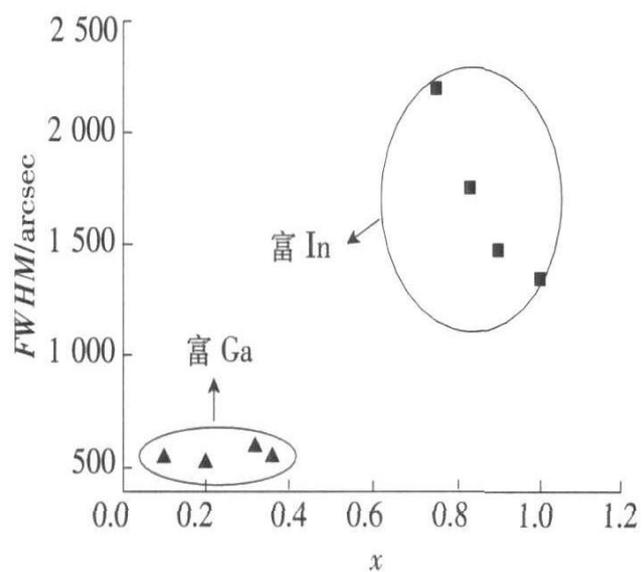


图 1.5 各 InGaN 样品 (0002) 面 X 射线摇摆曲线的测量结果
 Fig1.5 the X-ray rocking curve of each InGaN sample in the (0002) surface

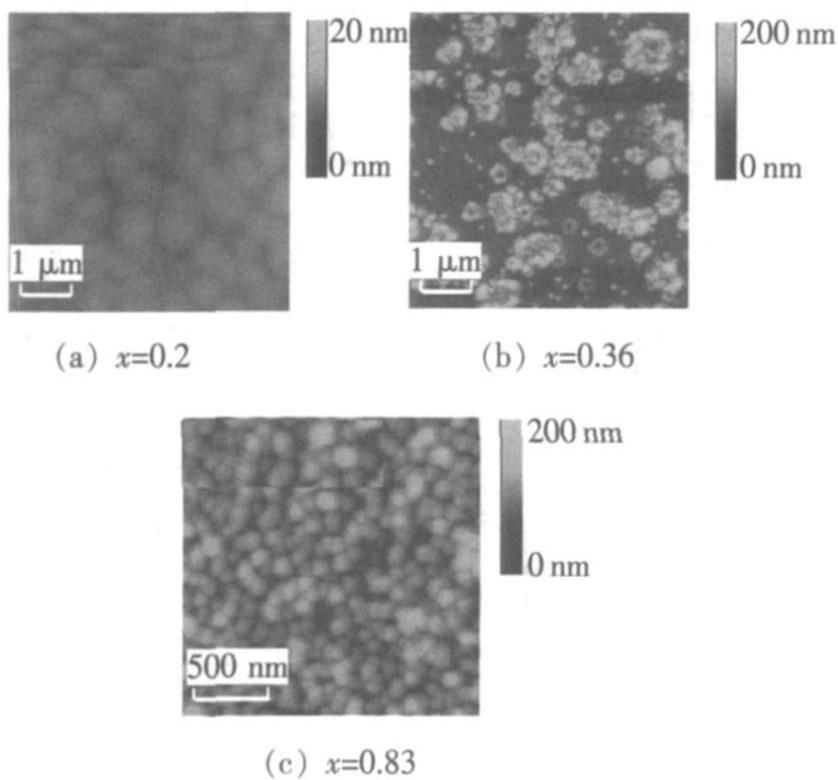


图 1.6 不同 In 组分 InGaN 样品的 AFM 照片
 Fig1.6 the AFM sample photos of InGaN with different In component

对各样品进行了室温下 Hall 的测量(表 1.1), Hall 测量显示富 Ga 组分的 InGaN 合金电子浓度均较低, 而且随着 InGaN 合金的 Ga 组分减小, 迁移率大幅上升。Ga 含量的减小使合金有效电子质量增加, 从而削弱合金散射效应, 迁移率上升。

表 1.1 不同 In 组分 InGaN 样品的 Hall 测试结果

Fig1.1 Hall test results of InGaN with different In component

	样品号	In 组分 x	电子浓度 $/(10^{18} \text{ cm}^{-3})$	迁移率/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$
富 Ga	S1	0.1	0.68	80
	S2	0.2	0.47	99
	S3	0.32	0.57	74
	S4	0.36	1.74	58
富 In	S5	0.75	2.01	93
	S6	0.83	3.73	147
	S7	0.9	4.93	235
	S8	1	5.68	938

1.1.3 有关 InGaN 材料的一些基本参数

目前, InGaN 材料的质量还不理想, 同时由于材料不同的生长方法, 因此不同文献报道的基本参数的数值略有不同, 表 1.2 为目前人们常用的 GaN, InN 和 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的材料参数。

表 1.2 GaN, InN 和 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的材料参数Tab1.2 the material parameters of GaN, InN and $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$

Parameter	Symbol	GaN	InN	$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$
带隙 (eV)	E_g	3.507 ^a	1.994 ^a	$3.507(1-x) + 1.994x - 3.2x(1-x)$
晶格常数 (Å)	a	3.189 ^a	3.545 ^a	$3.189(1-x) + 3.545x$
	c	5.185 ^a	5.703 ^a	$5.185(1-x) + 5.703x$
压电常数 (C/m ²)	e_{31}	-0.49 ^b	-0.57 ^a	$-0.49(1-x) - 0.57x$
	e_{33}	0.73 ^b	0.97 ^a	$0.73(1-x) + 0.97x$
弹性常数 (10 ¹¹ dyn/cm ²)	C_{31}	11.4 ^c	9.4 ^d	$11.4(1-x) + 9.4x$
	C_{33}	38.1 ^c	20.0 ^d	$38.1(1-x) + 20.0x$
静态介电常数	ϵ	8.9 ^e	15.3 ^e	$8.9(1-x) + 15.3x$
有效质量	m_e^*	0.20 ^a	0.12 ^a	$0.20(1-x) + 0.12x$
电子介电常数	ϵ	5.7 ^f	8.4 ^f	$5.7(1-x) + 8.4x$
自发极化 (C/m ²)	P_{sp}	-0.029 ^b	-0.032 ^b	$-0.029(1-x) - 0.032x$

注: ^a 文献[13], ^b 文献[14], ^c 文献[15], ^d 文献[16], ^e 文献[17], ^f 文献[18].

对于 InGaN 三元系合金, 通过调节 In 含量 x 在 0~1 的变化, 使得 E_g 在 0.7eV~3.4eV 间变化。所以根据器件工作波段的需要, 调整 In 组分, 制备出合乎要求的禁带半导体材料。Osamura[19]等人在整个摩尔组分范围内对 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ (其中 x 为 InN 的摩尔组分) 的直接禁带宽度进行了吸收谱的测量, 发现其禁带宽度随 InN 的组分 x 的变化略微偏离线性关系:

$$E_g = (1-x)E_g(\text{InN}) + xE_g(\text{GaN}) - bx(1-x) \quad (1.1)$$

其中, b 为弯曲系数, $b=1.0\text{eV}$, 但以后不同研究者对弯曲系数有不同程度的修正。GaN、InN、AlN 及其合金禁带宽度随温度的变化满足 Varshni 经验公式:

$$E_g(T) = E_g(0) - \frac{\alpha T^2}{(\beta + T)} \quad (1.2)$$

其中 $E_g(0)$ 为绝对零度时的禁带宽度, β 是与德拜温度有关的特征温度, α 为材料的温度系数 dE_g/dT 。

1.2 GaN 基紫外探测器

1.2.1 GaN 基紫外探测器的分类与性能

近年来, GaN 基紫外探测器技术应用于生物效应、环境污染监视、导弹尾

焰探测及天际通讯等领域[20-21], 具有很高的实用价值和广阔的应用前景, 许多国家已经研制出 MSM、肖特基、p-i-n 等不同结构的 GaN 基紫外探测器[22-26], 特别是 AlGaIn 日盲紫外探测器在国内外已经广泛应用。由于 GaN 基半导体材料在半导体照明、新型半导体激光器以及高温、高频、大功率器件等方面有着巨大的市场和应用前景, 所以极大推动了 GaN 基材料和器件技术的发展, 同时也给紫外探测技术提供了很好的基础。

半导体光电探测器根据基本工作方式可以分为光电导探测器(无结器件)和光伏探测器(结型器件)。光电导与光伏探测器的比较, 如表 1.3 所示。

表 1.3 光电导与光伏探测器的比较

Tab 1.3 The comparison of photoconductive and photovoltaic detector

光电导探测器	光伏探测器
背景噪声 (g-r) 高	背景噪声 (shot) 低
强信号时光电响应线性差	光电响应线性好, 线性动态范围大。
响应速度慢, 频率响应性能较差。	响应速度快, 频率响应特性好。
D_{BLIP}^* 小	D_{BLIP}^* 大 $\sqrt{2}$ 倍
制作工艺相对简便, 成本低	制作工艺复杂, 成本高
光电导探测器没有极性, 使用方便	光伏探测器有正负极, 使用小心
必须外加偏压, 因而有功耗	零偏置, 无功耗; 反偏时功耗极小
必须对入射辐射加以调制	可调制, 或不调制使用
难以做成焦平面器件(功耗、低阻抗、引线背景)	焦平面器件的首选模式

光电导器件是最简单的 GaN 紫外探测器，由一块半导体材料及两个欧姆接触电极组成。能量大于禁带宽度的入射光子被材料吸收，光生电子、空穴使材料电导增加，这是光电导器件的工作原理，即光电导效应。对于氮化镓基探测器来说，由于响应速度慢，紫外与可见光抑制比小，光响应与入射光之间存在非线性变化关系，会给光电导型探测器的广泛应用带来不利的影响[27]。因而，氮化镓基探测器的发展方向主要在光伏探测器[28]。

光伏型探测器是利用半导体 p-n 结光伏效应制作的光探测器，基本组成部分是一个 p-n 结光电二极管，如图 1.7 所示。工作原理是光照射时，p-n 结吸收波长比截止波长短的辐射产生电子-空穴对，内建电场使电子-空穴对分离，形成光生电动势，此电动势与入射光功率大小相关，当 p-n 结短路时，产生光电流。二极管有光照和无光照时的伏安特性，如图 1.8 所示。根据内建电场形成的结势垒，光伏探测器又可分为 p-n 结，p-i-n 结，肖特基势垒和 MSM 结构等形式。论文中涉及的光伏型探测器主要有肖特基型光伏探测器和 p-i-n 型光伏探测器两种。

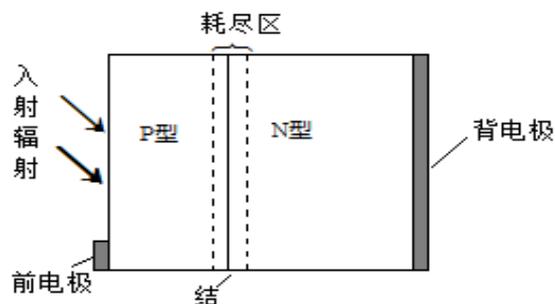


图 1.7 光伏型探测器的几何模型

Fig 1.7 The geometry mode of photovoltaic detector

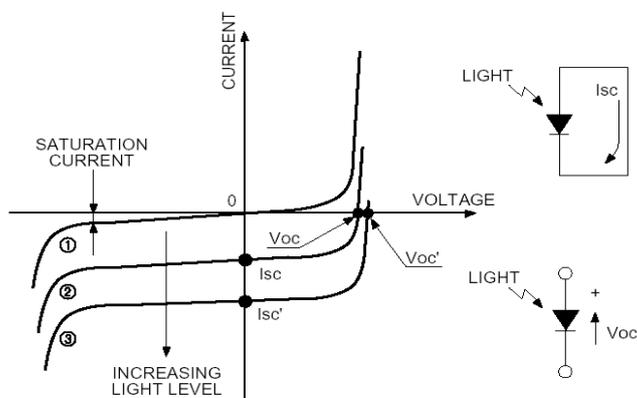


图 1.8 无光照① 和光照②、③下 p-n 结的电流-电压特性

Fig 1.8 the i-v characteristics of p-n junction in the conditions of no light①and light②、③

与光电导型探测器相比, p-n 结光伏探测器的光响应与入射光呈线性关系, 而且可见光抑制性好, 工作电压低, 输入阻抗高, 其制作技术与半导体平面工艺相容。p-i-n 光电二极管是在 p-n 结光电二极管基础上发展起来的, 由于光生载流子在耗尽区的渡越时间远小于少数寿命, 耗尽区有接近 1 的量子效率, 因此在 p 层和 n 层之间夹入一层本征的 i 层, 以增加耗尽层的宽度, 提高了器件的优质因子 R_0A 、响应吸收长度和量子效率[29-30]。p-i-n 探测器具有较好的灵敏度和时间响应, 可以有效地控制响应波段, 适合于制备大规模的焦平面器件, 因此 p-i-n 型 GaN 基紫外探测器更受人们的关注。近年来, 紫外光电二极管的工作重点主要集中于 p-i-n 型光电二极管的研制。

肖特基器件包含一个半透明的肖特基接触和一个欧姆接触。工作原理是入射光在金属或金半化合物内部激发电子, 越过肖特基势垒形成光电流。由于肖特基器件的空间电荷区位于半导体表面, 抑制了 p-n 和 p-i-n 器件中短波量子效率降低[31-32], 所以肖特基器件的响应率平滑, 不依赖入射光强和温度。平滑的响应率使肖特基二极管适于宽带光电探测器。其中半透明顶部接触的光反射会限制它的最大响应率, 而肖特基接触面积, 材料的掺杂和迁移率会影响响应时间。所以为获得快速反应器件, 在未掺杂顶层制作肖特基接触, 在重掺杂底层制作欧姆接触。

1.2.2 InGaN 紫外探测器的研究进展

低 In 组分的 InGaN 已被视为用于制作整个可见光区的光发射器不可或缺的材料。但是, 相比 GaN, InN 的蒸气压较高, 会使 InGaN 合金中 In 组分降低。所以很难生长出高品质的高 In 组分低带宽的 InGaN 合金。近年来对高 In 组分的 InGaN 合金薄膜的研究很多, 并在生长技术方面取得了很大进展, 但是高 In 组分的 InGaN 合金的物理性质仍需要进一步研究, 一些物理参数仍要根据 InN 和 GaN 化合物的相关物理参数进行线性估算, 如带隙大小、晶格参数、弹性模量、电子有效质量等。这种线性估算导致 InGaN 物理参数不够准确, 使 InGaN 合金的其它电学和光学参数出现明显的差异。InGaN 合金薄膜的微结构特征以及光学和电学性质受生长条件的影响很大, 生长参数的微小调整都会导致 InGaN 合金薄膜的晶体质量产生很大变化[33]。高质量的 InGaN 材料的制备与基础理论研究成为 InGaN 紫外探测器制备的最大阻碍。

InGaN 的带宽范围为 0.7eV (InN) 到 3.4eV (GaN), 2002 年, InN 单晶薄膜的禁带宽度, 被修订为 0.7eV 左右[34-36], 而此前认为是 1.9eV[37]。其对应的吸收光谱的波长从紫外部分(365nm)可以一直延伸到近红外部分(1770nm), 几乎完整覆盖了整个太阳光谱[38], 基于该材料体系的探测器有望在火警、导

弹预警等领域得到广泛的应用。可以通过改变 In 组分来调整 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料的带宽，实现对不同波长光的检测。而且 InGaN 具有吸收系数高、机械强度高、导热性好、抗辐射能力强等优点。

InGaN 作为一种具有很大应用前景的半导体发光材料，在半导体照明技术-发光二极管 LED(Light Emitting Diode)、激光器 LD(Laser Diode)、太阳能电池(solar cell)等领域的研究非常火热。近年来，国家海洋局对海洋环境方面的紫外探测需求在逐步上升，并初步提出了紫外探测需求，主要是探测海面溢油、海洋藻类生物生长情况、对海面大气臭氧含量以及污染情况进行定量分析等等，并附加可见光波段进行成像。国家海洋局提出的紫外探测工作波段覆盖了紫外 UV-A、UV-B 的全部和 UV-C 的部分波段。从现在情况看，国内还没有相关单位或部门研制出满足这方面需求的星载仪器。但是目前利用 InGaN 紫外探测器对海水有色可溶性有机物质(CDOM, 又称为“黄色物质”)的研究非常热门。InGaN 紫外探测器的出现拓宽了 GaN 基 III-V 族探测器的应用波长范围。InGaN 材料用在紫外探测器上的相关研究在国内外都极少，还没有最为系统的、完备的关于 InGaN 探测器性能的研究。国内长波和甚长波探测器的性能与国外相比较还是有很大的差距。为进一步满足海洋探测需求，需要对甚长波紫外海洋探测器进行研究，利用 InGaN 紫外海洋探测器对 CDOM 的研究恰好可以作为一个很好的切入点。所以，InGaN 紫外海洋探测器技术的研究任重道远。

1.3 研究内容及论文安排

近年来，由于溢油等海洋探测应用的需求，迫切需要一种响应波段 $>365\text{nm}$ 的紫外探测器，而这超出了 AlGaIn 紫外探测器的波长范围(200nm~365nm)。因此，寻找新的 III-V 族化合物材料迫在眉睫。由于 InGaIn 对应的吸收光谱的波长从紫外部分(365nm)可以一直延伸到近红外部分(1770nm)，InGaIn 紫外探测器的出现拓宽了 GaN 基 III-V 族探测器的应用波长范围。文中利用 MOCVD 方法在蓝宝石(0001)衬底上生长的 GaN/In_{0.09}Ga_{0.91}N 外延层成功地制备了正照射 p-i-n 结构紫外探测器，肖特基紫外探测器和 800×8 元紫外长线列焦平面探测器。

众所周知，生长工艺会对 InGaIn 材料的结构、光学以及电学性质都产生影响。第二章分别从退火工艺、表面处理、电极结构设计三方面进行 p 型材料欧姆接触特性的研究与分析，使 p 电极的欧姆接触大大改善。第三章针对产生器件漏电流的工艺以及优化措施进行了研究，通过增大刻蚀功率、选择钝化材料、湿法化学腐蚀处理等工艺减小侧面损伤，降低了反向漏电流。第四章介绍了器件的结构设计以及制备工艺，通过工艺流程的优化设计，制作了 InGaIn 正照

p-i-n 单元紫外探测器和背照 800×8 元紫外长线列焦平面探测器, 采用 I-V 特性曲线和响应光谱测试了器件的性能。第五章成功制备了 InGaN 肖特基器件, 得到器件的 I-V 和 C-V 特性, 计算得到肖特基势垒和理想因子, 并测试了不同偏压下肖特基的光谱响应。第六章总结。

2 p 型 GaN 材料欧姆接触特性研究

2.1 引言

p-GaN 材料的功函数为 7.5eV, 很难寻找功函数相匹配的金属直接实现欧姆接触。目前在改善材料载流子浓度的同时, 一般采用高函数金属作为电极, 并利用多层合金化工艺实现 p-GaN 薄膜欧姆接触, 常用的金属类型及结构模式有 Ni、Ni/Au、Ni/Au/Ni/Au、Pd、Ni/Pd/Au、Pt、Ni/Pt/Au 等[39-42]。其中, 以 Ni/Au 接触电极为基础, p-GaN 的各类单层或多层合金电极发展迅速。1999 年, 有学者报道了 Ni/Au 电极接触对温度的变化特性, 报道称良好欧姆接触的实现是 Ni-O-Ga 合金相和 Au 晶粒的综合作用, 500°C 退火温度下电极的比接触电阻为 $4.0 \times 10^{-6} \Omega \text{ cm}^2$, 高温会使 NiO 脱离 GaN 表面产生较多氮空位, 从而使接触恶化[43]。2000 年, Jung O Song 等人系统研究了 p-GaN 的 Ni/Au 体系欧姆接触特性, 对比了 Ni、Au、Ni/Au、NiO/Au 电极在不同退火环境下的 I-V 特性, 研究了 Ni/Au 体系中金属的沉积顺序及退火条件的重要性, 其 Ni/Au (20nm / 20nm) 电极在 500°C 空气中退火 3min 后的比接触电阻为 $2 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ [44]。2001 年, 中国台湾的 Chi-Sen Lee 利用 $(\text{NH}_4)_2\text{S}_x$ 溶液对 p-GaN 进行表面处理, 将 Ni/Au 电极在空气中 750°C 快速热退火 30min, 欧姆接触的比接触电阻为 $4.5 \times 10^{-6} \Omega \text{ cm}^2$ [45]。2006 年, 有学者报道了 p-GaN 薄膜上 Ni/Au/TiB₂/Ti/Au 电极的欧姆接触, 以 TiB₂ 作为阻挡层改善了电极的热稳定性, 800°C 快速热退火 60s 后的比接触电阻为 $2 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ [46]。

本章首先介绍了金属-半导体(金-半)接触理论及传输线模型, 研究了不同表面处理溶液对 p 型欧姆接触的影响, 随后分析了不同退火条件对欧姆接触的改善情况, 最后对 p-GaN/AlGaIn 异质结的二维空穴气进行了研究, 比较了不同包裹电极的导电情况, 并对不同帽层结构的 p 电极进行了退火实验。

2.2 金属-半导体接触理论及传输线模型

2.2.1 欧姆接触形成原理

欧姆接触不会产生明显的附加阻抗, 半导体内部的平衡载流子浓度不发生变化, 是一种非整流接触。理想欧姆接触的接触电阻比半导体器件小, 电流流过时, 欧姆接触分担的电压远远小于样品或器件本身的压降, 因此欧姆接触不

影响器件的电流-电压特性，即样品的电阻或器件的特性决定着电流-电压特性。电流是通过金属电极输入或输出的，这就要求金属和半导体之间的欧姆接触良好。忽略表面态的影响，若 $W_m < W_s$ ，金属和 N 型半导体接触形成反阻挡层，反阻挡层没有整流作用，它们在接触前和接触后的能带图如图 2.1 所示。由图可看出，在结处几乎不存在势垒，载流子可以自由地通过任一方向。同理， $W_m > W_s$ 时，金属和 p 型半导体接触也能形成反阻挡层。

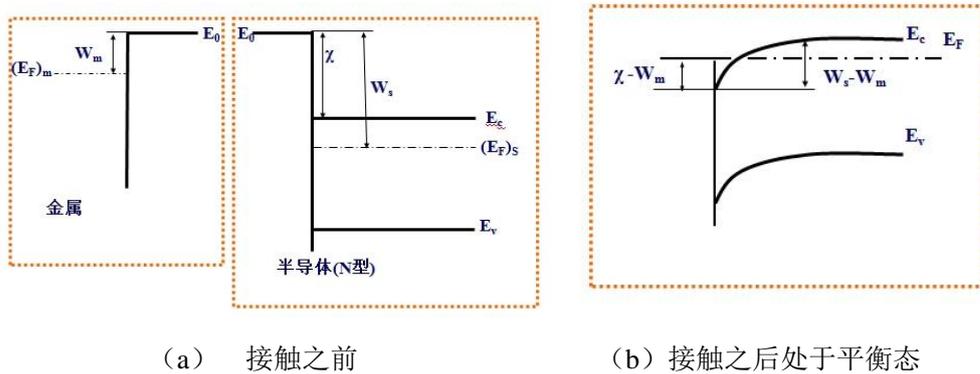


图 2.1 理想金属和 n 型半导体接触能带图 ($W_m < W_s$)

Fig 2.1 the energy band diagram of ideal metal and n type semiconductor

由上可知，选择适当的金属材料就能得到欧姆接触。但是，一些常用的半导体材料，如 Ge、Si、GaAs，它们的表面态密度都很高。半导体材料与金属接触形成势垒，无论是 n 型材料还是 p 型材料，形成的势垒都与金属功函数关系不大。金属和半导体的直接接触一般不能形成欧姆结，特别是当半导体为低掺杂时尤其如此。因此，通过选择金属材料来获得欧姆接触的方法是行不通的。目前，实际应用的欧姆接触主要是利用隧道效应在半导体上制成的，原理如下：提高半导体材料的掺杂浓度后，势垒区的宽度就会变得很薄，由于隧道效应，电子穿过势垒产生隧道电流，这种隧道电流很大，甚至超过热电子发射电流而成为电流的主要成分，当隧道电流占主导地位时，它的接触电阻很小，近似为欧姆接触。所以，在半导体重掺杂的情况下，它与金属的接触可以近似为理想的欧姆接触，这也是器件工艺中采用重掺杂衬底的原因之一。

2.2.2 传输线模型理论

比接触电阻 ρ_c 是表征欧姆接触特性的基本参量，定义为：

$$\rho_c = \left(\frac{\partial J}{\partial V} \right)^{-1} \Big|_{V=0} (\Omega \cdot \text{cm}^2) \quad (2.1)$$

即单位面积金属-半导体接触的微分电阻。作为欧姆接触的界面电阻，比接触电阻实际上是无法直接测量的。接触区一般由金属层、金属与半导体界面和半导体结组成，此外还有各种寄生电阻的引入。目前，测量比接触电阻模型的基本原理相同，都是在恒定的电流下，在一些接触点间测试电压，求出各自电阻，然后按照不同的物理模型，从总电阻中扣去各种寄生电阻，最后求得比接触电阻值。本文选用适于薄膜样品的传输线模型（TLM）研究 p-GaN 薄膜的欧姆接触特性。

如图 2.2 所示，在条形半导体材料上制备不等距的长方形接触电极，并且使半导体材料与周围环境绝缘，分别在不同距离的长方形电极间通恒定电流 I ，测量相应电压 V ，得出总电阻 R_T ：

$$R_T = \frac{V}{I} = 2R_c + \frac{R_{sh}l_n}{W} = 2\frac{R_{sh}L_T}{W} + \frac{R_{sh}l_n}{W} \quad (2.2)$$

其中， $L_T = \sqrt{\rho_c / R_{sk}}$ 为传输长度， R_c 为接触电阻， R_{sk} 和 R_{sh} 分别为接触界面和半导体薄膜的方块电阻，在金-半界面合金化后，可近似认为两者相等。在不同距离 l_n 下可测出一系列对应的 R_T ，把这些点连接成如图 2.3 所示的一条直线，直线的斜率就是 R_{sh}/W ，在 x 轴和 y 轴的交点分别是 L_x 和 $2R_c$ ，且 $L_x = 2L_T$ [47]。因此，比接触电阻可以计算为：

$$\rho_c = L_T^2 R_{sk} \approx R_{sk} \frac{R_c^2 W^2}{R_{sh}^2} = \frac{R_c^2 W^2}{R_{sh}} \quad (2.3)$$

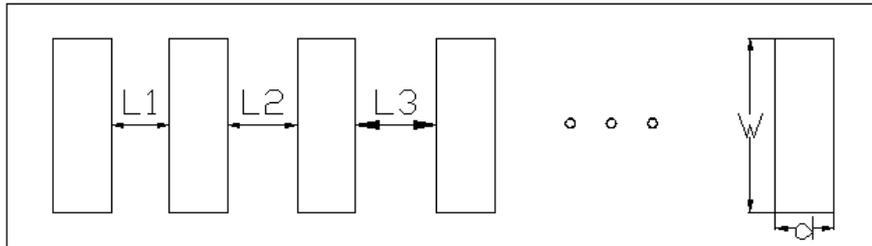


图 2.2 传输线模型结构俯视图

Fig 2.2 Top view of the vertical transmission line model

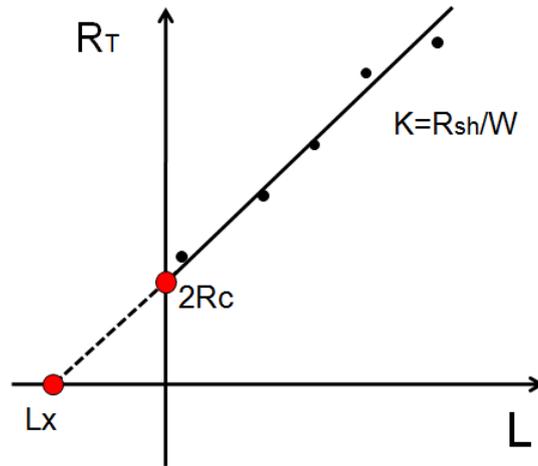


图 2.3 传输线模型结构下测量电阻与金属层间距的关系

Fig 2.3 An example of a plot of total resistance as a function of TLM pad spacing

2.3 表面处理对 p-GaN 欧姆接触特性的影响

p-GaN 材料若暴露在空气中的时间过长, 就会在材料表面形成一层氧化物。研究表明, 可以用酸或者碱来去除这层氧化物材料。现在比较普遍的去掉方法是将样品放在王水、氢氟酸或盐酸等沸腾的强酸腐蚀液中煮约 10min 左右, 这样可以去除表面的氧化镓, 使肖特基势垒高度降低, 并钝化表面。为验证表面预处理工艺对欧姆接触的影响[48], 研究者做了大量的研究, 研究表明: 清洗工艺不同, 材料表面的氧化镓的去除程度不同, 导致处理后 p-GaN 表面的粗糙度产生差异, 使制得的 p-GaN 接触电阻率相差很大[48-49]。p-GaN 材料的欧姆接触除了与电极金属的功函数以及 p-GaN 材料的空穴浓度有关外, 还和 p-GaN 材料的表面状态密切相关。国内外许多研究小组通过湿法表面处理, 改变样品表面的物理与化学状态, 获得了低阻值的 p 型欧姆接触。

2.3.1 湿法化学腐蚀

在长电极前, 需要将样品清洗干净, 去除表面有机物和氧化物, 因为在制备器件的过程中, 有机物或氧化物会成为表面层或者绝缘层的缺陷。GaN 材料的化学性能稳定, 在空气中放置一段时间后, 在表层形成一层 1-2nm 的表面氧化层, 有效的增加势垒宽度。实验所用材料如图 2.5 所示, 晶片依次用氯仿—乙醚—丙酮—酒精清洗。样品 A1, 取清洗过的晶片在盐酸基盐酸 (1:1) 中浸泡 10 分钟, 用去离子水冲洗 1 分钟, 用高纯氮气吹干, 称为盐酸处理样品。样

品 A2, 取清洗过的样品在沸腾的王水中浸泡 10 分钟, 用去离子水冲洗 1 分钟, 用高纯氮气吹干, 称为王水处理样品。样品 A3, 取清洗过的样品在沸腾的 KOH (56%) 溶液中浸泡 10 分钟, 用高纯氮气吹干, 称为 KOH 处理样品。样品 A4, 取清洗过的样品在沸腾的 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 溶液中浸泡 10 分钟, 用去离子水冲洗 1 分钟, 用高纯氮气吹干, 称为 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理样品。样品编号见表 2.1。将四片样品处理后, 长相同的 p 电极, 其中 p 电极为 Ni/Au(20nm/20nm)。

表 2.1 四种表面处理的样品编号

Tab2.1 the samples with different surface treatment

A1	盐酸处理 10min
A2	沸腾王水 10min
A3	KOH 处理 10min
A4	$(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理 10min

2.3.2 I-V 测试结果分析

图 2.4 为四种不同表面处理的电流-电压特性曲线。表 2.2 为四种表面处理的欧姆接触的参数。从图 2.4 和表 2.2 可以看出, 经 KOH 溶液处理的样品效果改善最明显。

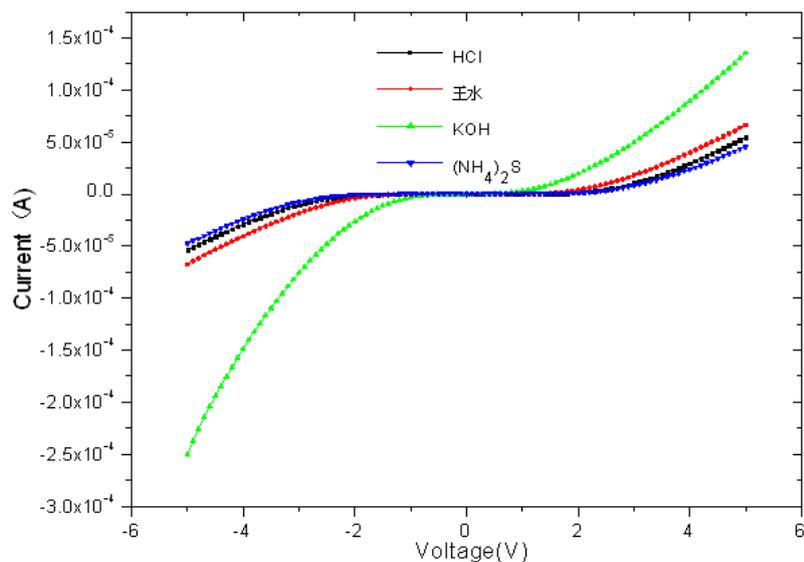


图 2.4 表面处理后四种样品的电流电压特性

Fig2.4 the current voltage characteristic of the samples after surface treatment

表 2.2 四种表面处理的欧姆接触的参数

Tab2.2 The parameters of ohmic contact with different surface treatment

样品编号	零偏压电阻(Ω)	0V 暗电流(A)	-5V 暗电流(A)
A1: 酒精基盐酸	1.10×10^7	3.95×10^{-10}	-5.36×10^{-5}
A2: 王水	1.42×10^7	1.66×10^{-10}	-6.75×10^{-5}
A3: KOH	3.60×10^6	8.49×10^{-9}	-2.51×10^{-4}
A4: $(\text{NH}_4)_2\text{S}$	1.15×10^7	4.76×10^{-10}	-4.76×10^{-5}

以上四种处理方式对于欧姆接触都有一定的改善，很多学者做了相关的研究，并给出其变化的原因。对表面处理的效果主要用表面势垒高度、表面费米能级的变化情况来看来衡量。例如，用王水处理的 GaN 界面的正电子 (positron) 参数变化，这意味着在金属沉积之前用王水处理表面，可以去除表面氧化物，导致费米能级从能带中间移近至价带，降低了空穴从金属注入 p-GaN 的势垒 [50]。经过 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理，与 p-GaN 表面氮空位缺陷相关的表面态减少，导致表面能带弯曲有 0.25eV 的降低 [51]，降低空穴从金属注入到 p-GaN 的表面势垒高度 [52]。与酸处理的表面相比，OH 处理的表面费米能级更靠近价带边缘约 1.0eV，使其具有比酸处理的表面小得多的表面势垒高度 [53]。传统的碱清洗工艺是用 40% 的 NaOH 清洗，但有关研究表明用 KOH 清洗的效果更好 [54]。薛松 [55] 等采用 X 射线光电子能谱 (XPS) 和俄歇电子能谱 (AES) 等表面分析手段对 p-GaN 材料表面进行了分析，在样品表面制作了 Ni/Au 电极并进行了 I-V 特性测试。实验结果表明样品表面镓氮元素化学比 (Ga/N) 的减小以及 C, O 杂质含量的减少可以改善电极的欧姆接触性能。汤英文 [56] 测试了处理后样品室温下的光致发光谱，得出结论：样品经过处理后，可以减少表面氮空位，从而使表面能带弯曲减小，降低了表面势垒高度。

2.4 退火对 p 电极 M-S 接触特性的研究

2.4.1 p 电极的退火实验

由于 p-GaN 材料表面会形成一层氧化物，长 P 电极前用酒精基盐酸进行表面预处理，可以去除表面的氧化镓，降低肖特基势垒高度。研究证实，Ni 与氧气或空气中的氧反应生成 p 型物质 NiO，有利于形成良好的欧姆接触，所以在空气中退火比在 N_2 中的效果好[57-60]，若在纯氧气氛中退火，由于氧气充足，Ni 与氧会全部反应生成一层厚厚的氧化镍，这层氧化物覆盖在接触界面，阻碍 Au 的扩散，从而使欧姆接触变差。所以，实验的 5 片样品均是在 RTP500 快速热退火炉中退火，退火氛围为空气。迄今为止，国内外关于 p 电极欧姆接触的文献报道不胜枚举，其中，将 Ni/Au 作为 p 电极退火时，确定的最佳退火温度范围为 $500^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$ ，最佳退火时间为 $3\text{min}\sim 6\text{min}$ [61-65]。所以，选择的退火条件分别为 $550^{\circ}\text{C}/3\text{min}$ (样品 1)， $550^{\circ}\text{C}/4\text{min}$ (样品 2)， $550^{\circ}\text{C}/5\text{min}$ (样品 3)， $550^{\circ}\text{C}/6\text{min}$ (样品 4)， $600^{\circ}\text{C}/3\text{min}$ (样品 5)。

331#
p-GaN~0.15um
i-InGaN~0.22um
n-GaN~2.0um
低温GaN成核层(缓冲层)

图 2.5 InGaN 器件的材料结构示意图

Fig2.5 Material structure of InGaN device

时间 (min)				
温度(°C)	3	4	5	6
550	1	2	3	4
600	5			

图 2.6 p 电极的退火条件

Fig2.6 P electrode annealing conditions

2.4.2 光电测试及结果分析

目前，p 型 GaN 薄膜的接触电极主要采用功函数较高的金属及其多层结构，Ni/Au 体系在退火后生成 NiO[66] 及 Au-Ni-Ga-O 合金相，可以有效减小界面势垒，已得到广泛研究和分析。Ni/Au 体系的最佳退火温度位于 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 范围内，较低温度不利于 NiO 合金的形成，而当温度太高时，Ni 会与 p-GaN 反应生成 Ni_3Ga_4 ，不利于形成好的欧姆接触[67]。图 2.7 是样品的零偏压电阻随退火温度和退火时间的变化，从图中可以看到，退火前，样品的肖特基结较大，约为 2V，

零偏压电阻为 $2.03 \times 10^7 \Omega$ 。退火后，样品的肖特基结均明显减小，其中退火条件为 $550^\circ\text{C}/5\text{min}$ 样品的肖特基结最小，约为 0.3V 。适当的延长退火时间，零偏压电阻会下降，最低的零偏压电阻在 550°C 退火 5min 中获得，为 $1.90 \times 10^5 \Omega$ ，进一步提高退火温度或延长退火时间，零偏压电阻有所上升。图 2.8 是 5 片样品的零偏压电阻随退火温度和退火时间的变化图，退火前零偏压电阻为 $2.03 \times 10^7 \Omega$ ，经不同条件退火后，零偏压电阻最小的是 $550^\circ\text{C}/5\text{min}$ 的条件，降低了 2 个数量级，而 $600^\circ\text{C}/3\text{min}$ 条件下的电阻最差，为 $1.52 \times 10^7 \Omega$ ，与退火前电阻的数量级相等。

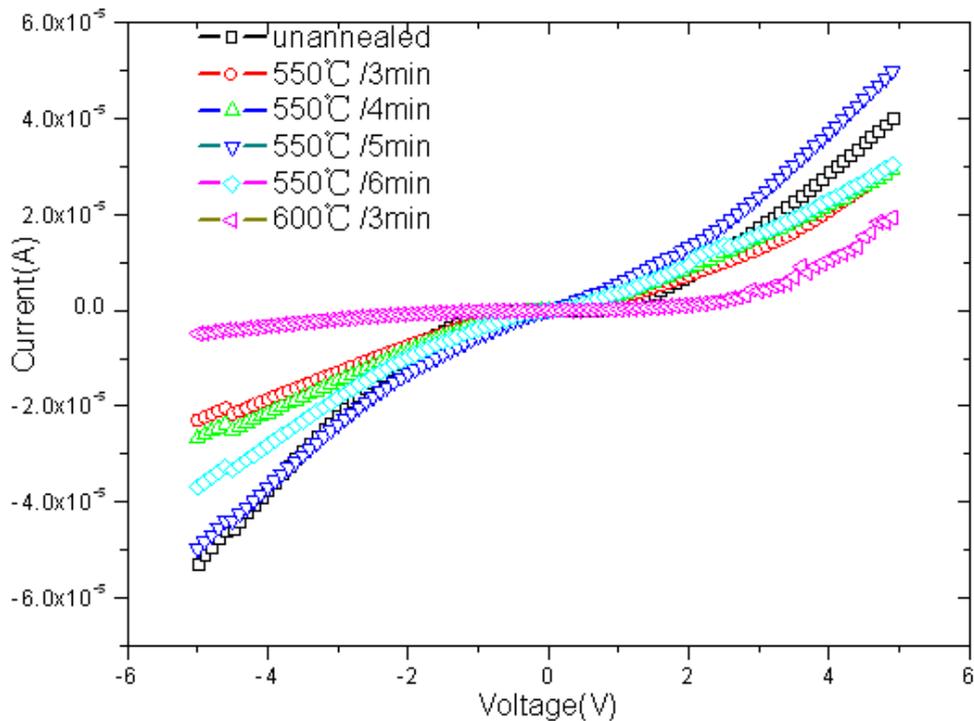


图 2.7 不同退火条件下 Ni/Au 接触的 I-V 曲线

Fig.2.7 I-V characterization for Ni/Au contacts on GaN under different annealing temperature/time

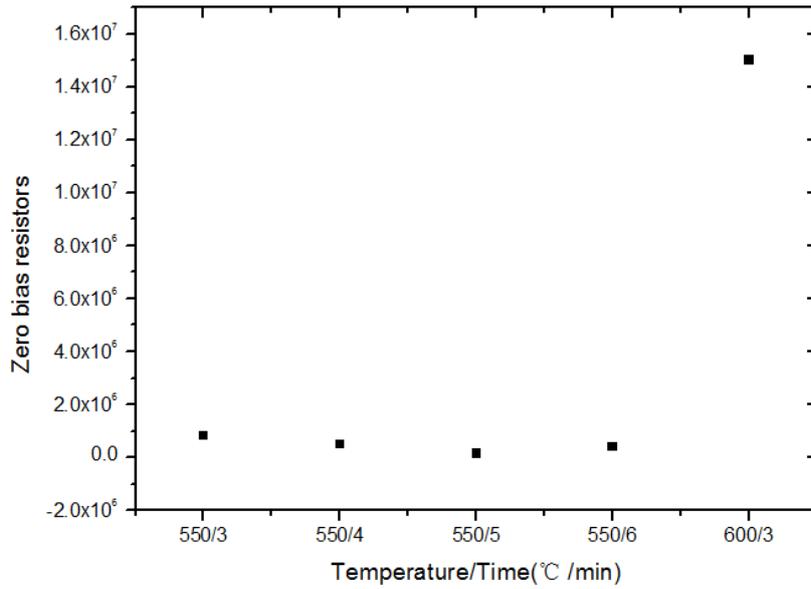


图 2.8 不同退火条件下的零偏电阻图

Fig2.8 The zero bias resistance of different annealing conditions

图 2.9 为不同退火条件下的响应光谱。可以看出，退火条件为 550°C/5min 时，峰值处响应率最大，约为 0.17A/W。而退火条件为 550°C/3min 和 600°C/3min 时，峰值响应率最小，约为 0.12A/W。

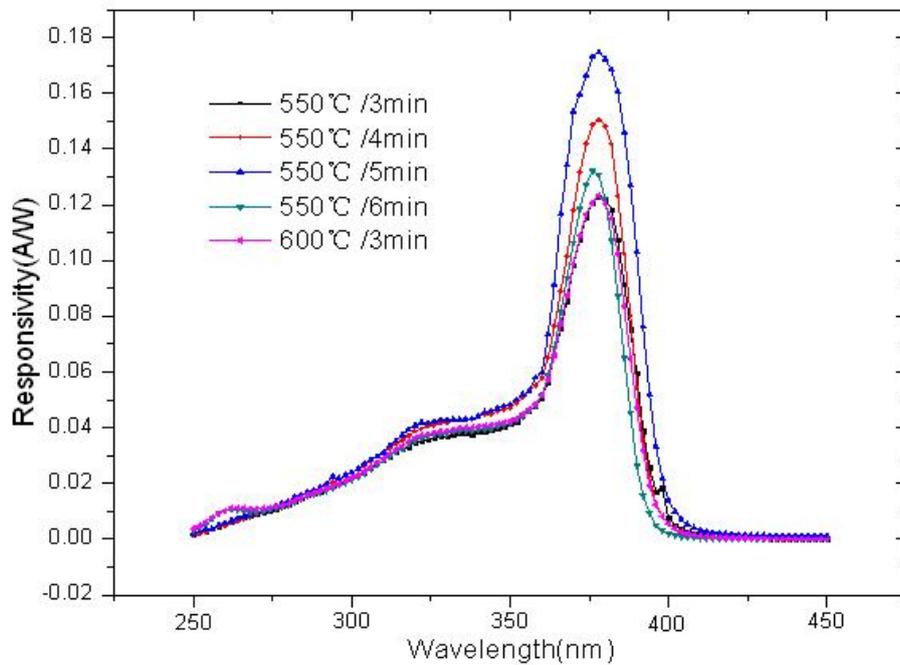


图 2.9 不同退火条件下的光谱响应图

Fig2.9 The response spectrum of different annealing conditions

由上述退火实验可知，此材料在 RTP500 快速热退火炉中空气氛围中 550℃ 退火 5min 时，得到的零偏压电阻最小。将如图 2.10 所示的传输线模型在此条件下退火。电极结构如图所示，金属层长 200μm，宽 150μm，间距从 40μm, 50μm, 60μm 一直到 100μm。图 2.11 为传输线模型退火后的 I-V 曲线。由于金半接触仍存在肖特基结，尚未达到良好的欧姆接触，故传输线模型的 I-V 曲线不是直线。由 2.2.2 节可知，若 I-V 曲线为直线，即得到良好的欧姆接触，可根据传输线模型结合公式 (2.3) 求得比接触电阻。文献报道[68]，具有良好结果的 Ni/Au 欧姆电极的比接触电阻一般在 $10^{-4} \sim 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 数量级。本文利用传输线模型，结合公式(2.3)对比接触电阻进行了粗略的估算。退火后的比接触电阻 $\rho_c = 1.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

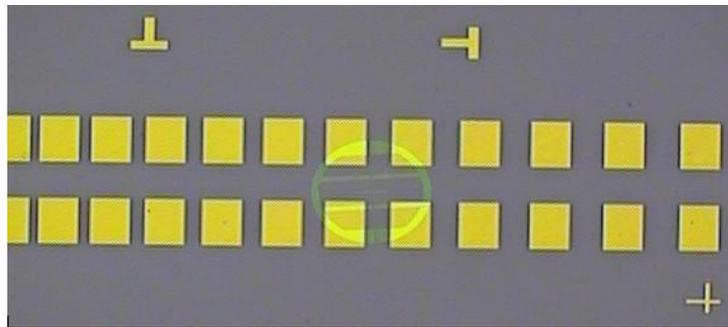


图 2.10 显微镜下的传输线模型

Fig2.10 The transmission line model under the microscope

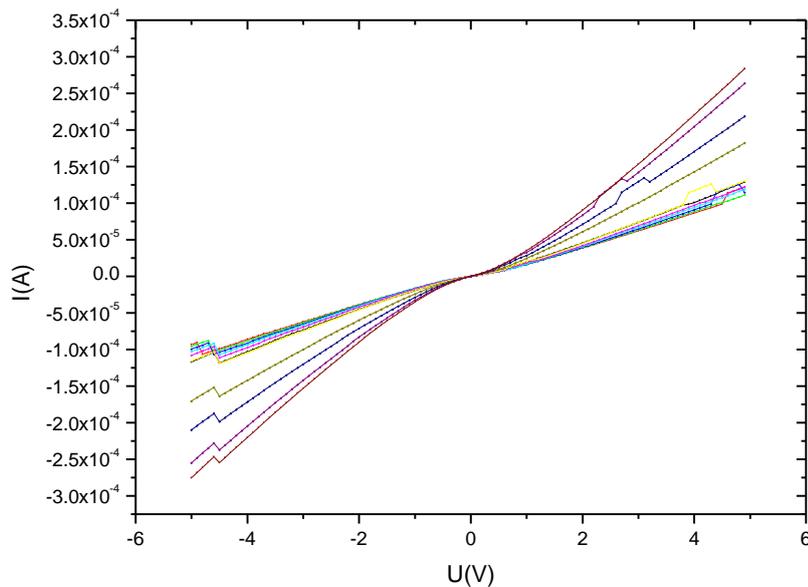


图 2.11 传输线模型退火后的 I-V 曲线

Fig2.11 The I-V curve of transmission line model after annealing

若只考虑 p-GaN 表面与 Ni/Au 电极的欧姆接触, 分析可知, 当适当延长退火时间时, 从表面就开始形成的 NiO 结构趋于均匀, 扩散到界面的 Au 与 GaN 外延层的反应加剧, 而继续延长退火温度, 界面区域变得模糊, 可以观察到 Ga 原子向外扩散加剧, 这必然会加剧 Ni-Au-GaN 的反应, 同时提高接触下的净空穴浓度, 这两个因素导致比接触电阻的降低, 然而, 继续延长退火时间, 在界面处出现了含量较高的 N 元素, 来自分解 GaN 中的 N 原子的扩散会恶化 p-GaN 欧姆接触, 因此进一步延长退火时间, 比接触电阻反而会上升。同样的道理, 过分的提高退火温度, 也是不利于制备良好的欧姆接触[69]。

由于材料的 i 层是 InGaN, 高温下 In 会向 p-GaN 层扩散, 在 i 层与 p 层交界面形成一层 p-InGaN/GaN 异质结。退火后, p-InGaN/GaN 异质结 GaN 和 p-GaN 中 Mg 的热激活能与退火前相比都减小, 这是因为退火后 Mg 形成受主导电带, 即退火后样品中替位 Mg 的受主浓度和空穴浓度都有所增加[70-71]。由于跟 GaN 相比 InGaN 带隙更小, 从而导致 InGaN 中 Mg 的热激活能较低, 更容易获得高的空穴浓度。此外, 由于自发极化和压电极化效应的影响 p-InGaN/GaN 异质结将发生弯曲, 在异质结界面附近出现 Mg 受主的离化。综上所述, p-InGaN 层的存在提高了 p-GaN 表面的有效空穴浓度。所以在 p-GaN/InGaN 异质结上生长 Ni/Au 电极, 经过电极退火就可获得良好的欧姆接触, 而 p-GaN 却由于空穴浓度较低难以形成欧姆接触。研究表明, 在合适的退火条件下, p-GaN/InGaN 异质结的方块电阻值比 p-GaN 的方块电阻值小。

2.5 p 型包裹电极的欧姆接触研究

对于日盲 AlGaIn 紫外探测器或正照射可见盲探测器, p 层材料为含 Al 组分的 AlGaIn 薄膜, 但由于 AlGaIn 薄膜易氧化、载流子浓度低, 材料生长时常在 p-AlGaIn 薄膜上沉积一层几十纳米厚的 p-GaN 薄膜防止 p-AlGaIn 薄膜氧化并作为接触层。本节利用 p-GaN 帽层与 p-AlGaIn 间异质结中的二维空穴气, 对比测量了传统传输线与不同宽度的 p 包裹电极传输线的电学特性。然后通过退火实验, 研究了不同结构电极退火后的欧姆接触差异。

2.5.1 异质结能带及二维电子气理论

由两种不同的半导体单晶材料形成的结称为异质结, 根据导电类型, 分为同型异质结和反型异质结。本节主要研究的是 p-GaN/p-AlGaIn 同型异质结。如果要研究异质结的特性, 首先要从异质结的能带图着手并且忽略界面态的影响

[72]。图 2.12 (a) 为两种半导体材料的能带图，图 2.12 (b) 为两种材料形成异质结后的能带图。其中， E_{g1} 、 E_{g2} 分别为两种材料的禁带宽度； δ_1 为费米能级 E_{F1} 和价带顶 E_{v1} 的能量差； δ_2 为费米能级 E_{F2} 与导带底 E_{c2} 的能量差； W_1 、 W_2 分别为真空电子能级与费米能级 E_{F1} 、 E_{F2} 的能量差，即电子的功函数； χ_1 、 χ_2 为真空电子能级与导带底 E_{c1} 、 E_{c2} 的能量差，即电子的亲和能。总之，禁带宽度小的半导体材料用下标“1”表示，禁带宽度大的半导体材料用下标为“2”表示。

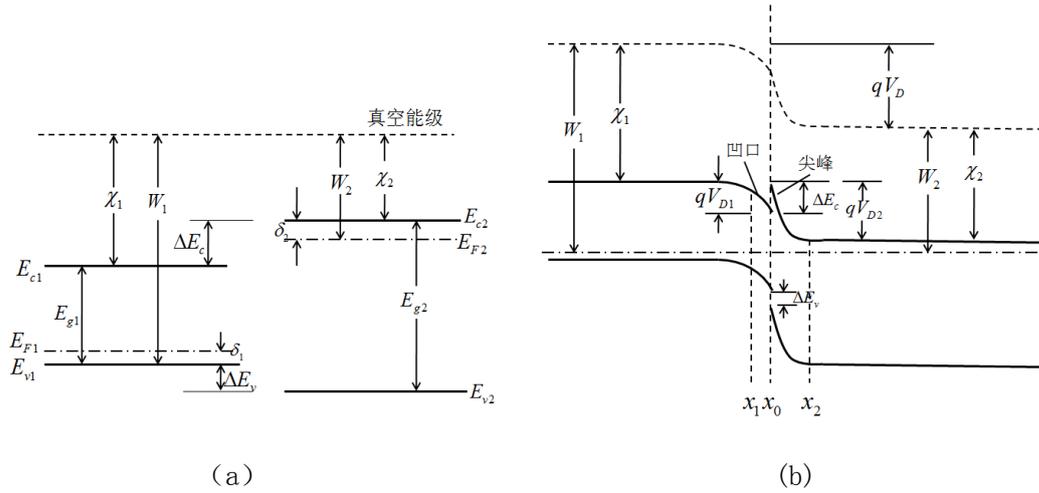


图 2.12 形成突变 p-n 异质结之前和之后的平衡能带图

Fig2.12 The equilibrium energy band diagram of mutant p-n heterojunction formed before and after

将导电类型相反的半导体材料紧密接触形成反型异质结，由于 n 型半导体与 p 型半导体之间存在能级差，且 n 型的费米能级比 p 型高，所以电子与空穴会发生相互移动，在异质结的交界面形成空间电荷区（势垒区或耗尽区）。电子由 n 型向 p 型移动，在 n 型一侧形成正电荷区。空穴由 p 型向 n 型移动，在 p 型一侧形成负电荷区。同时正负电荷区的存在产生电场，阻碍电子与空穴的移动。直至两块半导体的费米能级相等，电子与空穴达到动态平衡。异质结接触材料的介电常数不同导致了内建电场在交界面处的不连续。电场使电子在空间电荷区中各点的电势能增加，从而使空间电荷区中的能带发生了弯曲。因为 E_{F2} 比 E_{F1} 高，所以能带总的弯曲量与真空电子能级的弯曲量相等，即

$$qV_D = qV_B + qV_E = E - \quad (2.4)$$

显然

$$V_D = V_{D1} + V_{D2} \quad (2.5)$$

其中 V_D 等于两种半导体材料的功函数之差 ($W_1 - W_2$)，称为接触电势差（或称内建电势差、扩散电势）。而 V_{D1} 、 V_{D2} 分别为交界面两侧的 p 型半导体和 n

型半导体中的内建电势差。图 3.0 (b) 为处于热平衡态的 p-n 异质结能带图。

若界面两侧掺杂浓度悬殊，则某一侧能带弯曲严重，甚至会越过费米能级出现反型，此时反型区会出现凹陷的电子势阱或尖峰的空穴势阱，其电子浓度或空穴浓度高，出现高导状态。根据量子力学分析可得，势阱中的电子或空穴在与结平行的平面内作自由电子运动，即在量子阱内作准二维运动，因此称为二维电子气 (2DEG) 或空穴气 (2DHG) [72]。以 n^+p^- 异质结及 p^+p^- 异质结为例，其界面二维电子气及空穴气分别如图 2.13 (a)、(b) 所示。

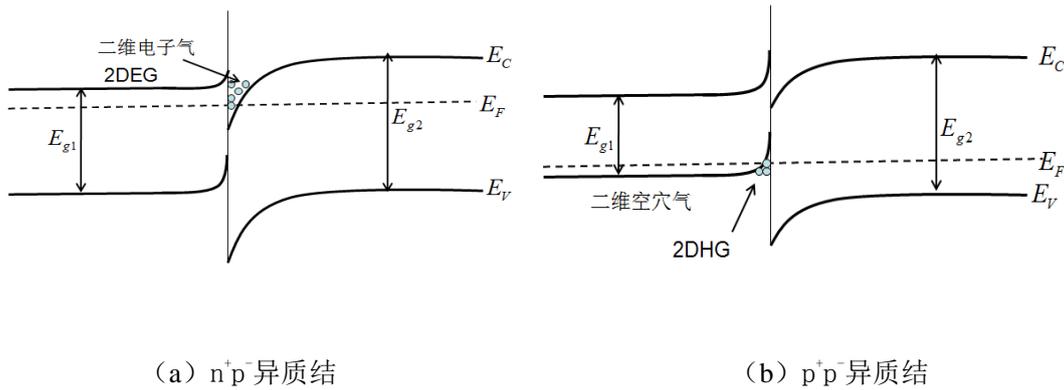


图 2.13 异质界面二维电子气及空穴气图示

Fig2.13 The diagram of heterogeneous interface 2DEG and 2DHG

2.5.2 包裹电极的设计及制备

由于极化效应，在 $p\text{-GaN}/p\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 异质结中存在密度较高的二维空穴气 (2DHG) [73-76]。为了得到较好的高 Al 组分 $p\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的欧姆接触，在 $p\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 上面生长一层 p 型 GaN [77-78]，利用异质结界面的 2DHG 来降低材料的电阻率。图 2.14 为材料结构示意图。为了提高量子效率，李超 [79] 设计了包裹电极，图 2.15 所示。包裹电极面积比 p 区微台面略大，与 $p\text{-GaN}/\text{AlGaN}$ 异质结侧面接触的同时保留了电极与 $p\text{-GaN}$ 表面的接触，利用异质界面的二维空穴气将空穴导出，同时电极/ $p\text{-GaN}$ 接触也将注入 $p\text{-GaN}$ 的少量空穴收集。图 2.16 为不同帽层结构的传输线模型。由图可以看出，帽层 0 是没有包裹电极的结构，帽层 1 是 GaN 台面与 AlGaN 台面间距 10 μm 的结构，帽层 2 是 GaN 台面与 AlGaN 台面间距 30 μm 的结构。包裹电极的制备需要在电极沉积前利用 ICP 技术将 $p\text{-GaN}/\text{AlGaN}$ 异质结侧面刻蚀出来。电极材料采用金属 Ni/Au/Ni/Au (20nm/20nm/20nm/20 nm)。对三种帽层结构的传输线模型进行退火实验。表 2.3 为编号 1-25 的同种样片的退火条件。

400#
p-GaN~10nm
p-Al _{0.42} Ga _{0.58} N~200nm
i-Al _{0.42} Ga _{0.58} N~250nm
n-Al _{0.7} Ga _{0.3} N~600nm
i-Al _{0.7} Ga _{0.3} N~600nm
AlN buffer layer
Double polished sapphire

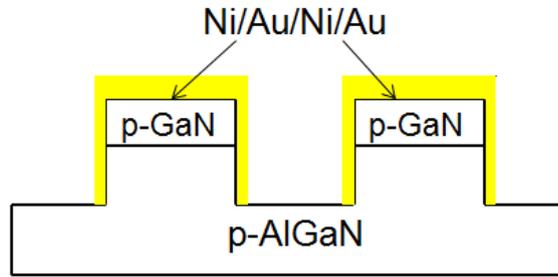


图 2.14 材料结构示意图

Fig 2.14 Schematic diagram of material structure

图 2.15 包裹电极界面图

Fig2.15 Coated electrode interface diagram

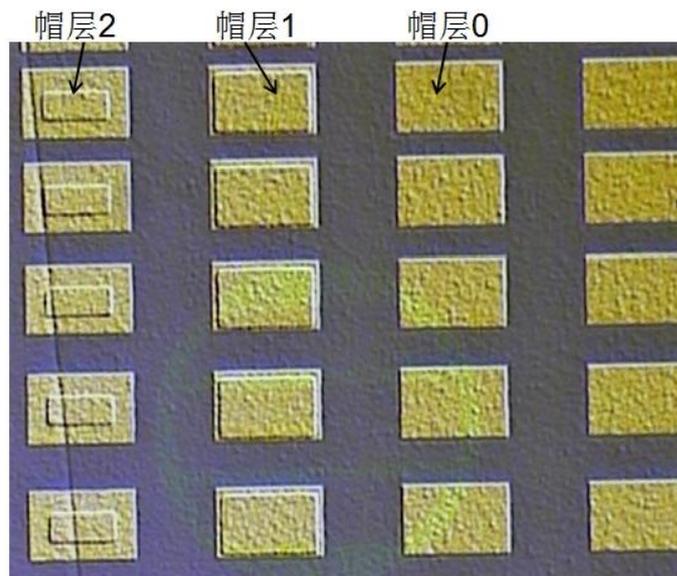


图 2.16 三种不同帽层结构的传输线模型

Fig2.16 The transmission line model of three different cap layer structures

温度(°C) \ 时间(min)	400	450	500	550	600
2	1	2	3	4	5
3	6	7	8	9	10
4	11	12	13	14	15
5	16	17	18	19	20
6	21	22	23	24	25

表 2.3 帽层退火实验

Tab2.3 The annealing experiments of cap layer structure

2.5.3 退火对帽层结构欧姆接触的影响

AlGaIn/GaN 器件结构中 p-GaN 帽层和 p-AlGaIn 异质结能带类似图 2.13 (b) 中的 p⁺-p⁻异质结情形，同时还存在薄膜的极化情形。AlGaIn/GaN 异质器件总极化就是 AlN、GaN 的自发极化 (Spontaneous Polarization) 和 AlGaIn/GaN 界面处的压电极化 (Piezoelectric Polarization) 之矢量和。极化效应对形成高浓度 2DEG 的贡献巨大，主要是在 AlGaIn/GaN 异质界面上感应出静电薄层电荷。帽层 1，帽层 2 的包裹电极除了同帽层 0 一样直接与 p-GaN 接触，还包裹着 p-GaN/p-AlGaIn 的侧面。图 2.17 为三种帽层结构的 I-V 曲线。由图看出，帽层 0 的结最大，零偏压电阻的数量级为 10，-5V 时的暗电流为 2.56×10^{-7} A，而帽层 1 的零偏压电阻为 $1.76 \times 10^7 \Omega$ ，帽层 2 的零偏压电阻为 $6.14 \times 10^6 \Omega$ ，暗电流数量级都为 -5。帽层 0 与帽层 1, 2 差别的原因是帽层 1, 2 的包裹电极直接与异质界面接触，利用二维空穴气将空穴导出。由于帽层 1 的微台面面积比帽层 2 的大，即帽层 1 的 p-GaN 与 p-AlGaIn 的接触面积比帽层 2 的大，导致帽层 1 的二维空穴气密度和极化电荷密度比帽层 2 的多，所以帽层 1 的零偏压电阻比帽层 2 低一个数量级。

图 2.18 为帽层无包裹电极结构在不同退火条件下的零偏压电阻变化。由图看出，相同的退火温度下，零偏压电阻随退火时间的增大而下降，当达到一定退火时间时，零偏压电阻会有所上升，因为在界面处出现了含量较高的 N 元素，来自分解 GaN 中的 N 原子的扩散会恶化 p-GaN 欧姆接触。相同的退火时间下，零偏压电阻随温度的上升也是先下降后上升。具体分析见 2.3.2。图 2.18 显示这种材料的 p 电极金半接触的最佳退火温度为 550°C/4min。

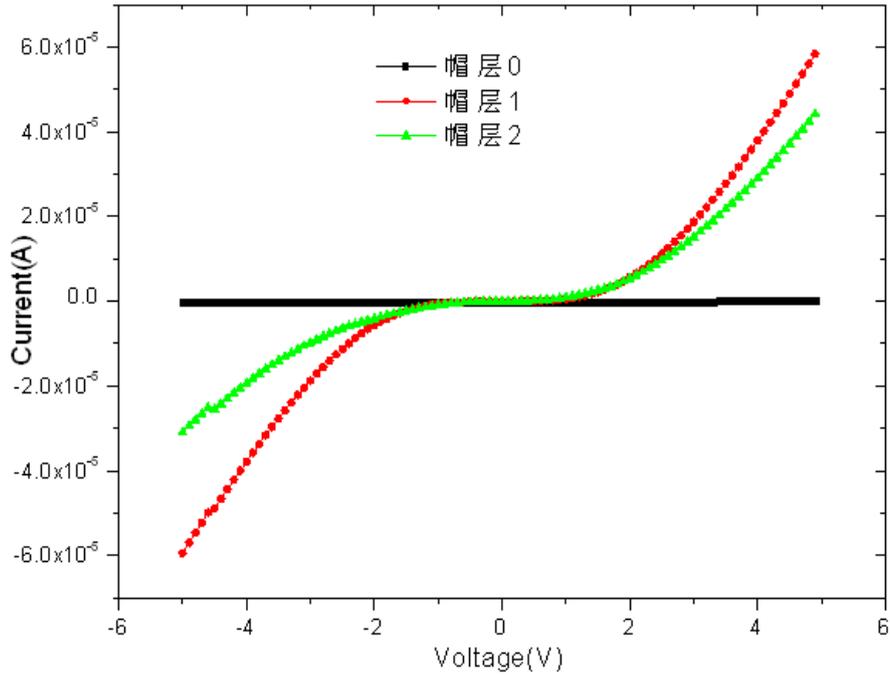


图 2.17 退火前各帽层结构的 I-V 曲线

Fig2.17 The I-V curve of each cap layer structure before annealing

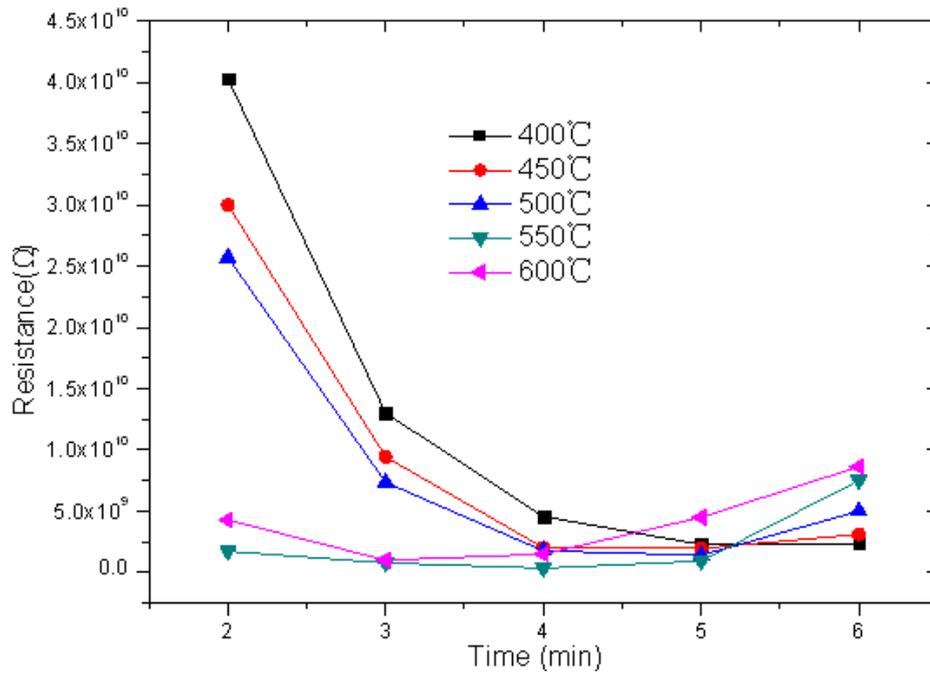


图 2.18 无帽层结构在不同退火条件下的电阻变化

Fig2.18 The resistance of no cap layer structure under different annealing conditions.

图 2.19 为 p 电极金半接触最佳退火条件下 (550°C/4min) 三种帽层结构的电压-电流曲线, 可以看出, 退火后零偏压电阻由大到小的顺序同退火前一样, 依次是帽层 0 > 帽层 2 > 帽层 1。但是比较退火前后的电阻变化, 变化最大的是帽层 2, 由 1.76×10^7 降低为 2.30×10^5 , 减小了两个数量级。而帽层 0 与帽层 1 分别降低了一个数量级。

图 2.20 为有帽层的结构在不同退火条件下的电阻变化。由图看出, 温度较低时, 金-半接触势垒的降低占主要因素, 所以零偏压电阻变小。但随着温度的升高, 器件的零偏压电阻越来越大, 这主要是因为温度升高, 二维空穴气密度下降。张敏[80]对退火样品与未退火处理样品进行光电流测试和 C-V 测试, 测试结果发现高温处理使 AlGaIn/GaN 异质结构的极化减弱, 二维空穴气密度降低, 而肖特基势垒高度增加。退火后的样品, 三角形势阱高度降低, 对二维空穴气的束缚作用降低。退火前后 AlGaIn/GaN 异质界面三角形势阱中二维空穴气的分布发生变化, 二维空穴气距离 AlGaIn/GaN 异质界面处的缺陷散射变弱, 这将使二维空穴气的迁移率发生变化。

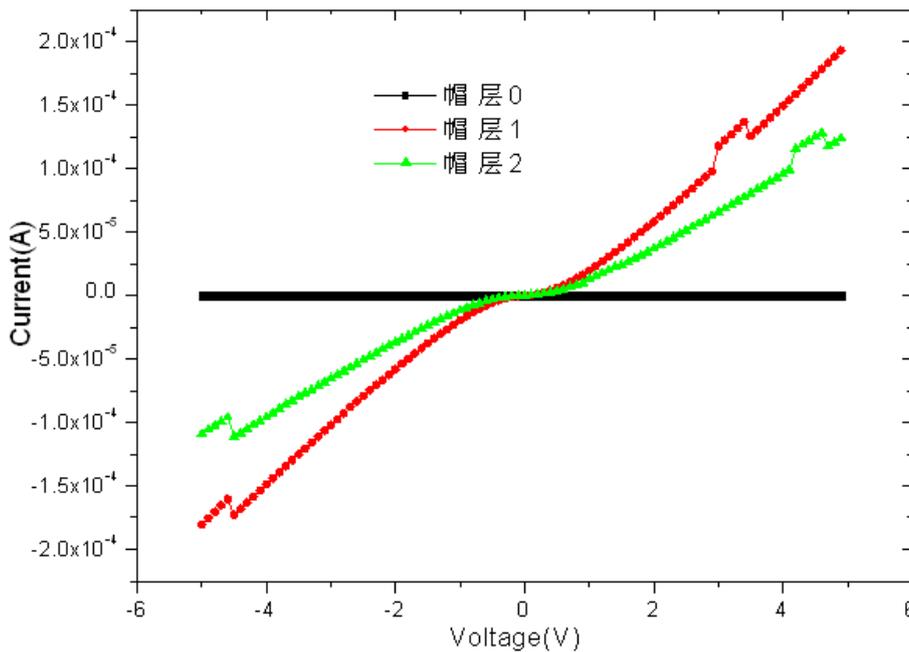


图 2.19 退火后各帽层结构的 I-V 曲线

Fig2.19 The I-V curve of each cap layer structure after annealing

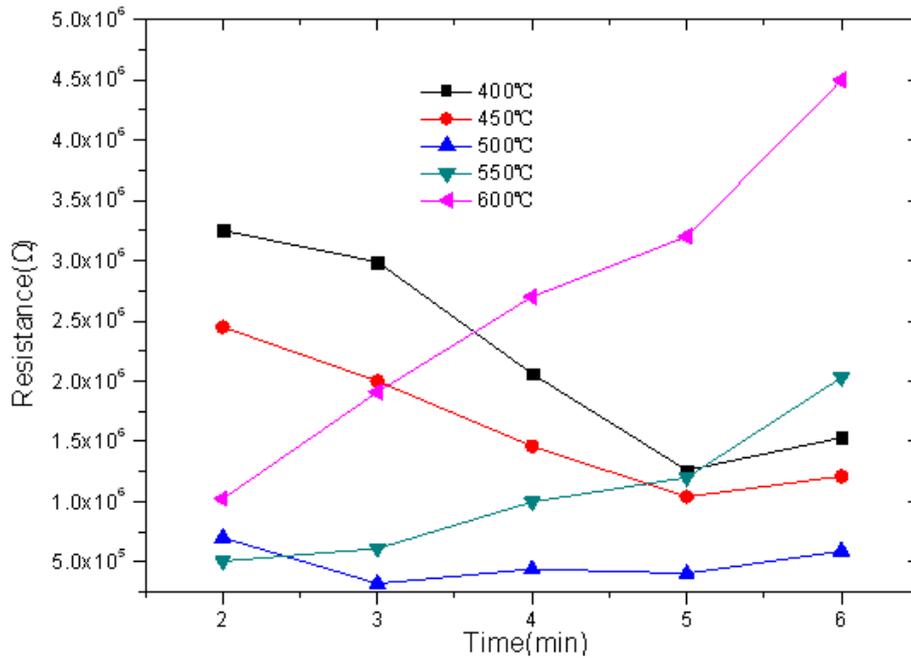


图 2.20 帽层结构在不同退火条件下的电阻变化

Fig2.20 The resistance of cap layer structure under different annealing conditions.

2.6 本章小结

p 型氮化镓因功函数较高，与金属接触后表面能带一般向下弯曲，对多子空穴形成势垒，难以形成低接触电阻的欧姆电极，欧姆电极的制作成为制约器件性能的关键工艺之一。本章介绍了金-半接触理论、薄膜材料的传输线模型及异质结二维电子气理论，分别从退火工艺、表面处理、电极结构设计三方面进行 p 型材料欧姆接触特性的研究与分析，实验结果如下：

(1) 由于材料的 i 层是 InGaN，高温下 In 会向 p-GaN 层扩散，在 i 层与 p 层交界面形成一层 p-GaN/GaN 异质结。此材料在 RTP500 快速热退火炉中空气氛围中 550°C 退火 5min 时，得到的零偏压电阻最小，比退火前的电阻降低了 2 个数量级。

(2) 样品经过不同溶液表面处理后，比较发现，KOH 溶液使表面镓氮元素化学比(Ga/N)以及 C, O 杂质含量大大减少，从而使表面能带弯曲减小，降低了表面势垒高度，改善电极的欧姆接触性能。

(3) 利用 p-GaN 帽层与 p-AlGaIn 薄膜间的异质结二维空穴气设计了包裹电极传输线，样品 I-V 特性显示，包裹电极可以有效改善材料接触特性，有利于空穴传输。包裹电极的设计为器件量子效率的提高提供了一个新的途径。

3 InGaN 器件其他制备工艺的优化

3.1 引言

随着紫外系统对探测器能力需求的不断增长，氮化镓探测器技术获得了长足的发展。从最初的单元、多元光导、光伏型器件，发展到长行列扫描型焦平面和大规模凝视型焦平面探测器，器件的像素规模不断扩大，像元尺寸不断缩小，相应的芯片制造技术也得到很大的提高。芯片的湿法化学处理技术、光刻技术、钝化膜生长技术、欧姆接触电极技术以及钢柱制备与倒焊互连技术都已经在 GaN 紫外探测器的研制中得到发展和成功应用。

耐腐蚀、化学性能稳定是 GaN 材料的优点，但在器件的制备中这些优点将给刻蚀工艺带来了困难。刻蚀工艺在器件芯片成型过程中用来形成电极孔和 pn 结合面，通常可分为干法刻蚀和湿法刻蚀。由于图形转移保真度低、线宽存在局限、表面/侧面粗糙、伴随放热放气等现象、操作很难控制等缺点，湿法腐蚀逐渐被干法刻蚀取代。目前在大规模集成电路制造、电子器件、光电子器件、薄膜材料加工等领域的刻蚀都采用的是干法刻蚀工艺。在半导体器件制作过程中，使用最广泛的是物理性的离子轰击与化学性反应相结合的刻蚀方法[81-85]。

虽然具有各向异性、刻蚀速率高、均匀性和选择性好、避免废料污染环境、便于控制等有很多优点，但干法刻蚀也存在一些不足。半导体材料在等离子体的物理轰击作用下被掺杂异质元素；电子或等离子体的强烈轰击会使化学键断裂，造成晶体缺陷，从而引起晶格损伤；由于溅射元素的不均匀，使材料表面化合物成分偏离正常的元素比；刻蚀过程中生成的聚合物再沉积会影响刻蚀质量。干法刻蚀工艺对半导体器件的电学与光学性能、可靠性方面等具有巨大的影响[86]，所以完善干法刻蚀工艺，减少刻蚀损伤的研究工作是器件制备工艺研究的一个重要组成部分。

本章从减少器件漏电流的要求出发，对 ICP 干法刻蚀工艺进行了研究。首先介绍了干法刻蚀损伤的来源，随后依次从不同刻蚀功率、不同钝化材料和湿法化学腐蚀三个方面进行减少刻蚀损伤的实验研究，最终确定了良好的刻蚀工艺步骤。

3.2 刻蚀损伤

3.2.1 引言

漏电流的存在导致了 PIN 探测器的噪声, 因此若要降低器件的噪声就必须减小反向漏电流。已知扩散电流密度 J_{Diff} 和产生电流密度 J_{Gen} 共同组成 PIN 二极管的反向漏电流密度 J_{r} [87]。在非耗尽 P 区和 N 区浓度梯度的作用下, 少数载流子向耗尽区边缘扩散, 形成扩散电流。给器件加反向偏压, 在偏压作用下耗尽区内电场加强, 产生的电子-空穴对在热激发的作用下迅速被强电场驱走, 产生反向电流, 从而使耗尽区内具有净产生率, 这就是产生电流的形成机制。除了扩散电流和产生电流, 热场激发电流 (TFE) 是漏电流的第三种产生机制 [88], 在强电场的作用下, 隧道效应使耗尽区中某一特定位置的深能级的热激发率加强。综上所述, 扩散电流密度 J_{Diff} 、产生电流密度 J_{Gen} 、热场激发电流密度 J_{TFE} 共同组成了 PIN 探测器总的漏电流密度, 可以看出器件漏电流随着反向偏压的增大而增大。

3.2.2 实验

为了研究侧面损伤对漏电流的影响, 分析了光敏面面积相同、刻蚀侧面面积不同器件的 I-V 曲线。图 3.1 为 InGaN 器件的材料结构示意图。首先依次用氯仿-乙醚-丙酮-酒精清洗材料, 去除各种有机污染物。然后将样片在沸腾的 KOH 溶液浸泡 10min, 这是为了去除表面的氧化层有利于 p 型接触的形成。去离子水冲洗后, 用高纯 N_2 吹干, 马上装入真空腔体中夹 p 电极, p 电极金属采用 Ni/Au, 厚度分别为 $200\text{\AA}/200\text{\AA}$ 。采用 AZ1500 正性光刻胶光刻 p 电极图形后, 分别用 Au 腐蚀液和 Ni 腐蚀液腐蚀出图形。浮胶并清洗后, 马上放入快速热退火炉中进行退火。紧接着采用 AZ4620 正性光刻胶光刻光敏面版图, 用感应耦合等离子刻蚀 (ICP) 方法刻蚀台面。图 3.2 为刻蚀台阶后器件的俯视图, 一种光敏面为直径为 $400\mu\text{m}$ 的圆, 另一种为长半轴为 $250\mu\text{m}$, 短半轴为 $160\mu\text{m}$ 的椭圆。两个光敏面的面积相同 ($125663\mu\text{m}^2$), 周长不同 (圆周长为 $1256\mu\text{m}$, 椭圆周长为 $1303\mu\text{m}$)。最后生长 n 电极, 二次钝化层和加厚电极。器件完成后, 用计算机控制的 Keithley236 结合探针台来测试不同光敏面器件的漏电流。

413#
p-GaN~0.15um
i-InGaN~0.15um
n-GaN~2.0um
低温GaN成核层 (缓冲层~20nm)

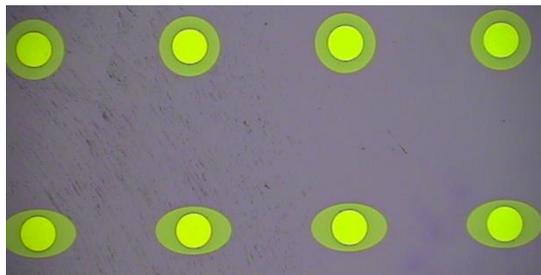


图 3.1 InGaN 器件的材料结构示意图

图 3.2 不同光敏面的俯视图

Fig3.1 Material structure of InGaN device

Fig3.2 Top view of different photosensitive surface

3.2.3 结果与讨论

目前人们从两个方面研究器件的漏电流，一是表面刻蚀损伤，二是杂质离子的引入。材料在生长过程中引入各种缺陷以及器件在制备过程中人为造成的损伤，都会导致材料表面态增加，器件表面的悬挂键密度也随之升高。通过与体内交换电子和空穴，表面带电[89]。反型层(沟道)的形成是由表面电荷引起的，并且使耗尽层的大小和形状发生了改变。沟道使结的实际表面积增加，进而影响扩散电流的大小，使其增加。表面态很高还会导致表面费米能级钉扎，这些都将影响热场激发电流 J_{TPE} 。同时，杂质离子也可能会在器件制备工艺中引入，形成影响 PIN 结电场的表面层。表面层的存在使 P-I 和 I-N 结边缘电场发生畸变弯曲，电场方向不再垂直于 PIN 管表面，横向上存在电场分量，当表面有带电粒子时，电场的横向分量就使这些带电粒子发生移动，形成表面漏电。图 3.3 为不同光敏面器件的 I-V 曲线，从图看出，虽然圆与椭圆台阶的光敏面面积相等，但是-5V 的电压下，使用椭圆光敏面的漏电流却比圆光敏面大一个数量级，这说明刻蚀台阶后，器件漏电流的差异主要是因为侧面损伤造成的。

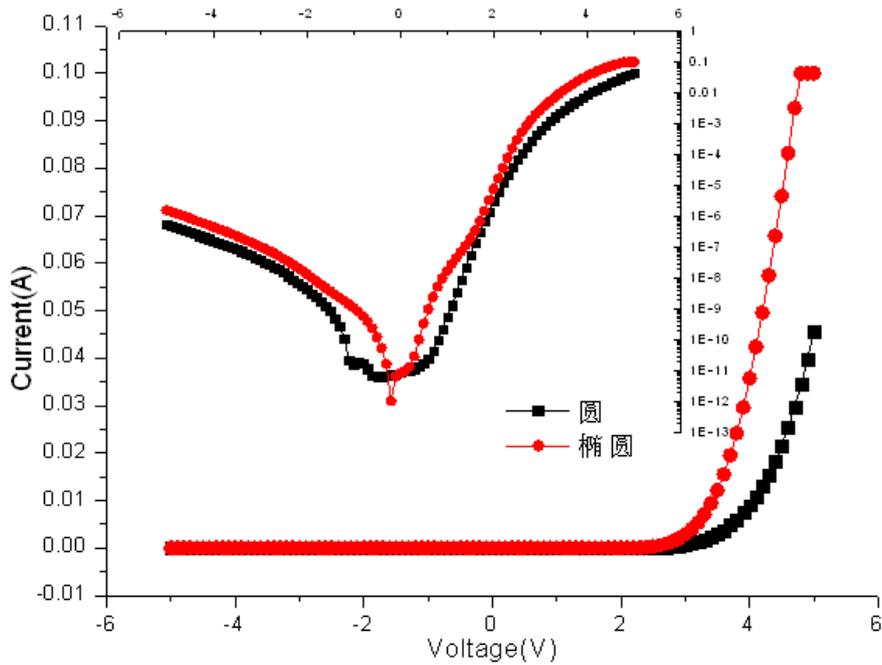


图 3.3 不同光敏面器件的 I-V 曲线

Fig3.3 The I-V curves of different photosensitive devices

3.3 刻蚀功率对器件的影响

3.3.1 引言

随着半导体产业的快速发展,新设备和新工艺不断涌现。用于GaN基材料的常用干法刻蚀方法主要是离子束刻蚀(IBE)和感应耦合等离子刻蚀(ICP)等。离子束刻蚀是一种产生强方向性等离子体的物理刻蚀方法。近年来,感应耦合等离子刻蚀(ICP)的研究非常火热。相比传统的反应离子刻蚀(RIE),ICP是一种高密度等离子体刻蚀技术,它能够通过控制等离子体密度和等离子体能量产生很高的等离子体密度,与RIE系统相比要高出2~4个数量级。除此之外,ICP打断了III族、V族元素和N元素之间的化学键,对表面进行有效的物理轰击,使氮化物的刻蚀速率明显提高。由于离子能量较低并且可调,刻蚀速率可以保持较高的状态,刻蚀表面具有很高的选择性,从而避免不必要的刻蚀损伤。低压下,ICP就能维持稳定的辉光放电,从而保证了离子轰击的方向性和刻蚀的均匀性。

总之,ICP具有各向异性好、刻蚀速率快、刻蚀损伤小、选择比高、大面积均匀性好、刻蚀断面轮廓可控性高和刻蚀表面平整光滑等诸多优点,使其在

氮化物的刻蚀中应用很广泛。

3.3.2 实验

刻蚀过程中会产生芯片刻蚀损伤,刻蚀损伤的种类可分为:等离子诱导电荷损伤、高能粒子轰击形成的结构损伤、辉光放电基粒子轰击引起的辐射损伤。干法刻蚀在器件的制备过程中会造成侧壁损伤,从而造成表面漏电现象。

材料长好 p 电极后,采用 AZ4620 正性光刻胶覆盖台面。用 ICP 刻蚀机刻蚀台阶, ICP 刻蚀机为 ICP-98C 型高密度等离子体刻蚀机,如图 3.5 所示。ICP 系统是由两个独立的 13.56 MHz 射频功率源组成,其中一个射频源在反应室底部,通过给等离子体提供能量来产生垂直于样品的物理轰击作用。另一个射频源通过电感耦合使气体辉光放电,使之产生高密度等离子体。影响刻蚀的因素有刻蚀气体的选择、不同直流自偏压、刻蚀气体的比例等。本节针对不同的 ICP 功率对 InGaN/GaN 异质结侧面的影响进行了工艺研究,分别用 15W、750W 的刻蚀功率刻蚀高度为 5700Å 的台阶。台面成型后马上生长 3000Å 的钝化层。紧接着生长 n 电极,二次钝化层和加厚电极。器件材料结构如图 3.4 所示。

掩膜及刻蚀台阶的高度是通过 AMI BIOS 的 XP-2 型台阶仪测试 5 个点后平均得到的。用计算机控制的 Keithley236 源结合探针台来测量材料刻蚀前后的电阻。

331#
p-GaN~0.15um
i-InGaN~0.22um
n-GaN~2.0um
低温GaN成核层(缓冲层)



图 3.4 InGaN 器件的材料结构示意图

Fig3.4 Material structure of InGaN device

图 3.5 ICP 刻蚀设备

Fig 3.5 ICP etching device

3.3.3 结果与讨论

当刻蚀功率增加时,刻蚀速率加快。形成的刻蚀表面将更为粗糙,将更多 N 溅射出去,导致界面产生更多 N 空位。产生的 N 空位具有施主特性,会增加表面载流子浓度,使界面处势垒宽度变得很窄,隧穿电流容易形成并成为主要传导电流。因此,肖特基势垒高度的降低和电子浓度的升高共同导致了接触电阻率的下降[90]。而实验结果却与其相反,刻蚀功率大的器件,零偏压电阻也很大。图 3.6 刻蚀功率为 15W 和 750W 的器件的 I-V 特性曲线。其中,用 15W 的功率刻蚀台阶后,器件的零偏压电阻为 $1.18 \times 10^9 \Omega$, 而用 750W 刻蚀器件的零偏压电阻为 $1.82 \times 10^{10} \Omega$ 。而且刻蚀功率为 750W 的器件在 -5V 偏压下的电流比 15W 的低约两个数量级。这是因为刻蚀相同高度的台阶,刻蚀功率越大,刻蚀时间越短。本实验中,用 750W 的功率刻蚀 5700 \AA 的台阶,只需几分钟,而用 15W 的功率则需要半小时才能完成。这说明材料暴露在等离子体下的时间越长,ICP 干法刻蚀对 III-V 族化合物的损伤程度越大。所以在保持刻蚀速率很高的情况下,只要合理调节轰击离子的能量、适当减少刻蚀的时间,就可以控制损伤在很低的范围,从而将刻蚀对器件电学特性的影响降到很低的水平[91]。

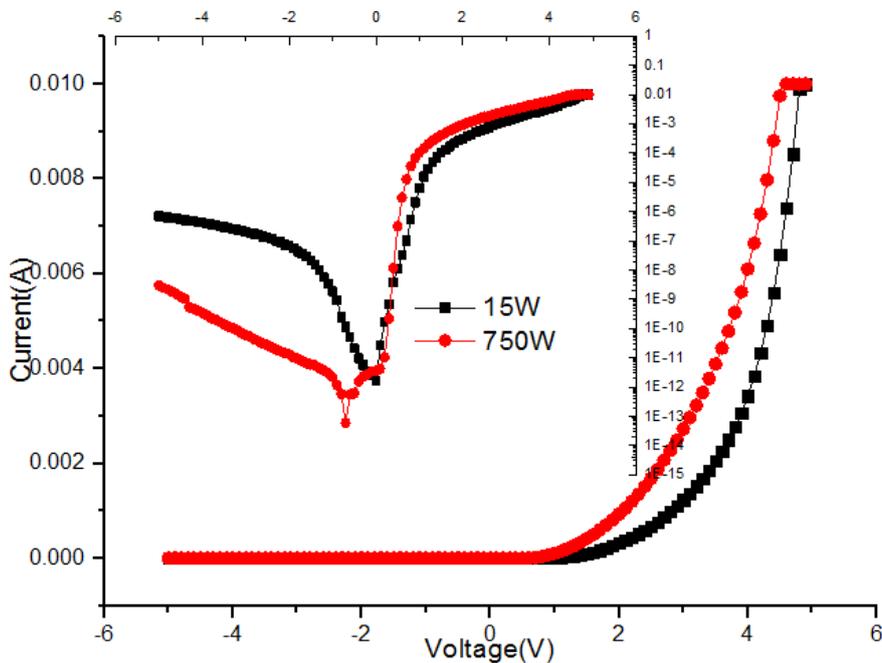


图 3.6 不同刻蚀功率的 I-V 曲线

Fig3.6 The I-V curve of different etching power

3.4 刻蚀后的湿法处理

3.4.1 引言

在干法刻蚀的过程中, 会存在一些副反应物, 如碳氯(氟)聚合物, 此类化合物不易挥发, 也不会与反应离子反应, 刻蚀后会沉积在反应室底部及晶片上, 形成难以刻蚀的聚合物薄膜, 尤其是在刻蚀材料的侧壁上出现连续起伏的扇状结构(>50 nm)。研究表明[92], 减小这些起伏的方法是缩小刻蚀-钝化交替时间以及增加钝化时间, 这样就可以在侧壁上形成聚合物薄层, 从而使起伏尺寸减至 20 nm~25 nm, 但是这些方法并不能完全消除侧壁起伏。

目前, 应用于干法刻蚀过程中的手段主要有在刻蚀之后、钝化之前添加去钝化工艺, 对聚合物薄层的厚度进行控制, 合理调节其它刻蚀参数等, 这些手段不仅可以使刻蚀端面各向异性, 而且还能使端面倾角在一定范围内变化[93-94]。刻蚀引起的非有意掺杂、化学键的断裂产生的点缺陷、反应产物或掩膜刻蚀产物玷污[95]等等都使已刻蚀材料欧姆接触质量受到严重影响, 导致器件物理特性和电特性变差。清洗工艺主要是为了清除干法刻蚀后残留在台面器件表面的聚合物, 腐蚀工艺是适当消除台面刻蚀形成的物理损伤层的有效方法。

3.4.2 实验

采用在干法刻蚀后结合湿法处理的方法既可以降低刻蚀造成的损伤[96], 又能降低由于干法刻蚀造成的表面粗糙。材料结构如图 3.3。首先常规工艺光刻, 然后用 ICP 干法刻蚀出器件光敏面图形, 接着一批样品立即进行湿法化学腐蚀处理: 在质量分数为 20%的 KOH 沸腾溶液中浸泡 20s 后, 用去离子水清洗, 氮气吹干, 再长钝化层。另一批样品则刻蚀完台阶后, 未经过湿法化学处理, 直接长相同的钝化层。最后生长 n 电极, 二次钝化层和加厚电极。器件完成后用探针台和计算机控制的 Keithley236 源测量单元来测试器件的 I-V 特性曲线。

3.4.3 结果与讨论

器件的 I-V 测试结果表明, 在反向偏压加至-5V 时, 在干法刻蚀后经湿法化学腐蚀处理的器件平均反向漏电流约为 7.46×10^{-9} A, 而在刻蚀后未经湿法化学腐蚀处理的器件平均反向漏电流约为 1.18×10^{-6} A, 见图 3.7。湿法化学腐蚀工艺的引入使得器件的反向漏电流减少了近 3 个数量级。实验结果表明了 KOH 溶液处理表面对改善材料表面和欧姆接触特性是比较有效的。可以将表面损伤

层腐蚀掉,使欧姆接触面实现平整化.这是因为 ICP 刻蚀使表面损伤,表面上层的晶格缺陷比较严重,湿法刻蚀优先发生在化学键破坏的表层. KOH 溶液也同样具有有效去除氧化层的作用,降低了肖特基势垒高度,所以改善了欧姆接触特性 [97]。可见,采用干法刻蚀和湿法腐蚀相结合的方法制备 InGaN 光伏探测器,这样既可以提高光敏面的图形保真度,又可消除因刻蚀形成的侧面损伤。

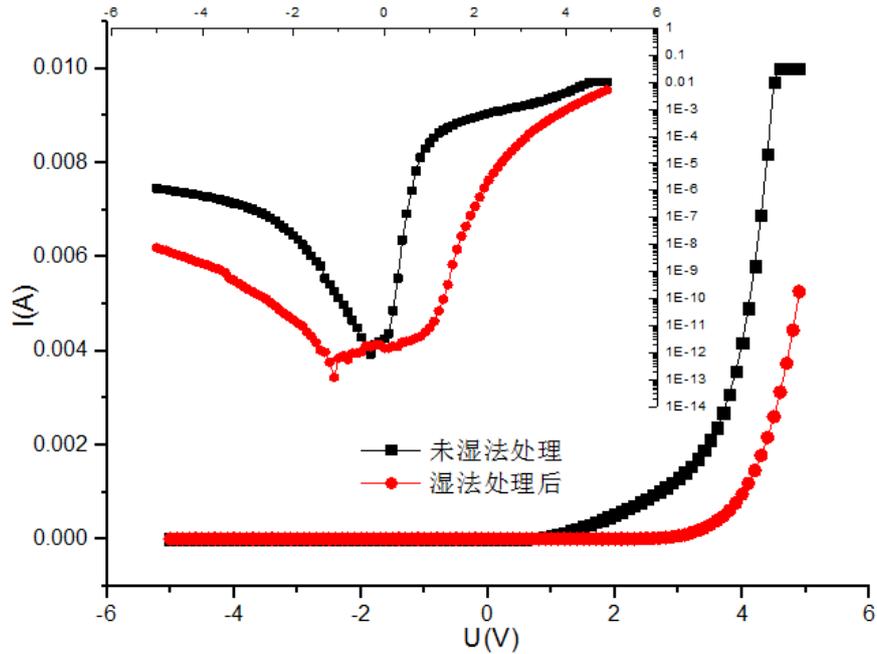


图 3.7 有无湿法化学腐蚀处理的样品 I-V 曲线

Fig3.7 The I-V curve of samples with and without wet chemical etching process

3.5 钝化层材料的选择

3.5.1 引言

表面钝化是半导体器件制造过程中的关键技术之一。钝化的半导体表面相比未钝化的半导体表面有如下优势 [98]：一、减少器件氧化层中的各种电荷，二、增强器件对外来离子粘污的阻挡能力，三、控制和稳定半导体表面的电特性，四、保护器件内部的互连，五、防止器件受到机械和化学损伤。钝化工艺已经在紫外探测器上得到了应用，因为紫外探测器一般采用台面结构，加上表面 p-GaN 的复合系数较大，因此表面漏电流和刻蚀后耗尽区侧面漏电流都比较大，在器件光敏元的表面和耗尽区的侧面进行钝化可以有效提高器件的电学性

能，并在一定程度上提高器件的量子效率和信噪比。目前，GaN/AlGaN 的异质结的器件一般采用 SiO_2 、 Si_3N_4 等介质膜来做钝化膜[99]。本节研究了 SiO_2 、 Si_3N_4 作为介质膜时 GaN/InGaN 异质结器件的性能。

3.5.2 实验

实验中 GaN 样品采用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 在 (0001) 蓝宝石衬底上生长。在 20nm 厚的 GaN 缓冲层上生长 PIN 结构。P 型 GaN 层厚度 150nm (Mg 掺杂)，N 型 GaN 层厚度 2000nm (Si 掺杂)，中间为 220nm 厚 InGaN 层。用感应耦合等离子体 (ICP) 刻蚀形成 P 台面。磁控溅射 Ni/Au (20nm/20nm) 和 Ti/Al/Ti/Au (50nm/50nm/30nm/30nm) 分别形成 P 电极和 N 电极。圆形 P 电极直径为 200 μm ，环形 N 电极宽度为 50 μm 。

用相同的功率刻蚀台面后，为了研究钝化层材料对 InGaN PIN 结构探测器漏电流的影响，分别在器件侧壁 (刻蚀的 P 台面侧壁) 及表面覆盖了 500nm 的 SiO_2 、 Si_3N_4 钝化层。结构示意图如图 3.8 所示。

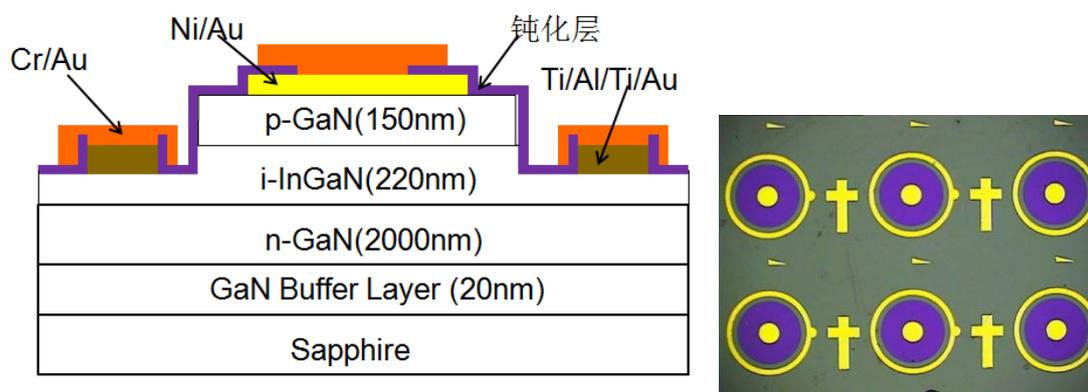


图 3.8 有钝化层的 InGaN PIN 探测器结构示意图: (a) 剖面图; (b) 俯视图

Fig3.8 Schematic structure of the InGaN PIN detector with passivation

(a) Section; (b) Top view

3.5.3 结果与讨论

Si_3N_4 薄膜的研究开始于上世纪 60 年代，主要应用于半导体集成电路中，是最具有应用前景的表面钝化材料之一[100]。与 SiO_2 薄膜相比，氮化硅薄膜化学稳定性高，致密性好，介电常数大，具有良好的力学性能和绝缘性能。由此可见， Si_3N_4 薄膜具有良好的抗氧化、抗腐蚀和耐摩擦性能，尤其是在抗杂质扩散和水汽渗透能力方面具有明显的优势。

SiO_2 介质膜的工艺在 GaN 探测器的制备中早已被采用[101-102], 用 SiO_2 钝化膜进行表面钝化时, 钝化膜对紫外线的反射影响不大, 而且还可以在在一定程度上减少表面的反射率。 SiO_2 介质膜不但可以有效降低器件的反向漏电流, 而且可以进一步增加器件的抗辐射性能, 提高器件的可靠性。图 3.9 为器件覆盖 SiO_2 和 Si_3N_4 两种钝化膜的 I-V 特性曲线。其中, 具有 SiO_2 介质膜器件的零偏压电阻为 $1.84 \times 10^{11} \Omega$, 暗电流为 $5.19 \times 10^{-12} \text{A}$ 。而具有 Si_3N_4 钝化层器件的零偏压电阻为 $2.31 \times 10^{10} \Omega$, 暗电流为 $5.69 \times 10^{-12} \text{A}$ 。由图看出, SiO_2 钝化膜能显著地降低器件的反向漏电流, -5V 的电压下, Si_3N_4 钝化膜器件的反向漏电流为 $7.01 \times 10^{-7} \text{A}$, 而 SiO_2 钝化膜器件的反向漏电流为 $1.38 \times 10^{-8} \text{A}$, 比 Si_3N_4 钝化膜器件的漏电流降低了一个数量级, 这可能是经过 SiO_2 钝化减少了漏电流的缺陷路径。而在正向电压方面, 不同的钝化层材料不影响器件的开启电压, 这说明钝化层对肖特基器件的暗电流的影响是不大的, 原因可能是开启后的导通电流远大于它的正向漏电流。产生这些变化可能是 SiO_2 钝化膜减少了肖特基探测器电极隔离区域表面缺陷的缘故[103]。而且, 随着反向偏压的增大, SiO_2 钝化层对器件反向漏电流的抑制效应更明显[104]。

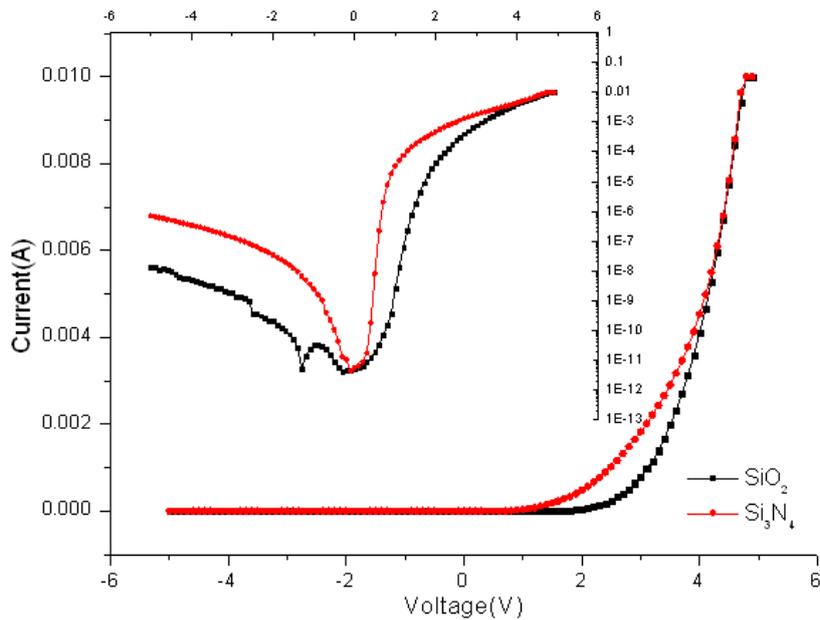


图 3.9 不同钝化层器件的 I-V 特性曲线

Fig3.9 The I-V curve of the p-i-n device with different passivation

图 3.10 为两种钝化层材料的器件的响应光谱。红色曲线为钝化层 Si_3N_4 的响应, 在峰值处的最大响应率约为 0.13A/W 。黑色曲线为钝化层 SiO_2 的响应,

在峰值处的最大响应率约为 0.18A/W。可以看出，用 SiO_2 作为钝化层的探测器响应率显著地提高。这主要是由于 SiO_2 钝化减少两电极之间的表面缺陷，减少了光生载流子在疏运过程中由于缺陷复合中心而复合损失，因而提高了器件的光响应率。

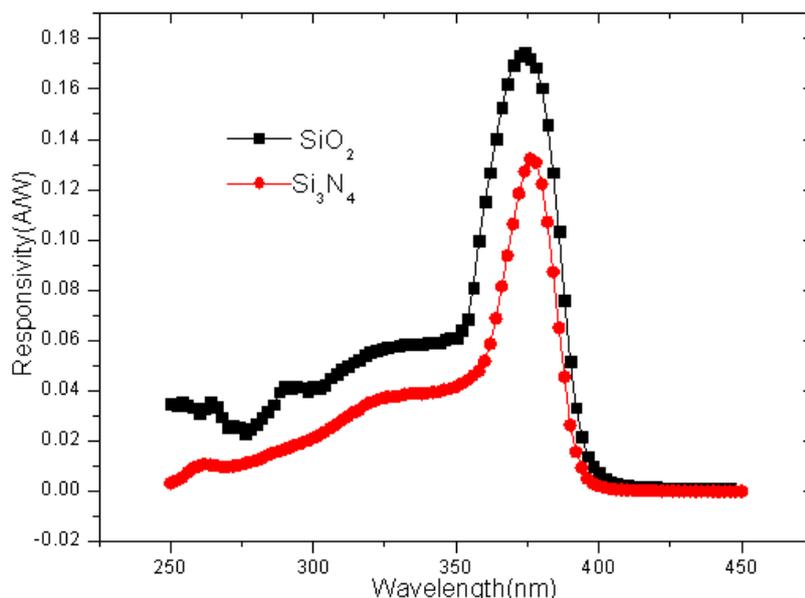


图 3.10 不同钝化层材料的响应光谱

Fig3.10 The response spectrum of the p-i-n device with different passivation

从两种不同钝化材料的器件的 I-V 特性和响应光谱看出， Si_3N_4 钝化介质能减轻势垒层的应变弛豫[105]，可以降低总的表面态密度，使生长钝化层后器件的漏电流有所改善，但与生长 SiO_2 钝化层的器件相比，器件的性能远远不及覆盖 SiO_2 钝化层的器件。研究表明， SiO_2 钝化层除了能降低器件的表面态密度，使表面复合率减少外，还能够消除由于器件表面悬挂键的存在而导致的表面沟道效应[104]，此外， SiO_2 还能阻挡带电的杂质粒子沉积在器件表面[106]。

3.6 本章小结

本章从制备 InGaN 紫外探测器的要求出发，针对产生器件漏电流的工艺以及优化措施进行了研究。主要从不同刻蚀功率、不同钝化材料、湿法化学腐蚀处理等方面展开，并采用 I-V 特性曲线和响应光谱进行了分析。实验结果表明离子能量对于材料的损伤作用很明显，干法刻蚀过程中产生的等离子体与被刻蚀材料进行动量和能量交换，产生位错等缺陷并引起基体材料的晶格变形。由

上所述，干法刻蚀给器件的台面和侧壁带来一定的损伤，这些损伤缺陷使材料禁带中引入深能级，形成影响器件电学和光学特性的非辐射复合中心，从而影响器件的正常工作。更严重的是这些损伤随着时间的推移可能会循着某种轨迹扩散到材料内部，导致器件的失效。本章 InGaN 单元器件的研究对低损伤台面刻蚀、裸露结区的钝化、湿法化学腐蚀等工艺进行了改善。这些改善的工艺可以有效地去除干法刻蚀后材料表面的 N 空位、刻蚀生成物及自然氧化物，减小了界面态密度，改善了电流-电压特性，减小了反偏暗电流。而且这些工艺应用于后续章节中 InGaN 紫外探测器的制备，并对今后我室 InGaN 紫外焦平面器件的制备打下了基础。

4 InGaN p-i-n 型正照射紫外探测器的研究

4.1 引言

由于光生载流子在耗尽区的渡越时间远小于少子寿命, 耗尽区有接近 1 的量子效率, 因此, 在 p 层和 n 层之间夹入一层本征的 i 层, 以增加耗尽层的宽度, 这种结构的光电二极管成为 p-i-n 光电二极管[107]。光电流主要由耗尽层(i 层)产生的载流子引起。耗尽层宽度越大, i 层越能吸收更多的光能, 响应也越大, 同时, 耗尽层宽度增加也有利于减小耗尽区电容, 提高响应速度; 但是, 如果耗尽层太大, 载流子的渡越时间就会很长, 也会降低器件的响应速度。

单元探测器或线列探测器用于成像系统时, 均是从视场的一边扫描到另一边, 以产生一幅完整的图象。如果一个线列探测器由 N 列组成, 各列依次扫过同一个空间线视场。如将第一列图象延迟后与第二列图象逐元相加, 然后再延迟与其后的各列图象逐元相加。N 列迭加的结果可产生 N 倍的信号电平, 而噪声仅增加 \sqrt{N} 倍, 这样系统的信噪比可增加 \sqrt{N} 倍。时间-延迟积分 (TDI) 通过 N 元串扫, 可以增加积分时间, 但不损失空间分辨率, 使系统信噪比得到改善。因此, 与面阵不同的是线列探测器通过拼接技术在一维方向上得到尽可能多的探测单元, 用于推扫/摆扫成像系统, 使空间对地观测具有很高的地面分辨率。

面阵探测器是光电器件的发展方向之一, 由于紫外焦平面阵列在军事上的应用前景, 在研制单个高性能器件的同时, 各军事大国也在大力发展紫外焦平面阵列。目前国内开展紫外探测器研究的高校和科研院所有: 上海技术物理所、南京大学、西安电子科技大学、中国空空导弹研究院、北京大学和半导体研究所等, 这些研究组开展了大量物理、材料和器件研究, 并取得可喜的进展[108]。

中科院上海技术物理研究所也开展了 GaN 基焦平面器件的研究, 研究方向涉及芯片、电路和互连等方面, 并取得了一系列成果。在焦平面制备方面, 上海技术物理研究所在对器件工艺研究的基础上, 2003 年研制出规模为 64×1 的 GaN 基可见盲紫外探测线列, 采用正照射结构, 并实现了与 Si 读出电路的互连, 是我国第一个 GaN 基紫外线列焦平面; 2005 年研制出了 32×32 可见盲紫外焦平面探测器; 紧接着, 又研制出了 128×1 可见盲、日盲型线列紫外探测器, 这是国内首次制备出 AlGaIn 日盲型线列焦平面探测器[109]; 2009, 制备出 256×1 的背照射 AlGaIn 紫外探测芯片[110]。

产生的光电信号通过电极引线输出到读出电路上, 对信号输出而言, 则要

求电极接触为一理想的欧姆接触，即为一电阻型接触，不改变器件本身的电流-电压特性，而且其接触电阻尽量小。因此在二三章优化工艺的基础上，结合实际探测器的应用，利用金属有机化学气相沉积(MOCVD)方法生长的 GaN/InGaN 外延材料, 通过表面处理、P 电极退火、刻蚀台阶、湿法处理、钝化层生长等制备工艺, 制备了 p-i-n InGaN 单元紫外探测器和 InGaN 800×8 元紫外长线列焦平面探测器。从器件的光电性能出发, 分析 InGaN p-i-n 光伏器件的电流电压特性和响应光谱, 计算出探测器的优质因子, 探测率及量子效率。

4.2 InGaN 材料的生长

实验样品是采用金属有机化学汽相沉积 (MOCVD) 在 2 英寸 (0001) 晶向蓝宝石 (α -Al₂O₃) 衬底上制备的 GaN 薄膜。使用的镓源为三甲基镓 (TMGa), 氮源为高纯氨气 (NH₃), 铟源为三甲基铟 (TMIn), Si 源为硅烷 (SiH₄), Mg 源为二茂镁 (Mg (C₅H₅)₂), 生长 InGaN 时载气为高纯 N₂, 生长 GaN 时 (包括 n-GaN、p-GaN) 载气为高纯 H₂。具体制作过程为: 首先在蓝宝石衬底上 550℃ 生长 20nm 的 GaN 缓冲层 [111]; 然后升高温度至 1040℃ 生长 Si 掺杂的 n 型窗口层高掺杂 n-GaN 层, 厚度为 2.0μm; 接着降温至 800℃ 生长掺 In 的 In_{0.09}Ga_{0.91}N 外延层, 厚度为 0.15μm; 最后升温至 1040℃ 生长厚度为 0.15μm 的 Mg 掺杂的 p-GaN 层。其中, 图 4.1 为 InGaN 材料的生长过程。

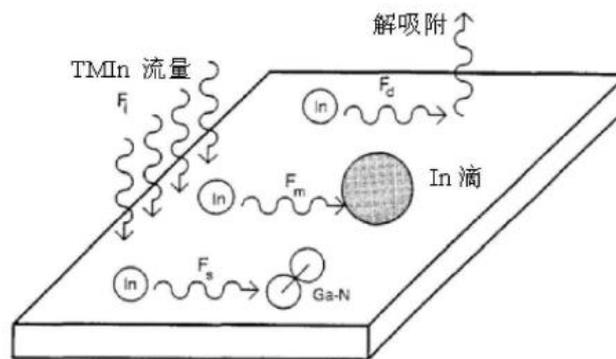


图 4.1 InGaN 生长中的反应路径

Fig 4.1 The growth process of InGaN materials

对实验样品进行透射光谱测试。紫外-可见透射光谱使用分辨率为 0.5nm 的 Cary 50 紫外/可见分光光度计在室温下测量, 入射角为 90°, 波长范围为 200-800nm, 透射光谱如图 4.2 所示。由图看出, 在长波振荡区, 透射谱幅值在

80%以上，振荡条纹包络呈现振荡形式。台阶区出现了一个小的台阶，由后面的研究可知，吸收边在 378 nm 附近，对应着 $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{N}$ 的吸收；在 365nm 处，对应着 GaN 的强烈吸收。测试样品的三个不同点，吸收边重复性良好，说明材料均匀。

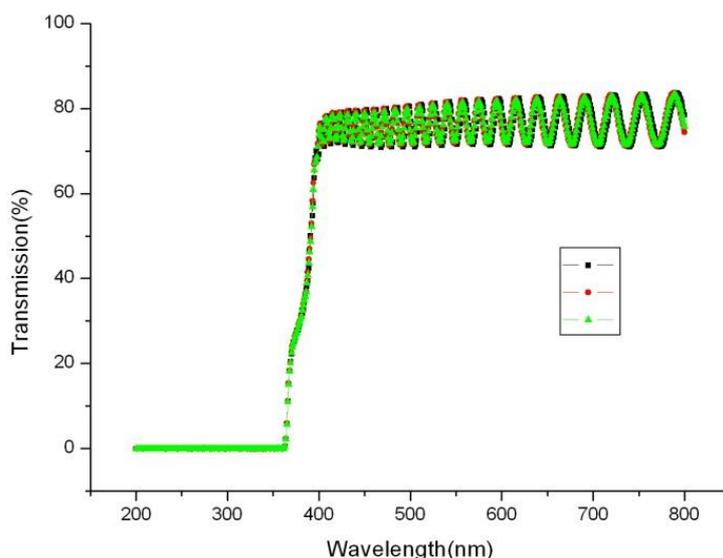


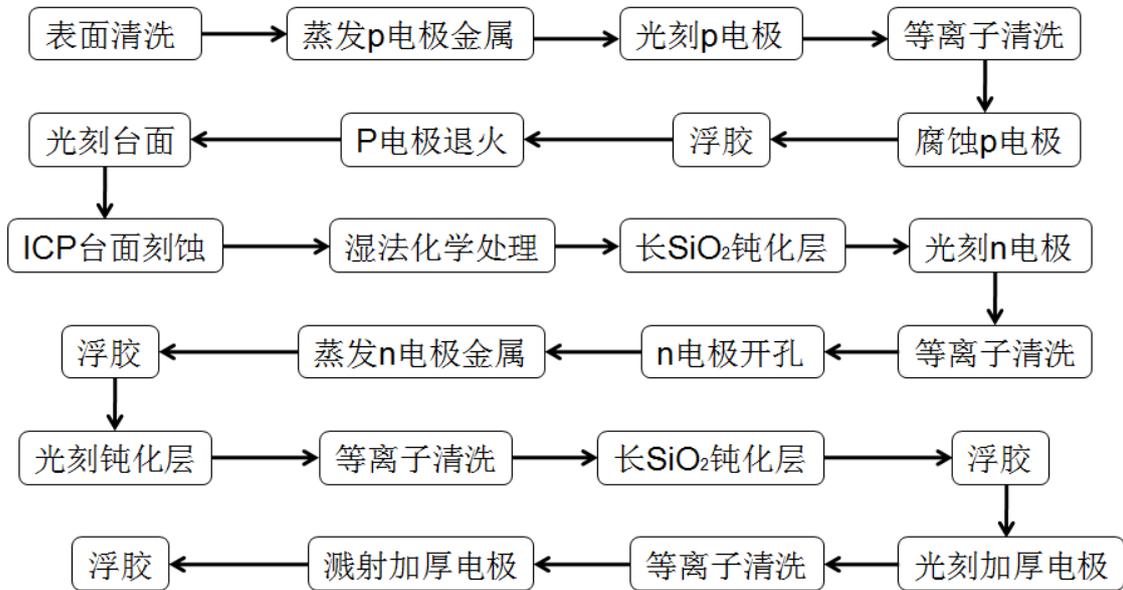
图4.2 样品的透射光谱

Fig 4.2 Transmission spectra of the sample

4.3 InGaN 单元器件的结构设计及工艺流程

长 P 电极前首先要对片子进行四步清洗，材料依次经过三氯乙烯-乙醚-丙酮-酒精的清洗，目的是去除样品表面的各种有机污染物。由于材料表面易氧化，需用 56% 的 KOH 溶液处理样品表面，减少表面势垒，达到良好的 P 型欧姆接触 [112]。然后用去离子水冲洗残留的 KOH 溶液，最后用高纯氮气吹干材料。

InGaN 单元器件采用二、三章总结的单项优化工艺进行流片，包括电极退火、光刻、ICP 刻蚀台面、钝化等。先用离子束蒸发设备长 P 电极，材料为 Ni/Au。由于 P 电极存在较大的肖特基结，需要在快速热退火炉中退火，以达到良好的欧姆接触。ICP 干法刻蚀使用 Cl_2 、Ar、 BCl_3 等气体，刻蚀速率约为 28nm/min。N 电极材料是采用电子束蒸发法生长的 Ti/Al/Ti/Au。采用电感耦合等离子增强化学气相沉积 SiO_2 作为钝化膜。p-i-n 型 InGaN 单元器件的具体工艺流程如下：



利用 OLYMPUS STM-6 光学显微镜观察 InGaN 单元器件,如图 4.3 所示。中心的圆为 P 电极,外环为 N 电极。光敏面为直径为 600 μm 的圆形结构,从图中 4.3 的显微照片可以看出,用 ICP 刻蚀法刻蚀出了圆形的台面结构,而且刻蚀表面平整光滑。十字形为光刻标记。器件的纵向结构示意图如图 4.4 所示。

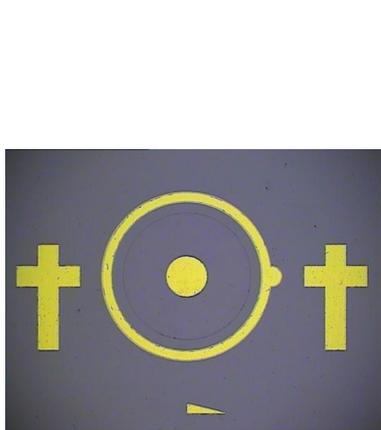


图 4.3 InGaN 紫外探测器的显微照片

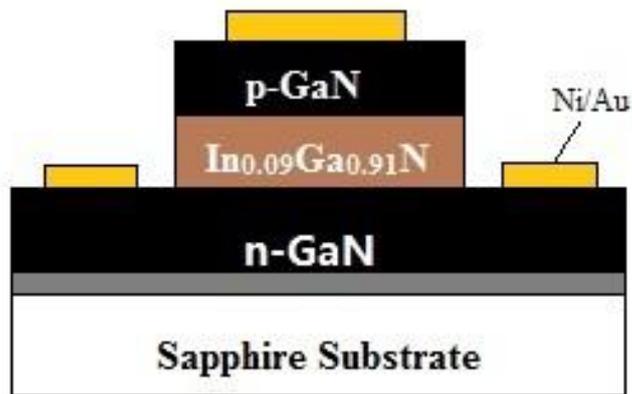


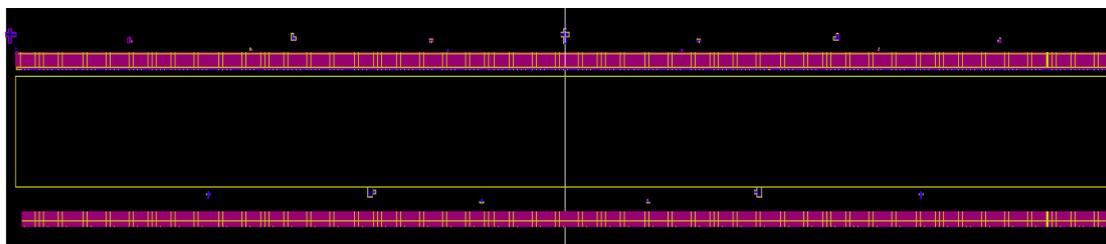
图 4.4 GaN/InGaN p-i-n 二极管结构

Fig 4.3 Micrograph of InGaN UV photodiode Fig 4.4 Schematic of GaN/InGaN p-i-n photodiode

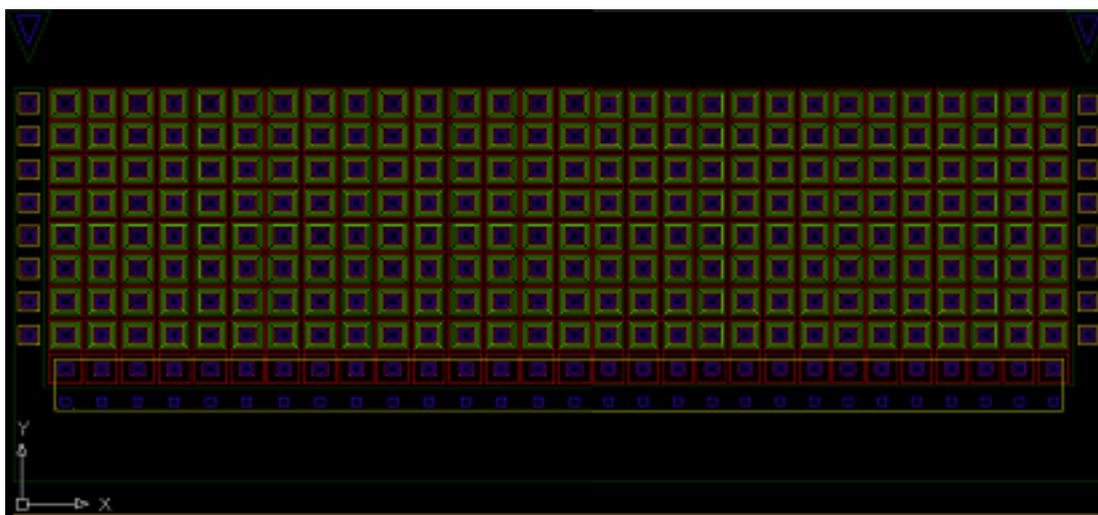
4.4 800×8 元长线列 InGaN 紫外焦平面探测器的研制

4.4.1 长线列器件光刻版图设计

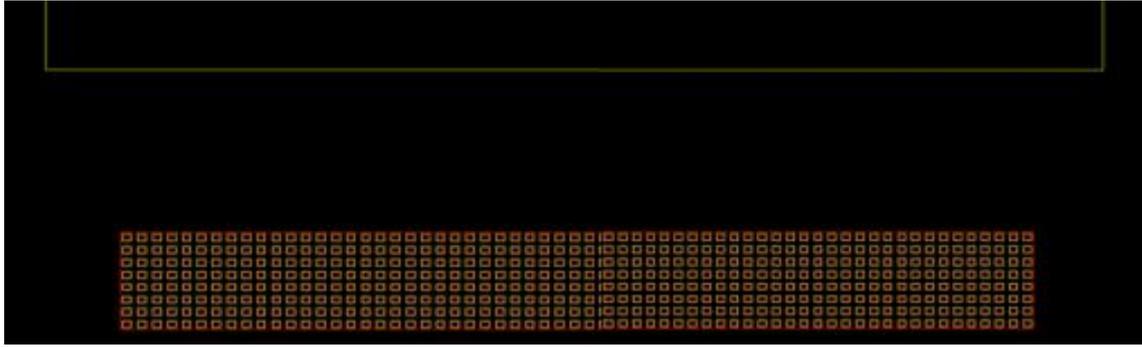
背照射线列器件的 6 块光刻版总图如图 4.5 所示。上部由 800×8 个光敏单元组成，单元上的光刻版由外到内依次为：刻蚀—p 电极—加厚电极—钢柱—钝化层，每个单元的中心距是 25 μm 。像元光敏面为边长 22 μm 的正方形，由外到内，每层光刻版图依次缩进 2 μm ，最内侧的刻蚀图形为边长为 6 μm 的正方形，相邻单元台面间的最小距离为 2 μm ，几乎达到了我室光刻极限。器件的 n 电极为公用电极，包围着 800×8 个 p 电极的三面，剩下的一侧是为了以后做双色器件用。由图 4.5 (b) 看出，在 800×8 个单元下还有一列 800 元，通过加厚电极（黄色框）与 n 电极相连，这是为了解决刻蚀台阶的高度差专门设计的爬坡电极。由图 4.5 的 (a) 可以看出紧接着 n 电极的是加厚电极（黄色边框），主要起到隔离的作用。加厚电极下方是 800×8 的单元，只有刻蚀层—加厚层—钢柱，如图 4.5 (c) 所示。这些单元不同于 (b) 中的 800×8 像元，设计它们的目的是为了加高器件，支撑线列器件的电路板。



(a) 所有光刻版全貌



(b) 光刻版上部图



(c) 光刻版下部图

图 4.5 线列器件光刻版图

Fig4.5 the photolithography mask of linear array detector

4.4.2 长线列器件制备

制备 InGaN p-i-n 紫外探测器所用的材料采用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 的方法生长, 衬底为 (0001) 方向的双面抛光蓝宝石 (α - Al_2O_3), 缓冲层为 GaN 约 20nm。在蓝宝石衬底上先低温沉积一层 GaN 缓冲层, 然后是 Si 掺杂的 n 型窗口层, InGaN 的 i 型层和 Mg 掺杂的低组分 p 型层。材料结构示意图如图 4.6 所示, 用于制备 800×8 线列紫外探测器。

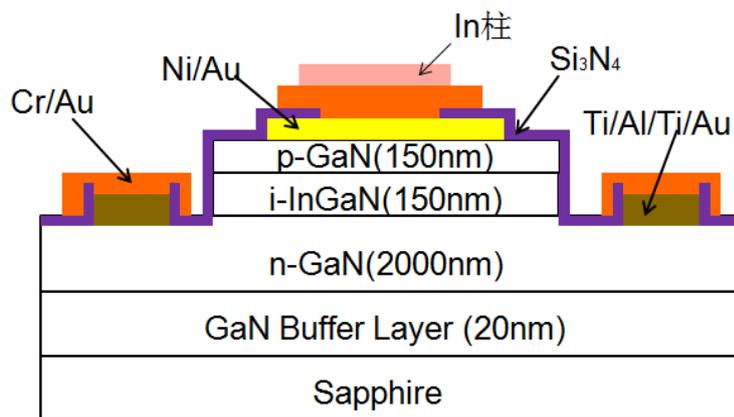


图 4.6 背照射材料结构

Fig4.6 material structure for back-illumination

线列器件的工艺流程与单元器件稍有不同, 若侧面钝化层采用 SiO_2 材料, 则 n 电极开孔时, 要用 HF 酸溶液腐蚀掉钝化层。但由于线列的最小距离为 $2\mu\text{m}$,

很容易造成钻蚀现象，故改用 Si_3N_4 材料作为钝化层。流程如下：



线列器件 p 电极采用电子束蒸发生长 Ni/Au，厚度为 $200\text{\AA}/200\text{\AA}$ ，退火条件为 550°C 5min。n 电极采用 Ti/Al/Ti/Au 作为欧姆接触，厚度为 $500\text{\AA}/500\text{\AA}/300\text{\AA}/300\text{\AA}$ 。每次光刻后有等离子体清洗的步骤，等离子体为空气等离子体，主要是为了去除残余的光刻胶，因为在器件规模比较大、图形密度比较高的时候，残余的光刻胶会对图形的转移产生比较大的影响。刻蚀条件为第三章中获得的较优的条件，即主功率 750W，直流自偏压 220V， $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2/\text{Ar}=10/32/8\text{sccm}$ 。背照射器件电极加厚的目的主要是为了保证生长的 In 柱的牢度，因为 p 型电极退火之后会有氧化物生成，不利于 In 的黏附，因此在生长 In 柱前采用 Cr/Au 进行加厚，厚度约 $200\text{\AA}/3000\text{\AA}$ 。In 柱采用热蒸发的方法生长，高度约 $10\mu\text{m}$ 。

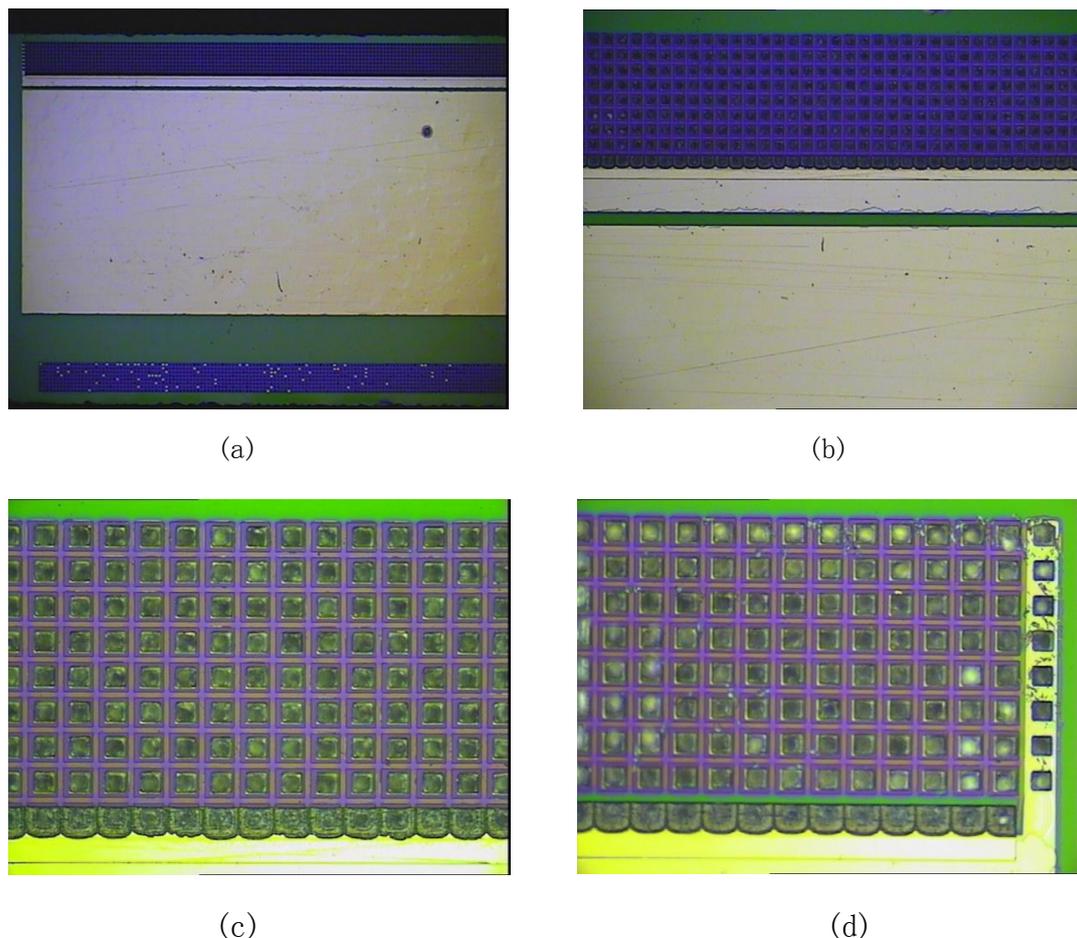


图 4.7 800×8 元线列 InGaN 探测器照片

Fig4.7 Photograph of 800×8 element linear InGaN detector array

4.5 InGaN 器件伏安特性研究

4.5.1 性能测试

采用金丝压焊的方法把单元器件的P, N电极引出, 对单元器件特性进行测试。器件电学性能通过计算机控制的KEITHLEY236 电流/电压源与二维探针台进行测试, 测试电压范围-5V~5V, 间隔为0.1V, 仪器的测试精度为0.1pA。将器件I-V曲线经过数值微分后, 取零电压附近的5个点进行数据平均得到零偏压动态电阻R₀。测试时将样品装在杜瓦瓶中, 并将杜瓦置于黑暗的金属屏蔽箱内, 以减少外界干扰。

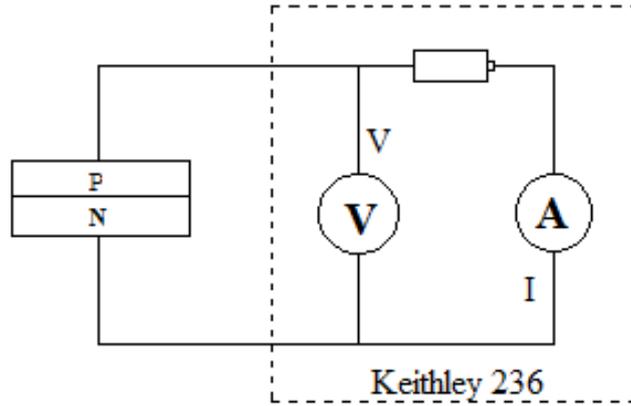


图 4.8 器件电学特性测试框图

Figure 4.8 Test frame of electrical properties of device.

4.5.2 器件光谱探测率的计算

室温零偏压下动态电阻 R_0 是将器件I-V曲线经过数值微分后取零电压附近5个点的数据平均后获得的。光伏器件的优值因子 R_0A 是零偏压下动态电阻 R_0 与器件的光敏元面积的乘积。通过 R_0A 获得探测率 D^* 。光伏探测器的光谱探测率可以表达为:

$$D^* = \frac{\eta\lambda q}{hc} \left(\frac{4KT}{R_0A} + 2q^2\eta\Phi_b \right)^{-1/2} \text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1} \quad (4.1)$$

式中: η 是量子效率, h 是普朗克常量, K 是玻尔兹曼常数, T 是绝对温度(常温下取300K), Φ_b 是背景光子通量密度。其中, $\frac{4KT}{R_0A}$ 来自于探测器的热噪声,

$2q^2\eta\Phi_b$ 是由背景辐射 Φ_b 引起的。 $\frac{4KT}{R_0A}$ 的数量级远远大于 $2q^2\eta\Phi_b$, 器件受限于

热噪声, 公式(4.1)中的第二项可忽略, 探测率表示为:

$$D^* = \frac{\eta\lambda q}{hc} \left(\frac{R_0A}{4KT} \right)^{1/2} \text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1} \quad (4.2)$$

式中: R_0A 是一个直接影响探测率 D^* 的参数。根据本文数值计算, $\frac{4KT}{R_0A} = 4.9 \times$

$10^{-27} \text{J}/\Omega \cdot \text{cm}^2$, $2q^2\eta\Phi_b = 1.1 \times 10^{-67} \text{J}/\Omega \cdot \text{cm}^2$, 即热噪声远远大于背景辐射产生的信号, 故采用(4.2)式计算 D^* 。

根据探测器的 I-V 曲线, 可由公式(4.3)计算出探测器的串阻 R_s 。

$$(\partial V / \partial I)I = nKT / q + R_s \times I \quad (4.3)$$

4.5.3 InGaN 器件 I-V 测试结果分析

图 4.9 给出了室温下, 零偏压下异质结 GaN/InGaN 背照式紫外探测器的 I-V 曲线。器件的正向开启电压为 2.5V, 零偏压下器件暗电流为 3.70×10^{-13} A, 对应的电流密度为 1.32×10^{-10} A/cm²。在 -5V 偏压下漏电流为 -2.37×10^{-6} A, 对应的电流密度为 -8.56×10^{-4} A/cm²。从整体上来说器件的反向漏电流偏大, 外延层和蓝宝石衬底的晶格失配引起的位错可以导致 p-i-n 器件的漏电流, 同时器件制作工艺中的干法刻蚀引起的晶格损伤[113]以及钝化层的效果也可以导致较大的漏电流。器件的动态零偏电压电阻约为 4.53×10^{10} Ω, 光敏面为直径为 600μm 的圆, 从而得出 $R_0A = 1.3 \times 10^8 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。将 R_0A 代入公式 (2), 得到在 378nm 处, 探测率 $D^* = 1.97 \times 10^{13} \text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1}$ 。根据探测器的 I-V 曲线, 可由公式 (3) 计算出探测器的串阻 R_s 为 3490Ω。

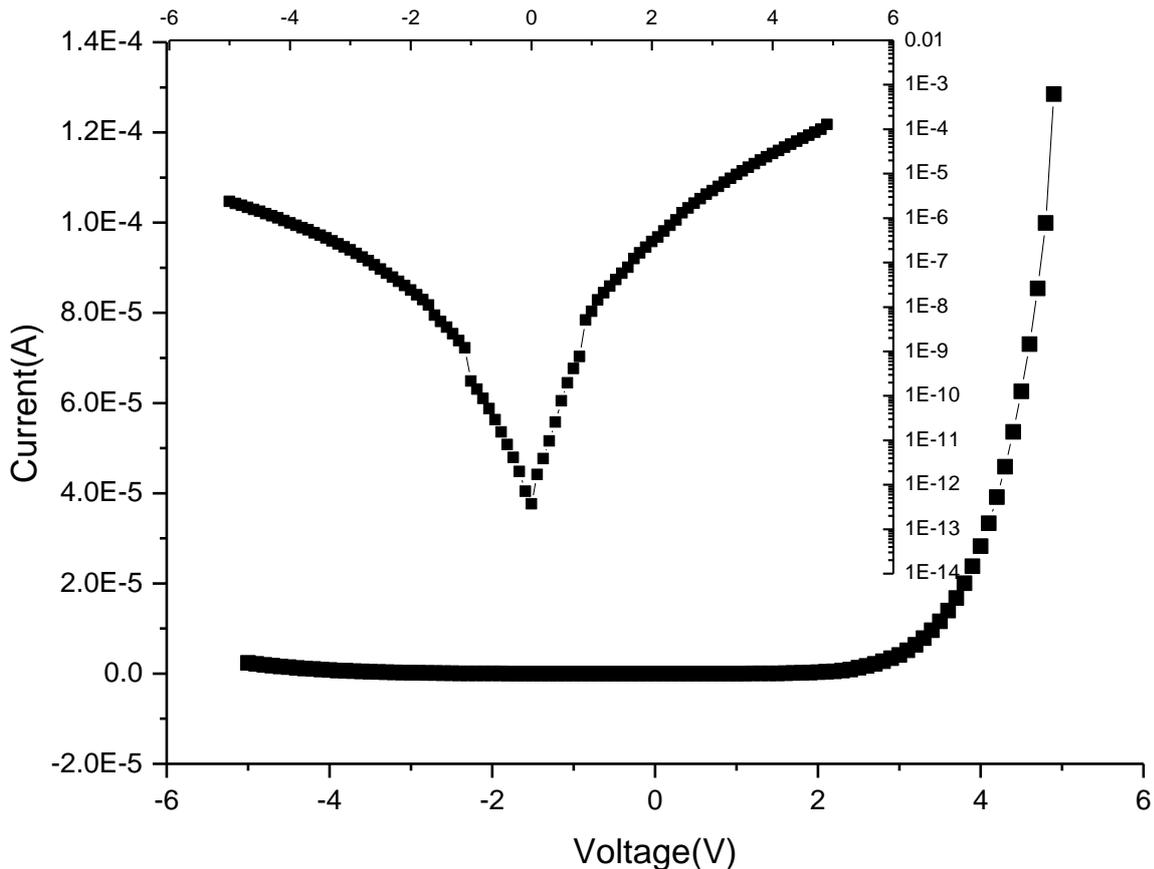


图4.9 室温下GaN/InGaN p-i-n 光电二极管的I-V特性

Fig 4.9 Current-voltage characteristic of a typical GaN/InGaN p-i-n photodiode at 300K

4.6 InGaN 器件响应特性研究

4.6.1 性能测试

在测试器件响应光谱时，用氙灯作为紫外光源（350W），其出射光经熔融石英透镜聚焦后进入光栅单色仪（北京光学仪器厂WDG30，光栅1200线/mm，分辨率 $\leq 0.1\text{nm}$ ）的入射狭缝（宽度2mm，高度4mm），入射光经单色仪单色后，从出射狭缝（宽度1mm）出射，照射到待测器件上。器件的光生电流经电流放大器（Stanford SR570，放大倍数10nA/V）放大后，经数字万用表（VC98）采集。单色仪的控制和万用表数据的采集都是通过计算机的RS232接口完成。用紫外增强的Si光电二极管对器件的响应光谱进行标准化处理。[114]这样就可以得到器件的相对响应光谱。对器件绝对相应光谱的测试采用紫外滤光片加紫外辐照计的办法，即在氙灯的出射口处置一紫外滤光片（峰值365nm，带宽 $\pm 4\text{nm}$ ），经过滤光片的紫外光照射到待测器件上，采用SR570获得器件的光电流信号后，使用与滤光片相对应的紫外辐照计测量器件处的光功率密度，即可得器件的峰值响应率进行标定。器件的响应光谱的测试系统框图如图4.10所示。响应光谱测试采用氙灯作为光源，出射光线经单色仪分光后入射到器件光敏面上，器件采用正照射方式。用校正的Si探测器进行标准化处理。

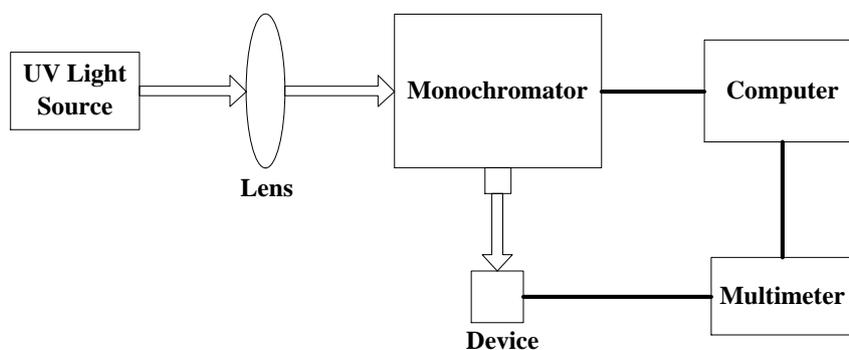


图4.10 器件的响应光谱测试框图

Fig4.10 Test frame of responsivity spectrum of device

4.6.2 响应率的计算

探测器的电流响应率 R_{λ} 等于探测器产生的输出电流 i_p 除以入射辐照功率 P_{λ} ，即[115]：

$$R_{\lambda} = i_p / P_{\lambda} = q\eta / hv = \left(\frac{q\eta}{hc}\right)\lambda \quad A/W \quad (4.4)$$

式中：q 是电子电量； η 是外量子效率；h 是普朗克常量；v 是辐射频率。

图 4.11 是 InGaN 器件在光照条件下的电压值。图 4.12 是标准 Si 器件在光照条件下的电压值。两图的横坐标为波长，纵坐标为电压。根据相关参数，结合图 4.11 和图 4.12 的数据，计算得到器件的绝对响应光谱。

根据图 4.11 的 InGaN 紫外探测器相对响应光谱数据，计算得：

$$V_{GaN} \times I/V = I_{GaN} \quad (I/V=1nA/V) \quad (4.5)$$

$$I_{GaN} / S_{GaN} \rightarrow \text{GaN 单位面积的光电流} \quad (S_{GaN} \text{ 为器件光敏面面积}) \quad (4.6)$$

对器件的绝对响应率进行测试时先用标准的 Si 器件测试所使用氙灯的光功率密度，过程如下：将已知响应率和光敏面面积的 Si 器件放置在单色仪出光口处，Si 器件的位置和所制备的器件的测试位置相同，采集此时的光生电流数据。从而可以计算出测试器件的光功率密度，并对器件的响应率进行定标。根据图 4.12 标准 Si 器件的相对响应光谱数据，计算可得：

$$V_{Si} \times I/V = I_{Si} \quad (I/V=100nA/V) \quad (4.7)$$

$$I_{Si} / S_{Si} \rightarrow \text{Si 单位面积的光电流} \quad (S_{Si} \text{ 为 Si 器件光敏面面积}) \quad (4.8)$$

$$I_{Si} / W_{Si} \text{ (出厂标定)} \rightarrow \text{Si 的响应率已知} \quad (4.9)$$

$$\text{式 (4.7) / 式 (4.8)} = W_{Si} / S_{Si} \rightarrow \text{入射光功率密度} \quad (4.10)$$

$$\text{式 (4.5) / 式 (4.9)} = I_{GaN} / W_{GaN} \rightarrow \text{绝对响应光谱} \quad (4.11)$$

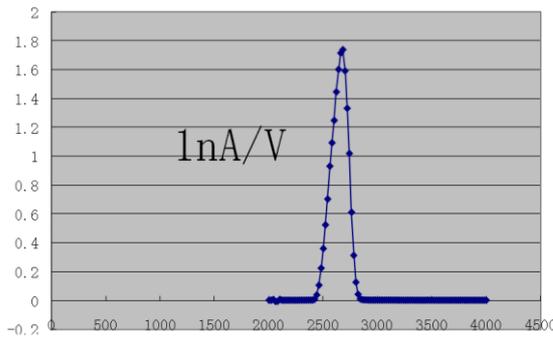


图 4.11 InGaN 器件光照下的电压值
Fig 4.11 The voltage value of InGaN device under illumination

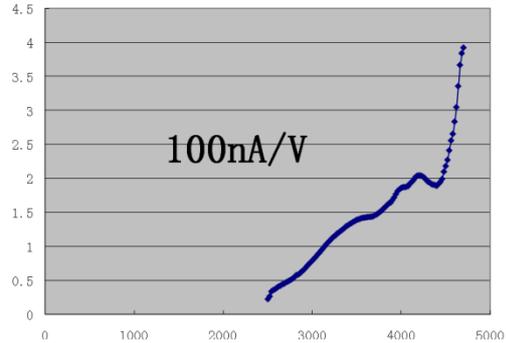


图 4.12 标准 Si 器件光照下的电压值
Fig 4.12 The voltage value of Si device under illumination

4.6.3 InGaN 器件响应光谱分析

图4.13为GaN/In_{0.09}Ga_{0.91}N异质结紫外探测器在零偏压下、无光照时的响应光谱。在378nm处，响应率出现峰值，最大响应率 $R=0.22\text{A/W}$ ，响应峰值的出现是由于当入射光子能量大于InGaN禁带能量时，i区存在较大的吸收及电子扩散长度较短造成的，对应的量子效率为73%。考虑空气-GaN、GaN-InGaN等界面的反射损失约为17%，可得到器件的内量子效率为88%。如图所示，响应峰的半高全宽为23nm，在320nm-360nm波长处存在一定的缓变，这是因为器件正照射时P层太薄，短波未被完全吸收。在378nm处达到最大响应后，响应率急速下降，到406nm左右响应率降为 $3.6 \times 10^{-3}\text{A/W}$ 。若定义紫外与可见光的抑制比为378nm处的响应率与450nm处的响应率的比，则InGaN样品可见光抑制比约为800。

图 4.14 为与线列器件同种材料制备的单元器件响应光谱，与图 4.13 正照器件的响应光谱比较。除了材料质量的不同导致峰值响应率不同外，在短波方向，单元器件正照射时的响应曲线变化比较平缓，而背照射时的响应曲线呈现迅速上升趋势。对于像紫外探测器这种短波长的半导体光电器件，在表面复合速度和电子扩散长度不变时，浅的PN结有较好的短波长灵敏度。正照器件与背照器件在波峰前的差异与p型层厚度有关。

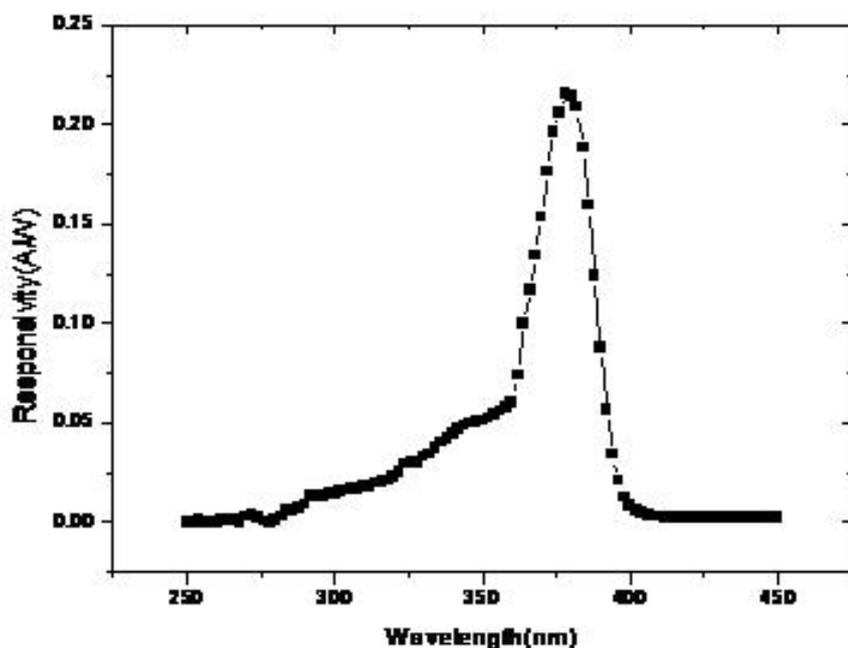


图4.13 零偏压下正照射器件的响应光谱

Fig4.13 Spectral responsivity at zero-bias for the InGaN front-illuminated device

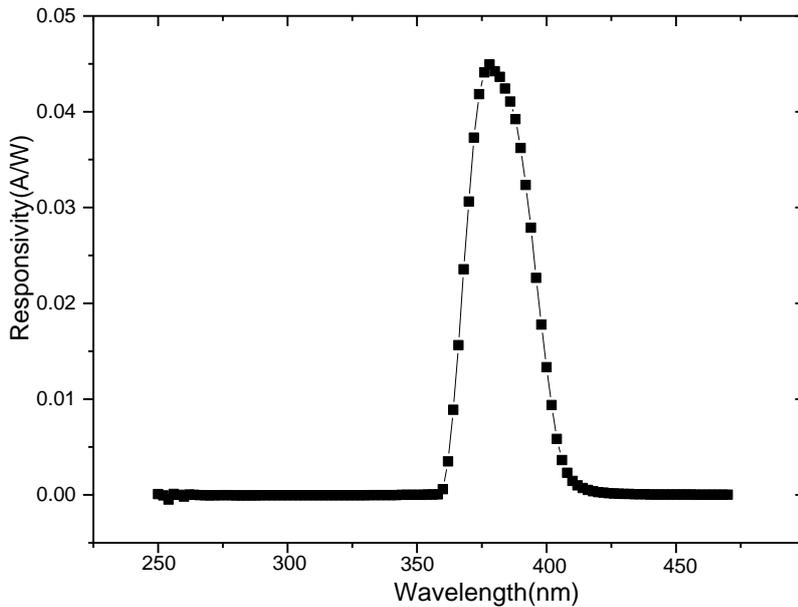


图 4.14 背照射器件的响应光谱

Fig4.14 Response spectra of back-illuminated device

4.7 本章小结

本章首先介绍了正照射 InGaN p-i-n 线列紫外探测器的材料生长情况, 文中使用的 p-GaN/In_{0.09}Ga_{0.91}N/n-GaN 结构材料, 是在蓝宝石衬底上用低压 MOCVD 方法生长的。随后介绍了器件的结构设计以及制备工艺, 通过工艺流程的优化, 成功制备了正照射 p-i-n 紫外探测器, 探测器尺寸为直径 600 μ m 的圆形。最后在电极工艺的基础上, 将器件产生的光电信号通过电极引线输出, 对器件进行了光电性能测试, 计算分析了 InGaN p-i-n 光伏器件的电流电压特性。这里提到的器件性能测试主要是指零偏压动态电阻 R_0 、零偏压下的暗电流 I_0 、峰值响应率以及响应光谱。经过测试和分析: 在紫外 360nm-390nm 区域表现了良好的响应, 峰值响应波长为 378nm, 峰值响应率为 0.22A/W, 对应的内量子效率为 88%。零偏压下, 暗电流为 3.7×10^{-13} A, 暗电流密度为 1.32×10^{-10} A/cm², 对应的优值因子 $R_0A=1.3 \times 10^8 \Omega \cdot \text{cm}^2$, 探测器的串阻 R_s 为 3490 Ω , 在 378nm 时器件的探测率 $D^*=1.97 \times 10^{13} \text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1}$ 。本文中 InGaN 单元器件的研究对今后 InGaN 紫外焦平面器件的制备奠定了基础。

5 InGaN 肖特基光电器件的研究

5.1 引言

肖特基结构和 p-i-n 结构是探测器器件结构的最常规的两种, 若从理想情况来看, p-i-n 结构器件的暗电流更小, 但是对 p 型的要求很高。要实现高质量的 p 型对于 GaN 器件来说是一件非常困难的事情, 所以在实际应用, p-i-n 结构的探测器性能并不是很好。对于肖特基结构的 GaN 探测器来说, 肖特基结构的器件不仅不受 p 型的限制, 而且肖特基势垒高度可以做得很高, 暗电流也能做得很小, 从而达到很好的性能, 所以 GaN 肖特基紫外探测器的设计和制备具有广泛的应用前景[116]。

肖特基探测器的结构简单, 制作方便, 成本较低, 从而 GaN 基肖特基器件成为了第一种实现商业化的 GaN 基探测器[117]。由于肖特基器件的空间电荷区位于半导体表面, 使得器件的响应平滑, 这使得肖特基探测器可用于一些要求响应区域较宽的领域, 如探测器型光谱仪等; 更重要的是, 由于波长小于 200nm 的位于真空紫外的光子极易被吸收, 从而对于真空紫外波段的探测, 就必须使用肖特基探测器来实现。为完成美国航天局 (NASA) 和欧空局 (ESA) 的太空任务, 美国和欧洲的科学家们已研制出 AlN 材料的肖特基器件和金属-半导体-金属 (MSM) 器件, 用于完成对真空紫外波段的探测[118-119]。肖特基探测器的较快的响应速度也使其在高速集成电路和微波技术等领域都有着重要的应用前景。2006 年, Velox 半导体公司和意法半导体宣布了合作销售协议, 在市场上联合起来共同推出电源用 GaN 肖特基二极管。

5.2 肖特基势垒及其整流效应

5.2.1 肖特基势垒

图 5.1 所示为金属和 N 型半导体接触前和接触后的能带图。图中, 金属功函数 $q\Phi_m$ 大于半导体的功函数 $q\Phi_s$, χ_s 为半导体的电子亲和势, 具有能量的量纲。由于 $q\Phi_s < q\Phi_m$, $E_{FS} > E_{FM}$, 金属与半导体接触, 半导体中的电子将渡越到金属, 使二者的费米能级拉平。由于电子的转移, 半导体表面出现了由失去电子中和的离化施主构成的空间电荷层。在金属表面则出现了一个由于电子积累而形成的空间电荷层。由于金属中具有大量的自由电子, 所以金属表面的空间电

荷层很薄（约 0.5nm）。半导体中施主浓度比金属中电子浓度低几个数量级，所以半导体的空间电荷层相对要厚得多。和 PN 结一样，空间电荷的电场将阻止半导体中的电子流入金属。达到热平衡时形成了确定的空间电荷区宽度、稳定的内建电势差。半导体的能带向上弯曲形成了势垒，阻止半导体中电子向金属的渡越，如图 5.1 的（b）所示。从能带图可以看出，该内建电势差为

$$\psi_0 = \phi_m - \phi_s \quad (5.1)$$

ψ_0 由宽度为 W 的空间电荷层所承受。由图可以看出，对于从金属流向半导体的电子，需要跨过的势垒为

$$q\phi_b = q\phi_m - \chi_s \quad (5.2)$$

势垒 $q\phi_b$ 就是所谓的肖特基势垒。

由式（5.2）可见，由于不同金属的功函数不同，所以不同金属与半导体接触形成的肖特基势垒的高度是不同的。图 5.1（b）给出

$$\phi_b = \psi_0 + V_n \quad (5.3)$$

$$V_n = \frac{E_c - E_F}{q} = V_T \ln \frac{N_c}{n} = V_T \ln \frac{N_c}{N_d} \quad (5.4)$$

V_n 常称为半导体的体电势，其数值可由杂质浓度推导出来。对于热平衡肖特基结，在半导体空间电荷区解泊松方程（边界条件取为 $\psi(W)=0$ ）可以求得

$$\psi_s = -\psi_0 = -\frac{qN_d W^2}{2\epsilon} \quad (5.5)$$

$$W = \left(\frac{2\epsilon\psi_0}{qN_d}\right)^{1/2} \quad (5.6)$$

ψ_s 为半导体的表面势 $\psi(0)$ ， W 为半导体表面空间电荷区宽度。

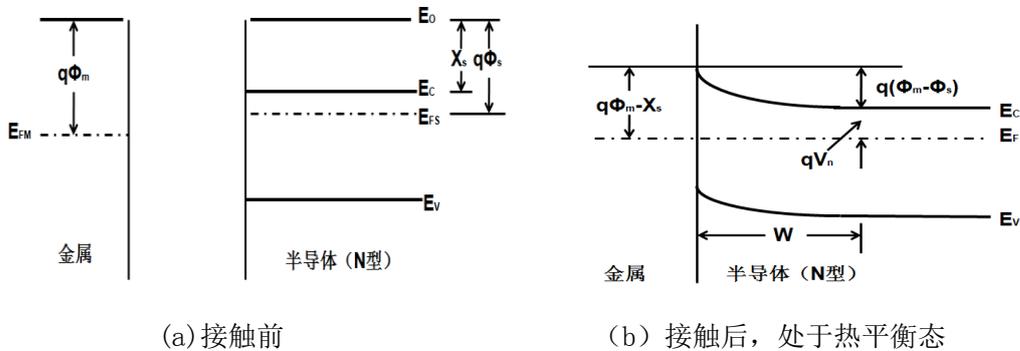


图 5.1 $\Phi_m > \Phi_s$ 的金属-半导体接触能带图

Fig5.1 the metal - semiconductor band diagram($\Phi_m > \Phi_s$)

5.2.2 肖特基整流效应

阻挡层是一个高阻区域，所以在金属上加电压 V 时，电压主要降落在阻挡层上。未加电压时，半导体表面和内部之间的电势差（表面势）为 $(V_s)_0$ ，加电压 V 后变为 $(V_s)_0 + V$ ，因而电子势垒高度变为 $-q[(V_s)_0 + V]$ ，当电压 V 与原来表面势的符号相同时，阻挡层势垒将升高，否则阻挡层势垒下降。图 5.2 表示外加电压对 n 型阻挡层的影响，这时 $(V_s)_0 < 0$ 。外加电压使半导体和金属本来处于平衡的状态破坏，半导体和金属的费米能级不相等。由图看出，外加电压所引起的静电势能差等于半导体内部和金属的费米能级之差。图 5.2 (b) 表示 n 型阻挡层外加正向电压 ($V > 0$) 时的情形。半导体一边的势垒由 $qV_D = -q(V_s)_0$ 降低为 $-q[(V_s)_0 + V]$ 。这时，电子从半导体到金属的数目超过从金属到半导体的数目，从而形成一股从金属到半导体的正向电流，这股电流是由 n 型半导体中多数载流子构成的。而且势垒下降值随着外加电压的升高而变大，正向电流也越大。图 5.2 (c) 表示 n 型阻挡层外加反向电压 ($V < 0$) 时的情形。当加反向电压 V 时，势垒增高为 $-q[(V_s)_0 + V]$ 。这时，电流主要是由金属到半导体的电子流形成的，而从半导体到金属的电子数目减少，即这股反向电流的方向是由半导体到金属。电子若想从金属到达半导体中，需要越过高度为 $q\Phi_{ns}$ 的势垒，因此反向电流非常小。从图中可以看出，外加电压时，金属一边的势垒不随之变化，所以从金属到半导体的电子流是恒定的。并且随着反向电压的提高，反向电流将趋于饱和值，从半导体到金属的电子流可以忽略。此时的阻挡层具有类似 p-n 结的伏安特性，这就是整流作用。

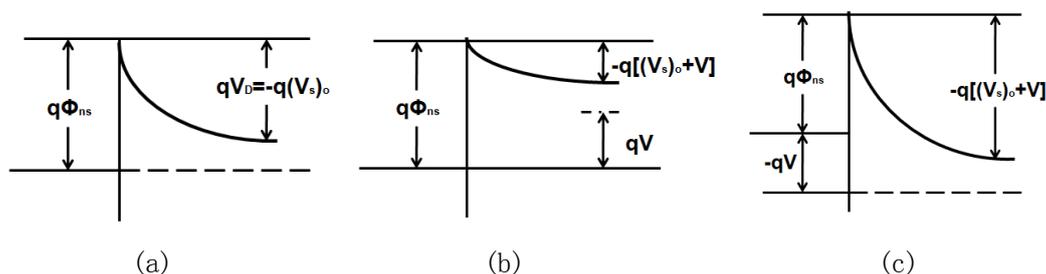


图 5.2 外加电压对 n 型阻挡层的影响

(a) $V=0$ (b) $V>0$ (c) $V<0$

Fig 5.2 The influence of applied voltage on n type barrier layer

5.3 InGaN 肖特基器件的制备

采用 MOCVD 方法在蓝宝石衬底基片 (0001) 面上外延生长了 InGaN/GaN 异质结二维电子气 (2DEG) 材料。InGaN 肖特基器件的显微照片如图 5.3 所示。InGaN 肖特基紫外探测器的结构如图 5.4 所示。肖特基接触电极采用电子束蒸发 Au (10nm), 这是由于 Au 的透过率远超过 Ni 和 Pt, 所以选择 Au 作为肖特基器件的透明电极 [120]。图 5.3 (a) 中的半透明肖特基电极为边长 100 μm , 130 μm , 170 μm , 240 μm 的正方形, 为了防止压焊对肖特基电极的损坏, 在肖特基电极上加了一层延伸电极。图 5.3 (b) 中的半透明肖特基为直径 200 μm 的圆。n 电极欧姆接触采用电子束蒸发 Ti/Al/Ti/Au (50nm/50nm/30nm/30nm)。电极为内径 700 μm , 外径 800 μm 的圆环, 围绕肖特基电极, 有利于收集载流子。两种单元器件的表面都采用 SiO_2 介质钝化。在不影响器件的正向开启电压的前提下, SiO_2 钝化膜还能显著地降低器件的反向漏电流, 而且使探测器的响应率显著地提高 [121]。

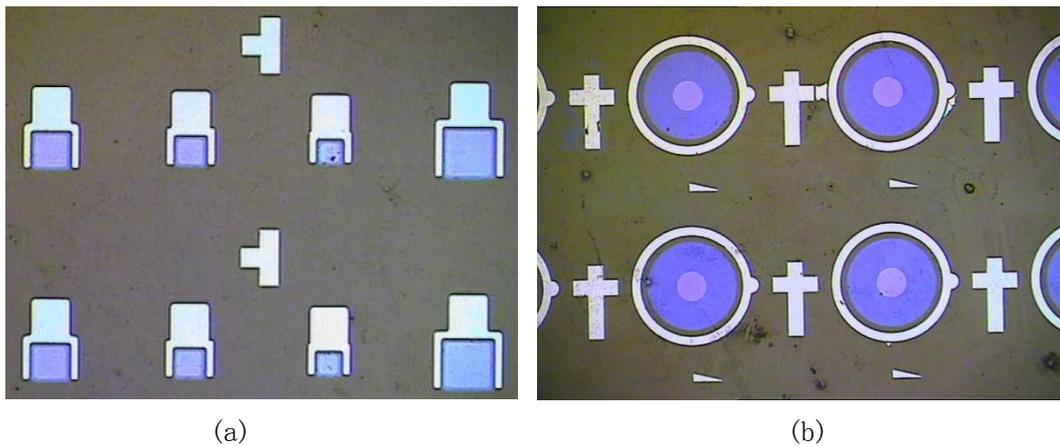


图 5.3 InGaN 肖特基器件的显微照片

Fig5.3 Micrograph of the InGaN Schottky diode

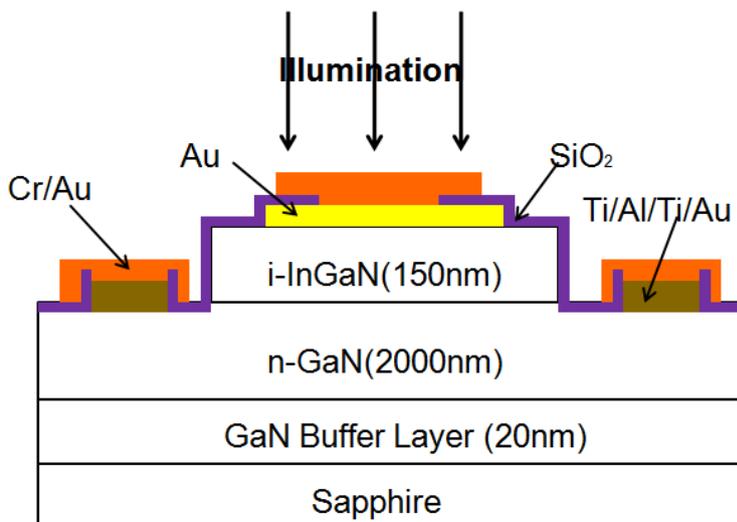


图 5.4 InGaN 基肖特基结构紫外探测器的结构示意图

Fig5.4 Schematic diagram of InGaN Schottky barrier ultraviolet detector

InGaN 肖特基器件的制备工艺流程图如下：

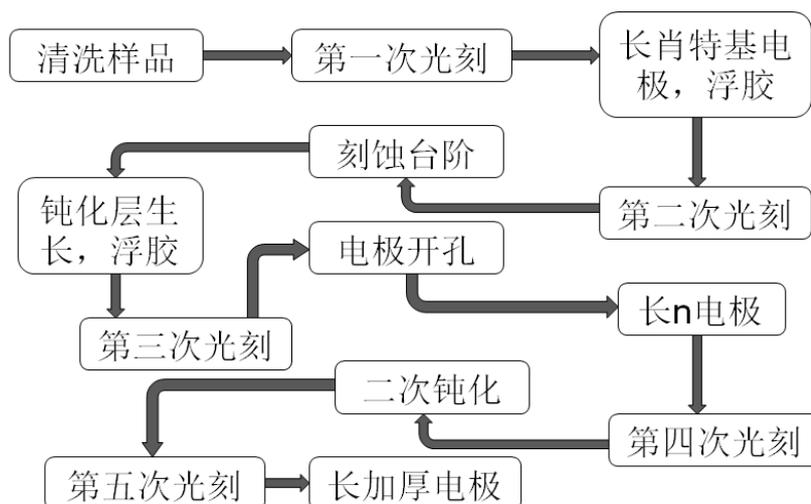


图 5.5 肖特基器件的工艺流程图

Fig 5.5 Process chart of Schottky device

其中步骤 1 的清洗样品,主要是用有机溶剂清洗,以去除表面的有机杂质。通常采用的有机溶剂为氯仿、乙醚、丙酮、酒精,为了提高溶剂的去污能力可用超声波清洗;清洗完后,样品用高纯 N_2 吹干。在这一步中不采用化学试剂去除表面的氧化物,主要考虑本征氧化物可能有助于提高肖特基势垒。步骤 3 长肖特基电极后要浮胶,由于透明电极很薄,只有 100\AA ,浮胶过程中很容易造成电极脱落。所以为了防止对透明电极的破坏,样品要在丙酮中超声清洗浮胶。由于肖特基电极是一层 100\AA 的 Au,很容易在制备过程中破坏肖特基,所以在

长加厚电极 Cr/Au 时，不能富氧清洗，而且要控制溅射离子的速度，防止肖特基电极被高速离子轰击破坏。

5.4 InGaN 肖特基器件的性能表征

对制备的 InGaN 肖特基单元器件进行了电学 (I-V、C-V) 和响应光谱测试，测试参数包括零偏压动态电阻 R_0 、零偏压下的暗电流 I_d ，通过计算得出肖特基势垒和理想因子。

器件的电学性能测试采用 Agilent B1500A 仪器，如图 5.6 所示。器件的响应光谱测试仪器及原理如 4.6.1 节所述。

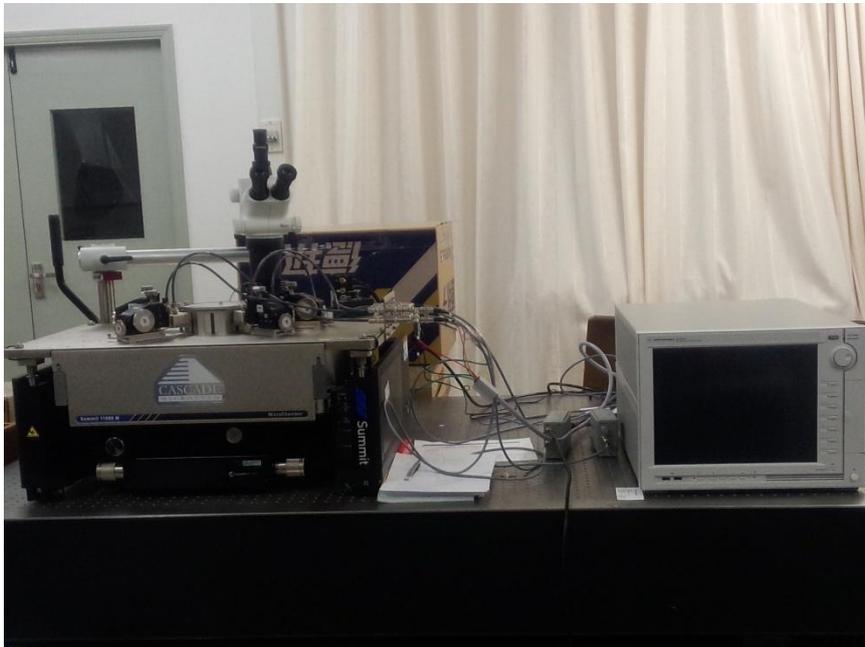


图 5.6 电学性能测试设备

Fig 5.6 The testing equipment of electrical properties

5.4.1 器件的 I-V 特性及参数提取

图 5.7 给出了室温下，零偏压下肖特基 InGaN 圆形单元器件的 I-V 曲线。器件的正向开启电压为 1.5V，零偏压下器件暗电流为 4.36×10^{-13} A，光敏面为直径为 600 μ m 的圆，对应的电流密度为 1.54×10^{-10} A/cm²。在 -5V 偏压下漏电流为 -9.95×10^{-7} A，对应的电流密度为 -3.52×10^{-4} A/cm²。器件的动态零偏电压电阻约为 $8.02 \times 10^7 \Omega$ 。

在正向偏压 $V > 3KT/q$ 情况下，根据热电子发射理论，肖特基势垒的 I-V 特性可以用下列方程来描述[122]:

$$I = I_0 \exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) [1 - \exp\left(\frac{-qV}{KT}\right)] \quad (5.7)$$

式中 I_0 为反向偏压下的饱和电流值, 且 $I_0 = AA^*T^2 \exp\left(\frac{-q\phi_B}{KT}\right)$, A 为电极接触面积

($R=100\mu\text{m}$ 的圆), ϕ_B 为有效势垒高度, n 为理想因子, A^* 为 Richardson 常数,

$$A^* = \frac{4\pi q m_n^* K^2}{h^3}。$$

对 (5.7) 式变形可得:

$$\ln\left(\frac{I}{e^{qV/KT} - 1}\right) = \ln I_0 - \frac{qV}{nKT} = P_1 + P_2V \quad (5.8)$$

图 5.8 是将器件的 I-V 按照公式 (5.8) 变形后的直线, 其中横坐标为 V ,

纵坐标为 $\ln\left(\frac{I}{e^{qV/KT} - 1}\right)$ 。直线的斜率为 $P_2 = 35$, 直线与 Y 轴的交点为 $P_1 = 17.9$ 。

根据公式 (5.8) 可得, $P_1 = \ln I_0$, $P_2 = q/nKT$ 。通过计算得, 有效势垒高度 $\phi_B = 0.63\text{eV}$, 理想因子 $n = 3.4$ 。若肖特基器件是扩散电流机制, $n = 1$ 。若为热产生复合电流机制, $n = 2$ 。而此 InGaN 肖特基器件的理想因子为 3.4, 超过了 2, 这表明 InGaN 材料中隧穿效应对器件载流子输运有着很大的影响。

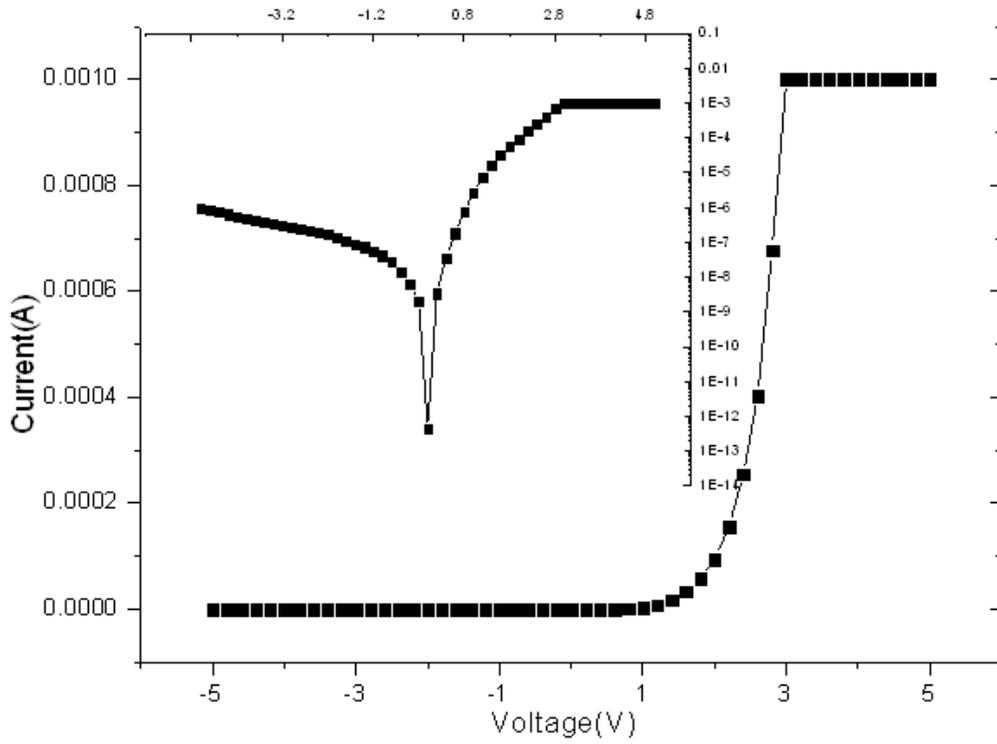


图 5.7 InGaN 肖特基结构紫外探测器的暗电流曲线

Fig 5.7 Dark current vs voltage of InGaN Schottky barrier ultraviolet detector

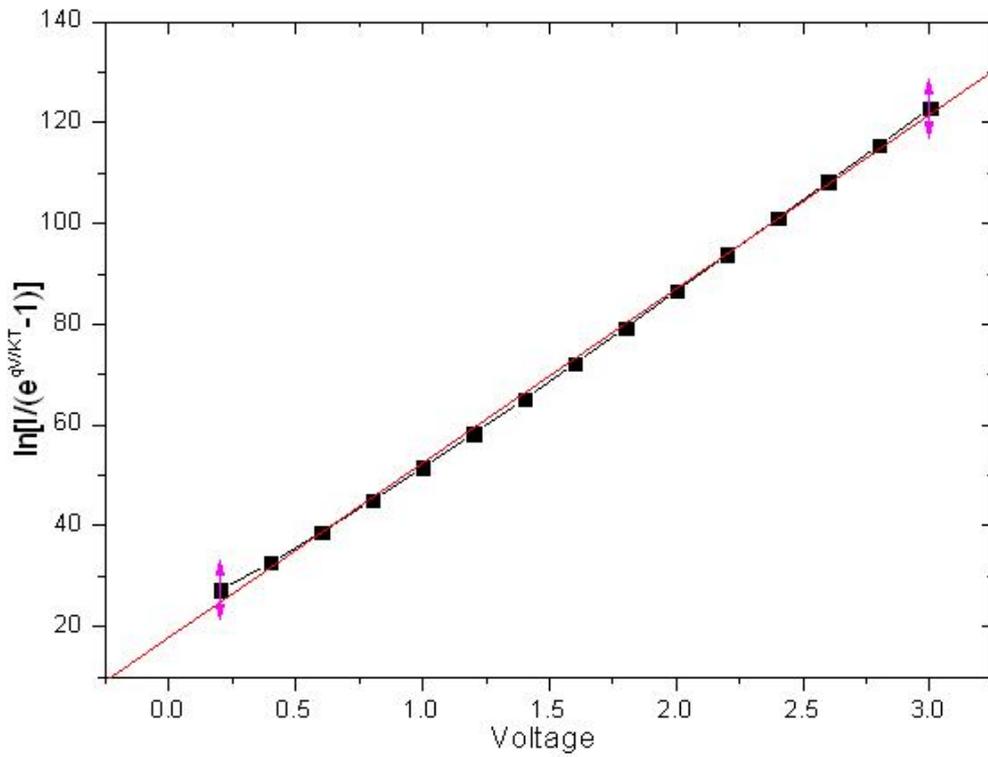


图 5.8 InGaN 肖特基器件 I-V 变形后的直线

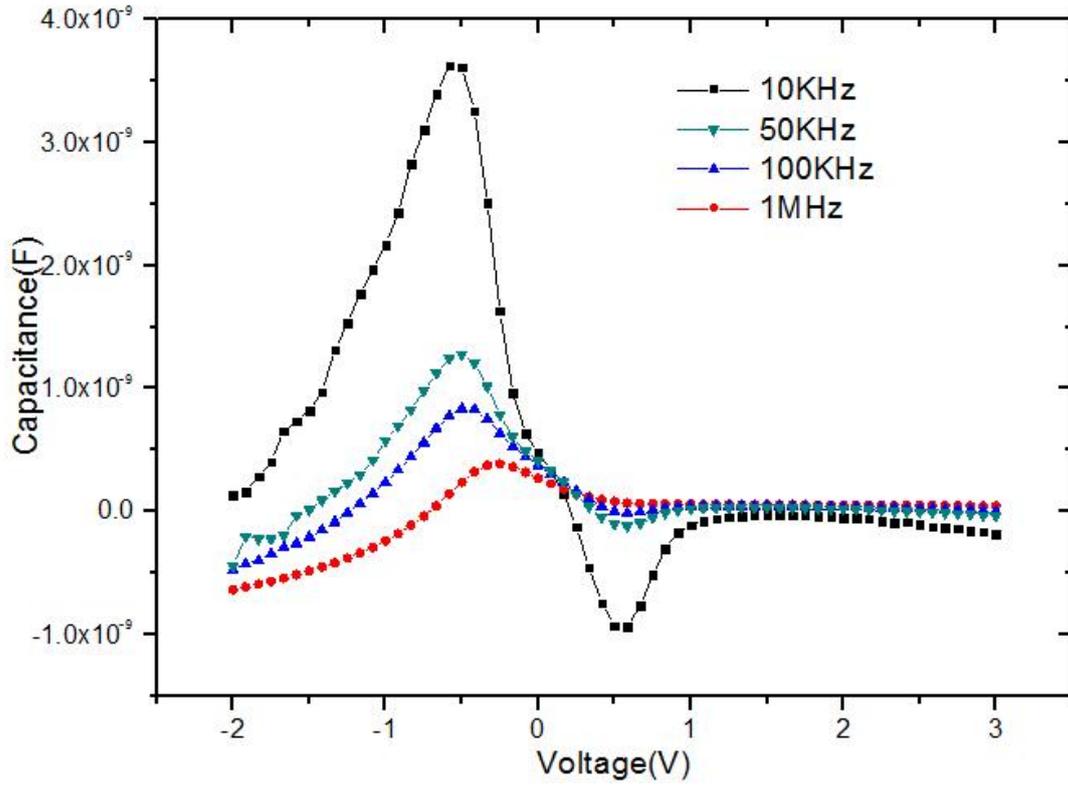
Fig 5.8 straight line after I-V formula deformation of InGaN schottky device

5.4.2 器件的电容特性

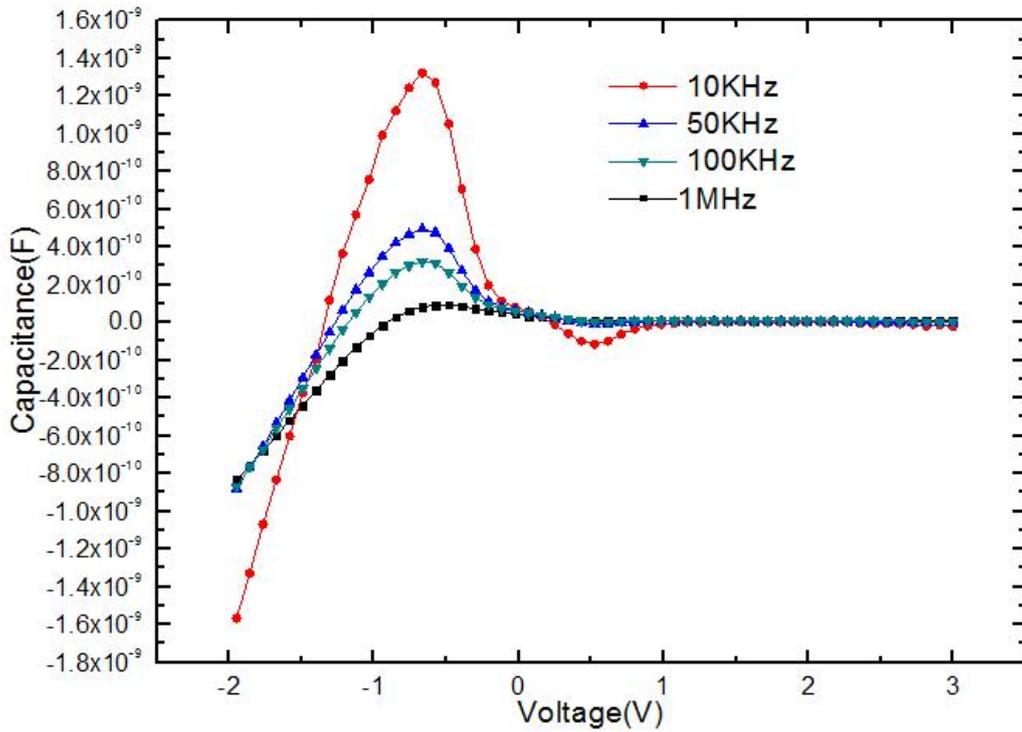
图 5.9 为方形肖特基器件（图 5.3 (b)）光照下，频率对 InGaN 肖特基器件的电容-电压 (C-V) 特性影响曲线。图 5.9 (a) 为最大肖特基电极接触面积（边长为 240 μm 的方形）的 C-V 曲线，(b) 为最小肖特基电极接触面积（边长为 100 μm 的方形）的 C-V 曲线。从图中可以看出，随着频率的变大，C-V 特性中电容的峰值逐渐减小。这与通常认为的以下理论相对应：在低频下，界面态和体内的深能级跟得上交流信号的变化，产生了额外的电容，导致电容值很大；随着频率的升高，越来越少的界面态和体内的深能级能跟得上交流信号的变化，对器件总的电容所做的贡献越来越小，当仿真频率为 1M 时，器件的 C-V 曲线中没有了峰。

图 5.9 的 (a) (b) C-V 曲线出现了一个峰，很多学者对这种现象进行了报道分析。Paul S. Ho[123]和 X. Wu[124]认为低频时的电容峰值与界面态有关。J. Werner 等[125]则认为峰的出现是由于少数载流子注入半导体体内，并受欧姆接触影响所致。P. Murer 等[126]认为在界面较差时的 C-V 曲线中出现峰是由于位于近界面层的非本征缺陷态所引起的。在理论模拟方面，P. Chattopadhyay 等[127]通过系统的理论计算和分析得出：串联电阻的存在会导致 C-V 曲线中出现一个峰，峰值的大小主要取决于掺杂、界面态密度、界面氧化层厚度。而 InGaN 材料出现峰的电压在 -0.5V 附近，这可能与界面态有关。

图 5.9 显示光照条件下不论是最大肖特基电极器件 (a) 还是最小肖特基电极器件 (b) 在 0.5V 附近都出现负电容（即电感效应），而且频率越小，电感效应越明显。图 5.10 为最小肖特基电极器件在无光照下，频率对 InGaN 肖特基器件的电容-电压 (C-V) 特性影响曲线。比较图 5.10 与图 5.9 (b) 发现，无光照下肖特基器件的电感效应消失。分析图 5.9 电感效应产生的原因是器件吸收大于禁带宽度的光子产生电子-空穴对，使少数载流子数目明显增多，在内建电场的作用下，i 层的电子向 n 层漂移，n 层的空穴向 i 层漂移，从而形成由 n 到 i 的电流，由于这种电流与外接电场相反，所以 C-V 曲线在正向电压附近出现了负电容。



(a)



(b)

图 5.9 测试频率对肖特基器件电容特性的影响（光照下）

Fig 5.9 The effect of frequency on the C-V characteristics of Schottky diode under lighting condition.

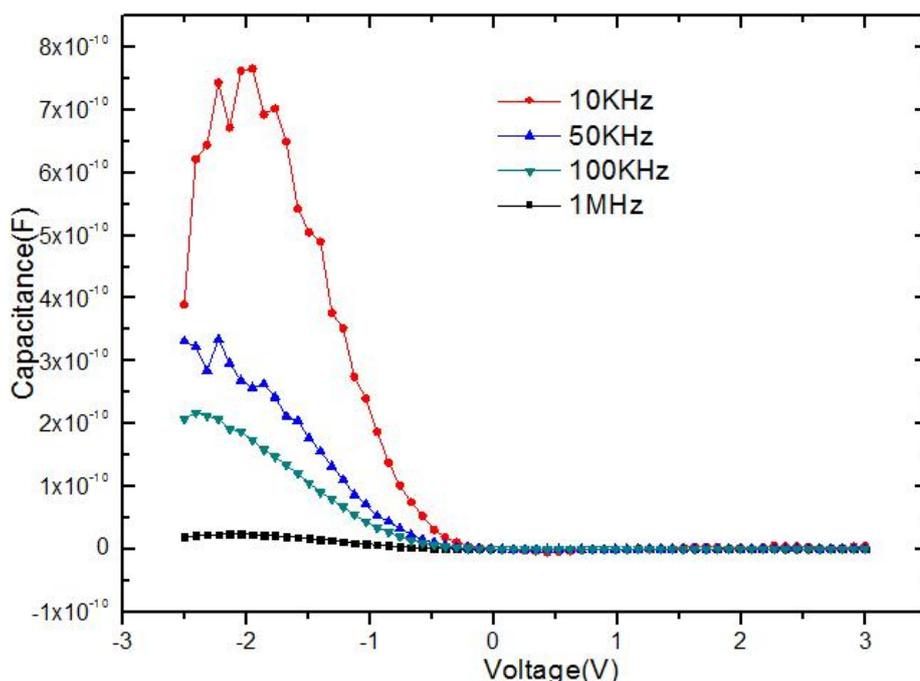


图 5.10 测试频率对肖特基器件电容特性的影响（无光照下）

Fig 5.10 The effect of frequency on the C-V characteristics of Schottky diode under no lighting condition.

5.5 本章小结

采用 MOCVD 方法在蓝宝石衬底基片（0001）面上外延生长了 InGaN/GaN 异质结二维电子气（2DEG）材料，采用电子束蒸发一层 Au（10nm）作为透明电极。设计了 InGaN 肖特基器件结构，通过工艺流程的不断改善，成功制备了 InGaN 肖特基器件。用 Agilent B1500A 仪器测试了器件的电学性能，得到 I-V 和 C-V 曲线。室温下，零偏压肖特基单元器件的正向开启电压为 1.5V，动态零偏电压电阻约为 $8.02 \times 10^7 \Omega$ ，暗电流为 $4.36 \times 10^{-13} \text{A}$ ，对应的电流密度为 $1.54 \times 10^{-10} \text{A/cm}^2$ 。在 -5V 偏压下漏电流为 $-9.95 \times 10^{-7} \text{A}$ ，对应的电流密度为 $-3.52 \times 10^{-4} \text{A/cm}^2$ 。通过对肖特基器件的 I-V 曲线拟合，计算得到 InGaN 肖特基器件的有效势垒高度为 0.63eV，理想因子为 3.4。比较有无光照条件下的肖特基器件的 C-V 曲线，分析了 C-V 曲线出现感应效应和峰值电容现象的原因。

6 结论与展望

6.1 结论

氮化镓 (GaN) 基宽禁带半导体作为第三代紫外探测器, 在高质量材料的生长、器件工艺等领域都吸引了众多的研究人员。由于禁带宽度大、带边截止特性显著、电子饱和速度高、抗辐射能力强、热稳定性好等诸多优点, GaN 材料成为制备半导体光电器件的重要材料。本文从研制性能优良的 InGaN p-i-n 单元紫外探测器的要求出发, 围绕如何提高 p 电极欧姆接触性能, 如何改善 ICP 刻蚀损伤等问题展开。通过工艺的优化, 成功制备了性能良好、高响应率的 InGaN p-i-n 光伏器件。此外, 成功制备了 InGaN 肖特基器件, 计算出器件的势垒高度和优质因子。最后, 完成了 800×8 元长线列 InGaN 紫外焦平面探测器的研制。论文获得的主要结论如下:

(1) 分别从退火工艺、表面处理、电极结构设计三方面进行 p 型材料欧姆接触特性的研究与分析。由于材料的 i 层是 InGaN, 高温下 In 会向 p-GaN 层扩散, 在 i 层与 n 层交界面形成一层 p-GaN/GaN 异质结。此材料在 RTP500 快速热退火炉中空气氛围中 550°C 退火 5min 时, 得到的零偏压电阻最小, 比退火前的电阻降低了 2 个数量级。样品经过不同溶液表面处理后, 比较发现, KOH 溶液使表面镓氮元素化学比 (Ga/N) 以及 C, O 杂质含量大大减少, 从而使表面能带弯曲减小, 降低了表面势垒高度, 改善电极的欧姆接触性能。利用 p-GaN 帽层与 p-AlGaN 薄膜间的异质结二维空穴气设计了包裹电极传输线, 样品 I-V 特性显示, 包裹电极可以有效改善材料接触特性, 有利于空穴传输。

(2) 针对产生器件漏电流的工艺以及优化措施进行了研究, 主要从不同刻蚀功率、不同钝化材料、湿法化学腐蚀处理等方面展开。实验结果表明干法刻蚀对侧壁的损伤非常明显, 影响器件的电学和光学特性。InGaN 单元器件的研究对低损伤台面刻蚀、裸露结区的钝化、湿法化学腐蚀等工艺进行了改善。分别用 15W 和 750W 的功率刻蚀台阶, 比较发现 ICP 干法刻蚀的刻蚀功率越大对器件侧面损伤越小; 刻蚀后立即用 KOH 溶液湿法处理侧面, 可以使反向漏电流大大降低; 采用二氧化硅材料作钝化层的器件比采用氮化硅作钝化层的器件反向漏电流要低一个数量级。

(3) 在蓝宝石衬底上用低压 MOCVD 方法生长的 p-GaN/ $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{N}$ /n-GaN 结构材料。通过工艺流程的优化设计, 制作了正照射 p-i-n 紫外探测器, 探测器尺寸为直径 600 μm 的圆形。最后在电极工艺的基础上, 将器件产生的光电信号通过

电极引线输出,对器件进行了光电性能测试,计算分析了 InGaN p-i-n 光伏器件的电流电压特性。这里提到的器件性能测试主要是指零偏压动态电阻 R_0 、零偏压下的暗电流 I_d 、峰值响应率以及响应光谱。经过测试和分析:在紫外 360nm-390nm 区域表现了良好的响应,峰值响应波长为 378nm,峰值响应率为 0.22A/W,对应的内量子效率为 88%。零偏压下,暗电流为 3.7×10^{-13} A,暗电流密度为 1.32×10^{-10} A/cm²,对应的优值因子 $R_0A=1.3 \times 10^8 \Omega \cdot \text{cm}^2$,探测器的串阻 R_s 为 3490 Ω ,在 378nm 时器件的探测率 $D^*=1.97 \times 10^{13} \text{cm} \cdot \text{Hz}^{1/2} \cdot \text{W}^{-1}$ 。完成了长线列器件光刻版图的设计。总结了一套制备长线列器件的工艺流程,制备了 800 \times 8 元的背照射 InGaN 紫外探测芯片。

(4) 采用 MOCVD 方法在蓝宝石衬底基片(0001)面上外延生长了 InGaN/GaN 异质结二维电子气(2DEG)材料,采用电子束蒸发一层 Au(10nm)作为透明电极。设计了 InGaN 肖特基器件结构,通过工艺流程的不断改善,成功制备了 InGaN 肖特基器件。用 Agilent B1500A 仪器测试了器件的电学性能,得到 I-V 和 C-V 曲线。室温下,零偏压肖特基单元器件的正向开启电压为 1.5V,动态零偏电压电阻约为 $8.02 \times 10^7 \Omega$,暗电流为 4.36×10^{-13} A,对应的电流密度为 1.54×10^{-10} A/cm²。在-5V 偏压下漏电流为 -9.95×10^{-7} A,对应的电流密度为 -3.52×10^{-4} A/cm²。通过对肖特基器件的 I-V 曲线拟合,计算得到 InGaN 肖特基器件的有效势垒高度为 0.63eV,理想因子为 3.4。比较有无光照条件下的肖特基器件的 C-V 曲线,分析了 C-V 曲线出现感应效应和峰值电容现象的原因。

6.2 展望

尽管本论文的工作取得了上述的研究成果,但由于主观及客观原因的存在,仍有很多方面值得在今后进一步研究。

(1) 虽然完成了 InGaN 800 \times 8 元紫外长线列焦平面探测器的制备,但是由于线列单元尺寸很小,不能直接用金丝引出电极测试芯片的 I-V 特性、响应光谱等。又由于相应的 800 \times 8 元线列读出电路工作未能完成,所以无法得到线列器件的平均电压响应率,盲元率,响应不均匀性,平均波段探测率等参数。所以未能完成对 800 \times 8 元线列器件性能的分析。

(2) 成功制备了 InGaN 肖特基器件,测得了器件的 I-V 和 C-V 特性。但是如果测试肖特基器件的响应光谱,就必须把器件装在杜瓦里,用金丝压焊的方法引出电极。由于肖特基电极很薄(100Å 的 Au),压焊会对肖特基电极产生破坏,所以要在肖特基电极上长加厚电极(Cr/Au)进行保护。但是目前我室长加厚电极的方法是 Ar 离子束溅射,即使低速的离子也会对肖特基电极产生破坏,肖特基电极被击穿,故尚不能测肖特基器件的响应光谱。

参考文献

- [1] Bayram B, Turgut T, Erkin U, et al. High-performance visible-blind GaN-based p-i-n photodetectors[J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(033507): 1-3.
- [2] Chang S J, Wang S M, Chang P C, et al. GaN Metal-Semiconductor-Metal Photodetectors Prepared on Nanorod Template[J]. IEEE Photonics Technology Letters, 2010,22(9):625-627.
- [3] 梁春广, 张翼. GaN—第三代半导体的曙光[J]. 半导体学报, 1999,20(2):89-99.
- [4] Wu J, Walukiewicz W, Yu KM ,et al. Unusual properties of the fundamental band gap of InN[J]. Appl Phys Lett, 2002 , 80(21) :3967.
- [5] Wolter A, Schenk H, Gaumont E, et al. Wafer level vacuum packaged resonant microscanning mirrors for compact laser projection displays [C] // MOEMS and Miniaturized Systems VII, Proc SPIE . San Jose, CA, 2008,6887: 688706-1--688706-15.
- [6] 文博, 周建军, 江若琏, 谢自力等. InGaN 太阳能电池转换效率的理论计算[J]. 半导体学报, 2007, 28(9) : 1392-1395.
- [7] 陈珂. InGaN、InN 及其异质结构材料生长与特性研究[D]. 西安: 西安电子科技大学, 2011.
- [8] Tansley T L, Foley C P. Optical band gap of indium nitride[J]. Journal of Applied Physics, 1986, 59(9): 3241-3244.
- [9] Musikhin Y G, Gerthsen D, Bedarev D A, et al. Influence of metalorganic chemical vapor deposition growth conditions on In-rich nanoislands formation in InGaN/GaN structures[J]. Applied physics letters, 2002, 80(12): 2099-2101.
- [10] Karpov S Y. Suppression of phase separation in InGaN due to elastic strain[J]. MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, 1998, 3.
- [11] 徐峰,吴真龙等. MOCVD 生长的全组分 InGaN 材料[J].纳米材料与结构, 2009, 46(5): 274-300.
- [12] 李顺峰,杨辉,徐大鹏,等.高质量立方相InGaN的生长[J].半导体学报,2000,21(6):548-553.
- [13] Vurgaftman I, Meyer J R, Ram-Mohan LR. Band parameters for III- V compound semiconductors and their alloys[J]. Appl Phys, 2001, 89(11): 5815- 5875.
- [14] Bernardini F, Fiorentini V, Vanderbilt D. Spontaneous polarization and piezoelectric constants of III- V nitrides[J]. Phys Rev B, 1997, 56(16): R10024- R10027.
- [15] Yamaguchi M, Yagi T, Azuhata T, et al. Brillouin scattering study of gallium nitride:elastic stiffness constants [J].J Phys: Condensed Matter, 1997, 9(1): 241- 248.
- [16] Martin G, Botchkarev A, Rockett A, et al. Valence- band discontinuities of wurtzite GaN, AlN, and InN hetero-junctions measured by x- ray photoemission spectroscopy[J]. Appl Phys Lett, 1996, 68(26): 2541- 2543.
- [17] Michal E. Levinshtein, Sergey L. Rumyantsev, Michael S.Shur. 先进半导体材料性能与数据手册[M]. 杨树人, 殷景志, 译. 北京: 化学工业出版社, 2003:66.
- [18] Bernardini F, Fiorentini V. Electronic dielectric constants of insulators calculated by the polarization method [J].Phys Rev B, 1998, 58(23): 15292- 15295.
- [19] Osamura K, Nakajima K, Murakami Y, et al. Fundamental absorption edge in GaN, InN and their alloys[J]. Solid State Communications, 1972, 11(5): 617-621.
- [20] Campbell J C, Collins C J, Wong M M, et al. Back-illuminated solar-blind $Al_xGa_{1-x}N$ p-i-n

- photodiodes[C]//Proceedings of SPIE, Gallium-Nitride-based Technologies, 2002, CR8 3:216 – 270 .
- [21] Ursaki V V, Tiginyanu I M, Ricci P C, et al. Persistent photoconductivity and optical quenching of photocurrent in GaN layers under dual excitation [J]. Applied Physics Letters, 2003, 94(6):3875-3877.
- [22] 亢勇,李雪,肖继荣,等.低真空退火对 GaN MSM 紫外探测器伏安特性的影响[J]. 红外与激光工程, 2005,34 (1): 15-18.
- [23] Asif K M, Kuznia J N, Olson D T, et al. High-responsivity photoconductive ultraviolet sensors on insulating single-crystal GaN epilayers [J]. Applied Physics Letters, 1992, 60(23):2917-2919.
- [24] Zhang X, Kung P, Walker D, et al. Photovoltaic effects in GaN structures with p-n junctions [J]. Applied Physics Letters, 1995, 65(14): 2028-2030.
- [25] Chen Q, Yang J W, Osinsky A, et al. Schottky barrier detectors on GaN for visible-blind ultraviolet detection[J]. Applied Physics Letters, 1997, 70(17): 2277-2279.
- [26] Xu G Y, Salvador A, Kim W, et al. High speed low noise ultraviolet photodetectors based on GaN p-i-n and AlGaIn(p)-GaN(i)-GaN(n) structures [J]. Applied Physics Letters, 1997, 71(15):2154-2156.
- [27] Binet F, Duboz J Y, Rosencher E, et al. Mechanisms of recombination in GaN photodetectors[J]. Applied physics letters, 1996, 69(9): 1202-1204.
- [28] Razeghi M, Rogalski A. Semiconductor ultraviolet detectors[J]. Journal of Applied Physics, 1996, 79(10): 7433-7473.
- [29] 陈亮. GaN/AlGaIn 紫外探测器的制备与光电特性研究[D]. 上海: 中国科学院上海技术物理研究所, 2008.
- [30] 许金通. 氮化镓雪崩光电二极管的研究[D]. 上海: 中国科学院上海技术物理研究所, 2010.
- [31] Monroy E, Calle F, Pau J L, et al. Analysis and modeling of Al_xGa_{1-x}N-based Schottky barrier photodiodes[J]. Appl. Phys. 2000, V(88):2081-2091.
- [32] Monroy E, Munoz E, Sánchez F J, et al. High-performance GaN pn junction photodetectors for solar ultraviolet applications[J]. Semiconductor science and technology, 1998, 13(9): 1042.
- [33] 董少光. InGaIn 合金的微结构光学特征及其 Stokes 偏移研究 [J]. 材料导报: 2010(24)5:14-18.
- [34] Davydov V Y, Klochikhin A A, Seisyan R P, et al. Absorption and emission of hexagonal InN. Evidence of narrow fundamental band gap[J]. physica status solidi (b), 2002, 229(3): r1-r3.
- [35] Wu J, Walukiewicz W, Yu K M, et al. Unusual properties of the fundamental band gap of InN[J]. Applied Physics Letters, 2002, 80(21): 3967-3969.
- [36] Bhuiyan A G, Hashimoto A, Yamamoto A. Indium nitride (InN): A review on growth, characterization, and properties[J]. Journal of Applied Physics, 2003, 94(5): 2779-2808.
- [37] Tansley T L, Foley C P. Optical band gap of indium nitride[J]. Journal of Applied Physics, 1986, 59(9): 3241-3244.
- [38] Wolter A, Schenk H, Gaumont E, et al. Wafer level vacuum packaged resonant microscanning mirrors for compact laser projection displays [C] // MOEMS and Miniaturized Systems VII, Proc SPIE . San Jose, CA, 2008,6887: 688706-1--688706-15.
- [39] Ho J K, Jong C S, Chiu C C, et al. Low-resistance ohmic contacts to p-type GaN[J]. Applied

- physics letters, 1999, 74(9): 1275-1277.
- [40] Sheu J K, Su Y K, Chi G C, et al. High-transparency Ni/Au ohmic contact to p-type GaN[J]. Applied physics letters, 1999, 74(16): 2340-2342.
- [41] Jang J S, Park S J, Seong T Y. Interfacial Reaction of Ni/Pt/Au Contact Schemes to p - Type GaN[J]. Journal of The Electrochemical Society, 1999, 146(9): 3425-3428.
- [42] Zhou L, Lanford W, Ping A T, et al. Low resistance Ti/Pt/Au ohmic contacts to p-type GaN[J]. Applied Physics Letters, 2000, 76(23): 3451-3453.
- [43] Ho J K, Jong C S, Chiu C C, et al. Low-resistance ohmic contacts to p-type GaN achieved by the oxidation of Ni/Au films[J]. Journal of applied physics, 1999, 86(8): 4491-4497.
- [44] Qiao D, Yu L S, Lau S S, et al. A study of the Au/Ni ohmic contact on p-GaN[J]. Journal of Applied Physics, 2000, 88(7): 4196-4200.
- [45] Lee C S, Lin Y J, Lee C T. Investigation of oxidation mechanism for ohmic formation in Ni/Au contacts to p-type GaN layers[J]. Applied Physics Letters, 2001, 79(23): 3815-3817.
- [46] Voss L, Khanna R, Pearton S J, et al. Use of TiB₂ diffusion barriers for Ni/Au ohmic contacts on p-GaN[J]. Applied Surface Science, 2006, 253(3): 1255-1259.
- [47] 许振嘉. 近代半导体材料的表面科学基础, 北京: 北京大学出版社, 2002, 451-452.
- [48] Kim J K, Jang H W, Jeon C, et al. Reduction of ohmic contact resistivity on p-type GaN by surface treatment[J]. Current Applied Physics, 2001, 1(4): 385-388.
- [49] Lee J L, Kim J K, Lee J W, et al. Effect of surface treatment by KOH solution on ohmic contact formation of p-type GaN[J]. Solid-State Electronics, 1999, 43(2): 435-438.
- [50] Lee J L, Weber M, Kim J K, et al. Ohmic contact formation mechanism of nonalloyed Pd contacts to p-type GaN observed by positron annihilation spectroscopy[J]. Applied physics letters, 1999, 74(16): 2289-2291.
- [51] Lin Y J, Wang Z L, Chang H C. Surface band bending, nitrogen-vacancy-related defects, and 2.8-eV photoluminescence band of (NH₄)₂S_x-treated p-GaN[J]. Applied physics letters, 2002, 81(27): 5183-5185.
- [52] Huh C, Kim S W, Kim H M, et al. Effect of alcohol-based sulfur treatment on Pt Ohmic contacts to p-type GaN[J]. Applied Physics Letters, 2001, 78(13): 1942-1944.
- [53] Sun J, Rickert K A, Redwing J M, et al. p-GaN surface treatments for metal contacts[J]. Applied Physics Letters, 2000, 76(4): 415-417.
- [54] Wang J, Neoh K G, Kang E T. Preparation of nanosized metallic particles in polyaniline[J]. Journal of colloid and interface science, 2001, 239(1): 78-86.
- [55] 薛松, 韩彦军, 郭文平, 等. p 型 GaN 材料的表面物理特性[J]. 半导体学报, 2004, 24(12): 1280-1284.
- [56] 汤英文. GaN 紫外及 HgCdTe 红外探测器的表面与界面研究[D]. 上海: 中国科学院上海技术物理研究所, 2006.
- [57] Chen Z Z, Qin Z X, Tong Y Z, et al [J]. Thermal annealing effects on Ni/Au contacts to p type GaN indifferent ambient. Mat Sci and Eng B, 2003, 100: 199-203.
- [58] Shi M, Peng Y, Zhou J, et al. Multianalyte immunoassay based on insulating-controllable PoPD film at arrayed electrodes integrated on a silicon chip[J]. Biosensors and Bioelectronics, 2007, 22(12): 2841-2847.
- [59] Pałys B J, Skompska M, Jackowska K. Sensitivity of poly 1, 8-diaminonaphthalene to heavy metal ions—electrochemical and vibrational spectra studies[J]. Journal of Electroanalytical

- Chemistry, 1997, 433(1): 41-48.
- [60] Li X G, Huang M R, Li S X. Facile synthesis of poly (1, 8-diaminonaphthalene) microparticles with a very high silver-ion adsorbability by a chemical oxidative polymerization[J]. Acta Materialia, 2004, 52(18): 5363-5374.
- [61] 李鸿渐, 石瑛, 蒋昌忠. p-GaN 表面制备低阻欧姆接触电极的几个关键问题[J]. 功能材料, 2008, 39(1): 6-8.
- [62] 刘一兵, 丁洁. p 型 GaN 基器件的欧姆接触[J]. 真空电子技术, 2008 (5): 42-46.
- [63] 丁志博, 王 坤, 陈田祥, 陈 迪, 姚淑德. 氧气氛中 p-GaNPNiPAu 电极在相同温度不同合金时间下的欧姆接触形成机制和扩散行为[J], 物理学报, 2008, 57(4): 2445-2449.
- [64] 李晓静, 赵德刚, 何晓光, 吴亮亮. 退火温度和退火气氛对 Ni/Au 与 p-GaN 之间欧姆接触性能的影响[J], 物理学报, 2013. 62(20): 206801:1-5.
- [65] 刘北平. GaN 的刻蚀、P 型欧姆接触以及 LED 的研究[D]. 上海: 中国科学院上海微系统与信息技术研究所, 2006.
- [66] Jang J S, Chang I S, Kim H K, et al. Low-resistance Pt/Ni/Au ohmic contacts to p-type GaN[J]. Applied physics letters, 1999, 74(1): 70-72.
- [67] Chary I, Chandolu A, Borisov B, et al. Influence of Surface Treatment and Annealing Temperature on the Formation of Low-Resistance Au/Ni Ohmic Contacts to p-GaN[J]. Journal of electronic materials, 2009, 38(4): 545-550.
- [68] 李向阳, 许金通, 汤英文, 李 雪, 张 燕, 龚海梅. GaN 基紫外探测器及其研究进展[J], 红外与激光工程, 2006, 35 (3): 276-280.
- [69] 龚海梅, 李向阳, 亢勇, 等. III 族氮化物紫外探测器及其研究进展[J]. 激光与红外, 2006, 35(11): 812-816.
- [70] Kozodoy P, Xing H, DenBaars S P, et al. Heavy doping effects in Mg-doped GaN[J]. Journal of Applied Physics, 2000, 87(4): 1832-1835.
- [71] Cheong M G, Kim K S, Kim C S, et al. Strong acceptor density and temperature dependences of thermal activation energy of acceptors in a Mg-doped GaN epilayer grown by metalorganic chemical-vapor deposition[J]. Applied physics letters, 2002, 80(6): 1001-1003.
- [72] 刘恩科, 朱秉升, 罗晋生, 半导体物理学(第七版), 北京: 电子工业出版社, 2009, 272-275.
- [73] Lee S N, Jang T, Son J K, et al. Carrier transport by formation of two-dimensional hole gas in p-type Al_{0.1} Ga_{0.9} N/GaN superlattice for AlGaInN-based laser diode[J]. Journal of crystal growth, 2006, 287(2): 554-557.
- [74] Hackenbuchner S, Majewski J A, Zandler G, et al. Polarization induced 2D hole gas in GaN/AlGaIn heterostructures[J]. Journal of crystal growth, 2001, 230(3): 607-610.
- [75] 游达, 许金通, 汤英文, 等. p 型 GaN/Al_{0.35} Ga_{0.65} N/GaN 应变量子阱中二维空穴气的研究[J]. 物理学报, 2006, 12: 069.
- [76] Nakajima A, Sumida Y, Dhyani M H, et al. High density two-dimensional hole gas induced by negative polarization at GaN/AlGaIn heterointerface[J]. Applied physics express, 2010, 3(12): 121004.
- [77] Arulkumaran S, Egawa T, Ishikawa H. Studies on the influences of i-GaN, n-GaN, p-GaN and InGaIn cap layers in AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors[J]. Japanese journal of applied physics, 2005, 44(5R): 2953.
- [78] Lin Y J, Lin W X, Lee C T, et al. Electronic transport and Schottky barrier heights of Ni/Au

contacts on n-type GaN surface with and without a thin native oxide layer[J]. Japanese journal of applied physics, 2006, 45(4R): 2505.

[79] 李超. AlGaIn p-i-n 型日盲探测器及 AlGaIn/PZT 紫外/红外双色器件研究[D]. 上海: 中国科学院上海技术物理研究所, 2011.

[80]张敏. AlGaIn/GaN 异质结构材料与器件研究[D]. 山东: 山东大学, 2006.

[81] Ushiki T, Kawai K, Ohshima I, et al. Chemical reaction concerns of gate metal with gate dielectric in Ta gate MOS devices: an effect of self-sealing barrier configuration interposed between Ta and SiO₂[J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 2000, 47(11): 2201-2207.

[82] Stringfellow G B. Microstructures produced during the epitaxial growth of InGaIn alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 2010, 312(6): 735-749.

[83] Pantha B N, Li J, Lin J Y, et al. Single phase In_xGa_{1-x}N (0.25 ≤ x ≤ 0.63) alloys synthesized by metal organic chemical vapor deposition[J]. Applied Physics Letters, 2008, 93(18): 182107.

[84] Guo Y, Liu X L, Song H P, et al. A study of indium incorporation in In-rich InGaIn grown by MOVPE[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(10): 3352-3356.

[85] Oliver R A, Kappers M J, Humphreys C J, et al. Growth modes in heteroepitaxy of InGaIn on GaIn[J]. Journal of applied physics, 2004, 97(1): 013707.

[86] Leisher P O, Raftery J J, Kasten A M, et al. Etch damage and deposition repair of vertical-cavity surface-emitting lasers[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures, 2006, 24(1): 104-107.

[87] Sze S M. Physics of Semiconductor Devices[M]. 2nd ed. New York: Wiley, 1981: 70-75.

[88] Ohyu K, Ohkura M, Hiraiwa A, et al. A mechanism and a reduction technique for large reverse leakage current in p-n junctions[J]. Electron Devices, IEEE Transaction on, 1995, 42(8): 1404-1412.

[89] 丁洪林. 核辐射探测器[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学出版社, 2008: 167.

[90] 丁红胜, 江忠胜, 鲁丽君, 等. 刻蚀与退火对 GaIn 欧姆接触的影响[J]. 物理实验, 2008, 28(2): 8-13.

[91] 樊中朝, 余金中, 陈少武. ICP 刻蚀技术及其在光电子器件制作中的应用[J]. 微细加工技术, 2003 (2): 21-28.

[92] Kok K W, Yoo W J, Sooriakumar K, et al. Investigation of in situ trench etching process and Bosch process for fabricating high-aspect-ratio beams for microelectromechanical systems[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B, 2002, 20(5): 1878-1883.

[93] Blauw M A, Craciun G, Sloof W G, et al. Advanced time-multiplexed plasma etching of high aspect ratio silicon structures[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B, 2002, 20(6): 3106-3110.

[94] Craigie C J D, Sheehan T, Johnson V N, et al. Polymer thickness effects on Bosch etch profiles[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures, 2002, 20: 2229.

[95] Rong B, Cheung R, Gao W, et al. Effects of reactive ion etching on the electrical characteristics of GaIn[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B, 2000, 18(6): 3467-3470.

[96] Khan F A, Zhou L, Kumar V, et al. Plasma-induced damage study for n-GaIn using inductively coupled plasma reactive ion etching[J]. Journal of Vacuum Science & Technology B, 2001, 19(6): 2926-2929.

- [97] 吕玲, 龚欣, 郝跃. 感应耦合等离子体刻蚀 p-GaN 的表面特性[J]. 物理学报, 2008, 57(2): 1128-1132.
- [98] 刘宝峰, 李洪峰, 金立国. 半导体器件钝化层 Si_3N_4 薄膜的制备及特性研究[J]. 哈尔滨理工大学学报, 2004, 8(6): 105-108.
- [99] 何力等主编. 先进焦平面技术导论 (第 1 版) [M]. 北京: 国防工业出版社, 2011.
- [100] 刘宝峰. 半导体器件钝化层 Si_3N_4 薄膜的制备及特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2004.
- [101] Jogai B. Influence of surface states on the two-dimensional electron gas in AlGaIn/GaN heterojunction field-effect transistors[J]. Journal of applied physics, 2003, 93(3): 1631-1635.
- [102] Collins C J, Chowdhury U, Wong M M, et al. Improved solar-blind detectivity using an AlGaIn heterostructure p-i-n photodiode[J]. Appl Phys Lett, 2002, 80(20): 3754-3756.
- [103] 何政, 李雪, 亢勇, 等. SiO_2 钝化膜对 i-GaN 肖特基探测器性能的影响[J]. 半导体光电, 2006, 27(4): 406-408.
- [104] 袁愿林, 姚昌胜, 王果, 等. SiO_2 钝化层对 GaN 基 PIN 结构核探测器漏电流的影响[J]. 固体电子学研究与进展, 2012, 32(2): 110-114.
- [105] 陈国强, 陈敦军, 刘斌, 等. AlN 钝化层对 AlGaIn/GaN 异质结及其高温特性的影响[J]. 功能材料与器件学报, 2009, 14(6): 1031-1034.
- [106] Bae C, Lucovsky G. Oxide formation and passivation for micro-and nano-electronic devices[J]. Applied surface science, 2003, 212: 644-648.
- [107] 曾树荣等主编. 半导体器件物理基础 (第 3 版) [M]. 北京: 北京大学出版社, 2002.
- [108] 陈良惠. III-V 族半导体全 (多) 光谱焦平面探测器新进展[J], 红外与激光工程, 37 (1): 1-8.
- [109] 张燕, 龚海梅, 白云, 等. 空间用紫外探测器及 AlGaIn 探测器的研究进展[J], 激光与红外, 2006, 36 (11): 1009-1012.
- [110] 张燕, 储开慧, 邵秀梅, 等. GaN 基 512×1 元紫外长线列焦平面探测器组件[J]. 光学学报, 2009 (12): 3515-3518.
- [111] Brown J D, Li J, Srinivasan P, et al. Solar-blind AlGaIn heterostructure photodiodes[J]. MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, 2000, 5: 1.
- [112] Kim K S, Lee J L, Lee J W, et al. Low resistance Pd/Au ohmic contacts to p-type GaN using surface treatment[J]. Applied physics letters, 1998, 73(20): 2953-2955.
- [113] Pearton S J, Lee J W, MacKenzie J D, et al. Dry etch damage in InN, InGaIn, and InAlIn[J]. Applied physics letters, 1995, 67(16): 2329-2331.
- [114] 陈亮, 游达, 汤英文, 等. 背照式 GaN/AlGaIn pin 紫外探测器的制备与性能[J]. 激光与红外, 2006, 36 (11): 1036-1039.
- [115] Brown J D, Li J, Srinivasan P, et al. Solar-blind AlGaIn heterostructure photodiodes[J]. MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, 2000, 5: 1.
- [116] 周梅, 赵德刚. 结构参数对 GaN 肖特基紫外探测器性能的影响及器件设计[J]. 发光学报, 2009, 30 (6): 824-831.
- [117] Monroy E, Calle F, Pau J L, et al. Analysis and modeling of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -based Schottky barrier photodiodes[J]. Journal of Applied Physics, 2000, 88(4): 2081-2091.
- [118] BenMoussa A, Hochedez J F, Dahal R, et al. Characterization of AlN

- metal-semiconductor-metal diodes in the spectral range of 44–360nm: Photoemission assessments[J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 92(2): 022108.
- [119] BenMoussa A, Soltani A, Schühle U, et al. Recent developments of wide-bandgap semiconductor based UV sensors[J]. *Diamond and Related Materials*, 2009, 18(5): 860-864.
- [120] 储开慧. 氮化镓基肖特基光电器件的研究[D]. 上海: 上海技术物理研究所, 2009.
- [121] 亢勇, 李雪, 何政, 等. 高 Al 组分 AlGaIn 的 ICP 干法刻蚀[J]. *激光与红外*, 2006, 35(11): 885-887.
- [122] 王俊, 赵德刚, 刘宗顺, 等. GaN 基肖特基结构紫外探测器[J]. *半导体学报*, 2004, 25(6): 711-714.
- [123] Ho P S, Yang E S, Evans H L, et al. Electronic states at silicide-silicon interfaces[J]. *Physical review letters*, 1986, 56(2): 177-180.
- [124] Wu X, Yang E S, Evans H L. Negative capacitance at metal-semiconductor interfaces[J]. *Journal of Applied Physics*, 1990, 68(6): 2845-2848.
- [125] Werner J, Levi A F J, Tung R T, et al. Origin of the excess capacitance at intimate Schottky contacts[J]. *Physical review letters*, 1988, 60: 53-56.
- [126] Muret P, Elguennouni D, Missous M, et al. Admittance of Al/GaAs Schottky contacts under forward bias as a function of interface preparation conditions[J]. *Applied physics letters*, 1991, 58(2): 155-157.
- [127] Chattopadhyay P, Raychaudhuri B. New technique for the determination of series resistance of Schottky barrier diodes[J]. *Solid-state electronics*, 1992, 35(7): 1023-1024.

作者简介及在学期间发表的学术论文与研究成果

作者简介：（一般应包含教育经历和工作经历）

1988年08月13日出生于山东日照。

2007年09月——2011年06月，在山东大学空间科学与物理学院（系）获得学士学位。

2011年09月——2014年06月，在中国科学院上海技术物理研究所攻读硕士学位。

获奖情况：

2012年，中科院上海技术物理研究所三等奖学金

2013年，中科院上海技术物理研究所二等奖学金

2013年，国家奖学金

2013年，中科院上海技术物理研究所三好学生

2014年，中国科学院大学三好学生

工作经历：无

已发表（或正式接受）的学术论文：（书写格式同参考文献）

1. **Lu Yi-dan**, Zhang Yan, Li Xiang-yang. Properties of InGaN P-I-N ultraviolet detector[C]. Proc. of SPIE, 2014. 已接受. (EI)
2. **卢怡丹**, 王立伟, 张燕, 李向阳. InGaN 紫外探测器的制备与性能研究[J]. 半导体光电, 已录用, 拟在 2014 年 35 卷发表. (核心期刊)
3. **卢怡丹**, 王玲, 张燕, 李向阳. InGaN 肖特基器件的电学性能研究[J]. 红外与毫米波学报, 2014, 已投.
4. Wang Li-wei, **Lu Yi-dan**, Xu Jin-tong, et al. The electrochemical capacitance-voltage characterization of InP based pin structures[C]//ISPD1 2013-Fifth International Symposium on Photoelectronic Detection and Imaging. International Society for Optics and Photonics, 2013: 89073Z-89073Z-8. (EI)

参加的研究项目及获奖情况：无