

蚀速率有明显的提高, 我们所使用的 SF_6 的流量为 40sccm。

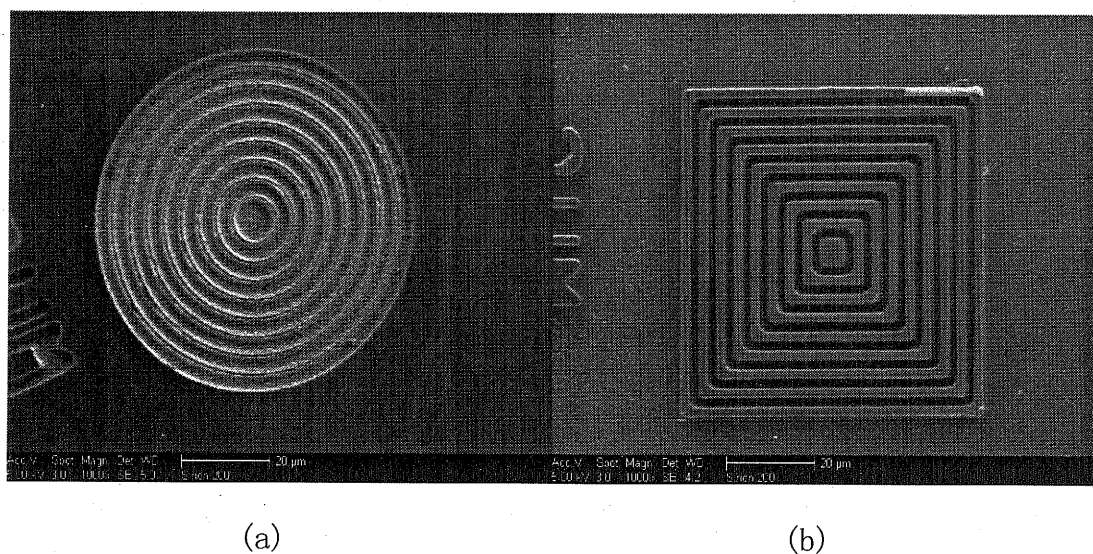


图 3.14 线条宽度为 $2\mu\text{m}$ 的氮化硅刻蚀表面 SEM 图

结合刻蚀参数对刻蚀速率和表面形貌的综合效果, 我们取反应过程中射频电源的入射功率为 230W, 磁场电流为 4A, 相应的磁感应强度为 114.4Gs, SF_6 的流量为 40sccm, 此时刻蚀速率为 $0.67\mu\text{m}/\text{min}$, 刻蚀样品的表面形貌如图 3.14 所示。

从图 3.14(a)和(b)中可以了解刻蚀工艺对圆弧边和矩形的直线部分和直角处的刻蚀效果, 同时可以得到所能刻蚀出的及刻蚀后图形良好的最小矩形条宽和最小圆半径。经过合理地选择刻蚀参数, 我们在刻蚀线宽为 $2\mu\text{m}$ 的氮化硅时, 仍可以得到干净整齐、边缘完整的形貌。

4. 刻蚀检查

刻蚀工艺的最后一步是进行检查以保证缺陷被识别和修复。主要是通过以下几个方面: 关键尺寸的偏差, 刻蚀后金属膜的侵蚀或短路, 刻蚀后的侧壁污染物, 刻蚀后的残留物等几个方面进行检测。

3.6 金属化工艺

根据电路设计要求, 将多个具有单一功能的单元用金属薄膜线条连接起来, 形成具有各种功能的集成电路或单片集成电路, 或者在半导体表面形成金属-半导体接触的工艺称为金属化工艺。

金属化薄膜的制备方法主要有化学气相淀积、真空蒸发和溅射等方法。真空热蒸发技术是对淀积的薄膜的源材料加热,使之分解为原子或原子的集合体,并结合或凝聚在晶片表面形成薄膜。真空蒸发方法主要有电阻加热蒸发和电子束蒸发。蒸发的最大缺点是不能产生均匀的台阶覆盖。当产业进步到超大规模集成电路技术时,金属化需要能够填充具有高深宽比孔,并能产生等角的台阶覆盖。然而普通的热蒸发技术不能形成具有深宽比大于 1:1 的连续薄膜,并且边缘部分深宽比处于 0.5:1 到 1:1 之间。热蒸发的这一缺点导致了它在集成电路和器件生产中被淘汰。

与热蒸发工艺相比,溅射的优点有:由于淀积粒子的能量较高,膜与晶片的粘附性更好;溅射膜的合金成份与靶的合金成分比例基本相同;溅射膜对晶片的台阶覆盖更好;与普通钨丝蒸发相比,大大减少了钾钠离子玷污;溅射电压较低,尤其是磁控溅射,大大降低了晶片表面的辐射损伤。

通常影响溅射膜质量的因素有溅射功率、晶片清洗效果、溅射气体纯度及气压、溅射室本底真空度、靶材料纯度和真空室的清洁程度等^[90]。

1. 铝膜制备:

铝的电阻率低(为 $2.6 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$),仅次于银、铜和金,在目前半导体集成电路和器件中应用最多的一种导电材料,它与半导体材料以及玻璃、二氧化硅及陶瓷等介质薄膜都具有良好的附着性。铝在 GaN 基器件中常用于制作欧姆接触电极的材料。

溅射靶采用高纯铝(>99.99%),溅射气体采用高纯氩气(99.999%),在自制的超高真空直流磁控溅射设备进行镀膜,溅射系统本底真空优于 $1 \times 10^{-5} \text{Pa}$ 。实验中除本底真空、氩气流量和靶与晶片距离固定不变且衬底未加温度外,通过改变其它参数进行实验。

(1) 溅射系统真空度对铝膜质量的影响

在保证溅射靶材和溅射气体纯度的前提下,如果溅射系统真空度过低,溅射形成的铝膜颜色出现灰暗浑浊形象,这主要是因为系统内存在较多的水汽和氧分子等,使铝膜氧化。铝膜氧化程度通常用铝膜的反射率来表征。图 3.15 是溅射室本底压力与铝膜反射率之间的关系图,从图中可以看到随着溅射系统真空度的提高,铝膜的反射率增加,说明了提高系统真空度有利于提高铝膜的质量。

对于我们自制的直流磁控溅射系统,本底真空度很容易达到 10^{-5}Pa 以上,溅射所得到的铝膜反射率可达到 94% 以上,证明了在设备制作时采用双胶圈密封的设计思路是有利于提高溅射镀膜的质量。

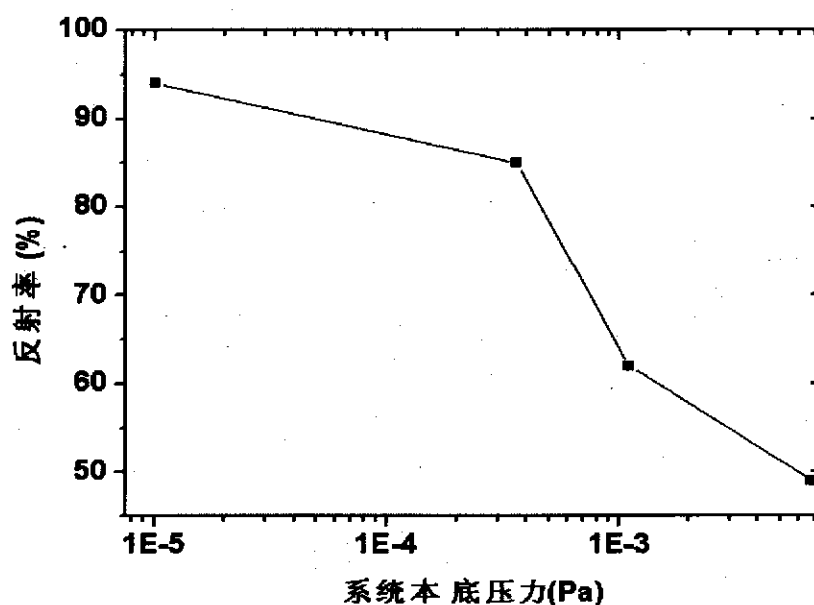


图 3.15: 溅射室本底压力与铝膜反射率的关系图

(2) Ar 流量对淀积速率的影响

固定溅射时的系统本底真空度($5 \times 10^{-5}\text{Pa}$)、靶基距离(5cm)和溅射时阴极电压(600V)不变,得到 Ar 流量对溅射速率的影响如图 3.16 所示。从图中可以看出:如果 Ar 流量的较低,被电离的气体原子数目相对较少,轰击靶面的气体离子数也少,因而导致溅射率低,淀积速率也低;随着 Ar 流量的增加,淀积速率达到一个最大值;进一步增加 Ar 流量时,淀积速率反而下降。这是因为虽然 Ar 流量增加可以产生更多的气体离子去轰击靶面,从而便溅射出的靶材原子数目增多,提高了溅射率,但另一方面却使气体离子和靶材原子在迁移过程中的碰撞机率增大,使其平均自由程变短,降低了气体离子的动能及溅射率,同时也增加了溅射原子的散射比例,从而使溅射速率减小。

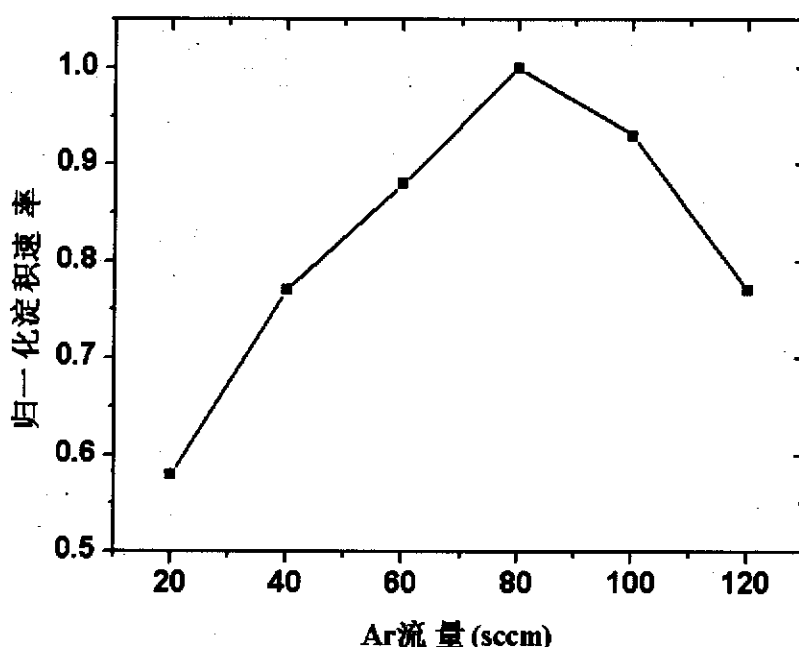


图 3.16: 归一化淀积速率与 Ar 流量的关系图

(3) 铝膜溅射条件及结果

对于自制的超高真空溅射系统, 铝膜的溅射条件为: 本底真空优于 5×10^{-5} Pa, 阴极电压为 -600V, Ar 流量为 80sccm (相应的系统压力为 26Pa), 靶间距为 5cm 以及靶材厚度为 8mm 时, 溅射速率为 18nm/min。当靶材厚度减小到 3mm, 以增强靶材表面磁场强度, 固定其它溅射条件的情况下, 溅射速率可提高。因为对于 GaN 基器件制作所需铝膜厚度均小于 200nm, 为了精确并方便地控制铝膜厚度, 靶材厚度选择了 8mm。

2. 钛膜制备

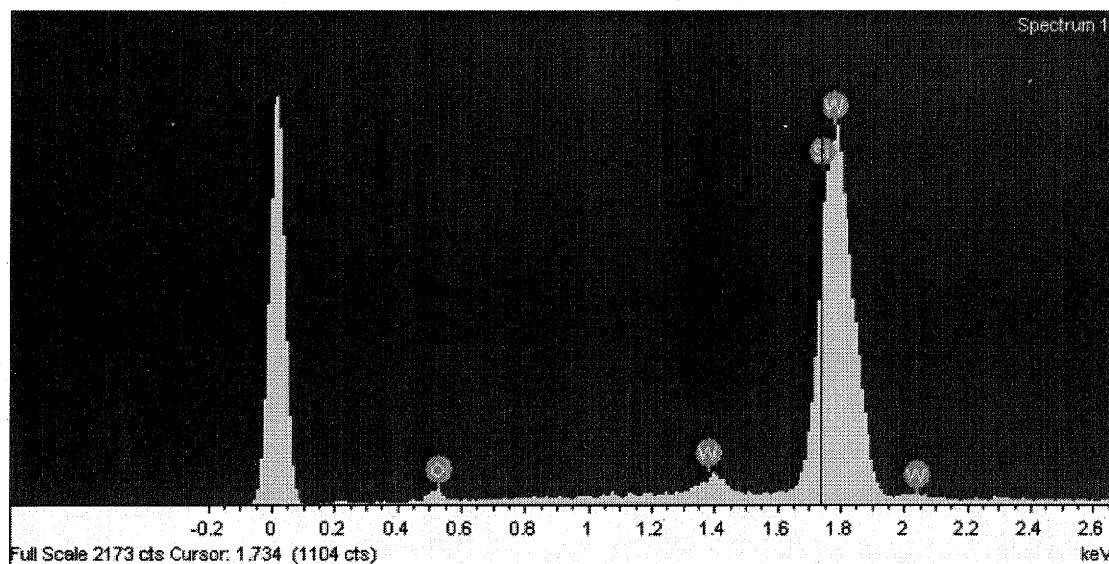
钛膜溅射条件为: 本底真空度优于 5×10^{-5} Pa, 阴极电压为 -380V, Ar 流量为 66.7sccm (相应的系统压力为 21Pa), 靶间距为 5cm。靶材纯度为 99.99%, 厚度为 8mm。相应的溅射速率为 12.5nm/min。

3. 镍膜制备

镍膜溅射条件为: 本底真空度优于 5×10^{-5} Pa, 阴极电压为 -500V, Ar 流量为 10sccm (相应的系统压力为 4.5Pa), 靶间距为 5cm, 靶材厚度为 3mm。溅射速率为 378nm/min。

4. 钨硅合金制备

靶材是用镶嵌硅条的钨制作而成的, 溅射电源为射频电源。溅射条件是: 本底真空度优于 5×10^{-5} Pa, 入射功率为 185W, 反射功率小于 1W, Ar 流量为 33.6sccm (相应的系统压力为 13Pa), 靶间距为 5cm。钨的纯度为 99.5%, 硅片纯度为 99.9999%, 镶嵌靶厚度为 8mm。溅射速率为 28.8nm/min。从 SEM 能谱图 (如图 3.17 所示) 中可以得到 W 和 Si 的原子数之比约 1: 1, 而氧原子数较高的原因是由于钨靶不纯所致。



Spectrum processing :

Peak possibly omitted : 0.220 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 3

Standard :

O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

W W 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	App	Intensity	Weight %	Weight %	Atomic %
	Conc.	Corrn.		Sigma	
O K	5.63	0.9082	4.35	0.59	23.09
Si K	24.12	1.3255	12.77	0.55	38.62
W M	113.38	0.9599	82.88	0.76	38.29

图 3.17: 钨硅合金膜的组分图及测试结果

对溅射所得的钨硅合金进行退火处理。退火条件是: Ar 或 N₂ 保护下在 850℃退火 3 分钟。退火前后的 XRD 衍射图如图 3.18 所示。

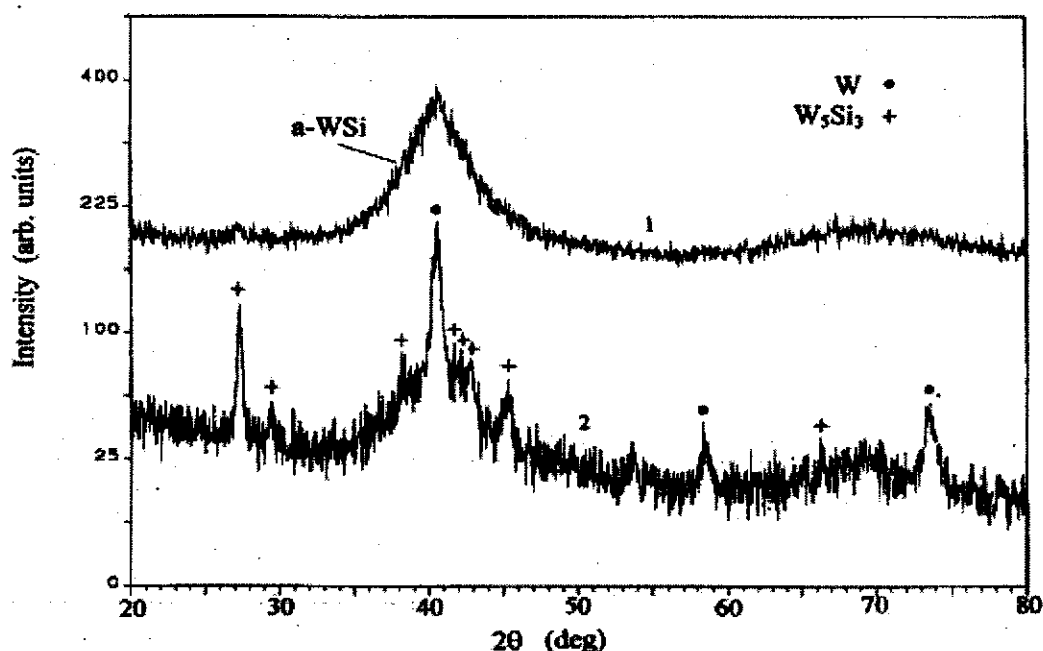


图 3.18: 退火前后 WSi 合金的 X 射线衍射相图(1)退火前(2)退火后

5. 镍硅合金制备

靶材是用镶嵌硅条的镍制作而成的, 由于硅条为半绝缘的, 所以溅射电源改为射频电源。溅射条件是: 本底真空度优于 5×10^{-5} Pa, 入射功率 210W, 反射功率小于 1W, Ar 流量为 10sccm (相应的系统压力为 4.3Pa), 靶间距为 5cm。镍的纯度为 99.99%, 硅片纯度为 99.9999%, 镶嵌靶厚度为 3mm。相应的溅射速率为 59.6nm/min。

制备 NiSi 合金条件: 对溅射所得的镍硅合金进行退火处理。退火条件是: Ar 或 N_2 保护下在 750℃退火 10 分钟。

3.7 金属剥离工艺

金属剥离工艺是带胶蒸发或溅射金属薄膜后, 利用光刻胶在剥离溶液中的溶胀, 去除光刻胶上面的不需要的金属薄膜的工艺。

其主要特点是: 能得到边缘陡直的精细金属膜图形; 保证金属膜图形与原窗口精确重合, 可实现自对准; 工艺简便, 有利于提高生产效率和成品率。

在剥离工艺中, 经常遇到的一个问题是在光刻胶掩膜完成以后要对衬底晶片进行腐蚀, 形成特定的金属图形。若用常规的剥离工艺, 腐蚀时会发生钻蚀。如果对光刻胶进行高温坚膜处理, 钻蚀问题可以解决, 但光刻胶形状会发生变化,

使剥离金属发生困难,有时甚至在加热的丙酮里超声剥离 2-3 小时也无法剥离干净^[91]。

金属剥离技术的关键是溅射的金属与在光刻胶上面的金属不连续,剥离液从金属不连续处渗透进去,光刻胶以发生溶胀,再用超声振动把光刻胶上面的金属去除干净,留下需要的金属图形。要得到好的剥离效果,工艺上要求:

- (1) 图形窗口的侧壁是陡直的或是呈钻蚀的形状;
- (2) 在图形窗口上的金属薄膜厚度要小于光刻胶厚度的一半;
- (3) 工艺过程中承受的温度要比光刻胶坚膜温度低;
- (4) 剥离液应易溶胀且对金属和晶片无腐蚀作用。

为了增加金属层的厚度和得到好剥离效果,发展了多种方法以改进剥离效果,如衬垫层剥离法,刻槽剥离法,衬垫层加刻槽剥离法,光刻胶钻蚀法等,其中以光刻胶钻蚀法最好^[92]。光刻胶钻蚀法是在曝光前或曝光后用苯类溶剂浸泡光刻胶 2-10 分钟,显影后可得到易于剥离的钻蚀结构图形。

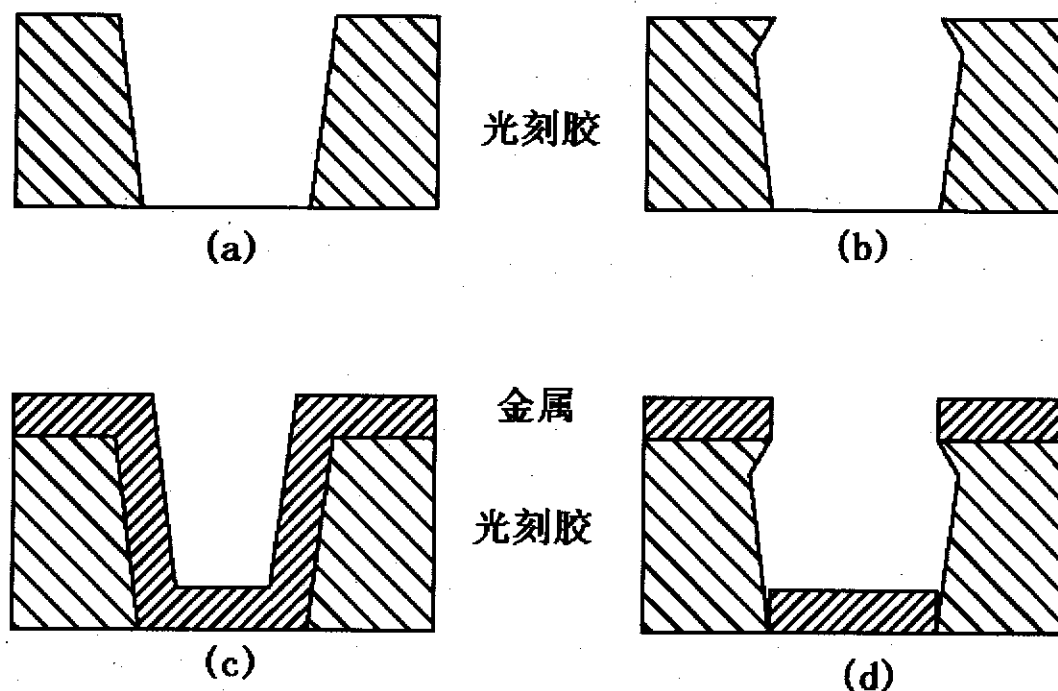


图 3.19: 金属剥离工艺示意图 (a)未经氯苯处理的 BP212 光刻胶显影后的形状; (b)经氯苯处理的 BP212 光刻胶显影后的形状; (c) 在未经氯苯处理的掩膜上溅射金属效果图; (d)在经氯苯处理的掩膜上溅射金属膜效果图。

正性光刻胶的剥离技术关键在于光刻胶图形的侧壁形状,其形状特点是图形比较陡直,并且上宽下窄,如图 3.19(a)所示。蒸发或溅射金属后,金属几乎连成一片,光刻胶被金属完全覆盖没有断裂,剥离液很难穿过金属渗透到光刻胶,不容易做剥离,如图 3.19(c)所示。理想的剥离工艺希望光刻胶形状有明显的倒角悬垂,如图 3.19(b)所示。这样晶片上淀积的金属与光刻胶上淀积的金属不连续,台阶处有断裂,剥离液很容易渗透到光刻胶,如图 3.19(d)所示。

工艺过程:实验中所用的光刻胶为北京化学试剂研究所生产的 BP212 型正性光刻胶。按常规工艺步骤进行匀胶、前烘处理、曝光以后,用氯苯浸泡 0.5-3 分钟,再用烘箱做适当的高温(120-130℃)坚膜处理,显影清洗后进行溅射金属薄膜。最后用剥离液(丙酮等)去掉光刻胶及其上面多余的金属,完成金属的剥离。

用普通光刻胶经接触式曝光显影后,侧壁上窄下宽,这是由于光刻胶对光有吸收作用,在曝光过程中,胶层内部从表层到底层得到的光能量逐渐减少,导致显影速率从表到里逐渐降低,使胶膜图形有一定的斜坡。坚膜处理后斜坡更大。而在常规曝光后,用氯苯泡数分钟,在显影前增加适当温度的坚膜,经显影后的图形有非常明显的倒角悬垂。倒角悬垂的出现是因为经氯苯浸泡后,氯苯扩散渗透到胶膜一定深度,使胶膜膨胀,形成一种凝胶物,它与内层胶相比,具有较低的显影溶解速率,使胶条上宽下窄,并且出现倒角悬垂,呈明显的屋檐状。这时进行溅射或蒸发金属,胶面倒角悬垂下就会出现金属断裂。剥离液很容易浸透到光刻胶,溶解光刻胶及去掉上面的金属,从而比较容易地实现金属剥离。

3.8 本章小结

本章探讨了 GaN 基器件制备的关键工艺,即清洗、光刻、SiN 掩膜制备、反应离子刻蚀、溅射以及金属剥离等工艺。主要结果如下:

1. 详细讨论了光刻工艺中各种参数的选择方法。对于 BP212 型正性光刻胶的工艺条件是:光刻胶厚为 1 μm 时前烘温度为 90℃,时间 15 分钟;曝光时间为 15 秒;显影液与去离子水比例为 1:1,时间为 30 秒;坚膜条件为 120-150℃,时间为 25 分钟。
2. 对氮化硅淀积工艺参数进行研究,这些参数主要包括射频功率、反应气体组

分及分布、气体流量、衬底温度和极板间距等。当 N_2 的流量为 10sccm, SiH_4 的流量为 10sccm, 反应室总压强为 1.4Pa, 衬底温度为 $350^{\circ}C$, 射频功率为 230W, 磁场强度为 110Gs 时, 淀积速率为 7.5nm/min, Si/N 原子比例约 0.75, 折射率为 2.04。生长 20 分钟得到 150nm 厚氮化硅材料的击穿场强为 $8 \times 10^6 V/cm$, 介电常数为 6.0, 电阻率为 $8.3 \times 10^{10} \Omega cm$ 。

3. 对影响反应离子刻蚀条件的工艺参数进行研究。氮化硅的最佳刻蚀条件为射频电源的入射功率为 230W, 磁场电流为 4A (磁感应强度为 111.4Gs), SF_6 的流量为 40sccm, SiN 刻蚀速率为每分钟 $0.67 \mu m$; GaN 和 AlGaIn 的刻蚀条件是在 CF_2Cl_2 流量为 60sccm 时, 刻蚀速率分别为每分钟 0.38 和 $0.34 \mu m$ 。在刻蚀气体中加入氧气, 当氧气流量为 5sccm 时, GaN 与 AlGaIn 的选择刻蚀比达 17。
4. 研究了影响磁控溅射中关键参数对淀积薄膜质量的影响。提高系统真空度有利于提高溅射镀膜的质量。
5. 采用氯苯浸泡法辅助金属剥离工艺, 得到边缘陡直的精细金属图形。

第四章 金属/氮化物半导体接触的制备和性能

4.1 引言

金属化是半导体器件的重要工艺之一。其中欧姆接触和肖特基势垒的应用较为广泛，它们均属金属/半导体接触范畴，其接触及电子输运情况以 n 型半导体为例简述如下^[93]：

1. 热电子发射：半导体功函数小于金属功函数，且掺杂浓度不高。当两者接触时，在界面形成电子势垒。半导体一侧产生载流子耗尽区，耗尽区的宽度随外加偏压而变化。电子无论从金属通过界面进入半导体或从半导体通过界面进入金属，其能量均需高于势垒顶的能量才能越过势垒顶而通过界面。金属中能量高于势垒的电子密度基本上不随外加偏压而变化，但在半导体一侧能量高于势垒顶的电子密度却随外加偏压而变化。在正向偏压下，半导体一侧能量高于势垒顶的电子密度将随正偏压的增大而增高；反向偏压下，半导体内能量高于势垒顶的电子密度将随反向偏压增加而减小，而通过界面的电子流密度正比于能量高于势垒顶的电子密度，从而形成非对称线性的伏安特性，即整流特性。利用肖特基势垒的不对称性和非线性的伏安特性，可制作检波和混频二极管；利用耗尽层宽度随偏压变化的特点，可制作场效应晶体管；利用肖特基势垒二极管是多数载流子导电的器件，可制作高速开关器件。
2. 热电子场发射：半导体功函数小于金属的功函数，且掺杂浓度较高，故耗尽区宽度较窄，势垒区内场强较高。电子无论从金属通过界面进入半导体或从半导体通过界面进入金属仍需克服势垒的阻力，但其能量不必大于或等于势垒顶的能量，一定能量的电子可借助隧道效应穿过势垒。
3. 场发射：半导体功函数小于金属功函数，半导体的掺杂浓度很高，因而耗尽区内电场强度极高，金属与半导体之间虽然存在电子势垒，但电子不必越过势垒而是借助隧道效应通过界面势垒区。电子无论从金属到半导体还是相反方向输运均借助隧道效应输运，在小的偏压下，整流特性消失。正反向的伏安特性几乎一样。主要用于制作半导体器件的欧姆接

触。

4. 反阻挡层: 半导体功函数大于金属功函数, 当金属与半导体接触时, 在半导体一侧形成电子积累层。在接触界面处无电子势垒且存在电子积累层, 故电子可以自由通过界面。这种情况只是在有限的窄禁带宽度半导体材料中遇到。可以利用该原理在半导体材料上外延一层窄禁带宽度的半导体材料来制备欧姆接触。

GaN 及相关化合物半导体成为当前研究的热门材料体系, 制备性能优良的欧姆接触和肖特基接触工艺同样是器件制备的关键工艺。由于氮化物半导体材料的特殊性, 例如, 它们是一种极性材料, 表面态密度较低, 费米能级钉扎效应减弱, 表面处理能显著影响接触性能; 样品表面的玷污和氧化层会使接触特性显著退化; 宽禁带材料的杂质离化能高, 重掺杂比较困难; 深能级陷阱对载流子的俘获效应很强, 增加了接触的制作难度, 促使人们寻求新的方案来改进接触特性。

4.2 GaN 及相关化合物半导体欧姆接触电极制备

4.2.1 GaN 及相关化合物半导体的欧姆接触研究

制作欧姆接触应该选取势垒高度尽量低的金属。GaN 电子亲和势为 4.2eV, 对于 n-GaN 来说, 应选取功函数接近 4.2eV 的金属, 这些金属有 Al、Ti、Ta 和 W 等。实验中发现, 在 n-GaN 上采用 Ti/Al 或 Ti/Al/Pt/Au 多层金属能实现较低的接触电阻。这类接触经过高温退火后, Al 能通过 Ti 层到达 GaN 的界面, 与 GaN 反应生成约 2nm 厚的 AlN 层, 并在 GaN 层中留下大量的 N 空位, 从而形成强 n 型层而产生大隧穿电流。AlN 层很薄又存在大量缺陷, 很容易让隧穿电子通过, 大大降低了接触电阻。这一层 AlN 层已由高分辨率透射电子显微镜、能散 X 射线谱等实验观察到^[94]。Al 在高温退火时容易产生氧化, 高温老化试验发现经长期高温工作后, 接触电阻显著增大^[95]。因此常在 Ti/Al 层上覆盖 Pt 或 Ni 层来加以保护, 最后再盖以 Au 层, 以方便引线键合。Lee 等人^[96]研究了 Ti/Al/Pt/Au 欧姆接触的热稳定性, 经 750℃ 10 小时的老化试验, 接触电阻稳定在 $5 \times 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$, 如不使用 Pt 阻挡层, 就只能承受 85 分钟的老化试验。用离子注入或扩散工艺提高 n 型掺杂浓度增大隧穿电流是降低接触电阻的一个有效方法。Z.Fan 等人用反应离子刻蚀 GaN 表面, 再用电子束蒸发淀积 Ti/Al/Ni/Au, 经 900℃ 30

秒快速退火,制成了低至 $8.9 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$ 的欧姆接触。反应离子刻蚀产生的缺陷形成强 n 型层,大大增强了隧穿电流,达到至今为止最低的接触电阻率^[97]。

很多器件制备过程中需要在 AlGaIn 层上制作欧姆接触,而 AlGaIn 的电子亲和势比 GaN 低,使接触势垒升高,增大了制作欧姆接触的难度。Ruvinov 等人^[98]研究了 AlGaIn 上 Ti/Al 欧姆接触的微结构,他们发现当 Al 组份从 9% 增加到 22% 时,接触电阻率由 8.7×10^{-7} 增大到 $2.07 \times 10^{-3} \Omega \text{cm}^2$,改变了近三个数量级。AlGaIn 层中 Al 组份的起伏和缺陷使合金过程中界面变粗糙,接触电阻增大。Qiao 等人^[99]设计了新的 Al/Ti 层结构,使整个 AlGaIn 层在合金过程中反应完,并直接与下面 GaN 层形成欧姆接触,来增大隧穿电流。与此同时,他们还使用离子注入 Si 的方法来提高 n 型层的掺杂浓度,提高隧穿电流,达到了低至 $5.6 \times 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$ 的接触电阻率。

综合现有文献发现,n 型 GaN 和 AlGaIn 材料上的欧姆接触制备大多采用 Ti/Al 系多层金属结构。这种接触经高温退火后,Ti 与氮化物反应生成一薄层 TiN,并在氮化物中留下大量 N 空位,产生一层重掺 n 型层,产生强的隧穿电流。同时 Ti 与 Al 反应生成 Al_3Ti ,而 Al_3Ti 在高温下比较稳定,不易被氧化。绝大多数 n 型氮化物器件都使用该方法制作低电阻欧姆接触。

4.2.2 欧姆接触的测量方法^[100]

金属与半导体接触形成的欧姆接触并不是完全理想的欧姆接触,因为在接触界面存在一个附加电阻(即接触电阻 R_c)。若接触是均匀的,通过接触界面的电流密度也是均匀的,将 R_c 与接触面积 A 的乘积称为接触电阻率 ρ_c ,即 $\rho_c = R_c \cdot A$ 。文献中报道测定 ρ_c 的方法繁多,但各种方法都有较大误差。因为 ρ_c 的测定往往是在两个欧姆接触间进行的,这样测定的电阻,除 R_c 外还包括寄生电阻、材料体电阻 R_b 和扩展电阻 R_t 等。因此当 ρ_c 值数量级较小时,不同测试方法所得数据难以相互比较。为了减小或消除这类误差,应将电流探针与电压探针分开并采用高阻抗电压表。

几种可比较精确测定 ρ_c 的方法有:四探针法,拟合法,传输线模型法(TLM),四点结构圆形传输线法和界面接触电阻值直接测定法等。其中 TLM 法最为常用。

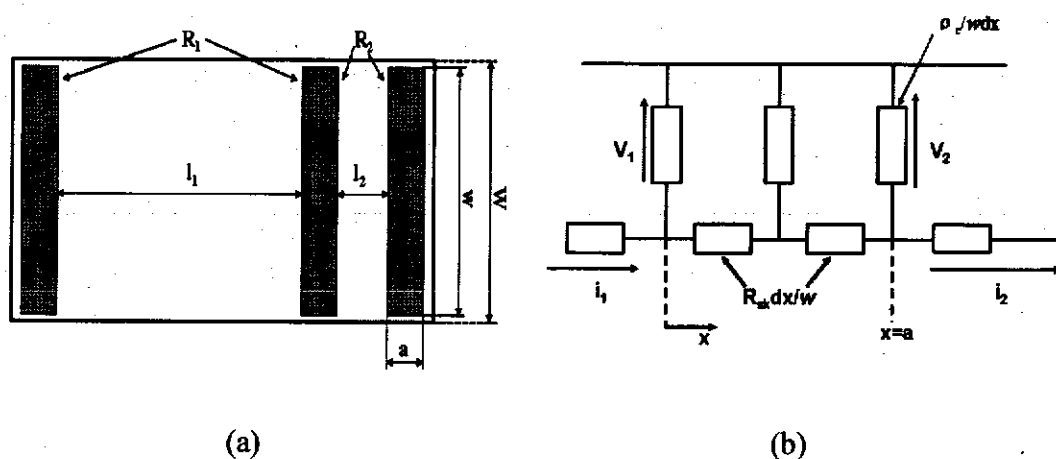


图 4.1: 图 4.1 TLM 法的(a)测试图形(b)等效电路图

TLM 法测试图形与等效电路如图 4.1(a)和(b)所示。在一长条形半导体上, 制作三个长方形欧姆接触。为限制电力线在两个宽为 w , 长为 a 的欧姆接触块之间, 则此长条形半导体需要和环境隔离。这可以通过台面腐蚀、p/n 结或周围做成高阻区来隔离。长条宽度 W 略大于 w , 该方法计算公式如下:

$$R_{CT} = \frac{\sqrt{\rho_c R_{SK}}}{w} \operatorname{cth} \left(\sqrt{\frac{R_{SK}}{\rho_c}} a \right) \quad (4-1)$$

式中 R_{CT} 是接触电阻与电流集边效应产生的总电阻, 如果 a 值较大, $\left(\sqrt{\frac{R_{SK}}{\rho_c}} a \right) >$

1, 则 $\operatorname{cth} \left(\sqrt{\frac{R_{SK}}{\rho_c}} a \right)$ 趋于 1, 这时 $R_{CT} = \frac{\sqrt{\rho_c R_{SK}}}{w}$, 因此,

$$\rho_c = \frac{(w R_{CT})^2}{R_{SK}} \quad (4-2)$$

式中 R_{SK} 是合金化后接触块下半导体薄层的方块电阻, 但这是未知的, 一般近似地用已知的材料方块电阻 R_{SH} 代入。根据公式(4-2), 若知道 R_{CT} , 则以 R_{SH} 代替 R_{SK} 就可以求出 ρ_c 。 R_{CT} 可由图 4.1 中 R_1 与 R_2 的测定值按下式计算得到:

$$R_{CT} = \frac{R_2 l_1 - R_1 l_2}{2(l_1 - l_2)} \quad (4-3)$$

在文献中往往是用图解法来求 ρ_c 的。具体做法是: 在与周围环境绝缘的条形

半导体材料上做上距离不等的几个长方形接触块, 如图 4.2 所示, 恒定电流 I 流经电流探针, 由电压探针测定不同距离 L_n 下的电压 V 并求得总电阻 R_T :

$$R_T = \frac{V}{I} = 2R_{CT} + \frac{R_{SH}l}{w} = \frac{2R_{SK}L_T}{w} + \frac{R_{SH}l}{w} \quad (4-4)$$

$$L_T = \sqrt{\frac{\rho_c}{R_{SK}}} \quad (4-5)$$

上式中 L_T 称为传输长度, 在 $R_T - l$ 图 4.2(b) 这些点应连成一条直线。当 $l=0$ 时, 在 R_T 轴上交点应是 $2R_{CT}$; 当 $R_T=0$ 时, 直线在 l 轴上交点为 $2L_T$ 。直线斜率为 $\frac{R_{SH}}{w}$ 。如果近似认为当合金化后欧姆接触下半导体的方块电阻 $R_{SK} \approx R_{SH}$, 则 ρ_c 值可按式计算得到:

$$\rho_c = R_{SK}L_T^2 \approx R_{SH}L_T^2 \quad (4-6)$$

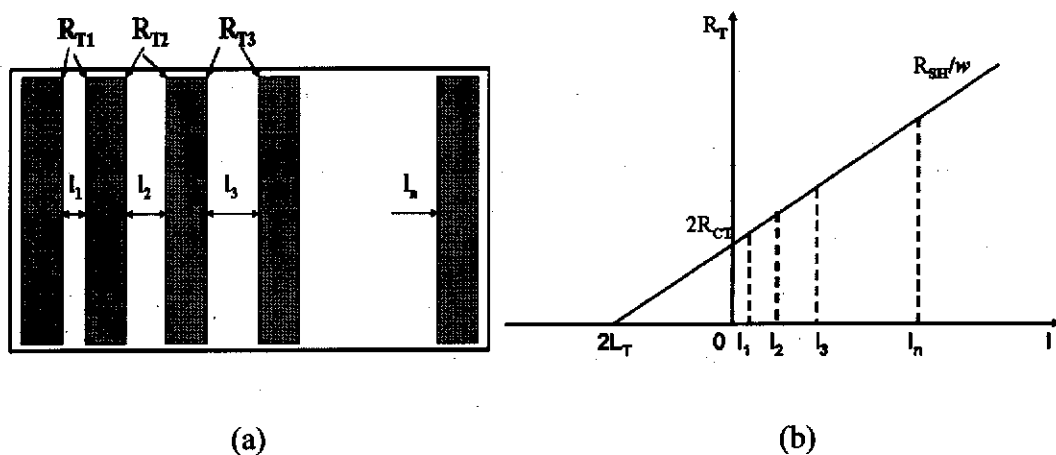


图 4.2: 图解法计算接触电阻率(a) 测试图形, (b) 计算方法示意图

由于该方法简便故使用广泛。但 R_{SK} 和 R_{SH} 之间确有不同, 故文献^[10]对其进行修正。引入端电阻 R_E 后得到如下公式:

$$R_{CT} = R_E \text{cth}\left(\frac{a}{L_T}\right) \quad (4-7)$$

$$R_E = \frac{\sqrt{R_{SK}\rho_c}}{w} \frac{1}{\text{sh}(a/L_T)} = \frac{\rho_c}{L_T w} \frac{1}{\text{sh}(a/L_T)} \quad (4-8)$$

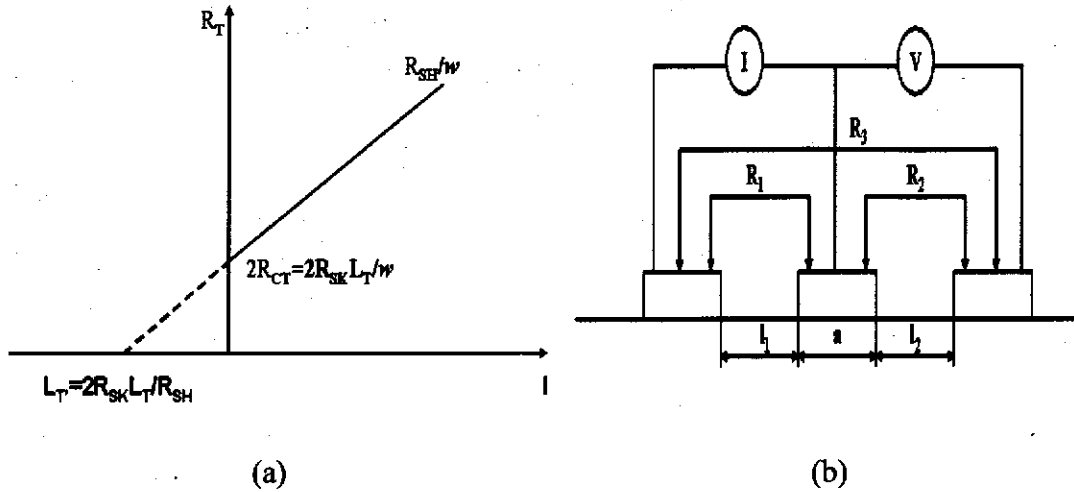


图 4.3: (a) 作 R_{SK} 修正的图解法测试结果图, (b) 端电阻测定法

由图 4.3(a)得到 R_{CT} , 由图 4.3(b)测出端电阻 R_E , 代入(4-7)求出 L_T , 再代入(4-8)求出 ρ_c 值。 R_E 测定方法有两种, 如图 4.4 所示, 在 1-2 间通电流 I , 测出 2-3 间的电压 V , $R_E = V/I$; 或者在 1-2 之间测电阻 R_1 , 在 2-3 间测电阻 R_2 , 再在 1-3 之间测电阻 R_3 , 则

$$R_E = \frac{1}{2}(R_1 + R_2 - R_3) \quad (4-9)$$

4.2.3 n 型 GaN 的欧姆接触电极制备

4.2.3.1 n 型 GaN 欧姆接触电极制备

实验中所用的样品为分子束外延方法在 (0001) 面蓝宝石衬底上生长的非掺杂 GaN。非掺杂的 GaN 为 n 型 GaN, 外延层厚度为 $1.5\mu\text{m}$, 本底载流子浓度为 $1\sim 2\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 。欧姆接触为 Ti/Al/Ni(40nm)/Au(50nm)多层金属, 用磁控溅射方法淀积多层金属薄膜, 采用剥离工艺形成接触图形。首先, 样品依次在三氯乙烯、丙酮和无水乙醇超声清洗 3 分钟, 去除表面的有机沾污物。用光刻的方法在样品表面形成间隔分别为 10、20、30、40、50、60、70 和 $80\mu\text{m}$ 长方形窗口, 窗口的长和宽为 250 和 $200\mu\text{m}$, 如图 4.4 所示。光刻后的样品分别在 30%盐酸和 10%氢氟酸中各漂洗 1 分钟以去除表面氧化层, 去离子水冲洗, 再用高纯氮气吹干, 立刻装入溅射设备内制备 Ti/Al 或其它多层欧姆接触金属。溅射金属后, 将样品浸在丙酮中超声剥离, 形成需要的图形。最后进行台面刻蚀, 使测试图形与周围

环境隔离。

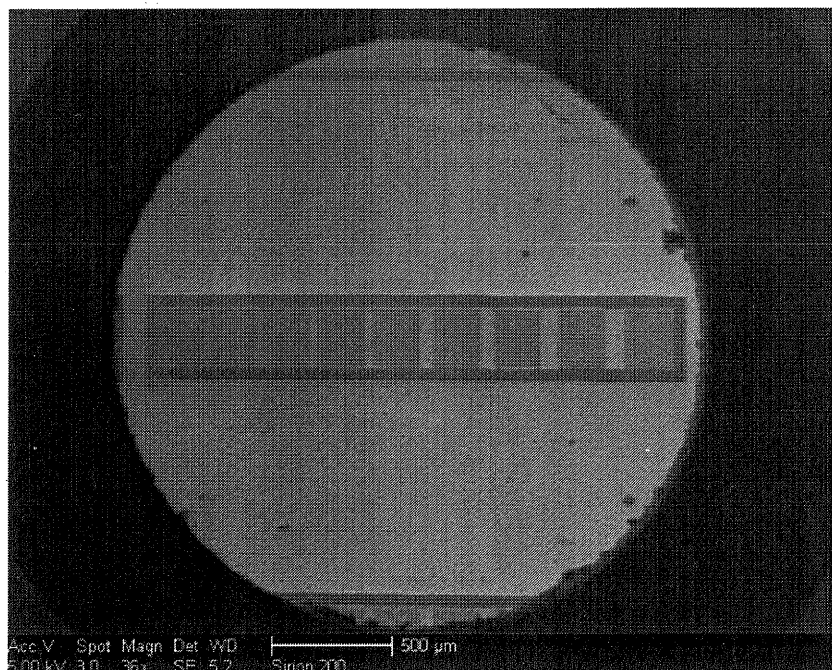


图 4.4: 欧姆接触测试图形

剥离后的样品在高纯氮气保护下, 在 600—1000 °C 下退火, 然后测量欧姆接触之间的 I-V 特性和接触电阻。I-V 特性采用 Agilent E5273 型半导体参数测试仪, 并且在 I-V 测量中使用了四探针法以消除探针与样品之间的接触电阻和接触电势带来的影响。

4.2.3.2 实验结果与讨论

1. 退火温度对欧姆接触电阻率的影响

由于 Ti 和 Al 原子都非常活泼, 易与环境中的氧反应生成绝缘的氧化层, 影响了欧姆接触性能。Ti/Al 经退火后可以形成低阻且稳定的 Al_3Ti 和 Ti_2AlN 相^[102]。利用 X 射线衍射 (XRD) 技术测试退火温度对合金组分的影响。图 4.5 给出了 Ti(30nm)/Al(180nm) 双层金属膜在不同退火条件下的 XRD 图。从图中可以看出, 未经退火处理的样品只有 Al 和 Ti 的衍射峰; 在 800 °C 15 秒退火后, 对应于 Ti 和 Al 的衍射峰消失, 出现 AlTi 和 Al_2Ti 相的衍射峰; 在经过 800 °C 10 分钟退火或 900 °C 30 秒退火后, 可以观察到出现了 Ti_2AlN 和 Al_3Ti 的衍射峰, 而来自 AlTi 和 Al_2Ti 的衍射峰消失。该结果表明 Ti/Al 双层金属膜经 900 °C 高温退火后可以形成稳定的 Al_3Ti 和 Ti_2AlN 相, 提高了欧姆接触电极的稳定性。

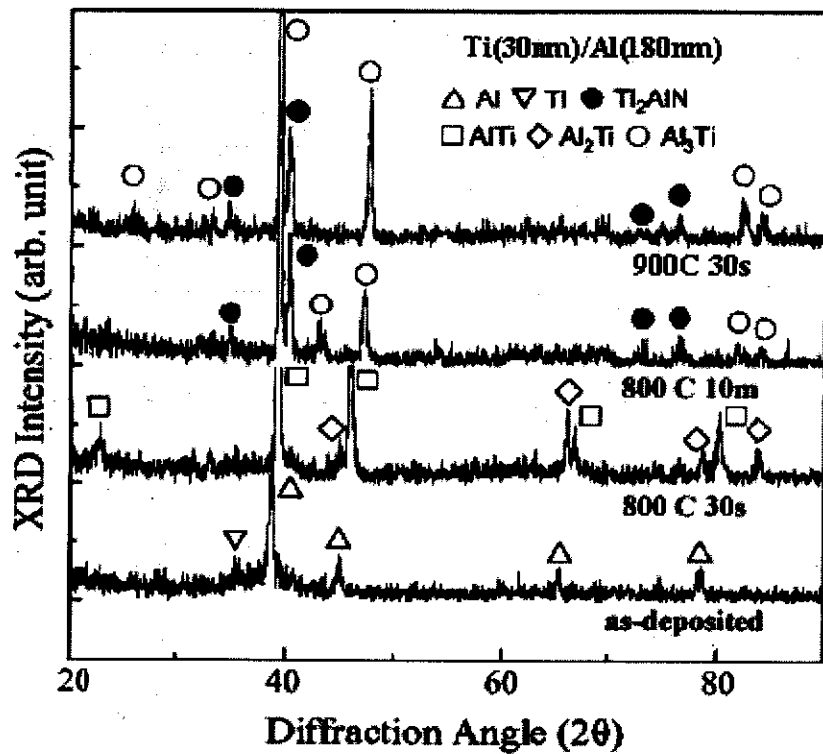


图 4.5: 退火条件与 Ti/Al 合金组分的 X 射线衍射图

Ti/Al 金属膜厚度为 30nm/180nm 的样品分别在 600℃、750℃、900℃和 1000℃，在氮气保护下退火 30 秒。测量欧姆接触间的 I-V 特性，结果如图 4.6 所示。从图中可以看出，未退火和在 600℃以下退火的样品 I-V 特性表现出整流特性，说明欧姆接触尚未形成；当退火温度达 750℃以上时，I-V 特性呈良好的线性，表明欧姆接触已经形成；随着退火温度继续上升，欧姆接触电阻率持续下降，当温度高于 900℃后，I-V 曲线比较靠近，表明欧姆接触特性趋于稳定。这是由于在一定的退火温度下，GaN 表面氮原子向外扩散，与 Ti 原子反应生成 TiN，因此靠近金属—半导体界面 GaN 一侧产生较多的氮空位。随着退火温度的提高，金属—半导体界面反应增强氮空位密度随之增大。由于氮空位在 n-GaN 中表现为浅施主，所以界面处的氮原子向金属层中扩散使得与金属接触的半导体表面氮空位积累形成了 n 型重掺杂层，降低势垒宽度，由于隧道效应载流子可以隧穿导电，从而降低了欧姆接触电阻率^[103]；另外经过退火后 Ti 与 GaN/金属界面处的氧反应，减少了界面之间的氧化物层^[104]。

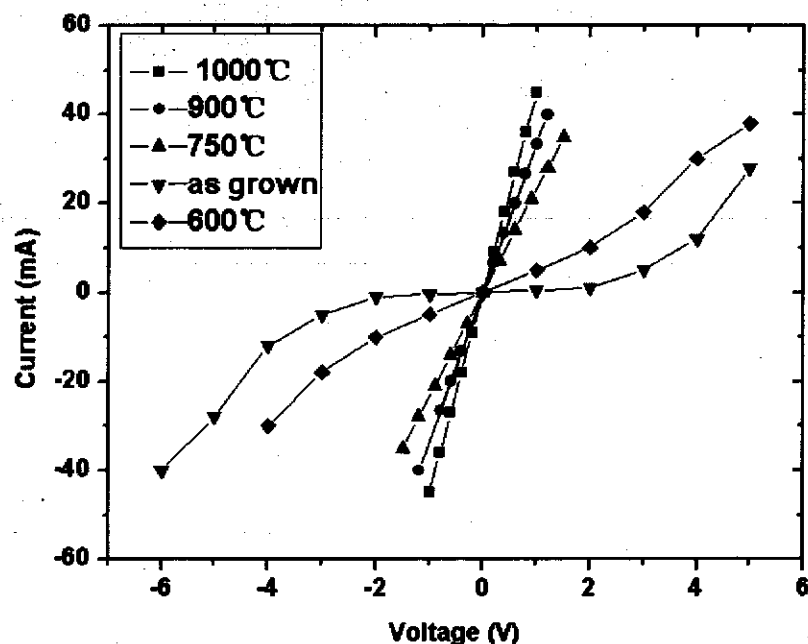


图 4.6: 不同退火温度条件下 Ti/Al 接触电极的 I-V 特性图

2. Ti/Al 金属膜厚度与欧姆接触电阻率的关系

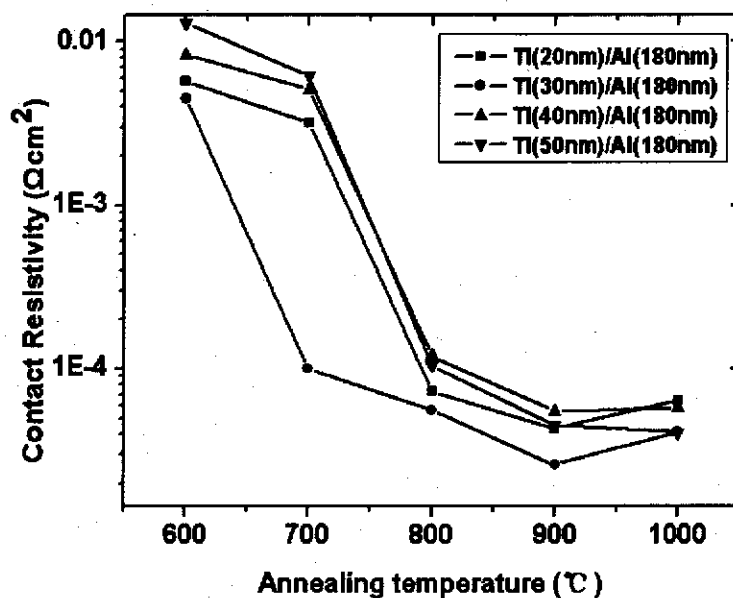


图 4.7: 欧姆接触电阻率与 Ti/Al 接触电极组分关系图

实验中固定 Al 膜厚度 (180nm) 不变, Ti 膜厚度分别为 20、30、40 和 50nm。退火温度分别为 600、700、800、900 和 1000°C, 时间分别为 30 秒。不同厚度 Ti/Al 金属膜经退火合金化后, 欧姆接触电阻率随退火温度变化关系如图 4.7 所示。从图中可以看出, 不同厚度 Ti/Al 金属膜经退火处理后, 其接触电阻率均随

退火温度升高而降低,当退火温度达到 1000°C 时,接触电阻率均有小幅上升的趋势。其中,当 Ti 膜厚度为 30nm 时,样品经 900°C 30 秒退火后,接触电阻率达到最低值 $2.6 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$ 。这是由于此时 Ti 和 Al 原子比例最为合适,Al 原子不仅与 Ti 原子形成 Al_3Ti ,而且多余的 Al 原子穿过 Al_3Ti 层到达并与 GaN 层中的 N 原子反应生成 AlN ,在金属/GaN 界面 GaN 一侧进一步增大了氮空位密度,降低了欧姆接触电阻率。

3. 欧姆接触电极表面形貌

从以上实验结果可以看出,提高退火温度有利于界面反应的发生。而对于 Ti/Al 双层金属的欧姆接触电极而言,高温退火处理过程中很容易被氧化而生成一层高阻氧化层,同时氧元素穿过金属层向界面的扩散会引起势垒升高,使得欧姆接触性能变差。因此,在 Ti/Al 双层金属表面再溅射一层 Au 以防止 Al 层氧化,但 Al 和 Au 很容易发生互扩散而到达 GaN 表面,所以在 Al 和 Au 之间再加一层 Ni (或 W, Pt, Ti 等) 作为隔离层,防止 Au 层扩散。所以通常采用的是 Ti/Al/Ni (Pt, W 或 Ti) /Au 四层金属膜经退火后制成欧姆接触电极。

平整的欧姆接触电极表面用于器件键合引线,因此电极表面形貌也是评估欧姆接触性能好坏的重要标准之一。由于 Al 熔点 (660°C) 较低,如果欧姆接触电极中 Al 原子过量,退火过程中在电极表面形成熔融的液态 Al,从而使表面形貌变得非常粗糙。图 4.8(a) 和 (b) 是用扫描电镜观察 Ti(30nm)/Al(180nm) 和 Ti(50nm)/Al(180nm) 经不同条件退火处理后的表面形貌图。从图中可以看出,当 Ti 膜厚度为 30nm 时,即使经 600°C 30 秒退火后样品表面就十分粗糙,而 Ti 膜厚度增加到 50nm 时,即使在 900°C 10 分钟高温长时间退火,电极表面变得比较平整。可见,过量的 Al 原子会使欧姆接触电极表面形貌变差。

从图 4.8(c) 可以看出,由 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni/Au 四层金属膜构成的欧姆接触电极经高温处理后表面也非常平整。这是因为 Ni 金属层不仅可以阻挡 Au 和 Al 之间的相互扩散,而且可以防止金属 Al 层因高温熔融而使欧姆接触电极表面形貌变得粗糙。

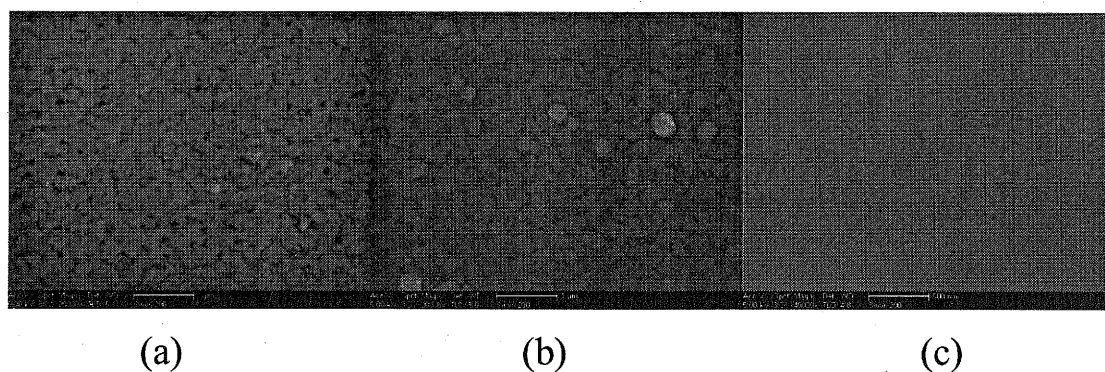


图 4.8: 退火后 Ti/Al 欧姆接触电极表面形貌 SEM 图(a) Ti(30nm)/Al(180nm); (b) Ti(50nm)/Al(180nm); (c) Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni/Au

4.2.3.3 改善 n 型 GaN 欧姆接触性能的方法

Ti/Al 电极已广泛用于制作 n-GaN 欧姆接触, 表面处理是改善接触特性的有效途径。C. Huh 与 J. O. Song 等人分别在制作欧姆接触电极前用 $(\text{NH}_4)_2\text{S}_x$ 与 CH_3CSNH_2 对 GaN 表面进行处理, 经两种溶液处理后欧姆接触性能得到较大改善^[105, 106]。为进一步提高器件的欧姆接触性能, 在实验中采用了不同的方法对样品表面进行处理。

实验中所用的样品为分子束外延方法在 (0001) 面蓝宝石衬底上生长的非掺杂 GaN。非掺杂的 GaN 为 n 型 GaN, 外延层厚度为 $1.5\mu\text{m}$, 本底载流子浓度为 $1\sim 2\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 。表面处理实验的具体步骤是: 将样品分成三组, 分别采用不同的表面处理方法。A 组采用传统的处理方法, 即在 30%盐酸和 10%氢氟酸中各漂洗 1 分钟除去 GaN 表面的氧化层, 去离子水冲洗, 再用高纯氮气吹干。B 组样品经 30%盐酸和 10%氢氟酸中漂洗后, 放入 60°C 20%的 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 溶液中处理 10 分钟, 然后同样用去离子水冲洗, 氮气中吹干。C 组样品经 30%盐酸和 10%氢氟酸中漂洗、离子水冲洗, 用氮气吹干后立即移入溅射系统中。用霍尔型离子源, 采用氩气和氢气 (体积比为 95:5) 组成的混合气体对样品表面进行反应溅射处理。三组样品经不同的表面处理方法处理后, 用磁控溅射方法在表面淀积 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni(40nm)/Au(50nm) 的多层金属薄膜。快速退火条件为 900°C 30 秒。用 TML 方法测量欧姆接触电阻率。

以上三组样品经 900°C 30 秒退火后, 用 TLM 法测得接触电阻率分别为 $1.6\times 10^{-5}\Omega\text{cm}^2$, $4.6\times 10^{-6}\Omega\text{cm}^2$ 和 $8.5\times 10^{-7}\Omega\text{cm}^2$ 。

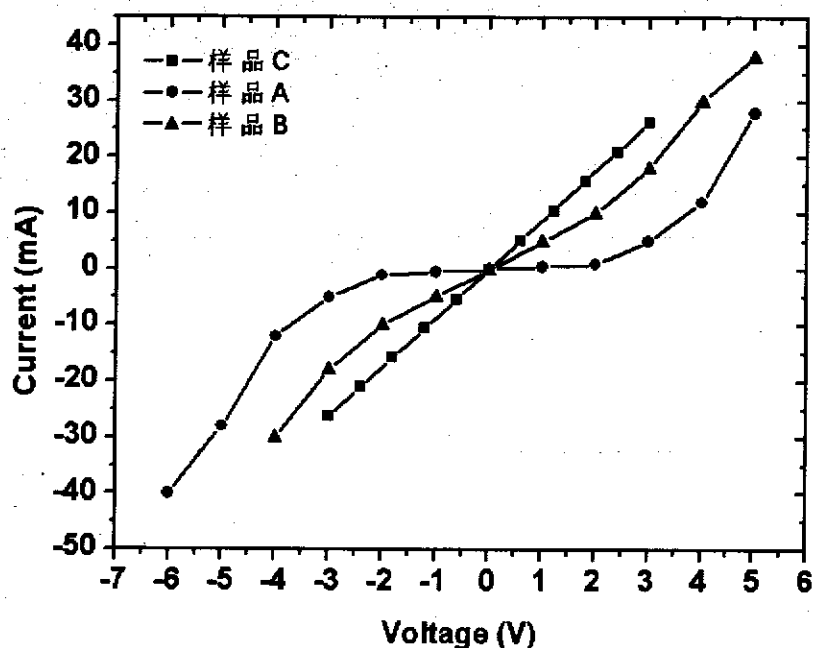


图 4.9: 表面处理对 GaN 材料欧姆接触性能的影响

GaN 材料表面存在着一层包含氧化物和碳杂质的沾污层, 在金属与半导体接触中, 沾污层起阻碍载流子移动的作用, 如同引入一个附加的势垒。当沾污层厚度约为 2nm 时, 附加势垒高度约为 0.2~0.3eV^[107]。表面处理可以去除沾污层, 降低 GaN 与金属间的势垒高度, 减小欧姆接触电阻率。从图 4.9 中我们看到, 各组样品淀积多层金属薄膜, 如不经退火处理, A 组样品的 I-V 曲线是非线性的; B 组样品的 I-V 特性比 A 组有较大程度的改善, 但仍然是非线性的; 而 C 组样品的 I-V 曲线基本呈线性分布。虽然用化学腐蚀的方法可以去除了 A 组样品表面的大部分氧化层, 但在样品移入溅射系统之前仍然会接触空气而被氧化或沾污。B 组样品经过常规化学清洗去除表面大部分氧化层, 用 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 溶液浸泡后, 硫化物与 GaN 表面形成的 Ga-S 键可以防止 GaN 再氧化, 而 Ga-S 可在真空系统内通过加热的方法去除^[108]。因此硫化物处理的方法可有效地保护样品, 防止 GaN 被再次氧化, 使欧姆接触电阻率下降。C 组样品经常规化学清洗方法处理后, 在真空系统内用氩和氢等离子体处理。氢等离子体可以与样品表面的氧反应, 有效地去除了样品表面的氧化层。而等离子体对样品表面进行溅射处理, 在样品表面形成轻微的损伤层。一定程度的损伤层产生的缺陷形成强 n 型层, 大大增强了隧穿电流, 从而使欧姆接触性能改善^[50]。

可见经过表面处理能有效地减小接触电阻, 这主要是由于通过表面处理除去

了 GaN 表面的氧化层和沾污层。

4.2.4 非故意掺杂 AlGa_N 的欧姆接触电极制备^[109]

AlGa_N/GaN 异质结器件是重要的 GaN 基器件之一, 由于其结构的特殊性, 需要在 AlGa_N 材料上制作欧姆接触电极。与 n 型 GaN 相比, 由于 AlGa_N 的电子亲和势比 GaN 低, 金属接触的势垒高度较高, 因而在 n 型 AlGa_N 材料上制作的欧姆接触性能相对较差, 还有待于进一步研究^[110]。人们正在不断探讨材料质量、材料生长方法、表面处理、退火条件等有关参数对降低金属/n-AlGa_N 欧姆接触电阻率的作用。Soltani 等人在 n-AlGa_N/GaN 上得到低至 $7.7 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$ 接触电阻率^[111]。然而, 实际应用过程中需要在非故意掺杂的 AlGa_N/GaN 上制作欧姆接触电极, 但这方面的报道极少见于文献中。

湿法化学腐蚀以及等离子体处理等方法已被证明是提高欧姆接触性能的方法^[112]。有报道氯基等离子体处理样品表面可改进欧姆接触性能^[113]; 也有相关文献报道了氟基等离子体可以在样品表面形成 NF_x , 从而实现良好的欧姆接触^[114]。因此, 我们提出了用同时含有氟基和氯基的 CCl_2F_2 气体对样品表面进行处理, 达到改善在非掺杂 AlGa_N/GaN 材料上制作欧姆接触电极性能的目的。

1. 实验

所用的 AlGa_N/GaN 异质结构材料是由分子束外延方法制备的, 衬底为 (0001) 面的蓝宝石。样品结构为 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}(35\text{nm})/\text{GaN}(1.5\mu\text{m})/\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 其中 Al 组分 x 为 30%, 整个样品为非故意掺杂的。样品的二维电子气浓度和迁移率分别为 $1 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ 和 $1000 \text{cm}^2/\text{Vs}$ 。首先, 将样品用三氯乙烯、丙酮和甲醇超声清洗去除表面的有机沾污物。在样品表面淀积一层 SiN 作为掩膜, 光刻出所需的测试图形。将光刻后的样品放入煮沸的缓冲氧化物腐蚀液 (BOE) 中煮 2 分钟, 去除 AlGa_N 表面的氧化物和碳沾污物等, 用去离子水冲洗干净, 氮气吹干, 立即装入磁控溅射系统内淀积金属薄膜。金属薄膜厚度为 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni(40nm)/Au(50nm)。剥离后的样品在高纯氮气保护下分别进行快速退火, 退火温度为 800-950℃, 时间为 30 秒。最后, 测量欧姆接触间的 I-V 特性和接触电阻率。

在上述优化退火条件的基础上, 用不同的表面处理方法提高在非掺杂 AlGa_N

上制作欧姆接触电极的性能。样品经过超声清洗和光刻测试图形后,用反应离子刻蚀方法对其表面进行处理。所用气体为 CCl_2F_2 。刻蚀过的样品分为三组。A、B 和 C 组样品分别在煮沸的 BOE、热 $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2=1:1$ 和煮沸的王水中处理 2 分钟。用去离子水冲洗干净,氮气吹干,立即装入磁控溅射系统内淀积金属薄膜。金属薄膜厚度为 $\text{Ti}(30\text{nm})/\text{Al}(180\text{nm})/\text{Ni}(40\text{nm})/\text{Au}(50\text{nm})$ 。剥离后的样品在高纯氮气保护下分别进行快速退火,退火温度为 900°C ,时间为 30 秒。最后,测量欧姆接触间的 I-V 特性和接触电阻率

2. 结果与讨论

表 4.1: 在非掺杂 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 材料表面制作的欧姆接触电阻率与退火条件关系

样品编号	退火温度($^\circ\text{C}$)	退火时间(s)	接触电阻率(Ωcm^2)
1	800	30	$3.9 \times 10^{-4} \Omega\text{cm}^2$
2	850	30	$5.6 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$
3	900	30	$2.52 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$
4	950	30	$4.82 \times 10^{-4} \Omega\text{cm}^2$

非故意掺杂 AlGaIn/GaN 表面制作的多层金属薄膜经不同温度退火后,欧姆接触电阻率如表 4.1 所示。从表中可以得到,样品在 900°C 退火 30 秒达到最小值即 $2.52 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$ 。非故意掺杂 AlGaIn 表面欧姆接触形成机理与 n-GaN 表面形成欧姆接触机理相类似,即通过退火处理后, AlGaIn 层中的 N 原子与淀积的金属薄膜在界面处形成 TiN 或 AlTi_2N 薄层。在金属/ AlGaIn 界面 AlGaIn 一侧形成高密度的氮空位,由于氮空位在非故意掺杂的 GaN 中表现为浅施主,使得与金属接触的半导体表面氮空位积累形成了 n 型重掺杂层,降低势垒宽度,由于隧道效应载流子可以隧穿导电,从而降低了欧姆接触电阻率。当退火温度达到 950°C ,由于退火温度过高会影响 AlGaIn 表面的晶格质量,造成欧姆接触电阻率呈上升趋势。

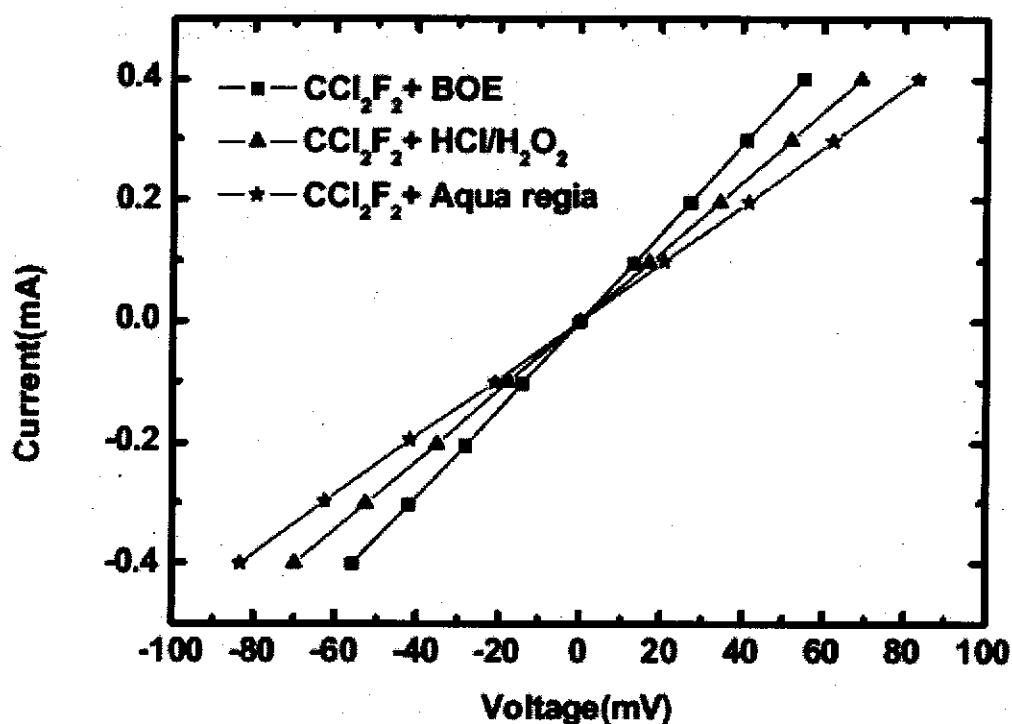


图 4.10: 表面处理后样品的 I-V 特性曲线

在优化退火条件的基础上, 在样品 A、B 和 C 上制作的欧姆接触电极的 I-V 特性曲线如图 4.10 所示。从图中可以看出, 三组样品的 I-V 特性曲线呈线性, 表明经过表面处理后的样品均为欧姆接触。由图 4.11 中可以计算出样品 A、B 和 C 的欧姆接触电阻率分别为 $5.85 \times 10^{-7} \Omega \text{cm}^2$ 、 $1.93 \times 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$ 和 $4.82 \times 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$ 。结果表面用 BOE 方法处理后的样品欧姆接触电阻率最低。这是到目前为止在非故意掺杂 AlGaIn 上制作欧姆接触电极所得到的最小接触电阻率。AlGaIn 表面暴露在空气中会形成氧化镓和氧化铝等氧化层, 这些氧化层是电绝缘的, 影响了欧姆接触性能的提高。氧化铝化学性质非常稳定, Al-O 键能较高, 不易用常规化学清洗或等离子体清洗的方法去除。用 CCl_2F_2 作为刻蚀气体对样品表面进行反应离子刻蚀, 等离子体中的氟离子和氯离子既可以通过溅射去除表面的沾污层, 又可以通过化学反应去除氧化层^[115]。用 CCl_2F_2 等离子体处理样品表面, 可以改变 AlGaIn 样品表面样品表面的化学配比, 增加 N 空位的密度, 降低了肖特基势垒高度, 增强了电子隧穿几率。从图 4.10, 4.11 中可以看出, 与用 $\text{HCl}/\text{H}_2\text{O}_2$ 或王水处理的方法相比而言, 用 BOE 对样品表面进行处理可以去除 AlGaIn 材料表面的氧化层并可以对样品表面起到一定程度的钝化保护作用。

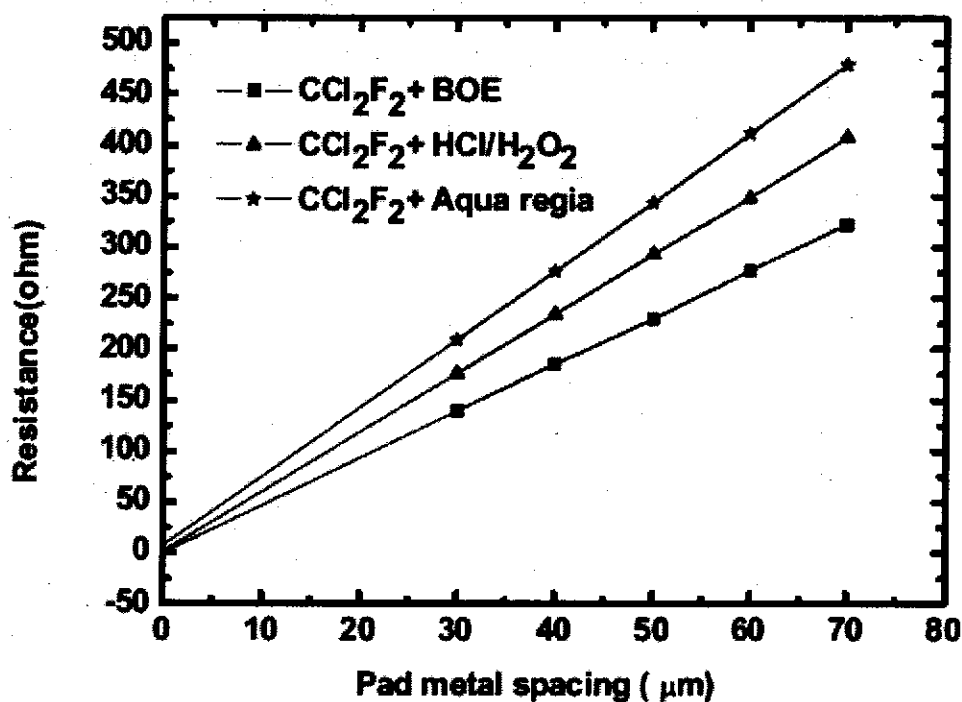


图 4.11: TLM 结构下测量电阻与电极间距的关系

用 CCl_2F_2 作为刻蚀气体对 AlGaIn/GaN 表面进行反应离子刻蚀并结合 BOE 清洗工艺, 可以大幅提高在非故意掺杂 AlGaIn 材料上制作欧姆接触电极的性能。

4.3 金属与 GaN 及相关氮化物的肖特基接触

4.3.1 金属与半导体肖特基接触基本原理^[116]

金属和氮化物在接触之前各自的能带如图 4.12 所示。它们的真空能级是相同的。当它们直接接触后, 它们的费米能级必须对齐, 对于一个理想的金属半导体接触, 即中间没有界面层和大量的界面能级的情况下, 能带如图 4.12 所示。其中, Φ_m 为金属的逸出功, χ 为半导体的电子亲和势, $q\phi_{b0}$ 就是肖特基势垒高度, $q\Delta\Phi$ 是镜像力引起的势垒下降, E_f 是半导体的费米能级, qV_{bi} 是自建势垒, 它和肖特基势垒高度只差一个费米能级和导带之间的距离。

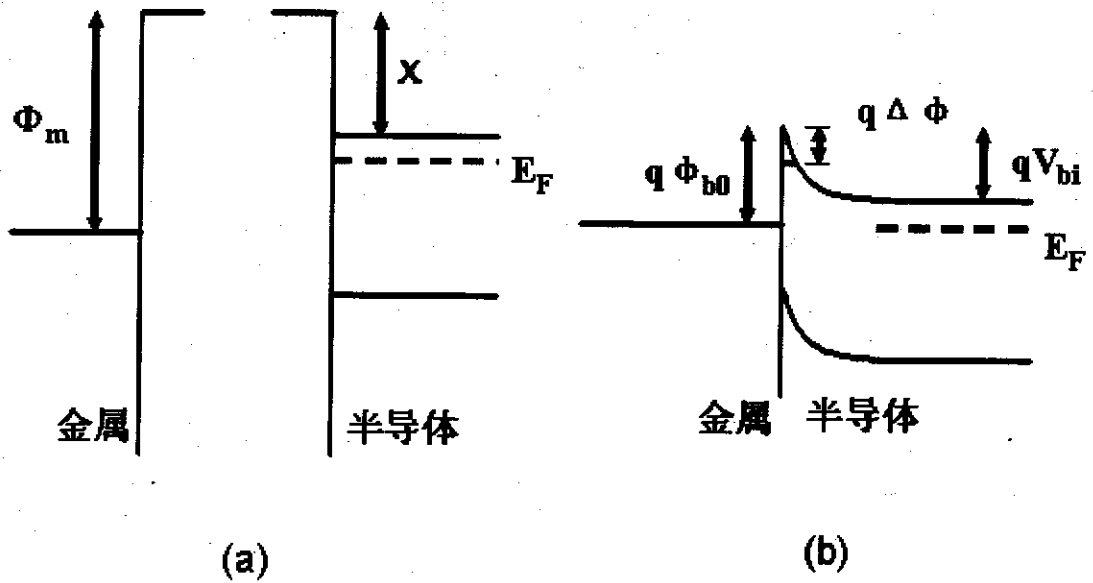


图 4.12: 金属和半导体接触的能带图 (a)未接触前; (b)接触后

对于一个理想的金属和半导体接触, 有

$$q\phi_{b0} = \Phi_m - \chi \quad (4-10)$$

考虑到镜像力的作用, 实际的肖特基势垒高度应为

$$q\phi_b = q(\phi_{b0} - \Delta\phi) \quad (4-11)$$

其中,

$$\Delta\phi = \sqrt{\frac{qE_i}{4\pi\epsilon_s}} \quad (4-12)$$

其中 ϵ_s 是半导体介电常数, E_i 是界面上的电场, 耗尽区宽度 W 为

$$W = \sqrt{\frac{2\epsilon_s}{qN_D} \left(V_{bi} - V - \frac{kT}{q} \right)} \quad (4-13)$$

式中 N_D 是半导体中掺杂浓度, V 是外加电压, k 是玻尔兹曼常量, T 是绝对温度。肖特基势垒的电流—电压关系可以用下式描述

$$I = I_s \left[\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (4-14)$$

其中饱和电流

$$I_s = A_e A^* T^2 \exp\left(-\frac{q\phi_b}{kT}\right) \quad (4-15)$$

式中 A^* 是等效里察逊 (Richardson) 常数, n 是理想因子, A_e 是样品面积。里察逊常数是热电子发射机制推导出来的, 应为

$$A^* = \frac{4\pi q m^* k^2}{h^3} \quad (4-16)$$

其中 h 是普朗克常量, m^* 为电子有效质量 (GaN 的电子有效质量为 $0.22m_0$), 因此 n-GaN 的里察逊常数的理论值应为 $A^* = 26.4 \text{ A cm}^{-2} \text{ K}^2$ 。当正向电压 $qV > 3kT$ 时电流—电压关系由 (4-14) 变成

$$\ln I = \ln I_s + \frac{qV}{nkT} \quad (4-17)$$

$\ln I$ 对 V 的曲线应该是一条直线。由直线的斜率可以求出理想因子 n , 从它和纵坐标的交点可以求出 $\ln I_s$ 。

由公式 (4-14) 利用里察逊常数的理论值和室温下的 $\ln I_s$ 值可以求得势垒高度的值。如果做不同温度下的电流—电压曲线 (I - V - T), 则可以同时求出势垒高度和里察逊常数。

上述的伏安特性测试中电流依赖于界面结构, 接触的横向不均匀性使整流特性变差, 而且电流中还包含有热电子发射以外的电流, 使理论计算出的势垒高度偏低。在公式 (4-14) 中引入理想因子 n 来描述接触的性能优劣, 当 $n=1$ 时, 表示理想接触; n 值越大, 表明接触偏离越大, 测得的势垒高度越低。实验中发现当 n 值不太大时, 势垒高度随 n 值的变化是线性的。因此把测得的势垒高度外推到 $n \approx 1$ 处就能求得实际势垒高度。肖特基接触的势垒高度除了可以用上述的伏安特性测定外, 还可以通过电容—电压法和光发射等方法测定。

4.3.2 金属和 GaN 及相关氮化物肖特基接触研究

GaN 基 HFET 及肖特基二极管等器件希望提高势垒高度来增大器件的击穿电压, 同时要求金属/半导体接触在高温下保持稳定。近十几年来, 人们在金属和 n-GaN 的肖特基接触上做了大量工作, 研究了 Au, Pd, Ni, Ti, Ag, Pb, Cr, PtSi 和 NiSi 等金属或化合物与 n-GaN 的肖特基接触^[117]。由于晶体材料和势垒接触制作工艺的不同, 文献中报道的势垒高度往往有较大的差异。Schmitz 等人^[118]在 (0001) 蓝宝石衬底上用低压 MOCVD 工艺生长 n 型 GaN, 制作了十七种金属的肖特基势垒, 发现功函数较高的 Ag, Cu, Co、Au、Pd、Ni 和 Pt 七种金属

构成肖特基势垒。由于金属 Ni 的化学性质比较活泼, 与 GaN 之间的粘附性较好, 因此人们对金属 Ni 与 n-GaN 之间的肖特基接触研究较多。

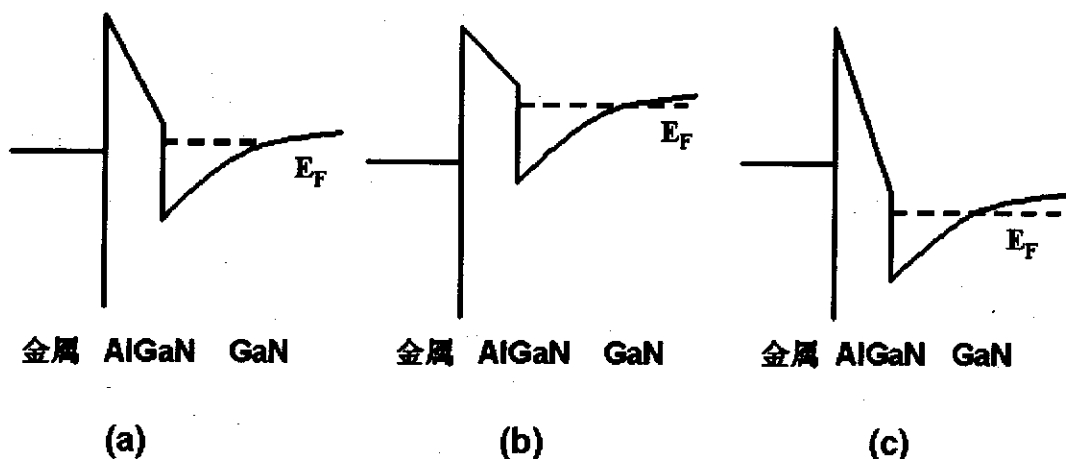


图 4.13: 金属在 AlGaN/GaN 异质结构上的肖特基接触

(a)零偏压; (b)正向偏压; (c)反向偏压

金属和 AlGaN/GaN 结构的肖特基接触是一种很实用的结构, 通常都是应用于异质结场效应晶体管和整流器件中。因为在 AlGaN/GaN 界面上有自发极化和压电极化效应, 即使在不掺杂的情况下 AlGaN/GaN 异质结界面上也有二维电子气存在^[119]。金属在 AlGaN/GaN 异质结上的肖特基接触的电学特性和在体材料上的不尽相同, 可以把它看成是两个背对背的肖特基二极管的串联^[120]: 一个是金属和 AlGaN 之间的肖特基二极管, 而另一个是在 AlGaN/GaN 异质结界面上的等效二极管, 这时二维电子气的作用相当于金属。金属/AlGaN 肖特基二极管的势垒高度 (约 1eV) 要比异质结界面上的势垒高度 (对 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$) 大得多。当正向偏压加到金属上, 而二维电子气是接地的, 金属/AlGaN 肖特基二极管是处于正向偏压之下, 而异质结界面上的二极管是处于反向偏压之下, 如图 4.13 所示。当正向偏压小于两个二极管势垒高度的差时, 大部分外加电压降在金属/AlGaN 接触上。在大正向偏压下异质结界面上的二极管变为起主导作用。流过整个结构的电流可以分成两个部分。流过金属/AlGaN 肖特基二极管的电流可以写成

$$I = I_{s1} \left[\exp\left(\frac{qV_1}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (16) \quad (4-18)$$

流过 AlGaN/GaN 异质结二极管的电流可以写成

$$I = I_{s2} [\exp(\frac{qV_2}{nkT}) - 1] \quad (17) \quad (4-19)$$

$$V = V_1 + V_2 + I \cdot R_s \quad (18) \quad (4-20)$$

其中 I 是流过整个二极管的电流, V_1 和 V_2 是分别在金属/AlGaIn 肖特基二极管和 AlGaIn/GaN 异质结二极管上的电压降, R_s 是整个异质结和接触区的串联电阻。因为 AlGaIn/GaN 异质结二极管的势垒高度较小, 一旦加在这个二极管上的电压足够大, 电流就会变得很大, 而串联电阻变成主导因素。

对于 GaN 基器件应用, 肖特基接触的热稳定性也十分重要。大部分金属/GaN 接触的热稳定性极限为 300 到 600℃^[111]。难熔金属及其硅化物的研究是当前超大规模集成电路工艺研究中的一个十分活跃的领域, 它们熔点高, 热稳定性极好。这类难熔金属硅化物用于 GaN 及相关氮化物器件中的金属/GaN 肖特基接触制备, 以增加器件在高温大功率应用时的可靠性。Q.Z.Liu 等人报道了 PtSi 和 NiSi 等硅化物的势垒高度能在 600℃ 经 1 小时热处理后保持不变^[121]。由于硅化物势垒的热稳定温度比元素势垒高 100~200℃, 因此针对 GaN 及相关氮化物器件高温可靠性的研究也是当前研究的重点之一。在半导体器件制备中常用的金属硅化物基本性质如表 4.2 所示。

表 4.2: 部分难熔金属硅化物的特性及形成温度[1]

硅化物	熔 点 (℃)	形成温 度 (℃)	热膨胀系数 (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	热导率 (J · cm ⁻¹ K ⁻¹)	电阻率 (μΩ · cm)
TiSi ₂	1540	600	10.5	0.465	13~16
TaSi ₂	2200	650	8.9	0.218	30~70
WSi ₂	2165	650	8.31	0.477	35~100
NiSi ₂	>1100	750	16.5	0.100	50~60
PtSi	>1200	300	14	—	28~35
MoSi ₂	1326	525	9.00	0.488	50~100
CrSi ₂	1550	450	12.9	0.106	~600

4.3.3 Ni-AlGaN/GaN 的肖特基接触制备

1. Ni-AlGaN/GaN 肖特基接触电极制备

图 4.14 为 GaN 及相关氮化物肖特基接触势垒性能测试结构示意图。AlGaN(30nm)/GaN(1.5 μ m)二维电子气结构材料是用分子束外延技术在(0001)面蓝宝石衬底上生长的。样品的二维电子气浓度和迁移率分别为 $1 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ 和 $1000 \text{cm}^2/\text{Vs}$ 。外延材料经清洗后用 PECVD 方法生长一层 60nm 厚的氮化硅作为钝化层,然后用光刻技术和高密度等离子体刻蚀技术在氮化硅层上制作欧姆接触窗口。用磁控溅射方法淀积 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni(40nm)/Au(50nm)多层金属结构,经 900°C 30 秒退火后形成良好的欧姆接触。用光刻技术和刻蚀技术形成肖特基接触窗口,用直流磁控溅射方法淀积金属 Ni 和 Au,厚度分别为 100 和 50nm。肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$;欧姆接触电极为环形,圆环宽度为 $60\mu\text{m}$;肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 $60\mu\text{m}$ 。

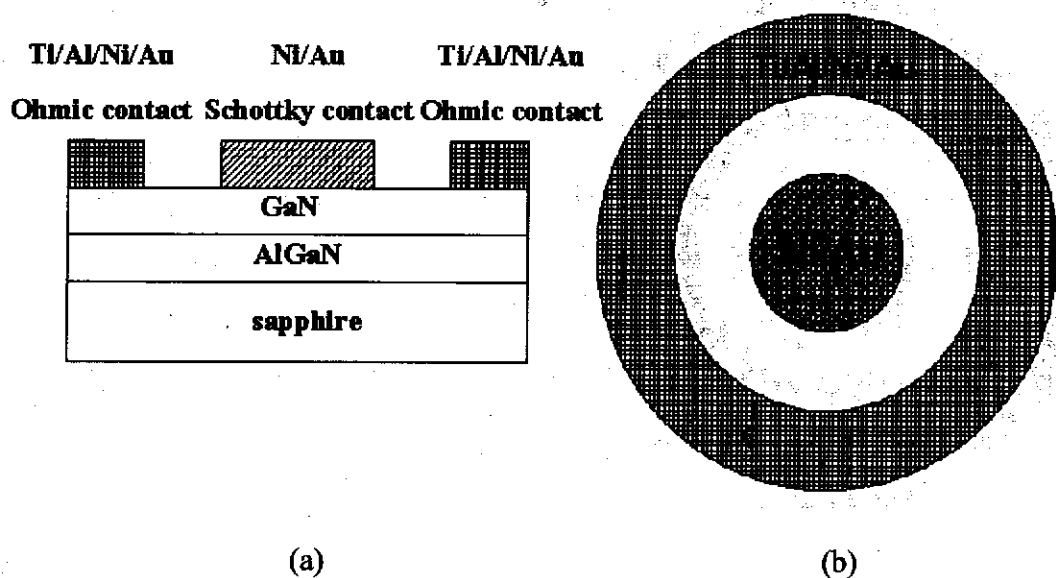


图 4.14: AlGaN/GaN 异质结肖特基接触势垒性能测试结构示意图

(a)剖面图; (b)俯视图

采用上述方法制作的 SBD 的常温 I-V 特性用 Agilent E5273 半导体参数测试仪测试,反向 I-V 特性用绿扬 YB4805 型半导体管特性图示仪测试。

2. 实验结果与提高肖特基接触性能的方法

根据肖特基二极管的正向 I-V 特性数据绘出 $\ln I$ -V 曲线,从曲线的线性区外推到 $\ln I$ 轴上的截距求得反向饱和电流值 I_s 值,再将 I_s 值代入公式(4-15)就可求

得势垒高度。经数据处理后得到肖特基势垒高度为 0.85eV, 理想因子为 1.93。从 I-V 特性曲线中可以得到正向开启电压为 1.72V。测得开态电阻 R_{on} 为 $23 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$ 。

以上实验结果表明, 肖特基势垒高度和理想因子均偏离大多数文献报道的结果^[122,123], 因此提高肖特基接触性能是急需解决的问题。由于 AlGaIn/GaN 异质结材料的表面状况对肖特基接触的性能有非常大的影响, 表面形成的自然氧化层、碳的玷污使金属和半导体不能形成紧密接触, 造成肖特基理想因子变大、势垒高度降低和反向漏电流增大^[124]。肖特基反向漏电流决定了二极管的反向击穿特性, 因此可根据二极管的反向漏电流的大小来衡量肖特基性能的优劣。

AlGaIn/GaN 材料不可避免会暴露于空气中, 并且在工艺过程中不可避免地存在一些污染, 如材料清洗效果不理想, 显影后未完全去除光刻胶或引入杂质等, 这些都会对肖特基接触性能产生影响。文献^[125]报道了用 X 射线能谱对 AlGaIn/GaN 表面进行测试, 结果表明除了 Al, Ga 和 N 峰外, 还有碳峰和氧峰比较明显。为了消除氧化层和杂质玷污的影响, 需要在淀积肖特基势垒金属前对样品表面进行适当的清洗和保护。

表 4.3 给出了不同清洗方法对肖特基接触反向漏电流大小的影响。样品 A 的表面是经氢氟酸处理, 肖特基反向漏电流比未经处理的减小 1 个数量级。样品 B 的表面用 O_2 等离子体处理后再用氢氟酸处理, 肖特基反向漏电流降低至 $5.5 \times 10^{-4} \text{ A}$ 。 O_2 等离子体处理能减小接触表面残留的光刻胶和未清洗干净的杂质玷污, 同时也去除了酸处理氧化层时的阻挡层, 这使得氢氟酸对氧化层的去除效果更好。样品 C 的表面经过 O_2 等离子体处理后再用氢氟酸处理, 再放入 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 中煮沸 10 分钟, 肖特基反向漏电流进一步降低至 $9.7 \times 10^{-5} \text{ A}$ 。表明经 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理后, 在样品表面生成 Ga-S 单层而防止继续氧化^[126]。由于制作肖特基接触电极工艺中必须使用反应离子刻蚀等工艺, 刻蚀会导致 AlGaIn 表面失氮, 形成强 n 型区, 使得反向漏电流增大, 显著影响肖特基接触性能, 而用 NaOH 溶液腐蚀清除损伤层可以恢复势垒特性^[127]。样品 D 的表面经 O_2 等离子体处理和氢氟酸处理后, 再用 45% 的 NaOH 溶液腐蚀 10 分钟, 最后用 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理以避免表面再氧化, 反向漏电流降低至 $6.1 \times 10^{-5} \text{ A}$ 。

表 4.3: 不同表面处理方法对肖特基反向漏电流的影响

	样品 A	样品 B	样品 C	样品 D
表面处理 方法	HF	HF+O ₂ 等离子 体处理	HF+O ₂ 等离子 体处理 + (NH ₄) ₂ S	HF+O ₂ 等离子 体处理 + NaOH + (NH ₄) ₂ S
反向漏电 流 (A)	1.6×10^{-3}	5.5×10^{-4}	9.7×10^{-5}	6.1×10^{-5}

经表面处理后淀积 Ni/Au 肖特基势垒金属层后, 在氮气保护下进行热处理也是提高肖特基性能的有效方法^[128]。图 4.15 是样品 D 经不同温度热处理后反向漏电流变化关系图, 热处理时间均为 60 分钟。随着热处理温度从室温升高 400℃, 反向漏电流从 6.1×10^{-5} A 降低到 3×10^{-5} A, 表明热处理改善了金属和半导体接触质量, 减少了淀积电极时产生的小岛、针孔和毛刺, 有效地降低了反向漏电流^[129]。当热处理温度从 500℃ 升高到 600℃ 以上时, 肖特基势垒性能失效。

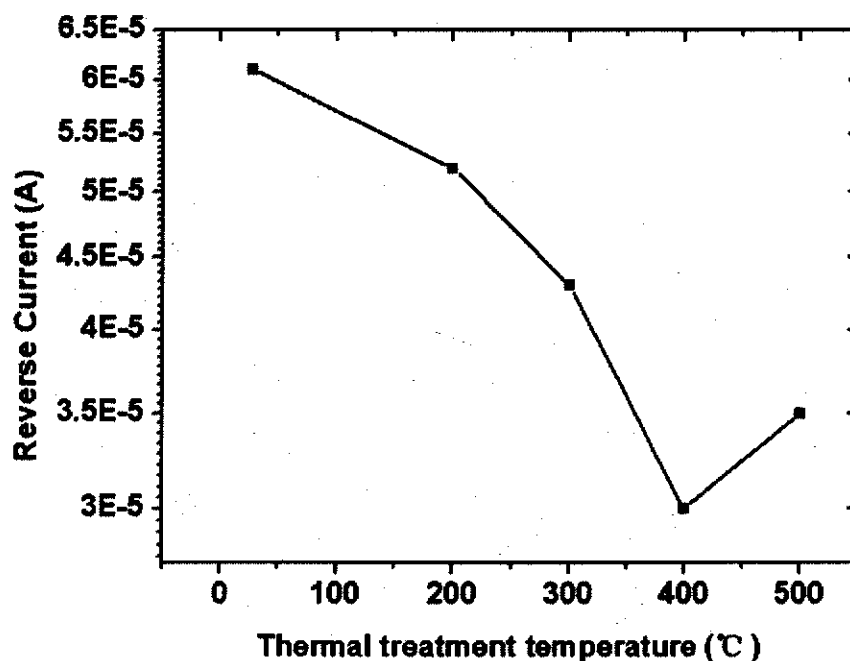


图 4.15 热处理温度对肖特基接触反向漏电流的影响

经过表面清洗处理和 400℃ 热处理后的样品, 测得肖特基势垒的 I-V 特性曲线如图 4.16 所示。理想因子为 1.219, 正向开启电压为 1.2V, 相应的开态电阻 R_{on} 为 $12 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$, 反向漏电流为 3×10^{-5} A。结果表明经适当温度热处理后, 改善

了 Ni 与半导体表面接触状态,从而使肖特基接触的理想因子降低至 1.219,表明接触性能得到较大提高。该值较文献中报道的值高,我们认为这种理想因子偏高是与电流集边效应有关。

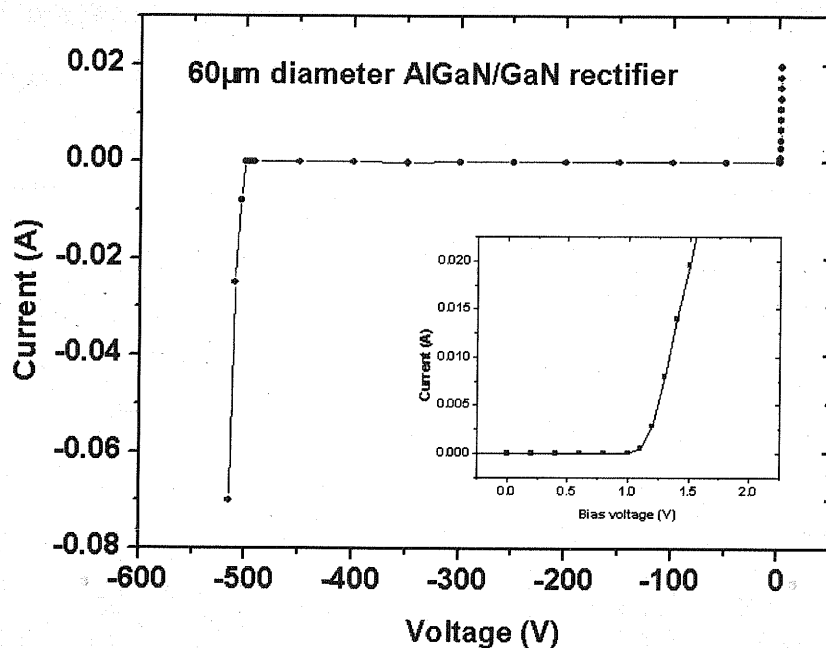


图 4.16: Ni-AlGaIn/GaN 肖特基势垒 I-V 特性图。内部为正向特性图。

电流集边效应产生的原因是由于器件的结构是平面型的,电流横向流动过程中,电流流动路径存在电压降(距离欧姆接触电极近的一侧的电压低于远离欧姆接触电极一侧的电压),所以肖特基电极的电压在横向方向上存在差异,从而引起电流分布不均匀,电流集中分布于二极管肖特基电极内距离欧姆接触电极极较近的区域。这种由于压降差异引起的肖特基极电流集中于侧边缘的效应就是电流集边效应。

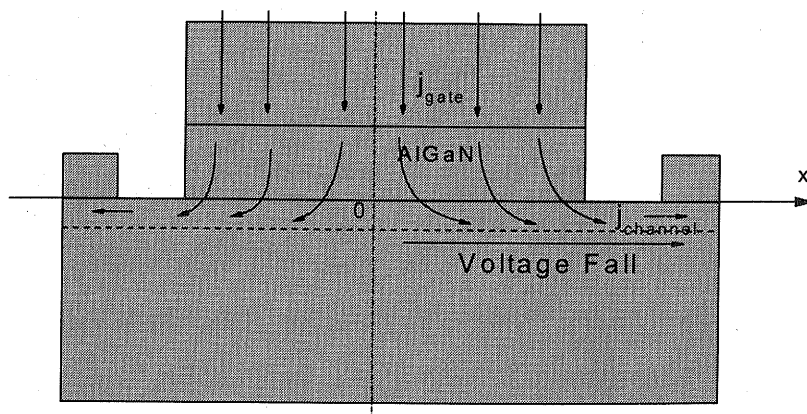


图 4.17: AlGaIn/GaN 肖特基二极管中的电流分布平面图

根据图 4.17 所示的器件结构示意图, 现设定流经肖特基电极的电流为 j_{gate} , 我们假设所有的肖特基电极电流最终都流过沟道, 为此设计一个新的物理量 j_L , 意义为二维电子气沟道内单位长度流过的电流密度, 所以有如下的电流守恒方程:

$$\int_0^x j_{AlGaN}(x) dx = j_L(x) \quad (4-21)$$

加在器件上的外电压随着电流的流动分配到(1)金属和 $AlGaN$ 的肖特基势垒; (2)二维电子气。即

$$V_{total} = V(x) + V_{channel}(x) \quad (4-22)$$

两边求偏导得:

$$\frac{dV(x)}{dx} + \frac{dV_{channel}(x)}{dx} = 0 \quad (4-23)$$

根据肖特基接触的整流理论, 加在肖特基结上的电压 $V(x)$ 很显然与电流密度 $j_{AlGaN}(x)$ 有如下的关系:

$$j_{AlGaN}(x) = \frac{4\pi q m^* k^2 T^2}{h^3} \exp\left(-\frac{q\phi_{bc}}{k_0 T}\right) \left(\exp\left(\frac{q(V(x))}{nk_0 T}\right) - 1 \right) \quad (4-24)$$

其中, $\frac{4\pi q m^* k^2}{h^3}$ 为理查森常数, ϕ_b 为肖特基势垒高度, n 为肖特基势垒的理想因子, 用来刻画肖特基接触由于镜像力和隧道效应引起的势垒高度的降低。在后面的计算中, 采用金属 Ni, 肖特基势垒高度为 $1.04eV$, 理想因子为 1.05。

$$V_{channel}(x) = \int_x^{\frac{width}{2}} j_L(x) R_0(x) dx \quad (4-25)$$

$R_0(x)$ 是二维电子气沟道的方块电阻 $R_0(x) = 1/(e\mu n_{2DEG}(x))$, 利用(4-23)

微分形式与(4-23)联立, 得到:

$$\frac{dV(x)}{dx} = j_L(x) R_0(x) \quad (4-26)$$

将 x 坐标取在正极中部, 向右为正方向 (如图 4.16 所示)。令 $x_i = x_0 + i \times \Delta x$, 其中, Δx 为 x 每步的步长, x_i 为计算第 i 步时的点到正极中轴线的距离。

1. 从器件中轴线算起, 先假定加在器件中轴线肖特基结上的电压为: 某一个值

$$V(x_0=0)=V_0,$$

2. 将 $V(x_i)$ 代入(12)计算 $j_{gate}(x_i)$,
3. 将 $j_{gate}(x)$ 代入(9)的差分形式中, 计算 $j_L(x_{i+1})=j_L(x_i)+j_{gate}(x_i)\times\Delta x$,
4. 将 $V(x)$ 代入第一部分程序段计算 $n_{2DEG}(x)=f(V(x))$
5. 将 $j_L(x)$ 和 n_{2DEG} 代入(14)计算 $V(x_{i+1})=V(x_i)+j_L(x_i)\times R_0(x_i)\times\Delta x$
6. 重复步骤 2—4 的计算, 直到 x_i 达到所模拟器件的正极半宽

对于 Al 含量为 0.25 的 AlGaN, 取迁移率为 $1000\text{ cm}^2/\text{Vs}$, 计算得到的电流密度随位置 x 的分布如图 4.18 所示:

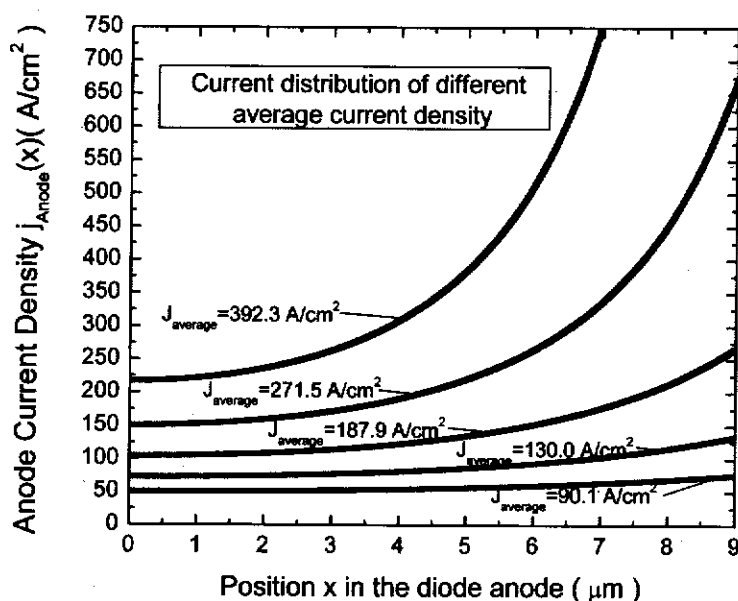


图 4.18: 不同平均电流大小时, 电流密度随正极横向坐标 x 的分布

其中 AlGaN 中 Al 的含量为 0.25

此图横轴是图 4.16 所示的 x 轴, 也即沿着沟道方向的 x 轴, 纵轴是正极电流密度。从图中可以看出: 1) 通过正极的平均电流密度越大, 电流分布越不均匀, 电流集边效应也就越明显。平均电流密度越大, 意味着通过二极管的电流越大, 而 GaN 肖特基二极管主要应用于大功率的整流部件中, 往往需要通过大电流, 因此电流集边效应在这类二极管中比较常见。

由于电流集边效应的存在造成流经肖特基电极上的电流密度分布不均匀。现假设在电流平均密度为 200 A/cm^2 时, 通过以上分析可以得到

$$j_{gate} = J_0 \left(\exp \left(\frac{qV}{k_0 T} \right) - 1 \right) \quad (4-27)$$

j_{gate} 与 V 取器件肖特基电极半宽处的模拟数值

$$\overline{j_{gate}} = J_0 \left(\exp \left(\frac{qV}{nk_0 T} \right) - 1 \right) \quad (4-28)$$

$$\text{而 } \overline{j_{gate}} = \sum_i j_{gate}(x_i)$$

$$\text{由(4-27)(4-28)联立得到 } n = V / (V + k_0 T \ln(\overline{j_{gate}} / j_{gate}) / q) \quad (4-29)$$

将电流平均密度值代入以上方程, 可以得到如图 4.19 所示的理想因子随肖特基电极宽度变化关系。

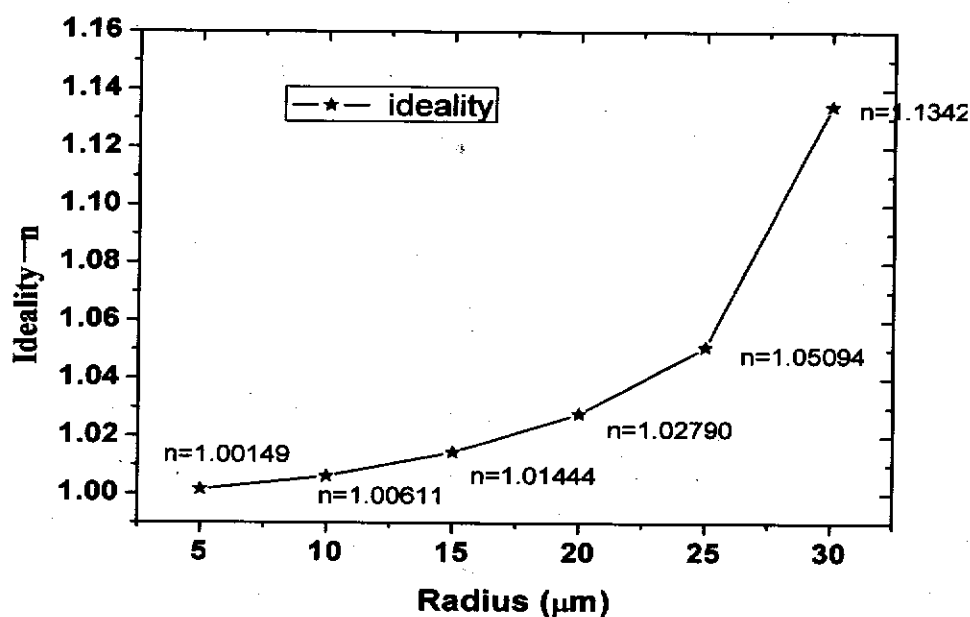


图 4.19: 肖特基接触理想因子与电极宽度关系图

从图中可以得到, 当肖特基接触电极半径增加到 $30\mu\text{m}$ 时, 理想因子理论计算值为 1.134, 与实验测量得到的 1.219 比较接近, 说明我们制作的肖特基接触性能较高。

4.3 小 结

本章通过对金属和 GaN 基材料接触性能的研究分析, 得到如下结果:

1. 在 GaN 材料表面上淀积 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni(40nm)/Au(50nm) 的多层金属薄膜, 经 900°C 30 秒快速退火后, 欧姆接触电阻率为 $2.6 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$, 且欧姆

接触电极表面形貌良好;

2. GaN 材料表面经氩和氢等离子体处理后淀积 Ti(30nm) / Al(180nm) / Ni(40nm) / Au (50nm) 的多层金属薄膜, 在 900℃30 秒快速退火后, 欧姆接触电阻率为 $8.5 \times 10^{-7} \Omega \text{cm}^2$;
3. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 材料表面用 CCl_2F_2 等离子体和 BOE 方法清洗处理, 淀积 Ti(30nm) / Al(180nm) / Ni(40nm) / Au (50nm) 的多层金属薄膜, 在 900℃30 秒快速退火后, 欧姆接触电阻率为 $5.85 \times 10^{-7} \Omega \text{cm}^2$, 是目前文献报道中最低的接触电阻率;
4. 在 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ 异质结表面淀积 Ni(100nm) / Au(50nm) 作为肖特基势垒接触电极, 样品在淀积 Ni/Au 前用 O_2 等离子体和氢氟酸处理后, 再用 45% 的 NaOH 溶液腐蚀 10 分钟, 最后用 $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ 处理, 淀积 Ni/Au 后在 400℃ 热处理 60 分钟。肖特基接触的理想因子为 1.219, 正向导通电压为 1.2V, 相应的开态电阻 R_{on} 为 $12 \text{ m}\Omega \text{cm}^2$, 反向漏电流为 $3 \times 10^{-5} \text{ A}$ 。

第五章 AlGaIn/GaN 异质结肖特基势垒二极管的设计与制作

5.1 引言

半导体功率器件通常用于电流单向流动的场所,其主要用途是作为整流或开关器件。这类整流和开关器件在几乎所有的电力电子电路或其它要求大电流高压的电路中起到重要作用,因此要求单个功率器件的额定电流从小于 1 安培到几百安培不等,阻断电压分布在数十伏到几千伏的范围内,并且具备连续额定电流值的同时,器件还能承受在故障条件下可能持续数百毫秒的浪涌电流。在二十世纪五十年代,随着双极功率晶体管和晶闸管的引入,该领域发生了从以电子管为基础向半导体器件为基础的转变。此后二十多年中,器件在功率处理能力和开关速度方面的改善对功率电子器件或电路尺度的缩小和价格的降低起到了决定性的作用。

随着金属-氧化物-半导体(MOS)技术特别是互补型金属-氧化物-半导体(CMOS)集成电路的发明,使人类在 70 年代采用新型功率金属-氧化物-半导体场效应晶体管(MOSFET)成为可能^[130]。MOSFET 是一种电压控制器件,通过很小的电流输入实现器件的开关,控制电路可同时实现集成。此外,以单极器件模式工作的 MOSFET 的开关速度比双极晶体管快得多,因为在 MOSFET 中与储存电荷相关的延迟比在双极器件中的延迟大大降低。由于受到硅材料自身的限制,MOSFET 在高于 300V 电压下工作时,正向导通电压显著高于双极晶体管,产生较高的功耗,因此它仅适合在低于 200V 的情况正常工作,难以满足特殊电路要求具备高反向击穿电压的特性。

金属/半导体接触的肖特基势垒二极管(SBD)是最常用的整流和开关器件,并且是多数载流子导电,与少子注入、剩余载流子的复合等相关的现象并不出现在导通和关断过程中。由于多子的弛豫时间小于 10^{-13} 秒,所以与导通和关断过程相关联的时间常数只受到金属/半导体接触处空间电荷区电容充、放电时间限制,是高频应用的理想器件。虽然硅和砷化镓等材料制作的 SBD 器件在开关速度方面满足了应用的需求,但是在反向击穿性能方面远没达到应用的要求。目前发展起来的第三代半导体材料具有较宽的带隙和高临界击穿场强,良好的电子输运特性,导热特性,机械硬度高,化学性能稳定等优点,是实现高温与高功率、

高频及抗辐射相结合的理想材料。研究表明,用 SiC 制作 SBD 器件,漂移区的开态电阻将下降 200 倍^[131]。理论分析表明,利用 SiC 制备的单极功率整流管和功率开关管的击穿电压可达到 5kV,比 Si 器件拥有更优异的正向导通特性。此外,这类器件的开关性能以及在高温环境下的工作性能也很强。具有 1kV 以上击穿电压的 SiC 肖特基功率整流器件已研制成功。该器件采用一种边缘终端结构,可达到接近于理想情形的击穿电压^[132]。

GaN 及相关氮化物半导体材料具备与 SiC 材料同样的优点,是实现高温与高功率、高频及抗辐射相结合的理想材料。此外,氮化物半导体材料拥有 SiC 材料不具备的优点,如 GaN 和 AlGaN 可以形成异质结,可以极大地改进载流子的输运性能;金属和 AlGaN 接触的势垒高度可随 AlGaN 材料中 Al 组分的变化而改变,这些都极大地提高了器件设计的自由度。因此,用 GaN 基材料制成 SBD 可以结合了碳化硅的高击穿电压特性和砷化镓、锗硅合金及磷化铟等材料的高频高速特性,比碳化硅的应用潜力更大,前景更好。

5.2 常规肖特基二极管基本设计参数^[133]

图 5.1 为常规 SBD 的结构示意图,它由轻掺杂的漂移区和肖特基接触串联而成,其中 n 型漂移区用于承受所需的反向阻断电压。肖特基势垒整流二极管性能的主要参数有击穿电压 V_B 、开态电阻 R_{on} 和正向导通电压 V_F 等。

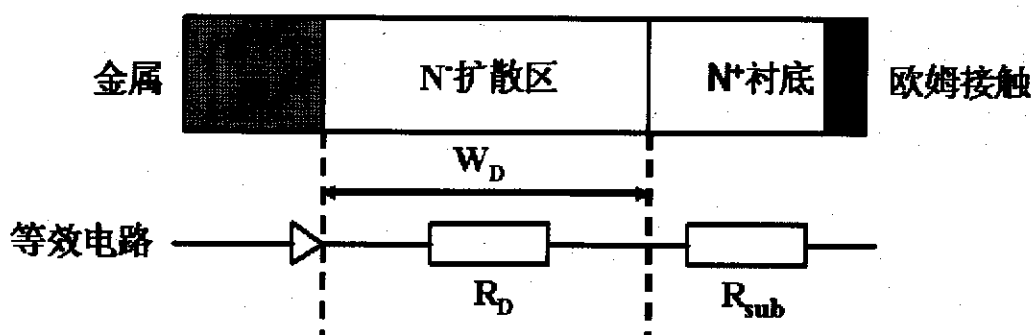


图 5.1: 常规功率肖特基势垒二极管结构示意图

假设理想击穿发生在器件边缘,则 n 型漂移区的掺杂浓度(N_D)与击穿电压(V_B)的关系由下式给出:

$$N_D = 2 \times 10^{18} V_B^{-4/3} \text{ cm}^{-3} \quad (5-1)$$

其中, N_D 的单位是 cm^{-3} 、 V_B 的单位是 V。漂移区 (即击穿时的耗尽区) 的厚度 W_D 由下式给出:

$$W_D = 2.67 \times 10^{-10} N_D^{-7/8} \text{cm} \quad (5-2)$$

利用以上关系, 漂移区单位面积的串联电阻 (亦称为开态电阻) 由材料电阻率和 W_D 的乘积给出, 即:

$$R_{on,sp} = \frac{W_D}{q\mu_n N_D} = 5.93 \times 10^{-9} V_B^{2.5} (\Omega \text{cm}^2) \quad (5-3)$$

如果如图 5.1 所示的其它串联电阻 (如接触电阻和衬底电阻) 可以忽略, 则在 SBD 上的电压降就由金属/半导体接触势垒的高度来确定。正向压降由热电子发射理论决定:

$$V_F = \phi_B + \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{J_F}{A^* T^2} \right) \quad (5-4)$$

式中, ϕ_B 是肖特基势垒高度, k 是玻尔兹曼常数, T 是绝对温度, J_F 是正向导通电流密度, A^* 是里查逊常数。由方程 (5-3) 可知, 漂移区的串联电阻增加, 将导致较高的正向导通电压。

在小的反向偏置电压下, SBD 的漏电流由肖特基接触的饱和电流决定。然而, 当功率器件承受高的电压时, 必须考虑肖特基势垒降低的因素。利用镜像力分析方法处理肖特基势垒降低效应得到的反向漏电流密度为^[134]:

$$J_R(V_R) = -A^* T^2 e^{-q(\phi_B - \Delta\phi_B)/kT} \quad (5-5)$$

$$\text{式中,} \quad \Delta\phi_B = \sqrt{\frac{q\epsilon_m}{4\pi\epsilon_s}} \quad (5-6)$$

其中, 最大电场 ϵ_m 与所加的反向偏压有关, 即:

$$\epsilon_m = \sqrt{\frac{2qN_D}{\epsilon_s} (V_R + V_{bi})} \quad (5-7)$$

在高的反向偏压下, 由于肖特基势垒降低, 反向漏电流有显著增加。在实际应用过程中, SBD 的反向漏电流不仅与热电子发射有关, 而且与肖特基势垒电

极边缘耗尽区分布、表面漏电流以及缺陷相关的漏电流有关。

从上述分析可知,肖特基势垒二极管的主要性能指标由漂移区宽度 W_D 和金属-半导体接触势垒高度 ϕ_b 决定。如果要求提高击穿电压,需要使耗尽区宽度增加,但开态电阻和正向导通电压也随之增加,器件的功耗增大。利用较低的肖特基接触势垒高度来减小正向导通电压,但反向漏电流加大,影响了器件的开关特性。在设计 GaN 基 SBD 时需要各种参数进行折衷考虑以实现性能的优化。

5.3 AlGaIn/GaN 异质结肖特基势垒二极管的设计

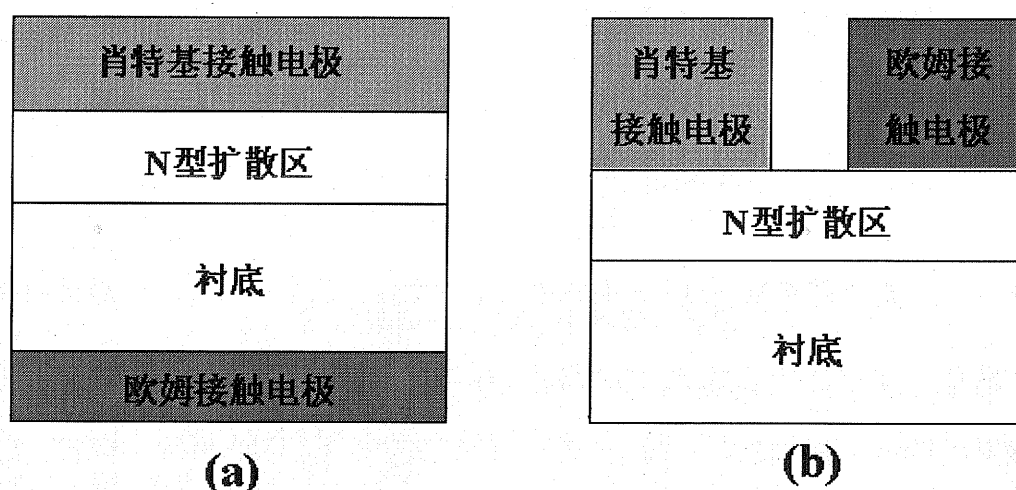


图 5.2: 常规肖特基势垒二极管典型结构图 (a) 纵向结构; (b) 横向结构

SBD 在结构上可分为纵向和横向结构如图 5.2。由于缺乏匹配的低电阻率衬底材料,目前报道的 GaN-SBD 大多采用横向结构。在蓝宝石衬底上制作的横向结构 GaN-SBD 的反向击穿电压高达 $9.7\text{kV}^{[135]}$,而在 GaN 体材料上制作的纵向结构 GaN-SBD 的反向击穿电压只能达到 $450\text{V}^{[136]}$,相应的开态电阻分别为 $1\Omega\text{cm}^2$ 和 $20.5\text{m}\Omega\text{cm}^2$,正向导通电压分别为 33V 和 3V ,功率优化指数分别为 94MWcm^{-2} 和 10MWcm^{-2} 。从上述文献报道的结果可以看出 GaN-SBD 的反向击穿电压均超过相应的硅、砷化镓和磷化铟基器件,但也存在正向导通电压相对较高的缺点。原因主要有两方面:一方面是 GaN 及相关化合物半导体材料中,电子和空穴的有效质量比其它传统的半导体材料大,这导致它的载流子迁移率较低,载流子输运性能相对较差;另一方面,与纵向结构相比,横向结构的 GaN-SBD 受到结构本身的限制,这种器件的串联电阻比纵向器件的串联电阻大得多,意味

着产生更大的功耗。

另外无论是纵向还是横向器件都存在着另一缺点,即要满足高反向击穿电压的要求,器件只能做在低掺杂或非故意掺杂的外延薄膜上。实验表明,当温度从室温降到 -40°C 时,材料的电阻率将升高一个量级,也就是说,器件的串联电阻将升高一个量级。为了使器件在低温及高温条件下都能可靠工作,必须采用新的器件结构来克服传统肖特基二极管结构上的缺陷。

GaN 及相关氮化物是一种极性半导体,具有很强的自发极化和压电极化。当 AlGaIn 和 GaN 形成异质结时,在界面上形成极强的极化电荷,产生高达 $2\text{MV}/\text{cm}$ 的极化电场,感应出很高密度的电荷。强极化电场把电子压缩在 $2\sim 3\text{nm}$ 的空间内,具有极强的二维特性,因此称为二维电子气 (2DEG)。这种二维电子气可以通过非掺杂层中的电子转移产生,消除了电离中心对载流子的散射,二维电子气迁移率比相应体材料的迁移率有大幅提高。通常情况下二维电子气密度可达 $1\times 10^{13}\text{cm}^{-2}$ 以上时,电子迁移率超过 $1000\text{cm}^2/\text{Vs}$,电子输运性能得到较大程度改善。此外,AlGaIn/GaN 异质结形成的二维电子气主要是由压电极化和自发极化效应形成的,电子输运性能在很宽的温度范围内变化很小,非常适合于制作高、低温应用的电子器件。

由于在 AlGaIn/GaN 异质结界面形成高密度、高迁移率的 2DEG 可以使载流子输运性能得到增强,因此利用 2DEG 作为 SBD 的导电通道可降低器件的开态电阻。图 5.3 给出了正向导通时常规横向结构的 AlGaIn-SBD 和 AlGaIn/GaN-SBD 电流流动路径的示意图,从图中可以得到两种结构 SBD 开态电阻:

$$\text{AlGaIn-SBD 的开态电阻} \quad R_1 = R_{\text{AlGaIn}}^1 + R_C \quad (5-8)$$

$$\text{AlGaIn/GaN-SBD 的开态电阻} \quad R_2 = R_{\text{AlGaIn}}^2 + R_{2\text{DEG}} + R_C \quad (5-9)$$

(5-8)和(5-9)中, R_{AlGaIn}^1 和 R_{AlGaIn}^2 分别为两种结构中 AlGaIn 层电阻, $R_{2\text{DEG}}$ 为 2DEG 导电通道电阻, R_C 为金属/半导体接触电阻。

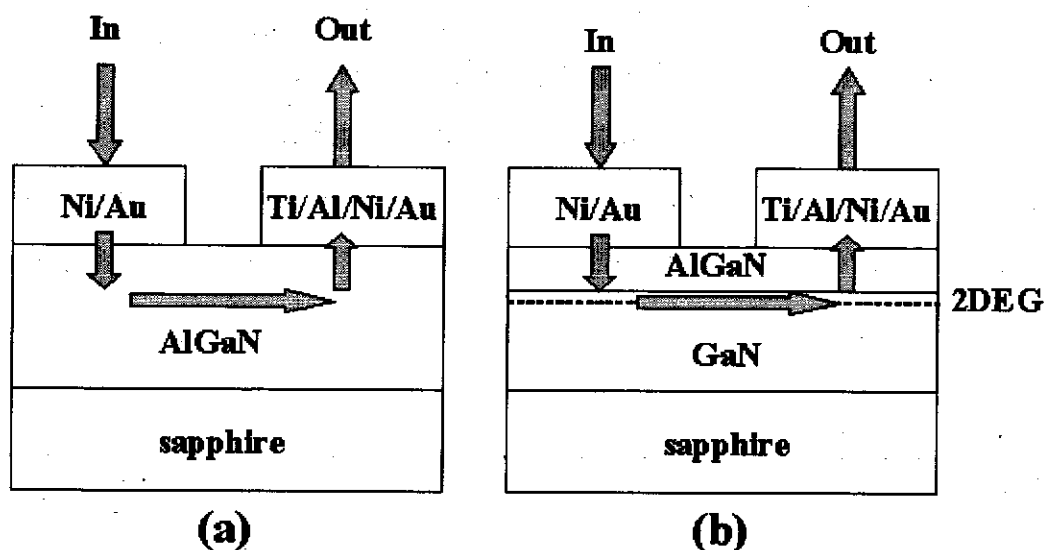


图 5.3: 正向导通状态电流流动路径示意图 (a) 在常规 AlGaIn-SBD 中

(b) 在 AlGaIn/GaN-SBD 中

在常规的 AlGaIn-SBD 中, AlGaIn 层厚度通常为几个微米, 而在 AlGaIn/GaN-SBD 中, AlGaIn 层厚度仅为几十纳米, 并且两种结构中的 AlGaIn 层是非故意掺杂的, 电阻率大小基本相同, 因此 $R_{AlGaIn}^2 > R_{AlGaIn}^1$ 。另外, 在 AlGaIn/GaN-SBD 中, 具有高电子输运性能的 2DEG 作为导电通道, 因此 R_{2DEG} 非常小。比较影响两种结构器件的开态电阻来源, 可以得到 AlGaIn/GaN-SBD 的开态电阻 R_2 远低于 AlGaIn-SBD 的开态电阻 R_1 。

综上所述, 我们提出了利用 AlGaIn/GaN 制作肖特基势垒二极管, 该器件的优点有:

1. 利用 AlGaIn/GaN 异质结界面处二维电子气的高电子迁移率, 提高电子的输运性能, 降低开态电阻, 从而降低正向导通电压;
2. 通过调整 AlGaIn 三元合金的厚度和合金中 Al 组分, 提高二维电子气的迁移率; 同时, 可以通过调整合金中 Al 组分来调节金属/半导体接触的肖特基势垒高度;
3. 整个器件是制作在非故意掺杂的 AlGaIn 层上的, 保证了器件具有较高的反向击穿电压;
4. AlGaIn/GaN 异质结界面处二维电子气的输运性能在较宽的温度范围内变

化较小, 保证的器件工作的可靠性和稳定性。

5.4 AlGaIn/GaN 异质结二维电子气输运性能研究

二维电子气浓度是 AlGaIn/GaN 异质结器件的一个重要参数, 二维电子气的浓度与 AlGaIn 层中的 Al 组分和 AlGaIn 层的厚度等因素有关。二维电子气浓度和电子迁移率越大则相应的开态电阻越小。提高电子气浓度和电子迁移率对于改善高速高反压 SBD 性能有重要的意义。研究二维电子气的来源以及异质界面对二维电子气的限制是非常必要的, 并通过定量计算总结出影响 AlGaIn/GaN 异质结二维电子气浓度的最主要因素。

在 AlGaIn/GaN 异质结器件中, 能带结构如图 5-4 所示:

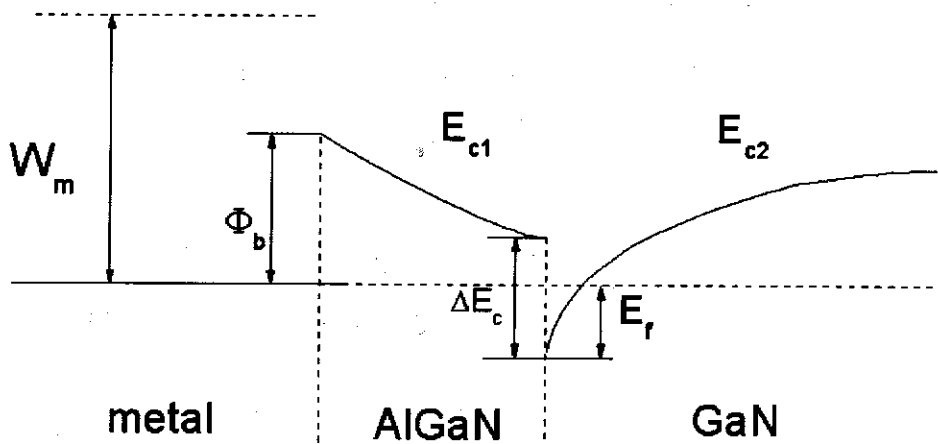


图 5.4 Metal-AlGaIn/GaN 异质结能带结构示意图

其中, Φ_b 是金属与 AlGaIn 接触的肖特基势垒, E_{c1} 是 AlGaIn 的导带, E_{c2} 是 GaN 的导带。 E_f 是从 GaN 导带底计算起的费米能级, ΔE_c 是 AlGaIn 和 GaN 的导带差。

二维电子气位于 GaN 和 AlGaIn 的界面处, 是可以移动的自由电荷。根据电动力学的高斯定理, 二维电子气面密度与界面两侧的电位移矢量之间的关系如下:

$$(\mathbf{D}_2 - \mathbf{D}_1) \cdot \mathbf{n} = \sigma_{2DEG}, \quad (5-10)$$

即

$$(\varepsilon_0 \mathbf{E}_2 + \mathbf{P}_2 - \varepsilon_0 \mathbf{E}_1 - \mathbf{P}_1) \cdot \mathbf{n} = \sigma_{2DEG}, \quad (5-11)$$

取图 5-3 中向右方向为正方向。则

$$(\varepsilon_0 \mathbf{E}_{GaN} + \mathbf{P}_{GaN} - \varepsilon_0 \mathbf{E}_{AlGaN} - \mathbf{P}_{AlGaN}) \cdot \mathbf{e}_x = \sigma_{2DEG} = (-e)n_{2DEG}, \quad (5-12)$$

其次, 根据文献报道的关于 AlGa_xN 和 GaN 极化性质可知, Ga-face AlGa_xN 和 GaN 极化矢量分别为:

$$\begin{aligned} \mathbf{P}_{AlGaN} &= \mathbf{P}_{PE}(AlGaN) + \mathbf{P}_{SP}(AlGaN) \\ &= \left(2 \frac{a_0 - a(x)}{a(x)} \left(e_{31} - e_{33} \frac{C_{13}}{C_{33}} \right) + P_{SP}(AlGaN) \right) (-\mathbf{e}_x), \end{aligned} \quad (5-13)$$

$$\mathbf{P}_{GaN} = P_{SP}(GaN) \mathbf{e}_x, \quad (5-14)$$

其中, a_0 为 GaN 的晶格常数中的六方密排面六方晶格的边长, $a(x)$ 为 Al 含量为 x 的 $Al_xGa_{1-x}N$ 的六方密排面六方晶格边长; e_{31}, e_{33} 为 AlGa_xN 的压电常数; $C_{13}(x), C_{33}(x)$ 为 AlGa_xN 的弹性常数; $P_{SP}(AlGaN), P_{SP}(GaN)$ 为 AlGa_xN 和 GaN 的自发极化大小。且, $a(x) = (-0.077x + 3.189)10^{-10} \text{ m}$, $C_{13}(x) = (5x + 103) \text{ GPa}$, $C_{33}(x) = (-32x + 405) \text{ GPa}$, $e_{31}(x) = (-0.11x - 0.49) \text{ C/m}^2$, $e_{33}(x) = (0.73x + 0.73) \text{ C/m}^2$, $P_{sp}(x) = (-0.052x - 0.029) \text{ C/m}^2$ 。

根据电磁学公式, GaN 内部电场强度为:

$$\mathbf{E}_{GaN} = \frac{\mathbf{P}_{GaN}}{\varepsilon_0(\varepsilon_r - 1)} = \frac{P_{SP}(GaN)}{\varepsilon_0(\varepsilon_r - 1)} \mathbf{e}_x, \quad (5-15)$$

由于 AlGa_xN 内部电场受到肖特基势垒的影响, 必须单独计算。从图 5-3 分析得, AlGa_xN 两侧的导带差为:

$$\Delta E = e\phi_b + E_F - \Delta E_c, \quad (5-16)$$

由这一导带差可以算得 AlGa_xN 内部电场为:

$$\mathbf{E}_{AlGaN} = \frac{e\phi_b + E_F - \Delta E_c}{de} (-\mathbf{e}_x), \quad (5-17)$$

整理得:

$$n_{2DEG} = -\frac{1}{e} \left(\frac{\epsilon_0 \epsilon(x) (e\phi_b + E_F - \Delta E_c)}{de} + 2 \frac{a(0) - a(x)}{a(x)} \left(e_{31}(x) - e_{33}(x) \frac{C_{13}(x)}{C_{33}(x)} \right) + P_{SP}(AlGaIn) \frac{P_{SP}(GaN)}{\epsilon_{GaN} - 1} - P_{SP}(GaN) \right) \quad (5-18)$$

公式(5-18)给出了二维电子气面密度 n_{2DEG} 与费米能 E_F 之间的关系。公式中 ϕ_b 是金属与 AlGaIn 接触的肖特基势垒高度; x 是 AlGaIn 中 Al 的含量; d 是 AlGaIn 层的厚度。此处费米能级 E_F 从 GaN 的导带底算起 (如图 5.5 所示)。

异质结界面附近的二维电子气通常仅有几纳米的宽度, 为了研究二维电子气的电子运动规律, 需要研究在该微小宽度附近的电势的变化规律, 然后通过列出 *Schrodinger* 方程, 进行求解。根据上图, 在异质结附近, 电势分布如下图所示:

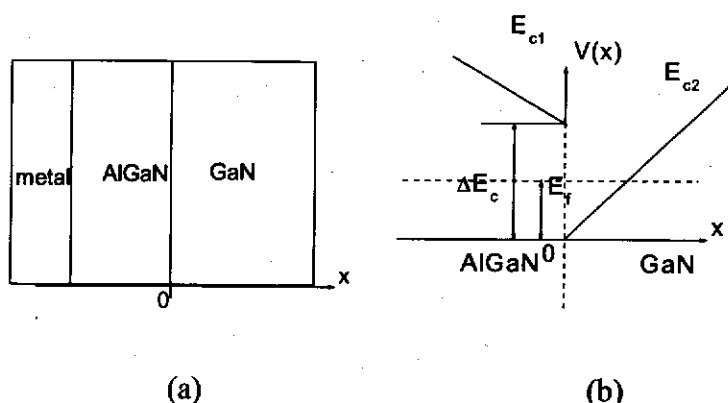


图 5.5 AlGaIn/GaN 异质结附近的能带近似处理

如图 5.5(a)所示, 建立直角坐标系, x 轴表示 AlGaIn/GaN 器件不同的位置 (参照图 5.5(b)), GaN 导带底为势函数的零点。由于二维电子气的宽度很窄, 作为近似处理, 可以认为势函数的模型为:

$$V = \begin{cases} eE_{GaN}x & (x > 0, GaN) \\ \Delta E_c - eE_{AlGaIn}x & (x < 0, AlGaIn) \end{cases} \quad (5-19)$$

其中 $e = 1.6 \times 10^{-19}$, E_{GaN} 为 GaN 内部电场, E_{AlGaIn} 为 AlGaIn 内部电场, 分别由公式 (5-15)、(5-17) 给出。然而, 公式 (5-17) 中的 E_F 也是未知量, 因此在计

算中选择用迭代的方法,先令 E_F 为介于 $0 \sim \Delta E_c$ 之间的某一个值,然后计算 (5-19) 中的 E_{AlGaN} , 经反复叠代,求得自恰解。

分别列出 AlGa_N 和 GaN 在异质结附近的 *Schrödinger* 方程如下:

$$-\frac{\hbar^2}{2m} \frac{\partial^2}{\partial x^2} \psi_1(x) + eE_{GaN}x\psi_1(x) = E_1\psi_1(x) \quad (x > 0), \quad (5-20)$$

$$-\frac{\hbar^2}{2m} \frac{\partial^2}{\partial x^2} \psi_2(x) + (\Delta E_c - eE_{AlGaN}x)\psi_2(x) = E_2\psi_2(x) \quad (x < 0), \quad (5-21)$$

界面附近电子波函数满足衔接关系:

$$\psi_1(x=0) = \psi_2(x=0), \quad (5-22)$$

$$\psi_1'(x=0) = \psi_2'(x=0), \quad (5-23)$$

(5-20)、(5-21)都可以化成 *Airy* 方程,经过演算 (5-20)的解是第一类 *Airy* 函数,可以转化为虚宗量 *Bessel* 函数,而 (5-21)的解是第二类 *Airy* 函数,转化为第一类 *Bessel* 函数。然后代入到波函数的衔接关系中,我们得到限制在 AlGa_N、GaN 界面上的二维电子气中各个分立的能级 E_p ($p = 0, 1, 2, \dots$)。

根据固体物理的基本原理可以得到,在 AlGa_N/GaN 异质界面结构中,电子的能量在 k 空间中的表示为:

$$\varepsilon(\mathbf{k}) = E_p + \frac{\hbar^2}{2m^*} (k_{||}^2), \quad (5-24)$$

根据 (5-24), 异质结界面附近的电子在 x 方向的各个分立能级对应电子总能量的各个能带,各个能带的量子数 p 对应于电子在 x 方向上各个能级的量子数 p , $k_{||}$ 为 AlGa_N/GaN 界面方向上的波矢。如果能计算出二维电子气各个能带上的密度,总和就是二维电子气的总浓度。下面,我们借助于统计物理的办法计算二维电子气的浓度。

在统计物理中,如果已知电子的态密度,则可以通过将不同能带上的电子的态密度与电子的填充几率的乘积相加,得到电子的空间密度。(5-15)给出的实

实际上是二维电子的能带结构: E_p 随 $k_{||}$ (仅包含 k_y 、 k_z 两个方向) 的变化。

对于二维电子的态密度很容易计算得到:

$$D(E)dE = \frac{m^*}{\pi \hbar^2} dE, \quad (5-25)$$

其中, m^* 为电子的有效质量, 在 GaN 中, 电子的有效质量为

$$m^* = 0.20m = 1.82 \times 10^{-31} \text{ kg}, \quad (5-26)$$

另一方面, 能量为 E 的电子填充几率为:

$$f(E) = \frac{1}{1 + \exp\left(\frac{E - E_F}{k_0 T}\right)}, \quad (5-27)$$

由此, 占据第 p 个能带的电子数密度为:

$$n_p = \int_{E_p}^{+\infty} D(E) f(E) dE = \frac{m^* k_0 T}{\pi \hbar^2} \ln \left(\exp\left(\frac{E_F - E_p}{k_0 T}\right) + 1 \right), \quad (5-28)$$

如果已知异质结处的电子在 x 方向上的分立能级, 就能计算出异质结处的二维电子气面密度:

$$n_{2DEG} = \sum_{p=0}^{\infty} n_p = \sum_{p=0}^{\infty} \frac{m^* k_0 T}{\pi \hbar^2} \ln \left(\exp\left(\frac{E_F - E_p}{k_0 T}\right) + 1 \right), \quad (5-29)$$

通过解 Schrodinger 方程得到二维电子气的分立能级 E_p ($p = 0, 1, 2, \dots$), 这样 (5-28) 是联系二维电子气面密度 n_{2DEG} 和费米能 E_F 之间关系的又一个方程, 将它与公式 (5-18) 联立即解出 n_{2DEG} 和 E_F 。

在公式 (5-18),

$$n_{2DEG} = -\frac{1}{e} \left(\frac{\epsilon_0 \epsilon(x) (e\phi_b + E_F - \Delta E_c)}{de} + 2 \frac{a(0) - a(x)}{a(x)} \left(e_{31}(x) - e_{33}(x) \frac{C_{13}(x)}{C_{33}(x)} \right) + P_{SP}(AlGaIn) \frac{P_{SP}(GaN)}{\epsilon_{GaN} - 1} - P_{SP}(GaN) \right)$$

中可以看出有三个可变因素为: x 为 AlGaIn 中 Al 的含量; ϕ_b 为金属与 AlGaIn 接触的肖特基势垒高度; d 为 AlGaIn 的厚度。这三个物理量影响二维电子气浓

度。下面分别给出二维电子气面密度随这些因素变化的曲线。

从图 5.6, 5.7, 5.8 可以得到 AlGaIn 层中 Al 含量对二维电子气密度的影响最为显著, 肖特基势垒高度和 AlGaIn 层的厚度对二维电子气密度也有一定的影响。理论计算表明, 通过优化 AlGaIn 层中 Al 组分可以改善整个器件电子输运性能, 达到提高器件性能的目的。

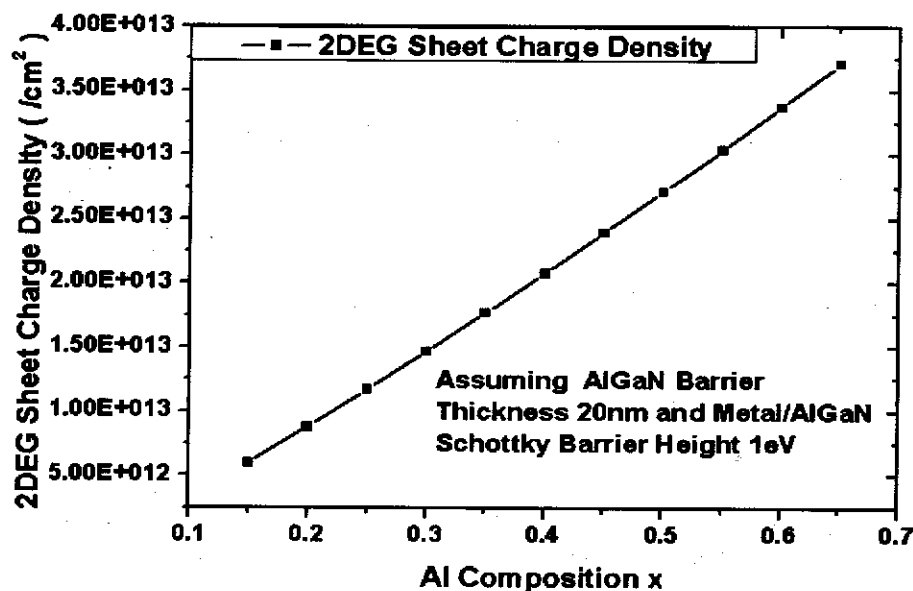


图 5.6 二维电子气面密度随 Al 组分的变化曲线, 计算中肖特基势垒高度 $\phi_b=1\text{eV}$, AlGaIn 厚度为 $d=20\text{nm}$ 。

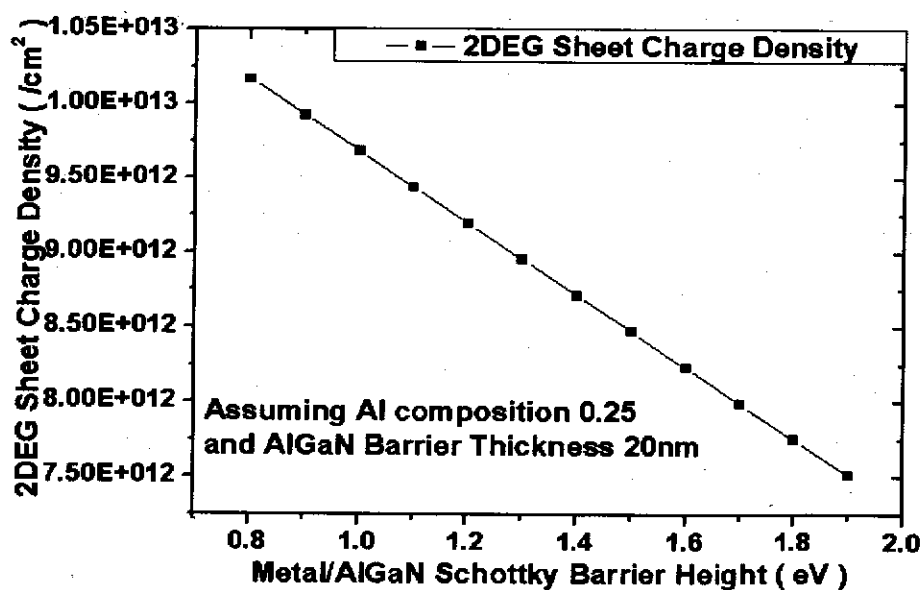


图 5.7 二维电子气面密度随肖特基势垒高度的变化曲线。其中 AlGaIn 中 Al 的组分为 25%, AlGaIn 厚度为 20nm 。

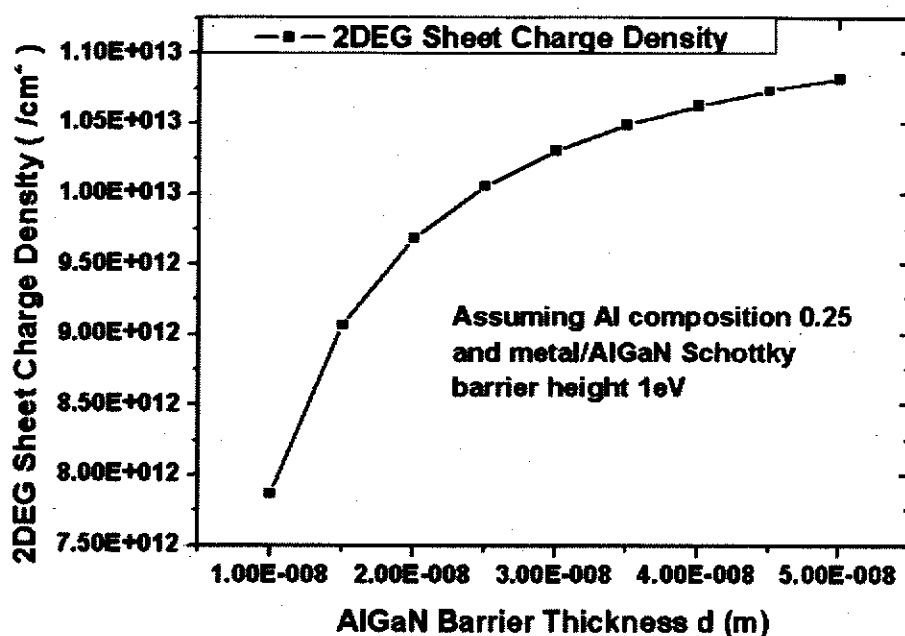


图 5.8 二维电子气面密度随 AlGaIn 层厚度的变化曲线。其中已经取定 Al 组分为 0.25, 肖特基势垒高度为 1 eV。

比较图 5.6, 图 5.7, 图 5.8, 可以看出 Al 组分对二维电子气密度 $n_{2\text{DEG}}$ 的影响最为显著。而公式(5-11)中其余的两个因素, 肖特基势垒高度 ϕ_b ; AlGaIn 层厚度 d 的变化对 $n_{2\text{DEG}}$ 的影响较小, 而 Al 组分又直接影响 AlGaIn 的压电效应, 从而表明了 Al 组分是 AlGaIn/GaN 异质结器件中影响二维电子气面密度的最主要因素。

5.5 AlGaIn/GaN 异质结肖特基势垒二极管制备与结果

5.5.1 AlGaIn/GaN 异质结肖特基二极管制备

1. 分子束外延生长 AlGaIn/GaN 异质结构

AlGaIn/GaN 异质结是采用分子束外延方法在 (0001) 面蓝宝石衬底上生长的。首先蓝宝石衬底在 800℃ 氮化 30 分钟, 之后在 750℃ 生长 20nm 富铝的 AlN 缓冲层。然后将衬底温度降至 450℃ 生长第二层 20nm 厚的 AlN 缓冲层。衬底温度升至 800℃ 对双缓冲层进行原位退火处理后, 在 750℃ 生长非故意掺杂的 1.5μm GaN 层和 30nm AlGaIn 层, AlGaIn 层中 Al 组分为 25%。测试表明样品极性均为 Ga 极, AlGaIn/GaN 异质结构二维电子气密度和迁移率分别为

$(1-1.3) \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 和 $1000-1100 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 。

2. PECVD 法生长氮化硅

用 PECVD 方法在 AlGaN 表面上生长一层 60nm 厚的氮化硅作为掩模。在整个器件制备过程中, SiN 掩模不仅起到保护 AlGaN 表面的作用, 而且该 SiN 薄层又可以起到对器件表面钝化作用。

3. 欧姆接触制备

用光刻技术和反应离子刻蚀技术在 SiN 掩膜上制作器件欧姆接触窗口后, 将样品移至磁控溅射设备内溅射 Ti(30nm)/Al(180nm)/Ni(40nm)/Au(50nm) 四层金属, 经剥离后形成接触电极。样品在氮气保护下经 900°C 30 秒快速退火形成欧姆接触。

4. 肖特基接触制备

将形成良好欧姆接触性能的样品, 再经光刻技术和反应离子刻蚀技术在 SiN 掩膜上制作肖特基接触窗口。样品移至磁控溅射设备内分别淀积(Ni、NiSi 或 WSi)/Au(50nm)等肖特基势垒金属或合金层。肖特基接触电极为圆形, 直径分别为 $60\mu\text{m}$, $90\mu\text{m}$, $120\mu\text{m}$ 和 $150\mu\text{m}$ 。

详细的工艺流程如图 5.9 所示。

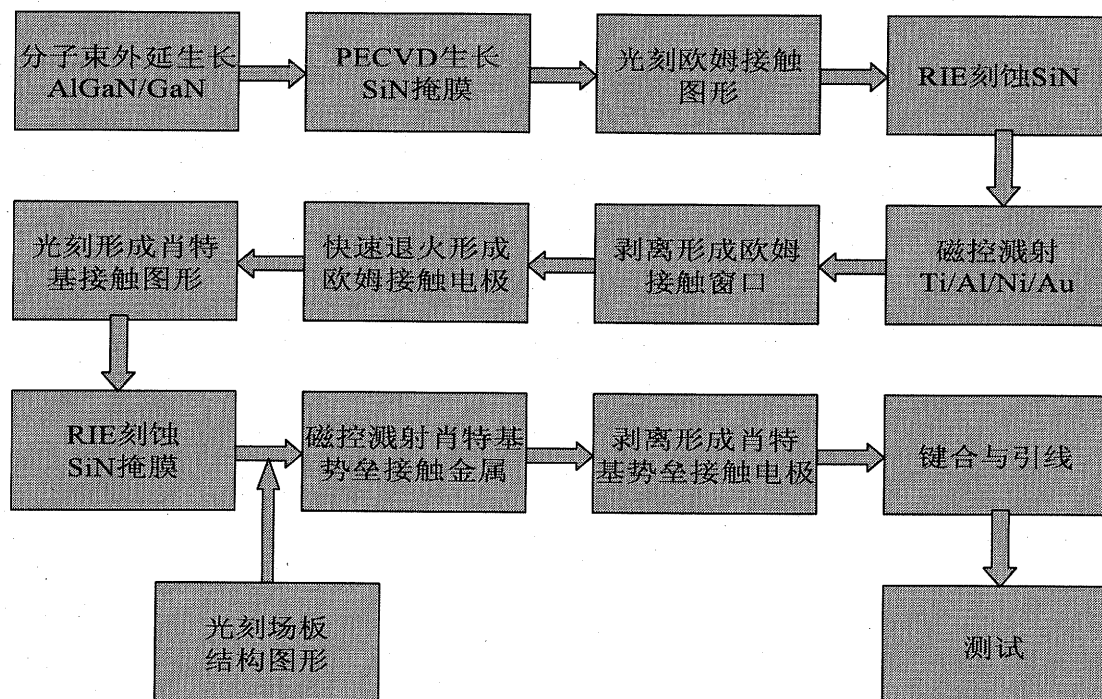


图 5.9 AlGaN/GaN 肖特基势垒二极管制备工艺流程图

5.5.2 器件结果与讨论

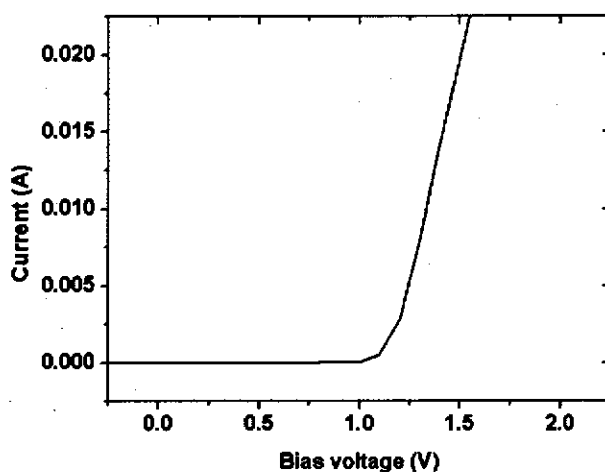
图 5.10 肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 二极管低场 I-V 特性曲线

图 5.10 是在室温下测得的肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 二极管的低场 I-V 特性曲线。该器件中肖特基接触电极为 Ni/Au，肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 $30\mu\text{m}$ ，欧姆接触电极为环形，圆环宽度为 $60\mu\text{m}$ 。利用热电子发射模型对曲线进行拟合，得到肖特基势垒高度为 1.08eV ，理想因子为 1.53，表明该肖特基接触性能较高。设定正向电流密度为 $100\text{A}/\text{cm}^2$ 时的电压为正向导通电压，得到正向导通电压为 1.2V ，相应的开态电阻 R_{on} 为 $12\text{m}\Omega\text{cm}^2$ 。

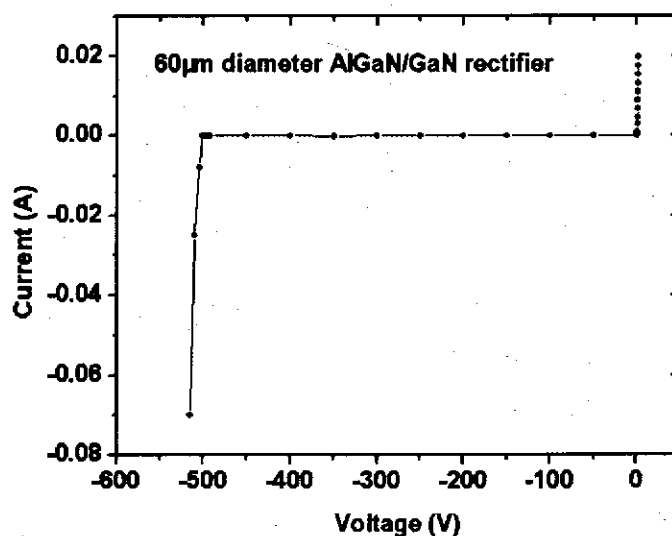
图 5.11 肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 二极管反向 I-V 特性曲线

图 5.11 是室温下测得的肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 二极管的反向 I-V 特性曲线, 从图中可以得到该器件的反向击穿电压为 501 V , 反向漏电流小于 $3 \times 10^{-5}\text{ A}$ 。

图 5.12 是反向击穿电压随肖特基接触电极直径变化关系图。从图中可知, 最好的结果是在肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 时, 击穿电压达 501 V 。随着直径的增加, 反向击穿电压呈现降低的趋势, 当肖特基接触电极直径达 $150\mu\text{m}$ 时, 击穿电压下降至 413 V 。由于缺乏晶格匹配的衬底, 器件结构中 AlGaIn 和 GaN 外延层都是在蓝宝石衬底上生长的, 它们与衬底之间存在较大的晶格失配, 因此外延层中含有较高密度的缺陷。造成击穿电压下降的直接原因是随着肖特基接触电极直径增大, 与电极接触的 AlGaIn 层的面积也随之增大, 在肖特基接触电极与 AlGaIn 层界面处所包含的缺陷数量也大幅增加, 从而导致器件反向击穿性能降低^[136, 137]。

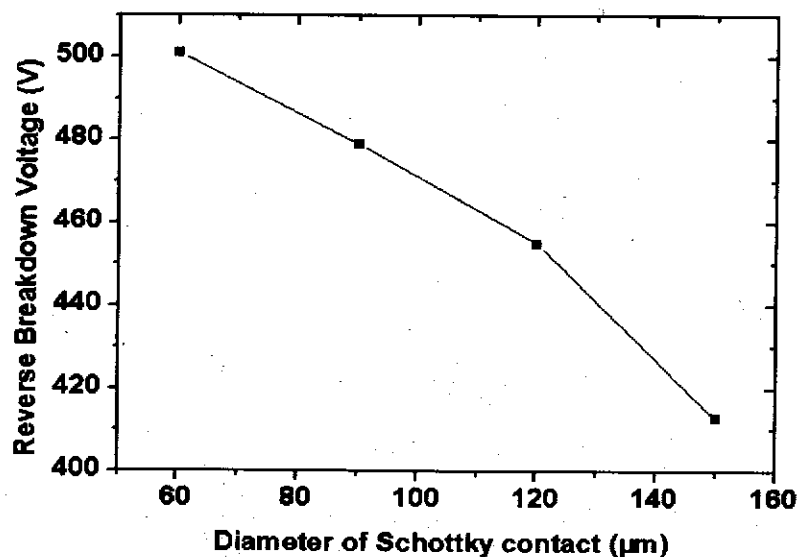


图 5.12 SBD 反向击穿电压与肖特基接触电极直径关系图

图 5.13 为肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 时, 反向击穿电压和开态电阻随肖特基接触电极和欧姆接触电极间距变化关系图。从图中可见, 反向击穿电压随着电极间距的增加而增大。SBD 中电流的路径是由肖特基接触电极流入, 流经 AlGaIn 层、二维电子气沟道, 最后从欧姆接触电极流出, 所以开态电阻由 AlGaIn 体材料电阻、二维电子气沟道电阻以及欧姆接触电阻等串联而成。随着电极间距宽度的增加, 二维电子气沟道电阻也相应增大, 导致了开态电阻从电极间距为 $30\mu\text{m}$

时的 $12 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$ 增加到电极间距为 $90\mu\text{m}$ 时的 $33 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$ 。从实验数据上可以看出随着电极间距增大, 开态电阻基本上呈线性增加, 而器件的反向击穿电压没有完全按线性增大。功率优化指数 $(V_B)^2/R_{\text{on}}$ 是评估器件功率性能的重要指标, 当电极间距为 $30\mu\text{m}$, $45\mu\text{m}$, $60\mu\text{m}$, $75\mu\text{m}$ 和 $90\mu\text{m}$ 时, 优化指数分别为 20.8 MWcm^{-2} , 22.7 MWcm^{-2} , 20 MWcm^{-2} , 19.3 MWcm^{-2} 和 19.4 MWcm^{-2} 。所以电极间距并非越宽越好, 因为随着器件反向击穿电压的增大, 开态电阻也在增大, 导致器件功耗上升, 影响了器件的整体性能。

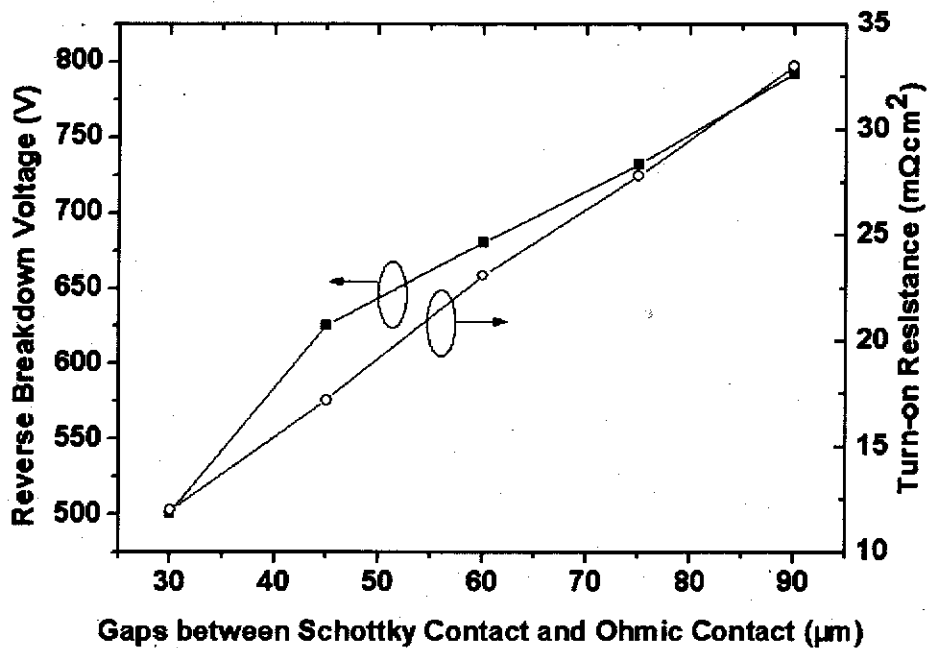


图 5.13 肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 的二极管反向击穿电压和开态电阻与肖特基接触电极和欧姆接触电极间距关系图

图 5.14(a) 为肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 、肖特基电极与欧姆接触电极间距为 $30\mu\text{m}$ 器件反向击穿电压和漏电流与 AlGaIn 外延层中 Al 组分关系, 为了更好地说明势垒高度与器件反向击穿电压和漏电流之间的关系, 图 5.13(b) 给出了 Ni 作为肖特基势垒接触金属时势垒高度和 AlGaIn 材料中 Al 组分关系曲线。从图 5.14(a) 中可以看到, 反向击穿电压从 Al 组分为零 (即在 GaN 材料上制作 SBD) 的 177V 增加到 Al 组分为 25% 时的 501V 。Al_xGa_{1-x}N 合金的禁带宽度是 Al 组分 x 的函数, 满足公式^[138]

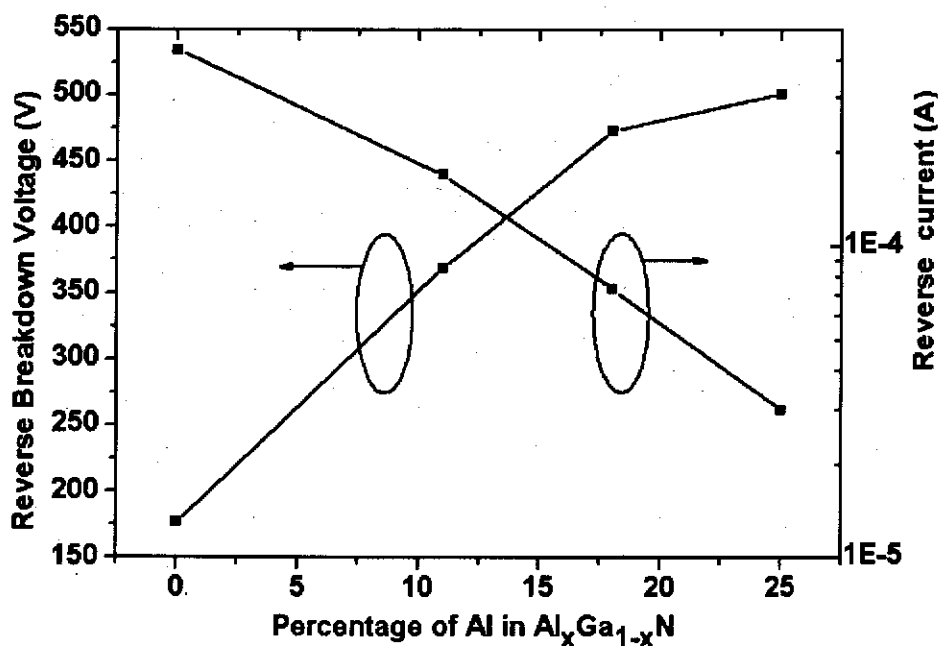
$$E_g(x) = (1-x) \cdot E_{g-\text{GaN}} + x \cdot E_{g-\text{AlN}} - b \cdot x(1-x) \quad (5-30)$$

式中 x 是 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 合金中 Al 的组分, b 是校正参数, 其值约为 0.96eV 。

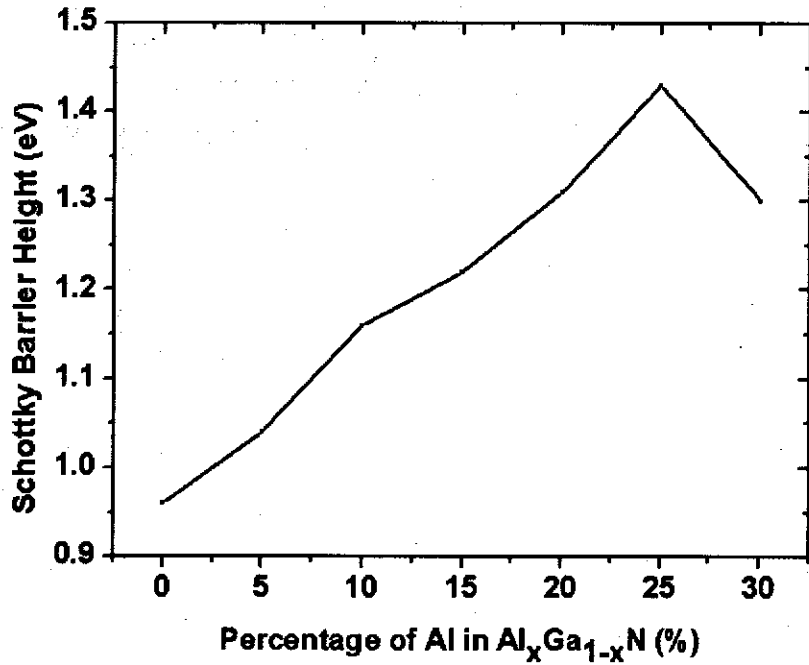
从理论上说, SBD 的反向击穿电压按 $(E_g)^{1.5}$ 的比例增加, 但事实上反向击穿电压的增加并没有达到理论的预期值, 因为随着 Al 组分的增加, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料与 GaN 材料晶格失配增加, 导致缺陷密度增加而影响到材料的临界击穿场强^[139]。

图 5.14(b)表明随着 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 层中 Al 组分含量的增加, Ni 与 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料肖特基接触势垒高度也在增加。从本章第二小节中 SBD 器件设计参数分析可知器件的漏电流大小与接触势垒高度呈反比, 随着 Al 组分从 0 增加到 25%, 漏电流从 $4.3\text{E-}4\text{A}$ 降低到 $3\text{E-}5\text{A}$ 。

当 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 合金中 Al 组分从 0 增加到 25% 时, 器件的开态电阻值仅从 $6\text{m}\Omega\text{cm}^2$ 增加到 $12\text{m}\Omega\text{cm}^2$ 。开态电阻值是由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料体电阻、二维电子气沟道电阻和欧姆接触电阻等几部分串联而成, 虽然随着 Al 组分的增加使 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 合金层的电阻率升高, 但 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ SBD 利用了具有较高电子迁移率的二维电子气导电(当 Al 组分含量为 25% 时二维电子气的迁移率大于 $1100\text{cm}^2/\text{Vs}$, 远高于 GaN 体材料的迁移率), 二维电子气沟道电阻反而下降。综合几方面因素, 器件的开态电阻变化幅度不大。优化指数从 Al 组分为 0 时的 5.22MWcm^{-2} 增加到 20.8MWcm^{-2} , 充分说明了 AlGaIn/GaN SBD 结构的优越性。



(a)



(b)

图 5.14(a)为肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ 、肖特基电极与欧姆接触电极间距为 $60\mu\text{m}$ 器件反向击穿电压和漏电流与 AlGaIn 外延层中 Al 组分关系图；(b) Ni 作为肖特基势垒接触金属时势垒高度和 AlGaIn 材料中 Al 组分关系图

5.6 改善 AlGaIn/GaN 肖特基势垒二极管击穿性能的措施

5.6.1 提高器件击穿电压的方法和机理

AlGaIn/GaN 基器件最大功率密度计算公式为^[140]:

$$P_{MAX} = \frac{1}{4}(V_B - V_{knee})qV_{sat}n_s \quad (5-31)$$

式中, V_B 为击穿电压, V_{knee} 为膝电压, n_s 为二维电子气浓度, V_{sat} 为电子饱和漂移速度。由上式可知, 增大击穿电压可以提高最大功率密度。常规器件中 AlGaIn 耗尽层形状如下图 5.15(a)所示, 肖特基电极下方耗尽层电场线平直, 在电极边缘处耗尽层边界发生弯曲, 曲率较大, 造成电场线向电极边缘集中, 在同样的偏压下电极边缘耗尽层峰值电场远大于电极正下方耗尽层峰值电场。器件击穿一般就发生在肖特基电极边缘耗尽层表面, 这种现象称为表面电场曲率效应^[141]。

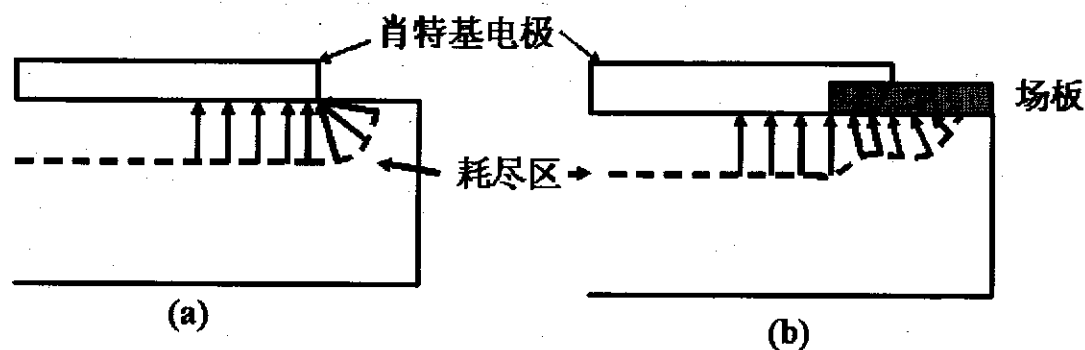


图 5.15: SBD 器件在反向偏置时耗尽层分布状况(a)无场板结构; (b)有场板结构

通过以上分析可知, 由于肖特基结下方耗尽区边缘的曲率影响, 使得表面电场密集, 表面的最大电场常大于器件体内的电场, 器件的耐压常常由表面电场击穿来决定的。对于要求有高反向击穿电压的器件, 不但材料参数、结构参数等要求选择在高压下不发生体击穿, 而且要求采取一些特殊结构, 使表面最大电场减小。由于这种技术主要是解决肖特基结边缘击穿问题, 因此简称为边缘终端技术。目前, 终端保护措施主要有场板、浮栅、结形保护环、斜表面与腐蚀轮廓等方法, 各种方法可根据实际情况单独或者结合使用。其中, 场板(FP)结构最为常用, 其结构和工艺相对简单, 制作过程可以同肖特基接触电极制作同时进行。

FP 主要是通过改变靠近肖特基电极边缘耗尽层边界的弯曲程度, 从而改进耗尽层中电场分布的一种器件结构, 如图 5.15(b)所示。在肖特基接触电极和欧姆接触电极之间的钝化层上淀积与肖特基接触电极相同材料的金属层, 由于其电势与耗尽层电势不等, 产生垂直于表面的纵向电场, 改变了耗尽层内电场的分布。增加 FP 结构后, 耗尽层中一部分原来以肖特基接触电极为终点的电场线改为以 FP 为终点, 使得表面耗尽层边界曲线曲率变小, 电场线集中程度降低, 表面峰值电场减小, 击穿电压增大^[142]。Zhang 等人利用场板结构并结合结形保护环技术, 在 AlGaN 体材料上制作了击穿电压高达 9.7kV 的横向肖特基整流二极管^[135]。

采用 FP 技术可以大幅度提高器件的击穿电压, 提高功率密度和功率附加效率。终端 FP 技术对击穿电压的改善效果与 FP 结构有关, 本节中通过对 FP 结构参数的优化达到提高器件击穿电压的目的。

5.6.2 带有场板结构的 AlGaIn/GaN 肖特基势垒二极管制作与结果

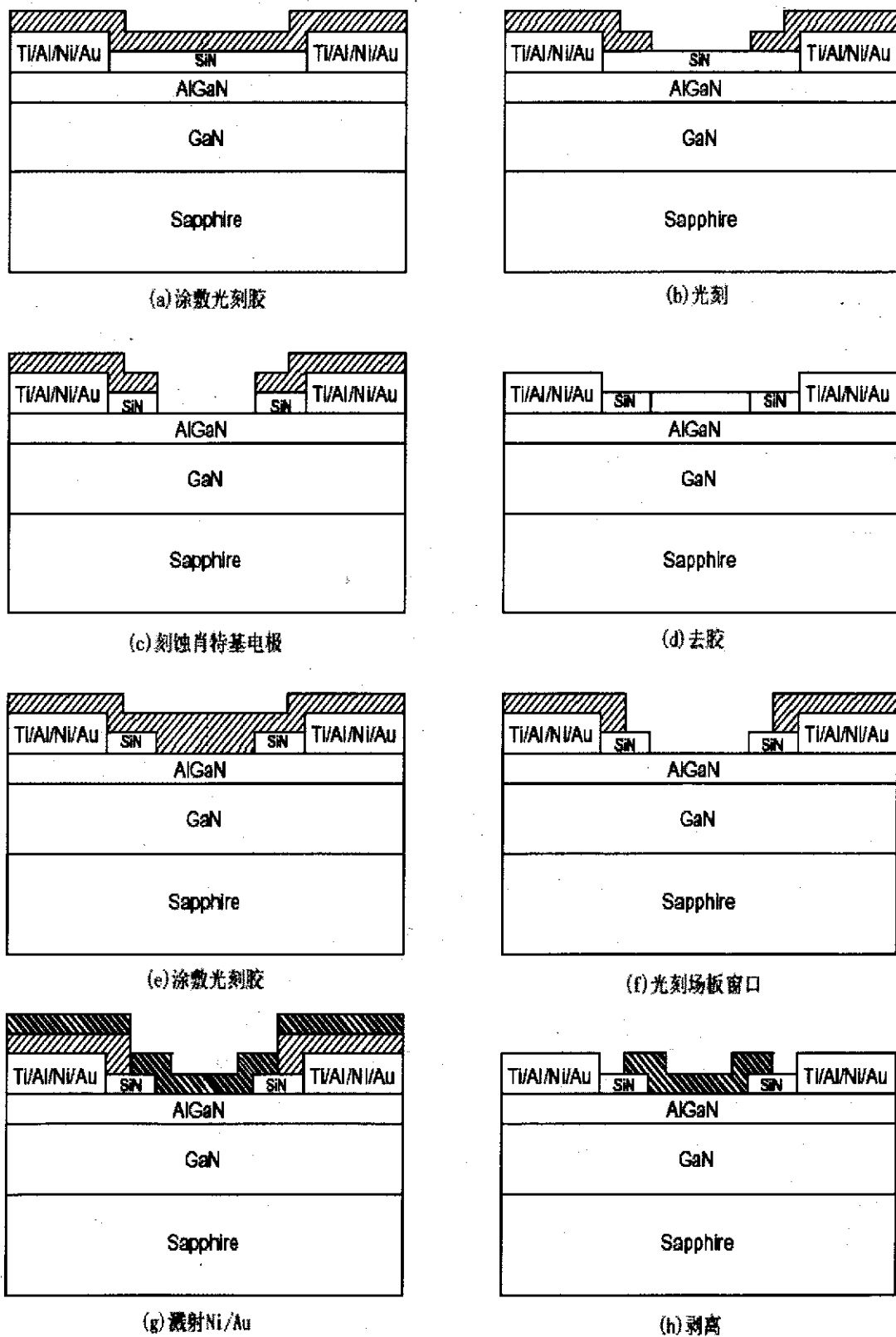


图 5.16: 场板结构制作过程示意图

图 5.16 是制作带有场板结构的 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN-SBD}$ 工艺过程示意图。器件欧姆接触电极制作工艺完全与常规 SBD 器件一致，只是在形成肖特基接触电极窗口后，用丙酮超声去除样品上原有的光刻胶。在样品上重新涂光刻胶，用光刻工艺刻出场板窗口。刻出场板窗口的样品移入溅射系统内溅射肖特基接触金属，用剥离工艺一次形成带有场板结构的 SBD。

该器件中肖特基接触金属为 Ni/Au ，肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$ ，肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 $60\mu\text{m}$ ，欧姆接触电极为环形，圆环宽度为 $60\mu\text{m}$ 。场圆形场板直径分别为 $90\mu\text{m}$ ， $120\mu\text{m}$ 和 $150\mu\text{m}$ ，相应的场板径向长度分别为 $15\mu\text{m}$ ， $30\mu\text{m}$ 和 $45\mu\text{m}$ 。器件的反向漏电流为 $3\text{E}-5\text{A}$ ，理想因子为 1.53，正向导通电压为 1.23V ，相应的开态电阻 R_{on} 为 $13\text{ m}\Omega\text{cm}^2$ ，这些参数与无场板结构器件的结果一致，而反向击穿电压随场板径向长度变化的关系如图 5.17(a)和(b)所示。图 5.17(a)是测得的 I-V 特性图，为了更加清晰地观察到这种变化，将场板径向长度与反向击穿电压的关系绘制成图 5.17(b)。从图中可以得到：当场板径向长度为 $45\mu\text{m}$ ，反向击穿电压达 1675V ，功率优化指数为 216MWcm^{-2} 。

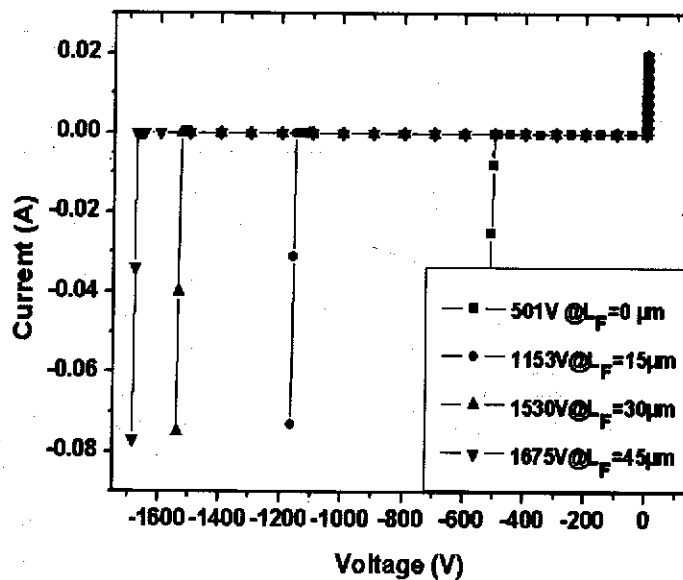


图 5.17(a): 带有场板结构的 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN-SBD}$ I-V 特性图

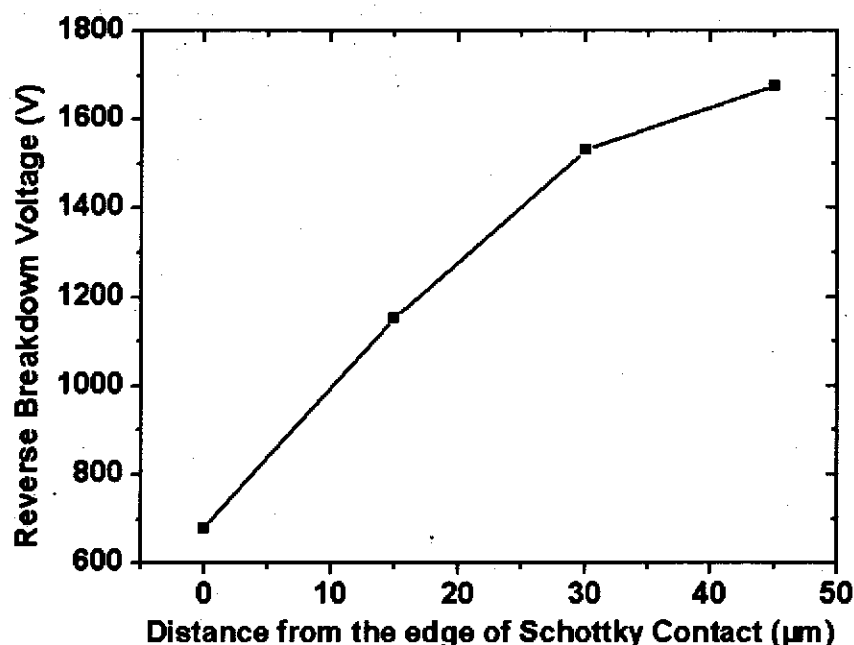


图 5.17(b): 带有场板结构的 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ -SBD 反向击穿电压
与场板径向长度关系图

肖特基结的边缘加上金属场板后, 相当于在场板下的耗尽层内引入电荷。反向偏置时, 场板上有负电荷, 在场板的下方感应出正电荷, 而原来的耗尽区也是正电荷。耗尽层已完全电离, 要提供感应电荷, 必须展宽耗尽区。从图 5.17 中可以清楚地看出当场板较短时, 随着场板长度的增大, 击穿电压增大。当场板增加到一定长度之后, 击穿电压上升趋势变缓, 最终达到饱和。这说明场板长度大于内部耗尽层厚度后, 击穿电压就不再随场板长度的增大而变化, 因此场板长度应该等于或略大于内部的耗尽层宽度, 以节省芯片面积。

5.7 AlGaIn/GaN 肖特基势垒二极管温度特性研究

由于传统的硅基器件最高可工作于 100°C 左右, 一般只能正常工作在 80°C 。为了能在高温下稳定工作, 硅基器件需要大的散热系统来降低器件的工作温度, 导致了设备体积和重量增加并带来安全方面的隐患。以 GaN 材料为代表的宽禁带半导体材料在很宽的温度范围内具有本征载流子浓度低、导热性好、稳定性高等特点, 使其非常适合于制作高温恶劣环境下的功率器件。在 AlGaIn/GaN 异质结界面形成非常高的二维电子气浓度, 大大地改善了氮化物半导体材料电子输运性能。这种二维电子气主要由压电效应和极化效应形成的, 其浓度受温度的影响

程度较低, 保证了 AlGaIn/GaN 异质结器件工作的稳定性。这些氮化物半导体材料独有的性能使 GaN 基器件不仅适合于高温工作, 而且同样适合于低温工作。

本节在较宽的温度范围内对 AlGaIn/GaN SBD 的性能进行初步研究。

5.7.1 AlGaIn/GaN 异质结材料的温度特性

AlGaIn/GaN 异质结器件的性能主要依赖于所用材料的二维电子气 (2DEG) 性质, 也就是说依赖于外电场作用下异质结中 2DEG 的输运性质, 而二维电子的输运又受到能带结构和各种散射机制的影响, 各种散射机制总的效果又反映在 2DEG 的迁移率上, 因此迁移率是评价 2DEG 材料质量优劣的参数之一; 另外 2DEG 的电子浓度也是一个非常重要的参数。同样, 在 AlGaIn/GaN 异质结材料中 2DEG 的浓度和沟道电子的迁移率是表征材料质量的两个重要参数。AlGaIn/GaN 异质结 HEMT 和 SBD 等器件适合于在较宽的温度范围内工作, 因此研究温度变化对异质结材料输运性能的影响对提高器件性能是非常有益的。

图 5.18 是非故意掺杂的 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ 异质结材料的 2DEG 的迁移率和面浓度随温度变化关系图。样品是用分子束外延方法在 (0001) 面蓝宝石衬底上生长的, $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$ 层厚度为 30nm, GaN 层厚度为 1.5 μm 。变温霍尔测量是用范得堡法测量。测量的样品为方形, 大小约为 $5\times 5\text{mm}^2$ 。样品的四个电极均用 Ti/Al/Ni/Au 经快速退火制成欧姆接触, 测试的温度范围是从 -100 $^{\circ}\text{C}$ 通过加热器缓

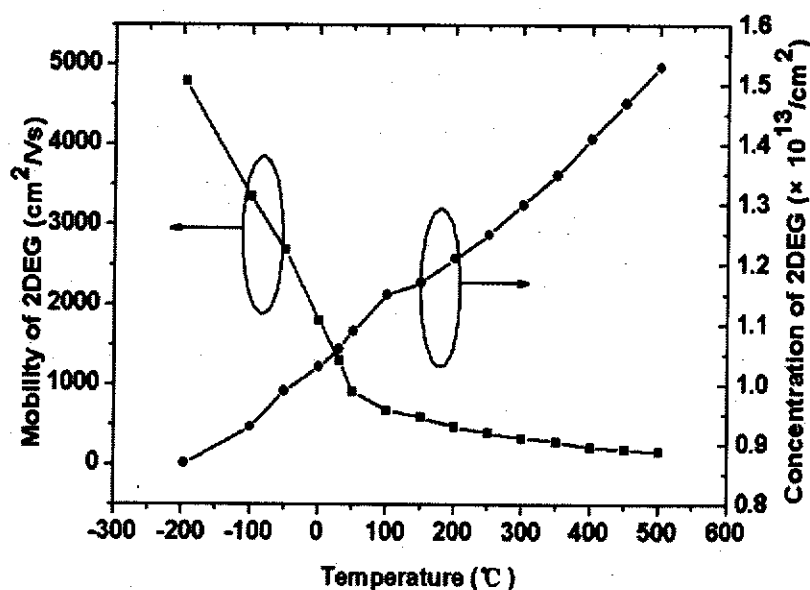


图 5.18: AlGaIn/GaN 异质结材料二维电子气浓度和迁移率与温度关系图

慢升至 500℃, 从而得到材料电子迁移率和电子浓度随温度的变化情况。从图中可以看出: 随着温度增加, 2DEG 的迁移率迅速减小, 但随着温度的进一步增加, 2DEG 的迁移率减小的速度变慢; 二维电子气浓度随温度升高而提高, 但变化幅度没有迁移率变化幅度大。

影响 AlGaIn/GaN 异质结构中载流子迁移率的散射机制主要包括合金无序散射, 离化杂质散射、界面粗糙度散射、极化光学散射、声子散射与压电散射等^[143]。在 AlGaIn/GaN 异质结构中, 低温下界面粗糙度散射和合金无序散射是限制载流子迁移率的主要原因。当温度升高到 200K 时, 极化光学声子散射开始起主要作用。随着温度进一步升高, 声子散射的作用越来越强。综合多种散射机制的影响, 2DEG 迁移率随温度的升高而下降。AlGaIn/GaN 异质结中 2DEG 主要是由于 AlGaIn 和 GaN 界面处导带不连续性和压电极化、自发极化效应形成的。一方面, 随着温度升高电离杂质数量增加, 由导带不连续性形成的 2DEG 浓度提高; 另一方面, AlGaIn/GaN 异质结中 2DEG 最主要的来源是由压电极化和自发极化效应形成的, 而这种极化效应受温度的影响非常小。因此, AlGaIn/GaN 异质结 2DEG 浓度随温度升高呈上升趋势, 但变化幅度没有迁移率变化幅度大。

对影响 AlGaIn/GaN 异质结 2DEG 输运特性因素的研究表明, 可以通过改进材料生长技术和材料结构来提高器件性能。例如, 在 AlGaIn 和 GaN 中插入一薄层 AlN, 可以削弱合金无序散射的影响^[144]; 采用钢束流保护下中断生长技术可以提高异质结界面的平整度, 降低界面粗糙度散射的影响^[145]。

5.7.2 欧姆接触的温度特性

由于欧姆接触是制作器件的关键工艺, 对于 GaN 基器件欧姆接触温度特性的研究成为当前关注的课题之一。温度环境分为以下几种情况: 样品在形成欧姆接触后在封闭的某一温度环境中放置不同时间后, 在室温下测量其可靠性; 以及样品在形成欧姆接触后, 直接在高温环境工作中研究其欧姆接触的可靠性及退化机制。

样品的制备过程如第四章所述。

在金属/半导体紧密接触条件下, 隧穿载流子成为电流最主要的形式, 则隧穿区域的接触电阻可以表示为^[146]:

$$\rho_c \propto \exp\left[\frac{2\Phi_B}{\sqrt{N_D}} \times \frac{\sqrt{k_B \epsilon_0 m^*}}{q\hbar}\right] \quad (5-32)$$

若热电子发射为主要机制，则接触电阻可以表示为：

$$\rho_c = \frac{k_B}{A^* q T} e^{\Phi_B / k_B T} \quad (5-33)$$

在重掺杂样品中，以隧穿机制为主，在温度不高时接触电阻对温度的依赖性较弱；随着温度继续增加，由于几种金属层和 GaN 中的 Ga 原子向内或向外扩散形成了一个薄的界面层，结果是金属/半导体紧密接触条件不再成立，而是热电子发射成为主要的传输机制，接触电阻率随测试温度升高而增大^[147]。在我们实验中使用的测试样品为非故意掺杂时，载流子浓度较低，此时热电子发射是主要机制。根据公式（2）可知，温度对接触电阻的影响较大。样品的接触电阻率随温度变化趋势如图 5.19 所示，图中的测试结果显示了接触电阻率随测试温度的升高而呈现出明显增加的趋势。

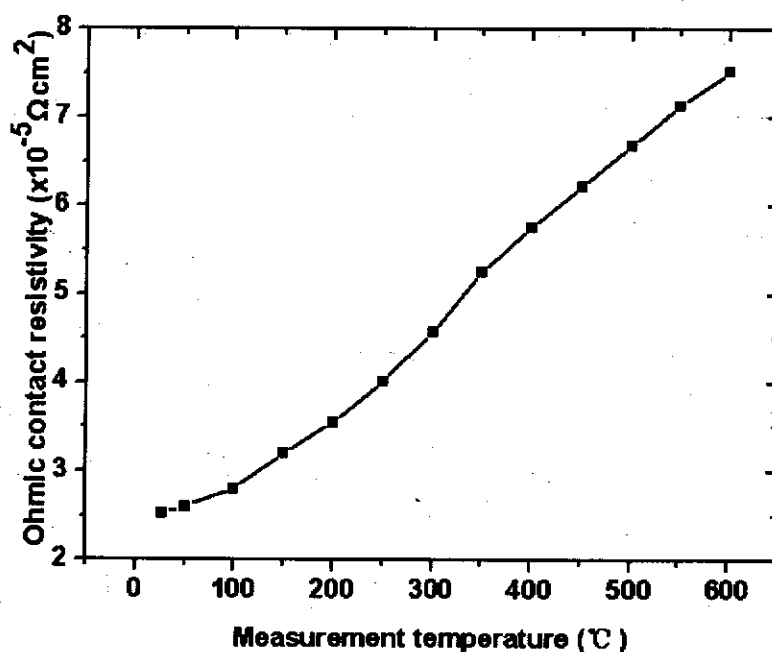


图 5.19：欧姆接触电阻率随温度变化关系图

将欧姆接触样品置于恒温箱中，两组样品分别持续加热 300°C 和 600°C，时间均为 60 小时。分别采集 0, 15, 30, 45 和 60 小时几个时间点进行数据测量得到如图 5.20 所示的结果。从图中可以看出，当热处理温度为 300°C 时，样品的接

触电阻率随热处理时间变化较小；而在 600℃ 热处理过程中，接触电阻率随热处理时间的延长而明显增加，说明样品经 600℃ 热处理后使欧姆接触性能发生了明显退化。构成欧姆接触的主要金属层为 Ti/Al，经 900℃ 30 秒快速退火后，通过 X 射线衍射和俄歇电子能谱等方法检测到 TiAl 合金相的出现，表明此时 Ti 和 Al 组分达到最佳比例。而随着热处理时间的增加，使得一部分 Al 原子继续扩散入或扩散出 Ti 层，破坏了原有的 Ti 和 Al 的原子比例，也就影响了欧姆接触电阻率；另外在大气环境中进行长时间热处理，欧姆接触电极在一定程度上被氧化，使得欧姆接触电阻率呈上升趋势。

实验证明，当样品经 300℃ 热处理后，接触电阻率略上升后趋于一稳定值；随着热处理时间的增加，接触电阻率没有明显退化迹象。说明了 Ti/Al 欧姆接触电极可在一定温度范围内保持相对稳定。当热处理温度为 600℃ 时，欧姆接触电阻率明显上升，并且这种上升是具有不可恢复性的。因此制作在较高温下保持稳定的欧姆接触电极仍是一个需要解决的关键问题。

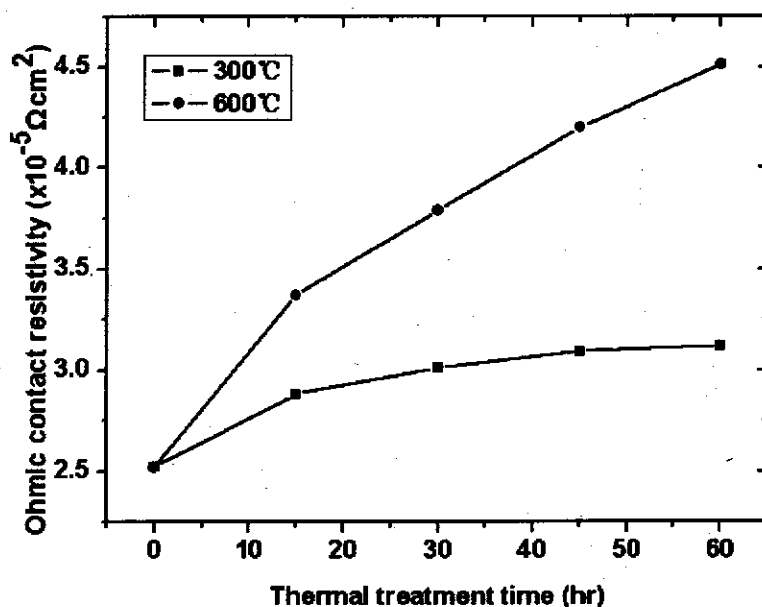


图 5.20: 欧姆接触电极长程稳定性测试

5.7.3 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ 肖特基势垒二极管的温度特性

用于温度特性测试的 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}/\text{GaN}$ -SBD，其肖特基接触电极直径为 60μm，肖特基接触金属为 Ni/Au，肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 30μm，

欧姆接触电极为环形，圆环宽度为 $60\mu\text{m}$ 。肖特基势垒高度为 1.08eV ，理想因子为 1.53，正向导通电压为 1.23V ，相应的开态电阻 R_{on} 为 $13\text{ m}\Omega\text{cm}^2$ ，反向击穿电压为 501V 。

图 5.21 是测得的肖特基势垒高度和理想因子与温度关系图。肖特基势垒高度随温度的升高而增大，这与文献中报道的结果相近^[128]；理想因子先随温度升高而降低，到 600K 以上时，随温度升高而迅速增加。从图中可知，经适当热处理后，改善了肖特基金属与半导体之间的肖特基势垒性能，理想因子降低至极小值；随着温度进一步上升，Ga 开始迁移到肖特基接触金属层中，理想因子开始增加^[121]。从我们的实验结果中可以看出，Ni 作为肖特基接触接触金属，可以正常工作在 300°C 。

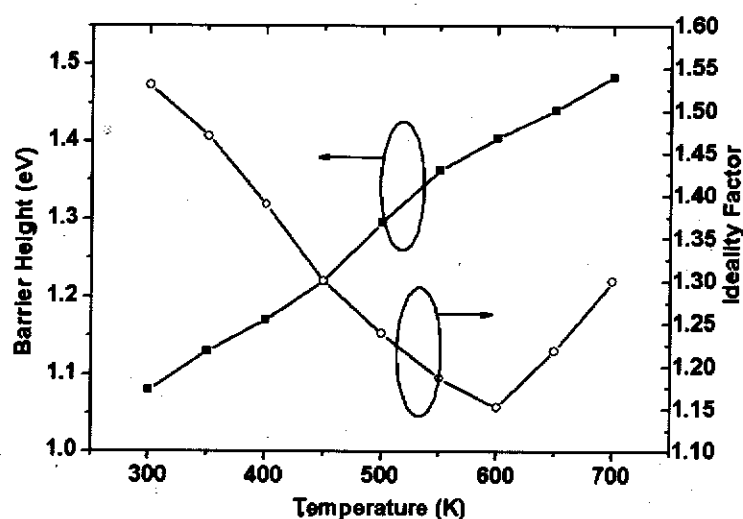


图 5.21: 肖特基势垒高度和理想因子随测试温度变化关系图

为了提高器件在更高温度下工作的可靠性，分别 NiSi 和 WSi 两种难熔金属硅化物作为肖特基势垒接触电极。器件结构参数与以 Ni 作为肖特基势垒接触电极的相同。温度测试范围为 $400\text{--}700^\circ\text{C}$ ，测试结果如表 5.1 所示。从表 5.1 中可以看出，Ni-AlGaIn/GaN SBD 经 400°C 热处理后，肖特基接触的理想因子降低到 1.219，说明了适当的处理可以改进 Ni 与半导体接触的性能。但随着温度进一步升高，器件整流性能失效。NiSi-AlGaIn/GaN SBD 在低于 600°C 热处理 1 小时后，仍可保持相对稳定；但经 700°C 热处理 1 小时后，Ga 原子迁移进入 NiSi₂ 层中，使肖特基势垒性能失效^[121]。WSi-AlGaIn/GaN 接触势垒高度明显低于 Ni-和 NiSi-AlGaIn 接触势垒高度，仅为 0.7eV 左右，对提高器件的反向击穿电压和降

低反向漏电流产生不利影响；但经 700℃ 高温热处理 1 小时后，理想因子和势垒高度基本保持不变。

表 5.1: 不同肖特基势垒接触电极的温度稳定性测试结果

	Ni-AlGaIn/GaN		NiSi-AlGaIn/GaN		WSi-AlGaIn/GaN	
	理想因子 (n)	势垒高度 (eV)	理想因子 (n)	势垒高度 (eV)	理想因子 (n)	势垒高度 (eV)
As-deposited	1.53	1.08	1.67	1.0	1.72	0.69
400℃ 1hr	1.219	1.441	1.66	1.05	1.74	0.70
500℃ 1hr	1.3	1.484	1.64	1.04	1.70	0.70
600℃ 1hr	器件整流性能失效		1.64	0.96	1.73	0.72
700℃ 1hr			器件整流性能失效		1.82	0.70

实验结果表明，用难熔金属硅化物来制作肖特基势垒电极是一种有希望制备高温应用 SBD 的方法。

5.8 小 结

本章在分析传统横向结构 GaN 基肖特基势垒二极管的局限性的基础上，首次提出了利用 AlGaIn/GaN 异质结材料制作肖特基势垒二极管的新方法。主要结果如下：

1. 以 Ni/Au 为肖特基势垒接触金属，当肖特基接触电极直径为 60μm、肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 60μm、欧姆接触电极圆环宽度为 60μm 和场板径向长度为 45μm 时，制作的 Al_{0.25}Ga_{0.75}N/GaN 肖特基势垒二极管器件，反向漏电流为 3E-5A，理想因子为 1.53，正向导通电压为 1.23V，相应的开态电阻 R_{on} 为 13 mΩcm²，反向击穿电压达到 1675V，功率优化指数为 216MWcm⁻²。

2. 适当的热处理可以改进 Ni-AlGaIn/GaN SBD 肖特基接触性能，理想因子从未经处理的 1.53 降为 1.219。当工作温度高于 500℃ 时，以 Ni 作为肖特基势垒接触金属的器件整流性能失效；而用 NiSi 和 WSi 等难熔金属硅化物作为肖特基势垒接触电极时，可提高器件高温工作的可靠性。

器件研制表明利用 AlGa_N/Ga_N 异质结材料制作肖特基势垒二极管实现了低开态电阻高、反向击穿电压的整流器件，同时保证了器件高温工作的可靠性。

第六章 总结与展望

AlGaIn/GaN 异质结构体系材料是目前发展高温、高频和大功率电子器件的重要的结构, 深受人们的关注, 因此 AlGaIn/GaN 异质结材料和器件的研究已成为当前研究的前沿和热点。本文系统地研究了 AlGaIn/GaN 异质结构材料的特性、AlGaIn/GaN 异质结欧姆接触和肖特基接触制备和物理性质、AlGaIn/GaN 异质结二维电子气输运特性, 并在此基础上设计研制了高反向击穿电压低正向导通电压的 AlGaIn/GaN 异质结肖特基整流器件。

为开展本研究工艺, 设计并制作了适合于宽禁带半导体器件制备工艺所必须的关键设备, 包括高密度等离子体化学气相淀积系统、高密度等离子体反应离子刻蚀系统、超高真空磁控溅射靶、多功能溅射系统和终端霍尔型离子源清洗装置等。这些系统不仅满足了器件研制的要求, 而且用设计超高真空磁控溅射靶技术设计了应用于超硬薄膜制备的工业生产设备。在设备研制过程中, 共申请了四项发明专利, 获得了自主知识产权。

本文对 GaN 基体系器件的制备工艺进行了系统的研究。主要利用自制的器件制作设备, 研究了清洗、光刻、反应离子刻蚀、等离子体增强化学气相淀积、金属化工艺以及剥离技术, 摸索出一整套最佳器件工艺参数。

本文研究并在非故意掺杂 AlGaIn/GaN 异质结材料上制备出高质量的欧姆接触和肖特基接触。研究了通过表面处理改进欧姆接触和肖特基接触性能的方法, 为相关器件研制奠定的基础。在非掺杂 AlGaIn/GaN 上制作的 Ti/Al/Ni/Au 欧姆接触电极, 经 900°C 30 秒退火后, 欧姆接触电阻率达 $5.85 \times 10^{-7} \Omega\text{cm}^2$ 。在非掺杂 AlGaIn/GaN 上制作的 Ni/Au 肖特基接触势垒高度为 1.08eV , 理想因子为 1.53。适当的热处理可以改进 Ni-AlGaIn/GaN SBD 肖特基接触性能, 器件经 400°C 热处理 1 小时后, 理想因子从未经处理的 1.53 降为 1.219。

成功设计并制作了带有场板结构的 AlGaIn/GaN 异质结整流器件。在分析现有的 GaN 基整流器件优缺点的基础上, 首次提出了利用 AlGaIn 和 GaN 异质结界面处形成的具有较高载流子输运特性的二维电子气来降低器件的开态电阻的方法。为了改进 AlGaIn/GaN 异质结二维电子气的输运特性, 用自洽方法求解了泊松方程和薛定谔方程。理论计算表明二维电子气输运特性依赖于 AlGaIn 层中

的 Al 组分。在优化二维电子气输运性能的基础上,研制了横向带有场板结构的 AlGaIn/GaN 异质结整流器件。当肖特基接触电极直径为 $60\mu\text{m}$, 肖特基接触电极和欧姆接触电极间距为 $60\mu\text{m}$ 时, 带有场板结构的器件反向击穿电压达 1675V , 正向导通电压为 1.23V , 相应的开态电阻为 $13\text{ m}\Omega\text{cm}^2$, 功率优化指数为 216MWcm^{-2} 。同时对器件高温应用性能进行了测试, 包括了材料、欧姆接触和器件的高温性能等几个方面。为了提高器件的高温工作稳定性, 使用了 NiSi 或 WSi 制作的肖特基接触电极。这类器件经受 $600\text{--}700^\circ\text{C}$ 1 小时的热处理后仍保持相对稳定。结果表明, 对于制作高温条件下可稳定工作的器件, 难熔金属硅化物是一种理想的制作肖特基接触材料。

本文通过对 AlGaIn/GaN 异质结整流器件的研制虽然取得了一系列结果, 但是还需要在今后的工作中进一步完善。这主要包括以下几个方面:

1. 对已研制的器件制作设备进行工业化设计, 以期将自主知识产权转化为可广泛应用成果;
2. 提高器件工艺的稳定性, 拓展工艺应用范围, 完善测试分析手段, 将器件实验室建成一个微加工平台;
3. 研究材料与器件参数之间对应的关系, 通过提高材料质量和优化器件结构提高 AlGaIn/GaN 异质结器件的整体性能。从理论和实验方面进一步研究利用难熔金属硅化物制备肖特基接触的方法, 提高器件高温应用性能。