

1. Si 基板上 GaN 縦型デバイス実現に向けたエピ技術

## 第1章 序論

### 1.1 はじめに

今日我々の生活における半導体技術の役割は非常に大きいものとなった。テレビやスマートフォンなどの家電製品にはじまり、自動車や電車などの交通インフラに至るまで現代の生活は半導体無しでは成り立たない。

現在主要に用いられている半導体材料は Si(シリコン)である。Si は O(酸素)に次いで地球上に多く存在する元素であり、資源としてはほぼ無尽蔵に近い。そのため価格も比較的安価であり、加工・結晶成長などの技術も進んでいる。しかし、現代では性能面でニーズに答えることが難しくなっており、新たな半導体材料が求められている。

次世代の半導体材料として期待が高まっているもののひとつにⅢ族窒化物半導体がある。Ⅲ族窒化物半導体は Si と比較して(1)バンドギャップが大きい、(2)飽和電子速度が大きい、(3)絶縁破壊電界が大きい等の利点を持つ。表 1.1 に主要なⅢ族窒化物半導体と Si の特性を示す [1]。

表 1.1 Ⅲ族窒化物半導体の諸特性

	結晶構造	遷移型	バンドギャップ [eV]	絶縁破壊電界 [MV/cm]	飽和電子速度 [cm/s]
Si	ダイヤモンド型	間接	1.1	0.3	$1.0 \times 10^7$
AlN	ウルツライト型	直接	6.2	-	$2.0 \times 10^7$
InN	ウルツライト型	直接	0.6~0.7	2.0	$4.2 \times 10^7$
GaN	ウルツライト型	直接	3.4	3.3	$2.5 \times 10^7$

本研究ではⅢ族窒化物半導体の中でも GaN に焦点を当てた。GaN は Si に比べ約 3 倍大きなバンドギャップを持ち、絶縁破壊電界は約 11 倍にも昇る。加えて飽和電子速度も 2.5 倍ほど大きいことから高周波・高出力デバイスとして応用が期待されている。

本章では GaN の成長方法と構造(1.2 節、1.3 節)、GaN パワーデバイスの現状(1.4 節)、研究の目的(1.5 節)、本論文の構成(1.6 節)について述べる。

### 1.2 GaN の結晶成長

#### 1.2.1 GaN の成長法

GaN の単結晶精製にはエピタキシャル成長法が主に用いられている。エピタキシャル成長法とは既存の基板表面に新たに目的の結晶を成長する手法であり、元となる基板と同一の結晶を成長する「ホモエピタキシャル成長」と異種の結晶を成長する「ヘテロエピタキ

シヤル成長」に大別される。

GaNのエピタキシヤル成長法としては液相成長法(LPE)、ハイドライド気相成長法(HVPE)、分子線エピタキシ法(MBE)、有機金属気相成長法(MOCVD)等がある。このうち、本研究ではMOCVD法を用いた。

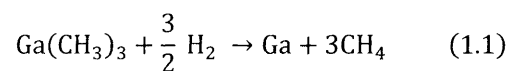
### 1.2.2 有機金属気相成長(MOCVD)法

MOCVD法は気化させた原料材料を高温の成長炉に供給し、元となる基板の上に堆積させる成長手法である。MOCVD法は先に述べたその他の方法に比べ以下の様な特徴を持つ。

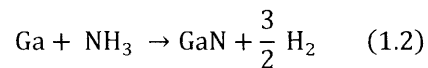
1. 原料ガスの流量制御のみで結晶の膜圧・組成を変更できる
2. 成膜速度が比較的速く、一度に大面積の結晶を生成できるため生産性に優れる
3. 成長過程に高真空を必要としないため装置の小型化が可能であり、かつメンテナンスが容易である

エピタキシヤル成長時のⅢ族原料としては有機金属が用いられる。これは単体の金属元素に比べ有機金属の方が高い飽和蒸気圧を持つためである。中でも特に高い蒸気圧を持つメチル化合物またはエチル化合物が用いられることが多い。一方Ⅴ族原料としてはNH<sub>3</sub>等の水素化合物が用いられる。これらⅢ族およびⅤ族原料は成長炉中で高温に加熱され、500度以上でⅢ-V族化合物半導体を生成する。以下では本実験で用いたGa(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>(Trimethylgallium : TMG)とNH<sub>3</sub>の反応を例にとって反応過程を示す。

まず成長炉中で高温に熱せられたTMGは式(1.1)に示す熱分解反応を起こす。



この反応によって生じたGaがNH<sub>3</sub>と式(1.2)のように反応することでGaNの単結晶膜が得られる。



## 1.3 GaNの成長構造

### 1.3.1 成長基板

単結晶のGaN基板は非常に高価なためGaNのエピタキシヤル成長には通常サファイア基板、Si基板が使われることが多い。しかし異種基板上にGaNを成長させる場合、その格子定数の差から格子ミスマッチが発生してしまい成長の妨げとなる。表1.2に各材料の格子定数を示す。

表 1.2 基板材料の格子定数

	結晶構造	a 軸格子定数[Å]
GaN	ウルツライト型	3.189
Sapphire	ウルツライト型	4.758
Si	ダイヤモンド型	5.431

以下ではサファイア基板上、Si 基板上のそれぞれについて GaN がどのように成長するかを述べる。

(i) サファイア基板上での GaN の結晶成長

サファイア、GaN はともにウルツライト型の結晶のためサファイアの c 面に GaN を成長させる場合、GaN の成長面は(0001)面となる。このときサファイアと GaN の間には約 1.569[Å]の格子ミスマッチが存在する(表 1.2)。このミスマッチの影響で GaN の a 軸はサファイアの a 軸に対して 30° 傾いた状態で成長していく。このときの格子不整合率 $\Delta a$ は式(1.3)で求められ 16.1%となる。

$$\Delta a = \frac{a_{\text{GaN}} - \frac{a_{\text{Sapphire}}}{\sqrt{3}}}{\frac{a_{\text{Sapphire}}}{\sqrt{3}}} = 16.1 [\%] \quad (1.3)$$

(ii) Si 基板上について

Si はダイヤモンド型構造の結晶であるため、Si 基板上に GaN を成長させる場合 Si の(111)面に GaN が成長する。このときの格子不整合率 $\Delta a$ は式(1.4)で求められ 17.0%となる。

$$\Delta a = \frac{a_{\text{GaN}} - \frac{a_{\text{Si}}}{\sqrt{2}}}{\frac{a_{\text{Si}}}{\sqrt{2}}} = 17.0 [\%] \quad (1.4)$$

このように Si、サファイアと GaN の間には大きな格子不整合が存在する。そのため異種基板上に直接 GaN を成長すると GaN に応力が生じ、表面にクラックが生じてしまう。これを防ぐため基板と GaN の間に中間層を形成する技術が長年研究されてきた。以下では現在中間層として用いられているもののうち代表的なものについて構造と効果を述べる。

### 1.3.2 低温堆積緩衝層(LT-GaN)

LT-GaN を用いた低温堆積層は基板直上に本来の GaN の成長温度よりもかなり低い温度 (500 度付近) で GaN を成長させたものである [2]。図 1.1 に低温堆積層を用いた場合の成長時間と基板表面温度の関係を示す。

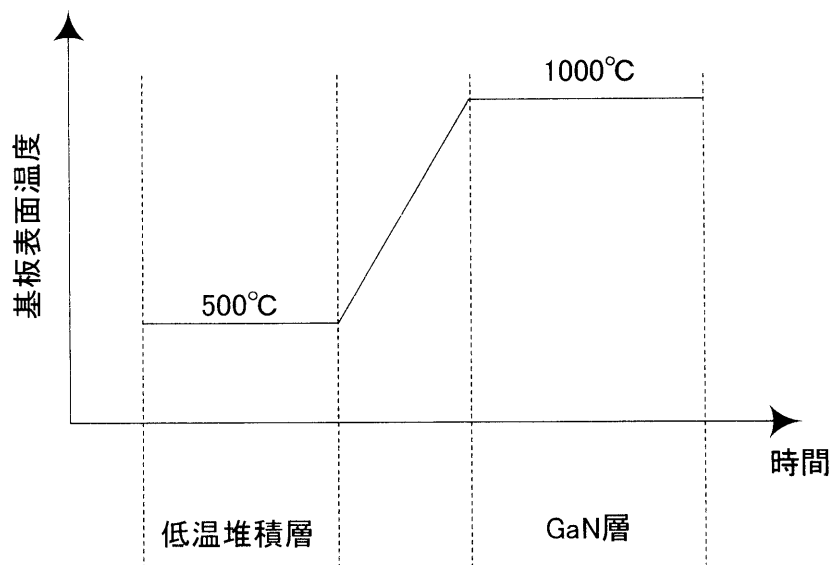


図 1.1 低温堆積層を用いた場合の基板温度の推移

堆積直後の緩衝層は数 nm 程度の微粒子で構成される。堆積後、基板表面温度を上昇させていくと、微粒子同士の界面に原子が拡散し次第に微粒子が大きく成長・配向していく。さらに昇温すると特に(0001)面上で原子層がステップフロー的に 1 層ずつ昇華し、最終的に結晶方位の揃った面が形成される。この緩衝層の上ではステップフロー成長が容易に行えるため、緩衝層を用いて成長した GaN の表面は原子レベルで平坦となる。

この緩衝層の開発により平坦かつ電気的特性、光学的特性の優れた GaN 結晶が得られるようになった。低温堆積中間層は主にサファイア基板上でのエピタキシャル成長で用いられる。

### 1.3.3 AlN 中間層

上述の低温堆積緩衝層は Si 基板上のエピタキシャル成長では用いることができない。Si 基板上に GaN を直接成長すると Si と Ga が合金化し、メルトバックエッチングが生じてしまうためである。このため、Si 基板上での成長には結合エネルギーの強い AlN を用いた中間層が使われる。AlN 中間層はその成長温度によって(1)低温 AlN 中間層と(2)高温 AlN 中間層に大別される。

### 1.3.4 歪超格子層(SLS)

歪超格子層(Strained Layer Superlattice: SLS)は Si 基板上への GaN 成長時に用いられる中間層である。これは格子歪由来の応力を利用した中間層であり、格子定数の異なる 2 種類の材料を超格子のスケールで周期的にコヒーレントに成長した多層膜構造をとる。成長構造に歪超格子層を導入することで

1. GaN 層に印加される引張応力の低減
2. 貫通転位の抑制

の 2 つの効果を期待できる。

#### 1.3.4.1 引張応力の低減効果

Si 基板上に成長した GaN 結晶は、最終的に Si と GaN の熱膨張係数差に由来した引張応力をうけサンプル全体が下に凸型にそる。図 1.2 に成長時のウェハ形状と温度の関係を示す。GaN の成長温度である約 1000°C から室温に降温するにしたがって、熱膨張係数差の大きい GaN が縮み引張応力が印加される。結果次第にウェハ全体がそっていき、最終的に下に凸型となる。

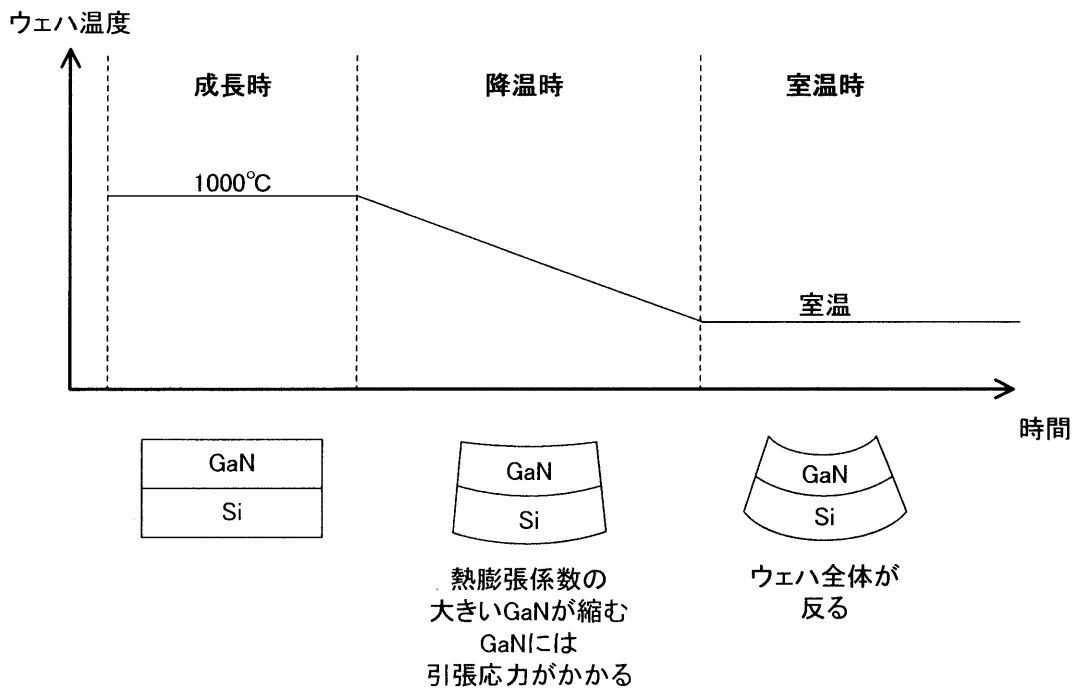


図 1.2 Si 基板上 GaN 成長時のウェハ形状と温度の関係

歪超格子層は、熱膨張係数差により生じる引張応力を格子定数差による圧縮応力で打ち消すことをコンセプトとしている。図 1.3 に歪超格子層挿入時の各層にかかる応力のモデルを示す [2]。

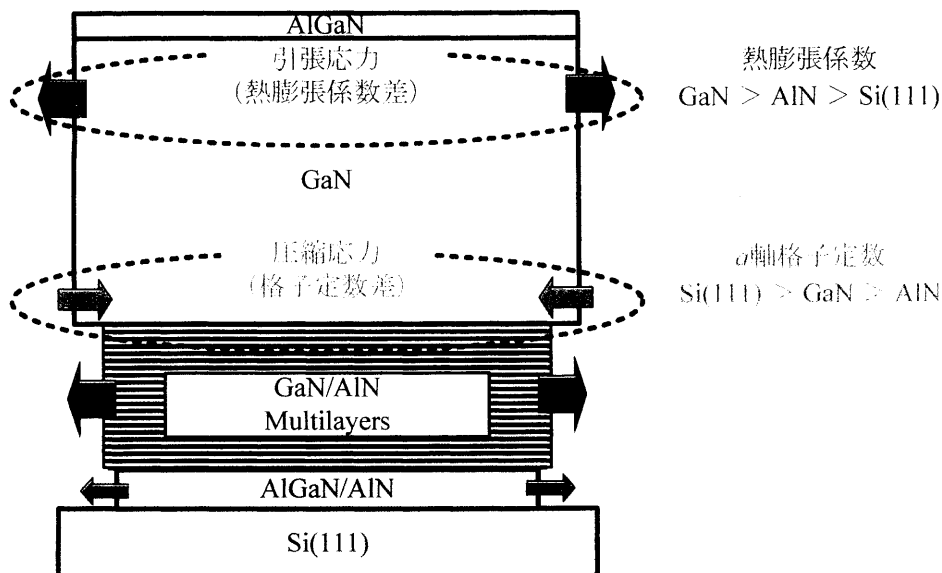


図 1.3 歪超格子層挿入時に各層に印加される応力

1.3.4.2 貫通転位の抑制

歪超格子層には界面にかかる応力の違いによって(1)転位対消滅効果を利用するタイプと(2)掃き出し効果を利用するタイプの2種類がある [2]。

(1) 転位対消滅効果を利用するタイプ

転位対消滅効果を用いるタイプの SLS 層では、貫通転位は図 1.4 のように各層で逆方向の応力を受ける。湾曲した貫通転位は他の貫通転位と結合、閉ループを形成し上の層に伝搬しなくなる。このタイプの特徴として SLS 層全体では格子歪が生じないことがあげられる。

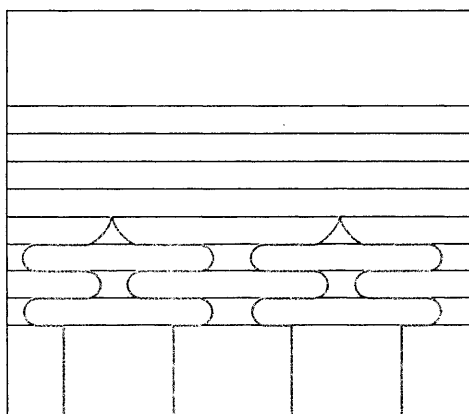


図 1.4 転位対消滅効果を用いる歪超格子層における貫通転位の伝搬の仕方

(2) 掃き出し効果を利用するタイプ

掃き出し効果を利用するタイプの SLS では、貫通転位は図 1.5 のように一方の層のみで応力を受ける。これにより転位が外側へと押し出され上部の層へと伝搬しなくなる。

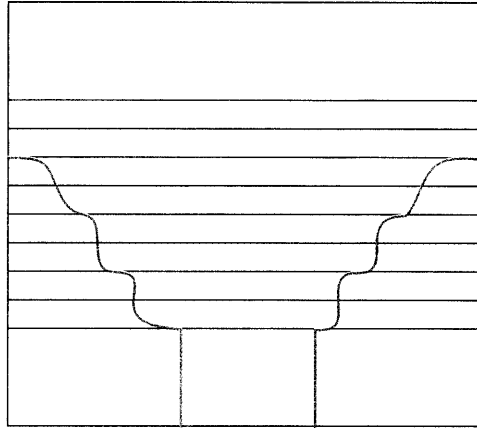


図 1.5 掃き出し効果を利用する歪超格子層における貫通転位の伝搬の仕方

#### 1.4 GaN パワーデバイスの現状

パワーデバイスの構造は、動作時の電流を流す方向によって

1. 横型構造
2. 縦型構造

の2種類に大別される。横型構造のデバイス(横型デバイス)では基板に対して平行な方向に、縦型構造のデバイス(縦型デバイス)では基板に垂直な方向に電流を流す。

一般的にパワーデバイスの構造としては、横型構造よりも縦型構造が好まれる。これは縦型構造の方が高耐圧デバイスを作製する際の面積効率が優れるためだ。横型デバイスの耐圧値はゲート-ドレイン間の距離に依存して決定される(図 1.6(a))。このため高耐圧の横型デバイスを得るには、電極間距離を確保するためにチップサイズを巨大化せねばならず、結果として面積効率が悪化する。対して縦型デバイスの耐圧値はドリフト層の膜厚に依存して決定される(図 1.6(b))。ゆえに基板に垂直な方向に膜厚を増加させることで高耐圧化を行えるため、チップサイズの小型化と高耐圧化を両立できる。



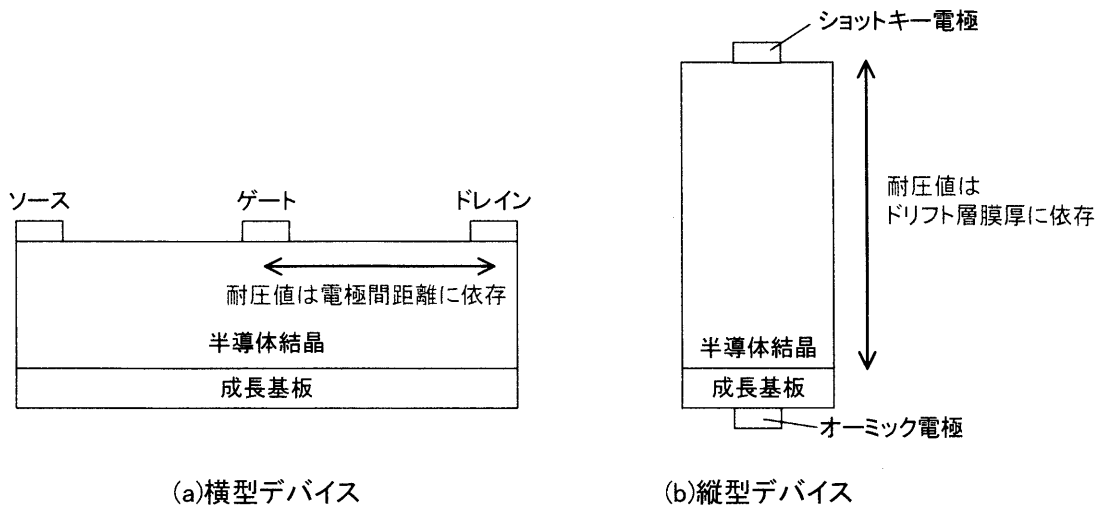


図 1.6 横型、縦型デバイスの模式図

上述の理由から Si、SiC 等を用いたパワーデバイスは縦型構造のものが広く研究されてきた。しかし GaN については、縦型デバイスの研究事例は極めて少ない。この理由は、縦型デバイス用 GaN 結晶を成長する際の基板コストが非常に高価なことにある。GaN 結晶内部に電流を流す縦型デバイスでは、横型デバイスに比べ高品質の GaN 結晶を成長することが求められる。そのため成長基盤には、格子不整合の生じない GaN 基板が用いられることが一般的である。この GaN 基板の価格は 1 平方センチメートル当り 10000 円以上と Si 基板(1 平方センチメートル当り 20 円ほど)に比べ非常に高価であり、基板コストの問題が GaN 縦型デバイス実現の障壁となっている。

### 1.5 研究の目的

上述の基板コストの問題を解決するため、本研究では安価な Si 基板上において GaN 縦型パワーデバイスを実現することを目標とした。具体的な課題については、第 2 章に後述する。

### 1.6 本論文の構成

本章ではⅢ族窒化物半導体の特性と GaN デバイスの現状、研究目的について述べた。第 2 章では Si 基板上 GaN 縦型デバイス実現に向けた具体的な課題について述べる。第 3 章では薄膜の評価方法について概説する。第 4～7 章ではそれぞれ

- 第 4 章:中間層への不純物ドーピング
- 第 5 章:初期中間層の薄膜化
- 第 6 章:ドリフト層成長時の V/Ⅲ比
- 第 7 章:ドリフト層の厚膜化

について、検討結果を報告する。最後に第 8 章で本論文の総括とする。

## 参考文献

- [1] 高橋清, 長谷川文夫, 吉川明彦, ワイドバンドギャップ半導体 光・電子デバイス, 森北出版株式会社, 2006.
- [2] 寺田豊, “修士論文,” 2008.
- [3] 名古屋工業大学極微構造デバイス研究センター, “Si 基板上化合物半導体の高品質化に関する研究,” 1997-2003.

## 第2章 Si 基板上 GaN 縦型デバイス実現に向けた課題

### 2.1 はじめに

本章では、Si 基板上 GaN 縦型パワーデバイスを実現するための具体的な課題について述べる。大電力領域で利用されるパワーデバイスには、(1)大電力領域においても省電力で、かつ(2)大電圧を印加しても安定に動作することが求められる。そのため、デバイス開発時には

1. 低オン抵抗化
2. 高耐圧化

の2つが主な課題となる。以下ではそれぞれについて、実現に向けた課題を述べる。

### 2.2 低オン抵抗化に向けた課題

Si 基板上に GaN を成長させる際には1章で述べた中間層を用いる。図 2.1 に一般的な Si 基板上 GaN の成長構造図を示す。Si 基板に AlN 中間層、AlGaN 中間層、SLS の順に複数の中間層を成長させたのち、GaN を成長させる。

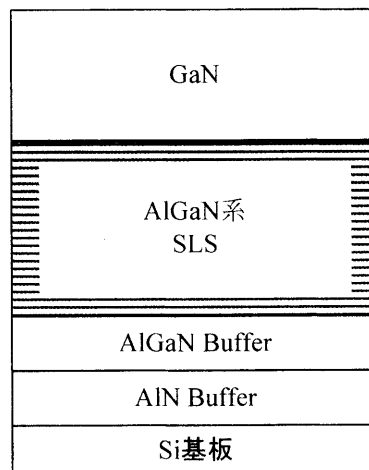


図 2.1 Si 基板上 GaN の成長構造

従来研究が先行してきた横型デバイスにおいては、中間層は縦方向リーク電流を低減させるため、いかに高抵抗化するかに焦点をあて改善が続けられてきた。対して縦型デバイスでは、直列抵抗を低減させるため中間層を低抵抗化するという全く逆のアプローチをとる必要がある。以下では成長構造中の各層について、低オン抵抗化に向けた課題と検討した対処方法を述べる。

### 2.2.1 AlN、AlGaN 中間層

初期中間層として用いられる AlN、AlGaN 中間層は、材料に Si とのバンドギャップ差が大きい AlN を用いているため、直列抵抗を増加させる一因となる。図 2.2 に XPS 測定により求めた AlN/Si 接合界面におけるバンド図を示す [1]。

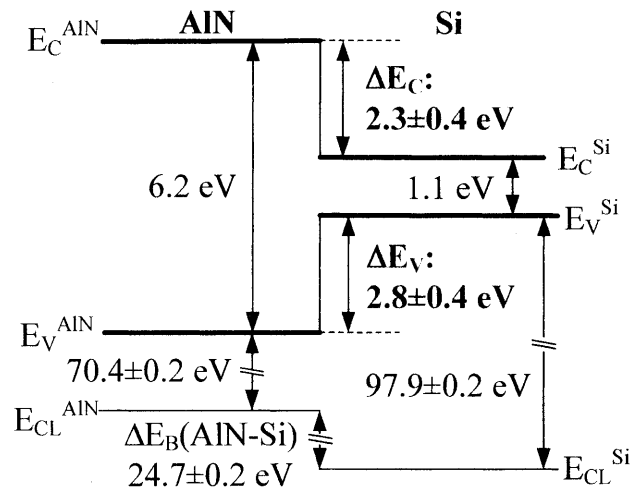


図 2.2 AlN、Si 接合界面のバンドギャップの差

図に示すように AlN、Si 間には、伝導帯: $2.3 \pm 0.4 \text{ eV}$ 、価電子帯: $2.8 \pm 0.4 \text{ eV}$  のエネルギー差がある。縦方向に電流を印加した際にはこのエネルギー障壁がキャリアの伝搬を阻害し、直列抵抗を増加させる要因となる。本研究では初期中間層由来の直列抵抗を低減するため、以下の 2 項目について検討を行った。

1. 不純物ドーピングによってエネルギー障壁を下げる(第 4 章)
2. 初期中間層を薄膜化する(第 5 章)

### 2.2.2 SLS 層

SLS 層は 2 種類の AlGaN 系薄膜を周期的に成長した中間層である。上述の AlN、AlGaN 中間層と同様に材料に AlN を用いるため、直列抵抗を増加させる要因となる。本研究では、不純物ドーピングによって抵抗を低減させることを試みた(第 4 章)。

### 2.2.3 ドリフト GaN 層

縦型デバイス中でドリフト層として働く n-GaN 層は、耐圧確保のため  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  オーダーの低いキャリア濃度を保つ必要がある(2.3 節にて後述する)。この条件の中でオン抵抗を低減するため、本研究では移動度を増加させ電流量を増やすことを考えた。移動度増加のための施策として、ドリフト n-GaN 層成長時の V/III 比を変化させ、検討を行った(第 6 章)。

### 2.3 高耐圧化に向けた課題

縦型デバイスの耐圧は、逆方向電圧印加時にデバイス内に広がった空乏層の幅により決定される。すなわち、高耐圧化のためには、(1)ドリフト層を厚膜化すること、(2)ドリフト層のキャリア濃度を低く保つことの2点が必要である。図 2.3 に GaN ダイオードの耐圧理論値とドリフト GaN 層膜厚、ドリフト層キャリア濃度の関係を示す [2]。図に示すようにパワーデバイスに求められる $\sim 1\text{kV}$ の耐圧値を得るためには、膜厚 $\sim 3\mu\text{m}$ でキャリア濃度を $10^{16}\text{cm}^{-3}$ オーダーで制御する必要がある。

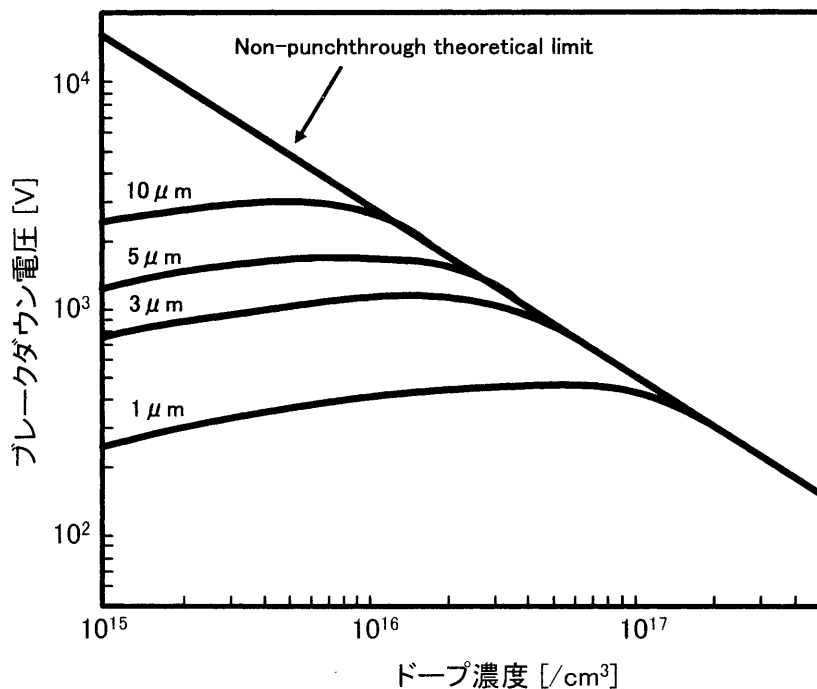


図 2.3 GaN ダイオードの耐圧理論値と膜厚、キャリア濃度の関係

本研究では GaN 層厚膜化を目的とした SLS 条件の検討(第7章)を行った。

### 2.4 第2章総括

本章では、縦型デバイス実現に向けた課題と本研究で行った検討内容について概説した。第4章以降にて検討結果を述べる。

参考文献

- [1] T. Egawa, “Valence-Band Discontinuity at the AlN/Si Interface,” Appl.Phys.Vol.42, 2003.
- [2] M.Razeghi, M.Henini, Optoelectronic Devices:III-Nitrides, 2015.

## 第3章 評価法

### 3.1 はじめに

本章では本実験で利用した評価法について、その原理を述べる。本研究では主に以下の評価を行った。

1. X線回折装置による結晶品質の評価(X Ray Diffraction: XRD)
2. 原子間力顕微鏡(Atomic Force Microscope: AFM)による微視的表面状態の観察
3. 微分干渉顕微鏡(Differential Interference Contrast microscope: DIC)を用いた巨視的表面状態の観察
4. フォトルミネッセンス(Photoluminescence: PL)測定
5. カソードルミネッセンス(Cathode luminescence: CL)測定による貫通転位の観察
6. ホール効果測定による電気的特性の評価
7. ラマン分光法による歪・応力の評価

### 3.2 X線回折測定(X Ray Diffraction:XRD)

#### 3.2.1 X線測定の概要と利点

X線回折測定は、測定試料にX線を照射し内部構造や各種特性を評価する手法である。X線測定の利点として

- (1)非破壊で評価を行える
- (2)評価に特別な環境を必要としない
- (3)比較的広い領域(mm~cm)の平均情報が得られる
- (4)表面入射角によって分析深さを制御できる
- (5)試料内部の埋もれた構造が評価できる

ことが挙げられる。薄膜研究においては測定データから結晶の格子定数、面方位、転位密度などを得ることができる。

#### 3.2.2 測定装置

X線回折測定に必要な装置は(1)X線源、(2)ゴニオメータ、(3)検出機である。高分解能の測定が必要な場合にはこれにアナライザ結晶などの光学素子を追加する。図 3.1 に X 線測定の概略図を示す。

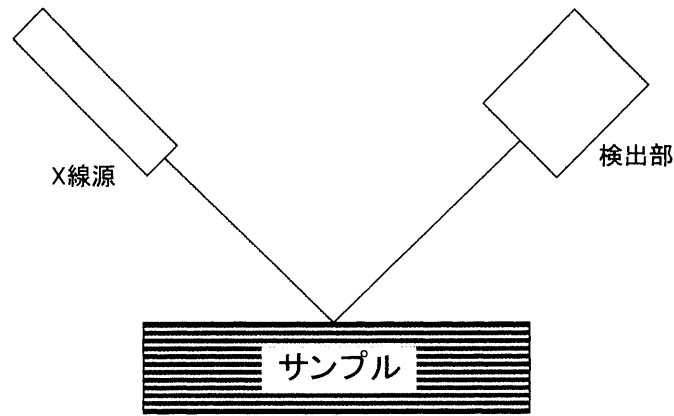


図 3.1 X線測定の概略

### 3.2.3 ブラッグの回折条件

X線の回折とは試料にX線を照射した際、ある特定方向のX線が干渉し強いX線を生じる現象である。以下では回折現象が生じる条件について考える。

図 3.2 に原子が規則正しく配列した結晶に向け、X線を照射した様子を示す。試料に入射したX線は各格子面で反射され、試料外部へと向かう。この外部へ向かうX線の位相が一致したとき、波が強め合い回折が起こる。各波の位相が揃うためには、2つの波の光路差が波長の整数倍となれば良い。すなわちX線の波長： $\lambda$ 、格子面間隔： $d$ 、入射角 $\theta$ が

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (3.1)$$

を満たすとき回折が生じる。式(3.1)はブラッグの回折条件と呼ばれ、特に角度 $\theta$ をブラッグ角、または回折角と呼ぶ。

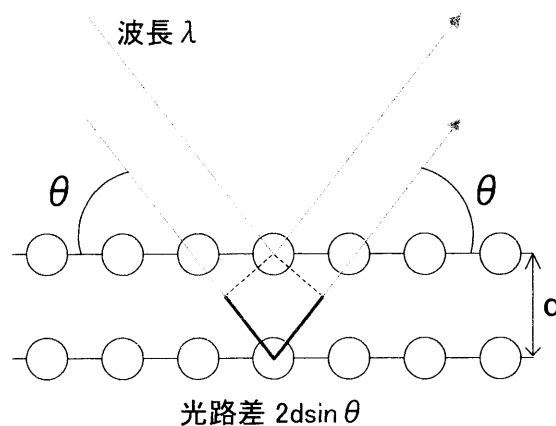


図 3.2 ブラッグの回折条件

### 3.2.4 分解能

ブラッグの回折条件(式 3.1)について両辺を  $d$ 、 $\theta$ 、 $\lambda$  で微分すると

$$2\sin\theta\Delta d + 2d\cos\theta\Delta\theta = n\Delta\lambda \quad (3.2)$$

を得る。さらに式(3.1)で両辺を割り、変形すると

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda} - \frac{\Delta\theta}{\tan\theta} \quad (3.3)$$



となる。式(3.3)の左辺は格子面間隔に対する $\Delta d$ の細かさ、すなわち回折装置の分解能を表す。式(3.3)から X 線の波長幅 $\Delta\lambda/\lambda$ が小さく、入射角 $\theta$ が高角であるとき高い分解能が得られるとわかる。なお通常測定に用いられる X 線は特性 X 線であり、その波長は線源となる元素の種類に依存する。表 3.1 に主な線源の波長を示す。

表 3.1 各元素の特性 X 線波長

	波 長 [Å]		
	$K\alpha_1$	$K\alpha_2$	$K\beta$
Cr	2.2935	2.2896	2.0848
Fe	1.9399	1.9360	1.7565
Co	1.7927	1.7989	1.6208
Cu	1.5405	1.5443	1.3922
Mo	0.7235	0.7093	0.6323
Ag	0.5638	0.5594	0.7970
W	0.2188	0.2090	0.1844

### 3.2.5 スキャン軸

X 線回折測定はそのスキャン軸によって(1) $\omega$ スキャンと(2) $2\theta/\omega$ スキャンとに大別される。本節では各測定法について内容と用途を述べる。

#### (i) $\omega$ スキャン

$\omega$ スキャンは検出器を回折角  $2\theta$  に固定し、試料のみを回転させ測定を行う(図 3.3)。これにより格子面のチルト、ツイストの分布、すなわち結晶方位のズレを観測することができる。図 3.4 に結晶方位が完全に整った結晶と乱れた結晶について、得られるピークの模式図を示す。結晶方位が完全に揃っている場合には回折 X 線はある特定の波長のみで観測され、その波形はデルタ関数的になる。対して方位が乱れている場合には回折 X 線が様々な波長で観察され、波形はブロードな山型となる。したがって観測されるピークの半値幅を調べることで、結晶の配向性を評価することができる。

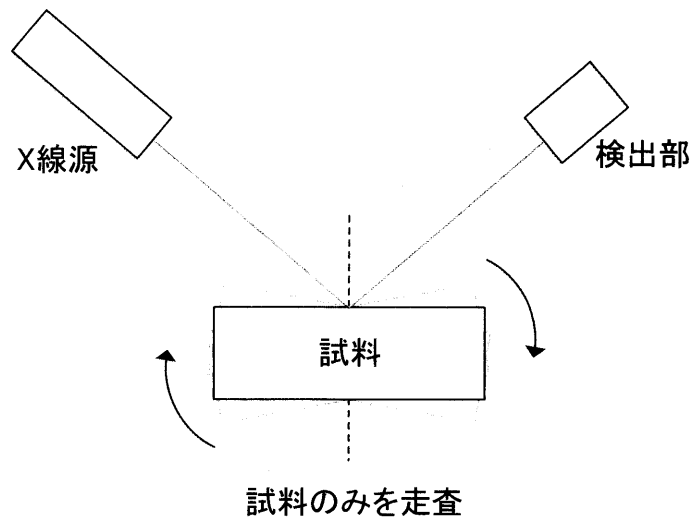


図 3.3  $\omega$  スキャン時の各機器の動き

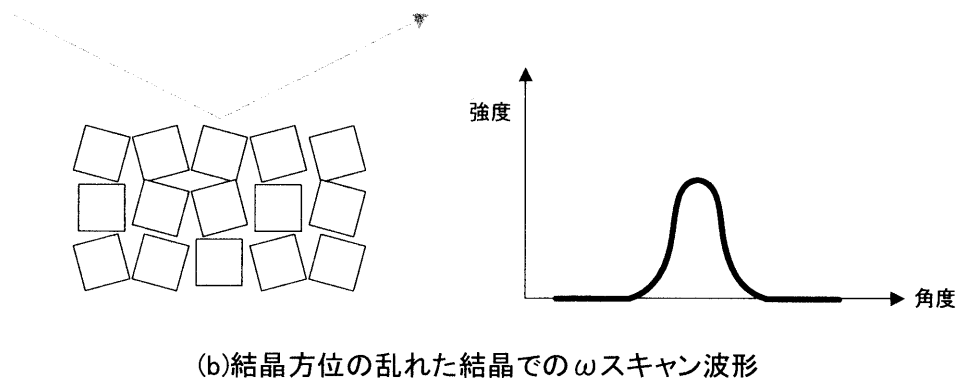
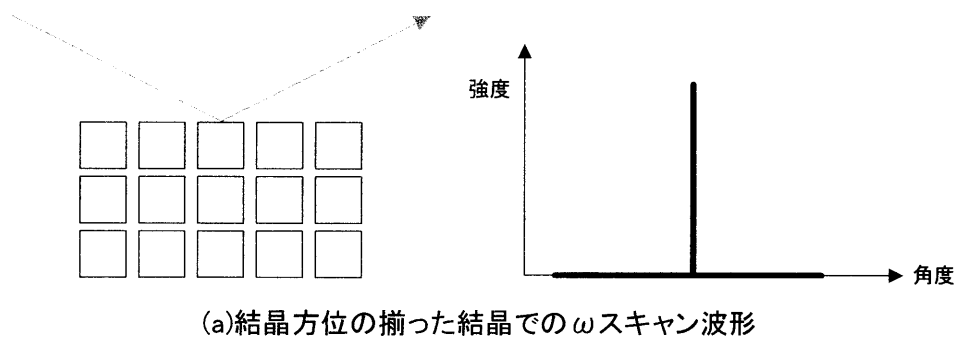


図 3.4 結晶方位の乱れによる測定波形の違い

(ii)  $2\theta/\omega$  スキャン

$2\theta/\omega$  スキャンでは回折角 $\theta$ で回折した X 線を常に検出できるように試料と検出器をともに走査する(図 3.5)。このため検出器は試料の回転速度の 2 倍の速度で走査することになる。

ブラッグの回折条件(式3.1)より回折角 $\theta$ が決まれば格子面間隔 $d$ が決まる。ゆえに  $2\theta/\omega$  測定を行うことでサンプル内の格子面間隔の分布がわかり、そこから格子定数を求めることができる。

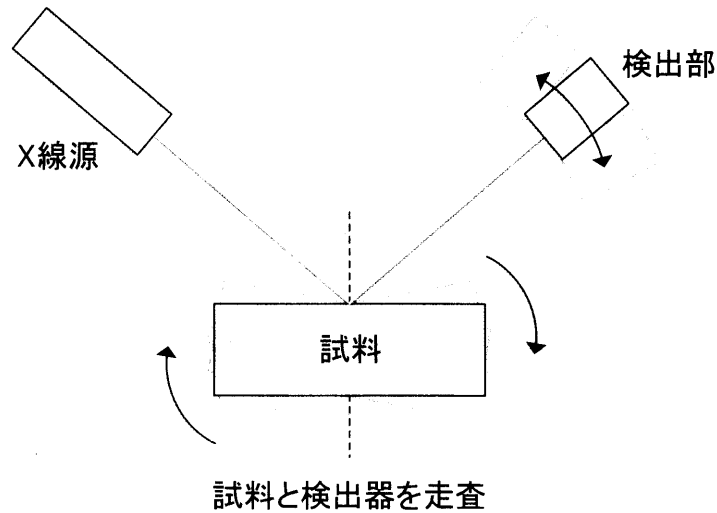


図 3.5  $2\theta/\omega$  スキャン時の各機器の動き

### 3.2.6 転位密度の算出

XRD 測定で得られた半値幅から転位密度を算出することができる。転位密度の算出時にはまず、測定した半値幅から結晶歪の大きさを求める。次に得られた結晶歪の大きさから転位密度を計算する。(002)面の測定からは螺旋転位密度、(100)面の測定からは刃状転位密度をそれぞれ求めることができる。

結晶歪の計算には Williamson-Hall 法を用いる。(002)、(100)のような対称反射面における Williamson-Hall 法では、まず横軸に  $\frac{\sin\theta}{\lambda}$ 、縦軸に  $\beta_{\omega} \times \frac{\sin\theta}{\lambda}$  をとって測定データのプロットを行う。

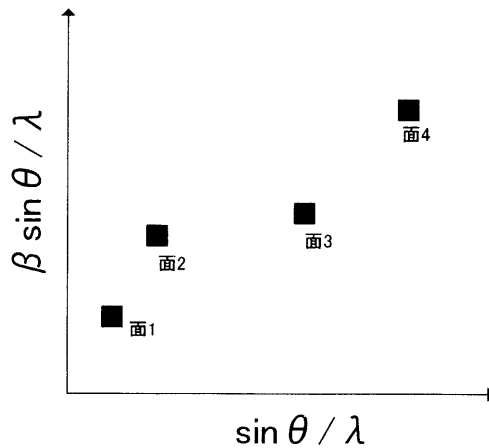


図 3.6 結晶歪算出時に行うプロット

次に得られたグラフに対しフィッティングを行い、直線

$$\beta_{\omega} \times \frac{\sin\theta}{\lambda} = \alpha \times \frac{\sin\theta}{\lambda} + \frac{0.9}{2L} \quad (3.4)$$

を求める。ここで  $\alpha$ : 結晶歪、 $\beta_{\omega}$ : 半値幅、 $\theta$ : 回折角度、 $\lambda$ : X 線の波長、 $L$ : 結晶子のサイズである。

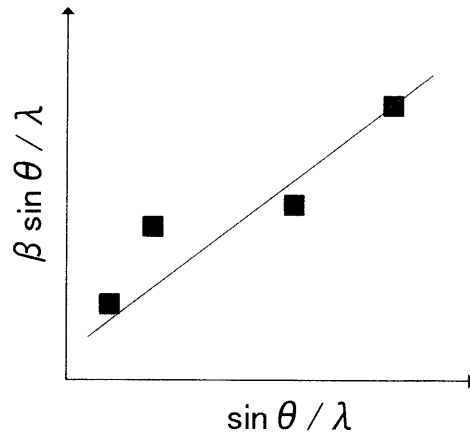


図 3.7 直線のフィッティング

得られた直線の傾き $\alpha$ が結晶歪の値となる。(002)面の測定からは $\alpha_{\text{tilt}}$ を、(100)面の測定からは $\alpha_{\text{twist}}$ を求められる。

本来結晶歪の算出は上記のようなプロセスを経て行うため、1つのサンプルに対し複数の面の測定が不可欠である。しかし、本研究室で扱っている薄膜 GaN の場合、上式中の $\frac{0.9}{2L}$ は極小さな値となるため、 $\beta_{\omega} = \alpha$ と近似できる。そのため実際の測定では、半値幅の値をそのまま結晶歪の値として用いている。

螺旋転位密度、刃状転位密度はそれぞれ上記のプロセスで得た結晶歪の値を用いて

$$(\text{螺旋転位密度}) = \frac{\alpha_{\text{tilt}}^2}{4.35b_c^2} \quad (3.5)$$

$$(\text{刃状転位密度}) = \frac{\alpha_{\text{twist}}^2}{4.35b_{\text{edge}}^2} \quad (3.6)$$

で求められる。ここで $b_c$ :貫通転位のバーガスベクトルの大きさ、 $b_{\text{edge}}$ :刃状転位のバーガスベクトルの大きさであり、GaN の場合 $b_c = 0.5185\text{nm}$ 、 $b_{\text{edge}} = 0.3189\text{nm}$ である。

### 3.3 原子間力顕微鏡(Atomic Force Microscope: AFM)

#### 3.3.1 AFM 測定の概要と装置構成

AFM はカンチレバーと呼ばれる探針を用いて試料表面をなぞることで、サンプル表面の凹凸を評価する手法である。図 3.8 に AFM 装置の基本構成を示す。

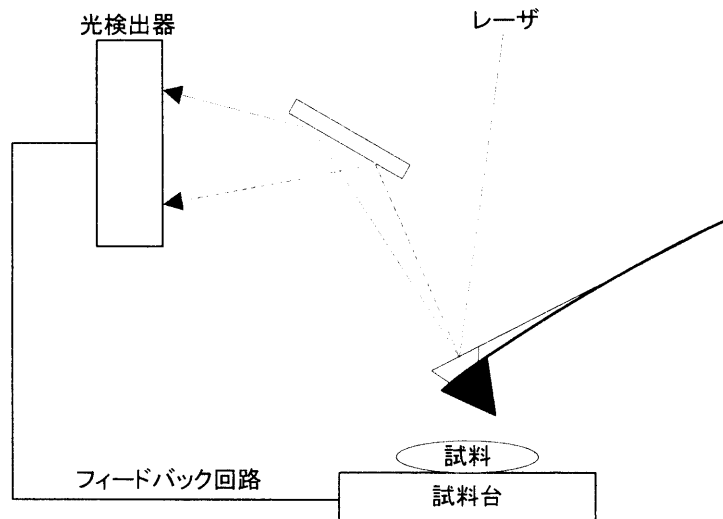


図 3.8 原子間力顕微鏡の構造

サンプル表面にカンチレバーの先端が接近すると、レバーと表面原子の間に原子間力が働く。この応力によって生じるカンチレバーのたわみを検知し、後述する光てこ式を用いて信号を増幅することで表面状態を観察することができる。

### 3.3.2 カンチレバー

AFM 測定では $10^{-9}\text{N}$ ほどのごく小さな原子間力を検知しなければならない。よってフックの法則

$$F = kx \quad (3.7)$$

より小さな力ですできるだけ大きな変位を得るためには、カンチレバーのバネ定数を微小にする必要がある。実際に測定に使われるカンチレバーはバネ定数  $0.01\sim 100\text{N/m}$  ほどのものが一般的である。カンチレバーの材質としては AFM 開発当初は金箔の先端にダイヤモンドの小片を取り付けたものや電解エッチングしたタングステンなどが使われていたが、現在は SiN や Si などが用いられている。

### 3.3.3 光てこ式

光てこ式の AFM ではカンチレバー背面にレーザ光を照射し、その反射光を遠方の光センサで検出する。これによりごく微小なカンチレバーのひずみを反射光の角度変化として捉えることができ、微小な凹凸でも正確に検出できるようになる。レーザ光を検出する光センサには 2 分割または 4 分割のフォトダイオードが使われることが多い。

### 3.4 微分干渉顕微鏡(Differential Interference Contrast microscope : DIC)

微分干渉顕微鏡は通常の顕微鏡にノマルスキープリズムを追加することで、ごく微小な凹凸の観察を可能にした顕微鏡である。微分干渉顕微鏡の構造を図 3.9 に示す。

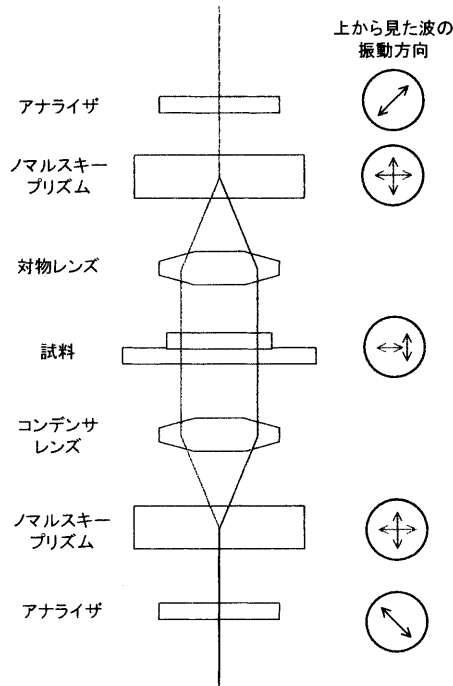


図 3.9 微分干渉顕微鏡の構造と原理

まずポラライザを通過した直線偏光は第 1 のノマルスキープリズムを通過することで互いに垂直な 2 つの直線偏光へと分離される。分離された 2 つの光は別々に測定試料を通過し、試料の厚み、屈折率の差に応じた位相のズレを生じる。位相のずれた 2 つの光は試料を通過後、第 2 のノマルスキープリズムを通過することで再び 1 つの波へと結合される。結合した波はさらにアナライザを通過することで振動方向の揃った直線偏光へと変換されるが、この光は 2 つの波の位相のズレに応じて干渉し明暗を生じる。したがって微分干渉顕微鏡では試料の屈折率や厚みの差をコントラストの差として捉えることができ、通常の顕微鏡では観察の難しい透明試料の観察も可能となる。

### 3.5 フォトルミネッセンス(Photoluminescence: PL)測定

フォトルミネッセンス(PL)とは半導体に入射した光によって励起した電子が、正孔と再結合することで発光する現象である。このとき得られる発光は結晶内部の情報を反映したものとなっており、PL測定ではピーク位置、ピーク強度、半値幅等を解析することで結晶性や不純物濃度を知ることができる。図 3.10 に PL 測定装置の構造を示す。

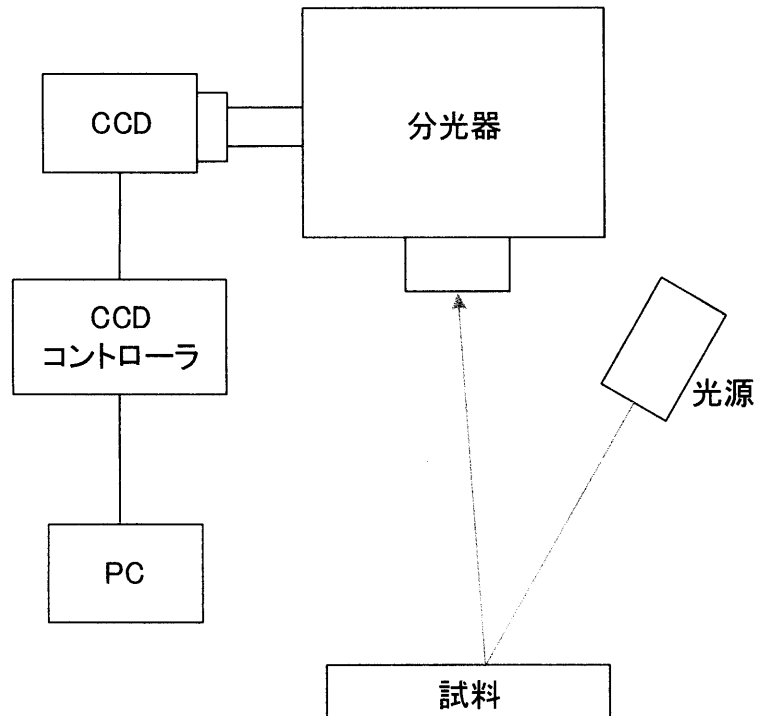


図 3.10 PL 測定装置の構造

PL 測定の利点として

- (1)非破壊である
- (2)サンプル表面近傍の情報のみを得られる
- (3)1 $\mu\text{m}$  程度の薄膜でも測定できる
- (4)励起光スポット程度の大きさがあれば測定できる

ことが挙げられる。

### 3.6 カソードルミネッセンス(Cathode luminescence: CL)測定

カソードルミネッセンス(CL)は試料に電子線を照射することで励起された電子が正孔と再結合する際に発光する現象を指す。CL像は捉える光の種類によってパングロマティック像とモノクロマティック像に大別される。パングロマティック像ではすべての波長の光を利用するのに対し、モノクロマティック像では特定波長の光のみを利用する。薄膜研究においてはCL像中のダークスポットを観察することで、結晶表面の転位を視覚的に確認できる。図 3.11 に CL 測定装置の構造を示す。

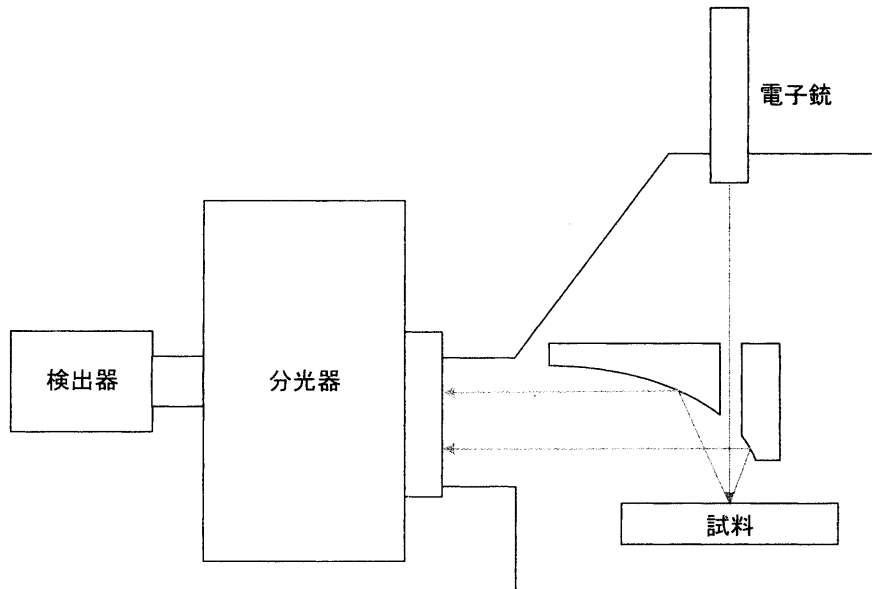


図 3.11 CL 装置の構造

### 3.7 ホール効果測定

ホール効果測定は試料に磁界を印加しながら電流を流すことで、移動度やキャリア濃度、キャリアタイプを評価する手法である。例として、図 3.12 のような n 形半導体を測定する場合を考える。

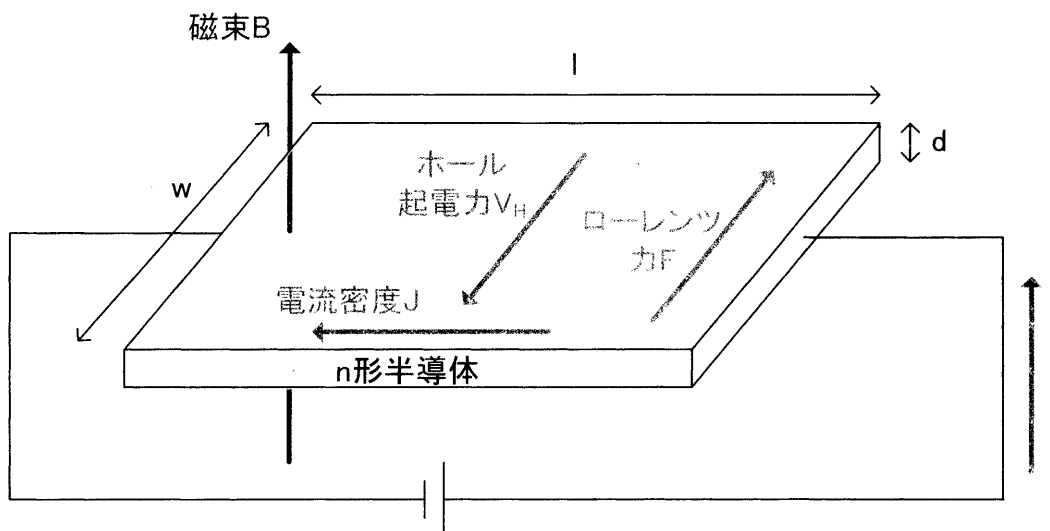


図 3.12 n 形半導体のホール効果測定例



半導体中を速度  $v$  で移動する電子はローレンツ力  $F$  を図の向きに受ける。この大きさは

$$F = qvB \quad (3.8)$$

である。ローレンツ力によって電子が半導体中の片側に集まると、サンプル内にホール起電力  $V_H$  が生じる。すると電子はホール起電力  $v_H$  が形成した電界

$$E_H = \frac{V_H}{w} \quad (3.9)$$

からも力を受けるようになる。定常状態ではローレンツ力と電界から受ける力は釣り合うため、

$$qvB = \frac{qV_H}{w}$$

$$V_H = vBw \quad (3.10)$$

が成り立つ。これと電流密度

$$J = qnv = \frac{I}{dw} \quad (3.11)$$

を合わせて整理すると

$$V_H = R_H \frac{IB}{d} \quad \left( R_H = \frac{1}{qn} : \text{ホール係数} \right) \quad (3.12)$$

を得る。すなわち、ホール起電力  $V_H$  を測定することで、半導体中のキャリア濃度を算出できる。また導電率  $\sigma = q\mu n$  より、電子の移動度は

$$\mu = R_H \sigma \quad (3.13)$$

となる。

### 3.8 ラマン分光法

ラマン分光法は物質に光を照射した際の散乱光を分析することで、試料内の分子の振動状態を評価する手法である。ラマン分光法では、試料に入射したことで入射光よりも波長が上昇・低下した散乱光を測定する。ラマン分光により得られたスペクトルは、入射光との周波数のズレ(ラマンシフト [ $\text{cm}^{-1}$ ])を横軸に表される。図 3.13 にラマンスペクトルの例を示す。

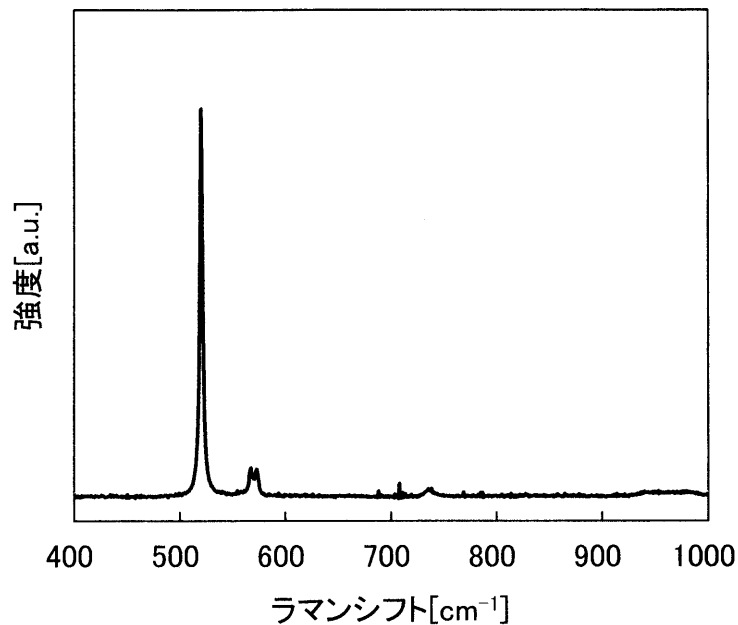


図 3.13 ラマンスペクトルの例

本研究においては、測定により得られたピーク位置と各物質の理想的なピーク位置を比較することで、結晶内原子に印加された応力を評価した。

## 参考文献

- [1] 稲葉克彦、光永徹、紺谷貴之、小林信太郎、八坂美穂、小城あや、長尾圭吾、鏡英理奈、  
“薄膜 X 線測定法基礎講座,” リガクジャーナル, 2007-2011.
- [2] 奥村公平, “原子間力顕微鏡とその応用,” 豊田中央研究所 R&D レビュー Vol. 31  
No.2, 1996.6.
- [3] 日本顕微鏡工業会, “顕微鏡の基礎”.
- [4] 寺川進, “微分干渉顕微鏡,” MEDICAL IMAGING TECHNOLOGY Vol.15 No.6, 1997.
- [5] 森田博文, “カソードルミネッセンス分光装置,” 九州大学中央分析センター センター  
ニュース Vol.29 No.2, 2010.
- [6] 小田龍平, “修士論文,” 2014.
- [7] 三宅卓志, “顕微ラマン分光法による接合界面の応力・ひずみの測定,” 2008.
- [8] 國岡昭夫, 新板基礎半導体工学, 朝倉書店, 1996.

## 第4章 中間層への不純物ドーブ

### 4.1 はじめに

Si 基板上 GaN 成長時に用いる AlN 中間層、AlGaIn 中間層、AlGaIn 系 SLS はバンドギャップの大きい AlN 由来の高い障壁ポテンシャルを形成し素子の直列抵抗増加の要因となる。そこで、各中間層へ n 型不純物をドーブし、障壁高さを下げること考えた。本章では

1. 中間層に n 型不純物をドーブすることで直列抵抗を低減できるか確認する
2. 中間層への不純物ドーブにより、SLS 内 n-GaN、ドリフト層 n-GaN に加わる応力がどの程度変化するか確認する
3. 応力が変化したことにより、そり、転位密度にどの程度の影響が生じるか明らかにする

の3点を目的に検討を行った結果を報告する。

### 4.2 エピタキシャル成長時の基板種、原料種

表 4.1 に本研究で用いた成長基板種、原料種を示す。成長基板には面方位(111)の4インチ n<sup>++</sup>-Si 基板、Ⅲ族原料には高純度アンモニア、V族原料にはトリメチルガリウム、トリメチルアルミニウム、n 型不純物源にはシラン、p 型不純物源にはビズシクロペンタジエニルマグネシウムを用いた。また、原料ガスを成長炉内に送るキャリアガスには H<sub>2</sub> を用いた。

表 4.1 成長時の基板種、原料種

成長基板	4 インチ n <sup>++</sup> -Si (111)
Ⅲ族原料	高純度アンモニア(NH <sub>3</sub> )
V族原料	トリメチルガリウム(TM <sub>3</sub> G)、トリメチルアルミニウム(TMA)
n 型不純物源	シラン(SiH <sub>4</sub> )
p 型不純物源	ビズシクロペンタジエニルマグネシウム(Cp <sub>2</sub> Mg)
キャリアガス	水素(H <sub>2</sub> )

以降の章における検討についても、同様の成長条件を用いた。

### 4.3 Si ドープによる直列抵抗の変化

Si ドープにより直列抵抗が低減できることを確認するため、中間層への不純物ドーブ量の異なるサンプルを作製し、直列抵抗値を評価した。

4.3.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸製 SR4000)を用いて、図 4.1 に示す中間層への Si ドープ量の異なる 5 種類の Si 基板上 GaN を作製した。各サンプルは中間層成長時の SiH<sub>4</sub> 流量が 5,30,50,70,100sccm とそれぞれ異なる。表 4.2 に各 SiH<sub>4</sub> 流量、中間層における SiH<sub>4</sub> と III 族原料の流量比を示す。作製した各サンプルについて、表面側(n-GaN 側)に Ti/Al/Ni/Au=15/80/12/40nm、裏面(Si 基板側)に AuSb/Au=20/100nm をオーミック電極として蒸着した。

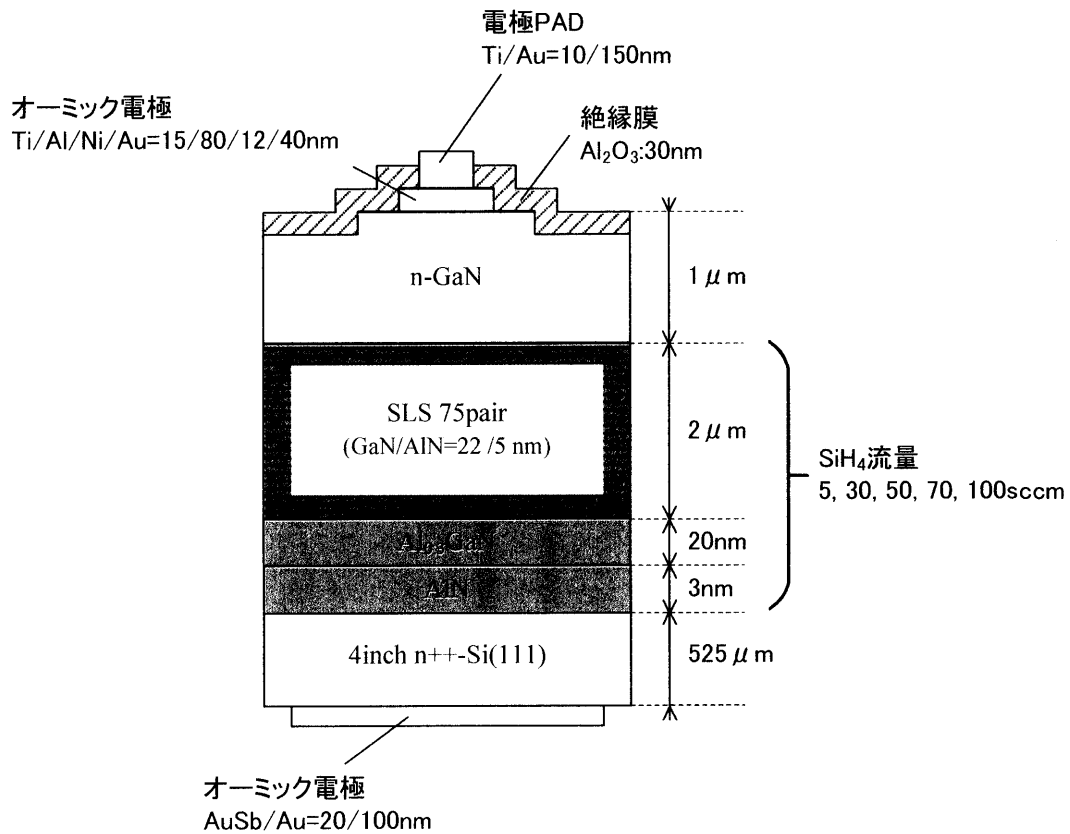


図 4.1 サンプル構造

表 4.2 各中間層における SiH<sub>4</sub> と III 族原料の流量比

SiH <sub>4</sub> 流量[sccm]	SiH <sub>4</sub> 流量/III族原料流量[sccm/slm]			
	AlN 中間層	AlGaIn 中間層	SLS 内 GaN	SLS 内 AlN
5	0.05	0.09	0.06	0.05
30	0.32	0.52	0.35	0.32
50	0.54	0.86	0.58	0.54
70	0.75	1.21	0.81	0.75
100	1.07	1.72	1.16	1.07

4.3.2 デバイス特性への影響

半導体パラメータアナライザを用いて測定した縦方向オーミック特性を図 4.2 に、結果より算出した直列抵抗値を図 4.3、表 4.3 に示す。直列抵抗値は 1~3 点オーミック特性を測定した結果から算出した中央値を記載した。

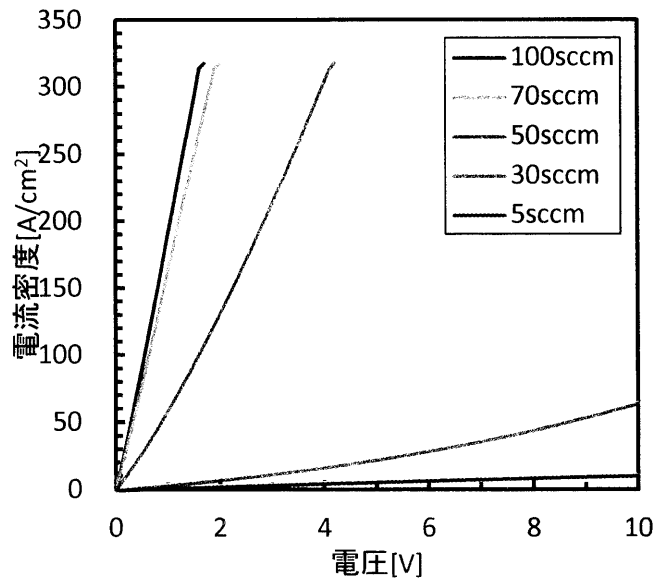


図 4.2 縦方向オーミック特性の SiH<sub>4</sub> 流量依存性

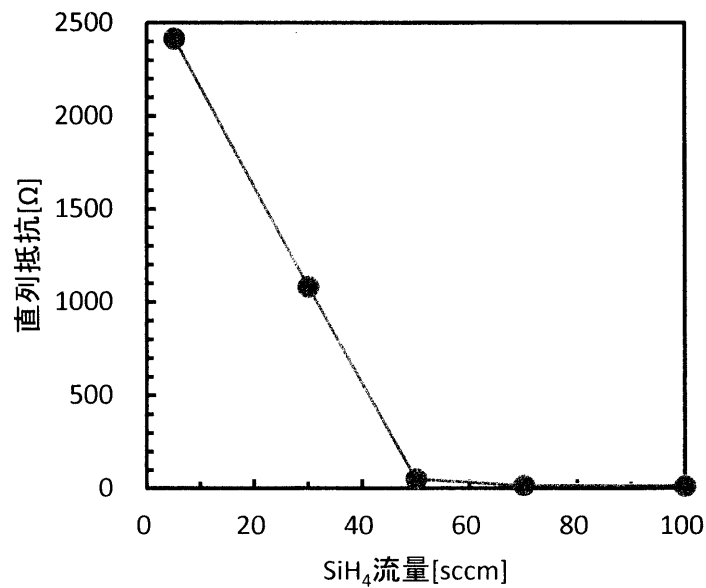


図 4.3 直列抵抗の SiH<sub>4</sub> 流量依存性

表 4.3 直列抵抗の SiH<sub>4</sub> 流量依存性

SiH <sub>4</sub> 流量[sccm]	5	30	50	70	100
直列抵抗[Ω]	2422	1087	57	20	16

Si のドーブにより直列抵抗が低減できていることが確認できた。特に SiH<sub>4</sub> 流量が 50sccm 以上のサンプルでは顕著に直列抵抗が低減していた。

#### 4.4 n-GaN 層に加わる応力への影響

AlGa<sub>x</sub>N 系結晶内にドーブされた Si は結晶内の応力分布を変化させる [1] [2]。結晶内の応力分布を制御することでクラックフリー化を実現している Si 基板上 GaN において、この応力変化は重篤な問題となる。また、SLS 内の応力分布の変化により貫通転位の低減効果も損なわれる可能性がある。そこで今回、中間層への Si ドーブによって(1)SLS 内 GaN、(2)ドリフト GaN 層の応力に生じる影響、そり・転位密度に生じる影響を調査した。評価にはラマン分光法、レーザー変位計によるそり測定、XRD 測定を用いた。

##### 4.4.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(太陽日酸製 SR4000)を用いて、図 4.4 のように中間層への Si ドーブ量の異なる 5 種類の Si 基板上 GaN を作製した。各サンプルは中間層成長時の SiH<sub>4</sub> 流量が 0,30,50,70,100sccm とそれぞれ異なる。表 4.4 に各 SiH<sub>4</sub> 流量、中間層における SiH<sub>4</sub> と III 族原料の流量比を示す。

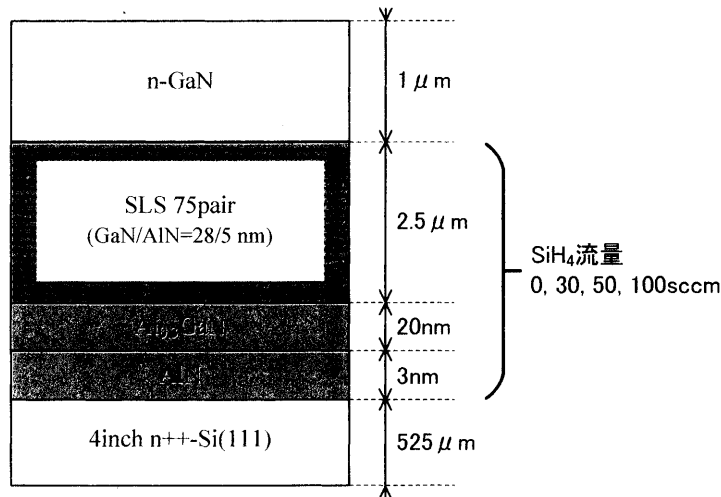


図 4.4 サンプル構造

表 4.4 各中間層の SiH<sub>4</sub> と III 族原料の流量比

SiH <sub>4</sub> 流量[sccm]	SiH <sub>4</sub> 流量/III族原料流量[sccm/slm]			
	AlN 中間層	AlGa <sub>x</sub> N 中間層	SLS 内 GaN	SLS 内 AlN
0	-	-	-	-
30	0.32	0.52	0.35	0.32
50	0.54	0.86	0.58	0.54
100	1.07	1.72	1.16	1.07

4.4.2 結晶内応力、そり、転位密度への影響

中間層への Si ドーピングによる結晶内応力の変化、応力変化に伴うそり・転位密度の変化を調べるため、ラマン分光法による結晶内応力の評価、レーザー変位計によるそり値の評価、XRD 測定による転位密度の評価を実施した。

ラマン分光装置(NSR-4000)を用いて、SLS 内 GaN、ドリフト GaN 層のラマンスペクトルを測定した( $E_2$  ピーク)。測定に用いた条件を表 4.5 に示す。

表 4.5 ラマン分光装置の仕様

レーザー種	波長	分解能
YAG グリーンレーザー	532.08nm	0.41 $\text{cm}^{-1}$

得られたスペクトル図を図 4.5 に、算出した応力値を図 4.6 に示す。なお、図中の応力値はウェハ中心 1.5mm 四方内を複数点測定した中央値を示している。ラマンシフトから応力の換算には

$$\Delta\omega = 4.3\sigma_{xx}$$

を用いた [3] [4]。式中の $\Delta\omega$ はラマンシフト [ $\text{cm}^{-1}$ ]である。

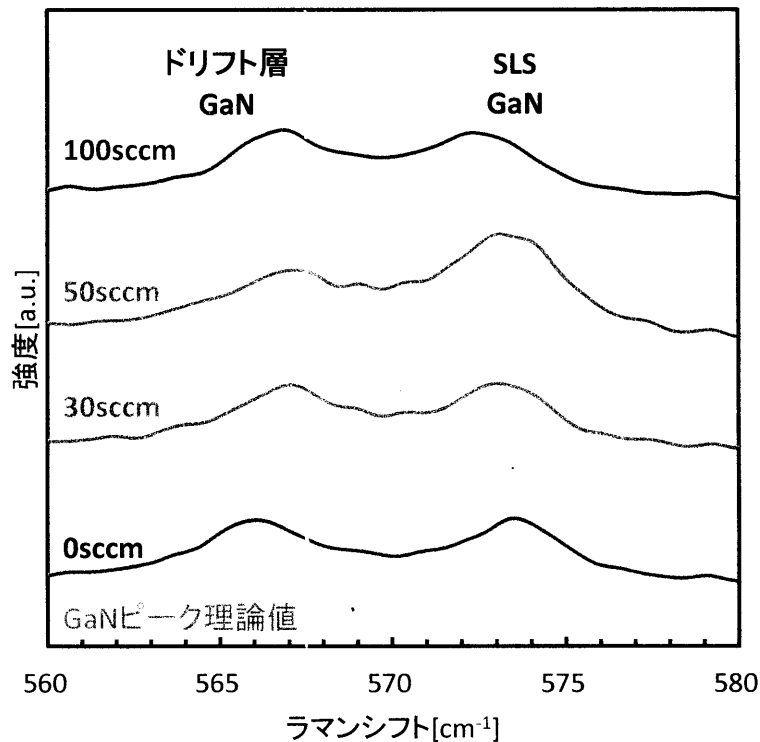


図 4.5 ドリフト GaN 層( $566\text{cm}^{-1}$ 付近)、SLS 内 GaN( $573\text{cm}^{-1}$ 付近)のラマンスペクトル

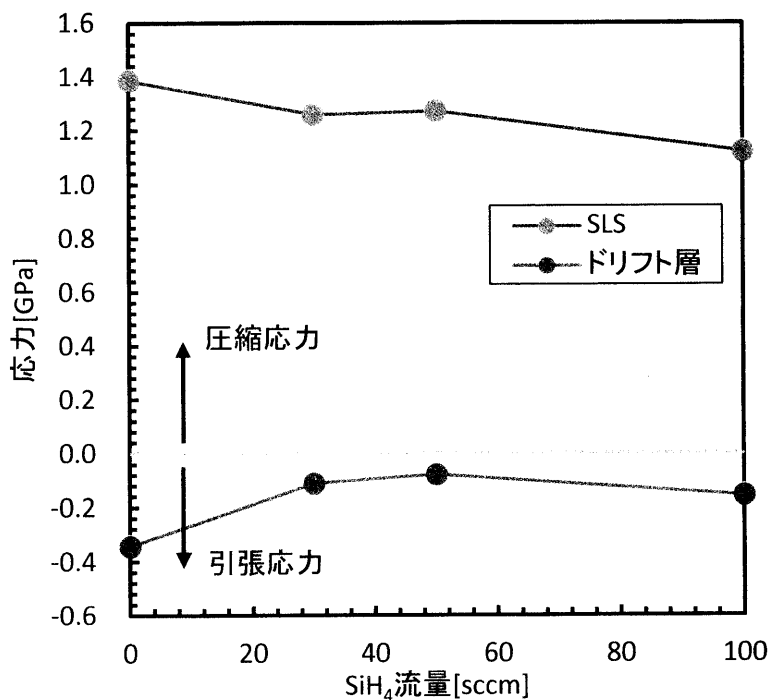


図 4.6 ラマンシフトのズレから算出した応力

SLS 内 GaN、ドリフト GaN 層ともに GaN の理想的な  $E_2$  ピーク位置 ( $567.5\text{cm}^{-1}$ ) からピークがシフトしていた。全体の傾向として、Si のドーピングにより SLS 内 GaN の内包する圧縮応力が緩和されていることが確認できた。第 1 章で述べたように、SLS はドリフト GaN 層に圧縮応力を印加することで、引張応力を低減させる効果をもつ。そのため SLS の内包する圧縮応力が低減されれば、ドリフト GaN 層に加わる引張応力は大きくなるはずである。しかし、今回は SLS の内包する圧縮応力が小さくなったことに伴うドリフト GaN 層の引張応力の増加は認められなかった。この原因については更なる検討が必要であるが、Si ドーピングによって SLS の内包する応力が変化してもドリフト GaN 層に加わる引張応力が増加しない、という結果はデバイス設計上好ましいといえる。

応力変化に伴うそりの変化を確認するため、レーザー変位計を用いてそりの評価を行った。得られたそり値を図 4.7、図 4.8 に示す。それぞれ横軸は中間層成長時の  $\text{SiH}_4$  流量、上記ラマン測定で得られたドリフト GaN 層に加わる応力である。そり値は図 4.9 に示すエピウェハのオリフラに垂直な方向と平行な方向の平均を記載した。また、図中の数値は SLS 成長時の  $\text{SiH}_4$  ガス流量である。



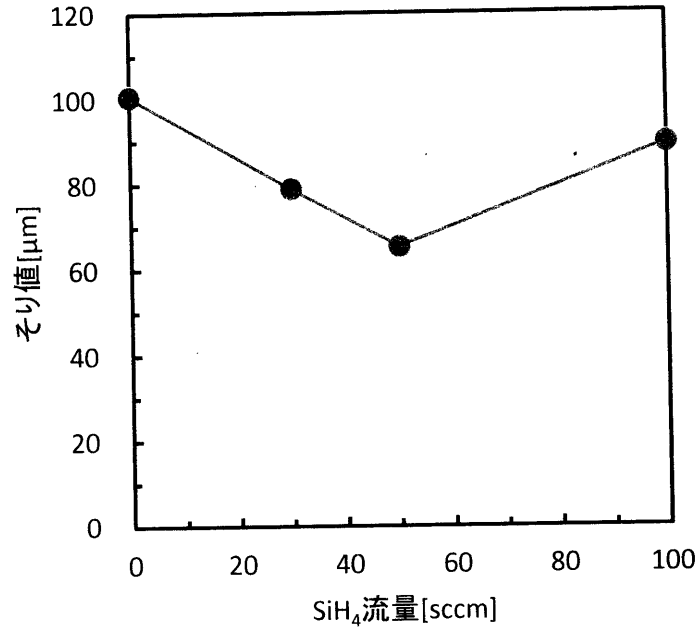


図 4.7 そり値の SiH<sub>4</sub> 流量依存性

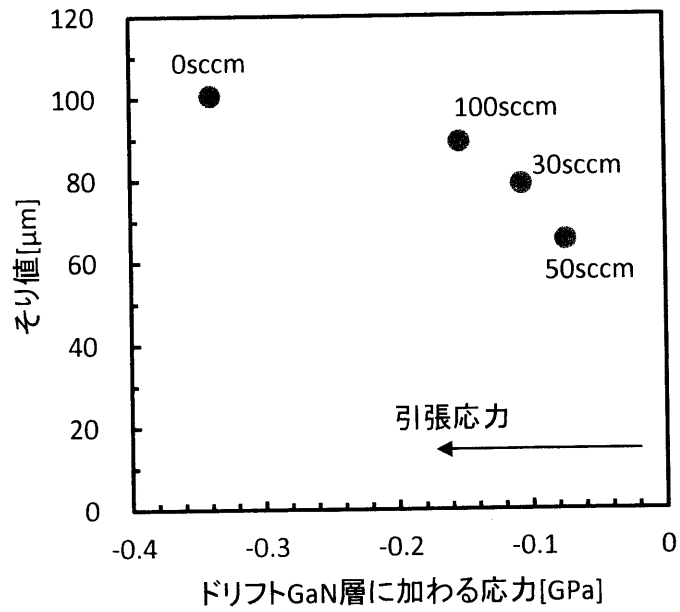


図 4.8 そり値のドリフト GaN 層に加わる応力依存性

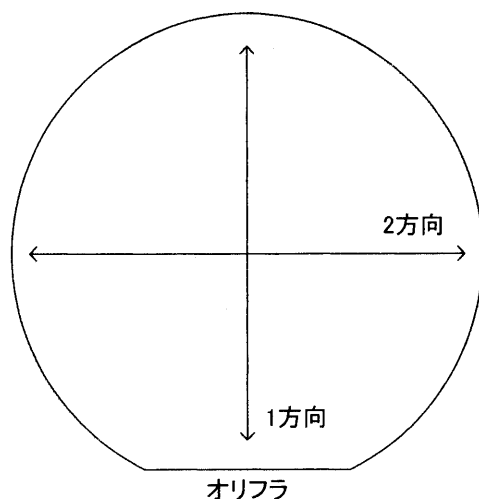


図 4.9 そりの方向

SiH<sub>4</sub> 流量とそり値の間に相関は認められず、従来の報告通り [5]ドリフト GaN 層に加わる応力が引張応力側にシフトするにつれて、そり値が増加する傾向がみられた。そり値が Si ドープ量に依存しない、という結果は縦型デバイスの設計上好ましいといえる。

SLS の内包する圧縮応力が低減されたことによる転位密度への影響を調査するため、XRD 測定(002)、(102)、(100)ω スキャンを実施した。測定により得られた各面半値幅、算出した転位密度を図 4.10、図 4.11 に示す。図中の数値はラマン測定により求めた SLS 中 GaN に加わる応力値である。

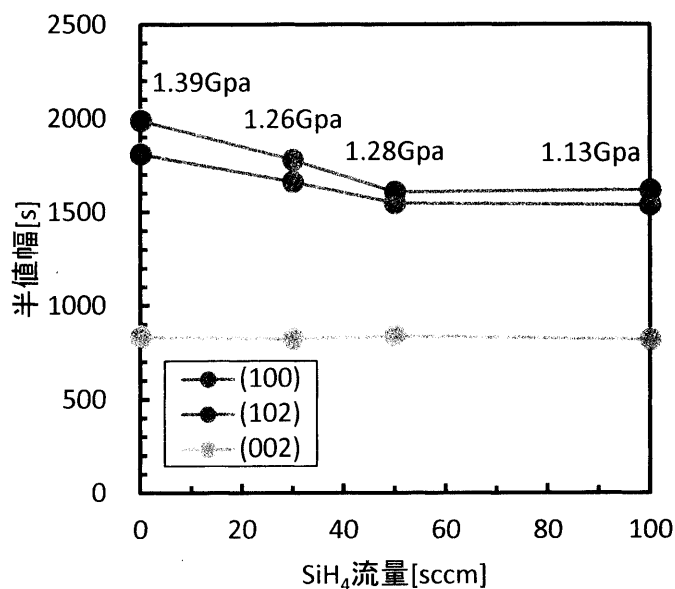


図 4.10 各面半値幅の SiH<sub>4</sub> 流量依存性  
(図中数値は SLS 内 GaN に加わる圧縮応力値)

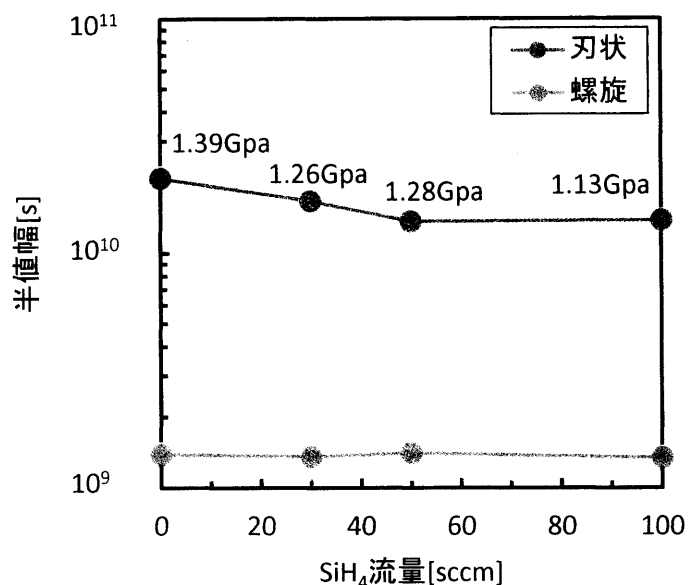


図 4.11 転位密度の SiH<sub>4</sub> 流量依存性  
(図中数値は SLS 内 GaN に加わる圧縮応力値)

表 4.6 各面半値幅、転位密度の SiH<sub>4</sub> 流量依存性

SiH <sub>4</sub> 流量	半値幅[s]			転位密度[cm <sup>-2</sup> ]	
	(002)	(102)	(100)	螺旋	刃状
0sccm	837.5	1813.6	1994	1.41 × 10 <sup>9</sup>	2.11 × 10 <sup>10</sup>
30sccm	828.1	1664.4	1782	1.38 × 10 <sup>9</sup>	1.69 × 10 <sup>10</sup>
50sccm	842.6	1551.4	1611	1.43 × 10 <sup>9</sup>	1.38 × 10 <sup>10</sup>
100sccm	822.2	1538.7	1619	1.36 × 10 <sup>9</sup>	1.39 × 10 <sup>10</sup>

上述の通り、SLS 内 GaN に加わる圧縮応力は SiH<sub>4</sub> 流量が増すにつれて低減されていた。そのため SiH<sub>4</sub> 流量が増すにつれて半値幅、転位密度も悪化すると予想されたが、実際は SiH<sub>4</sub> 流量が増すほど半値幅、転位密度が改善されていた。Si ドープにより半値幅、転位密度を改善できるか否かについては今後サンプル数を増やして更なる検討が必要であるが、少なくとも Si ドープによって半値幅、転位密度が悪化することはないことが確認できた。

#### 4.5 第4章総括

中間層に n 型不純物をドーブした際に、抵抗値、結晶内応力、そり、転位密度に表れる影響を検討した。抵抗値に関しては、特に SiH<sub>4</sub> 流量を 50sccm 以上にした際に大幅に低減することに成功した。結晶内の応力に関しては、Si ドープにより SLS 内 GaN の内包する圧縮応力が低減していることが確認できたが、ドリフト GaN 層に加わる引張応力とは相関が見られなかった。クラックの発生に大きく寄与するそり値、および転位密度に関しても

Siドーピングにより悪化する傾向は認められなかった。以上から中間層へSiドーピングを行うことで、転位密度を悪化させることなく抵抗値を大幅に低減できることが確認でき、縦型デバイス設計における中間層への不純物ドーピングの有用性を立証できた。

## 参考文献

- [1] In-Hwan Lee, In-Hoon Choi, Cheul-Ro Lee, Eun-joo Shin, Dongho Kim, Sam Kyu Noh, Sung-Jin Son, Ki Yong Lim, Hyung Jae Lee, “Stress relaxation in Si-doped GaN studied by Raman spectroscopy,” *Journal Of Applied Physics*, Volume 83, Number 11, 1998.
- [2] P. Cantu, F. Wu, P. Waltereit, S. Keller, A. E. Romanov, U. K. Mishra, S. P. DenBaars, and J. S. Speck, “Si doping effect on strain reduction in compressively strained Al<sub>0.49</sub>Ga<sub>0.51</sub>N thin films,” *Applied Physics Letters*, Volume 83, Number 4, 2003.
- [3] Amalraj Frank Wilson, Akio Wakejima, Takashi Egawa, “Influence of GaN Stress on Threshold Voltage Shift in AlGa<sub>N</sub>/GaN High-Electron-Mobility Transistors on Si under Off-State Electrical Bias,” *Applied Physics Express* 6, 086504, 2013.
- [4] S. Tripathy, S. J. Chua, P. Chen, and Z. L. Miao, “Micro-Raman investigation of strain in GaN and Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN heterostructures grown on Si(111),” *Journal Of Applied Physics*, Volume 92, Number 7, 2002.
- [5] 鈴江隆晃, “修士論文,” 2010.

## 第5章 初期中間層の薄膜化

### 5.1 はじめに

本章では、初期中間層である AlN、AlGaN 中間層に由来する直列抵抗を低減させることを目的に中間層を薄膜化した検討結果について述べる。AlN、AlGaN 中間層とともに、Si 成長基板と成長層の格子不整合に起因する GaN 結晶の品質悪化を抑えることを目的とした中間層である。導入により、GaN 結晶の結晶品質向上が期待できるが、縦型デバイスにおいては AlN、AlGaN 中間層が形成する高い障壁ポテンシャルが素子の抵抗増加の一因となる [1]。そのため、縦型デバイスの AlN、AlGaN 中間層には十分な結晶品質改善効果を確認しつつ、低抵抗化のため可能な限り薄膜化することが求められる。本章では、

1. どの程度の中間層膜厚を確保すれば高品質の GaN 結晶を得られるか明らかにする
2. 中間層を薄膜化することでデバイス特性に表れる影響を明らかにする

の2点を目的に検討を行った結果を報告する。

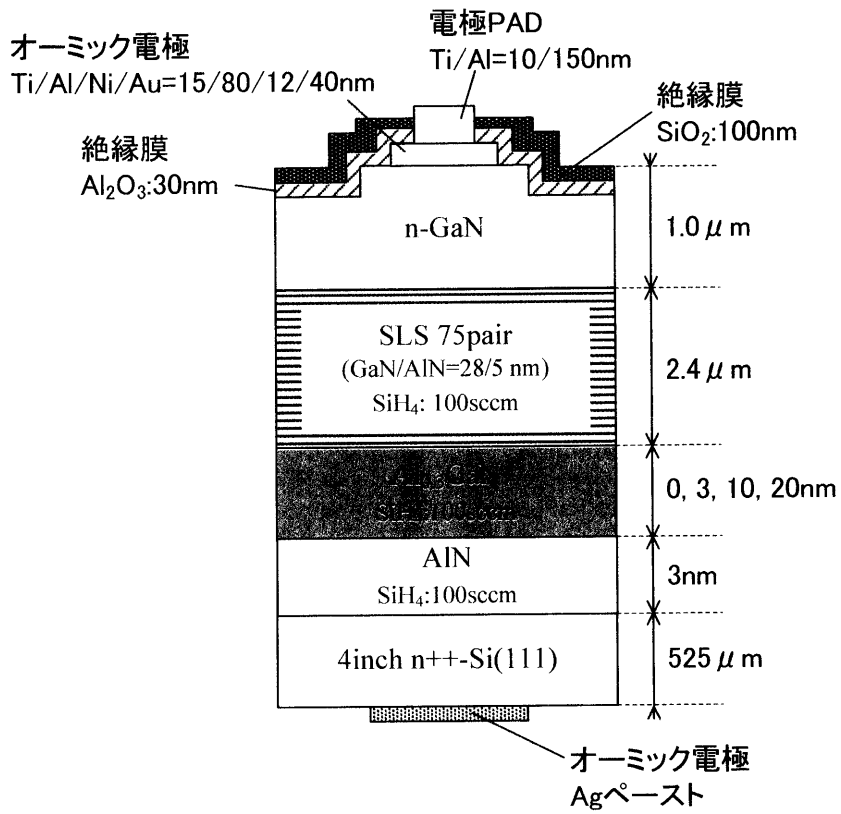
評価には、GaN 結晶の結晶品質の評価には XRD 測定、AFM 測定、デバイス特性の評価には半導体パラメータアナライザによる順方向、逆方向特性の測定を用いた。

### 5.2 AlGaN 中間層の薄膜化

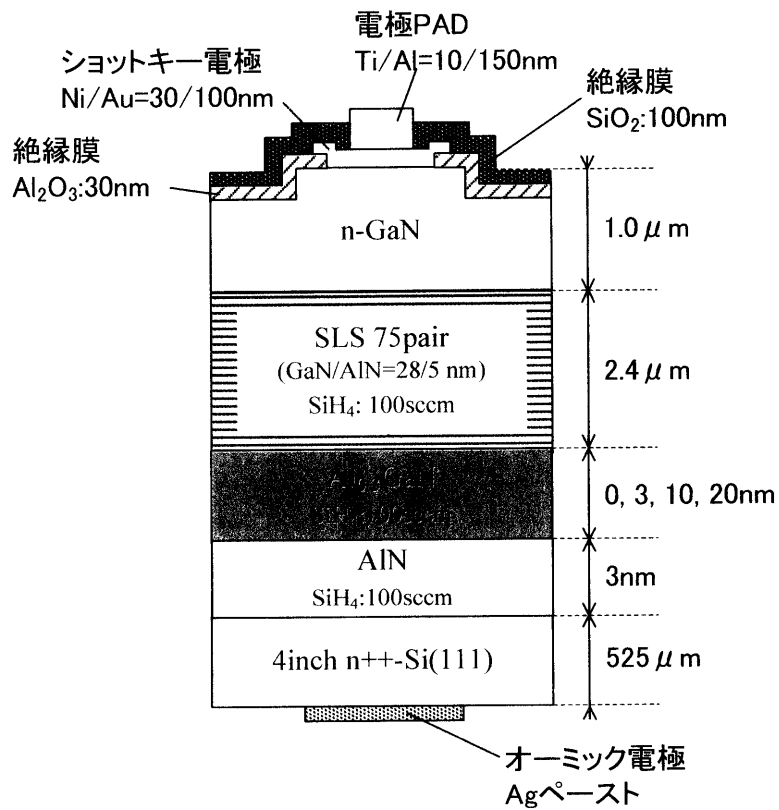
#### 5.2.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(太陽日酸製 SR4000)を用いて、AlGaN 中間層の膜厚が異なる 4 種類のサンプルを作製した。各サンプルの AlGaN 中間層膜厚は 0,3,10,20nm で、組成比は Al:Ga=30:70 である。各中間層成長時には n 型不純物として SiH<sub>4</sub> ガスを 100sccm 流した。

作製した各サンプルについて、表面側(n-GaN 層側)にオーミック電極として Ti/Al/Ni/Au=15/80/12/40nm、ショートキー電極として Ni/Au=30/100nm を蒸着した。



(i)オーミック



(ii)ショットキー

図 5.1 サンプル構造

5.2.2 GaN 結晶の結晶品質への影響

GaN 結晶の結晶品質の評価として、XRD 測定による半値幅・転位密度の評価と AFM による表面粗さの評価を実施した。

XRD 装置(Philips 製 X'Pert)を用いて、(002)、(102)、(100)面の  $\omega$  スキャンを行った。測定結果と(002)、(100)面半値幅から算出した転位密度を図 5.2、図 5.3、表 5.1 に示す。各面共にすべての AlGaIn 層膜厚で同程度の半値幅となっており、転位密度にも目立った差は見られなかった。

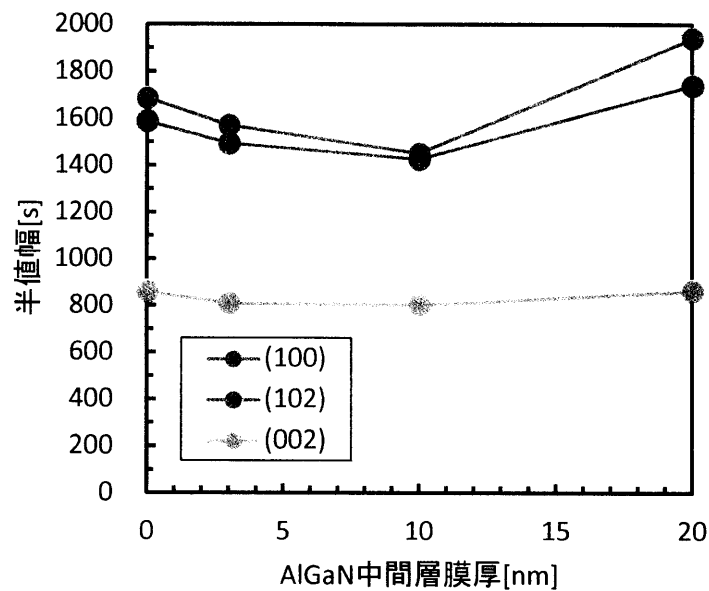


図 5.2 XRD 半値幅の AlGaIn 中間層膜厚依存性

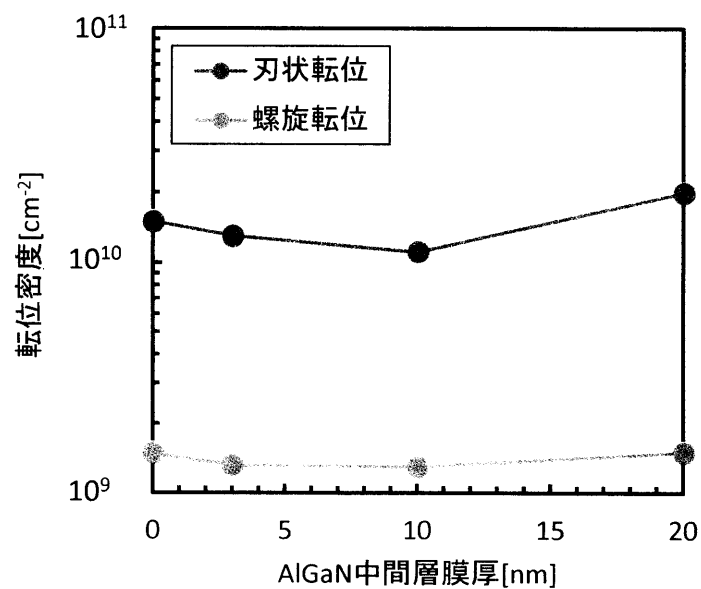


図 5.3 転位密度の AlGaIn 中間層膜厚依存性

表 5.1 XRD 半値幅、転位密度の AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚依存性

AlGa <sub>N</sub> 層膜厚 [nm]	XRD 半値幅[s]			転位密度[cm <sup>-2</sup> ]	
	(002)	(102)	(100)	螺旋転位	刃状転位
0	864	1592	1689	1.5×10 <sup>9</sup>	1.5×10 <sup>10</sup>
3	814	1497	1575	1.3×10 <sup>9</sup>	1.3×10 <sup>10</sup>
10	807	1430	1455	1.3×10 <sup>9</sup>	1.1×10 <sup>10</sup>
20	867	1743	1942	1.5×10 <sup>9</sup>	2.0×10 <sup>10</sup>

AFM 装置(SEIKO 製 SPA300)を用いて、表面粗さの評価を行った。図 5.4 に観察像、図 5.5、表 5.2 に測定結果から算出した自乗平均面粗さ(RMS)、最大高低差(P-V)を示す。すべてのサンプルにおいてステップフロー成長していることが確認できた。RMS 値の最大・最小値の差は約 0.14nm で際立った差異は認められず、AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚と平坦性の間に明瞭な相関はみられなかった。



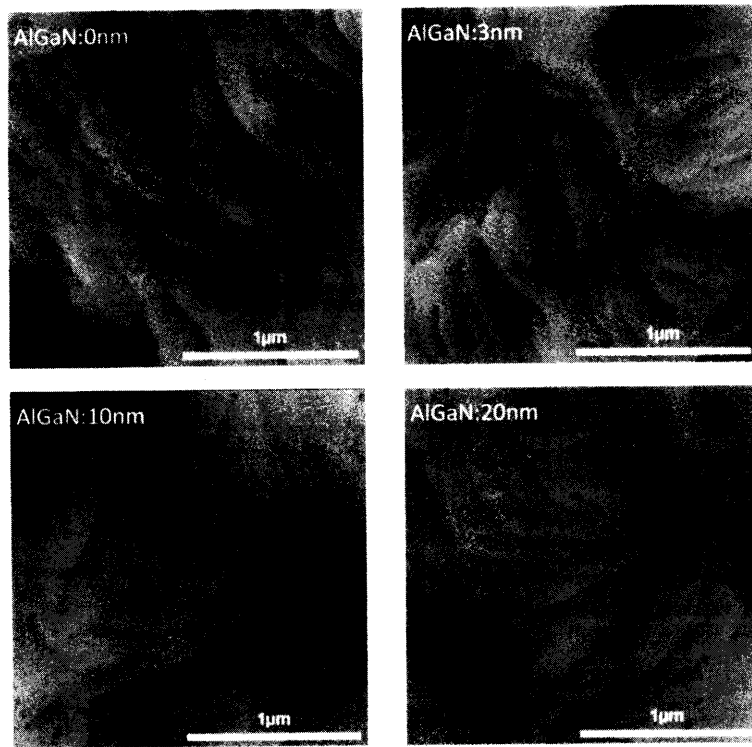


図 5.4 AFM 表面像

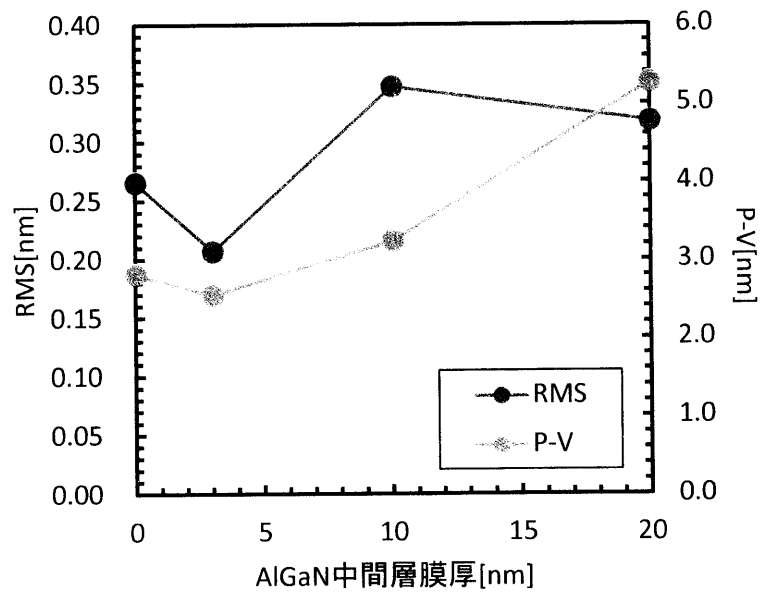


図 5.5 RMS、P-V の AlGaN 中間層膜厚依存性

表 5.2 RMS、P-V の AlGaN 中間層膜厚依存性

AlGaN 層膜厚 [nm]	RMS [nm]	P-V [nm]
0	0.27	2.8
3	0.21	2.6
10	0.35	3.2
20	0.32	5.3

以上の結果から、今回用いた構造のサンプルについては AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚をどれだけ薄膜化しても結晶品質の悪化は生じないことが確認できた。

### 5.2.3 デバイス特性の評価

#### (i) オーミック特性

縦方向オーミック特性を図 5.6 に、各サンプルの抵抗値を図 5.7 に示す。抵抗値に関しては、電流電圧特性が直線状になった領域と 3V 印加時の 2 種類から算出した値を記載した。

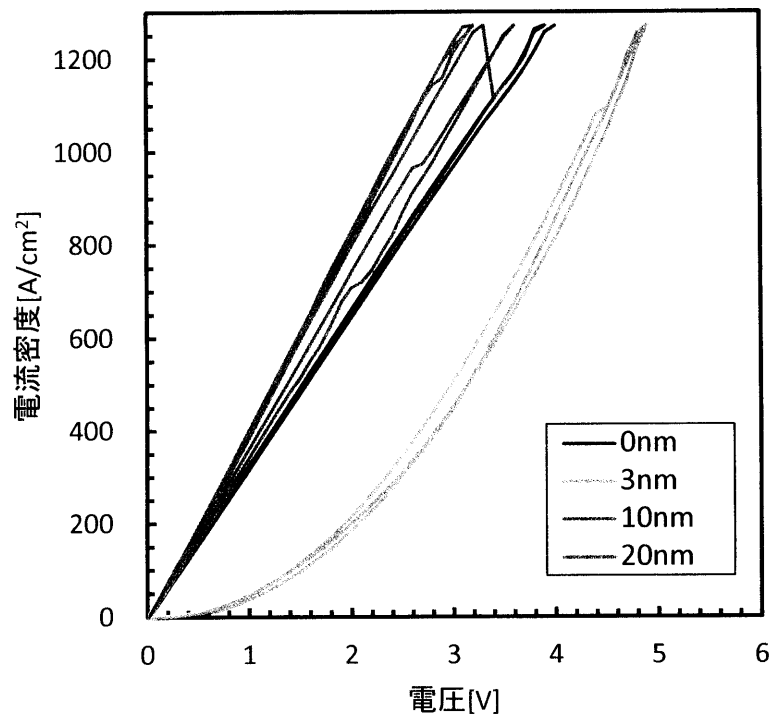


図 5.6 オーミック特性の AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚依存性

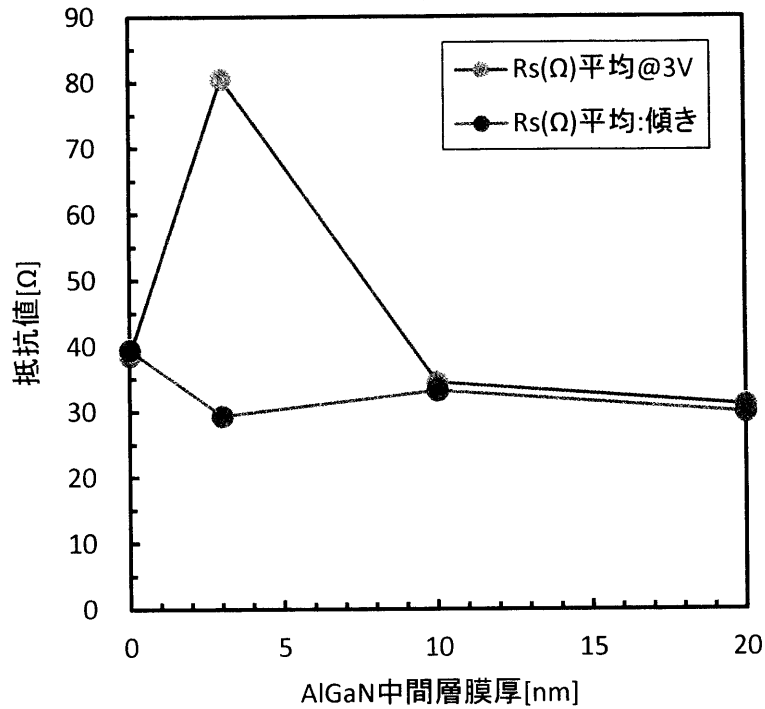


図 5.7 抵抗値の AlGaN 中間層膜厚依存性

オーミック特性、抵抗値ともに AlGaN 中間層膜厚との間に明瞭な相関は見られなかった。このような結果が生じた要因としては、(1)AlGaN 中間層にほとんど抵抗成分がない、(2)プロセスで作製した電極の質による影響が考えられる。よって AlGaN 中間層の抵抗値への影響については今後追検討が必要であるが、傾きからみた抵抗値の差が 10 数 Ω ほどと後述する AlN 中間層に対して微小であったため、今回はこれ以上の検討は行わなかった。

(ii) ショットキー特性

縦方向ショットキー特性を図 5.8 に、測定値から算出したオン抵抗を図 5.9 に示す。

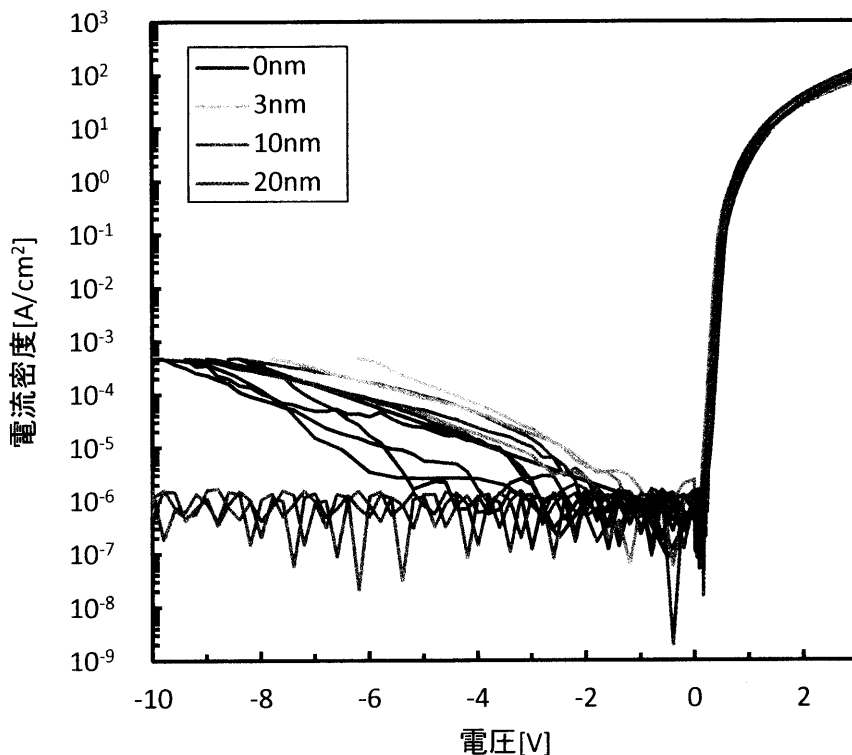


図 5.8 ショットキー特性の AlGaIn 中間層膜厚依存性

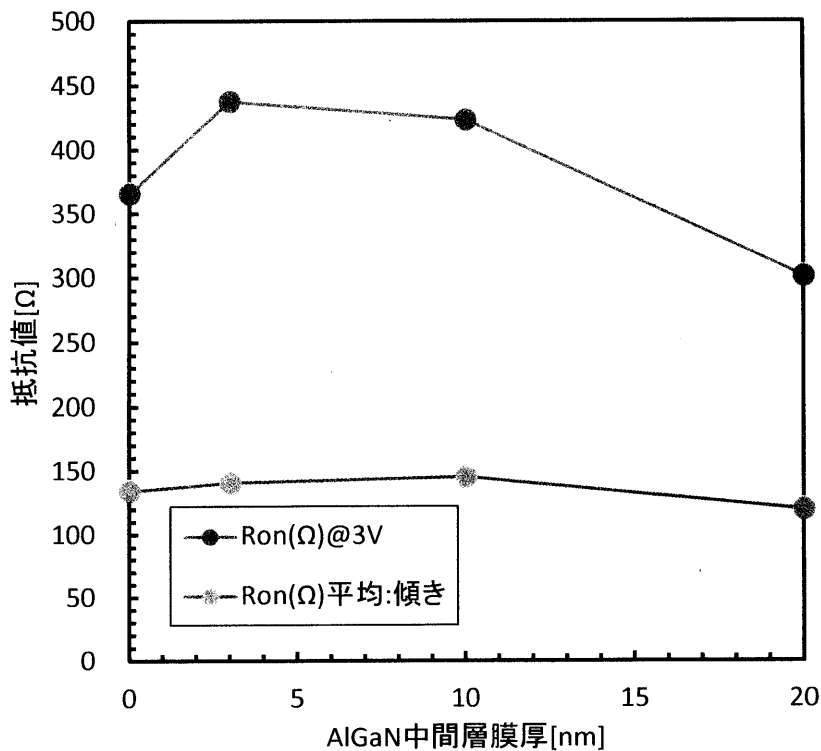


図 5.9 オン抵抗の AlGaIn 中間層膜厚依存性

順方向特性については AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚とオン抵抗の間に相関は認められなかった。逆方向特性については、AlGa<sub>N</sub> 中間層膜厚 20nm のサンプルのリーク電流値が非常に小さくなっていた。しかし他の検討で作製した AlGa<sub>N</sub> 中間層 20nm のサンプルでは同様の値は得られなかったため、AlGa<sub>N</sub> 中間層を厚膜化することで耐圧性能が向上するとは考えがたい。原因究明には今後追検討を行う必要があるが、現段階では前述のオーミック特性の結果と合わせてプロセス工程で作製した電極の質による影響が大きいと考えている。

### 5.2.4 AlGa<sub>N</sub> 中間層の薄膜化総括

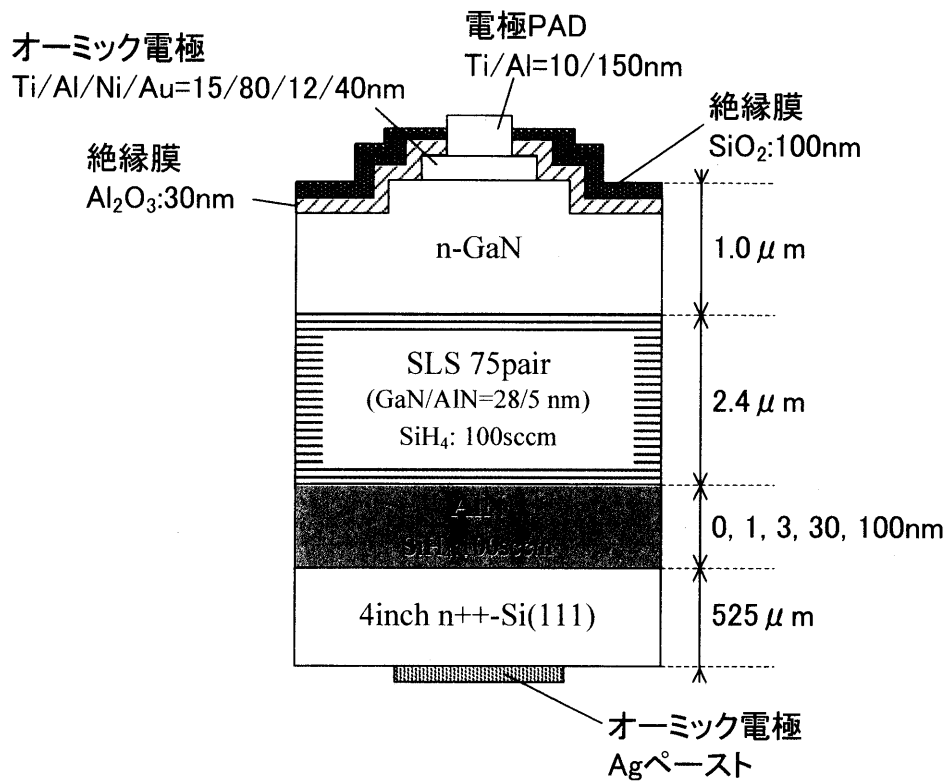
AlGa<sub>N</sub> 中間層を薄膜化することによる転位密度の増加や平坦性の悪化は確認できなかった。抵抗値に関しては中間層膜厚との間に明瞭な相関は認められず、差分は 10 数 Ω ほどであった。以上を踏まえ、以降の検討では AlGa<sub>N</sub> 中間層の挿入は行わないこととする。

## 5.3 AlN 中間層の薄膜化

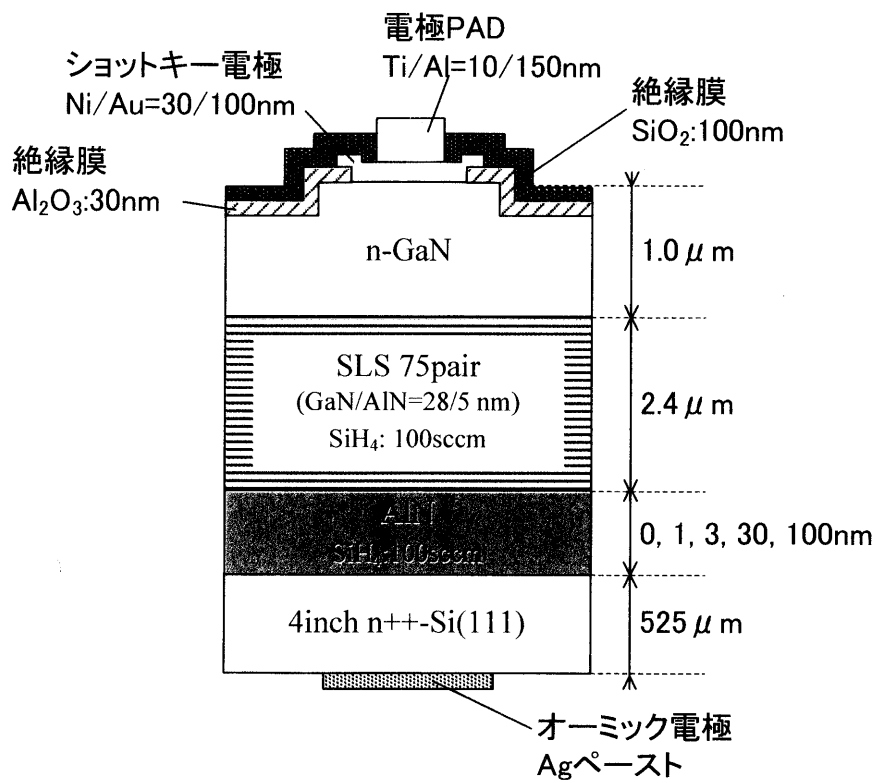
### 5.3.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸製 SR4000)を用いて、AlN 中間層の膜厚が異なる 5 種類のサンプルを作製した。各サンプルの AlN 中間層膜厚は 0,1,3,30,100nm である。各中間層成長時には n 型不純物として SiH<sub>4</sub> ガスを 100sccm 流した。また、上記 AlGa<sub>N</sub> 中間層の検討結果を踏まえ、AlGa<sub>N</sub> 中間層は未挿入とした。

作製した各サンプルについて、表面側(n-GaN 層側)にオーミック電極として Ti/Al/Ni/Au=15/80/12/40nm、ショートキー電極として Ni/Au=30/100nm を蒸着した。



(i)オーミック



(ii)ショットキー

図 5.10 サンプル構造

5.3.2 GaN 結晶の結晶品質の影響

GaN 結晶の結晶品質の評価として、XRD 測定による半値幅・転位密度の評価と AFM による表面粗さの評価を実施した。

XRD 装置(Philips 製 X'Pert)を用いて、(002)、(102)、(100)面の  $\omega$  スキャンを行った。測定結果と(002)、(100)面半値幅から算出した転位密度を図 5.11、図 5.12、表 5.3 に示す。AlN 層膜厚 3nm 以上のサンプルでは同程度の半値幅、転位密度であったが、AlN 層膜厚が 3nm 未満になると半値幅、転位密度の顕著な悪化が見られた。特に AlN 層を挿入しなかったサンプルについては、AlN 層膜厚 3nm のサンプルに比べ、螺旋転位:54%、刃状転位:157% の増加が見られた。

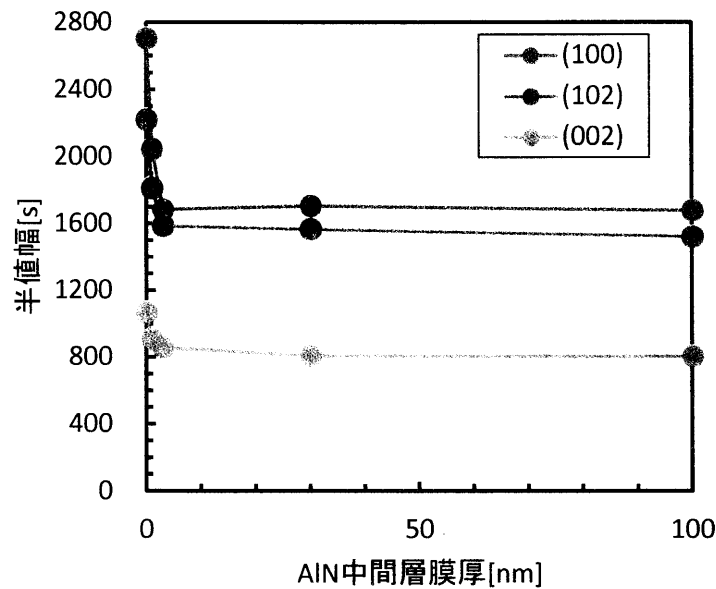


図 5.11 XRD 半値幅の AlN 中間層膜厚依存性

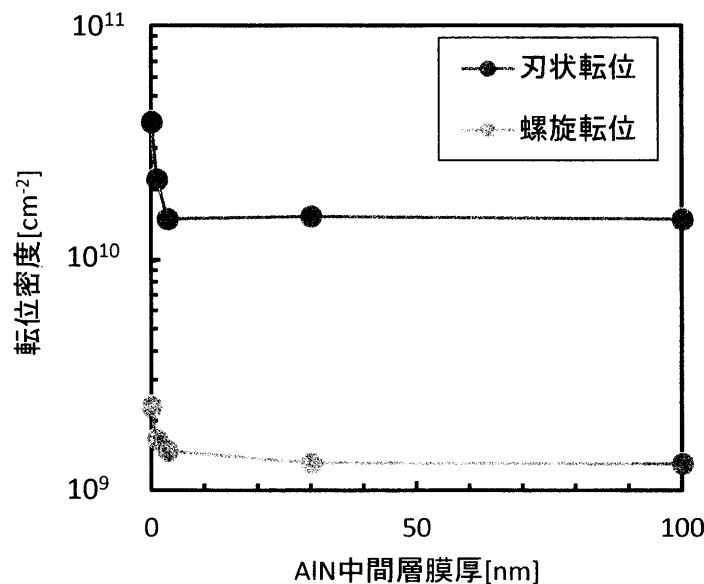


図 5.12 転位密度の AlN 中間層膜厚依存性

表 5.3 XRD 半値幅、転位密度の AlN 中間層膜厚依存性

AlGaIn 層膜厚 [nm]	XRD 半値幅[s]			転位密度[cm <sup>-2</sup> ]	
	(002)	(102)	(100)	螺旋転位	刃状転位
0	1073	2226	2710	2.3×10 <sup>9</sup>	3.9×10 <sup>10</sup>
1	912	1816	2049	1.7×10 <sup>9</sup>	2.2×10 <sup>10</sup>
3	864	1592	1689	1.5×10 <sup>9</sup>	1.5×10 <sup>10</sup>
30	813	1570	1709	1.3×10 <sup>9</sup>	1.6×10 <sup>10</sup>
100	808	1525	1680	1.3×10 <sup>9</sup>	1.5×10 <sup>10</sup>

AFM 装置(SEIKO 製 SPA300)を用いて、表面粗さの評価を行った。

図 5.13 に観察像、図 5.14、表 5.4 に測定結果から算出した自乗平均面粗さ(RMS)、最大高低差(P-V)を示す。AlN 層が 3nm 未満のサンプルについては、RMS 値の顕著な悪化が見られ表面状態が悪化していることが確認できた。

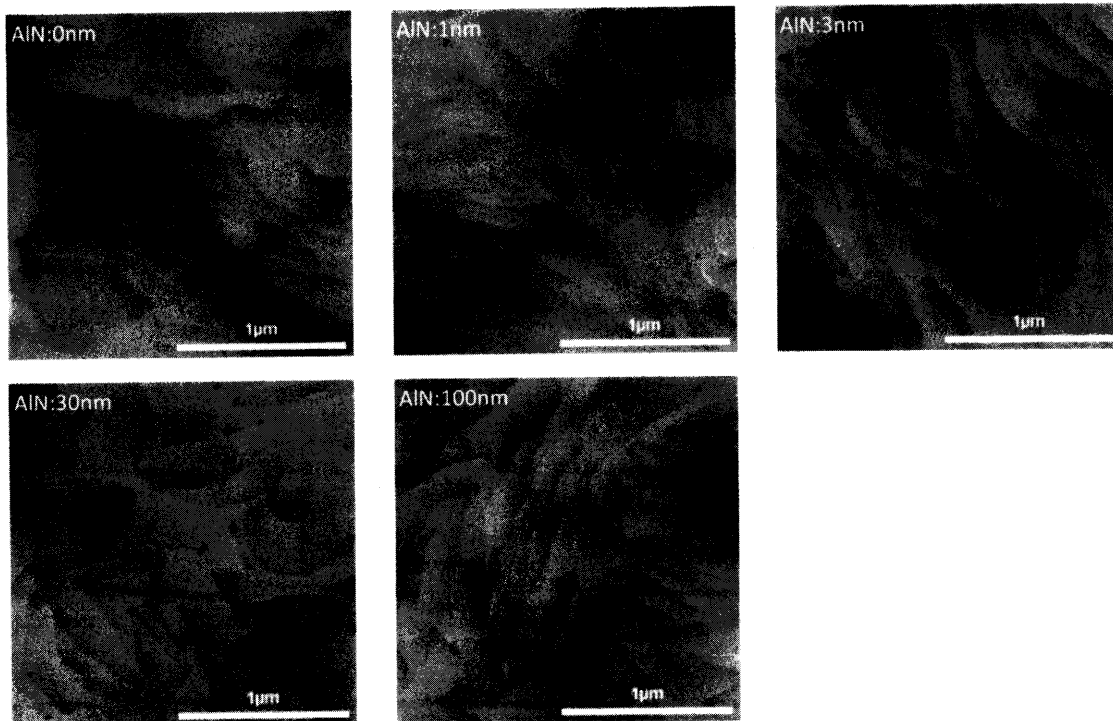


図 5.13 AFM 表面像



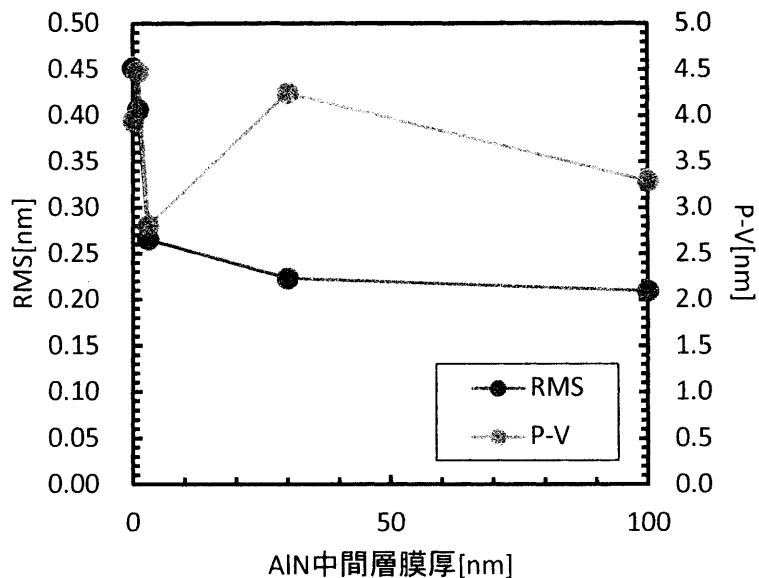


図 5.14 RMS、P-V の AlN 中間層膜厚依存性

表 5.4 RMS、P-V の AlGa<sub>N</sub> 層膜厚依存性

AlGa <sub>N</sub> 層膜厚 [nm]	RMS [nm]	P-V [nm]
0	0.45	4.0
1	0.41	4.5
3	0.27	2.8
30	0.22	4.3
100	0.21	3.3

### 5.3.3 デバイス特性への影響

#### (i) オーミック特性

縦方向オーミック特性を図 5.15 に、各サンプルの抵抗値を図 5.16 に示す。抵抗値に関しては、電流電圧特性が直線状になった領域と 3V 印加時の 2 種類から算出した値を記載した。

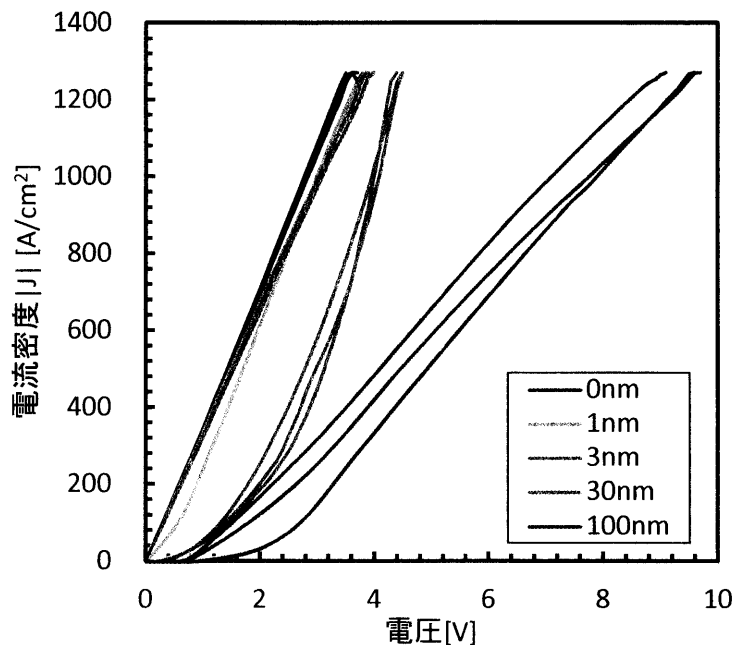


図 5.15 オーミック特性の AlN 中間層膜厚依存性

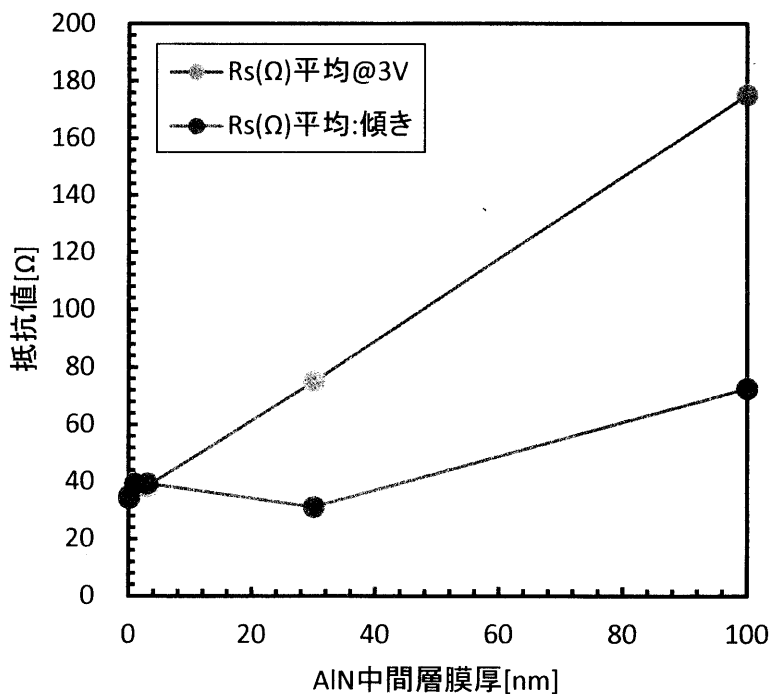


図 5.16 抵抗値の AlN 中間層膜厚依存性

AlN 中間層を挿入しなかったサンプルと 100nm の AlN 中間層を挿入したサンプルの抵抗値(3V 印加時)には約 5 倍の差が観測された。このことから AlN 中間層の形成するエネルギー障壁が素子の直列抵抗に重大な影響を与えていることがわかる。また、~3nm の極薄膜領域では同程度の抵抗値となっていた。

(ii) ショットキー特性

縦方向ショットキー特性を図 5.17 に、測定値から算出したオン抵抗を図 5.18 に示す。逆方向測定時には素子の破壊を避けるため、コンプライアンス電流を設定したため逆方向電流は一定値で飽和した形となっている。

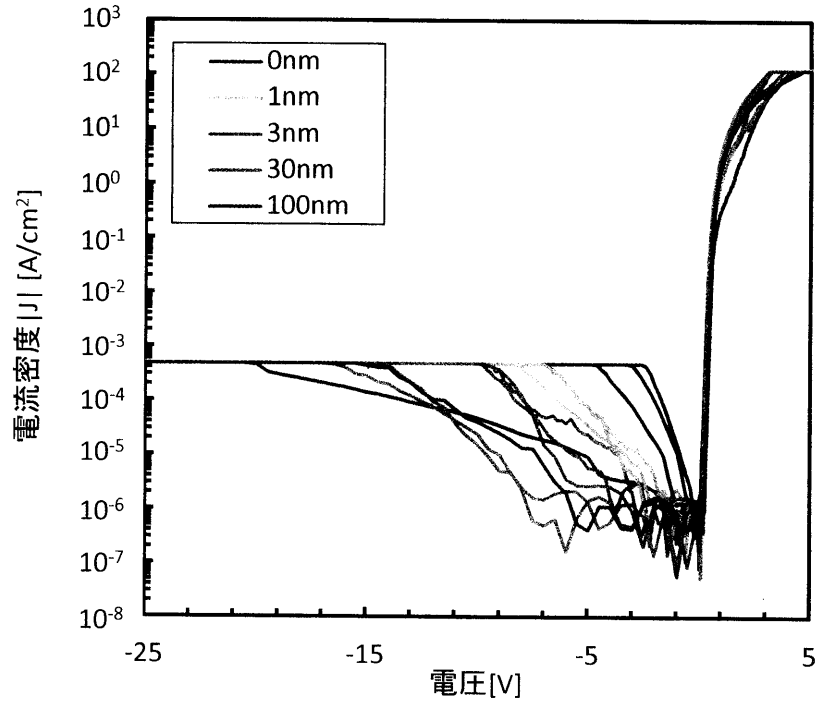


図 5.17 ショットキー特性の AlN 中間層膜厚依存性

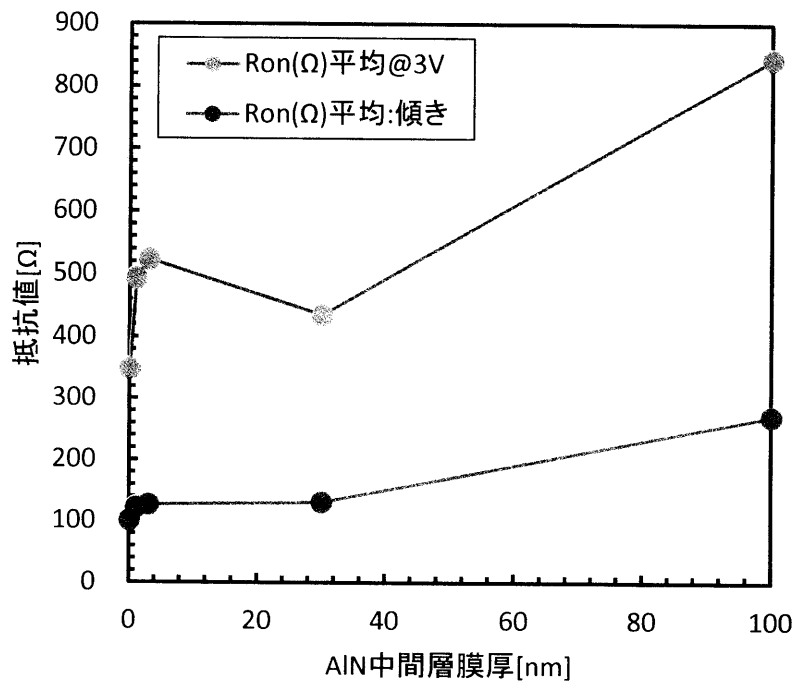


図 5.18 オン抵抗の AlN 中間層膜厚依存性

順方向特性については、AlN 中間層を薄膜化したことでオン抵抗を低減できた。逆方向特性については、AlN 中間層が薄いサンプルほどリーク電流が大きくなったが、これは素子抵抗が低減された影響だと考えている。

### 5.3.4 AlN 中間層の薄膜化総括

今回の検討結果として、3nm 程度の薄膜 AlN 中間層を形成すれば、厚膜形成時と同等の結晶品質向上効果と素子の低抵抗化を両立できることが確認できた。

## 5.4 第5章総括

本章では、初期中間層である AlN、AlGaIn 中間層を薄膜化することで、GaIn 層の結晶品質、デバイス特性に表れる影響について述べた。AlGaIn 中間層については挿入時、未挿入時で結晶品質の変化は確認できず、抵抗値についても相関は認められなかった。AlN 中間層に関しては 3nm 程度の極薄膜さえ形成すれば、厚膜形成時と同等の結晶品質向上効果と素子の低抵抗化を実現できることがわかった。以降の検討では、膜厚 3nm の AlN 中間層のみを用いることとする。

## 参考文献

- [1] T. Egawa, "Valence-Band Discontinuity at the AlN/Si Interface," Appl.Phys.Vol.42, 2003.

## 第6章 移動度向上に向けたV/Ⅲ比の検討

### 6.1 はじめに

縦型デバイスのドリフト層には、高耐圧化のため  $10^{16}\text{cm}^{-3}$  程度の低いキャリア濃度を保つことが求められる。この条件下で低いオン抵抗を実現するため、移動度を向上させることを目標に検討を行った。本検討では移動度を向上させるための手段として、GaN 成長時のV族元素とⅢ族元素の流量比(V/Ⅲ比)に着目した。著者の卒業論文に示すように、GaN 成長時のV/Ⅲ比は GaN 結晶の転位密度や表面モフォロジーに多大な影響を与える [1]。本検討では

1. 高移動度を与えるV/Ⅲ比条件を明らかにすること
2. 移動度に影響を与える要因を明らかにすること
3. V/Ⅲ比がデバイス特性に与える影響を明らかにすること

を目標とした。

### 6.2 高移動度を与えるV/Ⅲ比条件の検討

#### 6.2.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(太陽日酸製 SR4000)を用いて、ドリフト n-GaN 層のV/Ⅲ比が1500,2800,4000の3水準に異なるサンプルを作製した。V/Ⅲ比はⅢ族原料であるTMGとV族原料であるNH<sub>3</sub>の流量比を変更することで制御した。また、AlN 中間層、SLS 層にはSiドーピングは行っていない。これはSiをドーピングした場合、ホール効果測定時に電流が中間層部分を流れてしまい、正確な移動度算定が行えなくなるためである。

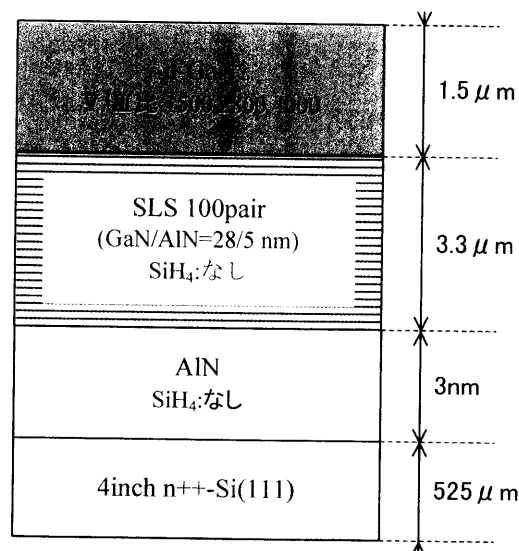


図 6.1 サンプル構造

6.2.2 ホール効果測定による移動度の評価

ホール効果測定装置(nanometrics 製)を用いて、移動度の温度特性を測定した。測定結果を図 6.2 に示す。

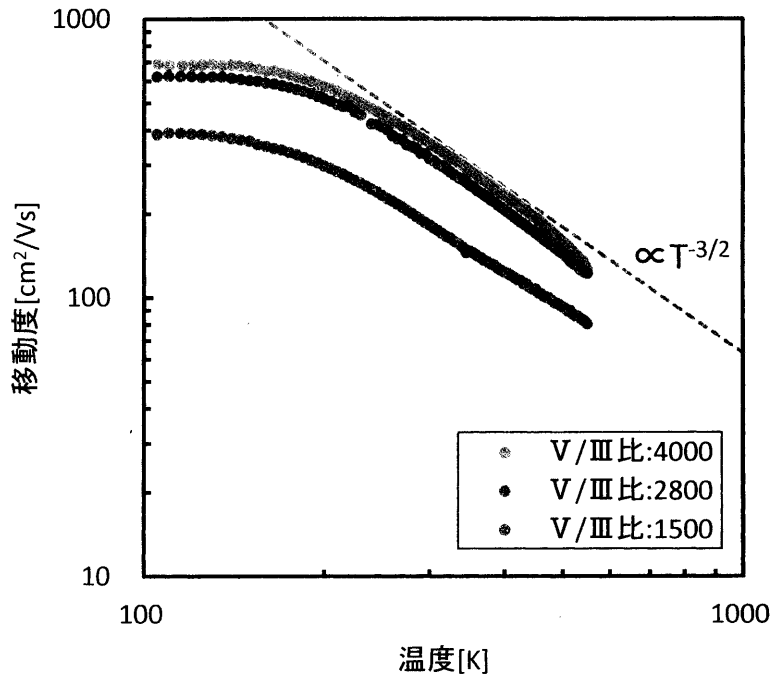


図 6.2 移動度のV/III比依存性

すべての温度帯において、高V/III比のサンプルほど高い移動度が得られた。特にV/III比:4000のサンプルについては、常温移動度:361cm²/Vsを実現できた。実用化した際の使用温度と予想される高温領域においても、410Kまで移動度200cm²/Vs以上を維持できた。また、全温度帯においてすべてのV/III比のサンプルの温度特性の傾きは同等であった。このことから、V/III比を変化させたことによる散乱機構の変化はなかったものと考えられる。特に高温領域においては、移動度が温度の $-3/2$ 乗に比例しており格子散乱による影響が支配的であった。

6.2.3 移動度に差が生じた原因の考察

上述の移動度の差が生じた原因として、まず転位密度の変化による影響を考えた。過去の報告によれば、結晶中の刃状転位が増加すると付随して移動度の低下が生じる [2]。そこで今回作製したサンプルについてXRD測定での(002)、(102)、(100)ωスキャン、およびCL測定を実施した。測定結果を図 6.3、図 6.4、図 6.5、表 6.1 に示す。表中の暗点密度は各サンプルについて、2視野測定を行った平均値を記載した。

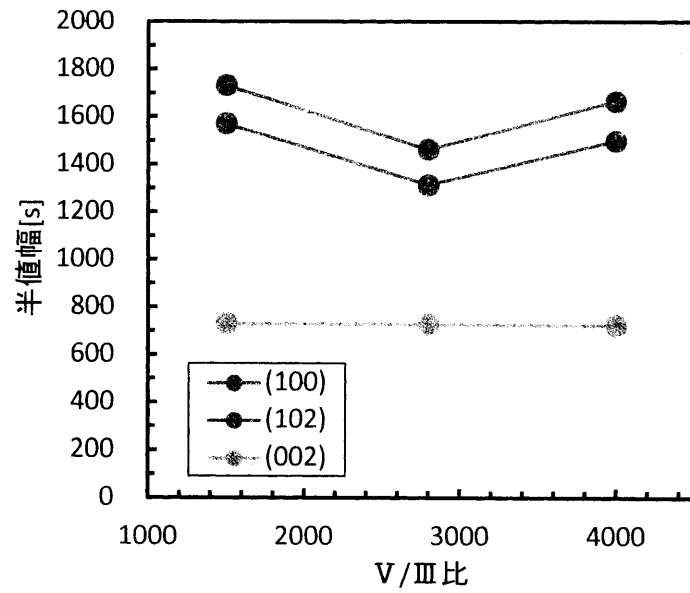


図 6.3 各面半値幅のV/III比依存性

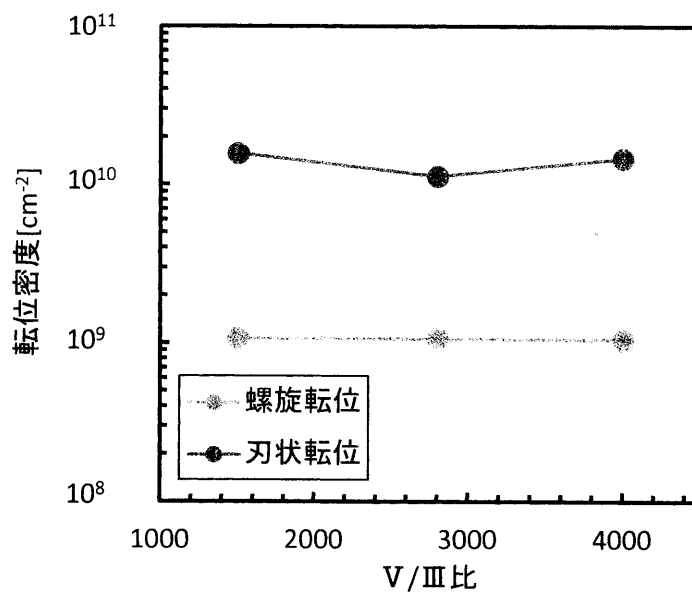


図 6.4 転位密度のV/III比依存性

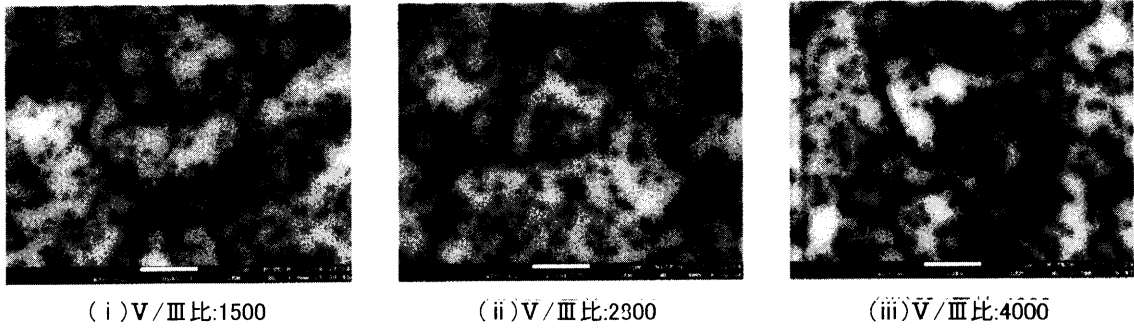


図 6.5 CL 像

表 6.1 各面半値幅、転位密度の V/III 比依存性

V/III 比	半値幅[s]			転位密度[cm <sup>-2</sup> ]		暗点密度 [cm <sup>-2</sup> ]
	(002)	(102)	(100)	螺旋転位	刃状転位	
1500	734	1575	1735	1.08 × 10 <sup>9</sup>	1.60 × 10 <sup>10</sup>	2.35 × 10 <sup>9</sup>
2800	732	1317	1466	1.08 × 10 <sup>9</sup>	1.14 × 10 <sup>10</sup>	2.25 × 10 <sup>9</sup>
4000	726	1502	1668	1.06 × 10 <sup>9</sup>	1.48 × 10 <sup>10</sup>	2.95 × 10 <sup>9</sup>

各面半値幅、転位密度、暗点密度と V/III 比の間に相関は見られなかった。したがって今回移動度が変化した原因は転位以外にあると考えられる。

次に GaN 結晶中の不純物による影響を考えた。著者の卒業論文に示すように、高 V/III 比で成長を行うほど 2.2eV 帯 Yellow 発光が低減、すなわち不純物量が低減する [1]。そこで、今回作製したサンプルについて 300K、10K において PL 測定を実施した。測定条件を表 6.2 に、測定結果を図 6.6、図 6.7 に示す。なお発光強度は GaN のピーク(3.4eV)が同一強度となるように規格化してある。

表 6.2 PL 測定条件

温度	レーザー源	波長
300K	He-Cd レーザー	325nm
10K	チタンサファイアレーザー	210nm(基本波 840nm)



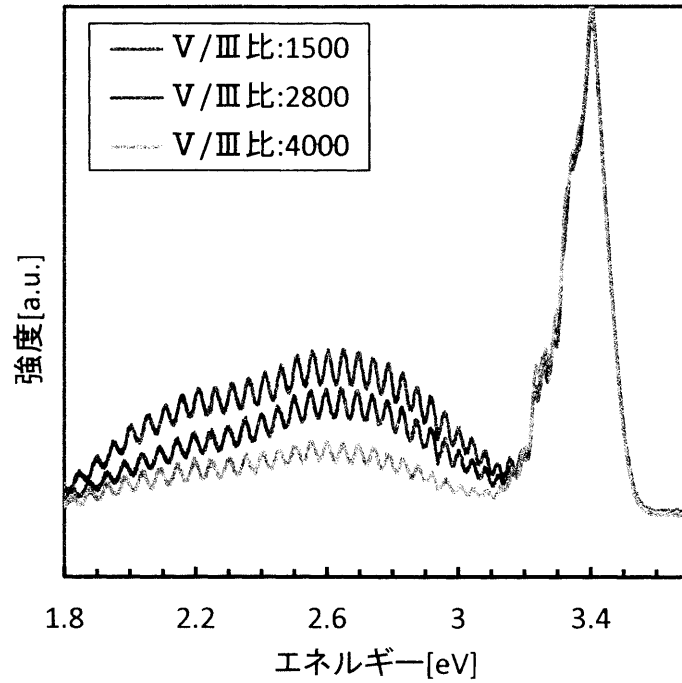


図 6.6 PL 測定結果のV/Ⅲ比依存性(300K)

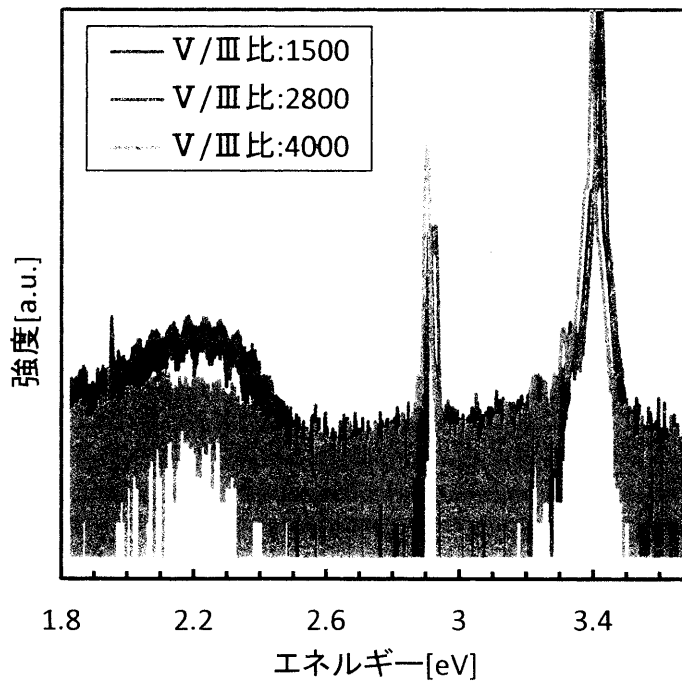


図 6.7 PL 測定結果のV/Ⅲ比依存性(10K)

高V/Ⅲ比で成長を行うほど、Yellow 発光が低減していることが確認できた。過去の報告によれば、GaN 結晶中の 2.2eV 帯 Yellow 発光は、結晶に混入した炭素に関連したものとされている [3] [4]。そこで結晶中の炭素量に応じて移動度にどの程度の影響が生じるか、次節の検討を行った。

### 6.3 不純物炭素が移動度に与える影響の検討

#### 6.3.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸製 SR4000)を用いて、GaN 層の炭素含有量の異なる 5 種のサンプルを作製した。各サンプルの炭素含有量は、 $7.7 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ 、 $1.4 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 、 $6.3 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 、 $6.1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$  である。炭素含有量の制御は GaN 層の成長圧力を変更することで行った。また、GaN 層にはキャリア濃度が  $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$  程度となるように Si をドーピングした。ドーピングに用いた不純物源( $\text{SiH}_4$  ガス)の流量は、炭素が形成するアクセプタ準位に電子がトラップされることを考慮し各サンプル別々に決定した。表 6.3 に SIMS 測定(材料科学技術振興財団に依頼)により求めた炭素含有量と成長圧力、ECV 測定(使用装置:nanometrics 製 ECV PRO)により求めたキャリア濃度を示す。

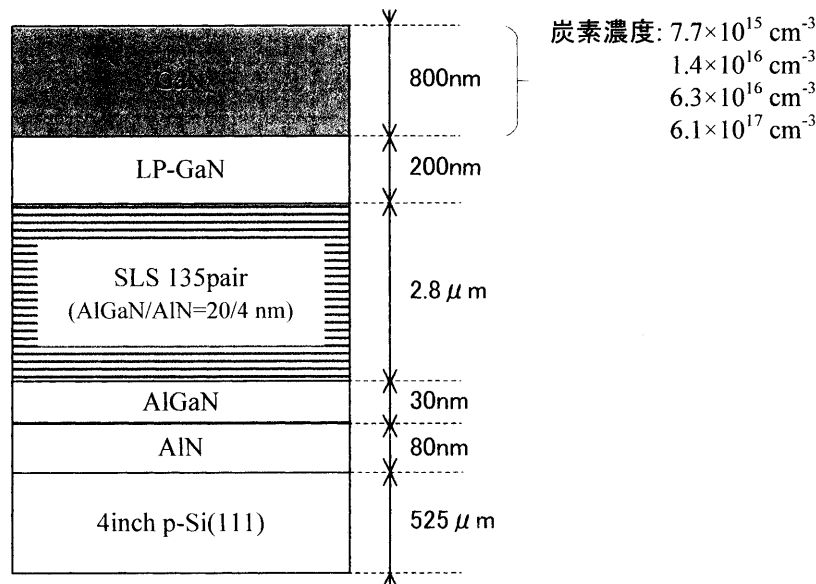


図 6.8 サンプル構造

表 6.3 炭素濃度と成長圧力、キャリア濃度

炭素濃度 [ $\text{cm}^{-3}$ ]	成長圧力		キャリア濃度 [ $\text{cm}^{-3}$ ]
	[kPa]	[Torr]	
$7.7 \times 10^{15}$	101.0	760	$8.5 \times 10^{16}$
$1.4 \times 10^{16}$	66.7	500	$1.0 \times 10^{17}$
$6.3 \times 10^{16}$	39.9	300	$3.0 \times 10^{17}$
$6.1 \times 10^{17}$	3.3	100	$1.8 \times 10^{17}$

#### 6.3.2 ホール効果測定による移動度の評価

ホール効果測定装置(nanometrics 製)を用いて、移動度の測定を行った(300, 77K、4inch ウェハ内 2~3 点)。得られた移動度を図 6.9、図 6.10 に示す。

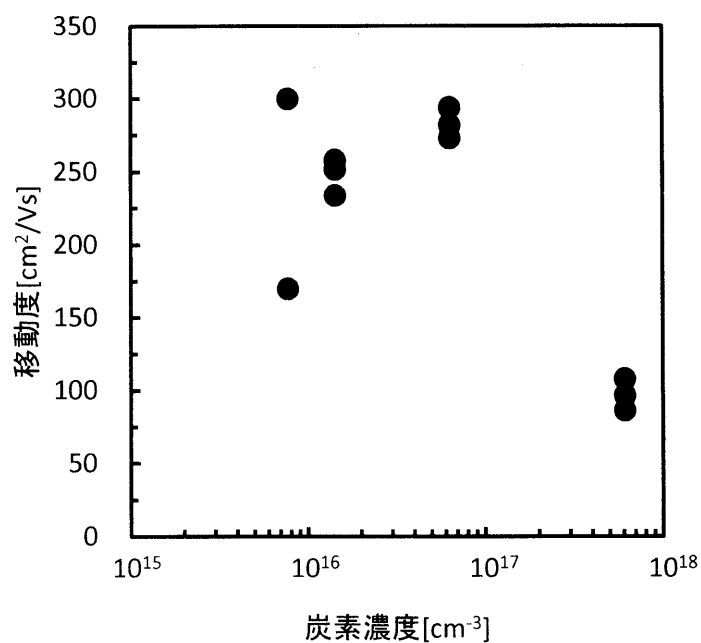


図 6.9 移動度の炭素濃度依存性(300K)

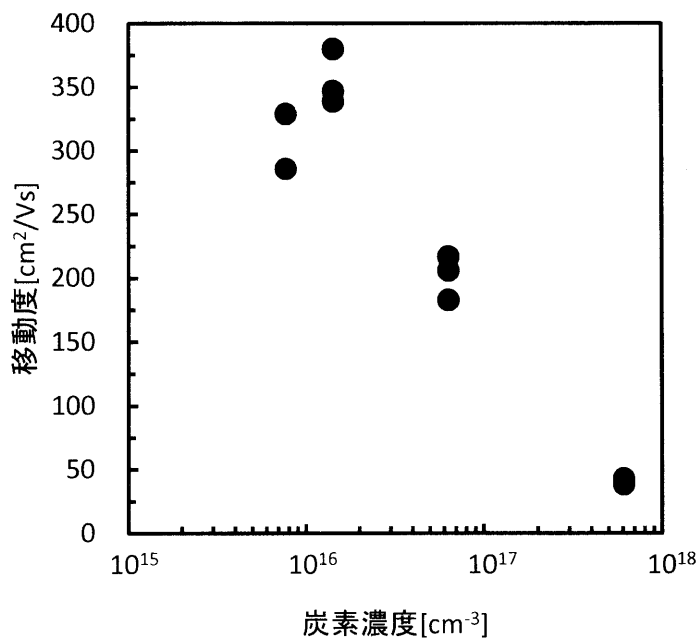


図 6.10 移動度の炭素濃度依存性(77K)

300Kでの測定結果については、炭素含有量が極めて多い  $6.1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$  のサンプルにおいて、移動度が急激に悪化する様子が確認できた。77Kでの測定結果に関しては、炭素含有量が増加するにしたがって移動度が低下する傾向が認められた。以上より、結晶中の炭素含有量と移動度の間に関係性が存在することが示された。

### 6.4 V/Ⅲ比がデバイス特性に与える影響の検討

#### 6.4.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸 SR4000)を用いて、ドリフト n-GaN 層の V/Ⅲ比が 1500, 2800, 4000 の 3 種の pin ダイオード構造を作製した。各サンプルについて、表面にオーミック電極として Ni/Au = 5/60nm を蒸着した。

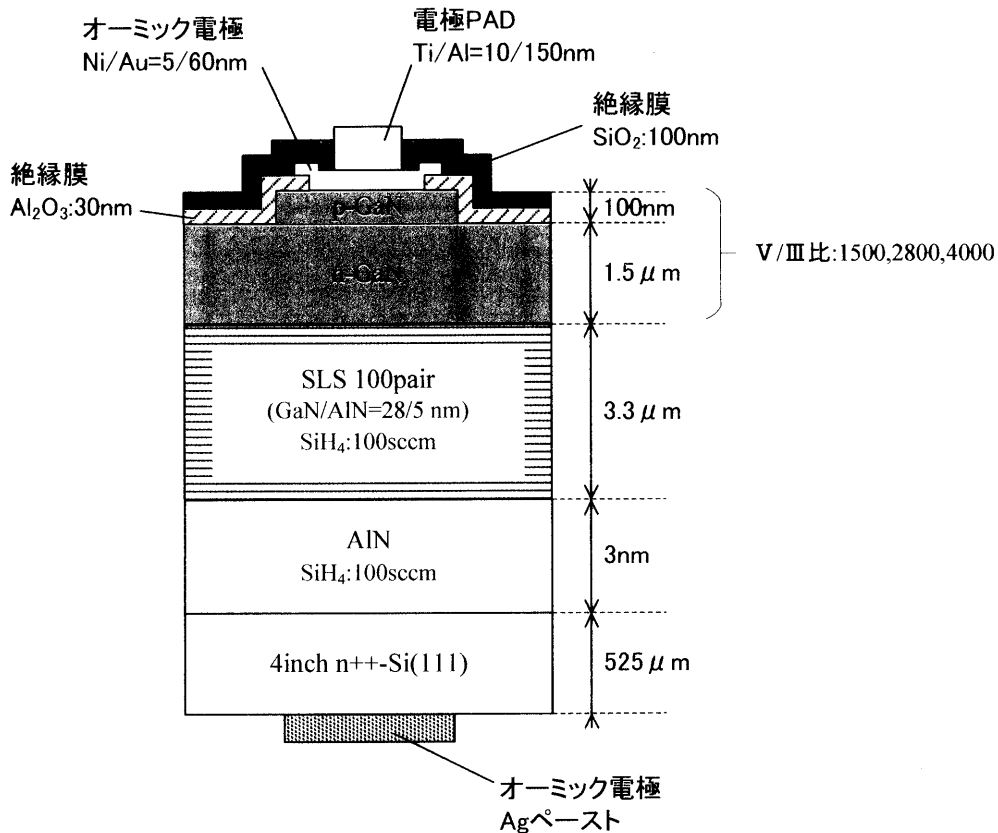


図 6.11 サンプル構造

#### 6.4.2 デバイス特性の評価

半導体パラメータアナライザを用いて、縦方向特性を評価した。

##### (i) 順方向特性

図 6.12 に順方向オーミック特性を、図 6.13 に算出したオン抵抗を示す。オン抵抗は各 V/Ⅲ比について、複数の測定点から算出した中央値を記載した。

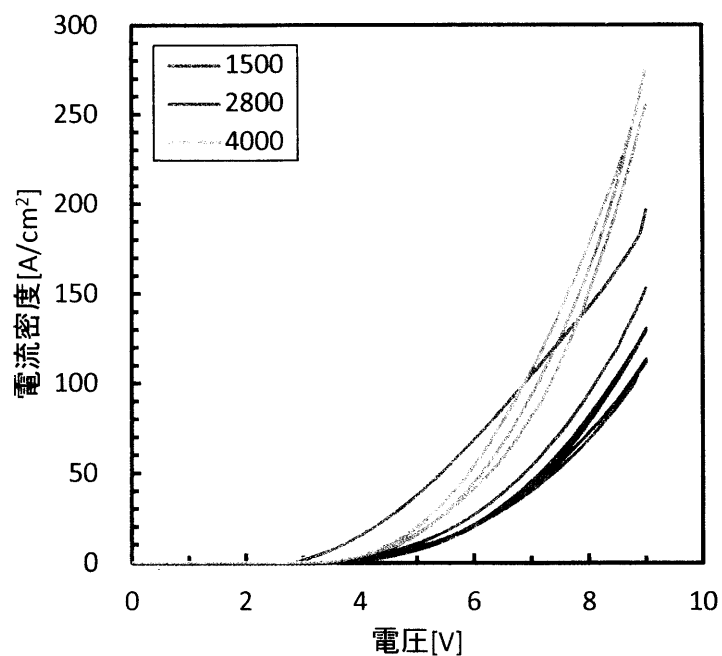


図 6.12 順方向特性のV/III比依存性

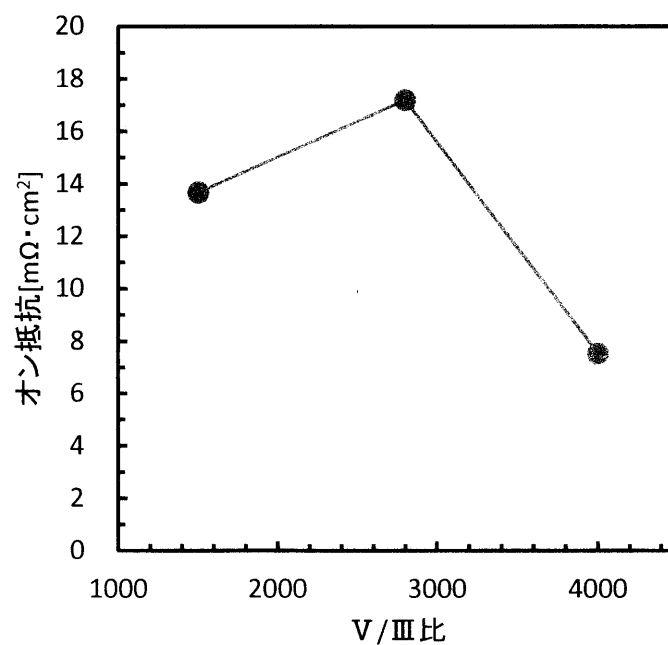


図 6.13 オン抵抗のV/III比依存性

V/III比:1500のサンプルに関しては測定点によるばらつきが大きかった。3つのサンプルの中では、V/III比:4000のサンプルが最も低いオン抵抗値をとっており、移動度が向上したことによる一定の改善効果が認められた。

(ii) 逆方向特性

図 6.14 に順方向オーミック特性を、図 6.15 に素子の破壊防止のため設定したコンプライアンス電流  $10^{-4}\text{A/cm}^2$  に到達した電圧を示す。コンプライアンス到達電圧は各 V/Ⅲ比について、複数の測定点から算出した中央値を記載した。

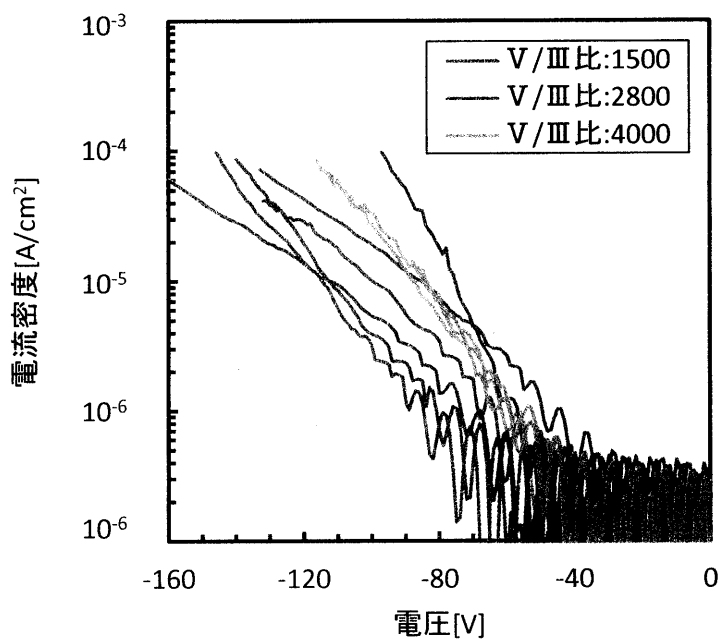


図 6.14 逆方向特性のV/Ⅲ比依存性

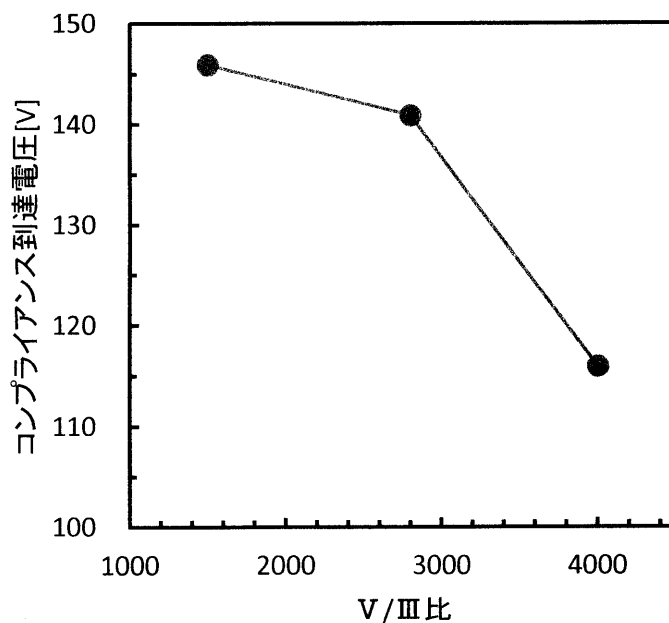


図 6.15 コンプライアンス到達電圧( $10^{-4}\text{A/cm}^2$ )のV/Ⅲ比依存性

高 V/Ⅲ比のサンプルほど、低い電圧でコンプライアンス電流に到達した。この原因は上述の GaN 結晶中の炭素濃度の差にあると考えている。

### 6.5 第6章総括

ドリフト GaN 層成長時の V/Ⅲ比を変更することで、移動度・デバイス特性の改善を目指した。ホール効果測定の結果、高 V/Ⅲ比で成長を行ったサンプルほど高い移動度を得られた。移動度が向上した原因を検討した結果、結晶中の炭素含有量が移動度に影響を与えている可能性が示唆された。デバイス特性に関しては、高 V/Ⅲ比(V/Ⅲ比:4000)で成長を行ったサンプルでオン抵抗の低減が認められた。しかし一方で、逆方向リーク電流も増加してしまい、オン抵抗低減効果とリーク電流量がトレード・オフの関係になっていることがわかった。

### 参考文献

- [1] 浦山雄也, “卒業論文,” 2015.
- [2] D. G. Zhao, Hui Yang, J. J. Zhu, D. S. Jiang, Z. S. Liu, S. M. Zhang, Y. T. Wang, and J. W. Liang, Effects of edge dislocations and intentional Si doping on the electron mobility of n-type GaN films, *Applied Physics Letters* 89, 112106, 2006.
- [3] Toshio Ogino, Masaharu Aoki, Mechanism of Yellow Luminescence in GaN, *Japanese Journal of Applied Physics*, Volume 19, Number12, 1980.
- [4] R. Zhang, T. F. Kuech, Photoluminescence of carbon in situ doped GaN grown by halide vapor phase epitaxy, *Applied Physics Letters*, Volume 72, Number 13, 1998.

## 第7章 n-GaN ドリフト層の厚膜化

### 7.1 はじめに

第2章で述べたように、縦型デバイスの耐圧値はドリフト層の膜厚に依存して決定される。本章では

- (1)厚膜 GaN 層をクラックフリーで成長させるための SLS 条件
- (2)厚膜化がデバイス特性に及ぼす影響

を検討した結果を報告する。

### 7.2 SLS 条件の検討

本研究室の過去の報告 [1] [2]では、SLS 層を厚膜化することで GaN 層のそりを低減できるとしている。そこで、今回の実験で用いた GaN/AlN=28nm/5nm の SLS について、SLS 層のペア数と GaN 層の膜厚を変化させ、そり値と GaN 層に印加されている応力、クラック状態の評価を行った。

#### 7.2.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸 SR4000)を用いて、SLS 層、ドリフト GaN 層の膜厚の異なるサンプルを作製した。SLS ペア数は 45, 75, 100 ペアの 3 水準、GaN 膜厚は 0~2.2  $\mu\text{m}$  である。

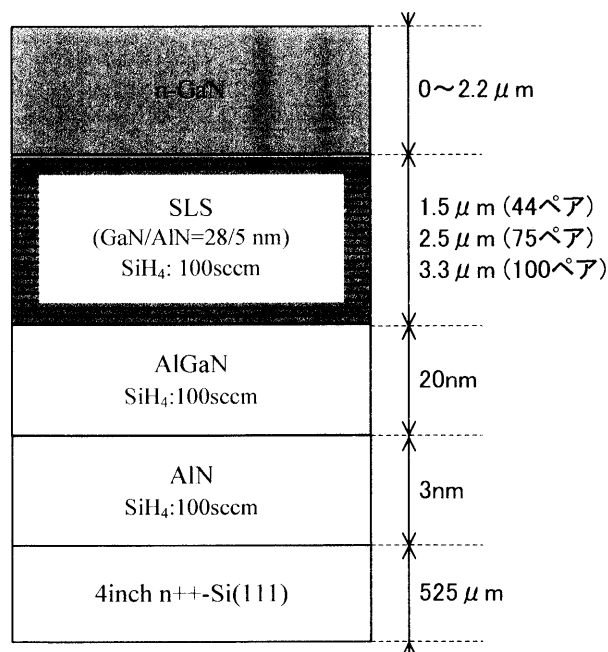


図 7.1 サンプル構造



7.2.2 そり値とクラックの評価

レーザー変位計によるそり値の測定結果を図 7.2 に示す。そり値はオリフラに平行な方向と垂直な方向の平均を記載した。また、図中の白抜きはサンプル全体にクラックが生じていたことを表す。ただし外周から 1cm 以内のクラックに関しては、ウェハ総面積の 1% 以下であるためクラックフリーとした。

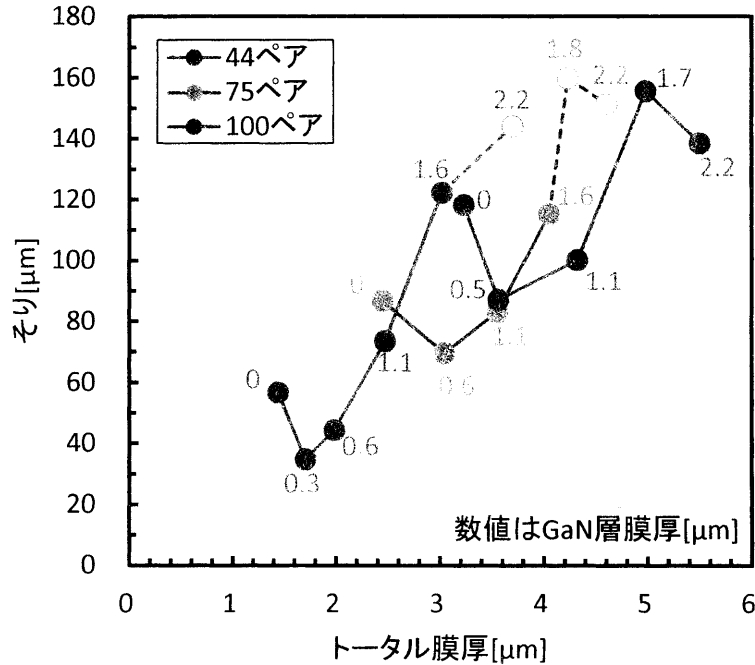


図 7.2 SLS ペア数、ドリフト GaN 層膜厚とそり値  
(白抜きはクラック、数値はドリフト GaN 層の膜厚を表す)

3 系統の SLS すべてで、GaN 層膜厚の増加に伴い 1 度そり値が低減し、極小値をとったのち再びそり値が増加する傾向が見られた。これは極小値をとった膜厚付近で、SLS がドリフト GaN 層に印加する圧縮応力と Si と GaN の熱膨張係数差に起因する引張応力が釣り合い、以降は熱膨張係数差に起因する引張応力が支配的になったためだと考えられる。今回はクラック抑制のため、そり測定後すぐにサンプルを劈開したため、これ以上応力に関する考察は行わなかった。

同一膜厚の GaN を成長させた場合(1.7~1.8 μm, 2.2 μm)に着目すると、SLS ペア数の多いサンプルではペア数の少ないサンプルと同程度のそりが生じたとしてもクラックフリーで成長できた。図 7.3 に膜厚 2.2 μm のサンプルのノマルスキー顕微鏡による表面観察像を示す。

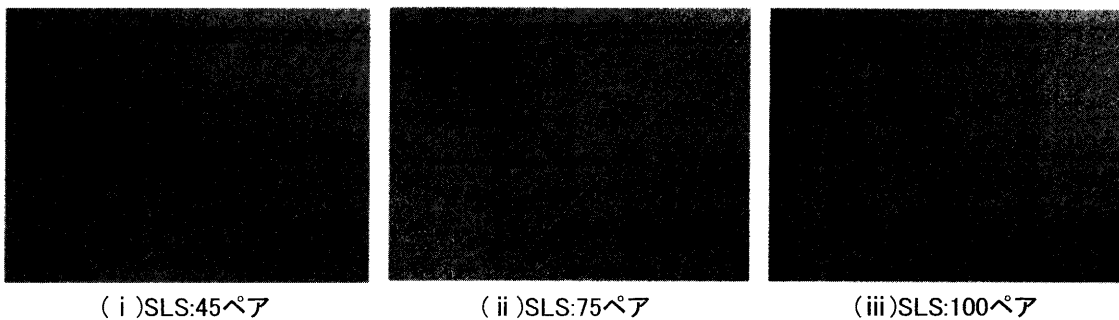


図 7.3 膜厚  $2.2 \mu\text{m}$  の表面観察像

以上を踏まえ、以下の検討では 100 ペアの SLS を採用した。

### 7.3 デバイス特性への影響

ドリフト GaN 層の厚膜化により高耐圧化が期待できるが、同時にオン抵抗が増加することが予想される。そこで厚膜化によりオン抵抗、耐圧にどの程度影響が生じるか明らかにすることを目的に検討を行った。

#### 7.3.1 サンプル構造

横型 MOCVD 装置(大陽日酸 SR4000)を用いて、ドリフト GaN 層の膜厚が異なるサンプルを作製した。各サンプルのドリフト層膜厚は  $1.5, 2.1, 2.6 \mu\text{m}$  である。初期中間層には AlN 中間層のみを用い、各中間層成長時には  $\text{SiH}_4$  ガスを  $100\text{sccm}$  流した。作製した各サンプルについて、表面側(n-GaN 側)にオーミック電極として  $\text{Ni}/\text{Au}=5/60\text{nm}$  を蒸着した。

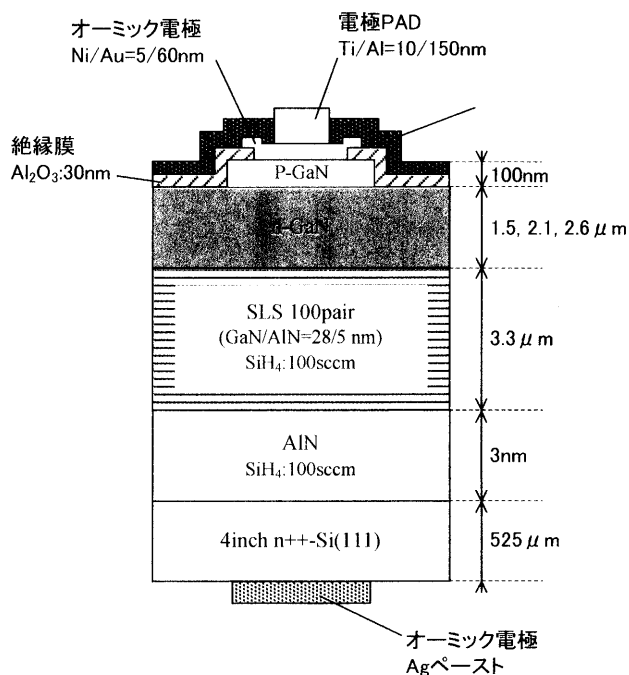


図 7.4 サンプル構造

### 7.4 デバイス特性の評価

半導体パラメータアナライザを用いて、縦方向特性を評価した。

#### (i) 順方向特性

順方向特性の測定結果を図 7.5 に、算出したオン抵抗を図 7.6、表 7.1 に示す。オン抵抗に関しては複数の測定点から算出した中央値を記載した。

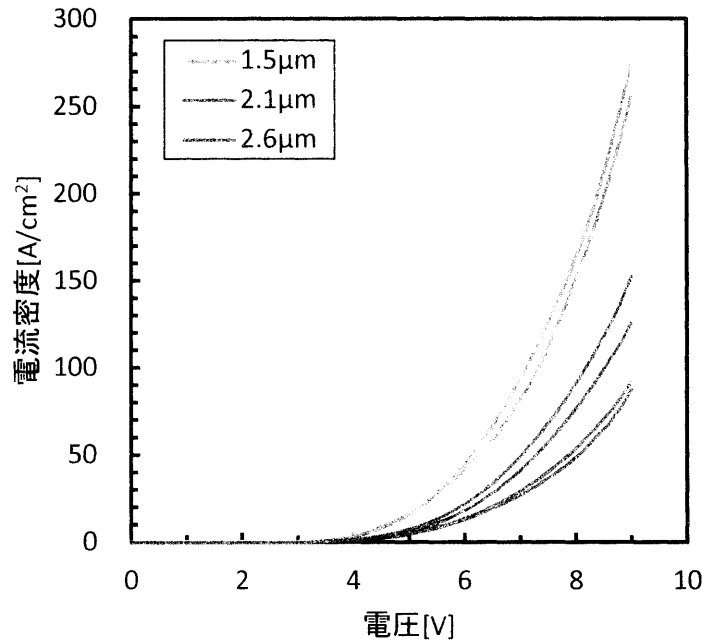


図 7.5 順方向特性のドリフト層膜厚依存性

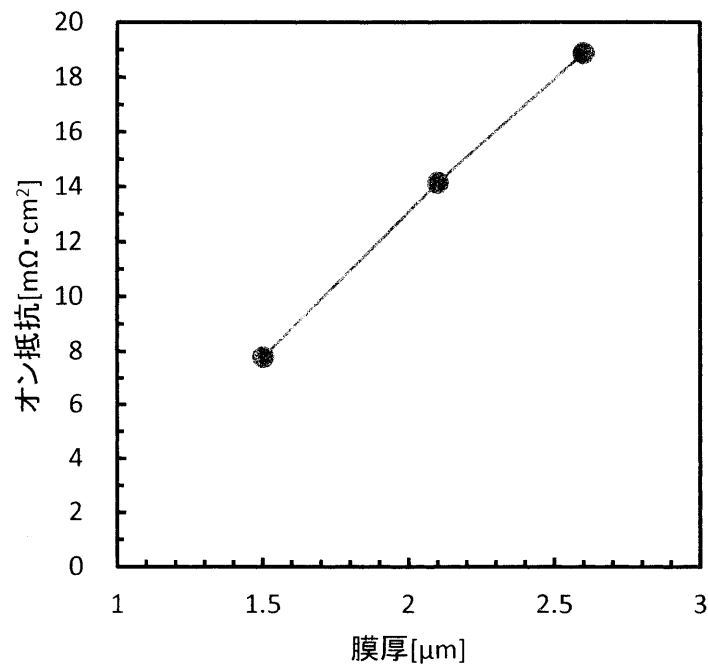


図 7.6 オン抵抗のドリフト層膜厚依存性

表 7.1 オン抵抗のドリフト層膜厚依存性

ドリフト層膜厚	オン抵抗[mΩ・cm <sup>2</sup> ]
1.5 μm	7.8
2.1 μm	14.2
2.6 μm	18.9

ドリフト GaN 層の膜厚が増加するに従って、オン抵抗が増加した。ドリフト層膜厚 1.5 μm(オン抵抗:7.8 mΩ・cm<sup>2</sup>)のサンプルと 2.6 μm(オン抵抗:18.9 mΩ・cm<sup>2</sup>)のサンプルでは 2 倍以上の差が生じていた。

(ii) 逆方向特性

逆方向特性を図 7.7 に、素子の破壊防止のため設定したコンプライアンス電流 10<sup>-4</sup>A/cm<sup>2</sup> に到達した電圧を図 7.8、表 7.2 示す。コンプライアンス到達電圧は各膜厚について、複数の測定点から算出した中央値を記載した。

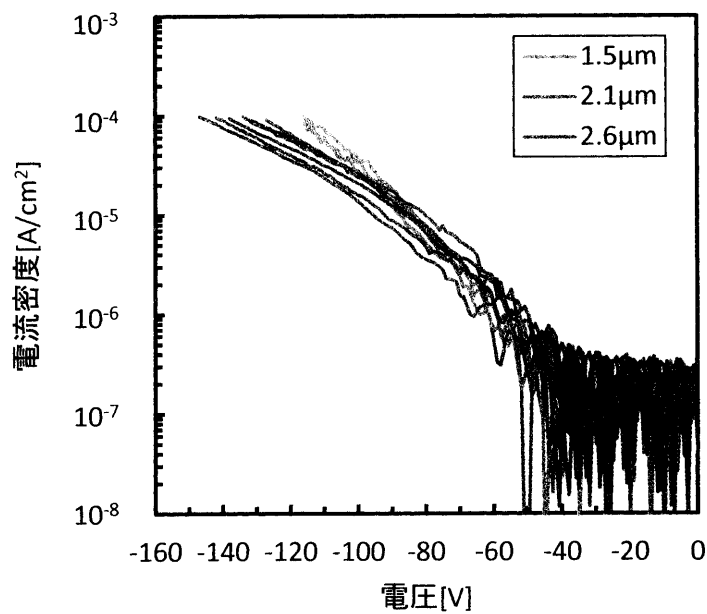


図 7.7 逆方向特性のドリフト層膜厚依存性

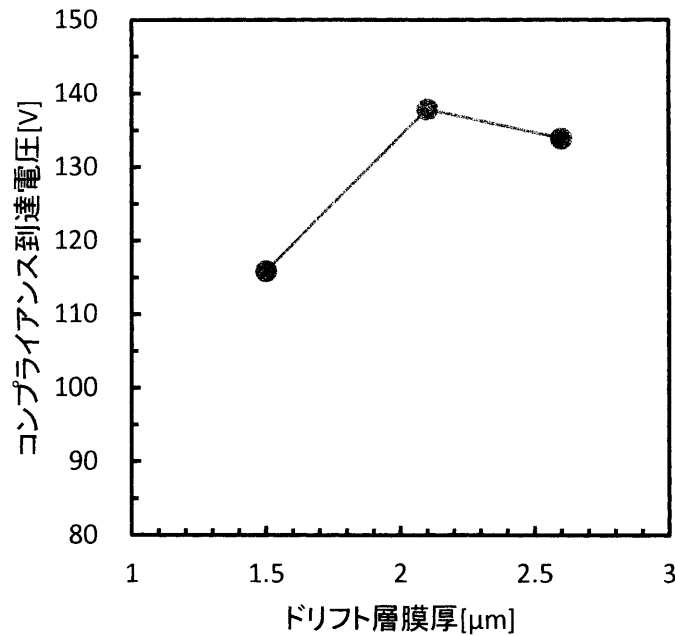


図 7.8 コンプライアンス( $10^{-4}\text{A/cm}^2$ )到達電圧のドリフト層膜厚依存性

表 7.2 コンプライアンス( $10^{-4}\text{A/cm}^2$ )到達電圧のドリフト層膜厚依存性

ドリフト層膜厚	コンプライアンス到達電圧[V]
1.5 μm	116
2.1 μm	138
2.6 μm	134

ドリフト層膜厚 1.5 μm のサンプルに比べ、膜厚 2.1、2.6 μm のサンプルはコンプライアンス到達電圧が低かった。しかし、2.1、2.6 μm のサンプル間ではほとんど差が生じておらず、飽和傾向にあった。第 2 章で述べた通り、理論的にはドリフト層膜厚が増加すれば耐圧性能は向上するはずである。今回の結果から、リーク電流を増加させるドリフト層膜厚に依存しない電流パスがサンプル内に存在している可能性が示唆された。

### 7.5 第7章総括

ドリフト GaN 層を厚膜化するための条件、厚膜化した際のデバイス特性への影響を検討した。SLS 条件に関しては、多層膜のペア数が多ければ同程度のそりが生じたとしてもクラックフリーで成長できることが確認できた。デバイス特性に関しては、厚膜化によりドリフト層膜厚に対してオン抵抗が線形に増加していく様が認められた。逆方向特性に関しては、ドリフト層膜厚 1.5 μm のサンプルに比べれば、膜厚 2.1、2.6 μm のサンプルのリーク電流は低減されているものの、膜厚 2.1 μm 以上では飽和傾向にあることがわかった。この結果からサンプル内に、リーク電流を増加させるドリフト層膜厚に依存しない電流パス

が存在する可能性が示唆された。

## 参考文献

- [1] 寺田豊, “修士論文,” 2008.
- [2] 鈴江隆晃, “修士論文,” 2010.

## 第 8 章 総括

本研究では、Si 基板上 GaN 縦型デバイスを実現するためのエピ技術について検討を行った。Si 基板上 GaN 縦型デバイス実現に向けた主な課題は(1)低オン抵抗化、(2)高耐圧化の 2 点である。これらの解決に向け

1. 中間層への不純物ドーピング
2. 初期中間層の薄膜化
3. ドリフト GaN 層成長時の V/III 比の検討
4. 厚膜化を可能にする SLS 条件の検討

を行った。

第 4 章では、各種中間層に不純物として Si をドーピングした際の影響について述べた。結果として、不純物源である SiH<sub>4</sub> ガスを 50sccm 以上流した際に直列抵抗値を大幅に低減することに成功した。また、予想されたそり値の増加、転位密度の悪化は確認されなかった。以上より、縦型デバイス設計時における中間層への不純物ドーピングの有用性を立証できた。

第 5 章では、低抵抗化のため初期中間層(AIN 中間層、AlGaIn 中間層)を薄膜化した際に、抵抗値と結晶品質(転位密度、表面状態)にあらわれる影響について述べた。AlGaIn 中間層については、挿入時、未挿入時で抵抗値と結晶品質に明瞭な差は認められなかった。AIN 中間層については、3nm までは結晶品質を悪化させず薄膜化が可能であった。3nm 以下の領域では転位密度、表面状態の急激な悪化が確認でき、特に未挿入時は螺旋転位:54%、刃状転位:157%、RMS 値:67%の増加がみられた。抵抗値については、AIN 中間層膜厚に比例して線形に直列抵抗が増加していく様が認められ、~3nm の極薄膜領域ではほぼ同程度の直列抵抗値であった。以上より、縦型デバイス設計時の最適な初期中間層は膜厚 3nm の AIN 中間層であることがわかった。

第 6 章では、ドリフト GaN 層の移動度向上を目的とした GaN 成長時の V/III 比条件について述べた。結果として、高 V/III 比で成長を行うほど 77-550K のすべての領域において高い移動度が得られることがわかった。特に V/III 比:4000 のサンプルでは、常温移動度:361cm<sup>2</sup>/Vs を実現できた。移動度が向上した原因を特定するため検証実験を行った結果、結晶中の炭素不純物が原因である可能性が示唆された。デバイス特性への影響に関しては、高 V/III 比で成長を行うほどオン抵抗は低減されるが、逆方向リーク電流が増加する傾向が認められた。オン抵抗が低減された原因は移動度が向上したため、逆方向リーク電流が増加した原因は炭素含有量が低下したためだと考えている。

第 7 章では、ドリフト GaN 層を厚膜化するための SLS 条件の検討と厚膜化がデバイス特性に与える影響について述べた。結果として、SLS 層の層数を増加させることで同程度のそりが生じてもクラックフリーで成長が行えることがわかった。次いで得られた SLS 条件(GaN/AlN = 28nm/5nm: 100 ペア)を用いて、ドリフト GaN 層膜厚 1.5  $\mu\text{m}$ , 2.1  $\mu\text{m}$ , 2.6  $\mu\text{m}$  の pin ダイオードを作製し、厚膜化がデバイス特性に与える影響を調査した。結果、ドリフト層膜厚に比例してオン抵抗は増加するが、逆方向リーク電流は膜厚 2.1  $\mu\text{m}$  以上ではほぼ同程度あり、低減効果が飽和傾向にあることがわかった。



