

## 第5章 立方晶 GaN と立方晶 AlGaN の光学特性

成長温度 800 °C, 窒素流量 0.5 sccm, 成長時間 180 分で成長した c-GaN および c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N ( $x = 0.05$  ないし  $x = 0.14$ ) の試料について光学測定を行った。

### 5.1 立方晶 GaN と立方晶 AlGaN の PL 測定

MgO(001)基板上に成長した c-GaN および c-AlGaN のフォトルミネッセンス測定を行った。図 5.1.1 に c-GaN, c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N の低温 (10 K) PL 測定の結果を示す。試料表面に Ga ドロップレットがあると He-Cd レーザーを GaN 薄膜および AlGaN 薄膜にレーザーを入射することができないために、塩酸 (9.8N, 室温) で 60 分間エッチングすることにより試料表面の Ga ドロップレットを除去し、He-Cd レーザーの散乱を抑制した。

c-GaN の励起子発光ピークを 3.27 eV に確認した。低エネルギー側には不純物や欠陥による発光として、ドナー・アクセプターペア発光 (3.17 eV) が存在する<sup>[45]</sup>。一方で、特徴的な発光として 2.8 eV 付近にブロードな発光が存在する。これは不純物や欠陥が多い試料に見られる深い順位による発光である。さらに、立方晶 Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N では Al 濃度が 5 %, 14 % と増えるにともない、3.42 eV, 3.48 eV と高エネルギー側へシフトした。

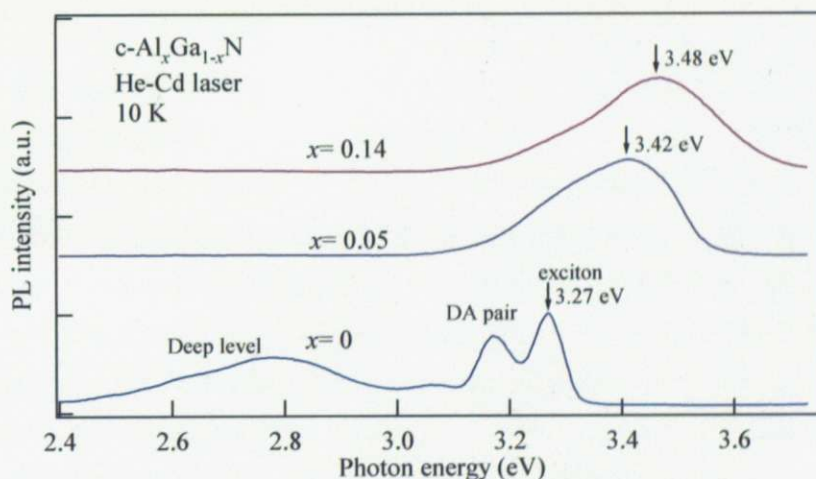
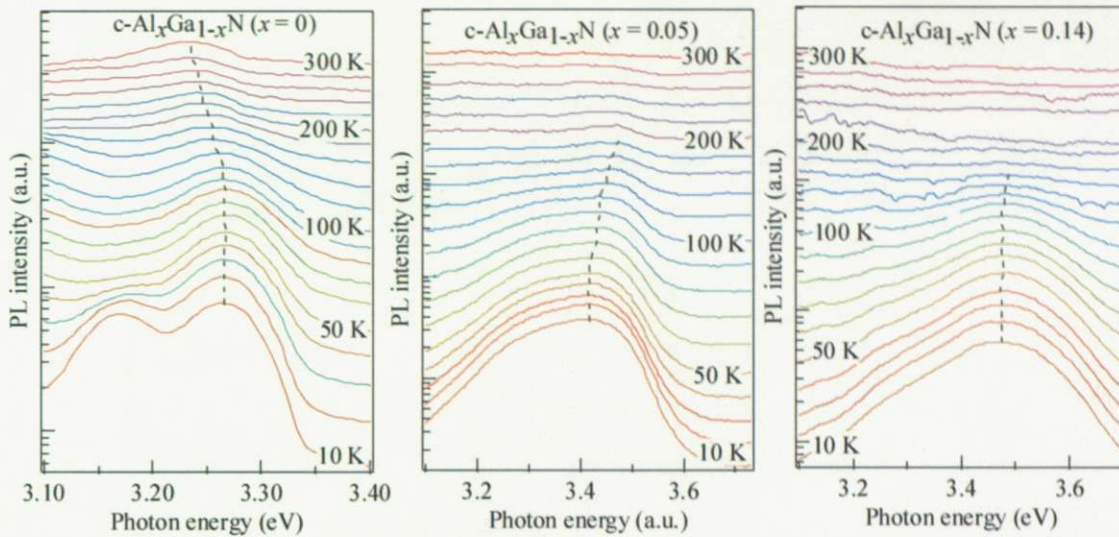


図 5.1.1 c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N の PL スペクトル

#### 温度特性

図 5.1.2 に c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N の PL スペクトルの温度依存性を示す。Al 濃度 0% では室温でも発光していることがわかる。しかしながら、Al 濃度 5 % および 14 % の試料は 160 K あたりからピークが見られなくなった。これは Al の混入により欠陥が生じ非発光プロセスが増加したためであると考えられる。また、Al 濃度 0% では 3.17 eV 付近 (10 K) でみられたドナー・アクセプターペア発光が温度上昇とともに発光強度が 20 K で急激に減少している。これは、浅い準位からの電子、正孔のバンドへの熱励起が生じたためである。


 図 5.1.2  $c\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  における PL スペクトルの温度特性

次に、 $c\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  における励起子発光エネルギーの温度依存性を図 5.1.3 に示す。Al 濃度 0% では、低温（100 K 程度）では局在性を示しているが（図 5.1.4(a)）、100 K よりも高温では、温度の上昇とともに励起子発光エネルギーは低エネルギー側にシフトした。この温度依存性は以下の Varshni の式<sup>[46]</sup>で記述される。

$$E_g(T) = E_0(0) - \frac{\alpha T^2}{T + \beta} \quad (\text{式 5.1.1})$$

ここで  $T$  は絶対温度、 $E(T)$  は温度  $T$  でのバンドギャップ、 $E_0(0)$  は 0 K におけるバンドギャップエネルギー、 $\alpha$  および  $\beta$  は定数である。この式を用いてバンドギャップの温度依存性をフィッティングしたものが図中の曲線である。フィッティング曲線は実験値とおおむね一致している。

一方で、Al 濃度が 5% および 14% の試料でも局在性が見られる。これは Al 添加にともなう組成揺らぎが原因であると考えられる。以下、この現象について説明する。図 5.1.4 に示すように、低温ではキャリアまたは励起子は局在しているが、温度が上昇すると熱的にキャリアまたは励起子は活性化され、ある程度移動できるようになる。この場合、いくつかのキャリアないし励起子はより高いエネルギーのバンド端へ移動したり（ブルーシフト）、より深い局在準位へ移動したり（レッドシフト）する。これが原因となって局在発光が見られる。

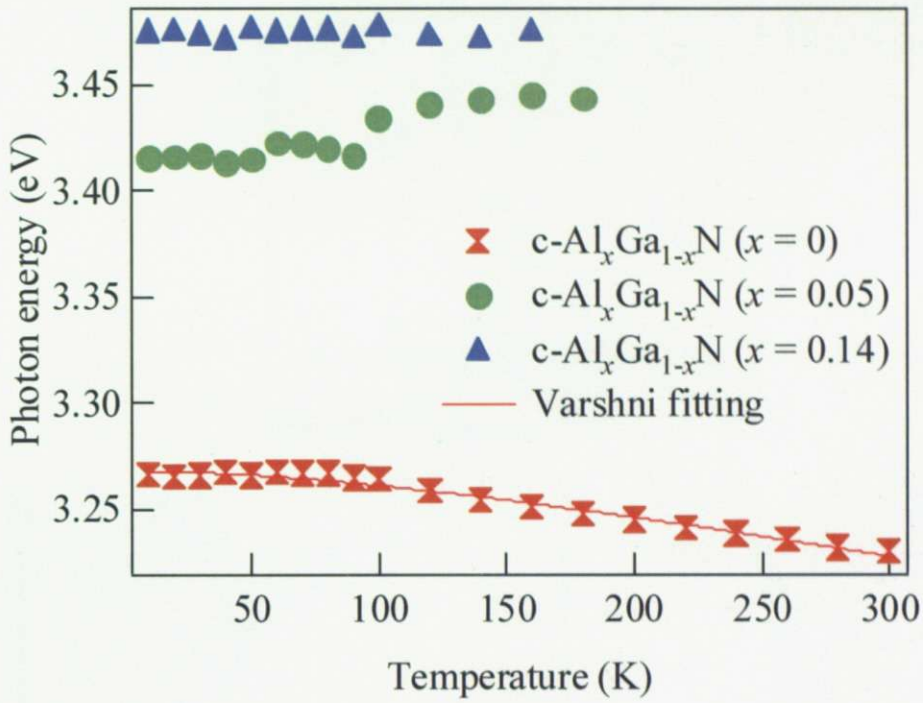


図 5.1.3  $c\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  の励起子発光エネルギーの温度依存性

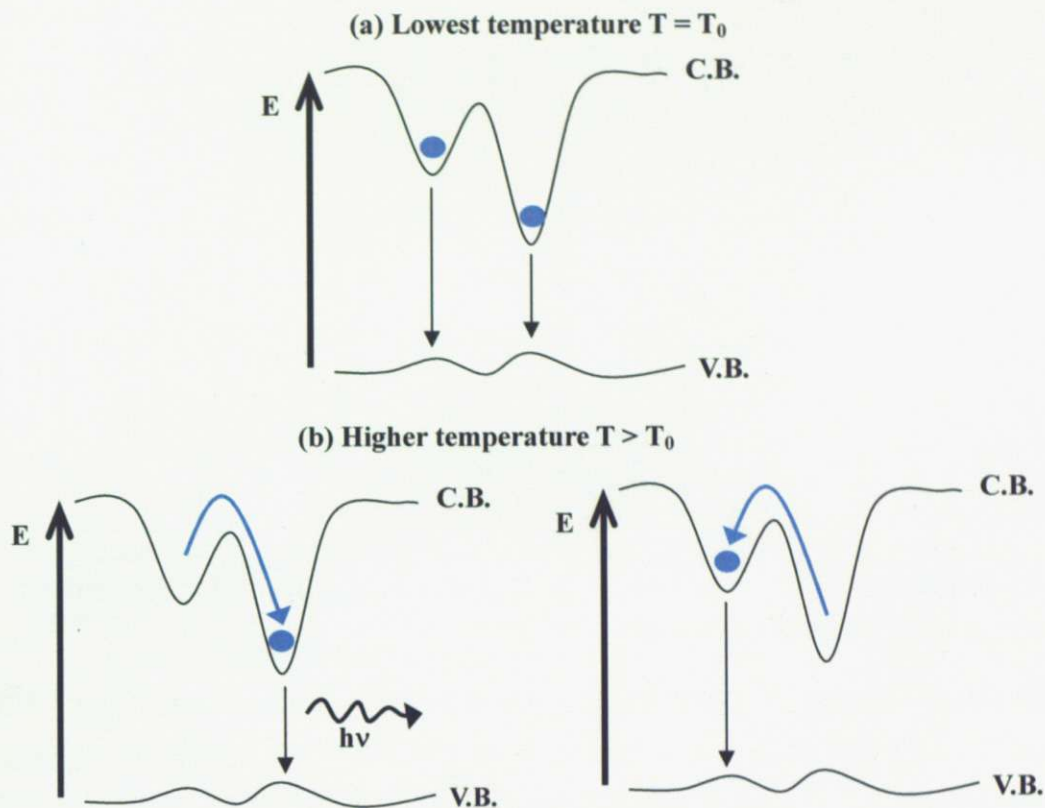


図 5.1.4 組成揺らぎにより局在したキャリア  
または励起子の遷移および温度による影響の模式図

## 5.2 立方晶 GaN と立方晶 AlGaN の透過測定

MgO 基板が透明基板であることを利用して透過測定を行った。図 5.2.1 に  $c\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  における透過測定から求めた吸収係数のエネルギー依存性を示す。c-GaN は 3.17 eV,  $c\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  は  $x = 0.05$  で 3.36 eV,  $x = 0.14$  で 3.51 eV と Al 濃度が増えるにしたがって高エネルギー側へシフトしている。直接遷移型の半導体だと、吸収係数  $\alpha$  の 2 乗とバンドエネルギーが比例関係を持つ。このことから、得られた試料が直接遷移型であることがわかる。しかしながら、Al 濃度が増えるにつれて、吸収の立ち上がりがテールを引いている<sup>[47]</sup>。これは、Al 濃度が増すと六方晶の混入が顕著になり結晶品質が低下してしまうからである。

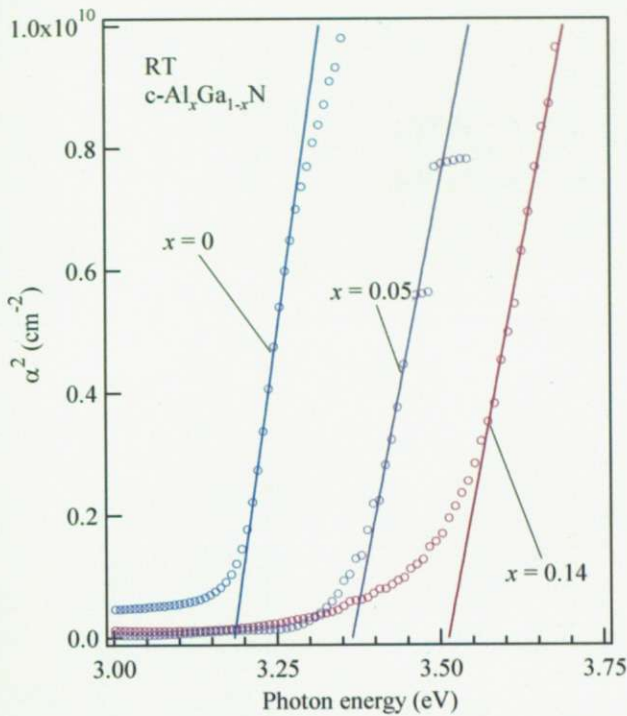


図 5.2.1 c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N における透過測定から求めた吸収スペクトル

次に、室温 (300 K) における透過測定から得られた吸収端と PL の励起子発光を比較した。c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N は Al 濃度 0% では室温での PL 発光は確認できたが、Al 濃度 5% および 14% では確認できないために、室温で Al 濃度 5% と 14% の比較ができない。そこで、Al 濃度 5% と 14% とが Al 濃度 0% と同様の温度依存性を示すと考えて、Al 濃度 0% における 100 K から 300 K までのシフト量 (30 meV) を Al 濃度 5% および 14% に適用して、室温での励起子発光を見積もった。100 K からのシフト量を考えた理由は 100 K から温度依存性がみられたからである。その結果を表 5.2.1 および図 5.2.2 に示す。また、PL の励起子発光については室温のエネルギー (26 meV) をエラーバーとして示した。Al 濃度 0% および 5% の試料ともに、低エネルギー側へシフトはみられない。低エネルギー側へシフトがみられない理由は次のことが原因であると考えられる。PL では He-Cd レーザーの侵入長は 60~70 nm 程度であることにより試料表面の情報しか得られない。一方で、透過測定では試料を透過していることにより全領域の情報を得ている。このため、不純物や欠陥による準位の情報が得られ、PL よりも低エネルギー側にみられたと考えられる。また、Al 濃度 14% では Al の組成揺らぎにより低エネルギー側へシフトが見られる。これは、Al 濃度が増えると組成揺らぎによるバンドの揺らぎが大きくなるためである。

表 5.2.1 300K における PL 測定結果と透過測定結果の比較

c-Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N	PL (100 K ⇒ 300 K)		透過測定 (300K)
x = 0	3.26 eV ⇒ 3.23	>	3.17 eV
x = 0.05	3.44 eV ⇒ 3.41	>	3.36 eV
x = 0.14	3.48 eV ⇒ 3.45	<	3.51 eV

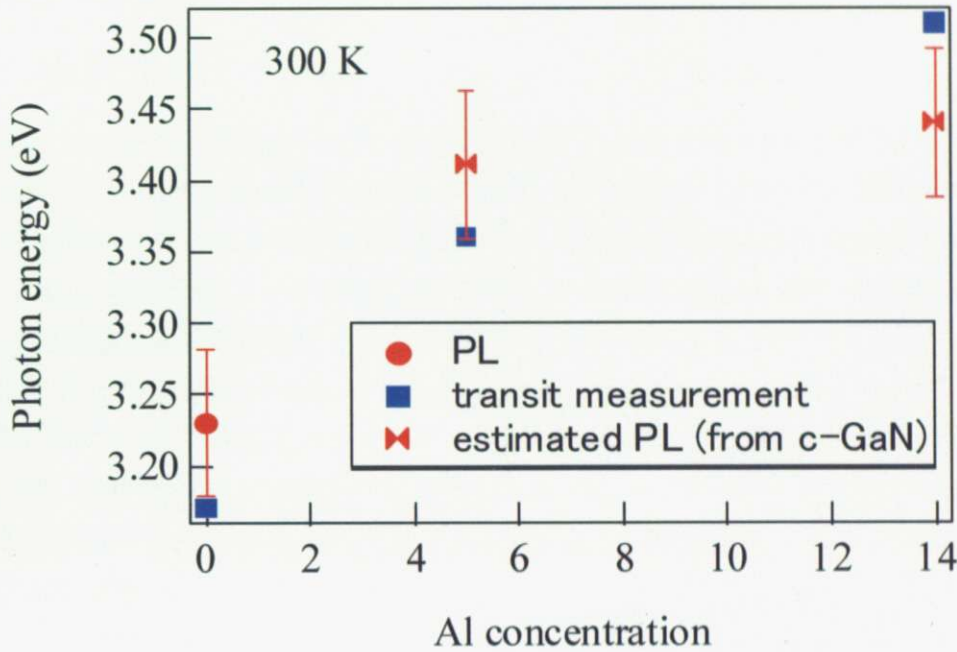


図 5.2.2 300K における PL 測定結果と透過測定結果の比較

### 5.3 まとめ

c-GaN および c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (x = 0.05, x = 0.14) においてフォトルミネッセンス測定を行った。10 K にて、c-GaN は 3.27 eV 付近、c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N は x = 0.05 で 3.42 eV 付近、x = 0.14 で 3.48 eV 付近より PL 発光を確認した。

MgO が透明基板であることにより透過測定を行った。室温での吸収端が c-GaN では 3.17 eV、c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N では x = 0.05 で 3.36 eV、x = 0.14 で 3.51 eV であることを確認することに成功した。さらに、いずれの試料も吸収係数の 2 乗とフォトンエネルギーが線形であることから直接遷移型であることがわかった。しかしながら、Al 濃度が増えるにつれて、吸収の立ち上がりゲートを引いている。これは、Al 濃度が増すと六方晶の混入が顕著になり結晶品質が低下してしまうからである。

## 第6章 Sapphire(0001)基板上的AIN成長と評価

立方晶AINは準安定相であるために、その結晶成長の報告例がほとんどない。このことから、光学特性や電気伝導特性などの物性に興味を持たれている。一方で、安定相である六方晶AINは立方晶AINと比較して結晶成長を行いやすい。そこで、MgO基板上に立方晶AINを作製する前の段階として、汎用性の高いSapphire基板上に六方晶AINの結晶成長を試み、成長条件が構造特性に与える影響を調べた。

### 6.1 成長手順

Sapphire(0001)基板(直径2インチ, 厚さ0.62 mm)を用いてAIN成長を試みた。Sapphire基板は基板ホルダーに納まるサイズ(1インチ以下)にへき開して用いた。基板ホルダーには円筒状のMo製ネジ固定式基板ホルダーを用いた。基板の裏面と円形状のMo板(直径1インチ, 厚さ0.5 mm)の間にGa溶剤をしみ込ませて貼り付け、W製のつめ(厚さ0.2 mm)を用いてネジでMo板と基板を締め付けることで基板を固定した。Ga溶剤をしみ込ませたのは、成長中に基板の面内温度の均一性を高めるためであり、Mo製の基板ホルダーでは、厚さが0.5 mmの薄いMo板を用いているために、わずかであるがMo板が熱変形して、基板の裏面とMo板の間に隙間ができて基板面内に温度むらが生じてしまうからである。一方で、インコネル製の基板ホルダーでは、Gaがインコネルと反応して侵食されてしまうためにGa溶剤は使用しなかった。

#### ・基板の前処理

成長に用いたSapphire基板は、トリクロロエチレン、アセトン、メタノールの順に5分間、超音波洗浄したものを用いた。その後、乾燥窒素でブローし十分に溶媒を除去したものを基板ホルダーに固定して、MBEの準備室内に導入した。

### Sapphire(0001)基板上的AIN成長

成長前処理を行ったSapphire基板をMBEチャンバー内へ搬送し、基板表面に吸着している不純物を取り除くために、930 °Cで30分間の真空加熱処理をした。その後、基板温度700 °C、窒素流量1.0 sccm, RF出力500 Wで表面窒化を行った。このとき、イオン種を取り除くイオン偏向電極は用いなかった。これは、Sapphire表面の酸素原子を窒素原子に置き換えやすくなると考えたからである。次に、成長温度を700 ~900 °C, Alフラックスを $1.0 \times 10^{-4}$  Pa, RF出力を400Wで固定し、窒素流量を2.0 ~4.5 sccmと変化させてAIN成長を行った。図6.1.1に成長手順を、表6.1.1に成長条件をまとめ、表6.2.2に各成長温度に対する窒素流量を示す。また、試料構造を図6.1.2に示す。AINの膜厚は断面SEM観察像より求めた。

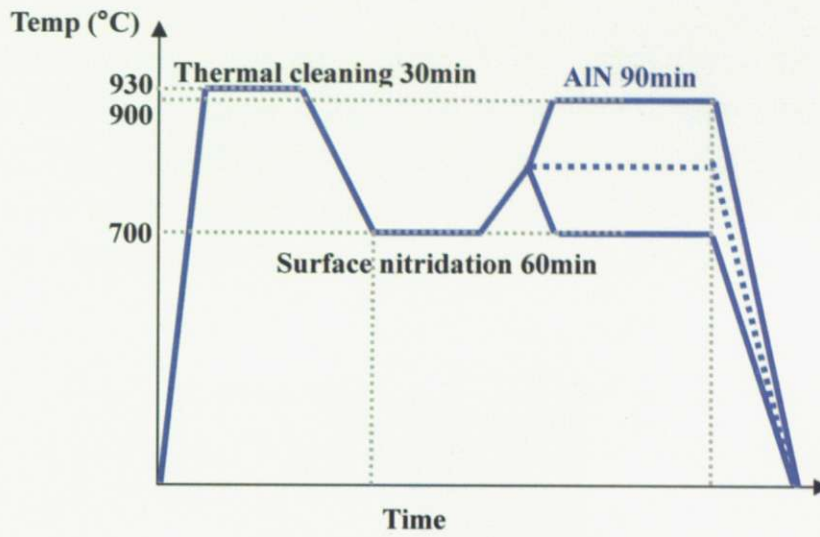


図 6.1.1 成長手順

表 6.1.1 成長条件

	Surface nitridation	AlN
Al flux :	...	$1.0 \times 10^{-4}$ Pa
Growth Temp. :	700 °C	700~900 °C
N <sub>2</sub> flow:	1.0 sccm	2.0~4.5 sccm
RF-plasma power :	500W	400W

表 6.1.2 試料の成長温度と窒素流量

成長温度 (°C)	窒素流量 (sccm)
700	2, 3
800	2, 3, 4
900	2, 3, 4, 4.5

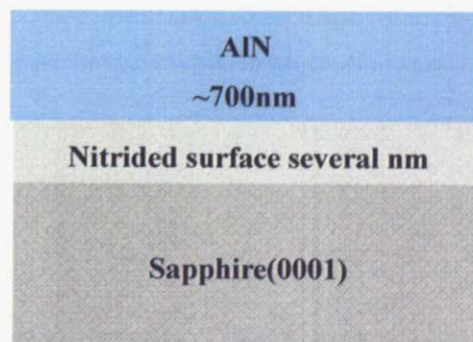


図 6.1.2 試料構造



**Sapphire基板の表面窒化による効果**<sup>[48],[49]</sup>

Sapphire基板上へAINを直接成長するとAINはc軸配向して成長するが、面内のエピタキシャル関係は $\langle 1-100 \rangle \text{AIN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$ ,  $\langle 11-20 \rangle \text{AIN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$ の2種類ドメインが存在する(図6.1.3)。この2種類のドメインを $\langle 11-00 \rangle \text{AIN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$ の1種類に制御するためにSapphireの表面窒化が有効である。シングルドメインに制御できる理由は $\phi$ スキャン測定結果の項で結果と合わせて述べる。

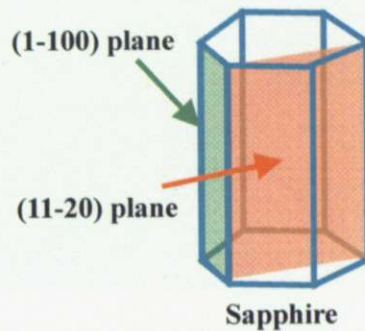


図 6.1.3 Sapphire の面方位

**6.2 微分干渉顕微鏡観察**

図 6.2.1 に Sapphire 基板上に成長した AIN の微分干渉顕微鏡像を示す。また、ストイキオメトリー条件のラインは試料の Al ドロプレットの有無で判断した(図中の赤線)。

窒素流量が増加するにつれ、表面に形成された Al ドロプレットが減少した。これは固相中に AIN となって取り込まれたためである。また、高温になるにつれ、余剰な Al が再脱離したために、Al ドロプレットのサイズが小さくなっている。

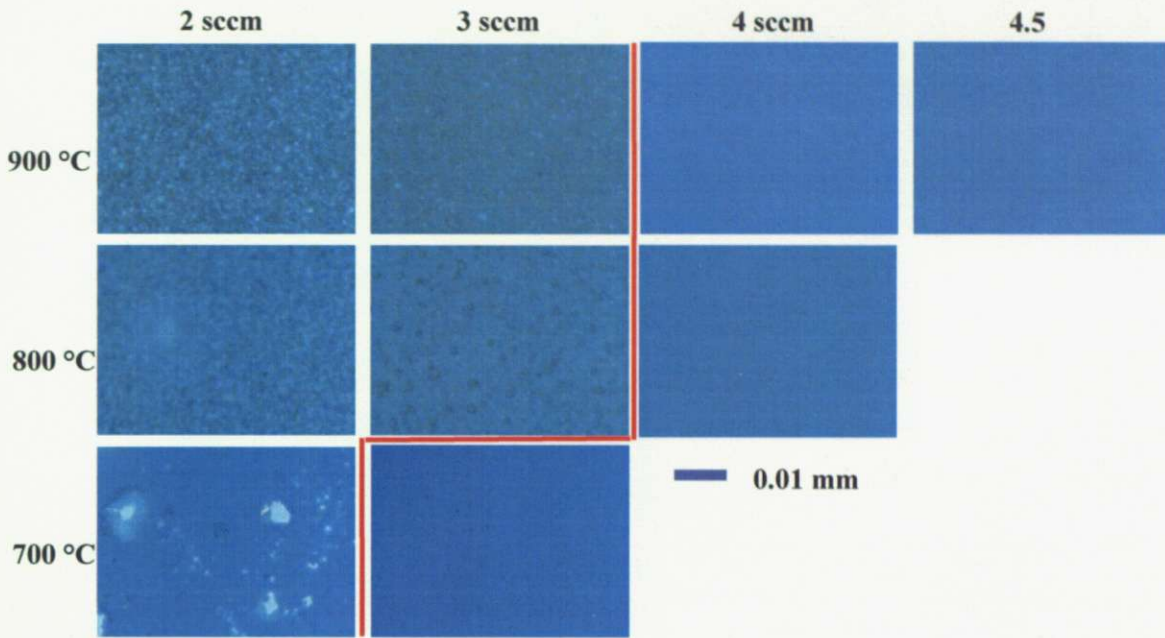


図 6.2.1 Sapphire 上 AIN の微分干渉顕微鏡像

### 6.3 SEM 観察

図 6.3.1 に試料表面 SEM 像を示す。窒素流量が増加するにつれ、表面に形成された Al ドロプレットが減少した。これは固相中に AIN となって取り込まれたためである。また、高温になるにつれ、余剰な Al が再脱離したために、Al ドロプレットのサイズが小さくなっている。なお、成長温度 800 °C ないし 900 °C のストイキオメトリー条件よりも低窒素流量側では六角形のグレインが見える。このことから h-AIN が成長していることがわかる。

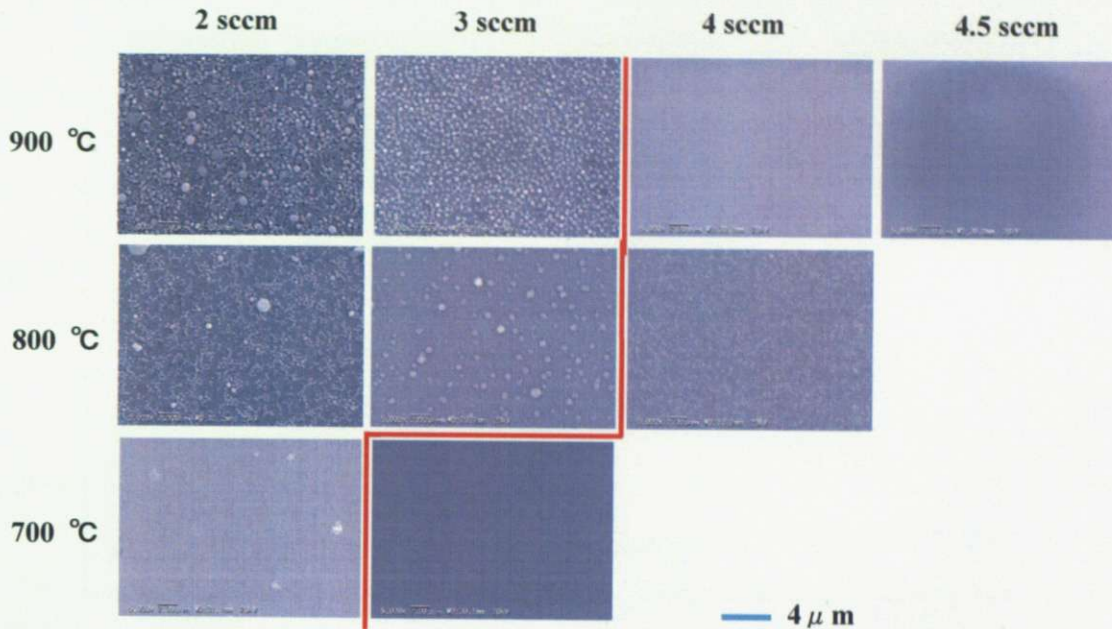


図 6.3.1 Sapphire 基板上 AlN の SEM 像

## 6.4 AFM 観察

試料表面の平坦性を調べるために、AFM 像観察を行った。その結果を図 6.4.1 に示す。測定領域は  $1000 \text{ nm} \times 1000 \text{ nm}$  である。いずれの成長試料においても窒素流量の増大とともに、グレインサイズは小さくなっている。これは過剰な窒素原子が Al 原子の表面拡散を抑制しているためである。また、 $700 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $3.0 \text{ sccm}$  では六角形のグレインが見られる。これは六方晶構造を反映しているものと考えられる。一方で、成長温度の上昇とともに、グレインサイズは大きくなっている。これは Al の表面拡散が促進されたためである。

図 6.4.2 に各成長温度、窒素流量にて成長した試料表面の表面粗さ (RMS 値) をグラフにして示す。いずれの成長温度においても窒素流量の増大とともに、グレインサイズは小さくなっている。これは、過剰な窒素原子が Al 原子の表面拡散を抑制するためである。GaN の RF-MBE 成長においても同様の傾向を示している。また、RMS 値は窒素流量が増えるにつれて減少している。これは固相中に AlN となって取り込まれ、Al ドロップレットが減少し平坦性が向上したためである。

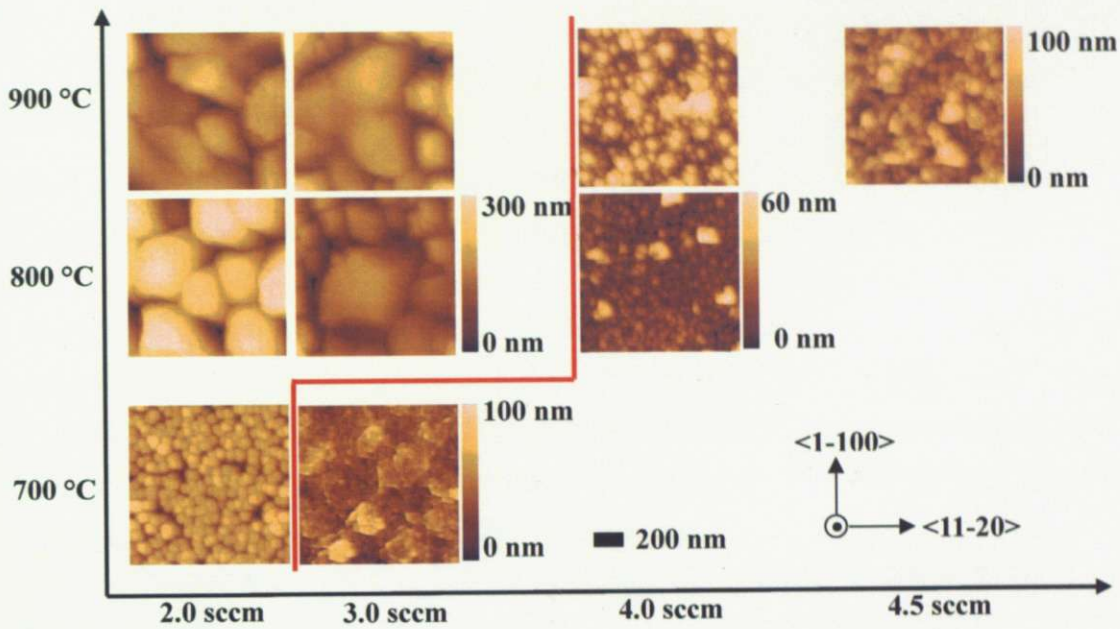


図 6.4.1 成長温度 700 ~ 900 °C, 窒素流量 2.0 ~ 4.5 sccm における Sapphire(0001)基板上的の AIN の AFM 像

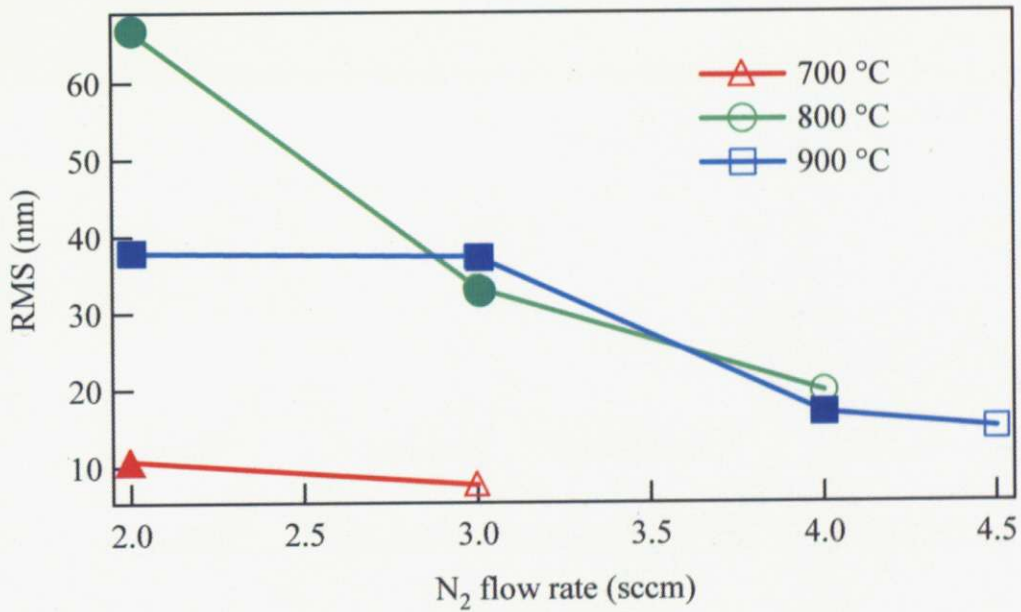


図 6.4.2 各成長温度における RMS 値の窒素流量依存性 (白抜きは窒素リッチ, 中塗りは Al リッチ)

## 6.5 X線回折測定

### ・ $2\theta$ - $\omega$ スキャン測定

図 6.5.1～図 6.5.3 に各成長温度における XRD  $2\theta$ - $\omega$  スキャンプロファイルの結果を示す(ピーク強度は Sapphire(0006)回折ピークで規格化してある)。  $2\theta = 36^\circ$  付近に h-AlN(0002)回折ピーク及び  $2\theta = 38.5^\circ$  付近に Al(111)回折ピークが見られる。いずれの成長温度においても、窒素流量の増加とともに Al(111)回折からのピークが減少し、もっとも強く幅の狭い h-AlN(0002)回折ピークはストイキオメトリー条件よりもわずかに Al が多い場合であった。また、成長温度  $800^\circ\text{C}$  及び  $900^\circ\text{C}$  において、  $2\theta = 34.5^\circ$  付近に六方晶 GaN(0002) (h-GaN) 回折ピークがみられる。これは成長中に面内温度の均一性を保つために用いている Ga ソルダが蒸発して窒素源と反応したからである。

図 6.5.4 に h-AlN(0002)回折ピークの  $\Delta 2\theta$  の窒素流量依存性を示す。成長温度  $900^\circ\text{C}$ 、窒素流量 4.5 sccm 以外の試料では  $\Delta 2\theta$  の値に顕著な変化は見られない。しかしながら、成長温度  $900^\circ\text{C}$ 、窒素流量 4.5 sccm の試料にて  $\Delta 2\theta$  の値が顕著に大きくなっている。これは窒素過剰により歪みの不均一性、アンチサイトおよび空孔が増加したためであると考えられる。

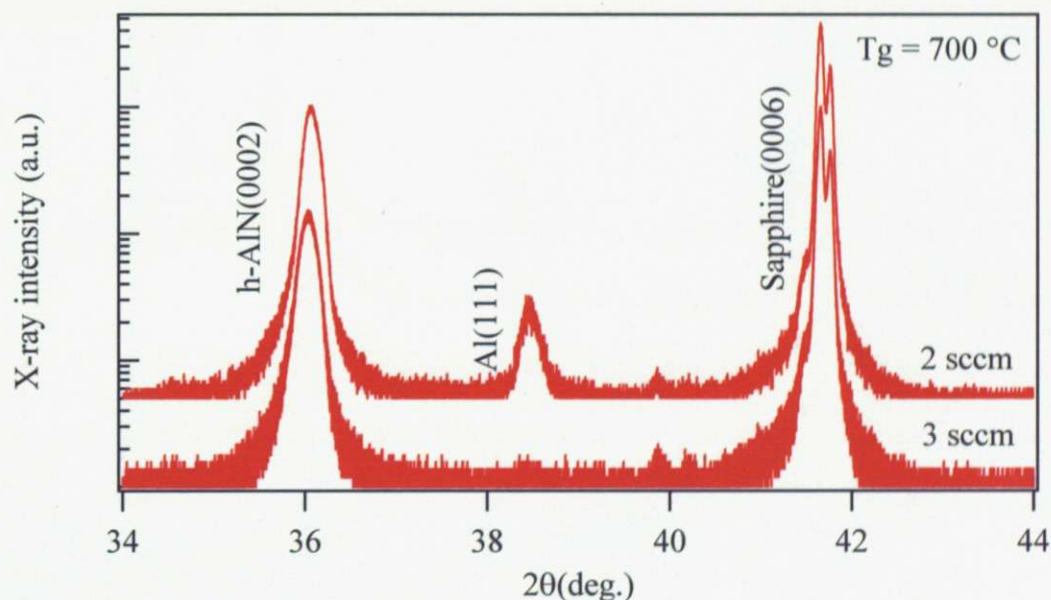


図 6.5.1 成長温度  $700^\circ\text{C}$  における  $2\theta$ - $\omega$  スキャン (ピーク強度は最大値で規格化してある)

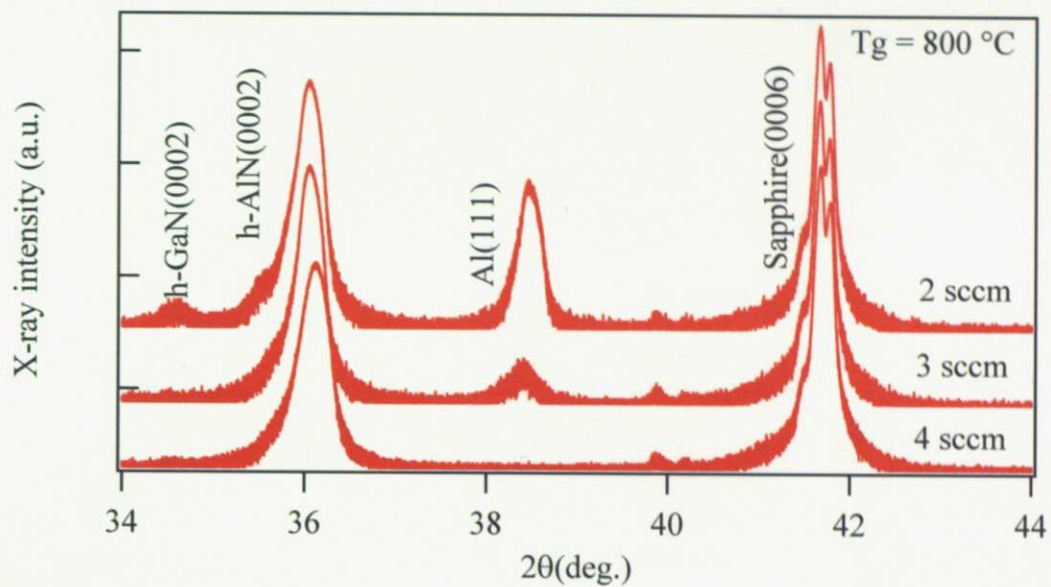


図 6.5.2 成長温度 800°Cにおける 2θ-ω スキャン(ピーク強度は最大値で規格化してある)

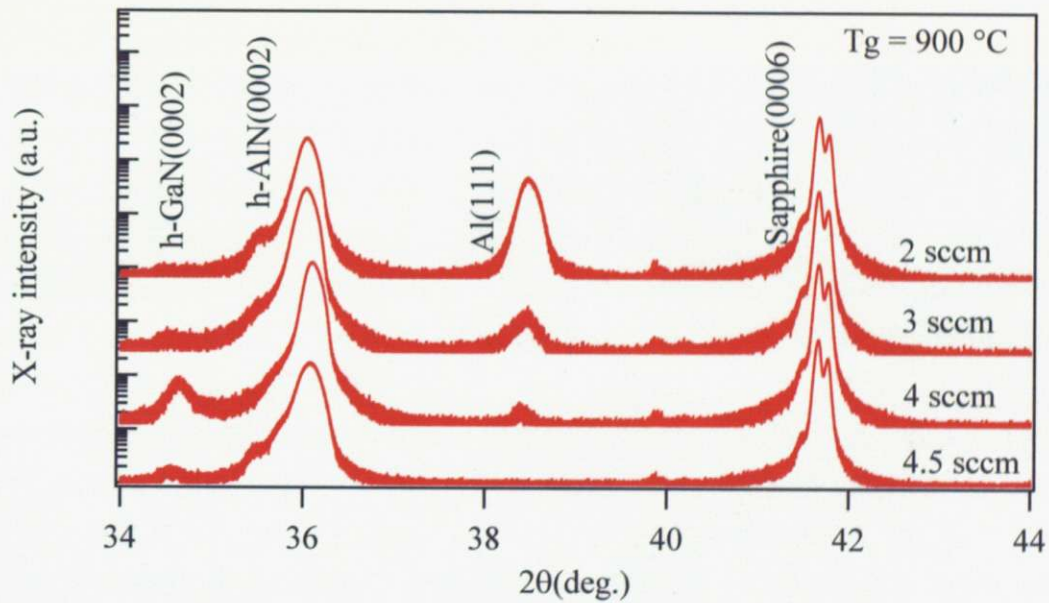


図 6.5.3 成長温度 900°Cにおける 2θ-ω スキャン(ピーク強度は最大値で規格化してある)

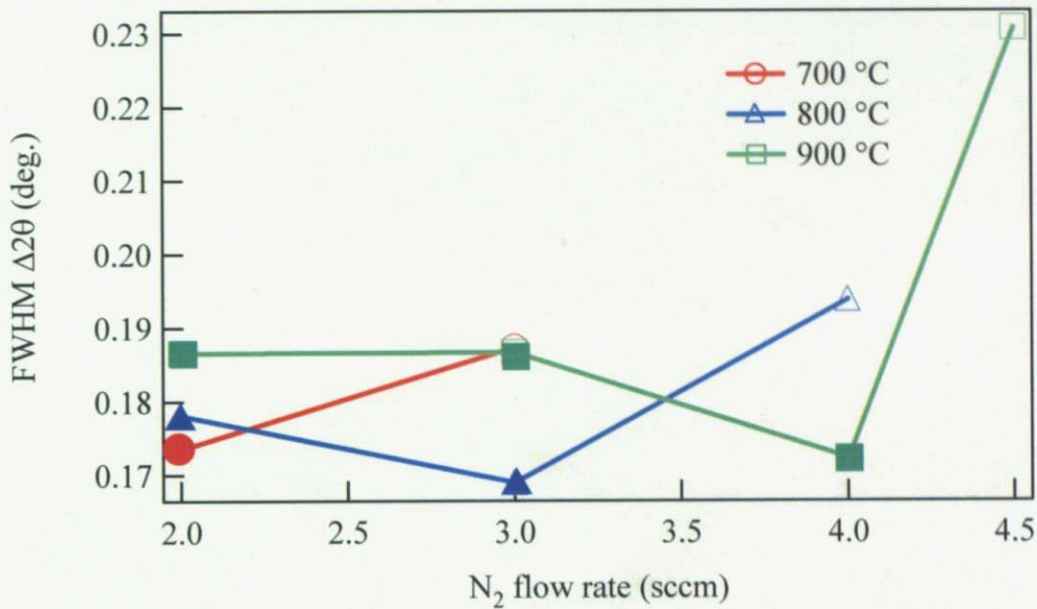


図 6.5.4 成長温度 700~900°C における  $\Delta 2\theta$  の窒素流量依存性

### ・ $\omega$ スキャン測定

図 6.5.5~図 6.5.7 に各成長温度における AlN の  $\omega$  スキャンの窒素流量依存性を示す。

成長温度 700 °C で成長した AlN 薄膜では、半値全幅の広いピークと狭いピークの 2 つのピークからなっている。これは、基板からある程度コヒーレントに成長して比較的配向性の揃った部分とその後に 3 次元的に成長して配向の乱れた部分が存在するためである。すなわち、鋭いピークは配向性が揃って成長した領域からの回折ピークであり、ブロードなピークは 3 次元的に成長し配向性が乱れた領域からの回折ピークである。また、成長温度 800 °C、窒素流量 2.0 sccm または成長温度 900 °C、4.5 sccm においても、成長温度 700 °C と同様の傾向が見られる。

図 6.5.8 に各成長温度における AlN(0002) 回折の  $\omega$  スキャン半値全幅の窒素流量依存性について示す。この図では 2 つのピークが見られた AlN 薄膜については半値全幅の広いピークの値を用いた。成長温度の上昇にともない、 $\omega$  スキャンピークの半値全幅は減少した。これは GaN 成長 (第 3 章 5 項) 傾向と同様に、高温成長が表面拡散しにくい Al 原子のマイグレーションを促進したためである。成長温度 900 °C において、ストイキオメトリ条件よりもわずかに窒素過剰では窒素原子が Al 原子の表面拡散を抑制するために  $\omega$  の半値全幅が大きくなっている。しかしながら成長温度 700 °C ないし、800 °C ではこの傾向が見られない。この温度領域では Al 原子の表面マイグレーションが低いためである。よって六方晶 AlN の成長には 900 °C 以上という高温成長が必要であることがわかる。

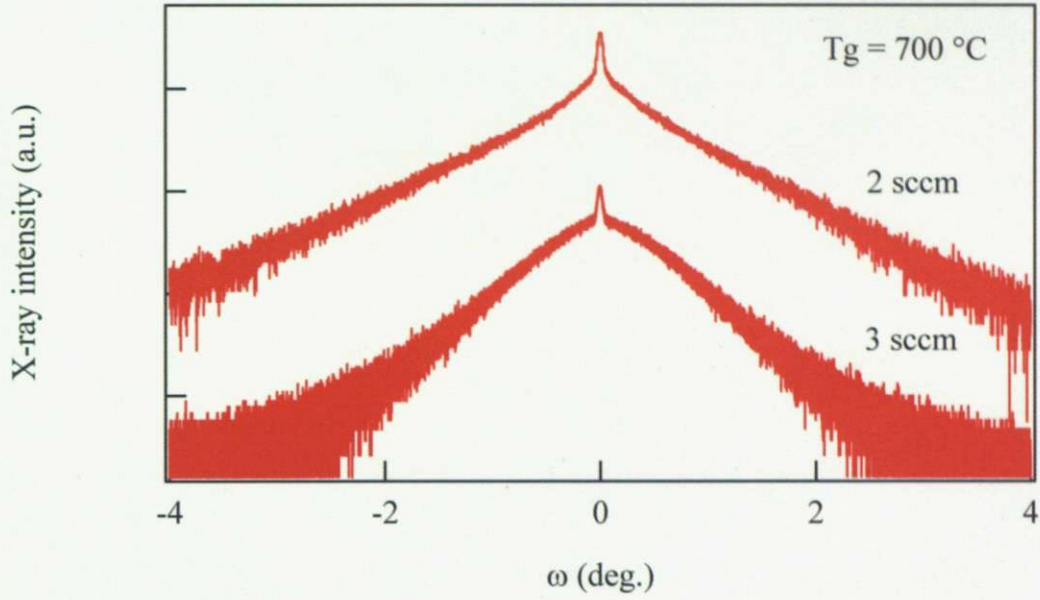


図 6.5.5 成長温度 700°Cにおける ω スキャン (ピーク強度は最大値で規格化してある)

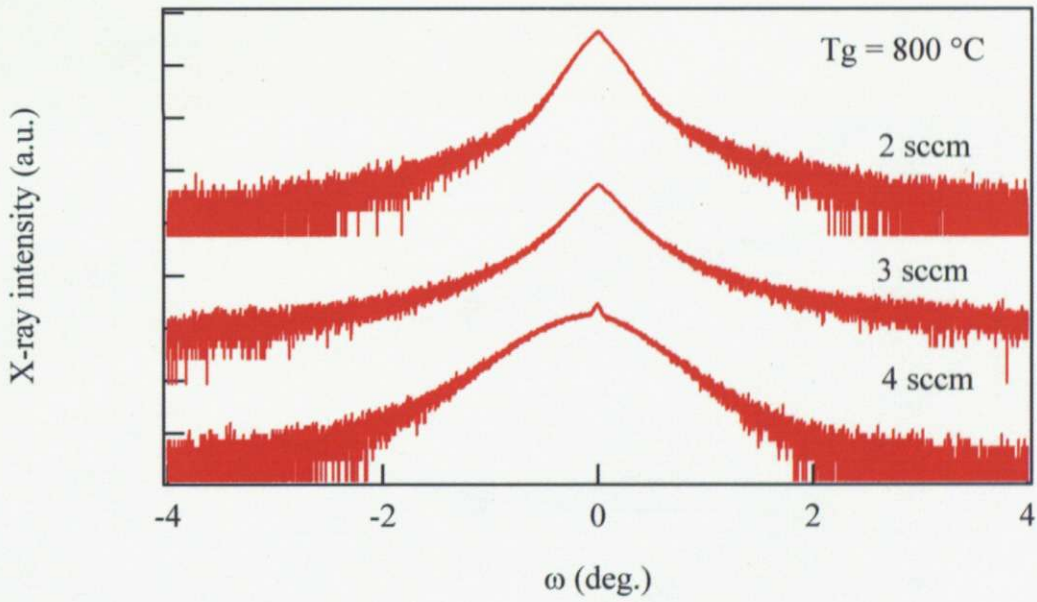


図 6.5.6 成長温度 800°Cにおける ω スキャン (ピーク強度は最大値で規格化してある)



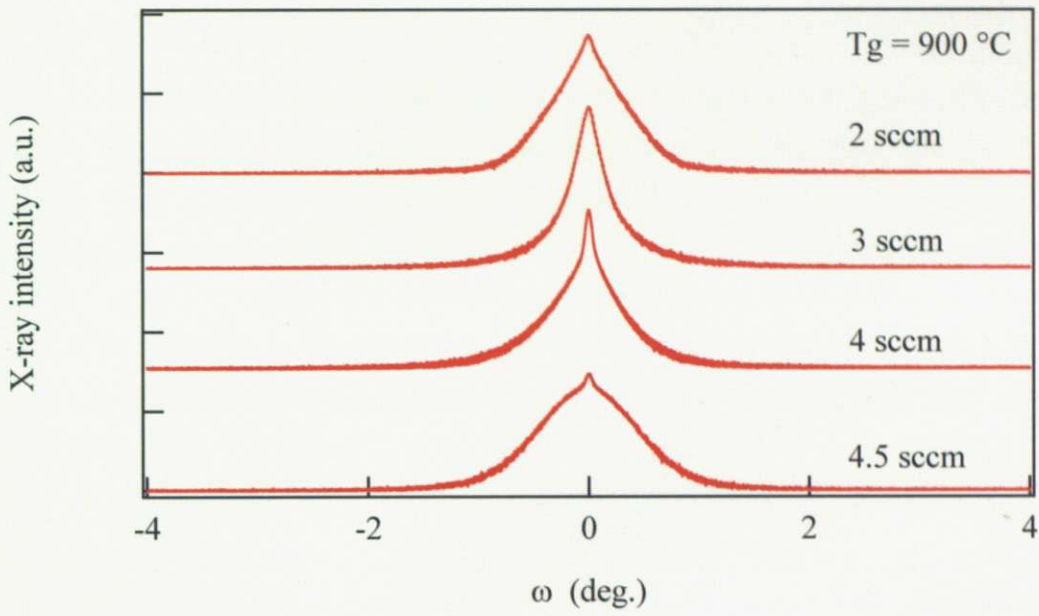


図 6.5.7 成長温度 900°Cにおける ω スキャン (ピーク強度は最大値で規格化してある)

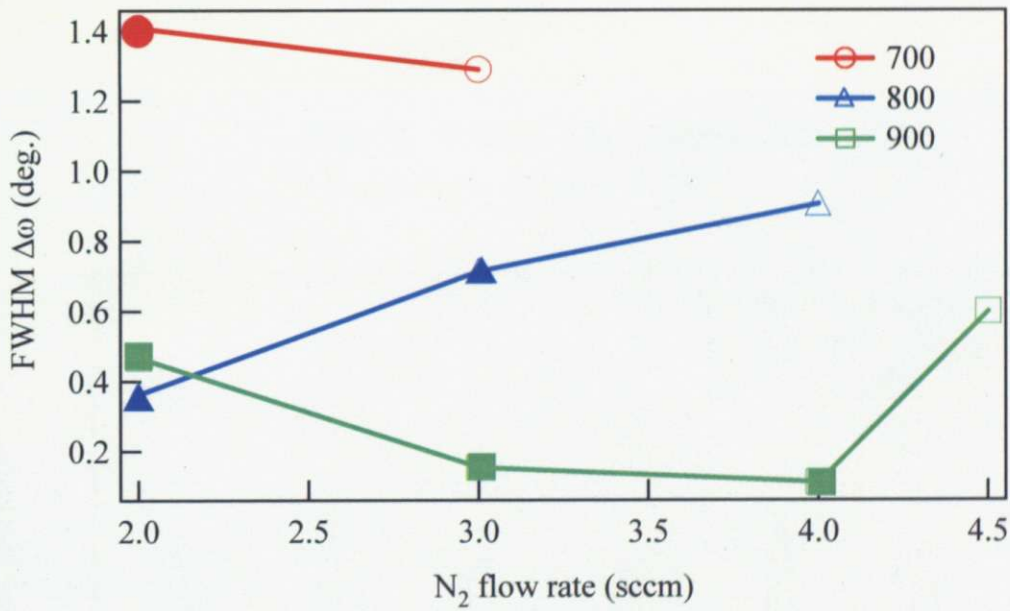


図 6.5.8 成長温度 700~900°Cにおける Δω の窒素流量依存性

・φ スキャン測定

h-AlN薄膜がSapphire(0001)基板に対してどのような面内でピタキシャル関係を有しているかを調べるために、最も $\Delta\omega$ の小さい成長温度700 °Cおよび800 °C、窒素流量2~4 sccmの試料についてφスキャン測定を行った結果を図6.5.11~ 図6.5.15に示す。Sapphire基板は(11-23)回折、AlNは(11-25)回折の非対称面について測定した。Sapphire(11-23)面及びAlN(11-25)面ともにc軸に関して6回対称なことから、6つのピークが得られ、それぞれのピークの関係は30°ずれた。これは成長条件の項で述べたように、Sapphire基板の表面窒化によりAlNとの面内エピタキシャル関係が $\langle 1-100 \rangle_{\text{AlN}} // \langle 11-20 \rangle_{\text{Sapphire}}$  (図6.5.10) に抑制されたためである。

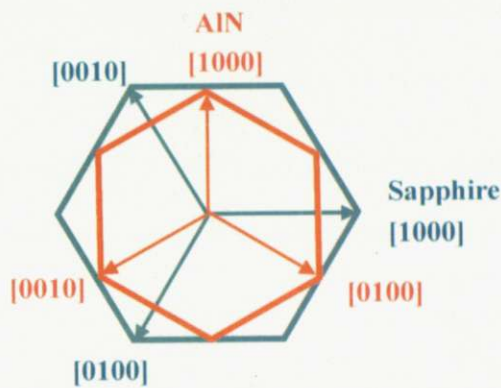


図 6.5.10 表面窒化された Sapphire 基板と AlN の面内エピタキシャル関係

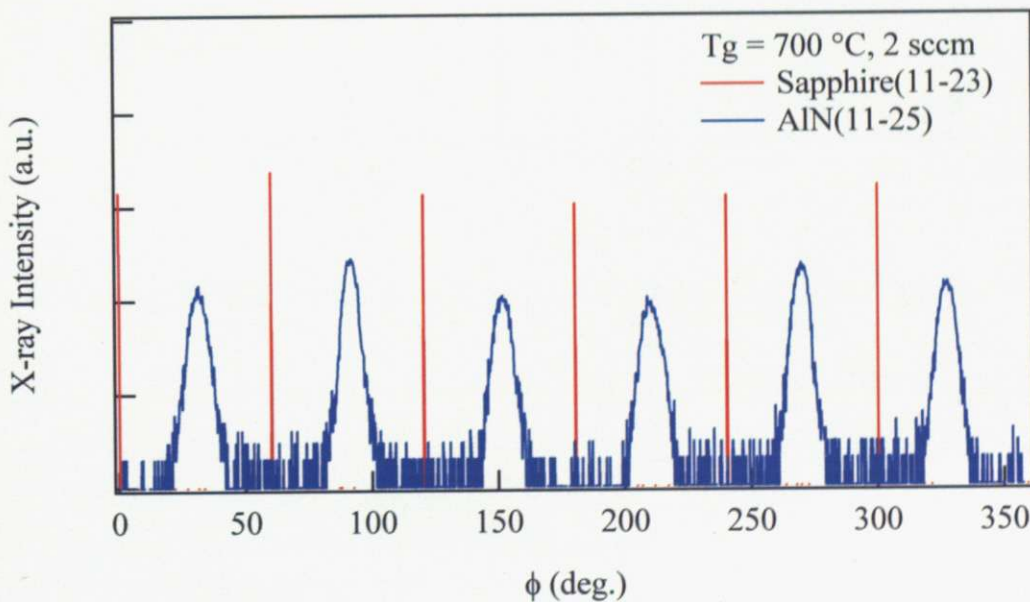


図 6.5.11 成長温度 900°C, 4sccm における Sapphire(11-23)と AlN(11-25)の φ スキャン

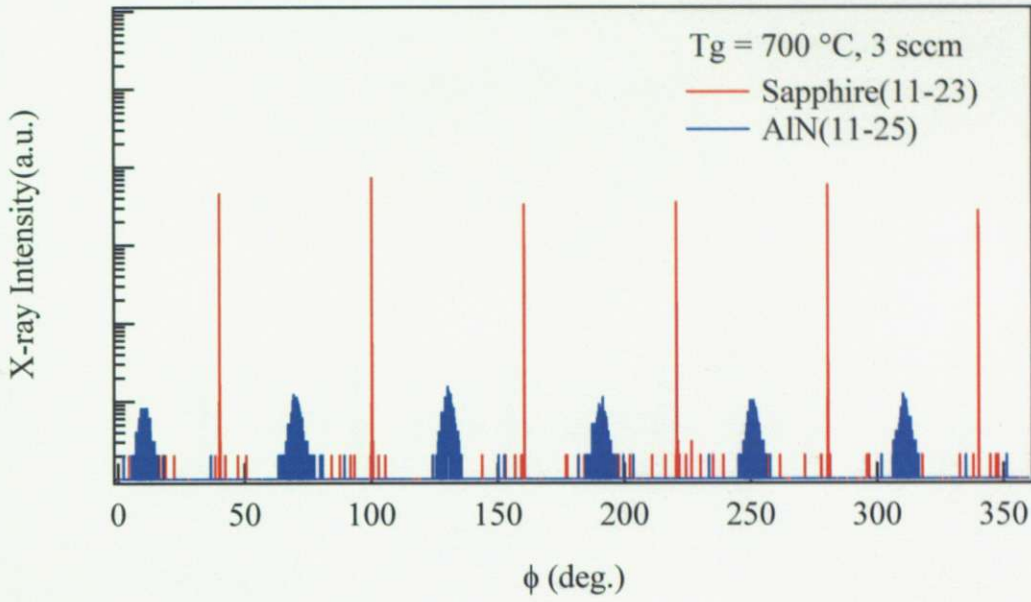


図 6.5.12 成長温度 900°C, 4sccm における Sapphire(11-23)と AlN(11-25)の  $\phi$  スキャン

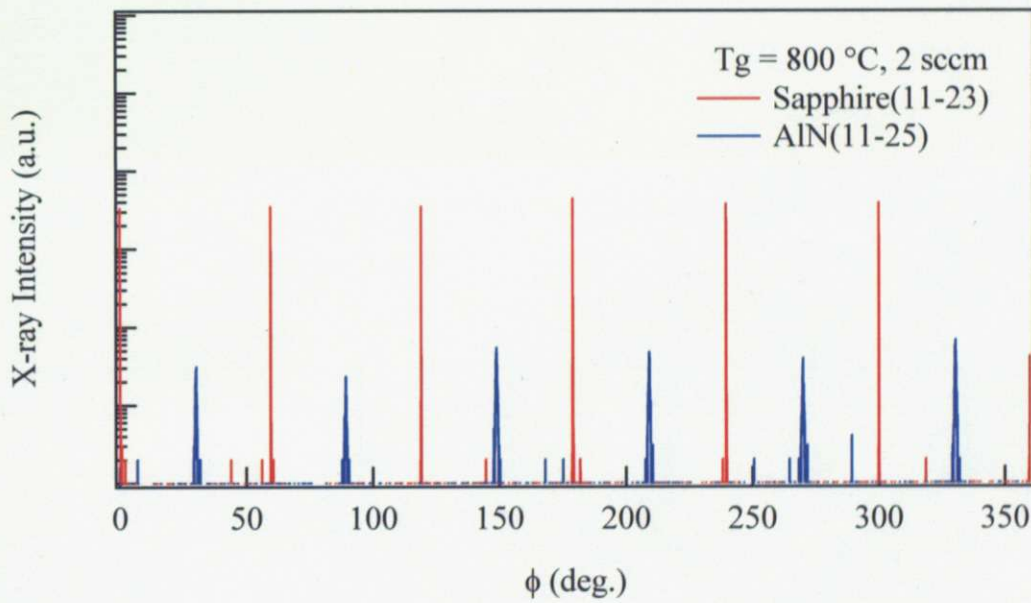


図 6.5.13 成長温度 900°C, 4sccm における Sapphire(11-23)と AlN(11-25)の  $\phi$  スキャン

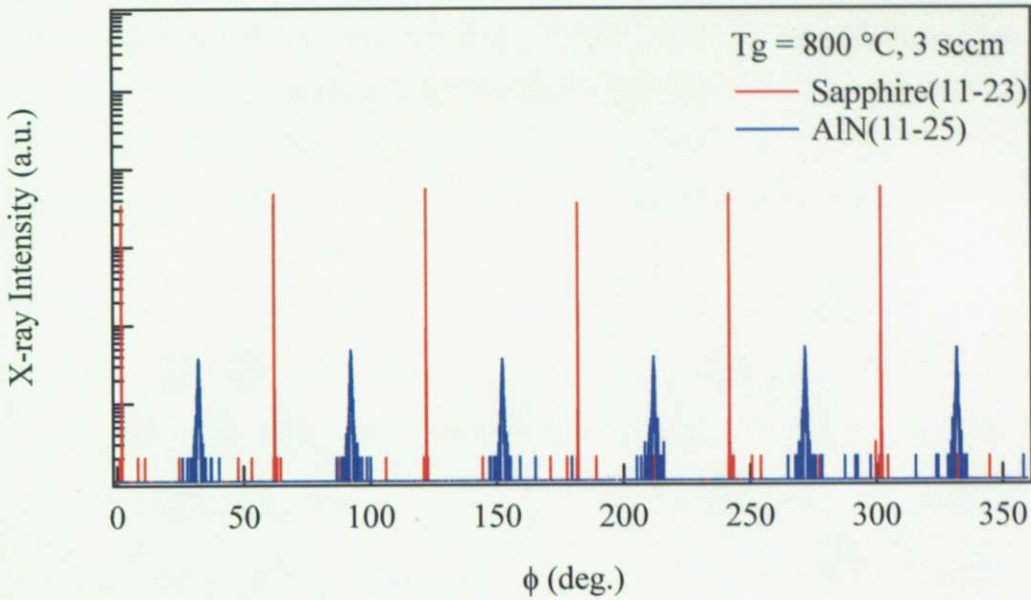


図 6.5.14 成長温度 900°C, 4sccm における Sapphire(11-23)と AlN(11-25)の φ スキャン

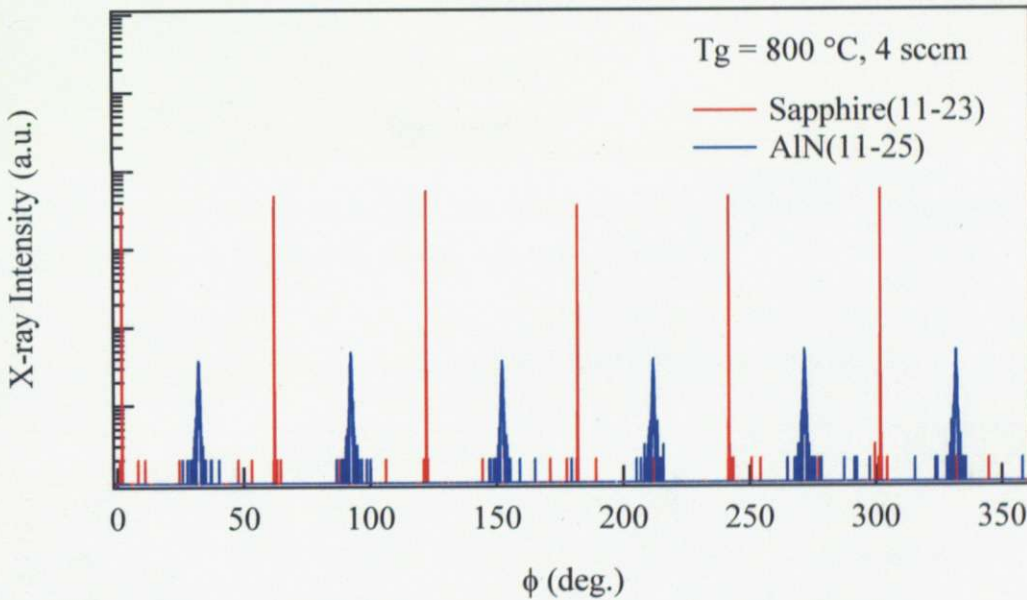


図 6.5.15 成長温度 900°C, 4sccm における Sapphire(11-23)と AlN(11-25)の φ スキャン

Sapphire(0001)基板上的に AlN は一般的に c 軸配向でエピタキシャル成長し、面内エピタキシャル関係は  $\langle 1-100 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  および  $\langle 11-20 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  の 2 種類が考えられる。表面窒化することにより Sapphire 基板と AlN の面内エピタキシャル関係が  $\langle 1-100 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  となる理由は Sapphire 基板と AlN の格子不整合度を考えればよい。 $\langle 1-100 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  の場合、図 6.5.16 の(a)に示すように、Sapphire の最密充填面の八面体間隔のうち Al 原子の位置に III 族窒化物の第一原子層の原子が位置する。一方で  $\langle 11-20 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  場合は、図 6.5.16 の(b)に示すように、Al 原子の存在しない

空孔に III 族窒化物の第一原子層の原子が位置する場合である。以上のことを踏まえて格子定数を計算すると表 6.5.1 のようになる。このことから、 $\langle 1-100 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  は  $\langle 11-20 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$  と比べて、格子不整合度が小さいためシングルドメインに制御できることがわかる。

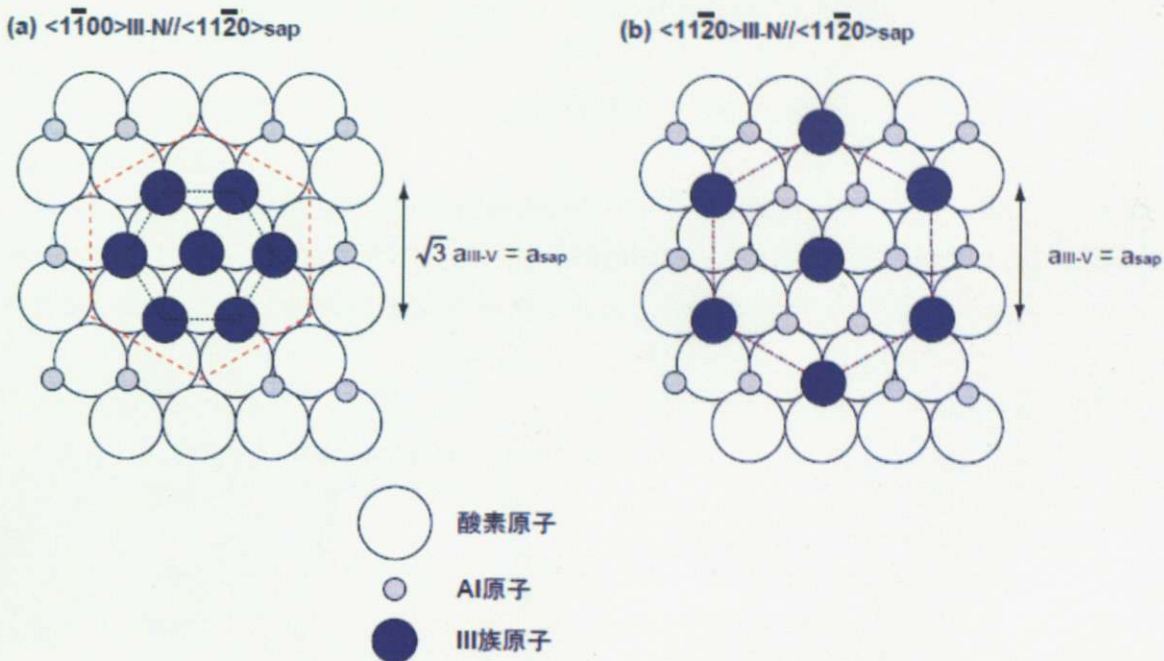


図6.5.16 (a)  $\langle 1-100 \rangle \text{III-V} // \langle 11-20 \rangle \text{Sap}$  配向および(b)  $\langle 11-20 \rangle \text{III-V} // \langle 11-20 \rangle \text{Sap}$  配向の場合のサファイア基板での第一原子層の原子の位置<sup>[50]</sup>

表6.5.1 Sapphire基板とIII族窒化物の格子不整合度

	$\langle 1-100 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$	$\langle 11-20 \rangle \text{AlN} // \langle 11-20 \rangle \text{Sapphire}$
AlN	13.2 %	-34.6 %
InN	29.1 %	-25.5 %
GaN	16.0 %	33.0 %

## 6.6 まとめ

表面モフォロジー観察により、窒素流量が増加すると固相中に AlN が取り込まれるために Al ドロプレットが減少することがわかった。

また、XRD 回折測定より、成長温度 700 °C ないし 800 °C という温度領域では結晶品質(結晶の配向性)の向上は見られないが、成長温度 900 °C ではストイキオメトリー条件よりもわずかに Al 過剰の場合に結晶配向性が向上することがわかり、六方晶 AlN では高温成長が有効であることがわかった。

## 第7章 MgO(001)基板上の AlN 成長と評価

前章では, Sapphire(0001)基板上の六方晶 AlN の作製に成功した。本章では, MgO(001)基板上に立方晶 AlGaIn の終端物質である立方晶 AlN の作製を試みた。

### 7.1 成長手順

MgO(001)基板を用いてc-AlNの結晶成長を試みた。基板を成長室に搬入するまでの手順は6章と同様である。

図 7.1.1 に成長手順を, 表 7.1.1 に成長条件をまとめた。成長温度は 700 ~ 900 °C, 窒素流量は 2.0 ~ 4.5 sccm と変化させて, 成長条件が構造特性に及ぼす影響を調べた。図 7.1.2 に試料構造を示す。AlN の膜厚は断面 SEM 観察像より 500 nm 程度であった。

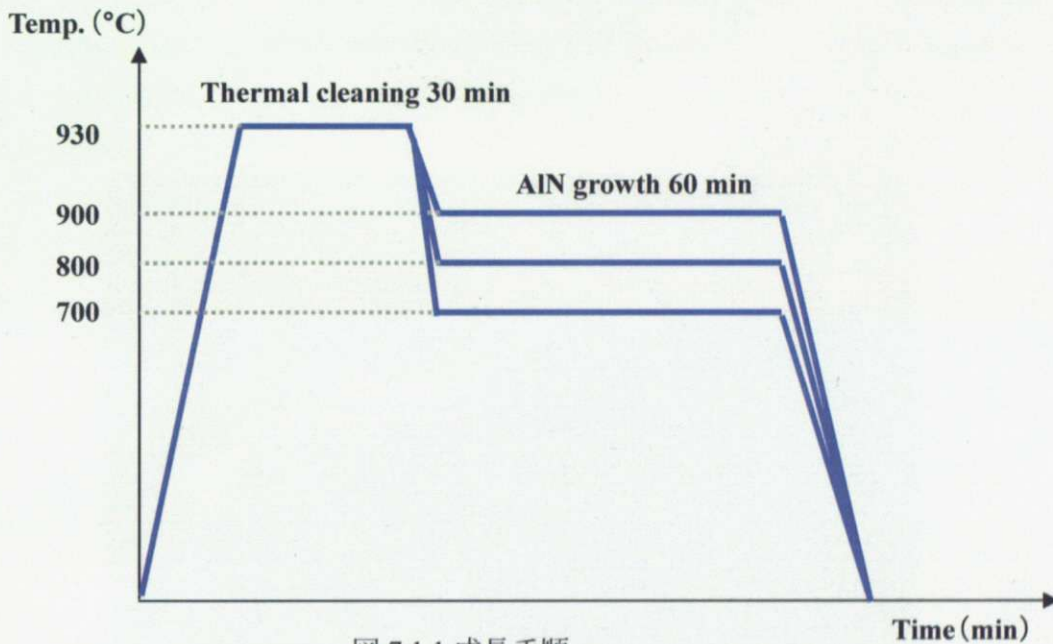


図 7.1.1 成長手順

表 7.1.1 成長条件

	Thermal cleaning	AlN growth
時間 (min)	30	60
フラックス (Pa)		$1.0 \times 10^{-4}$
窒素流量 (sccm)		2.0 ~ 4.0
RF出力 (W)		400

表 7.1.2 試料の成長温度と窒素流量

成長温度 (°C)	窒素流量 (sccm)
700	2, 3, 4
800	2, 3, 4
900	4

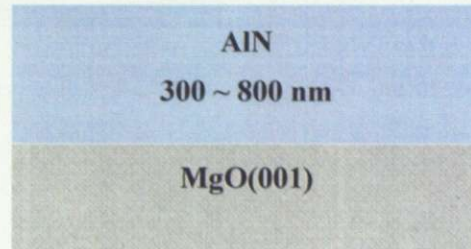


図 7.1.2 試料構造

## 7.2 RHEED 観察

### AlN 成長

図 7.2.1 に成長温度 900 °C、窒素流量 4 sccm における AlN の成長開始から 15, 30, 45 分、成長終了直後の RHEED パターンを示す（電子線の方向は  $\langle 110 \rangle$  方向）。いずれの成長時間においても MgO(001) に対して、約 50 °傾いた h-AlN(0002) 回折からのスポットパターンが見られる。そこから低指数面である h-AlN(1-102) が MgO(001) に対して 4 °傾いていることがわかる（図 7.2.2 の(b)）。

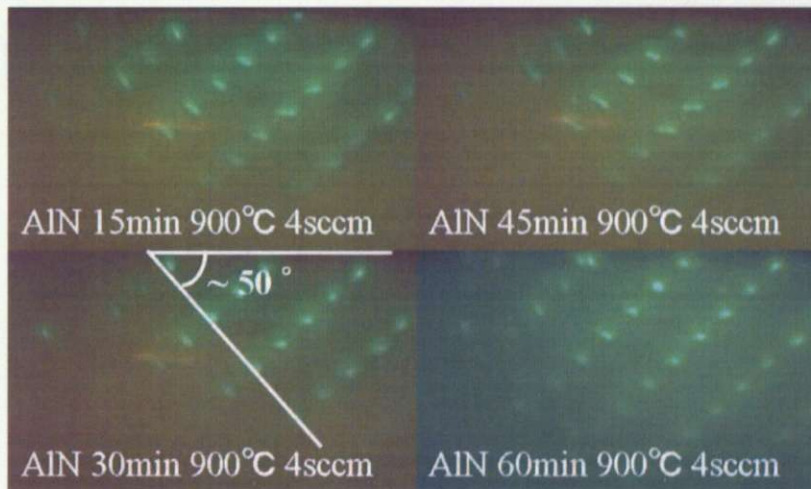


図 7.2.1 成長開始 15 分、30 分、45 分および成長終了後（60 分）の RHEED 像

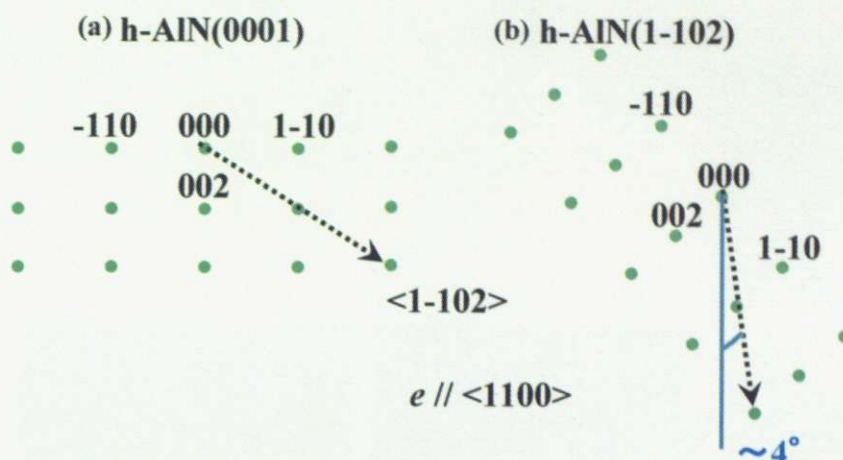


図 7.2.2 h-AlN の RHEED パターン (電子線は<110>入射)

### 7.3 微分干渉顕微鏡観察

図 7.3.1 に MgO 基板上に成長した AlN の微分干渉顕微鏡像を示す。成長温度 700 °C および 800 °C とともに高窒素流量側では Al ドロップレットは観察されなかったが、低窒素流量側 (2~3 sccm) では Al ドロップレットが見られたので Al ドロップレットの有無をストイキオメトリー条件と判断した (図中の赤い線)。成長温度 700 °C および 800 °C とともに窒素流量の増大とともに Al ドロップが減少している。これは AlN が固相中に取り込まれたためである。また、窒素流量 2 sccm および 3 sccm では高温になるにつれて Al ドロップレットが凝集している。これは余剰な Al が再脱離したためである。



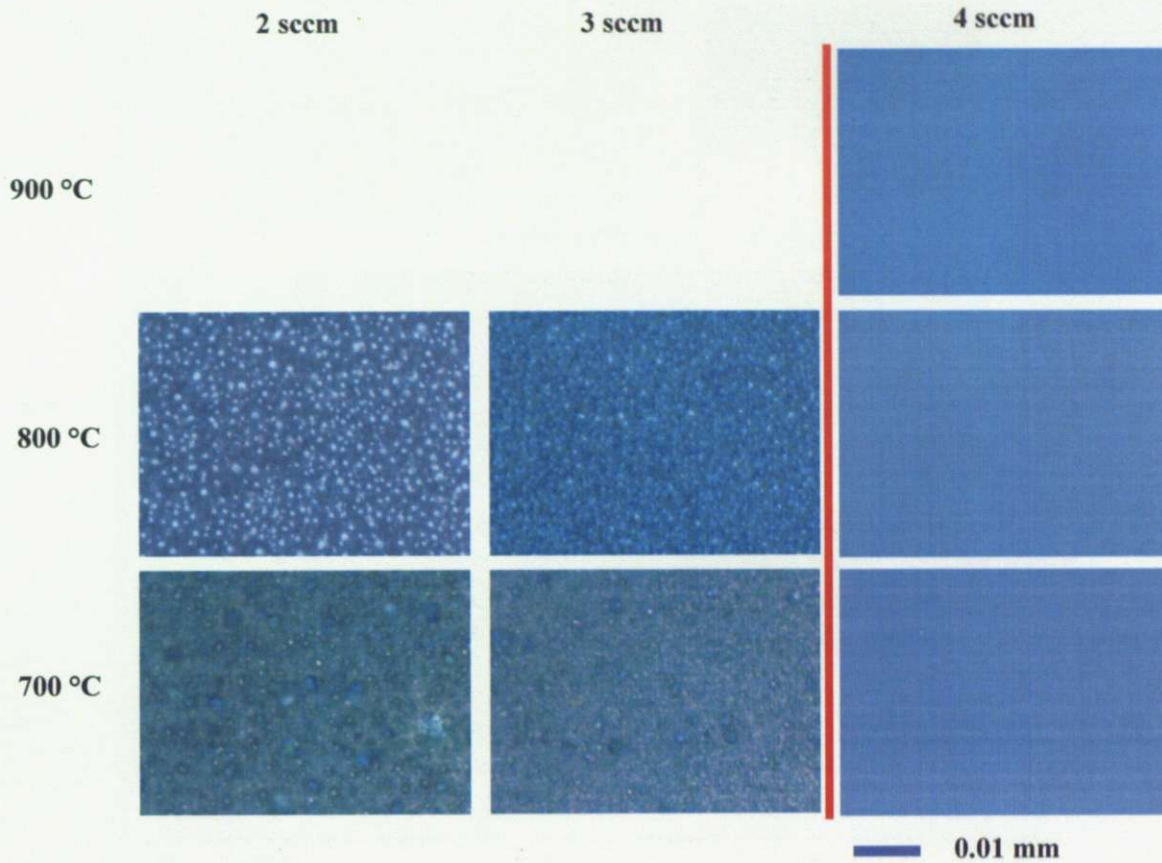


図 7.3.1 成長温度 700~900 °C、窒素流量 2~4 sccm における MgO(001)基板上 AlN の微分干渉顕微鏡像

## 7.5 SEM 観察

得られた AlN 薄膜の断面 SEM 像を図 7.4.1 に示す。赤い 2 本の線で挟み込んでいる部分が得られた試料の膜厚を示している。ストイキオメトリ条件を境に低窒素流量側 (2 sccm ないし 3 sccm) では Al ドロップレット (白い突起状) がみえ、高窒素流量側 (4 sccm) ではそれがなくなる。膜厚は高温になるにつれ、窒素流量 3 sccm および 4 sccm では減少している (3 sccm : ~400 nm → ~350 nm, 4 sccm : ~800 nm → ~400 nm)。これは、Al が再脱離したためである。一方で、2 sccm では変化はみられない。これは低窒素流量では Al が固相中に取り込まれる量が少ないことにより、膜厚の増加量が顕著に現れなくなるためであると考えられる。成長温度 700 °C および 800 °C では窒素流量の増大にともなって、膜厚が増加している (700 °C : ~300 nm → ~800 nm, 800 °C : ~300 nm → 750 nm)。これは、Al が固相中に取り込まれたためである。

また、高温になるにつれて Al ドロップレットのサイズが大きくなり数量も増えている。これは Al の拡散が促進されたためであると考えられる。

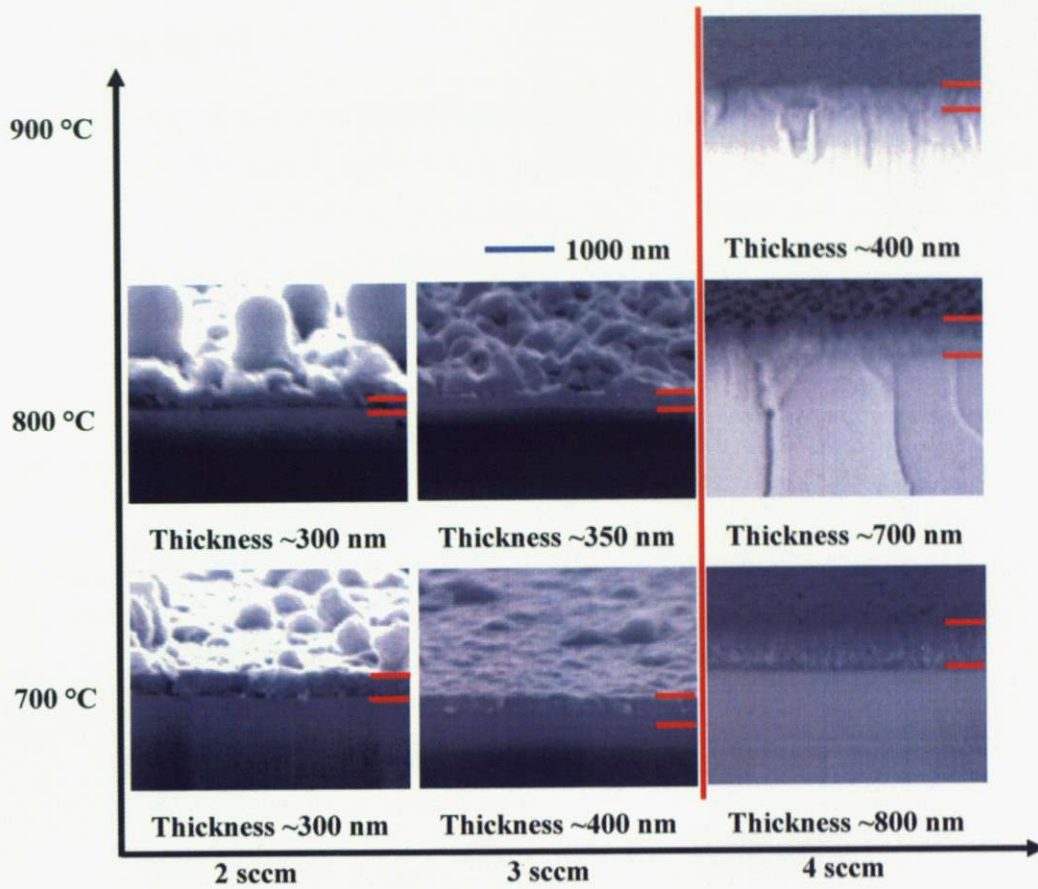


図 7.4.1 成長温度 700 ~ 900 °C, 窒素流量 2~4 sccm における MgO(001)基板上 AIN の SEM 断面観察像

## 7.5 AFM 観察

図 7.5.1 に MgO 基板上 AIN 薄膜の AFM 像を示す。ストイキオメトリー条件よりも低窒素流量側では、高温になるにつれてグレインサイズは大きくなっている。これは Al 原子の表面マイグレーションが促進されたためである。また、高窒素流量側の場合はグレインサイズが小さくなっている。これは過剰な窒素が Al 原子の表面マイグレーションを阻害しているためである。

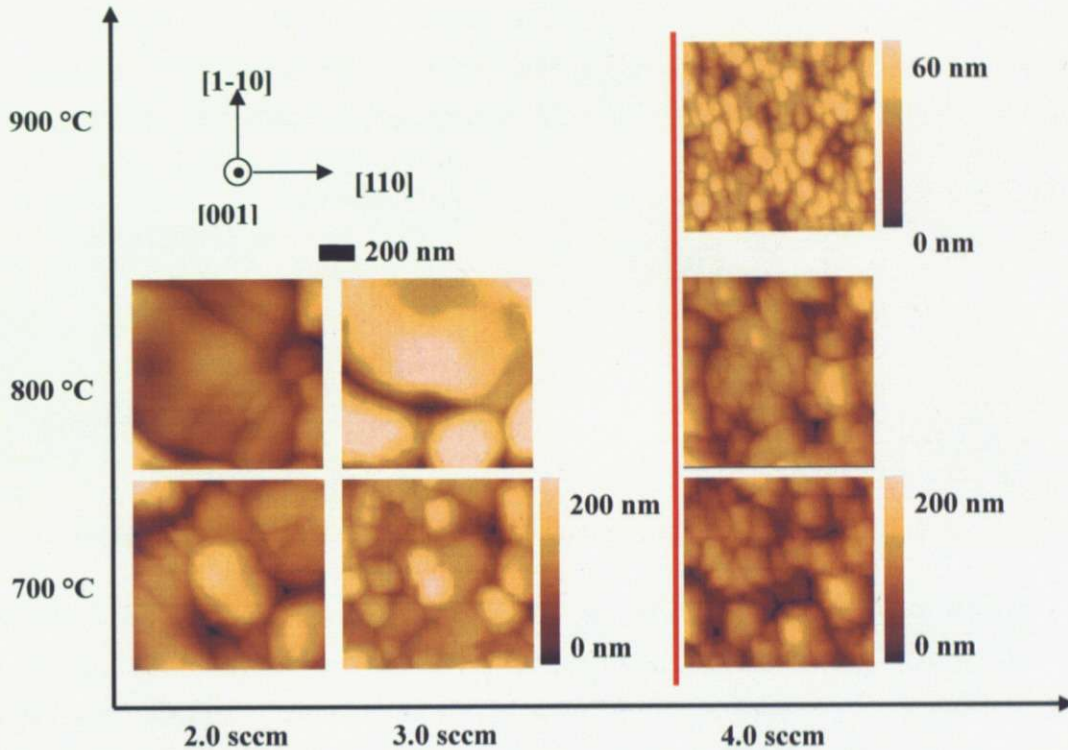


図 7.5.1 成長温度 700 ~ 900 °C, 窒素流量 2 ~ 4 sccm における MgO(001)基板上 AIN の AFM 像

## 7.6 X 線回折測定

### ・逆格子マッピング測定

成長した AIN の結晶構造と配向関係を確認するために、 $\omega$  のオフセット値を変化させながら  $2\theta$ - $\omega$  スキャンを行う逆格子マッピング測定を行った。図 7.6.3 ~ 図 7.6.9 に各成長温度における結果を示す。

#### 成長温度 700 °C (図 7.6.3 ~ 図 7.6.5)

窒素流量 2 sccm および 3 sccm (図 7.6.2 および図 7.6.3) で成長した試料において、Al(002) 回折ピークが見られる。また、h-AIN(1-101)回折ピークが  $2\theta = 38^\circ$ ,  $\omega = \pm 7^\circ$  付近に、

h-AlN(1-102)回折ピークが  $2\theta = 50^\circ$ ,  $\omega = \pm 12^\circ$  付近において観察された。これは図 7.6.1(a)に示すように、立方晶(111)ファセットが形成されると、立方晶 AlN の(111)面と六方晶 AlN の(0001)面の原子配列が同じであることに起因して、立方晶の(111)面から六方晶が発生するためである。このことから、成長初期の段階で立方晶 AlN が成長していると考えられる。また、Al は立方晶構造をとり格子定数が立方晶 AlN (Al :  $a = 0.4049$  nm, c-AlN :  $a = 4.38$  nm) と近いために Al の(111)ファセットが形成され、そこから六方晶が発生する可能性がある。しかし、成長温度は  $700^\circ\text{C}$  であり、Al の融点 (約  $660^\circ\text{C}$ ) よりも高いために、Al は融解してしまっているため、Al の(111)面から六方晶は発生しないと考えられる。また、h-AlN(0002)回折ピークが  $2\theta = 36^\circ$  付近にみられる。このピークは  $\omega$  が  $0 \sim 15^\circ$  と広がっていることから配向の乱れによるもの、または図 7.6.1(b)に示すように双晶の混入によるものであると考えられる。

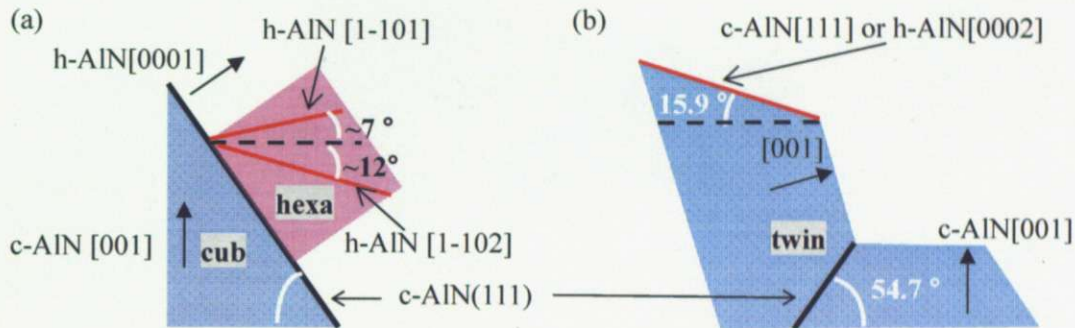


図7.6.1 {111}ファセットからの (a) 立方晶および (b) 双晶混入形態の模式図

窒素流量 2 sccm および 3 sccm では、 $2\theta = 50^\circ$ ,  $\omega = \pm 12^\circ$  付近に h-AlN(1-102)回折ピークが見られたが、窒素流量 4 sccm (図 7.6.4) においては、 $\omega = \pm 4^\circ$  の位置に見られる。また、h-AlN(1-102)に関連して、 $2\theta = 38^\circ$ ,  $\omega = \pm 12^\circ$  付近に h-AlN(1-101)回折ピークが見られる (図 7.6.2)。 $4^\circ$  傾いた h-AlN(1-102)が生じてしまった原因は、 $4^\circ$  傾いた h-AlN(1-102)面と MgO(001)面の原子配列が近いためであると考えられる。この原子配列の考察については後述する。 $2\theta = 36^\circ$  付近では、 $\omega$  方向に広がりをもたず  $\omega = \pm 15^\circ$  付近に h-AlN(0002)回折ピークが見られることから、双晶が強く発生していることがわかる (図 7.6.1(b))。これは窒素過剰であるために、窒素プラズマによって成長最表面が荒らされ、平坦性が悪化した結果、(111)ファセットが形成されやすくなったためであると考えられる。また、双晶が発生していることから、成長初期に立方晶 AlN が成長していることがわかる。

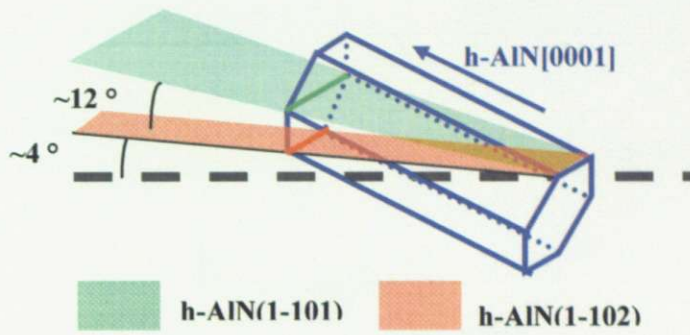


図7.6.2 h-AIN(1-101)とh-AIN(1-102)の $\omega$ 方向の関係

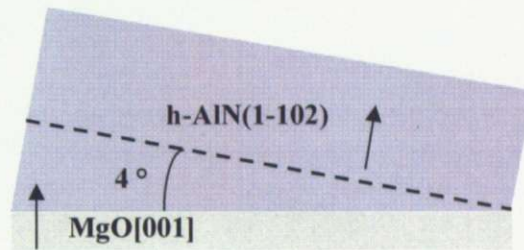


図7.6.3 h-AIN(1-102)がMgO(001)面に対して $4^\circ$ 傾いた模式図

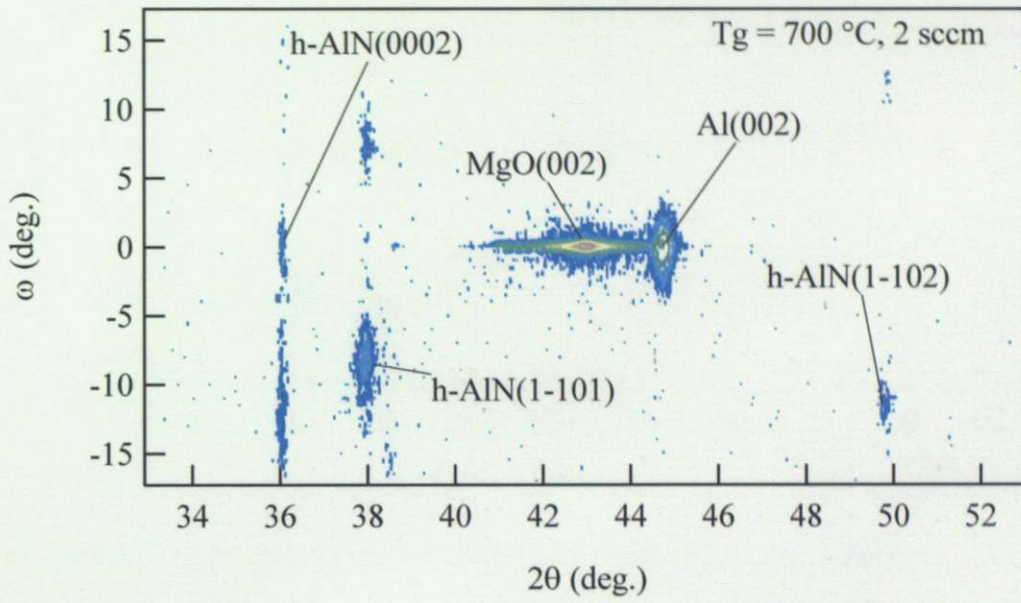


図 7.6.3 XRD 逆格子マッピング測定結果 (700 °C, 2 sccm, X 線は<110>入射)

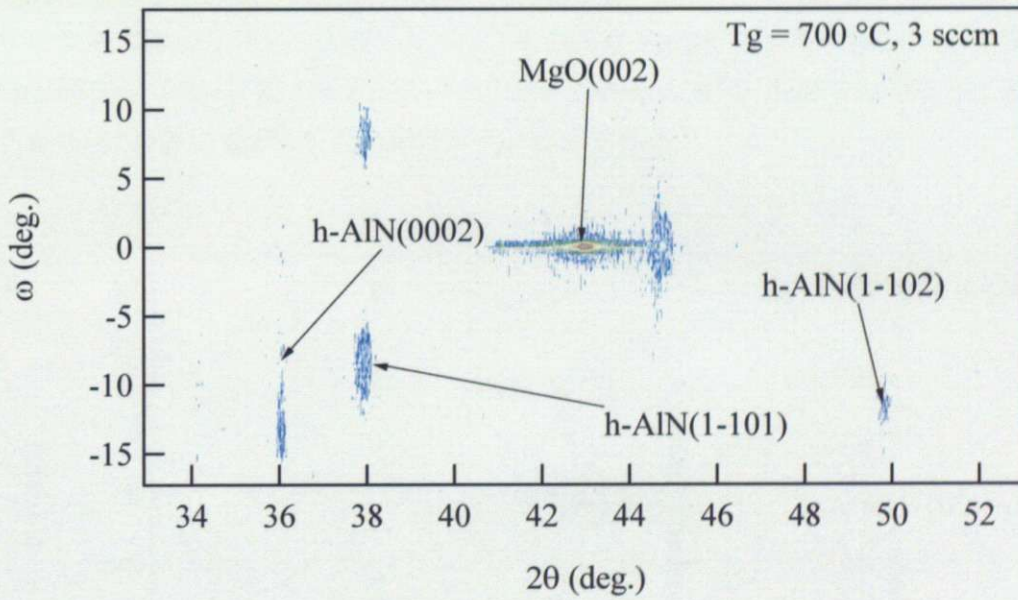


図 7.6.4 XRD 逆格子マッピング測定結果 (700 °C, 3 sccm, X 線は<110>入射)

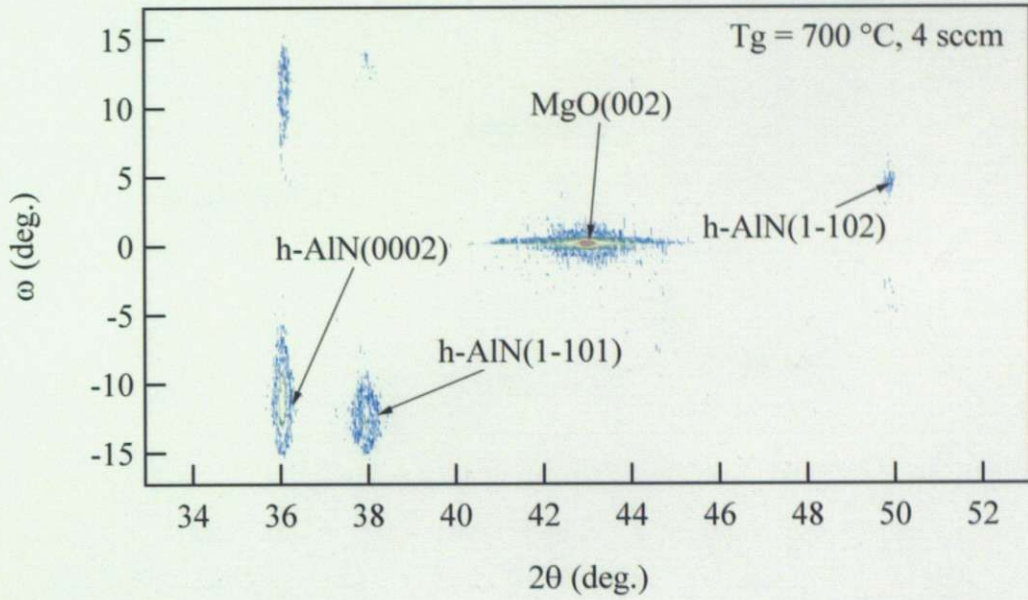


図 7.6.5 XRD 逆格子マッピング測定結果 (700 °C, 4 sccm, X 線は<110>入射)

**成長温度 800 °C** (図 7.6.6 ~ 図 7.6.9)

窒素流量 2 sccm および 3 sccm では  $2\theta = 36^\circ$ ,  $\omega = \pm 15^\circ$  付近に双晶からの h-AlN(0002) 回折ピークが減少している。これは高温では立方晶の発生よりも安定相である六方晶が発生しやすいためであると考えられる。さらに、窒素流量 4 sccm では成長温度 700 °C の窒素過剰の場合と同様に、双晶が強く発生していることがわかる。また、高温であることにより  $2\theta = 50^\circ$ ,  $\omega = \pm 4^\circ$  付近に h-AlN(1-102) 回折ピークが見られる。

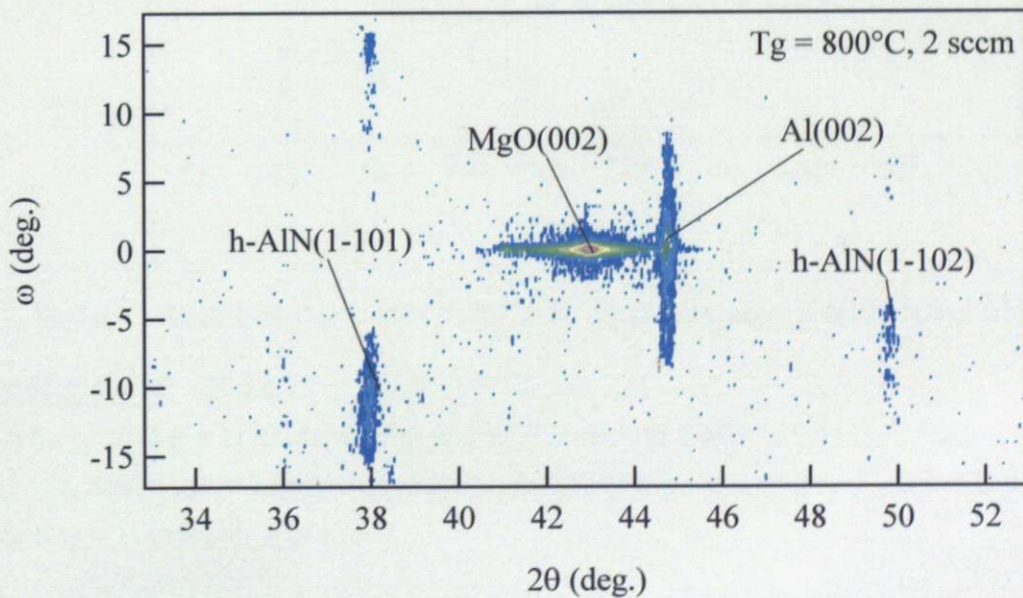


図 7.6.7 XRD 逆格子マッピング測定結果 (800 °C, 2sccm, X 線は<110>入射)

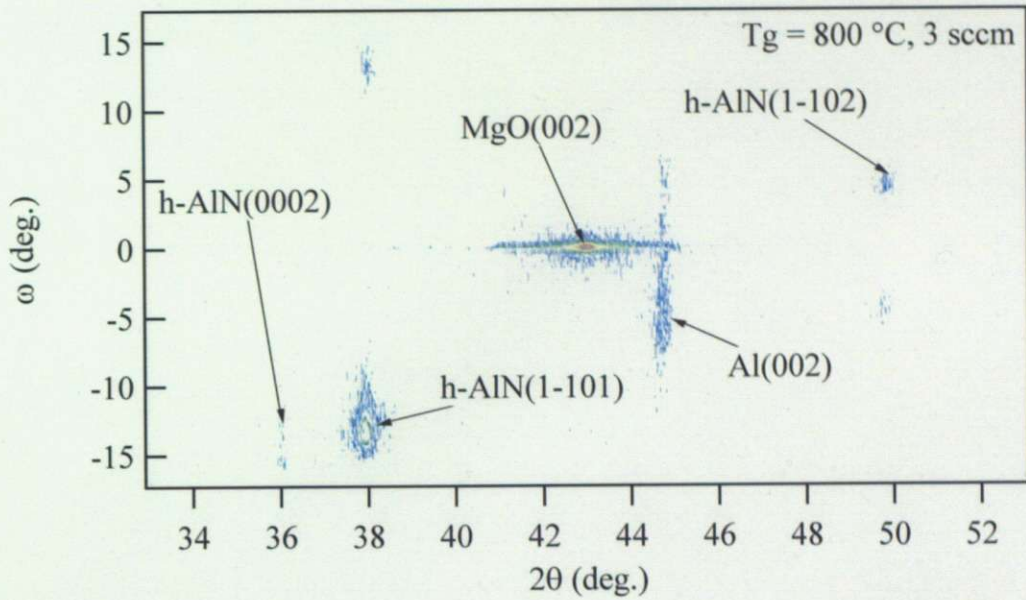


図 7.6.8 XRD 逆格子マッピング測定結果 (成長温度 800 °C, 3 sccm, X 線は<110>入射)

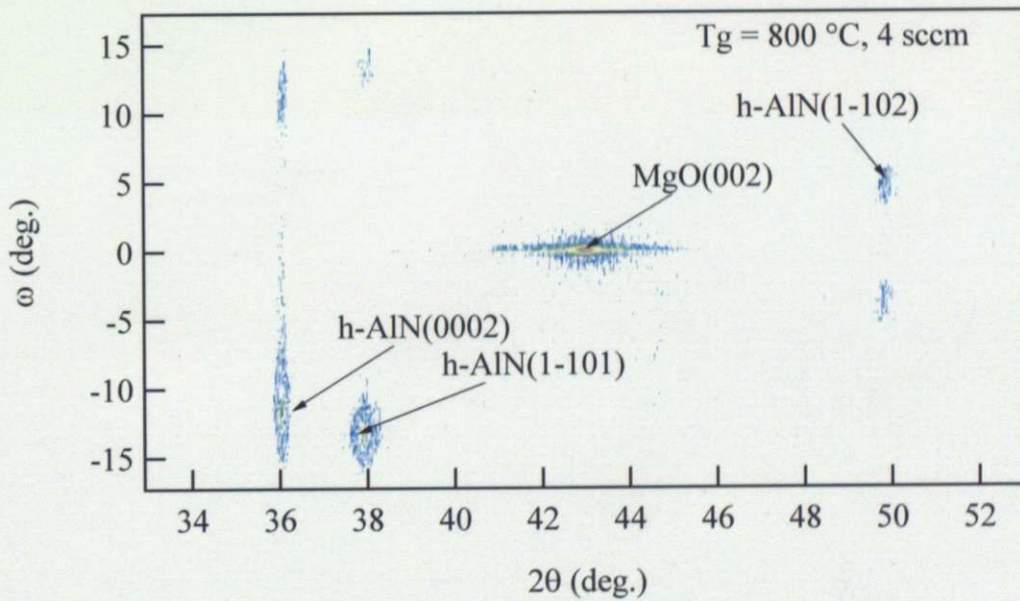


図 7.6.8 XRD 逆格子マッピング測定結果 (800 °C, 4 sccm, X 線は<110>入射)

**成長温度 900 °C (図 7.6.9)**

さらに、温度を上げて900 °Cで成長を行うと $\Delta\omega$ の値が減少している。これはh-AlN(1-102)およびh-AlN(1-101)の結晶配向性が向上したためであり、このことから高温でより顕著に六方晶が発生しやすいことがわかる。



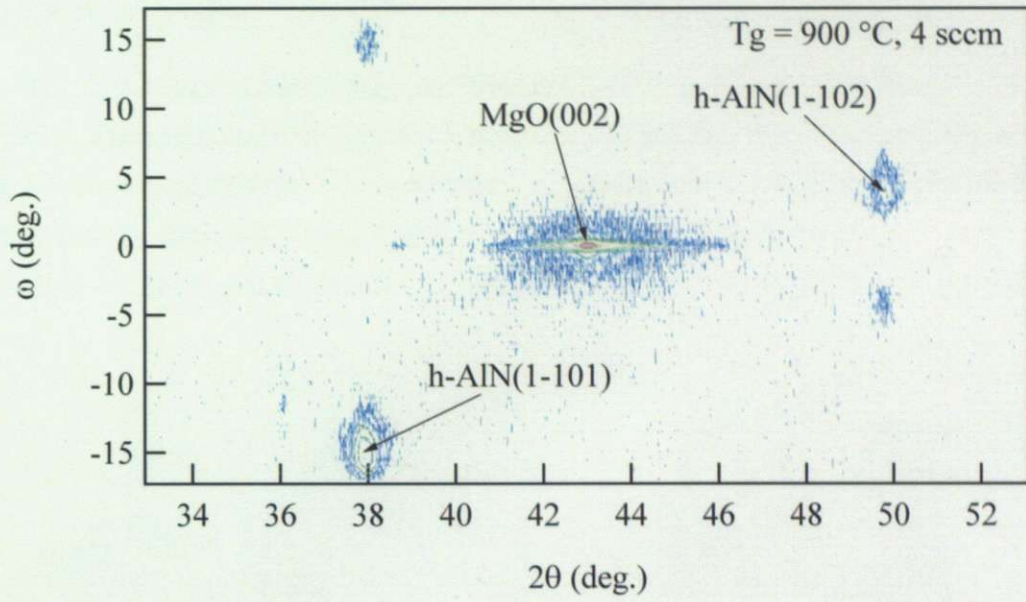


図 7.6.9 XRD 逆格子マッピング測定結果 (900 °C, 4 sccm, X 線は<110>入射)

・φ スキャン測定

4°傾いた h-AlN(1-102)面が MgO(001)面に対してどのような方向で成長しているかを調べるために、MgO 基板は(113)非対称面で、h-AlN(1-102)面に関しては MgO(001)面を 4°傾けて 2θを h-AlN(1-102)回折が起こる 49.8°で固定し XRD φ スキャン測定を行った。図 7.6.5 に成長温度 800 °C、窒素流量 3 sccm における φ スキャン測定結果を示す。

h-AlN(1-102)が MgO(001)面に対して 4°傾いて[110]方向に成長していることがわかる。

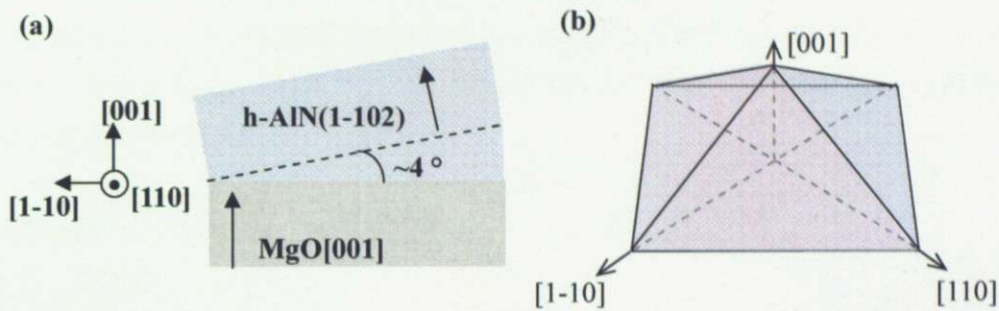


図 7.6.10 h-AlN(1-102)面が MgO(001)面に対して 4°傾いた模式図  
(a)[110]方向から見た図, (b)鳥瞰図

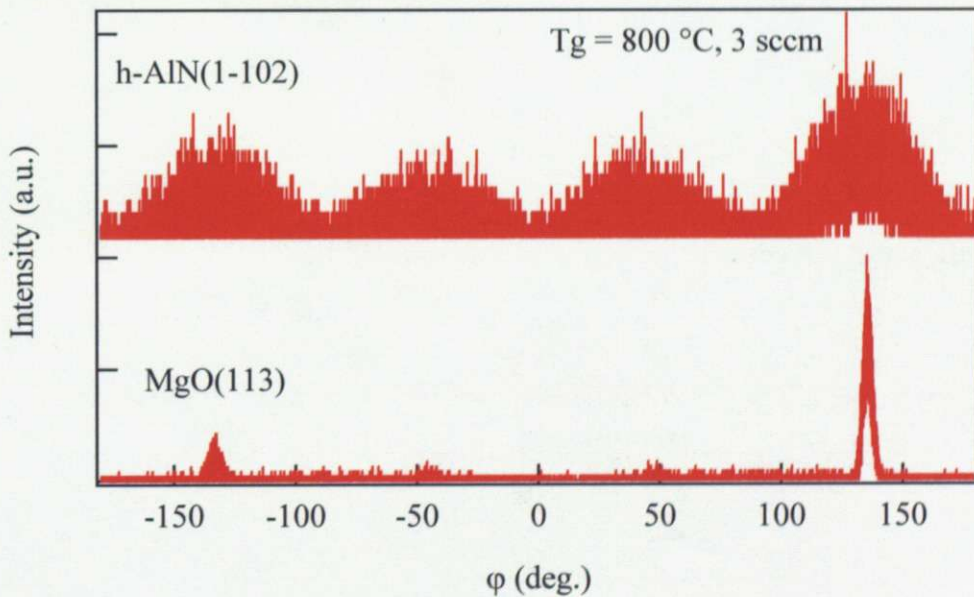
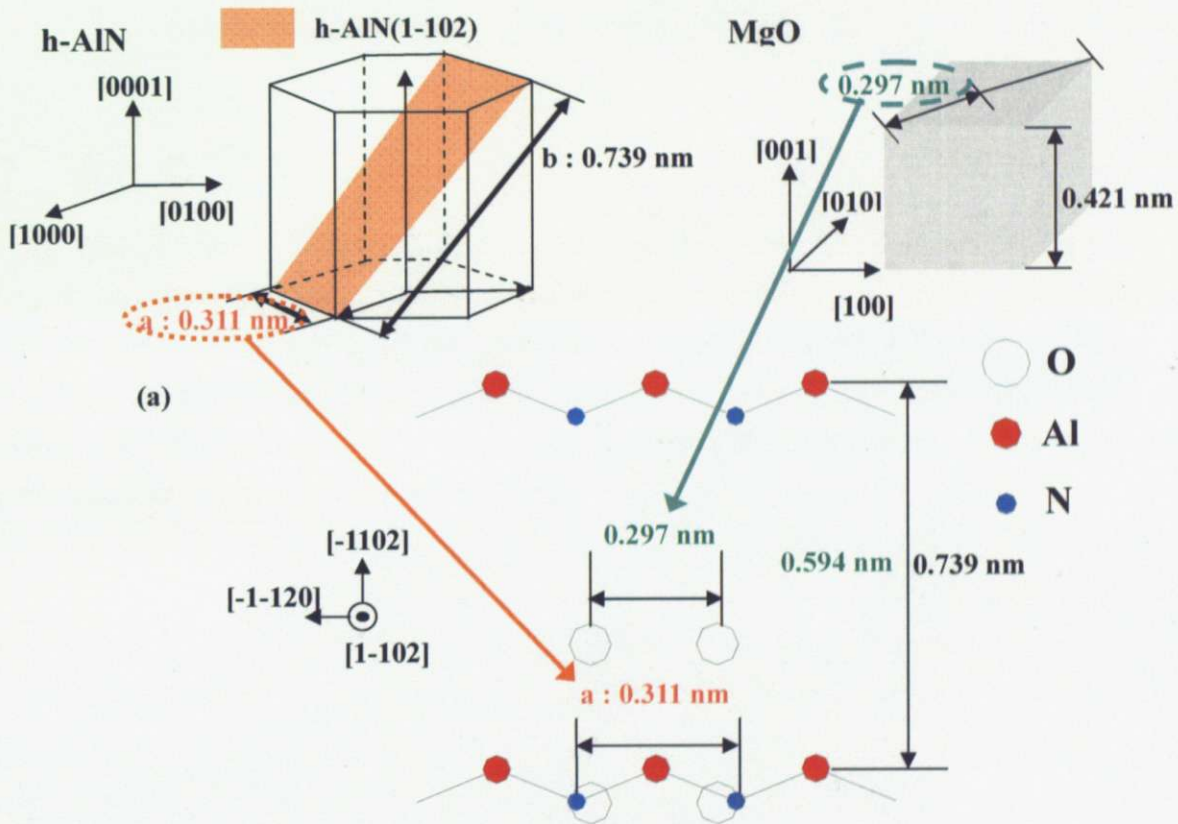


図 7.6.11 φ スキャン測定結果 (成長温度 800 °C, 窒素流量 3.0 sccm)

h-AlN(1-102)面が MgO(001)面に対して、4°傾いた起源を考察するために、h-AlN(1-102)面と MgO(001)面の最表面での原子配列を考えた図を図 7.6.10 に示す。オレンジは h-AlN(1-102)面を示している。白丸は MgO の酸素原子を、赤丸は Al 原子を、青丸は窒素原子を示している。図 7.6.10(a)は h-AlN(1-102)面の原子配列を面に対して垂直方向 ([1-102]方向) からみた

ものを示している。そこにMgO(001)最表面における酸素原子が重なった様子を白丸で示した。図からわかるようにMgO(001)面の原子間隔がh-AlN(1-102)面の原子間隔aと近いことがわかる (h-AlN(1-102)の原子間隔a: 0.311 nm, MgO(001)面の酸素原子の間隔: 0.297 nm)。この原子配置によってh-AlN(1-102)面が発生したと考えられる。しかしながら、原子間隔b (b=0.739 nm) は一致していない。このずれを緩和するために4度傾いていると考えられる。

次に、図7.6.10(b)にh-AlN(1-102)面の原子配列を面に対して水平方向([1-120]方向)から見たものを示します。h-AlN(1-102)面から4°傾いた位置の原子配列は、MgOの(001)最表面の原子間隔と近いことがわかる。このため、h-AlN(1-102)面がMgO(001)面に対して4°傾いたのであると考えられる。しかしながら、発生機構を解明するためには、より微視的な観察が必要であると考えられる。



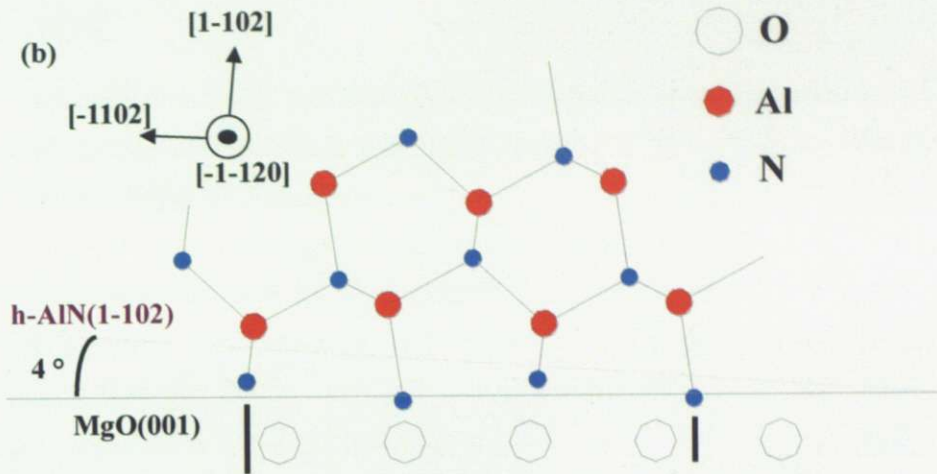


図 7.6.12 h-AlN(1-102)面と MgO(001)面の原子配列の模式図  
 ((a) [1-102]方向から見た図, (b)[-1-120]方向から見た図)

## 7.7 まとめ

RF-MBE法を用いてMgO(001)基板の上にc-AlNの作製を試みたが、c-AlNを作製することはできず、MgO(001)基板に対して4°傾いたh-AlN(1-102)が発生することを発見した。これは、4°傾いたh-AlN(1-102)面の原子面間隔とMgO(001)最表面の原子面間隔が近いためであると考えられる。成長温度700℃および800℃では、双晶の発生がみられ、成長初期の段階で立方晶が形成されていることがわかった。また、φスキャン測定よりh-AlN(1-102)は4つのMgO(110)面に配向していることが確認できた。

## 第8章 総括

本研究ではRF-MBE法を用いてMgO(001)基板上のc-AlN、c-GaNおよびc-AlGa<sub>x</sub>Nの成長を行い、最も基本的な成長条件である成長温度及び窒素流量を変化させ作製し、構造的・光学的特性に与える影響を系統的に評価した。

c-GaNの成長を行い、GaN成長では立方晶相純度の高い結晶を得ることに成功し、膜厚の厚い試料(300 nm程度)では相純度98.4%のものも得られている。各成長温度における結晶品質の窒素流量依存性に関して、ストイキオメトリ条件付近でGa過剰の場合には、結晶配向性および相純度が向上した。これは、Ga原子の表面マイグレーションが促進されたためである。一方で、ストイキオメトリ条件付近で窒素過剰の場合は結晶配向性および相純度が減少した。これは窒素ボンドが成長最表面におけるGa原子の表面マイグレーションを阻害したためである。

c-AlGa<sub>x</sub>Nの成長において、Al添加によって、c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N(002)回折ピークが高角側にシフトしたことからAlの取り込みが確認できた。窒素流量の増加とともにAl濃度が14%から5%に顕著に減少した。これはAlとNの結合がGaとNの結合よりも強いということと、Alの蒸気圧がGaの蒸気圧よりも低いということに起因してAlに比べてGaが固相中に取り込まれにくいためであると考えられる。

一方で、Al濃度の増加にともなって結晶配向性および立方晶相純度が減少した。これは、より表面拡散しにくいAlの表面被覆率が増大する事に起因して結晶品質が低下したためであると考えられる。よって、六方晶の混入を抑制するには成長温度を上げてAl原子の表面マイグレーションを促進する必要があると考えられる。

c-GaNおよびc-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N( $x=0.05, x=0.14$ )においてフォトルミネッセンス測定を行った。10 Kにて、c-GaNは3.27 eV付近、c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>Nは $x=0.05$ で3.42 eV付近、 $x=0.14$ で3.48 eV付近よりPL発光を確認した。

MgOが透明基板であることにより透過測定を行った。室温での吸収端がc-GaNでは3.17 eV、c-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>Nでは $x=0.05$ で3.36 eV、 $x=0.14$ で3.51 eVであることを確認することに成功した。さらに、いずれの試料も吸収係数の2乗と光子エネルギーが線形であることから直接遷移型であることがわかった。しかしながら、Al濃度が増えるにつれて、吸収の立ち上がりがテールを引いている。これは、Al濃度が増すと六方晶の混入が顕著になり結晶品質が低下してしまうからである。

h-AlN成長において、表面モフォロジー観察により、窒素流量が増加すると固相中にAlNが取り込まれるためにAlドロップレットが減少することがわかった。

また、XRD 回折測定より、成長温度 700 °C ないし 800 °C という温度領域では結晶品質(結晶の配向性)の向上は見られないが、成長温度 900 °C ではストイキオメトリ条件よりもわずかに Al 過剰の場合に結晶配向性が向上することがわかり、六方晶 AlN では高温成長が有効であることがわかった。

RF-MBE 法を用いて MgO(001)基板上に c-AlN の作製を試みたが、c-AlN を作製することはできず、MgO(001)基板に対して 4 °傾いた h-AlN(1-102)が発生することを発見した。これは、4 °傾いた h-AlN(1-102)面の原子面間隔と MgO(001)最表面の原子面間隔が近いためであると考えられる。成長温度 700 °C および 800 °C では、双晶の発生がみられ、成長初期の段階で立方晶が形成されていることがわかった。また、 $\phi$ スキャン測定より h-AlN(1-102)は 4 つの MgO(110)面に配向していることが確認できた。

参考文献

- [1] ワイドギャップ半導体 光・電子デバイス 高橋清等 森北出版
- [2] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda : Appl. Phys. Lett. **48**, 353 (1986)
- [3] N. Koide, H. Kato, M. Sassa, S. Yamasaki, K. Manabe, M. Hashimoto, H. Amano, K. Hiramatsu, and I. Akasaki : J. Cryst. Growth **115**, 639 (1991)
- [4] H. Amano, M. Kitoh, K. Hiramatsu, and I. Akasaki : J. Electro. Soc. **137**, 1639 (1990)
- [5] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, and I. Akasaki : Jpn. J. Appl. Phys. **28**, L2112 (1989)
- [6] S. Nakamura, M. Senoh, and T. Mukai : Appl. Phys. **76**, 8189 (1994)
- [7] T. Mukai, H. Narimatsu, and S. Nakamura : Jpn. J. Appl. Phys. **37**, L479(1998)
- [8] T. Mukai and S. Nakamura : Jpn. J. Appl. Phys. **38**, 5735(1999)
- [9] M. Yamada, Y. Narukawa, and T. Mukai : Jpn. J. Appl. Phys. **41**, L246 (2002)
- [10] M. A. Khan, Q. Chin, M. S. Shur, B. D. Dermat, J. A. Higgins, J. Burm and W.Schaff, and L. F. Eastman : Electron. Lett. **32**, 357 (1996)
- [11] Y.Taniyas, M. Kasu, and T. Makimoto : Nature **441**, 325(2005)
- [12] H. Amano, N. Sasaki. I. Akasaki, and Y. Toyoda : Appl. Phys. Lett. **48**, 353 (1986)
- [13] R. Katayama, K. Onabe, and Y. Shiraki : phys. stat. sol. (b) **241** , 2739 (2004)
- [14] R. Katayama and K.Onabe : J.Cryst.Growth **278**, **431** (2005)
- [15] M. Sugiyama, T. Nosaka, T. Onuma, K. Nakajima, P. Ahmet, T. Aoyama, T. Chikyow, and S. Chichibu : Jpn.J.Appl.Phys. **43**, **106** (2004)
- [16] R.Kimura, T.Suzuki, M.Ouchi, K.Ishida, and K.Takahashi : J.Cryst.Growth **278**, 411 (2005)
- [17] J. Wu, H. Yaguchi, K. Onabe, and R. Ito : Appl. Phys. Lett. **71**, 2067 (1997)
- [18] T.Lei, T.D.Moustakas, R.J.Graham, Y.He, and S.J.Berkowitz : J. Appl. Phys. **71**, 4933 (1992)
- [19] H.Okumura, H. Hamaguchi, T. Koizumi, K. Balakrishnan, Y. Ishida, M. Arita, S. Chichibu, H. Nakanishi, T. Nagatomi, and S. Yosida: J.Cryst.Growth **189/190** , 390 (1998)
- [20] A.Philippe, C.Bru-Chevalier, M.Vernary, G.Guillot, J.Hubner, B.Daudin and G.Feuillet : Mater. Sci. Eng. B **59**, 168 (1999)
- [21] A. Philippe, C.Bru-Chevallier, H. Gamez-Cuatzin, G. Guillot, E. Martinez-Guerrero, G.Feuillet, B. Daudin, P Aboughe-Nze, and Y. Monteil : phys. stat. sol. (b) **216**, 247 (1999)
- [22] T. Nakamura, K. Iida, R. Katayama, T. Yamamoto, and K. Onabe : phys. Stat. sol. (b) **243**, 1451 (2006)
- [23] T. Nakamura, Y. Tokumoto, R. Katayama, T. Yamamoto, and K. Onabe : J.Cryst.Growth **301**, 508 (2007)
- [24] K. Nishida, Y. Kitamura, Y. Hijikata, H. Yaguchi, and S. Yoshida: phys. stat. sol. (b) **241**, 2839 (2004)
- [25] S. Okubo, N. Shibata, T. Saito, and Y. Ikuhara : J.Cryst.Growth **189/190**, 452 (1998)
- [26] Margarita P. Thompson, Gregory W. Auner, Tsvetanka S. Zheleva, Kenneth A. Jones, Steven J.

- Simko, and James N. Hilfiker : J. Appl. Phys. **89**, 3331 (2001)
- [27] Margarita P. Thompson, Gregory W. Auner, and Andrew R. Drews : J. Electron. Mater. **28**, 117 (1999)
- [28] I. Petrov, E. Mojab, R. C. Powell, J. E. Greene, L. Hultman, and J.-E. Sundgren : Appl. Phys. Lett. **60**, 2491 (1992)
- [29] H. Okumura, H. Hamaguchi, T. Koizumi, K. Balakrishnan, Y. Ishida, M. Arita, S. Chichibu, H. Nakanishi, T. Nagatomo, and S. Yoshida : J. Cryst. Growth 390-394, **189/190** (1999).
- [30] A. Nakadaira and H. Tanaka : Appl. Phys. Lett. **70**, 2720 (1997)
- [31] A. Nakadaira and H. Tanaka : Jpn. J. Appl. Phys. **37**, 1449 (1998)
- [32] T. Koizumi, H. Okumura, K. Balakrishnan, H. Harima, T. Inoue, Y. Ishida, T. Nagatomo, S. Nakashima, and S. Yoshida : J. Cryst. Growth 341-345, **201/202** (1999).
- [33] J. Wu, H. Yaguchi, and K. Onabe : Appl. Phys. Lett. **73**, 193 (1998)
- [34] 河野雅俊, 東京大学大学院 新領域創成科学研究科 物質系専攻修士論文 (2006)
- [35] 分子線エピタキシー 権田俊一 培風館
- [36] III族窒化物半導体 赤崎勇等 培風館.
- [37] ナノテクノロジーのための表面電子回折法 日本表面科学会 丸善
- [38] ナノテクノロジーのための走査プローブ顕微鏡 日本表面科学会 丸善
- [39] ナノテクノロジーのための走査電子顕微鏡 日本表面科学会 丸善
- [40] High Resolution X-ray Diffractometry and Topography D. Keith Bowen and Brian K. Tanner : Taylor & Francis
- [41] H. Tsuchiya, K. Sunaba, S. Yonemura, T. Suemasu, and F. Hasegawa : Jpn. J. Appl. Phys. Lett. **36**, L1 (1997)
- [42] レーザー分光計測の基礎と応用 濱口宏夫, 尾崎幸洋, 寺前紀夫, 尾鍋研太郎, 堀田和明 アイシーピー
- [43] 半導体評価技術 河東田隆 産業図書
- [44] H. Komaki, R. Katayama, K. Onabe, M. Ozeki, T. Ikari : J. Cryst Growth **305**, 12 (2007)
- [45] 呉軍 : 東京大学大学院工学系研究科、学位論文 (1998)
- [46] Y. P. Varshni, Physica **34**, 149 (1967).
- [47] Optical processes in semiconductors Jacques I. Pankove : Dover
- [48] S. Leiser, B. P. Keller, Y.-F. Wu, B. Heying, D. Kapolnek, J. S. Speck, U. K. Mishra, and S. P. DenBaars : Appl. Phys. Lett. **68**, 1525 (1996)
- [49] K. Uchida, A. Watanabe, F. Yano, M. Kouguchi, T. Tanaka, and S. Minagawa: J. Appl. Phys. **79**, 3487 (1996)
- [50] 有持祐之, 東京大学大学院 新領域創成科学研究科 物質系専攻修士論文 (2004)



平成十九年度修士論文 RE-MEB法によるMgO(001)基板上

立方晶Ⅲ族窒化物半導体の作製と評価

片岡 敬弘

本研究は、東京大学大学院新領域創成科学研究科物質系専攻尾鍋研究室の修士論文テーマとして、尾鍋研太郎教授に与えていただきました。本研究に取り組むにあたってご支援、ご協力を頂いた方々にここで感謝の意を表明します。尾鍋研太郎教授には、「RF-MBE法によるMgO(001)基板上立方晶III族窒化物半導体の作製と評価」という大変興味深いテーマを与えて頂きました。MBE装置をはじめとする研究室の実験設備を整えて頂き、また研究室内輪講や論文の作成においては丁寧かつ熱心にご指導して頂きました。研究に対する熱い情熱を感じ、研究者としての姿勢や、物事に対する打ち込み方を学ばせて頂き、貴重な体験をすることができたことに深く御礼申し上げます。

東京大学物性研究所の高橋敏男教授および同研究室の修士課程2年の関口浩司君には、高分解能4軸X線回折装置を使用するにあたり便宜を図って頂きました。ここに深く感謝申し上げます。東京大学大学院新領域創成科学研究科物質系専攻の岡本博教授および同研究室の松崎弘幸助教には、顕微分光測定装置を使用するにあたり便宜を図って頂きました。深く感謝申し上げます。新領域創成科学研究科物質系専攻の高木英典教授・野原実準教授および同研究室の博士課程3年の藤原宏平さんには、SEM/EDXとAFMを使用するにあたり便宜を図って頂きました。深く感謝申し上げます。尾鍋研究室の片山竜二助教には、本論文を完成させるに至るまで最もお世話になりました。また、夜遅くまで試料の作製、評価、発表の仕方等研究全般で懇切丁寧にご指導頂きました。深く感謝申し上げます。タイ国Chulalongkorn大学のサクンタム・サノーピン博士には、半導体に関する知識や研究に対する心構えなどをご指導していただきました。深く感謝申し上げます。尾鍋研究室博士課程3年の中村照幸さんには、装置の使用方法から実験データの解析、そして研究発表の仕方に至るまで研究生生活全般において多くのことをご指導して頂きました。深く感謝申し上げます。尾鍋研究室博士課程3年の窪谷茂幸さんには、PL装置の使用方法や半導体に関する知識を指導して頂きました。深く感謝申し上げます。同期の修士2年のティユ・クアン・トゥ君には研究生生活全般において大変お世話になりました。深く感謝申し上げます。修士1年の角田雅弘君にはSEM観察を度々お願いすることがあり、大変お世話になりました。深く感謝申し上げます。修士1年の加藤宏盟君には研究生生活全般において大変お世話になりました。深く感謝申し上げます。学部4年の関裕紀君には研究生生活全般において大変お世話になりました。深く感謝申し上げます。学部4年の福原裕次郎君には研究生生活全般において大変お世話になりました。深く感謝申し上げます。最後になりますが、経済的・精神的に支えてくれ両親と妹に深く感謝します。