

## 第4章 立方晶 GaN の評価

### 4.1 RHEED 観察

図 4.3.1～4.3.4 にアニール開始 3 分後、GaN 成長 5 分後、15 分後、30 分後、成長終了後の RHEED 像を示す。

#### ① 700℃～775℃

成長温度 700℃、窒素流量 2.00sccm で成長した試料はアニール開始 3 分後、成長開始 5 分後の〈110〉方向の RHEED パターンにおいて、リングパターンを観測した。これは、成長温度が低く、また Ga 供給の過剰条件で成長しているために、結晶構造が多結晶の成長形態を取ったと考えられる。また、成長開始 15 分後から RHEED パターンの輝度は成長時間とともに減少し、成長 30 分後には RHEED パターンが消滅した。これは、Ga ドロップレットが析出により、電子線の散乱により輝度が減少していったと考えられる。

成長温度 700℃又は 750℃、窒素流量 2.50sccm～3.00sccm、成長温度 775℃、窒素流量 2.00sccm～2.50sccm で成長した試料はアニール開始 3 分後、成長開始 5 分後の RHEED パターンにおいて、スポット状からストリーク状のパターンに変化しているのが分かる。また、成長開始 5 分後から RHEED パターンの輝度は成長時間が経つにつれて減少していき、成長 30 分後には RHEED パターンが消滅した。これは、窒素流量 2.00sccm の条件と同様に、Ga ドロップレットが析出により、電子線の散乱により輝度が減少していったと考えられる。

#### ④ 800℃

成長温度 800℃、窒素流量 2.00sccm で成長した試料はアニール開始 3 分後、成長開始 5 分後から成長終了後までの〈110〉方向の RHEED パターンにおいて、スポットを結ぶ斜めのラインを観測した。これは、表面にファセットが成長されていることを示唆している。ファセットが成長された原因は窒素流量 2.00sccm と成長温度 800 度では窒素過剰条件であったこと、及び成長温度

800℃という比較的高温での成長であったために、低温 GaN 層にある多数のピンホールから下地の GaAs バッファ層が解離したためにファセットが成長されたと考えられる。

成長温度 800℃、窒素流量 1.25sccm～1.50sccm で成長した試料はアニール開始 3 分後、成長開始 5 分後から成長 15 分後、窒素流量 1.00sccm で成長した試料はアニール開始 3 分後、成長開始 5 分後から成長終了後までの〈110〉方向の RHEED パターンにおいて、ファセッティングによる斜めのラインが観測された。これは下地の GaAs バッファ層が解離したためと考えられる。また、窒素流量 1.00sccm～1.50sccm で成長した試料は成長開始 5 分後から RHEED パターンがスポット状からストリーク状のパターンに変化するのが観測でき、成長時間が経過するにつれてスポットを結ぶ斜めのラインが消えていき、成長終了後にはスポットを結ぶ斜めのラインが消えて、ストリーク状のパターンとなった。これは成長時間が経過するにつれて、表面が平坦になっていることを示唆している。窒素流量 1.25～1.50sccm で成長した試料は成長終了後のパターンで(2×2)の再構成パターンが観測でき、窒素流量 1.00sccm よりもさらに表面が平坦になっていることを示唆している。

全体の傾向をまとめると、成長温度が低い(700℃～775℃)と、成長条件において Ga 供給が過剰で窒素供給が少ない条件で成長しているために、Ga ドロップレットが析出してしまい、成長終了後の RHEED のパターンは消滅していた。成長温度が高い(800℃)と、過剰の Ga ドロップレットが再蒸発することで成長終了後の RHEED パターンを観測でき、表面ストイキメトリ条件付近では、(2×2)の再構成パターンが観測できた。また、成長温度 800℃において、〈110〉方向の RHEED パターンにおいて、ファセッティングによる斜めのラインが観測された。これは、ファセットの成長が(111)B 面に多く成長されていると考えられる。

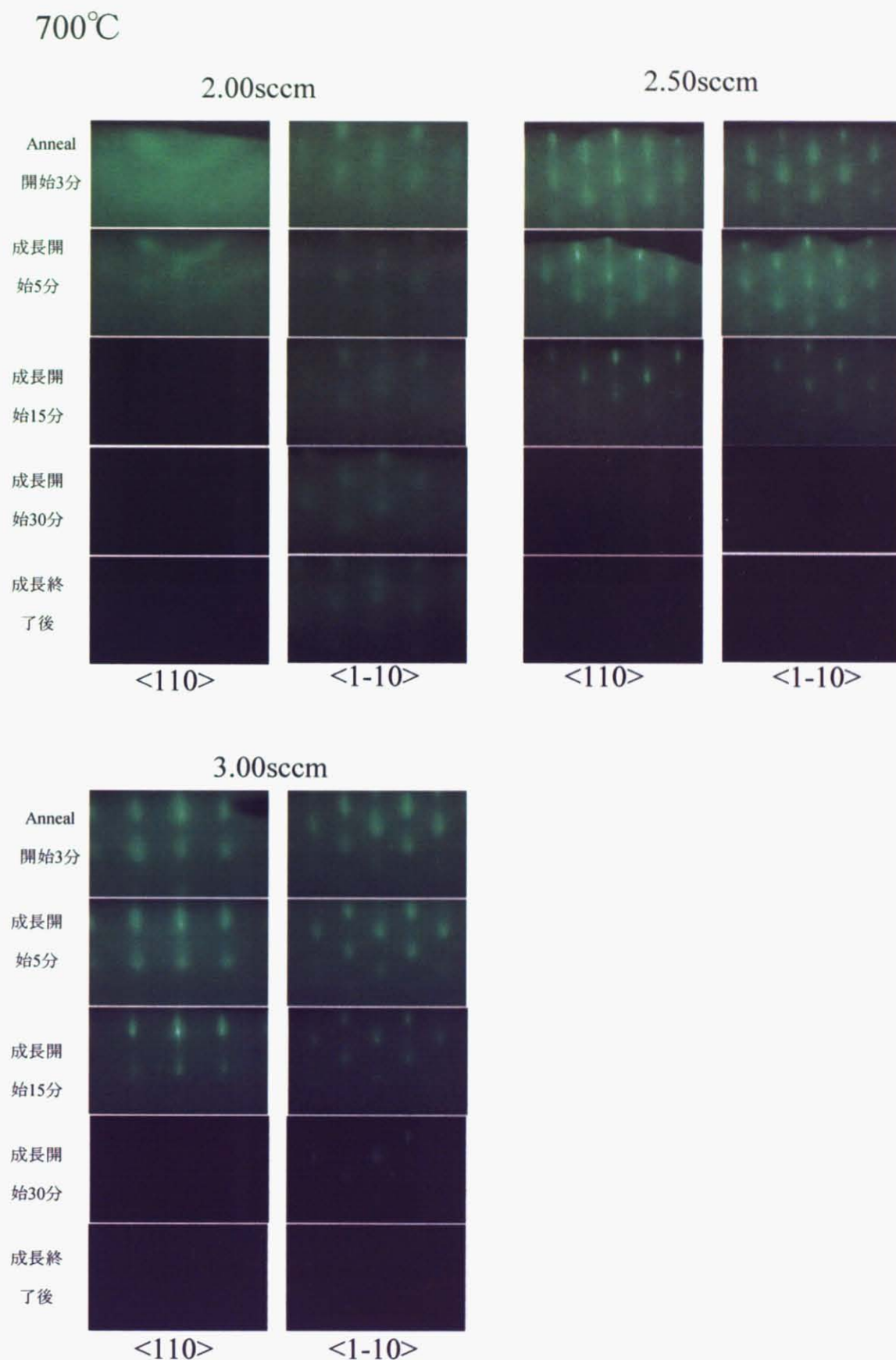


図 4.1.1 アニール開始 3 分後、GaN 成長 5 分後、15 分後、30 分後、成長終了後の RHEED 像  
(成長温度 700°C)

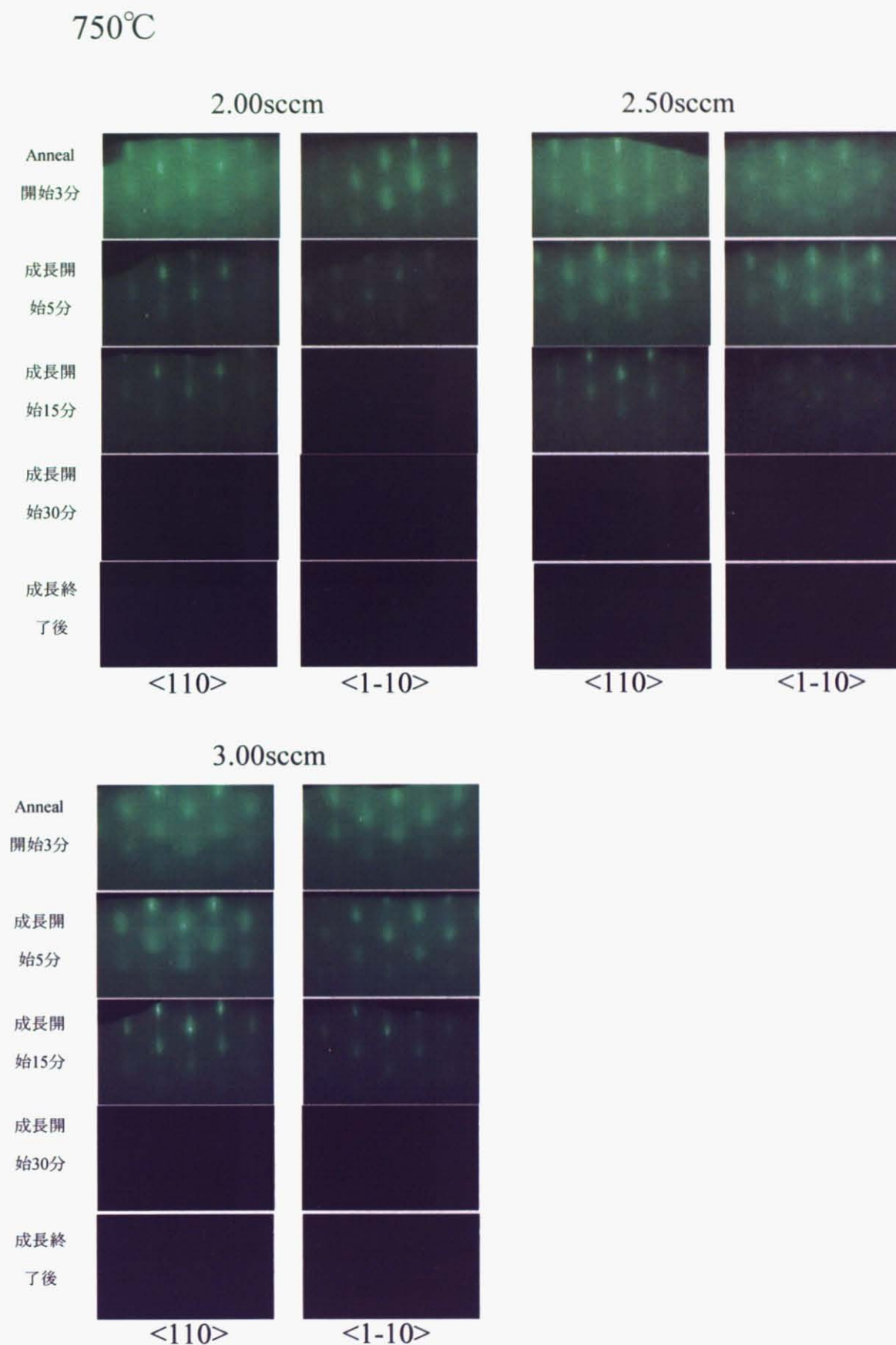


図 4.1.2 アニール開始 3 分後、GaN 成長 5 分後、15 分後、30 分後、成長終了後の RHEED 像  
(成長温度 750°C)



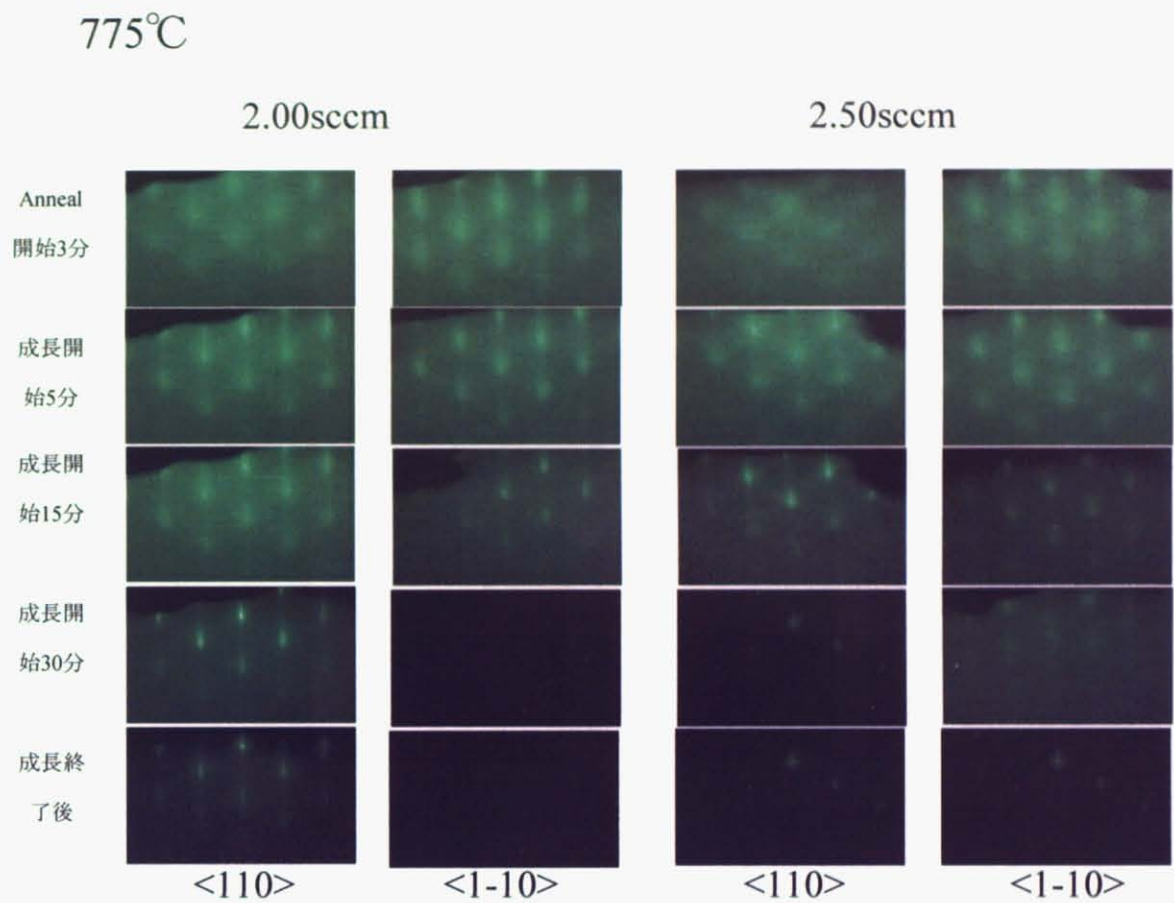


図 4.1.3 アニール開始 3 分後、GaN 成長 5 分後、15 分後、30 分後、成長終了後の RHEED 像  
(成長温度 775°C)

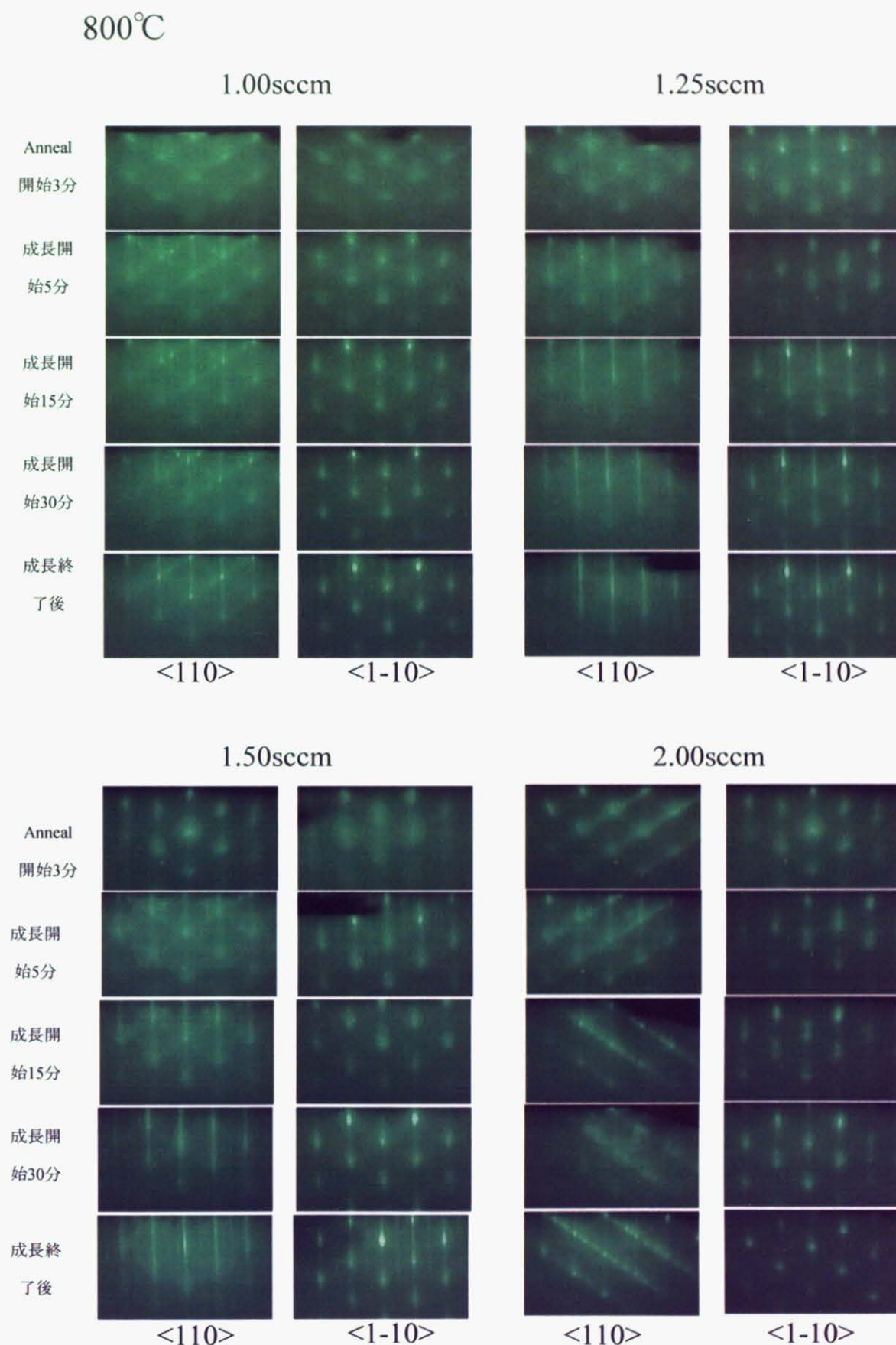


図 4.1.4 アニール開始 3 分後、GaN 成長 5 分後、15 分後、30 分後、成長終了後の RHEED 像  
(成長温度 800°C)

## 4.2 SEM 観察

### 1) 表面像

試料の表面モロロジー、とくに成長条件の違いによる Ga 析出の有無から表面ストイキオメトリー条件を判断するため、図 4.1.1~4.1.2 に各成長温度、窒素流量にて成長した試料の表面 SEM 像を示す。ここで、表面ストイキオメトリーとは、III 族元素、V 族元素の表面構成比である。

#### ・ 窒素流量依存性

成長温度 700℃~775℃の試料に関して、すべての試料表面において大きさが  $1\mu\text{m}$  程度の Ga ドロップレットが観察できた。この温度領域で成長した試料はすべて Ga 過剰条件下での成長であることがわかる。成長温度 700℃~775℃の試料に関して、窒素流量減少とともに、Ga ドロップレットが増加した。これは Ga 供給が過剰で、窒素供給が少ないためと考えられる。成長温度 800℃の試料に関しては、窒素流量 1.25sccm~2.00sccm で成長した試料は Ga ドロップレットの析出は無く、SEM の表面像ではフラットな表面が観察できた。また、1.25sccm の SEM の表面像では小さいピットを有する表面が観測できた。1.00sccm の表面像はわずかな Ga ドロップレットが観察できた。よって、表面観察から成長温度 800℃の表面ストイキオメトリー条件は 1.00sccm と 1.25sccm の間に存在すると判断した。

#### ・ 温度依存性

窒素流量 2.00sccm の各成長温度の試料に関して、成長温度上昇とともに過剰の Ga ドロップレットが再蒸発するために、Ga ドロップレットが減少した。800℃においては、フラットな表面が得られた。

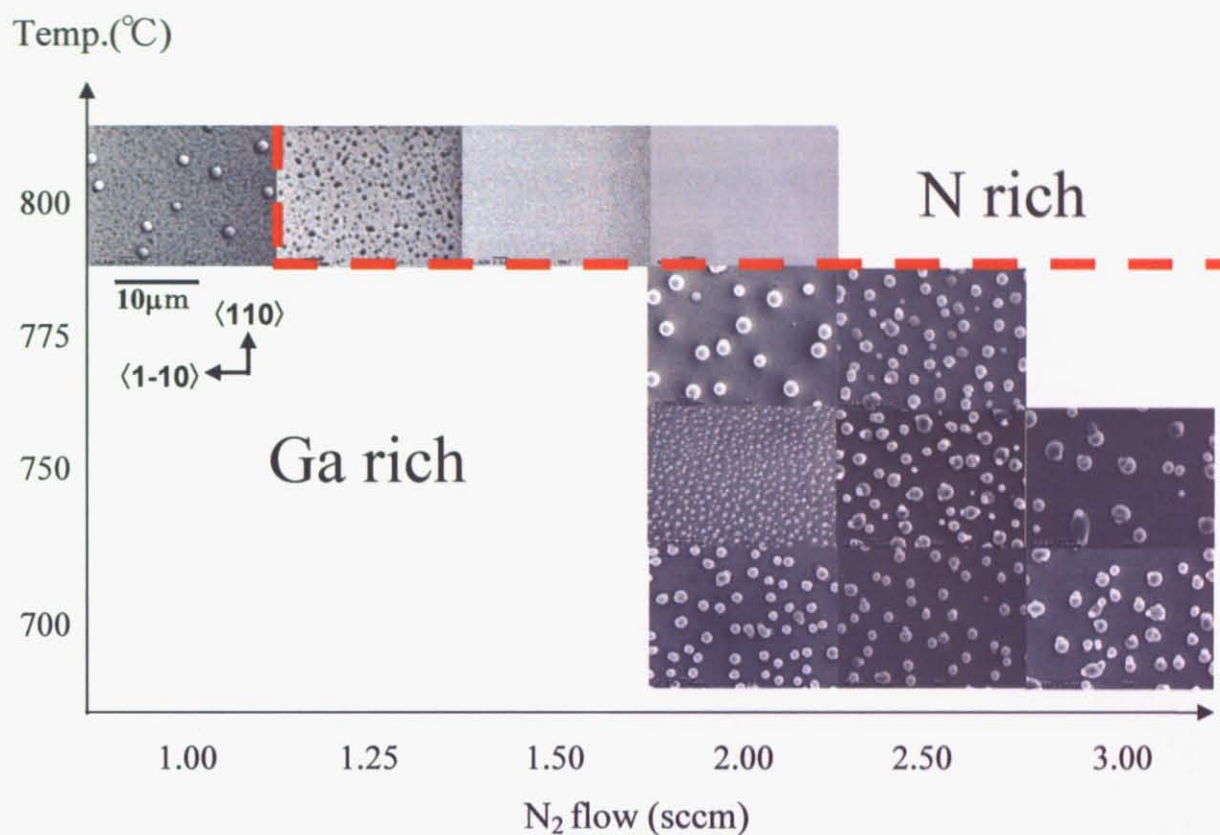


図4.2.1 各成長温度、窒素流量におけるSEMの表面像

## 2) 断面観察

図 4.1.2 に窒素流量 2.00sccm での各成長温度の試料の断面図を示す。

GaN と GaAs の界面において、成長温度 700℃～775℃で作製した試料の断面には、ピットはないが、成長温度 800℃で作製した試料の断面には、界面に無数のピットを観測した。これは、成長温度 800℃という比較的高温での成長であったために、低温 GaN 層にある多数のピンホールから下地の GaAs バッファ層が解離したためと考えられる。



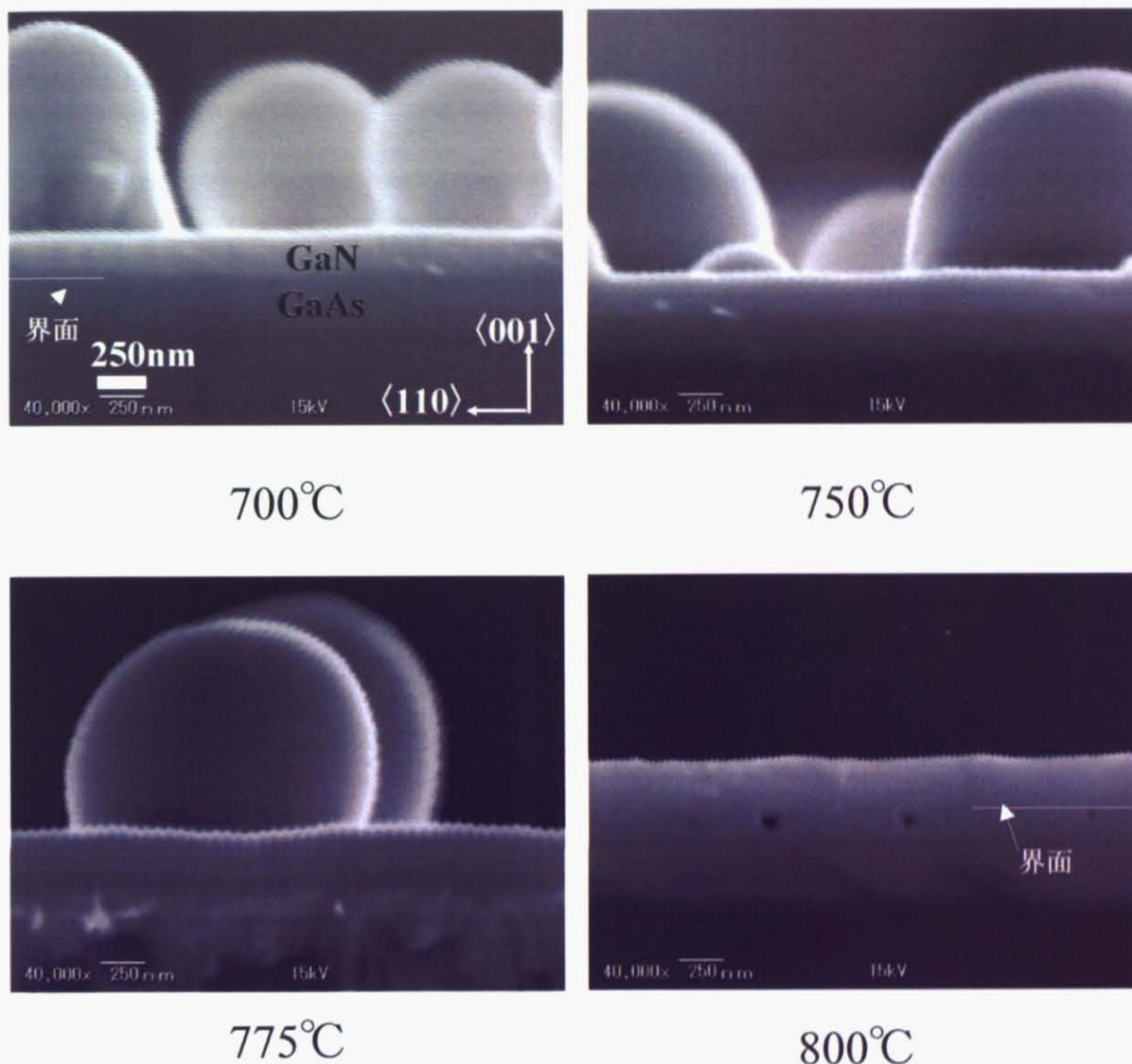


図4.2.2 窒素流量2.00sccmにおける、各成長温度における断面SEM像

### 4.3 AFM 観察

試料の表面モロロジー、特に表面の平坦性を調べるために、図 4.2.1～図 4.2.4 に各成長温度、窒素流量にて成長した試料の AFM 像(左に表面像、右に 3D 像)を示す。得た像のスケールは  $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$  である。図 4.2.5 に各成長温度、窒素流量にて成長した試料の RMS 値を示した。図 4.2.5 について、色抜きを N-rich、色塗りを Ga-rich とした。

成長温度  $700^{\circ}\text{C} \sim 775^{\circ}\text{C}$  の試料に関して、窒素流量減少とともに RMS 値が上昇した。これは Ga 供給が過剰で、窒素供給が少ないためと考えられる。成長温度  $800^{\circ}\text{C}$  においては、RMS 値が他の温度と比較して増加した。これは、下地の GaAs 層が脱離したことによる平坦性の悪化が原因で

あると考えられる。成長温度 800℃においては表面ストイキオメトリー条件付近で最も小さい値を示している。

700℃

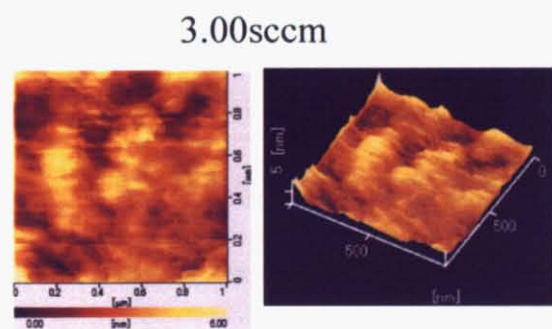
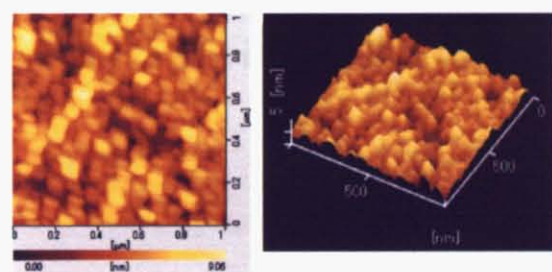
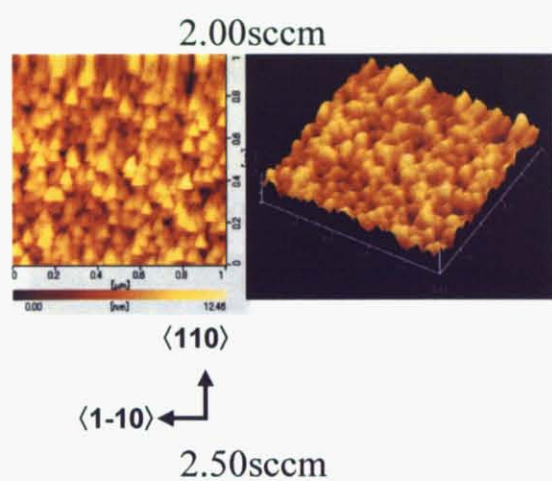


図 4.3.1 AFM 像(成長温度 700℃)

750℃

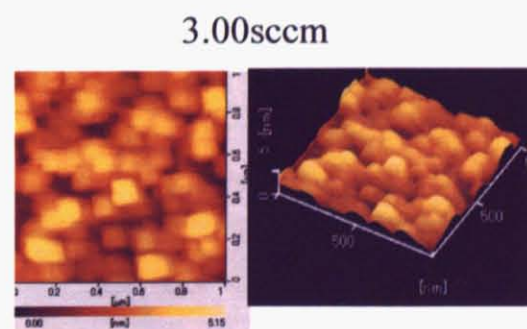
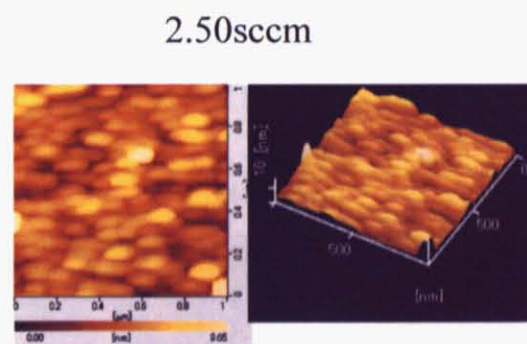
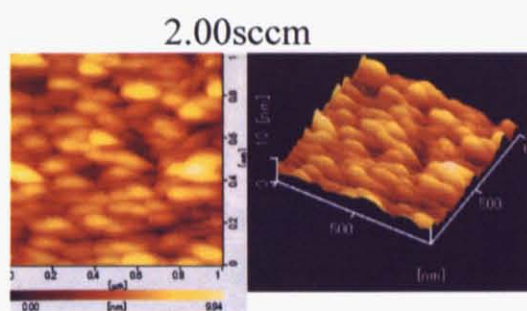
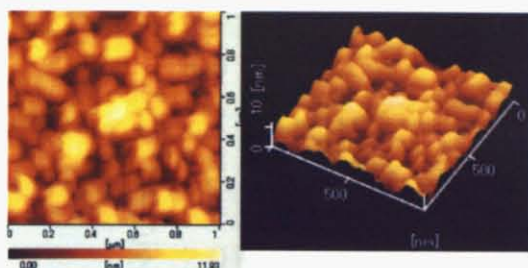


図 4.3.2 AFM 像(成長温度 750℃)

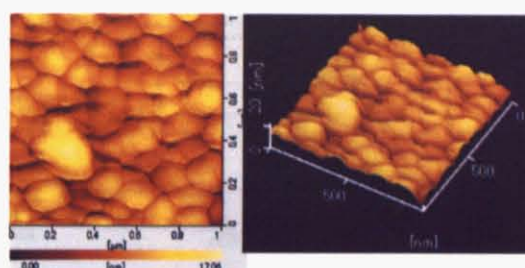
775°C

2.00sccm

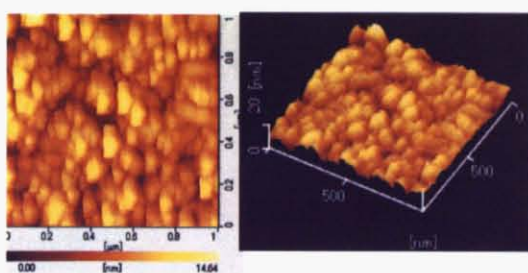


800°C

1.00sccm



2.50sccm



1.25sccm

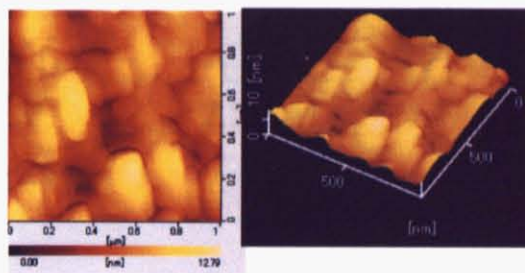
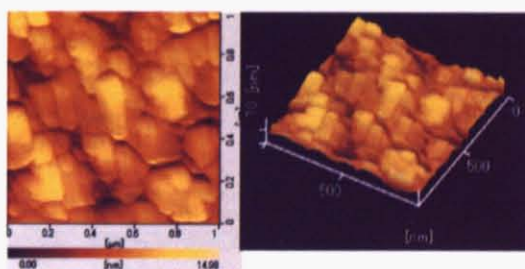


図 4.3.3 AFM 像(成長温度 775°C)

1.50sccm



2.00sccm

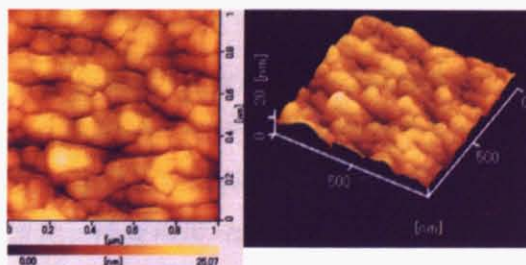


図 4.3.4 AFM 像(成長温度 800°C)



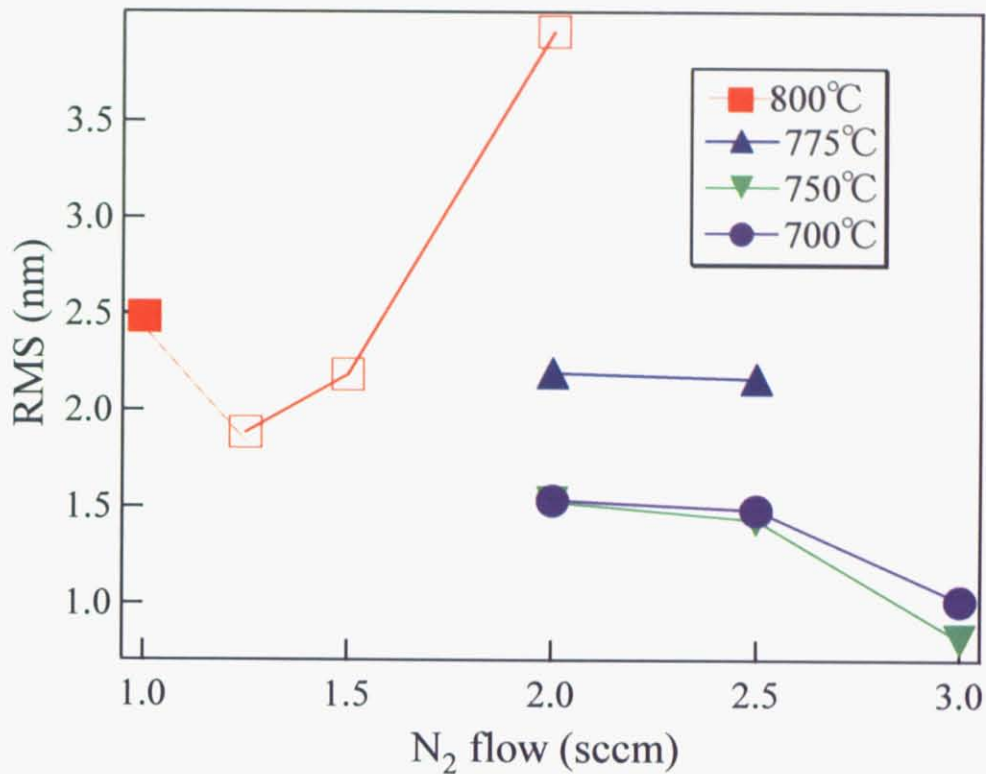


図4.2.5 各成長温度におけるRMS値の成長温度依性  
(色抜きをN-rich、色塗りをGa-rich)

## 4.4 X線回折測定による構造評価

### 4.4.1 $2\theta/\omega$ スキャン測定

図4.4.1に各成長温度におけるX線回折 $2\theta-\omega$ スキャンを示す。X線回折 $2\theta-\omega$ スキャンにより、成長温度700°C~800°C、各窒素流量でc-GaN(002)回折からのピークを確認した。その回折強度は特に成長温度に強く依存することが分かった。成長した試料のc-GaN(002)回折からのピークは成長温度750°Cでの試料が一番強かった。また、成長温度700°C~750°Cの試料においては、窒素流量増加とともにc-GaN(002)回折からのピークが強くなった。成長温度800°Cにおいては表面ストイキオメトリ条件付近で最も強いc-GaN(002)回折からのピーク値を示している。

また、各試料の  $2\theta$ - $\omega$  スキャンから、34.5 度付近に微弱ながらピークが観測された。これは面格子間隔から計算したところ、c-GaN(111)または h-GaN(0001)ということが分かった。例として図 4.4.2 に成長温度 800℃、窒素流量 2.00sccm のスキャン図を示す。

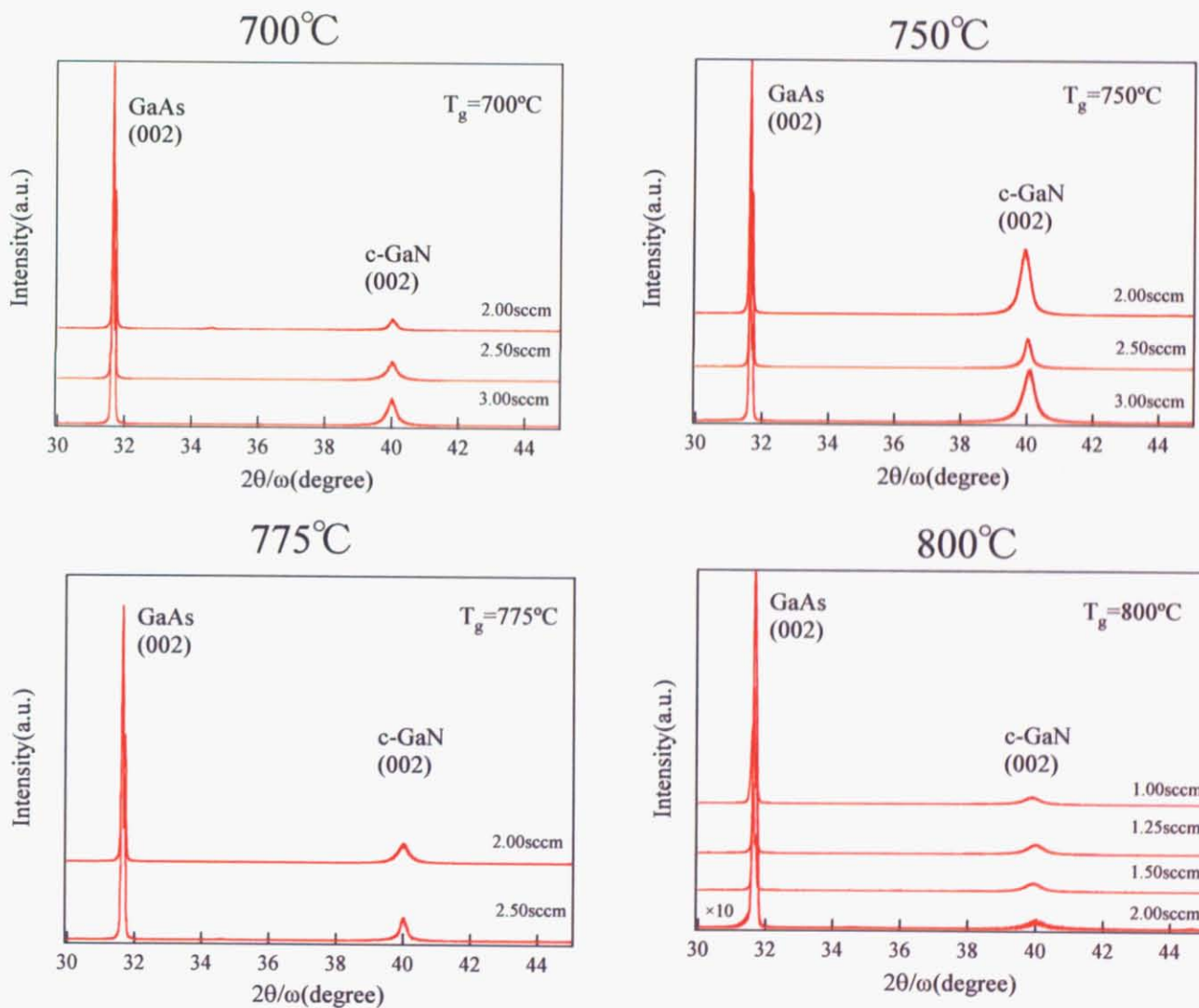


図 4.4.1 各成長条件で成長した試料の X 線回折  $2\theta$ - $\omega$  スキャン  
(成長温度 700~800℃)

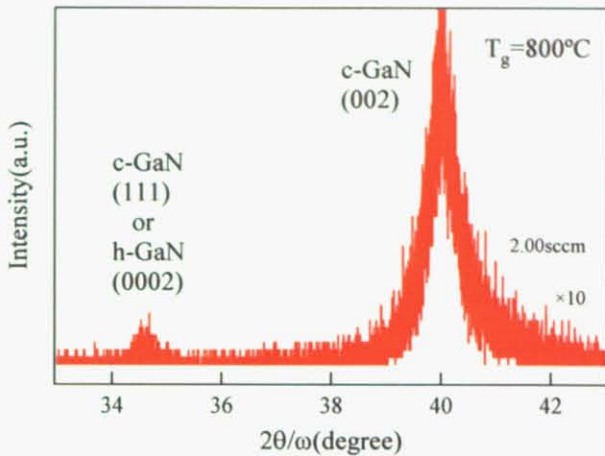


図 4.4.2 X 線回折  $2\theta$ - $\omega$  スキャン  
(成長温度 800°C、窒素流量 2.00sccm)

#### 4.4.2 $\omega$ スキャン測定

図 4.4.3 に各成長温度における X 線回折の  $\omega$  スキャンを示す。X 線回折  $\omega$  スキャンにより、成長温度 700°C~800°C、各窒素流量で c-GaN(002)回折からのピークを確認した。また、図 4.4.1.10 に各成長温度における半値全幅の成長条件依存性を示す。図 4.4.4 について、色抜きを N-rich、色塗りを Ga-rich とした。

成長温度 700°C~775°Cにおいては、温度上昇とともに $\Delta\omega$ の値が減少した。これは成長温度上昇とともに過剰の Ga ドロップレットが再蒸発するために、Ga ドロップレットが減少し結晶品質が向上したためと考えられる。成長温度 800°Cにおいては、 $\Delta\omega$ が他の温度と比較して上昇した。これは、下地の GaAs 層が解離したことによる平坦性の悪化が原因であると考えられる。また、窒素流量依存性に関して、成長温度 700°C~750°Cにおいては、窒素流量増加とともに $\Delta\omega$ の値が上昇した。これは、3 章から窒素流量増加とともに低温 GaN 層の被膜率が少なくなるので、ピンホールの数が多くなることから、成長温度までアニールする際に高窒素量の方がピンホールの数が多いので GaAs の脱離する量も多くなり、下地の GaAs が荒れるために、半値全幅が大きくなったと考えられる。成長温度 800°Cにおいては表面ストイキオメトリ条件付近で最も小さい値を示している。

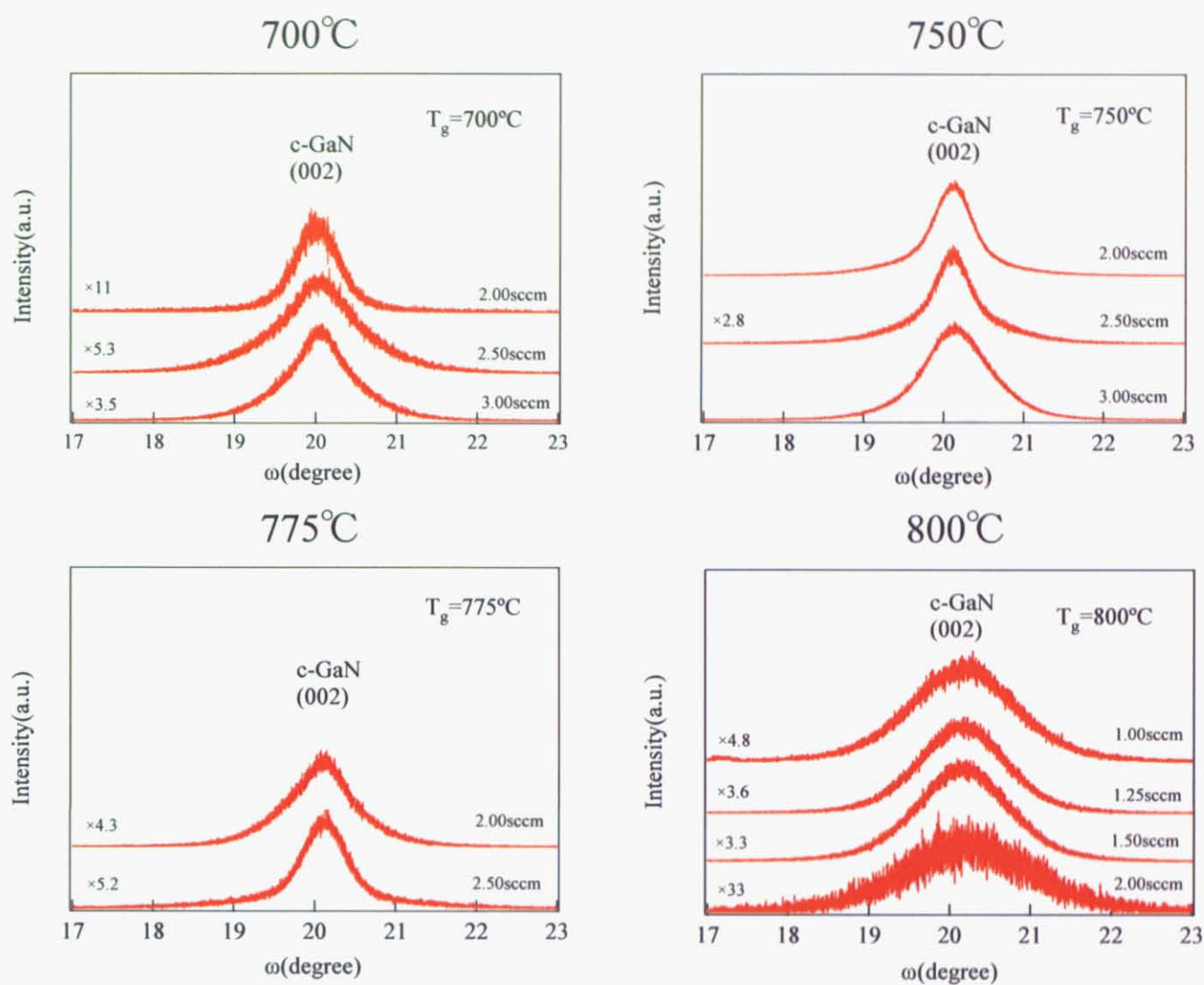


図 4.4.3 各成長条件で成長した試料の X 線回折  $\omega$  スキャン  
(成長温度 700~800°C、それぞれのスペクトルは最大強度で規格化してある)

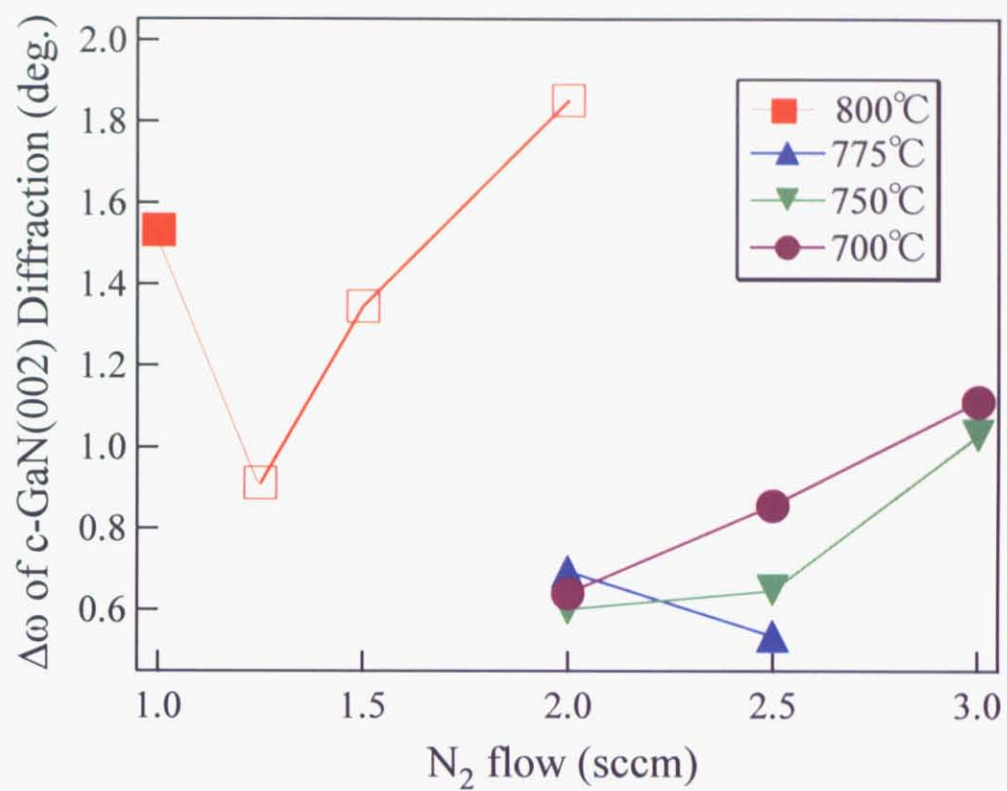


図4.4.4 各成長温度における $\Delta\omega$ における成長条件依存性  
(色抜きをN-rich、色塗りをGa-rich)



### 4.4.3 逆格子空間マッピング測定

図 4.4.5～図 4.4.9 に各成長温度で成長した XRD 逆格子マッピングの測定結果を示す。各試料において X 線入射方向が、 $\langle 110 \rangle$  と  $\langle 1-10 \rangle$  入射の場合それぞれを測定した。XRD 逆格子マッピングの図において、横軸を  $2\theta$ - $\omega$  スキャン(中心角を 37.5 度とし、それを 0 度として範囲 13 度を測定)、縦軸は  $\omega$  スキャンである。図 4.4.5 に  $\langle 110 \rangle$  と  $\langle 1-10 \rangle$  入射のマッピング測定結果をし、立方晶、六方晶、双晶のピークはそれぞれ図 4.4.5 の角度に観測された。また、4.4.2 章の評価方法で、立方晶、六方晶、双晶の積分強度比から求めた、各成長温度における立方晶相純度の成長条件依存性を図 4.4.10 示す。図 4.4.10 について、色抜きを N-rich、色塗りを Ga-rich とした。

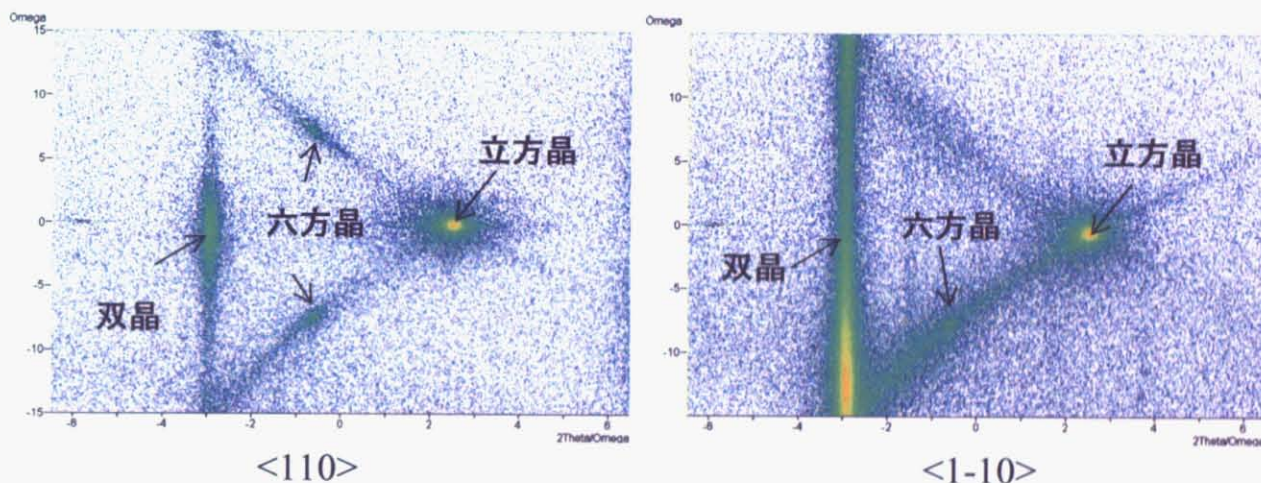


図 4.4.5 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 700°C、窒素流量 2.00sccm)

図 4.4.5 より成長温度 700°C～750°Cにおいて、窒素流量増加とともに、立方晶相純度が向上し、双晶の混在率が減少した。これは、低窒素流量だと Ga 過剰条件であるから、Ga ドロップレットが析出し、GaN 成長を阻害し双晶が混在しやすくなっていたためと考えられる。成長温度 775°Cにおいて、窒素流量増加とともに、立方晶相純度が減少した。これは、ファセットが形成されたために双晶または六方晶が混入しやすくなったと考えられる。成長温度 800°Cにおいて、表面ストイキオメトリ条件付近の試料(1.25sccm)における立方晶相純度が高くなった。窒素流量 2.00sccm においては、表面の荒れによるファセットの形成によって、双晶または六方晶が混入しやすくなったと考えられる。成長温度依存性について、窒素流量 2.00sccm での各成長温度について考えると、成長温度 700°C～775°Cにおいて立方晶相純度は向上した。これは、Ga ドロップレットが生じないために向上したと考えられる。成長温度 800°Cにおいては、GaN と GaAs の界面のピットの存在によって、双晶と六方晶が混入しやすくなったために立方晶純度が減少したと考えら

れる。

全体の傾向として、X 線入射方向 $\langle 1-10 \rangle$ の方が六方晶及び双晶相純度が多かった。これは、 $\{111\}$  A 面より $\{111\}$  B 面から混入し易いと考えられ、これは RHEED 観察の傾向と一致する。また、成長温度が低温のときは高窒素量、高温のときは低窒素流量のときに立方晶相純度が向上することが分かった。

本研究では成長温度  $750^{\circ}\text{C}$ 、窒素流量  $3.00\text{sccm}$  で最も立方晶相純度が高い  $93.1\%$  が得られた。



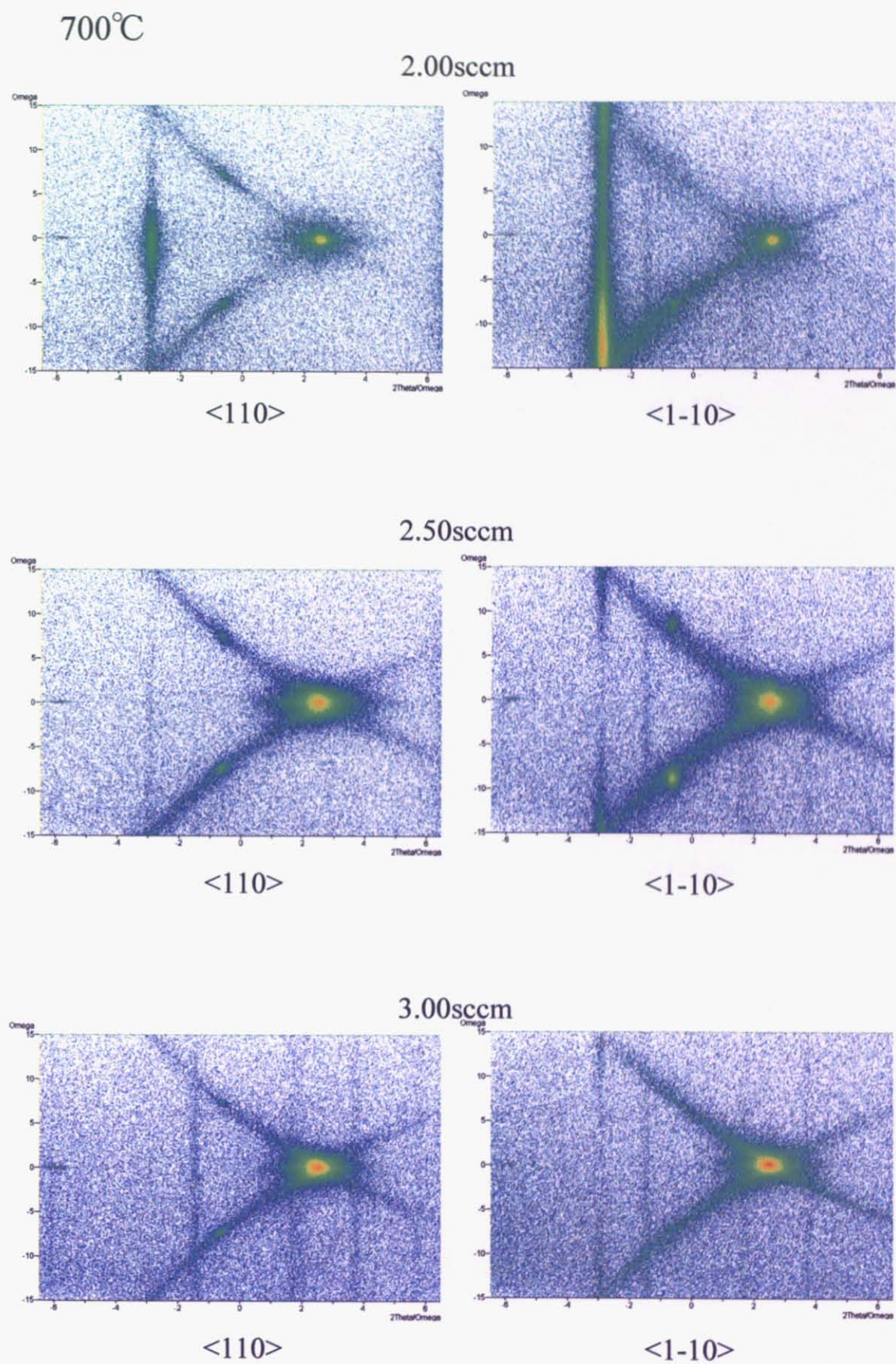


図 4.4.6 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 700°C)



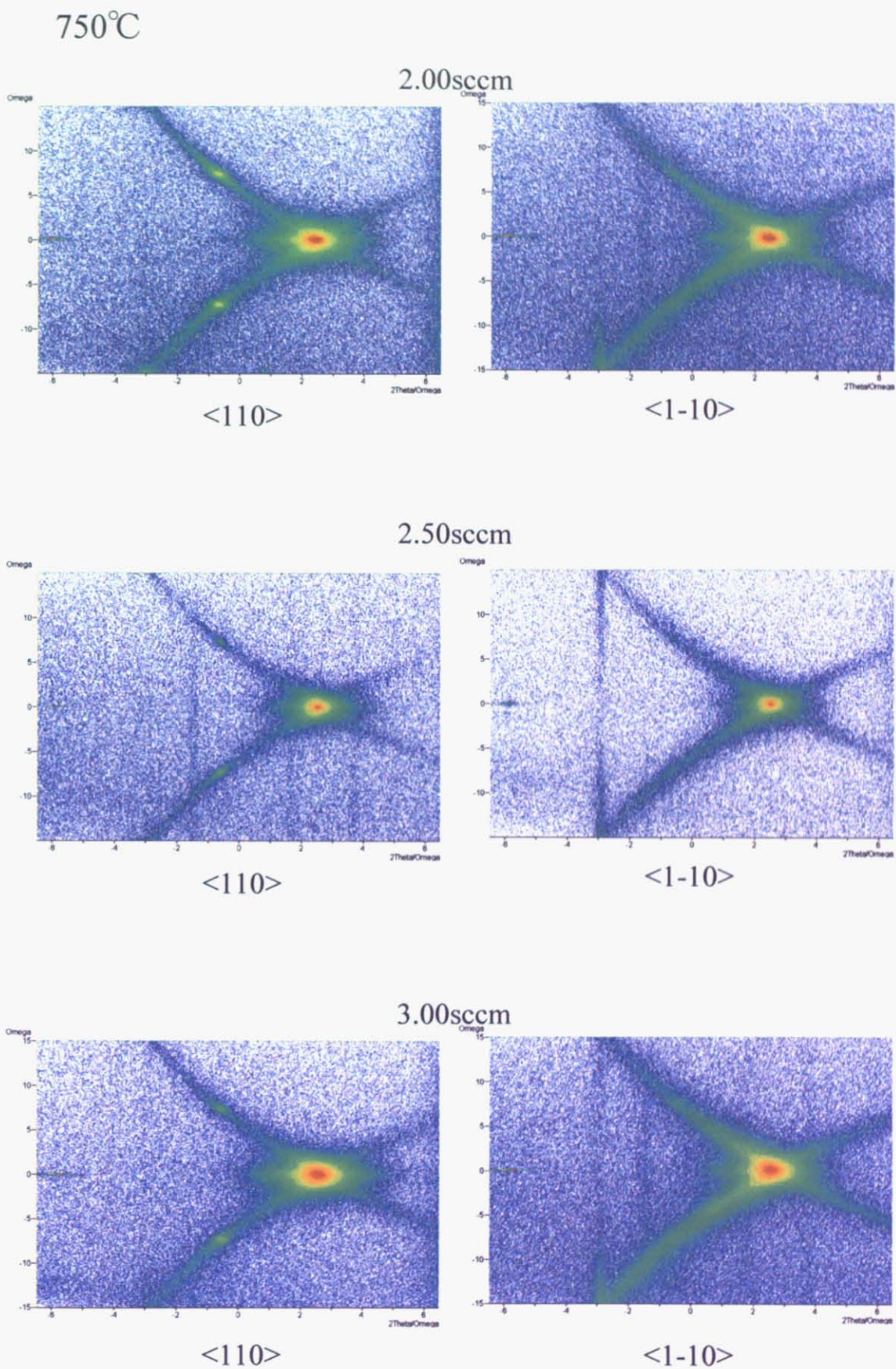
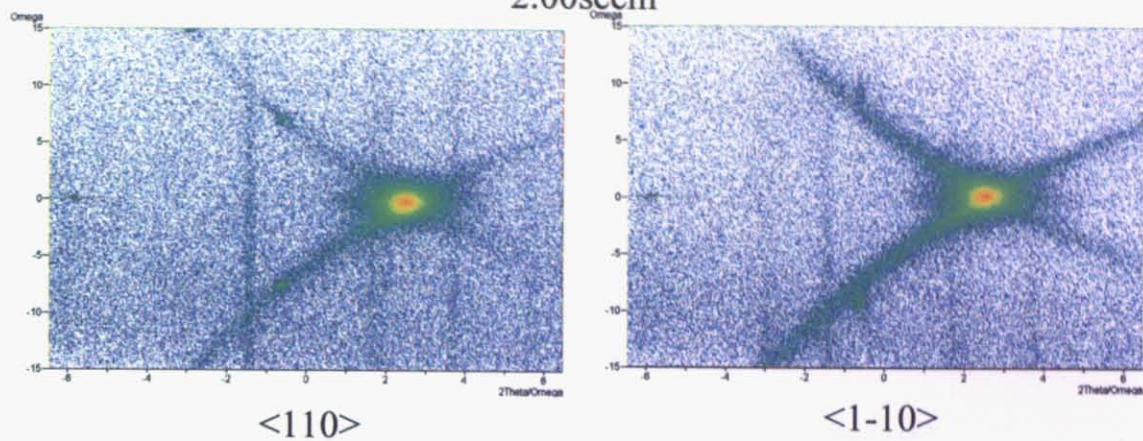


図 4.4.7 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 750°C)

775°C

2.00sccm



2.50sccm

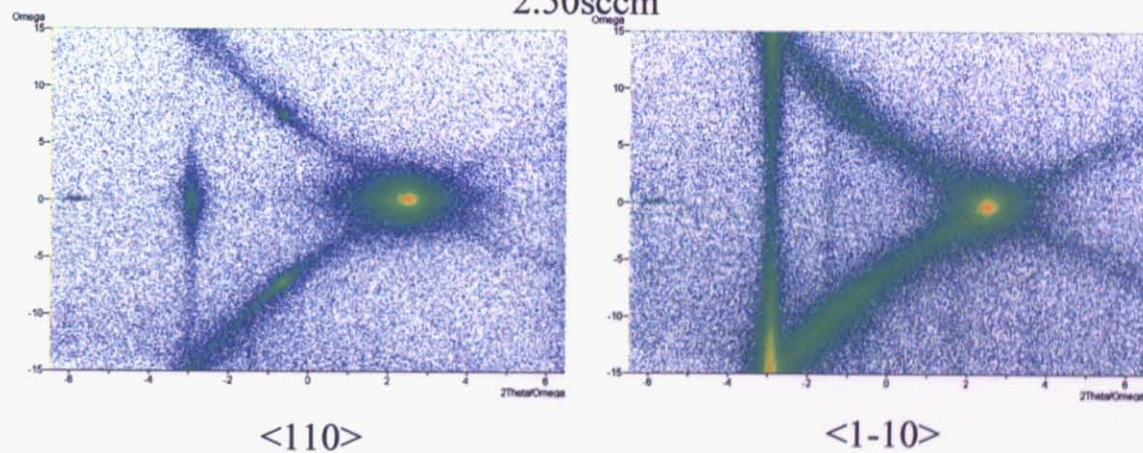


図 4.4.8 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 775°C)



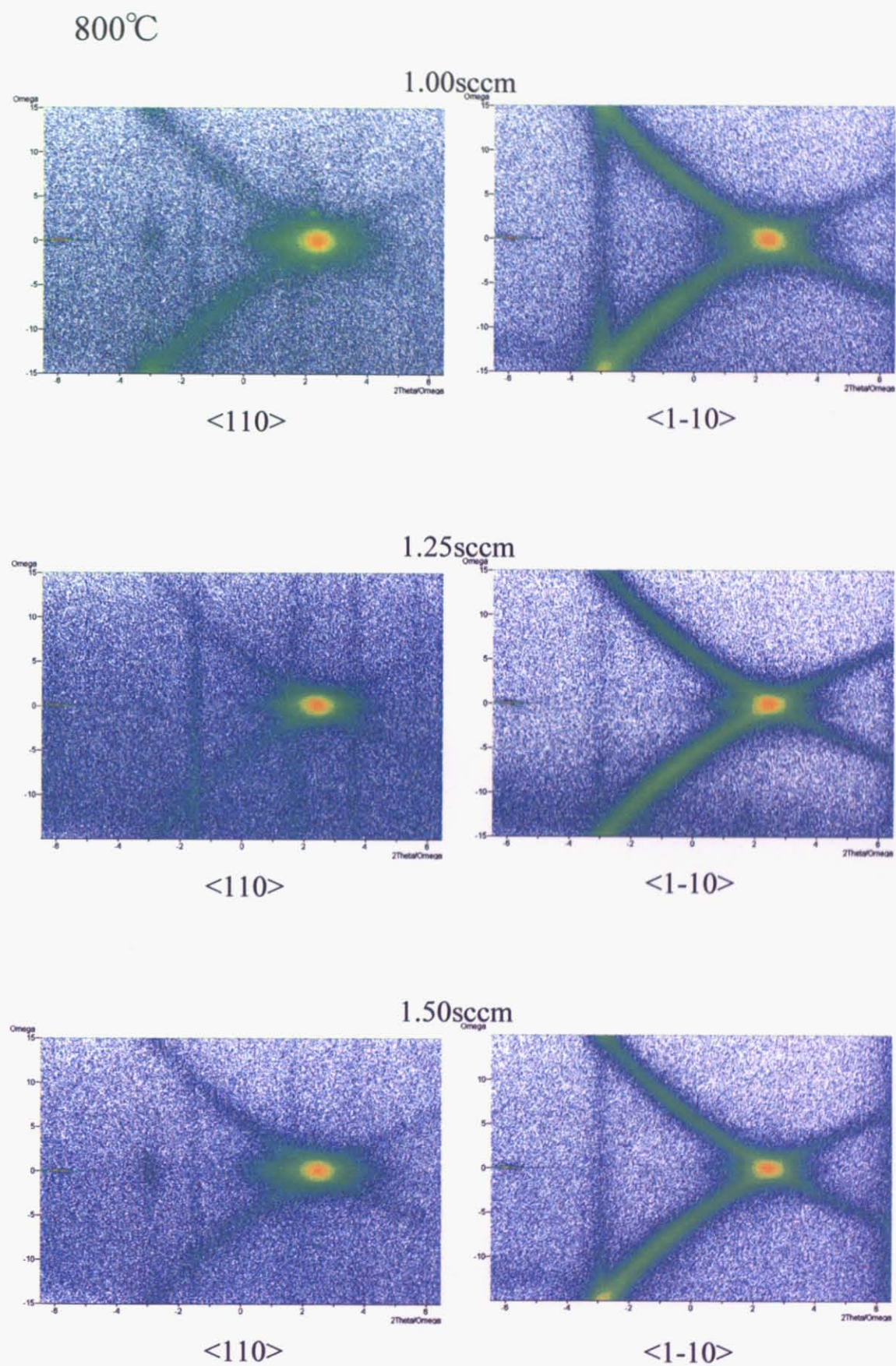


図 4.4.9 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 800°C)

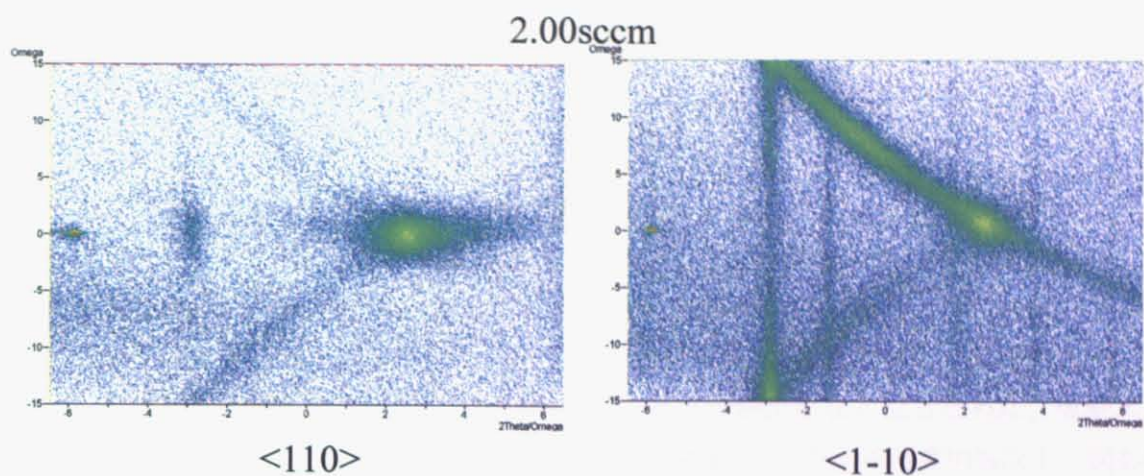
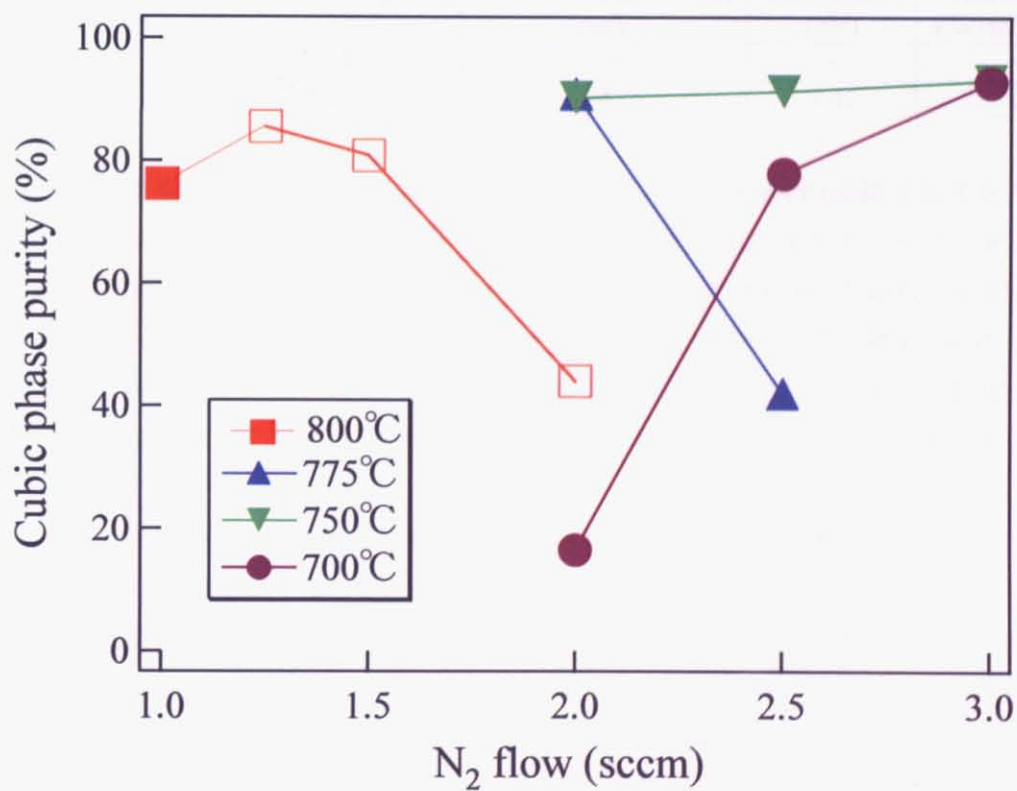


図 4.4.9 XRD 逆格子マッピング測定結果(成長温度 800°C)

図4.4.10 各成長温度における立方晶相純度における成長条件依存性  
(色抜きをN-rich、色塗りをGa-rich)

## 4.5 光学特性

本研究ではHe-Cdレーザ( $\lambda=325\text{nm}$ )を光源としてフォトルミネッセンスの実験を行った。

まず、フォトルミネッセンスの測定を行うまえに、試料を塩酸に30分間～120分浸し、純水で10分間流水洗浄した。これは、Gaドロップレットの析出が激しい試料において、He-Cdレーザ(325nm)の光がGaドロップレットにより散乱されて、He-Cdレーザの輝線として分光器に入ってしまう、測定したいピークと重なりあうことでGaNのピークと分別出来なくなるために、塩酸エッチングを行うことで、Gaドロップレットを取り除いた。図4.4.1に立方晶相純度93%以上、図4.4.2に45%前後の温度10KにおけるMBEで成長した試料とMOCVDで成長した試料のフォトルミネッセンスの結果を示す[40]。表1に図4.5.1の各試料のピーク位置と半値全幅をまとめた。

表1 温度10Kに各試料のピーク位置と半値全幅

	cubic D-A pair (eV)	cubic exciton (eV)	cubic exciton FWHM (meV)	hex exciton (eV)	hex exciton FWHM (meV)
MOCVD	3.17	3.26	13	—	—
MBE	3.17	3.27	4	3.47	13

図4.4.1と図4.4.2より立方晶 GaN の励起子発光を 3.26eV、六方晶 GaN の励起子発光を 3.47eV、確認した。また、不純物や欠陥による発光として、低エネルギー側にはドナー・アクセプターペア発光(3.17eV)、これとは異なるアクセプターレベルを起源として持つ自由励起子発光とアクセプターレベル A'間の遷移(e-A', 3.017eV)、さらにドナー・アクセプターペア発光(D-A', 3.028eV)が存在する。また、特徴的な発光として、2.2eV 付近にブロードな発光が存在し、これは欠陥や不純物が多い試料に共通して見られる深い準位のバンドによる発光でイエロールミネッセンスと称される。

表1から立方晶 GaN の励起子発光の半値全幅が MOCVD で成長した試料は 13meV だが、MBE で成長した試料は 4meV と小さくなった。これは、MOCVD で作製した試料よりも MBE で成長した試料の方が結晶品質の良いことを示している。また、図4.4.2より MOCVD で成長した試料ではイエロールミネッセンスの発光ピークが強く現れるが、MBE で成長した試料では強度が弱く現れた。イエロールミネッセンスの発光についてはどのような不純物や欠陥を起源としているのか未だ明らかになっていない。イエロールミネッセンスの強度の減少の詳細は未だ検証中だが、MBE では超高真空( $\sim 10^{-9}\text{Pa}$ )で試料を作製しているので、試料に不純物が混入しにくい、MOCVD では有機金属を原料を用いて試料を作製しているので、不純物として炭素が混入しやすいためにイエロールミネッセンスの発光強度が強いのではないかと考えられる。



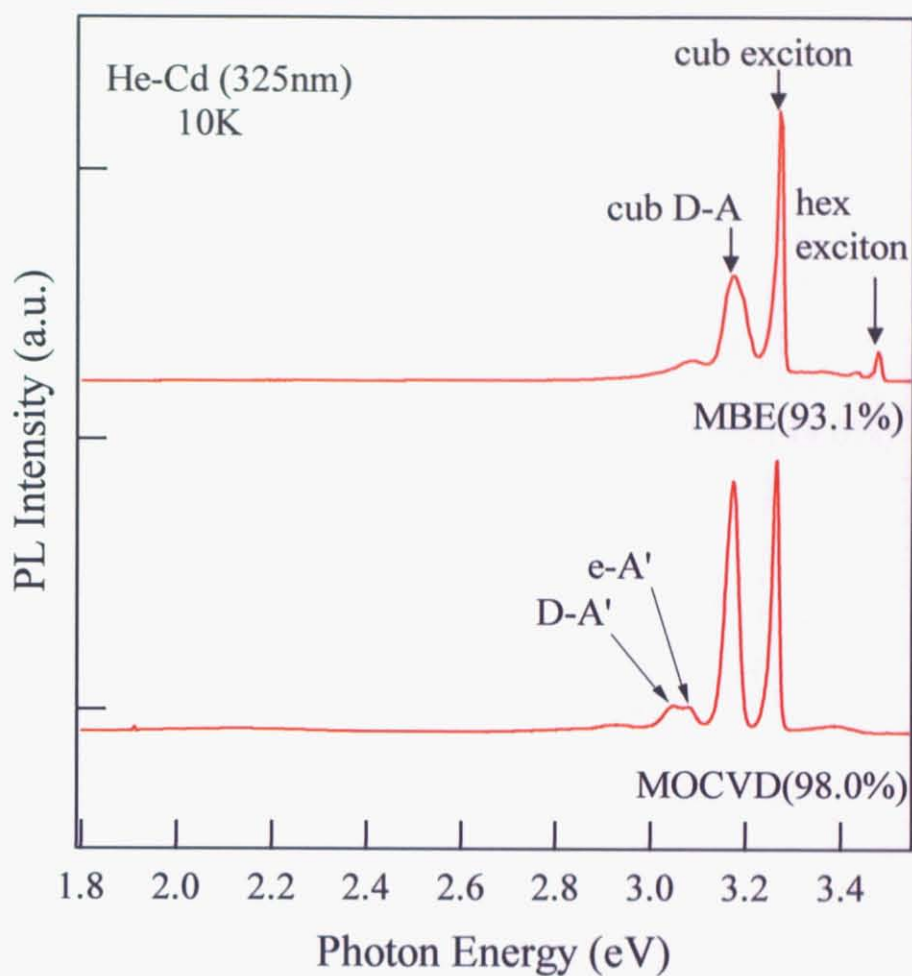


図 4.5.1 立方晶相純度 90%以上の GaN のフォトルミネセンススペクトル(10K)



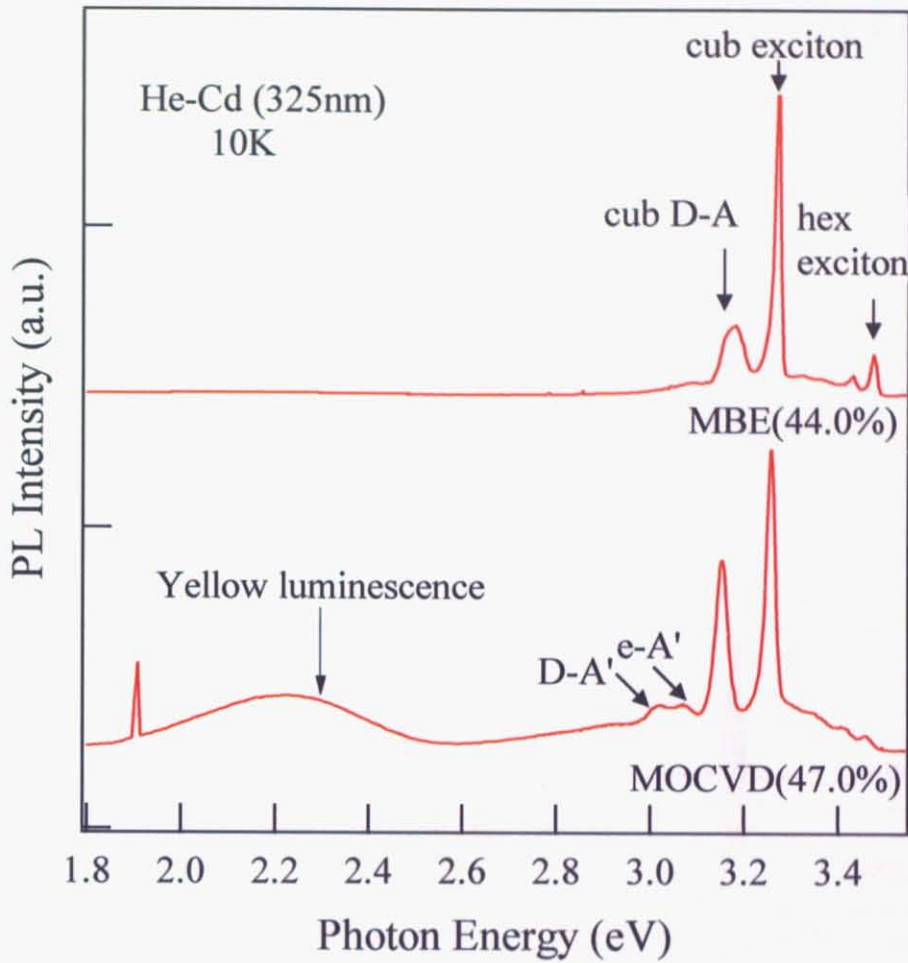


図 4.5.2 立方晶相純度 45%前後の GaN のフォトルミネセンススペクトル(10K)

図 4.5.3 に試料(成長温度 750℃、窒素流量 3.00sccm 立方晶相純度 93.1%)の温度依存性の結果を示す。各ピークエネルギーについて、図 4.5.3(b)、(c)より温度上昇とともに立方晶 GaN 及び六方晶 GaN の励起子発光は低エネルギー側にシフトした。また、立方晶 GaN 及び六方晶 GaN の励起子発光の温度依存性の測定点を Varshni[41]の式

$$E_g = E_0 - \frac{\alpha T^2}{T + \beta}$$

でフィッティングしたところ、測定結果とフィッティング結果が一致した。これはバンド端の発光の特徴であり、二つのピークがバンド端からの発光であることを示している。

図 4.5.3 (c)より立方晶 GaN のドナー・アクセプターペア発光は高エネルギー側にシフトした。これは、D-A ペア発光の特徴であり、このピークが D-A ペアからの発光であることを示している。高エネルギー側にシフトしたのは、電子はエネルギーが高いドナー準位に移動し、正

孔は低いアクセプター準位に移動したためにエネルギー差が大きくなり高エネルギー側にシフトしたと考えられる。図 4.5.3(e)より、各ピークエネルギーのピーク半値幅は温度上昇とともに、半値幅は増大したのがわかる。図 4.5.3(f)より、立方晶 GaN のドナー・アクセプターペア発光の強度が温度上昇とともに急激に強度が弱くなった。これは、ドナーの電子、アクセプターの正孔が熱励起によってバンド端に移動したことが考えられる。

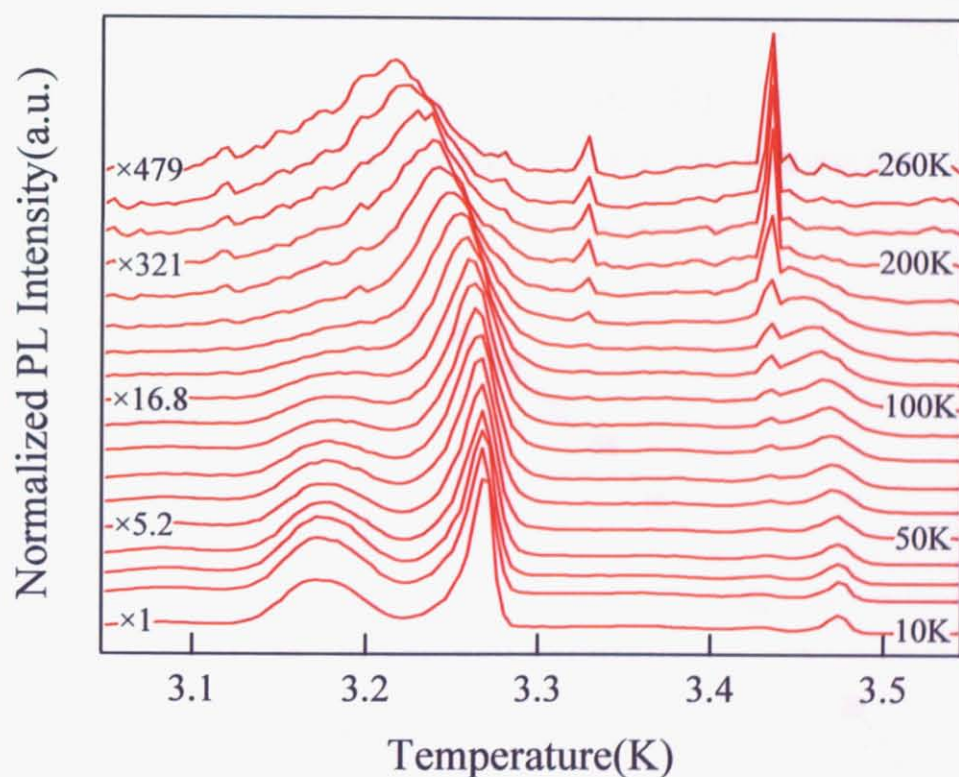


図 4.5.3(a) PL スペクトルの温度依存性(c-GaN の励起子発光で規格化)

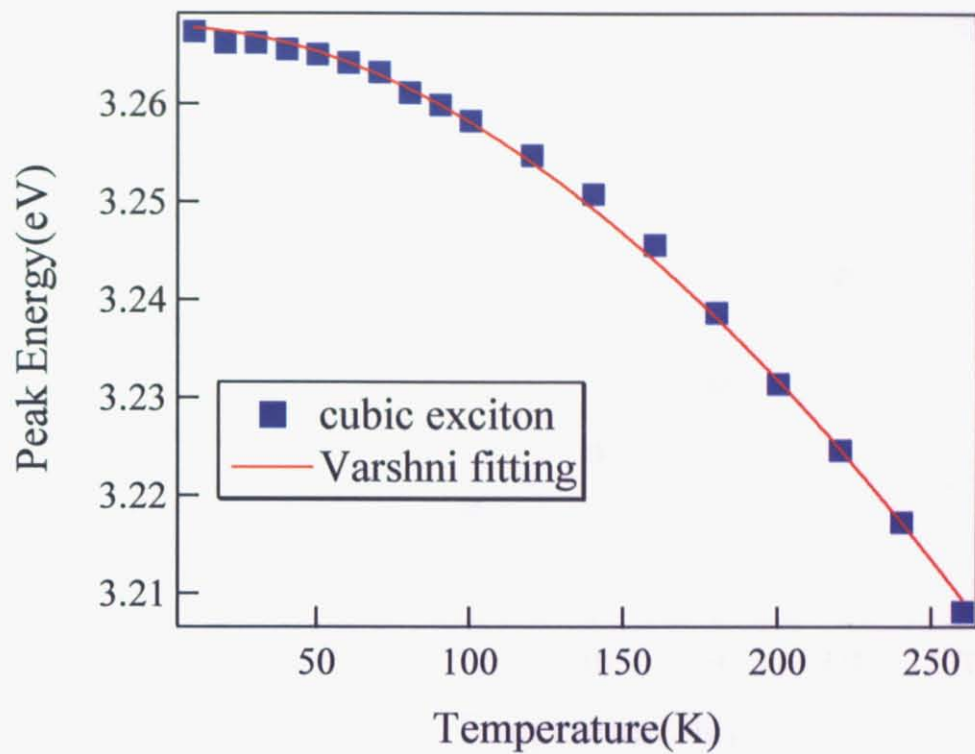


図 4.5.3(b) 立方晶 GaN の励起子発光エネルギーの温度依存性

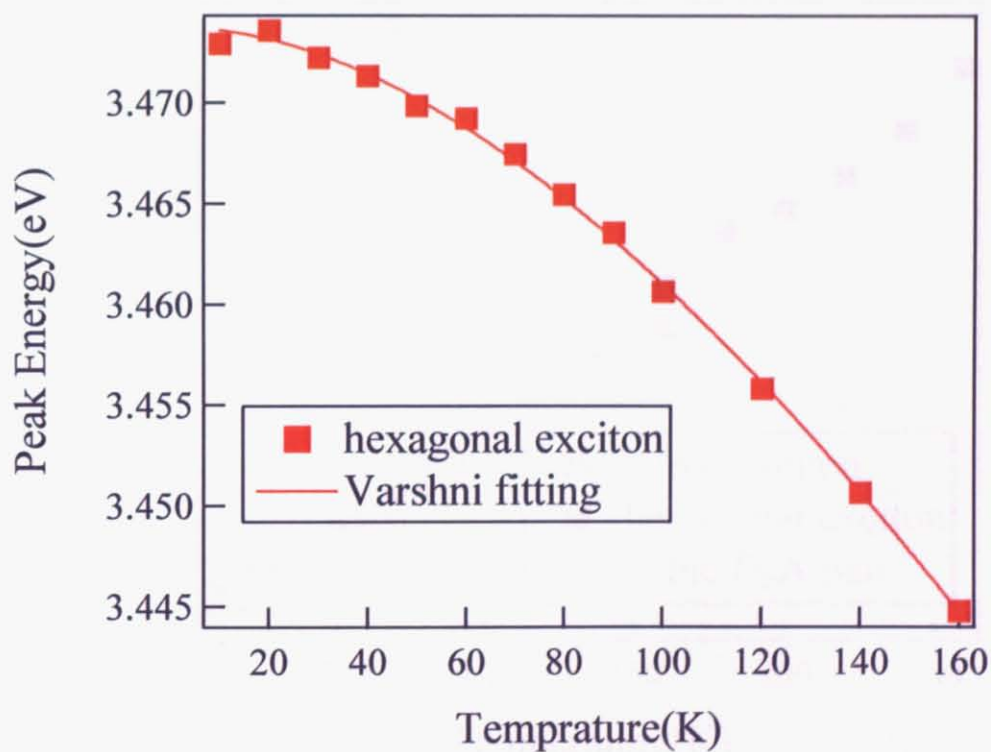


図 4.5.3(c) 六方晶 GaN の励起子発光エネルギーの温度依存性

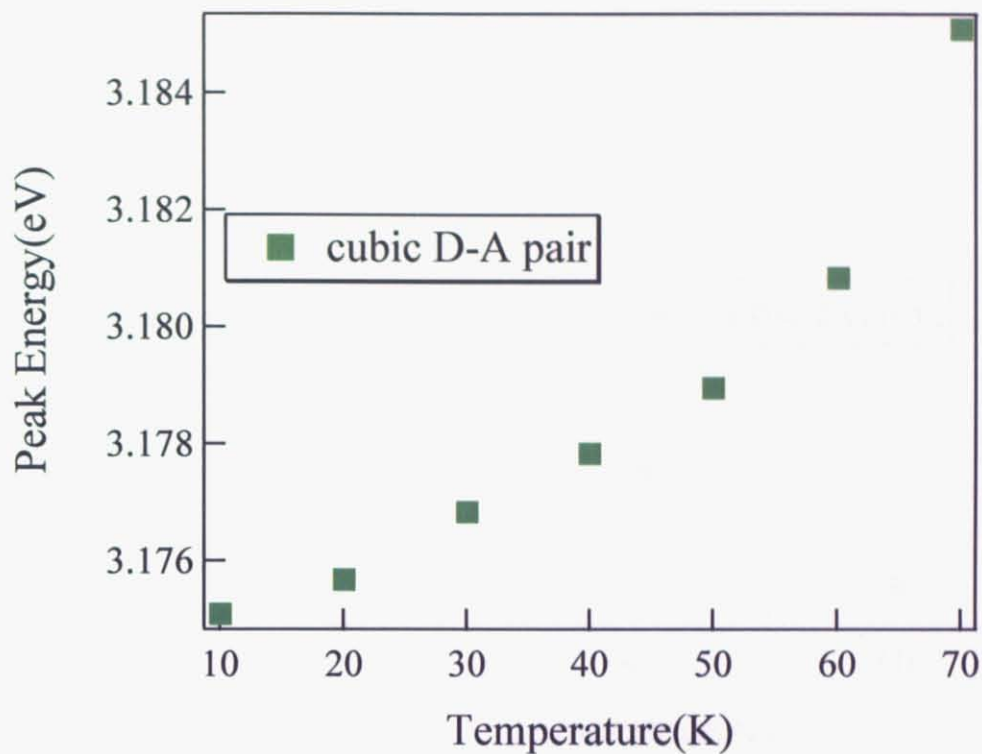


図 4.5.3(d) 立方晶 GaN の D-A ペア発光エネルギーの温度依存性

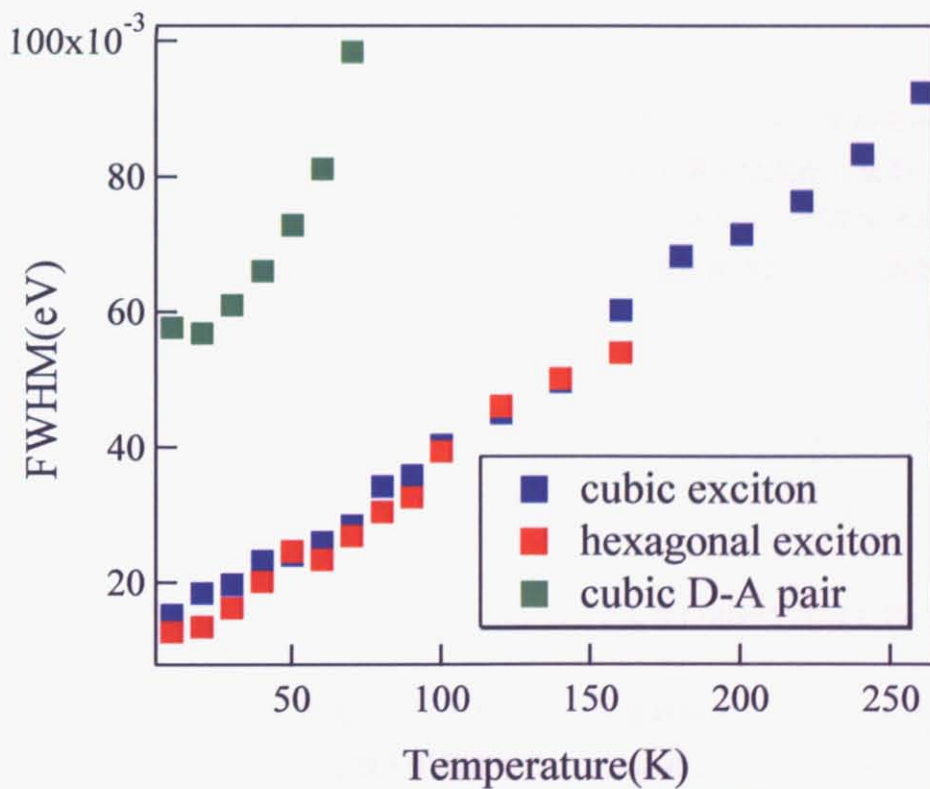


図 4.5.3(e) 各ピークエネルギーのピーク半値幅の温度依存性



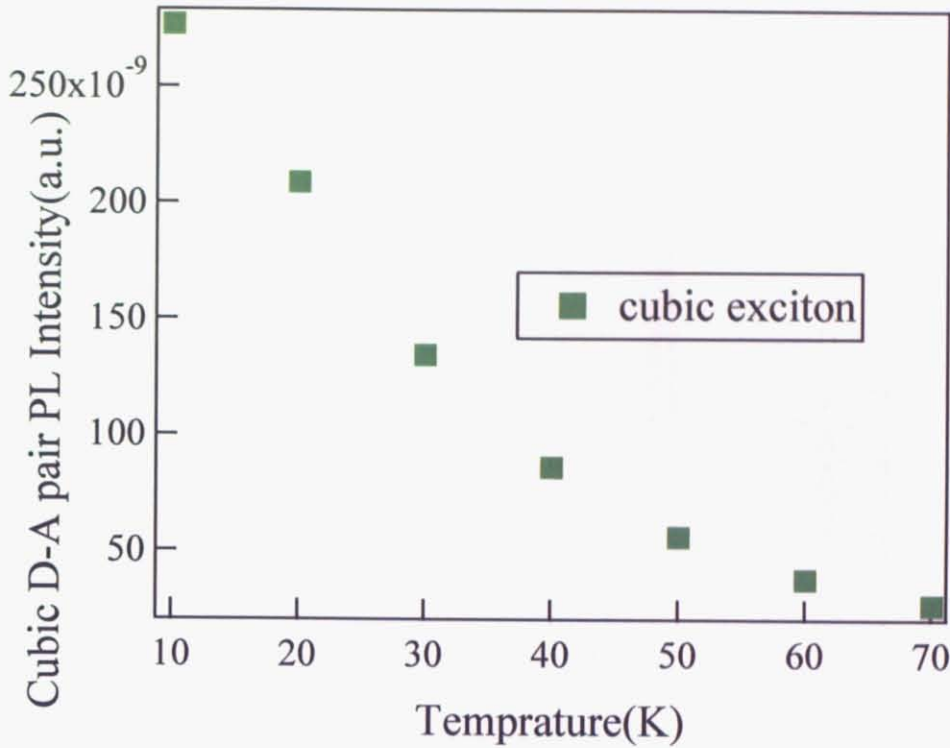


図 4.5.3(f) cubicD-A ペアー発光エネルギーのピーク強度の温度依存性

図 4.5.4 に試料の励起強度依存性の結果を示す。それぞれのピークエネルギーに関して、図 4.4.3(b)より立方晶 GaN の励起子発光と六方晶 GaN の励起子発光は変化しなかったが、立方晶 GaN の D-A ペアー発光は励起強度増加とともに発光ピークエネルギーが高エネルギー化した。水素モデルで近似されるドナーとアクセプターの場合、その遷移確率はペアー間距離の  $r$  の関数として、

$$W_{D-A}(r) = W(0)e^{-\frac{2r}{a_B}} \quad (4-1)$$

と書くことができる[45]。ここで、 $a_B$  はペアーのうちで大きいボア半径を持つ不純物のボア半径にほぼ等しい。

励起強度を増すと式(4-1)より、距離  $r$  の大きいペアーは遷移確率が小さく、励起強度をあげて電子、正孔濃度を増しても遷移頻度は増えず飽和する。これに対して、 $r$  の小さいペアーは電子、正孔濃度とともに、遷移が上がり、式(4-1)より相対的に  $r$  の小さいペアーの発光が支配的にある。ここで、式(2.2.5)より  $r$  の小さい発光が支配的になると高エネルギー化するので、このことから立方晶のドナー・アクセプター間ペアーの発光が高エネルギー化したと考えられる。

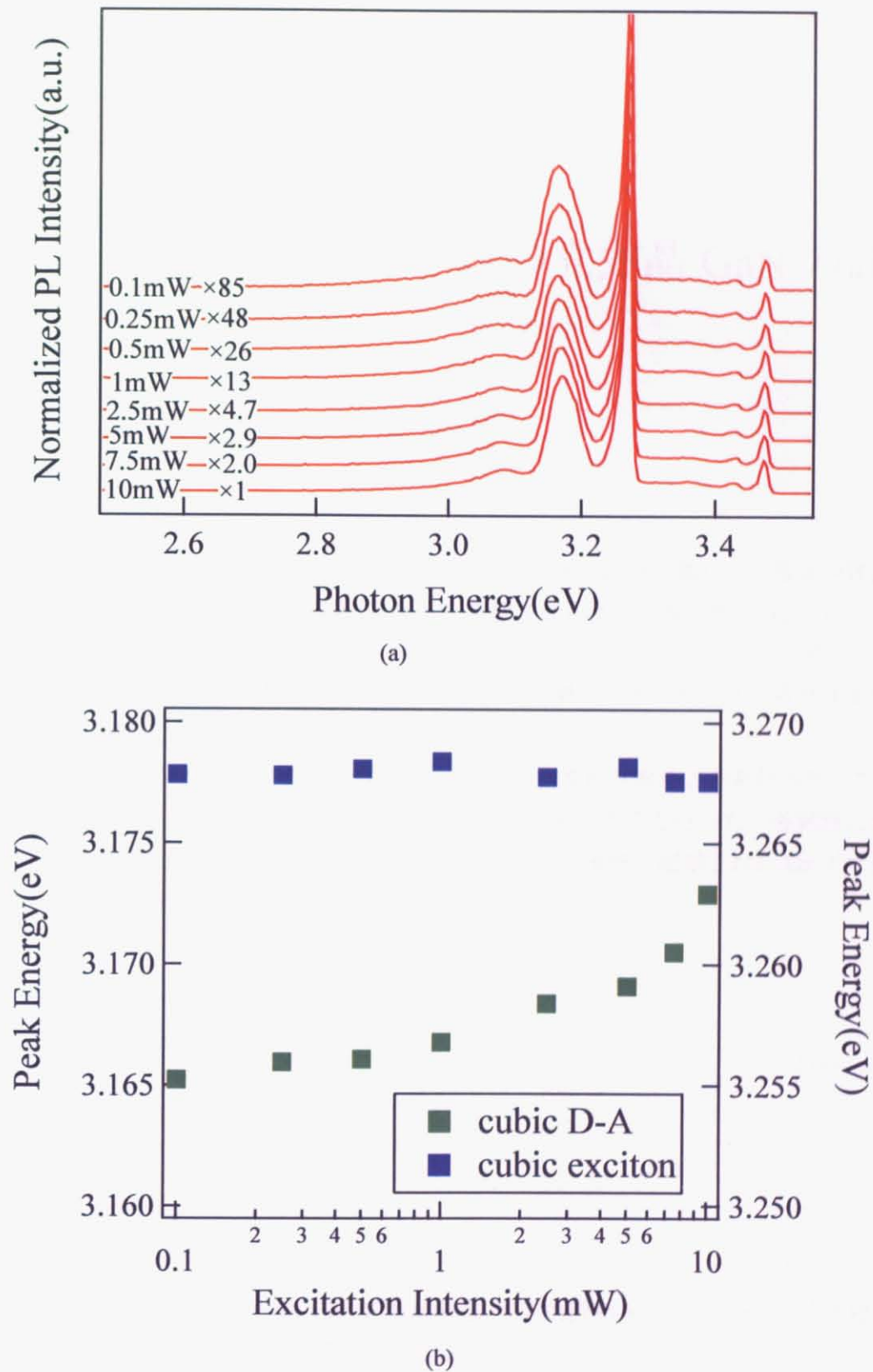


図 4.5.3 (a) PL スペクトルの励起光強度依存性(c-GaN の exciton 発光で規格化)  
(b) 発光エネルギーの励起光強度依存性

## 第5章 塩酸エッチング後の立方晶 GaN の評価

### 5.1 塩酸エッチングについて

Ga ドロップレットの折出が激しい試料だと、GaN の正確な評価は難しい。電氣的評価では、Ga ドロップレットが表面にあると、電流が GaN の薄膜を通らず、金属である Ga ドロップレットに流れてしまう。光学的評価では、4 章でも述べたようにレーザの光が Ga ドロップレットにより散乱されて、レーザの輝線として分光器に入ってしまい、測定したいピークと重なりあうことで GaN のピークと分別出来なくなる。

そこで、塩酸エッチングを行うことで Ga ドロップレットを取り除くことを行った。ここで、塩酸エッチングの時間は 30 分～120 分浸し、純水で 10 分間流水洗浄を行った。各試料におけるエッチング時間は表 1 にまとめた。エッチング時間は SEM の表面像で観察された Ga ドロップレットの密度から判断して時間を決めた。

表 1 各試料におけるエッチング時間

	2.00sccm	2.50sccm	3.00sccm
775℃	120 分	120 分	—
750℃	120 分	120 分	30 分
725℃		120 分	
700℃	—	120 分	45 分

塩酸エッチングを行った試料については、電氣的評価、光学的評価を行った。ここで成長温度 750℃、窒素流量 2.00sccm の試料(立方晶相純度 90.3%)は電氣的評価のみ、成長温度 725℃、窒素流量 2.50sccm の試料(立方晶相純度 85.0%)は光学的評価のみ行った。また、SEM を用いてエッチング後の表面を観察した。最後に成長温度 750℃、窒素流量 3.00sccm の試料{立方晶相純度 93.1%)についてラマン測定を行った。



## 5.2 電気伝導特性

装置の電圧が 15V 以上ならないように、10V 程度で電圧にロックがかかるので、まず I-V 特性を行うことで試料ごとの電流の閾値と抵抗を測定した。次に、室温で電流値を変えながらホール測定を行った。電流値は  $10^{-5}$ A ~ 各試料の閾値の電流まで測定を行った。

図 5.2.3 ~ 図 5.2.9 に各試料の(a)I-V 測定、(b)移動度とキャリアー濃度を示す。また、図 5.2.10(a)に立方晶相純度における移動度とキャリアー濃度(閾値電流)を示し、図 5.2.10(b)に立方晶相純度における移動度とキャリアー濃度(電流 0.0001A)を示す

今回作製した試料について、伝導型はすべて n 型であった。図 5.2.3 ~ 図 5.2.9 より、成長温度 750 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)以外の試料において I-V 特性は、線形となり、キャリアー濃度及び移動度は電流値に対して一定であった。成長温度 750 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)の試料においては I-V 特性は、非線形であり、電流値を増大させると、0.00001A ~ 0.0001A まではキャリアー濃度及び移動度は一定であるが、0.0001A ~ 0.002A まではキャリアー濃度は減少し、移動度は増大した。

4 端子測定の原理からすると I-V 特性は線形になるはずであるが、立方晶相純度 93.1%の試料は非線形であることから、以下の原因が考えられる。

原因 1 過剰電流によるセルフヒートに起因する抵抗値変化

原因 2 GaN エピタキシャル層に電流が流れやすい層と流れにくい層がありパラレルコンダクションが起こる。

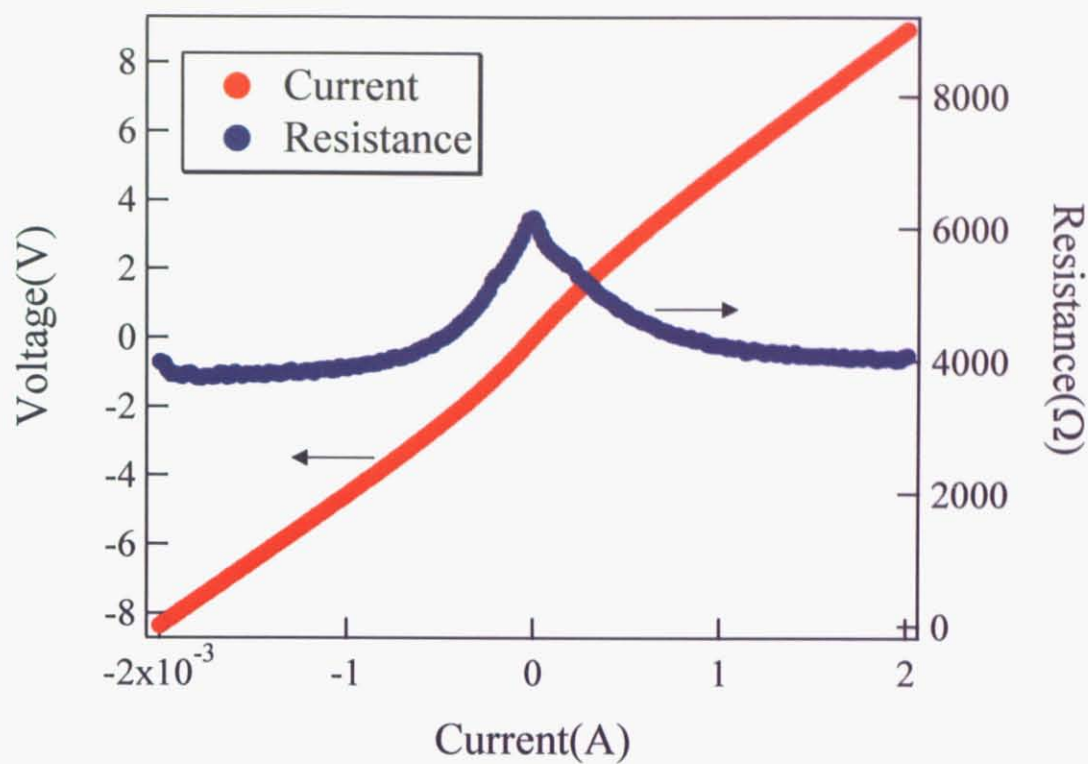
原因 1 については他の試料では見られず、電流値を減少させても I-V 特性は非線形となるのでありえないと考えられる。よってこれは原因 2 と考えられ、GaN エピタキシャル層での移動度の大きい層と移動度の小さい層とのパラレルコンダクションだと考えられる。



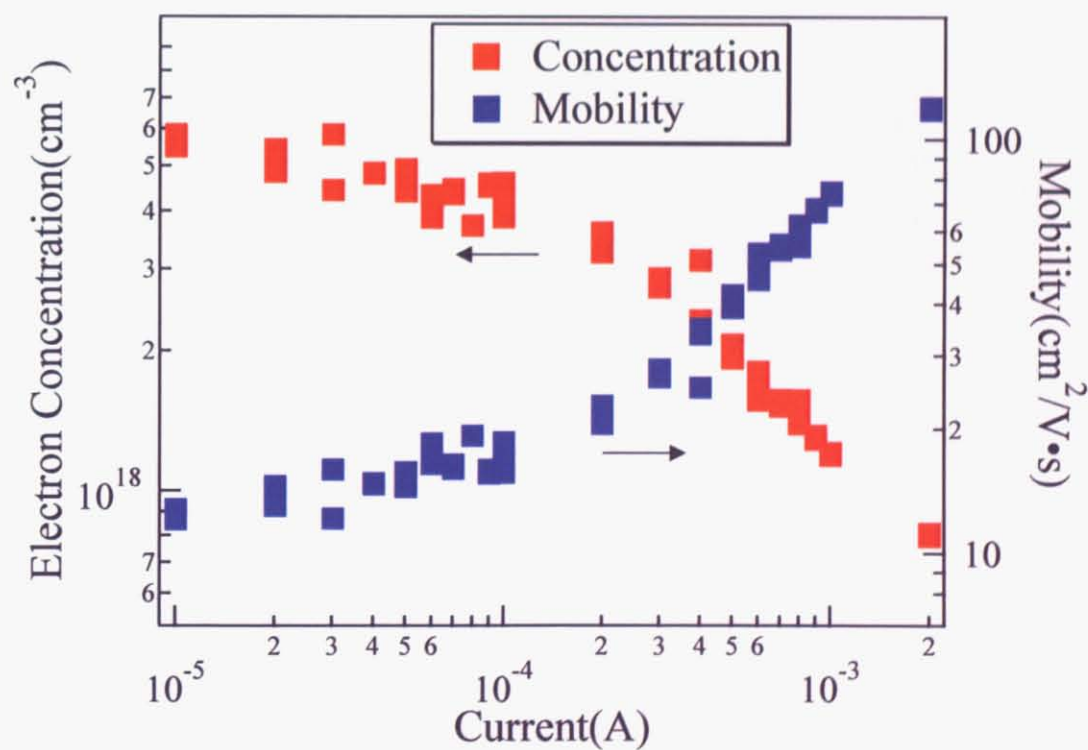
図 5.2.1 GaN エピタキシャル層での移動度の大きい層と移動度の小さい層のモデル図  
(立方晶相純度 93.1%)



図 5.2.2 GaN エピタキシャル層の移動度の小さい層の寄与が大きいモデル図  
(立方晶相純度 93.1%以外)



(a)

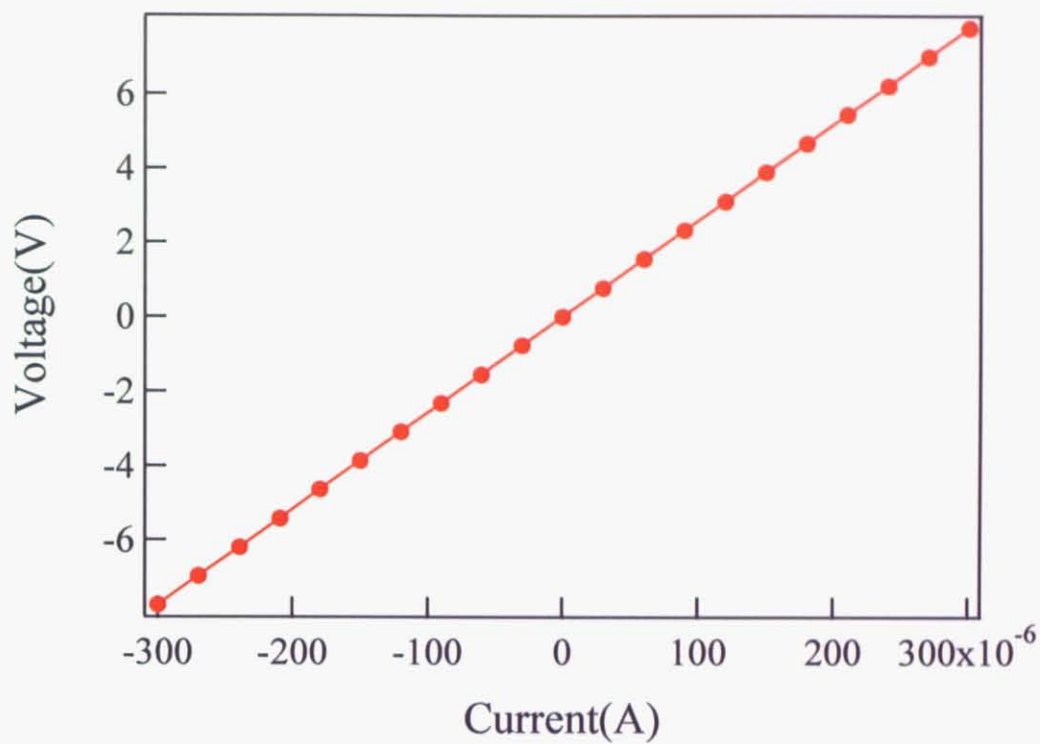


(b)

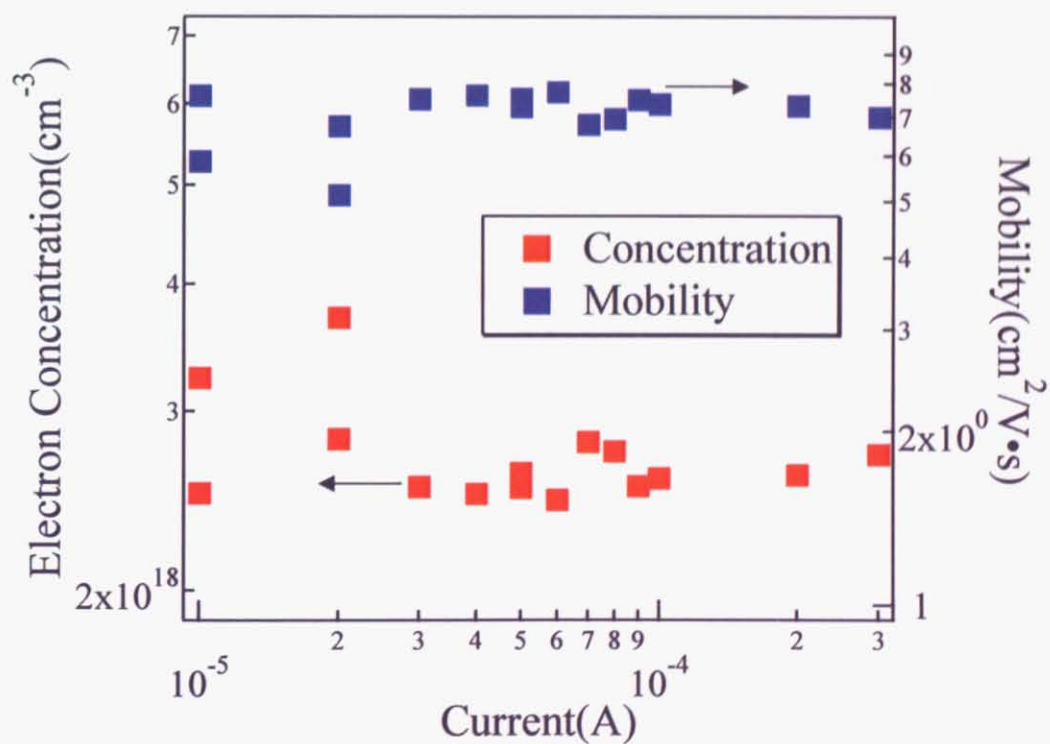
図 5.2.3 成長温度 750 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)の

(a) I-V 特性(0.002A)

(b)キャリアー濃度と移動度の電流値依存性



(a)



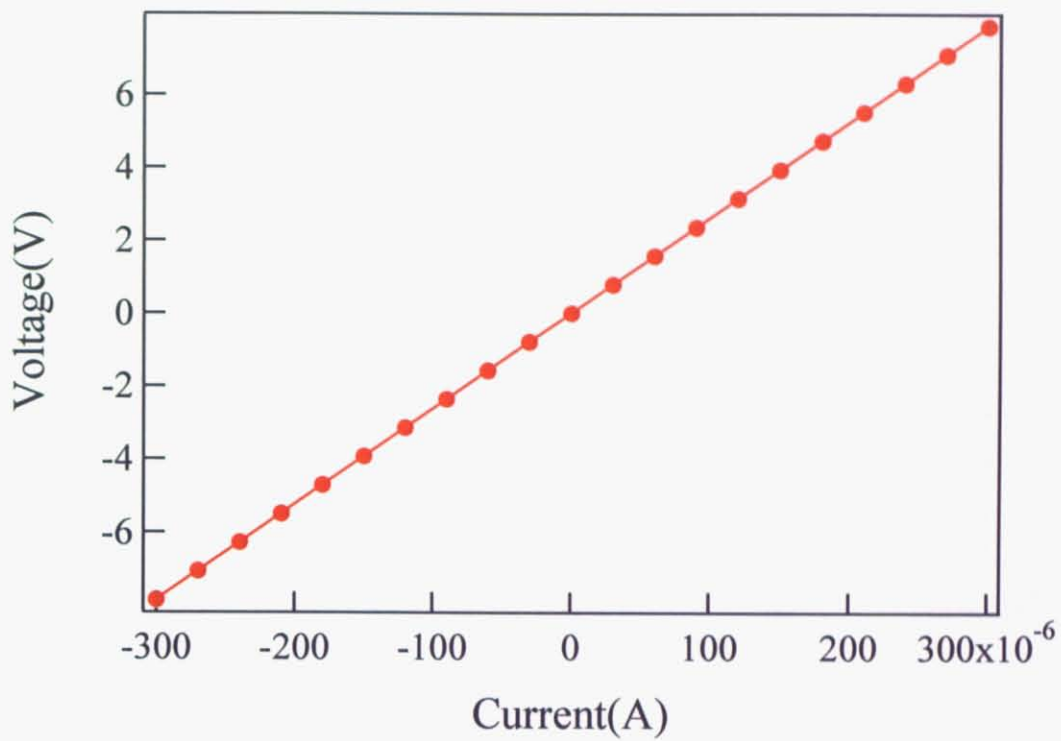
(b)

図 5.2.4 成長温度 700 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 92.8%)の

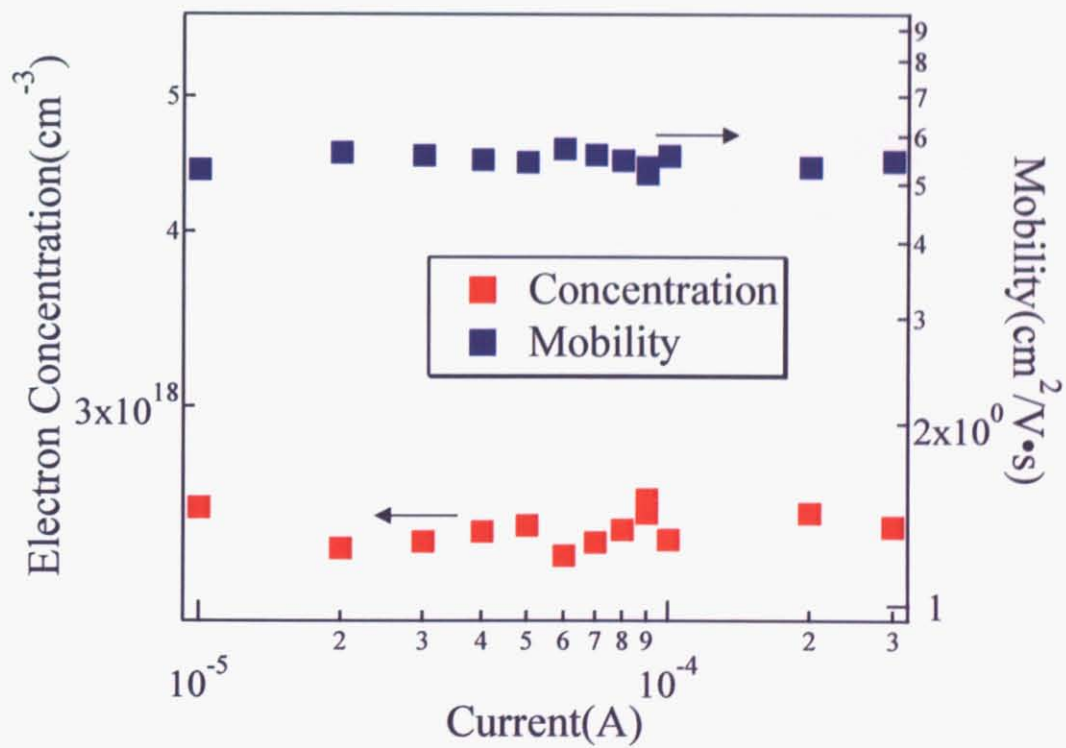
(a) I-V 特性( $0.0003\text{A}$ )

(b) キャリア濃度と移動度の電流値依存性





(a)



(b)

図 5.2.5 成長温度 750 度、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 91.3%)の

(a) I-V 特性( $0.0003\text{A}$ )

(b) キャリア濃度と移動度の電流値依存性

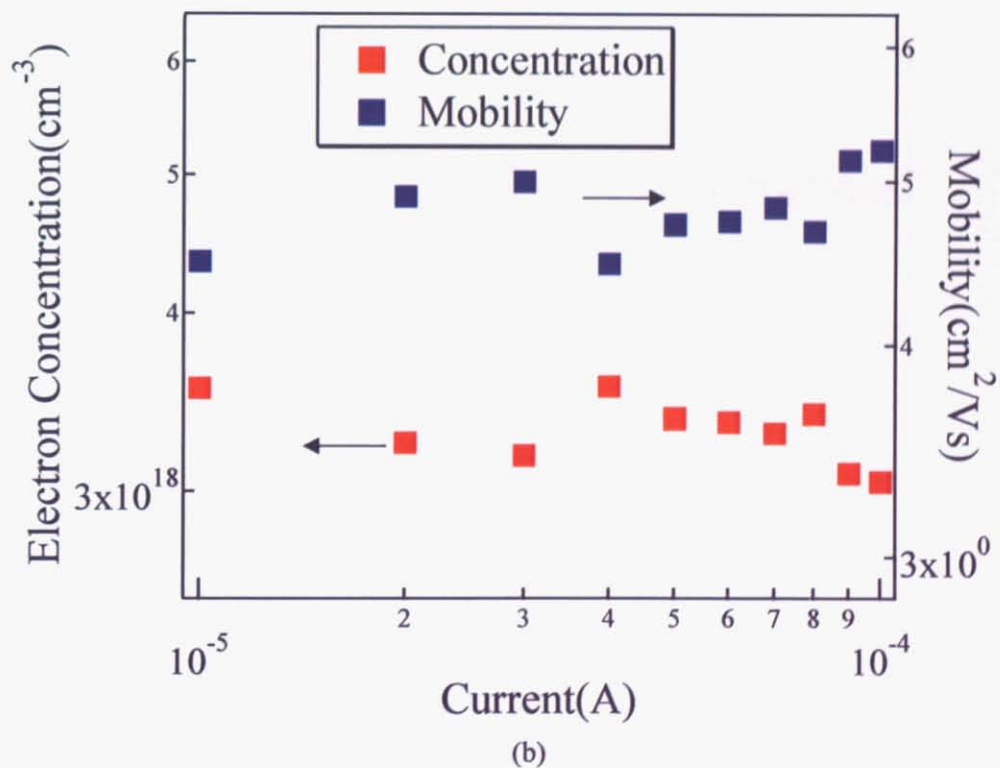
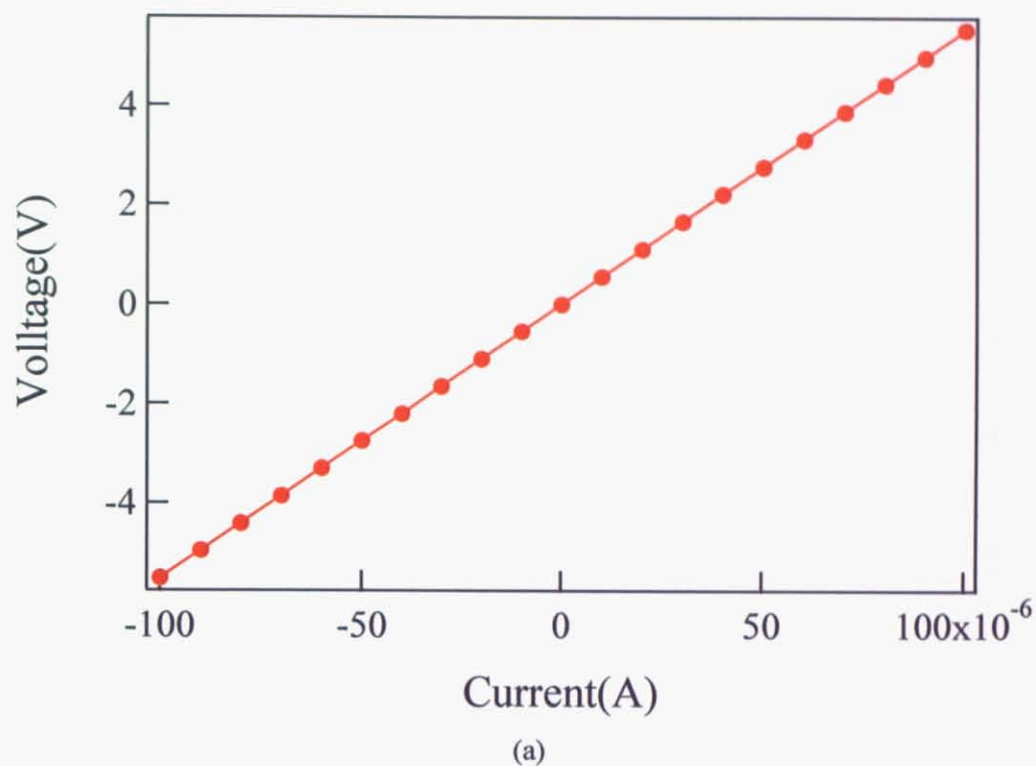
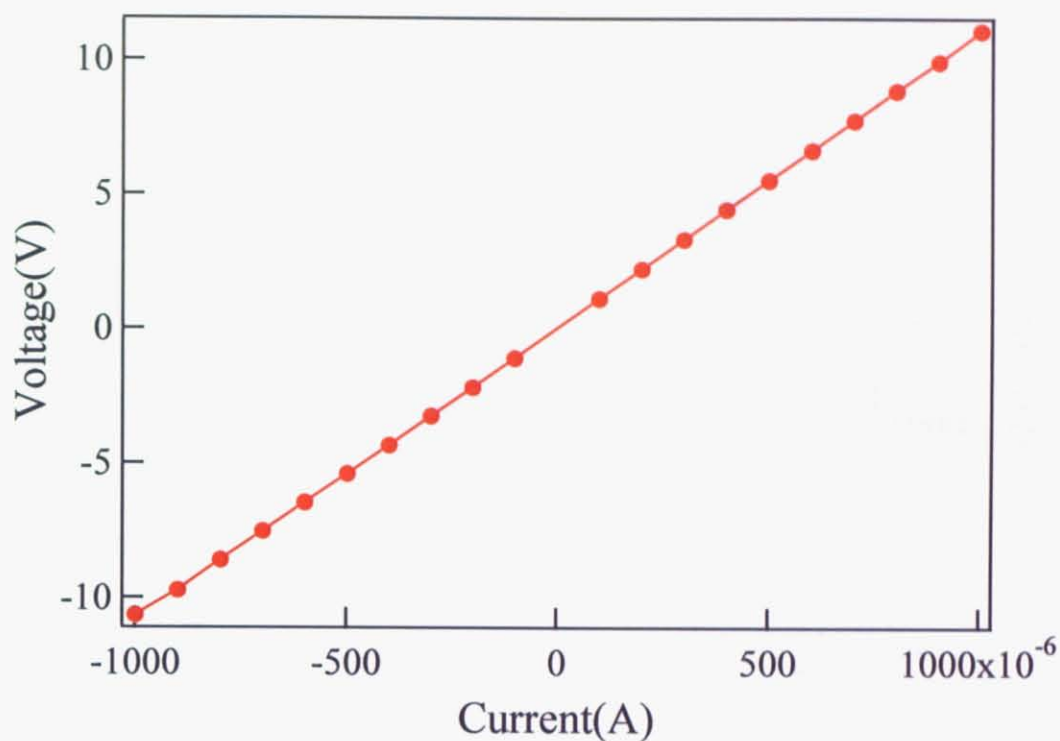
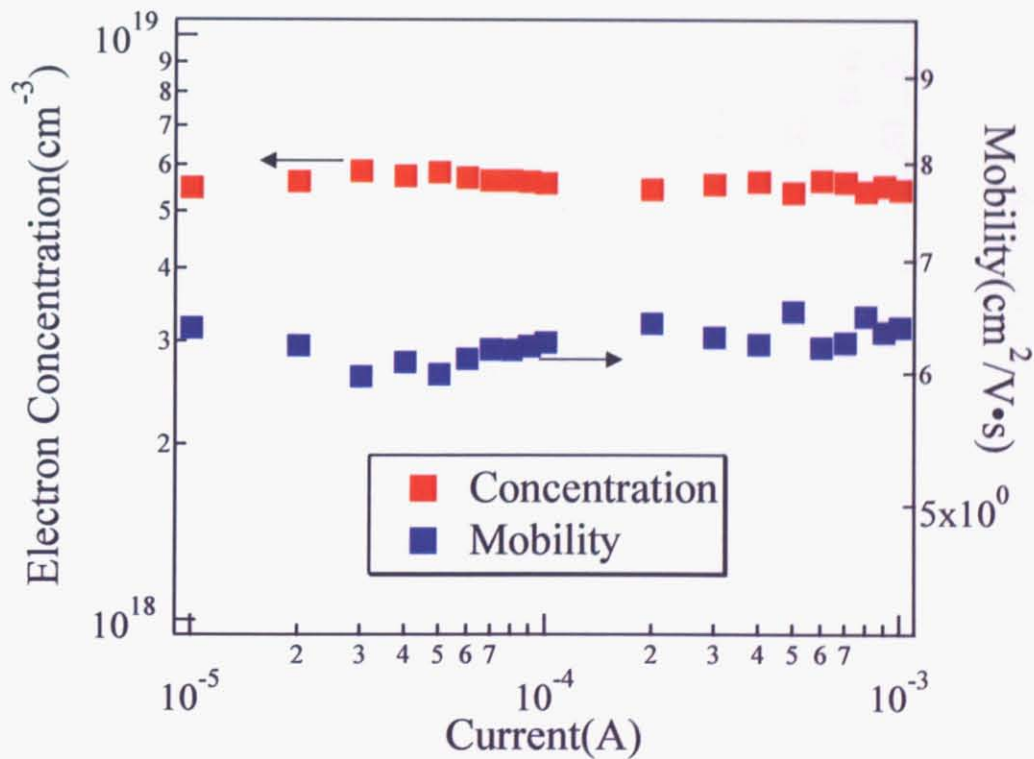


図 5.2.6 成長温度 775 度、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 90.7%)の  
(a) I-V 特性(0.0001A)  
(b)キャリアー濃度と移動度の電流値依存性



(a)

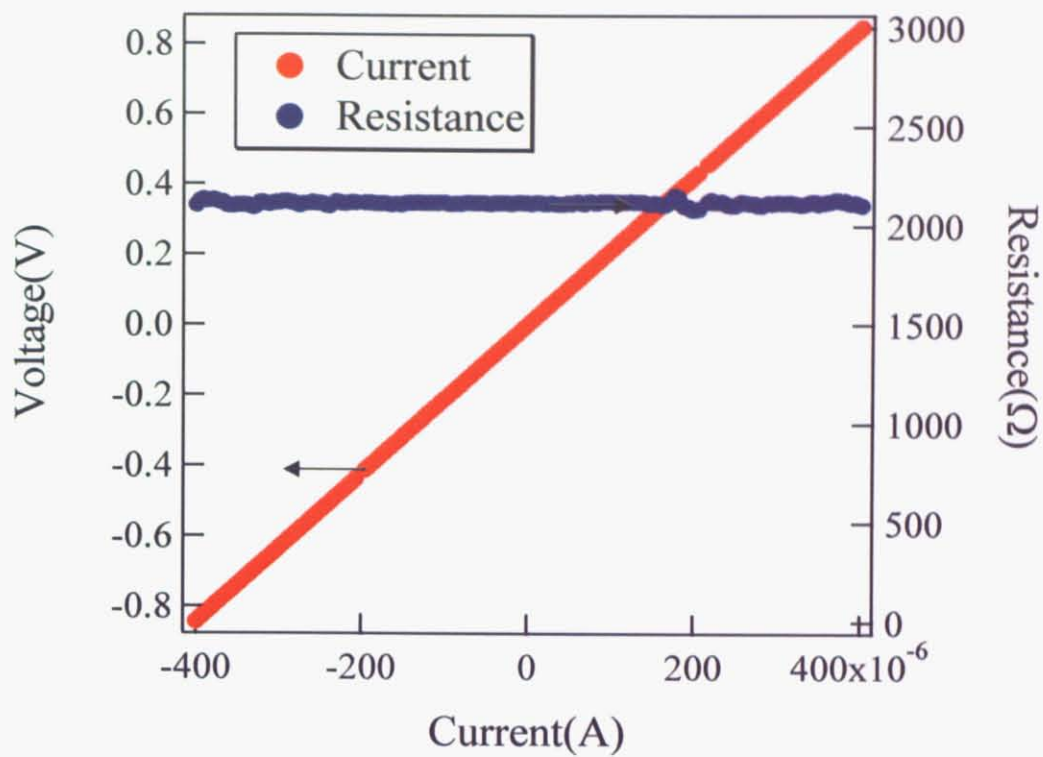


(b)

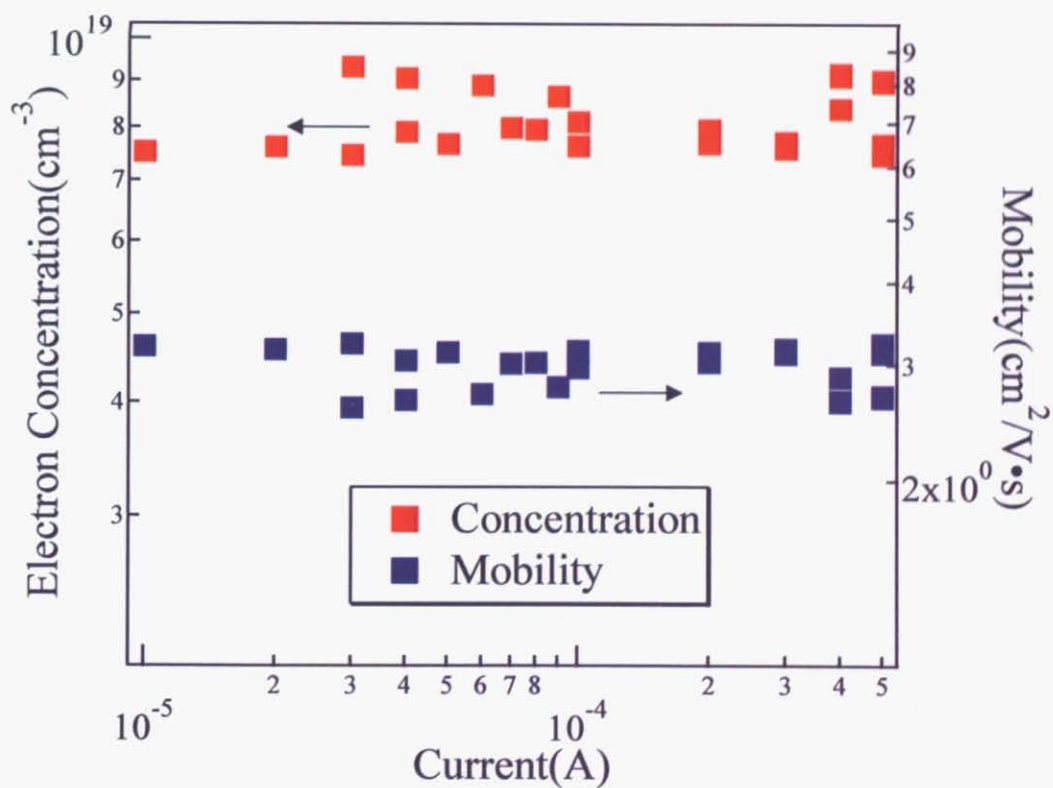
図 5.2.7 成長温度 750 度、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 90.2%)の

(a) I-V 特性(0.001A)

(b) キャリア濃度と移動度の電流値依存性



(a)



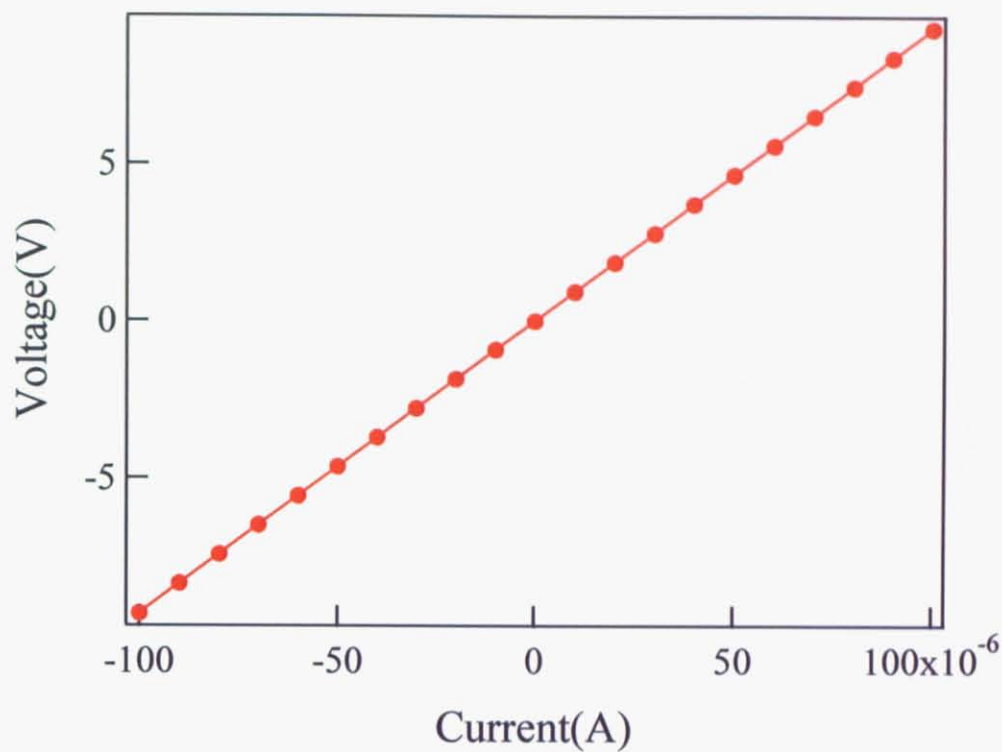
(b)

図 5.2.8 成長温度 700 度、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 75.0%)の

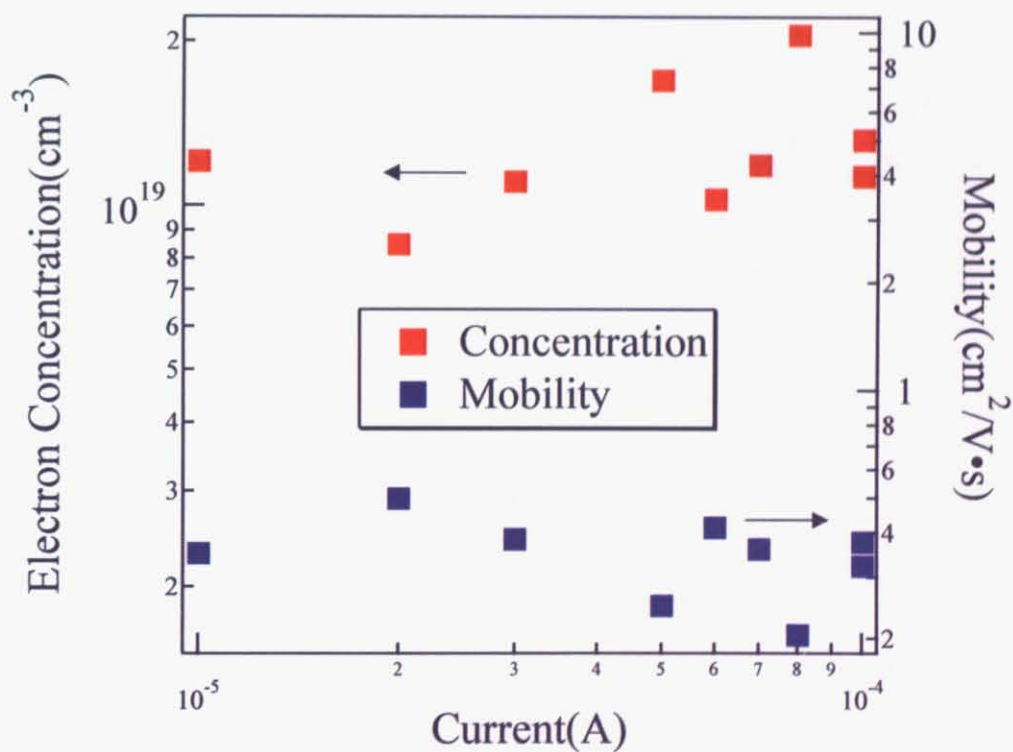
(a) I-V 特性( $0.0005\text{A}$ )

(b) キャリア濃度と移動度の電流値依存性





(a)

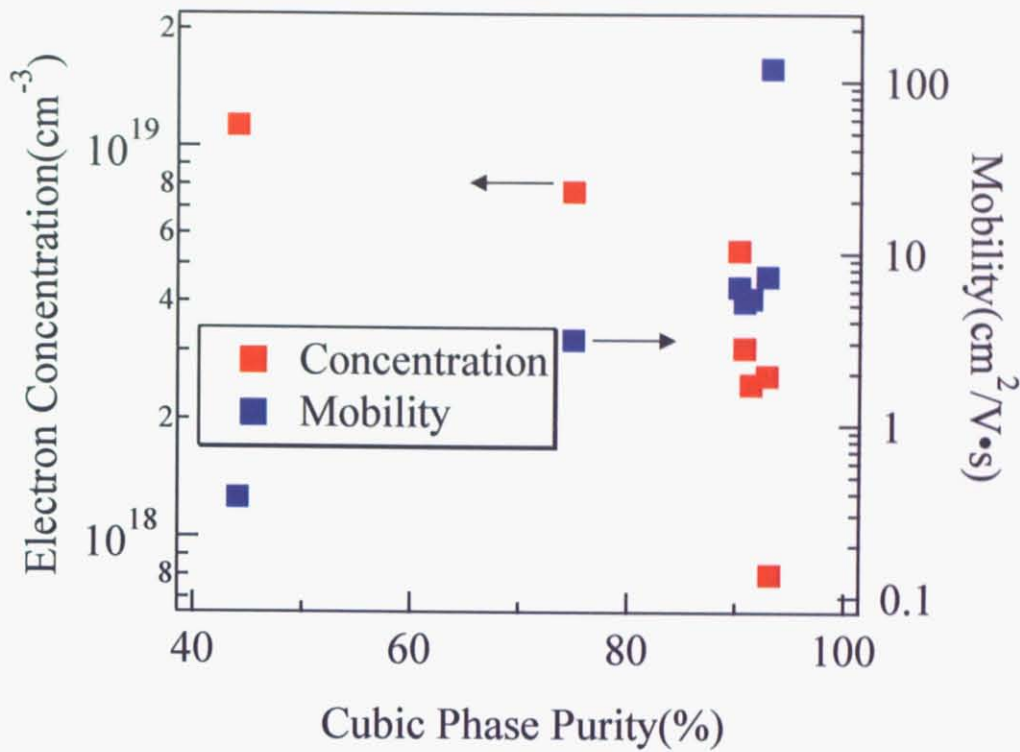


(b)

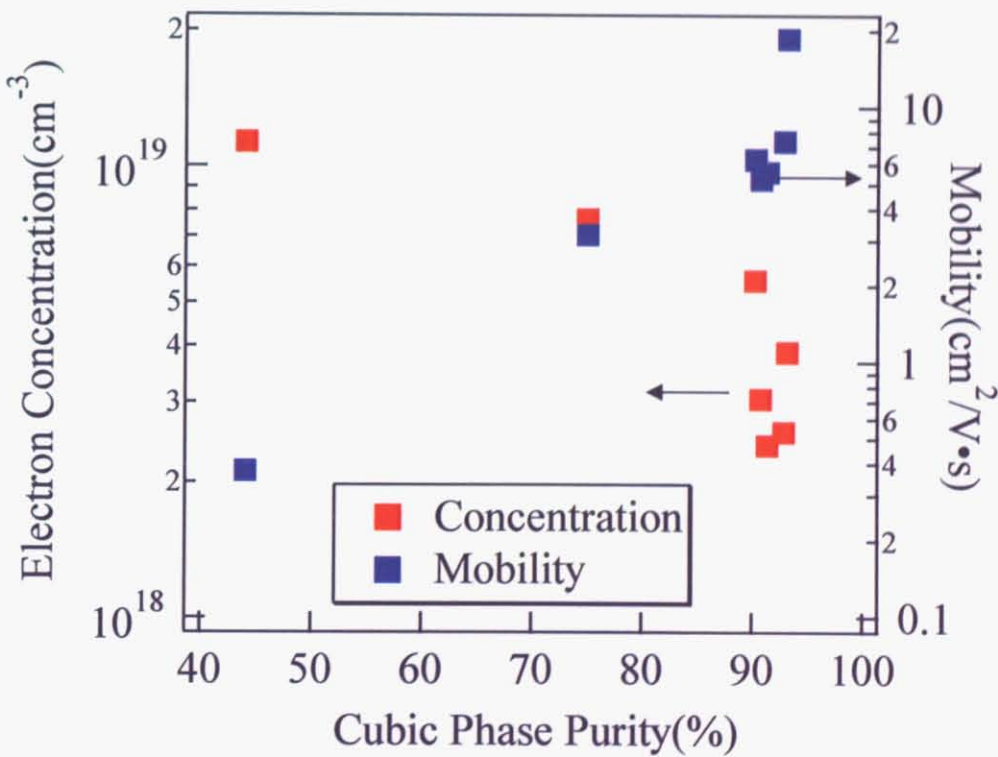
図 5.2.9 成長温度 775 度、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 44.0%)の

(a) I-V 特性( $0.0001\text{A}$ )

(b) キャリア濃度と移動度の電流値依存性



(a)



(b)

図 5.2.10 立方晶相純度に対するキャリアー濃度及び移動度  
(a) 閾値電流  
(b) 電流 0.001A

次に、成長温度 750 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)の試料について、温度 20K での電流値依存性を測定した。また、成長温度 750 度、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)と成長温度 700 度、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 75.0%)を測定した。

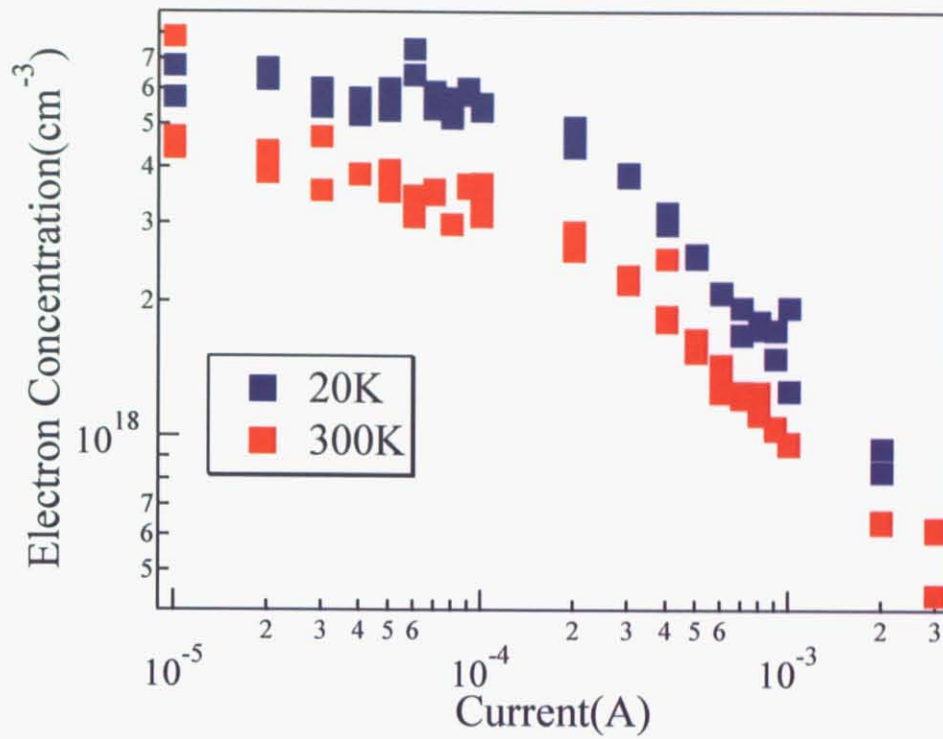
図 5.2.12 より、20K も 300K と同じく 0.00001A~0.0001A まではキャリアー濃度及び移動度は一定であるが、0.0001A~0.002A まではキャリアー濃度は減少し、移動度は増大した。また、20K と 300K のキャリアー濃度と移動度を比較すると、20K の方のキャリアー濃度が高く、移動度は低かった。図 5.2.13、14 より温度が上昇すると移動度が高くなる。これは低温だと移動度の低い層への寄与が大きくなると考えられる。高温だとドナーやキャリアーが活性化し、移動度の高い層への寄与が大きくなると考えられる。

図 5.2.10 より、立方晶相純度が上昇すると、キャリアー濃度が下がり、移動度が上がった。これは電流が GaN エピタキシャル層の二つの層に流れていると考えられ、一つは積層欠陥が多い層、もう一つは積層欠陥の少ない層に流れると考えられる。つまり、立方晶相純度 93.1%以外の試料は電子が積層欠陥の周りにある転移などのポテンシャル障壁に捕まってしまうので、結果、電子は積層欠陥の多い層に流れて、積層欠陥の少ない層には流れにくいために I-V 特性が線形になるのではないかと考えられる。立方晶相純度 93.1%の試料は積層欠陥の周りにある転移などが少ないので、電流値を多く流すと積層欠陥の周りの転移などのポテンシャル障壁を越えて、積層欠陥の少ない層に流れるので、キャリアー濃度が低く、移動度が高いと考えられる。また、立方晶相純度 93.1%の試料は積層欠陥の多い層と少ない層の二つの層に流れるので、I-V 特性が非線形になるのではないかと考えられる。

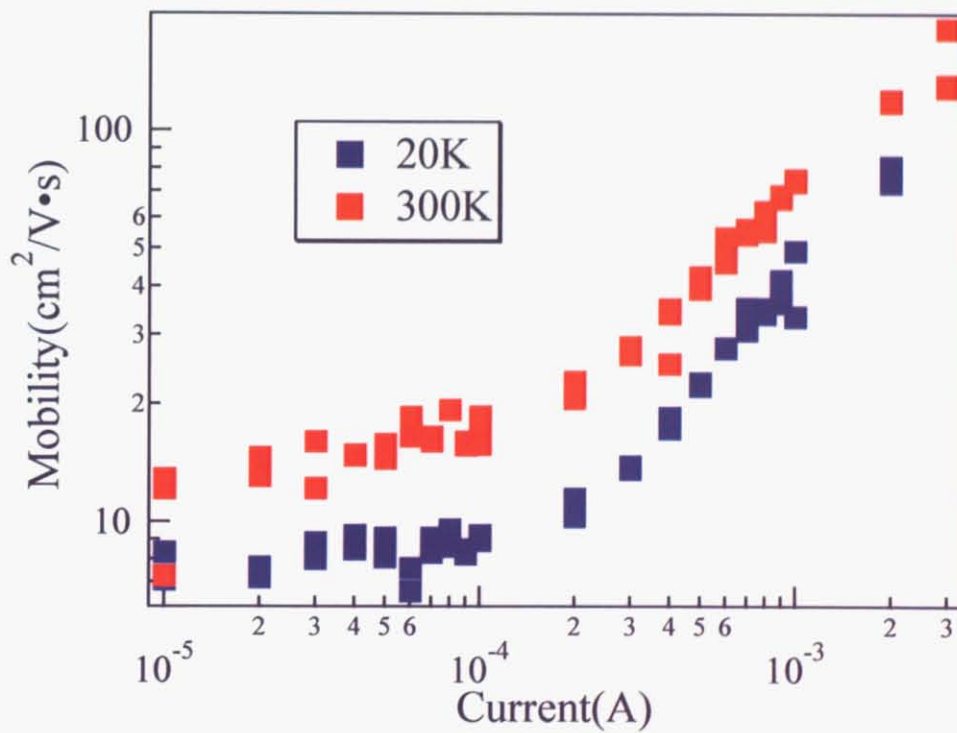
本研究で作製した試料では、立方晶相純度 93.1%の試料が最もキャリアー濃度が低く、移動度が高かった。室温(300K)では、キャリアー濃度  $8.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 、移動度  $118 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 、低温(20K)では、キャリアー濃度  $9.4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 、移動度  $73 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ であった。



図 5.2.11 GaN エピタキシャル層での積層欠陥の多い層と積層欠陥の少ない層のモデル図



(a)



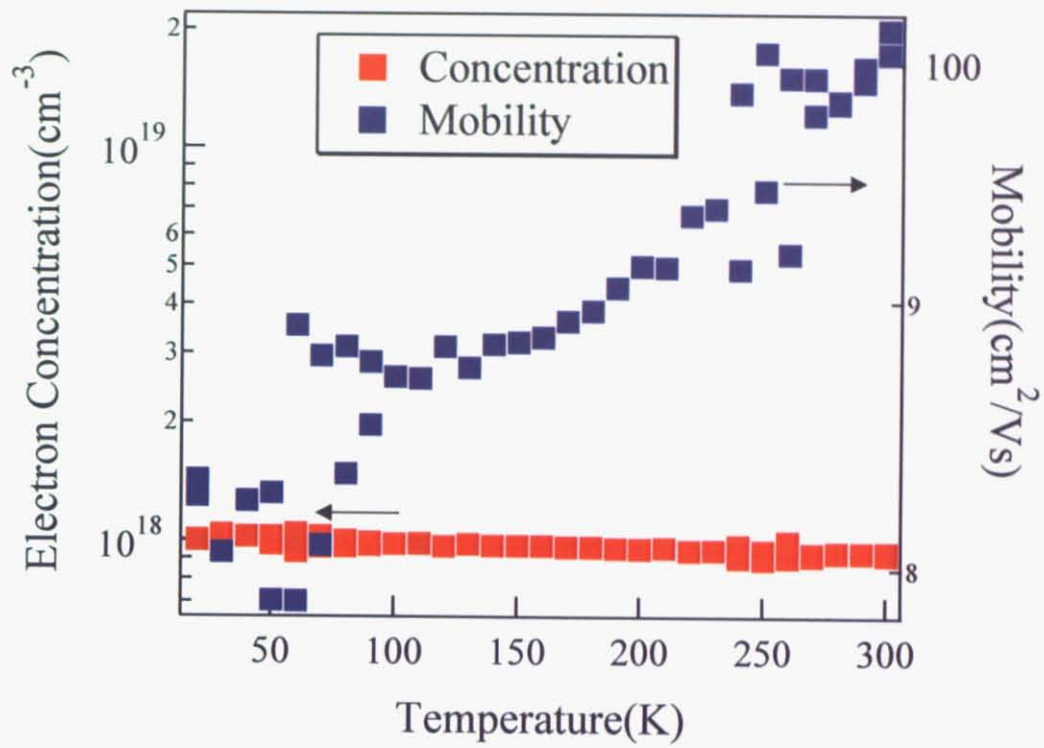
(b)

図 5.2.12 温度 20K と 300K における立方晶相純度 93.1%の電流値依存性

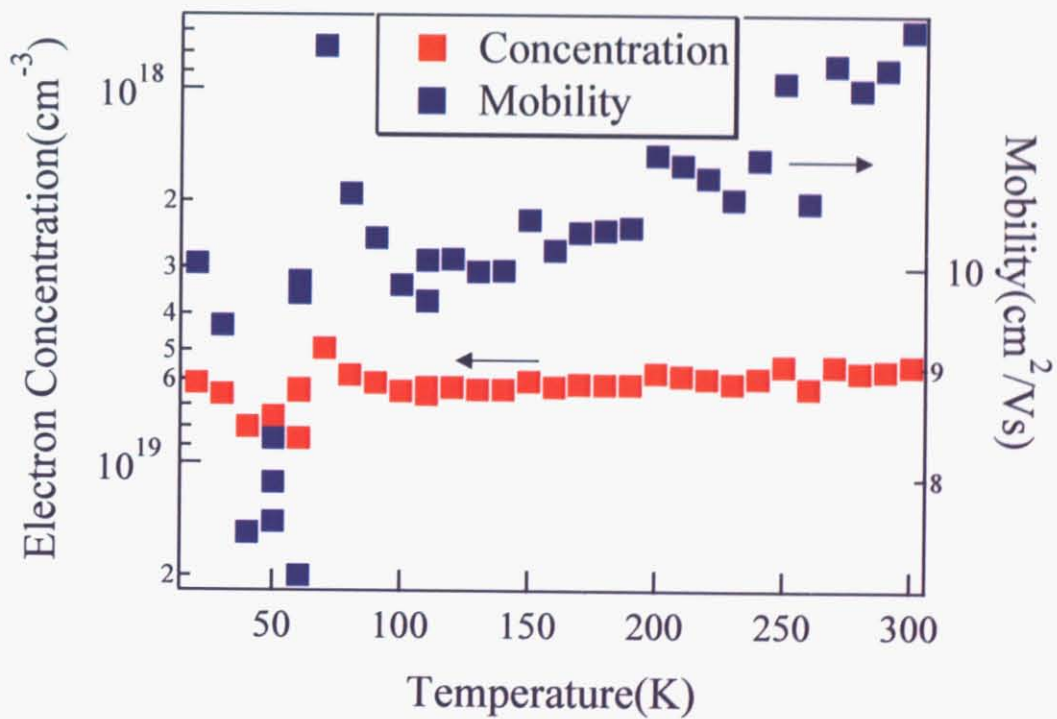
(a)キャリアー濃度

(b)移動度





(a)



(b)

図 5.2.13 立方晶相純度 93.1%のキャリアー濃度及び移動度の温度依存性

(a)電流 0.002A

(b)電流 0.0001A

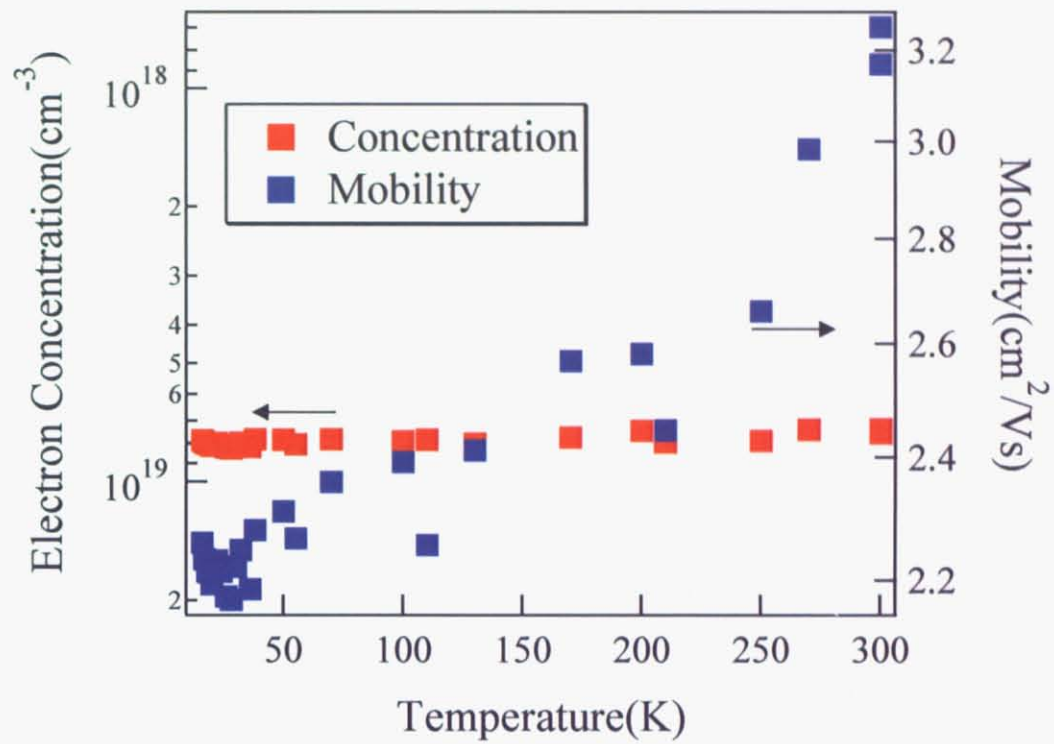


図 5.2.14 立方晶相純度 75%のキャリアー濃度及び移動度の温度依存性

### 5.3 光学特性

図 5.3.1～図 5.3.7 に温度 10K における各試料のフォトルミネッセンスの結果を示す。また、図 5.3.8 に立方晶相純度における立方晶のドナー・アクセプター間及び立方晶 GaN のピークエネルギーを示す。

第二章で述べたように、D-A ペア発光のエネルギーは以下の式

$$hv = E_g - (E_D + E_A) + \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0\epsilon_r r} \quad \cdots(5.1)$$

と表される[38]。ここで  $r$  はドナーとアクセプターとの距離で、 $E_g$ 、 $E_D$ 、 $E_A$  はそれぞれ禁制帯幅、ドナーエネルギー、アクセプターエネルギーであり、 $\epsilon_0$  は静的誘電率、 $\epsilon_r$  は比誘電率である。右辺第 3 項は正に帯電したイオン化ドナーと負に帯電したアクセプターのクーロンポテンシャルを表し、次のように考えられる。発光前には電子はドナーに、正孔はアクセプターに捕獲されており、それぞれ中性ドナー、中性アクセプターとなっている。そして、この励起状態が緩和するとき、電子と正孔が再結合し、発光したあとには正のイオン化ドナーと負のイオン化ドナーが残り、クーロンポテンシャルが生じる。ドナー濃度  $N_D$  とすると式 5.1 はおおざっぱに表すと以下のようになる

$$hv = E_g - (E_D + E_A) + \frac{e^2(\pi N_D)^{\frac{1}{3}}}{\epsilon_0\epsilon_r} \quad \cdots(5.2)$$

と表される。

ここで、図 5.2.7、5.2.8 より立方晶相純度が上昇すると、キャリアー濃度が減少し、移動度が増加した。ここで式(5.2)に代入すると、キャリアー濃度が減少するとドナー・アクセプター間のピークエネルギーは低エネルギー化する。よって立方晶相純度が上昇すると、ドナー・アクセプター間のピークエネルギーは低エネルギー側にシフトする。

ここで、図 5.3.1 より立方晶相純度を上昇すると、立方晶のドナー・アクセプター間のピークエネルギーは低エネルギー側にシフトした。ここで、立方晶 GaN のピークエネルギーは 3.268～3.270eV 程度で変動しており、これは熱揺らぎによる変化と考えられ、GaN と GaAs との歪みによるエネルギーではないと考えられるので、立方晶のドナー・アクセプター間のピークエネルギーの差には歪みによるエネルギーは無視できると考えられる。また、ドナー・アクセプター間のエネルギーに対して、立方晶相純度 91.3%では 3.184eV、立方晶相純度 91.3%では 3.184eV、立方晶相純度 91.3%では 3.151eV と大きく異なるが、これは成長の際の基板の位置における GaN の温度

むらによって大きく差が出たと考えられる。

以上のことから、ドナー・アクセプター間のピークエネルギーはキャリア濃度の傾向と一致したことから、ドナーの供給源は積層欠陥の周りの転移などではないかと考えられる。



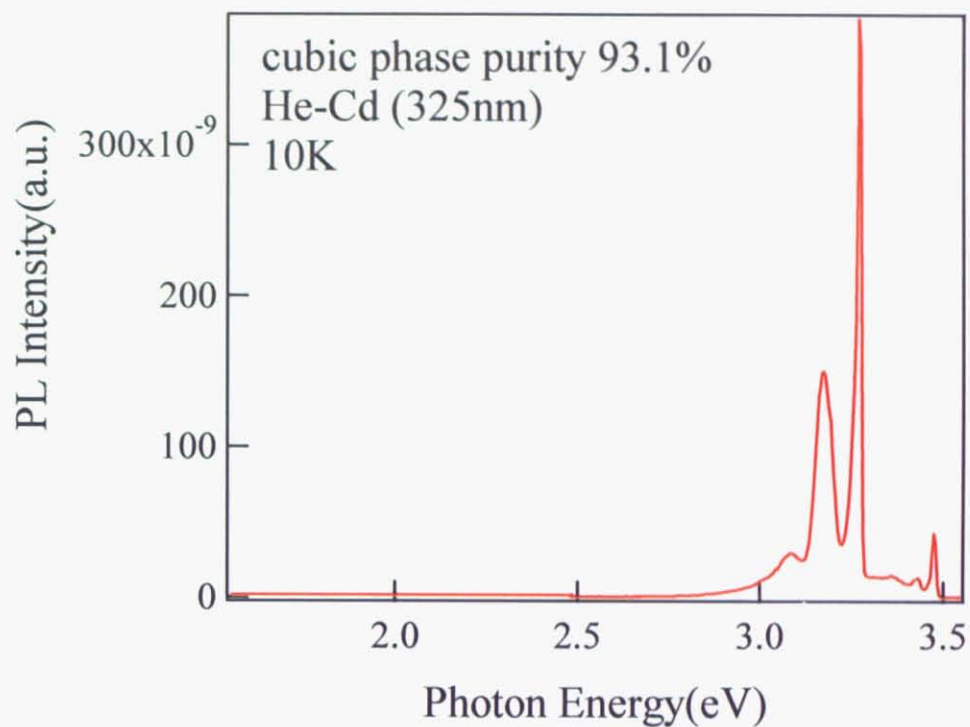


図 5.3.1 立方晶相純度 93.1%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

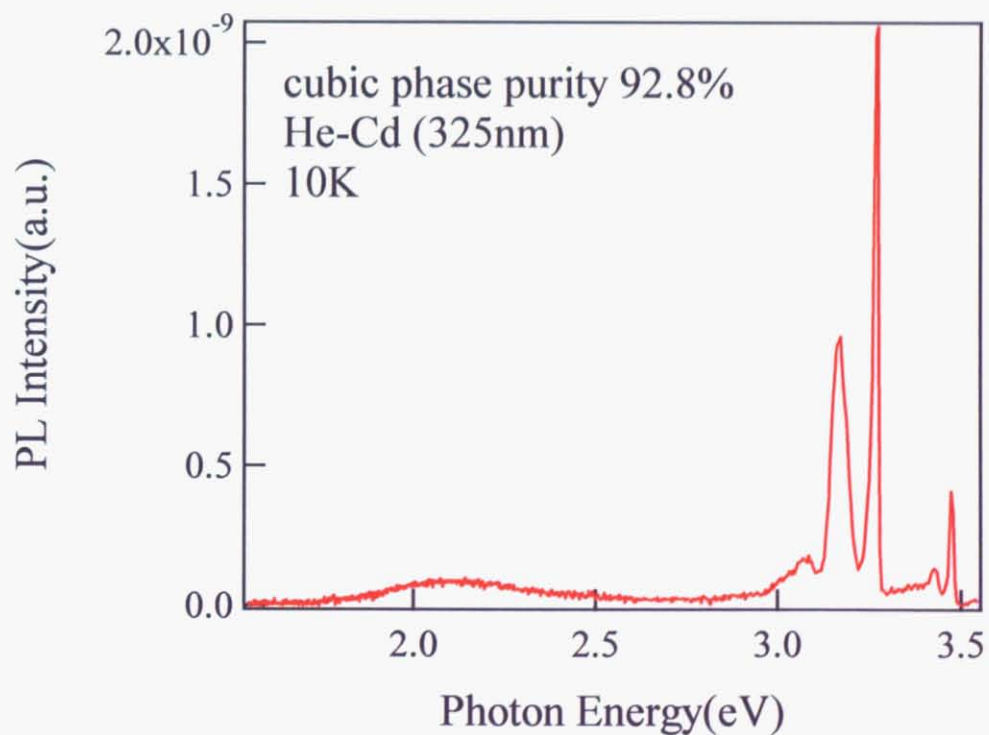


図 5.3.2 立方晶相純度 92.8%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

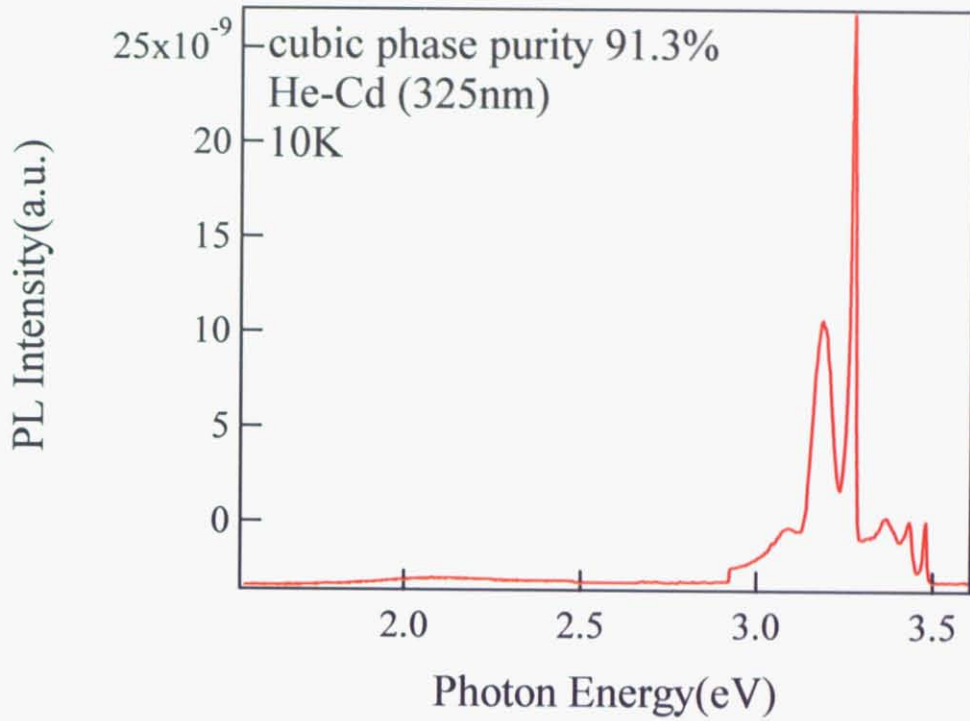


図 5.3.3 立方晶相純度 91.3%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

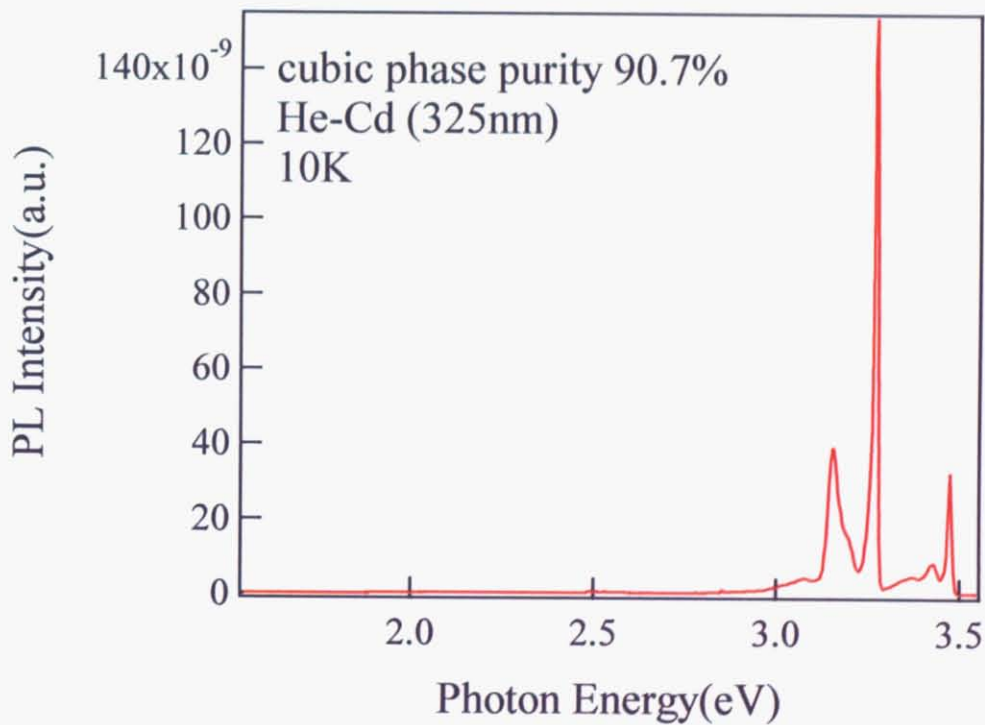


図 5.3.4 立方晶相純度 90.7%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

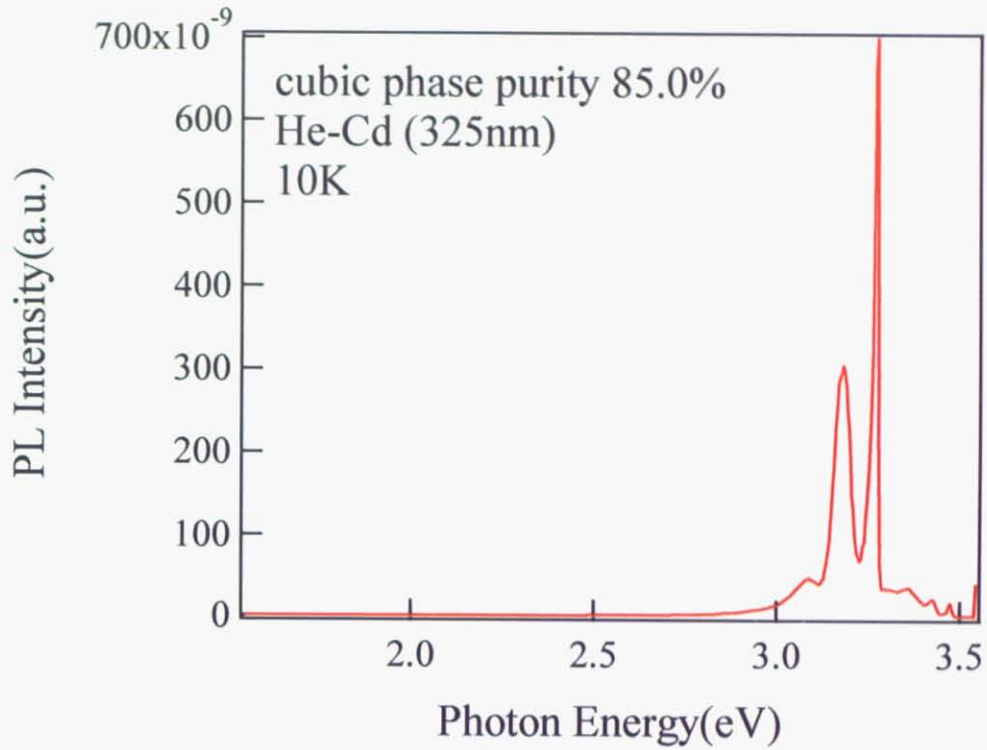


図 5.3.5 立方晶相純度 85.0%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

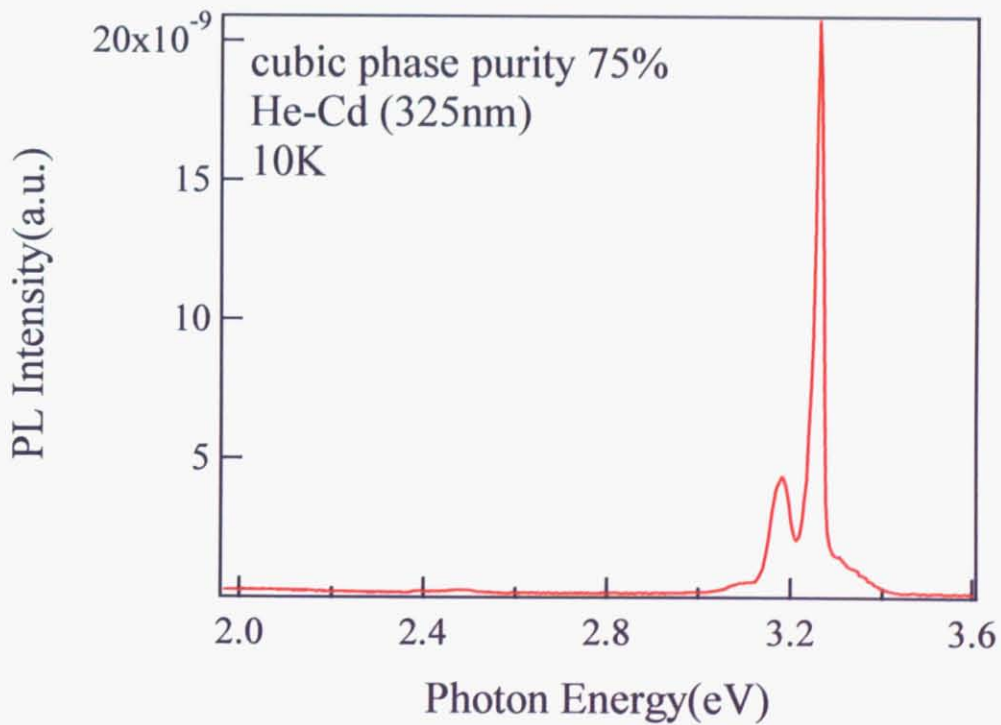


図 5.3.6 立方晶相純度 75.0%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

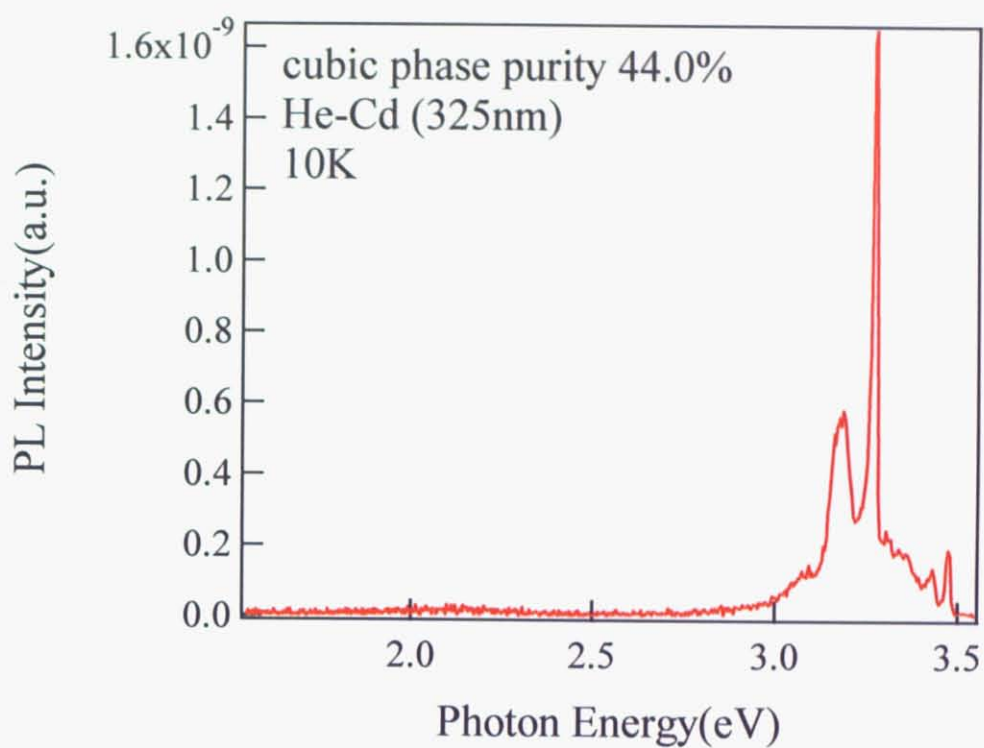
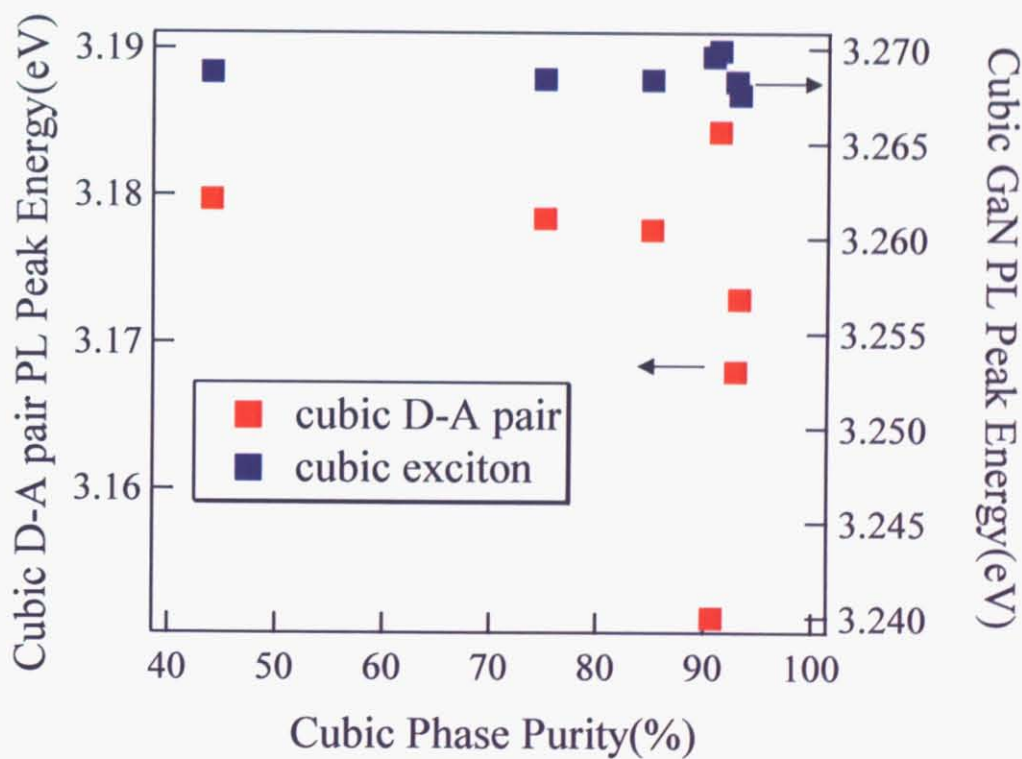


図 5.3.7 立方晶相純度 44.0%のフォトルミネセンススペクトル(10K)

図 5.3.8 立方晶相純度に対する立方晶のドナー・アクセプター間  
及び立方晶 GaN のピークエネルギー



## 5.4 表面の SEM 観察

成長温度 750°C、窒素流量 3.00(立方晶相純度 93.1%)、成長温度 700°C、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 75.0%)、成長温度 750 度、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 44.0%)、成長温度 700°C、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 16.1%)のエッチング後の表面 SEM 観察を行い、それを図 5.4.1～図 5.4.4 に示す。

エッチング前の表面モフォロジーは表面の上に Ga ドロップが多く存在していたが、エッチング後は余計な Ga ドロップが取り除かれて、GaN の微結晶が現れた。図 5.4.1 と図 5.4.3 より微結晶の形としては(1)三角錐、(2)六角柱、(3)ドロップに穴が開いた形、(4)皿の形でその中に細かい物質が入ってる形となっていた。

立方晶上昇とともに(1)と(2)の微結晶が増大し、(3)と(4)は減少した。逆に立方晶減少とともに(3)と(4)の微結晶が増大し、(1)と(2)の微結晶は減少した。

これらの微結晶が立方晶を多く含むのか六方晶を多く含むのかはまだ詳細なことは分かっていない。

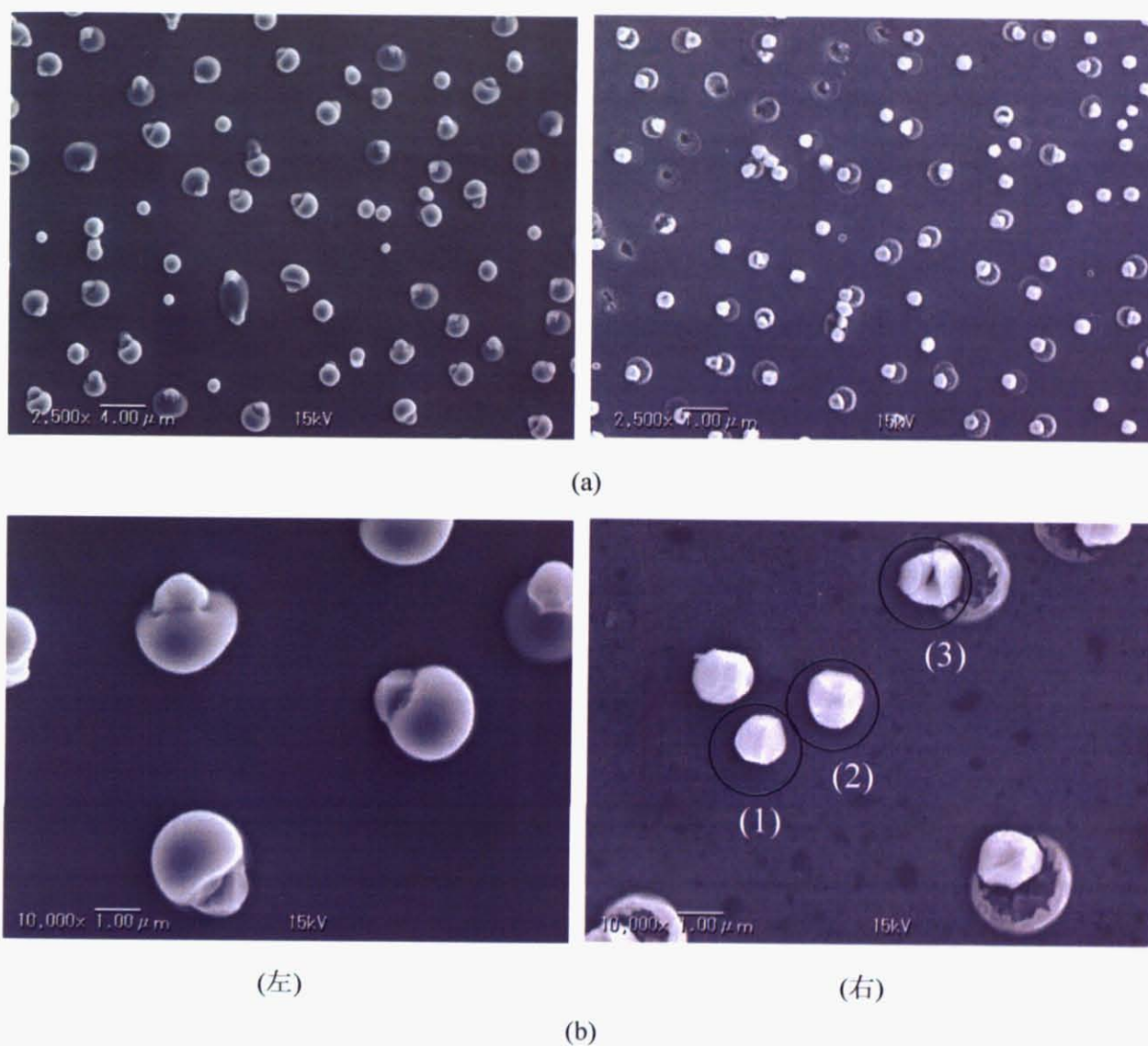
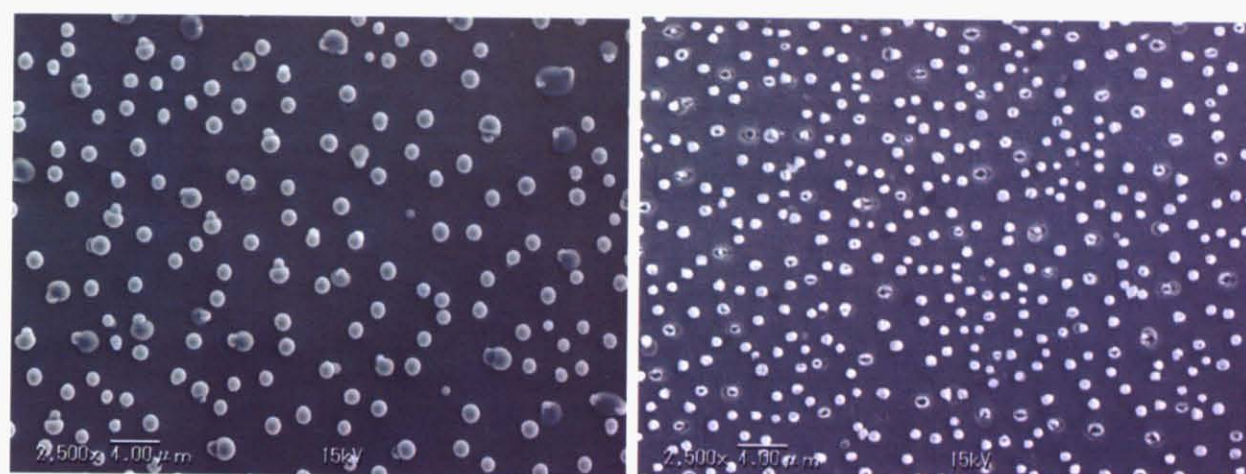
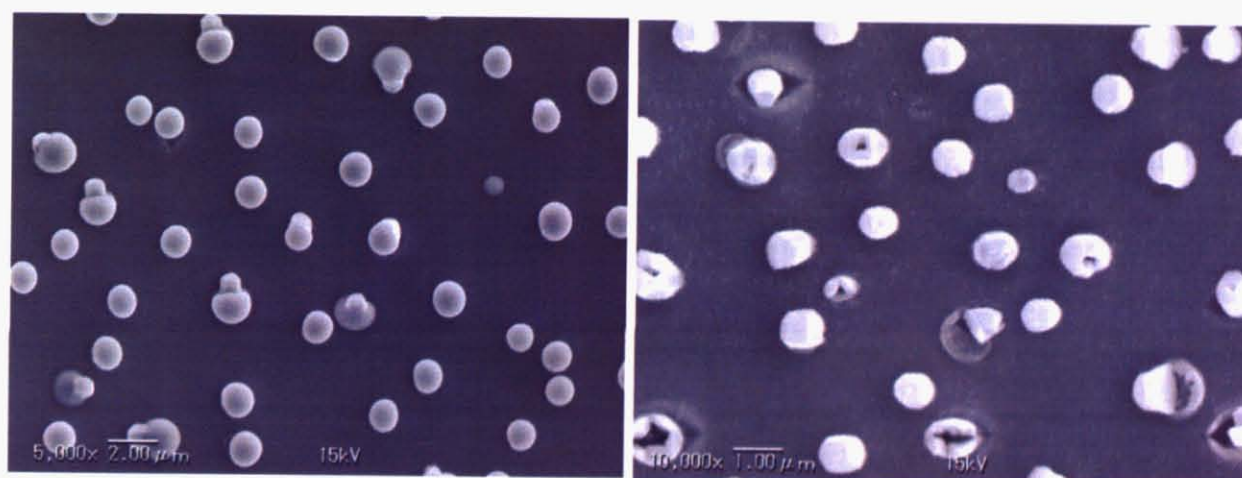


図 5.4.1 成長温度 750℃、窒素流量 3.00sccm(立方晶相純度 93.1%)のエッチング前(左)、エッチング(後)の表面 SEM 像(a)2500 倍、(b)10000 倍



(a)



(b)

図 5.4.2 成長温度 700°C、窒素流量 2.50sccm(立方晶相純度 75.0%)のエッチング前(左)、エッチング(後)の表面 SEM 像(a)2500 倍、(b)10000 倍



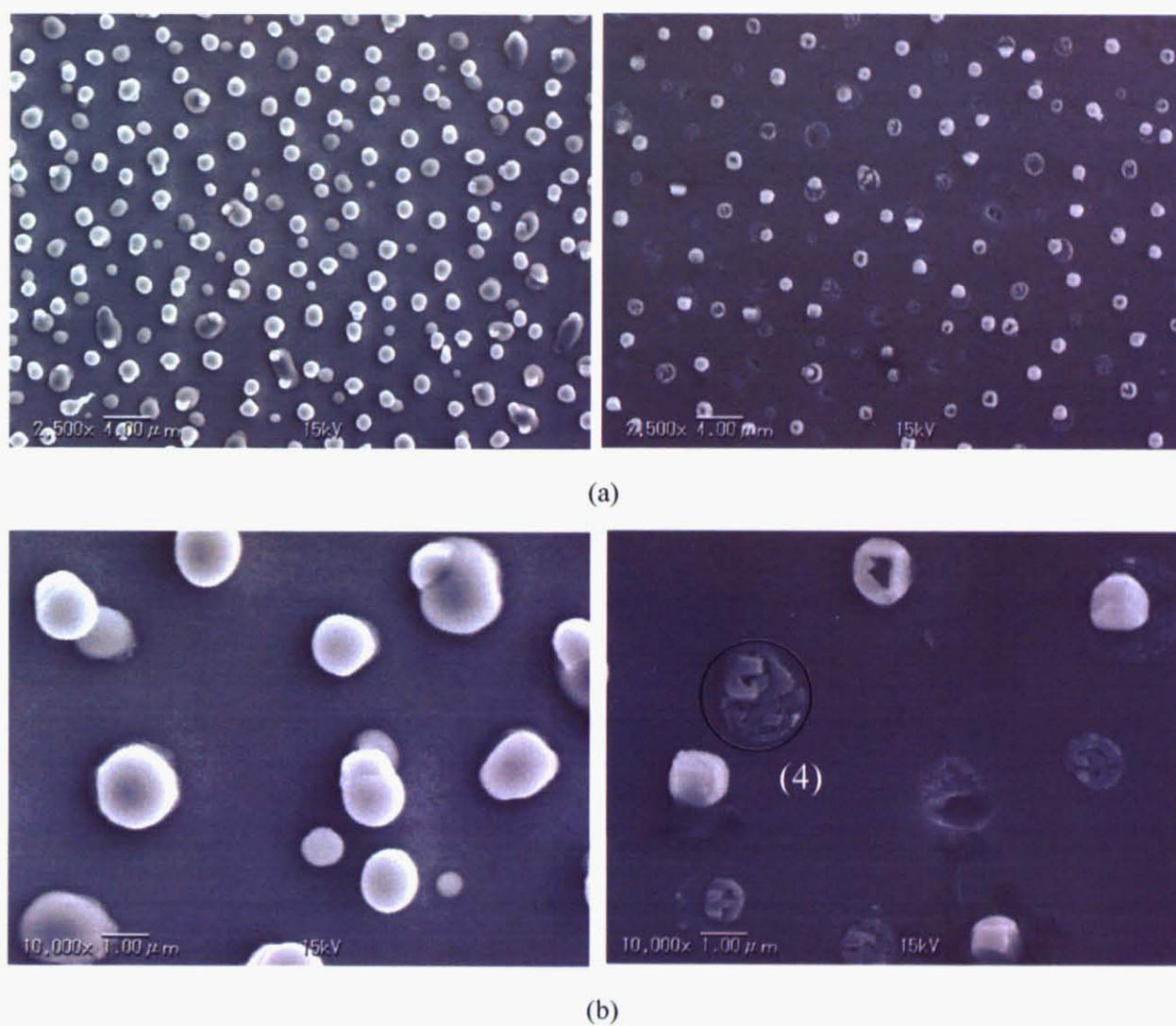


図 5.4.3 成長温度 775°C、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 44.0%)のエッチング前(左)、エッチング(後)の表面 SEM 像(a)2500 倍、(b)10000 倍



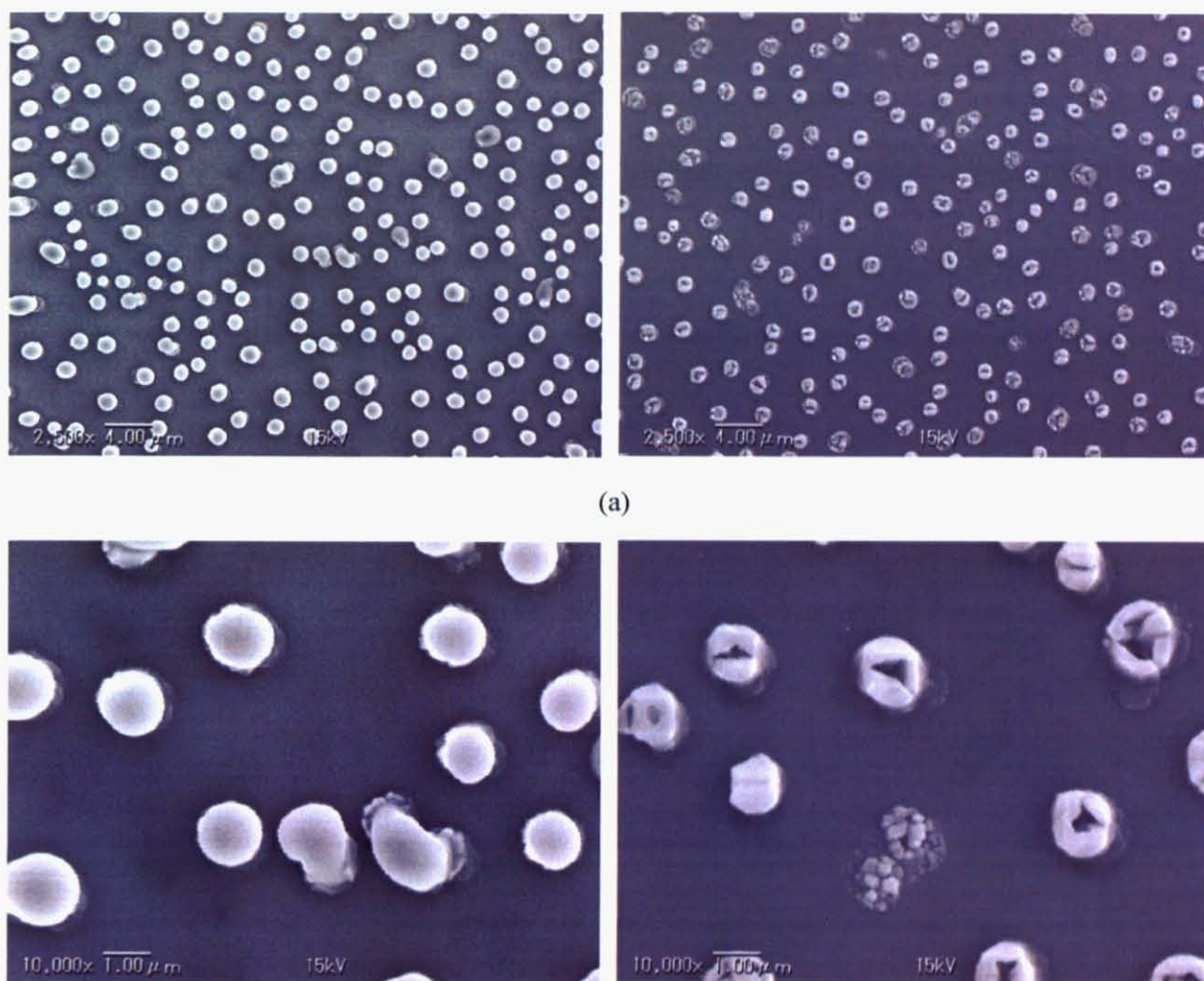


図 5.4.4 成長温度 700℃、窒素流量 2.00sccm(立方晶相純度 44.0%)のエッチング前(左)、エッチング(後)の表面 SEM 像(a)2500 倍、(b)10000 倍

## 5.5 顕微ラマン分光測定

本研究では He-Ne レーザ( $\lambda=632.8\text{nm}$ )を光源として立方晶相純度 93.1%(成長温度 750℃、窒素流量 3.00scc)の試料の顕微ラマン分光測定を行った。装置として、入射光と散乱光を同軸にとる後方散乱の配置で測定した。図 5.5.1 にレーザと結晶方位を示す。

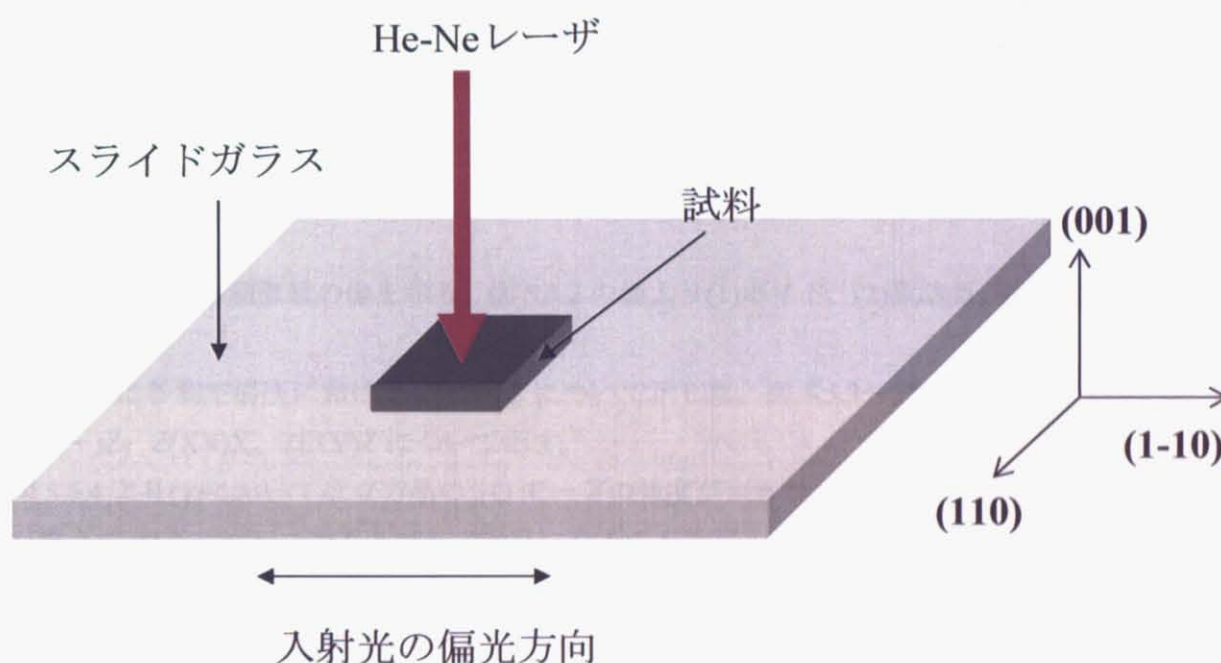


図 5.5.1 レーザと結晶方位

立方晶 GaN と六方晶 GaN では六方晶は電子軌道が縮退しており、立方晶は電子軌道が縮退していないので、フォノンエネルギーが違う。立方晶 GaN と六方晶 GaN のフォノンエネルギーを表 1 に示す。また、ラマン選択則は表 2 に示す。

表1 フォノンエネルギー[46]

	Mode	Raman shift( $\text{cm}^{-1}$ )
六方晶 GaN	$A_1(\text{TO})$	533
	$E_1(\text{TO})$	561
	$E_2$	570
	$A_1(\text{LO})$	735
	$E_1(\text{LO})$	742
立方晶 GaN	TO	555、551[47]、558[48]
	LO	740

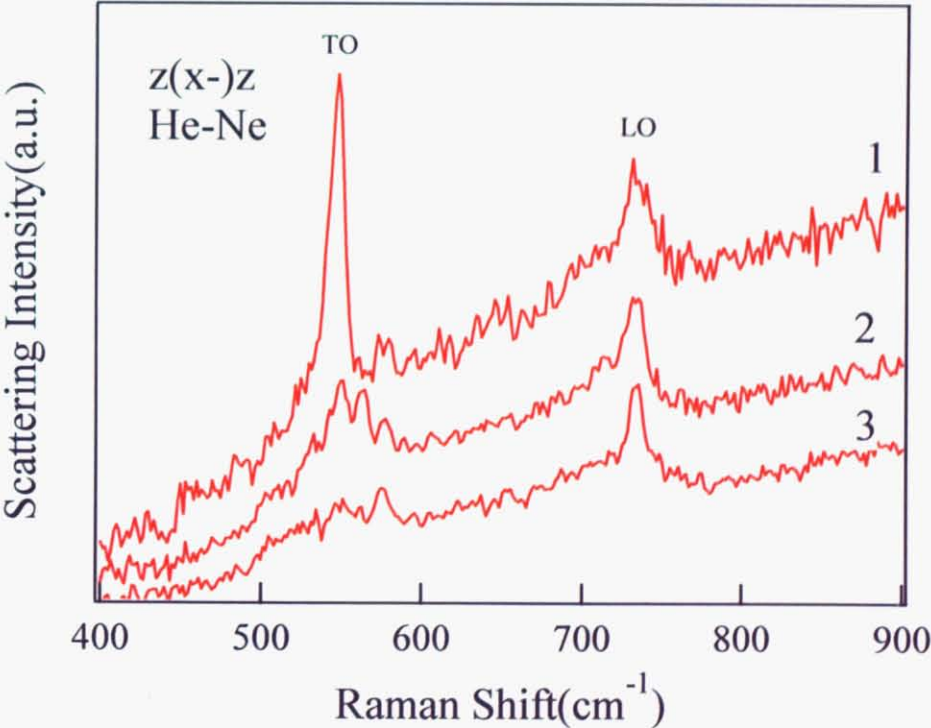
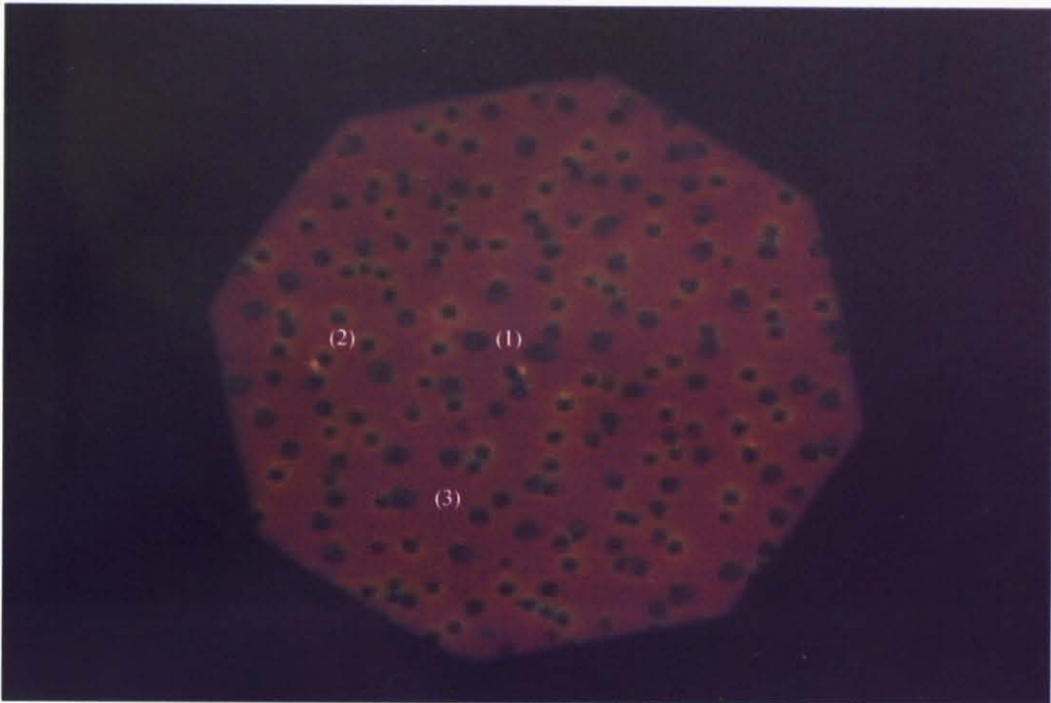
表2 ラマン選択則[46]

Surface	Incident Polarization	Scattered Polarization	Porto Notation	Allowed Mode Cubic	Allowed Mode Hexagonal
(001)	(1-10)	(1-10)	$z(\text{xx})z$	LO	$E_2, A_1(\text{LO})$
(001)	(1-10)	(110)	$z(\text{xy})z$		$E_2$

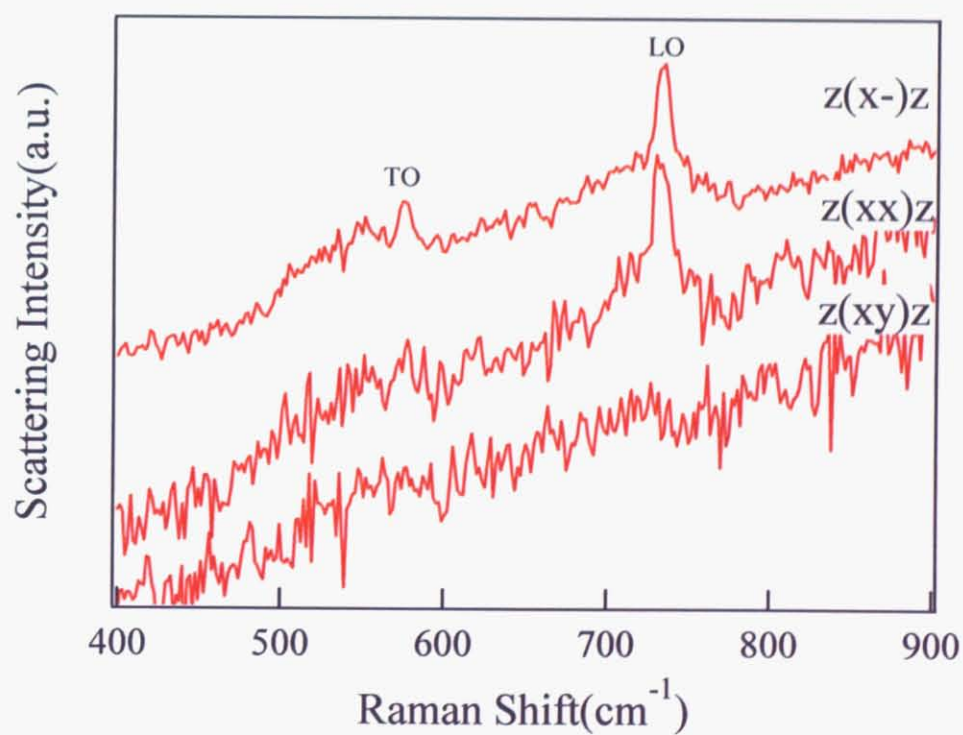
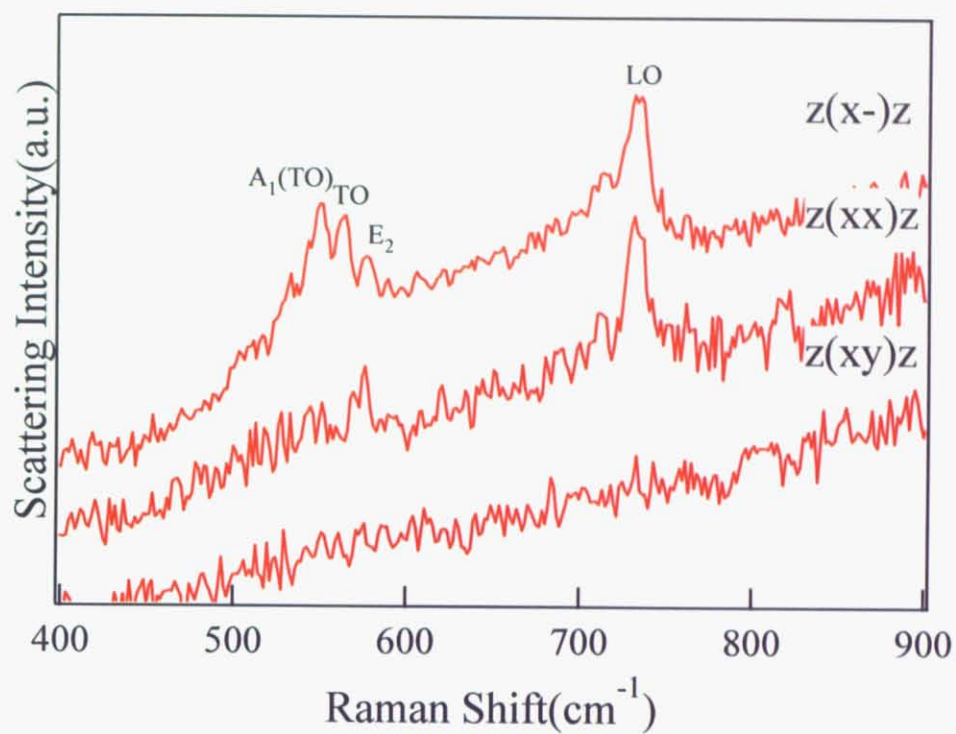
図 5.5.2 に光学顕微鏡の像を示し、図 5.5.2 の像より(1)ボイド、(2)微結晶、(3)平坦の部分について測定した。

図 5.5.3 に各測定場所における  $Z(X-)Z$  について示した。図 5.5.3～図 5.5.4 に(2)、(3)についての  $Z(X-)Z$ 、 $Z(\text{XX})X$ 、 $Z(\text{XY})Z$  について示す。

図 5.5.4 より(1)においては立方晶の TO モードの強度が大きかった。これは GaN と GaAs の屈折率が違う(GaN 2.3, GaAs 3.3)ことで前方散乱になるのが強度を強くしている。(2)において  $Z(X-)Z$  において、立方晶 GaN の TO と LO モード、六方晶の  $A_1(\text{TO})$ 、 $E_2$ 、 $A_1(\text{LO})$  のピークが観測された。また、 $Z(\text{XX})Z$  においては立方晶の TO と六方晶の  $E_2$  と  $A_1(\text{LO})$  のピークが観測された。これらのことから、(2)については立方晶と六方晶が混在している微結晶だということが分かる。しかし、(2)は  $Z(\text{XX})Z$  において表 2 で示したラマン選択則と一致していない。これは六方晶と立方晶との対称性が崩れて、六方晶であれば六方晶のすべてが完全に立方晶に対して六方晶の C 面で成長しているわけではないことを示している。つまり、六方晶がランダムな方向で成長していることを示している。このことから、六方晶は立方晶の微結晶の上にランダムに成長、または立方晶の微結晶の中にランダムに成長しているのではないかと考える[49]。(3)においては、 $Z(X-)Z$  では立方晶の TO と LO、 $Z(\text{XX})Z$  では立方晶の LO のピークが観測された。これは(3)において、つまり平坦なところにおいては立方晶だけが成長しているのではないかと考えられる。







## 第6章 総括

本研究では MBE 法を用いて GaAs(001)基板上の立方晶 GaN 成長を、成長温度又は窒素流量を変化させて作製し、構造的・光学的・電気的評価を行い、成長温度及び窒素流量の変化に対する影響を系統的に評価した。その結果、以下のことが明らかになった。

成長温度 700°C~800°C、窒素流量 1.00sccm~3.00sccm にて GaAs(001)基板上立方晶 GaN の成長を試みた結果、すべての試料において立方晶 GaN の成長に成功した。

立方晶 GaN の評価の総括を以下に述べる

### ① 表面モホロジーと RHEED 観察

成長温度 700°C~775°Cにおいてのすべての試料において、試料表面に Ga ドロップレットが析出した。これは、成長条件において Ga 供給が過剰で、窒素供給が少ない条件で成長したためと考えられる。そのため、成長終了後の RHEED パターンは消滅した。成長温度 800°Cにおいては、過剰の Ga ドロップレットが再蒸発したために、窒素過剰条件の試料からわずかに Ga 過剰条件の試料を得ることができ、表面 SEM 像から成長温度 800°Cにおいて、表面ストイキオメトリ条件は窒素流量 1.00sccm と 1.25sccm の間に存在すると判断することができた。また、表面ストイキオメトリ条件付近の RHEED パターンは(2×2)の再構成のパターンを観察できた

試料の断面観察では、GaN と GaAs の界面において、成長温度 700°C~775°Cで作製した試料の断面には、ピットはないが、成長温度 800°Cで作製した試料の断面には、界面に無数のピットを観測した。成長温度 800°Cという比較的高温での成長であったために、低温 GaN 層にある多数のピンホールから下地の GaAs バッファ層が解離したためと考えられる。

### ② X 線回折測定による構造評価

各成長温度における $\Delta\omega$ における成長条件依存性において、成長温度 700°C~775°Cにおいては温度上昇とともに、 $\Delta\omega$ の値が減少した。これは成長温度上昇により Ga ドロップレットが減少し結

晶品質が向上したためと考えられる。

逆格子マッピングの測定結果において、成長温度 700℃～750℃において、窒素流量増加とともに、立方晶相純度が向上し、双晶の混在率が減少した。これは、低窒素流量だと Ga 過剰条件であるから、Ga ドロップレットが析出し、GaN 成長を阻害し双晶が混在しやすくなっていたためと考えられる。成長温度 775℃において、窒素流量増加とともに、立方晶相純度が減少した。これは、ファセットが形成されたために双晶または六方晶が混入しやすくなったと考えられる。成長温度 800℃において、表面ストイキオメトリ条件付近の試料(1.25sccm)における立方晶相純度が高くなった。成長温度依存性においては、成長温度 700℃～775℃において立方晶相純度は向上し、Ga ドロップレットが生じないために向上したと考えられる。成長温度 800℃においては、GaN と GaAs の界面のピットの存在によって、双晶と六方晶が混入しやすくなったために立方晶純度が減少したと考えられる。本研究では成長温度 750℃、窒素流量 3.00sccm で最も立方晶相純度が高い 93.1% が得られた。

### ③ 光学的・電氣的評価

本研究の光学評価において、温度 10K において c-GaN の励起子発光と D-A ペアー発光、h-GaN の励起子発光が観測された。温度依存性においては、温度上昇とともに c-GaN 及び h-GaN の励起子発光は低エネルギー側にシフトし、c-GaN の D-A ペアー発光は高エネルギー側にシフトした。励起強度依存性においては、c-GaN 及び h-GaN の励起子発光は変化しなかったが、c-GaN の D-A ペアー発光は励起強度増加とともに発光ピークが高エネルギー化した。

本研究の電気評価において、立方晶相純度 93.1%の試料の I-V 特性が非線形になった。これは、電流が GaN エピタキシャル層の二つの層に流れていると考えられ、一つは積層欠陥が多い層、もう一つは積層欠陥の少ない層に流れると考えられる。立方晶相純度 93.1%以外の試料は電子が積層欠陥の周りにある転移などのポテンシャル障壁に捕まってしまうので、結果、電子は積層欠陥の多い層に流れて、積層欠陥の少ない層には流れにくいために I-V 特性が線形になるのではないかと考えられる。本研究で作製した試料では、立方晶相純度 93.1%の試料が最もキャリア濃度が低く、移動度が高かった。室温(300K)では、キャリア濃度  $8.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 、移動度  $118 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 、低温(20K)では、キャリア濃度  $9.4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 、移動度  $73 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$  であった。

立方晶のドナー・アクセプター間のエネルギーについて、立方晶相純度を上昇すると、立方晶のドナー・アクセプター間のピークエネルギーは低エネルギー側にシフトした。これは、電氣的評価の傾向と一致し、ドナーの供給源は積層欠陥の周りの転移などではないかと考えられる。

## 参考文献

- [1]S.Nakamura,M.Senoh,N. Iwasa and S. Nagahama : Jpn. J. Appl. Phys. Lett. **34**,L797 (1995)
- [2]S.Nakamura,M.Senoh,N. Iwasa, S. Nagahama, T. Yamada and T. Mukai : Jpn. J. Appl. Phys. Lett. **34** ,L1332(1995)
- [3]理科年表 国立天文台編 p469 (1999)
- [4]H. P. Maruska and J. J. Tietjen : Appl. Phys. Lett., **15**, 327 (1969)
- [5]H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki and Y. Toyoda : Appl. Phys. Lett., **48**, 353 (1986)
- [6]S. Nakamura, S. Senoh, S. Nagahara, N. Isawa, T. Yamada, T. Matsushita, Y. Sugimoto and H. Kiyoku : Appl.Phys. Lett. **70**,1417 (1997)
- [7]S. Yoshida and J. Suzuki : Jpn. J. Appl. Phys. **37**, L482 (1998)
- [8]S. Yoshida and J. Suzuki : J. Appl. Phys. **84**, 2940 (1998)
- [9]S. Imanaga and H. Kawai : J. Cryst. Growth **189/190**, 742 (1998)
- [10]M. A. Khan, M. S. Shur, J. N. Kuzunia, Q. Chin, J. Burm and W. Schaff : Appl. Phys.Lett. **66**, 1083 (1995)
- [11]J. Burm, K. Chu, W. J. Schaff, L. F. Eastman, M. A. Kahn, Q. Chin, J. W. Yang andM. A. Shur : IEEE Trans. Electron. Devices **18**, 141 (1997)
- [12]D. C. Look and R. J. Molnar : Appl. Phys. Lett. **70**, 3377 (1997)
- [13]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)
- [14]Chin-Yu Yeh, Z. W. Lu, S. Froyen and A. Zunger : Phys. Rev. **B 46**, 10086 (1992)
- [15]H. Okumura, S. Misawa and S. Yoshida : Appl. Phys. Lett. **59**, 1058 (1991)
- [16]H. Amano, N. Sasaki. I. Akasaki and Y. Toyoda : Appl. Phys. Lett. **48**, 353 (1986)
- [17]S.Okubo,N.Shibata,T.Saito and Y.Iuhara : J.Cryst.Growth **189/190** , 452 (1998)
- [18]R.Katayama,K.Onabe and Y.Shiraki : phys. stat. sol. (b) **241** , 2739 (2004)
- [19]R.Katayama and K.Onabe : J.Cryst.Growth **278**, **431** (2005)
- [20]M.Sugiyama,T.Nosaka,T.Onuma,K.Nakajima,P.Ahmet,T.Aoyama,T.Chikyow and S.Chichibu : Jpn.J.Appl.Phys. **43**, **106** (2004)
- [21]R.Kimura,T.Suzuki,M.Ouchi,K.Ishida and K.Takahashi : J.Cryst.Growth **278**, 411 (2005)
- [22]T.Lei,T.D.Moustakas,R.J.Graham,Y.He and S.J.Berkowitz : J. Appl. Phys. **71**, 4933 (1992)
- [23]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)
- [24]A.Philippe,C.Bru-Chevalier,M.Vernary,G.Guillot,J.Hubner,B.Daudin and G.Feuillet : Mater. Sci. Eng. B **59**, 168 (1999)
- [25]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)



- [26]中村照幸,東京大学院 新領域創成科学研究科 物質系専攻修士論文 (2005)
- [27]K.Nishida,Y.Kitamura,Y.Hijikata,H.Yaguchi and S.Yoshida: phys. stat. sol. (b) **241**, 2839 (2004)
- [28]T.Koizumi,H.Okumura,K.Balakrishnan,H.Harima,T.Inoue,Y.Ishida,T.Nagatomi,S.Nakamura and S.Yosida : J.Cryst.Growth **201/202** ,341 (1999)
- [29] P. Das, D. K. Ferry : Solid State Electron. **19**, 851 (1976)
- [30]Ⅲ族窒化物半導体 赤崎勇等 倍風館.
- [31]エピエピタキシャル成長のメカニズム 中島一雄 共立出版.
- [32]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.
- [33]ナノテクノロジーのための走査電子顕微鏡.
- [34]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.
- [35]X線構造解析 早稲田嘉夫、松原英一郎 内田老鶴圃、(1998)
- [36]呉軍：東京大学大学院工学系研究科、学位論文 (1998)
- [37]河東田 隆 半導体評価技術 産業図書.
- [38]発光の物理 小林洋志著 朝倉書店.
- [39] L. J. van der Pauw: Philips Res. Repts. **13**, 1 (1958)
- [40]小早川将子：東京大学 工学科 物理工学部卒業論文 (2001)
- [41]Y. P. Varshni : Physica **34**, 149 (1967)
- [42]A .S .Barker, Jr. and M.Ilegems : Phys. Rev. B, **7**,743 (1973)
- [43]M. Drechsler, *et al.* : Jpn. J. Appl. Phys., part2 **34**, L1178 (1995)
- [44]I. Vurgaftman and J. R. Meyer : J. Appl. Phys.**94**, 3675 (2003)
- [5] J.Burm, K.Chu, W.J.Schaff, L.F.Eastman, M.Asif Kahn, Q.Chen, J.W.Yang and M.S.Shur : IEEE Electron Device Letters **18**, 141 (1997)
- [6] P.Das and D.K.Ferry : Solid-State Electronics **19**, 851 (1976)
- [45]D.G.Thomas,J.J.Hopfield and W.M.Augutyniak : Phys. Rev. A, **140**, 202 (1965)
- [46]H. Siegle, L. Eckey, A. Hoffmann, C. Thomsen, B. K. Meyer, D.Schikora, M. Hankeln, and K. Lischka : Solid State Commun. **96**, 943 (1995)
- [47]I.Gorczyca,N.E.Christensen,E.L.Peltzer y Blance and C.O.Rodrigues : Phys. Rev.A **140**, 202 (1995)
- [48]K.Miwa and A.Fukamoto, Phys. Rev. B, **48** , 7897 (1993)
- [49]Ming S. Liu,D. J. As and R. Brenn : Appl. Phys. Lett. **78**, 2658 (2001)
- [50]片山竜二：東京大学大学院工学系研究科 修士論文 (2000).

## 謝辞

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頂きました。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深く御礼申し上げます。

東京大学大学院新領域創成科学研究科物質系専攻尾鍋研太郎教授には、立方晶 GaN の RF-MBE 成長と物性評価という大変興味深いテーマを与えて頂きました。RF-MBE 装置をはじめとする研究室の実験装置を整えて頂き、また及び輪講発表や研究室内発表等の丁寧かつ熱心にご指導して頂きました。2年間の有意義な研究生活を経験させて頂き、ここに深く御礼申し上げます。

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には、顕微ラマン分光装置を使用するにあたり便宜を図って頂きました。ここに深く御礼申し上げます。

新領域創成科学研究科物質系専攻の野原実助教授には、SEM/EDX やAFM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。

尾鍋研究室の片山竜二助手には、本研究テーマや本論文を作成する上での指導等で大変お世話になりました。装置の使用方法やメンテナンス方法、実験の方向性や考察等研究全般について様々なご指導を頂きました。深く御礼申し上げます。

博士課程4年の中島史博さんには測定データの解析法やPL測定の使用方法についてご指導頂きました。深く御礼申し上げます

宮崎大学工学部電気電子工学科の博士課程3年の小牧弘典さんにはMBE成長において幾度となく有益な助言を頂きました。深く御礼申し上げます

博士課程2年の窪谷茂幸さんには半導体に関する知識や研究生活全般においてお世話になりました。深く御礼申し上げます

博士課程2年の中村照幸さんには、MBE成長において幾度となく有益な助言や運転方法そして、メンテナンス方法についてご指導頂きました。また、X線装置、AFM装置、SEM装置の使用方法についてご指導や半導体に関する知識を指導して頂きました。深く御礼申し上げます。

また修士1年生の片岡敬宏君には、MBE成長時にサポートをして頂きました。深く御礼申し上げます。

また修士1年生のテュ・クワントゥ君には、ホール測定の際ににおいてお世話になりました。深く御礼申し上げます。

学部4年生の角田雅弘君には研究生活全般においてお世話になりました。深く御礼申し

上げます。

学部 4 年生の高橋駿君には研究生生活全般においてお世話になりました。深く御礼申し上げます。

2006 年度に本専攻の修士課程を卒業された小野歩さん、2005 年度に本専攻の修士課程を卒業された平山琢さんには研究生生活全般においてお世話になりました。深く御礼申し上げます。

最後になりますが、大学及び大学院生活の 6 年間の経済面・精神面を支えてくれた両親に感謝の意を表したいと思います。本当に有難うございました。