

## Si 基板上 GaN の PL スペクトルへの熱処理効果 Effect of rapid thermal annealing on PL spectra of a GaN grown on Si substrate

澤木宣彦<sup>†</sup>、小林宙主<sup>†</sup>、神谷俊輝<sup>†</sup>、亀井亮吾<sup>†</sup> (愛知工業大学)  
入江将嗣<sup>††</sup>、本田善央<sup>††</sup>、天野 浩<sup>††</sup> (名古屋大学)  
安 亨洙<sup>†††</sup> (韓国海洋大学)

N. Sawaki<sup>†</sup>, H. Kobayashi<sup>†</sup>, T. Kamiya<sup>†</sup>, R. Kamei<sup>†</sup>, M. Irie<sup>††</sup>, Y. Honda<sup>††</sup>, H. Amano<sup>††</sup>,  
and H.S. Ahn<sup>†††</sup>

**Abstract** The behavior of photoluminescence spectra under rapid thermal annealing (RTA) was investigated in a GaN epilayer grown on a (111)Si. High optical quality of the GaN layer had been achieved by using an In doped AlN nucleation layer and a low temperature grown AlInN buffer layer; a high band edge emission and low intensities of mid-gap emissions. It was found that the green and yellow emission bands are not influenced much by the RTA up to 700°C, while the blue emission band at 450nm is enhanced by RTA at temperatures higher than 500°C. The possible origin and mechanism of the enhancement were discussed in terms of un-intentionally doped hydrogen.

### 1. 緒言

地球環境保全のための再生可能エネルギーの利用ならびに省エネルギー技術の開拓が喫緊の課題として取り上げられて久しい。窒化ガリウム (GaN) はその開発当初はフルカラー固体表示装置開発の中で青色 LED のためのワイドギャップ半導体材料として研究が始められたが、ワイドギャップであること、電子移動度が比較的高いことなどの理由から、高温度でも動作する電子デバイスへの応用が進められるようになった。特に、携帯基地局のスイッチング素子や、電車、自動車などの輸送機器における機器制御装置用スイッチングデバイスとしての FET 開発が進み、すでに一部実用化が達成されている。

開発された電子デバイスの動作は従来から用いられてきた Si に比べて遜色ないばかりか、それ以上の性能 (高周波数、高電圧、大電流のほか低いスイッチング損失など) が確認され、21 世紀の省エネルギーを推進するデバイス用材料として期待が膨らんでいる。

このような中での課題はその信頼性確保である。電力デバイスではスイッチングロスによる活性層の温度上昇があり、その熱放散が大きな課題となってきたが、GaN の絶縁破壊電界が Si より優れているため膜厚が薄く出来ることが有利に働いているものの、ヘテロ構造における熱膨張係数差が誘起する熱歪みの影響は無視できないと考えられる。しかし、この点に関する研究は殆ど為されておらず喫緊の課題と言える。本研究では、電力デバイス用として広く開発が進められている Si 基板上に作製された GaN エピタキシャル膜の熱耐性を評価するため、高温度での熱処理により光学特性がどの様に変化するかを調べた。

GaN/Si の最大の特長は、極めて高品質で大きな面積を有する Si 基板が安価で入手できることにあり電子デバイスのプロセスコストを大幅に低減できることにある。しかし、GaN は六方晶であるのに対して Si が立方晶であることから典型的なヘテロ構造を形成し、その熱膨張係数差も大きいいため、動作時の発熱に伴う熱歪みは従来型の Si モノリシック素子とは比較にならないほど深刻な問題を提起する可能性がある。従来、GaN はその物理的・化学的安定性故に、堅牢で高温動作が可能な電子デバイスが出来るとされ、開発されたデバイスはその期待に沿ったものとなっている。このことは、材料に極めて高密度の線欠陥があるにもかかわらず

<sup>†</sup> 愛知工業大学 工学部 電気工学科 (豊田市)

<sup>††</sup> 名古屋大学 未来材料・システム研究所(名古屋市)

<sup>†††</sup> 韓国海洋大学校 工科大学 (韓国 釜山市)

わず高効率青色 LED が実用化された経緯と類似している。さしあたっては大きな課題にはならないとも期待されるが、光デバイスの高性能化・高機能化の過程で線欠陥がやがて大きな課題となったのと同じように、開発の進展に伴って、電子デバイスでは熱歪みとその信頼性に関して直面する大きな課題になる可能性がある。

## 2. 実験の方法

### 2.1 試料の作製

立方晶シリコン基板上にウルツ鉱構造の GaN を直接エピタキシャル成長することは出来ない。また、GaN と Si とは高温でよく反応し GaSiN 混合物を生成するため、1000°C 程度の成長温度で安定的に GaN をエピタキシャル成長させるためには緩衝層の挿入が必要である。緩衝層としては、AlN 薄膜と AlGaIn あるいは GaN 薄膜との多層膜などが提案され、シリコン基板との熱膨張係数差によるクラッキング防止効果を含めた広汎な研究が進められてきた[1,2]。多層膜形成はプロセスコストが嵩み Si 基板を用いることによるコスト削減を帳消しにするため、簡易な緩衝層の開発が望まれてきた。我々は、Ga 元素を含まない AlInN 混晶を緩衝層として用いることで高品質な GaN エピタキシャル膜が得られることを見いだしてきた[3]。本研究ではこの手法で作製されたエピタキシャル膜の光学特性を評価した。エピタキシャル成長は名古屋大学大学院工学研究科クリーンルームで行った。

成長前に、まず Si 基板最表面に TMA を吹きつけ、更に窒素ガスを供給することにより薄い AlN 膜を形成した。その際、原料ガスに TMI を混合することで、成長核形成層は In 添加 AlN 層とした。その上に低温で AlInN 緩衝膜を形成し、最後に 0.5~1.0 $\mu\text{m}$  の GaN 成長層を形成した。本報告で用いた試料は、In 添加 AlN 核形成層の成長温度は 1220°C、TMI 供給モル濃度 97.9 $\mu\text{m}/\text{min}$  である。その後の AlInN 緩衝層は 720°C で形成し膜厚は約 50nm、GaN 成長層は約 500nm である。GaN 成長層には意図的な不純物ドーピングは行っていないが、n 型伝導を示した。これは、成長雰囲気から酸素 (O) あるいは珪素 (Si) がドーパされたためと思われる。

### 2.2 熱処理の方法

GaN は真空中あるいは水素中で高温に晒すと最表面から窒素が抜け、表面荒れが起こることが知られている。そのため、本実験では熱処理は窒素雰囲気中で行うこととし、さらに完全を期すために、サファイア基板上に成長された GaN テンプレートで試料をサンドイッチ状に挟み込むこと

で、熱処理中の試料最表面の窒素圧を確保した。

熱処理は、急速加熱処理 (RTA) 法を行うため、赤外線ゴールドイメージ炉 (アルバック、RHL-E45) を用い、200°C から 700°C の種々の温度プログラムでの熱処理を行い PL スペクトルの変化を見ることとした。昇温速度は毎秒 10°C で、室温から 600°C までに 1 分程度を要した。冷却は窒素ガス雰囲気中で自然冷却としたため冷却速度は毎秒 1°C 程度となり、600°C から 400°C までに約 3 分半を要した。ここで、400°C を基準にしたのは、後で議論するように、400°C 以下の温度では PL スペクトルの変化は検知できず、500°C 以上で変化が見られたことから、熱歪みの効果は 500°C 以上の温度が必要であると予想されたためである。

図 1 に熱処理による表面モフォロジーの変化を見た走査電子顕微鏡 (SEM) 像を示した。As grown 試料と 700°C で 60 分熱処理した試料とで僅かにピットの増大が見られるものの、表面形状は殆ど変化しておらず、この手法で適切な熱処理が行われていると判断された。

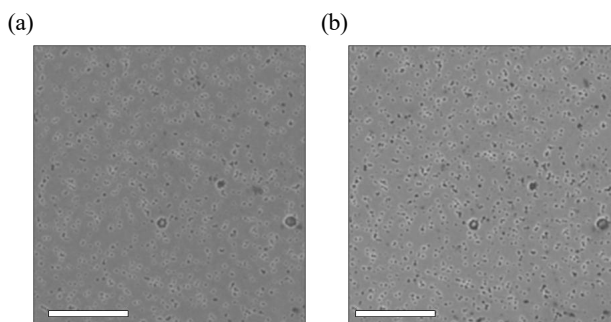


Fig.1. SEM images of sample surface, (a) As grown sample, (b) Annealed sample at 700°C for 60 min. The scale bar is 100 $\mu\text{m}$ .

### 2.3 PL スペクトル測定

PL 評価は顕微紫外可視近赤外分光光度計 (日本分光 NRS-5100PL) を用いた。この装置は、励起光として He-Cd レーザ (金門 IK3201) を用い、顕微鏡対物レンズを通して励起光を試料表面に照射することを可能にしており、一般的に用いられている PL 測定装置に比べて高い励起強度を得ることが出来るという特徴がある。PL スペクトルは分光器を経て CCD 検知器で計測した。スペクトルから、バンド端発光のほか深い準位を介する発光スペクトルの詳細を評価した。測定はすべて室温で行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 PL スペクトルの励起強度依存性

図 2 に典型的な PL スペクトルを示す。励起光度は 1.8kW/cm<sup>2</sup> から、減衰フィルターを挿入することでその強

## GaN/Si の PL スペクトルへの熱処理効果

度を減少させた。365nm の強い発光はバンド端発光で、そのスペクトル形状は励起強度によらず一定で、試料温度は測定中に上昇していないことを示している。長波長側にはバンド端発光より弱い複数の発光ピークが見られる。これらのピークは、バンドギャップ内に形成された深い準位を介する発光である[4]。この試料の PL スペクトルの特徴は、バンド端発光強度が深い準位による発光強度より 2~3 桁強いことにある。このことは、本試料の光学的特性が非常に優れていることを示すもので、深い準位の密度が低いことを示唆している。

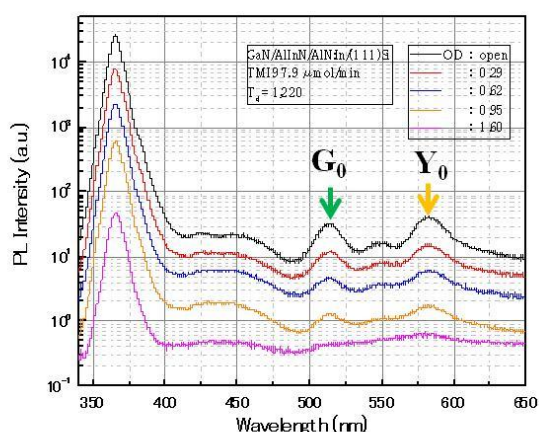


Fig.2. PL spectra of GaN at different excitation intensities

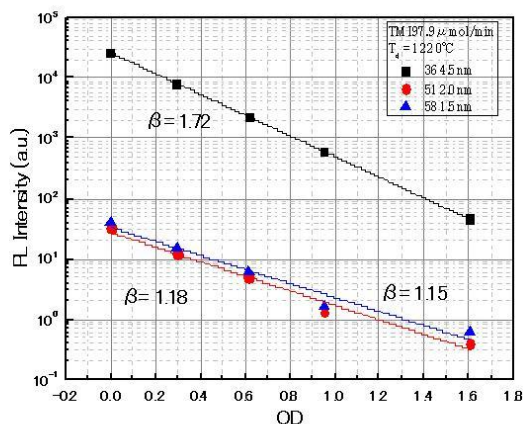


Fig.3. PL peak intensity as a function of the excitation intensity

各発光ピークの特徴を評価するため、励起強度に対する発光ピーク強度を図3にプロットした。各ピークの形状は励起強度により変化していないため、このプロットは各発光ピークの総発光強度に対応していると考えられる。いずれもグラフは直線で近似できることから、発光強度 ( $I_{PL}$ ) は励起強度 ( $I_{ex}$ ) に対して  $I_{ex}^\beta$  のように冪乗で表すことが出

ることがわかる。 $\beta$ の値は、図に示したバンド端発光について 1.72、GL (緑色発光帯) と YL (黄色発光帯) に対しては、それぞれ、1.18 と 1.15 である。このことから、バンド端発光は伝導帯端と価電子帯端間の電子遷移によるものが支配的であるのに対して、GL と YL は伝導帯端と深い準位を介する電子遷移が支配的であると結論できる。この GL と YL は、我々のこれまでの研究から、試料の作製方法によらず普遍的に見いだされる信号であることから、真性欠陥によるものであり、ここでは Ga 空孔が関係していると考えられる[4]。

ところで、図2では、420~450nm に別のピークがあることが見て取れる。これは青色発光帯 (BL) と呼ばれ、研究者によってそのピーク波長や強度が異なり、その起源が現在も議論の対象となっている発光帯である。この発光帯は炭素などの不純物をドーブすると強くなることが共通の認識となっているが、前記電子デバイスでは、素子間分離等のため半絶縁性層を構成する手段として炭素ドーブが多用されており、この発光帯の挙動は、電子デバイス作製にも重要な要因となると予想される。

## 3.2 熱処理効果

試料を熱処理炉にいれ、200°C~700°Cの種々の温度で10分間の熱処理を行い、PL スペクトルの変化を調べた。400°C以下の温度では変化は見られなかったが、500°C以上の温度で変化が確認された。図4にその結果を示した。ここで、発光スペクトルはバンド端発光ピークの値で規格化している。それは、図1で示したように熱処理プロセスで試料表面が僅かに変化するため、発光強度が僅かに弱くなる傾向があったためである。図4で明らかのようにバンド端発光のスペクトル変化はなく、700°Cまでの熱処理で結晶品質に大きな変化がないことが分かる。図で明らかのように、BL帯には顕著な変化が見られるものの、GL帯ならびにYL帯の変化は認められない。

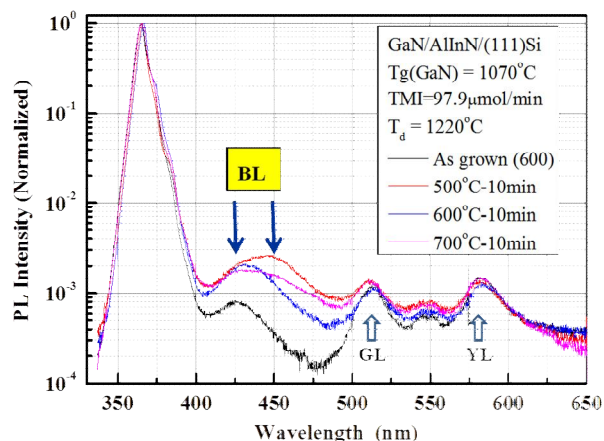


Fig.4. PL spectra after RTA at different temperatures

次に、700°Cで熱処理時間を変えてその影響を調べた。図5に示したように、熱処理時間が長いほどその変化が大きくなるものの、10分から60分と時間を6倍に伸ばしても効果はそれに比例して増大しないことが分かる。このことは、BL帯への効果は、熱処理温度とその時間ではなく、熱処理温度とその昇温あるいは冷却プロセスが主な要因であることを示唆している。

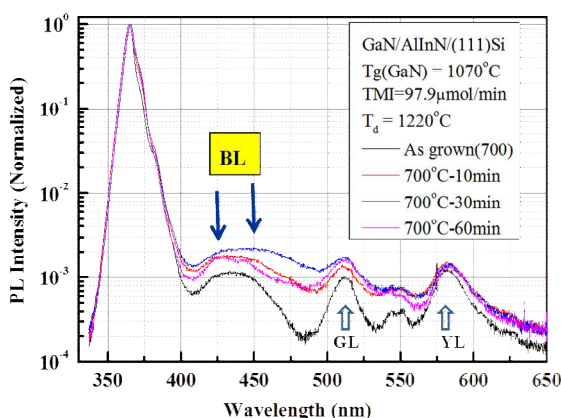


Fig.5. PL spectra after RTA at 700°C for different time

図4と図5で示したように、500°C以上の熱処理でGLとYL帯の発光には変化が認められないものの、BL帯は強度変化と共にスペクトル形状も変化することが分かった。スペクトルの変化についてはAs grown試料ではBL帯のピークが425nmにあるのに対して、熱処理後はそのピークが450nmにシフトしているように見える。そのスペクトルはブロードであるが、詳細に比べるとこの変化はシフトではなく、450nmにあったピークが増強されているとの解釈が妥当であると分かる。即ち、熱処理では425nmのピークに大きな変化はなく、450nmのピークが増強されたと解釈される。ただし、このスペクトルの変化範囲は400~500nmにまでおよんでおり、450nmの発光はややブロードな発光帯であることが予想される。

類似のブロードな発光帯の「ピークシフト」は黄色帯(YL)でも見いだされている。Reshchikovら[5]は、HVPE法で作製された試料についてブロードな黄色帯のPLピークが励起強度によって変化する現象を見だし、この発光帯が二つの独立な発光帯の合成であるとの仮定に立ち、データフィッティングの方法で二つのピーク波長を決定した。その相対強度が励起強度により変化することにより見かけ上のピークシフトがあるとの結論を得ている。このような手法によらなければ議論出来ないほど深い準位からの発光帯が

ブロードな理由は、複合欠陥内の準位が強い局在性を有するため、その遷移が格子振動との強い相互作用を含みストークスシフトが大きいためと解釈されている[6]。これに比して、図2に示した我々の高品質試料のデータはYL帯もGL帯も発光ピークの半値幅はバンド端発光の半値幅と同程度で、極めて狭い発光帯であると言える。このことは、これらの発光が複合欠陥の深い準位内での遷移ではなく、伝導帯か価電子帯と深い単一準位間の遷移という解釈の方がスペクトルを説明しやすい。図2の励起強度依存性で、YLとGLの発光強度が励起強度とほぼ比例関係にある(□の値がほぼ1である)ことがそれを裏付けている。

図4と5に見られる青色帯のスペクトルはややブロードで、従来報告されてきたものと類似しているが、データフィッティング作業を施すまでもなく、二つのピークがあることが明瞭であり、As grown試料では425nmの発光体が主体的であるが、熱処理によって450nmにある別の発光帯が増強されたと解釈するのが妥当である。

以上の実験結果の要点(新しく見いだされた点)は、「700°Cまでの熱処理では、バンド端発光、緑色帯発光、並びに黄色帯発光には変化が見いだせないが、青色発光帯にある450nmをピークとするややブロードな発光帯の強度が増強される」ということになる。

#### 4. 討論: BL発光の起源

不純物を意図的にドーピングしない条件で成長したMOVPE GaNエピタキシャル膜には、成長雰囲気に含まれる炭素C、水素Hが大量に添加される。また、実験室や原料に微量に存在する酸素O、珪素Siや亜鉛Znが意図せず添加されることがある。我々が試験している試料とほぼ同一の条件で作製された試料のSIMS分析によれば、酸素、水素、珪素、炭素がいずれも $10^{17}\text{cm}^{-3}$ 程度の高濃度で含まれていることが分かっている。前項で示した試験試料にも、同程度の不純物が意図せずドーピングされていると考えられる。

一方で、不純物を介する発光帯の内、BL帯、GL帯とYL帯については、その起源に関する膨大な研究が行われてきた。研究者によって発光波長が異なり、それぞれが異なるモデルを提案してきた[5~8]。従来の研究では、比較的純度の悪い試料、あるいは欠陥の多い試料についての研究が多く、さらにPLスペクトルの測定において、弱励起が用いられてきた。そのため、BL、GL、YL共に発光スペクトルはブロードで、ピーク波長はフィッティングにより決定するなどの措置がとられることが多く、そのエネルギー決定には曖昧さが残されてきた。さらに、いずれも深い準位を介する発光であるため、ストークスシフトが大きく、理論的な解析結果との比較には不確定要素を取り除くことが出来ないという欠点があった。

我々は、純度がよく欠陥も少ない試料を用い、顕微PL装

## GaN/Si の PL スペクトルへの熱処理効果

置を用いて強励起によるスペクトルを評価する手法を採ることで従来法では見えなかった狭いスペクトル有する GL 帯と YL 帯を見いだすことに成功している[4]。本研究でも、我々はこの手法を用いてピーク波長を正確に決定することが出来た。その結果によれば、図2～5に見える GL 帯と YL 帯は、外来不純物によるものではなく真性欠陥によるものであること、特に YL 帯は伝導帯から Ga 空孔が作る深いアクセプタ準位への遷移であると結論できる。図4と5で、熱処理によってこのピークが変化しなかったことは、Ga 空孔の密度が 700°C までの熱処理では変化しないことを示唆している。Ga 空孔は GaN 結晶に多く見られる貫通転位の生成とも深い関係があるとされ、この結果は、貫通転位が熱歪みに対して耐性が強いことを示唆している。

BL 帯の起源については諸説あり定まっていないのが現状である。1970 年代の GaN 研究開始当初に提案されたモデルは、Ga サイトに入った炭素によるドナー準位と N サイトに入った炭素によるアクセプター準位とのドナー・アクセプタ対 (DAP) 発光である[9]。当時は結晶品質が十分でなく、追試によっても明らかな証左を得ることは難しかった。1986 年のバッファ層効果の発見[10]により高品質膜が得られるようになって研究は格段の進展を見ることとなり、炭素ドープ実験が行われ、前記モデルが受け入れられるかに見えた[7]。しかし、その後、発展した熱力学的考察で、炭素が Ga サイトと N サイトに同時に導入されることが不合理であるとの指摘があり、疑問符がつけられた[6]。さらに次に述べる状態関数法 (DFT) という量子化学的な計算結果と発光ピーク値が一致しないことがわかり、再び議論の対象となっている。

最新の弱励起実験結果と DFT モデルによる計算結果では大きく分類して次の 3 つのピークが予想されている。

(i) 窒素サイトにドープされた炭素と水素との複合欠陥による 456nm (2.72eV) のピーク[11]。このモデルでは中性の C-H 複合欠陥が 3.5eV の励起エネルギーで上準位に励起され、格子緩和を伴って最低エネルギーに緩和した後、2.72eV の青色発光を伴って基底準位に縦緩和し、追って格子緩和により基底準位の最低エネルギーにもどるとしている。励起は 3.5eV で、本実験の条件を満たしているが、水素を伴う複合欠陥であり、水素濃度に比例して発光強度が強くならなければならない。

(ii) 窒素サイトにドープされた炭素と酸素の複合欠陥に水素が不随したのものによる 413nm (3.0eV) のピーク[11]。上記と類似のモデルで、C-O-H 複合欠陥を想定すると縦緩和による発光エネルギーが 3.03eV となる。このエネルギーは炭素ドープ試料で見いだされることがある 413nm の BL2 と名付けられている青色発光のエネルギー (3.0eV) に近い。この発光帯も水素を含んでいるため水素濃度に比例して発光強度が強くなると期待される。

(iii) 窒素サイトにドープされた酸素または Ga サイトに

ドープされた珪素が形成するドナー準位と、意図せずドープされた亜鉛 Zn が形成するアクセプターとの間の遷移による 433nm (2.86eV) 近辺のピーク[12]。

亜鉛は 1970 年台に最初の青色 LED 開発が行われたときに用いられたアクセプタドーパントである。当時の技術で得られる GaN 結晶の品質が良くなかったために、ノンドーパの試料は全て n 形伝導を示した。p 形伝導を得るための手段として多くの II 族元素のドーピングが試みられたが失敗した。亜鉛もそのうちのひとつで、唯一高抵抗の試料が安定的に得られる不純物であった[13]。亜鉛をドープすると青色発光が得られるものの、その発光波長は 430~500nm の範囲で亜鉛の濃度により変化し、高濃度ほど波長が長くなるという特徴があった。多くの試料で観察される青色発光の波長はこの波長範囲に入っている。

我々の試料では、SIMS 分析による炭素、酸素、水素、珪素の濃度が低くないことから、上記 3 つのモデルはいずれも否定できないが、ピーク波長 (エネルギー) の値から類推するとモデル(iii)の可能性が最も高い。

熱処理等により複合欠陥あるいは不純物に付随した水素が放出される機構があることは、Mg ドープ試料で熱処理等により Mg に付随した水素が放出され Mg の活性化が図られるという天野・赤崎両氏の発見[14]、中村氏の検証[15]で確立している。我々の試料には高濃度の水素が含まれていることから、熱処理による水素の放出を検討する価値がある。上記モデル(i)と(ii)の場合は、該当する複合欠陥の減少により発光ピーク強度が弱くならなければならない。事実、モデル(ii)のピーク (BL2) は熱処理により弱くなることを見いだされている[12]。さらに、予想されるピーク波長の値にも若干の違いが見られ、モデル(i)とモデル(ii)では全てを説明することが出来ない。

他方、モデル(iii)では、もし、水素が亜鉛に付随してアクセプターとしての亜鉛を不活性化しているとの仮定に立つと、熱処理により水素放出が起こり亜鉛が活性化され、該当する発光ピークが強くなることが期待され、実験結果と一致する。

熱処理による亜鉛アクセプタの活性化に関する実験結果の報告はないが、天野氏は電子線照射による活性化を見いだしており[16]、このことは Mg の熱活性化と同じと考えられる。また、亜鉛ドープ試料の PL ピーク波長はドーピング濃度により 430nm から 500nm の範囲で長波長側にシフトすることが分かっている。本実験で見いだされた 450nm はこの範囲に入っており、矛盾は見いだされない。

## 5. 結言

Si 基板上に MOVPE 成長させた高品質 GaN の PL スペクトルに対する急速熱処理効果を検討した。試料の室温 PL スペクトルには強いバンド端発光と、それより 2~3 桁弱い

青色 (BL)、緑色 (GL)、ならびに黄色 (YL) 帯に比較的狭帯域な発光が見いだされた。熱処理実験は窒素雰囲気中で 200~700°C の異なる温度でおこなった。400°C までの熱処理ではとくに目立った変化は見られなかったが、500°C 以上の熱処理では、青色発光帯にのみ大きな変化が見られた。黄色帯発光は Ga 空孔が関与する発光とされているが、熱処理による変化がないことから、この温度範囲では Ga 空孔の変性が見られないと判断された。他方、450nm にある青色帯は熱処理により増強された。青色帯発光の起源には諸説あり定まっていないのが現状であるが、複数のモデルから、水素の関与する亜鉛不純物による発光であると推定された。

### 謝辞

本研究は文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業(S1001033)、愛知工業大学新エネルギー技術開拓拠点、および科学研究費補助金(24656019)の支援を受けて行われた。

### 参考文献

- [1] L.Liu and J.H.Edgar, *Material Science and Engineering R37* (20012) 61.
- [2] F.Scholz, *Semiconductor Science and technology* 27 (2012) 024002.
- [3] M. Irie, N. Koide, Y. Honda, M. Yamaguchi, and N. Sawaki, *J. Crystal Growth* 311 (2009) 2891.
- [4] S. Ito, T. Nakagita, N. Sawaki, H-S. Ahn, M. Irie, T. Hikosaka, Y. Honda, M. Yamaguchi, and H. Amano, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53 (2014) 11RC02.
- [5] M. A. Reshchikov, H. Morkoç, S. S. Park, and K. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.* 81 (2002) 4970.
- [6] J. L. Lyons, A. Janotti, and C. G. Van de Walle, *Appl. Phys. Lett.* 97 (2010) 152108.
- [7] C. H. Seager, A. F. Eight, J. Yu, and W. Götz, *J. Appl. Phys.* 92 (2002) 6553.
- [8] A. Sedhain, J. Li, J. Y. Lin, and H. X. Jiang, *Appl. Phys. Lett.* 96 (2010) 151902.
- [9] T. Ogino and M. Aoki, *Jpn. J. Appl. Phys.* 19 (1980) 2395.
- [10] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, *App. Phys. Lett.* 48 (1986) 353.
- [11] D.O. Demchenko, I.C. Diallo, and M.A. Reshchikov, *J. Appl. Phys.* 119 (2016) 035702.
- [12] D.O. Demchenko and M.A. Reshchikov, *Phys. Rev.* B88 (2013) 115204.
- [13] M. Ilegems, R. Dingle, and R.A. Logan, *J. Appl. Phys.* 43 (1972) 3797.
- [14] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu and I. Akasaki, *Jpn. J. Appl. Phys.* 28 (1989) L2112.
- [15] S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh and N. Iwasa, *Jpn. J. Appl. Phys.* 31 (1992) L139.
- [16] H. Amano, I. Akasaki, T. Kozawa, K. Hiramatsu, N. Sawaki, K. Ikeda and Y. Ishii, *J. Luminescence* 40/41 (1988) 121.