

第2章 研究の背景と目的

本研究では、RF-MBE法を用いた窒化物半導体成長において、各段階における原子状水素導入の諸効果(各種有効性)を検討し、それらの機構を解明することを目的としている。そこで本章では、この研究目的の背景と具体的な研究目的の詳細について以下の構成で述べる。

2.1節では研究対象とする材料である窒化物半導体の諸特性について本研究との関係から簡単に述べる。

2.2節ではこれまでの窒化物半導体の研究とそこでの水素の評価を述べる。

2.3節では窒化物半導体研究における水素の有効性に関連する研究を述べる。

最後に、2.3節までの背景を踏まえた本研究の目的について2.4節で詳述する。

2.1. III 族窒化物半導体の諸特性

GaN に代表される III 族窒化物半導体は、直接遷移型バンド構造をもつワイドバンドギャップ半導体であり、幅広い応用分野が期待される材料である。以下に、本研究の目的と関連して、光学特性、結晶構造、格子定数について述べる。なお、基本的な GaN の諸物性については、表 2-2 にまとめたとおりである。

<光学特性>

GaN のバンドギャップは室温で約 3.39eV と広く、370nm で発振する半導体レーザーダイオード(LD)への適用が挙げられる。また、図 2-1 に示すように混晶にすることで、バンドギャップを AlN の 6.2eV から InN の 1.9eV まで変化させることができ、これらの混晶も直接遷移型であるため、幅広い波長帯で光デバイス作製の可能性がある。

現在、窒化物半導体による発光素子の開発で最も力が注がれているのが、次世代の DVD の光源としての 420nm 近傍の LD であり、そのため InGaN 系混晶が活性層として用いられている。そこで本研究では、窒化物半導体で最も基本的な GaN とともに、InGaN を研究対象の材料とした。

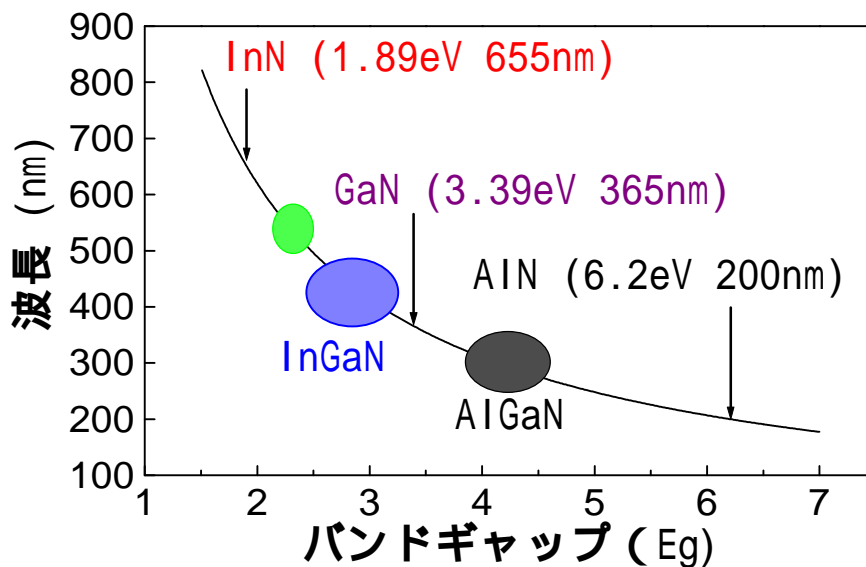


図 2-1 窒化物半導体のバンドギャップと発光波長の関係

< 結晶構造 >

III 族窒化物半導体の安定な結晶構造は、図 2-2に示すウルツ鉱型構造である。この構造は、六方最密充填構造における単位格子の原子の位置に III 族原子と窒素原子を重ねて置き、ついでそれらの窒素原子を垂直方向に単位格子の稜の 3/8 だけ動かした構造として表すことができる。すなわち、この構造では、III 族原子が 0,0,0 と 1/3,2/3,1/2 を、窒素原子が 1/3,2/3,3/8+1/2 を占め、それぞれの原子の周りを他の原子による四面体が囲んでいる。また、準安定相として閃亜鉛型構造が報告されている。なお、本研究の第 6 章における検討では、InGaN 層の長距離秩序化程度の評価に、この構造を利用した。

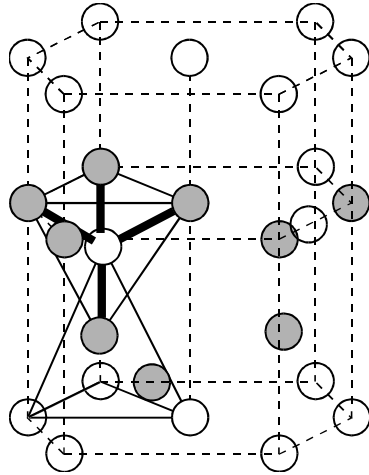


図 2-2 ウルツ鉱型構造

< 格子定数 >

優れた物性をもつ窒化物半導体であるが、安価で入手の容易な格子整合のとれる適切な基板がないことが大きな問題とされている。表 2-1に III 族窒化物半導体およびその基板の物性定数を示す。本研究においては、現在最も一般的に用いられているサファイア基板を使用したが、GaN との格子定数差は約 14%と大きく、GaN 成長にあたっては基板表面の窒化やバッファ層の技術を適用している。

表 2-1 窒化物半導体およびその基板の物性定数

	結晶系	格子定数()		熱膨張係数($\times 10^{-6} / K$)	
		a	c	a	c
GaN	六方晶	3.189	5.185	5.59	3.17
	立方晶	4.52	4.52		
InN	六方晶	3.548	5.76		
AlN	六方晶	3.112	4.982	4.15	5.27
Al ₂ O ₃	六方晶	4.758	12.991	7.5	8.5
GaAs	立方晶	5.653	5.653	6	6
SiC	六方晶	3.08	15.12		
	立方晶	4.36	4.36		
Si	立方晶	5.43	5.43	3.59	3.59
MgO	立方晶	4.22	4.22	2.9	2.9
ZnO	六方晶	3.25	5.21	2.9	4.8

表 2-2 六方晶 GaN の物性定数

分子量	83.728			
密度(mg/cm ³)	6.10			
バンド構造	直接遷移型			
バンドギャップ	3.39eV(300K)	3.52(1.6K)		
融点	T _{MP} >2000K			
窒素平衡蒸気圧	100atm	1368K		
	1000atm	1803K		
格子定数(Å)	a=3.189 c=5.185			
熱膨張係数(×10 ⁻⁶ /K)	c 3.17	c 5.59		
熱伝導率(W/cm・K)	1.6	(at 300K)		
定圧比熱(cal/g・K)	0.1164*	(at 300K)*		
弾性定数(GPa)	C ₁₁ =296	C ₃₃ =267		
	C ₁₂ =130	C ₄₄ =24.1		
	C ₁₃ =158			
点フォノンエネルギー (cm ⁻¹)(ラマン活性)	E1-TO 559	E2	145	
	A1-TO 659		568	
	E1-LO 741			
	A1-LO 710			
有効質量	電子	正孔		
	*0.20m ₀ (-)	0.8m ₀		
	*0.20m ₀ (垂直)			
誘電率	^s			
	a 9.5	a		
	5.35			
	c 10.4	c		
	5.35			
屈折率	E c 2.80	(~0.36 μ m)		
	E c 2.52	(~0.42 μ m)		
電子飽和ドリフト速度(cm/sec)	2.7 × 10 ⁷ * (E=150KV/cm)			

*は、計算値

2.2. III 族窒化物半導体研究の歴史と背景

2.2.1. 結晶成長法の進歩

化合物半導体を用いた LED や LD などの発光素子は、母材が単結晶であること、および p 型結晶と n 型結晶が互いに層状に接合していることが必須条件となっている。一般に、多結晶では結晶粒界間において再結合準位が形成され、伝導帯と価電子帯の間に不要な非放射性再結合準位が形成されると考えられている。

非放射性再結合準位の少ない単結晶 pn 接合を作製するためには、格子定数の一致する基板結晶上に結晶を成長することが望ましい。すなわち GaN 単結晶基板の上に層構造を成長するのが最も理想的である。AlGaAs 系赤色 LED や GaP 系緑色 LED は、この方法で作製されている。GaAs や GaP などの基板結晶は、通常融点以上に加熱した融液を 1 ~ 数十気圧に加圧し、種結晶部を少しずつ引き上げ、最終的に一つの大きな単結晶を作製する。しかし、GaN の場合、材料自身が昇華性であり、液相の存在が確認された例はない。しかも結晶成長に必要な窒素分子の圧力は、図 2-3 に示すように、例えば理論上の融点である 2791K において窒素の平衡圧は 1 万気圧よりはるかに高い。気相から固相への結晶成長において、高圧下での結晶核の発生、結晶方位・大きさを制御するのは容易でなく、ほとんどが小さな結晶粒となるかあるいは多結晶化する。現在でも高圧合成によって得られる GaN 単結晶は小さい。他の GaN 単結晶作製方法として、アジ化ナトリウム(NaN_3)と金属 Ga をステンレスチューブに封入し、800 程度まで加熱するという Na フラックス法が期待されている。現在、まだ約 0.5mm と小さいが、比較的高品質な GaN 単結晶が得られている¹。

LED や LD などのデバイス作製のためには p 型、n 型の層構造や膜厚の制御が必要である。そこで結晶成長装置として、窒素原料として活性窒素を用いる分子線エピタキシー(Molecular Beam Epitaxy : MBE)法、あるいは窒素原料として反応性の高いアンモニアを用いるハイドライド気相成長(Hydride Vapor Phase Epitaxy : HVPE)法や有機金属化学気相成長(Metal organic Chemical Vapor Deposition : MOCVD)法により結晶成長を行う。

いずれの成長方法も基板結晶が必要であるが、前に述べたように GaN の単結晶は基板として十分なものが得られていないので異種基板を用いる他はない。基板と GaN との格子定数差、熱膨張係数差が大きい場合、成長した GaN に高密度の転位が発生し、それが結晶性や電気・光学特性に大きな影響を与える。GaN の場合、格子定数の比較的近い結晶として、 LiGaO_2 、 ZnO および 6H-SiC などがある。 LiGaO_2 は水素により還元される。 ZnO は GaN より低温で昇華する。またいずれも現在のところ高価である。

1969 年に Maruska と Tietjen が HVPE 法を用いて、初めて GaN 単結晶の作製に成功²して以来、サファイア(Al_2O_3)が結晶基板として最もよく用いられている。しかしながら、

GaN と Al_2O_3 は格子不整合が 13.8%あり、 Al_2O_3 基板上に直接 GaN を成長しても単結晶の成長は容易ではない。この問題の解決策として、1983 年に吉田らが AlN をバッファ層として成長し、その上に GaN を成長すれば結晶性が改善されることを MBE 法により初めて発見した³。その後 1986 年に、天野らも MOCVD 法で同様に低温(約 600)で非晶質 AlN 薄膜を成長し、その上に高温(約 1000)で GaN を成長させると鏡面な面が得られ、結晶性も飛躍的に改善されることを確認した(図 2-4)⁴。さらに中村らは 1991 年、MOCVD 法により非晶質 AlN の代わりに非晶質 GaN を低温(約 550)で成長し、その上に高温(約 1000)で GaN を成長することを初めて試みた。その結果、この方法でも同様に鏡面で平坦な膜ができ、しかも成長膜の結晶性も飛躍的によくなることを確認した。⁵GaN 低温バッファ層の効果と同時に中村らは、従来の MOCVD 法を改良した Two-Flow MOCVD 装置を開発した(図 2-5)⁶。従来の MOCVD 法では高温の Al_2O_3 基板上に反応ガス(トリメチルガリウム(TMG)とアンモニア)を高流速で、一方向から基板面の垂線に対し約 45°の斜めから当てて GaN 成長していた。一方、Two-Flow MOCVD では異なる目的をもつ二種類のガスの流れがある。一つは基板に対してほぼ平行に流れる $\text{H}_2+\text{NH}_3+\text{TMG}$ の混合ガス(Main-Flow：主流)で、もう一つは基板に対して上方から主流を押圧する N_2+H_2 の混合ガス(Sub-Flow：副流)である。副流には、基板温度が約 1000 と高いために発生する熱対流を押さえる効果がある。この副流の効果によって基板温度を高くしても、十分かつ適正な量の原料を基板表面上に到達させることができるようになったと考えられている。結果として成長速度の制御性がよくなり結晶欠陥や不純物の低減も実現されている。

更に最近では、選択横方向成長(Epitaxial Lateral Overgrowth：ELO)上に成長した GaN を用いることにより貫通転位密度を二桁以上低減させることに成功している⁷。ELO とはストライプ状の SiO_2 マスク等を施したサファイア基板上に GaN を成長させる方法のことである。この方法を用いることにより、基板中の貫通転位の上方伝播は SiO_2 マスクによって阻止され、開口部からマスク上を横方向に成長してきた領域の結晶性を高めることが可能である(図 2-6)。

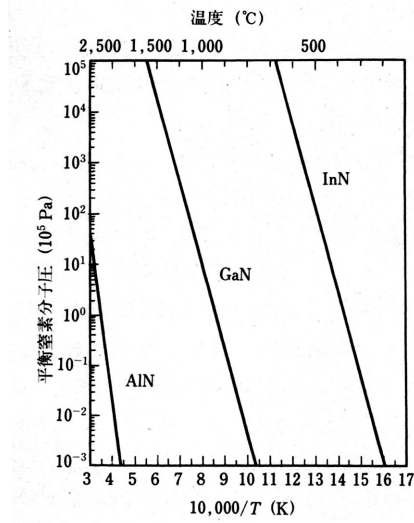


図 2-3 窒化物半導体の平衡蒸気圧

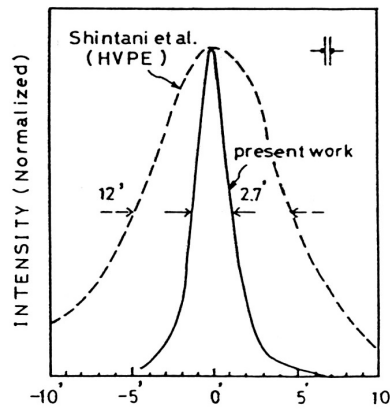


図 2-4 AlN バッファ層の効果

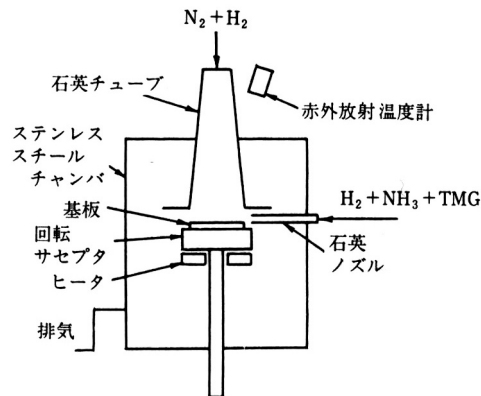


図 2-5 Two-Flow MOCVD の模式図

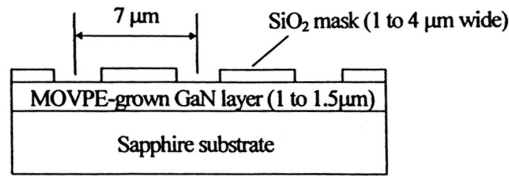


図 2-6 LEO 基板

2.2.2.n 型 GaN

バッファ層を用いないでサファイア基板の上に直接成長した GaN は結晶性が悪く、ノンドーブ GaN でも電子キャリア濃度は $10^{19} \sim 10^{20}/\text{cm}^3$ もあり、n 型不純物ドーピングの効果を正確に調べることはできなかった。しかしながら、バッファ層技術の適用により、ノンドーブ GaN の電子キャリア濃度は $10^{15}/\text{cm}^3$ 以下に低減できるようになった。このため n 型ドーピングの効果を調べられるようになった。伝導性制御用の GaN のドーパントとしては Ga を置換する 族元素の Si、Ge が考えられる。中村らは高キャリア濃度の n 型 GaN を得るために、GaN 成長時にシラン(SiH_4)およびゲルマン(GeH_4)のガスをドーピングガスとして導入し、Si および Ge のドーピングの研究を行った⁸。その結果キャリア濃度は $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ から $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ までドーピングガスの流量に関して比例的に変化し、Si や Ge が n 型ドーパントとして利用可能なことが確認された。

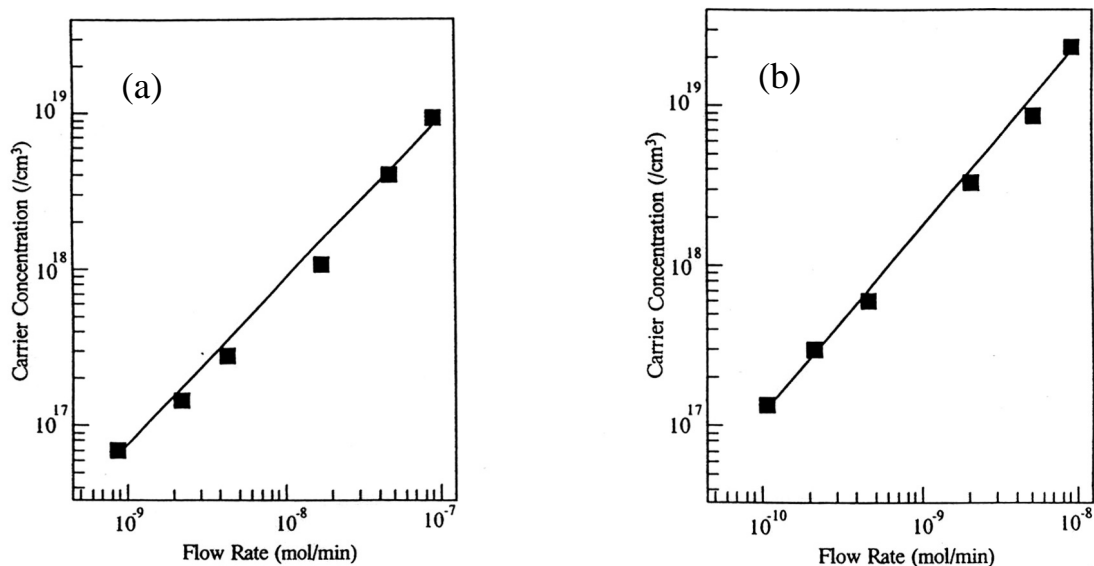


図 2-7 (a) Si をドーブした n 型 GaN のキャリア濃度
(b) Ge をドーブした n 型 GaN のキャリア濃度

2.2.3.p 型 GaN

GaN の p 型化は 1970 年代から HVPE 法においてさまざまな 族元素のドーピングが試みられたが、高抵抗化するのみで p 型結晶は得られなかった。MOVPE 法においても最初は同じで、高抵抗化するのみで p 型結晶は得られなかった。1989 年に天野らはアクセプタとして Mg をドーピングした GaN 結晶に成長後 LEEBI(low-energy electron-beam irradiation : 低エネルギー電子線照射)処理を行うことによって、結晶が低抵抗化し p 型伝導性を示すことを初めて発見した⁹。

この当時、電子線照射の効果は次のように解釈されていた。成長直後の Mg ドープ GaN 結晶中では、Mg は Ga サイトに入っておらず、格子間位置のような所におり、このため Mg はアクセプタとして働かず、GaN は低抵抗 p 型とならず高抵抗を示す。電子線を照射することにより電子線のエネルギーにより Mg が移動し Ga サイトに入り、Mg がアクセプタとして働くようになり、低抵抗の p 型になるというものであった。しかしながら、この天野らの発表にもかかわらず、世界中のどの研究機関においても p 型化に成功しなかった。その原因としては、正孔濃度が $10^{16}/\text{cm}^3$ 代前半で非常に少なく、p 型になっているか明瞭でなかったことや、電子線照射の効果がはっきりしていなかったことが挙げられる。

このような背景のもとに 1992 年に初めて成長直後の Mg ドープ GaN に窒素雰囲気中で 700 °C 以上の熱的アニーリングを行うだけで低抵抗 p 型 GaN が得られることが確認された。(図 2-8 (a))¹⁰。さらに、その正孔補償機構が水素原子のパッシベーションであるということが初めて明らかにされた。前に述べたような天野らの解釈では 700 °C くらいの加熱エネルギーでは低抵抗 p 型になるとは考えにくい。そこで中村らは N 源であるアンモニアガスが高抵抗化に影響を与えているのではないかと考え、アニーリング処理により得られた低抵抗 p 型 GaN をアンモニア雰囲気中と窒素雰囲気中で再度アニーリング処理した。その結果を図 2-8 (b)に示す。アンモニア雰囲気中でアニーリングした低抵抗 p 型 GaN は 400 °C あたりから急激に抵抗率が增大し、600 °C では、 $10^6 \cdot \text{cm}$ になり、成長直後の何も処理していない抵抗率とほぼ同程度となった。一方窒素雰囲気中でアニーリングした試料の抵抗率はほとんど変化していない。また、アンモニア雰囲気中でアニーリングして高抵抗になった試料を再度窒素雰囲気中でアニーリングすると低抵抗 p 型 GaN になった。このように 600 °C 以上でのアニーリングにおいては、雰囲気ガスをアンモニアおよび窒素に変えるだけで抵抗率は高抵抗と低抵抗の間を可逆的に変化した。以上のことより成長直後の Mg ドープ GaN が高抵抗を示す機構にアンモニアガスが関与していることが明らかになった。

一般にアンモニアは 400 °C で結晶の表面でダングリングボンドを介して原子状水素に分解し、GaN の表面で H の濃度が極端に高くなり GaN 結晶内部に H が拡散していく。水素原子が結晶内部に入ると、アクセプタ不純物にと結合してアクセプタを不活性化さ

せることが他の半導体材料では知られていた。そこでアニーリングの実験結果から GaN においても p 型 GaN の正孔補償機構として Mg-H 複合体が関係しているのではないかと考えられた。つまり、アンモニアガス中で 400 以上のアニーリングを行うと、アンモニアガスが分解してできた水素原子が p 型 GaN 中の Mg と結合して Mg-H 複合体を形成する。その結果、Mg がアクセプタとして働かなくなり、抵抗率が高抵抗化する。逆にこの高抵抗 GaN を窒素雰囲気中 400 以上でアニーリングすると Mg-H から水素原子が解離され Mg アクセプタが活性化し、抵抗率は高抵抗から低抵抗へと変化する。成長直後の Mg ドープ GaN が高抵抗になっているのは、窒素源であるアンモニアが分解したときにできる水素原子が Mg を不活性化しているためであると思われる。現在ではこのモデルが信頼性のあるものとして広く認められており、アニールによる低抵抗化に関する特許が成立している。

以上のようにして低抵抗 p 型 GaN が容易にできるようになり、しかもその p 型化の機構がわかったことは GaN の材料物性解明に関しても大きな進展につながった。またこのことから、水素が p 型ドーパントをパッシベートする実用上のネガティブな面が広く認識されるようになった。

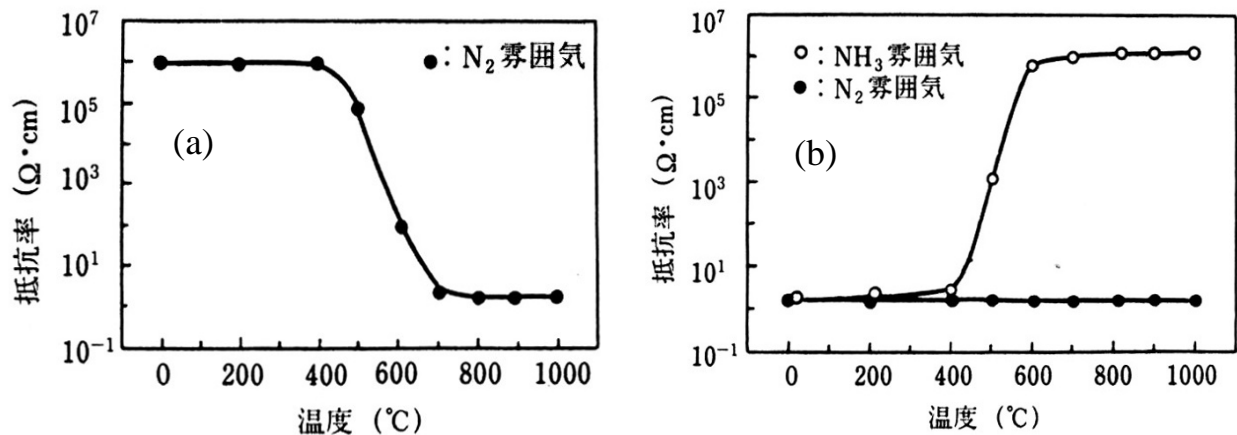


図 2-8 (a) 高抵抗 p 型 GaN のアニール、(b) 低抵抗 p 型 GaN のアニール

2.2.4. InGaN 成長

InGaN は GaN と InN の混晶である。図 2-9 (a)に示すように InN と GaN の間には格子定数差や熱安定性に大きな違いがあるため、InGaN の成長は困難である。また、最近では図 2-9 (b)に示すように In 組成の大きい InGaN において相分離も報告¹¹されている。

InGaN の成長が研究され始めた 1990 年頃には、InGaN の熱分解を抑える目的で基板温度 500 程度の低温でサファイア基板上に直接 MOCVD 成長が行われていた。しかし、結晶性はあまりよくなく多結晶に近かった。1992 年になり、800 程度の高温で気相中の In モル比をかなり過剰にしてサファイア上に成長することにより、結晶性が向上することが報告された¹²。しかしながら、このようにして成長した InGaN でさえデバイス応用に十分な結晶性が得られなかった。しかも、室温でのフォトルミネッセンス測定ではバンド間発光は観測されず、深い準位による弱いイエローミネッセンスが観測されるのみであった。その後、サファイア基板上への直接成長ではなく、GaN 上に Two-Flow MOCVD 法によって InGaN を成長する方法が提案された。その結果、X 線ロッキングカーブ測定において約 5 分程度の半値幅をもつダブルヘテロ構造に使用可能な高品質単結晶 InGaN の成長に成功した¹³。また室温のフォトルミネッセンス測定では非常に強い InGaN のバンド間発光が観測された。

InGaN のバンド間発光波長は In の組成を変えることにより 655nm から 365nm まで変えることが可能である。しかし前述のように In の組成が大きくなると In の相分離が確認されている。最近でもバルク InGaN では In 組成 0.6 程度が最高値である¹⁴。また、In の組成比が大きくなると、結晶性が悪くなりバンド間発光強度が弱くなり深い準位のブロードなイエローミネッセンスが現れる。以上のような理由から、光デバイス作製のために用いられている InGaN の In 組成は 0.2 位までの場合が多い。

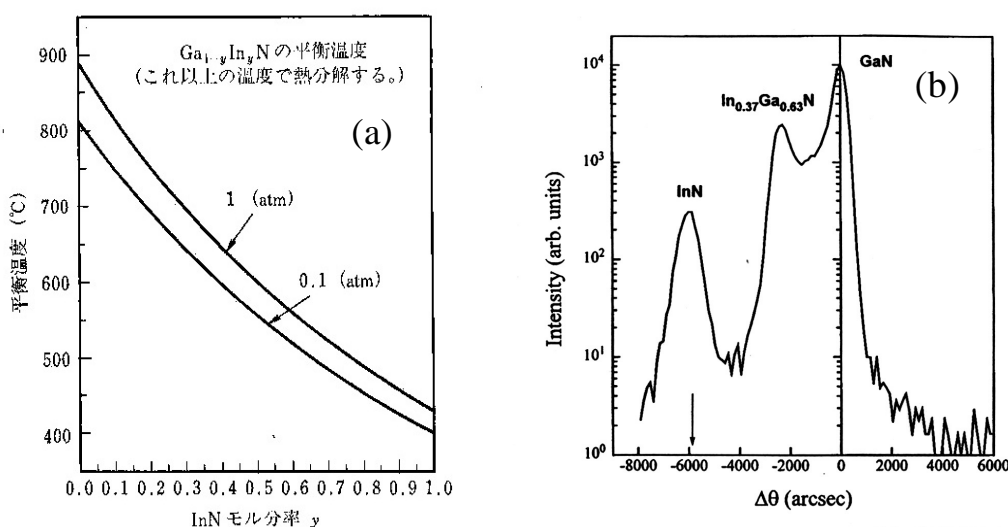


図 2-9 (a) InGaN の平衡温度(左)、(b) 相分離した InGaN の X 線ロッキングカーブ

MOCVD 法に関しては、実験と熱力学に基づく理論の両面から InGa_xN 混晶の成長における水素の影響について検討が行われている。これらの検討の結果、水素は InGa_xN 混晶成長において In 組成を下げるファクターとして働くことが明らかとなっている。以下に、実験および理論の典型的な報告例を示す。

実験による報告として、E. L. Piner ら¹⁵の検討による MOCVD での水素キャリアガスと InGa_xN 層の In 組成との関係を図 2-10に示す。図より明らかなように、InGa_xN 層中の In 組成は、水素キャリアガスの導入量に応じて、急激に低下している。In_xGa_{1-x}N の成長反応は、式(2.2.1), (2.2.2)であらわされる。この可逆反応平衡式において、水素が増えることは、右辺が増加することになり、反応が左辺に向かって進むことに対応している。



実際の MOCVD の成長を検討するには、他の様々なパラメータを考慮する必要があるが、熱力学に基づく理論を瀧瀬らが詳細に検討を行っており、実験値とよく一致する結果が報告されている¹⁶。瀧瀬らの MOCVD による InGa_xN 成長における水素に関連する結果を抽出して引用すると以下のようなになる。

In を含む窒化物半導体の成長では、キャリアガス中の水素分圧を低くする必要がある。

InGa_xN 混晶中に取り込まれる In 量は高温では水素分圧に依存する。

InGa_xN および InAlN 混晶では成長可能領域のほか、組成不安定領域、エッチング領域が存在し、それらの領域は成長条件、特に温度と水素分圧に強く依存する。

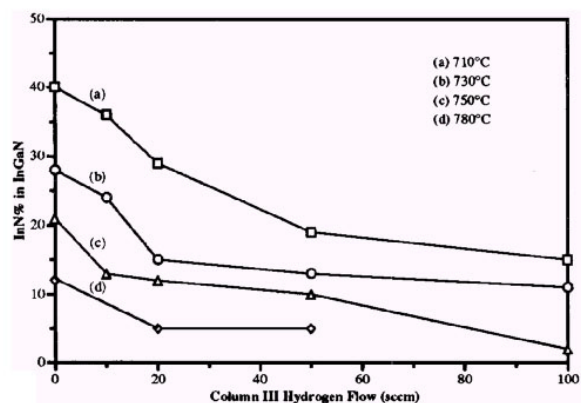


図 2-10 水素キャリアガス流量と In 組成の関係

2.3. 水素の有効性に関する研究

これまで窒化物半導体の研究は、MOCVD法で多くの成果が報告されてきている。2.2節で述べたように、これらの研究において水素は、p型ドーパントをパッシベートするファクターとして、またInGaN成長層のIn組成を下げるファクターとして広く認識されている。また、MOCVD法では、原料ガス中に必ず水素を含んでいるため、水素の有効な効果について、あまり積極的には検討されていない。ただし、最近においては、MOCVD法においてリモートプラズマの形で活性水素を導入して、結晶品質の改善や極性制御の報告がなされている¹⁷。MOCVD法においても、活性水素については改めて注目が集まりつつある。

MBEを用いた研究においては、West Virginia大学のMyersら¹⁸がRF-MBE法において原子状水素を導入することで図2-11に示すようにGaNの成長速度増加の結果を報告している。図2-11では、原子状水素を導入した場合(図中のwith H, 0.50 $\mu\text{m/h}$ 程度)は、していない場合(図中のwithout H, 0.25 $\mu\text{m/h}$ 程度)の約2倍の成長速度を示している。この報告において、成長速度増加の効果について原子状水素導入量依存性の検討も行われたが依存性については確認されていない。このため、原子状水素導入による成長速度増加の機構について、Ga再蒸発の抑制と活性窒素の成長表面滞在時間の増加という定性的なモデルの提案のみで、詳細は明らかになされていない。このように、MBE法では、GaN成長における水素の影響については有効な効果を示す結果も報告されているが、未だ体系的な検討は行われていない。

ドーピングにおける水素分子および原子状水素の効果の理論計算結果としては、水素はMg等のp型ドーパントをパッシベートするが、その取込量を増加させることが示されており、水素利用によるMg取込量増加の方法が提案されている¹⁹。

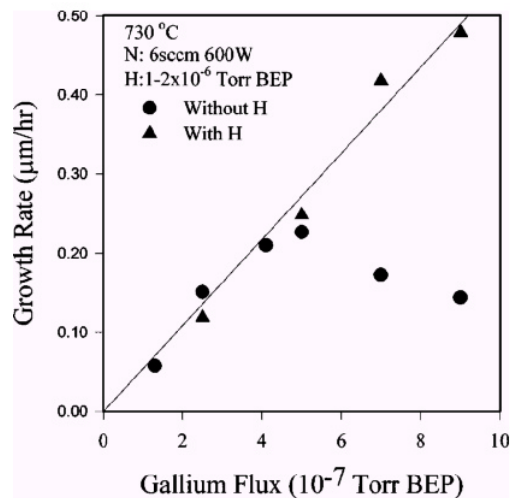


図 2-11 Ga フラックスと成長速度の関係と原子状水素導入による成長速度の増加

2.4. 本研究の目的

2.2節、2.3節で述べたように III 族窒化物半導体成長における水素は、どちらかといえどネガティブな評価が先行していて、有効性についての体系的な検討はまだ緒についていない状況である。

励起窒素を窒素源とする RF-MBE は、原料に水素を含まないことが 1 つの大きなメリットとされている。本研究で用いた装置では、RF-MBE の水素フリー環境に、原子状水素を流量、解離効率を任意に制御して導入可能な水素クラッキングセルが装着されており、MOCVD では不可能な水素および原子状水素の様々な効果の系統的な検討が可能である。

また、RF-MBE は、MOCVD と比較して成長温度が低い領域で比較的良質な InGa_{0.5}N 結晶が得られており、InGa_{0.5}N の本質的な問題への対応の潜在的な可能性を有する方法と考えられる。成長過程が拡散や再蒸発で律速されており、活性窒素を原料とする RF-MBE における InGa_{0.5}N 成長では、MOCVD や熱力学計算の報告とは異なる水素の影響を検討する必要がある。特に、原子状水素のような活性な水素を導入した場合の InGa_{0.5}N 成長への影響に関しては MOCVD、MBE とともに現在まで報告はなされていない。

したがって本研究の目的は、RF-MBE を用いての窒化物半導体成長の各段階における原子状水素導入の諸効果(各種有効性)の検討とそれら機構の解明とした。具体的には、各段階に対応する以下に示す 3 項目であり第 4 章から第 6 章において詳述する。

サファイア基板のサーマルクリーニングにおける原子状水素導入の効果の検討、および本効果の GaN 結晶成長への効果の検討 第 4 章

GaN 成長における原子状水素導入による成長速度増加の詳細の確認、結晶性および成長機構への効果の検討 第 5 章

InGa_{0.5}N 成長における原子状水素導入による In 取込み、および成長機構への効果の検討 第 6 章

-
- ¹ 応用電子物性分科会誌 第4巻 第5号 (1998) p198
 - ² H. P. Maruska, J.J. Tietjen: Appl. Phys. Lett. 15 (1969) 327
 - ³ S. Yoshida, S. Misawa, S. Gonda: Appl. Phys. Lett. 42 (1983) 427
 - ⁴ H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, Y. Toyoda: Appl. Phys. Lett. 48 (1986) 353
 - ⁵ S. Nakamura: Jpn. J. Appl. Phys. 30 (1991) 1620
 - ⁶ S. Nakamura, Y. Harada, M. Senoh: Appl. Phys. Lett. 58 (1991) 2021
 - ⁷ A. Usui, H. Sunakura, A. Sakai, A. Yamaguchi: Jpn. J. Appl. Phys. 36 (1997) L899
 - ⁸ S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh: Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1992) 2883
 - ⁹ H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, I. Akasaki: Jpn. J. Appl. Phys. 28 (1989) L2112
 - ¹⁰ S. Nakamura, N. Iwasa, M. Senoh, T. Mukai: Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1989) 1258
 - ¹¹ R. Singh, D. Doppalapudi, T. D. Mosutakas, L.T. Romano: Appl. Phys. Lett. 70 (1997) 1089
 - ¹² N. Yoshimoto, T. Matsuoka, T. Sasaki, A. Katui: Appl. Phys. Lett. 59 (1991) 2251
 - ¹³ S. Nakamura, T. Mukai: Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1992) L1457
 - ¹⁴ W. Van der Stricht, I. Moerman, P. Demeester, L. Considine, E. J. Thruch, J. A. Crawley:
MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 2 (1997) 2
 - ¹⁵ E. L. Piner, M. K. Behbehani, N. A. El-Masry, F. G. McIntosh, J. C. Roberts, K. S. Boutros and S. M. Bedair:
Appl. Phys. Lett. 70 (1997) 461
 - ¹⁶ A. Koukitsu, N. Takahashi, T. Taki and H. Seki: J. Crystal Growth. 170 (1997) 306
 - ¹⁷ M. H. Kim, H. J. Kim, H. S. Na, F. Qi and E. Yoon: Phys. Stat. Sol. (a) 176 (1999) 337
 - ¹⁸ T. H. Myers, L. S. Hirsch, L. T. Romano, M. R. Richards-Babb: J. Vac. Sci. Technol B16 (1998) 2261
 - ¹⁹ J. Neugebauer and C. G. Van de Walle: Appl. Phys. Lett. 68 (1996) 1829