

総合報告

閃亜鉛鋅構造窒化物半導体のエピタキシャル成長

矢口裕之

有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 GaN のエピタキシャル成長および分子線エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 InN のエピタキシャル成長に関する研究について紹介する。閃亜鉛鋅構造 GaN の結晶成長では V/III 比を下げ、成長温度を高くすることによって高品質な閃亜鉛鋅構造 GaN が得られることがわかった。ウルツ鋅構造 GaN は {111} ファセット上に成長しやすい傾向にあるため、(001)面を保持したまま成長することによりウルツ鋅構造の混入を抑制することができる。閃亜鉛鋅構造 InN の結晶成長においても V/III 比を下げ、成長温度を高くすることで純度の高い高品質な閃亜鉛鋅構造 InN を得ることができた。このように、高純度かつ高品質な閃亜鉛鋅構造窒化物半導体を成長するためには、低い V/III 比、高い成長温度、平坦な表面という条件が重要である。

1. はじめに

AlN, GaN, InN などの窒化物半導体は直接遷移型半導体であり、かつ広範囲なバンドギャップをカバーすることから、紫外から赤外領域の発光デバイス材料として期待されるため、研究が盛んに行われ、実際に、窒化物半導体をベースとした発光ダイオードや半導体レーザーが様々な用途で使われている。このような実用に供している窒化物半導体の結晶構造は、安定相の六方晶ウルツ鋅構造であるが、準安定相として立方晶閃亜鉛鋅構造が存在する。安定相がウルツ鋅構造、準安定相が閃亜鉛鋅構造であるという関係は、GaAs や InP などの III-V 族化合物半導体とは反対の関係にあり、このことは、窒化物半導体において共有結合よりもイオン結合の傾向が強いことによる。閃亜鉛構造窒化物半導体に関する初期の研究報告としては、Seifert ら¹⁾によるサファイア基板上への閃亜鉛鋅構造 GaN の成長についてのものがある。サファイアの結晶構造は六方晶であるが、当然予想されるように、閃亜鉛鋅構造窒化物半導体の成長の多くは GaAs²⁻⁴⁾, Si⁵⁾, 3C-SiC⁶⁾, MgO⁷⁾ 等の立方晶系の基板を用いた場合について報告されている。しかしながら、後述するように、立方晶系の基板を用いたからといって必ずしも閃亜鉛鋅構造窒化物半導体が成長するとは限らない。閃亜鉛鋅構造が成長するかどうかは成長温度や III 族、V 族原料の供給比などの成長条件に依存するところが大きい。また、表面構造の対称性や格子定数にも強く依存する。閃亜鉛鋅構造窒化物半導体は本来が準安定相であることからウルツ鋅構造が混在することが多く、高品質な立方晶窒化物半導体を得る上での大きな障害となっている。

さて、準安定相である閃亜鉛鋅構造窒化物半導体に関する研究は、ウルツ鋅構造窒化物半導体との物性の比較、準安定相である閃亜鉛鋅構造が成長する機構等、基礎的な観

点から興味深い点が多いが、応用的な観点からの関心も高い。例えば、GaAs に代表される立方晶基板はへき開が容易であるため、半導体レーザーへの応用の点で有利である。また、ウルツ鋅構造で問題とされている自発分極やピエゾ効果による内部電場が、閃亜鉛鋅構造を(001)方向に成長した場合には発生しないため、電子・正孔の空間分離が抑制され発光遷移確率が高くなる。さらに、ウルツ鋅構造と比べて閃亜鉛鋅構造の方が結晶対称性が高いので、移動度やドーピング効率などの電気的特性に優れると期待されている。

閃亜鉛鋅構造窒化物半導体の結晶成長に関する研究報告は数多くなされているが、ここでは、有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 GaN の結晶成長^{8,9)}と、分子線エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 InN の結晶成長¹⁰⁾についての我々の研究結果を紹介する。

2. 有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 GaN の結晶成長

有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 GaN の結晶成長には、Ga 原料としてトリメチルガリウムを、N 原料として 1,1-ジメチルヒドラジンを用いた。結晶成長は、基本的に、575 °C 程度の低温で GaN バッファ層を堆積後、それよりも高温で本成長を行うという 2 段階成長によって行った。

閃亜鉛鋅構造は窒化物半導体の準安定相であることから、熱力学的な非平衡状態を実現するためには、成長温度を低くした方が良いと考えられやすい。我々も当初は 600-650 °C という低温で閃亜鉛鋅構造 GaN の成長を行ってきた³⁾。しかし、以下に述べるように、高品質な閃亜鉛鋅構造 GaN を得るためには低温での成長は必ずしも好ましい成長条件ではないことがわかってきた。

図1に3C-SiC(001)基板の上に600℃で成長したGaNに対するX線回折の結果を示す。V族原料とIII族原料とのモル供給比であるV/III比を12.5から100まで変化させているが、いずれにおいてもウルツ鋅構造による回折ピークが現れるのみであった。このように、立方晶系の基板を用いたからといって必ずしも閃亜鉛鋅構造GaNが成長するわけではなく、低温での成長が閃亜鉛鋅構造GaNの成長にとって好ましいわけでもないということがわかる。ただし、同様の成長条件でGaAs(001)基板の上に成長を行った場合には閃亜鉛鋅構造が得られた³⁾ことを考慮するとSiCとGaAsという材料の違いも閃亜鉛鋅構造の成長に大きく影響していることがわかる。

一方、3C-SiC(001)基板の上に800℃で成長した結果を図2に示す。この場合はV/III比の違いによって得られるGaNの結晶構造が大きく変化することがわかる。V/III比が12.5と低い場合には閃亜鉛鋅構造の(002)回折が主であるのに対してV/III比が100と高い場合にはウルツ鋅構造からの(10 $\bar{1}$ 1)回折が主となる。(10 $\bar{1}$ 1)回折は、ウルツ鋅構造GaNと閃亜鉛鋅構造GaNとの方位関係が(0001)_{ウルツ鋅}//(111)_{閃亜鉛鋅}で成長し、しかも六方晶GaNのモザイク度が顕著なときに見られる回折である。

なお、800℃での成長においては、成長温度まで昇温することによって低温で堆積したGaNバッファ層が固相エピタキシャル成長し、そのために閃亜鉛鋅構造の成長が実現されている可能性もあり、必ずしも高温成長が必要ではないとも考えられる。そこで、バッファ層を成長後、一度

800℃まで昇温したのち再び600℃まで温度を下げたから成長を行うという実験を行った。その結果、このような成長の場合においても図1に示した場合と同様にウルツ鋅構造の(0002)回折が観測されるのみであった。

成長温度600℃においてウルツ鋅構造の(0002)回折のみが観測されるということは立方晶基板の表面構造を反映せずにGaNが成長していることを意味している。これに対して800℃での成長ではV/III比の違いによって結晶構造は大きく変化するものの、閃亜鉛鋅構造、ウルツ鋅構造の成長のいずれの場合でも基板の表面構造を反映して成長している。このことは、原子が、基板の表面構造を反映してエピタキシャル関係を満足するようなサイトにおさまるためには、ある程度の活性化エネルギーが必要だということを示しているものと考えられる。

また、V/III比によって結晶構造が変化する点に関しては、分子線エピタキシーにおいてGa表面被覆率の違いによる表面構造の変化とそれに成長する結晶構造の関連が議論されている⁴⁾。分子線エピタキシーではGa表面被覆率が高い場合に閃亜鉛鋅構造が成長し、Ga表面被覆率が低くなるとウルツ鋅構造の混入が増える傾向にある。分子線エピタキシーと有機金属気相エピタキシーとでは成長機構が異なると考えられるが、V族原料に対してIII族原料の供給を相対的に多くすると閃亜鉛鋅構造が優先的に成長するという共通の傾向が見られる点は興味深い。

ここからは、閃亜鉛鋅構造GaNの結晶成長を考える上

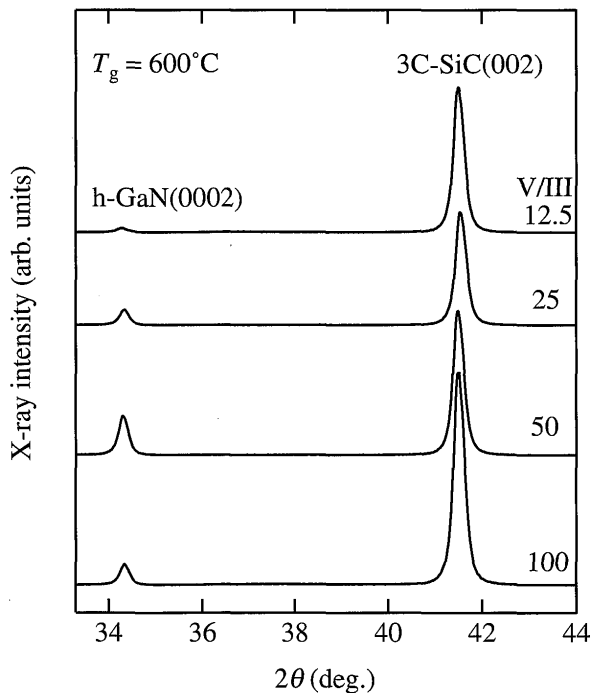


図1 3C-SiC(001)基板の上に600℃で成長したGaNからのX線回折。

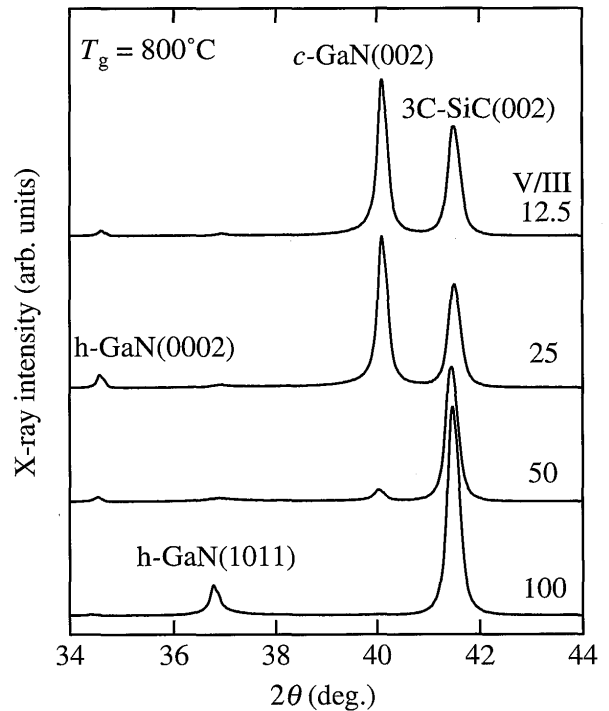


図2 3C-SiC(001)基板の上に800℃で成長したGaNからのX線回折。

で示唆に富む実験結果¹¹⁾について紹介する。3C-SiC(001)基板上へ575℃で20nmのバッファ層を成長した後、950℃、V/III比25でGaNの成長を行うと、図3に示すような数10 μm の大きさの粒状のGaNが成長した。3C-SiC(001)基板上にこのような粒状のGaNが成長した原因としては、950℃まで基板温度を上げている途中でバッファ層の一部が昇華してしまったことや本研究で用いた3C-SiC(001)基板に存在するアンチフェイズドメインと表面の凹凸との関係が考えられる。なお、バッファ層の厚さを増やした場合にはGaNは膜状に成長した。

図3に示した粒状のGaNはほぼ正形状であり、結晶構造が立方晶であることを反映していると考えられる。ところがX線回折逆格子マッピングを行うと六方晶GaNが混在していることがわかる。そこで、顕微ラマン分光測定を粒状のGaNの様々な部位に対して行い、結晶構造がどのように分布しているかを調べた。

図4(a)および4(b)はそれぞれ、基板表面に平行なファセットと、基板表面に対して傾いたファセットから得られたラマンスペクトルである。図4(a)では $z(xy)\bar{z}$ 配置で738 cm^{-1} にピークが見られる。一方、 $z(xx)\bar{z}$ 配置ではこのピークは見られなくなる。この偏光特性から738 cm^{-1} のピークは立方晶LOフォノンによるものであることがわかる。すなわち、基板表面に平行なファセット領域は主として閃亜鉛鉱構造からなることを示している。これに対して、図4(b)ではウルツ鉱構造の E_1 LO (740 cm^{-1})、 E_2 (569 cm^{-1})、 A_1 TO (535 cm^{-1})によるピークが見られるものの、閃亜鉛鉱構造に関するピークは全く見られない。つまり、基板表面に対して傾いたファセット領域はウルツ鉱構造のみからなることがわかる。また、傾いたファセットは閃亜鉛鉱構造の(111)面に平行であることから、ウルツ鉱構造が閃亜鉛鉱構造の{111}面上に成長する傾向があることもわかる。閃亜鉛鉱構造の(111)面とウルツ鉱構造の(0001)面の表面構造は、表面再構成がない場合には同一となることから、閃亜鉛鉱構造GaNにウルツ鉱構造GaNが混在するきっかけとして、{111}面ファセットが現れる

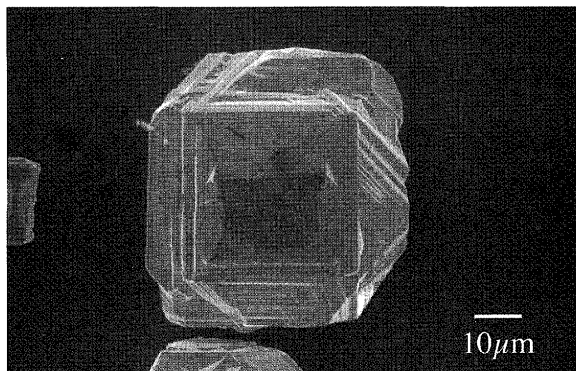


図3 3C-SiC(001)基板上に粒状に成長したGaN。

ことが重要な役割を果たしていると考えられる¹²⁾。

一方、基板表面に平行なファセット領域に成長したGaNについては、顕微フォトルミネッセンス測定の結果¹¹⁾から、ウルツ鉱構造の混入が極めて少なく高品質な閃亜鉛鉱構造が成長していることがわかった。すなわち、成長中の表面が、常に(001)面であればウルツ鉱構造の混入を抑えられ、純度の高い閃亜鉛鉱構造が得られることを意味している。閃亜鉛鉱構造GaNの成長に関しては、成長膜の厚さの増加とともにウルツ鉱構造の割合が優勢になってくる¹³⁾という傾向があるため、1 μm を超えるような膜厚の閃亜鉛鉱構造GaNを得ることは難しいとされている。しかしながら、図3に示した粒状のGaNの高さは30 μm を超えており、基板表面に平行なファセット領域に限れば純度の高い閃亜鉛鉱構造が得られている。したがって、閃亜鉛鉱構造GaNに対しては、それを超えるとウルツ鉱構造が優勢となるような臨界膜厚は本質的には存在せず、成長中の表面が平坦で、(001)面であれば純度を維持できると考えられる。

ここまですべてをまとめると、純度の高い、高品質な閃亜鉛鉱構造GaNを成長するためには、低いV/III比、高い成長温度、表面の平坦性の維持が重要な鍵であるということになる。

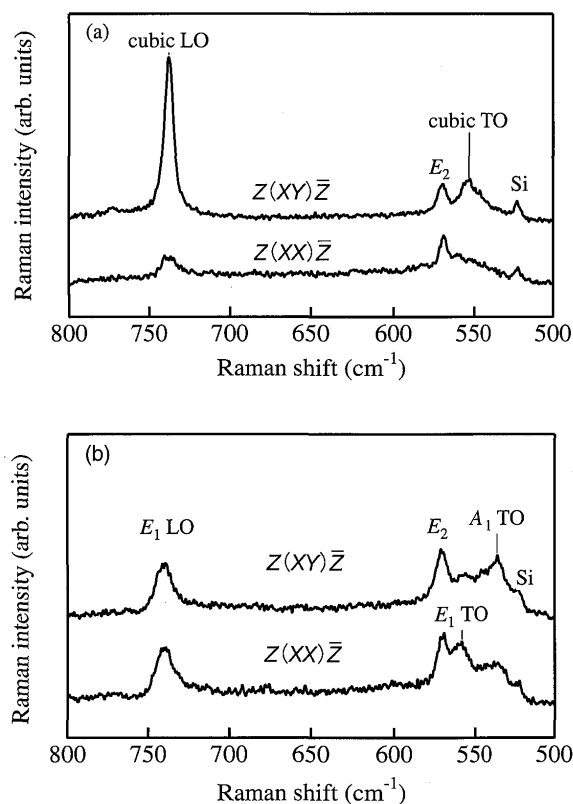


図4 3C-SiC(001)基板上に粒状に成長したGaNの(a)基板表面と平行なファセットから観測されるラマンスペクトルおよび(b)基板表面に対して傾いたファセットから観測されるラマンスペクトル。

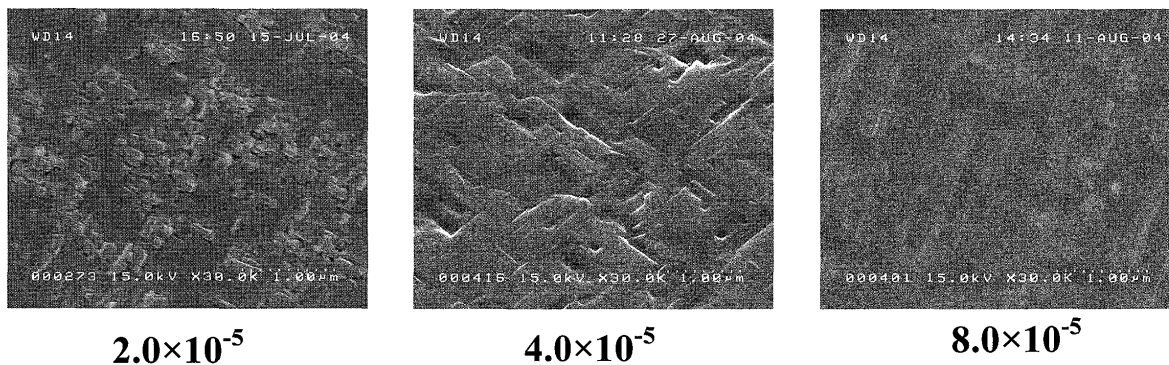


図5 成長温度 480 °C で In フラックスを 2.0×10^{-5} Pa, 4.0×10^{-5} Pa, 8.0×10^{-5} Pa と変化させて成長した InN 結晶表面の走査電子顕微鏡像。

3. 分子線エピタキシー法による閃亜鉛鋅構造 InN の結晶成長

結晶成長技術の進展により高品質な InN 結晶が得られるようになったことから InN に関する研究が急速に進み、これまでほとんど解明されていなかった物性値も次第に明らかになってきた。例えば、従来は 1.9 eV 程度とされていたバンドギャップが 0.7 eV 以下であるという報告¹⁴⁾がなされ、赤外領域の発光デバイスへの応用などが期待されている。

我々のこれまでの研究結果から、3C-SiC 基板上に直接 InN の結晶成長を行なうとウルツ鋅構造 InN が成長し、閃亜鉛鋅構造 GaN 中間層を用いて InN の結晶成長を行うと閃亜鉛鋅構造 InN が成長することが明らかになっている^{15,16)}。結晶の品質は基板や下地層の影響を大きく受けることから、閃亜鉛鋅構造 InN の下地層として用いる閃亜鉛鋅構造 GaN 中間層の結晶性の向上も重要であると考えられる。同じ立方晶系である MgO (001) を基板として用いることで閃亜鉛鋅構造 GaN の結晶性の向上⁷⁾が見込めることから、本研究では、分子線エピタキシー法によって、MgO (001) 基板上に閃亜鉛鋅構造 GaN 中間層を成長し、その上に閃亜鉛鋅構造 InN の結晶成長を行なった。

In 源, Ga 源には金属 In, 金属 Ga を用いた。N 源は N₂ ガスを RF プラズマソースによって原子状に活性化して供給した。下地層となる閃亜鉛鋅構造 GaN 中間層には、ウルツ鋅構造の混入率が 0.3 % 以下で表面の平坦性に優れたものを用いた。閃亜鉛鋅構造 InN の成長に関しては、成長温度依存性と V/III 比依存性を調べ、表面の平坦性、ウルツ鋅構造 InN の混入率を評価することで成長条件の確立を図った。

成長温度を 480 °C に固定して In フラックスを 2.0×10^{-5} Pa, 4.0×10^{-5} Pa, 8.0×10^{-5} Pa と変化させたときの結晶表面の走査電子顕微鏡像を図 5 に示す。In フラックスが少ないときには表面の凹凸が顕著となるが、In フラックスを増加させるにしたがって表面の平坦性が向上

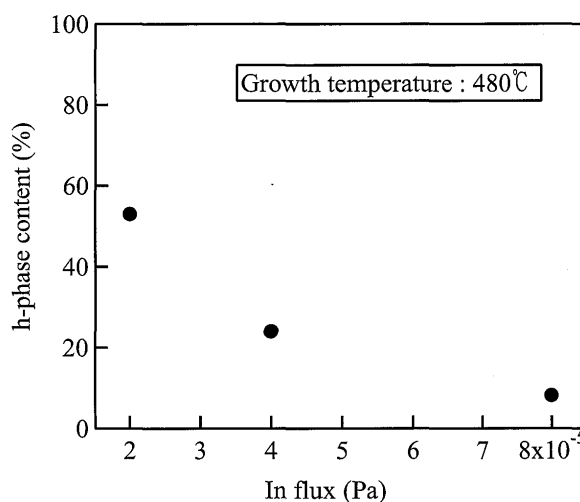


図6 ウルツ鋅構造 InN 混入率の In フラックス依存性。

する様子がわかる。この傾向は、我々が分子線エピタキシー法によって閃亜鉛鋅構造 GaN を成長する際に Ga フラックスを変化させたときに得ている傾向と同様の結果であった。それぞれの In フラックスで成長した試料中のウルツ鋅構造 InN の混入率を X 線回折より求めて、プロットしたものが図 6 である。In フラックスを高くすることでウルツ鋅構造 InN の混入が飛躍的に抑制されることがわかる。この傾向も、閃亜鉛鋅構造 GaN について得られている傾向と同様であった。また、この傾向は、すでに紹介した、有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛構造 GaN の結晶成長について得られた V/III 比が低い程、ウルツ鋅構造の混入が少なくなる傾向とも一致する。このように III 族原料の供給を V 族原料の供給に対して相対的に多くすると、閃亜鉛鋅構造の成長が優先的になるという傾向は GaN だけでなく InN も含めた窒化物半導体に共通している。

閃亜鉛鋅構造 InN の結晶成長には In フラックスを多くする必要があることが明らかとなったので、次に In フラックスを 8.0×10^{-5} Pa に固定し、成長温度を 450 °C,

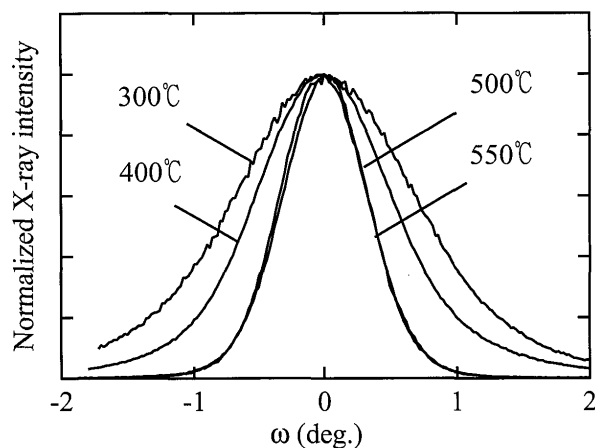


図7 In フラックス 8.0×10^{-5} Pa で成長温度を 450°C , 480°C , 500°C , 550°C と変化させて成長した閃亜鉛構造 InN(002) の X 線回折ロックカーブ。

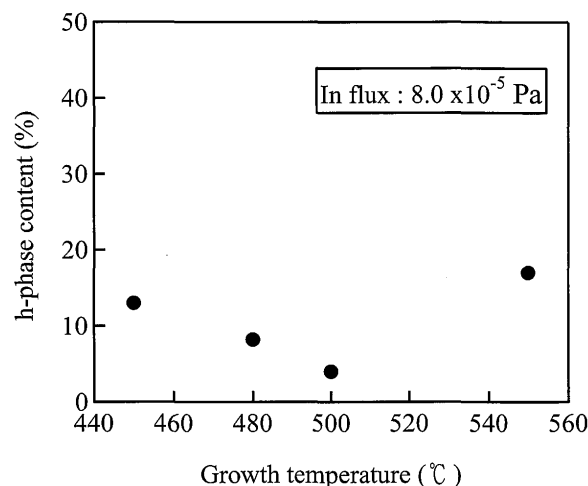


図8 ウルツ鋅構造 InN 混入率の成長温度依存性。

480°C , 500°C , 550°C と変えて実験を行なった。いずれの場合についても反射高エネルギー電子回折像はストリーク様の像であり、成長温度が低い程、回折像が暗くなる傾向がみられた。これらの試料の表面を光学顕微鏡で観察したところ、低温成長した試料のほうが高温成長したものに比べ In ドロプレットが多く観察された。ここでは示さないが、成長温度を変化させたときの結晶表面を走査電子顕微鏡によって観察した。図5に示した走査電子顕微鏡像とは異なり、In フラックスを増やした効果によって表面の凹凸はそれ程顕著ではなくなっている。ただし、凹凸の程度には微妙な違いがあり、成長温度 500°C のときに最も平坦性のよい結晶が得られている。また、図7に示すように、閃亜鉛構造 InN(002) 面に関する X 線回折ロックカーブの半値全幅は温度上昇とともに狭くなり、 500°C および 550°C で 460 arcmin となった。成長温度を高くすることは結晶性の向上に有効であることがわかる。

図8に、X 線回折によって求めたウルツ鋅構造 InN の混入率の成長温度依存性を示す。成長温度 500°C までは温度を高くするにつれてウルツ鋅構造の混入率が低下していくが、成長温度 550°C の場合にはむしろ混入率が増える結果となった。この傾向は、有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛構造 GaN の結晶成長に関して得られた、成長温度が高い程ウルツ鋅構造の混入が少なくなる傾向とほぼ一致する。成長温度 550°C においては、成長した InN 膜が他の成長温度の場合と比べて薄く、また In ドロプレットが多く見られることから一部の InN が分解していることがわかる。おそらくこのことがウルツ鋅構造の混入率が増えた原因となっていると考えられる。

以上のように、分子線エピタキシー法による閃亜鉛構造 InN の結晶成長について、成長温度依存性と V/III 比依存性を調べた結果、In フラックスを増やす (V/III 比を下げる) ことでウルツ鋅構造 InN の混入を抑えられることが

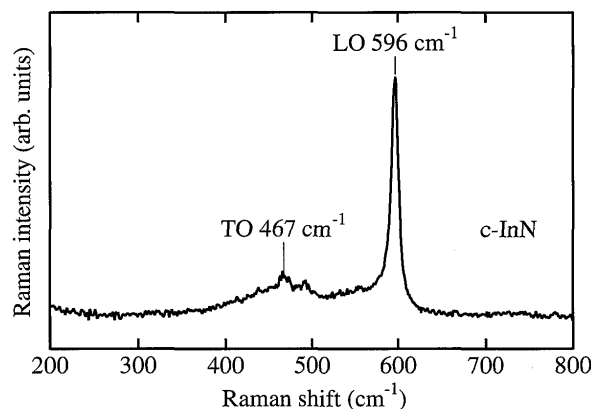


図9 閃亜鉛構造 InN のラマンスペクトル

わかった。また、成長温度が 500°C 、In フラックスが $8.0 \times 10^{-5} \text{ Pa}$ のときに、表面の平坦性に優れ、ウルツ鋅構造 InN の混入率が4%という閃亜鉛構造 InN を得ることができた。このようにして得られた閃亜鉛構造 InN についてラマン分光測定を行った。図9に閃亜鉛構造 InN のラマンスペクトルを示す。 596 cm^{-1} と 467 cm^{-1} に明瞭なピークが観測された。これらのピークはそれぞれ閃亜鉛構造 InN の LO モード、TO モードに対応する。これまでも閃亜鉛構造 InN のラマンスペクトルが報告された例^{17,18)}はあったが、混入しているウルツ鋅構造からの影響もあり明瞭なものではなかった。それらと比較して、図9に示したラマンスペクトルにおいてはピークが明瞭であり、このことは本研究で得られた閃亜鉛構造 InN の純度の高さと結晶性の高さを示すものである。

4. ま と め

有機金属気相エピタキシー法による閃亜鉛構造 GaN の結晶成長および分子線エピタキシー法による閃亜鉛構造

造 InN の結晶成長に関する我々の研究結果を紹介した。閃亜鉛鉱構造 GaN の結晶成長に関しては、V/III 比を下げ、成長温度を高くすることによって高品質な閃亜鉛鉱構造 GaN が得られることがわかった。また、ウルツ鉱構造 GaN の成長は {111} フェセット上に生じやすい傾向にあるため、(001)面を保ったまま成長することによってウルツ鉱構造の混入を抑制することができる。閃亜鉛鉱構造 InN の結晶成長においても V/III 比が表面の平坦性および h-InN の混入率に大きく影響し、V/III 比を下げることで純度の高い閃亜鉛鉱構造 InN を得ることができた。また、成長温度を高くすることによって結晶性が向上することがわかった。このように、高純度かつ高品質な閃亜鉛鉱構造窒化物半導体を成長するためには、低い V/III 比、高い成長温度、平坦な表面という条件が重要であることが明らかとなった。

謝辞

本研究に関して有意義なご議論をいただきました吉田貞史教授、尾鍋研太郎教授に感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) W. Seifer and A. Tempel: Phys. Stat. Sol. (a), **23** (1974) K39
- 2) M. Mizuta, S. Fujieda, Y. Matsumoto and, T. Kawamura: Jpn. J. Appl. Phys., **25** (1986) L945
- 3) S. Miyoshi, K. Onabe, N. Ohkouchi, H. Yaguchi, R. Ito, S. Fukatsu, and Y. Shiraki: J. Crystal Growth, **124** (1992) 439
- 4) O. Brandt, H. Yang, B. Jenichen, Y. Suzuki, L. Daweritz, and K. H. Ploog: Phys. Rev. B, **52** (1995) R2253
- 5) T. Lei, M. Fanciulli, R. J. Molnar, T. D. Moustakas, R. J. Graham, and J. Scanlon: Appl. Phys. Lett., **59** (1991) 944
- 6) M. J. Paisley, Z. Sitar, J. B. Posthill, and R. F. Davis: J. Vac. Sci. Technol. A, **7** (1989) 701
- 7) R. C. Powell, N. E. Lee, Y. W. Kim, and J. E. Greene: J. Appl. Phys., **73** (1993) 189
- 8) J. Wu, H. Yaguchi, H. Nagasawa, Y. Yamaguchi, K. Onabe, Y. Shiraki, and R. Ito: Jpn. J. Appl. Phys., **36** (1997) 4241
- 9) J. Wu, H. Yaguchi, and K. Onabe: III-Nitride Semiconductors: Optical Properties II (Chapter 9) 363 (Taylor & Francis, 2002)
- 10) Y. Iwahashi, H. Yaguchi, A. Nishimoto, M. Orihara, Y.

- Hijikata, and S. Yoshida: Phys. Stat. Sol. (c), **3** (2006) 1515
- 11) H. Yaguchi, J. Wu, B. Zhang, Y. Segawa, H. Nagasawa, K. Onabe, and Y. Shiraki: J. Crystal Growth, 195 (1998) 323
- 12) N. Kuwano, Y. Nagatomo, K. Kobayashi, K. Oki, S. Miyoshi, H. Yaguchi, K. Onabe, and Y. Shiraki: Jpn. J. Appl. Phys., **33** (1994) 18
- 13) H. Tsuchiya, K. Sunaba, M. Minami, T. Suemasu, and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **37** (1998) L568
- 14) V. Y. Davydov, A. A. Klochikhin, R. P. Seisyan, V. V. Emtsev, S. V. Ivanov, F. Bechstedt, J. Furthmüller, H. Harima, A. V. Mudryi, J. Aderhold, O. Semchinova, and J. Graul: Phys. Stat. Sol. (b), **229** (2002) R1
- 15) K. Nishida, Y. Kitamura, Y. Hijikata, H. Yaguchi, and S. Yoshida: Phys. Stat. Sol. (b), **241** (2004) 2839
- 16) H. Yaguchi, Y. Kitamura, K. Nishida, Y. Iwahashi, Y. Hijikata, and S. Yoshida, Phys. Stat. Sol. (c), **2** (2005) 2267
- 17) A. Tabata, A. P. Lima, L. K. Teles, L. M. R. Scolfaro, J. R. Leite, V. Lemos, B. Schottker, T. Frey, D. Schikora, and K. Lischka: Appl. Phys. Lett., **74** (1999) 362
- 18) G. Kaczmarczyk, A. Kaschner, S. Reich, A. Hoffmann, C. Thomsen, D. J. As, A. P. Lima, D. Schikora, K. Lischka, R. Averbek, and H. Riechert: Appl. Phys. Lett., **76** (2000) 2122

(2007年11月16日受理)

Review Article

Epitaxial Growth of Zincblende Nitride Semiconductors

Hiroyuki Yaguchi

Metalorganic vapor phase epitaxy of zincblende GaN and molecular beam epitaxy of zincblende InN are presented. High quality zincblende GaN can be grown under the condition of low V/III ratio and high growth temperature. Since wurtzite GaN tends to grow on {111} facets of zincblende GaN, it is important for preventing the mixing of wurtzite to maintain the (001) surface of zincblende during growth. High purity and high quality zincblende InN also can be grown under the condition of low V/III ratio and high growth temperature. Thus, low V/III ratio, high growth temperature and flat surface are keys to epitaxial growth of high purity and high quality zincblende nitride semiconductors.

Graduate School of Science and Engineering, Saitama University, 255 Shimo-Okubo, Saitama 338-8570