

ジメチルヒドラジン(DMHy)を用いた GaAs 基板の窒化処理

望月 孝則* 胡桃 洋一* 山本 嵩勇** 橋本 明弘**

Nitridation of GaAs Substrate by Dimethylhydrazine(DMHy)

Takanori MOCHIZUKI, Youichi KURUMI,
Akio YAMAMOTO and Akihiro HASHIMOTO

(Received Feb. 26, 1999)

Nitridation of GaAs substrate plays an important roll in the initial stage of GaN growth on GaAs substrates and the nitridation process gives the strong influence to the quality of epitaxial layers. In this paper, the nitridation mechanism is discussed by the use of in-situ reflection high energy electron diffraction method.

Key Words : Nitridation, Dimethylhydrazine (DMHy), GaN

1.序論

近年、GaN、InN、AlN のIII-V族窒化物系化合物半導体は、赤色から紫外での発光素子材料として注目を集めている。これらIII-V族窒化物系化合物半導体は、高い硬度、高い融点、高い熱伝導度などの特徴を有し、ウルツ鉱構造と閃亜鉛鉱構造の2種類の結晶構造をとり得ることが知られている⁽¹⁾。また、GaN、InN、AlNはそれぞれバンドギャップエネルギーが3.4eV、1.9eV、6.2eVの直接遷移型のバンド構造を有することから、これらの混晶を用いることにより、室温で1.9eV~6.2eVの広い範囲でバンドギャップエネルギーを変えることが可能であることから、光デバイス用の電子材料として有用であると考えられる。さらに、GaN/InGaN構造に代表されるような量子井戸構造を用いることにより、現在までに実用に耐え得る高輝度青色LED⁽²⁾や発振波長が390nm~430nmの青紫色半導体レーザー⁽³⁾などが開発されており、他のAs系、P系の化合物半導体などでは不可能である短波長発光素子が実現できる材料であると考えられている。同じ青色発光素子材料として期待されているZnSeをはじめとするII-VI

*大学院工学研究科電子工学専攻

**電子工学科

族化合物半導体⁽⁴⁾と比較した場合でも劣化などの点から非常に優れた材料系である。

III-V族窒化物系化合物半導体の中でも GaN は最も研究が進んでいる材料であるが、GaN は融点が約 1700°C と非常に高いうえに窒素の平衡蒸気圧が高いことから、熱平衡に近い結晶成長法である融液成長法では良質な大面積の GaN バルク結晶の作製が困難である。そのため、最近では非平衡状態における結晶成長法である分子線エピタキシー(MBE)法や有機金属気相成長(MOVPE)法等の気相成長法を用いた異種基板上への GaN 単結晶薄膜成長が試みられ、GaN 研究の進展に大きな役割を果たしている。サファイアや GaAs といった異種基板上に GaN 薄膜を成長する際に、成長層と基板との間の格子定数の違い、すなわち格子不整合や熱膨張係数差などにより基板と成長層の界面に発生する高密度の転位は、良質な成長層を得る妨げとなっている。しかしながら、GaN 低温バッファ層を用いた二段階成長法により、転位密度の低減がはかられ、デバイス作製に耐える品質の結晶もサファイア基板上では得られている。一方、成長用の基板として導電性及び劈開性に優れている GaAs 基板を用いた場合、従来サファイア基板上への高品質 GaN 成長の初期過程として用いられている低温バッファ層とは別に、基板の窒化処理による厚さ数 1000Å GaN バッファ層の形成による高品質 GaN 成長の可能性が考えられる。しかしながら、低温バッファ層を用いるにしろ、窒化バッファ層を用いるにしろいずれの方法においても存在する窒化過程を考える場合、最初に述べたように、GaN は熱力学的にウルツ鉱構造と準安定な閃亜鉛鉱構造の 2 種類の結晶構造とることができるために、As と N の置換過程においては、サファイア上の六方晶 GaN 層の成長とは異なり、準安定な結晶構造である閃亜鉛鉱型 GaN 相と安定相である六方晶 GaN 相とが混在するという新たな問題が現れる。以上のことから、GaAs 基板上の GaN 成長において、その成長初期過程に必然的に出現する GaAs 基板の窒化過程の解明は成長層の結晶性の向上や結晶構造制御、特に高品質の立方晶 GaN 単結晶薄膜形成の観点などから大変重要な課題であると考えられる。

本研究では、活性窒素の供給源として分解効率の高いジメチルヒドラジン(DMHy)を用いて窒化過程を解明するために、GaAs(111)A、GaAs(111)B、GaAs(100)基板のように面方位の異なる GaAs 基板を用いて窒化処理を施した。窒化中の表面結晶構造の時間変化反射高速電子線回折(RHEED)を用いて系統的にその場観察することにより、窒化過程の解明を目指した。

2. 窒化処理による GaN 層の作製

2.1 GaAs 基板の窒化処理

窒化現象は基板を窒素及びヒ素雰囲気中で熱処理することにより、基板表面から熱拡散により基板内部に N 原子が供給され、また基板側から As が脱離し、As 原子と N 原子が置換することにより GaN 層を形成する現象である。そのため、窒化処理において活性窒素の供給量や基板からの As の脱離量は非常に重要なパラメータとなる。

本研究では、窒素源に DMHy を備え付けた MBE 装置を用いて 10^{-10} Torr 程度の超高真空

中において GaAs 基板を加熱し、基板表面に As の脱離を制御するために As 分子線とともに DMHy を供給し熱分解された活性窒素を用いることにより窒化処理を行った。

2.2 DMHy の供給量を変化させた場合の GaAs 基板の窒化処理

まず、窒化現象において重要なパラメータの 1 つである DMHy の供給量の効果について明らかにするために X 線回折法を用いて検討を行った結果について述べる。以下の窒化処理においては、As 分子線は供給していない。

基板には GaAs(111)B 基板を用い、基板温度を 600°C 一定として DMHy の雰囲気圧を 3.3×10^{-8} Torr から 3.3×10^{-5} Torr に変化させて 90 分間窒化処理を行った。図 1 に DMHy の雰囲気圧を変化させた場合の、GaAs(111) の回折ピーク強度を GaAs(111) の回折ピーク強度で規格化した X 線回折相対ピーク強度比を示す。図より DMHy の供給量、すなわち DMHy の雰囲気圧を変化

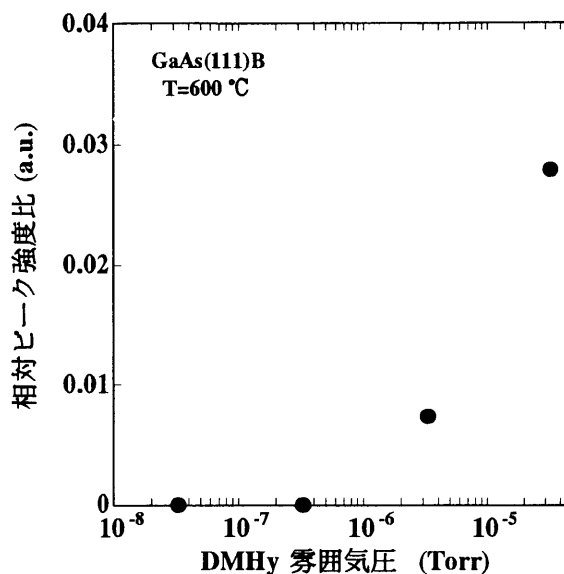


図 1

させた場合に、 $10^{-7} \sim 10^{-6}$ Torr 付近から窒化がはじまり、DMHy 雰囲気圧を高くすることによって、すなわち DMHy の供給量を増加させることによって、基板表面により厚く窒化層が形成されることが分かった。今、基板からの As の脱離は、As 分子線を供給していないために基板温度のみで律速されると考えられる。したがって、図 1 の結果は、一定の As 脱離条件のもとで基板表面での活性窒素濃度の増加により、活性窒素の拡散流が増加した結果、窒化速度が速くなったものと考えられる。

2.3 基板温度を変化させた場合の GaAs 基板の窒化処理

前節では、DMHy の供給量について検討を行ったが、本節では、もう 1 つの重要なパラメータである窒化処理時の基板温度の効果について明らかにするため、前節と同様に一定時間の窒化処理後の窒化層からの X 線回折の結果について述べる。この実験においても As 分子線は供給していないため、基板温度の変化は、直接基板からの As 脱離量に対応している。

基板には 2.2 と同様に、GaAs(111)B 基板を用い、DMHy の雰囲気圧を 3.3×10^{-6} Torr 一定として基板温度を 550°C から 650°C に変化させて窒化処理を行った。図 2 に窒化処理時の基板温度を変化させた場合の X 線回折相対ピーク強度比を示す。図より、基板温度 600°C までは強度比が増加し、窒化層が厚くなっていることがわかるが、650°C を超えるとピーク強度比が逆

に減少することがわかった。基板温度 550°C、600°C、650°Cで窒化処理した場合の窒化後の表面 SEM 写真をそれぞれ図 3、図 4、図 5 に示す。基板温度 550°C及び 600°Cで窒化処理を行った場合、窒化後の基板表面は図 3 及び図 4 に示すように、600°Cにおいて多少の荒れが見られるものの比較的平坦であることが分かる。ところが、基板温度 650°Cで窒化処理を行った場合、窒化後の基板表面は図 5 に示すように、多数の Ga ドロップが形成されることが分かった。以上のことより、活性窒素供給量が一定の条件のもとでは、基板温度

度が 600°C程度までは、As の脱離量の増加とともに窒化層は厚くなるが基板温度の上昇とともに増加する As 脱離量があるしきい値を超えると、N 原子が取り込まれる前に Ga ドロップが形成されることによって窒化が抑制されてしまうものと考えられる。したがって、GaAs 基板の窒化過程における活性窒素量の制御及び As 脱離量の制御は良質の窒化層を得るうえで非常に重要な要因であることがわかる。

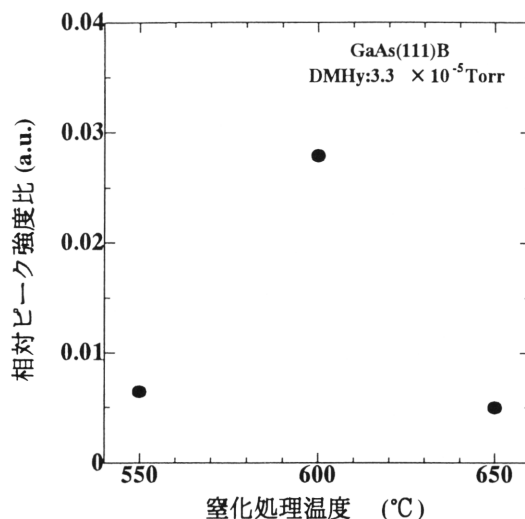


図 2

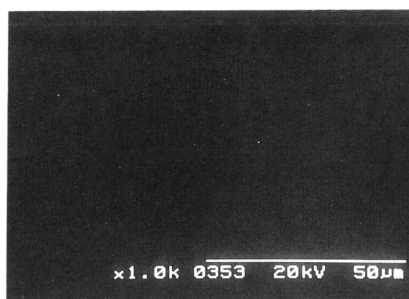


図 3

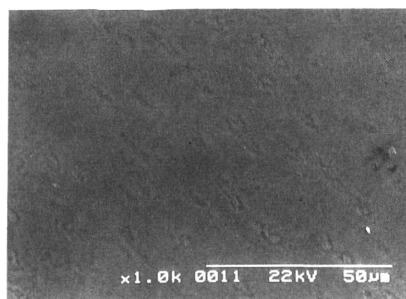


図 4

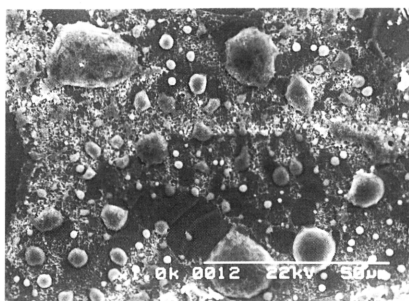


図 5

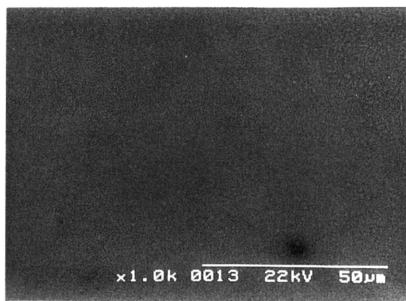


図 6

2.4 窒化処理時の As 同時供給の効果

前節では、窒化過程における As 脱離量制御の重要性について明らかにした。本節では、DMHy と As を同時に供給して窒化処理を行い、As 同時供給の効果について検討を行った結果を述べる。

基板には GaAs(111)B 基板を用い、DMHy の雰囲気圧を 3.3×10^{-5} Torr、基板温度を 650°C として 1.5×10^{-5} Torr の圧力で As を同時供給しながら窒化処理を行った。図 6 に窒化後の表面 SEM 写真を示す。同じ基板温度、同じ DMHy のみの雰囲気圧で窒化処理を行った図 5 に示した窒化後の基板表面と異なり、窒化処理時に As を同時供給することによって、Ga ドロップは消失したことがわかる。すなわち、As の同時供給が Ga ドロップの形成を抑制する効果があることがわかった。また、反射高速電子線回折(RHEED)法によるその場観察から、As を同時に供給しながら窒化処理を行った場合には、DMHy のみで窒化処理を行った場合よりも窒化速度が遅くなることが分かった。以上のことから、窒化処理時に As を同時供給することによって、窒化過程における GaAs 基板からの As の脱離量を制御することが可能であることがわかった。

3. 窒化処理における面方位の影響

3.1 GaAs(111)A 基板の窒化

前章では、DMHy の供給量や窒化処理時の基板温度、As 同時照射の効果など、主に V 族元素が窒化過程において果たす役割に着目して、窒化処理条件についての検討結果を述べた。本章では、基板の表面構造に着目し、GaAs(111)A、GaAs(111)B、GaAs(001)基板のように面方位の異なる GaAs 基板を用いて DMHy と As の同時供給により窒化処理を行い、それぞれの窒化中の表面結晶構造の時間変化を観察することにより窒化過程と表面構造との関係について検討した結果について述べる。

まず、GaAs(111)A 基板を窒化処理した場合の表面結晶構造の時間変化について、RHEED 法によるその場観察結果について述べる。基板には GaAs(111)A 基板を用い、DMHy の雰囲気圧を 3.3×10^{-5} Torr、基板温度を 650°C として 1.5×10^{-5} Torr の圧力で As を同時供給しながら窒化処理を行った。図 7 から図 10 に GaAs(111)A 基板を窒化処理したときの窒化中の RHEED パターンの時間変化の様子を示す。このときの電子線の入射方向は $[1\bar{1}0]$ 方向である。As を供給しながら基板温度を昇温することにより、外部から導入された基板の表面自然酸化膜を除去し、図 7 に示すような GaAs(111)A 基板の清浄表面を示すストリークパターンを得た後に、DMHy と As を同時に供給しながら窒化処理を行った。DMHy を供給し始めて数秒後には GaAs 基板からのストリークパターンがスポット状のパターンへと変化した。この変化は DMHy の供給によって GaAs 基板表面が平坦な面から凹凸のある面へと変化したことを示しているものと考えられる。このことは同時に As の脱離が、活性窒素の供給によって影響され

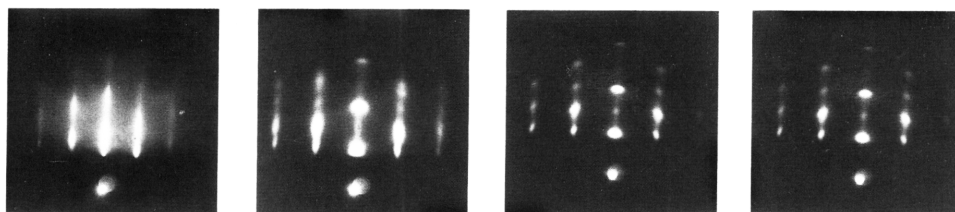


図 7

図 8

図 9

図 10

ていることを示唆している。窒化 10 分後には、閃亜鉛鋳構造 GaN からの回折パターンが GaAs からの回折パターンの外側に出現し、その後徐々に閃亜鉛鋳構造 GaN からの回折パターン強度が強くなると共に、GaAs からの回折パターン強度が弱くなっていった。さらに窒化 15 分後には、図 8 に示すように GaAs からの回折パターンは完全に消失し、GaN 層からの回折パターンのみが観測され、基板表面全体が閃亜鉛鋳構造 GaN 層に覆われたことが分かる。しかしながら、GaAs の回折パターンの消失とほぼ同時に、ウルツ鋳構造 GaN からの回折パターンも出現し、さらに窒化を続けると、今度は徐々にウルツ鋳構造 GaN からの回折パターン強度が強くなるとともに閃亜鉛鋳構造 GaN からの回折パターンが弱くなっていくことがわかった。窒化 30 分後には図 9 に示すように閃亜鉛鋳構造 GaN からの回折パターンは完全に消失して、ウルツ鋳構造 GaN の回折パターンのみが観測され、基板表面全体がウルツ鋳構造 GaN で覆われたことがわかった。図 10 に示すようにさらに窒化を続けたところ、窒化 2 時間後においても表面結晶構造はウルツ鋳構造 GaN であった。

3.2 GaAs(111)B 基板の窒化

前節では、DMHy と As の同時供給により III 族原子である Ga が最表面に存在する GaAs(111)A 基板を窒化処理した場合の表面結晶構造の時間変化の様子について述べた。本節では、GaAs(111)A 基板とは正反対の面方位を持った、V 族原子である As が最表面に存在する GaAs(111)B 基板を DMHy と As を同時に供給して窒化処理を行った場合の表面結晶構造の時間変化の様子について述べる。

基板には GaAs(111)B 基板を用い、前節と同様な条件により窒化処理を行った。図 11 から図 14 に GaAs(111)B 基板を窒化処理したときの窒化中の RHEED パターンの時間変化を示す。このときの電子線の入射方向は $[1\bar{1}0]$ 方向である。まず GaAs(111)A 基板の場合と同様に As を供給しながら基板温度を昇温することにより基板表面の自然酸化膜を除去し、図 11 に示すような GaAs(111)B 基板の清浄表面を示すストリークパターンを得た後に、DMHy と As を同時に供給しながら窒化処理を行った。DMHy を供給し始めて数秒後には(111)A の場合と同様に GaAs のストリークパターンがスポット状のパターンに変化した。この変化は DMHy の供給によって前節と同様に GaAs 基板表面が平坦な面から凹凸のある面へと変化したことを示しているものと考えられる。窒化 7 分後には、閃亜鉛鋳構造 GaN からの回折パターンが

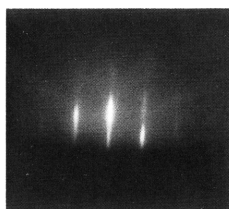


図 11

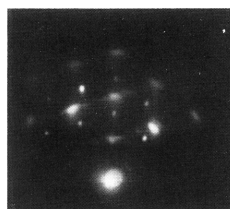


図 12

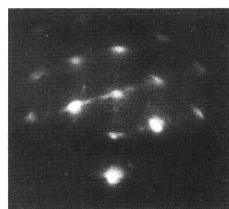


図 13

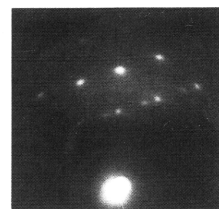


図 14

GaAs からの回折パターンの外側に出現し、その後徐々に閃亜鉛鉱構造 GaN からの回折パターン強度が強くなると共に、GaAs からの回折パターン強度は弱くなった。さらに窒化 9 分後には、図 12 に示すように GaAs からの回折パターン強度と閃亜鉛鉱構造 GaN からの回折パターン強度はほぼ同じになった。また、このとき閃亜鉛鉱構造 GaN からの回折スポットの間にウルツ鉱構造 GaN のパターンが現れ始めている。窒化 15 分後には、図 13 に示すように GaAs からの回折パターンは完全に消失し、GaN 層からの回折パターンのみが観測され、基板表面全体が GaN 層に覆われたことが分かる。しかしながら、閃亜鉛鉱構造 GaN からの回折パターン強度とともに、ウルツ鉱構造 GaN からの回折パターン強度も強くなっており、基板表面は(111)A の場合とは異なり、閃亜鉛鉱構造が支配的ではあるがウルツ鉱構造の混在した GaN 層に覆われることが分かった。さらに窒化を続けたところ、図 14 に示すように閃亜鉛鉱構造 GaN とウルツ鉱構造 GaN が混在した回折パターンには大きな変化は見られなかったが、多結晶 GaN からの回折パターンであると考えられるリング状の回折パターンが同時に観察できるようになり、長時間の窒化処理により(111)B 面の窒化層は多結晶化しやすい傾向にあることがわかった。

(111)B 基板の窒化において、窒化処理後に出現した閃亜鉛鉱構造からの回折パターンが支配的な RHEED パターンを詳しく解析した結果について述べる。図 15 に $[1\bar{1}0]$ から電子線を入射したときに観測される窒化処理 15 分後の RHEED パターンの模式図を示す。この模式図より混在しているウルツ鉱構造 GaN の c 軸は、GaAs 基板の $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 方向から右側に約 70.5° 傾いていることが分かる。この傾きは GaAs の B 面である $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 方向と A 面に等価な方向である $[1\bar{1}\bar{1}]$ 方向の角度と同じであり、RHEED 観測の結果は、A 面に垂直な方向に c 軸を持ったウルツ鉱構造 GaN が部分的に形成されることを示唆している。

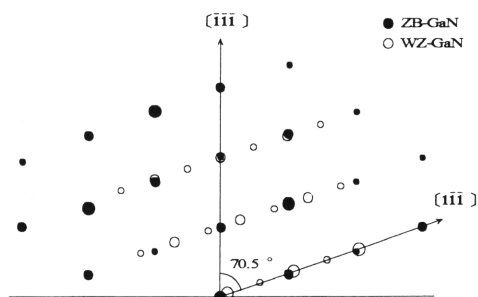


図 15

3.3 GaAs(001)基板の窒化

前節では、Ⅲ族 Ga 原子が最表面である GaAs(111)A 基板及びⅤ族 As 原子が最表面である GaAs(111)B 基板における窒化の様子について RHEED その場観察を行ったが、本節では、窒

化過程における基板表面構造の役割についてさらに詳細な検討を行うために、GaAs(111)A 基板及び GaAs(111)B 基板と表面超構造が異なる GaAs(001)基板の窒化処理について述べる。

基板には GaAs(001)基板を用い、基板温度を 700°Cとしてこれまでと同様な条件により窒化処理を行った。図 16 から図 19 に GaAs(001)基板を窒化処理したときの窒化中の RHEED パターンの時間変化を示す。このときの電子線の入射方向も $[1\bar{1}0]$ 方向である。まず As を照射しながら基板温度を昇温して基板表面の自然酸化膜を除去し、図 16 に示すように清浄表面であると考えられるストリークパターンを得た後に、As と DMHy を同時に供給して窒化処理を行なった。GaAs(001)基板の場合においても、GaAs(111)基板と同様に DMHy を供給し始めた数秒後には GaAs からのストリークパターンがスポット状のパターンに変化し、やがて GaAs からの回折パターンの外側に閃亜鉛鋅構造 GaN からの回折パターンが現れ始めた。そ

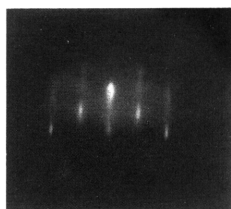


図 16

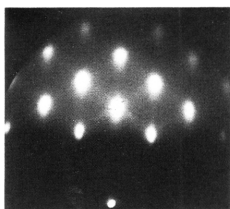


図 17

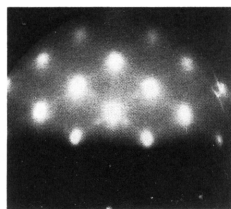


図 18

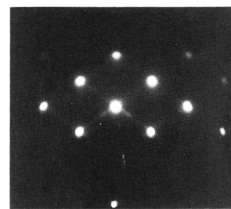


図 19

の後徐々に閃亜鉛鋅構造 GaN からのスポット強度が強くなり、同時に GaAs からのスポット強度は弱くなった。窒化 10 分後には、図 17 に示すように GaAs からのスポットはほぼ消失し、閃亜鉛鋅構造 GaN からの回折パターンが観測された。また、同時にウルツ鋅構造 GaN からの回折パターンの混在も観測された。さらに窒化 15 分後になると、図 18 に示すように閃亜鉛鋅構造 GaN からの回折スポットが鋭くなり、窒化 2 時間後には図 19 に示すようにこれらの回折スポットはさらに鋭く強くなること分かった。しかしながら、同時にウルツ鋅構造 GaN からの回折スポット強度も閃亜鉛鋅構造 GaN からの回折スポット強度と共に強くなっており、前節の GaAs(111)B 基板の窒化の場合と同様に、窒化層表面には閃亜鉛鋅構造 GaN が支配的ではあるが、ウルツ鋅構造 GaN も混在していることが分かった。

つぎに、GaAs(001)基板窒化の場合に得られた RHEED パターンについて詳しく解析した結果について述べる。図 20 に $[1\bar{1}0]$ の方向から電子線を入射させたときに観測される窒化 15 分後の RHEED パターンの模式図を示す。この模式図より混在しているウルツ鋅構造

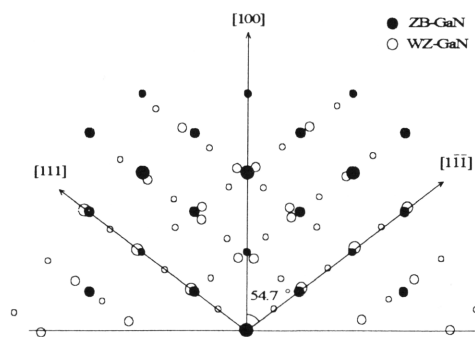


図 20

GaN の c 軸は、GaAs 基板の[100]方向から左右に約 54.7° 傾いていることが分かる。この傾きは GaAs(001)面の方向である[001]方向と A 面及び B 面に等価な方向である[111]方向及び $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 方向のなす角度と同じであり、図 20 の混在した RHEED 回折パターンは、A 面に垂直な方向に c 軸を持ったウルツ鉱構造 GaN が部分的に形成されることを示唆している。

3.4 窒化過程の検討

以上に述べた、GaAs(111)A 基板、GaAs(111)B 基板及び GaAs(001)基板の窒化過程におけるその場観察 RHEED の結果から、基板の表面構造が窒化過程において果たす役割について考える。

RHEED の観察結果は GaAs(111)A 及び GaAs(111)B それぞれの基板の窒化過程において基板の表面で模式図 21 に示すような置換反応がそれぞれ起きていることを示している。

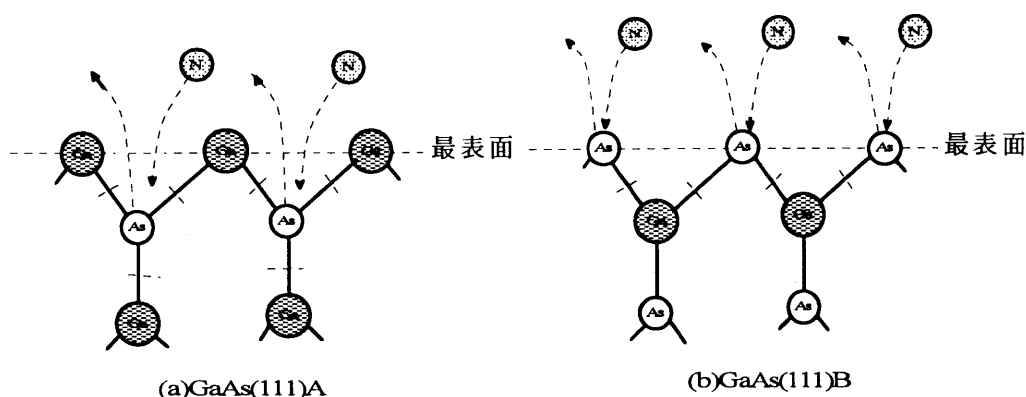


図 21

すなわち、GaAs(111)A 基板を窒化処理した場合には、最表面の Ga 原子は活性窒素と結合して一旦閃亜鉛鉱構造が優勢に形成されるが、図 21(a)に示すように最表面の Ga 原子と結合した層の下に存在する As 原子が熱処理により脱離することにより、最表面の Ga 原子が下地の基板から一旦引き離された状態となり、その後活性窒素と Ga 原子が結合することにより表面では熱力学的に安定相であるウルツ鉱構造 GaN が形成されやすくなるものと考えられる。表面にウルツ鉱構造ができると熱拡散によって基板内部に向かって GaN 層が形成されるために、表面に形成されたウルツ鉱構造 GaN を引き継いでウルツ鉱構造 GaN 窒化層が形成されるものと考えられる。GaAs(111)B 基板を窒化処理した場合には、図 21(b)に示すように最表面の As が熱処理により脱離し、そこに活性窒素が供給され GaN が形成されるために下地の GaAs 基板の閃亜鉛鉱構造を維持して閃亜鉛鉱構造 GaN が形成されるものと考えられる。その後、GaAs(111)A 基板の場合と同様に熱拡散によって基板内部に向かって窒化層が形成されるために、表面に形成された閃亜鉛鉱構造 GaN を引き継いだ閃亜鉛鉱構造 GaN 窒化層が得られやすいものと考えられる。すなわち、基板表面構造が Ga 面であるか As 面であるかによ

って As 原子と活性窒素原子の置換する位置が異なるために、ウルツ鉱構造窒化層及び閃亜鉛鉱構造窒化層がそれぞれ形成されるものと考えられる。GaAs(001)基板の場合には、As 安定化面であるように As 分子線を照射しているため GaAs(111)B の場合に近いと考えられるが、基板温度が高いために(111)面に等価なファセットが形成されやすく、Ga 原子が最表面である(111)A面に等価なファセットからウルツ鉱構造 GaN 窒化層が混入していくものと考えられる。

4. 結論

本研究では、DMHy を活性窒素の供給源とし、さまざまな面方位をもつ GaAs 基板の窒化処理を行った。DMHy の供給量及び窒化処理時の基板温度を変化させて窒化処理を行った結果、どちらのパラメータも窒化速度に大きく関わっていることが分かった。また基板温度は、形成された窒化層の表面荒れにも大きく関わっており、ある基板温度以上で窒化処理を行うと基板表面に Ga ドロップが形成されやすいことが分かった。しかし、窒化処理時に As を同時に供給することにより Ga ドロップの形成は抑えられ、As の同時供給により窒化過程における As の脱離量の制御が可能であると分かった。面方位の異なる GaAs 基板の窒化処理を行った結果、A 面及び B 面とで異なる結晶構造を有する窒化層が得られることが分かった。この結果は、窒化過程において最表面に Ga 原子が存在する場合にはウルツ鉱構造 GaN が、また As 原子が存在する場合には閃亜鉛鉱構造 GaN が形成されやすいことを示している。GaAs(001)基板における窒化過程では、(111)A面にウルツ鉱構造 GaN が形成されやすいことを考慮に入れると、基板の昇温によって表面に原子レベルでの凸凹が生じ、(111)等価面が形成されるために表面に閃亜鉛鉱構造 GaN とウルツ鉱構造 GaN の混在した窒化層が形成されるものと考えられる。

以上のことから、GaAs の窒化過程においては、結晶表面構造と As-N*置換現象とが密接に関連しあって窒化層の結晶構造を決定していることがわかる。したがって、GaAs 基板上の GaN 成長においても、初期過程における As 及び N 置換現象の制御により、熱力学的には準安定な構造である閃亜鉛鉱構造 GaN 単結晶層を形成することが十分可能であることを示している。

謝辞

本研究において、SEM 観察を行うにあたり御指導、御討論頂いた本学機械工学科岩井善郎教授、前川紀英技官に心から厚く御礼申し上げます。

参考文献

- (1) S. Strite and Morkoc : J.Vac.Sci.Technol.10,1237(1992)
- (2) S.Nakamura, T.Mukai and M.Senoh : Appl.Phys.Lett.64,1687(1994)
- (3) S.Nakamura, M.Senoh, S.Nagahama, N.Iwasa, T.Yamada, T.Matsushita, H.Kiyoku and Y.Sugimoto : Jpn.J.Appl.Phys.35,74(1996)
- (4) 倉又朗人他 : 応用物理 65,936(1996)
- (5) H.Okumura, K.Ohta, G.Feuillet, K.Balakrishnan, S.Chichibu, H.Hamaguchi, P.Hacke and S.Yoshida : J.Cryst.Growth 178,113(1997)
- (6) A.Kikuchi, H.Hoshi and K.Kishino : Jpn.J.Appl.Phys.33,688(1994)

