ダイヤモンド/窒化物半導体ヘテロ構造の 結晶成長と物性

平間一行・谷保芳孝・嘉数 誠

日本電信電話株式会社 NTT 物性科学基礎研究所 ☎ 243-0198 神奈川県厚木市森の里若宮 3-1

(2010 年 10 月 6 日受理)

Diamond/Nitride Semiconductor Heterostructure : Growth and Properties

Kazuyuki HIRAMA, Yoshitaka TANIYASU and Makoto KASU

NTT Basic Research Laboratories, NTT Corporation
3-1 Morinosato Wakamiya, Atsugi, Kanagawa 243-0198

(Received October 6, 2010)

Diamond/III-V nitride semiconductor heterostructure appears promising not only for high-efficiency deep-UV light emitting diodes (LEDs) but also for high output power field-effect transistors (FETs). However, diamond has a diamond crystal structure, while III-V nitride semiconductors have a wurtzite crystal structure. Due to the difference in the crystal structures, single-crystal III-V nitride growth on diamond substrate was difficult. In this study, we obtained the single-crystal aluminum nitride (AlN) (0001) layers on diamond substrates by using (111) diamond surface orientation and preventing the formation of the interface layer. Then, we revealed the heteroepitaxial growth mechanism and proposed an atomic arrangement model at the diamond/AlN heterointerface. Furthermore, we demonstrated a p-type diamond/n-type AlN heterojunction diode and successfully observed band-edge emission from diamond. In addition, an AlGaN/GaN heterostructure with two-dimensional electron gas (2DEG) was grown on diamond (111) using the single-crystal AlN buffer layer.

KEYWORDS : diamond, III-V nitride, aluminum nitride, heteroepitaxial growth mechanism, heterojunction diode

1. はじめに

ダイヤモンドは 5.5 eV のバンドギャップエネルギーを有する間接遷移型半導体であり、物質中最高の熱伝導率 (22 W/cmK) や高い絶縁破壊電界 (10 MV/cm 以上)、高いキャリア速度 ($1-2 \times 10^7$ cm/s) を有している (Table 1)¹⁾。またアンドープの高純度ダイヤモンドでは高い電子移動度 (>4500 cm²/Vs) と正孔移動度 (>3800 cm²/Vs) が得られる。現在、n 型ドーピングでは P (リン) がドナーとして利用されているが²⁾、イオン化エネルギーが非常に大きいので、室温で高い電子濃度の n 型層は得られていない。一方、p 型ドーピングで

は B (ボロン) がアクセプタとして利用されており、高濃度 B ドーピングが可能であることから室温で 10^{20} cm⁻³ を越える高い正孔濃度が得られる³⁾。高い絶縁破壊電界やキャリア速度からダイヤモンドは高周波高出力電子デバイスへの応用が期待されており、水素終端表面近傍に生じる二次元正孔ガスを利用した p チャネル電界効果トランジスタ (FET) ではすでに 100 GHz を越える高周波動作⁴⁾や 2 W/mm を越える高出力動作が実証されている (Fig. 1)^{5,6)}。しかし、アンドープダイヤモンドの高いキャリア移動度を活かした高周波電子デバイスは実現していない。

一方、III 族窒化物半導体は直接遷移型半導体であり、バンドギャップエネルギーは AlN で 6.0 eV, GaN で 3.4 eV, InN で 0.7 eV である。これらの混晶は組成を変え

Table 1 (color online). Properties of diamond and III-V nitride semiconductor (AlN).

	Diamond	III-V Nitride(AlN)
Crystal structure	Diamond structure	Wurtzite structure
Band gap	5.5 eV(indirect)	6.0 eV(direct)
Thermal conductivity	22 W/cm K	3 W/cm K
n-type doping	P(590 meV)	Si(250 meV)
p-type doping	B(370 meV)	Mg(630 meV)

Fig. 1. (color online). Diamond/nitride hybrid semiconductor system.

ることバンドギャップエネルギーを連続的に制御できる⁷⁾。III族窒化物半導体ではドナーのイオン化エネルギーは小さく、室温で高い電子濃度のn型層の形成が可能であるが^{7~10)}、アクセプタのイオン化エネルギーは大きく、室温で高い正孔濃度のp型層の形成は困難である (Table 1)。窒化物半導体はバンドギャップエネルギーが大きく、またヘテロ接合を形成できることから、遠紫外 AlN 発光ダイオード (LED)¹¹⁾や、変調ドーピングを

利用した高周波高出力 AlGaIn/GaN ヘテロ接合トランジスタ (HEMT) への応用が期待されている (Fig. 1)^{12~14)}。しかし遠紫外 LED では、高い正孔濃度のp型層が得られていないため、LEDの高効率化が制限されている。また AlGaIn/GaN HEMT では、基板材料 (サファイア, Si, SiC) の低い熱伝導率によって高出力化が制限されている¹⁴⁾。

ダイヤモンドとIII族窒化物半導体は、上述のように

ドーピング特性や熱伝導率などで互いに相補的な物性を数多く有している。そこで、ダイヤモンド/III 族窒化物半導体ヘテロ構造の形成が可能になれば、高い正孔濃度の p 型ダイヤモンドと高い電子密度の n 型窒化物半導体による高効率の遠紫外 LED や、物質中最高の熱伝導率を有するダイヤモンドを基板として用いることによる AlGaIn/GaN HEMT の高出力化が可能となる。さらにダイヤモンド/III 族窒化物半導体ヘテロ構造による変調ドーピングが可能となれば、アンダーポダイヤモンドの高いキャリア移動度を利用した高周波ダイヤモンドデバイスも期待できる (Fig. 1)。

III 族窒化物半導体とダイヤモンドのヘテロ構造の形成には、ダイヤモンド基板上での窒化物半導体の単結晶ヘテロエピタキシャル成長が不可欠である。しかし Table 1 に示すように、ダイヤモンドは立方晶のダイヤモンド構造、窒化物半導体は六方晶のウルツ鉱構造と結晶構造が異なるためダイヤモンド基板上で窒化物半導体の単結晶成長は非常に困難である。これまでに、有機金属気相成長 (MOCVD) 法や分子線エピタキシー (MBE) 法を用いたダイヤモンド (001) 基板上の GaN や AlN の成長は複数報告されているが、得られた窒化物層は、c 軸方向が揃っていないチルトドメインや異なる面内配向関係を持つ回転ドメインからなる多結晶構造であった¹⁵⁻¹⁷⁾。

近年、我々はダイヤモンドの (111) 面の原子配列が窒化物半導体の (0001) 面と類似していることに着目し (Fig. 2), (111) 面方位のダイヤモンド基板を用いるこ

とにより、ダイヤモンド基板上での単結晶 AlN の成長に成功した¹⁸⁾。本研究紹介では、最初にダイヤモンド/AlN ヘテロ構造の単結晶成長機構とヘテロ界面構造について説明する。次にダイヤモンド/AlN ヘテロ構造の応用として、p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ接合ダイオードとダイヤモンド上の AlGaIn/GaN ヘテロ構造について紹介する。

2. ダイヤモンド上での窒化物半導体の結晶成長方法

窒化物薄膜は MOCVD 法によりダイヤモンド (111) 基板上に成長した。まず窒化物薄膜の成長前に、ダイヤモンド表面を水素雰囲気中でサーマルクリーニングする。サーマルクリーニング温度は 1200°C である。その後、トリメチルアルミニウムをアルミニウム原料に、トリメチルガリウムをガリウム原料に、アンモニアを窒素原料に、水素をキャリアガスに用いて窒化物薄膜を成長する。AlN は 1200°C、GaN は 1000°C で成長した。

MOCVD 法によりダイヤモンド基板上に単結晶 AlN を成長するには、成長前に行う高温かつ水素雰囲気でのダイヤモンド表面のサーマルクリーニングとダイヤモンド (111) 面方位の利用が必要不可欠である。文献 18) で我々が報告しているように、サーマルクリーニング温度を 1000°C 以下とした場合、ダイヤモンド (111) 基板と AlN 薄膜の間にアモルファスカーボンなどの界面層が形成する。その界面層上に成長した AlN 薄膜は複数の回転ドメインで構成された多結晶構造となる¹⁸⁾。一方、サーマルクリーニング温度をより高温の 1200°C とした場合、ダイヤモンド (111) 基板と AlN 薄膜の間に界面層は形成せず、AlN 薄膜は単結晶構造となる。また、ダイヤモンドの面方位を従来の (001) 面とした場合では、サーマルクリーニング温度にかかわらず、ダイヤモンド基板上に成長した AlN 薄膜は多結晶構造であった。

ダイヤモンド基板上に GaN 薄膜や AlGaIn 薄膜を成長する場合も、上記の方法でまずダイヤモンド基板上に単結晶 AlN 薄膜をバッファ層として形成した。これは、GaN や AlGaIn 薄膜をダイヤモンド基板上に直接成長すると、核形成密度が低い場合連続膜とならないが、AlN バッファ層を用いることにより GaN や AlGaIn 薄膜は二次元的に成長するためである。

3. ダイヤモンド上の単結晶 AlN 成長機構の解明

3.1 成長初期の AlN 構造とヘテロ界面構造の観察

ダイヤモンド (111) 基板上での単結晶 AlN 成長機構

Fig. 2. (color online). Atomic arrangements of diamond (111) and AlN (0001).

を明らかにするため、AlN の成長初期を評価した。Fig. 3 (a), (b) は膜厚 60 nm の AlN 薄膜の AlN (0002) 面と (10-11) 面の X 線極点図である。極点図測定では、試料に対する X 線の入射角 (ω) と検出器の角度 (2θ) を特定のブラッグ角に固定し、試料を直行する 2 軸 (試料の仰角 (ψ) と回転角 (ϕ)) の回りに系統的に回転させることにより、成長した試料における特定の面方位の分布が得られる。Fig. 3 では、AlN の [0001] 方位と [10-11] 方位が基板に対してどの方向を向いているかがわかる。本測定では $\phi = 0^\circ$ をダイヤモンド (111) 基板の [1-10] 方位、 $\psi = 0^\circ$ を [111] 方位とした。Fig. 3 (a) では、強度の強いピークが $\psi = 0^\circ$ にのみ見られた。これは AlN の [0001] 方位がダイヤモンドの [111] 方位にのみ配向しており、ダイヤモンド (111) 基板にチルトドメインが形成していないことを示している。一方、Fig. 3 (b) では、 $\psi = 62^\circ$ において、 $\phi = 0^\circ, 60^\circ, 120^\circ, 180^\circ, 240^\circ, 300^\circ$ に 6 つの回折ピークが見られた。 ψ の角度 (62°) は AlN (0001) 面と AlN (10-11) 面の成す角度 61.6° とほぼ一致していること、また六方晶 AlN は 6 つの等価な (10-11) 面を持つことから、Fig. 3 (b) における 6 つの回折ピークは、ダイヤモンド (111) 面に [0001] 配向した AlN 層の (10-11) 面によるものと思われる。以上の結果から、AlN とダイヤモンドは結晶構造が異なるにもかかわらず、ダイヤモンド (111) 基板上では成長初期過程から単結晶 AlN が成長することがわかった。ダイヤモンドと単結晶 AlN の配

向関係は [0001] AlN//[111] diamond, [10-10] AlN//[1-10] diamond である。

Fig. 4 はダイヤモンド (111) 基板上に成長した膜厚 60 nm の AlN 薄膜表面の SEM 像である。六方晶 AlN の結晶構造に対応した六角形状の成長核が形成している。それぞれの成長核の方位は一致している。AlN 成長核の [10-10] 方向はダイヤモンド基板の [1-10] 方向に平行であり、X 線極点図測定の結果 (Fig. 3) と同じである。

次に単結晶 AlN (0001)/ダイヤモンド (111) ヘテロ接合界面の原子配列を明らかにするため、ヘテロ界面の高分解能断面 TEM 観察を行った (Fig. 5 (a))。TEM 像はダイヤモンド [11-2] 方位に沿って観測した。AlN と

Fig. 4. (color online). SEM image of the 60-nm-thick AlN layer on the diamond (111) substrate.

Fig. 3. (color online). XRD pole figures of (a) AlN (0002) and (b) AlN (10-11) planes of the 60-nm-thick AlN layer grown on the diamond (111) substrate.

ダイヤモンドの間に界面層は見られず、矢印で示した位置に急峻なヘテロ界面が形成している。これより、ダイヤモンド (111) 表面から単結晶 AlN (0001) 層が直接ヘテロエピタキシャル成長していることがわかる。

Fig. 5 (b) に我々が提案するダイヤモンド/AlN ヘテロ界面の原子配列モデル、Fig. 5 (c) にそのモデルと TEM 像を重ね合わせたものを示す。Fig. 5 (a) における明るいスポットは、観察方向から見た際に近接している原子対に対応しており、ダイヤモンド層では C-C 原子対、AlN 層では Al-N 原子対に対応する。この Al-N 原子対の Al 原子と N 原子の位置関係は AlN 層の極性によって決まる。ダイヤモンド (111) 基板上に成長した単結晶 AlN (0001) 層の極性は収束電子線回折 (CBED) 法から Al 極性であることを確認しており¹⁸⁾、Fig. 5 (c) に示すように Al-N 原子対の上部が Al 原子、下部が N 原子となる。一方、ダイヤモンド/AlN ヘテロ界面では、C-N 結合と C-Al 結合の二通りの可能性が考えられるが、C-N 結合と C-Al 結合の結合エネルギーはそれぞれ 2.6 eV, 2.1 eV であるため、ヘテロ界面では C-N 結合が C-Al 結合と比べて安定である。その結果、Fig. 5 (b) に示すようにヘテロ界面では C-N 結合が形成している。ヘテロ界面の C-N 結合は、AlN 層の Al 極性ともつじつまが合う。また Fig. 5 (b), (c) 中では、AlN [10-10] 方向に 4 本のミスフィット転位の形成が確認できるが、このミスフィット転位はダイヤモンドと AlN の大きな格子不整合 (−28.8%) に起因している。

3.2 ダイヤモンド上の単結晶 AlN 成長モデルの提案

次にダイヤモンド/単結晶 AlN (0001) ヘテロ構造の面内配向関係について考察する。上述の通り、ダイヤモンド/単結晶 AlN (0001) の面内配向関係は [10-10] AlN//[1-10] diamond であり、ダイヤモンドと AlN の格子定数差から計算される格子不整合度は −28.8% である。もし、面内配向関係が [10-10] AlN//[1-12] diamond となった場合の格子不整合度は 25.6% となり、実際の面内配向関係の格子不整合度 (−28.8%) よりも小さく、ダイヤモンド (111) 基板上と単結晶 AlN (0001) 薄膜の面内配向関係は格子不整合度では説明できない。

一般的にヘテロ界面における面内配向関係は界面エネルギーが最小になるように決まるが、その場合この界面エネルギーは次のように表せる。

$$\sigma_{\text{interface}} = \sigma_{\text{substrate}} + \sigma_{\text{film}} - \gamma$$

ここで $\sigma_{\text{substrate}}$, σ_{film} , γ は基板材料の表面エネルギー、成長した薄膜の表面エネルギー、付着エネルギーである。基板材料と成長した薄膜の表面エネルギーはそれぞれの面方位に依存する。面内配向関係だけが異なる場合は、それぞれの面方位は変化せず、界面エネルギーの違いは付着エネルギーのみによって決まり、この付着エネルギーはヘテロ界面における結合密度に比例する。基板材料と成長薄膜の格子不整合が小さいヘテロ系の場合は、格子不整合度が最も小さい面内配向関係で結合密度が最も高くなり、界面エネルギーが最小になる。一方、AlN とダイヤモンドのように格子不整合が非常に大きい

Fig. 5. (color online). (a) HR-TEM image at the diamond (111)/AlN (0001) heterointerface. (b) Atomic arrangement model based on the HR-TEM image. (c) Superimposition of (a) and (b).

Fig. 6. (color online). Schematic top views of the diamond (111)/AlN (0001) interface for (a) [10-10] AlN//[1-10] diamond and (b) [11-20] AlN//[1-10] diamond. Distribution of N atoms bonded to C atoms at the AlN (0001)/diamond (111) interface for (c) [10-10] AlN//[1-10] diamond and (d) [11-20] AlN//[1-10] diamond.

ヘテロ系の場合は、格子不整合度が小さい面内配向関係であってもヘテロ界面の結合密度が必ずしも最大となるとは限らない。

そこで、[10-10] AlN//[1-10] diamond と [10-10] AlN//[1-12] diamond の二通りの面内配向関係の結合構造について考察し、結合密度を見積った。Fig. 6 (a), (b) は AlN [0001] 方向から見たヘテロ界面の結合モデルであり、ヘテロ界面に最も近い AlN 層の N 原子とダイヤモンド層の C 原子のみを示している。Fig. 6 (c), (d) はヘテロ界面における C-N 結合 (●) とダングリングボンド (○) の分布を示す。[10-10] AlN//[1-10] diamond と [10-10] AlN//[1-12] diamond の面内配向関係の場合のヘテロ界面の結合密度は、それぞれ $2.7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ と $2.2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ になる。したがって、[10-10] AlN//[1-10] diamondの方が [10-10] AlN//[1-12] diamond よりも結合密度が高いため界面エネルギーは小さくなる。この結果、ダイヤモンド/AlN ヘテロ接合の面内配向関係は [10-10] AlN//[1-10] diamond になると考えられる¹⁹⁾。

ところで、Fig. 6 (c), (d) において直線状に配列したダングリングボンドはミスフィット転位であり、点線

はそれぞれの配向関係において AlN [10-10] 方向に導入されるミスフィット転位を示している。[10-10] AlN//[1-10] diamond の面内配向関係の結合構造モデルから予想されるミスフィット転位の周期は、断面 TEM 像で観察されたミスフィット転位の周期と一致することがわかる。

4. p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ構造の作製と電子物性

ダイヤモンド/AlN ヘテロ構造のデバイス応用には、ダイヤモンド基板上に成長した AlN の電気伝導性制御が不可欠である。ダイヤモンド基板上に成長した AlN への Si ドーピングは 2003 年に Miskys らにより報告されているが、明確な n 型伝導は確認されていない²⁰⁾。これはダイヤモンド基板上に成長した AlN が多結晶であったためと考えられる。そこで我々は、Si ドーピングによる AlN の n 型伝導には単結晶 AlN が不可欠と考え、ダイヤモンド (111) 基板上に成長した単結晶 AlN への Si ドーピングを行った。Fig. 7 (a), (b) はホール効果により測定した Si ドープ単結晶 AlN の電子濃度と移動度の温度依存性である。全温度範囲で n 型伝導性を示

Fig. 7. (color online). Temperature dependence of (a) electron concentration and (b) electron mobility in the Si-doped AlN layer grown on diamond (111) substrate.

Fig. 8. (color online). (a) Schematic and (b) I-V characteristics of the p-type diamond/n-type AlN heterojunction diode (Sample A).

し、室温では電子濃度と移動度はそれぞれ $2.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, $12 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ になった。電子濃度の温度依存性を電荷中性条件により解析し、ドナーのイオン化エネルギーとドナー濃度をそれぞれ 0.26 eV, $7.8 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ と見積

もった。このドナーのイオン化エネルギーは AlN 中の Si ドナーのイオン化エネルギー (0.25 eV) とほぼ一致すること、またドナー濃度は二次イオン質量分析法 (SIMS 測定) より求めた AlN 中の Si 濃度 (7.5×10^{18}

cm^{-3}) とほぼ同じであることから、n 型伝導性は AlN 中の Si ドナーに由来すると結論づけることができる。以上の結果から、ダイヤモンド基板上で初めて AlN の n 型伝導を確認した。

次にこの n 型単結晶 AlN を利用して Fig. 8 (a) に示す p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ接合ダイオードを作製した。まず B ドープ p 型ダイヤモンド (111) 基板上に膜厚 400 nm のアンドープ単結晶 AlN を介して、その上に膜厚 200 nm の Si ドープ n 型単結晶 AlN を成長

した (サンプル A)。p 型ダイヤモンド基板の B 濃度は $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 、n 型 AlN の Si 濃度は $7.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ある。続いて n 型 AlN と p 型ダイヤモンドにオーミック電極を形成するため、n 型 AlN に直径 $400 \mu\text{m}$ の Ti/Al/Ti/Au 電極、p 型ダイヤモンド基板全面に Ti/Au 電極を蒸着し、窒素雰囲気 800°C でアニール処理を行った。

Fig. 8 (b) は室温における p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ接合ダイオードの電流・電圧 (I-V) 特性である。AlN とダイヤモンドの格子不整合は -28.8% と大きいにもかかわらず、ヘテロ接合ダイオードの明確な整流性を確認することができた。 $\pm 10 \text{ V}$ でのオンオフ比

Fig. 9. (color online). Current-injected emission spectrum of the p-type diamond/n-type AlN heterojunction diode (Sample A).

Fig. 11. (color online). Energy band alignment of the p-type diamond/n-type AlN heterojunction.

Fig. 10. (color online). (a) Schematic of the p-type diamond/n-type AlN heterojunction diode (Sample B) for C-V characteristics. (b) Bias voltage dependence of $1/C^2$ for the p-type diamond/n-type AlN heterojunction diode.

Fig. 12. (color online). Temperature dependence of (a) sheet electron density and (b) electron mobility in AlGaIn/GaN heterostructure grown on diamond. (c) Electron profile evaluated by C-V measurement.

は 130 であった。

Fig. 9 は p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ接合ダイオード (サンプル A) の電流注入発光スペクトルである。波長 235 nm にダイヤモンドの自由励起子に由来する発光ピークを観測した。235 nm よりも長波長側に観測される発光ピークは、ダイヤモンドの自由励起子のフォノンレプリカ (242 nm), 伝導帯から B アクセプタへの遷移 (248 nm), 格子間の B 原子 (256 nm) に由来する。これらダイヤモンドに由来する発光から, n 型 AlN から p 型ダイヤモンドへ電子 (少数キャリア) が注入されていると思われる。

次にダイヤモンド/AlN ヘテロ接合のエネルギーバンドアライメントを, 容量・電圧 (C-V) 特性により調査した。C-V 測定には, B 濃度 $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の p 型ダイヤモンド基板上に膜厚 400 nm の n 型 AlN を直接成長した構造を用いた (サンプル B)。成長した構造の模式図を Fig. 10 (a) に示す。n 型 AlN の Si 濃度は $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ である。Fig. 10 (b) はサンプル B の $1/C^2$ -V 特性である。一般にイオン化エネルギーの大きいドナーやアクセプタは, 室温ではキャリア放出時間が長く, 高い周波数の測定信号に対して十分追従できないと考えられる。そのため本研究では意図して低周波の 1 KHz, 高温の 300°C で C-V 測定を行った。 $1/C^2$ -V 特性はバイアス電圧に対して線形に変化しており, 外挿することにより拡散電位を 1.6 eV と見積った。

Fig. 11 に, 1.6 eV の拡散電位の結果から計算した, ダイヤモンド/AlN ヘテロ界面のバンドアライメントを示す。ダイヤモンド中の B 濃度は AlN 中の Si 濃度よりも約一桁高いため, ヘテロ界面で空乏層は主に n 型 AlN 側に伸びていると考えられる。それぞれの領域での不純

物濃度と誘電率から, n 型 AlN と p 型ダイヤモンドでのバンドベンディングはそれぞれ 1.5 eV, 0.1 eV となる。これらの結果から, n 型 AlN/p 型ダイヤモンドヘテロ接合のバンドアライメントは Type-II (Staggered-type) であり, 価電子帯と伝導帯のオフセットはそれぞれ 4.0 eV, 3.5 eV と見積もった。伝導帯のオフセットが価電子帯のオフセットよりも小さいため, p 型ダイヤモンド/n 型 AlN ヘテロ接合では, AlN からダイヤモンドへの電子の注入が, ダイヤモンドから AlN への正孔の注入よりも容易であることが予想される。このため, Fig. 9 に示すように n 型 AlN/p 型ダイヤモンドヘテロ接合ダイオード (サンプル A) ではダイヤモンドに由来する電流注入発光が観測されたと考えられる。

5. ダイヤモンド上 AlGaIn/GaN ヘテロ構造の作製と電子物性

ダイヤモンド上に単結晶の AlN 成長ができるようになったので, ダイヤモンド上に AlGaIn/GaN ヘテロ構造を成長した。本研究では MOVPE 法により半絶縁性ダイヤモンド (111) 基板上に単結晶 AlN バッファ層 (180 nm) とクラックの形成を防ぐための AlN/GaN 多層膜 (20 周期, AlN: 3 nm, GaN: 11 nm) を成長後, アンダーペース GaN 薄膜 (600 nm) とアンダーペース Al_{0.25}Ga_{0.75}N 薄膜 (25 nm) からなる AlGaIn/GaN ヘテロ構造を成長した。AlGaIn/GaN ヘテロ構造の電気的評価を Hall 効果測定と C-V 測定により行った。オーミック電極は Ti/Al/Ti/Au, ショットキーは Ni/Au である。

ダイヤモンド基板上に成長した AlGaIn/GaN ヘテロ構造の電子面密度と電子移動度の温度依存性を Fig. 12 (a), (b) に示す。室温での電子面密度および移動度は

それぞれ、 $8.0 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ および $300 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ であった。電子移動度は 150 K で $800 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ に達した。電子面密度は $150\text{--}500 \text{ K}$ の温度範囲でほぼ一定であり、電子移動度は温度の減少とともに増加した。この電子面密度と電子移動度の温度依存性は二次元電子ガスの特徴と一致する。Fig. 12 (c) に室温 C-V 測定より求めた AlGaIn/GaN ヘテロ構造の電子分布を示す。表面から 25 nm の位置に電子が2次的に蓄積していることを確認した。 25 nm という値は AlGaIn バリア層の膜厚とほぼ一致する。以上の結果から、窒化物半導体と結晶構造が異なるダイヤモンド基板上で、AlGaIn/GaN ヘテロ構造に高い電子面密度を有する二次元電子ガスが形成していることがわかった。

6. 結 論

本研究ではダイヤモンド (111) 面方位を利用することで急峻なヘテロ界面を有する単結晶 AlN (0001) 薄膜の成長が可能であることを見出し、ダイヤモンド上の単結晶 AlN 成長モデルを提案した。この単結晶 AlN 成長技術を利用することによりダイヤモンド上の単結晶 n 型 AlN 成長が可能となり、n 型 AlN/p 型ダイヤモンドヘテロ接合ダイオードではダイヤモンドのバンド端に由来する電流注入発光が得られた。また、単結晶 AlN をバッファ層として利用することで、ダイヤモンド基板上で二次元電子ガスを有する AlGaIn/GaN ヘテロ構造の成長も可能となった。ダイヤモンド/窒化物半導体ヘテロ構造はダイヤモンドと窒化物半導体の両者の特徴を利用できる点で有望であり、これによりそれぞれの材料単独では得られない新しい物性の発現や新規デバイスが期待できる。

謝 辞

ヘテロ接合ダイオードと AlGaIn/GaN ヘテロ構造の作製と評価には、山内喜晴氏に協力いただいた。ダイヤモンド/AlN ヘテロ界面の断面 TEM 観察には、NTT-AT 分析センターの水野誠一郎氏、見立壽継氏に協力いただいた。本研究は、総務省 SCOPE「ダイヤモンド・高周波電力デバイスの開発とマイクロ波・ミリ波帯電力増幅器への応用」プロジェクトの一部である。

文 献

- 1) L.S. Pan and D.R. Kania : *Diamond : "Electronic Properties and Applications"* (Springer, 1995).
- 2) S. Koizumi, M. Kamo, Y. Sato, H. Ozaki and T. Inuzuka : *Appl. Phys. Lett.* **71**, 1065 (1997).
- 3) A. Kawano, H. Ishiwata, S. Iriyama, R. Okada, T. Yamaguchi, Y. Takano and H. Kwarada : *Phys. Rev. B* **82**, 085318 (2010).
- 4) K. Ueda, M. Kasu, Y. Yamauchi, T. Makimoto, M. Schwitters, D.J. Twitchen, G.A. Scarsbrook and S.E. Coe : *IEEE Electron Device Lett.* **27**, 570 (2006).
- 5) M. Kasu, K. Ueda, H. Ye, Y. Yamauchi, S. Sasaki and T. Makimoto : *Electron. Lett.* **41**, 1249 (2005).
- 6) K. Hiram, H. Takayanagi, S. Yamauchi, Y. Jingu, H. Umezawa and H. Kwarada : *IEEE International Electron Devices Meeting 2007 (IEDM 2007)*, Tech. Dig. 873 (2007).
- 7) I. Akasaki and H. Amano : *Jpn. J. Appl. Phys.* **36**, 5393 (1997).
- 8) Y. Taniyasu, M. Kasu and N. Kobayashi : *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1255 (2002).
- 9) Y. Taniyasu, M. Kasu and T. Makimoto : *Appl. Phys. Lett.* **85**, 4672 (2004).
- 10) Y. Taniyasu, M. Kasu and T. Makimoto : *Appl. Phys. Lett.* **89**, 182112 (2006).
- 11) Y. Taniyasu, M. Kasu and T. Makimoto : *Nature* **441**, 325 (2006).
- 12) Y.F. Wu, M. Moore, A. Saxler, T. Wisleder and P. Parikh : *Proc. 64th DRC*, Tech. Dig. 151 (2006).
- 13) J.W. Johnson, E.L. Piner, A. Vescan, R. Therrien, P. Rajagopal, J.C. Roberts, J.D. Brown, S. Singhal and K.J. Linthicum : *IEEE Electron Device Lett.* **25**, 459 (2004).
- 14) A. Chini, J. Wittich, S. Heikman, S. Keller, S.P. DenBaars and U.K. Mishra : *IEEE Electron Device Lett.* **25**, 55 (2004).
- 15) G. Vogg, C.R. Miskys, J.A. Garrido, M. Hermann, M. Eickhoff and M. Stutzmann : *J. Appl. Phys.* **96**, 895 (2004).
- 16) M. Imura, K. Nakajima, M. Liao, Y. Koide and H. Amano : *J. Cryst. Growth* **312**, 368 (2010).
- 17) K. Hiram, Y. Tanisyasu and M. Kasu : *Jpn. J. Appl. Phys.* **49**, 04DH01 (2010).
- 18) Y. Taniyasu and M. Kasu : *J. Cryst. Growth* **311**, 2825 (2009).
- 19) K. Hiram, Y. Taniyasu and M. Kasu : *J. Appl. Phys.* **108**, 013528 (2010).
- 20) C.R. Miskys, J.A. Garrido, C.E. Nebel, M. Hermann, O. Ambacher, M. Eickhoff and M. Stutzmann : *Appl. Phys. Lett.* **82**, 290 (2003).