

令和 4 年 5 月 30 日現在

機関番号：11101

研究種目：基盤研究(B) (一般)

研究期間：2018～2021

課題番号：18H01886

研究課題名(和文) 層状BNを用いた大面積可能な金属基板、ガラス基板上へのGaN系デバイス成長

研究課題名(英文) Growth of GaN-based devices on metal and glass substrates using layered BN

研究代表者

小林 康之 (Kobayashi, Yasuyuki)

弘前大学・理工学研究科・教授

研究者番号：90393727

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 10,900,000円

研究成果の概要(和文)：我々は、プラズマ支援分子線エピタキシー(MBE)を用いてガラス基板上に六方晶窒化ホウ素(h-BN)を成長し、2層モデルを用いて測定されたX線反射率のフィッティングを行うことにより、その膜厚(39 nmと2 nm)を求めた。膜厚39 nmの薄膜はラマン活性なモードのピークを示し、39 nmと2 nmの薄膜は赤外活性なピークを示した。原子間力顕微鏡は、その2つの膜厚の薄膜表面は原子レベルで平坦であることを示した。これらの結果は、MBEによりガラス基板上にh-BN薄膜を成長することが可能であることを示唆している。

研究成果の学術的意義や社会的意義

ガラス基板は、GaN系デバイス構造に使われるサファイア基板と比較して、大面積化が可能であり、経済的に安価であり、GaN系デバイス構造の適用範囲を大きく広げると期待される。しかしながら、ガラス基板上に単結晶GaN系デバイス構造を成長することは、一般的に困難である。今回、我々はそのガラス基板上に分子線エピタキシー法により、六方晶窒化ホウ素(h-BN)薄膜が成長することを見出した。今後、このh-BN薄膜をバッファ層としてこのh-BNバッファ層上に単結晶GaNデバイス構造が成長する可能性がある。

研究成果の概要(英文)：We grew hexagonal boron nitride (h-BN) thin films on glass substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy (MBE) and determined the thicknesses of the films (39 and 2 nm) by fitting their measured X-ray reflectance with a two-layer model. The 39-nm-thick film showed a clear peak of Raman active mode. The 39- and 2-nm-thick films exhibited a clear peak of infrared active mode. Atomic force microscopy images revealed that both h-BN films had atomically smooth surfaces. These results suggest that MBE can grow h-BN thin films on glass substrates.

研究分野：工学

キーワード：半導体 結晶成長 半導体物性

科研費による研究は、研究者の自覚と責任において実施するものです。そのため、研究の実施や研究成果の公表等については、国の要請等に基づくものではなく、その研究成果に関する見解や責任は、研究者個人に帰属します。

## 様式 C - 19、F - 19 - 1、Z - 19 (共通)

### 1. 研究開始当初の背景

(1) 窒化ホウ素(BN)は、天然には存在しない化合物であり、1842年にW. H. Balmainにより初めて合成された。常圧安定相である六方晶系グラファイト構造のh-BNは、その後単結晶薄膜成長を目指して、国内外で研究が行われたが、単結晶薄膜成長は困難であった。我々は、サファイア基板上に単結晶h-BN薄膜がエピタキシャル成長することを世界で初めて見出して、その成果を発展させ、サファイア基板上単結晶h-BN上にGaN系デバイス構造の成長が可能であることを示し、サファイア基板から他の基板に機械的に転写することが可能であることを実証した(引用文献)。上記構造において、単結晶h-BNはサファイア基板上GaNデバイス構造成長のバッファ層としても機能している。一般的に、基板上に基板と結晶構造、格子定数等が大きく異なる薄膜を成長する場合、その不一致により基板上に高品質なエピタキシャル薄膜成長は困難である。基板と薄膜の界面に強い共有結合が発生するため、薄膜の膜厚がある臨界膜厚を超えると、薄膜中に欠陥や転位が発生し、高品質な薄膜成長が困難となる。

(2) 一方、基板上に成長した薄膜が基板とファンデルワールス力のみを介して結合する場合、基板と基板上に成長する薄膜の結晶構造、格子定数等が大きく異なっても、高品質なエピタキシャル成長が可能であることが知られている。h-BNは $sp^2$ 結合を有する層状物質であり、その層はお互いにファンデルワールス結合により結合している。したがって、h-BNは結晶構造や格子定数が大きく異なる基板とファンデルワールス力を介して結合し、高品質な単結晶h-BN超薄膜が上記基板上に成長する可能性がある。金属基板やガラス基板は、サファイア基板と比較して大面積化が可能であり、経済的に安価であり、また金属基板は高熱伝導率によりGaN系デバイスの特性が向上することが期待されている。しかしながら、単結晶で高品質なGaN系デバイス構造を金属基板上やガラス基板上に実現することは困難である。一方、上述した理由により、単結晶h-BNは結晶構造や格子定数が大きく異なる金属基板やガラス基板上に成長し、その単結晶h-BNバッファ層上に高品質なGaN系デバイス構造が成長する可能性があり、学術的観点からも産業応用の観点からも巨大なインパクトを世の中にもたらすと予想される。我々は世界に先駆けて、h-BNにほぼ格子整合する金属Ni(111)基板上に単結晶h-BNのエピタキシャル成長に成功したが、格子不整合が大きいNi以外の金属単結晶上やガラス基板上の単結晶h-BN薄膜の成長およびその単結晶h-BNバッファ層上のGaN系デバイス構造の成長は未だ確立されておらず、その成長機構も未解明である。

### 2. 研究の目的

我々は、2012年にh-BNがサファイア基板上GaN系デバイス構造成長のバッファ層として機能することを見出した(引用文献)。本研究の目的は、上記発見におけるh-BNのバッファ層としての機能をさらに発展させ、デバイスの大面積化が可能なガラス基板上に単結晶h-BN薄膜を成長し、さらにその単結晶h-BNバッファ層上にGaN系デバイス構造を成長することである。具体的な研究項目は以下の通りである。

#### (1) 分子線エピタキシー(MBE)法によるガラス基板上h-BN薄膜成長

現在までに有機金属気相成長(MOVPE)によりサファイア基板上にh-BN薄膜成長が実現できている。MBE法は、MOVPE法と比較して、原料であるホウ素と窒素プラズマの間で高真空中での反応が生じないことからh-BN薄膜の原子レベルでの膜厚制御が可能、MOVPE成長と比較して、成長温度の低減が可能等の利点を有する。MBE法により、ホウ素と窒素プラズマを原料として用いて、ガラス基板上にh-BN薄膜を成長し、その膜厚を原子レベルで制御し、数nmのh-BN超薄膜成長を実現する。

#### (2) MBE法によるガラス基板上AlN薄膜成長

現在までに、MBE法によるサファイア基板上の高品質GaN薄膜成長において、Ga極性を有する高品質GaN薄膜を成長するためには、サファイア基板上に最初にバッファ層としてAlN薄膜を成長し、そのAlN薄膜上にGaN薄膜を成長することにより高品質GaN薄膜を実現することができる。そのため、ガラス基板上GaN薄膜成長においても、最初にAlN薄膜を成長することが必要である。サファイア基板上のAlN薄膜のMBE成長において、Al原料を断続的に供給する族原料断続供給法により成長したAlN薄膜は、Alと窒素プラズマを同時に供給する同時供給法により成長したAlN薄膜と比較して、優れた表面平坦性とc軸配向性を示すことを見出した。この族原料断続供給法を用いて、ガラス基板上にAlN薄膜を成長し、その表面平坦性、c軸配向性を解明する。

### 3. 研究の方法

h-BNとAlN薄膜は、プラズマ支援MBEにより高耐熱性タイプの合成石英ガラス基板(信越化学工業株式会社製)上に成長した。B源として固体Bを用い、固体Bの融点は2000以上であるため、電子ビーム蒸着により、Bをガラス基板上に供給した、Alの原料の供給は、通常分子線蒸発源セルとしてクヌードセンサーが使用されるが、固体Bの融点は2000以上であるため、実用的な成長速度を得ることが困難であり、そのため電子ビーム蒸着を用いた。窒素源として、窒素

プラズマソースを用いて、原子状の窒素をガラス基板に供給した。h-BN の膜厚は、ガラス基板上に h-BN 成長後、X 線反射率(Rigaku Smart Lab)測定を行い、その膜厚を原子レベルで評価するとともに、段差測定器によりガラス基板上に h-BN 薄膜が成長した部分とガラス基板の基板が露出した部分の段差を測定することにより求めた。h-BN の光学特性は、紫外可視分光高度計、およびフーリエ変換赤外分光 (FTIR) 装置により、紫外可視領域の透過スペクトルと赤外領域の反射スペクトルを測定した。波長 532 nm のレーザーを光源として、後方散乱の 2 つの配置からラマン散乱スペクトルを測定した。ガラス基板上 h-BN 薄膜の表面形状は、原子間力顕微鏡 (AFM) を用いて評価した。AlN 薄膜成長用の Al 原料は、高純度固体 Al をクヌードセンセルから供給した。AlN 薄膜成長用窒素源として、窒素プラズマソースを用いて、原子状の窒素をガラス基板に供給した。AlN 薄膜は、図 1 に示す 族原料断続供給法に基づいて、Al 供給時間 2 分、Al 遮断時間 1 分で 10 周期、計 30 分成長を行った。ガラス基板上 AlN 薄膜は、FTIR を用いた赤外反射スペクトル、AFM、X 線回折装置を用いて評価を行った。特に X 線回折では、斜入射 X 線回折 (GIXD) 測定を行った。GIXD 測定では、X 線の入射角度を固定し 2  $\theta$  を変えて測定するため、より薄膜の結晶性に敏感な測定を行うことができる。また段差測定器により、ガラス基板上 AlN 薄膜の膜厚を測定した。

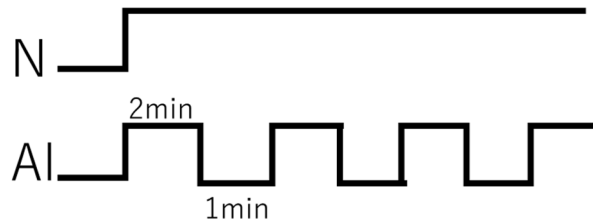


図 1 族原料断続供給法の供給周期

#### 4. 研究成果

##### (1) MBE 法によるガラス基板上 h-BN 薄膜成長

図 2 にガラス基板上に成長温度 800 で成長した h-BN 薄膜の X 線反射率プロファイルを示す。約 10 回の X 線反射率の振動が観測され、ガラス基板上に MBE 成長した h-BN 薄膜表面が原子レベルで平坦であることがわかった。この振動は基板と基板上的 h-BN 薄膜の密度差により生じており、またその振動の周期は基板上的 h-BN 薄膜の膜厚に対応しており、膜厚が厚いほど振動の周期は短くなる。このガラス基板上 h-BN の膜厚は、h-BN とガラス基板の 2 層モデルを仮定し、それぞれの密度を用いて X 線反射率を計算し、その計算データと測定データにフィッティングを行うことにより、h-BN の膜厚を求めることができる。ガラス基板のみの X 線反射率測定を行い、ガラス基板のみの単層モデルを仮定し X 線反射率を計算し、計算データと測定データのフィッティングを行うことにより、ガラス基板の密度を求めた。ガラス基板の X 線反射率の測定データと計算データは良好な一致を示し、ガラス基板の密度は、 $2.23 \text{ g/cm}^3$  と求められ、この密度は一般的な石英ガラスの密度  $2.2 \text{ g/cm}^3$  とよく一致している。このガラス基板の密度  $2.23 \text{ g/cm}^3$  と報告されている h-BN の密度  $2\text{-}2.5 \text{ g/cm}^3$  という 2 層モデルを作成し、h-BN 薄膜の膜厚、密度、ラフネスをパラメータとしたシミュレータ (Global fit) によって得た計算データと測定データの差が最小になるように最小 2 乗法によりフィッティングを行った。図 2 にそのフィッティング結果を示す。フィッティング結果から、h-BN の膜厚は 39 nm と求められ、計算データと測定データは良い一致を示した。また、段差測定器により評価したこの h-BN 薄膜の膜厚は、40 nm であり、X 線反射率測定から求めた膜厚と良い一致を示した。

図 3 にこのガラス基板上膜厚 39 nm の h-BN 薄膜の紫外可視吸収スペクトルを示す。6 eV 付近で吸光度 (Absorbance) が大きく増加しており、この h-BN 薄膜の吸光度は 0.78、吸収ピークは 6.26 eV であった。この吸収ピークは、MBE によるサファイア基板上 h-BN 薄膜の吸収ピークの報告値である 6.1 eV とほぼ一致しており、ガラス基板上に h-BN 薄膜が成長したことを示している。ガラス基板上 h-BN 薄膜の吸収ピークは MBE によるサファイア基板上 h-BN 薄膜の吸収ピークと比較して、0.16 eV シフトしているが、このピークシフトは、ガラス基板上 h-BN 薄膜中の結晶欠陥等に起因する可能性がある。

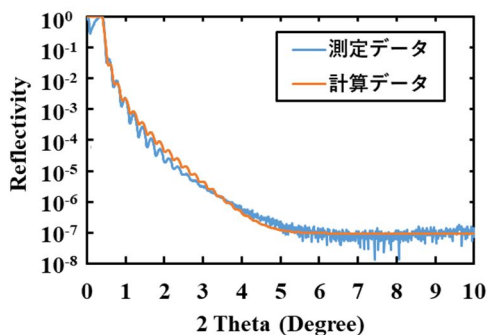


図 2 ガラス基板上 h-BN 薄膜の X 線反射率プロファイル

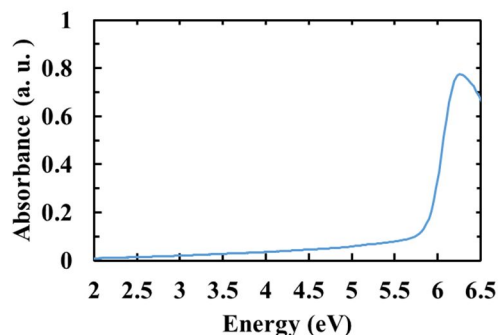


図 3 ガラス基板上 h-BN 薄膜の紫外可視透過スペクトル

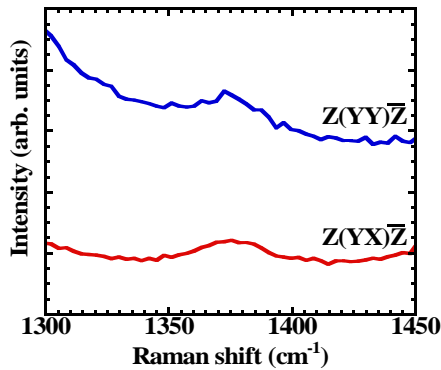


図4 ガラス基板上 h-BN 薄膜のラマン散乱スペクトル

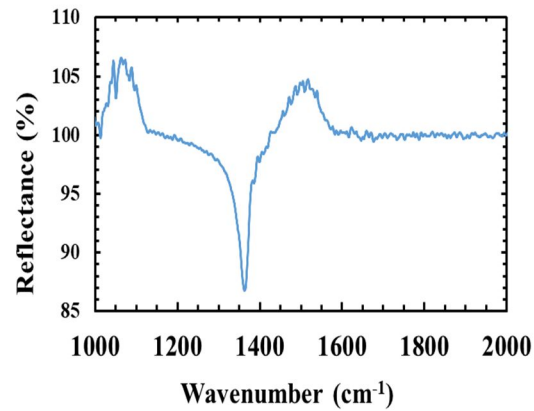


図5 ガラス基板上 h-BN 薄膜の赤外反射スペクトル

図4にこのガラス基板上膜厚 39 nm の h-BN 薄膜のラマン散乱スペクトルを示す。2つの偏光条件において、どちらも  $1375 \text{ cm}^{-1}$  付近にピークが観測され、これは h-BN の偏光選択側と一致している。H-BN の振動モードは、 $2E_{2g}+2B_{1g}+2A_{2u}+E_{1u}$  であり、 $A_{2u}$  と  $B_{1g}$  は原子の変位が c 軸方向、 $E_{2g}$  と  $E_{1u}$  は c 面内で原子が変位するモードであり、 $E_{1u}$  と  $A_{2u}$  は赤外活性、 $E_{2g}$  はラマン活性、 $B_{1g}$  は不活性である。図4において観測されたピークは、報告されている h-BN の  $E_{2g}$  のピーク  $1366 \text{ cm}^{-1}$  に近いことから、h-BN の  $E_{2g}$  モードであり、この結果は、MBE によりガラス基板上に h-BN 薄膜が成長したことを示している。図4において観測されたピークは、報告されている h-BN のピークと比較して、シフトしており、またそのピークもブロードである。これは、ガラス基板上に MBE により成長した h-BN 薄膜の結晶ドメインサイズが小さいことを示していると考えられ、今後ガラス基板上 h-BN 成長条件のさらなる最適化が必要であると考えられる。今まで、MBE 法によりガラス基板上に h-BN 薄膜が成長した報告例はなく、このラマン散乱スペクトルは、初めて MBE 法によりガラス基板上に h-BN 薄膜が成長したことを示している。

ガラス基板上 h-BN 薄膜の光学特性を評価するため、赤外反射スペクトル測定を行った。図5にガラス基板上 h-BN 薄膜の赤外反射スペクトルを示す。このサンプルは、 $1360 \text{ cm}^{-1}$  付近で反射率の低下を示し、そのピーク波数は  $1363 \text{ cm}^{-1}$ 、ピークの半値全幅(FWHM: Full Width at Half Maximum)は  $34 \text{ cm}^{-1}$  であった。H-BN の c 面内で振動する横光学モードの赤外活性な  $E_{1u}(T_0)$  は、 $1368 \text{ cm}^{-1}$  に吸収ピークを示すことが報告されており、図5におけるピーク波数はその報告値に近い。したがって、図5におけるピークは h-BN の  $E_{1u}(T_0)$  によるピークであり、MBE にガラス基板上に h-BN 薄膜が成長したことを示しており、これはラマン散乱の結果と一致している。得られたガラス基板上 h-BN 薄膜のピークの FWHM は、報告されているサファイア基板上 h-BN 薄膜のピークの FWHM より大きく、これはガラス基板上 h-BN 薄膜中に結晶欠陥等があることにより大きくなっていると考えられる。また得られたピーク波数は、サファイア基板上 h-BN のピーク波数と比較して低波数側にシフトしており、ガラス基板上の h-BN 薄膜中の窒素空孔や積層欠陥等の結晶欠陥により応力が存在し、その応力によりシフトしていると考えられる。

ガラス基板上に MBE 成長した膜厚 39 nm の h-BN 薄膜の平坦性を評価するため、AFM 観察を行った。図6にその AFM 像を示す。ガラス基板上 h-BN 薄膜の表面は極めて平坦であり、その二乗平均平方根(RMS: Root Mean Square)ラフネスは  $0.6 \text{ nm}$  であった。

ガラス基板上に GaN 系デバイス成長のバッファ層として機能する h-BN を成長するためには、数 nm の膜厚の h-BN 超薄膜を成長する必要がある。上記の結果を基にガラス基板上に数 nm の膜厚の h-BN 超薄膜を MBE 成長した。ガラス基板上に成長温度  $800$  で成長した h-BN 超薄膜の X 線反射率プロファイルは、膜厚が数 nm と薄いため、図2に示すような X 線反射率の明確な振動を示さなかった。図2と同様に、ガラス基板の密度  $2.23 \text{ g/cm}^3$  と、報告されている h-BN の密度  $2\text{-}2.5 \text{ g/cm}^3$  という 2 層モデルを作成し、最小 2 乗法により h-BN 超薄膜の膜厚、密度、ラフネスをパラメータとしたシミュレータ(Global fit)によって得た計算データと測定データの差が最小になるようにしたフィッティング結果から、h-BN の膜厚は  $2 \text{ nm}$  と求められ、計算データと測定データは良い一致を示した。

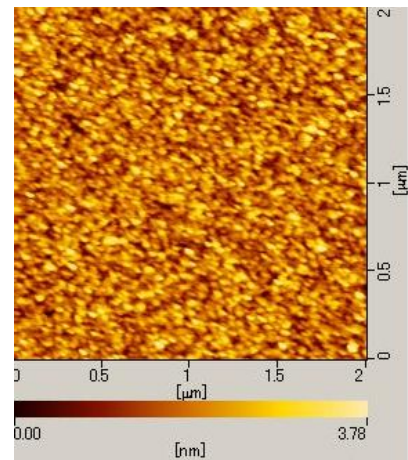


図6 ガラス基板上 h-BN 薄膜の AFM 像

次に、ガラス基板上膜厚 2 nm の h-BN 超薄膜の紫外可視吸収スペクトル測定を行った。図 3 のスペクトル同様に、2 nm の h-BN 超薄膜の吸光度は、6 eV 付近で大きく増加しており、この h-BN 薄膜の吸光度は 0.09、吸収ピークは 6.29 eV であった。この吸光度は、膜厚 39 nm の h-BN 薄膜の吸光度と比べて大きく減少しており、紫外可視吸収スペクトルの吸光度が膜厚にほぼ比例していることがわかる。膜厚 2 nm の h-BN 薄膜の吸収ピークは、膜厚 39 nm の h-BN 薄膜の吸収ピークとほぼ同じであった。次に、この膜厚 2 nm の h-BN 超薄膜の赤外反射スペクトル測定を行った。この膜厚 2 nm の h-BN 超薄膜の赤外反射スペクトルにおいても、 $1360\text{ cm}^{-1}$  付近で反射率の低下を示し、そのピーク波数は  $1366\text{ cm}^{-1}$  であった。h-BN の c 面内で振動する横光学モードの赤外活性な  $E_{1u}(T_0)$  は、 $1368\text{ cm}^{-1}$  に吸収ピークを示すことが報告されており、そのピークは h-BN の  $E_{1u}(T_0)$  によるピークであり、MBE によりガラス基板上に膜厚 2 nm の h-BN 超薄膜が成長したことを示している。赤外反射スペクトルにおけるこの h-BN 超薄膜の反射率の低下の度合いは、1.6% であり、膜厚 39 nm の h-BN 薄膜の反射率の低下の度合い 13.3% と比較すると大きく減少しており、赤外反射スペクトルにおける反射率の低下の度合いが h-BN 膜厚に関係していることがわかる。このガラス基板上膜厚 2 nm の h-BN の AFM 観察を行い、膜厚 39 nm の h-BN 薄膜同様に、その表面は極めて平坦であり、RMS ラフネスは 0.12 nm であった。以上の結果は、MBE 法によりガラス基板上に膜厚 2 nm の h-BN 超薄膜が成長したことを示しており、MBE 法によりガラス基板上に膜厚を原子レベルで制御して、h-BN 薄膜を成長することが可能であることを示唆している。

## (2) MBE 法によるガラス基板上 AlN 薄膜成長

図 7 にガラス基板上に成長温度 800 で 族原料断続供給法により成長した AlN 薄膜の GIXD プロファイルを示す。 $2\theta = 20^\circ$  付近にガラス基板からのブロードなピークが観測され、また  $2\theta = 36.04^\circ$  付近で回折ピークが観測され、この回折ピークは AlN(0002) 回折ピークであることから、族原料断続供給法により、ガラス基板上に c 軸配向した AlN 薄膜が成長したことがわかった。段差測定器により求めたガラス基板上に成長した AlN 薄膜の膜厚は 100 nm であった。ほぼ同じ膜厚を有するサファイア基板上的 AlN 薄膜の X 線回折における AlN(0002) 回折強度と比較して、ガラス基板上的 AlN 薄膜の AlN(0002) 回折強度は極めて弱く、これは同時供給法に比べて平坦性に優れ c 軸配向性を向上させることが可能である。族原料断続供給法を用いても、ガラス基板上に AlN 薄膜を直接成長した場合、結晶性の良い AlN 薄膜を得ることが困難であり、さらなる結晶性の改善が必要であることを示している。このガラス基板上 AlN 薄膜に赤外反射スペクトル測定を行った。赤外反射スペクトルにおいて、族断続供給法により成長した AlN 薄膜は  $665\text{ cm}^{-1}$  に反射率の低下を示した。AlN の振動モードは  $2A_1+2E_1+2B_1+2E_2$  であり、 $A_1$  と  $B_1$  は c 軸方向に原子が変位し、 $E_1$  と  $E_2$  は c 面内で原子が変位する振動モードである。 $A_1$  と  $E_1$  は振動に伴い、電気分極を誘起するため、赤外光吸収で観測される赤外活性なモードである。AlN の振動である AlN  $E_1(T_0)$  は c 軸向きに伝播する横光学モードの吸収ピークは  $665\text{ cm}^{-1}$  に観測されることから、観測された赤外反射におけるピークは  $E_1(T_0)$  であり、族原料断続供給法によりガラス基板上に AlN 薄膜が成長したことを示している。図 8 にそのガラス基板上 AlN 薄膜の AFM 像を示す。図 8 からわかるようにその表面モフォロジーはグレイン形状であり、その RMS ラフネスは 6.4 nm であった。同じ膜厚のサファイア基板上 AlN 薄膜の RMS ラフネスは 0.7 nm であり、サファイア基板上 AlN 薄膜と比較して 族原料断続供給法を用いても、ガラス基板上に平坦性の良い AlN 薄膜を得ることは困難であることを示している。

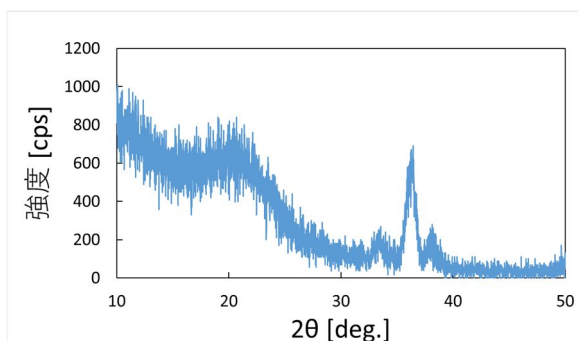


図 7 ガラス基板上 AlN 薄膜の GIXD プロファイル

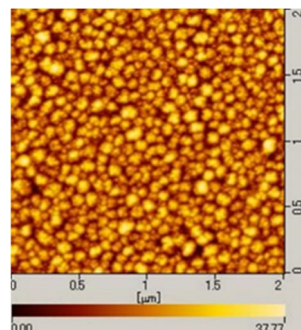


図 8 ガラス基板上 AlN 薄膜の AFM 像

## <引用文献>

Y. Kobayashi, K. Kumakura, T. Akasaka, T. Makimoto, Layered boron nitride as a release layer for mechanical transfer of GaN-based devices, Nature, Vol.484, 2012, 223-227.

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕 計0件

〔学会発表〕 計4件（うち招待講演 0件 / うち国際学会 1件）

1. 発表者名 小林康之、中田啓一、中澤日出樹、岡本 浩、廣木正伸、熊倉一英
2. 発表標題 MBEによるガラス基板上BN薄膜成長
3. 学会等名 2019年第66回応用物理学会春季学術講演会
4. 発表年 2019年

1. 発表者名 小林康之、小豆畑敬、中澤日出樹、岡本浩、廣木正伸、熊倉一英
2. 発表標題 ガラス基板上MBE成長BN薄膜のラマン散乱
3. 学会等名 2019年第80回応用物理学会秋季学術講演会
4. 発表年 2019年

1. 発表者名 畠山直樹、小豆畑敬、中澤日出樹、岡本浩、廣木正伸、熊倉一英、小林康之
2. 発表標題 MBEによるガラス基板上h-BN薄膜の膜厚評価
3. 学会等名 2021年第82回応用物理学会秋季学術講演会
4. 発表年 2021年

1. 発表者名 N. Hatakeyama, T. Azuhata, H. Nakazawa, H. Okamoto, M. Hiroki, K. Kumakura, Y. Kobayashi
2. 発表標題 Plasma-assisted MBE Grown h-BN Thin Films on Glass Substrates
3. 学会等名 14th International symposium on Advanced Plasma Science and its Applications for Nitrides and Nanomaterials (国際学会)
4. 発表年 2022年

〔図書〕 計0件

〔産業財産権〕

〔その他〕

-

6. 研究組織

	氏名 (ローマ字氏名) (研究者番号)	所属研究機関・部局・職 (機関番号)	備考
研究分担者	岡本 浩 (OKAMOTO HIROSHI) (00513342)	弘前大学・理工学研究科・教授  (11101)	
研究分担者	中澤 日出樹 (NAKAZAWA HIDEKI) (90344613)	弘前大学・理工学研究科・准教授  (11101)	
研究分担者	小豆畑 敬 (AZUHATA TAKASHI) (20277867)	弘前大学・理工学研究科・准教授  (11101)	

	氏名 (ローマ字氏名) (研究者番号)	所属研究機関・部局・職 (機関番号)	備考
連携研究者	熊倉 一英 (KUMAKURA KAZUhide) (00393736)	日本電信電話株式会社NTT物性科学研究所・機能物質科学 研究部・主幹研究員  (92704)	
連携研究者	廣木 正伸 (HIROKI MASANOBU) (90786633)	日本電信電話株式会社NTT物性科学研究所・機能物質科学 研究部・主任研究員  (92704)	

7. 科研費を使用して開催した国際研究集会

〔国際研究集会〕 計0件

8. 本研究に関連して実施した国際共同研究の実施状況

共同研究相手国	相手方研究機関
---------	---------