

一般セッション(口頭講演) | 15 結晶工学 : 15.4 III-V族窒化物結晶

2025年3月17日(月) 9:00 ~ 12:00 会 K401 (講義棟)

[17a-K401-1~11] 15.4 III-V族窒化物結晶

関口 寛人(豊橋技科大)、 上岡 義弘(東ソー株式会社)

9:00 ~ 9:15

[17a-K401-1]

ScAlMgO₄基板上スパッタ成長GaNの結晶性評価

○深水 直斗¹、伊藤 涼太郎¹、坂本 龍星¹、木下 実乃里¹、榊原 愛¹、石本 聖治²、西村 政哉²、鈴木 敦志²、岩谷 素顕¹、竹内 哲也¹、上山 智¹、松倉 誠³、小島 孝広³、藤田 篤史⁴、依田 文徳⁴ (1.名城大理工、2.E&Eエボリューション (株)、3. (株) オキサイド、4.芝浦メカトロニクス (株))

◆ 奨励賞エントリー

9:15 ~ 9:30

[17a-K401-2]

ScAlMgO₄基板上スパッタGaNへの赤色MQW成長の検討

○(M1)伊藤 涼太郎¹、坂本 龍星¹、深水 直斗¹、木下 実乃里¹、榊原 愛¹、石本 聖治²、西村 政哉²、鈴木 敦志²、岩谷 素顕¹、竹内 哲也¹、上山 智¹、松倉 誠³、小島 孝広³、藤田 篤史⁴、依田 文徳⁴ (1.名城大理工、2.E&Eエボリューション(株)、3.(株)オキサイド、4.芝浦メカトロニクス(株))

9:30 ~ 9:45

[17a-K401-3]

ScAlMgO₄基板上RF-MBE法GaN成長におけるその場XRD-RSMを用いた成長初期過程観察

○守屋 潤希¹、佐々木 拓生²、竹内 丈¹、尾沼 猛儀¹、本田 徹¹、山口 智広¹、名西 懐之³ (1.工学院大学、2.量研、3.立命館大学)

9:45 ~ 10:00

[17a-K401-4]

アニール処理を施したScAlN/AlGaIn/GaNヘテロ構造の特性

○奥田 朋也¹、太田 隼輔²、久保田 航瑛³、前田 拓也^{3,4}、河原 孝彦⁵、牧山 剛三⁵、中田 健⁵、小林 篤^{1,2} (1.理科大院先進工、2.理科大先進工、3.東大工、4.東大院工、5.住友電工)

◆ 奨励賞エントリー

10:00 ~ 10:15

[17a-K401-5]

AlGaIn/GaN上へのScAlN薄膜の低温エピタキシャル成長

○太田 隼輔¹、奥田 朋也²、久保田 航瑛³、前田 拓也^{3,4}、河原 孝彦⁵、牧山 剛三⁵、中田 健⁵、小林 篤^{1,2} (1.理科大先進工、2.理科大院先進工、3.東大工、4.東大院工、5.住友電工)

◆ 奨励賞エントリー

10:15 ~ 10:30

[17a-K401-6]

X線分光測定によるGaN上スパッタ成長ScAlN薄膜の表面酸化状態の評価

○佐々木 洸¹、棟方 晟啓¹、小林 正起¹、山本 涼太²、佐藤 早和紀²、小林 篤²、中野 義昭¹、前田 拓也¹ (1.東大、2.東京理科大)

◆ 英語発表

10:45 ~ 11:00

[17a-K401-7]

Study on pulsed sputtering epitaxy and subsequent high-temperature annealing of AlN thin films on graphene/4H-SiC(0001)

○(M2)Qun Yu¹, Kohei Ueno¹, Ting Pan², Keisuke Takemoto², Kenta Emori², Hiroshi Fujioka¹
(1.Univ. of Tokyo, 2.Nissan Motor Co., Ltd.)

◆ 奨励賞エントリー

11:00 ~ 11:15

[17a-K401-8]

RF-MBE成長したInAlN薄膜の構造特性と熱電特性の関係

○服部 翔太¹、荒木 努¹、出浦 桃子^{2,3} (1.立命館大理工、2.R-GIRO、3.早大理工)

◆ 奨励賞エントリー

11:15 ~ 11:30

[17a-K401-9]

立方晶窒化ホウ素スカンジウム(c-BScN)薄膜のマグネトロンスパッタリング成長

○前田 亮太¹、谷保 芳孝¹、熊倉 一英¹、平間 一行¹ (1.NTT物性研)

11:30 ~ 11:45

[17a-K401-10]

スパッタ成長した高濃度Ge添加GaNに対するオーミック電極

○(M1)岡部 耕平¹、内藤 愛子¹、上野 耕平¹、藤岡 洋¹ (1.東大生研)

11:45 ~ 12:00

[17a-K401-11]

RF-MBE法によるMnドーブ半絶縁性GaN基板上GaNホモエピタキシャル成長

○逢坂 拓征¹、久保田 航瑛¹、佐々木 洸¹、磯 憲司²、浅見 明太¹、杉山 正和¹、中根 了昌¹、前田 拓也¹
(1.東大、2.三菱ケミカル)

ScAlMgO₄ 基板上スパッタ成長 GaInN の結晶性評価Characterization of sputtered GaInN on ScAlMgO₄ substrate

○(M1) 深水直斗¹、伊藤涼太郎¹、坂本龍星¹、木下実乃里¹、榊原愛¹、石本聖治²、
西村政哉²、鈴木敦志²、岩谷素顕¹、竹内哲也¹、上山智¹、松倉誠³、小島孝広³、藤田篤史⁴、
依田文徳⁴

1:名城大学, 2:E&E エボリューション (株), 3:(株) オキサイド, 4:芝浦メカトロニクス (株)

○N. Fukami, R. Ito¹, R. Sakamoto¹, M. Kinoshita¹, A. Sakakibara¹, S. Ishimoto², S.
Nishimura², A. Suzuki², M. Iwaya¹, T. Takeuchi¹, S. Kamiyama¹, M. Matsukura³, T. Kojima³,
A. Fujita⁴, F. Yoda⁴

1: Meijo Univ. 2: E&E Evolution Ltd. 3: OXIDE Corp. 4: Shibaura Mechatronics Co.

E-mail: 243428039@ccmailg.meijo-u.ac.jp

【はじめに】 III族窒化物半導体 LED において外部量子効率発光波長の長波長化に伴い低下する。その主因は、InN モル分率の高い井戸層を持つ MQW で強い圧縮歪による量子閉じ込めシュタルク効果にあると考えられる。ScAlMgO₄ (SAM) 基板は、Ga_{0.85}In_{0.15}N と格子整合するため、この基板上に高品質の GaInN テンプレートを成長できれば、これを用いてその上に成長した赤色 MQW における圧縮歪をほぼ半減でき、上記の問題を回避できる可能性がある。ただし MOVPE 法で SAM 基板上に成長した GaInN では、組成不均一かつ表面平坦性が低く、また結晶性においても大きな課題を有していることが課題となっている。今回、後窒化方式のスパッタ装置により、SAM 基板上に Ga_{0.88}In_{0.12}N を成長し、結晶性に関する評価を行ったので報告する。

【実験方法】 SAM 基板上に後窒化スパッタ法[1]で膜厚 500 nm の Ga_{0.88}In_{0.12}N を成長した。この際、セラミック GaN ターゲットと In メタルターゲットを使用した。また成長温度は 600 °C である。一般的な MOVPE と比較して、100 °C 以上低温であるため、結晶性の向上が期待できる。本研究では、XRC による結晶性の評価と、AFM による表面平坦性の評価を行った。なお、SAM 基板上に MOVPE 法で成長したほぼ同じ組成の GaInN との比較も行った。

【実験結果】 Fig. 1 に後窒化スパッタ法により成膜した GaInN の XRC(0002)を示す。半値幅は 200 arcsec であった。この値を MOVPE 成長のサンプルと比較すると、MOVPE 成長では同半値幅は 700 arcsec であり、スパッタ成長に大きなアドバンテージがあった。また、表面粗さ RMS 値を MOVPE 成長のサンプルと比較すると、MOVPE 法では 10 nm に対し、後窒化スパッタ法では 4 nm であるため、後窒化スパッタ法の方が良好であった。Fig. 2 には、後窒化スパッタ法で成膜したサンプルの AFM 像を示す。Fig. 2 は凸部が粒状かつ縞状に並んでいることを示している。ただし、肉眼では鏡面に見えるため、粒状物質を除けば表面平坦性はさらに良好と思われる。粒状物質の素性に関しては現在分析中であるが、これが判明次第、除去方法についての検討を予定している。

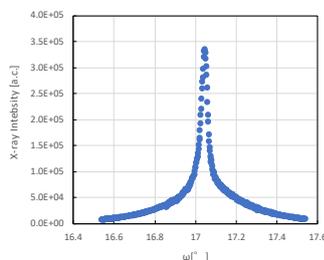


Fig.1 XRC(0002)

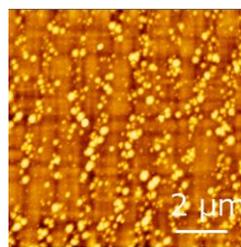


Fig.2 AFM images of sputtered sample

【謝辞】 本研究の一部は JST-A-STEP (JPMJTR201D)、NEDO 先導研究、および科学研究費補助金基盤研究 A (22H00304) の援助により実施した。

<引用> [1] 依田文徳、他、「後窒化型スパッタ装置を用いた GaN 薄膜の評価」、第 71 回応用物理学会春季学術講演会、25a-21c-10、上智大学、2024. 3. 25.

ScAlMgO₄ 基板上スパッタ GaInN への赤色 MQW 成長の検討Investigation of red MQW growth on sputtered GaInN on ScAlMgO₄ substrate

○(M1) 伊藤涼太郎¹, 坂本龍星¹, 深水直斗¹, 木下実乃里¹, 榊原愛¹, 石本聖治²,
西村政哉², 鈴木敦志², 岩谷素顕¹, 竹内哲也¹, 上山智¹, 松倉誠³, 小島孝広³, 藤田篤史⁴,
依田文徳⁴

1:名城大学, 2:E&E エボリューション (株), 3: (株) オキサイド, 4:芝浦メカトロニクス (株)

○R. Ito¹, R. Sakamoto¹, N. Hukami¹, M. Kinoshita¹, A. Sakakibara¹, S. Ishimoto²,
S. Nishimura², A. Suzuki², M. Iwaya¹, T. Takeuchi¹, S. Kamiyama¹, M. Matsukura³,
T. Kojima³, A. Fujita⁴, F. Yoda⁴

1: Meijo Univ. 2: E&E Evolution Ltd. 3: OXIDE Corp. 4: Shibaura Mechatronics Co.

E-mail: 243428006@ccmailg.meijo-u.ac.jp

【はじめに】 ScAlMgO₄(SAM) 基板は Ga_{0.85}In_{0.15}N と格子整合する特徴があり、InN モル分率の高い井戸層を持つ赤色 MQW の基板に対して発生する圧縮歪を減少し、量子閉じ込めシタルク効果による外部量子効率の長波長化に伴う低下を回避できる可能性がある。しかし、基板上に従来 MOVPE 法で成長していた MQW 下地層や MQW のバリア層は SAM 基板に格子整合する Ga_{0.85}In_{0.15}N としていたが相分離により平坦性が低く、下地層直上の MQW も更に平坦性が悪化し結晶性の低下が課題であった。そのため、下地層に平坦性が良好なスパッタ膜を採用し MQW の平坦性改善を目指しているが、現状のスパッタ膜は表面に Ga や In のメタルドロプレットと思われる突起があり、これにより直上の MQW の不均一性が増し、発光特性の低下に影響すると考えた。本研究ではスパッタ法で成膜した下地層を表面洗浄し、直上に MQW を成長することでその効果を検証した。

【実験方法】 SAM 基板上にスパッタ法で Fig. 1 に示す n-GaInN 下地層を 500 nm 成膜し、直上から MOVPE 法で 5 周期の MQW 活性層、10 nm の u-GaN スペーサ層を成長した。下地層は硫酸過水に 3 分浸け表面洗浄した試料と表面洗浄無しの試料を作製した。MQW のバリア層には表面洗浄無しの試料は Ga_{0.85}In_{0.15}N、表面洗浄有りの試料はバリア層の平坦性改善のため相分離のない GaN を積層した。作製した試料は励起光源に波長 405 nm 半導体レーザーを用い、室温での PL 測定を行った。

【実験結果】 Fig. 2 に作製した試料の PL スペクトル、Fig. 3 に SAM 基板上に成膜したスパッタ膜の表面洗浄前後の AFM 像を示す。表面洗浄無しの試料は 500 nm、550 nm、650 nm 付近に複数のピークが見られ、ブロードなスペクトルとなった。一方、表面洗浄有りの試料は 530 nm 付近にピークが見られ、これらの結果はバリア層に相分離のない GaN を用いたことや表面洗浄後の表面の突起の減少により MQW の均一性が向上したためと考える。また、表面洗浄有りの試料のピーク波長は赤色発光する目標波長 630 nm より短波長側にシフトした。これは今回成長した MQW の井戸層が従来の赤色 MQW の Ga_{0.62}In_{0.38}N 井戸層と同じ成長条件であり、従来の下地層より平坦性が向上したスパッタ法の下地層直上に MQW を成長したことで In の取り込み量が減少したためと考える。

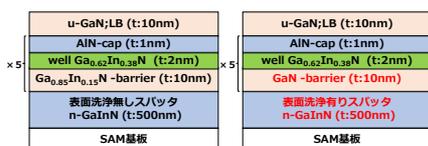


Fig. 1 Sample structure

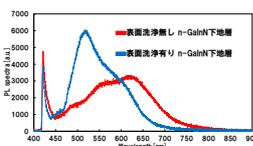


Fig. 2 PL spectra

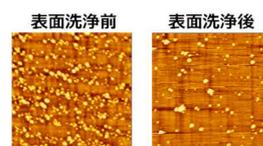


Fig. 3 AFM image (10×10 μm²)

【謝辞】 本研究の一部は JST-A-STEP (JPMJTR201D)、NEDO 先導研究、および科学研究費補助金基盤研究 A (22H00304) の援助により実施した。

**ScAlMgO₄基板上 RF-MBE 法 GaInN 成長における
その場 XRD-RSM を用いた成長初期過程観察**
In-situ XRD-RSM observation in the initial growth stage
in RF-MBE growth of GaInN on ScAlMgO₄

工学院大学¹, 量研², 立命館大学³ [○](M1)守屋潤希¹, 佐々木拓生²,
竹内丈¹, 尾沼猛儀¹, 本田徹¹, 山口智広¹, 名西徳之³

Kogakuin Univ.¹, QST², Ritsumeikan Univ.³

[○]Mitsuki Moriya¹, Takuo Sasaki², Jo Takeuti¹,

Takeyoshi Onuma¹, Tohru Honda¹, Tomohiro Yamaguchi¹, Yasushi Nanishi³

E-mail: cm24054@ns.kogakuin.ac.jp

[はじめに] 高品質な GaInN 膜や GaInN/GaN 量子井戸構造を実現させることで、赤色発光 LED の発光効率向上が期待できる。一方で GaInN 成長には GaN などの異種基板の使用が求められる。我々はこれまで、その場 X 線回折逆格子空間マッピング(*in-situ* XRD-RSM)測定を用い、GaN/ α -Al₂O₃テンプレート上への RF-MBE 法 GaInN 成長中の格子緩和過程の観察を行ってきた[1]。最近、In 組成 17% の GaInN に格子整合する ScAlMgO₄(SAM)基板に注目が集まっている[2,3]。今回は、*in-situ* XRD-RSM 法を用い、SAM 基板上 GaInN 成長における成長初期過程観察を行ったので報告する。

[実験] 大型放射光施設 SPring-8 BL11XU の MBE-XRD 装置[4]を用い、SAM 基板上に GaInN を低温(基板ヒーター出力(OP) 45%)と高温(OP 51%)にて成長速度 ~2 nm/min. で 30 min. 成長した。この GaInN 成長中に 10-11 逆格子点付近の XRD-RSM 測定を行った。RSM 1 測定に要する時間は約 7 秒である。

[結果と考察] Fig. 1 に、成長前 0 min. の XRD-RSM 像と 2 サンプルの成長時間 1 min.、5 min.、10 min. の XRD-RSM 像を示す。どちらも成長開始 1 min. 時点で SAM 基板のピークから垂直(L)方向に伸びた Crystal Truncation Rod (CTR) 散乱が明瞭に観察された。成長開始 5 min. では、CTR を残しながら、低温成長時には CTR に対し高 In 組成側に、高温成長時には低 In 組成側に新たな GaInN ピークが確認され、成長が進むにつれピーク位置がさらに変化(格子緩和率及び In 組成が変化)していった。当日は、GaN/ α -Al₂O₃テンプレート上成長におけるその場観察結果も含めながら議論を行う。

[謝辞] 本研究の一部は科研費(24K08271)の援助を受けて行われた。

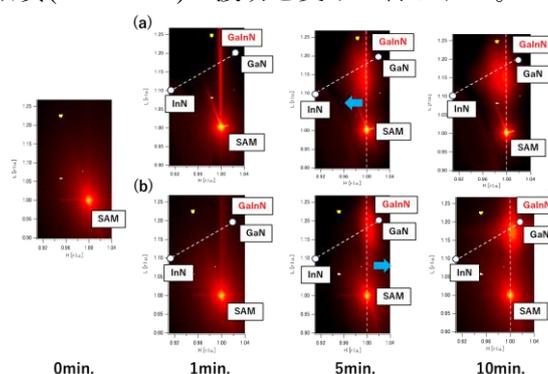


Fig. 1. Reciprocal space maps at 0 min., 1 min., 5 min. and 10 min. in the GaInN growth at (a) low-growth temperature (OP: 45.0%) and (b) high-growth temperature (OP: 51.0%).

[1] 竹内他, 第 84 回応用物理学会秋季学術講演会 21p-B101-10 (2023). [2] T. Ozaki *et al.*, Appl. Phys. Express 7, 091001 (2014). [3] Y. Kudo *et al.*, Phys. Status Solidi B 261, 240014 (2024). [4] T. Sasaki *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. 55, 05FB05 (2016).

アニール処理を施した ScAlN/AlGaN/GaN ヘテロ構造の特性

Characteristics of annealed ScAlN/AlGaN/GaN heterostructures

奥田朋也¹, 太田隼輔², 久保田航瑛³, 前田拓也^{3,4}, 河原孝彦⁵, 牧山剛三⁵, 中田健⁵, 小林篤^{1,2}

理科大院先進工¹, 理科大先進工², 東大工³, 東大院工⁴, 住友電工⁵

Tokyo Univ. of Science^{1,2}, The Univ. of Tokyo^{3,4}, Sumitomo Electric Industries⁵

Tomoya Okuda¹, Shunsuke Ota², Kouei Kubota³, Takuya Maeda^{3,4},

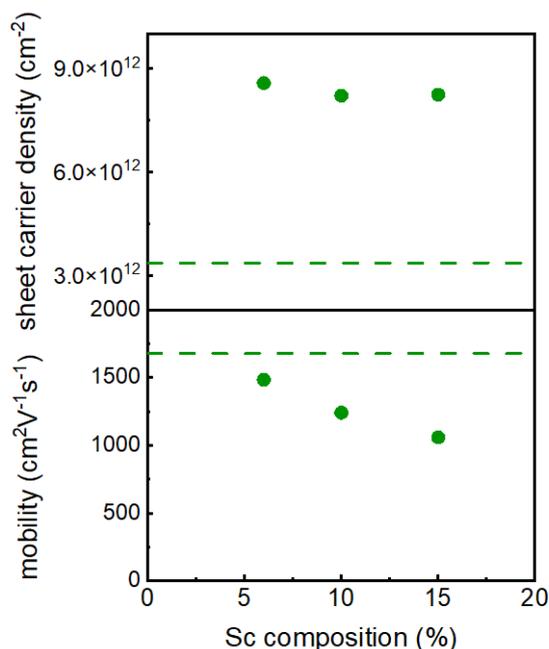
Takahiko Kawahara⁵, Koza Makiyama⁵, Ken Nakata⁵, Atsushi Kobayashi^{1,2}

E-mail: 8224518@ed.tus.ac.jp

ScAlN は大きな自発分極を持ち、GaN の面内との格子整合性が優れていることから、GaN-HEMT 用のバリア層材料として注目されている。^{[1][2]} これまでに我々は、スパッタ法を用いることで、高い結晶性を有する ScAlN 薄膜が AlGaN/GaN ヘテロ構造上にエピタキシャル成長できることを示してきた。^[3] また、Sc 組成 5~20% の範囲で ScAlN が AlGaN/GaN ヘテロ構造上にコヒーレント成長することや、Sc 組成の増加に伴い ScAlN の *c* 軸格子定数が単調に増加することを明らかにしてきた。^[3] 本研究では、スパッタ法と MOCVD 法を用いて作製した ScAlN/AlGaN/GaN ヘテロ構造にアニール処理を施し、2次元電子ガスのシートキャリア濃度と移動度の評価を行った。

6H-SiC 上に MOCVD 法で AlGaN/GaN ヘテロ構造を作製し、その上部にスパッタ法を用いて ScAlN をエピタキシャル成長させた。650°C で ScAlN をエピタキシャル成長させた後に、950°C で真空中で 1 時間のアニール処理を行った。作製した試料の表面モフォロジーを AFM で観察し、ScAlN の結晶の評価と Sc 組成の見積もりを XRD 測定で行った。さらに、ホール効果測定で ScAlN/AlGaN/GaN ヘテロ構造のシートキャリア濃度と移動度を調べた。

AFM で求めた Sc_{0.06}Al_{0.94}N, Sc_{0.10}Al_{0.90}N, Sc_{0.15}Al_{0.85}N の表面粗さ RMS 値は、0.54 nm, 0.20 nm, 0.15 nm であり、試料は平坦な表面を有していることが分かった。Sc_{0.06}Al_{0.94}N, Sc_{0.10}Al_{0.90}N, Sc_{0.15}Al_{0.85}N の 10 $\bar{1}2$ ロッキングカーブ半値幅は、774 arcsec, 841 arcsec, 539 arcsec であった。図 1 に ScAlN/AlGaN/GaN ヘテロ構造のシートキャリア濃度と移動度を示す。ScAlN 成長前の AlGaN/GaN 構造のシートキャリア濃度と移動度を破線で示した。アニール処理を施した Sc_{0.06}Al_{0.94}N/AlGaN/GaN ヘテロ構造のシートキャリア濃度は $8.6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ であり、AlGaN/GaN のシートキャリア濃度から 2 倍程度に上昇した。また、電子移動度は $1483 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ であった。これらは、アニール処理を施さない ScAlN/AlGaN/GaN 構造に比べ高い値となっている。以上の結果から、真空中アニール処理が ScAlN/AlGaN/GaN ヘテロ構造上の電気特性向上に有効であることが明らかになった。



[1] O. Ambacher *et al.*, J. Appl. Phys. **129**, 204501 (2021). [2] A. Kobayashi *et al.*, Appl. Phys. Express **17**, 011002 (2024). [2] 奥田 他, 第 85 回秋季応用物理学会学術講演会, 16p-A22-21 (2024).

Fig. 1 Electron mobility and density of the ScAlN/AlGaN/GaN heterostructures after the annealing.

AlGaIn/GaN 上への ScAlN 薄膜の低温エピタキシャル成長

Low-temperature epitaxial growth of ScAlN films on AlGaIn/GaN structures

理科大先進工¹, 理科大院先進工², 東大工³, 東大院工⁴, 住友電工⁵

太田隼輔¹, 奥田朋也², 久保田航瑛³, 前田拓也^{3,4}, 河原孝彦⁵, 牧山剛三⁵, 中田健⁵, 小林篤^{1,2}

Tokyo Univ. of Science^{1,2}, The Univ. of Tokyo^{3,4}, Sumitomo Electric Industries⁵

Shunsuke Ota¹, Tomoya Okuda², Kouei Kubota³, Takuya Maeda^{3,4},

Takahiko Kawahara⁵, Kozo Makiyama⁵, Ken Nakata⁵, Atsushi Kobayashi^{1,2}

E-mail: 8221016@ed.tus.ac.jp

ScAlN は大きな自発分極を有し GaN と格子整合することから、GaN-HEMT のバリア層として注目されている。ScAlN/GaN ヘテロ接合界面に誘起される二次元電子ガスの特性は、ScAlN バリア層の結晶性に大きく影響を受けるが、その詳細は明らかになっていない。また、ScAlN の作製条件と構造特性の関係についても不明な点が多い。本研究では、スパッタ法^[1]を用いて、AlGaIn/GaN HEMT 構造上に様々な温度でエピタキシャル成長させた ScAlN 薄膜の構造特性と電気特性を調べた。

6H-SiC 基板の上に MOCVD 法で成長させた AlGaIn/GaN ヘテロ構造上に、スパッタ法で ScAlN を 350 °C から 675 °C の範囲でエピタキシャル成長させた。Sc 組成は Sc と Al ターゲットへの供給電力およびスパッタチャンバー内に導入する Ar と N₂ の流量を調整することで制御した。作製した試料を真空中で 1 時間アニール処理し、結晶性の向上を試みた。作製した試料の表面を RHEED と AFM、結晶構造と結晶性を XRD で評価した。また、van der Pauw 法によるホール効果測定でシートキャリア濃度と移動度の評価を行った。

図 1 に 350 °C で成長させた Sc_{0.10}Al_{0.90}N 薄膜の RHEED パターンを示す。表面平坦なウルツ鉱構造結晶に由来するパターンを示している。図 2 に ScAlN/AlGaIn/GaN/SiC の XRD 2θ/ω スキャンの結果を示す。成長温度が 350 °C から 675 °C の範囲で、ScAlN 0002 回折がフリンジを伴って現れた。なお、ScAlN のエピタキシャル成長温度は 250°C まで低減可能であった。これらの結果から、低温でも結晶品質の高い ScAlN がエピタキシャル成長できることが分かった。図 3 に 350 °C で成長させた ScAlN の 10 $\bar{1}$ 5 回折周辺の逆格子マッピングを示す。GaN と ScAlN の Q_x 座標が一致していることから、ScAlN が GaN にコヒーレントに成長していることが分かる。また、この試料にアニール処理を施しても格子緩和が起こらないことも確認できた。当日は、ScAlN のエピタキシャル成長温度とヘテロ構造の電気特性の関係についても議論する予定である。

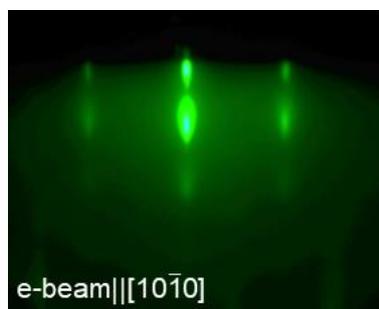


Fig.1 RHEED pattern of ScAlN grown at 350 °C

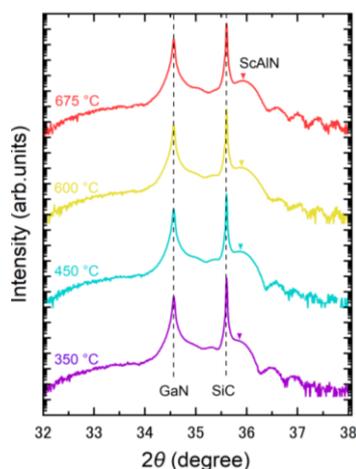


Fig.2 XRD 2θ/ω scan of ScAlN/AlGaIn/GaN/SiC

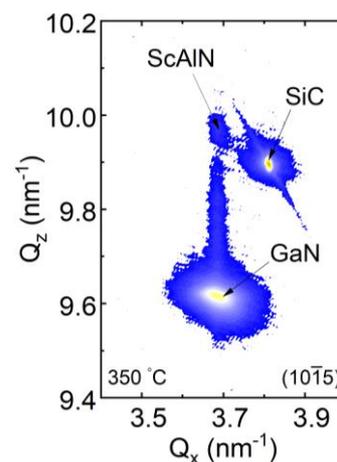


Fig.3 RSM of ScAlN/AlGaIn/GaN/SiC

【参考文献】 [1] A. Kobayashi *et al.*, Appl. Phys. Express **17**, 011002 (2024). [2] O. Ambacher *et al.*, J. Appl. Phys. **129**, 204501 (2021).

X線分光測定による GaN 上スパッタ成長 ScAlN 薄膜の表面酸化状態の評価

Characterization of Surface Oxidation of Sputtered ScAlN on GaN by X-ray Spectroscopy

佐々木 洸¹, 棟方 晟啓¹, 小林 正起¹, 山本 涼太², 佐藤 早和紀², 小林 篤², 中野 義昭¹, 前田 拓也¹

東京大学¹, 東京理科大学²

H. Sasaki¹, A. Munakata¹, M. Kobayashi¹, R. Yamamoto², S. Sato², A. Kobayashi², Y. Nakano¹, T. Maeda¹
The University of Tokyo¹, Tokyo University of Science²
E-mail: hsasaki@wbg.t.u-tokyo.ac.jp

ScAlN は強い分極と強誘電性を有し、GaN 上に擬似格子整合してヘテロエピタキシャル成長が可能であるため、GaN HEMT のバリア層として用いることで二次元電子ガス(2DEG)濃度の増大やスイッチング制御の実現が期待されている。ScAlN 表面は大気中で容易に酸化され、材料の電気的特性に影響を与える[1]が、成長条件による酸化層形成のされやすさについての研究は限られている[2]。本研究では、スパッタ法により成長条件を変えて作製した ScAlN 薄膜について、X線光電子分光法(XPS)およびX線吸収分光法(XAS)により化学結合状態を調べ、表面酸化状態を評価したので報告する。

GaN/Sapphire 基板上にスパッタリング法[3, 4]によって ScAlN 薄膜をエピタキシャル成長させた。Sc 組成や成長温度、Ar/N₂ 流量比を変化させた系統的な試料を用意し、それぞれの試料について XPS 測定、XAS 測定をそれぞれ SPring-8、KEK PF にて行った。測定試料は成長後に大気に曝露している。図 1 に光子エネルギー $h\nu = 1200$ eV (侵入長 3 nm 程度)および $h\nu = 850$ eV (侵入長 1 nm 程度)による XPS 測定で得られた(a) Sc_{0.13}Al_{0.87}N (膜厚 57 nm)、(b) Sc_{0.27}Al_{0.73}N (膜厚 66 nm) の Sc 2p_{3/2} 内殻スペクトルを示す。Sc-N 由来のピーク (Sc_N 2p_{3/2}, 400.3 eV)と Sc-O 由来のピーク (Sc_O 2p_{3/2}, 402.8 eV)の相対的な大きさを比較した結果、 $h\nu = 850$ eV の場合に Sc_O 2p_{3/2} が顕著に増大しており、表面近傍(~1 nm)で特に酸化が顕著であることを示唆している。また、Sc 組成に比例して Sc_O 2p_{3/2} が増大しており、表面酸化が顕著であることを示唆している。この傾向は過去の報告と一致する[2]。図 2 に同サンプルの Sc-L 端の XAS スペクトルを示す。Sc 組成が大きいほど、Sc 2p 軌道から d 軌道のうち配位子方向に向いている e_g 軌道(d_{3z²-r², d_{x²-y²})への遷移に対応する吸収(403.9 eV, 408.1 eV)が t_{2g} 軌道(d_{xy}, d_{yz}, d_{zx})の吸収(402.2 eV, 406.4 eV)に比べて大きく、e_g 軌道が主に表面酸化に関連していることを示唆している。}

謝辞 本研究の一部は科学技術振興機構(JST)創造的研究推進事業 ACT-X (JPMJAX22KH)、創発的研究支援事業 (JPMJFR234D)および JSPS 科研費 23KK0094 の支援を受けて実施されました。

参考文献 [1] M. Li *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **121**, 111602 (2022). [2] B. Biswas *et al.*, *J. Vac. Sci. Technol. A* **38**, 053201 (2020). [3] A. Kobayashi *et al.*, *Appl. Phys. Express* **17**, 011002 (2024). [4] T. Maeda *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **125**, 022103 (2024).

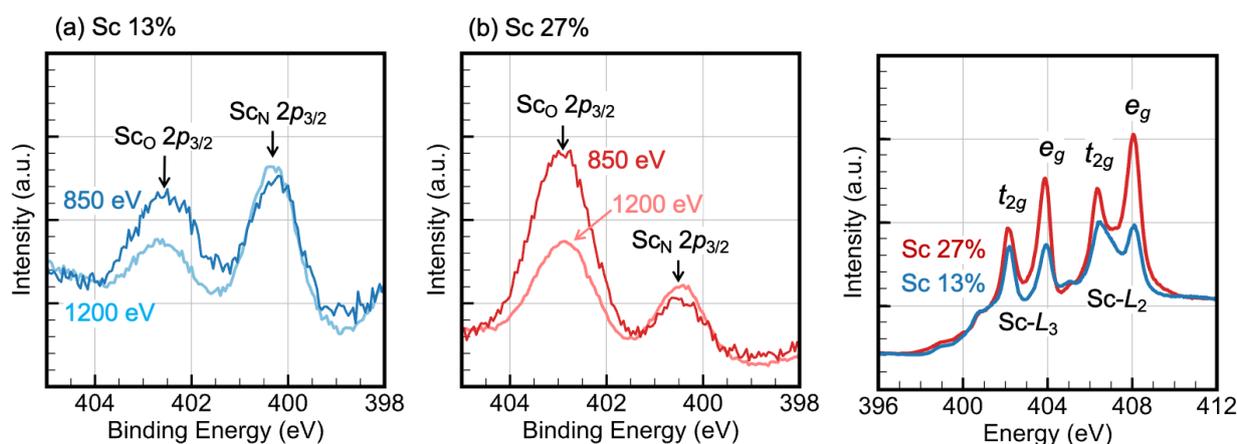


Fig. 1. XPS core-level spectra of (a) Sc_{0.13}Al_{0.87}N and (b) Sc_{0.27}Al_{0.73}N thin films on GaN. The intensity was normalized for each sample based on the peak value of the N 1s orbital. The photon energies are 850 eV and 1200 eV, with corresponding penetration depths of approximately 1 nm and 3 nm, respectively.

Fig. 2. XAS Sc-L₂ and Sc-L₃ spectra of Sc_{0.13}Al_{0.87}N and Sc_{0.27}Al_{0.73}N thin films on GaN.

Graphene/4H-SiC(0001) 基板上 AlN 薄膜のパルススパッタ成長と 高温アニール処理による高品質化に関する検討

Study on pulsed sputtering epitaxy and subsequent high-temperature annealing
of AlN thin films on graphene/4H-SiC(0001)

東大生研¹, 日産自動車², °(M2) 于群¹, 上野耕平¹, 潘テン², 竹本圭佑², 江森健太², 藤岡洋¹
Univ. of Tokyo¹, Nissan Motor Co., Ltd.²,
°Qun Yu¹, Kohei Ueno¹, Ting Pan², Keisuke Takemoto², Kenta Emori², Hiroshi Fujioka¹,
E-mail: yuqun@iis.u-tokyo.ac.jp

【背景】 2次元物質を中間層として用いる結晶成長手法は機械的な薄膜剥離が可能であることから、フレキシブルデバイスの作製や高価な基板の再利用などに有望とされている。[1] 特に、ステップテラス構造をもつ SiC(0001)基板上に形成されたエピタキシャルグラフェン(グラフェン/SiC)は品質が高く、窒化物半導体の成長用基板として期待される。[2] しかしながら、成長方向にダンダリングボンドをもたないグラフェン上の窒化物成長では、成長初期段階の核生成密度が小さく均一な薄膜成長が難しい。そのため従来の MOCVD 成長では、グラフェンの未被覆領域に優先的に核生成してしまうピンホール成長と呼ばれる現象や、原料ガスとグラフェンとの高温での反応による下地基板の露出やそれを介して下地基板に直接核生成してしまうことが報告されている。[3] これらの問題は、窒化物薄膜の剥離品質を損なう可能性があると考えられる。

このような問題に対して本研究では、低温プラズマプロセスであるパルススパッタ堆積法を用いて、グラフェン/4H-SiC(0001)基板上に AlN 薄膜成長を行い、成長初期過程の観察や成長後のグラフェンの評価を実施した。また、グラフェン/4H-SiC(0001)上 AlN 薄膜の結晶品質の改善を狙い、成長後に高温アニール処理を行った結果についても報告する。

【実験方法】 4H-SiC(0001)基板上に 6~7 ML 程度の多層グラフェンを形成し、窒化物半導体成長用基板とした。グラフェン/4H-SiC(0001)基板を PSD 装置に導入しサーマルクリーニングを施した後、AlN 薄膜成長を行った。さらに PSD 成長後の AlN 薄膜に対して 1700°C で 3 時間のアニール処理を行い結晶品質の改善を試みた。作製した薄膜の構造特性を XRD、AFM、ラマン分光法などを用いて評価を行った。

【結果と考察】 図 1(a)には膜厚 120 nm の AlN 薄膜成長後の表面 AFM 像を示す。グラフェン/4H-SiC(0001)基板のテラス上に均一に核生成した様子が観察される。またラマン散乱測定の結果から、グラフェンに起因した 2D および G ピークが観察され、界面にグラフェン層が均一に残っていることを確認した。次に、この試料に対して高温アニール処理を行った後の表面 AFM 像を図 1(b)に示す。テラス上に核生成した AlN がコアレス化し、原子レベルで平坦な表面を形成することがわかった。ラマン散乱測定により評価した AlN 薄膜の E₂^H ピークの半値幅は 9.9 cm⁻¹ から 6.3 cm⁻¹ に減少しており、高温アニール処理により結晶品質が改善していると考えられる。

【参考文献】 [1] Kim, H *et al.* Nat Rev Methods Primers 2, 40 (2022) [2] W. A. de Heer *et al.* Solid State Commun. 143, 92 (2007) [3] Al Balushi, *et al.* Surface Science, 634, 81-88. (2015).

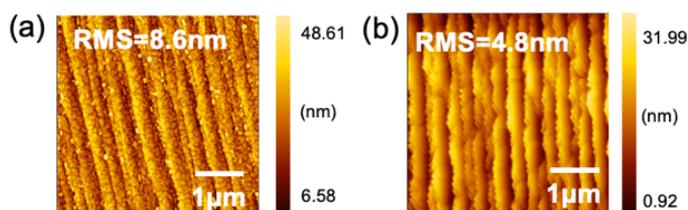


Fig. 1 (a) (b) AFM images (5μm × 5μm) of AlN grown on graphene/4H-SiC substrate by PSD

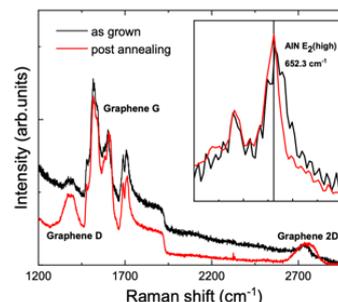


Fig. 2 Raman spectra of the AlN grown on graphene/4H-SiC substrate by PSD and HT annealed sample.

RF-MBE 成長した InAlN 薄膜の構造特性と熱電特性の関係 Relationship between structural and thermoelectric properties of InAlN thin film grown by RF-MBE

立命館大理工¹, R-GIRO², 早大理工³,[○]服部 翔太¹, 荒木 努¹, 出浦 桃子^{2,3}

Col. of Sci. & Eng.¹, R-GIRO², Ritsumeikan Univ¹., Fac. of Sci. & Eng., Waseda Univ.³

[○]S. Hattori¹, T. Araki¹, and M. Deura^{2,3}

E-mail: re0159hk@ed.ritsume.ac.jp

窒化物半導体は新規熱電材料として期待されるが[1,2]、高品質結晶の作製が困難であるため、熱電特性の解明は不十分である。我々は InN 成長に有利な RF-MBE 法を用いて、膜厚 100 nm 以上の高品質な混晶熱電薄膜の成長と特性評価に取り組んでいる。以前、InAlN は他の窒化物半導体と異なり、低温・低 III/V 比で均質薄膜が得られるが、170 nm 程度でクラックが発生することが分かった[3]。高温成長では、相分離起因と考えられる、数十~数百 nm サイズの高 In 組成 InAlN 多結晶が薄膜中に点在する。そこで今回は、相分離やクラックなどの薄膜構造が熱電特性に与える影響を調べた。

c 面 GaN (膜厚 2 μm) /sapphire テンプレート基板上に、In 組成 25~30% のアンドープ InAlN 薄膜を RF-MBE 成長した。In・Al フラックスは共に 0.8×10^{-7} Torr、窒素プラズマは流量 1 sccm・パワー 350 W (実効 N*フラックス 2.5×10^{-7} Torr、III/V 比 0.6) に固定、InN の最適成長温度より低い 375~435 °C で成長し、成長温度・膜厚により相分離・クラックの有無を制御した (Fig. 1)。これらの InAlN 薄膜のゼーベック係数を評価したところ、いずれも負の値 (n 型) を示した。

Fig. 2 にゼーベック係数の絶対値 $|S|$ を In 組成の関数として示す。375 °C で成長した相分離のない InAlN では 300 μV/K を超え、クラックの有無によらずほぼ一定であった。クラックで分割された各領域の $|S|$ の総和が観測されるためと考えられる。一方、400 °C 以上で成長した相分離領域を含む薄膜では $|S|$ が減少した。ゼーベック係数は高キャリア密度ほど小さいため、連続膜領域中のキャリア密度が高い可能性がある。相分離領域界面に存在すると推測される結晶欠陥でのキャリア生成、相分離領域が高 In 組成であることによるキャリア生成などが考えられるが、詳細は検討中である。Fig. 2 中の実線はキャリア密度 $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ を仮定した計算値であるが、 10^{18} cm^{-3} では 300 μV/K 程度となり [1]、相分離のない試料の値と一致する。相分離領域界面の構造制御により $|S|$ の減少を抑制できる可能性があり、さらに相分離は熱伝導率を減少させると期待される。

謝辞 薄膜熱電特性評価は大阪大学の中村芳明先生・石部貴史先生にご協力いただいた。本研究の一部は、科研費基盤研究(B) (23K26148) および公益財団法人豊田理化学研究所 2024 年度スカラー共同研究の支援を受けて行われた。

[1] A. Szein *et al.*, J. Appl. Phys. **113**, 183707 (2013).

[2] S. Yamaguchi *et al.*, Appl. Phys. Lett. **82**, 2065 (2003). [3] 服部他、第 71 回応物春季、25p-21C-3 (2024).

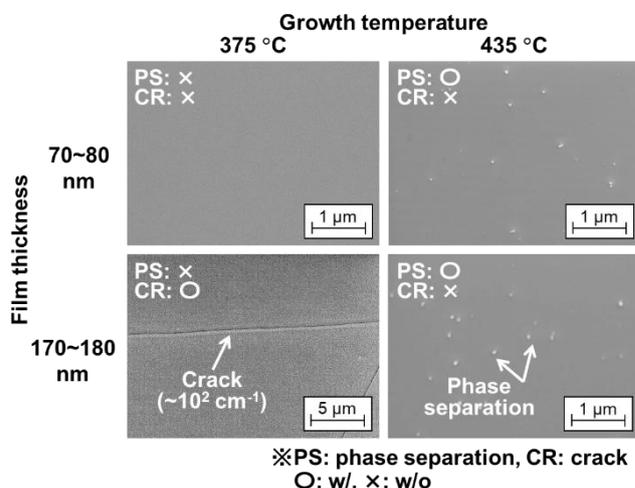


Fig. 1 Plan-view SEM images of InAlN surfaces.

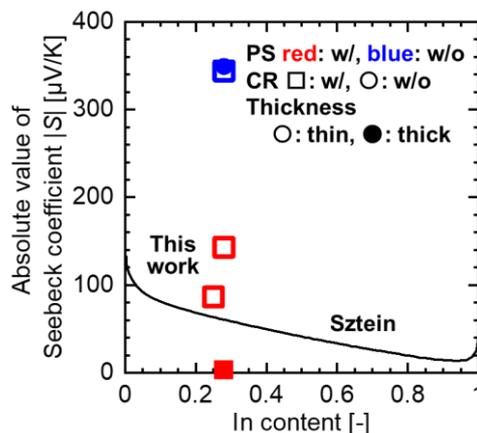


Fig. 2 In content dependence of absolute values of Seebeck coefficient of InAlN films.

立方晶窒化ホウ素スカンジウム (c-BScN) 薄膜の マグネトロンスパッタリング成長

Epitaxial growth of c-BScN layers by magnetron sputtering

日本電信電話(株) NTT 物性科学基礎研究所

○前田 亮太, 谷保 芳孝, †熊倉 一英, 平間 一行

NTT Basic Research Lab. NTT Corporation,

○Ryota Maeda, Yoshitaka Taniyasu, Kazuhide Kumakura, Kazuyuki Hirama

E-mail: ryota.maeda@ntt.com

【はじめに】立方晶窒化ホウ素(c-BN)は 6.3 eV のバンドギャップを有し、高耐圧電子デバイスへの応用が期待されている[1]。我々はこれまでイオンビームアシスト MBE 法とマグネトロンスパッタリング法によりダイヤモンド(111)基板上に c-BN(111)薄膜のエピタキシャル成長を実現してきた[2,3]。c-BN をベースとする混晶の成長と c-BN とのヘテロ構造の形成が可能になれば、ヘテロ構造へのキャリアの閉じ込めを利用した c-BN 系電子デバイスが期待できる。本研究では、0.9 eV のバンドギャップを有する立方晶窒化スカンジウム(c-ScN)と c-BN の混晶である立方晶窒化ホウ素スカンジウム(c-BScN)の成長を行った。

【実験】BScN 薄膜はマグネトロンスパッタリング装置を用いてダイヤモンド(111)基板上に成長した。スパッタリングガスには Ar と N₂ を用い、N₂ 流量比[N₂/(Ar+N₂)]は 30% である。スパッタリングターゲットには熱分解窒化ホウ素(PBN)と Sc を用いた。負の基板バイアス電圧を印加することで、正に帯電したプラズマ中のイオンを成長中の薄膜表面に照射している。BScN 薄膜の成長前に膜厚約 20 nm の c-BN バッファ層をダイヤモンド基板上に成長している。

【結果】Fig. 1 に BScN 薄膜の FT-IR 透過吸収スペクトルの基板バイアス依存性を示す。Sc 用カソードの RF 出力は 45 W である。基板バイアス電圧が -110 V の場合、sp³ 結合に由来する吸収ピークと sp² 結合に由来する吸収ピークの両方が見られており、sp³ 結合の立方晶層と sp² 結合の乱層構造 BN が混在している。一方、-120 V 以下のバイアス電圧では sp³ 結合に由来する吸収ピークのみが見られており、c-BN 成長の場合と同様、基板バイアスによって成長中に照射するイオンエネルギーを適切に制御することで、sp³ 結合のみからなる phase pure な BScN 薄膜が成長する。これらのサンプルでは 2 つのピークが重なった形状となっており、高波数側が c-BN バッファ層、低波数側が BScN による吸収に起因していると考えられる。Phase pure な BScN 薄膜の断面 TEM(Transmission Electron Microscope)像と制限視野電子線回折、および STEM-EDS マッピング像を Fig. 2 に示す。c-BScN(111)薄膜はダイヤモンド(111)基板上にエピタキシャル成長しており、エピタキシャル関係は成長方向で c-BScN[111]//diamond[111]面内方向で c-BScN[1-10]//diamond[1-10] である。平均 Sc 組成は約 6% であり、Sc は c-BScN 全体に均一に取り込まれている。c-BN をベースとした混晶のマグネトロンスパッタリング成長の報告はこれまでになく、本研究では c-BScN 薄膜のエピタキシャル成長を世界で初めて実証した。

【参考文献】 [1] J. Y. Tsao *et al.*, *Adv. Electron. Mater.*, **4**, 1600501 (2018). [2] K. Hirama *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **104** (2014) 092113. [3] 平間他, 第 70 回応用物理学会春季学術講演会 (2023).

†現所属: 北大量集セ, Current address: RCIQE, Hokkaido Univ.

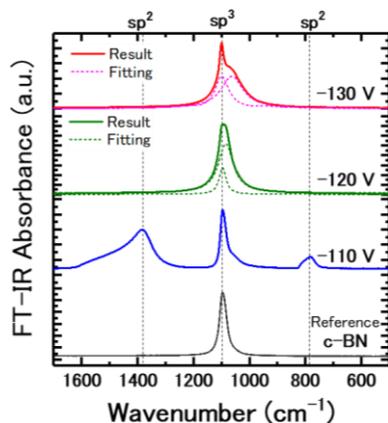


Fig. 1 FT-IR absorption spectra of BScN layers grown with different bias voltages.

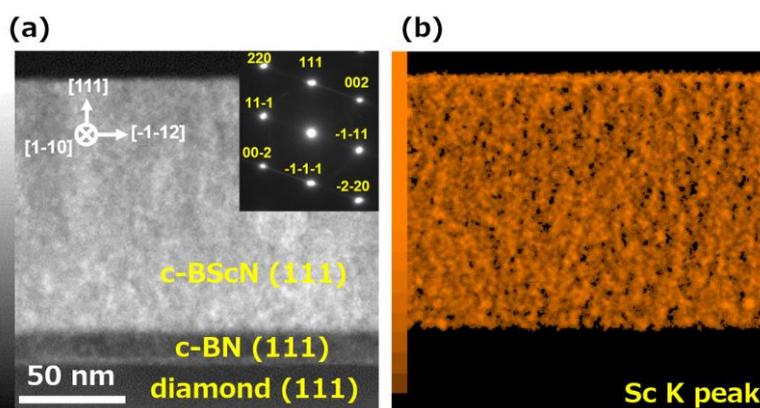


Fig. 2 (a) Cross-sectional TEM image and selected area electron diffraction, and (b) STEM-EDS mapping images of c-BScN/c-BN layers grown on diamond (111).

スパッタ成長した高濃度 Ge 添加 GaN に対するオーミック電極

Ohmic contacts to sputter-grown heavily Ge-doped GaN

東京大学生産技術研究所、○岡部耕平、内藤愛子、上野耕平、藤岡洋

○Kohei Okabe, Aiko Naito, Kohei Ueno, Hiroshi Fujioka

Institute of Industrial Science, The University of Tokyo

E-mail: kohokabe@iis.u-tokyo.ac.jp

【背景】 GaN系デバイスの高効率化、高性能化には、低抵抗なオーミック接触の形成が不可欠である。特にノンアロイオーミック接触形成技術は、高温熱処理に起因する金属の拡散や界面変化を抑制できるため、高出力・高周波素子応用に向けて多くの研究が行われている。^[1-4] 我々のグループでは、スパッタ法を用いると、従来のMOCVD法に比べて電子濃度が高く低抵抗なn型GaN薄膜の作製が可能であることを報告してきた。^[5] 特にGeをドーパントに用いた場合、表面平坦性を維持しつつ、 $5.1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ と高い電子濃度と、これまでの報告値の中でGaNとして最も大きな光学的ギャップが得られた。^[6-7] この高濃度にGeを添加したスパッタn型GaN薄膜と金属電極界面ではトンネル電流機構が促進され、低抵抗なノンアロイオーミック接触の形成が期待できる。そこで本研究では、スパッタ法を用いて高濃度GeドープGaNを作製し、TLM法を用いて金属電極との接触抵抗を評価することを目的とした。

【実験方法】 スパッタ法を用いて、AlN(0001)/Sapphire基板上に膜厚約300 nmの高濃度Ge添加GaN薄膜を成長した。その後、Ti/Al/Ti/Au(30nm/70nm/30nm/150nm)電極を超高真空電子ビーム蒸着装置で堆積し、コンタクトアニールをせずにTLM測定を実施した。

【結果と考察】 図1には電子濃度 $[n] = 4.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ の高濃度 Ge 添加 GaN 薄膜の表面 AFM 像を示す。表面粗さを示す RMS 値は 0.40 nm と小さく、高濃度 Ge 添加試料においても平坦な表面が得られたことがわかる。図2に示す TLM プロットから固有接触抵抗 $R_{c,sp} = 3.3 \times 10^{-7} \Omega \text{ cm}^2$ およびシート抵抗 $R_{sh} = 8.1 \Omega/\text{sq}$ の値を得た。同様に電子濃度の異なる試料についても TLM 測定を行い、 $R_{c,sp}$ の電子濃度依存性を図3にまとめた。電子濃度の増加とともに $R_{c,sp}$ は緩やかに減少する傾向があり、Ga 極性 GaN 薄膜へのノンアロイ電極の報告値と比較しても小さな $R_{c,sp}$ が得られていることがわかる。以上の結果からスパッタ法を用いた高濃度 Ge 添加技術は低抵抗オーミック接触形成に有望であると考えられる。

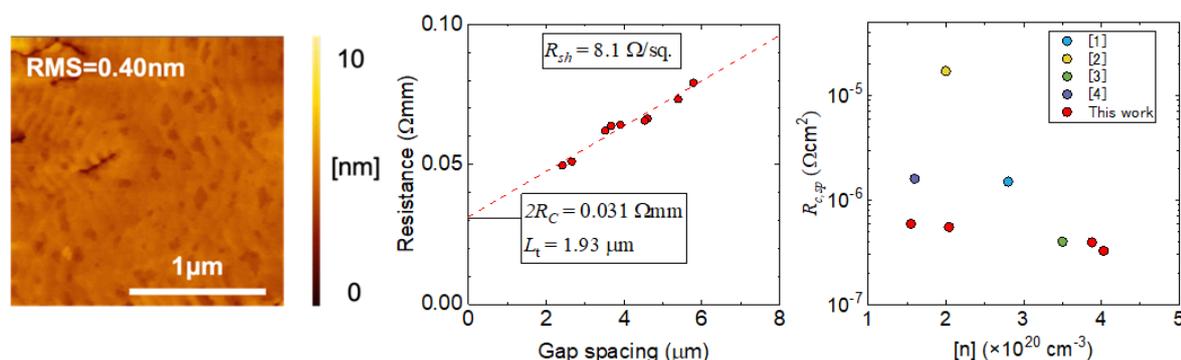


Fig.1 AFM image of Ge-doped GaN with $[n] = 4.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ grown on AlN(0001)/sapphire template.

Fig.2 TLM plot of Ge-doped GaN with $[n] = 4.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$.

Fig.3 $R_{c,sp}$ of Ti electrodes on highly n-type doped GaN (0001) as function of $[n]$.

【参考文献】

[1] C. Berger *et al.*, J. Appl. Phys. **132** 233103 (2022). [2] K. Kodama *et al.*, Phys. Status Solidi A **217** 1900517 (2020). [3] H. Qie *et al.*, Appl. Phys. Lett. **121** 212106 (2022) [4] Y. Zhou *et al.*, 2022 IEEEEMTT-S IMWS-AMP, 1-3, (2022). [5] K. Ueno *et al.*, APL Materials **5**, 126102 (2017). [6] K. Ueno *et al.*, Appl. Phys. Express **10** 101002 (2017). [7] A. Naito *et al.*, Phys. Status Solidi A **221**, 2300990 (2024).

【謝辞】 本研究の一部は JST ALCA-Next JPMJAN23E3、科研費 (JP24H00310)、科研費 (JP23K26557)、JST 次世代研究者挑戦的研究プログラム JPMJSP2108 等の助成を受けて行われたものである。

RF-MBE 法による Mn ドープ半絶縁性 GaN 基板上 GaN ホモエピタキシャル成長 Homoeptaxial Growth of GaN on Mn-doped Semi-Insulating GaN Substrate by Plasma-Enhanced Molecular Beam Epitaxy

逢坂拓征¹, 久保田航瑛¹, 佐々木洸¹, 磯憲司², 浅見明太¹, 杉山正和¹, 中根了昌¹, 前田拓也¹
東京大学¹, 三菱ケミカル株式会社²

H. Ohsaka¹, K. Kubota¹, H. Sasaki¹, K. Iso², M. Asami¹, M. Sugiyama¹, R. Nakane¹, T. Maeda¹
Univ. of Tokyo¹, Mitsubishi Chemical Corporation²

E-mail: ohsaka@wbgt.u-tokyo.ac.jp

分子線エピタキシー(MBE)は、超高真空環境で物理吸着によって半導体材料を結晶成長する手法として知られており、窒化物半導体に対しても広く用いられてきた[1, 2]. Mn をドーピングすることで深い準位を高密度に導入した(外因性の)半絶縁性 GaN 自立基板[3]は、高温においても抵抗率が極めて高く[4], Mn ドープ GaN 基板上に MOVPE 成長した GaN HEMT はヘテロエピタキシャル成長に比べ転位密度が少ないため、オフ時に低いリーク電流を示している[5]. 本研究では、絶縁性基板上高品質 GaN や AlGaIn/GaN の物性評価に向けて N₂ プラズマ援用(PE-)MBE によって Mn ドープ半絶縁性 GaN 基板上に GaN をホモエピタキシャル成長しその結晶性について調べた.

成長基板には Mn ドープ半絶縁性 GaN(0001)基板を用いた. 成長前に有機洗浄, 塩酸洗浄を行い, チャンバー内で Ga 照射と脱離による in-situ cleaning [6]を7回行った. その後, 基板温度 770°C, Ga flux = 4.9×10^{-5} Pa, 窒素流量 0.3 sccm 投入電力 280 W, 成長中の全圧 1.5×10^{-3} Pa として, 成長レート約 300 nm/h でアンドープ GaN を約 912 nm エピタキシャル成長した. 図1に反射高速電子線回折(RHEED)によって成長後の結晶を in-situ 表面観察した結果を示す. 細く鋭いストリークおよび明瞭な菊池線が確認され, 成長表面が平坦であることを示唆している. 図2に原子間力顕微鏡(AFM)を用いて(a)成長前基板, および, (b)成長後エピ層の表面を観察した結果を示す. 成長前基板の二乗平均面粗さ(RMS)は 0.53 nm 程度であり, エピ成長後は 0.27 nm 程度と平坦性がやや改善された. Ga ドロップレットがやや残存しているものの, ステップとテラスが確認された. 図3に X 線回折法(XRD)による(0002)回折面の $\omega/2\theta$ スキャン結果を示す. 半値幅(FWHM)は成長前基板が 47.7 arcsec であるのに対し, 成長後は 79.0 arcsec となった. 転位のバーガスベクトルを b , バーガスベクトルと直交する面のロックングカーブの半値幅を β とすると, 転位密度は,

$$N_{\text{dis}} = \frac{\beta^2}{4.36 \times b^2}$$

として求めることができる. 上式より, 成長前基板の転位密度は $4.4 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ であり, 成長後エピ層の転位密度は $1.0 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ と増加したことを示している. 今後, 成長条件を工夫することで, 転位密度の低減が可能であると考えている. 当日は電気的特性についても報告する.

謝辞 本研究の一部は, 科学技術振興機構(JST)創造的研究推進事業 ACT-X (JPMJAX22KH), および文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム事業(24UT0178)の支援を受けて実施されました.

参考文献 [1] M. Kaneko *et al.*, *Appl. Phys. Express* **9**, 025502 (2016). [2] T. Araki *et al.*, *Appl. Phys. Express* **16**, 025504 (2023). [3] K. Iso *et al.*, *Phys. Status Solidi B* **260**, 2200489 (2023). [4] D. Tanaka *et al.*, *J. Appl. Phys.* **133**, 055701 (2023). [5] D. Tanaka *et al.*, *IEEE Trans. Electron Devices* **71**, 3096 (2023). [6] G. Koblmüller *et al.*, *J. Appl. Phys.* **107**, 043527 (2010).

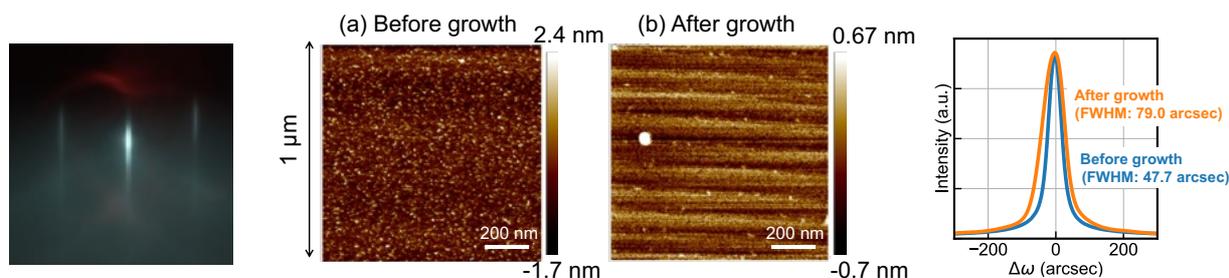


Fig. 1. The RHEED pattern of MBE-grown GaN surface in this study.

Fig. 2. AFM images ($1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$) of sample surfaces: (a) before growth (RMS = 0.534 nm) (b) after growth (RMS = 0.273 nm).

Fig. 3. The XRD profiles of GaN crystals before and after MBE growth for (0002) plane for GaN.