

Oral presentation | 15 Crystal Engineering : 15.4 III-V-group nitride crystals

📅 Mon. Sep 16, 2024 9:00 AM - 11:30 AM JST | Mon. Sep 16, 2024 12:00 AM - 2:30 AM UTC 🏢 A21 (TOKI MESSE 2F)

[16a-A21-1~8] 15.4 III-V-group nitride crystals

Narihito Okada(Yamaguchi Univ.), Kazuki Ohnishi(Mie University)

9:00 AM - 9:15 AM JST | 12:00 AM - 12:15 AM UTC

[16a-A21-1]

Analysis on the initial stage of RF-MBE growth of GaN on cleaved ScAlMgO₄ substrates

○Nobuaki Hagiwara¹, Yasuhiro Yamada¹, Taiki Kusayama¹, Momoko Deura², Takashi Fujii¹, Tsutomu Araki¹ (1.Col. of Sci. & Eng.,Ritsumeikan Univ., 2.R-GIRO,Ritsumeikan Univ.)

9:15 AM - 9:30 AM JST | 12:15 AM - 12:30 AM UTC

[16a-A21-2]

Analysis on the initial stage of RF-MBE growth of InGaN on ScAlMgO₄ substrates

○Yuta Kubo¹, Yuanze Zhong¹, Momoko Deura², Takashi Fujii¹, Tsutomu Araki¹ (1.Col. of Sci. & Eng., Ritsumeikan Univ., 2.R-GIRO, Ritsumeikan Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

9:30 AM - 9:45 AM JST | 12:30 AM - 12:45 AM UTC

[16a-A21-3]

Red LED with PEDOT/PSS hole transporting layer on ScAlMgO₄ substrate

○(M2)Yuma Kato¹, Satoshi Kamiyama¹, Tetsuya Takeuchi¹, Motoaki Iwaya¹, Emi Matsuyama², Atsushi Suzuki², Ryusei Sakamoto¹, Ryotaro Ito¹ (1.Meijo Univ., 2.E&E Evolution Ltd.)

9:45 AM - 10:00 AM JST | 12:45 AM - 1:00 AM UTC

[16a-A21-4]

First-Principles Calculation of Polarity Inversion Boundary in GaN

○Takahiro Kawamura¹, Toru Akiyama¹, Hideto Miyake¹, Yoshihiro Kangawa², Kazuhisa Ikeda³, Tomoyuki Tanikawa³ (1.Mie Univ., 2.RIAM, Kyushu Univ., 3.Osaka Univ.)

10:15 AM - 10:45 AM JST | 1:15 AM - 1:45 AM UTC

[16a-A21-5]

[INVITED] Development of N-polar GaN for RF transistors

○Isao Makabe¹ (1.Sumitomo Electric)

10:45 AM - 11:00 AM JST | 1:45 AM - 2:00 AM UTC

[16a-A21-6]

Analysis of impurity incorporation into GaN using universal neural network potential

○Shigeki Yoshida¹, Isao Makabe¹, Takuji Yamamura¹, Kozo Makiyama¹, Ken Nakata¹ (1.Sumitomo Electric)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

11:00 AM - 11:15 AM JST | 2:00 AM - 2:15 AM UTC

[16a-A21-7]

Epitaxial Polarity Inversion Process from Ga-polar GaN to N-polar GaN toward Multiple Polarity Inverted Structure Fabrication

○Kazuhisa Ikeda¹, Kanako Ueda¹, Masahiro Uemukai¹, Tomoyuki Tanikawa¹, Ryuji Katayama¹ (1.Osaka Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

11:15 AM - 11:30 AM JST | 2:15 AM - 2:30 AM UTC

[16a-A21-8]

Study on AlN Surface Oxidation Process for Polarity-Inverted Stacking Structures

○Tomohiro Tamano¹, Kanako Shojiki^{1,2}, Ryota Akaïke^{1,3}, Hiroki Yasunaga^{1,3}, Takao Nakamura^{1,3},
Masahiro Uemukai⁴, Tomoyuki Tanikawa⁴, Ryuji Katayama⁴, Hideto Miyake^{1,3} (1.Mie Univ.,
2.Kyoto Univ., 3.IC-SDF, 4.Osaka Univ.)

劈開 ScAlMgO₄ 基板上 GaN の RF-MBE 成長における初期過程解析

Analysis on the initial stage of RF-MBE growth of GaN on cleaved ScAlMgO₄ substrates

立命館大理工¹, R-GIRO² Col. of Sci. & Eng.¹, R-GIRO², Ritsumeikan Univ.

○萩原 宣顕¹, 山田 泰弘¹, 草山 大生¹, 出浦 桃子², 藤井 高志¹, 荒木 努¹

[○]N. Hagiwara¹, Y. Yamada¹, T. Kusayama¹, M. Deura², T. Fujii¹, and T. Araki¹

E-mail: re0175ep@ed.ritsumeai.ac.jp

我々は、RF-MBE法を用いた ScAlMgO₄ (SAM) 基板上への高品質(In)GaNの直接成長に取り組んでいる[1,2]。しかし、格子定数差が1.8%程度以下と比較的小さいにもかかわらず、貫通転位密度が高いこと、また GaN の場合、3 分子層程度に相当する (0.84 nm) SAM 基板の高いステップに起因して、準安定相の立方晶 GaN (ZB-GaN) が混在しやすいことが課題である。これらは成長初期過程観察からも明らかになっており、SAM テラス幅の増加 (ステップ密度の低減) が ZB 相混在の抑制に有効であることを見出している[3,4]。一方、SAM の強い c 面劈開性を活用して、ステップ密度の非常に低い劈開基板が得られる。そこで、劈開 SAM 基板上への GaN 成長の初期過程を解析し、通常市販 SAM 基板 (研磨基板) 上の成長と比較した。

Fig. 1 に c 面研磨基板の上部を劈開した前後での SAM 基板の表面 AFM 像を示す。劈開前には 500 nm 程度幅のステップテラス構造が見られたが、劈開後にはステップのない極めて平坦な表面が得られた。劈開により基板厚さは 500 μm から 300 μm に減少した。得られた劈開基板上に、RF-MBE 法により GaN を 1~15 min 成長した。成長温度 700 $^{\circ}\text{C}$ 、Ga フラックス 3.0×10^{-7} Torr、窒素流量 1.0 sccm、プラズマパワー 260 W は固定した。研磨基板上での Ga フラックスは 3.6×10^{-7} Torr であった。この違いは SAM ステップの影響も考えられるが、詳細は検討中である。Fig. 2 に 5 min 成長後の GaN 薄膜の電子線後方散乱回折 (EBSD) 結晶相マップを示す。研磨基板では ZB 相比率が 50%近いのに対し、劈開基板では 14%であった。一方、Fig. 3 に XRD 2θ - ω プロファイルのフリンジから推定した GaN 膜厚の成長時間依存性を示す。劈開基板上では 1~2min 程度の成長開始遅れの発生が示唆され、核発生の起点となるステップの密度が極端に低いために推測される。研磨基板上でも 3 min での ZB 相比率は 1 割程度であったことから、遅れ時間を考慮すると、Fig. 2 における ZB 相比率の違いは実質的な成長時間の違いに起因する可能性もあり、今後さらなる検討が必要である。なお、Fig. 3 の傾きから算出された劈開基板上の成長速度が研磨基板上より 2 割程度減少していることは、Ga フラックスの違いに対応することが示唆される。

謝辞 SAM 基板は(株)福田結晶技術研究所よりご提供いただいた。

[1] T. Araki *et al.*, Appl. Phys. Express **16**, 025504 (2023).

[2] Y. Kubo *et al.*, Phys. Status Solidi B, 2400014 (published online). [3] Y. Wada *et al.*, Phys. Status Solidi B **260**, 2300029 (2023). [4] M. Deura *et al.*, Phys. Status Solidi B, 2400047 (published online).

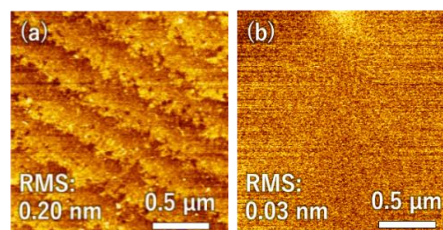


Fig. 1 AFM images of SAM surface (a) before and (b) after cleavage.

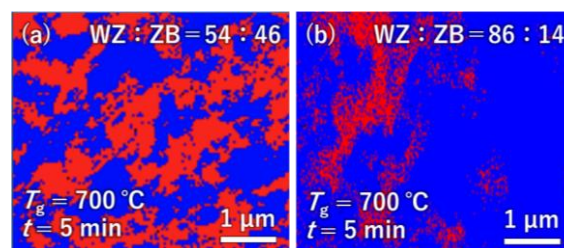


Fig. 2 EBSD maps of GaN films grown on (a) polished and (b) cleaved SAM substrates.

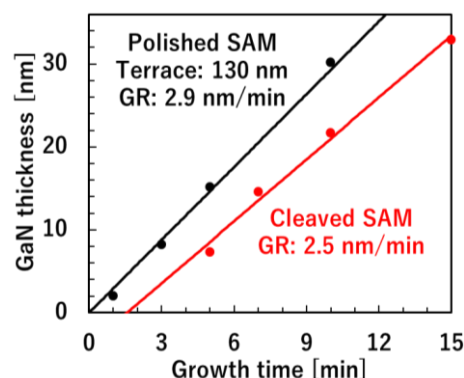


Fig. 3 Growth time dependence of GaN thickness on cleaved and polished SAM substrates.

ScAlMgO₄ 基板上 InGaN の RF-MBE 成長における初期過程解析

Analysis on the initial stage of RF-MBE growth of InGaN on ScAlMgO₄ substrates

立命館大理工¹, R-GIRO² °久保 祐太¹, 鐘 元澤¹, 出浦 桃子², 藤井 高志¹, 荒木 努¹

Col. of Sci. & Eng.¹, R-GIRO², Ritsumeikan Univ.,

°Y. Kubo¹, Y. Zhong¹, M. Deura², T. Fujii¹, and T. Araki¹

E-mail: re0153se@ed.ritsumeai.ac.jp

我々は ScAlMgO₄ (SAM) 基板上への InGaN の RF-MBE 成長に取り組んでいる[1]。しかし、格子整合に近い In 組成でも貫通転位密度が 10^{10} cm^{-2} 台と高いこと、In 組成の精密制御が困難なことが課題である[2]。そこで今回は成長初期過程の解析を行い、GaN 成長の場合と比較した[3]。

平均テラス幅 500 nm の c 面 SAM 基板上に、RF-MBE により InGaN を 3~60 min 成長した。成長温度 600 °C、Ga フラックス $2.2 \times 10^{-7} \text{ Torr}$ 、In フラックス $3.4 \times 10^{-7} \text{ Torr}$ 、N₂ 流量 1.0 sccm、プラズマパワー 260 W (実効 N フラックス $2.5 \times 10^{-7} \text{ Torr}$) は固定した。予想 In 組成は 12%、成長速度は 150 nm/h 程度である。一方 GaN は、平均テラス幅 130 nm の SAM 基板上に、成長温度 700 °C、窒素プラズマは同条件、Ga フラックス $3.6 \times 10^{-7} \text{ Torr}$ で成長し、成長速度は 180 nm/h 程度である。Fig. 1 に成長時間 3 min および 20 min の InGaN・GaN の表面 AFM 像を示す。InGaN の方が平坦性は高いが、3 min におけるグレインサイズが GaN より小さい。また GaN と異なり、20 min においても c 面が明瞭に形成されていない。これに対応して、20 min 成長後の薄膜の X 線ロッキングカーブ半値幅 (XRC-FWHM) は、GaN では $(0002)/(10\bar{1}2)=1610/1870 \text{ arcsec}$ 、InGaN は $1930/3080 \text{ arcsec}$ であり、InGaN の配向性の方が低かった。InGaN の成長温度が低いいため、初期に小さなグレインが高密度に発生することで、配向性の低下や c 面形成の遅さをもたらしたと推測される。一方、XRD $2\theta-\omega$ 測定から求めた In 組成の成長時間依存性を Fig. 2 に示す。3 min では In がほぼ取り込まれておらず、成長の進行にともなって In 組成が増加したことが分かる。さらなる検討は必要であるが、成長時間が長いほど In 組成のばらつきが増加することも示唆される。同条件で成長しているにもかかわらず In 組成が大きくばらつくことは、成長初期に In が取り込まれにくいことが影響している可能性がある。In 組成 17% 近傍が格子整合条件のため、初期に In が取り込まれないことは格子不整合の観点からは説明できない。結合エネルギーが Ga-N>In-N であるため[4]、SAM 表面で GaN が優先的に結晶化した可能性もあるが、詳細は検討中である。組成変調の原因および InGaN 成長に与える影響を解明することで、高品質 InGaN 成長が可能になると期待される。

謝辞 SAM 基板は株式会社福田結晶技術研究所よりご提供いただいた。

[1] Y. Kubo *et al.*, Phys. Status Solidi B, 2400014 (published online). [2] 出浦他, 第 84 回秋季応物, 21p-B101-6 (2023). [3] M. Deura *et al.*, Phys. Status Solidi B, 2400047 (published online). [4] C. Stampfl *et al.*, Phys. Rev. B **59**, 5521 (1999).

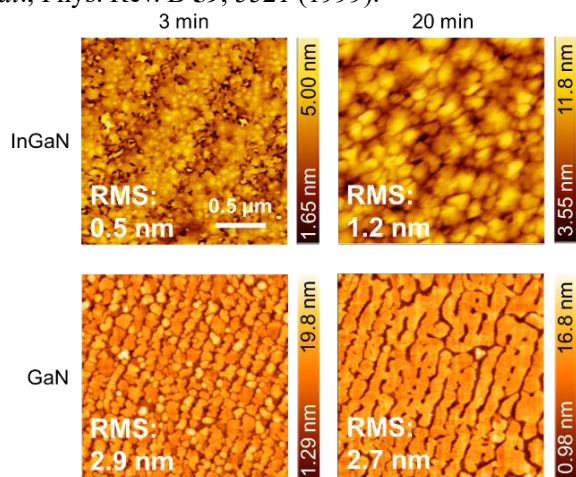


Fig. 1 $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ -area AFM images of (In)GaN grown for 3 and 20 min.

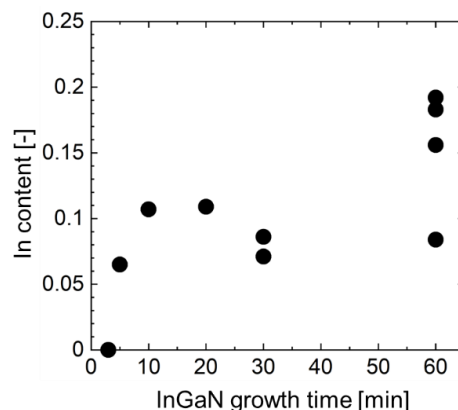


Fig. 2 Growth time dependence of In content in InGaN determined by XRD $2\theta-\omega$ measurements.

PEDOT/PSS を正孔輸送層に用いた ScAlMgO₄ 基板上赤色 LEDRed LED with PEDOT:PSS hole transporting layer on ScAlMgO₄ substrate

名城大学¹, E&E エボリューション(株)², ○(M2) 加藤 悠真¹, 坂本 龍星¹, 伊藤 涼太郎¹, 松山絵美²,
鈴木敦志², 岩谷素顕¹, 竹内哲也¹, 上山智¹

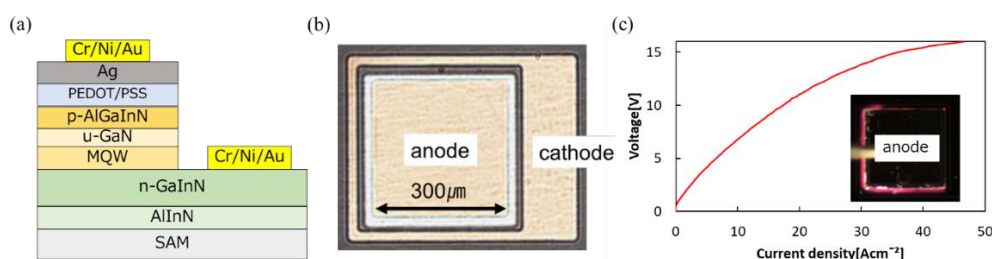
Meijo Univ.¹, E&E Evolution Ltd.², °Yuma Kato¹, Ryusei Sakamoto¹, Ryotaro Ito¹, Emi Matsuyama²,
Atsushi Suzuki², Motoaki Iwaya¹, Tetsuya Takeuchi¹, Satoshi Kamiyama¹

E-mail: 233428009@ccmailg.meijo-u.ac.jp

【はじめに】窒化物半導体を用いた LED は長波長化するほど外部量子効率が低下する。この要因の一つに長波長 MQW が熱的に不安定で、p-GaN 成長時の熱的負荷により劣化することがあげられる。それを避けるためには p-GaN の低温成長が必要となるが、その場合には低温成長 p-GaN は抵抗が高いことが課題である。本研究では p-GaN を PEDOT/PSS に置き換えた LED 構造を検討した。PEDOT/PSS とは正孔輸送層として働く導電性ポリマーの一種で低抵抗の p 型半導体として機能し、透明性に優れる。また、スピコート法と低温のプリベーキングによる成膜が可能のため、MQW への熱的負荷の低減が期待できる。加えて、ScAlMgO₄(SAM)基板は Ga_{0.83}In_{0.17}N と格子整合することから、赤色 MQW の圧縮ひずみをほぼ半減できる。そこで、SAM 基板上赤色 MQW に PEDOT/PSS を用いた LED を作製し、デバイス特性の評価を行った。

【実験方法】SAM 基板上に MOVPE 法により AlInN バッファ層、n-GaInN 下地層、MQW 活性層、u-GaN スペーサ層、p-AlGaInN 層を成長させた。PEDOT/PSS をスピコート法で成膜した後、水や現像液から保護するためにスパッタリング法により Ag を全面に成膜した。リソグラフィにより n 層露出用のパターンニングを行い、ドライエッチングを行った。リソグラフィによりパッド電極形成用のパターンニングを行い、真空蒸着法にて電極を形成した。プローバにより電気的特性の評価を行った。

【実験結果】Fig.1(a)に作製したデバイスの断面構造図、Fig.1(b)に素子の顕微鏡写真、Fig.1(c)に J-V 測定結果を示す。電流注入により微小な発光が確認された。しかし、Fig.1(c)に示される通り電流のリークが確認された。これは p-AlGaInN 層と PEDOT/PSS 間の伝導体の障壁が足りず、電子電流のオーバーフローが起きていると考える。



Figures1 (a)LED structure (b) Micrograph of the device (c)J-V characteristic

【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。本研究を進めるにあたり議論に参加していただいた名古屋大学の天野浩教授に感謝する。

第一原理計算による GaN の極性反転界面構造の解析

First-Principles Calculation of Polarity Inversion Boundary in GaN

三重大院工¹, 九大応力研², 阪大院工³ ○河村 貴宏¹, 秋山 亨¹, 三宅 秀人¹, 寒川 義裕²,
池田 和久³, 谷川 智之³

Mie Univ.¹, RIAM, Kyushu Univ.², Osaka Univ.³, ○Takahiro Kawamura¹, Toru Akiyama¹,
Hideto Miyake¹, Yoshihiro Kangawa², Kazuhisa Ikeda³, Tomoyuki Tanikawa³

E-mail: tkawamura@mach.mie-u.ac.jp

はじめに GaN と AlN の成長においては、AlN 中間層を挿入することによって極性反転が起こることが知られている [1, 2]。GaN に関しては、GaN の酸化層を挿入することによっても極性反転が可能であることが報告されており、AlN 中間層無しに極性反転を起こす技術として期待されている [3]。III-V 族窒化物半導体において、その極性は成長プロセスや結晶品質、さらに最終的なデバイス性能に影響するため適切な極性制御技術が必要であり、そのためには極性反転が起こるメカニズムを明らかにする必要がある。AlN の極性反転に関しては実験・計算双方の観点から多くの先行研究が報告されているが、GaN 酸化層の挿入による GaN の極性反転に関してはほとんど明らかになっていない。そこで本研究では上記の GaN の極性反転が起こるメカニズムを明らかにする事を目的として、第一原理計算を用いて極性反転の界面構造について解析を行った。

計算方法 計算には第一原理計算プログラム Quantum ESPRESSO [4] を用いた。図 1 に示すように N 極性および Ga 極性の GaN 層とその間に酸化層が挿入された 3 種類のスラブモデルを作成した。上下端面は仮想的な H 原子で終端されている。これらのモデルは N 極性から Ga 極性への反転構造を模擬している。各構造の界面エネルギーを Ga ケミカルポテンシャル μ_{Ga} の関数として求め、界面構造の安定性について検討を行った。

結果および考察 図 2 の結果から、界面エネルギーは μ_{Ga} と界面構造に依存して変化しており、今回検討した中では (c) の 4 分子層の $\text{Ga}_x\text{O}_y\text{N}_z$ ($x:y:z=8:3:5$) で構成された界面構造が最も安定であることが分かった。また、(a) と (b) に対して (c) の界面エネルギーが小さいことから、界面が厚い方がより安定な極性反転界面となる可能性が示唆される。この点に関しては、酸化層の組成および界面の厚さに対する界面エネルギーの依存性についてさらなる検討が必要である。

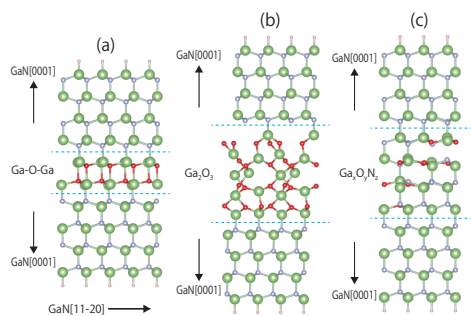


図 1: 極性反転の界面構造: (a) 2 分子層の GaO, (b) 3 分子層の Ga_2O_3 , (c) 4 分子層の $\text{Ga}_x\text{O}_y\text{N}_z$ ($x:y:z=8:3:5$)

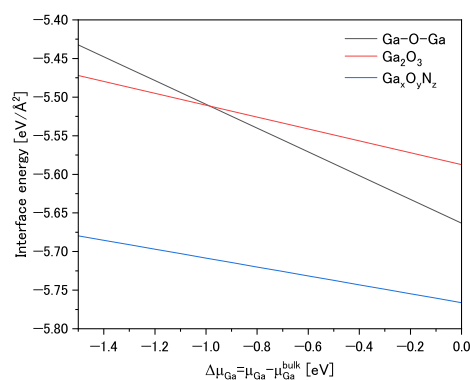


図 2: 極性反転界面の界面エネルギー

[1] K. Shojiki et al., Mater. Sci. Semicond. Process. **166**, 107736 (2023). [2] T. Murata et al., Phys. Status Solidi B, **260**, 2200583 (2023). [3] K. Ikeda et al., Interlayer-Free GaN Epitaxial Polarity Inversion by Metalorganic Vapor Phase Epitaxy, ICMOVPE XXI, 2C-2.5. [4] P. Giannozzi et al., J. Phys.: Condens. Matter, **29**, 465901 (2017).

N 極性 GaN 結晶を用いた高周波トランジスタの開発

Development of N-polar GaN for RF transistors

住友電気工業株式会社 °眞壁 勇夫

Sumitomo Electric Industries, Ltd., °Isao Makabe

E-mail: makabe-isao@sei.co.jp

現在、窒化ガリウム(GaN)の優れた材料特性を生かした、高出力・高効率な高周波トランジスタ (GaN HEMT)が開発され、携帯基地局増幅器用アンプとして GaN を用いた素子が広く採用されている。通信技術の進化と共に、今後も更なる高出力・高効率化が望まれている。

一般に、製品化されている GaN HEMT は、Ga 極性 (0001)面が用いられる。AlGaIn 障壁層直下の GaN チャンネル層に高濃度の 2 次元電子ガス(2DEG)を形成することが可能である。材料特性として、ウェハプロセスで使用するプラズマや薬液処理に対する耐性が強く、かつ良好な熱伝導を有する SiC 基板を母材として良質な結晶を得やすいという利点がある。しかし、素子設計においては、AlGaIn 自身へ導入される応力から、高 Al 組成化が難しく、高濃度の 2DEG が設定できない。応力の影響を緩和するために AlGaIn 層を薄層化することは、結局は 2DEG 濃度を減少させることとなり、高出力化へのトレードオフとなってしまう。

我々は N(窒素)極性(000-1)面を用いた GaN HEMT に着目している。Fig.1 に N 極性 GaN の利点を示す。N 極性は、Ga 極性に対して、分極の向きが反転するため、障壁層上の GaN 層中に 2DEG が形成される。この積層構造は、障壁層の高 Al 組成化を可能にする。2DEG 濃度は障壁層の Al 組成にて、2DEG 位置は GaN チャンネル層にて、各々決定され、設計自由度が大幅に向上する。これまで、N 極性 GaN のデバイス応用が困難であった原因は、結晶成長が非常に難しいことが挙げられる。Fig.2 に開発当初と条件改善した N 極性 GaN 結晶の表面モフォロジを示す。我々は従来の Ga 極性で培った結晶成長技術を活用し、GaN HEMT に必要な高品質 N 極性 GaN 結晶を得ることに成功した。また InAlN 障壁層の採用により、Ga 極性に対し、2 倍以上の高 2DEG 濃度化を達成した。結晶成長をベースに、N 極性 GaN 結晶を用いた GaN HEMT の開発について述べる。

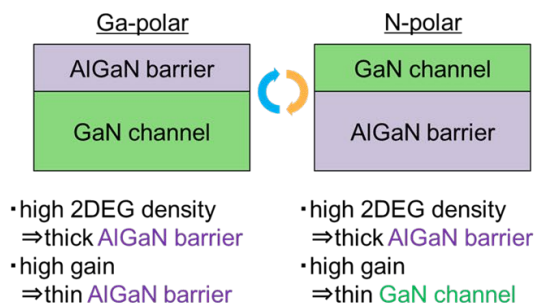


Fig.1 Advantage of N-polar GaN HEMT

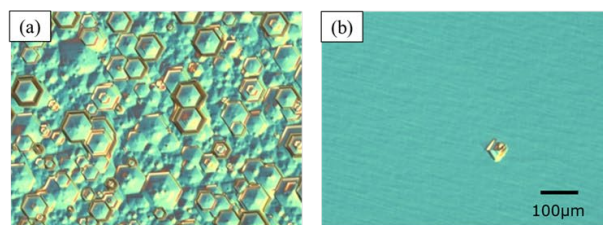


Fig.2 Differential interference contrast microscope images of GaN surface (a) before (b) after improvement of growth conditions.

【謝辞】 この成果は、NEDO（国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構）の助成事業「ポスト 5G 情報通信システム基盤強化研究開発事業」(JPNP 20017) の結果得られたものです。

汎用機械学習ポテンシャルを用いた+c, -c 面 GaN への不純物の取込みの解析 Analysis of impurity incorporation into GaN using universal neural network potential

住友電気工業株式会社 °吉田 成輝, 眞壁 勇夫, 山村 拓嗣, 牧山 剛三, 中田 健

Sumitomo Electric Industries, Ltd., °Shigeki Yoshida, Isao Makabe, Takuji Yamamura,

Kozo Makiyama, Ken Nakata

E-mail: yoshida-shigeki1@sei.co.jp

近年、機械学習技術が進展し、材料科学分野においてもその応用が盛んにおこなわれている。中でも機械学習ポテンシャルは第一原理計算と同程度の精度で計算を高速化できるなどの利点から注目を集めている。我々は、N 極性 GaN 成長の解析へ機械学習ポテンシャルの活用を検討しており、Ga 極性と N 極性 GaN の不純物の取込みの差に注目し、解析をおこなった。

不純物の取込みの解析にあたり、汎用機械学習ポテンシャル PFP[1]を使用し、Kempisty ら[2]と同じ手法で計算を実施した。GaN $4 \times 4 \times 10$ のスーパーセルを作成、窒素原子を炭素または酸素に置換し、置換する位置に対する全エネルギーを計算した。スラブ中心をバルクとみなし、そのエネルギーとの差分を計算した。その差が正の場合はバルク中に取り込まれるほうが安定、負の場合は表面に偏析するほうが安定である。図 1 に計算結果を示す。炭素は N 極性では表面に偏析しやすく、Ga 極性では取り込まれやすい。一方で、酸素は Ga 極性では表面に偏析するが、N 極性はバルク中に取り込まれやすい結果が得られた。続いて計算結果と実際の不純物濃度を比較した。

比較のために、次のようなサンプルを Ga 極性と N 極性同時に MOCVD で成長した。成長レートを変えて GaN を三層成長し、炭素と酸素濃度の極性および成長レートに対する依存性を確認した。図 3 に SIMS 分析の結果を示す。炭素濃度は Ga 極性、N 極性ともに成長レートの低下に伴い減少し、N 極性のほうが Ga 極性よりも低かった。酸素濃度は Ga 極性が検出下限以下であるのに対し、N 極性では $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ の酸素が取り込まれている。この実験結果は図 1 の計算結果と一致しており、汎用機械学習ポテンシャルが不純物の取込みの解析に有用であることが示された。

[1] S. Takamoto, et al. Nat Commun 13, 2991 (2022).

[2] P. Kempisty, et. al., Appl. Phys. Lett. 111, 141602 (2017).

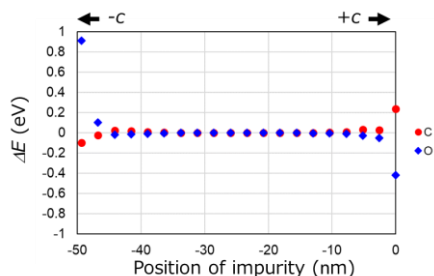


Fig.1 Energy changes in the GaN slab with C and O as a function of the position of impurities.

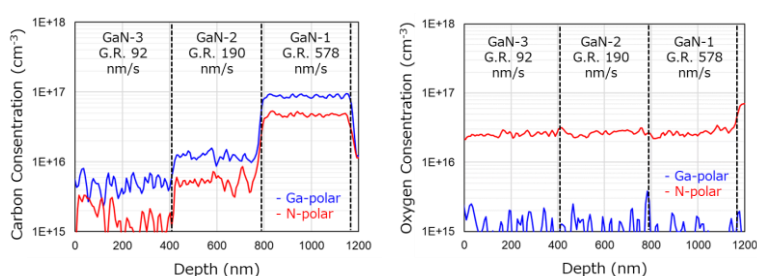


Fig.2 SIMS profiles of Ga-polar (blue) and N-polar (red) GaN samples. The left figure shows carbon concentrations and the right figure shows oxygen concentrations.

【謝辞】この成果は、NEDO（国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構）の助成事業「ポスト5G情報通信システム基盤強化研究開発事業」（JPNP 20017）の結果得られたものです。

多層極性反転積層構造の作製に向けた N 極性 GaN/Ga 極性 GaN エピタキシャル極性反転プロセス

Epitaxial Polarity Inversion Process from Ga-polar GaN to N-polar GaN toward Multiple Polarity Inverted Structure Fabrication

阪大院工 ○池田和久, 上田佳奈子, 上向井正裕, 谷川智之, 片山竜二

Osaka Univ. ○K. Ikeda, K. Ueda, M. Uemukai, T. Tanikawa, R. Katayama

E-mail: ikeda.k@qoe.eei.eng.osaka-u.ac.jp

光パラメトリック下方変換 (OPDC) デバイスは、量子情報処理のための量子光源としての応用が期待されている。GaN 極性反転構造を有する横型擬似位相整合 (QPM) 構造により高効率な波長変換デバイスを実現可能である。これまでに、N 極性 GaN から Ga 極性 GaN へのエピタキシャル反転技術を確立したが[1]、高効率化に向けて、3 層以上の極性反転構造を作製するためには Ga 極性から N 極性へのエピタキシャル極性反転が必要となる。本研究では、Ga 極性 GaN から N 極性 GaN へエピタキシャル極性反転させるための酸化プロセスと成長プロセスを最適化した。

作製した試料の断面模式図を Fig. 1 に示す。有機金属気相成長法 (MOVPE 法) を用いて *c* 面サファイア基板上に Ga 極性 GaN を 4 μm 成長させた後、900 $^{\circ}\text{C}$ の酸素雰囲気中で 1~4 h 酸化処理を行った。その後 MOVPE 法により 1030 $^{\circ}\text{C}$ で 10 min 表面窒化を行い、その上に 1000 $^{\circ}\text{C}$ で膜厚 300 nm の GaN 薄膜を再成長させた。再成長中その場観察における反射率の遷移を Fig. 2 に示す。酸化時間を 1 時間としたとき、再成長開始とともに反射率は急激に減少し、表面にはグレイン状の凹凸構造が形成された。酸化時間を 4 時間まで延ばすと反射率の推移が変化し、再成長初期に急激に増加したのち徐々に減少する傾向を示した。これは N 極性 GaN 薄膜のヘテロエピタキシャル成長の際に発生するヒロック成長時の挙動と類似しており、成長後の表面観察からも六角形状のヒロックが形成されていることを確認した。再成長 GaN の極性を確認するために KOH 水溶液 (60 $^{\circ}\text{C}$ 、3 mol/L) を用いた異方性エッチングを行った。酸化時間 4 h の場合のエッチング前後の表面モフォロジーを Fig. 3 の微分干渉顕微鏡像に示す。KOH エッチング後の表面ではヒロックが消失し、微小な凹凸で構成されたことから再成長膜の極性は N 極性に反転していることが確認できた。以上より、Ga 極性 GaN 表面の積極的な表面酸化とその後の窒化プロセスにより N 極性 GaN へのエピタキシャル極性反転が可能であることが示された。

[1] 池田他, 応物春季講演会, 23a-21C-6 (2024).

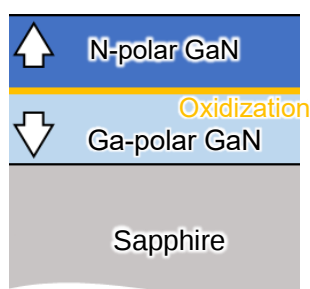


Fig. 1 Schematic of GaN polarity-inverted structure without interlayer.

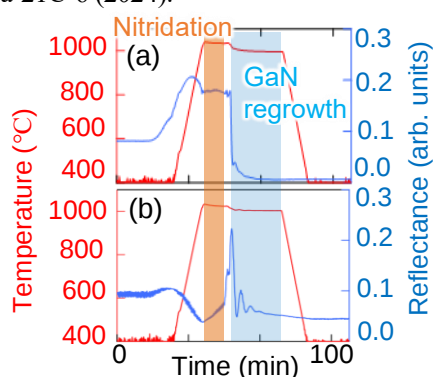


Fig. 2 In-situ temperature and reflectance transients during GaN regrowth. Oxidation times are (a) 1 h and (b) 4 h.

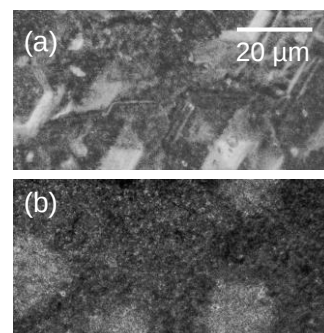


Fig. 3 Differential interference contrast microscope images of regrown GaN (a) before and (b) after KOH wet etching.

極性反転積層構造における AlN 表面酸化プロセスの研究

Study on AlN Surface Oxidation Process for Polarity-Inverted Stacking Structures

三重大¹, 京大院工², 半導体・デジタル未来創造センター³, 阪大⁴

○玉野 智大¹, 正直 花奈子^{1,2}, 赤池 良太^{1,3}, 安永 弘樹^{1,3}, 中村 孝夫^{1,3}, 上向井 正裕⁴,
谷川 智之⁴, 片山 竜二⁴, 三宅 秀人^{1,3}

Mie Univ.¹, Kyoto Univ.², IC-SDF³, Osaka Univ.⁴

○Tomohiro Tamano¹, Kanako Shojiki^{1,2}, Ryota Akaike^{1,3}, Hiroki Yasunaga^{1,3}, Takao Nakamura^{1,3},
Masahiro Uemukai⁴, Tomoyuki Tanikawa⁴, Ryuji Katayama⁴, Hideto Miyake^{1,3}

E-mail: 423m227@m.mie-u.ac.jp

ターゲットとして金属 Al と AlN 焼結体を用いた AlN のスパッタ堆積と対面配置での高温アニール処理 (FFA) により、極性が制御された AlN 膜 (FFA Sp-AlN) を作製し^[1-3]、それらを応用して 4 層極性反転 AlN 薄膜が実現した^[4]。極性反転界面(IDB)形成プロセスには、FFA Sp-AlN 表面の酸化が重要であり、これまでのプロセスでは、主に 1 週間の自然酸化が用いていた。この場合、酸化膜形成に時間を要し、湿度が影響を及ぼすことが懸念される。本研究では、極性反転の制御性の向上を目的として、FFA Sp-AlN 表面の酸化プロセスを検討し、極性反転構造への影響を調べた。

極性反転させる下地基板として N 極性 FFA Sp-AlN を用いた。自然酸化と比較する酸化プロセスとして、純水処理(RT, 5 min)、酸素熱処理(100°C, 10 min)、酸素プラズマ処理(RT, 10 min)の 3 種類を用いた。酸化プロセスの後に Al 極性 FFA Sp-AlN を成膜し極性反転させた。極性反転構造の極性評価には AFM による表面形態観察と、KOH ウェットエッチングを用いた。また、酸化膜の形成評価は、プロセス後の酸素濃度と結合状態を X 線光電子分光法(XPS)で調べた。

2 層積層後 KOH ウェットエッチングにて極性を確認すると、すべての酸化プロセスについて極性反転していた。Fig.1 に、各酸化プロセスを行った N 極性 FFA Sp-AlN 薄膜について、深さ方向の酸素の濃度分布を示す。酸化プロセスにおける表面近傍の酸素濃度分布が大きく異なり、特に純水処理では、最表面から AlN 中にかけて減少していない。また、Fig.2 に酸化プロセスごとの O1s スペクトルを示す。純水処理と酸素熱処理について比較すると、エッチング前のスペクトルは類似しているが、AlN 中では純水処理のスペクトルが高エネルギー側にシフトしていることがわかる。これは、AlN と水が反応していることを示唆している。加えて酸素プラズマ処理については、最表面からスペクトル形状が異なり、異なる結合状態であると考えられる。

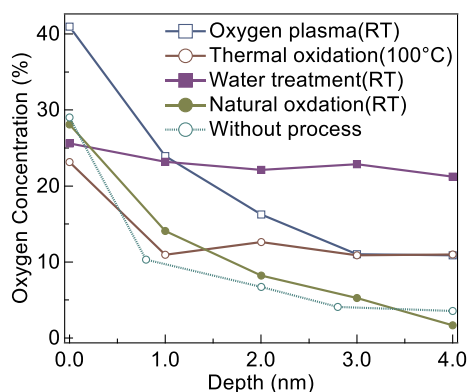


Fig. 1 Depth profiles of oxygen concentration in oxidation layer on the N-polar FFA Sp-AlN.

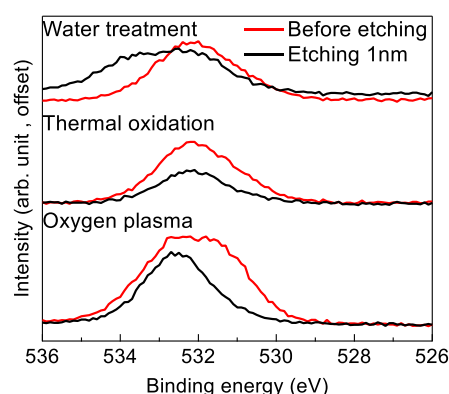


Fig. 2 O1s spectra of AlN films by surface oxidation before etching and after etching of 1 nm.

【参考文献】 [1] H. Honda *et al.*, APEX **16**, 062006 (2023). [2] H. Miyake *et al.*, JCG **456**, 155 (2016). [3] K. Shojiki, *et al.*, MSSP **166**, 107736 (2023). [4] T. Tamano *et al.*, APL., under review.

【謝辞】 本研究の一部は、JSPS 科研費(21K14545, 22H01970, 22K14612)、JST CREST(16815710)、JST FOREST(JPMJFR2301)、NEDO 官民による若手研究者発掘支援事業(21502153-0)、NEDO 先端研究の支援により行われた。