

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16日(日) 9:00 ~ 11:30 皿 K401 (講義棟)

[16a-K401-1~9] 15.4 III-V族窒化物結晶

谷川 智之(阪大)、室谷 英彰(徳山高専)

9:00 ~ 9:15

[16a-K401-1]

赤色発光InGaN量子井戸における表面欠陥の低減

○松田 祥伸¹、船戸 充¹、川上 養一¹ (1.京大院工)

◆ 奨励賞エントリー ◆ 英語発表

9:15 ~ 9:30

[16a-K401-2]

Nanoscale correlative study between structural defects and local emission properties of red InGaN hybrid single-quantum-wells

○(D)Zhaozong Zhang¹, Ryota Ishii¹, Kanako Shojiki¹, Mitsuru Funato¹, Daisuke Iida², Kazuhiro Ohkawa², Yoichi Kawakami¹ (1.Kyoto Univ., 2.KAUST)

◆ 奨励賞エントリー

9:30 ~ 9:45

[16a-K401-3]

InGaN赤色LEDエピ膜における光学利得測定

○新保 樹¹、山口 敦史¹、飯田 大輔²、大川 和宏² (1.金沢工大、2.KAUST)

9:45 ~ 10:00

[16a-K401-4]

GaInN/GaN量子井戸構造における2波長レーザを用いたフォノン輸送観測手法の開発

○石井 悠介¹、Thee Ei Khaing Shwe¹、伊藤 健作¹、角谷 正友²、岩谷 素顕³、飯田 大輔⁴、大川 和宏⁴、馬 蓓¹、石谷 善博¹ (1.千葉大、2.物材研、3.名城大、4.KAUST)

10:00 ~ 10:15

[16a-K401-5]

III族極性InNのMOVPE成長における結晶成長相図

○山下 雄大¹、熊倉 一英¹、平間 一行¹、谷保 芳孝¹ (1.NTT物性研)

◆ 英語発表

10:30 ~ 10:45

[16a-K401-6]

Aluminiumization-Assited Influence on the Crystalline Quality of the AlN Template Grown on c-Sapphire

○(P)Amina Yasin¹, Yuya Nagata^{1,2}, M. Nawaz Sharif¹, Hamida Zia^{1,2}, Hiroyuki Yaguchi², M. Ajmal Khan¹, Hideki Hirayama¹ (1.RIKEN, 2.Saitama University)

10:45 ~ 11:00

[16a-K401-7]

オフ角の異なるSiC基板上AlNの高温成長

○高柳 祐介¹、藤井 滉樹¹、松原 優翔¹、高島 祐介^{1,2}、直井 美貴^{1,2}、永松 謙太郎^{1,2} (1.徳島大理工、2.徳島大ポストLEDフォトンクス研究所)

◆ 奨励賞エントリー

11:00 ~ 11:15

[16a-K401-8]

サファイア基板上AINテンプレートにおけるクラック抑制とLEDの歩留まり改善

○武藤 響己¹、可知 朋晃¹、竹久 哲平¹、岡 龍之介¹、三浦 聖央¹、石黒 永孝¹、竹内 哲也¹、上山 智¹、岩谷 素頭¹、奥野 浩司²、齋藤 義樹² (1.名城大、2.豊田合成株式会社)

11:15 ~ 11:30

[16a-K401-9]

AlGaInバッファ層を用いたQST基板上的BGaN成長における成長温度依存性評価

○林 敦景¹、西川 瞬¹、小久保 瑛斗²、若林 源一郎³、本田 善央⁴、天野 浩⁴、松本 倅汰⁵、伊藤 範和⁵、田中 岳利⁵、中原 健⁵、井上 翼¹、青木 徹⁶、中野 貴之^{1,6} (1.静大院工、2.名大院工、3.近大原研、4.名大IMaSS、5.ローム株式会社、6.静大電研)

赤色発光 InGaN 量子井戸における表面欠陥の低減

Reduction of surface defects in red-emitting InGaN quantum wells

京大院工, °松田 祥伸, 船戸 充, 川上 養一

Kyoto Univ., °Y. Matsuda, M. Funato, Y. Kawakami

E-mail: yoshinobu.matsuda@optomater.kuee.kyoto-u.ac.jp

【はじめに】 InGaN LED は高効率フルカラー光源として有望である。しかし、青色および緑色 LED に比べて、赤色 LED の発光効率は著しく低く、高効率化に資するエピタキシャル成長技術の確立が不可欠である。表面欠陥の一つであるトレンチ欠陥は、高 In 組成を必要とする赤色領域で特に顕著に現れ、InGaN 活性層の発光特性を低下させる要因となる [1]。本研究では、微傾斜 (0001) GaN 表面がトレンチ欠陥の低減に効果的であることを見出したので報告する。

【試料】 m 軸方向に 0.3 度または 1 度のオフ角をつけた (0001) 面サファイア基板に、有機金属気相成長法を用いて赤色発光 InGaN 量子井戸を成長した。成長層は、GaN 下地層、InGaN/GaN 超格子下地層、InGaN 井戸層、AlN 中間層、および GaN 障壁層から構成されている。

【実験結果】 0.3 度オフ基板の試料の表面 SEM 像 {図 1(a)} では、表面欠陥として小型の V ピット、異常成長島で修飾された大型 V ピット、トレンチ欠陥が観察された。一方、1 度オフ基板では、ステップバンチングに伴い表面の傾斜角度が分布し、それに対応した表面欠陥の分布が見られた {図 1(b)}。図 1(a) と同様の表面状態の領域 {図 1(b) SEM 像右側} と、トレンチ欠陥と異常成長島が顕著に低減された領域 {図 1(b) 左側} が観察された。AFM を用いた表面形状測定と表面欠陥観察から、オフ角約 1 度以上の領域において表面欠陥が低減していることが分かった。続いて、図 1(b) の A (オフ角: 約 1 度以下)、B (約 1 度)、および C (約 2 度以上) において、空間分解 CL スペクトルを室温で測定した。発光ピーク波長は、オフ角が大きくなる順に、A で 667 nm、B で 656 nm、C で 554 nm であった {図 1(c)}。発光波長のオフ角依存性は、(0001) 面からのオフ角増大に伴う In 取り込み効率の低下と一貫する [2]。また、0.2 度オフ基板では、発光波長 600 nm の試料も図 1(a) と同様の表面状態であることが確認された。以上の結果から、微傾斜 (0001) GaN 表面が表面欠陥の低減に有効であることが示唆される。微傾斜面におけるトレンチ欠陥の低減機構については、トレンチ欠陥の原因である積層不整はテラス上での二次元核生成によって誘起され、微傾斜面でステップフロー成長が促進されることでその生成頻度が低減したと考えられる [3]。

参考文献 [1] D. Iida *et al.*, JCG 448, 105 (2016). [2] Y. Matsuda *et al.*, APEX 15, 105503 (2022). [3] H. Matsunami *et al.*, Mater. Sci. Eng. R 20, 125 (1997).

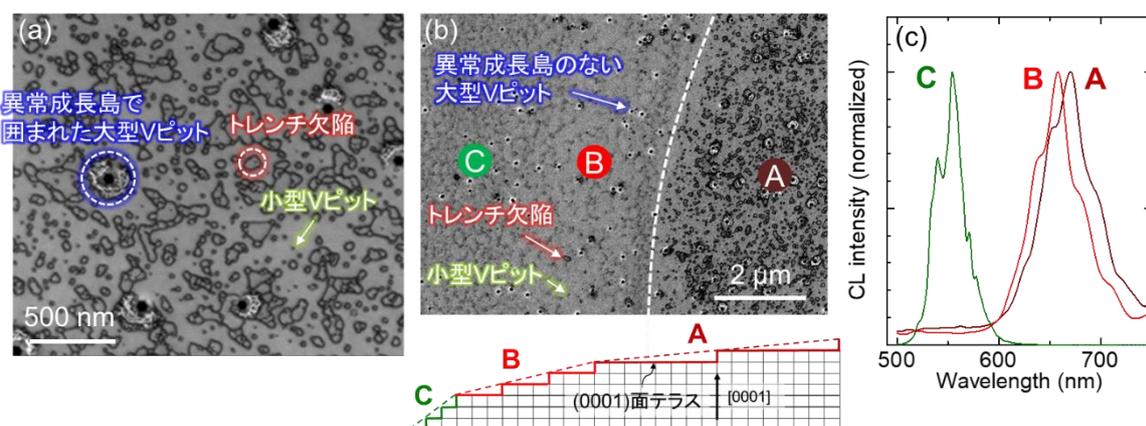


図 1. オフ角 (a) 0.3 度および (b) 1 度のサファイア基板に成長した赤色発光 InGaN QW の表面 SEM 像。ステップバンチングに伴う表面オフ角分布の概略図を合わせて示す。(a) と (b) はスケールが異なることに注意。0.3 度オフ基板では (a) の表面状態が試料全面で見られる。(c) (b) に示す測定点 (A, B, C) における室温での空間分解 CL スペクトル。

Nanoscale correlative study between structural defects and local emission properties of red InGaN hybrid single-quantum-wells

¹Kyoto University, ²King Abdullah University of Science and Technology (KAUST)

°Zhang Zhaozong ¹, Ryota Ishii ¹, Kanako Shojiki ¹, Mitsuru Funato ¹, Daisuke Iida ², Kazuhiro Ohkawa ², and Yoichi Kawakami ¹

E-mail: zhang.zhaozong.28n@st.kyoto-u.ac.jp

[Background] InGaN serves as an active-layer material of light-emitting diodes (LEDs) spanning the entire visible spectrum, achieved by modulating the indium (In) composition. However, the external quantum efficiency (EQE) is, at most, 10% for InGaN-based red LEDs. [1] The significant reduction in the EQE primarily originates from the degradation of InGaN crystal quality. Iida *et al.* conducted atomic force microscopy (AFM) and cross-sectional scanning transmission electron microscopy measurements on hybrid InGaN red double-quantum-well LEDs, revealing the presence of threading-dislocation (TD)-related V-pits and trench defects. [2] However, the roles of the defects remain controversial.

[Experiment] To elucidate the roles of TDs and trench defects, we conducted AFM and scanning near-field optical microscope-photoluminescence spectroscopy (SNOM-PL) measurements on a hybrid InGaN red single quantum well (SQW), consisting of a blue and a red SQW and without p-type layers. The collection mode SNOM system was developed using cantilever with an aperture diameter of 150 nm. A continuous-wave laser diode with an emission wavelength of 405 nm was employed as the excitation source, with the excitation power set to 8 mW on the sample surface. All experiments were conducted at room temperature.

[Result] Figure 1 presents the AFM image, revealing the presence of TD-related V-pits and trench defects. The trench defects are categorized into three types on the basis of their height relative to a flat QW: lowered-, level-, and raised-center trench defects. A SNOM-PL integrated intensity mapping image taken at the same area is shown in Fig. 2. The SNOM-PL image demonstrates that TDs and all types of trench defects exhibit low emission intensity, indicating that they act as nonradiative recombination centers. The PL spectra acquired from the flat QW and the lowered-, level-, and raised-center trench defects are shown in Fig. 3. Not only blue (~470 nm) and red (~610 nm) but also parasitic green (~540 nm) emissions are observed, indicating the presence of In segregation. The bright emission spots within some trench defects, as observed in the SNOM-PL image, are attributed to the low-indium (In)-content regions caused by In segregation. Unlike previous studies on low In content samples, [3] all the trench defects in our high-In-content sample exhibit a low emission intensity because of the In segregation. Given the correlation of dark emission positions between the blue and red emissions, [4] as well as the reduced screw-type TD density at the surface than that at the n-GaN layer, screw-type TDs must be one of the triggers in the formation of trench defects. Therefore, to enhance the EQE of hybrid InGaN red LEDs, it is crucial to suppress In segregation within trench defects and decrease screw-type TD density.

[Acknowledgment] This work was partly supported by JST, the establishment of university fellowships towards the creation of science technology innovation, Grant Number JPMJFS2123. This work was partly supported by KAUST Research Funding under Award No. ORA-2022-5313 and BAS/1/1676-01-01.

[References] [1] A. Pandey *et al.*, *APL*, **122**, 151103, 2023. [2] D. Iida *et al.*, *APL*, **116**, 162101, 2020.

[3] F. Massabuau *et al.*, *APL*, **101**, 212107, 2012. [4] Z. Zhang *et al.*, *PSSB*, **261**, 2400036, 2024.

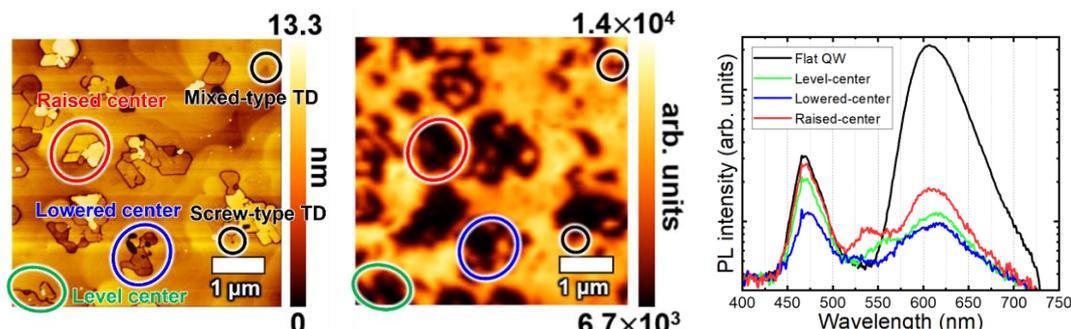


Figure 1. AFM image.

Figure 2. Integrated PL intensity map of red emission.

Figure 3. PL spectra at the flat QW, lowered-, level-, and raised-center trench defects.

InGaN 赤色 LED エピ膜における光学利得測定

Optical gain measurements in InGaN red-light-emitting LED epitaxial layers

金沢工業大学¹, Abdullah 王立科学技術大学 (KAUST)²○新保 樹¹, 山口 敦史¹, 飯田 大輔², 大川 和宏²Kanazawa Institute of Technology¹, King Abdullah University of Science and Technology²○Itsuki Shimbo¹, Atsushi A. Yamaguchi¹, Daisuke Iida², Kazuhiro Ohkawa²E-mail: c6401193@st.kanazawa-it.ac.jp

InGaN 量子井戸 (QW) を活性層に用いた赤色半導体レーザはいまだ実現していない。これは、GaN 層との格子不整合が格子欠陥やピエゾ電界を誘発し、内部量子効率を低下させるためと考えられている。しかし近年、歪み補償等の工夫をした InGaN 赤色 LED で比較的高い外部量子効率を得られており、InGaN-QW での赤色光誘導放出観測も現実味を帯びてきた。本研究では、この InGaN 赤色 LED エピ膜に対し、励起長可変 (VSL) 法²⁾による光学利得測定を行い、赤色発光 QW からの誘導放出観測を試みた。

試料は、文献 1 に記載のものと同等の InGaN 赤色 LED エピ膜である。この試料には、半導体レーザのような導波路構造はなく、赤色発光 QW (室温における発光波長 ~ 620 nm) と、歪み補償用の下地青色発光 (に相当する In 組成を持つ) QW がある。VSL 法では、Nd:YAG レーザの 2 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 532$ nm) または 3 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 355$ nm) を励起光として用いた。励起光はシリンドリカルレンズで極低温下 (3 K) の試料へストライプ状に照射した。励起長は可動スリットで 2.0 mm から 8.0 mm まで変化させた。端面発光はレンズで集光し、USB 分光器でそのスペクトルを得た。我々は初めに、3 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 355$ nm) により強く励起して ($I_{\text{exc}} = 4$ MW/cm²) 誘導放出光測定を試みた。その結果、青色 QW からの強い誘導放出光 ($\lambda = 450$ nm) は観測されたが、赤色 QW からの誘導放出光は見られなかった。これは、青色 QW での誘導放出によりキャリアが消費されてしまったためと考えられる。そこで次に、青色 QW が吸収できない 2 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 532$ nm, $I_{\text{exc}} = 4$ MW/cm²) を励起光として同じ測定を行った。しかし、赤色 QW からの誘導放出光は全く見られなかった。後に赤色 QW に対し励起スペクトルを測定した結果、 $\lambda_{\text{exc}} = 532$ nm では、 $\lambda_{\text{exc}} = 355$ nm よりも励起光吸収が 1/100 程度まで弱まると判明した。このことから 2 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 532$ nm) による励起では、赤色 QW で生成されるキャリアが少ないため、誘導放出が発生しないと推測された。これら結果を踏まえて、3 倍波 ($\lambda_{\text{exc}} = 355$ nm) による弱い励起 ($I_{\text{exc}} = 75$ kW/cm²) での光学利得測定を実施した。この程度の励起強度密度では、青色 QW での誘導放出によるキャリアの消費は少なく、赤色 QW にもキャリアがある程度注入されると考えたからである。図 1 は端面発光スペクトルの励起長依存性である。発光波長 560 nm 付近に注目すると発光強度が非線形に増大していることが分かる。図 2 は、励起長 8.0 mm での発光強度を励起長 2.0 mm のそれと除算した結果であり光増幅率を示す。これを見ると、約 560 nm に発光増幅のピークが見られる。図 3 は、発光波長 560 nm における端面発光強度の励起長依存性を示す。単純な一次元光増幅モデル²⁾による解析の結果、 $g_{\text{mod}} = 1.2$ cm⁻¹ という小さな値ではあるが、正の光学利得が存在することが示された。現状の試料構造では光閉じ込め係数がかなり小さいため、光学利得の値も小さいものと考えられる。また、光学利得のピークが赤色領域よりも短波側の 560 nm なのは、QW へのキャリアの充填やこの試料での光閉じ込めの波長依存性に起因すると考えている。

[謝辞] 本測定の基礎を築いてくれた金沢工大 OB の森恵人氏 (現: 大阪大学) に感謝する。

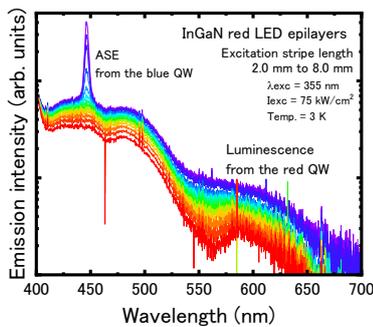


Fig.1 Stripe length dependence of edge emission spectra in InGaN red LED epilayers at 3 K.

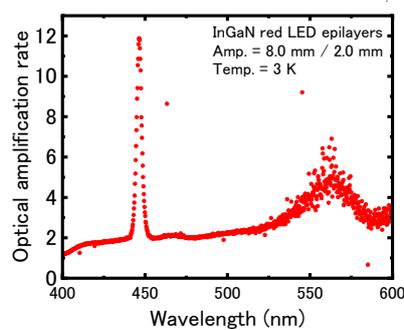


Fig.2 Wavelength dependence of the optical amplification rate for stripe lengths of 8 mm and 2 mm.

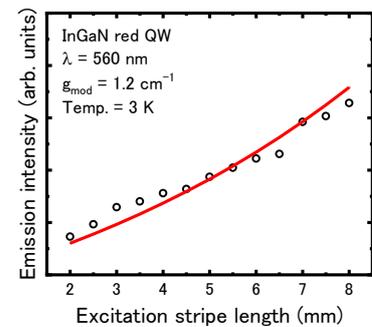


Fig.3 Stripe length dependence of emission intensity. The measured results are fitted by Shaklee model.

文献

- 1) D. Iida, *et al.*, AIP Advances **12**, 065125 (2022). 2) K.L. Shaklee, *et al.*, J. Lumin. **7** (1973) 284.

GaInN/GaN 量子井戸構造における 2 波長レーザを用いたフォノン輸送観測手法の開発

Development of Phonon Transport Observation Method Using Two-Wavelength Laser in GaInN/GaN Quantum Well Structure

千葉大院工¹, 物質・材料研究機構², 名城大院理工³, KAUST⁴ ○(M2) 石井 悠介¹, Thee Ei Khaing Shwe¹, 伊藤 健作¹, 角谷 正友², 岩谷 素顕³, 飯田 大輔⁴, 大川 和宏⁴, 馬 蓓¹, 石谷 善博¹

Chiba Univ.¹, NIMS², Meijo Univ³, KAUST⁴, °Y. Ishii¹, T. E. K. Shwe¹, K. Ito¹, M. Sumiya², M. Iwaya³, D. Iida⁴, K. Okawa⁴, B. Ma¹, Yoshihiro Ishitani¹
E-mail: y.ishii502@chiba-u.jp

LED や太陽電池では電子系とフォノン系の相互作用がデバイスの動作特性を悪化させている。特に高出力動作では PN 接合点の電子温度が上がるなどが知られている。しかし、その相互作用制御を行う試みは極めて少なく、またフォノンモードに依存した相互作用や多層構造をもつデバイスにおけるフォノンの輸送過程については未解明点が多い。

我々は、これまで GaInN/GaN ヘテロ接合構造における界面フォノン輸送について、貫通転位、格子不整転位の影響や界面フォノン輸送における E₂(high)モードの連続性の重要性を示してきた [1]。一方、デバイスの量子井戸層における電子・フォノン相互作用を制御するためには、多重量子井戸におけるフォノンの透過性やモード間の移行、フォノンの局在性などを明らかにする必要がある。本研究では GaInN/GaN 量子井戸構造において 2 レーザを用いたポンプ(加熱)–プローブ(温度観測)法によるラマン分光法の量子井戸構造への適用について検討を行った結果を述べる。

試料は GaInN/GaN の 3 重~5 重量子井戸構造であり、井戸層の InN モル分率は 18–28 %で、有機金属気相成長法によりサファイア基板上 GaN 層を介して成長されたものである。5 重量子井戸では両井戸領域が 50 nm 程度であり、励起光の多くがこの領域で吸収されると考えられる。ラマン散乱分光は 325 nm と 532 nm の CW レーザおよび YAG パルスレーザ (20 kHz) の 2 倍波: 532 nm (パルス幅 750 ps) およびその 2 倍波: 266 nm によるシステムを用いた。パルスレーザでは遅延ステージを用いてポンプ光とプローブ光の時間一致を得た。照射光学系はカセグレン対物鏡 (NA=0.5) または対物レンズ (NA=0.46) を用いた。

これまで、CW-325 nm レーザの 10 mW 励起で行ってきたが、266 nm パルスレーザでは 1–100 mW で行った。20 kHz パルス幅 0.75 ns の 266 nm レーザでは約 7–700 倍のピーク強度になる。図 1 に測定結果の例を示す。480 cm⁻¹ のサファイアのピークおよび GaN の E₂(high) が観測される。図 1 右図の約 512 cm⁻¹ のピークは宇宙線である。266 nm レーザの入力時にはサファイアピークに見られない GaN の E₂(high) モードのピーク変調が見られる。また、遅延ステージの移動により観測時刻が加熱時刻より早い場合は信号が得られないことを確認した。これらのことから、表面近傍で発生した熱エネルギーの量子井戸層界面を通じた輸送過程や量子井戸における熱局在を評価し、発光過程と合わせて検討できるものと考えられる。

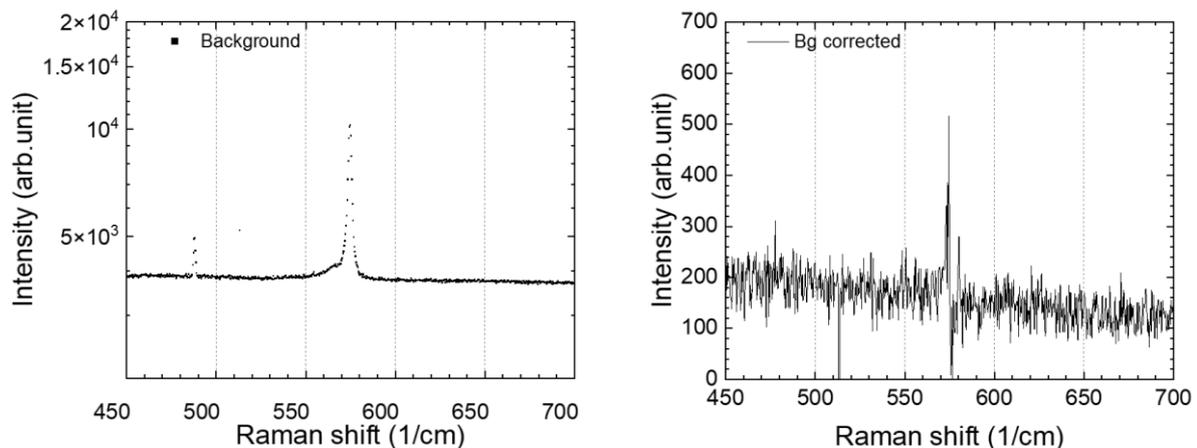


図 1 GaN/GaInN 量子井戸試料のラマン分光測定結果
(左) バックグラウンド (右) 266 nm 励起時

参考文献

[1] T. E. K. Shwe *et al.*, Phys. Status Solidi B, 2400057 (2024).

III 族極性 InN の MOVPE 成長における結晶成長相図

The crystal phase diagram in MOVPE growth of III-group-polar InN

NTT 物性研 °山下 雄大, †熊倉 一英, 平間 一行, 谷保 芳孝

NTT BRL, °Yudai Yamashita, Kazuhide Kumakura, Kazuyuki Hiram, Yoshitaka Taniyasu

E-mail: yudai.yamashita@ntt.com

【研究背景】 窒化インジウム(InN)は $14000 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ と非常に高い理論電子移動度を有し、GaN と混晶化することで太陽光吸収に適したバンドギャップ(0.65 – 3.4 eV)に調整が可能であることから、次世代の高速電子デバイスや太陽光エネルギー変換デバイスへの応用を期待している[1,2]。しかし、InN の MOVPE 成長では高い窒素蒸気圧による InN の分解や In ドロップレットの形成等の問題があり[3]、一般的な成長圧力(減圧-大気圧)の MOVPE 成長では In ドロップレットのない InN 薄膜を形成可能な温度領域が限られている。本研究では、広い成長圧力範囲(減圧-加圧)で成長温度が InN 薄膜の結晶構造・表面状態に及ぼす影響を系統的に調査し、InN の MOVPE 成長における結晶成長相図を作成した。

【実験】 MOVPE 法により $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ 基板の上に GaN を形成した後、InN(0001)をエピタキシャル成長した。InN 成長時の圧力(P)は 600–1500 hPa、基板温度(T_G)は 380–565 °C とし、原料に NH_3 , TMIIn を用いた(供給 V/III 比 = 8900)。X 線回折測定および光学顕微鏡観察により結晶性を評価した。

【結果・考察】 温度と圧力の成長相図を Fig. 1 に示す。 $P = 600 \text{ hPa}$ では $T_G = 450 - 500 \text{ °C}$ の温度範囲においてのみ In ドロップレットのないウルツ鉱(WZ)構造の InN 薄膜が得られた。成長温度 500 °C 以上では窒素の脱離による InN の分解、440 °C 以下では In の未窒化が In 析出の原因と考えられる。440 °C 以下では、閃亜鉛鉱(ZB)構造の InN も形成していることが分かった。一方 1500 hPa では、 $T_G = 410 - 500 \text{ °C}$ の温度範囲で In ドロップレットのない WZ-InN 薄膜が成長しており、加圧によって、より低温で WZ-InN 薄膜の成長が可能となった。低温で ZB-InN や In ドロップレットの形成を抑制できたのは、実効的な V/III 比が、減圧時よりも N-rich になったため

であると予想される。先行研究では GaN 成長時、TMGa が NH_3 活性化の触媒として機能することが報告されており[3]、InN の成長においても TMIIn が同様の役割を果たしている可能性が高い。したがって、TMIIn や NH_3 の分圧増加により、TMIIn の触媒機能や NH_3 分子自身の衝突頻度が増強され、特に NH_3 が活性化しづらい成長温度が低い領域において、これらの NH_3 活性化効果が顕在化したと考えられる。今後は、本研究で示した相図を指針とし、InN および高 In 組成 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 成長の高度化が期待される。

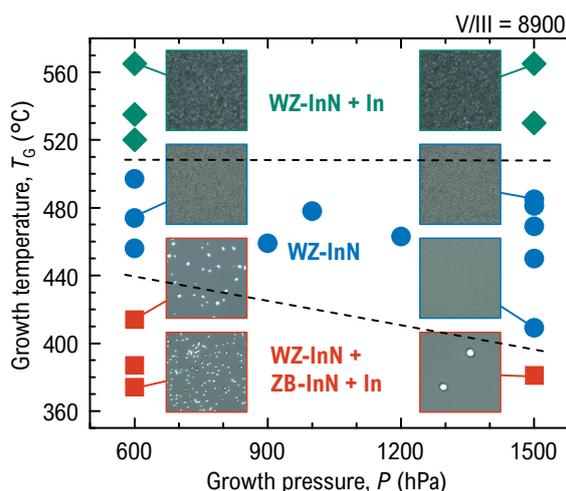


Fig. 1 T_G and P dependence on growth phase of MOVPE-grown InN. Optical microscope images are also shown.

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

[1] J. Wu *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **80**, 3967–3969 (2002). [2] V. M. Polyakov and F. Schwierz, *Appl. Phys. Lett.* **88**, 032101 (2006). [3] T. Matsuoka, *Int. J. Optomechatronics* **9**, 1–8 (2015). [4] D. Yahara *et al.*, *The 69th JSAP Fall meeting*, 25p-E203-15 (2022).

Aluminiumization-Assisted Influence on the Crystalline Quality of the AlN Template Grown on c-Sapphire

RIKEN¹, Saitama University², Amina Yasin^{1*}, Yuya Nagata^{1,2}, M. Nawaz Sharif¹, Hamida Zia^{1,2}, Hiroyuki Yaguchi², M. Ajmal Khan¹, Hideki Hirayama¹

*E-mail: amina.yasin@riken.jp

AlGaIn-based LEDs are promising alternatives to toxic mercury-based UV light sources, supporting the Minamata Convention 2020 and the United Nations' Sustainable Development Goals (SDGs). Recently, far-UVC AlGaIn-based LEDs have gained attention for their harmless effects on humans while effectively disinfecting multidrug-resistant organisms, including fungi (*Candida auris*) and viruses (SARS-CoV-2). However, their adoption is limited by low efficiency, primarily due to non-radiative recombination in the multiquantum well (MQW) active region, often caused by high threading dislocation density (TDD), which also leads to heat generation. A major source of these dislocations is the AlN underlayer, where a high TDD ($\sim 10^9 \text{ cm}^{-2}$) often occurs due to the large lattice mismatch between AlN and c-sapphire [1]. For mass production of AlGaIn-based devices, improving the AlN underlayer quality is crucial. While high-quality AlN growth on single-crystal AlN substrates or thick AlGaIn buffer layers has been explored, these methods remain prohibitively expensive for commercial-scale production. In contrast, AlGaIn grown on low-cost AlN templates on c-sapphire offers scalability, affordability, and excellent UV transparency. Our group has previously optimized AlN template growth on c-Sapphire using MOCVD [2]. However, to capitalize on AlN templates benefits for industrial applications, further improvements in the crystalline quality of AlN films grown on c-Sapphire substrates are necessary. In this work, AlN layers were grown on c-sapphire by adopting a new strategy introducing a thin Aluminiumization process before the final AlN layer using MOCVD. During the growth, trimethylaluminum (TMA) was directly introduced without ammonia (NH_3) flow, after the nucleation (See Figure 1). These new templates demonstrate the XRD FWHM values of 156 arcsec for the (002) plane and 485 arcsec for the (102) plane, indicating improved crystalline quality, when compared to the AlN template obtained by conventional method (XRD FWHM values for the (002) plane = 253 arcsec and for the (102) plane = 574 arcsec). The surface roughness is also improved, with a root mean square (RMS) roughness of 0.08 nm (See Figure 2), which is beneficial for the subsequent growth of far-UVC and UVB LED with higher internal-quantum efficiency (IQE). **References:** [1]. Khan et al. *J. Mater. Chem. C*, 7, 143-152 (2019). [2]. H. Hirayama, et al., *APL* **91**, 071901 (2007).

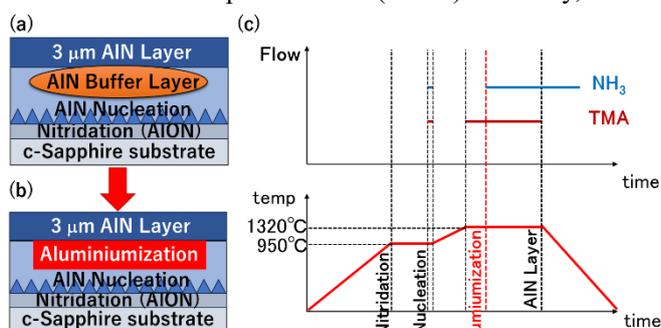


Figure 1 Schematic structure of an AlN (a) grown by conventional method, (b) grown by new method, and (c) flow sequence of NH_3 and TMA during the AlN growth.

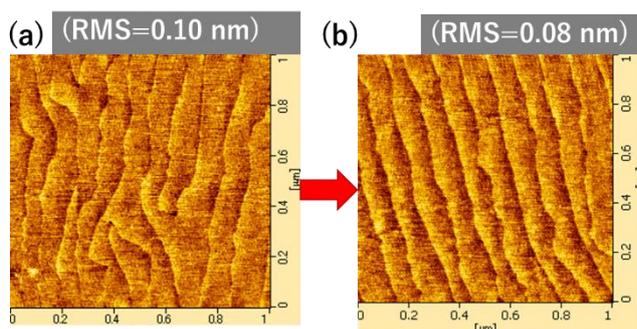


Figure 2 AFM images of the AlN templates grown (a) by conventional method and (b) by this new method.

オフ角の異なる SiC 基板上 AlN の高温成長

High temperature AlN growth on different misorientation off-angle SiC substrates

徳島大理工¹, 徳島大ポスト LED フォトニクス研究所²

○高柳 祐介¹, 藤井 滉樹¹, 松原 優翔¹, 高島 祐介^{1,2}, 直井 美貴^{1,2}, 永松 謙太郎^{1,2}

Faculty of Science and Engineering, Tokushima Univ.¹, pLED, Tokushima Univ.²

○Yusuke Takayanagi¹, Koki Fujii¹, Yuto Matsubara¹,

Yuusuke Takashima^{1,2}, Yoshiki Naoi^{1,2} and Kentaro Nagamatsu^{1,2}

E-mail: takayanagi@ee.tokushima-u.ac.jp

背景 深紫外 LED の下地層 AlN と基板の格子不整合から発生する転位が発光層まで伝搬すると発光効率は低下する。我々のグループでは AlN の高温 MOVPE 成長により、格子不整合率が約 13% の c 面サファイア基板上で転位密度 $10^8 / \text{cm}^2$ 台前半の低転位化を達成している[1]。さらなる低転位密度の実現には、AlN との格子不整合率が約 1% と小さい SiC 基板上の成長が候補として挙げられる。しかし、水素雰囲気下での高温状態では、SiC 表面の Si の離脱による意図していないグラフェンの形成が懸念される[2]。また、SiC 基板の成長には 4° off の大きなオフ角が用いられる[3]。c 面サファイア基板上における AlN の高温 MOVPE 成長では、低転位化には微小なオフ角が必要であることから SiC 基板上の場合も同傾向になることが予想される[4]。そこで本研究では、 0° off と 4° off の SiC 基板上に MOVPE 法によって高温で AlN の成長を行い、水素雰囲気下での高温状態における SiC 基板上 AlN の結晶性とそのオフ角依存性を調査した。

実験方法 本研究では、水素雰囲気下での高温状態における 0° off と 4° off の SiC 基板上 AlN の結晶性を調査した。約 1 cm 角にした 0° off と 4° off の Si 面 SiC 基板上に AlN の成長を行った。TMA の供給量を $341.4 \mu\text{mol}/\text{min}$ 、 NH_3 の供給量を $44.6 \text{ mmol}/\text{min}$ 、V/III比 130.8 の条件で AlN を 15 分成長させた。このときの成長温度を 1600°C から 1750°C まで変化させ、各温度による AlN の結晶性を XRD (0002)面の ω 測定において半値全幅を評価した。

実験結果 図1は各温度における 0° off と 4° off の SiC 基板上 AlN の XRD (0002)面の半値全幅を示している。赤色のプロットが 0° off、黒色のプロットが 4° off の SiC 基板上 AlN のものである。 0° off SiC 基板上 AlN は成長温度を下げることで結晶性が良化していく傾向が得られた。これは成長温度を下げることで意図しないグラフェンの形成が抑制されたことによるものだと考えている。一方で 4° off SiC 基板上 AlN は 0° off SiC 基板上のものとは比べて、 1700°C までは結晶性が悪化しているが、 1750°C の成長で同程度となることが確認された。

謝辞 本研究は内閣府地方大学・地域産業創生交付金および JSPS 科研費 22H0197320 の助成を受けたものである。

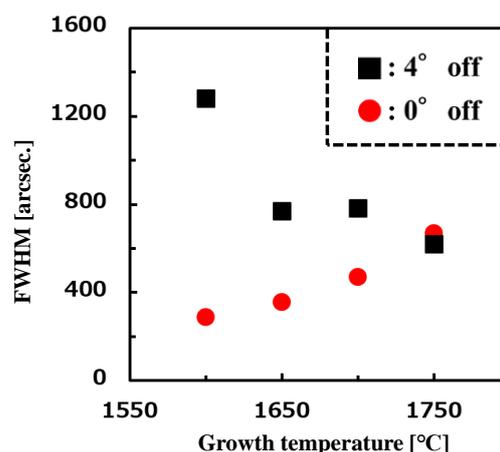


Fig.1 Temperature dependence of XRD FWHM in the (0002) plane

[1] K.Nagamatsu *et al.*, *Sci. Rep.* **13**, (2023) 2438

[2] T.Aritsuki *et al.*, *Jan. J. Appl. Phys.* **55**, (2016) 06GF03

[3] T.Kimoto *et al.*, *Prog. Cryst. Growth. Charact. Mater.* **62**, (2016) 329

[4] A.Tomita *et al.*, *Sci. Rep.* **13**, (2023) 3308

サファイア基板上 AlN テンプレートにおけるクラック抑制と LED の歩留まり改善

Crack suppression in AlN templates on sapphire substrates and LED yield improvement

名城大¹, 豊田合成株式会社², [○](M1)武藤 響己¹, 可知 朋晃¹, (M1)竹久 哲平¹, (M2)岡 龍乃介¹, (M1)三浦 聖央¹, 石黒 永孝¹, 竹内 哲也¹, 上山 智¹, 岩谷 素顕¹, 奥野 浩司², 齋藤 義樹²

Meijo Univ.¹, TOYODA GOSEI Co.,Ltd.², [○]H. Muto¹, T. Kachi, T. Takehisa¹, R. Oka¹

S. Miura¹, H. Ishiguro¹, T. Takeuchi¹, S. Kamiyama¹, M. Iwaya¹, K. Okuno², Y. Saito²

E-mail: 243428045@ccmailg.meijo-u.ac.jp

深紫外 LED 作製に必要なサファイア基板上 AlN テンプレートにおいて、我々はこれまでに 2 種類の異なる成長工程を報告してきた。ひとつは、サファイア基板を窒化せず、核形成層(～1050℃)、中間層、そして AlN 厚膜と段階的に成長温度を上げた AlN①であり、もうひとつは、窒化を行い、核形成層の成長温度を AlN 厚膜とほぼ同じ(～1150℃)に高めた AlN②である[1]。AlN①は、比較的良好な結晶性を示し、その上の LED も動作したが、クラックによる低い歩留まりが課題であった。一方、AlN②では、クラックフリーを実現したものの、表面平坦性が悪く、LED はリークした。今回、AlN①の少ない窒化と AlN②の核形成層における高い成長温度を組み合わせ、高い歩留まりで同等の特性を有する LED を実現したので報告する。

MOVPE 法を用いて、以下の工程により AlN テンプレート(AlN③)を作製した。サファイア基板への窒化は、1 slm 以下の NH₃ を流しながら 1 分以下にて行った。その後、50 nm の核形成層を 1170℃、中間層を 1020℃で成長させ、2.6 μm の AlN 厚膜(数%の Ga を添加[1])を 1150℃で成長させた。結晶性改善を狙い中間層の層厚を従来の 240 nm から 540 nm に増加させた。図 1 に各試料の AlN 厚膜における面内方向の歪とその場曲率測定結果を示す。今回の AlN③では AlN②に近い曲率、すなわち引張歪が抑制されていることがわかった。その結果、図 2 に示すように、基板端でのクラックが大幅に抑制された。今回の引張歪とクラック抑制には図 3 の AlN③の断面 SEM 像が示すように、中間層上のボイド(赤枠)が大きな役割を果たしていると考えられる[2]。この AlN③上の LED は、AlN①上の LED と同等の光出力を示しつつ、歩留まり(立ち上がり電圧 4 V 以上かつ発光観測)は従来(AlN①上)の約 50%から約 90%まで大きく改善した。

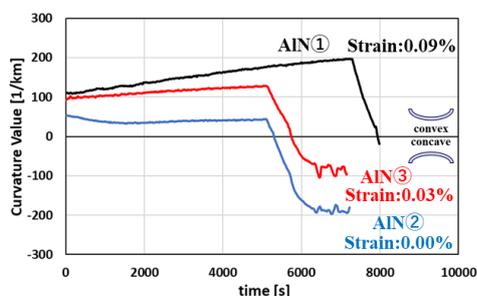


Fig 1. In-situ Curvature Profile

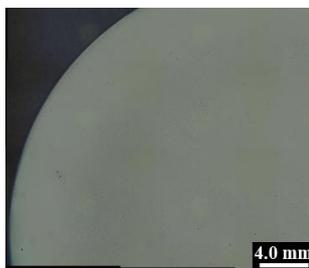


Fig 2. Microscope image

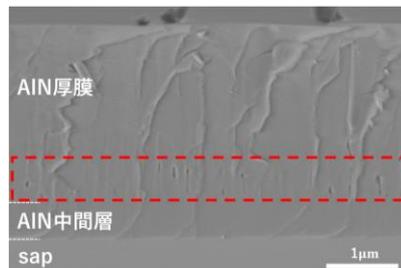


Fig 3. Cross-sectional SEM image

【参考文献】 [1] T. Kachi et al., *physica. status. solidi. (b)*261, 2400063 (2024)

[2] N. Okada et al., *J. Appl. Phys.* 136, 025705 (2024)

AlGaN バッファー層を用いた QST 基板上的 BGaN 成長における 成長温度依存性評価

Evaluation of growth temperature dependency for BGaN growth on AlGaN/QST template

¹ 静大院工, ² 名大院工, ³ 近大原研, ⁴ 名大 IMaSS, ⁵ ローム株式会社, ⁶ 静大電研

○林敦景¹, 西川瞬¹, 小久保瑛斗², 若林源一郎³, 本田善央⁴, 天野浩⁴, 松本倅汰⁵, 伊藤範和⁵,
田中岳利⁵, 中原健⁵, 井上翼¹, 青木徹⁶, 中野貴之^{1,6}

Shizuoka Univ.¹, Nagoya Univ.², Kindai Univ.³, IMaSS Nagoya Univ.⁴, ROHM⁵, R.I.E. Shizuoka Univ.⁶

°A. Hayashi¹, S. Nishikawa¹, E. Kokubo², G. Wakabayashi³, Y. Honda⁴, H. Amano⁴, K. Matsumoto⁵,
N. Ito⁵, T. Tanaka⁵, K. Nakahara⁵, Y. Inoue¹, T. Aoki⁶, T. Nakano^{1,6}

E-mail: hayashi.atsuhiko.20@shizuoka.ac.jp

【緒言】中性子捕獲断面積の大きい B 原子を含む BGaN は新たな中性子検出半導体として期待されている[1]。これまでの BGaN 結晶成長では c-Al₂O₃ 基板が用いられてきたが、大口径化に課題があった。そこで、Si 系基板に着目し Si および QST の各基板への BGaN 成長を行ってきた。さらに、AlGaN バッファー層を用いた BGaN 結晶成長により、BGaN 層の歪みを圧縮歪にした結晶成長により、表面におけるクラックの抑制が達成された[2]。しかし、QST 基板上 BGaN の結晶成長は十分な検討が行われていない。特に、AlGaN/QST テンプレートにおける BGaN 成長については歪みが成長に及ぼす影響を評価する必要がある。そこで本研究では、AlGaN/QST テンプレートを用いた圧縮歪下における BGaN 結晶成長において、成長温度の変化が BGaN 層へ及ぼす影響を評価した。

【実験方法】BGaN 結晶は有機金属気相エピタキシー(MOVPE)法を用いて作製した。III 族原料には TMGa、TMB を使用し、V 族原料には NH₃ を使用した。テンプレートは QST 基板上に Al_{0.53}Ga_{0.47}N バッファー層を形成した AlGaN/QST テンプレートを使用した。このテンプレート上に成長温度：1100~1180 °C で BGaN 層を成長させ、構造特性評価を行った。

【結果】各成長温度で作製した BGaN 層を X 線逆格子マッピング測定により評価した。図 1 に測定結果より得られた各成長温度の BGaN ピーク位置の関係図を示す。組成・膜厚の変化が無い場合、成長温度によってピーク位置は変化しないが、測定結果より BGaN ピーク位置が変化することを確認した。成長温度の低下に伴って、a 軸の格子定数は増大、c 軸の格子定数は縮小し、圧縮歪の緩和と同様の傾向を示した。次に、断面 SEM 観察を用いた、BGaN 膜の評価を行った。図 2 に成長温度 1100, 1150 °C における断面 SEM 像を示す。1150 °C の高温にすることによって、大きなボイドが膜中に多数存在していることが確認された。これより、高温成長時には B 原子に起因した成長阻害や脱離などによってボイドが形成されていると考えられる。これらの結果より、成長温度が低くなると、ボイド形成が抑制され、これが圧縮歪の緩和に影響している可能性が示唆された。さらに、これらの条件に基づいて、デバイス作製を行った。BGaN 検出器を用いた放射線評価については当日の発表にて報告する。

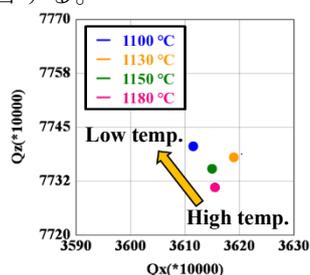


Fig.1 BGaN(10-14) peak position at each growth temperature in reciprocal space mapping measurement

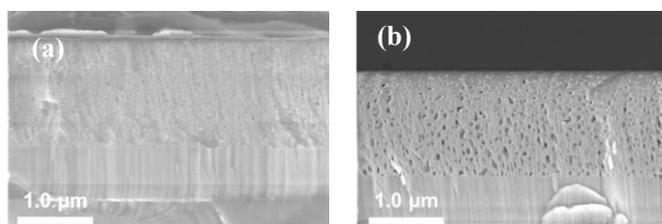


Fig.2 Cross sectional SEM images of the BGaN layer
(a) 1100 °C, (b) 1150 °C

【参考文献】 [1] T. Nakano, *et al*, JAP. **130** (2021) 124501 [2] 林敦景 他, 第 85 回秋季応用物理学会(2024) 20a-A24-4

【謝辞】本研究の一部は、科研費補助金(19H04394, 23H00099)の援助により実施された。実験に使用した QST 基板は信越化学株式会社より提供していただいた。