

Oral presentation | 15 Crystal Engineering : 15.3 III-V-group epitaxial crystals, Fundamentals of epitaxy

📅 Wed. Sep 20, 2023 1:30 PM - 3:45 PM JST | Wed. Sep 20, 2023 4:30 AM - 6:45 AM UTC | 🏢 A311 (KJ Hall)

[20p-A311-1~8] 15.3 III-V-group epitaxial crystals, Fundamentals of epitaxy

Hidetoshi Suzuki(Miyazaki Univ.), Sachie Fujikawa(Saitama Univ.)

1:30 PM - 1:45 PM JST | 4:30 AM - 4:45 AM UTC

[20p-A311-1] <111>A-oriented InP nanowire array grown by self-catalyzed vapor-liquid-solid mode towards stacking-fault-free nanowires

○Guoqiang Zhang^{1,2}, Kouta Tateno^{1,2}, Hiroki Hibino³, Hideki Gotoh⁴, Haruki Sanada¹ (1.NTT BRL, 2.NTT NPC, 3.Kansei Gakuin Univ., 4.Hiroshima Univ.)

1:45 PM - 2:00 PM JST | 4:45 AM - 5:00 AM UTC

[20p-A311-2] VLS growth of GaAs/GaInNAs/GaAs core-multishell nanowires with telecommunication band emission wavelengths by MBE method on patterned substrates

○Kaito Nakama^{1,2}, Mitsuki Yukimune³, Akio Higo⁴, Fumitaro Ishikawa^{1,2} (1.Hokkaido Univ., 2.Hokkaido Univ. RCIQE, 3.Ehime Univ., 4.d.lab, the Univ. of Tokyo)

2:00 PM - 2:15 PM JST | 5:00 AM - 5:15 AM UTC

[20p-A311-3] Effect of nitride passivation and annealing on the optical characteristics of GaAs nanowires

○Hidetoshi Hashimoto^{1,2}, Keisuke Minehisa^{1,2}, Kaito Nakama^{1,2}, Fumitaro Ishikawa^{1,2} (1.Hokkaido Univ., 2.Hokkaido Univ. RCIQE)

2:15 PM - 2:30 PM JST | 5:15 AM - 5:30 AM UTC

[20p-A311-4] Growth of highly uniform InAs quantum dots on 4-inch GaAs substrate

○Daiki Hatakeyama¹, Tamami Naruke¹, Kenichi Nishi¹, Yutaka Onishi¹, Keizo Takemasa¹ (1.QD Laser, Inc.)

2:45 PM - 3:00 PM JST | 5:45 AM - 6:00 AM UTC

[20p-A311-5] Development of Classification Model of RHEED Patterns Using Transfer Learning

○JINKWAN KWOEN¹, MASAHIRO KAKUDA^{1,2}, YASUHIKO ARAKAWA¹ (1.NanoQuine, Univ. Tokyo, 2.AIO Core)

3:00 PM - 3:15 PM JST | 6:00 AM - 6:15 AM UTC

[20p-A311-6] Enhancement of high temperature photoluminescence characteristics of InAs/GaAs quantum dot by co-doping technique

○Masahiro Kakuda^{1,2}, Jinkwan Kwoen¹, Yasuhiko Arakawa¹ (1.Univ. of Tokyo, 2.AIO Core)

3:15 PM - 3:30 PM JST | 6:15 AM - 6:30 AM UTC

[20p-A311-7] Growth of dilute nitride semiconductor quantum dots and their optical properties

○Ayano Morita¹, Satoshi Hiura¹, Junichi Takayama¹, Akihiro Murayama¹ (1.IST, Hokkaido Univ.)

3:30 PM - 3:45 PM JST | 6:30 AM - 6:45 AM UTC

[20p-A311-8] Time-resolved circularly polarized light emission properties of InGaAs quantum dots embedded with AlGaAs barrier

○Shusuke Nomura¹, Satoshi Hiura¹, Junichi Takayama¹, Murayama Akihiro¹ (1.IST, Hokkaido Univ.)

<111>A-oriented InP nanowire array grown by self-catalyzed vapor-liquid-solid mode towards stacking-fault-free nanowires

Guoqiang Zhang^{*1,2}, Kouta Tateno^{1,2}, Hiroki Hibino³, and Hideki Gotoh⁴, Haruki Sanada¹

¹NTT Basic Research Laboratories, ²NTT Nanophotonics Center, NTT Corporation

³School of Engineering, Kansei Gakuin Univ., ⁴Research Institute for Nanodevices, Hiroshima Univ.

*E-mail: guoqiang.zhang@ntt.com

III-V compound semiconductor nanowires have been considered as next-generation building blocks for sensors, detectors, and opto-electronic devices.^{1,2} An intrinsic property of III-V compound semiconductors is polar feature, which originates from the different electron affinity of III and V-group elements. In zinc-blend crystal structure, an (111) surface is preferentially terminated by either group III or V atoms, usually named (111)A and (111)B, respectively. Mostly, III-V compound semiconductor nanowires are grown along <111>B direction because (111)B has the lowest surface energy. Stacking faults have been found to exist for III-V nanowires grown along <111>B direction.^{3,4} In contrast, fewer stacking faults exist in III-V nanowires grown along <111>A direction.⁵⁻⁷ However, it remains challenging to grow <111>A-oriented InP nanowires with yield up to 100% by widely utilized particle-catalyzed vapor-liquid-solid (VLS) approach.^{2,5} Here we report site-controlled growth of <111>A-oriented InP nanowire array with 100% yield by self-catalyzed VLS mode. The <111>A-oriented nanowires contain few stacking faults compared with the nanowires grown under an exact same growth condition.

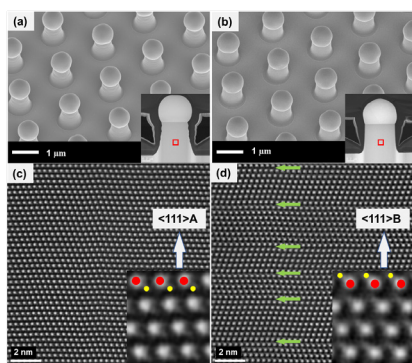


Fig. 1. SEM images (tilt: 38°) of InP nanowires with <111>A and <111>B orientations grown on InP (111)A (a) and (111)B (b) substrates, respectively. The insets are HAADF-STEM images of single nanowires. Regions shown in red rectangles are further analysed by Cs-TEM and shown in (c) and (d).

(c) and (d) HAADF-STEM images of <111>A and <111>B-oriented nanowires shown in (a) and (b), respectively. The inset images directly reveal different polarities, <111>A (c) and <111>B (d). The red and yellow dots represent indium and phosphorus atoms, respectively. Green arrows in (d) indicate stacking faults. In contrast, there are no stacking faults in (c) for the <111>A-oriented nanowire.

We grew III-V nanowires in an MOVPE system via self-catalyzed VLS mode.^{8,9} To control the polar orientation, we used InP (111)A and (111)B substrates. site-controlled indium particles were formed at 500 °C via a self-aggregation process by using substrates selectively covered by SiN_x film.¹⁰ These indium particles were then used to grow site-controlled InP nanowires at 350 °C. Typically, site-controlled InP nanowires were vertically grown on both (111)A and (111)B substrates (Figs. 1a, 1b). The polarity can be straightforwardly determined by Cs-STEM measurement (Figs. 1c, 1d). The Cs-STEM images directly reveal <111>A and <111>B polarities for nanowires grown on InP (111)A and (111)B substrates. Characterization of stacking fault defect indicates there are a few stacking faults for <111>B-oriented nanowires (Fig. 1d) (density: > 500 μm⁻¹). In contrast, few stacking faults are found in <111>A-oriented nanowires (Fig. 1c) (density: 13.6 μm⁻¹). Furthermore, we find that all stacking faults in <111>A-oriented nanowires are accompanied with sub-microscale {111} facets on nanowire side wall. The formation of these facet-accompanied stacking faults may be driven by alternatively changed (111)A and (111)B nanofacets on nanowire side.⁴

In summary, we demonstrate site-controlled growth of <111>A-oriented InP nanowire array with 100% yield by self-catalyzed VLS mode and reveal that there are few stacking faults in these nanowires. This work opens up new opportunities for stacking-fault-free nanowires and high-efficiency nanowire-based functional devices.

This work was supported by JSPS KAKENHI (21H01834, 23H01792).

Refs: ¹ Samuelson, *Materials Today* **6** (10), 22-31 (2003). ² Barrigón, et al., *Chemical Reviews* **119** (15), 9170-9220 (2019). ³ Hiruma, et al., *Applied Physics Letters* **59** (4), 431-433 (1991). ⁴ Johansson, et al., *Nat. Mater.* **5**, 574 (2006). ⁵ Mattila, et al., *Nanotechnology* **18** (15), 155301 (2007). ⁶ Yuan, et al., *Advanced Materials* **27** (40), 6096-6103 (2015). ⁷ Zamani, et al., *Nanoscale* **10** (36), 17080-17091 (2018). ⁸ Zhang, et al., *Science Adv.* **5** eaat8896 (2019). ⁹ Zhang, et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **59** 105003 (2020). ¹⁰ Zhang, et al., *ACS Nano* **9** (11), 10580-10589 (2015).

MBE 法による通信帯域発光波長を有する GaAs/GaInNAs/GaAs
コアマルチシェルナノワイヤのパターン基板上 VLS 成長
VLS growth of GaAs/GaInNAs/GaAs core-multishell nanowires with
telecommunication band emission wavelengths by MBE method on patterned substrates

北大情科院¹, 北大量集セ², 愛媛大工³, 東大 d. lab⁴

○中間 海音^{1,2}, 行宗 詳規³, 肥後 昭男⁴, 石川 史太郎^{1,2}

Hokkaido Univ.¹, Hokkaido Univ. RCIQE², Ehime Univ.³, d.lab, the Univ. of Tokyo⁴

○Kaito Nakama^{1,2}, Mitsuki Yukimune³, Akio Higo⁴, Fumitaro Ishikawa^{1,2}

E-mail: nakama.kaito@rciqe.hokudai.ac.jp

[はじめに] III-V 族材料から作製される半導体ナノワイヤ(NW)は,先端的な光電子デバイスへの応用が期待され,大きな注目を集めている. GaInNAs は,数%の窒素組成を持ち,バンドギャップ,バンドオフセット,格子定数が調整可能かつ近赤外線領域で光学機能を示すため,注目されている. 整然とした NW 配列の作製と寄生的なクラスター堆積(ナノワイヤ間平面成長)の抑制が可能であることからパターン化された基板を用いた III-V 族 NW の選択成長に関する多くの研究が報告されている.本研究では,分子線エピタキシー(MBE)法を用いて, GaInNAs NW の最適な成長条件を探索した.その結果,V/III 比のより広い成長ウィンドウで NW が成長可能であることが判明し,1.26 μ m で明確な室温 (RT) フォトルミネッセンス (PL) を示す高品質の GaAs/GaInNAs コアマルチシェル NW の垂直アレイの作製に成功した.

[実験・結果]プラズマ支援 MBE 法により Ga 自己触媒の VLS 成長を行い, 500nm×500nm の正方形の開口を持つ SiO₂ パターニング基板上に GaAs/GaInNAs NW を成長させた. NW コア形成時の基板温度は 560°C, As フラックスは 4.45×10⁻⁶Torr とし, この時の Ga フラックスは GaAs(001)基板上で 0.1ML/s となる供給量とした.シェル層成長段階では Ga, As, In のフラックスをそれぞれ 0.3 ML/s, 2.6 ML/s, 0.1 ML/s とした.この時, プラズマ源のマイクロ波パワーを 0~130W の間で調整し, N 供給量を変化させ,それぞれ窒素 0%, 2%, 3%とインジウム 20%を含む 3 種の試料を作製した. Fig. 1(a)に示す高角散乱環状暗視野(HAADF)像では, In の原子数が多いことから GaInNAs シェルを認識可能である. GaInNAs 量子井戸の N 含有量を明らかにする EDS ラインプロファイルを図. 1(b)に示す. Fig. 1(b)から 2-3%と推定される検出限界に近い N の存在が確認された.以上の結果から通信帯域発光波長を有する GaInNAs 活性層をもつ半導体 NW の成長条件を確立した.

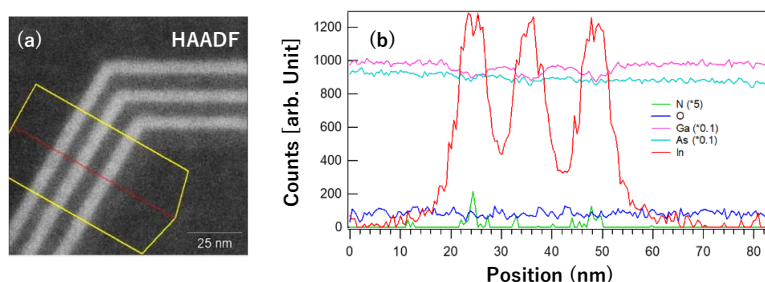


Figure 1. (a) HAADF-STEM images of the GaAs/GaInNAs/GaAs core-multishell nanowires nominally containing 20% In and 2% N in the GaInNAs shell. (b) EDS scan profile for the elemental intensities of Ga, In, N, and As across the GaAs/GaInNAs triple quantum wells along the arrow indicated in (a).

GaAs ナノワイヤにおける 窒素パッシベーションとアニール処理の光学特性への影響 Effect of nitride passivation and annealing on the optical characteristics of GaAs nanowires

北大情科院, 北大量集積セ

○橋本 英季, 峰久 恵輔, 中間 海音, 石川 史太郎

Hokkaido Univ., Hokkaido Univ. RCIQE

○ Hidetoshi Hashimoto, Keisuke Minehisa, Kaito Nakama, Fumitaro Ishikawa

E-mail: hashimoto.hidetoshi@rciqe.hokudai.ac.jp

【はじめに】Ⅲ-V 族化合物半導体ナノワイヤ(NW)は一次元構造を有する材料であり、電子移動度や電子・光子変換効率などに優れ、GaAs NW は次世代の太陽電池やレーザー、光検出器などへの応用が期待されている。GaAs 表面は強い表面非発光再結合の影響があることが知られており、さらに空气中で容易に酸化するため、常に自然酸化膜が存在する。NW の電子特性は表面状態の影響が大きく、効率的なパッシベーション技術の開発が求められている。プラズマパッシベーションは GaAs NW に適した窒化技術である。[1] 今回、GaAs NW に対して成長直後に in-situ で窒素パッシベーションを行い、さらにその試料に対してアニール処理を行った。この際のフォトルミネッセンス(PL)発光特性への影響を評価した結果について報告する。

【実験・結果】2 インチ Si(111)基板上に分子線エピタキシー(MBE)法により GaAs NW を成長させた。この時の基板温度は 560℃で NW の直径は約 150nm である。試料は表面処理を行っていないもの(non-passivated), 成長終了後試料室内で in-situ の窒素プラズマを 1 時間照射したもの(Nitride passivated), 想定 5nm の表面 AlAs シェル層を形成したもの(GaAs/AlAs NW)の 3 種を準備した。高 Al 組成の AlAs では自然酸化により容易に酸化物が得られ、 AlO_x 酸化膜を形成する。これらの試料に対し、基板温度 600℃で 1 時間アニール処理を行った。アニール処理前後の試料の PL 測定結果を、それぞれ Fig.1(a)および(b)に示す。Fig. 1 (a)より窒素パッシベーションを行った試料の発光強度が高くなっていることが確認できる。Fig. 1(b)より、アニール後は表面処理を行っていない試料及び表面 AlAs を形成した試料の発光強度の向上が確認された。GaAs NW に対し、窒素パッシベーションとアニール処理は同等な発光強度の向上を示した。これらの結果から窒素パッシベーションまたはアニール処理が GaAsNW の有効な表面保護処理となることが示唆された。

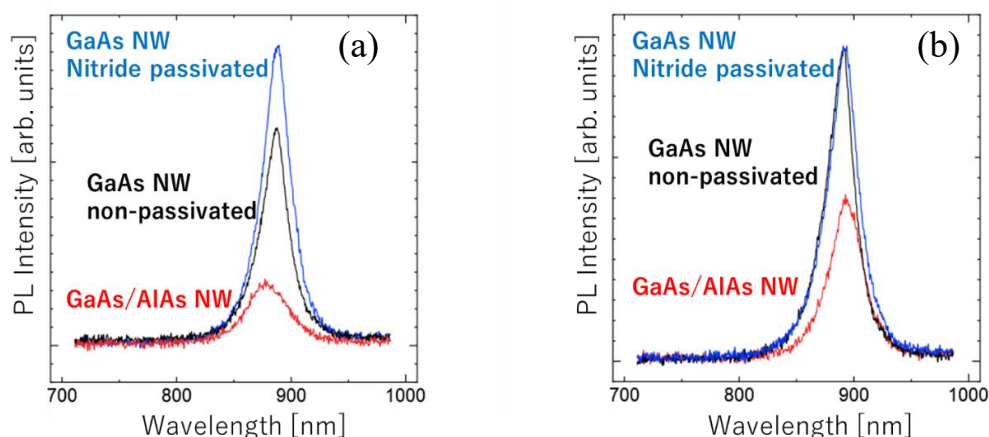


Figure1. PL measurement results of GaAs nanowires (a)before and (b)after annealing.

参考文献 [1] Austin Irish et al 2022 Nano Ex. 3 045008.

4 inch GaAs 基板上における高均一 InAs 量子ドットの成長

Growth of highly uniform InAs quantum dots on 4-inch GaAs substrate

(株)QD レーザ

○畠山 大輝, 成毛 環美, 西 研一, 大西 裕, 武政 敬三

QD Laser, Inc., ○D. Hatakeyama, T. Naruke, K. Nishi, Y. Onishi, K. Takemasa

E-mail: hatakeyama@qdlaser.com

量子ドットレーザは高温環境での安定動作と優れた戻り光耐性を有しており[1]、光インターコネクタや LiDAR などのシリコンフォトニクス用光源として魅力的である。我々はこれまでに、3inch GaAs 基板上に 3inch×1 の単枚機、3inch×5 の多数枚機それぞれで量子ドットを成長し、面内の高均一性について実証してきた[2]。量子ドットレーザの更なる普及に向けてチップの低コスト化が重要であり、特にプロセスコストを考慮すると基板の面積化が望ましい。そこで今回、多数枚の 4inch 基板に対して量子ドットを成長し、高い面内均一性を実現したので報告する。

本研究では、RIBER 社製 MBE49 を用いて n-GaAs(001)基板上に 8 層積層量子ドット (ドット密度 $6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$)の成長を行った。3inch 基板、4inch 基板の成長は、それぞれ専用の治具(プラテン)に基板を取り付けて行った。Fig. 1(a)に成長した試料の基板面内動径方向における、PL 波長の面内分布を示す。これまで、3inch では良好な面内均一性が得られている(標準偏差 $\sigma = 1.0 \text{ nm}$)が、同じ条件で 4inch の成長をすると不均一になる($\sigma = 3.9 \text{ nm}$)ことが分かった。これらの差は 3inch と 4inch でプラテンのレイアウトが異なることで温度分布が変化したことが要因だと考えられる。4inch 向けに基板ヒーターの条件を最適化して再度 3inch と比較した結果を Fig. 1(b)に示す。3inch と 4inch それぞれ $\sigma = 1.1 \text{ nm}$, 0.9 nm であり、どちらも高い面内均一性が得られた。また、各試料の PL スペクトルを Fig. 2 に示す。半値全幅は 3inch、4inch それぞれ 26.0 meV , 27.5 meV であり、ほぼ同等の特性が得られた。

参考文献 [1] K. Nishi et al., IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron. 23, 1901007 (2017).

[2] 影山 健生他, 第 73 回応用物理学会学術講演会 (12a-C6-11)

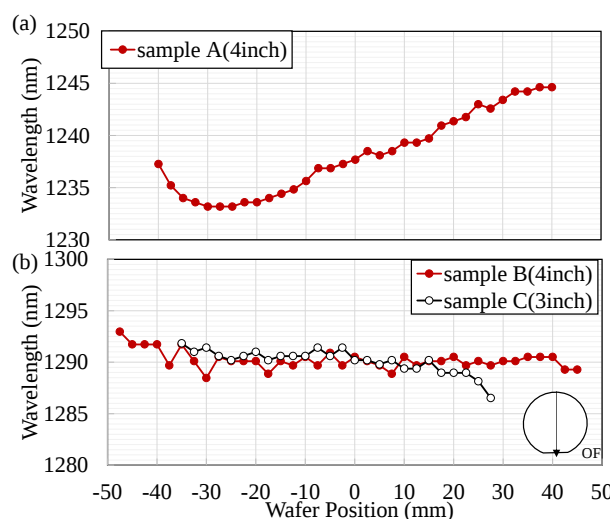


Fig.1. QD peak wavelength as a function of wafer position. (a) Before and (b) after optimizing heater condition.

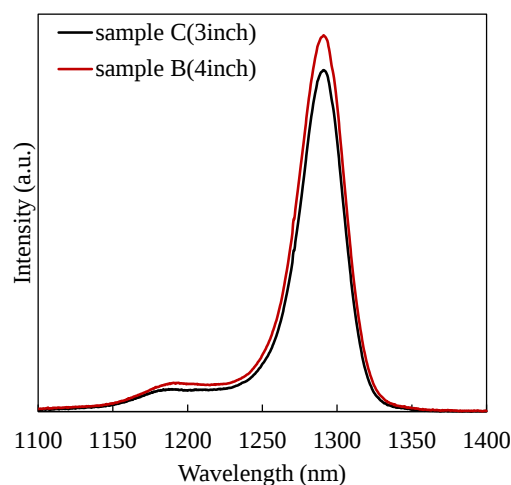


Fig.2. PL spectra of 3inch and 4inch QD wafer.

転移学習を適用した RHEED パターン分類モデルの開発

Development of Classification Model of RHEED Patterns Using Transfer Learning

東大ナノ量子機構¹, アイオーコア², 〇權 晋寛¹, 角田 雅弘^{1,2}, 荒川 泰彦¹

NanoQuine, Univ. Tokyo¹, AIO Core², 〇Jinkwan Kwoen¹, Masahiro Kakuda^{1,2}, Yasuhiko Arakawa¹

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

反射高エネルギー電子回折 (RHEED) は分子線エピタキシー法 (MBE) による結晶成長で材料の表面状態のその場観察に使われている。我々は、このような RHEED 像をパターンごとに分類するモデルを提案してきた[1-2]。しかし、それは一台の MBE 装置からの RHEED 像を対象とし、一般化されたモデル構築は困難であった。また、一般化には各 MBE 装置の特性 (蛍光スクリーンへの材料堆積、基板取り付けによる角度・位置などの変化、基板ヒーター電流変化、チャージアップ等による電子ビームの変化等) と装置間の違い (電子銃、基板、スクリーンの位置、内部構成要素の配置、電子銃の性能) 等により、RHEED パターンの分類モデルを一般化することは容易ではない。本研究では、3 台の MBE 装置から RHEED 像を取得し、それを学習した機械学習モデルを開発し、その性能を検証したので報告する。

3 つの MBE 装置 (MBE1、MBE2、MBE3) から[110]および[1-10]方向の RHEED 画像を取得した。これらの画像は GaAs(2x4)、GaAs c(4x4)、InAs 量子ドットスポットのパターンを含んでいた。MBE1、MBE2、MBE3 からそれぞれ 9000 枚、9000 枚、1085 枚の RHEED 像が収集された。MBE1 および MBE2 からのデータで学習したモデル(Model1)、MBE3 からのデータで学習したモデル(Model2)、MBE1、MBE2 からのデータで学習したモデルに、MBE3 からの 361 枚のデータをさらに学習したモデル(Model3)を構築し、MBE3 のテストデータで評価した。その結果、おおよそ 1/3 のデータを既存モデルに追加学習させることで、同等な性能の分類モデルを得ることができた(Fig. 2)。これらの結果は、MBE1 と MBE2 から取得した大量のイメージからのモデルはより RHEED パターンそのものに注目し、MBE3 からのデータは装置の特性をモデルに反映することを示している。

本研究は、NEDOの委託業務 (JPNP13004) および JSPS 科研費 JP23K04598 の助成により遂行された。

[1] J. Kwoen and Y. Arakawa, Cryst. Growth Des **20**(8), 5289 (2020). [2] J. Kwoen and Y. Arakawa, J. Cryst. Growth **593**, 126780 (2022).

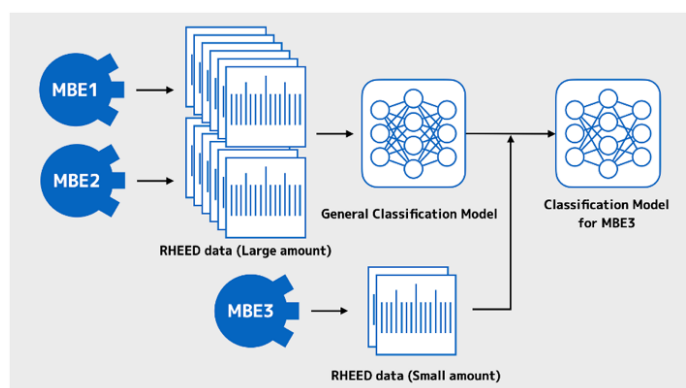


Fig. 1 Schematic diagram of a model trained on data from another MBE chamber, further trained with a small amount of additional training data.

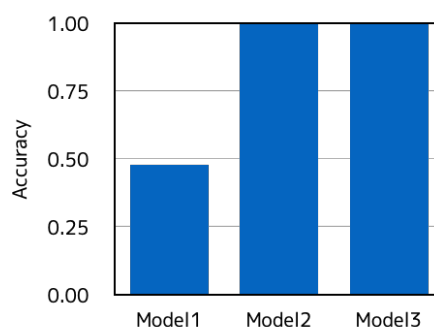


Fig. 2 Accuracy obtained from each classification model

Co-doping 手法による InAs/GaAs 量子ドットの高温 PL 特性の向上

Enhancement of high temperature photoluminescence characteristics of InAs/GaAs quantum dot by co-doping technique

東大ナノ量子機構¹, アイオーコア² ◯角田 雅弘^{1,2}, 権 晋寛¹, 荒川 泰彦¹

NanoQuine, The Univ. of Tokyo¹, AIO Core², ◯M. Kakuda^{1,2}, J. Kwoen¹, Y. Arakawa¹

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

InAs/GaAs 系量子ドット(QD) レーザにおいては、閾値電流の温度安定性向上のためにこれまで用いられてきた p 型変調ドーピングに加え、QD 中にのみ n 型のドーピング (n 型直接ドーピング) [1]を行う co-doping の手法により室温において閾値電流が低減し、またその温度安定性が向上することが報告されている[2,3]。しかしながらそのメカニズムはまだ十分には理解されていない。今回、我々は co-doping を行った QD のフォトルミネッセンス (PL) 特性を評価し、アンドープおよび p 型変調ドーピングのみを行った QD と比べて 100 °C 以上の温度領域において高い PL 強度を示すことを確認したので報告する。

分子線エピタキシー法により n-GaAs(001)基板上に InAs QD (面内密度 $\sim 5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) を GaAs で埋め込んだ構造を成長した。ここでアンドープ、Be による p 型変調ドーピング ($2 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$)、および co-doping として同ドーピング量の p 型変調ドーピングと Si による n 型直接ドーピング ($5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) を行った試料をそれぞれ作製した。

アンドープ試料の値で規格化した PL 積分強度の温度依存性を図 1 に示す。p 型変調ドーピングを行った試料はアンドープ試料よりも 125 °C 以上で高い PL 強度を示した。これは QD の価電子帯側の狭い基底準位-励起準位エネルギー差によるホールの熱脱出がアクセプタからの正孔の供給により抑制されたためである。しかしながら室温付近では p 型変調ドーピング試料は強度が低い結果であった。これは非発光再結合中心の増加などにより生じたと考えられる。co-doping の試料はいずれの温度でも p 型変調ドーピング試料より高い強度であり、100 °C 以上でアンドープ試料も上回り最も高い強度となった。以上、co-doping の手法を用いることにより、p 型変調ドーピングの高い温度特性を保ったまま強度を底上げし、高温領域において最も高い発光特性を得ることができたといえる。

[謝辞]

本成果は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託業務(JPNP21029)の結果得られたものである。

[参考文献]

- [1] T. Inoue et al., J. Appl. Phys. **108**, 063524 (2010).
- [2] Z. R. Lv et al., Appl. Phys. Lett. **121**, 021105 (2022).
- [3] L. Jarvis et al., ISLC2022, WA-02. 3517 (2022).

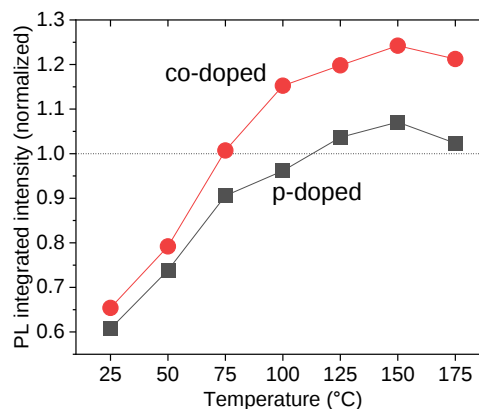


Fig.1 Temperature dependence of PL integrated intensity of p-doped and co-doped QDs normalized by PL integrated intensity of undoped QDs

希薄窒化物半導体量子ドットの作製と光学特性の評価

Growth of dilute nitride semiconductor quantum dots and their optical properties

北大院情報科学 ○森田 彩乃, 樋浦 諭志, 高山 純一, 村山 明宏

Faculty of Information Science and Technology, Hokkaido Univ.

○A. Morita, S. Hiura, J. Takayama and A. Murayama

E-mail: yuzu0226lavendar@eis.hokudai.ac.jp

III-V 族化合物半導体の量子ドット(QD)は電子と正孔が同一空間に閉じ込められ高い発光効率を示すとともに、微量の窒素を導入することにより通信波長帯での発光が得られることが期待されている[1]。しかし、窒素は強い非混和性を有することから、組成の均一性と結晶性が高い希薄窒化物半導体量子ドットの作製は容易ではない[2]。また、従来の InGaAs QD では、実用上重要な室温において、電子がバリアへ容易に熱脱離して発光強度が大きく低下する問題がある[3]。そこで、窒素の導入により伝導帯の QD 準位を深くし[1]、温度上昇に伴う発光強度の減少を抑制することを目的とした InGaAsN QD を作製し、発光強度の温度依存性を調べた。

本研究では、高周波(RF)窒素プラズマを用いた分子線エピタキシー法により試料を作製した(図1)。同一の窒素流量にて RF 電力を変えることで、窒素組成を $x = 0.016, 0.024$ とした 2 種類の $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}_{1-x}\text{N}_x$ QD を作製した。また、同一成長条件において窒素を加えない QD 試料 ($x=0$) も作製した。フォトルミネッセンス(PL)により、作製した試料の発光特性を 4.5 K ~ 300 K の温度範囲で測定した。低温では $x = 0$ の $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ QD の PL 強度が最も強かったが、300 K では $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}_{0.984}\text{N}_{0.016}$ QD の PL 強度が顕著に強くなっている(図2)。また、その PL スペクトル幅は $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ QD と比べると顕著に広く、PL ピークも低エネルギー側にシフトしている。InGaAs QD では、室温において基底準位から励起準位に熱励起された電子が容易に熱脱離するため発光強度が減少する。これに対して InGaAsN QD では、伝導帯(電子)の準位が深くなったことにより、発光が低エネルギー側にシフトするとともに、電子の熱脱離が抑制され発光強度が増加する。そして、励起準位に熱励起された電子も脱離せずに発光するため、励起準位からの発光も顕著に増加しスペクトル幅が増加している。

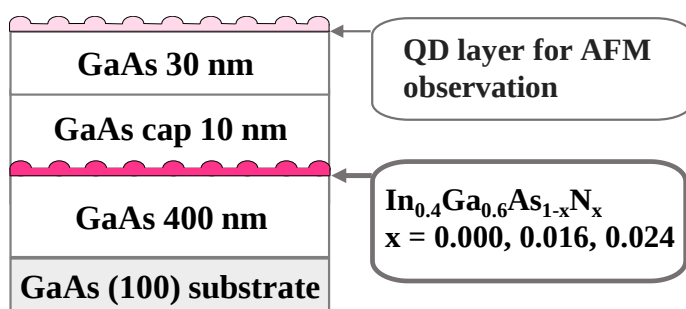


Fig. 1 Schematic illustration of $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}_{1-x}\text{N}_x$ QD sample.

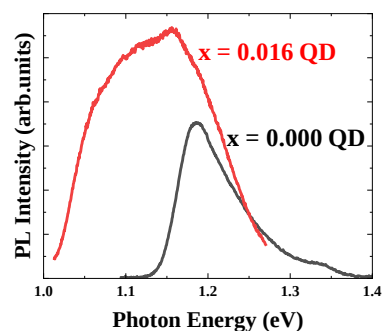


Fig. 2 PL spectra of $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ QD and $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}_{0.984}\text{N}_{0.016}$ QD samples measured at 300 K.

References:

- [1] M. Sopanen et al., Appl. Phys. Lett. **76**, 994 (2000).
- [2] S. Makino et al., J. Vac. Sci. Technol. **221**, 561 (2000).
- [3] S. Hiura et al., Phys. Rev. Appl. **14**, 044011 (2020).

AlGaAs バリアに埋め込まれた InGaAs 量子ドットの時間分解円偏光発光特性

Time-resolved circularly polarized light emission properties
of InGaAs quantum dots embedded with AlGaAs barrier

北大院情報科学 ○野村 駿介, 樋浦 諭志, 高山 純一, 村山 明宏

Faculty of Information Science and Technology, Hokkaido Univ.

○S. Nomura, S. Hiura, J. Takayama and A. Murayama

E-mail: nomuras2000@eis.hokudai.ac.jp

III-V族半導体量子ドット(QD)は、強い量子閉じ込め効果によりキャリアのスピンの状態を長時間保持できるため[1]、電子のスピン偏極状態を光の円偏光特性に転写するスピン発光デバイスの活性層への応用が期待されている[2]。しかしながら、実用上重要な室温では、キャリアが QD から容易に熱脱離することで発光強度が減少してしまう[3]。この問題を解決するためには、InAs QD を用いる他に、QD 層を囲むバリア層を従来の GaAs から AlGaAs に変えてエネルギー的に深い QD を用いることも有効であると考え、本研究では AlGaAs に埋め込まれた InGaAs QD を作製しその時間分解円偏光発光特性を調べた。

Fig.1に示すように $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ バリアのAl組成を $x = 0.0$ (参照用GaAs試料), $0.1, 0.2$ とした $\text{In}_{0.55}\text{Ga}_{0.45}\text{As}$ QD試料を分子線エピタキシー法によりGaAs(100)基板上に作製し、バリアのバンド端を σ^+ 円偏光で励起した時間分解円偏光フォトルミネッセンス(PL)によりQDからの円偏光発光特性を測定した。 $x = 0.0, 0.1$ としたQD試料の基底準位における室温でのPL強度と電子のスピン偏極度を反映するPL円偏光度(Circular Polarization Degree: CPD)の時間変化をFig.1(a,b)に示す。ここで、CPDは円偏光PL強度 I_{σ^+} を用いて $\text{CPD} = (I_{\sigma^+} - I_{\sigma^-}) / (I_{\sigma^+} + I_{\sigma^-})$ と定義する。バリア励起により生成される電子のCPDは50%である。Al組成の増加によりPL減衰時間が増加したが、QDの基底準位とバリアのエネルギー差の増加によるQDからのキャリアの熱脱離の抑制効果を示している。一方、バリアからQDへ注入される電子のスピン偏極度を反映する励起直後のCPD値はAl組成の増加とともに29%から18%に減少した。室温の3次元バリアでは電子の散乱によるD'yakonov-Perelスピン緩和機構が支配的になるため、GaAsに対して結晶性が低下するAlGaAsバリアではスピン緩和が促進され、QDへ注入される電子のスピン偏極率が低下した可能性がある。

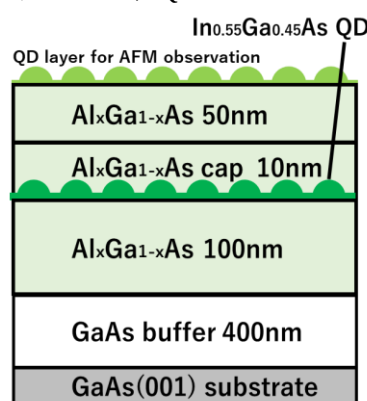


Fig. 1 Schematic of sample structure in this work

References:

- [1] M. Paillard et. al., Phys. Rev. Lett. **86**, 1634 (2001).
- [2] K. Etou et. al., Phys. Rev. Appl. **16**, 014034 (2021).
- [3] S. Hiura et. al., Phys. Rev. Appl. **14**, 044011 (2020).

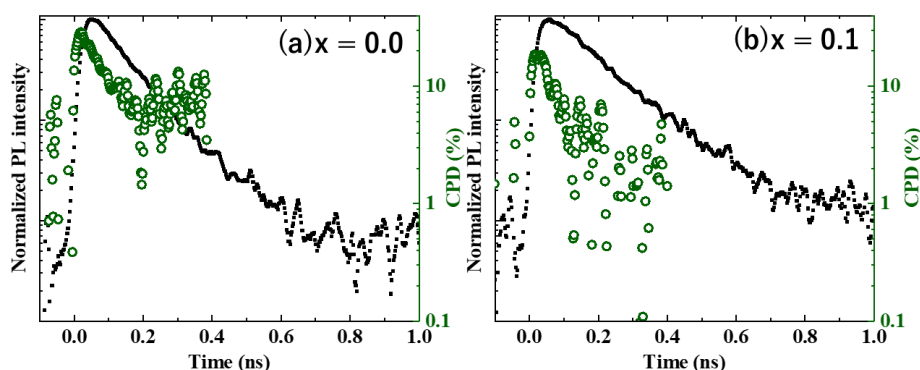


Fig. 2 Room temperature time-dependent PL and CPD of InGaAs QD embedded with (a) GaAs and (b) $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ barrier.