

一般セッション(口頭講演) | 15 結晶工学：15.3 III-V族エピタキシャル結晶・エピタキシーの基礎

📅 2025年3月16日(日) 9:30 ~ 11:30 📍 K310 (講義棟)

**[16a-K310-1~8] 15.3 III-V族エピタキシャル結晶・エピタキシーの基礎**

間野 高明(物材機構)、石川 史太郎(北大)

9:30 ~ 9:45

[16a-K310-1]

Si(111)基板上に自己触媒法InPナノワイヤの垂直エピタキシャル成長

○章 国強<sup>1</sup>、Haochen Zhou<sup>1</sup>、日比野 浩樹<sup>2</sup>、後藤 秀樹<sup>3</sup>、眞田 治樹<sup>1</sup> (1.NTT物性基礎研、2.関西学院大、3.広島大)

9:45 ~ 10:00

[16a-K310-2]

Si基板上のInAsナノワイヤーからの横方向成長によるInAs薄膜成長

○(B)アチャリヤ 淳一<sup>1</sup>、海津 利行<sup>1,2</sup>、宮下 直也<sup>1,2</sup>、山口 浩一<sup>1,2</sup> (1.電通大基盤理工、2.電通大量子デバイスセンター)

10:00 ~ 10:15

[16a-K310-3]

GaAs/GaNAsSbコア-マルチシェルナノワイヤにおけるSb偏析

○後藤 拓翔<sup>1,2</sup>、中間 海音<sup>1,2</sup>、橋本 英季<sup>1,2</sup>、峰久 恵輔<sup>1,2</sup>、Mattias Jansson<sup>3</sup>、Weimin M. Chen<sup>3</sup>、Irina A. Buyanova<sup>3</sup>、石川 史太郎<sup>2</sup> (1.北大情科院、2.北大量集セ、3.リンシヨーピン大学)

10:15 ~ 10:30

[16a-K310-4]

分子線エピタキシーによる窒素δドーピングGaAsナノワイヤ成長と特性

○(B)佐野 真浩<sup>1,3</sup>、峰久 恵輔<sup>2,3</sup>、橋本 英季<sup>2,3</sup>、石川 史太郎<sup>3</sup> (1.北大工、2.北大情科院、3.北大量集セ)

🎖 奨励賞エントリー

10:30 ~ 10:45

[16a-K310-5]

低温成長した希薄窒化InGaAsN量子ドットの発光特性の温度依存性

○森田 彩乃<sup>1</sup>、高山 純一<sup>1</sup>、村山 明宏<sup>1</sup>、樋浦 諭志<sup>1</sup> (1.北大院情報科学)

10:45 ~ 11:00

[16a-K310-6]

低インジウム組成部分キャップを有する 1.5  $\mu\text{m}$  帯量子ドットレーザ○権 晋寛<sup>1</sup>、鄭 智恵<sup>1</sup>、角田 雅弘<sup>1</sup>、荒川 泰彦<sup>1</sup> (1.東大ナノ量子)

11:00 ~ 11:15

[16a-K310-7]

サブモノレイヤー積層法における埋め込み量子ドット密度調節による量子構造成長制御

○奥泉 陽斗<sup>1</sup>、ロカ ロネル<sup>1</sup>、神谷 格<sup>1</sup> (1.豊田工大)

11:15 ~ 11:30

[16a-K310-8]

有機金属気相成長法によって作製されたInAs/GaAsSb 超格子のAs組成比による発光の変化

○(M1)奥田 大晴<sup>1</sup>、荒井 昌和<sup>1</sup>、藤澤 剛<sup>2</sup>、鈴木 秀俊<sup>1</sup>、前田 幸治<sup>1</sup> (1.宮崎大工、2.法政大理工)

# Epitaxial growth of vertical InP nanowires on Si(111) substrate by self-catalyzed vapor-liquid-solid approach

Guoqiang Zhang<sup>\*1,2</sup>, Haochen Zhou<sup>1</sup>, Hiroki Hibino<sup>3</sup>, and Hideki Gotoh<sup>4</sup>, Haruki Sanada<sup>1</sup>

<sup>1</sup>NTT Basic Research Laboratories, <sup>2</sup>NTT Nanophotonics Center, NTT Corporation,

<sup>3</sup>School of Engineering, Kwansei Gakuin Univ.

<sup>4</sup>Research Institute for Semiconductor Engineering, Hiroshima Univ.

\*E-mail: [guoqiang.zhang@ntt.com](mailto:guoqiang.zhang@ntt.com)

Epitaxial growth of InP semiconductor on Si substrates and their integration as telecom-band optical devices are highly desirable for the realization of opto-electronic integration circuit (OEIC).<sup>1</sup> However, the epitaxial growth of InP on Si is challenging due to three-dimensional (3D) island nucleation of InP on Si. Here we report epitaxial growth of vertical InP nanowires on Si(111) substrates by the self-catalyzed vapor-liquid-solid (VLS) approach. This was achieved by inserting an InAs interfacial disk grown by the selective area epitaxy (SAE)<sup>2</sup> approach between InP nanowires and Si substrates.

We grew the samples by applying SAE and self-catalyzed VLS in an MOVPE chamber.<sup>3-6</sup> Figure 1a schematically shows the growth process with a combination of SAE and VLS approaches. We first grew InAs disks at 600 °C by SAE approach on open window areas formed in SiN<sub>x</sub> masking films deposited on Si(111) substrates. Site-controlled indium particles were then selectively formed on InAs disks at 500 °C via a self-assembly process by introducing TMI<sub>n</sub> source material.<sup>3</sup> InP nanowire growth were initiated from these indium catalyst particles by self-catalyzed VLS approach at substrate temperature of 350 °C.

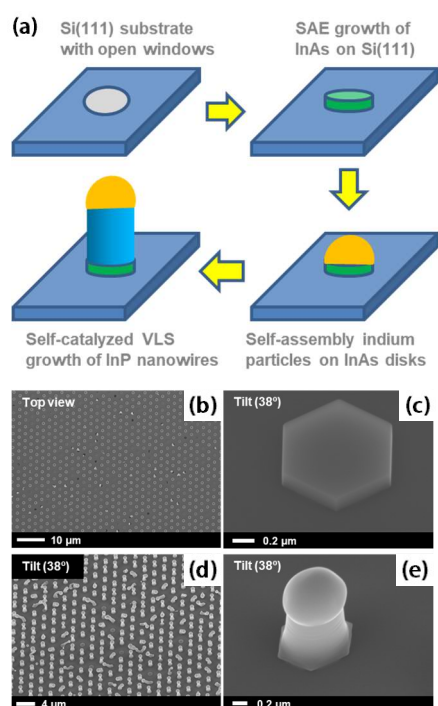


Fig. 1. (a) Schematic diagram of growth process of InP nanowires on Si(111) substrates with a combination of SAE and VLS approaches. (b and c) SEM images of InAs hexagonal disks grown on Si(111) by SAE. (d and e) SEM images of InP nanowires grown on InAs/Si(111) by self-catalyzed VLS approach with varied magnification.

InP on Si leads to the 3D island nucleation, while InAs on Si leads to the 2D planar growth.<sup>7,8</sup> This made it possible to grow vertical InP nanowires epitaxially on Si(111) by inserting the InAs disk between InP and Si. Experimental results show that InAs disks were grown on most open windows of the Si(111) substrate with a hexagonal shape (Figs. 1b and 1c). The optimized growth temperature ensured good selectivity, i.e., basically no growth occurred on the SiN<sub>x</sub> masking film. By selectively forming indium particles on these InAs disks, we then carried out InP nanowire growth by the self-catalyzed VLS approach (Figs. 1d and 1e). Most InP nanowires were vertically aligned on InAs disks which have been selectively grown on the Si substrate. There is an indium particle at each nanowire tip (Fig. 1e). These results indicate that the demonstrated growth procedure is an effective way for epitaxial growth of vertical InP nanowires on Si(111).

This work opens new opportunities for integration of InP-based telecom-band optical devices on Si substrate towards OEIC realization. This work was supported by JSPS KAKENHI (21H01834, 23H01792).

**Refs:** <sup>1</sup>L. A. Y. and B. J., *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.* **24**, 1 (2018). <sup>2</sup>T. Fukui, S. Ando, Y. Tokura and T. Toriyama, *Applied Physics Letters* **58** (18), 2018 (1991). <sup>3</sup>Zhang, et al., *ACS Nano* **9** (11), 10580-10589 (2015). <sup>4</sup>Zhang, et al., *Science Adv.* **5**, eaat8896 (2019). <sup>5</sup>Zhang, et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **59**, 105003 (2020). <sup>6</sup>Zhang, et al., *Opt. Continuum* (2024) **3** (2), 176. <sup>7</sup>K. Tomioka, P. Mohan, J. Noborisaka, S. Hara, J. Motohisa and T. Fukui, *Journal of Crystal Growth* **298**, 644 (2007). <sup>8</sup>K. Tomioka, J. Motohisa, S. Hara and T. Fukui, *Nano Lett.* **8**, 3475 (2008).

## Si 基板上的 InAs ナノワイヤーからの横方向成長による InAs 薄膜成長

### Growth of InAs thin films by lateral overgrowth from InAs nanowires on Si substrates

電気通信大 基盤理工<sup>1</sup>, 電気通信大 量子未来創生デバイス開発センター<sup>2</sup>

○(B4)アチャリヤ 淳一<sup>1</sup>, 海津 利行<sup>2</sup>, 宮下 直也<sup>1,2</sup>, 山口 浩一<sup>1,2</sup>

Dep. Eng. Sci.<sup>1</sup>, QFCD2 center<sup>2</sup>, UEC, ○J. Acharya<sup>1</sup>, T. Kaizu<sup>2</sup>, N. Miyashita<sup>1,2</sup>, K. Yamaguchi<sup>1,2</sup>

E-mail: a2110017@gl.cc.uec.ac.jp

【はじめに】Si 基板上へのIII-V族半導体のヘテロエピタキシャル成長は、光電融合技術としても期待され、従前より様々な成長法が研究されてきた。最近我々は分子線エピタキシ(MBE)によるSi(111)基板上への高密度で高均一な InAs ナノワイヤー(NW)の成長について報告してきた[1]。本研究では、Si 基板上の高密度 InAs NW を核としてNW 側面からの InAsSb の横方向成長を促進させ、良質な InAs/InAsSb 層で埋め込み成長を行う手法を開発したので報告する。

【MBE 成長】Si(111)基板上に Ga 液滴を堆積させ、基板温度 580°Cの加熱により Si 表面酸化膜にピンホール (直径約 20 nm) 形成後、In と As<sub>4</sub>分子線を同時供給し、450°Cで高密度( $1.5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ )の InAs NW を成長した。Fig. 1 に InAs NW の SEM 像を示す。InAs NW コア上に InAsSb シェル層を成長し、NW 側面からの横方向成長を促進させた。InAsSb/InAs コア・シェル構造上に InAs 層を成長し、Si 基板全面に InAs 薄膜 (約 340 nm 厚)を成長した。成長試料の構造図を Fig. 2 に示す。

【結果・考察】成長中の反射高速電子線回折観察では、InAs NW はウルツ鉱構造であったが、InAsSb シェル成長では閃亜鉛鉱構造に遷移し、NW 側面からの横方向成長が促進された。InAs NW の平均直径は 27 nm で、Si 基板と InAs NW との界面の面積が狭く、かつ NW 構造によって InAs NW の格子歪は大きく緩和されるために結晶性の高い NW 構造である。隣接 NW の側面間の平均距離は約 55 nm で、その間を InAsSb および InAs の横方向成長によって Si 基板表面を完全に埋め込むことができる。InAs 層で完全に覆われた成長表面の光学顕微鏡像と原子間力顕微鏡(AFM)像を Fig. 3 に示す。InAs 層の表面粗さは約 29 nm で、主に InAs NW の高さのバラツキによるものと考えられる。Fig. 4 には Fig. 3 の試料のフォトルミネッセンス(PL)スペクトルを示す。PL ピークエネルギーは 0.38 eV(3.3  $\mu\text{m}$ )で、閃亜鉛鉱 InAs バルク層のバンド間遷移および InAs/InAsSb ヘテロ界面からの発光に相当する。明瞭な発光強度で良質な薄膜結晶であることが分かった。

#### 【参考文献】

[1] R. Nakagawa, R. Watanabe, N. Miyashita and K. Yamaguchi, J. Appl. Phys. **134** (2023) 154302.

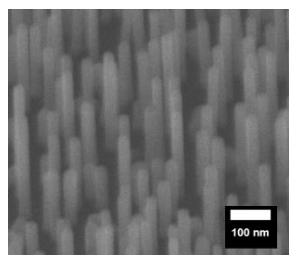


Fig. 1. SEM image of InAs NWs on Si(111) substrate.

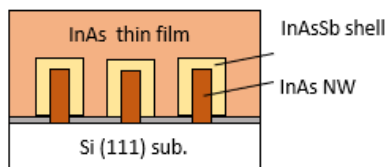


Fig. 2. Schematic diagram of InAs thin film on InAsSb shells/InAs NWs/Si substrate.

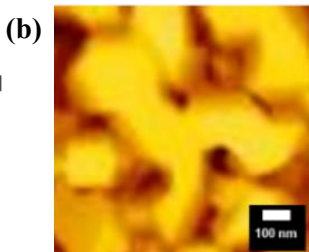
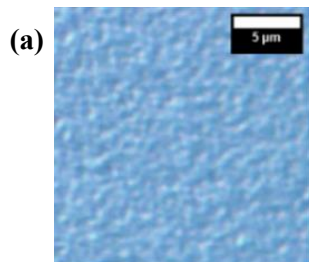


Fig. 3. (a) Optical microscope and (b) AFM images of InAs thin film on InAsSb shells/InAs NWs/Si substrate.

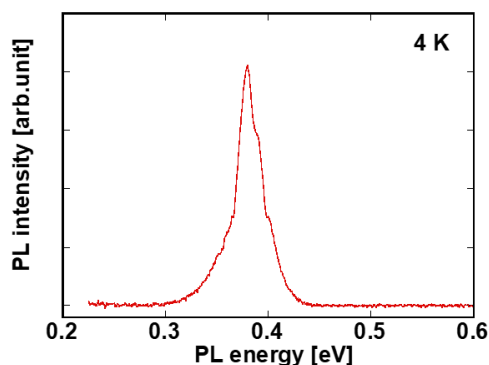


Fig. 4. PL spectrum of InAs thin film on InAsSb shells/InAs NWs/Si substrate.

## GaAs/GaInNAsSb コア-マルチシェルナノワイヤにおける Sb 偏析

### Sb segregation in GaAs/GaInNAsSb core-multishell nanowires

北大情科院<sup>1</sup>, 北大量集<sup>2</sup>, リンショーピン大学<sup>3</sup>

○(M1) 後藤 拓翔<sup>1,2</sup>, (D) 中間 海音<sup>1,2</sup>, (D) 橋本 英季<sup>1,2</sup>, (D) 峰久 恵輔<sup>1,2</sup>, Mattias Jansson<sup>3</sup>,  
Weimin M. Chen<sup>3</sup>, Irina A. Buyanova<sup>3</sup>, 石川 史太郎<sup>2</sup>  
Hokkaido Univ.<sup>1</sup>, Hokkaido Univ. RCIQE<sup>2</sup>, Linköping Univ.<sup>3</sup>  
Takuto Goto<sup>1,2</sup>, Kaito Nakama<sup>1,2</sup>, Hidetoshi Hashimoto<sup>1,2</sup>, Keisuke Minehisa<sup>1,2</sup>, Mattias Jansson<sup>3</sup>,  
Weimin M. Chen<sup>3</sup>, Irina A. Buyanova<sup>3</sup>, Fumitaro Ishikawa<sup>2</sup>

E-mail: [goto.takuto.v6@elms.hokudai.ac.jp](mailto:goto.takuto.v6@elms.hokudai.ac.jp)

III-V 半導体ナノワイヤ(NW)は、そのナノスケールの寸法、高い電子移動度、光電変換効率により、小型化された光学および電子デバイスの有望な候補とされている。希薄窒化物 GaInNAs は、In 及び少量の N を組み込むことで調整可能な格子定数とバンドギャップをもつことが特徴である。GaInNAsSb は Sb の GaInNAs への添加により、広い通信帯域を網羅することが期待される赤外光を発する材料である。この可能性は、Sb のサーファクタント効果に起因し、結晶品質を改善し、バンドギャップを低減させる[1]。本研究では、分子線エピタキシー (MBE) により成長した GaAs/GaInNAsSb コア-マルチシェル NW 内の Sb の偏析現象について、その特性とこれによって変化するバンド構造について光学特性から検討した結果を報告する。

MBE により、GaAs NW コアは n-Si(111)基板上に Ga 自己触媒 VLS 成長で形成し、その後、シェル (GaAs/GaInNAs(Sb)量子井戸(QW)を含む) は、Ga 液滴の結晶化後に成長中断を経て動径方向に成長する。3 周期の GaInNAs(Sb)/GaAs QW を持つ 4 つのナノワイヤ試料を、成長時 Sb ビーム等価圧力 (BEP) をそれぞれ 0、 $6.7 \times 10^{-6}$ 、 $8.7 \times 10^{-6}$ 、 $1.1 \times 10^{-5}$  Pa に変化させて作製した。

走査型電子顕微鏡 (SEM)、X 線回折 (XRD) 測定により、GaAs NW の明確な形成が確認された。Sb BEP が  $8.7 \times 10^{-6}$  Pa で成長させた NW の断面構造を走査型透過型電子顕微鏡 (STEM) により観察し、三層量子井戸構造に沿ったエネルギー分散型 X 線分光法 (EDS) ラインプロファイルの結果を図 1 に示す。In の分布は想定した量子井戸構造部位と合致する分布を示した。一方、Sb は各井戸の外側界面で強い強度を示し、Sb の偏析を示唆した。300 K におけるフォトルミネッセンス (PL) 測定では、Sb BEP が増加するにつれて、発光波長が 1120 nm から 1250 nm へシフトし、PL 発光強度は GaInNAs から維持あるいは増加が確認された。[2]。光学遷移エネルギーの変化からは、偏析の存在する試料では GaAs バリアに Sb が存在したバンド構造およびヘテロ界面を形成することが考えられた。

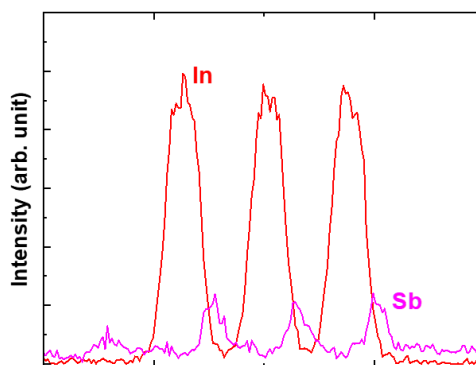


Figure 1. EDS line profile of GaAs/GaInNAsSb core-multishell NWs grown at Sb BEP of  $8.7 \times 10^{-6}$  Pa

[1] J. S. Harris Jr., et al., Phys. Stat. Sol. 244, 2707 (2007)

[2] Homan B. Yuen, et al., J. Appl. Phys. 99, 093504-3 (2006)

分子線エピタキシーによる窒素  $\delta$  ドープ GaAs ナノワイヤ成長と特性Growth and Characteristics of Nitrogen  $\delta$ -doped GaAs Nanowires

## Grown by Molecular Beam Epitaxy

北大工<sup>1</sup>, 北大情科院<sup>2</sup>, 北大量集セ<sup>3</sup>○(B)佐野 真浩<sup>1,3</sup>, (D)峰久 恵輔<sup>2,3</sup>, (D)橋本 英季<sup>2,3</sup>, 石川 史太郎<sup>3</sup>Hokkaido Univ.<sup>1,2</sup>, Hokkaido Univ. RCIQE<sup>3</sup>○M. Sano<sup>1,3</sup>, K. Minehisa<sup>2,3</sup>, H. Hashimoto<sup>2,3</sup>, F. Ishikawa<sup>3</sup>E-mail: [sano.mahiro.h8@elms.hokudai.ac.jp](mailto:sano.mahiro.h8@elms.hokudai.ac.jp)

【はじめに】希薄窒化物半導体は、V族原子の数パーセントが窒素で置換された III-V 族半導体で、著しいバンドギャップの減少を示し、近赤外領域の光電子デバイス応用を可能にする。[1] この材料では通常、ホスト結晶内にランダムに分布する窒素原子の効果が広く研究されてきた。一方、単一格子面に元素を導入する  $\delta$  ドーピングは、キャリア密度と波動関数の精密な制御を可能にする[2]。GaAs における窒素の  $\delta$  ドーピングは、N-N ペアや窒素クラスターに関連した局在状態に起因する、線幅が極めて狭い離散的な発光線を生成することが示される一方、高濃度では広がったバンドの形成につながる[3]。我々の以前の研究は、窒素  $\delta$  ドーピングを用いた GaAs 関連薄膜のバンド構造制御を行っていた[4]。本研究では、特徴的な一次元ナノスケール構造を持つ III-V 族半導体ナノワイヤに対して 窒素  $\delta$  ドーピングを行い、そのバンド構造制御の可能性について検討した結果を報告する。

【実験・結果】プラズマ支援分子線エピタキシー法により、GaAs ナノワイヤコアを n-Si (111) 基板上に形成し、As<sub>4</sub> 圧下で成長を中断し、窒素プラズマ照射により窒素層を形成した後、成長を再開して窒素  $\delta$  ドープ GaAs ナノワイヤを成長した。GaAs シェル中の  $\delta$  ドープの窒素量は、GaAs(001)面の単原子層(ML)において 0.05 ML と 0.1 ML に相当する 2 種の試料を成長させた。図 1 は、室温フォトルミネッセンス(RT-PL)測定における発光のピーク位置を窒素  $\delta$  ドープ量の関数としてプロットしたものである。  $\delta$  ドープ量が 0 ML, 0.05 ML, 0.1 ML の試料において、それぞれ波長 885 nm, 942 nm, 988 nm に明瞭なピークが観測され、窒素  $\delta$  ドープ量が増すにつれてその発光波長はレッドシフトした。以上より、GaAs ナノワイヤのバンド構造制御手法として窒素  $\delta$  ドープが有効であることを示した。

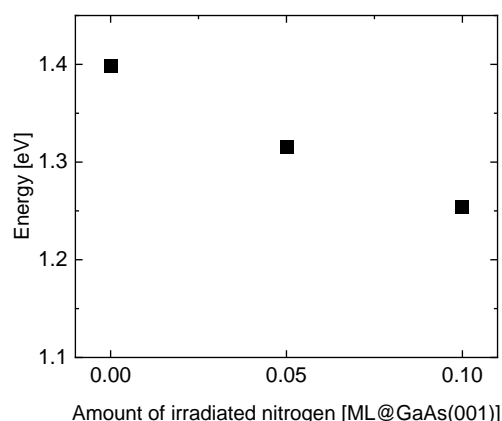


Fig. 1. Photoluminescence peak position as a function of the  $\delta$ -doped nitrogen

1. See, e.g., Dilute Nitride Semiconductors, edited by M. Henini (Elsevier, Amsterdam, 2005).
2. Delta-doping of semiconductors, edited by E. F. Schubert, Cambridge University Press, Cambridge, (1996).
3. P. R. C. Kent and Alex Zunger, Phys. Rev. B 64, 115208 (2001).
4. F. Ishikawa, S. Furuse, K. Sumiya, A. Kinoshita, M. Morifuji, J. Appl. Phys. 111, 053512 (2012).

# 低温成長した希薄窒化 InGaAsN 量子ドットの発光特性の温度依存性

## Temperature dependence of luminescence properties of dilute nitride InGaAsN quantum dots grown at low temperature

北大院情報科学 ◦森田 彩乃, 高山 純一, 村山 明宏, 樋浦 諭志

Faculty of Information Science and Technology, Hokkaido Univ.

◦Ayano Morita, Junichi Takayama, Akihiro Murayama and Satoshi Hiura

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

III-V 族半導体量子ドット(QD)は発光再結合確率が高く、電子のスピンの緩和を抑制できるため電子のスピンの偏極を円偏光に転写するスピンの発光デバイスの光学活性層として注目されている[1]。我々はこれまでに、InGaAs QD に微量の窒素を添加して電子準位を深くすることで、電子の熱脱離を抑制し室温以上の発光強度が大幅に増大することを明らかにしてきた[2]。さらに、InGaAsN QD を 420°C の低温で成長し深い欠陥準位を形成することで、QD 中の電子スピンを選択的に捕獲し室温での円偏光度が約 2.5 倍増加したが、発光強度は 480°C の通常温度で成長した InGaAsN QD に比べて大きく低下した[3]。そこで、本研究では低温成長した InGaAsN QD の発光特性の温度依存性をフォトルミネッセンス(PL)により測定し、温度上昇に伴う発光強度低下の要因を調べた。

本研究では、RF 窒素プラズマ支援分子線エピタキシー法により GaAs バッファ層の上に自己組織化 In<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As<sub>0.98</sub>N<sub>0.02</sub> QD を成長し、その表面に膜厚 40 nm のキャップ層を形成した。QD の成長温度は 480 °C、420 °C として 2 種類の QD 試料を作製し、4.5 K ~ 300 K における PL 測定と時間分解 PL 測定により、発光強度と発光減衰時間の温度依存性を調べた。4.5 K における 420°C 試料の基底準位での発光強度は 480°C 試料の約半分であった(図 1)。これは、低温成長により形成された深い欠陥準位が QD 中の電子を捕獲したためと考えられる。しかし、120 K から 300 K では、温度上昇に伴う発光強度の低下は両試料とも比較的緩やかであった(図 1 挿入図)。アレニウスの式とそれを用いて算出した各試料の熱活性化エネルギー  $E_{a1}$ ,  $E_{a2}$ 、その寄与度比  $A_2/A_1$  を表 1 に示す。電子と正孔の波動関数計算の結果から、 $E_{a1}$  は両試料ともに基底準位と第一励起準位のエネルギー差よりも小さく、20 K から 80 K にかけての発光強度の微小な低下は QD 近傍の欠陥準位へのキャリアの熱励起に対応すると考えられる。しかし、 $E_{a1}$  の温度上昇に伴う消光への寄与は小さいため、欠陥へのキャリアの熱励起の影響は小さい。一方で、 $E_{a2}$  は 420°C 試料の方が 480°C 試料よりも小さくなった。480°C 試料では室温にかけての発光強度の低下が先行研究[2]と同様に正孔の熱脱離に起因するのに対して、420°C 試料では電子の基底準位から励起準位への熱励起、あるいは熱励起された電子が近接 QD へトンネル移動したためと考えられる。

### References:

- [1] K. Etou et al., Phys. Rev. Appl. **19**, 024055 (2023).  
 [2] A. Morita et al., J. Appl. Phys **134**, 224303 (2023).  
 [3] 森田彩乃 他, 2024 年第 71 回応用物理学会春季学術講演会, 24p-22A-1

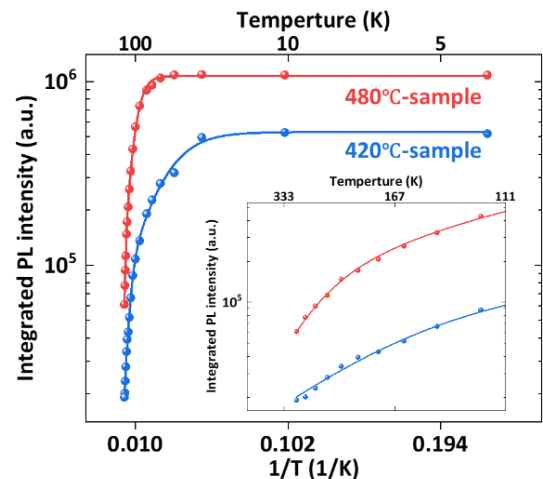


Figure 1. Temperature dependence of the integrated PL intensity at the ground state. The solid lines indicate the best-fitted results of thermal activation energies.

Table 1. Thermal activation energies calculated using Arrhenius equation.

	$E_{a1}$	$E_{a2}$	$A_2/A_1$
480°C-sample	17 meV	120 meV	63
420°C-sample	7 meV	43 meV	15

$$I(T) = \frac{I(0)}{1 + A_1 \exp(-E_{a1}/k_B T) + A_2 \exp(-E_{a2}/k_B T)}$$

# 低インジウム組成部分キャップを有する 1.5 $\mu\text{m}$ 帯量子ドットレーザ

## 1.5- $\mu\text{m}$ -band Quantum Dot Lasers with Low-Indium-Composition Partial Capping

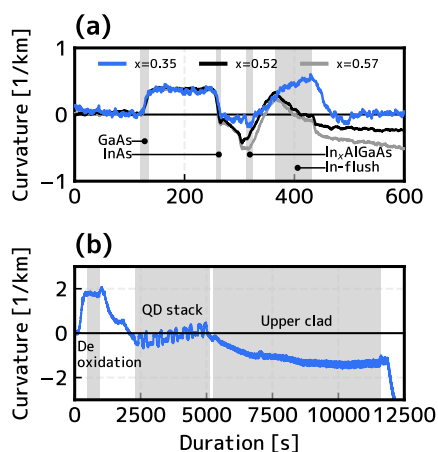
東大ナノ量子 <sup>○</sup>権 晋寛, 鄭 智恵, 角田 雅弘, 荒川 泰彦

NanoQuine, Univ. Tokyo, <sup>○</sup>Jinkwan Kwoen, Jihye Jung, Msahiro Kakuda, Yasuhiko Arakawa

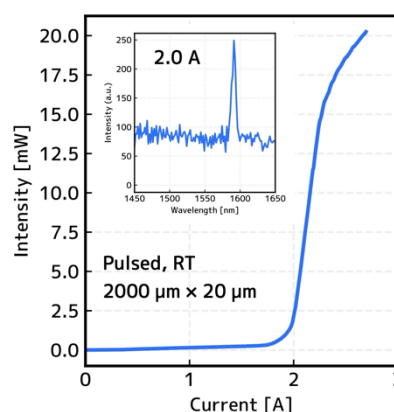
E-mail: jkkwoen @iis.u-tokyo.ac.jp

InP 基板上量子ドットレーザは長波長領域において優れた熱特性・戻り光耐性・低電力動作特性などから、10 Tbps 超光トランシーバーの光源材料として応用が期待されている。特に、InP 基板上にヒ素系材料のみで作製される手法は作製コストの低減のみではなく、リン・ヒ素間の V 属元素の相互拡散による欠陥を抑えられるため注目されている[1]。我々は、InP 上の量子ドット作製において、低インジウム組成部分キャップを導入することで、広範囲な波長調整が可能であることを報告した[2]。本稿では、この手法を用いて量子ドットレーザを作製し、その特性を調査したので報告する。

全てのサンプルは分子線エピタキシー (MBE) を用いて InP (001) 基板上に成長された。Fig. 1 (a) は異なるインジウム組成を有する InAlGaAs の部分キャップ層成長時の in-situ 曲率測定の結果である。x=0.35 において、量子ドット層の成長前後でほとんど曲率の変化がないことが確認できる。これは、量子ドット5層積層構造を用いたレーザ構造においてもその変化が少なく、波長調整のみではなく、歪補償層の役割もしていることも確認できる。(Fig. 1 (b)). Fig. 2 はリッジ型に作製された量子ドットレーザの特性化の結果である。素子のしきい値電流は 1.97 A 電流密度は 4.9 kA/cm<sup>2</sup> であり、その発振波長は 1591 nm であった。



**Figure 1** Schematics of the InAs QD structures capped with the simple InP matched and strain-reduced InAlGaAs layer.



**Figure 2** PL peak wavelengths and linewidth of the InAs QDs with various indium compositions of the strain-reduction layer.

[1] J. Kwoen et. al. Electron. Lett. **59** 16 (2023). [2]権他、2024 年応用物理秋 18a-B2-6 (2024).

この成果の一部は、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 (JPNP16007、JPNP13004)、JST Moonshot R&D JPMJMS2064 および JSPS 科研費 JP23K04598 の助成により遂行された。

## サブモノレイヤー積層法における 埋め込み量子ドット密度調節による量子構造成長制御

### Preparation of quantum structures using stacked submonolayer growth by controlling the density of sublying quantum dots

豊田工大, <sup>○</sup>(D)奥泉陽斗, ロカ ロネル クリスチャン, 神谷 格

Toyota Technological Institute, <sup>○</sup>Haruto Okuizumi, Ronel Christian I. Roca, Itaru Kamiya.

E-mail : sd24502@toyota-ti.ac.jp, roca.ronel@toyota-ti.ac.jp, kamiya@toyota-ti.ac.jp

**[背景・目的]** InAs (< 1ML) と GaAs (数 ML) の交互積層によって、InAs/GaAs 系の量子構造体を作製するサブモノレイヤー (SML) 積層法[1]は、従来の Stranski-Krastanov (SK)法よりも、成長条件の自由度が高く、量子構造体の詳細な成長制御が可能である。近年、我々は下地層に歪層を導入することにより、SML 積層中の表面拡散を制御し[2]、量子ディスクなどの新規量子構造体の成長実現性を見出してきた。本研究では、下地層を SK 法により形成した量子ドット (SKQD) とし、SKQD 密度の調整による SML 積層法の成長制御を検討した。

**[実験方法]** 試料は、分子線エピタキシーで作製した。GaAs (001) 基板を 600 °C にて酸化膜除去を行った後 590°C に降温し、GaAs バッファー層を 100 nm 堆積させた。次に、基板温度を 500°C に下げ、平均膜厚  $h$  ML の SKQD、InAs (0.5 ML) 、GaAs (2.0 ML) の交互積層による 4 層の SML 層、50 nm の GaAs キャップ層を成長させ、急冷し、成長を終了した。この試料を  $S_h$  とする(図 1(a))。参照試料として、平均膜厚  $h$  ML の SKQD のみを成長させた試料  $R_h$  も作製した(図 1(b))。低密度( $\sim 10^9 \text{ cm}^{-2}$ )、および高密度な下地 SKQD( $\sim 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ )には、平均膜厚  $h$  ML が 1.8 ML ないし 2.4 ML のものを用いた。製作した試料の光学特性を、フォトルミネッセンス(PL)により測定した。

**[実験結果]** 図 1(c)に試料  $S_{1.8}$ ,  $R_{1.8}$ ,  $S_{2.4}$ ,  $R_{2.4}$  の PL スペクトルを示す。 $S_{1.8}$  では、 $R_{1.8}$  と同じ波長である 1060 nm と、871 nm のピークがあり、それぞれ SKQD と 2 次元成長した SML 層からの発光であると同定された。一方、 $S_{2.4}$  では、 $R_{2.4}$  のピーク波長と異なる、1006 nm のピークが見られた。この結果より、 $S_{2.4}$  では、高密度の SKQD による歪場によって、高い In 濃度の領域が SML 層に点在すると推定され、SKQD 密度調整による SML 積層法の成長制御が見出された。

**[謝辞]** 本研究は文科省の補助下、豊田工大スマートエネルギーセンターの一環として行われた。

#### [参考文献]

[1] R. C. Roca and I. Kamiya, Phys. Status Solidi B **258** (2021) 2000349.

[2] Q. Xie, *et. al.*, Phys. Rev. Lett. **75** (1995) 2542.

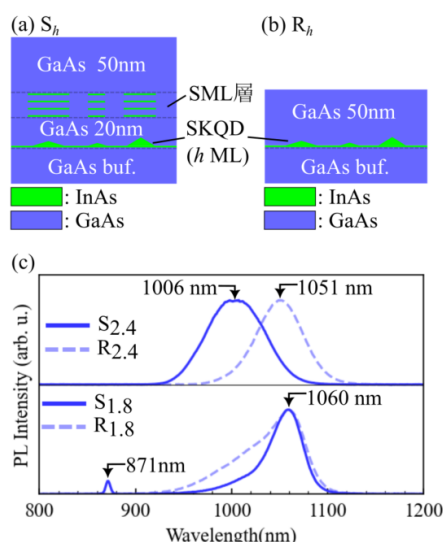


図 1 (a), (b)  $S_h$ ,  $R_h$  の試料構造。(c)  $S_{1.8}$ ,  $R_{1.8}$ , ( $S_{2.4}$ ,  $R_{2.4}$ ) (SKQD 1.8ML),  $S_{2.4}$ ,  $R_{2.4}$ (SKQD 2.4ML)の PL スペクトル。

## 有機金属気相成長法によって作製された InAs/GaAsSb 超格子の As 組成比による発光の変化

Emission Changes in InAs/GaAsSb Superlattices Fabricated by  
Metal-Organic Vapor Phase Epitaxy with As Composition

宮崎大工<sup>1</sup>, 法政大学理工<sup>2</sup>, 奥田大晴<sup>1</sup>, 荒井昌和<sup>1</sup>, 藤澤剛<sup>2</sup>, 鈴木秀俊<sup>1</sup>, 前田幸治<sup>1</sup>

Univ. of Miyazaki<sup>1</sup>, Univ. of Hosei<sup>2</sup>, Masaharu Okuda<sup>1</sup>,

Masakazu Arai<sup>1</sup>, Takeshi Fujisawa<sup>2</sup>, Hidetoshi Suzuki<sup>1</sup>, Koji Maeda<sup>1</sup>

E-mail: hk20010@student.miyazaki-u.ac.jp

### 1. はじめに

波長 2-10  $\mu\text{m}$  の中赤外帯域には分子振動の吸収線が存在する。これを利用したガスの選択的な検出のための発光・受光素子が期待されている。超格子(SL)の層厚を変化させることで発光波長の制御が可能になることから、この波長域の素子として InAs/GaSb タイプII超格子構造が注目されている。しかし、格子定数の差により自由な層厚の SL を作ることができない。そこで、V族比で 8.2%As を含んだ GaAsSb を用いることで InAs 基板と格子整合した SL が作製できる。これにより、欠陥が減少することが期待される。

本研究では、高速成長可能な有機金属気相成長法(MOVPE)を用いて As 組成を変えて InAs/GaAsSb SL を作製し、発光遷移や波長、強度の温度依存性を調査したので報告する。

### 2. 試料作製・評価方法

試料は MOVPE 法を用いて InAs 基板の上に InAs/GaAsSb を 15 層 510°C で成長させた。層厚と組成は XRD 測定により求めた。InAs 層は 2.8 nm、GaAs<sub>x</sub>Sb<sub>1-x</sub> 層は 13.4 nm、As 組成  $x$  は 1.2% と、格子整合に近い 11.2% であった。PL 測定は、InSb 検出器を用い、励起光源に 250 mW、波長 532 nm の Nd:YAG レーザーを使用し、試料温度を 20 K で行った。また、各層が理想的な構造と仮定し、 $k \cdot p$  摂動法によりバンド構造を算出[1]し、井戸内励起キャリア密度を仮定し、自然発光強度を計算し、PL スペクトルと比較した。

### 3. 結果・考察

各試料の PL スペクトルを Fig.1 に示す。As 11.2% では 3600 nm 付近に明確な PL ピークが確認された。3000 nm 付近のピークは超格子の発光ではなく、InAs 基板からの発光と思われる。As 1.2% では 4250 nm 付近で減少がみられたが、これは CO<sub>2</sub> の吸収による。これを考慮して 4300 nm 付近で PL ピークが見られた。

どちらのピークも励起強度が大きいいため、計算による SL の最小の準位差 (バンドギャップ) より高次のエネルギー準位間からの発光と同定した[2]。それぞれのピーク波長は計算と試料で As 組成に差があるが、最大 200 nm 程度の差でよく一致した。

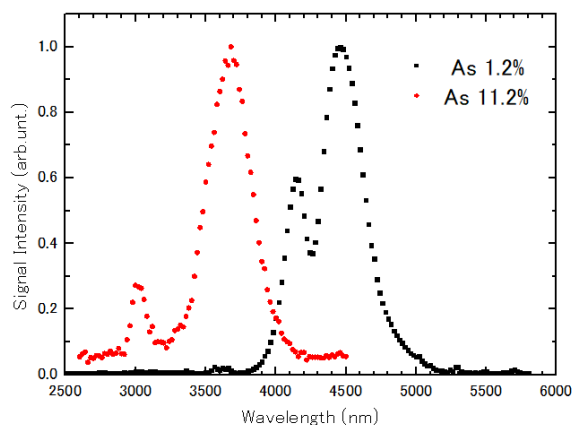


Fig. 1 Photoluminescence Spectrum of InAs/GaAsSb SLs with different As composition

謝辞 本研究の一部はJSPS 科研費22K04245 の助成を受けました。

[1] T. Fujisawa *et al*, IEEE, Quantum Electron, 45, pp.1183-1191 (2009).

[2] 小佐治 他、応物春, 22p-P09-1 (2023).