

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

📅 Wed. Sep 18, 2024 9:15 AM - 11:30 AM JST | Wed. Sep 18, 2024 12:15 AM - 2:30 AM UTC 🏛️ B2
(Exhibition Hall B)

[18a-B2-1~8] 15.3 III-V-group epitaxial crystals, Fundamentals of epitaxy

Nobuhiko Ozaki(Wakayama Univ.), Katsuhiko Tomioka(Hokkaido Univ.)

📌 Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

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

[18a-B2-1]

Anisotropic growth of InAs nanowires by MBE

○(D)Soh Komatsu¹, Masashi Akabori¹ (1.CNMT, JAIST)

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

[18a-B2-2]

Growth of InAsSb for Thermoradiative Diode Application

○(M1)Junpei Ota¹, Yamato Kyuno¹, Tetsuya Nakamura², Keisuke Yamane¹ (1.Toyohashi Tech, 2.JAXA)

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

[18a-B2-3]

Crystal growth for fabrication of InP/InGaAs lateral HBT in SiO₂ cavity

○Kazuki Kobayashi¹, Shota Watanabe¹, Yasuyuki Miyamoto¹ (1.Tokyo Tech Univ.)

10:00 AM - 10:15 AM JST | 1:00 AM - 1:15 AM UTC

[18a-B2-4]

Preparation of quantum discs by stacked submonolayer growth with modulated baselayer

○Haruto Okuizumi¹, Ronel Roca¹, Itaru Kamiya¹ (1.Toyota Tech. Inst.)

10:30 AM - 10:45 AM JST | 1:30 AM - 1:45 AM UTC

[18a-B2-5]

In-situ observation of strain in multi-layer InAs/GaAs quantum dots using MIC method

○Masahiro Kakuda¹, Jinkwan Kwoen¹, Yasuhiko Arakawa¹ (1.Univ. of Tokyo)

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

[18a-B2-6]

Low-Indium InAlGaAs Capped InAs Quantum Dots on InP for Tunable Emission Wavelength

○JINKWAN KWOEN¹, Masahiro Kakuda¹, Yasuhiko Arakawa¹ (1.U. Tokyo, NanoQuine)

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

[18a-B2-7]

Generation of terahertz electromagnetic wave with difference frequency mixing by using lattice mismatched strain due to growth of InAs quantum dot

○Takato Suzuki¹, Osamu Kojima¹, Toshiyuki Kaizu^{2,3}, Osamu Wada³, Takashi Kita³ (1.Chiba Inst. Tech., 2.Kyoto Univ., 3.Kobe Univ.)

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

[18a-B2-8]

Circularly polarized photoluminescence properties of InGaAs quantum dot-dilute nitride GaNAs tunnel-coupled structures sandwiched between AlGaAs barriers

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

MBE 法による InAs ナノワイヤの異方的成長

Anisotropic growth of InAs nanowires by MBE

北陸先端大 ナノマテリアルテクノロジーセンター ○(D)小松 颯, 赤堀 誠志

CNMT, JAIST, °Soh Komatsu, Masashi Akabori

E-mail: s2420022@jaist.ac.jp

【背景・目的】

InAs は Si と比べて高い電子移動度、低い電子有効質量、大きな電子 g-因子とスピン軌道相互作用を有している。これらの特徴から、InAs によるナノワイヤやナノシートは次世代 FET 材料やスピン電界効果トランジスタ(スピン FET)[1]等の半導体スピndeバイス材料として注目を集めている。一方、MBE 法による半導体ナノワイヤの成長方法としてハイドロシスキオキサン(HSQ)の表面にできたピンホールを用いる手法が知られおり[2, 3]、我々も同手法により GaAs(001)基板上の GaAs ナノワイヤ成長[4]、GaAs(111)B 基板上の GaAs/InAs コアシェルナノワイヤ成長[5]を報告している。今回、GaAs(001)基板上 InAs ナノワイヤの成長を行い、ナノシート成長に繋がりうるナノワイヤ側面の異方的な成長を発見したので報告する。

【実験方法・結果】

GaAs(001)基板表面に、希釈した HSQ(東京応化 OGD Type-12)をスピコートし、大気中で 100°C 2 分および 300°C 10 分、MBE 中で 370°C 2 時間のベキングを行っている。今回行った InAs ナノワイヤ成長は、ナノワイヤ成長とナノワイヤの異方的成長で構成される。ナノワイヤ成長では、In(BEP $\sim 1.0 \times 10^{-7}$ Torr) と As(BEP $\sim 6.6 \times 10^{-6}$ Torr) を照射し、基板温度 500°C で 4 時間成長を行った。局所的成長では In の BEP を $\sim 7.7 \times 10^{-7}$ Torr に変更し、ナノワイヤ成長と同じ As BEP・基板温度で 4 時間成長を行った。

成長した InAs ナノワイヤの上面 SEM 画像を図 1(a)に、[-1-10]方向から見た断面 SEM 画像を図 1(b)に、いくつかの断面 SEM 画像より集計したナノワイヤ太さの分布を図 1(c)に示す。図 1(a)より、[01-1]・[0-11]方向と[011]・[0-1-1]方向に対しナノワイヤが傾いて成長していることがわかる。図 1(b)より、[01-1]・[0-11]方向のナノワイヤは基板に対し約 35° 傾いていることがわかる。図 1(c)よりナノワイヤ太さは 380 nm と 580 nm 付近の 2 つのピークをもち、これはナノワイヤ側面の異方的な成長に由来するものであった。

【参考文献】

- [1] S. Datta and B. Das, Appl. Phys. Lett. **56**, 665 (1990).
- [2] T. Rieger *et al.*, J. Cryst. Growth **353**, 39 (2012).
- [3] T. Rieger *et al.*, Nano Lett. **12**, 5559 (2012).
- [4] D. Q. Tran, *et al.*, Physica E **99**, 58 (2018).
- [5] D. Q. Tran, *et al.*, J. Cryst. Growth **564**, 126126 (2021).

【謝辞】

本研究は、東芝デバイス&ストレージ(株)学術奨励金および JST 次世代研究者挑戦的研究プログラム JPMJSP2102 の支援を受けたものである。

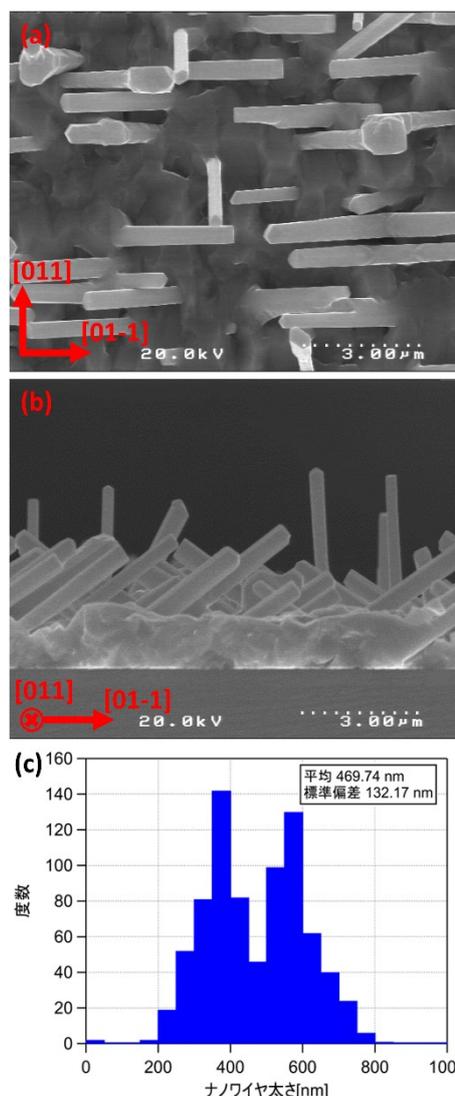


図 1 (a): 上面 SEM 画像
(b): 断面 SEM 画像
(c): ナノワイヤの断面 SEM 画像

熱輻射発電デバイス応用に向けた InAsSb の結晶成長

Growth of InAsSb for Thermoradiative Diode Application

大田 遵平¹, 久野 倭¹, 中村 徹哉², 山根 啓輔¹ (1: 豊橋技科大, 2: 宇宙航空研究開発機構)Junpei Ota¹, Tetsuya Nakamura², Keisuke Yamane¹ (1: Toyohashi Tech, 2: JAXA)E-mail: ota.jumpei.qg@tut.jp, yamane.keisuke.ue@tut.jp

近年、pn 接合の放射冷却現象を利用して発電する熱輻射発電デバイスが提案された[1]。これは、発熱した半導体 pn 接合を深宇宙などの熱源のない空間に向けることで、自然放出が吸収を上回ることで起電力を発生させるものである。この発電様式では、直接遷移型半導体でかつそのバンドギャップが狭いほど原理的に発電量が上がるとされており[1]、0.1eV 程度がデバイス動作する上での目標値となる。しかしながら現状熱輻射発電に適した狭バンドギャップ材料は未開拓である。本稿では、熱輻射発電デバイス応用に向けて、InAsSbN 系材料の結晶成長について検討した。

Fig.1 に InAsSb および InAsN のバンドギャップと格子定数の関係を示す。InAsN のバンドギャップはバンド反交差モデルを、InAsSb のバンドギャップは二次の非線形因子[2]を考慮して導出した。いずれの材料も格子定数はベガード則を用いて導出した。この図から InAsSb に N を添加することで、GaSb 基板上に疑似格子整合させながら 0.1 eV 帯のバンドギャップを実現し、量子井戸構造などを作製できる可能性がある。本稿では、その実現可能性を検証するため、第一段階として GaSb 基板上に母材となる InAsSb の結晶成長を試みた。

InAsSb の成長には分子線エピタキシー (MBE)装置を用いた。GaSb 基板上に GaSb バッファ層を成長させ、その上に InAsSb を成長させた。なお、InAs, GaSb の成長温度と V/III 比は、事前に RHEED 振動回数から最適化し、InAs, GaSb とともに V/III=3~6, 温度 500°C で良好な結晶成長ができることを確認した。この条件の範囲で InAsSb の結晶成長を行った際の RHEED 像の様子を示す。GaSb バッファ層成長後、InAsSb の成長に直ちに切り替えた場合には Fig.2(a)に示すようなストリークパターンを維持して成長が進行したのに対し、将来的な N 導入などを想定して As 照射下で成長中断を行

った場合には Fig.2 (b)のようなスポットパターンが現れた。Sb 照射下ではこのような変化は見られなかったため、As 照射によって表面で Sb と As の交換や Ga 原子の再配列が生じるものと予想される。以上の結果から、InAsSbN を成長する際の界面制御には As, N の供給タイミングを最適化する必要があることが分かった。

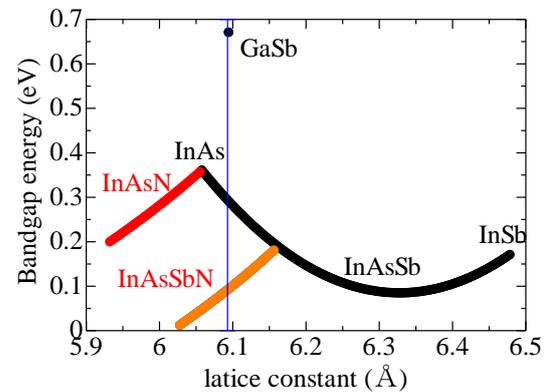


Fig.1 Bandgap of InAsN and InAsSb alloys as a function of lattice constant

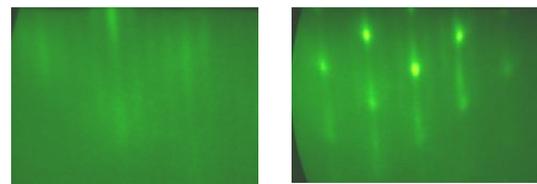


Fig.2 RHEED of InAsSb. (a) without growth interruption, (b) with Growth Interruption.

[謝辞] 本研究の一部は科研費挑戦的研究(萌芽 23K17746), マツダ財団, 東電記念財団の助成のもとに行われた。

[1] Tristan Deppe and Jeremy N. Munday, *ASC Photonics*, **7**, 1 (2020).

[2] K. Murawski et al, *Progress in Natural Science: Materials International*, **29**, 472 (2019).

SiO₂ 空洞内での InP/InGaAs ラテラル HBT 作製に向けた結晶成長

Crystal growth for fabrication of InP/InGaAs lateral HBT in SiO₂ cavity

東京工業大学, °(M2) 小林 良碧, (M1) 渡辺 翔太, 宮本 恭幸

Tokyo Institute of Technology, °Kazuki Kobayashi, Shota Watanabe, Yasuyuki Miyamoto

E-mail: kobayashi.k.br@m.titech.ac.jp

【はじめに】絶縁物として SiO₂ を用いたトンネル FET における界面での再結合の少なさ[1]から、SiO₂ 空洞内に横方向にヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)を形成することで、同様にキャリア再結合を抑制できると予測される。さらに、空洞内の高さが同じであればエミッタ幅・コレクタ幅が同一の構造となるため、縦型構造で課題とされている寄生容量の削減を行うことができる。そこで、InP/InGaAs のラテラル HBT の作製の前段階として InP の pn 接合ダイオード形成を目標に設定した。本報告では、InP/InGaAs のラテラル HBT の形成が見込める構造を作製し、SiO₂ 空洞内での結晶成長を実施した結果について報告する。

【実験】作製したデバイスの概略図を Figure 1 に示す。p-InP 基板を下地として基板全体に 80nm の SiO₂ を堆積させ、深さ 80nm、直径 1μm・2μm・3μm のホールをドライエッチングで形成させる。空洞を規定する犠牲層として、部分的に Al を高さ 120nm または 360nm で蒸着させる。再び全体に 120nm の SiO₂ を堆積させてから、Al 犠牲層の先端を表出させつつ周囲のみ残るようドライエッチングを行う。その後 Al 犠牲層のウェットエッチングを行い、微小空洞を形成させる。結晶成長は MOVPE 法で、成長条件は成長温度 650°C、0.1 気圧の減圧雰囲気、通常の 100 面での成長速度 1μm/h で InP 層 2μm 分の成長を行った。結晶成長後、空洞内の様子について電子顕微鏡で観察を行った。

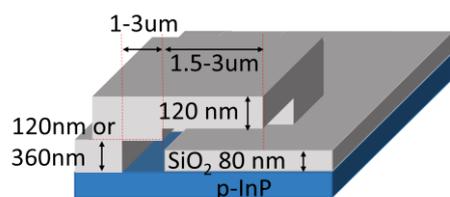


Fig. 1. Schematic SiO₂ of cavity on InP substrate

【実験結果】本実験から 3 つの性質が得られた。1 つ目はホール直径を変えた際の成長の違いである。Figure 2(a)は Al 高さ 120nm での

成長結果である。ホール直径 2μm・3μm では、ホール(赤点線)内部が完全に埋まっておらず、横方向の成長まで進行していないことがわかる。2 つ目は Al 高さを変更することによる成長スピードの違いである。Figure 2(b)は Al 高さを 360nm にしたときの成長結果であり、Figure 2(a)と比較するとホール直径 2μm・3μm においてホール内部が完全に埋まり、わずかにホールの外側まで成長が進んでいた。1μm では結晶成長が空洞の外部まで進行し、縦方向に大きく成長している様子が観察された。これは Al 高さがそのまま空洞の高さとなり、空洞が高いほど供給された材料が成長起点となる InP に到達する確率が増加するためと考えられる。3 つ目は空洞長さを変えた際の成長の違いである。Figure 3 はホール直径と Al 高さを揃え、空洞長さを変化させたときの成長結果である。Fig. 3(a)と Fig. 3(b)の横方向の成長を比較すると、空洞長さを 2 倍にしたことで成長起点までの到達確率が低下し、成長ペースが落ちたと考えられる。

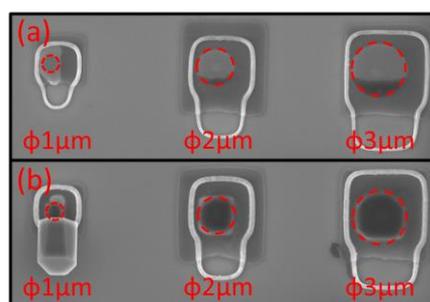


Fig. 2. SEM image of crystal growth, cavity length: 1.5μm (a) height: 120nm (b) height: 360nm

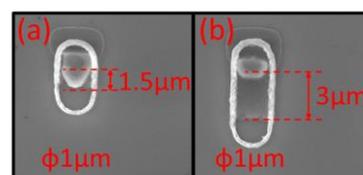


Fig. 3. SEM image of crystal growth, cavity height: 360nm (a) length: 1.5μm (b) length: 3μm

【参考文献】 [1] Convertino, *et al.*, EUROSIOI-ULIS 2017

サブモノレイヤー積層法における、 下地層変調による量子ディスクの作製

Preparation of quantum discs by stacked submonolayer growth with modulated baselayer

豊田工大, [○](D) 奥泉陽斗, ロカ ロネル クリスチャン, 神谷 格

Toyota Technological Institute, [○]Haruto Okuizumi, Ronel Christian I. Roca, Itaru Kamiya.

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

[背景・目的] InGaAs 量子ディスク (QDisc) は、赤外光を吸収して生成した励起子をアップコンバージョンにより高いエネルギー準位へ遷移させることができる[1]が、その形成は従来の Stranski-Krastanov (SK) 法では容易でない。近年我々は格子定数差のある InAs<1ML と GaAs 数 ML の交互積層で、SK 法より緻密に歪格子を成長できるサブモノレイヤー (SML) 積層法により InAs/GaAs 系の QDisc の形成が可能であることを見出してきた[2]。本研究では、下地に量子ドット (QD) を埋め込み、更にスペーサー層の厚さ調整することで QDisc の形状制御を行った。

[実験方法] 試料は、分子線エピタキシー (MBE) で作製した。GaAs(001)基板を 600°C で酸化膜除去後、GaAs バッファー層 (100nm)、SK 法による InAs QD (2.4 ML)、GaAs スペーサー層 (10, 20 nm) の成長と、SML 積層を行った(図 1)。製作した試料の表面は、原子間力顕微鏡 (AFM) により測定した。

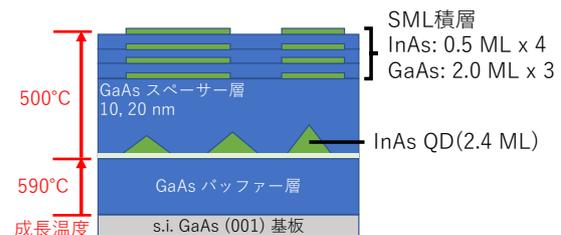


図 1 試料構造概略図

[実験結果] 図 2 に AFM 像を示す。高さ 0.3 nm の島状構造が表面上に分布し、その幅は、GaAs スペーサー層が 10 nm のとき 100 nm 程度、GaAs スペーサー層が 20 nm のとき 200 nm 程度であった。この島の幅は、スペーサー層が薄い程、小さく、高密度になる傾向が見られた。これは、スペーサー層が薄い程、QD からの歪場が、SML 積層

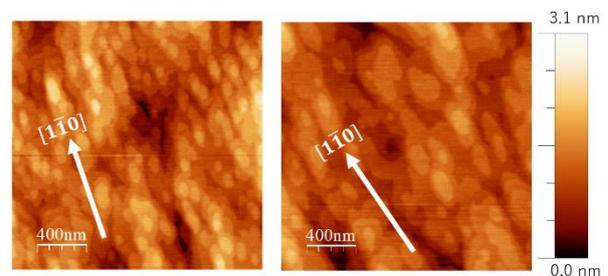


図 2 GaAs スペーサー層厚が (左)10 nm, (右) 20 nm の試料の AFM 像。

中の InAs の選択成長を促したためである。この結果から、下地に QD などの歪層を挿入することで、SML 積層法による QDisc のサイズ制御が示唆された。

[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] D. M. Tex and I. Kamiya, Phys. Rev. B **83** (2011) 081309(R).

[2] R. C. Roca and I. Kamiya, J. Cryst. Growth **593** (2022) 126770; AIP Adv. **11** (2021) 075011.

MIC法を用いた多層 InAs/GaAs 量子ドットにおける歪みのその場観察 In-situ observation of strain in multi-layer InAs/GaAs quantum dots using MIC method

東大ナノ量子機構 [○]角田 雅弘, 権 晋寛, 荒川 泰彦

NanoQuine, The Univ. of Tokyo, [○]M. Kakuda, J. Kwoen, Y. Arakawa

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

InAs/GaAs系自己形成量子ドット(QD) レーザの利得増大、高温動作化にはQDの体積密度増大が重要な要素となる。その手法の一つとして層間隔の低減が挙げられるが、歪み増大に伴う上層QDの面内密度減少などの問題が生じる。我々はインジウム(In)フラッシュ法によりQDの高さを減少させることでキャップされていない最上層のQD面内密度が維持されたことから歪み低減を確認したことを報告した[1]が、キャップされたQDに対しては同様の手法で歪みを評価することは難しい。前回我々はMagnification Inferred Curvature (MIC)法[2]を用いて基板曲率の変化からQD成長中の歪み変化をその場観察できることを報告した[3]。今回Inフラッシュを行った多層QDに対しMIC法でその場観察を行い、基板曲率変化の減少から歪み低減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 $4\sim 5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) を成長した。QD成長後にGaAs部分キャップを3.1~7 nm成長した後にInフラッシュを行い、さらにGaAsでキャップを行なった。MIC法で基板曲率を観察しながらこれを繰り返して、12~13層積層した。

各QD層成長後、キャップを行い次のQD層成長直前の基板曲率を第1層成長前(0層とラベリング)の曲率を0として図1(a)にプロットした。いずれの試料も積層数に比例して曲率が增大しているが、部分キャップ厚さが小さいほど曲率変化の傾きが小さくなっている(図1(b))。これは部分キャップ厚さ減少によりQD高さが減少、すなわちQD体積が減少することで歪みが減少したためと説明される。以上よりMIC法により多層QDにおける歪みの低減を確認できた。

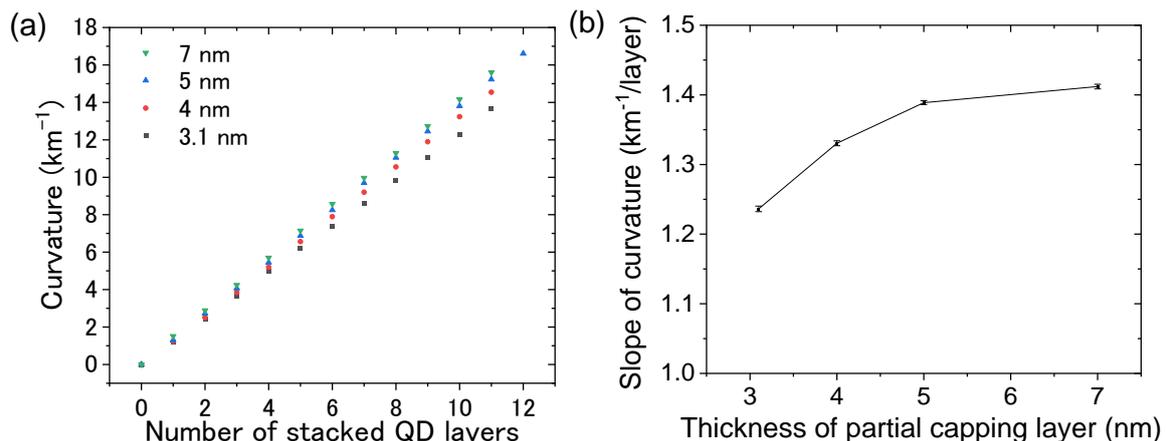


Fig.1 (a) Dependence of curvature of GaAs substrate with stacked InAs QDs on the number of stacked QD layers for various thicknesses of GaAs partial capping layer. (b) Partial capping layer thickness dependence of the slope of the curvature.

[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] 角田 他、2019年春応物 11p-S422-7.

[2] A. Arnoult, J. Colin, Sci. Rep. **11** 1 (2021). [3] 権 他、2024年春応物 24p-22A-3.

InP 基板上低インジウム InAlGaAs キャップを有する InAs 量子ドットの発光波長調整 Low-Indium InAlGaAs Capped InAs Quantum Dots on InP for Tunable Emission Wavelength

東大ナノ量子 [○]権 晋寛, 角田 雅弘, 荒川 泰彦

NanoQuine, Univ. Tokyo, [○]Jinkwan Kwoen, Masahiro Kakuda, Yasuhiko Arakawa

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

InAs/GaAs 量子ドットにおける歪緩和層 (strain reducing layer: SRL) は、高い光学的品質を維持しながら発光波長を長波長化する手法として広く用いられている[1-2]。一方、InP 格子整合 InAlGaAs マトリックス中の InAs QD の発光波長は長距離通信用 C バンド帯よりも長いため、波長制御が必要である。この課題を解決するためにインジウムフラッシュ法などが導入されているが、光学品質を維持しながら波長制御するのは困難であった。本研究では、InP 基板上に成長した InAs QD に低インジウム組成 InAlGaAs 歪緩和層を適用し、発光波長の制御に成功したので報告する。

すべ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。一般的な酸化膜除去が行われた InP 基板上に 100 nm の $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ および 100 nm の $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.24}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ 層が成長された。その後、1 nm の GaAs 層上に InAs 量子ドットが形成された。量子ドットの上には、様々なインジウム組成($x=0.25\sim 0.65$)を有する 2.5 nm の $\text{In}_x\text{Al}_{(1-x)/2}\text{Ga}_{(1-x)/2}\text{As}$ SRL が成長された (Fig. 1)。SRL の上には InP 格子整合の 100-nm $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.24}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ 、100-nm $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ 、50-nm $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.24}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ が成長され、室温フォトルミネッセンス(PL)法でその発光を評価した。Fig. 2 は InAlGaAs SRL を適用した PL ピーク波長および発光線幅を示している。SRL のインジウム組成が減少することで、PL ピーク波長の短波長化および線幅の減少が確認できた。

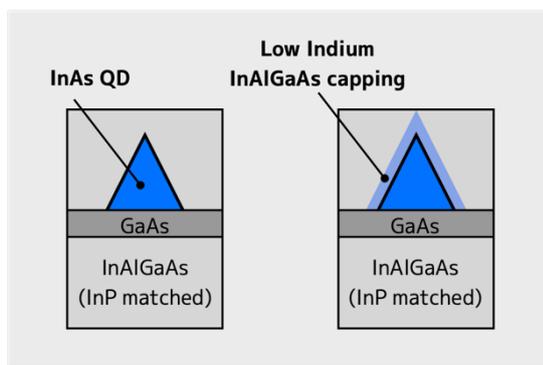


Figure 1 Schematics of the InAs QD structures capped with the simple InP matched and strain-reduced InAlGaAs layer.

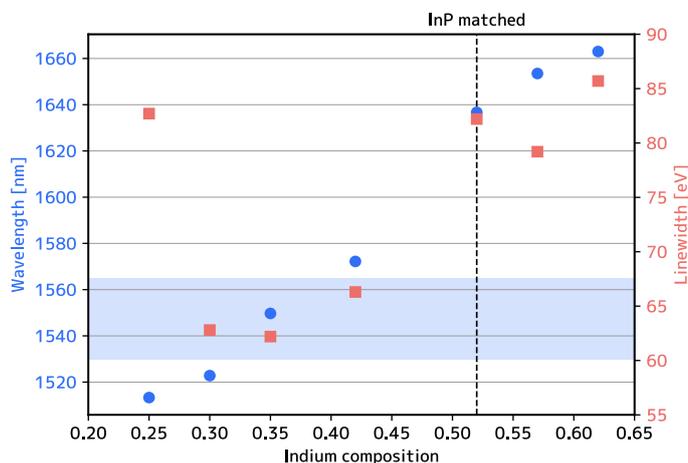


Figure 2 PL peak wavelengths and linewidth of the InAs QDs with various indium compositions of the strain-reduction layer.

[1] K. Nishi, et. al, Appl. Phys. Lett. **74** (8) (1999) [2] M. Sugawara, et. al, Nature Photon. **3** (1) (2009)

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。

InAs 量子ドット成長に起因する格子不整合歪みを利用した差周波混合によるテラヘルツ電磁波発生

Generation of terahertz electromagnetic wave with difference frequency mixing by using lattice mismatched strain due to growth of InAs quantum dot

千葉工大¹, 京大ナノハブ², 神戸大³ ◯鈴木 崇斗¹, 小島 磨¹, 海津 利行^{2,3}, 和田 修³, 喜多 隆³

Chiba Inst. Tech.¹, Kyoto Univ.², Kobe Univ.³, ◯T. Suzuki¹, O. Kojima¹, T. Kaizu^{2,3}, O. Wada³, T. Kita³

E-mail: s21A4082DJ@s.chibakoudai.jp

2次の非線形光学効果を利用した波長変換法である差周波混合は、2つのレーザーを非線形光学結晶中でミキシングする方法である。しかしながら、結晶が反転対称性をもつ場合は差周波混合過程が生じないため、電場や歪みのような摂動が必要となる[1, 2]。例えば、エピタキシャル成長に伴う格子不整合歪みによって、above barrier state を励起することで差周波混合によってテラヘルツ電磁波が発生することが報告されている[2]。ところで、典型的な格子不整合系として、GaAs 基板上的 InAs 量子ドットが知られている。そこで、今回我々は、この InAs 量子ドット上に作製した低温成長 GaAs 薄膜を対象として、差周波混合によるテラヘルツ電磁波発生に関する研究を行ったので、その結果について報告する。

試料には、GaAs 基板上に InAs 量子ドットと 50 nm の GaAs スペーサー層を 20 周期成長し、250°C で成長した 30 nm の低温成長 GaAs でキャップした。図 1(a)に、使用した半導体レーザーのスペクトルを示す。フィッティングで求めたエネルギー間隔は、9.43 THz に相当する。図 1(b)に、差周波混合による信号強度の励起光強度依存性を示す。図中の破線は、フィッティング結果である。信号強度は励起光強度に対して明確に 2 乗で増加している。この結果は、差周波混合によってテラヘルツ電磁波が発生していることを示唆している[1, 2]。同様の測定を低温成長 GaAs 薄膜のみの試料で測定したところ、このような結果は得られなかった。したがって、InAs 量子ドットの成長に伴う格子不整合歪みによって低温成長 GaAs 層および GaAs スペーサー層の結晶構造の対称性が破れたために、2 次の非線形分極が発生したと考えられる。

[1] O. Kojima et al., Phys. Rev. Appl. **10**, 044035 (2018).

[2] O. Kojima et al., Appl. Phys. Express **16**, 051002 (2023).

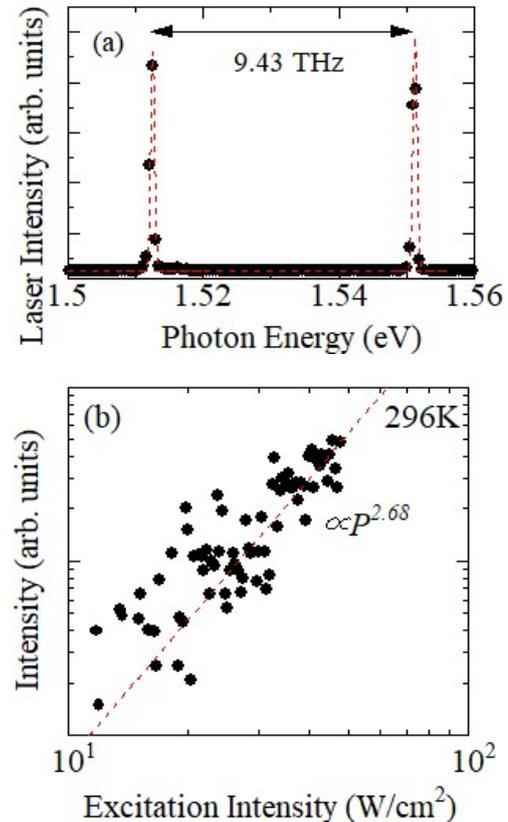


Fig. 1(a) Laser spectrum. (b) Excitation power dependence of signal intensity.

AlGaAs バリアに挟まれた InGaAs 量子ドット-希薄窒化 GaNAs トンネル結合構造の円偏光発光特性

Circularly polarized photoluminescence properties of InGaAs quantum dot-dilute
nitride GaNAs tunnel-coupled structures sandwiched between AlGaAs barriers

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]、電子のスピンの偏極を光の円偏光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、実用上重要な室温では熱エネルギーにより電子が QD から脱離し、バリア層でスピン偏極が高速に失われてしまう。そこで我々は、深い欠陥準位により室温で伝導電子のスピンの偏極を増幅できる希薄窒化 GaNAs 量子井戸(QW)に着目してきた[3]。本研究では、高温での強い発光と高い発光円偏光度の両立に向けて、InGaAs QD と GaNAs QW のトンネル結合構造を AlGaAs バリアに挟んだ試料を作製し、円偏光フォトルミネッセンス(PL)発光特性を調べた。

In_{0.5}Ga_{0.5}As QD と GaNAs QW のトンネル結合試料と、比較用の In_{0.5}Ga_{0.5}As QD 単層試料をプラズマ支援分子線エピタキシー法により作製した (図 1)。内部と同条件で作製した表面 QD の構造を観察したところ、面内密度は $1.0 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 、平均直径は 16 nm であった。図 2(a, b)に室温で得られた各試料の円偏光 PL スペクトルと円偏光度(CPD)を示す。ここで、CPD は円偏光 PL 強度 $I_{\sigma^{\pm}}$ を用いて $\text{CPD} = (I_{\sigma^+} - I_{\sigma^-}) / (I_{\sigma^+} + I_{\sigma^-})$ と定義する。図 2(a)に示した QD-QW 試料では、1.07 eV 付近の発光が InGaAs QD の基底準位に由来すると考えられ、基底準位と励起準位の両方において CPD が 20%以上向上した。これは GaNAs QW でスピン偏極が高められた電子が QD に効率よく注入され発光に寄与していることを示している。当日の発表では温度依存性についても議論する。

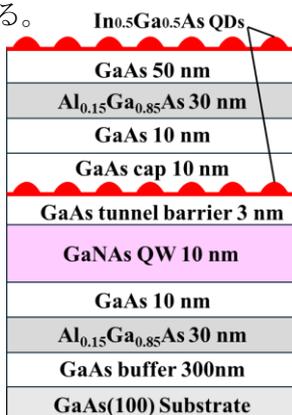


Fig. 1 Schematic of sample structure.

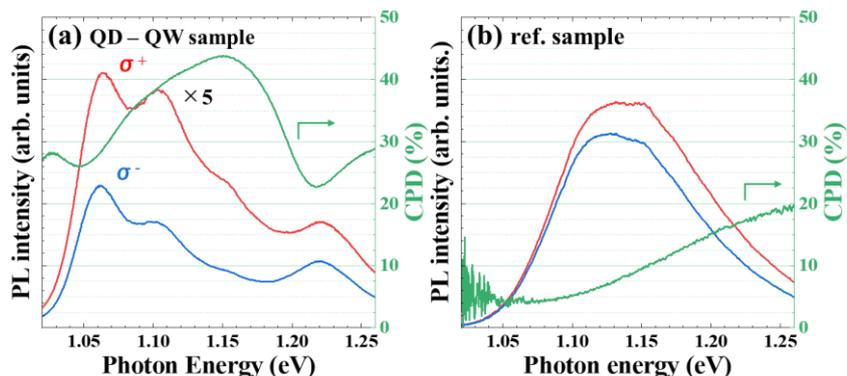


Fig. 2 Circularly polarized PL spectra and corresponding CPD of (a) InGaAs QD – GaNAs QW tunnel-coupled structure and (b) InGaAs QD.

References:

- [1] M. Paillard et al., Phys. Rev. Lett. **86**, 1634 (2001).
- [2] K. Etou et al., Phys. Rev. Appl. **16**, 014034 (2021).
- [3] Y. Huang et al., Nat. Photonics **15**, 475 (2021).