

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

📅 Thu. Sep 19, 2024 4:00 PM - 6:00 PM JST | Thu. Sep 19, 2024 7:00 AM - 9:00 AM UTC 🏢 P09
(Exhibition Hall A)

[19p-P09-1~15] 15.3 III-V-group epitaxial crystals, Fundamentals of epitaxy

[19p-P09-1]

Undoped GaAs/GaAsN superlattice evaluated by photoconductivity measurement

○Ryota Wakasugi¹, Aoi Umeki¹, Riko Morita¹, Takashi Tsukasaki¹, Miki Fujita², Toshiki Makimoto¹ (1.Waseda Univ., 2.NIT, Ichinoseki Col.)

[19p-P09-2]

Electrical characteristics of Si-doped GaAsN after annealing

○Tomoki Yoshida¹, Hirokazu Sasaki¹, Takashi Tsukasaki¹, Miki Fujita², Toshiki Makimoto¹ (1.Waseda Univ., 2.Ichinoseki Col.)

[19p-P09-3]

Growth Temperature Dependence of Be-Doped GaAsN Using PL Characteristics

○Sota Tanaka¹, Miki Fujita², Takashi Tsukasaki¹, Toshiki Makimoto¹ (1.Waseda Univ., 2.NIT, Ichinoseki College.)

[19p-P09-4]

Hole conduction mechanism in Be-doped AlGaAsN

○Yoshiki Ono¹, Kou Inoue¹, Natsu Minami¹, Takashi Tsukasaki¹, Miki Fujita², Toshiki Makimoto¹ (1.Waseda Univ., 2.NIT, Ichinoseki College)

[19p-P09-5]

Photoluminescence characterization of GaPN alloys grown with Sb surfactant

○(M2)Kazuya Yagi¹, Hibiki Saida¹, Shuhei Yagi¹, Hiroyuki Yaguchi¹, Yamato Kyuno², Keisuke Yamane² (1.Saitama Univ., 2.Toyohashi Univ. Tech)

[19p-P09-6]

Growth and electrical characterization of Be-doped InSb thin films by MBE method

○(M2)Riku Hoshino¹, Yuya Urushido¹, Hiroyuki Yaguchi¹, Sachie Fujikawa¹ (1.Saitama Univ.)

[19p-P09-7]

As-free growth of InSb films on GaAs substrates covered with GaSb by Sb irradiation

○Yuki Shirakawa¹, Yohei Nukaga¹, Hiroyuki Yaguchi¹, Sachie Fujikawa¹ (1.Saitama Univ.)

[19p-P09-8]

Growth of Sn doped and Zn modulation doped InSb_{1-x}N_x thin films by sputtering

○Sachie Fujikawa¹, Yuto Arijii¹, Hiroyuki Yaguchi¹ (1.Saitama Univ.)

[19p-P09-9]

Fabrication of PIN structure using InSb_{1-x}N_x thin films by magnetron sputtering method

○(M1)Yuto Arijii¹, Hiroyuki Yaguchi¹, Sachie Fujikawa¹ (1.Saitama Univ.)

[19p-P09-10]

Enhanced electron mobility in InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb composite channel HEMT structures

OTATSUHISA OBA¹, Tomoki Jinnai¹, Reo Ebihara¹, Wataru Nakajima¹, Issei Watanabe^{2,1}, Yoshimi Yamashita², Ryuto Machida², Shinsuke Hara², Akifumi Kasamatsu², Akira Endo¹, Hiroki Fujishiro¹ (1.Tokyo Univ. of Science, 2.National Institute of Info. & Com. Tech.)

[19p-P09-11]

Electronic properties of double doped InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb composite channel HEMT structures

○(M1C)Wataru Nakajima¹, Tomoki Jinnai¹, Ebihara Reo¹, Oba Tatsuhisa¹, Watanabe Issei², Machida Ryuto², Yamashita Yoshimi², Hara Shinsuke², Kasamatsu Akihumi², Endoh Akira¹, Fujishiro Hiroki¹ (1.TUS, 2.NICT)

[19p-P09-12]

Lengthening Emission Wavelength from InSb Quantum Dots on GaSb by Stacking

○Yuto Onoda¹, Emin Kuwabara¹, Sora Ominato¹, Shin-Ichiro Gozu², Hiroki Fujishiro¹, Akira Endoh¹ (1.TUS, 2.AIST)

[19p-P09-13]

Study on spin-polarized light-emitting diodes with different stacking numbers of InGaAs quantum dots layers

○Itsu Tanaka¹, Seunghyeok Sim¹, Kohei Etou¹, Satoshi Hiura¹, Junichi Takayama¹, Agus Subagyo¹, Kazuhisa Sueoka¹, Akihiro Murayama¹ (1.IST, Hokkaido Univ.)

◆ English Presentation

[19p-P09-14]

Carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures by power-dependent PL

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

[19p-P09-15]

Growth of GaAs by MBE on CVD Diamond Substrate (3)

○Shouya Kiuchi¹, Ryuji Oshima¹, Kanji Iizuka¹ (1.NIT)

光伝導度測定によるアンドープ GaAs/GaAsN 超格子の評価

Undoped GaAs/GaAsN superlattice evaluated by photoconductivity measurement

○若杉遼太¹, 梅木 蒼生¹, 守田 璃子¹, 塚崎 貴司¹, 藤田 実樹², 牧本 俊樹¹

(1. 早大理工, 2. 一関高専)

R. Wakasugi¹, A. Umeki¹, R. Morita¹, T. Tsukasaki¹, M. Fujita², T. Makimoto¹

(1. Waseda Univ., 2. NIT, Ichinoseki College)

E-mail: waryou284@ruri.waseda.jp

はじめに AlGaAs/GaAs 超格子では、励起子の閉じ込め効果によって、励起子による光吸収が増加することが報告されている^[1]。ここで、単接合太陽電池において、バンドギャップエネルギーが 1.4 eV 付近で変換効率は最大となる^[2]ため、量子準位間に対応する光が吸収される超格子構造では、井戸層に GaAsN を用いることが望ましい。そこで、本研究では、光伝導度測定を用いてアンドープ GaAs/GaAsN 超格子を評価したので、その結果について報告する。

実験方法 RF-MBE 法を用いて、半絶縁性 GaAs(001)基板上にアンドープ GaAs/GaAsN 超格子を成長した。GaAs と GaAsN の厚さは、それぞれ、19 nm と 1 nm である。成長した層の表面には、電極間隔を 0.5 mm とした 2 つの AuGeNi 電極を蒸着した。そして、分光感度測定装置を用いて、電極間の光照射時と非照射時の差分コンダクタンスを測定した。

結果と考察 GaAs/GaAsN 超格子に対する X 線回折(XRD)測定の結果を Fig. 1 に示す。580 °C で成長した GaAs/GaAsN 超格子では、620 °C で成長した超格子よりもサテライトピークが明瞭に観測されたため、ヘテロ界面の状態が良好であるものと考えられる。次に、GaAs/GaAsN 超格子の光伝導特性を Fig. 2 に示す。ここで、一般的な RF-MBE 法において、GaAs/GaAsN 超格子を成長する際には、窒素プラズマを点灯させた状態でシャッターを開閉させる。しかしながら、シャッターを閉じた状態でも窒素ラジカル源は完全に遮断できないことが報告されている^[3]。このため、本研究でも、障壁層である GaAs には低濃度の N が含まれる。Fig. 2 には、この GaAs 障壁層の光伝導特性も示した。GaAs/GaAsN 超格子は、1.2 ~ 1.35 eV にかけて高い差分コンダクタンスを示した。このエネルギー領域は、障壁層に対応する低濃度の N を含む GaAs のバンドギャップエネルギー(1.36 eV)よりも低いため、量子準位間の光吸収が観測されているものと考えられる。

参考文献 [1] M. Kuramoto *et al.*, Crystal Growth, 425, 333 (2015).

[2] W. Shockley and H. J. Queisser, J. Appl. Phys., 32, 510 (1961).

[3] T. Noda *et al.*, J. Crystal Growth, 227, 496 (2001).

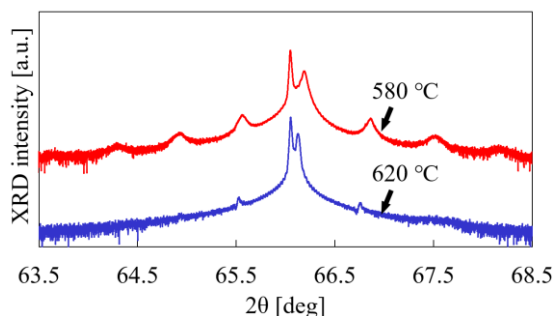


Fig. 1 : XRD spectrum of GaAs/GaAsN superlattice grown at 580 °C and 620 °C.

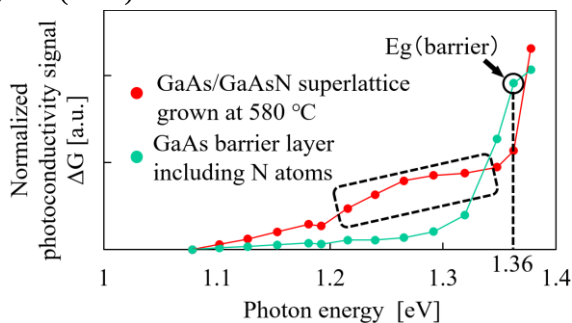


Fig.2 : Photon energy dependence of photoconductivity signal.

アニールした Si ドープ GaAsN の電気的特性

Electrical characteristics of Si-doped GaAsN after annealing

○吉田 知生¹, 佐々木 大航¹, 塚崎 貴司¹, 藤田 実樹², 牧本 俊樹¹

(1. 早大理工, 2. 一関高専)

○T. Yoshida¹, T. Sasaki¹, T. Tsukasaki¹, M. Fujita², T. Makimoto¹

(1. Waseda Univ., 2. NIT, Ichinoseki College)

E-mail: tomoki.yoshida@fuji.waseda.jp

はじめに Si ドープ GaAsN は低い窒素組成 ([N]) 領域において、バンドギャップエネルギーが小さくなる。そのため、Si ドープ GaAsN を利用したトンネルダイオードでは、トンネル抵抗の低減が期待される^[1]。多接合型太陽電池内のサブセル間にトンネルダイオードを応用するには、トンネルダイオード上にトンネルダイオードよりも高い温度でセルを成長する必要がある。従って、比較的低い温度で成長した Si ドープ GaAsN におけるアニール温度依存性の解明が重要である^[2]。そこで、ホール効果測定を用いて Si ドープ GaAsN について評価した。

実験方法 RF-MBE 法によって、半絶縁性 GaAs(001) 基板上に 500 nm の Si ドープ GaAsN を成長した。成長温度は 380 °C であり、Si 不純物濃度は $6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ とした。また、[N] を 0.1 ~ 0.9 % で変化させた。成長した Si ドープ GaAsN を窒素雰囲気下で 15 分間のアニールを行った。アニール温度は 580 °C および 630 °C である。

結果と考察 [N] = 0.9 % の Si ドープ GaAsN 中の電子濃度の測定温度依存性を Fig. 1 に示す。アニールしていない Si ドープ GaAsN と 580 °C でアニールした Si ドープ GaAsN は、縮退半導体の特性を示した。これに対して、630 °C でアニールした Si ドープ GaAsN に関しては、高温領域では測定温度の増加とともに電子濃度が増加していることから、深い準位から伝導帯への電子の励起が起きているものと考えられる。一方で、移動度が指数関数的に変化したことから、低温領域では局在準位間のホッピング伝導が起きているものと考えられる。また、活性化エネルギーの [N] 依存性を Fig. 2 に示す。アニールしていない Si ドープ GaAsN における活性化エネルギーの報告値^{[3], [4]}と本研究の実験値が近い値を示しているため、深い準位は GaAsN に固有な準位であるものと考えられる。

参考文献 [1] A. Lebib *et al.*, Physica B, 502 (2016) 93.

[2] S. Ahmed *et al.*, Appl. Phys. Lett., 71 (1997) 3668.

[3] R. L. Field III *et al.*, Physical Review B, 87 (2013) 155303.

[4] T. Tsukasaki *et al.*, J. Crystal Growth, 514 (2019) 45.

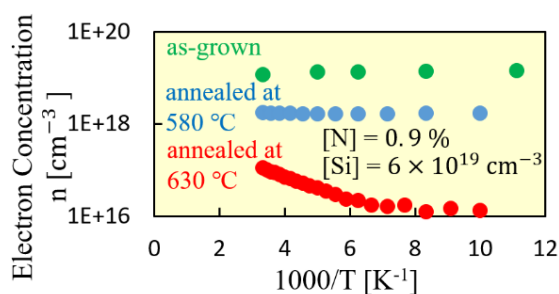


Fig. 1. Temperature dependence of electron concentration in Si-GaAsN.

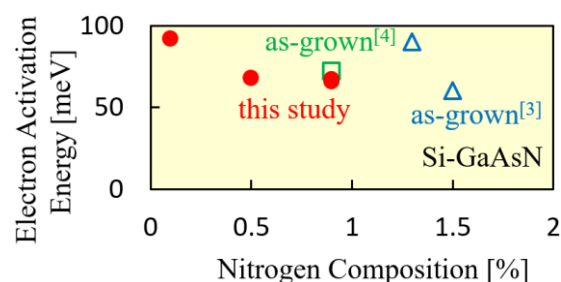


Fig. 2. Nitrogen composition dependence of electron activation energy.

PL 法を用いた Be ドープ GaAsN の成長温度依存性の評価

Growth Temperature Dependence of Be-Doped GaAsN Using PL Characteristics

○田中 創太¹, 藤田 実樹², 塚崎 貴司¹, 牧本 俊樹¹ (1. 早大理工, 2. 一関高専)°S. Tanaka¹, M. Fujita², T. Tsukasaki¹ and T. Makimoto¹

E-mail: so5960ta@fuji.waseda.jp

はじめに : GaAsN 系混晶は、低い窒素組成領域において、窒素組成の増加に伴いバンドギャップが減少するため、GaAsN を HBT のベース層へ応用することが期待されている。ここで、AlGaAs/GaAs HBT のベース層に関して、PL 法を用いて p 型 GaAs ベース層を評価した報告例がある。^[1]そこで、本研究でも、RF-MBE 法を用いて成長した Be ドープ GaAsN の PL 特性を評価した。

実験 : 成長温度を 430 °C から 580 °C として、500 nm の Be ドープ GaAsN を成長した。Be 不純物濃度は $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ であり、窒素組成は 0.4 から 0.5 % である。この Be ドープ GaAsN に対して PL 測定を行った。測定温度領域は 10 K から 200 K である。

結果と考察 : Be ドープ GaAsN における PL 発光強度の成長温度依存性を Fig. 1 に示す。測定温度は 10 K である。この結果から 480 °C で成長した Be-GaAsN の PL 発光強度が最も高くなった。低い成長温度では、結晶品質が下がるため発光強度が低下する。一方で、成長温度が上昇すると、Be のアクセプタとしての活性化率が低下する。そのため、不活性な Be が非発光再結合センターとして働くので、高い温度で成長した Be ドープ GaAsN の PL 発光強度が低下したものと考えられる。次に、異なる温度で成長した Be ドープ GaAsN における PL ピークエネルギーの測定温度依存性を Fig. 2 に示す。全ての GaAsN に対して、90 K から 100 K にかけて、PL ピークエネルギーが急激に増加した。低温では、窒素が由来となる局在準位とアクセプタ準位間の発光再結合過程が支配的である。これに対して、高温では、伝導帯とアクセプタ準位間の発光再結合過程が支配的となる。この結果、90 K から 100 K にかけて PL ピークエネルギーが急激に増加した。次に、この PL ピークエネルギーの増加幅について検討する。成長温度が低下することに伴って、90 K から 100 K にかけて増加する PL ピークエネルギーの幅が減少した。この PL ピークエネルギーの幅が減少する現象は、伝導帯からの局在準位の深さに起因するものと考えられる。この現象の原因として、以下のことが考えられる。まず、低温で成長した Be ドープ GaAsN では正孔濃度が高い。そのため、局在準位に到達した電子は、価電子帯の正孔と発光再結合しやすくなる。ここで、局在準位のエネルギーに幅があるとすれば、電子が深い局在準位に到達する前に発光再結合する。この結果、低温で成長した Be ドープ GaAsN では、90 K から 100 K にかけて増加する PL ピークエネルギーの幅が減少したものと考えられる。

参考文献 :

[1] K. Eda and M. Inada, J. Appl. Phys. 62 (1987) 4236.

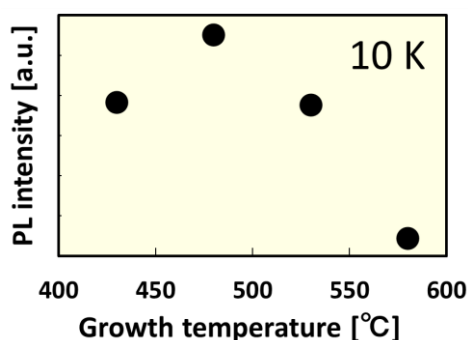


Fig. 1 . Growth temperature dependence of PL intensity at 10 K.

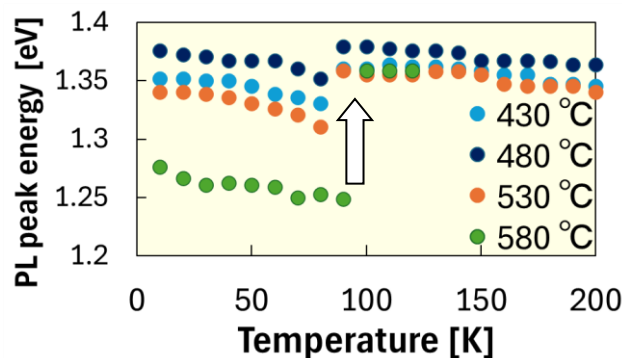


Fig. 2 . Temperature dependence of PL peak energy for Be-doped GaAsN.

Be ドープ AlGaAsN における電気伝導機構

Hole conduction mechanism in Be-doped AlGaAsN

○小野 芳樹¹, 井上 洸¹, 南 奈津¹, 塚崎 貴司¹, 藤田 実樹², 牧本 俊樹¹

(1. 早大理工, 2. 一関高専)

○Y. Ono¹, K. Inoue¹, N. Minami¹, T. Tsukasaki¹, M. Fujita² and T. Makimoto¹

(1. Waseda Univ., 2. NIT, Ichinoseki College)

はじめに: 低い窒素組成([N])の GaAsN では、GaAs と比べて、電子の有効質量が増大することが報告されている^{[1][2][3]}。そして、この GaAsN と比べて、AlGaAsN では、電子の有効質量がさらに増大するものと考えられる。このように、励起子の束縛エネルギーが増大するので、AlGaAsN 中には、励起子が安定に存在することが期待できる。以上のことから、デバイス応用に向けて、不純物ドープ AlGaAsN における電気的特性の解明が必要であるが、不純物ドープ AlGaAsN の電気的特性は報告されていない。そこで、本研究では、Be をドーピングした AlGaAsN において、10 K から 300 K までのホール効果測定を行うことにより、Be ドープ AlGaAsN における電気伝導機構を評価した。

実験方法: RF-MBE 法によって半絶縁性 GaAs(001)基板上に Be ドープ AlGaAs および Be ドープ AlGaAsN を 580 °C で成長した。Al 組成([Al]) は 5 % であり、Be 不純物濃度([Be])は $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ である。[N]は 0.3~0.6 % で変化させた。

結果と考察: Be ドープ AlGaAs および Be ドープ AlGaAsN における正孔濃度の測定温度依存性を Fig. 1 に示す。まず、Be ドープ AlGaAs は、縮退半導体の性質を示した。次に、高温領域における Be ドープ AlGaAsN では、[N]に依らず、測定温度が減少するのに伴って、正孔濃度が減少した。このような高温での現象は、価電子帯の正孔による伝導が支配的であることを示唆している。これに対して、低温領域では、正孔濃度は一定であった。この理由を解明するために、Be ドープ AlGaAsN における導電率の測定温度依存性を Fig. 2 に示す。低温領域では、対数表示した導電率と T^{-1} が直線の関係を示すことから、最近接ホッピング伝導(NNH)^[4]が支配的な電気伝導機構であるものと考えられる。

参考文献 [1] 南奈津他, 第 83 回秋季応用物理学会講演会, 21a-C101-9 (2022).

[2] J. Ibanez, *et al.*, J. Appl. Phys. 103, 103528 (2008).

[3] F. Eber, *et al.*, Appl. Phys. Lett. 107, 062103 (2015).

[4] K. Chik and K. Koon, Philosophical Magazine B, 53, 399 (2006).

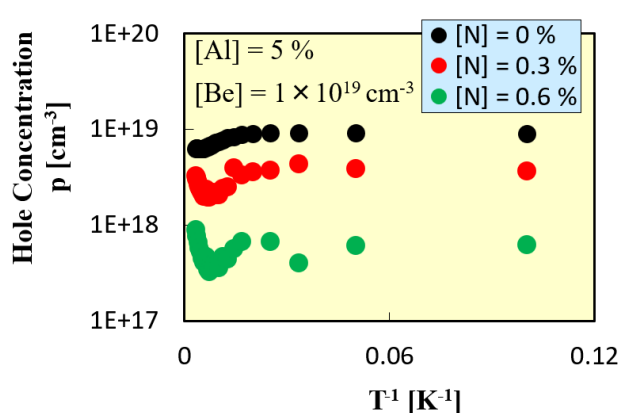


Fig. 1 : Temperature dependence of hole concentration for Be-doped AlGaAs and Be-doped AlGaAsN.

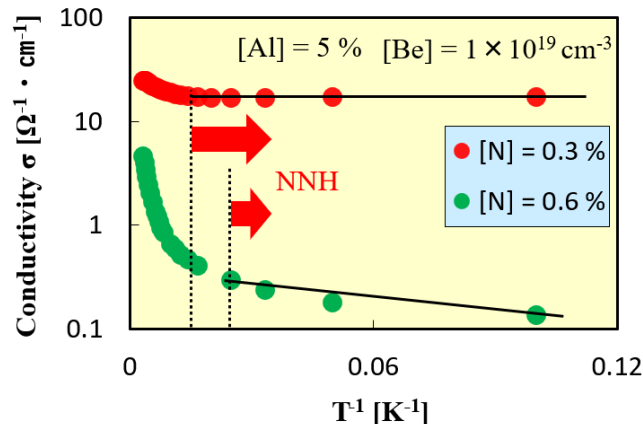


Fig. 2 : Temperature dependence of conductivity for Be-doped AlGaAsN.

アンチモンサーファクタントを利用して成長した GaPN 混晶のフォトルミネッセンスによる評価

Photoluminescence characterization of GaPN alloys grown with Sb surfactant

埼玉大院理工¹ 豊橋技科大²

○(M2)八木 航哉¹, (B4)斎田 響¹, 八木 修平¹, 矢口 裕之¹, 久野 倭², 山根 啓輔²

Saitama Univ.¹, Toyohashi Univ. Tech²

○Kazuya Yagi¹, Hibiki Saida¹, Shuhei Yagi¹, Hiroyuki Yaguchi¹, Yamato Kyuno², Keisuke Yamane²

E-mail: yaguchi@mail.saitama-u.ac.jp

【はじめに】GaPN 混晶は、格子定数や調整可能なバンドギャップの観点から、Si 基板を活用した光デバイス等の新規材料として期待されている[1]。また、GaPN 混晶中のバンドテイルを經由した2段階光吸収を利用した太陽電池の高効率化が期待されている[2]。GaPN の分子線エピタキシャル(MBE)成長時に Sb サーファクタントを導入することで、GaPN 混晶の N 取り込み効率が向上し、光学的特性および表面平坦性の改善が期待される[3]。本研究では、Sb サーファクタントの GaPN 混晶への影響を詳しく調べるために、フォトルミネッセンス(PL)による評価を行なった。

【実験方法】試料には、Sb サーファクタントを利用して GaP 基板上に MBE 成長した GaPN 及び利用せずに成長した同程度の窒素濃度の GaPN を用いた。PL 測定には波長 532 nm の DPSS レーザーを励起光として用いて、測定温度による発光強度の変化などの評価を行った。

【結果及び考察】Fig. 1 に、10 K における GaPN の PL スペクトルを示す。Sb サーファクタントの有無によって、1.8 eV 付近より低エネルギー側でバンドテイルによる発光の違いが見られた。Fig. 2 に、積分 PL 強度の温度依存性を示す。Sb サーファクタントを用いた方が、温度上昇に伴うクエンチングが抑制されたことから、非発光再結合の原因となる結晶欠陥の減少を示すためであると考えられる。

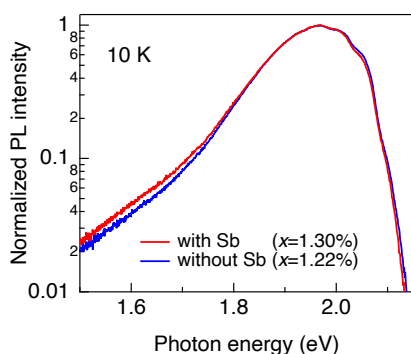


Fig. 1 PL spectra of GaPN grown with and without Sb surfactant.

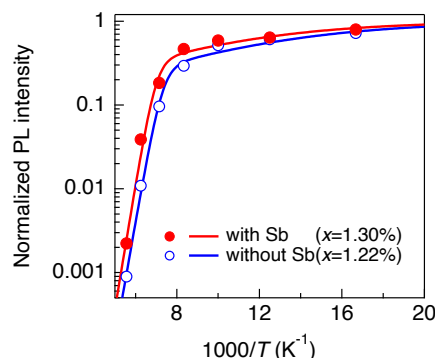


Fig. 2 Temperature dependence of integrated PL intensity of GaPN grown with and without Sb surfactant.

[1] K. Yamane *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **61**, 020907 (2022).

[2] A. Qayoom *et al.*, Phys. Stat. Sol. B **261**, 2300369 (2024).

[3] 山根啓輔他, 第 71 回春応物, 24p-22A-4 (2024).

【謝辞】本研究の一部は、科研費基盤研究(19H02612, 24K07574)、科研費挑戦的研究(萌芽 23K17746)、服部報公会およびマツダ財団の助成のもとに行われた。

MBE 法を用いた Be ドープ InSb 薄膜の成長と電気的特性評価

Growth and electrical characterization of Be-doped InSb thin films by MBE method

埼玉大院理工 [○](M2) 星野 陸, 漆戸 祐哉, 矢口 裕之, 藤川 紗千恵

Saitama Univ., [○]Riku Hoshino, Yuya Urushido, Hiroyuki Yaguchi, Sachie Fujikawa

E-mail: fujikawa@mail.saitama-u.ac.jp

【はじめに】RoSH 条約等の施行により、Hg、Cd 材料等を使用しない遠赤外光デバイスが求められている。InSb_{1-x}N_x 混晶半導体は、N 組成によりバンドギャップエネルギーを小さくすることが可能[1]であり、遠赤外光デバイス構造に有用である。本研究では、高ホール濃度 p 型 InSb 薄膜の実現と温度による電気的特性の影響を調査することを目的に、Be ドープした InSb 薄膜の成長を行い、室温と 77 K による電気的特性評価を行った。

【実験方法】MBE 法により、半絶縁性 GaAs (100) 基板上に GaAs 薄膜を 50 nm ホモエピタキシャル成長した後、Be ドープをした InSb 薄膜 1 μm を成長した。Be のドーピングは、InSb 薄膜成長時に同時供給して行った。Be セル温度は、700~840 $^{\circ}\text{C}$ まで変化させた。Be ドープ濃度は、Be ドープ GaAs 薄膜の電気特性結果から算出した。算出した Be ドープ濃度は、 $4.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ から $4.9 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ であった。成長した試料の電気的特性は、Hall 測定等を行って評価した。

【結果及び考察】Fig. 1 は、Be ドープ InSb 層の室温(300 K)と 77 K における Be ドープ濃度とキャリア濃度の関係を示す。300K において Be ドープ濃度 $4.9 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ で $2.7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ という高い正孔濃度が確認された。また、ドープ濃度が $3.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下の試料では 300 K においては p 型ではなく n 型を示した。これは、InSb のバンドギャップが 0.17 eV と狭いため、室温下でも多数の電子が熱励起されていて、InSb の電子移動度は正孔移動度より 2 桁ほど大きいため、p 型ドーピングを行った試料でもドープ濃度が $3.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下では n 型の結果が得られたと推測される。77 K の測定では、300 K で n 型となったドープ濃度 $3.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下の試料は、キャリア濃度はほぼ変化しないまま p 型となった。これは、低温での測定により電子の熱励起が抑えられ、正孔密度が電子に比べて高くなったためであると推測される。以上のように本研究では、Be ドープした InSb 薄膜における電子の熱励起の影響を明らかにするとともに、高正孔濃度の実現に成功した。

【謝辞】本研究の一部は、公益財団法人村田学術振興財団、公益財団法人高橋産業経済研究財団、公益財団法人日本板硝子材料工学助成会の援助を受けた。

【参考文献】[1]藤川紗千恵 他, 第 80 回応用物理学会秋季学術講演会、22p-P10-2 (2022)

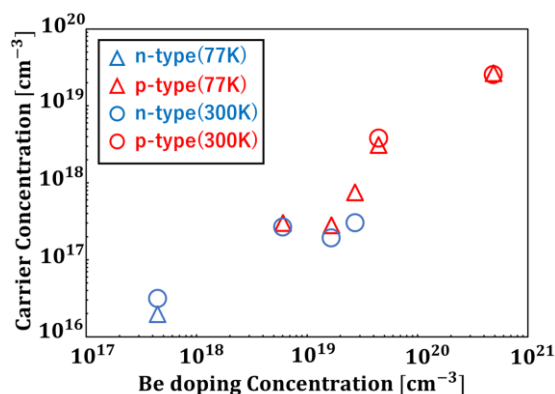


Fig. 1. Relationship between Be doping concentration and carrier concentration at 77K and room temperature (300 K)

Sb 照射により GaSb を形成した GaAs 基板上への InSb の As フリー成長

As-free growth of InSb films on GaAs substrates covered with GaSb by Sb irradiation

埼玉大院理工 [○](M1) 白川 裕暉, 額賀 陽平, 矢口 裕之, 藤川 紗千恵

Saitama Univ., [○]Yuki Shirakawa, Yohei Nukaga, Hiroyuki Yaguchi, Sachie Fujikawa

E-mail: fujikawa@mail.saitama-u.ac.jp

【はじめに】 InSb は、狭バンドギャップ(0.17eV)であり、電子移動度が高いことから赤外線光デバイスや電子デバイス等に有用な半導体材料として注目されている。InSb の成長の多くに GaAs 基板が用いられているが、InSb と GaAs の大きな格子不整合率(14.6%)により生じる結晶欠陥が課題として挙げられる。一方、GaAs と GaSb の格子不整合率は 6.3%であることから、GaAs 基板と InSb 薄膜の間に GaSb 薄膜を形成することで結晶欠陥の低減になる可能性が考えられる。また、通常、GaAs 基板を用いた成長では、サーマルクリーニングと GaAs ホモエピタキシャル成長を行うため、As が用いられるが、GaAs 基板に Sb を直接照射して GaSb 薄膜を形成する As フリーの結晶成長の実現も期待されている。本研究では、As フリー成長の実現を目的に、GaAs 基板のサーマルクリーニング時の照射に As と Sb を用いた場合の InSb 薄膜の比較を行った。

【実験方法】 分子線エピタキシー(MBE)法を用いて、半絶縁性 GaAs (001)基板上にサーマルクリーニング基板温度 720℃(装置表示温度)において、(a) As 照射サーマルクリーニング/GaAs 薄膜(15 nm、成長温度 620 °C、V/III=14)/InSb 薄膜(1 μm、成長温度 480 °C、V/III =5)、(b)Sb 照射サーマルクリーニング/InSb (1 μm、成長温度 500 °C、V/III =5) を成長した。成長した試料は、AFM、XRD 測定等で評価を行った。

【結果及び考察】 Fig. 1 は、試料(a)(b)表面の 1 μm×1 μm スケールの AFM 像を示す。RMS 値は、(a) 0.12 nm、(b) 0.49 nm であった。Fig. 2 は、試料(a)(b)の XRD 2θ スキャンの測定結果を示す。試料(a)は、 $2\theta=56.79^\circ$ に InSb(004)、 66.05° に GaAs(004)の回折ピークが観測された。また、Sb を照射した試料(b)では InSb(004)と GaAs(004)の回折ピークに加えて $2\theta=60.74^\circ$ に小さなピークが観測された。これは GaSb(004)の回折角と一致し、GaAs/InSb 界面に GaSb が形成されたことが確認できた。この結果は、Sb 照射によって GaAs 基板の As が Sb に置換されて、GaSb が形成されたことを示している。

【謝辞】本研究の一部は、公益財団法人村田学術振興財団、公益財団法人高橋産業経済研究財団、公益財団法人日本板硝子材料工学助成会の援助を受けた。

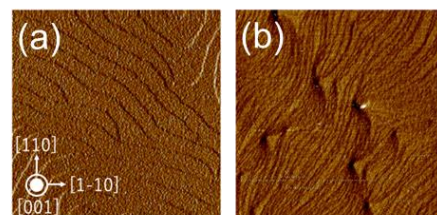


Fig.1. AFM images of InSb thin film surfaces of samples (a) and (b).

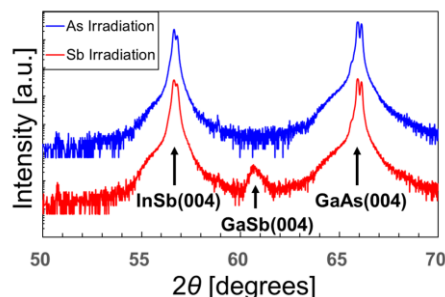


Fig.2. Comparison of XRD 2θ - θ scans of InSb thin films on As-irradiated and Sb-irradiated GaAs(001) sub.

スパッタ法による Sn ドープ及び Zn 変調ドープ InSb_{1-x}N_x 薄膜成長

Growth of Sn doped and Zn modulation doped InSb_{1-x}N_x thin films by sputtering

埼玉大院¹ °藤川 紗千恵, (M1)有路 結斗, 矢口 裕之

Saitama Univ., °Sachie Fujikawa, Yuto Arij, Hiroyuki Yaguchi

E-mail: fujikawa@mail.saitama-u.ac.jp

【はじめに】 InSb_{1-x}N_x 混晶半導体は、N 組成によりバンドギャップエネルギーを小さくすることが可能であり、遠赤外光デバイスへの応用が期待できる[1][2]。本研究では、スパッタ法を用いて n 型、p 型 InSb_{1-x}N_x 薄膜実現を目的に、Sn 及び Zn ドープした InSb_{1-x}N_x 薄膜の成長を試み、成長温度や N 組成による電気的特性等への影響を調査した。

【実験方法】 DC/RF マグネトロンスパッタ法を用いて、半絶縁性 GaAs(100)基板上に InSb、Zn、Sn ターゲットを用いて InSb_{1-x}N_x、InSb_{1-x}N_x:Zn、InSb_{1-x}N_x:Sn 薄膜を成長した。Sn は、RF スパッタ電力で最小である 20W にして InSb と同時供給で、60 分間成長した。Zn は、DC スパッタ電力で、成長温度を室温(RT)と 300°Cにおいてドーピングした。Zn の DC スパッタ電力は、最小にしてもドーピングとしては多すぎるため、変調ドーピングを行った。変調ドーピング条件は、1 周期を 5 分とし、最小 RF 電力にした Zn を 0、20、30、60、90、150、300 秒と変化させたものを 10 周期行った。InSb_{1-x}N_x 薄膜の N 導入は、Ar と N₂ ガス流量比を 0、0.02、0.1、0.2、0.5 と変化させて行った。作製した試料は、Hall 測定等によって評価を行った。

【結果】 Fig.1 は、InSb:Zn の室温におけるキャリア濃度を示す。RT 成長では、60 秒以上で p 型を示した。300°C成長では、150 秒以上で p 型を示した。Fig. 2 は、Ar と N₂ 流量比を変化させた InSb_{1-x}N_x:Zn の室温におけるキャリア濃度を示す。Fig. 3 は、InSb_{1-x}N_x:Sn の室温におけるキャリア濃度を示す。これらの結果より、InSbN:Zn は、窒素流量比が 0.02 以下の場合のみ p 型極性が得られ、高い正孔濃度が確認された。InSbN:Sn では全ての試料で n 型キャリア極性が得られ、N₂ 流量比が多くなるにつれてキャリア濃度の低下が確認された。

【謝辞】 本研究の一部は、(公財)池谷科学技術財団、(公財)村田学術振興財団、(公財)旭硝子財団、(公財)高橋産業経済研究財団、(公財)日本板硝子材料工学助成会の援助を受けた。

【参考文献】 [1]藤川紗千恵 他, 第 80 回応用物理学会秋季学術講演会、22p-P10-2. (2022) [2]藤川紗千恵 他, 第 81 回応用物理学会秋季学術講演会、21p-P05-9 (2023).

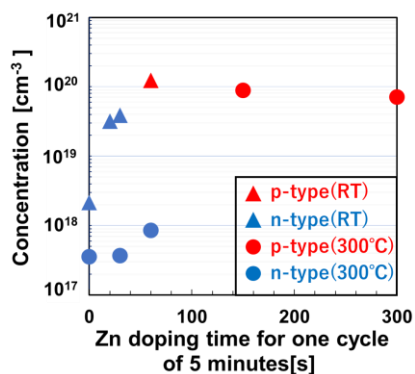


Fig. 1. Carrier concentration in Zn modulation doped InSb thin films grown at RT and 300°C.

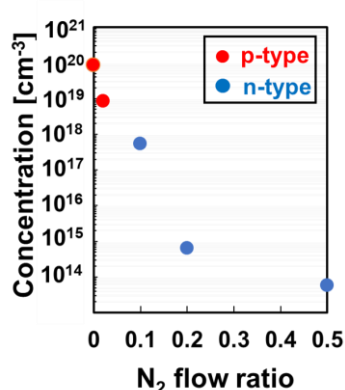


Fig. 2. Carrier concentration in Zn-doped InSb_{1-x}N_x thin films.

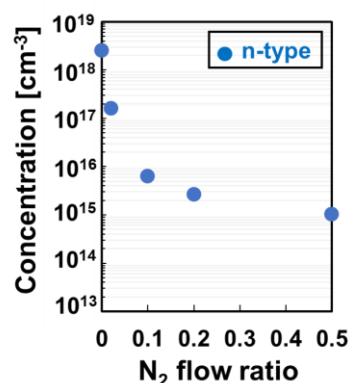


Fig. 3. Carrier concentration in Sn-doped InSb_{1-x}N_x thin films.

マグネトロンスパッタ法による $\text{InSb}_{1-x}\text{N}_x$ 薄膜を用いた PIN 構造の作製 Fabrication of PIN structure using $\text{InSb}_{1-x}\text{N}_x$ thin films by magnetron sputtering method

埼玉大院¹ ○(M1)有路 結斗, 矢口 裕之, *藤川 紗千恵

Saitama Univ., °Yuto Ariji, Hiroyuki Yaguchi, *Sachie Fujikawa

*E-mail: fujikawa@mail.saitama-u.ac.jp

【はじめに】大気の窓領域である波長 8~14 μm 帯の遠赤外線光デバイスは、医療、農業、防犯、発電など多分野での応用が期待されている。吸収端波長が 7.3 μm である InSb に N を導入することで起こるバンドギャップボーイングにより吸収端波長が長くなる InSbN を用いることで、大気の窓領域に対応する遠赤外線光デバイスが実現できる。波長 8~14 μm 帯の遠赤外線域に対応するバンドギャップを持つ $\text{InSb}_{1-x}\text{N}_x$ 混晶組成比は、N 組成が 0.02~0.1 程度にすることが有効であることが予想される[1][2]。本研究では、スパッタ法により様々な n 型及び p 型基板上に作製した p-InSb/i-InSb_{0.985}N_{0.015}/n-InSb 構造の作製を試みた。

【実験方法】DC/RF マグネトロンスパッタ法により、Fig. 1 のような試料構造と基板に使用した 2 種類の n 型 Si 基板、p 型 Si 基板、p 型 Ge 基板の抵抗率を示す。各種基板上に n 型層と p 型層を InSb, i 層を $\text{InSb}_{0.985}\text{N}_{0.015}$ にした PIN 構造を作製し、Al 電極を形成した。さらに、350°C で 5 分間のアニール処理を行い、その前後での電流密度-電圧特性(J-V)の比較を行った。

【結果及び考察】Fig. 2 は、各種基板上に作製した PIN 構造のアニール処理前の J-V 特性を示す。横軸は正値が順バイアス電圧、負値が逆バイアス電圧を示しており、縦軸は電流密度(J)を示す。結果、p 型基板上試料よりも n 型基板上試料の方が印加電圧に対して大きな電流が流れた。Fig. 3 は、2 種類の n 型 Si 基板上に作製した PIN 構造のアニール処理前後の電流密度を絶対値で表した J-V 特性を示す。 $\pm 2.5\text{V}$ でのアニール処理前の電流密度比(逆方向/順方向)は、n-Si(As)で 0.227、n-Si(Sb)で 0.131 と、後者の方が整流性は良かった。また、n-Si(Sb)のアニール処理後の電流密度比は 0.119 に減少したことから、整流性の改善が確認できた。

【謝辞】本研究の一部は、公益財団法人旭硝子財団、公益財団法人高橋産業経済研究財団、公益財団法人日本板硝子材料工学助成会の援助を受けた。

【参考文献】[1]藤川紗千恵 他, 第 80 回応用物理学会秋季学術講演会, 22p-P10-2 (2022). [2]藤川紗千恵 他, 第 81 回応用物理学会秋季学術講演会, 21p-P05-9 (2023).

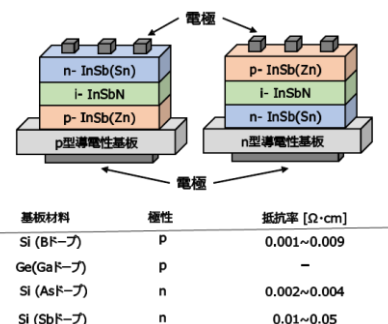


Fig. 1. Sample structure and substrate characteristics.

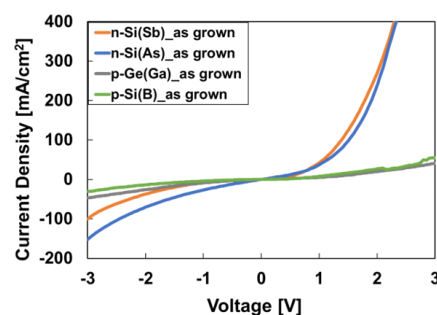


Fig. 2. J-V characteristics of PIN on n-type and p-type substrates.

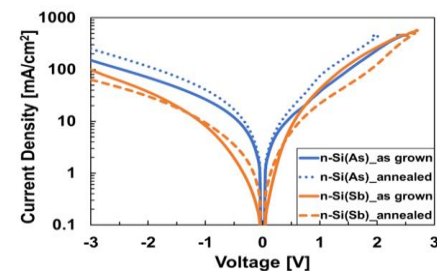


Fig. 3. J-V characteristics before and after annealing on n-type Si substrates.

InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル HEMT 構造における電子移動度の向上

Enhanced electron mobility in InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb composite channel HEMT structures

東理大先進工¹, 情報通信研究機構², [○]大場達久¹, 神内智揮¹, 海老原怜央¹, 中島渉¹,

渡邊一世^{2,1}, 山下良美², 町田龍人², 原紳介², 笠松章史², 遠藤聡¹, 藤代博記¹,

Tokyo Univ. of Science¹, National Institute of Info. & Com. Tech.² [○]T. Oba¹, T. Jinnai¹,

R. Ebihara¹, W. Nakajima, I. Watanabe^{2,1}, Y. Yamashita², R. Machida², S. Hara², A. Kasamatsu²,

A. Endoh¹, and H. I. Fujishiro¹

E-mail : fujisiro@rs.tus.ac.jp

背景・目的：我々は、III-V 族化合物半導体の中でも電子の有効質量 m^* の小さな Sb 系材料に着目し、これをチャネル層に用いた HEMT の電気的特性の向上に向けた研究を行ってきた。これまでの研究では、InSb チャネルの 2 次元電子濃度 N_s が低いという問題を克服するために、ステップバッファを用いた GaInSb チャネルを導入し、高い電子移動度 μ と N_s の両立を実現した^[1]。また、GaInSb HEMT を作製し、遮断周波数 $f_t = 342$ GHz を達成した^[2]。本研究では、 m^* の小さい InSb 層を GaInSb チャネル中に挿入した InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネルを導入することで更なる μ の向上を図った。

実験：Fig. 1 に S.I.-GaAs(100) 基板上に MBE で成長した InSb/ Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル HEMT 構造を示す。チャネル層厚は 20 nm で固定した。InSb メインチャネル層厚 d_{InSb} は 1 nm から 4 nm まで貫通転位の生じない臨界膜厚 8 nm 以内で変化させた。作製した試料の室温と 77 K での μ をホール効果測定で評価し、試料表面の AFM 像からピン留め原子ステップを数えることで貫通転位密度 D_{TD} を算出した。

結果：Fig. 2 に測定した μ と D_{TD} の d_{InSb} 依存性を示す。 μ は d_{InSb} の挿入により増加したが、 $d_{\text{InSb}} = 1$ nm を越えると単調に減少した。77 K でも同様の傾向が見られた。最も高い μ は、 $d_{\text{InSb}} = 1$ nm のときに、室温で 14,500 cm²/Vs、77 K で 19,600 cm²/Vs であった。 μ の増加はチャネル内の平均有効質量 $\bar{m}^*$ が減少したことによるものと考えられる。一方、 D_{TD} は $d_{\text{InSb}} = 1$ nm を越えると単調に増加した。Fig. 3 に室温と 77 K における μ の逆数と D_{TD} の関係を示す。 μ の逆数は D_{TD} に比例した。これは転位散乱の増加が μ の減少を生じさせたことを示しており、臨界膜厚以内で発生した貫通転位の影響が $\bar{m}^*$ の減少の効果を上回ったことを示している。

以上から、InSb/ Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル HEMT 構造は、挿入する InSb 層を貫通転位の発生量が抑えられる厚さに制限すれば μ の向上に有効であると結論付けられる。

謝辞：本研究の一部は、JSPS 科研費 20H02211 の補助によって行われた。

参考文献：

[1] M. Hiraoka *et al.*, Phys. Status Solidi A **217**, 1900516 (2020).

[2] 吉田他, 第 71 回春季応物講演予稿集, 24p-52A-2 (2024).

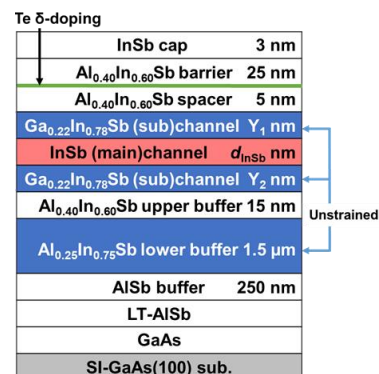


Fig.1 InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb composite channel HEMT structures.

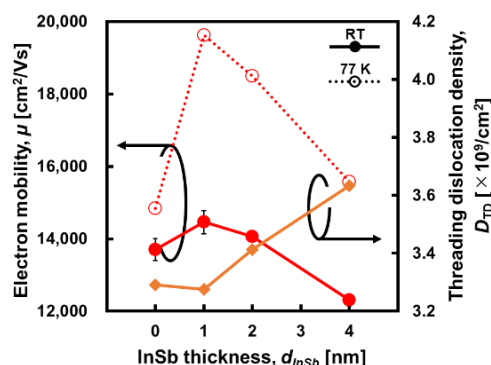


Fig.2 Dependence of electron mobility, μ and threading dislocation density, D_{TD} on d_{InSb} along with at RT and 77 K.

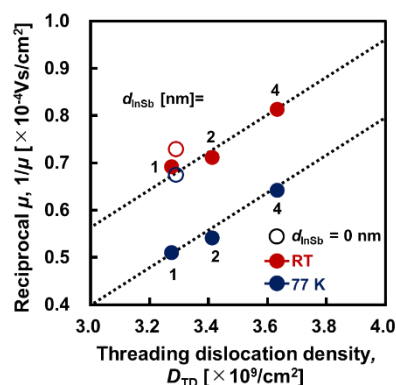


Fig.3 Relationship between Reciprocal μ , $1/\mu$ and D_{TD} at RT and 77 K.

ダブルドーブ InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル HEMT 構造の電気的特性

Electronic properties of double doped InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb composite channel HEMT structures

東理大先進工¹, 情報通信研究機構², [○]中島 渉¹, 神内 智揮¹, 海老原 怜央¹, 大場達久¹,

渡邊一世^{2,1}, 町田龍人², 山下良美², 原紳介², 笠松章史², 遠藤聡¹, 藤代博記¹

Tokyo Univ. of Science¹, National Institute of Info. & Com. Tech.² [○]W. Nakajima¹, T. Jinnai¹,

R. Ebihara¹, T. Oba¹, I. Watanabe^{2,1}, R. Machida², Y. Yamashita², S. Hara², A. Kasamatsu²

A. Endoh¹, H. I. Fujishiro¹

E-mail: 8124534@ed.tus.ac.jp

背景・目的:我々は電子の有効質量の小さい InSb 層を GaInSb チャネルに挿入する InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル構造によりステップバッファ GaInSb HEMT 構造の電子移動度 μ の向上を検討した^[1]。本研究では、チャネル層の上下に Te を δ ドープするダブルドーブ構造を採用することで、高い μ を維持しながらシート電子密度 N_s を増加させることを検討した。さらに GaSb 初期核形成層および傾斜バッファ層の導入により格子不整合による貫通転位の発生・伝搬を抑制し^[2]、 μ の更なる向上を目指した。

実験: Fig. 1 に S.I.-GaAs(100)基板上に MBE 法で成長したシングルドーブ InSb/Ga_{0.22}In_{0.78}Sb 複合チャネル HEMT 構造(a)、ダブルドーブ HEMT 構造(b)、傾斜バッファ層/GaSb 初期核形成層を導入したダブルドーブ HEMT 構造(c)を示す。全構造においてチャネル層上側への Te ドープ時間は 70 s で固定し、先行研究よりダブルドーブ HEMT 構造を持つ構造(b)と構造(c)のチャネル層下側へのドーピング時間は 5 s で固定した^[3]。ホール効果測定で電気的特性を評価し、試料表面の AFM 像からピン止め原子ステップを数えることで貫通転位密度 D_{TD} を算出した。

結果: Fig. 3 に 3 種類の構造の μ と N_s を示す。構造(a)と比較して、構造(b)の μ は 2.5%減少し、 N_s は 22.3%増加した。ダブルドーブ構造を用いることにより N_s は単調に増加したが、 μ はリモートクーロン散乱の増加によりやや減少した。Fig. 3 に 3 種類の構造の μ と D_{TD} を示す。構造(c)で $\mu = 19,310 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 、 $D_{TD} = 4.8 \times 10^8/\text{cm}^2$ を得た。構造(b)と比較して、構造(c)の μ は 37.1%増加し、 D_{TD} は 31.4%減少した。この μ の増加は、GaSb 初期核形成層と傾斜バッファ層により転位の発生・伝搬が抑制され、 D_{TD} が減少したことによる。その結果、 $20,000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 近い μ が得られた。

謝辞: 本研究の一部は、JSPS 科研費 20H02211 の補助によって行われた。

参考文献: [1] 大場他, 第 85 回秋季応用物理予稿集, (2024).

[2] R. Ebihara *et al.*, Proc. CSW2023, TuC1-4.

[3] 尾曾他, 第 70 回春季応用物理予稿集, 15p-PA05-3 (2023).

InSb	3nm	InSb	3nm	InSb	3nm
Al _{0.4} In _{0.6} Sb	25 nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	25 nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	25 nm
Al _{0.4} In _{0.6} Sb	5nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	5nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	5nm
Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	7.5nm	Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	7.5nm	Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	7.5nm
InSb	1nm	InSb	1nm	InSb	1nm
Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	11.5 nm	Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	1.5 nm	Ga _{0.22} In _{0.78} Sb	11.5 nm
Al _{0.4} In _{0.6} Sb	15 nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	7 nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	7 nm
		Al _{0.4} In _{0.6} Sb	8 nm	Al _{0.4} In _{0.6} Sb	8 nm
Al _{0.25} In _{0.75} Sb	1500 nm	Al _{0.25} In _{0.75} Sb	1500 nm	Al _{0.25} In _{0.75} Sb	500 nm
				Al _{0.25} In _{0.75} Sb	1211 nm
				AlSb	
AlSb	250nm	AlSb	250 nm	AlSb	75 nm
LT-AlSb		LT-AlSb		GaSb	175nm
SI-GaAs		SI-GaAs		SI-GaAs	

(a)

(b)

(c)

Fig. 1 Schematic views of GaInSb HEMT structures grown in this work.

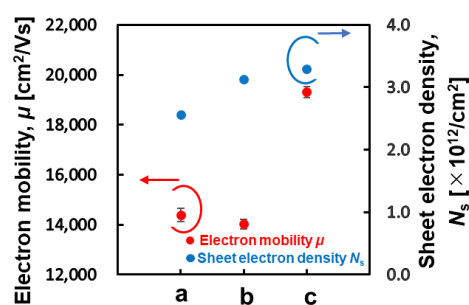


Fig. 2 Comparison of μ and N_s for structures (a), (b), and (c).

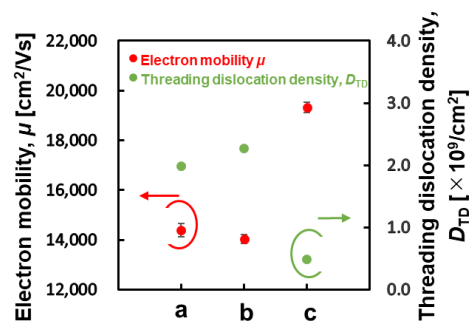


Fig. 3 Comparison of μ and D_{TD} for structures (a), (b), and (c).

GaSb 上 InSb 量子ドットからの発光波長の積層による長波長化 Lengthening Emission Wavelength from InSb Quantum Dots on GaSb by Stacking

○小野田 悠人¹, 桑原 笑明¹, 大湊 空¹, 牛頭 信一郎², 藤代 博記¹, 遠藤 聡¹

(東理大先進工¹, 産総研²)

○Y. Onoda¹, E. Kuwabara¹, S. Ominato¹, S. Gozu², H. I. Fujishiro¹, A. Endoh¹ (TUS¹, AIST²)

E-mail: 8123511@ed.tus.ac.jp

【背景】中赤外領域(2~5 μm)で動作する光学式ガスセンサは非破壊での分子検出が可能であり, 様々な分野で需要が高まっている. ガスセンサに用いる発光素子の発光強度向上の手段として量子ドットを用いる方法がある. 我々は分子線エピタキシー(MBE)法を用いて InSb 量子ドットの形成を試みている. 作製した量子ドットの発光波長は約 1.7 μm であり, 長波長化が課題である[1]. この解決手段として, ドットの近接多層積層がある[2]. 本研究では2層積層量子ドットを作製し, ドットサイズ・密度や PL 特性を調べた. 更に, 量子ドットからの発光エネルギーを計算し, 実験値と比較した.

【実験】InSb 量子ドットは MBE 法により形成した. GaSb(100)基板上に GaSb buffer 層を 133 nm 成長した後に InSb を 2.3 ML 成長した. 2層積層の場合, 単層ドットの上に GaSb spacer 層を 1 nm 成長し, その上に再度 InSb を 2.3 ML 成長した. InSb の成長レートは 0.1 ML/s, V/III 比は 2 とした. ドットサイズ・密度の評価には原子間力顕微鏡を用いた. Fig. 1 に単層と積層 2 層目のドット直径のヒストグラムを示す. 単層ドットの平均直径は 45.5 nm, 積層 2 層目のドットの平均直径は 95.6 nm であり, 2 層目は単層の約 2 倍に増大した. また, 単層に比べ 2 層目は直径の均一性が悪化した. またドット密度は, 単層と積層 2 層目において各々 $1.38 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ と $7.05 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ となり, 2 層積層の方が低くなった. Fig. 2 に単層ドットと 2 層積層ドットの 77 K における PL スペクトルを示す. 2 層積層ドットのほうが単層ドットと比べて低エネルギーで発光した(発光波長: 1.69 μm → 1.85 μm). これは積層により高さ方向にドットが大きくなったためである. また単層, 2 層積層での GaSb のピークに対する相対発光強度はそれぞれ 0.56, 0.20 であった. 2 層積層の強度低下は, 2 層目のドットの巨大化による非発光ドットの増加が原因と思われる.

【計算】量子ドットからの発光エネルギーは有効質量近似により計算した[3]. まず半回転楕円体状単層ドットに関して, 高さ 1 nm, 直径 40 nm とすると発光エネルギーの計算値は 600 meV となり, 実験値(735 meV)よりもかなり小さい. この原因は In-Ga の相互拡散による混晶化と考えられる. そこで, 拡散の影響を数値計算に含めた. 拡散長を 0.65 nm とすると実験値と一致した. この拡散長を用いて同一回転軸を有する 2 層積層ドット (2 層目のドットは高さ 1 nm, 直径 100 nm) の発光エネルギーを計算した. Fig. 3 は 2 層積層ドットにおける発光エネルギーの積層間隔依存性の計算値である. 積層間隔よりも拡散の影響が大きい. 単層ドットにおける拡散長 0.65 nm を用いると積層間隔 0.5 nm で発光エネルギーの実験値 669 meV とほぼ一致する.

【参考文献】

[1] E. Kuwabara *et al.*, Phys. Status Solidi A **221**, 2300659 (2024).

[2] Y. Nakata *et al.*, J. Cryst. Growth **175/176**, 713 (1997).

[3] 小野田他, 2023 秋季応用物理学会, 21p-P05-7.

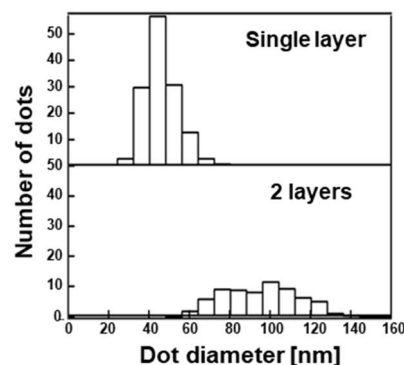


Fig. 1 Histograms of dot diameters for single-layer and 2-layer stacked quantum dots.

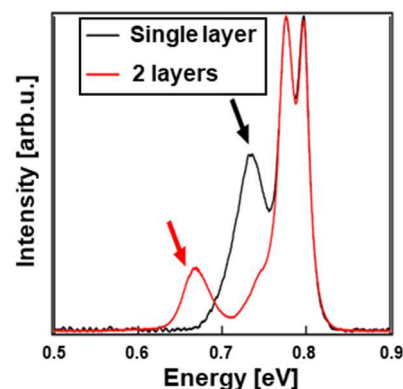


Fig. 2 PL spectra of single-layer and 2-layer stacked quantum dots at 77 K.

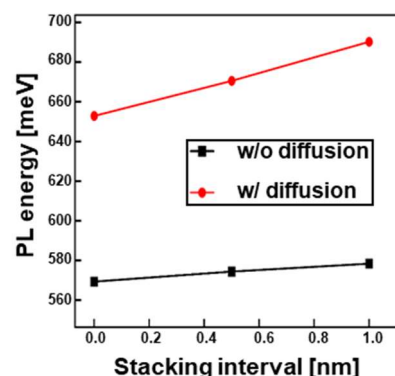


Fig. 3 Stacking interval dependence of calculated PL energy for 2-layer stacked quantum dot.

InGaAs 量子ドットの積層数を変えたスピン偏極発光ダイオードの研究

Study on spin-polarized light-emitting diodes with different stacking numbers of

InGaAs quantum dots layers

北大院情報科学 ○田中 竜, 沈 承赫, 江藤 亘平, 樋浦 諭志, 高山 純一,

スバギョ アグス, 末岡 和久, 村山 明宏

Faculty of Information Science and Technology, Hokkaido Univ.

○I. Tanaka, S. Sim, K. Etou, S. Hiura, J. Takayama, A. Subagyo, K. Sueoka, and A. Murayama

E-mail: tanaka.itsu.w7@elms.hokudai.ac.jp

近年、電力消費なしに情報を保持できる電子スピンメモリと熱損失のない光配線を活用した光電スピン情報基盤が注目されている。なかでも、III-V 族半導体量子ドット(QD)は、電子と正孔が同一空間に閉じ込められることによる高い発光効率[1]とスピン保持特性を示すことから[2]、電子スピンの光変換媒体として最適である。また、QD を多層化することにより発光強度の増大が期待できる。しかし、強磁性体電極から半導体層に電子スピンを注入するスピン偏極発光ダイオード(スピン LED)において、半導体中では電子のスピン偏極が容易に緩和するため[3]、QD の多層化は強磁性体電極から遠い下部の QD 層での電子スピン偏極を低下させる可能性がある。そこで、本研究では QD の積層数を変えたスピン LED を作製し、その電流注入発光(EL)特性を評価した。

試料構造を図 1(a)に示す。試料は p -GaAs(100)基板上に $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ QD を含む LED 構造を分子線エピタキシーにより成長した。MgO トンネルバリア及び Fe/Au 電極層は電子ビーム蒸着法により作製した。測定温度は 100 K であり、試料面直方向に+3.0 T の磁場を印加した。図 1(b),(c)に注入電流 3 mA と 7 mA における各試料の EL 発光スペクトルを示す。ここで、3 mA のスペクトルピーク強度で規格化している。注入電流を増加させると、1 層試料の方の EL 発光強度が大きく増加した。これは 1 層試料では正孔リッチになっていることを示唆している。一方で、3 層試料では注入電流を増加させると発光ピークがブルーシフトした。これは、注入電流の増加により発光の主体がサイズの小さい下部の量子ドット層に変化したことを示している。

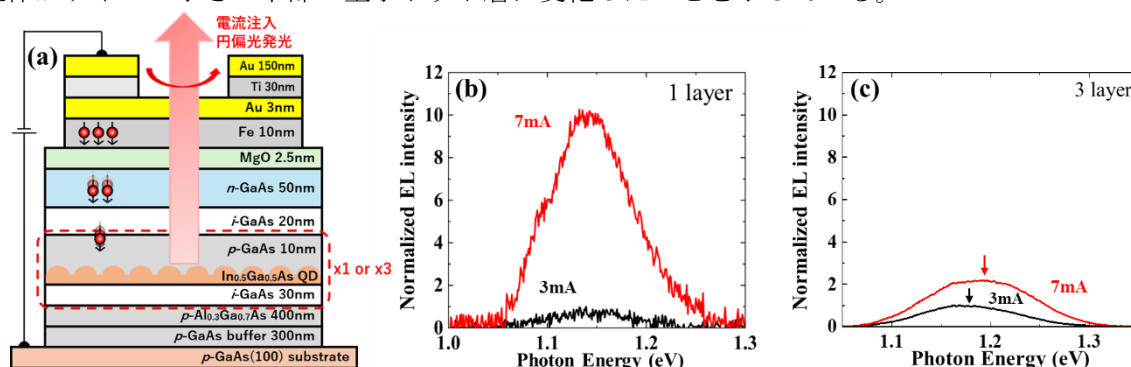


Fig. 1 (a) Schematic illustration of spin-polarized light-emitting diode using 1 and 3 layers of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ QDs. Normalized EL spectra of (b) 1-layer QD LED and (c) 3-layer QD LED, measured at 100 K with injection currents of 3 mA and 7 mA under a magnetic field of +3.0 T.

References:

- [1] Y. Yang et al., Nat. Photonics **9**, 259 (2015).
- [2] M. Paillard et al., Phys. Rev. Lett. **86**, 1634 (2001).
- [3] K. Etou et al., Phys. Rev. Appl. **16**, 014034 (2021).

Carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures by power-dependent PL

Ronel Christian Roca and Itaru Kamiya

Toyota Technological Institute

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

Stacked submonolayer (SML) growth of InAs/GaAs nanostructures by molecular beam epitaxy (MBE) has been gaining interest as alternative to the conventional Stranski-Krastanov (SK) growth.^{1,2} SML growth involves the alternate and cyclic depositions of <1ML of InAs and ML-thick GaAs. The high degree of control afforded by SML growth is desirable for optoelectronic applications. Furthermore, the ability to prepare either 2D and 3D SML nanostructures provides another degree of freedom in optimization for a variety of applications.³ However, the carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures are not well understood. In this study, we use power-dependent photoluminescence (PL) measurements to investigate the carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures.

The sample for the study was grown by MBE on a s.i. GaAs (001) substrate. After oxide desorption at 600°C, a 100-nm GaAs buffer was grown at 590°C. The temperature was then brought down to 500°C, where a 30-nm GaAs layer and the 10-stack InAs/GaAs SML nanostructures. The 1st to 9th stacks of InAs were 0.4ML per cycle, whereas the 10th was 0.9ML. The GaAs spacer was kept at 2.1ML per cycle. The sample was then capped by a 50-nm GaAs layer. The sample was then characterized by PL measurements.

Shown in Fig. 1 are the power-dependent PL spectra of the sample. Note that two distinct peaks are observable in the sample: a narrow peak at 912nm and a broad peak at 953nm. These are attributed to the 2D and 3D SML nanostructures, respectively.¹ In addition, it is can be observed that the at low power (0.34 W/cm²) the two peaks are of comparable intensity, whereas when the power is increased (2.24 W/cm²) the 2D SML peak becomes prominent compared to the 3D SML. Therefore, the data suggests a significant difference between the carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures

Shown in Fig. 2 is the plot of the integrated PL intensities for the 2D and 3D peaks in Fig. 1 as a function of the excitation power. It can be seen that as the excitation power is increased, the intensities of both 2D and 3D SML peaks also increase. However, the rate of increase is different between the two. The 2D peak emerges with increasing excitation power, surpassing the 3D peak at the crossover point of around 3 W/cm² as shown in the inset of Fig. 2. This suggests that below the crossover, the 3D SML is more efficient at capturing carriers, whereas above the crossover, the 3D SML saturates and the 2D SML become more efficient at capturing carriers. The saturation behavior in the 3D SML peak may be explained by the lower density of states per unit volume as compared to the 2D SML.

In conclusion, the carrier dynamics in 2D and 3D SML nanostructures has been investigated by power-dependent PL measurements. Results have shown that at low power, 3D SML are more efficient, whereas at high power, 3D SML saturates and 2D SML then becomes dominant.

Acknowledgement: This work was supported by the JSPS KAKENHI Grant Number 23K13626 and the MEXT-funded Smart Energy Research Center at TTI.

References:

¹R. Roca & I. Kamiya, Appl. Phys. Lett. **118**, 183104 (2021).

³R. Roca & I. Kamiya, J. Cryst. Growth **593**, 126770 (2021).

²R. Roca & I. Kamiya, Phys. Stat. Sol. B **257**, 2000349 (2021).

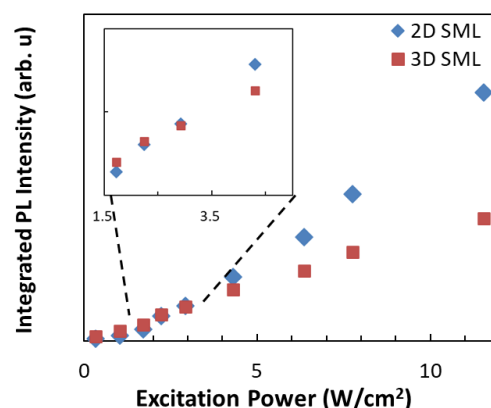
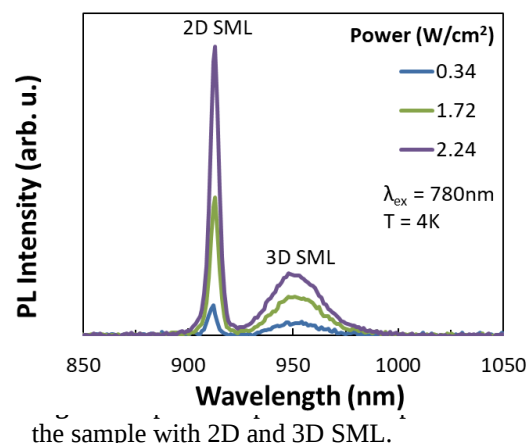


Fig 2. Plot of intensity vs excitation power for the 2D and 3D SML peaks. Inset: magnified plot around the crossover point of ~3 W/cm².

CVD ダイヤモンド基板上への GaAs MBE 成長(3)

Growth of GaAs by MBE on CVD Diamond Substrate (3)

日工大 ^{○(M1)}木内 翔也, 大島 龍司, 飯塚 完司

NIT ^{○(M1)}S. Kiuchi, R. Oshima, K. Iizuka

E-mail: 2236004@stu.nit.ac.jp

1. はじめに

我々は GaAs デバイスのさらなる高出力化には、発生する熱源への対策が必要であると考えている。そこで、基板に熱伝導率の高いダイヤモンドを用いることで、ヒートシンク効果を利用した熱源対策されたデバイスの実現が可能であろうと考えた。

また二段階成長法¹⁾を利用することで、ダイヤモンド上へ GaAs 単結晶を成長する際の格子不整合により生じる結晶欠陥を抑制できることが考えられている。

前回までに我々は、HT-GaAs 層成長直後の巨大島形成²⁾、および、巨大島と HT-GaAs 層の膜厚との関係³⁾について報告した。

今回、基板と成長層との界面近傍でのぬれ層(Wetting Layer : WL)の存在、および、その厚さについて TEM を用いて検討したので報告する。

2. 実験方法

実験に使用した基板は、7 mm 角の単結晶質 CVD ダイヤモンド(001)ウェハである。

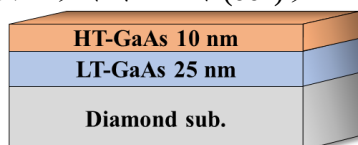


Fig. 1 Sample structure.

Fig. 1 に今回、作製した試料の構造を示す。LT-GaAs 層の成長膜厚を 25 nm とし、その後、HT-GaAs 層を 10 nm 形成した。

そして、成長後の試料断面を TEM 観察した。

3. 実験結果および検討

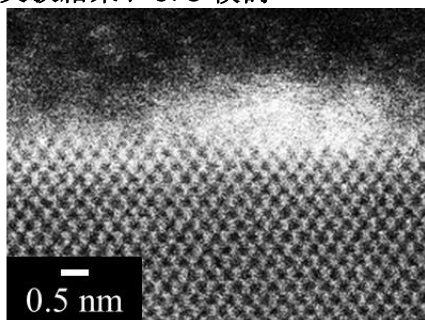


Fig. 2 Cross-sectional TEM image of sample.

Fig. 2 は島状成長移行後のダイヤモンド基板と GaAs 層付近の断面 TEM 像である。ダイヤモンド基板上に非晶質体の層が確認できる。この層は GaAs による WL であると考えられる。WL の膜厚は約 1 nm であり、GaAs 約 3 分子層に相当する。

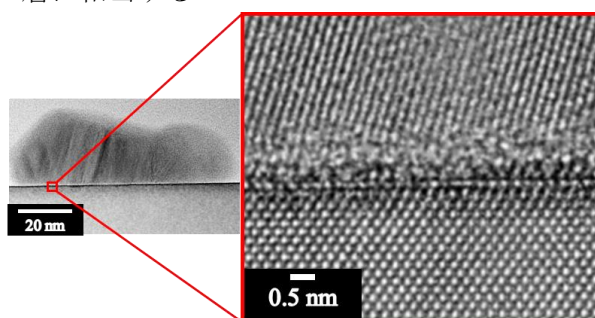


Fig.3 Cross-sectional TEM image of huge island and WL.

また Fig. 3 に HT-GaAs の成長量を増やした場合に形成された巨大島の全体像、および、基板との界面付近の断面 TEM 像を示す。この像からも同様に、基板上に WL が確認できた。これらの結果から、GaAs/ダイヤモンドのように格子不整合度が大きい場合でも 2 次元成長(WL)を介して 3 次元島が成長していることが明らかとなった。

4. 結論

今回、ダイヤモンド基板上に前回同様 MBE により GaAs 単結晶成長を試み、成長後の試料断面を TEM 観察し、WL の存在とその膜厚について検討した。その結果、ダイヤモンド基板上に厚さ約 1 nm の GaAs からなる WL が存在していることが分かった。

参考文献

- 1) M. Akiyama, S. Nishi and K. Kaminishi : Surf. Sci. **174** (1986) 19.
- 2) 木内, 大島, 飯塚, 第 84 回応用物理学会秋季学術講演会, 21p-P05-10 (2023).
- 3) 木内, 大島, 飯塚, 第 71 回応用物理学会春季学術講演会, 25a-P02-5 (2024).