

Oral presentation | 15 Crystal Engineering : 15.5 Group IV crystals and alloys

📅 Thu. Sep 19, 2024 9:30 AM - 11:45 AM JST | Thu. Sep 19, 2024 12:30 AM - 2:45 AM UTC 🏢 B5
(Exhibition Hall B)

[19a-B5-1~9] 15.5 Group IV crystals and alloys

Kentarou Sawano(Tokyo City Univ.)

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

[19a-B5-1]

[The 56th Young Scientist Presentation Award Speech] Consideration on atomic position of SiGe by spatial correlation model

○Ryo Yokogawa^{1,2}, Yuta Ito¹, Yuiha Maeda¹, Yasutomo Arai³, Ichiro Yonenaga⁴, Atsushi Ogura^{1,2}
(1.Meiji Univ., 2.MREL, 3.JAXA, 4.Tohoku Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

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

[19a-B5-2]

Bandgap Energy Evaluation of Strain-Free Bulk Si_{1-x}Ge_x by Photoluminescence Spectroscopy

○Yuta Ito¹, Ryo Yokogawa^{1,2}, Takuya Minowa¹, Yasutomo Arai³, Ichiro Yonenaga⁴, Atsushi Ogura^{1,2}
(1.Meiji Univ., 2.MREL, 3.JAXA, 4.Tohoku Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

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

[19a-B5-3]

Evaluation of Band Structure in Strained Single Crystalline Si_{1-x}Sn_x (II)

○Hiroki Ishizaki¹, Ryo Yokogawa^{1,2}, Takuya Minowa¹, Masashi Kurosawa³, Atsushi Ogura^{1,2}
(1.Meiji Univ., 2.MREL, 3.Grad. Sch. of Eng., Nagoya Univ.)

10:15 AM - 10:30 AM JST | 1:15 AM - 1:30 AM UTC

[19a-B5-4]

Tilting effect of sidewalls on trench-filling growth of Ge on Si

○Takumi Maeda¹, Jose A. Piedra-Lorenzana¹, Keisuke Yamane¹, Takeshi Hizawa¹, Tetsuya Nakai², Yasuhiko Ishikawa¹ (1.Toyohashi Univ. Tech., 2.SUMCO)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

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

[19a-B5-5]

Strain-relaxed GeSn thin film growth by nano-channel sputter epitaxy

○Kensho Ishimaru¹, Nobuyuki Tanaka¹, Mizuki Kuniyoshi², Takuma Kobayashi¹, Takayoshi Shimura^{1,3}, Heiji Watanabe¹ (1.Osaka Univ., 2.ULVAC, Inc., 3.Waseda Univ.)

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

[19a-B5-6]

Influence of Deposition Rate on Crystallinity of High-Sn-Content Ge_{1-x}Sn_x Epitaxial Layers

○Osamu Nakatsuka^{1,2}, Taichi Kabeya¹, Shigehisa Shibayama¹, Mitsuo Sakashita¹, Masashi Kurosawa¹ (1.Grad. Sch. Eng., Nagoya Univ., 2.IMaSS, Nagoya Univ.)

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

[19a-B5-7]

InP-lattice-matched GeSnOI MSM Photodetector by Layer Transfer Technique

○Tatsuro Maeda¹, Hiroyuki Ishii¹, Wen-Hsin Chang¹, Komei Takagi², Shigehisa Shibayama², Masashi Kurosawa², Osamu Nakatsuka² (1.AIST, 2.Nagoya Univ.)

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

[19a-B5-8]

Effect of H₂ introduction on epitaxial growth of GeSiSn/GeSn double barrier structure

○Shigehisa Shibayama¹, Shuto Ishimoto¹, Mitsuo Sakashita¹, Masashi Kurosawa¹, Osamu Nakatsuka^{1,2} (1.Nagoya Univ., 2.IMass, Nagoya Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

11:30 AM - 11:45 AM JST | 2:30 AM - 2:45 AM UTC

[19a-B5-9]

Growth of P/Ga codoped Ge for heavily doped n-type Ge

○(M1C)Gaku Ishizu¹, Haruto Koto¹, Tomo Horota¹, Yasuhiko Ishikawa¹, Keisuke Yamane¹ (1.Toyohashi Tec)

空間相関モデルを用いた SiGe 内の原子配列に関する考察

Consideration on atomic position of SiGe by spatial correlation model

○横川 凌^{1,2}、伊藤 佑太¹、前田 唯葉¹、荒井 康智³、米永 一郎⁴、小椋 厚志^{1,2}

(1.明治大理工、2.明治大 MREL、3.JAXA、4.東北大)

○R. Yokogawa^{1,2}, Y. Ito¹, Y. Maeda¹, Y. Arai³, I. Yonenaga⁴, and A. Ogura^{1,2}

(1. Meiji Univ. 2. MREL 3. JAXA 4. Tohoku Univ.)

E-mail: r_yokogawa@meiji.ac.jp

【背景と目的】 ラマン分光法は結晶中の応力、組成、温度とラマンシフトの相関から、SiGe 薄膜やデバイス評価に幅広く用いられている。SiGe ラマンスペクトルは、組成によってラマンシフトが変化し、同時に低エネルギー側に非対称ブロードニングが生じる。これはランダムな原子配列によって運動量保存則の緩和が生じ、ブリルアンゾーン中心(Γ点)以外の光学フォノンも励起されることに起因する。混晶のラマン散乱では空間相関モデル[1]を用いて解析することで混晶内の相関距離を把握することができる。前回、我々はX線非弾性散乱法(IXS)で観測したSiGeフォノン分散曲線と空間相関モデルを組み合わせて、SiGeのラマンスペクトルの非対称ブロードニングを精度よく再現できることを報告した[2]。本研究ではSiGeラマンスペクトルの空間相関モデルから得られた相関距離を基に、SiGe内の原子配列について報告する。

【実験】 試料はCz法[3]で作製されたGe組成16%のバルクSiGe、および飽和溶融帯移動法[4]で作製されたGe組成32、45%のバルクSiGeを用いた。光学フォノン分散測定はSPRING-8のBL35XUに設置されたIXS装置を用いた。ラマン分光分析では開口数0.5および0.9の対物レンズを使用し、励起光源の波長、分光器の焦点距離はそれぞれ532 nm、2,000 mmのラマン分光器を用いた。回折格子は1,800 (Si-Si、Si-Geモード)と2,400 mm⁻¹ (Ge-Geモード)を用いた。

【結果・考察】 バルクSi_{0.55}Ge_{0.45}のGe-Geモードラマンスペクトルを空間相関モデルでフィッティングした結果をFig. 1に示す。モデル式は

$$I(\omega) \propto \int_0^1 \frac{\left| \exp\left(-\frac{q^2 L^2}{4\alpha^2}\right) \right|^2}{[\omega - \omega(q)]^2 + \left(\frac{\Gamma_0}{2}\right)^2} dq$$

を用い(q : 運動量、 L : 相関距離、 α : 空間相関重み付けパラメータ、 ω : ラマンシフト、 $\omega(q)$: フォノン分散曲線、 Γ_0 : 自然幅)[5]、 $\omega(q)$ はIXSで得られたLOモードフォノン分散曲線を基に再現し、 α はRoodenkoモデルを適用した[6]。結果、IXSで得られたフォノン分散を基に組み立てた空間相関モデルを用いることで、Si-Siモード[2]に加えGe-Geモードラマンスペクトルの非対称ブロードニングを精度良く再現できることが分かった。空間相関モデルを用いてバルクSi_{0.55}Ge_{0.45}における相関距離 L および自然幅(フォノン寿命の逆数) Γ_0 を分析した結果を

Table 1に示す。バルクSi_{0.55}Ge_{0.45}中ではSi-Si相関距離が一番長いことが分かり、一方でSi-Ge相関距離が一番短いことが明らかになり、原子配列が完全にランダムではないことを示唆する結果となった。さらに自然幅に関してはGe-Geモードが一番大きく、Ge原子が関与している振動モードの光学フォノン寿命は短くなる傾向を示した。以上、非対称なSiGeラマンスペクトルに対し適切な空間相関モデルを用いることで、SiGe内の原子配列および微細構造を厳密に予測することができると考える。

【謝辞】 本研究は JASRI (課題番号: 2019A1678、2019B1750、2020A0662、2020A1463)の承認、および科研費(21K14201、24K17313)の支援により実施した。

[1] P. Parayanthal *et al.*, Phys. Rev. Lett. **52**, 1822 (1984). [2] 横川 他、第 71 回春季応用物理学会、23p-22A-8 (2024). [3] I. Yonenaga, J. Cryst. Growth **275**, 91 (2005). [4] K. Kinoshita *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **54**, 04DH03 (2015). [5] K. Nagata *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **53**, 032401 (2014). [6] K. Roodenko *et al.*, Phys. Rev. B **82**, 115210 (2010).

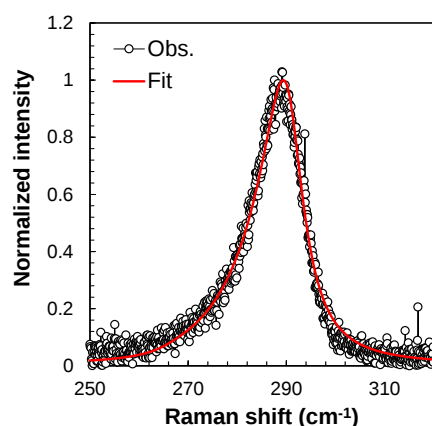


Fig. 1 Raman spectral fitting of Ge-Ge mode for bulk Si_{0.55}Ge_{0.45} using spatial correlation model.

Table 1 Correlation length and line width of vibration modes for bulk Si_{0.55}Ge_{0.45}.

Vibration mode	L (nm)	Γ_0 (cm ⁻¹)
Si-Si	10	3.0
Si-Ge	4.6	5.4
Ge-Ge	8.2	8.1

PL 分光法による無ひずみ単結晶バルク $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ のバンドギャップエネルギー評価 Bandgap Energy Evaluation of Strain-Free Bulk $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ by Photoluminescence Spectroscopy

○伊藤 佑太¹、横川 凌^{1,2}、箕輪 卓哉¹、荒井 康智³、米永 一郎⁴、小椋 厚志^{1,2}
(1. 明治大理工、2. 明大 MREL、3. JAXA、4. 東北大)

○Y. Ito¹, R. Yokogawa^{1,2}, T. Minowa¹, Y. Arai³, I. Yonenaga⁴, and A. Ogura^{1,2}

(1. Meiji Univ., 2. MREL, 3. JAXA, 4. Tohoku Univ.)

e-mail: yuta_ito@meiji.ac.jp

【序論】SiGeはFETのチャネルや熱電素子の材料として有用性が示されており[1,2]、次世代デバイスへの応用が期待されている。バンドギャップは半導体の最も基本的な物性でありデバイスの設計において非常に重要なパラメータとして、正確な理解が必要である。SiGeの物性値の多くは多結晶バルク SiGe および薄膜の実験値からの導出[3, 4]が行われてきたが粒界、ひずみ、基板等の影響を完全に排除することは困難である。Si と Ge 単結晶の物性値からのベガード則による導出も行われているものの組成に対するバンドギャップの依存性が線形、二次曲線などで正しく表記されるかさえ明確ではない。上記背景を踏まえ、無ひずみ単結晶バルク $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の PL 分光測定を行い、Ge 組成とバンドギャップの関係を実測することを本研究の目的とする。

【実験方法】Czochralski 法により作製した Ge 組成 16, 61, 70, 72%[5]及び Traveling Liquidus Zone 法により作製した 32, 45%[6]の単結晶バルク SiGe から準備した計 6 試料を調べた。なお、これら試料は事前に X 線回折法により単結晶であり、かつ無ひずみであることを確認した。ステージ温度 35 K で Diode Pumped Solid State レーザ (波長: 532 nm、出力: 115 mW) を照射し、波長約 0.9-1.7 μm に光検出感度を有す InGaAs diode 検出器により PL 分光測定を行った。

【結果・考察】Fig. 1 に各 Ge 組成の単結晶 SiGe バルクから取得された PL スペクトルを示す。各スペクトルにおいて高エネルギー側に Non-Phonon (NP) 線、その低エネルギー側に Si-Si、Si-Ge、Ge-Ge mode の Transverse-Optical フォノン線、Transverse-Acoustic フォノン線が確認できる。観測された NP 線より導出したバンドギャップと Ge 組成の関係を Fig. 2 に示す。調べた範囲ではあるが、単結晶バルク SiGe より得られた Ge 組成に対するバンドギャップエネルギーの関係は Weber と Alonso により報告された多結晶バルク SiGe による関係式[3]と概ね類似したふるまいである。ただし、Ge 組成 32, 45, 61% で約数十 meV 高エネルギー側にあることが分かり、これは従来の多結晶試料では、ひずみや粒界における光散乱等の影響によりバンドギャップエネルギーが低く見積もられた可能性がある。以上、単結晶無ひずみバルク SiGe を用いて、次世代 SiGe デバイス作製のためのバンドギャップの組成依存性を確かめた。

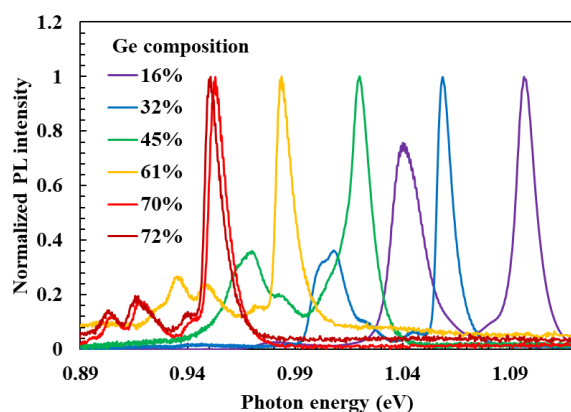


Fig. 1 PL spectra of the bulk $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ at 35 K.

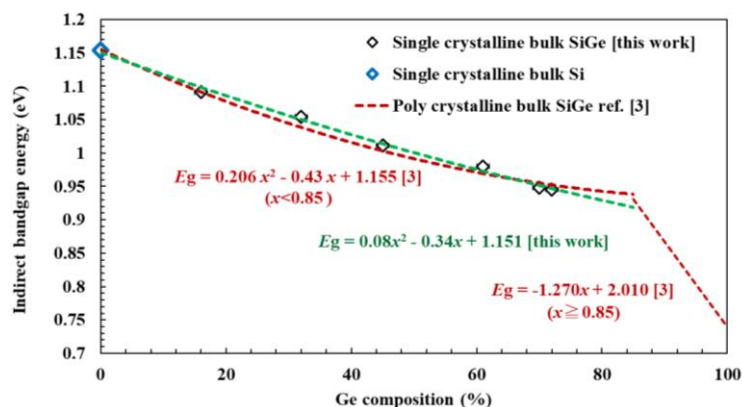


Fig. 2 Compositional dependence of bandgap energy ($x < 0.85$) obtained from NP line of the bulk $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ sample.

【参考文献】

- [1] R. J. Carter *et al.*, ECS Trans., **85**(6), 3 (2018). [2] M. Wagner *et al.*, Semicond. Sci. Technol. **22**, S173 (2007). [3] J. Weber and M. I. Alonso, Phys. Rev. B **40**, 5683 (1989). [4] R. Braunstein *et al.*, Phys. Rev. **109**, 695 (1958). [5] I. Yonenaga, J. Cryst. Growth **275**, 91 (2005). [6] K. Kinoshita *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **54**, 04DH03 (2015).

単結晶歪 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ のバンド構造評価(II)Evaluation of Band Structure in Strained Single Crystalline $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ (II)○石崎 寛規¹、横川 凌^{1,2}、箕輪 卓哉¹、黒澤 昌志³、小椋 厚志^{1,2}

(1. 明治大理工、2. 明大 MREL、3. 名大院工)

○H. Ishizaki¹, R. Yokogawa^{1,2}, T. Minowa¹, M. Kurosawa³, A. Ogura^{1,2}

(1. School of Sci and Technol., Meiji Univ., 2. MREL, 3. Grad. Sch. of Eng., Nagoya Univ.)

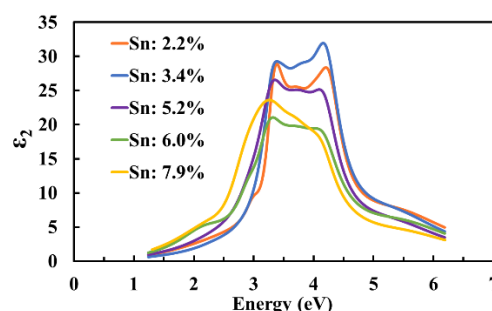
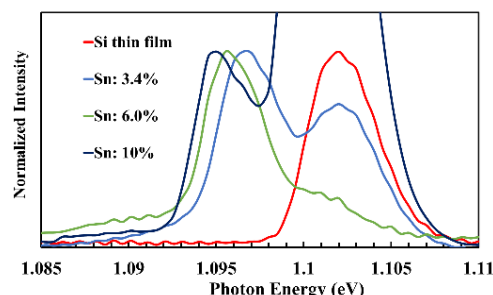
E-mail: ce231005@meiji.ac.jp

【序論】シリコンスズ ($\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$) は Si に Sn を添加することにより間接遷移型から直接遷移型に変化することが予測されている。また、Si デバイスとの親和性の高さから Si フォトニクス等の次世代光デバイスへの応用が期待されている[1,2]。間接遷移型から直接遷移型となる Sn 組成のクロスオーバー点は様々なシミュレーションによって予測されているが、未だ明らかになっていない。従って、実測定によるバンド構造および光学特性の検証が不可欠である。上記背景を鑑み、本研究では、分光エリプソメトリー (SE: Spectroscopy Ellipsometry) 及び Photoluminescence (PL) 法を用いてバンドギャップエネルギーを測定し、単結晶 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ におけるバンド構造と Sn 組成の関係を実測定した。

【実験方法】分子線エピタキシー (MBE: Molecular Beam Epitaxy) 法及びスパッタリング法により Si 基板上に成長させた $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x=0.022, 0.034, 0.052, 0.060, 0.079$) 薄膜を準備した。さらに、 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ 層と Si 基板の間に SiGe バッファー層が挿入されている $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x=0.10, 0.15$) 薄膜を MBE 法により準備した[3]。これらの試料は X 線回折二次元逆格子空間マッピングによりエピタキシャル成長を確認した。SE 測定では波長範囲 200-1600 nm のキセノンランプを用い、入射角 70° で測定した。PL 測定ではステージ温度 10 K の条件で、He-Cd レーザー (波長: 325 nm、励起光出力: 15 mW) を用いて測定した。

【結果・考察】SE で測定した単結晶 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x=0.022, 0.034, 0.052, 0.060, 0.079$) の複素誘電関数の虚部を Fig. 1 に示す。約 3.4 eV に Γ 点及び Λ 点における直接遷移に起因する鋭いピークが確認でき、Sn 組成の増加とともに低エネルギー側へシフトしている。これにより、 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ の直接バンドギャップの縮小が示唆された。試料温度 10 K で得られた PL スペクトルを Fig. 2 に示す。単結晶 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x=0.034, 0.060, 0.10$) において $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ のバンド端発光が確認された。このバンド端発光及び横光学フォノンアシストエネルギーより間接バンドギャップ

を算出した結果、Si 薄膜では約 1.157 eV であるのに対し、 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ では約 1.151 eV 程度であった。これは Sn 組成増加に伴い間接バンドギャップがわずかに縮小することを示唆している。間接バンドギャップの縮小と比較して、直接バンドギャップの 3.41 eV から 3.07 eV への縮小は大幅に減少している。従って、 $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ は Sn 組成増加に伴い直接遷移型に近づいていることが実測的にも示唆された。これらの結果から単純に外挿してクロスオーバー点を導出すると Sn 組成は約 47.2% となる。以上の結果から直接遷移型を得るには約 50% の Sn 添加が必要であると考えられる。

Fig. 1 Imaginary part of the complex dielectric function (ϵ_2) of $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$.Fig. 2 PL spectra of $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ and Si thin film at 10 K.

【参考文献】

- [1] 佐原 敬太 他、第 83 回応用物理学会秋季学術講演会、21p-A106-3 (2022).
- [2] M. Kurosawa *et al.*, Appl. Phys. Lett. **106**, 171908 (2015).
- [3] K. Fujimoto *et al.*, Appl. Phys. Express **16** 045501 (2023).

Si 上 Ge 埋め込み成長におけるトレンチ側壁の傾斜効果

Tilting effect of sidewalls on trench-filling growth of Ge on Si

豊橋技科大¹, SUMCO², [○](M2)前田 匠海¹, Jose A. Piedra-Lorenzana¹,

山根 啓輔¹, 飛沢 健¹, 中井 哲弥², 石川 靖彦¹

Toyohashi Univ. of Tech.¹, SUMCO Corp.², [○]Takumi Maeda¹, Jose A. Piedra-Lorenzana¹,

Keisuke Yamane¹, Takeshi Hizawa¹, Tetsuya Nakai², Yasuhiko Ishikawa¹

E-mail: maeda.takumi.vo@tut.jp, ishikawa@ee.tut.ac.jp

1. はじめに

Si 上 Ge エピタキシャル層をフリースペース近赤外受光器に応用するには, 高効率受光の観点で膜厚数 μm の Ge 層が必要となる. 成長速度の低い超高真空/低圧化学気相堆積(UHV/LP-CVD)法で数 μm の Ge 層を短時間形成する方法として, Si(001)基板上へのトレンチ埋め込み成長を提案した[1]. トレンチを[110]方向から 45° 傾いた[100]方向に形成することで側壁の{010}面からの Ge 成長を利用でき, 成長時間を短縮できる[1]. 深さ $1\mu\text{m}$ のトレンチアレイを埋め込んだ結果を報告している[2]. 今回は, より深いトレンチへの埋め込み成長及びトレンチ側壁の傾斜効果について報告する.

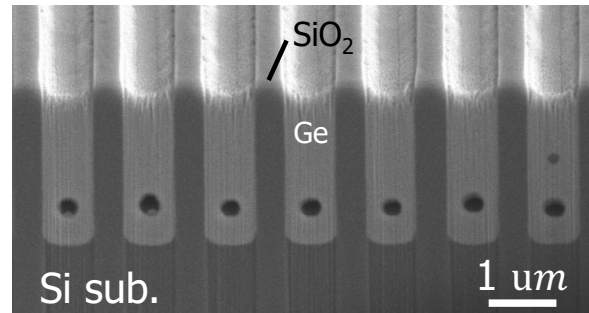
2. 実験方法

熱酸化 SiO_2 層が形成された Si(001)基板を用いた. i 線リソグラフィとドライエッチングにより, Si 基板表面に[100]方向に沿ったトレンチアレイを形成した. トレンチ幅はパラメータとして変化させ($0.5, 0.7, 0.9\mu\text{m}$), トレンチの間隔(Si フィン幅)も変化させた($0.3, 0.5, 0.7\mu\text{m}$). ドライエッチングの条件を変えることで, 側壁が垂直なトレンチと傾斜したトレンチ(角度約 84°)を形成した. トレンチの深さは $2\mu\text{m}$ 以上とした. 次に UHV-CVD 法により Ge をエピタキシャル成長した. 原料ガスには Ar 希釈 9% GeH_4 を用い, 成長時の圧力は約 5Pa (分子流領域)とした. GeH_4 ガスの平均自由行程は 0.2cm 程度と見積られ[1], トレンチ底部までガスを十分に供給できると期待される. まず膜厚 50nm の Ge 緩衝層を 370°C の低温で成長し, 続いて 600°C に昇温し, 合計 500nm の Ge を成長した.

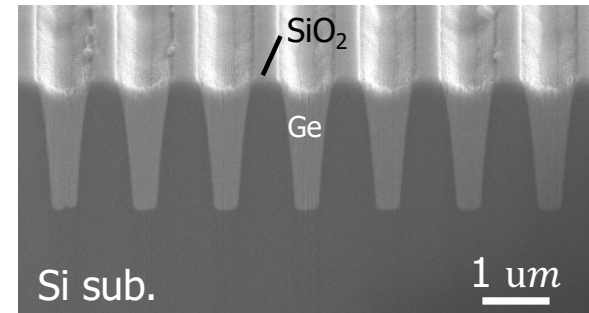
3. 実験結果

Fig. 1(a)にトレンチ側壁が垂直な場合の典型的な断面走査電子顕微鏡(SEM)像を示す. トレンチを Ge 層で完全に埋め込むことができず, 空洞が形成された. トレンチ側壁の上部において Ge 層が若干厚くなり, 左右の側壁から成長した Ge 層が上部で一体化したことが原因と考えられる. 一方, Fig. 1(b)のように側壁が傾斜

していると空洞の形成が抑制され, トレンチを Ge でほぼ埋め込むことができた. Si 平坦面上($0.5\mu\text{m}$)の約 4 倍に匹敵する膜厚約 $2\mu\text{m}$ の Ge 層を形成できた.



(a) Vertical sidewalls



(b) Inclined sidewalls

Fig. 1 Typical cross-sectional SEM images (Trench width $0.7\mu\text{m}$, Si fin width $0.5\mu\text{m}$)

4. まとめ

トレンチ深さを $2\mu\text{m}$ 以上とした場合の Ge 埋め込み成長を検討した. トレンチ側壁が垂直な場合, トレンチを Ge 層で完全に埋め込むことはできず, 空洞が形成された. トレンチ上部において, 左右の側壁から成長した Ge 層が一体化したためと考えられる. トレンチ側壁を傾斜させることにより, 空洞の形成が抑制され, 良好な埋め込みが可能となった.

参考文献

- [1] K. Kato et al., J. Electron. Mater. 52, 5066 (2023).
- [2] T. Maeda et al., Jpn. J. Appl. Phys. 63, 03SP29 (2024).

ナノチャネルスパッタエピタキシーによる歪み緩和 GeSn 薄膜成長

Strain-relaxed GeSn thin film growth by nano-channel sputter epitaxy

阪大院工¹, アルバック協働研², 早大 IPS^{1,3}

○石丸 賢昇¹, 田中 信敬¹, 國吉 望月², 小林 拓真¹, 志村 考功^{1,3}, 渡部 平司¹

Osaka Univ.¹, ULVAC, Inc.², Waseda Univ.³,

°K. Ishimaru¹, N. Tanaka¹, M. Kuniyoshi², T. Kobayashi¹, T. Shimura^{1,3}, H. Watanabe¹

E-mail: ishimaru@ade.prec.eng.osaka-u.ac.jp

【緒言】IV族半導体である Ge のバンド構造は Sn 添加により直接遷移型に変調する。そのため、GeSn は Si 基板上にモノリシック集積可能な受発光素子材料として注目されている。しかし、Si 基板上に高品質な GeSn 単結晶膜を成長する手法は確立されていない。これまでに我々はスパッタリング法による Ge 基板上への高品質 GeSn 膜のエピタキシャル成長を実証してきた[1]。しかし、圧縮歪みを内包した擬似整合での成長であるため、Sn 添加によるバンド変調効果が相殺されていた。そこで本研究では、歪み緩和した GeSn 膜を成長するため、ナノチャネルエピタキシーを検討した。

【実験及び結果】洗浄した Ge(001)基板上に室温で SiO₂ 膜を 20 nm スパッタ成膜した。次に、電子線リソグラフィとウェットエッチングにより 130 nm×130 nm の開口（ナノチャネル）を形成した（Fig. 1a）。比較のため 2 μm×2 μm のマイクロチャネルも作製した。これらの基板上に基板温度 500°C で GeSn (Sn:5.3%) を 1 μm スパッタ成膜した。Fig. 1b1, b2 に各試料の断面 TEM 像を示す。マイクロチャネルでは GeSn/Ge 界面で多数の欠陥が生じ、GeSn 膜表面まで伝搬している。一方、ナノチャネルでは界面、膜中に欠陥が生じているが大幅に欠陥が低減されている。Fig. 1c にナノチャネル GeSn の PL スペクトルを示す。SiO₂ マスクを使用せずにスパッタ法で成長した GeSn 膜と比較すると、PL ピークがレッドシフトし、発光強度も増加していることが確認できる。これはナノチャネルエピタキシーにより GeSn 膜の圧縮歪みが緩和したことを示している。【謝辞】本研究の一部は JSPS 科研費(23K22798)および文部科学省マテリアル先端リサーチインフラ事業 JPMXP1224OS1018 の支援を受けた。

【参考文献】 [1] N. Tanaka *et al.*, APEX 16, 095502 (2023).

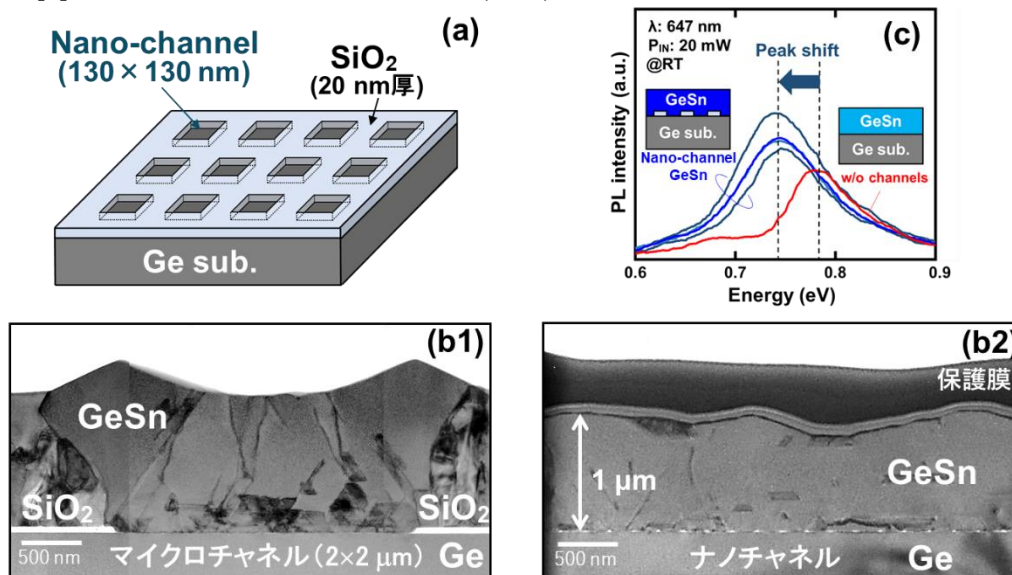


Fig. 1. (a) Nano-channel pattern on Ge substrate. (b1, b2) Cross-sectional TEM images of GeSn layers formed by micro- and nano-channel epitaxy. (c) Photoluminescence spectra of GeSn layers formed by nano-channel epitaxy. The reference is the spectrum of the GeSn layer obtained by sputter epitaxy without using SiO₂ mask.

高 Sn 組成 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ エピタキシャル層の結晶性に堆積速度が及ぼす影響

Influence of Deposition Rate on Crystallinity of High-Sn-Content $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ Epitaxial Layers

名大院工¹, 名大未来研² °中塚 理^{1,2}, 壁谷 汰知¹, 柴山 茂久¹, 坂下 満男¹, 黒澤 昌志¹

Grad. Sch. Eng., Nagoya Univ.¹, IMaSS, Nagoya Univ.²

°O. Nakatsuka^{1,2}, T. Kabeya¹, S. Shibayama¹, M. Sakashita¹, and M. Kurosawa¹

E-mail: nakatsuka@nagoya-u.jp

【序論】高 Sn 組成 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 混晶層は、直接遷移化、バンドギャップ狭小化という特長を持ち、Si 集積回路プロセスとの親和性にも優れることから、中・遠赤外センサ、赤外マイクロ LED などの集積デバイス応用に期待されている。我々は、大格子定数 InP 基板上の $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ エピタキシャル成長に関して、分子線エピタキシー法に比較して 4 倍程度の高速堆積が可能なスパッタリング法の活用により、Sn 析出領域の拡大を抑制し、25%の高 Sn 組成 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ エピタキシャル層をより広い範囲で形成できることを、以前、報告した[1]。今回、スパッタリング法における堆積速度の変化が、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ エピタキシャル層の結晶性や電子物性に及ぼす影響について、より詳細に調査した。

【試料作製】基板には、抵抗率 $10^7 \Omega\text{cm}$ の高抵抗 InP(001)ウェハを用いた。基板を硫酸溶液で化学洗浄後、 $1 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ 以下の真空中で 450°C 、1 時間の熱処理を行い、清浄表面を得た。その後、RF スパッタリング法を用いて、膜厚 100 nm の $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 層を成長温度 170°C で堆積した。設計 Sn 組成は 25%とし、Ge および Sn スパッタガンの各出力を調整し、堆積速度 2.9、4.2、6.1、9.0、および 13.1 nm/min の試料をそれぞれ作製した。

【実験結果および考察】いくつかの堆積速度における $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 層堆積直後の反射高速電子線回折 (RHEED) パターンを図 1 に示す。最大の堆積速度 13.1 nm/min の試料においては、主に $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 層の 3 次元島状のエピタキシャル成長を示すスポット状のパターンが観測されており、 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ エピタキシャル層が支配的に形成されることがわかる。一方で、堆積速度が 9.0 nm/min まで低下すると、多結晶成長を示すリング状の回折パターンが観測される。さらに堆積速度を 2.9 nm/min まで低下すると、リング状パターンは消失する一方で、 $1/3\{111\}$ 積層欠陥に由来すると見られる弱い回折スポットが観測される (図 1(a)中の矢印)。

各試料に対する顕微ラマン散乱スペクトルの測定から、いずれの試料においても 25%程度の高 Sn 組成 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 形成に対応する Ge-Ge 結合ピークが観測された。同スペクトルからは、Sn 組成 6%~10%の低 Sn 組成 $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 領域の形成も確認された。光学顕微鏡観察の結果と総合して、堆積速度増大によって、低 Sn 組成領域の面積割合を減少できることがわかった。原子間力顕微鏡 (AFM) による表面構造観察からは、堆積速度増大とともに二乗平均粗さ (RMS) が 5 nm から 4 nm まで低減した。これらの結果より、スパッタリング法で統一された条件下でも $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ 堆積速度の増大が、薄膜の結晶性や平坦性の改善に効果的であることが明確化された。講演当日は、諸分析結果に基づき、結晶成長や電子物性に堆積速度が及ぼす影響を総合的に議論する予定である。

【謝辞】本研究の一部は、JST/CREST (No. JPMJCR21C2)、JST/さきがけ (No. JPMJPR21B6)、および JSPS/科研費 (No. 21H01809) による支援の下、実施されました。

【参考文献】[1] 壁谷汰知ほか、2023 年 JSAP 秋季学術講演会、23a-A602-7.

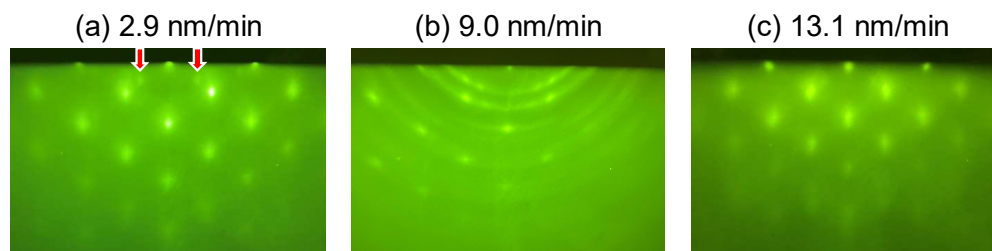


Figure 1. RHEED patterns of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x/\text{InP}$ samples prepared with the $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ deposition rate of (a) 2.9, (b) 9.0, and (c) 13.1 nm/min.

転写を用いた InP 格子整合系 GeSnOI MSM フォトディテクターの試作 InP-lattice-matched GeSnOI MSM Photodetector by Layer Transfer Technique

産総研¹, 名大院工² ○前田辰郎¹, 石井裕之¹, 張文馨¹

高木孝明², 柴山茂久², 黒澤昌志², 中塚理²

AIST¹, Nagoya University², Tatsuro Maeda¹, Hiroyuki Ishii¹, Wen-Hsin Chang¹,
Komei Takagi², Shigehisa Shibayama², Masashi Kurosawa², and Osamu Nakatsuka²

E-mail: t-maeda@aist.go.jp

【背景と目的】近年、GeSn を使った高品質な結晶成長やその赤外領域の光電子特性の研究の進捗が著しいが、Sn 組成 10%を超える GeSn 膜は結晶成長が困難なことから、その物性を含めて未知な部分が多い。これまでに我々は、InP 基板に格子整合した GeSn 膜の結晶成長に着目し、Sn 組成 25%を超える膜の結晶成長が可能であることを示してきた。今回、この GeSn/InP 基板の接合と InP 基板の除去で GeSnOI 構造を作成し、GeSn 膜単膜の MSM フォトディテクターの試作をしたので報告する。

【結果と考察】結晶成長には MBE 法もしくはスパッタ法を用い、InP 基板に格子整合するように Sn 組成を制御して成膜を実施した。図 1 に、InP 基板上に成長した GeSn エピタキシャル薄膜の転写方法を示す。GeSn 表面は Sn の析出等による凹凸が一部にあるため BCB(Benzocyclobutene)樹脂を使って SiO₂/Si 基板と接合させ、InP 基板を塩酸で選択的に除去することで GeSnOI 構造を得た。さらに、GeSnOI 構造のメサ加工と GeSnOI 表面の Al₂O₃ パッシベーション膜形成後、Ni/Au 金属でコンタクトを形成し平面型の MSM フォトディテクターを作製した。図 2 は、転写前後での GeSn 膜の移動度の比較である。移動度の劣化は見られず、転写による GeSn 層へのプロセスダメージは少ないと判断できる。逆に移動度は向上傾向で、これは Al₂O₃ 膜が GeSnOI 表面を効果的にパッシベーションした結果と予想される。図 3 は、1550nm の光を照射した際の、光電流の照射パワー依存性である。センシング領域は、50 x 100 μm² である。GeSnOI MSM の IV は、オーミック特性を示すものの、暗電流は ~1x10⁻⁵ A 程度と極めて高く、光電流の検出には適さない。暗電流の低減には、電極との界面にキャリアの障壁層を入れるのが効果的であるが、同時に光電流の検出感度の低下も招く。そこで、バイアス条件は 10mV と出来るだけ小さくし暗電流値を極力下げた状態にした上で、光電流をロックイン検出した。検出下限は、数 1pA 程度である。照射パワーが 0.04W/cm² から光電流の検出を確認し、1W/cm² まで線形的な増加を確認した。しかしながら、感度は ~3 x 10⁻⁶ A/W 程度と極めて低いことがわかった。また、光電流の電極間ギャップ長依存は観測できなかったことから、GeSn 層中で発生するフォトキャリアの大多数が電極に辿り着くことなく GeSn 層内で消失している可能性が高い。GeSn 膜のホール測定の結果からは、P 型のキャリア密度が 1×10¹⁹ cm⁻³ 程度であり、欠陥などによる意図しないキャリアの発生が観察されており、この欠陥がフォトキャリアの捕獲や再結合中心になっていると予想される。したがって、GeSn 膜の結晶性の向上、キャリア濃度低減が強く望まれる結果となった。

【謝辞】本研究は JST CREST (JPMJCR21C2)、JST さきがけ(JPMJPR21B6)の支援を受けたものです。

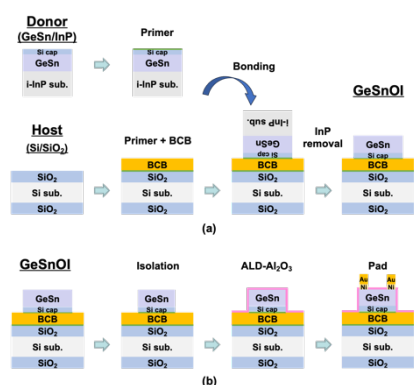


Fig. 1. Schematic of the process flow for (a) the layer transfer of InP-lattice-matched GeSn films on insulator and (b) fabrication of MSM photodetectors.

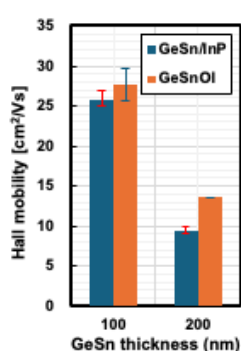


Fig. 2. Hall hole mobility of GeSn/InP and GeSnOI with different GeSn thicknesses.

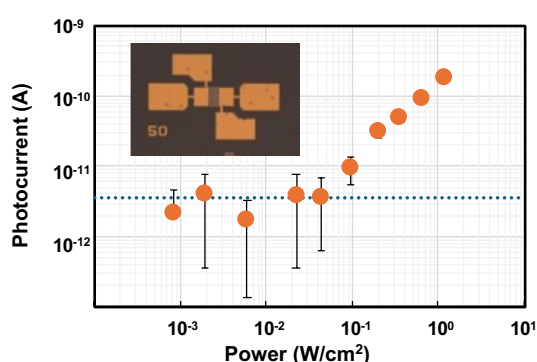


Fig. 3. The dependence of photocurrent on the incident power under 1550 nm light illumination with a bias of 10 mV. Blue dotted line is the noise level of our photocurrent measurement system. The inset shows the image of GeSnOI MSM photodetector.

GeSiSn/GeSn 二重障壁構造のエピタキシャル成長における H₂ 導入効果

Effect of H₂ introduction on epitaxial growth of GeSiSn/GeSn double barrier structure

名大院工¹, 名大未来研² ◯柴山 茂久¹, 石本 修斗¹, 坂下 満男¹, 黒澤 昌志¹, 中塚 理^{1,2}

Nagoya Univ.¹, IMaSS, Nagoya Univ.² ◯Shigehisa Shibayama¹, Shuto Ishimoto¹,

Mitsuo Sakashita¹, Masashi Kurosawa¹, and Osamu Nakatsuka^{1,2}

E-mail: s-shibayama@nagoya-u.jp

[序論] Beyond 5G を担う次世代超高速無線通信システムではテラヘルツ帯通信に注目が集まっており、その光源として、室温で約 2 THz での発振報告^[1]のある共鳴トンネルダイオード (RTD) が有望視されている。我々は、既存 CMOS プロセスとの親和性に優れる IV 族半導体での RTD 実現を目指している。これまで、格子定数とバンドギャップを独立に制御できる IV 族三元混晶、GeSiSn^[2]を用いた GeSiSn/GeSn/GeSiSn 二重障壁構造 (DBS) を有する RTD の理論的な構造設計を行い、H₂ 雰囲気成長を駆使してデバイス試作したところ、共鳴トンネル効果に由来する負性微分抵抗の発現に実験的に成功した^[3]。しかし動作温度は 10 K という低温である。動作温度の高温化に向けて、GeSiSn や GeSn 膜中やヘテロ界面における欠陥密度低減によるバックグラウンド電流低減が必要不可欠である。

今回、GeSiSn や GeSn 層のエピタキシャル成長における H₂ ガス導入が各層の結晶性に与える影響に注目し、結晶性およびヘテロ界面急峻性の改善を検討した結果について報告する。

[試料作製] p-Ge(001)基板に対し化学洗浄および超高真空中熱処理による表面清浄化を行った後、分子線エピタキシー法により、図 1(a)に示す構造のエピタキシャル成長を行った。DBS 構造の各層の厚さは、我々の先行研究結果^[4]に基づいて設計してある。図 1(a)に、各層に対する H₂ ガス導入の有無、および成長温度を示した。(A) GeSiSn と GeSn 層の両方に H₂ ガスを導入した場合、(B) H₂ ガス導入をしなかった場合、(C) GeSn 層に対してのみ H₂ ガスを導入した場合の 3 条件で成長させた試料を準備した。なお、成長時の圧力は、H₂ ガス導入時は $\sim 10^{-2}$ Pa とし、導入なしの条件では $\sim 10^{-6}$ Pa とした。

[結果および議論] 図 1(b)は各試料の GeSiSn barrier 層、GeSn well 層、GeSiSn barrier 層成長直後の反射高速電子線回折 (RHEED) パターンである。下から上に、成長順で示している。GeSiSn と GeSn 層共に H₂ を導入した場合、第一層目の GeSiSn 層成長直後において、エピタキシャル成長を示すスポット状パターンに加えて、双晶成長に由来するスポット状パターンも観察された (図中黄色矢印)。その後、成長進行にともないエピタキシャル成長を示すスポット状パターンは丸状に近づき、双晶に由来するスポット状パターンの強度も増大したことから、島状構造形成・双晶や多結晶に近い構造の形成が促進されたことを示唆している。

一方で、H₂ 導入しなかった場合と GeSn 層にのみ H₂ 導入した場合では、エピタキシャル成長を示すスポット状パターンがストリーク形状に近いため、平坦なエピタキシャル成長が実現できていると期待できる。最後の GeSiSn 層成長後には、双晶に由来するスポット状パターンも観察されるが、その強度は、GeSn 層にのみ H₂ を供給した試料の方が弱い。したがって、GeSn 層にのみ H₂ 導入した場合に、最も高品質にエピタキシャル成長できる可能性がある。X 線回折逆格子空間マッピングおよび透過電子顕微鏡による断面観察からも (掲載省略)、GeSn 層への選択的 H₂ 導入が、GeSiSn/GeSn ヘテロ構造の高品質形成に有効であることが分かった。

[謝辞] 本研究は JST さきがけ (JPMJPR21B6)、一部は、JST CREST (JPMJCR21C2) および JSPS 科研費 (基盤 B, 21H01809) の支援を受けて実施された。

[1] T. Maekawa *et al.*, *APEX* **9**, 024101 (2016). [2] P. Moontragoon *et al.*, *JAP* **112**, 073106 (2012). [3] S. Ishimoto *et al.*, *SSDM F-4-03* (2023). [4] 柴山ら, 第 71 回 応用物理学会春季学術講演会 (2024) 24p-P14-3.

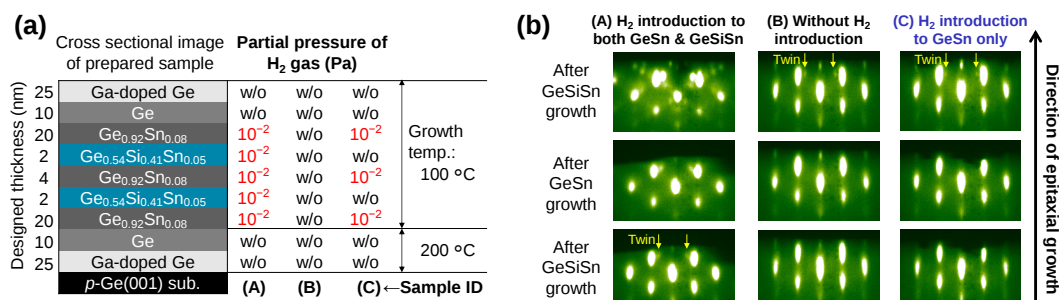


Figure 1 (a) Cross-sectional image of stacked structure used in GeSiSn/GeSn RTD. The growth conditions of each layer such as designed thickness, the H₂ gas partial pressure, and the growth temperature were shown. (b) in-situ RHEED patterns of GeSiSn barrier, GeSn well, and GeSiSn barrier for the three samples; (A) the sample with the H₂ introduction to both GeSiSn and GeSn, (B) without the H₂ introduction, and (C) with the H₂ introduction to the GeSn layer only.

高濃度 n 型ドーピングに向けた P/Ga 共添加 Ge 結晶の成長

Growth of P/Ga codoped Ge for heavily doped n -type Ge

石津岳, 古藤良翔, 母良田友, 石川靖彦, 山根啓輔 (豊橋技科大)

Gaku Ishizu, Haruto Koto, Tomo Horota, Yasuhiko Ishikawa, Keisuke Yamane (Toyohashi Tech.)

E-mail: ishizu.gaku.ge@tut.jp, yamane.keisuke.ue@tut.jp

光デバイスをシリコン基板上に集積する技術としてシリコンフォトンクスが注目されているシリコンとプロセス親和性の高いゲルマニウム(Ge)を用いて発光素子を実現する方法の一つとして、高濃度にリン(P)を導入することにより、 n -Ge 中で直接遷移的な発光を実現する試みがされている[1]。しかしながら、Ge 結晶中のリンの濃度は、固溶限($2 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$)以下の $1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ 程度に留まっていることから、未だ高効率発光には至っていない[2]。本研究では、P をドナーとし、ガリウム(Ga)を共添加することにより、Ge 結晶中の P の固溶限($2 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$)を超えた不純物濃度を実現できたので報告する。

結晶成長には固体ソース分子線エピタキシー(MBE)装置を使用した。Ge, Ga 原料は K セルにより供給し、P 原料はバルブドクラッカーセルにより供給した。Fig. 1 に作製したサンプルの層構造を示す。SIMS 分析を想定し、Ge 基板上に成長温度を変化させながら Ge:P,Ga と Ge:P 多層膜を交互に 50 nm ずつ成長した。Table.1 に成長条件を示す。

Fig.2 に多層膜成長時の RHEED パターンを示す。Ge:P,Ga および Ge:P ともに、成長温度 700°C から 500°C までストリークパターンを維持して成長した。Fig.3 に SIMS 分析結果を示す。Ge:P,Ga 層では最大で $4 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$ の P および Ga が検出され、Ge 中の P の固溶度を超える P 濃度が実現されている。比較対象となる Ge:P 層では P 濃度は最大でも固溶限程度に収まっている。したがって、Ga 共添加により、P の固溶限を超える P 濃度を実現できた。

ここで、Ge:P,Ga 層中において Ga および P の濃度は同程度と読み取れるが、SIMS 分析の性質上どちらの濃度が高いかを断定することは難しい。仮に両者の間に 10^{19}cm^{-3} 台の濃度差がある場合や、P のドーパントとしての活性化率が Ga を上回れば高濃度 n 型ドーピングが実現できる可能性を示唆している。また、今回得られた不純物濃度は Ge 結晶中において 1% 近くに達しており、III-V 族結晶と IV 族結晶が混晶化できることも示唆している。この

ことから、 n 型ドーピング特性に限らず、新たな混晶の物性も期待できる結果といえる。

【謝辞】

本研究は科研費基盤研究(B) #24K00923 および池谷科学技術振興財団の助成のもと行われた。

Table.1 Growth conditions

500°C	Ge:P
550°C	Ge:P,Ga
600°C	Ge:P
650°C	Ge:P,Ga
700°C	Ge:P
	Ge-sub.

Ge Flux : $2 \times 10^{-5} \text{ Pa}$
P Flux : $4 \times 10^{-6} \text{ Pa}$
Ga Flux : $1.0 \times 10^{-6} \text{ Pa}$
$T_{\text{growth}} : 700^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$

Fig.1 Sample Structure

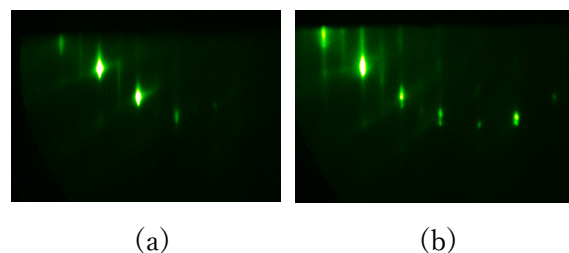


Fig.2 RHEED patterns of Ge:P,Ga layers grown at (a) 700°C (b) 500°C

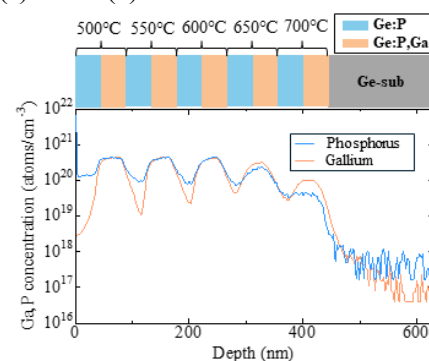


Fig.3 SIMS profiles of Ge:P,Ga and Ge:P layers grown at different temperatures

[1] T.K.P. Luong et al., Thin Solid Films **557**, 70 (2014).

[2] Naoki Higashitarumizu, Yasuhiko Ishikawa, Optics EXPRESS **25**, 21286 (2017).