

第 59 回 応用物理学会北海道支部 第 20 回 日本光学会北海道支部 合同学術講演会予稿

C 会場 (B32 講義室)

C - 3 1 月 7 日 (日) 10:00 ~ 11:45 座長 : 戸田 泰則(北大工)

- C-3-1 LaNiO₃ 薄膜を活性層とする全固体熱トランジスタの作製★
○吉村 充生¹, 李 好博², 卞 志平¹, ジョン アロン³, 曲 勇作³, 田中 秀和²,
太田 裕道³
(北大情報科学院¹, 阪大産業科学研究所², 北大電子科学研究所³)
- C-3-2 Modulation of Electron Transport Properties of Amorphous In-Zn-O Films with Varied Zn Concentrations
○Yuzhang Wu¹, Yusaku Magari², Prashant Ghediya², and Hiromichi Ohta²
(北大情報科学院¹, 北大電子科学研究所²)
- C-3-3 高温超伝導体 Bi2201 における光誘起擬ギャップ準粒子ダイナミクス
○(M2)尾上 想一郎¹, 戸田 泰則¹, 土屋 聡¹, 小田 研², 黒澤 徹³
(北大工¹, 北大理², 室工大³)
- C-3-4 歪印加デバイスの作製と単一 QD 発光エネルギー変化
○田端 孝成, 鍛冶 怜奈, 小田島 聡, 足立 智
(北大院工)
- C-3-5 Direct growth of graphene on substrate using Ni/C bilayer catalyst
○佐藤真
(北大情報科学研究科)
- C-3-6 反応性固相エピタキシャル成長法による Pb₂MO₃F 薄膜(M = Fe, In)の合成 ★
○丸野内 洗¹, 太田 裕道², 片山 司^{2,3}
(北大院情報¹, 北大電子研², JST-さきがけ³)
- C-3-7 β-(Ga_{1-x}Al_x)₂O₃ の光学バンドギャップの Al 濃度依存性
○清水 広, 古川 翔子, 山中 明生
(公立千歳科技大理工)

LaNiO₃ 薄膜を活性層とする全固体熱トランジスタの作製

Fabrication of Solid-State Thermal Transistors based on LaNiO₃ Films as Active Layers

北大院情報¹, 阪大産研², 北大電子研³

○(M1) 吉村充生¹, 李 好博², 卞 志平¹, ジョン アロン³, 曲 勇作³, 田中秀和², 太田裕道³

¹IST-Hokkaido Univ., ²SANKEN-Osaka Univ., ³RIES-Hokkaido Univ., [○]Mitsuki Yoshimura¹,

Haobo Li², Zhiping Bian¹, Ahrong Jeong³, Yusaku Magari³, Hidekazu Tanaka², and Hiromichi Ohta³

E-mail: yoshimura.mitsuki.a9@elms.hokudai.ac.jp

緒言 2023年2月、我々は、酸化物固体電解質であるYSZ単結晶を基板として遷移金属酸化物をエピタキシャル成長させ、Pt電極で挟み込んで電流を印加することにより、電気化学的に遷移金属酸化物を酸化・還元させ、その熱伝導率を切り替える「全固体熱トランジスタ」を世界に先駆けて実現した^[1]。全固体熱トランジスタはこれまでにない新しいデバイスであり、動作速度が遅いことや低ON/OFF比など、改善すべき点がいくつもある。我々は、これまでに基板を薄くすることによる高速動作^[2]や、ON/OFF比向上のためには電子熱伝導率の寄与が重要^[3]であることを見出した。本研究では、遷移金属酸化物の中でも導電率、熱伝導率が高いことで知られるLaNiO₃を活性層とする全固体熱トランジスタを試作し、ON状態5.9 W m⁻¹ K⁻¹、OFF状態1.5 W m⁻¹ K⁻¹、ON/OFF比3.9を実現したので報告する。

実験 既報に従いLaNiO₃薄膜を活性層とする全固体熱トランジスタを作製した。作製した全固体熱トランジスタ(電極面積5 mm × 5 mm)を、空气中、280°Cに加熱し、LaNiO₃ (ON) + e⁻ ↔ LaNiO_{2.5} (OFF) + 0.5O₂の範囲内でファラデーの電気分解の法則に従うと仮定して定電流を印加した。上部Pt電極をトランスデューサーとして、時間領域サーモフレクタンス(TDTR)法により熱伝導率を計測した。

結果及び考察 図に作製したLaNiO_x全固体熱トランジスタの室温におけるTDTR減衰曲線を示す。電気化学的に酸化することで立方晶ペロブスカイト構造のLaNiO₃(ON状態)になり、その熱伝導率は5.9 W m⁻¹ K⁻¹であった。格子整合の良いSrTiO₃基板上に作製したLaNiO₃薄膜の熱伝導率(7.5 W m⁻¹ K⁻¹)には及ばなかったが、電子熱伝導率(ローレンツ数 $L = 2.44 \times 10^{-8} \text{ W } \Omega \text{ K}^{-2}$, ~2.5 W m⁻¹ K⁻¹, 導電率: 3400 S cm⁻¹)の寄与が大きく、ON状態の熱伝導率を高くすることができた。逆に、電気化学的に還元することで酸素欠陥ペロブスカイト構造のLaNiO_{3-δ}(OFF状態)になり、その熱伝導率は1.5 W m⁻¹ K⁻¹であった。ON/OFF比は3.9であり、既報^[1,2,3](活性層SrCoO_x, ON/OFF比~4)に匹敵することが分かった。LaNiO_x系では還元を進めることで無限層構造のLaNiO₂が生成することが知られている。酸化↔還元範囲を拡大することによりON/OFF熱伝導率比を向上させられる可能性があると考えており、現在も実験を進めているところであり、詳細は当日報告する予定である。

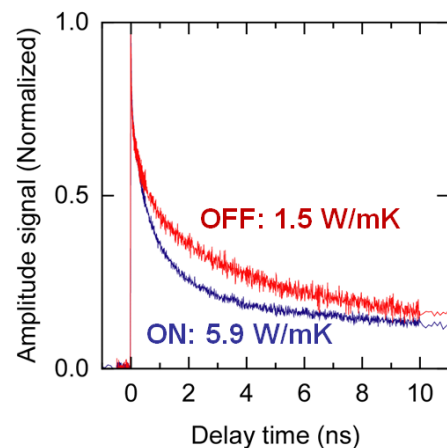


FIG. TDTR decay curves of the solid-state thermal transistor using LaNiO₃ as the active layer. The ON/OFF ratio is 3.9.

参考文献

- [1] Q. Yang, **M. Yoshimura**, H. Ohta *et al.*, *Adv. Funct. Mater.* **33**, 2214939 (2023).
- [2] **M. Yoshimura**, H. Ohta *et al.*, *ACS Appl. Electron. Mater.* **5**, 4233 (2023).
- [3] Z. Bian, **M. Yoshimura**, H. Ohta *et al.*, *ACS Appl. Mater. Interfaces* **15**, 23512 (2023).

Modulation of Electron Transport Properties of Amorphous In–Zn–O Films with Varied Zn Concentrations

Yuzhang Wu¹, Yusaku Magari², Prashant Ghediya², and Hiromichi Ohta²

¹Information Science and Technology, Hokkaido University, N14W9, Sapporo 060-0813, Japan

²Research Institute for Electronic Science, Hokkaido University, N20W10, Sapporo 001-0020, Japan

Transparent amorphous oxide semiconductor-based thin-film transistors (TFTs), particularly amorphous In–Ga–Zn–O (a-IGZO) TFT, have received considerable attention due to their superior properties such as high field-effect mobility (μ_{FE}) of over $10 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$, extremely low leakage current, low process temperature ($<350 \text{ }^\circ\text{C}$), and large-area scalability.^[1] Although the μ_{FE} of a-IGZO TFTs is more than ten times higher than that of conventional a-Si:H TFTs ($<1 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$), further improvement of μ_{FE} is required to expand their range of applications such as next-generation display, memory, and logic circuits. In-rich oxide semiconductors such as In_2O_3 , In–Zn–O, and In–Ga–O show high μ_{FE} because the large spatial spread of the In 5s orbital with a large overlap population can provide a facile electron transport path with a low carrier effective mass.^[2] However, the electron transport properties of In–Zn–O with various Zn concentrations have yet to be clarified. In this work, we have fabricated amorphous In–Zn–O (a-IZO) films and TFTs with varying atomic ratios of Zn composition for TFTs to systematically investigate their effect on the electron transport properties of a-IZO films.

30-nm-thick a-IZO films with different Zn concentrations ranging from 0 to 85.7 at.% were deposited on alkali-free glass substrates by pulsed laser deposition without substrate heating. Then, the films were annealed at $300 \text{ }^\circ\text{C}$ in air for 0.5 h. Electron transport properties of the films were measured by Hall effect measurement using the van der Pauw geometry at room temperature.

The carrier concentration of a-IZO slightly decreased with Zn at.% before annealing, whereas that of after annealing sharply decreased with Zn at.% (Fig. a), indicating that a number of oxygen vacancies significantly decreased via the annealing process for the Zn-rich a-IZO. The Hall mobility of both the as-deposited film and the annealed film decreased as the amount of Zn increased (Fig. b), indicating Zn suppresses the carrier transport in a-IZO films, indirectly clarifying the interatomic distance of In atoms is one of factors in a-IZO. The on-current of the a-IZO-TFTs monotonically decreased with increasing Zn, accompanied by a positive shift of the threshold voltage (Fig. c). This result is consistent with the results of the electron transport properties of the films. In order to understand the electron transport properties of the a-IZO-TFT in more detail, we will perform electric field thermopower modulation analyses.

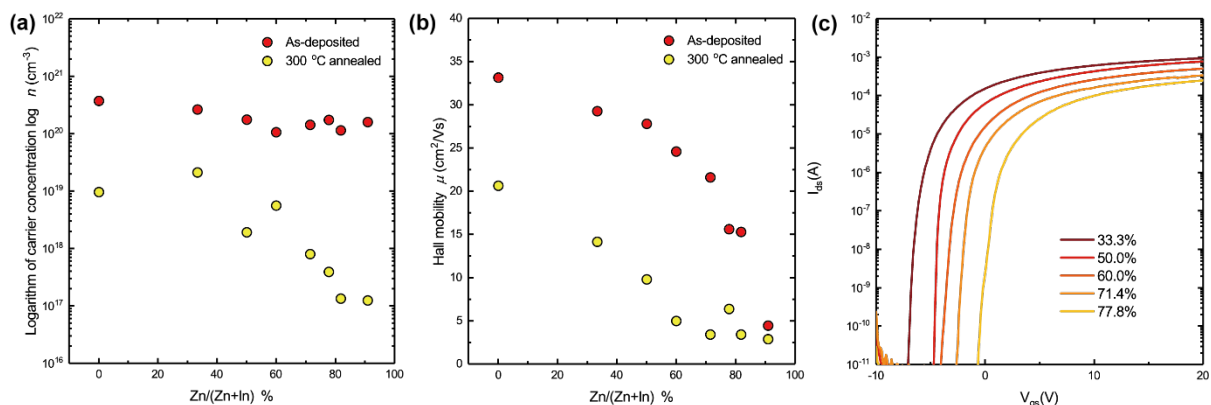


Figure | (a) Carrier concentration and (b) Hall mobility of the as-deposited and $300 \text{ }^\circ\text{C}$ annealed a-IZO films as a function of the Zn concentration. (c) Transfer curve of a-IZO-TFTs with various Zn at.%.

References

- [1] K. Nomura, H. Ohta, A. Takagi, T. Kamiya, M. Hirano, and H. Hosono, *Nature* **432**, 488–492 (2004).
- [2] Y. Magari, T. Kataoka, W. Yeh, and M. Furuta, *Nature Commun.* **13**, 1078 (2022).

高温超伝導体Bi2201における光誘起擬ギャップ準粒子ダイナミクス

北大工¹, 北大理², 室工大³, O(M2)尾上 想一郎¹, 戸田 泰則¹, 土屋 聡¹, 小田 研², 黒澤 徹³

1986年の発見以来、銅酸化物高温超伝導体は常圧下で最大の超伝導相転移温度 T_c を持つ超伝導物質として研究が盛んである。銅酸化物超伝導体の特徴として、 T_c 以上の温度から発現する擬ギャップと呼ばれる電子状態がある。擬ギャップは名前の示す通り、不完全なギャップ構造を持つ電子状態であり、 T_c 以下では超伝導と同一のフェルミ面上の異なる波数領域を占有すると考えられている。しかしながらその起源に関しては不明な点が多く、中でも過剰ドーブ領域で超伝導が消失する点(終点)と擬ギャップの終点との位置関係は、長年にわたって議論されている。本研究では超過剰ドーブで良質な単結晶の得られるBi2201に着眼し、時間分解分光による過渡反射率変化($\Delta R/R$)測定を通して、擬ギャップの終端特性を明らかにする。

測定手法として、近赤外(1.55eV)と近紫外(3.1eV)のパルス光(時間幅~120fs)をそれぞれポンプ(P)とプローブ(pr)光とする時間分解ポンププローブ(Ppr)分光を用いる。銅酸化物試料は超過剰ドーブ試料Pb-Bi2201(T_c ~10K, EOD10)と最適ドーブ試料La-Bi2201(T_c ~34K, OPD34)を用いた。OPD34試料で観測される擬ギャップ準粒子応答は、EOD10試料では支配的な応答として現れ、低温まで残る。すなわち少なくとも準粒子応答として観測される擬ギャップは超伝導の終点領域まで存在することが示唆される。各試料の擬ギャップ応答の差異を明らかにするため、ギャップ形成を実時間で観測可能な3パルス型コヒーレントクエンチ(CQ)分光を実施した。CQ分光は相破壊条件を満たすような高強度(D)パルスをPpr分光に加えた分光法であり、相破壊後のギャップ形成ダイナミクスを検出可能である。図1に各試料のCQ分光結果を $\Delta R/R$ の密度プロットとして示す。横軸はP-pr時間(t_{ppr})、縦軸はD-P時間(t_{DP})である(図1上を参照)。青色領域が擬ギャップ準粒子応答に対応し、 t_{ppr} (横軸)方向に現れる分布は、擬ギャップの高速緩和特性を反映する。また t_{DP} (縦軸)方向の変化はギャップ形成過程を反映しており、いずれの試料も相破壊直後から擬ギャップ形成が開始されることが分かる。その後、 t_{DP} ~5psで応答振幅が最大となり、擬ギャップの再形成完了が示唆される。 t_{DP} =5ps以降、OPD34試料では擬ギャップ応答が減少し、 t_{ppr} の遅い時間領域に緩和の広がる超伝導の準粒子応答が増加し始める(図1左下)。すなわち擬ギャップ形成完了後、超伝導ギャップの回復が始まる。他方、EOD10試料では t_{DP} の全時間領域を通して擬ギャップ応答が支配的であり、超伝導応答は測定感度の範囲内で確認されない(図1右下)。この結果をDパルス無しの擬ギャップ応答と比較することにより、 t_{DP} =5ps以降で擬ギャップの再形成完了を確認できた。

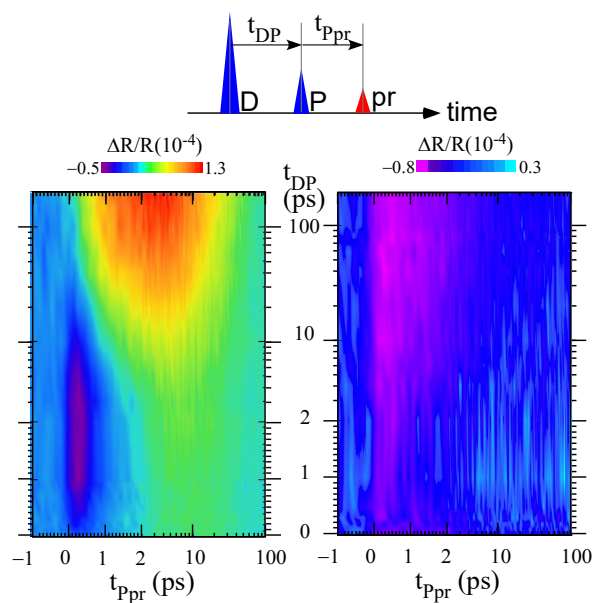


図1: (上) パルスの時間表記, 過渡反射率変化 $\Delta R/R$ のD-P時間特性.(左下)OPD34と(右下)EOD10.

歪印加デバイスの作製と単一 QD 発光エネルギー変化

Fabrication of piezo-based strain tuning device and modulation of QD emission energy

北大院工 ○田端 孝成, 鍛冶 怜奈, 小田島 聡, 足立 智

Grad. Sch. Eng., Hokkaido Univ., ○K. Tabata, R. Kaji, S. Odashima, and S. Adachi

E-mail: tabata.kosei.a3@elms.hokudai.ac.jp

【はじめに】単一光子源や量子ビットへの応用から、半導体量子ドット (QD) が注目されている。QD の発光特性およびスピン物性を制御する方法として、外部電場 [1] や外部応力 [2] の利用が報告されてきたが、本研究では、圧電結晶である $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ (PMN-PT) 単結晶を用いた歪印加デバイスの作製と QD 発光エネルギーの変化を報告する。

【実験方法と結果】GaAs (111)A 基板上に液滴成長した GaAs/Al_{0.3}Ga_{0.7}As QD 試料にナノピラー加工 (直径: 530 nm, 高さ: 3.1 μm) を施して、上面に Al₂O₃ (70 nm) を ALD で成膜した PMN-PT (001) 単結晶 (PT: 31%, 厚さ: 0.25 mm) の上に散布した。その後、更に Al₂O₃ (120 nm) を ALD で成膜し PMN-PT との密着性を高めた。圧電素子表面の電極 (Au/Cr) を介して電圧 ($\leq |800|$ V) を加えると、面内に歪みが発生する[図 1 (a)]。He-Ne レーザー ($\lambda = 633$ nm) を光源として 7 K の下、単一 QD 発光スペクトルをトリプル分光器と Si-CCD で検出した。図 1 (b) は、QD 発光エネルギーの外部電圧依存性を 2 次元プロットで表したものである。V < 0 (V > 0) で面内に圧縮 (引張) 歪みが発生し、発光線が高 (低) エネルギー側にシフトする様子が観られた。今回の電圧範囲 ($-600 \leq 0 \leq +300$ V) では、~8 meV の発光エネルギーシフトが実現されることが分かった。

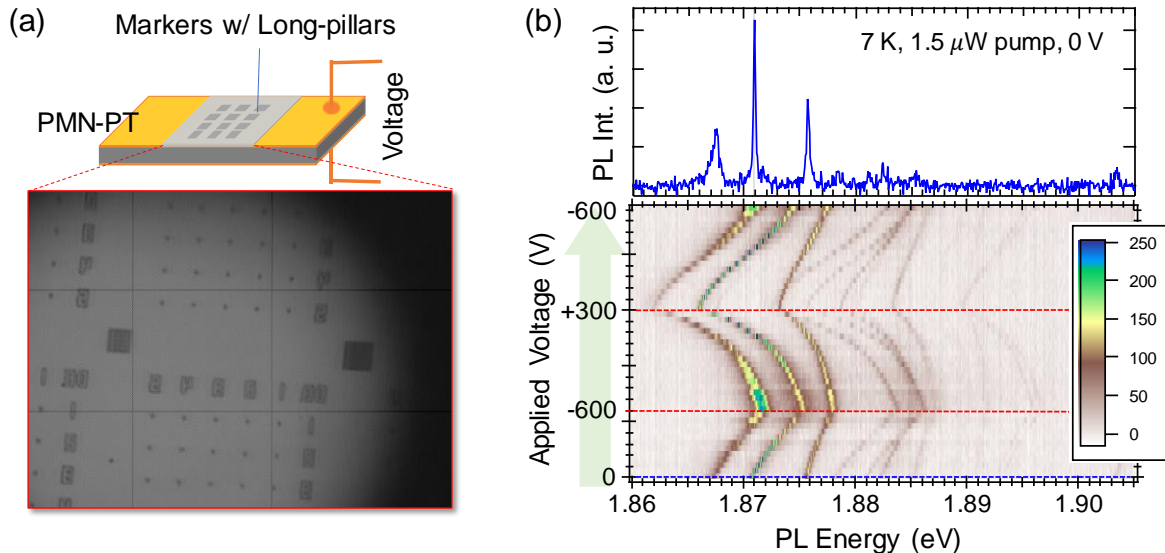


図 1 (a) 歪み印加デバイスの概要とポジショニングマーカの SEM 像. (b) 標的 QD の発光スペクトル (上)と、外部歪みによる発光エネルギーシフト (下).

【謝辞】JSPS 科研費 20K03812, 23K03951 と ARIM JPMXP1223HK0052, JPMXP1223HK0048 の助成を受けた。また QD 試料を提供いただいた NIMS の黒田博士と間野博士に感謝いたします。

[1] A. Bennett *et al.*, Nat. Phys. **6**, 947 (2010), [2] A. Rastelli *et al.*, phys. stat. solidi B **249**, 687 (2012).

Ni/C の二層膜触媒を用いた基板へのグラフェン直接成長

Direct growth of graphene on substrate using Ni/C bilayer catalyst

北大院情 ○(M2)佐藤真, Subagyo Agus, 八田英嗣, 末岡和久

Graduate School of IST, Hokkaido Univ.

○M. Sato, A. Subagyo, E. Hatta and K. Sueoka

E-mail: stmkt1127@eis.hokudai.ac.jp; agus_subagyo@ist.hokudai.ac.jp

二次元物質であるグラフェンは、電氣的、光学的、高機械的強度、柔軟性などの優れた特性をもつことから大きな関心を集めている[1-3]. 高周波トランジスタ、太陽電池、透明電極、センサーなど幅広い分野への応用が期待されている。グラフェンは、一般的に Cu や Ni などの遷移金属を触媒として用いる化学気相成長法 (CVD 法) [4-8], あるいは固体炭素源を金属上で加熱することによって成長させる[9,10]. 成長させたグラフェンをデバイスに応用するには、一般的にグラフェンをポリメタクリル酸メチル(PMMA)で保護したうえで金属をウェットエッチングし、基板上に転写する必要がある。しかし、転写する際にグラフェンが破れることや、PMMA がグラフェン表面に残ってしまうなどによるグラフェン品質の低下が問題となっており、転写不要のグラフェン成長の研究も進められている。転写不要のグラフェン成長として、Ni 金属膜を触媒、固体炭素を原料とした二層膜の加熱法が挙げられる[9,10]. 加熱中において、炭素原子が Ni 膜中に拡散し、冷却時に表面と Ni-SiO₂ 界面に析出・偏析することによってグラフェンが成長する。しかし、成長後の触媒の除去が必要であるなどの課題もある。

本研究は、炭素とニッケルの二層膜触媒を用いてグラフェンを絶縁基板に直接成長させることを目的とした。炭素とニッケルの膜厚の依存性を調べ、SiO₂ 基板や Al₂O₃ 基板の異なる基板を用いることにより、Ni 触媒の結晶性とグラフェン特性との関係を調べた。

Fig. 1 は加熱後の SiO₂ 基板上的 Ni/C 二層膜の SEM 像を示す。図より、どの膜厚の C の場合でも Ni が凝集することが分かった。炭素を厚くすればするほど凝集した Ni が大きくなり、グラフェンの面積が大きくなることが予想できる。炭素の厚さ依存性のラマンスペクトルより、炭素が 1nm の場合はグラフェンが成長していないことが分かった。炭素が 3nm 以上の場合にはグラフェンが成長し、グラフェンの特性が炭素の厚さに依存することが分かった。Al₂O₃ 基板上的グラフェン成長についても報告する。

References:

- [1] K. S. Novoselov *et al.*, *Science* **306**, 666 (2004)
- [2] K. S. Novoselov *et al.*, *Nature* **438**, 197 (2005)
- [3] R. R. Nair *et al.*, *Science* **320**, 138 (2008)
- [4] K. S. Kim *et al.*, *Nature* **457**, 706 (2009)
- [5] X. S. Li *et al.*, *Science* **324** 1312 (2009)
- [6] S. Bae *et al.*, *Nature Nano* **5**, 574 (2010)
- [7] X. Li *et al.*, *Nano Lett.* **9** 4359 (2009)
- [8] A. Reina *et al.*, *Nano Lett.* **9** 30 (2008)
- [9] Z. Sun *et al.*, *Nature* **468** 549 (2010)
- [10] J. Kwak *et al.*, *Nature Communications* **3**, 645 (2012)

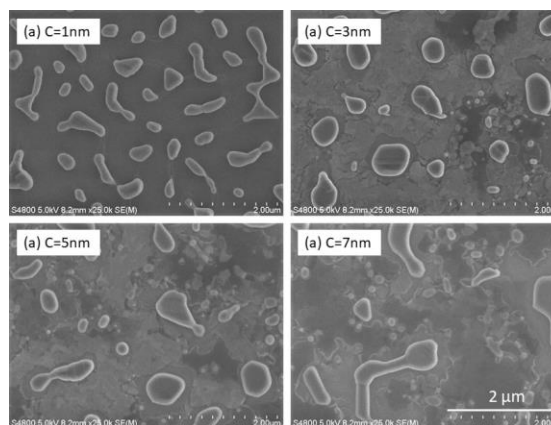


Fig. 1 SEM image of C film thickness dependent graphene growth

反応性固相エピタキシャル成長法による Pb_2MO_3F 薄膜 ($M = Fe, In$) の合成

(北大院情報¹、北大電子研²、JST-さきがけ³) ○丸野内 洸^{1*}、太田 裕道²、片山 司^{2,3}

*E-mail: komarunouchi@eis.hokudai.ac.jp

【研究背景】 酸化物材料の物性制御や新奇物性開拓は、これまでカチオン種や結晶構造を変化させることにより行われてきたが、近年、カチオン種だけでなく、アニオン種を変化させた複合アニオン酸化物の合成が幅広くできるようになりつつあり[1]、物性制御や新奇物性開拓への展開が期待されている。しかし、未だ複合アニオン酸化物の合成は発展途上であり、新しい合成プロセスが求められている。本研究では、反応性固相エピタキシャル成長法を利用し、新しい酸フッ化物化合物である Pb_2FeO_3F と Pb_2InO_3F の合成に成功したので報告する。

【実験】 まず、パルスレーザー堆積法により、(001) Nb:SrTiO₃ (STO) 単結晶基板の上にアモルファスの $PbFeO_x$ 薄膜および $PbInO_x$ 薄膜を室温で成膜した。次に、得られた薄膜をポリフッ化ビニリデン (PVDF) 顆粒と共に窒素雰囲気下で 330°C、12 時間加熱した。得られた薄膜の結晶構造は X 線回折 (XRD)、化学組成はエネルギー分散型 X 線分光法 (EDS) により評価した。

【結果と考察】 図(a,b)に得られた $PbFeO_x$ 薄膜および $PbInO_x$ 薄膜の面外 XRD パターンを示す。基板の回折ピークのみが見られ、薄膜はアモルファスであることが分かった。一方、PVDF との反応後は基板以外の回折ピークが現れ、層状ペロブスカイト構造を有する $LaSrFeO_4$ の 00 l 回折パターンとほぼ一致した[2]。逆格子マップを計測した結果、薄膜はエピタキシャル成長していることが分かった。また、 a 軸長は $LaSrFeO_4$ とほぼ一致した。また EDS 測定から薄膜中の酸素量が反応により減少し、フッ素置換されたことが分かった。これらの結果から、 c 軸配向の Pb_2MO_3F ($M = Fe, In$) エピタキシャル薄膜の合成に成功したと判断した(図(c))。

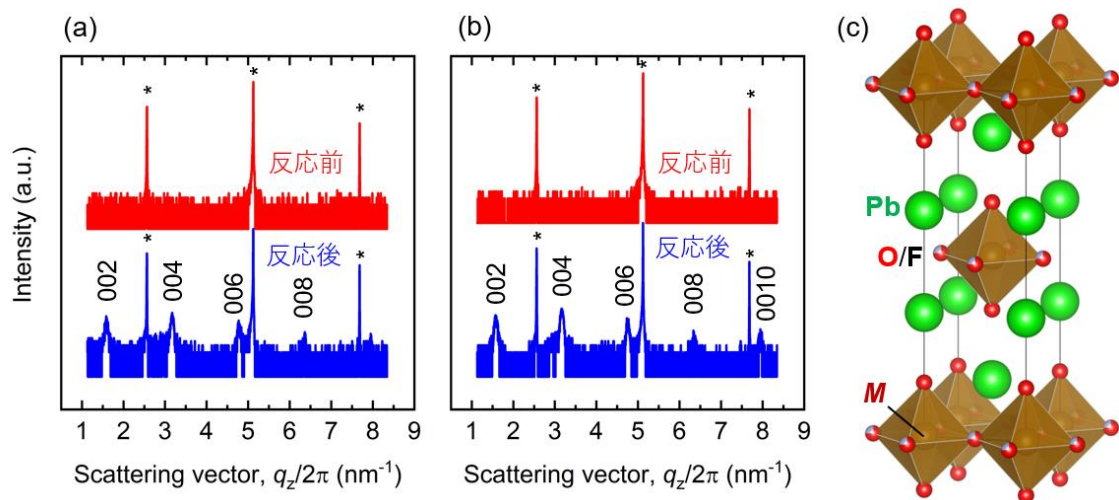


図 (a) $PbFeO_x$ 薄膜と、(b) $PbInO_x$ 薄膜の PVDF との反応前後の面外 XRD パターンおよび (c) Pb_2MO_3F の結晶構造。アスタリスクは基板の回折ピークを示す。

[1] Y. Akishige, J. Phys. Soc. Jpn. 75, 073704 (2006). [2] S. Singh, Ceram. Int. 42(14), 15725 (2016).

$\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$ の光学バンドギャップの Al 濃度依存性

公立千歳科学技術大学, ○清水 広, 古川 翔子, 山中 明生

$\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ はワイドギャップ半導体であり、Ga サイトを Al で置換することでバンドギャップが増加するため、より高耐圧なパワーデバイスに向けて期待される[1]。我々は、これまでに $\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$ ($x \leq 0.4$) 単結晶における光学バンドギャップの Al 濃度依存性について研究し、少なくとも $x \leq 0.355$ までは直線的に増加することを確認している[2]。そこで、本研究では、さらに Al の置換量を増加させた $\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$ ($x \leq 1.0$) を燃焼合成法により作製し、拡散反射スペクトルから求めた光学バンドギャップの Al 濃度依存性を単結晶の結果と比較して評価した。

Fig.1 に粉末 X 線解析(XRD)の結果を示す。Al 仕込量が 60 at.% までは、 β -型構造 ($\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の構造) を維持することが分かった。また Al 仕込量の増加とともに回折ピークは高角側にシフトすることも確認できた。得られた回折ピークから β -型構造の格子定数を見積もると Al の増加と共に各軸の格子定数は単調に減少し、 a 軸と c 軸のなす角度 β は増加する傾向が見られた。これらより格子体積を見積もったところ、Al 濃度に対し直線的な減少を示し、単結晶試料の結果によく一致した(Fig.3)。格子体積の減少は小さな Al イオンの違いに起因する[1]。

光学バンドギャップの Al 濃度依存性は、拡散反射スペクトルを KM 変換し、Tauc プロットすることにより求めた(Fig.2)。Al 置換試料では吸収端は高エネルギー側に移動し、光学バンドギャップの増大が確認された。Tauc プロットから得られた光学バンドギャップを Fig.3 に示す。Al 濃度が 60 at.% までは、光学バンドギャップが直線的に増加することが確認され、単結晶試料の結果とおおよそ一致する結果が得られた。このことから、少なくとも 60 at.% までは、光学バンドギャップは格子体積とスケールできることが示唆された。

最後に Al 濃度の高い領域の XRD の結果を調べてみると、仕込量が 70 at.% を越えると $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ の回折ピークが現れ、80 at.% では β -型と α -型の相分離が明瞭に見られた。さらに仕込量を 90 at.% にすると $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 構造のみが観測された。以上より、 β -型構造の相境界が 70~80 at.% 付近に存在することが確認された。

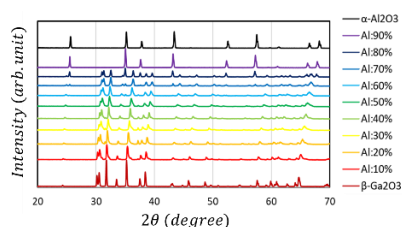


Fig.1 Powder XRD pattern of $\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$

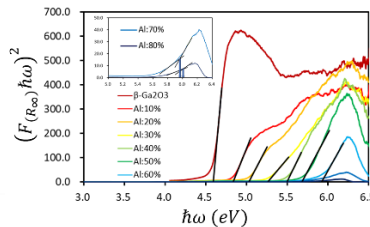


Fig.2 Tauc plot of $\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$

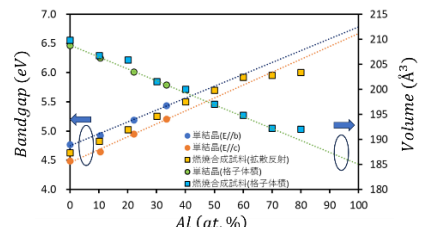


Fig.3 Effect of Al on lattice volume and bandgap of $\beta\text{-(Ga}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{O}_3$

【参考文献】

[1] H. Peelaers et al., Appl. Phys. Lett. **112**, 242101 (2018).

[2] 清水広, 古川翔子, 山中明生, 第 84 回応用物理学会秋季学術講演会, 21p-P09-19 (2023).