

Oral presentation | 21 Joint Session K "Wide bandgap oxide semiconductor materials and devices" : 21.1
Joint Session K "Wide bandgap oxide semiconductor materials and devices"

📅 Wed. Sep 18, 2024 1:45 PM - 7:30 PM JST | Wed. Sep 18, 2024 4:45 AM - 10:30 AM UTC 🏢 A22 (TOKI
MESSE 2F)

[18p-A22-1~21] 21.1 Joint Session K "Wide bandgap oxide semiconductor materials and devices"

Kohei Sasaki(Novel Crystal Technology), Oshima Yuichi(NIMS)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

1:45 PM - 2:00 PM JST | 4:45 AM - 5:00 AM UTC

[18p-A22-1]

Electrical properties of Ge-doped α -Ga₂O₃ films with high electron mobilities grown by mist-CVD

○Takeru Wakamatsu¹, Hirokazu Izumi², Yuki Isobe¹, Hitoshi Takane¹, Kentaro Kaneko^{1,3}, Katsuhisa Tanaka¹ (1.Kyoto Univ., 2.Hyogo Pref. Inst of Tech., 3.Ritsumeikan Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

2:00 PM - 2:15 PM JST | 5:00 AM - 5:15 AM UTC

[18p-A22-2]

Growth and optical characteristics of (Ga, Fe)₂O₃ alloy thin film on rh-ITO electrodes by mist CVD

○Ryo Kondo¹, Kazuki Shimazoe¹, Hiroyuki Nishinaka¹ (1.Kyoto inst.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

2:15 PM - 2:30 PM JST | 5:15 AM - 5:30 AM UTC

[18p-A22-3]

Ga₂O₃ Thin Films Grown by MBE on Ga₂O₃ (010) Substrates Treated by Nitrogen Radical Irradiation

○Kura Nakaoka¹, Shoki Taniguchi¹, Tomoki Uehara¹, Jin Inajima¹, Satoko Honda¹, Masataka Higashiwaki^{1,2} (1.Osaka Metropolitan Univ., 2.NICT)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

2:30 PM - 2:45 PM JST | 5:30 AM - 5:45 AM UTC

[18p-A22-4]

Homoepitaxial growth of Si-doped β -Ga₂O₃(010) layers by MOVPE

○(M1)Kakeru Kubota¹, Junya Yoshinaga^{1,2}, Takahito Okuyama¹, Yuma Terauchi¹, Shogo Sasaki³, Kazutada Ikenaga², Kazushige Shiina⁴, Shuuichi Koseki², Yuzaburo Ban⁴, Yoshinao Kumagai^{1,3} (1.Tokyo Univ. of Agric. and Tech., 2.TAIYO NIPPON SANSO CORPORATION, 3.TUAT FLOuRISH, 4.TAIYO NIPPON SANSO ATI CORPORATION)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

2:45 PM - 3:00 PM JST | 5:45 AM - 6:00 AM UTC

[18p-A22-5]

Study of MOVPE growth mechanisms of β -Ga₂O₃ using trimethylgallium

○(M1)Yuma Terauchi¹, Takahito Okuyama¹, Kakeru Kubota¹, Junya Yoshinaga^{1,2}, Syogo Sasaki³, Masato Ishikawa⁴, Yoshinao Kumagai^{1,3} (1.Tokyo Univ. of Agric. and Tech., 2.TAIYO NIPPON SANSO CORPORATION, 3.TUAT FLOuRISH, 4.Gas-Phase Growth Ltd.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

3:00 PM - 3:15 PM JST | 6:00 AM - 6:15 AM UTC

[18p-A22-6]

Epitaxial growth of Si-doped β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ thin films by mist CVD

○Shoma Hosaka¹, Hiroki Miyake^{1,2}, Hiroyuki Nishinaka¹ (1.Kyoto Inst. Tech., 2.MIRISE)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

3:15 PM - 3:30 PM JST | 6:15 AM - 6:30 AM UTC

[18p-A22-7]

Growth and Characterization of NiO Thin Films on (-201) β -Ga₂O₃ by Mist CVD

○Gen Yasui¹, Hiroki Miyake^{1,2}, Hiroyuki Nishinaka¹ (1.Kyoto Inst. of Tech, 2.MIRISE)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

3:45 PM - 4:00 PM JST | 6:45 AM - 7:00 AM UTC

[18p-A22-8]

Growth of Rocksalt-structured MgZnO/MgO Double Hetero and Superlattice Structures by Mist CVD Method

○Kotaro Ogawa¹, Hiroyuki Aichi¹, Toshiki Mitomi¹, Kyosuke Tanaka¹, Tomohiro Yamaguchi¹, Tohru Honda¹, Takeyoshi Onuma¹ (1.Kogakuin Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

4:00 PM - 4:15 PM JST | 7:00 AM - 7:15 AM UTC

[18p-A22-9]

Well Composition Dependence of Rocksalt-structured MgZnO/MgO Quantum Wells Grown by Mist CVD Method

○Hiroyuki Aichi¹, Kotaro Ogawa¹, Toshiki Mitomi¹, Tomohiro Yamaguchi¹, Tohoru Honda¹, Takeyoshi Onuma¹ (1.Kogakuin Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

4:15 PM - 4:30 PM JST | 7:15 AM - 7:30 AM UTC

[18p-A22-10]

Epitaxial Growth of MgO-NiO-ZnO Film Lattice-Matching with MgO Substrate

○Shintarou Iida¹, Takumi Ikenoue¹, Masao Miyake¹ (1.Kyoto Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

4:30 PM - 4:45 PM JST | 7:30 AM - 7:45 AM UTC

[18p-A22-11]

Effect of SiO₂ passivation film on leakage current in β -Ga₂O₃-SBD

○Ryuji Sakai¹, Takuma Nanjo¹, Yohei Yuda¹, Tetsuro Hayashida¹, Munetaka Noguchi¹, Kohei Ebihara¹, Rina Tanaka¹, Masayuki Furuhashi¹, Tatsuro Watahiki¹ (1.Mitsubishi Electric)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

4:45 PM - 5:00 PM JST | 7:45 AM - 8:00 AM UTC

[18p-A22-12]

Cross-Sectional SEM Observation of Killer Defects in (001) HVPE-Grown Thick Epi Film β -Ga₂O₃ Schottky Barrier Diodes

○(M2)Yuto Otsubo¹, Kohei Sasaki², Chia-Hung Lin², Jun Arima³, Minoru Fujita³, Katsumi Kawasaki³, Toshiyuki Oishi¹, Makoto Kasu¹ (1.Saga Univ., 2.Novel Crystal Technology, Inc., 3.TDK Corporation)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

5:00 PM - 5:15 PM JST | 8:00 AM - 8:15 AM UTC

[18p-A22-13]

Precursor-solvent dependent of film structure for Nb-doped TiO₂ films fabricated by mist chemical vapor deposition.

○Rento Naito¹, Mako Yoshida¹, Aki Onoda¹, Megumi Ariga¹, Ayaka Nakamura¹, Tomohito Sudare², Ryo Nakayama², Ryota Shimizu², Kentaro Kaneko³, Yasushi Sato⁴, Taro Hitosugi², Naomi Yamada¹ (1.Chubu Univ., 2.Univ. Tokyo, 3.Ritsumeikan Univ., 4.Okayama Univ. Sci.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

5:15 PM - 5:30 PM JST | 8:15 AM - 8:30 AM UTC

[18p-A22-14]

Evaluation of Sources for Mist Chemical Vapor Deposition of Nb-doped TiO₂ Conducting Films

○Ayaka Nakamura¹, Megumi Ariga¹, Rento Naito¹, Tomohito Sudare², Ryo Nakayama², Ryota Shimizu², Kentaro Kaneko³, Taro Hitosugi², Naomi Yamada¹ (1.Chubu Univ., 2.Univ. Tokyo, 3.Ritsumeikan Univ.)

5:45 PM - 6:00 PM JST | 8:45 AM - 9:00 AM UTC

[18p-A22-15]

Crystal growth of Sb doped r-GeO₂ thin films on r-TiO₂ substates

○Toya Yagura^{1,2}, Yuri Shimizu^{1,2}, Toyosuke Ibi¹, Isao Takahashi¹, Kentaro Kaneko^{1,3} (1.Patentix Inc., 2.Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ., 3.RISA)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

6:00 PM - 6:15 PM JST | 9:00 AM - 9:15 AM UTC

[18p-A22-16]

Fabrication of n-type r-GeO₂ thin films.

○Yuri Shimizu^{1,2}, Toya Yagura^{1,2}, Toyosuke Ibi¹, Isao Takahashi¹, Kentaro Kaneko^{1,3} (1.Patentix Inc., 2.Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ., 3.RISA)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

6:15 PM - 6:30 PM JST | 9:15 AM - 9:30 AM UTC

[18p-A22-17]

Fabrication of amorphous Ga-O-S films toward realizing p-channel transistors

○(M2)Takamitsu Funada¹, Kazuki Koreishi¹, Takuto Soma¹, Kohei Yoshimatsu¹, Akira Ohtomo¹ (1.Tokyo Tech., Dept. Chem. Sci. Eng.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

6:30 PM - 6:45 PM JST | 9:30 AM - 9:45 AM UTC

[18p-A22-18]

Fabrication of In₂O₃ thin film transistors using In(OH)₃ as PLD target

○(M1C)Hikaru Sadahira¹, Prashant Ghediya², Hiromichi Ohta², Yusaku Magari² (1.IST-Hokkaido Univ., 2.RIES-Hokkaido Univ.)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award ◆ English Presentation

6:45 PM - 7:00 PM JST | 9:45 AM - 10:00 AM UTC

[18p-A22-19]

Impact of in-situ AlO_x passivation on 2-nm-thick InO_x for performance and stability improvement

○CHIATSONG CHEN¹, Yuki Yoshimoto², Wen-Hsin Chang¹, Toshifumi Irisawa¹, Maeda Tatsuro¹ (1.AIST, 2.KOKUSAI ELECTRIC)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

7:00 PM - 7:15 PM JST | 10:00 AM - 10:15 AM UTC

[18p-A22-20]

Microwave remote plasma enhanced atomic layer deposition for In_2O_3 thin film

○Yuuto Kawato¹, Takanori Takahashi¹, Toshihiro Tamai², Shunichi Mikami², Yukiharu Uraoka¹
(1.NAIST, 2.HORIBA STEC)

◆ Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

7:15 PM - 7:30 PM JST | 10:15 AM - 10:30 AM UTC

[18p-A22-21]

Highly efficient water molecule heating based on semiconductor stacking fabrication technology

○(M2)Tomoki Otsuka¹, Ryuichi Matsuda², Toshiya Watanabe², Saki Ota², Kentaro Kaneko³
(1.Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ., 2.Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 3.RISA)

ミスト CVD 法で作製した高移動度 Ge ドープ α -Ga₂O₃ 薄膜の電気特性

Electrical properties of Ge-doped α -Ga₂O₃ films with high electron mobilities grown by mist-CVD

京大院工¹, 兵庫県立工業技術センター², 立命館大総研³

○若松 岳¹, 泉宏和², 磯部 優貴¹, 高根 倫史¹, 金子 健太郎^{1,3}, 田中 勝久¹

Kyoto Univ.¹, Hyogo Pref. Inst of Tech.², Ritsumeikan Univ.³, ○Takeru Wakamatsu¹,

Hirokazu Izumi², Yuki Isobe¹, Hitoshi Takane¹, Kentaro Kaneko^{1,3}, Katsuhisa Tanaka¹

E-mail: wakamatsu.takeru.45e@st.kyoto-u.ac.jp

Ga₂O₃ は超ワイドバンドギャップ半導体材料としてパワーデバイスへの応用が期待されている。Ga₂O₃ の多形の一つであるコランダム型 Ga₂O₃(α -Ga₂O₃)は比較的安価で安全な成膜手法であるミスト化学気相成長(ミスト CVD)法により、汎用的なサファイア基板への成膜が可能であることから注目されている。我々はミスト CVD 法を用いて作製した Ge ドープ α -Ga₂O₃ 薄膜が最大で 66 cm²V⁻¹s⁻¹ の移動度を示すことを明らかにした^[1]。しかしながら、Ge ドープ α -Ga₂O₃ の詳細なキャリア輸送特性は明らかになっていない。そこで本研究では高移動度を示す Ge ドープ α -Ga₂O₃ 薄膜について室温および低温における Hall 効果測定を行い、キャリア輸送特性を評価した。

ミスト CVD 法を用いて作製した Ge ドープ α -Ga₂O₃ 薄膜に、フォトリソグラフィおよび反応性イオンエッチングを用いてクローバー型の構造を形成し、van der Pauw 法による Hall 効果測定を行った。図 1(a)に原料溶液中の Ge と Ga のモル濃度比とキャリア密度との関係を示す。また、図 1(b)にキャリア密度と電子移動度との関係を示す。いずれのキャリア密度領域においても電子移動度は約 60 cm²V⁻¹s⁻¹ 以上、最大で 99 cm²V⁻¹s⁻¹ を示した。図 2 に室温のキャリア密度が 1.5×10¹⁷ cm⁻³ の試料に対する電子移動度の温度依存性を示す。キャリアの散乱機構を考慮した解析から、転位による散乱が支配的であることが示唆された。

本研究の一部は、総務省「ICT 重点技術の開発プロジェクト (JPMI00316)」の助成を受けたものである。文献 [1] *J. Appl. Phys.* **135**, 155705 (2024)

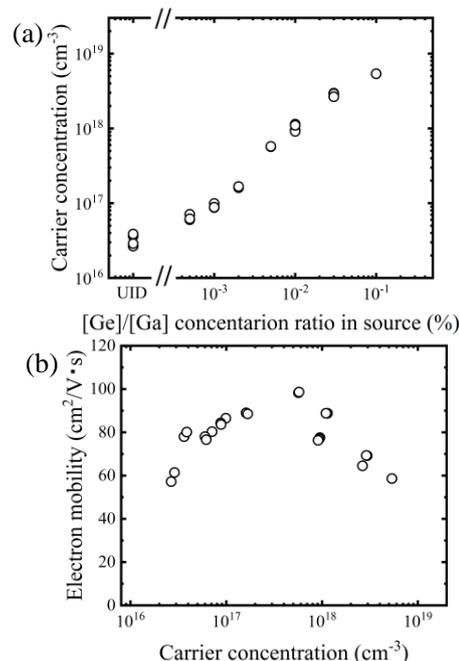


Fig. 1. (a) The carrier concentration as a function of [Ge]/[Ga] molar ratio in source solutions and (b) the electron mobility as a function of the carrier concentration in the α -Ga₂O₃ thin films.

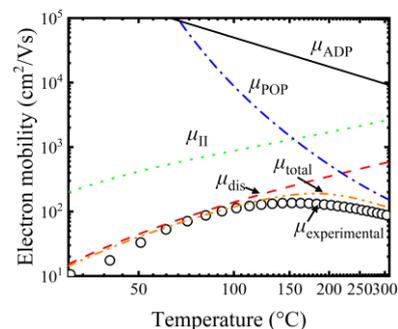


Fig. 2. Temperature-dependent electron mobility of α -Ga₂O₃ film with $n_{RT} = 1.5 \times 10^{17}$ cm⁻³. The lines are calculated value of electron mobilities limited by polar optical phonon scattering (μ_{POP}), ionized impurity scattering (μ_{II}), acoustic deformation potential (μ_{ADP}), dislocation scattering (μ_{dis}), respectively.

ミスト CVD による rh-ITO 上への (Ga, Fe)₂O₃ の形成と光学的評価

Growth and optical characteristics of (Ga, Fe)₂O₃ alloy thin film

on rh-ITO electrodes by mist CVD

京都工芸繊維大学 °近藤 良, 島添 和樹, 西中 浩之

Kyoto Institute of Technology, °Ryo Kondo, Kazuki Shimazoe, Hiroyuki Nishinaka

E-mail: m3621021@edu.kit.ac.jp

酸化ガリウムは約 5 eV のバンドギャップを持ち、パワースイッチングデバイスやフォトディテクタへの応用が期待されている。私達のグループでは、酸化ガリウムの結晶多形の中で最もバンドギャップが大きい α -Ga₂O₃ をミスト CVD により同じコランダム構造をもつ導電性薄膜である rh-ITO 上に成長させ、垂直構造のフォトディテクタへ応用を実証した。[1] 本研究では、rh-ITO 上にバンドギャップエンジニアリング用の α -(Ga, Fe)₂O₃ 混晶薄膜を成長させ、フォトディテクタの実証を行った。

図 1 は、ミスト CVD による rh-ITO/c 面サファイア基板上的 (Ga, Fe)₂O₃ 混晶薄膜の XRD 2 θ - ω の結果を示している。図中の Ga の比率は前駆体溶液中の組成に対応し、薄膜組成に影響を与える。 α -(Ga, Fe)₂O₃ のピークは、溶液中の Ga 比率が 20%まで増加するにつれて高角度側にシフトした。しかし 40%から ϵ -(Ga, Fe)₂O₃ のピークが現れ、80%以上の割合ではピークは観測されなかった。これらの結果から (Ga, Fe)₂O₃ の結晶相は結晶の組成比によって変化することが示された。次に、(Ga, Fe)₂O₃ 混晶薄膜の光学特性を調べるために、透過率測定を行った。薄膜の吸収端は、溶液中の Ga 濃度が高いほど短波長側にシフトし、ミスト CVD による (Ga, Fe)₂O₃ 薄膜の形成によりバンドギャップエンジニアリングが達成されたことがわかった。最後に、rh-ITO 下部電極上に成長した (Ga, Fe)₂O₃

薄膜のデバイス動作を実証するため、ショットキー電極として機能する上部電極である PEDOT:PSS を用いてフォトディテクタを作製し、それらの分光感度特性を測定した。分光感度特性の立ち上がり位置を調べたところ、溶液中の Ga 比率の増加とともに短波長側にシフトすることがわかった。さらに、アモルファス Ga₂O₃ の DUV 領域の感度を持つ光検出器の動作を実証した。混晶薄膜を用いたフォトディテクタの詳細な特性や、動作速度については報告により行う。

[1] K. Shimazoe et al. Mater. Lett. **15**, 134282(2023)

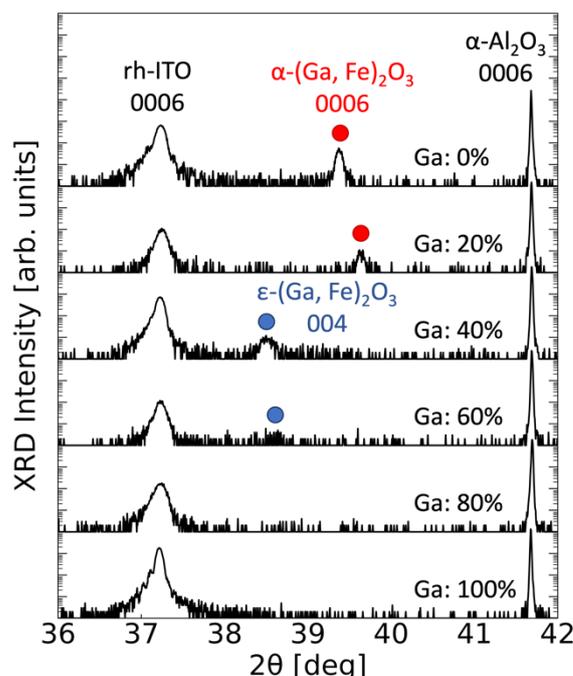


Fig. 1. XRD 2 θ - ω scan profiles of (Ga, Fe)₂O₃ thin films. (Growth temperature 415°C)

窒素ラジカル照射処理した Ga_2O_3 (010) 基板の上に MBE 成長した Ga_2O_3 薄膜

Ga_2O_3 Thin Films Grown by MBE on Ga_2O_3 (010) Substrates Treated by Nitrogen Radical Irradiation

大阪公大院工¹ 情通機構² ○(M2)中岡 蔵¹, 谷口 奨季¹, 上原 知起¹, 稲嶋 仁¹,
本田 智子¹, 東脇 正高^{1, 2}

Osaka Metropolitan Univ.¹, NICT² ○Kura Nakaoka¹, Shoki Taniguchi¹, Tomoki Uehara¹,
Jin Inajima¹, Satoko Honda¹, and Masataka Higashiwaki^{1, 2}

E-mail: si23326z@st.omu.ac.jp

以前我々は、窒素 (N) ラジカル照射による Ga_2O_3 への N ドーピングを試みた。結果、同プロセスにより表面近傍領域に高密度に N 原子を導入することに成功したが、その分布は表面近傍の非常に浅い領域に留まっており、N ドーピング手法として有効では無かった [1]。今回、N ラジカル照射した Ga_2O_3 (010) 基板の上に Ga_2O_3 薄膜の分子線エピタキシー (MBE) 成長を行うことで、 Ga_2O_3 薄膜への N ドーピングを試みたので報告する。

MBE 成長室内で RF プラズマセルにより生成した N ラジカルを Ga_2O_3 (010) 基板に照射後、続けて約 200 nm 厚の Ga_2O_3 薄膜を成長した。基板温度は 620°C、基板表面への N ラジカル照射時間 0 分 (窒化無し)、1 分、5 分の 3 条件で行った。

得られた 3 試料の、二次イオン質量分析法 (SIMS) による N 濃度の深さ方向プロファイルを図 1 に示す。N ラジカル照射時間 1 分と 5 分では、0 分 (窒化無し) と比較して約一桁大きく、かつ $3\sim 4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ と高濃度の N が MBE 成長した Ga_2O_3 薄膜中に均一にドーピングされることが分かった。図 2(a), (b) に、N ラジカル照射時間 0 分と 5 分の試料の表面原子間力顕微鏡 (AFM) 像をそれぞれ示す。両試料間に表面モフォロジーに大きな差は見受けられず、表面ラフネスも同等であった (RMS $\sim 0.7 \text{ nm}$)。また、X 線回折 (020) ロッキングカーブピークの半値幅にも差は無かった。以上の結果から、MBE 成長前の基板表面への N ラジカル照射プロセスにより、 Ga_2O_3 薄膜の結晶品質を損なうことなく、均一に高濃度 N ドーピングが可能であることが分かった。

本研究は、総務省 ICT 重点技術の研究開発プロジェクト (JPMI00316) 次世代省エネ型デバイス関連技術の開発・実証事業 (環境省連携事業) の委託を受け実施したものである。

[1] 谷口 奨季、中岡 蔵、東脇 正高、第 84 回応用物理学会秋季学術講演会講演予稿集 20p-A302-15

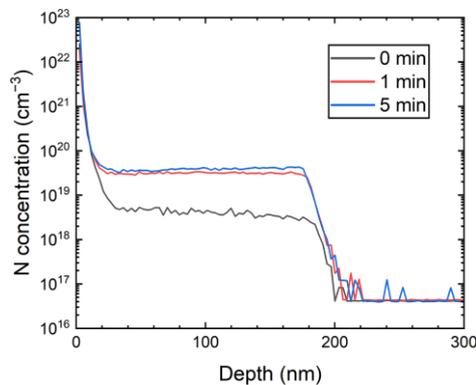


Fig. 1 SIMS depth profiles of N concentrations in MBE-grown Ga_2O_3 thin films as a function of nitridation time.

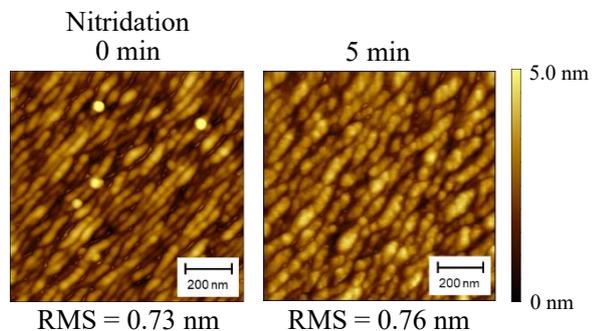


Fig. 2 Surface AFM images of MBE-grown Ga_2O_3 thin films on Ga_2O_3 (010) substrates nitridated for (a) 0 min (w/o nitridation) and (b) 5 min.

MOVPE 法による Si ドープ β -Ga₂O₃(010) ホモエピタキシャル成長Homoepitaxial growth of Si-doped β -Ga₂O₃(010) layers by MOVPE東京農工大院工¹, 大陽日酸株式会社², 東京農工大 FLOuRISH³, 大陽日酸 ATI 株式会社⁴○(M1)窪田 翔海¹, (D)吉永 純也^{1,2}, (M2)奥山 貴仁¹, (M1)寺内 悠真¹, 佐々木 捷悟³,池永 和正², 椎名 一成⁴, 小関 修一², 伴 雄三郎⁴, 熊谷 義直^{1,3}Tokyo Univ. of Agric. and Tech.¹, TAIYO NIPPON SANSO CORPORATION²,TUAT FLOuRISH³, TAIYO NIPPON SANSO ATI CORPORATION⁴°K. Kubota¹, J. Yoshinaga^{1,2}, T. Okuyama¹, Y. Terauchi¹, S. Sasaki³, K. Ikenaga², K. Shiina²,S. Koseki², Y. Ban⁴, and Y. Kumagai^{1,3}

E-mail: s247880x@st.go.tuat.ac.jp

β -Ga₂O₃ は広いバンドギャップ(~4.5 eV)を有し、単結晶基板を融液法で作製できることから次世代パワーデバイス材料として注目されている。縦型パワーデバイスのドリフト層としてキャリア密度制御(~10¹⁶ cm⁻³)された厚い(~10 μ m)n 型ホモエピタキシャル層が要求され、従来ハライド気相成長(HVPE)法によって成長されてきた。一方、当グループではスループットの見地から有機金属気相成長(MOVPE)法に注目し、Ga 源にトリメチルガリウム(TMGa)を用い、高純度 β -Ga₂O₃(010)ホモエピタキシャル厚膜の高速成長(>15 μ m/h)を達成している¹⁾。そこで今回、意図的に Si ドープされた n 型 β -Ga₂O₃ ホモエピタキシャル成長によるキャリア密度制御を試みたので報告する。

横型減圧ホットウォール MOVPE 炉(大陽日酸 FR2000-OX)を用い、TMGa と O₂を原料ガス、Ar をキャリアガスとし、TMGa 供給速度 1.8×10² μ mol/min、VI/III 供給比 970、成長圧力 3.4 kPa、成長温度 1000°Cで Fe ドープ半絶縁性 β -Ga₂O₃(010)基板上に 1 μ m 厚のアンドープ層を成長後、テトラメチルシラン(TMSi)をドーピングガスに用い 5 μ m 厚の Si ドープ層を成長した。Si 濃度([Si])はパラメータ R_{Si} (TMSi/(TMGa + TMSi))を 9.7×10⁻⁸ ~ 8.0×10⁻⁴ の範囲で変化させて制御した。

Fig. 1 に SIMS 測定で得られた[Si]及び室温ホール測定で得られたキャリア密度 n の R_{Si} 依存性を示す。 R_{Si} の変化により[Si]を 10¹⁵ ~ 10¹⁹ cm⁻³ の範囲で線形的に制御することができた。また、[Si]に概ね等しい n が得られることから、Si が浅いドナーとして機能していることが確認された。

本研究は、総務省 ICT 重点技術の研究開発プロジェクト (JPMI00316) 次世代省エネ型デバイス関連技術の開発・実証事業 (環境省連携事業) の委託を受け実施したものである。

1) J. Yoshinaga *et al.*, Appl. Phys. Express **16**, 095504 (2023).

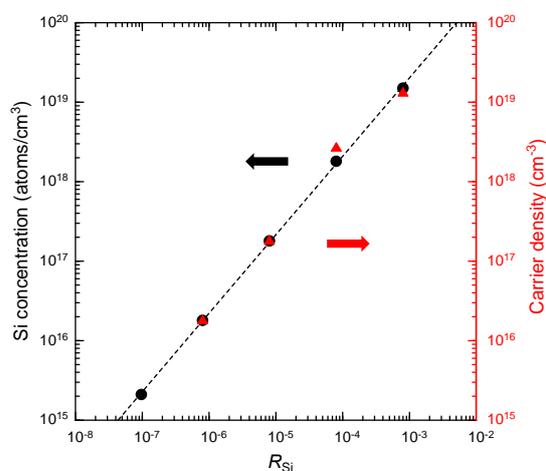


Fig. 1. R_{Si} dependence of Si concentration and carrier density

トリメチルガリウム系 MOVPE による β -Ga₂O₃ 成長メカニズムの調査Study of MOVPE growth mechanisms of β -Ga₂O₃ using trimethylgallium東京農工大院工¹, 太陽日酸株式会社², 東京農工大 FLOuRISH³, 気相成長株式会社⁴,○(M1)寺内 悠真¹, (M2)奥山 貴仁¹, (M1)窪田 翔海¹, (D)吉永 純也^{1,2},佐々木 捷悟³, 石川 真人⁴, 熊谷 義直^{1,3}Tokyo Univ. of Agric. and Tech.¹, TAIYO NIPPON SANSO CORPORATION²,TUAT FLOuRISH³, Gas-Phase Growth Ltd.⁴,○Y. Terauchi¹, T. Okuyama¹, K. Kubota¹, J. Yoshinaga^{1,2}, S. Sasaki³, M. Ishikawa⁴, and Y. Kumagai^{1,3}

E-mail: s245071t@st.go.tuat.ac.jp

次世代パワーデバイス材料 β -Ga₂O₃ は各種の融液成長法により高品質バルク結晶を育成できることから、その各種ホモエピタキシャル成長が注目されている。中でも、近年検討が進められている有機金属気相成長(MOVPE)法では、Ga 源にトリエチルガリウム(TEGa)を用いた場合、高温かつ過剰な酸素(O₂)供給下において TEGa 由来の炭化水素の完全燃焼により高純度 β -Ga₂O₃ の成長が可能となる^{1,2)}。しかし、縦型デバイス作製に必須となる厚いドリフト層(~10 μ m)の高速成長には蒸気圧の低い TEGa は不適である。そこで我々は、TEGa より蒸気圧が高いトリメチルガリウム(TMGa)に着目し、炭素、水素不純物汚染のない高純度 β -Ga₂O₃ 層の高速成長に成功した³⁾。しかし、TMGa を用いた高純度 β -Ga₂O₃ 成長の緒挙動はいまだ明らかになっていない。本研究では、非水素系における TMGa の熱分解および O₂ との反応(燃焼)メカニズムを調査したので報告する。

減圧ホットウォール MOVPE 炉に TMGa、O₂ を Ar キャリアガスで供給し、基板位置直上から差動排気によりガスをサンプリングし飛行時間型質量分析計(infiTOF-UHV, KANOMAX; 分解能 3000-4000)で解析した。炉内圧力は 20 Torr, TMGa 供給分圧は 2.0×10^{-2} Torr に固定した。

Fig. 1 に 1000°C で観測された分子種のピーク強度の VI/III 供給比(O/Ga)依存性を示す。VI/III 供給比の増加に伴う C₂H₄ の減少と CO₂ の増加が見られ、VI/III ≥ 700 では C₂H₄ のピークが消失(完全燃焼)した。これは TEGa 系(VI/III ≥ 100)に比して大きな値であり、TMGa 系高純度 β -Ga₂O₃ 成長には高 VI/III 供給比が必須³⁾なことを裏付ける結果である。

本研究は、総務省 ICT 重点技術の研究開発プロジェクト(JPMI00316)次世代省エネ型デバイス関連技術の開発・実証事業(環境省連携事業)の委託を受け実施したものである。

1) K. Ikenaga *et al.*, J. Cryst. Growth **582**, 126520 (2022).

2) K. Ikenaga *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **62**, SF1019 (2023).

3) J. Yoshinaga *et al.*, Appl. Phys. Express **16**, 095504 (2023).

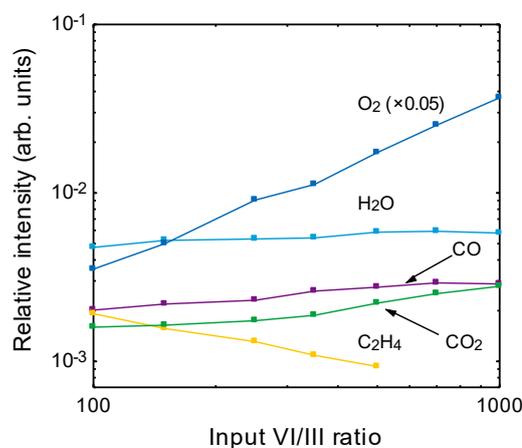


Fig. 1 Dependence of relative intensities of gaseous species on input VI/III ratios at 1000°C.

ミスト CVD による Si ドープ β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜のエピタキシャル成長

Epitaxial growth of Si-doped β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ thin films by mist CVD

京都工芸繊維大学¹, ミライズテクノロジーズ² °保坂 祥馬¹, 三宅 裕樹^{1,2}, 西中 浩之¹

Kyoto Institute of Technology¹, MIRISE Technologies Corporation²,

°Shoma Hosaka¹, Hiroki Miyake², Hiroyuki Nishinaka¹

E-mail: m3621040@edu.kit.ac.jp

Siに代わる半導体材料として、ワイドバンドギャップ材料への期待が高まっている。中でも β -Ga₂O₃は高い絶縁破壊電圧とバルク単結晶の優れた量産性から、大きな注目を集めている[1]。また、 β -Ga₂O₃と θ -Al₂O₃の混晶である β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃は、 β -Ga₂O₃との界面に高密度の2DEG層を形成する等、Ga₂O₃のデバイス応用に欠かせない材料である[2]。当グループではミストCVDにより β -Ga₂O₃の成長に取り組んでおり、高い導電性(2368 S/cm)を持つSiドープ β -Ga₂O₃薄膜の成長にも成功している[3]。本研究ではGa₂O₃のデバイス応用に向けてミストCVDによる β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃薄膜へのSiドープの検討を行った。

Fig.1(a)は、Fe-doped β -Ga₂O₃ (010)基板の上にミスト CVD によって Si ドープした β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜の XRD 2θ - ω を示している。Fig.1(a)よりラウエフリンジを伴う高い結晶性を持つ β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜の成長が確認される。Al 組成 x については Oshima らの報告[4]に基づいて、 β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜のピーク位置より算出している。Fig.1(b)は β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜の逆格子測定 (RSM) を示しており、Fig.1(b)より β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ 薄膜が β -Ga₂O₃ 基板に対してコヒーレント成長している様子が確認できる。Fig.2 は室温でのホール効果測定によるキャリア密度と移動度の関係を示している。高キャリア密度領域において比較的高い移動度が得られ、最も低い抵抗値は $1.63 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$ を記録した。これは MOCVD による結果[5]に匹敵する。

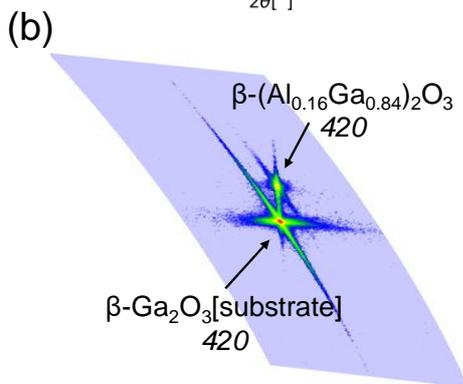
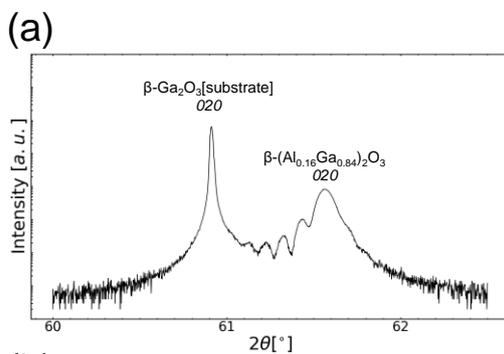


Fig. 1 (a) X-ray diffraction 2θ - ω scan and (b) reciprocal space mapping of Si-doped β -(Al_{0.16}Ga_{0.84})₂O₃ thin films.

[Reference]

- [1] M. Higashiwaki, et al. *Semicond. Sci Technol.* 31, 034001 (2016)
- [2] Y. Zhang, et al. *Appl. Phys. Lett.* 112, 173502 (2018)
- [3] S. Hosaka, et al. *AIP Adv.* 14,015040(2024)
- [4] Y. Oshima et al. *Appl. Phys. Express* 9, 061102 (2016)
- [5] F. Alema, et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* 61, 100903(2022)

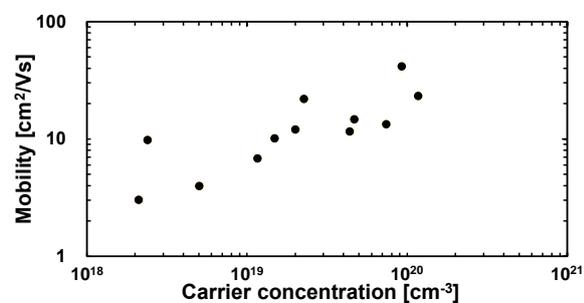


Fig. 2 The relationship between carrier concentration and Hall mobility of Si-doped β -(Al_xGa_{1-x})₂O₃ thin films ($x > 0.10$).

ミスト CVD 法による (-201) β - Ga_2O_3 上の NiO 薄膜成長及び評価

Growth and Characterization of NiO Thin Films on (-201) β - Ga_2O_3

by Mist CVD

京都工芸繊維大学¹, ミライズ テクノロジーズ², [○]安井 弦¹, 三宅 裕樹^{1,2}, 西中 浩之¹

Kyoto Inst. of Tech.¹, MIRISE Technologies Corporation²,

[○]Gen Yasui¹, Hiroki Miyake^{1,2} and Hiroyuki Nishinaka¹

E-mail: m3621048@edu.kit.ac.jp

β - Ga_2O_3 は約 4.5 eV の高いワイドバンドギャップを持ち、6 MV/cm 超の絶縁破壊電界強度と融液成長法による単結晶バルクが作製可能であることから、高耐圧のパワーデバイス応用が期待されている。しかし、浅いアクセプターが存在せず、正孔が自己束縛することから p 型ドーピングが困難であり [1], MOSFET や SBD などのユニポーラデバイスの研究が大半を占めてきた。 β - Ga_2O_3 の実用化に向けて、他の酸化物半導体とのヘテロ pn 接合が検討されている。NiO は、約 3.7 eV という広いバンドギャップを持つ p 型酸化物半導体であることから、ヘテロ接合パワーデバイスへの応用が最も期待されている。 β - Ga_2O_3 上に NiO を成長させた p-n ヘテロ接合ダイオードは 2016 年に Y. Kokubun らによって初めて実証された [2]。優れたデバイス性能の実現には高品質な接合界面が求められる。本研究では結晶性の優れた NiO 薄膜を形成することを目標として、(111)NiO との格子不整合が比較的小さい(-201) β - Ga_2O_3 基板に注目し、ミスト CVD 法によるヘテロエピタキシャル成長とその特性評価を行った。

Fig.1 に(-201) β - Ga_2O_3 上の NiO 薄膜の XRD 2θ - ω スキャンプロファイルを示す。Fig.1 に示すように回折ピークはラウエフリンジを伴い β - Ga_2O_3 基板上に成長した NiO 薄膜が高い結晶性を示すことが示された。ラウエフリンジから求められる膜厚より成膜レートは約 2.1 nm/min であった。

次に面内配向性を XRD ϕ スキャンによって評価した。Fig.2 に(a){220}NiO と(b) β - Ga_2O_3 それぞれのスキャンプロファイルを示す。Fig.2(a)に示すように NiO 薄膜には 6 つのピークが観察され、面内配向していることが示された。本来、{220}NiO 回折面には 3 つのピークが観察されるはずだが、2 回対称ドメインが存在することにより 6 つのピークが観察されたことが示唆される。

これらの結果から、本研究ではミスト CVD 法を用いて(-201) β - Ga_2O_3 上へ NiO 薄膜のエピタキシャル成長を実証した。

[1] J. L. Lyons, *Semicond. Sci. Technol.* 33 (5), 05LT02 (2018).

[2] Y. Kokubun et al. *Appl. Phys. Express* 9, 091101 (2016).

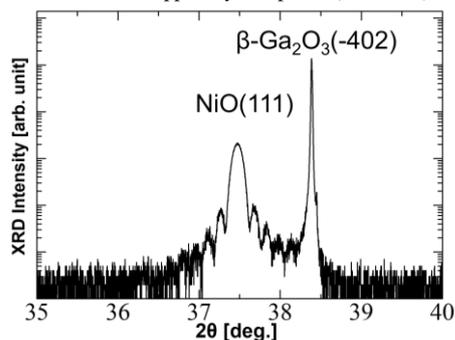


Fig.1 XRD 2θ - ω scan pattern of NiO thin films

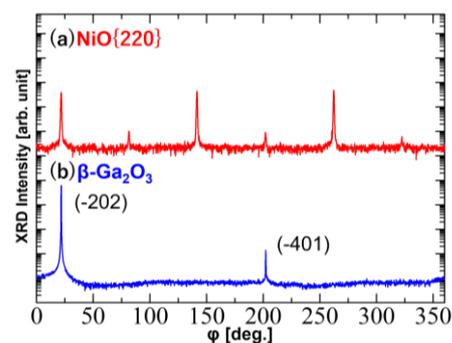


Fig.2 XRD ϕ -scan profiles of (a){220}NiO and (b) β - Ga_2O_3

ミスト CVD 法による岩塩構造 MgZnO/MgO ダブルヘテロ及び超格子構造の製作検討

Growth of Rocksalt-structured MgZnO/MgO Double Hetero and Superlattice Structures by Mist CVD Method

工学院大¹, [○]小川 広太郎¹, 愛智 宏行¹, 三富 俊希¹, 田中 恭輔¹,
山口 智広¹, 本田 徹¹, 尾沼 猛儀¹Kogakuin Univ.¹, [○]K. Ogawa¹, H. Aichi¹, T. Mitomi¹, K. Tanaka¹,T. Yamaguchi¹, T. Honda¹, and T. Onuma¹

E-mail: k-ogawa@cc.kogakuin.ac.jp

【はじめに】岩塩構造酸化マグネシウム亜鉛(RS-Mg_xZn_{1-x}O)は、バンドギャップ 7.7 eV の MgO を起点としたバンドギャップ変調が可能であることから、深紫外線・真空紫外域の発光材料として期待される[1,2]。本研究グループはこれまでに、ミスト CVD 法で成膜した MgO 基板上に原子層レベルで平坦な RS-Mg_xZn_{1-x}O 単結晶薄膜を成膜し、室温下におけるカソードルミネッセンス(CL)により波長 187-223 nm の真空紫外線、深紫外線領域のピーク発光を観測した[3]。本発表では、今後の EL デバイス開発への展開を見据えて、原料を交互に供給するミスト CVD システムを構築し、RS-Mg_xZn_{1-x}O/MgO ダブルヘテロ及び超格子構造を製作した内容について報告する。

【実験】図 1 に示す MgO(100)基板上 RS-Mg_xZn_{1-x}O/MgO ダブルヘテロ構造の製作を行った。薄膜中の MgO モル分率 x は、前駆体溶液中の Mg と Zn のモル比($[Mg]^I = [Mg]/([Mg]+[Zn])$)により調整可能[1,3]であり、異なる MgO モル分率の RS-Mg_xZn_{1-x}O 薄膜を成膜するため、ミスト発生筒を 2 つ準備した。Mg、Zn の前駆体には Mg(CH₃COO)₂·4H₂O、Zn(CH₃COO)₂·2H₂O を使用し、5 倍希釈した酢酸水溶液に溶解させた。原料溶液中の金属イオンモル濃度は 0.01 mol/L とし、Mg と Zn のモル比はそれぞれ $[Mg]^I = 0.9, 1.0$ とした。原料溶液を超音波振動子によりミスト状にし、キャリアガス(O₂) 4.0 L/min、希釈ガス(O₂) 0.5 L/min の流量条件で、700-725°C に加熱された反応管へ供給して、それぞれ 10 分間の結晶成長を行った。

【結果と考察】図 2 に製作した RS-Mg_xZn_{1-x}O/MgO ダブルヘテロ構造の表面 FE-SEM 像を示す。図 2(a)はミスト原料の供給切り替えの際にタイムインターバルを設けた場合の FE-SEM 像であり、多数のピットが観られた。一方、タイムインターバルを設けない条件下で製作したダブルヘテロ構造[図 2(b)]では、広域においてピットが観られなかった。タイムインターバルの間におけるミスト供給の停止及びガス流速の変化により基板温度が一時的に変わり、ピットが形成したと考えられる。図 2(b)に示す試料の AFM 測定における二乗平均平方根(RMS)粗さは 0.65 nm であり、原料交互供給式ミスト CVD システムによる急峻な界面の実現を示唆する結果が得られた。発表では、積層数を増やした超格子構造の製作についても併せて報告する。

【謝辞】本研究の一部はキャノン財団、科研費(22K04952)及び工学院大学総合研究所プロジェクト研究の援助を受けた。

【参考文献】 [1] K. Kaneko *et al.*, Appl. Phys. Express **9**, 111102 (2016). [2] T. Onuma *et al.*, J. Appl. Phys. **134**, 025102 (2023). [3] K. Ogawa, *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **63** 02SP30 (2024).

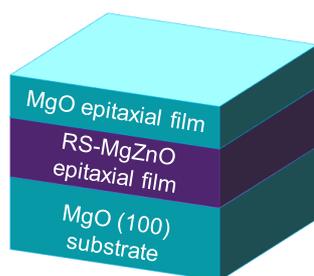


Fig. 1. Schematic diagram of RS-MgZnO/MgO double heterostructure grown on MgO (100) substrate.

(a) with time interval (b) without time interval

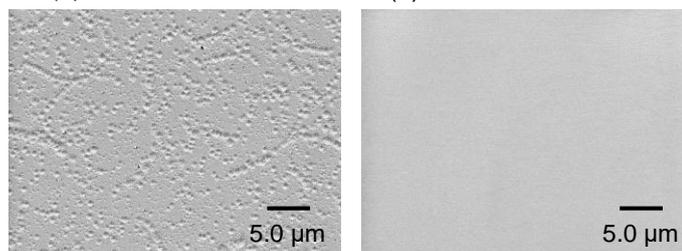


Fig. 2. Surface FE-SEM images (a) with and (b) without time interval while changing the precursor mist supply in the growth of RS-Mg_{0.92}Zn_{0.08}O/MgO double heterostructure on MgO (100) substrate.

ミスト CVD 法による岩塩構造 MgZnO/MgO 量子井戸の井戸層組成依存性

Well Composition Dependence of Rocksalt-structured MgZnO/MgO Quantum Wells

Grown by Mist CVD Method

工学院大¹, [○]愛智 宏行¹, 小川 広太郎¹, 三富 俊希¹, 山口 智広¹, 本田 徹¹, 尾沼 猛儀¹

Kogakuin Univ.¹, [○]H. Aichi¹, K. Ogawa¹, T. Mitomi¹, T. Yamaguchi¹, T. Honda¹ and T. Onuma¹

E-mail: cm24001@g.kogakuin.jp

深紫外・真空紫外域の UV-C 光源は殺菌、オゾン洗浄、医療など様々な分野で利用されている。特に、COVID-19 を契機に殺菌光源の需要は急速に拡大している。岩塩構造酸化マグネシウム亜鉛 (RS-Mg_xZn_{1-x}O) は $x \geq 0.61$ においてバンドギャップ E_g が 5.73 ~ 7.7 eV となり、深紫外・真空紫外 LED 用の材料として期待されている^[1-5]。LED の発光層にはキャリアの閉じ込めを目的として、量子井戸が多く採用される。当グループにより RS-Mg_xZn_{1-x}O/MgO のバンドアライメントは $x=0.6$ 以上においてタイプ I となることが確かめられている^[6]。そこで、本研究ではミスト CVD 法によって成長した RS-MgZnO/MgO 多重量子井戸における井戸層の組成依存性について検討した。

成膜に用いる Zn と Mg の前駆体として Zn(CH₃COO)₂·2H₂O、および Mg(CH₃COO)₂·4H₂O を使用した。溶媒である純水と酢酸の体積比を 4:1 とし、井戸層の組成比は、RS-MgZnO 溶液の Mg と Zn の物質質量比 ($[Mg]^L = [Mg]/([Mg]+[Zn])$) により変化させた。成長温度は 725°C、キャリアガス(O₂)の流量は 4.0 slm、希釈ガス(O₂)の流量は 0.5 slm とし、MgO (100) 基板上に成膜を行った。代表例として、 $[Mg]^L=0.7$ としたとき、RS-MgZnO および MgO の成長レートはそれぞれ 5.7 nm/min, 9.5 nm/min であり、キャップ層(MgO)30 nm、障壁層(MgO)10 nm、井戸層(RS-MgZnO)3 nm、バッファ層(MgO)200 nm を目標膜厚として、それぞれ 189, 63, 32, 1263 sec でミストを供給した。なお、井戸層および障壁層の周期数は 10 周期とした。試料は原子間力顕微鏡(AFM)を用いて表面観察を行い、X 線回折法(XRD)による結晶構造の評価を行った。

図 1(a)に AFM 像を示す。RMS は 0.30 nm であり、単層膜^[5]と遜色のない平坦性が得られた。図 1(b)に θ -2 θ パターンの実測値とシミュレーション結果の比較を示す。+1、0、-1、-2 次のサテライトピークが観測され、優れた界面平坦性と周期性が維持されていることが示唆された。また、シミュレーションから得られた障壁層幅は 13 nm であった。当日は、その他の組成の試料の結果を含めて議論する。

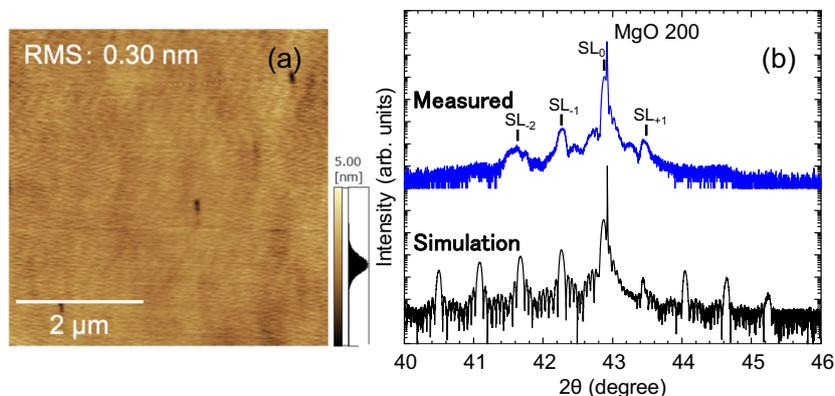


Fig. 1. (a) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ surface AFM image of 10-period RS-Mg_{0.73}Zn_{0.27}O (3 nm) / MgO (13 nm) MQW grown on MgO (100) substrate. (b) XRD θ -2 θ patterns near 200 diffraction peaks.

本研究の一部はキヤノン財団、科研費(22K04952)及び工学院大学総合研究所プロジェクト研究の援助を受けた。

[1] K. Kaneko *et al.*, Appl. Phys. Express **9**, 111102 (2016). [2] K. Ishii *et al.*, Appl. Phys. Express **12**, 052011 (2019). [3] M. Ono *et al.*, J. Appl. Phys. **125**, 225108 (2019). [4] T. Onuma *et al.*, Appl. Phys. Lett. **134**, 025102 (2023). [5] K. Ogawa *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **63** 02SP30 (2024). [6] M. Matsuda *et al.*, *The 41th Electronic Materials Symposium*, We1-11 (2022).

MgO 基板と格子整合したエピタキシャル MgO-NiO-ZnO 膜の作製 Epitaxial Growth of MgO-NiO-ZnO Film Lattice-Matching with MgO Substrate

京大院エネ科 °飯田 真太郎, 池之上 卓己, 三宅 正男

Kyoto Univ. °Shintarou Iida, Takumi Ikenoue, Masao Miyake

E-mail: ikenoue.takumi.4m@kyoto-u.ac.jp

MgO-NiO-ZnO 混晶半導体は、NiO と ZnO の組成比により MgO 基板との格子整合が可能であり、さらに、MgO 組成を増やすことでバンドギャップが最大 7.8 eV まで拡大することが予測される。これらの特長から、MgO-NiO-ZnO は深紫外 LED などへ応用できると期待されている。我々はこれまで、石英基板上に様々な組成の MgO-NiO-ZnO を作製し、MgO-NiO-ZnO の組成と格子定数の関係を明らかにした。また、MgO を加えずに成膜を行い、Ni_{0.67}Zn_{0.33}O 膜が MgO 基板と格子整合することを報告した[1]。本研究では、MgO を加え、MgO 基板上に格子整合した MgO-NiO-ZnO エピタキシャル膜を作製することを試みた。

MgO-NiO-ZnO をミスト CVD 法で MgO (001) 基板上に成膜した。各金属元素のアセチルアセトナト塩水溶液を前駆体溶液とした。成長温度は 600°C とし、キャリアガスおよび希釈ガスには乾燥空気を用いた。前駆体溶液の濃度またはキャリアガス流量の比を変えることで、MgO-NiO-ZnO 膜の組成を制御した。

得られた膜の組成を XPS で評価すると、[ZnO]/([NiO]+[ZnO]) は 0.33±0.03 であった。この値から、格子整合が期待できる。MgO 組成は 0–0.81 の範囲で制御できた。逆格子マップを測定すると Fig. 1 に示すように、基板と膜のピークは重なっており、得られた MgO-NiO-ZnO 膜が MgO 基板と格子整合していることを確認した。作製した MgO-NiO-ZnO 膜の透過スペクトルから算出したバンドギャップを Fig. 2 に示す。各試料からは 2 つの吸収が観察され、低エネルギー側の吸収は 3.7–4.6 eV、高エネルギー側の吸収は 5.0–5.8 eV であった。いずれの吸収エネルギーも MgO 組成の増加に伴って大きくなることがわかった。

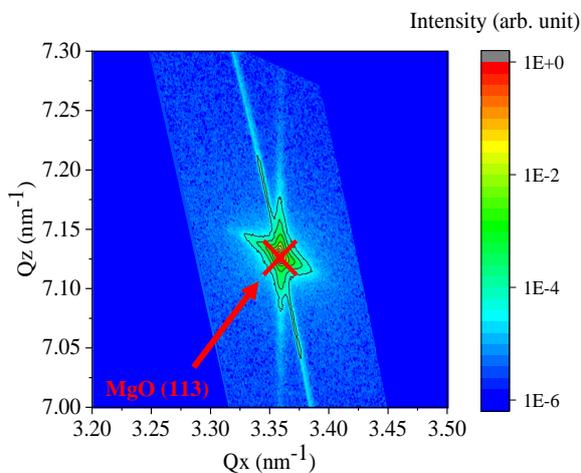


Fig.1 Reciprocal space map near MgO (113) of Mg_{0.19}Ni_{0.52}Zn_{0.29}O

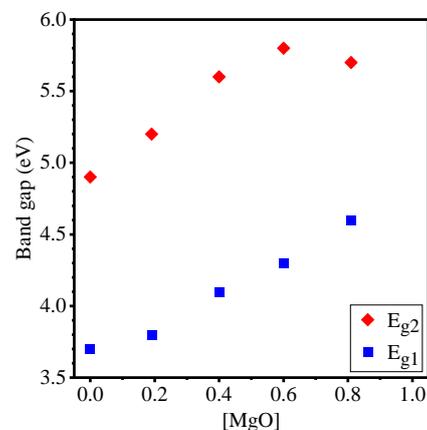


Fig. 2 Relationship between band gap and MgO composition of lattice-matching MgO-NiO-ZnO

References: [1] 飯田ら, 第 83 回応用物理学会秋季学術講演会 (2022), 東北大川内北キャンパス, 21p-B203-8

SiO₂ 保護膜による β-Ga₂O₃ SBD のリーク電流への影響

Effect of SiO₂ passivation film on leakage current in β-Ga₂O₃-SBD

三菱電機株式会社 先端技術総合研究所

酒井 隆司, 南條 拓真, 湯田 洋平, 林田 哲郎, 野口 宗隆, 海老原 洪平, 田中 梨菜,
古橋 壮之, 綿引 達郎

Advanced Technology R&D Center, Mitsubishi Electric Corporation,

Ryuji Sakai, Takuma Nanjo, Yohei Yuda, Tetsuro Hayashida, Munetaka Noguchi, Kohei Ebihara,

Rina Tanaka, Masayuki Furuhashi, Tatsuro Watahiki

E-mail: Sakai.Ryuji@cw.MitsubishiElectric.co.jp

はじめに

β-Ga₂O₃ は、SiC や GaN よりも大きなバンドギャップを有する半導体材料であり、次世代のパワースイッチングデバイス用の材料として期待されている。ショットキーバリアダイオード (SBD) では、高耐圧化のための終端構造に用いる誘電膜として β-Ga₂O₃ よりも大きなバンドギャップを持つ材料が必要であり、その一つの候補として SiO₂ 膜が挙げられる。我々もこれまでに TEOS を用いたプラズマ CVD 法にて堆積した SiO₂ 膜を保護膜としたフィールドプレート型の β-Ga₂O₃-SBD において優れた特性を実証している [1]。ただし、堆積手法や堆積温度によってはリーク電流の増加や耐圧の劣化といった悪影響を及ぼす場合もあり、その対策およびメカニズムの解明が必要とされている。今回、シランと TEOS を用いた 2 種類のプラズマ CVD 法にて堆積した SiO₂ 膜を保護膜として適用した β-Ga₂O₃-SBD を作製し、その特性の違いを検証した。

実験

今回の調査に用いた β-Ga₂O₃-SBD (Fig.1) は、ドーピング濃度と厚さをそれぞれ $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ と $10 \mu\text{m}$ としたエピウェハを用いて作製した。まず、裏面全面に Ti/Au を堆積した後に 470°C にて熱処理を行ない、カソード電極を形成した。次に、表面に Ni/Au からなる半径 $100 \mu\text{m}$ の円形アノード電極を形成した。次に、表面全面にアノード電極を覆うようにプラズマ CVD にて TEOS もしくはシランを Si 源として、それぞれ $210, 350^\circ\text{C}$ にて SiO₂ 膜を堆積した。最後にアノード電極上の SiO₂ 膜を BHF によるウェットエッチングにて除去した。なお、比較のために SiO₂ 膜を堆積していないサンプルも作製した。

結果

Fig.2 に、作製した 3 種類の β-Ga₂O₃-SBD において測定した順/逆方向の I-V 特性を示す。順方向 I-V 特性は、SiO₂ 保護膜の有無および堆積手法に依らず、ほぼ同等となった。これらの順方向特性から見積もられたショットキーバリア高さと理想因子はそれぞれ $1.14 \sim 1.24 \text{ eV}$ と $1.03 \sim 1.07$ であった。一方、逆方向 I-V 特性では、SiO₂ 保護膜の有無および堆積手法に依存して異なる結果が得られた。SiO₂ 保護膜を堆積していないサンプルにおいてリーク電流が最も少なく、TEOS を用いて堆積した SiO₂ を保護膜とした場合にはわずかにリーク電流が増加する結果となった。一方、シランを用いて SiO₂ を堆積した場合には、リーク電流が 4~5 桁増加する結果となった。これらの結果より、アノード電極形成後にシランを用いて 350°C にて SiO₂ 膜を堆積した場合において、何らかのリーク原因が生じることが示唆された。発表では、これらの SBD におけるリークパスやリークメカニズムについて評価した結果についても報告する予定である。

[1] Y. Yuda *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **63**, 02SP66 (2024).

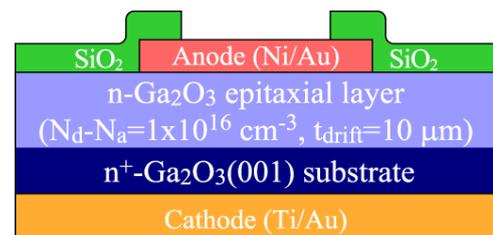


Fig. 1: Cross-sectional schematic of β-Ga₂O₃-SBD.

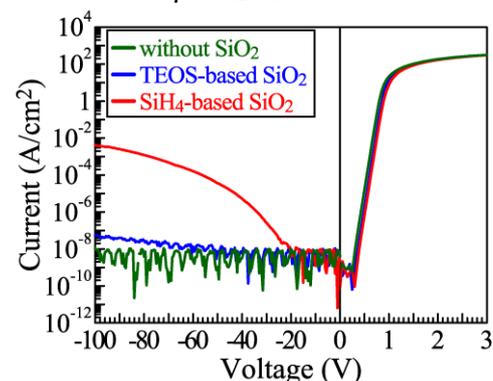


Fig. 2: Reverse and forward I-V characteristics in β-Ga₂O₃-SBDs.

(001)面方位 HVPE エピ厚膜 β 型酸化ガリウムショットキーバリアダイオードのキラー欠陥の断面 SEM 観察

Cross-Sectional SEM Observation of Killer Defects in (001) HVPE-Grown

Thick Epi Film β -Ga₂O₃ Schottky Barrier Diodes

佐賀大院理工¹, (株)ノベルクリスタルテクノロジー², TDK(株)³

(M2) [○]大坪優斗¹, 佐々木公平², 林家弘², 有馬潤³, 藤田実³, 川崎克己³,
大石敏之¹, 嘉数誠¹

Saga Univ.¹, Novel Crystal Technology, Inc.², TDK Corporation³

(M2) [○]Yuto Otsubo¹, Kohei Sasaki², Chia-Hung Lin², Jun Arima³, Minoru Fujita³,
Katsumi Kawasaki³, Toshiyuki Oishi¹, Makoto Kasu¹

E-mail: kasu@cc.saga-u.ac.jp

1. はじめに

前回、我々は高電圧化のため HVPE エピ膜を 20 μm に厚膜化した SBD を作製し、エミッション顕微鏡観察を行ったところ、多結晶欠陥を伴うマイクロ溝がキラー欠陥であることを見出した[1]。今回は、その構造とリーク電流のメカニズムを明らかにしたので報告する。

2. 実験方法

観察試料は、(001)面 EFG β -Ga₂O₃ 基板の上に 20 μm 厚の β -Ga₂O₃ を HVPE 成長した縦型 SBD である。表面側に Ni/Au ショットキー電極を形成し、裏面側の全面に Ti/Au オーミック電極を形成した。SBD に逆方向電圧を印加し、生じたリーク電流による微弱な発光を裏面側から超高感度 CCD カメラを搭載したエミッション顕微鏡で観察した。さらにそのキラー欠陥を AFM とシンクロトロン X 線トポグラフィーで観察し、断面 SEM 観察を行った。

3. 結果と考察

キラー欠陥の断面 SEM 観察像を図 1 に示す。幅 2.8 μm 、深さ 0.6 μm の溝があり、(100)面、(-102)面、(001)面で構成されていることがわかった。図 2 は、上記の構造で逆方向バイアス-50 V 印加時の電界分布のシミュレーションの結果であり、溝の下部 (#1, #2) で電界集中しており、平坦面と比較して約 2 倍の 0.53 MV/cm に電界が増加していることがわかった。

4. まとめ

以上より、厚膜 SBD のキラー欠陥はマイクロ溝であり、その角で電界集中し、それによ

って、リーク電流が流れていることがわかった。

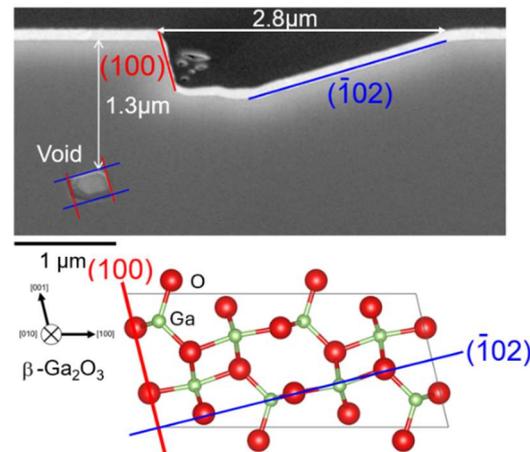


Fig.1. The cross-sectional SEM image at the killer defect.

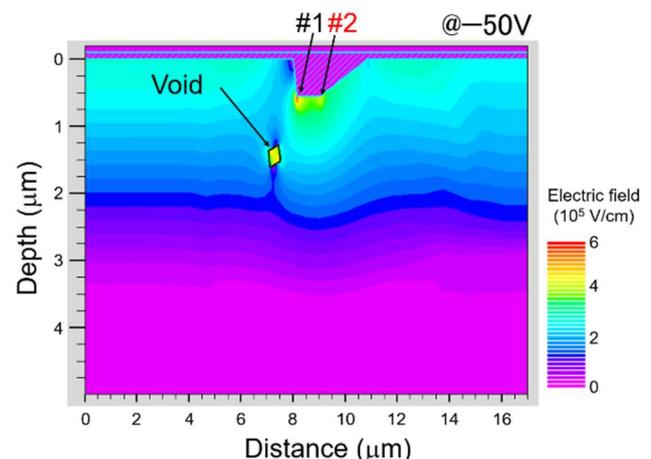


Fig.2. The electric field distribution at the killer defect.

[1] 大坪優斗 他, 第 71 回応用物理学会春季学術講演会[25p-61A-11].

ミスト化学気相堆積法で作製した Nb ドープ TiO₂ 薄膜の膜構造と溶媒の関係
Precursor-solvent dependent of film structure for Nb-doped TiO₂ films fabricated by mist
chemical vapor deposition.

中部大院工¹, 東大院理², 立命館大学³, 岡山理大学理⁴

°内藤蓮人¹, 吉田真子¹, 小野田滉¹, 有賀恵美¹, 中村彩夏¹,

藤智仁², 中山亮², 清水亮太², 金子健太郎³, 佐藤泰史⁴, 一杉太郎², 山田直臣¹

Chubu Univ.¹, Univ. Tokyo², Ritsumeikan Univ.³, Okayama Univ. Sci.⁴

°R. Naito¹, M. Yoshida, A. Onoda, M. Ariga¹, A. Nakamura¹,

T. Sudare², R. Nakayama², R. Shimizu², K. Kaneko³, Y. Sato⁴, T. Hitosugi², N. Yamada¹

E-mail: n-yamada@isc.chubu.ac.jp

〈緒言〉アナターゼ型の Nb ドープ TiO₂ (TNO) は耐食性を有する導電性材料である^[1]。我々は、燃料電池セパレータの保護膜として実用化を検討している。実用化に向けては、安全性の観点から水溶液を原料として TNO 薄膜を作製することが望ましい。我々は水溶液を用いたミスト化学気相堆積 (mist-CVD) 法で TNO 薄膜を作製することに取り組んでいる。その中で、水溶液出発の TNO 薄膜は特異的な不連続構造をとることがわかってきた^[2]。本研究は、この薄膜構造の形成に関する基礎的知見の収集を目的としている。

〈実験〉水溶液 (前駆体 A) とメタノール溶液 (前駆体 B) から TNO 薄膜を作製した。前駆体 A の溶質は、チタンペルオキシグリコール酸錯イオンとシュウ酸ニオブアンモニウム、前駆体 B の溶質はチタニルアセチルアセトナートとニオブエトキシドである。各溶液からリニアソース式 mist-CVD 法で、225°C の無アルカリガラス上にアモルファス TNO 薄膜を形成し、真空アニール処理 (700 °C×1 h) で結晶化させた。走査型電子顕微鏡 (SEM) で表面観察を行い、van der Paw 法で抵抗率 (ρ) を評価した。

〈結果と考察〉前駆体 A と前駆体 B から作製した薄膜の SEM 像をそれぞれ Fig 1a と b に示す。前駆体 A 出発の薄膜はリングが積層した不連続な構造が観察された (Fig. 1a)。一方、前駆体 B からは平滑な連続膜が得られた (Fig. 1b)。前駆体 A 出発の不連続膜の ρ は、前駆体 B 出発の連続膜のそれより約 1 桁大きかった [それぞれ $\rho = 2 \times 10^{-2} \Omega \text{ cm}$ と $\rho = 5 \times 10^{-3} \Omega \text{ cm}$]。水溶液出発の場合にリング構造が形成される理由を調べるため、加熱したガラス板に水あるいはメタノール液滴を滴下し、蒸発するまでの時間を計測した。メタノールでは、沸点よりも高い温度 (> 220 °C)

で蒸発時間が急増する、所謂ライデンフロスト (LF) 現象^[3]が観察された (Fig. 2)。つまり、前駆体 B 出発ではミスト液滴が基板に付着せず、液滴から放出される蒸気によって膜形成が起きたことが示唆される。対照的に、水では LF 現象が観察されなかった。したがって、前駆体 A 出発では、液滴が基板に付着した後に溶媒が蒸発し、リングが積層した膜構造をとると考えられる。なお、燃料電池セパレータ材であるステンレス鋼 (SUS304) 上では水でも LF 現象が起きることを掴みつつある。水溶液を用いた SUS304 上への薄膜形成については当日報告する。

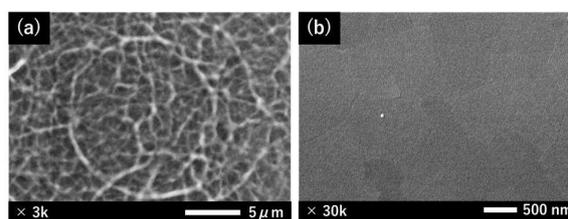


Fig. 1 Typical SEM images of TNO films deposited from (a) aqueous and (b) methanol solutions.

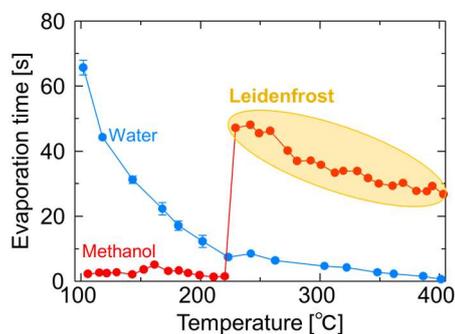


Fig. 2 Substrate-temperature dependences of evaporation times for water and methanol droplets.

〈参考文献〉

1. Furubayashi et al., *Appl. Phys. Lett.* **86**, 252101(2005).
2. Naito et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **63**, 045504 (2024).
3. Leidenfrost, *De Aquae Communis Nonnullis Qualita tibus Tractatus* (1756)

導電性 Nb ドープ TiO₂ 薄膜のミス化学堆積法における Nb 源の検討Evaluation of Nb Sources for Mist Chemical Vapor Deposition of Nb-doped TiO₂ Conducting Films中部大院工¹, 東大院理², 立命館大³○中村彩夏¹, 有賀恵美¹, 内藤蓮人¹, 簾智仁², 中山亮², 清水亮太²,金子健太郎³, 一杉太郎², 山田直臣¹Chubu Univ.¹, Univ. Tokyo², Ritsumeikan Univ.³○A. Nakamura¹, M. Ariga¹, R. Naito¹, T. Sudare², R. Nakayama², R. Shimizu²,K. Kaneko³, T. Hitosugi², N. Yamada¹

E-mail: n-yamada@isc.chubu.ac.jp

【はじめに】アナターゼ型 TiO₂ に Nb をドープした (Ti_{1-x}Nb_xO₂: TNO) 薄膜は、高い導電性と化学的安定性を持つ透明導電性薄膜である¹。これまでミス化学堆積 (mist-CVD) 法で高い導電性の TNO 薄膜が得られることを報告してきた²⁻⁵。前駆体溶液の Nb 源としてニオブエトキシド [Nb(OEt)₅] や塩化ニオブ [NbCl₅] があるが、前者と後者では前駆体溶液中における Nb 原子の配位環境が異なる。従って、Nb の取り込み量や活性化率が異なる可能性がある。取り込み量と活性化率がともに高い Nb 源を選択することは TNO 薄膜の性能向上に重要である。そこで Nb 源として Nb(OEt)₅ と NbCl₅ を比較検討した。

【実験】チタニルアセチルアセトナート [TiO(acac)₂] のメタノール溶液に Nb(OEt)₅ を添加した前駆体溶液 (溶液 A) と NbCl₅ を添加した前駆体溶液 (溶液 B) の 2 種類を準備した。これらを用いて、500°C に加熱した LaAlO₃ (001) 上へ mist-CVD 法で TNO 薄膜を成長させた。その後、700°C で真空アニールした。X 線回折 (XRD) 法と Hall 効果測定で、結晶構造と電気伝導性を評価した。

【結果と考察】図 1 に代表的な面外 XRD パターンを示す。面直方向に <001> 配向したアナターゼ型 TNO 薄膜が成長した。前回の報告と同様⁵、マイナー成分として <112> 配向ドメインも含まれていた。面内 XRD 測定から、両ドメインともにエピタキシャル成長していることを確認した。

図 2 に前駆体溶液中の Nb モル分率 (C_{Nb}) と電子濃度 (n_e) との関係を示す。Nb をドープした試料においては、Nb 源に依らず高い n_e (> 3 × 10²⁰ cm⁻³) が得られた。Nb 源に NbCl₅ を用いた試料の n_e は、Nb(OEt)₅ を用いた場合の n_e よりもやや大きくなる傾向が見られた。この原因として、

Nb 源によって①Nb の取り込み量が異なる、あるいは②Nb の活性化率が異なることが考えられる。現在、①と②の切り分けのために膜中 Nb 濃度を精密に測定することに取り組んでいる。原因①と②の切り分けについては当日報告する。

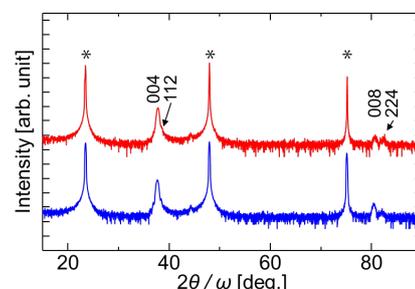


図 1 TNO 薄膜の面外 XRD パターン (上: 溶液 A 出発, 下: 溶液 B 出発)。* は LaO の 001 (*l* = 1, 2, 3) 回折線。

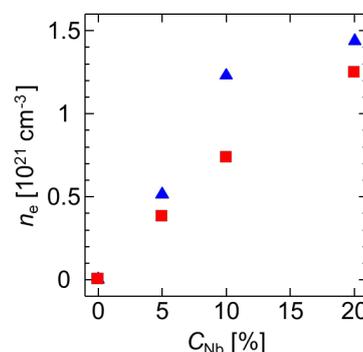


図 2 伝導電子濃度 (n_e) の Nb モル分率 (C_{Nb}) 依存性 (■: 溶液 A 出発, ▲: 溶液 B 出発)。

【謝辞】本研究は、NEDO 助成事業 (JPNP20003) の支援を受けて実施された。

【参考文献】

1. Furubayashi et al., *Appl. Phys. Lett.* **86**, 252101 (2005).
2. Naito et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **63**, 045504 (2024).
3. Xu ら, 第 70 回 応用物理学会 春季学術講演会 16a-E102-4 (2023).
4. 山田ら, 第 71 回 応用物理学会 春季学術講演会 23a-31A-2 (2024).
5. 上田ら, 第 71 回 応用物理学会 春季学術講演会 23a-31A-3 (2024).

Sb 添加した r-GeO₂ 薄膜の r-TiO₂ 基板上での結晶成長

Crystal growth of Sb doped r-GeO₂ thin films on r-TiO₂ substrates

Patentix 株式会社¹, 立命館大学理工², 立命館大学半導体応用研究センター³,

°矢倉 藤也^{1,2}, 清水 悠吏^{1,2}, 衣斐 豊祐¹, 高橋 勲¹, 金子 健太郎^{1,3}

Patentix Inc.¹, Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ.², RISA³,

°Toya Yagura^{1,2}, Yuri Shimizu^{1,2}, Toyosuke Ibi¹, Isao Takahashi¹, Kentaro Kaneko^{1,3}

E-mail: t.yagura@patentix.co.jp

ウルトラワイドバンドギャップ(UWBG)半導体の一つであるルチル構造二酸化ゲルマニウム(r-GeO₂)は、巨大なバンドギャップ(4.68eV)をもち、ドーピングによる p 型と n 型の電気伝導制御が可能であることが理論的に予測されている[1]。そのため、Si や SiC 同様に、パワー半導体市場の 9 割以上を占める安価な Normally-off 型の MOSFET への応用が可能である。しかし、熱的安定相であるルチル構造と準安定相であるアモルファス相、 α 石英構造を選択的に成長させる事が困難であり [2]、先行研究でもアモルファス相の混在が示唆されている[2][3][4]。そこで、本研究では、不純物ドーピングによる結晶安定化を期待し[5]、ルチル構造酸化物のドーパントとして報告例が多い Sb を添加剤とし、高温域での結晶成長を試みた。

成長手法として、改良型のミスト CVD 装置を用いて行った。ルチル構造二酸化チタン(r-TiO₂)の(001)面基板を用い、アセトン、エタノール、超純水で超音波洗浄した。溶液は原子パーセントが Ge : Sb=1 : 0.002 となるように前駆体溶液中の濃度を調製した。キャリアガスは、酸素を選択し、成長温度を 650~900°C まで変化させた。図 1 に各成長温度で製膜したサンプルの 2 θ / ω スキャン X 線回折測定(XRD)結果を示す。成長温度が 700,800, 900°C の時、r-GeO₂(002)に由来する結晶ピークが確認された。ドーピングを行っていない先行研究[4]では、700-775°C の非常に狭い Growth ウィンドウでの結晶成長が確認されていたが、本研究ではその Growth ウィンドウを大幅に超える温度域での結晶成長を確認した。さらに、800°Cでの r-GeO₂(002)のピークにおける半値幅は 779arcsec であり、同ピークでの X 線ロッキングカーブの半値幅(XRC-FWHM)は 838arcsec となり、先行研究の報告値(900-1500 arcsec) [4]よりも配向性の向上が確認された。

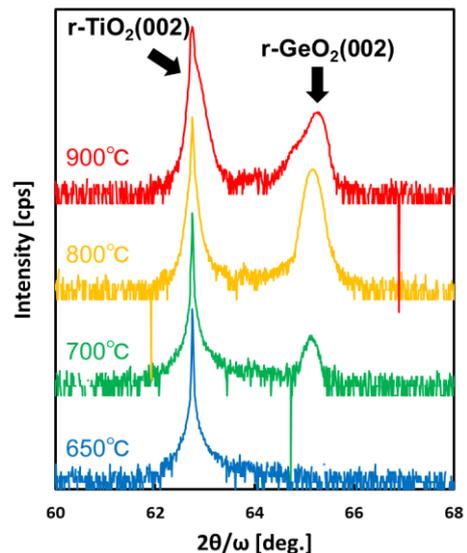


Fig.1 XRD 2 θ / ω scanning profiles of Sb doped r-GeO₂ thin films on TiO₂ substrates.

- [1] S. Chae *et al.*, Appl. Phys. Lett. 114, 102104 (2019).
- [2] S. Chae *et al.*, Appl. Phys. Lett. 117, 072105 (2020).
- [3] G. Deng *et al.*, Appl. Phys. Lett. 119, 182101 (2021).
- [4] Erratum of “H. Takane *et al.*, Appl. Phys. Lett. 119, 062104 (2021).”
- [5] 田原大祐, 京都工繊大学, 2020, 博士論文

n 型伝導ルチル構造二酸化ゲルマニウム薄膜の作製

Fabrication of n-type r-GeO₂ thin films.

清水悠吏^{1,2}, 矢倉藤也^{1,2}, 衣斐豊祐¹, 高橋勲¹, 金子健太郎^{1,3}

Patentix 株式会社¹, 立命館大理工², 立命館大学半導体応用研究センター³

Y. Shimizu^{1,2}, T. Yagura^{1,2}, T. Ibi, I. Takahashi¹, K. Kaneko^{1,3}

Patentix Inc.¹, Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ.², RISA³

E-mail: y.shimizu@patentix.co.jp

次世代のパワーデバイス材料として巨大なバンドギャップ (4.68eV)^[1]をもち、p 型及び n 型の両伝導性が理論的に予測されている^[2]ルチル構造二酸化ゲルマニウム (r-GeO₂) が注目されている。その理由として、ドーピング手法により p 型と n 型の作製が可能であれば、高価な Fin-FET 構造を作製する必要が無く、パワー半導体市場で 9 割以上を占める Normally-off 型の MOSFET への応用も可能となるからである。しかしながら、r-GeO₂ の飽和蒸気圧が大きく、アモルファス相などが混在しやすい事から導電性をもつ単相膜の作製が困難であり、結晶化しやすい酸化スズ(r-SnO₂)との混晶薄膜(r-(Ge,Sn)O₂)で n 型伝導が確認されていた^[3]。本研究では、デバイス応用の観点において混晶ではなく r-GeO₂ 単相膜での導電性制御が重要であるため、n 型伝導薄膜の作製を行った。

製膜手法は改良型ミスト CVD 装置を用いてルチル構造酸化チタン(r-TiO₂)(001)に行った。n 型ドーパントとして Sb を使い、X 線回折測定法と Hall 効果測定法を用いて構造および電気特性評価を行った。

得られた薄膜を X 線回折測定法により構造評価を行った結果、r-TiO₂ と r-GeO₂ の 002 に由来するピークが確認でき配向成長が示され、他の結晶相に由来するピークが確認出来なかった事から単相膜であった。次に Sb ドーパントの前駆体溶液中での仕込み量を変化させ、それぞれのサンプルで Hall 効果測定を行った。図 1 に示すように Sb ドーパントの前駆体溶液中での仕込み量(mol%)が 3、5、7 mol%の時、10²⁰/cm³ 前後の電子キャリア密度が確認された。また仕込み量(mol%)が 5mol%の時の移動度は 12 であった。発表当日は詳細な電気特性評価と構造評価結果について言及する予定である。

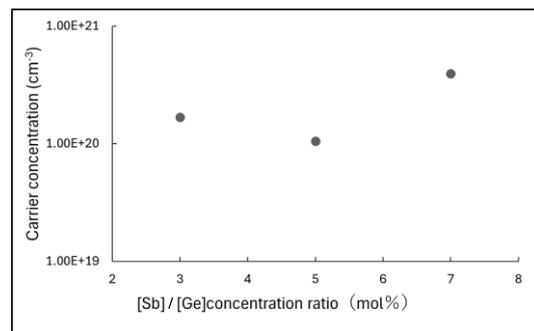


Fig.1 Dependence of carrier concentration of Sb-doped r-GeO₂ on molar ratio of Sb to Ge in source solutions.

[1] K. A. Mengle, *et al.* Appl. Phys. Lett. 126, 085703 (2019). [2] S. Chae, *et al.* Appl. Phys. Lett. 114, 102104 (2019). [3] H. Takane, *et al.* Physical Review Materials 6, 084604 (2022).

p-チャネルトランジスタに向けた非晶質 Ga-O-S 薄膜の作製

Fabrication of amorphous Ga-O-S films toward realizing *p*-channel transistors

東工大物質理工¹, [○](M2)船田 貴光¹, 是石 和樹¹, 相馬 拓人¹, 吉松 公平¹, 大友 明¹

Tokyo Tech., Dept. Chem. Sci. Eng.¹, [○]Takamitsu Funada¹, Kazuki Koreishi¹,

Takuto Soma¹, Kohei Yoshimatsu¹, Akira Ohtomo¹

E-mail: funada.t.ab@m.titech.ac.jp

【緒言】非晶質 In-Ga-Zn-O(a-IGZO)に代表される *n* 型透明非晶質酸化物半導体(TAOS)は、高電子移動度の薄膜トランジスタ材料として利用されている。それらに匹敵した性能を示す *p* 型 TAOS が開発されれば、TAOS の応用範囲をさらに広げることができる。我々は β -Ga₂O₃ にアクセプタとして窒素を、ホールキャリアの活性化のために硫黄を添加することを検討してきた[1]。本研究では、*p* 型 TAOS 開発を目指して、パルスレーザー堆積法を用いて a-GaO 薄膜と非晶質 Ga-O-S(a-GaOS)薄膜を作製し、種々の特性を調べたので報告する。

【方法】Ga₂O₃ 単結晶と GaS 多結晶を原料として、室温・酸素雰囲気下で石英基板上に a-GaO と a-GaOS 薄膜をそれぞれ作製した。X線反射率測定と紫外可視近赤外分光により薄膜の密度と光学特性をそれぞれ評価した。また、二端子法により電気抵抗率(ρ)を測定した。

【結果】X線回折測定からすべての薄膜は非晶質であることが分かった。Fig. 1 にターゲット基板間(T-S)距離を変えて作製した a-GaO 薄膜の密度および ρ を示す。T-S 距離の減少に伴い薄膜の密度が増加し、 ρ が減少した。これは、T-S 距離が短いほど成膜チャンバー内の残留ガスが薄膜に取り込まれにくいためである[2]。Fig. 2 に酸素分圧(P_{O_2})を変えて作製した a-GaOS 薄膜の密度とバンドギャップ(E_g)を示す。 $P_{O_2} \leq 0.03$ Torr では、 P_{O_2} 低下に伴い薄膜の密度が減少し、硫化ガリウム結晶(c-GaS)の値に近づいた。一方で、 $P_{O_2} \geq 0.05$ Torr における密度低下は、残留ガスの取り込みが促進されたことを示唆している。また、 P_{O_2} 低下に伴い E_g は a-GaO の値から単調に減少した。以上の結果は、 P_{O_2} によって a-GaOS 薄膜の S 組成を制御できることを示唆している。講演では、薄膜の組成と電気特性の詳細についても議論する。

[1] 齊藤拓海 他, 第68回応用物理学会春季学術講演会, 19a-Z33-10 (2021). [2] J. Kim *et al.*, *NPG Asia Mater.* **9**, e359 (2017).

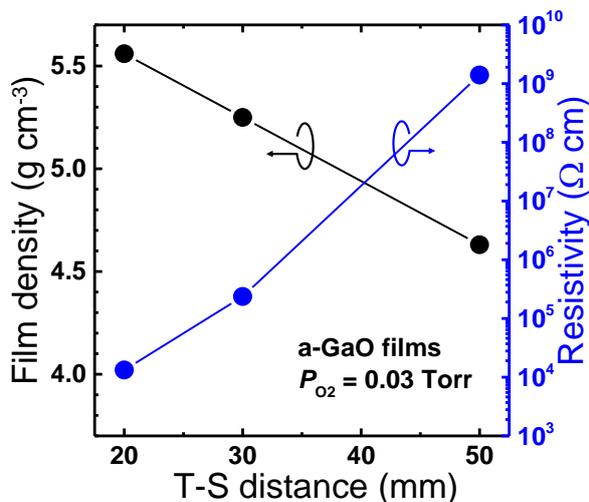


Fig. 1 Target-substrate distance dependencies of film density and resistivity for a-GaO films fabricated at a P_{O_2} of 0.03 Torr.

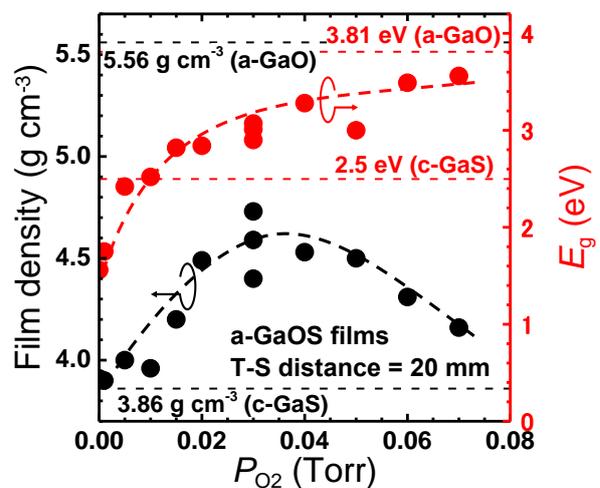


Fig. 2 P_{O_2} dependencies of film density and E_g for a-GaOS films fabricated at a target-substrate distance of 20 mm.

In(OH)₃ を PLD ターゲットとした In₂O₃ 薄膜トランジスタの作製

Fabrication of In₂O₃ thin film transistors using In(OH)₃ as PLD target

北大院情報¹, 北大電子研² ◯(M1)定平 光¹, プラシャントゲディア², 太田裕道², 曲 勇作²,

¹IST-Hokkaido Univ., ²RIES-Hokkaido Univ., ◯H. Sadahira¹, P. R. Ghediya², H. Ohta², and Y. Magari²

E-mail: sadahira.hikaru.d3@elms.hokudai.ac.jp

緒言 In₂O₃ 薄膜の成膜時に、不純物として水素を混入させることにより室温における非晶質構造を安定化させ、それを 300°C 程度で加熱することによって水素除去と同時に結晶化・粒成長させた In₂O₃ 薄膜を作製することができる^[1]。こうして作製した In₂O₃ 薄膜を活性層とすることで、電界効果移動度 $\mu_{FE} \sim 140 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ の高移動度 TFT が作製できる^[1]。水素を混入させる方法として、スパッタリング時に直接水素ガスをチャンバー内に導入する方法^[1]や、PLD 成膜時にチャンバー内のベース圧力を厳密に制御することで「空気中の水分」として導入する方法^[2]が報告された。しかし、前者は安全性に問題があり、後者は汎用性が低い。本研究では、簡便に水素濃度を制御するため、In(OH)₃ を PLD ターゲットとして用いて In₂O₃ TFT を作製した結果、従来の方法で作製した TFT と比較して遜色ない TFT の作製に成功した。

実験 市販の In(OH)₃ 粉末を CIP 成型し、空气中、200°C、24 h 焼成することで PLD ターゲットとした。室温 PLD により In(OH)₃ 薄膜を作製し、空气中、300°C で加熱することで In₂O₃ 薄膜とした後、メタルマスクを用いたドライプロセスにより TFT を作製した。

結果 as-depo In(OH)₃ 薄膜中の水素濃度は、 $5 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ であり、同条件で成膜下 In₂O₃ 薄膜 ($3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) と比較すると 1 桁以上多くの水素を含むことが分かった。EBSD の結果、as-depo In(OH)₃ 薄膜は非晶質であったのに対し、300°C 加熱後には 2 μm 以上の結晶粒径の In₂O₃ 薄膜に変化した (図 a)。一方、同条件で作製した as-depo In₂O₃ 薄膜は 200 nm ほどの微結晶からなり、加熱後にも粒径の変化は見られなかった。In(OH)₃ ターゲットを用いて作製した TFT の移動度 ($\mu_{FE} \sim 95 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$) は従来の方法で作製した TFT と比較して遜色ないことが分かった (図 b)。

文献 [1] Y. Magari *et al.*, *Nat. Commun.* **13**, 1078 (2022), [2] P. R. Ghediya *et al.*, Preprint at <<https://arxiv.org/abs/2404.03856>> (2024).

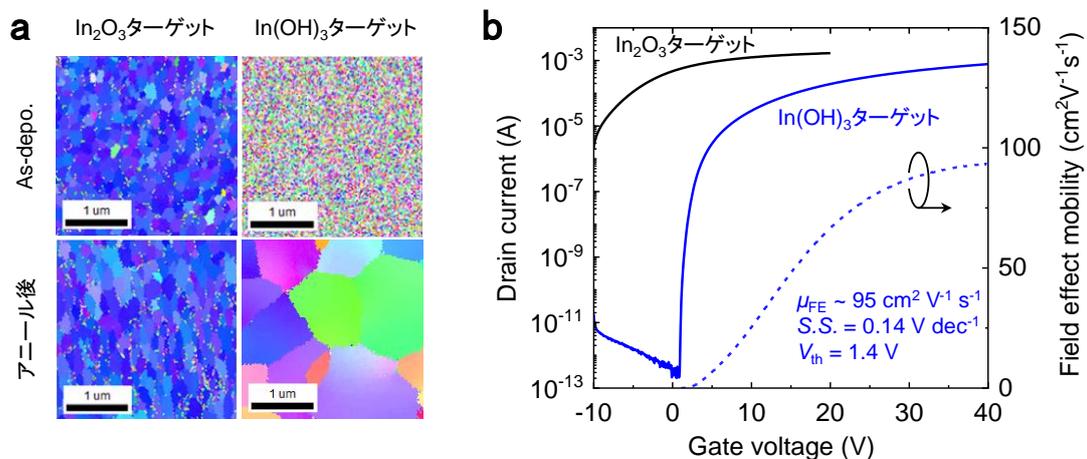


Figure | (a) EBSD images. (b) Transfer characteristics of the In₂O₃ TFTs ($V_d = 5 \text{ V}$, $L = 200 \mu\text{m}$, $W = 400 \mu\text{m}$, $C_i = 3.45 \times 10^{-8} \text{ F/cm}^2$).

Impact of in-situ AlO_x passivation on 2-nm-thick InO_x for performance and stability improvement

[○]C. -T. Chen¹, Y. Yoshimoto², W. H. Chang¹, T. Irisawa¹, and T. Maeda¹

¹National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST)

²KOKUSAI ELECTRIC

E-mail: ct.chen@aist.go.jp

1. Introduction

Atomic layer deposition based (ALD-based) oxide semiconductor (OS) is a promising channel material for back-end of line (BEOL) transistor owing to the characteristics of low temperature deposition, precise thickness control, and excellent step coverage for 3D structure formation [1]. Indium oxide (InO_x) FET shows great potential for BEOL applications thanks to its superior current characteristics even in extremely thin channel condition [2], although the reliability and stability issue remained an obstacle to achieving commercialization. In this study, we achieved 2-nm-thick InO_x FETs with excellent electrical performance and high stability by using in-situ AlO_x passivation without additional annealing process.

2. Experiment

The fabrication of AlO_x/InO_x FETs started with the deposition of 2-nm-thick InO_x thin film and 9-nm-thick AlO_x passivation layer by using PEALD on 20-nm-thick SiO₂/n⁺-Si substrate at a chamber temperature of 100°C, 150°C and 200°C. Then, the active area was defined by using the wet etching process. The 50-nm-thick Ni S/D pads were defined by a lift-off process after selective etching of the AlO_x passivation layer. Finally, 150-nm-thick Al was deposited at the back side of samples for the back-gate control. It should be noted that there was no additional annealing process after AlO_x layer deposition.

3. Results and Discussion

Fig. 1(a) shows the current characteristics of InO_x and AlO_x/InO_x FETs with the same channel dimension. It was found that the overdrive current was greatly improved after AlO_x passivation, whereas a negative shift of threshold voltage (V_{th}) was observed. It is believed that the change of electrical properties was attributed to the formation of V_o at the interface of AlO_x and InO_x due to the strong chemical reduction by the Al precursor [3]-[5]. Furthermore, a superior hysteresis characteristic is achieved in AlO_x/InO_x FET thanks to the AlO_x passivation, which prevented InO_x channel from CO-based contamination during device fabrication and impurity from moisture for degrading thin-film quality [6]. Fig. 1(b) shows the deposition temperature dependence of the field-effect mobility (μ_{field}) and V_{th} , which was extracted by the constant current at drain current of $W/L \times 10^{-9}$ A, where W and L are the channel width and length, respectively. A significant mobility enhancement was observed in AlO_x/InO_x FETs compared to InO_x one at the identical ALD temperature, attributed to the V_o formation for increasing free carrier. Furthermore, a monotonical increase in mobility at higher InO_x deposition temperatures indicates a reduction of deep trap, typically generated from exceeded amount of impurity. On the other hand, the negative V_{th} shift due to the formation of V_o was the trade-off of AlO_x passivation. An additional technique, such as post-deposition annealing or utilizing a metal gate with a higher work function value, should be considered to compensate the negative V_{th} shift.

Fig. 2(a) shows the results of the positive bias stress (PBS) and negative bias stress (NBS), where InO_x

FETs and AlO_x/InO_x FETs were biased at +10V and -10V, respectively. The dramatic V_{th} shift is found in all InO_x FETs without AlO_x passivation due to the contamination from the fabrication process and the exposure to air. On the other hand, the stability was greatly improved when the AlO_x passivation was applied. The AlO_x/InO_x FET fabricated at a maximum process temperature of 100°C still shown a large V_{th} shift after 3600 sec bias tests. The device with AlO_x passivation fabricated at 150°C provided the best stability results, which might be attributed to the small amount of carbon as a stabilizer compensating for the exceeded amount of V_o [7].

4. Conclusions

The impact of in-situ AlO_x deposition as a surface passivation layer on extremely thin InO_x was studied at different process temperatures. The InO_x channels with AlO_x passivation provided superior electrical properties in terms of overdrive current, mobility and stability. It is considered that in-situ AlO_x passivation on InO_x channel can be a critical strategy for enhancing the performance and stability of OS FETs.

Acknowledgements This work was supported by JST-ALCA-Next Program Grant Number JPMJAN23E4, Japan. A part of this work was supported by "Advanced Research Infrastructure for Materials and Nanotechnology in Japan (ARIM)" of the Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology (MEXT). Grant Number JPMXP1224AT0147.

References [1] K. Hikake *et al.*, *VLSI*2023, p. 1-2 [2] Adam Charnas *et al.*, *APL*, **118**, 052107 (2021) [3] S. Y. Lee *et al.*, *ACS Nano*, **11**, 6, 6040 (2017) [4] H.-I. Yeom *et al.*, *J. Mater. Chem. C*, **11**, 1336 (2023) [5] Z. Zhu *et al.*, *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2023, **15**, 30, 36866–36876 [6] Y. Shi *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **121**, 212101 (2022) [7] R. Kobayashi *et al.* 2021 *Jpn. J. Appl. Phys.* **60** 030903

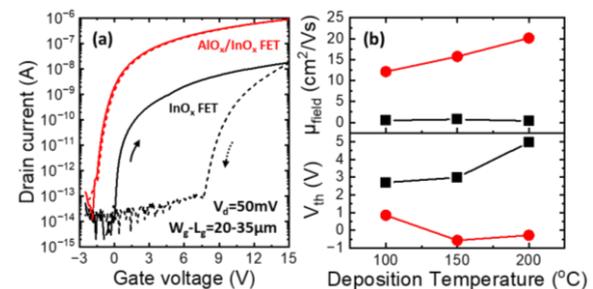


Fig. 1: (a) Current characteristics of InO_x and AlO_x/InO_x FETs with the same channel dimension and (b) extracted field-effect mobility at 2 MV/cm and V_{th} value defined by constant current method.

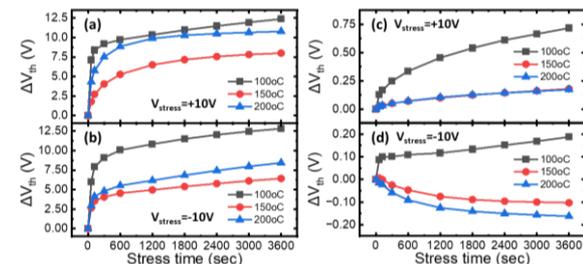


Fig. 2: (a) PBS and (b) NBS results of InO_x FETs, and (c) PBS and (d) NBS results of AlO_x/InO_x FETs deposited at different process temperature. It should be noted that the bias stresses were fixed at +10V and -10V for PBS and NBS test for all devices.

マイクロ波リモートプラズマ源を用いた原子層堆積法 による In_2O_3 薄膜の成膜

Microwave remote plasma enhanced atomic layer deposition for In_2O_3 thin film

奈良先端大¹, 堀場エステック² °川戸 勇人¹, 高橋 崇典¹, 玉井 駿宏²,

味上 俊一², 浦岡 行治¹

NAIST¹, HORIBA STEC², °Yuto Kawato¹, Takanori Takahashi¹, Toshihiro Tamai²,

Shunichi Mikami², and Yukiharu Uraoka¹

E-mail: t.takahashi@ms.naist.jp, kawato.yuto.kx0@ms.naist.jp

【背景】 In_2O_3 は高い電子移動度 (単結晶では $160 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ^[1])、低温での結晶成長 ($< 200 \text{ }^\circ\text{C}$) などの特性を持つため、集積デバイス^[2]や三次元メモリデバイス^[3]への応用が進展している。微細な三次元集積デバイスを実現するために必要不可欠な成膜手法として、優れた段差被覆性を有する原子層堆積 (ALD) 法が挙げられる。特にプラズマ支援 ALD (PEALD) は低温で緻密な膜を形成できるため、 In_2O_3 チャネルの成膜に適用されている^[4,5]。 In_2O_3 の前駆体に用いられる有機金属化合物は、成膜時に長い酸化時間を必要とする^[6]場合があり、酸素プラズマを用いた PEALD では膜へのイオン衝撃が懸念される。一般的に電子温度の高いプラズマでは、高エネルギーなイオン種によって試料の加熱や膜への欠陥導入が生じる可能性がある。この問題を回避するために、プラズマと試料が直接接触しないリモートプラズマ源が有効である。本研究では、基板温度が上昇にくく高密度なプラズマを生成可能なマイクロ波リモートプラズマ源に着目し、PEALD 法による In_2O_3 の成膜を行った。

【実験方法】 前駆体原料としてトリエチルインジウム (TEIn)、酸素を用いたマイクロ波リモートプラズマ源による PEALD によって、自然酸化膜付き Si 基板上に 5 nm の In_2O_3 薄膜を成膜した。 In_2O_3 薄膜の化学結合状態は X 線光電子分光法 (XPS)、結晶構造は X 線回折法 (XRD) を用いて評価した。

【実験結果】 Fig. 1 に PEALD によって得られた薄膜における XPS のワイドスキャン測定結果を示す。In と O に帰属するスペクトルが確認され、 In_2O_3 の堆積が示唆された。Fig. 2 に、 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ で熱処理を行った試料における XRD (in-plane 測定) の回折パターンを示す。 In_2O_3 の bixbyite 構造に帰属する回折ピークが観測され、多結晶の In_2O_3 が得られたことを確認した。以上の結果から、TEIn とマイクロ波リモートプラズマ源から供給された酸素ラジカル等の酸化種が反応することで ALD が進行したことが考えられる。発表では、マイクロ波リモートプラズマ源による PEALD で成膜した In_2O_3 を用いた薄膜トランジスタの電気的特性についても報告する。

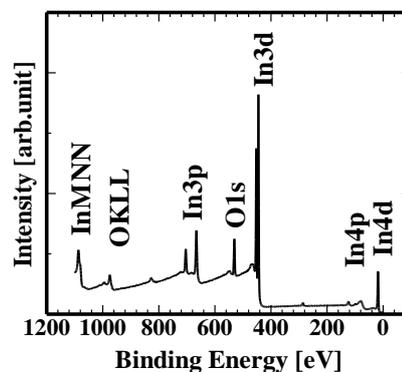


Fig. 1 Wide-scan XPS spectra of In_2O_3 thin film.

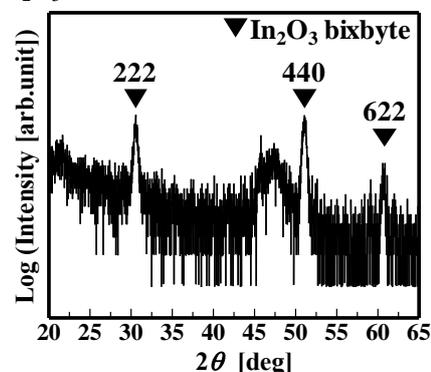


Fig. 2 In-plane XRD profile of In_2O_3 thin film.

- [1] R. L. Weiher, *J. Appl. Phys.* **33**, 2834 (1962).
 [2] M. Si et al., *IEEE Trans. Electron Devices* **68**, 6605 (2021).
 [3] Z. Li et al., *IEEE Electron Device Lett.* **43**, 1227 (2022).
 [4] H. Yeom et al., *J. Mater. Chem. C* **4**, 6873 (2016).
 [5] H. Kim et al., *ACS Appl. Mater. Interfaces* **8**, 26924 (2016).
 [6] F. Mizutani et al., *AIP Adv.* **9**, 045019 (2019).

半導体積層作製技術を応用した高効率な水分子加熱

Highly efficient water molecule heating based on semiconductor stacking fabrication technology

大塚 知紀¹, 松田 竜一², 渡辺 俊哉², 太田 早紀², 金子 健太郎³

立命館大理工¹, 三菱重工業(株)², 立命館大半導体応用研究センター³

T. Otsuka¹, R. Matsuda², T. Watanabe², S. Ota², K. Kaneko³

Col. of Sci. & Eng. Ritsumeikan Univ.¹, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.², RISA³

E-mail: re0150hv@ed.ritsume.ac.jp

水や有機溶媒の多くは $3\mu\text{m}$ 帯に分子結合の伸縮振動に由来する吸収を持つため、バンドパスフィルタを用いた均一な加熱や低温乾燥が注目されている^{[1][2]}。光学的なバンドパスフィルタには $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ など、屈折率が異なる組合せの誘電体多層膜が用いられるが熱的不安定性^[3]や高性能化のための多層化を要する。さらに水や有機溶媒の加熱に関しては吸収波長以外の光が直接加熱に寄与せず、エネルギー効率の低下を招いている。そこで本研究では大きい屈折率 ($n = 2.79$ ^[4]) を持つ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ を中心としたコランダム構造酸化物半導体を用いた半導体多層膜を提案する。さらに応用として水の吸収スペクトルに着目し、 $3\mu\text{m}$ 帯を透過し他の波長帯を反射する半導体多層膜ミラーを新たに実現し、光エネルギーの再利用による高効率な輻射熱水分子加熱を検討する。

本報告では様々な物性機能を持つコランダム構造酸化物半導体の中でも特に格子不整合の小さい (1.3%) 組合せである高屈折率半導体 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ ($n = 2.79$ ^[4]) と低屈折率半導体 $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ ($n = 1.74$ ^[5]) を用いて $3\mu\text{m}$ 帯を透過し、 $2\mu\text{m}$ 帯及び $4\mu\text{m}$ 帯を反射する半導体多層膜を設計した。これにより Fig. 1 のように、赤外線源から放射された赤外線のうち $2\mu\text{m}$ 帯及び $4\mu\text{m}$ 帯は黒体材料に再吸収させ、黒体輻射として $3\mu\text{m}$ を含む赤外線の再放射を行う水分子加熱を想定する。なお多層膜の層数は計 6 層であり、30%のエネルギー効率改善が期待できる。多層膜はミスド CVD 法により m 面 sapphire 基板上に成膜した。 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ の成長温度は 475°C 、 $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の成膜温度は 500°C であり、少なくとも 500°C 以下における熱的安定性が期待できる。設計した多層膜の各層の膜厚及び、断面 SEM 観察により測定した多層膜の膜厚、また設計値との差異を Table. 1 に示す。各層の膜厚は最大 7%以下の誤差であった。Fig. 2 に設計及び測定した光学特性 (反射率・吸収率・透過率) を示す。 $3\mu\text{m}$ 帯の透過率は設計値程度の高い値を示し、 $2\mu\text{m}$ 帯及び $4\mu\text{m}$ 帯も特徴的な反射特性を示した。また近・中赤外線領域に強い吸収はなく、遠赤外線領域の吸収波長も設計とほぼ一致していた。この測定結果から計算されたエネルギー利用効率の改善効果は 24%程度であると考えられ、コランダム構造酸化物半導体による新たな用途・機能を持った多層膜が実現したことを示唆する。

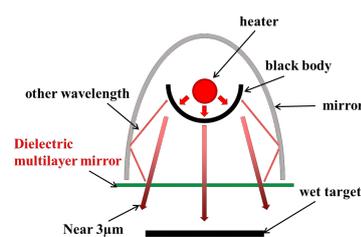


Fig. 1 New drying system

Table. 1 Film thickness of $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$ multilayer

Layer	Designed thickness [nm]	Measured thickness [nm]	Error [%]
Ga_2O_3	350	341	-3
Fe_2O_3	273	278	+2
Ga_2O_3	263	259	-2
Fe_2O_3	254	244	-4
Ga_2O_3	382	407	7
Fe_2O_3	19	Below limit	-

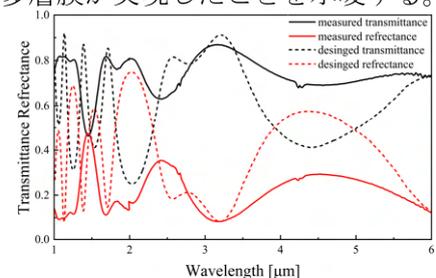


Fig. 2 Optical properties of $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$ multilayer

[1] S. Jun et al., *Drying Technol.*, 21, 51 (2003). [2] Y. Kondo, *J. Surf. Finish. Soc. Jpn.* 66, 300 (2015). [3] L. Qrlovskiy et al., *Fusion. Eng. Des.*, 86, 1290 (2011).

[4] M. R. Query, *Optical constants*, Contractor Report CRDC-CR-85034 (1985). [5] H. He et al., *Phys. Rev. B*, 74, 195123 (2006).