

Oral presentation | 13 Semiconductors : 13.8 Optical properties and light-emitting devices

📅 Sun. Mar 16, 2025 1:30 PM - 3:00 PM JST | Sun. Mar 16, 2025 4:30 AM - 6:00 AM UTC 🏢 K302
(Lecture Hall Bldg.)

[16p-K302-1~6] 13.8 Optical properties and light-emitting devices

Yasushi Nanai(National Defense Academy)

1:30 PM - 1:45 PM JST | 4:30 AM - 4:45 AM UTC

[16p-K302-1]

[The 57th Young Scientist Presentation Award Speech] Operating characteristics of a polarization-modulation detection photodiode based on a dilute nitride semiconductor

○Daiki Mineyama¹, Tatsuya Yano¹, Kohei Etou¹, Kaito Nakama², Hidetoshi Hashimoto², Keisuke Minehisa², Junichi Takayama¹, Agus Subagyo¹, Kazuhisa Sueoka¹, Fumitaro Ishikawa², Akihiro Murayama¹, Satoshi Hiura¹ (1.IST, Hokkaido Univ., 2.RCIQE, Hokkaido Univ.)

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

[16p-K302-2]

Fabrication and Emission Characterization of Ge(111) Spin LEDs with Magnetic Electrodes

○(M2)Aoki Sora¹, Syuya Kikuoka¹, Mayu Aikawa¹, Taiki Nawa¹, Michihiro Yamada¹, Kohei Hamaya^{2,3}, Kentarou Sawano¹ (1.Tokyo City Univ., 2.CSRN, Osaka Univ., 3.OTRI, Osaka Univ.)

📌 Presentation by Applicant for JSAP Young Scientists Presentation Award

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

[16p-K302-3]

Theoretical analysis of efficiency droop in Eu-doped GaN by rate equation

○Keito Mori¹, Shuhei Ichikawa¹, Yasufumi Fujiwara², Kazunobu Kojima¹ (1.Osaka Univ., 2.Ritsumeikan Univ.)

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

[16p-K302-4]

Evaluation of fluorescent fluoride glass for vacuum ultraviolet light sensing

○(D)Goro Aso^{1,2}, Masaaki Yamazaki², Jumpei Ueda¹ (1.JAIST, 2.SUMITA OPTICAL GLASS)

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

[16p-K302-5]

The mechanism of long afterglow in red phosphor $\text{Ca}_2\text{Si}_5\text{N}_8:\text{Eu}^{2+}$ doped with Tm^{3+}

○Yoriko Suda^{1,2}, Tsuyoshi Okuno², Hayato Miyagawa³, Yoshiaki Kamigaki⁴ (1.Tokyo Univ. of Tech., 2.The Univ. of Electro-Communications, 3.Kagawa Univ., 4.EBL)

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

[16p-K302-6]

Novel Feldspar Structure-type Phosphor $\text{BaMgSi}_3\text{O}_8:\text{Eu}^{2+}$

○Kenji Toda¹, Wataru Hikita¹ (1.Niigata Univ.)

希薄窒化物半導体を用いた偏光変調検出フォトダイオードの動作特性

Operating characteristics of a polarization-modulation detection photodiode
based on a dilute nitride semiconductor

北大院情報科学¹, 北大量子集積² ○峯山 大輝¹, 矢野 龍弥¹, 江藤 亘平¹, 中間 海音²,
橋本 英季², 峰久 恵輔², 高山 純一¹, スバギョ アグス¹, 末岡 和久¹, 石川 史太郎²,
村山 明宏¹, 樋浦 諭志¹

IST, Hokkaido Univ.¹, RCIQE, Hokkaido Univ.²,

○D. Mineyama¹, T. Yano¹, K. Etou¹, K. Nakama², H. Hashimoto², K. Minehisa²,

J. Takayama¹, A. Subagyo¹, K. Sueoka¹, F. Ishikawa², A. Murayama¹ and S. Hiura¹

E-mail: mineyama.daiki.i0@elms.hokudai.ac.jp

次世代の低消費電力かつ高速な情報通信の実現に向けて、偏光状態を高速変調可能なスピン偏極変調発光素子とそれに対応する偏光変調検出素子が注目されている[1,2]。最近、希薄窒化物半導体 GaNAs を用いたフォトコンダクタにより室温かつ無磁場で直線偏光と円偏光が検出されている[3]。この方法は、GaAs への窒素添加により生じる格子間 Ga²⁺欠陥の伝導電子捕獲効率が、偏光状態に依存することを利用している。しかし、実用を見据えた暗電流や応答速度の観点ではフォトダイオード型の方が望ましく、入射光強度やバイアス電圧に応じた動作特性を明らかにする必要がある。本研究では受光層に GaNAs を用いた pin 型フォトダイオードを作製し、動作特性を評価した。

試料構造を図 1 に示す。RF 窒素プラズマ支援分子線エピタキシー法を用いて、*p*-GaAs/AlGaAs、*i*-GaNAs(200 nm)ならびに *n*-GaNAs(20 nm)層を有する pin 型フォトダイオードを作製した。試料に入射するパルスレーザー($\lambda = 1075 \text{ nm}$)の光強度と偏光状態をそれぞれ光チョッパーと光弾性変調器を用いて変調した。円偏光と直線偏光受光時の光電流の差($i^{\sigma^{\pm}} - i^{\sigma^x}$)と偏光に無依存の光電流 i_{photo} の比を、偏光変調検出の性能指標として $F = (i^{\sigma^{\pm}} - i^{\sigma^x})/2i_{photo}$ と定義した。 -0.5 V および -1.5 V の逆バイアス電圧下で得られた光電流の時間変化を図 2 に示す。円偏光と直線偏光受光時において光電流の明瞭な差が観測された。 -0.5 V において F は 5.8%であったが、逆バイアス電圧を -1.5 V に増加させると F は 1.5%に大きく低下した。この結果は、格子間 Ga²⁺欠陥による伝導電子捕獲効率が、バイアス電圧に強く依存することを示唆している。当日は入射光強度依存性についても議論する。

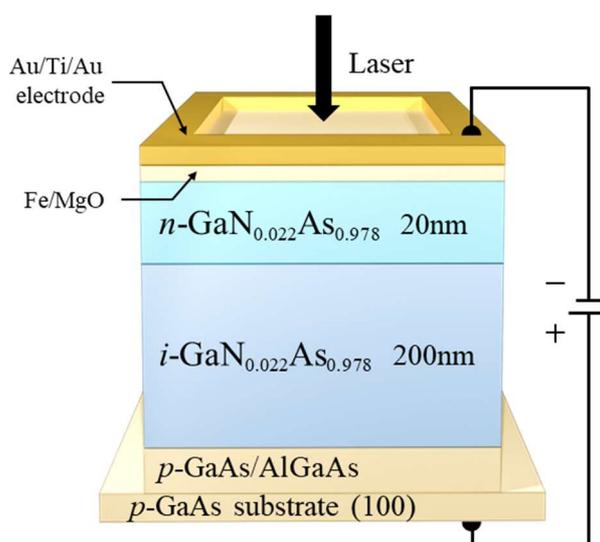


Fig. 1 Schematic illustration of GaNAs photodiode.

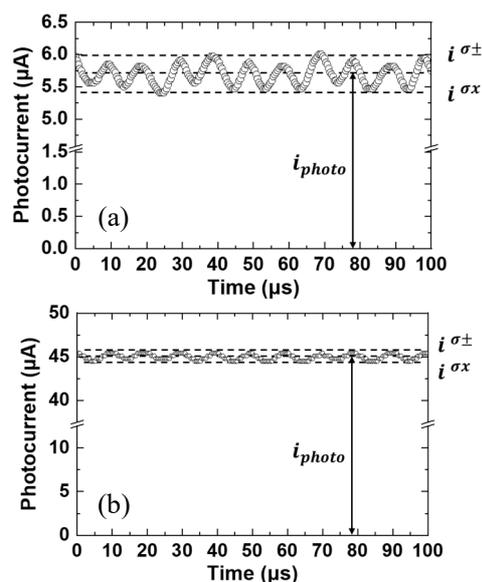


Fig. 2 Photocurrent as a function of time with bias voltages of (a) -0.5 V and (b) -1.5 V .

References:

- [1] M. Lindemann et al., Nature **568**, 212 (2019).
- [2] P. A. Dainone et al., Nature **627**, 737 (2024).
- [3] R. Joshya et al., Adv. Funct. Mater. **31**, 1900684 (2021).

磁性体電極を有する Ge(111) スピン LED の作製と発光特性評価

Fabrication and Emission Characterization of Ge(111) Spin LEDs with Magnetic Electrodes

東京都市大学¹, 阪大基礎工 CSRN², 阪大 OTRI³

○青木宇宙¹, 菊岡柊也¹, 相川菜由¹, 那和大気¹, 山田道洋¹, 浜屋宏平^{2,3}, 澤野憲太郎¹

Tokyo City Univ.¹, CSRN, Osaka Univ.², OTRI, Osaka Univ.³

°S. Aoki¹, S. Kikuoka¹, M. Aikawa¹, T. Nawa¹, M. Yamada¹, K. Hamaya^{2,3}, K. Sawano¹

E-mail: g2381201@tcu.ac.jp

1. はじめに

近年、円偏光を用いた量子暗号光通信への期待が高まっており、我々は Si プラットフォーム上でのスピン LED 実現のために、Ge(111)-on-Si を用いた LED に着目した。Ge(111)上に強磁性材料を電極として形成できるため、Ge 中にスピン偏極した電子を注入させ、円偏光発生が期待できる。我々はこれまでに、強い室温 EL 発光が Ge(111)から得られることを報告しているが、検出はデバイス上部から行っていた。円偏光の検出のためには、試料面内方向から得る必要があり、今回は劈開により形成した試料端面からの EL 発光取り出しを試み、円偏光評価を行った。

2. 実験方法・結果

Fig. 1 に作製した Ge LED 構造を示す。p 型の Si(111)基板上に固体ソース MBE を用いて成長を行った。低温 Ge 層 ($T_g=350^\circ\text{C}$ 、40 nm)、高温 Ge 層 ($T_g=700^\circ\text{C}$ 、400 nm)を 2 段階で成長後、 $\text{Si}_{0.25}\text{Ge}_{0.75}$ 6nm と Ge 4nm の量子井戸を 10 層堆積した。その後、低抵抗コンタクト形成のために、超薄膜 Si 層と P デルタドーピングを行い、Ge キャップ層を形成した。この上にまた MBE によって Fe 0.7nm、 $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ 10nm の強磁性体電極を成長させた。コンタクトとして Au 膜も成長させた。ヨウ素ヨウ化カリウム水溶液を用いて Au 膜と強磁性体をエッチング後、RIE を用いて Fig. 1 に示す櫛型の Ge メサ構造を形成した。EL 発光は磁場を櫛型電極に平行の向きに印加しながら端面から測定した。

Fig. 2 に端面から得られた室温 EL スペクトルを示す。電流値の増加に伴う発光強度の増加と、Ge 直接遷移からの発光が見られた。上部から得た EL 発光強度よりも大きな発光が得られ、端面からの良好な光取り出しに成功したと言える。円偏光発光の観測については当日発表する。

本研究の一部は科研費 (21H04635, 23H05458, 23H05455, 24H00034) の支援を受けて行われた。

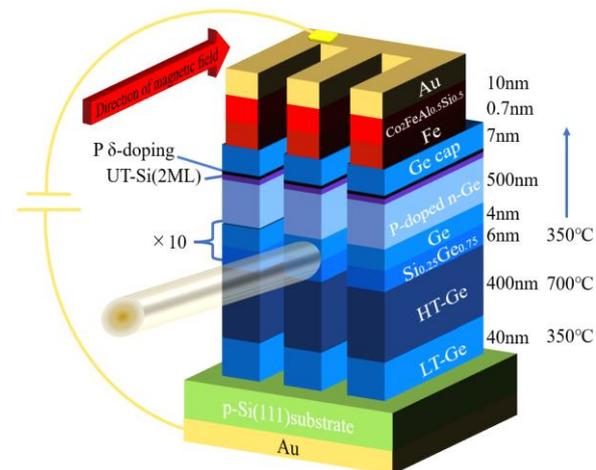


Fig.1 Device Structure

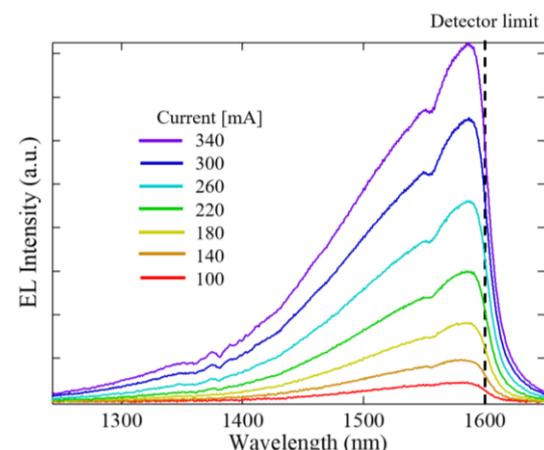


Fig.2 Room temperature EL spectra

Eu 添加 GaN における効率 Droop 現象のレート方程式による理論解析

Theoretical analysis of efficiency droop in Eu-doped GaN by rate equation

阪大院工¹, 立命館大総研² ◦森 恵人¹, 市川 修平¹, 藤原 康文², 小島 一信¹Osaka Univ.¹, Ritsumeikan Univ.²◦Keito Mori-Tamamura¹, Shuhei Ichikawa¹, Yasufumi Fujiwara², Kazunobu Kojima¹E-mail: mori@sfm.eei.eng.osaka-u.ac.jp

希土類元素 Eu を添加した GaN (GaN: Eu) は色純度の高い赤色発光を有しており、GaN が母体であることを活かして、InGaN 系青色・緑色 LED と組み合わせた、モノリシック LED も実現している[1]。私たちは、GaN: Eu ベースの半導体レーザの実現を目指しており、実際に自然放出増幅光を観測している[2]。GaN: Eu 系 LED において、大電流領域において発光効率が低下するため[3]、レーザ発振のボトルネックの一つになっていると考えられる。この効率低下の原因について、Eu の遷移寿命が長いことによる、Eu 励起準位の飽和が挙げられているが[3]、Eu 発光中心に焦点を当てているものが多い。

そこで、本研究では、GaN: Eu の PL 強度・減衰曲線の励起強度依存性を測定し、母体の GaN も含めたレート方程式を構築し、実験結果を再現することで、droop を律速しているパラメータやその抑制方法の探索を行った。実験では、MOVPE 法によって成長されたサファイア基板上の厚さ 300 nm の GaN: Eu をサンプルに用いた。励起光源として 320 nm の CW-DPSS レーザを用い、AOM でパルス幅 1.25 ms、繰り返し 400 Hz に変調した。レーザ光をレンズでサンプル表面に焦点を合わせ、そのスポット径は約 100 μm であった。図 1 に、PL 効率 (PL 積分強度/励起強度) と立ち上がり寿命 τ_{rise} ・減衰寿命 τ_{decay} を示す。PL 効率が低下している領域で τ_{decay} は一定であり、これは、励起強度の増大に伴うバックトランスファーは起きていないことを表している。メイン発光の 621 nm (5D_0 - 7F_2 遷移) 以外の発光の増大も観測されなかったことから、効率低下の要因はこれらにはないと考えられる。そこで、GaN のギャップ中にある、Eu へとエネルギーを輸送するための準位の飽和が原因であると仮定して、以下のレート方程式を立てた。

$$\text{GaN 母体: } \frac{dn_{\text{CB}}}{dt} = G - \tau_{\text{GaN}}^{-1} n_{\text{CB}} - \tau_{\text{cap}}^{-1} (1 - n_{\text{cap}}/D_{\text{Eu}}) n_{\text{CB}}, \quad \frac{dn_{\text{cap}}}{dt} = \tau_{\text{cap}}^{-1} (1 - n_{\text{cap}}/D_{\text{Eu}}) n_{\text{CB}} - \tau_{\text{trans}}^{-1} n_{\text{cap}},$$

$$\text{Eu 発光中心: } \frac{dn_{\text{exc}}}{dt} = \tau_{\text{trans}}^{-1} n_{\text{cap}} - \tau_{\text{relax}}^{-1} n_{\text{exc}}, \quad n_{\text{ground}} = D_{\text{Eu}} - n_{\text{exc}},$$

ここで、 n_{CB} , n_{cap} , n_{exc} , n_{ground} はそれぞれ、伝導帯・捕獲準位にいる励起子密度、励起・基底状態にいる Eu^{3+} 密度、 D_{Eu} はエネルギー輸送可能な捕獲準位の密度、 G , τ_{GaN} , τ_{cap} , τ_{trans} , τ_{relax} はそれぞれ、励起子生成速度、GaN の緩和寿命、捕獲寿命、輸送寿命、Eu の緩和寿命を表す。式中の $(1 - n_{\text{cap}}/D_{\text{Eu}})$ は、励起強度(注入電流)を高くしていくと捕獲準位が充填することを意味する。計算において、励起条件は実験と合わせ、各寿命は文献値を用い、 D_{Eu} のみをフィッティングパラメータとしている。以上の式から PL 強度を算出し、実験結果と比較したものを図 2 に示す。これを見ると、自由度 1 の式で実験結果を比較的良好に再現できており、輸送可能な捕獲準位の密度が効率 droop を律速していることがわかる。

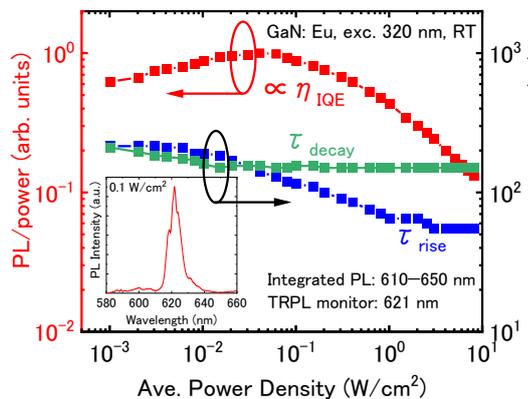


Fig. 1 An excitation energy density dependence of PL efficiency, rise time, and decay time in GaN: Eu. A typical PL spectrum is also shown.

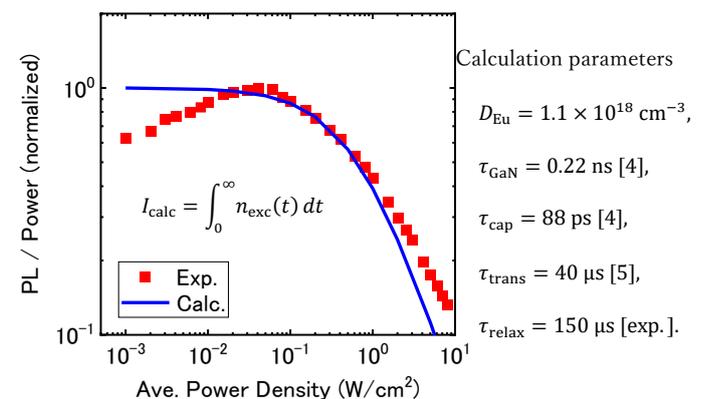


Fig. 2 A comparison of experimental data (red plots) and theoretical calculation results (blue curve) for PL efficiency as a function of excitation energy density in GaN: Eu.

謝辞 本研究の一部は、科研費(No. 23H05449)の支援を受けて行われました。

文献 [1] S. Ichikawa *et al.*, *APEX* **14**, 031008 (2021). [2] A. Takeo *et al.*, *JJAP* **60**, 120905 (2021).

[3] B. Mitchell *et al.*, *JAP* **123**, 160901 (2018). [4] D. Timmerman *et al.*, *PRB* **101**, 245306 (2020).

[5] A. J. Steckl *et al.*, *Materials Today* **10**, 20 (2007).

真空紫外光センシングを目的としたフッ化物蛍光ガラスの物性評価

Evaluation of fluorescent fluoride glass for vacuum ultraviolet light sensing

北陸先端大¹, (株)住田光学ガラス²

○阿曾悟郎^{1,2}, 山崎正明², 上田純平¹

JAIST¹, SUMITA OPTICAL GLASS, INC.²

E-mail: go-aso@sumita-opt.co.jp

【背景】

COVID19 以降, 除菌や殺菌に関する需要は高まり, 今後も使用される材料や, 光源において一定のニーズは見込まれることが考えられる. 紫外線による除菌, 殺菌は古くから行われており, 特に水の浄化に関しては, 多くの施設で殺菌灯が用いられている. 住田光学ガラスでは, 自社の蛍光ガラスを使った紫外線センサの製造販売を行っているが, 近年では 200 nm 以下の真空紫外光のセンシングも需要が見込まれている. 本研究では 200 nm 以下の光を効率的に可視光に変換可能な材料として, バンドギャップが大きいフッ化物ガラスに Pr³⁺をドープした蛍光ガラスに注目し, 真空紫外分光特性およびそのエネルギー構造についての評価に取り組んだ.

【試料作製・評価】

組成が 35AlF₃-(15-x)YF₃-8MgF₂-17CaF₂-12SrF₂-13BaF₂-xPrF₃ (x=0, 0.15)となるように原料を 30g バッチで調合し, さらに外付けで 10 wt%の NH₄F・HF を加えて混合した. 熔融はグラッシーカーボンるつばを用いて窒素雰囲気下 950 °C, 1h で行い, 熔融急冷することによりガラスを得た. 試料は 400 °C, 1h でアニール後, 加工および研磨を行った. 得られた試料の真空紫外域の励起スペクトルは分子科学研究所(UVSOR)の BL3B にて行い, 発光スペクトルの温度依存性は, 210 nm の OPO レーザーにより励起し, マルチチャンネル分光器により測定した.

【結果および考察】

10 K における Pr³⁺添加試料の真空紫外励起二次元マッピングの結果を Fig. 1 に示す. 最も発光が強い ¹S₀→¹I₆の遷移をモニターした励起スペクトル(λ_{em}405 nm)では, Pr³⁺の 4f-5d 遷移による幅広い吸収が 160 ~ 210 nm 付近に現れ, 真空紫外励起により Pr³⁺の 4f-4f 遷移の発光が観測された. この際, Pr³⁺の 5d 準位からの発光は観測されなかった. 透過率および発光の温度特性等の結果およびエネルギー構造の考察に関しては当日報告する.

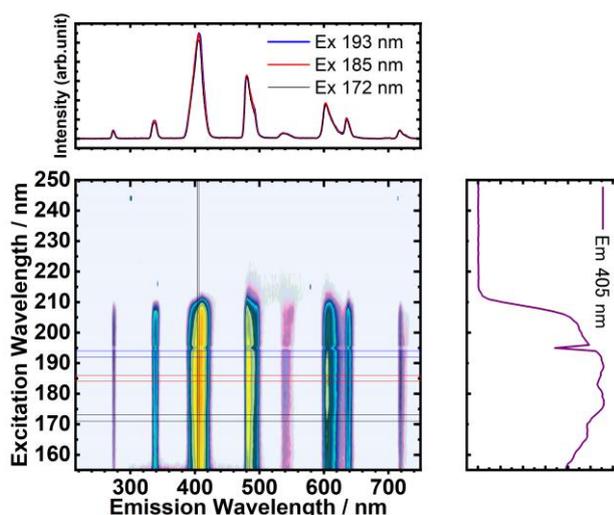


Fig. 1. Excitation-Emission counter plot of luminescence intensity in Pr³⁺ doped fluoride glass.

赤色蛍光体 $\text{Ca}_2\text{Si}_5\text{N}_8:\text{Eu}^{2+}$ の Tm^{3+} 添加による長残光化のメカニズム The mechanism of long afterglow in red phosphor $\text{Ca}_2\text{Si}_5\text{N}_8:\text{Eu}^{2+}$ doped with Tm^{3+}

東京工科大¹, 電通大², 香川大³, EBL⁴

○須田 順子^{1,2}, 奥野 剛史², 宮川 勇人³, 神垣 良昭⁴

Tokyo Univ. of Tech.¹, The Univ. of Electro-Communications², Kagawa Univ.³, EBL⁴

○Yoriko Suda^{1,2} and Tsuyoshi Okuno², Hayato Miyagawa³ and Yoshiaki Kamigaki⁴

E-mail: h57924d8@edu.teu.ac.jp

$\text{Ca}_2\text{Si}_5\text{N}_8:\text{Eu}^{2+}$ は 610~620 nm の赤色発光する蛍光体で, Tm^{3+} を共添加すると長残光化することが知られている^[1]. Tm^{3+} がどのようにして長残光化に寄与しているのかを発光開始時の時間分解スペクトル測定により調査した. サンプルは欠陥に関する発光や Tm^{3+} の発光が見やすい低 Eu^{2+} 濃度の $\text{Ca}_2\text{Si}_5\text{N}_8$ Eu 0.05% と Eu 0.05%, Tm 0.25% を用いて比較した. Fig. 1 に示した赤色発光の減衰曲線は 60 K では Tm 有無にかかわらず励起光停止後 1 s で 1% 以下まで急激に低下するが 300 K では残光して Tm 添加サンプルの方が残光強度が強い. 266 nm の Nd:YAG パルスレーザーで励起すると, 励起光照射時の 15 K (Fig.2(a)) と 300 K (Fig.2(b)) のスペクトルには Eu^{2+} の赤色発光のほかに欠陥準位に関するブロードな発光がある. 欠陥準位が関係する発光の時刻 t における発光強度 $I(t)$ は, 初期の発光強度 I_0 , 減衰の次数 n , 時定数 τ_B を用いて以下の式で表される^[2].

$$I(t) = I_0 \left(1 + \frac{t}{\tau_B}\right)^{-n} \quad (1)$$

ブロードな青色領域の発光と Eu^{2+} 固有の時定数(0.8 μs)の発光が終わった 0.005 ms より後の赤色発光の減衰曲線ではどちらもほぼ $n=1$ となる. Tm 添加サンプルの Tm^{3+} 発光は, Fig. 2 (c) 15 K よりも (d) 300 K の方が 460, 480 nm どちらの発光強度も強くなり Tm^{3+} 固有の減衰時定数(80 μs)で減衰する. 0.5 ms 後からは青色発光の減衰曲線と同じ $n=1$ の傾きで減衰する. 欠陥準位から Eu^{2+} だけでなく Tm^{3+} にも電子が供給され, Tm^{3+} 発光の長残光化が Eu^{2+} 発光をさらに長残光としていることが示された.

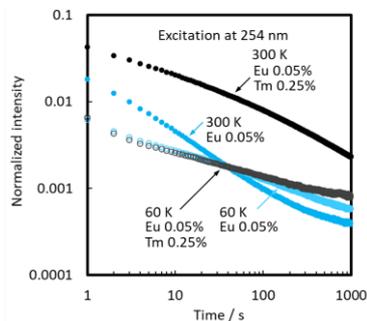


Figure 1 Decay curves at 60 K and 300 K.

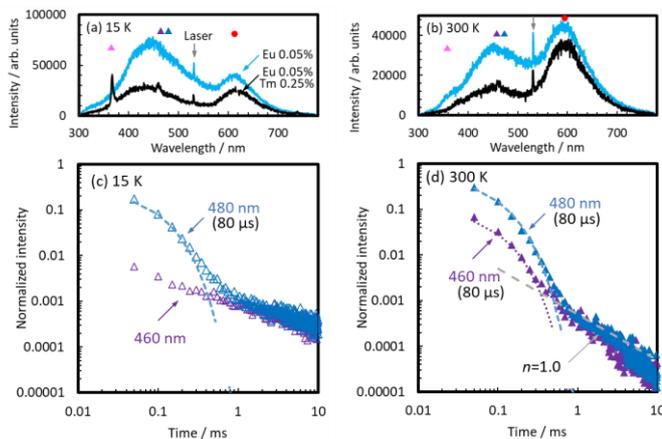


Figure 2 (a), (b) Time resolved fluorescent spectra at 50 ~ 100 μs . There are Eu^{2+} emission (●), broad emission related to defect levels (300-500 nm), excitation laser (525 nm) and Tm^{3+} emissions (▲). The decay curves of the line spectra from Tm^{3+} at 460 nm and 480 nm are shown in (c) and (d).

[1] Miyamoto et al. *J. Electrochem. Soc.* **156** 2009 J235-J241. [2] Suda et al. *J. Phys. D: Applied Physics* **57**,18 2024 185101.

長石構造を持つ新しい蛍光体 $\text{BaMgSi}_3\text{O}_8:\text{Eu}^{2+}$ Novel Feldspar Structure-type Phosphor $\text{BaMgSi}_3\text{O}_8:\text{Eu}^{2+}$

新潟大院 °戸田 健司, (D1) 疋田 渉

Niigata Univ., °Kenji Toda, Wataru Hikita

E-mail: ktoda@eng.niigata-u.ac.jp

青色蛍光体 $\text{BaMgSi}_4\text{O}_{10}:\text{Eu}^{2+}$ は発表者の所属する研究室で開発された蛍光体である。¹⁾ その組成は Gillespite ($\text{BaFeSi}_4\text{O}_{10}$) に基づいたものであるが、Gillespite と $\text{BaMgSi}_4\text{O}_{10}:\text{Eu}^{2+}$ の粉末 X 線回折 (XRD) パターンは一致せず、正しい結晶構造は不明であった。本研究では $\text{BaMgSi}_4\text{O}_{10}:\text{Eu}^{2+}$ 蛍光体の単結晶の合成を試み、発光相の正確な組成と結晶構造の同定に成功した。

目的物の単結晶育成には徐冷法を用いた。原料である BaCO_3 、 MgO 、アモルファス SiO_2 、 Eu_2O_3 を $\text{Ba}_{0.99}\text{Eu}_{0.01}\text{MgSi}_3\text{O}_8$ の組成になるように秤量し、メノウ乳鉢を用いてアセトンを加えて湿式混合した。原料混合物をアルミナボートに置き、空気雰囲気下 1100°C で 12 時間加熱し前駆体を作製した。粉砕した前駆体を再度アルミナボートに置き、管状炉を用いて還元ガス (95%Ar/5% H_2 混合ガス) 下 1190°C で 2 時間保持した後 1150°C まで 48 時間かけて徐冷した。得られた試料を粉砕し、紫外線照射下で青色発光する単結晶を偏光顕微鏡で探索してガラスキャピラリ上に採取し、単結晶 XRD 構造解析に使用した。

Fig.1 に単結晶 XRD 構造解析で得られた発光相の結晶構造を示す。単結晶から特定した $\text{BaMgSi}_4\text{O}_{10}:\text{Eu}^{2+}$ の発光相の真の母体組成は $\text{BaMgSi}_3\text{O}_8$ であった。三斜晶系の単位格子を持ち、一般的な鉱物であるアルカリ長石 ($\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ や KAlSi_3O_8) と一致する結晶構造を有することがわかった。

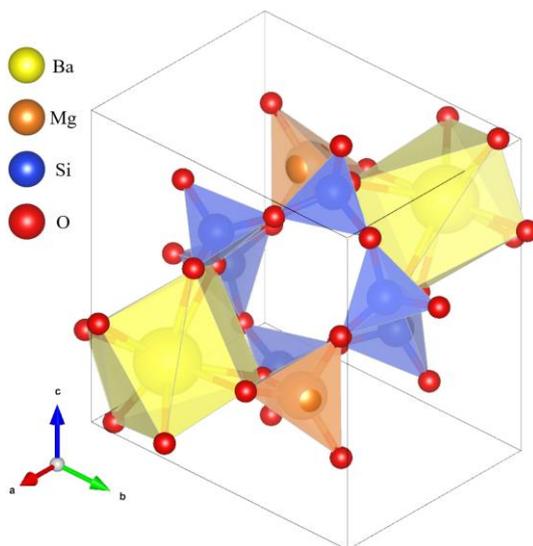


Fig. 1 Crystal structure of $\text{BaMgSi}_3\text{O}_8$ refined by the single crystal XRD analysis.

参考文献

- 1) M. Inoue, K. Uematsu, T. Ishigaki, K. Toda, and M. Sato, *ECS Meet. Abstr.*, **MA2009-02**, 3221, (2009).