

禁制帯内励起光を用いた非発光再結合準位の 分光学的検出・評価手法

Spectroscopic Detection and Characterization of Nonradiative Recombination Levels by Utilizing Below-Gap Excitation Light

理工学研究科物質科学部門 鎌田 憲彦

Graduate School of Science and Engineering, Division of Material Science

Norihiko Kamata

Abstract

Crystalline defects in semiconductors form localized energy states inside the forbidden energy gap and act as nonradiative recombination (NRR) levels. They accelerate recombination of electrons in a conduction band and holes in a valence band with phonon emission, which deteriorate efficiency and reliability of optical and electronic devices. We detect such NRR levels nondestructively without any electrode by observing the intensity change of photoluminescence (PL) when a below-gap excitation (BGE) light ($h\nu_{BGE} < E_g$) is superposed on an above-gap excitation (AGE) light ($h\nu_{AGE} > E_g$). The principle and some examples of the method, Two-Wavelength Excited PL (TWEPL), are outlined here. Spectroscopy of both AGE and BGE clarifies spatial and energy distribution of NRR levels, respectively. Density, electron and hole capture rates of the NRR level are determined by the BGE density dependence of the PL intensity change. The method is applied to semiconductors, phosphors etc., leading the way of optimizing crystal growth, structure and fabrication processes of devices.

1. はじめに

暗い闇を照らす灯は生存のよすがとなる視覚を保つために留まらず、真理や信仰、目指す高みへの道標として人の心を鼓舞する希望の源でもある。太古のたき火からかがり火、ろうそくへ、科学技術の発展とともにガス灯、白熱電球、蛍光灯へ、そして現在では白色発光ダイオード(LED)へと灯は進化して来た。GaAs系半導体で開発されたLEDやレーザーダイオード(LD)¹⁻⁴の基盤技術は、結晶成長が格段に困難だったGaNやSiC等のワイドバンドギャップ半導体に多くのブレイクスルーを通して受け継がれた。LEDの効率は白熱電球の約7倍で省エネルギーに寄与しており、努力の継続がここに1つ結実している。SiC, GaNにより高速高耐圧のトランジスタが開発され^{5, 6}、従来では想像もできなかった高温・高圧での高速スイッチング動作も可能となった。

LEDやLDでは、電流によって発光層の伝導帯に電子、価電子帯に正孔が注入される。伝導帯の電子1個が価電子帯の正孔1個と再結合する過程には、差分のエネルギーで光子1個を生じる発光再結合(Radiative Recombination)過程⁷と、主に結晶格子を熱振動させる(フォノンを放出する)非発光再結合(Non-Radiative Recombination, NRR)過程⁸⁻¹⁰の2種類がある(図1)。非発光再結合過程には転位や点欠陥等(結晶欠陥)による非発光再結合準位、高キャリア密度領域でのキャリア同

士の多体衝突 (Auger 過程), 障壁を超えたキャリアの漏れ出しによる過程¹⁰等があり, これらの中で最も重要なのが非発光再結合準位を介した過程である. 単位時間, 単位体積当たりの発光再結合, 非発光再結合過程の発生数を発光再結合率 R_r , 非発光再結合率 R_{nr} で表し, それらの和を全再結合率という. 全再結合率に対する発光再結合率 R_r の比を内部量子効率

$$\eta_{int} = \frac{R_r}{R_r + R_{nr}} = \frac{1/\tau_r}{1/\tau_r + 1/\tau_{nr}} \quad (1)$$

と定義する. R_r の逆数は発光再結合寿命 τ_r , R_{nr} の逆数は非

発光再結合寿命 τ_{nr} である. たとえば発光層に 100 個の電子と

100 個の正孔が注入された際, 理想では $R_{nr} = 0$, $\eta_{int} = 100\%$ で光子 100 個が発生する. しかし実際には, どれほど注意深く結晶成長しても理想結晶からの乱れ (結晶欠陥) が非発光再結合準位としてはたつき, その準位密度の増加により発光デバイスの効率は低下してしまう. 電子デバイスにおいても, トランジスタで増幅すべき電流となる電子と正孔の非発光再結合準位を介した再結合はデバイス性能を低下させ, 動作不安定や素子劣化を引き起こす. このため光・電子デバイスの高効率化には, 犯人である非発光再結合準位を検出し, その成因を調べて可能な限り排除できる素子構造, 結晶成長やプロセス条件を探索する努力が不可欠となる.

結晶成長時に混入する不純物, 母体空孔やそれらの複合欠陥から成る結晶欠陥準位は光伝導・光電流法, フォトキャパシタンス法等で調べられてきたが, デバイス特性との対応が取れる手法としては DLTS 法⁹が用いられている. この手法はバイアス電圧変化で生じる接合容量変化から準位のエネルギー, 密度, 電子・正孔捕獲率を定めるが, 接合と電極, 昇温/降温プロセスが必須なため測定対象とサイズ, また所要時間等の制約が大きい. これに対して本稿で紹介する 2 波長励起フォトルミネッセンス (TWEPL) 法は電極も接合も用いず, 非接触・非破壊で欠陥準位の検出, 定量評価が可能である. このためウエハ全面のマッピングから微視的欠陥準位解析までの幅広い適用性を持ち, AlGaAs-多重量子井戸 (MQW)¹¹⁻¹⁶, InAs 量子ドット^{17, 18}, GaAs-InGaAs トランジスタ¹⁹, GaN^{20, 21}, InGaN/AlGaIn-MQW^{22, 23}を始め, 局在準位を基にした N δ -ドープ GaAs²⁴ や GaPN²⁵ 等の中間バンド型半導体や蛍光体²⁶ での欠陥準位検出・評価はますます重要性を増している. 本稿ではこの手法の原理と AlGaAs-MQW 及び InGaN/AlGaIn-MQW への適用例を簡潔に紹介する.

2. 2 波長励起フォトルミネッセンス法の原理

半導体を禁制帯エネルギー以上の光子エネルギー ($h\nu_{AGE} > E_g$) で励起 (Above-Gap Excitation, AGE) し, 伝導帯電子, 価電子帯正孔の発光再結合による固有発光 (ルミネッセンス) を観測するフォトルミネッセンス (Photoluminescence, PL) は, 簡便で一般的な材料評価手法である. この方法で発光性の欠陥準位や励起子発光が調べられてきたが, バンド間 PL については複数試料間での相対強度比較に留まり, その相違をもたらす欠陥準位そのものを調べることはできない. Monemmar らは GaP の D-A 対発光強度が禁制帯より低光子エネルギー ($h\nu_{BGE} < E_g$) の励起 (Below-Gap Excitation, BGE) により低下することから Cu アクセプタ準位の影響を考察した^{27, 28}. 田島は無ドーパ GaAs 基板の深い不純物レベルをこの手法で観測し, HB 法より LEC 法で欠陥準位密度が増すことを報告した²⁹. 鎌田は BGE 光子密度の増加に伴う PL 強度変化の飽和現象がトラップフィリング効果³⁰に基づくことを

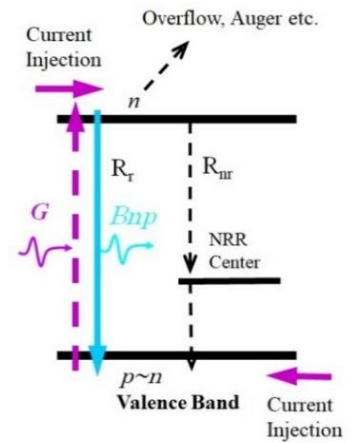


図1 発光・非発光再結合過程

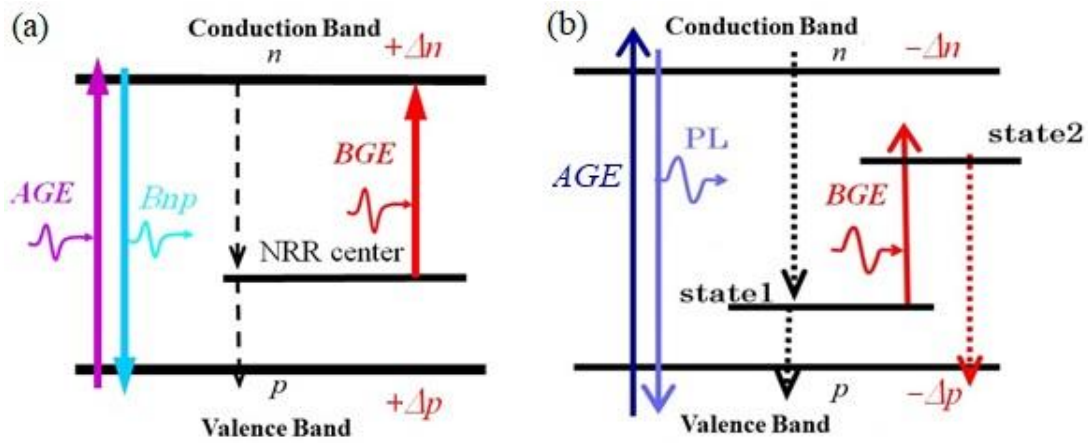


図2(a) 1準位モデルと(b) 2準位モデルの BGE 効果とキャリア再結合過程

利用し、欠陥準位の密度、電子・正孔捕獲率を定量的に導出できることを示した¹¹⁻¹³。以下に BGE 光照射による測定の実理を説明する。

禁制帯内に1つの非発光再結合準位を持つ半導体では、AGE 光により伝導帯に電子(密度 n)、価電子帯に正孔(密度 p)が励起され、 R_r と R_{nr} の競合により内部量子効率(1)が定まる。ここで BGE 光を照射し非発光再結合準位の電子を伝導帯に励起すると、伝導帯の電子密度 n が増す(R_{nr} を減らす)ため PL 強度は増加する(図 2 (a))。一方禁制帯内に2つの非発光再結合準位があり、BGE 光照射により準位 1 の電子が準位 2 に励起され、準位 2 から速やかに価電子帯の正孔と再結合する場合は(図 2(b))、価電子帯正孔密度 p は低下、伝導帯電子密度 n も準位 1 への遷移が増えるため低下し PL 強度は減少する。すなわち BGE 光を光子エネルギーを変えながら断続照射するとき、PL 強度が増加する場合は1準位モデル、減少する場合は2準位モデルとなり、その BGE 光子エネルギーが前者ではどちらかのバンド-非発光再結合準位間エネルギー、後者では準位 1-2 間のエネルギーに対応する。そのためこの2波長励起フォトルミネッセンス(Two-Wave Excited Photoluminescence, TWEPL)法は AGE 光子エネルギーで観測領域を選択し(AGE スペクトロスコピーによる空間分布測定)、BGE 光子エネルギーで検出準位のエネルギー分布を調べ(BGE スペクトロスコピーによるエネルギー分布測定)、その準位の密度、電子・正孔捕獲率を PL 強度変化の程度から導出できる唯一の非接触非破壊測定手法といえることができる。

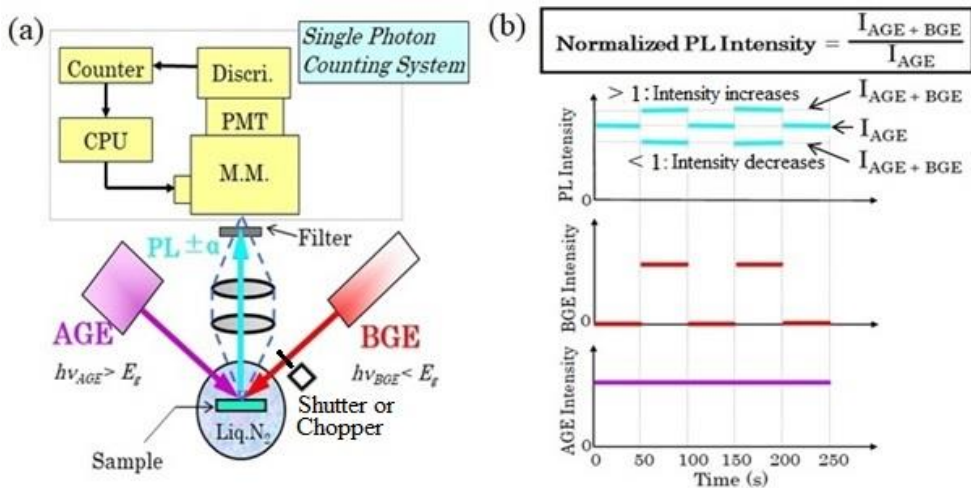


図3 (a)2波長励起フォトルミネッセンス法の測定系と(b)AGE, BGE 光照射のタイミング図

測定系は AGE 光源による通常のフォトルミネッセンスに BGE 光源を加えたものであり(図 3 (a)), 断続する BGE 光による PL 強度変化を観測する(同図(b)). ここで BGE 光 ON/OFF 時の PL 強度をそれぞれ $I_{AGE+BGE}$, I_{AGE} とおき, 両者の比を規格化 PL 強度

$$I_N = \frac{I_{AGE+BGE}}{I_{AGE}} \quad (2)$$

で表す. $I_N > 1$ (PL 強度増大) では 1 準位モデル, $I_N < 1$ (PL 強度減少) では 2 準位モデルを用いる.

3. GaAs/AlGaAs-MQW の非発光再結合準位

(3-1) 1 準位モデルの実証: Up-Conversion 発光

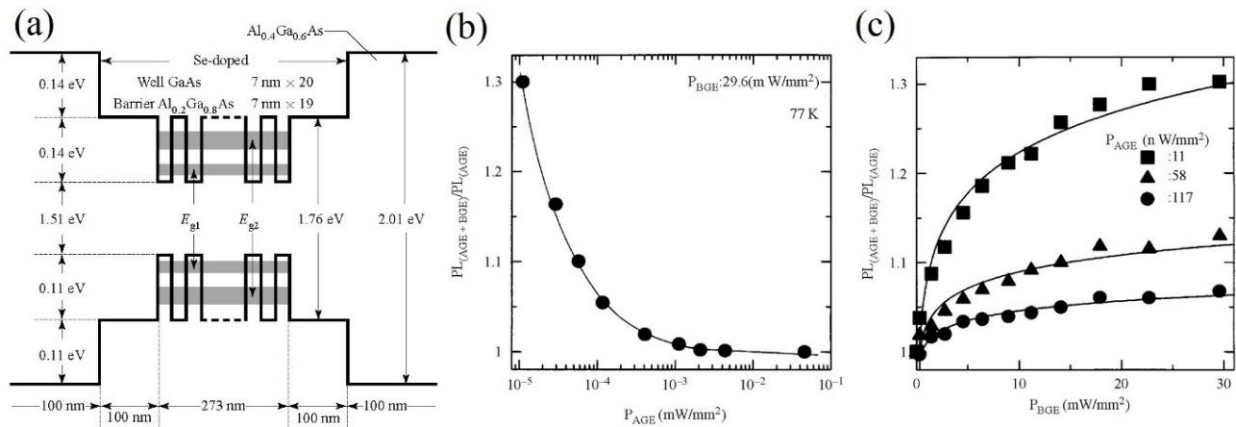


図4 (a) 無ドープ AlGaAs-MQW のバンド図, (b) I_N 値の AGE および (c) BGE 強度依存性

無ドープで 20 周期の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ (7 nm)/GaAs (7 nm)-MQW (図 4 (a)) では 77K で He-Ne レーザー ($h\nu_A = 1.96$ eV) 励起によりピークエネルギー 1.56 eV の PL を生じ, その強度は Nd:YAG レーザー ($h\nu_B = 1.17$ eV) の BGE により増加するため ($I_N > 1$), 1 準位モデルで説明される. 伝導帯電子, 価電子帯正孔の密度を n , p , 非発光再結合準位の密度を N_t , 電子・正孔捕獲率を C_n および C_p , ドープ密度を N_0 とおくと, レート方程式は

$$\frac{dn}{dt} = G_A - Bnp - nC_nN_t(1 - f_t) + G_BN_t f_t \quad (3)$$

$$N_t \frac{df_t}{dt} = nC_nN_t(1 - f_t) - pC_pN_t f_t - G_BN_t f_t \quad (4)$$

$$\frac{dp}{dt} = G_A - Bnp - pC_pN_t f_t \quad (5)$$

$$n + N_t f_t = p + N_0 \quad (6)$$

で表される³¹. ここで G_A は AGE 励起密度, $B=10^{-10}$ (cm^3/s) は発光再結合定数, f_t は非発光再結合準位の電子占有関数である. PL 増加量は AGE 強度が低く(同図(b)), BGE 密度が高いほど顕著となる(同図(c)). この傾向は式(3)~(6)のシミュレーションと一致する.

この試料では AGE なしの BGE 光だけでバンド間 PL が観測された(図 5(a)). 発光強度の BGE 密度依存性はほぼ線形のため, 2 光子吸収ではなく 1 準位を介した 2 段階励起による up-conversion 発光である¹⁴. この結果から, 1 準位モデルが実在し, 2 波長励起では $I_N > 1$ となることが証明された.

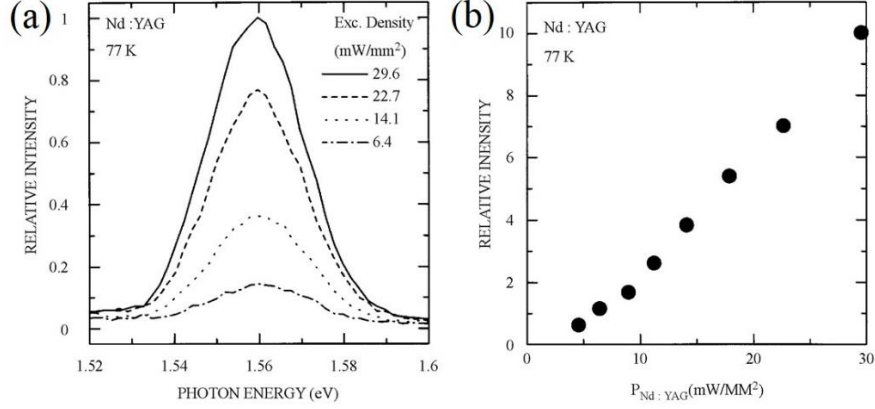


図5 (a) 無ドープ AlGaAs-MQW の up-conversion スペクトルと(b) その積分強度依存性

(3-2) 2 準位モデルでの非発光再結合パラメータ導出

GaAs 基板の上に MOCVD 成長した 20 周期の Se-ドープ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ 障壁層 (7 nm)/GaAs 井戸層 (7 nm) MQW を試料 A とする (B は無ドープ試料). $[\text{Se}] = 7.5 \times 10^{16} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$ であり, AGE 光 (1.81 eV, 685 nm) に Xe ランプ分光出力の BGE 光 (1.2 eV, 1.03 μm , 1.8 W/cm²) を重畳して断続すると, 試料 A のバンド間 PL (ピークエネルギー 1.56 eV) 強度は低下し, 変化量は BGE 光密度の増加に伴う飽和傾向を示した (図 6 (a)). 試料 A の非発光再結合過程は 2 準位モデルでの BGE 光による trap-filling 効果³⁰ により解釈できる (同図 (b)). 準位 1 の密度を N_{t1} , 電子・正孔捕獲率を C_{n1} および C_{p1} , 電子占有関数を f_{t1} , 準位 2 の密度を N_{t2} , 正孔捕獲率を C_{p2} , 電子占有関数を f_{t2} と置くと, レート方程式は

$$\frac{dn}{dt} = G_A - Bnp - nC_{n1}N_{t1}(1 - f_{t1}) \quad (7)$$

$$N_{t1} \frac{df_{t1}}{dt} = nC_{n1}N_{t1}(1 - f_{t1}) - pC_{p1}N_{t1}f_{t1} - G_B'N_{t1}f_{t1}N_{t2}(1 - f_{t2}) \quad (8)$$

$$N_{t2} \frac{df_{t2}}{dt} = G_B'N_{t1}f_{t1}N_{t2}(1 - f_{t2}) - pC_{p2}N_{t2}f_{t2} \quad (9)$$

$$\frac{dp}{dt} = G_A - Bnp - pC_{p1}N_{t1}f_{t1} - pC_{p2}N_{t2}f_{t2} \quad (10)$$

$$n + N_{t1}f_{t1} + N_{t2}f_{t2} = p + N_0 \quad (11)$$

で表される. ここで PL 強度が低下することから準位 2 の電子捕獲率 C_{n2} は無視することができ, BGE 励起密度を G_B' とした. 準位 1 のパラメータは時分解 PL 測定によりキャリア寿命の励起強度依存性から決めることができ¹¹, $N_{t1} = 3.4 \times 10^{16} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$, $C_{n1} = 5.0 \times 10^{-10} \text{ (cm}^3\text{/s)}$, $C_{p1} = 9.1 \times 10^{-9} \text{ (cm}^3\text{/s)}$ を得た. このパラメータを用い, 図 6 (a) の結果を式 (7) ~ (11) の定常解でフィッティングする. その際に BGE 光密度の極限で trap-filling 条件: $f_{t2} \rightarrow 1$ ($G_B' \rightarrow \infty$) を用いることにより可能な C_{p2} と N_{t2} の関係が定まり (図 6(c)), それらの中で実験曲線に最もフィットする組み合わせとして $C_{p2} = 1.5 \times 10^{-8} \text{ (cm}^3\text{/s)}$, $N_{t2} = 1.3 \times 10^{15} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$ が定まった^{12,13}. このときの計算結果を図 6(a) に実線 ($I_N = \text{PL}_{(\text{AGE}+\text{BGE})} / \text{PL}_{(\text{AGE})}$) と破線 (f_{t2}) で示す. 妥当な一致が得られており, 2 準位モデルでの非発光再結合パラメータ導出が実証された.

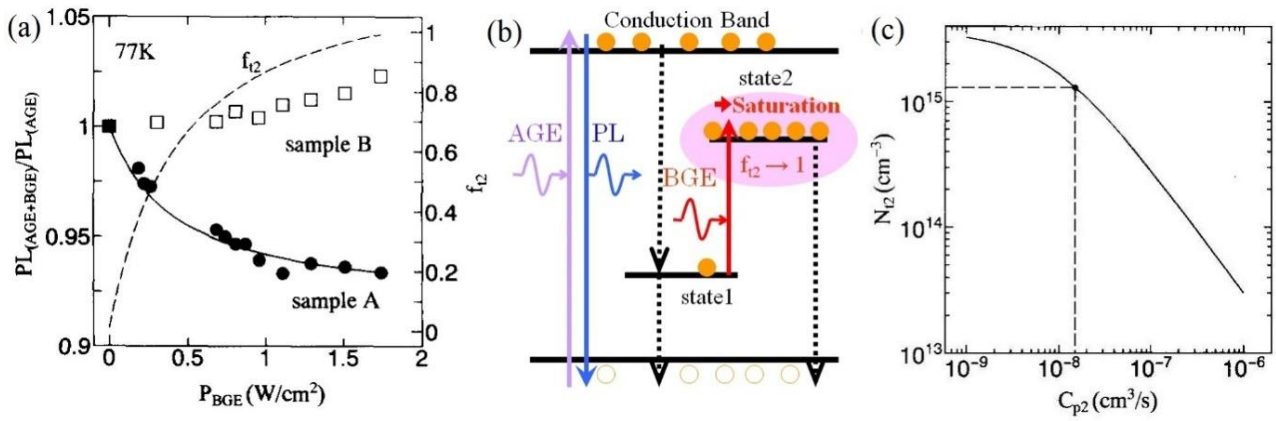


図6 (a) AlGaAs-MQW の時分解 PL 応答, (b) 2 準位モデルでの trap-filling, (c) N_{t2} - C_{p2} の関係式

(3-4) 選択ドーピングの効果

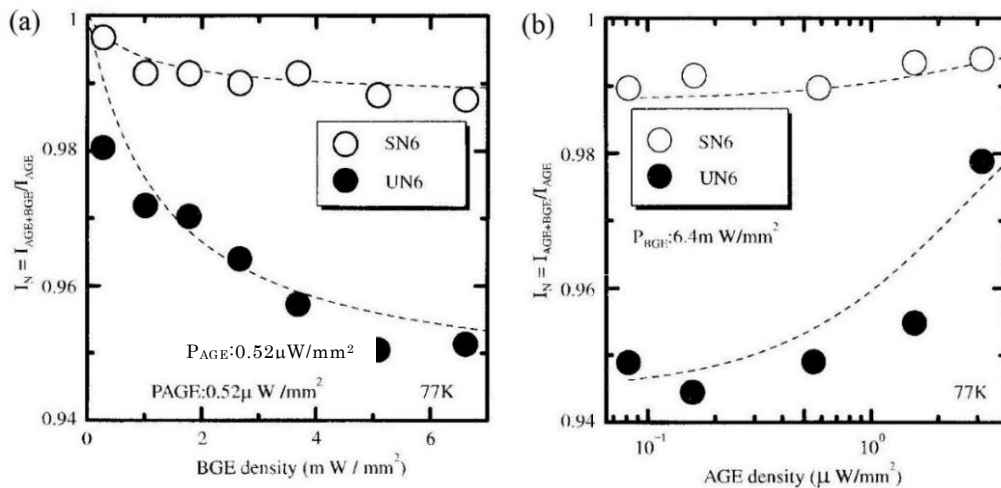


図7 (a) 選択ドーピング(SN6), 一様ドーピング(UN6) MQW の I_N 値の(a) BGE および(b) AGE 密度依存性

MOCVD 成長 3 周期 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ (50 nm)/GaAs (6 nm)MQW 構造において, 境界 5nm を除く障壁層にのみ Si を選択ドーピング³²した試料(SN6), 全層にドーピングした試料(UN6)を 77K で比較した. AGE エネルギー 1.90eV で BGE 光子エネルギー ($h\nu_B = 1.17$ eV)を加えた時の I_N 値の BGE 密度依存性 (AGE 密度 $0.52\mu\text{W}/\text{mm}^2$), AGE 密度依存性 (BGE 密度 $6.4\text{mW}/\text{mm}^2$)を図 7(a), (b)に示す. いずれも $I_N < 1$ となり, UN6 の方が低下量が大きい.

次に BGE エネルギーは 1.17 eV のまま, ハロゲン光源の分光出力により AGE エネルギーを $h\nu_A = 1.70 \sim 1.96$ eV と変化させた (図 8(a)). ここで AGE 密度 $0.6\mu\text{W}/\text{mm}^2$, BGE 密度 $6.6\text{mW}/\text{mm}^2$ である. I_N 値は SN6 では $h\nu_A$ が $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ 障壁層バンドギャップ $E_{g2} = 1.76$ eV を超えて低下するが, UN6 では $h\nu_A$ の依存性がない. これは SN6 では非発光再結合準位は $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ 障壁層内にあるため井戸層選択励起では検出できないが, UN6 では GaAs 井戸層内に分布するため E_{g2} より低エネルギーでも検出されることを意味する (同図(b))¹⁶. 選択ドーピングの有効性は PL 比較の報告³³があるが, ここでは TWEPL の手法により直接非発光再結合準位を検出することによってこの点を実証することができた.

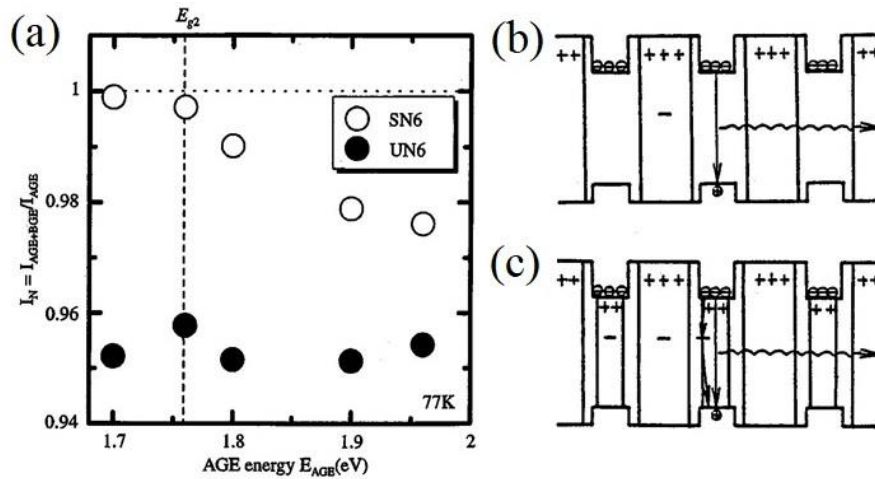


図8 (a) I_N 値の AGE エネルギー依存性, (b) 選択ドーピングと(c) 一様ドーピングの非発光再結合準位分布

4. GaN 系半導体の非発光再結合準位

(4-1) GaN の YL 発光の同定

ワイドバンドギャップ半導体である GaN は直接遷移型で電子移動度, 絶縁破壊電圧が高く, 窒化物半導体 InGaN, AlGaIn ヘテロ構造は光・電子デバイスとして活躍している^{4,5}. GaN の PL スペクトルにはバンド端より低エネルギーの 2.1~2.3eV に深い発光帯が見られ, Yellow-Luminescence (YL) 帯として知られている. これまでに多くのモデル^{34,35} が報告されているがその同定には至っていなかった. われわれは(0001)サファイア基板上に低温成長 GaN バッファ層(25nm)を介して MOCVD 成長した 2.1 μ m 厚, 残留電子密度 4.1 $\times 10^{16}$ (cm⁻³)の無ドーピング GaN 層を 11K で PL 測定した. AGE を禁制帯エネルギー端近傍の 3.49 eV (355 nm) とすると, PL スペクトルは浅いドナー (O)-価電子帯発光 (略号 I_{ox}, 3.41 eV), D-A ペア発光 (DAP, 3.28 eV) とそのフォノンレプリカ, および YL (2.28 eV) から成る (図 9 (a)). ここで浅いドナーは O_N, Si_{Ga}, 浅いアクセプターは Mg_{Ga} と考えられる.

各々の成分をガウス関数フィッティングにより分離し積分すると, 積分強度の AGE 密度依存性の傾きは I_{ox}:1.18, D-A ペア:0.95, YL:0.85 となった. 1.17 eV の BGE 照射により I_{ox} のみ増加し (1 準位モデル), D-A ペアと YL は低下した ((2 準位モデル, 同図(b))²⁰. I_{ox}, DAP, および YL の機構を含めた GaN のキャリア再結合モデルは図 10(a)~(e) の 5 通りとなるが, 同図(b)の実験結果を説明できる

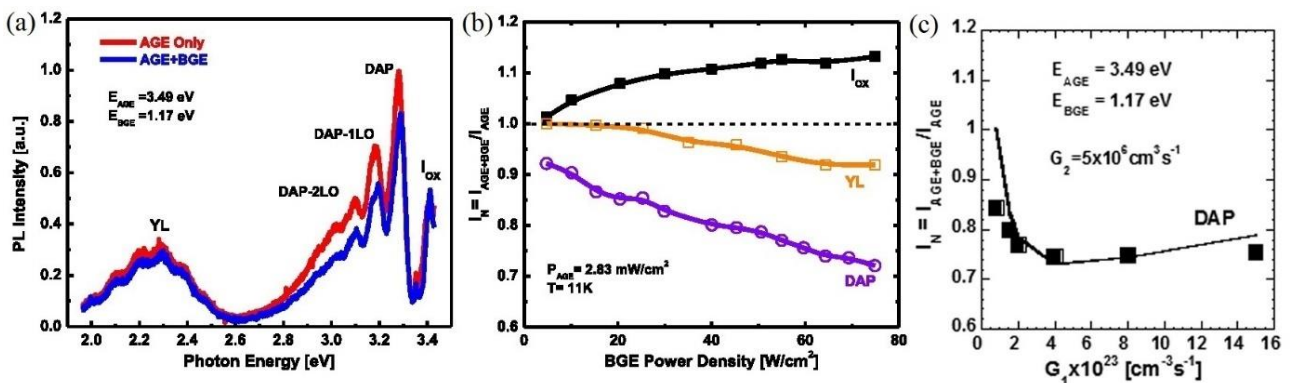


図9 (a) GaN の 11K でのバンド端スペクトル, (b) I_N 値の BGE 密度依存性と(c) BGE 強度依存性

のは同図(e)に限定される²¹. このモデルでパラメータフィッティングをした結果, $C_{nA}=2.5 \times 10^{-11}$ (cm³/s), $C_{pA}=1.0 \times 10^{-13}$ (cm³/s), $C_{pS}=2.0 \times 10^{-9}$ (cm³/s)を得た. これらの値は各発光の I_N 値の BGE 密度依存性 (図 9(b)), AGE 密度依存性(同図(c))を矛盾なく説明する. すなわち YL は浅いドナー-深い準位間の発光であり, YL 帯は価電子帯の上 1eV 付近の正イオン空孔 V_{Ga} , 置換型不純物 C_N またはそれらの複合欠陥によると考えられる.

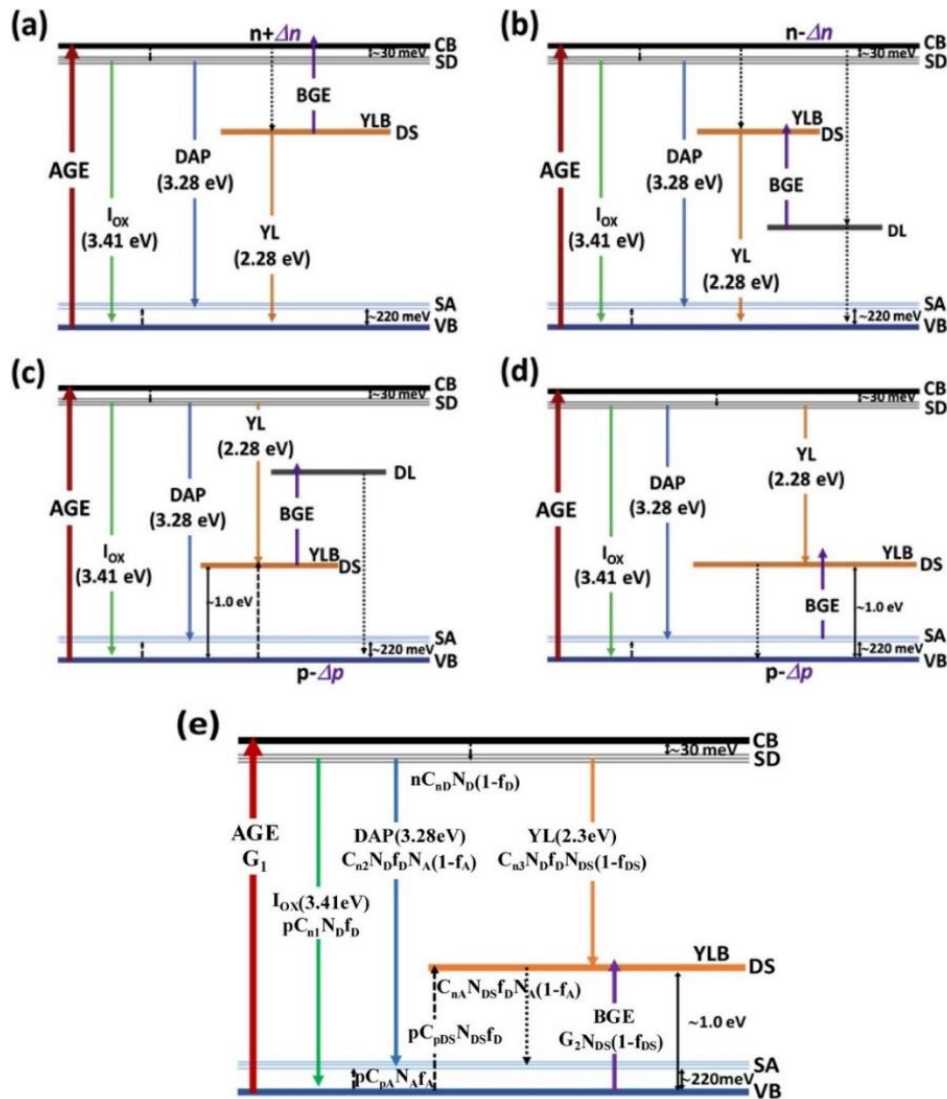


図10 (a) GaN の YL を含むキャリア再結合モデル. TWEPL 結果と矛盾しないのは(e)のみである.

(4-2) InGaN-MQW の非発光再結合準位

77K, 1.17eV の BGE を用いた $In_{0.3}Ga_{0.7}N/In_{0.04}Ga_{0.96}N$ MQW (図 11(a)) の測定では, I_N 値の AGE エネルギー依存性は $hv_A > E_{gIII} = 3.46$ (eV) で (同図(b)), AGE エネルギー 3.65eV での I_N 値の BGE エネルギー依存性は $1.7 < hv_B < 2.3$ (eV) (同図(c)) で顕著な減少を示した. ここで $In_{0.04}Ga_{0.96}N$, $In_{0.3}Ga_{0.7}N$, GaN のエネルギーバンドギャップをそれぞれ $E_{gI} = 2.93$, $E_{gII} = 3.36$, $E_{gIII} = 3.46$ (eV) としており, 非発光再結合準位は $In_{0.04}Ga_{0.96}N$, $In_{0.3}Ga_{0.7}N$ 層ではなく GaN または $GaN/In_{0.3}Ga_{0.7}N$ 界面に分布すること, 2 準位モデルでの準位間のエネルギー差は 1.7~2.3 eV の範囲で分布しているこ

とがわかる²². 先の GaN の結果と合わせると、価電子帯から 1 eV 上の YL 帯を準位 1 とし、そこから 1.7~2.3 eV の範囲で準位 2 が分布する(図 12 (a)). DLTS 法により GaN の伝導帯下端から 1eV までの範囲に欠陥準位が複数検出されており(同図(b))³⁶, この TWEPL による結果と一致することがわかる.

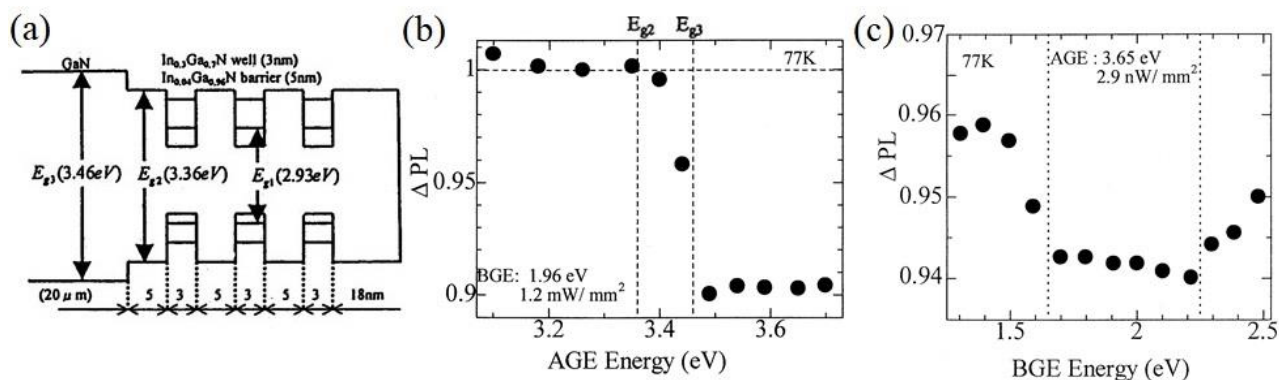


図 11 (a) InGaN-MQW のバンド図と I_N 値の(b) AGE および(c) BGE エネルギー依存性

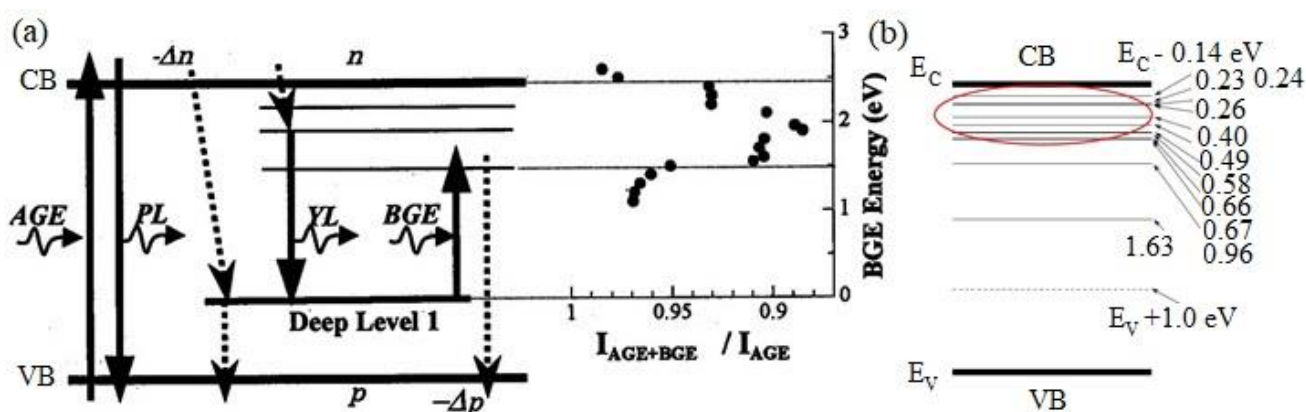


図 12 (a) I_N 値の変化から見た GaN 中の非発光再結合準位分布と(b) DLTS による準位分布の対応

(4-3) AlGaIn-MQW の非発光再結合準位

サファイア基板上に AlN テンプレート, 多層バッファ, Si-ドーパ n-AlGaIn (1.5 μ m), Al_xGa_{1-x}N 障壁 (8nm)/ Al_yGa_{1-y}N 井戸 (5nm) の 3 周期量子井戸, AlGaIn 多重量子障壁, Mg-ドーパ p-AlGaIn コンタクト層を成長温度 1140°C (試料 A), 1180°C (試料 B) で MOCVD 成長した. Al 組成は試料 A で $x=0.57, y=0.44$, 試料 B では $x=0.55, y=0.42$ であった. 4.66eV の AGE, 0.93~1.46eV の BGE を用いた 25K 近傍での I_N 値の BGE 光子密度依存性を調べた(図 13 (a)). 最も影響が大きいのは BGE エネルギー 1.46eV だが, 2 試料で差が見られないため, 次に影響の大きな 1.27eV に着目してシミュレーションを行った結果(同図(b)), 対応する非発光再結合準位の密度比は 1.5 であることを示した²³. より高効率の深紫外域光源を開発するため, 非発光再結合準位の評価と結晶成長条件の工夫が望まれる.

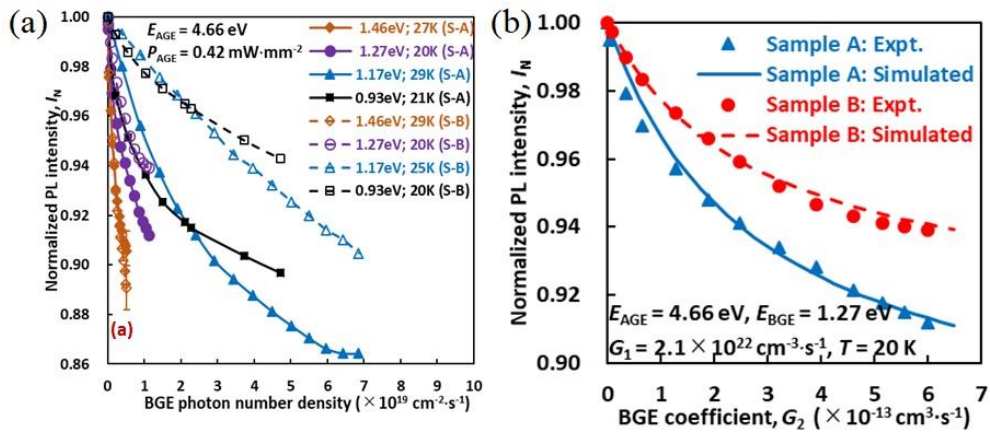


図13 (a) 2 試料での I_N 値の BGE 光子密度依存性と(b) 1.27 eV 準位に関するフィッティング結果

5. まとめ

2 波長励起 PL 法は, BGE 光照射による PL 強度変化からデバイス効率と信頼性を損なう非発光再結合準位を電極を用いずに非破壊検出・評価する. 純光学手法のため材料・デバイスのサイズによらず, また AGE および BGE 光源の選択により広範囲の物質に適用可能である. AGE 光子エネルギーで空間分布, BGE 光子エネルギーでエネルギー分布を, さらに PL 強度変化の BGE および AGE 光子密度依存性から検出準位の密度, 電子・正孔捕獲率等の非発光再結合パラメーターを調べることができるため, 材料物性の研究から結晶成長・素子化プロセスの最適化, 素子構造設計まで応用面でも重要な貢献が期待されている³⁷. 本稿では AlGaAs/GaAs-MQW, GaN, InGaN および AlGaIn-MQW の限られた実例を紹介したが, InAs 量子ドット^{17, 18}, GaAs-InGaAs トランジスタ¹⁹, N δ -ドープ GaAs²⁴ や GaPN²⁵ 等の中間バンド型半導体, Ba₃Si₆O₁₂N₂:Eu²⁺ 蛍光体²⁶ 等でも成果を挙げている. 地道な努力を通して光・電子材料・デバイスの効率を改善し寿命を延ばすことにより, 限られた地球環境を守り人類社会を支えるための貢献が期待される.

謝辞

本研究は著者が埼玉大学着任以来進めてきた研究の一部であり, 科学分析支援センター内の多くの機器とご関係各位のご尽力の下に行われた. また研究推進には文科省特別経費プロジェクト分, 日本学術振興会, 科学技術振興機構, 共同研究・奨学寄付企業, 産総研プロジェクト, 埼玉大学重点研究テーマ等の支援を受けてきた. 真摯に研究に取り組み共に成果を挙げてきた歴代の院生・学生諸氏を含めて, ご関係各位に厚く御礼申し上げる.

参考文献

- (1) H. C. Casey, Jr, and M. B. Panish, Heterostructure Lasers, Academic Press, USA, 1978, Ch. 3.
- (2) P. S. Zory, Jr., Quantum well Lasers, Academic Press, 1993.
- (3) M. J. Kelly, Low-Dimensional semiconductors, Clarendon Press, Oxford, UK 1995.
- (4) S. M. Sze and Kwok K. Ng, Physics of Semiconductor Devices, 3rd Ed., John Wiley & Sons, Inc. Hoboken, New Jersey, USA 2007.
- (5) S. J. Peaton, GaN and Related Materials II, Gordon and Breach Science Publishers, Amsterdam, The Netherlands 2000.
- (6) T. Kimoto, Jpn. J. Appl. Phys. 2015, 54, 040103.

- (7) E. W. Williams and H. B. Bebb, in *Semiconductors and Semimetals*, Vol. 8 (Eds: R. K. Willardson and A. C. Beer), Academic Press, New York and London, 1972, Chs. 4 and 5.
- (8) D. T. Stevenson, R. J. Keyes, *J. Appl. Phys.* 1955, 26, 190.
- (9) D. V. Lang, *J. Appl. Phys.* 1974, 45, 3023.
- (10) N. Kamata, S. Hirose and T. Kamiya, *Jpn. J. Appl. Phys.* 1982, 22, Suppl. 22-1, 311-314.
- (11) S. Patel, N. Kamata, E. Kanoh and K. Yamada, *Jpn. J. Appl. Phys.* 1991, 30 (5B), 914.
- (12) N. Kamata, E. Kanoh, T. Ohsaki and K. Yamada, *Mater Sci. Forum* 1993, 117-118, 345.
- (13) E. Kanoh, K. Hoshino, N. Kamata, K. Yamada, M. Nishioka and Y. Arakawa, *J. Luminescence* 1995, 63, 235.
- (14) N. Kamata, K. Hoshino, T. Uchida, K. Yamada, M. Nishioka and Y. Arakawa, *Superlatt. and Microstruc.* 1997, 22, 4, 521.
- (15) N. Kamata, *Recent Research Development in Quantum Electronics*, 1999, 1, 123.
- (16) K. Hoshino, J. M. Z. Ocampo, N. Kamata, K. Yamada, M. Nishioka, and Y. Arakawa, *Physica E* 2000, 7, 563.
- (17) N. Kamata, S. Saravanan, J. M. Z. Ocampo, P. O. Vaccaro, Y. Arakawa, *Physica B* 2006, 376-377, 849. InAs QD
- (18) Md. Dulal Haque, N. Kamata, T. Fukuda, Z. Honda, S. Yagi, H. Yaguchi and Y. Okada, *J. Appl. Phys.* 2018, 123, 161426.
- (19) T. Yamaguchi, A. Okamoto, T. Fukuda, T. Takada, T. Itatani and N. Kamata, *Int. Conf. on Solid State Devices and Materials* 2008, P-6-10, 516. InGaAs-HEMT
- (20) M. Julkarnain, T. Fukuda, N. Kamata and Y. Arakawa, *Appl. Phys. Lett.* 2015, 107, 212102.
- (21) M. Julkarnain, N. Kamata, T. Fukuda and Y. Arakawa, *Optical Materials* 2016, 60, 481.
- (22) J. M. Zanardi Ocampo, N. Kamata, K. Hoshino, K. Endoh, K. Yamada, M. Nishioka, and Y. Arakawa, *J. Lumin.* 2000, 87-89, 363.
- (23) M. I. Hossain, Y. Itokazu, S. kuwaba, N. Kamata, N. Maeda, and H. Hirayama, *Jpn. J. Appl. Phys.* 2019, 58, SCCB37.
- (24) Md. Dulal Haque, N. Kamata, S. Sato and S. M. Hubbard, *Jpn. J. Appl. Phys.* 2018, 57, 092302.
- (25) N. Kamata, M. Suetsugu, D. Haque, S. Yagi, H. Yaguchi, F. Karlsson, and Per-Olof Holz, *Phys. Stat. Sol. B* 2016, 254(2), 1600566.
- (26) T. Li, N. Kamata, Y. Kotsuka, T. Fukuda, Z. Honda, T. Kurushima, Trap and Nonradiative Centers in $\text{Ba}_3\text{Si}_6\text{O}_{12}\text{N}_2:\text{Eu}^{2+}$ Phosphors Observed by Thermoluminescence and Two-wavelength Excited Photoluminescence Methods, *Optics Express*, 2015, 23, pp. 16511-16516.
- (27) H. G. Grimmeis and B. Monemmar, *Phys. Stat. Sol.(a)* 1973, 19, 505.
- (28) B. Monemmar, and L. Samuelson, *Phys. Rev.* 1978, 18(2), 809.
- (29) M. Tajima, *Proc. 13th Int. Conf. on Defects in Semicond.*, L. C. Kimerling and J. M. Parsey Jr. (Eds.) 1984, 997.
- (30) H. D. Edmonds and A. W. Smith, *Appl. Phys. Lett.* 1973, 23, 382.
- (31) W. Shockley and W. T. Read, *Phys. Rev.* 1952, 87, 835.
- (32) R. Dingle, H. C. Stormer, A. C. Gossard, and W. Wiegmann, *Appl. Phys. Lett.* 1978., 33, 665.
- (33) N. Kamata, K. Kobayashi and T. Suzuki, *Inst. Phys. Conf. Ser.* 1986, 79, 691.
- (34) T. Ogino, and M. Aoki, *Jpn. J. Appl. Phys.* 1980, 19, 2395.

- (35) E. R. Glaser, T. A. Kennedy, K. Doverspike, L. B. Rowland, D. K. Gaskill, J. A. Freitas, M. Asif Khan, D. T. Olson, J. N. Kuznia, and J. A. Wickenden, *Phys. Rev. B*, 1995, 51, 13326.
- (36) E. Calleja, F. J. Sanchez, D. Basak, M. A. Sanchez-Garcia, E. Munoz, I. Izpura, F. Calle, J. M. G. Tijero, J. L. Sanchez-Rojas, B. Beaumont, P. Lereuzini and P. Gilbert, *Phys. Rev. B* 1997, 55, 4689.
- (37) N. Kamata, *Phys. Stat. Sol. B* 2020, Review Article, 2000370 (pp. 1-14).