半極性面 AlGaN 量子井戸を利用した 高効率深紫外発光素子の提案

市川修平*

陥(転位や不純物)が劇的に低減されつつある⁽⁴⁾.一方で,こ れらの結晶欠陥の低減が,LEDの外部量子効率をはじめと する光学特性の改善に大きくは寄与していないことが課題と なっている⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾.これまでの研究から,AlGaN系の半導体 におけるキラー欠陥が,Al空孔由来の点欠陥である可能性 が指摘されいる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾.Al空孔は転位や不純物等の欠陥とは 異なり,AlGaN結晶においてintrinsicな欠陥である点や, その形成エネルギーが非常に低いことから,低減の困難さが 課題となっている.つまり,AlGaN系半導体の発光効率の さらなる向上のためには,欠陥低減による非輻射再結合確率 減少に努めるプロセスに加えて,輻射再結合確率を増大させ るプロセスを同時に推進する必要があると言える.本稿で は,後者の研究一例について紹介する.

一般に AlGaN 系半導体では、バンドギャップエネルギー の大きな AlN 層でバンドギャップエネルギーの小さな Al-GaN 層を挟んだような AlGaN/AlN 量子井戸構造(QW)を作 製することで、活性層である AlGaN 層での発光効率の向上 を図っている.図1に示すように、AlN と GaN では(a 軸) 格子定数が2.4%も異なり(11),他の III-V 族半導体と比較し ても格子不整合が大きな系である特徴がある(AlAs と GaAs 間では0.14%程度⁽¹²⁾). このため AlGaN 系の QW では,下 地 AlN 層との格子定数差に伴って活性層内に圧縮歪みが生 じ、これにより誘起されるピエゾ分極によって井戸層の成長 方向に内部電界が発生する.この結果,活性層中の電子と正 孔の波動関数が空間的に分離され、輻射再結合確率が劇的に 低下することが知られている. この内部電界の大きさは井戸 層の形成方向(結晶成長方向)に強く依存し、従来から多く利 用されてきた極性面(0001)上の成長において、その値が最 も大きくなり、極性面に垂直な無極性面「(1100)や(1120)な ど]上の成長では理論的にゼロとなることが示されてい る⁽¹³⁾.しかし,結晶表面の構造に起因した成長条件の差異

* 大阪大学 超高圧電子顕微鏡センター;特任助教(〒567-0047 茨木市美穂ヶ丘 7-1) Highly Efficient Deep-UV Emitters Based on Semipolar AlGaN Quantum Wells; Shuhei Ichikawa(Research Center for Ultra-High Voltage Electron Microscopy, Osaka University, Ibaraki) Keywords: AlGaN, Semipolar, deep ultraviolet (DUV), strain, stimulated emission 2017年12月22日受理[doi:10.2320/materia.57.109]

1. はじめに

近年,窒化物半導体を利用した発光ダイオード(LED)や レーザダイオード(LD)の研究が盛んに進められており,様 々な波長域での発光素子が実現されている.2014年に日本 人3名がノーベル物理学賞を受賞する要因となった青色 LEDの開発は,InGaN系半導体を利用することにより達成 された.可視光領域のデバイスを担うInGaN系半導体に加 えて,波長200~300 nmの深紫外域で発光するデバイス用 材料として,同じ窒化物半導体であるAlGaN系半導体が近 年注目を集めている.現在,深紫外光源として水銀ランプ (波長253.7 nm)やArFエキシマレーザ(波長193 nm)等が 用いられているが,内包ガスの人体・環境への負荷が大きい 点やガス光源特有の効率の低さ・素子寿命の短さなどが大き な課題となっている.とくに一般照明用の高圧水銀ランプは,

2013年に採択された"水銀に関する水俣条約"(the Minamata Convention on Mercury)により,2021年以降の製造・輸出入の全面禁止が決定されている⁽¹⁾.殺菌や産業用の水銀ランプは,当面 LED 照明等による代替が困難であるため,現在の水俣条約では規制対象外であるものの,AlGaN 系半導体 LED による将来的な代替が期待されている.しかしながら,AlGaN 系半導体は,その物性の解明や結晶成長技術が発展途上の段階にある.AlGaN 量子井戸ベースの深紫外 LED の外部量子効率は未だ20%程度以下であり⁽²⁾,波長 300 nm 以下の LD も実現されていない現状にあるため,さらなる結晶成長技術の向上や基礎物性の解明が望まれている.

これまで AlGaN 系半導体は、サファイア基板上にヘテロ エピタキシャル成長される事が一般的であったが、近年の高 品質な AlN バルク基板の開発に伴い⁽³⁾、成長膜中の結晶欠



図1 窒化物半導体の格子定数およびバンドギャップ エネルギー.

から,無極性面上への高品質 QW の結晶成長が非常に難し いことが知られている⁽¹⁴⁾.そこで本研究では,内部電界の 低減と高品質結晶作製の双方を実現するために,従来の極性 面に代わる新たな結晶成長面として,極性面と無極性面の中 間の結晶面にあたる半極性面上への結晶成長を試みた.ま た,フォトルミネセンス(PL)測定を利用することで,実際 に作製した半極性面 QW における輻射再結合寿命の評価 と,その他の光学的特性の変化について解析した内容を紹介 する.また,実際の発光デバイス作製を考慮した光取り出し の観点から,光学的偏光度の適切な制御に基づいた半極性面 QW からの誘導放出を目指した取り組みについても述べる.

2. 半極性面量子井戸の結晶成長条件とその光学特性

上述のように、AlGaN 系半導体では高効率化の観点から、内部電界の抑制が期待できる非極性面(半極性面・無極 性面)上へのQW 作製が望まれている.しかしながら、従来 の極性面上への成長との成長条件の差異から、高品質な非極 性面 AlGaN QW は実現されていない現状にあった⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁹⁾. 本節では、高品質な半極性面 AlGaN/AlN QW の作製にむ けて取り組んだ下地 AlN 層の成長条件の最適化について述 べる.その後、作製した半極性面 QW と従来のc面 QW の 発光特性の差異について述べる.

(1) 半極性面成長における成長条件の最適化

本稿で使用する試料はすべて,有機金属気相成長法 (MOVPE)を用いて単結晶 AIN 基板上にエピタキシャル成 長することにより作製した.用いた AIN 基板は c 面, (1102)面(r 面⁽²⁰⁾),(1122)面の3種類である.成長温度 1200℃,V/III比217,成長圧力76 Torr の条件下で c 面 AIN ホモエピタキシャル膜を成長し,表面を原子間力顕微 鏡(AFM)により評価した[図2(a)].図2(a)に示すように, c 面 AIN 膜表面には1分子層高さのステップを有するステ ップーテラス構造が確認され,原子レベルで平坦な表面が得 られていることが分かる.また,その自乗平均粗さ(RMS)



図2 低圧条件下(76 Torr)で成長した AlN 膜の表面 AFM 像, (a) c 面 AlN 膜, (b) r 面 AlN 膜.

は 0.06 nm 程度であり、厚さ数ナノメートルの QW を作製 する上で十分高品質な AIN 膜が得られていることが分か る.一方で,同様の成長条件を用いて半極性面基板上にホモ エピタキシャル成長を行った際には、図2(b)に示すよう に,成長表面に多量のピット(~10⁸ cm⁻²)が出現し,著し い結晶性の悪化が観察された.これに伴い RMS 値も 59.8 nm と急増し、QW 作製が困難な状態であることが分かる. これらの結果は、結晶方位によって最適な成長条件が異なる 事を明示しており、高品質半極性面 QW 作製のためには、 成長条件の最適化が必要であることが分かる. 成長膜厚を変 化させながら表面観察を行ったところ、成長の初期段階でピ ットが生成され、成長膜厚の増加と共にピットが肥大化する ことが明らかになった.そこで、炉内圧力を変えることによ り、成長最表面に生成される成長核密度を制御し、成長初期 段階においてピット内部への核生成を促進させることでピッ トの消滅を試みた.図3に、成長圧力を変化させた際の r面 AINホモエピタキシャル膜の表面 AFM 像を示す.図よ り、成長圧力の増加に伴って形成されるピット密度が劇的に 減少することが明らかになった. これは成長圧力の増加によ って、表面に吸着した Al 原子のマイグレーションが適度に 抑制され,成長最表面に生成される AlN 成長核密度が増加 したために、ピット内部にも核生成が促進され、ピットが埋 没・消滅したためだと考えられる. また 500 Torr 成長時に おいて,ピット消滅後の RMS 値は 0.19 nm であり,これは r面の面間隔とほぼ同等であることから,原子レベルで平坦 な表面が得られていることがわかる. またこれらの結果は, 適切な成長核密度の制御によって,吸着 Al 原子の拡散抑制 下においても、ピット外部における2次元核成長が維持さ れることで、平坦領域が保たれることも同時に明示してい る. これらピットの生成・消滅に関する傾向は、 r 面以外の 半極性面成長時においても広く同様に観察され、高圧力下 (500 Torr)での成長により高品質な半極性面 AlN 膜が普遍 的に得られることを見出した.

そこで、以後の AlGaN/AlN QW 作製時においても、c 面上の成長では成長圧力を76 Torr に保ち、半極性面上の成長 では成長圧力を500 Torr に保った状態で結晶成長を行った.成長後の表面 AFM 像から、いずれの試料も原子レベル で平坦な表面を維持したまま QW 構造が作製されているこ



図3 r 面 AlN 薄膜の表面モフォロジーの成長圧力依 存性.





とが明らかになった. つづいて, 透過型電子顕微鏡(TEM) により QW 界面の構造評価を行った. r 面および(1122)面 AlGaN/AlN QW の断面 TEM 像を図4(a), (b)にそれぞれ 示す. 図4より, 非常に急峻な量子井戸界面が実現されて おり, 成長圧力の最適化によって高品質な半極性面 QW が 得られることが明らかになった⁽²¹⁾.

(2) 発光特性の比較

c面および半極性面上に作製した高品質 Al_{0.8}Ga_{0.2}N/AlN QW について PL 測定および時間分解 PL(TRPL) 測定を行 い,発光特性の比較を行った.励起光源には Ti:Sapp 4 倍 高調波レーザ(励起波長:210 nm)を用い,AlGaN 層のみを 選択励起した.また,測定はスクリーニングの影響が無視で きるような弱励起条件下(初期キャリア密度:0.95-5.0× 10^{14} cm⁻³)で行った.いずれの測定も,特に指定のない場合 は極低温下(6.5 K)で行ったものである.

各成長面 QW の PL ピークエネルギーの井戸幅依存性を 図 5 に示す.一般に,井戸幅の狭い試料の遷移エネルギー変 化は量子効果によって支配されるが,井戸幅が広い試料では その変化量が内部電界の大きさによって支配される.そこで 図 5 において,井戸幅が広い領域における PL ピークエネル ギーの変化量から,各面方位の QW における内部電界の大 きさを見積もった. c面, r面,(11 $\overline{2}2$)面 QW において,見 積もられる内部電界はそれぞれ,2.3,0.70,0.20 MV/cm であり,半極性面 QW の実現により量子井戸内に生じる内 部電界を1/3 以下にまで低減できていることが明らかにな った.

つづいて,図6(a)にこれら各量子井戸のピークエネルギ ー付近における TRPL 減衰曲線を示す.図より,c面QW における PL 強度の減衰に対して,半極性面QWにおける





図 6 各AlGaN/AlN QW における(a) 低温 TRPL 減衰 曲線と(b) 積分 PL 強度の温度依存性.

PL 強度の減衰が非常に速いことが分かる. この減衰曲線か ら見積もられるキャリア再結合寿命は、r面QWでは3.50 ns, (11**2**2)面QWでは0.54 nsであり, c面QWにおける 277 ns に対して非常に短いキャリア寿命であった. これら キャリア寿命について井戸幅依存性を観察すると、見積もら れるキャリア寿命は井戸幅と共に増大することが明らかにな った.この過程は、内部電界の影響をより強く受ける広井戸 幅のQWにおいて、輻射再結合寿命が長寿命化する傾向と 合致している.これらの結果から、本測定において見積もら れたキャリア寿命は、輻射再結合過程の影響を主に受けた寿 命であると考えられる. つまり、本測定結果はc面QWと 比較して半極性面 QW における輻射再結合確率が著しく増 大したことを示唆するものである. また,図6(b)に積分PL 強度の温度依存性を示す.図より、いずれの温度領域におい ても、半極性面QWからの発光がc面QWからの発光に比 べて非常に強く、また温度上昇に伴って生じる PL 強度の低 下(熱消光)も弱いことが分かる.図6(a)(b)は、半極性面 QW では内部電界が抑制されたことで、輻射再結合寿命が 著しく短くなり、発光効率が向上したことを明示する結果で あるといえる. また内部電界の影響をより受けにくい井戸幅 の狭い QW においても(井戸幅約 1.5 nm), 半極性面 QW か らの強発光(室温付近で c 面 QW 比75倍以上)が確認され, 半極性面 QW の高い光学的優位性が示された.また,井戸 幅約 4.5 nm の各面方位の QW について,低温条件下(6.5 K)で得られた PL スペクトルを図7 に示す.図より, c面 QW の発光に比べて半極性面 QW の発光は線幅が非常に狭



図7 各 AlGaN/AlN QWの低温 PL スペクトル.

いことが分かる.これは、半極性面QWにおいて内部電界 が低減されたことで、構造的揺らぎ(井戸幅ゆらぎや組成揺 らぎなど)が発光エネルギーの分布に与える影響が抑制され たためだと考えられる⁽²²⁾.上記のように、内部電界の抑制 は、発光再結合確率の増大以外の光学的特性の改善にも大き く寄与することが明らかとなった⁽²³⁾.

3. 光学的偏光度の制御

これまでは、内部量子効率の向上にむけた高品質半極性面 QW 実現に向けた取り組みを紹介してきた. しかし実際の デバイス構造作製時には、光取り出し効率も考慮した構造設 計が必要になる.具体的には,LED 構造作製時は表面方向 への光取り出しを促進する必要があり、LD 構造の作製時に は, 劈開ミラーを利用した誘導放出が望まれるために, 劈開 面方向への光取り出しが求められる. これら光取り出し方向 には,光学的偏光度(前者は面外偏光度,後者は面内偏光度) の果たす役割が非常に大きく、その制御はデバイス作製時に おいて重要な位置づけにある. AlGaN 系の半導体では, AlN と GaN の価電子帯最上位バンドが異なる⁽²⁴⁾⁻⁽³⁰⁾ことか ら(それぞれ結晶場分裂正孔バンドと重い正孔バンド),組成 や量子井戸幅, 歪み等の影響によって偏光度が大きく変化す る⁽¹⁴⁾⁽³¹⁾.とくに半極性面成長では、結晶の性質上の問題か ら、劈開ミラーの作製方向が一意に決定されるため、面内偏 光度のより正確な制御が不可欠となる.本節では、半極性面 QW の面内偏光度を適切に制御することで、未だ報告例の ない光ポンピングによる半極性面 QW からの誘導放出を目 指して行った研究内容について述べる.

端面からの光取り出しに関してr面 AlGaN/AlN QW を例 にとると、(1 $\overline{1}$ 00)面(a面)を共振器端面とした光取り出しが 望まれる.したがって、表面からの発光が $E//[1\overline{1}$ 01]に強く 偏光している必要がある.一方で、偏光度の制御に加えて、 発光波長の選択や高効率発光も同時に実現する必要がある. これまでの実験・計算結果から、広い井戸幅は輻射再結合確 率の低下を招くことが明らかになっているため、高い発光効 率を維持しながら発光波長を制御するためには、狭い井戸幅 (1.5 nm 程度)を保ちつつ Al 組成を変化させる事が望ましい と言える.そこで、井戸幅を 1.5 nm 程度に保った際の、r



(a) 面内偏光度の Al 組成依存性, (b) Al 組成 50%における偏光 PL 測定結果.

面 AlGaN/AlN QW における面内偏光度の Al 組成依存性を 図8(a)に示す.このとき面内偏光度σは

$$\rho = \frac{I_{[11\bar{2}0]} - I_{[1\bar{1}01]}}{I_{[11\bar{2}0]} + I_{[1\bar{1}01]}},$$

のように定義した. I_i はi方向偏光した表面発光強度を示している. 図より, Al 組成が20%程度以上であればE//[1Ī01]に偏光した発光が実現できることが明らかとなった. これは計算結果とほぼ一致する結果である. そこで,光ポンピング用の試料としてr面 Al_{0.5}Ga_{0.5}N/AlN QW(井戸幅~1.5 nm)を作製した. 図8(b)に作製した試料の偏光 PL 測定の結果を示す. 図より,強くE//[1Ī01]に偏光していることが分かり, a面からの光取り出しが可能であることを示している.

つづいて,作製したr面 $Al_{0.5}Ga_{0.5}N/AlN QW$ に対して, シリンドリカルレンズを用いて ArF エキシマレーザ(λ: 193 nm)をストライプ状に集光し, a 面からの発光を観測し た(@11 K). この際, 劈開により共振器を作製し, キャビ ティ長は2mmとした.図9(a)に各励起強度における発光 スペクトルを示す.図より,強励起条件下において,波長 250 nm で誘導放出が観測されていることが分かる. 図 9(b) に示す PL 強度と発光半値幅の励起強度依存性の結果から, 閾値励起密度はおよそ500 kW/cm²であることが分かっ た. これらの結果は、半極性面 AlGaN/AlN QW からの誘 導放出の観測に初めて成功した例である.一方で、閾値励起 密度に関しては更なる改善が望まれる値であった.現在のと ころ、劈開ミラーにおけるミラーロスが閾値を律速している ものと考えており、今後は誘電体多層膜ミラーによる端面コ ーティングを利用した反射率の向上によって低閾値化が可能 であると考えている.

4. まとめ

本稿では、高効率深紫外発光素子の実現に向けた取り組み として、半極性面 AlGaN/AlN QW の結晶成長、内部電界 評価、キャリア再結合寿命評価、光学的偏光度制御に関する 研究を紹介した、半極性面 AlN 基板上の MOVPE 成長で は、従来の極性面上の成長よりも高圧力下で結晶成長を行 い、適切に核生成密度を制御することで、原子レベルで平坦



 図 9 r 面 Al_{0.5}Ga_{0.5}N/AlN QW(井戸幅~1.5 nm)における(a)自然放出・誘導放出スペクトル,(b)PL 強度および発光線幅の励起強度依存性.

な高品質膜が得られることが明らかになった.作製した半極 性面 QW における内部電界は,従来の極性面 QW と比較し て1/3 以下にまで低減されており,輻射再結合寿命の短寿 命化と著しい発光強度の増大をもたらした(室温で75倍以 上).さらに,面内偏光度を制御することで,半極性面 QW からの深紫外域での誘導放出を初めて実現し,高効率深紫外 発光デバイス作製にむけて,半極性面 AlGaN QW の優位性 を十分に示す結果が得られた.

本稿にて紹介した研究内容は、京都大学大学院工学研究科 の川上養一教授のご指導の下,船戸充准教授に貴重なご助言 を頂きながら遂行した研究成果である.この場をお借りして 両氏に深く御礼申し上げます.また,研究にて使用した単結 晶r面 AlN 基板を提供頂きました JFE ミネラル株式会社に 感謝申し上げます.末筆ながら,本稿を執筆する機会を下さ った関係各位に深く謝意を表する.

文 献

- United Nations Environment Programme: http://www. mercuryconvention.org, (2013).
- (2) T. Takano, T. Mino, J. Sakai, N. Noguchi, K. Tsubaki and H. Hirayama: Appl. Phys. Express, 10(2017), 031002.
- (3) R. Dalmau, B. Moody, R. Schlesser, S. Mita, J. Xie, M. Feneberg, B. Neuschl, K. Thonke, R. Collazo, A. Rice, J. Tweedie and Z. Sitar: J. Electrochem. Soc., 158 (2011), H530–H535.
- (4) M. Funato, K. Matsuda, R. G. Banal, R. Ishii and Y. Kawakami: Appl. Phys. Express, 5(2012), 082001.
- (5) J. R. Grandusky, S. R. Gibb, M. C. Mendrick, C. Moe, M. Wraback and L. J. Schowalter: Appl. Phys. Express, 4(2011), 082101.
- (6) T. Kinoshita, K. Hironaka, T. Obata, T. Nagashima, R. Dalmau, R. Schlesser, B. Moody, J. Xie, S. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu and Z. Sitar: Appl. Phys. Express, 5(2012), 122101.
- (7) J. R. Grandusky, J. Chen, S. R. Gibb, M. C. Mendrick, C. G. Moe, L. Rodak, G. A. Garrett, M. Wraback and L. J. Schowalter: Appl. Phys. Express, 6 (2013), 032101.
- (8) T. Kinoshita, T. Obata, T. Nagashima, H. Yanagi, B. Moody, S. Mita, S. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu and Z. Sitar: Appl. Phys. Express, 6(2013), 092103.
- (9) S. F. Chichibu, H. Miyake, Y. Ishikawa, M. Tashiro, T.

Ohtomo, K. Furusawa, K. Hazu, K. Hiramatsu and A. Uedono: J. Appl. Phys., **113**(2013), 213506.

- (10) S. F. Chichibu, K. Hazu, Y. Ishikawa, M. Tashiro, T. Ohtomo, K. Furusawa, A. Uedono, S. Mita, J. Xie, R. Collazo and Z. Sitar: Appl. Phys. Lett., **103**(2013), 142103.
- (11) I. Vurgaftman and J. R. Meyer: J. Appl. Phys., **94**(2003), 3675–3696.
- (12) Z. R. Wasilewski, M. M. Dion, D. J. Lockwood, P. Poole, R. W. Streater and A. J. SpringThorpe: J. Appl. Phys., 81 (1997), 1683–1694.
- (13) T. Takeuchi, S. Sota, M. Katsuragawa, M. Komori, H. Takeuchi, H. Amano and I. Akasaki: Jpn. J. Appl. Phys., 36 (1997), L382–L385.
- (14) M. Funato, K. Matsuda, R. G. Banal, R. Ishii and Y. Kawakami: Phys. Rev. B, 87 (2013), 041306.
- (15) N. Okada, N. Kato, S. Sato, T. Sumii, N. Fujimoto, M. Imura, K. Balakrishnan, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, T. Takagi, T. Noro and A. Bandoh: J. Cryst. Growth, **300**(2007), 141–144.
- (16) K. Balakrishnan, M. Lachab, H. C. Chen, D. Blom, V. Adivarahan, I. Ahmad, Q. Fareed and M. A. Khan: Phys. Stat. Solidi (a), 208 (2011), 2724–2729.
- (17) J. Stellmach, F. Mehnke, M. Frentrup, C. Reich, J. Schlegel, M. Pristovsek, T. Wernicke and M. Kneissl: J. Cryst. Growth, 367 (2013), 42–47.
- (18) K. Ueno, A. Kobayashi, J. Ohta and H. Fujioka: Phys. Stat. Solidi (a), **207**(2010), 2149–2152.
- (19) K. Ueno, A. Kobayashi, J. Ohta, H. Fujioka, H. Amanai, S. Nagao and H. Horie: Phys. Stat. Solidi (RRL), 3(2009), 58–60.
- (20) 岩崎洋介,永田俊郎,秋山秀敏,中村啓一郎:信学技報,114 (no. 338) (2014), 1-4.
- (21) S. Ichikawa, Y. Iwata, M. Funato, S. Nagata and Y. Kawakami: Appl. Phys. Lett., 104 (2014), 252102.
- (22) C. Bodin, R. Andre, J. Cibert, L. S. Dang, D. Bellet, G. Feuillet and P. H. Jouneau: Phys. Rev. B, 51 (1995), 13181–13186.
- (23) S. Ichikawa, M. Funato and Y. Kawakami: Proc. of SPIE, 9748 (2016), 97480U.
- (24) R. Ishii, A. Kaneta, M. Funato and Y. Kawakami: Phys. Rev. B, 87 (2013), 235201.
- (25) R. Ishii, A. Kaneta, M. Funato, Y. Kawakami and A. A. Yamaguchi: Phys. Rev. B, 81(2010), 155202.
- (26) M. Suzuki, T. Uenoyama and A. Yanase: Phys. Rev. B, 52 (1995), 8132–8139.
- (27) S. H. Wei and A. Zunger: Appl. Phys. Lett., 69(1996), 2719– 2721.
- (28) J. Li, K. B. Nam, M. L. Nakarmi, J. Y. Lin, H. X. Jiang, P. Carrier and S. H. Wei: Appl. Phys. Lett., 83(2003), 5163– 5165.
- (29) E. Silveira, J. A. Freitas, O. J. Glembocki, G. A. Slack and L. J. Schowalter: Phys. Rev. B, **71**(2005), 041201.
- (30) G. Rossbach, M. Feneberg, M. Roppischer, C. Werner, N. Esser, C. Cobet, T. Meisch, K. Thonke, A. Dadgar, J. Blasing, A. Krost and R. Goldhahn: Phys. Rev. B, 83(2011), 195202.
- (31) R. G. Banal, M. Funato and Y. Kawakami: Phys. Rev. B, 79 (2009), 121308.



市川修平

- - 課程修了 博士(工学) 学位取得

專門分野:結晶成長,半導体電子·光物性

〇ワイドギャップ半導体の結晶成長・光物性評価を通じたキャリア再結合過程評価に関する研究に従事. 現在は光電子分光測定等の電子状態解析にも取り組みつつ活動中.
