

AlGaIn/GaN ヘテロ界面に形成される2次元電子ガスの光学的特性

福山敦彦¹⁾・有村光生²⁾・井上麻衣子³⁾・矢野伊織³⁾
當瀬智之⁴⁾・境健太郎⁵⁾・碓哲雄⁶⁾

Optical Properties of two dimensional electron gases at AlGaIn/GaN hetero-structure interface

Atsuhiko FUKUYAMA, Mitsuo ARIMURA, Maiko INOUE, Iori YANO,
Tomoyuki TOUSE, Kentaro SAKAI, and Tetsuo IKARI

Abstract

AlGaIn/GaN hetero-structures have attracted much attention for their novel device applications. It is also known that a two-dimensional electron gas (2DEG) layer is formed by an accumulation of carriers due to a strong piezoelectric field in a distorted AlGaIn layer at the interface. For the optical properties of the 2DEG, only a few reports on the photoluminescence (PL) measurements were published. No thorough discussion of the carrier transition mechanism is studied yet. We have then carried out the PL and surface photovoltage (SPV) measurements. Although the observed 2DEG signals in the PL spectra disappeared above 50K, SPV signal still existed even in the room temperature spectra. Since the SPV can detect the additional photo-induced electric field, the transition mechanism including carrier drift and accumulation can be discussed. The activation energy for the electron occupation was estimated at 9.3 meV from the SPV spectra. Therefore, the quantized level located 50meV, which is calculated by the PL results, below the conduction band may not directly contribute the signal. The Fermi energy in the quantum well should take into account for further discussion.

Key Words:

2DEG, AlGaIn/GaN, Photoluminescence, Surface photovoltage spectroscopy, carrier recombination

1. はじめに

III族窒化物半導体であるGaNやAlNは、SiやGaAs

などに比べてバンドギャップが大きく、更に絶縁破壊電界や電子の飽和ドリフト速度、熱伝導度が大きいといった優れた物性値を有している。つまり次世代のエレクトロニクスデバイスに不可欠な高温・高周波数・高出力動作などの点で、従来のSiやGaAs材料では原理的に実現不可能な領域で動作するデバイス実現に必要な物性的特徴を有している。とりわけ、III族窒化物半導体の特徴は大きな圧電性を有することである。この圧電電界に付け加えて、AlGaIn/GaNヘテロ接合界面では、格子不整合に起因

- 1) 材料物理工学科准教授
- 2) 電気電子工学専攻大学院生
- 3) 応用物理学専攻大学院生
- 4) 材料物理工学科学部生
- 5) 産学連携センター助教
- 6) 電気電子工学科教授

する大きなピエゾ電界が発生する¹⁾。その結果、AlGaIn/GaNヘテロ界面には故意に不純物をドーピングしなくても高濃度な2次元電子ガス(2DEG)が形成される。この2DEGを利用した高電子移動度トランジスタ(HEMT)やヘテロバイポーラトランジスタ(HBT)といった次世代の高速電子デバイスの開発が盛んに行われている。既にこれらデバイス用にサファイア基板上にAlGaIn/GaNヘテロ接合を形成させたエピタキシャルウエハが市販されているが、このウエハを用いて作製されたGaN系デバイス特性には大きなばらつきがあり、2DEGの更なる物性理解を含めた市販ウエハの特性改善が必要である。本研究では、光励起キャリアの発光再結合過程を検出するフォトルミネッセンス(PL)法と、光励起キャリアによる表面ポテンシャルの変化を検出する表面光起電力(SPV)法を用いて2DEGの光学的特性を研究し、デバイス特性にどのような影響を及ぼすかを考察した。

2. 実験方法

本研究で用いたサンプルはGaN-HEMT向けに市販されている2種類のウエハから切り出したものを用いた。2種類ともに、サファイア(0001)基板上にAlNバッファ層(厚さ350 nm)、GaN層(2000 nm)およびAlGaIn層(Al組成比=0.25, 30 nm)を有機金属気相成長(MOVPE)法で成長させたものである。二つのサンプル#Aと#BはGaN層とAlGaIn層の成長条件が異なることが分かっている。二つのサンプル間で2DEG濃度に大きな違いは無いが、これらウエハを用いてGaN-HEMTを試作した結果、#Bの方が良好なデバイス特性を示した。

PL測定は、He-Cdレーザー(波長325 nm)を励起光源として用い、発光再結合信号を光電子増倍管で検出した。サンプルをクローズドサイクル式のクライオスタット内に設置し、10 K~室温の温度範囲で測定した。一方のSPV測定はXeランプ光源をチョッパーにより断続光にした後、分光器で任意の単色光に分光させてサンプル表面に照射した。サンプルとAlメッシュ電極の間に0.5 mm程度の真空層を設け、発生したポテンシャル変化(電位差)を測定した。SPVの測定は液体窒素冷却型クライオスタットを用いて、80 K~室温の温度範囲で測定した。

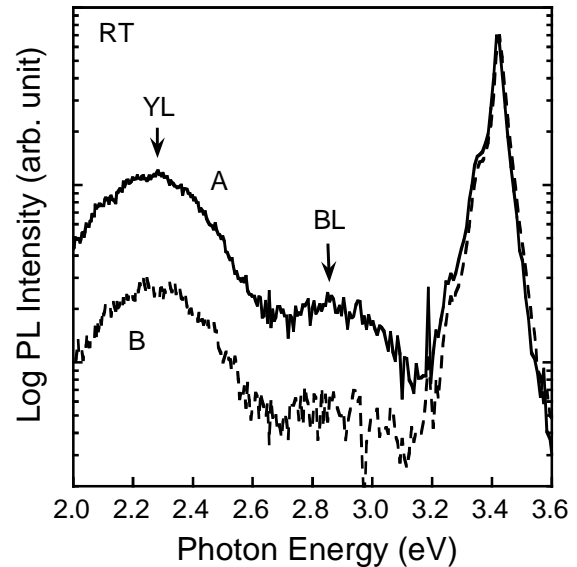


図1 室温でのPLスペクトル。

3. 実験結果と考察

3.1 室温のPLスペクトル

図1に室温におけるPLスペクトルを示す。主に3つの領域で発光ピークが観測されており、そのうち高エネルギー側約3.42 eVはGaNのバンド端付近の発光と考えられる。図1はこのピークで強度合せを行った。文献^{2,4)}より、2.27 eV付近の幅広いPL信号(Yellow Luminescence: YL)はGaN伝導帯からGa空孔起因の深いアクセプターへの発光遷移、一方の2.86 eV付近の幅広いPL信号(Blue Luminescence: BL)はGaN中の深いドナーアクセプター準位間の発光遷移である。これら深い準位に関連したPLピーク強度比から、サンプル#Bの結晶品質が良好だと考えられる。デバイス試作の結果からも#Bの方が良好であったことが示されており、深い欠陥準位の存在がデバイス特性劣化に大きく関与していることが分かった。なお、AlGaIn層のバンドギャップはAlモル比0.25の時3.91 eV⁵⁾で、励起光レーザーエネルギー3.81 eVより低いため、AlGaIn層起因の発光信号は観測されていないと判断できる。また、AlGaIn/GaN接合界面に存在する2DEGに起因した発光信号は観測されおらず、そのため低温でのPL測定を実施した。

3.2 低温のPLスペクトル

図2にサンプル#Aの10 KにおけるPLスペクトルを示す。フォトンエネルギー約3.4 eVにおいて、GaN中の自由励起子発光^{3,4)}である FE_A 、 $FE_A(n=2)$ 、 FE_B

表1 10KにおけるPLピークエネルギー位置.

サンプル	単位は eV					
	DBE	FE _A (n=1)	FE _B	FE _A (n=2)	E _g (計算値)	R (計算値)
#A	3.477	3.483	3.491	3.500	3.506	0.023
#B	3.483	3.488	3.496	3.506	3.512	0.023

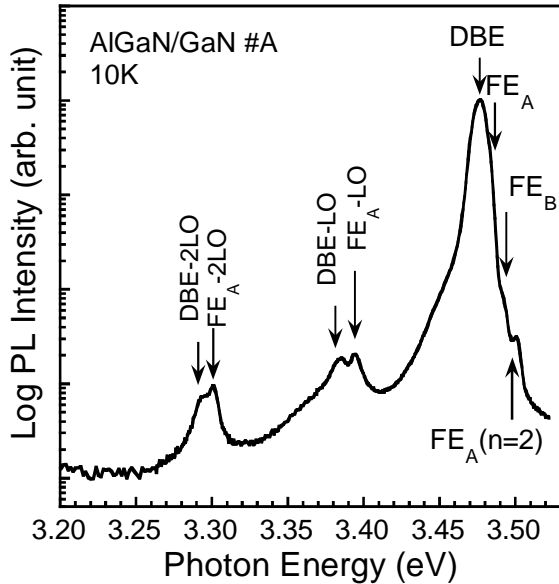


図2 10 Kでの PL スペクトル.

が明確に観測された。ドナー束縛励起子(DBE)ピークの裾に位置するため、そのエネルギー位置の同定には2 meV程度の誤差を含んでいるが、FE_AとFE_Bのエネルギー差はスピン軌道相互作用の縮退が解けて分離した値8 meV³⁾とよく一致した。また、GaNのLOフォノンエネルギー約90 meV^{2,3)}だけ低いエネルギー位置には、フォノンレプリカFE_A-LOとFE_A-2LOも観測された。DBE起因発光についても、そのLOフォノンレプリカDBE-LOとDBE-2LOを伴って観測された。2つのサンプルのFEおよびDBE関連PLのエネルギー位置を表1にまとめた。

表1には、FE_Aの基底状態n=1と励起状態n=2のエネルギー位置を以下の式⁶⁾

$$E_n = E_g - \frac{R}{n^2} \quad (1)$$

に代入して算出した、励起子結合エネルギーRとGaNのバンドギャップエネルギーE_gも示した。ここで、E_nは量子化された励起子結合エネルギーで、nは整数(n=1, 2, 3...)である。サンプル#BではE_g=3.512 eVと算出され、これはGaNバルクの値である

3.512 eV⁷⁾に一致した。一方、サンプル#AではR以外のすべての値において約6 meV低い値となった。後述するSPVにおいても同様な結果が得られており、このずれはなんらかの物性情報を反映した結果と考えられる。詳細は議論中である。

図3に示すサンプル#BのPLスペクトルでは、10 Kにおいて2DEGに関連したブロードなピークが3.461と3.387 eV付近に観測された。これらはGaN膜およびAlGaIn膜には観測されない発光信号で、図4に示すような発光メカニズムが提案されている^{8, 9)}。高エネルギー側3.461 eVの発光ピークは、AlGaIn/GaN界面の三角ポテンシャル内に量子化されたE₂サブバンド内電子とGaN平坦領域内正孔の発光再結合によるものである。AlGaInとGaNの格子不整合に起因するピエゾ電界のために界面には強い内部電界が存在し、励起レーザーで形成された正孔はGaN平坦領域へドリフトされ、界面近傍は空乏層化している。そのためE₂サブバンド内電子とGaN平坦領域内正孔の再結合は実空間で間接的に起きることになり、図3に示すようにブロードな発光スペクトルとなる⁹⁾。また、サンプル#Bにおいて、表1で

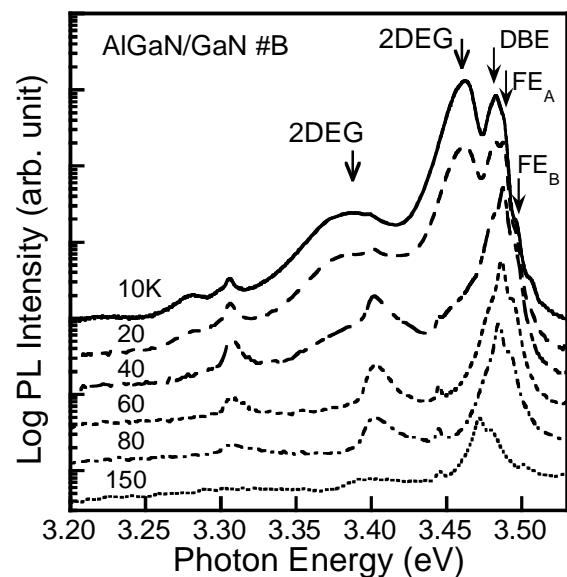


図3 サンプル#BのPLスペクトル温度変化.

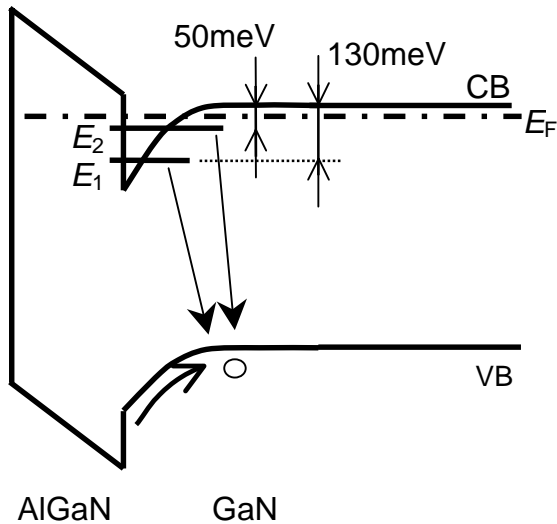


図4 2DEG 関連発光メカニズム.

算出した GaN の $E_g = 3.512$ eV と E_2 サブバンドの発光ピーク位置 (3.461 eV) のエネルギー差から, E_2 サブバンドは GaN の伝導帯底から約 50 meV 下に位置すると考えられる。同様にして, 低エネルギー側 3.387 eV のピークは E_1 サブバンド内電子と GaN 平坦領域内正孔の発光再結合によるもので, E_1 サブバンドは GaN の伝導帯底から約 130 meV 下に位置すると考えられる。 E_1 サブバンドの波動関数の染み出しは E_2 サブバンドより短いことから, E_2 サブバンドの発光ピークと比較して, よりブロードになる。

図3にはサンプル#BのPLスペクトル温度変化も示す。温度上昇で2DEG関連発光は急激に信号強度が減少し, 60Kではほとんど観測されていない。この理由は, 温度上昇により E_2 および E_1 サブバンド内の電子が GaN 伝導帯へ熱的に励起され, GaN 平坦領域でFEあるいはDBEとして再結合するためである。以上のような理由から, 室温でのPL測定では2DEGに関する発光信号を検出することは不可能である。

一方, サンプル#Aでは2DEG関連発光はほとんど観測されていない。2つのサンプル間で2DEG濃度に大きな差が無いことから, 三角ポテンシャル内サブバンドの状態密度はほぼ同じと考えられる。ただし, なんらかの原因で三角ポテンシャル深さが浅くなったり内部電界が減少すれば, 低温においてもサブバンド内の電子が GaN 平坦領域へ熱励起され, その結果図3のような2DEG関連の発光が観測されないことが考えられる。この場合, GaN 平坦領域に熱

励起された電子はFEあるいはDBEで再結合する。

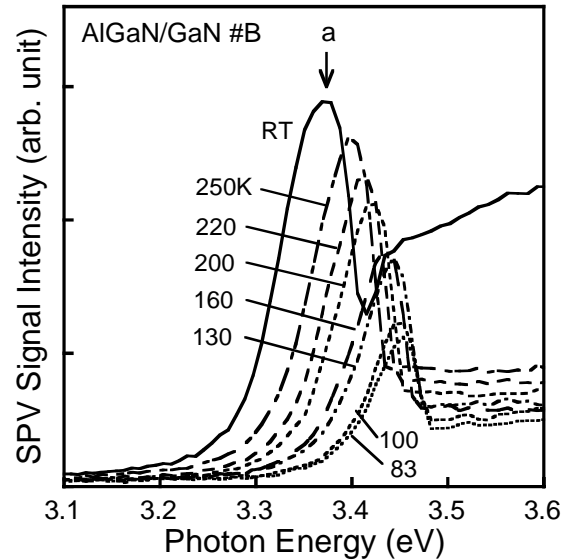


図5 サンプル#BのSPVスペクトル.

図1から明らかなように, サンプル#Aには深い欠陥準位が多く存在するため, GaNの結晶品質が悪化し, 自発分極あるいはpiezo分極の低下を引き起こす。これが三角ポテンシャル形状に影響を及ぼしたと考えられる。

3.3 SPVスペクトル

前節において, PL測定は2DEG評価の有力な評価法であることが示されたが, 60K以上でその信号が観測されないため, 室温での簡便な評価には利用できないことも示された。そこで, 光励起キャリアの表面蓄積によるポテンシャル変化を測定できるSPV法を用いた2DEGの評価を行った。図5にサンプル#BのSPVスペクトルの温度依存性を示す。検出光はサンプル膜側から透明電極を通して照射した。室温において3.36 eV付近にSPVピーク(以後, aピーク)が観測された。このピークaは室温におけるGaNの $E_g = 3.43$ eVよりも約50 meV低エネルギー側に位置しており, 前節のPLスペクトル測定の結果から, 三角ポテンシャル内の E_2 サブバンドに起因していると考えられる。

SPV信号の発生には検出光照射によって光励起キャリアが形成されるプロセスが必要となり, 電子遷移先である高エネルギー状態には電子が存在しない空の状態であることが必須である。室温SPVスペクトルに E_2 サブバンドに起因したピークが観測されたということは, 室温において E_2 サブバンドに電子が

存在しないことを示唆しており、言い換えると、フェルミエネルギー E_F が E_2 サブバンドよりも下に位置していることを示唆している。

図5にはまた、SPV スペクトルの温度依存性も示した。図から明らかのように、 E_2 サブバンド起因のSPV ピークは、温度低下とともに高エネルギー側にシフトしながらその強度が減少する。温度低下によるSPV ピークの高エネルギー側へのシフトは、GaNの E_g の温度変化によるものであり、Varshiniの式に基づく予測値⁷⁾の傾向と良く一致した。一方、aピーク強度の減少は、 E_2 サブバンドの電子占有率が温度低下で増加していることを示している。そこで、aピーク強度の温度変化をアレニウスプロットすることで、 E_2 サブバンドの電子占有に必要な活性化エネルギーを算出した(図6)。図より、 E_2 サブバンドの電子占有に必要な活性化エネルギー、つまり電子占有エネルギー ΔE は9.3 meVと見積もられた。このエネルギーの物理的意味は以下のように考えることが出来る。つまり、温度低下によって E_2 サブバンドが電子で占有されるために必要なエネルギーであることから、この ΔE は、フェルミエネルギー E_F と E_2 サブバンドのエネルギー差と解釈することが可能である。

前節の、低温PL測定で2DEGに起因する発光信号が観測されなかったサンプル#Aに対しても、aピークとほぼ同じエネルギー位置にSPVピークが観測された。ただし、表1で示したように、そのaピークのエネルギー位置も約6 meVほど低エネルギー側にずれており、この原因については未だ明らかではない。

サンプル#Bで実施した解析手法と同様に、サンプル#Aで観測されたaピークの温度依存性を測定し、その強度変化をアレニウスプロットした。その結果、 $\Delta E = 12.0$ meVと見積もることが出来た。サンプル#Aの場合、低温PL測定において2DEG起因の発光ピークが観測されなかったことから、三角ポテンシャル内サブバンドの位置を同定することが出来なかった。そのため、 E_F よりも12.0 meV下に位置するのが E_1 あるいは E_2 サブバンドのどちらなのかは、本研究では言及できなかった。

4. まとめ

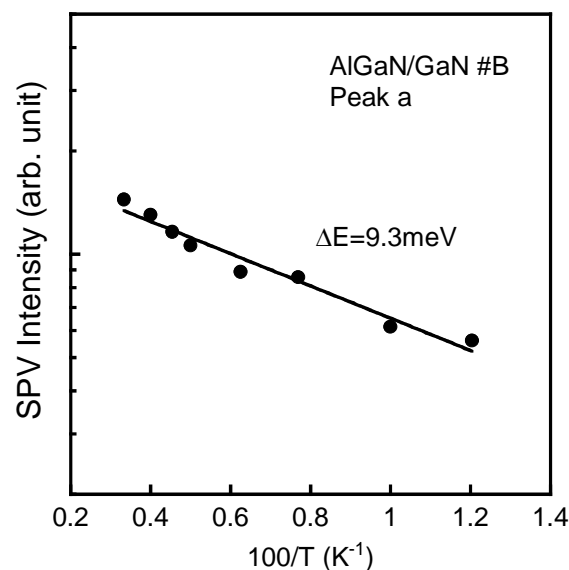


図6 aピークのアレニウスプロット。

本研究では、光励起キャリアの発光再結合過程を検出するPL法と、光励起キャリアによる表面ポテンシャルの変化を検出するSPV法を用いて2DEGの光学的特性を研究し、デバイス特性にどのような影響を及ぼすかを考察した。室温PL測定より、低エネルギー側に観測された深い欠陥準位起因のPL信号の相対強度が大きい場合には、GaN-HEMTのデバイス特性が劣化することが分かった。また、デバイス特性が良好であったサンプル#Bでは、低温10 Kにおいて三角ポテンシャル内の離散化したサブバンドに起因する発光信号を明確に検出し、そのPLピークエネルギー位置からサブバンドエネルギーを見積もることが出来た。ただし、60 K以上の温度では2DEG起因の発光信号は観測されず、PL法による2DEG評価には極低温測定が必須であることも示された。

SPV測定では、室温においてもサブバンド起因のSPVピークを観測できた。その強度の温度変化から、サブバンドの電子占有に要するエネルギーを、サンプル#Aで12.0, サンプル#Bで9.3 meVと見積もった。このエネルギーは、三角ポテンシャル内サブバンドとフェルミエネルギー E_F のエネルギー差を表していると結論付けた。同一ウエハによるGaN-HEMT試作の結果から、サンプル#Bの方が良好な特性を示したが、この試作結果と、本SPV解析から得られた結果の間にどのような関係があるかについては、今回明らかに出来なかった。AlGaIn層およびGaN層の成長条件をいくつか変化したサンプルを用意したより詳細な測定および解析が必要である。

参考文献

- 1) 赤崎勇 : III 族窒化物半導体 (培風館、1999 年)
- 2) M. A. Reshchikov and H. Morkoc: *J. Appl. Phys.* **97**, 061301 (2005).
- 3) S. Chichibu, H. Okumura, S. Nakamura, G. Feuillet, T. Azuhata, T. Sota, and S. Yoshida: *Jpn. J. Appl. Phys.* **36**, 1976 (1997).
- 4) B. Monemar: *Materials Science and Engineering B* **59**, 122 (1999).
- 5) D. Brunner, H. Angerer, E. Bustarret, F. Freudenberg, R. Hopler, R. Dimitrov, O. Ambacher, and M. Stutzmann: *J. Appl. Phys.* **82**, 5090 (1997).
- 6) 岡本紘 : 超格子構造の光物性と応用 (コロナ社、1988 年)
- 7) M. O. Manasreh: *Phys. Rev. B* **53**, 16425 (1996).
- 8) J. P. Bergman, T. Lundstrom, and B. Monemar: *Appl. Phys. Lett.* **69**, 3456 (1996).
- 9) H.-S. Kwack, Y.-H. Cho, G. H. Kim, M. R. Park, D. H. Youn, S. B. Bae, K. S. Lee, Jae-Hoon Lee, Jung-Hee Lee, T. W. Kim, T. W. Kang, and Kang L. Wang: *Appl. Phys. Lett.* **87**, 041909 (2005).