

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5096677号
(P5096677)

(45) 発行日 平成24年12月12日(2012.12.12)

(24) 登録日 平成24年9月28日(2012.9.28)

(51) Int.Cl. F I
 HO 1 L 29/06 (2006.01) HO 1 L 29/06 6 O 1 W
 HO 1 L 21/20 (2006.01) HO 1 L 21/20
 HO 1 L 21/205 (2006.01) HO 1 L 21/205

請求項の数 17 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2005-512863 (P2005-512863)	(73) 特許権者	506115514
(86) (22) 出願日	平成15年12月11日(2003.12.11)		ザ リージェンツ オブ ザ ユニバーシ ティ オブ カリフォルニア
(65) 公表番号	特表2007-524983 (P2007-524983A)		アメリカ合衆国 カリフォルニア州 94 607 オークランド フランクリン ス トリート 1111 トゥエルフス フロ ア
(43) 公表日	平成19年8月30日(2007.8.30)	(73) 特許権者	503360115
(86) 国際出願番号	PCT/US2003/039355		独立行政法人科学技術振興機構
(87) 国際公開番号	W02005/064643		埼玉県川口市本町四丁目1番8号
(87) 国際公開日	平成17年7月14日(2005.7.14)	(74) 代理人	100089635
審査請求日	平成18年12月8日(2006.12.8)		弁理士 清水 守
前置審査			

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 非極性 (A l、B、I n、G a) N量子井戸

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

窒化物半導体デバイスを形成する方法であって、以下：

(a) 1以上の非極性窒化ガリウム(GaN)層を基板上に成長させることにより、非極性面である非極性GaN層の成長表面を得る工程；および

(b) 1以上の非極性III族窒化物層を、該非極性GaN層の成長表面上に成長させ、少なくとも1つの非極性量子井戸を形成する工程であって、同じ放射波長で、非極性量子井戸の光ルミネセンス(PL)ピーク強度に要求される量子井戸幅が、極性c面量子井戸の光ルミネセンス(PL)ピーク強度に要求される量子井戸幅よりも大きい工程、を包含する方法。

【請求項2】

請求項1に記載の方法であって、ここで最大放射強度が、50より大きい非極性量子井戸の量子井戸幅と関連する、方法。

【請求項3】

前記非極性量子井戸が、最適量子井戸幅約52を有する、請求項1に記載の方法。

【請求項4】

請求項1に記載の方法であって、ここで前記GaN層の抵抗性の性質が、室温でのバンド端放射を抑制し、前記量子井戸からのみの放射を生じる、方法。

【請求項5】

請求項1に記載の方法であって、前記基板がr-面サファイア基板である、方法。

【請求項 6】

請求項 1 に記載の方法であって、ここで前記成長工程 (a) が：

- (1) 前記基板をアニールする工程；
 - (2) 該基板の上に窒化物ベースの核生成層を堆積させる工程；
 - (3) 該核生成層の上に前記 GaN 層を成長させる工程；および
 - (4) 窒素過圧下で該 GaN 層を冷却する工程、
- を包含する、方法。

【請求項 7】

請求項 1 に記載の方法であって、ここで前記成長工程が、有機金属化学気相成長法 (MOCVD)、分子線エピタキシー (MBE)、液相エピタキシー (LPE)、水素化学気相
10
エピタキシー (HVPE)、昇華およびプラズマ昇進化学気相成長法 (PECVD) を含む群より選択される方法により実施される、方法。

【請求項 8】

請求項 1 に記載の方法を使用して製造されるデバイスであって、前記非極性量子井戸を含む発光活性層を有するオプトエレクトロニクスデバイスである、デバイス。

【請求項 9】

基板の上に成長する 1 以上の非極性窒化ガリウム (GaN) 層と、該 GaN 層の成長表面上に成長される、1 以上の非極性 III 族窒化物層から形成される 1 以上の非極性量子井戸
20
とからなる窒化物半導体デバイスであって、ここで該窒化物半導体デバイスが、以下：

(a) 1 以上の非極性窒化ガリウム (GaN) 層を基板の上に成長させ、非極性面である
20
該非極性 GaN 層の成長表面を得る工程；および

(b) 1 以上の非極性 III 族窒化物層を、該非極性 GaN 層の成長表面から成長させ、
少なくとも 1 つの非極性量子井戸を形成する工程であって、同じ放射波長で、該非極性量子井戸の光ルミネセンス (PL) ピーク強度に要求される量子井戸幅が、極性 c 面量子井戸の光ルミネセンス (PL) ピーク強度に要求される量子井戸幅より大きいことを特徴とする工程、を使用して製造される、デバイス。

【請求項 10】

窒化物半導体デバイスであって、

(a) 基板上で成長し、非極性面である非極性 GaN 層の成長表面を得る 1 以上の非極性
30
窒化ガリウム (GaN) 層；および

(b) 該非極性 GaN 層の成長表面上に成長し、少なくとも 1 つの非極性量子井戸を形成する 1 以上の非極性 III 族窒化物層から形成される 1 以上の非極性量子井戸、を含み、同じ放射波長で、前記非極性量子井戸の光ルミネセンス (PL) ピーク強度に要求される量子井戸幅が、極性 c 面量子井戸の光ルミネセンス (PL) ピーク強度に要求される量子井戸幅より大きい、デバイス。

【請求項 11】

前記非極性量子井戸の前記量子井戸幅が約 20 ~ 約 70 の範囲である、請求項 1 記載の方法。

【請求項 12】

前記非極性量子井戸が 1 以上の GaN 井戸層および 1 以上の AlGaIn バリア層を含み、
40
該バリア層はドーパント濃度が $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のシリコンをドープされる、請求項 1 記載の方法。

【請求項 13】

最大放射強度が 50 より大きい非極性量子井戸の量子井戸幅と関連する、請求項 10 記載のデバイス。

【請求項 14】

前記非極性量子井戸が、最適幅 52 を有する、請求項 10 記載のデバイス。

【請求項 15】

前記基板が r - 面サファイア基板である、請求項 10 記載のデバイス。

【請求項 16】

10

20

30

40

50

前記非極性量子井戸の前記量子井戸が、約20 ~ 約70 の範囲の幅を有する、請求項10記載のデバイス。

【請求項17】

前記非極性量子井戸が1以上のGa_{1-x}N_x井戸層および1以上のAl_{1-y}Ga_yNバリア層を含み、該バリア層はドーパント濃度が $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のシリコンをドーブされる、請求項10記載のデバイス。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

(関連出願の相互参照)

10

本出願は、以下の同時継続特許出願および同一人に譲渡された特許出願の一部継続出願である：

国際特許出願第PCT/US03/21918号(2003年7月15日出願、Benjamin A. Haskell、Michael D. Craven、Paul T. Fini、Steven P. DenBaars、James S. SpeckおよびShuji Nakamura、発明の名称「GROWTH OF REDUCED DISLOCATION DENSITY NON-POLAR GALLIUM NITRIDE BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY」、代理人整理番号30794.93-WO-U1、この出願は、米国仮特許出願番号第60/433,843号(2002年12月16日出願、Benjamin A. Haskell、Michael D. Craven、Paul T. Fini、Steven P. DenBaars、James S. SpeckおよびShuji Nakamura、発明の名称「GROWTH OF REDUCED DISLOCATION DENSITY NON-POLAR GALLIUM NITRIDE BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY」、代理人整理番号30794.93-US-P1)の優先権を主張する)；

20

国際特許出願第PCT/US03/21916号(2003年7月15日出願、Benjamin A. Haskell、Paul T. Fini、Shigemasa Matsuda、Michael D. Craven、Steven P. DenBaars、James S. SpeckおよびShuji Nakamura、発明の名称「GROWTH OF PLANAR, NON-POLAR A-PLANE GALLIUM NITRIDE BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY」、代理人整理番号30794.94-WO-U1、この出願は、米国仮特許出願番号第60/433,844号(2002年12月16日出願、Benjamin A. Haskell、Paul T. Fini、Shigemasa Matsuda、Michael D. Craven、Steven P. DenBaars、James S. SpeckおよびShuji Nakamura、発明の名称「TECHNIQUE FOR THE GROWTH OF PLANAR, NON-POLAR A-PLANE GALLIUM NITRIDE BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY」、代理人整理番号30794.94-US-P1)の優先権を主張する)；

30

40

米国特許出願番号第10/413,691号(2003年4月15日出願、Michael D. CravenおよびJames S. Speck、発明の名称「NON-POLAR A-PLANE GALLIUM NITRIDE THIN FILMS GROWN BY METALORGANIC CHEMICAL VAPOR DEPOSITION」、代理人整理番号30794.100-US-U1、この出願は、米国仮特許出願第60/372,909号(2002年4月15日出願、Michael D. Craven、Stacia Keller、Steven P. DenBaars、Tal Margalith、James S. Speck、Shuji NakamuraおよびUmesh K. Mishra、発明の名称「NON-POLAR GALLIUM NITRIDE BASED THIN FILMS AND HETEROS

50

TRUCTURE MATERIALS」、代理人整理番号30794.95-US-P1)の優先権を主張する)；

米国特許出願番号第10/413,690号(2003年4月15日出願、Michael D. Craven、Stacia Keller、Steven P. DenBaars、Tal Margalith、James S. Speck、Shuji NakamuraおよびUmesh K. Mishra、発明の名称「NON-POLAR (Al, B, In, Ga) N QUANTUM WELL AND HETEROSTRUCTURE MATERIALS AND DEVICES、代理人整理番号30794.101-US-U1、この出願は、米国仮特許出願番号第60/372,909号(2002年4月15日出願、Michael D. Craven、Stacia Keller、Steven P. DenBaars、Tal Margalith、James S. Speck、Shuji NakamuraおよびUmesh K. Mishra、発明の名称「NON-POLAR GALLIUM NITRIDE BASED THIN FILMS AND HETEROSTRUCTURE MATERIALS」、代理人整理番号30794.95-US-P1)の優先権を主張する)；

10

米国特許出願番号第10/413,913号(2003年4月15日出願、Michael D. Craven、Stacia Keller、Steven P. DenBaars、Tal Margalith、James S. Speck、Shuji NakamuraおよびUmesh K. Mishra、発明の名称「DISLOCATION REDUCTION IN NON-POLAR GALLIUM NITRIDE THIN FILMS」、代理人整理番号30794.102-US-U1、この出願は、米国仮特許出願番号第60/372,909号(2002年4月15日出願、Michael D. Craven、Stacia Keller、Steven P. DenBaars、Tal Margalith、James S. Speck、Shuji NakamuraおよびUmesh K. Mishra、発明の名称「NON-POLAR GALLIUM NITRIDE BASED THIN FILMS AND HETEROSTRUCTURE MATERIALS」、代理人整理番号30794.95-US-P1)の優先権を主張する)；

20

これら出願の全ては、本明細書中に参考として援用される。

【0002】

30

(1. 発明の分野)

本発明は、半導体材料、方法およびデバイスに関し、より具体的には、非極性(AI、B、In、Ga)N量子井戸に関する。

【背景技術】

【0003】

(2. 関連技術の説明)

(注記：本出願は、本明細書全体にわたって示したような多くの異なる刊行物を、1以上の参照番号により参照する。これらの参照番号によって整理されたこれらの異なる刊行物の一覧表は、以下の表題「参考文献」の節に見出され得る。これらの刊行物の各々は、本明細書中に参考として援用される)。

40

【0004】

現在、技術水準における窒化物ベースのエピタキシャルデバイス構造が、熱力学的に安定なウルツ鉱(AI、Ga、In)N単位セルの極性c軸に沿って成長させられる。窒化物の強い分極率(polarization constant) [非特許文献1]に起因して、ヘテロ構造内の界面分極不連続は、強い内部電場を生成する固定シート電荷に関連する。これらの「組込み(built-in)」分極誘導電場は、量子井戸活性領域を使用するオプトエレクトロニクスデバイスの性能を制限する。詳細には、電子の空間的分離および内部磁界により生じる正孔波動関数(すなわち、量子閉じ込めシュタルク効果(QCSE))は、遷移の振動子強度を減少させ、最終的に、量子井戸の再結合効率を制限する [非特許文献2]。非極性方向に沿った窒化物結晶の成長は、窒化物ベースの量子構造を

50

生成する有効な手段を提供する。この窒化物ベースの構造は、極性軸が薄膜の成長面内に存在するので、これらの強い分極誘導電場より影響を受けない。

【0005】

【数1】

(1 $\bar{1}$ 00)

m面Ga_{0.9}N_{0.1}/AlGa_{0.9}N_{0.1}多重量子井戸(MQW)構造は、アルミン酸リチウム基板を使用してプラズマ補助分子線エピタキシ(MBE)によって最初に実証された[非特許文献3]。この最初の実証以来、水素化物気相エピタキシ(HVPE)により成長した何にも支持されていない(free-standing)m面Ga_{0.9}N_{0.1}構造は、続いての、MBE[非特許文献4]および有機金属化学気相成長法(MOCVD)[非特許文献5]の両方によるエピタキシャルなGa_{0.9}N_{0.1}/AlGa_{0.9}N_{0.1} MQWの成長のために使用された。m面に加えて、研究の努力により、MBE[非特許文献6]およびMOCVD[非特許文献7]の両方によりr面サファイア基板上に成長したa面Ga_{0.9}N_{0.1}/AlGa_{0.9}N_{0.1} MQW構造が調べられている。これらの構造の光学的特性評価は、非極性量子井戸は分極誘導電場により影響を受けないということを示している。

【0006】

本発明は、Ga_{0.9}N_{0.1}量子井戸幅に対するa面Ga_{0.9}N_{0.1}/AlGa_{0.9}N_{0.1} MQW放射の依存を記載する。さらに、MOCVD成長a面MQWおよびMOCVD成長c面MQWに対するGa_{0.9}N_{0.1}井戸幅の範囲の研究は、非極性配向に独特な放射特性の指標を提供する。

【非特許文献1】F. Bernardini, V. FiorentiniおよびD. Vanderbilt, 「Phys. Rev.」1997年, 第B56巻, R10024

【非特許文献2】T. Takeuchi, H. AmanoおよびI. Akasaki, Jpn. 「J. Appl. Phys.」2000年, 第39巻, 第413号

【非特許文献3】P. Waltereit, O. Brandt, A. Trampert, H. T. Grahn, J. Menniger, M. Ramsteiner, M. ReicheおよびK. H. Ploog, 「Nature」, 2000年, 第406巻, 第865号

【非特許文献4】A. Bhattacharyya, I. Friel, S. Iyer, T. C. Chen, W. Li, J. Cabalu, Y. Fedyunin, K. F. Ludwig, T. D. Moustakas, H. P. Maruska, D. W. Hill, J. J. Gallagher, M. C. ChouおよびB. Chai, 「J. Cryst. Growth」, 2003年, 第251巻, 第487号

【非特許文献5】E. Kuokstis, C. Q. Chen, M. E. Gaevski, W. H. Sun, J. W. Yang, G. Simin, M. A. Khan, H. P. Maruska, D. W. Hill, M. C. Chou, J. J. GallagherおよびB. Chai, 「Appl. Phys. Lett.」, 2002年, 第81巻, 第4130号

【非特許文献6】H. M. Ng, 「Appl. Phys. Lett.」, 2002年, 第80巻, 第4369号

【非特許文献7】M. D. Craven, S. H. Lim, F. Wu, J. S. SpeckおよびS. P. DenBaars, 「Appl. Phys. Lett.」, 2002年, 第81巻, 第469号

【発明の開示】

【課題を解決するための手段】

【0007】

(発明の要旨)

本発明は、非極性a面Ga_{0.9}N_{0.1}/(Al、B、In、Ga)_{0.9}N_{0.1}多重量子井戸(MQW)を製造する方法を記載する。この点に関して、a面MQWは、有機金属化学気相成長法(MOCVD)により適切なGa_{0.9}N_{0.1}/サファイアテンプレート層上に成長し、井戸の幅は20

10

20

30

40

50

～70 の範囲である。a面MQWからの室温光ルミネセンス(PL)放射エネルギーは、自己無頓着ポアソン-シュレディンガー(self-consistent Poisson-Schrodinger(SCPS))計算を使用してモデリングされた井戸型傾向を伴った。最適PL放射強度は、a面MQWについて52 の量子井戸幅で得られる。

【0008】

ここで、同様の参照番号が全体にわたって対応する部分を表す図面を参照する。

【0009】

(発明の詳細な説明)

以下の好ましい実施形態の記載において、参照は、本明細書の一部を形成する添付の図面に対してなされ、ここでは、本発明が実施され得る特定の実施形態が例示によって示される。他の実施形態が利用され得、構造の変更が本発明の範囲から逸脱することなくなされ得ることが理解される。

【0010】

(概要)

非極性窒化物ベースの半導体結晶は、極性窒化物ベースの量子構造の挙動を支配する分極誘導電場の効果を受けない。ウルツ鉱窒化物単位の分極軸は極性窒化物結晶の成長方向に対して平行に整列しているため、内部電場は、極性窒化物ヘテロ構造に存在する。これらの「組込み」電場は、技術水準におけるオプトエレクトロニクスおよび電子デバイスの性能に対して、有害な影響を有する。窒化物結晶を非極性方向に沿って成長させることにより、分極誘導電場により影響を受けない量子構造が実現される。目的の量子井戸のエネルギーバンドのプロフィールは成長方向に依存して変化するので、異なる科学的原理が、高性能の非極性量子井戸を設計するために適用されなければならない。本発明は、最適化された非極性量子井戸を生成するために使用される設計原理を記載する。

【0011】

(プロセス工程)

図1は、本発明の好ましい実施形態に従って量子井戸を形成する方法の工程を例示するフローチャートである。本方法の工程は、a面GaN/r面サファイアテンプレート層上に非極性a面GaN/AlGaN MQWを成長させる。

【0012】

ブロック100は、垂直閉鎖空間シャワーヘッドMOCVDリアクター中へのサファイア基板のローディングを表す。この工程に関して、サファイアr面の+/-2°内で結晶学的に配向した表面を有するエピレディ(epi-ready)サファイア基板は、商業的業者から入手され得る。ex-situ調製は、MOCVDリアクター中へのサファイア基板のローディングの前に実施される必要はないが、サファイア基板のex-situ洗浄は、予防手段として使用され得る。

【0013】

ブロック102は、高温(>1000)においてインサイチュ(in-situ)でサファイア基板をアニールする工程を表し、これは、原子スケールでサファイア表面の品質を改善する。アニール後、基板温度は、続いての低温核生成層堆積のために低下される。

【0014】

ブロック104は、サファイア基板上の緩衝層として、薄い低温低圧窒化物ベースの核生成層を堆積させる工程を表す。そのような層は、c面(0001)窒化物半導体のヘテロエピタキシャルな成長に一般的に使用される。好ましい実施形態では、上記核生成層は、約400~900 および1気圧で堆積された1~100ナノメートル(nm)のGaNから構成されるが、これに限定されない。

【0015】

核生成層を堆積させる工程の後、リアクターの温度は、高温にまで上昇され、ブロック106は、上記基板上に堆積された上記核生成層上に、約1.5μmの厚さまで、意図的

10

20

30

40

50

ではなくドーピングした (unintentionally doped (UID)) a面 GaN層を1回以上成長させる工程を表す。高温の成長条件としては、約1100の成長温度、0.2気圧以下の成長圧、30 $\mu\text{mol}/\text{分}$ のGa流速、および40,000 $\mu\text{mol}/\text{分}$ のN流速が挙げられるが、これらに限定されず、これらによって、約1300のV/III比を提供する。好ましい実施形態では、III族供給源およびV族供給源として使用される前駆物質は、トリメチルガリウム、アンモニアおよびジシランであるが、代替の前駆物質が井戸として使用され得る。さらに、成長条件は、本発明の範囲から逸脱することなく、異なる成長速度(例えば、5 /秒と9 /秒との間)を生成するために変化され得る。

【0016】

高温での成長工程が完了すると、ブロック108は、窒素過圧下でエピタキシャルなa面GaN層を冷却する工程を表す。

【0017】

最後に、ブロック110は、1つ以上の(A1、B、In、Ga)N層がa面GaN層上に成長される工程を表す。好ましくは、これらの成長層は、約 $2 \times 10^8 \text{ cm}^{-3}$ のSi濃度でドーピングされた約100 Al_{0.16}Ga_{0.84}Nバリアを含む。さらに、上のブロックは、必要に応じて繰り返され得る。一例では、ブロック110は、幅が約20 ~ 約70の範囲名UID GaN井戸を形成するために10回繰り返された。

【0018】

(実験結果)

非極性窒化物量子井戸について、フラットエネルギーバンドプロフィールが存在し、そして上記QCSEは、存在しない。従って、非極性量子井戸放射は、極性量子井戸と比較して異なる傾向に従うと考えられる。第1に非極性量子井戸は、改善された再結合効率を示し、そしてより厚い量子井戸からの強い放射が可能である。さらに最適化非極性量子井戸放射に要求される量子井戸幅は、極性量子井戸より大きい。

【0019】

以下は、量子井戸幅の関数としてのc面構造と比較した、非極性GaN/(約100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWの室温PL特性を記載する。本方法を達成するために、10ピリオドのa面MQW構造およびc面のMQW構造は、約20 ~ 70の範囲の井戸幅を有して、MOCVDにより、上記適切なGaN/サファイアテンプレート層上に同時に再成長した。

【0020】

3軸様式でのCuK₁放射を使用してPhilips MRD XPERT PRO T^M回折計でなされたHRXRD測定[9]の運動学的解析は、量子井戸次元およびバリア組成物を確認した。He-Cdレーザー(励起電力密度、約10W/cm²)の325nm線を使用した室温連続波(c-w)PL分光分析を、MQW放射性質を特徴づけるのに使用した

図2は、同時に再成長したa面69 GaN/96 Al_{0.16}Ga_{0.84}N MQWスタックおよびc面72 GaN/98 Al_{0.16}Ga_{0.84}N MQWスタックのHRXRDスキャンの図である。さらに上記量子井戸次元に加えて、上記HRXRDプロフィールは、衛星ピークのFWHMによるMQW界面品質の定性的な比較を提供する。

【0021】

a面構造およびc面構造の回折格子表面上に軸がある(on-axis)2 - のスキャンを、それぞれGaN

【0022】

【数2】

(11 $\bar{2}$ 0)

および(0004)反射について行った。X線プロフィールの解析は、上記Al_xGa_{1-x}

10

20

30

40

50

x Nバリアのアルミニウムの組成と上記量子井戸次元（井戸厚さおよびバリア厚さ）の両方を与え、それは同時に成長した a 面サンプルおよび c 面サンプルについて 7 % 以内で一致し、MOCVD 成長スキームが質量輸送により制限されることを示す。両方の HRXRD プロフィールが、GaN 層からの強い反射に加えて、二次元超格子（SL）ピークを示す。SL ピークの FWHM は、量子井戸界面の品質 [10] の定性的な計量を提供する；従って、図 2 に示されるスキャンから、a 面 MQW の界面品質が、c 面サンプルの界面品質より劣っているという結論がなされ得る。a 面 MQW 構造品質の解析（[9] に記載）は、a-GaN テンプレートからの MQW を通して拡大する高い貫通転位密度にもかかわらず、鋭い界面を示した。c 面と比較して、より高い貫通転移（TD）密度および a 面成長の増加した表面の粗さは、おそらく a 面 MQW 界面のより大きな粗さおよび SL ピークの広がりの原因である。さらに、a 面 TD 密度は c 面 TD 密度より約 2 桁大きいと考えられる。

10

【0023】

図 3 (a) および図 3 (b) は、約 20 ~ 約 70 の範囲の井戸幅を有する (a) a 面 GaN / (100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N) MQW および (b) c 面 GaN / (100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N) MQW の室温 PL スペクトルのグラフである。各図面の垂直の灰色の線は、バルクの GaN バンド端を示す。

【0024】

結晶配向に依存せずに、MQW PL 放射は量子閉じ込めが減少して、量子井戸幅が増加するにつれて、長波長側にシフトする（同等に、PL 放射が減少する）。

20

【0025】

特に、a 面 MQW の放射エネルギーは、上記井戸幅が増加するにつれて、確実にバルク GaN バンド端に近づくが、それを越えて赤色シフトはしない。UID a-GaN フィルムの抵抗性の性質が、図 3 (a) で見られるように、室温でのバンド端放射を抑制し、量子井戸からのみの放射を生じる。

【0026】

逆に、c 面 MQW 放射エネルギーは、上記 GaN 量子井戸幅が 38 から 50 に増加する場合、GaN バンド端より下に赤色シフトする。50 より広い極性 GaN 井戸について、下にある GaN からの PL 放射のみが、検出された。c-GaN 緩衝放射の外観は、c 面テンプレートが、a 面テンプレートより最初からの点欠陥密度がより低いことを意味する。さらに、黄色バンド放射が、非極性 MQW および極性 MQW の両方について観察された；従って、深い捕獲準位の本来の性質は、おそらく a 面形態を維持するのに必要な成長条件であって、非極性配向の特性ではない。

30

【0027】

PL 放射スペクトル、放射エネルギーおよび放射強度の 2 つの主な特性は、量子井戸幅の関数として図 4 および図 5 にまとめられている。放射エネルギーは、量子閉じ込め効果に起因する井戸幅の増加につれて、放射エネルギーは減少する。

【0028】

図 4 は、a 面 MQW および c 面 MQW の室温 PL 放射エネルギーの井戸幅依存性のグラフである。研究された全ての量子井戸幅に関して、上記 a 面 MQW 放射は、バルク GaN バンド端に関して青色シフトし、その青色シフトは、量子閉じ込めが量子井戸の基底状態エネルギーを上げて井戸幅を減少させるにつれて、増加する。上記 a 面 MQW 放射エネルギー傾向は、図 4 における点線で示されるように井戸型 SCP S 計算 [11] を使用して正確にモデル化される。理論と実験との間の一致は、非極性 MQW からの放射が分極誘導電場により影響されないことを確認する。この一致にもかかわらず、理論的モデルは、15 ~ 35 meV 量子井戸幅を減少させる実験的データを、益々過大評価する。その逸脱する傾向は、GaN / AlGaN MQW の井戸幅が減少するにつれて励起子結合エネルギーの予測される増加 [12, 13] により説明され得る。何故なら励起子結合エネルギーは、SCP S モデルでは説明できないからである。逆に、図 4 は、井戸幅が増加するにつれて c 面 MQW 放射における劇的な赤色シフトを示し、QCSE [14 ~ 18] により規定

40

50

された広く観察される傾向である。具体的に、c面MQWの実験的放射エネルギー傾向は、Grandjeanら[13]により提唱された極性QW基底状態のモデルと一致する。実験データを挿入して、約43より大きなGaN井戸幅を有するc面MQWからの放射は、バルクGaNバンド端より下である。井戸厚さが増加することは、量子井戸内の電荷キャリアの空間的分離を増加し、再結合効率が、MQW放射がもはや観察されなくなるまで減少する(50より広い井戸)。a面(107 GaN)/(101 Al_{0.25}Ga_{0.75}N)MQWからの以前に報告された放射[9]は、非極性MQWについての改善された量子効率のさらなる証拠を提供する。

【0029】

図5は、a面成長配向およびc面成長配向の両方に関するGaN量子井戸幅の関数としてプロットされた正規化された室温PL放射強度のグラフである。それぞれの配向に関するデータは、別々に正規化され、従ってa面MQWおよびc面MQWの相対強度間の直接的な比較は、不可能である。上記テンプレート層の微細構造品質は、実質的に異なるので、a面MQW放射強度とc面MQW放射強度との直接的比較は、決定的ではない。

【0030】

最大a面MQW放射強度は、52の最適量子井戸幅と関連し、一方、最大c面放射強度は28幅井戸で観察される。QCSEの結果として、最適放射強度は、AlGaNバリア層[13]の厚さおよび組成に依存して、比較的薄い極性GaN量子井戸(20~35)から得られる。厚い井戸における減少する再結合効率と、ヘテロ界面における増加する非放射性遷移および薄い井戸[19]の外側の電子波動関数の拡張に起因する減少する再結合とのバランスが、最適c面井戸幅を決定する。逆に、非極性MQWはQCSEを受けていないので、上記最適井戸幅は、材料品質、界面の粗さおよび励起子ボア半径により決定されることが予測される。a面構造の界面の粗さがc面より大きいのが、非極性配向の有利な効果は明白である。また、改善された非極性表面および界面品質で、最適井戸幅は、おそらくこれらのサンプルから観察される最適幅からシフトすることには注目すべきである。

【0031】

10

20

【化1】

参考文献

以下の参考文献は、本明細書に参考として援用される：

1. F. Bernardini, V. Fiorentini,およびD. Vanderbilt, Phys. Rev. B 56, R10024 (1997).
2. T. Takeuchi, H. Amano,およびI. Akasaki, Jpn. J. Appl. Phys. 39, 413 (2000).
3. P. Waltereit, O. Brandt, A. Trampert, H. T. Grahn, J. Menniger, M. Ramsteiner, M. Reiche,およびK. H. Ploog, Nature 406, 865 (2000). 10
4. A. Bhattacharyya, I. Friel, S. Iyer, T. C. Chen, W. Li, J. Cabalu, Y. Fedyunin, K. F. Ludwig, T. D. Moustakas, H. P. Maruska, D. W. Hill, J. J. Gallagher, M. C. Chou,およびB. Chai, J. Cryst. Growth 251, 487 (2003).
5. E. Kuokstis, C. Q. Chen, M. E. Gaevski, W. H. Sun, J. W. Yang, G. Simin, M. A. Khan, H. P. Maruska, D. W. Hill, M. C. Chou, J. J. Gallagher,およびB. Chai, Appl. Phys. Lett. 81, 4130 (2002). 20
6. H. M. Ng, Appl. Phys. Lett. 80, 4369 (2002).
7. M. D. Craven, S. H. Lim, F. Wu, J. S. Speck,およびS. P. DenBaars, Appl. Phys. Lett. 81, 469 (2002).
8. B. P. Keller, S. Keller, D. Kapolnek, W. N. Jiang, Y. F. Wu, H. Masui, X. Wu, B. Heying, J. S. Speck, U. K. Mishra,およびS. P. Denbaars, J. Electron. Mater. 24, 1707 (1995).
9. M. D. Craven, P. Waltereit, F. Wu, J. S. Speck,およびS. P. DenBaars, Jpn. J. Appl. Phys., Part 2 42, L235 (2003). 30
10. G. BauerおよびW. Richter, Optical characterization of epitaxial semiconductor layers (Springer Verlag, Berlin, New York, 1996).
11. I. H. Tan, G. L. Snider, L. D. Chang,およびE. L. Hu, J. Appl. Phys. 68, 4071 (1990).

【0032】

【化2】

12. P. Bigenwald, P. Lefebvre, T. Bretnagnon, および B. Gil, Phys. Stat. Sol. B 216, 371 (1999).
13. N. Grandjean, B. Damilano, S. Dalmaso, M. Leroux, M. Laugt, および J. Massies, J. Appl. Phys. 86, 3714 (1999).
14. N. Grandjean, J. Massies, および M. Leroux, Appl. Phys. Lett. 74, 2361 (1999). 10
15. I. Jin Seo, H. Kollmer, J. Off, A. Sohmer, F. Scholz, および A. Hangleiter, Phys. Rev. B 57, R9435 (1998).
16. R. Langer, J. Simon, V. Ortiz, N. T. Pelekanos, A. Barski, R. Andre, および M. Godlewski, Appl. Phys. Lett. 74, 3827 (1999).
17. G. Traetta, A. Passaseo, M. Longo, D. Cannoletta, R. Cingolani, M. Lomascolo, A. Bonfiglio, A. Di Carlo, F. Della Sala, P. Lugli, A. Botchkarev, および H. Morkoc, Physica E 7, 929 (2000). 20
18. M. Leroux, N. Grandjean, M. Laugt, J. Massies, B. Gil, P. Lefebvre, および P. Bigenwald, Phys. Rev. B 58, R13371 (1998).
19. A. Kinoshita, H. Hirayama, P. Riblet, M. Ainoya, A. Hirata, および Y. Aoyagi, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 5, W11.32 (2000).

(結論)

これで、本発明の好ましい実施形態の説明を終える。以下は、本発明を完成するいくつかの代替的实施形態を記載する。 30

【0033】

例えば、非極性 (Al、In、Ga)N 量子井戸およびヘテロ構造設計および MOCVD 成長条件における変化は、代替的实施形態において使用され得る。さらに、各層の特定の厚さおよび組成は、成長した量子井戸の数に加えて、量子井戸構造設計に対する固有の変化量であり、本発明の代替的实施形態において使用され得る。

【0034】

さらに、特定の MOCVD 成長条件は、量子井戸構造層の次元および組成を決定する。この点に関して、MOCVD 成長条件は、反応炉依存性であり、特定の反応炉設計の間で変化し得る。このプロセスの多くの変化は、現在産業およびアカデミアにおいて使用される種々の反応炉設計に関して可能である。 40

【0035】

例えば、成長温度、成長圧力、V/III 比、前駆体フローおよび原料物質などの条件の変化は、本発明の範囲から逸脱しないで可能である。界面品質の制御は、本プロセスの別の重要な局面であって、特定の反応炉設計のフロー切り替え能力と直接関連する。上記成長条件の継続的な最適化は、上述の集積量子井戸層のより正確な組成および厚さの制御という結果になる。

【0036】

さらに MOCVD 以外の多くの異なる成長方法は、本発明に使用され得る。例えば、上記成長方法はまた、分子線エピタキシー (MBE)、液相エピタキシー (LPE)、水素 50

化物気相エピタキシー（HVPE）、昇華、またはプラズマ昇進化学気相成長法（PECVD）であり得る。

【0037】

最後に、サファイア以外の基板は、使用され得る。これらの基板としては、炭化ケイ素、窒化ガリウム、シリコン、酸化亜鉛、窒化ホウ素、アルミン酸リチウム、ニオブ酸リチウム、ゲルマニウム、窒化アルミニウムおよび没食子酸リチウムが挙げられる。

【0038】

本発明の1以上の実施形態の前述の記載は、例示および説明の目的で提示される。完全であるとか開示された正確な形態に本発明を限定するようには意図されていない。多くの改変および変化は、上記の教示に照らして可能である。本発明の範囲は、本詳細な説明により限定されず、むしろ本明細書に添付した特許請求の範囲により限定されるよう意図される。

【図面の簡単な説明】

【0039】

【図1】図1は、本発明の好ましい実施形態に従って非極性a面Ga₂N₃/(Al_{0.16}Ga_{0.84}N)量子井戸を形成する方法の工程を例示するフローチャートである。

【図2】図2は、同時に再成長したa面(69 Ga₂N₃)/(96 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)およびc面(72 Ga₂N₃)/(98 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWスタックの高分解能X線回折(HRXRD)のグラフである。量子井戸直径に加えて、そのHRXRDプロファイルは、サテライトピークの半値幅(full width at half maximum (FWHM))によるMQW界面品質の定性比較を提供する。

【図3a】図3(a)および(b)は、20 ~ 70 の範囲の量子幅を有する(a) a-面Ga₂N₃/(100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWおよび(b) c-面Ga₂N₃/(100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWの室温PLスペクトルのグラフである。各プロット上の灰色の垂直線は、バルクGa₂N層のバンド端を示す。

【図3b】図3(a)および(b)は、20 ~ 70 の範囲の量子幅を有する(a) a-面Ga₂N₃/(100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWおよび(b) c-面Ga₂N₃/(100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWの室温PLスペクトルのグラフである。各プロット上の灰色の垂直線は、バルクGa₂N層のバンド端を示す。

【図4】図4は、a面MQWおよびc面MQWの室温PL放射エネルギーの井戸幅依存のグラフである。点線は、フラットバンドGa₂N₃/(100 Al_{0.16}Ga_{0.84}N)MQWについての自己無頓着ポアソン-シュレディンガー(SCPS)計算の結果である。放射エネルギーは、成長配向の両方について井戸幅が増加するにつれて減少するが、臨界(critical)の井戸幅より上では、c面MQW放射エネルギーは、Ga₂N層のバンド端より下で赤色シフトする。

【図5】図5は、a面成長配向およびc面成長配向の両方についてのGa₂N量子井戸幅の関数としてプロットした正規化室温PL強度のグラフである。各配向についてのデータは、別々に正規化される。したがって、a面MQWの相対強度とc面MQWの相対強度との間の直接的な比較は、不可能である。

10

20

30

40

【 図 1 】

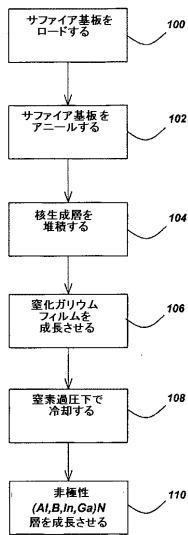


FIG. 1

【 図 2 】

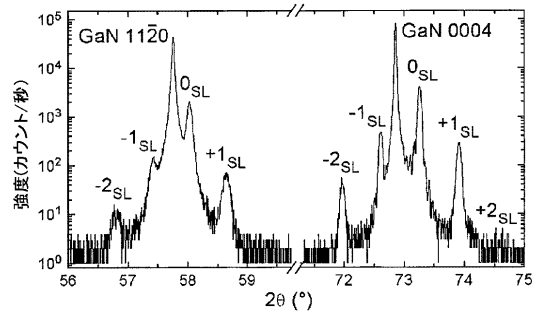


FIG. 2

【 図 3 a 】

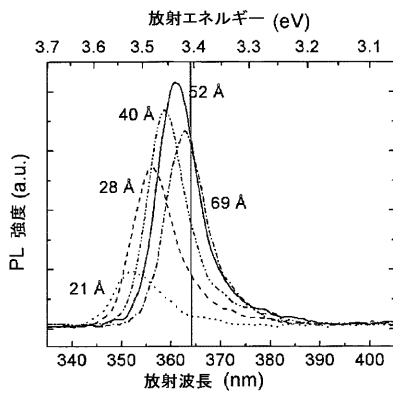


FIG. 3(a)

【 図 3 b 】

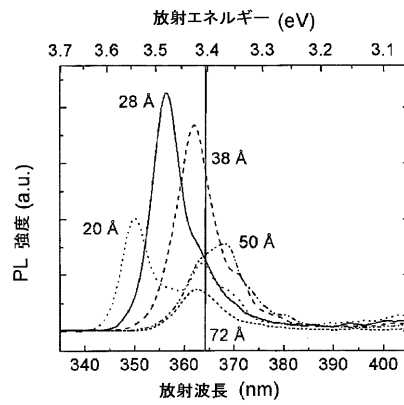


FIG. 3(b)

【 図 4 】

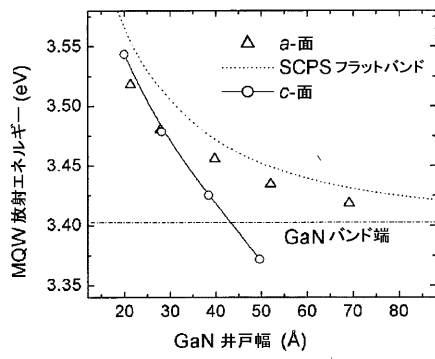


FIG. 4

【 図 5 】

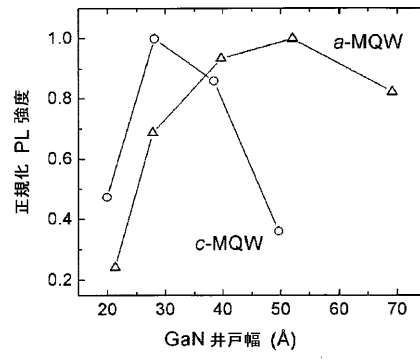


FIG. 5

フロントページの続き

- (72)発明者 クレイブン, マイケル ディー.
アメリカ合衆国 カリフォルニア 95130, サンノゼ, メイフィールド アベニュー 1
903
- (72)発明者 デンバース, スティーブン ピー.
アメリカ合衆国 カリフォルニア 93117, ゴレタ, キング ダニエル レーン 287

審査官 酒井 朋広

- (56)参考文献 米国特許出願公開第2003/0198837(US, A1)
米国特許出願公開第2002/0098641(US, A1)
特表2005-522889(JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
H01L 29/06
H01L 21/20
H01L 21/205