



(43) 国際公開日
2006 年 3 月 9 日 (09.03.2006)

PCT

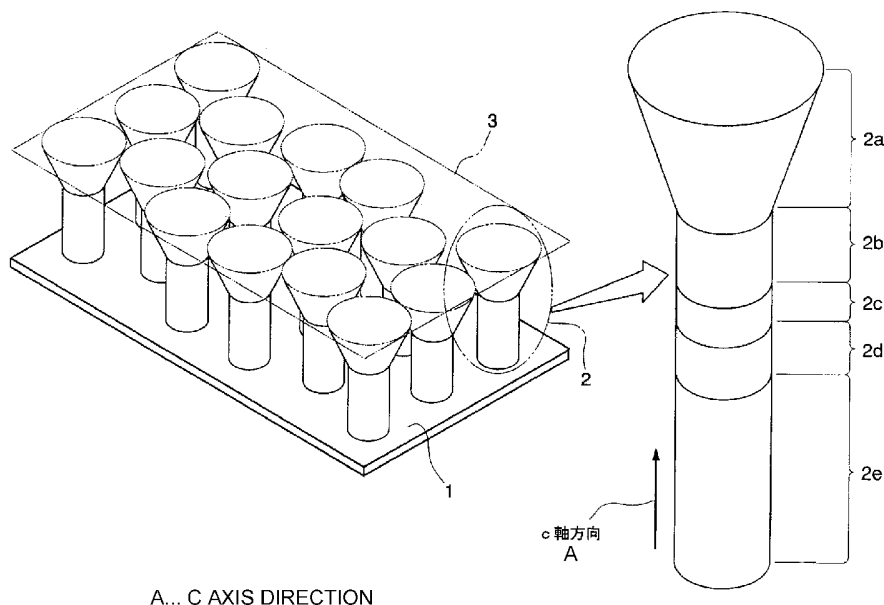
(10) 国際公開番号
WO 2006/025407 A1

- (51) 国際特許分類:
H01L 33/00 (2006.01) *H01S 5/183* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/015799
- (22) 国際出願日: 2005 年 8 月 30 日 (30.08.2005)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2004-253267 2004 年 8 月 31 日 (31.08.2004) JP
- (71) 出願人 および
- (72) 発明者: 菊池 昭彦 (KIKUCHI, Akihiko) [JP/JP]; 〒1730031 東京都板橋区大谷口北町 4 7 - 1 - 1 Tokyo (JP). 岸野 克巳 (KISHINO, Katsumi) [JP/JP]; 〒1970802 東京都あきる野市草花 1 7 8 2 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外 (SHIGA, Masatake et al.); 〒1048453 東京都中央区八重洲 2 丁目 3 番 1 号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG,

[続葉有]

(54) Title: LIGHT EMITTING ELEMENT AND ITS MANUFACTURING METHOD

(54) 発明の名称: 発光素子及びその製造方法



A... C AXIS DIRECTION

(57) Abstract: A method is provided for manufacturing a semiconductor element by forming a columnar crystal of a nitride or oxide compound semiconductor on a substrate and using the columnar crystal. On a front plane of the substrate, a supplying ratio of a group III atom and nitrogen or that of a group II atom and an oxygen atom and a crystal growing temperature are controlled so as to control crystal growth in a horizontal direction on the front plane of the substrate, and the columnar crystal is anisotropically grown in a c axis direction.

(57) 要約: 基板上に、窒化物系または酸化物系化合物半導体の柱状結晶を形成させ、この柱状結晶を用いて半導体素子を製造する方法であり、前記基板表面において、III族の原子と窒素またはII族の原子と酸素の原子との供給比及び結晶の成長温度を制御し、基板表面に

[続葉有]



WO 2006/025407 A1



CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE,
IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR),
OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML,
MR, NE, SN, TD, TG).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイダンスノート」を参照。

添付公開書類:

— 国際調査報告書

明 細 書

発光素子及びその製造方法

技術分野

- [0001] 本発明は、窒化物系または酸化物系化合物半導体層の成長において、所定の密度で均一な柱状結晶成長を行い、この成長した柱状結晶を用いた半導体デバイス、例えば、ダイオード、発光ダイオード並びに半導体レーザ等の半導体素子及びその製造方法に関する。

本願は、2004年8月31日に出願された日本国特許出願第2004-253267号に対し優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

- [0002] 窒化物系化合物半導体は、組成領域のすべてが直接遷移型であり(例えば、AlN, GaN, InN及びそれらの混晶)、広いバンドギャップを有し、青色または紫色の発光ダイオードの材料、すなわち、短波長発光素子材料として知られている。

しかしながら、窒化物系化合物半導体は、六方晶構造の結晶構造を有するため、従来のIII-V族化合物半導体のように格子整合する基板結晶が存在せず、通常、六方晶構造を有するサファイア基板面(あるいはSiC及びSiも用いられる)に成長させられている。

- [0003] しかしながら、サファイア基板の(0001)面の結晶の格子と、窒化物系化合物半導体の(0001)面の結晶格子とは格子定数が異なり、格子不整が存在し、サファイア基板上への窒化物系化合物半導体層の成長において、連続薄膜としての結晶性が不十分であり、貫通転移密度の低いエピタキシャル膜を得ることができない。

この貫通転位が高密度で存在すると、高輝度発光ダイオードや半導体レーザの材料として使用した場合、発光特性が低下してしまうことになる。

- [0004] このため、サファイア基板に所定の厚さのGaN薄膜を成長させた後、 SiO_2 、SiNあるいは金属の薄膜ストライプ状あるいは網状のマスクを形成する。

この後、特定の条件下でGaNを再成長させると、上記マスク上に結晶が成長せず、露出したGaN部分にのみGaNを選択的に成長させることができる。

このとき、マスク上においては、横方向からGa_Nが成長することにより、このマスク上面でGa_N膜が結合し、全面をGa_Nが覆い、最終的に平坦なGa_Nの連続薄膜を生成することができる(非特許文献1, 2参照)。

[0005] このマスク上に横方向エピタキシャル成長したGa_Nの連続薄膜は、通常の製法に比較して、貫通転位密度を大幅に削減することができる。

また、上述と類似した手法として、サファイア基板やGa_N膜に段差を形成することにより横方向成長する領域を設けて、貫通転移を削減する手法も提案されている。

非特許文献1: A. Usui, H. Sunakawa, A. Sakai and A. Yamaguchi, "Thick Ga_N epitaxial growth with low dislocation density by hydride vapor phase epitaxy," Jpn. J. Appl. Phys., 36 (7B) 1997.

非特許文献2: A. Sakai, H. Sunakawa and A. Usui, "Defect structure in selectively grown Ga_N films with low threading islocation density," Appl. Phys. Lett., 71 (16) 1997

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0006] 通常のMOCVD(有機金属気相堆積)法で、サファイア基板上に成長させたGa_N膜の貫通転位密度が $10^9/\text{cm}^2$ であるのに比較し、上述した非特許文献1, 2において、横方向エピタキシャル成長を用いることにより、貫通転位密度を $10^6/\text{cm}^2$ 程度まで低減することが可能である。

しかしながら、非特許文献1, 2に示す成長方法にあつては、製造過程が複雑で工程数がかかり、通常の成長法に対してコストが増大してしまうという問題がある。

[0007] このため、市販されている低転位密度のGa_Nのウェハは、現在2インチウェハ1枚が100万円程度と極めて高価な材料となっている。

また、ナトリウム等を溶媒とする高圧合成法による極めて低い転位密度のGa_Nの成長も研究レベルで報告されているが、製造工程の制限から大面積化が困難であり、市場には殆ど流通していない。

[0008] また、従来の発光素子の形成方法においては、柱状結晶を発光素子として使用するとき、柱状結晶上部に電極を形成しようとする場合、電極材料が柱状結晶側面に

回り込み、柱状結晶の縦方向に配設された半導体層間の短絡、また隣接する柱状結晶間の電極としての接続不良が発生し、柱状結晶を含む直径数 μm 以上の面積発光素子の形成が困難である。

[0009] 本発明は、このような事情に鑑みてなされたもので、簡易な製造工程により、安価で貫通転位密度の少ないGa₂N柱状結晶などの半導体素子の製造方法、及びこの製造方法で作製したGa₂N柱状結晶を用いた高輝度な発光素子や機能素子等の半導体素子を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明の半導体素子の製造方法は、基板上(例えば、所定の結晶面を上面とする基板上)に、窒化物系または酸化物系化合物半導体の柱状結晶を、例えば、分子線エピタキシ(MBE)法、または、成長条件は異なるがMOCVD(有機金属気相成長)法、HVPE(ハイドライド気相成長)法及びスパッタ法等を用いることにより形成させ、この柱状結晶を用いて発光素子を製造する方法であり、前記基板表面において、III族の原子と窒素またはII族の原子と酸素の原子(すなわち、III族原料とV族原料またはII族原料とVI族原料)との供給比及び結晶の成長温度を制御し、基板表面における横方向に対する結晶成長を抑制し、柱状結晶をc軸方向に異方性を持たせて成長させ、すなわち図2に示す領域Bの条件、結晶の成長温度:750℃～950℃の範囲内と、III族の原子と窒素の原子との供給比:1対2～1対100の範囲内に含まれるように成長温度及びIII族の原子と窒素の原子との供給比を調整し、例えば結晶の成長温度を750℃～950℃の範囲内とし、III族の原子と窒素の原子との供給比を1対2以上として、横方向に対する結晶成長を抑制し、柱状結晶をc軸方向に異方性を持たせて成長させることを特徴とする。

すなわち、結晶の成長温度を一般的な700℃より高く、かつ窒素の供給過剰状態にし、横方向(柱状結晶の側壁であるc軸に垂直な方向)に対する結晶成長を抑制し、柱状結晶をc軸方向に異方性を持たせて成長させる。

また、本発明の半導体素子の製造方法は、基板上に、窒化物系または酸化物系化合物半導体の柱状結晶を形成させ、この柱状結晶を用いて半導体素子を製造する方法であり、前記基板表面において、III族原料とV族原料またはII族原料とVI族原

料の供給比及び結晶の成長温度を制御し、基板表面における横方向に対する結晶成長を抑制し、柱状結晶をc軸方向に異方性を持たせて成長させることを特徴とする。

ここで、柱状結晶を形成するための原料は、必ずしも原子状でなく、分子状あるいは、有機Ga化合物(Ga)やアンモニア(N)といったガス状の形態で供給されても良い。

[0011] 本発明の半導体素子の製造方法は、柱状結晶が所定の高さに成長した時点で、異方性を持たせて柱状結晶を成長させるモードに対して、III族原料とV族原料またはII族原料とVI族原料の供給比及び結晶の成長温度を調整し、柱状結晶の長尺方向のみの異方性成長でなく、等方性成長させることを特徴とする。

すなわち、上記製造方法は、柱状結晶の長尺方向(c軸方向)のみの異方性成長でなく、c軸に垂直な結晶方向にも成長させる等方性成長に成長条件を順次調整して、成長のモードを、異方性成長から等方性成長に移行させる。

例えば、本発明の発光素子の製造方法は、柱状結晶が所定の高さに成長した時点で、異方性を持たせて柱状結晶を成長させるモードに対して、III族の原子と窒素の原子との供給比及び結晶の成長温度を調整し、すなわち、図2に示す領域Cの条件、結晶の成長温度:500℃～800℃の範囲内と、III族の原子と窒素の原子との供給比:1対2～1対100の範囲内に含まれるように成長温度及びIII族の原子と窒素の原子との供給比を調整し、c軸方向のみでなくc軸に垂直な結晶方向にも成長させ、柱状結晶の上部を逆円錐形状または逆角錐の逆錐状として、これらの頂部において、窒素系化合物半導体の連続膜として結晶を成長させる。

[0012] 本発明の半導体素子の製造方法は、前記柱状結晶の成長開始時に、前記基板表面に柱状結晶を成長させる核(成長核であり、Si基板上及びサファイア基板上にMBE法により、柱状結晶を成長させる際に有効)となるドットを、所定の大きさ及び密度にて形成することを特徴とする。

[0013] 本発明の半導体素子の製造方法は、前記柱状結晶を基板から分離し、他の基板に結合させることを特徴とする。

[0014] 本発明の半導体素子の製造方法は、前記柱状結晶間を絶縁性の材料で充填する

ことを特徴とする。

ここで、絶縁性の材料としては、無機物または有機物であり、誘電体を含み、上部及び下部の半導体層とともにコンデンサを形成する材料である。

[0015] 本発明の半導体素子は、基板と、該基板上に所定の密度に配設された、光または電子機能を有するデバイス構造(発光や電流の流れる方向の制御などの機能性を発現する活性領域として形成された領域)が形成された柱状結晶と、柱状結晶上部に形成された2次元的に連続した薄膜層(連続した薄膜であり、下部の柱状結晶に対して連続して形成されているため電極として活用できる領域)とを有することを特徴とする。

[0016] 本発明の半導体素子は、前記柱状結晶が、高さ方向の所定の位置に、前記デバイス構造として、柱状結晶と異なる材料の半導体層よりなる機能性を有する部位(発光や電流の流れる方向の制御などの機能性を発現する活性領域として形成された領域)例えば、発光領域や整流機能を有する領域などが設けられていることを特徴とする。

[0017] 本発明の半導体素子は、前記柱状結晶の上部と前記薄膜層との間に、c軸方向に対して、柱状結晶と同様の材料による、柱状結晶の径から徐々に広がる半導体層が形成されていることを特徴とする。

[0018] 本発明の半導体素子は、前記柱状結晶間に、誘電体からなる埋込材料が充填されていることを特徴とする。

本発明は、柱状結晶の成長モード(領域B:基板温度750℃～950℃、V/Ⅲ族供給比1:2～1:100)時と逆錐台の成長モード(領域C:基板温度500℃～800℃、V/Ⅲ族供給比1:2～1:100)時とにおいて、図2の各々の成長モードの条件範囲にて、両モードの成長温度を同一とした場合、逆錐台の成長モード時における窒素の供給比を、柱状結晶の成長モードに対してより低い状態とし、両モードの窒素の供給比を同一とした場合、逆錐台の成長モードの成長温度を、柱状結晶の成長モードに対して低い状態とし、また、柱状結晶の成長モードに対して、逆錐台の成長モードの条件を、基板温度を低くし、窒素の供給比を高くして、領域C内に維持させることにより、図12の走査電子顕微鏡写真にて視認できるように、柱状結晶から連続して逆錐

台の層を成長させ、最終的に逆錐台の頂部にて連続薄膜としている。

本発明の領域Cにおいて、逆錐台の半導体層を成長させる際、V／III族におけるV族(窒素)の供給比を高くしているのは、柱状結晶間における金属Gaの析出を難くするため、柱状結晶のc軸と垂直な面に対して過剰なGaが供給されるのを防止するためである。

発明の効果

[0019] 以上説明したように、本発明によれば、窒化物系化合物半導体(例えば、GaN)の柱状結晶を形成し、この柱状結晶各々に発光部を設けることにより、貫通転位密度を殆ど含まない高品質の柱状結晶の特性を生かして、短波長の発光領域における高輝度な発光素子等の半導体デバイス(半導体素子)を得ることができる。

また、本発明によれば、柱状結晶の結晶条件を所定の高さ以降に変更し、柱状結晶の成長を異方性成長から等方性成長に変え、上部を逆円錐形状または逆角錐形状となるように成長させ、逆円錐台または逆角錐台(双方を含んで逆錐台とする)の頂部を接触させて、最終的に柱状結晶の上部を連続薄膜とすることにより、電極材料の柱状結晶側部への回り込みを防止し、発光素子の製造工程における電極形成を容易とすることができる。

[0020] さらに、本発明によれば、基板表面に柱状結晶を成長させる核を初めに所定の間隔にて形成し、所定の条件にて、この核から柱状結晶を成長させていくため、発光部を形成する柱状結晶を容易に基板表面に所定の間隔にて生成することが可能となり、安価に高輝度な特性を有する発光素子等の半導体デバイスを形成することができる。

図面の簡単な説明

[0021] [図1]本発明の一実施形態による発光ダイオードの構造を示す概念図である。

[図2]基板温度(成長温度)とV／III族の供給比とから決まる成長条件を説明するグラフである。

[図3]MBE装置の概念図である。

[図4]発光素子の製造方法を説明する概念図である。

[図5]発光素子の製造方法を説明する概念図である。

[図6]発光素子の製造方法を説明する概念図である。

[図7]発光素子の製造方法を説明する概念図である。

[図8]GaN柱状結晶, MOCVDで成長させたGaN連続膜, MBEで成長させたGaN連続膜の室温PL(フォトルミネッセンス)スペクトルを示すグラフである。

[図9]PLピーク強度の励起光強度依存性を示すグラフである。

[図10]本発明の柱状結晶を用いた半導体レーザの構成の断面構造を示す概念図である。

[図11]本発明の実施形態におけるステップS1～S6によって形成された柱状結晶の断面を示す操作電子顕微鏡写真の図である。

[図12]本発明で形成された柱状結晶による発光ダイオードの発光特性(電流と光出力との対応関係)を示すグラフである。

符号の説明

[0022] 1…基板、2…柱状結晶、2a…逆円錐台部(p型のクラッド層)、2b, 2d…i型ブロック層、2c…発光層、2e…クラッド層(n型のクラッド層)、3…電極層

発明を実施するための最良の形態

[0023] <発光素子の構造>

以下、本発明の一実施形態による発光素子(例えば、発光ダイオード)の構造を図面を参照して説明する。図1は同実施形態による発光素子の構造を示すブロック図である。

この図において、発光素子Lは、基板1の上面に柱状結晶2が形成され、柱状結晶2の上部が電極層3により電氣的に接合されている。

上記柱状結晶2は、図1における右側の拡大図から判るように、デバイス構造として、逆錐(逆円錐形状または逆角錐形状である)部2a(p型クラッド層)、i型ブロック層2b、発光層2c、i型ブロック層2d、n型クラッド層2eとを有している。

柱状結晶2は、上述したようなデバイス構造を有しており、発光機能を有するデバイス構造の領域(部位)として、発光層2cを有している。

[0024] ここで、例えば、逆錐部2aはp-GaN:Mg(Mgを不純物としてp型としたGaN)、またはp-AlGaN:Mgで形成されており、i型ブロック層2b及び2dはイントリンシックな

GaNで形成されており、n型クラッド層2eは $n\text{-GaN:Si}$ (Siを不純物としてn型としたGaN)、あるいは $n\text{-AlGaIn:Si}$ で形成されており、発光層2cは InGaIn/GaN (あるいは $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$)、または GaN/AlGaIn 、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ からなるMQW (多重量子井戸) 構造 (あるいはSQW: 単一量子井戸) で形成されている。

i型ブロック層2b及びi型ブロック層2d各々は、逆錐部2a, n型クラッド層2eそれぞれからの不純物の発光層2cへの拡散を防止するために設けられているが、必須ではなく、各クラッド層を直接発光層2cへ結合させた構造としてもよい。

[0025] 例えば、基板1は導電性を有するシリコン (またはシリコンカーバイド基板, 金属基板あるいは導電性処理されたサファイア基板など) であり、このシリコン基板の(111)面あるいはシリコンカーバイドやサファイア基板の(0001)面に、六方晶の窒化物半導体がc軸方向 (図2に示すように、基板平面に垂直方向、すなわち成長する柱状結晶の軸方向) で上記柱状結晶2として形成されている。

一般に、格子定数の異なる基板表面に、六方晶構造の窒化物系化合物半導体をエピタキシャル成長させる際、格子定数の違いから貫通転位密度が多く発生してしまう。

これは、柱状結晶の成長初期に形成された高密度な成長核が結合して連続膜となる際に、互いの成長核の原子配列がわずかにずれているために起こる。

しかしながら、上述した柱状結晶とすることにより、個々の柱状結晶は、単一の成長核 (核) から成長しているため貫通転位をほとんど含んでおらず、貫通転位の発生原因となる微結晶同士の結合部がないため、結晶全体における貫通転位密度を飛躍的に低下させることが可能である。

さらに、成長面の断面積を小さくすることにより、界面における歪応力を低く抑えて、柱状結晶単位の貫通転位の発生を低く抑え、結晶における貫通転位密度を低下させる効果も得ることができる。

シリコンは導電性があり安価だが、窒化物系化合物半導体に対して、格子定数が大きく異なり、この基板上に窒化物系化合物半導体を成長させる場合、クラックが入りやすく、貫通密度が高い等の問題があるため、通常は導電性のないサファイア基板

が用いられる。しかしながら、本発明においては、上述のように、窒化物系化合物半導体をシリコン基板上に形成可能としたため、デバイスとしての製造効率を向上させることができる。

また、基板として格子不整合のない連続膜状のGa₂Nの膜表面や、その他の半導体、ガラス、金属(Al, Ti, Fe, Ni, Cu, Mo, Pd, Ag, Ta, W, Pt, Au、あるいはこれらの元素を一部に含有する合金)を用いてもよい。これらの膜表面において、初期の段階に成長核が生成され、柱状結晶が所定の密度(単位面積あたりの柱状結晶の数)にて成長する。

[0026] そして、本発明における柱状結晶2は、構造上の特徴として、所定の距離、すなわち一定な距離ではないが、少なくとも、他の柱状結晶と接触することなく、所定の密度により形成されており、沈設する他の柱状結晶と成長途中にて結合して、連続薄膜となることを防止している。

また、上述したように、全く柱状結晶同士が接触しない状態ではなく、柱状結晶同士の一部は物理的に接触した状態でも良いが、隣接する柱状結晶と原子レベルでの結合がない状態を維持している状態であることが重要である。原子レベルでの結合が生じると接合面に結晶欠陥が発生してしまう。

ここで、従来技術としてサファイア基板上に、Ga₂Nの柱状結晶を形成した後に、柱状結晶上に連続薄膜を形成する方法(K. Kusakabe, Jpn. J. Appl. Phys. 40, 2001, L192-L194)がある。しかしながら、上記従来技術の製造方法においては、柱状結晶間に材料のGaが析出し、柱状結晶間の絶縁を保てないという問題を有していた。

本発明の柱状結晶形成方法においては、上述した柱状結晶間に材料の一部を析出させることがなく、柱状結晶間の絶縁性を満足することができる。

また、本発明における柱状結晶2は、構造上の特徴として、成長条件を制御して(後の製造方法に詳述)、所定の位置までc軸方向に異方性を持たせた成長が行われ、p型クラッド層の成長から等方性(c軸方向のみでなく、c軸に垂直な方向の成長を含む)の成長を開始させ、p型クラッド層を逆錐部2aとして形成することにより、最終的に電極層3として連続薄膜として成長させる。

ここで、逆錐部の形状は、逆円錐状または逆角錐状のように側面が連続して広がる

形状のみでなく、柱状結晶から段階的に、すなわち階段状に径が変化して、c軸方向に成長するにつれて広がってゆく構造を含むものである。

また、逆錐形状に限らず、c軸方向に成長するに従い、上部成長面の表面積が広くなるように成長し、最終的に連続した薄膜として成長する構造でもよい。

これによって、本発明の柱状結晶は、基板1上に形成された柱状結晶2の逆錐部2a各々の上部は、電極層3により電氣的に接続されるため、従来例に比較して、逆錐部2以外の部分との電氣的接続を容易に防止することができ、半導体製造の工程を簡易化しつつ、素子特性を向上させることが可能である。

[0027] <発光素子の製造方法;シリコン基板上>

基板1として、厚さ350 μ mのSbドープの低抵抗n型シリコン基板(Si(111)面上)を用いて、図1に示す構造の発光ダイオードを形成する場合、ここで、製造装置としては、図4に示すMBE(分子線エピタキシ)装置を用いる。

このとき、裏面(柱状結晶を成長させない方の面)に、柱状結晶成長前に、熱吸収用のTiを電子ビーム蒸着等により蒸着する。

[0028] チャンバ内の真空度は、各分子線照射セルから、各材料(例えば、In, Ga, Mg, Si等の金属及び活性化された窒素原子)分子線を放射していない状態のとき、 $10^{-6} \sim 10^{-9}$ Pa(パスカル)であり、結晶成長のために各分子線放射セルから分子線および窒素を放射している状態のとき、 $10^{-2} \sim 10^{-6}$ Paとなる。

前処理としては、n型クラッド層2eと基板1との接続部の抵抗値を低下させ、かつ柱状結晶毎の接続部の抵抗値を揃えるため、RCA洗浄や沸酸等によるSi基板表面の洗浄処理を行い、Si基板表面の自然酸化膜を除去し、表面の活性化を行う。

[0029] また、以下の基板温度は、シリコン基板の裏面に蒸着したTi膜の温度を、赤外線放射温度計にて観測(放射係数0.37を基準)した。

さらに、分子線強度は、ヌードイオンゲージで、測定時に基板の測定位置に移動させて、逐次、測定した。

ドーピング濃度(電子、正孔濃度)は、CV法あるいは、単層膜のドーピング条件から推定した。

また、各電極膜厚の測定は、蒸着時に水晶振動子膜厚計により測定した。

[0030] ステップS1:

基板温度 $500^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$ 、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、Gaを照射する。

そして、Gaの照射を停止し、活性窒素を照射することにより、GaNドットを形成し、このGaNドットを成長の核として、以降のステップにおいて柱状結晶を成長させる。ただし、後の領域B内における条件のいずれかの場合、このステップS1を省略しても良い。

ここで、図2は、基板温度(縦軸:成長温度)とV/III族の供給比(横軸)とで、成長条件の範囲を示している。

[0031] 成長温度とV/III族の供給比の対応において、領域Aの範囲はGaNが分解して結晶の成長が起こらない条件の領域であり、領域Bの範囲は柱状結晶が成長するモードの条件となる領域であり、領域Cの範囲は柱状結晶の上部において逆錐台状に成長し、結果的に連続膜の結晶が成長するモードの条件となる領域であり、領域Dも領域Cと同様に、逆錐台状から連続膜となる成長モードであるが、柱状結晶の間に金属Gaが充填される。

したがって、以降のステップS2からステップS5の柱状結晶の成長には領域Bの条件を用い、ステップS6における逆錐台の成長には領域Cの条件を用いる。

[0032] ステップS2:

次に、基板温度を $860^{\circ}\text{C}\sim 880^{\circ}\text{C}$ (領域B: $750^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$)とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、Ga及びNの原子の供給比を1対2(窒素:1、Ga:0.5、領域B:1対2 $\sim$ 1対100)とし、Gaの分子線強度を $6\times 10^{-4}\text{Pa}$ として、Nを過剰供給し、上記GaNドットを成長核として、 $100\text{nm}\sim 2000\text{nm}$ 、例えば 750nm の高さ(厚さ)のn型のクラッド層2eを、GaN:Siの柱状結晶として成長させる。ここで、室温にて、 $n(\text{電子濃度})=1\times 10^{15}/\text{cm}^3\sim 1\times 10^{21}/\text{cm}^3$ となるよう、n型不純物原子であるSi原子を供給する。

すなわち、サファイア基板表面に対して、通常のGaNの成長に用いる基板温度(700°C)より高温かつ、III族の原子と窒素の原子との供給比を2以上の条件下で成長させることにより、柱状結晶が形成されることとなる。

[0033] 上述した条件下、すなわち、 800°C 以上の高い基板温度とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 1$

10^{-6} Paにおいて、サファイア基板表面に対して、III族の原子と窒素の原子との供給比を2以上において、GaNを成長させることにより、六方晶のc軸方向に、異方性を持たせて(柱状結晶の側面であるa軸及びb軸方向の成長を抑制させて)、高品質なGaNの柱状結晶(ナノコラム)を形成させることができる(図5参照)。

このとき、一旦、柱状結晶として成長が開始されると、基板温度 $600^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$ の低温からの基板温度範囲にて、c軸方向の異方性を有した柱状結晶の成長のモードを持続させることが可能である。

ここで、Nd:YAGパルスレーザ(波長355nm、出力最大20mJ、パルス幅5nm)を用いた光励起誘導放出実験においても、図9に示すように、極めて低い閾値での励起光強度における誘導放出が観測された。

そして、図9において示すように、誘導放出の励起光強度の閾値は、MOCVD-GaNで $1.6\text{MW}/\text{cm}^2$ であり、MBE-GaNが $2.0\text{MW}/\text{cm}^2$ に対して、本発明のMBE法によるGaNナノコラムは $0.2\text{MW}/\text{cm}^2$ と約1桁低い値であり、高い誘導放出特性を有している。

[0034] ステップS3:

次に、基板温度 $860^{\circ}\text{C}\sim 880^{\circ}\text{C}$ (領域B: $750^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}$)とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、Ga及びNの原子を1対2(領域B:1対2 $\sim$ 1対100)の比にて供給し、i-GaNの層であるi型ブロック層2dを、上記GaN:Siのクラッド層2eに連続させて柱状結晶として、10nmの厚さに成長させる。

[0035] ステップS4:

次に、基板温度 $500^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$ とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、In, Ga及びNの組成比を、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0\sim 0.5$)の比とし、このInGaN層を厚さ1nm $\sim$ 10nmで形成し、Ga及びNの原子を、(領域B:1対2 $\sim$ 1対100)の比にて供給してGaN層を厚さ1nm $\sim$ 10nmで形成して、この処理を所定の複数回繰り返すことにより、InGaN層及びGaN層を交互に作成して、MQW構造の発光部2cを形成する。

また、上記MQW構造において、InGaN/GaNだけでなく、InGaN/InGaN、GaN/AlGaN及びInAlGaN/AlGaN、AlGaN/AlGaNを使用してもよい。

これにより、発光部2cを上記i型ブロック層2dに連続した柱状結晶として成長させる

。

[0036] ステップS5:

次に、基板温度 $680^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ (領域B: $500^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$)とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、Ga及びNの原子を1対2 (窒素:1、Ga:0.5、領域B:1対2~1対100)の比にて供給し、i-GaNの層であるi型ブロック層2bを、上記GaN:Siの発光部2cに連続させて柱状結晶として、10nmの厚さに成長させる。

[0037] ステップS6:

次に、基板温度 $680^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ (領域C: $500^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$)とし、真空度 $10^{-3}\text{Pa}\sim 10^{-6}\text{Pa}$ において、Ga及びNの原子を1対8 (窒素:1、Ga:0.125、領域C:1対2~1対100)の比にて供給することにより、結晶成長がc軸方向に異方性を有した成長のモードから、等方性に近い成長モードに変換され、(0001)面のc軸方向だけでなく、柱状結晶2の側面であるc軸に垂直な結晶軸方向にも結晶が成長することとなる(図6参照)。

[0038] これにより、100nm~1000nmの高さ(厚さ)のp型のクラッド層である逆錐部2aを、GaN:Mgの柱状結晶2として成長させる(図7参照)。ここで、室温にて、 $p=1\times 10^{15}/\text{cm}^3\sim 1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ となるよう、p型不純物としてMg原子を供給する。

そして、各柱状結晶2の逆錐部2aが横方向の結晶成長が進むにつれて、逆錐部2aの頂部(すなわち、逆錐部2aを含む柱状結晶2の頂部)が結合して成長する状態となり、連続薄膜として電極層3が形成されることになる。

また、ここで、p型クラッド層である逆錐部2aに対して、AlGaNを用いても良い。

[0039] 最終的に、MBE装置から取り出し、基板表面すなわち、上記電極層3の上面に透明電極(例えば、半透明のTi/Alのp型電極)を形成して、発光ダイオードが形成されることとなる。ここで、Ti/Alのp型電極は、電子ビーム蒸着法にて、Tiを2nm堆積させたのち、Alを3nm堆積させ、2つの金属膜の積層として形成される。

上述のように形成した発光ダイオードの特性を図12に示す(測定は室温:R. T.)。図12において、横軸が順方向電流であり、縦軸がその順方向電流により射出する光の発光強度である。

また、ここで、柱状結晶の成長モードのまま(図5の状態)、p型のクラッド層である逆

錐部2aを形成させ(成長条件は、n型のクラッド層2eと同様)、柱状結晶の高さまで上記誘電体の絶縁材料にて充填して、図10に示すように透明電極を形成してもよい。このようにしても、電極材料の回り込みを防止することが可能となる。

[0040] ここで、前記絶縁材料の SiO_2 、 TiO_2 、 Al_2O_3 、 SiN 等の充填方法として、例えば、東京応化製OCD-T7(SiO_2)、Chemmat製の酸化物含有ポリマー(TiO_2 、 Al_2O_3)等の液体材料(溶媒に絶縁材料の微粒子が混濁)をスピンドーティング法で塗布後に、加熱処理を行い、所望の酸化物を柱状結晶間に析出させる。

また、プラズマCVD法などの気相堆積法を用いて、柱状結晶間に所望の酸化物(たとえば、 SiO_2 、 TiO_2 、 Al_2O_3 等)あるいは SiN 等の窒化物を堆積させて充填する。

[0041] 上述したステップS1～ステップS5において、III族原子の供給比に比較して、窒素供給比を高くすることにより、結晶成長面(すなわちc面)におけるIII族原子(Ga、In、Al等)のマイグレーションを抑制し、c軸方向に対する成長速度を横方向の結晶の成長速度に対して大きくし、所定の高さまで異方性の成長モードとして、柱状結晶間の結合、すなわち連続膜化を抑えることができる。

また、高温で成長させることによって、サファイア基板における分解温度の低い窒素極性のGaNを除去し、AlNドットにおけるGa極性の成長核のみを選択的に成長させることが可能となる。

[0042] さらに、c軸方向に成長している柱状結晶の側面であるc軸に垂直な結晶面において、この側面に付着したGa原子は、高温かつ面方位から原子吸着サイトが少ないという条件の下において、空間に対して再離脱するか、または柱状結晶の頂上面である(0001)面へ速やかにマイグレーションすることとなる。

このため、GaNの柱状結晶は、c軸方向に異方性を有して成長し、すなわち、この六方晶構造のc面(0001)に垂直な方向(c軸方向)の成長速度が、c面に平行な成長速度に比べて著しく大きくなり、成長する結晶が柱状結晶として形成されと考えられる。

また、上記成長機構の他に、柱状結晶の頂上面(c面)にGa金属が凝集し、気相－液相－固相(VLS)モードでの成長が生じている可能性も考えられる。

[0043] 一方、ステップS6においては、p型クラッド層、すなわち、逆錐部2e(逆錐状GaN

結晶)を成長させている。

ここで、ステップS1～ステップS5におけるGa₂N柱状結晶を成長する温度750℃～950℃に対して、この逆錐部2eの成長に対して、基板温度を680℃(500℃～800℃)程度まで下げ、かつGa原子とN原子との供給量を、1対4～1対100程度まで下げて、極めて窒素過剰の条件でGa₂N結晶の成長を行っている。

- [0044] これにより、基板温度を柱状結晶の成長時に比較して低温化することにより、Ga原子のマイグレーションが遅くなり、Ga₂N結晶の成長において、c軸方向に平行な(c面に対して垂直な)成長速度と、c軸方向に垂直な(c面に平行な)成長速度との差が少なくなり、Ga₂N結晶が柱状結晶の側壁面の方向にも成長する成長モードに変化する。

この結果、柱状結晶の直径が成長と共に徐々に増加することとなり、逆錐(逆錐部)構造を形成すると考えられる。

また、他の原因として、結晶をp型とするため、Mgをドーピングしているが、このMgのドーピングにより、Ga極性であったGa₂N柱状結晶表面が窒素極性に反転し、柱状結晶の横方向に対する成長速度が増加した可能性も考えられる。

- [0045] <発光素子の製造方法;サファイア基板上>

基板1として、サファイア基板((0001)面上、導電性処理をしている)を用いて、図1に示す構造のSi基板上に生成する際と同様に、発光ダイオードを形成した場合を用いて説明する。ここで、製造装置としては、例えば、図3に示すMBE(分子線エピタキシ)装置を用いる。このMBE装置は、チャンバ21と、基盤加熱用ヒータ22と、分子線照射用セル23a, 23b, 23c, 23d, 23eと、を備えている。

ここで、裏面(柱状結晶を成長させるのと反対面)にTiを蒸着した350nm程度の厚さのサファイア基板を用いる。

- [0046] また、サファイア基板表面に対し、100Wから450W程度のRFプラズマにより、流量0.1～10cc/sのN₂ガスをプラズマ化し、活性化したN(窒素)による表面処理を、柱状結晶の成長を行う前に予め行っておく。

ステップS1:

基板温度700℃～950℃、真空度 10^{-3} Pa(分子線供給時)～ 10^{-6} Pa(分子線非

供給時)において、Al及びNの原子の供給比1:1にて供給し、この条件下においてAlNを数nm、もしくは1nm～20nmの層として成長させる。これにより、サファイア基板上に、所定の密度でドット状のAlN成長核を形成することができ、均一性のよい柱状結晶を成長させることができる。

- [0047] このとき、Al及びNの原子がサファイア基板上をマイグレーションすることにより、所定の距離にある周辺のAlN同士が結合して徐々に塊を形成して、直径50～100nm程度のAlNドット4が、密度 $10^{10}/\text{cm}^2$ 程度、すなわち所定の間隔を有して形成される(図4参照)。ステップS2以降において、上記AlNドット4を核として、GaNを成長させることにより、再現性良くGaN柱状結晶を成長させることができる。

このAlNドット4の密度は、上記条件を変化させることにより、適時変更させることが可能である。

そして、ステップS2以降はシリコン基板と同様に柱状結晶の成長を行う。

- [0048] そして、図8に示すように、本発明のMBE法を用いた製造方法にて、(0001)サファイア基板上に成長させたGaN柱状結晶と、有機金属気相堆積(MOCVD)法で成長させたGaN連続膜(貫通転位密度 $3\sim 5\times 10^9/\text{cm}^2$)と、MBE法で成長させたGaN連続膜(貫通転位密度約 $8\times 10^9/\text{cm}^2$)の室温フォトルミネッセンス(PL)スペクトルを示す。

このとき、PLスペクトル測定に対する励起光源としては、波長325nm、強度10mWのCWのHe-Cdレーザを用いている。

- [0049] ここで、柱状結晶の直径は50nm～100nmである。

図8において、MOCVDで成長させたGaNの発光ピーク強度を1とすると、MBE法で形成したGaNが0.3であり、本発明のMBE法で形成したGaNの柱状結晶は27(ナノコラムA)～286(ナノコラムB)と極めて強く発光することが確認された。

- [0050] また、サファイア基板及びシリコン基板における基板表面での核となるドット(AlNドットまたはGaNドット)を、所定の間隔にて周期的に(所定の密度に)形成する方法として、 SiO_2 膜またはTi膜をマスクとして、すなわち成長させたい部分対し、 SiO_2 膜またはTi膜にホールを形成して、基板表面を露出させることにより、露出した部分に柱状結晶を成長させるようにする。

また、柱状結晶を成長させたい部分に、所定のエネルギーにより電子ビームやGaビームを照射することにより、基板表面を変質(例えば、傷を付ける)させて、ドットが成長する核として用いる方法もある。

[0051] さらに、柱状結晶を成長させたい部分に、所定のエネルギーにより電子ビームを照射する。

これにより、電子ビームを照射した部分に炭素が析出し、この析出したマーキングとして、ドットを成長させる核として用いることも可能である。

加えて、基板の原子ステップ構造をウェハスケールで設計して、このステップ構造をテンプレートとして用いて微細な構造を整列させ、テラスとステップバンドとの核生成の選択性を利用して、この核を成長核として柱状結晶を形成するようにしても良い。

また、シリコン超精密金型等を利用し、ナノ・マイクロインプリンティング技術により、直接的に基板表面の柱状結晶を成長させる部分に凹凸形状の形成して、周期的構造を形成させるようにしてもよい。

[0052] 上述した製造方法で作成することにより、貫通転位を殆ど含まない高品質なGaN結晶を容易に成長させ、柱状結晶の成長時に連続的にヘテロ接合やpn接合を容易に形成させることが可能である。

また、上記ヘテロ接合形成の際、格子定数や熱膨張係数の大きく異なるヘテロ構造を成長しても、柱状結晶であるため、連続膜に比較して、歪応力が大幅に低下するため、クラックの発生を防止することが可能である。

さらに、上述した製造方法によれば、柱状結晶の成長面(すなわち頂上部)が、自己形成的にナノテクスチャ(表面微細構造、すなわち表面の微細な凹凸形状)となり、この構造により光取出しや光取込み効率が高く、発光ダイオード(LED)や光励起素子として利用する場合に効率向上が期待される。

[0053] 上述した基板材料の他に、SiCの(0001)面、金属(Al, Ti, Fe, Ni, Cu, Mo, Pd, Ag, Ta, W, Pt, Au、あるいはこれらの元素を一部に含有する合金)、及びこれら金属を例えば所定の基板(例えば、Si基板の(111)面)にコーティングした平坦な基板を、GaN結晶、すなわちIII族窒化物半導体の柱状結晶の基板として利用することも可能である。

また、上述した製造方法においては、p型クラッド層の形成におけるp型ドーパント(不純物)にはMgを用いているが、Mgに替えてBeを用いても良い。

さらに、Mgに替えて、Be及びSi、またはBe及びOの同時ドーピングを行い、p型クラッド層を形成してもよい。

[0054] そして、本発明は、波長帯200nm(AlN)～800nm(GaInN)の発光素子を対象としているため、柱状結晶及び発光層の材料としては、窒化物半導体において、InGa₂N、Ga₂N、AlGaInN、AlGa₂N、AlN及びこれらのヘテロ構造等を用いることが可能である。

また、柱状結晶及び発光層の他の材料としては、酸化物半導体において、ZnO、CdZnO、MgZnO、MgZnCdO及びこれらのヘテロ構造等を用いることも可能である。

また、基板1が絶縁性である場合、レーザリフトオフやエッチングによりこの基板1を除去し、各柱状結晶2のn型クラッド層2eの底部に電極を形成するか、伝導性のある他の基板に転写(移し替える)してもよい。

[0055] 上述の製造方法により形成された柱状結晶は、周期的に配置されているため、隣接する柱状結晶間は空洞状態となっている。

このため、素子構造の物理的強度を向上させるため、柱状結晶間に絶縁体を、支持材料として埋め込むようにしても良い。

このときの埋め込み材料としては、SiO₂、Al₂O₃、TiO₂、ZrO₂、Gd₂O₃、ポリイミド及びエポキシ樹脂などを用いる。

このとき、基板1が絶縁性である場合、レーザリフトオフやエッチングによりこの基板1を除去し、上記支持材料(絶縁性の充填材料)を充填した後、各柱状結晶2のn型クラッド層2eの底部に電極を形成するか、伝導性のある他の基板に転写(移し替える)してもよい。

[0056] <半導体レーザの構造>

次に、上述した発光ダイオードにおける柱状結晶及び製造方法を用いた半導体レーザの構成を、構造の断面を示す図10を用いて説明する。

この半導体レーザは、伝導体材料の基板11(Siの(111)面、またはSiC(0001)面

)上に、n-AlGa_NのDBR12(Distributed Bragg Reflector;分布ブラッグ反射層), AlGa_NのMQW13(Multiple Quantum Well;多重量子井戸)からなる活性層(active layer), p-AlGa_NのDBR14等の量子構造からなるデバイス構造(発光機能や光及び電子を閉じ込める機能)を有する複数の柱状結晶を所定の周期にて配置形成し、各柱状結晶間を光透過性を有する絶縁材料15(例えば、SiO₂)により充填してある。

ここで、すでに述べたステップS6において、柱状結晶の成長モードのまま(図5の状態)、全体を形成させ、柱状結晶の高さまで上記誘電体の絶縁材料にて充填して、その表面に電極材料を形成してもよい。このようにしても、電極材料の回り込みを防止することが可能となる。

また、結晶の成長を等方性のモードとして、柱状結晶における逆錐部の頂部が結合した連続膜16上に、光透過性の材料による電極17を形成した図10に示すような構造としてもよい。p側反射鏡の形成方法としては、p-AlGa_NのDBR14をなくして、直接16のp型連続膜形成を行い、その連続膜中に半導体DBRを形成してもよいし、誘電体多層膜反射鏡を形成してもよい。

[0057] 柱状結晶がある一定の距離以内に隣接することにより、上下の電極間に所定の電流を流すことにより、各柱状結晶の活性層が発光を開始し、隣接した他の柱状結晶の活性層からの射出光が所定の強度の入射し、誘導放出が発生し、各柱状結晶における発光する光の位相の同期が取れてレーザ発振が行われることになる。

上述した本発明の半導体レーザは、すでに述べた発光ダイオードと同様に、結晶が貫通転位を含んでいないため、従来に比較して発光特性が向上し、かつ柱状結晶上部が逆錐部の逆円錐または逆角錐形状からその頂部において順次連続膜16となっているため、上部電極17の形成が容易に行える。

[0058] また、上述してきた説明において、柱状結晶の成長を分子線エピタキシ(MBE)装置を用いていたが、MOCVD、HVPE及びスパッタ等を用いても、基板温度とV/III族の供給比を適時制御することにより、上述してきた柱状結晶を用いた発光素子を形成することができる。

また、本発明を発光ダイオード及び半導体レーザ等により説明してきたが、これらの

発光デバイスのみでなく、他のダイオード構造(整流機能を有するデバイス構造)等を有する半導体デバイスに応用することも可能である。

産業上の利用可能性

- [0059] 本発明によれば、窒化物系化合物半導体の柱状結晶を形成し、この柱状結晶各々に発光部を設けることにより、貫通転位密度を殆ど含まない高品質の柱状結晶の特性を生かして、短波長の発光領域における高輝度な発光素子等の半導体デバイスを得ることができる。さらに、電極材料の柱状結晶側部への回り込みを防止し、発光素子の製造工程における電極形成を容易とすることができる。

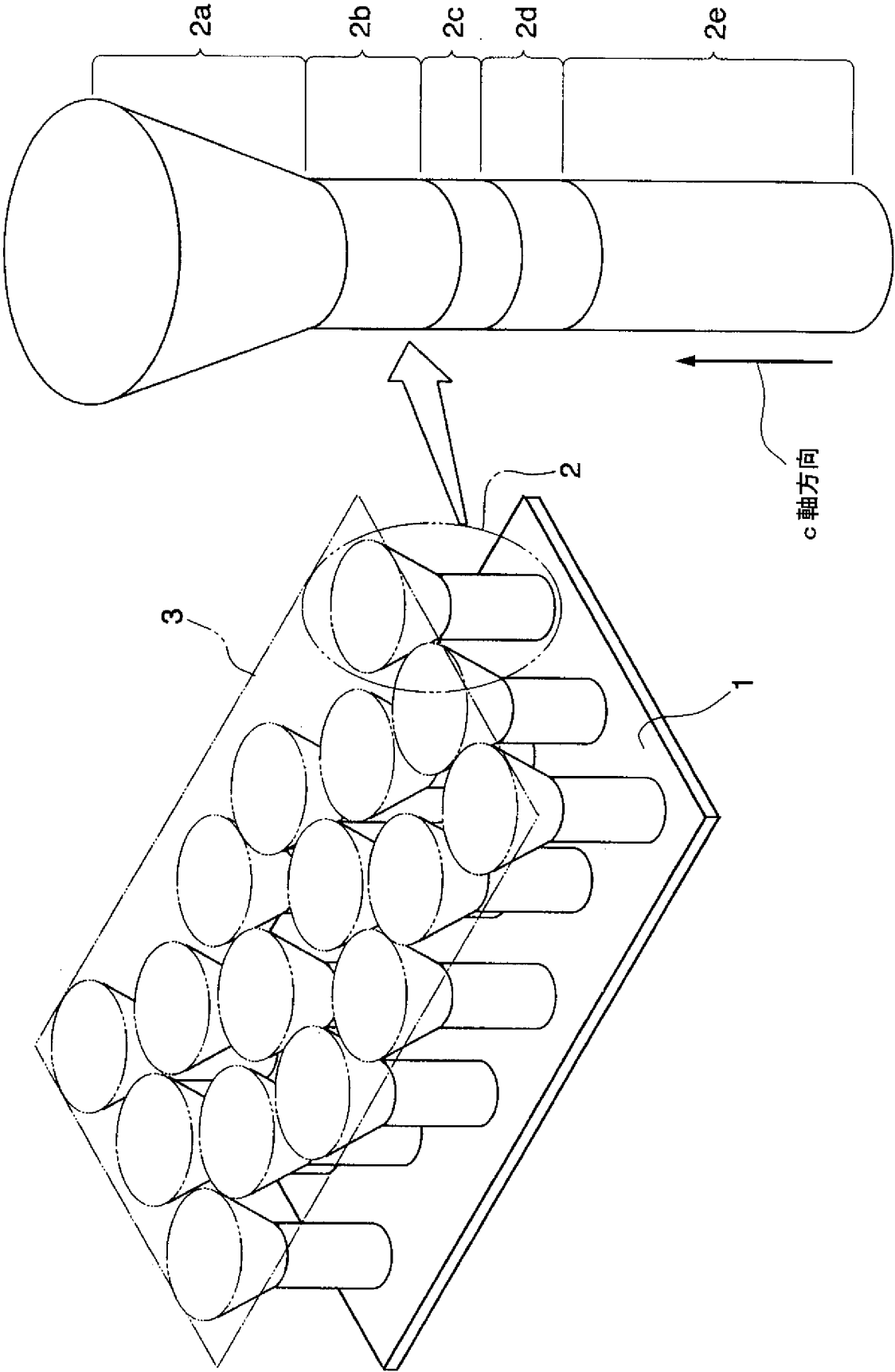
請求の範囲

- [1] 基板上に、窒化物系または酸化物系化合物半導体の柱状結晶を形成させ、この柱状結晶を用いて半導体素子を製造する方法であり、
前記基板表面において、III族の原子と窒素またはII族の原子と酸素の原子との供給比及び結晶の成長温度を制御し、基板表面における横方向に対する結晶成長を抑制し、柱状結晶をc軸方向に異方性を持たせて成長させることを特徴とする半導体素子の製造方法。
- [2] 柱状結晶が所定の高さに成長した時点で、異方性を持たせて柱状結晶を成長させるモードに対して、原料の原子と窒素または酸素の原子との供給比及び結晶の成長温度を調整し、柱状結晶の長尺方向のみの異方性成長でなく、等方性成長させることを特徴とする請求項1に記載の、半導体素子の製造方法。
- [3] 前記柱状結晶の成長開始時に、前記基板表面に柱状結晶を成長させる核となるドットを、所定の大きさ及び密度にて形成することを特徴とする請求項1に記載の、半導体素子の製造方法。
- [4] 前記柱状結晶を基板から分離し、他の基板に結合させることを特徴とする請求項1に記載の、半導体素子の製造方法。
- [5] 前記柱状結晶間を絶縁性の材料で充填することを特徴とする請求項1に記載の、半導体素子の製造方法。
- [6] 基板と、
該基板上に所定の密度に配設された、光または電子機能を有するデバイス構造が形成された柱状結晶と、
柱状結晶上部に形成された2次元的に連続した薄膜層と
を有することを特徴とする半導体素子。
- [7] 前記柱状結晶が、高さ方向の所定の位置に、前記デバイス構造として、柱状結晶と異なる材料の半導体層よりなる機能性を有する部位が設けられていることを特徴とする請求項6に記載の半導体素子。
- [8] 前記柱状結晶の上部と前記薄膜層との間に、c軸方向に対して、柱状結晶と同様の材料による、柱状結晶の径から徐々に広がる半導体層が形成されていることを特

徴とする請求項6に記載の半導体素子。

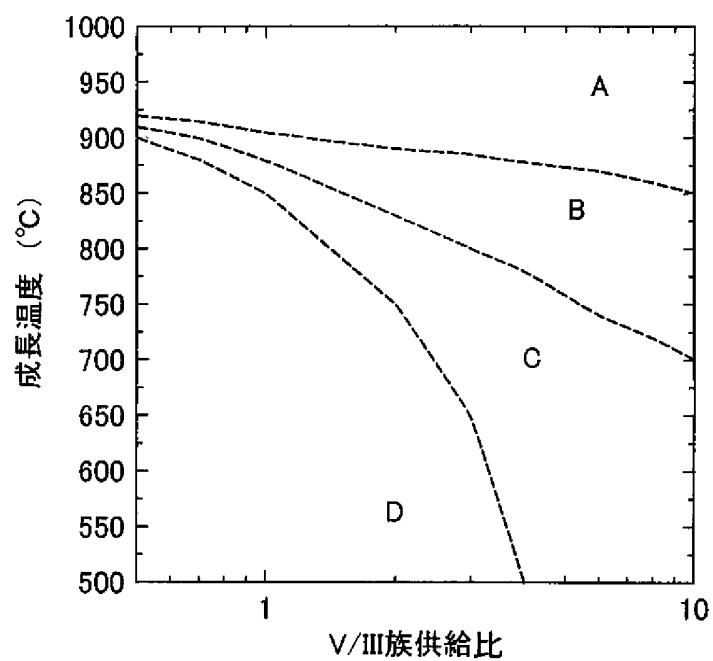
- [9] 前記柱状結晶間に、誘電体からなる埋込材料が充填されていることを特徴とする請求項7に記載の半導体素子。

[図1]

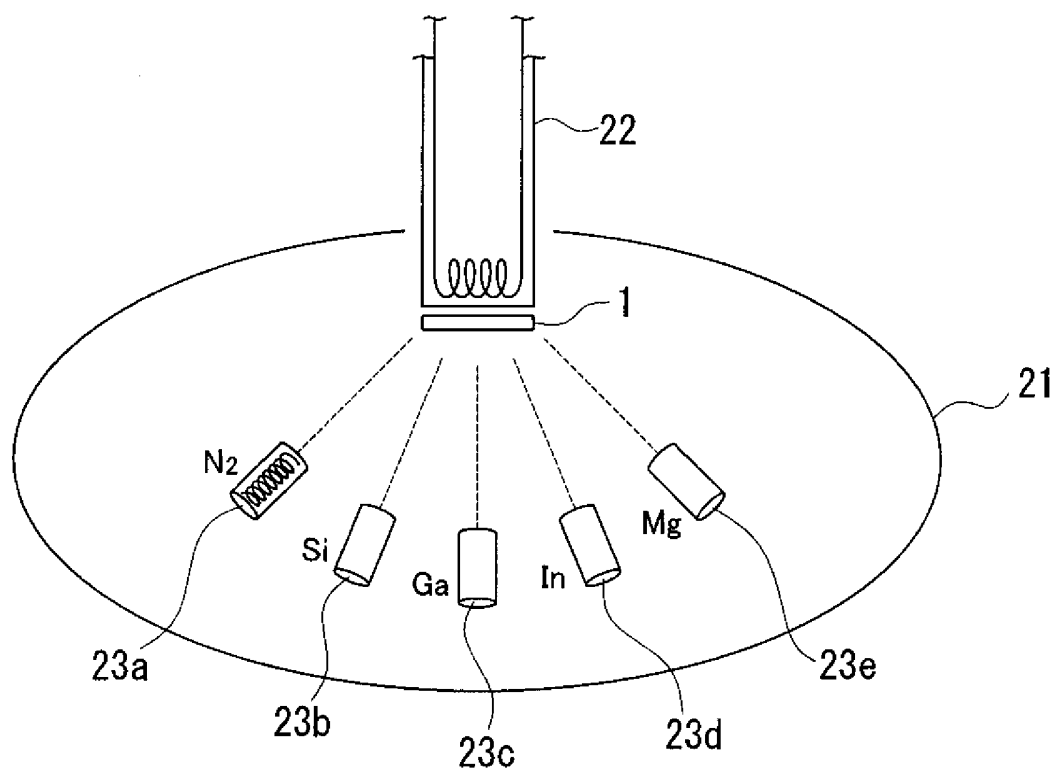


[図2]

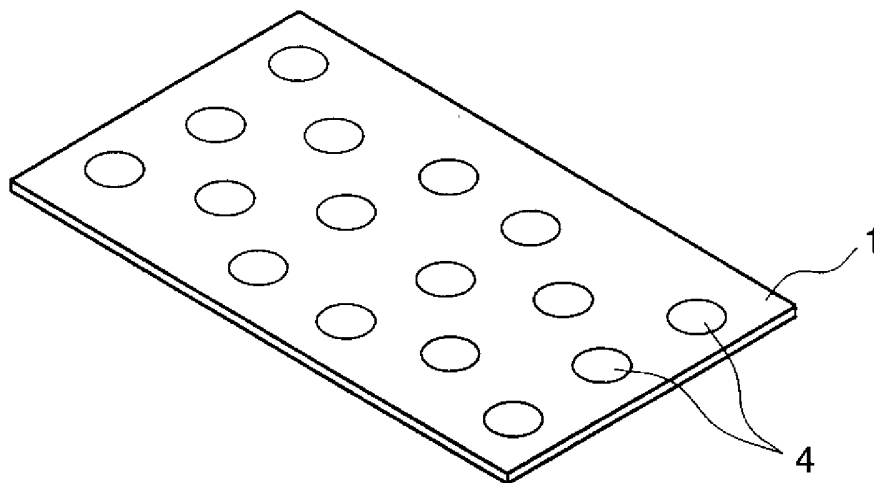
GaN柱状結晶とその上のGaN連続膜の成長条件



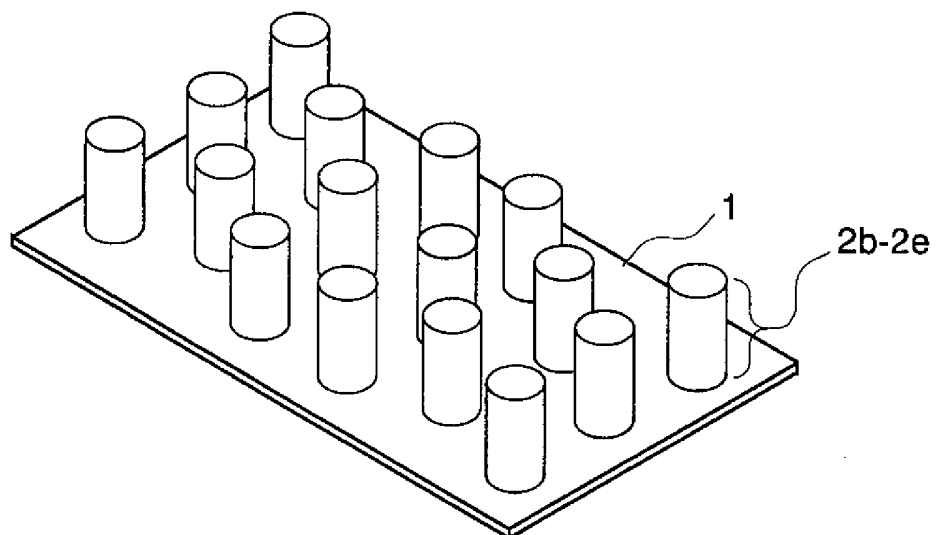
[図3]



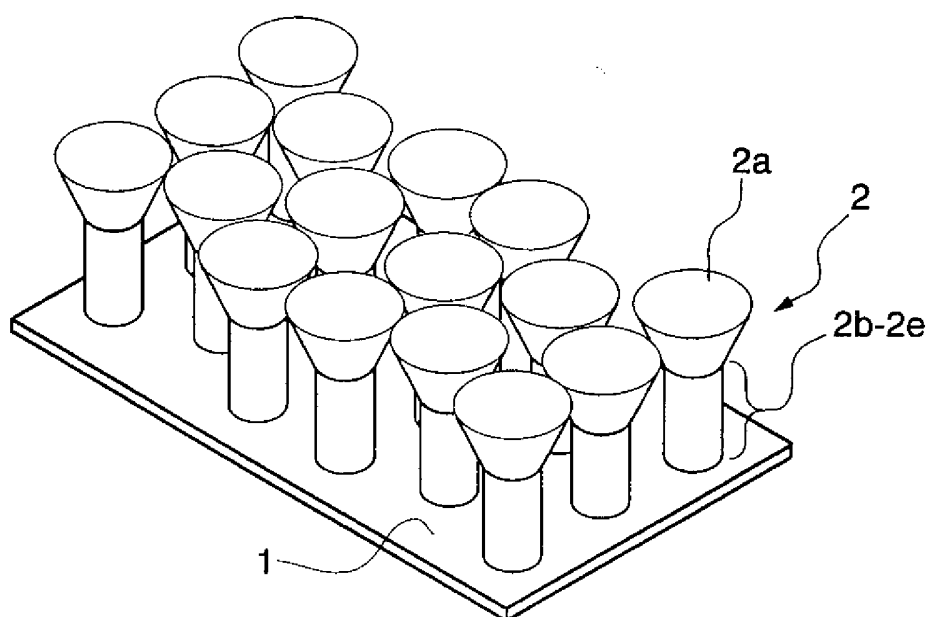
[図4]



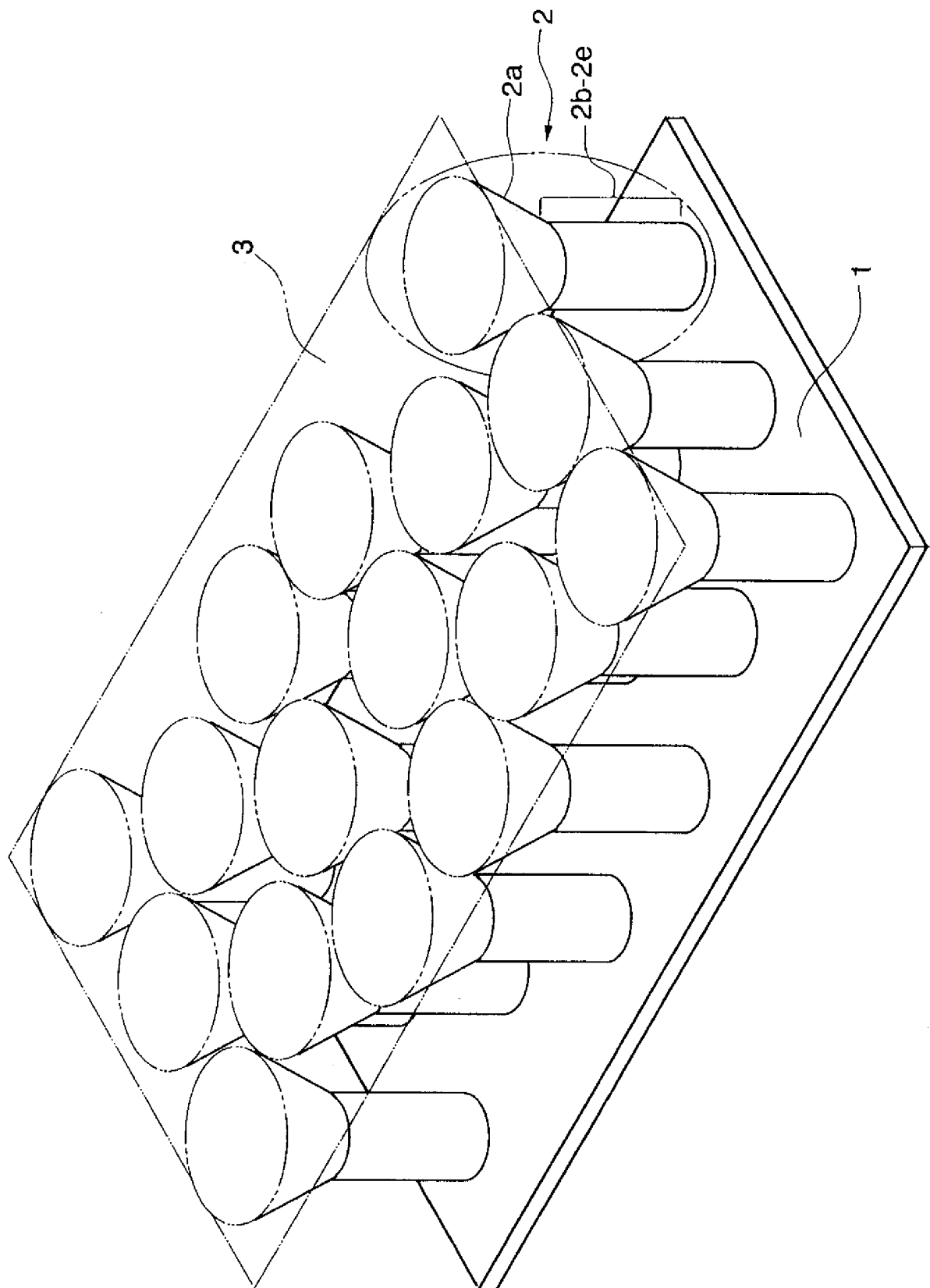
[図5]



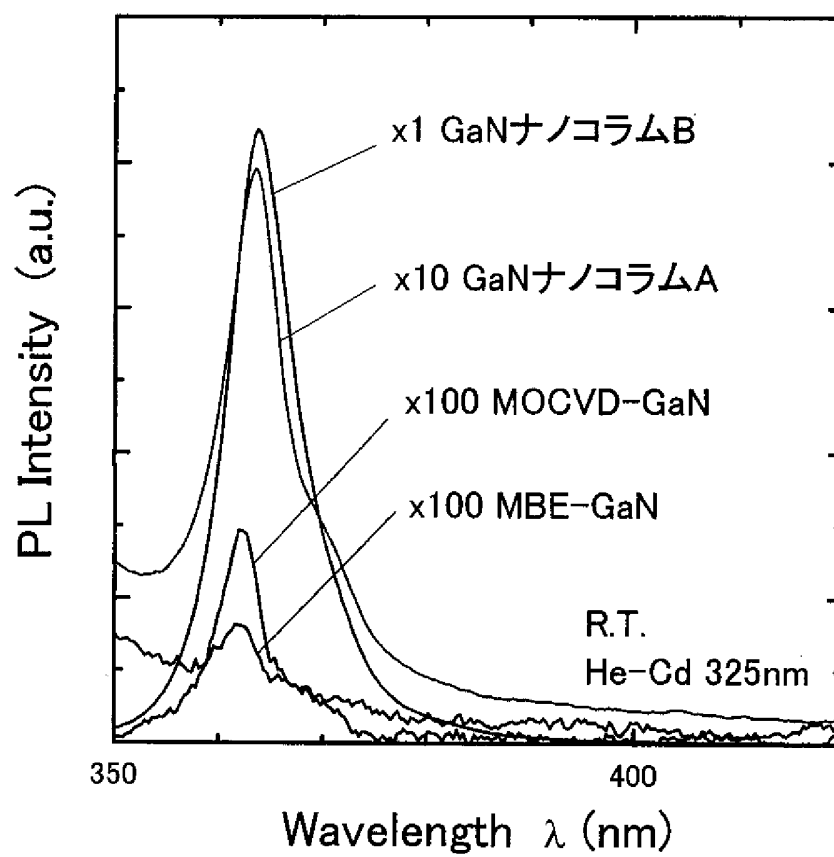
[図6]



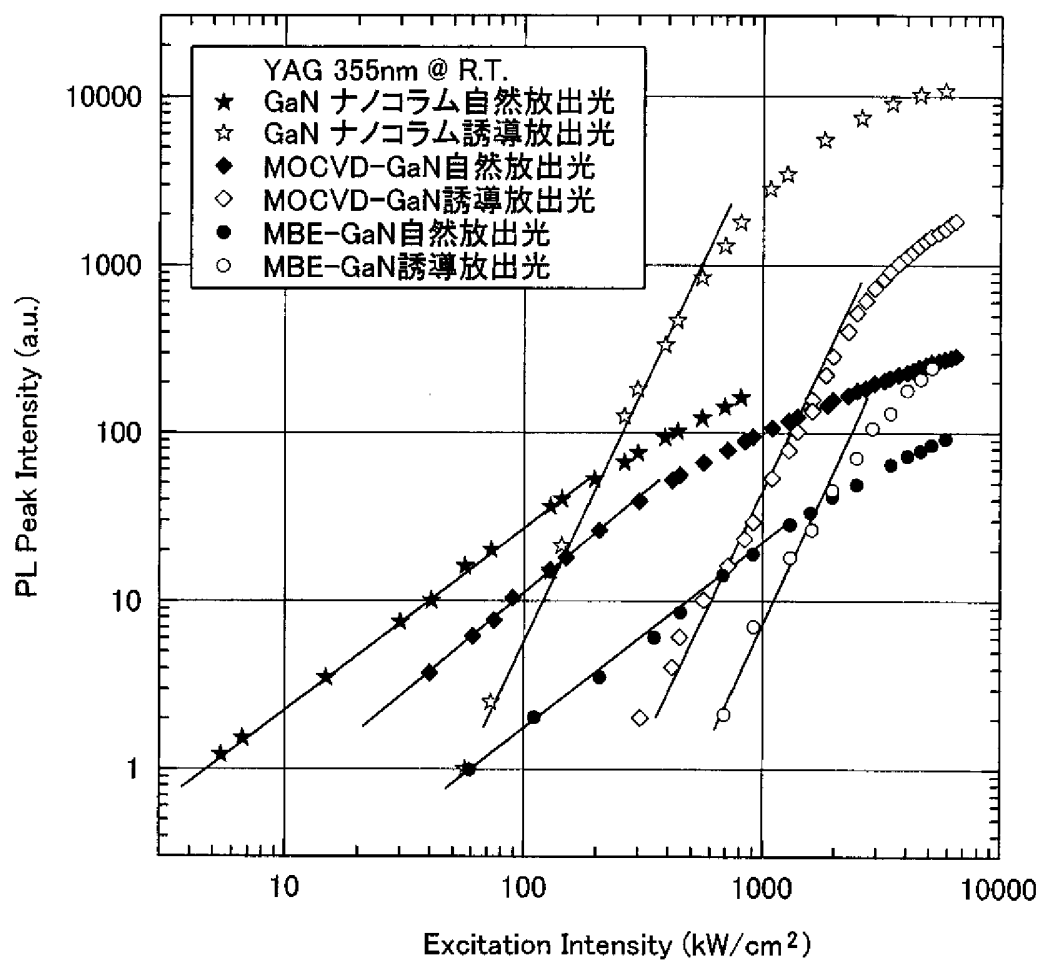
[図7]



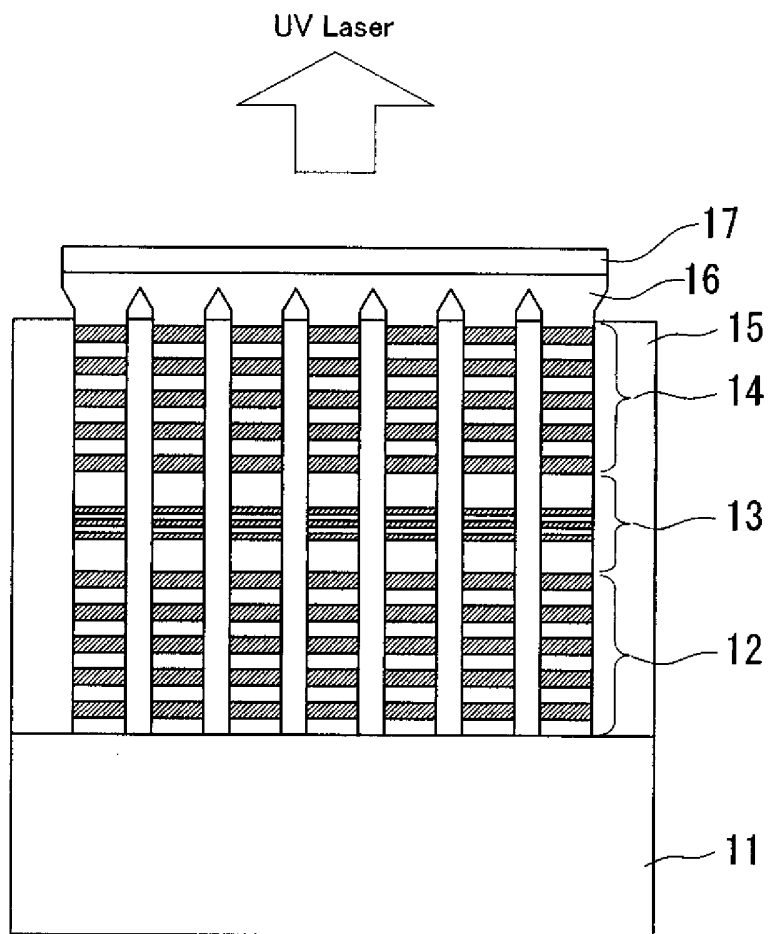
[図8]



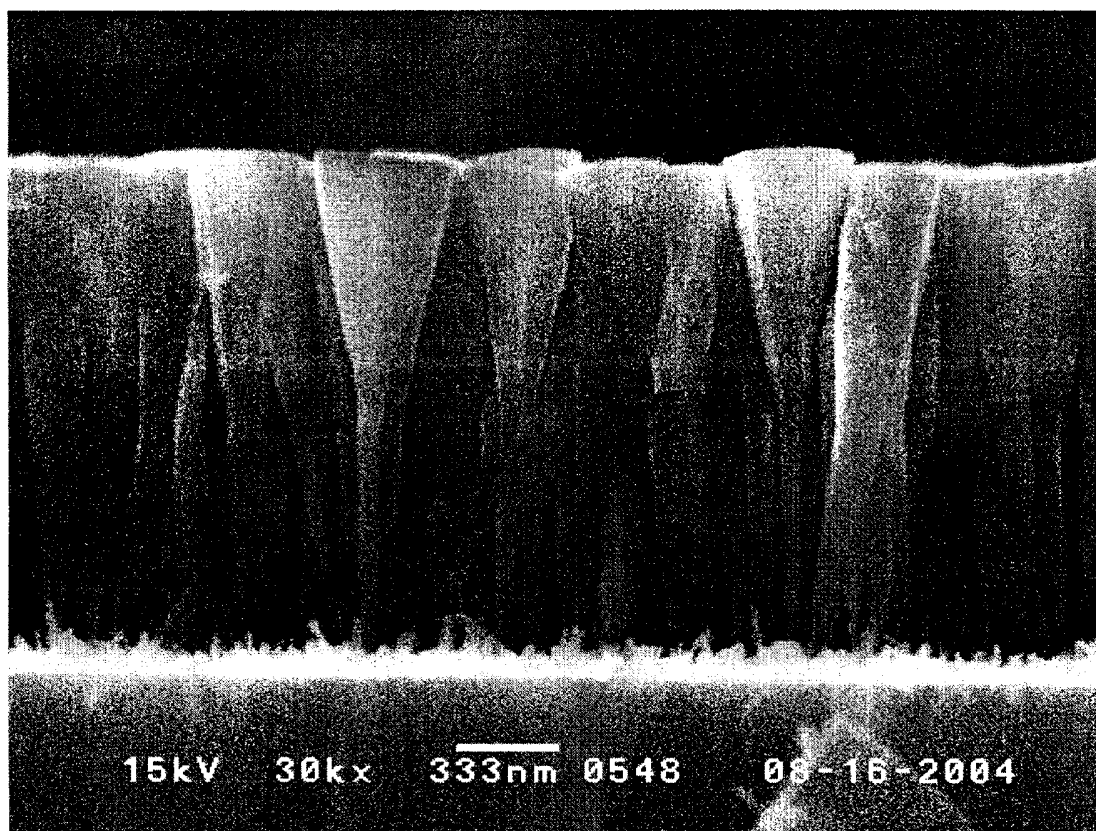
[図9]



[図10]

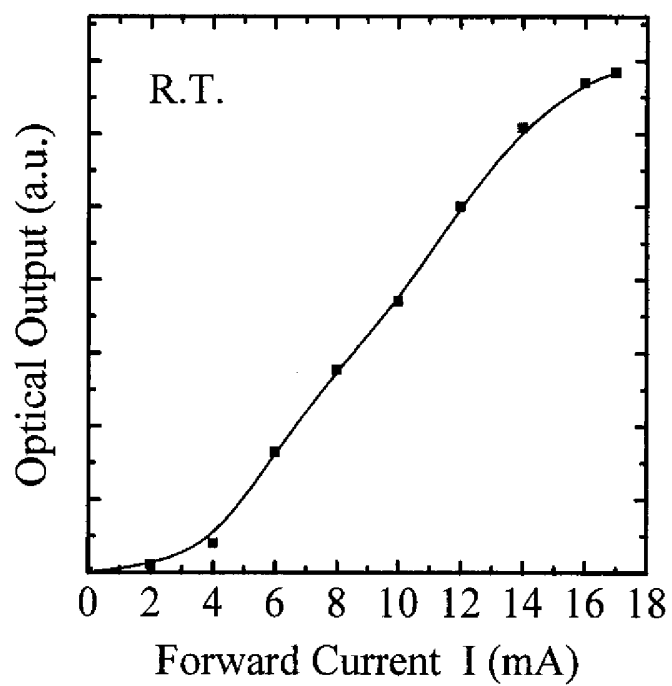


[図11]



[図12]

ナノコラムLEDの電流－光出力特性の例



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/015799

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

H01L33/00 (2006.01), **H01S5/183** (2006.01)

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

H01L33/00 (2006.01), **H01S5/00-5/50** (2006.01)

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

JSTPlus (JOIS)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	KAWAI et al., "RF-MBE-ho ni yoru InN no Kessho Seicho to Nano Kozo no Sakusei", The Institute of Electronics, Information and Communication Engineers Gijutsu Kenkyu Hokoku, Vol.13, No.343 (CPM2003 102-116), 2003, pages 33 to 37	1 2-7,9
Y	KUSAKABE, K. et al., Characterization of Overgrown GaN Layers on Nano-Columns Grown by RF-Molecular Beam Epitaxy, Jpn.J.Appl.Phys. Part 2, Vol.40, No.3A, 2001, pages L192 to L194	2,6-7,9
Y	YOSHIKAWA, M. et al., Growth of Self-Organized GaN Nanostructures on Al ₂ O ₃ (0001) by RF-Radial Source Molecular Beam Epitaxy, Jpn.J.Appl.Phys. Part 2, Vol.36, No.4B, 1997, pages L459 to L462	3

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.
 ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
07 October, 2005 (07.10.05)Date of mailing of the international search report
25 October, 2005 (25.10.05)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/015799

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	Luo Z.S. et al., Enhancement of (In,Ga)N Light-Emitting Diode Performance by Laser Liftoff and Transfer From Sapphire to Silicon, IEEE Photonics Technology Letters, Vol.14, No.10, 2002, pages 1400 to 1402	4
Y	JP 2003-152220 A (Sharp Corp.), 23 May, 2003 (23.05.03), Par. No. [0049] & US 2003/0092210 A1 & US 6703253 B2	5, 9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ H01L33/00 (2006.01), H01S5/183 (2006.01)

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ H01L33/00 (2006.01), H01S5/00-5/50 (2006.01)

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2005年
日本国実用新案登録公報	1996-2005年
日本国登録実用新案公報	1994-2005年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

JSTPlus (JOIS)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X Y	川井 他, RF-MBE 法による InN の結晶成長とナノ構造の作製, 電子情報通信学会技術研究報告, Vol. 13 No. 343 (CPM2003 102-116), 2003, p. 33-37	1 2-7, 9
Y	Kusakabe K, et. al., Characterization of Overgrown GaN Layers on Nano-Columns Grown by RF-Molecular Beam Epitaxy, Jpn. J. Appl. Phys. Part2, Vol. 40 No. 3A, 2001, p. L192-L194	2, 6-7, 9

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

07.10.2005

国際調査報告の発送日

25.10.2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
郵便番号 100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目 4 番 3 号

特許庁審査官 (権限のある職員)

門田 かづよ

電話番号 03-3581-1101 内線 3255

2K

9512

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	Yoshizawa M. et. al., Growth of Self-Organized GaN Nanostructures on Al ₂ O ₃ (0001) by RF-Radial Source Molecular Beam Epitaxy, Jpn. J. Appl. Phys. Part2, Vol.36 No.4B, 1997, p.L459-L462	3
Y	Luo Z. S. et.al., Enhancement of (In,Ga)N Light-Emitting Diode Performance by Laser Liftoff and Transfer From Sapphire to Silicon, IEEE Photonics Technology Letters, Vol.14 No.10, 2002, p.1400-1402	4
Y	JP 2003-152220 A (シャープ株式会社) 2003.05.23, 【0049】 & US 2003/0092210 A1 & US 6703253 B2	5, 9