(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2002年3月14日 (14.03.2002)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 02/21604 A1

(51) 国際特許分類7: **H01L 33/00**, H01S 5/343

(21) 国際出願番号: PCT/JP01/07664

(22) 国際出願日: 2001年9月4日 (04.09.2001)

(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2000-273195 2000年9月8日 (08.09.2000) JP
特願2000-366970 2000年12月1日 (01.12.2000) JP

(71) 出願人 *(米国を除く全ての指定国について)*: シャープ株式会社 (**SHARP KABUSHIKI KAISHA**) [JP/JP]; 〒545-8522 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 Osaka (JP).

(72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 *(米国についてのみ)*: 津田有三 (**TSUDA, Yuhzoh**) [JP/JP]; 〒632-0072 奈良県天理市富堂町289-1 プレリュード201 Nara (JP). 伊藤茂稔 (**ITO, Shigetoshi**) [JP/JP]; 〒630-0243 奈良県生駒市俵口町950-1-313 Nara (JP). 森重香一 (**MORISHIGE, Kouichi**) [JP/JP]; 〒533-0032 大阪府大阪市東淀川区淡路5丁目21番 11-103号 Osaka (JP).

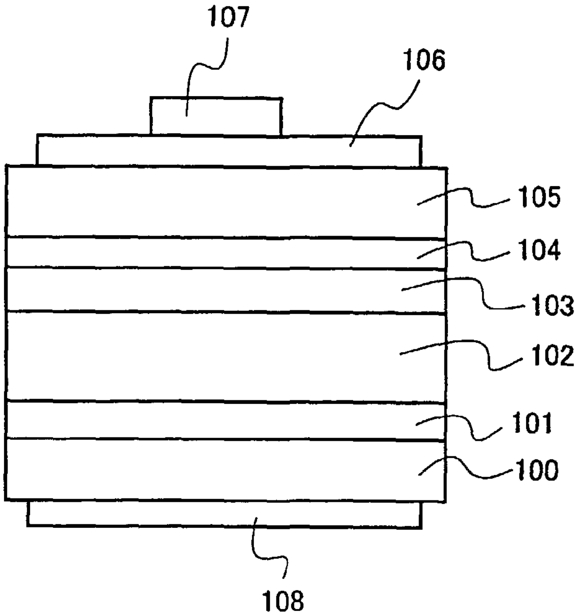
(74) 代理人: 深見久郎, 外 (**FUKAMI, Hisao et al.**); 〒530-0054 大阪府大阪市北区南森町2丁目1番29号 三井住友銀行南森町ビル Osaka (JP).

(81) 指定国 *(国内)*: KR, US.

[続葉有]

(54) Title: NITRIDE SEMICONDUCTOR LIGHT-EMITTING DEVICE AND OPTICAL DEVICE INCLUDING THE SAME

(54) 発明の名称: 窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置



(57) Abstract: A nitride semiconductor light-emitting device includes a light-emitting layer (103) formed on a substrate (100). The light-emitting layer is characterized by comprising a quantum well layer containing Al and made of $GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$ ($0 < x + y + z < 0.3$).

(57) 要約:

窒化物半導体発光素子は、基板上（１００）において形成された発光層（１０３）を含み、その発光層はＡ１を含有する$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（０＜ｘ＋ｙ＋ｚ≦０．３）の量子井戸層を含むことを特徴としている。

WO 02/21604 A1

(84) 指定国 *(広域)*: ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

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。

明細書

窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置

技術分野

本発明は、発光効率の高い窒化物半導体発光素子とこれを利用した光学装置に関するものである。

背景技術

従来から、窒化物半導体は、発光素子やハイパワー半導体デバイスとして利用または研究されている。窒化物半導体発光素子の場合、発光層中で光を発する量子井戸層はインジウムを含有するＩｎＧａＮから構成されており、そのＩｎ含有量を変えることによって青色から橙色までの広い色範囲内の発光素子を作製することができる。近年では、その窒化物半導体発光素子の特性を利用して、青色や緑色の発光ダイオードや、青紫色の半導体レーザなどが開発されている。また、特開平１０－２７０８０４では、ＧａＮＡｓ井戸層／ＧａＮ障壁層からなる発光層を含む発光素子が報告されている。

しかしながら、ＩｎＧａＮ量子井戸層を利用して発光素子を作製する場合、ＩｎＧａＮ層は化学的熱平衡状態が非常に不安定であることから、結晶性の良好な発光層を形成することが困難である。特に、Ｉｎ含有率がＩＩＩ族元素中で１５％以上であるＩｎＧａＮ結晶層を成長させる場合、その成長温度に依存してＩｎＧａＮ結晶がＩｎ含有率の高い領域と低い領域とに相分離されやすい（以下、これを濃度分離ともいう）。このような濃度分離が生じれば、発光効率の低下と発光波長の半値幅の増大（色斑）の原因となる。

他方、ＧａＮＡｓ井戸層（Ａｓの少なくとも一部はＰおよび／またはＳｂで置換可能）は、Ｉｎを含んでいないので上記のような濃度分離の問題を生じることがないが、Ａｓなどが含まれることによって結晶系の異なる相分離（六方晶系と立方晶系との分離）を生じ、このような結晶系分離が生じれば井戸層の結晶性と発光効率の低下の原因となる。

そこで、本発明では、窒化物半導体からなる量子井戸構造を有する発光層を含む窒化物半導体発光素子において、量子井戸層の結晶性を改善するとともに相分離を抑制することによって、その発光効率を向上させることを主目的としている。

発明の開示

本発明の１つの態様による窒化物半導体発光素子は、基板上において形成された発光層を含み、この発光層はＡｌを含有する$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0<x+y+z\leq 0.3$）の単一量子井戸層を含んでいることを特徴としている。

なお、その基板は窒化物半導体からなることが好ましく、擬似ＧａＮ基板であってもよい。また、基板の貫通転位密度に対応するエッチピット密度は、$7\times 10^7/cm^2$以下であることが好ましい。

単一量子井戸層はＡｌを$6\times 10^{18}/cm^3$以上の濃度で含むことが好ましく、０．４ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の厚さを有することが好ましい。また、井戸層はＳｉ、Ｏ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、ＣｄまたはＭｇの少なくともいずれかのドーパントを含むことが好ましく、そのドーパント濃度は$1\times 10^{16}/cm^3\sim 1\times 10^{20}/cm^3$の範囲内にあることが好ましい。

本発明のもう一つの態様によれば、窒化物半導体発光素子は、基板上において複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構造を有する発光層を含み、それらの量子井戸層は$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0\leq x\leq 0.10$、$0\leq y\leq 0.16$、$0\leq z\leq 0.04$、$x+y+z>0$）からなっていて付加的に少なくともＡｌを含有し、障壁層は窒化物半導体からなることを特徴としている。

その基板材料としては、ＧａＮが好ましく用いられ得る。そして、光を発する作用を生じる発光層は量子井戸層と障壁層とを含んでおり、量子井戸層は障壁層に比べて小さなエネルギバンドギャップを有している。

井戸層のＡｌ含有量は$1\times 10^{19}/cm^3$以上であることが好ましい。障壁層は、Ａｓ、Ｐ、およびＳｂから選択されたいずれかの元素を含むことが好ましい。

発光層は、２層以上で１０層以下の井戸層を含んでいることが好ましい。量子井戸層は、０．４ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の厚さを有していることが好ましい。

障壁層は、１ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の厚さを有していることが好ましい。

窒化物半導体発光素子は基板を含み、発光層の両主面のうちでその基板に近い第１主面に接する第１隣接半導体層と基板から遠い第２主面に接する第２隣接半導体層との少なくとも一方はＡｌを含む窒化物半導体からなることが好ましい。

井戸層と障壁層の少なくとも一方は、Ｓｉ、Ｏ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、Ｃｄ、またはＭｇの少なくともいずれかのドーパントが添加されていることが好ましい。そのようなドーパントの添加量は、1×10^{16}〜1×10^{20}／cm^3の範囲内にあることが好ましい。

以上のような窒化物半導体発光素子は、光情報読出装置、光情報書込装置、光ピックアップ装置、レーザプリンタ装置、プロジェクタ装置、表示装置、白色光源装置などの種々の光学装置において好ましく用いられ得るものである。

図面の簡単な説明

図１は、本発明の実施例による窒化物半導体ダイオード素子の構造を示す模式的な断面図である。

図２は、擬似ＧａＮ基板の一例を示す模式的な断面図である。

図３Ａと図３Ｂは、擬似ＧａＮ基板の製造過程を説明するための模式的な断面図である。

図４は、他の実施例による発光ダイオード素子の模式的な断面図である。

図５は、図４の発光ダイオード素子の上面図である。

図６は、量子井戸層中のＡｌ添加量が結晶系分離の度合いおよび発光強度に及ぼす影響を示すグラフである。

図７は、他の実施例による窒化物半導体レーザ素子の構造を示す模式的な断面図である。

図８は、実施例によるレーザ素子のチップ分割を説明するための模式的な上面図である。

図９は、レーザ素子の井戸層数と閾値電流密度との関係を示すグラフである。

図１０Ａと図１０Ｂは、実施例による発光素子中のエネルギバンドギャップ構造を模式的に示す図である。

図１１Ａと図１１Ｂは、実施例による発光素子中のエネルギバンドギャップ構造の他の例を模式的に示す図である。

図１２は、実施例による発光素子中のエネルギバンドギャップ構造の他の例を模式的に示す図である。

図１３は、実施例として窒化物半導体基板を用いたレーザ素子の構造を示す模式的な断面図である。

図１４は、本発明による発光素子において利用され得る窒化物半導体厚膜基板を示す模式的な断面図である。

図１５Ａは本発明による発光ダイオード素子の一例を示す模式的な断面図であり、図１５Ｂは図１５Ａのダイオード素子に対応する模式的な上面図である。

図１６は、本発明による発光ダイオード素子の井戸層数と発光強度との関係を示すグラフである。

図１７は、本発明による発光素子が用いられた光学装置の一例としての光ディスク記録再生装置を示す模式的なブロック図である。

発明を実施するための最良の形態

一般に、窒化物半導体結晶層を成長させる際には、ＧａＮやサファイアなどＧａＮ基板と同様に、他の窒化物半導体基板をも用いることもでき、たとえば$Al_aGa_bIn_cN$（０≦ａ≦１、０≦ｂ≦１、０≦ｃ≦１、ａ＋ｂ＋ｃ＝１）基板を用いることもできる。この基板中の窒素元素は、その約１０％以下の範囲内でＡｓ、Ｐ、またはＳｂで置換されてもよい（ただし、六方晶系が維持されることが条件）。窒化物半導体レーザの場合では、垂直横モードの単峰化のためにはクラッド層よりも屈折率の低い層がそのクラッド層の外側に接している必要があり、ＡｌＧａＮ基板を用いることが好ましい。さらに、Ｓｉ、Ｏ、Ｃｌ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、Ｃｄ、Ｍｇ、またはＢｅが基板にドーピングされてもよい。ｎ型窒化物半導体基板のためには、これらのドーピング剤のうちでＳｉ、Ｏ、およびＣｌが特に好ましい。

以下の実施例においてはサファイアまたは窒化物半導体のＣ面｛０００１｝基板について説明されるが、その基板の主面となる面方位としては、Ｃ面のほかに、

A面｛１１－２０｝、R面｛１－１０２｝、またはM面｛１－１００｝を用いてもよい。また、それらの面方位から２度以内のオフ角度を有する基板であれば、その上に成長させられる半導体結晶層の表面モフォロジが良好になる。

結晶層を成長させる方法としては、有機金属気相成長法（ＭＯＣＶＤ）、分子線エピタキシ法（ＭＢＥ）、ハイドライド気相成長法（ＨＶＰＥ）などが一般的に利用される。

特開平１０－２７０８０４号公報で紹介された従来のＧａＮＡｓ井戸層は、Ｉｎを含んでいないためにＩｎによる相分離は生じない。しかしながら、その井戸層にＡｓが含まれることによって結晶系分離が引き起こされ、得られる窒化物半導体発光素子の結晶性の低下と発光効率の低下とを招いていた。

この結晶系分離はＧａＮＡｓ井戸層に限らず、ＧａＮＰ井戸層またはＧａＮＳｂ井戸層でも生じる。このことから、井戸層の結晶系分離は、Ａｓ、ＰまたはＳｂを含むことによって生じると考えられる。

この結晶系分離は、Ｇａに対するＡｓ、ＰまたはＳｂの吸着率が、Ｇａに対するNの吸着率に比べて極めて高いことと、NがＡｓ、ＰまたはＳｂに比べて極めて揮発性が高いこと（結晶中からNが抜け出てしまうこと）に起因していると考えられる。すなわち、Ｇａ用原料とN用原料を供給してＧａN結晶を気相成長させる工程において、ＧａN結晶中の最表面（エピタキシャル成長面）では供給されたN原料の一部はＧａ原料と結合してＧａN結晶となるが、その大半はNの揮発性が高いことによって再蒸発してしまうと考えられる。

一方、Nの再蒸発によってＧａN結晶になれなかったＧａは、エピタキシャル成長面上をしばらく表面拡散した後に再蒸発する。ところが、N原料に加えて、Ａｓ、ＰまたはＳｂの原料が供給されれば、余ったＧａがエピタキシャル成長面上を拡散している最中に容易にＡｓ、ＰまたはＳｂと吸着してしまう。なぜならば、ＧａはNに対する吸着率よりもＡｓ、ＰまたはＳｂに対して極めて高い吸着率を有しているからである。このことにより、Ｇａ－Ａｓ、Ｇａ－ＰまたはＧａ－Ｓｂの結合が高い確率で形成されると考えられる。しかも、Ｇａは表面マイグレーション長が長いために、Ｇａ－Ａｓ、Ｇａ－ＰまたはＧａ－Ｓｂの結合同士が互いに出会う確率が高く、その出会いの際にそれらの結合が固定されて結晶化

し得る。これれによって前述の偏析効果も生じ得ると考えられる。この偏析効果は、その度合いが大きくなれば、最終的にはＧａ－Ａｓ、Ｇａ－ＰまたはＧａ－Ｓｂの結合割合の高い領域（立方晶系）と低い領域（六方晶系）への分離を生じさせる。これが結晶系分離であると考えられる。したがって、この結晶系分離を低減するためには、結晶中にＮを効率よく取り込むことが肝要である。

［実施例１］

本発明の実施例１による窒化物半導体発光素子では、後述するように、発光層に含まれる$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$の単一量子井戸層（ただし、$0<x+y+z\leqq0.3$）中にＡｌを含有させることによって、その結晶系分離を低減させることができた。これは、Ｇａに比べてＡｌがＮに対して極めて高い反応性を有し、井戸層中からＮが抜け出ることを防止するように働いたためではないかと思われる。しかも、Ａｌの表面マイグレーション長はＧａのそれと比較して短いので、ＡｌがＡｓ、ＰまたはＳｂと結合しても、上述のような顕著な偏析効果は生じ得ないと考えられる。このことから、$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$単一井戸層（ただし、$0<x+y+z\leqq0.3$）中にＡｌを添加することによって結晶系分離を低減することができたと考えられる。

（単一井戸層におけるＡｓ、ＰまたはＳｂの組成比について）

窒化物半導体発光素子における$AlGaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$単一井戸層中のＡｓ、ＰまたはＳｂの総和の組成比$x+y+z$は、０．０１％以上で３０％以下にすることが好ましく、より好ましくは０．１％以上で１０％以下である。その組成比$x+y+z$が０．０１％よりも小さくなれば、単一井戸層中にＡｓ、Ｐ、またはＳｂを含有させたことによる発光強度の向上が得られにくくなる。他方、の組成比$x+y+z$が３０％よりも高くなれば、単一井戸層にＡｌが添加されても、Ａｓ、Ｐ、またはＳｂによる結晶系分離を低減させにくくなる。また、組成比$x+y+z$が０．１％以上で１０％以下であれば、Ａｌの添加による効果が充分に発揮され得るので好ましい。

（本発明の単一井戸層の層厚について）

$Al_aGa_{1-a}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0<x+y+z\leqq0.3$）単一井戸層の厚さはＡｌ組成比ａにも依存するが、Ａｓ、ＰまたはＳｂの平均組成比（$0<x+$

ｙ＋ｚ≦０．３）を満足していれば、その層厚を１００ｎｍ程度まで厚く成長させることが可能である。これは、その平均組成比によって結晶系分離が低減されたためであると考えられる。しかしながら、発光素子として考えた場合、有効な単一井戸層の厚さは０．４ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の範囲内にあることが好ましい。単一井戸層厚が０．４ｎｍを下回れば、量子井戸効果によるキャリアの閉じ込め準位が高くなり過ぎて発光効率が低下してしまう可能性がある。一方、単一井戸層厚が２０ｎｍよりも大きくなれば、素子の電気抵抗が高くなる可能性がある。

（単一井戸層のＡｌ添加量について）

図６は、$GaN_{0.92}P_{0.08}$単一井戸層中のＡｌ添加が結晶系分離の度合いと発光強度に及ぼす影響を表している。すなわち図６において、横軸は井戸層中のＡｌ添加量を表し、左の縦軸は結晶系分離の度合い（％）を表し、そして右の縦軸は発光強度を表している。図６における発光強度は、Ａｌが添加されていないときの発光強度を１として規格化されている。ここで結晶系分離の度合いとは、井戸層中の単位体積中に占める結晶系分離を起こしている部分の体積分率を表している。

図６を参照すればわかるように、結晶系分離の度合い（％）はＡｌの添加量が$6\times10^{18}/cm^3$の辺りから減少し始め、$1\times10^{19}/cm^3$以上になれば３％以下になった。一方、発光強度はＡｌの添加量が$6\times10^{18}/cm^3$の辺りから増加し始め、$1\times10^{19}/cm^3$以上になれば１０倍以上になった。これらの関係から、結晶系分離と発光強度との間には、相関関係があると考えられる。

以上のことから、発光強度の高い（発光効率の高い）単一井戸層を得るためには結晶系分離の度合いが６％以下であることが好ましく、３％以下であることがより好ましい。そして、そのような結晶系分離の度合いを得るためには、Ａｌ添加量が$6\times10^{18}/cm^3$以上であることが好ましく、$1\times10^{19}/cm^3$以上であることがより好ましい。

Ａｌ添加量の上限値としては、$Al_aGa_{1-a}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$単一井戸層のＡｌ組成比ａで表せば０．２以下（添加量$8.8\times10^{21}/cm^3$以下に相当）であることが好ましく、０．１以下（添加量$4.4\times10^{21}/cm^3$以下に相

当）であることがさらに好ましい。ただし、Ａｓ、ＰまたはＳｂの組成比は、０＜ｘ＋ｙ＋ｚ≦０．３でなければならない。Ａｌの組成比ａが２０％を超えれば、単一井戸層の結晶性が低下して発光効率が低下するので好ましくない。Ａｌの組成比ａが１０％以下であれば、素子の動作電圧が減少し得るので好ましい。

図６は$GaN_{0.92}P_{0.08}$結晶中にＡｌが添加される場合について示しているが、$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$結晶（０＜ｘ＋ｙ＋ｚ≦０．３）中にＡｌが添加される場合であっても、図６と同様の傾向を得ることが可能である。

（単一井戸層の発光波長について）

$Al_aGa_{1-a}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（０＜ｘ＋ｙ＋ｚ≦０．３）単一井戸層においては、主にＡｓ、ＰまたはＳｂの組成比を調整することによって、目的とする発光波長を得ることができる。

たとえば、図６に示されているようにＡｌがドーピングレベル（単一井戸層のＡｌ組成比が１％未満）で添加されている場合、紫外の３８０ｎｍ近傍の発光波長を得るためには、$AlGaN_{1-x}As_x$の場合はｘ＝０．００５、$AlGaN_{1-y}P_y$の場合はｙ＝０．０１、そして$AlGaN_{1-z}Sb_z$の場合はｚ＝０．００２であればよい。また、青紫色の４１０ｎｍ近傍の発光波長を得るためには、$AlGaN_{1-x}As_x$の場合はｘ＝０．０２、$AlGaN_{1-y}P_y$の場合はｙ＝０．０３、そして$AlGaN_{1-z}Sb_z$の場合はｚ＝０．０１であればよい。さらに、青色の４７０ｎｍ近傍の波長を得るためには、$AlGaN_{1-x}As_x$の場合はｘ＝０．０３、$AlGaN_{1-y}P_y$の場合はｙ＝０．０６、そして$AlGaN_{1-z}Sb_z$の場合はｚ＝０．０２であればよい。さらにまた、緑色の５２０ｎｍ近傍の波長を得るためには、$AlGaN_{1-x}As_x$の場合はｘ＝０．０５、$AlGaN_{1-y}P_y$の場合はｙ＝０．０８、$AlGaN_{1-z}Sb_z$の場合はｚ＝０．０３であればよい。さらにまた、赤色の６５０ｎｍ近傍の波長を得るためには、$AlGaN_{1-x}As_x$の場合はｘ＝０．０７、$AlGaN_{1-y}P_y$の場合はｙ＝０．１２、そして$AlGaN_{1-z}Sb_z$の場合はｚ＝０．０４であればよい。上述の組成比近傍で単一井戸層を作製すれば、およその目的とする発光波長を得ることが可能である。

次に、Ａｌが組成比レベル（Ａｌ組成比が１％以上）で添加されている場合、Ａｓ、ＰまたはＳｂの組成比を高めに調整すればよい。具体的なＡｓまたはＰの

組成比と発光波長との関係が表１と表２に示されている。表１は、$Al_aGa_{1-a}N_{1-x}As_x$単一井戸層を用いて目的とする発光波長を得るためのＡｌ組成比（ａ）とＡｓ組成比（ｘ）との関係を示している。表２は、$Al_aGa_{1-a}N_{1-y}P_y$単一井戸層を用いて目的とする発光波長を得るためのＡｌ組成比（ａ）とＰ組成比（ｙ）との関係を示している。Ｓｂの組成比については、０．０４以下が好ましい。これは、Ｓｂの組成比が０．０４よりも高くなれば結晶性が著しく低下するからである。

【表１】

		$Al_aGa_{1-a}N_{1-x}As_x$					
		a=0.01	a=0.02	a=0.03	a=0.05	a=0.1	a=0.2
発光波長	380nm	0.01	0.01	0.01	0.01	0.02	0.03
	400nm	0.01	0.02	0.02	0.02	0.02	0.04
	410nm	0.02	0.02	0.02	0.02	0.03	0.04
	470nm	0.04	0.04	0.04	0.04	0.05	0.06
	520nm	0.05	0.05	0.05	0.05	0.06	0.07
	650nm	0.07	0.07	0.07	0.08	0.08	0.10

【表２】

		$Al_aGa_{1-a}N_{1-y}P_y$					
		a=0.01	a=0.02	a=0.03	a=0.05	a=0.1	a=0.2
発光波長	380nm	0.01	0.01	0.01	0.02	0.03	0.04
	400nm	0.02	0.02	0.03	0.03	0.04	0.06
	410nm	0.03	0.03	0.03	0.04	0.04	0.06
	470nm	0.06	0.06	0.06	0.07	0.07	0.10
	520nm	0.08	0.08	0.08	0.09	0.10	0.12
	650nm	0.12	0.12	0.12	0.13	0.14	0.16

（単一井戸層を含む発光素子を成長させる基板について）

本発明者らは、単一井戸層を含む発光素子の発光強度が、その単一井戸層を成長させる基板に依存して変化することを見出した。これは、基板に依存して発光素子中の結晶欠陥密度が変化することと、Ａｌの表面マイグレーション長が短いために結晶欠陥の近傍で容易にＡｌがトラップされてしまうことによると考えられる。その結果、Ａｌの添加による結晶系分離の低減効果は、結晶欠陥付近でし

か発揮されず、基板上全体においてその低減効果を十分得ることができなかったのではないかと考えられる。

本発明者らの知見によれば、窒化物半導体基板の上に単一井戸層を含む発光素子が成長させられた場合にその発光強度が強く、すなわち窒化物半導体基板が最も好ましい基板であった。たとえば、ＧａＮ基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度は、約5×10^{7}／cm^{2}以下であった。これは、従来の窒化物半導体発光素子の基板として使用されていたサファイア基板やＳｉＣ基板（窒化物半導体基板以外の基板）上の窒化物半導体膜のエッチピット密度（約4×10^{8}／cm^{2}以上）よりも小さい値である。ここで、エッチピット密度とは、燐酸：硫酸＝１：３のエッチング液（温度２５０℃）にエピウエハ（発光素子）を１０分間浸し、そのウエハの表面に形成されたピット密度を測定したものである。このエッチピット密度はエピウエハ表面のピット密度を測定しているので、厳密には井戸層の結晶欠陥密度を測定しているわけではない。しかしながら、エッチピット密度が高ければ井戸層中の結晶欠陥密度も比例してに高くなるので、エッチピット密度の測定は井戸層中に結晶欠陥が多いかどうかの指標と成り得る。

窒化物半導体基板の次に好ましい基板は、擬似ＧａＮ基板であった。擬似ＧａＮ基板の製造方法などについては、実施例２において詳細に述べられる。擬似ＧａＮ基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度は、最も少ないエッチピット密度の領域で約7×10^{7}／cm^{2}以下であった。これは、ＧａＮ基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度に近い値である。しかしながら、擬似ＧａＮ基板は、エッチピット密度の低い領域と高い領域が混在しているので、ＧａＮ基板（窒化物半導体基板の一例）に比べて発光素子の歩留まりを低下させる傾向にある。他方、擬似ＧａＮ基板は、窒化物半導体基板に比べて大面積のものが安価に製造され得るという利点を有している。

（単一井戸層の不純物添加について）

発明者らによるフォトルミネッセンス（ＰＬ）測定によれば、単一井戸層中にＳｉを添加した場合に、そのＰＬ発光強度が約１．２倍程度に強くなった。すなわち、単一井戸層に不純物を添加することによって、発光素子の発光強度を向上させることができる。これは、以下の理由によると考えられる。本発明における

単一井戸層においては、Ａｌを添加することによって結晶系分離を効果的に低減することができた。しかしながら、Ａｌはエピタキシャル成長面上での表面マイグレーション長がＧａに比べて短いので、結晶中の欠陥近傍に容易にトラップされてしまうと考えられる。その結果、結晶系分離の抑制効果は主に結晶欠陥の近傍で作用し得る。

そこで、単一井戸層中にＳｉの不純物が添加される。不純物はエピタキシャル成長膜全面に均一に分布させられ、結晶成長のための核を形成する。この核は結晶欠陥と同様にＡｌをトラップする働きがあると思われる。しかも、それらの核は、結晶欠陥と異なってエピタキシャル成長膜全面に均一分布させられるので、単一井戸層全体にＡｌを均一に分布させる働きを生じると考えられる。このことにより、結晶系分離の低減効果が効率良く発揮され、発光強度の向上につながったと考えられる。特に、窒化物半導体基板以外のたとえばサファイア基板などの上に成長させられた単一井戸層を含む発光素子においては、結晶欠陥が多いため（エッチピット密度$４×１０^{8}／ｃｍ^{2}$以上）、不純物の添加による効果が顕著であった。

なお、Ｓｉ以外にＯ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、ＣｄおよびＭｇの少なくとも１種類以上の不純物が添加されても、同様の効果を得ることが可能である。また、不純物の添加量は、$１×１０^{16}／ｃｍ^{3}$～$１×１０^{20}／ｃｍ^{3}$の範囲内にあることが好ましかった。不純物の添加量が$１×１０^{16}ｃｍ^{3}$よりも少なければ、発光素子の発光強度の向上が得られなかった。一方、不純物の添加量が$１×１０^{20}ｃｍ^{3}$よりも多くなれば、結晶性の悪化が生じる（発光効率が低下する）ので好ましくなかった。

（単一井戸層を含む発光ダイオード素子）

図１は、単一井戸層を含む窒化物半導体発光ダイオード素子の一例を模式的な断面図で表している。このダイオード素子は、主面としてＣ面（０００１）を有するｎ型ＧａＮ基板１００、比較的低温で形成されたＧａＮバッファ層１０１（膜厚１００ｎｍ）、ｎ型ＧａＮ層１０２（膜厚３μｍ、Ｓｉ不純物濃度$１×１０^{18}／ｃｍ^{3}$）、単一井戸層１０３、ｐ型$Ａｌ_{0.1}Ｇａ_{0.9}Ｎ$キャリアブロック層１０４（膜厚２０ｎｍ、Ｍｇ不純物濃度$６×１０^{19}／ｃｍ^{3}$）、ｐ型ＧａＮコンタクト

層１０５（膜厚０．１μm、Mg不純物濃度1×10^{20}／cm^3）、透光性電極１０６、p電極１０７、およびn電極１０８を含んでいる。

図１のダイオード素子の製造に際しては、まずMOCVD（有機金属気相成長）装置中にn型GaN基板１００をセットし、V族元素用原料のNH_3（アンモニア）とIII族元素用原料のTMGa（トリメチルガリウム）を用いて、比較的低い５５０℃の基板温度でGaNバッファ層１０１を１００nmの厚さに成長させた。次に、１０５０℃の基板温度においてNH_3とTMGaにSiH_4（シラン）を加え、n型GaN層１０２（Si不純物濃度1×10^{18}／cm^3）を３μmの厚さに形成した。その後、基板温度を８００℃に下げて、厚さ４nmの$Al_{0.01}Ga_{0.09}N_{0.92}P_{0.08}$単一井戸層１０３を成長させた。その際に、単一井戸層にSiH_4（Si不純物濃度1×10^{18}／cm^3）が添加された。

次に、基板を再び１０５０℃まで昇温して、厚さ２０nmのp型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$キャリアブロック層１０４と厚さ０．１μmのp型GaNコンタクト層１０５を成長させた。p型不純物としては、$EtCP_2Mg$（ビスエチルシクロペンタジエニルマグネシウム）を用いて、Mgが5×10^{19}／cm^3～2×10^{20}／cm^3の範囲内の濃度で添加された。p型GaNコンタクト層１０５中のp型不純物濃度は、透光性電極１０６が形成される表面に近づくにしたがって増大させることが好ましい。なぜならば、そうすることによって、不純物の添加による結晶欠陥の増大を抑制しつつp電極のコンタクト抵抗を低減させることができるからである。また、Mgの活性化を妨げているp型層中の残留水素を除去するために、p型層成長中に微量の酸素を混入させてもよい。

p型GaNコンタクト層１０６を成長させた後には、MOCVD装置の反応室内のガスを窒素とNH_3に置換し、基板温度を６０℃／分の速度で降下させた。基板温度が８００℃に降下した時点でNH_3の供給を停止し、基板はその温度で５分間待機させられてから室温まで降温させられた。このような基板の保持温度は６５０℃から９００℃の範囲内にあることが好ましく、待機時間は３分以上で１０分以下の範囲内にあることが好ましかった。また、保持温度後の降温速度は、３０℃／分以上であることが好ましい。こうして作製された成長膜をラマン測定によって評価した結果、従来のp型窒化物半導体膜で利用されているp型化アニ

ールを行わなくても、その成長膜はすでにｐ型の特性を示していた（Ｍｇが活性化していた）。また、ｐ型化アニールを行わなくても、後述のｐ電極形成後のコンタクト抵抗も低減していた。しかし、従来のｐ型化アニールを組み合わせれば、Ｍｇの活性化率がさらに向上することは言うまでもない。

続いて、ＭＯＣＶＤ装置からエピウエハを取り出して、電極形成を行った。本実施例では、ｎ型ＧａＮ基板１００を用いているので、その裏面上にＨｆ／Ａｕの順序でｎ電極１０８を形成した。このｎ電極材料の他に、Ｔｉ／Ａｌ、Ｔｉ／Ｍｏ、またはＨｆ／Ａｌなどを用いてもよい。特に、ｎ電極にＨｆを用いれば、その電極のコンタクト抵抗が下がるので好ましい。ｐ電極形成に際しては、透光性電極１０６として極めて薄い厚さ７ｎｍのＰｄ膜を蒸着し、ｐ電極１０７としてＡｕ膜を蒸着した。その透光性電極材料の他に、たとえばＮｉ、Ｐｄ／Ｍｏ、Ｐｄ／Ｐｔ、Ｐｄ／Ａｕ、またはＮｉ／Ａｕなどを用いてもよい。

最後に、ｎ型ＧａＮ基板１００の裏面（ｎ電極１０８の蒸着面）側からスクライバを用いてチップ分割を行った。スクライブを基板の裏面側から行ったのは、光が取り出される透光性電極側にスクライブによる削り屑が付着しないようにするためである。スクライブの方向に関しては、少なくとも素子チップの一辺が窒化物半導体基板の劈開面を含むようにチップ分割された。このことにより、チッピングやクラッキングなどによるチップ形状の異常を防止し、ウエハ当たりの素子チップの収得率を向上させた。

本実施例において、低温バッファ層１０１は$Al_xGa_{1-x}N$（$0 \leqq x \leqq 1$）であれば良く、また、そのバッファ層は省略されてもよい。しかしながら、現在供給されているＧａＮ基板は表面モフォロジが好ましくないので、$Al_xGa_{1-x}N$バッファ層（$0 \leqq x \leqq 1$）を挿入した方が、表面モフォロジが改善される点で好ましい。ここで、低温バッファ層とは、比較的低い４５０℃～６００℃の成長温度で形成されたバッファ層を意味する。このように低温の成長温度範囲内で形成されたバッファ層は、多結晶または非晶質である。

本実施例の単一井戸層１０３は、ｎ型ＧａＮ層１０２とｐ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$キャリアブロック層１０４の間に接して設けられているが、ｎ型ＧａＮ層１０２と単一井戸層１０３との間に、新たな第１中間層を設けてもよい。同様に、単一井

戸層１０３とｐ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$キャリアブロック層１０４との間に新たな第２中間層を設けてもよい。その場合には、それらの層の屈折率について、単一井戸層＞第１中間層＞ｎ型ＧａＮ層、および単一井戸層＞第２中間層＞ｐ型ＡｌＧａＮキャリアブロック層の関係になるようにする。こうすることによって、単一井戸層内に効率良く光を閉じ込めることができ、たとえばスーパールミネッセントダイオードまたはｇｒａｄｅｄ－ｉｎｄｅｘ ｓｅｐａｒａｔｅ ｃｏｎｆｉｎｅｍｅｎｔ ｈｅｔｅｒｏｓｔｒｕｃｔｕｒｅ構造レーザとして応用することができる。なお、本実施例の単一井戸層１０３には不純物（Ｓｉ）を$1\times10^{18}/cm^3$の濃度で添加したが、この不純物は必ずしも添加されなくてもよい。

ｐ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$キャリアブロック層１０４においては、Ａｌの組成比は０．１以外であってもよい。このＡｌ組成比を高くすれば、単一井戸層中へのキャリア閉じ込め効果が強くなるので好ましい。一方、キャリア閉じ込め効果が保持される範囲内でＡｌ組成比を小さくすれば、キャリアブロック層内のキャリア移動度が大きくなって電気抵抗が低くなるので好ましい。また、キャリアブロック層１０４はＡｌを含んでいるので、単一井戸層中のＡｓ、ＰまたはＳｂの元素がｐ型ＧａＮコンタクト層１０５中に拡散することを防止し得る。このことにより、発光素子の発光波長が設計値からずれることを防止し得る。なお、キャリアブロック層１０４はＡｌＧａＮの３元混晶に限られず、ＡｌＩｎＧａＮ、ＡｌＧａＮＰ、またはＡｌＧａＮＡｓの４元混晶であってもよい。

本実施例のｎ電極１０８は、ｎ型ＧａＮ基板１００の裏面上に形成されたが、ドライエッチング法などを用いてエピウエハのｐ電極側からｎ型ＧａＮ層１０２の一部を露出させて、その露出部にｎ電極を形成してもよい（たとえば図４参照）。

本実施例では、ＧａＮ基板のＣ面（０００１）が利用されたが、基板の主面方位はＣ面の他にＣ面（０００－１）、Ａ面｛１１－２０｝、Ｒ面｛１－１０２｝、Ｍ面｛１－１００｝、または｛１－１０１｝面を用いてもよい。また、それらの面方位から２度以内のオフ角度を有する基板面であれば表面モフォロジーが良好であって好ましい。また、ＧａＮ基板は、その他の窒化物半導体基板で置き替えられてもよい。

また、本実施例ではＭＯＣＶＤ装置による結晶成長方法について説明されたが、分子線エピタキシー法（ＭＢＥ）やハイドライド気相成長法（ＨＶＰＥ）などが用いられてもよい。

［実施例２］

実施２においては、図１のＧａＮ基板１００が図２の擬似ＧａＮ基板２００または図３Ｂの擬似ＧａＮ基板２００ａに置き換えられ、図４の例のようにｐ電極とｎ電極が基板の同一面側に形成されたことのみにおいて実施１と異なっている。

図２の擬似ＧａＮ基板２００は、種基板２０１、低温バッファ層２０２、ｎ型ＧａＮ層２０３、成長抑制膜２０４、およびｎ型ＧａＮ厚膜２０５を含んでいる。

種基板２０１は、ｎ型ＧａＮ厚膜２０５を成長させるための母材として使用される。成長抑制膜とは、直接その上には窒化物半導体層が成長しない膜を意味する。ここにおける擬似ＧａＮ基板は、図２に示された構成に限られず、少なくとも種基板と成長抑制膜を含んで構成されるものを意味する。

図３Ｂの擬似ＧａＮ基板２００ａは、種基板２０１、低温バッファ層２０２、第１のｎ型ＧａＮ膜２０３ａ、および第２のｎ型ＧａＮ膜２０３ｂを含んでいる。図３Ａは、擬似ＧａＮ基板２００ａを作製するための途中の工程を表している。

擬似ＧａＮ基板２００ａの作製に際しては、図３Ａに示されているように、第１のｎ型ＧａＮ膜２０３ａを積層後、ドライエッチング法またはウエットエッチング法によってそのＧａＮ膜２０３ａの表面を溝状に加工する。その後、ウエハを再び結晶成長装置に搬入し、第２のｎ型ＧａＮ膜２０３ｂを積層して、擬似ＧａＮ基板２００ａを完成させる（図３Ｂ参照）。図３Ａでは、第１のｎ型ＧａＮ膜２０３ａの厚さの途中までしか溝を形成していないが、低温バッファ層２０２または種基板２０１にいたる深さまで溝を形成してもよい。

このようにして作製された擬似ＧａＮ基板２００または２００ａ上に窒化物半導体膜を成長させた場合には、その窒化物半導体膜の結晶欠陥密度は、サファイア基板やＳｉＣ基板上に直接成長させられた場合に比べて低かった。したがって、本実施例の擬似ＧａＮ基板を用いれば、単一井戸層にＡｌを添加したことによる結晶系分離の低減効果をより効率良く発揮させることができ、発光素子の発光効率が向上し得る。種基板２０１の具体例としては、Ｃ面サファイア、Ｍ面サファ

イア、A面サファイア、R面サファイア、GaAs、ZnO、MgO、スピネル、Ge、Si、GaN、6H－SiC、4H－SiC、および3C－SiCなどが挙げられる。

種基板２０１としてSiC基板やSi基板を使用する場合、これらの基板は導電性であるので、図１のように基板の裏面側にn電極を形成してもよい。ただし、その場合には、低温バッファ層２０２の替わりに高温バッファ層を用いる必要がある。ここで、高温バッファ層とは、比較的高い７００℃以上の成長温度で形成されるバッファ層を意味する。また、その高温バッファ層は、Alを含有していなければならない。なぜならば、高温バッファ層が少なくともAlを含有していなければ、SiC基板上またはSi基板上に結晶性の良い窒化物半導体膜を形成することができないからである。最も好ましい高温バッファ層の材質は、InAlNである。

成長抑制膜２０４の具体例としては、SiO_2膜、SiN_x膜、TiO_2膜、およびAl_2O_3膜などの誘電体膜、またはタングステン膜などの金属膜が挙げられる。

［実施例３］

実施例３は、窒化物半導体基板以外の基板上に窒化物半導体バッファ層を介して窒化物半導体発光ダイオードを作製したことと、その基板の同一面側にp電極とn電極を形成したことのみにおいて実施例１と異なっている。

図４は実施例３の窒化物半導体発光ダイオードを模式的な断面図で表しており、図５は図４に対応する上面図を表している。図４のダイオード素子は、C面｛０００１｝サファイア基板３００、低温GaNバッファ層１０１（膜厚２５nm）、n型GaN層１０２、単一井戸層１０３、 p型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$キャリアブロック層１０４、p型GaNコンタクト層１０５、透光性電極１０６、p電極１０７、n電極１０８、および誘電体膜１０９を含んでいる。

本実施例において窒化物半導体基板以外の基板（サファイア基板）上に成長させた窒化物半導体発光ダイオードは、実施例１における窒化物半導体基板上または実施例２における擬似GaN基板上に成長させた場合に比べて、高い結晶欠陥密度（エッチピット密度4×10^8／cm^2以上）を有している。しかしながら、

従来のＧａＮＡｓ井戸層、ＧａＮＰ井戸層またはＧａＮＳｂ井戸層を含む従来のダイオード素子に比べれば、Ａｌを含有する井戸層を含む本実施例３の素子では結晶系分離が低減されて発光強度が改善される。

本実施例ではサファイア基板が用いられたが、６Ｈ－ＳｉＣ、４Ｈ－ＳｉＣ、３Ｃ－ＳｉＣ、Ｓｉ、またはスピネル（$MgAl_2O_4$）などが基板として用いられてもよい。また、ＳｉＣ基板やＳｉ基板は導電性基板であるので、図１のように基板の裏面側にｎ電極を形成してもよい。なお、ＳｉＣ基板やＳｉ基板を用いる場合には、実施例２の場合と同様に、Ａｌを含む高温バッファ層が形成されなければならない。

また、実施例３ではＣ面｛０００１｝基板が用いられたが、基板主面の面方位はA面｛１１－２０｝、Ｒ面｛１－１０２｝、またはM面｛１－１００｝であってもよい。さらに、それらの面方位から２度以内のオフ角度を有する基板主面においては、表面モフォロジーが良好であった。

［実施例４］

実施例４においては、上述の実施例における単一井戸層中のＳｉ不純物の代わりに$1 \times 10^{20}/cm^3$のＣ（炭素）が添加された。このように、井戸層中の不純物Ｓｉの代わりにＣを用いた場合にも同様の効果が得られた。

［実施例５］

実施例５においては、上述の実施例における単一井戸層中のＳｉ不純物の代わりに$1 \times 10^{16}/cm^3$のＭｇが添加された。このように、井戸層中の不純物Ｓｉの代わりにＭｇを用いた場合にも同様の効果が得られた。

［実施例６］

実施例６においては、本発明による単一井戸層を含む窒化物半導体発光ダイオードが、発光装置（表示装置や白色光源装置など）に応用された。本発明の発光ダイオードは、表示装置中の少なくとも光の三原色（赤色、緑色、青色）の一つに利用され得る。たとえば、従来のＩｎＧａＮ井戸層を含む琥珀色発光ダイオードは高いＩｎ組成比を有し（相分離の影響が大きい）、信頼性と発光強度の観点から商品化レベルには達していなかった。しかし、本発明における単一井戸層ではＩｎによる相分離の影響がなくて結晶系分離も低減され得るので、長波長色の

発光ダイオードを作製することが可能である。また、その他の発光色を有する本発明による発光ダイオードも、前述の実施例や表１および表２を参考にして作製され得る。

上述の本発明による三原色の発光ダイオードは、白色光源装置においても利用され得る。また、発光波長が３８０ｎｍ～４４０ｎｍの範囲内にある本発明による発光ダイオードに蛍光塗料を塗布することによって、それは白色光源装置として利用され得る。従来の液晶ディスプレイに用いられてきたハロゲン光源に代わって、本発明による発光ダイオードを白色光源に利用することによって、その白色光源は低消費電力で高輝度のバックライトとして利用できる。それは携帯ノートパソコンや携帯電話におけるマンマシーンインターフェイスの液晶ディスプレイ用バックライトとしても利用でき、小型で高鮮明な液晶ディスプレイを提供することをも可能ならしめる。

［実施例７］

以下において、本発明の実施例７による窒化物半導体レーザ素子が説明される。

図７の模式的な断面図に示された実施例７による窒化物半導体レーザ素子は、Ｃ面（０００１）サファイア基板７００、ＧａＮバッファ層７０１、ｎ型ＧａＮコンタクト層７０２、ｎ型$In_{0.07}Ga_{0.93}N$クラック防止層７０３、ｎ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$クラッド層７０４、ｎ型ＧａＮ光ガイド層７０５、発光層７０６、ｐ型$Al_{0.2}Ga_{0.8}N$遮蔽層７０７、ｐ型ＧａＮ光ガイド層７０８、ｐ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}$クラッド層７０９、ｐ型ＧａＮコンタクト層７１０、ｎ型電極７１１、ｐ型電極７１２、およびSiO_2誘電体膜７１３を含んでいる。

図７のレーザ素子を作製する場合、まずＭＯＣＶＤ装置内へサファイア基板７００をセットし、Ｖ族元素のＮ用原料としてのNH_3（アンモニア）とＩＩＩ族元素のＧａ用原料としてのＴＭＧａ（トリメチルガリウム）を利用して、比較的低い５５０℃の基板温度の下でＧａＮバッファ層７０１を２５ｎｍの厚さに成長させる。次に、NH_3とＴＭＧａに加えてSiH_4（シラン）をも利用して、１０５０℃の温度の下でｎ型ＧａＮコンタクト層７０２（Ｓｉ不純物濃度：$1\times10^{18}/cm^3$）を３μｍの厚さに成長させる。続いて、基板温度を７００℃ないし８００℃程度に下げ、ＩＩＩ族元素のＩｎ用原料としてＴＭＩｎ（トリメチルイン

ジウム）を利用して、ｎ型$In_{0.07}Ga_{0.93}N$クラック防止層７０３を４０ｎｍの厚さに成長させる。再び基板温度を１０５０℃に上げて、ＩＩＩ族元素のＡｌ用原料としてＴＭＡｌ（トリメチルアルミニウム）を利用して厚さ０．８μｍのｎ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$クラッド層７０４（Ｓｉ不純物濃度：$1\times10^{18}/cm^3$）を成長させ、続いてｎ型ＧａＮ光ガイド層７０５（Ｓｉ不純物濃度：$1\times10^{18}/cm^3$）を０．１μｍの厚さに成長させる。

その後、基板温度が８００℃に下げられ、厚さ６ｎｍのＧａＮ障壁層の複数と厚さ４ｎｍの$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.97}P_{0.03}$井戸層の複数とが交互に積層された多重量子井戸構造を有する発光層７０６を形成する。この実施例では、発光層７０６は障壁層で開始して障壁層で終了する多重量子井戸構造を有し、３層の量子井戸層を含んでいる。これらの障壁層と井戸層の成長の際には、それらの両方が$1\times10^{18}/cm^3$のＳｉ不純物濃度を有するように、SiH_4が添加された。なお、障壁層と井戸層の成長の間または井戸層と障壁層の成長の間に、１秒以上で１８０秒以下の成長中断期間を挿入してもよい。こうすることによって、障壁層と井戸層の平坦性が向上し、発光半値幅を小さくすることができる。

井戸層としてＡｌＧａＮＡｓ系またはＡｌＧａＮＰ系の半導体を用いる場合に目的とする発光波長を得るためには、Ａｌの含有割合ａに応じて、前述の表１または表２に示された数値をＡｓまたはＰの含有割合ｘまたはｙの値として採用すればよい。井戸層としてＡｌＧａＮＳｂ系の半導体を用いる場合には、前述のように、そのＶ族元素中のＳｂ含有率は約４％以下であることが好ましい。なぜならば、ＡｌＧａＮＳｂ半導体がこれより高い濃度のＳｂを含めば、Ｓｂ含有率の高い立方晶系と低い六方晶系とに結晶系分離しやすくなるからである。

発光層７０６を形成した後には、基板を再び１０５０℃まで昇温して、厚さ２０ｎｍのｐ型$Al_{0.2}Ga_{0.8}N$遮蔽層７０７、厚さ０．１μｍのｐ型ＧａＮ光ガイド層７０８、厚さ０．５μｍのｐ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$クラッド層７０９、および厚さ０．１μｍのｐ型ＧａＮコンタクト層７１０を順次成長させる。なお、ｐ型不純物としては、$EtCP_2Mg$（ビスエチルシクロペンタジエニルマグネシウム）を利用して$5\times10^{19}\sim2\times10^{20}/cm^3$の濃度でＭｇが添加され得る。

ｐ型ＧａＮコンタクト層７１０におけるｐ型不純物濃度は、ｐ型電極７１２と

の接合面に近づくに従って高められることが好ましい。そうすれば、ｐ型電極との間のコンタクト抵抗がより低減され得る。また、ｐ型層内におけるｐ型不純物であるＭｇの活性化を妨げる残留水素を除去するために、ｐ型層の成長中に微量の酸素を混入させてもよい。

ｐ型ＧａＮコンタクト層７１０の成長後、ＭＯＣＶＤ装置の反応室内の全ガスを窒素キャリアガスとNH_3に代えて、６０℃／分の冷却速度で温度を降下させる。基板温度が８００℃に低下した時点でNH_3の供給を停止し、その８００℃の基板温度を５分間維持してから室温まで冷却させる。なお、このような一時的な基板の保持温度は６５０℃から９００℃の範囲内であることが好ましく、保持時間は３分から１０分の範囲内であることが好ましい。また、その保持温度から室温までの冷却速度は、３０℃／分以上であることが好ましい。

こうして形成された成長膜の表面をラマン測定によって評価したところ、従来の窒化物半導体膜で利用されているｐ型化アニールを行なわなくても、成長直後において既にｐ型の特性を示していた。また、後述のｐ型電極７１２を形成したときに、そのコンタクト抵抗も低減していた。

次に、ＭＯＣＶＤ装置から取出したエピタキシャルウェハをレーザ素子に加工するプロセスについて説明する。

まず、反応性イオンエッチング装置を用いてｎ型ＧａＮコンタクト層７０２の一部を露出させ、この露出部分上にＨｆ／Ａｕの順の積層からなるｎ型電極７１１を形成する。このｎ型電極７１１の材料としては、Ｔｉ／Ａｌ、Ｔｉ／Ｍｏ、Ｈｆ／Ａｌなどの積層を用いることもできる。Ｈｆは、ｎ型電極のコンタクト抵抗を下げるのに有効である。ｐ型電極部分では、サファイア基板７００の<１－１００>方向に沿ってストライプ状にエッチングを行ない、SiO_2誘電体膜７１３を蒸着し、ｐ型ＧａＮコンタクト層７１０を露出させ、Ｐｄ／Ａｕの順序の積層を蒸着し、こうして幅２μｍのリッジストライプ状のｐ型電極７１２を形成する。このｐ型電極の材料としては、Ｎｉ／Ａｕ、またはＰｄ／Ｍｏ／Ａｕなどの積層を用いることもできる。

最後に、劈開またはドライエッチングを利用して、共振器長が５００μｍのファブリ・ペロー共振器を作製する。この共振器長は、一般に３００μｍから１０

００μｍの範囲内にあることが好ましい。共振器のミラー端面は、サファイア基板のM面と一致するように形成される（図８参照）。劈開とレーザ素子のチップ分割は、図８中の破線２Ａと２Ｂに沿って基板側からスクライバを用いて行なわれる。こうすることによって、レーザ端面の平面性が得られるとともにスクライブによる削り滓がエピタキシャル層の表面に付着しないので、発光素子の歩留りが良好になる。

なお、レーザ共振器の帰還法としては、ファブリ・ペロー型に限られず、一般に知られているＤＦＢ（分布帰還）型、ＤＢＲ（分布ブラッグ反射）型なども用い得ることはいうまでもない。

ファブリ・ペロー共振器のミラー端面を形成した後には、そのミラー端面にSiO_2とTiO_2の誘電体膜を交互に蒸着し、７０％の反射率を有する誘電体多層反射膜を形成する。この誘電体多層反射膜としては、SiO_2/Al_2O_3などの多層膜を用いることもできる。

なお、ｎ型ＧａＮコンタクト層７０２の一部を反応性イオンエッチングを用いて露出させたのは、絶縁性のサファイア基板７００が使用されているからである。したがって、ＧａＮ基板またはＳｉＣ基板のような導電性を有する基板を使用する場合には、ｎ型ＧａＮ層７０２の一部を露出させる必要はなく、その導電性基板の裏面上にｎ型電極を形成してもよい。

次に、上述のようなレーザチップをパッケージに実装する方法について述べる。まず、上述のような発光層を含むレーザがその特性を生かして高密度記録用光ディスクに適した青紫色（波長４１０ｎｍ）の高出力（５０ｍW）レーザとして用いられる場合、サファイア基板は熱伝導率が低いので、放熱対策に注意を払わなければならない。たとえば、Ｉｎ半田材を用いて半導体接合を下側にしてチップをパッケージ本体に接続することが好ましい。また、パッケージ本体やヒートシンク部に直接にチップを取付けるのではなくて、Ｓｉ、ＡｌＮ、ダイヤモンド、Ｍｏ、ＣｕW、ＢＮ、Ｃｕ、Ａｕ、Ｆｅなどの良好な熱伝導性を有するサブマウントを介して接合させてもよい。

他方、熱伝導率の高いＳｉＣ基板、窒化物半導体基板（たとえばＧａＮ基板）、またはＧａＮ厚膜基板（たとえば図１４に示す基板８００の種基板８０１を研削

除去したもの）上に前述の発光層を含む窒化物半導体レーザを作製した場合には、上述以外にたとえばＩｎ半田材を用いて半導体接合を上側にしてパッケージ本体に接続することもできる。この場合にも、パッケージ本体やヒートシンク部に直接チップの基板を取付けるのではなくてＳｉ、ＡｌＮ、ダイヤモンド、Ｍｏ、ＣｕＷ、ＢＮ、Ｃｕ、Ａｕ、Ｆｅなどのサブマウントを介して接続してもよい。

以上のようにして、発光層を構成している井戸層としてＡｌを含む窒化物半導体を利用したレーザを作製することができる。

次に、上述の実施例のレーザに含まれる発光層７０６に関連してさらに詳細に説明する。

前述のように、従来のＩｎＧａＮ量子井戸層を利用して発光素子を作製する場合、ＩｎＧａＮ層は化学的熱平衡状態が非常に不安定であることから、結晶性の良好な発光層を形成することが困難である。特に、Ｉｎ含有率がＩＩＩ族元素中で１５％以上であるＩｎＧａＮ結晶層を成長させる場合、その成長温度に依存してＩｎＧａＮ結晶がＩｎ含有率の高い領域と低い領域とに濃度分離されやすい。このような濃度分離が生じれば、発光効率の低下と発光波長の半値幅の増大（色斑）の原因となる。他方、特開平１０－２７０８０４に開示されているＧａＮＡｓ井戸層はＩｎを含んでいないので上記のような濃度分離の問題を生じることはないが、Ａｓを含んでいることによって六方晶系と立方晶系との結晶系分離を生じ、結晶性と発光効率の低下を生じやすい。

本発明によるＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ井戸層は、Ｉｎの代わりにＡｌを含むとともに、Ａｓ、Ｐ、およびＳｂの少なくともいずれかの元素を含み、それらの含有率を調整することによって目的とする発光波長を実現させる（表１および表２参照）。したがって、本発明の井戸層は、上記のＩｎに関する濃度分離とは無縁である。たとえば、従来の琥珀色発光ダイオードは、そのＩｎＧａＮ井戸層に含まれるＩｎ含有率が高く（すなわち、濃度分離の影響が大きく）、信頼性と発光強度の観点から商品化レベルには達していない。しかし、本発明によるＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ井戸層はＩｎを含有していないので、Ｉｎに関する濃度分離の問題を生じることがなく、表１や表２に記されているような長波長の光を射出し得る発光素子の作製を可能にすることができる。

本発明によるＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ井戸層は、従来のＧａＮＡｓ井戸層（Ａｓの少なくとも一部がＰおよび／またはＳｂで置換可能であり、以下同様である）と異なり、Ａｌを含んでいる。すなわち、従来のＧａＮＡｓ井戸層で問題となっている結晶系分離は、本発明におけるようにＡｌを含有させることによって抑制することができる。この結晶系分離は、ＩＩＩ族元素に対するＡｓ（ＰまたはＳｂであっても同様）の吸着率がＮに比べて極めて高いことと、Ａｓ（ＰまたはＳｂであっても同様）に比べてＮの揮発性が極めて高いこと（すなわち、結晶からＮが抜け出しやすいこと）に起因していると考えられる。したがって、本発明におけるように極めて反応性の高いＩＩＩ族元素のＡｌを添加することによってＮを捕獲し、成長中の結晶からＮが抜けることを防止することによって結晶系分離を抑制し得るものと考えられる。また、本発明の井戸層はＡｓ、Ｐ、またはＳｂの少なくともいずれかの元素を含んでいるので、電子とホールの有効質量を小さくすることができて、キャリアの移動度を高めることができる。

以上のことから、本発明による井戸層を発光素子に利用することによって、その井戸層における高い結晶性とキャリアの有効質量の低減から、低消費電力で高出力の長寿命発光素子の実現が可能になる。

次に、本発明の井戸層におけるＡｌ添加量について説明する。まず、本発明者たちは、前述の結晶系分離がどの程度のＡｓ、Ｐ、またはＳｂの添加量によって生じるのかを調べた。その結果、ＧａＮ結晶中にＡｓ、Ｐ、またはＳｂが$1\times10^{18}/cm^3$の濃度で添加されたときに結晶系分離が起こり始め（約２～３％の結晶系分離割合）、その添加量が井戸層におけるＶ族元素の約１０％の場合に結晶系分離割合が約１３～１５％になった。ここで、結晶系分離割合とは、井戸層の単位体積中において平均組成比を有していて結晶系分離を生じていない正常部分以外の結晶系分離領域の体積率を表わしている。

本発明による井戸層に関して、Ａｌ添加量が結晶系分離割合と発光強度に及ぼす影響は、すでに図６において考察されたとおりである。

本発明による発光層は、複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構造を有することが好ましい。なぜならば、多重量子井戸構造を採用することによって、レーザにおいては閾値電流密度の低下が得られ（図９参

照）、発光ダイオードにおいては発光強度の向上が得られるからである（図１６参照）。このような多重量子井戸構造の採用による利点は、本発明によるＡｌの添加によって顕著かつ確実に得られる。なぜならば、少なくともＡｓ、Ｐ、またはＳｂのいずれかを含む井戸層にＡｌを添加することによって、井戸層の結晶系分離を抑制して井戸層と障壁層との間の界面急峻性が改善されるからである。たとえば、Ａｌを含まない従来のＧａＮＡｓ井戸層ではその中に結晶系の異なる領域が混在しているので、井戸層と障壁層との間の界面急峻性が積層数の増大に伴って顕著に悪化する。このような界面急峻性の悪化は、多重量子井戸構造の形成自体を困難にするとともに、発光素子における色むらと発光強度の低下の原因となる。本発明では、井戸層中にＡｌを添加することによって界面急峻性を低下させることなく多重量子井戸構造の形成が可能となる。

次に、発光層を構成している井戸層と障壁層との関係について述べる。本発明による$Al_aGa_{1-a}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0 \leqq x \leqq 0.10$、$0 \leqq y \leqq 0.16$、$0 \leqq z \leqq 0.04$、$x+y+z>0$）井戸層は、前述の濃度分離や結晶系分離を生じないので、Ａｌの添加量にも依存するが、Ａｓ、Ｐ、およびＳｂの含有率が制限範囲内にあれば、３００ｎｍ程度の厚さまで成長させることが可能である。しかしながら、多重量子井戸効果を利用する発光素子のためには、井戸層の厚さは０．４～２０ｎｍの範囲内にあることが好ましい。下限値が０．４ｎｍであることの理由は、井戸層がこの厚さ以上でなければ発光作用を生じなくなるからである。

$Al_aGa_{1-a}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$井戸層に対して最も好ましい障壁層は、Ａｓ、Ｐ、およびＳｂのいずれをも含まない窒化物半導体障壁層である。障壁層自体がＡｓ、Ｐ、およびＳｂのいずれをも含有していなければ、それが結晶系分離を起こすことはない。このことは、障壁層が多重量子井戸構造の形成に支障を生じないことを意味する。

Ａｓ、Ｐ、およびＳｂのいずれをも含まない窒化物半導体障壁層としては、たとえばＩｎＧａＮ、ＧａＮ、ＩｎＡｌＧａＮ、またはＡｌＧａＮからなる障壁層を用いることができる。ＩｎＧａＮ障壁層は、Ｉｎを含有することによって井戸層と同程度まで成長温度を低くすることができ、かつその結晶性が良好になる。

ただし、Ｉｎに関する濃度分離を抑制するために、Ｉｎ含有率はＩＩＩ元素の１５％未満にする必要がある。ＧａＮ障壁層は、Ｉｎを含まないので、濃度分離を生じることはない。ただし、その成長温度が低ければ結晶性が悪くなるので、成長温度をできるだけ高くすることが重要である。ＩｎＡｌＧａＮ障壁層は、Ａｌを含んでいるので高い成長温度でも安定して成長し得る。また、その障壁層はＩｎを含有しているので、井戸層と同程度まで成長温度を下げることができる。ただし、この場合にもＩｎの含有率はＩＩＩ族元素の１５％未満にする必要がある。ＡｌＧａＮ障壁層は、高温で成長させなければ結晶性が悪くなるので、Ａｌの含有率をなるべく低くし（ＩＩＩ元素の１０％以下）、成長温度をできるだけ高くすることが望まれる。

次に、Ａｓ、Ｐ、またはＳｂの少なくともいずれかを含む窒化物半導体障壁層について述べる。前述に反して障壁層にあえてＡｓ、Ｐ、および／またはＳｂを含有させることの利点は、Ａｓ、Ｐ、および／またはＳｂを含む障壁層は屈折率が大きくなる傾向があるので、光閉じ込め効率が向上してレーザ発振閾値電流密度の低減や光学特性の向上が図れるからである。Ａｓ、Ｐ、またはＳｂの少なくともいずれかを含む窒化物半導体障壁層としては、たとえばＩｎＡｌＧａＮＡｓ、ＩｎＡｌＧａＮＰ、ＩｎＡｌＧａＮＳｂ、ＩｎＡｌＧａＮＡｓＰ、ＩｎＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ、ＡｌＧａＮＡｓ、ＡｌＧａＮＰ、ＡｌＧａＮＳｂ、ＡｌＧａＮＡｓＰ、ＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ、ＧａＮＡｓ、ＧａＮＰ、ＧａＮＳｂ、ＧａＮＡｓＰ、ＧａＮＡｓＰＳｂ、ＩｎＧａＮＡｓ、ＩｎＧａＮＰ、ＩｎＧａＮＳｂ、ＩｎＧａＮＡｓＰ、またはＩｎＧａＮＡｓＰＳｂの障壁層を用いることができる。

これらの障壁層のうちで、Ａｌを含有しているものは、本発明による井戸層と同様に結晶系分離の影響を抑制することができる。ただし、Ｉｎを含んでいる障壁層においては、Ｉｎの濃度分離を抑制するために、Ｉｎ含有率をＩＩＩ族元素の１５％未満にする必要がある。Ａｌを含んでいない障壁層においては、結晶系分離を抑制するためにＶ族元素中のＡｓ、Ｐ、および／またはＳｂの含有率を低く抑制しなければならない。ただし、本発明者らが調べたところ、障壁層は井戸層と異なって注入キャリアによる再結合によって直接的に光を発生する層ではないので、井戸層に比べて結晶系分離割合に対する許容範囲が大きかった。その許

容範囲は、Ｖ族元素中においてＡｓは約５％以下、Ｐは約６％以下、Ｓｂは約３％以下である。また、Ｉｎを含有している障壁層においては、エネルギバンドギャップを小さくすることができ、それに伴ってＡｓ、Ｐ、およびＳｂの含有率を低く抑制できるので好ましい（すなわち、結晶分離割合を小さくすることができる）。ただし、この場合にも、Ｉｎ濃度分離を抑制するために、Ｉｎ含有率はＩＩＩ族元素の１５％未満にする必要がある。

なお、障壁層の厚さは、１～２０ｎｍの範囲内にあることが好ましい。また、多重量子井戸構造における障壁層の数は、井戸層と障壁層が交互に積層されることからして、当然に井戸層数に応じて調整される。

発光層の不純物の添加に関しては、本実施例では井戸層と障壁層の両方に不純物としてSiH_4（Ｓｉ）を添加したが、片方の層のみに添加してもよいし、両層ともに添加されなくてもレーザ発振は可能である。しかし、フォトルミネッセンス（ＰＬ）測定によれば、井戸層と障壁層との両方にSiH_4を添加した場合に、添加しない場合に比べてＰＬ発光強度が約１．２倍から１．４倍程度強くなった。このことから、発光ダイオードにおいては、発光層中にSiH_4（Ｓｉ）などの不純物を添加する方が好ましい。本発明の井戸層を構成しているのはＩｎを全く含まないＡｌＧａＮＡｓＰＳｂ混晶系であるので、従来のＩｎＧａＮ混晶のようにＩｎによる局在準位を形成することがなく、発光強度は井戸層の結晶性に強く依存すると考えられる。したがって、Ｓｉなどの不純物を添加することによって発光層の結晶性を向上させる必要がある。すなわち、このような不純物によって結晶成長のための核を生成し、その核をもとにして井戸層が結晶成長することによってその結晶性が向上する。本実施例ではＳｉ（SiH_4）を$1\times10^{18}/cm^3$の濃度で添加したが、Ｓｉ以外にＯ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、Ｃｄ、Ｍｇなどを添加しても同様の効果が得られる。また、これらの添加原子の濃度は約1×10^{16}～$1\times10^{20}/cm^3$程度が好ましい。

一般に、レーザの場合には、障壁層のみに不純物を添加する変調ドープを行なえば、井戸層内でのキャリア吸収がないために閾値電流密度が低下するが、むしろ本発明の井戸層においては不純物を添加した方がレーザの閾値が低かった。これは、本実施例においては窒化物半導体基板と異なるサファイア基板から出発し

て結晶成長を進めているので、結晶欠陥が多く（貫通転位密度が約１×１０^{10}／ｃｍ^{2}）、井戸層内での不純物によるキャリア吸収を考慮するよりも不純物を添加して結晶性を向上させた方がレーザ閾値電流密度の低減に有効であったと考えられる。

図９において、発光層（多重量子井戸構造）に含まれる井戸層の数とレーザ閾値電流密度との関係が示されている。すなわち、このグラフの横軸は井戸層の数を表わし、縦軸は閾値電流密度（ａｒｂ．ｕｎｉｔｓ）を表わしている。また、○印はサファイア基板を用いた場合のレーザ閾値電流密度を表わし、●印はＧａＮ基板を用いた場合を表わしている。井戸層数が１０層以下のときに室温連続発振が可能となった。また、発振閾値電流密度をさらに低減するためには、井戸層数が２層以上で５層以下であることが好ましい。さらに、サファイア基板よりもＧａＮ基板を用いた場合に閾値電流密度が低くなることがわかる。

発光層７０６上には、ｐ型ＡｌＧａＮ遮蔽層７０７とｐ型層７０８がこの順に積層するように設けられている。このｐ型層７０８は、レーザの場合にはｐ型光ガイド層に対応するが、発光ダイオードの場合にはｐ型クラッド層またはｐ型コンタクト層に対応する。

ＰＬ測定によれば、遮蔽層７０７がない場合とある場合との比較では、遮蔽層がある場合の方が設計発光波長からのシフト量が小さくてＰＬ発光強度も強かった。発光層７０６に比べてその上のｐ型層７０８の成長温度は高いので、特にＡｌを含まない障壁層においてＮ抜けが生じ、結果的に結晶系分離を促すように作用する。しかし、発光層とその上のｐ型層との間に接する界面にＡｌを含有する遮蔽層７０７を設けることによって、Ｎ抜けや結晶系分離を抑制して発光層７０６からの影響（結晶系分離など）がｐ型層７０８へ伝播することをも防止し得る。特に、多重量子井戸構造を有する発光層７０６が障壁層で開始して障壁層で終了する図１０Ａの構造を有する場合に、遮蔽層７０７の効果が顕著に認められた。

以上のことから、遮蔽層７０７は、少なくともＡｌを含有していることが重要である。また、遮蔽層の極性はｐ型であることが好ましい。なぜならば、遮蔽層がｐ型でなければ発光層近傍のｐｎ接合の位置が変化して発光効率が低下するからである。

上述の場合と同様に、ｎ型ＡｌＧａＮ遮蔽層を発光層７０６とｎ型層７０５との間に接するように設けてもよい。このｎ型層７０５は、レーザの場合にはｎ型光ガイド層に相当するが、発光ダイオードの場合にはｎ型クラッド層またはｎ型コンタクト層に相当する。そのようなｎ型ＡｌＧａＮ遮蔽層の効果は、ｐ型ＡｌＧａＮ遮蔽層７０７とほぼ同様である。

次に、発光層のバンドギャップ構造としては、図１２や図１０Ａに例示されたものを採用し得る。図１２は、光ガイド層と障壁層が同一の窒化物半導体材料で構成されている場合を例示している。しかし、図１０Ａに例示されているように、光ガイド層と障壁層のバンドギャップが異なっていてもよい。

より具体的には、図１０Ａに示されているように、光ガイド層に比べて障壁層のエネルギバンドギャップが小さくされる。これによって、図１２に示された場合に比べてサブバンドによる多重量子井戸効果が得やすくなり、かつ光ガイド層よりも障壁層の屈折率が大きくなって光閉じ込め効果が向上し、垂直横モードの特性（単峰化）が改善され得る。特に、障壁層がＡｓ、Ｐ、またはＳｂを含有している場合に、その屈折率が大きくなる傾向が顕著であって好ましい。

上述のように光ガイド層に比べて障壁層のエネルギバンドギャップを小さくする発光層の構成は、図１０Ａと図１０Ｂに示されているように２種類が可能である。すなわち、多重量子井戸構造を有する発光層が障壁層で始まって障壁層で終わる構成と井戸層で始まって井戸層で終わる構成のいずれであってもよい。また、遮蔽層を用いない場合の発光層のバンドギャップ構造は、図１１Ａと図１１Ｂに示された状態になる。

［実施例８］

実施例８では、実施例７で述べられた多重量子井戸構造を有する発光層中の井戸層と障壁層の窒化物半導体材料が種々に変えられた。これらの井戸層と障壁層の窒化物半導体材料の組合せが表３に示されている。

【表３】

		井戸層		
		AlGaNAs	AlGaNP	AlGaNSb
障壁層	GaN	○	○	○
	GaNAs	○	○	○
	GaNP	○	○	○
	GaNSb	○	○	○
	InGaN	○	○	○
	InGaNAs	○	○	○
	InGaNP	○	○	○
	InGaNSb	○	○	○
	AlGaN	○	○	○
	AlGaNAs	○	○	○
	AlGaNP	○	○	○
	AlGaNSb	○	○	○
	InAlGaN	○	○	○
	InAlGaNAs	○	○	○
	InAlGaNP	○	○	○
	InAlGaNSb	○	○	○

表３において、○印は好ましい井戸層と障壁層の窒化物半導体材料の組合せを示している。なお、表３中で、井戸層はＡｓ、Ｐ、またはＳｂのいずれかの元素を含んでいるが、これらの複数種の元素を含んでいてもよい。すなわち、$AlGaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0 \leqq x \leqq 0.10$、$0 \leqq y \leqq 0.16$、$0 \leqq z \leqq 0.04$、$x+y+z>0$）の混晶であってもよい。なお、これらの窒化物半導体材料を利用した発光層に関するその他の条件は、実施例７の場合と同様である。

［実施例９］

図１３に示された実施例９においては、実施例７で用いられたサファイア基板７００の代わりに、主面としてＣ面（０００１）を有するｎ型ＧａＮ基板７００ａが用いられた。ＧａＮ基板７００ａを用いる場合、ＧａＮバッファ層７０１を省略してｎ型ＧａＮ層７０２を直接そのＧａＮ基板上に成長させてもよい。しかし、現在商業的に入手可能なＧａＮ基板はその結晶性や表面モホロジーが十分に良好ではないので、これらの改善のためにＧａＮバッファ層７０１を挿入する方が好ましい。

この実施例９ではｎ型ＧａＮ基板７００ａを用いているので、ｎ型電極７１１

はＧａＮ基板７００ａの裏面に形成することができる。また、ＧａＮ基板は劈開端面が非常に平滑であるので、共振器長が３００μｍのファブリ・ペロー共振器を低いミラー損失で作製することができる。なお、実施例７の場合と同様に、共振器長は、一般に３００μｍから１０００μｍの範囲内にあることが好ましい。共振器のミラー端面は、ＧａＮ基板７００ａの｛１－１００｝面に対応するように形成される。また、レーザ素子の劈開とチップ分割は、前述の図８の場合と同様に基板側からスクライバによって行なわれる。さらに、レーザ共振器の帰還手法として、前述のＤＦＢやＴＢＲを用いることももちろん可能であり、さらにミラー端面に実施例７の場合と同様の誘電多層反射膜が形成されてもよいことも言うまでもない。

サファイア基板の代わりにＧａＮ基板を用いることによって、エピタキシャルウェハ中にクラックを生じることなく、ｎ型ＡｌＧａＮクラッド層７０４とｐ型ＡｌＧａＮクラッド層７０９の厚さを大きくすることができる。好ましくは、これらのＡｌＧａＮクラッド層の厚さは、０．７～１．５μｍの範囲内に設定される。これによって、垂直横モードの単峰化と光閉じ込め効率が改善され、レーザ素子の光学特性の向上とレーザ閾値電流密度の低減を図ることができる。

ところで、前述のように本発明による発光層に含まれる井戸層の特性はその井戸層の結晶性（結晶欠陥）に強く依存するので、本実施例におけるようにＧａＮ基板を用いて該井戸層を含む窒化物半導体レーザ素子を作製すれば、その発光層中の結晶欠陥密度（たとえば貫通転位密度）が低減され、サファイア基板が用いられた実施例７に比べてレーザ発振閾値電流密度が１０％から２０％だけ低減する（図９参照）。

なお、本実施例における発光層に関するその他の条件については、実施例７の場合と同様である。ただし、発光層中の不純物濃度に関しては、障壁層中のみに不純物を添加する変調ドープ、または井戸層に３×１０^{18}／ｃｍ^{3}以下の濃度の不純物を添加することによって、レーザ閾値電流密度が実施例７に比べて低減した。これは、前述のように発光層の結晶性がサファイア基板を用いた場合に比べて向上したためであると考えられる。

［実施例１０］

実施例１０は、実施例７のサファイア基板７００を図１４に示された基板８００に置き換えたことを除いて、実施例７または実施例９と同様である。図１４の基板８００は、順次積層された種基板８０１、バッファ層８０２、ｎ型ＧａＮ膜８０３、誘電体膜８０４、およびｎ型ＧａＮ厚膜８０５を含んでいる。

このような基板８００の作製においては、まず、種基板８０１上にＭＯＣＶＤ法によって５５０℃の比較的低温でバッファ層８０２を積層する。その上に、１０５０℃の温度においてＳｉをドーピングしながら厚さ１μｍのｎ型ＧａＮ膜８０３が形成される。

ｎ型ＧａＮ膜８０３の形成されたウェハをＭＯＣＶＤ装置から取出し、スパッタ法、ＣＶＤ法、またはＥＢ蒸着法を利用して誘電体膜８０４を厚さ１００ｎｍに形成し、リソグラフィ技術を用いてその誘電体膜８０４が周期的なストライプ状パターンに加工される。これらのストライプはｎ型ＧａＮ膜８０３の＜１－１００＞方向に沿っており、この方向に直交する方向である＜１１－２０＞方向に１０μｍの周期的ピッチと５μｍのストライプ幅とを有している。

次に、ストライプ状に加工された誘電体膜８０４が形成されたウェハがＨＶＰＥ装置内にセットされ、$1\times10^{18}/cm^3$のＳｉ濃度と３５０μｍの厚さを有するｎ型ＧａＮ厚膜８０５が１１００℃の成長温度において堆積される。

ｎ型ＧａＮ厚膜８０５が形成されたウェハはＨＶＰＥ装置から取出され、その上に実施例７（図７参照）と同様のレーザが作製された。ただし、この実施例１０においては、レーザのリッジストライプ部分１Ａが図８のライン８１０と８１１の直上に位置しないように作製された。これは、貫通転位密度（すなわち結晶欠陥密度）の少ない部分にレーザ素子を作製するためである。このようにして作製された実施例１０のレーザの特性は、基本的に実施例９の場合と同様であった。

なお、基板８００は、研磨機で種基板８０１を除去した後にレーザ用基板として用いられてもよい。また、基板８００はバッファ層８０２以下のすべての層を研磨機で除去した後にレーザ基板として用いられてもよい。さらに、基板８００は、誘電体膜８０４以下のすべての層を研磨機で除去した後にレーザ用基板として用いられもよい。種基板８０１が除去される場合、実施例９の場合と同様に、その基板の裏面上にｎ型電極７１１を形成することができる。なお、種基板８０

１は、レーザが作製された後に除去することも可能である。

上記の基板８００の作製において、種基板８０１としては、Ｃ面サファイア、Ｍ面サファイア、Ａ面サファイア、Ｒ面サファイア、ＧａＡｓ、ＺｎＯ、ＭｇＯ、スピネル、Ｇｅ、Ｓｉ、６Ｈ－ＳｉＣ、４Ｈ－ＳｉＣ、３Ｃ－ＳｉＣなどのいずれが用いられてもよい。バッファ層８０２としては、４５０℃から６００℃の比較的低温で成長させられたＧａＮ層、ＡｌＮ層、$Al_xGa_{1-x}N$（$0<x<1$）層、または$In_yGa_{1-y}N$（$0<y\leqq1$）層のいずれが用いられてもよい。ｎ型ＧａＮ膜８０３の代わりとして、ｎ型$Al_zGa_{1-z}N$（$0<z<1$）膜が用いられ得る。誘電体膜８０４としては、SiO_2膜、SiN_x膜、TiO_2膜、またはAl_2O_3膜のいずれが用いられてもよい。ｎ型ＧａＮ厚膜８０５の代わりとして、ｎ型$Al_wGa_{1-w}N$（$0<w\leqq1$）厚膜であってもよく、その膜厚は２０μｍ以上であればよい。

［実施例１１］

実施例１１は、窒化物半導体発光ダイオード素子に関するものである。図１５Ａはこの実施例１１の窒化物半導体発光ダイオード素子の模式的な縦断面図であり、図１５Ｂは図１５Ａに対応する上面図を表している。

図１５Ａの発光ダイオード素子は、Ｃ面（０００１）サファイア基板９００、ＧａＮバッファ層９０１（膜厚３０ｎｍ）、ｎ型ＧａＮ層コンタクト９０２（膜厚３μｍ、Ｓｉ不純物濃度$1\times10^{18}/cm^3$）、ｎ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$遮蔽層兼クラッド層９０３（膜厚２０ｎｍ、Ｓｉ不純物濃度$1\times10^{18}/cm^3$）、発光層９０４、ｐ型$Al_{0.2}Ga_{0.8}N$遮蔽層兼クラッド層９０５（膜厚２０ｎｍ、Ｍｇ不純物濃度$6\times10^{19}/cm^3$）、ｐ型ＧａＮコンタクト層９０６（膜厚２００ｎｍ、Ｍｇ不純物濃度$1\times10^{20}/cm^3$）、透光性ｐ型電極９０７、パッド電極９０８、ｎ型電極９０９、および誘電体膜９１０を含んでいる。

ただし、このような発光ダイオード素子において、ｎ型$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$遮蔽層兼クラッド層９０３は省略されてもよい。また、ｐ型電極９０７はＮｉまたはＰｄで形成され、パッド電極９０８はＡｕで形成され、そしてｎ型電極９０９はＨｆ／Ａｕ、Ｔｉ／Ａｌ、Ｔｉ／Ｍｏ、またはＨｆ／Ａｌの積層体で形成され得る。

この実施例の発光層においては、井戸層と障壁層のそれぞれにSiH_4（Ｓｉ

不純物濃度５×１０^{17}／ｃｍ^3）が添加されている。なお、これらの井戸層と障壁層の窒化物半導体材料については、実施例７の場合と同様である。また、サファイア基板９００の代わりにＧａＮ基板を用いた場合は実施例９と同様の効果が得られ、図１４に示す基板を用いた場合には実施例１０と同様の効果が得られる。さらに、ＧａＮ基板は導電性基板であるので、図１５Ｂのように発光素子の片面側にｐ型電極９０７とｎ型電極９０９の両方を形成してもよいし、ＧａＮ基板の裏面上にｎ型電極を形成してエピタキシャル最外表面上に透光性ｐ型電極を形成してもよい。

なお、この実施例１１における発光層９０４に含まれる井戸層と障壁層に関する条件は、実施例７の場合と同様である。

図１６においては、発光ダイオード素子の発光層に含まれる井戸層数と発光強度の関係が示されている。すなわち、このグラフにおいて横軸は井戸層数を表わし、縦軸は発光強度（ａｒｂ．ｕｎｉｔｓ：規格化された任意単位）を表わしている。すなわち、図１６において、発光ダイオードの発光強度は、ＧａＮＰ井戸層（ＧａＮＡｓまたはＧａＮＳｂの井戸層でもよい）の代わりに従来のＩｎＧａＮ井戸層を用いた場合を基準（破線）にして規格化されて示されている。また、グラフ中の○印はサファイア基板を用いた場合の発光強度を示し、●印はＧａＮ基板を用いた場合の発光強度を示している。このグラフから、発光ダイオードに含まれる井戸層の好ましい数は２層以上で１０層以下であることがわかる。また、サファイア基板よりもＧａＮ基板を用いた場合に発光強度が向上することがわかる。

［実施例１２］

実施例１２は、窒化物半導体スーパールミネッセントダイオード素子に関するものである。この発光素子における構成や結晶成長方法は実施例７の場合と同様である（図７参照）。また、発光層に含まれる井戸層と障壁層の窒化物半導体材料については、実施例８と同様である。本実施例においても、サファイア基板の代わりにＧａＮ基板を用いた場合には実施例９と同様の効果が得られ、図１４に示された基板を用いた場合には実施例１０と同様の効果が得られる。また、発光層に含まれる井戸層数と発光強度との関係については、実施例１１の場合と同様

である。

［実施例１３］

実施例１３においては、実施例７および９から１１における発光層中の井戸層と障壁層に不純物Ｓｉの代わりに$1\times10^{20}/cm^3$のＣが添加された。このように、井戸層と障壁層において不純物Ｓｉの代わりにＣを用いた場合にも同様の効果が得られた。

［実施例１４］

実施例１４においては、実施例７および９から１１における発光層中の井戸層と障壁層に不純物としてＳｉの代わりに$1\times10^{16}/cm^3$のＭｇが添加された。このように、井戸層と障壁層において不純物としてＳｉの代わりにＭｇを用いた場合にも同様の効果が得られた。

［実施例１５］

実施例１５においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.97}As_{0.03}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／$In_{0.05}Ga_{0.95}N$障壁層（厚さ８ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例１６］

実施例１６においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が５周期の$Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.99}As_{0.01}$井戸層（厚さ２ｎｍ）／ＧａＮ障壁層（厚さ４ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例１７］

実施例１７においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.2}Ga_{0.8}N_{0.96}P_{0.04}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／ＧａＮ障壁層（厚さ７ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例１８］

実施例１８においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が４周期の$Al_{0.2}Ga_{0.8}N_{0.97}As_{0.03}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／Ａ

$l_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.99}P_{0.01}$障壁層（厚さ１０ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例１９］

実施例１９においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}P_{0.02}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／$Al_{0.01}In_{0.06}Ga_{0.93}N$障壁層（厚さ８ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２０］

実施例２０においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が６周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／GaN障壁層（厚さ３ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２１］

実施例２１においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が４周期の$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.97}P_{0.03}$井戸層（厚さ６ｎｍ）／$In_{0.1}Al_{0.01}Ga_{0.89}N$障壁層（厚さ３ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２２］

実施例２２においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が５周期の$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.98}As_{0.02}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／$In_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$障壁層（厚さ１０ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２３］

実施例２３においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が６周期の$Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.97}As_{0.03}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／GaN障壁層（厚さ４ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２４］

実施例２４においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる

井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}Sb_{0.02}$井戸層（厚さ５ｎｍ）／$GaN$障壁層（厚さ５ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２５］

実施例２５においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が４周期の$Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.93}P_{0.07}$井戸層（厚さ４ｎｍ）／$In_{0.02}Al_{0.03}Ga_{0.95}N_{0.97}As_{0.03}$障壁層（厚さ８ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２６］

実施例２６においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.96}As_{0.04}$井戸層（厚さ１５ｎｍ）／$GaN_{0.98}As_{0.02}$障壁層（厚さ１０ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２７］

実施例２７においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.92}P_{0.08}$井戸層（厚さ５ｎｍ）／$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.98}Sb_{0.02}$障壁層（厚さ５ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２８］

実施例２８においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が２周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.95}As_{0.05}$井戸層（厚さ６ｎｍ）／$In_{0.15}Ga_{0.85}N_{0.98}P_{0.02}$障壁層（厚さ６ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例２９］

実施例２９においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が４周期の$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.94}As_{0.06}$井戸層（厚さ１０ｎｍ）／$In_{0.1}Al_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.95}As_{0.05}$障壁層（厚さ４ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例３０］

実施例３０においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が４周期の$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.88}P_{0.12}$井戸層（厚さ１０ｎｍ）／$Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.93}As_{0.07}$障壁層（厚さ１５ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例３１］

実施例３１においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が３周期の$Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.93}As_{0.07}$井戸層（厚さ２０ｎｍ）／$GaN_{0.9}P_{0.1}$障壁層（厚さ２０ｎｍ）に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例３２］

実施例３２においては、実施例７および９から１１における発光層に含まれる井戸層と障壁層が２周期の$Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.96}As_{0.04}$井戸層（厚さ５ｎｍ）／$Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$障壁層（厚さ５ｎｍ）に変更されるとともに、その発光層とＰ型光ガイド層との間にｐ型遮蔽層を用いることなく、ｎ型光ガイド層と発光層との間にｎ型$Al_{0.15}Ga_{0.85}N$遮蔽層が用いられたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

［実施例３３］

実施例３３においては、実施例７から１０による窒化物半導体レーザを利用した光学装置が作製された。本発明によるたとえば青紫色（４００～４１０ｎｍの発光波長）窒化物半導体レーザを利用した光学装置では、従来の窒化物半導体レーザに比べてレーザ発振閾値電流密度が低くて、レーザ光中の自然放出光が減少してノイズ光も低減する。また、そのようなレーザ素子は高出力（５０mW）でかつ高温雰囲気中で安定して動作し得るので、高密度記録再生用光ディスクの記録再生用光学装置に適している。

図１７において、本発明によるレーザ素子１を含む光学装置の一例として、光ピックアップ装置２を含む光ディスク情報記録再生装置が模式的なブロック図で示されている。この光学情報記録再生装置において、レーザ光３は入力情報に応じて光変調器４で変調され、走査ミラー５およびレンズ６を介してディスク７上に記録される。ディスク７は、モータ８によって回転させられる。再生時にはデ

ィスク７上のピット配列によって光学的に変調された反射レーザ光がビームスプリッタ９を通して検出器１０で検出され、これによって再生信号が得られる。これらの各要素の動作は、制御回路１１によって制御される。レーザ素子１の出力については、通常は記録時に３０mWであり、再生時には５mW程度である。

本発明によるレーザ素子は上述のような光ディスク記録再生装置に利用され得るのみならず、レーザプリンタ、光の三原色（青色、緑色、赤色）レーザによるプロジェクタなどに利用し得る。

［実施例３４］

実施例３４においては、実施例１２と１３による窒化物半導体発光ダイオードが光学装置に利用された。一例として、本発明による発光層を用いた光の三原色（赤色、緑色、青色）による発光ダイオードまたはスーパールミネッセントダイオードを含む白色光源を作製することができ、またそれらの三原色を用いたディスプレイを作製することもできた。

従来の液晶ディスプレイに用いられていたハロゲン光源に代わってこのような本発明による発光素子を利用した白色光源を用いることによって、低消費電力でかつ高輝度のバックライトを得ることができる。すなわち、本発明の発光素子を利用した白色光源は、携帯ノートパソコン、携帯電話などによるマンマシンインターフェイスの液晶ディスプレイ用バックライトとして利用でき、小型化されかつ高鮮明な液晶ディスプレイを提供することが可能になる。

産業上の利用可能性

以上のように、本発明によれば、$GaN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z$（$0<x+y+z\leqq 0.3$）の量子井戸層にＡｌを含有させることによって、発光効率の高い窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置を提供することができる。

請求の範囲

１．　基板上において形成された発光層を含み、

前記発光層はＡｌを含有するＧａ$N_{1-x-y-z}$Ａｓ$_x$$P_y$Ｓｂ$_z$（０＜ｘ＋ｙ＋ｚ≦０．３）の単一量子井戸層を含むことを特徴とする窒化物半導体発光素子。

２．　前記Ａｌの添加量が６×１０^{18}／ｃｍ^{3}以上であることを特徴とする請求項１に記載の窒化物半導体発光素子。

３．　前記基板が窒化物半導体基板であることを特徴とする請求項１に記載の窒化物半導体発光素子。

４．　前記基板が、擬似ＧａＮ基板であることを特徴とする請求項１に記載の窒化物半導体発光素子。

５．　前記単一量子井戸層の厚さが０．４ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の範囲内にあることを特徴とする請求項１に記載の窒化物半導体発光素子。

６．　前記単一量子井戸層はＳｉ、Ｏ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、ＣｄおよびＭｇから選択された少なくとも１種のドーパントを含むことを特徴とする請求項１に記載の窒化物半導体発光素子。

７．　前記ドーパントの添加量が１×１０^{16}／ｃｍ^3～１×１０^{20}／ｃｍ^{3}の範囲内にあることを特徴とする請求項６に記載の窒化物半導体発光素子。

８．　前記基板のエッチピット密度が７×１０^7／ｃｍ^{2}以下であることを特徴とする請求項３に記載の窒化物半導体発光素子。

９．　請求項１に記載の窒化物半導体発光素子を利用した発光装置。

１０．　複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構造を有する発光層を含み、

前記量子井戸層はＧａ$N_{1-x-y-z}$Ａｓ$_x$$P_y$Ｓｂ$_z$（０≦ｘ≦０．１０、０≦ｙ≦０．１６、０≦ｚ≦０．０４、ｘ＋ｙ＋ｚ＞０）からなっていて、付加的に少なくともＡｌを含有し、

前記障壁層は窒化物半導体からなることを特徴とする窒化物半導体発光素子。

１１．　前記井戸層のＡｌ含有量は１×１０^{19}／ｃｍ^{3}以上であることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１２．　前記障壁層はＡｓ、Ｐ、およびＳｂから選択されたいずれかの元素をさらに含むことを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１３．　前記発光層は２層以上で１０層以下の前記井戸層を含んでいることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１４．　前記井戸層は０．４ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の厚さを有していることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１５．　前記障壁層は１ｎｍ以上で２０ｎｍ以下の厚さを有していることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１６．　前記井戸層と前記障壁層の少なくとも一方は、Ｓｉ、Ｏ、Ｓ、Ｃ、Ｇｅ、Ｚｎ、Ｃｄ、およびＭｇから選択された少なくとも１種のドーパントが添加されていることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１７．　前記ドーパントの添加量は1×10^{16}～1×10^{20}／cm^3の範囲内にあることを特徴とする請求項１６に記載の窒化物半導体発光素子。

１８．　前記窒化物半導体発光素子に含まれる複数の半導体層を成長させるための基板を含み、前記発光層の両主面のうちで前記基板に近い第１主面に接する第１隣接半導体層と前記基板から遠い第２主面に接する第２隣接半導体層との少なくとも一方はＡｌを含む窒化物半導体からなることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

１９．　前記発光素子はＧａＮ基板を利用して形成されていることを特徴とする請求項１０に記載の窒化物半導体発光素子。

２０　請求項１０に記載された前記窒化物半導体発光素子を含むことを特徴とする光学装置。

FIG.1

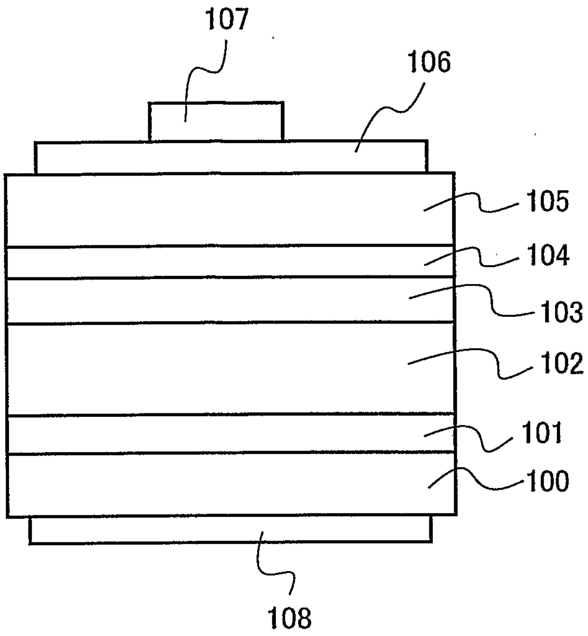


FIG.2

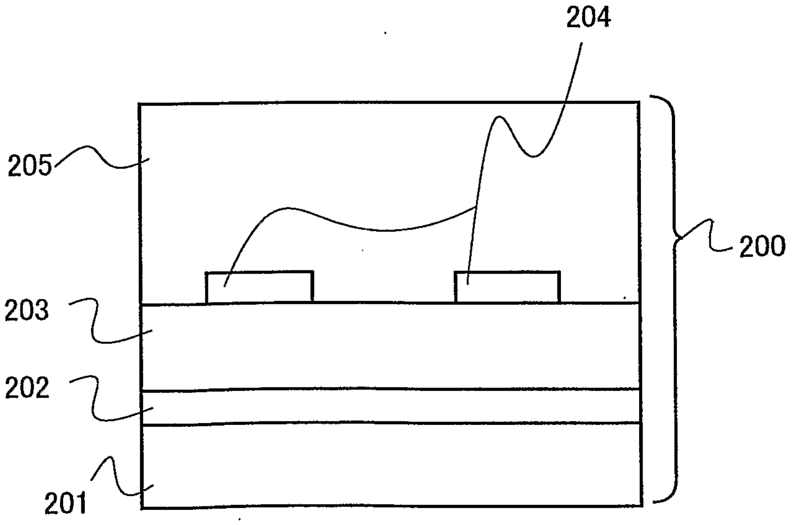


FIG.3A

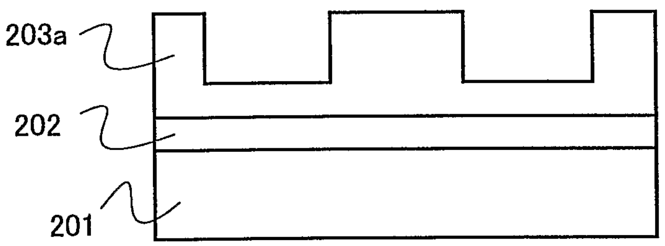


FIG.3B

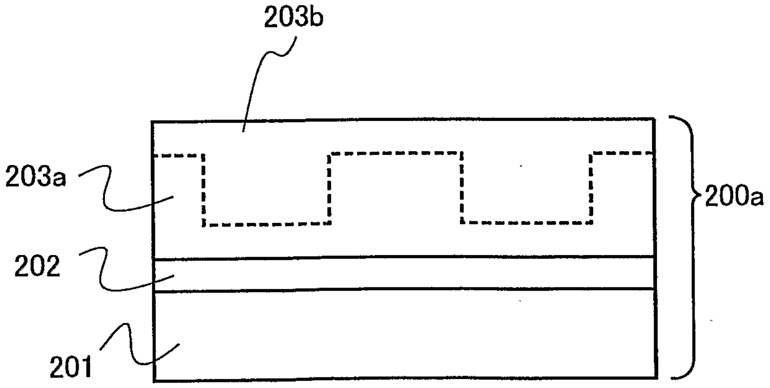


FIG.4

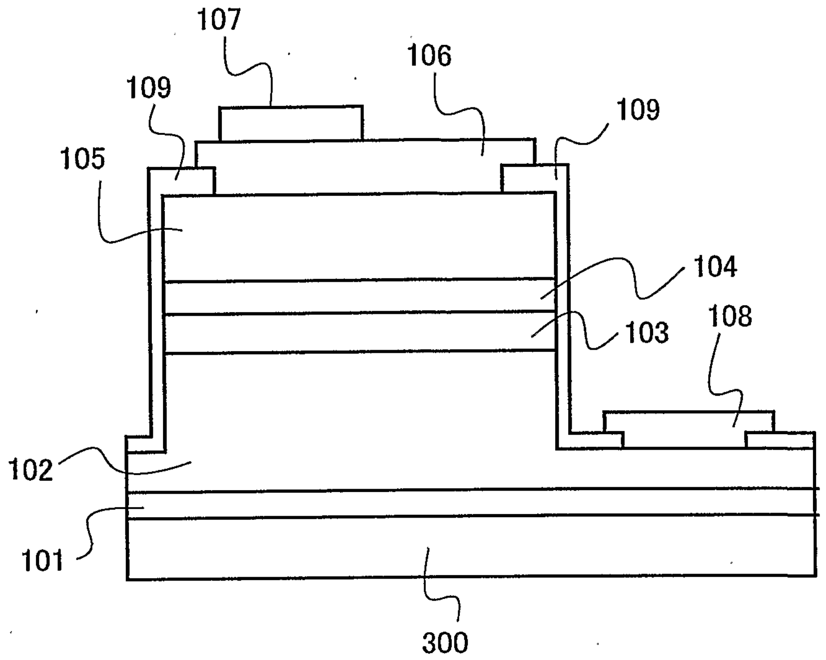


FIG.5

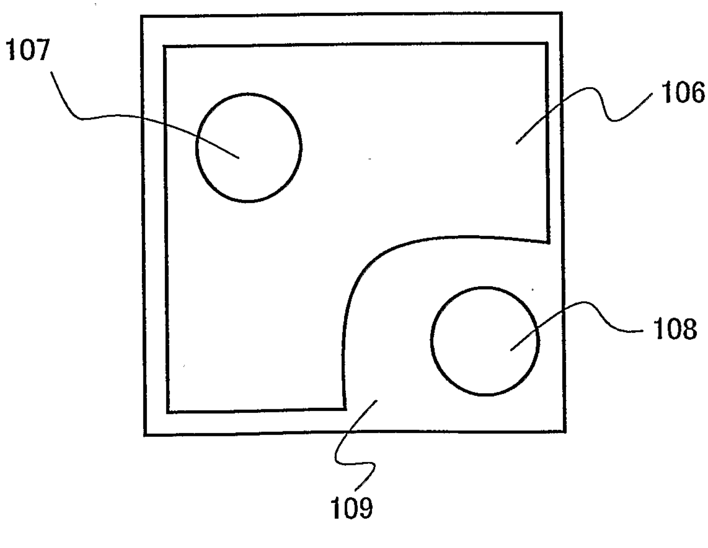


FIG.6

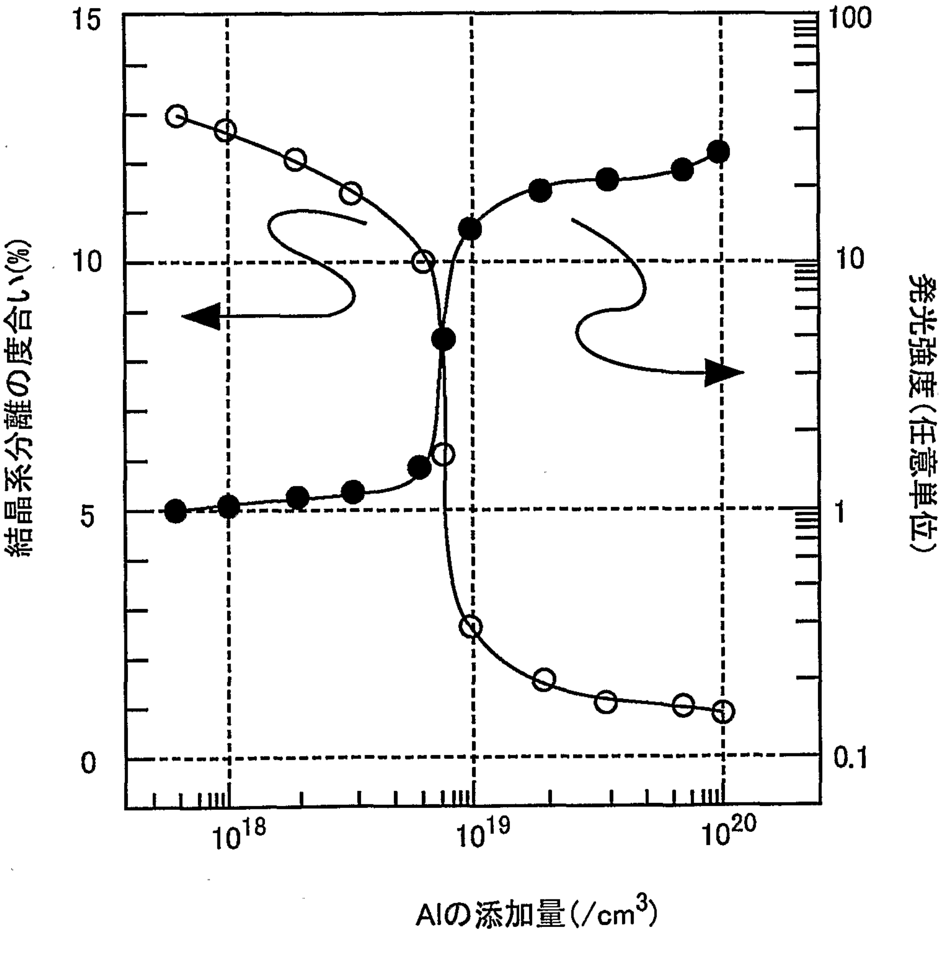

15
10
5
0
100
10
1
0.1
結晶系分離の度合い(%)
発光強度(任意単位)
10^{18}
10^{19}
10^{20}
Alの添加量(/cm³)

FIG.7

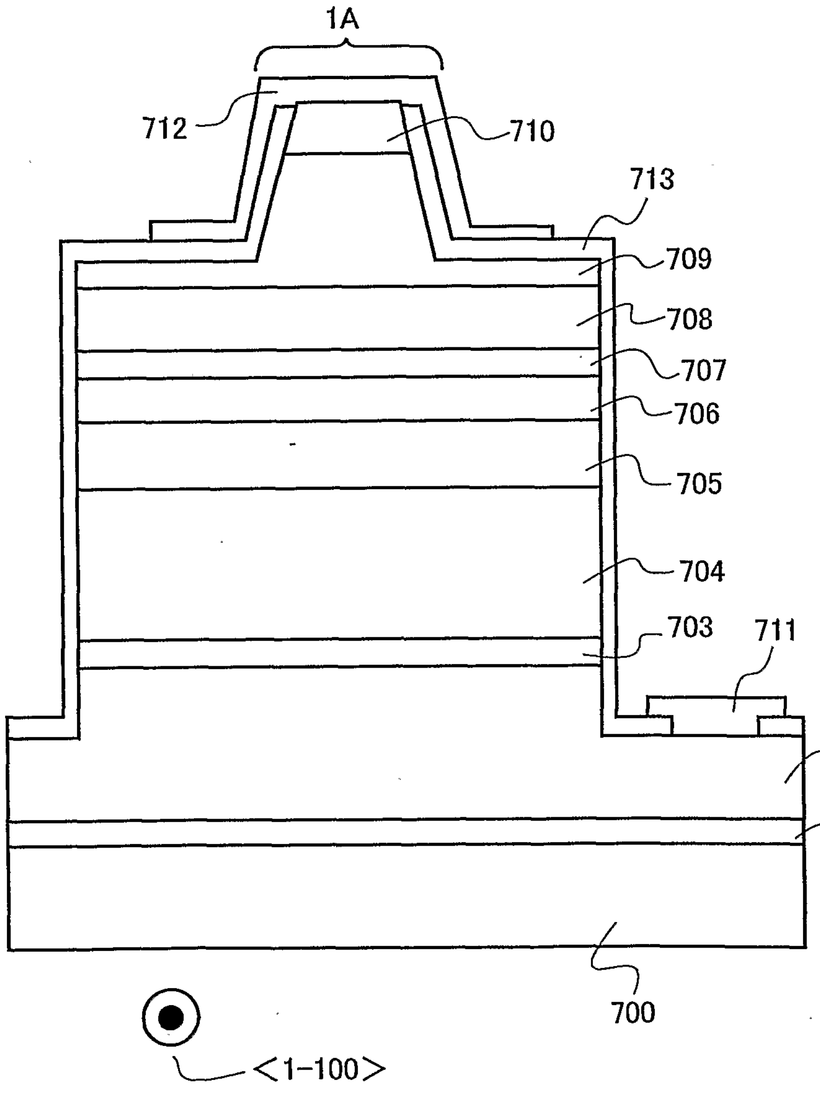


FIG.8

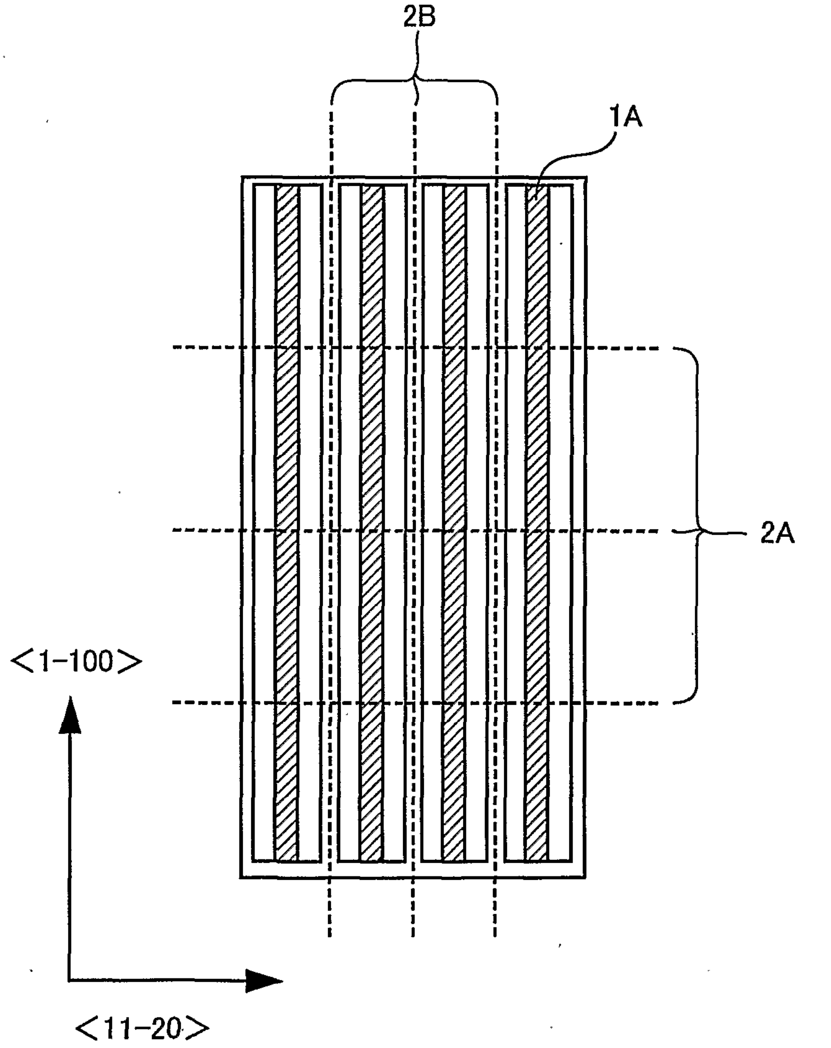


FIG.9

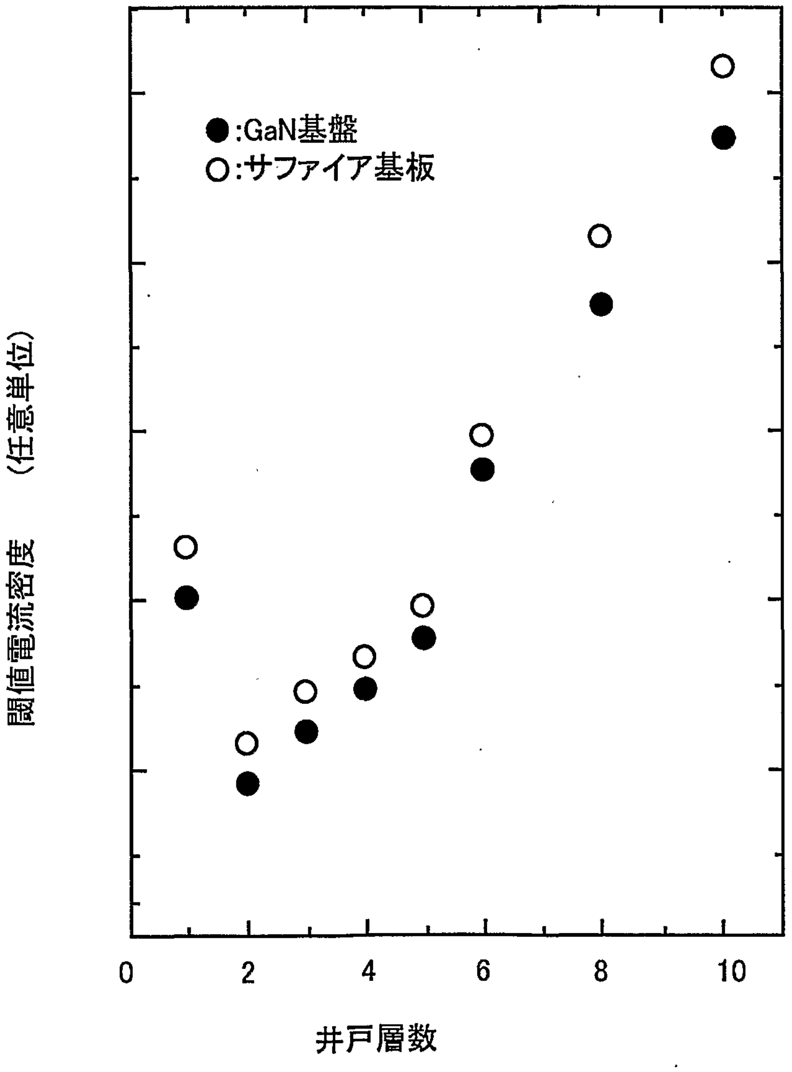


FIG.10A

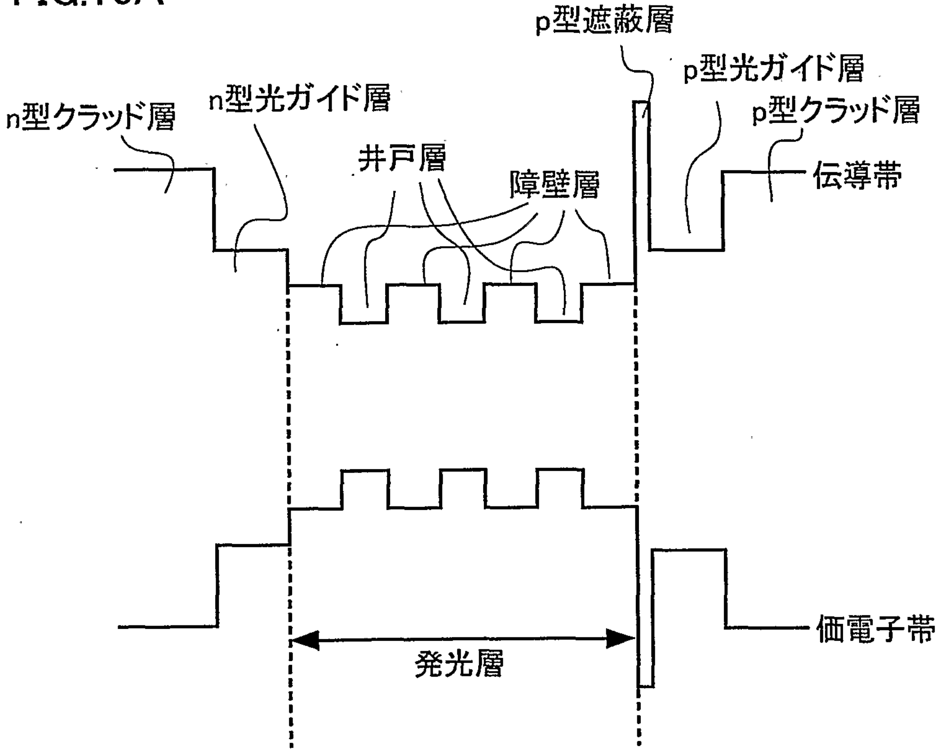


FIG.10B

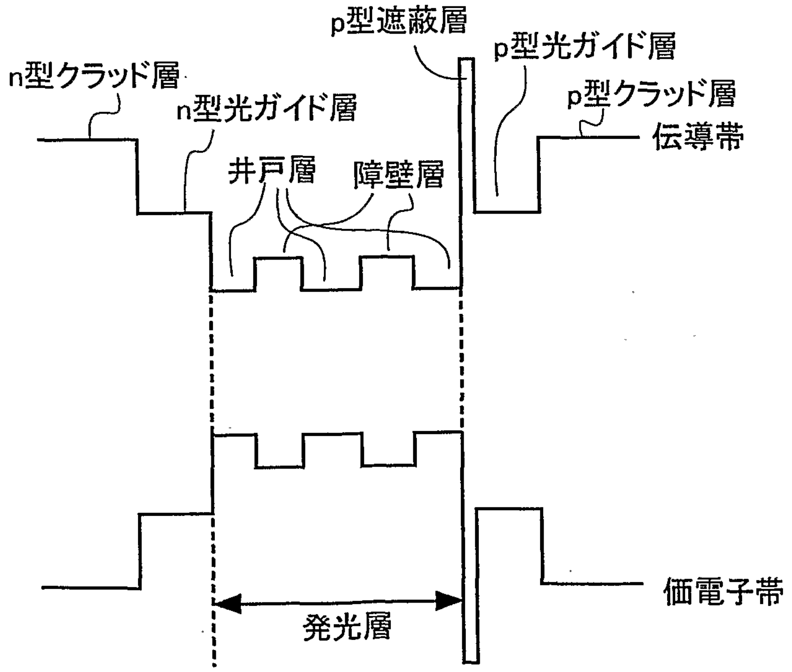


FIG.11A

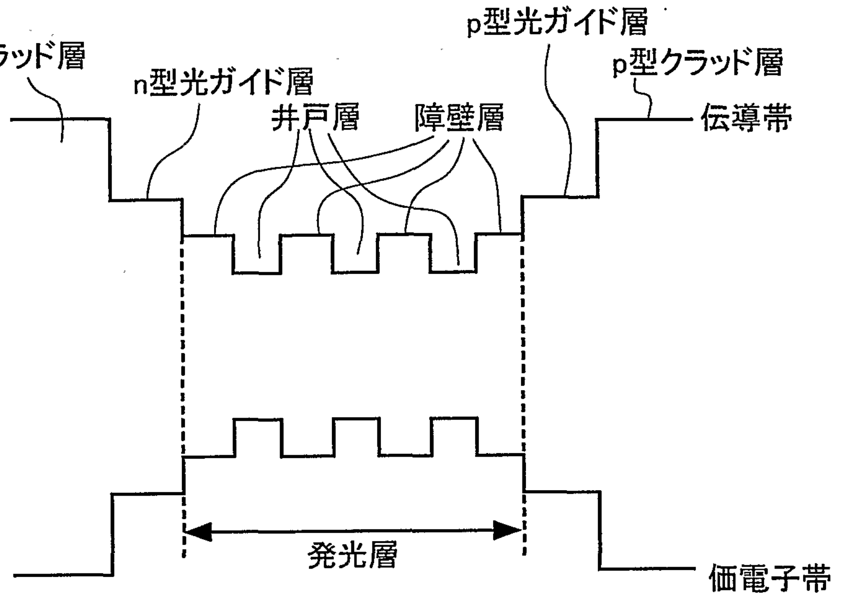


FIG.11B

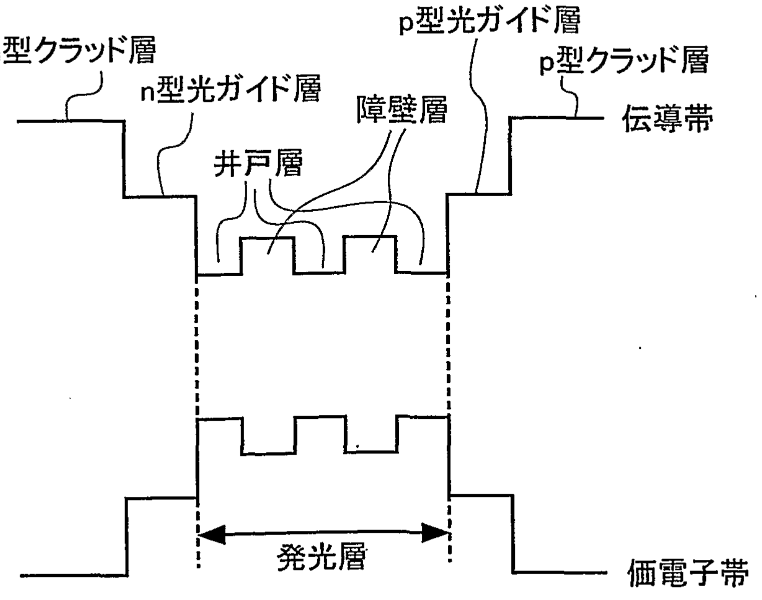


FIG.12

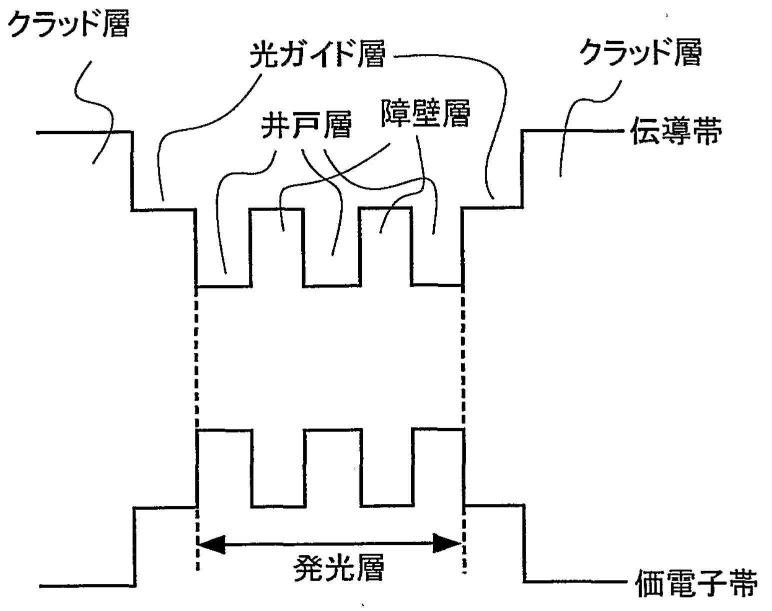


FIG.13

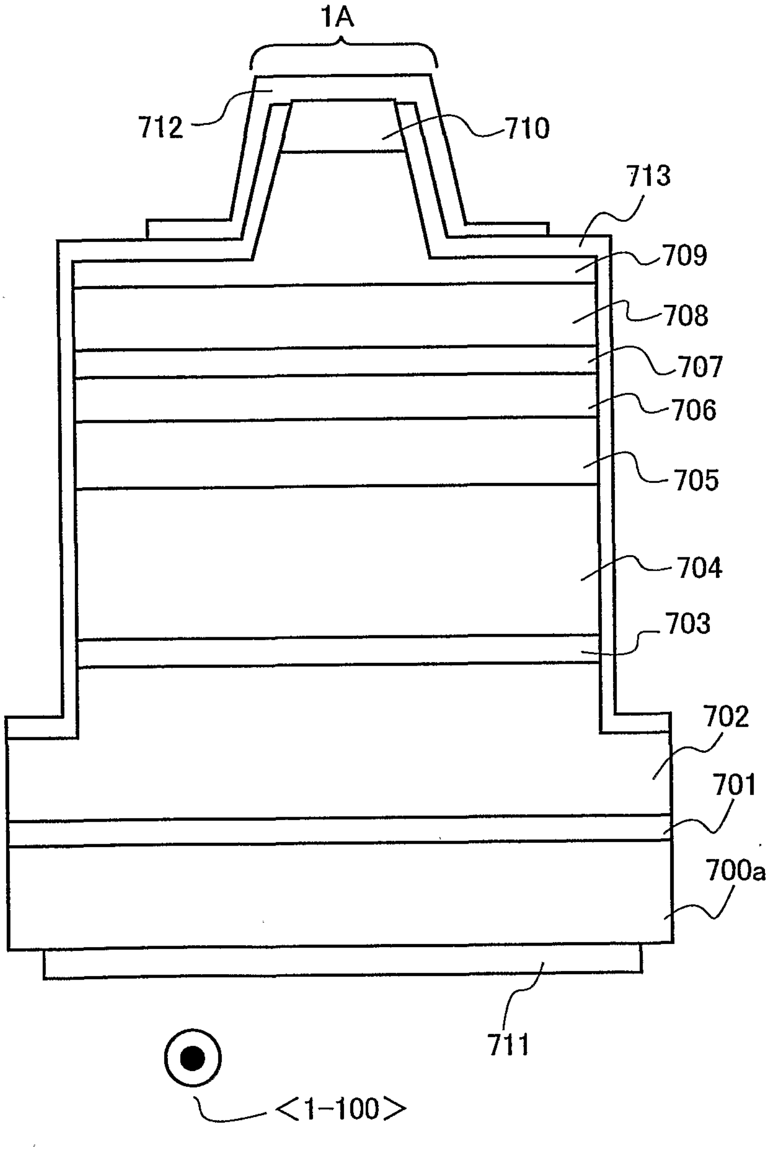


FIG.14

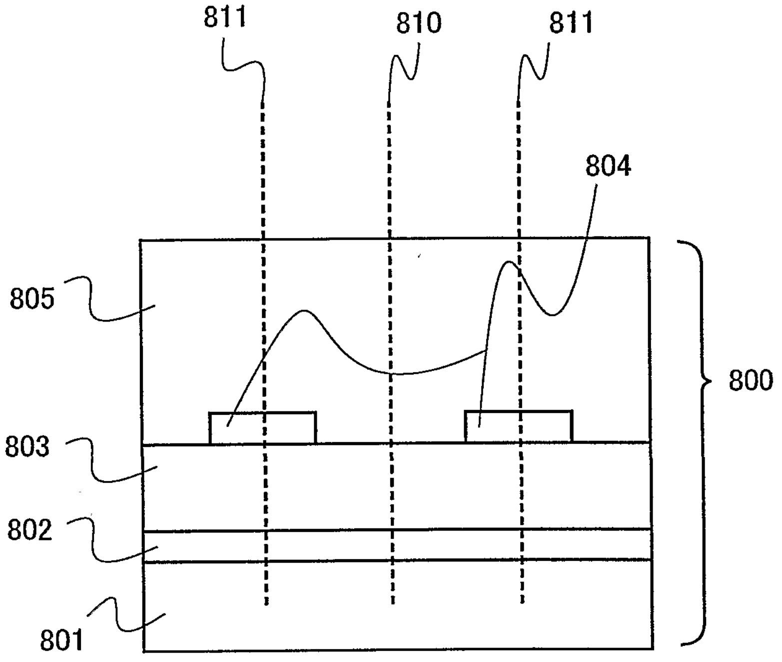


FIG.15A

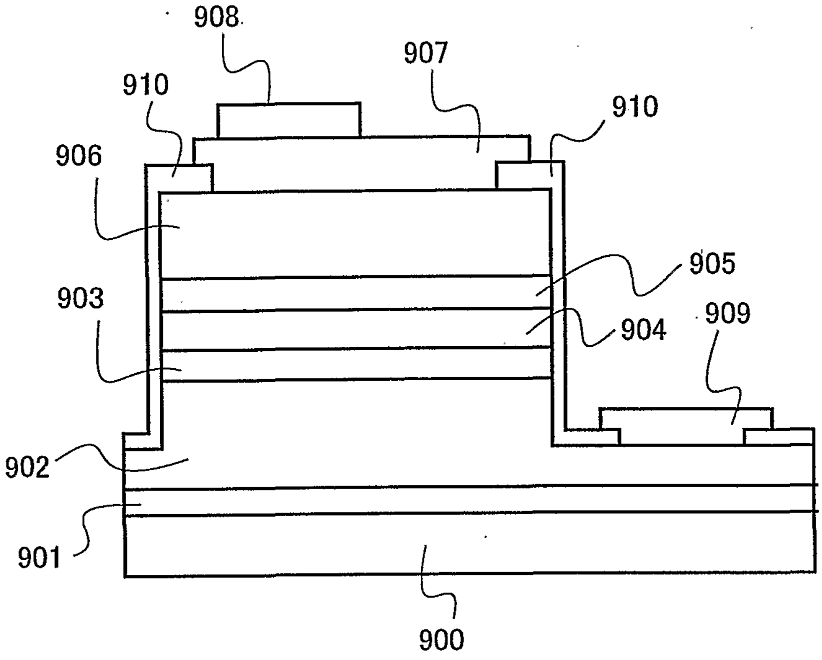


FIG.15B

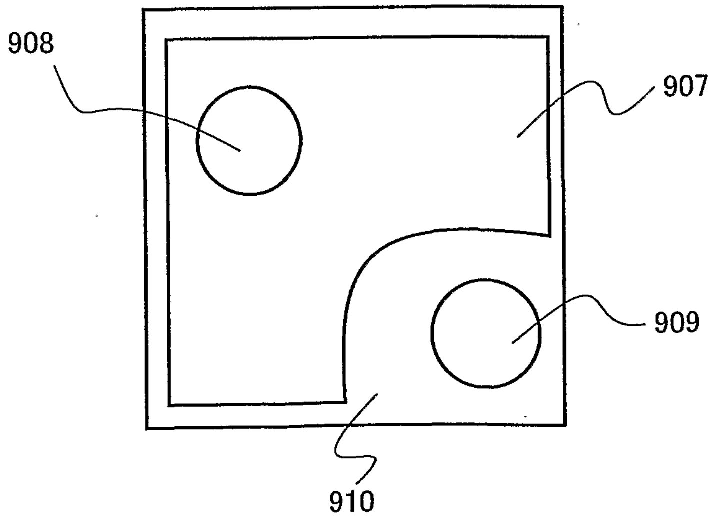


FIG.16

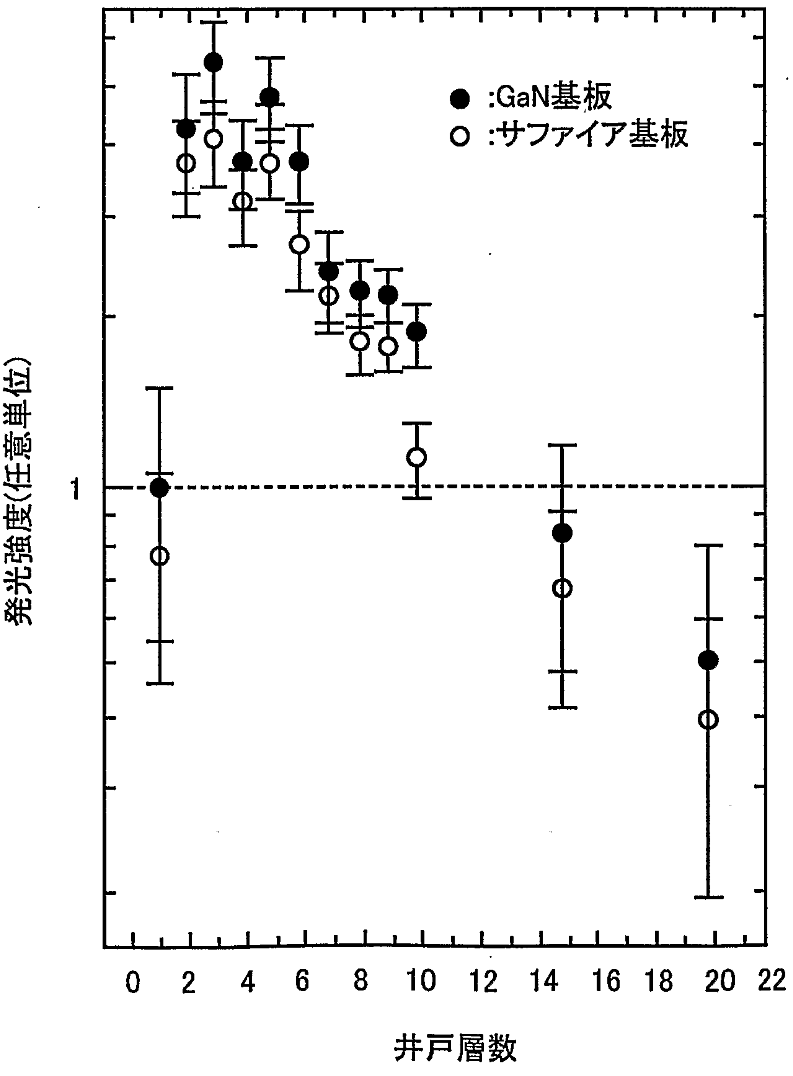
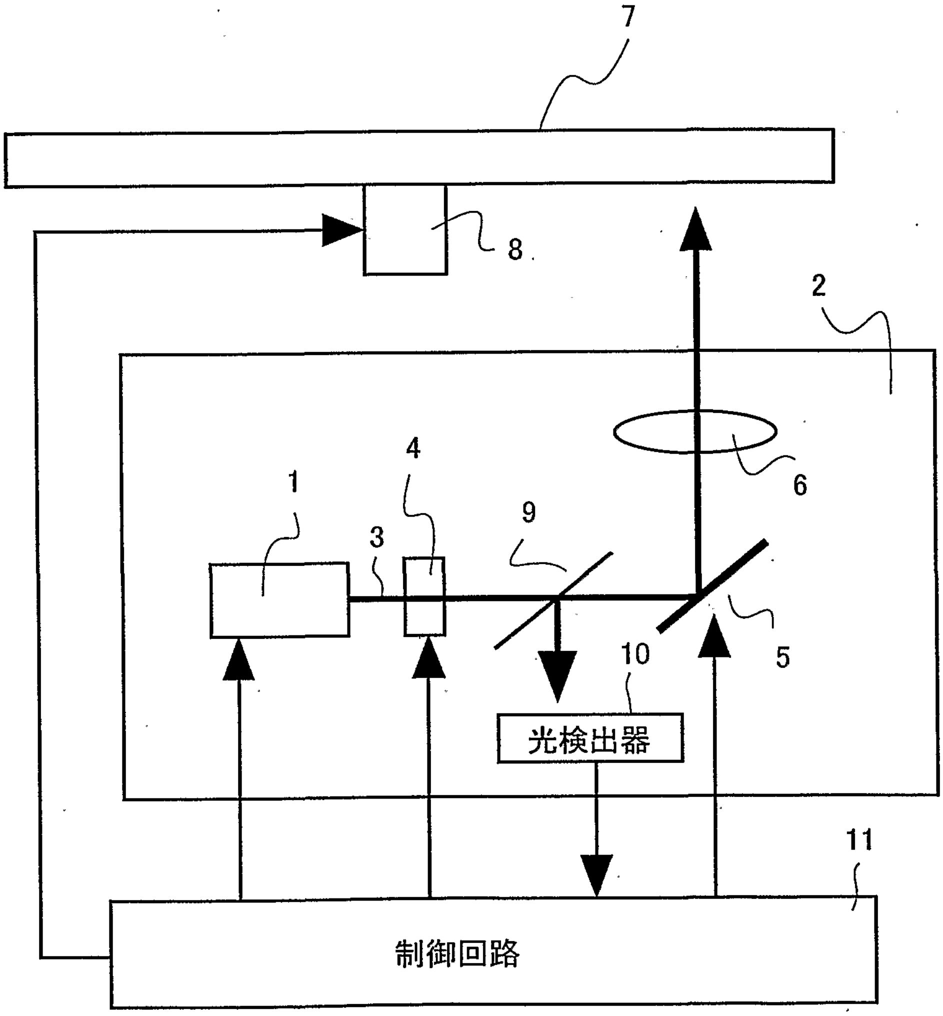


FIG.17



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP01/07664

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl^7 H01L33/00, H01S5/343

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

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1965-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2001
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2001 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2001

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	WO 00/16383 A1 (Sharp Corporation), 23 March, 2000 (23.03.00), page 11, lines 13 to 17 page 24, lines 19 to 23 & JP 2000-150398 A	 1-20 6,7,16,17
Y	JP 2000-133840 A (Ricoh Company, Ltd.), 12 May, 2000 (12.05.00), Par. Nos. [0024] to [0026] & US 6207973 B	1-20
Y	JP 10-178201 A (Mitsubishi Cable Industries, Ltd.), 30 June, 1998 (30.06.98), Full text; all drawings (Family: none)	3,19
Y	JP 2000-124500 A (Toshiba Corporation), 28 April, 2000 (28.04.00), Full text; all drawings (Family: none)	4
Y	JP 2000-232239 A (Nichia Chemical Industries Ltd.), 22 August, 2000 (22.08.00), Full text; all drawings (Family: none)	4

☒ 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 document 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	Date of mailing of the international search report
22 November, 2001 (22.11.01)	04 December, 2001 (04.12.01)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 9-129920 A (Sumitomo Chemical Company, Limited), 16 May, 1997 (16.05.97), Par. Nos. [0020] to [0021] (Family: none)	6,7,16,17
Y	JP 2000-68555 A (Hitachi, Ltd.), 03 March, 2000 (03.03.00), Full text; all drawings (Family: none)	9,20
A	B. Borchert, et al., "1.29μm GaInNAs multiple quantum-well ridge-waveguide laser diodes with improved performance", ELECTRONICS LETTERS, 09 December 1999, Vol.35, No.25, pages 2204-2206	1-20
A	US 5932896 A (Kabushiki Kaisha Toshiba), 03 August, 1999 (03.08.99), abstract & JP 10-135575 A	1-20
A	JP 2000-31537 A (Matsushita Electronic Corporation), 28 January, 2000 (28.01.00), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 11-284282 A (Fuji Photo Film Co., Ltd.), 15 October, 1999 (15.10.99), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 2000-183399 A (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 30 June, 2000 (30.06.00), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 5-121327 A (Asahi Chemical Industry Co., Ltd.), 18 May, 1993 (18.05.93), Par. No. [0009] (Family: none)	6,7,16,17

国際調査報告	国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ０１／０７６６４

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Ｉｎｔ．Ｃｌ^{7} Ｈ０１Ｌ３３／００，　Ｈ０１Ｓ５／３４３

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，　Ｈ０１Ｓ５／００－　５／５０

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　１９６５－１９９６
日本国公開実用新案公報　１９７１－２００１
日本国実用新案登録公報　１９９６－２００１
日本国登録実用新案公報　１９９４－２００１

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）

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
Y	WO 00/16383 A1 （シャープ株式会社） 23.3月.2000 (23.03.00) 第11頁第13-17行 第24頁第19-23行 & JP 2000-150398 A	1-20 6,7,16,17
Y	JP 2000-133840 A(株式会社リコー) 12.5月.2000 (12.05.00) 段落0024-0026 & US 6207973 B	1-20

☒ 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　２２．１１．０１	国際調査報告の発送日　04.12.01		
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） 近藤幸浩　印 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３２５３	２Ｋ	８４２２

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	JP 10-178201 A （三菱電線工業株式会社） 30.6月.1998 (30.06.98) 全文全図 （ファミリーなし）	3, 19
Y	JP 2000-124500 A(株式会社東芝) 28.4月.2000 (28.04.00) 全文全図 （ファミリーなし）	4
Y	JP 2000-232239 A(日亜化学工業株式会社) 22.8月.2000 (22.08.00) 全文全図 （ファミリーなし）	4
Y	JP 9-129920 A （住友化学工業株式会社） 16.5月.1997 (16.05.97) 段落0020-0021 （ファミリーなし）	6, 7, 16, 17
Y	JP 2000-68555 A （株式会社日立製作所） 3.3月.2000 (03.03.00) 全文全図 （ファミリーなし）	9, 20
A	B. Borchert, et al., 1.29μm GaInNAs multiple quantum-well ridge-waveguide laser diodes with improved performance, ELECTRONICS LETTERS, 9th December 1999, Vol.35, No.25, pages 2204-2206	1-20
A	US 5932896 A (Kabushiki Kaisha Toshiba) 3.8月.1999 (03.08.99) abstract & JP 10-135575 A	1-20
A	JP 2000-31537 A （松下電子工業株式会社） 28.1月.2000 (28.01.00) 全文全図 （ファミリーなし）	1-20
A	JP 11-284282 A （富士写真フイルム株式会社） 15.10月.1999 (15.10.99) 全文全図 （ファミリーなし）	1-20
A	JP 2000-183399 A(古河電気工業株式会社) 30.6月.2000 (30.06.00) 全文全図 （ファミリーなし）	1-20
A	JP 5-121327 A （旭化成工業株式会社） 18.5月.1993 (18.05.93) 段落0009 （ファミリーなし）	6, 7, 16, 17