

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4631884号
(P4631884)

(45) 発行日 平成23年2月16日(2011.2.16)

(24) 登録日 平成22年11月26日(2010.11.26)

(51) Int. Cl.		F I	
C 3 O B 29/38	(2006.01)	C 3 O B 29/38	D
C 2 3 C 16/01	(2006.01)	C 2 3 C 16/01	
H O 1 L 33/32	(2010.01)	H O 1 L 33/00	1 8 6
H O 1 S 5/02	(2006.01)	H O 1 S 5/02	

請求項の数 10 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2007-216222 (P2007-216222)	(73) 特許権者	000005120
(22) 出願日	平成19年8月22日 (2007.8.22)		日立電線株式会社
(65) 公開番号	特開2009-46368 (P2009-46368A)		東京都千代田区外神田四丁目14番1号
(43) 公開日	平成21年3月5日 (2009.3.5)	(74) 代理人	100071526
審査請求日	平成21年6月19日 (2009.6.19)		弁理士 平田 忠雄
		(74) 代理人	100099597
			弁理士 角田 賢二
		(74) 代理人	100119208
			弁理士 岩永 勇二
		(74) 代理人	100124235
			弁理士 中村 恵子
		(74) 代理人	100124246
			弁理士 遠藤 和光
		(74) 代理人	100128211
			弁理士 野見山 孝

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

表面と、前記表面の反対側の裏面とを有し、

前記表面と前記裏面との間が $200 \mu\text{m}$ 以上の膜厚を有する GaN 結晶であり、前記表面において、閃亜鉛鋅構造の GaN 半導体が占める面積の割合が 95% 以上である閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板。

【請求項 2】

前記裏面から前記表面へ GaN 結晶の膜厚が増加するに伴い、ウルツ鋅構造の割合及び As 濃度が減少している請求項 1 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板。

【請求項 3】

前記表面近傍の As 濃度が、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下である請求項 2 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板。

【請求項 4】

前記表面における転位密度が、 $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以下である請求項 3 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板。

【請求項 5】

請求項 1 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を製造する方法であって、
閃亜鉛鋅型の GaAs 基板の裏面に、As を透過しない保護層を形成する保護層形成工程と、

前記保護層を形成した後、閃亜鉛鋅型の GaAs 基板の表面に、閃亜鉛鋅型の窒化物半

導体からなる低温バッファ層を形成する低温バッファ層形成工程と、
前記低温バッファ層上に閃亜鉛鋅型の G a N 半導体層を H V P E 法により形成する窒化物半導体層形成工程と、

前記 G a N 半導体層を形成した後、前記 G a A s 基板を除去して閃亜鉛鋅型の窒化物半導体自立基板を形成する G a A s 基板除去工程と
を備える閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法。

【請求項 6】

前記 G a A s 基板の表面が、(001)面、(111)A面、又は(111)B面のいずれかの面を有する請求項 5 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法。

【請求項 7】

請求項 1 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板と、
前記閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板上に形成された発光層とを備える閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置。

【請求項 8】

前記閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の表面近傍の A s 濃度が、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下である請求項 7 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置。

【請求項 9】

前記閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の前記表面における転位密度が、 $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以下である請求項 7 又は 8 に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置。

【請求項 10】

前記発光層が、緑色領域の光を発する請求項 7 から 9 のいずれか 1 項に記載の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置に関する。

【背景技術】

【0002】

従来、青色、緑色、紫外発光デバイス材料、又は高出力用途の電子デバイス材料として応用されている窒化物半導体は、六方晶系に属するウルツ鋅構造を有している。ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体は、例えば、サファイア、 4H-SiC 等の六方晶系の基板上に、低温 G a N バッファ層、AlN バッファ層、又は高温 AlN バッファ層を介して窒化物半導体を成長して形成される。このようなウルツ鋅構造の窒化物半導体を用いて、青紫レーザダイオード (LD)、青色発光ダイオード (LED)、緑色 LED、及び高電子移動度トランジスタ (HEMT) などが実用化されている。

【0003】

ここで、ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体から形成される緑色 LED の発光出力は、同じ構造を有する青色 LED の半分程度である。これは、ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体から形成される緑色 LED の活性層の結晶品質が、青色 LED (発光波長: 約 460 nm) の活性層の結晶品質に比して悪いからである。ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体から形成される緑色 LED (発光波長: 約 525 nm) の活性層の結晶品質が悪いのは、以下の理由による。すなわち、ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体から形成される緑色 LED の活性層は、青色 LED (典型的に、In 組成 = 0.15) よりも In を多く含む InGaN 層 (典型的には、In 組成 = 0.25) から形成することを要するので、ウルツ鋅構造を有する窒化物半導体から形成される緑色 LED の活性層の成長温度は、青色 LED の場合よりも低くしなければならないからであり、また、下地層として用いられる GaN 層と活性層との格子不整合が大きいためである。同様に、実用的な窒化物半導体の緑色 LD の製作も困難である。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 4 】

これらの問題点を解決する一つの有望な候補として、閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体を用いることが考えられる。閃亜鉛鋅構造のGaN結晶のバンドギャップエネルギーは3.22 eVであり、ウルツ鋅構造のGaN結晶のバンドギャップエネルギー(3.42 eV)よりも0.2 eV低い。したがって、閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体を用いることにより、発光装置の発光効率の向上が期待できる。これは、両者のバンドギャップエネルギー差のために、ウルツ鋅構造と閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体で、同じIn組成を持つInGaN活性層を持つLEDあるいはLDを製作した場合には、閃亜鉛鋅構造の方がウルツ鋅構造よりも、より長波長での発光が可能となるからである。

【 0 0 0 5 】

例えば、緑色LEDの典型的な発光波長である525 nmを得るためには、ウルツ鋅構造のInGaNの場合にはIn組成を0.25程度にすることを要するが、閃亜鉛鋅構造のInGaNを用いた場合には、In組成は0.2以下でよい。このため、閃亜鉛鋅構造を用いた場合には、ウルツ鋅構造の場合よりも、高温成長でかつ格子不整合の少ない高品質なInGaN層を活性層として形成することができるので、緑色LEDの発光効率の向上が期待できる。更に、ウルツ鋅構造では困難であった緑色LDが実現できる可能性が高くなる。

【 0 0 0 6 】

このような閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体を用いた半導体発光素子として、例えば、閃亜鉛鋅構造のGaAs基板上に閃亜鉛鋅構造の複数の窒化物半導体層を形成した構成を有する半導体発光素子について知られている(例えば、特許文献1参照)。この半導体発光素子は、n型GaAs基板と、n型GaAs基板上に形成される表面窒化層と、表面窒化層の上に形成されるn型AlGaN層と、n型AlGaN層の上に形成されるGaN/AlGaN多重量子井戸層と、GaN/AlGaN多重量子井戸層の上に形成されるp型AlGaNクラッド層と、p型AlGaNクラッド層の上に形成されるp型GaNコンタクト層とを備える。この半導体発光素子は、GaAs基板からp型GaNコンタクト層までの全ての層が、閃亜鉛鋅型結晶により構成されている。

【特許文献1】特開平8-181386号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 7 】

しかし、特許文献1に記載の半導体発光素子を形成する窒化物半導体含むこれまでの閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体層では、数10%以上の割合でウルツ鋅構造のGaN層を含むことが多いとの知見を発明者は得た。閃亜鉛鋅構造とウルツ鋅構造とが混在しているGaN層上に発光素子構造を成長すると、閃亜鉛鋅構造の部分とウルツ鋅構造の部分とに成長した窒化物半導体の活性層は異なる波長でそれぞれ発光する。このため、例えば、緑色LEDを製作した場合であっても、緑色単色の発光は得られず、青緑がかった発光となる。また、緑色LDの製作を試みた場合であっても、発光の単色性が悪いと高い利得が得られないので、閾値電流が向上して、室温でレーザ発振しない不都合がある。

【 0 0 0 8 】

したがって、本発明の目的は、閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体のウルツ鋅構造の窒化物半導体に対する割合が、実用的な発光装置を形成することのできるほど高い割合の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を提供すると共に、当該閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法と、当該閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置とを提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 9 】

本発明は、上記目的を達成するため、表面と、表面の反対側の裏面とを有し、表面と裏面との間が200 μm以上の膜厚を有するGaN結晶であり、表面において、閃亜鉛鋅構造のGaN半導体が占める面積の割合が95%以上である閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基

10

20

30

40

50

板が提供される。

【0010】

また、上記閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板は、表面近傍のAs濃度が、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であってよい。また、表面における転位密度が、 $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以下であってよい。

【0011】

また、本発明は、上記目的を達成するため、閃亜鉛鋅型のGaAs基板の裏面に、Asを透過しない保護層を形成する保護層形成工程と、前記保護層を形成した後、閃亜鉛鋅型のGaAs基板の表面に、閃亜鉛鋅型の窒化物半導体からなる低温バッファ層を形成する低温バッファ層形成工程と、低温バッファ層上に閃亜鉛鋅型のGaN半導体層をHVPE法により形成する窒化物半導体層形成工程と、GaN半導体層を形成した後、GaAs基板を除去して閃亜鉛鋅型の窒化物半導体自立基板を形成するGaAs基板除去工程とを備える閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法が提供される。

10

【0012】

また、GaAs基板の表面が、(001)面、(111)A面、又は(111)B面のいずれかの面を有していてもよい。

【0013】

また、本発明は、上記目的を達成するため、前記閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板と、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板上に形成された発光層とを備える閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置が提供される。

20

【0014】

また、上記発光装置は、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の表面近傍のAs濃度が、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であってよい。また、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の表面における転位密度が、 $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以下であってよい。そして、発光層が、緑色領域の光を発してもよい。

【発明の効果】

【0015】

本発明の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法によれば、閃亜鉛鋅構造の窒化物半導体のウルツ鋅構造の窒化物半導体に対する割合が、実用的な発光装置を形成することのできるほど高い割合の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を製造することができると共に、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法により製造した閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板と、当該閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いた発光装置とを提供することができる。

30

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

[実施の形態]

図1は、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造の流れを示す。

【0017】

本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法では、 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_z\text{N}$ ($x > 0$ 、 $y > 0$ 、 $z > 0$ 、 $x + y + z = 1$)で表される閃亜鉛鋅型の窒化物半導体自立基板を製造する。本実施の形態においては、一例として、閃亜鉛鋅型のGaN自立基板を製造する。

40

【0018】

まず、図1(a)に示すように、一例として、直径が2インチであり、(001)面を有するGaAs基板10の裏面に、真空蒸着法、スパッタ法等を用いて1 μm 厚の保護層としての SiO_2 層20を形成する。そして、 SiO_2 層20を有するGaAs基板10を、有機金属気相エピタキシャル成長(Metal Organic Vapor Phase Epitaxy: MOVPE)装置に導入する。なお、(111)A面又は(1

50

11) B面を有するGaAs基板10を用いてもよい。また、保護層は、少なくともAsを透過しないSiN等から形成することもできる。

【0019】

次に、MOVPE装置内を、 1.733×10^4 Pa (130 Torr) に減圧した後、水素雰囲気中、600 で、GaAs基板10の表面の熱清浄を実施する。続いて、MOVPE装置内を、600 の窒素雰囲気にして、図1(b)に示すように、GaAs基板10上に約10nmのGaN結晶、すなわち低温バッファ層としてのGaNバッファ層12を成長する。なお、このGaNバッファ層12の成長は、V/III比を3800に設定して、成長速度を600nm/hourに設定して実施する。

【0020】

次に、GaAs基板10の温度を820 に設定して、5分間のアニールを実施する。このアニールを実施した後、図1(c)に示すように、MOVPE装置内でGaAs基板10の温度を930 まで加熱して、GaNバッファ層12上に1800nmのGaN層14を成長する。なお、GaN層14の成長の時のV/III比は52に設定して、成長速度は1800nm/hourに設定する。ここで、GaNバッファ層12及びGaN層14の成長には、III族原料としてトリメチルガリウム(TMG)を水素でパブリングして用いると共に、V族原料としてNH₃を用いる。

【0021】

この段階で形成されるGaN層14は、閃亜鉛鉱構造を主体とする窒化物半導体層である。また、本実施形態において、GaN層14の表面におけるウルツ鉱構造の割合は、一例として、30%程度であると共に、転位密度は $6 \times 10^9 / \text{cm}^2$ であった。なお、GaN層14の表面における閃亜鉛鉱構造/ウルツ鉱構造の割合は、GaN層14の表面のカソードルミネセンス(CL)像において、3.22eVの発光ピーク位置の領域と3.42eVの発光ピーク位置の領域との面積比より求めた。また、転位密度は、CL像での暗点の密度より求めた値である。

【0022】

続いて、図1(c)において形成されたGaN層14を有するGaAs基板を、ハライド気相エピタキシー(Halide Vapor Phase Epitaxy:HVPE)装置に導入する。そして、図1(d)に示すように、HVPE法を用いて、GaN層14の上に所定膜厚のGaN層16を成長する。この場合におけるGaN結晶の成長条件は、HVPE炉内の雰囲気を窒素雰囲気、成長温度を950 、V/III比を3に設定する。また、成長速度は100 $\mu\text{m}/\text{hour}$ に設定する。そして、本実施形態においては、様々な厚さのGaN層16を成長する。これにより、成長基板1が形成される。

【0023】

そして、成長基板1のGaAs基板10及びGaNバッファ層12を研磨、エッチング等により除去して、本実施形態に係る閃亜鉛型窒化物半導体自立基板としてのGaN自立基板が形成される。GaAs基板10のエッチングには、一例として、硫酸と過酸化水素水とを混合したエッチャントを用いて実施することができる。ここで、本実施形態においては、GaN自立基板のGaAs基板10と接していた側の面がGaN自立基板の裏面であり、裏面の反対側の面、すなわちGaAs基板10と接していなかった側の面がGaN自立基板の表面である。したがって、GaN自立基板の表面のAs濃度は、裏面のAs濃度よりも低くなる。

【0024】

なお、HVPE法を用いたGaN結晶の成長においては、III族原料として金属Ga上にHClガスを流して生成したGaClを用いる。また、V族原料としてNH₃を用いる。更に、本実施形態では、HVPE法を用いたGaN結晶の成長時にIII族原料ガス及びV族原料ガスと共に、ジクロロシランを供給してGaN層16をn型とする。なお、GaN層16のキャリア濃度は、約 $5 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ となるようにジクロロシランは供給される。

【0025】

10

20

30

40

50

なお、上記説明においてはn型の閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法を記載したが、本実施の形態において製造する閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板は、n型、i型、又はp型のいずれであってもよい。そして、ドーパントとしては、Si、Ge、O、Se、Fe、Mg、Zn等を用いることができる。

【0026】

(実施の形態の比較例)

ここで、本発明の実施の形態の比較例に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法を説明する。比較例に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法では、本発明の実施の形態においてGaAs基板10の裏面に形成するSiO₂層20を形成しない点を除き、本発明の実施の形態と同一工程により窒化物半導体自立基板を形成する。したがって、相違点を除き詳細な説明は省略する。

10

【0027】

比較例に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法では、GaAs基板10の裏面にSiO₂層20を形成せずに、GaNバッファ層12を成長する。そして、GaNバッファ層12上に、GaN層14を形成する。続いて、比較例に係るGaN層14を有するGaAs基板10をHVPE炉に投入して、本発明の実施の形態と同様にGaN層16を形成した。これにより、比較例に係る窒化物半導体自立基板を形成した。

【0028】

図2は、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法により製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚と製造した窒化物半導体自立基板の表面におけるウルツ鋳構造の割合の関係を示す。

20

【0029】

図2を参照すると、本発明の実施の形態に係る窒化物半導体自立基板の製造方法を用いて製造した窒化物半導体としてのGaN結晶のHVPE法による成長膜厚の増加に伴い、GaN自立基板の表面のウルツ鋳構造の割合は減少する。具体的には、MOVPE装置を用いて成長したGaN層14の表面のウルツ鋳構造の割合が約30%であったところ、本発明の実施の形態においては、HVPE法で成長したGaN層16の厚さが100μmでGaN層14の表面のウルツ鋳構造の割合が10%以下に低下した。更に、HVPE法により成長するGaN層16の厚さを増加させると、例えば、GaN層16の厚さが200μmでGaN層14の表面のウルツ鋳構造の割合が5%、GaN層16の厚さが500μmでGaN層14の表面のウルツ鋳構造の割合が1.5%まで低下した。

30

【0030】

一方、比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法においても、HVPE法によるGaN層の成長厚が増加すると、GaN層の表面におけるウルツ鋳構造の割合が減少する傾向を示した。すなわち、窒素雰囲気下における成長であって、ウルツ鋳構造の形成に最適な成長温度である1000よりも低い成長温度では、ウルツ鋳構造よりも閃亜鉛鋳構造のGaNの方が安定な状態であることが示された。しかし、比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法により得られたGaN自立基板は、本発明の実施の形態により得られたGaN自立基板の場合に比べて、HVPE法によるGaN層の厚さを増加させてもウルツ鋳構造の減少度合いには限界があった。具体的には、比較例において得られたGaN自立基板の場合、HVPE法によるGaN層の成長厚が200μmを超えても、ウルツ鋳構造の割合は15%以上を維持したままであった。

40

【0031】

図3は、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法において製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚と窒化物半導体自立基板の表面における転位密度との関係を示す。

【0032】

図3を参照すると、HVPE法により成長したGaN層16の厚さが増加するに伴い、GaN層16の表面での転位密度も減少する。具体的には、MOVPE装置によって成長

50

したGaN層14の表面の転位密度は $6 \times 10^9 / \text{cm}^2$ であったところ、HVPE法により成長したGaN層16の厚さが $200 \mu\text{m}$ では $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ となり、GaN層16の厚さが $500 \mu\text{m}$ では $3 \times 10^6 / \text{cm}^2$ まで減少した。転位密度の観点からは、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法は、HVPE法によりGaN層16を $200 \mu\text{m}$ 以上となるように成長すると、発光ダイオード(Light Emitting Diode: LED)、及びレーザダイオード(Laser Diode: LD)の双方に適用することができる低転位なGaN自立基板を形成することができるが示された。

【0033】

図4は、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法により製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚とそれぞれの表面近傍のAs濃度との関係を示す。

10

【0034】

本実施形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法におけるHVPE法により成長したGaN層16の表面のAs濃度を、質量分析装置(SIMS)により測定した。図4を参照すると、HVPE法により成長したGaN層の厚さが約 $100 \mu\text{m}$ 以下の場合には、GaN層16の表面に $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以上の高濃度でAsが混入していることが示された。そして、HVPE法により成長したGaN層16の厚さが増大するにしたがい、GaN層16の表面のAs濃度は急激に減少することが示された。一例として、HVPE法により成長したGaN層の厚さが $200 \mu\text{m}$ 以上の場合には、As濃度を $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下に抑制することができた。

20

【0035】

一方、比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法においては、HVPE法により成長したGaN層の厚さにかかわらず、HVPE法により成長したGaN層の表面近傍のAs濃度は、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以上の高い濃度となっていることが示された。

【0036】

図2から図4の結果は、GaN層16の成長表面における砒素濃度(As濃度)を低減させることが、GaN層16の表面のウルツ鋅構造の割合を閃亜鉛鋅構造の割合に対して急激に減少させるために極めて重要であることを示唆する。すなわち、本発明の実施の形態においては、GaAs基板10の裏面に SiO_2 層20を保護層として形成することにより、GaAs基板10の裏面からのAsの蒸発を防止して、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板へのAsの混入を低減することができる。

30

【0037】

更に、HVPE法により成長したGaN層16の厚さを増大させることでGaN層16の成長表面のAs濃度を低減させることができる。なお、窒化物半導体層としてのGaN層16の厚さが $100 \mu\text{m}$ よりも薄い場合には、GaAs基板10からGaN層16へ $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以上のAsが拡散する。そして、その様なGaN層の表面におけるウルツ鋅構造の割合は、GaN層の表面のAs濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下の場合に比べて高い結果であった。

【0038】

40

これにより、GaN層16の表面におけるウルツ鋅構造の割合を大幅に低減させる要因は、GaN層16の表面のAs濃度が所定の濃度以下であることと発明者は考えた。ここで、所定の濃度は、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ である。なお、(111)A面、(111)B面を表面とするGaAs基板10を用いて製造したGaN自立基板を用いた場合であっても、図2から図4と略同様の結果が得られている。

【0039】

ここで、GaN層16の表面のAs濃度を低減させると、GaN層16の表面におけるウルツ鋅構造の割合が低減するメカニズムの詳細は明らかではないものの、本発明者は、高濃度のSiをドーピングした場合に、ウルツ鋅構造のGaN結晶が平坦に成長しなくなる等の知見などから、高濃度の不純物を混入することにより、成長するGaN結晶の形態

50

が変化すると推測した。そして比較例においては、高濃度のAsが存在することにより、ウルツ鉱構造のGaN結晶が閃亜鉛鉱構造のGaN結晶よりも安定化すると、発明者は推測した。

【0040】

(実施の形態の効果)

本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板の製造方法によれば、厚さが200 μm 以上であり、ウルツ鉱構造の窒化物半導体が窒化物半導体自立基板の表面全体に占める割合が5%以下であり、更に、窒化物半導体自立基板の表面近傍におけるAs濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下の閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板を形成することができる。すなわち、本実施の形態によれば、主として閃亜鉛鉱型から形成される窒化物半導体自立基板を形成することができる。これにより、本実施の形態において形成された窒化物半導体自立基板を用いて、発光の単色性のよいLED、LD等の発光装置の製造をすることができる。

10

【0041】

また、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板の製造方法によれば、HVPE法により形成した窒化物半導体の厚さを200 μm 以上とすることにより、形成された閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板の表面の転位密度を $7 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以下にすることができる。したがって、本発明の実施の形態によって形成された閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板は、実用的なLED及びLD等の発光装置の製造に用いることができる。

20

【0042】

(応用例1)

図5Aは、本発明の実施の形態において形成された閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板上に緑色LED構造を形成する応用例の工程を示す。

【0043】

まず、図5A(a)に示すように、図1(d)に示した成長基板1を形成する。そして、成長基板1のGaAs基板10をエッチングにより除去することにより、図5(b)に示すような閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板としてのGaN自立基板30が形成される。

【0044】

次に、図5A(c)に示すように、GaN自立基板30上に、緑色LED構造の半導体積層構造を、MOVPE法を用いて形成する。具体的には、まず、GaN自立基板30上にn型GaN層32を形成する。n型GaN層32は、一例として、ドーパントとしてSiを所定の濃度ドーピングして940 \AA で成長する。n型GaN層32は、一例として、2 μm 厚に形成される。

30

【0045】

続いて、n型GaN層34の上に活性層34を成長する。活性層34は、具体的には、InGaN/GaN層を3ペア含む多重量子井戸構造を有する。活性層34は、一例として、700 \AA で成長する。そして、InGaN/GaN層のInGaN井戸層は、一例として、3nm厚であり、In組成が0.18となるように形成する。また、GaN障壁層は、一例として、10nm厚に形成する。

40

【0046】

次に、活性層34の上にp型AlGaN層36を形成する。p型AlGaN層36は、940 \AA で成長する。p型AlGaN層36は、一例として、60nm厚に形成される。更に、p型AlGaN層36の上に、p型GaN層38を形成する。p型GaN層38は、一例として、200nm厚に形成される。なお、p型ドーパントとしては、一例として、Mgを用いることができる。これにより、GaN自立基板30上に緑色LED構造を有したエピタキシャル基板2が形成される。

【0047】

図5Bは、本発明の実施の形態において形成された閃亜鉛鉱型窒化物半導体自立基板を用いて形成した応用例に係る緑色LEDの断面図を示す。

50

【 0 0 4 8 】

応用例に係る緑色LEDとしての発光装置100は、Ga_{0.5}N_{0.5}自立基板30と、Ga_{0.5}N_{0.5}自立基板30の上に形成されるn型Ga_{0.5}N_{0.5}層32と、n型Ga_{0.5}N_{0.5}層32の上の所定の領域に形成される活性層34と、活性層34の上に形成されるp型AlGa_{0.5}N_{0.5}層36と、p型AlGa_{0.5}N_{0.5}層36の上に形成されるp型Ga_{0.5}N_{0.5}層38と、n型Ga_{0.5}N_{0.5}層32の一部をエッチング等により除去して形成した所定の領域に形成されるn型用電極45と、p型Ga_{0.5}N_{0.5}層38の表面の所定の領域に形成されるp型用電極40とを備える。

【 0 0 4 9 】

応用例に係る発光装置100は、図5Aにおいて得られたエピタキシャル基板2を用いて形成する。すなわち、まず、n型用電極45を形成する領域を、フォトリソグラフィ技術及びリアクティブイオンエッチング(RIE)技術を用いてエピタキシャル基板2上の所定の領域に形成する。すなわち、エピタキシャル基板2のp型Ga_{0.5}N_{0.5}層38からn型Ga_{0.5}N_{0.5}層32の一部までをRIE技術でエッチングすることにより、n型Ga_{0.5}N_{0.5}層32の一部を露出させる。

【 0 0 5 0 】

続いて、露出させたn型Ga_{0.5}N_{0.5}層32の所定の位置に、フォトリソグラフィ技術、及び真空蒸着技術を用いて、n型用電極45としてのTi/Al電極を形成する。更に、p型Ga_{0.5}N_{0.5}層38の所定の領域に、フォトリソグラフィ技術、及び真空蒸着技術を用いて、p型用電極40としてのNi/Au半透明電極を形成する。これにより、緑色LEDとしての発光装置100が形成される。

【 0 0 5 1 】

表1は、図5Bにおいて形成された応用例に係る発光装置の特性と形成した発光装置に用いた閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の特性とを示す。

【 0 0 5 2 】

【表1】

HVPE法による成長厚(μm)	自立基板の特性		LED特性		
	表面のウルツ鋅構造の割合(%)	転位密度(/cm ²)	LEDの発光色	LED出力(mW@20mA)	寿命(時間)
160	9	5×10 ⁷	青緑	8.3	100
200	5	7×10 ⁶	緑	10.5	4900
320	2	5×10 ⁶	緑	11.5	4900
500	1.5	3×10 ⁶	緑	11.2	5000

【 0 0 5 3 】

厚さが200μm以上のGa_{0.5}N_{0.5}自立基板30を用いると共に、InGa_{0.5}N_{0.5}井戸層のIn組成を0.18として緑色LEDを形成した場合、従来のウルツ鋅構造のGa_{0.5}N_{0.5}系緑色LEDのIn組成(~0.25)よりも低いIn組成であるにもかかわらず、応用例1に係る発光装置100においては、緑色の発光が得られた。発光装置100が発する光の中心波長は525nmであり、従来の緑色LEDと同一であった。また、20mA通電時の発光出力は、従来のウルツ鋅構造のGa_{0.5}N_{0.5}系緑色LEDの場合は約5mWであるのに対して、応用例1に係る発光装置100では、その2倍以上となる10mW以上の発光出力が得られた。

【 0 0 5 4 】

この発光出力の値は、従来のウルツ鋅構造のGa_{0.5}N_{0.5}系青色LEDと同等以上の発光出力である。したがって、本発明に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法により製造された窒化物半導体自立基板上にInGa_{0.5}N_{0.5}井戸層を含む活性層34を形成した場合、従来の青色LEDと同等以上の結晶品質を有する活性層34が形成することができることを示している。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 5 】

一方、HVPE法により成長したGaN層の厚さが200 μ mに満たないGaN自立基板30を用いて発光装置100を形成すると、発光出力は従来の緑色LEDよりも高いものの、発光色が純粋な緑色ではなく青緑色であった。HVPE法により成長したGaN層の厚さが200 μ mに満たない場合、HVPE法により成長したGaN層の表面にはウルツ鉱構造のGaNが所定の割合、含まれる。そして、ウルツ鉱構造のGaN層の上にはウルツ鉱構造のInGaN活性層が形成され、このウルツ鉱構造のInGaN活性層が青く光る。したがって、GaN自立基板の厚さが薄く、表面のウルツ鉱構造のGaNの割合が所定の割合より高い場合には、純粋な緑色の発光を得るのが困難となる。

【 0 0 5 6 】

また、素子寿命(50mA通電時、発光出力が初期の発光出力の80%になる時間と定義)を比較した場合、GaN自立基板の厚さが200 μ m以上の場合には実用レベルの4000時間以上であるが、GaN自立基板の厚さが200 μ mよりも薄い場合には、素子寿命が100時間程度と非常に短時間である。これは、GaN自立基板が所定厚より薄い場合には、GaN自立基板の表面の転位密度が高いため、素子の劣化が加速されてしまうこと、及びGaN自立基板の表面のAs濃度が高いため、通電中に活性層へAsが拡散して素子の劣化を加速してしまうことに起因する。

【 0 0 5 7 】

以上の結果より、発光波長が525nmの光を含む緑色光を発する緑色LEDの下地基板として用いることができるのは、HVPE法により成長したGaN層の厚さが200 μ m以上であるGaN自立基板に限られることが示された。すなわち、GaN自立基板の表面におけるウルツ鉱構造の割合が5%以下の場合、その表面上に形成したInGaN活性層の単色性は、ウルツ鉱構造の割合が数10%の場合と比較して非常に良くなるので、本発明の実施の形態に係る閃亜鉛型窒化物半導体自立基板は、実用的な発光装置等のデバイスへ十分に応用することができる。

【 0 0 5 8 】

なお、厚さが160 μ mに満たないGaN自立基板は、GaAs基板10を除去するためのエッチング時、及びMOVPE装置への搬送時に破損する可能性が高い。したがって、厚さが160 μ mに満たないGaN自立基板は半導体層の成長用の下地基板として用いることが困難であるため、緑色LEDの構造の成長は実施せず、応用例に係る発光装置100の形成はしていない。

【 0 0 5 9 】

(応用例1の変形例)

図5(b)に示すような閃亜鉛型窒化物半導体自立基板としてのGaN自立基板30を形成した後、GaN自立基板30の表面と裏面を研磨して、両側が鏡面のGaN自立基板を形成した。そして、両側を鏡面としたGaN自立基板を用いて、応用例1と同様に緑色LEDを製作した。製作した応用例1の変形例に係る緑色LEDも、応用例1と略同様の結果を示した。

【 0 0 6 0 】

更に、図5(b)に示すような閃亜鉛型窒化物半導体自立基板としてのGaN自立基板30を形成した後、GaN自立基板30の表面側を鏡面研磨すると共に、裏面をラップ面(非鏡面)としたGaN自立基板を形成した。このGaN自立基板を用いて応用例1と同様な緑色LEDを製作した場合も、応用例1と略同様の結果を示した。なお、(111)A面、(111)B面を表面とするGaAs基板10を用いて製造したGaN自立基板を用いた場合であっても、略同様の結果が得られている。

【 0 0 6 1 】

(応用例1の比較例)

図6は、本発明の応用例の比較例に係る窒化物半導体自立基板上に緑色LED構造を形成する工程を示す。

【 0 0 6 2 】

10

20

30

40

50

応用例 1 においては、図 5 A (a) に示すように、図 1 (d) に示した成長基板 1 の GaAs 基板 10 をエッチングにより除去することにより、図 5 (b) に示すような閃亜鉛型窒化物半導体自立基板としての GaN 自立基板 30 を形成する。一方、応用例 1 の比較例においては、GaAs 基板 10 を除去せずに、応用例 1 と同様にして緑色 LED の構造を GaN 層 16 の上に形成する。応用例 1 の比較例は、GaAs 基板 10 を除去しない点を除き、応用例 1 と略同一の工程で緑色 LED を製作する。したがって、詳細な説明は省略する。

【 0 0 6 3 】

応用例 1 の比較例においては、図 6 (b) に示すように、GaAs 基板 10 を除去しない状態で、GaN 層 16 の上に LED 構造を形成する。これにより、エピタキシャル基板 3 が得られる。続いて、応用例 1 と同様にして、発光装置を形成する。すなわち、まず、n 型用電極を形成する領域を、フォトリソグラフィ技術及び RIE 技術を用いてエピタキシャル基板 3 上の所定の領域に形成する。すなわち、エピタキシャル基板 3 の p 型 GaN 層 38 から n 型 GaN 層 32 の一部までを RIE 技術でエッチングすることにより、n 型 GaN 層 32 の一部を露出させる。

10

【 0 0 6 4 】

続いて、露出させた n 型 GaN 層 32 の所定の位置に、フォトリソグラフィ技術、及び真空蒸着技術を用いて、n 型用電極としての Ti / Al 電極を形成する。更に、p 型 GaN 層 38 の所定の領域に、フォトリソグラフィ技術、及び真空蒸着技術を用いて、p 型用電極としての Ni / Au 半透明電極を形成する。これにより、応用例 1 の比較例に係る発光装置が形成される。

20

【 0 0 6 5 】

応用例 1 の比較例に係る発光装置としての LED の発光出力は 2 mW 以下であり、寿命は 50 時間以下であった。応用例 1 の比較例に係る発光装置の発光出力が低い原因は、活性層 34 が発する光を GaAs 基板 10 が吸収するためと発明者は推測した。そこで、応用例 1 の比較例に係る発光装置の製作後に GaAs 基板 10 を除去して、再度発光出力を測定した。その結果、発光出力は 5 mW 程度に増加した。しかしながら、この発光出力の値は、応用例 1 に係る発光装置 100 の発光出力の半分程度である。これは、GaAs 基板 10 を有した状態で GaN 層 16 の上に MOVPE 装置を用いて窒化物半導体の成長を実施した場合には、GaAs 基板 10 がいない場合よりも InGaN 活性層の結晶性が低下するためと考えられる。応用例 1 の比較例に係る発光装置の寿命が 50 時間と非常に短いことも、この考えを裏付ける。

30

【 0 0 6 6 】

そして、応用例 1 の比較例に係る発光装置の活性層近傍の不純物濃度を分析したところ、活性層の内部に $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ を超える高濃度の As が含まれていた。したがって、活性層の内部の高濃度の As が、InGaN 活性層の結晶性を低下させている原因と考えられる。これは、MOVPE 装置での半導体層の成長速度は、HVPE 法での半導体層の成長速度の $1 / 100$ 程度であり、GaAs 基板 10 を有した状態で MOVPE 装置内において窒化物半導体層の成長を実施すると、窒化物半導体層が GaAs 基板 10 と共に長時間、同一装置内に配置されることにより、GaAs 基板 10 から多量の As が成長層に混入することに起因する。

40

【 0 0 6 7 】

以上の結果から、実用レベルの緑色光の発光出力を有する発光装置 (LED、LD) のデバイス用の下地基板を製造するには、SiO₂ 層 20 を裏面に有する種結晶としての GaAs 基板 10 上に GaN 層 16 を形成した後、GaAs 基板 10 を除去しなければならないことが示された。すなわち、GaAs 基板 10 を除去して得られた GaN 自立基板を、発光装置の下地基板として用いなければならないことが示された。なお、(1 1 1) A 面、(1 1 1) B 面を表面とする GaAs 基板 10 を用いて製造した GaN 自立基板を用いた場合であっても、略同様の結果が得られている。

【 0 0 6 8 】

50

(応用例 2)

図 7 は、本発明の実施の形態において形成された閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いて形成した応用例に係る緑色 LD の断面図を示す。

【 0 0 6 9 】

本発明の応用例 2 に係る LD としての発光装置 1 0 5 は、Ga N 自立基板 3 0 と、Ga N 自立基板 3 0 上に形成される半導体積層構造 5 0 と、半導体積層構造 5 0 の Ga N 自立基板 3 0 と接する面の反対側の面の所定の領域に形成される絶縁層 6 0 と、絶縁層 6 0 が形成されていない領域において半導体積層構造 5 0 と電気的に接続する p 型用電極 4 0 と、Ga N 自立基板 3 0 の半導体積層構造 5 0 が形成されている面の反対側の略全面に形成される n 型用電極 4 5 とを備える。

10

【 0 0 7 0 】

具体的に、半導体積層構造 5 0 は、Ga N 自立基板 3 0 上に形成される n 型クラッド層 5 0 0 と、n 型クラッド層 5 0 0 の上に形成される n 型ガイド層 5 0 5 と、n 型ガイド層 5 0 5 の上に形成される活性層 5 1 0 と、活性層 5 1 0 の上に形成される不純物がドーピングされていないアンドープ (u n) - キャップ層 5 1 5 と、u n - キャップ層 5 1 5 の上に形成される p 型ガイド層 5 2 0 と、p 型ガイド層 5 2 0 の上に形成される p 型クラッド層 5 2 5 と、p 型クラッド層 5 2 5 の上の所定の領域にストライプ状に形成される p 型コンタクト層 5 3 0 とを有する。

【 0 0 7 1 】

なお、p 型クラッド層 5 2 5 上には、p 型コンタクト層 5 3 0 を有する領域にリッジ形状が形成されている。そして、p 型クラッド層 5 2 5 のリッジ形状の上に、p 型コンタクト層 5 3 0 が形成される。更に、p 型クラッド層 5 2 5 上には、リッジ形状の上を除く p 型コンタクト層 5 3 0 が形成されていない領域に、絶縁層 6 0 が形成される。

20

【 0 0 7 2 】

なお、半導体積層構造 5 0 は MOVPE 法により形成する。一例として、n 型クラッド層 5 0 0 は、n 型 Al Ga N / n 型 Ga N 超格子から形成することができ、n 型ガイド層 5 0 5 は、n 型 Ga N 層から形成することができる。また、活性層 5 1 0 は、 $In_{1-x}Ga_xN / In_{1-y}Ga_yN$ ($0 < y < x < 1$) 半導体層を含む多重量子井戸構造から形成することができる。そして、u n - キャップ層 5 1 5 は、u n - Al Ga N 層から形成することができ、p 型ガイド層 5 2 0 は、p 型 Ga N 層から形成することができる。更に、p 型クラッド層 5 2 5 は、p 型 Al Ga N / p 型 Ga N 超格子から形成することができ、p 型コンタクト層 5 3 0 は、p⁺ 型 Ga N 層から形成することができる。

30

【 0 0 7 3 】

このような構成を有する LD としての発光装置 1 0 5 は、HVPE 法により形成した Ga N 層が 2 0 0 μ m 以上の場合のみ、すなわち、Ga N 自立基板 3 0 の厚さが 2 0 0 μ m 以上の場合のみ、室温で緑色レーザを発振した。この発光装置 1 0 5 の発振開始電流は 2 3 m A であり、発振波長は 5 2 5 n m であり、発光出力は 1 0 m W であった。また、発光装置 1 0 5 の動作電圧は 5 . 1 V、動作電流は 3 0 m A である。なお、(1 1 1) A 面、(1 1 1) B 面を表面とする Ga A s 基板 1 0 を用いて製造した Ga N 自立基板を用いた場合であっても、略同様の結果が得られている。

40

【 0 0 7 4 】

なお、本発明の実施の形態、本発明の応用例 1、及び本発明の応用例 2 のそれぞれにおいて、窒化物半導体自立基板を形成する半導体材料を、Ga N から Al N、Al Ga N、In Ga N、又は In Al Ga N など様々に変えて実施した。その結果、閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の構成材料が、 $In_xAl_yGa_zN$ ($x \geq 0$ 、 $y \geq 0$ 、 $z \geq 0$ 、 $x + y + z = 1$) であれば、上記した本発明の実施の形態、本発明の応用例 1、及び本発明の応用例 2 のそれぞれと略同様の結果が得られた。但し、発光装置用の窒化物半導体自立基板としては、発光装置が発する光の波長に適合したバンドギャップエネルギーを有する半導体材料を選択することを要する。

【 0 0 7 5 】

50

以上、本発明の実施の形態を説明したが、上記に記載した実施の形態は特許請求の範囲に係る発明を限定するものではない。また、実施の形態の中で説明した特徴の組合せの全てが発明の課題を解決するための手段に必須であるとは限らない点に留意すべきである。

【図面の簡単な説明】

【0076】

【図1】実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造の流れを示す図である。

【図2】実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法により製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚と製造した窒化物半導体自立基板の表面におけるウルツ鋅構造の割合の関係を示す図である。

10

【図3】実施の形態に係る窒化物半導体自立基板の製造方法において製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚と窒化物半導体自立基板の表面における転位密度との関係を示す図である。

【図4】実施の形態に係る閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板の製造方法、及び比較例に係る窒化物半導体自立基板の製造方法により製造した窒化物半導体自立基板のHVPE法による成長膜厚とそれぞれの表面近傍のAs濃度との関係を示す図である。

【図5A】実施の形態において形成された閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板上に緑色LED構造を形成する応用例の工程を示す図である。

【図5B】実施の形態において形成された閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いて形成した応用例に係る緑色LEDの断面図である。

20

【図6】応用例の比較例に係る窒化物半導体自立基板上に緑色LED構造を形成する工程を示す図である。

【図7】実施の形態において形成された閃亜鉛鋅型窒化物半導体自立基板を用いて形成した応用例に係る緑色LEDの断面図である。

【符号の説明】

【0077】

- 1 成長基板
- 2、3 エピタキシャル基板
- 10 GaAs基板
- 12 GaNバッファ層
- 14、16 GaN層
- 20 SiO₂層
- 30 GaN自立基板
- 32 n型GaN層
- 34 活性層
- 36 p型AlGaN層
- 38 p型GaN層
- 40 p型用電極
- 45 n型用電極
- 50 半導体積層構造
- 60 絶縁層
- 100、105 発光装置
- 500 n型クラッド層
- 505 n型ガイド層
- 510 活性層
- 515 un-キャップ層
- 520 p型ガイド層
- 525 p型クラッド層
- 530 p型コンタクト層

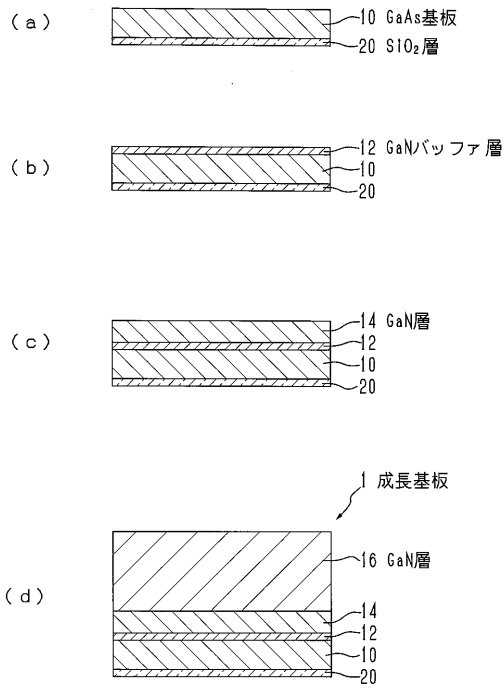
30

40

50

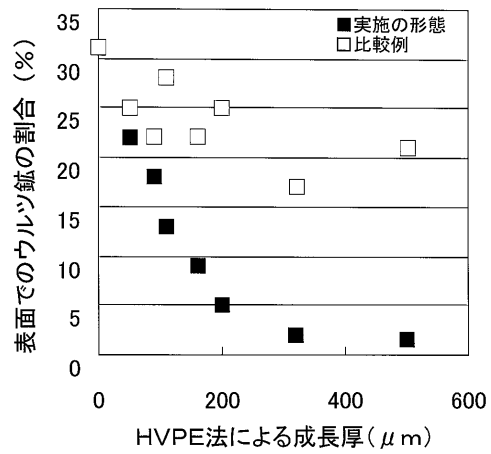
【 図 1 】

図 1
(実施の形態)



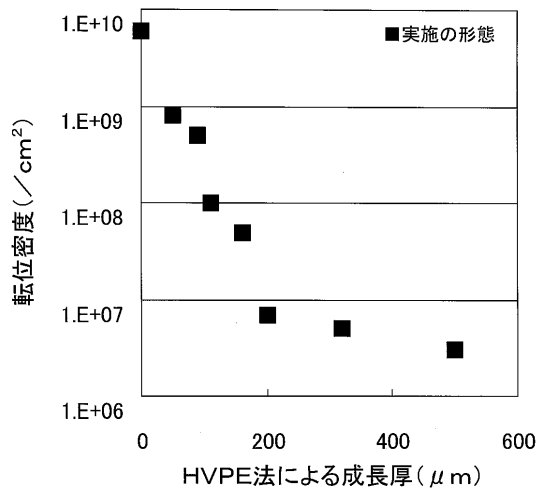
【 図 2 】

図 2



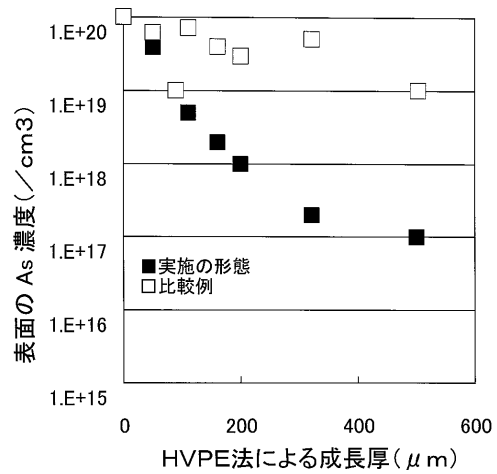
【 図 3 】

図 3



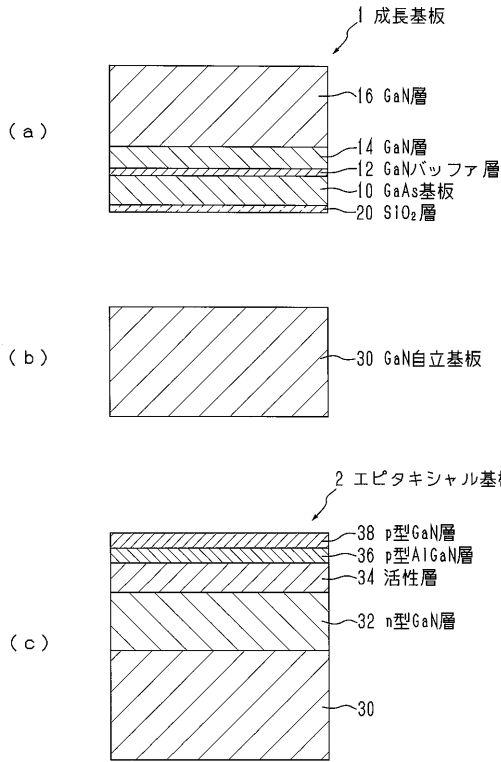
【 図 4 】

図 4



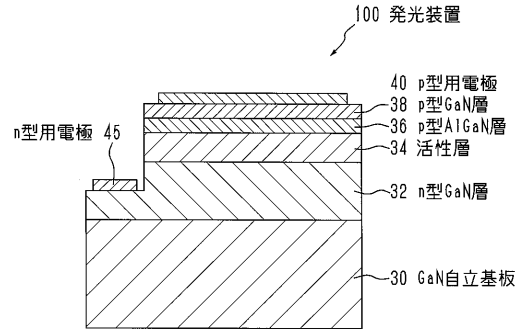
【図5A】

図5A
(応用例1)



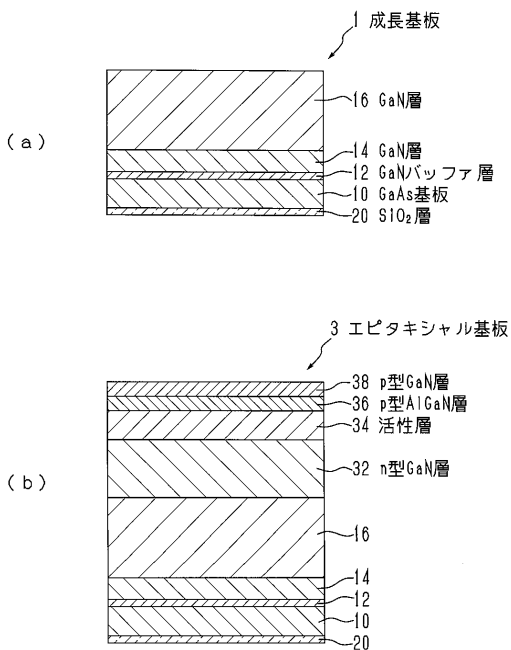
【図5B】

図5B
(応用例1)



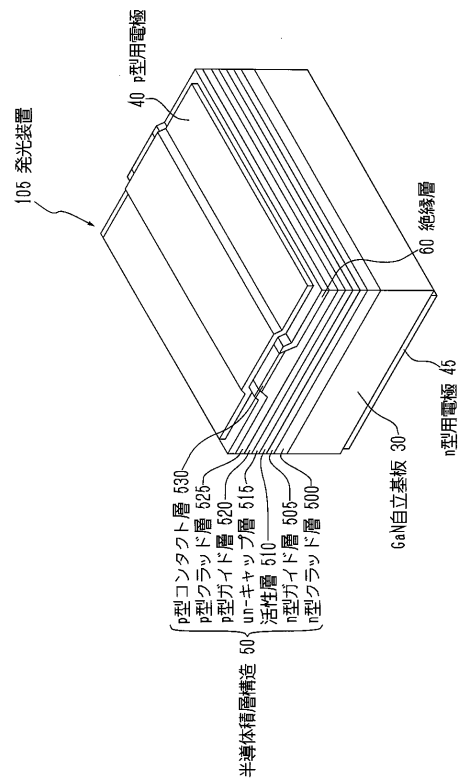
【図6】

図6
(応用例1の比較例)



【図7】

図7
(応用例2)



フロントページの続き

(72)発明者 藤倉 序章

東京都千代田区外神田四丁目14番1号 日立電線株式会社内

審査官 若土 雅之

(56)参考文献 特開2002-075871(JP,A)

特開2002-241198(JP,A)

特開2007-197240(JP,A)

特開2005-322840(JP,A)

小川雅弘 他, MOVPE成長した立方晶GaNへの六方晶成分の混入, 電子情報通信学会技術研究報告, 日本, 社団法人電子情報通信学会, 1998年11月6日, 第98巻, 第386号(CPM98 136-150), 第7-12頁

M. Ogawa et al., The role of growth rates and buffer layer structures for quality improvement of cubic GaN grown on GaAs, Jpn. J. Appl. Phys., 日本, Publication Board. Japanese Journal of Applied Physics, 2000年2月1日, Vol. 39, Pt. 2A, pp. L69-L72

H. Tsuchiya et al., Cubic dominant GaN growth on (001) GaAs substrates by hydride vapor epitaxy, Jpn. J. Appl. Phys., 日本, The Japan Society Applied Physics, 1997年1月15日, Vol. 36, pp. L1-L3

L. Liu and J. H. Edgar, Substrates for gallium nitride epitaxy, Mater. Sci. Eng. R, スイス, Elsevier Science B. V., 2002年4月30日, Vol. 37, No. 3, pp. 61-127

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C30B 1/00-35/00

C23C 16/00-16/56

H01L 33/32

H01S 5/02