

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5143076号
(P5143076)

(45) 発行日 平成25年2月13日(2013.2.13)

(24) 登録日 平成24年11月30日(2012.11.30)

(51) Int.Cl.

F 1

H01L 21/205 (2006.01)

H01L 21/205

H01S 5/343 (2006.01)

H01S 5/343 610

H01L 33/32 (2010.01)

H01L 33/00 186

請求項の数 13 (全 20 頁)

(21) 出願番号

特願2009-95113 (P2009-95113)

(22) 出願日

平成21年4月9日(2009.4.9)

(65) 公開番号

特開2010-245444 (P2010-245444A)

(43) 公開日

平成22年10月28日(2010.10.28)

審査請求日

平成23年10月13日(2011.10.13)

(73) 特許権者 000005049

シャープ株式会社

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

(74) 代理人 100101823

弁理士 大前 要

(74) 代理人 100117293

弁理士 板東 義文

(72) 発明者 太田 征孝

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

シャープ株式会社内

(72) 発明者 神川 剛

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

シャープ株式会社内

審査官 山本 雄一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】窒化物半導体発光素子の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上に、井戸層を有する発光層と、該発光層を挟むn型半導体層およびp型半導体層とを形成する窒化物半導体発光素子の製造方法において、

前記井戸層を、In組成比xが0.15以上、0.50以下、Al組成比yが0.0以上0.85以下のIn_xAl_yGa_{1-x-y}N、又はIn組成比xが0.15以上、0.50以下のIn_xGa_{1-x}Nで形成し、

前記基板と前記発光層との間に形成されたAlを有するn型窒化物半導体層を、900以上1100以下の成長温度で形成するとともに、

前記発光層より上部に形成される、Alを有する第一p型窒化物半導体層と、第二p型窒化物半導体層を、600以上900未満の成長温度で形成することを特徴とする窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 2】

前記Alを有する第一p型窒化物半導体層を、成長速度を1.0/s以上、1.0/s以下にして形成す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の製造方法。

【請求項 3】

前記第二p型窒化物半導体層を、成長速度を1.0/s以上、1.5/s以下にして形成することを特徴とする請求項1又は2に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

10

20

【請求項 4】

前記発光層と第一p型窒化物半導体層との間に、該第一p型窒化物半導体よりもA1組成比の高いA1を有する第三p型窒化物半導体層を、前記第一p型窒化物半導体層の成長温度よりも高い温度で形成する工程をさらに備えることを特徴とする、請求項1～3のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 5】

前記井戸層を、600以上720以下の成長温度にて形成することを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 6】

前記井戸層を、0.05／秒以上0.7／秒以下の成長速度にて形成することを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。 10

【請求項 7】

前記井戸層を、0.05／秒以上0.2／秒以下の成長速度にて形成することを特徴とする請求項1～6のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 8】

前記井戸層の製造時に、キャリアガスとして水素を含め、その流量を、0.005L／分以上0.200L／分未満にすることを特徴とする請求項1～7のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。 20

【請求項 9】

前記発光層を、前記井戸層と障壁層から構成し、該障壁層の成長温度を、前記井戸層の成長温度よりも、10以上80以内の範囲で高く設定することを特徴とする請求項1～8のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 10】

前記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、無極性基板のm面基板を用いることを特徴とする請求項1～9のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。 30

【請求項 11】

前記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、a軸[11-20]方向に、0.1°より大きく10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板を用いることを特徴とする請求項1～10のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。 30

【請求項 12】

前記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、a軸[11-20]方向に、1.0°より大きく10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板を用いることを特徴とする請求項11に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【請求項 13】

前記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、その表面に溝が形成されたものを用いることを特徴とする請求項1～12のいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】**【0001】**

本発明は、一般に、井戸層を有する窒化物半導体発光素子の製造方法に関するものであり、より特定的には、高いIn組成比による非発光領域を低減させ、発光層の発光効率の向上と素子の歩留まりを向上させるように改良された窒化物半導体発光素子の製造方法に関する。

【背景技術】**【0002】**

青色から緑色領域にかけて、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上での成長方法として、例えば、特許文献1に、成長手法が開示されている。 50

【先行技術文献】**【特許文献】****【0003】**

【特許文献1】特開2008-311640号公報

【発明の概要】**【発明が解決しようとする課題】****【0004】**

しかしながら、上記で開示された無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上での窒化物半導体発光素子の製造方法では、発光層成長後に、900以上10の高温成長を行うため、発光層への熱ダメージが大きく、発光効率が十分なものでないといった課題を含んでいた。

【0005】

445nm以上の発光波長を有する窒化物半導体発光素子を得るためにには、発光層中のInGaN井戸層のIn組成比が高く設定される。高いIn組成比からなる井戸層を実現するためには、発光層成長前の成長表面の平坦化と、発光層成長後の熱ダメージを抑制する必要がある。

【0006】

無極性面(A面{11-20}、M面{1-100}、または{1-101}面：本明細書において無極性面などの極性がない面をさす。基板のオフ角度は15度以内の範囲である。)において、窒化物半導体薄膜を900より低い($T_g < 900$)成膜温度で成膜すると、ピラミッド状の凸部(以後凸部と呼ぶ)が多数発生することが分かった。この凸部が発生した領域では、層厚が変動し、ピラミッドの頂点が一番層厚が厚く、周辺はだんだん層厚が薄くなっていくことが分かった。このようなピラミッド状の凸部の発生を抑制する必要がある。成膜温度が低いほどピラミッド状の凸部は数多く発生する現象を見出した。

【0007】

発光層と基板の間に存在する、n型クラッド層での平坦性が悪いと、悪い平坦性を受けて、発光層の膜厚ゆらぎや、平坦性の劣悪な箇所を核として、Inの凝集が発生し、発光効率が低減する可能性がある。また、平坦性の劣化は、電流注入の不均一性や、発光波長の不均一性などに引き起こし、レーザ素子の歩留まり低減にもつながるため、抑制の必要がある。

【0008】

また、発光層の成長後に積層するp型クラッド層の成長条件は、発光層への熱ダメージと言う観点で非常に重要なとなる。窒化物半導体発光素子を製造する際、p型窒化物半導体層は、発光層よりも高温で成長するため、p型窒化物半導体層を成長する際に、発光層は熱ダメージを受ける。発光ダイオード(LED)素子では、p側の成長時間が短く、その影響が少ないが、レーザ(LD)素子では、通常p型成長に10分以上時間を持つため、熱ダメージの観点から、p型窒化物半導体層の成長条件が重要となる。

【0009】

そこで、本発明は上記課題を解決するためになされたもので、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板での窒化物半導体発光素子の製造方法において、発光効率の向上と平坦性の向上による歩留まり向上を実現するための製造方法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】**

本明細書における無極性面は、A面{11-20}、M面{1-100}、または{1-101}面を示し、極性がない面をさす。非極性面は、R面{1-102}または、11-22面をさす。基板のオフ角度は15度以内の範囲である。

【0011】

本明細書における、基板のオフ角度に関して、図1を用いて説明する。基板表面に対する

る法線ベクトルと基板の結晶軸（m面基板の場合にはm軸（1 - 1 0 0）方向）ベクトルのなす角度をオフ角度という。この結晶軸ベクトルを第一面と第二面に投影した時に、現れる結晶軸投影ベクトルを第一投影ベクトルと第二投影ベクトルと呼ぶ。（ここで、m面基板の結晶軸が、基板表面の法線ベクトルが一致する、すべての方向に対しオフ角度が0度になったとき、第一面とは、m面結晶基板のc軸方向を法線に持つ面であり、第二面とは、m面結晶基板のa軸方向を法線に持つ面である。）

【0012】

上記第一投影ベクトルと法線ベクトルのなす角をaとする。上記第二投影ベクトルと法線ベクトルのなす角をcとする。このaをa軸方向のオフ角度、cをc軸方向のオフ角度と定義する。

10

【0013】

a軸方向のオフ角度は+方向でも、-方向でも、結晶的にみて同じ表面状態になるため、たとえば+方向に1度と-方向に1度は同じ特性を有するので絶対値で記載する。しかし、c軸方向は、+方向と-方向でG a極性面が強くなる場合と、N極性面が強くなる場合があり、方向により特性が異なるため、+方向と-方向を区別して記載する。

【0014】

本発明に係る窒化物半導体発光素子の製造方法は、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上に、井戸層を有する発光層と、該発光層を挟むn型半導体層およびp型半導体層とを形成する窒化物半導体発光素子の製造方法において、上記井戸層を、In組成比xが0.15以上、0.50以下、Al組成比yが0.0以上0.85以下のIn_xAl_yGa_{1-x-y}N、又はIn組成比xが0.15以上、0.50以下のIn_xGa_{1-x}Nで形成し、上記基板と上記発光層との間に形成されたAlを有するn型窒化物半導体層を、900以上1100以下の成長温度で形成するとともに、上記発光層より上部に形成される、Alを有する第一p型窒化物半導体層と、第二p型窒化物半導体層を、600以上900未満の成長温度で形成することを特徴とする。

20

【0015】

上記基板と上記発光層との間に形成されたAlを有するn型窒化物半導体層を、900以上1100以下の成長温度で形成するのが好ましい。

【0016】

上記の製造方法を用いることで、発光効率の向上と平坦性の向上を実現することができる。

30

【0017】

n型窒化物半導体層が900より低い温度($T_g < 900$)で成長した場合、表面にピラミッド上の突起が多数発生し、平坦性の劣化により、発光効率低減と、平坦性劣化による歩留まり低減が起こる。この状態で、第一p型窒化物半導体層と第二p型窒化物半導体層を600以上900未満の成長温度で製造した場合、平坦性が劣化し、発光特性や電流・電圧特性の大幅な劣化を招く。

【0018】

また、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上に溝を形成し、溝を有する上記基板上に形成されるのが好ましい。溝を設けることで、Alを有するn型窒化物半導体層や、Alを有する第一p型窒化物半導体や、第二p型窒化物半導体を積層しても、クラックの発生を抑制する効果があり、設計の自由度が増す。

40

【0019】

また、上記発光層とAlを有する第一p型窒化物半導体層との間に、該第一p型窒化物半導体よりもAl組成比の高いAlを有する第三p型窒化物半導体層を、上記第一p型窒化物半導体層の成長温度よりも高い温度で形成する工程をさらに備えることが好ましい。第三p型窒化物半導体は、第一p型窒化物半導体にくらべ、薄く、成長時間も短いため、第一p型窒化物半導体よりも高い温度で成長しても、活性層への熱ダメージが少ない。

【0020】

上記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、無極性基板のm

50

面基板を用いることが好ましい。さらには、上記無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板として、 a 軸[11-20]方向に、0.1°より大きく10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板を用いるのが好ましい。より好ましくは、 a 軸[11-20]方向に、1.0°より大きく10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板を用いることが好ましい。

【0021】

この様な範囲でオフ角を有することで、表面モフォロジーに現れるピラミッド形状が消失し、非常に平坦な表面を実現することができる。尚、10.0°より大きいオフ角度では、モフォロジーが劣化した。さらに、電流注入した際の発光パターンが、 a 軸オフを有しない基板上のものだと、輝点発光になるのに対し a 軸オフを有することで、非常に均一な発光パターンになる効果を見出した。この傾向は、 a 軸[11-20]方向に、0.1°以上10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板で顕著であった。10

【発明の効果】

【0022】

本発明によれば、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上に、本発明は、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板上に、 In 組成比 x が0.15以上、0.50以下、 Al 組成比 y が0.0以上1.0以下の $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ 井戸層又は In 組成比 x が0.15以上、0.50以下の $In_xGa_{1-x}N$ 井戸層を有する窒化物半導体発光素子の製造方法において、n型層の成長温度とp型層の成長温度を制御することにより、活性層への熱ダメージが低減し、また、平坦性が向上することから、上記発光層の発光効率の向上や素子の歩留まりを向上させることができる。また、上記発光効率の向上は、その発光素子を利用した装置の低消費電力化を提供することができる。20

【図面の簡単な説明】

【0023】

【図1】基板のオフ角度を説明する図である。

【図2】掘り込みを形成した基板の断面図である。

【図3】本発明の実施の形態1に係る窒化物半導体発光素子の断面図である。

【図4】n型クラッド層を900より低い温度($T_g < 900$)で成長した場合の、表面モフォロジーの光学顕微鏡像を示す。30

【図5】本実施の形態1の窒化物半導体発光素子が有する発光層の断面図である。

【図6】本実施の形態1、実施例1にて作製した窒化物半導体レーザの断面図である。

【図7】本実施の形態1、実施例1にて作製した窒化物半導体レーザが有する発光層の断面図である。

【図8】サンプルAのHg-P L発光パターンの光学顕微鏡像を示す。

【図9】サンプルDのHg-P L発光パターンの光学顕微鏡像を示す。

【図10】第3の実施形態で用いた基板の断面図である。

【発明を実施するための形態】

【0024】

以下において、本発明による種々の実施の形態を説明するに際して、いくつかの用語の意味を予め明らかにしておく。

【0025】

「窒化物半導体基板」とは、 $In_aAl_bGa_cN$ (0 a 1; 0 b 1; 0 c 1; $a+b+c=1$)からなる基板を意味する。ただし、窒化物半導体基板の窒素元素のうちで、その約10%以下がAs、P、またはSbの元素で置換されてもよい(ただし、基板の六方晶系が維持されることが前提)。また、窒化物半導体基板中に、Si、O、Cl、S、C、Ge、Zn、Cd、Mg、またはBeがドーピングされてもよい。 n 型窒化物半導体としては、これらのドーピング材料のうちでも、Si、O、およびClが特に好ましい。

【0026】

基板とは、無極性、および半極性窒化物半導体基板の主面方位としては、A面{11-20}、R面{1-102}、M面{1-100}、または{1-101}面、{11-22}面であり、特に効果が大きい面として、無極性面であるM面{1-100}、または{1-101}面が挙げられる。

【0027】

また、上記の基板に掘り込み領域を施したもの用いてもよい。「掘り込み領域」とはたとえば図2(A)(B)に示されているように窒化物半導体基板表面でストライプ状に加工された凹部を意味する。このような掘り込み領域を設けることで、クラックの抑制が可能となる。

【0028】

図2(A)(B)は掘り込み加工を施した後の基板の断面形状を模式的に示したものである。掘り込み領域の断面形状は、必ずしも矩形状である必要はなく、図2(A)(B)に示したように、形状、もしくは台形の形状であっても良く、凹凸の段差を生じさせるものであればよい。また、図2(A)(B)に示された溝と丘は1方向に沿って加工されたストライプ配列であるが、溝または丘が互いに交差し合った格子配列であってもよい。また、一つの基板上に異なる形状の掘り込み領域、掘り込み深さ、幅が異なる掘り込み領域が存在していても良い。また、一つの基板上で周期が異なっていても構わない。なお、本願の図面において、長さ、幅、厚さ、深さなどの寸法関係は図面の明瞭化と簡略化のために適宜に変更されており、実際の寸法関係を表わしてはいない。

【0029】

「第一p型窒化物半導体層」は、窒化物半導体レーザの一般的な表記としては、p型クラッド層を意味する。

【0030】

「第二p型窒化物半導体層」は、窒化物半導体レーザの一般的な表記としては、p型コンタクト層を意味する。

【0031】

「第三p型窒化物半導体層」は、窒化物半導体レーザの一般的な表記としては、p型キャリアプロック層を意味する。

【0032】

<第1の実施形態>

【0033】

以下、図3の窒化物半導体発光素子ウエハ30の積層構造の模式的断面図を参照して、本発明の窒化物半導体発光層の製造方法の一例である第1の実施形態について説明する。

【0034】

窒化物半導体発光素子ウエハ30は、無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板31上に、n型GaN層32、Alを有するn型窒化物半導体からなるn型クラッド層33、窒化物半導体からなるn側ガイド層34、発光層35、Alを有する第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアプロック層36、窒化物半導体からなるp側ガイド層37、Alを有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38、第二p型窒化物半導体からなるp型コンタクト層39が順番に積層されている。

【0035】

Alを有するn型窒化物半導体からなるn型クラッド層33としては、例えば、Siを含む、AlGaN、InAlGaNを用いることができ、単層または複数層のいずれであってもよい。また、n型クラッド層33は、その層のうちの一部をアンドープにすることもできる。

【0036】

窒化物半導体からなるn側ガイド層34としては、例えば、Siを含む、GaN、AlGaN、InAlGaNまたはInGaNを用いることができ、単層または複数層のいずれであってもよい。場合によっては、不純物を含まない、ノンドープであっても良い。

【0037】

10

20

30

40

50

発光層35としては、例えば、In組成比xが0.15以上、0.50以下、Al組成比yが0.0以上1.0以下のIn_xAl_yGaNからなる井戸層と障壁層、もしくは、In組成比xが0.15以上、0.50以下のIn_xGaNからなる井戸層と障壁層からなる多重量子井戸構造を有するもの、または単一量子井戸構造を有するものを用いることができる。

【0038】

上記多重量子井戸構造は、上記n型ガイド層34側から順に障壁層から始まって、井戸層、障壁層を繰り返し、最後に障壁層を成長して完了するもの、あるいは、井戸層から始まって、障壁層、井戸層を繰り返し、最後に井戸層を成長して完了するものを含む。上記障壁層としては、たとえば、InGaNのみからなる層、GaNのみからなる層、InAlGaNのみからなる層、InGaNとGaNからなる多重層、InGaNとInAlGaNからなる多重層、またはInGaN、GaNとInAlGaNからなる多重層などを適用することができる。また、上記井戸層若しくは障壁層のいずれかの層または両方の層にSi乃至Mgを添加することもできる。

10

【0039】

例えば、障壁層がInを含むInGaNのみからなる場合、障壁層上に積層される井戸層に取り込まれるInの効率を、非常に良好にすることができます。このため、Inのガス流量を少なくした場合でも、高いIn組成比を維持することができるので、取り込み効率を向上させることができます。これにより、有效地に長波長化を図ることができます。また、原料ガス(TMInなど)の消費量を削減することができるため、コスト的にもメリットがある。

20

【0040】

A1を有する第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアプロック層36は、例えば、Mgを含む、AlGaN、またはInAlGaNを用いることができ、第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38よりもA1組成比が高く設定される。

【0041】

窒化物半導体からなるp側ガイド層37としては、例えば、Mgを含む、GaN、AlGaN、InAlGaNまたはInGaNを用いることができ、単層または複数層のいずれであってもよい。場合によっては、不純物を含まない、ノンドープであっても良い。

30

【0042】

A1を有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38は、例えば、Mgを含む、AlGaN、または、InAlGaNを用いることができ、単層または複数層のいずれであってもよい。また、p型クラッド層38は、その層のうちの一部をアンドープとすることもできる。

【0043】

第二p型窒化物半導体からなるp型コンタクト層39は、例えば、Mgを含むGaN、AlGaN、InAlGaNまたはInGaNを用いることができる。

【0044】

このような窒化物半導体発光素子ウエハ30は、たとえば以下のようにして作製することができる。本発明では、n型クラッド層とp型クラッド層の成長温度が特に重要となる。

40

【0045】

まず、MOCVD装置内に、無極性面もしくは半極性面を正面とする窒化物半導体基板31を設置し、無極性面もしくは半極性面を正面とする窒化物半導体基板31の表面温度をn型GaN層32、Al1を有するn型クラッド層33を成長する温度に保持する。そして、窒素ガスと水素ガスとを含むキャリアガスを用いて、III族の原料ガス、Siを含む原料ガスおよびアンモニアガスをMOCVD装置内に導入し、窒化物半導体基板31の表面上にn型GaN層32を積層する。さらに、以下で詳細に述べる製造方法を用いてAl1を有するn型クラッド層33を結晶成長させる。この際、n型GaN層32を挟まずに、GaN基板31上に直接n型クラッド層33を積層してもよい。

50

【0046】

また、GaN基板31上にn型GaN層32を積層する場合、成長開始温度を800から始め、温度を上昇させながら積層してもよい。この方法により、GaN基板31上の表面アレが無くなり、平坦性が向上する。

【0047】

(n型クラッド層とp型クラッド及びp型コンタクト層の製造方法)

【0048】

(n型クラッド層の製造方法)

【0049】

A1を有する窒化物半導体からなるn型クラッド層33は、900以上1100以下の成長温度で形成され、かつ、上記発光層より上部に形成される、A1を有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38、第二p型窒化物半導体からなるp型コンタクト層39が、600以上900未満の成長温度にて形成されることで、平坦性が向上し、また、発光効率の向上が実現される。10

【0050】

ここで、A1を有するn型クラッド層33が結晶成長するのに適切な温度は、A1を有するn型クラッド層33がAlGaN、または、InAlGaNからなる場合には、900以上1100以下であることが好ましく、1000以上1080以下であることがより好ましい。20

【0051】

無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板31の表面温度を上記の温度に保持してA1を有するn型クラッド層33を結晶成長させた場合にはA1を有するn型クラッド層33の結晶が平坦化し、また結晶性が良好となる点で好ましい。

【0052】

n型クラッド層33を900より低い温度($T_g < 900$)で成長した場合、図4に示すような表面にピラミッド上の突起が多数発生し、平坦性の劣化により、発光効率低減と、歩留まり低減が起こる。この状態で、A1を有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38、第二p型窒化物半導体からなるp型コンタクト層39を600以上900未満の成長温度で製造した場合、平坦性が劣化し、発光特性や電流・電圧特性の大幅な劣化を招く。30

【0053】

なお、III族の原料ガスとしては、たとえば、TMG((CH₃)₃Ga；トリメチルガリウム)、TEG((C₂H₅)₃Ga；トリエチルガリウム)、TMA((CH₃)₃Al；トリメチルアルミニウム)、TEA((C₂H₅)₃Al；トリエチルアルミニウム)、TMI((CH₃)₃In；トリメチルインジウム)またはTEI((C₂H₅)₃In；トリエチルインジウム)等を用いることができる。また、Siを含む原料ガスとしては、たとえば、SiH₄(シラン)ガス等を用いることができる。また、上記アンモニアガスガスの替わりに、モノメチルヒドラジンあるいはジメチルヒドラジンを用いることもできる。

【0054】

(p型クラッド層の製造方法)

【0055】

nクラッド層を上記の条件で製造した上で、尚且つ、下記のp型クラッド層とp型コンタクト層を以下の条件で製造することで、発光効率の向上と平坦性の向上を実現することができる。

【0056】

p側ガイド層37の表面温度をA1を有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38が結晶成長するのに適切な温度に保持し、窒素ガスと水素ガスとを含むキャリアガスを用いて、III族の原料ガス、Mgを含む原料ガス、およびアンモニアガスをMOCVD装置内に導入し、p側ガイド層37の表面上にA1を有する第一p型窒化物半導体40

からなる p 型クラッド層 3 8 を M O C V D 法により結晶成長させる。ここで、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 が結晶成長するのに適切な温度は、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 が A 1 G a N または I n A 1 G a N からなる場合には、 6 0 0 以上 9 0 0 未満であることが好ましく、 6 5 0 以上 8 8 0 以下であることがより好ましい。更には、 8 0 0 以上 8 5 0 以下であることがより好ましい。 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 のこの製造条件は、 n 型クラッド層の成長条件を満たして初めて、効果が現れる。

【 0 0 5 7 】

また、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 の成長速度を 1 . 0 / s 以上、 1 0 / s 以下、より好ましくは、 1 . 0 / s 以上、 5 . 0 / s 以下、とすると発光素子の低抵抗化の効果があり、より好ましい。また、遅くとも、成長速度 1 . 0 / 秒以上が必要となる。成長速度が 1 . 0 / 秒未満となると、結晶表面に供給される原子数よりも、結晶表面から離脱する原子数のほうが多くなり、エッティングにより結晶表面が荒れるため、平坦性が悪くなるため、好ましくない。また、成長時間も長くなり、量産性も劣ることになる。

【 0 0 5 8 】

(p コンタクト層の製造方法)

【 0 0 5 9 】

次に、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 の表面温度を第二 p 型窒化物半導体からなる p 型コンタクト層 3 9 が結晶成長するのに適切な温度に保持し、窒素ガスと水素ガスとを含むキャリアガスを用いて、 I I I 族の原料ガス、 M g を含む原料ガス、およびアンモニアガスを M O C V D 装置内に導入し、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 の表面上に第二 p 型窒化物半導体からなる p 型コンタクト層 3 9 を M O C V D 法により結晶成長させる。また、 A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 上に積層される第二 p 型窒化物半導体からなる p 型コンタクト層 3 9 も、上記 p 型クラッド層 3 8 と同様に 6 0 0 以上 9 0 0 未満であることが好ましく、 6 5 0 以上 8 8 0 以下であることがより好ましい。更には、 8 0 0 以上 8 5 0 以下であることがより好ましい。

【 0 0 6 0 】

また、上記 p 型コンタクト層 3 9 の成長速度を 1 . 0 / s 以上、 1 5 / s 以下、より好ましくは、 1 . 0 / s 以上、 5 . 0 / s 以下、とすると発光素子の低抵抗化の効果があり、より好ましい。また、遅くとも、成長速度 1 . 0 / 秒以上が必要となる。成長速度が 1 . 0 / 秒未満となると、結晶表面に供給される原子数よりも、結晶表面から離脱する原子数のほうが多くなり、エッティングにより結晶表面が荒れるため、平坦性が悪くなるため、好ましくない。

【 0 0 6 1 】

発光層 3 5 の表面温度を上記の温度に保持して A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 と第二 p 型窒化物半導体からなる p 型コンタクト層 3 9 を結晶成長させた場合には、活性層への熱ダメージが少なく、発光効率の改善の観点から、好ましい。

【 0 0 6 2 】

A 1 を有する第一 p 型窒化物半導体からなる p 型クラッド層 3 8 と第二 p 型窒化物半導体からなる p 型コンタクト層 3 9 の成長温度を 9 0 0 以上に上げた場合、 I n 組成比 x が 0 . 1 5 より低い場合は活性層への影響は少ないが、 0 . 1 5 以上の場合には、熱ダメージの影響が非常に大きく、発光効率が大幅に低減する。ひどい場合は、発光が得られなくなる。

【 0 0 6 3 】

また、 p 型クラッド層を 9 0 0 以上の高温で積層した場合、フォトルミネッセンス (P L) 測定により観測される発光波長と、レーザ発振した状態の発振波長との波長差が、 1 5 n m 程度観測される。これは、発光層成長後に、発光層を高い温度にさらすこと

10

20

30

40

50

で、界面や組成の揺らぎにより、井戸層への電子注入が少ない状態での測定となるPL測定での発光波長と、井戸層への電子注入が多い状態での測定となるレーザ発振の発振波長での差が大きくなると考えられる。p型クラッド層の成長温度を900℃未満にすることで、波長差を10nm程度までに抑えることが出来る。

【0064】

ここで、Mgを含む原料ガスとしては、たとえば、 Cp_2Mg （シクロペンタジエニルマグネシウム）または $(EtCp)_2Mg$ （ビスエチルシクロペンタジエニルマグネシウム）等を用いることができる。なお、 $(EtCp)_2Mg$ は、常温および常圧で液体なので、その条件で固体である Cp_2Mg と比べてMOCVD装置への導入量を変動させたときの応答が良く、蒸気圧を一定に保つのが容易である。そのため、Mgを含む原料ガスの導入量が生産のロット毎に異なるのを容易に抑止することができる傾向にある。また、II族の原料ガスおよびアンモニアガスとしては、それぞれ上記のものを用いることができる。10

【0065】

上記で述べたとおり、無極性面や半極性面では、p型窒化物半導体薄膜を900℃より低い温度 $T_g < 900$ ℃での成膜が有効であることがわかった。これは、無極性面や半極性面に特有に見られる効果である。極性面であるc面では、p型窒化物半導体薄膜を900度より低い温度 $T_g < 900$ ℃（通常1000度以上）で成長すると、p型窒化物半導体薄膜の表面に欠陥（貫通転位などによるもの）が多数発生する。また、表面の欠陥の大きさも大きくなり、通常走査型電子顕微鏡（SEM）などで観察しないと分からぬが、200-800倍程度の光学顕微鏡で観察できるほど大きな欠陥が発生する。これは、成長温度が低いため、原子のマイグレーションが抑制され、結晶性が悪化するためと考えられる。また、窒化物半導体はn型伝導を示しやすく、p型伝導を示しにくい傾向があり、低温で作製すると、結晶性の悪化から、p型伝導を示さなくなる。このため、極性面では、p型層は1000度程度の高温で成膜される。特にAlを含むAlGaN層は、GaN層より高温の成長温度が要求される。20

【0066】

本発明では、無極性面や半極性面において、p型窒化物半導体薄膜を900℃より低い温度 $T_g < 900$ ℃での成膜が有効であることを見いだした。また、p型窒化物半導体薄膜を従来よりも低い温度で作製するには、n型窒化物半導体薄膜の成長条件が重要であることを見いだした。30

【0067】

（n側ガイド層の製造方法）

【0068】

次に、n型クラッド層33表面の温度をn側ガイド層34が結晶成長するのに適切な温度に保持し、結晶成長させる。ここで、n側ガイド層34がGaNからなる場合には、900℃以上1100℃以下であることが好ましく、1000℃以上1080℃以下であることがより好ましい。InGaNからなる場合には、上記の適切な温度は、650℃以上1000℃以下であることが好ましい。InAlGaNからなる場合には、上記の適切な温度は、650℃以上1000℃以下であることが好ましい。40

【0069】

（発光層の製造方法）

【0070】

発光層の一例として、図5に示すような、2重量子井戸からなる発光層の構造を例にとって説明する。

【0071】

図3と図5を参照して、n側ガイド層34の温度を障壁層51が成長するのに適切な温度に保持し、II族原料とアンモニアガスおよびキャリアガスをMOCVD装置内に導入し、n側ガイド層34の上に障壁層51を結晶成長させる。

【0072】

50

20

30

40

50

ここで、障壁層 5 1 が In Ga N 層である場合、適切な温度とは 600 以上 770 以下である。障壁層の成長温度は、井戸層 5 2 と同じでもよいが、より好ましくは、10 以上 80 以内の範囲で高く設定することが好ましい。更に好ましくは 20 以上 50 以内の範囲高く設定することが好ましい。障壁層 5 1 の成長温度を、井戸層 5 2 の成長温度より高く設定することで、界面の急峻性が向上し、発光効率の向上につながる。キャリアガスは窒素のみでもよいが、水素が含まれている状態がより好ましい。

【0073】

障壁層は In Ga N に限らず、Ga N、In Al Ga N でも良く、また、上記組み合わせの周期構造でもよい。製造方法は、In Ga N と同じである。

【0074】

また、ここでは、井戸より下にある障壁層（以下、下部隣接層という）、井戸と井戸の間にある障壁層（以下、井戸間の障壁層という）、井戸よりも上にある障壁層（以下、上部隣接層という）をまとめて、障壁層として扱っているが、構成する原子の種類やその組成比は、全く同じである必要は無く、上記の範囲において、それぞれが違う構成であってもよい。

【0075】

例えば、単一量子井戸の場合は、下部隣接層、井戸層、上部隣接層となり、3 重量子井戸の場合は、下部隣接層、井戸層、井戸間障壁層 1、井戸層、井戸間障壁層 2、井戸層、上部隣接層となる。井戸間障壁層 1、2 は、構成する原子の種類やその組成比は、全く同じである必要は無く、上記の範囲において、それぞれが違う構成であってもよい。

【0076】

キャリアガスに水素を含む場合、1.00 L / 分未満、より好ましくは、0.50 L / 分以下がより好ましい。水素キャリアガス 0.00 L / 分が、キャリアガスが窒素のみと同意であるが、水素を上記の範囲で導入することで、界面の急峻性が改善することで、エックス線回折像のサテライトピークが明瞭化する。水素キャリアガスが 1.00 L / 分以上の場合、障壁層が In を有する場合、In 原子の取り込みが困難となる。また、In を含まない場合でも、水素キャリアガスが 1.0 L / 分以上の場合、エッチング効果により結晶表面があれて、平坦性が劣化するため好ましくない。

【0077】

次に、障壁層 5 1 の温度を井戸層 5 2 が成長するのに適切な温度に保持し、III族原料とアンモニアガスおよびキャリアガスを MOCVD 装置内に導入し、障壁層 5 1 の上に In Ga N 井戸層 5 2 を結晶成長させる。ここで、井戸層 5 2 が In 組成比 x が 0.15 以上、0.50 以下、In_x Ga_{1-x} N からなる層である場合、適切な温度とは 600 以上 720 以下である。比較的低い成長温度にすることで、In 蒸発が抑制され、In 取り込みが向上する。また、相分離が原因と考えられる、PL スペクトルの長波長側の裾が無くなり、発光効率の向上が期待できる。アンモニアの分解効率を考慮すると、より好ましくは、660 以上 720 以下である。この温度範囲で成長を行う場合、成長速度は、0.7 / 秒以下が好ましく、より好ましくは、0.2 / 秒以下が好ましい。また、遅くとも、成長速度 0.05 / 秒以上が必要となる。成長速度が 0.05 / 秒未満となると、結晶表面に供給される原子数よりも、結晶表面から離脱する原子数のほうが多くなり、エッチングにより結晶表面が荒れるため、平坦性が悪くなるため、好ましくない。

【0078】

これは、上記井戸層の成長温度を低く設定するため、原子のマイグレーションが抑制される。成長速度を遅くすることで、マイグレーションの抑制を緩和し、適切な原子の動きを確保することで、結晶性が改善し、発光効率が向上するためである。また、成長温度が 600 以上 720 以下の場合、井戸層を成長時に、キャリアガスとして水素を導入することが可能となる。

【0079】

キャリアガスに水素を含む場合、0.005 L / 分以上、0.200 L / 分以下、より好ましくは、0.005 L / 分以上、0.100 L / 分以下が好ましい。0.005 L /

10

20

30

40

40

50

分未満の場合、井戸層成長時に水素を導入する効果が十分ではない。また、0.200 L / 分以上導入すると、井戸層の成長温度が600 以上720 以下の場合であっても、In 原子の取り込みが低減し、長波長化が困難となる。

【0080】

従来、極性面であるC面成長では、In組成比xが0.15以上、0.50以下、Al組成比yが0.0以上1.0以下の $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ 井戸層を製造する際、井戸層にキャリアガスとしては窒素のみを用い、水素を導入することが困難であった。これは、In原子の取り込みが低下し、長波長化が困難となるからである。しかし、無極性面もしくは半極性面を主面とするGaN基板上で、井戸層の成長温度が600 以上720 以下の場合、キャリアガスに水素を導入しても、長波長化が可能となることを見出した。¹⁰ 井戸層成長時に水素を導入する効果としては、X線回折像のサテライトピークが明瞭になり、また、電流注入時の発光パターンが良化するなどの改善が見られ、発光効率の向上につながる。井戸層はInGaNに限らず、In組成比xが0.15以上、0.50以下、Al組成比yが0.0以上1.0以下の $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ から構成されても良く、その製造方法は、III族原料の供給がInとGaとAlを含むIII族原料となる以外は、InGaNと同じである。

【0081】

なお、Inを含むIII族原料としてはTMⅠまたはTEⅠを、Gaを含むIII族原料としてはTMGまたはTEGを、Alを含むIII族原料としてはTMAまたはTEAを、それぞれ用いることができる。²⁰

【0082】

井戸層52と障壁層51の界面には、成長を中断せずに連続的に成長を行っても良いし、成長中断を施しても良い。

【0083】

井戸層52の層厚は1.2 nm以上3.5 nm以下であることが好ましい。より好ましくは、1.5 nm以上3.0 nm以下である。このような層厚であると、効果的に非発光領域を抑制することができる。上記の層厚の範囲を超えると、格子不整合により転位が発生し、非発光が増大する。ひどくなると、発光が得られなくなる。

【0084】

図5では、井戸数が2つの例を示したが、井戸の層数が1以上3以下であれば良い。より好ましくは、1以上2以下である。井戸の層数が増大すると、発光層が有する蓄積歪が増大し、非発光の原因となる転位が発生するため、少ないほうが良い。³⁰

【0085】

(第三p型窒化物半導体の製造方法)

【0086】

図3を参照して、発光層35表面の温度をAlを有する第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアブロック層36が結晶成長するのに適切な温度に保持し、結晶成長させる。ここで、p型キャリアブロック層36の成長温度は、Alを有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38の成長温度よりも高い温度で形成される。⁴⁰ 650 以上1000 以下であることが好ましく、700 以上950 以下であることがより好ましい。これは、Al組成がクラッド層より高く、Al組成が増加するに従い、マイグレーションが起こりにくくなり、よりよい結晶性を有する膜を得るために、高い成長温度で形成される方が良い。Alを有する第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアブロック層36は、Alを有する第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層38にくらべ、層厚も薄く、p型クラッド層38に比べ、成長時間も短いため、高い成長温度で形成されても、熱ダメージの影響が少ない状態での成長が可能となる。

【0087】

(p側ガイド層の製造方法)

【0088】

図3を参照して、第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアブロック層36の表面の

10

20

30

40

50

温度を p 側ガイド層 3 7 が結晶成長するのに適切な温度に保持し、結晶成長させる。ここで、 p 側ガイド層 3 7 の成長温度は、障壁層 5 1 の成長温度と、第三 p 型窒化物半導体からなる p 型キャリアプロック層 3 6 の成長温度の間の温度で成長することが好ましい。

【 0 0 8 9 】

(実施例 1)

【 0 0 9 0 】

図 6 は、実施例 1 に係る窒化物半導体発光素子ウエハ 5 0 の積層構造の断面図である。窒化物半導体発光素子ウエハ 6 0 は、 m 面 { 1 - 1 0 0 } GaN 基板 6 1 上に、 n 型 GaN 層 (0 . 1 μm) 6 2 、 n 型 Al_{0.06}Ga_{0.94}N クラッド層 (2 . 2 μm) 6 3 、 n 型 GaN ガイド層 6 4 (0 . 2 μm) 、発光層 6 5 、 p 型 Al_{0.15}Ga_{0.85}N キャリアプロック層 (2 0 nm) 6 6 、 p 型 GaN ガイド層 (0 . 1 μm) 6 7 、 p 型 Al_{0.06}Ga_{0.94}N クラッド層 (0 . 5 5 μm) 6 8 、 p 型 GaN コンタクト層 6 9 (0 . 1 μm) が順番に積層されている。
10

【 0 0 9 1 】

図 7 に発光層 7 0 の構成を示す。 In_{0.04}Ga_{0.96}N 下部障壁層 7 1 (3 5 nm) 、 In_{0.18}Ga_{0.82}N 井戸層 7 2 (3 . 0 nm) 、 In_{0.04}Ga_{0.96}N 障壁層 7 3 (1 6 . 0 nm) 、 In_{0.18}Ga_{0.82}N 井戸層 7 2 (3 . 0 nm) 、 In_{0.04}Ga_{0.96}N 上部障壁層 7 4 (7 0 . 0 nm) により構成される 2 重量子井戸構造である。発光層の成長温度は、 7 0
0 とした。
20

【 0 0 9 2 】

n 型クラッド層の成長温度を Tn 、キャリアプロック層から p コンタクト層の成長温度をTp とすると、下記の 4 通りで窒化物半導体発光素子を作製し、電流注入発光特性の評価を行った。結果と合わせて表 1 と表 2 にまとめる。尚、これらのサンプルの発光波長は、 4 8 0 ~ 5 1 0 nm の範囲であった。

【 表 1 】

サンプル	Tn (°C)	Tp (°C)	表面モフォロジー
A	850	1030	平坦性悪い
B	800	800	平坦性悪い
C	850	890	平坦性悪い
D	1075	890	平坦領域が多い

【 表 2 】

サンプル	非発光斑点	EL 発光	電流・電圧特性
A	有り	発光せず	異常
B	なし	発光せず	異常
C	なし	発光せず	異常
D	なし	発光	正常

【 0 0 9 3 】

サンプル A の発光パターンを図 8 に示す。図から分るように、活性層成長後に p 側の成長温度を 9 0 0 以上 の高温度成長を行うことで、黒色領域が発生する。これは、 p 側の成長温度が高く、活性層が熱ダメージを受けて生じたと考えられる。この領域は、非発光領域となるため、発光素子がこの黒色領域を含むと、発光効率が大幅に劣化する。
30

【 0 0 9 4 】

また、 p 側成長温度を 9 0 0 未満にした場合、 n 型クラッド層の成長温度が重要となる。 n 型クラッド層の成長温度を 9 0 0 未満にした場合、表面モフォロジーが急変し、
40

小さなピラミッドが多発する。サンプルBの表面状態と、発光パターンであるが、n側を800と低温で成長し、かつp側を800で成長すると、n側の平坦性が崩れる結果、表面が非常に荒れた状態になる。また、n側の平坦性悪化を受け、活性層へ悪影響を及ぼし、平坦性の悪化により、発光パターンにもムラが生じる。さらに、この状態で、p側成長を低温で成長すると、n型層の平坦性の悪さが影響し、p型キャリアアプロック層やクラッド層、コンタクト層の結晶品質の劣化や、層厚の揺らぎから、井戸から漏れたキャリアがp型クラッド層まで染み出し、活性層からの発光が得られなくなる現象が観察された。また、同時に、電流・電圧特性に異常をきたす現象が見られた。サンプルCもサンプルBと同様の傾向を示した。

【0095】

10

サンプルDは、n側の成長温度を1075とし、p側の成長温度を890として作製した。発光パターンを図9に示す。表面写真から、発光パターンより、黒色領域がないことが分った。また、表面観察においても、平坦性が確認され、即ち、n側とp側の成長温度の組み合わせにより、平坦性と発光効率の向上が期待できる結果を得た。

【0096】

以上の結果を踏まえ、n型クラッド層の成長温度を1075とし、p型キャリアアプロック層からp型コンタクト層の成長温度を890として窒化物半導体発光素子を製造した。上記の方法で作製された、窒化物半導体ウエハーを半導体レーザに加工し、測定を行ったところ、平坦性の向上と発光効率が改善し、491nmにてレーザ発振を実現した。

20

【0097】

(実施例2)

【0098】

実施例2は、p型コンタクト層の成長速度を変更した点以外は、実施の形態1>実施例1)のサンプルDと同じである。

【0099】

実施例1では、p型コンタクト層の成長速度が10.2/sであった。その他の成長条件は全く同じで、TMGの供給量のみ変更し、成長速度を4.1/sで窒化物半導体発光素子を作製したところ、100mA注入時に電圧8.7Vで動作していたものが、5.8Vまで低減した。これは、成長速度を遅くすることで、結晶品質が向上したためと考えられる。本実施例によれば、電圧低減効果により、低消費電力動作にもつながると考える。尚、この測定は、半径200μmの円形電極を用いて測定を行った結果である。

30

(実施例3)

【0100】

実施例3は、p型クラッド層の成長速度を変更した点以外は、実施の形態1>実施例1)のサンプルDと同じである。

【0101】

実施例1)では、p型クラッド層の成長速度が12/sであった。その他の成長条件は全く同じで、TMGとTMAの供給量のみ変更し、成長速度を4.8/sで窒化物半導体発光素子を作製したところ、100mA注入時に電圧8.7Vで動作していたものが、5.5Vまで低減した。これは、成長速度を遅くすることで、結晶品質が向上したためと考えられる。尚、この測定は、半径200μmの円形電極を用いて測定を行った結果である。

40

【0102】

(実施例4)

【0103】

実施例4は、InGaN量子井戸の成長キャリアガスに水素を含む点以外は、実施の形態1>実施例1)のサンプルDと同じである。

【0104】

従来、極性面であるC面成長では、In組成比xが0.15以上、0.50以下のIn

50

GaNからなる井戸層を製造する際、キャリアガスとして水素を導入することが困難であった。これは、In原子の取り込みが低下し、長波長化が困難となるからである。

【0105】

しかし、m面{1-100}GaN基板で、井戸層の成長温度が700の場合、井戸層成長時に、水素流量20ccmをキャリアガスとして流しても、キャリアガスに水素を含まない場合に比べ、波長シフト量が小さかった。即ち、700の場合、水素を導入しても、長波長化が可能となることを見出した。720以下であれば、水素を入れても、高いIn組成の取り込みを実現することが可能となる。

【0106】

井戸層成長時にキャリアガスとして水素を導入し、窒化物半導体発光素子を作製したところ、キャリアガスに水素を含まない場合と比べ、X線回折像のサテライトピークが明瞭になり、また、電流注入時の発光パターンが良化するなどの改善が見られ、PL発光強度で4倍程度の増加が見られ、発光効率の向上が見られた。10

【0107】

(実施例5)

【0108】

実施例5は、InGaN量子井戸の成長速度を変更した点以外は、実施の形態1>実施例1)のサンプルDと同じである。

【0109】

実施の形態1>実施例1)では、成長速度が1.7 /秒であった。それに対し、成長速度を0.3 /秒まで遅くしたところ、発光効率が大幅に向上了した。更に0.1 /秒まで遅くしたところ、PL発光強度で6倍程度の増加が見られ、発光効率が大幅に向上了。20

【0110】

(実施例6)

【0111】

実施例6は、発光層のうち、In_{0.04}Ga_{0.96}N下部障壁層71、In_{0.04}Ga_{0.96}N障壁層73、In_{0.04}Ga_{0.96}N上部障壁層74のInGaNからなる全ての障壁層を、GaN障壁層に変更した点以外は、実施の形態1>実施例1)のサンプルDと同じである。30

【0112】

実施の形態1>実施例1)において、波長が500nm以上において、InGaN障壁層を用いた場合、発光パターンにおいて、c軸方向に対し平行に入る転位(EL発光パターンを見るとダークラインのように見える)が観測された。そこでInGaN障壁層をGaN障壁層へ変えたところ、c軸方向に対し平行に入る転位を抑制することができた。尚、障壁層をGaNから構成した場合、光閉じ込めを有効にするために、ガイド層などのIn組成比を増加したり、クラッド層のAl組成を上げるなどすればよい。クラッド層のAl組成を上げると、クラックの発生が危惧されるが、以下、第2実施の形態で示す溝を施す事で、クラック防止を実現する事が可能である。

【0113】

<第2実施形態>

【0114】

本実施の形態2>では、実施の形態1>のサンプルDと基本的には同じであるが、<001>方向に幅5μm、深さ3μm、周期400μmでストライプ状にRIE(Reactive Ion Etching)、ICP(ion coupled plasma)などの気相エッチングで掘り込んだ基板を用いた。このような溝を施した基板を用いた場合、溝を施さない基板を用いた場合に比べ、平坦性の向上が見られた。

【0115】

<第3の実施形態>

【0116】

50

20

30

40

50

本実施の形態3>では、実施の形態1>のサンプルDと基本的には同じであるが、<001>方向に幅5μm、深さ3μm、周期400μmでストライプ状にRIE(Reactive Ion Etching)、ICP(ion coupled plasma)などの気相エッチングで掘り込んだ基板を用いた。更に、溝に、図10に示すように、成長抑制膜101を設けた。図10では、溝の全面が成長抑制膜で覆われている例を示したが、この方法に限定される事は無く、例えば、溝の底の一部が覆われている場合など、溝の一部が成長抑制膜で覆われた場合を含む。成長抑制膜101としては、アルミニウムの窒化物膜、アルミニウムの酸窒化物膜、アルミニウムとガリウムの窒化物膜が好ましい。成長抑制膜101を設けることにより、溝が完全に埋まってしまうことが防止され、表面モフォロジーの改善効果、クラッド層のA1組成変動抑制効果において高い効果を得ることができた。

10

【0117】

<第4の実施形態>

【0118】

本実施の形態4>では、実施の形態1>のサンプルDと基本的には同じであるが、用いた無極性基板のm面基板が、a軸[11-20]方向に、0.1°より大きく10.0°以下のオフ角度を有すること以外は、同じである。

【0119】

a軸[11-20]方向に、オフ角度を有しない無極性基板のm面基板では、成長条件により抑制されていたが、ピラミッド形状が観測されていた。m面基板が、a軸[11-20]方向に、0.1°より特定的には大きく10.0°以下のオフ角度を有するm面基板を用いることで、ピラミッド形状が消失し、非常に平坦な表面を実現することができた。さらに、この傾向は、a軸[11-20]方向に、1.0°より特定的には大きく10.0°以下のオフ角度を有するm面基板で顕著であった。尚、10.0°より大きいオフ角度では、モフォロジーが劣化した。

20

さらに、電流注入した際の発光パターンが、a軸オフを有しない基板上のものだと、輝点発光になるのに対し a 軸オフを有することで、非常に均一な発光パターンになる効果を見出した。この傾向は、a軸[11-20]方向に、0.1°以上10.0°以下のオフ角度を有する無極性基板のm面基板で顕著であった。

【0120】

無極性基板のm面基板に特有に見られる現象として、電流注入した際の発光パターンに輝点が見られる現象があった。この現象は、In組成を増やすほどに、顕著に現れる。この現象は、In組成比が0.15以上0.25以下程度を有する極性基板であるC面では観測されない、無極性基板のm面基板に特有の現象である。a軸[11-20]方向に、0.1°より特定的には大きく10.0°以下のオフ角度を有するm面基板を用いることで、電流注入した際に見られる輝点発光パターンが、均一な面状発光パターンへと変化した。

30

【0121】

これは、n型窒化物半導体層、井戸層などの平坦性が向上することで、その上に積層されるp型窒化物半導体層の平坦性が向上し、a軸[11-20]方向にオフ角を有しない基板に比べ、a軸[11-20]方向にオフ角を有する基板上の方が、電流注入が均一化したためだと考えられる。

40

【0122】

エックス線回折測定において、a軸[11-20]方向にオフ角を有しない基板上に作製したサンプルでは、電流プロック層からの回折ピークが観察されないのでに対し、a軸[11-20]方向にオフ角を有する基板上に作製したサンプルでは、電流プロック層からの回折ピーク出現することからも、推測される。

【産業上の利用可能性】

【0123】

本発明によれば、発光効率の向上した窒化物半導体発光素子が得られるので、その発光素子を利用した装置の低消費電力化を提供することができる。

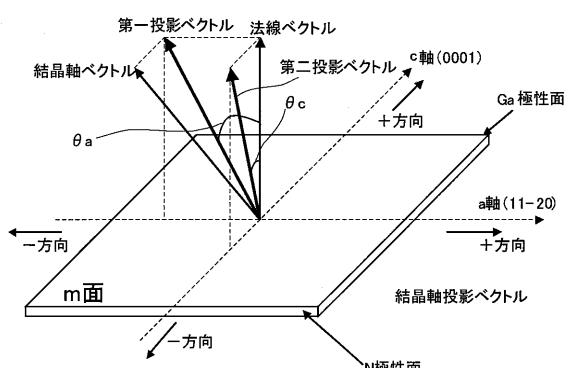
50

【符号の説明】

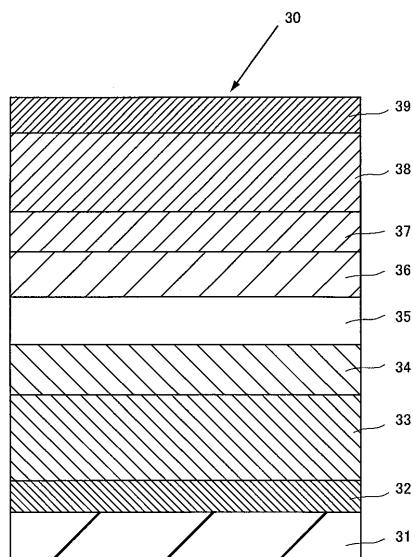
【0124】

- 3 0 窒化物半導体発光素子ウエハ
 3 1 無極性面もしくは半極性面を主面とする窒化物半導体基板
 3 2 n型GaN層
 3 3 Alを含むn型窒化物半導体からなるn型クラッド層
 3 4 n側ガイド層
 3 5 発光層
 3 6 Alを含む第三p型窒化物半導体からなるp型キャリアブロック層
 3 7 窒化物半導体からなるp側ガイド層 10
 3 8 Alを含む第一p型窒化物半導体からなるp型クラッド層
 3 9 第二p型窒化物半導体からなるp型コンタクト層
 5 0 発光層
 5 1 障壁層
 5 2 井戸層
 6 0 窒化物半導体レーザ
 6 1 m面 {1-100} 窒化物半導体基板
 6 2 n型GaN層
 6 3 n型Al_{0.06}Ga_{0.94}Nクラッド層
 6 4 n型GaNガイド層 20
 6 5 発光層
 6 6 p型Al_{0.15}Ga_{0.85}Nキャリアブロック層
 6 7 p型GaNガイド層
 6 8 p型Al_{0.06}Ga_{0.94}クラッド層
 6 9 p型GaNコンタクト層
 7 0 発光層
 7 1 In_{0.04}Ga_{0.96}N下部隣接層
 7 2 In_{0.18}Ga_{0.82}N井戸層
 7 3 In_{0.04}Ga_{0.96}N井戸間障壁層
 7 4 In_{0.04}Ga_{0.96}N上部隣接層 30
 101 成長抑制膜

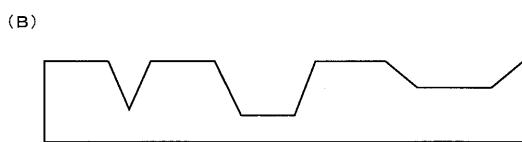
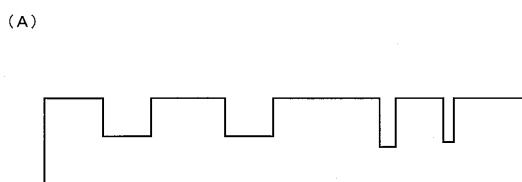
【図1】



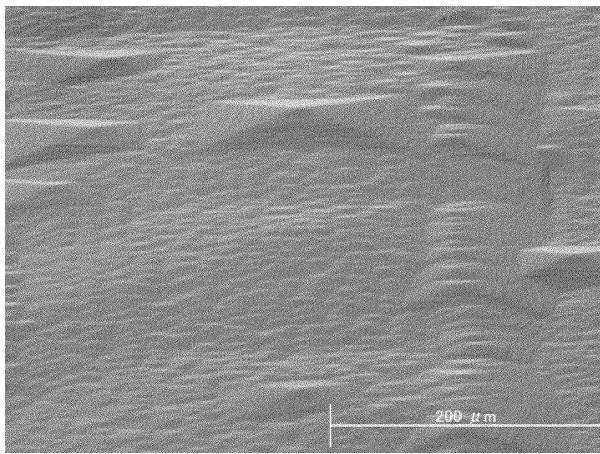
【図3】



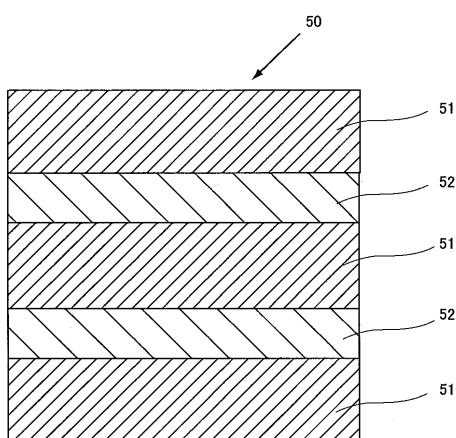
【図2】



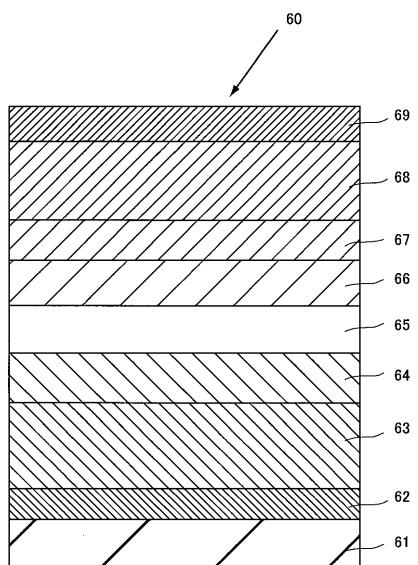
【図4】



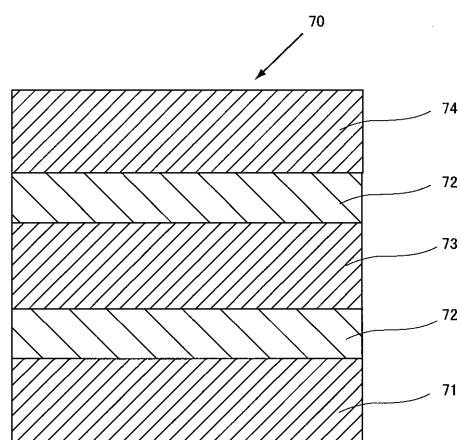
【図5】



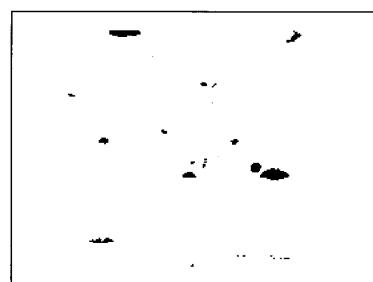
【図6】



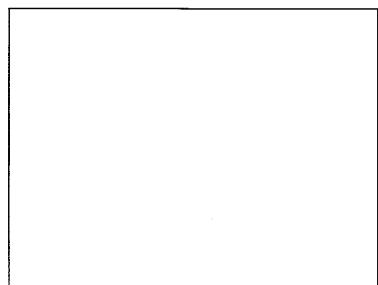
【図7】



【図8】

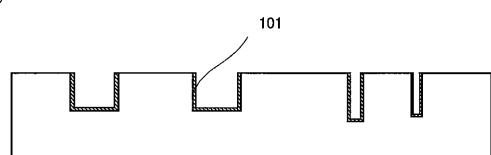


【図9】

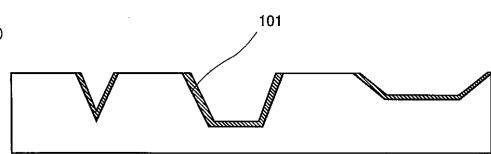


【図10】

(A)



(B)



フロントページの続き

(56)参考文献 国際公開第2010/051537 (WO, A1)

特開2009-194365 (JP, A)

国際公開第2003/063215 (WO, A1)

特開2003-124573 (JP, A)

特開2002-261395 (JP, A)

特開2004-104088 (JP, A)

特開2007-227652 (JP, A)

特開2008-034659 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

H01L 21/205

H01L 33/00 - 33/64

H01S 5/00 - 5/50

C23C 16/00 - 16/56