

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4538476号
(P4538476)

(45) 発行日 平成22年9月8日(2010.9.8)

(24) 登録日 平成22年6月25日(2010.6.25)

(51) Int.Cl. F I
 HO 1 L 33/32 (2010.01) HO 1 L 33/00 1 8 6
 HO 1 L 21/205 (2006.01) HO 1 L 21/205

請求項の数 10 (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願2007-219890 (P2007-219890)
 (22) 出願日 平成19年8月27日(2007.8.27)
 (65) 公開番号 特開2009-54780 (P2009-54780A)
 (43) 公開日 平成21年3月12日(2009.3.12)
 審査請求日 平成20年10月2日(2008.10.2)

(73) 特許権者 503359821
 独立行政法人理化学研究所
 埼玉県和光市広沢2番1号
 (73) 特許権者 504190548
 国立大学法人埼玉大学
 埼玉県さいたま市桜区下大久保255
 (74) 代理人 100091096
 弁理士 平木 祐輔
 (74) 代理人 100105463
 弁理士 関谷 三男
 (74) 代理人 100102576
 弁理士 渡辺 敏章
 (74) 代理人 100108394
 弁理士 今村 健一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 半導体構造の形成方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

サファイア基板にIII族窒化物層を形成する工程であって、前記サファイア基板側から順番に、核形成層を形成する工程と、III族のソースを供給しながら窒素のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成した窒素ソースパルス供給層形成工程と、III族と窒素とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、バッファ層を形成する工程と、を備え、

前記核形成層を形成する工程は、V-III比が低いA1リッチの条件にすることで、表面をIII族極性とする条件で、III族ソースを連続的に供給するとともに、窒素のソースを断続的に供給する処理を1サイクルとして、このサイクルを継続するステップであることを特徴とする半導体構造の形成方法。

10

【請求項2】

前記窒素ソースパルス供給層形成工程は、前記核形成層を形成する工程よりもV-III比が高い条件で、窒素ソースのパルス供給を用い第2の成長モードであるグレインサイズを拡張するステップであることを特徴とする請求項1に記載の半導体構造の形成方法。

【請求項3】

前記連続供給層形成工程は、前記核形成層を形成する工程よりもV-III比が高い条件で行われることを特徴とする請求項1又は2に記載の半導体構造の形成方法。

【請求項4】

サファイア基板にAlN層を形成する工程であって、前記サファイア基板側から順番に

20

、核形成層を形成する工程と、アルミニウムのソースを供給しながら窒素のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成した窒素ソースパルス供給層形成工程と、アルミニウムと窒素とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、バッファ層を形成する工程と、を備え、

前記核形成層を形成する工程は、V - III比が低いAlリッチの条件にすることで、表面をIII族極性とする条件で、アルミニウムソースを連続的に供給するとともに、窒素のソースを断続的に供給する処理を1サイクルとして、このサイクルを継続するステップであることを特徴とする半導体構造の形成方法。

【請求項5】

前記窒素ソースパルス供給層形成工程は、前記核形成層を形成する工程よりもV - III比が高い条件で、窒素ソースのパルス供給を用い第2の成長モードであるグレインサイズを拡張するステップであることを特徴とする請求項4に記載の半導体構造の形成方法。

10

【請求項6】

前記連続供給層形成工程は、前記核形成層を形成する工程よりも窒素 - アルミニウム比が高い条件で行われることを特徴とする請求項4又は5に記載の半導体構造の形成方法。

【請求項7】

前記核形成層を形成する工程を、パルス供給により形成することを特徴とする請求項1から6までのいずれか1項に記載の半導体構造の形成方法。

【請求項8】

前記パルス供給により形成する工程はNソースを断続的に供給する工程を有することを特徴とする請求項4から7までのいずれか1項に記載の半導体構造の形成方法。

20

【請求項9】

Alソースを連続的に供給することを特徴とする請求項8に記載の半導体構造の形成方法。

【請求項10】

前記パルス供給層と前記連続供給層との組を複数組設ける工程を有することを特徴とする請求項8又は9に記載の半導体構造の形成方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

30

本発明は、光半導体素子及びその製造方法に関し、特に、III - V族化合物半導体を用いた深紫外発光素子技術に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、V族元素に窒素を含む窒化物半導体材料がpn接合を利用した発光ダイオードやレーザダイオードなどの半導体発光素子の分野で脚光を浴び、研究開発が行われている。AlN、GaN、InNをはじめとする窒化物半導体は直接遷移型の半導体であり、さらに、三元混晶や四元混晶では組成を適宜設定してバンドギャップを変化させることにより赤外から深紫外までの光を放射できるという特徴を有する。

【0003】

40

さらに、AlGaN四元混晶を発光層の材料として用い紫外領域の光を放射する半導体発光素子が注目されている(例えば、特許文献1参照)。AlGaN層は、Inを含んでいるにもかかわらず、360nm以下の波長域に発光ピーク波長を設定することが可能であり、内部量子効率もInGaN層と同程度まで改善できることが報告されている。

【特許文献1】特開平9 - 64477号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

しかしながら、窒化物半導体を用いた半導体発光素子の製造にあたっては、窒化物半導

50

体からなる高品質かつ大面積のエピタキシャル成長用基板の作製が困難かつ可能であっても高価になるため、例えばサファイア基板をエピタキシャル成長用基板として用いる必要がある。図17は、InAlGaAs系4元混晶の格子定数とバンドギャップエネルギー（波長に対応）との関係を示す図である。紫外ガスレーザの波長も示している。図17に示すように、短波長側での固体発光素子をつくるためには、AlGaNのAl組成を増加させてバンドギャップエネルギーを大きくする必要がある。従って、サファイア基板の格子定数（0.473 nm）の差は大きくなる方向である。そのため、格子定数の不整合が大きくなることから、窒化物半導体薄膜中の貫通転位の密度が高くなるという問題がある。貫通転位の存在は、半導体発光素子の内部量子効率を低下させる原因となるため、半導体発光素子の内部量子効率を向上させる必要がある。

10

【0005】

本発明は、発光層の材料としてAlGaInN系の材料、特に、AlGaN系の材料を用いつつ、深紫外光の発光強度を高めることを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0006】

サファイア基板上において、AlGaInN系の材料、特に、AlGaN系の材料を成長して深紫外発光素子及びそれに適した結晶構造を作成するためには、サファイア基板上に成長し、発光構造との間のバッファ層となるAlNバッファ層の高品質化が必要である。そこで、以下の課題に対してそれぞれに対応する解決手段を用いた。

(1) 貫通転位の低減：初期核形成とその埋め込み

20

(2) クラックフリー化、表面の平坦化：Nソースのパルス供給成長と、連続成長と、の2種類の成長モードを用いた多段成長埋め込み

(3) 安定したIII族極性：Alリッチ供給成長（Nソースのパルス供給）

【0007】

本発明の一観点によれば、基板に形成されたIII-V族層であって、前記基板側から順番に、核形成層と、III族のソースを供給しながらV族のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成したV族ソースパルス供給層と、III族とV族とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層と、を有し、紫外波長領域で発光可能な発光素子構造に適したバッファ層を形成するIII-V族層と、を備えたことを特徴とする半導体構造が提供される。

30

【0008】

前記核形成層は高品質III-V族化合物形成のための初期段階となる。パルス供給により、V族ソースを時間的にパルス状に供給する（換言すればV族ソースの供給期間を設ける）ことで、III族の気相反応を抑制し、III族とV族とのマイグレーションを促進し、グレインサイズを拡張し転位を低減する。また、Alリッチの条件にすることで、表面をIII族極性とし、安定した表面を形成することができる。さらに、III族とV族とのソースを連続して供給することにより、高速縦方向成長が行われ、パルス供給に起因するクラックの発生を防止することができる。

【0009】

尚、紫外波長領域は、例えば230 nmから350 nm、好ましくは230 nmから280 nmの深紫外波長領域であり、これに対応する波長領域で発光するバンドギャップを有する材料と略格子整合するIII-V族材料とにより構成される。

40

【0010】

また、サファイア基板に形成されたIII族窒化物層であって、前記サファイア基板側から順番に、核形成層と、III族のソースを供給しながら窒素のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成した窒素ソースパルス供給層と、III族と窒素とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層と、を有し、III族窒化物層であって紫外波長領域で発光可能な発光素子構造に適したバッファ層を形成するIII族窒化物層を備えたことを特徴とする半導体構造が提供される。

【0011】

50

サファイア基板の格子定数は0.4763 nmであり、AlNの0.3114 nm、GaNのa軸の格子定数は0.3189 nmとは異なる。従って、格子定数の不整合による貫通転位や刃状転位が生じやすい。そこで、サファイア基板とIII族窒化物層との間のバッファ層がきわめて重要になる。

【0012】

前記核形成層を、パルス供給により形成することが好ましい。前記III-V族層、前記III窒化物層、前記AlN層を、バッファ層として用いることができる。前記パルス供給層と前記連続供給層との組を複数組設けることが好ましい。

【0013】

本発明は、上記に記載の半導体構造と、前記バッファ層に形成されるInAlGaN系の半導体層と、を有することを特徴とする半導体素子であっても良い。前記半導体層が、量子井戸構造を含むことを特徴とする。前記量子井戸構造が、III-V族結晶層からなることを特徴とする。III-V族結晶層が、InAlGaN系半導体結晶からなることを特徴とする。前記半導体層が、InAlGaN系のpn接合を有することを特徴とする。

10

【0014】

上記素子は、230 nmから350 nmで発光する光半導体素子であることが好ましい。

【0015】

本発明の他の観点によれば、基板を準備する工程と、該基板にIII-V族結晶層を形成する工程であって、前記基板側から順番に、核形成層を形成する工程と、III族のソースを供給しながらV族のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成するV族ソースパルス供給層形成工程と、III族とV族とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、を有し、紫外波長領域で発光可能な発光素子構造に適したバッファ層を形成する工程と、を備えたことを特徴とする半導体構造の形成方法が提供される。

20

【0016】

また、サファイア基板を準備する工程と、該サファイア基板にIII族窒化物層を形成する工程であって、前記サファイア基板側から順番に、核形成層を形成する工程と、III族のソースを供給しながら窒素のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成した窒素ソースパルス供給層形成工程と、III族と窒素とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、を有するIII窒化物層を形成する工程と、を備えたことを特徴とする半導体構造の形成方法が提供される。

30

【0017】

また、サファイア基板を準備する工程と、該サファイア基板にAlN層を形成する工程であって、前記サファイア基板側から順番に、核形成層を形成する工程と、Alのソースを供給しながら窒素のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成した窒素ソースパルス供給層形成工程と、アルミニウムと窒素とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、を有するAlN層を形成する工程と、を備えたことを特徴とする半導体構造の形成方法が提供される。前記核形成層を形成する工程を、パルス供給により形成することが好ましい。前記パルス供給により形成する工程はNソースを断続的に供給する工程を有することが好ましい。この際、Alソースを連続的に供給することが好ましい。前記パルス供給層と前記連続供給層との組を複数組設ける工程を有することでも良い。

40

【0018】

また、基板を準備する工程と、該基板にIII-V族結晶層を形成する工程であって、前記基板側から順番に、III族のソースを供給しながらV族のソースを時間的にパルス状に供給するパルス供給により形成するV族ソースパルス供給層形成工程と、III族とV族とのソースを連続して供給することにより形成した連続供給層形成工程と、を有し、紫外波長領域で発光可能な発光素子構造に適したバッファ層を形成する工程と、を備えた

50

ことを特徴とする半導体構造の形成方法が提供される。

【発明の効果】

【0019】

本発明によれば、サファイア基板上に、深紫外発光が可能なIII族窒化物発光構造を形成可能な高品質のバッファ層を形成することができる。また、この高品質バッファ層により、その上に形成されるIII族窒化物発光構造における発光効率を大幅に向上させることができるという利点がある。

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

以下に、本発明の実施の形態によるNソースパルス供給多段成長技術の原理について説明する。図1Aは、本実施の形態によるサファイア基板上的のAlN高品質バッファ成長構造の一例を示す図であり、図2は、AlN高品質バッファ層の成長条件の一例を示す図である。また、図3は、キーポイントの1つとなるNH₃パルス供給によるAlN成長の一例を示すシーケンス図である。また、図1B、図1Cは、貫通転位の減少の様子を合わせて示した具体的な工程図である。

10

【0021】

図1Aに示すように、本実施の形態によるサファイア基板上的のAlN高品質バッファ成長構造Aは、サファイア(0001)基板1と、その上に順次形成された、AlN核形成層3と、パルス供給AlN層5と、連続成長AlN層7と、を有している。連続成長AlN層7上には、パルス供給AlN層11と連続成長AlN層15との組が少なくとも1組形成されている。AlN層3は、後述するNH₃パルス供給法を用い第1の成長モードである初期核形成モードで成長している。パルス供給AlN層5は、NH₃パルス供給を用い第2の成長モードであるグレインサイズを拡張し、転位を低減する低速成長モードで形成され、転位を低減するとともに、凹凸を有する核成長層3を平坦に埋め込むことができる。連続成長AlN層7は、高速縦方向成長モードであり、さらに平坦性を向上させるとともにクラックの発生を抑制するモードである。上記図1Aにおける各層の厚さの例としては、例えば、パルス供給AlN層5・11が0.3μm、連続成長AlN層7・15が1μmである。

20

【0022】

尚、図1Aに示すように、各層の成長条件が、基板1側から順番に、1)、2)、3)、4)、3)となっている例を示しているが、4)の成長条件は2)と同じである例を示しているが、実際には、4)の成長条件は2)の成長条件と異なる場合が多い。すなわち、核の埋め込み条件と、平坦部分のパルス供給とは条件が異なってくる可能性がある。

30

【0023】

図1B、図1Cに示すように、まず、(A)高品質AlN核形成が行われ(パルス供給成長)、(B)パルス供給横エンハンス成長で核の埋め込み(貫通転位低減)が行われる。次いで、(C)連続供給縦高速成長による平坦化とクラック防止が行われ、(D)パルス供給横エンハンス成長と連続縦高速成長に繰り返し(貫通転位密度低減、クラック防止、平坦化)が行われる。

【0024】

40

図2は、上記の各層の成長条件例を示す図である。1)のAlN層3の成長条件の特徴は、高温、高压成長であり、V-III比が低い(Nが少ない)条件である。2)のパルス供給AlN層5の成長条件は、低温、低压成長であり、V-III比が高い(Nが多い)条件である。3)の連続成長AlN層7の成長条件の特徴は、高温、高压成長であり、V-III比が高い(Alリッチ、Nが少ない)条件である。この場合には、NH₃パルス供給によるAlN成長法を用いていない。

【0025】

図3に示すシーケンス図のように、NH₃パルス供給によるAlN成長法は、AlソースであるTMAIを連続的に供給するとともに、例えば、NソースであるNH₃を5s供給した後に3s供給停止する処理を1サイクルとしてこのサイクルを継続するというよう

50

な方法である。NH₃の供給を停止することにより、NとAlとの気相反応を抑制することができる。また、Alリッチの成長条件になるため、III族極性表面となり、表面が安定化するという利点がある。

【0026】

尚、図3に示すシーケンス図は一例であり、Alソースのみの供給期間を設けている点に特徴があるもので、供給期間の変更など種々の変形シーケンスが可能である。例えば、連続成長との用語は、完全に時間的に連続していなくても、Alが実質的に連続と見なせる程度に供給されていれば良い。また、パルス供給の意味も、完全に、供給を“0”、“1”にしなくても供給に、メリハリを付けることで実現可能である。

【0027】

図4は、上記構造の評価例を示す図であり、XRD(102)面のスキャンロッピングカーブの半値幅の、各成長ポイントにおける測定値を示す図であり、刃状転位量の大小に関する特性を示す図である。図4に示すように、連続供給AlN層のみの場合の半値幅は、1.33°であり、RMSによるグレインサイズは、21.4nmと大きい。AlN核形成層3を導入した場合には、半値幅が0.60°であり、パルス供給AlN層5(AlN1)を導入すると半値幅は0.42°となり、1)+2)では、半値幅は0.20°となり、1)+2)+3)+4)では、半値幅が0.16°となる。この際のRMSは0.163nm程度と極めて小さく、平坦性が高いことがわかる。また、クラックがほとんどないことも確認されている。図5は、XRDにおけるスペクトル例を示す図であり、3層構造のAlNでも半値幅が小さい良好なピークが得られ、さらに、5層構造では、強度が高くなり半値幅も小さくなっていることがわかる。

【0028】

このように、上記の成長技術を用いると、刃状転位が抑制され、平坦性が向上するとともに、クラックフリーのAlN層を形成することができることがわかる。

【0029】

図4Bは、表面の平坦性を原子間力顕微鏡(AFM)により評価した図である。図4Bに示すように、AlN核形成層3を導入した場合には、RMSは21.4nmと表面が粗くなっているが、1)+2)では、RMSは8.2nmに改善し、1)+2)+3)+4)では、RMSは0.163nmと非常に小さい値を記録し、表面の平坦性が著しく改善することがわかる。

【0030】

次に、上記のAlNバッファ層を利用して製造した量子井戸構造について説明する。図6は、量子井戸構造の一構成例を示す模式的な断面図であり、図7は、その成長条件の例を示す図である。図6に示すように、量子井戸構造Bは、サファイア(0001)基板21と、その上に成長されたHT-AlN層(上記NH₃パルス供給多段成長法による)23と、AlGa_{0.7}N層25と、AlGa_{0.3}Nバリア層27及びAlGa_{0.3}N井戸層31との組33-1(バリア層と井戸層では、AlとGaの組成を変化させている)を、3組33-1から33-3までと、AlGa_{0.7}Nキャップ層35と、を有している。AlGa_{0.7}N層の成長条件は、成長温度が1120℃、成長圧力が76 Torr、成長装置として、減圧横型MOCVD装置を用いた。TMAとTMGとNH₃との、バッファ層、井戸層、バリア層のそれぞれでの流量と成長時間の例は図7に示す通りである。TMAとTMGの流量を変更することで、バリア層と井戸層では、AlとGaの組成を変化させている。

【0031】

図8は、図6の構造について高品質AlNバッファ層の構造をより詳細に示した図である。交互供給AlN層を0.3μm、連続供給AlN層を1μmの組を例として2組用いており、その上のAl_{0.7}Ga_{0.3}Nステップの厚みは2μmである。

【0032】

尚、用いたMOCVD装置の詳細に関しては、例えば発明者らの特許文献である、特開2004-228489号の図2、図7から9及びその記載を参照することにより実施可能であるため、ここでは説明を省略する。

10

20

30

40

50

【0033】

図9は、室温でのPL発光強度の波長依存性を示す図である。ここで、L1～L3までは、すべて同様の構造での測定結果である。しかしながら、L1, L2では、パルス供給層ならびに連続供給層のV/III比（実際にはアンモニア流量）が図2の値からずれているために、条件がずれて高品質が十分には行われず、そのため、X線回折(102)面
 スキャンロッキングカーブ半値幅（貫通転位のうち、刃状転位密度に対応するもの。MOVで成長した場合おおむね9割が波状転位、1割が螺旋転位になる）が大きくなっている。

【0034】

図9は、多段成長AlN上のAlGaInバッファのX線半値幅が500、700、1300 arcsec程度の3種類を用いたとき、その上に、同じ構造・条件のAlGaIn/AlGaIn量子井戸を作製し、その発光強度を比較したものである。このように、わずかな、X線半値幅の差で30倍もの強度比が出るため、転位の減少が、発光効率の向上に及ぼす影響が非常に大きいことが分かる。

【0035】

すなわち、図9に示すように、本実施の形態による構造では、従来構造に比べて、XRD(102)の半値幅が1214から488 arcsecに減少するとともに、室温でのPL強度が30倍程度も高くなっていることがわかる。

【0036】

図10(a)から(d)までは、255nmから280nmにおけるAlGaIn量子井戸のPL強度のXRD(102)の半値幅依存、すなわち結晶性依存性を示す図である。これらの図からわかるように、XRD(102)の半値幅依存が1000 arcsecから500 arcsecに小さくなると、すなわち結晶性依存性が良くなると、いずれの発光波長においても、室温でのPL強度が飛躍的に高くなるという結果が得られた。すなわち、高品質AlNバッファ層を利用することで、その上に形成したAlGaIn量子井戸のPL発光強度が飛躍的に高くなること、すなわち高効率化することが確認できた。

【0037】

ここで、AlGaIn-量子井戸の、高励起時における内部量子効率(IQE)の推定結果について説明する。図8の構造におけるPL強度の温度依存性を図11に示す。実線(L11)は本実施の形態による推定例であり、破線(L12)は従来例による推定例である。図11に示すように、非発光再結合の影響が小さい低温条件では、量子効率はほぼ1であり、従来例との差もほとんどないが、室温(300K)付近では、本実施の形態による技術を用いた場合には30%程度の高い値が得られていると推定され、従来の方法に比べて大幅な改善が見られることがわかる。尚、図11中に挿入されている図P1は、 $\lambda = 288\text{nm}$ で発光する素子のPLスペクトルを示す図であり、きれいなシングルピークが得られていることがわかる。

【0038】

次に、250nm深紫外LEDの製造技術について説明する。図12は、本実施の形態による250nm深紫外LEDの構成例を示す図である。図12に示す深紫外LED素子Cは、サファイア基板51上に形成された多段成長法によるAlNバッファ層53と、その上に形成されたLED構造と、を有している。LED構造は、AlNバッファ層53側から、順番に、Al_{0.75}Ga_{0.25}N/Al_{0.60}Ga_{0.40}N層のMQW57と、MgドープのAl_{0.95}Ga_{0.05}Nによる電子ブロック層61と、MgドープのAl_{0.75}Ga_{0.25}N層63と、Mgドープのp型GaN層65と、を有している。Mgドープのp型GaN層65に対してNi/Alからなる第1電極67が形成され、Al_{0.75}Ga_{0.25}N/Al_{0.60}Ga_{0.40}N3層MGW57には、Ni/Alからなる第2電極71が形成されている。これにより、第1電極67と第2電極71との間に電圧を印加して、サファイア基板51側からUVの出力光(下方)を得ることができる。図13は、上記構造の、電圧印加前の模式的なエネルギーバンド構造を示す図である。図14は、上記LEDのEL測定の結果を示す図である。図14に示すように

10

20

30

40

50

、この構造で250 nmの波長において室温で良好なシングルピークが観測された。また、図15に示すように、245 nmという波長におけるEL発光も観測されており、良質な半導体発光素子が形成されている。

【0039】

図16は、最新の231 nmでのLEDシングルピーク発光データを示す図である。素子構造は、図15等と同様であるが、Alの組成を大きくしている。このように、組成を変化させることにより発光波長を調整できるバンドエンジニアリングが可能であることがわかる。また、231 nmでシングルピークが得られたことの意義は大きい。このように、本実施の形態による結晶成長技術を用いることで、250 nm帯（或いはさらに短波長領域）における深紫外発光素子が実現可能であることがわかる。

10

【0040】

尚、本実施の形態では、AlGaN化合物半導体により光発光素子を作成する際の高品質バッファ層として用いる例を示しているが、本実施の形態による高品質バッファ層は、図17に示すような種々の組成を持つ化合物に適用可能である。また、高品質バッファ層に対して形成する素子は、光素子以外の電子デバイスであっても良い。

【0041】

また、上記実施の形態では、半導体発光素子における基板としてサファイア基板を用いているが、基板はサファイア基板に限定するものではなく、バッファ層として用いる単結晶のAlN層が成長できる基板であればよく、例えば、スピネル基板、シリコン(Si)基板、炭化シリコン(SiC)基板、酸化亜鉛基板、リン化ガリウム(GaP)基板、砒化ガリウム(GaAs)基板、酸化マグネシウム基板、酸化マンガン基板、硼化ジルコニウム基板、III族窒化物系半導体結晶基板などを用いてもよい。

20

【産業上の利用可能性】

【0042】

本発明は、深紫外発光素子として利用可能である。

【図面の簡単な説明】

【0043】

【図1A】本発明の一実施の形態によるサファイア基板上のAlN高品質バッファ成長構造の一例を示す図である。

【図1B】貫通転位の減少の様子を合わせて示した具体的な工程図である。

30

【図1C】図1Bに続く図である。

【図2】図2は、AlN高品質バッファ層の成長条件の一例を示す図である。

【図3】図3は、キーポイントの1つとなるNH₃パルス供給によるAlN成長の一例を示すシーケンス図である。

【図4A】本実施の形態によるバッファ構造の評価例を示す図であり、XRD(102)面のスキャンロッキングカーブの半値幅の、各成長ポイントにおける測定値を示す図であり、刃状転位量の大小を示す図である。

【図4B】表面の平坦性を原子間力顕微鏡(AFM)により評価した図である。

【図5】XRDにおけるスペクトル例を示す図である。

【図6】量子井戸構造の一構成例を示す模式的な断面図である。

40

【図7】図6に示す量子井戸構造の成長条件の例を示す図である。

【図8】図6の構造について高品質AlNバッファ層の構造をより詳細に示した図である。

【図9】室温でのPL発光強度の波長依存性を示す図である。

【図10】255 nmから280 nmにおけるAlGaN量子井戸のPL強度のXRD(102)の半値幅依存、すなわち結晶性依存性を示す図である。

【図11】図8の構造におけるPL強度の温度依存性を示す図である。

【図12】本実施の形態による250 nm深紫外LEDの構成例を示す図である。

【図13】図12に示す構造の、電圧印加前の模式的なエネルギーバンド構造を示す図である。

50

【図14】 図14は、上記LEDのEL測定の結果を示す図である。

【図15】 245nmにおけるEL発光の観測の結果を示す図である。

【図16】 最新の231nmでのLEDシングルピーク発光データを示す図である。

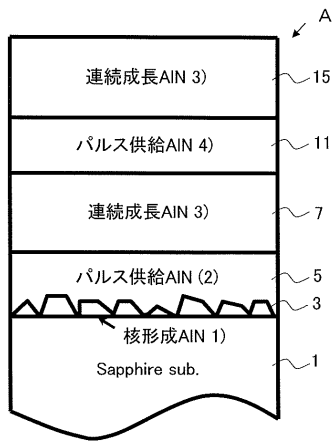
【図17】 InAlGaAs系4元混晶の格子定数とバンドギャップエネルギーとの関係を示す図である。

【符号の説明】

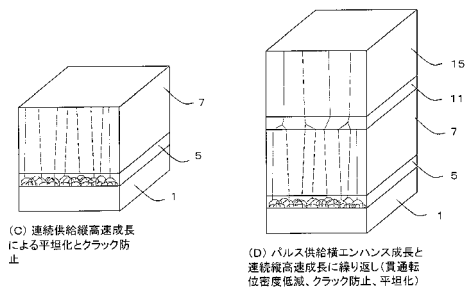
【0044】

A... AlN高品質バッファ成長構造、1... サファイア(0001)基板、3... AlN核形成層、5... パルス供給AlN層、7... 連続成長AlN層、11... パルス供給AlN層、15... 連続成長AlN層。

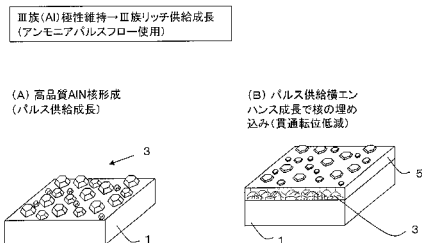
【図1A】



【図1C】



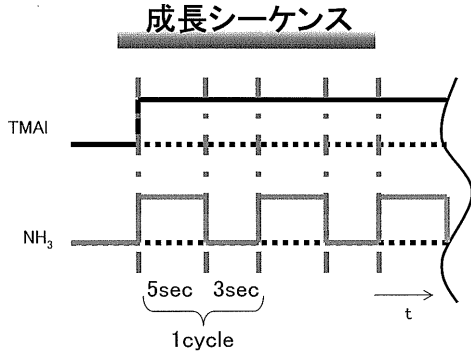
【図1B】



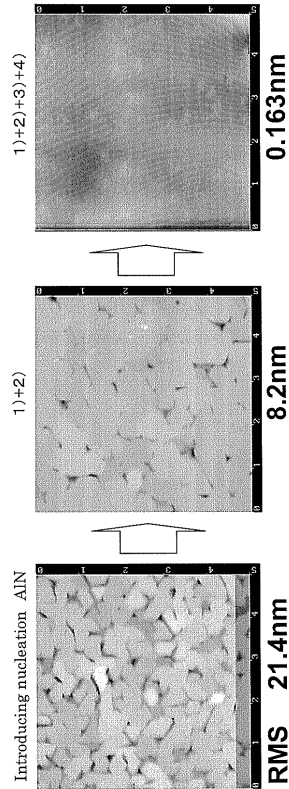
【図2】

	AIN 1)	AIN 2)	AIN 3)
成長温度	1300°C	1200°C	1200°C
成長圧力	200Torr	76Torr	76Torr
成長レート		約0.6 μm/h	約6 μ/h
Al流量	12sccm	15sccm	50sccm
NH3流量	30sccm	500sccm	100sccm
成長周期	20 times	200times	
成長時間			15min

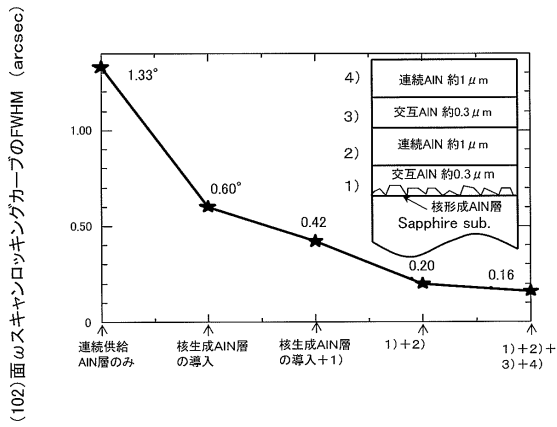
【 図 3 】



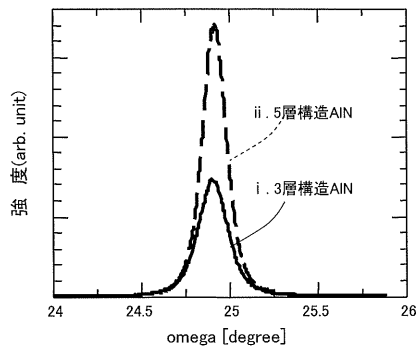
【 図 4 B 】



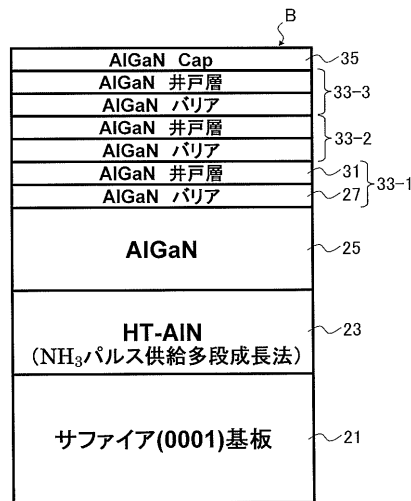
【 図 4 A 】



【 図 5 】



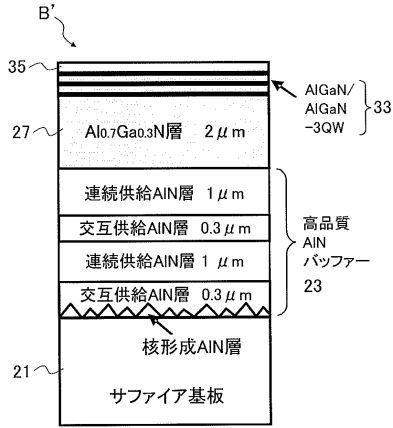
【 図 6 】



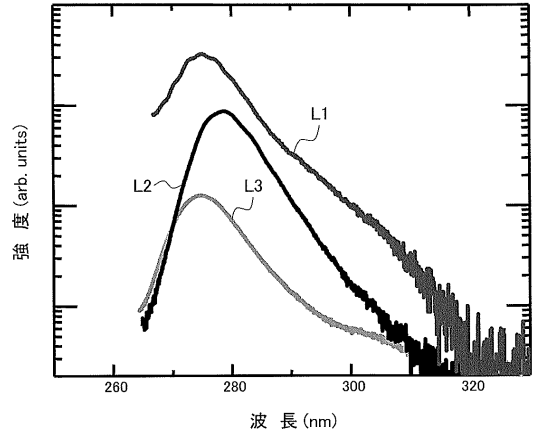
【 図 7 】

	バッファー	井戸層	バリア
TMA	50sccm	15~25sccm	50sccm
TMG	4~5sccm	5sccm	4~5sccm
NH ₃	2slm	2slm	2slm
成長時間		4~10s	10~30s

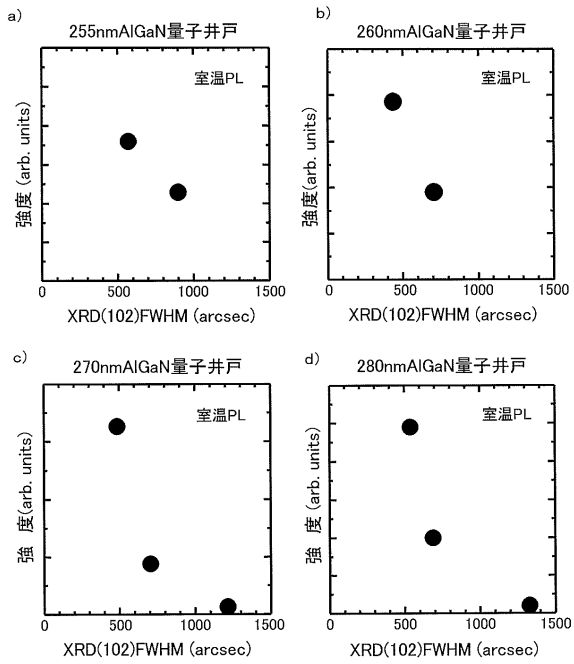
【図8】



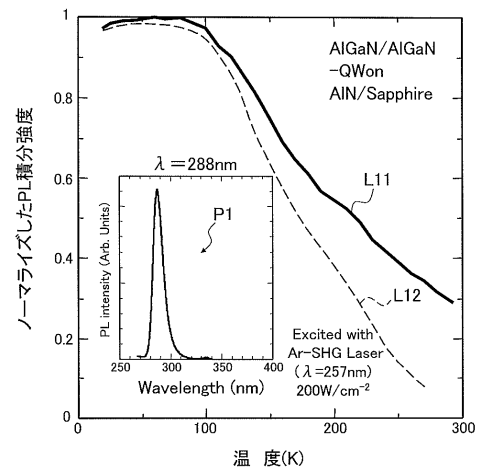
【図9】



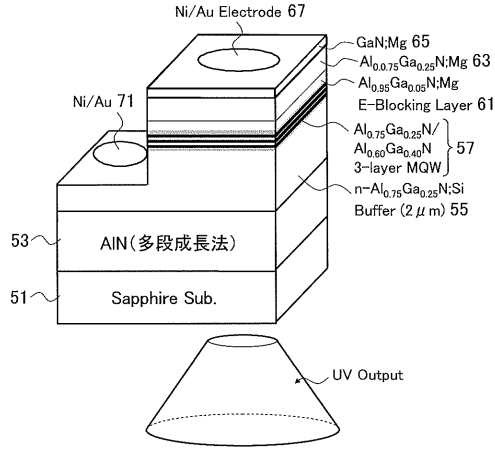
【図10】



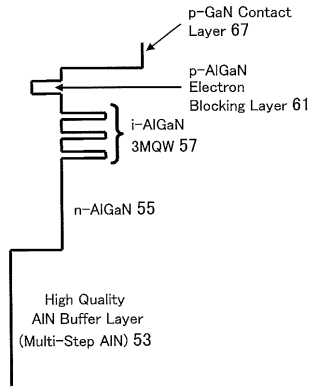
【図11】



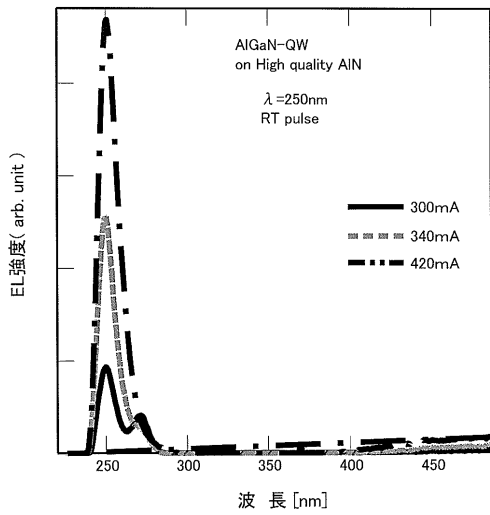
【 図 1 2 】



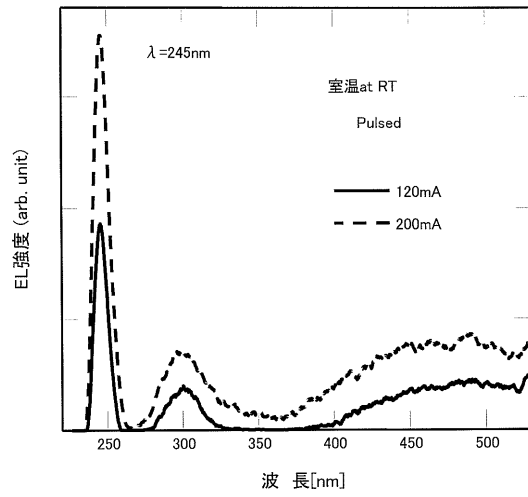
【 図 1 3 】



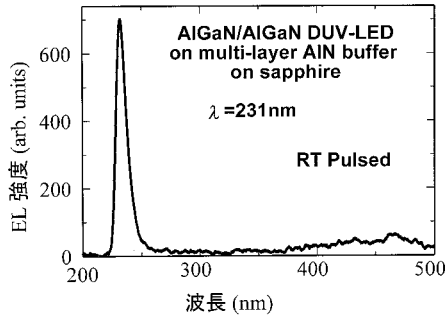
【 図 1 4 】



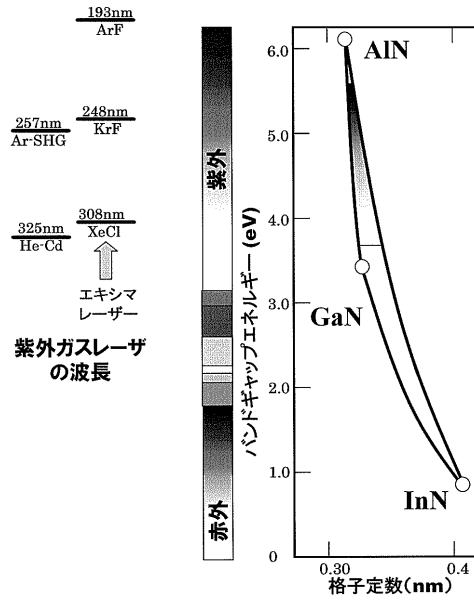
【 図 1 5 】



【図16】



【図17】



フロントページの続き

特許法第30条第1項適用 1. 第54回応用物理学関係連合講演会にて発表 掲載番号: 27a-ZM-3, 27a-ZM-4, 30p-ZM-8, 30p-ZM-9 講演予稿集発行日: 2007年3月27日 2. 刊行物名: O PLUS E 2007年6月号 号数: Vol. 29 No. 6 通巻331号 刊行物発行日: 2007年5月25日 3. 電子通信回線での刊行物投稿論文発表 刊行物名: Applied Physics Letters 巻数: Volume 91, Issue 7 電気通信回線掲載日: 2007年8月13日 掲載アドレス: htt

- (72)発明者 平山 秀樹
埼玉県和光市広沢2番1号 独立行政法人理化学研究所内
- (72)発明者 大橋 智昭
埼玉県和光市広沢2番1号 独立行政法人理化学研究所内
- (72)発明者 鎌田 憲彦
埼玉県さいたま市桜区下大久保255 国立大学法人埼玉大学内

審査官 土屋 知久

- (56)参考文献 特開平11-111617(JP, A)
特開2008-078613(JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
H01L33/00
H01S5/00-5/50
H01L21/205、21/31
H01L21/365、21/469、21/86
JSTPlus(JDreamII)