

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5364368号  
(P5364368)

(45) 発行日 平成25年12月11日(2013.12.11)

(24) 登録日 平成25年9月13日(2013.9.13)

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

請求項の数 8 (全 50 頁)

(21) 出願番号	特願2008-507893 (P2008-507893)	(73) 特許権者	507349466
(86) (22) 出願日	平成18年4月21日 (2006.4.21)		エイオーネックス・テクノロジー・イン
(65) 公表番号	特表2008-538658 (P2008-538658A)		コーポレイテッド
(43) 公表日	平成20年10月30日 (2008.10.30)		アメリカ合衆国 カリフォルニア 9 1 1
(86) 国際出願番号	PCT/US2006/015003		0 6 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー
(87) 国際公開番号	W02006/116030		ー 1 2 9 スイート 1 0 8
(87) 国際公開日	平成18年11月2日 (2006.11.2)	(74) 代理人	100107308
審査請求日	平成21年4月21日 (2009.4.21)		弁理士 北村 修一郎
審判番号	不服2012-19758 (P2012-19758/J1)	(72) 発明者	ピンニングトン, トーマス, ヘンリー
審判請求日	平成24年10月9日 (2012.10.9)		アメリカ合衆国 カリフォルニア 9 1 1
(31) 優先権主張番号	60/673,367		0 6 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー
(32) 優先日	平成17年4月21日 (2005.4.21)		ー 1 2 9 スイート 1 0 8 エイオー
(33) 優先権主張国	米国 (US)		ネックス・テクノロジー・インコーポレ
(31) 優先権主張番号	60/682,823		イテッド内
(32) 優先日	平成17年5月20日 (2005.5.20)		
(33) 優先権主張国	米国 (US)		最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 基板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

基板の製造方法であって、

焼結材料がハンドル基板の焼結多結晶材料から拡散するのを抑制する拡散隔膜層を有する焼結多結晶材料のハンドル基板を提供する工程、

単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層のエピタキシャル成長に適した第1材料の薄い単結晶層を、単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層の熱膨張係数に一致した熱膨張係数を持つハンドル基板上に移動させる工程、

前記第1材料の薄い単結晶層上で厚い単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層をエピタキシャル成長させる工程、および

前記ハンドル基板を除去する工程を備え、

薄い単結晶層を移動させる前記工程が、

GaNソース基板のN末端面にイオン注入することで前記GaNソース基板中に弱いインターフェースを形成する工程、

前記GaNソース基板の前記N末端面を前記ハンドル基板に接合する工程、および

剥離された薄いGaN単結晶層が前記ハンドル基板に接合された状態で残り、かつ、前記薄いGaN単結晶層のGaN末端面が露出されるように、前記薄いGaN単結晶層をソース基板から剥離する工程、を含む方法。

【請求項 2】

前記厚い単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層が100ミクロンを越える厚さの自立単結晶ⅢⅤ

ⅡⅡ族窒化物基板を形成するように、前記第1材料の薄い単結晶層を除去する工程をさらに含む請求項1に記載の方法。

【請求項3】

前記ハンドル基板が多結晶窒化アルミニウムを含む請求項1に記載の方法。

【請求項4】

前記薄い単結晶層がGaN、SiC、Si(111)の単結晶層を含む請求項1に記載の方法。

【請求項5】

前記ハンドル基板が多結晶のAlNを含み、前記焼結材料がイットリアを含む請求項1に記載の方法。

10

【請求項6】

前記ハンドル基板が多結晶のAlNを含み、前記拡散隔膜層が、多結晶のAlNと第1材料の単結晶薄膜との間に位置する窒化ケイ素の層またはアモルファス炭化ケイ素を含む請求項1に記載の方法。

【請求項7】

前記拡散隔膜層が前記ハンドル基板を封入している請求項1に記載の方法。

【請求項8】

前記ハンドル基板が接合層を有し、前記拡散隔膜層が前記接合層と前記焼結多結晶材料との間に位置する請求項1に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、発光ダイオード(LED)、レーザーダイオード(LD)などの発光デバイスや他のデバイスに使用される、ウエハ接合した半導体構造の製作に使用可能な中間基板と、そのようなデバイスの構造に関する。発明はさらに、除去可能な基板で作られたウエハ接合した半導体構造に関する。

【背景技術】

【0002】

$Al_xIn_yGa_{1-x-y}N$ を含む窒化物半導体システムは、可視および緑・青・紫外線スペクトルで作動する発光デバイス用の望ましい直接バンドギャップ半導体システムである。しかし、窒化物半導体はバルク単結晶として生産するのが困難かつ高価である。したがって、水素化物気相エピタキシー(HVPE)、分子線エピタキシー(MBE)および液相エピタキシー(LPE)を非限定的に含む金属・有機物化学蒸気堆積法(MOCVD)あるいは他のエピタキシャル成長技術によって、サファイアあるいはSiCのような異材質基板上で窒化物半導体を成長させるために、ヘテロエピタキシャル技術がしばしば採用される。成長した層の結晶品質を高めるためには、結晶欠陥を発光デバイスの動作に必要なレベルにするよう、低温での緩衝層成長、パターンニング、エピタキシャル側面過成長あるいは追加の成長段階が必要かも知れない。従来の装置に対して長寿命で、より高い出力電力および低コストで、より小さな発光デバイスの開発を可能にするためには、結晶品質のさらなる改良が必要である。

30

40

【0003】

現在、サファイア基板上で育てられる窒化物半導体構造は、従来の青色LED、緑色LED、紫外線(UV)LEDおよび青色LD装置に使用される。これらの装置は、フルカラーディスプレイ、交通信号灯、イメージ・スキャナ、ソリッドステート照明および高密度光記憶ディスクを含む種々の装置をその用途としている。

【0004】

サファイアは熱伝導率が低く、電氣的に絶縁体であるから、サファイア上の窒化物半導体構造の機能性は制限される。横型デバイスを形成するために、サファイア基板上で育てられた発光デバイスの両方の電気コンタクトは上面に位置する必要がある。上面にコンタクトを1つだけ設け、他のコンタクトが基板上にあること要求する、電導性(つまり高度

50

にドーブ（不純物を添加）した半導体）基板上に形成されたGaN発光デバイス（つまり縦型デバイス）と比較すると、これは発光の有効面積を小さくする。横型デバイスでは両コンタクトが上面に設けられるから、かなりの横方向の電流がチップを通して流れて、発光デバイスを加熱することになり、これがデバイスの劣化を加速する。デバイスのメーカーは、サファイア基板のレーザー・リフトオフおよび物理的・化学的分離などの技術を用いて、成長後にサファイア基板からデバイスを取り外すことにより、これらの課題を克服することを試みた。しかし、これらの試みは、高い資本コスト、結果として生じるデバイス層の損傷および低い収益を含む多くの問題を提起した。サファイアの熱膨張率も、窒化ガリウムとその合金との適合が悪い。その結果、サファイア基板上の窒化ガリウム系フィルムの成長はウエハ直径に応じた課題を提起する。これらの課題のために、付随する経費削減の可能性にもかかわらずより大きな基板サイズに移行することが困難であった。熱膨張率に関連する課題は、デバイス成長後のサファイア基板除去技術によって取り組まれている。

10

#### 【0005】

最近、紫外線領域（波長＜400nm）で照射することができるLEDに関心が高まっている。～365nmのGaNのバンドギャップより短い波長で照射するLED装置については、サファイア基板上での従来の成長において使用されるGaNの厚い緩衝層は、より狭いバンドギャップGaNによって $Al_xIn_yGa_{1-x-y}N$ 活性領域から照射される光の吸収により約半分だけ有用な光出力を減らす。

#### 【0006】

20

最近、研究者は、HVPEによって製造された自立GaNで上の、LDとLEDを含むIII族窒化物ベースのデバイスの成長において前進した。自立GaNにおいて可能な低転位材料のために、高品質の自立GaN上で成長したデバイスは、サファイアまたは炭化ケイ素上で成長したものと比べて著しい性能の向上を示した。T.Nishidaらによる「Highly Efficient AlGaIn-based UV-LEDs and their application as visible light sources」、SPIE 4641巻（2002）の議事録と、H.Hirayamaらによる「High-efficiency 352nm quaternary InAlGaIn-based ultraviolet light-emitting diodes grown on GaN substrates」、Japanese Journal of Applied Physics、43巻、No.10A、2004年、あるいはD.W.Merfeldらによる「Influence of GaN material characteristics on device performance for blue and ultraviolet light-emitting diodes」、Journal of Electronic Materials、33巻、No.11、2004年を参照。

30

#### 【発明の開示】

#### 【発明が解決しようとする課題】

#### 【0007】

しかし、この研究が商業的に実現可能になるためには、装置に使用される自立GaN材料のコストを低減するが必要である。LEDについては、基板における自由キャリア吸収と基板側部からの不要な照射を減らすために最終デバイス構造内の電導性GaN基板の厚さを減らす技術を開発することも必要である。現在、完成したデバイス構造中の自立GaN基板の薄化は、自立GaN基板の非常に高いコストと、薄いデバイス構造（通常＜5μmの厚さ）を破損せずに厚い（通常＞200μmの厚さ）GaN基板を制御可能に選択的に取り除く困難さにより実行可能ではない。

40

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0008】

上記の課題を解決するために本発明は、  
基板の製造方法であって、

焼結材料がハンドル基板の焼結多結晶材料から拡散するのを抑制する拡散隔膜層を有する焼結多結晶材料のハンドル基板を提供する工程、

単結晶III族窒化物半導体層のエピタキシャル成長に適した第1材料の薄い単結晶層を、単結晶III族窒化物半導体層の熱膨張係数に一致した熱膨張係数を持つハンドル基板上に移動させる工程、

50

前記第1材料の薄い単結晶層上で厚い単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層をエピタキシャル成長させる工程、および

前記ハンドル基板を除去する工程を備え、

薄い単結晶層を移動させる前記工程が、

GaNソース基板のN末端面にイオン注入することで前記GaNソース基板中に弱いインターフェースを形成する工程、

前記GaNソース基板の前記N末端面を前記ハンドル基板に接合する工程、および

剥離された薄いGaN単結晶層が前記ハンドル基板に接合された状態で残り、かつ、前記薄いGaN単結晶層のGa末端面が露出されるように、前記薄いGaN単結晶層をソース基板から剥離する工程、を含むことを特徴構成としている。

10

本発明の他の特徴構成は、前記厚い単結晶ⅢⅤ族窒化物半導体層が100ミクロンを越える厚さの自立単結晶ⅢⅤ族窒化物基板を形成するように、前記第1材料の薄い単結晶層を除去する工程をさらに含む点にある。

本発明の他の特徴構成は、前記ハンドル基板が多結晶窒化アルミニウムを含む点にある。

本発明の他の特徴構成は、前記薄い単結晶層がGaN、SiC、Si(111)の単結晶層を含む点にある。

本発明の他の特徴構成は、前記ハンドル基板が多結晶のAlNを含み、前記焼結材料がイットリアを含む点にある。

本発明の他の特徴構成は、前記ハンドル基板が多結晶のAlNを含み、前記拡散隔膜層が、多結晶のAlNと第1材料の単結晶薄膜との間に位置する窒化ケイ素の層またはアモルファス炭化ケイ素を含む点にある。

20

本発明の他の特徴構成は、前記拡散隔膜層が前記ハンドル基板を封入している点にある。

本発明の他の特徴構成は、前記ハンドル基板が接合層を有し、前記拡散隔膜層が前記接合層と前記焼結多結晶材料との間に位置する点にある。

【発明を実施するための最良の形態】

【0009】

本件出願は、2005年4月21日付の米国仮出願シリアルNo.60/673,367と、2005年5月20日付の60/682,823と、2005年7月19日付けの60/700,357と、2005年8月1日付の60/703,889と、2005年8月26日付の60/711,416と、2005年12月19日付の60/751,308と、2006年1月27日付の60/762,490の優先権を主張し、言及することによってその全内容を本書に取り込む。

30

【0010】

高輝度と高効率を有する半導体ベースの発光デバイスおよび他のデバイスの製作および構造を説明する。中間基板がウエハボンディングによって形成された後、デバイスを中間基板上で成長させる。ウエハ接合した中間基板は、ハンドル基板と、別の半導体またはセラミック基板から移動(transfer)された半導体またはセラミック材の薄層とで構成される。好ましくは、ハンドル材料の熱膨張率は、一定の温度範囲にわたってデバイス層の熱膨張率(熱膨張係数、CTE)に厳密に一致する。好ましくは、薄層は、高品質で低欠陥密度の自立単結晶の半導体またはセラミック基板から剥離した単結晶の半導体またはセラミック材からなる。ウエハ接合した中間基板は、他のやり方と比べて、エピタキシャル成長装置に使用されるウエハ支持台への効率的な熱的結合を可能にし、成長した材料に生じる歪みを最小限にすることにより、高温エピタキシャル成長の結晶品質を向上させる。ウエハ接合した中間基板は、例えばⅢⅤ族窒化膜がサファイア上で成長する場合のように、デバイスが形成される材料のCTEがデバイス層のCTEとは著しく異なる場合に、他のやり方で可能であるよりデバイス膜の成長に大径の基板の使用を可能にする。中間基板上で成長したデバイスは、好ましくはウエハボンディングによって最終基板と一体化される。中間基板は、デバイス層を破損せずに、デバイス構造が最終基板に接合したまま、エッチングなどのプロセスによって除去できる。中間基板の除去によって、表面および裏面のコンタクトを備える縦型のデバイス構造の製作が簡単になる(縦型デバイスでは、コン

40

50

タクトがデバイスの両面に設けられ、横型デバイスでは、コンタクトがデバイスの同じ側に位置し、縦型と横型のデバイスの両方が本書に記載されたプロセスによって作ることができる。薄いGa<sub>1-x-y</sub>NまたはIII族窒化物膜がデバイス膜の成長用のテンプレートとして作用する場合、中間基板の大部分の除去は、薄い発光構造体の生産を簡単にする。それは、より少ない側方への光出力導波と、電導性のドーブした半導体材料中での自由キャリア吸収による光損失の減少により、外部量子効率を向上させる。さらに、高い光反射率を持つ材料または構造は、光取出効率を高めるように、完成した発光デバイス構造に統合することができる。フォトリソグラフィ格子構造も、さらに効率を高めるために発光デバイス構造に統合することができる。更に、発明の実施例のIII族窒化物および他の化合物半導体またはセラミック層のエピタキシャル成長用の中間基板は、市販の基板より大きくでき、これによってデバイス製造のコストを減少させる。

10

#### 【0011】

その構造と方法は、光電子デバイス、高周波増幅器、HEMT、HBT、および太陽電池を非限定的に含む広範囲の電子装置に適用可能である。場合によっては、中間基板も最終支持基板を形成してもよい。以下の実施例で、III族窒化物半導体を使用する具体例を説明する。本書の開示で、Ga<sub>1-x-y</sub>N材料上のAl<sub>x</sub>In<sub>y</sub>Ga<sub>1-x-y</sub>Nに換えてAl<sub>z</sub>Ga<sub>1-z</sub>N材料上のAl<sub>x</sub>In<sub>y</sub>Ga<sub>1-x-y</sub>Nを使用する等価な代替を容易に適用することができ、x、y、x+yおよびzが0と1の間の範囲であることを理解されたい。さらに、基板構造と基板およびデバイスのための関連する生産技術が、広範囲の他の電子デバイスに適用することができることを理解されたい。高出力デバイス用の金属実装または光起電力(PV)デバイス用の透明なカバーガラスなどのエピタキシーに適さないパッケージとの完成構造の一体化から最終デバイスが利益を得る、エピタキシーの形によって作られる他の半導体デバイスも、除去可能なハンドル基板の薄い半導体またはセラミック層からなるウエハ接合中間基板の使用から利益を得ることができる。トランスファー用の材料とそれらの用途の代表的であるが包括的でないリストは、III-V族化合物半導体PVデバイスの成長用のGeと、光電子、電子およびPV用のInPと、光電子、電子およびPV用のGaAsを含む。したがって、本書に記載された方法は、III族窒化物半導体装置用の中間基板の形成を示しているが、中間基板は、他のIII-V族、II-V族、Geおよび/またはSiC装置などの他の半導体デバイスと、薄い非半導体単結晶あるいはセラミック層を含む他の固体デバイスに使用することができる。

20

30

#### 【0012】

図1で示されるとおり、発明の1つの実施例のLEDなどの半導体ベースの発光デバイスは、最終基板50と、接合層51と、第1の端子コンタクト40と、1つ以上の半導体層31、32、33、34を含む光照射半導体活性層30と、薄い移動された半導体層12と、第2の端子接点60を含んでいる。所望の場合、薄い移動された半導体層12は、エピタキシャル・デバイス構造の製作および最終基板50とのデバイスの一体化の後で、機械的または化学的手段によって完成デバイス構造から除去することができる。したがって、薄層12は最終デバイスから省略することができる。薄い移動された半導体層12、半導体活性層30および/または第1の端子コンタクト40は、垂直方向での光線出力を高めるか、あるいは分散形フィードバック(DFB)あるいは分布反射型共振器(DBR)レーザダイオードなどの半導体ベースの発光デバイスからなる発光デバイス構造に周波数選別要素を提供するために、フォトリソグラフィ格子構造あるいはランダムまたは、周期的なグレーティングパターンを備えてもよい。さらに、第1端子コンタクト40は、発光デバイスのより高い光取出効率とよりよい安定性および信頼性を確保するために、言及によって本書に取り込まれる米国特許No. 6,130,780およびNo. 6,784,462に開示されるような例えば全方向反射構造の、光反射層およびバリヤー層を備えることが望ましい。

40

#### 【0013】

最終デバイス基板50が電導性である場合、半導体デバイス構造が反対側端末構造を備えることができる(つまり縦型の光照射デバイス)。具体的には、第2の端子接点60が

50

n型端子である場合、光取出効率を高めることができる。III-V族半導体（特にGaN半導体）中のn型層は低抵抗である。したがって、コンタクト層材料60が透明でない場合（つまり、半導体層12の一部だけをカバーして、光が層12に覆われていない部分を通して光が照射されることを可能にする場合）、n型端子（第2の端子60）のサイズまたは表面積を最小限にすることができる。n型端子のサイズを最小限にすることは光遮断面積を小さくするので、光取出効率を高めることができる。あるいは透明コンタクト材料、例えばp型端子用のインジウム錫酸化物（ITO）あるいはn型端子用のZnO:Al（AZO）またはZnO:In（IZO）、も第2の端子接点60として使用することができる。これは、p型またはn型の半導体中の高い広がり抵抗のない大きい電流フローを可能にする。n型窒化物半導体コンタクトについては、第2の端子接点60に、Ti-A1またはW-A1のようなAlを含むことも望ましい。

10

#### 【0014】

##### ソース材料の準備

本発明の実施例による詳細な処理技術および構造が図2A~2O、3A~3C、5Aおよび5Bに示されている。図2A~2Oは第1実施例の方法を示す。図2Aで、ソース（「ドナー」としても知られる）半導体基板またはウエハ10は、転位欠陥密度が $10^8/\text{cm}^2$ 未満である場合、高品質低欠陥密度の自立した市販のGaN基板であることが望ましい。ソースウエハ10の他の好ましい候補は、高品質低欠陥密度の自立した市販のGaNまたはAlN基板上でホモエピタキシャル成長したGaNまたは $\text{Al}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ 材料の1つ以上の層である。ここで、zは0-1の範囲内にある。とソースウエハ10の他の可能な候補は、サファイアまたはSiC基板上でヘテロエピタキシャル成長したGaNまたは $\text{Al}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ 材料の1つ以上の層である。これらのヘテロエピタキシャル成長した材料は、通常は $10^8/\text{cm}^2$ を越える、より高い転位欠陥密度（dislocation-defect density）を有する。

20

#### 【0015】

あるいは、第2、第3および第4実施例に関して記載するように、III族窒化物半導体システム用のエピタキシャル・テンプレートとしての使用に適したいかなる材料も、ハンドル基板20への薄層の移動用のソースウエハ10として適用されてもよい。これは、好ましくはイオン注入によってサファイア基板からハンドル基板へのサファイアの薄層の移動を含み、それはハンドル基板に薄いサファイア層をウエハボンディングし、薄いサファイア層をハンドル基板に接合させたまま薄いサファイア層を剥離することにより行われることが望ましい。ハンドル基板への移動およびIII族窒化物半導体エピタキシャル・テンプレートとしてのその後の使用に適した追加的材料は、SiC、Si(111)、ZnO、GaAs基板、あるいはGaNとその関連化合物用の成長面として使用することができる他の結晶質素材を含む。

30

#### 【0016】

図2Bでは、ソースウエハ10は薄層12の移動を可能にする弱いインターフェース11を備えた薄層12を生成するよう処理される。好ましくは、弱いインターフェース11を備えた薄層12は、水素、ヘリウム、窒素、フッ素、酸素、ホウ素および/または他のイオンのイオン注入またはイオン衝撃によって生成される。より好ましくは、弱いインターフェース11を備えた薄層12は、水素と、ヘリウム、窒素および/またはホウ素を非限定的に含む公知のより重いイオンの共注入によって生成される。好ましくは、ヘリウム、あるいは一般に、軽いガスイオンを、水素の注入に先立ってGaNソースウエハ10に注入することができる。しかし、第1イオンとしての $\text{H}^+$ の注入も使用することができる。ヘリウムと水素のイオンエネルギーはヘリウムと水素の濃度ピークが同様の深さにあることを保証するために選択される。このプロセスで、注入プロファイルのピーク位置が10%以下で異なる場合、同様に作用すると予想することができる。イオン注入またはイオン衝撃によって生成されたAs剥離薄層12は、薄層12の総厚みの20%よりかなり少ない、通常は10%未満の厚さ変動がある。薄層12の厚さ均一性は、熱伝導とエピタキシャル成長時の成長温度の均一性を保証し、高歩留まりおよびより低コストの高性能デバ

40

50

イスの経済生産に重要な組成と厚みの典型的均一性を持つエピタキシャル層を生成する。

【0017】

薄層12を剥離し、移動する他の可能な処理技術は、一般にエピタキシャル・リフトオフ(ELO)と呼ばれるもの可能にするために、側方に選択的にエッチングすることができる弱いインターフェース11として犠牲層を使用することである。ELO11に使用される選択的に除去可能な弱いインターフェースは、犠牲層11を無定形態(アモルファス状態)にするために薄膜のエピタキシャル成長または重いイオンの注入によって作ることができる。

【0018】

したがって、薄層12は、GaNを含むIII族窒化物化合物半導体材料などの所望の化合物半導体材料のエピタキシャル成長を支援するあらゆる材料で作ることができる。好ましくは、薄層12は単結晶層、あるいは薄層12上でのIII族窒化物化合物半導体材料などの所望の化合物半導体材料の単結晶層のエピタキシャル成長を可能にするIII族窒化物化合物半導体材料などの所望の化合物半導体材料の格子構造と同様の表面格子構造を持つ、高度に方位付けられた柱状構造を備える層である。

【0019】

薄いGaN層を移動するためのソース材料

自立GaN基板を使用する場合、デバイスはGaN基板のGa末端面上で通常成長させられ、GaN基板の化学的にずっと不安定なN末端面が露出されている。N末端GaN面の比較的低い化学安定性は、選択的エッチングを非常に困難にする。

【0020】

ソース基板10が自立GaNまたは他の自立III族窒化物材料で構成され、ウエハ接合した中間基板上で作られるデバイスがLEDまたはLDの構造を備える場合、後の処理のために、弱いインターフェース11を生成するようN面を処理することが望ましい。ソースウエハ10のN面を処理することによって、下記に述べるボンディングと層移動時に、GaNのGa面と他のIII族窒化物自立材料のカチオン面が、デバイス構造のエピタキシャル成長に提供される。現在利用可能なほとんどの自立GaN基板は(0001)Gaまたは(000-1)N面の平坦面を備えるが、他の自立GaN基板も、GaNの無極性または半極性面としてより一般に知られる(11-20)または(10-10)面の平坦面を備える。ソース基板10として適用された場合、無極性または半極性面を備えるこれらの自立GaN基板はGa面およびN面に必要な特別の区別を要求せず、ソース基板10の処理を非常に簡単化する。

【0021】

III族窒化物ベースの発光デバイス用の有力なデバイス成長技術である金属・有機物化学蒸着法(MOCVD)は、Gaまたはカチオン面上ではるかに優れたエピタキシャル層を生成することが知られている。M.Kampらによる「GaN homoepitaxy for device application」、MRS Internet J. 窒化物半導体、Res.4S1、G10.2(1999)を参照。自立III族窒化物ソースウエハ10のHVPE成長が通常、Gaの上面になるから、その結果生じる自立GaN基板のN面は、自立GaNのGa面より、自立GaNを作るのに使用されるGaN成長に適したサファイアまたは他の基板からなる初期成長基板に近く、高い転位密度を持っている。F.RenおよびJ.C.Zolperによる「Wide Energy Bandgap Electronics」59ページ参照。このため、III族窒化物半導体用の高品質成長テンプレートとして用いるためのウエハ接合した中間基板を生成するために、薄いGaN層12の後の移動用として特に設計されたソースウエハ10を作ることが望ましいであろう。注入とN面からの薄いGaN層12の剥脱によってウエハ接合中間基板の製作用として特に設計されたそのような自立GaN基板は、典型的なHVPE自立GaN基板より厚い層に成長させられることによって、標準の自立GaN基板と区別されよう。その大きな厚みは、N面からの増加した量の材料を磨き、かつ自立GaNのHVPE製作においてオリジナルのサファイア-GaNインターフェースに存在する非常に欠陥のある核生成領域からより遠く自立GaN基板のN面を移動させるために使用されるであろう。具体的には、50~200μmなどのよう

10

20

30

40

50

な  $50\text{ }\mu\text{m}$  を越える  $\text{Ga N}$  を研磨あるいは他の除去手段により  $\text{N}$  面から取り除くべきである。

#### 【0022】

ウエハ接合した中間基板の製作用の自立  $\text{Ga N}$  基板のさらなる改良は、厚い  $\text{Ga N}$  の  $\text{HVPE}$  成長用の初期の成長基板として除去可能なハンドル基板に接合した薄い  $\text{Ga N}$  膜をからなるウエハ接合中間基板を使用することにより達成することができる。このように、結果として生じる基板の  $\text{N}$  面は、サファイア初期成長基板の表面から有効にさらに遠く移動される。ウエハ接合中間基板の  $\text{Ga N}$  膜の転位密度を希望のレベルにするためにそのようなプロセスを数回繰り返すことができる。さらに、ウエハ接合中間基板の製作用として特に設計された自立  $\text{Ga N}$  基板は、 $\text{Ga}$  面上での後の成長用として準備された従来の  $\text{HVPE}$  自立  $\text{Ga N}$  において典型的に特定されるか利用可能なものより一層よく研磨された  $\text{N}$  表面を持つことが望ましい。具体的には、 $\text{N}$  面の研磨は、ミクロ粗さが  $1\text{ nm}$  未満、好ましくは  $0.3 \sim 0.5\text{ nm}$  の間の  $\text{N}$  表面になるのが望ましい。ウエハ接合中間基板上で作られるデバイスが  $\text{HEMT}$  または他の高出力または高周波デバイスである場合は、 $\text{III}$  族窒化物材料、典型的には  $\text{Ga N}$  面上の  $\text{MBE}$  での成長によってそのような構造を作ることが可能であり、時々望ましい。このため、自立  $\text{Ga N}$  基板の  $\text{Ga}$  面の注入が望まれ、自立  $\text{Ga N}$  基板から薄い  $\text{Ga N}$  層を移動するのに使用することができる。

10

#### 【0023】

ヘリウムと水素の共注入によって、剥離工程は水素だけの注入に比べて向上する。水素注入工程に対する剥離動特性の改良は、多くの形で示すことができる。水素のみの剥離工程と同じ温度と割合で生じる剥離工程を達成するのに必要なヘリウムと水素の合計ドーザ量（添加量）が減少する。その結果、機能する水素のみの剥離工程と同じレベルに合計ドーザ量を使用することによって、剥離が任意の温度で生じるレートが加速される。これは、剥離工程の要求される温度の低下を可能にする。

20

#### 【0024】

$\text{He/H}$  の共注入工程の使用は、移動される  $\text{Ga N}$  膜中へより少ない合計の水素を導入し、高温エピタキシャル成長時にデバイス構造中へ拡散することができる水素の量を減少させる。デバイス構造中の水素のバックグラウンド濃度を減らすことによって、ドーパント不動態化、特に  $\text{p}$  型  $\text{Ga N}$  中の  $\text{Mg}$  に関連した問題は、水素のみの剥離工程で用いられるより大量の水素の剥離  $\text{Ga N}$  膜上で作られたデバイスと比較して、低減することができる。

30

#### 【0025】

さらに、 $\text{He/H}$  の共注入工程の使用は、機構的に異なる剥離工程をもたらす。共注入剥離工程は、高エネルギー・イオンおよび中性原子種の両方として、ヘリウムおよび水素の  $\text{Ga N}$  結晶格子との異なる相互作用のため、水素のみの剥離工程に勝る。

#### 【0026】

それらのより大きな質量および関連する運動量によって、高エネルギーのヘリウム・イオンは同等のエネルギーの水素イオンより、注入工程時に結晶格子に一桁大きい損傷を引き起こす。更に、結晶格子中で停止した後、ヘリウム原子は水素原子より拡散率が低く、したがって注入時に生じる低温 ( $< 500$ ) の動的アニーリングの下でそれほど移動性ではない。しかし、水素とは対照的に、窒化ガリウム格子中のヘリウム原子はイオン注入によって形成される欠陥構造に結合しない。したがって、ヘリウム拡散の温度依存性は、損傷に関係なく  $\text{Ga N}$  結晶構造中のヘリウム拡散率の温度依存性によって決定する。一方、欠陥構造に結合した水素原子の水素拡散の温度依存性は、構造から水素を離すのに必要なエネルギー（これは窒素水素結合の場合にかなり強い）と、 $\text{Ga N}$  格子中の水素の温度依存拡散率との関数である。したがって、水素は欠陥構造を不動態化し安定させる。これらの欠陥構造は、マイクロクラックの形成と、高温 ( $> 300$  での) でのマイクロクラック構造へのヘリウムの拡散時の  $\text{Ga N}$  膜の最終的な剥離をもたらす。機構的相違の正味の影響は、拡散観点からインプラント温度の影響が最小限になり、注入工程をより堅調にするということである。

40

50



## 【0027】

He/Hの共注入が使用される場合、高温でのGaNの注入がよりよい剥離工程をもたらすことが観察されている。この観察用の提案される機構は、注入時の高い基板温度により、動的なアニーリングがGaNを剥離するのに必要な大量の注入時の格子損傷の増加を制限するということである。注入時に高い基板温度、例えば室温より高い温度、好ましくは150 を超える温度、さらに好ましくは300~500 を維持するために、いくつかの方法を使用でき、それは下記の方法が含まれる。高エネルギーのイオンビームにより、注入される基板に、主に熱として分散されるパワーが供給される。したがって、注入器エンドステーションから基板を熱的に分離することによって、主たる冷却のメカニズムが放散工程であるように、制限された熱的接触ポイントを備えた基板を確保することによって、あるいは注入時に基板とエンドステーションの間の断熱材を置くことによって、基板冷却メカニズムが熱伝導ではなく放散が主力となるまで、注入工程時に基板温度は当然上昇する。あるいは、注入時に抵抗ヒータとフィードバック制御システムによって直接基板を加熱することを、注入時に基板表面の温度をより正確に制御するために使用できる。したがって、基板は注入時に受動的および/または能動的に加熱することができる。

10

## 【0028】

基板に、 $\text{He}^+$ を80~160 keVのエネルギーと $1.5 \times 10^{17} \sim 4.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ のドーズ量で、そして $\text{H}^+$ を60~100 keVのエネルギーと $1.0 \times 10^{17} \sim 2.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ のドーズ量で共注入すると、サファイア上GaN基板および/または自立GaN基板からのGaN層の実質的な膨れ(blisters)と剥離が生じ得る。あるいは、エネルギーを2倍にし、所望の $\text{H}^+$ 注入工程のドーズ量を半分にすることにより、 $\text{H}^+$ イオンの代わりに $\text{H}_2^+$ イオンを使用することができる。剥離のためのこの望ましいドーズ量は、室温と150 の間のウエハ温度になる受動冷却の注入から、注入時に300 を超えるウエハ温度になる能動的加熱までの広範囲の注入温度に対応できる。一般に、剥離のための必要なドーズ量は、高温での注入によって減少する。すべての場合、インプラントのHe割合は、総ドーズ量の50%以上が好ましく、 $3.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ を超える注入量で可能と判明しているHeのみの剥離工程までが好ましい。したがって、上記の少量の $\text{H}^+$ ドーズ量と注入条件は、 $\text{He}^+$ 注入なしで剥離を引き起こすには十分でない。注入ドーズ量によっては、層を剥離するために、基板は300~900 の温度で10秒より長時間アニールされる。好ましくは、GaN基板は、剥離を引き起こすために350~600 の温度にアニールされる。共注入工程を使用する場合、剥離工程の動特性を向上させるために第1および第2注入間のアニールを使用してもよい。

20

30

## 【0029】

薄いサファイア層を移動するためのソース材料

Siなどの脆い半導体では、接合とアニール後に剥離を引き起こすよう結合する横に延びるマイクロクラックを生じる、注入時の損傷の形成およびHの格子過飽和によって、H起因の剥離が進行することが一般に認められている。サファイアでの剥離工程は、脆い半導体のそれと機構的に異なる。サファイアの比較的剛性の弾性特性と、注入損傷および注入された種の拡散に対するその抵抗とに關係する理由で、自由なサファイア表面の十分な自発的剥離は文献に報告されていない。むしろ、表面下の膨れが完全には結合しないかもしれない。したがって、注入と、注入に起因する剥離工程で一般に使用される熱循環は、それ自体、完全な層剥離に十分ではないかもしれない。この場合、注入されたサファイアのそれとは異なるCTEを持つ剛性のハンドル基板の存在は、結合していない表面下の膨れによって弱められたエリアの材料の割れと剥離を促進する熱機械応力を引き起こすことにより、剥離工程の向上に役立つことができる。これは、サファイアを剥離し、ウエハ接合および層移動に適した注入工程を開発する際に、いくつかの重要な相違につながる可能性がある。第一に、弱められたインターフェースに沿った剥離を引き起こす駆動力として役立つために内部の熱機械応力または外部応力のいずれかを提供することは重要かもしれない。さらに、ウエハ接合および層移動時にサファイア薄膜の剥離を生じるに十分な注入工程は、注入された膜の自発的な表面からの剥離ではなく、アニールによる自由表面の均

40

50

一な膨れによって示される。

#### 【0030】

剥離および層移動を生じるサファイア膨れは、 $\text{He}^+$  および  $\text{H}^+$  および / または  $\text{H}_2^+$  の注入によって引き起こされるが、その詳細を調べた。 $\text{He}^+$  イオンが、80、150、180 および 285 keV のエネルギーで注入された。 $\text{H}^+$  イオンは、50、80、95、100、150 および 180 keV のエネルギーで注入した。また、 $\text{H}_2^+$  イオンは 300 keV のエネルギーでテストした。 $\text{He}$  のみの剥離については、 $1.0 \times 10^{17}$ 、 $1.15 \times 10^{17}$  および  $1.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  のドーズ量をテストした。 $\text{H}$  のみの剥離については、 $1.0 \times 10^{17}$ 、 $1.5 \times 10^{17}$ 、 $1.8 \times 10^{17}$  および  $2.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  のドーズ量をテストした。 $\text{He}^+$  と  $\text{H}^+$  の共注入については、広範囲の注入と組合せを試み、 $\text{He}^+$  のドーズ量を  $7.5 \times 10^{16}$  から  $2.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  の範囲、 $\text{H}^+$  のドーズ量を  $5.0 \times 10^{16}$  から  $2.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  の範囲とした。

10

#### 【0031】

このデータに基づいて、一般化された  $\text{He} / \text{H}$  の共注入工程が形成された。概して、膨れ工程は、80 から 285 keV を超えるエネルギーと  $7.5 \times 10^{16}$  から  $2.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  のドーズ量の  $\text{He}^+$  注入で、50 から 150 keV を超えるエネルギーと 0 から  $1.25 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  のドーズ量の範囲である  $\text{H}^+$  の対応するエネルギーとドーズ量の範囲に対して有効である。言い換えれば、 $\text{He}^+$  イオンは、単独であるいは水素イオンと組合せで注入してもよい。80 keV で  $1.25 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  を越えるドーズ量の  $\text{H}^+$  注入は、 $\text{He}$  種が不在でさえも剥離を生じ、したがって臨界未満の  $\text{H}^+$  のドーズ量と考えることはできない。150 keV の  $\text{He}^+$  と 80 keV の  $\text{H}^+$  の適切な注入条件は、総ドーズ量、 $D$ 、および、そのドーズ量の  $\text{He}^+$  で構成される端数部分  $x_{\text{He}}$  として表すことができる。この表記を使用して、臨界未満の  $\text{H}^+$  のドーズ量の  $\text{H}^+$  のドーズ量制限は、好ましくは 150 keV の  $\text{He}^+$  注入工程に対する以下の制約となる。

20

$$(1 - x_{\text{He}}) D \leq 1.25 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2} \quad (1)$$

#### 【0032】

しかし、臨界未満の  $\text{H}^+$  のドーズ量を備えた操作は剥離工程の促進には不可欠ではない。これは図 7 に示される。150 keV の  $\text{He}^+$  を用いた広範囲の注入条件で弱い膨れが認められるが、膨れは、式 1 で規定される制限を前提として、以下の範囲によって定まるドーズ量に対して好ましく達成された。

30

$$5.0 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2} \leq x_{\text{He}} D \leq 1.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2} \quad (2)$$

#### 【0033】

これらの関係を得るために使用されたデータのまとめが図 7 に再現されている。前段落に記載したように、処方されたドーズ量はサファイアと異なる CTE を持つハンドル基板に接合せずに、十分な薄膜の剥離を引き起こすには不十分かもしれない。

#### 【0034】

図 7 は、共注入された  $\text{He}$  がない状態で注入物中の少量の水素が剥離を生じることができ、超臨界の  $\text{H}$  の範囲からなる注入のウィンドウをも示す。実際、この状態は  $\text{H}$  のみの剥離工程まで及ぶ。注入のウィンドウは、 $2.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  までと、式 1 によって規定された限界の範囲にわたり、異なる点は、ドーズ量のウィンドウが  $1.25 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  より大きい積  $(1 - x_{\text{He}}) D$  の範囲を含むことである。

40

#### 【0035】

一旦高圧ボンド工程が完了すれば座屈しない十分な機械的強度を持つ薄い移動層を生成するために、モリブデン、窒化アルミニウム、あるいはサファイアと比べて低い CTE の他の材料へのサファイアの移動用に高エネルギー注入物を使用することが望ましい。サファイア層移動で、この座屈は次に記載するような幾つかの要因によって促進され得る。

#### 【0036】

第一に、層移動のために、サファイアに対して高い注入ドーズ量を使用する結果、層移動後だが損傷除去前に、薄い移動層の上部の損傷領域が、薄い移動層のより低い無損傷部

50

分と比べて高度の圧縮応力を受ける。その結果、薄い移動層の上面から下端の接合領域への顕著な応力勾配 (stress gradient) が生じる。この応力勾配は、薄い移動層における座屈を促進し得るエネルギー・ポテンシャルをもたらす。

#### 【 0 0 3 7 】

第二に、サファイアの高いモジュラスは、サファイア薄層とハンドル基板との接合強さの不均一を生じる場合がある。この不均一性は、サファイア・ソース基板が屈曲して、下に位置するハンドル基板の形に合致することができないことが原因である。

#### 【 0 0 3 8 】

好ましくは、移動サファイア層厚さは約 8 0 0 n m 以上で、例えば 8 0 0 n m から 1 2 0 0 n m である。他の厚さも使用することができる。8 0 0 n m の薄い移動層は座屈を防ぐのに十分に厚い。この 8 0 0 n m の薄い移動層は、損傷除去用の 3 0 0 の n m のバッファを備える目標厚さ 3 0 0 n m の膜を生成するために必要とされるものより約 2 0 0 n m 厚い。

#### 【 0 0 3 9 】

厚さ 8 0 0 n m 以上の薄い移動層は、少なくとも 1 4 0 k e V のエネルギーで  $H^+$  と少なくとも 2 8 0 k e V のエネルギーの  $He^+$  を注入することにより達成することができる。イオンエネルギーとピーク深さの関係を図 8 に示す。注入物のイオンエネルギーの調節により薄い移動層の厚さを調節する場合、ピーク濃度が剥離を生じるのに十分に高いようにドーズ量も調節される。これは設定されたエネルギーで公知の機能的ドーズ量を選定し、公知の機能的ドーズ量の範囲の端部における注入された種の予測されたピーク濃度を生成するよう、設定エネルギーで T R I M シミュレーション (the Transport of Ion in Matter (James F. Ziegler) によるソフトウェア・シミュレーション・プログラム) を使用することにより行うことができる。新しいエネルギーでの第 2 の T R I M シミュレーションにより、ドーズ量単位ごとのピーク濃度の予想を得ることができる。機能的ドーズ量の予測されたピーク濃度を、T R I M 予想による新しいエネルギーでのドーズ量単位ごとの濃度で割ることにより、新しいエネルギーで必要なドーズ量を得ることができる。

#### 【 0 0 4 0 】

$N^+$ 、 $O^+$  および  $Ar^+$  などの軽量イオンを含む他のイオンのサファイアの特性に対する影響が文献で研究されている。また、 $Br^+$  などのより重いイオンと遷移金属イオンも研究されている。十分に高いドーズ量で、これらのイオンはすべて注入されたサファイアの膨れを引き起こし、したがって剥離工程の改良に潜在的な道を提供することが示された。特に興味があるのは、 $O^+$  および  $F^+$  である。 $O^+$  をサファイアに注入することによって、注入された範囲の終端でのローカルの化学量の変化し、格子間およびボンド中心の酸素種の高密度をもたらす。後の成長のために十分に厚い層の移動可能にするのに範囲の端部が十分に深いことを保証するために、 $O^+$  および  $F^+$  の両方のイオンエネルギーは、約 2 0 0 n m の T R I M に予測される注入深さになる少なくとも 1 6 0 k e V であることが望ましい。注入エネルギーの上限は、十分に高い電流を備えた注入器があるかどうかにより決まり、4 0 0 k e V を超える注入エネルギーが望ましい。 $H^+$  および  $He^+$  と比較して、サファイア格子中の酸素およびフッ素の拡散率の相対的な低下と、 $O^+$  および  $F^+$  イオンによって引き起こされる 1 つのイオン当たりの増加した損傷のために、注入されたサファイア中での空位と格子間原子の過度の増加そして最終的な無定形態化を防ぐよう、注入時の動的な損傷アニーリングを促進する高い基板温度での注入が望ましい。好ましくは、 $O^+$  および / または  $F^+$  の注入は少なくとも 2 5 0 のサファイア温度で行われるべきである。高ドーズ量 ( $> 1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ ) の  $O^+$  および / または  $F^+$  の注入は、 $H$  または  $He$  がない状態での剥離を引き起こすために十分な内圧および注入気体原子を提供するはずである。より低ドーズ量 ( $1 \times 10^{16}$  から  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ ) での  $O^+$  および / または  $F^+$  の注入は、剥離を引き起こすのに十分なドーズ量 ( $> 1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ ) での  $H^+$  および / または  $He^+$  の後の注入が向上した剥離動特性を備えた剥離工程になるように、注入された範囲の機械的および化学的特性を改変するはずである。したがって、 $H^+$  および / または  $He^+$  の注入前に  $O^+$  および / または  $F^+$  を注入することによ

り、 $H^+$  および / または  $He^+$  のみの注入と比べて、ある一定の温度での剥離の程度が高まり、剥離が開始する温度が低くなることが期待される。

#### 【0041】

オプションとして、すでに述べたように基板を熱伝導的に孤立させることにより、サファイア基板温度をイオン注入時に高めることができる。一般に、移動層は、厚さが  $200\text{ nm} \sim 2000\text{ nm}$ 、例えば  $800\text{ nm} \sim 1200\text{ nm}$  であり得る。移動層が図2Hに示す薄層12を形成するために研磨および / またはエッチングにより平坦化された後、中間基板中における薄層12の厚さは、約  $50\text{ nm} \sim 1000\text{ nm}$  にまで、例えば約  $200\text{ nm} \sim 800\text{ nm}$  にまでに減らされる。しかし、希望の用途および他のプロセス・パラメータに次第で、薄層12は上記と異なる厚さの場合がある。

10

#### 【0042】

##### 改良されたソース材料

オプションとして、図3Aに示すように、フォトリソグラフィ格子構造を反応性イオンエッチングあるいは他の公知の製作方法で薄層12にエッチングすることにより形成することができる。このエッチングは、図2Bに示す弱いインターフェース11を備えた薄層12を生成した後に行なわれることが望ましい。エッチングされたエリア14は、米国特許No.5,955,749とNo.6,479,371に示されたようなパターン、あるいはフォトリソグラフィ・バンドギャップおよび周期的格子構造の分野において公知の他のパターンを備える。名目上、そのようなパターンの寸法は、発光デバイス構造によって照射される光の波長程度である。エッチングされたエリア14は弱いインターフェース11を侵入せず、薄層12内に留まることが望ましい。

20

#### 【0043】

ソースウエハおよび対応する移動薄層の結晶構造が、従来の  $(0001)$  軸心から軸外であり得ることに留意されたい。特に、 $0 \sim 3$  度、例えば  $0.5 \sim 3$  度の  $(0001)$  軸心からの小さな角度の偏差は、MOCVDによるInGa<sub>x</sub>N、AlGa<sub>x</sub>NおよびGa<sub>x</sub>Nの層ごとの二次元の成長に好都合かもしれない。層ごとの成長は、Ga<sub>x</sub>Nの上のAlの多いAlGa<sub>x</sub>Nなどのより滑らかな成長形態、および、ヘテロ構造成長での格子不整合ひずみからの欠陥生成が減少する結果になる。

#### 【0044】

ソースウエハは、層移動工程の有効性を高める様々な方法で処理することができる。使用され得る1つの方法は、注入工程時に表面の粗化あるいは汚染を防ぐために基板の表面に適用される保護層の付着である。 $SiO_2$  が使用可能な1つの材料である。保護層はここに記載された接合層13と同じ層でもよい。あるいは、保護層は、注入ステップの前にソースウエハに付着され、注入がこの層を通して行われた後に取り除かれる犠牲的な保護層でもよい。接合層は犠牲保護層の除去の後にソースウエハに付着される。

30

#### 【0045】

使用可能な別の方法は、ソースウエハの表、裏、または両側に光反射層を付着することである。サファイア・ソース基板または層への注入の場合、約  $50\text{ nm}$  の厚さのAl層の付着により、膨れを達成するのに必要なドーズ量を減少できる。基板の両面または片面に反射膜を付着することによって、基板の光学的透明性を使って、注入範囲の端部に形成された欠陥から放射されるエネルギーが捕捉されと考えられる。これは、注入パワーの放射の効率を下げることによりエネルギーを基板内に捕捉する。したがって、基板温度が高くなって、基板の外表面からの放射と伝導を可能にする。Al薄膜はサファイアの膨れ挙動を向上させるが、改変プロセスは、表面下の欠陥からの放射波長で大きく反射するあらゆる薄膜で有効なはずである。したがって、 $30 \sim 100\text{ nm}$  のように、 $50\text{ nm}$  とは異なる厚さの他の反射材料も使用できる。反射膜は、光反射性であるために十分厚い必要があるが、入射ビームに対する顕著な阻止力を寄与するほど厚くない。薄い反射膜は、注入後に容易に除去可能であるべきである。公知のように、そのような除去は、例えば反応性イオンエッチングなどの選択的な湿式化学エッチングまたは乾式エッチング技術によって行うことができる。この技術はサファイアの剥離挙動を向上させるが、自立Ga<sub>x</sub>N、サファイ

40

50

ア上のGaN、SiC、ダイヤモンドおよびサファイア上のあるいは自立形の任意のIII族窒化物などのような、広いバンドギャップを持つ様々な他の半導体材料の剥離をも向上させ得ることも注目するべきである。反射層は、注入ステップ後に取り除かれ、ボンディング・ステップ時に保持され得る犠牲層でよい。

#### 【0046】

層移動工程の有効性を高めるために使用可能な別の方法は、剥離工程時に薄層に割れを生じる可能性を少なくする材料の膜（つまり反クラッキング層）をソースウエハに付着することである。そのような層は、大きい連続した膜の移動を妨げるような割れが薄層に生じる可能性を少なくする。割れの抑制は、ソースウエハ材料とハンドル基板材料とのCTEの差が剥離を促進している場合に特に重要である。更に、もともと構造中に欠陥があり得る自立GaNなどのソースウエハでは、ソースウエハを堅くする反クラッキング層の使用は特に重要である。ソースウエハを安定させために使用される反クラッキング層は、CVDまたはスパッタリングなどの標準処理技術で付着された厚い低応力材料でもよく、あるいは接合層または接合剤でウエハボンディングによって基板と一体化された実際に平坦な、剛性の基板でもよい。反クラッキング層の材料は、酸化シリコン、窒化ケイ素、多結晶の窒化アルミニウムまたは他の適切な材料でもよい。成長した自立GaNに、基板の割れ用の核生成箇所が多数ある場合は、接合時にGaNの割れを完全に抑止することは不可能かもしれない。しかし、GaNが安定化用の膜または基板に接合される場合、これらの割れがその膜または基板に入ることが抑止され得る。したがって、自立GaNは、多くの薄層の繰り返し移動用のソースウエハとしてその有用性を維持する。反クラッキング層は、注入ステップ後に取り除かれる犠牲層でよいし、或いは、ボンディング・ステップ時に維持されても良い。

#### 【0047】

別の方法では、材料の層をソースウエハに付着し、ソースウエハとハンドル基板の接合強さを高めるよう処理してもよい。この方法は、ソースウエハの注入の前に、あるいはその注入の後に行なわれてもよい。1つの好ましい実施例では、付着される材料はSiO<sub>2</sub>（つまり接合層13）である。また、処理は化学機械研磨である。上記方法の各々は、単独であるいは他の方法と組み合わせて使用してもよい。

#### 【0048】

##### ハンドル基板の準備

図2Cで、薄層12および/またはソースウエハ10と同等か、わずかに高いか、わずかに低い熱膨張度率で、高融点の熱伝導材料をハンドル（「支持」としても知られる）基板20として使用することが望ましい。ハンドル基板20は、後のエピタキシャル成長において出会う成長環境と適合することが望ましいが、この適合性はソースウエハ10からの薄層12への移動後に表面処理に実現してもよい。更に、ハンドル基板20は、分解すべきでなく、後のエピタキシャル成長に実質的な悪影響を及ぼす汚染物質を生成するべきでない。窒化物半導体については、ハンドル基板20のCTEは、移動された薄層12およびソースウエハ10との適合のため、 $4 - 8 \times 10^{-6} / K$ の範囲（室温とデバイス構造のエピタキシャル成長が生じる温度との平均）にあることが望ましい。ハンドル基板20の線膨張率を上記の範囲に設定することにより、半導体発光デバイス構造またはソースウエハ10のストレスによる撓みまたは割れを防止し、半導体発光デバイスの生産歩留まりおよび長期信頼性を高めることができる。より好ましくは、室温とデバイス構造のエピタキシャル成長が生じる温度の範囲における平均であるハンドル基板20のCTEは、同じ温度範囲にわたり平均したGaNのそれより高い0%と25%の間になるように設定する。成長温度が1000の場合、これは、文献で得られるGaNの温度依存CTEの現在の計測値に基づいて、 $5.2 - 6.3 \times 10^{-6} / K$ の範囲にほぼ相当する。ハンドル基板20のCTEをこの範囲に設定することは、GaNデバイス層の割れの形成を減らすか防ぐことができる。それらの割れはデバイス層がGaNより著しく低いCTEのる基板上で成長する場合に、成長後の冷却で生ずることが知られている。

#### 【0049】

ハンドル基板 20 の材料は、発光デバイス構造や最終基板 50 に影響せずに、化学的エッチなどでハンドル基板 20 が容易に取り除くことができるように選ばれるべきである。 $Al_zGa_{1-z}N$  または  $GaN$  を有する薄層 12 およびソースウエハ 10 については、ハンドル基板 20 は、元素モリブデン ( $Mo$ ) または  $Mo$  の合金であることが望ましい。 $Mo$  は、20 と 1000 の温度範囲にわたり平均された場合、約  $5.8 \times 10^{-6} / K$  の  $CTE$  を持つことが知られている。より好ましくは、 $Mo$  の合金は、成長過程でその再結晶温度がウエハの最高温度を超えるよう選ばれる。処理中に再結晶温度を超えると、 $Mo$  基板中で結晶粒の成長が生じ得、これは、その後の冷却後に材料のストレス状態の変化と材料の脆化をもたらす。市場で  $TZM$  と呼ばれるものを生成するチタンおよびジルコニウムを  $Mo$  にドーピングすることは、 $Mo$  に対し再結晶温度を 1200 から 1400 の範囲に高めることが知られ、これは元素  $Mo$  の再結晶温度より 200 から 300 高く、エピタキシャル成長温度より 100 から 300 高い。 $TZM$  は、 $Mo$  (98% を越え、好ましくは少なくとも 99%) と、 $Ti$  (0.2% と 1.0% の間) と、 $Zr$  (0% と 0.3% の間) と、 $C$  (0% と 0.1% の間) との希薄合金である。任意に、少量の酸化ランタン (約 1%) の  $Mo$  へのドーピングは再結晶温度を 1300 ~ 1500 の範囲に高めることが知られている。ハンドル基板 20 の材料は  $TZM$  が望ましい。

#### 【0050】

文献で報告された  $GaN$  の  $CTE$  値は、室温で、そして本書に記載されたウエハ接合構造の処理に使用される温度範囲では不正確である。さらに、 $Mo$  および他の候補基板材料の  $CTE$  も正確に分かっていない。 $CTE$  の既知の値の不正確性のため、ハンドル基板は、基板材料の  $CTE$  の変更によって実験の繰り返しを通じてさらに最適化することができる。これを遂行するために、 $Mo$  およびタングステン ( $W$ ) の合金は、剥離工程の前と剥離工程時の熱循環で、接合した  $GaN/MoW$  基板対の  $CTE$  不一致によるストレスと、それに関連する割れあるいは層間剥離の恐れを最小限にするよう処理することができる。同様に、 $MoW$  の組成は、成長時の  $GaN/MoW$  基板のストレスによる撓みと、それに関連する温度のばらつきを最小限にし、かつ成長後のデバイス層の割れを最小限にするよう選択することができる。好ましくは、剥離工程の歩留まりを最適化し、さらに成長温度のばらつきと成長後の割れの最小化または排除によって膜成長品質およびデバイス性能を最適化するよう  $MoW$  の組成を選択する。 $W$  は、20 から 1000 まで平均すると、ほぼ  $4.9 \times 10^{-6} / K$  の  $CTE$  を持つことが知られている。したがって、この温度範囲にわたり平均した  $MoW$  合金の  $CTE$  は、 $4.9 \times 10^{-6} / K$  および  $5.8 \times 10^{-6} / K$  の範囲になるように設定することができる。原子百分率が 0 ~ 50 の  $W$  を含むそのような合金は市販されている。特に、ASTM 表示 B-386-03 で規定された  $Mo$  合金 366 は  $Mo$ -30% の  $W$  合金である。 $W$  の再結晶温度が 1150 ~ 1350 の範囲であるから、 $MoW$  合金は純粋な  $Mo$  より高い再結晶温度であると予想される。更に、上記のように、 $CTE$  が最適化された  $MoW$  基板の再結晶温度は、 $Ti$  または酸化ランタンなどのドーパントを含めることによってさらに高めることができる。一般に、ハンドル基板材料は、中間基板上で成長するエピタキシャル III 族窒化物層にかなり一致した  $CTE$  であるものが選択され得る。例えば、ハンドル基板と III 族窒化物層の  $CTE$  の相違は、0 ~ 10% のように 20% 未満になろう。

#### 【0051】

$Mo$  または  $Mo$  合金からなるハンドル基板 20 は、種々の形の原料からいかなる数の方法でも生成することができる。一般に、原料は構成要素の微粉から形成される。これらの粉末は、プレス・アンド・焼結、高温静水圧圧縮 ( $HIP$ )、あるいは金属射出成形 ( $MIM$ ) などの粉末冶金技術を使用して、プレートまたはロッドなどのような単形にできる。真空アーク casting は他の一般に用いられる技術で、粉末冶金技術で形成された材料より、含有物と不純物のより低い孔隙率およびより低い濃度の材料を生成することができる。プラズマ活性焼結、マイクロ波焼結およびプラズマ圧力焼固などの代替技術を使用してもよい。薄いシート材料は公知の圧延技術を使用して得られ、それは圧延プロセスによるストレスを取り除くアニール工程を含んでもよい。好ましくは、材料は優れた機械加工特性を得る

10

20

30

40

50

ためにクロス圧延される。原料は、放電加工（EDM）ワイヤー切断、噴射水切断、電食、レーザー切断、ダイスタンプ法、ミリング、のこ引きおよび面削りなどの従来の機械加工技術を含む、公知のいかなる数の技術を使用しても最終の基板形を作ることができる。一般に、炭化タングステンツールなどの高速機械加工ツールが、Moとその合金の従来の機械加工に必要である。材料形と機械加工技術にはそれぞれは個別のコストと性能要件がある。例えば、粉末冶金MoまたはTZMの圧延シートは、入手が容易で、安価で、容易に整形でき、一方、真空アーク溶注材料は、その低い孔隙率と低い含有物濃度により鏡面仕上げの研磨に向いていることが知られている。切断プロセス時に生じる再結晶により裁断面が脆くストレスを受けた状態であるから、EDMワイヤー切断およびレーザー切断などの高温切断技術は注意して使用しなければならない。再結晶に関連した問題回避するために、電食、噴射水切断、ダイスタンプ法あるいは従来の機械加工技術などの低温切削技術を使用することができる。好ましくは、基板は、電食、ミリング、EDMワイヤー切断、ダイスタンプ法あるいは噴射水を使用して、圧延シートからカットされる。EDMワイヤー切断の場合には、黄銅EDMワイヤーが使用されるなら、表面の異物を取り除くよう注意しなければならない。またMoのEDMワイヤーを使用してもよい。電食は、そのバッチ処理性のために、大量生産での相当な費用の利点を得られることが期待される。この場合、化学抵抗性のマスクをシート材料に適用することができる。マスクは、写真平板などのパターンニング技術を使用して後でパターン化される全面的な膜でよく、あるいは、それが適用されたときに所望のパターンをマスクに形作ることができる。圧延シートは厚さが250  $\mu\text{m}$  ~ 2 mmであることが望ましく、基板形は、直径が25 mm ~ 150 mmのディスクが望ましい。より大径のディスクを使用してもよい。好ましくは、圧延シートは、以下に記載する研削とラッピングの工程に材料の除去を容易にするために、最終ハンドル基板より20% ~ 200%厚い。基板はロッドからディスクをカットすることにより作ることができ、前記ロッドは粉末冶金、あるいは好ましくは真空アーク溶注によって形成され、前記ロッドは最終基板の所望の直径と実質的に等しい直径である。EDMワイヤー切断、噴射水切断あるいは従来ののこ引きおよび面削りを使用することができる。EDMワイヤー切断は、低粗さ仕上げの研磨に向いていない脆い表面を残すことになるから、噴射水切断または従来ののこ引きおよび面削りを使用することが望ましい。ディスクは、エッジを丸くし、ディスクからバリを取り除くために、切断後に転がすこともできる。

#### 【0052】

ハンドル基板の平坦さは、ハンドル基板を横切る反りの量がハンドル基板径の0.1%を超えず、更に、0.02%を超えないことが望ましい。反りは、ここで仮想平面からの基板上面の最大の正・最大の負の偏差の和として定義され、その仮想平面は基板上面と交差し、反りの大きさを最小とする面として選択される。ロッドからカットされたディスクの場合に、この平坦さは従来の機械加工および/またはEDMワイヤー切断技術を使用して得ることができる。ロッドからカットされたディスクの場合に随意に、そして圧延シートからカットされたディスクの場合に好ましくは、所期の平坦さを得るために公知の機械的および/または化学機械的ラッピング（lapping）および研削技術を使用することができる。好ましくは、ハンドル基板の両面はハンドル基板の応力による曲がりをも最小にするために研削および/またはラップ仕上げをされる。表面のピットの生成を最小にするために固定研削および/またはラッピング技術を使用してもよい。さらに、表面平滑仕上げを得るためにハンドル基板の上面と、随意に下面も磨くことができる。ハンドル基板の曲がりをも最小にするために下面の研磨が必要かもしれない。応力非対称を最小限にし、ハンドル基板の平坦さを最適化するために、研削、ラッピングおよび研磨工程全体にわたって公知のダブルディスクプロセスを使用することが望ましい。ダブルディスクプロセスは、基板の上下面を同時に研削し、ラッピングし、あるいは研磨するものである。圧延シートから作られたハンドル基板については、冷間加工に関連した材料のストレスを取り除くために、研削前に、および/またはラッピング前に、および/または研磨前にシート材料の応力除去を行ってもよい。TZMからなるハンドル基板については、応力除去は30分 ~ 120分間1050 ~ 1250の温度に材料を加熱することにより達成することができ

10

20

30

40

50

る。露出したT Z M面の酸化を防ぐために、応力除去手順は真空、水素補助の真空中あるいは不活性ガスまたは還元環境で行うことが望ましい。シート材料を2つの平坦面間に挟み、ウェイト、クランプあるいは他の方法によって圧力を与えながら、応力除去アニールを行うことによりシート材料を平坦化してもよい。この平坦化手順は、研削、ラッピングおよび/または研磨工程のいずれかの後に行なうことができ、あるいは、ディスクに切られる前の圧延シート材料に対して行なうことができる。ハンドル基板の上面、また随意に下面のエッジは、取り扱いを容易にし、研磨時のハンドル基板エッジの断片化に関連した研磨傷を最小にするために面取りするか丸めることが望ましい。面取りまたはエッジ丸めは、公知のような機械加工、タンプリングあるいはエッジ研削技術を使用して行うことができる。研磨後の上面は1ミクロン未満の凹凸粗さ(to-to-valley)であることが望ましい。

10

#### 【0053】

ラッピングまたは研磨の後に上面に追加の材料層を直接付着してもよく、この追加層をさらに磨くことができる。この膜は、電子ビーム蒸着、マグネトロンスパッタリングおよび化学蒸着技術などの公知の技術を用いて付着させることができる。公知のように、そのような真空蒸着膜は低いミクロの粗さの表面仕上げに磨くことができる。追加層の材料は、その研磨および接合性、基板とのCTE適合、および/または高温安定度および反射率などの他の性能特性で選択され、Mo、W、RhまたはT Z Mのアモルファス薄膜、あるいはMo基板に比例してはるかに細かい多結晶粒度の膜が好ましい。より好ましくは、膜はT Z MまたはMoで構成され、マグネトロンスパッタリングを用いて付着される。膜厚は上面の凹凸粗さの2~5倍の範囲にあるように好ましくは選択される。好ましくは、フィルム厚は0.5ミクロンから5ミクロンの範囲にある。高純度材料が蒸着工程において使用される場合、付着膜はバルクMoまたはMo合金基板中のCuおよび他の金属性不純物に拡散隔膜としても役立つことができる。これは、高純度付着膜がバルクからの金属性不純物の貯留層として作用することと、密な、好ましくはアモルファスの薄膜が、Mo基板の外面への不純物の効率的な移動用拡散経路として働くことができる結晶グレイン境界を特色としないことの両方が理由である。

20

#### 【0054】

これに代わるものとして、ハンドル基板材料は多結晶のAlN(P-AlN)からなる。P-AlNは、テープ鋳造、ホットプレス、プレス・アンド・シンター技術などの公知の技術を用いて形成することができる。材料は、さらにイットリアおよび/またはカルシウム化合物などの焼結助剤を備えてもよく、それらは0.1~5重量%の濃度で存在し、AlN粒の粘着を促進し、かつ焼結材料の密度および熱伝導率を高めるために使用される。焼結助剤は、下記するように成長過程時に成長チャンバおよび/またはエピタキシャル・デバイス層の汚染の可能性を最小限にするために減らすか除去することができる。特に、カルシウムのレベルは、25ppm未満が好ましく、10ppm未満がより好ましい。20~1000の温度範囲でのP-AlNの平均CTEは約5.6ppm/Kで、室温での熱伝導率は通常100W/cm/Kと200W/cm/Kの間である。P-AlNはシートの形で市販され、レーザー切断あるいは公知の他の技術を用いて容易にディスクに切ることができる。好ましくは、シート厚さは0.25mm~2mmで、ディスク径は50mm~150mmである。より大径のディスクを使用してもよい。基板径の0.1%未満の基板曲がりおよび50nm未満のRMS表面粗さを得るために、既に述べた従来の研削、ラッピングおよび研磨技術を使用することができる。取り扱いと研磨を容易にするために、上下両面に面取りまたはエッジ丸めを施してもよい。

30

40

#### 【0055】

III窒化皮膜のHVPE成長用の中間基板を形成するためにモリブデン合金またはP-AlNハンドル基板が使用される場合には、HVPE成長過程に存在するHClやGaClのような高反応性のハロゲン化物からハンドル基板材料を保護するために封緘層を設けることができる。封緘層は、ハンドル基板の少なくとも露出面をおおう膜からなる。候補の封緘層材料は二酸化ケイ素、窒化ケイ素、酸窒化ケイ素、アモルファス・炭化ケイ素

50



、酸窒化アルミニウムおよびアルミナを含み、スパッタリング、プラズマ助長CVD、低圧CVD、eビーム蒸着あるいは公知の他の技術によって付着させることができる。封緘層の厚さは50nm~2000nmであることが望ましい。

#### 【0056】

他のハンドル基板材料は、市販されている封止(encapsulated)単結晶半導体ウエハである単結晶半導体ウエハを含む。そのような半導体材料は、GaNベースのデバイスの成長および製作に関連した処理温度より高い融解温度のものが選ばれる。好ましくは、半導体基板材料の融解温度は、MBEとMOCVDそれぞれによって成長したGaNベースのデバイスの場合、600 および1000 を超える。半導体材料は、20 ~ 1000

の温度範囲にわたり平均された場合、5ppm/K~8ppm/Kの範囲にCTEを持つものが好ましくは選ばれる。適切な半導体基板材料はGaAsの単結晶ウエハ、GaPの単結晶ウエハおよびInPの単結晶ウエハを含み、それらの融解温度はそれぞれ約1240、1460 および1060 である。GaNデバイス層の成長時に基板が加熱される場合に結晶面の分解を防ぐために、単結晶ウエハが封緘層を備えることが望ましい。適切な封緘層は、PECVD、あるいは二酸化ケイ素、窒化ケイ素、酸窒化ケイ素、窒化アルミニウム、酸窒化アルミニウム、アルミナおよび炭化ケイ素のスパッタ付着された膜を含む。封緘膜の厚さは50nm~2000nmが望ましい。

#### 【0057】

ハンドル基板は、エピタキシャル・デバイス層の成長温度での成長環境において構造的に安定するよう操作される。構造的に安定したハンドル基板は、成長環境において成長温度への加熱時の形状変化が、エピタキシャル成長前の成長温度の基板の反りがハンドル基板径の0.15%を超えず、より好ましくは0.05%を超えないようなものであることが望ましい。成長温度以下でバルク再結晶、溶解あるいは他の相変化をせず、かつ/または成長温度で成長環境において分解しないハンドル基板材料の選択により、ハンドル基板が構造的に安定するよう設定することができる。ハンドル基板材料の厚さあるいは材質性が成長過程の時に反りの許容レベルを維持するのに十分でない場合、ハンドル基板に裏面層を設け、成長温度の裏面層中のストレスと厚さの積が、エピタキシャル・デバイス層および/または移動層中のストレスと厚さの積と実質的にバランスするようにすることができる。適切な裏面層は、CTE、熱伝導率、除去の容易さ、コストおよび/または成長環境と成長温度での化学安定性で選ばれる窒化ケイ素、二酸化ケイ素、酸窒化ケイ素、窒化アルミニウム、酸窒化アルミニウム、アルミナ、炭化ケイ素あるいは他の材料のアモルファスまたは多結晶膜を含むことができる。これらの裏面層はスパッタリング、CVD、PECVD、蒸着あるいは公知の他の方法によって付着させることができる。

#### 【0058】

他のハンドル基板材料のCTEは基板材料の組成の変更によりGaNまたは他の材料のCTEと一致するよう具体的に操作することができる。

#### 【0059】

##### ウエハボンディングの準備

図2D、2Eおよび3Bで、薄層12および/またはハンドル基板20の少なくとも1つの表面は、公知のやり方で接合層13、21を随意に備えている。そのような接合層はSiO<sub>2</sub>、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、AlN、AlをドーブしたZnO、あるいは公知の他の材料をからなる。接合層の化学量は付着層の安定性および化学的性質を調節するために改変することができる。例えば、窒化ケイ素中のSiとNの比率を3:4比率から増加させることによって(つまり、Si:Nの比率が3:4より大きいシリコンの多い窒化ケイ素を形成することにより)、付着層のストレスが軽減され、その結果生じる層は、熱処理時に接合インターフェースから抜かれる気体種を取り除く能力が高まる。適切な接合層材料は、完成したデバイス構造の電気性能を下げないように十分な純度で付着することができ、エピタキシーによって成長するデバイス構造の成長温度(例えば>1000)に対して熱的に安定していて、低いローカルのミクロの粗さ(好ましくは、大きな欠陥間の二乗平均平方根平均粗さが1.0nmより小)に磨くことができるという条件に従う。こ

これらの層は電子ビーム蒸着、スパッタ堆積、イオン補助スパッタ堆積、化学蒸着、プラズマ助長の化学蒸着および他の技術など従来の技術によって付着させることができる。熱伝導率、導電率あるいは両方を向上させるために、層は他の材料と混ぜるか、あるいはそれらに注入されてもよい。

#### 【0060】

MoまたはMo合金は、粘着層または接合層の付着および最終的なボンディングの前に随意に緩冷（アニーリング）してもよい。Moあるいは関連するハンドル基板の場合に、このアニール工程はいくつかの目的に役立つ。第一に、それは揮発性の表面の酸化物、有機物、および付着された接合層の接合に影響し得る他の汚染源を取り除く。さらに、MoまたはMo合金基板を作るのに使用される製作技術によって、基板は、高温でのガス抜きとあるわずかな孔隙率を示し得る。さらなる加工の前に800以上の高温で緩冷することにより、エピタキシャル成長のような後の高温プロセス時のガス抜きの大きさを最小限にすることができる。後述するMoまたはMo合金基板に関するこのおよび他のすべての高温熱加工で、Mo基板の酸化および分解を防ぐために、アニーリング環境は超ドライ窒素、水素/窒素混合、真空、あるいは公知の他の還元環境のような非酸化環境とするべきである。これは、300を超える温度での熱加工に特に重要である。MoまたはMo合金ハンドル基板を酸化から保護するために封緘層を設けてもよい。接合層とハンドル基板の接合強さを高めるために、接合促進膜または粘着層を付着させることができる。MoまたはMo合金ハンドル基板の場合については、適切な粘着層材料はTiN、Ti、Cr、珪化モリブデン、Mo、Si、CおよびNの任意の合金、あるいは公知の別の粘着層を含む。接合層材料自体のように、粘着層の選択は、層材料がGaNの成長温度を通じて熱的に安定していて、接合層の成分が、アクティブデバイス構造の電気的性質を悪化させるようにGaNへ拡散しないという条件に従う。粘着層はTiNまたはTiからなり、厚さが5nm~75nmであることが望ましい。膜はTiNとTiの多層スタックでもよく、例えば0nmと30nmの間のTiN、10nmと150nmの間のTi、および5nmと50nmの間のTiNのようなスタックでよい。酸化に対する粘着層の抵抗を高めるために、粘着層はTiAlN合金、あるいはTiNとAlNまたはTi、TiN、AlおよびAlNの多層スタックで、スタックの総厚みを20nmと200nmの間とすることができる。

#### 【0061】

P-AlNからなるハンドル基板の場合、接合層が800を越えて緩冷されると、イットリウム、カルシウムおよびアルミニウムなどの焼結助剤の不純物および/または成分は、接合層と拡散および/または反応しやすくなり得る。そのような拡散および/または化学反応が生じるのを防ぐために、P-AlN上面と接合層の間に拡散隔膜を設けることができる。候補となる拡散隔膜材料は、窒化ケイ素、アモルファス・炭化ケイ素、アルミナ、窒化アルミニウムおよび窒化チタンを含み、スパッタリング、プラズマ助長のCVD、低圧CVD、eビーム蒸着あるいは公知の他の技術によって付着することができる。拡散隔膜層の厚さは5nm~500nmが望ましい。二酸化ケイ素または炭化ケイ素の層などの粘着層を、P-AlNハンドル基板面と拡散隔膜の間に設けてもよい。粘着層の厚さは5nm~50nmが望ましい。中間基板が成長温度に加熱されると、カルシウムなどの高い蒸気圧要素および/またはイットリウムなどの急速に拡散する要素が、成長チャンバ環境中への要素のガス抜きと後の成長表面上への付着、あるいはエピタキシャル層中へのバルク拡散によって、P-AlNからエピタキシャル・デバイス層へ移動することがありえる。成長チャンバおよび/またはエピタキシャル・デバイス層へのこれらの要素の移動を防ぐために、基板は拡散隔膜材料に完全に封入してもよい。P-AlNからなる中間基板上でのIII族窒化物材料の成長時に、III族窒化物材料の外的な成長がP-AlNハンドル基板の露出面で生じる場合がある。この外的な成長は低質で、デバイス製作に適していないかも知れない。中間基板がハンドル基板の上面を完全にカバーしない薄い移動層12で、そして/またはハンドル基板のエッジが露出される場合、ハンドル基板の露光領域上でのIII族窒化物材料の外的な成長を防ぐために封緘層を設けることができる。封

10

20

30

40

50

絨層は、拡散隔膜層材料、接合層材料、拡散隔膜および接合層材料の両方の組合せ、あるいは外的成長に対する抵抗、接合性、成長温度および成長環境での安定性、成長前処理時の化学的侵食に対する抵抗で選ばれる別の材料の層でもよい。封絨層材料は窒化ケイ素、二酸化ケイ素あるいは酸窒化ケイ素が望ましい。

#### 【0062】

接合層13および21を設けることにより、GaNとMoに対する接合層の向上した機械的適応性により、薄層12および/またはハンドル基板20の表面平滑性の必要条件を低減する。さらに、表面のミクロの粗さを低減し、それによってウエハボンディングの強度を高める接合層13、21の化学機械研磨は既に公知であり、必要ならば低コストで容易に行なうことができ、GaNまたはMoなどの磨くことが困難な表面のための高価な研磨手順を除外できる。

10

#### 【0063】

好ましくは、付着された接合層の密度は、接合層を磨く前に接合層材料の中に閉じ込められた水素および他のガス種の量を減らすために200~1100の温度で膜を緩冷することにより、高めることができる。さらに、研磨および後の接合前に高温への接合層材料の密度を高めることによって、付着された層の密度が高められ、それにより、接合後の加工時に膜付着不安定性に寄与し得る接合層中の応力の増大の恐れを減少する。研磨前にこのガス抜きアニールを行なうことによって、接合層の表面でのいかなる化学量ロスも、滑らかで(<1.0nmの二乗平均平方根粗さ)均質の膜になるよう表面物質を磨きとることにより回復することができる。より好ましくは、1000を越える温度でのデバイス構造の成長時に接合層からガス抜きすることが、気体蓄積に起因する接合インターフェースの不良にならないことを保証するのに必要な温度より高い温度でガス抜きアニールを行う。この温度は、二次イオン質量分析(SIMS)解析およびサンプル製作およびストレステストの組合せによって決定することができる。このガス抜きアニール処理は、接合層膜中の残留応力を減らし、かつ接合層中の閉じこめられた気体の濃度を下げるために有利に行なうことができる。接合層とハンドル基板表面の間に粘着層が設けられる場合、研磨の前の層スタックのアニーリング、粘着層の熱的安定性を有利に促進することができる。特に、TZMなどのモリブデン合金ハンドル基板が使用される場合、そしてTiNの膜からなる粘着層が設けられる場合、接合層が磨かれた後、1000を越えるまで加熱されると、粘着層は、凝集および/または酸化などの構造的・化学的に不安定になりやすい。研磨に先立つ、5分~120分の時間で800~1150の温度での粘着層/接合層スタックのアニーリングは、接合層が磨かれた後の1000を越えるまでの加熱時の粘着層のいかなる酸化も凝集も実質的に低減ないし排除する。このように、接合層の研磨前に粘着層/接合層スタックのアニーリング工程を行なうことにより、TiNの膜からなる粘着層は、1000を越える温度で熱安定するようにできる。

20

30

#### 【0064】

ハンドル基板がイットリア含有のP-AlNであり、接合層が二酸化ケイ素の場合、1000を越えるアニーリングで接合層の局所領域にY-Al-O-Si化合物ができる。これらの化合物は、接合層の局所研磨特性特徴に影響し、磨かれた接合層の浅い凹みとなり得る。この影響を軽減するために、上記のように拡散隔膜層を設けることができる。あるいは、研磨前の接合層の緻密化温度を、拡散が生じる温度に選択することができる。好ましくは、この場合の緻密化温度は、800~1050である。焼結助剤の接合層との反応を最小限にするために、ハンドル基板材料中のイットリア焼結助剤のレベルを低減してもよい。拡散隔膜が設けられない場合、あるいは拡散隔膜がイットリウムおよび/またはアルミニウムの拡散を防ぐのに十分でない場合、および/または緻密化温度が拡散を防ぐほど低くない場合、ハンドル基板材料中のイットリアのレベルは0.5重量%未満が好適である。P-AlNのハンドル基板はホットプレスによって形成することができ、それはテープ鋳造またはプレス・アンド・シンター技術ほど焼結助剤を必要としない。上記のように、層の材料によって、単一層が、接合層、粘着層、拡散隔膜および/または封絨層として役立つことができる。

40

50

## 【 0 0 6 5 】

薄層 1 2 にエッチングされたフォトリソグラフィ格子構造を備える、図 3 A および 3 B に示す発光デバイス構造で、任意の接合層 1 3 はエッチングされたエリア 1 4 の露出面に合致する。任意の接合層 1 3 は、露出したエッチングされたエリア 1 4 の表面不活性化として役立つ、後の処理およびエピタキシャル成長工程時にエッチングされたエリア 1 4 の表面分解および幾何学的歪曲を防止する。接合層は、必要に応じて、完成したデバイスからハンドル基板 2 0 を取り除くことを可能にする犠牲のリリース層としても役立つ。さらに、接合層は、高温エピタキシャル・プロセス時に Mo または Mo 合金基板からデバイス構造への金属不純物の拡散を抑制する、Mo または Mo 合金基板と薄層 1 2 の間の拡散隔膜（バリアー）として役立つよう選択することができる。そのような接合層は TiN、アモルファス Mo、アモルファス T Z M または当業者に公知の他の層からなる。

10

## 【 0 0 6 6 】

薄い移動層とハンドル基板の接合の質を高めるために組込むことのできる他の任意のプロセスは示されていない。これらのプロセスは、Ga N 材料の場合の表面で貫通転位を取り除き、表面を滑らかにするよう、薄い移動層の表面を無定形態（アモルファス状態）にするイオン注入を非限定的に含む。

## 【 0 0 6 7 】

接合層の表面、ハンドル基板の表面あるいはその両方とも、それらの孔隙率を増加させるためにエッチングなどで処理してもよい。これらの細孔は、閉じこめられた気体や注入された種が接合インターフェースから拡散することを可能にするのに有用である。

20

## 【 0 0 6 8 】

自立 Ga N 基板の非常な高コストのために、Ga N 基板に関するすべてのプロセス時の潜在的な歩留り損失を最小限にすることが望ましい。接合時における自立 Ga N 基板の機械的完全性を高めるために、基板を機械的サポート基板に取り付けることが有利かもしれない。そのような Ga N / 機械的サポート構造は、イオン注入、接合層研磨、より多くの中間基板の生成用に Ga N 基板を回収することを含む、Ga N / Mo 中間基板の製作におけるストレスの多い処理工程の歩留り損失を減らすであろう。恐らく最も重要なことは、Ga N / 機械的サポート構造により、接合開始温度と、薄い Ga N 層の剥離および Mo または Mo 合金基板への移動との間の温度偏位によって引き起こされる、Ga N と Mo または Mo 合金の接合対における熱応力による機械的障害が Ga N 基板に起こりにくくなることである。接合した Mo / Ga N 構造に生じる熱応力による Ga N の割れの恐れは、自立 Ga N 基板中の小さな割れまたは多結晶含有物などの残余欠陥の可能性によってさらに複雑になり得る。自立 Ga N 基板のこれらの欠陥は、さらなる割れの発生の核形成部位となり得る。機械的サポート基板は、Ga N の C T E に非常に近い、例えば Ga N の C T E の 0 ~ 2 0 % 以内の C T E を持つよう選択するべきである。Ga N の C T E からのいかなる大幅な逸脱も、より高い C T E ではなく、より低い C T E であるべきである。これは、Ga N 基板が圧縮応力を受けることを確実にし、クラッキングないし割れを生じにくくする。これらの条件を満たす機械的サポート基板の候補材料は W と Mo W 合金を含む。これらの材料が金属であるから、Ga N ほど脆くなく、割れにくい。Ga N 基板は、Ga N / Mo 中間基板の製作工程、特に剥離アニールで生じる高温に耐える材料を使用して、機械的サポート基板に取り付けることができる。取付け材の候補にはセラミックペースト、金属膜および柔軟な酸化物が含まれる。

30

40

## 【 0 0 6 9 】

ウエハボンディングと層移動

図 2 F および 3 C で、ソースウエハ 1 0 を備えた薄い移動層 1 2 はハンドル基板 2 0 にウエハボンディングされる。ウエハボンディングは、直接のウエハボンディング、任意の接合層 1 3、2 1 で接合、あるいは Q.-Y. Tong および U. Gosele によって「Semiconductor Wafer Bonding」に開示されたような他の周知の技術により達成することができる。半導体層 1 2 にエッチングされたフォトリソグラフィ格子構造を備える発光デバイス構造用として、エッチングされたエリア 1 4 は閉じこめられたガスと注入された種を都合よく集めて、接合された

50

インターフェースに余剰ガス圧からのバブル（気泡）の生成を防止する。改良されたバブルなしの接合インターフェースは、発光デバイス構造の歩留まりと効率を高める。エッチングされたエリア 14 によって形成されるフォトリソグラフィ格子構造は、発明の実施例による発光デバイスの光取出効率を同時に高める。

#### 【0070】

薄層 12 をハンドル基板 20 に接合したままにして、図 2 G に示すようにソースウエハ 10 から薄層 12 を剥離するために、ウエハボンディング後に弱いインターフェース 11 に熱応力、機械的ストレスあるいは化学的エッチが適用される。ソースウエハ 10 は好ましくは熱アニールによって取り除かれ、それは弱いインターフェース 11 を破壊し、ソースウエハ 10 から薄層 12 を剥離する。

10

#### 【0071】

ウエハボンディングと、サファイア・ソースウエハ 10 から前項に記載されたように作成されたハンドル基板 20 へと薄いサファイア移動層 12 の層移動を行うとき、両基板の表面は溶剤で有機汚染を取り除くことにより準備される。好ましくは、このプロセスは、10 秒から 60 分の時間、アセトンとメタノールでの大音波または超音波の洗浄と、その後の脱イオン水リンスを含む。その後、表面は窒素の吹きつけとサンプルの回転の組合せによって乾燥される。その後、基板の表面は、Ar、O<sub>2</sub>、N<sub>2</sub> または他のプラズマ種によるプラズマ表面の活性化を使用して、ウエハボンディング用に準備される。好ましくは、プラズマ処理は、200 ~ 400 W の電力で O<sub>2</sub> を使用して、25 mm/s のレートで 1 ~ 10 の全パス数の走査プラズマ・ヘッドを用いる大気圧プラズマシステムで行なわれる。表面調整の間のどの時点でも、ボンディング装置に基板を搬入する前に、CO<sub>2</sub> パーティクル除去技術を、ボンディングに先立って基板をさらに洗浄するために使用することができる。これは、ボンディング面の結露を防止するように基板温度と環境を維持しながら、気体と固相 CO<sub>2</sub> のジェットにボンディング面をさらすことからなる。好ましくは、基板は少なくとも 50 °C の温度に維持し、1 秒より長く CO<sub>2</sub> ジェットにさらす。その後、洗浄し調整した表面は、ウエハボンディング装置を使用して、制御された気体環境中の制御された基板温度で接触される。好ましくは、接合開始温度は室温と 400 °C の間である。より好ましくは、接合開始温度は 150 ~ 350 °C である。好ましくは、接合環境は 10<sup>-1</sup> ~ 10<sup>-6</sup> torr の圧力範囲の真空である。「薄い移動層の安定化」という名称の項で詳述するように、ボンド強化法の挿入、接合開始温度より高く剥離温度より低い温度での接合強化アニールの挿入は、剥離に先立って接合強さを劇的に高めることができる。薄いサファイア膜を移動する接合開始と熱処理時に、接合する基板面に垂直な圧力を加えることによって、移動されるサファイア膜の範囲と安定性が増加する。好ましくは、この接合圧は 0 ~ 20 MPa である。より好ましくは、この接合圧は 1 ~ 10 MPa である。薄いサファイア膜の剥離を完成するために、ウエハ接合したサファイア・ハンドル構造の温度は、サファイアの注入条件に従って、450 ~ 600 °C のピーク温度に上げられる。剥離工程の時間は、剥離状態によるが 1 ~ 60 分である。

20

30

#### 【0072】

自立 GaN ソースウエハ 10 からハンドル基板 20 への薄い GaN 層 12 のウエハボンディングおよび層移動を行なう場合、ウエハボンディングおよび層移動プロセスは、次の例外を除いて上記のサファイア薄膜を移動するプロセスと同様である。GaN ソースウエハおよびハンドル基板の改善した CTE の一致により、接合開始および層剥離の間の温度偏位がウエハ接合した GaN ハンドル構造に対するより少ない負担となるから、接合開始温度を低くできる。したがって、接合開始は、室温と 250 °C の間で好適に行なわれる。より好ましくは、その接合は 50 ~ 150 °C の温度で開始される。GaN がサファイアより脆い材料であるから、ボンディング熱サイクル時に加えられる圧力が下げられる。好ましくは、接合圧は 0 ~ 10 MPa である。より好ましくは、接合圧は 0.5 ~ 5 MPa である。GaN の剥離速度はサファイアより優れているから、剥離温度はより低くてよく、好ましくは 350 ~ 600 °C である。

40

#### 【0073】

50

### 代替のウエハボンディングおよび層移動方策

サファイアとGaNのCTE不一致は(従って、いかなるGaNのCTE一致ハンドルの基板も)、ウエハボンディングおよび層移動に難題となる。このCTEの不一致の影響を最小限にするために、いくつかの代替ウエハボンディングおよび層移動方法の1つを使用できる。

#### 【0074】

第2のハンドルの基板に接合する移動されたサファイア薄膜からなるGaN成長用の最終中間基板を作るために、第1および第2ハンドルの基板とともに2つのウエハボンディングおよび層移動工程を使用することができる。第1ハンドルの基板の構造は、GaNに厳密にCTEが一致し、好ましくはTZMまたはP-AlNからなる第2ハンドルの基板に対する、移動されたサファイア薄膜の露出面のウエハボンディングの後、基板上に支持されたサファイア薄膜からハンドルが選択的に除去することができるようになっている。このいわゆる二重接合プロセスは、第2ハンドルの基板上へのサファイア膜の選択的なリリースを可能にするために、第1ハンドルの基板中での犠牲側面エッチング層の使用を必要とするであろう。このエッチング層は、最終の中間基板構造で使用される第2ハンドルの基板および接合層に対して選択的にエッチングされるべきである。さらに、ウエハボンディング用の第1ハンドルの基板上で支持された移動されたサファイア薄膜の平坦化と平滑化を行なってもよい。これは、「ウエハボンディングの準備」の項で記載したような接合層の付着とその後の研磨によって行うことができる。犠牲側面エッチング層の使用に替えて、レーザー照射などの光学プロセスの使用を通じて分解されるか、除去されるか、さもなければ弱めることができる接合層と共に透明な第1ハンドルの基板を使用することができる。好ましくは、第1ハンドルの基板の除去は、サファイアにCTEが一致するか、GaNとサファイアの間でCTEを持つ材料に対する注入されたサファイア・ソースウエハの接合により可能になり得る。側面エッチング層に替えて、第1ハンドルの基板を、サファイアおよび第2ハンドルの基板および接合層に対して選択的にエッチング可能、研削可能、研磨可能としてもよい。二重接合プロセスの使用により、サファイア・ソースウエハの出発の、エピキシャル処理の準備ができた表面が最終中間基板において露出され、損傷除去と、後のGaN成長のための移動された層の表面の準備のプロセスを容易にすると有利である。

#### 【0075】

サファイアとGaNのCTE一致したハンドルの基板とのCTE不一致の悪影響を最小限にする付加的な代替ウエハボンディングの方策は、サファイア薄膜の剥離を助けられる接合したサファイア・ウエハのストレスを同時に増加させながら、ウエハボンディングおよび層移動時の弾性エネルギーを最小限にするためにサファイア・ソースウエハを薄くすることである。これは、R面方位のサファイアについては100 $\mu\text{m}$ 、C面のサファイアについては150 $\mu\text{m}$ くらい薄いサファイアに行うことができる。最終のハンドルの基板にCTEが一致する機械的なハンドルの基板上のR面またはC面方位のさらに薄いサファイア・ソースウエハを支持することによって、サファイア・ソース材料をさらに薄くできる。これは、直接のウエハボンディング、BCB、スピノングラス、その他の接合剤を含む公知の材料での接合など、いくつかの方策を用いて最終ハンドルの基板と同じ材料への薄くしたサファイア・ソースウエハの接合、あるいは機械的なハンドルの基板からサファイア・ソースウエハが剥離することに対する懸念のない後続の熱処理を可能にするために選択される共晶組成との共晶ボンディングによって達成することができよう。ウエハが機械的なハンドルの基板に接合した後、ソースウエハをさらに薄く、好ましくは50 $\mu\text{m}$ 未満の厚さにするために研削、ラッピングおよび研磨の組合せを使用することができる。より好ましくは、ソースウエハを25 $\mu\text{m}$ 未満にとさらに薄くする。薄化後、表面は、接合層の付着と、その後、ボンディングのために表面を調整するための研磨を必要とするであろう。好ましくは、最終の根二乗平均表面粗さは<1.0nmである。TZMまたはP-AlNハンドルの基板上のサファイア移動層は、ハンドルへの薄化サファイア基板の接合により作ってもよい。その後、サファイアは研削、ラッピングおよび研磨の組合せにより薄化され、好ましくは10 $\mu\text{m}$ 、より好ましくは5 $\mu\text{m}$ 未満の薄膜になり得る。サファイアの機械

研磨の後、研磨処理によるどんな表面下の格子損傷も、好ましくは少なくとも  $1\text{ }\mu\text{m}$  のサファイアを取り除くためにドライ・エッチング工程の使用によって取り除くことができる。

#### 【0076】

ウエハボンディングおよび層移動工程は、サファイアとハンドル基板とのCTE不一致による応力とひずみの局所的緩和を可能にするためのあらかじめパターン化されたハンドル基板の使用を含んでもよい。パターン化されたハンドル基板は、ハンドル基板上の準備された接合層のエッチングされた溝の格子からなる。格子の間隔は、ウエハが接合した中間基板を使用して作られる最終のLED型と一致する。溝の深さは浅いが、好ましくは  $5\text{ nm}$  を越える深さでよい。溝（トレンチ）の幅は、層移動および薄化後に溝上に完全な膜を残すか、あるいはギャップをおおうサファイア膜なしの開放溝を残すように選択することができる。概して、溝の幅がサファイア薄膜の最終厚さ（ $< 200\text{ nm}$ ）より狭い場合、サファイアは溝をまたいで、完全なままである。

10

#### 【0077】

別のボンディングおよびハンドル基板へのサファイア薄膜の移動の層移動プロセスは、サファイア基板の光学的透明性を利用して、全接合構造が受ける温度偏位および関連する弾性エネルギーおよびストレスを軽減しながら、接合したインターフェースと注入に起因する欠陥構造をレーザー源で選択的に照射して、接合構造の注入領域を選択的に緩冷し、サファイアの剥離動作を向上させることができる。このプロセスに適したレーザーは、パルス・モードで作動するCO、HFおよびDFを含む。

20

#### 【0078】

##### 薄い移動層の安定化

サファイアなどの機械的に剛性のソースウエハの場合には、層移動工程後に接合層が付着されると、薄い移動層がハンドル基板または接合層から自然にはがれる傾向がある。薄い移動層がハンドル基板からはがれるレートは、膜の面内応力の大きさとともに増加し得る。この応力は、注入工程時に生じた損傷および/またはボンディングおよび層移動工程の時に生じたCTE不一致を通じて導入され得る。膜が湿度の高い環境にさらされるか、水に漬けられると、膜の層間剥離を実質的に加速することができることも観測されている。接合シリコンウエハについて以前に報告されたように、水は層間剥離の進行による新たな露出面の表面エネルギーを減らすよう作用すると信じられている（Tong, Q. Y. et al. 電子化学協会ジャーナル、139(11)1101-1102(1992)を参照）。したがって、層移動直後の処理工程時に薄い移動層を湿度の高い環境または水にさらさないことが望ましく、処理を除湿環境で行うことが望ましい。

30

#### 【0079】

ボンディング界面からはがれる移動膜の傾向は、表面が比較的に化学的不活性で、他の表面との共有結合の形成に対して安定しているサファイアなどの層の場合により高くなりえる。表面の不活性性質は、例えば表面を化学的に不動態化する水酸基に起因する場合がある。あるいは、それは共有結合で接合したソース材料の固有の付着強さによる場合がある。更に、ソースウエハの剛性は、典型的な接合圧の付加の下で接合面が密着することをしばしば防止し、その圧力はソースウエハまたはハンドル基板の割れを防止するに十分低くなければならない。そのような不活性な層とハンドル基板との強い接合を促進するために、ソースウエハの面上に前記のような接合層を最初に付着させることが望ましい。接合層とソースウエハ面の接合は、例えば、 $\text{SiO}_2$  または  $\text{Si}_3\text{N}_4$  の膜を付着するPECVDプロセスで一般的に行われるように、付着に先立つウエハ面のプラズマ賦活によって強化することができる。したがって、接合層13は酸化シリコン、窒化ケイ素および/または窒化アルミニウムからなるものでよく、同時にソースウエハ10のプラズマ賦活を行なうために、プラズマ助長のCVDプロセスによって付着される。あるいは、接合層13の付着に先立って、ソースウエハ10の別のプラズマ賦活処理を行なってもよい。この場合、接合層13はPECVP以外の方法で付着してもよい。接合層とハンドル基板の間に粘着層を挿入してもよい。好ましくは、付着された接合層の密度を高め、付着強さをさら

40

50

に高めるために、前に記載したように、アニール手順が行なわれる。サファイア・ソースウエハに付着した接合層の場合に、アニール温度は好ましくは600 ~ 1000 である。

#### 【0080】

さらに、移動層の剥離に先立つウエハボンディングおよび層移動の熱サイクルに低温接合強化アニール工程を挿入することにより、接合と剥離の後のハンドル基板上の薄い移動層の安定性と広がりを実質的に向上することができる。これは低温アニール時に接合強さの増加に関連づけられる。これは剥離時の接合強さを高め、剥離工程の範囲および均一性を向上させる。更に、より強く接合した薄層の移動によって、高度に応力を受ける薄い移動層の曲がりや割れはそれほどエネルギー的に起こりやすくなく、後の処理における曲がりや割れが低減される。低温ボンド強化アニールの効果は、接合開始温度（接合を開始するためにサファイア・ハンドル・スタックに圧力を加えるその温度）と接合強化アニール温度との温度差を増加させることにより高まる。好ましくは、接合開始は150 以下で行い、接合強化アニールは少なくとも30分間250 以上Cで行う。接合強化アニール時間の延長は、サファイアとハンドル基板の接合強さを増すが、一般に接合開始から20時間以内に接合強さが飽和に達する。しかし、接合開始温度と接合強化アニール温度との差を最大限にすることは、温度を緩冷する、受け入れ可能な接合強化に達するのに必要な時間を短縮する。接合強化アニールは圧力を付与しても、しなくても行うことができる。付与圧力なしでアニールすることによって、簡単なバッチ炉工程を用いて接合強化アニールを行うことができ、プロセスの処理能力を向上させ、資本設備コストを低減し、より製造可能な工程を実現する。

#### 【0081】

場合によっては、ソースウエハの露出面にハンドル基板を接合することが望ましい。接合前に、ハンドル基板面に粘着層と好ましくは接合層とを先ず付着してもよい。ソースウエハの露出面がハンドル基板に接合される場合、あるいは露出ソースウエハがハンドル基板に付着された接合層の面に接合される場合、接合強さを高めるために層移動工程の後でアニーリング工程を行なうことができる。そのようなアニーリング工程は、後の処理工程時の剥離およびリフトオフに対する薄い移動層の安定性を最適化することができる。好ましくは、アニーリング時に薄層が剥離することを防ぐために、薄い移動層の面に直角に外圧が加えられる。この圧力は、好ましくは0.5 MPa ~ 50 MPa、より好ましくは1 MPa ~ 20 MPaである。薄い移動層に対するこの圧力の付与は、厚いソースウエハと比較して薄い移動層の低い剛性のため、層移動前に加えられる圧力で可能であるより効率的な接合を可能にする。薄層上に圧力をより効率的に分散し、接合面同士の密着を促進するために、圧力が加えられる点と薄い移動層の上面の間に、わずかに圧縮可能な材料シートを挿入してもよい。適切な材料はグラファイト、雲母、あるいはその面に直角の方向に圧縮可能な他の材料を含み、表面と平行な方向に機械剛性を維持する。アニール温度は、薄い移動層の面と、それが接合される面の間に実質的な共有結合が生じる範囲になるように選択される。二酸化ケイ素、窒化ケイ素または窒化アルミニウム接合層に接合する薄いサファイア層ウエハの場合に、この温度は、好ましくは500 ~ 1400 、より好ましくは600 ~ 1000 の範囲である。アニーリング工程の時間は、好ましくは10分 ~ 10時間である。

#### 【0082】

##### ソースウエハの再利用

剥離の後、化学的エッチングまたは化学機械研磨などの一般に認められた半導体処理技術の使用を通じてソースウエハ10の上面のイオン注入損傷および粗さを取り除くことにより、ソースウエハ10は、後のプロセス反復で再利用することができる。ソースウエハとしての自立Ga N基板のGa面から移動された薄層に関して、脱イオン水中の5 ~ 50 %希釈の高温のKOHは、希釈率および合計注入ドーズ量によるが、25 ~ 200 、好ましくは40 ~ 110 の温度で、10秒 ~ 60分間の持続時間で、Ga Nソースウエハの剥離された表面の注入に起因する損傷を優先的にエッチングし、後述するような、



GaNソースウエハ上の接合層の付着と研磨後の接合と、構造の後の注入に適した平滑面を残す。横断面TEM解析では、KOHを用いたウエットエッチングは表面下の損傷を完全には取り除かないことが示される。この理由で、表面下の注入損傷を完全に取り除くことが望ましい場合、平面性と平滑さを維持しながら表面下の損傷を取り除くのに研磨工程と反応性イオンエッチングからなるドライ・エッチングが必要となる可能性がある。Ga面から損傷したGaNを選択的に除去するために腐食性ウエットエッチングを用いる場合、Ga面用に選択されたウエットエッチングによってエッチングされない封入膜を使用してN面を保護することが重要である。好ましくは、封入膜は、プラズマ助長、又は、低圧CVDなどの化学蒸着法(CVD)、またはスパッタ堆積または熱蒸着などの物理的蒸着技術を用いて、都合よく付着される二酸化ケイ素、窒化ケイ素、アモルファス・炭化ケイ素、酸化アルミニウムなどの材料からなる。

10

#### 【0083】

上記Ga面GaN再生プロセスの関連する1つの用途は、関連するIII族窒化物半導体の成長表面用の平坦化工程である。基板の表面特徴の空間的分離と凹凸の大きさよりはるかに大きい深さに注入することによって、剥離は表面粗さの $\sim 10\text{ nm}$ で高度に平坦であると期待される。続いて、損傷選択的なウエットエッチングを行うことによって、露出面が非常に平坦化され、粗さが縮小される。その後、反応性イオンエッチングなどのさらなる処理で表面下の注入損傷を取り除くことができる。そして、簡単なウエットエッチングがIII族窒化物成長用にかなり改良された表面を残す。好ましくは、III族窒化物の自立半導体はAlNであり、注入工程は少なくとも $500\text{ nm}$ の深さまで剥離を引き起こすのに十分なドーズ量で注入することから、その後、KOH溶液でのウエットエッチングと、ClベースのRIEまたはICPのRIE工程を用いたドライ・エッチングを行う。GaN再生と同様に、付着される封入膜を使用して、AlNのN面を保護することが望ましい。

20

#### 【0084】

N面からの多数の薄層の移動での自立GaNソースウエハの再利用のために、研磨処理で、N面の割れによる粗さを減らし、かつイオン注入に起因する残余の表面下の格子損傷を取り除くことができる。研磨プロセスは、公知のように、磨きパッドと、水中にけん濁したシリカ、アルミナ、SiC、ダイヤモンドあるいは他のスラリー研磨材からなるスラリーを使用する厳密に機械的なプロセスになりえる。あるいは、けん濁流体の化学的性質は、研磨レートを高め、かつ研磨均一性を向上させるよう調整することができる。そのような改变化学品は、KOH、NaOCl、あるいはGaNのN面を制御可能にエッチングすることが知られている他の薬品を含む。研磨プロセスはGaNのGa面にも適用可能である。研磨プロセスはハンドル基板へのGaNのN面の直接接合を可能にするよう最適化することができる。前項でさらに記載したように、N面は、GaNのN面の粗さを初期の研磨で受け入れ可能なレベルまで低減し、その後、接合層材料の付着、高密度化および研磨を行うことにより平坦化することができる。そのような接合層は、便利に付着され磨かれる $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ などの材料からなる。成長に先立って、後のイオン注入が損傷注入損傷の除去および表面粗さの低減を可能にするのに十分な深さで弱いインターフェースとして損傷した層を作成することを可能にするために研磨プロセスで接合層は薄くなる必要がある。好ましくは、研磨後の接合層は粗さが $< 0.5\text{ nm}$ 、厚さが $< 200\text{ nm}$ で、注入による損傷層は、GaN接合層インターフェースからの深さが $> 500\text{ nm}$ である。同じソースウエハ10から多くの薄い移動層12を生成することによって、発光半導体デバイス1つ当たりのソースウエハ10の原価寄与を相当低減することができる。市販の高品質で低欠陥密度の自立GaNまたはAlN基板の現在原価は、高輝度(HB)の窒化物半導体LEDの製作用として比較的高い、発明の第1実施例(図1および2H)によって可能な発光デバイス構造は、ソースウエハ10の原価寄与を低減し、高品質で低欠陥密度の自立GaNまたはAlN基板を使用する直接便益として、はるかに高性能のHB-LEDの経済的生産を可能にする。

30

40

#### 【0085】

50

同様に、多数の薄層の移動でのサファイア・ソースウエハの再利用のために、ウエットエッチング処理で、剥離の後に弱いインターフェースの割れによる粗さを低減し、イオン注入に起因する残余の表面下の格子損傷を取り除き、リフトオフによってソースウエハ上に残る薄層のどんな小さな断片も取り除くことができる。ウエットエッチング処理は、リン酸を含む加熱薬液を用いることが望ましく、より好ましくは、Trans etch-NRという商品名で販売される加熱オルトリン酸溶液を用いる。加熱薬液の好ましい温度範囲は150 ~ 220 である。好ましい処理時間は10分 ~ 2時間の範囲である。薬液処理に続いて、大気中のサファイア・ソースウエハの高温アニールが望ましい。技術分野において公知のように、例えば、F. RenおよびJ. C. Zolperによる「Wide Energy Bandgap Electronic Devices」の8 ~ 12ページにあるように、1380 で、~ 1時間のサファイア・ウエハ面の高温アニールは、サファイア・ウエハ上の原子平坦面を生じ、処理されたサファイア・ソースウエハを後の薄層の移動での再利用に準備する。

10

【0086】

薄い移動層の損傷除去および平滑化

ソースウエハ10からの薄層12の剥離後、イオン注入が弱いインターフェース11を形成したなら、弱いインターフェース11の表面は粗く、実質的な格子損傷を含み得る。平滑化または平坦化工程が必要かもしれない、それは薄い移動層12の表面の化学機械研磨(CMP)または化学エッチングからなる。高温熱アニールは、弱いインターフェース11を滑らかにすることの別の選択肢である。図2Hに示すように、平滑化工程は表面損傷と粗さを取り除き、後のエピタキシャル成長用の改良面14を与える。したがって、ハン

20

【0087】

GaN材料からなる薄い移動層については、好ましくは、弱いインターフェース11の薄い移動層のGa面の注入損傷は、ソースウエハの再利用について前項で開示したような高温KOHの脱イオン水溶液からなるウエット化学エッチングの使用により、薄い移動GaN層12の剥離の後に選択的に取り除くことができる。このエッチングを使用して、1nm未満の粗さの表面が達成される。更に、非常に薄い溶液の使用によって、薄い移動層中にあるいかなる貫通転位も、エッチピットの形成を最小限にするに十分に遅い速度で優先的にエッチングされよう。形成されたいかなるエッチピットも、非常に低いアスペクト比(0.2より小)で非常に浅い。好ましくは、薄いGaN層の最終厚さは5μm以下であるべきである。より好ましくは、薄いGaNの最終厚さは50と1000nmの間である。

30

【0088】

サファイア材料の薄い移動層については、好ましくは、弱いインターフェース11での露出面の注入損傷は、ウエット化学エッチングが後続する誘導結合プラズマ反応性イオンエッチング(ICP RIE)の使用により、薄い移動層12の剥離の後に取り除かれる。ICP RIEのための次の典型的なプロセス・パラメータ、つまり15sccmのBCl<sub>3</sub>のガス混合、15sccmのCl<sub>2</sub>、700WのICPパワー、350Wの基板パワー、4パスカルのチャンバ圧、また室温(20 )のウエハチャック温度で、注入損傷は、エッチング時間20 ~ 30nm/分で制御可能に取り除かれる。移動直後の薄い移動層の初期厚さと所望の最終厚さによっては、注入損傷を含む適切な量のサファイアを取り除くことができる。好ましくは、薄いサファイア層の最終厚さは、割れを防ぐために5μm以下であるべきであり、そして後の熱サイクリング時の薄いサファイア層もそうである。より好ましくは、薄いサファイア層の最終厚さは50 ~ 1000nmである。ICP RIEでのエッチング後、好ましくは、ICP RIEに起因する残余の表面下の格子損傷を取り除くためにウエット化学エッチングを用いる。ウエットエッチング処理は、好ましくはリン酸を含む加熱薬液を使用し、より好ましくはTransetch-N(R)の商品名で販売される加熱オルトリン酸溶液を使用する。加熱薬液の好ましい温度範囲は150 ~ 220 である。好ましい処理時間は10分 ~ 2時間の範囲である。ウエットエッチング処理後、改良面14はエピタキシャル成長の準備ができる。

40

50

## 【0089】

## エピタキシャル成長

図2Iで、発光デバイス構造の活性層30は、好ましくは金属・有機物化学蒸気堆積(MOCVD)リアクターまたは分子線エピタキシー(MBE)室でエピタキシーによって付着される。活性層30を付着するために他のエピタキシャル技術(例えばHVPE)も使用することができる。活性層30の1つの具体例は、 $n$ 型 $Al_xGa_{1-x}N$ クラディング31、 $In_yGa_{1-y}N$ 活性領域32、 $p$ 型 $Al_zGa_{1-z}N$ クラディング33および $p$ 型 $GaN$ 接点34を含む。他の多くの設計が可能で公知である。例えば、活性層30は $p$ 型 $Al_xGa_{1-x}N$ クラディング31、 $In_yGa_{1-y}N$ 活性領域32、 $n$ 型 $Al_zGa_{1-z}N$ クラディング33および $n$ 型 $GaN$ 接点34を含むよう改変することができる。活性層30は、さらにある場合がある、レーザーデバイスへの適用のためのよりよいキャリア閉じ込めまたはより強い導波効果を可能にするよう、 $In_yGa_{1-y}N$ 活性領域32の近くの付加的層でさらに改変してもよい。 $In_yGa_{1-y}N$ 活性領域32は、発光デバイスの性能を向上させるために単一の量子井戸または多数の量子井戸をさらに組込むことができる。UV波長範囲で作動する発光デバイスについては、 $GaN$ 接点34の厚さは、内部吸収を低下させて、かつ光取出効率を高めるために最小限にすることができる。更に、活性層30中の層の厚さは、光学反射する第1の端子接点40からの反射光と組み合わせて建設的干渉が発光デバイス構造の光取出効率を高めることを可能にするために最適化することができる。

10

## 【0090】

薄い移動サファイア層を備える中間基板15については、エピタキシャル成長時の追加の準備工程は活性層30の質を高める。好ましくは、活性層30のMOCVD蒸着の前に、5~20分間の水素中の高温アニール(1000~1200)、低温(10~100nmの名目厚さで500~700)の $GaN$ 薄層の付着、および通常の成長温度(0.5 $\mu m$ ~5 $\mu m$ の名目厚さで1000~1100)の $GaN$ 厚層の付着を行う。あるいは、従来のバルク・サファイア基板上の $GaN$ 成長の技術において周知の他の準備工程も、発明の実施例によれる薄い移動サファイア層からなる中間基板上の成長に適用することができる。薄い移動サファイア層の成長表面はHClガスを流すことによりMOCVDリアクター内で洗浄することもできる。

20

## 【0091】

ウエハが接合した中間基板上で成長する活性層30の質は、劇的に高めることができる。ウエハが接合した中間基板は、成長過程でウエハ加熱台との効率的な熱的結合を与えることにより、高温エピタキシャル成長の結晶品質を高める可能性がある。サファイアなどの従来の基板と比較して、Moベースの基板はウエハ加熱台に対するより有効な放射結合を可能にし、ウエハ面上の著しくよりよい温度制御および温度均一性を実現する。Moベースの基板などの光反射性ハンドル基板、あるいはGaAsまたはInPからなる封入された単結晶基板を使用することにより、放射率補正高温測定などの公知の市販モニタリング技術をそのまま使用できる。そのようなモニタリング技術をそのまま利用することで、そのような技術が容易に利用可能でないサファイアなどの透明基板上での成長に対して、ウエハ温度などの重要な成長パラメータのよりよい制御が可能となる。したがって、発明の1つの観点は、中間基板および/または活性層の特性を、活性層の成長前および/または成長時に光学的にモニターする方法を提供する。光学モニタリングは、放射率補正高温測定などの反射性ハンドル基板からの反射率モニタリングからなり、また、モニターされた特性は中間基板温度または他の適切な特性を含み得る。その方法は、ウエハ加熱台、炉または他の加熱装置の成長温度および/またはCVDプロセスでのガス流量などの反応物流量などの活性層成長パラメータを制御または変更することを含んでもよい。

30

40

## 【0092】

$GaN$ とサファイアに対して、 $GaN$ とMoとのよりよいCTE一致も、成長時にウエハの曲がりとストレスを減らすことにより結晶品質を高める。減少したウエハのストレスは、高い成長温度とウエハの冷却での温度偏位時にストレスによる塑性変形に起因する新

50

しい結晶欠陥の生成を最小限にし得る。サファイアまたはS i Cからなる従来の基板上で成長するG a Nバッファ層の厚さは、発明の実施例による中間基板上で実質的に減少でき、より短い成長時間とより少ない材料消費から原価の削減をもたらす。減少したウエハ曲がり、基板とウエハ加熱台のより均等な熱的接触により、層厚、材料組成および材料負荷の点から成長した活性層30中のより高い均一性を可能にしよう。より高い成長均一性は、発明の実施例による発光素デバイスのより高い生産歩留まりと、よりよい信頼性を可能にするであろう。減少したウエハ・ストレスは、S.Raghavanらによって「Effect of Al N interlayers on growth stress in GaN layers deposited on (111)Si」、Appl. Phys. Lett. 87, 142101 (2005)、に記載された例などのように、温度偏位時にエピタキシャル層中の割れまたは欠陥生成を防ぐためにエピタキシャル成長に組込まれる付加的な複雑なバッファまたは中間層構造の必要をなくす。

10

#### 【0093】

G a Nとサファイアに対して、G a NとM oとのよりよいC T E一致は、デバイス製造プロセスでのより大きな基板の使用をも簡単にし、大きな重要な経費削減をもたらす。

#### 【0094】

G a Nとサファイアに対して、G a NとM oとのよりよいC T E一致は、薄いサファイア層からなる中間基板上でのI n含有材料の成長を簡単にする。サファイア、S i Cまたは自立G a Nテンプレートからなる従来の基板上でのI n G a Nの成長において、高いI nの組み込みと優れた結晶品質を同時に達成することが非常に困難であることが技術分野で知られている。その困難さは、I n NとG a Nとの大きい格子不整合、I n G a N組成引き効果(J . H . E d g a rによって編集された「Properties, processing, and application of Gallium Nitride and Related SemiconductoRS」、1999、のC2章を参照)、および従来の基板上でのG a N成長時の応力発生(S.Hearneらによる「Stress evolution during metalorganicchemical vapor deposition of GaN」、Appl. Phys. Lett. 74, 356 (1999)を参照)に起因する。個々の従来の基板によって課される狭く相反する拘束は、薄いサファイア層からなる中間基板によって広げられるか除去される。中間基板を含む種々の基板上での典型的なバッファG a N成長の時間に対してプロットされた応力・厚さの積のいくつかの曲線を図11に示す。I n G a N材料の成長は、I nの組み込みを増加させるためにG a N G a Nより著しく低い成長温度を必要とし、それは例えば500 ~ 850である。G a NとI n G a Nの格子定数の差を減少させて、かつI nの組み込みを増加させるため、I n G a N成長時にG a Nが引張応力を受けることも非常に望ましい。さらに、基板全面上のI n G a N材料の均一な組成および厚さについては、ウエハの曲がりとそれによる熱的不均一を最小限にするために、I n G a N成長条件の応力・厚さの積を最小限にすることが重要である。図11によれば、発明の実施例による中間基板だけが、高品質のI n G a N成長と高いI n組み込みを条件を同時に満たす。高いI nの組み込みを持つ高品質のI n G a N材料は、次世代の高機能ソリッドステート照明電源に重要な緑、黄および赤の色からなるより長い波長で高性能、高輝度のI I I族窒化物L E Dの開発を可能にする。

20

30

#### 【0095】

よりよいC T E一致により軽減されたウエハ・ストレスは、発明の実施例による中間基板上で成長するより高性能の活性層30の設計のためにはるかに大きなパラメータ空間を可能にする。活性層30中の量子井戸に負担をかけることがデバイスの性能を高めることができることは周知で、例えばしきい値電流を減らし、レーザーデバイスの速度を増加させる。改良の大きさは負担の量によって決まる。しかし、量子井戸において達成可能な最大の負担は、材料不安定性、望ましくない格子欠陥の生成、および成長および温度偏位時のストレス・厚さの積によって基本的に制限されている。例えば、バルク・サファイア基板上の従来のI I I族窒化物成長において、許容最大負担は、成長温度(例えば1050)のC T Eに起因する引張歪みと、デバイスの最低動作温度で圧縮歪みによって同時に制限される。これらの拘束は、発明の実施例による中間基板によって取り除かれる。

40

#### 【0096】

50

活性層の設計スペースの拡張に加えて、よりよいCTE一致からの軽減されたウエハ・ストレスは、さらに短い波長のUV用途のより高いAl組成材料を適用する際の付加的な柔軟性を可能にする。よりよいCTE一致は、高い成長温度と室温で同様のウエハ・ストレス・レベルを維持する。ウエハ・ストレス・レベルが成長温度でわずかに伸長性ならば、それは室温でわずかに伸長性のままである。大きな温度偏位にわたるウエハ・ストレス・レベルの安定性は、熱による負担を補償せずに、材料の機械的限界近くの高機能エピ層設計を可能にする。発明の実施例による中間基板上では、「Monitoring and controlling of strain during MOCVD of AlGaIn for UV optoelectronics」MRS Internet J. 窒化物半導体、Res.G7.7(1999)でJ. Hanらによって示されたエピ層より高い圧縮応力と高いAl組成でデバイス・エピ層が成長可能である。

10

#### 【0097】

例として、薄い移動サファイア層と多結晶AlNハンドル基板からなる発明の実施例による中間基板上でGaNのエピタキシャル成長を行なった。エピタキシャル成長は、高周波数(RF)で加熱したウエハ加熱台を備えた水平流れMOCVDリアクターで行なった。水素アニール、低温GaNおよび厚いGaN工程を行ない、その結果生じたGaN材料を分析した。室温のGaNサンプルのX線回折スペクトルを、連続的な曲線として図9に示す。同様の成長条件で従来のバルク・サファイア基板上で成長した参照用GaN材料も測定し、点曲線として示す。X線回折スペクトルは、発明の実施例による中間基板上で成長したGaNがほとんどストレス無しで、計算された格子定数がストレスを受けない自立GaN材料のそれに非常に近いことを示す。GaN材料の欠陥マイクロ構造を分析するために断面走査電子顕微鏡法(TEM)も実施したが、その画像を図10に示す。この画像で、GaN層は上端に、薄いサファイア層は中間に、そして接合層は下端に位置する。多結晶AlNハンドル基板は示されない。貫通転位の密度は、従来のバルク・サファイア基板上で同様の条件で成長したGaN材料より低く見える。薄いサファイア層に注入と移動破損からの残余の欠陥があるが、高品質GaN層の成長に悪影響はなかった。この結果は、不完全なサファイア移動膜または不完全な結晶度のサファイア面上でさえも高品質GaNの成長が生じえることを示す。

20

#### 【0098】

図10に見えるサファイア層部分の厚さは約300nmである。図10に見える長さ部分に沿ったサファイア層の均一性は約3%であるように見える。言い換えれば、その約5ミクロンの長さに沿ったフィルム厚は約3%で変動する。一般に、サファイアあるいは他の材料(GaN、SiC、Si(111)など)で作られ薄層12はその長さの少なくとも一部、例えばその少なくとも5ミクロンの長さに沿って層均一性を持ち得るが、その長さは5%以下のように10%未満で、例えば3~5%である。

30

#### 【0099】

RF加熱を採用するある種のエピタキシャル・リアクターでのウエハ温度をよりよく制御するために、ハンドル基板の金属性を使用することも可能かもしれない。具体的には、直接ハンドル基板を加熱するために、ある種のリアクターにおいて高周波電源を使用することが可能かもしれない。RFパワー出力の関数として、例えば高温計使用して基板の加熱を測定することにより、ハンドル基板と薄い移動層の温度の優れた制御を達成することが可能かもしれない。ハンドル基板に生じるRF加熱のレベルを増加させるリアクターの設計を修正することも可能かもしれない。

40

#### 【0100】

いくつかの実施では、ハンドル基板の金属性は成長パラメータへの変更を必要とする。成長リアクターが高周波電源を基板加熱に使用し、ハンドル基板が金属あるいはRFパワーを熱に変換することができる他の材料を含んでいる場合に、薄い移動層の表面を希望する温度に加熱するために低レベルのRFパワーが要求される。前に述べたように、薄い移動層の表面の温度に対するよりよい制御を得るためにこの効果を使用できる。

#### 【0101】

成長技術および特定のレシピによっては、単結晶薄膜とハンドル基板材料とのCTEの

50

差に起因する単結晶薄膜の負担に対応するために成長プロセスを修正することが必要かもしれない。負担のかかった膜上で成長させるための技術は周知で、それは直線傾斜または段階傾斜の緩衝層の成長を含み、緩衝層の組成は、転位あるいは他の負荷に起因する欠陥の形成を最小限にするために層の厚さの全体にわたって徐々に調節される。

#### 【0102】

後でより詳細に説明する別実施例では、中間基板は、アクティブデバイス層ではなく、高品質の自立GaN基板を生成するために使用される。GaN、サファイア、炭化ケイ素またはケイ素からなるGaNの成長に適した材料の薄い移動層上でMOCVDおよび/またはHVPEを使用して、厚い（好ましくは100ミクロンより厚い）GaN層を成長させる。好ましくは、この用途のハンドル基板はTzMである。GaN層が目標厚さに達すれば、ハンドル基板は好ましくは下記する方法で取り除かれ、自立GaN基板が作成される。

10

#### 【0103】

厚いGaN層は、好ましくはHVPEによって成長する。より好ましくは、厚いGaN層はMOCVDと後続のHVPEによって形成され、そこでは低温バッファ層を備えた薄い核生成層（好ましくは合計が2μmより小）がMOCVDによって付着され、その後厚い層がHVPEによって付着される。MOCVDとHVPEのこの好ましい組合せは、高品質の自立GaN基板を経済的に生成するために、MOCVDからGaNの均等な核生成を、そしてHVPEからはるかに高い成長率（一般に、10~100μm/hr以上）を得ることを可能にする。MOCVD核生成層のための成長条件は、この項で既に述べた。HVPE成長は、多重ゾーン炉内のクォーツ・リアクターにおいて通常実行される。成長ゾーン温度は1000~1300に、Gaソースポートは700~900に設定される。HClとNH<sub>3</sub>のガスがGaソース上を流れて、GaClを形成し、成長ゾーンのGaNを中間基板上に付着する。GaNのHVPE成長は当技術において周知である。例えば、F. RenおよびJ. C. Zolperによる「Wide Energy Bandgap Electronics Devices」の1章を参照。

20

#### 【0104】

発明の実施例による中間基板で生成された自立GaN基板は、サファイアなどの従来の基板上で生成されたGaN基板に対するいくつかの長所がある。GaNに対する中間基板のCTE一致は、より大径の基板でより深刻になる、熱に起因する曲がり、そりおよび割れの問題のほぼすべてを解消する。CTEの不一致に起因する割れを最小限にする高温レーザー・リフトオフ操作の必要性も、中間基板の利用により解消する。

30

#### 【0105】

##### デバイス処理および第1接点

図5Aに示すように、反応性イオンエッチング（RIE）、誘導結合プラズマ反応性イオンエッチング（ICP-RIE）あるいは公知の他の製作方法で、活性層30にエッチングすることにより、交互のフォトリソグラフィ格子構造は形成することができる。このエッチングは、好ましくは活性層30のエピタキシャル付着の後に行なわれる。エッチングされたエリア35は、米国特許No.5,955,749及び6,479,371で示されたようなパターン、あるいはフォトリソグラフィ・バンドギャップおよび周期的格子構造の技術分野で公知の他のパターンを備える。通常、そのようなパターンの寸法は、発光デバイス構造によって照射される光の波長程度であり、デバイス構造に使用される材料の屈折率によって調節される。屈折率の最も高いコントラストのために、エッチングされたエリア35は、活性層30を貫通して薄層12中へ延びることが望ましい。後の接点処理を簡単化し、かつ電氣的短絡を防ぐために、エッチングされたエリア35は、電氣的絶縁の低屈折率誘電材料が充填されることが望ましい。

40

#### 【0106】

図2Jおよび5Bで、第1端子接点40を形成するために、1つ以上の金属あるいは金属酸化膜が活性層30上に付着される。好ましい組成は、活性層30の具体的な材料に依存する。p型のGaN接点34を備える活性層30については、第1端子接点40の1つ

50

の構成要素としてNi-Auが望ましい。n型のGaN接点34を備える活性層30については、第1端子接点40に、例えばTi-AlまたはW-AlのようなAlを含めることが望ましい。さらに、第1端子接点40は、発光素子のより高い光取出効率とよりよい安定性および信頼性を実現するために、例えば米国特許No.6,130,780および6,784,462に開示されたような全方向反射構造の光反射層および障壁層を備えることが望ましい。

#### 【0107】

好ましくは、光反射層は、Ag、Ru、Os、Mo、Cr、Rh、Ni、Au、Pd、Ir、Ti、Pt、WおよびAlのグループから選ばれた少なくとも1つの要素を備える。例えば、約500nmでの光学波長でのAg、Al、Rh、Cr、PdおよびAuの光反射率は、それぞれ91%、92%、75%、69%、69%および44%である。したがって、AgまたはAlは反射率に関して最も望ましい材料である。しかし、よい反射率、高温の安定性およびp型のGaN接点層34への低抵抗電気接触のためにRhを使用することが望ましい。さらに、非直角の入射角での光反射率を高めるために、透明接点層、例えばITOを、公知の方法でGaN接点34に直接隣接する光反射層に組込むことができる。更に、ZnO:Al、Au、Sn、Pd、Pt、In、Ti、Ni、W、Mo、Au-Sn、SnPd、In-Pd、Ti-Pt-AuおよびTi-Pt-Snなどで形成された第1端子接点40内の障壁層を光反射層の片側あるいは両側に置いて使用することは、反射率を劣化させ、また光取出効率を低下させる光反射層の周囲の材料との相互拡散と合金化を防止することができる。

#### 【0108】

##### 最終の基板準備およびウエハボンディング

図2Kで、最終またはデバイス基板の50は熱伝導性であることが望ましく、それは発明の実施例による発光デバイス構造の熱の散逸特徴を向上させる。最終の基板は対向する端子（つまり垂直）構造を可能にするために電導性でもよい。最終基板50の材料は、SiC、Si、GaN、AlNおよびZnOなどの単結晶、多結晶およびアモルファス半導体、CuW、W、Moなどの金属要素（合金を含む）、そしてTiNなどの金属要素の酸化物および窒化物からなる。最終基板50の具体的な選択は後の製作プロセスと特定の設計要件に依存する。最終基板50として窒化物半導体の実施例で使用される好ましい3つの材料は、SiC、AlNおよびCuWである。SiCは、発光素子の高出力動作を可能にする優れた熱・電気伝導率を持つ。AlNは、活性層30との熱膨張係数の優れた一致がある。CuWは、活性層30と熱膨張率が厳密に一致し、熱・電気伝導率が高い。多結晶SiC、多結晶AlNおよびCuW材料は比較的安価で、低コストの大量生産に好適である。

#### 【0109】

図2Lおよび2Mに示すように、発光デバイス構造からなる中間基板は、第1端子接点40の露出面で最終基板50にウエハ接合される。好ましくは、最終基板50上に共晶接合層51が設けられるが、共晶接合層は第1端子接点40、あるいは最終基板50と第1端子接点40の両方に同時に設けることができる。ウエハボンディングは、接合層51との共晶ボンディング、直接の共有結合のウエハボンディング、あるいはQ.-Y. TongおよびU. Goseleによって「Semiconductor Wafer Bonding」に開示されたような他の周知の技術によって達成することができる。低温共晶ボンディングが好適である。共晶接合層51は、Au-Sn、SnPd、In-Pd、および周知の他の化合物からなる。Au-Snを使用する場合、組成は約80%-Auまたは10%-Auのいずれかが好適で、その場合の共融温度はそれぞれ約280°Cと210°Cである。他の組成も、それらの共融温度、コスト、最終基板とのCTE一致、そして後の処理工程時の化学的侵食に対する抵抗に基づいて選択することができる。共晶接合層は、構成材料の薄膜の多層スタック（例えばAuとSnの交互層）を付着することにより、および/または構成材料の単層の共同付着によって、スパッタリング、蒸発、電気メッキまたは公知の他の技術によって形成することができる。好ましくは、付着された共晶接合層の総厚みは0.5ミクロン～20ミクロンである。あるいは、接合層は市販の前もって形成された共晶はんだディスクとして提供するこ

とができる。はんだディスクの厚みは好ましくは10ミクロン～100ミクロンである。最終基板50の上面および/または第1端子接点40の露出面上に粘着層構造を設けてもよい。粘着層構造と共晶接合層の両方を最終基板と第1端子接点のいずれかまたは両方に設ける場合、共晶接合層の形成前に粘着層を形成し、粘着層の表面に共晶接合層51を形成する。適切な粘着層はTi/Pt/Au、Cr/Au、Ni/Au、Ni/Pt/Auおよび他の公知の金属多層構造からなる。あるいは、粘着層を設けない場合、共晶接合層は第1端子接点40および/または最終基板50の露出面上に直接取り付けられる。言い換えれば、粘着層および/または共晶接合層は、最終基板50と第1端子接点40の露出面のいずれかまたは両方に設けることができる。

#### 【0110】

低温共晶接合層を使用して第1端子接点40を最終基板50に接合する場合に、接合プロセスは、第1端子接点と最終基板の両方に準備した表面を形成し、準備した表面同士を接触させてスタックを形成し、接合層の共融温度より高い温度にスタックを加熱し、その温度でスタックを緩冷し、スタックを室温に冷やすことからなる。上記したように、準備した表面は、粘着層および/または共晶接合層からなるが、接合される表面の少なくとも一方の上の少なくとも1つの共晶層を備える。好ましくは、アニール温度は、共晶合金の共融温度より10～100高い。アニール時間は接合層全体にわたる共晶合金要素の相互拡散を可能にする十分なものに選択され、10秒～2時間、好ましくは30秒～10分である。接合手順は市販のホットプレート上、炉内、またはヒータを装備したウエハボンディング装置で行なうことができる。接合プロセスは接合層材料の酸化を防ぐために不活性ガスまたは還元環境において行なってもよい。アニーリング工程時にスタックに外圧を加えてもよい。

#### 【0111】

##### ハンドル基板および/または全中間基板の除去

図2Nで、ハンドル基板20と接合層13、21は、ウエット化学エッチング、プラズマエッチング、反応性イオンエッチング、誘導結合プラズマ反応性イオンエッチング、および公知の他の技術などの従来技術を使用してエッチングすることにより取り除かれる。MoまたはTZMからなるハンドル基板20とCuWからなる最終基板50の好適実施例に対して、最終基板50をそのまま残しながらハンドル基板20を取り除くために、H<sub>2</sub>O中のHNO<sub>3</sub>およびNH<sub>4</sub>F、好ましくはHNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O:NH<sub>4</sub>F(126:60:5)からなる化学エッチング液の混合物を適用することができる。エッチング液の3つの成分である化学薬品の比率は変えることができる。ハンドル基板が多結晶のAlNからなる場合、適切なエッチング液はKOH、AZ400Kフォトレジスト現像液、NaOH、あるいはKOH:NaOHを含む他の薬液である。好ましくは、ハンドル基板がAlNである場合、エッチング液は、AlNを選択的にエッチングすることが知られているが、WまたはCuをあまりエッチングしないKOHからなる。より好ましくは、AlNのハンドル基板の場合、エッチング液は、20%～70%の濃度のKOH水溶液である。AlNまたはMo、TZMのいずれかのハンドル基板用のエッチング液は、エッチング速度を高めるために加熱してもよい。好ましくは、エッチング液の温度は25～150である。

#### 【0112】

共晶接合層51がハンドル基板削除において使用されるエッチング液によってエッチングされやすい場合、共晶接合層の露出したエッジをおおう不動態化層を設けることができる。不動態化層は、最終基板が接合された後で、ハンドル基板がエッチング液にさらされる前に形成される。適切な不動態化層材料は、スピノンガラス、フォトレジスト、ワックス、セラミックペースト、および化学的耐性、接合性、適用の容易さおよびコストで選ばれる他の材料を含む。

#### 【0113】

ハンドル基板は、化学エッチング除去工程前に、従来の公知の研削方法を使用して薄化してもよい。これは残ったハンドル基板材料の化学エッチに必要な時間を短縮するためである。好ましくは、TZMまたはP-AlNのハンドル基板については、ハンドル基板は

10

20

30

40

50



20ミクロン～150ミクロンの厚さに研削される。研削は、固定の摩耗性のダイヤモンド、ダイヤモンドスラリー、アルミナスラリー、あるいはこれらの研磨材または公知の他のものの任意の組合せを使用して行うことができる。

#### 【0114】

さらに、 $\text{SiO}_2$  接合層13、21は、デバイス構造や最終基板を著しくエッチングせずに、HFエッチング液によって取り除くことができる。接合層がAlNの場合、接合層を選択的に取り除くためにKOHを使用することができる。UV波長範囲で作動する $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  発光デバイスについては、内部吸収をなくし、光取出効率を高めるために、GaNからなる薄い移動層12も取り除くことができる。さらに、GaN膜の剥離の好ましいプロセスは、薄い移動GaN層12中に点欠陥をもたらす。これらの点欠陥は薄い移動層12上で成長した発光デバイスの品質に影響しないが、欠陥はデバイスの電気性能を下げる。その理由で、GaNのバンドギャップより低いエネルギーで照射するデバイスであっても、発光デバイスからの薄い移動層12の除去は望ましい。ハンドル基板の完全な除去に必要なエッチングプロセスの時間を短縮するために、エッチング前にハンドル基板を研削してより薄くしてもよい。好ましくは、研削の後のハンドル基板の最終厚さ25ミクロン～150ミクロンである。必要に応じて、デバイスの残りからハンドル基板20を分離するために、接合層は選択エッチングによって犠牲リリース層として取り除いてもよい。このように、必要に応じてハンドル基板20を再利用することができる。

#### 【0115】

ハンドル基板20が化学エッチングによって取り除かれる場合、潜在的な懸念は、エッチング工程時に最終基板から放出されるCuおよび他の微量金属によるデバイス表面の汚染である。エピタキシャル成長したデバイス構造の汚染は、ハンドル基板を取り除く化学エッチング時にハンドル基板または最終基板からのCuまたは他の潜在的汚染物質の溶解によって生じて得る。その後、これらの汚染物質は、ハンドル基板の完全な除去後に、デバイス構造または接合層の露出面上に再付着し得る。その後の熱循環で、デバイス構造の表面上のいかなる汚染も、潜在的にLEDまたはLD構造の活性領域へと拡散し得る。そのような汚染物質は、完成したデバイスの性能を劇的に低下させる可能性がある。最終基板から発生する汚染物質によって発光デバイスの劣化の恐れを最小限にするために、最終基板と移動活性層の複合体は、1:1:3～1:1:8の比率の $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ などの表面汚染物質を取り除くために公知のウェット化学プロセスで処理し、その後、脱イオン水リンスを行なう。この処理は接合層の除去前に行なわれる。ハンドル基板を取り除くために、化学エッチ工程前に、最終基板の露出側に等角の保護膜を付着させてもよい。保護膜は、ハンドル基板を取り除くために使用されるエッチング液に対する化学抵抗性で選ばれる。バルク最終基板の製作とは別の工程によって薄い保護膜を付着することによって、終基板の原料コストにあまり影響せずに、保護膜の化学的純度をよりよく制御することができる。したがって、ハンドル基板除去時にエッチングされ得る少量の保護膜は、完成したデバイスの表面の汚染の恐れがない。保護膜としての使用に適した材料は、完成したデバイスの一体部分のままであり得る伝導材料と、ハンドル基板の除去後に都合よく取り除くことができる絶縁膜に分かれる。伝導性保護膜はWを備えるが、より広く、デバイスを汚染する恐れがなく、ハンドル基板を取り除くのに使用されるエッチング液でゆっくり( $< 0.1 \mu\text{m min}^{-1}$ )エッチングするいかなる熱および電気伝導性材料をも含む。絶縁性保護膜は、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、 $\text{SiO}_2$  および $\text{SiO}_x\text{N}_y$ を含む、半導体加工産業で一般に使用する誘電体を備えるが、より広く、デバイスを汚染する恐れがなく、ハンドル基板を取り除くのに使用されるエッチング液でゆっくり( $< 0.1 \mu\text{m min}^{-1}$ )エッチングし、化学エッチング、研削、ラッピング、反応性イオンエッチング、化学機械研磨あるいは公知の他の膜除去プロセスを含むいかなる数のプロセスでもハンドル基板除去後に都合よく除去し得るいかなる材料をも含む。導電性および絶縁膜の両方はスパッタリング、CVDあるいは電子ビーム蒸着あるいは公知の他の方法で付着させることができる。膜の所望厚さは選択された蒸着方法に依存するが、汚染に寄与し得るピンホールが膜に生じないように十分に厚くするべきである。一般に、 $0.1 \mu\text{m}$ 以上の厚さの膜

は、ピンホールが貫通して下面まで貫通することを防止するに十分に厚い。さらに、付着工程が最終基板 50 の露出面およびエッジをすべてカバーするように、最終基板 50 のエッジに斜角をつけることができる。コストを減らすために、最終基板を活性層デバイス構造に接合する工程の前に、保護皮膜を備えた最終基板をあらかじめ大量に作ることができる。あるいは、活性層デバイス構造へ最終基板を接合した後に最終基板に保護層を付着し、斜角がつけられた最終基板を使用することによって、接合インターフェースは、ハンドルの基板のエッチング時に潜在的な化学的侵食から保護することができる。

#### 【0116】

薄い移動層が GaN からなる場合、ハンドル基板 20 と接合層 13、21 の除去に続いて、LED デバイス用のエピタキシャル・テンプレートとしてもともと接合され移動された薄い GaN 層 12 を取り除くことも望ましいかもしれない。これは、エピタキシー用の薄い GaN 層を接合し、剥離し、かつ調整するために使用された処理が、薄い移動 GaN または他のテンプレート層の伝導率を低下させる重要な格子損傷に至った場合に望ましい。あるいは、UV の LED へのこの方法の適用で、LED の活性領域から照射される光の吸収を回避する薄い GaN 層を取り除くことが望ましい。薄い移動 GaN 層の選択的な除去は、ウェット化学エッチング、電気化学エッチング、光化学エッチング、光電気化学エッチング、化学機械研磨、公知のハロゲン含有プラズマによるドライ・エッチング、あるいは塩素 ( $\text{Cl}_2$ )、三塩化ホウ素 ( $\text{BCl}_3$ )、六弗化硫黄 ( $\text{SF}_6$ ) または四弗化炭素 ( $\text{CF}_4$ ) を伴う誘導結合プラズマ反応性イオンエッチング (ICPRIE) プロセスなどのハロゲン含有高密度プラズマを用いるドライ・エッチングを非限定的に含むいくつかの方法で行うことができる。薄い移動 GaN 層を選択的に取り除くためにドライ・エッチングが使用される場合、イオンエッチング工程によるイオン損傷を最小限にすることが重要である。これは、受入れ可能なエッチング速度を維持しながらイオンのエネルギーを減少させるために低バイアス電圧を使用することにより達成できる。好ましくは 400 V 未満のバイアス電圧を使用する。より好ましくは、100 V 未満のバイアス電圧を使用する。生産効率を高めるために、ハイ・ロー・エッチング技術 (high-low etch technique) を用いて高いバイアス電圧およびエッチング速度で薄い GaN 層のバルクを速く取り除き、次に、イオン損傷を最小限にするようエッチングの終わり近くでプラズマのエッチング速度およびバイアス電圧を低減することができる。ICPRIE などの高密度プラズマエッチング技術は、薄い移動 GaN 層の選択的な除去に特に好都合である。薄い移動層の除去プロセスの堅実さを高めるために、デバイスの活性領域を損傷しないようにエッチング深さと速度の制御をそれほど決定的なものにしないために、GaN/Mo 中間基板上でより厚い緩衝層を成長させることが望ましいかもしれない。薄い移動 GaN 層を選択的に取り除くことに加えて、上記の一般化されたプロセスは、III 族窒化物成長のための薄い移動層として使用されるサファイア、SiC、Si (111) および他の望ましい材料に適用することができる。あるいは、薄い移動 GaN 層 12 と活性層 30 の間で、追加的な犠牲 AlN または等価のエッチング層をエピタキシャル成長させることができる。犠牲 AlN エッチング層を局所的に露出させるため、グリッド・パターンを持つ溝を、フォトリソグラフィと反応性イオンエッチングによって薄い移動 GaN 層に形成することが望ましい。側面エッチングによって犠牲エッチング層を速く取り除き、かつリフトオフによって薄い移動 GaN 層を取り除くために、選択的なウェット化学エッチングを用いることが望ましい。溝は、従来の全ウエハ・リフトオフ・プロセスと比較して、必要とされるエッチングの側面範囲を減らすことにより側面エッチングプロセスを加速する。

#### 【0117】

光電気化学 (PEC) エッチングも、適切にコントロールされたエッチング深さおよび層選択性で、薄い移動 GaN 層の精密除去に適用することができる。GaN バッファ内の特定箇所にエッチング停止層を成長させることができる。エッチング停止層は光子ソースの光子エネルギーより広いバンドギャップを持つ。エッチングがエッチング停止層に達すれば、材料面での光によって生成されたキャリアの不在によりエッチング速度がゼロになる。エッチング停止層で止まることは、微小空洞 LED または垂直空洞面発光レーザー (

10

20

30

40

50

V C S E L ) に特に重要な正確な厚さおよび最適化された光学的性質を備えた発光デバイスを可能にするだろう。G a N 用のいくつかの可能なエッチング液は、1 : 3 ( 4 5 % ) K O H / H <sub>2</sub> O または 1 : 1 0 の H C l / H <sub>2</sub> O 溶液を含む。エッチングを始動する光子ソースとして H g アークランプまたは H e - C d レーザーを使用することができる。例えば、J. H. Edgar et al. らに編集された 1 9 9 9 年の「Properties, processing and applications of Gallium Nitride and Related Semiconductors」の B 4 . 3 章を参照。適切なバンドギャップを持つ A l G a N 材料を、エッチング停止層としてバッファ G a N 成長に挿入することができる。

#### 【 0 1 1 8 】

薄い移動層がサファイアからなる場合、ハンドル基板 2 0 と接合層 1 3、2 1 の除去に続いて、L E D デバイス用のエピタキシャル・テンプレートとしてもともと接合され移動された絶縁性の薄いサファイア層 1 2 のすべてあるいは一部を取り除くことが望ましいかもしれない。薄いサファイア層の選択的な除去は、ウエット化学エッチング、化学機械研磨、公知のハロゲン含有プラズマによるドライ・エッチング、あるいは塩素 ( C l <sub>2</sub> )、三塩化ホウ素 ( B C l <sub>3</sub> )、六弗化硫黄 ( S F <sub>6</sub> ) および / または四弗化炭素 ( C F <sub>4</sub> ) を伴う誘導結合プラズマ反応性イオンエッチング ( I C P R I E ) プロセスなどのハロゲン含有高密度プラズマを用いるドライ・エッチング含むいくつかの方法で行うことができる。薄い移動サファイア層を選択的に取り除くためにドライ・エッチングを用いることが望ましい。薄いサファイア層の除去の後に表面平滑性と平面性を維持するために、サファイアと G a N に同様のエッチング速度を持つ C F <sub>4</sub> などのエッチング化学的性質および / または他の F ベースの化学品を I C P R I E に適用することがより望ましい。

#### 【 0 1 1 9 】

薄いサファイア層の他のエリアをそのまま残しながら、電気接点用に薄いサファイア層の局所的な除去を可能にするために、エッチングの前にフォトレジストマスクまたは他のパターン化マスクを適用してもよい。残る薄いサファイア層の部分は、外部環境汚染および / または水分溶浸に対する不活性化層として役立ち、従来の L E D 製作で一般に要求されるような、窒化ケイ素からなる別の不活性化層を形成する追加の堆積工程の必要性をなくす。G a N デバイスが水分または水素の拡散に起因する p 接触抵抗の高温劣化に陥りやすいことが技術分野で知られている。p - G a N 接点中への望ましくない種の拡散を防ぎ、かつ作られたデバイスの信頼性を非常に高めるために、薄いサファイア層は拡散隔膜として作用することができる。1 . 7 7 の屈折率を持つ薄いサファイア層は、光結合効率を高めるために、2 . 5 の屈折率を持つ G a N と、1 . 3 8 ~ 1 . 5 7 の屈折率を持つエポキシまたはシリコンからなる包装材料との光屈折率調和層として作用することができる。図 4 に示す構造と同様のフォトリック格子構造を形成する薄いサファイア層のさらなるパターンニングも、作られたデバイスの光結合効率を高めることができる。

#### 【 0 1 2 0 】

薄いサファイア層を選択的に取り除くためにドライ・エッチングが使用される場合、イオンエッチング工程によるイオン損傷を最小限にすることが重要である。これは、受入れ可能なエッチング速度を維持しながらイオンのエネルギーを減少させるために低バイアス電圧を使用することにより達成できる。好ましくは 4 0 0 V 未満のバイアス電圧を使用する。生産効率を高めるために、ハイ・ロー・エッチング技術を用いて、C l ベースの化学品中で、高いバイアス電圧およびエッチング速度で薄いサファイア層のバルクを速く取り除き、次に、残余イオン損傷を最小限にするようバッファ G a N エッチングの終わり近くで、エッチング化学品を低いエッチング速度およびバイアス電圧の C l ベースのプラズマに切り替えることができる。I C P R I E などの高密度プラズマエッチング技術は、サファイア / バッファ・インターフェースの近くの薄い移動サファイア層および関連する非常に欠陥のある G a N バッファの選択的な除去に特に好都合である。薄い移動層の除去プロセスの堅実さを高めるために、デバイスの活性領域を損傷しないようにエッチング深さと速度の制御をそれほど決定的なものにしないために、中間基板上でより厚い緩衝層を成長させることが望ましいかもしれない。

## 【0121】

LEDデバイスの性能をさらに高めるために、LEDの活性領域から照射される光の吸収をなくし、かつよりよい光取出効率用のLED活性領域の厚さを最小限にするために薄い移動GaN層12を取り除くことに加えて、活性層30の成長前にGaN/Mo中間基板15上で通常成長するGaNバッファ層(図示せず)を取り除くことが望ましいかもしれない。LED活性領域の総厚みを光の数波長未満に、青色発光LEDについては0.5 μm未満にと最小限にすることによって、より高い光出力の微小空洞LEDを作成できることは公知である。薄い移動GaN層を取り除くことに関して前に述べたようにGaN材料を取り除くことができる。その除去は、薄いGaN層の除去に関して前に述べたいかなる技術でも達成することができる。

10

## 【0122】

あるいは、必要に応じて、ハンドル基板20と薄層12は最終デバイス構造で保持されてもよい。この場合、ハンドル基板は完成したデバイスの最終デバイス基板として役立つことができる。

## 【0123】

デバイス処理と第2接点

以下の説明は、薄い移動された層12、ここでは例えばGaNが取り除かれない発明の実施例に該当する。もし薄い移動層12が先の処理工程で取り除かれれば、以下の説明は、薄い移動層12の代わりに活性層30に直接該当することになる。図2Nに示さないが、エッチングまたは他の公知の方法によって、薄い移動半導体膜12を随意にパターン化あるいは粗面化することは、発明の実施例による発光デバイスの光取出効率をさらに高めることができる。パターン化または粗面化は、活性層30に発生した光の漏えい率を高くする。パターンニングのいくつかの好ましい例は、薄い移動半導体膜12上に格子パターンを形成するか、薄い移動半導体膜12と活性層30を通してフォトリソグラフィ格子構造を形成することである。パターンは、均一または不均一の縞模様、グリッド・パターン、矩形形状、あるいは米国特許出願No.2005/0059179、米国特許No.5,955,749、及び、6,479,371に開示されたものなど他の工夫されたパターン、そしてフォトリソグラフィ・バンドギャップおよび周期的格子構造の分野で公知のもので形成することができる。パターンは、好ましくは、標準のホログラフィック格子露光と、その後のウェット化学エッチングまたはドライブラズマエッチングによって形成される。他の標準パターンニング技術は、電子線リソグラフィ、位相マスクリソグラフィ、X線リソグラフィ、自然リソグラフィなどを含む。パターンの周期性は光の波長程度が望ましい。格子パターンの深さには、活性層30の露光と酸化を防ぐために、薄い半導体膜12の厚さ未満が望ましい。薄層12が既に取り除かれたデバイス構造に対して、格子パターンはクラッド層31の厚さ未満が望ましい。フォトリソグラフィ格子構造については、パターンは、屈折率のコントラストを最大限にするために、薄い半導体膜12を通して活性層30中に延びることが望ましい。

20

30

## 【0124】

図2Oで、第2端子接点60を形成するために、薄い移動半導体膜12に1つ以上の金属または金属酸化膜を付着する。好ましい組成は、薄い移動半導体膜12の具体的材料に依存する。p型のGaNからなる薄い移動半導体膜12については、第2端子接点60の1つの構成要素としてNi-Auが望ましい。n型GaNからなる薄い移動半導体膜12については、第2端子接点60に例えばTi-AlまたはW-AlのようなAlを含めることが望ましい。第2端子接点60は、必ずしもn型GaNからなる薄い移動半導体膜12の全面をカバーする必要はない。これは遮光エリアを減らし、光取出効率を高める。さらに、第2端子接点60は、発光デバイスのより高い光取出効率を可能にするために光反射層を備えることが望ましい。あるいは、例えばITO、ZnO:Alの透明接点も第2端子接点60として使用することができる。透明接点により、p型またはn型半導体のいずれかの中を高い広がり抵抗無しに大きい電流フローが可能となる。

40

## 【0125】

完成したデバイス

50

発明の実施例による完成した発光デバイスの具体的実施例は、図 1、4 および 6 に示される。図中の矢印は、光線出力の好ましい方向を示す。図 1 は、図 2 A ~ 2 O に示す処理工程により作られた発明の実施例による好ましい発光デバイスを示す。図 4 は、図 2 A ~ 2 O および図 3 A ~ 3 C に示す処理工程を組み合わせることによって作られたフォトリソグラフィ格子構造を持つ別の好ましい発光デバイスを示す。図 6 は、図 2 A ~ 2 O および図 5 A ~ 5 B に示す処理工程を組み合わせることによって作られたフォトリソグラフィ格子構造を持つさらに別の好ましい発光デバイスを示す。

#### 【0126】

記載された半導体発光デバイスはユニークな長所を持つ。高価な高品質ソースウエハの再利用によって、1つの発光デバイス当たりのソースウエハ材料の原価が著しく低下する。従来のLED生産に使用されたものと比較して、基板材料の品質は3桁以上高められる（例えば $10^9 / \text{cm}^3$ から $10^6 / \text{cm}^3$ への転位欠陥密度の $10^3$ の低下）。材料品質におけるこの改良は、高い材料品質のデバイス層の後の成長を可能にする。これらの高い材料品質のデバイス層は、サファイア基板上で通常成長するデバイス層より著しく高いレベルの電流密度を支持することができる。これらのより高い電流密度レベルは、処理されたウエハの単位面積当たりのより高い光出力になる。多くの製造コストは処理されるウエハの面積に密接に関係するから、単位面積当たりのより高い光出力は1製造ドル当たりでより高い光出力に形を変える。要するに、生産費および材料品質の同時改良は、非常に高い輝度を持ったコスト効率の良いソリッドステート照明源の開発を可能にする。より多くの光を小面積デバイスによって出力することができ、それによって、光出力の1ワット当たりの原価を減らし長期信頼性を高めながら、半導体の単位面積当たりの有効な光出力パワーを高める。

#### 【0127】

活性層エピタキシャル成長後に発光デバイス構造へ格子および反射層の組み込むことにより、これらの微妙な構造の高温の熱周期が最小限となる。フリップチップマウンティング、サファイア基板のレーザー・リフトオフ、支持されない薄膜アクティブデバイスの移動など、従来のLED生産において使用される、時間のかかる、歩留まりの低い、高コストの工程はすべて、本発明の発光素子によって解消された。薄い移動半導体膜とハンドル基板が完全に接合されて機械的に強固になった後、活性層のエピタキシャル成長が生じる。高度に緊張した材料を含む微妙な活性層は、半導体発光デバイスの性能および信頼性を著しく下げ得る高温ウエハボンディング工程あるいは他の操作からの外来の熱応力および機械的ストレスにさらされない。

#### 【0128】

サファイア上で成長する従来の発光デバイスと比較して、発明の実施例による発光デバイス中の発光有効面積は、上面上の1つの接点の除去により著しく増加する。チップを通る横方向の電流フローおよびそれによって生じる超過熱も、発明の実施例による発光デバイスによって解消される。

#### 【0129】

発明の実施例による中間基板上の薄いサファイア層を備える発光デバイスについては、薄いサファイア層の一部が、外部環境汚染および/または水分溶浸に対する不活性化層として役立ち、p-GaN接点への望ましくない種の拡散を防ぎ、完成した発光デバイスの信頼性を非常に高めることができる。

#### 【0130】

発明の実施例によるGaNと中間基板の間のCTEのよりよい整合は、成長時のウエハ曲がりとストレスを減らすことにより結晶品質を高める。ウエハ曲がりや低減されることにより、各ウエハから作られたデバイス間のよりよい均一性を可能にする。よりよい均一性および一貫性はより高い生産歩留まりおよび発光素子のよりよい信頼性を可能にする。

#### 【0131】

よりよいCTEの整合は、発明の実施例によれる薄いサファイア層からなる中間基板上で成長したIn含有材料の改良にもなる。高いInの組込と優れた結晶品質が達成され、

次世代の高機能ソリッドステート照明源にとって重要な緑、黄および赤色からなるより長い波長で高性能、高輝度のⅢ族窒化物LEDの開発を可能にする。

#### 【0132】

よりよいCTEの整合により低減されたウエハ・ストレスは、しきい値電流を減らすか発光デバイスの速度を増加させる、より高性能の活性層の設計のためにはるかに大きなパラメータ空間を提供する。よりよいCTEの整合は、短波長UV用の発光デバイスに必要な高Al組成材料を適用する際のさらなる柔軟性をも与える。

#### 【0133】

##### 別実施例

代替の第2実施例では、Ⅲ族窒化物半導体ソースウエハ10をハンドル基板に接合し、次に、半導体ソースウエハから薄いⅢ族窒化物半導体層12を剥離するのではなく、Ⅲ族窒化物半導体層のエピタキシャル成長を支持する単結晶材をハンドル基板に接合する。この単結晶材は、GaN、InGaN、AlGaNなどなどのⅢ族窒化物半導体層のエピタキシャル成長を支持するサファイア、炭化ケイ素または他の適切な材料を含む。したがって、図2Aに示すGaN基板10は、サファイア、SiCあるいは他のセラミック材からなる単結晶材に換えられる。サファイアなどの単結晶材からの薄い移動層12は、図2A~2Hに示すように、バルク基板からのイオン注入に起因する剥離を用いて、あるいは基板接合およびエッチ・バック工程（つまりハンドル基板に接合した単結晶材の薄層だけを残すように単結晶材をエッチングおよび/または研磨して取り除く）を用いて、あるいはイオン注入によって生成された弱いインターフェース11の側面エッチングを用いてハンドル基板上に形成される。そして、発光デバイスを構成するGaN、InGaNなどの1つ以上のⅢ族窒化物半導体層31~34がサファイアなどの単結晶材の薄層12上で、この薄層12がハンドル基板20に接合している間に、エピタキシャル成長させられる。この代替の第2の実施例のさらなる処理は、図に既に示し、上記した処理工程と同様である。

#### 【0134】

この場合、ハンドル基板20は、サファイアなどの単結晶のソースウエハよりⅢ族窒化物半導体（つまりGaNなど）によりよくCTE整合し、サファイアより高い熱伝導率を持つ材料で構成されよう。サファイア膜の厚さがハンドル基板20の厚さに比較して薄いから、完成した中間基板15の全体的CTEは、GaNなどのⅢ族窒化物半導体層に一致するだろう。例えば、サファイアなどの単結晶材の薄層12で覆われたハンドル基板20からなる中間基板のCTEは、Ⅲ族窒化物半導体層31~34のCTEと20%以下、例えば10%以下だけ異なる。

#### 【0135】

さらに、ハンドル基板20を容易に取り除くことができるとすると、従来のⅢ族窒化物発光デバイスを形成するのにバルク・サファイア・ウエハが使用された場合と比較して、GaNデバイス層31~34の成長後に残りの薄層12を取り除くほうが簡単であろう。第2実施例の薄いサファイア層からなる中間基板15は、従来のバルク・サファイア基板と比較すると、第1実施例の薄いGaN層からなる中間基板の利点のいくつかをもつであろう。具体的には、従来のバルク・サファイア基板と比べて、Ⅲ族窒化物活性層とのハンドル基板20上の薄いサファイア層のよりよいCTE整合は、GaN成長時の曲がりど、それによる基板を横切る熱変動を減少させ、よりよいデバイス均一性をもたらす。さらに、デバイス成長後に、絶縁性の薄いサファイア層12の除去を通じて前側の接点を作成するほうが簡単である。しかし、同時に、第2実施例の薄いサファイア層からなる中間基板上で成長するGaNデバイス構造は、サファイア上のヘテロエピタキシャルⅢ族窒化物成長過程の一部である、格子不整合に起因する転位が生じる。サファイアの代わりに炭化ケイ素または他のセラミック材を使用することもできる。

#### 【0136】

第1実施例に対するこの第2実施例の1つの追加の利点は、第2実施例用のソースウエハが第1実施例の自立GaNより大きなサイズで入手可能であるということである。従っ

10

20

30

40

50

て、第2実施例によれば、第1実施例より大径の基板を製造することが可能かもしれない。薄層12がサファイアで、ハンドル基板20がモリブデンの合金である場合、75、100、150mmおよびより大きな基板の製造が可能である。より大きなウエハ・サイズは、規模の経済性を可能にし、デバイス・メーカーが1つのデバイス当たりの生産費を減少させるのを助ける。

#### 【0137】

例えばIII族窒化物成長の場合が(0001)である一次の結晶学的方位から薄い移動単層がミスカットされ得ることに注意するべきである。薄い移動単結晶層がサファイアである場合、このミスカットは通常 $0^\circ \sim 0.3^\circ$ である。ハンドル基板上の薄い単結晶層を移動するために剥離または接合およびエッチ・バック工程が使用される場合、薄い移動単結晶層のミスカットは、ミスカットされたソースウエハの使用により達成することができる。ミスカットされたソースウエハが容易に利用可能でない場合、ソースウエハにゼロでない阻止能の材料の薄層を付着し、その厚さがウエハの表面を横切って変わるようにそれを研磨することが可能である。この場合、ソースウエハから薄いミスカットされた層を移動することができるよう、注入されたイオンがソースウエハ中の平面だが軸外の深さに達するように厚さ変動が設定される。

10

#### 【0138】

薄い単結晶層用のソースウエハとして材料の非標準の結晶学的方位を使用することも可能である。材料がサファイアである場合、ソースウエハはR面変種でもよい。2004年の中国Phys. Lett. 21970-971でLi Dong-Shengらによって、そして他の公表された結果に記載された技術によれば、この基板からの薄い単結晶層からなる中間基板上で生じるGaN成長は、無極性のGaN材料を生成することができる。

20

#### 【0139】

第3実施例では、ソースウエハ10上でエピタキシャル成長した層は、ハンドル基板20に接合することができる。好ましくは、ソースウエハ10上でエピタキシャル成長した層は、HVPE、MOCVDまたはMBEなどの公知の技術を使用して、サファイアまたはSiC基板上でエピタキシャル成長したAlGaNの膜からなる。この実施例では、図2AのGaNソースウエハ10は、SiCまたはサファイア基板上のAlGaN層からなる基板上のエピタキシャル成長層に換えられ、 $0 < x < 1$ である $Al_xGa_{1-x}N$ 層の薄層がハンドル基板に接合され移動される。

30

#### 【0140】

エピタキシャル成長したAlGaN膜の薄い移動層12は、剥離または基板接合およびエッチ・バック工程を使用して、ハンドル基板20上に形成されてもよい。この第3実施例のさらなる処理は、図に既に示し、上記した処理工程と同様である。

#### 【0141】

第4実施例では、中間基板は、アクティブデバイス層ではなく、高品質の自立GaN基板を生成するために使用される。この実施例の1つの形態では、GaNの薄い単結晶層が既存の自立GaNソースウエハから移動される。その後、MOCVDあるいはHVPEを用いて、薄い移動単結晶層上で厚い(好ましくは $> 50$ ミクロン、より好ましくは $> 100$ ミクロン)GaN層が成長させられる。好ましくは、ハンドル基板は本用途用のTZMである。GaN層が目標厚さに達すれば、ハンドル基板が取り除かれる。高品質の薄い単一GaN結晶層で自立GaN成長過程を開始することによって、標準エピタキシャル法によって達成することができるより高いレベルの材料品質に達することが可能かもしれない。

40

#### 【0142】

第4実施例の他の形態で、それは上記第2実施例と同様であるが、GaNの成長に適した材料の薄い単結晶層がハンドル基板に接合される。薄い単結晶層はサファイア、炭化ケイ素またはケイ素からなるが、サファイアが好適である。そして、薄い移動単層は、GaNの厚い層の成長用のシード層になる。1つの形態では、この技術は、より高品質のGaNを生成するために、エピタキシャル側面過成長とペンデオエピタキシー(pendeoepitax

50

y) を非限定的に含む側面過成長技術と組み合わせてもよい。目標厚さが到達すれば、ハンドル基板は既述のいかなるプロセスによっても容易に取り除かれる。ハンドル基板が取り除かれれば、薄い単結晶層も既述のいかなる関連プロセスによっても取り除かれる。この方策は、サファイア基板上でヘテロエピタキシーによって自立 III 族窒化物基板を生成する既存の技術と比較していくつかの長所を持つ。特に、薄い移動単結晶層がサファイアで、ハンドル基板がモリブデンの合金である場合、GaN に対する中間基板の CTE 整合は、大きい基板サイズでも有害な湾曲や割れを生じずに、厚い GaN 膜の成長を可能にするに十分である。その結果、この技術は、バルク・サファイア基板上のヘテロエピタキシャル成長によって生成することができるより大きな自立 III 族窒化物基板の成長を可能にする。

10

#### 【0143】

第4実施例の他の形態で、それは上記第3実施例と同様であるが、ヘテロエピタキシーで成長したエピタキシャル GaN の薄い単結晶層は、ハンドル基板上に移動される。エピタキシャル GaN は、サファイア、炭化ケイ素およびケイ素 (111) を非限定的に含む GaN の成長に適したあらゆる基板上で成長させてもよい。移動単結晶層は、GaN の厚い層の成長用のシード層になる。目標厚さが到達すれば、ハンドル基板は容易に取り除かれ、GaN の厚い層は自立となる。この方策は、サファイア基板上でヘテロエピタキシーによって自立基板を生成する既存の技術と比較していくつかの長所を持つ。別個のプロセスで成長した薄い GaN 層の移動によって、HVPE あるいは自立 GaN 基板の製作で要求される厚いエピタキシーの他の適切な方法による自立 GaN 基板の核生成および成長は、サファイア上の GaN の場合のヘテロエピタキシーからホモエピタキシーへ成長を切り替えることにより、核生成および GaN 成長の開始の困難さを低減することにより改良される。

20

#### 【0144】

LED デバイスからなる特定の実施例を示し、説明したが、ここに記載した方法は、レーザーダイオードおよび III 族窒化物ベースのトランジスタにも有利に適用することができる。それらの例として、F. Ren および J. C. Zolper によって「Wide Energy Bandgap Electronic Devices」に記載された高電子移動度トランジスタ (HEMT) と、L. S. Mc Carthy らによって IEEE 電子装置のトランザクション、48 巻、No. 3、2001 年 3 月 3 日の「GaNHBT: Toward an RF Device」に記載されたヘテロ構造バイポーラトランジスタ (HBT) がある。これらのデバイスは RF およびマイクロ波回路に使用することができる。

30

#### 【0145】

HEMT には、マイクロ波モノリシック IC (MMIC) のようなマイクロ波回路の用途がある。トランジスタは従来の電界効果トランジスタ (FET) に非常に似た動作をする。ドレインおよびソース電極間の導通チャンネルは、ゲート電極に電圧を加えることにより影響され得る。これは、ドレイン - ソース電流の変調を引き起こす。HEMT では、導通チャンネルは、薄層に電荷キャリアを制限するヘテロ構造によって作られる。ヘテロ構造は、例えば、AlGaIn / GaN または InAlN / GaN ヘテロ構造からなる。ゲート電極はヘテロ構造チャンネルの上に形成され、ソースとドレイン領域はヘテロ構造チャンネルに接頭する。

40

#### 【0146】

HBT は RE 回路にその用途がある。HBT では、その npn または pnp コレクタ / ベース / エミッタ構造に異質接合が存在する。したがって、HBT は、n++ GaN サブコレクタ、n+ GaN コレクタ、p+ GaN ベース、n- GaN スペーサ、n+ AlGaIn エミッタおよび n++ AlGaIn エミッタ・キャップを含む AlGaIn / GaN ヘテロ構造を備えてもよい。

#### 【0147】

LED 活性層 30 は HEMT または HBT などのトランジスタ用の公知の適切なデバイス層構造に換えることができる。図 2H に示す中間基板は、高品質エピタキシャル材料の

50



成長を可能にする。高品質エピタキシャル材料は、高速またはハイパワーの用途などの特定用途の電子デバイスの性能を最適化するように選ばれる最終デバイス基板に移動することができる。H E M T が一般に側面デバイス（つまりデバイスの上部に電極がある）からなるので、例えば、高速H E M T 用の好ましい最終デバイス基板は、絶縁性の多結晶A l N またはS i C のような熱伝導性で電気絶縁性の材料からなる。他方では、H B T が好ましくは、エミッター・キャップなどのように、一方の（つまりコレクタ）接点が導電性基材と接触し、他方の（つまりエミッター）接点がデバイスの上端と接触する縦型のデバイスであるから、高性能H B T 用の好ましい最終デバイス基板は、L E D 用に選ばれた材料と同様に、熱伝導性で導電性の材料からなる。これらの電子デバイスの活性層の製作および接触点処理工程は周知である。はるかに高高性能の電子デバイスは、発明の実施例によって、高品質エピタキシャル材料および最適化された最終デバイス基板から作ることができる。

10

#### 【 0 1 4 8 】

本発明の特定の実施例を示し説明したが、より広い観点における発明から外れずに変更や改変が可能なことは当業者に明白である。したがって付記されたクレームはその範囲に、本発明の真の趣旨および範囲に含まれるそのようなすべての変更や改変を包含する。本書に記載した特許、公表された出願および記事はすべて、言及することによってそれらの全体を組み込む。以下の米国仮出願を、言及によってそれらの全体をここに組み込む：2005年2月18日出願の60/654、523、及び、2005年3月2日出願の60/657、385。

発明のさらなる特徴、その性質および種々の利点は、添付図を参照する以下の詳細な説明からより明白になるが、図中、同じ参照符号は同じ構成要素を示す。

20

尚、本発明の特徴的な構成を以下に列挙する。

本発明の一つの特徴構成は、中間基板であって、金属または合金を含むハンドル基板に接合する化合物半導体材料のエピタキシャル成長に適した薄層を備える中間基板。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板の熱膨張率が前記化合物半導体材料の熱膨張率に厳密に一致する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板がM o またはM o 合金を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板がM o W、T Z M または酸化ランタンが添加されたM o を含む中間基板である。

30

本発明の一つの特徴構成は、薄層がソース基板から移動され、ハンドル基板に接合される中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が半導体層を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が単結晶I I I 族窒化物層を有する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記I I I 族窒化物半導体層がG a N またはA l N を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層がサファイア層を有する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、I I I 族窒化物材料の選択的領域成長または側面過成長を可能にするために、前記サファイア層が部分的にマスキングされる中間基板である。

40

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する少なくとも1つの接合層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記接合層が酸化シリコン、窒化ケイ素、アルミナ、窒化アルミニウムまたは酸窒化ケイ素を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記接合層の間に位置する粘着層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記粘着層が窒化チタンである中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する反射層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する拡散隔膜をさ

50

らに備え、前記拡散隔膜がハンドル基板から薄層中への汚染物質の外方拡散を減少させる中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記拡散隔膜が窒化ケイ素である中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、化合物半導体層のエピタキシャル成長時に前記ハンドル基板の分解を防止するために前記ハンドル基板を封入する封緘層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記封緘層が窒化ケイ素、二酸化ケイ素、酸窒化ケイ素、窒化アルミニウム、酸窒化アルミニウム、アルミナまたは炭化ケイ素を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が反射材料を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、導電性ボンドが前記薄層と前記ハンドル基板の間に存在する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記中間基板の前記薄層上でエピタキシャル成長した化合物半導体層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記化合物半導体層がGaNを含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板を有する金属または合金が化合物半導体材料のエピタキシャル成長温度で再結晶しない中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、化合物半導体層を損傷せずに、化学的または機械的な除去法によって除去可能である中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、金属または合金の最終基板と、基板上の伝導性接合層と、接合層上に位置する反射p型接点と、前記p型接点層上に位置する少なくとも1つの発光層を含む複数の単結晶III族窒化物半導体層と、電気接触を可能にするために開口パターンが付けられた複数の単結晶III族窒化物半導体層上に位置する単結晶サファイア層と、サファイア層上に位置する光透過n型接点とを有する発光デバイスである。

本発明の一つの特徴構成は、フォトリソグラフィ構造をさらに備える発光デバイスである。

本発明の一つの特徴構成は、ハンドル基板に接合した化合物半導体層のエピタキシャル成長に適したサファイアの薄層を備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、高い融点および化合物半導体層と厳密に一致した熱膨張率を持つ熱伝導材料を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が多結晶窒化アルミニウムまたは多結晶炭化ケイ素を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が金属または合金を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板がMoまたはMo合金を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記サファイア層が、ウエハボンディングおよび層移動を用いて、サファイア基板から移動される中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記サファイア層がr面である中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記サファイア層上に形成される半導体発光デバイスまたはトランジスタをさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する拡散隔膜をさらに備え、拡散隔膜が前記ハンドル基板から前記薄層中への汚染物質の外方拡散を減少させる中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記拡散隔膜が窒化ケイ素である中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、化合物半導体層のエピタキシャル成長時にハンドル基板の分解を防止するためにハンドル基板を封入する封緘層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記封緘層が窒化ケイ素、二酸化ケイ素、酸窒化ケイ素、窒化アルミニウム、酸窒化アルミニウム、アルミナまたは炭化ケイ素を含む中間基板である。

10

20

30

40

50

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が反射材料を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する少なくとも1つの接合層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記接合層が酸化シリコン、窒化ケイ素、アルミナ、窒化アルミニウムまたは酸窒化ケイ素を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記接合層の間に位置する粘着層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記粘着層が窒化チタンである中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板と前記薄層の間に位置する反射層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、III族窒化物材料の選択的領域成長または側面過成長を可能にするために、前記サファイア層が部分的にマスキングされる中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記中間基板の薄層上でエピタキシャル成長した化合物半導体層をさらに備える中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記化合物半導体層がGaNを含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、化合物半導体材料のエピタキシャル成長温度で再結晶しない金属または合金を含む中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、化合物半導体層を損傷せずに、化学的または機械的な除去法によって除去可能である中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、単結晶III族窒化物半導体層のエピタキシャル成長に適した第1材料の薄い単結晶層を、III族窒化物半導体層の熱膨張係数に厳密に一致した熱膨張係数を持つハンドル基板上に移動する工程と、第1材料の薄い単結晶層上で厚い単結晶III族窒化物半導体層をエピタキシャル成長させる工程と、前記ハンドル基板を取り除く工程とを含む基板製造方法である。

本発明の一つの特徴構成は、厚い単結晶III族窒化物半導体層が、厚さが100ミクロンを越える自立単結晶III族窒化物基板を形成するように、前記第1材料の薄い単結晶層を取り除く工程をさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記移動工程が、前記第1材料の単結晶基板をハンドル基板に接合し、剥離またはエッチ・バックを用いて、前記第1材料の薄い単結晶層をハンドル基板に接合したままにしておく工程を有し、前記ハンドル基板が、室温と1000の間で平均した $5.2 \times 10^{-6} / K \sim 6.3 \times 10^{-6} / K$ の線熱膨張係数を持つ金属または合金基板を有し、前記第1材料がGaN、SiC、サファイアまたはSi(111)を含み、III族窒化物材料がGaNを含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、接合中間基板の製造方法であって、

GaNソース基板中に、GaNソース基板のN末端面にイオン注入することにより弱いインターフェースを形成する工程と、

GaNソース基板のN末端面をハンドル基板に接合する工程と、

薄いGaN剥離単一結晶層が、前記ハンドル基板に接合されたままの状態、かつ、薄いGaN単一結晶層のN末端面が露出されるように、前記薄いGaN単一結晶層をソース基板から薄層を剥離する工程と、を含む接合中間基板の製造方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、室温と1000の間で平均した $5.2 \times 10^{-6} / K \sim 6.3 \times 10^{-6} / K$ の線熱膨張係数を持つ金属または合金基板を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記接合工程前にGaNソース基板のN末端面を研磨することをさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、ソース基板中に弱いインターフェースを形成する工程と、前記ソース基板をハンドル基板に接合する工程と、薄層がハンドル基板に接合したままにしてソース基板から前記薄層を剥離する工程とを含み、

前記ハンドル基板が金属あるいは合金基板を含むか、前記薄層が薄いサファイア層を有するかのいずれか一方である中間基板の製造方法である。

10

20

30

40

50

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が金属または合金基板を含む中間基板の製造方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板がMoまたはMo合金を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が単結晶GaN、Si(111)、SiCの層を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が単結晶サファイア層を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が金属または合金基板を備え、前記薄層が単結晶サファイア層を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が単結晶III族窒化物半導体層のエピタキシャル成長に適し、前記ハンドル基板の線熱膨張係数が、室温と1000の間で平均した $5.2 \times 10^{-6} / K \sim 6.3 \times 10^{-6} / K$ である方法である。

本発明の一つの特徴構成は、

前記ソース基板が前記薄層の材料と同じである第1材料の基板を備え、あるいは、前記ソース基板が、第1材料とは異なる第2材料の基板上に位置する薄層の材料と同じである第1材料の単結晶層からなり、

前記弱いインターフェースを形成する工程が、前記ソース基板中に欠陥構造を形成するためにソース基板にヘリウムを注入し、その後、欠陥構造の内面に結合するか、それを安定させるか、不動態化するうちの少なくとも1つを行うためにソース基板に水素を注入する工程を含み、

前記剥離工程が、弱いインターフェースに沿ってソース基板から薄層を剥離するのに十分な温度で、接合されたソースとハンドル基板を緩冷することを含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、薄層上で単結晶III族窒化物層をエピタキシャル成長させることをさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、III族窒化物層上で半導体発光デバイスまたはトランジスタをエピタキシャル成長させる工程と、発光デバイスまたはトランジスタと接触させて伝導性デバイス基板を形成する工程と、ハンドル基板を取り除く工程とをさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記弱いインターフェースを形成する工程が、GaNソース基板のN末端面にイオンを注入する工程を含み、前記剥離工程が、GaNの単結晶層のGa末端面が剥離工程後に露出するようにGaNの単結晶層を剥離することを含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、 $x$ と $y$ が1未満でゼロ以上である厚い単結晶 $Al_xIn_yGa_{1-x-y}N$ 半導体層を薄層上でエピタキシャル成長させる工程と、前記ハンドル基板と薄層を取り除いて、自立した単結晶 $Al_xIn_yGa_{1-x-y}N$ 半導体基板を形成する工程とをさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が多結晶窒化アルミニウムまたは多結晶炭化ケイ素を含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記ハンドル基板が、焼結によって製造される多結晶窒化アルミニウムを含み、ハンドル基板の窒化アルミニウム中のCaとYのレベルがそれぞれ25ppm未満かつ0.5重量%未満である方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記III族窒化物層上に半導体デバイスを形成する工程と、デバイスを最終基板に接合する工程と、ハンドル基板を取り除く工程とをさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層のすくなくとも一部を取り除く工程をさらに含む方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が化合物半導体材料のエピタキシャル成長を支持する材料を含み、前記ハンドル基板の熱膨張率が化合物半導体材料の熱膨張率に厳密に一致する方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が化合物半導体材料の格子構造と同様な格子構造

10

20

30

40

50

を持つ単結晶層を有する方法である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が  $GaN$  の格子構造と同様な格子構造を持つ単結晶層を有する方法である。

本発明の一つの特徴構成は、化合物半導体材料の熱膨張率に厳密に一致する熱膨張率を持つハンドル基板に接合した前記化合物半導体材料のエピタキシャル成長に適した薄層を有する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が化合物半導体材料の格子構造と同様な格子構造を持つ単結晶層を有する中間基板である。

本発明の一つの特徴構成は、前記薄層が  $GaN$  の格子構造と同様な格子構造を持つ単結晶層を有する中間基板である。

10

【図面の簡単な説明】

【0149】

【図1】本発明の1つの好適実施例によるデバイスの断面図

【図2A】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2B】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2C】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2D】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2E】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2F】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2G】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

20

【図2H】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2I】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2J】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2K】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2L】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2M】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2N】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図2O】本発明の実施例によるデバイスの製造方法の断面図

【図3A】本発明の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの製造方法の断面図

30

【図3B】本発明の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの製造方法の断面図

【図3C】本発明の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの製造方法の断面図

【図4】本発明の1つの実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの断面図

【図5A】本発明の他の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの製造方法の断面図

【図5B】本発明の他の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの製造方法の断面図

【図6】本発明の他の実施例によるフォトリック格子構造を持つデバイスの断面図

40

【図7】 $He/H$  の共注入によるサファイア剥離の注入段階図であり、 $He/H$  の共注入用のドーズ量の組合せの好ましいエンベロープが示されている

【図8】 $H^+$  および  $He^+$  注入のためのエネルギーの関数としての移動層厚を示す図

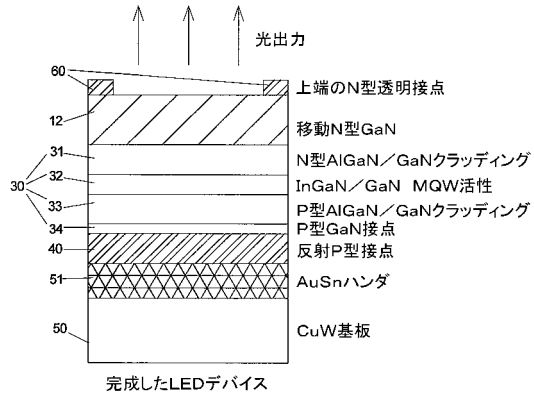
【図9】発明の実施例によるポリ  $AlN$  ハンドル基板上的の薄いサファイア層上で成長したエピタキシャル  $GaN$  層の X 線回折スペクトルを示す図

【図10】ポリ  $AlN$  基板上的の薄いサファイア層上で成長したエピタキシャル  $GaN$  層の断面の TEM 像

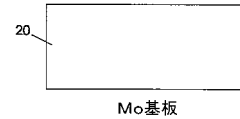
【図11】発明の実施例による中間基板上で成長した典型的な高インジウムの  $InGaN$  の活性 LED 層と、サファイア、自立  $GaN$  および  $SiC$  を備える従来の基板のストレス・ストレス厚対時間のプロット

50

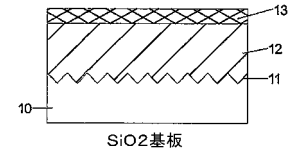
【図 1】



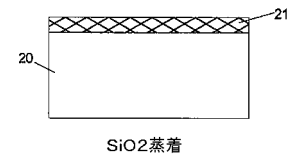
【図 2 C】



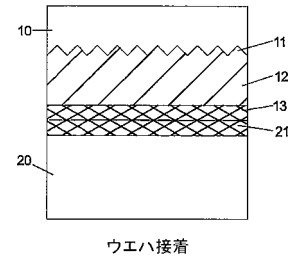
【図 2 D】



【図 2 E】



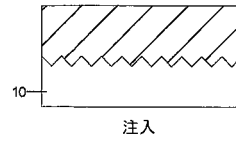
【図 2 F】



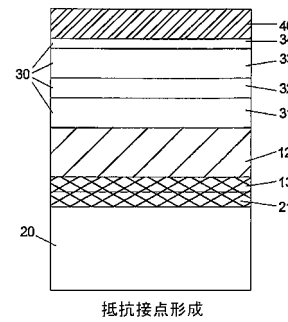
【図 2 A】



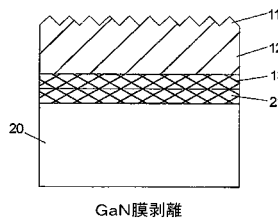
【図 2 B】



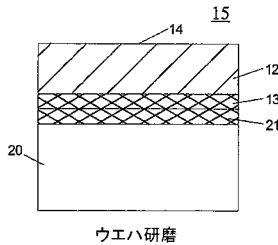
【図 2 J】



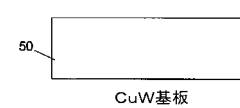
【図 2 G】



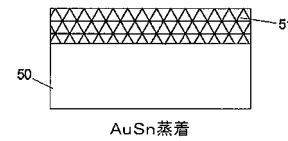
【図 2 H】



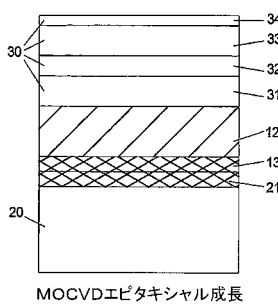
【図 2 K】



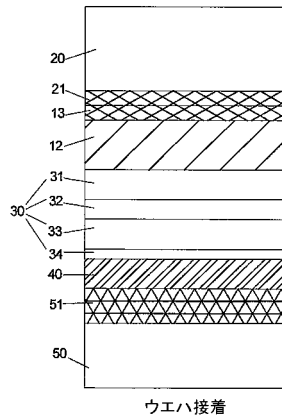
【図 2 L】



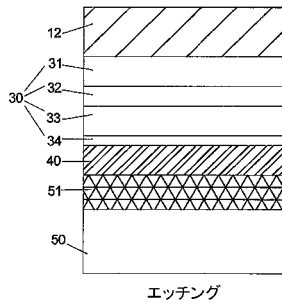
【図 2 I】



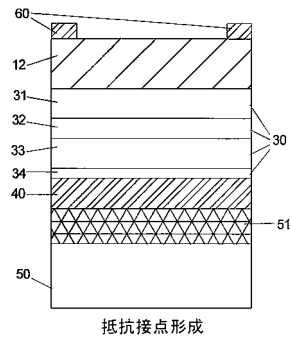
【図 2 M】



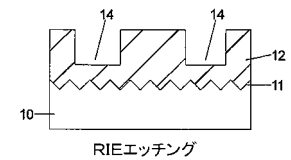
【図 2 N】



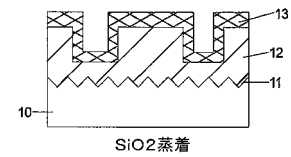
【図 2 O】



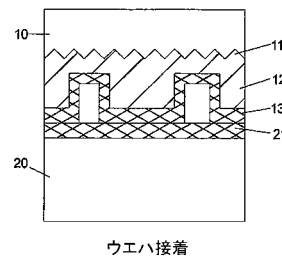
【図 3 A】



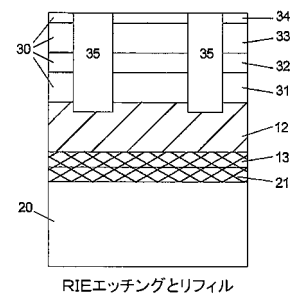
【図 3 B】



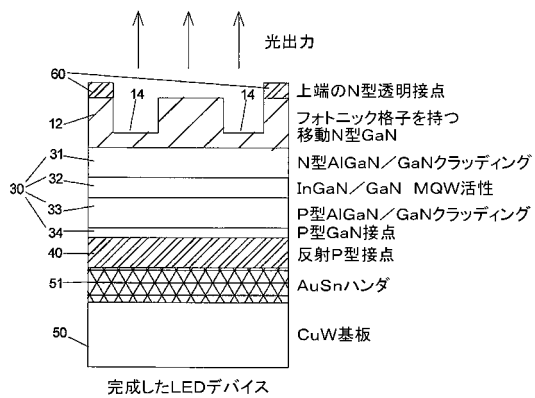
【図 3 C】



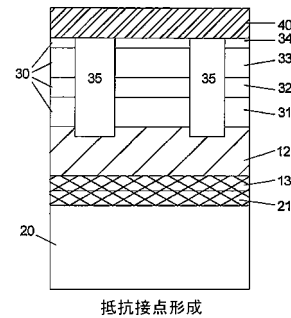
【図 5 A】



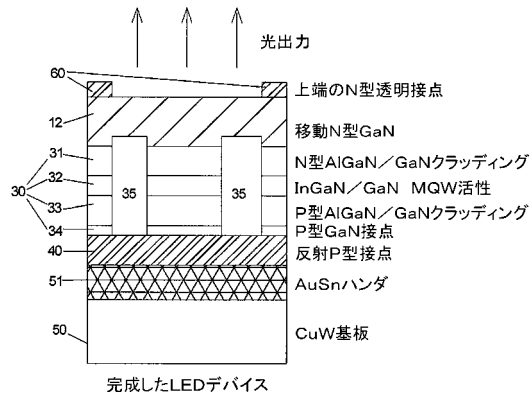
【図 4】



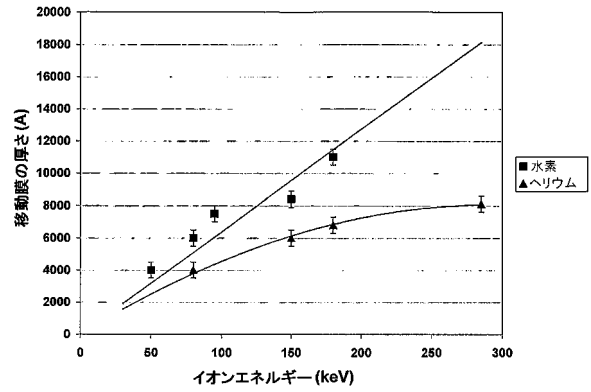
【図 5 B】



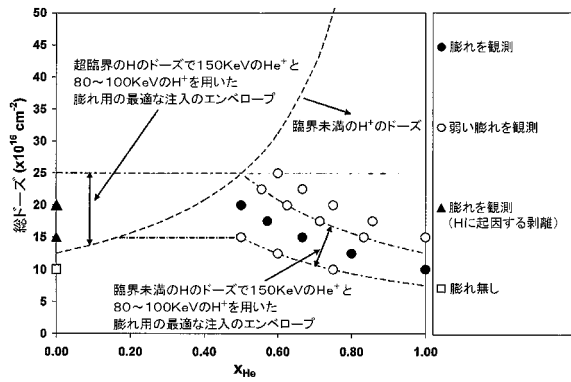
【図 6】



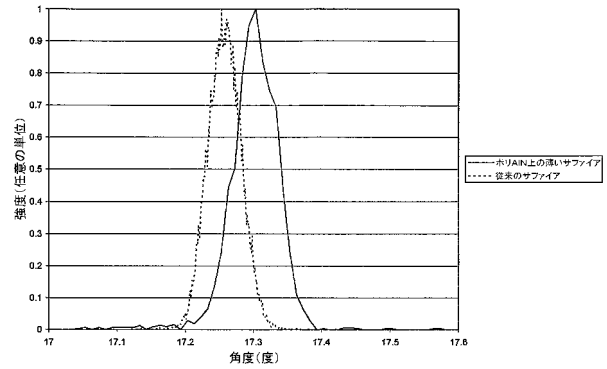
【図 8】



【図 7】



【図 9】



【図 10】

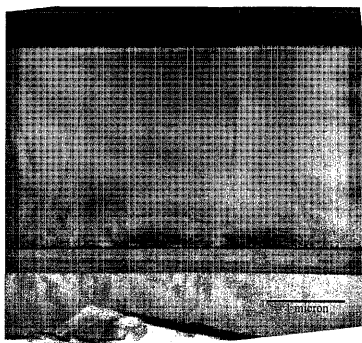
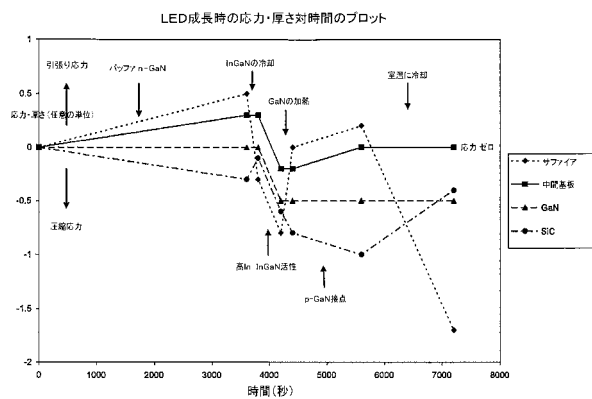


FIG. 10

【図 11】





## フロントページの続き

- (31)優先権主張番号 60/700,357  
(32)優先日 平成17年7月19日(2005.7.19)  
(33)優先権主張国 米国(US)  
(31)優先権主張番号 60/703,889  
(32)優先日 平成17年8月1日(2005.8.1)  
(33)優先権主張国 米国(US)  
(31)優先権主張番号 60/711,416  
(32)優先日 平成17年8月26日(2005.8.26)  
(33)優先権主張国 米国(US)  
(31)優先権主張番号 60/751,308  
(32)優先日 平成17年12月19日(2005.12.19)  
(33)優先権主張国 米国(US)  
(31)優先権主張番号 60/762,490  
(32)優先日 平成18年1月27日(2006.1.27)  
(33)優先権主張国 米国(US)

- (72)発明者 ザーラー, ジェイムズ, エム  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内  
(72)発明者 バク, ヨン ベ  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内  
(72)発明者 ツァイ, チャールズ  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内  
(72)発明者 ラドウス, コリン  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内  
(72)発明者 アトウォーター, ハリー, ジュニア, エイ  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内  
(72)発明者 オルソン, ショーン  
アメリカ合衆国 カリフォルニア 91106 パサデナ ノース・ヒル・アベニュー 129  
スイート 108 エイオーネックス・テクノロジー・インコーポレイテッド内

## 合議体

審判長 吉野 公夫  
審判官 鈴木 秀幹  
審判官 黒瀬 雅一

- (56)参考文献 特表2004-517472(JP,A)  
特表2006-528592(JP,A)  
特開平11-067952(JP,A)  
特開2001-015635(JP,A)  
特開2003-192442(JP,A)  
特開2001-223208(JP,A)  
特開2004-071657(JP,A)  
特開2003-273469(JP,A)

特開 2 0 0 3 - 1 0 1 1 4 9 ( J P , A )

特開平 0 6 - 1 2 8 7 2 2 ( J P , A )

特開平 0 9 - 1 2 1 0 0 4 ( J P , A )

特開平 0 6 - 1 2 5 1 5 3 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

H01L 33/00-33/64

H01S 5/00-5/50