

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2006-352085

(P2006-352085A)

(43) 公開日 平成18年12月28日(2006.12.28)

(51) Int. Cl. F I テーマコード (参考)  
 HO 1 L 33/00 (2006.01) HO 1 L 33/00 Z NMN 5 FO 4 1

審査請求 未請求 請求項の数 37 O L 外国語出願 (全 41 頁)

(21) 出願番号 特願2006-109168 (P2006-109168)  
 (22) 出願日 平成18年3月14日 (2006.3.14)  
 (31) 優先権主張番号 11/080, 801  
 (32) 優先日 平成17年3月14日 (2005.3.14)  
 (33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 500507009  
 フィリップス ルミレッズ ライティング  
 カンパニー リミテッド ライアビリテ  
 ィ カンパニー  
 アメリカ合衆国 カリフォルニア州 95  
 131 サン ホセ ウェスト トリン  
 プ ル ロード 370  
 (74) 代理人 100082005  
 弁理士 熊倉 禎男  
 (74) 代理人 100067013  
 弁理士 大塚 文昭  
 (74) 代理人 100086771  
 弁理士 西島 孝喜  
 (74) 代理人 100109070  
 弁理士 須田 洋之

最終頁に続く

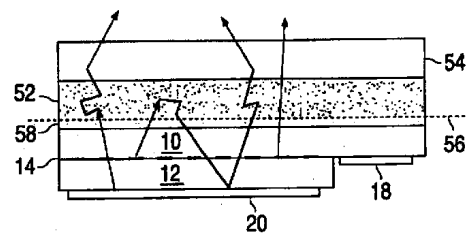
(54) 【発明の名称】 波長変換型半導体発光デバイス

(57) 【要約】

【課題】半導体発光デバイスの従来技術における光学的損失を低減して、デバイスからの光取出しの効率を改善すること。

【解決手段】発光領域から蛍光体中に光を効率的に取り出すことを目的として、蛍光体などの材料が、n型領域とp型領域の間に配置された発光領域を含む半導体構造体に、光学的に結合される。蛍光体は、半導体構造体の表面に直接接触した蛍光体粒、又は、半導体構造体又はその上に半導体構造体が成長させられる薄い核生成構造体に接合されたセラミック蛍光体とすることができる。蛍光体は高吸収性で高効率であることが好ましい。半導体構造体がそのような高効率、高吸収性の蛍光体中に光を放射すると、蛍光体は構造体から効率的に光を取り出し、従来技術に存在している光学的損失を低減する。

【選択図】 図5



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

セラミック体蛍光体が第一ピーク波長の光を吸収し第二ピーク波長の光を放射するように形成された蛍光体を含むセラミック体を準備するステップと、

前記セラミック体を核生成構造体に接合するステップと、

前記核生成構造体上に、n型領域とp型領域との間に配置されて前記第一ピーク波長の光を放射するように形成された発光領域を有する半導体構造体を成長させるステップと、を含み、

前記核生成構造体は、成長前における厚さが100ミクロンより小さいことを特徴とする方法。

10

## 【請求項 2】

前記接合ステップが、実質的に金属又は接着剤のない接合を形成するステップを含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 3】

前記接合ステップが、前記セラミック体と前記核生成構造体とを500より高い温度及び5psiより高い圧力において互いに圧着するステップを含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 4】

前記核生成構造体が、GaN, AlN, SiC, 及びAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の群から選択されることを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

20

## 【請求項 5】

基板上に形成された核生成構造体を準備するステップと、

接合後に前記基板を除去するステップと、

をさらに含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 6】

前記n型領域及び前記p型領域の両方の一部を露出させるために、前記半導体構造体をエッチングするステップと、

前記n型領域及び前記p型領域のそれぞれの上にコンタクトを形成するステップと、

をさらに含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 7】

前記コンタクトの少なくとも1つが反射性であることを特徴とする請求項 6 に記載の方法。

30

## 【請求項 8】

前記セラミック体をレンズに成型するステップをさらに含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 9】

前記セラミック体の表面をテクスチャ加工又は粗面化するステップをさらに含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 10】

前記セラミック体が透明であることを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

40

## 【請求項 11】

前記セラミック体が不透明であることを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 12】

前記核生成構造体は、成長前における厚さが10ミクロンより小さいことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 13】

前記核生成構造体は、成長前における厚さが1ミクロンより小さいことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

## 【請求項 14】

前記核生成構造体と前記セラミック構造体との間に接合層を生成するステップをさらに

50

含むことを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

【請求項 15】

第一ピーク波長の光を吸収し第二ピーク波長の光を放射するように形成された蛍光体を含むセラミック体を準備するステップと、

成長基板上に形成され、第一ピーク波長の光を放射するように形成された発光領域が n 型領域と p 型領域との間に配置された半導体構造体を準備するステップと、

前記セラミック体を前記半導体構造体の表面に接合するステップと、

接合後に成長基板を除去するステップと、

を含むことを特徴とする方法。

【請求項 16】

前記 n 型領域を成長させる前に前記 p 型領域が前記成長基板上に成長させられることを特徴とする請求項 15 に記載の方法。

【請求項 17】

前記成長基板の除去後に前記半導体構造体をアニールするステップをさらに含むことを特徴とする請求項 16 に記載の方法。

【請求項 18】

前記セラミック体に接合される前記半導体構造体の表面が n - 型領域の表面であることを特徴とする請求項 15 に記載の方法。

【請求項 19】

前記半導体構造体と前記セラミック体との間に接合層を生成するステップをさらに含むことを特徴とする請求項 15 に記載の方法。

【請求項 20】

n - 型領域と p - 型領域の間に挟まれた発光領域を有する複数の層を含む半導体構造体と、

前記複数の層の 1 つに直接接触する発光性材料と、  
を備え、

前記発光領域によって放射される光の波長において、前記発光性材料の屈折率の虚数部  $k$  が 0 . 0 1 より大きいことを特徴とする発光デバイス。

【請求項 21】

$k$  が 0 . 1 より大きいことを特徴とする請求項 20 に記載の発光デバイス。

【請求項 22】

前記発光領域が I I I - 窒化物材料を含むことを特徴とする請求項 20 に記載の発光デバイス。

【請求項 23】

前記発光性材料が蛍光体を含むことを特徴とする請求項 20 に記載の発光デバイス。

【請求項 24】

前記発光性材料がセラミック蛍光体を含むことを特徴とする請求項 23 に記載の発光デバイス。

【請求項 25】

前記発光性材料が蛍光体粒を含むことを特徴とする請求項 23 に記載の発光デバイス。

【請求項 26】

前記蛍光体粒の上に配置され、1 . 7 より大きな屈折率をもつ透明材料をさらに含むことを特徴とする請求項 25 に記載の発光デバイス。

【請求項 27】

前記透明材料がガラスを含むことを特徴とする請求項 26 に記載の発光デバイス。

【請求項 28】

前記ガラスがゾルーゲルガラスを含むことを特徴とする請求項 27 に記載の発光デバイス。

【請求項 29】

前記透明材料中に配置され、約 2 nm から約 50 nm までの間の直径を有するナノ粒子

10

20

30

40

50

をさらに含むことを特徴とする請求項 26 に記載の発光デバイス。

【請求項 30】

前記蛍光体粒に直接接触する複数の層の表面層が、テクスチャ加工されているか又は粗面化されていることを特徴とする請求項 25 に記載の発光デバイス。

【請求項 31】

前記半導体構造体が、前記半導体構造体の横方向の広がりを超えた広がりを有するパッケージ部品に接合されていることと、

前記パッケージ部品が前記発光性材料から 100 ミクロンより小さな距離だけ隔てられていることと、

を特徴とする請求項 20 に記載の発光デバイス。

10

【請求項 32】

セラミック体と、

百ミクロンより薄い核生成構造体と、

前記セラミック体と前記核生成層の間に配置され、前記セラミック体を前記核生成構造体に接続する接合インターフェースと、

を含む構造体であって、

前記核生成構造体が、前記核生成構造体上にエピタキシャル構造体が成長させられるように形成されており、

前記セラミック体と前記核生成構造体の間のいかなる距離も 100 ミクロンより小さいこと、

20

を特徴とする構造体。

【請求項 33】

前記核生成構造体上に成長させられた半導体構造体をさらに含み、該半導体構造体が n - 型領域と p - 型領域の間に配置された発光領域を含み、前記発光領域が第一ピーク波長の光を放射するように形成されており、前記核生成構造体が前記半導体構造体と前記セラミック体との間に配置されたことを特徴とする請求項 32 に記載の構造体。

【請求項 34】

前記セラミック体が、第一ピーク波長の光を吸収し、第二ピーク波長の光を放射するように形成された蛍光体を含むことを特徴とする請求項 33 に記載の構造体。

【請求項 35】

前記核生成構造体が、GaN, AlN, SiC, 及び Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の群から選択されることを特徴とする請求項 33 に記載の構造体。

30

【請求項 36】

パッケージ部品と、

セラミック体と、

前記セラミック体と前記パッケージ部品の間に配置され、それらに接続された半導体構造体と、

を含み、前記半導体構造体が n - 型領域と p - 型領域の間に配置され、前記発光領域が第一ピーク波長の光を放射するように形成された発光領域を有する構造体であって、

前記パッケージ部品がセラミック体から 100 ミクロンより小さな距離だけ離れ、前記パッケージ部品が、半導体構造体の横方向の広がりを越えた横方向の広がりを有する、ことを特徴とする構造体。

40

【請求項 37】

前記セラミック体が、第一ピーク波長の光を吸収し、第二ピーク波長の光を放射するように形成された蛍光体を含むことを特徴とする請求項 36 に記載の構造体。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、波長変換型の半導体発光デバイスに関する。

【背景技術】

50

## 【0002】

発光ダイオード（LED）、共振空洞型発光ダイオード（RCLED）、垂直空洞型レーザダイオード（VCSEL）、及び、エッジ発光型レーザを含む半導体発光デバイスは、現在入手可能な最も効率的な光源の部類に入る。可視域の全域で動作可能な高輝度発光デバイスを製造する上で、最近の興味ある材料系は、III-V族半導体、特に、III-窒化物材料とも呼ばれる、ガリウム、アルミニウム、インジウム、及び窒素の2成分、3成分、及び4成分合金、及び、III-リン化物材料とも呼ばれる、ガリウム、アルミニウム、インジウム、及びリンの2成分、3成分、及び4成分合金、を含む。通常、III-窒化物発光デバイスは、サファイア、シリコンカーバイド、III-窒化物、又は他の適切な基板の上に、種々の組成とドーパント濃度を持った多くの半導体層を、有機金属化学気相堆積法（MOCVD）、分子線エピタキシ法（MBE）、又は他のエピタキシャル法を用いて、エピタキシャルに成長させることによって製造される。その積層体は、多くの場合、基板上に形成され、例えばSiでドーパされた1つ又はそれ以上のn型層と、該n型層上に形成された発光又は活性領域と、活性領域上に形成され、例えばMgでドーパされた1つ又はそれ以上のp型層とを含む。導電性基板上に形成されるIII-窒化物デバイスは、デバイスの両側に形成されたp-コンタクト及びn-コンタクトを有することがある。III-窒化物デバイスは、サファイア等の絶縁性基板上に、デバイスの同じ側に両方のコンタクトを有するように製造されることが多い。そのようなデバイスは、コンタクトを通して（エピタキシ・アップ・デバイス）、又は、コンタクトの反対側のデバイス表面を通して（フリップ・チップ型デバイスとして知られる）光を取り出すように実装される。

10

20

## 【0003】

図1は、III-窒化物のフリップ・チップ型デバイスの例を示すものであり、より詳しくは米国特許第6,650,044号に記載されている。LED2は第一導電型の第一半導体層10と第二導電型の半導体層12とを有する。半導体層10及び12は電気的に活性領域14に結合される。活性領域14は、例えば、層10及び12の界面に関わるp-n接合部である。あるいは、活性領域14は、n型又はp型にドーパされた、又はドーパされていない、1つ又はそれ以上の半導体層を有する。随意的であるが、透明上層16が、半導体層10上に配置されている。コンタクト18及び20は、それぞれ、半導体層10及び20に電気的に結合される。活性領域14は、コンタクト18及び20の両端に適切な電圧を加えることによって発光する。接続22及び24は、コンタクト18及び20を、それぞれ、基板コンタクト26及び28に、電気的に結合させる。1つの実施においては、半導体層10及び12、及び活性領域14が、 $Al_xIn_yGa_zN$ 化合物などのIII-窒化物化合物から形成され、活性領域14は、例えば波長約470nmの青色光を放射する。随意的な透明上層16は、例えばサファイア又はシリコンカーバイドから形成される。基板4は、例えばシリコンを含む。米国特許第6,650,044号、第3欄40-63行を参照されたい。

30

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0004】

III-窒化物LED構造体は、サファイアの高温度安定性及び製造の比較的容易さのために、しばしばサファイア基板上に成長させられる。サファイア基板の使用は、半導体層と基板の間の界面における屈折率の大きな差のために、不満足な取り出し効率をまねくことがある。光が二つの材料の界面に入射するとき、屈折率の差が、どれだけの光が界面において内部全反射され、どれだけの光が界面を透過するか、を決定する。屈折率の差が大きい程、多くの光が反射される。サファイアの屈折率（1.8）はサファイア上に成長したIII-窒化物デバイス層の屈折率（2.4）に比べて低い。従って、III-窒化物デバイス層中に発生した光の大部分が、半導体層とサファイア基板の間の界面に達したとき、反射される。内部全反射光は散乱され、取り出される前に、デバイス中に渡って多くの光路を作る。これら多くの光路は、コンタクトにおける光学的損失、フリー・キャリア

40

50

吸収、及び任意の I I I - 窒化物デバイス層中におけるバンド間吸収のために、光の著しい減衰をもたらす。I I I - 窒化物材料の屈折率に、より接近して適合する屈折率を有する他の成長基板の使用は、光学的損失を低減することにはなるが、普通は、完全になくすることにはならない。同様に、I I I - 窒化物材料と空気の間における屈折率の大きな差のために、成長基板の除去も光学的損失を除くことにはならない。

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明の実施形態によれば、蛍光体などの材料が、発光領域からの光を効率的に蛍光体中へ取り出すために、n型領域とp型領域の間に配置された発光領域を含む半導体構造体に光学的に結合される。蛍光体は、半導体構造体の表面に直接に接触する蛍光体粒子、又は、半導体構造体又は半導体構造体が上に成長させられることになる薄い核生成構造体に接合されたセラミック蛍光体とすることができる。蛍光体は、高吸収性及び高効率であることが好ましい。半導体構造体がそのような高効率、高吸収性の蛍光体中に光を放射するとき、蛍光体は構造体から効率的に光を取り出し、従来技術における光学的損失を低減することができる。

10

【発明を実施するための最良の形態】

【0006】

図1に示された従来技術のデバイスは蛍光体を含む層30を有する。蛍光体は励起エネルギー（普通は放射エネルギー）を吸収でき、次いで吸収されたエネルギーを初めの励起エネルギーとは異なるエネルギーを持った放射として放射できる発光性材料である。最先端の蛍光体は100%に近い量子効率を持つが、これは励起エネルギーとして与えられた殆ど全ての光子が蛍光体によって再放射されることを意味する。最先端の蛍光体はまた、高吸収性である。もし、発光デバイスがそのような高効率、高吸収性の蛍光体中に直接に光を放射することができれば、蛍光体は効率的に光をデバイスから取り出して、上記の光学的損失を低減することができる。

20

【0007】

図1に示されたデバイスは、蛍光体のこれらの特性を利用していない。図1に示されたデバイスにおいては、基板16が、蛍光体層30をI I I - 窒化物デバイス領域10、12、及び14から分離している。上記のように、多量の光が、デバイス層と基板の間の界面における屈折率の段差のために半導体層中にトラップされる。

30

【0008】

本発明の実施形態によれば、蛍光体は、効率的な光の取り出しを促進するために、デバイス中の半導体層の1つに密に結合される。図2は本発明の第一実施形態を示し、そこでは、蛍光体の粒が、成長基板が取り除かれたときに露出するデバイスのI I I - 窒化物表面上に、堆積されている。蛍光体粒34は、n型領域10の表面上に堆積される。蛍光体粒34は、活性領域14から放射される光が直接に蛍光体粒34に結合するように、n型領域10に直接に接触している。光学的結合媒体32を、蛍光体粒34を適切な位置に保持するために与えてもよい。光学的結合媒体32は、屈折率が、普通の接着剤より高く、例えば1.5より高く、かつ、n型領域10の屈折率を大幅に超えることがなく、これにできる限り近くなるように選択される。最も効率的な動作のために、n型領域10、蛍光体粒34、及び光学的結合媒体32の間に、損失の大きい媒体は含まれない。蛍光体粒34は、一般に0.1ミクロンから20ミクロンまでの粒径を有し、より典型的には1ミクロンから8ミクロンまでの蛍光体粒径を有する。

40

【0009】

図2に示されたデバイスは、通常の成長基板上にデバイス層を成長させ、デバイス層をホスト基板に接合し、次いで成長基板を除去することによって、形成することができる。図3は、通常の成長基板16上に成長させたデバイス層を示す。N型領域10は基板16上に成長させられる。N型領域10は、バッファ層又は核生成層などの随意的に形成される準備層、及び、成長基板の分離又は基板除去後のエピタキシャル層の薄層化を促進することを目的とする随意的な分離層を含むことができる。活性領域14がn型領域10の上

50

に成長させられ、その次に、p型領域12が成長させられる。例えば、オーム接触層、反射層、障壁層、及び接合層、を含んだ1つ又はそれ以上の金属層50がp型領域12の上に堆積させられる。

#### 【0010】

次に、デバイス層が、図4に示されるように、金属層50の露出表面を經由してホスト基板38に接合される。典型的には金属である一又はそれ以上の接合層(図示せず)が、エピタキシャル構造体とホスト基板の間の熱圧着又は共晶接合のための適合性材料として機能する。適切な接合層金属の例は、金及び銀を含む。ホスト基板38は、成長基板が取り除かれた後でのエピタキシャル層の機械的支持物となり、かつ、p型領域12への電氣的接触を与える。ホスト基板38は一般に、導電性(即ち、約0.1 cmより小さい)であるように、熱伝導性であるように、エピタキシャル層のそれと適合する熱膨張係数(CTE)を有するように、そして強いウエーハ接合を形成するために十分に平坦(即ち、粗さの2乗平均平方根が約10 nmより小さい)であるように、選択される。適切な材料には、例えば、Cu, Mo, Cu/Mo, 及びCu/Wなどの金属と、例えば、Pd, Ge, Ti, Au, Ni, Agの一又はそれ以上を含むオーム・コンタクトを有するSi、及び、オーム・コンタクトを有するGaAsのような、金属コンタクトを有する半導体と、AlN、圧縮ダイヤモンド、又は化学気相堆積法で成長させたダイヤモンド層などのセラミックスと、が含まれる。

10

#### 【0011】

デバイス層は、デバイスのウエーハ全体がホストのウエーハに接合される形態でウエーハのスケールでホスト基板38に接合され、次いで、接合後に個々のデバイスが切り分けられるようにすることができる。その代わりに、デバイスのウエーハを個々のデバイスに切り分け、次いで各デバイスをダイのスケールでホスト基板38に接合することができる。

20

#### 【0012】

ホスト基板38と金属層50の間の界面に、例えば金属接合層(図示されず)の間の界面に形成される耐久性金属接合のような耐久性接合を形成するために、ホスト基板38、及び、エピタキシャル層10, 12、及び14が、高温高圧において互いに圧着される。接合のための温度及び圧力の範囲は、下側は生成される接合の強さによって制限され、上側はホスト基板構造、メタライゼーション、及びエピタキシャル構造の安定性によって制限される。例えば、高温及び/又は高圧は、エピタキシャル層の分解、金属コンタクトの層間剥離、拡散障壁の破壊、又はエピタキシャル層中の成分材料のガス抜け、を起す可能性がある。適切な温度範囲は、例えば、約200 から約500 までである。適切な圧力範囲は、例えば、約100 psiから約300 psiまでである。

30

#### 【0013】

サファイア製成長基板を取り除くために、基板16と結晶領域10との間の界面の一部が、基板16を通して、高フルエンスのパルス紫外レーザにステップ・アンド・リピート・パターン法で露光される。露光された部分は、レーザ照射によって生じる衝撃波を遮断するために、デバイスの結晶層を通してエッチングされたトレンチによって隔離することができる。レーザの光子エネルギーは、サファイア(ある実施形態においてはGaN)に隣接する結晶層のバンドギャップより高く、従ってパルスエネルギーは、サファイアに隣接するエピタキシャル材料の、初めの100 nm以内の熱エネルギーに有効に変換される。十分に高いフルエンス(即ち、1.5 J/cm<sup>2</sup>より大きい)で、光子エネルギーが、GaNのバンドギャップより高く、サファイアの吸収端より低い(即ち、約3.44 eVから約6 eVまでの)条件において、初めの100 nm以内の温度は、ナノ秒スケールで、GaNをガリウム及び窒素ガスに分解して基板16からエピタキシャル層を放出するのに十分に高い1000 より高温にまで上がる。生じる構造体は、ホスト基板38に接合したエピタキシャル層10、12、及び14を有する。特定の成長基板に適した任意の除去法を用いることができる。例えば、ある実施形態においては、Si, SiC, Siベースの加工基板、及びGaAsなどの成長基板は、エッチング、ラッピング、又はそれらの

40

50

組み合わせなど、他の方法によって除去できる。

【0014】

成長基板が除去された後、例えば基板16に最も近接したn型領域10及び低材質の部分を除去するために、残存するエピタキシャル層を薄くすることができる。エピタキシャル層は、例えば、化学的機械研磨法、通常のドライエッチング法、又は光電気化学エッチング法(PEC)によって薄くできる。エピタキシャル層の最上面は、取り出し光量を増加させるために、テクスチャ加工又は粗面化することができる。次にn型領域10上にコンタクト18が形成される。コンタクト10は、例えば、グリッドにすることができる。コンタクト18の真下のエピタキシャル層、図2の領域36には、コンタクト18の真下の活性領域14の一部からの光放射を防ぐために、例えば、水素を注入することができる。

10

【0015】

蛍光体粒34が、次いでn型領域10の露出表面上に直接に堆積される。蛍光体粒34は、例えば、電気泳動堆積法、スピン・コーティング法、スプレー・コーティング法、スクリーン・プリンティング法、又は他のプリンティング法によって生成することができる。スピン・コーティング又はスプレー・コーティングなどの方法においては、蛍光体は有機接着剤とのスラリー中に入れられ、その有機接着剤はスラリーの堆積後に、例えば加熱によって蒸発させられる。次にカップリング媒体32を加えてもよい。蛍光体の粒子は、それ自体ナノ粒子、即ち、大きさが100nmから1000nmまでの範囲にある粒子である。普通はスプレー熱分解法又は他の方法によって作られる球状の蛍光体粒子を利用して、有利な散乱特性を与える高パッケージ密度を有する層にすることができる。また、蛍光体粒子は、例えば、 $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$ 、 $MePO_4$ 又はポリリン酸塩、又は他の適切な金属酸化物など、蛍光体によって放射される光より大きなバンドギャップを有する材料でコーティングすることができる。

20

【0016】

カップリング媒体32は、例えば、化学気相堆積法によって堆積された $SiN_x$ 又は高屈折率ガラスとすることができる。高屈折率ガラスの例は、SchottガラスSF59、SchottガラスLaSF3、SchottガラスLaSFN18、及びそれらの混合物を含む。これらのガラスは、ペンシルベニア州Duryea所在のSchottガラス技術株式会社から入手できる。他の高屈折率カップリング媒体の例は、(Ge, Sb, Ga)(S, Se)カルコゲナイド・ガラスなどのカルコゲナイド・ガラス、GaNを含むがそれに限定されないIII-V半導体、ZnS, ZnSe, ZnTe, ZnO, CdS, CdSe, 及びCdTeを含むがそれに限定されないIII-VI半導体、有機半導体、酸化タングステン、酸化チタン、酸化ニッケル、酸化ジルコニウム、酸化インジウムスズ、及び酸化クロムを含むがそれに限定されない金属酸化物、アルミナ及びスピネルなどのアルミニウム・ベースの酸化物、フッ化マグネシウム及びフッ化カルシウムを含むがそれに限定されない金属フッ化物、Zn, In, Mg, 及びSnを含むがそれに限定されない金属、リン化物、砒化物、アンチモン化物、窒化物、高屈折率有機化合物、並びに、それらの混合物又は合金を含む。

30

【0017】

他の適切なカップリング媒体の例は、接着媒質中に混合され、次いで蛍光体層34中に注入される高屈折率ナノ粒子である。そのような実施形態においては、発光領域によって放射された光の波長において接着媒質のそれより大きな屈折率を有するナノ粒子が、実質的に透明な接着媒質中に分散させられる。ナノ粒子は、発光領域によって放射された光の波長(例えば、ピーク波長)より小さな直径を有するように選択され、それゆえ、放射された光を実質上散乱させない。ナノ粒子は、発光領域のピーク放射波長の約1/4より小さな直径を有することが好ましい。例えば、発光領域が約400nmより大きな波長を有する光を放射するデバイスにおいては、ナノ粒子は約2nmから約50nmまでの直径を有するものとしてすることができる。接着媒質は実質的に透明であるが、これは接着媒質が、発光領域によって放射されたピーク波長における光を、約25%より小さい、好ましくは

40

50

約10%より小さい、より好ましくは約2%より小さい、吸収又は散乱による単光路損失を伴って透過することを意味する。接着媒質は有機又は無機化合物であり、例えば、通常のエポキシ、アクリルポリマー、ポリカーボネート、シリコンポリマー、光学ガラス、カルコゲナイド・ガラス、スピロ化合物、及びそれらの混合物を含むがそれに限定はされない材料を含む。ナノ粒子は発光領域によって放射される波長、特にピーク放射波長における光を実質的に吸収しない。“実質的に吸収しない”及び“実質的に吸収性でない”という句は、ここでは、そのような実施におけるナノ粒子が十分に非吸収性であって、カプセル材料による透過光の単光路損失を約30%より大きくは、好ましくは約20%より大きくは、増加させないことを意味する。当業者は、発光領域によって放射された光の、ナノ粒子の吸収による損失は、個々のナノ粒子の吸収断面積と、接着媒質中のナノ粒子の濃度と、そして多分ナノ粒子と周囲材料の間の相互作用と、に依存するであろうことを理解するであろう。そのような実施に関する適切なナノ粒子は、金属の酸化物、窒化物、リン酸塩、ニトリドシリケート、及びそれらの混合物を含むが、それらに限定はされない。適切な金属酸化物は、酸化カルシウム、酸化セリウム、酸化ハフニウム、酸化チタン、酸化亜鉛、酸化ジルコニウム、及びそれらの組み合わせ、を含むがそれらに限定はされない。例えば、約2nmから約10nmまでの大きさを有するそのような金属酸化物のナノ粒子は、例えばフランクフルト/マイン ドイツのDegussa-Huls AGから入手できる。そのような実施における適切なナノ粒子はまた、硫化亜鉛、セレン化亜鉛、硫化カドミウム、セレン化カドミウム、テルル化カドミウムなどのIII-V半導体、及びそれらの3成分又は4成分混合物のナノ粒子と、III-窒化物、III-リン化物などのIII-V半導体、及びそれらの混合物のナノ粒子と、を含む。二重又は多重シェルのナノ粒子を用いることもできる。ナノ粒子は接着媒質中に懸濁させる、又は、上記のように、前の加工処理ステップにおいて蛍光体上にコーティングすることができる。

#### 【0018】

適切な結合媒体のさらなる例は、ゾル-ゲルプロセスによって蛍光体粒34中に注入される高屈折率ガラスである。いかなる有機物も、その後のアニーリングによって除去される。カップリング媒体がゾル-ゲルガラスである実施形態においては、チタン、セリウム、鉛、ガリウム、ビスマス、カドミウム、亜鉛、バリウム、又はアルミニウムの酸化物などの1つ又はそれ以上の材料をSiO<sub>2</sub>ゾル-ゲルガラス中に含ませて、ガラスの屈折率を増加させ、蛍光体及びデバイスのIII-窒化物層の屈折率にガラスの屈折率を近接適合させることができる。例えば、Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>:Ce<sup>3+</sup>蛍光体は、約1.75から1.8までの間の屈折率を有し、約2.4の屈折率を有するIII-窒化物層に接合することができる。そのようなデバイスの好ましい実施形態においては、結合媒体の屈折率は、Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>:Ce<sup>3+</sup>及びIII-窒化物層の屈折率の中間にある。例えば、Fabeis等による文献“ゾル-ゲル法で形成された干渉フィルターにおける有孔性及び組成の効果”、Thin Solid Films 254(1995)175-180は、n=1.85と計算される理論的屈折率を有するSiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>コーティング溶液について述べており、この文献は、引用によりここに組み入れられる。蛍光体をそのような溶液に注入して蛍光体とコーティング溶液のスラリーを形成することができ、これが次に、例えばスピン・コーティング法によってデバイス表面に堆積され、乾燥され、次いでコーティング溶液に適した温度において焼成される。

#### 【0019】

蛍光体粒にさらなる明るさ又は変換効率を与えるために、当技術分野において既知である二色性素子又は偏光子などの補助光学素子を、蛍光体粒34、カップリング媒体32、及びコンタクト18の前又は後ろの発光表面上に用いることができる。

#### 【0020】

図5及び図6は、蛍光体が蛍光体粉末でなくセラミック蛍光体である、本発明の実施形態を示す。セラミック蛍光体は、粉末の蛍光体を高圧下で蛍光体粒子の表面が軟化し溶融し始めるまで加熱することによって形成することができる。部分的に溶融した粒子は、互いに付着して剛性の粒子塊を形成する。等軸性又は等方性静圧力により加圧するステップ

、及び前成形された“グリーン体”を真空焼結するステップが、多結晶セラミック層を形成するために必要となるであろう。セラミック蛍光体の透光性は、即ち、それが生じる散乱量は、高度の不透明から高度の透明まで、加熱又は加圧条件、製造方法、使用する蛍光体粒子前駆体、及び蛍光体材料の適切な結晶格子を調節することによって制御することができる。蛍光体の他に、例えばセラミックの形成を促進するため、又はセラミックの屈折率を調節するために、アルミナのようなセラミック形成材料を含めることができる。

#### 【0021】

光学的不連続性を有しない単一の、大きな蛍光体粒子としての光学的挙動を示す薄膜とは異なり、セラミック蛍光体は、密集した個々の蛍光体粒子として挙動し、異なる蛍光体粒子間の界面に小さな光学的不連続性が存在する。従って、セラミック蛍光体は、光学的にほとんど均一で、セラミック蛍光体を形成する蛍光体材料と同じ屈折率を有する。コンフォーマルな蛍光体層又は樹脂などの透明材料中に配置された蛍光体層とは異なり、発光性セラミックは、一般に蛍光体自体の他には接着材料（有機樹脂又はエポキシなど）を必要とせず、個々の蛍光体粒子の間には、非常に小さな空間又は異なった屈折率の材料しかない。

10

#### 【0022】

例えば、YAG:Ceセラミックは以下のように生成することができる。40gの $Y_2O_3$  (99.998%)、32gの $Al_2O_3$  (99.999%)、及び、3.44gの $CeO_2$ を、イソプロパノール中、ローラベンチ上で、1.5kgの高純度アルミナ製ボール（直径2mm）を用いて、12時間粉碎する。乾燥した前駆体粉末は、次に1300において2時間CO雰囲気下で、か焼する（calcine）。得られたYAG粉末は次にプラネット・ボールミル（メノウ球）を用いてメタノール下で塊を崩す。セラミックのスラリーは次ぎに、乾燥後セラミック・グリーン体を得るために鑄込み成形する。グリーン体は次にグラファイト板の間で1700において2時間焼結する。

20

#### 【0023】

セラミック蛍光体中に形成することのできる蛍光体の例は、一般式が $(Lu_{1-x-y-a-b}Y_xGd_y)_3(Al_{1-z}Ga_z)_5O_{12}:Ce_aPr_b$ 、但し、 $0 < x < 1$ 、 $0 < y < 1$ 、 $0 < z < 0.1$ 、 $0 < a < 0.2$ 、及び $0 < b < 0.1$ 、であり、黄-緑色域の光を放射する $Lu_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$ 及び $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$ など、及び、一般式が $(Sr_{1-x-y}Ba_xCa_y)_{2-z}Si_{5-a}Al_aN_{8-a}O_a:Eu_z^{2+}$ 、但し、 $0 < a < 5$ 、 $0 < x < 1$ 、 $0 < y < 1$ 、及び $0 < z < 1$ 、であり、赤色域の光を放射する $Sr_2Si_5N_8:Eu^{2+}$ など、のアルミニウムガーネット蛍光体を含む。適切な $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$ セラミックのスラブは、ノースカロライナ州Charlotte所在のBaikowski International Corporationから購入できる。他の緑、黄、及び赤の発光蛍光体も適切であり、例えば $SrSi_2N_2O_2:Eu^{2+}$ を含んだ $(Sr_{1-a-b}Ca_bBa_c)Si_xNyO_z:Eu_a^{2+}$  ( $a = 0.002 - 0.2$ 、 $b = 0.0 - 0.25$ 、 $c = 0.0 - 0.25$ 、 $x = 1.5 - 2.5$ 、 $y = 1.5 - 2.5$ 、 $z = 1.5 - 2.5$ )と、例えば $SrGa_2S_4:Eu^{2+}$ を含んだ $(Sr_{1-u-v-x}Mg_uCa_vBa_x)(Ga_{2-y-z}Al_yIn_zS_4):Eu^{2+}$ と、 $Sr_{1-x}Ba_xSiO_4:Eu^{2+}$ と、例えば $CaS:Eu^{2+}$ 及び $SrS:Eu^{2+}$ を含んだ $(Ca_{1-x}Sr_x)S:Eu^{2+}$ 、但し $0 < x < 1$ 、と、を含む。

30

40

#### 【0024】

セラミック蛍光体は、核生成構造体58に、核生成構造体58とセラミック蛍光体の間の界面にある接合材56で、直接ウエー八接合法により又は中間接合層（図5と図6には示されず）を通して、接合される。接合層が用いられる場合には、該接合層は、該接合層が適用されるIII-窒化物層の屈折率とセラミック蛍光体の屈折率の中間の屈折率とを持つように選択される。上記の高屈折率結合材料の多くが適切な接合層を作ることができる。

#### 【0025】

図5に示される実施形態においては、p-コンタクト20は反射性とするか、又は付加的な反射鏡をコンタクト20に近接して設けて、すべての光放射がセラミック蛍光体へ向

50

かうようにする。セラミック蛍光体から変換されずに漏れる活性領域からの放射量を制御するために、随意的に、反射鏡54、例えば分散型ブラッグ反射鏡をIII-窒化物デバイス層の反対側のセラミック蛍光体表面に加えることができる。例えば、活性領域がUV光を放射するデバイスにおいては、反射鏡54は完全に非変換光を除去できる。活性領域が青色光を放射するデバイスにおいては、反射鏡54は、所期の放射スペクトルを達成するために、セラミック蛍光体から漏れる非変換青色光を減衰させることができる。幾つかの実施形態においては、反射鏡54を省き、デバイス層とは反対側のセラミック蛍光体52の表面を粗面化し、テクスチャ加工し、又は光取り出しを改善するように形状加工することができる。さらに、セラミック蛍光体の透光性、即ち、それが生じる散乱量、は上記のように高度の不透明から高度の透明まで制御することができる。

10

**【0026】**

図5に示される実施形態は、図13に示されるようにパッケージ部品に接合することができる。そのようなデバイスは、2004年10月28日付けで提出された米国特許出願番号第10/977,294号、“Package-Integrated Thin Film LED”により詳しく記載されており、この特許出願は、引用によりここに取り入れられる。図13に示されるデバイスにおいては、光放射領域を含んだ半導体構造体130が、下記のように、セラミック蛍光体52に接合インタフェース56によって接合されている。コンタクト18及び20が半導体構造体130の上に形成され、それらは、パッケージ素子132に金属インターフェース134によって接合される。パッケージ素子132は、一般に半導体構造体130の横方向広がりを超えた横方向の広がりを有する。幾つかの実施形態においては、パッケージ素子132とセラミック蛍光体52の間に配置される全ての層は、100ミクロンより薄い厚さを有する。図13は、両方のコンタクト18及び20が半導体構造体の同じ側に形成されるフリップ・チップ配置でパッケージ素子132に取り付けられた半導体構造体130を示すが、代替の実施形態においては、コンタクト18が半導体構造体130の、コンタクト20とは反対の側面に形成されるようにセラミック蛍光体52の一部を除去することができる。

20

**【0027】**

図6に示される実施形態においては、p-コンタクト60及び/又はn-コンタクト61は少なくとも部分的に透明であり、反射鏡62はセラミック蛍光体52の裏面上に形成されるか又は取り付けられ、全ての光放射はコンタクト60及び61を通してデバイスから外に導かれる。

30

**【0028】**

幾つかの実施形態においては、セラミック蛍光体は、蛍光体でなく不活性な粒子を含んだ部分、或いは、活性化ドーパントを持たない蛍光体結晶を含んだ部分を有し、それらの部分は、光を吸収も放射もしない。例えば、 $SiN_x$ をセラミック蛍光体52の中に不活性粒子として含めることができる。セラミック蛍光体中の活性化ドーパントに、例えばデバイス表面に近接したセラミックの部分における蛍光体が最高ドーパント濃度を持つように、勾配を付けることができる。デバイス表面からの距離が大きくなるにつれて、蛍光体中のドーパント濃度が減少する。ドーパントの濃度プロファイルは、例えば、直線的、階段的、又は指数関数的プロファイルを含んだ任意の形状をとることができ、そして一定ドーパント濃度領域を多重に含むか又は全く含まなくともよい。幾つかの実施形態においては、デバイス表面から最も離れたセラミック層の部分は、蛍光体又はドーパントを含まないようにすることができる。セラミック蛍光体の厚さ及び活性化ドーパントの含有量は、所望の放射スペクトルを生じるように調整することができる。幾つかの実施形態においては、セラミック蛍光体は、各々が同じ又は異なった波長の光を放射する複合の蛍光体を含む。複合蛍光体は、混合して単一の均一なセラミック蛍光体を形成してもよく、又は、多様な蛍光体を別々の層中に形成し、セラミック蛍光体中で蛍光体の積層を作ってもよい。同様に、同じ蛍光体材料の多数のセラミック層を互いに接合して、多重セラミック積層を形成してもよい。セラミック蛍光体を含むデバイスはまた、コンフォーマルな蛍光体層又は蛍光体がエポキシ中に配置された、通常の蛍光体層と共に用いることができる。

40

50

## 【0029】

図5に示されるデバイスは、セラミック蛍光体52を成長基板として用いて、図7、図8、及び図9に示されるように製造することができる。図7において、単結晶核生成層58が、成長基板16上に成長させられる。図7の好ましい実施形態においては、核生成層58はGa<sub>2</sub>Nで、成長基板16はサファイアである。核生成層58の表面とセラミック蛍光体52の表面は互いに接合される。随意的な接合層を二つの接合表面の間に配置してもよい。接合層は高度に透明であることが好ましい。好ましい実施形態においては、接合層は高い屈折率、例えばセラミック蛍光体52の屈折率と核生成層58の屈折率との間の屈折率を有する。適切な高屈折率材料の例はTiO<sub>2</sub>である。接合層が薄いことを条件に、透明で、低屈折率の材料を接合層として用いることができる。例えば、SiO<sub>2</sub>は、厚さが例えば100より薄いとき、接合層として用いることができる。接合層が極めて薄いことを条件に、光吸収性の材料を用いてもよい。例えば、厚さが例えば数単分子層より薄いときには、Siを接合層として用いることができる。

10

## 【0030】

表面は、典型的には、高温高圧において接合される。接合のための適切な温度は、例えば、500から1000までの間であり、接合のための適切な圧力は、例えば5から1000psiまでである。表面は、上記の温度及び圧力において、例えばN<sub>2</sub>雰囲気中で、所定の時間、例えば少なくとも1時間、互いに圧着される。これらの条件下で二つの表面間に堅牢な接合が形成される。そのような接合は、付加的な半導体層の成長ステップなど、接合に続く更なる半導体加工処理に必要な温度に耐えることができる。接合の後、成長基板16は、上記のようにサファイア基板に対するレーザ溶融法、エッチング法、又はラッピング法など、基板に適した方法で除去できる。

20

## 【0031】

代わりに、図8に示されるように、単結晶核生成層58を、成長基板16上に形成される層74の一部として形成することができる。図8において、核生成層58は、例えばSiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Ga<sub>2</sub>N又はAlNとすることができる。成長基板16は、任意の適切な基板とすることができる。水素などの注入種が、図8に示されるように、層74中に72において注入される。核生成層58の表面及びセラミック蛍光体52の表面が、次に、図7を参照して上述されたように、互いに接合される。接合の後、成長基板16及び残存層74が、構造体を加熱して、注入種72が分解し、核生成層58及びセラミック蛍光体52から成長基板を分離させるまで、加熱することによって除去される。

30

## 【0032】

図7及び図8の両方において、セラミック蛍光体52及び核生成層58の間に、付加的な半導体層の成長に耐えることのできる接合が形成される。図9に示されるように、n型領域10、活性領域14、及びp型領域12を含んだデバイス層が、次に核生成層58上に成長させられる。完成したデバイスにおいては、核生成層58の側面からの光漏れの量を最小にするために、核生成層をできる限り薄く、例えば100ミクロンより薄く、好ましくは10ミクロンより薄く、より好ましくは1ミクロンより薄く、することが望ましい。III-窒化物デバイス層を成長させる前に、核生成層58を随意に薄くしてもよい。

## 【0033】

図7の好ましい実施形態においては、基板16はサファイアであり、核生成層58はGa<sub>2</sub>N又はAlNである。ウルツ鉱型III-窒化物層は、ガリウム結晶面及び窒素結晶面を有する。Ga<sub>2</sub>N又はAlNがサファイア上に普通に成長させられるときは、結晶層の上面は普通ガリウム面である。従って、核生成層58がセラミック蛍光体52に接合され、成長基板16が除去されたときは、核生成層58の露出表面は窒素面である。n型領域10、活性領域14、及びp型領域12を含んだデバイス層は、核生成層58と同じ窒素面配向をもって、核生成層58の窒素面上に成長させることができる。窒素面膜は、例えば分子線エピタキシャル法又はMOCVD法によって成長させることができ、より詳しくは、“有機金属化学気相堆積法(MOCVD)によって成長させたホモエピタキシャルGa<sub>2</sub>Nの形態的及び構造的特性”，Journal of Crystal Growth 20

40

50

4 ( 1 9 9 9 ) 4 1 9 - 4 2 8 及び “ 極性を持った振る舞い ” , P h y s . S t a t . S o l . ( b ) 2 2 8 , N o . 2 , 5 0 5 - 5 1 2 ( 2 0 0 1 ) に記載されており、この文献は、共に、引用によりここに組み入れられる。その代わりに、ガリウム面に結晶成長を再配向させる構造体、例えば低温半導体層などは、デバイス層をガリウム面上に普通に成長させるように、デバイス層に先立って成長させてもよい。幾つかの実施形態においては、核生成層 5 8 を表面上に窒素面を有するように成長させてもよく、その結果、セラミック蛍光体 5 2 に接合し成長基板 1 6 を除去した後に、露出表面はガリウム面となる。デバイス層を成長させた後、デバイスは通常の方法によって、例えば n 型領域 1 0 の一部を露出させるためにエッチングし、次いで n 型領域 1 0 及び p 型領域 1 2 の上にコンタクトを形成することによって、図 5 及び図 6 に示されたデバイスのどちらかに加工される。セラミック蛍光体は、ウエーハを切り分ける前にエッチング又はラッピングなどの通常のプロセスによって除去又は薄くできる、キャリアを含んでもよい。

10

#### 【 0 0 3 4 】

代替的に、図 5 及び図 6 に示されたデバイスは、図 1 0 及び図 1 1 に示されるように、成長基板上にデバイス層を成長させ、次いでデバイス層をホスト基板としてのセラミック蛍光体に接合することによって製造することもできる。そのような実施形態においては、p 型領域が、活性領域及び n 型領域の前に成長させられる。従って、n 型又は非ドープ領域 7 6 が成長基板 1 6 上に直接成長させられる。この領域は、バッファ層又は核生成層などの随意の準備層、及び成長基板の剥離を促進するため或いは基板除去後のエピタキシャル層の薄層化のために予定される随意の剥離層を含んでもよい。P 型領域 1 2 が次に成長させられ、活性領域 1 4 及び n 型領域 1 0 がそれに続く。次に n 型領域 1 0 の表面がセラミック蛍光体層 5 2 に、図 1 0 に示され、図 7 を参照して上述されたように、接合材 5 6 を通じて接合される。図 1 0 は n 型領域 1 0 の表面に形成された接合材 5 6 を示しているが、セラミック蛍光体 5 2 に接合される半導体構造体の表面は p 型、n 型、又は非ドープ型であってよい。接合材 5 6 は透明でなくてはならない。接合層は、上記のように、接合を促進するために二つの接合表面の間に配置することができる。図 1 1 に示されるように、一旦成長基板 1 6 が除去されると、成長基板上に直接成長した領域を除去するためにエピタキシャル層がエッチングされ、p 型領域 1 2 が露出する。p 型領域 1 2 の表面は、より詳しくは、引用によりここに組み入れられる “ 分極反転型 I I I - 窒化物発光デバイス ” 、特許出願番号第 [ 代理人整理番号 L U M - 0 4 - 1 0 - 0 2 ] に記載されているように、ホール密度を増加するため及びエッチングによって生じた損傷を修復するために、例えば p + 材料 7 8 を再成長させる又はアンモニア雰囲気下でアニールすることによって、処理することができる。ウエーハは、次に、通常の方法によって図 5 及び図 6 のデバイスのいずれかに加工処理される。しかし、そのようなデバイスは、図 5 及び図 6 に示されている核生成層 5 8 を含まず、むしろ接合材 5 6 がセラミック蛍光体層 5 2 及び n 型領域 1 0 の間に配置されたものとなる。

20

30

#### 【 0 0 3 5 】

セラミック蛍光体の長所は、特にセラミック蛍光体を通して光が取り出される図 5 のデバイスにおいては、例えば、光取り出し量を増すために、セラミック層を成型し、研磨し、機械加工し、熱間鍛造又は光学研磨して、望ましい形態に加工できることである。発光性セラミック層は、一般に高い屈折率、例えば  $Y_3Al_5O_{12} : Ce^{3+}$  のセラミック蛍光体の場合には 1 . 7 5 から 1 . 8 までといった屈折率を有する。高屈折率セラミック蛍光体と空気の間での界面における内部全反射を避けるために、セラミック蛍光体をドーム型レンズ又はフレネルレンズなどのレンズに成型することができる。デバイスからの光取り出し量は、セラミック蛍光体の上面を、粗面化するか、或いはランダムに又は繰り返しパターンにテクスチャ加工することによって、さらに改善することができる。また、セラミック蛍光体の大きさは、視角に関して一様な色を与えるように選択することができる。例えば、1 つ又はそれ以上の蛍光体が、発光領域によって放射された非変換青色光と結合するデバイスにおいて、もしセラミック蛍光体が活性領域より有意に小さければ、上から見ると、白色光が青色の環で囲まれているように見えるであろう。もしセラミック蛍光体が活性

40

50

領域より有意なほど大きければ、白色光が黄色の環で囲まれているように見えるであろう。セラミック蛍光体がレンズに加工成型される実施形態においては、セラミック蛍光体を取り付けられるデバイス面の少なくとも2倍の長さの底面を有する成型されたセラミック蛍光体に対して、良好な光取り出しが期待される。そのような実施形態において、波長変換蛍光体のセラミック体中での位置は、光の様な混合をもたらすように選択することができる。例えば、波長変換材料は、デバイスの上端の半導体層に最も近いセラミック体の部分に、閉じ込めることができる。他の実施形態においては、波長変換材料は、第一のセラミック蛍光体本体中に与え、次いで第二の成型された透明なセラミック体に接合することができる。

#### 【0036】

図12は、詳細は米国特許第6,274,924号中に記載されており、パッケージされた発光デバイスの分解図である。放熱スラグ100は挿入成型されたリードフレーム中に配置される。挿入成型リードフレームは、例えば、電氣的経路を与える金属フレーム106の周りに成型された充填プラスチック材料105である。スラグ100は随意的に反射キャップ102を含んでよい。発光デバイス・ダイ104は、上記の実施形態中で説明されたどのデバイスであってもよいが、スラグ100に、直接に又は熱伝導性補助マウント103を介して取り付けられる。カバー108は、これは光学レンズであってもよいが、加えてもよい。

#### 【0037】

本発明の実施形態は幾つかの利点を提供する。第一に、活性領域から放射された光は非常に小さな損失で蛍光体に吸収される高い確率を有する。光が蛍光体によって再放射される時は、蛍光体領域を脱出しなければならないが、しかし蛍光体領域内の環境はほぼ光学的に無損失である。蛍光体領域は、蛍光体による散乱、及び吸収と再放射を通じて、蛍光体領域から周囲へ光が脱出するのに必要な、多くのランダム化事象をもたらす。その結果、上記の実施形態は、従来技術のデバイスより優れた光取り出しをもたらすことになる。第二に、上記の幾つかの実施形態は、図1に示された従来技術のデバイスに使用される有機接着剤を除去し、それゆえ、例えば高温作業中に、それらの有機接着剤の劣化によって引き起こされる問題を取り除く。

#### 【0038】

蛍光体の上記の望ましい特性、例えば第一発光層によって放射された光に対する高吸収性及び高量子収率など、を有する任意の発光性材料は、上記の実施形態において効率的に光を生ずるために用いることができる。それゆえに、本発明は蛍光体に限定されない。発光領域によって放射される波長において、大きな屈折率虚数部分、 $k$ 、及び、変換される波長において無視できる $k$ 、を有する波長変換材料、例えば幾つかのIII-V及びIII-VI半導体、を本発明の幾つかの実施形態において蛍光体の替わりに用いることができる。特に、適切な材料においては、第一発光領域によって放射される波長において、 $k$ は0.01より大きく、より好ましくは0.1より大きく、さらにより好ましくは1より大きい。そのような実施形態において、特にIII-V及びIII-VI半導体の実施形態において、第一発光領域からの高いフルエンス(100W/cm<sup>2</sup>程に又はそれ以上に高い)が発光性材料中の効率的な周波数変換のために必要になるであろう。さらに、例えばテクスチャ加工、粗面化、又は成形などのような、発光性材料から光を取り出す手段を用意しなければならない。

#### 【0039】

以上、本発明を詳細に説明したが、当業者は、本開示が与えられた状態では、ここで説明された本発明の着想の精神から離れることなしに、本発明に変更を加えることができることを、認識するであろう。例えば、上記の実施例はIII-窒化物半導体デバイスを説明しているが、他の材料系のデバイスを用いることもできる。また、上記の例は蛍光体を含むが、他の発光性材料、例えば半導体ナノ粒子、量子ドット、又は有機色素など、を用いることもできる。従って、本発明の範囲が図示され説明された特定の実施形態に限定されることは、意図されない。

10

20

30

40

50

## 【図面の簡単な説明】

【0040】

【図1】従来技術のフリップ・チップ型III-窒化物発光デバイスを図示する。

【図2】本発明の一実施形態による蛍光体-変換型III-窒化物発光デバイスを図示する。

【図3】成長基板上に成長させたIII-窒化物発光デバイスのエピタキシャル層を図示する。

【図4】ホスト基板に接合されたIII-窒化物発光デバイスのエピタキシャル層を図示する。

【図5】本発明の実施形態による蛍光体-変換型III-窒化物発光デバイスを図示する 10

【図6】本発明の実施形態による蛍光体-変換型III-窒化物発光デバイスを図示する。

【図7】図5及び図6に示されたデバイスの製造方法を図示する。

【図8】図5及び図6に示されたデバイスの製造方法を図示する。

【図9】図5及び図6に示されたデバイスの製造方法を図示する。

【図10】図5及び図6に示されたデバイスの代替の製造方法を図示する。

【図11】図5及び図6に示されたデバイスの代替の製造方法を図示する。

【図12】パッケージされた発光デバイスの分解図である。

【図13】パッケージ素子に接合された図5のデバイスを図示する。 20

## 【符号の説明】

【0041】

4：基板

10：半導体層

12：半導体層

14：活性領域

16：透明上層（成長基板）

18、20、60、61：コンタクト

22、24：接続

26、28：基板コンタクト 30

30：蛍光体層

32：光学的結合媒体

34：蛍光体粒（蛍光体層）

36：エピタキシャル層

38：ホスト基板

50：金属層

52：セラミック蛍光体層

54、62：反射鏡

56：接合材

58：核生成層 40

72：水素注入部

76：準備層

78：再成長p+材料

100：放熱スラグ

102：反射キャップ

103：熱伝導性補助キャップ

104：発光デバイス・ダイ

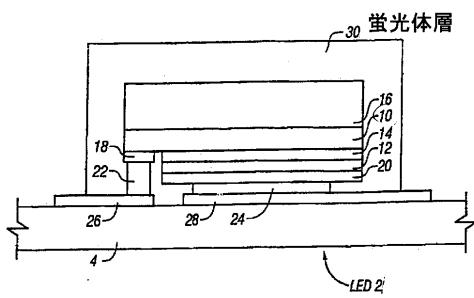
105：充填プラスチック材料

106：リードフレーム

108：カバー 50

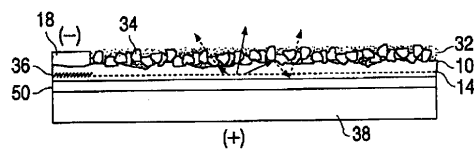
- 130 : 半導体構造体
- 132 : パッケージ素子
- 134 : 金属インターフェース

【 図 1 】

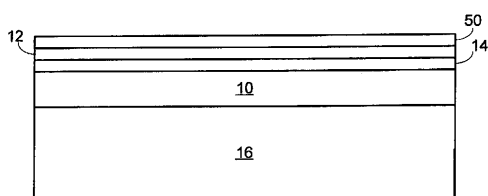


(従来技術)

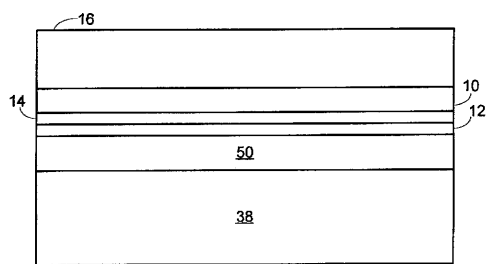
【 図 2 】



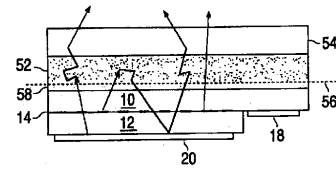
【 図 3 】



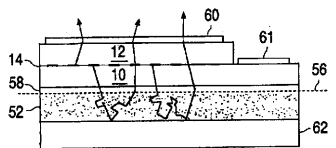
【 図 4 】



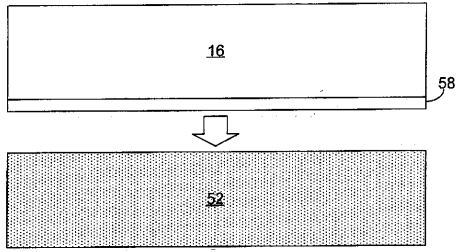
【 図 5 】



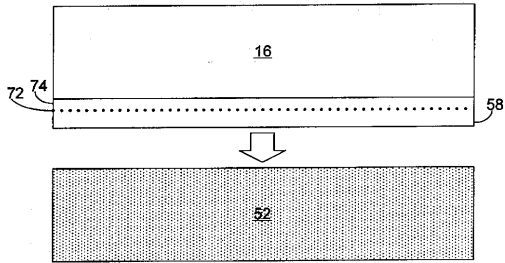
【 図 6 】



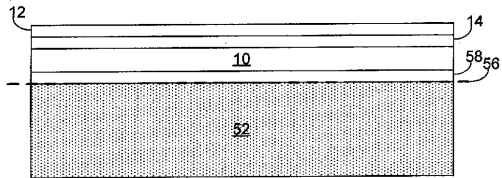
【 図 7 】



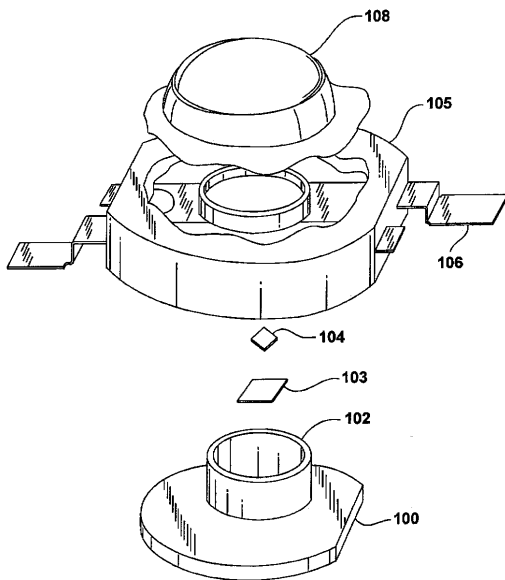
【 図 8 】



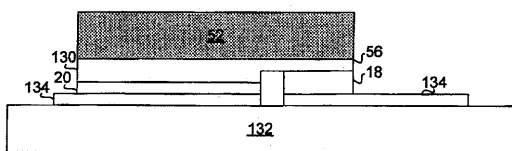
【 図 9 】



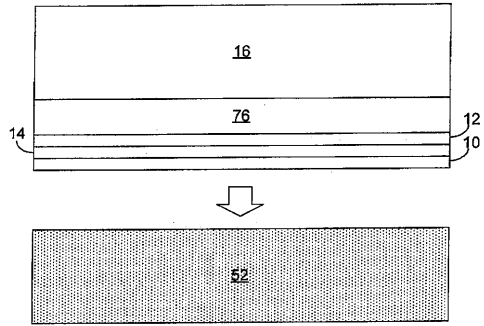
【 図 1 2 】



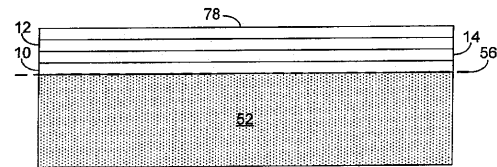
【 図 1 3 】



【 図 1 0 】



【 図 1 1 】



---

フロントページの続き

(72)発明者 マイケル アール クレイムズ

アメリカ合衆国 カリフォルニア州 94041 マウンテン ヴィュー マーシー ストリート  
1558

(72)発明者 ゲルト オー ミューラー

アメリカ合衆国 カリフォルニア州 95132 サン ホセ スウィガート ロード 3491

Fターム(参考) 5F041 AA03 AA11 CA40 CA65 CA77 CB15 CB36 DA77 DB09

## 【 外国語明細書 】

## WAVELENGTH-CONVERTED SEMICONDUCTOR LIGHT EMITTING DEVICE

## BACKGROUND

## FIELD OF INVENTION

The present invention relates to wavelength converted semiconductor light emitting devices.

## DESCRIPTION OF RELATED ART

Semiconductor light-emitting devices including light emitting diodes (LEDs), resonant cavity light emitting diodes (RCLEDs), vertical cavity laser diodes (VCSELs), and edge emitting lasers are among the most efficient light sources currently available. Materials systems currently of interest in the manufacture of high-brightness light emitting devices capable of operation across the visible spectrum include Group III-V semiconductors, particularly binary, ternary, and quaternary alloys of gallium, aluminum, indium, and nitrogen, also referred to as III-nitride materials, and binary, ternary, and quaternary alloys of gallium, aluminum, indium, and phosphorus, also referred to as III-phosphide materials. Typically, III-nitride light emitting devices are fabricated by epitaxially growing a stack of semiconductor layers of different compositions and dopant concentrations on a sapphire, silicon carbide, III-nitride, or other suitable substrate by metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD), molecular beam epitaxy (MBE), or other epitaxial techniques. The stack often includes one or more n-type layers doped with, for example, Si, formed over the substrate, a light emitting or active region formed over the n-type layer or layers, and one or more p-type layers doped with, for example, Mg, formed over the active region. III-nitride devices formed on conductive substrates may have the p- and n-contacts formed on opposite sides of the device. Often, III-nitride devices are fabricated on insulating substrates, such as sapphire, with both contacts on the same side of the device. Such devices are mounted so light is extracted either through the contacts (known as an epitaxy-up device) or through a surface of the device opposite the contacts (known as a flip chip device).

Fig. 1 illustrates an example of a III-nitride flip chip device, described in more detail in U.S. Patent 6,650,044. LED 2 includes a first semiconductor layer 10 of a first

conductivity type and a second semiconductor layer 12 of a second conductivity type. Semiconductor layers 10 and 12 are electrically coupled to active region 14. Active region 14 is, for example, a p-n junction associated with the interface of layers 10 and 12. Alternatively, active region 14 includes one or more semiconductor layers that are doped n-type or p-type or are undoped. Optional transparent superstrate 16 is disposed on semiconductor layer 10. Contacts 18 and 20 are electrically coupled to semiconductor layers 10 and 12, respectively. Active region 14 emits light upon application of a suitable voltage across contacts 18 and 20. Interconnects 22 and 24 electrically couple contacts 18 and 20 to substrate contacts 26 and 28, respectively. In one implementation, semiconductor layers 10 and 12 and active region 14 are formed from III-nitride compounds such as  $Al_xIn_yGa_zN$  compounds, and active region 14 emits blue light at a wavelength of, for example, about 470 nm. Optional transparent superstrate 16 is formed, for example, from sapphire or silicon carbide. Substrate 4 comprises silicon, for example. See U.S. Patent 6,650,044, column 3 lines 40-63.

III-nitride LEDs structures are often grown on sapphire substrates due to sapphire's high temperature stability and relative ease of production. The use of a sapphire substrate may lead to poor extraction efficiency due to the large difference in index of refraction at the interface between the semiconductor layers and the substrate. When light is incident on an interface between two materials, the difference in index of refraction determines how much light is totally internally reflected at that interface, and how much light is transmitted through it. The larger the difference in index of refraction, the more light is reflected. The refractive index of sapphire (1.8) is low compared to the refractive index of the III-nitride device layers (2.4) grown on the sapphire. Thus, a large portion of the light generated in the III-nitride device layers is reflected when it reaches the interface between the semiconductor layers and a sapphire substrate. The totally internally reflected light must scatter and make many passes through the device before it is extracted. These many passes result in significant attenuation of the light due to optical losses at contacts, free carrier absorption, and interband absorption within any of the III-nitride device layers. The use of other growth substrates with an index of refraction that more closely matches that of the III-nitride material may reduce but generally will not completely eliminate the optical losses. Similarly, due to the large difference in index of refraction between III-nitride materials and air, elimination of the growth substrate also will not eliminate the optical losses.

## SUMMARY

In accordance with embodiments of the invention, a material such as a phosphor is optically coupled to a semiconductor structure including a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, in order to efficiently extract light from the light emitting region into the phosphor. The phosphor may be phosphor grains in direct contact with a surface of the semiconductor structure, or a ceramic phosphor bonded to the semiconductor structure, or to a thin nucleation structure on which the semiconductor structure may be grown. The phosphor is preferably highly absorbent and highly efficient. When the semiconductor structure emits light into such a highly efficient, highly absorbent phosphor, the phosphor may efficiently extract light from the structure, reducing the optical losses present in prior art devices.

## BRIEF DESCRIPTION OF THE DRAWINGS

Fig. 1 illustrates a prior art flip chip III-nitride light emitting device.

Fig. 2 illustrates a phosphor-converted III-nitride light emitting device according to an embodiment of the invention.

Fig. 3 illustrates epitaxial layers of a III-nitride light emitting device grown on a growth substrate.

Fig. 4 illustrates the epitaxial layers of a III-nitride light emitting device bonded to a host substrate.

Figs. 5 and 6 illustrate phosphor-converted III-nitride light emitting devices according to embodiments of the invention.

Figs. 7, 8, and 9 illustrate a method of fabricating the devices illustrated in Figs. 5 and 6.

Figs. 10 and 11 illustrate an alternative method of fabricating the devices illustrated in Figs. 5 and 6.

Fig. 12 is an exploded view of a packaged light emitting device.

Fig. 13 illustrates the device of Fig. 5 bonded to a package element.

## DETAILED DESCRIPTION

The prior art device illustrated in Fig. 1 includes a layer 30 bearing a phosphor. Phosphors are luminescent materials that can absorb an excitation energy (usually radiation energy), then emit the absorbed energy as radiation of a different energy than the initial excitation energy. State-of-the-art phosphors have quantum efficiencies near 100%, meaning nearly all photons provided as excitation energy are reemitted by the phosphor. State-of-the-art phosphors are also highly absorbent. If a light emitting device can emit light directly into such a highly efficient, highly absorbent phosphor, the phosphor may efficiently extract light from the device, reducing the optical losses described above.

The device illustrated in Fig. 1 does not exploit these properties of phosphor. In the device illustrated in Fig. 1, substrate 16 separates phosphor layer 30 from the III-nitride device regions 10, 12, and 14. As described above, much light is trapped within the semiconductor layers due to the step in refractive index at the interface between the device layers and the substrate.

In accordance with embodiments of the invention, a phosphor is closely coupled to one of the semiconductor layers in a device to facilitate efficient extraction of light. Fig. 2 illustrates a first embodiment of the invention, where grains of phosphor are deposited on a III-nitride surface of a device exposed when the growth substrate is removed. Phosphor grains 34 are deposited on a surface of n-type region 10. The phosphor grains 34 are in direct contact with n-type region 10, such that light emitted from active region 14 is directly coupled to phosphor grains 34. An optical coupling medium 32 may be provided to hold phosphor grains 34 in place. Optical coupling medium 32 is selected to have a refractive index that is higher than the conventional binders described above, for example, higher than 1.5, and as close as possible without significantly exceeding the index of refraction of n-type region 10. For most efficient operation, no lossy media are included between n-type region 10, phosphor grains 34, and optical coupling medium 32. Phosphor grains 34 generally have a grain size between 0.1 and 20 microns, and more typically have a phosphor grain size between 1 and 8 microns.

The device illustrated in Fig. 2 may be formed by growing the device layers on a conventional growth substrate, bonding the device layers to a host substrate, then removing the growth substrate. Fig. 3 illustrates the device layers grown on a conventional growth

substrate 16. N-type region 10 is grown over substrate 16. N-type region 10 may include optional preparation layers such as buffer layers or nucleation layers, and optional release layers designed to facilitate release of the growth substrate or thinning of the epitaxial layers after substrate removal. Active region 14 is grown over n-type region 10, followed by p-type region 12. One or more metal layers 50, including, for example, ohmic contact layers, reflective layers, barrier layers, and bonding layers, are deposited over p-type region 12.

The device layers are then bonded to a host substrate 38, shown in Fig. 4, via the exposed surface of metal layers 50. One or more bonding layers (not shown), typically metal, may serve as compliant materials for thermo-compression or eutectic bonding between the epitaxial structure and the host substrate. Examples of suitable bonding layer metals include gold and silver. Host substrate 38 provides mechanical support to the epitaxial layers after the growth substrate is removed, and provides electrical contact to p-type region 12. Host substrate 38 is generally selected to be electrically conductive (i.e. less than about  $0.1 \Omega\text{cm}$ ), to be thermally conductive, to have a coefficient of thermal expansion (CTE) matched to that of the epitaxial layers, and to be flat enough (i.e. with an root mean square roughness less than about 10 nm) to form a strong wafer bond. Suitable materials include, for example, metals such as Cu, Mo, Cu/Mo, and Cu/W; semiconductors with metal contacts, such as Si with ohmic contacts and GaAs with ohmic contacts including, for example, one or more of Pd, Ge, Ti, Au, Ni, Ag; and ceramics such as AlN, compressed diamond, or diamond layers grown by chemical vapor deposition.

The device layers may be bonded to host substrate 38 on a wafer scale, such that an entire wafer of devices are bonded to a wafer of hosts, then the individual devices are diced after bonding. Alternatively, a wafer of devices may be diced into individual devices, then each device bonded to host substrate 38 on a die scale.

Host substrate 38 and epitaxial layers 10, 12, and 14 are pressed together at elevated temperature and pressure to form a durable bond at the interface between host substrate 38 and metal layers 50, for example a durable metal bond formed between metal bonding layers (not shown) at the interface. The temperature and pressure ranges for bonding are limited on the lower end by the strength of the resulting bond, and on the higher end by the stability of the host substrate structure, metallization, and the epitaxial structure. For example, high temperatures and/or high pressures can cause decomposition of the epitaxial

layers, delamination of metal contacts, failure of diffusion barriers, or outgassing of the component materials in the epitaxial layers. A suitable temperature range is, for example, about 200°C to about 500°C. A suitable pressure range is, for example, about 100 psi to about 300 psi.

In order to remove a sapphire growth substrate, portions of the interface between substrate 16 and crystal region 10 are exposed, through substrate 16, to a high fluence pulsed ultraviolet laser in a step and repeat pattern. The exposed portions may be isolated by trenches etched through the crystal layers of the device, in order to isolate the shock wave caused by exposure to the laser. The photon energy of the laser is above the band gap of the crystal layer adjacent to the sapphire (GaN in some embodiments), thus the pulse energy is effectively converted to thermal energy within the first 100 nm of epitaxial material adjacent to the sapphire. At sufficiently high fluence (i.e. greater than about 1.5 J/cm<sup>2</sup>) and a photon energy above the band gap of GaN and below the absorption edge of sapphire (i.e. between about 3.44 and about 6 eV), the temperature within the first 100 nm rises on a nanosecond scale to a temperature greater than 1000°C, high enough for the GaN to dissociate into gallium and nitrogen gasses, releasing the epitaxial layers from substrate 16. The resulting structure includes epitaxial layers 10, 12, and 14 bonded to host substrate 38. Any removal technique suitable to the particular growth substrate may be used. For example, in some embodiments, growth substrates such as Si, SiC, engineered substrates based on Si, and GaAs may be removed by other means, such as etching, lapping, or a combination thereof.

After the growth substrate is removed, the remaining epitaxial layers may be thinned, for example to remove portions of n-type region 10 closest to substrate 16 and of low material quality. The epitaxial layers may be thinned by, for example, chemical mechanical polishing, conventional dry etching, or photoelectrochemical etching (PEC). The top surface of the epitaxial layers may be textured or roughened to increase the amount of light extracted. A contact 18 is then formed on n-type region 10. Contact 10 may be, for example, a grid. The epitaxial layers beneath contact 18, region 36 on Fig. 2, may be implanted with, for example, hydrogen to prevent light emission from the portion of the active region 14 beneath contact 18.

Phosphor grains 34 are then deposited directly on the exposed surface of n-type region 10. Phosphor grains 34 may be applied by, for example, electrophoretic deposition,

spin coating, spray coating, screen printing, or other printing techniques. In techniques such as spin coating or spray coating, the phosphor may be disposed in a slurry with an organic binder, which is then evaporated after deposit of the slurry by, for example, heating. Coupling medium 32 may then be applied. Phosphor particles may be nanoparticles themselves, i.e. particles ranging from 100 to 1000 nm in size. Spherical phosphor particles, typically produced by spray pyrolysis methods or other methods can be applied, yielding a layer with a high package density which provides advantageous scattering properties. Also, phosphors particles may be coated, for example with a material with a band gap larger than the light emitted by the phosphor, such as  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MePO}_4$  or -polyphosphate, or other suitable metal oxides.

Coupling medium 32 may be, for example  $\text{SiN}_x$  or a high index glass, deposited by chemical vapor deposition. Examples of high index glasses include Schott glass SF59, Schott glass LaSF 3, Schott glass LaSF N18, and mixtures thereof. These glasses are available from Schott Glass Technologies Incorporated, of Duryea, Pa. Examples of other high index coupling media include high index chalcogenide glass, such as  $(\text{Ge,Sb,Ga})(\text{S,Se})$  chalcogenide glasses, III-V semiconductors including but not limited to GaN, II-VI semiconductors including but not limited to ZnS, ZnSe, ZnTe, ZnO, CdS, CdSe, and CdTe, organic semiconductors, metal oxides including but not limited to tungsten oxide, titanium oxide, nickel oxide, zirconium oxide, indium tin oxide, and chromium oxide, aluminum-based oxides such as alumina and spinel, metal fluorides including but not limited to magnesium fluoride and calcium fluoride, metals including but not limited to Zn, In, Mg, and Sn, phosphide compounds, arsenide compounds, antimonide compounds, nitride compounds, high index organic compounds, and mixtures or alloys thereof.

Other examples of suitable coupling media are high index nanoparticles incorporated into a binding medium then infused into phosphor layer 34. In such embodiments, nanoparticles having an index of refraction greater than that of the binding medium at wavelengths of light emitted by the light emitting region are dispersed in substantially transparent binding medium. The nanoparticles are selected to have diameters less than about a wavelength (e.g., a peak wavelength) of light emitted by the light emitting region and hence do not substantially scatter the emitted light. Preferably, the nanoparticles have diameters less than about  $\frac{1}{4}$  of a peak emission wavelength of the light emitting region. For example, the nanoparticles may have diameters of about 2 nm to about 50 nm in a device

where the light emitting region emits light having wavelengths greater than about 400 nm. The binding medium is substantially transparent, meaning that it transmits light at a peak wavelength emitted by the light emitting region with less than about 25%, preferably less than about 10%, more preferably less than about 2%, single pass loss due to absorption or scattering. The binding medium may be organic or inorganic and may comprise, for example, materials including but not limited to conventional epoxies, acrylic polymers, polycarbonates, silicone polymers, optical glasses, chalcogenide glasses, spiro compounds, and mixtures thereof. The nanoparticles do not substantially absorb light at wavelengths emitted by the light emitting region, particularly at peak emission wavelengths. The phrases "not substantially absorb" and "not substantially absorbing" are used herein to indicate that the nanoparticles in such implementations are sufficiently non-absorbing that they do not increase the single pass loss of light transmitted by the encapsulant to more than about 30%, preferably not to more than about 20%. One of ordinary skill in the art will understand that the loss due to absorption by the nanoparticles of light emitted by the light emitting region will depend on the absorption cross-sections of the individual nanoparticles, the concentration of the nanoparticles in the binding medium, and possibly on interactions between the nanoparticles and the surrounding material. Suitable nanoparticles for such implementations may include, but are not limited to, nanoparticles of metal oxides, nitrides, phosphates, nitridosilicates, and mixtures thereof. Suitable metal oxides may include, but are not limited to, calcium oxide, cerium oxide, hafnium oxide, titanium oxide, zinc oxide, zirconium oxide, and combinations thereof. Nanoparticles of such metal oxides having sizes ranging, for example, from about 2 nm to about 10 nm are available, for example, from Degussa-Huls AG of Frankfurt/Main Germany. Suitable nanoparticles for such implementations may also include nanoparticles of II-VI semiconductors such as zinc sulfide, zinc selenide, cadmium sulfide, cadmium selenide, cadmium telluride, and their ternary or quaternary mixtures, and nanoparticles of III-V semiconductors such as III-nitrides, III-phosphides, and mixtures thereof. Double or multi-shell nanoparticles may be used. The nanoparticles can be suspended in the binding medium or coated onto the phosphor in a previous process step, as described above.

A further example of a suitable coupling medium is a high index glass infused into phosphor grains 34 by a sol-gel process. Any organics are then removed by subsequent annealing. In embodiments where the coupling medium is a sol-gel glass, one or more materials such as oxides of titanium, cerium, lead, gallium, bismuth, cadmium, zinc, barium,

or aluminum may be included in the SiO<sub>2</sub> sol-gel glass to increase the index of refraction of the glass in order to closely match the index of the glass with the indices of the phosphor and the III-nitride layer of the device. For example, a Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>:Ce<sup>3+</sup> phosphor may have an index of refraction of between about 1.75 and 1.8, and may be attached to a III-nitride layer with an index of refraction of about 2.4. In a preferred embodiment of such a device, the refractive index of the coupling medium is between the refractive indices of the Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>:Ce<sup>3+</sup> and the III-nitride layer. For example, Fabes et al., "Porosity and composition effects in sol-gel derived interference filters," *Thin Solid Films* 254 (1995) 175-180, which is incorporated herein by reference, recite a SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating solution with a theoretical refractive index calculated to be  $n = 1.85$ . Phosphor can be infused with such a solution to form a phosphor and coating solution slurry which is then deposited on the surface of the device, for example by spin coating, dried, then fired at a temperature appropriate to the coating solution.

Secondary optics known in the art such as dichroics or polarizers may be applied onto the emitting surface before or after phosphor grains 34, coupling medium 32, and contact 18, to provide further gains in brightness or conversion efficiency.

Figs. 5 and 6 illustrate embodiments of the invention where the phosphor is a ceramic phosphor, rather than a phosphor powder. A ceramic phosphor may be formed by heating a powder phosphor at high pressure until the surface of the phosphor particles begin to soften and melt. The partially-melted particles stick together to form a rigid agglomerate of particles. Uniaxial or isostatic pressing steps, and vacuum sintering of the preformed "green body" may be necessary to form a polycrystalline ceramic layer. The translucency of the ceramic phosphor, i.e. the amount of scattering it produces, may be controlled from high opacity to high transparency by adjusting the heating or pressing conditions, the fabrication method, the phosphor particle precursor used, and the suitable crystal lattice of the phosphor material. Besides phosphor, other ceramic forming materials such as alumina may be included, for example to facilitate formation of the ceramic or to adjust the refractive index of the ceramic.

Unlike a thin film, which optically behaves as a single, large phosphor particle with no optical discontinuities, a ceramic phosphor behaves as tightly packed individual phosphor particles, such that there are small optical discontinuities at the interface between different phosphor particles. Thus, ceramic phosphors are optically almost homogenous and

have the same refractive index as the phosphor material forming the ceramic phosphor. Unlike a conformal phosphor layer or a phosphor layer disposed in a transparent material such as a resin, a luminescent ceramic generally requires no binder material (such as an organic resin or epoxy) other than the phosphor itself, such that there is very little space or material of a different refractive index between the individual phosphor particles.

For example, a YAG:Ce ceramic may be formed as follows: 40 g  $Y_2O_3$  (99.998%), 32 g  $Al_2O_3$  (99.999%), and 3.44 g  $CeO_2$  are milled with 1.5 kg high purity alumina balls (2 mm diameter) in isopropanol on a roller bench for 12 hrs. The dried precursor powder is then calcined at 1300°C for two hours under CO atmosphere. The YAG powder obtained is then deagglomerated with a planet ball mill (agate balls) under ethanol. The ceramic slurry is then slip casted to obtain a ceramic green body after drying. The green bodies are then sintered between graphite plates at 1700°C for two hours.

Examples of phosphors that may be formed into ceramic phosphors include aluminum garnet phosphors with the general formula  $(Lu_{1-x-y-a-b}Y_xGd_y)_3(Al_{1-z}Ga_z)_5O_{12}:Ce_aPr_b$  wherein  $0 < x < 1$ ,  $0 < y < 1$ ,  $0 < z \leq 0.1$ ,  $0 < a \leq 0.2$  and  $0 < b \leq 0.1$ , such as  $Lu_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$  and  $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$  which emit light in the yellow-green range; and  $(Sr_{1-x-y}Ba_xCa_y)_2-zSi_5-aAl_bN_{8-a}O_a:Eu_z^{2+}$  wherein  $0 \leq a < 5$ ,  $0 < x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ , and  $0 < z \leq 1$  such as  $Sr_2Si_5N_8:Eu^{2+}$ , which emit light in the red range. Suitable  $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$  ceramic slabs may be purchased from Baikowski International Corporation of Charlotte, NC. Other green, yellow, and red emitting phosphors may also be suitable, including  $(Sr_{1-a-b}Ca_bBa_c)Si_xN_yO_z:Eu_a^{2+}$  ( $a = 0.002 - 0.2$ ,  $b = 0.0 - 0.25$ ,  $c = 0.0 - 0.25$ ,  $x = 1.5 - 2.5$ ,  $y = 1.5 - 2.5$ ,  $z = 1.5 - 2.5$ ) including, for example,  $SrSi_2N_2O_2:Eu^{2+}$ ;  $(Sr_{1-u-v-x}Mg_uCa_vBa_x)(Ga_{2-y-z}Al_yIn_zS_4):Eu^{2+}$  including, for example,  $SrGa_2S_4:Eu^{2+}$ ;  $Sr_{1-x}Ba_xSiO_4:Eu^{2+}$ ; and  $(Ca_{1-x}Sr_x)S:Eu^{2+}$  wherein  $0 < x \leq 1$  including, for example,  $CaS:Eu^{2+}$  and  $SrS:Eu^{2+}$ .

The ceramic phosphor is bonded to a nucleation structure 58 by a bond 56 at the interface between the nucleation structure 58 and the ceramic phosphor, either directly by wafer bonding or through an intermediate bonding layer (not shown in Figs. 5 and 6). If a bonding layer is used, the bonding layer is selected to have an index of refraction between the indices of refraction of the III-nitride layer to which the bonding layer is applied and the ceramic phosphor. Many of the high index coupling materials described above may make suitable bonding layers.

In the embodiment illustrated in Fig. 5, p-contact 20 is reflective, or an additional reflector may be provided adjacent to contact 20, such that all light emission is directed toward the ceramic phosphor. An optional reflector 54, for example a distributed Bragg reflector, may be provided on the surface of the ceramic phosphor opposite the III-nitride device layers, to control the amount of emission from the active region that escapes the ceramic phosphor unconverted. For example, in devices where the active region emits UV light, reflector 54 may completely filter unconverted emission. In devices where the active region emits blue light, reflector 54 may attenuate the amount of unconverted blue light escaping the ceramic phosphor in order to achieve a desired emission spectrum. In some embodiments, reflector 54 may be omitted and the surface of ceramic phosphor 52 opposite the device layers may be roughened, textured, or shaped to improve light extraction. In addition, the translucency of the ceramic phosphor, i.e. the amount of scattering it produces, may be controlled from high opacity to high transparency, as described above.

The embodiment illustrated in Fig. 5 may be bonded to a package element as illustrated in Fig. 13. Such a device is described in more detail in Application Serial No. 10/977,294, "Package-Integrated Thin Film LED," filed October 28, 2004, and incorporated herein by reference. In the device illustrated in Fig. 13, semiconductor structure 130 including a light emitting region is bonded to ceramic phosphor 52 by bonded interface 56, as described below. Contacts 18 and 20 are formed on semiconductor structure 130, which are connected to package element 132 by metal interfaces 134. Package element 132 generally has a lateral extent exceeding that of semiconductor structure 130. In some embodiments, all of the layers disposed between package element 132 and ceramic phosphor 52 have a thickness less than 100 microns. Though Fig. 13 illustrates semiconductor structure 130 mounted on package element 132 in a flip chip configuration where both contacts 18 and 20 are formed on the same side of the semiconductor structure, in an alternative embodiment, a portion of ceramic phosphor 52 may be removed such that contact 18 is formed on the opposite side of semiconductor structure 130 as contact 20.

In the embodiment illustrated in Fig. 6, p-contact 60 and/or n-contact 61 are at least partially transparent and a reflector 62 is formed on or attached to the back of ceramic phosphor 52, such that all light emission is directed out of the device through contacts 60 and 61.

In some embodiments, the ceramic phosphor includes portions with inert particles rather than phosphor, or with phosphor crystals without activating dopant, such that those portions do not absorb and emit light. For example,  $\text{SiN}_x$  may be included in ceramic phosphor 52 as inert particles. The activating dopant in the ceramic phosphor may also be graded, for example such that the phosphor in the portion of the ceramic closest to the device surface has the highest dopant concentration. As the distance from the device surface increases, the dopant concentration in the phosphor decreases. The dopant profile may take any shape including, for example, a linear, step-graded, or a power law profile, and may include multiple or no regions of constant dopant concentration. In some embodiments, the portion of the ceramic layer furthest from the device surface may not contain any phosphor or any dopant. The ceramic phosphor thickness and loading of activating dopant may be tailored to produce a desired emission spectrum. In some embodiments, the ceramic phosphor includes multiple phosphors, each emitting the same or different wavelengths of light. The multiple phosphors may be mixed and formed into a single homogenous ceramic phosphor, or the multiple phosphors may be formed in separate layers which make up a stack of phosphor layers within the ceramic phosphor. Similarly, multiple ceramic layers of the same phosphor material may be bonded together to form a multilayer ceramic stack. A device including a ceramic phosphor may also be used in conjunction with conventional phosphor layers, such conformal phosphor layers or phosphors disposed in epoxy.

The device illustrated in Fig. 5 may be fabricated by using ceramic phosphor 52 as a growth substrate, as illustrated in Figs. 7, 8, and 9. In Fig. 7, a single crystal nucleation layer 58 is grown over a growth substrate 16. In a preferred embodiment of Fig. 7, nucleation layer 58 is GaN and growth substrate 16 is sapphire. The surface of nucleation layer 58 and the surface of ceramic phosphor 52 are bonded together. An optional bonding layer may be disposed between the two bonded surfaces. The bonding layer is preferably highly transparent. In a preferred embodiment, the bonding layer has a high refractive index, for example between the refractive index of ceramic phosphor 52 and the refractive index of nucleation layer 58. An example of a suitable high index material is  $\text{TiO}_2$ . Transparent, low refractive index materials may be used as the bonding layer provided the bonding layer is thin. For example,  $\text{SiO}_2$  may be used as a bonding layer at a thickness less than, for example, 100 Å. Absorbing materials may be used as a bonding layer provided the bonding layer is extremely thin. For example, Si may be used as a bonding layer at a thickness less than, for

example, a several monolayers.

The surfaces are typically bonded under elevated temperature and pressure. An appropriate temperature for bonding may be, for example, between 500 and 1000°C; an appropriate pressure for bonding may be, for example, between 5 and 1000 psi. The surfaces may be pressed together at the above temperature and pressure in an atmosphere of, for example, N<sub>2</sub> for a specified time period, for example, at least one hour. Under these conditions, a robust bond is formed between the two surfaces. Such a bond may withstand the temperatures necessary for further semiconductor processing subsequent to the bond, such as growing additional semiconductor layers. After bonding, growth substrate 16 may be removed by a method suitable to the substrate, such as laser melting for a sapphire substrate as described above, etching, or lapping.

Alternatively, as illustrated in Fig. 8, a single crystal nucleation layer 58 may be formed as part of a layer 74, which is formed over a growth substrate 16. In Fig. 8, nucleation layer 58 may be, for example, SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, GaN or AlN. Growth substrate 16 may be any suitable substrate. An implant species such as hydrogen is implanted in layer 74, as illustrated in Fig. 8 at 72. The surface of nucleation layer 58 and the surface of ceramic phosphor 52 are then bonded together as described above in reference to Fig. 7. After bonding, growth substrate 16 and the remaining layer 74 are removed by heating the structure until the implant species 72 dissociates, releasing the growth substrate from nucleation layer 58 and ceramic phosphor 52.

In both Figs. 7 and 8, a bond is formed between ceramic phosphor 52 and nucleation layer 58 which can withstand growth of additional semiconductor layers. As illustrated in Fig. 9, the device layers, including n-type region 10, active region 14, and p-type region 12 are then grown over nucleation layer 58. In a finished device, to minimize the amount of light escaping from the sides of nucleation layer 58, it is desirable for nucleation layer 58 to be as thin as possible, for example thinner than 100 microns, preferably thinner than 10 microns, more preferably thinner than one micron. Prior to growing the III-nitride device layers, nucleation layer 58 may optionally be thinned.

In a preferred embodiment of Fig. 7, substrate 16 is sapphire and nucleation layer 58 is GaN or AlN. Wurtzite III-nitride layers have a gallium crystal face and a nitrogen crystal face. When GaN or AlN is conventionally grown on sapphire, the top surface of the

crystal layer is typically the gallium face. Accordingly, when nucleation layer 58 is bonded to ceramic phosphor 52 and growth substrate 16 is removed, the exposed surface of nucleation layer 58 is the nitrogen face. The device layers, including n-type region 10, active region 14, and p-type region 12, may be grown with the same nitrogen-face orientation as nucleation layer 58, on the nitrogen face of nucleation layer 58. Nitrogen-face films may be grown for example by molecular beam epitaxy or MOCVD, and is described in more detail in "Morphological and structure characteristics of homoepitaxial GaN grown by metalorganic chemical vapour deposition (MOCVD)," *Journal of Crystal Growth* 204 (1999) 419-428 and "Playing with Polarity", *Phys. Stat. Sol. (b)* 228, No. 2, 505-512 (2001), both of which are incorporated herein by reference. Alternatively, a structure which reorients crystal growth to the gallium face, such as a low temperature semiconductor layer, may be grown before the device layers, such that the device layers are grown conventionally on the gallium face. In some embodiments, nucleation layer 58 may be grown with the nitrogen face on the surface, such that after bonding to ceramic phosphor 52 and removing growth substrate 16, the exposed surface is the gallium face. After the device layers are grown, the device may be processed by conventional means into either of the devices illustrated in Figs. 5 and 6, for example by etching to expose portions of n-type region 10, then forming contacts on n-type region 10 and p-type region 12. The ceramic phosphor may include a carrier which may be removed or thinned by conventional processes such as etching or lapping, prior to dicing the wafer.

Alternatively, the devices illustrated in Figs. 5 and 6 may be fabricated by growing the device layers on a growth substrate, then bonding the device layers to the ceramic phosphor as a host substrate, as illustrated in Figs. 10 and 11. In such an embodiment, the p-type region is grown before the active region and the n-type region. Thus, an n-type or undoped region 76 is grown directly over a growth substrate 16. This region may include optional preparation layers such as buffer layers or nucleation layers, and optional release layers designed to facilitate release of the growth substrate or thinning of the epitaxial layers after substrate removal. P-type region 12 is then grown, followed by active region 14 and n-type region 10. The surface of n-type region 10 is then bonded to ceramic phosphor layer 52 through bond 56, as illustrated in Fig. 10 and described above in reference to Fig. 7. Though Fig. 10 shows bond 56 formed at the surface of n-type region 10, the surface of the semiconductor structure bonded to ceramic phosphor 52 may be p-type, n-type, or undoped.

Bond 56 must be transparent. A bonding layer may be disposed between the two bonded surfaces to facilitate bonding, as described above. Once growth substrate 16 is removed as illustrated in Fig. 11, the epitaxial layers are etched to remove the region grown directly over the growth substrate, exposing p-type region 12. The surface of p-type region 12 may be treated, for example by regrowing p+ material 78 or by annealing under ammonia to increase the density of holes and to repair damage caused by etching, as described in more detail in "Polarization-Reversed III-Nitride Light Emitting Device," Application Serial No. [Attorney Docket Number LUM-04-10-02], which is incorporated herein by reference. The wafer may then be processed by conventional means into either of the devices of Figs. 5 and 6; however, such devices would not include nucleation layer 58, shown in Figs. 5 and 6, rather bond 56 would be disposed between ceramic phosphor layer 52 and n-type region 10.

An advantage of ceramic phosphors, particularly in the device of Fig. 5 where light is extracted from the device through the ceramic phosphor, is the ability to mold, grind, machine, hot stamp or polish the ceramic layers into shapes that are desirable, for example, for increased light extraction. Luminescent ceramic layers generally have high refractive indices, for example 1.75 to 1.8 for a  $Y_3Al_5O_{12}:Ce^{3+}$  ceramic phosphor. In order to avoid total internal reflection at the interface between the high index ceramic phosphor and air, the ceramic phosphor may be shaped into a lens such as a dome lens or a Fresnel lens. Light extraction from the device may be further improved by roughening or texturing the top of the ceramic phosphor, either randomly or in a repeating pattern. Also, the extent of the ceramic phosphor may be selected to provide uniform color relative to viewing angle. For example, in a device where one or more phosphors combine with unconverted blue light emitted by the light emitting region, if the ceramic phosphor is significantly smaller than the active region, when viewed from the top, the white light may appear to be surrounded by a blue ring. If the ceramic phosphor is significantly larger than the active region, the white light may appear to be surrounded by a yellow ring. In embodiments where the ceramic phosphor is shaped into a lens, favorable light extraction is expected for shaped ceramic phosphors having a bottom length at least twice the length of the face of device on which the ceramic phosphor is mounted. In such embodiments, the location of wavelength-converting phosphor within the ceramic body may be selected to provide uniform mixing of the light. For example, the wavelength converting material may be confined to the portion of the ceramic body closest to the top semiconductor layer of the device. In other embodiments, wavelength converting

material may be provided in a first ceramic phosphor body, then attached to a second, shaped, transparent ceramic body.

Fig. 12 is an exploded view of a packaged light emitting device, as described in more detail in U.S. Patent 6,274,924. A heat-sinking slug 100 is placed into an insert-molded leadframe. The insert-molded leadframe is, for example, a filled plastic material 105 molded around a metal frame 106 that provides an electrical path. Slug 100 may include an optional reflector cup 102. The light emitting device die 104, which may be any of the devices described in the embodiments above, is mounted directly or indirectly via a thermally conducting submount 103 to slug 100. A cover 108, which may be an optical lens, may be added.

Embodiments of the present invention may offer several advantages. First, light emitted from the active region has a high probability of being absorbed by the phosphor with very little loss. When the light is reemitted by the phosphor, it must escape the phosphor region, but the environment within the phosphor region is nearly optically lossless. The phosphor region provides many randomization events, necessary for light to escape the phosphor region into the ambient, through scattering and reabsorption and reemission by the phosphor. Accordingly, the embodiments described above may provide better light extraction than prior art devices. Second, some embodiments described above eliminate the organic binders used in the prior art device illustrated in Fig. 1, and thus eliminate problems caused by the degradation of those organic binders, for example during high temperature operation.

Any luminescent material with the above-described desirable properties of phosphors, such as high absorption of light emitted by the primary light emitting layer and high quantum efficiency, may be used to efficiently produce light in the above-described embodiments. Accordingly, the invention is not limited to phosphors. Wavelength-converting materials with a large imaginary component of refractive index,  $k$ , at wavelengths emitted by the light emitting region and negligible  $k$  at the converted wavelength, such as for example some III-V and II-VI semiconductors, may be used in place of phosphors in some embodiments of the invention. In particular, in appropriate materials, at wavelengths emitted by the primary light emitting region,  $k$  is greater than 0.01, more preferably greater than 0.1, and more preferably greater than 1. In such embodiments, in particular III-V and II-VI semiconductors embodiments, high fluence (as much as  $100 \text{ W/cm}^2$  or higher) from the

primary light emitting region may be required for efficient down-conversion efficiency in the luminescent material. In addition, a means for extracting light from the luminescent material must be provided, such as texturing, roughening, or shaping.

Having described the invention in detail, those skilled in the art will appreciate that, given the present disclosure, modifications may be made to the invention without departing from the spirit of the inventive concept described herein. For example, though the above examples describe III-nitride semiconductor devices, devices of other materials systems may be used. Also, though the above examples include phosphors, it is to be understood that other luminescent materials may be used, such as semiconductor nanoparticles, quantum dots, or organic dyes. Therefore, it is not intended that the scope of the invention be limited to the specific embodiments illustrated and described.

## CLAIMS

What is being claimed is:

1. A method comprising:  
providing a ceramic body including a phosphor, the phosphor being configured to absorb light of a first peak wavelength and emit light of a second peak wavelength;  
bonding the ceramic body to a surface of a nucleation structure; and  
growing on the nucleation structure a semiconductor structure comprising a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, the light emitting region being configured to emit light of the first peak wavelength;  
wherein prior to growing, the nucleation structure has a thickness less than one hundred microns.
2. The method of claim 1 wherein bonding comprises forming a bond substantially free of metal or adhesives.
3. The method of claim 1 wherein bonding comprises pressing the ceramic body and the nucleation structure together at a temperature greater than 500 °C and a pressure greater than 5 psi.
4. The method of claim 1 wherein the nucleation structure is selected from the group of GaN, AlN, SiC, and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.
5. The method of claim 1 further comprising:  
providing a nucleation structure formed on a substrate; and  
after bonding, removing the substrate.
6. The method of claim 1 further comprising:  
etching the semiconductor structure to expose portions of both the n-type region and the p-type region; and  
forming contacts on each of the n-type region and the p-type region.
7. The method of claim 6 wherein at least one of the contacts is reflective.
8. The method of claim 1 further comprising shaping the ceramic body into a lens.
9. The method of claim 1 further comprising texturing or roughening a surface of the ceramic body.
10. The method of claim 1 wherein the ceramic body is transparent.
11. The method of claim 1 wherein the ceramic body is opaque.

12. The method of claim 1 wherein prior to growing, the nucleation structure has a thickness less than ten microns.

13. The method of claim 1 wherein prior to growing, the nucleation structure has a thickness less than one micron.

14. The method of claim 1 further comprising providing a bonding layer between the nucleation structure and the ceramic body.

15. A method comprising:  
providing a ceramic body including a phosphor, the phosphor being configured to absorb light of a first peak wavelength and emit light of a second peak wavelength;  
providing a semiconductor structure formed on a growth substrate, the semiconductor structure comprising a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, the light emitting region being configured to emit light of the first peak wavelength;  
bonding the ceramic body to a surface of the semiconductor structure; and  
after bonding, removing the growth substrate.

16. The method of claim 15 wherein the p-type region is grown over the growth substrate prior to growing the n-type region.

17. The method of claim 16 further comprising annealing the semiconductor structure after removing the growth substrate.

18. The method of claim 15 wherein the surface of the semiconductor structure bonded to the ceramic body is a surface of the n-type region.

19. The method of claim 15 further comprising providing a bonding layer between the semiconductor structure and the ceramic body.

20. A light emitting device comprising:  
a semiconductor structure comprising a plurality of layers including a light emitting region sandwiched between an n-type region and a p-type region and;  
a luminescent material in direct contact with one of the plurality of layers, wherein at a wavelength of light emitted by the light emitting region, the imaginary component  $k$  of a refractive index of the luminescent material is greater than 0.01.

21. The light emitting device of claim 20 wherein  $k$  is greater than 0.1.

22. The light emitting device of claim 20 wherein the light emitting region comprises III-nitride material.

23. The light emitting device of claim 20 wherein the luminescent material comprises phosphor.

24. The light emitting device of claim 23 wherein the luminescent material comprises a ceramic phosphor.
25. The light emitting device of claim 23 wherein the luminescent material comprises phosphor grains.
26. The light emitting device of claim 25 further comprising a transparent material disposed over the phosphor grains, the transparent material having an index of refraction greater than 1.7.
27. The light emitting device of claim 26 wherein the transparent material comprises glass.
28. The light emitting device of claim 27 wherein the glass comprises a sol-gel glass.
29. The light emitting device of claim 26 further comprising nanoparticles having diameters between about 2 nm to about 50 nm disposed in the transparent material.
30. The light emitting device of claim 25 wherein a surface one of the plurality of layers in direct contact with the phosphor grains is textured or roughened.
31. The light emitting device of claim 20 wherein:  
the semiconductor structure is bonded to a package element having a lateral extent exceeding a lateral extent of the semiconductor structure; and  
the package element is separated from the luminescent material by less than one hundred microns.
32. A structure comprising:  
a ceramic body; and  
a nucleation structure thinner than one hundred microns; and  
a bonded interface that connects the ceramic body to the nucleation structure, the bonded interface being disposed between the ceramic body and the nucleation layer; wherein:  
the nucleation structure is configured such that an epitaxial structure may be grown on the nucleation structure; and  
any separation between the ceramic body and the nucleation structure is less than one hundred microns.
33. The structure of claim 32 further comprising a semiconductor structure grown on the nucleation structure, the semiconductor structure comprising a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, the light emitting region being

configured to emit light of the first peak wavelength, wherein the nucleation structure is disposed between the semiconductor structure and the ceramic body.

34. The structure of claim 33 the ceramic body comprises a phosphor configured to absorb light of a first peak wavelength and emit light of a second peak wavelength.

35. The structure of claim 33 wherein the nucleation structure is selected from the group of GaN, AlN, SiC, and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

36. A structure comprising:

a package element;

a ceramic body; and

a semiconductor structure disposed between and connected to the ceramic body and the package element, the semiconductor structure comprising a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, the light emitting region being configured to emit light of the first peak wavelength;

wherein the package element is separated from the ceramic body by less than one hundred microns and the package element has a lateral extent exceeding a lateral extent of the semiconductor structure.

37. The structure of claim 36 wherein the ceramic body comprises a phosphor configured to absorb light of a first peak wavelength and emit light of a second peak wavelength.

### ABSTRACT OF THE DISCLOSURE

A material such as a phosphor is optically coupled to a semiconductor structure including a light emitting region disposed between an n-type region and a p-type region, in order to efficiently extract light from the light emitting region into the phosphor. The phosphor may be phosphor grains in direct contact with a surface of the semiconductor structure, or a ceramic phosphor bonded to the semiconductor structure, or to a thin nucleation structure on which the semiconductor structure may be grown. The phosphor is preferably highly absorbent and highly efficient. When the semiconductor structure emits light into such a highly efficient, highly absorbent phosphor, the phosphor may efficiently extract light from the structure, reducing the optical losses present in prior art devices.

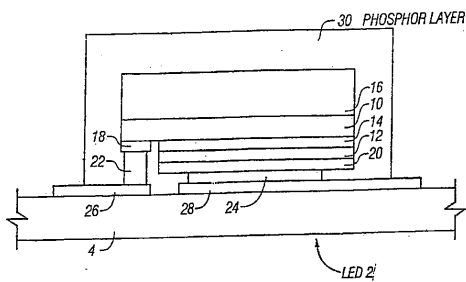


FIG. 1  
(Prior Art)

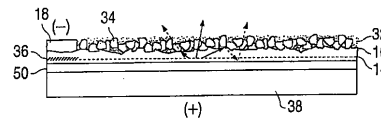


FIG. 2

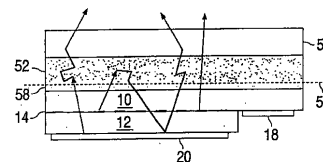


FIG. 5

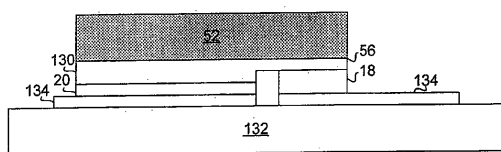


FIG. 13

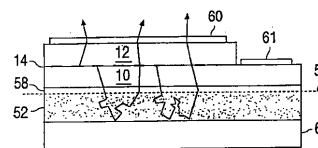


FIG. 6

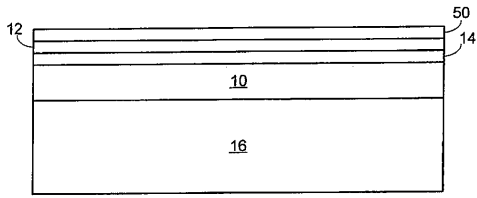


FIG. 3

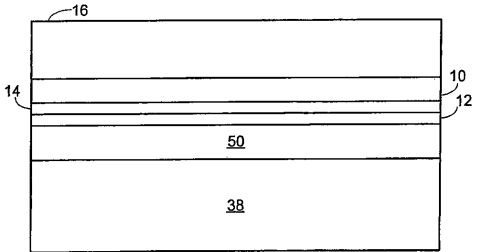


FIG. 4

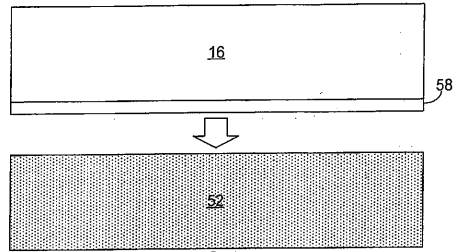


FIG. 7

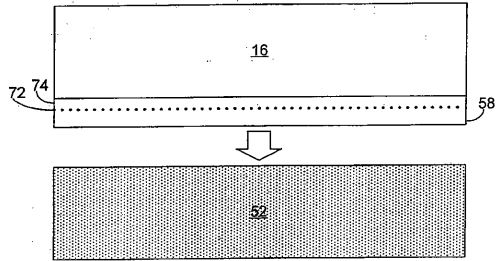


FIG. 8

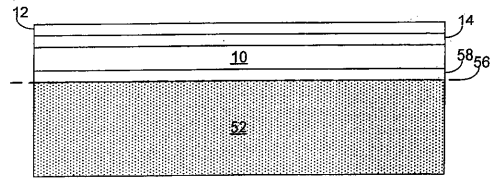


FIG. 9

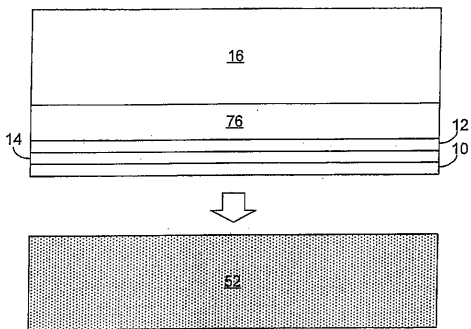


FIG. 10

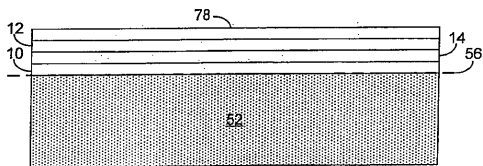


FIG. 11

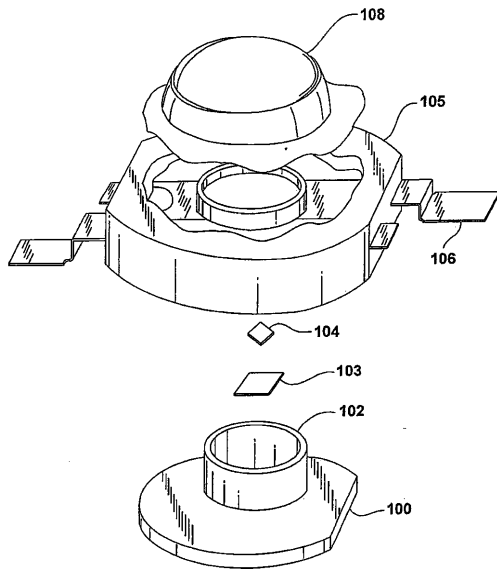


FIG. 12