



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201627544 A

(43)公開日：中華民國 105 (2016) 年 08 月 01 日

(21)申請案號：104120459

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 06 月 25 日

(51)Int. Cl.：

C30B29/38 (2006.01)

H01L33/16 (2010.01)

H01L33/32 (2010.01)

C30B19/02 (2006.01)

H01L21/208 (2006.01)

H01L51/56 (2006.01)

(30)優先權：2014/09/29

日本

2014-199217

(71)申請人：日本碍子股份有限公司 (日本) NGK INSULATORS, LTD. (JP)

日本

(72)發明人：渡邊守道 WATANABE, MORIMICHI (JP)；吉川潤 YOSHIKAWA, JUN (JP)；七瀨努 NANATAKI, TSUTOMU (JP)；今井克宏 IMAI, KATSUHIRO (JP)；杉山智彥 SUGIYAMA, TOMOHIKO (JP)；吉野隆史 YOSHINO, TAKASHI (JP)；武內幸久 TAKEUCHI, YUKIHISA (JP)；佐藤圭 SATO, KEI (JP)

(74)代理人：洪澄文

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：46 項 圖式數：6 共 88 頁

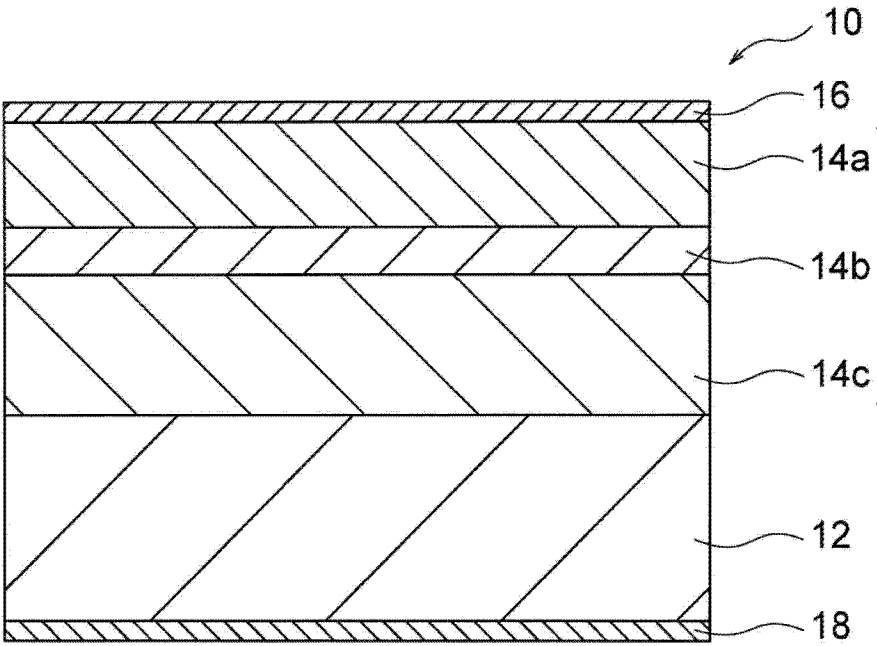
(54)名稱

獨立式氮化鎵基板、發光元件及此等之製造方法

(57)摘要

本發明所提供的獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板形成。該獨立式氮化鎵基板係依照下述方法便可製造，該方法係包括：準備配向複晶燒結體的步驟；在配向複晶燒結體上，依具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體結晶方位之方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；在晶種結晶層上，依具有結晶方位大略仿形晶種結晶層結晶方位之方式，形成厚度 20μm 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及除去配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟。根據本發明，可提供廉價且適於大面積化，能有效使用為氮化鎵單晶基板代替材料的獨立式氮化鎵基板。

指定代表圖：



符號簡單說明：

- 10 . . . 發光元件
- 12 . . . 獨立式氮化鎵基板
- 14 . . . 發光機能層
- 14a . . . p 型層
- 14b . . . 主動層
- 14c . . . n 型層
- 16 . . . 電極層
- 18 . . . 電極層

圖 1

201627544

發明摘要

※ 申請案號：104120459

※ 申請日：104. 6. 25

※IPC 分類：

C30B29/38(2006.01)
H01L33/16(2010.01)
H01L33/32(2010.01)
C30B19/02(2006.01)
H01L21/208(2006.01)
H01L51/56(2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

獨立式氮化鎵基板、發光元件及此等之製造方法

【中文】

本發明所提供的獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板形成。該獨立式氮化鎵基板係依照下述方法便可製造，該方法係包括：準備配向複晶燒結體的步驟；在配向複晶燒結體上，依具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體結晶方位之方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；在晶種結晶層上，依具有結晶方位大略仿形晶種結晶層結晶方位之方式，形成厚度20 μ m以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及除去配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟。根據本發明，可提供廉價且適於大面積化，能有效使用為氮化鎵單晶基板代替材料的獨立式氮化鎵基板。

【英文】

無。

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（1）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

10...發光元件

12...獨立式氮化鎵基板

14...發光機能層

14a...p 型層

14b...主動層

14c...n 型層

16...電極層

18...電極層

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

無。

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

獨立式氮化鎵基板、發光元件及此等之製造方法

【技術領域】

【0001】 本發明係關於獨立式氮化鎵基板、發光元件及此等之製造方法。

【先前技術】

【0002】 已知使用單晶基板的發光二極體(LED)等發光元件，係在藍寶石(α -氧化鋁單晶)上形成各種氮化鎵(GaN)層。例如具有在藍寶石基板上依序積層形成 n 型 GaN 層、多層量子井層(MQW)、及 p 型 GaN 層構造者，並已量產化。而，該多層量子井層(MQW)係由 InGaN 層構成的量子井層、與由 GaN 層構成的障壁層交錯積層而形成。又，亦有提案適用於此種用途的積層基板。例如專利文獻 1(日本專利特開 2012-184144 號公報)所提案的氮化鎵結晶積層基板，係含有：藍寶石底層基板、與在該基板上結晶成長形成的氮化鎵結晶層。

【0003】 原本在藍寶石基板上形成 GaN 層的情況，因為 GaN 層在與屬於異種基板的藍寶石間之晶格常數及熱膨脹率並不一致，因而容易發生差排。又，因為藍寶石係屬於絕緣性材料，因而並無法在表面上形成電極，所以無法構成在元件表背設有電極的直立式構造發光元件。此處著眼於在氮化鎵(GaN)單晶上形成各種 GaN 層的 LED。若 GaN 單晶基板的話，因為係與 GaN 層屬於同種材質，因而晶格常數及熱膨脹率容易整

合，可期待較使用藍寶石基板的情況更加提升性能。例如專利文獻 2(日本專利特開 2010-132556 號公報)所揭示的獨立式 n 型氮化鎵單晶基板，係厚度達 200 μm 以上。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0004】

[專利文獻 1]日本專利特開 2012-184144 號公報

[專利文獻 2]日本專利特開 2010-132556 號公報

【發明內容】

【0005】 然而，一般單晶基板係面積小且高價位。特別係可期待使用大面積基板的 LED 之製造低成本化，但大面積單晶基板的量產並非屬輕易，導致製造成本更加提高。所以，期待能成為氮化鎵等單晶基板之代替材料的廉價材料。

【0006】 本發明者等此次就氮化鎵單晶基板的代替材料，發現能廉價且亦適用於大面積化的獨立式氮化鎵基板製作。

【0007】 緣是，本發明目的在於提供：能廉價且亦適用於大面積化的氮化鎵單晶基板代替材料之有用獨立式氮化鎵基板。

【0008】 根據本發明一態樣所提供的獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板形成。

【0009】 根據本發明另一態樣所提供的發光元件，係包括：

本發明的獨立式氮化鎵基板；以及

發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略

法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。

【0010】 本發明再另一態樣所提供的獨立式氮化鎵基板之製造方法，係包括：

準備配向複晶燒結體的步驟；

在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；

在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及

除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟。

【0011】 根據本發明再另一態樣所提供的發光元件之製造方法，係包括：

準備本發明獨立式氮化鎵基板、或利用本發明方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

【0012】 特別係根據本發明提供以下的較佳態樣。

[項 1]

一種獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板，所形成之獨立式氮化鎵基

板；其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。

[項 2]

如項 1 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述基板最表面的上述氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑係 $0.3\mu\text{m}$ 以上。

[項 3]

如項 2 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $3\mu\text{m}$ 以上。

[項 4]

如項 2 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $20\mu\text{m}$ 以上。

[項 5]

如項 1~4 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有 $20\mu\text{m}$ 以上的厚度。

[項 6]

如項 1~5 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有直徑 100mm 以上的大小。

[項 7]

如項 1~6 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結晶

方位。

[項 8]

如項 1~7 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經 n 型摻質或 p 型摻質摻雜。

[項 9]

如項 1~7 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係未含有摻質。

[項 10]

如項 1~9 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經混晶化。

[項 11]

如項 1~10 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述比 D_T/D_B 係 1.5 以上。

[項 12]

如項 1~11 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，依上述獨立式氮化鎵基板厚度 T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比所規定的寬深比 T/D_T ，係 0.7 以上。

[項 13]

一種發光元件，係包括：

項 1~12 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板；以及

發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。

[項 14]

如項 13 所記載的獨立式發光元件，其中，上述發光機能層最表面的上述半導體單晶粒子之截面平均徑係 $0.3\mu\text{m}$ 以上。

[項 15]

如項 14 所記載之發光元件，其中，上述截面平均徑係 $3\mu\text{m}$ 以上。

[項 16]

如項 13~15 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述半導體單晶粒子係具有大略仿形上述獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。

[項 17]

如項 13~16 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

[項 18]

一種獨立式氮化鎵基板之製造方法，係包括：

準備配向複晶燒結體的步驟；

在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；

在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及

除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟；

其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系

單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。

[項 19]

如項 18 所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係配向複晶氧化鋁燒結體。

[項 20]

如項 18 或 19 所記載的方法，其中，構成上述配向複晶燒結體的粒子之板面，其平均粒徑係 $0.3 \sim 1000 \mu\text{m}$ 。

[項 21]

如項 18~20 中之任一項所記載的方法，其中，上述由氮化鎵系結晶所構成層之形成係利用 Na 助熔劑法實施。

[項 22]

如項 18~21 中之任一項所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係具有透光性。

[項 23]

一種發光元件之製造方法，係包括：

準備項 1~12 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板、或利用項 18~22 中之任一項所記載方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向

具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

[項 24]

如項 23 所記載的方法，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

[項 25]

一種獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板，所形成之獨立式氮化鎵基板；其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；上述基板最表面的上述氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑，係 $20\mu\text{m}$ 以上且 $1000\mu\text{m}$ 以下。

[項 26]

如項 25 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $50\mu\text{m}$ 以上且 $500\mu\text{m}$ 以下。

[項 27]

如項 25 或 26 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有 $20\mu\text{m}$ 以上的厚度。

[項 28]

如項 25~27 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有直徑 100mm 以上的大小。

[項 29]

如項 25~28 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結

晶方位。

[項 30]

如項 25~29 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經 n 型摻質或 p 型摻質摻雜。

[項 31]

如項 25~29 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係未含有摻質。

[項 32]

如項 25~31 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經混晶化。

[項 33]

如項 25~32 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，在獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。

[項 34]

如項 25~33 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，依上述獨立式氮化鎵基板厚度 T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比所規定的寬深比 T/D_T ，係 0.7 以上。

[項 35]

一種發光元件，係包括：

項 25~34 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板；以及

發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。

[項 36]

如項 35 所記載的獨立式發光元件，其中，上述發光機能層最表面的上述半導體單晶粒子之截面平均徑係 $20\mu\text{m}$ 以上。

[項 37]

如項 36 所記載之發光元件，其中，上述截面平均徑係 $50\mu\text{m}$ 以上。

[項 38]

如項 35~37 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述半導體單晶粒子係具有大略仿形上述獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。

[項 39]

如項 35~38 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

[項 40]

一種獨立式氮化鎵基板之製造方法，係包括：

準備配向複晶燒結體的步驟；

在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；

在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及

除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟；

其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；上述基板最表面的氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑係 $20\mu\text{m}$ 以上且 $1000\mu\text{m}$ 以下。

[項 41]

如項 40 所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係配向複晶氧化鋁燒結體。

[項 42]

如項 40 或 41 所記載的方法，其中，構成上述配向複晶燒結體的粒子，其板面之平均粒徑係 $0.3\sim 1000\mu\text{m}$ 。

[項 43]

如項 40~42 中之任一項所記載的方法，其中，上述由氮化鎵系結晶所構成層之形成係利用 Na 助熔劑法實施。

[項 44]

如項 40~43 中之任一項所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係具有透光性。

[項 45]

一種發光元件之製造方法，係包括：

準備項 25~34 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板、或利用項 40~44 中之任一項所記載的方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵

基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

[項 46]

如項 45 所記載的方法，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

【圖式簡單說明】

【0013】

圖 1 係使用本發明獨立式氮化鎵基板製作的直立式發光元件一例示意剖視圖。

圖 2 係例 4 中所測定氮化鎵結晶的截面之反極圖(inverse pole figure)方位繪圖。

圖 3 係例 4 中所測定氮化鎵結晶的板面(表面)之反極圖方位繪圖。

圖 4 係例 4 中所測定氮化鎵結晶與配向氧化鋁基板間之界面附近的晶粒圖。

圖 5 係例 4 及 5 中所考察的氮化鎵結晶之成長行為概念圖。

圖 6 係例 5 中所測定氮化鎵結晶的截面之反極圖方位繪圖。

【實施方式】

【0014】 獨立式氮化鎵基板

本發明的氮化鎵基板係具有獨立式基板形態。本發明中所謂「獨立式基板」係指在取用時不會因自重而導致變形或破損，能依固形物形式取用的基板。本發明獨立式氮化鎵基板係

可使用為發光元件等各種半導體裝置的基板，但除此之外，尚義可使用為電極(例如 p 型電極或 n 型電極)、p 型層、n 型層等基材以外的構件或層。另外，以下說明中，就主要用途之一的發光元件為例，敘述本發明優點，惟同樣或類似的優點係不致損及技術整合性之範圍內，亦可應用於其他的半導體裝置。

【0015】 本發明獨立式氮化鎵基板係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子所構成的板。即，獨立式氮化鎵基板係由在水平面方向上呈二維連結的複數半導體單晶粒子構成，因而在略法線方向上具有單晶結構。所以，獨立式氮化鎵基板雖並非全體均為單晶，但因為局部性區域單位具有單晶結構，因而具有能確保發光機能等裝置特性的充分高結晶性。依此本發明的獨立式氮化鎵基板並非單晶基板。如前述，一般單晶基板係面積小且高價位。特別係近年要求使用大面積基板的 LED 之製造低成本化，但大面積單晶基板的量產非屬容易，且製造成本更加提高。根據本發明獨立式氮化鎵基板便可解除該等缺點。即，根據本發明能提供適於廉價且大面積化，能有效使用為氮化鎵單晶基板之代替材料的獨立式氮化鎵基板。又，將藉由導入 p 型或 n 型摻質而具有導電性的氮化鎵使用為基板，便可實現直立式構造的發光元件，藉此可提高輝度。此外，亦可低成本實現面發光照明等所使用的大面積面發光元件。特別係當使用本發明獨立式氮化鎵基板製作直立式 LED 構造時，因為構成獨立式基板的複數氮化鎵系單晶粒子係在略法線方向具有單晶結構，因而在電流路徑中並沒有存在高電阻的晶界，結果預估能發揮較佳的發光效率。針對此點，當

就連法線方向亦有存在晶界的配向複晶基板時，即便形成直立式構造但在電流路徑上仍存在有高電阻的晶界，因而會有發光效率降低的可能性。就從該等觀點，本發明的獨立式氮化鎵基板亦可較佳使用於直立式 LED 構造。

【0016】 較佳構成獨立式基板的複數氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結晶方位。所謂「大略對齊於略法線方向的結晶方位」係指未必僅侷限於完全對齊於法線方向的結晶方位，在能確保使用獨立式基板的發光元件等裝置所需裝置特性之前提下，亦可為某程度對齊於法線或其類似方向的結晶方位。根據源自製法的表現，氮化鎵系單晶粒子係可謂具有大略仿形當獨立式氮化鎵基板製造時，使用為底層基材的配向複晶燒結體之結晶方位成長的結構。「大略仿形配向複晶燒結體之結晶方位成長的結構」係指受配向複晶燒結體之結晶方位影響的結晶成長所造成之結構，未必僅侷限於完全仿形配向複晶燒結體之結晶方位成長的結構，在能確保使用獨立式基板的發光元件等裝置所需裝置特性之前提下，亦可某程度仿形配向複晶燒結體之結晶方位成長的結構。即，該結構亦涵蓋朝配向複晶燒結體不同結晶方位成長的結構。藉由此含意，當依「大略仿形結晶方位成長的結構」表現時，亦可換言為「大略源自結晶方位成長的結構」，該換言及上述涵義均可同樣地應用於本說明書中的相同表現。所以，此種結晶成長較佳係利用磊晶成長進行者，惟並不僅侷限於此，亦可為類似的各種結晶成長形態。不管何種情況，藉由依此進行成長，獨立式氮化鎵基板便可成為結晶方位大略對齊相關略法線方向的結構。

【0017】 所以，獨立式氮化鎵基板亦可視為在法線方向上觀看時觀察到單晶，在水平面方向的剖面觀看時觀察到晶界的柱狀結構氮化鎵系單晶粒子之集合體。此處，所謂「柱狀結構」並非僅指典型的縱長柱形狀，亦定義涵蓋橫長形狀、梯形形狀、及梯形顛倒的形狀等各種形狀。原本如上述，獨立式氮化鎵基板係只要具有某程度對齊於法線或其類似方向之結晶方位的結構便可，未必要嚴格含義的柱狀結構。成為柱狀結構的原因係如前述，可認為受獨立式氮化鎵基板製造所使用配向複晶燒結體的結晶方位影響，而成長氮化鎵單晶粒子的緣故所致。所以，能稱為「柱狀結構」的氮化鎵單晶粒子截面之平均粒徑(以下稱「截面平均徑」)，可認為不僅依存於成膜條件，亦依存於配向複晶燒結體板面的平均粒徑。當獨立式氮化鎵基板使用為發光元件之發光機能層其中一部分時，因具有晶界而導致截面方向的光穿透率差，造成光散射或反射。所以，當朝法線方向取出光之結構的發光元件時，利用來自晶界的散射光亦能期待提高輝度的效果。

【0018】 如上述，使用本發明獨立式氮化鎵基板形成直立式 LED 構造時，成為形成發光機能層處的獨立式基板表面、與成為形成電極處的獨立式基板背面，最好在未經由晶界之情況下相連通。即，在獨立式氮化鎵基板的表面露出之氮化鎵系單晶粒子，最好在未經由晶界情況下，連通於獨立式氮化鎵基板的背面。若有晶界存在，則因為在通電時會造成電阻，因而成為發光效率降低的要因。

【0019】 但是，當使用經由氣相、液相進行磊晶成長使成

長出氮化鎵結晶的情況，雖依成膜條件會有所差異，不僅法線方向，就連水平方向亦會產生成長。此時，若成為成長起點的粒子、或在上面所製作的晶種結晶品質有變動，則各個氮化鎵結晶的成長速度不同，會有例如圖 5 概念所示，成長呈高速成長的粒子覆蓋成長速度較慢粒子的情況。當設為此種成長行為的情況，相較於基板背面側之下，基板表面側的粒子較容易大粒徑化。此情況，成長較慢的結晶會在中途便停止成長，若從某截面觀察，則就連法線方向亦會觀測到晶界。但是，在基板表面露出的粒子係在未經由晶界情況下與基板背面相連通，不會成為流通電流時的電阻相。換言之，在氮化鎵結晶成膜後，在基板表面側(製造時鄰接屬於底層基板之配向複晶燒結體側的背後側)露出的粒子，成為支配在未經由晶界情況下連通於背面的粒子，因而就提高直立式構造 LED 發光效率的觀點，最好在基板表面側製作發光機能層。另一方面，因為基板背面側(製造時鄰接屬於屬於底層基板之配向複晶燒結體側)亦混雜有未連通於基板表面側的粒子(例如參照圖 5)，因而若在基板背面側製作發光機能層，便會有降低發光效率的可能性。又，如上述，此種成長行為的情況，因為隨成長會衍生大粒徑化，因而可換言獨立式氮化鎵基板的表背面係呈現基板表面側的氮化鎵結晶粒徑較大，而基板背面側的氮化鎵結晶粒徑較小。即，獨立式氮化鎵基板中，就從提高直立式構造 LED 發光效率的觀點，最好在氮化鎵結晶粒徑較大側(基板表面側)製作發光機能層。另外，當底層基板係使用朝 c 面等配向的配向複晶氧化鋁燒結體時，基板表面側(製造時鄰接屬於底層基板之配

向複晶氧化鋁燒結體側的背後側)成爲鎵面，而基板背面側(製造時鄰接屬於底層基板之配向複晶氧化鋁燒結體側)成爲氮面。即，獨立式氮化鎵基板的鎵面成爲支配在未經由晶界情況下連通於背面的粒子。所以，就從提高直立式構造 LED 發光效率的觀點，最好在鎵面側(基板表面側)製作發光機能層。

【0020】 所以，爲能提高發光效率，最好成長行爲欲成爲基板表面側的粒子較基板背面側的粒子大粒徑化(即，在基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子截面平均徑，較大於在基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子截面平均徑)(此現象，亦可換言最好在基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子個數，較少於在基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子個數)。具體而言，在獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑(以下稱「基板表面截面平均徑 D_T 」)，相對於在獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑(以下稱「基板背面截面平均徑 D_B 」)的比 D_T/D_B ，較佳係大於 1.0、更佳係 1.5 以上、特佳係 2.0 以上、最佳係 3.0 以上、最最佳係 5.0 以上。但，若上述比 D_T/D_B 過高，便會有反而導致發光效率降低的情況，因而較佳係 20 以下、更佳係 10 以下。雖發光效率變化的原因尚未明確，但可認爲若上述比 D_T/D_B 偏高，則因大粒徑化而對發光無具貢獻的晶界面積會減少、或者因大粒徑化而導致結晶缺陷減少的緣故所致。雖結晶缺陷減少的原因亦尚未確定，但可認爲是否因爲含有缺陷的粒子成長緩慢，而缺陷較少的粒子則高速成長的緣故所致。另一方面，若上述比 D_T/D_B 過高，則在基板表面及基板背面間相連通的粒子(即在基

板表面側露出的粒子)，在基板背面側附近呈現截面徑變小。結果無法獲得充分的電流路徑，可認為會成為發光效率降低的原因，相關詳細內容尚未明確。

【0021】 原本構成獨立式氮化鎵基板的柱狀結構彼此間之界面會有結晶性降低情形，因而當使用為發光元件之發光機能層的情況，會有發光效率降低、發光波長變動、發光波長較寬的可能性。所以，柱狀結構的截面平均徑越大越好。獨立式氮化鎵基板最表面的半導體單晶粒子之截面平均徑，較佳係 $0.3\mu\text{m}$ 以上、更佳係 $3\mu\text{m}$ 以上、特佳係 $20\mu\text{m}$ 以上、最佳係 $50\mu\text{m}$ 以上、最最佳係 $70\mu\text{m}$ 以上。獨立式氮化鎵基板最表面的半導體單晶粒子之截面平均徑上限並無特別的限定，較佳係 $1000\mu\text{m}$ 以下、更佳係 $500\mu\text{m}$ 以下、特佳係 $200\mu\text{m}$ 以下。又，當製作此種截面平均徑之半導體單晶粒子時，獨立式氮化鎵基板製造時所使用，構成配向複晶燒結體的粒子之板面，其燒結粒徑較佳係 $0.3\mu\text{m}\sim 1000\mu\text{m}$ 、更佳係 $3\mu\text{m}\sim 1000\mu\text{m}$ 、特佳係 $10\mu\text{m}\sim 200\mu\text{m}$ 、最佳係 $14\mu\text{m}\sim 200\mu\text{m}$ 。或者，當構思獨立式氮化鎵基板最表面的半導體單晶粒子之截面平均徑，較大於獨立式基板背面的截面平均徑時，構成配向複晶燒結體的粒子板面之燒結粒徑，較佳係 $10\mu\text{m}\sim 100\mu\text{m}$ 、特佳係 $14\mu\text{m}\sim 70\mu\text{m}$ 。

【0022】 構成獨立式氮化鎵基板的氮化鎵系單晶粒子，亦可未含有摻質。此處所謂「未含有摻質」係指未含有為賦予任何機能或特性而刻意添加的元素，當然容許含有不可避免的雜質。或者，構成獨立式氮化鎵基板的氮化鎵系單晶粒子亦可利用 n 型摻質或 p 型摻質摻雜，此情況，獨立式氮化鎵基板係可

使用為 p 型電極、n 型電極、p 型層、n 型層等基材以外的構件或層。p 型摻質的較佳例係可舉例如從鈹(Be)、鎂(Mg)、鈣(Ca)、銦(Sr)、鋅(Zn)及鎘(Cd)所構成群組中選擇 1 種以上。n 型摻質的較佳例係可例如從矽(Si)、鍺(Ge)、錫(Sn)及氧(O)所構成群組中選擇 1 種以上。

【0023】 構成獨立式氮化鎵基板的氮化鎵系單晶粒子，為能控制能階，亦可混晶化。較佳氮化鎵單晶粒子亦可為與從 AlN 及 InN 所構成群組中選擇 1 種以上結晶進行混晶化的氮化鎵構成，而 p 型氮化鎵及/或 n 型氮化鎵單晶粒子亦可在該混晶化氮化鎵中摻雜入 p 型摻質或 n 型摻質。例如藉由氮化鎵與 AlN 之混晶的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 中摻雜 Mg，便可使用為 p 型基板，而藉由在 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 中摻雜 Si，便可使用為 n 型基板。當獨立式基板使用為發光元件的發光機能層時，藉由將氮化鎵與 AlN 混晶化便可擴大能階，可使發光波長朝高能量側位移。又，氮化鎵亦可與 InN 混晶，藉此便可使能階變狹窄，能使發光波長朝低能量側位移。

【0024】 獨立式氮化鎵基板較佳係具有直徑 50.8mm(2 吋)以上的大小、更佳係直徑 100mm(4 吋)以上、特佳係直徑 200mm(8 吋)以上。獨立式氮化鎵基板越大，則能製作的元件個數越增加，因而從製造成本的觀點係屬較佳，即便從面發光元件用的觀點，以及增加元件面積自由度擴大對面發光照明等用途的觀點，亦屬較佳，面積大小的上限並無規定。另外，獨立式氮化鎵基板最好俯視觀呈圓形狀或實質圓形狀，惟並不僅侷限於此。當非屬圓形狀或實質圓形狀的情況，面積較佳係

2026mm² 以上、更佳係 7850mm² 以上、特佳係 31400mm² 以上。原本相關不需要大面積的用途，亦可設為較小於上述範圍的面積，例如直徑 50.8mm(2 吋)以下、依面積換算在 2026mm² 以下。獨立式氮化鎵基板的厚度必需能對基板賦予獨立性，較佳係 20μm 以上、更佳係 100μm 以上、特佳係 300μm 以上。獨立式氮化鎵基板的厚度上限並無規定，就從製造成本的觀點，較佳係 3000μm 以下。

【0025】 依獨立式氮化鎵基板的厚度 T ，相對於在獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比，所規定之寬深比 T/D_T ，較佳係 0.7 以上、更佳係 1.0 以上、特佳係 3.0 以上。當成為 LED 時，就從提高發光效率的觀點，最好設為該寬深比。提高發光效率的原因雖可認為若高寬深比粒子，則氮化鎵中的缺陷密度較低、及光取出效率較高等，但詳細內容尚未明確。

【0026】 如截至目前所述，就從提高發光效率的觀點，(1)發光機能層最好製作於獨立式基板表面側(製造時鄰接屬於底層基板之配向複晶燒結體側的背後側)；(2)基板表面的截面平均徑 D_T 相對於獨立式基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，最好成為適度值；(3)構成獨立式基板的粒子之基板最表面截面平均徑最好較大；(4)構成獨立式基板的粒子之寬深比 T/D_T 最好較大。上述(3)及(4)的觀點，最好截面平均徑較大且寬深比較大，換言之，最好基板表面側的截面平均徑較大且較厚之氮化鎵結晶。又，就從獨立式化的觀點，獨立式氮化鎵基板的厚度較佳係 20μm 以上、更佳係 100μm 以上、特佳係 300μm 以上。

但是，如前述，若氮化鎵結晶的厚度變厚，則就從成本的觀點並非屬較佳，在獨立式前提下，越薄越佳。即，獨立式氮化鎵基板的厚度較佳係 $3000\mu\text{m}$ 以下、更佳係 $600\mu\text{m}$ 以下、特佳係 $300\mu\text{m}$ 以下。所以，就從兼顧獨立式化且提高發光效率的觀點、與成本的觀點，厚度較佳係 $50\sim 500\mu\text{m}$ 程度、更佳係 $50\sim 300\mu\text{m}$ 程度。

【0027】 製造方法

本發明的獨立式氮化鎵基板係藉由下述便可製造：(1)準備配向複晶燒結體；(2)在配向複晶燒結體上，依具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體結晶方位之方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層；(3)在晶種結晶層上，依具有結晶方位大略仿形晶種結晶層結晶方位之方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上由氮化鎵系結晶構成的層；(4)除去配向複晶燒結體而獲得獨立式氮化鎵基板。

【0028】 (1)配向複晶燒結體

供製作獨立式氮化鎵基板用的底層基板，係準備配向複晶燒結體。配向複晶燒結體的組成並無特別的限定，最好從配向複晶氧化鋁燒結體、配向複晶氧化鋅燒結體、配向複晶氮化鋁燒結體之中選擇 1 種。因為配向複晶燒結體係使用商業性可取得的板狀粉末，經由成形及煅燒便可有效率的製造，因而不僅能低成本製造、且成形容易，故亦適用於大面積化。而，根據本發明者等的發現，藉由將配向複晶燒結體使用為底層基板，並在其上成長複數半導體單晶粒子，便可製造適於低成本製造大面積發光元件的獨立式氮化鎵基板。結果，獨立式氮化鎵基

板成爲極適用於依低成本製造大面積發光元件。

【0029】 配向複晶燒結體係由含多數單晶粒子構成的燒結體所形成，多數單晶粒子朝一定方向某程度或高度配向。藉由使用依此配向的複晶燒結體，便可製作具有大略對齊於略法線方向之結晶方位的獨立式氮化鎵基板，當在獨立式氮化鎵基板上利用磊晶成長或類似的結晶成長，形成氮化鎵系材料時，可實現結晶方位大略對齊於略法線方向的狀態。所以，若將此種高配向性獨立式氮化鎵基板使用爲發光元件用基板，同樣地可依結晶方位大略對齊於略法線方向的狀態，形成發光機能層，可實現與使用單晶基板情況同等的高發光效率。或，當該高配向性獨立式氮化鎵基板使用爲發光元件的發光機能層時，亦可實現與使用單晶基板情況同等的高發光效率。不管何種情況，在製作此種高配向性獨立式氮化鎵基板時，必需將配向複晶燒結體使用爲底層基板。配向複晶燒結體較佳係具有透光性，惟並不僅侷限於此。當具透光性的情況，在除去配向複晶板時，便可使用雷射剝離等手法。獲得配向複晶燒結體的製法係可例如使用常壓爐、氮環境爐、氬環境爐等普通常壓燒結法，此外尙亦可使用例如：熱間均壓法(HIP)、熱壓法(HP)、火花電漿燒結(SPS)等加壓燒結法、及該等的組合方法。

【0030】 配向複晶燒結體較佳係具有直徑 50.8mm(2 吋)以上的大小、更佳係直徑 100mm(4 吋)以上、特佳係直徑 200mm(8 吋)以上。配向複晶燒結體越大，則可製作的獨立式氮化鎵基板面積越增加，藉此便可增加可製作的發光元件個數，就從製造成本的觀點係屬較佳。又，即便面發光元件用的觀點，就增

加元件面積的自由度，擴展於面發光照明等用途而言，亦屬較佳，面積大小的上限並無規定。另外獨立式氮化鎵基板的俯視觀最好呈圓形狀或實質圓形狀，惟並不僅侷限於此。當非屬圓形狀或實質圓形狀的情況，面積較佳係 2026mm^2 以上、更佳係 7850mm^2 以上、特佳係 31400mm^2 以上。相關原本便不需要大面積的用途，亦可為小於上述範圍的面積，例如直徑 50.8mm (2吋)以下、依面積換算計 2026mm^2 以下。配向複晶燒結體的厚度係在獨立式前提下，其餘並無特別的限定，若過厚，則就製造成本的觀點非屬較佳。所以，較佳係 $20\mu\text{m}$ 以上、更佳係 $100\mu\text{m}$ 以上、特佳係 $100\sim 1000\mu\text{m}$ 。另一方面，當氮化鎵成膜時，會因氧化鋁與氮化鎵之熱膨脹差所造成的應力，導致基板全體發生翹曲，而有對後續製程造成障礙的情況。應力係依照氮化鎵的成膜方法與成膜條件、配向複晶燒結體的材質、膜厚、基板徑等而有所變化，而抑制因應力造成翹曲的方法之一，係底層基板可使用較厚的配向複晶燒結體。例如當底層的配向複晶燒結體係使用配向複晶氧化鋁燒結體，製作直徑 50.8mm (2吋)、厚度 $300\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板時，配向複晶氧化鋁燒結體的厚度係可設為 $900\mu\text{m}$ 以上、亦可設為 $1300\mu\text{m}$ 以上、或 $2000\mu\text{m}$ 以上。依此考量製造成本觀點與抑制翹曲的觀點等之後，再行適當選擇配向複晶燒結體的厚度便可。

【0031】 構成配向複晶燒結體的粒子之板面，其平均粒徑較佳係 $0.3\sim 1000\mu\text{m}$ 、更佳係 $3\sim 1000\mu\text{m}$ 、特佳係 $10\mu\text{m}\sim 200\mu\text{m}$ 、最佳係 $14\mu\text{m}\sim 200\mu\text{m}$ 。或，如前述，當考慮獨立式氮化鎵基板最表面的半導體單晶粒子之截面平均徑，大於獨立式基板背面

的截面平均粒徑時，則構成配向複晶燒結體的粒子板面之燒結粒徑較佳係 $10\mu\text{m}\sim 100\mu\text{m}$ 、更佳係 $14\mu\text{m}\sim 70\mu\text{m}$ 。配向複晶燒結體全體的平均粒徑係關聯於板面的平均粒徑，若在該等範圍內，則就燒結體的機械強度觀點係屬優異，且操作容易。又，當在使用配向複晶燒結體製作的獨立式氮化鎵基板上部及/或內部，形成發光機能層而製作發光元件時，就發光機能層的發光效率而言亦屬優異。另外，本發明燒結體粒子板面的平均粒徑係依照以下方法測定。即，研磨板狀燒結體的板面，並利用掃描式電子顯微鏡拍攝影像。視野範圍係當就所獲得影像的對角線拉出直線時，任一直線亦是設定為拉出與 10 個至 30 個粒子呈交叉直線的視野範圍。在所獲得影像的對角線上拉出 2 條直線，針對直線有交叉的所有粒子，將各個粒子內側的線段長度予以平均，再乘上 1.5 後的值設為板面的平均粒徑。另外，當利用板面的掃描顯微鏡像無法清晰判斷燒結體粒子界面的情況，亦可在經利用熱蝕刻(例如 1550°C 、45 分鐘)、化學蝕刻施行使界面清晰的處理之後，才施行上述評價。

【0032】 特佳的配向複晶燒結體係可例如配向複晶氧化鋁燒結體。氧化鋁係氧化鋁(Al_2O_3)，典型係具有與單晶藍寶石相同剛玉型結構的 α -氧化鋁，而配向複晶氧化鋁燒結體係由無數氧化鋁結晶粒子依配向狀態利用燒結而相互結合的固體。氧化鋁結晶粒子係含有氧化鋁構成的粒子，其它元素亦可含有摻質及不可避免的雜質，亦可由氧化鋁及不可避免的雜質構成。配向複晶氧化鋁燒結體亦可以燒結助劑為添加物並含有而成為晶界相。又，配向複晶氧化鋁燒結體係除氧化鋁結晶粒子之

外，亦可含有其他相、或如上述的其他元素，較佳係由氧化鋁結晶粒子及不可避免的雜質構成。又，配向複晶氧化鋁燒結體的配向面並無特別的限定，可為 c 面、a 面、r 面或 m 面等。

【0033】 配向複晶氧化鋁燒結體的配向結晶方位並無特別的限定，可為 c 面、a 面、r 面或 m 面等，就從與獨立式氮化鎵基板間之晶格常數匹配的觀點，較佳係朝 c 面配向。相關配向度，例如板面的配向度較佳係 50%以上、更佳係 65%以上、特佳係 75%以上、最佳係 85%、最最佳係 90%以上、更最佳係 95%以上。該配向度係使用 XRD 裝置(例如 Rigaku 股份有限公司製、RINT-TTR III)，測定對板狀氧化鋁板面照射 X 射線時的 XRD 譜圖，並從下式計算便可獲得。

【0034】 [數 1]

$$\text{配向度}[\%]=\frac{P-P_0}{1-P_0}\times100$$

$$P_0=\frac{I_0(hkl)}{\sum I_0(hkl)}$$

$$P=\frac{I_s(hkl)}{\sum I_s(hkl)}$$

(I₀(hkl)、I_s(hkl)分別係 ICDD No.461212、及試料的(hkl)面之繞射強度積分值(2θ=20~70°))

【0035】 另外，會有獨立式氮化鎵基板構成粒子的結晶性提高之傾向，能抑低差排等缺陷的密度。所以，就發光裝置等某種用途，相較於氮化鎵單晶基板之下，認為最好使用獨立式氮化鎵基板。例如當利用磊晶成長在獨立式氮化鎵基板上製作機能層的情況，機能層係大略仿形底層的獨立式氮化鎵基板成長，成為柱狀結構的集合體。因為磊晶成長關聯於底層的結晶

品質，因而構成機能層的柱狀結構各區域單位能獲得高結晶品質。構成獨立式氮化鎵基板的結晶粒子缺陷密度較低之理由雖尚未明確，但推測在獨立式氮化鎵基板製作初期所生成的晶格缺陷中，朝水平方向傾斜發展者，會隨成長而被晶界吸收並消滅的緣故所致。

【0036】 就從降低獨立式氮化鎵基板中所含差排等缺陷密度的觀點，當製作獨立式氮化鎵基板時，構成成為底層基板之配向複晶燒結體最表面的粒子其中一部分或全部，更佳係朝一定方位(例如 c 面、a 面等基準方位)無規地呈若干傾斜形式配置。傾斜的粒子係可略全部或一定量依略一定角度傾斜，或者依在一定範圍內(較佳 $0.01\sim 20^\circ$)具有分佈的各種角度及/或各種方向傾斜。又，傾斜的粒子、與沒有傾斜的粒子係可依所需比率混雜。或者，將配向複晶氧化鋁燒結體的板面朝傾斜於基準面研磨，使粒子的露出面傾斜於一定方向，亦可利用波狀等加工而使最表面粒子從基準方位露出若干傾斜的面。不管上述何種情況，構成朝 c 面、a 面等基準方位配向之配向複晶氧化鋁燒結體最表面的氧化鋁單結晶粒子，其中一部分或全部，最好依該等地基準方位偏離基板法線方向 $0.5\sim 20^\circ$ 範圍內的方式呈傾斜配置。

【0037】 配向複晶氧化鋁燒結體係將板狀氧化鋁粉末使用為原料，並藉由施行成形及燒結便可製造。板狀氧化鋁粉末已有市售，可商業性取得。板狀氧化鋁粉末的種類及形狀係在能獲得緻密配向複晶氧化鋁燒結體之前提下，其餘並無特別的限定，亦可設為平均粒徑 $0.4\sim 15\mu\text{m}$ 、厚度 $0.05\sim 1\mu\text{m}$ ，亦可在該

範圍內混合 2 種以上不同平均粒徑的原料。最好使板狀氧化鋁粉末藉由使用剪切力的手法配向，便可形成配向成形體。使用剪切力的手法較佳例，係可例如：薄帶成形、擠出成形、刮漿刀法、及該等的任意組合。使用剪切力的配向手法係就上述所例示任一手法，最好在板狀氧化鋁粉末中適當添加黏結劑、可塑劑、分散劑、分散媒等添加物而漿化，再藉由使該漿料通過狹縫狀細吐出口，在基板上呈片狀吐出及成形。吐出口的狹縫寬度最好設為 $10\sim400\mu\text{m}$ 。另外，分散媒量最好設為漿料黏度成為 $5000\sim100000\text{cP}$ (更佳係 $20000\sim60000\text{cP}$) 的量。呈片狀成形的配向成形體厚度較佳係 $5\sim500\mu\text{m}$ 、更佳係 $10\sim200\mu\text{m}$ 。最好將該呈片狀成形的配向成形體重疊多數片，形成具有所需厚度的前驅積層體，再對該前驅積層體施行沖壓成形。該沖壓成形最好將前驅積層體用真空包裝等包裝，在 $50\sim95^{\circ}\text{C}$ 溫水中，依 $10\sim2000\text{kgf/cm}^2$ 壓力實施熱等靜壓。又，亦可將呈片狀成形的配向成形體、或前驅積層體，利用輥壓法(例如加熱輥壓、軋延輥等)施行處理。又，使用擠出成形的情況，亦可藉由模具內的流路設計，在模具內通過細吐出口後，使片狀成形體在模具內一體化，再依積層的狀態排出成形體。所獲得成形體最好依照公知條件施行脫脂。依如上述獲得的配向成形體，施行使用常壓爐、氮環境爐、氬環境爐等的尋常常壓煅燒，更利用熱間均壓法(HIP)、熱壓法(HP)、火花電漿燒結(SPS)等加壓燒結法、及該等的組合方法施行煅燒，便形成含有氧化鋁結晶粒子配向的氧化鋁燒結體。上述煅燒時的煅燒溫度與煅燒時間係依照煅燒方法而有所差異，煅燒溫度係 $1000\sim1950^{\circ}\text{C}$ 、較佳係

1100~1900℃、更佳係 1500~1800℃，而煅燒時間係 1 分鐘~10 小時、較佳係 30 分鐘~5 小時。就從促進緻密化的觀點，較佳係施行下述第一煅燒步驟與第二煅燒步驟。該第一煅燒步驟係利用熱壓，依 1500~1800℃、2~5 小時、面壓 100~200kgf/cm² 的條件施行煅燒。該第二煅燒步驟係將所獲得燒結體利用熱間均壓法(HIP)，依 1500~1800℃、30 分鐘~5 小時、氣體壓 1000~2000kgf/cm² 的條件再度施行煅燒。上述煅燒溫度下的煅燒時間並無特別的限定，較佳係 1~10 小時、更佳係 2~5 小時。另外，當賦予透光性的情況，最好可例示將高純度板狀氧化鋁粉末使用為原料，並利用常壓爐、氫環境爐、氮環境爐等，依 1100~1800℃ 施行 1 分鐘~10 小時施行煅燒的方法。亦可採取對所獲得燒結體，利用熱間均壓法(HIP)，依 1200~1400℃ 或 1400~1950℃、30 分鐘~5 小時、氣體壓 300~2000kgf/cm² 的條件再度施行煅燒的方法。因為晶界相越少越好，因而板狀氧化鋁粉末最好高純度，更佳係純度 98%以上、特佳係 99%以上、最佳係 99.9%以上、最最佳係 99.99%以上。另外，煅燒條件並不僅侷限於上述，在能兼顧緻密化與高配向之前提下，例如亦可省略利用熱間均壓法(HIP)施行的第二煅燒步驟。又，亦可將極少量的添加物使用為燒結助劑並添加於原料中。雖然燒結助劑的添加係與晶界相減量悖行，但藉由減少屬於光散射因子之一的氣孔，結果便達提升透光性之目的。此種燒結助劑係可例如從：MgO、ZrO₂、Y₂O₃、CaO、SiO₂、TiO₂、Fe₂O₃、Mn₂O₃、La₂O₃ 等氧化物；AlF₃、MgF₂、YbF₃ 等氟化物等等之中選擇至少 1 種以上。該等之中，較佳係 MgO、CaO、SiO₂、及 La₂O₃，

更佳係 MgO 。但是，就從透光性的觀點，應注意添加物的量必需最小極限，較佳係 5000ppm 以下、更佳係 1000ppm 以下、特佳係 700ppm 以下。

【0038】再者，配向複晶氧化鋁燒結體係藉由將微細氧化鋁粉末及/或在過渡氧化鋁粉末中適當添加板狀氧化鋁粉末的混合粉末使用為原料，並施行成形及燒結便可製造。該製法中，板狀氧化鋁粉末會成為晶種結晶(模版)，微細氧化鋁粉末及/或過渡氧化鋁粉末會成為基質，藉由模版一邊取入基質，一邊進行同質磊晶成長之所謂 TGG(Templated Grain Growth，模板晶粒生長)過程，便使結晶成長產生緻密化。成為模版的板狀氧化鋁粒子與基質之粒徑，係粒徑比越大越容易晶粒成長，例如模版的平均粒徑係 $0.5\sim 15\mu\text{m}$ 時，基質的平均粒徑較佳係 $0.4\mu\text{m}$ 以下、更佳係 $0.2\mu\text{m}$ 以下、特佳係 $0.1\mu\text{m}$ 以下。模版與基質的混合比係依照粒徑比、煅燒條件、有無添加物而有所差異，例如模版係使用平均粒徑 $2\mu\text{m}$ 之板狀氧化鋁粉末、基質係使用平均粒徑 $0.1\mu\text{m}$ 之微細氧化鋁粉末時，亦可將模版/基質比設為 $50/50\sim 1/99\text{wt}\%$ 。又，就從促進緻密化的觀點，亦可添加燒結助劑之從 MgO 、 ZrO_2 、 Y_2O_3 、 CaO 、 SiO_2 、 TiO_2 、 Fe_2O_3 、 Mn_2O_3 、 La_2O_3 等氧化物； AlF_3 、 MgF_2 、 YbF_3 等氟化物等之中選擇至少 1 種，較佳係 MgO 、 CaO 、 SiO_2 、及 La_2O_3 ，更佳係 MgO 。即便此種手法，仍是利用前述使用常壓爐、氮環境爐、氬環境爐等尋常的常壓煅燒，以及熱間均壓法(HIP)、熱壓法(HP)、火花電漿燒結(SPS)等加壓燒結法、及該等的組合方法，便可獲得良質的配向複晶氧化鋁燒結體。

【0039】 依此獲得的氧化鋁燒結體利用前述成為原料的板狀氧化鋁粉末種類，會成為配向於 c 面等所需面的複晶氧化鋁燒結體。依此獲得的配向複晶氧化鋁燒結體最好經利用砥石施行研削而使板面呈平坦後，再利用使用鑽石磨粒的研磨加工，使板面平滑化而形成配向氧化鋁基板。

【0040】 (2)晶種結晶層之形成

在配向複晶燒結體上，依具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體結晶方位之方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層。另外，所謂「依具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體結晶方位之方式形成」，係指利用受配向複晶燒結體結晶方位影響的結晶成長所造成的結構，未必僅侷限於完全仿形配向複晶燒結體結晶方位成長的結構，亦涵蓋朝配向複晶燒結體不同結晶方位成長的結構。晶種結晶層的製作方法並無特別的限定，較佳係可例如：MOCVD(有機金屬氣相沉積法)、MBE(分子束磊晶法)、HVPE(鹵化物氣相磊晶法)、濺鍍等氣相法；Na 助熔劑法、氮熱法、水熱法、溶膠-凝膠法等液相法；利用粉末固相成長的粉末法、及該等地組合。例如利用 MOCVD 法進行的晶種結晶層形成，較佳係實施在依 450~550℃ 沉積 20~50nm 低溫 GaN 層後，再依 1000~1200℃ 積層厚度 2~4μm 的 GaN 膜。

【0041】 (3)氮化鎵系結晶層之形成

在晶種結晶層上，依具有結晶方位大略仿形晶種結晶層結晶方位之方式，形成厚度 20μm 以上之由氮化鎵系結晶構成的層。由氮化鎵系結晶構成的層之形成方法，係在具有結晶方位大略仿形配向複晶燒結體及/或晶種結晶層結晶方位之前提

下，其餘並無特別的限定，較佳係可例示如：MOCVD、HVPE等氣相法；Na助熔劑法、氨熱法、水熱法、溶膠-凝膠法等液相法；利用粉末固相成長的粉末法、及該等地組合，更佳係利用Na助熔劑法實施。若根據Na助熔劑法，便可在晶種結晶層上效率佳地製作高結晶性的厚壁氮化鎵結晶層。利用Na助熔劑法進行的氮化鎵系結晶層形成，最好藉由在已設置晶種結晶基板的坩堝中，填充含有金屬Ga、金屬Na、及視所需的摻質(例如鍺(Ge)、矽(Si)、氧(O)等n型摻質；或鉍(Be)、鎂(Mg)、鈣(Ca)、銦(Sr)、鋅(Zn)、鎘(Cd)等p型摻質)的熔液組成物，於氮環境中升溫加壓至830~910℃、3.5~4.5MPa後，於保持溫度及壓力狀態下進行旋轉而實施。保持時間係依照目標膜厚而有所差異，亦可設為10~100小時左右。又，將依此利用Na助熔劑法所獲得的氮化鎵結晶，最好在利用砥石施行研削而使板面呈平坦後，再利用使用鑽石磨粒的研磨加工使板面呈平滑化。

【0042】 (4)配向複晶燒結體之除去

除去配向複晶燒結體，便可獲得獨立式氮化鎵基板。除去配向複晶燒結體的方法並無特別的限定，可舉例如：研削加工、化學蝕刻、從配向燒結體側施行雷射照射進行的界面加熱(雷射剝離)、利用升溫時之熱膨脹差的自發性剝離等。

【0043】 發光元件及其製造方法

使用上述依照本發明獲得的獨立式氮化鎵基板，便可製作高品質的發光元件。使用本發明獨立式氮化鎵基板的發光元件之構造及製作方法並無特別的限定。典型而言，發光元件係利用在獨立式氮化鎵基板上設置發光機能層而製作，該發光機能

層的形成最好依具有結晶方位大略仿形氮化鎵基板結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構的複數半導體單晶粒子所構成層。原本亦可將獨立式氮化鎵基板利用為電極(p型電極、或n型電極)、p型層、n型層等的基材以外之構件或層，而製作發光元件。元件尺寸並無特別的規定，可為5mm×5mm以下的小元件，亦可為10cm×10cm以上的面發光元件。

【0044】圖1所示係本發明一態樣發光元件的層構成示意圖。圖1所示發光元件10係包括：獨立式氮化鎵基板12、與在該基板上形成的發光機能層14。發光機能層14係具有一以上由在略法線方向具有單晶結構的複數半導體單晶粒子構成之層。該發光機能層14係藉由適當設置電極等並施加電壓，便會根據LED等發光元件原理進行發光。特別係藉由使用本發明的獨立式氮化鎵基板12，亦可期待獲得與使用氮化鎵單晶基板情況具同等發光效率的發光元件，能實現大幅低成本化。又，藉由將經導入p型或n型摻質而使具有導電性的氮化鎵成為基板，便可實現直立式構造的發光元件，藉此可提高輝度。且亦能依低成本實現大面積面發光元件。

【0045】發光機能層14係形成於基板12上。發光機能層14係可設置於基板12上的全面或其中一部分，當在基板12上有形成後述緩衝層的情況，亦可設置於緩衝層上的全面或其中一部分。發光機能層14係具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成的層，能採取藉由適當設置電極及/或螢光體並施行電壓，便會根據LED等發光元件

原理進行發光的公知各種層構成。所以，發光機能層 14 係可釋放出藍色、紅色等可見光，亦可在未釋放可見光下、或伴隨可見光下發出紫外光。發光機能層 14 最好構成利用 p-n 接合的發光元件中之至少其中一部分，該 p-n 接合係如圖 1 所示，亦可在 p 型層 14a 與 n 型層 14c 之間含有主動層 14b。此時，主動層亦可為使用能階小於 p 型層及/或 n 型層之層的雙異質接面或單異質接面(以下統稱為「異質接面」)。又，p 型層-主動層-n 型層一形態係可採取削薄主動層厚度的量子井結構。當然為能獲得量子井，可採用主動層能階小於 p 型層及 n 型層的雙異質接面。又，亦可形成由該等量子井結構呈多數積層的多層量子井結構(MQW)。藉由設為該等結構，可較 p-n 接合更加提高發光效率。依此，發光機能層 14 最好包括具發光機能之 p-n 接合及/或異質接面及/或量子井接合。

【0046】 所以，構成發光機能層 14 的一以上層，係可含有從經摻雜 n 型摻質的 n 型層、經摻雜 p 型摻質的 p 型層、及主動層所構成群組中選擇至少一以上。n 型層、p 型層及(有存在時)主動層，係可主成分由相同材料構成，亦可相互的主成分係由不同材料構成。

【0047】 構成發光機能層 14 的各層材質，係在大略仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長、且具有發光機能之前提下，其餘並無特別的限定，較佳係由以從氮化鎵(GaN)系材料、氧化鋅(ZnO)系材料及氮化鋁(AlN)系材料之中選擇至少 1 種以上為主成分的材料構成，亦可適當含有為控制 p 型或 n 型的摻質。特佳材料係與獨立式氮化鎵基板同種材料的氮化鎵(GaN)系材

料。又，構成發光機能層 14 的材料係為控制能階，亦可形成例如在 GaN 中固溶 AlN、InN 等的混晶。又，如前一段落所述，發光機能層 14 亦可設為由複數種材料系構成的異質介面。例如亦可 p 型層係使用氮化鎵(GaN)系材料、n 型層係使用氧化鋅(ZnO)系材料。又，亦可 p 型層係使用氧化鋅(ZnO)系材料，而主動層與 n 型層係使用氮化鎵(GaN)系材料，就材料的組合並無特別的限定。

【0048】 構成發光機能層 14 的各層係由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成。即，各層係由在水平面方向上呈二維式連結的複數半導體單晶粒子構成，故在略法線方向上具有單晶結構。所以，發光機能層 14 的各層雖非層全體均係單晶，但因為局部性區域單位具有單晶結構，因而可具有確保發光機能的充分高結晶性。較佳構成發光機能層 14 各層的半導體單晶粒子係有大略仿形屬於基板 12 之獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。所謂「大略仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構」，係指利用受獨立式氮化鎵基板結晶方位影響進行結晶成長所造成的結構，未必僅侷限於完全仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構，在能確保所需發光機能之前提下，亦可為某程度仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。即，該結構亦涵蓋朝配向複晶燒結體不同結晶方位成長的結構。就此含義而言，「大略仿形結晶方位成長的結構」表現亦可換言為「大略源自結晶方位成長的結構」。所以，此種結晶成長最好係利用磊晶成長進行，惟並不僅侷限於此，亦可為類似此的各種結晶成長形態。特別係當構成 n 型層、主動

層、p 型層等的各層，係朝與獨立式氮化鎵基板相同結晶方位成長的情況，即便獨立式氮化鎵基板亦會成為就連在發光機能層各層間的結晶方位大略對齊於略法線方向的結構，可獲得良好的發光特性。即當發光機能層 14 亦大略仿形獨立式氮化鎵基板 12 之結晶方位成長的情況，在基板垂直方向的方位大略一定。所以，在法線方向係與單晶同等的狀態下，當使用經添加 n 型摻質的獨立式氮化鎵基板之情況，便可形成以獨立式氮化鎵基板為陰極的直立式構造發光元件，當使用經添加 p 型摻質的獨立式氮化鎵基板之情況，便可形成以獨立式氮化鎵基板為陽極的直立式構造發光元件。

【0049】 當至少構成發光機能層 14 的 n 型層、主動層、p 型層等各層係朝相同結晶方位成長的情況，亦可成為發光機能層 14 的各層在從法線方向觀看時會觀察到單晶，當從水平面方向的剖面觀看時觀察到晶界的柱狀結構半導體單晶粒子集合體。此處所謂「柱狀結構」並不僅指典型的縱長柱形狀，亦定義涵蓋橫長形狀、梯形形狀、及梯形顛倒的形狀等各種形狀。原本如上述，各層係只要具有某程度仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構便可，未必要嚴格含義的柱狀結構。成為柱狀結構的原因係如前述，可認為受屬於基板 12 的獨立式氮化鎵基板結晶方位影響，而成長氮化鎵單晶粒子的緣故所致。所以，能稱為「柱狀結構」的半導體單晶粒子截面之平均粒徑(以下稱「截面平均徑」)，可認為不僅依存於成膜條件，亦依存於獨立式氮化鎵基板板面的平均粒徑。構成發光機能層的柱狀結構界面會對發光效率與發光波長造成影響，但因具有

晶界會導致截面方向的光穿透率差、光出現散射或反射。所以，當朝法線方向取出光的構造之情況，亦可期待利用來自晶界的散射光而提高輝度的效果。

【0050】 原本因為構成發光機能層 14 的柱狀結構彼此間之界面會造成結晶性降低，因而會有發光效率降低、發光波長變動、發光波長變寬的可能性。所以，柱狀結構的截面平均徑越大越好。發光機能層 14 最表面的半導體單晶粒子之截面平均徑，較佳係 $0.3\mu\text{m}$ 以上、更佳係 $3\mu\text{m}$ 以上、特佳係 $20\mu\text{m}$ 以上、最佳係 $50\mu\text{m}$ 以上、最最佳係 $70\mu\text{m}$ 以上。該截面平均徑的上限並無特別的限定，較佳係 $1000\mu\text{m}$ 以下、更佳係 $500\mu\text{m}$ 以下、特佳係 $200\mu\text{m}$ 以下。又，在製作此種截面平均徑的半導體單晶粒子時，構成獨立式氮化鎵基板的氮化鎵系單晶粒子之基板最表面，其截面平均徑較佳係 $0.3\mu\text{m}\sim 1000\mu\text{m}$ 、更佳係 $3\mu\text{m}$ 以上。

【0051】 當發光機能層 14 其中一部分或全部係使用氮化鎵 (GaN) 系以外的材料時，在獨立式氮化鎵基板 12 與發光機能層 14 之間亦可設置為抑制反應的緩衝層。此種緩衝層的主成分並無特別的限定，較佳係由以從氧化鋅 (ZnO) 系材料及氮化鋁 (AlN) 系材料之中選擇至少 1 種以上為主成分的材料構成，亦可適當含有為控制 p 型或 n 型的摻質。

【0052】 構成發光機能層 14 的各層較佳係由氮化鎵系材料構成。例如可在獨立式氮化鎵基板 12 上依序成長 n 型氮化鎵層及 p 型氮化鎵層，亦可依 p 型氮化鎵層與 n 型氮化鎵層的顛倒順序積層。p 型氮化鎵層所使用 p 型摻質的較佳例係可舉例如從鉍 (Be)、鎂 (Mg)、鈣 (Ca)、銦 (Sr)、鋅 (Zn) 及鎘 (Cd) 所構成

群組中選擇 1 種以上。又，n 型氮化鎵層所使用 n 型摻質的較佳例係可舉例如從矽(Si)、鍺(Ge)、錫(Sn)及氧(O)所構成群組中選擇 1 種以上。又，p 型氮化鎵層及/或 n 型氮化鎵層亦可由經與從 AlN 及 InN 所構成群組中選擇 1 種以上的結晶，進行混晶化的氮化鎵構成，且 p 型層及/或 n 型層亦可在該經混晶化的氮化鎵中摻雜 p 型摻質或 n 型摻質。例如藉由在氮化鎵與 AlN 的混晶之 $Al_xGa_{1-x}N$ 中摻雜 Mg 便可使用為 p 型層，藉由在 $Al_xGa_{1-x}N$ 中摻雜 Si 便可使用為 n 型層。藉由將氮化鎵與 AlN 混晶化便可擴大能階，能使發光波長朝高能量側位移。又，氮化鎵亦可與 InN 進行混晶，藉此能階變狹窄，俾能使發光波長朝低能量側位移。在 p 型氮化鎵層與 n 型氮化鎵層之間，亦可至少設有由能階均小於二層的 GaN 所構成主動層，或由從 AlN 及 InN 所構成群組中選擇 1 種以上與 GaN 的混晶所構成主動層。主動層係與 p 型層及 n 型層呈雙異質接面的構造，削薄該主動層的構成係相當於 p-n 接合一態樣的量子井結構之發光元件，可更加提高發光效率。又，主動層亦可由能階小於二層中之任一層的 GaN 所構成主動層，或由從 AlN 及 InN 所構成群組中選擇 1 種以上與 GaN 的混晶所構成主動層。此種單異質接面亦可更加提高發光效率。氮化鎵系緩衝層亦可由無摻雜的 GaN 構成，或者由經 n 型或 p 型摻雜的 GaN 構成，亦可由晶格常數接近的 AlN、InN、或由 GaN、與從 AlN 及 InN 所構成群組中選擇 1 種以上結晶的混晶化者。

【0053】 原本發光機能層 14 亦可由從氮化鎵(GaN)系材料、氧化鋅(ZnO)系材料、氮化鋁(AlN)系材料之中選擇的複數

材料系構成。例如可在獨立式氮化鎵基板 12 上成長 p 型氮化鎵層、n 型氧化鋅層，亦可依 p 型氮化鎵層與 n 型氧化鋅層的顛倒順序積層。當將獨立式氮化鎵基板 12 使用為發光機能層 14 其中一部分的情況，亦可形成 n 型或 p 型氧化鋅層。p 型氧化鋅層能使用的 p 型摻質較佳例，係可舉例如從：氮(N)、磷(P)、砷(As)、碳(C)、鋰(Li)、鈉(Na)、鉀(K)、銀(Ag)及銅(Cu)所構成群組中選擇 1 種以上。又，n 型氧化鋅層能使用的 n 型摻質較佳例係可舉例如從：鋁(Al)、鎵(Ga)、銦(In)、硼素(B)、氟(F)、氯(Cl)、溴(Br)、碘(I)及矽(Si)所構成群組中選擇 1 種以上。

【0054】 發光機能層 14 及緩衝層的成膜方法，係在大略仿形獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的方法前提下，其餘並無特別的限定，較佳例示係如：MOCVD、MBE、HVPE、濺鍍等氣相法；Na 助熔劑法、氨熱法、水熱法、溶膠-凝膠法等液相法；利用粉末固相成長的粉末法、及該等的組合。例如使用 MOCVD 法製作由氮化鎵系材料構成的發光機能層 14 時，亦可將至少含鎵(Ga)的有機金屬氣體(例如三甲基鎵)、與至少含氮(N)的氣體(例如氨)使用為原料，並使在基板上流動，再於氫、氮或含二者的環境等之中，依 300~1200℃ 程度的溫度範圍成長。此情況，亦可適當導入供能階控制用的銦(In)、鋁(Al)、或者含有 n 型及 p 型摻質之矽(Si)及鎂(Mg)的有機金屬氣體(例如三甲基銦、三甲基鋁、單矽烷、二矽烷、雙環戊二烯鎂)進行成膜。

【0055】 再者，當發光機能層 14 及緩衝層係使用氮化鎵系以外的材料時，亦可在獨立式氮化鎵基板上形成晶種結晶層。

晶種結晶層的成膜方法與材質並無限定，最好能促進大略仿形結晶方位的結晶成長者。例如當發光機能層 14 其中一部分或全部係使用氧化鋅系材料的情況，便可使用 MOCVD 法、MBE 法、HVPE 法、濺鍍法等氣相沉積法，製作極薄氧化鋅的晶種結晶。

【0056】 在發光機能層 14 上亦可更進一步包括電極層 16 及/或螢光體層。如上述，因為使用具導電性獨立式氮化鎵基板 12 的發光元件係可採取直立式構造，因而如圖 1 所示，亦可在獨立式氮化鎵基板 12 的背面設置電極層 18，亦可將獨立式氮化鎵基板 12 使用為電極，此情況，最好在獨立式氮化鎵基板 12 中添加 n 型摻質。電極層 16、18 最好由公知電極材料構成，就從提高由發光機能層 14 所產生光之取出效率的觀點，發光機能層 14 上的電極層 16 最好係 ITO 等透明導電膜、或晶格結構等高開口率的金屬電極。

【0057】 當發光機能層 14 能釋放出紫外光的情況，亦可電極層外側設置為將紫外光轉換為可見光用的螢光體層。螢光體層係在含有能將紫外線轉換為可見光之公知螢光成分的層前提下，其餘並無特別的限定。例如最好使利用紫外光激發會發出藍色光的螢光成分、利用紫外光激發會發出藍~綠色光的螢光成分、以及利用紫外光激發會發出紅色光的螢光成分進行混雜，便可成為能獲得混合色係白色光的構成。此種螢光成分的較佳組合係可舉例如： $(\text{Ca}, \text{Sr})_5(\text{PO}_4)_3\text{Cl} : \text{Eu}$ 、 $\text{BaMgAl}_{10}\text{O}_{17} : \text{Eu}$ 、及 Mn 、 $\text{Y}_2\text{O}_3\text{S} : \text{Eu}$ ，最好使該等成分分散於聚矽氧樹脂等樹脂中而形成螢光體層。此種螢光成分並不僅侷限於上述例

示物質，亦可為其他紫外光激發螢光體，例如釔・鋁・石榴石(YAG)、矽酸鹽系螢光體、氮氧化物系螢光體等的組合。

【0058】 另一方面，當發光機能層 14 能釋放出藍色光的情況，亦可在電極層外側設置為將藍色光轉換為黃色光的螢光體層。螢光體層係在含有能將藍色光轉換為黃色光之公知螢光成分的層前提下，其餘並無特別的限定。例如亦可與 YAG 等黃色發光的螢光體之組合。依此，因為穿透螢光體層的藍色發光、與來自螢光體的黃色發光係具有補色關係，因而可成為虛擬的白色光源。另外，螢光體層係藉由包括：將藍色轉換為黃色的螢光成分、與將紫外光轉換為可見光的螢光成分二者，亦可構成能執行將紫外光轉換為可見光、以及將藍色光轉換為黃色光二者的構成。

【0059】 用途

本發明的獨立式氮化鎵基板不僅上述發光元件，亦可較佳使用於各種電子裝置、電源裝置、受光元件、太陽電池用晶圓等各種用途。

[實施例]

【0060】 針對本發明利用以下例子進行更具體說明。

【0061】 例 1

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

原料係準備板狀氧化鋁粉末(KINSEI MATEC 股份有限公司製、等級 00610)。相對於板狀氧化鋁粒子 100 重量份，混合入：黏結劑(聚乙烯丁醛：型號 BM-2、積水化學工業股份有限公司製)7 重量份、可塑劑[DOP：酞酸二(2-乙基己酯)、黑金化

成股份有限公司製]3.5 重量份、分散劑(RHEODOL SP-O30、花王股份有限公司製)2 重量份、及分散媒(2-乙基己醇)。分散媒量係調整呈漿料黏度為 20000cP。依如上述所製備的漿料利用刮漿刀法，在 PET 膜上依乾燥後的厚度成為 20 μ m 方式成形片狀。所獲得薄帶經裁剪為口徑 50.8mm(2 吋)圓形後，積層 150 片，再載置於厚度 10mm 的 Al 板上，然後施行真空包裝。該真空包裝在 85℃ 溫水中，依 100kgf/cm² 壓力施行熱等靜壓，便獲得圓盤狀成形體。

【0062】 所獲得成形體配置於脫脂爐中，依 600℃、10 小時的條件施行脫脂。所獲得脫脂體使用石墨製模具，利用熱壓在氮中，於 1600℃、4 小時、面壓 200kgf/cm² 條件下施行煅燒。所獲得燒結體利用熱間均壓法(HIP)在氬中，依 1700℃、2 小時、氣體壓 1500kgf/cm² 條件再度施行煅燒。

【0063】 依如上述獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm(2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 3 μ m 階段性縮小至 0.5 μ m 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 1nm。

【0064】 (2)配向氧化鋁基板之評價
(配向度之評價)

為確認所獲得配向氧化鋁基板的配向度，利用 XRD 測定本實驗例測定對象結晶面的 c 面配向度。使用 XRD 裝置(Rigaku 股份有限公司製、RINT-TTR III)，測定當對配向氧化鋁基板的

板面照射 X 射線時， $2\theta = 20\sim 70^\circ$ 範圍內的 XRD 譜圖。c 面配向度係依下式計算出。結果，本實驗例的 c 面配向度值係 97%。

[數 2]

$$\text{c 面配向度}[\%] = \frac{P - P_0}{1 - P_0} \times 100$$

$$P_0 = \frac{I_0(006)}{\sum I_0(hkl)}$$

$$P = \frac{I_s(006)}{\sum I_s(hkl)}$$

($I_0(hkl)$ 、 $I_s(hkl)$)分別係 ICDD No.461212、及試料的(hkl)面之折射強度(積分值))

【0065】 (燒結體粒子之粒徑評價)

針對配向氧化鋁基板的燒結體粒子，依照以下方法測定板面的平均粒徑。研磨所獲得配向氧化鋁基板的板面，依 1550℃施行 45 分鐘熱蝕刻後，利用掃描式電子顯微鏡拍攝影像。視野範圍係設為當在所獲得影像的對角線拉出直線時，任一直線亦是設定為拉出與 10 個至 30 個粒子呈交叉直線的視野範圍。在所獲得影像的對角線上拉出 2 條直線，針對直線有交叉的所有粒子，將各個粒子內側的線段長度予以平均，再乘上 1.5 後的值設為板面的平均粒徑。結果，板面的平均粒徑係 100μm。

【0066】 (3)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

(3a)晶種結晶層之成膜

其次，在經加工過的配向氧化鋁基板上，使用 MOCVD 法形成晶種結晶層。具體而言，依 530℃沉積 40nm 低溫 GaN 層後，再依 1050℃積層厚度 3μm 的 GaN 膜，而獲得晶種結晶基板。

【0067】 (3b)利用 Na 助熔劑法進行的 Ge 摻雜 GaN 層成膜



將依上述步驟所製作的晶種結晶基板設置於內徑 80mm、高 45mm 的圓筒平底氧化鋁坩堝之底部分，接著將熔液組成物在套手工作箱內填充於坩堝內。熔液組成物的組成係如下：

- 金屬 Ga：60g
- 金屬 Na：60g
- 四氯化鎘：1.85g

【0068】 將該氧化鋁坩堝放入於耐熱金屬製容器中並密閉後，設置於晶體生長爐的可旋轉台上。在氮環境中，經升溫加壓至 870℃、4.0MPa 後，藉由於保持 50 小時狀態下旋轉溶液，而一邊攪拌一邊使氮化鎘結晶成長。待結晶成長結束後，歷時 3 小時漸冷至室溫，從晶體生長爐中取出生長容器。使用乙醇除去坩堝內殘留的熔液組成物，回收已成長氮化鎘結晶的試料。所獲得試料在 50.8mm(2 吋)的晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎘結晶，結晶厚度約 0.5mm。沒有確認到龜裂。

【0069】 依此獲得試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行的研削加工而除去，便獲得 Ge 摻雜氮化鎘的單體。該 Ge 摻雜氮化鎘結晶的板面利用 #600 及 #2000 的砥石施行研削而使板面平坦，接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工，將板面平滑化，便獲得厚度約 300 μ m 的 Ge 摻雜獨立式氮化鎘基板。另外，在平滑化加工時，在將磨粒尺寸從 3 μ m 階段性縮小至 0.1 μ m 情況下，提高平坦性。獨立式氮化鎘基板表面經加工後的平均粗糙度 Ra 係 0.2nm。

【0070】 另外，本例係施行鎘摻雜而製作 n 型半導體，但依照用途、構造亦可摻雜不同的元素，亦可為無摻雜。

【0071】（體積電阻率之評價）

使用霍爾效應測定裝置，測定獨立式氮化鎵基板面內的體積電阻率。結果，體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。

【0072】（獨立式氮化鎵基板的截面平均徑之評價）

為測定獨立式氮化鎵基板最表面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，便針對獨立式基板的表面利用掃描式電子顯微鏡拍攝影像。視野範圍係設為當在所獲得影像的對角線拉出直線時，拉出與 10 個至 30 個柱狀組織呈交叉直線的視野範圍。在所獲得影像的對角線上任意拉出 2 條直線，針對直線有交叉的所有粒子，將各個粒子內側的線段長度予以平均，再乘上 1.5 後的值設為獨立式氮化鎵基板最表面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑。結果，截面平均徑約 $100 \mu\text{m}$ 。另外，本例係利用表面的掃描顯微鏡影像便可清楚判別界面，但亦可先利用熱蝕刻或化學蝕刻施行使界面明顯的處理之後才施行上述評價。

【0073】（4）使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

（4a）利用 MOCVD 法進行的發光機能層成膜

使用 MOCVD 法，在獨立式氮化鎵基板上的 n 型層，係在 1050°C 下，沉積 $1 \mu\text{m}$ 之依 Si 原子濃度成為 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 方式摻雜的 n-GaN 層。接著，在 750°C 下沉積發光層之多層量子井層。具體而言，交錯積層由 InGaN 形成的 2.5 nm 井戶層計 5 層、由 GaN 形成的 10 nm 障壁層計 6 層。接著，在 950°C 下，沉積 p 型層之依 Mg 原子濃度成為 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 方式摻雜的 p-GaN 計 200 nm 。然後，從 MOCVD 裝置中取出，在氮環境中施行 10

分鐘、800℃熱處理的 p 型層之 Mg 離子活化處理。為測定發光機能層最表面的單晶粒子之截面平均徑，便針對發光機能層的表面利用掃描式電子顯微鏡拍攝影像。視野範圍係設為當在所獲得影像的對角線拉出直線時，拉出與 10 個至 30 個柱狀組織呈交叉直線的視野範圍。在所獲得影像的對角線上任意拉出 2 條直線，針對直線有交叉的所有粒子，將各個粒子內側的線段長度予以平均，再乘上 1.5 後的值設為發光機能層最表面的單晶粒子之截面平均徑。結果，截面平均徑約 100 μ m。

【0074】 (4b)發光元件之製作

使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在獨立式氮化鎵基板靠 n-GaN 層及 p-GaN 層背後側之面上，將 Ti/Al/Ni/Au 膜分別圖案化為 15nm、70nm、12nm、60nm 厚度而成為陰極電極。然後，為使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 700℃熱處理。又，使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在 p 型層上將 Ni/Au 膜分別圖案化為 6nm、12nm 厚度而成為透光性陽極電極。然後，為使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 500℃熱處理。又，使用光學微影製程與真空蒸鍍法，於透光性陽極電極的 Ni/Au 膜上面其中一部分區域，將 Ni/Au 膜分別圖案化為 5nm、60nm 厚度而成為陽極電極墊。裁剪依此獲得的晶圓而晶片化，更安裝於引線框架上，便獲得直立式構造的發光元件。

【0075】 (4c)發光元件之評價

對陰極電極與陽極電極間通電，經施行 I-V 測定，結果確認到整流性。又，經流通順向電流，結果確認到波長 450nm 的

發光。

【0076】 例 2

(1)Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(1)~(3)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 $3\mu\text{m}$ 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將熔液組成物設為下述組成之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Mg 摻雜 GaN 膜。

- 金屬 Ga：60g
- 金屬 Na：60g
- 金屬 Mg：0.02g

【0077】 所獲得試料係在 50.8mm (2 吋)晶種結晶基板全面上，成長 Mg 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度約 0.5mm 。沒有確認到龜裂。又，所獲得氮化鎵中的 Mg 濃度係 $4\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ，使用霍爾效應測定裝置測定的電洞濃度係 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ 。依此獲得試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石施行研削加工而除去，便獲得 Mg 摻雜氮化鎵的單體。該 Mg 摻雜氮化鎵結晶的板面利用 #600 及 #2000 的砥石施行研削而使板面平坦，接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工，將板面平滑化，便獲得厚度約 $150\mu\text{m}$ 的 Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板。另外，在平滑化加工時，在將磨粒尺寸從 $3\mu\text{m}$ 階段性縮小至 $0.1\mu\text{m}$ 情況下，提高平坦性。Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板表面經加工後的平均粗糙度 Ra 係 0.2nm 。另外，依照與例 1 之(3b)同樣的方法，測定 Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板的截面平均徑，結果截面平均徑約 $100\mu\text{m}$ 。

【0078】 (2)使用 Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之

製作

(2a)利用 MOCVD 法進行的 p 型層成膜

使用 MOCVD 法，在基板上沉積的 p 型層，係在 950℃ 下，沉積 200nm 依 Mg 原子濃度成爲 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 方式摻雜的 p-GaN。然後，從 MOCVD 裝置中取出，在氮環境中施行 10 分鐘、800℃ 熱處理的 p 型層之 Mg 離子活化處理。

【0079】 (2b)利用 RS-MBE 法及水熱法進行的 n 型層成膜

(2b-1)利用 RS-MBE 法進行的晶種結晶層成膜

利用 RS-MBE(自由基源分子束磊晶)裝置，利用噴射爐(Knudsen cell)照射屬於金屬材料的鋅(Zn)與鋁(Al)，並供應給 p 型層上。氣體材料的氧(O)係在 RF 自由基產生裝置中，分別將 O₂ 氣體使用爲原料，經形成氧自由基後才供應。各種原料的純度係使用 Zn 爲 7N、O₂ 爲 6N。基板係使用電阻加熱加熱器加熱至 700℃，一邊依膜中的 Al 濃度成爲 $2 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ，Zn 與 O 原子濃度比成爲 1 比 1 的方式，控制各種氣體源的助熔劑，一邊形成厚度 20nm 之由 Al 摻雜的 n-ZnO 所構成品種結晶層。

【0080】 (2b-2)利用水熱法進行的 n 型層成膜

使硝酸鋅溶解於純水中成爲 0.1M 而形成溶液 A。接著，準備 1M 氨水並設爲溶液 B。接著，使硫酸鋁溶解於純水中成爲 0.1M 而形成溶液 C。將該等溶液依容積比計成爲溶液 A：溶液 B：溶液 C=1：1：0.01 的方式，進行混合及攪拌，便獲得生長用水溶液。

【0081】 使已形成晶種結晶層的獨立式氮化鎵基板懸吊，

並設置於生長用水溶液中 1 公升中。接著，將經施行防水加工過的陶瓷製加熱器與磁攪拌器設置於水溶液中，放入於熱壓鍋中，依 270℃ 施行 3 小時的水熱處理，而使晶種結晶層上析出 ZnO 層。已析出 ZnO 層的獨立式氮化鎵基板經利用純水洗淨後，於大氣中依 500℃ 施行退火處理，形成厚度約 3 μ m 經摻雜 Al 的 n-ZnO 層。試料中並沒有檢測到氣孔與龜裂，利用測試機有確認到 ZnO 層的導電性。又，使用與例 1 之(4a)同樣的方法，評價發光機能層的截面平均徑，結果發光機能層最表面的單晶粒子之截面平均徑係約 100 μ m。

【0082】 (2c)發光元件之製作

使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在 n 型層上將 Ti/Al/Ni/Au 膜分別圖案化為 15nm、70nm、12nm、60nm 厚度而成為陰極電極。陰極電極的圖案係設為依從沒有形成電極的地方取出光的方式設有開口部之形狀。然後，為使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 700℃ 熱處理。又，使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在獨立式氮化鎵基板靠 p-GaN 層及 n-ZnO 層的背後側之面上，將 Ni/Au 膜分別圖案化為 50nm、100nm 厚度而形成陽極電極。然後，為使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 500℃ 熱處理。裁剪依此獲得的晶圓而晶片化，更安裝於引線框架上，便獲得直立式構造的發光元件。

【0083】 (2d)發光元件之評價

對陰極電極與陽極電極間通電，經施行 I-V 測定，結果確認到整流性。又，經流通順向電流，結果確認到波長約 380nm

的發光。

【0084】 例 3

(1)使用 Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

(1a)利用 RS-MBE 法進行的主動層成膜

依照與例 2 之(1)及(2a)同樣的方法製作 Mg 摻雜獨立式氮化鎵基板，在基板上積層 p 型層之 200nm 的 p-GaN。接著，使用 RS-MBE(自由基源分子束磊晶)裝置，利用噴射爐照射屬於金屬材料的鋅(Zn)、鎘(Cd)，供應給 p 型層上。屬於氣體材料的氧(O)，利用 RF 自由基產生裝置分別將 O₂ 氣體使用為原料，並依氧自由基形式供應。各種原料的純度係使用 Zn、Cd 為 7N、O₂ 為 6N。基板係使用電阻加熱加熱器，加熱至 700℃，一邊依成為 Cd_{0.2}Zn_{0.8}O 層的方式控制各種氣體源的助熔劑，一邊形成厚度 1.5nm 的主動層。

【0085】 (1b)利用濺鍍進行的 n 型層成膜

其次，使用 RF 磁控濺鍍法，在主動層上形成 500nm 的 n 型 ZnO 層。成膜時使用經添加 2 重量份 Al 的 ZnO 靶材，成膜條件係設定為純 Ar 環境、壓力 0.5Pa、投入功率 150W、成膜時間 5 分鐘。又，使用與例 1 之(4a)同樣的方法進行發光機能層的截面平均徑評價，結果發光機能層板面的平均粒徑係約 100μm。

【0086】 (1c)發光元件之製作

使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在 n 型層上將 Ti/Al/Ni/Au 膜分別圖案化為 15nm、70nm、12nm、60nm 厚度而成為陰極電極。陰極電極的圖案係設為依從沒有形成電極的

地方取出光的方式設有開口部之形狀。然後，爲使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 700℃ 熱處理。又，使用光學微影製程與真空蒸鍍法，在獨立式氮化鎵基板靠 p-GaN 層及 n-ZnO 層的背後側之面上，將 Ni/Au 膜分別圖案化爲 5nm、100nm 厚度而形成陽極電極。然後，爲使歐姆性接觸特性良好，便在氮環境中施行 30 秒鐘的 500℃ 熱處理。裁剪依此獲得的晶圓而晶片化，更安裝於引線框架上，便獲得直立式構造的發光元件。

【0087】 (1d)發光元件之評價

對陰極電極與陽極電極間通電，經施行 I-V 測定，結果確認到整流性。又，經流通順向電流，結果確認到波長約 400nm 的發光。

【0088】 例 4

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

依照與例 1 之(1)同樣地獲得圓盤狀成形體。所獲得成形體配置於脫脂爐中，依 600℃、10 小時的條件施行脫脂。所獲得脫脂體使用石墨製模具，利用熱壓在氮中，依 1700℃、4 小時、面壓 200kgf/cm² 的條件施行煅燒。

【0089】 依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm(2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 3μm 階段性縮小至 0.5μm 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面

配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 99%、平均粒徑係 18 μ m。

【0090】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 3 μ m 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 20 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm(2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度係約 0.2mm。沒有確認到龜裂。

【0091】 依此獲得試料的 Ge 摻雜氮化鎵結晶板面(表面)，使用 #600 及 #2000 砥石施行研削至氮化鎵結晶厚度成為約 50 μ m 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化。接著，裁剪試料使板面垂直方向之面露出，使用 CP 研磨機(日本電子股份有限公司製、IB-09010CP)施行研磨後，利用電子背向散射繞射裝置(EBSD)(TSL Solutions 製)實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖。圖 2 所示係反極圖方位繪圖。又，圖 3 所示係在氮化鎵結晶板面(表面)所測定到的反極圖方位繪圖，圖 4 所示係配向氧化鋁基板與氮化鎵結晶的界面放大晶粒圖像。由圖 2 得知，氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。由圖 3 得知，構成氮化鎵結晶的各粒子大略呈 c 面朝法線方向配向。又，由圖 4 得知，氮化鎵結晶的粒子會

以構成底層之配向氧化鋁基板的結晶粒子為起點進行成長。隨厚膜化而使粒徑增大的成長行為原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 中概念所示，係因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0092】 其次，試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。對該 Ge 摻雜氮化鎵結晶背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)利用鑽石磨粒施行研磨加工，便獲得使板表面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的背後側)與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後之平均粗糙度 Ra 係 0.2nm。

【0093】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 $50 \mu\text{m}$ ，背面的截面平均徑係約 $18 \mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 係約 2.8。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 1.0。

【0094】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平均徑係約 $50\mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。

【0095】 爲求參考，亦準備針對依照與上述(1)及(2)同樣製作的獨立式氮化鎵基板表面側施行研削，而形成厚度 $20\mu\text{m}$ 的獨立式基板。此時最表面的單晶粒子之截面平均徑係約 $35\mu\text{m}$ ，基板表面截面平均徑 D_T 相對於基板背面截面平均徑 D_B 的比 D_T/D_B 係 1.9、寬深比係約 0.6。在該獨立式配向 GaN 結晶上，製作與上述同樣的發光機能層，而形成直立式發光元件後，經流通順向電流，雖有確認到整流性、波長 450nm 的發光，且發光輝度亦獲某程度提高，但發光輝度卻較低於上述元件。

【0096】 例 5

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

原料係準備板狀氧化鋁粉末(KINSEI MATEC 股份有限公司製、等級 02025)、微細氧化鋁粉末(大明化學工業股份有限公司製、等級 TM-DAR)、及氧化鎂粉末(Ube Material 股份有限公司、等級 500A)，將板狀氧化鋁粉末 5 重量份、微細氧化鋁粉末 95 重量份、氧化鎂粉末 0.025 重量份予以混合而獲得氧化鋁原料。其次，相對於氧化鋁原料 100 重量份，將黏結劑(聚乙烯丁醛：型號 BM-2、積水化學工業股份有限公司製)8 重量份、可塑劑(DOP：酞酸二(2-乙基己酯)、黑金化成股份有限公司製)4 重量份、分散劑(RHEODOL SP-O30、花王股份有限

公司製)2 重量份、以及分散媒(二甲苯與 1-丁醇依重量比 1:1 混合者)予以混合。分散媒量係調整呈漿料黏度為 20000cP。依如上述所製備的漿料利用刮漿刀法，在 PET 膜上依乾燥後的厚度成為 100 μ m 方式成形片狀。所獲得薄帶經裁剪為口徑 50.8mm(2 吋)圓形後，積層 30 片，再載置於厚度 10mm 的 Al 板上，然後施行真空包裝。該真空包裝在 85℃ 溫水中，依 100kgf/cm² 壓力施行熱等靜壓，便獲得圓盤狀成形體。

【0097】 所獲得成形體配置於脫脂爐中，依 600℃、10 小時的條件施行脫脂。所獲得脫脂體使用石墨製模具，利用熱壓在氮中，依 1800℃、4 小時、面壓 200kgf/cm² 的條件施行煅燒。

【0098】 依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm(2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 3 μ m 階段性縮小至 0.5 μ m 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 96%、平均粒徑係約 20 μ m。

【0099】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 3 μ m 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 30 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm(2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶的厚度約 0.3mm。

沒有確認到龜裂。

【0100】 依此獲得試料的 Ge 摻雜氮化鎵結晶板面(表面)，使用 #600 及 #2000 砥石施行研削至氮化鎵結晶厚度成為約 $180\mu\text{m}$ 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化。接著，裁剪試料使板面垂直方向之面露出，使用 CP 研磨機(日本電子股份有限公司製、IB-09010CP)施行研磨後，利用電子背向散射繞射裝置(EBSD)(TSL Solutions 製)實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖。圖 6 所示係反極圖方位繪圖。由圖 6 得知，氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 所示，因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0101】 其次，試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行的研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。針對該 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)施行利用鑽石磨粒進行的研磨加工，便獲得板表面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的背後側)、與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化、且厚度約 $180\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後的平均粗糙度 Ra 係

0.2nm。

【0102】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 $150 \mu\text{m}$ ，背面的截面平均徑係約 $20 \mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 係約 7.5。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 1.2。

【0103】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平均徑係約 $150 \mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。

【0104】 爲求參考，針對依照與上述(1)及(2)同樣製作的獨立式氮化鎵基板表面側施行研削，而準備厚度 $50 \mu\text{m}$ 的獨立式基板、及厚度 $20 \mu\text{m}$ 的獨立式基板。厚度 $50 \mu\text{m}$ 獨立式基板最表面的單晶粒子之截面平均徑係約 $63 \mu\text{m}$ ，基板表面截面平均徑 D_T 相對於基板背面截面平均徑 D_B 的比 D_T/D_B 係 3.2、寬深比係約 0.8。在該獨立式配向 GaN 結晶上，製作與上述同樣的發光機能層，而形成直立式發光元件後，經流通順向電流，雖有確認到整流性、波長 450nm 的發光，且發光輝度亦獲某程度

提高，但發光輝度卻較低於上述元件。厚度 $20\mu\text{m}$ 獨立式基板最表面的單晶粒子之截面平均徑係約 $39\mu\text{m}$ ，基板表面截面平均徑 D_T 相對於基板背面截面平均徑 D_B 的比 D_T/D_B 係 2.0，寬深比係約 0.5。在該獨立式配向 GaN 結晶上製作與上述同樣的發光機能層，而形成直立式發光元件後，經流通順向電流，結果有確認到整流性、波長 450nm 的發光，雖發光輝度獲某程度提高，但發光輝度卻更低於上述 2 個元件。

【0105】 例 6

(1)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 5 同樣地製作 c 面配向氧化鋁基板，並製作經積層厚度 $3\mu\text{m}$ 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 40 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm (2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶的厚度約 0.4mm 。沒有確認到龜裂。

【0106】 依此獲得試料的 Ge 摻雜氮化鎵結晶板面(表面)，使用 #600 及 #2000 砥石施行研削至氮化鎵結晶厚度成為約 $260\mu\text{m}$ 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化。接著，依照與例 4 及 5 同樣的方法，實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖，結果氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5

所示，因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0107】 其次，試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行的研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。針對該 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)施行利用鑽石磨粒進行的研磨加工，便獲得板表面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的背後側)、與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化、且厚度約 $260\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後的平均粗糙度 Ra 係 0.2nm 。

【0108】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 $220\mu\text{m}$ ，背面的截面平均徑係約 $20\mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 係約 11.0。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 1.2。

【0109】 (2)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平

均徑係約 $220\mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。得知發光輝度雖獲某程度提高，但卻低於例 5 的元件。

【0110】 例 7

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

除將熱壓時的煅燒溫度設為 1750°C 之外，其餘均與例 5 同樣地製作 c 面配向氧化鋁基板。依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm (2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 $3\mu\text{m}$ 階段性縮小至 $0.5\mu\text{m}$ 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm 。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 96%、平均粒徑係 $14\mu\text{m}$ 。

【0111】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 $3\mu\text{m}$ 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 30 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm (2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度約 0.3mm 。沒有確認到龜裂。

【0112】 依此獲得試料的 Ge 摻雜氮化鎵結晶板面(表面)，使用 #600 及 #2000 砥石施行研削至氮化鎵結晶厚度成為約

90 μm 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化。接著，依照與例 4~6 同樣的方法，實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖，結果氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 所示，因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0113】 其次，試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行的研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。針對該 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)施行利用鑽石磨粒進行的研磨加工，便獲得板表面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的背後側)、與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化、且厚度約 90 μm 的獨立式氮化鎵基板(例 7-1)。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後的平均粗糙度 Ra 係 0.2nm。

【0114】 再者，依照與上述同樣地製作 Ge 摻雜氮化鎵結晶，對板面(表面)使用 #600 及 #2000 砥石施行研削，分別製作氮化鎵結晶厚度 70、50、30 及 20 μm 的試料，藉由使用鑽石磨粒施行研磨加工而使板面平滑化。接著，依照與上述同樣地除去氧化鋁基板部，再對 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧

化鋁基板之一側的面)利用鑽石磨粒施行研磨加工，便獲得板表面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的背後側)、與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化、且厚度分別為 70、50、30 及 20 μm 的獨立式氮化鎵基板(例 7-2~例 7-5)。各試料的表面及背面經加工後的平均粗糙度 Ra 均係 0.2nm。

【0115】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1\times 10^{-2}\Omega\cdot\text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果獨立式氮化鎵基板的厚度與表面的截面平均徑、背面的截面平均徑、基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 、以及依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比，係如表 1 所示。

【0116】 [表 1]

表 1

表 No.	獨立式氮化鎵基板之厚度 (μm)	D_T (μm)	D_B (μm)	D_T/D_B	寬深比	發光機能層最表面之平均截面徑 (μm)
例7-1	90	76	14	5.4	1.2	76
例7-2	70	59	14	4.2	1.3	59
例7-3	50	42	14	3.0	1.2	42
例7-4	30	25	14	1.8	1.2	25
例7-5	20	17	14	1.2	1.2	17

【0117】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之

製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果如表 1 所示。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果任一試料經利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。發光輝度獲某程度提高，且出現例 7-1 > 例 7-2 > 例 7-3 > 例 7-4 > 例 7-5 的關係。

【0118】 例 8

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

原料係準備板狀氧化鋁粉末(KINSEI MATEC 股份有限公司製、等級 02025)、微細氧化鋁粉末(大明化學工業股份有限公司製、等級 TM-DAR)、氟化鋁(關東化學製)、及氧化鎂粉末(Ube Material 股份有限公司、等級 500A)，並將板狀氧化鋁粉末 5 重量份、微細氧化鋁粉末 95 重量份、氟化鋁粉末 0.05 重量份、及氧化鎂粉末 0.025 重量份予以混合而獲得氧化鋁原料。接著，相對於氧化鋁原料 100 重量份，將黏結劑(聚乙烯丁醛：型號 BM-2、積水化學工業股份有限公司製)8 重量份、可塑劑(DOP：酞酸二(2-乙基己酯)、黑金化成股份有限公司製)4 重量份、分散劑(RHEODOL SP-O30、花王股份有限公司製)2 重量份、以及分散媒(二甲苯與 1-丁醇依重量比 1：1 混合者)予以混合。分散媒量係調整呈漿料黏度為 20000cP。依如上述所製備的漿料利用刮漿刀法，在 PET 膜上依乾燥後的厚度成為 100 μ m 方式成形片狀。所獲得薄帶經裁剪為口徑 50.8mm(2 吋)

圓形後，積層 30 片，再載置於厚度 10mm 的 Al 板上，然後施行真空包裝。該真空包裝在 85℃ 溫水中，依 100kgf/cm² 壓力施行熱等靜壓，便獲得圓盤狀成形體。

【0119】 所獲得成形體配置於脫脂爐中，依 600℃、10 小時的條件施行脫脂。所獲得脫脂體使用石墨製模具，利用熱壓在氮中，依 1800℃、4 小時、面壓 200kgf/cm² 的條件施行煅燒。

【0120】 依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm(2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 3μm 階段性縮小至 0.5μm 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 92%、平均粒徑係約 64μm。

【0121】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 3μm 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 30 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料係在 50.8mm(2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度約 0.3mm。沒有確認到龜裂。

【0122】 依此獲得試料的 Ge 摻雜氮化鎵結晶板面(表面)，使用 #600 及 #2000 砥石施行研削至氮化鎵結晶厚度成為約 90μm 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面

平滑化。接著，使用與例 4~7 同樣的方法實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖，氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 所示，係因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者

【0123】 其次，試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行的研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。對該 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)施行利用鑽石磨粒進行的研磨加工，獲得板表面與背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)經平滑化、且厚度約 $90\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後之平均粗糙度 Ra 係 0.2nm 。

【0124】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 $80\mu\text{m}$ ，背面的截面平均徑係約 $64\mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 係約 1.3。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平

均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 1.1。

【0125】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平均徑係約 $80\mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。

【0126】 例 9

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

除將氟化鋁粉末量設為 0.02 重量份之外，其餘均與例 8 同樣地製作 c 面配向氧化鋁基板。依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm (2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 $3\mu\text{m}$ 階段性縮小至 $0.5\mu\text{m}$ 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm 。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 94%、平均粒徑係 $41\mu\text{m}$ 。

【0127】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 $3\mu\text{m}$ 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 30 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm (2 吋)晶種結晶

基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度約 0.3mm。沒有確認到龜裂。

【0128】 其次，依此獲得試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石進行研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。其次，使用 #600 及 #2000 的砥石，將 Ge 摻雜氮化鎵結晶背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)切削約 80 μm 。然後，對板面(表面)施行研削至氮化鎵結晶的厚度成為約 60 μm 為止而呈平坦後，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工，使表面、背面呈平滑化，便獲得厚度約 60 μm 的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後的平均粗糙度 Ra 係 0.2nm。

【0129】 其次，依照與例 4~8 同樣的方法，實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖，結果氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 所示，因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0130】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 81 μm ，背面的截面平

均徑係約 $61\mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B 係約 1.3。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 0.7。

【0131】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平均徑係約 $81\mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。但是，得知發光輝度雖獲某程度提高，卻較弱於例 8。

【0132】 例 10

(1)c 面配向氧化鋁燒結體之製作

原料係準備板狀氧化鋁粉末(KINSEI MATEC 股份有限公司製、等級 10030)、微細氧化鋁粉末(大明化學工業股份有限公司製、等級 TM-DAR)、及氧化鎂粉末(Ube Material 股份有限公司、等級 500A)，將板狀氧化鋁粉末 5 重量份、微細氧化鋁粉末 95 重量份、及氧化鎂粉末 0.025 重量份予以混合，而獲得氧化鋁原料。接著，相對於氧化鋁原料 100 重量份，將黏結劑(聚乙烯丁醛：型號 BM-2、積水化學工業股份有限公司製)8 重量份、可塑劑(DOP：酞酸二(2-乙基己酯)、黑金化成股份有限公司製)4 重量份、分散劑(RHEODOL SP-O30、花王股份有限公司製)2 重量份、以及分散媒(二甲苯與 1-丁醇依重量比 1：

1 混合者)予以混合。分散媒量係調整呈漿料黏度為 20000cP。依如上述所製備的漿料利用刮漿刀法，在 PET 膜上依乾燥後的厚度成為 100 μ m 方式成形片狀。所獲得薄帶經裁剪為口徑 50.8mm(2 吋)圓形後，積層 30 片，再載置於厚度 10mm 的 Al 板上，然後施行真空包裝。該真空包裝在 85℃ 溫水中，依 100kgf/cm² 壓力施行熱等靜壓，便獲得圓盤狀成形體。

【0133】 所獲得成形體配置於脫脂爐中，依 600℃、10 小時的條件施行脫脂。所獲得脫脂體使用石墨製模具，利用熱壓在氮中，依 1800℃、4 小時、面壓 200kgf/cm² 的條件施行煅燒。

【0134】 依此獲得的燒結體固定於陶瓷定盤上，使用砥石施行研削至 #2000 而使板面呈平坦。接著，藉由使用鑽石磨粒的研磨加工使板面平滑化，獲得口徑 50.8mm(2 吋)、厚度 1mm 之配向氧化鋁燒結體，並當作配向氧化鋁基板。在將磨粒尺寸從 3 μ m 階段性縮小至 0.5 μ m 情況下，提高平坦性。加工後的平均粗糙度 Ra 係 4nm。又，依照與例 1 同樣的方法評價 c 面配向度與板面的平均粒徑，結果 c 面配向度係 99%、平均粒徑係約 24 μ m。

【0135】 (2)Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板之製作

依照與例 1 之(3a)同樣的方法，製作在配向氧化鋁基板上積層厚度 3 μ m 之 GaN 膜的晶種結晶基板。在該晶種結晶基板上，除將保持時間設為 30 小時之外，其餘均與例 1 之(3b)同樣地形成 Ge 摻雜 GaN 膜。所獲得試料在 50.8mm(2 吋)晶種結晶基板全面上成長 Ge 摻雜氮化鎵結晶，結晶厚度約 0.3mm。沒有確認到龜裂。

【0136】 依此獲得試料的配向氧化鋁基板部經利用砥石施行研削加工而除去，獲得 Ge 摻雜氮化鎵的單體。接著，使用 #600 及 #2000 砥石，將 Ge 摻雜氮化鎵結晶的背面(鄰接配向氧化鋁基板之一側的面)切削約 $90\mu\text{m}$ 。然後，對板面(表面)施行研削直到氮化鎵結晶厚度成為約 $40\mu\text{m}$ 為止而呈平坦後，再藉由使用鑽石磨粒的研磨加工，將表面、背面施行平滑化，獲得厚度約 $40\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板。獨立式氮化鎵基板的表面及背面經加工後之平均粗糙度 Ra 係 0.2nm 。

【0137】 其次，依照與例 4~9 同樣的方法，實施氮化鎵結晶截面的反極圖方位繪圖，結果氮化鎵結晶係表面側(配向氧化鋁基板的背後側)的粒徑，較大於配向氧化鋁基板側，氮化鎵結晶形狀在截面像上呈梯形、三角形等非完全柱狀。又，得知有存在隨厚膜化使粒徑增大並成長至表面的粒子、以及未成長至表面的粒子。此種行為的原因雖尚未明確，但可認為如圖 5 所示，因為依成長較快粒子會覆蓋成長較慢粒子的方式進行成長所致。所以，構成氮化鎵結晶的氮化鎵粒子中，在表面側露出的粒子係在未經由晶界情況下連通於背面，但亦包含有在背面側露出的粒子其中一部分於途中便停止成長者。

【0138】 依照與例 1 之(3)同樣的方法測定體積電阻率，結果體積電阻率係 $1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ 。又，使用與例 1 之(3)同樣的方法，測定獨立式氮化鎵基板表面與背面的 GaN 單晶粒子之截面平均徑，結果表面的截面平均徑係約 $75\mu\text{m}$ ，背面的截面平均徑係約 $60\mu\text{m}$ 。依此截面平均徑係表面較大於背面，基板表面的截面平均徑 D_T 相對於基板背面的截面平均徑 D_B 之比

D_T/D_B 係約 1.3。又，依 GaN 結晶的厚度相對於表面的截面平均徑之比所計算出的 GaN 單晶粒子寬深比係約 0.5。

【0139】 (3)使用 Ge 摻雜獨立式氮化鎵基板的發光元件之製作

依照與例 1 之(4a)同樣地在獨立式氮化鎵基板上製作發光機能層，經測定最表面的單晶粒子之截面平均徑，結果截面平均徑係約 $75\mu\text{m}$ 。又，依照與例 1 之(4b)同樣地製作直立式發光元件，結果利用陰極電極與陽極電極間的 I-V 測定有確認到整流性，且利用順向通電確認到波長 450nm 的發光。但是，得知發光輝度雖獲某程度提高，卻較弱於例 8 及 9。

【0140】 例 11

為更明確確認若將氮化鎵系單晶粒子的截面平均徑設為 $20\mu\text{m}$ 以上，則發光效率將獲明顯提升，便施行驗證實驗。在該驗證實驗中，製作氮化鎵系單晶粒子的截面平均徑 D_T 為 2、3、13、16、20、35、42、50、72、90 及 $110\mu\text{m}$ 的各種獨立式氮化鎵基板，並使用其製作發光元件，再使用 Teknologue 股份有限公司製 LED 測試機 LX4681A，測定 $200\text{A}/\text{cm}^2$ (晶片尺寸：1mm 方塊、順向電流：2A)時的發光輝度。結果如表 2 所示。而，由表 2 所示發光輝度的結果得知，當使用截面平均徑 D_T 為 3~ $16\mu\text{m}$ 的獨立式氮化鎵基板時，發光輝度將為 $0.40\sim 0.42(\text{a.u.})$ ，相對的，若使用截面平均徑 D_T 達 $20\mu\text{m}$ 以上的獨立式氮化鎵基板，則發光輝度達 0.91 以上(a.u.)，確認到明顯增加。該等結果僅顯示以截面平均徑 $20\mu\text{m}$ 為界線，發光效率將獲明顯提升。

【0141】 [表 2]

表 2

截面平均徑 D _T (μm)	2	3	13	16	20	35	42	50	72	90	110
發光輝度 (a.u.)	0.12	0.40	0.41	0.42	0.91	0.93	0.94	0.95	0.95	0.97	1.00

【0142】 本發明係涵蓋以下態樣。

[項 1]

一種獨立式氮化鎵基板，係由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板形成。

[項 2]

如項 1 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述基板最表面的上述氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑係 0.3μm 以上。

[項 3]

如項 2 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 3μm 以上。

[項 4]

如項 2 所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 20μm 以上。

[項 5]

如項 1~4 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有 20μm 以上的厚度。

[項 6]

如項 1~5 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，具有直徑 100mm 以上的大小。

[項 7]

如項 1~6 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結晶方位。

[項 8]

如項 1~7 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經 n 型摻質或 p 型摻質摻雜。

[項 9]

如項 1~7 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係未含有摻質。

[項 10]

如項 1~9 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經混晶化。

[項 11]

如項 1~10 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面。

[項 12]

如項 1~11 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，在獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。

[項 13]

如項 1~12 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板，其中，依上述獨立式氮化鎵基板厚度 T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比所規定的寬深比 T/D_T ，係 0.7 以上。

[項 14]

一種發光元件，係包括：

項 1~13 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板；以及

發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。

[項 15]

如項 14 所記載的獨立式發光元件，其中，上述發光機能層最表面的上述半導體單晶粒子之截面平均徑係 $0.3\mu\text{m}$ 以上。

[項 16]

如項 15 所記載之發光元件，其中，上述截面平均徑係 $3\mu\text{m}$ 以上。

[項 17]

如項 14~16 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述半導體單晶粒子係具有大略仿形上述獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。

[項 18]

如項 14~17 中之任一項所記載之發光元件，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

[項 19]

一種獨立式氮化鎵基板之製造方法，係包括：

準備配向複晶燒結體的步驟；

在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；

在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及

除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟。

[項 20]

如項 19 所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係配向複晶氧化鋁燒結體。

[項 21]

如項 19 或 20 所記載的方法，其中，構成上述配向複晶燒結體的粒子，其板面之平均粒徑係 $0.3\sim 1000\mu\text{m}$ 。

[項 22]

如項 19~21 中之任一項所記載的方法，其中，上述由氮化鎵系結晶所構成層之形成係利用 Na 助熔劑法實施。

[項 23]

如項 19~22 中之任一項所記載的方法，其中，上述配向複晶燒結體係具有透光性。

[項 24]

一種發光元件之製造方法，係包括：

準備項 1~13 中之任一項所記載的獨立式氮化鎵基板、或依照項 19~23 中之任一項所記載方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

[項 25]

如項 24 所記載的方法，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

【符號說明】

【0143】

- 10...發光元件
- 12...獨立式氮化鎵基板
- 14...發光機能層
- 14a...p 型層
- 14b...主動層
- 14c...n 型層
- 16...電極層
- 18...電極層

申請專利範圍

1. 一種獨立式氮化鎵基板，由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板所形成，
其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。
2. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述基板最表面的上述氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑係 $0.3\mu\text{m}$ 以上。
3. 如申請專利範圍第 2 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $3\mu\text{m}$ 以上。
4. 如申請專利範圍第 2 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $20\mu\text{m}$ 以上。
5. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，具有 $20\mu\text{m}$ 以上的厚度。
6. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，具有直徑 100mm 以上的大小。
7. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結晶方位。
8. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述

氮化鎵系單晶粒子係經 n 型摻質或 p 型摻質摻雜。

9. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係未含有摻質。
10. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經混晶化。
11. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述比 D_T/D_B 係 1.5 以上。
12. 如申請專利範圍第 1 項之獨立式氮化鎵基板，其中，依上述獨立式氮化鎵基板厚度 T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比所規定的寬深比 T/D_T ，係 0.7 以上。
13. 一種發光元件，包括：
申請專利範圍第 1 至 12 項中任一項之獨立式氮化鎵基板；
以及
發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。
14. 如申請專利範圍第 13 項之獨立式發光元件，其中，上述發光機能層最表面的上述半導體單晶粒子之截面平均徑係 $0.3\mu\text{m}$ 以上。
15. 如申請專利範圍第 14 項之發光元件，其中，上述截面平均徑係 $3\mu\text{m}$ 以上。
16. 如申請專利範圍第 13 項之發光元件，其中，上述半導體單晶粒子係具有大略仿形上述獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。

- 17.如申請專利範圍第 13 項之發光元件，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。
- 18.一種獨立式氮化鎵基板之製造方法，包括：
準備配向複晶燒結體的步驟；
在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；
在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 $20\mu\text{m}$ 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及
除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟；
其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。
- 19.如申請專利範圍第 18 項之方法，其中，上述配向複晶燒結體係配向複晶氧化鋁燒結體。
- 20.如申請專利範圍第 18 項之方法，其中，構成上述配向複晶燒結體的粒子之板面，其平均粒徑係 $0.3\sim 1000\mu\text{m}$ 。
- 21.如申請專利範圍第 18 項之方法，其中，上述由氮化鎵系結晶所構成層之形成係利用 Na 助熔劑法實施。
- 22.如申請專利範圍第 18 項之方法，其中，上述配向複晶燒結

體係係具有透光性。

23.一種發光元件之製造方法，包括：

準備申請專利範圍第 1 至 12 項中任一項之獨立式氮化鎵基板、或利用申請專利範圍第 18 至 22 項中任一項之方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

24.如申請專利範圍第 23 項之方法，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

25.一種獨立式氮化鎵基板，由在略法線方向具有單晶結構之複數氮化鎵系單晶粒子構成的板所形成，

其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子，係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；上述基板最表面的上述氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑，係 $20\mu\text{m}$ 以上且 $1000\mu\text{m}$ 以下。

26.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述截面平均徑係 $50\mu\text{m}$ 以上且 $500\mu\text{m}$ 以下。

27.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，具有 $20\mu\text{m}$ 以上的厚度。

28.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，具有直徑 100mm 以上的大小。

29.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述

氮化鎵系單晶粒子係具有大略對齊於略法線方向的結晶方位。

- 30.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經 n 型摻質或 p 型摻質摻雜。
- 31.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係未含有摻質。
- 32.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，上述氮化鎵系單晶粒子係經混晶化。
- 33.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，在獨立式氮化鎵基板表面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T ，相對於在獨立式氮化鎵基板背面露出的氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_B 之比 D_T/D_B ，係大於 1.0。
- 34.如申請專利範圍第 25 項之獨立式氮化鎵基板，其中，依上述獨立式氮化鎵基板厚度 T ，相對於在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子最表面之截面平均徑 D_T 比所規定的寬深比 T/D_T ，係 0.7 以上。
- 35.一種發光元件，包括：
申請專利範圍第 25 至 34 項中任一項之獨立式氮化鎵基板；以及
發光機能層，其乃形成於該基板上，且具有一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子所構成層。
- 36.如申請專利範圍第 35 項之獨立式發光元件，其中，上述發光機能層最表面的上述半導體單晶粒子之截面平均徑係

20 μm 以上。

37.如申請專利範圍第 36 項之發光元件，其中，上述截面平均徑係 50 μm 以上。

38.如申請專利範圍第 35 項之發光元件，其中，上述半導體單晶粒子係具有大略仿形上述獨立式氮化鎵基板結晶方位成長的結構。

39.如申請專利範圍第 35 項之發光元件，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

40.一種獨立式氮化鎵基板之製造方法，包括：

準備配向複晶燒結體的步驟；

在上述配向複晶燒結體上，依具有大略仿形上述配向複晶燒結體結晶方位之結晶方位的方式，形成由氮化鎵構成的晶種結晶層之步驟；

在上述晶種結晶層上，依具有大略仿形上述晶種結晶層結晶方位之結晶方位的方式，形成厚度 20 μm 以上之由氮化鎵系結晶所構成層的步驟；以及

除去上述配向複晶燒結體，獲得獨立式氮化鎵基板的步驟；其中，在上述獨立式氮化鎵基板表面露出的上述氮化鎵系單晶粒子係在未經由晶界情況下，連通於該獨立式氮化鎵基板的背面；上述基板最表面的氮化鎵系單晶粒子之截面平均徑係 20 μm 以上且 1000 μm 以下。

41.如申請專利範圍第 40 項之方法，其中，上述配向複晶燒結體係配向複晶氧化鋁燒結體。

42.如申請專利範圍第 40 項之方法，其中，構成上述配向複晶

燒結體的粒子，其板面之平均粒徑係 $0.3 \sim 1000 \mu\text{m}$ 。

43.如申請專利範圍第 40 項之方法，其中，上述由氮化鎵系結晶所構成層之形成係利用 Na 助熔劑法實施。

44.如申請專利範圍第 40 項之方法，其中，上述配向複晶燒結體系具有透光性。

45.一種發光元件之製造方法，包括：

準備申請專利範圍第 25 至 34 項中任一項之獨立式氮化鎵基板、或利用申請專利範圍第 40 至 44 項中任一項之方法準備上述獨立式氮化鎵基板的步驟；以及

在上述獨立式氮化鎵基板上，依具有大略仿形上述氮化鎵基板結晶方位之結晶方位的方式，形成一以上由在略法線方向具有單晶結構之複數半導體單晶粒子構成層，而設置發光機能層的步驟。

46.如申請專利範圍第 45 項之方法，其中，上述發光機能層係由氮化鎵系材料構成。

圖式

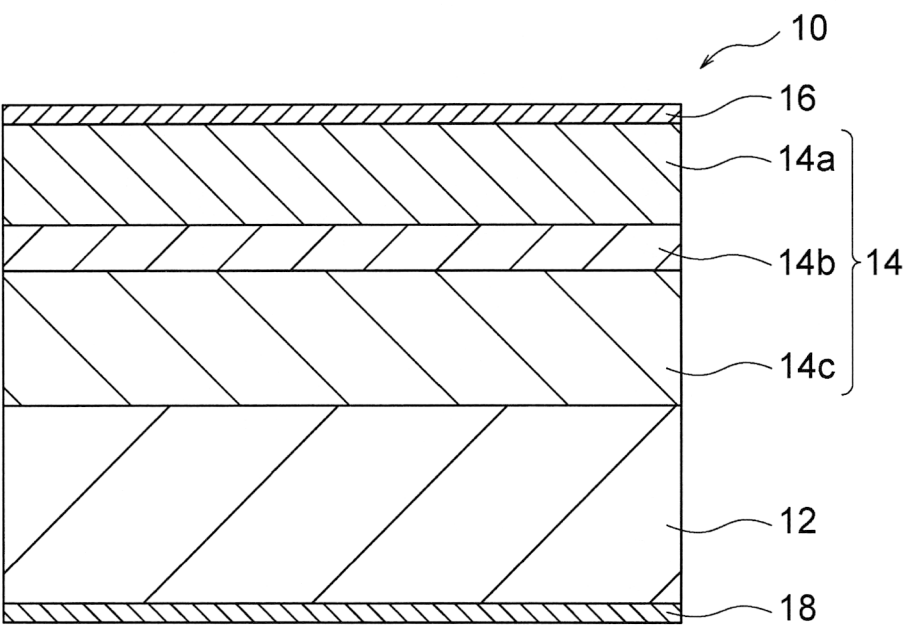


圖 1

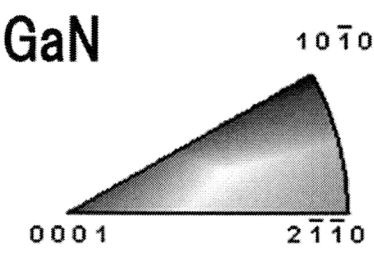
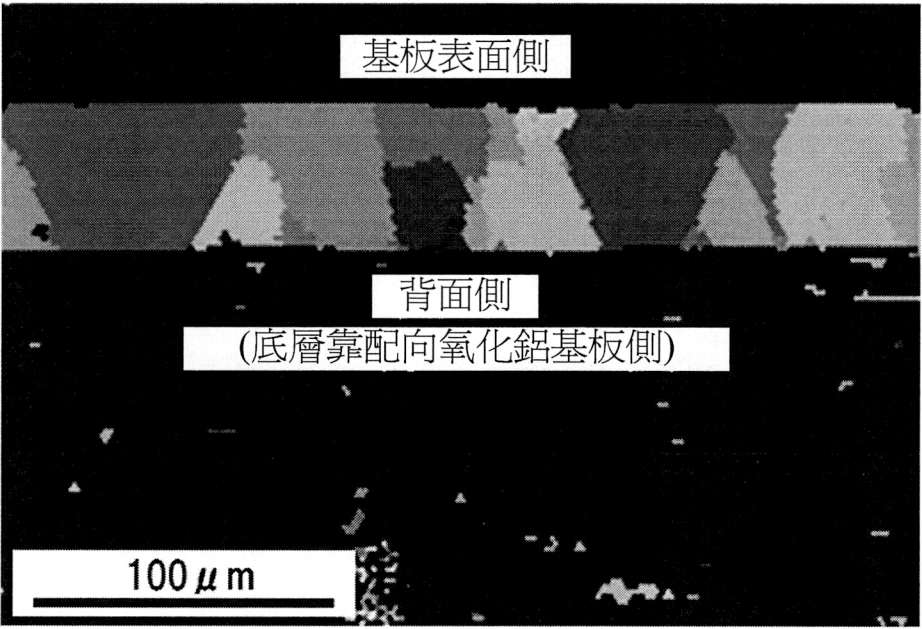


圖 2

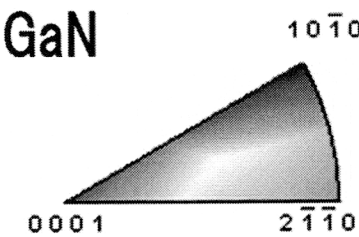
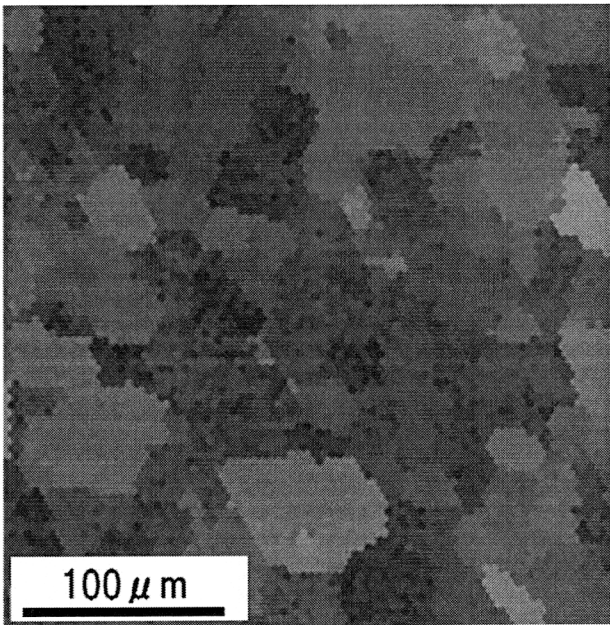


圖 3

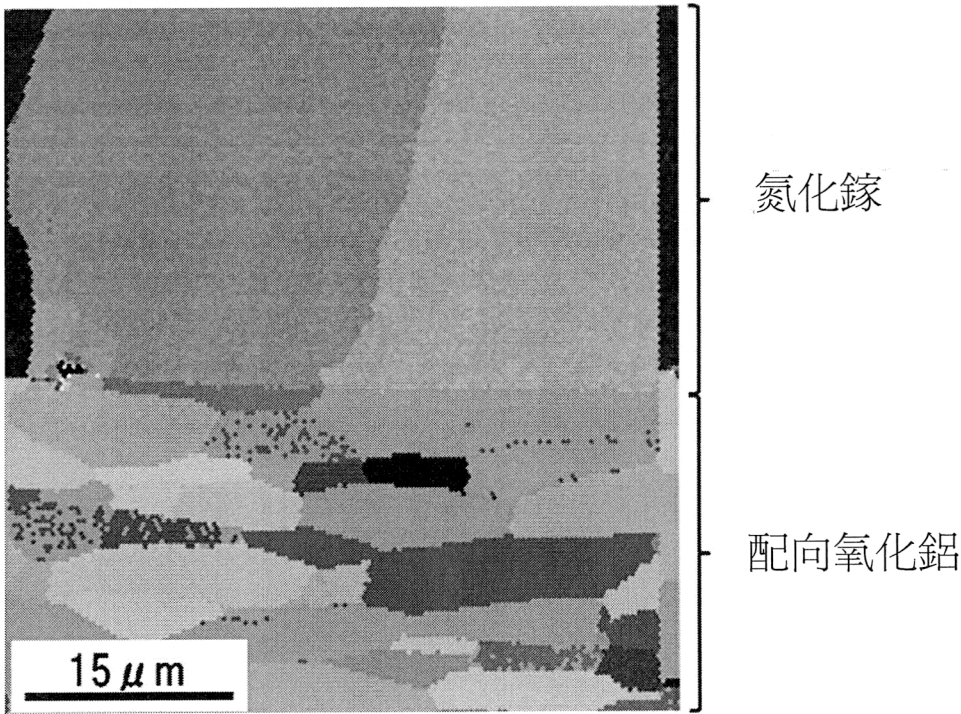


圖 4

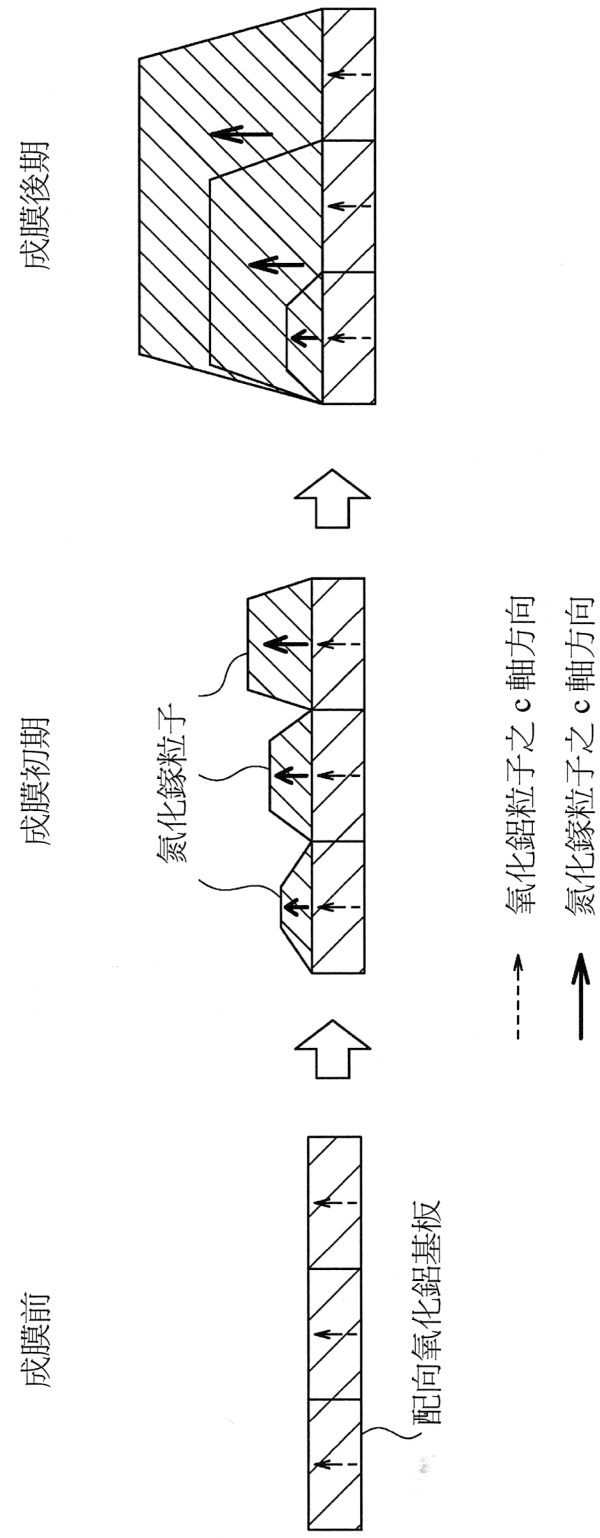


圖 5

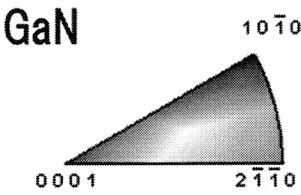
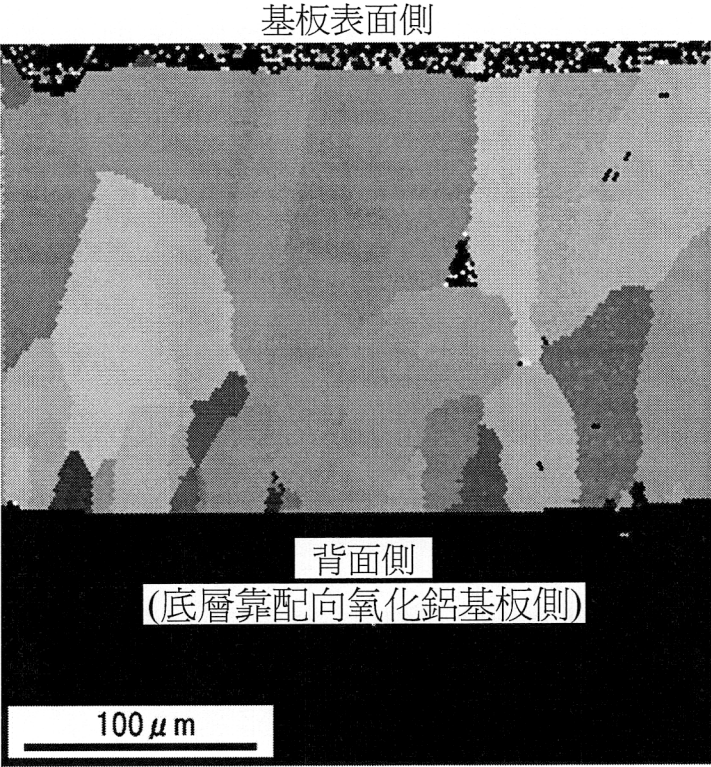


圖 6