



(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 202507090 A

(43)公開日：中華民國 114 (2025) 年 02 月 16 日

(21)申請案號：113106980

(22)申請日：中華民國 113 (2024) 年 02 月 27 日

(51)Int. Cl.：

C30B11/00 (2006.01)

C30B29/16 (2006.01)

C04B41/88 (2006.01)

C04B41/45 (2006.01)

C23C4/08 (2016.01)

(30)優先權：2023/06/07

世界智慧財產權組織

PCT/JP2023/021100

(71)申請人：日商住友電氣工業股份有限公司(日本)SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES, LTD.

(JP)

日本

(72)發明人：羽木良明 HAGI, YOSHIAKI (JP)；石川幸雄 ISHIKAWA, YUKIO (JP)

(74)代理人：陳長文

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：12 項 圖式數：8 共 78 頁

(54)名稱

坩鍋、使用其之 β 型三氧化二鎢單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎢單晶基板

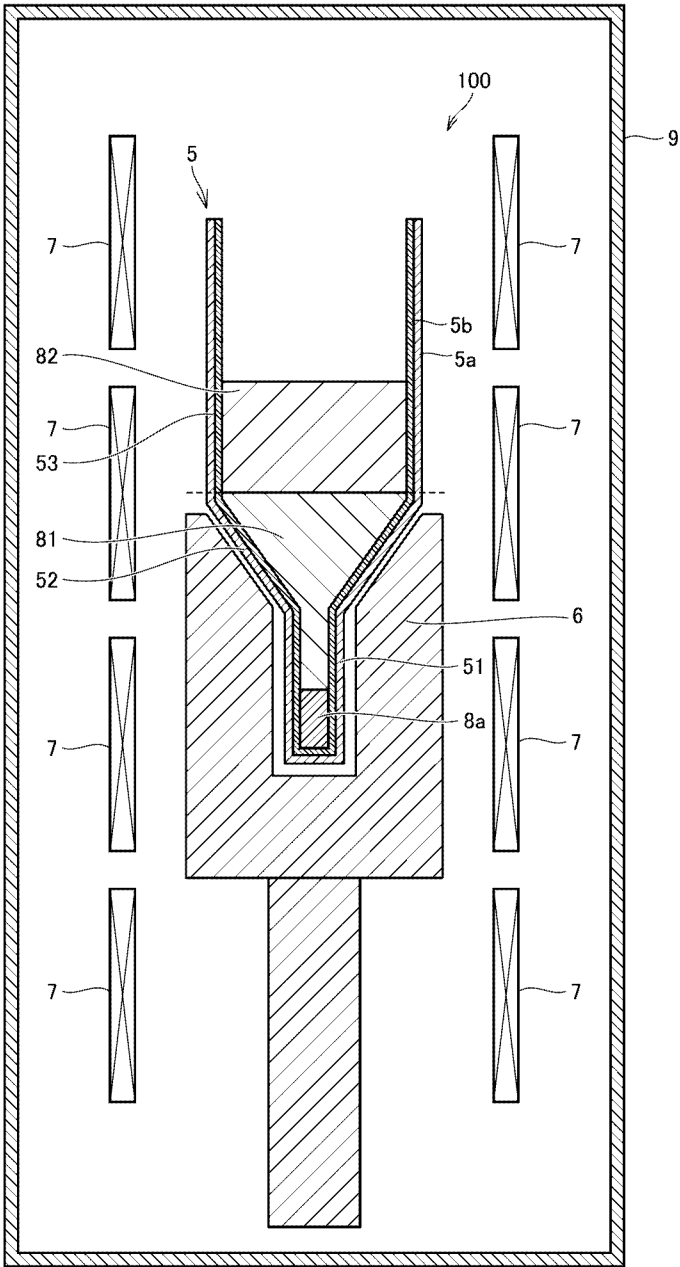
(57)摘要

本發明係一種 β 型三氧化二鎢單晶生長用之坩鍋，並且上述坩鍋具有 1 mm 以上 10 mm 以下之厚度，上述坩鍋之最大內徑為 100 mm 以上，上述坩鍋之組成為含有氧化釷及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化鋯，上述坩鍋之內周面側表面被含有銦及鉑之兩者或任一者之熔射膜被覆，上述熔射膜之厚度為 100 μ m 以上 500 μ m 以下，上述穩定氧化鋯含有 12.0 質量%以上 15.5 質量%以下之上述氧化釷或含有 10.2 質量%以上 11.4 質量%以下之上述氧化鈣。

指定代表圖：

符號簡單說明：

- 5:坩鍋
- 5a:側壁部
- 5b:熔射膜
- 6:坩鍋保持台
- 7:加熱裝置
- 8a:晶種
- 9:密閉容器
- 51:晶種收容部
- 52:增徑部
- 53:直體部
- 81:β 型 Ga₂O₃ 單晶
- 82:三氧化二鎂熔融液 (Ga₂O₃ 熔融液)
- 100:單晶生長裝置



【圖1】

【發明摘要】

【中文發明名稱】

坩鍋、使用其之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎵單晶基板

【中文】

本發明係一種 β 型三氧化二鎵單晶生長用之坩鍋，並且上述坩鍋具有1 mm以上10 mm以下之厚度，上述坩鍋之最大內徑為100 mm以上，上述坩鍋之組成為含有氧化釔及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化鋯，上述坩鍋之內周面側表面被含有銻及鉑之兩者或任一者之熔射膜被覆，上述熔射膜之厚度為100 μ m以上500 μ m以下，上述穩定氧化鋯含有12.0質量%以上15.5質量%以下之上述氧化釔或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之上述氧化鈣。

【指定代表圖】

圖1

【代表圖之符號簡單說明】

5:坩鍋

5a:側壁部

5b:熔射膜

6:坩鍋保持台

7:加熱裝置

8a:晶種

9:密閉容器

51:晶種收容部

52:增徑部

53:直體部

81: β 型 Ga_2O_3 單晶

82:三氧化二鎵熔融液(Ga_2O_3 熔融液)

100:單晶生長裝置

【發明說明書】

【中文發明名稱】

坩鍋、使用其之 β 型三氧化二鎢單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎢單晶基板

【技術領域】

【0001】

本發明係關於一種坩鍋、使用其之 β 型三氧化二鎢單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎢單晶基板。

【先前技術】

【0002】

日本專利特開2016-079080號公報(專利文獻1)、日本專利特開2017-193466號公報(專利文獻2)、日本專利特開2021-031367號公報(專利文獻3)、日本專利特開2021-031379號公報(專利文獻4)、日本專利特開2020-059633號公報(專利文獻5)、及干川等人之日本結晶生長學會雜誌Vol.44, No.4(2017), 44-4-03(非專利文獻1)揭示有：藉由包含鉑-銨合金(以下，亦記為「Pt-Rh合金」)之坩鍋、或包含鉑-銨合金(以下，亦記為「Pt-Ir合金」)之坩鍋、或使用有晶粒之垂直型晶舟(Vertical Boat)法、或EFG(Edge-defined Film-fed Growth，定邊餵膜生長)法等而使 β 型三氧化二鎢單晶(以下，亦記為「 β 型 Ga_2O_3 單晶」)生長的方法。日本專利特開2000-129465號公報(專利文獻6)揭示有：藉由熔射而使鉑或鉑系合金覆著於陶瓷等耐火性基材之表面的方法。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0003】

[專利文獻1]日本專利特開2016-079080號公報

[專利文獻2]日本專利特開2017-193466號公報

[專利文獻3]日本專利特開2021-031367號公報

[專利文獻4]日本專利特開2021-031379號公報

[專利文獻5]日本專利特開2020-059633號公報

[專利文獻6]日本專利特開2000-129465號公報

[非專利文獻]

【0004】

[非專利文獻1]干川等人，日本結晶生長學會雜誌，Vol.44, No.4(2017), 44-4-03

【發明內容】

【0005】

本發明之坩鍋係 β 型三氧化二鎵單晶生長用之坩鍋。上述坩鍋具有1 mm以上10 mm以下之厚度。上述坩鍋之最大內徑為100 mm以上。上述坩鍋之組成為含有氧化釹及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化鋯。上述坩鍋之內周面側表面被含有銻及鉑之兩者或任一者之熔射膜被覆。上述熔射膜之厚度為100 μm 以上500 μm 以下。上述穩定氧化鋯含有12.0質量%以上15.5質量%以下之上述氧化釹或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之上述氧化鈣。

【圖式簡單說明】

【0006】

圖1係說明本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法中所使用之單

晶生長裝置、及上述單晶生長裝置中所使用之第1態樣之坩鍋之主要部分之模式圖。

圖2係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第2態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。

圖3係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第3態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。

圖4係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第4態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。

圖5係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第5態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。

圖6係表示本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法之一例之流程圖。

圖7係說明本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之模式圖。

圖8係說明為測定本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之載子濃度，使用上述基板之中央部而製作之霍爾測定用樣品之說明圖。

【實施方式】

【0007】

[發明所欲解決之問題]

如專利文獻1～5及非專利文獻1等中所揭示，眾所周知使用包含Pt-Rh合金或Pt-Ir合金之坩鍋等，可使 β 型 Ga_2O_3 單晶生長。該等包含Pt-Rh合金、Pt-Ir合金等之坩鍋價格高，考慮使壁厚變薄以實現成本降低之目的。然而，指出如下問題：上述包含Pt-Rh合金、Pt-Ir合金等之坩鍋容易因熱收縮等而變形，因此於結晶生長時及結晶生長後之冷卻時，會因存在於坩

鍋內之 β 型 Ga_2O_3 單晶而破裂或缺損，故而無法高良率地獲得所期望之 β 型 Ga_2O_3 單晶。尤其是，結晶生長時坩鍋破裂對獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶而言是致命的。專利文獻6中揭示之藉由熔射而使鉑或鉑系合金覆著之方法不以抑制坩鍋等之破裂、缺損為目的，因而沒有與防止結晶生長時坩鍋破裂之作用或效果相關之任何揭示。因此，業界尚未獲得可藉由至少抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生而高良率地獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶的使用有Pt-Rh合金、Pt-Ir合金等之薄膜之坩鍋，盼望其開發。

【0008】

鑒於以上內容，本發明之目的在於提供一種可抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生之坩鍋，使用其之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎵單晶基板。

【0009】

[本發明之效果]

根據本發明，可提供一種可抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生之坩鍋，使用其之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法及 β 型三氧化二鎵單晶基板。

【0010】

[實施方式之概要]

以下，說明本發明之實施方式之概要。本發明者等人為解決上述課題而反覆潛心研究，從而完成本發明。首先本發明者等人關注作為熱導率較低且對溫度變化穩定而不易變形之材料之氧化鋯，作為應用垂直型晶舟法之坩鍋之材料。尤其本發明者等人將包含上述氧化鋯之坩鍋之內周側之表面，以可應對 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶生長時所要求之溫度(1800℃左右)之

含有銻及鉑之兩者或任一者之薄膜，例如包含含有Rh之Pt-Rh合金等之薄膜被覆。藉此，想出一種至少可抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生之坩鍋。此外，本發明者等人分別認知了對高良率地獲得上述單晶而言適宜之上述坩鍋之厚度及上述薄膜之厚度，從而達成本發明。

【0011】

其次，藉由列出本發明之實施態樣而進行說明。

[1]本發明之一態樣之坩鍋係一種 β 型三氧化二鎂單晶生長用之坩鍋。上述坩鍋具有1 mm以上10 mm以下之厚度。上述坩鍋之最大內徑為100 mm以上。上述坩鍋之組成為含有氧化釔及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化鋯。上述坩鍋之內周面側表面被含有銻及鉑之兩者或任一者之熔射膜被覆。上述熔射膜之厚度為100 μ m以上500 μ m以下。上述穩定氧化鋯含有12.0質量%以上15.5質量%以下之上述氧化釔或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之上述氧化鈣。具有此種特徵之坩鍋可抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0012】

[2]於上述[1]之坩鍋中，較佳為上述熔射膜包含含有10質量%以上30質量%以下之銻之鉑-銻合金。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0013】

[3]於上述[2]之坩鍋中，較佳為上述熔射膜具有孔隙。較佳為上述孔隙於上述熔射膜中所占之體積比率即孔隙率為30體積%以上50體積%以下。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0014】

[4]於上述[2]之坩鍋中，較佳為上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。較佳為上述熔射膜具有孔隙。較佳為上述孔隙於上述熔射膜中所占之體積比率即孔隙率為10體積%以上且未達30體積%。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0015】

[5]於上述[3]之坩鍋中，較佳為上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0016】

[6]於上述[1]之坩鍋中，較佳為上述熔射膜包含第1膜及第2膜。較佳為上述第1膜被覆上述表面。較佳為上述第1膜包含銻或以銻為主成分之鉑-銻合金。較佳為上述第2膜被覆上述第1膜。較佳為上述第2膜包含鉑或以鉑為主成分之鉑-銻合金。較佳為上述熔射膜之厚度以上述第1膜與上述第2膜之合計來計為100 μm 以上500 μm 以下。於該情形時，抑制銻混入上述 β 型三氧化二鎂單晶中。

【0017】

[7]於上述[6]之坩鍋中，較佳為上述第1膜及上述第2膜均具有孔隙。較佳為上述孔隙於上述第1膜中所占之體積比率即第1膜孔隙率、及上述孔隙於上述第2膜中所占之體積比率即第2膜孔隙率均為30體積%以上50體積%以下。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0018】

[8]於上述[6]之坩鍋中，較佳為上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。較佳為上述第1膜及上述第2膜均具有孔隙。較佳為上

述孔隙於上述第1膜中所占之體積比率即第1膜孔隙率、及上述孔隙於上述第2膜中所占之體積比率即第2膜孔隙率均為10體積%以上且未達30體積%。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0019】

[9]於上述[7]之坩鍋中，較佳為上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。於該情形時，進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0020】

[10]本發明之一態樣之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法係一種使用如上述[1]至[9]中任一項之坩鍋之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法。上述製造方法包括：準備上述坩鍋之步驟、藉由使用有上述坩鍋之垂直型晶舟法而獲得 β 型三氧化二鎵單晶之步驟、及藉由加工上述 β 型三氧化二鎵單晶而獲得具有圓形之主表面之 β 型三氧化二鎵單晶基板之步驟。藉由具有此種特徵之製造方法，可獲得良率及製品產率良好之 β 型三氧化二鎵單晶基板。

【0021】

[11]本發明之一態樣之 β 型三氧化二鎵單晶基板係一種具有圓形之主表面之 β 型三氧化二鎵單晶基板。上述 β 型三氧化二鎵單晶基板之直徑為100 mm以上。上述主表面為 β 型三氧化二鎵單晶之(001)面。或者上述主表面為具有自上述 β 型三氧化二鎵單晶之(001)面偏離大於 0° 且 10° 以下之偏離角、及上述 β 型三氧化二鎵單晶之[010]方向或與上述[010]方向正交之方向之偏離方向之面。上述 β 型三氧化二鎵單晶基板含有銻及銦之兩者或任一者。上述銻之濃度及上述銦之濃度於輝光放電質譜分析中均未達3

質量ppm。具有此種特徵之 β 型三氧化二鎵單晶基板之電特性及光學特性之兩者優異。

【0022】

[12]於上述[11]之 β 型三氧化二鎵單晶基板中，較佳為對波長400 nm以上430 nm以下之光之透過率為70%以上。較佳為基於上述範德堡法(van der Pauw)之霍爾測定中於25℃下測定之載子濃度為 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下。於該情形時，上述 β 型三氧化二鎵單晶基板之電特性及光學特性之兩者更優異。

【0023】

[實施方式之詳情]

以下，進一步詳細說明本發明之一實施方式(以下，亦記為「本實施方式」)，但本發明並不限定於其等。以下有時一邊參考圖式一邊進行說明，本說明書及圖式中對相同或對應之元件賦予相同之符號，不對其等反覆進行相同之說明。進而，於圖式中，為易於理解各構成元件，適宜調整縮小比例而顯示，圖式中所示之各構成元件之縮小比例與實際之構成元件之縮小比例並非一定一致。

【0024】

於本說明書中，「A～B」之形式之表述係指範圍之上限下限(即A以上B以下)，於A中未記載單位，僅於B中記載單位之情形時，A之單位與B之單位相同。進而，於本說明書中，於以化學式表示化合物等之情形時，上述化合物於未特別限定原子比時，包括先前公知之所有原子比，並非一定僅限定於化學計量範圍者。

【0025】

於本說明書中，所謂「良率」係指坩鍋不產生破裂、缺損，於上述坩鍋內，可使 β 型三氧化二鎢單晶生長至所期望之厚度的比率。於本說明書中，所謂「製品產率」係指於坩鍋內結晶生長之 β 型三氧化二鎢單晶之錠之質量中，首先去除因冷卻時坩鍋破裂或缺損、或者結晶破裂或缺損，而導致加工為 β 型三氧化二鎢單晶基板之情形時未獲得所期望之直徑之區域後，進而藉由下述評價方法而評價為作為上述基板可成為良品之部分之質量所占的比率。再者，上述單晶之「製品產率」之值越大，越可評價為使上述單晶生長之坩鍋中未產生破裂、缺損等。進而於本說明書，所謂「主成分」係指於合金等組合物中，含量超過95質量%之成分。

【0026】

於本說明書中，所謂坩鍋之「最大內徑」係指將作為相對於圓筒狀之坩鍋之軸向垂直之截面而顯示之環之內徑，沿上述坩鍋之軸向進行對比之情形時，上述環之內徑成為最大之位置之上述坩鍋之內徑。於本發明中，上述坩鍋較佳為具有如下構造，該構造例如如下所述包含：圓筒狀之晶種收容部、與晶種收容部連接之增徑部、及與增徑部連接之直體部。於此種態樣之坩鍋中所謂「最大內徑」係指直體部之內徑。

【0027】

於本說明書中，所謂 β 型三氧化二鎢單晶基板之「主表面」係指上述 β 型三氧化二鎢單晶基板之圓形之兩個面之兩者。上述 β 型三氧化二鎢單晶基板於其兩個面之至少任一者滿足本發明之發明申請專利範圍之情形時，則為屬於本發明之技術範圍者。又，於本說明書中，「面內」之用語中所使用之「面」係指「主表面」。進而，於記述為 β 型三氧化二鎢單晶基板之直徑為「100 mm」或4英吋之情形時，係指上述直徑為100 mm前後(95

～105 mm左右)。於記述為上述直徑為「150 mm」或6英吋之情形時，係指上述直徑為150 mm前後(145～155 mm左右)。再者上述直徑可藉由使用游標卡尺等先前公知之外徑測定器而測定。

【0028】

於本說明書中之結晶學之記載中，分別以[]表示個別方位，以<>表示集合方位，以()表示個別面，以{}表示集合面。又，結晶學上之指數為負時，通常藉由在數字之上賦予「-(橫杠)」而表現，而於本說明書中，於數字之前賦予負之符號。

【0029】

[坩鍋]

本實施方式之坩鍋係 β 型三氧化二鎵單晶(β 型 Ga_2O_3 單晶)生長用之坩鍋。上述坩鍋具有1 mm以上10 mm以下之厚度。上述坩鍋之最大內徑為100 mm以上。上述坩鍋之組成為含有氧化釔及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化鋯。上述坩鍋之內周面側表面被含有銠(Rh)及鉑(Pt)之兩者或任一者之熔射膜被覆。例如上述熔射膜較佳為包含含有10質量%以上30質量%以下之Rh之鉑-銠合金(Pt-Rh合金)。上述熔射膜之厚度為100 μm 以上500 μm 以下。上述穩定氧化鋯含有12.0質量%以上15.5質量%以下之上述氧化釔或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之上述氧化鈣。具有此種特徵之坩鍋可抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。

【0030】

上述坩鍋如上所述係 β 型 Ga_2O_3 單晶生長用之坩鍋。上述坩鍋以使 β 型 Ga_2O_3 單晶生長而獲得為目的，例如應用於如圖1所示之單晶生長裝置中。以下，藉由說明圖1所示之單晶生長裝置，而詳述本實施方式之坩

鍋。圖1係說明本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法中所使用之單晶生長裝置、及上述單晶生長裝置中所使用之第1態樣之坩鍋之主要部分之模式圖。

【0031】

如圖1所示，單晶生長裝置100具備：上述坩鍋5、保持坩鍋5之坩鍋保持台6、加熱坩鍋5之加熱裝置7。進而，單晶生長裝置100有時具有收容其自身之密閉容器9。作為密閉容器9之尺寸及材質等，只要可收容單晶生長裝置100等，且可具有防止雜質自外部進入之功能，則並無特別限制。

【0032】

坩鍋5包含：圓筒狀之晶種收容部51、與晶種收容部51連接之增徑部52、及與增徑部52連接之直體部53。晶種收容部51為圓筒狀，於與增徑部52連接之側開口，具有於與增徑部52之相反側形成底壁之中空部。晶種收容部51於上述中空部收容晶種8a，可保持其。增徑部52具有向坩鍋5之軸向朝上擴徑之圓錐台形狀，於增徑部52之小徑側與晶種收容部51連接。直體部53具有中空圓筒狀之形狀，與增徑部52之大徑側連接。增徑部52及直體部53具有於其等之內部保持塊狀之三氧化二鎵塊狀體(具體而言為多晶 Ga_2O_3 ，以下亦記為「 Ga_2O_3 塊狀體」)之功能。增徑部52及直體部53如下所述具有藉由使三氧化二鎵熔融液凝固，而使作為結晶之 β 型 Ga_2O_3 單晶生長之功能。

【0033】

<厚度及最大內徑>

坩鍋5具有1 mm以上10 mm以下之厚度。更具體而言，坩鍋5之晶種

收容部51、增徑部52及直體部53中，其側壁部5a均具有1 mm以上10 mm以下之厚度。坩鍋5之晶種收容部51、增徑部52、直體部53之側壁部5a較佳為均具有5 mm以上10 mm以下之厚度。進而坩鍋5之最大內徑為100 mm以上。更具體而言，坩鍋5之直體部53之內徑較佳為100 mm以上。坩鍋5之直體部53之內徑為150 mm以上之情形時亦較佳。坩鍋5之最大內徑之上限並無特別限制，例如為165 mm。

【0034】

於坩鍋5之厚度未達1 mm之情形時，存在未充分抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損之擔心。亦存在結晶生長時坩鍋5變形之可能性。於坩鍋5之厚度超過10 mm之情形時，存在與藉由抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損而獲得之成本減低等效果相比，坩鍋5之成本增加等不良影響變多之擔心。藉由使坩鍋5之最大內徑為100 mm以上，於製造直徑4英吋或直徑6英吋之大口徑之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板時，坩鍋5可抑制破裂、缺損。

【0035】

<坩鍋之組成：穩定氧化鋯>

坩鍋5之組成為含有氧化釔(yttria： Y_2O_3)及氧化鈣(calcia： CaO)之兩者或任一者之穩定氧化鋯(以下，亦記為「穩定 ZrO_2 」)。坩鍋5之組成較佳為含有 Y_2O_3 或 CaO 之任一者之穩定 ZrO_2 。具體而言，上述穩定 ZrO_2 含有12.0質量%以上15.5質量%以下之 Y_2O_3 或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之 CaO 。藉由使坩鍋5之組成為如上述之熱導率較低之穩定 ZrO_2 ，易於將結晶生長時產生之結晶缺陷排斥至結晶之外周側，因此可防止結晶生長中之 β 型 Ga_2O_3 單晶之多晶化。所謂「穩定 ZrO_2 」係指藉由在 ZrO_2 中添加 Y_2O_3 、 CaO 、氧化鎂(MgO)、氧化鋁(alumina： Al_2O_3)等，可

使高溫相(典型而言，立方晶或正方晶之固溶體)穩定地存在直至室溫為止的 ZrO_2 。再者，固溶於穩定 ZrO_2 之氧化物並不僅限於 Y_2O_3 、 CaO 、 MgO 及 Al_2O_3 。

【0036】

<熔射膜>

(組成)

坩鍋之內周面側表面被含有Rh及Pt之兩者或任一者之熔射膜被覆。例如上述熔射膜較佳為包含含有10質量%以上30質量%以下之Rh之Pt-Rh合金。例如圖1所示之第1態樣之坩鍋5被包含含有10質量%以上30質量%以下之Rh之鉑-銠合金(Pt-Rh合金)之熔射膜5b被覆。熔射膜5b之厚度為100 μm 以上500 μm 以下。熔射膜5b較佳為被覆坩鍋5之內周面側之整個表面。然而即使上述表面之一部分未被熔射膜5b被覆、或熔射膜5b之組成部分不同，亦不脫離本發明之範圍。

【0037】

上述熔射係藉由先前公知之方法，例如電漿熔射而進行。例如上述熔射可藉由如下方式而進行：使用熔射噴嘴，自相對於坩鍋5之軸向傾斜30~45度之方向向側壁部5a之內周面側供給藉由加熱上述Pt-Rh合金而製為熔融粒子或與其接近之粒子(例如粒徑：45~300 μm)之熔射材。此時，例如沿熔射噴嘴之前端所朝向之方向，自噴嘴之前端至坩鍋5之內周面側為止之距離較佳為20~120 mm。進而，可藉由控制熔射材之供給速度，而決定熔射膜5b之厚度。例如存在熔射材之供給速度為50~75 g/分鐘之情形。可藉由控制熔射噴嘴之角度及熔射材供給速度，而決定下述孔隙率。藉由使熔射材之粒徑變大，下述表面粗糙度 R_z 可變大。

【0038】

藉由使構成熔射膜5b之Pt-Rh合金中之Rh含量為10質量%以上，可更充分地抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損。藉由使構成熔射膜5b之Pt-Rh合金中之Rh含量為30質量%以下，可不增加坩鍋5之成本而更充分地抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損。熔射膜5b更佳為包含含有20質量%以上30質量%以下之Rh之Pt-Rh合金。

【0039】

於熔射膜5b之厚度未達100 μm 之情形時，存在熔射膜5b自側壁部5a剝離之擔心，存在未充分抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損之可能性。於熔射膜5b之厚度超過500 μm 之情形時，存在與藉由抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損而獲得之成本減低等效果相比，坩鍋5之成本增加等不良影響變多之擔心。熔射膜5b之厚度較佳為200 μm 以上500 μm 以下。

【0040】

熔射膜之厚度之測定方法係依據JIS H 8401：1999(熔射製品之厚度試驗方法)。具體而言係藉由如下方式而測定：以使用有測微計(例如，製品名(商品號)：「U字測微計PMU100-25」，Mitutoyo公司製造或製品名(商品號)：「雷射數位測微計LSM-501S」，Mitutoyo公司製造)之直接法，求出熔射前之坩鍋厚度與熔射後之坩鍋厚度之差。Pt-Rh合金中之Rh之濃度可於熔射材之製備時決定。

【0041】

(孔隙)

此處熔射膜較佳為具有孔隙。孔隙於熔射膜中所占之體積比率即孔

隙率較佳為30體積%以上50體積%以下。藉此，可進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。圖2係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第2態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。於圖2所示之第2態樣之坩鍋中，於側壁部5a之內周面側存在之熔射膜5b具有孔隙5c。孔隙5c於該熔射膜5b中所占之體積比率即孔隙率較佳為30體積%以上50體積%以下。

【0042】

孔隙率之測定方法係依據JIS K 7112：1999A法(水中置換法)。具體而言，首先對坩鍋進行其熔射前及熔射後之密度測定，算出熔射膜之實測密度。又，使用於穿透式電子顯微鏡上附帶之能量分散型X射線裝置(SEM-EDX：Scanning Electron Microscope-Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)求出上述熔射膜之組成，自該組成算出理想密度。上述孔隙率係自上述實測密度/上述理想密度 $\times 100$ 而求得。

【0043】

第2態樣之坩鍋包含上述之穩定 ZrO_2 ，故而原本於結晶生長時及結晶生長後之冷卻時，不易因熱收縮而變形。然而，即使於因尤其在結晶生長後之冷卻時坩鍋稍微熱收縮而導致坩鍋內存在之 β 型 Ga_2O_3 單晶壓迫側壁部5a之情形時，亦可藉由壓碎熔射膜5b中所含之孔隙5c，而抑制坩鍋之破裂、缺損等之產生。於上述孔隙率未達30體積%之情形時，存在僅藉由壓碎孔隙5c，可抑制坩鍋之破裂、缺損之效果不充分之可能性。於上述孔隙率超過50體積%之情形時，存在難以將此種熔射膜5b熔射至側壁部5a之擔心。

【0044】

(表面粗糙度)

坩鍋之內周面側表面之表面粗糙度Rz較佳為300 μm 以上500 μm 以下。即使於該情形時熔射膜亦較佳為具有孔隙。孔隙於熔射膜中所占之體積比率即孔隙率較佳為10體積%以上且未達30體積%。藉此，可進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。圖3係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第3態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。於圖3所示之第3態樣之坩鍋中，側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。於側壁部5a之內周面側存在之熔射膜5b具有孔隙5c。孔隙5c於該熔射膜5b中所占之體積比率即孔隙率為10體積%以上且未達30體積%。側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz較佳為300 μm 以上400 μm 以下。

【0045】

側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz之測定方法如下所述。即，於側壁部5a之內周面側表面，求出JIS B0601：2001中規定之最大高度(Rz)，藉此測定上述表面粗糙度Rz。例如，使用表面粗糙度測定機(商品名(商品號)：「表面粗糙度測定機SV-2100M4」，Mitutoyo公司製造或商品名(商品號)：「表面粗糙度測定機SURFCOM TOUCH 550」，東京精密公司製造)。於上述坩鍋之內側設置測定用單元，使用顯示器/控制單元進行粗糙度測定，藉此測定上述表面粗糙度Rz。孔隙率之測定方法與第2態樣之坩鍋之熔射膜之孔隙率之測定方法相同。

【0046】

第3態樣之坩鍋包含上述之穩定 ZrO_2 ，故而原本於結晶生長時及結晶生長後之冷卻時，不易因熱收縮而變形。然而，即使於因尤其在結晶生長後之冷卻時坩鍋稍微熱收縮而導致坩鍋內存在之 β 型 Ga_2O_3 單晶壓迫側壁

部5a之情形時，亦可藉由在側壁部5a之內周面側表面，壓碎基於該表面粗糙度而存在之凸部，而抑制坩鍋之破裂、缺損等之產生。進而可藉由壓碎熔射膜5b中所含之孔隙5c，而抑制坩鍋之破裂、缺損等之產生。於上述表面粗糙度Rz未達300 μm 之情形時，存在藉由壓碎凸部而抑制坩鍋破裂、缺損之效果不充分之可能性。於上述表面粗糙度Rz超過500 μm 之情形時，存在因坩鍋自身之強度下降而導致於結晶生長時等凸部破損，從而發展為坩鍋之破裂、缺損之可能性。進而於上述孔隙率未達10體積%之情形時，存在藉由壓碎孔隙5c而抑制坩鍋破裂、缺損之效果不充分之可能性。

【0047】

此處於第2態樣之坩鍋中，上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下之情形時亦較佳。藉此，基於上述表面之凸部及孔隙5c之存在，可更進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。藉由使上述表面粗糙度Rz為300 μm 以上，可充分獲得藉由壓碎凸部而抑制坩鍋之破裂、缺損之效果。藉由使上述表面粗糙度Rz為500 μm 以下，坩鍋自身之強度不會下降，可充分獲得於結晶生長時等抑制坩鍋之破裂、缺損之效果。再者，於上述第2態樣之坩鍋中，上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下之態樣可具有與於上述第3態樣之坩鍋中，上述孔隙率為30體積%以上50體積%以下之態樣相同之構成。

【0048】

(第1膜及第2膜)

上述熔射膜較佳為包含第1膜及第2膜。第1膜較佳為被覆上述表面。上述第1膜較佳為包含Rh或以Rh為主成分之Pt-Rh合金。上述第2膜較佳為被覆上述第1膜。上述第2膜較佳為包含Pt或以Pt為主成分之Pt-Rh合金。

上述熔射膜之厚度較佳為以上述第1膜與上述第2膜之合計來計為100 μm 以上500 μm 以下。藉此，除抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生之效果，亦可抑制Rh混入上述 β 型 Ga_2O_3 單晶中。

【0049】

圖4係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第4態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。於圖4所示之第4態樣之坩鍋中，熔射膜包含第1膜5b1及第2膜5b2。第1膜5b1被覆側壁部5a之內周面側表面。第1膜5b1包含Rh或以Rh為主成分之Pt-Rh合金，例如較佳為包含Rh。第2膜5b2被覆第1膜5b1。第2膜5b2包含Pt或以Pt為主成分之Pt-Rh合金，例如較佳為包含Pt。上述熔射膜之厚度以第1膜5b1與第2膜5b2之合計來計為100 μm 以上500 μm 以下。上述熔射膜之厚度更佳為以第1膜5b1與第2膜5b2之合計來計為100 μm 以上300 μm 以下。於第1膜5b1及第2膜5b2之厚度之合計未達100 μm 之情形時，存在第1膜5b1及第2膜5b2自側壁部5a剝離之擔心，存在基於以第1膜5b1與第2膜5b2構成熔射膜而抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損之效果不充分之可能性。於第1膜5b1及第2膜5b2之厚度之合計超過500 μm 之情形時，存在與藉由抑制結晶生長時之坩鍋5之破裂、缺損而獲得之成本減低等效果相比，坩鍋5之成本增加等不良影響變多之擔心。第1膜及第2膜之厚度之測定方法與第1態樣之坩鍋之熔射膜之厚度之測定方法相同。

【0050】

如圖4所示，第1膜5b1及第2膜5b2較佳為均具有孔隙5c。孔隙5c於第1膜5b1中所占之體積比率即第1膜孔隙率、及孔隙5c於第2膜5b2中所占之體積比率即第2膜孔隙率較佳為均為30體積%以上50體積%以下。藉此，

基於孔隙5c之上述作用，可進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。第1膜孔隙率及第2膜孔隙率之測定方法與第2態樣之坩鍋之熔射膜之孔隙率之測定方法相同。

【0051】

第4態樣之坩鍋中，上述熔射膜包含上述第1膜5b1及第2膜5b2。第1膜5b1包含Rh或以Rh為主成分之Pt-Rh合金，第2膜5b2包含Pt或以Pt為主成分之Pt-Rh合金。第1膜5b1被覆側壁部5a之內周面側表面，第2膜5b2被覆第1膜5b1。因此，熔射膜中之Rh不與坩鍋內之 β 型 Ga_2O_3 單晶直接接觸，或即使接觸亦非常有限，故而可於結晶生長時等抑制Rh混入上述 β 型 Ga_2O_3 單晶中。

【0052】

此處於第4態樣之坩鍋中熔射膜包含第1膜5b1及第2膜5b2。故而上述熔射膜藉由一併考慮第1膜5b1與第2膜5b2，而成為包含含有10質量%以上30質量%以下之Rh之Pt-Rh合金之熔射膜。例如於第4態樣之坩鍋中，熔射膜之構成為：包含含有Rh之第1膜5b1及含有Pt之第2膜5b2，第1膜5b1之厚度為第2膜5b2之厚度之三分之一。藉此，於第4態樣之坩鍋中，具有包含含有10質量%以上30質量%以下之Rh之Pt-Rh合金之熔射膜。再者，如上所述上述熔射膜之厚度以第1膜5b1與第2膜5b2之合計來計為100 μm 以上500 μm 以下。

【0053】

進而，於熔射膜包含第1膜及第2膜之坩鍋中，內周面側表面之表面粗糙度 R_z 較佳為300 μm 以上500 μm 以下。即使於該情形時，上述第1膜及上述第2膜亦較佳為均具有孔隙。孔隙於上述第1膜中所占之體積比率即第

1膜孔隙率、及孔隙於上述第2膜中所占之體積比率即第2膜孔隙率較佳為均為10體積%以上且未達30體積%。藉此，可進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。圖5係說明圖1之單晶生長裝置中所使用之第5態樣之坩鍋之主要部分之主要部分放大剖視圖。於圖5所示之第5態樣之坩鍋中，側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。於側壁部5a之內周面側存在之第1膜5b1及第2膜5b2分別具有孔隙5c。孔隙5c於第1膜5b1及第2膜5b2中所占之體積比率即第1膜孔隙率及第2膜孔隙率分別為10體積%以上且未達30體積%。側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz較佳為300 μm 以上400 μm 以下。

【0054】

根據第5態樣之坩鍋，與第3態樣之坩鍋同樣地，基於內周面側表面之凸部及孔隙5c之存在，可更進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。進而與第4態樣之坩鍋同樣地，熔射膜中之Rh不與坩鍋內之 β 型 Ga_2O_3 單晶直接接觸，或即使接觸亦非常有限，故而可於結晶生長時等抑制Rh混入上述 β 型 Ga_2O_3 單晶中。

【0055】

此處於第4態樣之坩鍋中，上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下之情形時亦較佳。藉此，基於上述表面之凸部及孔隙5c之存在，可更進一步抑制結晶生長時之破裂、缺損等之產生。再者於上述第4態樣之坩鍋中，上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下之態樣具有與於上述第5態樣之坩鍋中，上述第1膜孔隙率及上述第2膜孔隙率分別為30體積%以上50體積%以下之態樣相同之構成。

【0056】

< 坩鍋保持台 >

如圖1所示，單晶生長裝置100具備保持坩鍋5之坩鍋保持台6。坩鍋保持台6與坩鍋5之底部相接而保持坩鍋5。坩鍋保持台6有時具有圓筒形之外觀。坩鍋保持台6之材料並無特別限定，例如採用石英、氧化鋁、氧化鋯或碳化矽等。坩鍋保持台6之外徑亦取決於所支持之坩鍋5之直徑，例如為75 mm以上200 mm以下。

【0057】

(加熱裝置)

加熱裝置7係以加熱坩鍋5為目的而設置。加熱裝置7例如採用先前公知之電氣式加熱器(以下，亦簡稱為「加熱器」)。上述加熱器例如為2具，該2具以包圍坩鍋5之外周之方式配置。加熱器之輸出存在每1具獨立控制之情形。尤其加熱器存在藉由使每1具於相對於坩鍋5之軸垂直之方向分割為複數個部分，而多段地構成之情形。於該情形時，較佳為於每個多段構成之部分，獨立控制加熱器之輸出。藉此，沿坩鍋5之軸向詳細地調整坩鍋5內之內容物之溫度。例如於每個多段構成之部分獨立控制加熱器之輸出而對增徑部52及直體部53進行加熱，藉此，於增徑部52及直體部53生長之結晶之生長速度各自穩定。

【0058】

再者，省略圖示，單晶生長裝置100可具備可測量藉由加熱器而加熱之坩鍋5之溫度之熱電偶。熱電偶存在於坩鍋5之外側且沿軸向而配置複數個之情形。熱電偶例如採用公知之溫度監視器。

【0059】

[β型三氧化二鎵單晶基板之製造方法]

本實施方式之 β 型三氧化二鎵單晶基板(β 型 Ga_2O_3 單晶基板)之製造方法較佳為使用有例如上述坩鍋之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法。即，上述製造方法較佳為包括：準備上述坩鍋之步驟、藉由使用有上述坩鍋之垂直型晶舟(Vertical Boat)法而獲得 β 型三氧化二鎵單晶(β 型 Ga_2O_3 單晶)之步驟、及藉由加工上述 β 型 Ga_2O_3 單晶而獲得具有圓形之主表面之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之步驟。藉由具備此種特徵之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法，於結晶生長時等減少坩鍋之破裂、缺損，故而可高良率地獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。

【0060】

圖6係表示本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法之一例之流程圖。本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法較佳為包括例如圖6之流程圖所示之 β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100及 β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200。根據圖6，本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法更具體而言較佳為包括準備至少具備圓筒狀之坩鍋、及以包圍上述坩鍋之外周之方式配置之加熱裝置之單晶生長裝置之步驟(第1步驟：準備步驟S110)，作為 β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100。於準備步驟S110中，較佳為除上述單晶生長裝置及構成其之坩鍋外，亦準備晶種、塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體。

【0061】

β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100較佳為包括：於上述坩鍋之底部收容上述晶種，且於上述坩鍋內之較之上述晶種之上部收容上述 Ga_2O_3 塊狀體之步驟(第2步驟：原材料裝入步驟S120)。於原材料裝入步驟S120中，較佳為於上述坩鍋內之較之上述晶種之上部收容上述 Ga_2O_3 塊狀體。 β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100較佳為包括：利用上述加熱裝置加熱上述坩鍋，將上

述 Ga_2O_3 塊狀體及上述晶種之一部分熔融從而獲得 Ga_2O_3 熔融液，並且使上述 Ga_2O_3 熔融液與上述晶種之剩餘部分接觸之步驟(第3步驟：原材料熔融步驟S130)。進而， β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100較佳為包括：藉由使結晶自上述 Ga_2O_3 熔融液生長於上述晶種之上述剩餘部分上而獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之步驟(第4步驟： Ga_2O_3 單晶生長步驟S140)。

【0062】

本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法可包括如下述之切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟，作為 β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200。於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200中，藉由依序實行上述步驟，而獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。

【0063】

以下，藉由參考圖1及圖6，而說明本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法中包括之各步驟。根據上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法，首先使用應用於圖1所示之單晶生長裝置100中之坩鍋5，藉由垂直型晶舟法而使 β 型 Ga_2O_3 單晶生長。作為坩鍋5，使用上述第1態樣至第5態樣之任一個坩鍋。以下，垂直型晶舟法簡記為VB法。VB法包含垂直布氏法及垂直溫度傾斜凝固法。

【0064】

< β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100>

(準備步驟S110)

如圖1及圖6所示，首先於 β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100中，實行準備至少具備圓筒狀之坩鍋5、及以包圍坩鍋5之外周之方式配置之加熱裝置7之單晶生長裝置100之步驟(準備步驟S110)。於準備步驟S110中，較佳為

除用以製造 β 型 Ga_2O_3 單晶81之上述單晶生長裝置100外，亦分別準備晶種8a及塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體。晶種8a包含 β 型 Ga_2O_3 單晶。 Ga_2O_3 塊狀體有時包含多晶 Ga_2O_3 。晶種8a及塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體可藉由先前公知之方法而準備，亦可藉由獲取市售者而準備。

【0065】

於準備步驟S110中，作為坩鍋5，準備上述第1態樣至第5態樣之任一個坩鍋。第1態樣至第5態樣之坩鍋中，上述特徵均可分別藉由使用先前公知之方法而準備。即，可藉由先前公知之方法而製造側壁部5a之厚度為1～10 mm且直體部53之內徑為100 mm以上之坩鍋5。此時，坩鍋5之組成例如為包含含有12.0質量%以上15.5質量%以下之 Y_2O_3 或含有10.2質量%以上11.4質量%以下之CaO之穩定 ZrO_2 。

【0066】

進而使用例如以如下條件製備之熔射材對坩鍋5實行電漿熔射，藉此，以熔射膜5b被覆側壁部5a之內周面側表面。

熔射材：含有10～30質量%之Rh之Pt-Rh合金

熔射材之粒徑：45～300 μm

熔射材之供給速度：50～75 g/分鐘

熔射噴嘴之朝向：相對於坩鍋之軸向30～45度

熔射噴嘴與坩鍋之側壁部之內周面側表面之距離：20～120 mm。

【0067】

藉由控制上述熔射材之供給速度，熔射膜5b之厚度例如成為100～500 μm 。藉由控制上述熔射噴嘴之角度、及上述熔射材供給速度，可將熔射膜5b中之孔隙率調整為10～50體積%。藉由控制上述熔射材之粒徑，

可將坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度R調整為300～500 μm 。

【0068】

此處於準備第4態樣之坩鍋及第5態樣之坩鍋之情形時，作為熔射材，可使用包含Rh或以Rh為主成分之Pt-Rh合金且粒徑為45～300 μm 之第1熔射材、及包含以Pt為主成分之Pt-Rh合金且粒徑為45～300 μm 之第2熔射材。於該情形時，藉由使用第1熔射材實行電漿熔射，而使坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面被第1膜被覆。進而藉由使用第2熔射材實行電漿熔射，而使第1膜被第2膜被覆。此時，藉由控制上述第1熔射材及上述第2熔射材之供給速度、上述熔射噴嘴之角度、及上述第1熔射材及上述第2熔射材之粒徑，可調整第1膜、第2膜之厚度、第1膜孔隙率、第2膜孔隙率、及坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz。

【0069】

(原材料裝入步驟S120)

原材料裝入步驟S120係於上述坩鍋之底部收容上述晶種且於上述坩鍋內之較之上述晶種之上部收容塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體之步驟。於原材料裝入步驟S120中，較佳為於坩鍋5內之較之晶種8a之上部收容塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體，並且亦收容固體之 B_2O_3 。原材料裝入步驟S120之目的係將用以使用單晶生長裝置100進行結晶生長之各種原材料封入坩鍋內。於原材料裝入步驟S120中，首先於坩鍋5之晶種收容部51之中空部裝入包含 β 型 Ga_2O_3 單晶之晶種8a。其次於坩鍋5之增徑部52及直體部53裝入複數個包含多晶 Ga_2O_3 之塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體，使之堆積。於原材料裝入步驟S120中，較佳為於坩鍋5中裝入複數個塊狀之 Ga_2O_3 塊狀體時，添加指定量之

Sn或Si。藉此，可自藉由 β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟S100而獲得之 β 型 Ga_2O_3 單晶81，獲得含有上述Sn或Si作為摻雜劑之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。上述Sn或Si之添加時，較佳為以上述摻雜劑之濃度於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中成為例如 $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ($5.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $4.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下)之方式調整添加量。

【0070】

(原材料熔融步驟S130)

原材料熔融步驟S130係利用上述加熱裝置加熱上述坩鍋，將上述 Ga_2O_3 塊狀體及上述晶種之一部分熔融從而獲得 Ga_2O_3 熔融液，並且使上述 Ga_2O_3 熔融液與上述晶種之剩餘部分接觸之步驟。原材料熔融步驟S130之目的係藉由在使用單晶生長裝置100使結晶生長時，將 Ga_2O_3 塊狀體及晶種8a之一部分熔融，而使晶種8a之剩餘部分與 Ga_2O_3 熔融液82接觸。藉此，於作為下一個步驟之 Ga_2O_3 單晶生長步驟S140中，可使 β 型 Ga_2O_3 單晶81於晶種8a之剩餘部分上生長。於原材料熔融步驟S130中，具體而言，於內部收容有晶種8a及 Ga_2O_3 塊狀體之坩鍋5被坩鍋保持台6支持。其後，對加熱裝置7供給電流，加熱坩鍋5。藉此，上述 Ga_2O_3 塊狀體熔融而成為 Ga_2O_3 熔融液82。繼而晶種8a之一部分亦熔融，晶種8a之剩餘部分與 Ga_2O_3 熔融液82於其界面接觸。

【0071】

(Ga_2O_3 單晶生長步驟S140)

Ga_2O_3 單晶生長步驟S140係藉由使結晶自上述 Ga_2O_3 熔融液生長於上述晶種之上述剩餘部分上而獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之步驟。 Ga_2O_3 單晶生長步驟S140中，例如藉由將坩鍋5相對於加熱裝置7，沿其軸緩慢向下(晶種收

容部51側)拉，而於坩鍋5中形成晶種8a側之溫度較低， Ga_2O_3 熔融液82側之溫度變高之溫度梯度。藉此，與晶種8a接觸之 Ga_2O_3 熔融液8凝固，可於晶種8a之剩餘部分上自 Ga_2O_3 熔融液82連續地生長 β 型 Ga_2O_3 單晶81。此時，例如 Ga_2O_3 熔融液82側之溫度為 $1800\sim 1820^\circ\text{C}$ 。 Ga_2O_3 熔融液82與生長中之 β 型 Ga_2O_3 單晶81之界面之溫度梯度例如為 $3\sim 8^\circ\text{C}/\text{cm}$ 。將坩鍋5沿其軸向下拉之速度並無特別限制，例如為 $0.1\sim 2\text{ mm/小時}$ 。

【0072】

於 Ga_2O_3 單晶生長步驟S140中，藉由將坩鍋55相對於加熱裝置7沿其軸向下拉， β 型 Ga_2O_3 單晶81與 Ga_2O_3 熔融液82之界面向液體之 B_2O_3 側上升，且 Ga_2O_3 熔融液82作為 β 型 Ga_2O_3 單晶81而凝固。藉此， β 型 Ga_2O_3 單晶81之結晶生長持續至殘存於坩鍋5之直體部53之 Ga_2O_3 熔融液82之凝固完結為止。藉由以上內容，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶81之錠。

【0073】

< β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200>

上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法如圖6所示包括：藉由對藉由 Ga_2O_3 單晶生長步驟S140而獲得之 β 型 Ga_2O_3 單晶進行加工，而獲得具有圓形之主表面之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之步驟(β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200)。於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟S200中，包括如下之切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟，藉由依序實行上述步驟，而獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。

【0074】

切割步驟係為了由自坩鍋取出之包含 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板，而將上述錠以成為具有指定厚度之晶圓之方式進行切片

之步驟。進而外周研削步驟係藉由將上述晶圓之外周進行研削，而獲得具備具有圓形之主表面之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之步驟。外周研削步驟例如可包括實施倒角加工之步驟。作為切割步驟及外周研削步驟，可使用先前公知之切割方法及外周研削方法。進而研磨步驟係將上述主表面之中央部鏡面化之步驟。作為研磨步驟，可使用先前公知之研磨方法。藉由研磨步驟，上述中央部之例如以JIS B 0681-2：2018規定之表面粗糙度Ra成為10 nm以下。

【0075】

<作用效果>

藉由實行上述各步驟，而製造本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。於上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法中，使用上述第1態樣至第5態樣之任一個坩鍋製造 β 型 Ga_2O_3 單晶，故而於結晶生長時等減少坩鍋之破裂、缺損。故而，可高良率地獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。

【0076】

[β 型三氧化二鎵單晶基板]

本實施方式之 β 型三氧化二鎵單晶基板(β 型 Ga_2O_3 單晶基板)係具有圓形之主表面之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為100 mm以上。上述主表面為 β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面。或者上述主表面為具有自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面偏離大於 0° 且 10° 以下之偏離角、及上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之[010]方向或與上述[010]方向正交之方向之偏離方向之面。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板含有銦(Rh)及銱(Ir)之兩者或任一者。上述Rh之濃度及上述Ir之濃度於輝光放電質譜分析(Glow Discharge Mass Spectrometry：GDMS)中均未達3質量ppm。作為具有此種特徵之 β 型

Ga_2O_3 單晶基板，因其中所含之上述Rh及上述Ir極少，故而電特性及光學特性之兩者優異。

【0077】

本發明者等人對如下內容有所關注：使存在含有於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之可能性，且因與鎵(Ga)非同族而存在損害上述基板之良好之電特性及光學特性之可能性之銻及銥之濃度，於上述基板中成為極少。本發明者等人具體而言進行了以下操作：於製造用以獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之 β 型 Ga_2O_3 單晶時，Rh及Ir不與 β 型 Ga_2O_3 單晶及成為其原料之 Ga_2O_3 熔融液直接接觸。更具體而言，例如使用上述第5態樣之坩鍋製造 β 型 Ga_2O_3 單晶，自該 β 型 Ga_2O_3 單晶獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。藉此，實現一種上述Rh之濃度及上述Ir之濃度均未達3質量ppm之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板，從而完成本發明。

【0078】

<直徑>

圖7係說明本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之模式圖。於圖7所示之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1中，其直徑為100 mm以上。尤其 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之直徑較佳為100 mm以上155 mm以下。直徑為100 mm以上155 mm以下之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1具體而言直徑較佳為101.6 mm或152.4 mm，換言之，直徑較佳為4英吋或6英吋。藉此， β 型 Ga_2O_3 單晶基板1於直徑為100 mm以上155 mm以下之大口徑之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中，電特性及光學特性之兩者優異。此處，關於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑，即使上述主表面為因參考面(以下，亦記為「OF」)、標準面(以下，亦記為「IF」)等之影響而未成為幾何學之圓形之情形時之形狀，亦可基於形成上述OF、IF等

前之圓形而求得。又，如上所述， β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑可藉由使用游標卡尺等先前公知之外徑測定器而測定。再者，於本說明書中，關於表示主表面之形狀之「圓形」之定義，於下文敘述。

【0079】

<主表面>

(圓形)

β 型 Ga_2O_3 單晶基板1如上所述具有圓形之主表面10。於本說明書中，表示該主表面之形狀之「圓形」除包含幾何學之圓形外，亦包含因於主表面10之外周形成凹口、OF或IF之至少任一者，而使主表面未形成幾何學之圓形之情形時之形狀。此處所謂「主表面未形成幾何學之圓形之情形時之形狀」係指自主表面10之外周上之任意點延伸至主表面10之中心為止之線段中，自上述凹口、OF及IF上之任意點延伸至主表面之中心為止之線段中長度變短之情形時之形狀。進而「主表面未形成幾何學之圓形之情形時之形狀」亦包含：自主表面10之外周上之任意點延伸至主表面10之中心為止之全部線段之長度因成為 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之原料之 β 型 Ga_2O_3 單晶之形狀而不一定相同之情形時之形狀。於該情形時，所謂主表面10之中心係指重心之位置，所謂 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之直徑係指自 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之外周上之任意點通過主表面10之中心而延伸至上述外周上之另一點為止線段中，最長之線段之長度。

【0080】

(β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面)

主表面10係 β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面。或者主表面10為具有自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面偏離大於 0° 且 10° 以下之偏離角、及上述 β 型 Ga_2O_3

單晶之[010]方向或與上述[010]方向正交之方向之偏離方向之面。藉此，提供通用於形成光學裝置、電子裝置等之以 β 型 Ga_2O_3 單晶之(001)面等為主表面10之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1。

【0081】

此處於本說明書中，主表面10之結晶面具有 $\pm 0.5^\circ$ 之精度誤差。例如於主表面10為 β 型 Ga_2O_3 單晶之「(001)面」之情形時，係指存在主表面10為(001)正好平面(just plane)之可能性、或者存在主表面10為具有自(001)面偏離 $-0.5 \sim +0.5^\circ$ 之偏離角之面之可能性。關於自 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之主表面10之(001)面之偏離角及偏離方向，藉由使用先前公知之結晶方位測定裝置(例如商品名(商品號)：「FSASIII」，RIGAKU股份有限公司製造)而測定。

【0082】

<銠(Rh)及銱(Ir)>

上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板含有銠(Rh)及銱(Ir)之兩者或任一者。上述Rh之濃度及上述Ir之濃度於GDMS中均未達3質量ppm。上述Rh之濃度及上述Ir之濃度較佳為於GDMS中均為1質量ppm以下，更佳為0.1質量ppm以下，進而更佳為0.01質量ppm以下。上述Rh之濃度及上述Ir之濃度之下限均為於GDMS中未檢測出。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板藉由使上述Rh及上述Ir未達3質量ppm，電特性及光學特性之兩者優異。

【0083】

上述Rh及上述Ir公知為可能存在於上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之元素。另一方面，例如於使用上述第5態樣之坩鍋，使用上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製造方法獲得上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之情形時，基於坩鍋之材

質、以及包含第1膜及第2膜之熔射膜之構造，可容易地使上述Rh之濃度及上述Ir之濃度於GDMS中均未達3質量ppm。因此可高良率地獲得電特性及光學特性之兩者優異之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。

【0084】

(輝光放電質譜分析(GDMS))

以下，說明使用輝光放電質譜分析(GDMS)，測定上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh及Ir之濃度之方法。所謂GDMS係指如下方法：於高純度之氬環境下使分析試樣作為陰極而產生輝光放電電漿，於上述電漿內對上述分析試樣之表面進行濺鍍，以質譜儀測定經離子化之上述分析試樣中之構成元素。藉此，進行上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中所含之Ga及O以外之以Rh及Ir為首之雜質元素之定性及定量。作為上述GDMS之離子源，應用扁平單元與針狀單元之任一者。關於針狀單元，應用於可使形狀形成為大約2 mm見方且長20 mm之短條狀之分析試樣。具體而言，於分析可藉由劈開而製作試樣之Si單晶、砷化鎵(GaAs)單晶及磷化銦(InP)單晶等之情形時使用。扁平單元應用於可形成為直徑10 mm左右之圓盤狀之分析試樣，例如可例舉分析多晶體等之情形。總之，就避免來自外部之雜質元素對分析試樣之污染之觀點而言，作為上述GDMS之離子源，較佳為選擇扁平單元與針狀單元之任一者。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板可將劈開方向作為長度方向而製作為針狀分析試樣，故而較佳為自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板製作成為針狀單元之形狀之分析試樣，將其作為GDMS之離子源。

【0085】

上述GDMS例如藉由如下要領而進行。首先，藉由下述製造方法而獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。進而上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板藉由使長度方向成

為劈開方向，而製為2 mm見方且長20 mm之短條狀之Ga₂O₃分析試樣，將其配置於下述裝置中附帶之試樣配置部。此處較佳為以防止異物之混入及去除異物為目的，依據常法對上述試樣配置部進行洗淨，且進行60分鐘之預濺鍍。預濺鍍時之分析值成為背景(background)。

【0086】

其次，根據如下條件對配置於上述試樣配置面之上述Ga₂O₃分析試樣進行GDMS。再者，關於Ga₂O₃分析試樣中之構成元素中之作為Ga及O以外之元素之Rh及Ir，藉由分別以相對感度係數(RSF)修正Ga與Rh之離子強度比或Ga與Ir之離子強度比，而算出半定量值。再者，關於上述相對感度係數，使用下述裝置中附帶之軟體內置之值。

裝置：輝光放電質譜分析裝置(商品名(商品號)：VG-9000，VG Elemental公司製造)

離子源：針狀單元(分析時以液態氮冷卻)

放電面積：直徑10 mm

放電氣體：高純度氬氣(6 N等級)

放電條件：2 mA、1 kV(定電流模式)

檢測器：法拉第杯及倍增器

質量分辨率：4000以上之 $m/\Delta m$ (高分辨率模式)。

【0087】

藉由如以上之方式進行上述Ga₂O₃分析試樣之分析，而進行上述β型Ga₂O₃單晶基板中所含之Rh及Ir之定性及定量。本GDMS之檢測下限濃度較佳為0.01質量ppm。

【0088】

(透過率及載子濃度)

於上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中，對波長400 nm以上430 nm以下之光之透過率較佳為70%以上。較佳為基於上述範德堡法之霍爾測定中於25°C下測定之載子濃度為 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下。藉此，上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之電特性及光學特性之兩者更優異。

【0089】

如上所述於 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中，對波長400 nm以上430 nm以下之光之透過率較佳為70%以上。上述透過率更佳為75%以上，進而更佳為80%以上。上述透過率之上限為作為理想值之100%。關於上述透過率，藉由使用紫外可見紅外分光光度計等，測定光對所測得之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之透過率而求得。以下，參考圖7，對具體求出上述透過率之順序進行說明。

【0090】

首先，例如基於上述製造方法而獲得一塊 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1。自該一塊 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1，製作以其中心O(例如主表面10之中心O)為中心之縱20 mm×橫20 mm尺寸之矩形切片10a(例如厚度600 μm)，從而獲得透過率測定用樣品。其次，使用紫外可見紅外分光光度計(商品名(商品號)：「U-4000」，Hitachi High-Tech股份有限公司製造)，對矩形切片10a垂直入射波長400 nm以上430 nm以下(例如波長427 nm)之光至上述矩形切片10a之中心。藉此，測定上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板1之上述光之透過率。

【0091】

(載子濃度)

於本實施方式中，較佳為基於上述範德堡法之霍爾測定中於25℃下測定之載子濃度為 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下。具體而言，較佳為以上述β型Ga₂O₃單晶基板之中心為測定對象，於基於範德堡法之霍爾測定中於25℃下求得之載子濃度為 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下。於上述載子濃度未達 $1.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 之情形時，於製得半導體元件之情形時，擔憂電流不流通導致元件不再動作。於上述載子濃度超過 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 之情形時，提示於結晶中含有 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以上之惰性雜質，擔憂元件動作時產生不良影響。尤其上述載子濃度更佳為 $5.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $3.8 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以下。藉此，上述n型之β型Ga₂O₃單晶基板可具備能夠通用於各種電子裝置及光學裝置之良好之電特性。上述載子濃度係藉由如下之測定方法而求得。

【0092】

以下，一邊參考圖7及圖8一邊對求出上述載子濃度之順序進行具體說明。圖8係說明為測定本實施方式之β型Ga₂O₃單晶基板之載子濃度，使用上述基板之中央部而製作之霍爾測定用樣品之說明圖。首先如圖7所示，首先例如基於上述製造方法而獲得一塊β型Ga₂O₃單晶基板1。自該一塊β型Ga₂O₃單晶基板1之中央部，製作以其中心O(例如主表面10之中心O)為中心之縱4 mm×橫4 mm尺寸之矩形切片10a(例如厚度600 μm)。繼而如圖8所示，於該矩形切片10a(被測定面)之4個角形成包含含有金及鈦之合金之電極21，從而獲得霍爾測定用樣品。此處電極21之形狀並不限定於圖示之矩形，可為扇形，亦可為圓形。對具備此種電極21之矩形切片10a，於25℃之環境下應用基於範德堡法之霍爾測定，藉此求出載子濃度。再者，於本說明書中，將基於以上述矩形切片為測定對象而獲得之載

子濃度定義為基於範德堡法之霍爾測定中於25℃下測定之上述 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之載子濃度。

【0093】

<用途>

本實施方式之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之電特性及光學特性之兩者更優異，因此可用作用以形成光學裝置及電子裝置之基板。尤其 β 型 Ga_2O_3 單晶基板較佳為基於良好之電特性而用作用以形成電子裝置之基板。

[實施例]

【0094】

以下，例舉實施例而更詳細地說明本發明，但本發明不受其等限定。於本實施例中，分別使用如圖1所示之單晶製造裝置、及具有如圖2～5所示之主要部分之態樣之坩鍋，依據圖6所示之流程圖製造 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。於以下說明中，試樣101～試樣115、試樣201～試樣213、及試樣301～試樣313係實施例。試樣10A～試樣10C及試樣20A～試樣20C係比較例。

【0095】

此處，以下之各試樣之 β 型 Ga_2O_3 單晶之「結晶外徑」係指藉由如下方法而求出之結晶外徑。即，分別求出自坩鍋取出之上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠之增徑部與直體部之交界所對應之位置(以下，亦記為「測定點1」)、距離上述錠之結晶生長結束側下方10 mm之位置(以下，亦記為「測定點2」)、及上述測定點1與上述測定點2之中間位置(以下，亦記為「測定點3」)之3點之上述錠之外徑，將其平均值定義為「結晶外徑」。

【0096】

[Ga₂O₃單晶基板之製造]

<試樣10A>

嘗試按照上述專利文獻1中揭示之方法，藉由使用垂直布氏(VB：Vertical Bridgeman)法，而將生長方向作為[001]方向製造β型Ga₂O₃單晶。獲得上述β型Ga₂O₃單晶時，使用包含含有30質量%之Rh之Pt-Rh合金之坩鍋。上述坩鍋之直體部之內徑為105 mm。進而上述坩鍋之側壁部之厚度為0.2 μm，上述側壁部之內周面側表面之表面粗糙度Rz為20 μm。然而於結晶生長時上述坩鍋破裂，故而未獲得上述β型Ga₂O₃單晶，因此未獲得試樣10A之β型Ga₂O₃單晶基板。

【0097】

<試樣10B>

藉由與獲得試樣10A之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，將生長方向作為[001]方向製造β型Ga₂O₃單晶。於本試驗例中，未見坩鍋之破裂。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為120 mm。進而對上述β型Ga₂O₃單晶依序實行上述切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟。藉由以上內容，獲得試樣10B之β型Ga₂O₃單晶基板。試樣10B之β型Ga₂O₃單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm。試樣10B之β型Ga₂O₃單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為25質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm。

【0098】

<試樣10C>

除將坩鍋之側壁部之厚度設為1.0 mm以外，藉由與獲得試樣10A之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，將生長方向作為[001]方向製造β型

Ga₂O₃單晶。於本試驗例中，未見坩鍋之破裂。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為108 mm。進而對上述β型Ga₂O₃單晶依序實行上述切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟。藉由以上內容，獲得試樣10C之β型Ga₂O₃單晶基板。試樣10C之β型Ga₂O₃單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm。試樣10C之β型Ga₂O₃單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為45質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm。

【0099】

<試樣101>

(準備步驟S110)

首先藉由先前公知之方法準備單晶生長裝置100、包含β型Ga₂O₃單晶之晶種8a及塊狀之Ga₂O₃多晶，或者藉由獲取市售者而準備。作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5，使用包含含有10.8質量%之CaO之純度89.2質量%之穩定ZrO₂，且具備具有3 mm之厚度之側壁部5a及具有500 μm之厚度之熔射膜5b之坩鍋。更具體而言，坩鍋5之直體部之內徑為105 mm。進而側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為20 μm。熔射膜5b之組成為含有30質量%之Rh之Pt-Rh合金，熔射膜5b之孔隙率為10%。

【0100】

(原材料裝入步驟S120及原材料熔融步驟S130)

其次藉由先前公知之方法，於坩鍋5之晶種收容部51收容晶種8a，且於較之該晶種8a之上部收容塊狀之Ga₂O₃多晶。具體而言，於增徑部52及直體部53內收容複數個塊狀之Ga₂O₃多晶，使之堆積。繼而以坩鍋保持台6支持於內部收容有晶種8a及塊狀之Ga₂O₃多晶之坩鍋5。其後，對加熱裝置7供給電流，將坩鍋5加熱，分別將Ga₂O₃多晶及晶種8a之一部分溶解，

藉此製備Ga₂O₃熔融液82。繼而晶種8a之剩餘部分與Ga₂O₃熔融液82於其界面接觸。

【0101】

(Ga₂O₃單晶生長步驟S140)

其次，藉由將坩鍋5相對於加熱裝置7，沿其軸緩慢向下(底部側)拉，而於坩鍋5內形成晶種8a側之溫度較低，Ga₂O₃熔融液82側之溫度變高之溫度梯度。藉此，於晶種8a側之上述剩餘部分上自Ga₂O₃熔融液82以生長方向為[001]方向生長結晶，獲得β型Ga₂O₃單晶81。進而，持續該操作直至拉低距離成為100 mm為止。生長中之β型Ga₂O₃單晶81與Ga₂O₃熔融液82之界面之溫度為1800～1820℃。上述界面之上述溫度梯度為5℃/cm。將坩鍋5沿其軸向下拉之速度為1 mm/小時。藉由以上內容，獲得β型Ga₂O₃單晶之錠。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為105.8 mm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0102】

(Ga₂O₃單晶基板製造步驟S200)

最後，對Ga₂O₃單晶生長步驟S140中獲得之β型Ga₂O₃單晶之錠，於切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟之各步驟中進行加工，藉此獲得β型Ga₂O₃單晶基板。首先於切割步驟中，使用先前公知之方法將上述錠以成為具有700 μm之厚度之晶圓之方式進行切片。於外周研削步驟中，使用先前公知之方法以對上述晶圓之外周實施倒角加工之方式進行研削，藉此獲得具有包含中心部與包圍上述中心部之外周之外周部之主表面之晶圓。進而於研磨步驟中，使用先前公知之研磨方法對上述中心部進行研磨，於上述中心部中，例如JIS B 0681-2：2018中規定之表面粗糙度Ra為

8 nm。

【0103】

藉由以上內容，製造試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為15質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0104】

<試樣102>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之孔隙率為20%之坩鍋以外，藉由與獲得試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣102之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣102之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣102之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為20質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0105】

<試樣103>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之孔隙率為30%之坩鍋以外，藉由與獲得試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣103之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣103之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。

試樣 103 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之 Rh 之濃度於上述 GDMS 中為 18 質量 ppm，Ir 之濃度於上述 GDMS 中為 0.01 質量 ppm。

【0106】

< 試樣 104 >

除於準備步驟中，準備被覆側壁部 5a 之內周面側之熔射膜 5b 之厚度為 200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣 101 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為 105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣 104 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣 104 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為 101.6 mm，厚度為 650 μm 。試樣 104 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之 Rh 之濃度於上述 GDMS 中為 17 質量 ppm，Ir 之濃度於上述 GDMS 中未達 0.01 質量 ppm。再者關於坩鍋 5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0107】

< 試樣 105 >

除於準備步驟中，準備被覆側壁部 5a 之內周面側之熔射膜 5b 之厚度為 200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣 102 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為 105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣 105 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣 105 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為 101.6 mm，厚度為 650 μm 。試樣 105 之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之 Rh 之濃度於上述 GDMS 中為 25 質量 ppm，Ir 之濃度於上述 GDMS 中未達 0.01 質量 ppm。再者關於坩鍋 5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0108】

< 試樣106 >

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之厚度為200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣103之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣106之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣106之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣106之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為40質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0109】

< 試樣107 >

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為100 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣104之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣107之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣107之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣107之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為28質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0110】

< 試樣108 >

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為100 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣105之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8

mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣108之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣108之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣108之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為15質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0111】

<試樣109>

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為300 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣104之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣109之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣109之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣109之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為22質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0112】

<試樣110>

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為300 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣105之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣110之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣110之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣110之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為25質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm。

【0113】**<試樣111>**

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度Rz為300 μm之坩鍋以外，藉由與獲得試樣106之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，獲得β型Ga₂O₃單晶之錠。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述β型Ga₂O₃單晶，獲得試樣111之β型Ga₂O₃單晶基板。試樣111之β型Ga₂O₃單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm。試樣111之β型Ga₂O₃單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為27質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0114】**<試樣112>**

藉由與獲得試樣111之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，獲得β型Ga₂O₃單晶之錠。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述β型Ga₂O₃單晶，獲得試樣112之β型Ga₂O₃單晶基板。試樣112之β型Ga₂O₃單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm。試樣112之β型Ga₂O₃單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為20質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0115】**<試樣113>**

除於準備步驟中，準備以包含如下之第1膜5b1及第2膜5b2之熔射膜被覆側壁部5a之內周面側之坩鍋以外，藉由與獲得試樣109之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，獲得β型Ga₂O₃單晶之錠。即，於本試驗例之準備步驟中，藉由對坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面熔射第1熔射材，而

以包含Rh，第1膜孔隙率為30%，且厚度為50 μm 之第1膜5b1被覆上述表面。進而藉由對第1膜5b1熔射第2熔射材，而以包含Pt，第2膜孔隙率為30%，且厚度為150 μm 之第2膜5b2被覆第1膜5b1。

【0116】

藉此獲得之上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣113之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣113之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣113之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0117】

<試樣114>

藉由與獲得試樣113之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣114之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣114之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣114之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為0.08質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0118】

<試樣115>

藉由與獲得試樣113之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣115之 β 型 Ga_2O_3

單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為2.9質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。

【0119】

<試樣20A及試樣20B>

除獲得上述Ga₂O₃單晶時所使用之坩鍋之直體部之內徑為156 mm以外，嘗試藉由與獲得試樣10A及試樣10B之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，分別製造試樣20A及試樣20B之β型Ga₂O₃單晶基板。然而，於結晶生長時上述坩鍋破裂，故而未獲得試樣20A及試樣20B之β型Ga₂O₃單晶基板。

【0120】

<試樣20C>

除坩鍋之側壁部之厚度為1.0 mm以外，藉由與獲得試樣20A及試樣20B之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，將生長方向作為[001]方向製造β型Ga₂O₃單晶。於本試驗例中，未見坩鍋之破裂。上述β型Ga₂O₃單晶之結晶外徑為165 mm。進而對上述β型Ga₂O₃單晶依序實行上述切割步驟、外周研削步驟、及研磨步驟。藉由以上內容，獲得試樣20C之β型Ga₂O₃單晶基板。試樣20C之β型Ga₂O₃單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm。試樣20C之β型Ga₂O₃單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為38質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。

【0121】

<試樣201>

除於準備步驟中，準備直體部之內徑為156 mm之坩鍋以外，藉由與獲得試樣101之β型Ga₂O₃單晶基板之方法相同之要領，獲得β型Ga₂O₃單晶

之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為15質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0122】

<試樣202>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之孔隙率為20%之坩鍋以外，藉由與獲得試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣202之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣202之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣202之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為20質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於加熱之結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0123】

<試樣203>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之孔隙率為30%之坩鍋以外，藉由與獲得試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣203之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣203之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。

試樣203之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為23質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。

【0124】

<試樣204>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之厚度為200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣201之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣204之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣204之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣204之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為27質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0125】

<試樣205>

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之厚度為200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣202之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣205之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣205之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣205之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為15質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0126】

< 試樣206 >

除於準備步驟中，準備被覆側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之厚度為200 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣203之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣206之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣206之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣206之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為35質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0127】

< 試樣207 >

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為100 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣204之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣207之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣207之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣207之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為18質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0128】

< 試樣208 >

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為100 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣205之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1

mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣208之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣208之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣208之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為25質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0129】

<試樣209>

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為300 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣204之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣209之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣209之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣209之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為32質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0130】

<試樣210>

除於準備步驟中，準備側壁部5a之內周面側表面之表面粗糙度 R_z 為300 μm 之坩鍋以外，藉由與獲得試樣205之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣210之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣210之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣210之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為26質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm。

【0131】

<試樣211>

除於準備步驟中，準備以包含如下之第1膜5b1及第2膜5b2之熔射膜被覆側壁部5a之內周面側之坩鍋以外，藉由與獲得試樣209之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。即，於本試驗例之準備步驟中，藉由對坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面熔射第1熔射材，而以包含Rh，第1膜孔隙率為30%，且厚度為50 μm 之第1膜5b1被覆上述表面。進而藉由對第1膜5b1熔射第2熔射材，而以包含Pt，第2膜孔隙率為30%，且厚度為150 μm 之第2膜5b2被覆第1膜5b1。

【0132】

藉此獲得之上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣211之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣211之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣211之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為0.02質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0133】

<試樣212>

藉由與獲得試樣211之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣212之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣212之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣212之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0134】

<試樣213>

藉由與獲得試樣211之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為157.1 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣213之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣213之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為152.4 mm，厚度為650 μm 。試樣213之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為2.8質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。

【0135】

<試樣301>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有11質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣101之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣301之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣301之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣301之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為14質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0136】

<試樣302>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2

質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有11質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣102之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣302之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣302之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣302之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為21質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0137】

<試樣303>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有11質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣103之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣303之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣303之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣303之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為19質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0138】

<試樣304>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2

質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有11質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣104之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣304之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣304之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣304之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為18質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0139】

<試樣305>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有11質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣105之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣305之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣305之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣305之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為24質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0140】

<試樣306>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣106之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣306之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣306之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣306之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為22質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0141】

<試樣307>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣107之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣307之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣307之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣307之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為25質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0142】

<試樣308>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣108之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣308之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣308之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣308之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為17質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。再者關於坩鍋5，於結晶生長時未見破裂，但於結晶生長後之冷卻時發現破裂。

【0143】

<試樣309>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣109之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣309之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣309之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣309之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為21質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0144】

<試樣310>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣110之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣310之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣310之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣310之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為26質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中為0.01質量ppm。

【0145】

<試樣311>

除於準備步驟S110中，準備包含含有13.8質量%之 Y_2O_3 之純度86.2質量%之穩定 ZrO_2 ，側壁部5a具有9 mm之厚度，且被覆坩鍋5之側壁部5a之內周面側之熔射膜5b之組成為含有10質量%之Rh之Pt-Rh合金的坩鍋，作為構成單晶生長裝置100之坩鍋5以外，藉由與獲得試樣111之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣311之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣311之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣311之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為14質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0146】

<試樣312>

藉由與獲得試樣311之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β

型 Ga_2O_3 單晶之錠。上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣312之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣312之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣312之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中為13質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0147】

<試樣313>

除於準備步驟中，準備以包含如下之第1膜5b1及第2膜5b2之熔射膜被覆側壁部5a之內周面側之坩鍋以外，藉由與獲得試樣309之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之方法相同之要領，獲得 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠。即，於本試驗例之準備步驟中，藉由對坩鍋5之側壁部5a之內周面側表面熔射第1熔射材，而以包含Rh，第1膜孔隙率為30%，且厚度為50 μm 之第1膜5b1被覆上述表面。進而藉由對第1膜5b1熔射第2熔射材，而以包含Pt，第2膜孔隙率為30%，且厚度為150 μm 之第2膜5b2被覆第1膜5b1。

【0148】

藉此獲得之上述 β 型 Ga_2O_3 單晶之結晶外徑為105.8 mm。進而自上述 β 型 Ga_2O_3 單晶，獲得試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板。試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑為101.6 mm，厚度為650 μm 。試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中之Rh之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm，Ir之濃度於上述GDMS中未達0.01質量ppm。

【0149】

用於分別製造試樣10A～試樣10C、試樣101～試樣115、試樣20A～試樣20C、試樣201～試樣213、及試樣301～試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基

板之坩鍋之構成(直體部之內徑、組成、表面粗糙度Rz、側壁部之厚度、
熔射膜之組成、孔隙率及厚度等)之一覽示於表1、表2及表3。於表1～表3
中，熔射膜為單層之情形時，其組成、孔隙率及厚度示於「熔射膜(最內
層：第2膜)」之欄。

【0150】

[表1]

表1

試樣 No.	坩鍋 (最外層)				熔射膜 (第1膜)			熔射膜 (最內層：第2膜)		
	內徑 (mm)	組成	Rz(μm)	厚度 (mm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)
10A	105	Pt-Rh	20	0.2	-	-	-	-	-	-
10B	105	Pt-Rh	20	0.2	-	-	-	-	-	-
10C	105	Pt-Rh	20	1.0	-	-	-	-	-	-
101	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	500
102	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	500
103	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	500
104	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
105	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
106	105	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
107	105	氧化鋯	100	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
108	105	氧化鋯	100	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
109	105	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
110	105	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
111	105	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
112	105	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
113	105	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150
114	105	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150
115	105	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150

【0151】

[表2]

表2

試樣 No.	坩鍋 (最外層)				熔射膜 (第1膜)			熔射膜 (最內層：第2膜)		
	內徑 (mm)	組成	Rz(μm)	厚度 (mm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)
20A	156	Pt-Rh	20	0.2	-	-	-	-	-	-
20B	156	Pt-Rh	20	0.2	-	-	-	-	-	-
20C	156	Pt-Rh	20	1.0	-	-	-	-	-	-
201	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	500
202	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	500
203	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	500
204	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
205	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
206	156	氧化鋯	20	3.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
207	156	氧化鋯	100	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
208	156	氧化鋯	100	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
209	156	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
210	156	氧化鋯	300	3.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
211	156	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150
212	156	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150
213	156	氧化鋯	300	3.0	Rh	30	50	Pt	30	150

【0152】

[表3]

表3

試樣 No.	坩鍋 (最外層)				熔射膜 (第1膜)			熔射膜 (最內層：第2膜)		
	內徑 (mm)	組成	Rz(μm)	厚度 (mm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)	組成	孔隙率 (%)	厚度 (μm)
301	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	10	500
302	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	20	500
303	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	30	500
304	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
305	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
306	105	氧化鋯	20	9.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
307	105	氧化鋯	100	9.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
308	105	氧化鋯	100	9.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
309	105	氧化鋯	300	9.0	-	-	-	Pt-Rh	10	200
310	105	氧化鋯	300	9.0	-	-	-	Pt-Rh	20	200
311	105	氧化鋯	300	9.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
312	105	氧化鋯	300	9.0	-	-	-	Pt-Rh	30	200
313	105	氧化鋯	300	9.0	Rh	30	50	Pt	30	150

【0153】

[評價]

<製品產率>

將用以獲得試樣10B～試樣10C、試樣101～試樣115、試樣20C、試樣201～試樣213、及試樣301～試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之 β 型 Ga_2O_3 單晶作為對象，藉由如下之方法而求出製品產率。如上所述所謂「製品產率」係指於坩鍋內結晶生長之 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠之質量中，去除因冷卻時坩鍋破裂或缺損、或者結晶破裂或缺損，而導致加工為 β 型三氧化二鎵單晶基板之情形時未獲得所期望之直徑之區域，且藉由下述評價方法而評價為作為上述基板可成為良品之部分之質量所占的比率。該單晶之製品產率越良好，越可評價為使上述單晶生長之坩鍋中未產生破裂、缺損等。

【0154】

首先，由自坩鍋取出之各試樣之 β 型 Ga_2O_3 單晶之錠，於作為用以測定上述結晶外徑之位置之上述測定點1及上述測定點2，分別切出準備主表面為(001)面之圓盤狀之測定試樣(厚度：1 mm)。進而將上述測定試樣之主表面研磨，實施先前公知之藉由熔融氫氧化鉀之蝕刻。

【0155】

其次，對上述測定試樣，以微分干涉顯微鏡(商品名(型號)：「LV-150」，Nikon股份有限公司製造)觀察其整個面，藉此對上述微分干涉顯微鏡之每1個視野中出現之結晶缺陷數進行計數，並且判斷是否多晶化。於該情形時，藉由上述微分干涉顯微鏡之觀察係以10倍之倍率進行。藉此，上述微分干涉顯微鏡之1個視野成為10 mm×10 mm之大小，將每1個視野之結晶缺陷數直接作為密度(cm^{-2})而求出。再者，所謂上述結晶缺陷

係指因上述蝕刻而於主表面作為腐蝕孔出現之「蝕刻斑」。上述蝕刻斑於學術上與錯位含義不同，但於本技術領域中可用作與錯位相等含義者。進而所謂上述「錯位」係指存在於 β 型 Ga_2O_3 單晶之內部之「穿透錯位」，上述穿透錯位已知為結晶缺陷之一態樣

【0156】

其次於上述測定試樣中未見多晶化之情形時，該測定試樣被評價為良品。另一方面，於上述測定試樣中至少可見多晶化之情形時，該測定試樣被評價為不良。對切出該評價為不良之測定試樣之上述錠，於自作為切出該測定試樣之位置之上述測定點1或上述測定點2，向上述測定點3側離開10 mm之位置切出新的測定試樣，且對上述新的測定試樣使用上述微分干涉顯微鏡進行上述觀察。反覆進行此種操作直至判斷上述測定試樣為良品為止。

【0157】

最後，自於上述錠中切出被判斷為良品之測定試樣之位置所夾持之長度(高度)、及各試樣之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之直徑(即101.6 mm或152.4 mm)求出上述錠之體積，自上述體積換算求出可成為製品之上述錠之質量(以下，亦記為「良品質量」)。繼而求出上述良品質量於上述錠之上述測定點1及上述測定點2所夾持之區域之質量中所占之比率，將其作為「製品產率」。結果示於表4、表5及表6。

【0158】

[活化率之測定]

於試樣10B～試樣10C、試樣101～試樣115、試樣20C、試樣201～試樣213、及試樣301～試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板中，對使用上述基板

之中央部製作之霍爾測定用樣品實行上述測定方法，藉此求出各試樣之載子濃度。又，使用輝光放電質譜分析(GDMS)，求出上述β型Ga₂O₃單晶基板中之Sn或Si之雜質濃度。將上述各試樣之載子濃度除以利用GDMS求出之上述雜質濃度，藉此算出各試樣之活化率。結果示於表4、表5及表6。

【0159】

[透過率之測定]

於試樣10B～試樣10C、試樣101～試樣115、試樣20C、試樣201～試樣213、及試樣301～試樣313之β型Ga₂O₃單晶基板中，對使用上述基板之中央部製作之透過率測定用樣品實行上述測定方法，藉此求出各試樣之波長427 nm之光之透過率。結果示於表4、表5及表6。

【0160】

[表4]

表4

試樣 No.	坩鍋破裂	結晶外徑 (mm)	Rh濃度 (質量ppm)	Ir濃度 (質量ppm)	製品產率 (%)	活化率 (%)	透過率 (%)
10A	NG	-	-	-	-	-	-
10B	G	120	25	0.02	30	91	55
10C	G	108	45	0.02	55	84	62
101	G*	105.8	15	<0.01	61	92	58
102	G*	105.8	20	0.01	60	91	55
103	G	105.8	18	0.01	68	91	57
104	G*	105.8	17	<0.01	60	91	60
105	G*	105.8	25	<0.01	61	90	58
106	G	105.8	40	<0.01	70	86	55
107	G*	105.8	28	<0.01	61	90	58
108	G*	105.8	15	<0.01	62	92	60
109	G	105.8	22	<0.01	75	90	57
110	G	105.8	25	0.02	76	90	57
111	G	105.8	27	<0.01	80	90	60
112	G	105.8	20	<0.01	79	90	58
113	G	105.8	<0.01	<0.01	76	99	80
114	G	105.8	0.08	<0.01	75	98	78
115	G	105.8	2.9	0.01	75	98	72

關於「坩鍋破裂」，NG表示於結晶生長時發現破裂，G表示未見破

裂。*表示於結晶生長後之冷卻時破裂。

【0161】

[表5]

表5

試樣 No.	坩鍋破裂	結晶外徑 (mm)	Rh濃度 (質量ppm)	Ir濃度 (質量ppm)	製品產率 (%)	活化率 (%)	透過率 (%)
20A	NG	-	-	-	-	-	-
20B	NG	-	-	-	-	-	-
20C	G	165	38	0.01	35	88	55
201	G*	157.1	15	0.01	51	91	59
202	G*	157.1	20	<0.01	50	90	56
203	G	157.1	23	0.01	58	91	57
204	G*	157.1	27	<0.01	50	89	59
205	G*	157.1	15	0.02	51	92	57
206	G	157.1	35	<0.01	60	87	54
207	G*	157.1	18	0.01	51	91	59
208	G*	157.1	25	<0.01	52	90	61
209	G	157.1	32	<0.01	65	88	56
210	G	157.1	26	0.02	65	90	56
211	G	157.1	0.02	<0.01	66	99	79
212	G	157.1	<0.01	<0.01	65	98	77
213	G	157.1	2.8	0.01	65	99	71

關於「坩鍋破裂」，NG表示於結晶生長時發現破裂，G表示未見破裂。*表示於結晶生長後之冷卻時破裂。

【0162】

[表6]

表6

試樣 No.	坩鍋破裂	結晶外徑 (mm)	Rh濃度 (質量ppm)	Ir濃度 (質量ppm)	製品產率 (%)	活化率 (%)	透過率 (%)
301	G*	105.8	14	<0.01	59	91	56
302	G*	105.8	21	0.01	60	90	56
303	G	105.8	19	<0.01	68	92	58
304	G*	105.8	18	<0.01	61	89	59
305	G*	105.8	24	<0.01	62	91	57
306	G	105.8	22	<0.01	71	92	56
307	G*	105.8	25	<0.01	60	91	57
308	G*	105.8	17	<0.01	61	89	59
309	G	105.8	21	<0.01	77	91	56
310	G	105.8	26	0.01	75	92	58
311	G	105.8	14	<0.01	79	92	57
312	G	105.8	13	<0.01	79	93	57
313	G	105.8	<0.01	<0.01	76	98	78

關於「坩鍋破裂」，NG表示於結晶生長時發現破裂，G表示未見破裂。*表示於結晶生長後之冷卻時破裂。

【0163】

[考察]

根據表4，試樣101～試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率與試樣10B～試樣10C之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率相比更良好。因此，可評價如下：用以製造試樣101～試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之坩鍋與用以製造試樣10B～試樣10C之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之坩鍋相比較，可抑制於結晶生長時產生破裂、缺損。根據表5，試樣201～試樣213之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率與試樣20C之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率相比更良好。因此，可評價如下：用以製造試樣201～試樣213之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之坩鍋與用以製造試樣10C之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之坩鍋相比，可抑制於結晶生長時產生破裂、缺損。根據表6，試樣301～試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率與試樣101～試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之製品產率同樣地良好。因此，可評價如下：用以製造試樣301～試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板之坩鍋可抑制於結晶生長時產生破裂、缺損。

【0164】

尤其試樣113～試樣115之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板、試樣211～試樣213、及試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板與其他試樣之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板相比，活化率及透過率亦更優異。因此，評價如下：試樣113～試樣115、試樣211～試樣213、及試樣313之 β 型 Ga_2O_3 單晶基板可供作電特性及光學特性之兩者優異之化合物半導體基板。

【0165】

如上述，對本發明之實施方式及實施例進行了說明，而起初亦即計劃將上述各實施方式及實施例之構成適宜組合。

【0166】

本次揭示之實施方式及實施例於所有方面均為例示，應認為是不受限制者。本發明之範圍並非由上述實施方式及實施例表示，而是由發明申請專利範圍表示，旨在包含與發明申請專利範圍同等之含義及範圍內之所有變更。

【符號說明】

【0167】

1:β型三氧化二鎵單晶基板(β型Ga₂O₃單晶基板)

5:坩鍋

5a:側壁部

5b:熔射膜

5b1:第1膜

5b2:第2膜

5c:孔隙

6:坩鍋保持台

7:加熱裝置

8a:晶種

9:密閉容器

10:主表面

10a:矩形切片

21:電極

51:晶種收容部

52:增徑部

53:直體部

81: β 型 Ga_2O_3 單晶

82:三氧化二鎵熔融液(Ga_2O_3 熔融液)

100:單晶生長裝置

O:中心

OF:參考面

S100: β 型 Ga_2O_3 單晶製造步驟

S110:準備步驟

S120:原材料收容步驟

S130:原材料熔融步驟

S140: Ga_2O_3 單晶生長步驟

S200: β 型 Ga_2O_3 單晶基板製造步驟

【發明申請專利範圍】

【請求項1】

一種坩鍋，其係 β 型三氧化二鎂單晶生長用之坩鍋，並且
上述坩鍋具有1 mm以上10 mm以下之厚度，
上述坩鍋之最大內徑為100 mm以上，
上述坩鍋之組成為含有氧化釔及氧化鈣之兩者或任一者之穩定氧化
鋯，
上述坩鍋之內周面側表面被含有銻及鉑之兩者或任一者之熔射膜被
覆，
上述熔射膜之厚度為100 μm 以上500 μm 以下，
上述穩定氧化鋯含有12.0質量%以上15.5質量%以下之上述氧化釔或
含有10.2質量%以上11.4質量%以下之上述氧化鈣。

【請求項2】

如請求項1之坩鍋，其中上述熔射膜包含含有10質量%以上30質量%
以下之銻之鉑-銻合金。

【請求項3】

如請求項2之坩鍋，其中上述熔射膜具有孔隙，
上述孔隙於上述熔射膜中所占之體積比率即孔隙率為30體積%以上
50體積%以下。

【請求項4】

如請求項2之坩鍋，其中上述表面之表面粗糙度 R_z 為300 μm 以上500
 μm 以下，
上述熔射膜具有孔隙，

上述孔隙於上述熔射膜中所占之體積比率即孔隙率為10體積%以上且未達30體積%。

【請求項5】

如請求項3之坩鍋，其中上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。

【請求項6】

如請求項1之坩鍋，其中上述熔射膜包含第1膜及第2膜，

上述第1膜被覆上述表面，

上述第1膜包含銻或以銻為主成分之鉑-銻合金，

上述第2膜被覆上述第1膜，

上述第2膜包含鉑或以鉑為主成分之鉑-銻合金，

上述熔射膜之厚度以上述第1膜與上述第2膜之合計來計為100 μm 以上500 μm 以下。

【請求項7】

如請求項6之坩鍋，其中上述第1膜及上述第2膜均具有孔隙，

上述孔隙於上述第1膜中所占之體積比率即第1膜孔隙率、及上述孔隙於上述第2膜中所占之體積比率即第2膜孔隙率均為30體積%以上50體積%以下。

【請求項8】

如請求項6之坩鍋，其中上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下，

上述第1膜及上述第2膜均具有孔隙，

上述孔隙於上述第1膜中所占之體積比率即第1膜孔隙率、及上述孔

隙於上述第2膜中所占之體積比率即第2膜孔隙率均為10體積%以上且未達30體積%。

【請求項9】

如請求項7之坩鍋，其中上述表面之表面粗糙度Rz為300 μm 以上500 μm 以下。

【請求項10】

一種 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法，其係使用如請求項1至9中任一項之坩鍋之 β 型三氧化二鎵單晶基板之製造方法，並且上述製造方法包括：

準備上述坩鍋之步驟、

藉由使用有上述坩鍋之垂直型晶舟法而獲得 β 型三氧化二鎵單晶之步驟、及

藉由加工上述 β 型三氧化二鎵單晶而獲得具有圓形之主表面之 β 型三氧化二鎵單晶基板之步驟。

【請求項11】

一種 β 型三氧化二鎵單晶基板，其係具有圓形之主表面者，並且

上述 β 型三氧化二鎵單晶基板之直徑為100 mm以上，

上述主表面為 β 型三氧化二鎵單晶之(001)面，或者

為具有自上述 β 型三氧化二鎵單晶之(001)面偏離大於 0° 且 10° 以下之偏離角、及上述 β 型三氧化二鎵單晶之[010]方向或與上述[010]方向正交之方向之偏離方向之面，

上述 β 型三氧化二鎵單晶基板含有銻及銥之兩者或任一者，

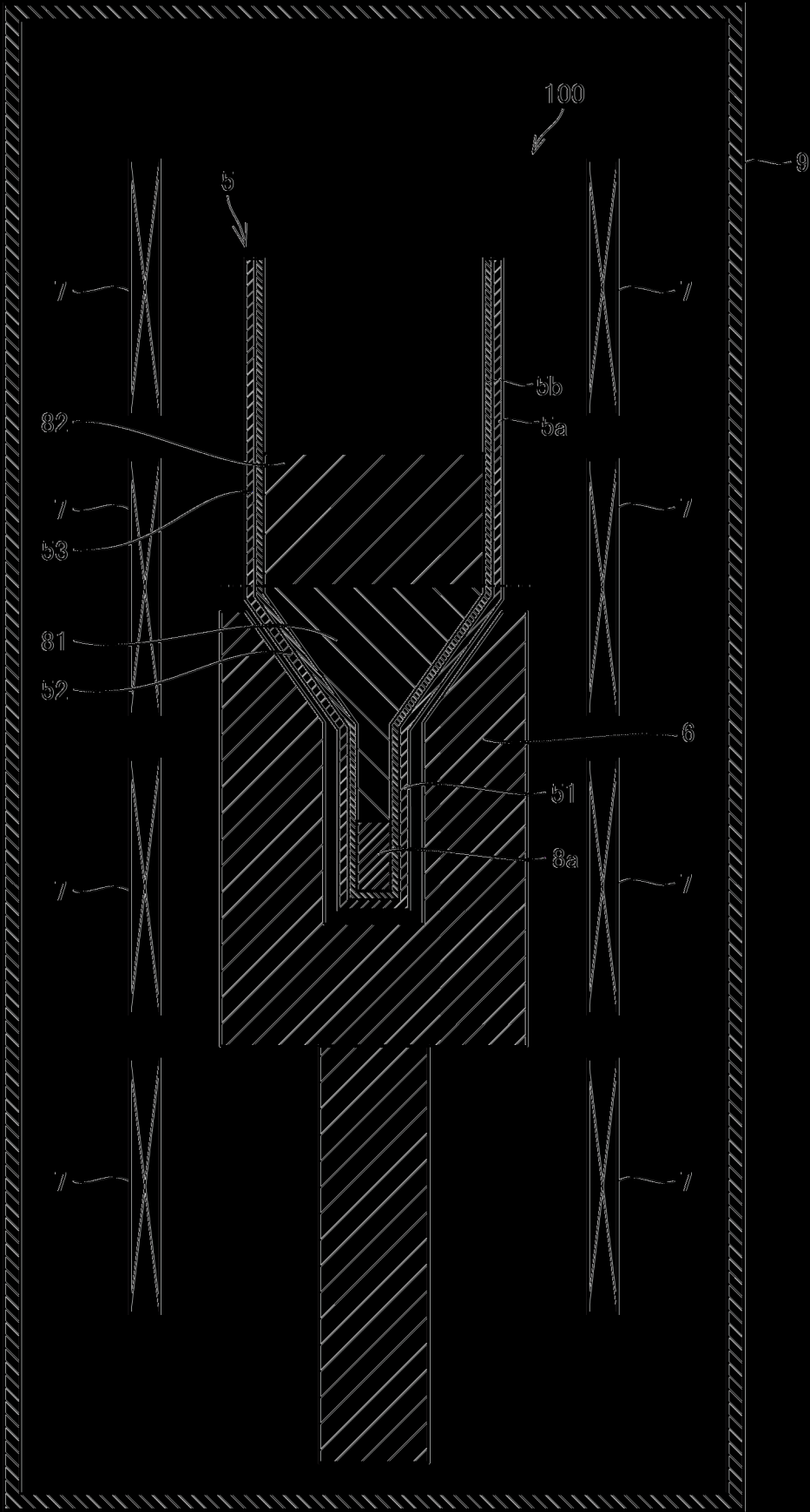
上述銻之濃度及上述銥之濃度於輝光放電質譜分析中均未達3質量

ppm。

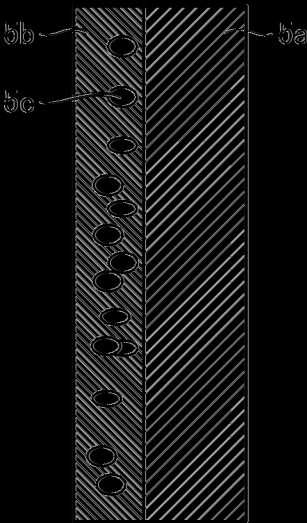
【請求項12】

如請求項11之 β 型三氧化二鎵單晶基板，其中對波長400 nm以上430 nm以下之光之透過率為70%以上，

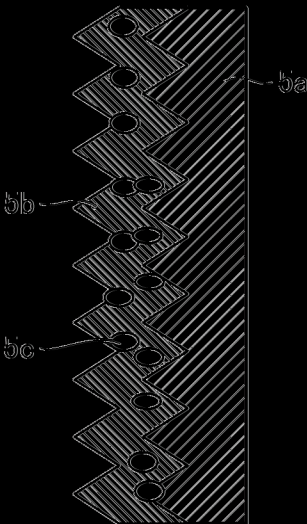
基於范德堡法之霍爾測定中於25℃下測定之載子濃度為 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 以上 $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下。



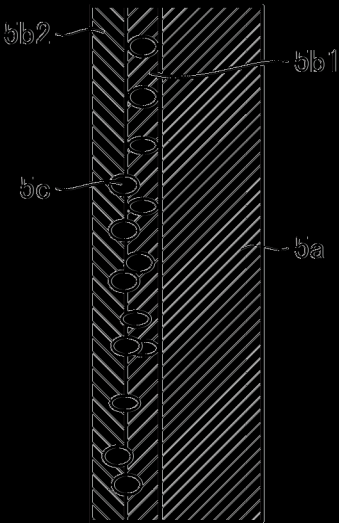
|(圖1)|



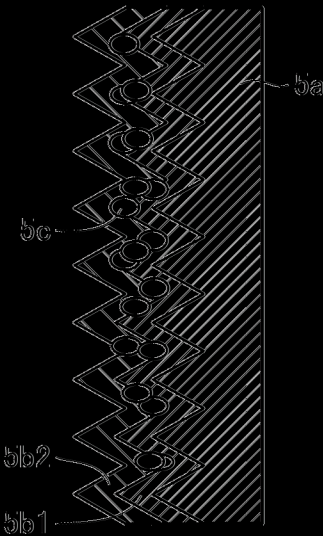
[(图2)]



[(图3)]



|(图4)|



|(图5)|

