

公告本

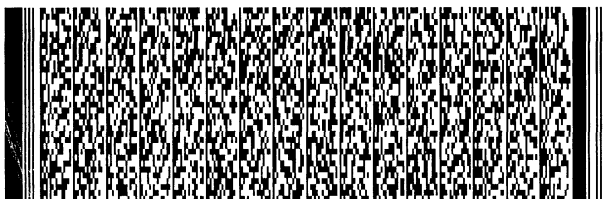
申請日期:	91.5.27	案號:	91106109
類別:	Hole 33/5		

(以上各欄由本局填註)

發明專利說明書

533607

一、發明名稱	中文	由三族氮化物製成之半導體基板及其製造方法
	英文	SEMICONDUCTOR SUBSTRATE MADE OF GROUP III NITRIDE, AND PROCESS FOR MANUFACTURE THEREOF
二、發明人	姓名(中文)	1. 碓井 彰
	姓名(英文)	1. Usui, Akira
	國籍	1. 日本
	住、居所	1. 日本國東京都港區芝五丁目7番1號 日本電氣股份有限公司內(c/o NEC Corporation, 7-1, Shiba 5-chome, Minato-ku, Tokyo, Japan)
三、申請人	姓名(名稱)(中文)	1. 日本電氣股份有限公司 2. 日立電線股份有限公司
	姓名(名稱)(英文)	1. NEC Corporation 2. Hitachi Cable, Ltd.
	國籍	1. 日本 2. 日本
	住、居所(事務所)	1. 日本國東京都港區芝五丁目7番1號(7-1, Shiba 5-chome, Minato-ku, Tokyo, Japan) 2. 日本國東京都千代田區大手町一丁目6番1號(6-1, Otemachi 1-chome, Chiyoda-ku, Tokyo, Japan)
	代表人姓名(中文)	1. 西垣 浩司 (Nishigaki, Koji) 2. 原 精二(Hara, Seiji)
	代表人姓名(英文)	1. Nishigaki, Koji 2. Hara, Seiji



申請日期：	案號：
類別：	

(以上各欄由本局填註)

發明專利說明書

一、 發明名稱	中文	
	英文	
二、 發明人	姓名 (中文)	2. 柴田 真佐知
	姓名 (英文)	2. Shibata, Masatomo
	國籍	2. 日本
	住、居所	2. 日本國茨城縣土浦市木田余3550番地 日立電線股份有限公司先進研究中心內(c/o Hitachi Cable, Ltd., Advanced Research Center, 3550. Kidamari, Tsuchiura-shi, Ibaraki, Japan)
三、 申請人	姓名 (名稱) (中文)	
	姓名 (名稱) (英文)	
	國籍	
	住、居所 (事務所)	
	代表人 姓名 (中文)	
代表人 姓名 (英文)		



申請日期：	案號：
類別：	

(以上各欄由本局填註)

發明專利說明書

一、 發明名稱	中文	
	英文	
二、 發明人	姓名 (中文)	3. 大島 祐一
	姓名 (英文)	3. Oshima, Yuichi
	國籍	3. 日本
	住、居所	3. 日本國茨城縣土浦市木田余3550番地 日立電線股份有限公司先進研究中心內(c/o Hitachi Cable, Ltd., Advanced Research Center, 3550. Kidamari, Tsuchiura-shi, Ibaraki, Japan)
三、 申請人	姓名 (名稱) (中文)	
	姓名 (名稱) (英文)	
	國籍	
	住、居所 (事務所)	
	代表人 姓名 (中文)	
	代表人 姓名 (英文)	



本案已向

國(地區)申請專利	申請日期	案號	主張優先權
日本 JP	2001/03/27	特願2001-090148	有
日本 JP	2001/10/01	特願2001-305055	有
日本 JP	2002/03/08	特願2002-064345	有

有關微生物已寄存於

寄存日期

寄存號碼

無



五、發明說明 (1)

1. 發明領域

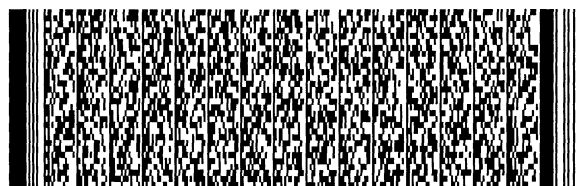
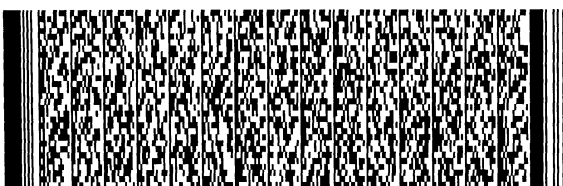
本發明係關於一種氮化物型化合物半導體之結晶基板及其製造方法。

2. 發明背景

GaN型化合物半導體，例如氮化鎵(GaN)、氮化銦鎵(InGaN)、以及氮化鎵鋁(GaAlN)係眾所矚目的藍色發光二極體(LED)與雷射二極體(LD)之材料。更且，應用GaN型化合物半導體作為電子裝置之發展已經開始利用高熱阻值與環境友善性之特徵。

GaN型化合物半導體之塊材晶體成長困難；因而，尚未獲得可實際使用的GaN基板。現今廣泛使用之用於GaN成長的基板為藍寶石，且通常使用藉由金屬有機氣相磊晶(MOVPE)技術與類似者磊晶成長GaN於單晶藍寶石基板上之方法。

既然藍寶石基板之晶格常數異於GaN，故無法直接成長連續的GaN單晶膜於藍寶石基板上。因而，已有提議出下列製程：藉由低溫成長於藍寶石基板上的AlN或GaN之緩衝層減輕晶格之應變，隨後於其上成長GaN(日本專利申請案公開公報第63-188983號)。使用作為緩衝層之低溫成長的氮化物層讓GaN之單晶磊晶成長成為可能。然而，此方法仍無法補償基板與晶體間之晶格不匹配，且GaN膜具有許多缺陷。此等眾多缺陷被認為干擾了GaN型LD之製造。近年來，已有報告用以降低由藍寶石與GaN間之晶格常數

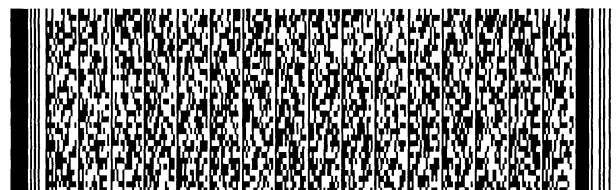


五、發明說明 (2)

差異所造成的缺陷之密度之方法，例如ELO(Appl. Phys. Lett. 71 (18) 2638 (1997))、FIELD(Jpn. J. Appl. Phys. 38, L184 (1999))、以及pendeo磊晶(MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 4S1, G3. 38 (1999))等結晶成長技術，並且已獲得超高結晶品質的GaN磊晶晶圓。

發明目的

雖然能使用例如ELO與FIELD之方法成長低缺陷密度的單晶GaN層，但前述磊晶晶圓仍然具有藍寶石與GaN間之晶格常數或熱膨脹係數差異所造成的基板翹曲之問題。倘若基板翹曲，則不僅基板容易於握持期間中破裂，當遮罩圖案在裝置製程之光刻術步驟與類似者中印刷於基板上時，無法均勻將影像聚焦於基板之表面上，因此裝置製造之良率低落。因為此等理由，強烈需要發展低缺陷密度的無翹曲GaN磊晶基板。更且，雖然最期望發展低缺陷密度的無翹曲GaN塊體基板，但大塊體GaN結晶之製造非常困難，而上無法獲得能實際運用的結晶。近來，已有提議藉由使用HVPE(hydride vapor phase epitaxy，氫化物氣相磊晶)方法或類似者異質磊晶成長一厚GaN膜於一基板上，然後移除該基板之生產獨立的GaN基板之方法。然而，在此方法中，用以藉由蝕刻分離從藍寶石基板成長的GaN之技術尚未發展出。雖然已嘗試藉由拋光機械性移除藍寶石基板之方法，但因為基板之翹曲在拋光步驟中增強使基板可能



五、發明說明 (3)

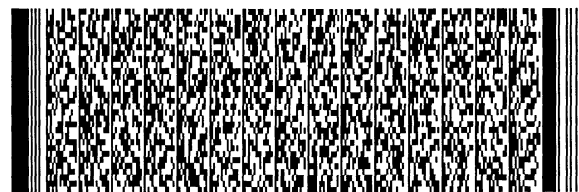
破裂而讓此方法無法實際運用。Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 38 (1999) Pt. 2, No. 3A 報告一種藉由HVPE方法成長一厚GaN層，然後照射雷射脈衝以僅剝除GaN層的方法。然而，此方法亦具有基板中容易產生裂縫之問題。日本專利申請案公開公報第2000-012900號揭露一種使用可容易移除的基板之方法，其中藉由HVPE方法成長一厚GaN層於一GaAs基板上，然後移除該GaAs基板。雖然藉由使用此方法可以相對高的良率生產大尺寸GaN基板，但有下列問題：GaAs基板在GaN結晶之成長期間中分解，且As混入GaN中成為雜質。為了降低磊晶成長的GaN之缺陷密度，雖然如前述FIELD中 使用圖案化遮罩的選擇性成長係有效的，但此技術已揭露於日本專利申請案公開公報第10-312971號(1998)等等中，此方式尚未應用於製造獨立的GaN基板，因為尚未有容易分離基板的技術。

【發明概述】

有鑒於前述問題，本發明之目的在於提供一種具有低缺陷密度且甚少翹曲的三族氮化物之半導體基板。

依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

熱處理一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，以形成空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中，以及



五、發明說明 (4)

形成三族氮化物之第二半導體層於該三族氮化物之該第一半導體層上。

亦且依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

形成一金屬膜於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上；

在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以形成空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中；以及

形成三族氮化物之第二半導體層於該金屬膜上。

亦且依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

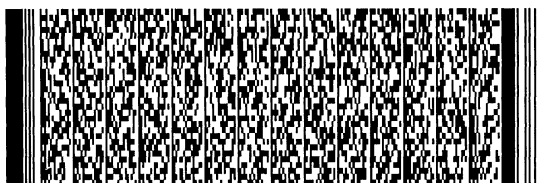
形成一金屬膜於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上；

在含有氮氣、氧氣、或氮氣與氧氣之混合物的氣體環境中熱處理該基礎基板，以形成空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中；以及

形成三族氮化物之第二半導體層於該金屬膜上。

亦且依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

形成一金屬膜於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化



五、發明說明 (5)

物之第一半導體層的基礎基板上；

在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以轉化該金屬膜之表面成為其氮化物；

在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以形成空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中；以及

形成三族氮化物之第二半導體層於該金屬膜上。

亦且依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

形成一金屬膜於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上；

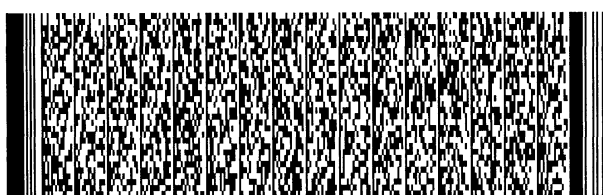
在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中以及在氮氣或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以形成空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中，並且同時轉化該金屬膜之表面成為其氮化物；以及

形成三族氮化物之第二半導體層於該金屬膜上。

再者，依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：

一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，以及

三族氮化物之第二半導體層，形成於該基礎基板上，其中一金屬膜或一金屬氮化物膜界入該三族氮化物之



五、發明說明 (6)

該第一半導體層與該三族氮化物之該第二半導體層間，且該三族氮化物之該第一半導體層中設有空隙。

依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：

一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，以及

三族氮化物之第二半導體層，形成於該基礎基板上，其中該三族氮化物之該第一半導體層中設有空隙，且在該三族氮化物之該第一半導體層中的該空隙之體積百分比不少於20%但不多於90%。

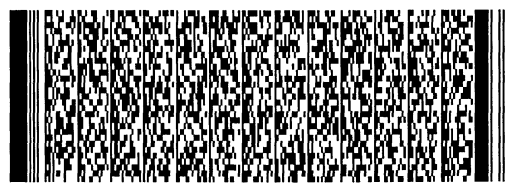
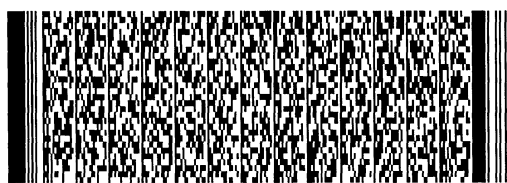
亦且依據本發明，提供一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：

三族氮化物之一半導體層，由下列方式製造：形成該三族氮化物之該半導體層於一基礎基板上，該基礎基板具有一形成於一基礎材料上的含有空隙的半導體層以及形成於其上的一金屬膜或一金屬氮化物膜，然後從該基礎基板分離該三族氮化物之該半導體層。

在依據本發明之製造方法中，得採用一種由熱處理所造成的細微孔洞形成於金屬膜或金屬氮化物膜中之構造。

既然本發明採用三族氮化物之半導體層層疊於具有空隙的層之表面上之結構，故本發明展現下列效果：

第一，可獲得具有低缺陷密度與高結晶品質的三族氮化物之半導體基板。此係因為具有空隙之層行為如同應變



五、發明說明 (7)

鬆緩層，會鬆緩由基礎基板與三族氮化物之半導體層間之晶格常數或熱膨脹係數中之差異所造成的應變。

第二，所獲得的半導體基板之翹曲可顯著地降低，藉以改善用於裝置製程之光刻術步驟中之良率。此係因為具有空隙之層行為如同應變鬆緩層，會鬆緩由基板與三族氮化物之半導體層間之晶格常數或熱膨脹係數中之差異所造成的應變。

第三，既然可容易地移除基礎基板，故可容易獲得無裂縫與缺陷的良好形狀GaN單晶之獨立的基板。此係因為具有空隙之層介入基礎基板與三族氮化物之第二半導體層間，藉以容易由化學劑、機械衝擊、或類似者移除基礎基板。

日本專利申請案公開公報第2000-277435號揭露一種形成GaN層於具有空隙之層上之方法，其中形成一抗界面活性劑區域(殘留矽的部分)，且於此區域上成長GaN型半導體，同時殘留一空腔以降低差排密度。相對地，在本發明中，緻密且均勻地形成較細微的空隙。藉由形成此等空隙，既然應變鬆緩效應變得更有意義，且化學劑變得更容易滲入，故更容易移除基礎基板。

雖然得選擇各種方法用以形成空隙於三族氮化物之半導體層中，但最好使用前述形成金屬膜於三族氮化物之第一半導體層中，然後在含有氫氣的氣體環境或含氫化合物之氣體中熱處理基板之方法。更且，得在含有氮氣、氧氣、或其混合物的氣體環境中熱處理基板。藉由此熱處



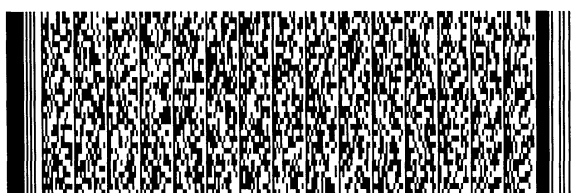
五、發明說明 (8)

理，三族氮化物之第一半導體層之結晶結構分解，且成分元素例如氮將蒸發，導致空隙形成於層中。依據此方法，可在良好控制下穩定地形成具有可足夠鬆緩應變的結構之多孔性層。尤其，適當選擇熱處理條件可在良好控制下獲得所期望的空隙百分比。

【較佳實施例之詳細說明】

本發明之發明人發現當一特定金屬，例如鈦、鎳、鉍、鎢、或類似者，層疊於三族氮化物之半導體層上，且在含氮的氣體環境中進行熱處理時，三族氮化物之半導體層中會形成空隙。更且，本發明人發現倘若鈦膜之表面轉化成其氮化物，則可磊晶成長三族氮化物之半導體之單晶於其上。

既然倘若一金屬膜，例如鈦，曝露於成長三族氮化物之第二半導體層的氣體環境中，故其表面受到氮化作用，無須使用氮化作用的特定步驟；然而，最好獨立地提供此控制氮化作用之程度的步驟，以提高三族氮化物之第二半導體層之磊晶成長之再製率。亦且，藉由在空隙形成步驟之熱處理環境中與氮氣共同引入氮氣或含有氮原子的化合物之氣體，鈦可於形成空隙之同時轉化成其氮化物。具有空隙的三族氮化物之第一半導體層有著減緩由晶格常數之差異，尤其是藍寶石基板與三族氮化物之第二半導體層間之熱膨脹係數之差異，所造成的應變之效果，以便能降低缺陷密度且製造幾乎無翹曲的三族氮化物之半導體基板。



五、發明說明 (9)

此外，金屬膜，例如鈦，幫助形成空隙於下方的三族氮化物之第一半導體層，同時，扮演著緩衝層之角色以磊晶成長高結晶品質的三族氮化物之第二半導體層於其上。

沉積金屬膜之方法可使用蒸氣沉積、濺鍍、各種CVD技術、或類似者。金屬膜或氮化金屬膜最好具有平坦表面，且覆蓋基礎基板之整個表面；然而，即使該膜具有細微孔洞，成長於其上的三族氮化物之第二半導體層可成長來覆蓋孔洞。為了降低成長的三族氮化物之半導體層中之缺陷密度，細微孔洞以均勻散射方式形成於金屬膜或氮化金屬膜之表面上。可藉由控制金屬膜之厚度、藍寶石基板上的三族氮化物之半導體層之厚度、或熱處理之條件而產生孔洞。舉例而言，使金屬膜氮化且於其中形成實質上均勻的孔洞之熱處理最好進行於不低於700°C但不高於1400°C之溫度中。倘若溫度低於700°C，氮化反應之發生不夠，而無法形成實質上均勻的孔洞。倘若溫度高於1400°C，單晶氮化鎵層之熱分解發生過多，而金屬氮化物膜可能會剝落。使金屬膜氮化且形成實質上均勻孔洞的熱處理最好進行於含有氮氣的氣體環境或含有氮的化合物之氣體中。理由是雖然金屬膜之氮化僅藉由與GaN反應，但未使用此等氣體之熱處理有時會造成易碎的金屬氮化物膜，或允許由GaN之分解所形成的金屬Ga殘留於金屬氮化物膜之表面上。

本發明中三族氮化物之半導體之成長方法可使用包括MOCVD(matel-organic vapor phase growth，金屬有機氣



五、發明說明 (10)

相成長)方法、以及MBE(molecular beam epitaxy, 分子束磊晶), HVPE(hydride vapor phase epitaxy, 氫化物氣相磊晶)或類似者之各種方法。為了成長厚的三族氮化物之半導體膜以獲得獨立的三族氮化物之半導體基板, 最好使用HVPE。此係因為其結晶成長速率高到很容易獲得厚膜, 並且在別處亦可使用其他方法, 例如MOCVD, 或者兩種或更多種方法之組合; 舉例而言, 得藉由進行MOCVD方法成長三族氮化物之半導體至某厚度, 然後藉由HVPE方法以成長三族氮化物之厚半導體層。用於選擇性成長的遮罩之材料得為任何其上不容易成長的三族氮化物之半導體的結晶之材料, 舉例而言, 得使用 SiO_2 或 SiN_x 。

依據此發明之三族氮化物之第二半導體層得藉由使用氫與惰性氣體之氣體混合物作為載體氣體而形成。惰性氣體可包括選自於 N_2 、He、Ne、Ar、Kr、Xe、或Rn中之至少一種。

當使用例如 N_2 惰性氣體作為載體氣體時, 可維持著形成於三族氮化物之第一半導體層中的空隙, 但是三族氮化物之第二半導體層之結晶品質不良且其內部應變會增加, 導致更多裂縫發生, 造成難以獲得大尺寸獨立的基板。另一方面, 當使用氫作為載體氣體時, 三族氮化物之第二半導體層之結晶品質良好。然而, 當僅使用氫時, 形成於三族氮化物之第一半導體層中之空隙傾向於被在第二層成長之初始階段所成長的三族氮化物所填滿, 因此在某些時候可能無法充分地獲得容易從基礎基板分離的效果。



五、發明說明 (11)

圖17係顯示X射線搖擺曲線(X-ray Rocking Curve, XRD)之半峰全幅值(full-width at half-maximum, FWHM),其為結晶品質之良好指標,與獨立的基板之翹曲之曲率半徑,其為結晶中應變之良好指標,相對於準備三族氮化物之第二半導體層之載體氣體中混合的氫之比率(體積%)之典型關係由圖中可知,當載體氣體中不含氫(亦即氫之混合比率設為0%)時,其XRD之FWHM較含氫之例子大且曲率半徑較含氫之例子小。換言之,當載體氣體中不含氫時,結晶品質不良,將導致很可能產生應變於結晶中。當載體氣體中之氫之比率增加時,觀察到XRD之FWHM減少,且所獲得的曲率半徑增加。藉由使載體氣體含氫,可改善三族氮化物之第二半導體層之結晶品質成為良好,且可降低結晶中之應變。尤其,當選定載體氣體中混合之氫之比率不少於5%時,結晶品質改善且曲率半徑增加,因此可獲得實用良好之獨立的GaN基板。

有鑑於此,載體氣體中所混合之氫之比率選定為不少於體積5%較佳,且以不少於10%為更好,10%為臨界點,超過此點XRD之FWHM約為常數。另一方面,倘若載體氣體中所混合之氫之比率過高,三族氮化物之第一半導體層中所形成的空隙幾乎消失,可能影響基礎基板之容易分離性。

因而,載體氣體中所混合之氫之比率的上限設定為不多於體積70%較佳,且以不多於50%為更好。

更且,當形成三族氮化物之第二半導體層時,在成長之初始階段得使用惰性氣體例如 N_2 作為載體氣體,但隨



五、發明說明 (12)

後，得將載體氣體改成氫以成長優良結晶品質之層。

在本發明中，可使用各種基礎材料。舉例而言，異質材料之基板，例如藍寶石、矽、SiC、 $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ 、Al、與GaAs，或者由三族氮化物之半導體所組成的基板，例如GaN、AlN、與AlGaN。當使用藍寶石基板時，用於結晶成長之表面得選自於，舉例而言，其(0001)面或(1-100)面。當使用(0001)面時，層疊的GaN層、金屬層、以及氮化金屬層中之每一層若屬於六方晶系則定位於[0001]軸方向，或者若屬於立方晶系則定位於[111]軸方向，最後，位於頂端的GaN磊晶成長層可為具有C面的單晶。在此例子中，雖然可接收偏離角度，但偏離角度最好選定為從C軸起1度之內。倘若偏離角度超過1度，則幾乎不影響金屬膜之方位，且有時GaN之單晶可能難以成長於最外的表面上。亦且當使用藍寶石之(1-100)面時，偏離角度選定為從軸起1度之內較佳。

本發明中所用的基礎基板為：

(i) 一包含形成於前述基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基板，或

(ii) 一包含三族氮化物之第一半導體層的基板。

(i)之具體例子包括GaN單晶膜，非必須地經由低溫成長的GaN緩衝層形成於異質材料之基板上，例如藍寶石。另一方面，(ii)之具體例子包括獨立的GaN基板與獨立的AlGaN基板。本發明之特徵在於提供空隙於三族氮化物之第一半導體層中，最好形成此等空隙於基礎基板之結晶成



五、發明說明 (13)

長表面附近。換言之，在(i)之基礎基板中，空隙最好形成於三族氮化物之第一半導體層中；且在(ii)之基板中最好形成空隙於三族氮化物之第一半導體層中之用於結晶成長之表面附近。

在本發明中，雖然三族氮化物之第一半導體層得為各種半導體層中之一種，但最好係由GaN、AlGaN、InGaN、或InAlGaN所形成的半導體層。經由選擇此種材料，可充分地形成空隙於層中，可良好地控制空隙之百分比，且藉以改善製造穩定性。

在本發明中，雖然三族氮化物之第一半導體層之厚度可依據製程之細節而選擇，但以不少於10 nm又不多於5 μm 為較佳，且以不少於20 nm又不多於1 μm 為更好。藉此選擇，可形成具有良好可控制性與再製造性之具有空隙的結構。倘若其厚度過薄，則在形成空隙之步驟中難以控制空隙之百分比。倘若其厚度過厚，則難以形成均勻的空隙，且因而在基板之表面中應變減緩效果變得不均勻。

本發明中所用的金屬膜最好滿足下列要求：

(i) 金屬膜以基礎基板之方位增長，且三族氮化物之半導體層可以較佳之方式磊晶成長於金屬膜或金屬氮化物膜上。金屬膜或金屬氮化物膜最好具有六方或立方晶系；且倘若屬於六方晶系則可定位於[0001]軸方向；或者倘若屬於立方晶系則可定位於[111]軸方向。

(ii) 金屬膜或金屬氮化物膜之熔點或分解開始溫度高於成長三族氮化物之第二半導體層於其上的溫度，且膜之



五、發明說明 (14)

形成可維持於成長溫度。

(iii) 金屬膜或金屬氮化物膜在其上成長三族氮化物之第二半導體層之成長溫度時之蒸氣壓足夠低，且在成長溫度不發生昇華。

(iv) 在用以成長三族氮化物之第二半導體層於金屬膜或金屬氮化物膜上之溫度，金屬膜不與氮化物半導體，或者開始材料氣體與成長環境氣體(氮氣、氫氣、或類似者)發生反應，因此不會擾亂前述C軸之方位。

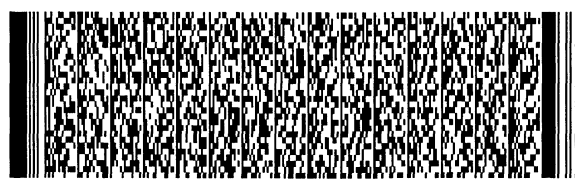
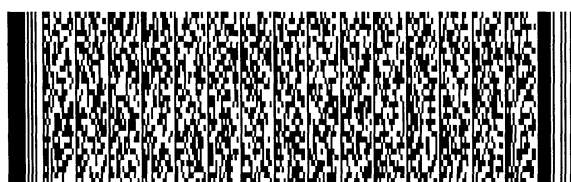
更且，最好滿足下列要求：

(v) 金屬膜具有加速下方的三族氮化物之第一半導體層分解之催化作用。

(vi) 金屬膜或金屬氮化物膜對於成長的三族氮化物之半導體層之有效晶格不匹配之比率小。晶格不匹配之比率最好為15%或更少。

(vii) 金屬膜或金屬氮化物膜與三族氮化物之第二半導體層間之線性熱膨脹係數之差異小。藉由選擇滿足此等要求的金屬膜，可有效地減緩應變與翹曲的空隙可以較佳的方式形成。滿足此等要求的材料包括，舉例而言，含鈦、鎳、鉭、或鎢的金屬膜；然而，亦可使用含鈦、鈮、鈳、鉛、釩、鈮、鉻、鉬、鋁、鐵、鈦、錳、鈷、銻、銻、鈹、錳、銅、鉑、或金之其他材料，只要其可滿足前述的基本要求。

當形成金屬膜，然後在含有氫氣之氣體環境或含氫之化合物之氣體中熱處理時，細微孔洞會形成於金屬膜中，



五、發明說明 (15)

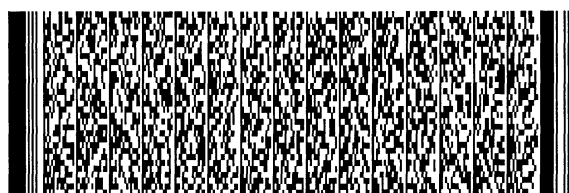
且三族氮化物之第一半導體層經由此等孔洞蒸發，藉以形成空隙。藉由使用前述材料，此等孔洞適當地形成，且加速空隙之形成。當從前述材料中選定含鈦或鎳之金屬時，特別加速空隙之形成。雖然原因不清楚，但或許可視為由於此等金屬作用如同使三族氮化物之半導體，尤其是GaN型半導體，加速分解之催化劑。

金屬膜之厚度以1 μm 或更少為較佳，以300 nm或更少為更好，最好係100 nm或更少。倘若金屬膜過厚，則當金屬膜遭受氮化時膜之表面平坦性會損失，導致成長於其上的三族氮化物之第二半導體層產生缺陷，且在最糟的情況中，單晶成長受到禁止。雖然金屬膜之厚度無臨界下限，但舉例而言，厚度通常應為0.5 nm或更多。

在金屬膜已形成後，在舉例而言含氫氣之氣體環境或含氫化合物之氣體中熱處理基板，以形成空隙於三族氮化物之第一半導體層中。藉此熱處理，三族氮化物之第一半導體層之結晶結構破裂，構成元素例如氮被蒸發，導致空隙形成於層中。依據此方法，可在高控制度下穩定地形成具有用以充分減緩應變之結構空隙之層。

用於此處理之周圍環境係選自於含氫氣之氣體環境或含氫化合物之氣體。含氫化合物之氣體係指其分子中含有氫原子的化合物之氣體，舉例而言，例如氨、聯氨、氨基化合物、氫氯酸、以及二氯矽烷。

用於處理之較佳氣體環境係含氫之氣體混合物環境，舉例而言，最好使用氫與氮之氣體混合物。藉此，可穩定



五、發明說明 (16)

地實現所期望的空隙之百分比。然而，最好不要使用主要由氮所組成的氣體。理由係既然氮作為用以成長三族氮化物之氣體，倘若處理進行於氮之氣體環境，則從三族氮化物之第一半導體層蒸發出的材料可能與氮反應，且其生成物可能再附著於金屬膜上，導致成長三族氮化物之第二半導體層於金屬膜上時發生有缺陷的膜。雖然最好使用氮與氮之氣體混合物，但氣體混合物中所混合的氮之比率最好為體積95%或更少。

用以形成空隙之熱處理以進行於不低於700°C較佳，並以不低於800°C為更好。倘若溫度過低，則空隙形成效率可能降低。溫度之上限係根據膜之材料而適當地確定，且在Ga₂N型材料之例子中，溫度不高於1400°C較佳。

倘若用以氮化金屬膜之熱處理之進行係分離於用以形成空隙之熱處理，則氮化作用之熱處理進行於溫度不低於500°C較佳。倘若熱處理之溫度過低，則金屬膜之氮化作用反應可能無法充分發生，且有時候三族氮化物之第二半導體層之成長變難。

三族氮化物之第一半導體層中之空隙之百分比以體積上不少於20%但不多於90%較佳。倘若空隙之百分比過低，則減輕應變之效果可能降低，且有時候無法獲得減低翹曲與缺陷密度之效果。倘若空隙之百分比過高，則當第二氮化物已實現時金屬膜可能部份剝落，最好在基板未移出用於前述熱處理之設備之情形下進行三族氮化物之第二半導體層形成於金屬膜上之步驟。藉此，可維持基板之表面之



五、發明說明 (17)

清潔，且可用良好之再製造性實行具有高純度與低缺陷的磊晶成長。

在本發明中，形成三族氮化物之第二半導體層於金屬膜上之步驟得為形成具有開口之遮罩直接或經由另一層於金屬膜上，且使用此開口作為初始成長區域磊晶成長三族氮化物之半導體層之步驟。在此例子中，三族氮化物之半導體層從遮罩之開口磊晶成長作為開始點，首先覆蓋開口隨後覆蓋遮罩，直到基板之整個表面。此成長方法可採用用以選擇性橫向成長之所謂ELO之方法，或用於關係到形成小平面結構之選擇性遮罩成長之所謂FIELLO之方法。

在本發明中，在形成三族氮化物之第二半導體層之步驟後，得實行用以移除基礎基板之步驟。為了移除基礎基板可使用施加應力至具有空隙之三族氮化物之第一半導體層，且機械性分離基礎基板之方法；或使用蝕刻金屬膜或氮化金屬膜以移除基礎基板之方法。

範例

下文將參照範例更詳細說明本發明。在範例中，氣體混合物之混合比率係基於流率(體積)。

範例1

本發明所獲得的半導體基板之結構顯示於圖1，且用於製造之製程之剖面圖顯示於圖2。利用以TMG(三甲基鎵)與 NH_3 作為開始材料的MOCVD方法，藉由形成厚度900 nm的未摻雜GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面



五、發明說明 (18)

((0001)面)上來準備基板(圖2(a))。蒸氣沉積厚度20 nm的鈦膜3於磊晶GaN基板上(圖2(b))，然後載入MOCVD腔室中並在混合著20% H₂的Ar氣流中於1050 °C進行熱處理20分鐘(圖2(c))。然後，在同一腔室中，使用TMG與氨作為開始材料於1050 °C成長2 μm的GaN層4於鈦膜3上(圖2(d))。藉此獲得如圖1所示之剖面結構之半導體基板。

所獲得的磊晶GaN基板之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知磊晶GaN基板。對於此範例中所獲得的基板進行X射線繞射測量之從GaN(0002)面來的繞射之FWHM在基板中任何位置處約為200秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。亦且在X射線繞射測量中，觀察到從氮化鈦之(111)面來的繞射峰，證實在用以成長GaN結晶之氣體環境中蒸氣沉積的鈦轉換成其氮化物。

經由原子力顯微鏡觀察此範例中所獲得的基板之表面，且測量整個基板表面之坑密度。證實坑密度非常低，低至 $4 \times 10^7 / \text{cm}^2$ ，且獲得高結晶品質之GaN單晶。

測量所得此基板之翹曲之曲率半徑約為20 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。另一方面，倘若使用習知方法經由低溫成長的緩衝層成長2 μm的GaN於藍寶石基板上，基板之翹曲之曲率半徑約為8 m。因此，結論為此範例中所獲得的GaN基板之翹曲有意義地降低。

裂開基板，且經由SEM觀察其剖面。確認具有空隙的



五、發明說明 (19)

GaN層2形成於藍寶石基板上，且平坦的GaN層4經由氮化鈦層3沉積於其上。從剖面之經由SEM觀察之結果計算而得的GaN層2之空隙之百分比約為50%。此範例中成長的結晶展現出如此高的結晶品質與平坦性之原因被認為是具有空隙的GaN層2'之干預。

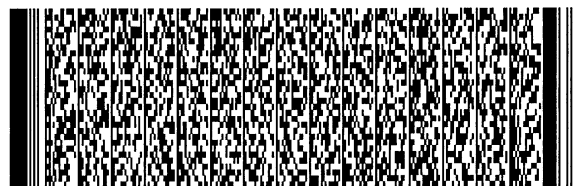
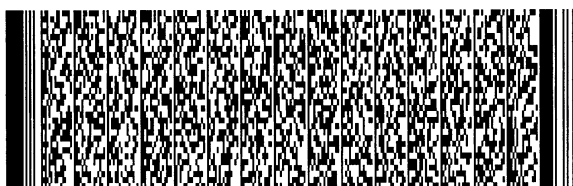
範例2

為了確認在範例1中GaN層2'中之空隙係於基板之熱處理中形成，其上蒸氣沉積鈦的基板以相同於在範例1中之方法熱處理，且在其上不成長GaN層之情況下取出。隨後，經由SEM觀察剖面。SEM觀察基板剖面之結果顯示於圖7。由此結果確認相同於範例1中所觀察到的空隙形成於藍寶石基板上之GaN層2'中。

範例3

此範例之製程之剖面圖顯示於圖2。利用以TMG與NH₃作為開始材料之MOCVD方法形成厚度200 nm的未摻雜GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖2(a))。蒸氣沉積厚度25 nm的鈦膜3於磊晶GaN基板上(圖2(b))，然後載入MOCVD腔室中並在混合著20% H₂的Ar氣流中於1050 °C進行熱處理10分鐘(圖2(c))，接著更在N₂之氣流中於1050 °C進行熱處理30分鐘。然後，在同一腔室中，使用TMG與氮作為開始材料於1050 °C成長2 μm的GaN層4於鈦膜3上(圖2(d))。

藉此獲得的磊晶GaN基板之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長



五、發明說明 (20)

的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知磊晶GaN基板。對於此範例中所獲得的基板進行X射線繞射測量之從GaN(0002)面來的繞射之FWHM在基板中任何位置處約為180秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。亦且在X射線繞射測量中，觀察到從氮化鈦之(111)面來的繞射峰，證實在用以成長GaN結晶之氣體環境中蒸氣沉積的鈦轉換成其氮化物。測量所得此基板之翹曲之曲率半徑約為25 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。

裂開此範例中所獲得的基板，且經由SEM觀察其剖面。確認具有空隙的GaN層2形成於藍寶石基板上，且平坦的GaN層4經由氮化鈦層3沉積於其上，如範例1中之圖1所示。

當藉由此方法重複10次成長時，的確獲得良好的再製造性。

範例4

此範例之製程之剖面圖顯示於圖2。利用以TMG與NH₃作為開始材料之MOCVD方法，形成厚度500 nm的未摻雜GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖2(a))。蒸氣沉積厚度30 nm的鈦膜3於磊晶GaN基板上(圖2(b))，然後載入MOCVD腔室中並在80% H₂+20% NH₃之氣體混合物之氣流中於1050 °C進行熱處理30分鐘(圖2(c))。然後，在同一腔室中，使用TMG與氮作為開始材料於1050 °C成長1 μm的GaN層4於鈦膜3上(圖2(d))。

藉此獲得的磊晶GaN基板之表面非常平坦，且微觀與



五、發明說明 (21)

SEM 觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知磊晶Ga₂O₃基板。對於此範例中所獲得的基板進行X射線繞射測量之從Ga₂O₃(0002)面來的繞射之FWHM在基板中任何位置處約為180秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。

經由原子力顯微鏡觀察此範例中所獲得的基板之表面，且測量整個基板表面之坑密度。證實坑密度非常低，低至 $4 \times 10^7 / \text{cm}^2$ ，且獲得高結晶品質之Ga₂O₃單晶。

測量所得此基板之翹曲之曲率半徑約為25 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。

裂開基板，且經由SEM觀察其剖面。確認具有空隙的Ga₂O₃層2'形成於藍寶石基板上，且平坦的Ga₂O₃層4經由氮化鈦層3沉積於其上，如範例1中之圖1所示。

範例5

在範例4中所獲得的磊晶Ga₂O₃基板放置於HVPE腔室中，且更沉積300 μm的Ga₂O₃於磊晶Ga₂O₃層4上。用於HVPE成長的開始材料為NH₃與GaCl₃。成長條件選定為在常壓力下、基板溫度1050 °C、以及成長速率80 μm/h。

當所獲得的基板浸入氫氟酸與硝酸之混合液體時，鈦層3(包括氮化鈦)被選擇性蝕刻掉，且在Ga₂O₃層4與形成於其上的厚Ga₂O₃層不破裂或產生裂縫之情況下分離藍寶石基板1。結果，獲得Ga₂O₃單晶之獨立的基板。

測量此處所獲得的Ga₂O₃單晶基板之翹曲之曲率半徑約為3 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。經由原子



五、發明說明 (22)

力顯微鏡觀察此範例中所獲得的基板之表面，且測量整個基板表面之坑密度。證實坑密度非常低，低至 $1 \times 10^7 / \text{cm}^2$ ，且獲得高結晶品質之GaN單晶。

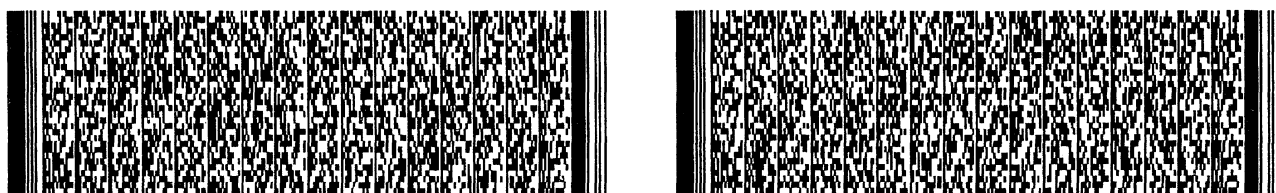
範例6

利用以TMG與 NH_3 作為開始材料之MOCVD方法形成厚度300 nm的未摻雜GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖3(a))。蒸氣沉積厚度20 nm的鈦膜3於磊晶GaN基板上(圖3(b))，然後載入HVPE腔室中並在80% H_2 +20% NH_3 之氣體混合物之氣流中於1050°C進行熱處理45分鐘(圖3(c))。然後，在同一腔室中，使用 NH_3 與GaCl作為開始材料且 SiH_3Cl_2 作為摻雜劑於1050°C成長330 μm 的Si摻雜GaN層4於鈦膜3上(圖3(d))。

當以速率20°C/分鐘從600°C冷卻至200°C之熱震盪重複施加至成長基板時，具有空隙之GaN層2'因藍寶石與GaN之熱膨脹係數之差異而毀壞，且厚度330 μm 之GaN層4從藍寶石基板1分離(圖3(e))。

雖然剝落下來的GaN層之後表面相當粗糙，但當其被拋光以移除鈦層3(包括氮化鈦)時，獲得具有平坦頂與背表面之獨立的GaN基板(圖3(f))。

從腔室取出藉由前述相同方法熱處理的基板，且經由SEM觀察其剖面。發現GaN層2'中之空隙之百分比為60至70%。進行表面之X射線繞射測量，亦觀察到氮化鈦(111)繞射之峰。此確認鈦層3之氮化作用並且空隙形成於GaN層2中。觀察到氮化鈦層3之表面實質上平坦，但數不盡的細



五、發明說明 (23)

微孔形成於其中。

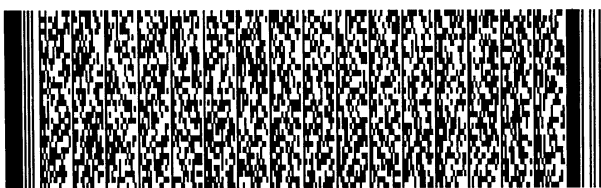
範例7

此範例之製程之剖面圖顯示於圖4。利用以TMG與NH₃作為開始材料之MOCVD方法形成厚度300 nm的未摻雜Ga₂N層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖4(a))。蒸氣沉積厚度25 nm的鈦膜3於磊晶Ga₂N基板上(圖4(b))，然後載入電爐並在等比率的H₂與NH₃之氣體混合物之氣流中於1050 °C進行熱處理20分鐘，接著在N₂之氣流中於1050 °C再熱處理30分鐘(圖4(c))。

接著，使用FIELD方法成長Ga₂N層4。首先，藉由熱CVD方法沉積0.5 μm的SiO₂膜於基板上，在光刻術之步驟中形成平行於<11-20>的長條開口於SiO₂膜中，以暴露出氮化鈦層3並形成遮罩5(圖4(d))。開口之寬度為3 μm，且遮罩之寬度為7 μm。此基板載入MOCVD腔室中，在基板溫度1050 °C下從TMG與NH₃成長4 μm的Ga₂N層4(圖4(e))。起初，Ga₂N選擇性成長，形成小平面於開口中之氮化鈦上；一旦遮罩之溝槽被填滿即經由遮罩5上之橫向成長覆蓋整個表面；並且最後，形成具有平坦表面的Ga₂N層4。經由原子力顯微鏡觀察藉此獲得的Ga₂N單晶之磊晶基板之表面，且測量整個基板表面之坑密度。證實坑密度非常低，低至2x10⁷/cm²，且獲得高結晶品質之Ga₂N單晶。

範例8

此範例之製程之剖面圖顯示於圖5。首先，直到圖5(a)之步驟係以相同於範例4之方式實行，以獲得磊晶Ga₂N



五、發明說明 (24)

基板。接著，藉由熱CVD方法沉積 SiO_2 膜之 $0.5 \mu\text{m}$ 於其上，在光刻術之步驟中形成平行於 $\langle 11-20 \rangle$ 的長條開口於 SiO_2 膜中，以暴露出GaN層4且形成遮罩5(圖5(b))。開口之寬度為 $3 \mu\text{m}$ ，且遮罩之寬度為 $7 \mu\text{m}$ 。此基板載入HVPE腔室中，且使用GaCl與 NH_3 作為開始材料成長 $300 \mu\text{m}$ 的GaN層6(圖5(c))。成長條件選定為在正常壓力下、基板溫度 1050°C 、並且成長速率為 $80 \mu\text{m}/\text{h}$ 。起初，GaN選擇性成長，形成小平面於開口中之GaN 4上；一旦遮罩之溝槽被填滿即經由遮罩5上之橫向成長覆蓋整個表面；並且最後，形成具有平坦表面的GaN層6(圖5(c))。

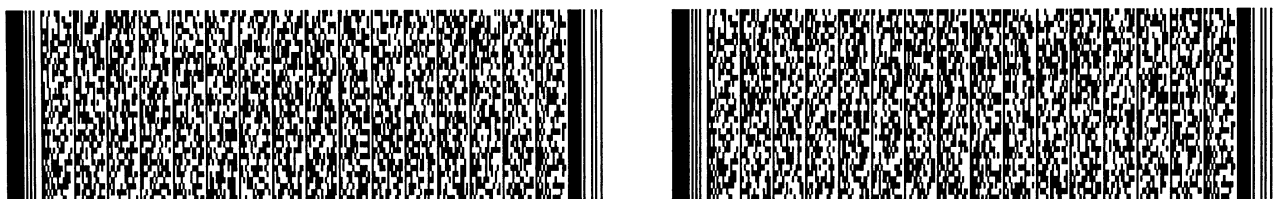
當所獲得的基板浸入氫氟酸與硝酸之混合液體時，氮化鈦層3選擇性剝落，且在GaN層不破裂或產生裂縫之情況下GaN層4與厚GaN層6從藍寶石基板1分離。結果，獲得GaN單晶之獨立的基板(圖5(d))。

經由原子力顯微鏡觀察所獲得的GaN單晶基板之表面，且測量整個基板表面之坑密度。證實坑密度非常低，低至 $6 \times 10^6 / \text{cm}^2$ ，且獲得高結晶品質之GaN單晶之磊晶基板。基板之翹曲之曲率半徑約為 5 m ，指示極佳平坦性。

比較例1

本比較例之製程之剖面圖顯示於圖6。厚度 $0.1 \mu\text{m}$ 的鈦膜3蒸氣沉積於直徑2英吋的單晶藍寶石之C面之基板1上(圖6(a))，且用以防止氧化的厚度10至20 nm之金膜9蒸氣沉積於其上。

此基板載入MBE(molecular beam epitaxy，分子束磊



五、發明說明 (25)

晶)腔室，且厚度2 μm 的Ga₂N層4在700 °C成長於基板1上(圖6(b))。

當從MBE腔室移出的基板浸入氫氟酸中時，鈦層3被選擇性蝕刻掉，因此Ga₂N層4從藍寶石基板1分離(圖6(c))。然而，需要比前述範例花費更多時間來分離基板。

藉此獲得的磊晶Ga₂N層仍維持由成長中之熱應變與其晶格不匹配所造成之大程度的翹曲，因此從基板1剝落下來時會順便捲起來。

從本比較例與前述範例之比較可明白，提供具有空隙之層於基板上促進基板之分離，且有意義地降低基板之翹曲。除此之外，在前述範例1至8中，使用He作為載體氣體成長Ga₂N層4。

範例9

茲將參照圖12說明本範例如下。利用以TMG與NH₃作為開始材料之MOCVD方法，形成厚度500 nm的未摻雜Ga₂N層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖12(a))。蒸氣沉積厚度20 nm的鈦膜3於磊晶Ga₂N基板上(圖12(b))。Ti沉積基板之X射線繞射測量之結果顯示於圖8。在磊晶Ga₂N基板上觀察到[0001]方向的Ti之方位。此基板放置於電爐中，並在添加有25%氫的H₂氣流中於1070 °C進行熱處理30分鐘。當熱處理基板之X射線繞射測量進行時，觀察到從TiN來的繞射峰，如圖9所示，且確認鈦膜3轉換成定位於[111]方向的氮化鈦膜。

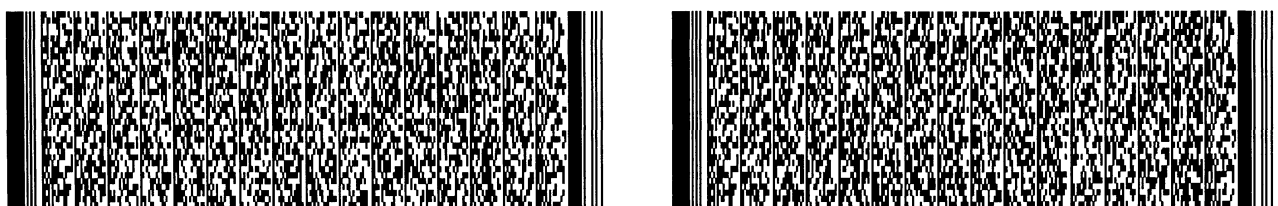
經由SEM觀察其表面與剖面所展現的結構分別如圖10



五、發明說明 (26)

與11所示。精確言之，其剖面結構係：鈦層3之表面上均勻地打開著次微米數量級的細微孔洞、深度達500 nm的空隙形成於下方的GaN層、且鈦層3由殘留的三角形GaN層2之頂點所支持(圖12(c))。從剖面SEM照片所估計的空隙之百分比約為65%。此基板載入HVPE腔室中，且沉積300 μm 的GaN 4(圖12(d))。成長所用的開始材料為 NH_3 與 GaCl 。供應氣體中所含的 GaCl 與 NH_3 之分壓分別為 $8 \times 10^{-3} \text{ atm}$ 與 $8 \times 10^{-2} \text{ atm}$ 。GaN係在正常壓力中於溫度 1040°C 下成長。使用 N_2 作為載體氣體。選擇 N_2 作為載體氣體之理由係為了加速橫向成長，且藉以防止位於下方的GaN層中之空隙被填滿。類似的效果亦可藉由使用惰性氣體例如Ar與He而獲得。另一種方式，起初得使用惰性氣體，例如 N_2 、Ar、與He，作為載體氣體以成長厚度足夠覆蓋表面的GaN，舉例而言，約為20 μm ，然後得切換載體氣體成為 H_2 以連續成長GaN至獲得厚GaN層4。舉例而言，藉由使用 H_2 載體氣體之成長步驟成長GaN層4至總厚度300 μm ，此處供應氣體中所含的 GaCl 與 NH_3 之分壓分別選定為 $1 \times 10^{-2} \text{ atm}$ 與 $2.5 \times 10^{-1} \text{ atm}$ 。相較於完全使用 N_2 載體氣體所成長的GaN層4之表面，在以組合方式所獲得的GaN層4之表面中發現不規則晶粒成長降低以及表面形態學之改善。在成長完成後之冷卻步驟中，GaN層4自動從空隙層處之C面的藍寶石基板1分離，且獲得一獨立的GaN基板(圖12(e))。

所獲得之獨立的GaN基板4之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長



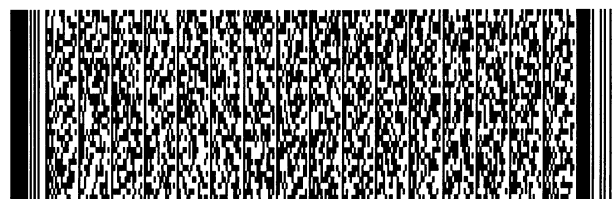
五、發明說明 (27)

的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知GaN層。在X射線繞射測量中，從GaN(0002)面與(10-10)面而來的繞射之FWHM在基板中任何位置處分別約為120弧秒與150弧秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。測量所獲得的GaN單晶基板翹曲之曲率半徑約為4 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。倘若藉由習知方法成長300 μm 的GaN於藍寶石基板上，則基板之翹曲之曲率半徑約為50 cm；因而，結論為由此方法所獲得的GaN基板之翹曲有意義地降低。亦且，觀察到藉由使樣品浸入磷酸與硫酸之熱混合液體(250 °C)所產生的蝕刻坑，且測量所獲得的獨立的GaN單晶基板之差排密度，發現其小至 $1 \times 10^7/\text{cm}^2$ 。當亦經由原子力顯微鏡測量表面上之坑密度時，所量測得的值小至 $8 \times 10^6/\text{cm}^2$ ，且證實獲得高結晶品質之GaN單晶基板。

範例10

茲將參照圖12說明此範例如下，其中類似於範例9使用Pt作為金屬膜。利用以TMG與 NH_3 作為開始材料之MOCVD方法形成厚度1 μm 的未摻雜GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖12(a))。蒸氣沉積厚度20 nm的Pt金屬膜3於GaN層2上(圖12(b))。將其放置於電爐中，然後在空氣中於850 °C熱處理20分鐘。結果，空隙以高密度形成於GaN層2中，且次微米尺寸之孔洞以高密度形成於Pt金屬膜上(圖12(c))。

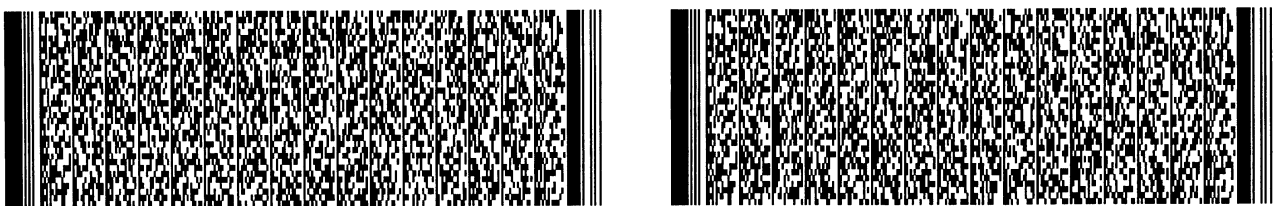
此結晶載入HVPE腔室，且沉積300 μm 的GaN 4(圖12(d))。用於成長的開始材料為 NH_3 與GaCl。供應氣體中



五、發明說明 (28)

所含有的GaCl與NH₃之分壓分別為 8×10^{-3} atm與 8×10^{-2} atm。成長係實行於正常壓力中溫度1040 °C下。使用Ar作為載體氣體，但亦得使用其他惰性氣體例如N₂與He而非Ar。此外，如範例9，亦得選擇兩階段成長程序，其中初始階段使用惰性氣體，例如N₂、Ar、與He，作為載體氣體以成長GaN至大約50 μm，然後第二階段切換至含有H₂的載體氣體以連續成長GaN至所期望的厚度。藉此方法將獲得不規則晶粒成長之降低與表面形態學之改善。在此範例中，厚度250 μm的GaN層4成長。在成長完成後之冷卻步驟中，GaN層4自動從空隙層處之C面的藍寶石基板1分離，且獲得一獨立的GaN基板(圖12(e))。

所獲得之獨立的GaN基板4之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知GaN層。在X射線繞射測量中，從GaN(0002)面與(10-10)面而來的繞射之FWHM在基板中任何位置處分別約為100弧秒與130弧秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。測量所獲得的GaN單晶基板翹曲之曲率半徑約為5 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。倘若藉由習知方法成長300 μm的GaN於藍寶石基板上，則基板之翹曲之曲率半徑約為50 cm；因而，結論為由此方法所獲得的GaN基板之翹曲有意義地降低。亦且，觀察到藉由使樣品浸入磷酸與硫酸之熱混合液體(250 °C)所產生的蝕刻坑，且測量所獲得的獨立的GaN單晶基板之差排密度，發現其小至 $5 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 。當亦經由原子



五、發明說明 (29)

力顯微鏡測量表面上之坑密度時，所量測得的值小至 $5 \times 10^6 / \text{cm}^2$ ，且證實獲得高結晶品質之GaN單晶基板。

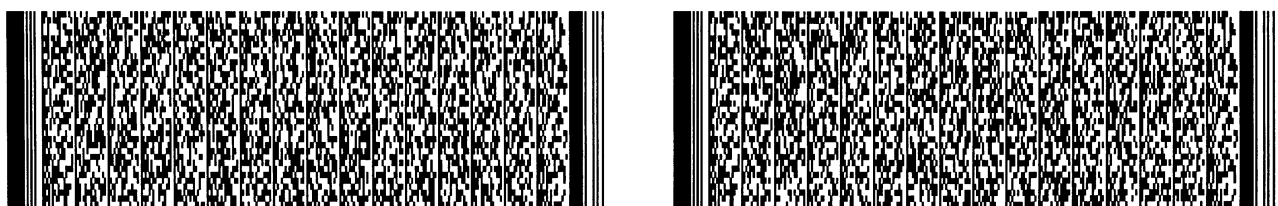
範例11

下文將參照圖13說明依據本發明之又一範例。

利用以TMG與 NH_3 作為開始材料之MOCVD方法，形成厚度300 nm的GaN層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖13(a))。

在此基板上，藉由熱CVD方法沉積 $0.5 \mu\text{m}$ 的 SiO_2 膜，藉由光刻術之步驟形成平行於 $\langle 11-20 \rangle$ 的長條開口於 SiO_2 膜中以曝露GaN層2，且形成遮罩5(圖13(b))。開口之寬度為 $3 \mu\text{m}$ ，且 SiO_2 遮罩5之寬度為 $7 \mu\text{m}$ 。

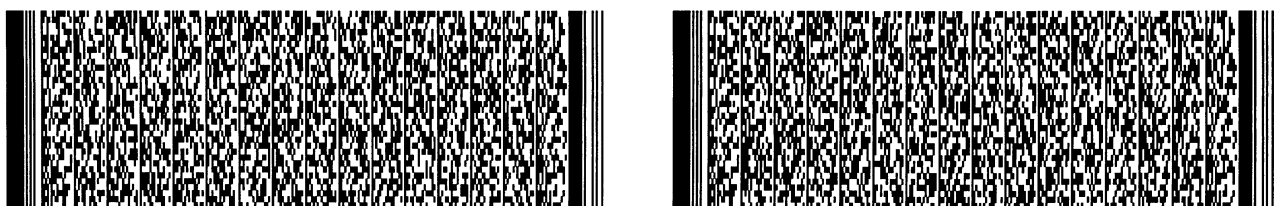
蒸氣沉積厚度25 nm的鈦膜3於磊晶GaN基板上(圖13(c))，然後載入HVPE腔室中並在 H_2 與 NH_3 之氣體混合物之氣流中於 1050°C 進行熱處理20分鐘，隨後更在 H_2 之氣流中於 1050°C 熱處理30分鐘。結果，空隙以高密度形成於GaN層2中(圖13(d))，Ti層3藉由氮化作用轉換成TiN，且次微米數量級的細微孔洞以高密度形成於其表面。繼而，在同一腔室中，沉積 $300 \mu\text{m}$ 的GaN 4。用以成長之開始材料為 NH_3 與GaCl，且使用He作為載體氣體。供應氣體中所含的GaCl與 NH_3 之分壓分別為 $8 \times 10^{-3} \text{ atm}$ 與 $8 \times 10^{-2} \text{ atm}$ 。成長係在正常壓力中於溫度 1050°C 下實行。起初，GaN選擇性成長於開口中；當遮罩之窗口已填滿時經由橫向成長於遮罩上以覆蓋整個表面；以及最後，具有平坦表面的GaN層4形成(圖13(e))。亦得使用其他惰性氣體例如 N_2 與Ar而



五、發明說明 (30)

非He。在此成長中，亦得應用兩階段成長程序，其中初始階段使用惰性氣體，例如 N_2 、Ar、與He，作為載體氣體使經由橫向成長所成長的GaN覆蓋整個表面，然後其於第二階段切換成含有 H_2 的載體氣體以連續成長GaN至所期望的厚度。藉由此步驟將獲得不規則晶粒成長之降低與表面形態學之改善。在成長完成後之冷卻步驟中，GaN層4自動從空隙層處之藍寶石基板1分離(圖13(f))。實行拋光以移除分離的GaN層4之背面之粗糙，藉以移除GaN層4中之包括鈦層3與 SiO_2 遮罩5的一部分，以獲得頂與背表面皆平坦之獨立的GaN基板(圖13(g))。

所獲得之獨立的GaN基板4之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知GaN層。在X射線繞射測量中，從GaN(0002)面與(10-10)面而來的繞射之FWHM在基板中任何位置處分別約為60 弧秒與80 弧秒，證實此基板具有良好且均勻的結晶品質。測量所獲得的GaN單晶基板翹曲之曲率半徑約為7 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。倘若藉由習知方法成長300 μm 的GaN於藍寶石基板上，則基板之翹曲之曲率半徑約為50 cm；因而，結論為由此方法所獲得的GaN基板之翹曲降低甚多。亦且，觀察到藉由使樣品浸入磷酸與硫酸之熱混合液體(250 $^{\circ}C$)所產生的蝕刻坑，且測量所獲得的獨立的GaN單晶基板之差排密度，發現其小至 $2 \times 10^6/cm^2$ 。當亦經由原子力顯微鏡測量表面上之坑密度時，所量測得的值小至2 x



五、發明說明 (31)

$10^6/\text{cm}^2$ ，且證實獲得高結晶品質之GaN單晶基板。

範例12

20 nm的鈦膜3蒸氣沉積於GaN單晶基板7上(圖14(a)，(b))。此基板放置於電爐中，且在混合有25%氦的 H_2 之氣流中於 1100°C 熱處理30分鐘。

當經由SEM觀察其表面與剖面時，次微米數量級的細微孔洞均勻形成於鈦層3之表面上，深度約為500 nm的空隙形成於下方的GaN層2，且剖面結構係由殘留的三角形GaN結晶7之頂端所支持的鈦層3(圖14(c))。

此基板放置於HVPE腔室中，且 $300\ \mu\text{m}$ 的GaN 4沉積於其上(圖14(d))。用於成長的開始材料為 NH_3 與 GaCl 。供應氣體中之 GaCl 與 NH_3 之分壓分別為 $8 \times 10^{-3}\ \text{atm}$ 與 $8 \times 10^{-2}\ \text{atm}$ 。GaN係在正常壓力中於溫度 1040°C 下成長。使用 N_2 作為載體氣體。選擇 N_2 作為載體氣體之理由係為了加速橫向成長，且藉以防止位於下方的GaN層中之空隙被填滿。類似的效果亦可藉由使用惰性氣體例如Ar與He而獲得。另一種方式，起初得使用惰性氣體，例如 N_2 、Ar、與He，作為載體氣體以成長厚度足夠覆蓋表面的GaN，舉例而言，約為 $20\ \mu\text{m}$ ，然後得切換載體氣體成為 H_2 以連續成長GaN至獲得厚GaN層4。相較於僅使用 N_2 載體氣體所成長的GaN層4之表面，在使用 H_2 載體氣體且供應氣體中之 GaCl 與 NH_3 之分壓分別為 $1 \times 10^{-2}\ \text{atm}$ 與 $2.5 \times 10^{-1}\ \text{atm}$ 所成長至總厚度 $300\ \mu\text{m}$ 的GaN層4之表面中發現不規則晶粒成長之降低與表面形態學之改善。當TiN層3在成長完成後藉著氫氟酸與



五、發明說明 (32)

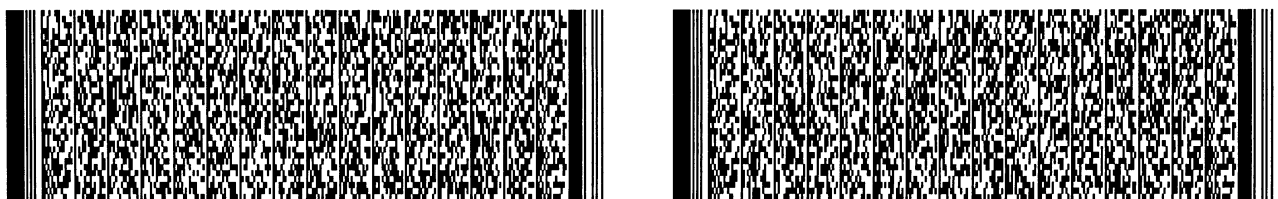
硝酸之混合液體蝕刻掉時，Ga₂N層4從基板7分離，且獲得新的Ga₂N單晶基板4(圖14(e))。

所獲得的Ga₂N單晶基板4之表面非常平坦，且經由顯微鏡與SEM觀察確認其表面條件相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知Ga₂N基板。在X射線繞射測量中，Ga₂N(0002)面與(10-10)面之繞射之FWHM在基板中任何位置處分別約為50弧秒與70弧秒，證實此基板顯示良好且均勻的結晶品質。所獲得的Ga₂N單晶基板4之翹曲之曲率半徑約為8 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。不同於使用藍寶石或類似者作為基礎基板之例子，此非常良好的平坦度係由於不存在由晶格常數與熱膨脹係數中之差異所造成的應變。

從在樣品浸入磷酸與硫酸的熱混合物(250 °C)後所形成的蝕刻坑而來之所獲得的Ga₂N單晶基板4之差排密度之量測結果顯示密度小至 $7 \times 10^5 / \text{cm}^2$ ，證實獲得具有高結晶品質的Ga₂N單晶基板。

範例13

下文將以類似於範例9之方式參照圖12說明此範例。利用以TMG與NH₃作為開始材料之MOCVD方法，形成厚度300 nm的未摻雜Ga₂N層2於直徑2英吋的單晶藍寶石基板1之C面上以準備基板(圖12(a))。蒸氣沉積厚度10 nm的鈦膜3於磊晶Ga₂N基板上(圖12(b))。此基板放置於電爐中，並在添加有25%氫的H₂之氣流中於1070 °C進行熱處理30分鐘。當熱處理基板之X射線繞射測量進行時，亦如同範例9所指般



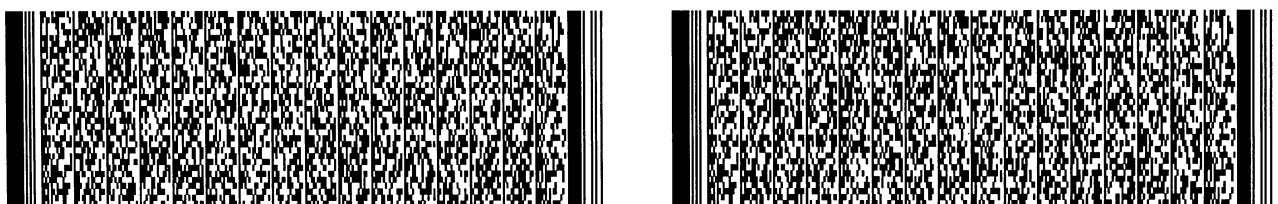
五、發明說明 (33)

觀察從TiN而來的繞射峰，且確認鈦膜3轉換成定位於[111]方向的氮化鈦膜。

經由SEM觀察其表面與剖面所展現的結構分別如圖10與11所示。精確言之，其剖面結構係：鈦層3之表面上均勻地打開著次微米數量級的細微孔洞、深度達300 nm的空隙形成於下方的GaN層、且鈦層3由殘留的三角形GaN層2之頂點所支持(圖12(c))。從剖面SEM照片所估計的空隙之百分比約為60%。此基板載入HVPE腔室中，且沉積300 μm 的GaN 4(圖12(d))。成長所用的開始材料為 NH_3 與 GaCl 。供應氣體中所含的 GaCl 與 NH_3 之分壓分別為 8×10^{-3} atm與 8×10^{-2} atm。 GaN 係在正常壓力中於溫度 1060°C 下成長。使用 N_2 氣體與2%的 H_2 氣體之混合物作為載體氣體。使用此種 N_2 與 H_2 之氣體混合物作為載體氣體可獲致高的結晶品質與容易的基板分離，更降低基板之翹曲。

得使用惰性氣體例如Ar與He代替 N_2 。相較於完全使用 N_2 載體氣體所成長的 GaN 層之表面，在此處所獲得的 GaN 層4之表面中發現不規則晶粒成長之降低以及表面形態學之改善。在成長完成後之冷卻步驟中， GaN 層4自動從空隙層處之藍寶石基板1分離，且獲得一獨立的 GaN 基板(圖12(e))。所獲得之獨立的 GaN 基板4之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知 GaN 層。

圖15顯示由螢光顯微鏡所觀察之獨立的 GaN 基板之照像剖面圖。如圖所示，在藍寶石基板1剝落之面之側上，



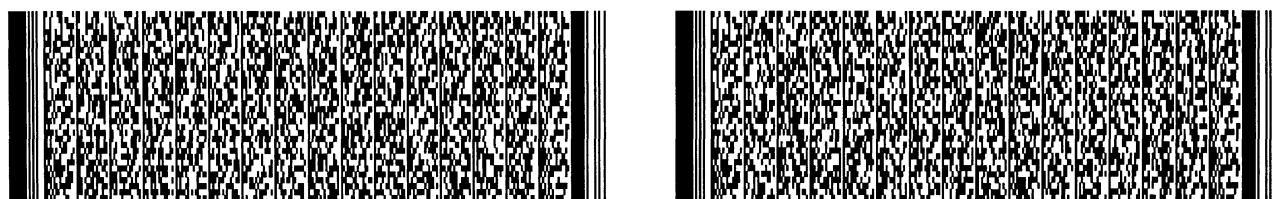
五、發明說明 (34)

觀察到被認為是起源於缺陷的黑長條線，其靠近於鈦膜3與GaN層4間之界面且在結晶成長之方向上增長。然而，在相對於分離面之表面(頂表面)之側上，此等線消失，指示出GaN層4具有良好的結晶結構。

範例14

在此範例中，除了使用 N_2 氣體與10%的 H_2 氣體之混合物作為用於GaN層4之成長步驟的載體氣體之外，以類似於範例13之方式準備一獨立的GaN基板。使用此 N_2 與 H_2 之氣體混合物作為載體氣體可導致高的結晶品質與容易的基板分離，更且，基板翹曲之降低。得使用惰性氣體例如Ar與He代替 N_2 。相較於完全使用 N_2 載體氣體所成長的GaN層之表面，在此處所獲得的GaN層4之表面中發現不規則晶粒成長之降低以及表面形態學之改善。所獲得之獨立的GaN基板4之表面非常平坦，且微觀與SEM觀察確認其表面形態學相同於或更好於經由低溫成長的緩衝層而成長於藍寶石基板上之習知GaN層。在X射線繞射測量中，GaN(0002)面與(10-10)面之繞射之FWHM在基板中任何位置處分別約為70弧秒與90弧秒，證實此基板顯示良好且均勻的結晶品質。所獲得的GaN單晶基板4之翹曲之曲率半徑約為8 m，且此測量確認一非常平坦的基板形成。所獲得的獨立的GaN基板4在磷酸與硫酸之熱混合物(250°C)中受到蝕刻，且對形成於其表面上的蝕刻坑加以計數。證實其密度小至 $4 \times 10^6 / \text{cm}^2$ ，指示出獲得具有低差排密度的GaN單晶基板。

圖16顯示由螢光顯微鏡所觀察之獨立的GaN基板之照



五、發明說明 (35)

像剖面圖。如圖所示，圖15中所示的此等黑長條線消失，但只觀察到靠近藍寶石基板1分離之面的黑影。相較於範例13，可瞭解到藉由增加載體氣體中所混合的氫含量可適當地防止缺陷向頂表面增長，因此其向上的結晶成長以高品質形成。

在前述範例中，僅說明應用本發明於Ga₂N基板之製造方法的例子，此外，本發明可應用於三元混合結晶例如氮化鋁鎵與氮化鎵銻物之獨立的單晶基板之製造，以及摻雜有Mg或類似者的p型Ga₂N基板之製造。亦且，雖然在前述範例中僅使用鈦膜作為金屬膜，但亦可使用合金膜。更且，亦可選擇使具有界面活性劑效應的元素，例如矽，吸附於金屬膜之表面上，且成長Ga₂N層於其上之程序，以更降低缺陷密度。

此外，關於使用遮罩的選擇性成長，雖然在前述範例中使用長條遮罩圖案，但亦可考慮使用各種遮罩圖案，例如點狀開口與西洋棋盤狀圖案化開口。

更且，雖然使用H₂與惰性氣體之氣體混合物作為用以成長Ga₂N層4的載體氣體之例子已適當地說明如前，但Ga₂N層4亦得以下列階段方式成長：起初僅惰性氣體或含有低濃度H₂的惰性氣體之混合物用作為載體氣體以成長厚度足夠覆蓋下方的Ga₂N層2之表面之薄Ga₂N，然後於後續階段逐漸增加載體氣體中所含H₂之容量以成長Ga₂N層4至厚層厚度。

依據本發明所獲得的三族氮化物之半導體基板可廣泛



五、發明說明 (36)

地用為GaN型裝置之基板。尤其，既然低缺陷密度的高品質GaN型結晶可用作為雷射二極體之基板，故可製造具有高可靠度及高性能的雷射二極體。

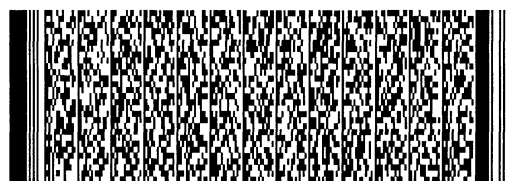
【說明書之歸納】

依據本發明，如前所述，既然三族氮化物之第二半導體層形成於具有空隙的三族氮化物之第一半導體層上，各獲得下列效果：

第一，可獲得具有低缺陷密度與高結晶品質的三族氮化物之半導體基板。此係因為具有空隙之層行為如同應變鬆緩層，會鬆緩由基礎基板與三族氮化物之半導體層間之晶格常數或熱膨脹係數中之差異所造成的應變。

第二，所獲得的半導體基板之翹曲可顯著地降低，藉以改善用於裝置製程之光刻術步驟中之良率。此係因為具有空隙之層行為如同應變鬆緩層，會鬆緩由基板與三族氮化物之半導體層間之晶格常數或熱膨脹係數中之差異所造成的應變。

第三，既然可容易地移除基礎基板，故可容易獲得無裂縫與缺陷的良好形狀GaN單晶之獨立的基板。此係因為具有空隙之層介入基礎基板與三族氮化物之第二半導體層間，藉以容易由化學劑、機械衝擊、或類似者移除基礎基板。



圖式簡單說明

圖1係顯示依據本發明之半導體基板之剖面圖。

圖2係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖3係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖4係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖5係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖6係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖7係顯示藉由SEM觀察的依據本發明之半導體基板之剖面圖之照片印出。

圖8係顯示由依據本發明之範例製程所獲得的基板之X射線繞射測量之結果。

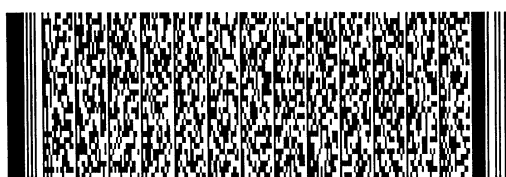
圖9係顯示由依據本發明之範例製程所獲得的另一基板之X射線繞射測量之結果。

圖10係顯示藉由依據本發明之範例9之製程所獲得的TiN頂層之表面形態學之SEM觀察圖之照片印出。

圖11係顯示藉由依據本發明之範例9之製程所獲得的基礎基板之SEM觀察剖面圖之照片印出。

圖12係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖13係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步



圖式簡單說明

驟之剖面圖。

圖14係顯示依據本發明之半導體基板之製造方法之步驟之剖面圖。

圖15係照像印出顯示依據本發明之可由使用含有2%的氫氣之氮氣混合物作為載體氣體之結晶成長所獲得之獨立的Ga_N基板之螢光顯微鏡觀察剖面圖。

圖16係照像印出顯示依據本發明之可由使用含有10%的氫氣之氮氣混合物作為載體氣體之結晶成長所獲得之獨立的Ga_N基板之螢光顯微鏡觀察剖面圖。

圖17係顯示在依據本發明之製程中，獨立的Ga_N基板之在X射線繞射搖擺曲線測量中觀察到的半峰全幅值(FWHM)與曲率半徑相關於作為結晶成長用的載體氣體混合物之含氫比率之圖。

【符號說明】

- 1 藍寶石基板
- 2 Ga_N層
- 3 鈦膜
- 4 Ga_N層
- 5 遮罩
- 6 Ga_N層
- 7 Ga_N單晶基板
- 9 金膜



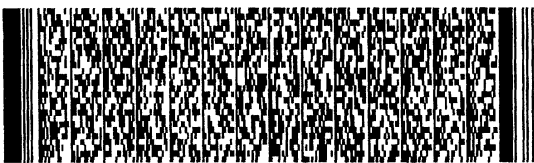
四、中文發明摘要 (發明之名稱：由三族氮化物製成之半導體基板及其製造方法)

為了提供一種具有低缺陷密度與幾乎不翹曲的三族氮化物之半導體基板，本發明提供一種包含下列步驟之製程：形成一GaN層2於-C面((0001)面)之藍寶石基板1上；形成一鈦膜3於其上；在含有氫氣的氣體環境或含氫化合物之氣體中熱處理基板，以形成空隙於GaN層2中；以及隨後形成一GaN層4於GaN層2'上。

英文發明摘要 (發明之名稱：SEMICONDUCTOR SUBSTRATE MADE OF GROUP III NITRIDE, AND PROCESS FOR MANUFACTURE THEREOF)

To provide a semiconductor substrate of a group III nitride with low defect density and little warp, this invention provides a process comprising such steps of:

forming a GaN layer 2 on a sapphire substrate 1 of the C face ((0001) face); forming a titanium film 3 thereon; heat-treating the substrate in an atmosphere containing hydrogen gas or a gas of a compound containing hydrogen to form voids in the GaN layer 2; and thereafter forming a GaN layer 4



四、中文發明摘要 (發明之名稱：由三族氮化物製成之半導體基板及其製造方法)

英文發明摘要 (發明之名稱：SEMICONDUCTOR SUBSTRATE MADE OF GROUP III NITRIDE, AND PROCESS FOR MANUFACTURE THEREOF)

on the GaN layer 2'.



六、申請專利範圍

1. 一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

對一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，施以熱處理，以於該三族氮化物之該第一半導體層中形成空隙，以及

於該三族氮化物之該第一半導體層上形成三族氮化物之第二半導體層。

2. 一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，形成一金屬膜；

在含有氫氣的氣體環境或含氫化合物氣體中熱處理該基礎基板，以於該三族氮化物之該第一半導體層中形成空隙；以及

於該金屬膜上形成三族氮化物之第二半導體層。

3. 一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，形成一金屬膜；



六、申請專利範圍

在含有氮氣、氧氣、或氮氣與氧氣之混合物的氣體環境中熱處理該基礎基板，以於該三族氮化物之該第一半導體層中形成空隙；以及

於該金屬膜上形成三族氮化物之第二半導體層。

4. 一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，形成一金屬膜；

在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以轉化該金屬膜之表面成為其氮化物；

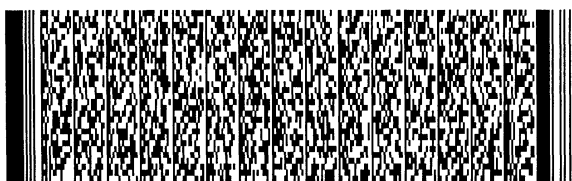
在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以於該三族氮化物之該第一半導體層中形成空隙；以及

於該金屬膜上形成三族氮化物之第二半導體層。

5. 一種由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，包含下列步驟：

於一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板上，形成一金屬膜；

在含有氮氣的氣體環境或含氮化合物氣體中以及在氮氣或含氮化合物氣體中熱處理該基礎基板，以於該三族氮



六、申請專利範圍

化物之該第一半導體層中形成空隙，並且同時轉化該金屬膜之表面成為其氮化物；以及

於該金屬膜上形成三族氮化物之第二半導體層。

6. 如申請專利範圍第2至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，由於熱處理而在該金屬膜或該金屬氮化物膜中形成細微孔洞。

7. 如申請專利範圍第2至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，於該金屬膜含有銦、釷、鈦、鋳、鉛、釩、鈮、鉭、鉻、鉬、鎢、錒、鐵、鈮、錳、鈷、銻、銻、鎳、鈮、錳、銅、鉑、或金。

8. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，於該金屬膜含有銦、釷、鈦、鋳、鉛、釩、鈮、鉭、鉻、鉬、鎢、錒、鐵、鈮、錳、鈷、銻、銻、鎳、鈮、錳、銅、鉑、或金。

9. 如申請專利範圍第2至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，於該金屬膜含有鈦、鎳、鉭、或鎢。

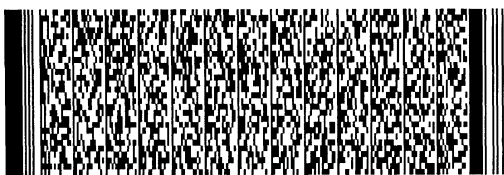
10. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，於該金屬膜含有鈦、鎳、鉭、或



六、申請專利範圍

鎢。

11. 如申請專利範圍第2至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，蝕刻掉該金屬膜或者該金屬之氮化物膜，以剝離該基礎基板。
12. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，蝕刻掉該金屬膜或者該金屬之氮化物膜，以剝離該基礎基板。
13. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，移除該基礎基板。
14. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，移除該基礎基板。
15. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，施加應力至具



六、申請專利範圍

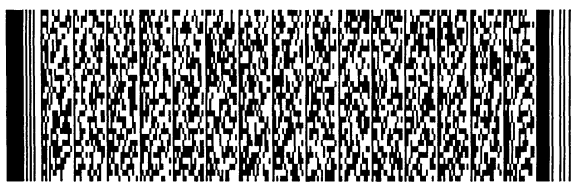
有空隙的該三族氮化物之該第一半導體層以機械性剝離該基礎基板。

16. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，更包含如下步驟：在形成該三族氮化物之該第二半導體層之後，施加應力至具有空隙的該三族氮化物之該第一半導體層以機械性剝離該基礎基板。

17. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係：形成具有一開口的遮罩於一基板之表面上，然後磊晶成長該三族氮化物之該半導體層於該開口與該遮罩上。

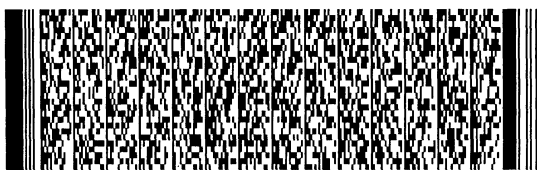
18. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係：形成具有一開口的遮罩於一基板之表面上，然後磊晶成長該三族氮化物之該半導體層於該開口與該遮罩上。

19. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第二半導體層之厚度為1 μm 或更多。



六、申請專利範圍

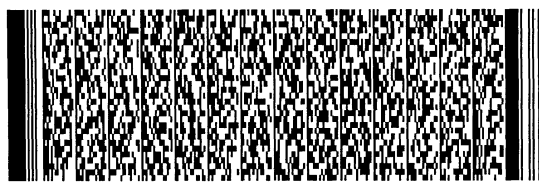
20. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第二半導體層之厚度為1 μm 或更多。
21. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第一與該第二半導體層係獨立地由GaN、AlGaN、InGaN、或InAlGaN所形成。
22. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第一與該第二半導體層係獨立地由GaN、AlGaN、InGaN、或InAlGaN所形成。
23. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第一半導體層之厚度不少於10 nm但不多於5 μm 。
24. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該三族氮化物之該第一半導體層之厚度不少於10 nm但不多於5 μm 。
25. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該基礎材料係一藍寶



六、申請專利範圍

石基板。

26. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該基礎材料係一藍寶石基板。
27. 如申請專利範圍第24項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，結晶成長所用的面係選自於該藍寶石基板之(0001)面或(1-100)面。
28. 如申請專利範圍第25項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，結晶成長所用的面係選自於該藍寶石基板之(0001)面或(1-100)面。
29. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，用以形成該空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中之該熱處理係實行於溫度不低於700°C但不高於1400°C中。
30. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，用以形成該空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中之該熱處理係實行於溫度不低於700°C但不高於1400°C。
31. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製



六、申請專利範圍

成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係接續著用以形成該空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中之熱處理之後而實行，基礎基板並未移出用以進行該熱處理之設備。

32. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係接續著用以形成該空隙於該三族氮化物之該第一半導體層中之熱處理之後而實行，基礎基板並未移出用以進行該熱處理之設備。

33. 如申請專利範圍第1至5項中任一項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係使用氫氣與一惰性氣體之一氣體混合物作為用於結晶成長的載體氣體而實行。

34. 如申請專利範圍第6項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，形成該三族氮化物之該第二半導體層之該步驟係使用氫氣與一惰性氣體之一氣體混合物作為用於結晶成長的載體氣體而實行。

35. 如申請專利範圍第33項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該氣體混合物中之氫氣之體積含量不少於5%但不多於70%。



六、申請專利範圍

36. 如申請專利範圍第34項之由三族氮化物製成之半導體基板之製造方法，其中，該氣體混合物中之氫氣之體積含量不少於5%但不多於70%。

37. 一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：
一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，以及
三族氮化物之第二半導體層，形成於該基礎基板上，
其中一金屬膜或一金屬氮化物膜界入該三族氮化物之該第一半導體層與該三族氮化物之該第二半導體層間，且該三族氮化物之該第一半導體層中設有空隙。

38. 如申請專利範圍第37項之由三族氮化物製成之半導體基板，其中，該金屬膜或該金屬氮化物膜含有鈦、鎳、鉭、或鎢。

39. 一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：
一具有形成於一基礎材料上的三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，或者一包含三族氮化物之第一半導體層的基礎基板，以及
三族氮化物之第二半導體層，形成於該基礎基板上，
其中該三族氮化物之該第一半導體層中設有空隙，且



六、申請專利範圍

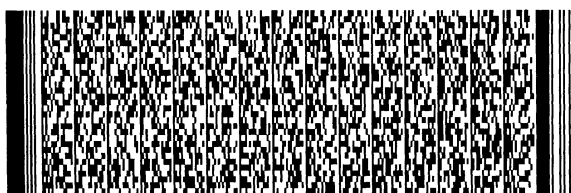
在該三族氮化物之該第一半導體層中的該空隙之體積百分比不少於20%但不多於90%。

40. 一種由三族氮化物製成之半導體基板，包含：

三族氮化物之一半導體層，由下列方式製造：形成該三族氮化物之該半導體層於一基礎基板上，該基礎基板具有一形成於一基礎材料上的含有空隙的半導體層以及形成於其上的一金屬膜或一金屬氮化物膜，然後從該基礎基板分離該三族氮化物之該半導體層。

41. 如申請專利範圍第40項之由三族氮化物製成之半導體基板，其中，該金屬膜或該金屬氮化物膜含有選自於鈦、鎳、鉭、或鎢之金屬。

42. 如申請專利範圍第37至41項中任一項之三族氮化物之半導體基板，其中，該三族氮化物之該第二半導體層之厚度為1 μm 或更多。



圖式

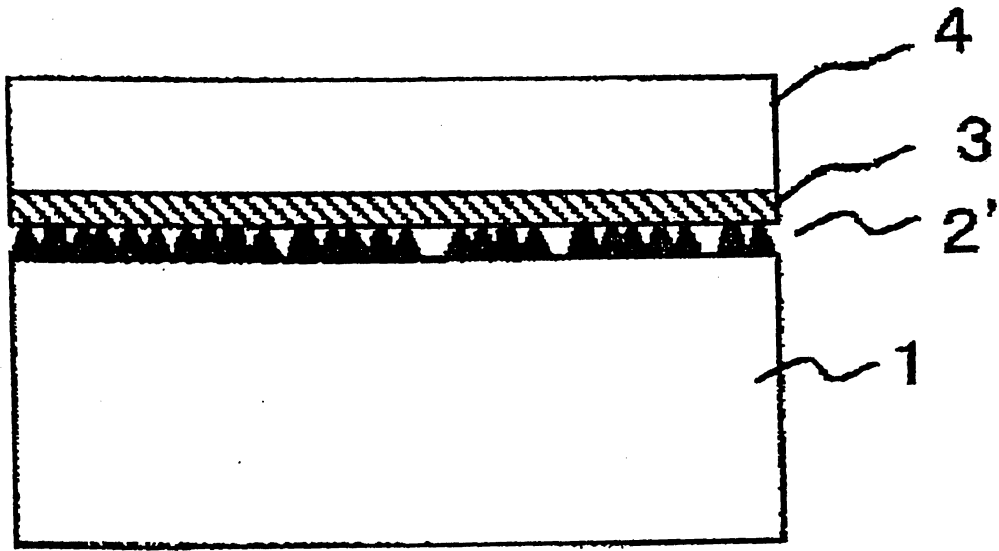


圖 1

圖式

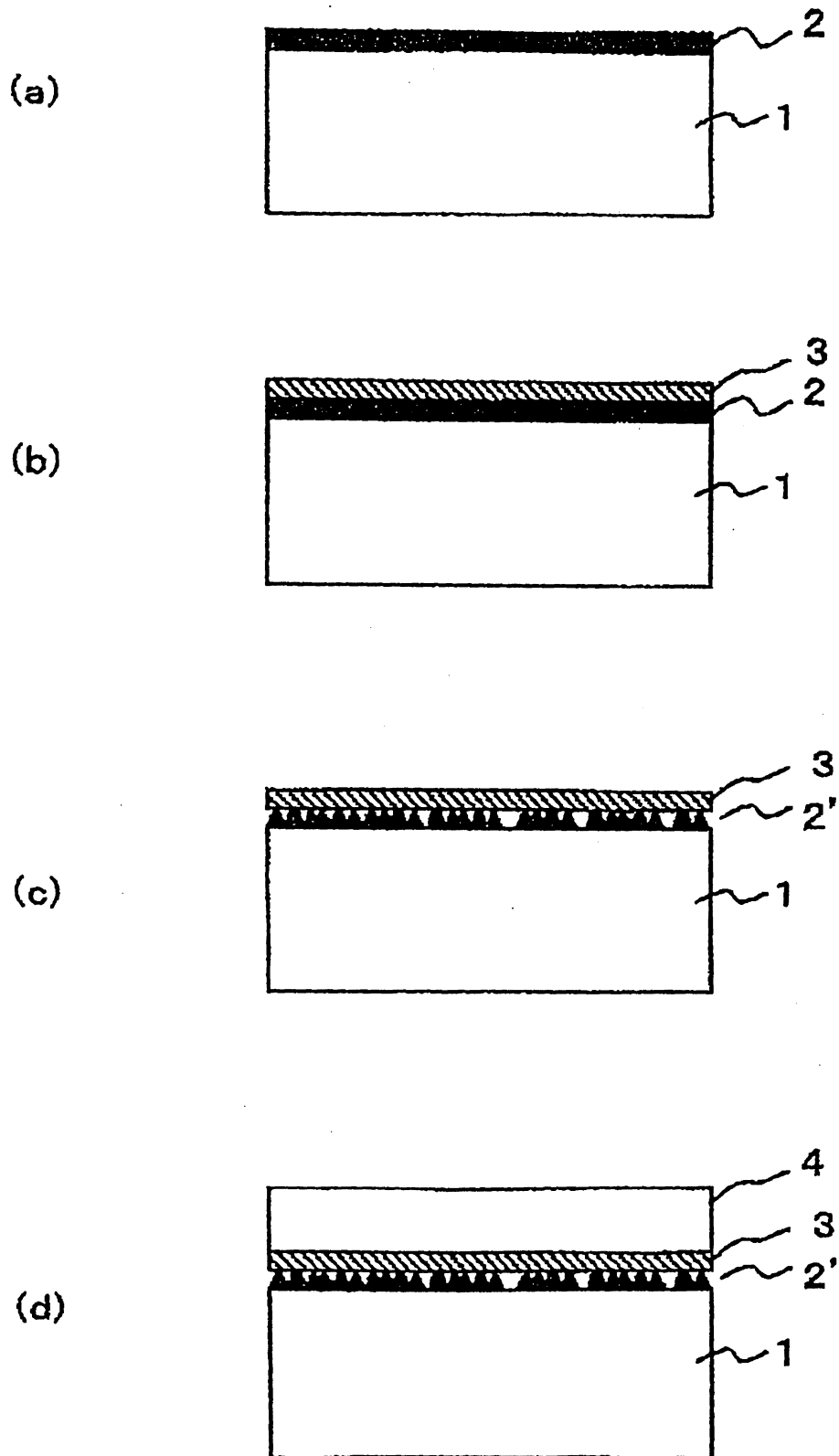


圖 2

圖式

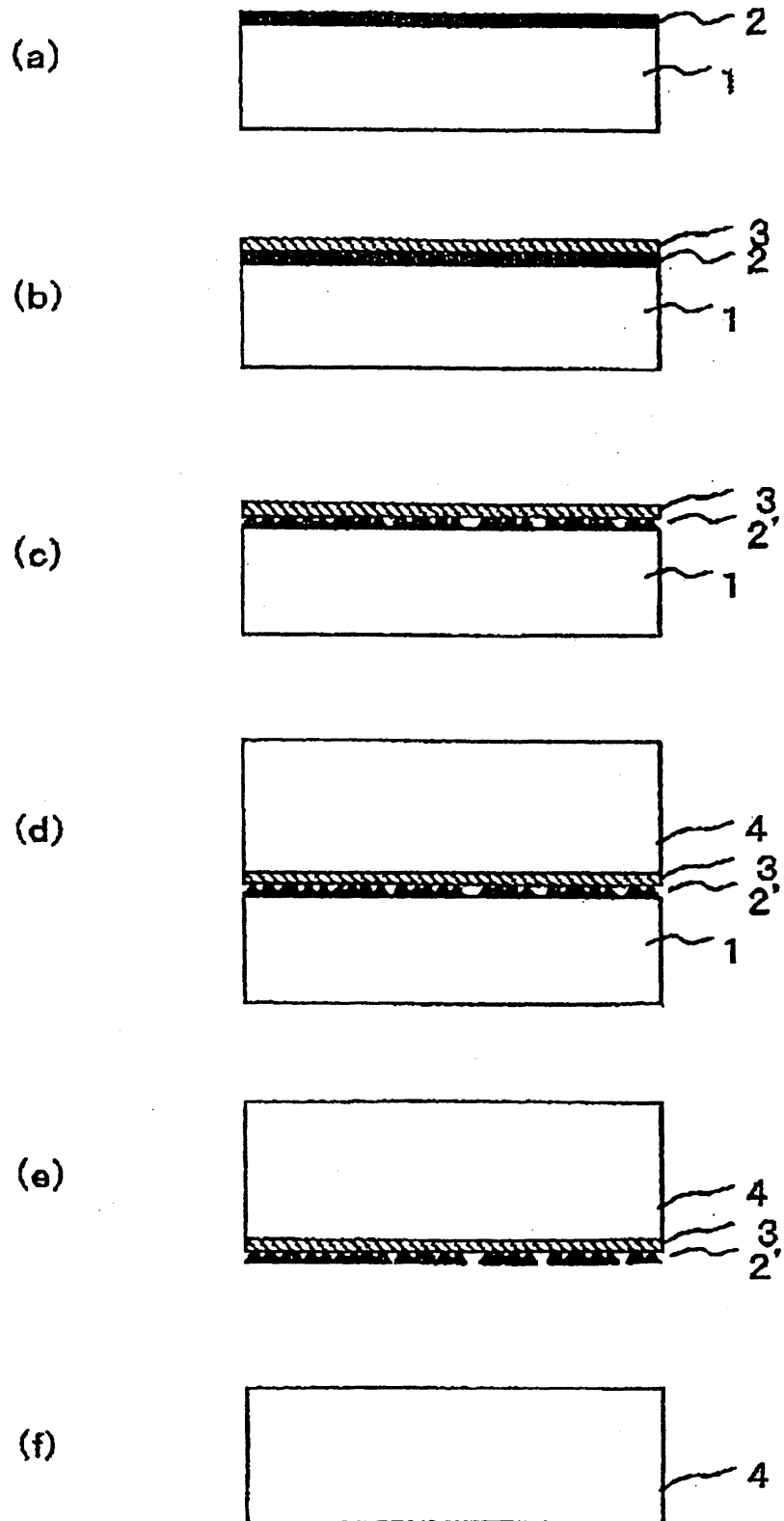


圖 3

圖式

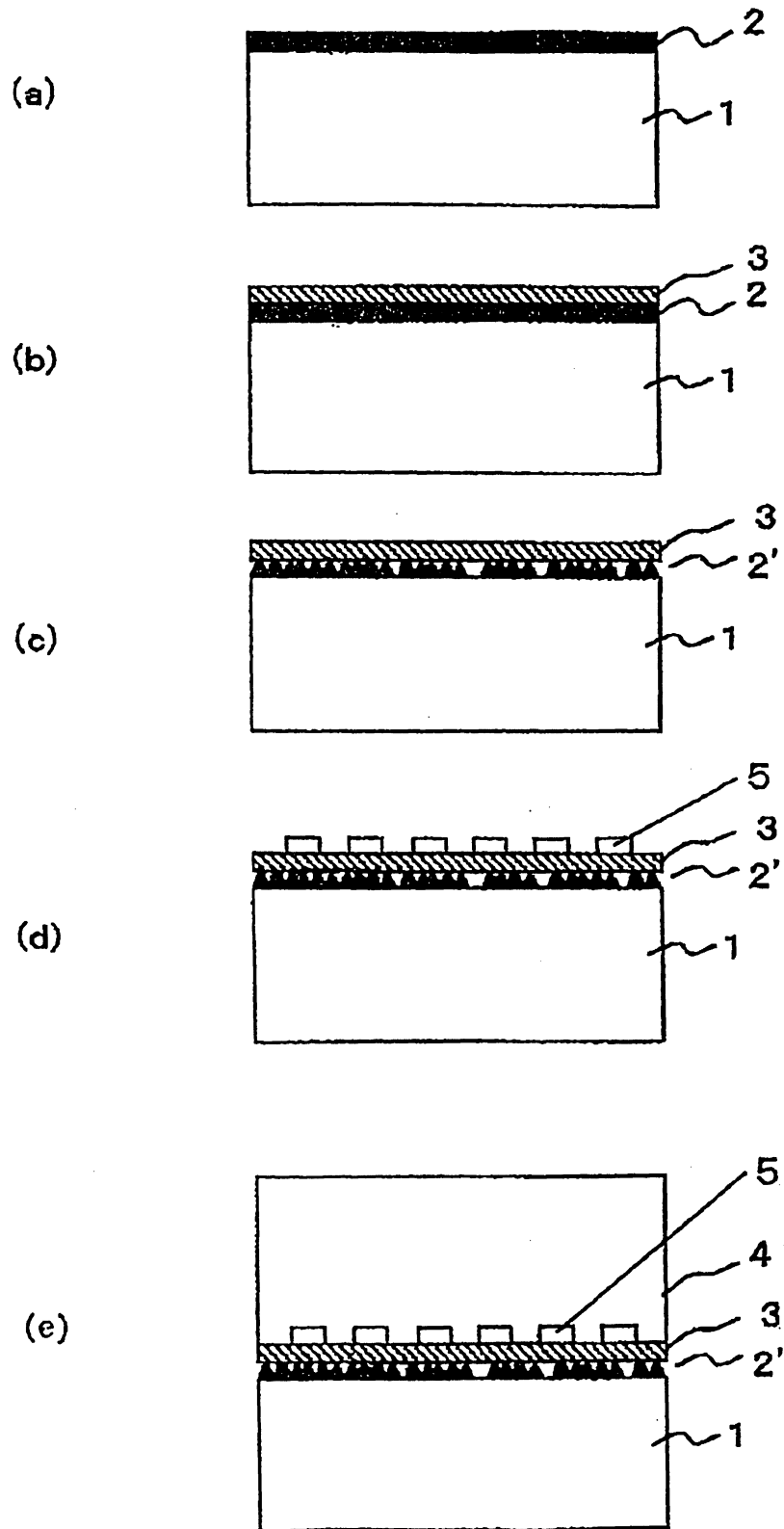


圖 4

圖式

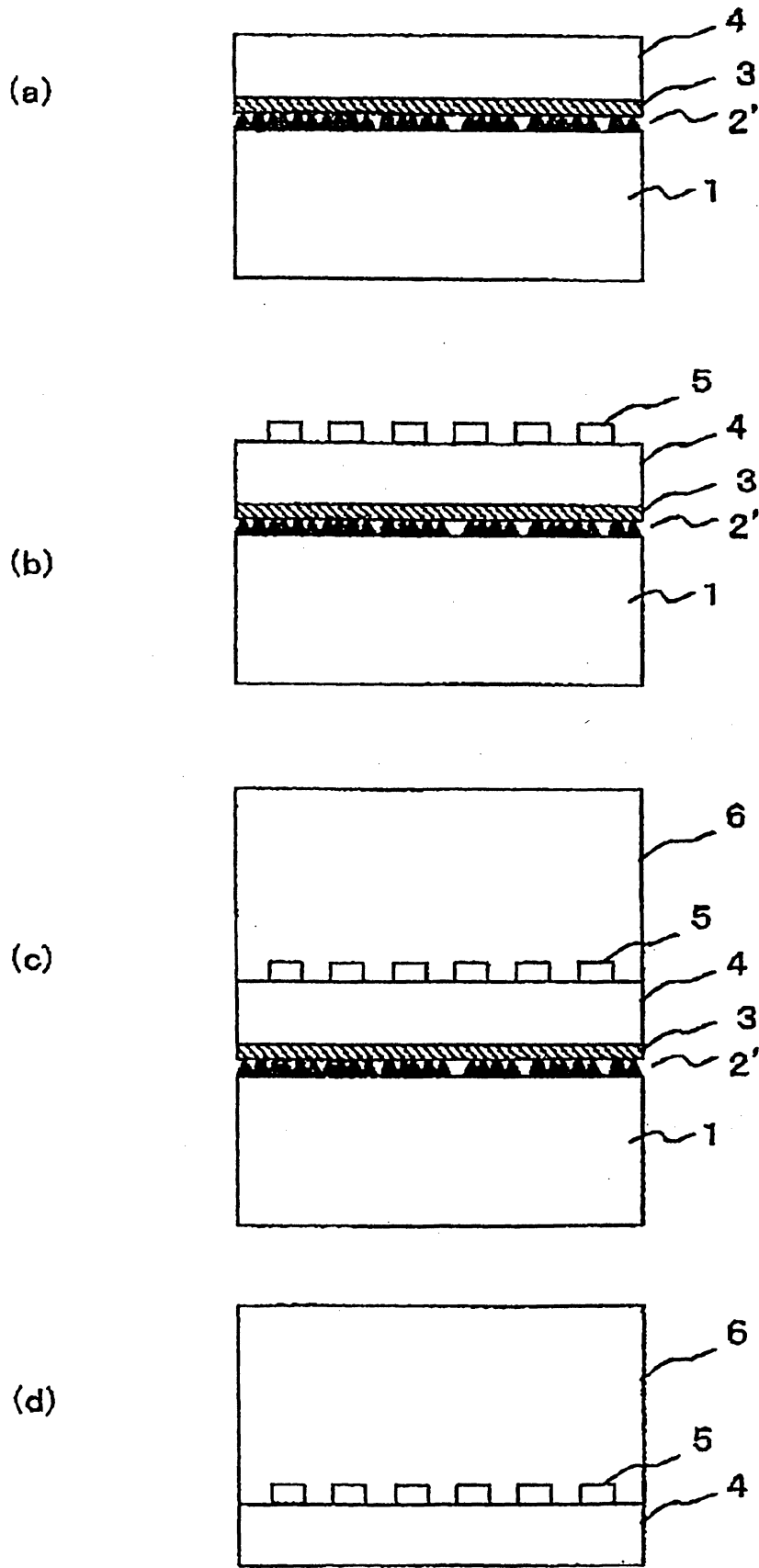


圖 5

圖式

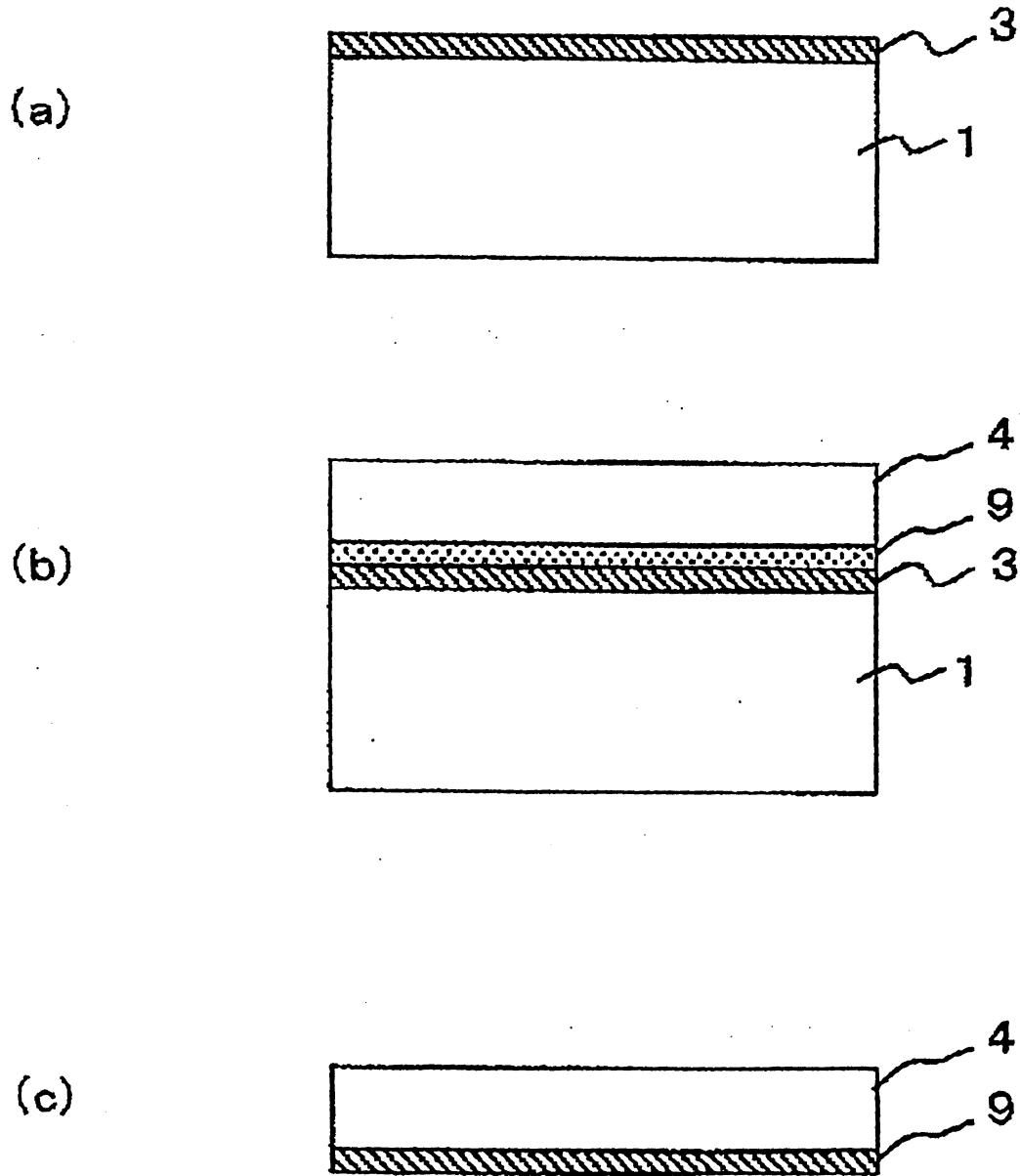


圖 6

圖式

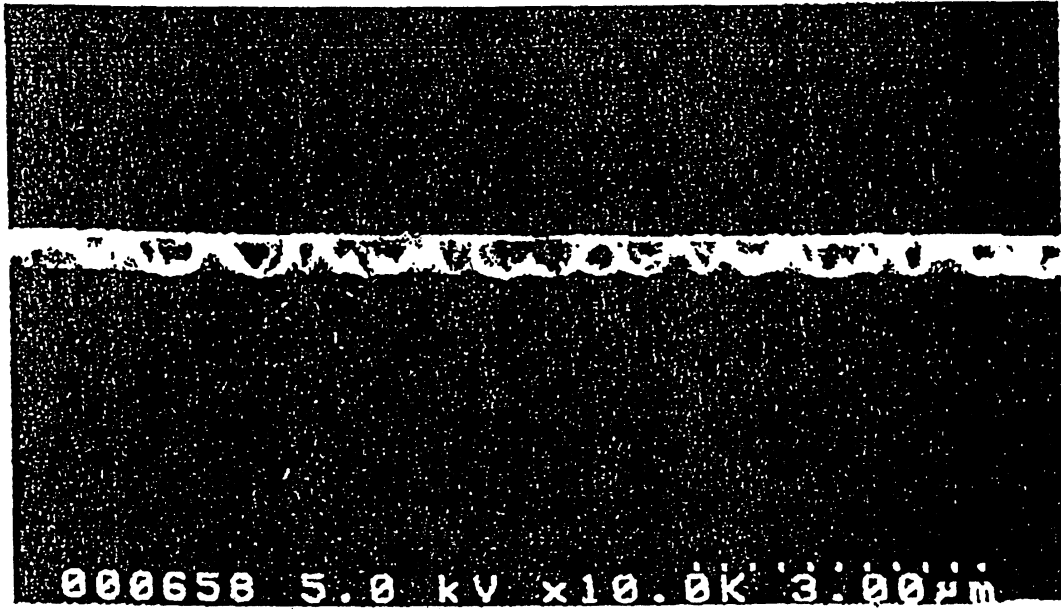


圖 7

圖式

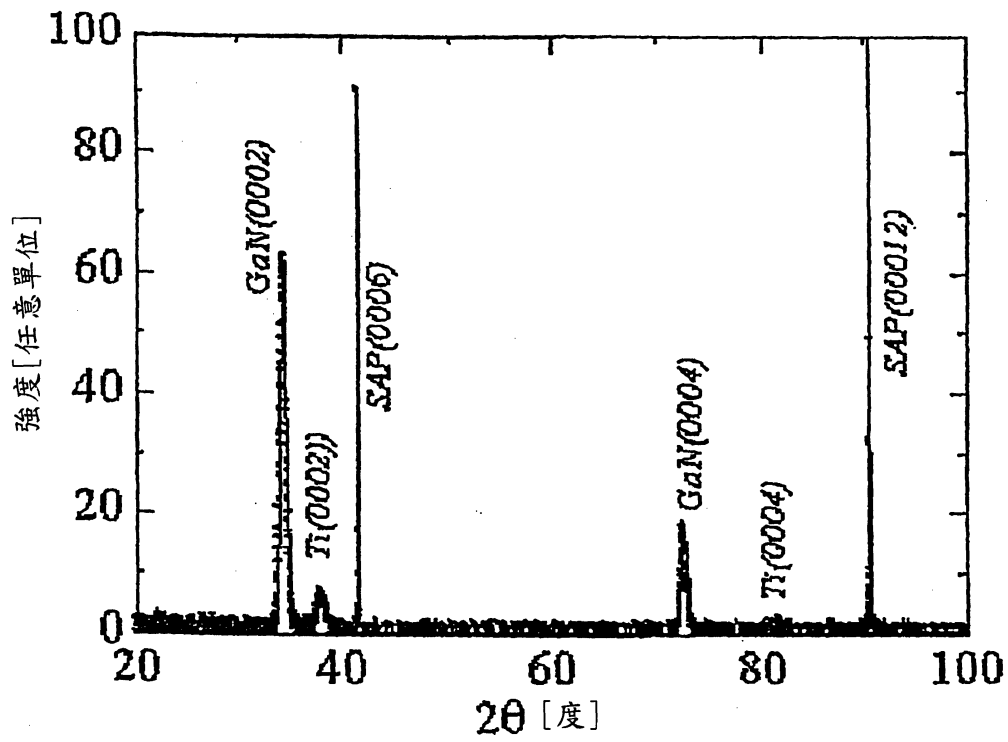


圖 8

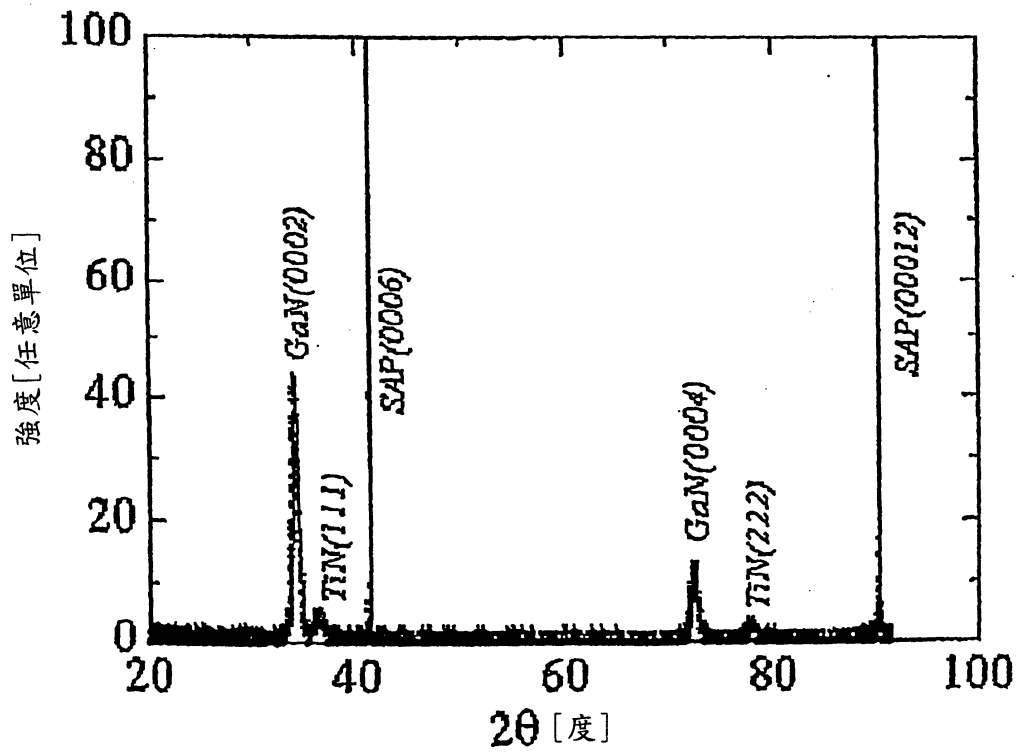


圖 9

圖式

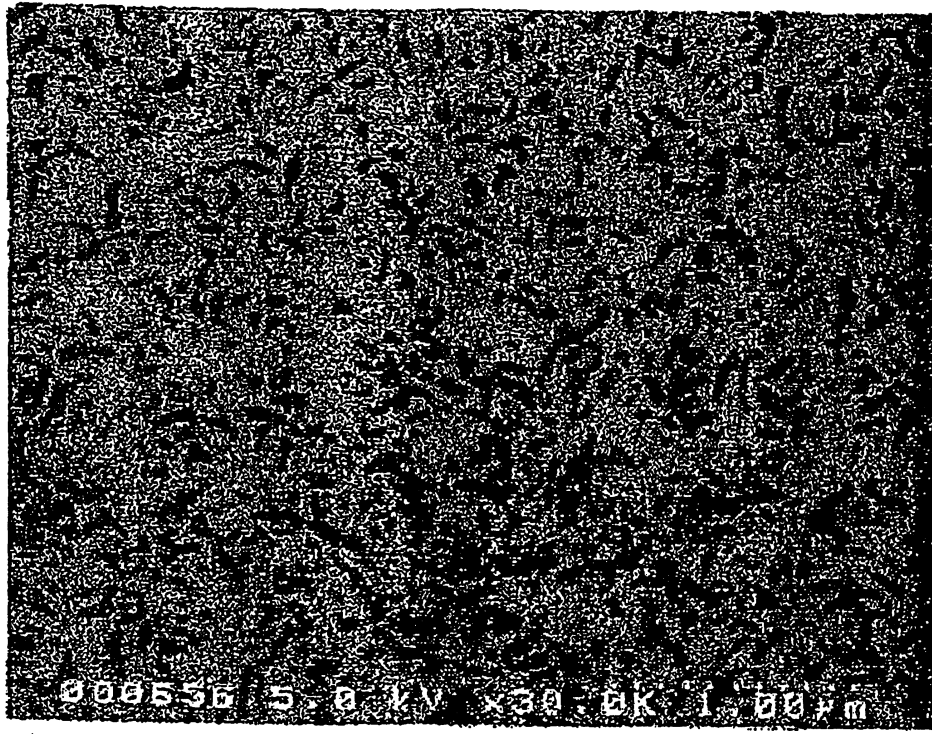


圖 10

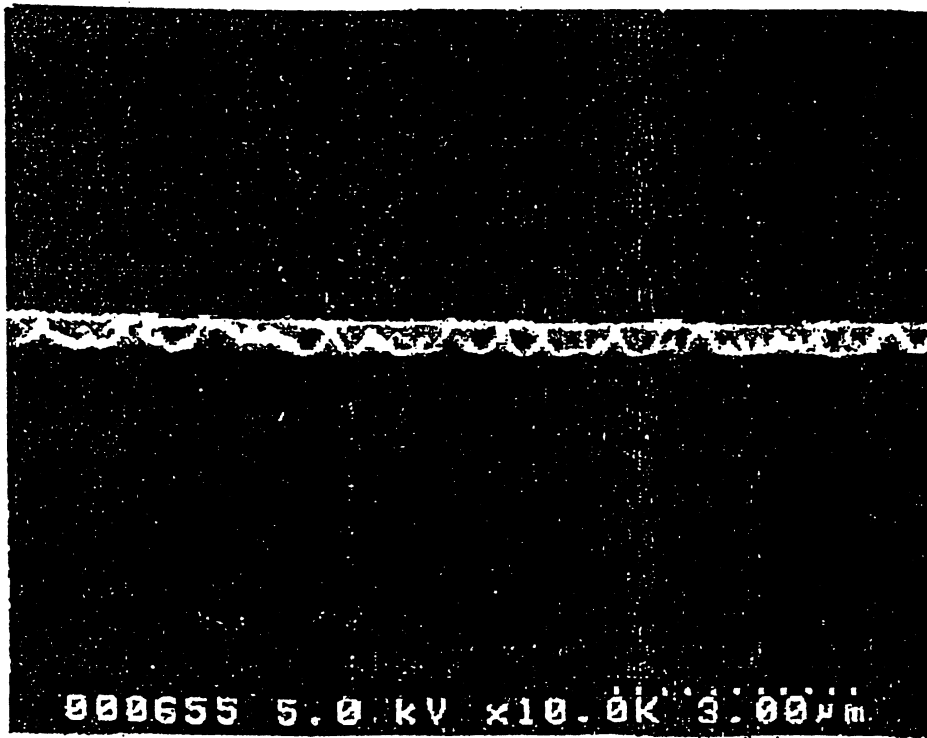


圖 11

圖式

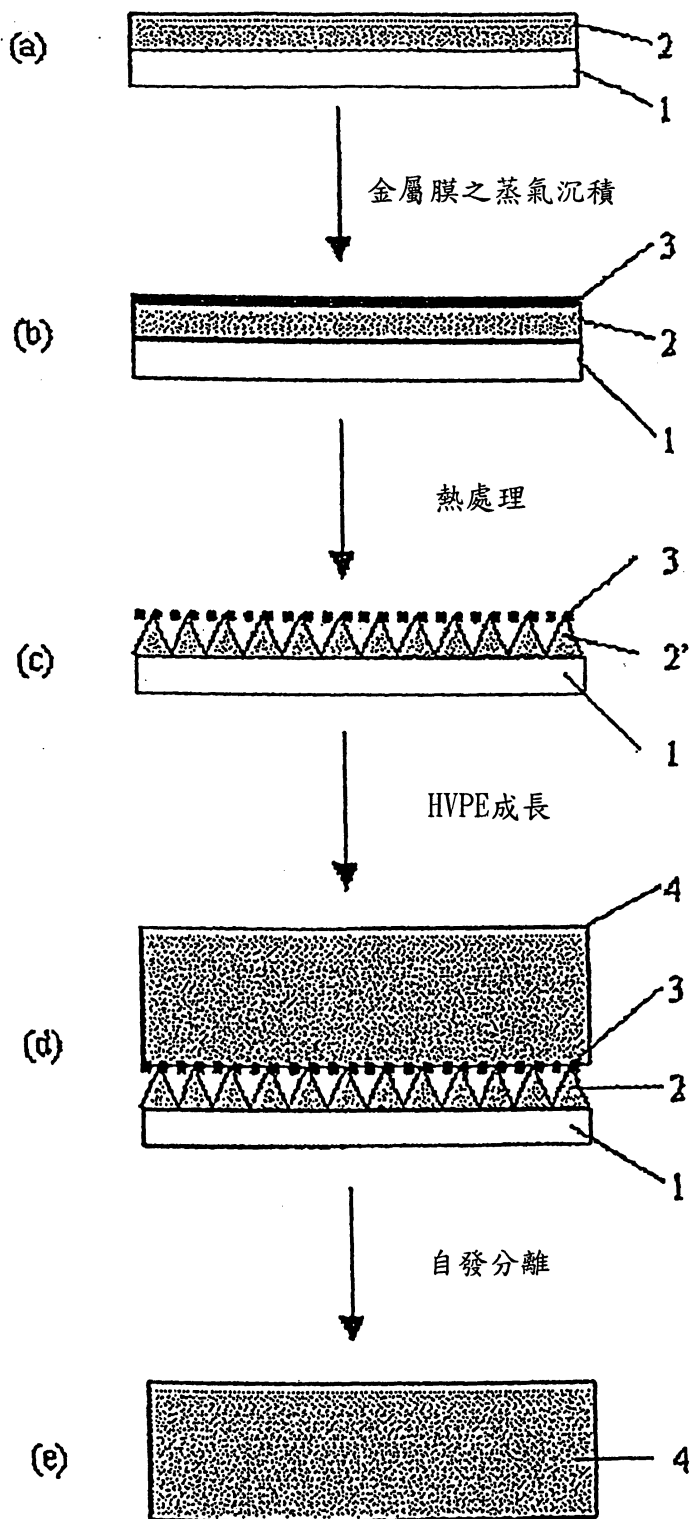


圖 12

圖式

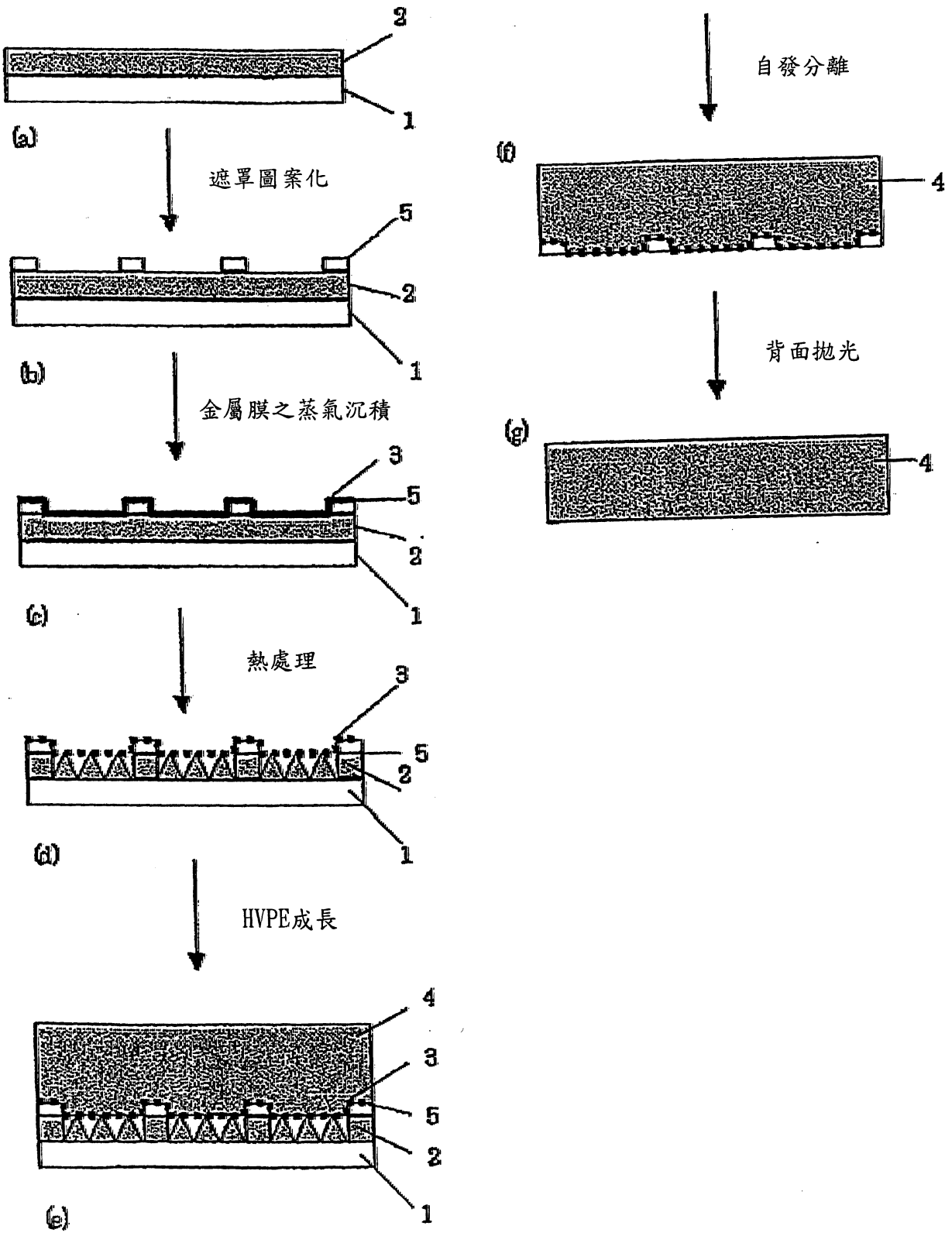


圖 13

圖式

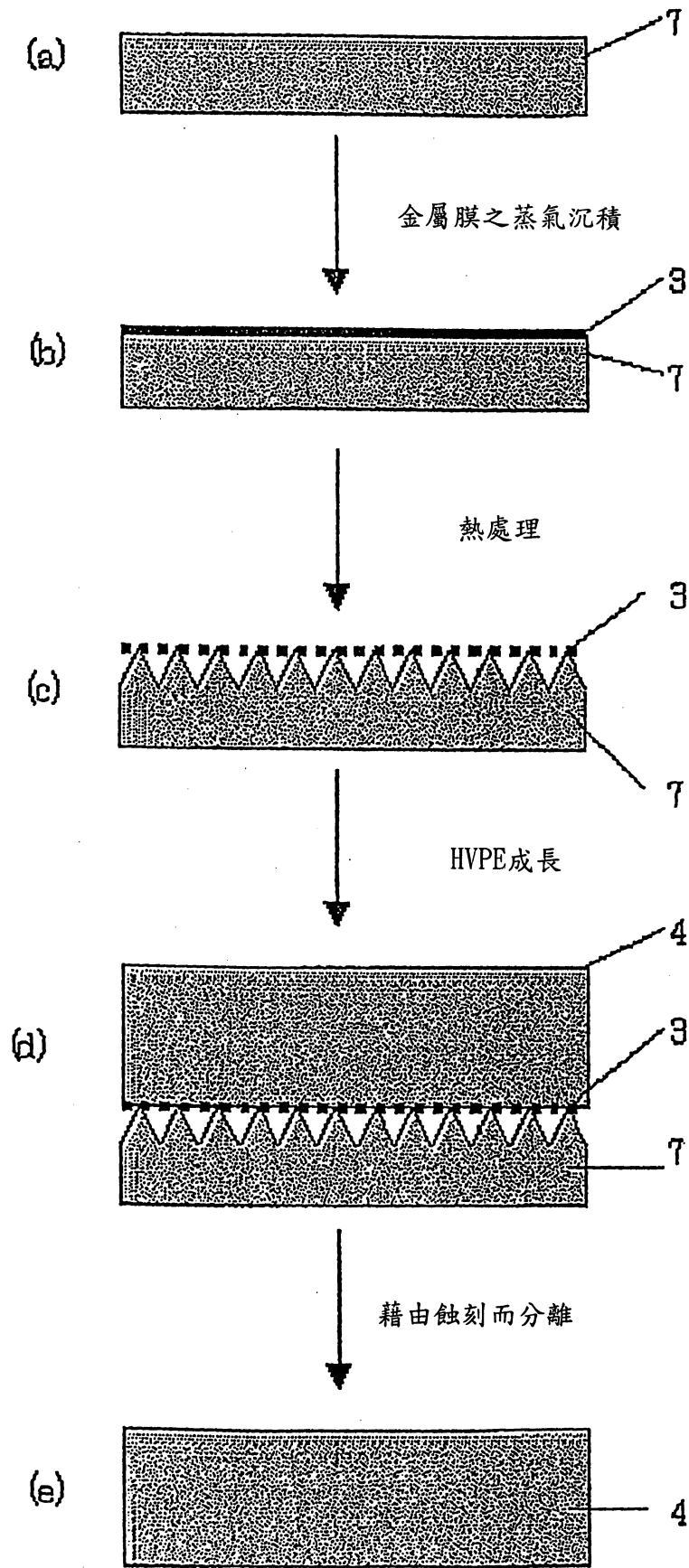


圖 14

圖式

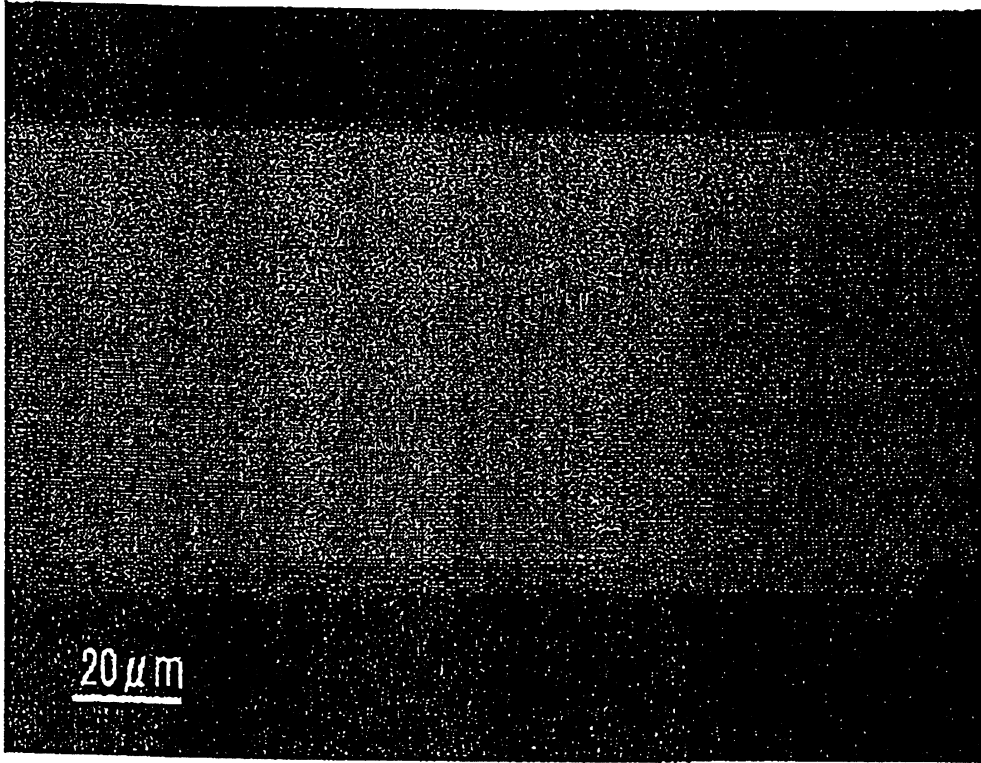


圖 15

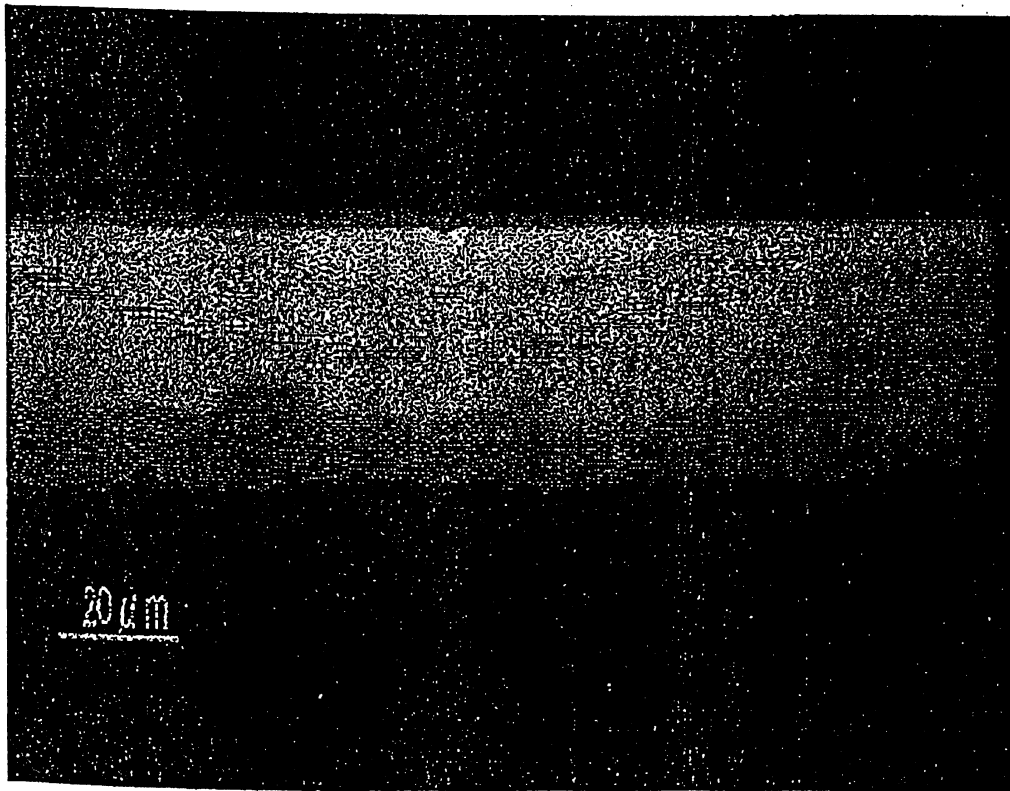


圖 16

圖式

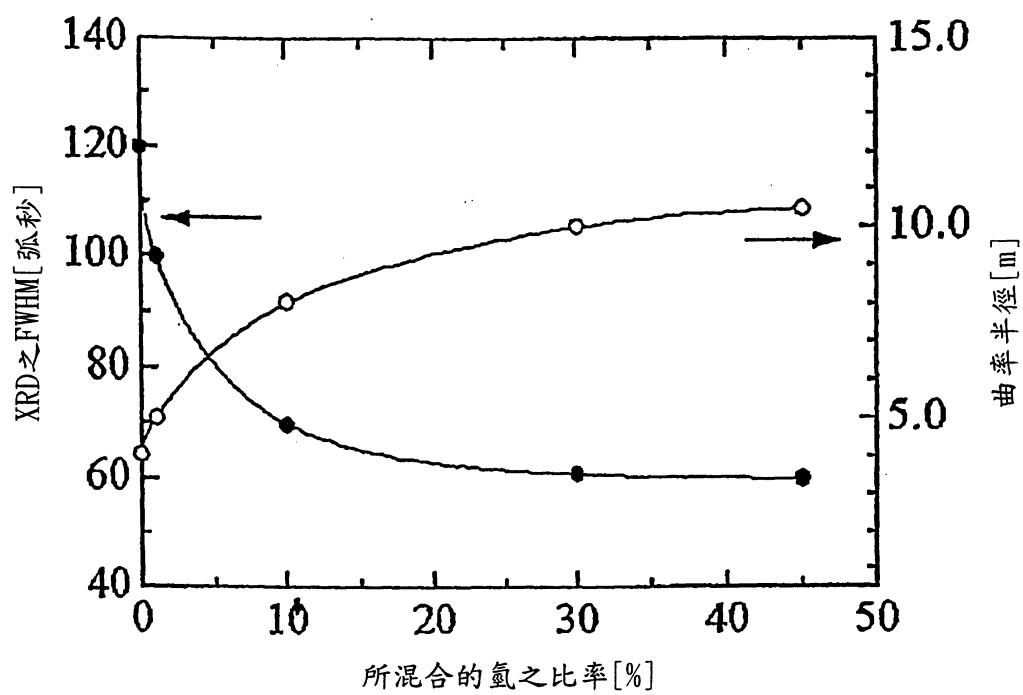


圖 17