



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I724266 B

(45)公告日：中華民國 110 (2021) 年 04 月 11 日

(21)申請案號：106145848

(22)申請日：中華民國 106 (2017) 年 12 月 27 日

(51)Int. Cl. : C30B29/06 (2006.01)

C30B33/02 (2006.01)

C30B33/08 (2006.01)

H01L31/18 (2006.01)

(30)優先權：2016/12/28 美國

62/439,621

(71)申請人：新加坡商太陽愛迪生半導體有限公司 (新加坡) SUNEDISON SEMICONDUCTOR LIMITED (SG)

新加坡

(72)發明人：李榮中 LEE, YOUNG JUNG (KR)；柳 在祐 RYU, JAE-WOO (KR)；金昞天 KIM, BYUNG CHUN (KR)；法斯特 羅伯特 J FALSTER, ROBERT J. (US)；朴 淳成 PARK, SOON SUNG (KR)；金 泰勳 KIM, TAE HOON (KR)；池浚煥 JI, JUN HWAN (KR)；哈德森 卡瑞喜瑪 瑪莉 HUDSON, CARISSIMA MARIE (US)

(74)代理人：陳長文

(56)參考文獻：

TW 200845223A

TW 201214569A1

EP 1624482A2

US 2014/0361408A1

審查人員：黃敬皓

申請專利範圍項數：21 項 圖式數：8 共 48 頁

(54)名稱

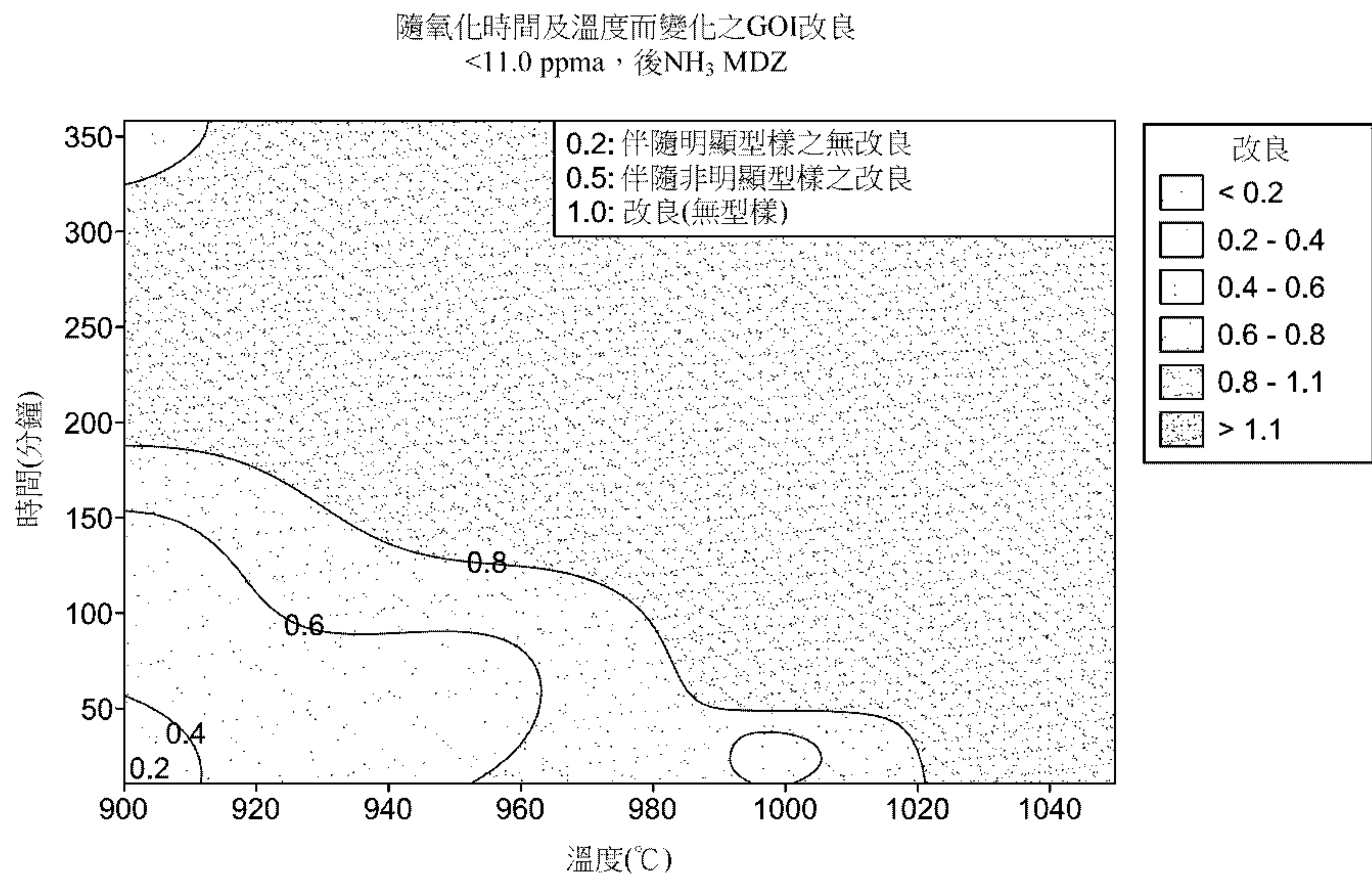
處理矽晶圓以具有內部去疵及閘極氧化物完整性良率之方法

(57)摘要

本發明係針對一種在包含含氮氣體(諸如 NH₃ 或 N₂)之環境氛圍中進行快速熱退火之後恢復矽晶圓之閘極氧化物完整性良率的方法。通常，在包含含氮氣體(諸如 NH₃ 或 N₂)之環境氛圍中進行快速熱退火以藉此為氧沈澱物分佈加特徵可藉由暴露生長態晶體缺陷(氧沈澱物)及由氮化矽膜產生之空位來降低矽晶圓之 GOI 良率。本發明藉由剝離氮化矽層；之後進行晶圓氧化；之後剝離氧化矽層來恢復 GOI 良率。

The disclosure is directed to a method to recover the gate oxide integrity yield of a silicon wafer after rapid thermal anneal in an ambient atmosphere comprising a nitrogen containing gas, such as NH₃ or N₂. Generally, rapid thermal anneals in an ambient atmosphere comprising a nitrogen containing gas, such as NH₃ or N₂ to thereby imprint an oxygen precipitate profile can degrade the GOI yield of a silicon wafer by exposing as-grown crystal defects (oxygen precipitate) and vacancies generated by the silicon nitride film. The present invention restores GOI yield by stripping the silicon nitride layer, which is followed by wafer oxidation, which is followed by stripping the silicon oxide layer.

指定代表圖：



【圖8】



I724266

【發明摘要】

【中文發明名稱】

處理矽晶圓以具有內部去疵及閘極氧化物完整性良率之方法

【英文發明名稱】

METHOD OF TREATING SILICON WAFERS TO HAVE
INTRINSIC GETTERING AND GATE OXIDE INTEGRITY YIELD

【中文】

本發明係針對一種在包含含氮氣體(諸如 NH_3 或 N_2)之環境氛圍中進行快速熱退火之後恢復矽晶圓之閘極氧化物完整性良率的方法。通常，在包含含氮氣體(諸如 NH_3 或 N_2)之環境氛圍中進行快速熱退火以藉此為氧沈澱物分佈加特徵可藉由暴露生長態晶體缺陷(氧沈澱物)及由氮化矽膜產生之空位來降低矽晶圓之GOI良率。本發明藉由剝離氮化矽層；之後進行晶圓氧化；之後剝離氧化矽層來恢復GOI良率。

【英文】

The disclosure is directed to a method to recover the gate oxide integrity yield of a silicon wafer after rapid thermal anneal in an ambient atmosphere comprising a nitrogen containing gas, such as NH_3 or N_2 . Generally, rapid thermal anneals in an ambient atmosphere comprising a nitrogen containing gas, such as NH_3 or N_2 to thereby imprint an oxygen precipitate profile can degrade the GOI yield of a silicon wafer by exposing as-grown crystal defects (oxygen precipitate) and vacancies generated by the silicon nitride film. The present invention restores GOI yield by stripping the silicon nitride layer, which

is followed by wafer oxidation, which is followed by stripping the silicon oxide layer.

【指定代表圖】

圖8

【代表圖之符號簡單說明】

無

【發明說明書】

【中文發明名稱】

處理矽晶圓以具有內部去疵及閘極氧化物完整性良率之方法

【英文發明名稱】

METHOD OF TREATING SILICON WAFERS TO HAVE
INTRINSIC GETTERING AND GATE OXIDE INTEGRITY YIELD

【技術領域】

發明領域大體而言係關於用於電子組件之製造中之矽晶圓製備。更特定言之，本發明係關於產生具有內部去疵與閘極氧化物完整性良率之矽晶圓之退火製程。

【先前技術】

單晶矽，係大多數製造半導體電子組件之方法之起始物質，其通常使用所謂的柴可拉斯基(Czochralski，Cz)方法製備，在該方法中單個晶種浸沒至熔融矽中且隨後藉由緩慢提取生長。在被容納於石英坩堝中之期間，熔融矽混雜有各種雜質，其中主要係氧。在矽熔融體之溫度下，氧進入晶格直至達到由在熔融體之溫度下氧在矽中之溶解度及氧在經固化矽中之實際偏析係數決定的濃度。在用於製造電子裝置之製程之典型溫度下此類濃度大於氧在固體矽中之溶解度。隨著晶體自熔融體生長及冷卻，因此，氧在其中的溶解度快速降低，藉此在自晶體切分出之晶圓中氧以過飽和濃度存在。

典型地用於電子裝置之製造中之熱處理循環會引起氧在氧過飽和之矽晶圓中沈澱。視其在晶圓中之位置而定，沈澱物可為有害或有利。位於晶圓之主動裝置區域中之氧沈澱物可以損害裝置之運行。然而，位於晶圓

之主體中之氧沈澱物能夠截留可能與晶圓接觸之非所需金屬雜質。使用位於晶圓之主體中之氧沈澱物來截留金屬通常稱作內部去疵(internal or intrinsic gettering, 「IG」)。

適用於實現單晶矽晶圓中之內部去疵之熱處理循環包括快速熱退火(例如藉由SunEdison Semiconductor有限公司之Magic Denuded Zone®製程)或在諸如氫氣之惰性氣體環境氛圍中長持續時間退火。快速熱退火製程中之短退火持續時間係經濟的解決方案。然而，無沈澱區域(precipitate free zone, PFZ; 亦稱為全淨帶)深度通常太深而無法在矽之頂部100微米(亦即在背面研磨之後殘留之矽之典型量)中有效去疵金屬雜質。相反地，長持續時間退火可以實現優良PFZ區域(在頂部20微米內可調)及去疵能力。然而，長持續時間退火需要退火時間(數小時)，其影響製造成本及產量。

作為Magic Denuded Zone®製程及長持續時間退火之替代方案，研發出在含氮氣體環境氛圍中之快速熱退火。在氮化環境氛圍，例如NH₃或N₂氣體中之快速熱退火實現具有淺PFZ (無沈澱區域或全淨帶)之強內部去疵能力。參見，例如J Appl Phys, 114, 043520 (2013)。在此項技術中先前未認識到在含氮氣環境氛圍中之快速熱退火可以降低閘極氧化物完整性(gate oxide integrity, GOI)良率。

【發明內容】

簡言之，本發明係針對一種在先前已經歷在含氮氣環境氛圍中之快速熱退火之單晶矽晶圓中獲得適合GOI良率之方法。

在一個態樣中，本發明係針對一種處理單晶矽晶圓之方法，該方法包含：在至少約1100°C之溫度下在包含含氮氣體之第一環境氛圍中熱處理

單晶矽晶圓以增加單晶矽晶圓之主體區域中之晶格空位之密度且在單晶矽晶圓之正面上形成氮化矽層，其中單晶矽晶圓包含兩個主要平行表面(其中之一者為正面且另一者為背面)、正面與背面之間的中心平面、連接正面與背面之圓周邊緣、具有自正面朝向中心平面量測之深度D之正面層，且其中主體區域係在正面層與中心平面之間；自單晶矽晶圓之正面移除氮化矽層；在約900°C與約1100°C之間的溫度下及包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理單晶矽晶圓持續大於30分鐘之時間以在單晶矽晶圓之正面上形成最小厚度至少約50埃之氧化矽層；且自單晶矽晶圓之正面移除氧化矽層。

在另一態樣中，本發明係針對一種單晶矽晶圓，其包含兩個主要平行表面(其中之一者為正面且另一者為背面)、正面與背面之間的中心平面、連接正面與背面之圓周邊緣、具有自正面朝向中心平面量測之深度D之正面層，且其中主體區域係在正面層與中心平面之間，其中：主體區域包含密度為至少約 $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-3}$ 且氧沈澱物之峰值密度為至少約 $1 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物，其中峰值密度係在正面層與中心平面之間；正面層包含密度小於約 $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物，其中正面層之深度D在約1微米與約40微米之間；且正面不具有閘極氧化物完整性型樣相關之晶體缺陷帶。

【圖式簡單說明】

圖1描繪經歷在含氮環境中之快速熱退火且隨後經歷NEC1處理(800°C下4小時，隨後1000°C下16小時)之晶圓中之主體微缺陷密度的典型深度分佈。

圖2A及圖2B繪示單晶矽晶圓在快速熱退火之前(圖2A中左側晶圓)之GOI良率及在含氮環境中快速熱退火之後(在圖2B中右側晶圓)之GOI良率。

圖3A至圖3D描繪根據本發明的一些實施例之製程流程。

圖4係顯示經氧化之矽填隙子之計算濃度隨溫度而變化的圖。

圖5提供GOI完整性測試之後晶圓之若干圖像。

圖6A描繪經歷在含氮環境中快速熱退火之後在氧化環境中快速熱退火(1000°C下5秒)之晶圓之BMD深度分佈(在氧化沈澱熱處理之後；在800°C下NEC1處理4小時，隨後在1000°C下NEC1處理16小時)。x軸刻度為以微米為單位之深度，且y軸刻度為BMD/cm³。

圖6B描繪經歷在含氮環境中快速熱退火之後在氧化環境中快速熱退火(1100°C下5秒)之晶圓的BMD深度分佈(在800°C下4小時+1000°C下16小時之氧化沈澱熱處理之後)。x軸刻度為以微米為單位之深度，且y軸刻度為BMD/cm³。

圖6C描繪經歷900°C至1000°C之間的長持續時間氧化退火4小時之晶圓之BMD深度分佈(在800°C下4小時+1000°C下16小時之氧化沈澱熱處理之後)。x軸刻度為以微米為單位之深度，且y軸刻度為BMD/cm³。

圖7描繪經歷若干溫度下之長持續時間氧化退火之各種晶圓之GOI完整性結果。所描繪之晶圓包括生長態晶圓(最左側晶圓)、在氮化環境中快速熱退火之後的晶圓(左起第二個晶圓)及經歷360分鐘之在900°C下、950°C下及1000°C下氧化退火的三個晶圓(右側)。

圖8為GOI改良隨氧化溫度及時間而變化之等高線圖。

【實施方式】

相關申請案之交叉參考

本申請案主張於2016年12月28日申請之美國臨時申請案序列號62/439,621之優先權，其揭示內容在此以引用之方式併入，就如同以其全

部內容闡述。

本發明係針對一種在氮化氛圍中之快速熱退火處理之後恢復單晶矽晶圓，例如完美矽晶圓之閘極氧化物完整性(GOI)良率的方法。在一些實施例中，本發明係針對一種在含氮氣環境氛圍，例如 NH_3 、氮氣，中之快速熱退火處理之後恢復單晶矽晶圓，例如完美矽晶圓，之閘極氧化物完整性(GOI)良率的方法。一般而言，在含氮氣環境氛圍，例如 NH_3 、氮氣或其組合中之快速熱退火後接足以在晶圓主體中生長主體微疵之退火足以得到在表面區域中包含無沈澱區域(PFZ或全淨帶)的單晶矽晶圓。然而，晶圓主體中之BMD會藉由將晶圓表面上之生長態晶體缺陷(例如氧沈澱物)暴露於由氮化矽膜產生之空位而降低矽晶圓之GOI良率。此等空位可以在晶圓表面上生長且穩定氧沈澱物，且此等缺陷會導致閘極氧化物完整性良率之降低。因為來自由快速熱退火形成之無沈澱區域之GOI之製程窗極其窄，有必要尋找一種用以在快速熱退火之後恢復GOI之完整程序窗而不降低BMD峰值密度及淺PFZ深度的方法。

在含氮氣環境氛圍中之快速熱退火有利地產生淺無沈澱區域。參見圖1，其描繪經歷在氮環境中之快速熱退火且隨後NEC1處理(800°C 下4小時隨後 1000°C 下16小時)之晶圓中之主體微缺陷密度的典型深度分佈。晶圓具有如圖1中所展示之8.344 PPMA與9.544 PPMA的填隙氧濃度。可在晶圓之正面及背面形成極淺PFZ，諸如小於約40微米、小於約30微米、小於約20微米、或甚至小於約10微米。而且，BMD之峰值密度在晶圓表面附近形成，其在經設計以生長氧沈澱物之熱處理期間產生。因為峰值BMD密度在每立方公分約 6×10^9 與 8×10^9 個沈澱物之間，無論關鍵參數，諸如晶圓氧含量、MDZ之浸泡溫度及冷卻速率如何，此峰值BMD密度均

在本發明之實施例之較佳範圍內。在一些較佳實施例中，在氮化環境氛圍中之快速熱退火產生具有小於10微米之淺PFZ深度及20微米與30微米之間深度或甚至10微米與20微米之間深度的高BMD峰值的矽晶圓。相比於在含氧氣環境氛圍中之快速熱退火(其具有更深PFZ深度及晶圓深度中心附近之BMD密度峰值)，如此晶圓提供強得多的去疵能力。

在含氮氣環境中之快速熱退火可以引起閘極氧化物完整性降低。GOI破壞型樣(參見圖2A、圖2B、圖5及圖7)與晶體缺陷帶相關。缺陷帶包括晶體起源凹陷(crystal originated pits, COP, 即一種空隙缺陷)、H帶、P帶、L帶、完美矽填隙主導帶、B缺陷帶及A缺陷帶。通常，若晶圓具有任何COP、H帶及P帶缺陷，則發生GOI降低。此等晶體缺陷帶為核或環型樣，且在晶圓中之各種徑向位置處觀測到缺陷帶。若GOI型樣不為核或環型樣，則此不對稱型樣將不會由晶體缺陷引起而是將由晶圓處理或GOI測試製備引起。GOI擊穿電壓(MV/cm)亦受晶體缺陷帶及缺陷類型影響。一般而言，由於晶體起源凹陷及H帶缺陷，閘極氧化物完整性降低可以發生在5 MV/cm與9 MV/cm之間的範圍內，其影響閘極氧化物厚度之均勻度。一般而言，由P帶缺陷、微空隙缺陷或氧沈澱物引起之閘極氧化物完整性降低可以發生在10 mV/cm與12 mV/cm之間的範圍內，該氧沈澱物係藉由組合在快速熱退火期間來自Si₃N₄/Si界面且由來自晶體之內生氧沈澱物或大尺寸内生氧沈澱物注入的空位而形成。因為氧化影響高應力場GOI，推測内生氧沈澱物係GOI降低之主要原因。審閱GOI破壞型樣形狀及擊穿電壓以弄清GOI破壞是否由晶體缺陷帶引起。若GOI破壞型樣與晶體缺陷帶或擊穿電壓匹配，則推測GOI破壞型樣與晶體缺陷帶相關。

在含氮環境中之快速熱退火不顯著改變缺陷之密度。然而，氮環境

中之快速熱退火可以以注入空位來裝飾缺陷。相應地，小尺寸缺陷可經RTA效應溶解，但其他缺陷係經空位裝飾從而使得其更大且更穩定。此影響閘極氧化物均勻度且降低GOI良率。可偵測到之較大缺陷可為約20奈米或更大，且此類缺陷之密度可為約 $1 \times 10^8 \text{ ea/cm}^3$ 。這一密度足以降低以上所述數量級之GOI。若包括小尺寸但不可偵測之缺陷(< 20 nm)，則缺陷之實際密度高得多。缺陷之大尺寸、高密度影響閘極氧化物之均勻度，且由於應力濃度與相關非均勻氧化物厚度，非均勻閘極氧化物對電應力場具有局部弱化作用。若可藉由氮環境中之RTA促進之空位之供應擴大且穩定氧沈澱物，則會發生閘極氧化物擊穿。

參見圖2A及圖2B，其繪示單晶矽晶圓在快速熱退火之前(圖2A中左側晶圓)之GOI良率及在含氮環境中快速熱退火之後(在圖2B中右側晶圓)之GOI良率。顯而易見，在氮中之快速熱退火經由晶圓之圓周邊緣處或接近存在之閘極氧化物完整性型樣相關晶體缺陷帶降低晶圓中之GOI良率。

本發明因此係針對一種製備單晶矽晶圓的方法，其中晶圓經歷在含氮氣環境氛圍中之快速熱退火從而產生具有薄無氧沈澱區域及接近晶圓表面之峰值密度或濃度之氧沈澱物的晶圓。在形成氧沈澱物核模板之後，剝離氮化矽層，且將晶圓進行足以在晶圓表面上形成氧化矽層之氧化退火。之後剝去晶圓之氧化矽層，其移除降低GOI良率之表面缺陷。根據本發明之方法製備之晶圓具有理想氧沈澱物核模板，另外不具有降低GOI良率之表面缺陷。具體言之，晶圓不具有圖2B中所例示之類型之閘極氧化物完整性型樣相關晶體缺陷帶。之後，可對晶圓進行足以在晶圓之主體區域中生長氧沈澱物之退火，諸如NEC1。有利地，因為晶圓經歷了在氮化環境氛圍中之RTA，晶圓中之氧沈澱物之峰值密度可能在晶圓表面之約40微米

內，諸如在晶圓表面之約30微米內，或距晶圓表面約10微米與約20微米之間。

I.基板

現參考圖3A，其描繪矽晶圓**10**或其部分。矽晶圓**10**可包含兩個主要的通常平行的表面，其中之一者係基板之正面且其中之另一者係基板之背面。一圓周邊緣連接正面及背面，且一中心平面位於正面與背面之間。參考圖3B，矽晶圓**10**包含具有深度D之正面層**40**及正面層與中心平面之間的中心主體區域或層**50**。在如本文中所描述之任何操作之前，矽晶圓**10**之正面及背面可能實質上一致。僅為方便起見將表面稱為「正面」或「背面」，且其一般用來區分在其上實施本發明之方法之操作之表面。在本發明之一些實施例中，本發明之操作在矽晶圓**10**之正面上進行。在本發明之一些實施例中，本發明之操作在矽晶圓**10**之正面及背面上進行。此外，因為矽晶圓通常具有一些總厚度變化(total thickness variation, TTV)、翹曲及彎曲，正面上各點與背面上各點之間的中點可能不精確地在一個平面內。然而，作為實際問題，TTV、翹曲及彎曲通常太細微以致極近似地可稱該等中點落入與正面及背面大約等距之假想中心平面內。

一般而言，矽晶圓**10**之直徑至少約20 mm，更典型地約20 mm與約500 mm之間。在一些實施例中，直徑為至少約20 mm、至少約45 mm、至少約90 mm、至少約100 mm、至少約150 mm、至少約200 mm、至少約250 mm、至少約300 mm、至少約350 mm或甚至至少約450 mm。矽晶圓**10**之厚度可在約100微米與約5000微米之間，諸如約100微米與約1500微米之間，適合地約500微米至約1000微米範圍內。

在尤其較佳實施例中，矽晶圓**10**包含自單晶矽晶圓切分之晶圓，該

單晶矽晶圓已自根據習知柴可拉斯基晶體生長方法生長之單晶體錠切分。此類方法以及標準矽切分、搭接、蝕刻及拋光技術揭示於例如F. Shimura, Semiconductor Silicon Crystal Technology, Academic Press, 1989及Silicon Chemical Etching, (J. Grabmaier編) Springer-Verlag, N.Y., 1982 (以引用之方式併入本文中)中。較佳地，藉由熟習此項技術者已知之標準方法拋光及清潔晶圓。參見例如W.C. O'Mara等人, Handbook of Semiconductor Silicon Technology, Noyes Publications。若需要，可例如在標準SC1/SC2溶液中清潔晶圓。在一些實施例中，本發明之單晶矽晶圓係已自根據習知柴可拉斯基(「Cz」)晶體生長方法生長之通常具有至少約150 mm、至少約200 mm、至少約300 mm或至少約450 mm之標稱直徑的單晶體錠切分的單晶矽晶圓。較佳地，單晶矽處置晶圓與單晶矽供體晶圓皆具有經鏡面拋光之正面修整，其不含表面缺陷，諸如刮痕、大粒子等。晶圓厚度可在約250微米至約1500微米內變化，諸如在約300微米與約1000微米之間，適合地約500微米至約1000微米範圍內。在一些具體實施例中，晶圓厚度可在約725微米與約800微米之間，諸如約750微米與約800微米之間。在一些實施例中，晶圓厚度可為約725微米。在一些實施例中，晶圓厚度可為約775微米。

在一些較佳實施例中，矽晶圓**10**係藉由CZ方法生長之經拋光矽晶圓。矽晶圓**10**可具有任何晶體定向，例如(100)、(110)及(111)，且晶體定向之選擇可由結構之最終決定。

一般而言，起始矽晶圓**10**可在可藉由CZ方法達到之範圍內之任何位置處出現氧濃度下降，其通常在約 2×10^{17} 與約 9×10^{17} 個原子/立方公分之間或約4至約18 PPMA之間，如根據ASTM校正測定； $O_i = 4.9 \alpha$ ，其中 α 係

1107 cm^{-1} 吸收帶之吸收係數；新ASTM標準F-121-83)。在一些較佳實施例中，矽晶圓**10**之填隙氧濃度小於約 6×10^{17} 個原子/立方公分或約12 PPMA，諸如約 2×10^{17} 與約 5×10^{17} 個原子/立方公分之間或約4至約10 PPMA。此外，起始矽晶圓**10**較佳在晶圓之近表面區域中不存在穩定氧沈澱物(亦即在約1200°C或更低之溫度下無法自晶圓溶解或退火出之氧沈澱物)。

當作為雜質存在於單晶矽中時，取代型碳具有催化形成氧沈澱物成核中心之能力。對此及其他原因，因此較佳的為單晶矽晶圓**10**具有低濃度之碳。亦即，單晶矽晶圓**10**之碳濃度較佳為小於約 5×10^{16} 個原子/立方公分、較佳小於 1×10^{16} 個原子/立方公分且更佳小於 5×10^{15} 個原子/立方公分。

矽晶圓電阻率對本發明之方法而言並非關鍵性。然而，電阻率可視最終用途要求之而變化。鑒於此，矽晶圓**10**可為大量摻雜，可為半絕緣，或可具有處於中間之摻雜分佈。因此電阻率可在毫歐姆或更小至兆歐姆或更大之間變化。在一些實施例中，矽晶圓**10**包含p型或n型摻雜劑。適合摻雜劑包括硼(p型)、鎵(p型)、磷(n型)、銻(n型)及砷(n型)。基於所需的晶圓電阻率來選擇摻雜劑濃度。在一些實施例中，晶圓類型可具有電阻率，以致其可表徵為N++型、N+型、N型、N-型及N--型中任一者。典型N+電阻率範圍為低至10毫歐姆-公分Sb摻雜，N++為低至2毫歐姆-公分As摻雜，且N+++為低至1毫歐姆-公分P摻雜。由於晶體生長中之偏析，說明書範圍對於最大/最小通常為2-3X。在一些實施例中，晶圓類型可具有電阻率以致其可表徵為P++型、P+型、P型、P-型及P--型中任一者。典型P+電阻率範圍為低至10毫歐姆-公分且P++為低至5毫歐姆-公分。由於晶體

生長中之偏析，說明書範圍對於最大/最小通常為1.5-2X。因此晶圓之電阻率可在約0.1毫歐姆-公分至約10千歐姆-公分之間變化，諸如在約0.01歐姆-公分至約10千歐姆-公分之間。在一些實施例中，電阻率可在約0.1毫歐姆-公分至約1千歐姆-公分範圍內，諸如0.1毫歐姆-公分至約100歐姆公分，諸如0.1毫歐姆-公分至約10歐姆-公分，或約0.1毫歐姆-公分至約1歐姆-公分。在一些實施例中，電阻率可在約0.01歐姆-公分至約1千歐姆-公分範圍內，諸如0.01歐姆-公分至約100歐姆-公分，諸如0.01歐姆-公分至約10歐姆-公分，或約0.01歐姆-公分至約1歐姆-公分。亦可獲得呈輕度摻雜形式之基板，諸如呈N-型(磷)及P-型(硼)，標稱值為1歐姆-公分或10歐姆-公分或100歐姆-公分。基板電阻率之選擇視應用而定(例如若基板係用作背柵，則較低電阻率較佳)。

在一些實施例中，在快速熱退火之前清潔矽晶圓10以例如移除有機物或其他雜質。適合清潔溶液係食人魚洗液(piranha solution)，其包含 H_2SO_4 (濃)及 H_2O_2 (30%溶液)，其通常呈3:1比率但其他比率諸如4:1或7:1亦適合。清潔持續時間適合地在約15分鐘與約2小時之間。

II. 快速熱退火

根據本發明之方法，進行快速熱處理以形成氧沈澱物核之分佈，其確立晶圓中之氧沈澱之分佈或模板。在一或多個實施例中，模板係用於在晶圓主體中具有氧沈澱物但在近表面區域中氧沈澱物密度較低且較佳基本不存在氧沈澱物(其在本文中被稱作無沈澱區域或「全淨帶」)的晶圓。有利地，可得到任何所需深度之全淨帶。在一些實施例中，全淨帶深度可為至少約1微米、至少約3微米、或至少約5微米，如自晶圓之正面朝向中心平面所量測。在一些實施例中，全淨帶深度可小於約40微米，如自晶圓之

正面朝向中心平面所量測，諸如小於約30微米、或小於20微米、小於15微米、或甚至小於10微米，自晶圓之正面朝向中心平面所量測。而且，模板使得氧沈澱物之峰值密度(由稍後的足以形成氧沈澱物之退火產生)可以出現在晶圓表面之約40微米內，諸如在晶圓表面之約30微米內，或距晶圓表面約10微米與約20微米之間。

就此而言，該形式之氧沈澱物核通常含有晶格空位作為核之一部分。空位可為相關(亦即相結合及/或成組)氧，諸如氧二聚體(O_2)；然而應理解，本發明不限於任何結構及/或形態特異氧沈澱物核。舉例而言，氧沈澱物核可為單獨空位或可經結合為VO。如本文中所使用，「氧沈澱物核」係指在氧沈澱熱處理時形成氧沈澱物或在經活化之後形成此類沈澱物的任何結構單元且如本文中所使用之「氧沈澱物核」不應以限制性意義理解。

快速熱方法用以形成氧沈澱物核之分佈，其繼而建立用於氧沈澱之模板之用途大致描述於美國專利第5,994,761號、第6,191,010號及第6,180,220號中，出於所有相關且一致之目的，其各者以引用之方式併入本文中。其中所描述之「理想沈澱方法」通常產生氧沈澱物核之不均勻分佈，其中晶圓主體中之濃度高於表面層。在後續氧沈澱熱處理時，晶圓主體中之核之高濃度形成氧沈澱物成核中心，其輔助氧沈澱物之形成及生長，近表面區域中之核之濃度不足以做到這點。結果，在近表面區域中形成全淨帶且在晶圓主體中形成有時被稱作主體微疵之氧沈澱物。如其中所描述，全淨帶深度可小於約40微米，如自晶圓之正面朝向中心平面所量測，諸如小於約30微米、或小於20微米、小於15微米、或甚至小於10微米，自晶圓之正面朝向中心平面所量測。全淨帶深度可為至少約1微米、

至少約3微米、或至少約5微米，如自晶圓之正面朝向中心平面所量測。另外，氧沈澱物之峰值密度(由稍後的足以形成氧沈澱物之退火產生)可以出現在晶圓表面之約40微米內，諸如在晶圓表面之約30微米內，或距晶圓表面約10微米與約20微米之間。

用於形成含空位氧沈澱物核之非均勻分佈之製程，使矽晶圓**10**進行熱處理步驟，在其中將晶圓加熱至高溫以在矽晶圓**10**中形成含有空位之氧沈澱物核且從而增加該等氧沈澱物核之數量密度。較佳地，此熱處理步驟係在快速熱退火裝置中進行，其中晶圓經迅速加熱至目標溫度且在該溫度下退火一段相對短的時間。可使用至少約1100°C、至少約1175°C、至少約1200°C或至少約1300°C（例如約1100°C至約1400°C、約1100°C至約1300°C、或約1100°C至約1200°C）之溫度。矽晶圓**10**將通常保持在此等溫度範圍內至少約1秒且通常至少若干秒(例如至少約3秒或至少約5秒或更大)或甚至數十秒(例如至少約20秒、至少約30秒、至少約40秒、至少約60秒、至少約120秒或更大)。在一些實施例中，將矽晶圓**10**在兩種不同溫度下進行快速熱退火。舉例而言，在一些實施例中，將矽晶圓**10**在約1100°C與約1200°C之間的溫度下進行退火，持續時間約1秒與約60之間，且隨後在約1200°C與約1300°C之間的溫度下進行退火，持續時間約1秒與約60之間。在一些實施例中，可將晶圓在約1100°C之溫度下退火1至10秒之間，諸如約1秒，隨後在約1215°C之溫度下退火約5秒與約20秒之間的一段時間，諸如約10秒。視所需之晶圓特徵及晶圓經退火之氛圍而定，時間段可在至多約60秒範圍，其接近可商購的快速熱退火裝置之限制。根據迄今所得之實驗證據，在退火期間將矽晶圓**10**保持在確定溫度一段額外時間並不引起空位濃度增加。

參考圖3B及圖3C，在快速熱退火步驟之後，矽晶圓**10**具有正面層**40**及主體區域**50**，該正面層**40**包含正面與距離D（自正面朝向中心平面所量測）之間的晶圓之區域，主體區域**50**包含中心平面與表面層之間的晶圓之另一區域，其中表面層及主體區域具有包含晶格空位之氧沈澱物核之濃度。全淨帶在正面層**40**中形成，然而在足以沈澱氧沈澱物之熱處理期間氧沈澱根據由快速熱退火形成之模板**30**發生在主體區域**50**中。正面層**40**之深度D可小於約40微米，如自晶圓之正面朝向中心平面所量測，諸如小於約30微米、或小於20微米、小於15微米、或甚至小於10微米，諸如約5微米與約40微米之間、或約5微米與約30微米之間、或約5微米與約20微米之間、或約5微米與約10微米之間。主體區域**50**可視為矽晶圓**10**之正面層**40**與中心平面之間的材料。在其中背面暴露於氮化氬圍之實施例中，在晶圓之背面形成相似背面層及主體區域。

根據本發明之方法，快速熱退火步驟在含氮氣體亦即氮化氬圍存在下進行。在一些實施例中，快速熱退火步驟在含氮氣(N₂)之氬圍或含氮化合物氣體(諸如氨)或此類氣體之組合中進行。在一些實施例中，環境氬圍可以另外包含惰性氣體，諸如氬氣。一般而言，在快速熱退火裝置中在氮化氬圍存在下退火晶圓在晶圓中產生非均勻氧沈澱物核濃度(數量密度)分佈，其中峰值濃度出現在表面之約100微米內，或在表面之約40微米內，諸如表面之約10至約100微米，諸如約10至約50微米之間，或約10至約40微米之間，或約10至約30微米之間，或約10至約20微米之間，其暴露於氮化氣體，且晶圓主體中產生較小且相對均勻濃度。若在快速熱退火步驟期間晶圓之正面及背面暴露於氮化氬圍，則所得晶圓將具有通常對於晶圓之橫截面而言「M形」或「U形」之氧沈澱物核濃度(數量密度)分佈，亦

即最大濃度將出現在正面及背面中之每一者之若干微米內且相對恆定且較小濃度將出現在整個晶圓主體中。參見圖3B，其描繪氧沈澱物核濃度分佈或模板**30**，其中峰值氧沈澱物核濃度接近矽晶圓**10**之正面。雖然未圖示，接近矽晶圓**10**之背面亦將出現相似於模板**30**之氧沈澱物核濃度模板。相應地，矽晶圓**10**將包含氧沈澱物核濃度之兩個峰值，一個峰值接近晶圓**10**之正面且一個峰值接近晶圓**10**之背面。

在完成快速熱退火步驟時，將矽晶圓**10**經由某一溫度範圍迅速冷卻，其中在該溫度範圍下含空位氧沈澱物核及，尤其，其中空位自身在單晶矽中相對可移動。在商業上實用的一段時間內降至超過約700°C、超過約800°C、超過約900°C或甚至超過約1000°C之溫度，含空位氧沈澱物核通常在矽中為可移動的。隨著晶圓之溫度經由此溫度範圍降低，含空位核擴散至晶圓之表面及/或晶圓表面上之氧化物層且被消除，由此導致核濃度分佈變化，其變化程度視晶圓在在此範圍內之溫度下保持之時間長度而定。若將晶圓保持在此範圍內之溫度下一段無限長的時間，則核濃度分佈將再次變得均勻但平衡濃度將小於剛剛完成熱處理步驟時之濃度。然而，如本文進一步描述，藉由單獨迅速冷卻晶圓或結合控制晶圓經熱處理及冷卻之環境，可以達到氧沈澱物核之非均勻分佈，晶圓主體中之濃度大於接近表面之區域中之濃度。舉例而言，可控制製程條件(例如冷卻速率)，例如，使得最大值核濃度在表面之約100微米內、或在表面之約40微米內，諸如表面之約10至約100微米，諸如約10至約50微米之間，或約10至約40微米之間，或約10至約30微米之間，或約10至約20微米之間。

就此而言，應進一步注意，一般而言，如本文中所使用之「全淨帶」係佔據接近晶圓表面之區域的區域，其具有：(i)不存在氧沈澱物，定

義為小於約 10^7 個氧沈澱物/立方公分、小於約 10^6 個氧沈澱物/立方公分或甚至小於約 10^5 個氧沈澱物/立方公分；及(ii)低濃度之且較佳基本上不存在氧沈澱物核，其在經歷氧沈澱熱處理時轉化為氧沈澱物。

方便地，冷卻步驟可在與進行加熱步驟之氛圍相同的氛圍中進行。然而，其可在不同的氛圍中進行，其可修改核濃度分佈之形狀。無論所選氛圍如何，快速冷卻晶圓之影響主導氛圍因素且導致接近表面區域中之空位之濃度顯著減小。快速熱退火步驟及冷卻步驟可在，例如，若干可商購的快速熱退火(「rapid thermal annealing，RTA」)爐中之任一者中進行，其中晶圓個別地經程成排的大功率燈加熱。RTA能夠在幾秒內快速加熱矽晶圓，例如自室溫至約 1200°C 。

一般而言，在氧沈澱物核為可移動的溫度範圍內之平均冷卻速率為至少約 5°C 每秒或，如在其他實施例中，至少約 20°C 每秒、至少約 50°C 每秒、至少約 100°C 每秒或甚至至少約 150°C 每秒或更大(例如約 20°C 每秒至約 200°C 每秒、約 20°C 每秒至約 100°C 每秒或約 100°C 每秒至約 200°C 每秒)。通常，目前處理設備導致冷卻速率在約 30°C 每秒與約 80°C 每秒之間且更典型地約 40°C 每秒與約 50°C 每秒之間。就此而言應注意，一旦晶圓冷卻至含空位氧沈澱物核在單晶矽中為相對可移動的溫度範圍以外之溫度，冷卻速率便不呈現對晶圓之沈澱特徵之顯著影響且因此嚴格來講不呈現決定性。

在氮化氛圍中之快速熱退火在矽晶圓**10**之正面層上形成氮化矽層**20**，參見圖3B。因為RTA製程在幾秒內發生，氮化矽層總體而言相對薄，諸如至少約5埃，諸如約5埃與約1000埃之間、或約5埃與約500埃之間、或約5埃與約200埃之間、或約5埃與約100埃之間。因為氮化矽層**20**

中斷後續氧化循環期間之氧化物層之形成以及空位注入及其外擴散封鎖，所以將氮化物層移除。參見圖3C。在一些實施例中，藉由拋光、濕式化學蝕刻(例如KOH蝕刻或磷酸蝕刻)、或電漿蝕刻移除氮化矽層。適用於移除氮化矽層之技術為此項技術中所已知。

在一些實施例中，藉由觸感拋光移除氮化矽層**20**。觸感拋光足以移除全部氮化矽層。用於移除氮化矽層之適合拋光溶液為此項技術中所已知。

在一些實施例中，在移除氮化矽層之後清潔矽晶圓**10**。適合清潔溶液係食人魚洗液，其包含H₂SO₄ (濃)及H₂O₂ (30%溶液)，其通常呈3:1比率但其他比率諸如4:1或7:1亦適合。清潔持續時間適合地在約15分鐘與約2小時之間。

III. 氧化退火

在剝離氮化矽層之後(參見圖3C)，將矽晶圓**10**以足以及在矽晶圓**10**之正面上形成氧化矽層**60**之持續時間及溫度進行氧化退火。參見圖3D。矽晶圓**10**之氧化可藉由熱氧化完成(其中部分沈積半導體材料膜將耗盡)或膜可藉由CVD氧化物沈積生長。在一些實施例中，可將矽晶圓**10**在諸如ASM A400之爐中熱氧化。在氧化環境中溫度可在900°C至1100°C範圍內，諸如約950°C與約1100°C之間或約1000°C與約1100°C之間。退火持續時間可為至少約30分鐘，諸如大於約60分鐘、大於約120分鐘，諸如大於約180分鐘、或大於約240分鐘、大於約300分鐘、或大於約360分鐘。

在一些實施例中，將單晶矽晶圓在包含含氧氣體之氧化氛圍中在約900°C與約1100°C之間，諸如約900°C與約1000°C之間的溫度下熱處理，持續時間至少約30分鐘，諸如大於約60分鐘、大於約120分鐘，諸如大於

約180分鐘、或大於約240分鐘、大於約300分鐘、或大於約360分鐘，諸如約30分鐘與約360分鐘之間、或約60分鐘與約360分鐘之間、或約1200分鐘與約360分鐘之間。在一些實施例中，將單晶矽晶圓在包含含氧氣體之氧化氛圍中在約950°C與約1100°C之間，諸如約950°C與約1050°C之間的溫度下熱處理，持續時間至少約30分鐘，諸如大於約60分鐘，諸如大於120分鐘，諸如大於180分鐘、或大於240分鐘、大於300分鐘、或大於約360分鐘，諸如約30分鐘與約360分鐘之間、或約60分鐘與約360分鐘之間、或約1200分鐘與約360分鐘之間。在一些實施例中，將單晶矽晶圓在包含含氧氣體之氧化氛圍中在約1000°C與約1100°C之間，諸如約1050°C與約1100°C之間的溫度下熱處理，持續時間至少約30分鐘，諸如大於約60分鐘、大於約120分鐘，諸如大於約180分鐘、或大於約240分鐘、大於約300分鐘、或大於約360分鐘，諸如約30分鐘與約360分鐘之間、或約60分鐘與約360分鐘之間、或約1200分鐘與約360分鐘之間。氧化環境氛圍可以係諸如Ar或N₂之惰性氣體與O₂之混合物。氧含量可在1至10百分比之間變化或更高。在一些實施例中，氧化環境氛圍可為至多100% (「乾式氧化」)。在一些實施例中，環境氛圍可包含諸如Ar或N₂之惰性氣體及諸如O₂之氧化氣體及水蒸氣之混合物(「濕式氧化」)。在一例示性實施例中，矽晶圓10可裝載至立式爐，諸如A400中。溫度逐漸升至氧化溫度且將例如O₂之適當氧化氣體通入爐中。用於氧化之各種氣體條件可用於產生氧化物層，諸如N₂ (4 slm)與O₂ (20 slm)之組合。在得到所需氧化物厚度之後，關閉O₂且降低爐溫度且將晶圓自爐中卸載。一般而言，氧化層之厚度為大於約50埃，諸如約50埃與約1000埃之間、或約50埃與約500埃之間。在一些實施例中，在約900°C之溫度下氧化退火約0.5小時產生具有約50埃

或更大之厚度的二氧化矽層。在一些實施例中，在約900℃之溫度下氧化退火約4小時產生具有約350埃或更大之厚度的二氧化矽層。

氧化退火並不出於在晶圓主體中生長氧沈澱物之目的。根據本發明之一些實施例，氧沈澱熱處理，例如NEC1退火，發生在GOI良率測試之後。相反地，氧化退火足以溶解接近晶圓表面之氧沈澱物或降低其尺寸直至其不可偵測且不造成GOI降低。氧化退火自SiO₂/Si界面為晶圓主體供應填隙矽原子。為進行閘極氧化物完整性測試，將氧化矽層60移除，其可進一步移除引起GOI良率降低之彼類缺陷。在一些實施例中，藉由拋光、化學蝕刻或電漿蝕刻移除氧化矽層60。適用於移除氧化矽層之技術為此項技術中已知的。例如使用HF之化學蝕刻足以移除厚度可能在0.1微米至1微米範圍內，諸如為約0.5微米的氧化矽層。

晶圓清潔及拋光係視情況選用的。若需要，可例如在標準SC1/SC2溶液中清潔晶圓。另外，可對晶圓進行化學機械拋光(chemical mechanical polishing, CMP)以降低表面粗糙度，較佳降低至 RMS 2x2 um2之水準小於約5埃，諸如約1埃與約2埃之間，其中均方根-

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2}$$

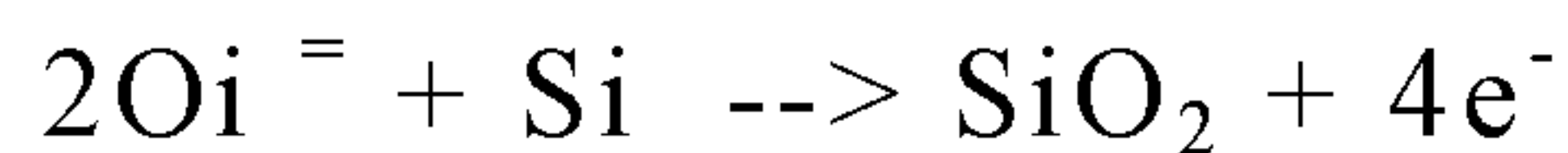
粗糙度分佈含有沿跡線之有序等間隔點，且 y_i 為自平均線至數據點之豎直距離。在較佳小於2埃之表面粗糙度下，表面準備好結合。

IV. 閘極氧化物完整性良率

根據本發明之方法，由在含氮氣環境氛圍中之快速熱退火引起之閘極氧化物完整性降低藉由氧化退火恢復，該氧化退火消除GOI缺陷來源。氧化退火增進氮之外擴散且進一步改變生長態氧沈澱物之尺寸。

在晶圓表面形成氧化矽層產生填隙矽且消耗空位。在形成氧化矽層

期間，發生以下反應：



此反應涉及填隙矽且如果 $\text{Si}_i\text{-O}$ 對在形成 SiO_2 之前分解則產生游離自填隙之可能性將最大。據估計此類不完全氧化步驟之發生率為1000個矽原子中之1個。矽填隙子之形成速率可藉由氧化速率及表面再生速率計算。

圖4係表明因為氧化速率及表面再生速率隨溫度增加所以矽填隙之濃度隨升高溫度而增加的圖。因此，若氧化溫度增加，則在晶圓表面矽填隙之擴散控制注入增加。矽填隙之內擴散在高溫氧化退火期間引起填隙過飽和及空位未飽和。高溫氧化退火可藉由在氧化期間改變平衡點缺陷濃度或抑制生長態氧沈澱物生長造成生長態沈澱物分解。若持續注入足夠填隙且退火時間長度足以分解沈澱物，則氧沈澱物之尺寸會減小或完全溶解。從而氧化退火移除由在氮化環境氛圍中之快速熱退火引起之GOI缺陷之來源或減輕與氮組合之生長態沈澱物之影響。

閘極氧化物完整性良率可藉由零時介電擊穿(Time Zero Dielectric Breakdown, TZDB)測試方法量測，用於MOS裝置中之閘極氧化物之可靠性。測試方法量測在閘極氧化物中每氧化物厚度施加之電壓。閘極氧化物(電晶體結構：藉由N-P-N或P-N-P之源極-閘極-汲極)係電絕緣層以控制源極與汲極之間的閘極氧化物以下的少數載波通道。通道之形成與否由對閘極施加之偏壓決定。通道與否意味著1或0，且閘極偏壓控制1或0。若閘極氧化物不為電絕緣，則源極與汲極之間的通道不受閘極偏壓控制。因此，閘極處之氧化物層對於正常電晶體運行很重要。藉由改變施加之偏壓進行閘極氧化物完整性測試，其實現電絕緣之可靠性之評估。TZDB係藉

由將偏壓自0 V增大至足以擊穿電絕緣之電壓以檢查氧化物層之擊穿的測試方法。在測試期間，若閘極氧化物擊穿以9 MV/cm (兆伏特每公分)或更高電壓發生，或若無擊穿發生，則晶圓表面具有用於閘極之優良品質條件，因為晶圓表面不具有產生閘極氧化物降低之來源。

參考圖5可觀測到對GOI良率之影響，圖5描繪生長態晶圓(最左側之晶圓)、經歷長持續時間氧化退火之晶圓(左側第二個晶圓)及經歷氧化環境氛圍中之快速熱退火之兩個晶圓(右側)之GOI良率。如在圖5中可見，在氧化環境中之長持續時間退火充分提高GOI良率，但快速熱退火不能充分做到，如由閘極氧化物完整性降低缺陷之型樣所證明。

此外，圖6A、圖6B及圖6C顯示長持續時間氧化退火實現在適用於在晶圓主體中生長BMD之退火之後在晶圓之整個主體區域中保持BMD高濃度且保持淺無沈澱區域深度。快速熱退火引起BMD濃度減小及無沈澱區域之深度增加。圖6A描繪經歷在含氮環境中且隨後在氧化環境之快速熱退火(1000°C下5秒)之晶圓之BMD深度分佈(在氧化沈澱熱處理之後；在800°C下NEC1處理4小時，隨後在1000°C下NEC1處理16小時)。圖6B描繪經歷在含氮環境中快速熱退火之後在氧化環境中快速熱退火(1100°C下5秒)之晶圓的BMD深度分佈(在800°C下4小時+1000°C下16小時之氧化沈澱熱處理之後)。圖6C描繪經歷900°C至1000°C之間的長持續時間氧化退火4小時之晶圓之BMD深度分佈(在800°C下4小時+1000°C下16小時之氧化沈澱熱處理之後)。

根據本發明之一些實施例，在晶圓表面缺陷(例如氧沈澱物)變為不可偵測。如圖6C中所示，儘管施加了用於氧沈澱物之成核及生長之熱處理，自表面至約10 um深度未觀測到可偵測的缺陷。圖7描繪經歷若干溫

度下之長持續時間氧化退火之各種晶圓之GOI完整性結果。所描繪之晶圓包括生長態晶圓(最左側晶圓)、在氮化環境中快速熱退火之後的晶圓(左起第二個晶圓)及經歷360分鐘之在900℃下、950℃下及1000℃下氧化退火的三個晶圓(右側) 如圖7中所示，長持續時間氧化退火在若干溫度下有效地提高GOI良率，如由閘極氧化物完整性降低缺陷之型樣之缺失所證明。

迄今之實驗結果提供了足以製作圖8中所描繪之等高線圖之資料，其描繪在對矽晶圓進行氮化環境氛圍中之快速熱退火之後足以實現矽晶圓之閘極氧化物完整性良率改良之持續時間及溫度。本發明係針對一種用於產生與氮化環境氛圍中之快速熱退火相關之M形BMD深度分佈之方法。在此類分佈中，峰值BMD密度接近正面層出現，且正面層包含深度通常小於約40微米、小於約30微米、或甚至小於約20微米，諸如約10微米與約20微米之間的無沈澱物全淨帶。氧化退火恢復晶圓之表面之GOI良率。

根據迄今之現行理論，在晶圓表面之SiO₂層之形成藉由消耗空位產生填隙矽，且預期注入之填隙矽原子將藉由晶體生長溶解或減小生長態氧沈澱物之尺寸且將消耗位於晶圓表面之特定深度之由氮化氛圍中之快速熱退火產生之過飽和空位。無GOI破壞之完美矽用作輸入材料，且測試各種用於氧化之溫度及時間條件以找到最小氧化細節。儘管輸入材料有利於GOI，在氮化氛圍中之快速熱退火之後GOI良率仍降低。根據本發明之方法，在移除由快速熱退火產生之氮化矽層之後的氧化退火在各種氧化退火持續時間及溫度下提高降低的GOI良率。參見圖8。更高氧化溫度及較長退火持續時間適合於移除GOI缺陷，因為注入的填隙子之密度及擴散長度在氧化物與晶圓之間的界面中增加。因此，吾人在本發明揭示內容中之測

試結果與假說良好匹配且證實氧化係解決快速熱退火之後GOI降低之問題而無峰值BMD密度及淺PFZ之任何變化的實用(低成本)方法。

V. 氧沈澱熱處理

任何足以使氧沈澱物成核及生長之熱處理均適用於製備本發明之晶圓。在一些實施例中，使晶圓在超過約700°C溫度下以足夠氧沈澱物成核及生長之持續時間進行氧沈澱熱處理。在一些實施例中，使晶圓進行包含NEC1測試程序(例如在800°C下退火晶圓4至8小時且隨後在1000°C下退火16小時)的氧沈澱熱處理。在一些實施例中，氧沈澱熱處理製備包含自中心軸至圓周邊緣之平均濃度為至少約 1×10^7 個沈澱物/立方公分或至少約 1×10^8 個沈澱物/立方公分之氧沈澱物的晶圓。在一些實施例中，氧沈澱熱處理製備包含自中心軸至圓周邊緣之平均濃度為至少約 5×10^8 個沈澱物/立方公分之氧沈澱物的晶圓。在一些實施例中，氧沈澱熱處理製備包含自中心軸至圓周邊緣之平均濃度為至少約 1×10^9 個沈澱物/立方公分之氧沈澱物的晶圓。在一些實施例中，氧沈澱熱處理製備包含自中心軸至圓周邊緣之平均濃度為至少約 5×10^9 個沈澱物/立方公分之氧沈澱物的晶圓。在一些實施例中，氧沈澱熱處理製備包含自中心軸至圓周邊緣之平均濃度為至少約 1×10^{10} 個沈澱物/立方公分之氧沈澱物的晶圓。在主體區域內，氧沈澱物之峰值濃度之深度出現在表面之約10至約100微米內，諸如表面之約20至約100微米，諸如表面之約20至約50微米之間，諸如20至約30微米之間，或約10微米與約20微米之間。

從而本發明之方法製備具有正面層中之無沈澱區域及包含氧沈澱物之主體區域的矽晶圓。包含無沈澱區域之正面層之深度D可為小於約40微米、小於約30微米、小於約20微米、小於約15微米或甚至小於約10微

米。在一些實施例中，包含無沈澱區域之正面層之深度D可為至少約1微米、至少約3微米、或至少約5微米，如自晶圓之正面朝向中心平面所量測。基本不存在氧沈澱物成核中心之晶圓應意指當在800°C之溫度下退火四小時且隨後在1000°C之溫度下退火十六小時時具有小於 10^7 氧沈澱物/立方公分或小於 10^6 氧沈澱物/立方公分的晶圓。本發明之方法足以溶解接近晶圓表面之較小內生氧沈澱物且進一步降低未溶解的內生氧沈澱物之尺寸。相應地，可偵測及不可偵測尺寸之氧沈澱物之密度皆降低。相應地，在一些實施例中，正面層基本上不具有氧沈澱物。本發明之方法實現製備包含不具有閘極氧化物完整性型樣相關晶體缺陷帶之正面的晶圓。亦即，正面不具有降低GOI之彼類缺陷，如藉由標準測試所量測。

VI.晶圓之後處理

本發明之矽晶圓可用於各種應用。舉例而言，具有經拋光成鏡面修整之裸矽表面之此類晶圓(亦即經拋光晶圓)可直接用於積體電路製造過程中。替代地，晶圓可用作用於磊晶沈積或SOI (藉由層轉移或氧植入)之基板。

1.蝕刻

必要時，晶圓之近表面區域，例如通常至多約2微米，可藉由化學蝕刻使用蝕刻劑及此項技術中習知之技術來實質上或甚至完全移除。

2.拋光

必要時，在氧沈澱之前或之後，晶圓可經化學或化學機械拋光成鏡面修整。

3.磊晶層

可製備晶圓用於磊晶層沈積。若磊晶層待沈積在晶圓上，則本發明

之方法可在磊晶沈積之前或之後進行。若在此之前進行，則在本發明之方法之後且磊晶沈積之前可能需要穩定晶圓中之氧沈澱物成核中心。若在此之後進行，則可能需要在磊晶反應器中在磊晶沈積之後立即進行本發明之方法，其條件是可以達到本發明之方法所需要之冷卻速率。

磊晶層可沈積在整個晶圓上，或替代地僅在晶圓之一部分上。磊晶層較佳沈積在晶圓之正面上。更佳地，沈積在晶圓之整個正面上。在晶圓之任何其他部分上具有磊晶層沈積是否較佳將視晶圓之預期用途而定。對於大多數應用，在晶圓之任何其他部分上存在或不存在磊晶層不係至關重要。

晶圓表面可包含氧化物或氮化物層。舉例而言，當在室溫下暴露於空氣中時，在矽表面上形成氧化矽層，且通常其厚度為約10至約15Å。較佳地，在表面上沈積磊晶層之前，自晶圓之表面移除氮化物、氧化物或氮化物/氧化物層。

移除氧化矽或氮化物/氧化物層可藉由在無氧化劑氛圍中加熱晶圓之表面直至氧化物或氮化物/氧化物層自表面移除來完成。舉例而言，晶圓之表面較佳加熱至至少約1100°C之溫度且更佳加熱至至少約1150°C之溫度。較佳在將晶圓之表面暴露於包含H₂或稀有氣體(例如He、Ne或Ar)之氛圍時進行此加熱。更佳地，氛圍包含H₂。最佳地，氛圍基本上由H₂組成，因為使用其他氛圍往往會引起在晶圓之表面形成蝕刻凹陷。

通常，較佳的係加熱晶圓表面以移除氧化矽或氮化物/氧化物層且隨後在氧化物或氮化物/氧化物被移除之後開始小於30秒(更佳在約10秒內)之矽沈積。通常，此可藉由加熱晶圓表面至至少約1100°C (更佳至少約1150°C)之溫度且隨後在晶圓表面達到該溫度之後開始小於30秒(更佳在約

10秒內)之矽沈積來完成。在氧化矽或氮化物/氧化物層經移除之後在開始矽沈積前等待至多約10秒使得晶圓之溫度穩定且變得均勻。

替代地，氧化物或氮化物/氧化物層可化學剝離。在其中矽表面具有氮化物/氧化物層之實施例中，化學剝離係用於移除氮化物/氧化物層之較佳方法。化學剝離可藉由此項技術中已知之方法使用磷酸、氫氟酸或所已知之其他酸完成。在另一替代方案中，氧化物或氮化物/氧化物層可藉由電漿蝕刻使用例如來自Applied Materials之eMAX，或此項技術中所已知之其他方法來蝕刻。

在其中表面層主要係氮化矽層之實施例中，氮化物層可藉由拋光、化學蝕刻或電漿蝕刻(諸如，來自Applied Materials之eMAX，或此項技術中所已知之其他蝕刻方法)來移除。

磊晶沈積較佳藉由化學氣相沈積進行。一般言之，化學氣相沈積涉及在磊晶沈積反應器，例如可獲自Applied Materials之Centura反應器中將晶圓之表面暴露於包含矽之氛圍中。較佳地，將晶圓之表面暴露於包含含矽揮發性氣體(例如 SiCl_4 、 SiHCl_3 、 SiH_2Cl_2 、 SiH_3Cl 或 SiH_4)的氛圍中。氛圍亦較佳含有載氣(較佳 H_2)。舉例而言，在磊晶沈積期間矽之來源可為 SiH_2Cl_2 或 SiH_4 。若使用 SiH_2Cl_2 ，則在沈積期間反應器真空壓力較佳為約500至約760托(Torr)。另一方面，若使用 SiH_4 ，則反應器壓力較佳為約100托。最佳地，在沈積期間矽之來源係 SiHCl_3 。此往往會比來源便宜得多。此外，使用 SiHCl_3 之磊晶沈積可在大氣壓下進行。此係有利的，因為不需要真空泵且反應器室不一定必須堅固來防止塌陷。而且，展現更少安全性危險且減少空氣或其他氣體漏泄進反應器室之機會。

在磊晶沈積期間，較佳地將晶圓表面之溫度逐漸升至且保持在足以

防止含矽氛圍在多晶矽之表面上沈積的溫度。通常，在此時間段期間表面之溫度較佳為至少約900°C。更佳地，表面之溫度保持在約1050°C與約1150°C之間的範圍內。最佳地，表面之溫度保持在氧化矽移除溫度。

磊晶沈積之生長速率較佳為約0.5至約7.0微米/分鐘。舉例而言，在約1150°C之溫度及至多約1 atm之絕對壓力下，藉由使用基本上由約2.5莫耳% SiHCl_3 與約97.5莫耳% H_2 組成之氛圍，可達到約3.5至約4.0微米/分鐘之速率。

在一些應用中，晶圓包含賦予電學性質之磊晶層。在一些實施例中，磊晶層輕度摻雜有磷。因此，用於磊晶沈積之環境包含作為揮發性化合物存在之磷，諸如磷、 PH_3 。在一些實施例中，磊晶層可以含有硼。此類層可藉由，例如在沈積期間在氛圍中包括 B_2H_6 來製備。

磊晶沈積通常在磊晶沈積之後需要磊晶後清潔步驟以移除在磊晶沈積期間形成之副產物。若此類副產物與空氣反應則會引起時間依賴混濁度，此步驟係用於防止時間依賴混濁度。此外，許多磊晶後清潔技術往往會在磊晶表面上形成氧化矽層，其往往會鈍化(亦即保護)表面。本發明之磊晶晶圓可藉由此項技術中已知之方法清潔。

4.絕緣體上矽(silicon on insulator, SOI)

根據本發明之實施例製備之晶圓亦可併入至絕緣體上矽結構中。絕緣體上矽結構通常包含裝置層、處置晶圓或支撐層及支撐層與裝置層之間的絕緣膜或層(通常氧化物層)。通常，裝置層之厚度在約0.5 μm 與約20 μm 之間。絕緣體上矽結構可使用此項技術中已知之各種技術製備，如本文中如下進一步描述。

若SOI結構之支撐層包含或來源於本發明之晶圓，則較佳地製程(例

如建立用於氧沈澱且活化非活動性氧沈澱物核模板)將在SOI結構之裝置層已連接於處置晶圓之前(或在離子植入製程之情況下，在進行植入之前)進行。若本發明製程在形成SOI結構之前進行，則可能需要在製程完成之後且SOI結構之製備開始之前穩定處置晶圓中之氧沈澱物成核中心。另外，若採用此方法，則在一些實施例中，步驟S₂之氧沈澱熱處理可以在SOI結構之形成期間達到(諸如在晶圓結合之情況下)，其條件是SOI製程所採用之處理時間及溫度足以形成氧沈澱物。

然而，應進一步注意，本發明矽晶圓製程亦可在已製備SOI結構之後進行。不受任何特定理論限制，咸信SOI結構將表現為典型單晶矽晶圓，氧化物層充當空位及自填隙子可自其注入及擴散至其中的游離表面。

可例如藉由SIMOX製程藉由將本發明之晶圓進行離子植入製程來製備SOI結構，如上所指出，該離子植入製程在此項技術中為標準，如美國專利第No. 5,436,175號及Plasma Immersion Ion Implantation for Semiconductor Processing, Materials Chemistry and Physics 46 (1996) 132-139中所揭示，出於所有相關且一致之目的，其皆以引用之方式併入本文中。在如此製程中，離子植入至矽晶圓基板，該矽晶圓基板隨後進行高溫退火以形成埋入式氧化物絕緣層。若例如植入氧離子，則形成埋入式二氧化矽(SiO₂)絕緣層。若植入氮原子，則形成埋入式氮化矽(Si₃N₄)層。在此等情況下，所得SOI結構包含裝置層及絕緣層，皆來源於藉由本發明之方法產生之晶圓。由於氧化物形成退火之高溫，通常約1150°C至約1400°C，晶圓中之氧溶解度超過典型氧濃度，以致預先存在的沈澱物可溶解變回填隙氧。在此等情況下，對於一些應用可在SIMOX製程之後進行氧還原二級退火。此實施例，則通常包含以下：在具有使用Cz拉晶技

術可達到的基本上任何氧濃度之單晶矽晶圓上實施快速熱退火及冷卻製程；在晶圓中形成氧化物絕緣層；且在約700°C至約1100°C範圍內之溫度下實施二級退火。

SOI結構亦可藉由結合兩個晶圓且移除經結合的晶圓中之一者之一部分來製備。舉例而言，SOI結構可以藉由BESOI製程製備，其中將本發明之晶圓與另一晶圓結合，且隨後使用已知晶圓薄化技術蝕刻掉晶圓中之一者之實質性部分以得到裝置層，如美國專利第5,024,723號及第5,189,500號中所揭示，出於所有相關且一致之目的，各自以引用之方式併入本文中。在此情況下所得SOI結構包含(i)裝置層，(ii)處置晶圓或支撐層及(iii)裝置層與支撐層之間的絕緣層。

在替代的晶圓結合方法中，將氫或另一離子植入晶圓中之一者中且在兩個晶圓結合之後，對經結合的複合物施加力，該力會引起經結合的複合物在植入位點分裂。舉例而言，SOI結構可為藉由以下製備：(1)在本發明之晶圓中藉由轟擊產生一層氣態微泡，同時保持溫度低於氣態微泡可以藉由擴散自其逸出之溫度來植入離子(例如氫、氮等)；(2)使用加強件接觸晶圓之平面以形成經結合的複合物；且(3)對經結合的複合物施加熱或機械應力，引起本發明之晶圓在離子植入之區域中分層。若使用熱應力，則將複合物加熱至高於發生離子植入之溫度以在微泡中產生結晶重排及壓力作用，引起薄半導體薄膜與基板之大部分之間的分離，如美國專利第5,374,564號中所揭示，出於所有相關且一致之目的，其以引用之方式併入本文中。若SOI結構包含本發明之晶圓作為加強件，則在一或多個實施例中，在與另一晶圓之平面結合之前將晶圓進行上文所描述之理想沈澱製程。在其他實施例中，低缺陷密度矽晶圓可首先與柴可拉斯基型單晶矽晶

圓結合，且隨後可將整個SOI結構進行上文所描述之理想沈澱製程及核活化製程。

鑒於以上，將發現實現了本發明之若干目標。

此書面說明書使用實例來揭示本發明，包括最佳模式，且亦使得任何熟習此項技術者能夠實踐本發明，包括製造且使用任何裝置或系統且執行任何所併入之方法。本發明之可獲專利範疇係藉由申請專利範圍所界定，且可包括熟習此項技術者所想到之其他實例。若此等其他實例具有並非不同於申請專利範圍字面語言之構成要素，或若該等其他實例包括與申請專利範圍字面語言無實質差異之等效構成要素，則該等實例意欲在申請專利範圍之範疇內。

【符號說明】

10	矽晶圓
20	氮化矽層
30	模板
40	正面層
50	主體區域
60	氧化矽層
D	深度

【發明申請專利範圍】

【第1項】

一種處理單晶矽晶圓之方法，該方法包含：

在至少約1100℃之溫度下在包含含氮氣體之第一環境氛圍中熱處理該單晶矽晶圓以增加該單晶矽晶圓之主體區域中之晶格空位之密度且在該單晶矽晶圓之正面上形成氮化矽層，其中該單晶矽晶圓包含兩個主要平行表面，其中之一者為正面且另一者為背面，該正面與該背面之間的中心平面，連接該正面與該背面之圓周邊緣，具有自該正面朝向該中心平面量測之深度D之正面層，且其中該主體區域係在該正面層與該中心平面之間；

自該單晶矽晶圓之該正面移除該氮化矽層；

在約900℃與約1100℃之間的溫度下及包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理該單晶矽晶圓持續大於30分鐘之時間以在該單晶矽晶圓之該正面上形成最小厚度至少約50埃之氧化矽層；及

自該單晶矽晶圓之該正面移除該氧化矽層，

其中該單晶矽晶圓係在介於約1100℃與約1200℃之間的溫度下在該包含含氮氣體之第一環境氛圍中熱處理持續介於約1秒與約60秒之間的時間，且隨後在介於約1200℃與約1300℃之間的溫度下在該包含含氮氣體之第一環境氛圍中熱處理持續介於約1秒與約60秒之間的時間；且

其中在該包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理之後，該正面層包含密度小於約 $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物，且進一步地，其中該正面層之深度D小於約5微米。

【第2項】

如請求項1之方法，其中該包含含氮氣體之第一環境氛圍包含氮氣、

氮或氮氣與氮之組合。

【第3項】

如請求項1或2之方法，其中該單晶矽晶圓係在至少約1100℃之溫度下在該包含含氮氣體之第一環境氛圍中熱處理持續約2秒與約60秒之間的時間。

【第4項】

如請求項1或2之方法，其中藉由拋光、化學蝕刻或電漿蝕刻移除該氮化矽層。

【第5項】

如請求項1或2之方法，其中該包含含氧氣體之第二環境氛圍包含氧氣、蒸汽或氧氣與蒸汽之組合。

【第6項】

如請求項1或2之方法，其中該單晶矽晶圓係在約900℃與約1100℃之間的溫度下在該包含含氧氣體之第二環境氛圍中熱處理持續大於120分鐘之時間。

【第7項】

如請求項1或2之方法，其中該單晶矽晶圓係在約950℃與約1100℃之間的溫度下在該包含含氧氣體之第二環境氛圍中熱處理持續大於60分鐘之時間。

【第8項】

如請求項1或2之方法，其中該單晶矽晶圓係在約1000℃與約1100℃之間的溫度下在該包含含氧氣體之第二環境氛圍中熱處理持續大於30分鐘之時間。

【第9項】

如請求項1或2之方法，其中在該包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理之後，該主體區域包含密度為至少約 $1 \times 10^8 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物。

【第10項】

如請求項1或2之方法，其中在該包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理之後，該主體區域包含密度為至少約 $1 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物。

【第11項】

如請求項1或2之方法，其中在該包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理之後，該主體區域包含峰值密度為至少約 $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物。

【第12項】

如請求項1或2之方法，其中在該包含氧氣之第二環境氛圍中熱處理之後，該正面層包含密度小於約 $1 \times 10^6 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物。

【第13項】

如請求項1或2之方法，其中藉由拋光、化學蝕刻或電漿蝕刻移除該氧化矽層。

【第14項】

一種單晶矽晶圓，其包含兩個主要平行表面，其中之一者為正面且另一者為背面，該正面與該背面之間的中心平面，連接該正面與該背面之圓周邊緣，具有自該正面朝向該中心平面量測之深度D之正面層，且主體區域在該正面層與該中心平面之間，其中，該單晶矽晶圓具有介於500微米及1000微米之間之厚度，且進一步其中：

該主體區域包含密度為至少約 $1 \times 10^8 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物且氧沈澱物之峰值密度為至少約 $1 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ ，其中該峰值密度係距該單晶矽晶圓的該正面

介於10微米及約100微米之間；

該正面層包含密度小於約 $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物，其中該正面層之深度D在約1微米與約10微米之間；及

該正面不具有閘極氧化物完整性型樣相關之晶體缺陷帶；

其中該主體區域包含峰值密度為至少約 $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物，且進一步其中該峰值密度係距該晶圓面至少10微米且少於約20微米；及

其中該單晶矽晶圓係p型且具有低於約10毫歐姆-公分的電阻率。

【第15項】

如請求項14之單晶矽晶圓，其中該主體區域包含介於約 2×10^{17} 個原子/立方公分及約 5×10^{17} 個原子/立方公分之間之填隙氧濃度。

【第16項】

如請求項14之單晶矽晶圓，其中該主體區域包含平均濃度為至少約 $1 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物。

【第17項】

如請求項14至16中任一項之單晶矽晶圓，其中該正面層包含密度少於約 $1 \times 10^6 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物且其中該正面層之深度D介於約5微米與10微米之間。

【第18項】

如請求項14至16中任一項之單晶矽晶圓，其中該正面層包含密度少於約 $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-3}$ 之氧沈澱物且其中該正面層之深度D介於約5微米與10微米之間。

【第19項】

如請求項14至16中任一項之單晶矽晶圓，其中該正面層之深度D介於

約5微米與10微米之間。

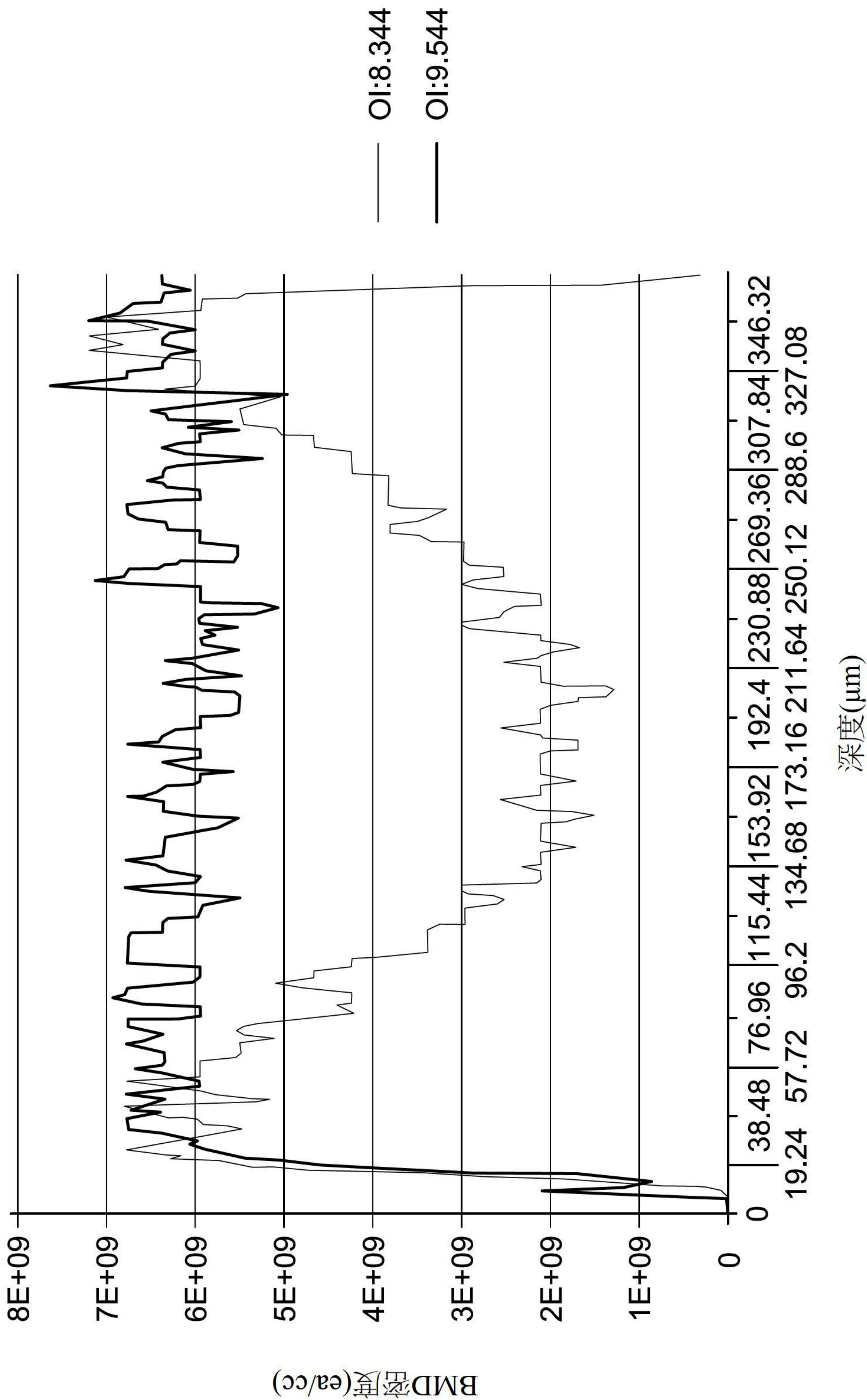
【第20項】

如請求項14至16中任一項之單晶矽晶圓，其中該單晶矽晶圓具有介於約725微米與約800微米之間之厚度。

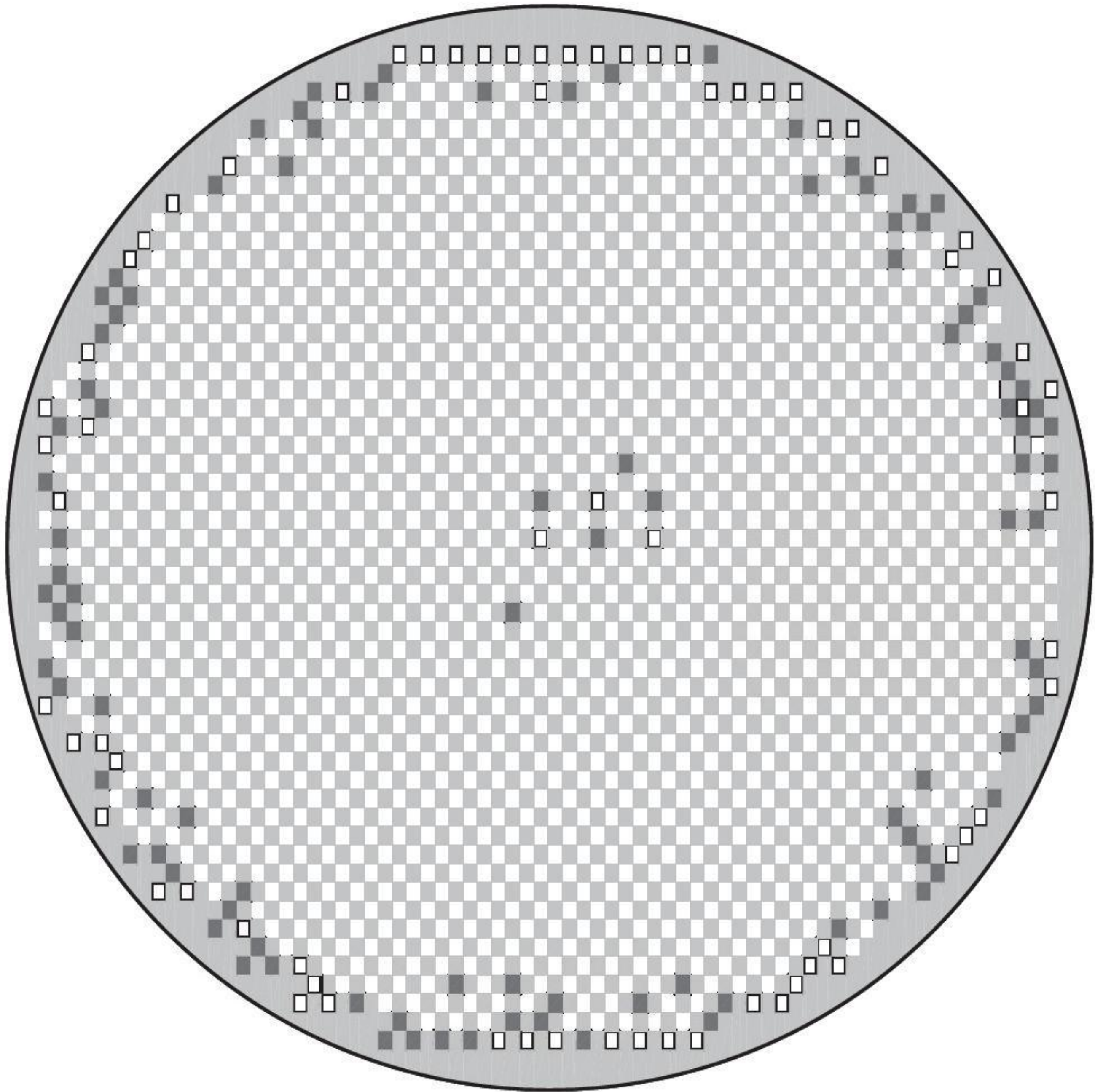
【第21項】

如請求項14至16中任一項之單晶矽晶圓，其中該單晶矽晶圓具有介於約750微米與約800微米之間之厚度。

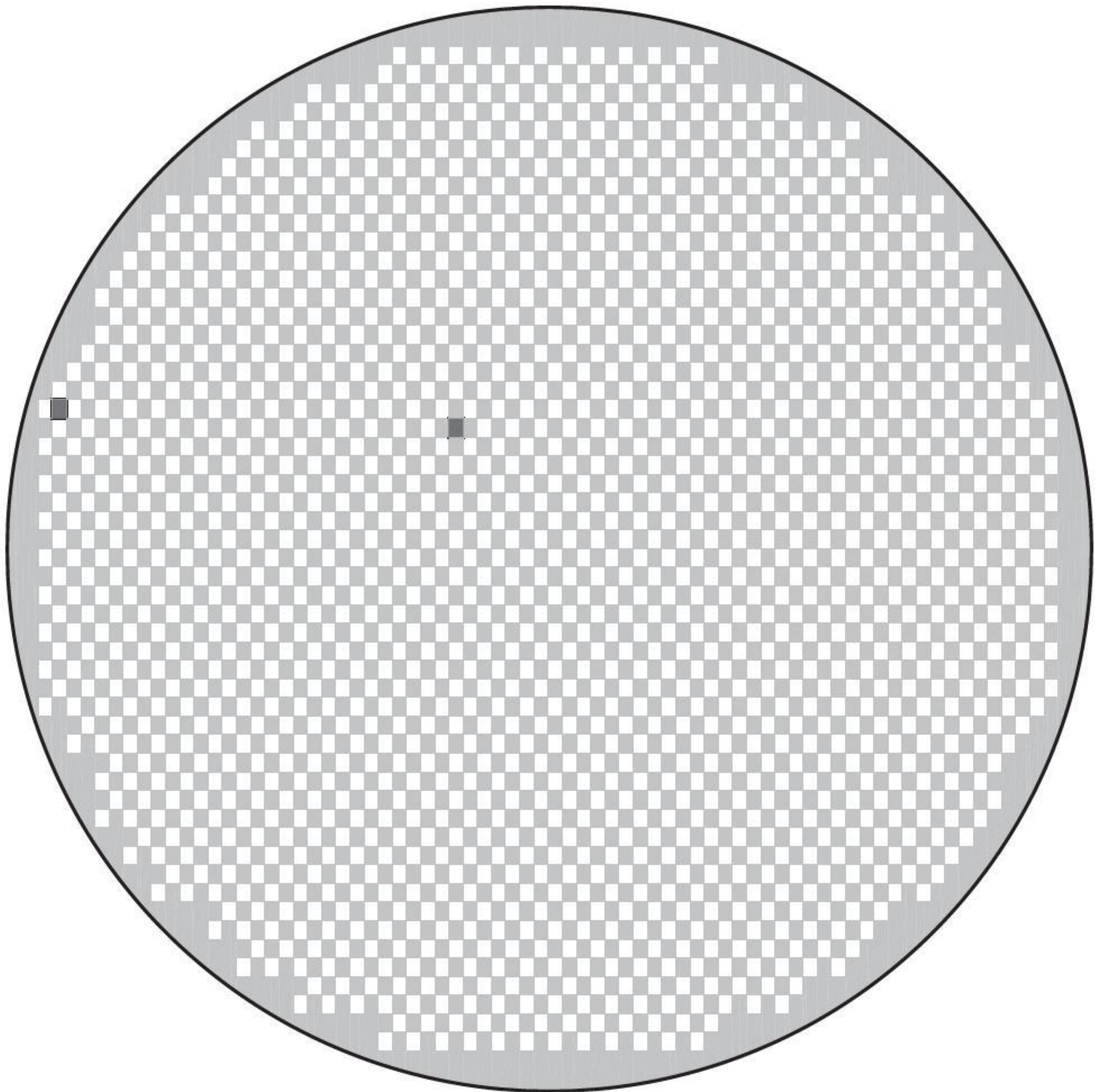
【發明圖式】



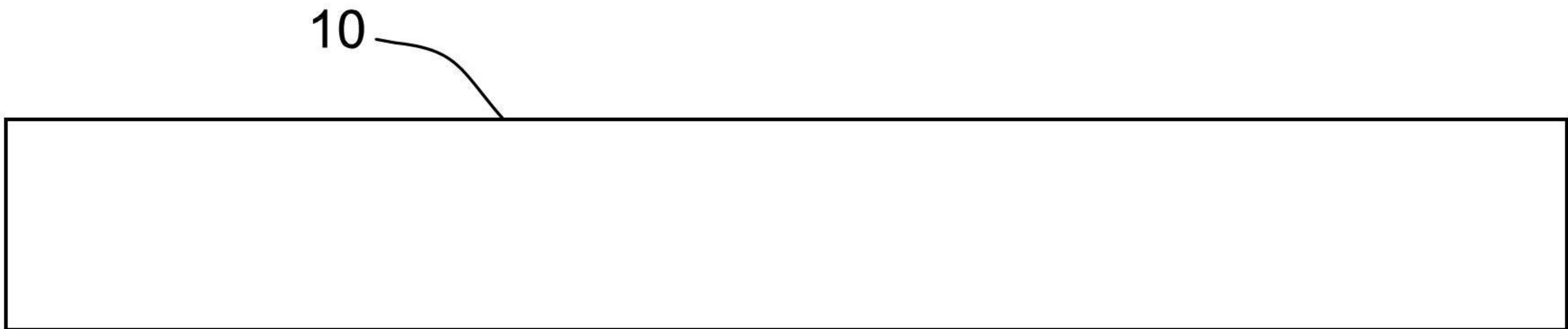
【圖1】



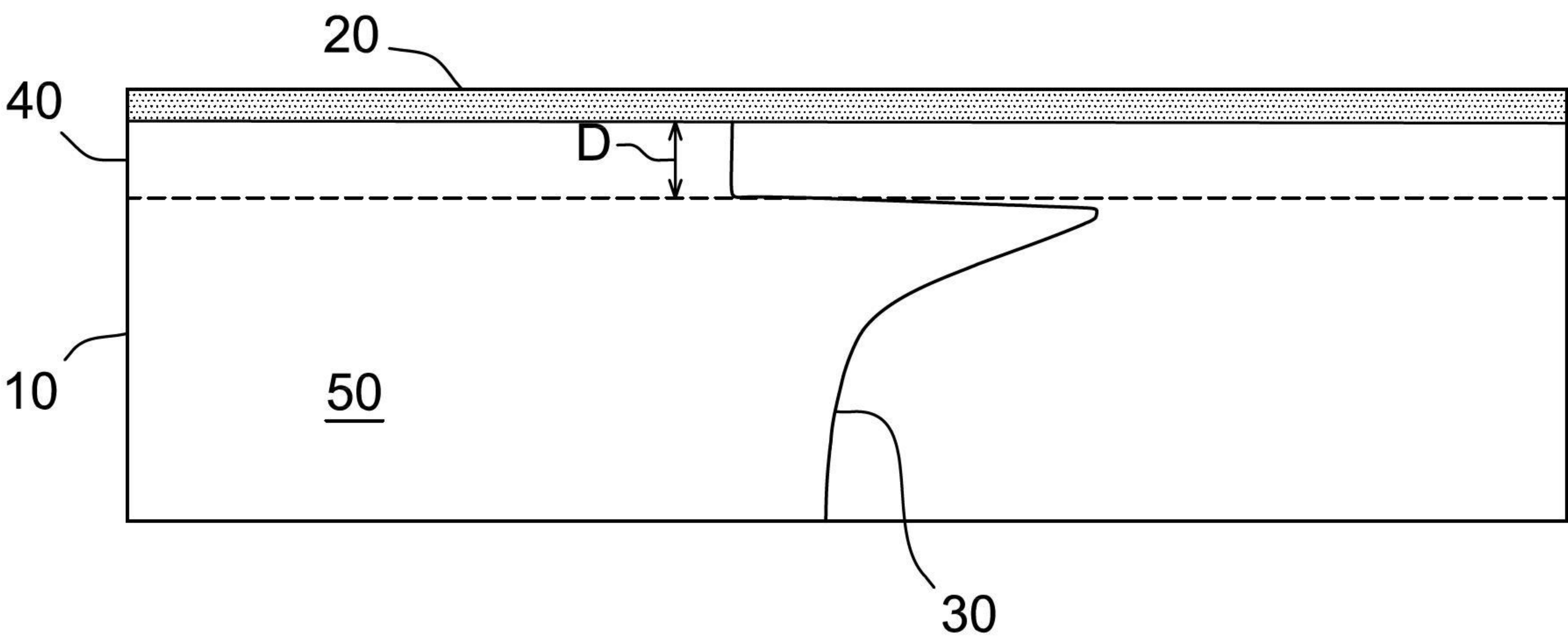
【圖2B】



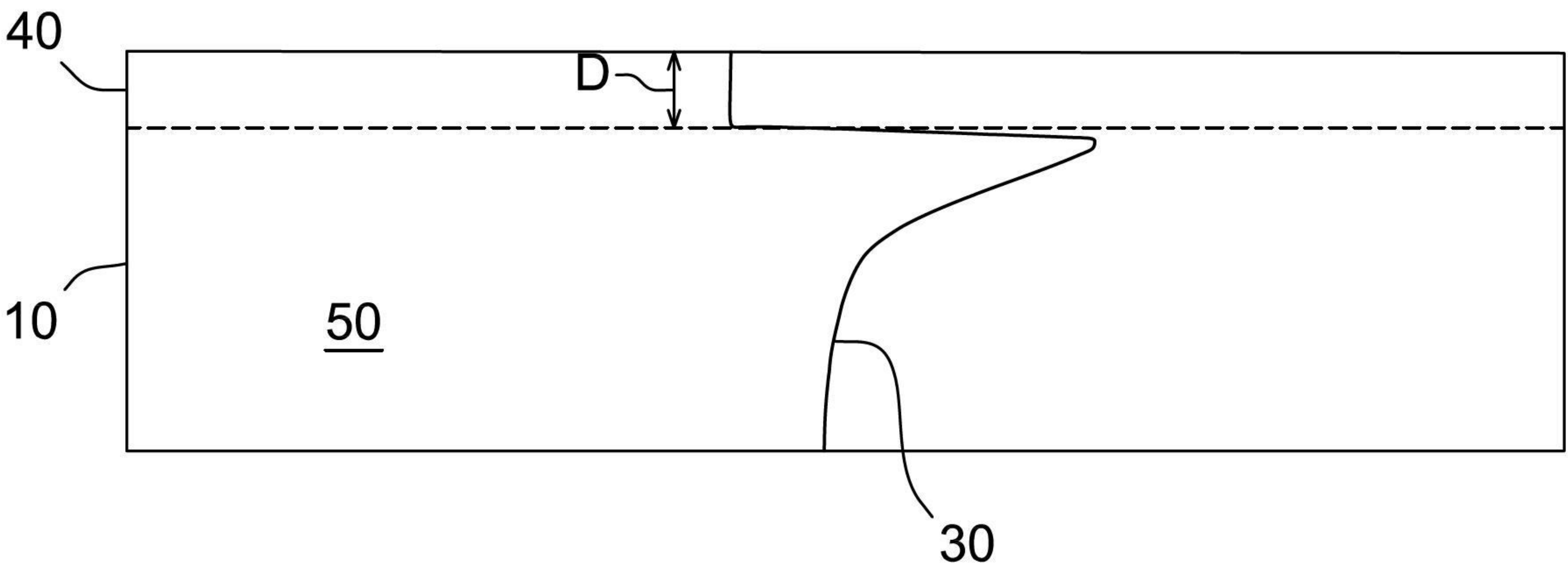
【圖2A】



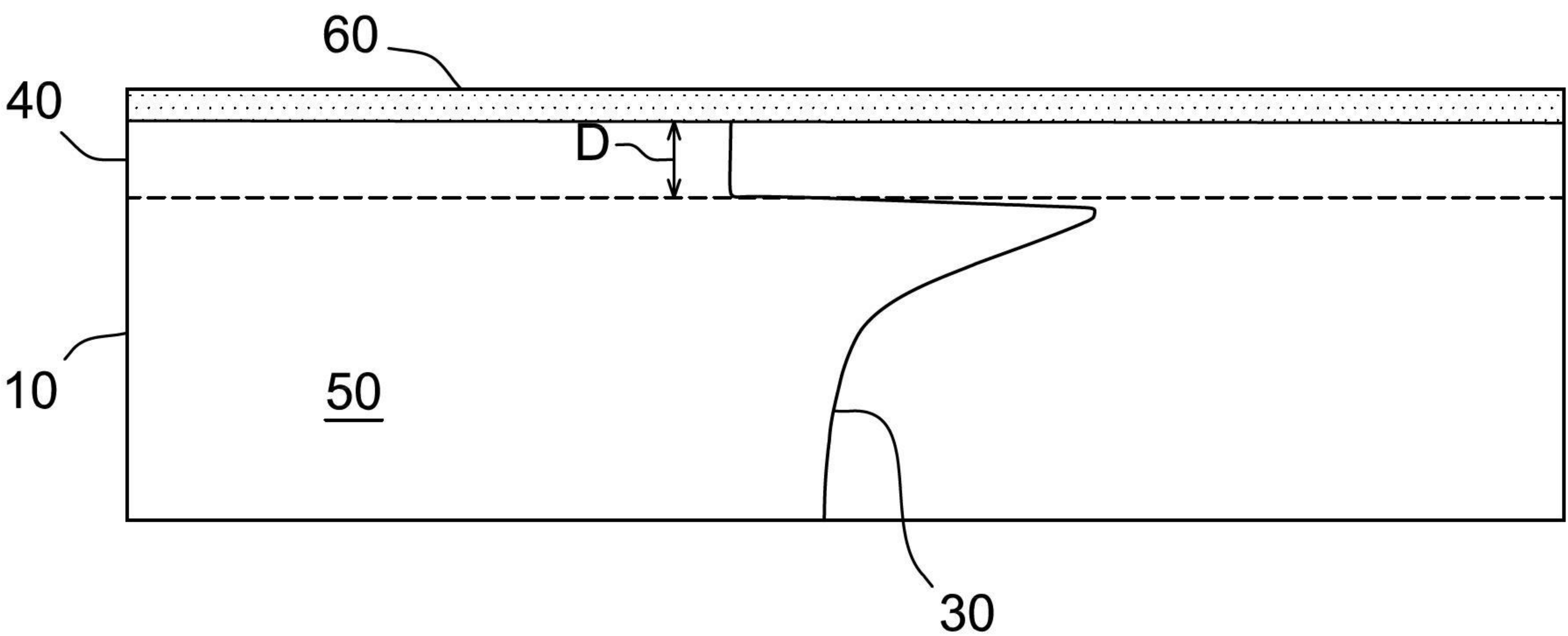
【圖3A】



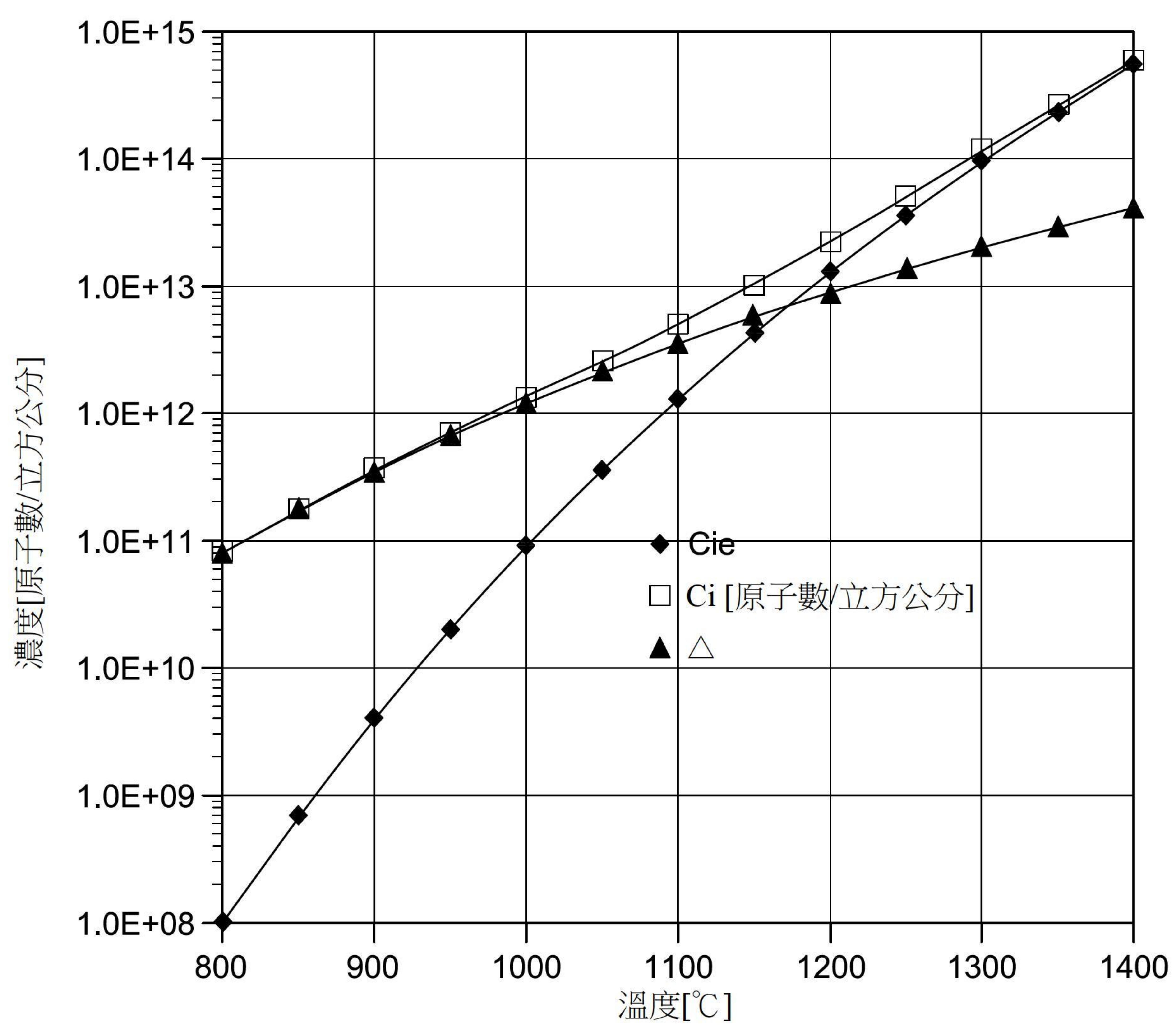
【圖3B】



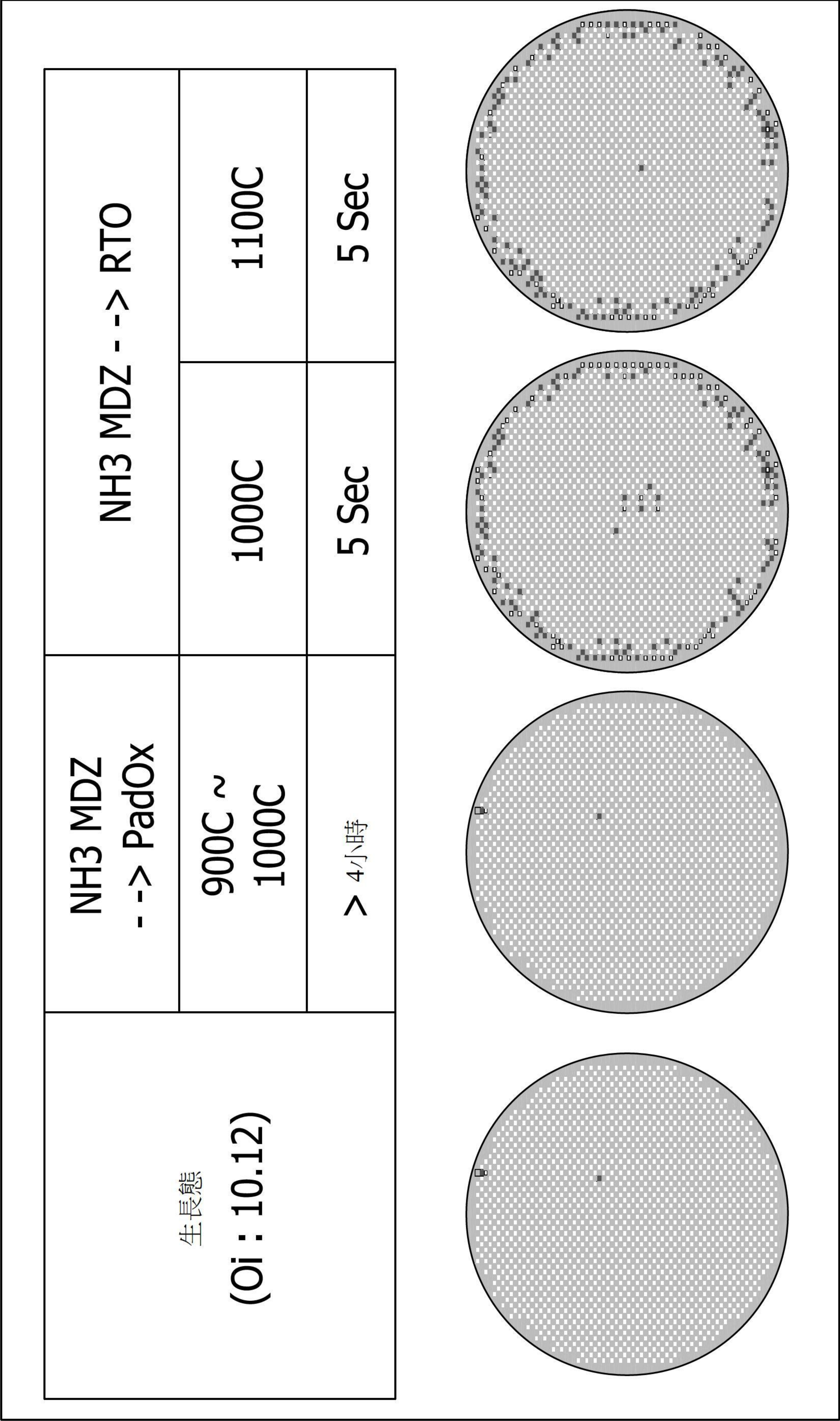
【圖3C】



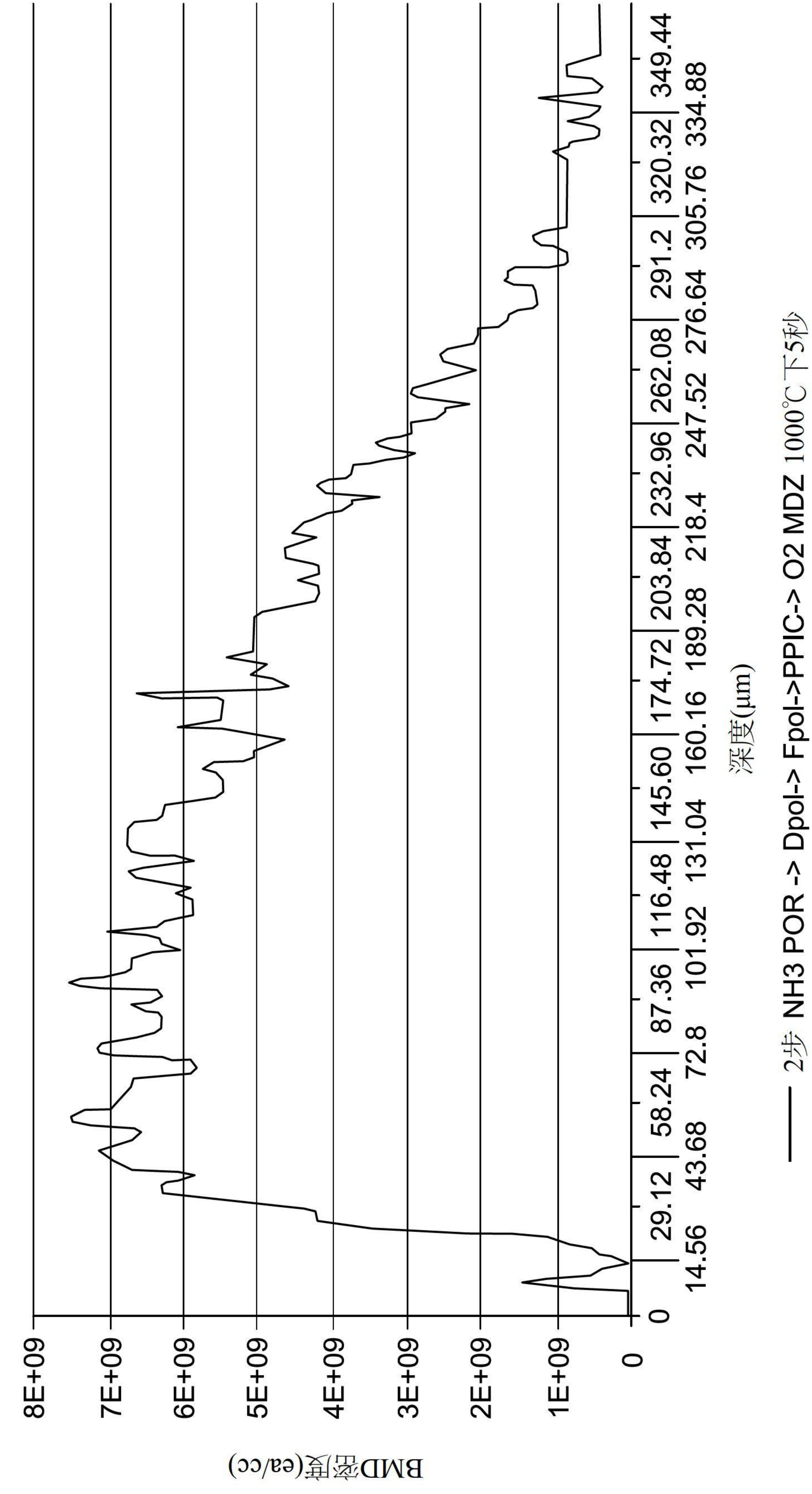
【圖3D】



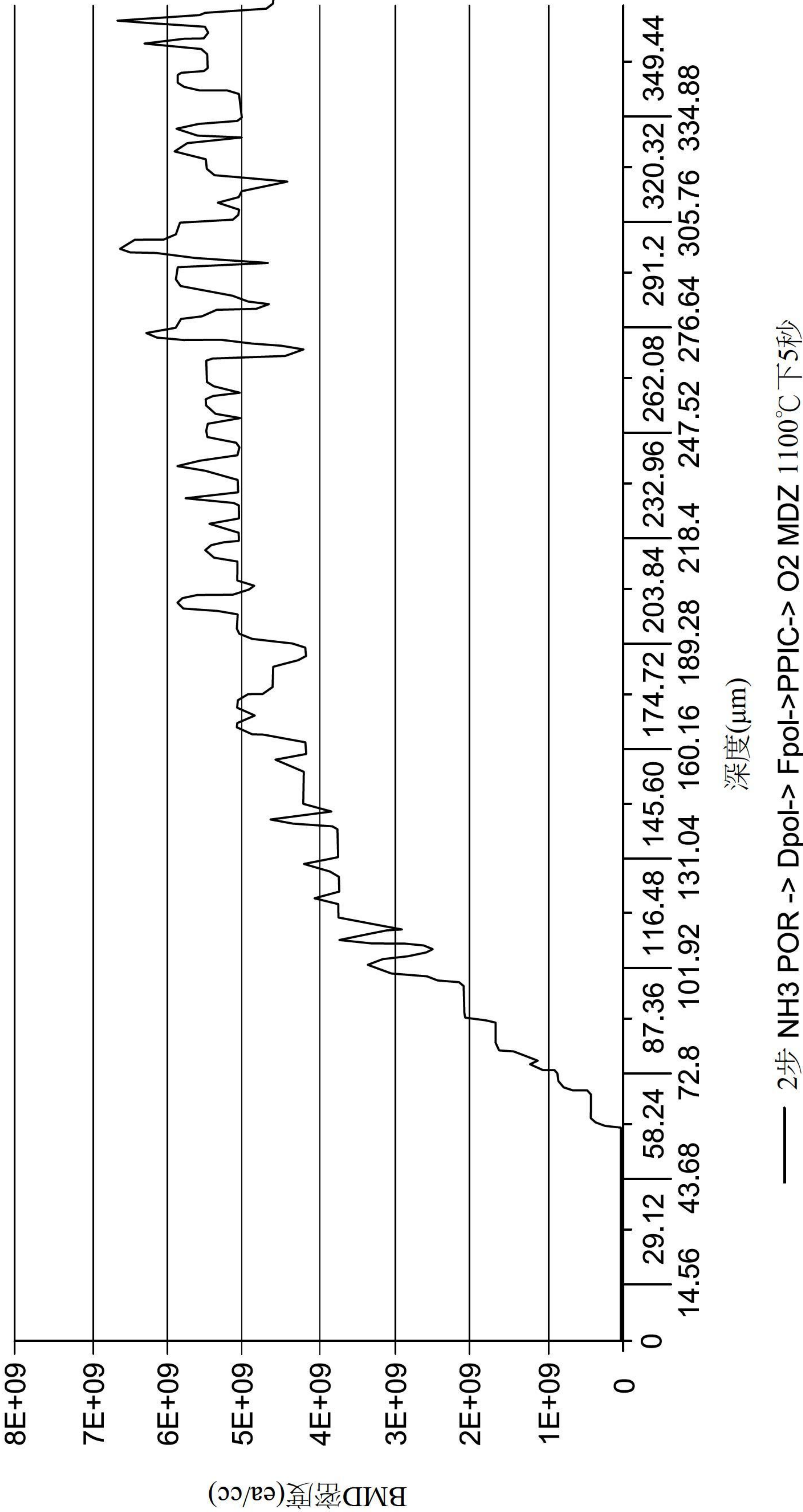
【圖4】



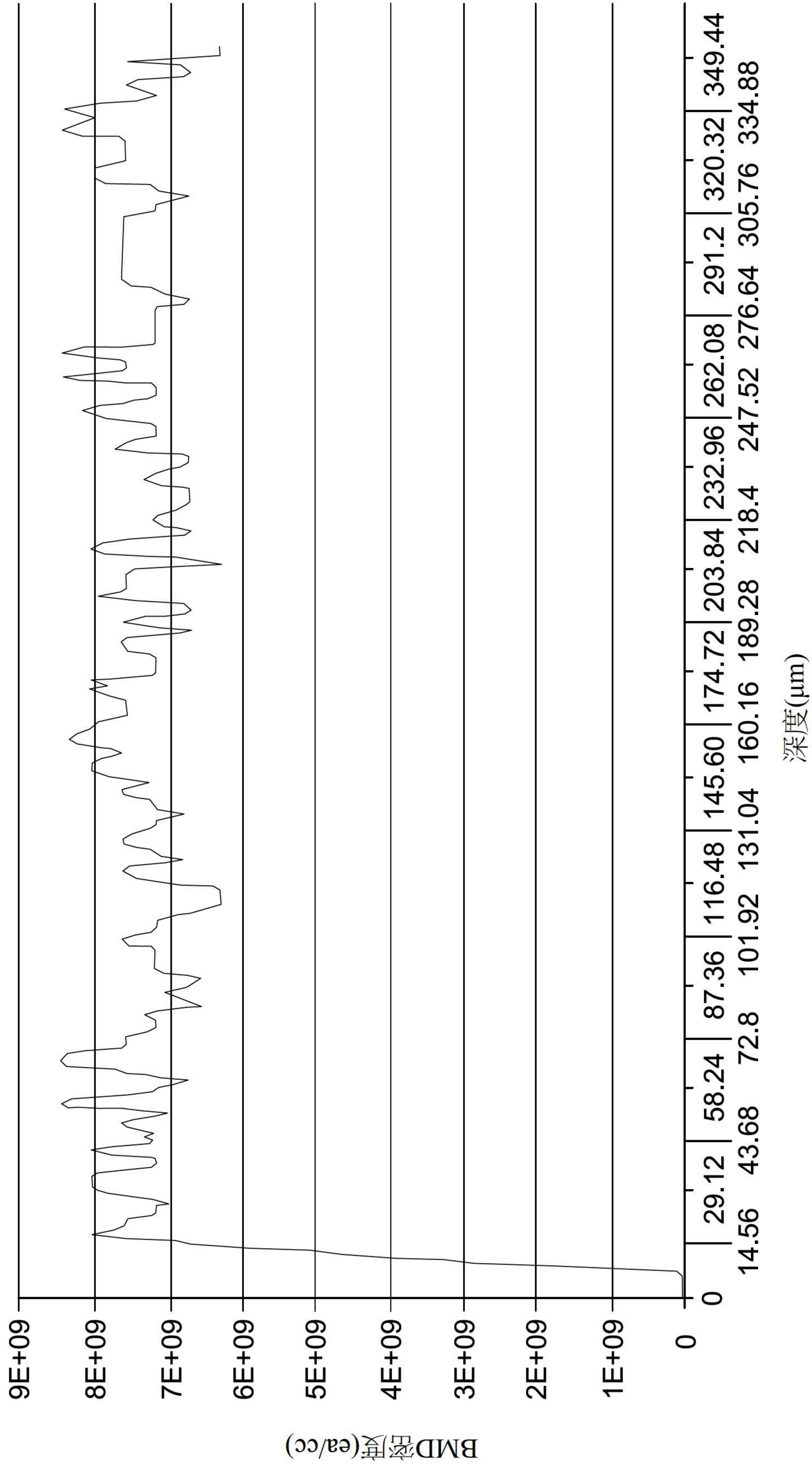
【圖5】



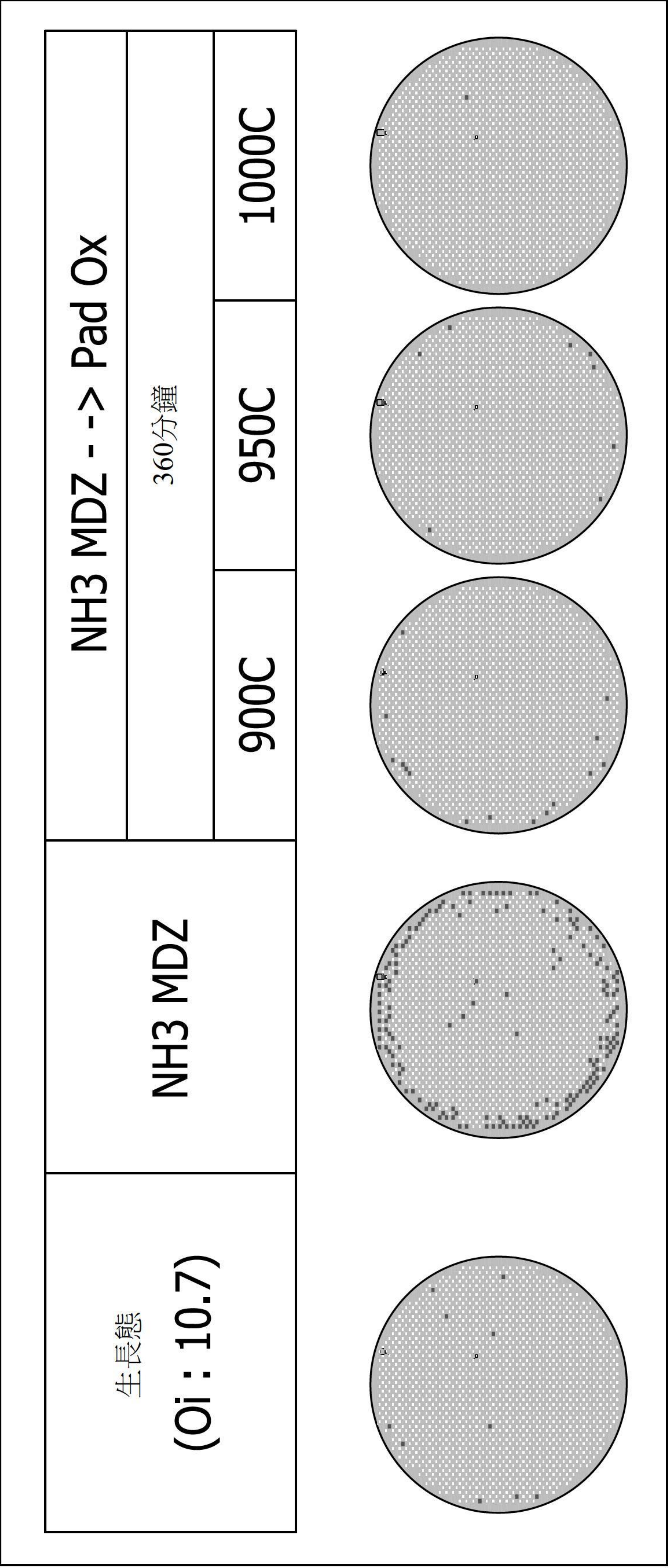
【圖6A】



【圖6B】

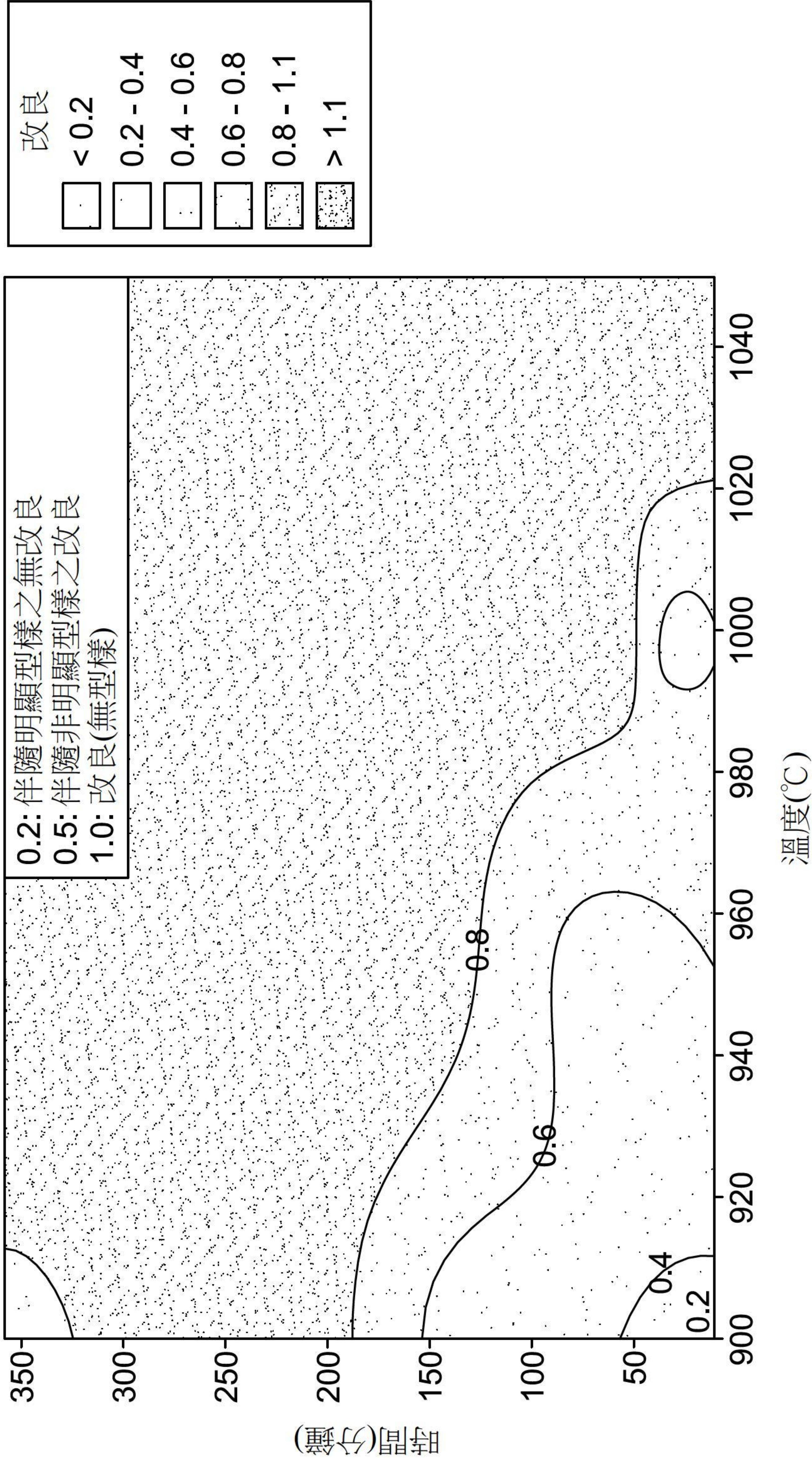


【圖6C】



【圖7】

隨氧化時間及溫度而變化之GOI改良
<11.0 ppma，後NH₃ MDZ



【圖8】