

發明專利說明書

(填寫本書件時請先行詳閱申請書後之申請須知，作※記號部分請勿填寫)

※申請案號：92109540 ※IPC分類：

※申請日期：92 4 24

壹、發明名稱

(中文) 高電阻矽晶圓及其製法

(英文) High resistance silicon wafer and manufacturing method for the same

貳、發明人(共5人)

發明人 1 (如發明人超過一人，請填說明書發明人續頁)

姓名：(中文) 高瀨伸光

(英文) TAKASE Nobumitsu

住居所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目2番1號

三菱住友シリコン株式会社内

(英文)

國籍：(中文) 日本

(英文) Japan

參、申請人(共1人)

申請人 1 (如申請人超過一人，請填說明書申請人續頁)

姓名或名稱：(中文) 三菱住友矽化合物股份有限公司

三菱住友シリコン株式会社

(英文)

住居所或營業所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目2番1號

(英文)

國籍：(中文) 日本

(英文) Japan

代表人：(中文) 森禮次郎

(英文) MORI Reijiro

☐ 續發明人或申請人續頁 (發明人或申請人欄位不敷使用時，請註記並使用續頁)

發明人 2

姓名：(中文) 西川英志

(英文) NISHIKAWA Hideshi

住居所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目 2 番 1 號

三菱住友シリコン株式会社内

(英文)

國籍：(中文) 日本 (英文) Japan

發明人 3

姓名：(中文) 伊藤誠人

(英文) ITO Makoto

住居所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目 2 番 1 號

三菱住友シリコン株式会社内

(英文)

國籍：(中文) 日本 (英文) Japan

發明人 4

姓名：(中文) 末岡浩治

(英文) SUEOKA Kouji

住居所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目 2 番 1 號

三菱住友シリコン株式会社内

(英文)

國籍：(中文) 日本 (英文) Japan

發明人 5

姓名：(中文) 定光信介

(英文) SADAMITSU Shinsuke

住居所地址：(中文) 東京都港區芝浦一丁目 2 番 1 號

三菱住友シリコン株式会社内

(英文)

國籍：(中文) 日本 (英文) Japan

捌、聲明事項

☐ 本案係符合專利法第二十條第一項第一款但書或第二款但書規定之期間，其日期為：_____

☒ 本案已向下列國家（地區）申請專利，申請日期及案號資料如下：

【格式請依：申請國家（地區）；申請日期；申請案號 順序註記】

1. 日本 2002.04.26 特願 2002-127509
2. 日本 2002.12.12 特願 2002-360731
3. _____

☒ 主張專利法第二十四條第一項優先權：

【格式請依：受理國家（地區）；日期；案號 順序註記】

1. 日本 2002.04.26 特願 2002-127509
2. 日本 2002.12.12 特願 2002-360731
3. _____
4. _____
5. _____
6. _____
7. _____
8. _____
9. _____
10. _____

☐ 主張專利法第二十五條之一第一項優先權：

【格式請依：申請日；申請案號 順序註記】

1. _____
2. _____
3. _____

☐ 主張專利法第二十六條微生物：

☐ 國內微生物 【格式請依：寄存機構；日期；號碼 順序註記】

1. _____
2. _____
3. _____

☐ 國外微生物 【格式請依：寄存國名；機構；日期；號碼 順序註記】

1. _____
2. _____
3. _____

☐ 熟習該項技術者易於獲得，不須寄存。

玖、發明說明

(發明說明應敘明：發明所屬之技術區域、先前技術、內容、實施方式及圖式簡單說明)

(一)發明所屬之技術區域

本發明係有關於高頻率通信裝置中使用於支撐基板等，其上之高電阻矽晶圓及其製造方法。

(二)先前技術

近來，隨著使用於近距離無線區域網路之高頻率通信裝置的普及，高電阻基板之需求大增。受到要求高電阻之電路之支撐基板上，在以往多半係使用砷化鎵(GaAs)等之化合物半導體技術。但是，此類之化合物半導體基板相當昂貴。

另一方面，矽 CMOS，由於消耗電力大，雖被認為不適用於射頻電路，但是近來由於其明顯的微小化以及設計的發展而使其可適用於射頻電路上。因此，利用透過 CZ(切克勞斯基法，Czochralski method)法所產生之高電阻結晶之鏡面矽晶圓或是 SOI(絕緣體上矽，Silicon on Insulator)晶圓等之具有優良射頻特性以及優良經濟性之高電阻晶圓，取代 GaAs 等之化合物半導體而開始受到矚目。

但是，在利用 CZ 法所產生之矽單晶體之製造中，由於使用石英坩堝進行結晶養成，該結晶中所含有氧元素呈現過飽和狀態，此氧元素乃是由於在裝置之電路形成程序之熱處理過程中形成熱施體，所以存在有在裝置製造者端使晶圓之電阻率不安定地變動之大問題。

第 1 圖所示係熱施體對於晶圓之電阻率之影響。在添加有熱施體之一般低電阻晶圓之場合，熱施體對於晶圓之電阻率之影響較為輕微，在實際作業上不成為問題。但是，在熱施體受到限制之高電阻晶圓之場合，隨著 n 型之熱施體的增加電阻率會急速下降。隨著 p 型之熱施體的增加電阻率會急速增加，但是更持續增加熱施體時 p 型會轉變成 n 型電阻率會急速下降。

為了解決隨著前述熱施體的增加而造成電阻率顯著地變動之問題，通常係使用以可抑制因 MCZ 法或是內面 SiC 披膜所產生之氧元素之溶入之特別坩堝加以製造之低氧矽晶圓，雖然採用了抑制熱施體形成之對策，但 MCZ 法與特別坩堝之使用為必要之低氧矽晶圓，卻無法避免與以一般 CZ 法所製造之具有較高氧濃度之泛用矽晶圓比較之下成本變高之問題。除此之外，其低氧化亦有技術上之界限，一般難以在 $6 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^3$ 以下，在 300mm 晶圓中 $8 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^3$ 為其界限。並且，在低氧濃度之矽晶圓上，存在有因氧濃度之降低而產生機械性強度降低所伴隨之滑移等之問題。

以解決前述問題為目的，例如國際公開地 00/5539 號公報中記載有，透過 CZ 法培養出電阻率在 $100 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上，初始晶格間氧濃度為 $10 \sim 25 \text{ppma} [\text{JEIDA}] (7.9 \sim 19.8 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^3 [\text{Old-ASTM}])$ 矽單晶棒，對由矽單晶棒所切割出之晶圓進行氧析出核熱處理，將晶圓中之殘留晶格間之氧濃度限制在 $8 \text{ppma} [\text{JEIDA}] (6.4 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^3 [\text{Old-}$

ASTM))以下之技術。

由此技術來看，透過使用初期氧濃度較高之泛用矽晶圓，除其晶圓之製造成本會較低。無論使用初期氧濃度較高之泛用矽晶圓與否，透過對矽晶圓進行氧析出核熱處理之方式，殘存之氧濃度低。因此，在裝置製造者之一端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生會有效果地受到抑制。在使晶圓中之氧濃度降低之過程中，會產生大量之氧析出物(BMD)。因此亦能提高晶圓之除氣效能。

但是，在國際公開地 00/5539 號公報中所記載之技術中，必須使用高氧濃度之高電阻基板產生大量之氧析出物(BMD)，以及必須充分降低其大量之氧析出物之產生所造成之成品矽晶圓之殘留氧濃度，此兩項會成為產生以下問題之起因。

第 1，降低成品矽晶圓之殘留氧濃度，會成為使該晶圓之機械性強度降低之原因。此乃是，在熱處理中由晶圓支撐部等所產生之隙縫轉位會因氧元素而受到固定，其結果，滑移長度會隨著氧濃度的上升而下降[M.Akatsuka et al., Jpn. J. Appl. Phy., 36 (1997) L1422]。另一方面，氧析出誤為影響強度之因子。對給予 BMD 之強度之影響係相當複雜。例如，在附加於晶圓之熱、本身重力並非相當程度之大之場合，可抑制隙縫轉位之運動使強度提高，但是，在附加於晶圓之熱、本身重力相當大之場合，BMD 本身會成隙縫轉位之根源，強度會降低晶圓之危險性反而提高[K. Sueoka et al., Jpn. J. Appl. Phy., 36 (1997)]

7095]。在實際裝置過程中附加於晶圓之熱、本身重力會依存於裝置構造或是熱程序，可預知亦有變大之場合。

第 2 個問題係爲了除去 COP(結晶起因微粒:空洞之集合體，由(111)面所包圍之點缺陷)用之氫氣鍛燒或是氬氣鍛燒所伴隨之電阻變化。一般，在 CZ 矽晶圓中，在接受氧化熱處理時，結晶直徑方向之一部份會產生稱爲 OSF 之環狀氧誘發層壓缺陷。該環之產生位置會結晶提昇速度而不同，並且已得知環之外側與內側具有不同之物性。

第 2 圖係說明結晶缺陷之一般直徑方向分布之水平剖面圖，第 3 圖係說明令結晶提昇速度產生變化時之結晶缺陷分布之位置變化垂直剖面圖。一般，在養成之 CZ 矽晶圓中，環狀 OSF(氧化感應疊格缺陷)產生區域之內側處存在有無缺陷區域，該內側會成爲 COP 產生區域。另一方面，環狀 OSF 產生區域外側處存在有氮析出促進區域以及氮析出抑制區域，該外側會成爲轉位群缺陷產生區域。COP 以及轉位群缺陷等係在結晶養成過程中受到導入之缺陷，所可稱爲成長缺陷。然後，由環狀 OSF 產生區域之內側之無缺陷區域到轉位群缺陷產生區域內側之氮析出抑制區域爲止，會成爲 COP 以及轉位群缺陷均不存在之完全無缺陷區域。

在此，環狀 OSF 產生區域會在其提昇速度變慢下向結晶中心部移動，最後在該中心部消滅，此時，環狀 OSF 產生區域之垂直剖面形狀會形成像下方凸出之方向彎曲之 V 字狀甚至於 U 字狀。因此，在直徑方向全區域上以高良率

製造完全無缺陷之結晶係相當困難。如此來看，在實際作業上考慮其生產性，令 OSF 產生區域位於裝置形成區域外之晶圓外圍邊緣部般地選擇養成條件之方面較多。其結果，造成晶圓全面存在有多數之有害之 COP，在如此之晶圓中，爲了無 COP 化，也就是爲了由作爲裝置區域受到適用之晶圓表層將 COP 排除，施加氫氣鍛燒或是氫氣鍛燒爲一般實例。

但是，氫氣鍛燒或是氫氣鍛燒，基本上無論哪一方均是將晶圓再還原性氣體環境(氫氣再高溫下亦具有還原作用)下，進行高溫長時間熱處理之技術，所以熱處理爐內之重金屬雜質所造成之污染係受到顧慮。然後，高電阻晶圓受到重金屬雜質污染之場合時，即使僅僅輕微之污染，晶圓之電阻率亦會極端地變化。因此，存在有難以採用氫氣鍛燒或是氫氣鍛燒之現實。

除此之外，在氫氣鍛燒中，因氫的還原作用而使得晶圓表層之摻雜成分會向外面擴散，具有晶圓表層之電阻率會提高之傾向，準確度良好地製造具有所定範圍之高電阻晶圓變得困難。另一方面，在氫氣鍛燒中，由於沒有如氫氣鍛燒般強之還原作用，雖然並不存在晶圓表層之摻雜成分會向外面擴散，晶圓表層之電阻率會提高之問題，但是相反地，在熱處理中晶圓表面之自然氧化膜會受到去除，受到去除之自然氧化膜中所含有之摻雜成分雜質會向晶圓內部擴散，晶圓表層之電阻率會有降低之傾向。

因爲前述原因，在高電阻之製造中，爲了無 COP 化之

氫氣鍛燒或是氬氣鍛燒可說是難以採用之技術。

(三)發明內容

本發明之目的，係提供優良之除氣效能的同時，能夠有效果地抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生，並且提供機械性強度之高電阻矽晶圓及其製造方法。

本發明之另一目的，係提供優良之除氣效能的同時，能夠有效果地抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生，並且提供能夠迴避爲了無 COP 化之氫氣鍛燒或是氬氣鍛燒所伴隨之高電阻矽晶圓及其製造方法。

爲了達成前述目的，本發明者判斷將泛用之高氧矽晶圓作爲初使基板之使用爲不可或缺，係針對在高氧矽晶圓上成爲問題上抑制氧熱施體之發生之方法加以檢討。其結果，得知具體而言氧析出物(BMD)之析出密度以及每個氧析出物(BMD)之大小爲重要部分。

又，碳的濃液，分別對於在令充分之總量之氧析出物加以析出時成爲問題之強度降低上，以及對於爲了無 COP 化之氫氣鍛燒以及氬氣鍛燒所伴隨之電阻率變化上，達到在結晶樣成階段將 COP 加以排除之無 COP 結晶之使用係具有效果之結論。碳元素的添加，具有促進氧析出物之形成之效果，以及能夠減輕初始基板中之氧濃度之作用。

本發明所述之第 1 高電阻矽晶圓，係具有 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之電阻率之高電阻矽晶圓，其中晶圓內部形成有密度

爲 1×10^4 個 / cm^2 以上之尺寸爲 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD)，晶圓中氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以下，碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以上。

本發明所述之第 2 高電阻矽晶圓，係具有 $100 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之電阻率之高電阻矽晶圓，其中透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度在 $1 \times 10^3 \text{cm}^{-3}$ 以下，晶圓內部形成有密度爲 1×10^4 個 / cm^2 以上之尺寸爲 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD)，晶圓中氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以下。

在任何一種高電阻矽晶圓中，透過在晶圓內部形成密度爲 1×10^4 個 / cm^2 以上之尺寸爲 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD) 之方式，具有良好之除氣效能。由於能夠使用泛用之高氧矽晶圓作爲初始基板，故能降低製造成本。透過將晶圓中之氧濃度限制在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以下 (ASTM F-121, 1979) 之方式，能夠抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生。

即使存在於晶圓內部之氧析出物 (BMD) 之密度爲 1×10^4 個 / cm^2 以上之高密度，尺寸位 $0.2 \mu\text{m}$ 以上時，無法獲得所期待之效果。著眼於尺寸爲 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之大型氧析出物 (BMD)，將此大型氧析出物以 1×10^4 個 / cm^2 以上之高密度加以形成在本發明才具有意義。當大型氧析出物未達到 1×10^4 個 / cm^2 以上時，無法獲得所期待之效果。特別是以 1×10^5 個 / cm^2 以上爲佳。針對其密度上限而言，過於高密度時會成爲造成明顯地機械性強度之降低之起因，晶圓會變形降低

平坦度。由此觀點來看以 1×10^7 個 / cm^2 以下為佳。

就晶圓中之殘留氧濃度而言，當超過 $12 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 時，無法充分抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生。有效之氧濃度，乃是嚴密地根據晶圓之電阻率轉變。電阻率為 $100 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $300 \Omega \cdot \text{cm}$ 之場合之氧濃度為 $12 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ 以下， $300 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $2000 \Omega \cdot \text{cm}$ 之場合之氧濃度以 $7 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ 以下為佳， $2000 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之場合之氧濃度以 $5.8 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ 以下為佳。針對氧濃度之下限，殘留氧濃度之降低係除了技術性上困難之外更伴隨著有氧析出物 (BMD) 的增加。此項增加係如前述般成為晶圓變形之原因，因此其下限係以 $4 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ 以上為佳。

除此之外，在本發明之地高電阻矽晶圓中，係透過將晶圓中之碳濃度管理在 $0.5 \times 10^{16} \text{ atoms / cm}^3$ 以上之方式，抑制大量氧析出物之形成所伴隨之晶圓強度之降低。又，碳元素之添加，亦具有促進氧析出物 (BMD) 之形成。特別是碳濃度以在 $1 \times 10^{16} \text{ atoms / cm}^3$ 以上為佳。針對碳濃度之上限，晶圓中之碳之固體溶解度到碳濃度在 $4 \times 10^{17} \text{ atoms / cm}^3$ 為止可被容許，過於添加會在結晶氧成時促進轉位化，因此，在實際作業上以在 $1 \times 10^{16} \text{ atoms / cm}^3$ 以下為佳。

另一方面，本發明所述之第 2 高電阻矽晶圓中，使用透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度限制在 $1 \times 10^3 \text{ cm}^{-3}$ 以下之無 COP 化矽晶圓之方式，不需進行無 COP 化之氬氣

鍛燒或是氫氣鍛燒，能夠迴避因鍛燒所伴隨之電阻率變化。

又，本發明所述之第 1 高電阻矽晶圓之製造方法，係使用電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上、氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以上、碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{ atoms/cm}^3$ 以上之初始矽晶圓，透過施行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之方式，將殘留於前述晶圓中氧濃度控制在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下 (ASTM F-121, 1979)。

又，本發明所述之第 2 高電阻矽晶圓之製造方法，係使用電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上、氧濃度在 $14 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以上、並且透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度在 $1 \times 10^3 \text{ cm}^{-3}$ 以下之初始矽晶圓，透過施行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之方式，將殘留於前述晶圓中氧濃度控制在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下 (ASTM F-121, 1979)。

在本發明所述之高電阻矽晶圓之製造方法，係透過使用氧濃度在 $14 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以上、碳摻雜濃度在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以上之高氧高電阻矽晶圓作為初始基板之方式，可降低製造成本。除了初始氧濃度較高之外，當熱處理後之殘留氧濃度低於 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下 (ASTM F-121, 1979) 時，且透過實施氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之兩段熱處理之後，大型之氧析出物 (BMD) 會高密度地加以形成。具體而言，能夠以 1×10^4 個 $/\text{cm}^2$ 以上之高密度形成大小在 $0.2\ \mu\text{m}$ 以上之大型氧析出

物(BMD)。由此，製作出具有優良除氣效能之高電阻矽晶圓。透過將殘留氧濃度限制在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下(ASTM F-121, 1979)之方式，能夠抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生。

氧析出物(BMD)，特別是存在於晶圓表層部之氧析出物(BMD)，會成為在裝置形成過程中有害之缺陷，成為使裝置特性低劣化之原因。對於此問題，透過進行令氧析出物析出前進行氧氣外部擴散熱處理，阻止氧析出物(BMD)之析出成長之方式，在晶圓之表層部形成 DZ(裸露區域)層為相當有效。又，在不使用無 COP 結晶之場合中，由裝置特性提高之點來看，在結晶成長過程中將 COP、轉位群等之成長缺陷由晶圓之表層不排除之事係為重要，對此在氧氣外部擴散熱處理之氣體環境選擇係為有效。

對於初始基板之碳摻雜，係具有促進氧析出物之形成之作用。為了此項作用，在進行碳摻雜塗抹之場合時，即使將初始基板中之氧濃度之下限降低到 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下，亦能確保充分總量之氧析出物(BMD)。特別是以碳濃度在 $1 \times 10^{16} \text{ atoms/cm}^3$ 以上為佳。針對碳濃度之上限而言，矽膠中之碳元素之固體溶解度可到 $4 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，但是過度添加在結晶養成時會促進有轉位化。因此，在實際作業上，以 $1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下為佳。

在裝置形成過程中，對於氧析出物(BMD)會成為缺陷部之事態上，以由晶圓表面至少形成深入 $5 \mu\text{m}$ 以上深度之 DZ(裸露區域)層為佳。在此之 DZ 層，係規定在乾燥氧氣氣體

環境中在 $1000^{\circ}\text{C} \times 16$ 小時之熱處理後，將晶圓劈開，利用選擇性蝕刻液

[$\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CrO}_3:\text{Cu}(\text{NO}_3)_2:\text{H}_2\text{O}:\text{CH}_3\text{COOH}=1200\text{cc}:600\text{cc}:250\text{g}:40\text{g}:1700\text{cc}:1200\text{cc}$]對晶圓劈開面作 $2\mu\text{m}$ 之蝕刻，在光學顯微鏡下由晶圓表面向晶圓深度方向觀察到第一個蝕刻凹痕為止之距離。

將前述 DZ 層形成於晶圓表層部之方法，係在氧析出核形成熱處理之前，對晶圓施加在 $1100\sim 1250^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內 1~5 小時之氧氣外部擴散熱處理為佳。透過氧氣外部擴散熱處理，晶圓表層部會低氧化，透過阻止氧析出物 (BMD) 之形成成長而形成 DZ 層。

氧氣外部擴散熱處理，可在含有氮氣之氣體環境下進行，又，亦可在氫氣氣體環境，或者是氬氣氣體環境，又或者是其混合氣體之氣體環境下進行。例如在 p 型晶圓之場合時，利用在氫氣氣體環境下進行，晶圓表層部之硼會向外部擴散而濃度降低，推動高電阻化。又，被稱為 COP 之在結晶養成時所形成之成長缺陷會進行溶體化，在晶圓表層部處會大小之縮小化、更有可能消滅，與氧析出物之不存在可一併使晶圓之品質提高。另一方面，透過在氬氣氣體環境下進行之方式，與在氫氣氣體環境之場合同樣地成長缺陷會消滅。其相反面就是，因熱處理之環境下硼會由外部向內部擴散，在晶圓表層部之濃度會變高，電阻率會降低之問題必須注意。在使用無 COP 結晶之場合時，不使用氫氣鍛燒或是氬氣鍛燒係如前面所述。也就是說，在

使用無 COP 結晶之場合之氧氣外部擴散熱處理係以具有氮氣之氣體環境為佳。

針對氧氣外部擴散熱處理而言，可利用進行急速加熱退火處理(RTA:Rapid Thermal Anneal)取代前述高溫長時間之熱處理。被稱為燈鍛燒之 RAT 處理，係能夠在非常短之時間內使晶圓表層部之氧元素向外部擴散。此外，更將 RTA 處理在高溫之含有氮氣之氣體環境下進行，由於晶圓內部過剩之空洞受到充分的氣體注入，具有在之後的氧析出核形成熱處理中促進對晶圓內部之氧析出核形成之效果。並且，在所使用之晶圓的初始氧濃度非常高之場合中，由於只要進行 RTA 處理亦會進行對晶圓內部進行氧析出核形成，所以可省略之後的低溫氧析出核形成熱處理。又如後述般，RTA 處理特別是在使用無 COP 結晶之場合中最為有效。

也就是說，在無 COP 結晶中，亦存在有混合著空洞為優勢之區域以及晶格間矽膠為優勢之區域之晶圓(例如，在面內產生 OSF 環之晶圓等)，在使用如此般之結晶區域混合之晶圓之場合時，在晶圓之直徑方向上 BMD 之析出密度會產生誤差，無法在面內發揮均勻之除氣效能。然而，以高溫施加 RTA 處理時，由於空洞由晶圓表面充分受到注入，具有直徑方向之空洞濃度會均勻化，直徑方向之 BMD 析出量會均勻化之作用。加上存在有由於升降溫度快速以成長方式存在之大小較小氧析出核之消滅作用，所以具有之後所形成之氧析出物之大小會均勻化之效果。然後，

因透過高溫 RTA 處理所產生之氧氣外部擴散效果，晶圓表層部處 DZ 層會受到確保。

又，在使用晶圓全面由同一結晶區域所構成之無 COP 結晶（例如僅由關閉 OSF 環之氧析出促進區域所構成之晶圓）之場合時，即使不使用 RTTA 處理，透過實施氧氣外部擴散熱處理（含有氮氣之氣體環境）之方式能夠達到晶圓在直徑方向之 BMD 的均勻化。

也就是說，無 COP 結晶為結晶區域混合型之場合時，RTA 處理作為氧氣外部擴散處理為最佳，再無 COP 結晶為同一結晶區域型之場合時，亦可將 RTA 處理作為一般之氧氣外部擴散處理（含有氮氣之氣體環境）。

RTA 處理之條件係以 $1150\sim 1300^{\circ}\text{C} \times 1\sim 60$ 秒為佳。因為在較 1150°C 為低之溫度下，晶圓表層部無法確保充分之 DZ 層厚度。又，晶圓內部無法注入充分之空洞，無法獲得氧析出核之形成促進效果。另一方面，在超過 1300°C 之溫度下，在熱處理時晶圓會產生隙縫轉位，成為對裝置特性之阻礙。熱處理時間，則以前述之溫度範圍內進行 60 秒以下之加熱，可作到充分之 DZ 層之確保，以及充分注入氧析出核形成時所必要之空洞。熱處理氣體環境，則是以空洞注入作用大之氮氣氣體環境為基本，亦可將氮氣或是氨氣混入少許之氧氣或是鈍氣（氬氣等）。

氧析出核形成熱處理則是以在 $500\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之溫度下進行 5 小時以上之低溫熱處理為佳。氣體環境係以氮氣、氧氣、氬氣、氫氣有或者是前述氣體之混合氣體環境皆可，並

無特別限定。

在熱處理溫度未滿 500°C 之場合時，雖然氧之過飽和度高但氧之擴散速度慢，產生氧析出核形成需要較長時間，考慮到工業生產性時其對應相當困難。在熱處理溫度超過 900°C 之場合時，雖然氧之擴散速度會增加但過飽和度低，實現充分之氧析出核密度係為困難。又，熱處理時間係與熱處理溫度、基板之氧濃度有關，即使氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以上相當高場合時，在未滿 5 小時之場合要實現充分之氧析出核密度係相當困難。特別是氧析出核形成熱處理溫度以在 $700\sim 900^{\circ}\text{C}$ 為佳。此乃是經由本發明者之調查而得知在 650°C 下進行 30 分鐘之熱施體去除處理後，在此在 650°C 附近之溫度區域長時間滯留時，會形成新的熱施體，使得電阻率之變化產生之現象。熱施體之形成以電阻率在 $500 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之晶圓最為顯著。因此， $700\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之氧析出核形成處理特別是在 $500 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之晶圓最為有效。

接著氧析出核形成熱處理之後為氧析出物成長熱處理，以在 $950\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 之溫度下進行 10 小時以上之中溫熱處理為佳。在熱處理溫度未滿 950°C 之場合時，在 $500\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之氧析出核形成熱處理下所形成之氧析出核大小，與在未滿 950°C 所成長之核之大小其差距不大，所以作為基板氧濃度之降低以及儲器所必要之大小之氧析出物之成長係為困難。在超過 1050°C 之場合時，在 $500\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之氧析出核形成熱處理下所形成之氧析出核大小，

與在未滿 950°C 所成長之核之大小其差距大，所製作之氧析出物會消滅，密度會降低。當熱處理時間未達到 10 小時之場合時，要抵達作為基板氧濃度之降低以及儲器所必要之大小之氧析出物為止之成長係為困難。

(四)實施方式

以下將根據圖面說明本發明之實施形態。第 4 圖係本發明之實施形態中說明處理順序之流程圖。第 5 圖係同一實施形態中說明熱處理之熱模式之關係圖。

(第 1 實施形態)

在本實施形態中首先透過一般之 CZ 法，養成高氧高電阻之碳摻雜矽單晶體，由該矽單晶體採取出，其外圍邊緣部存在有 OSF 環，其內側存在有 COP 之氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^3$ 以上 (ASTM F-121, 1979)，碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{atoms/cm}^3$ 以上，高電阻 (在 $100 \Omega \cdot \text{cm}$ 以上) 之初始基板 (S1~S3)。

初始基板上，根據其必要，施加 $1100 \sim 1250^{\circ}\text{C} \times 1 \sim 5$ 小時之氧氣外部擴散熱處理 (S4)。透過氧氣外部擴散熱處理之後，阻止在後述之熱處理下氧析出物 (BMD) 之形成。由此，形成由晶圓表面起深度至少 $5 \mu\text{m}$ 以上之 DZ (裸露區域) 層。

氧氣外部擴散熱處理係如前述般，可在氮氣與氧氣之混合氣體之氣體環境中進行。又，亦可在氫氣之氣體環境中進行。又，亦可在氫氣之氣體環境中進行。此外，更能夠在氫氣與氮氣之混合氣體之氣體環境中進行。

對於以上所述之初始基板，首先在氧析出核熱處理上進行 $500\sim 900^{\circ}\text{C} \times 5$ 小時以上之低溫熱處理(S5)。以在 700°C 以上進行為最佳。接著，在氧析出物成長熱處理上進行 $950\sim 1050^{\circ}\text{C} \times 10$ 小時以上之中溫熱處理(S6)。

透過前述各項熱處理，在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之高電阻矽晶圓內部形成大小在 $0.2\ \mu\text{m}$ 以上之氧析出物(BMD)為 1×10^4 個/ cm^2 以上之密度，並且晶圓中氧濃度將低為 $12 \times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下(ASTM F-121, 1979)(S7)。

具體之晶圓中之氧濃度(ASTM F-121, 1979)，由於熱施體所產生之有效之抑制，晶圓電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上未滿 $300\ \Omega \cdot \text{cm}$ 之場合時為 $12 \times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $300\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上未滿 $2000\ \Omega \cdot \text{cm}$ 時為 $7 \times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $2000\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上時為 $5.8 \times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下。

如此所製造之矽晶圓製品或出貨至裝置製造者(S8)。此項製品之特徵如以下所述。

第 1，由於使用氧濃度降高之泛用矽晶圓作為初始基板，故具有優良之經濟性。第 2，透過以高密度形成大型之氧析出物(BMD)之方式具有優良之除氣效能。第 3，最終氧濃度低，在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生可受到抑制。第 4，由於在結晶養成階段進行碳摻雜化，故其機械性強度高。第 5，透過對於初始基板進行氧氣外部擴散熱處理之方式，在表層部形成 DZ(裸露區域)層之製品，在裝置特性上相當優良。第 6，由係選擇利用氫氣、氬氣作為氧氣外部擴散熱處理之氣體環境

，可做到缺陷的縮小甚至於消滅，能夠將在晶圓表面上觀測到之大想在 $0.12\mu\text{m}$ 以上之 LPD(光點瑕疵)密度降低到 $0.2\text{個}/\text{cm}^2$ 以下。

(第 2 實施形態)

在本實施形態中，透過對熱區域講求功夫之 CZ 提昇裝置，令第 3 圖中 A-B 線所示之無 COP 結晶向提昇軸方向成長，由其結晶部分採取全面完全無缺陷之矽晶圓(S1,S2)。具體而言，乃是採取透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度在 $1\times 10^3\text{cm}^{-3}$ 以下之完全無缺陷晶圓。此初始基板係高氧(氧濃度在 $4\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121,1979)以上)且高電阻($100\Omega\cdot\text{cm}$ 以上)。

以提高機械性強度為目的，可進行碳摻雜化($0.5\times 10^{16}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以上)(S3)。在此場合中，由於在後續的熱處理中晶圓表層部之氧析出物(BMD)之成長會受到促進，所以初始基板中之氧濃度可容許在 $12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121,1979)以上。

對於初期基板，根據必要可施加 $1100\sim 1250^\circ\text{C}\times 1\sim 5$ 小時之氧氣外部擴散熱處理(S4)。透過氧氣外部擴散熱處理，阻止在後述之熱處理下氧析出物(BMD)之形成。由此，形成由晶圓表面起深度至少 $5\mu\text{m}$ 以上之 DZ(裸露區域)層。氧氣外部擴散熱處理，應在氮氣與氧氣之混合氣體之氣體環境中進行，避免在氫氣或是氬氣中進行。

對於前述之初始基板，首先在氧析出核熱處理上進行 $500\sim 900^\circ\text{C}\times 5$ 小時以上之低溫熱處理(S5)。以在 700°C 以上

進行為最佳。接著，在氧析出物成長熱處理上進行 $950\sim 1050^{\circ}\text{C}\times 10$ 小時以上之中溫熱處理 (S6)。

可在氮氣氣體環境中進行 $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}\times 1\sim 60$ 秒之 RTA 處理取代氧氣外部擴散熱處理。在結晶區域混合型之結晶之場合中，以 RTA 處理為佳，而在同一結晶區域之結晶之場合中，實施任何一種均可。又，如前述般，在利用氧濃度高之初始基板，例如利用氧濃度為 $15\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以上之初始基板之場合時，並不需要氧析出核形成熱處理。

透過前述各項熱處理，在 $100\Omega\cdot\text{cm}$ 以上之高電阻矽晶圓內部形成大小在 $0.2\mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD) 為 1×10^4 個 $/\text{cm}^2$ 以上之密度，並且晶圓中氧濃度將低為 $12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下 (ASTM F-121, 1979) (S7)。

具體之晶圓中之氧濃度 (ASTM F-121, 1979)，由於熱施體所產生之有效之抑制，晶圓電阻率在 $100\Omega\cdot\text{cm}$ 以上未滿 $300\Omega\cdot\text{cm}$ 之場合時為 $12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $300\Omega\cdot\text{cm}$ 以上未滿 $2000\Omega\cdot\text{cm}$ 時為 $7\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $2000\Omega\cdot\text{cm}$ 以上時為 $5.8\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下。

如此所製造之矽晶圓製品或出貨至裝置製造者 (S8)。此項製品之特徵如以下所述。

第 1，由於使用氧濃度降高之泛用矽晶圓作為初始基板，故具有優良之經濟性。第 2，透過以高密度形成大型之氧析出物 (BMD) 之方式具有優良之除氣效能。第 3，最終氧濃度低，在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上

之氧熱施體的發生可受到抑制。第 4，透過使用無 COP 之結晶之方式，在進行氧氣外部擴散熱處理之場合中，亦可使用含有氮氣之氣體環境進行，避免使用氫氣鍛燒或是氬氣鍛燒。因此，可迴避因鍛燒所產生之電阻變化。同時亦不產生成長缺陷，能夠將在晶圓表面上觀測到之大型缺陷在 $0.12\mu\text{m}$ 以上之 LPD(光點瑕疵)密度降低到 $0.2\text{個}/\text{cm}^2$ 以下。

在結晶養成階段進行碳摻雜之場合時，機械性強度相當高。對於初始基板實施氧氣外部擴散熱處理或是 RTA 處理，在表層部形成 DZ(裸露區域)層之製品，在裝置特性上相當優良。

[實施例]

接下來，說明本發明之實施例，透過與比較例對比之方式，更加顯現本發明之效果。

(比較例 1)

準備數片由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C}\times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $1300\Omega\cdot\text{cm}$ 、氧濃度約為 $13\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979)之 8 吋待測晶圓，檢測晶圓中所存在之成長缺陷之密度以及氧析出物(BMD)之密度。檢測係依照以下要領進行。檢測晶圓中所存在之成長缺陷之密度為 $3.05\times 10^5\text{個}/\text{cm}^2$ 而氧析出物為 $1\times 10^3\text{個}/\text{cm}^2$ 以下。

(成長缺陷密度之檢測法)

(1)為了使晶圓表面之成長缺陷明顯化，將晶圓浸漬於

蝕刻液中。蝕刻液之混合比為 $\text{HF} : \text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ (0.15 莫耳)=2 : 1，浸漬時間為 30 分鐘。

(2) 在蝕刻之後利用光學顯微鏡檢測晶圓表面之蝕刻凹痕(成長)密度。

(BMD 密度之檢測法)

(1) 在乾燥氧氣氣體環境中實施 $1000^\circ\text{C} \times 16$ 小時之評估熱處理。

(2) 將評估熱處理所形成熱氧化膜以 $\text{HF} : \text{H}_2\text{O}=1 : 1$ 之蝕刻液加以去除。

(3) 在劈開晶圓之後，進行使氧析出物明顯化之選擇性蝕刻。選擇性蝕刻液之混合比為 $\text{HF} : \text{HNO}_3 : \text{CrO}_3 : \text{Cu}(\text{NO}_3)_2 : \text{H}_2\text{O} : \text{CH}_3\text{COOH} = 1200\text{cc} : 600\text{cc} : 250\text{g} : 40\text{g} : 1700\text{cc} : 1200\text{cc}$ 。蝕刻量為在晶圓劈開處 $2\mu\text{m}$ 。

(4) 在選擇性蝕刻後利用光學顯微鏡檢測晶圓劈開面之蝕刻凹痕密度。

又，對於待測晶圓進行 $350\sim 500^\circ\text{C} \times 1$ 小時之熱處理之後，測量其電阻率，將結果以表一加以表示。

[表 1]

TD 形成熱處理	電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)	基板型式
無	1341	n
$350^\circ\text{C} / 1$ 小時熱處理後	1161	n
$400^\circ\text{C} / 1$ 小時熱處理後	494	n
$450^\circ\text{C} / 1$ 小時熱處理後	137	n
$500^\circ\text{C} / 1$ 小時熱處理後	44.8	n

殘留氧濃度高，因熱施體之形成所造成之電阻率之降低係相當明顯。由於 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 未被觀察到，其除氣效能非常缺乏，相當於無。

(比較例 2)

準備數片由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $750\ \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度約為 $15 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 之 8 吋 p 型待測晶圓，與比較例 1 同樣地進行成長缺陷之密度以及 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度之檢測的同時，進行熱施體形成熱處理後之電阻率之檢測。檢測晶圓中所存在之成長缺陷之密度為 2.7×10^5 個 / cm^3 而 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物為 1×10^3 個 / cm^2 以下。

熱施體形成熱處理後之電阻率之檢測結果，以表 2 加以表示。

[表 2]

TD 形成熱處理	電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)	基板型式
無	747.3	p
350°C / 小時熱處理後	926.,0	p
400°C / 小時熱處理後	2300	p
450°C / 小時熱處理後	147	反轉為 n 型
500°C / 小時熱處理後	14.4	反轉為 n 型

殘留氧濃度高，因熱施體之形成所造成之電阻率之變化係相當明顯，在熱處理溫度為 450°C 與 500°C 之場合時，可觀察出基板型式會由 p 型反轉為 n 型。此外，加上由於

$0.2\mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度在 1×10^3 個 / cm^2 以下，所以除氣效能非常缺乏。

(比較例 3)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C}\times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $175\Omega\cdot\text{cm}$ 、氧濃度約為 $7\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 之 8 吋 p 型待測晶圓進行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。

在氧析出核形成熱處理中，將晶圓插入溫度維持在 550°C 之反應爐內，將反應爐加溫到 850°C 為止以 850°C 溫度維持 1 小時後，將晶圓取出爐外。加溫速度等係乃是將照射加溫開始到 $850^\circ\text{C}\times 1$ 小時之熱處理結束為止之執行時間成為 5~26 小時般地加以調整。爐內氣體環境係氮氣、氧氣之混合氣體之氣體環境 (氮氣 100、氧氣 3 之流量比)。又，在氧析出物成長熱處理中，將晶圓在乾燥氧氣氣體環境下加熱 $1000^\circ\text{C}\times 16$ 小時。

在熱處理後，與比較例 1 同樣地檢測存在於晶圓中之成長缺陷之密度以及 $0.2\mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度的同時，檢測熱施體形成熱處理後之電阻率。又，針對進行氧析出核熱處理前之待測晶圓進行與比較例 1 同樣之成長缺陷之密度。其結果由表 3 加以說明。

[表 3]

TD 形成熱處理	電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)	基板型式
無	175.5	p
350°C / 小時熱處理後	178	p
400°C / 小時熱處理後	178	p
450°C / 小時熱處理後	176	p
500°C / 小時熱處理後	180	p

由於使用初始氧濃度較低之晶圓，因熱施體之形成所造成之電阻率之變化比較輕微，但是無法觀察出 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD)，完全無法期待除氣效能。成長缺陷之密度為 3.15×10^5 個 / cm^3 。

(比較例 4)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $750 \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度約為 $15 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 之 8 吋 p 型待測晶圓進行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。

在熱處理後，透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度，與比較例 1 同樣地檢測存在於晶圓中 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度的同時，檢測進行 $350^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C} \times 1$ 小時之熱施體形成熱處理後之電阻率。又，針對進行氧析出核熱處理前之待測晶圓進行與比較例 1 同樣之成長缺陷之密度。其結果由表 4 加以說明。

[表 4]

BMD 形成熱處理	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	TD 形成熱處理	電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)	基板 型式	BMD 密度 ($\times 10^6 \text{cm}^{-2}$)
無	-----	無	747.3	p	-----
有	4.16~4.80	350℃ / 小時熱處理後	1050~1169	p	3.9~7.1
有	4.16~4.80	400℃ / 小時熱處理後	924~1072	p	3.9~7.1
有	4.16~4.80	450℃ / 小時熱處理後	917~1067	p	3.9~7.1
有	4.16~4.80	500℃ / 小時熱處理後	1061~1193	p	3.9~7.1

由於殘留氧濃度較低，因熱施體之形成所造成之電阻率之變化比較輕微，之外更加上 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度為 $3.9 \sim 7.1 \times 10^6$ 個 / cm^2 之多，能夠確保充分之除氣效能。又，成長缺陷之密度為 2.77×10^5 個 / cm^3 。但是，對於熱處理後之各待測晶圓，使用 RTA 裝置以 $1150^\circ\text{C} \times 30$ 秒施行降溫速率 $70^\circ\text{C}/\text{sec}$ 之熱處理，透過 ADE9600 (日本 ADE 社製) 檢測晶圓之反翹量，平均約發生 $50 \mu\text{m}$ 之反翹，其機械性強度較弱之點得以確認。

(比較例 5)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $100 \sim 1500$ 之 $\Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度約為 $14 \sim 17 \times 10^{17}$ atoms / cm^3 (ASTM F-121, 1979) 之 8 吋 p 型待測晶圓進行氧氣外部擴散熱處理之後，與前述同樣地氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。

在氧氣外部擴散熱處理中，將晶圓插入維持在氮氣、氧氣之混合氣體之氣體環境 (氮氣 100、氧氣 3 之流量比)

以及維持在 900℃ 之反應爐內，以每分鐘 5℃ 之速度將爐內溫度升高到 1150℃ 為止，在將爐內換成 100% 之氮氣氣體環境，在 1150℃ 下維持 2.5 小時。之後，以每分鐘 4℃ 之速度降溫到 900℃ 為止之後，取出晶圓。

在熱處理後，透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度，與比較例 1 同樣地檢測存在於晶圓中 $0.2\mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度的同時，在氧析出物 (BMD) 之密度檢測中進行選擇性蝕刻，將晶圓劈開面以光學顯微鏡加以觀察，將由晶圓表面向晶圓深度方向觀察到第一個蝕刻凹痕為止之距離作為 DZ 層之厚度加以檢測。又，針對進行氧析出核熱處理前之待測晶圓進行與比較例 1 同樣之成表缺陷之密度。其結果由表 5 加以說明。

[表 5]

初始氧濃度 ($\times 10^{17}\text{atoms/cm}^3$)	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}\text{atoms/cm}^3$)	BMD 濃度 ($/\text{cm}^3$)	DZ 寬度 (μm)	氧析出核形成 處理時間
13.8	11.8	1.9e6	17	26 小時
14.6	12.4	2.1e6	13	26 小時
15.1	7.4	6.9e6	9	13 小時 30 分
	11.4	2.4e6	15	7 小時 15 分
15.7	7.1	7e6	8	13 小時 30 分
	11	2.5e6	13	7 小時 15 分
16.2	7.5	7.1e6	7	9 小時 20 分
	11.2	2.6e6	9	6 小時
16.8	8.1	7e6	7	7 小時 15 分
	11.6	2.9e6	10	5 小時 10 分

當殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 降低到約 $7\sim 12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 時因熱施體之形成所造成之電阻率之降低比較輕微。 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度多達 $1.9\sim 7.1 \times 10^6$ 個 / cm^2 時，具有優良之除氣效能。此外，晶圓表層處形成有 $7 \mu\text{m}$ 以上之 DZ 層，並且氧析出物 (BMD) 不會突出於晶圓表面，加上評估蝕刻量後，可推論出 DZ 層之厚度確保在大約 $9 \mu\text{m}$ 。但是，針對氧氣外部擴散熱處理後對於待測晶圓之隙縫轉位之發生狀況，透過 X 光測量法確認後，在氧氣外部擴散熱處理時，在對應於由支撐元件使晶圓受到支撐之位置之部位上，觀察出長度約為 20mm 之縫隙轉位之發生，為機械性強度相當微弱之物件。成長缺陷之密度為 3×10^5 個 / cm^3 。

(比較例 6)

準備由矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理後，電阻率約為 $100\sim 1300$ 之 $\Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度約為 $13\sim 17 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 之 7 個階層之 8 吋 p 型待測晶圓。對於各晶圓，進行氧氣外部擴散熱處理之後，進行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。在氧氣外部擴散熱處理方面，係將爐內氣體環境由比較例 5 之氮氣、氧氣之混合氣體之氣體環境 (氮氣 100、氧氣 3 之流量比)，改變成氫氣氣體環境或是氬氣氣體環境。

在熱處理後，透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度，並檢測進行存 $450^\circ\text{C} \times 1$ 小時之氧熱施體去除熱

處理後之晶圓之電阻率，調查因氧濃度所產生之電阻率之變化。又，與比較例 1 同樣地檢測存在於晶圓中 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度的同時，在氧析出物 (BMD) 之密度檢測中進行選擇性蝕刻，將晶圓劈開面以光學顯微鏡加以觀察，將由晶圓表面向晶圓深度方向觀察到第一個蝕刻凹痕為止之距離作為 DZ 層之厚度加以檢測。其結果由表 6 加以說明。

[表 6]

樣品	初始氧濃度 ($\times 10^{17}\text{atoms/cm}^3$)	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}\text{atoms/cm}^3$)	BMD 濃度 ($/\text{cm}^3$)	DZ 寬度 (μm)	氧析出核形成 處理時間	初始 電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)	TD 形成 後電阻率 ($\Omega \cdot \text{cm}$)
A	13.5	12.1	1e6	15	26 小時	133	221
B	14.7	12.4	1.7e6	11	26 小時	200	531
C	15.0	7.2	5.1e6	8	13 小時 30 分	1003	1559
D	15.5	7.5	7.4e6	8	13 小時 30 分	1814	3097
E	16.2	7.4	7.4e6	5	9 小時 20 分	660	960
F	17.3	6.8	7.4e6	6	7 小時 15 分	820	1160
G		11.1	4e6	8	4 小時 50 分	786	反轉為 n 型

在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 A、C、E，在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 B、D、F、G。當 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度多達 1×10^6 個 $/\text{cm}^2$ 之多，具有優良之除氣效能。晶圓表層處形成有 $5\ \mu\text{m}$ 以上之 DZ 層，並且氧析出物 (BMD) 不會突出於晶圓表面，加上評估蝕刻量後，可推論出 DZ 層之厚度確保在大約 $7\ \mu\text{m}$ 。但是，針對氧氣外部擴散熱處理後對

於待測晶圓之隙縫轉位之發生狀況，透過 X 光測量法確認後，在氧氣外部擴散熱處理時，在對應於由支撐元件使晶圓受到支撐之位置之部位上，觀察出長度約為 20mm 之縫隙轉位之發生，為機械性強度相當微弱之物件。

又，由調查因氧濃度所產生之電阻率之變化之結果來看，不存在 n 型 - p 型之反轉且電阻率之變化不超過初始值之 10 倍之氧濃度，在電阻率在 $100\Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $300\Omega \cdot \text{cm}$ 之場合時為 $12 \times 10^{17} \text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $300\Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $2000\Omega \cdot \text{cm}$ 之場合時為 $7 \times 10^{17} \text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在 $2000\Omega \cdot \text{cm}$ 以上之場合時為 $5.8 \times 10^{17} \text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下。也就是說，透過氧析出核熱處理，在對於初始電阻率之殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 低於前述之適當範圍之待測晶圓 A~F 中，雖然因熱施體之形成而產生之電阻率之變化係為輕微，但是在待測晶圓 G 中，由於氧析出核形成入處理之時間較短，所以對於初始電阻率之殘留氧濃度較高，可觀察出在熱施體熱處理後對 n 型之反轉。

此外，對於樣品 A、C、F 之各 3 片在氧氣外部擴散熱處理前後，透過雷射微粒撞擊調查大小在 $0.12\mu\text{m}$ 以上之 LPD 之個數。結果以表 7 加以說明。熱處理後其最大個數為 3 個 / 晶圓 ($0.01 \text{個}/\text{cm}^2$)。

[表 7]

樣品	0.12 μm 以上之個數 (個/晶圓)	
	熱處理前	熱處理後
A	52	2
B	52	3
C	39	1

(實施例 1)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^{\circ}\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $750\ \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度約為 $11 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 之 8 吋 p 型待測晶圓，進行與比較例 3 同樣之氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理，殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $4.5 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 。

檢測存在於晶圓中 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度時，氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $15 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 較降低到約為 $4.5 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 之比較例 4 更加多之 $4.3 \sim 6.2 \times 10^6$ 個/ cm^2 受到確認。針對氧析出核形成熱處理前之待測晶圓進行與比較例 1 同樣之成長缺陷密度之檢測，成長缺陷之密度為 3.2×10^6 個/ cm^3 。又，對於熱處理後之各待測晶圓，使用 RTA 裝置以 $1150^{\circ}\text{C} \times 30$ 秒施行降溫速率 70°C/sec 之熱處理，透過 ADE9600 (日本 ADE 社製) 檢測晶圓之反翹量，反翹量平均約為 $5\ \mu\text{m}$ 以下之，具有較優良之機械性強度。

(實施例 2)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^{\circ}\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $750\ \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $15 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，碳濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 之 8 吋 p 型待測晶圓，進行與比較例 3 同樣之氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理，殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $4.5 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 。

檢測存在於晶圓中 $0.2\ \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度時，氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $15 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 較降低到約為 $4.5 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 之比較例 4 更加多之 $6.4 \sim 7.7 \times 10^6$ 個 $/\text{cm}^2$ 受到確認。針對氧析出核形成熱處理前之待測晶圓進行與比較例 1 同樣之成長缺陷密度之檢測，成長缺陷之密度為 3.2×10^6 個 $/\text{cm}^2$ 。又，對於熱處理後之各待測晶圓，使用 RTA 裝置以 $1150^{\circ}\text{C} \times 30$ 秒施行降溫速率 70°C/sec 之熱處理，透過 ADE9600 (日本 ADE 社製) 檢測晶圓之反翹量，反翹量平均約為 $5\ \mu\text{m}$ 以下之，具有較優良之機械性強度。

(實施例 3)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^{\circ}\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $110 \sim 2500\ \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $14 \sim 16.5 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，碳濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $0.5 \sim 20 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 之 8 吋 p 型待測晶圓，進行與比較例 5 同樣之氧析出核形成熱

處理以及氧析出物成長熱處理，殘留氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 下降到約為 $4.5 \sim 6 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 。

將熱處理後之待測晶圓在室溫下導入尖鋤壓痕之後，進行 $900^\circ\text{C} \times 30$ 分之熱處理，將在熱處理後由壓痕痕跡所發生之轉位之移動距離在前述選擇性蝕刻後以光學顯微鏡加以檢測。第 6 圖所示係所測量之轉位之移動距離與晶圓中之碳濃度之關係。不論晶圓中高密度地存在大型氧析出物 (BMD) 與否，隨著碳濃度之增加晶圓之機械性強度會有效地提高。

(實施例 4)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $500 \sim 2500 \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $15 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ ，碳濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $1 \sim 2 \times 10^{16} \text{ atoms/cm}^3$ 之 3 種層次之 8 吋 p 型待測晶圓 (Z1~Z3)，在進行氧氣外部擴散熱處理之後，進行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。氧氣外部擴散熱處理，係將爐內氣體環境由實施例 3 之氮氣、氧氣之混合氣體之氣體環境 (氮氣 100、氧氣 3 之流量比)，改變成氫氣氣體環境或是氬氣氣體環境。

在熱處理後，透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度，並檢測進行存 $450^\circ\text{C} \times 1$ 小時之氧熱施體去除熱處理後之晶圓之電阻率，調查因氧濃度所產生之電阻率之變化。又，檢測存在於晶圓中 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度的同時，在氧析出物 (BMD) 之密度檢測中進行

選擇性蝕刻，將晶圓劈開面以光學顯微鏡加以觀察，將由晶圓表面向晶圓深度方向觀察到第一個蝕刻凹痕為止之距離作為 DZ 層之厚度加以檢測。其結果由表 6 加以說明。

[表 8]

樣品	碳濃度 ($\times 10^{16}$ atoms/cm ³)	初始 氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	殘留 氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	BMD 濃度 (/cm ³)	DZ 寬度 (μ m)	氧析出核 形成處理時間	初始 電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)	TD 形成後 電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)
Z1	1.0	15.2	4.6	6.6e6	10	16 小時	2518	17000
Z2	2.0	14.8	4.2	5.8e6	8	11 小時	1232	1987
Z3	1.1	15.1	2.8	7.2e6	8	51 小時	521	725

Z1, Z2：氬氣鍛燒

Z3：氬氣鍛燒

在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 Z1 與 Z2，在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 Z3。任何一個晶圓其殘留氧濃度充分地受到降低，因氧濃度所產生之電阻率之降低相當輕微。當 $0.2 \mu\text{m}$ 大小以上之氧析出物 (BMD) 之密度多達 5×10^6 個 / cm² 之多，具有優良之除氣效能。晶圓表層處形成有 $8 \mu\text{m}$ 以上之 DZ 層，並且氧析出物 (BMD) 不會突出於晶圓表面，加上評估蝕刻量後，可推論出 DZ 層之厚度確保在大約 $10 \mu\text{m}$ 。又，針對氧氣外部擴散熱處理後對於待測晶圓之隙縫轉位之發生狀況，透過 X 光測量法確認後，在氧氣外部擴散熱處理時，在對應於由支撐元件使晶圓受到支撐之位置之部位上，觀察出長度僅約為 2~3mm 之縫隙轉位之發生，之後即使施加在 1150°C 之溫度下進行 1 小時之追加熱處理，其隙縫轉位之長度亦未產生變化，具有非常優良之機械性強度。

此外，更對於樣品 Z1~Z3 在氧氣外部擴散熱處理前後

，透過雷射微粒撞擊調查大小在 $0.12\mu\text{m}$ 以上之 LPD 之個數。結果以表 9 加以說明。熱處理後其最大個數為 3 個/晶圓 ($0.01\text{個}/\text{cm}^2$)。

[表 9]

樣品	0.12 μm 以上之個數 (個/晶圓)	
	熱處理前	熱處理後
Z1	59	3
Z2	38	3
Z3	49	1

(實施例 5)

對由一般養成矽單晶體塊切出，進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $100\sim 1000\Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $13\sim 17 \times 10^{17} \text{atoms}/\text{cm}^3$ ，碳濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $1\sim 2 \times 10^{16} \text{atoms}/\text{cm}^3$ 之 6 種層次之 8 吋 p 型待測晶圓 (H~M)，在進行與實施例 4 同樣之氧氣外部擴散熱處理之後，進行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理。但是，氧氣外部擴散熱處理中，將其處理溫度・時間與在實施例 4 中所實施之 $1150^\circ\text{C} \times 2.5$ 小時的時候之氧氣擴散距離相等般，在 1100°C 維持 5 小時，在 1200°C 維持 1 小時。

在熱處理後，將待測晶圓一分為二，針對一方之樣品透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度。又，在進行 $450^\circ\text{C} \times 1$ 小時之氧熱施體去除熱處理，測量電阻率，

調查因氧濃度所產生之電阻率之變化。在另一方之樣品方面係將晶圓劈開進行選擇性蝕刻之後，將晶圓劈開面以光學顯微鏡加以觀察，將由晶圓表面向晶圓深度方向觀察到第一個蝕刻凹痕為止之距離作為 DZ 層之厚度加以檢測。其結果由表 10 加以說明。

[表 10]

樣品	初始氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	氧氣外部擴散處理條件	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	DZ 寬度 (μ m)	初始電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)	TD 形成後電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)
H	13.3	1100°C / 5 小時	12	6	108	213
I		1200°C / 1 小時	11.8	10	210	518
J	15.2	1100°C / 5 小時	7.1	5	1032	1629
K		1200°C / 1 小時	7.3	7	939	1788
L	16.7	1100°C / 5 小時	7.4	5	722	1088
M		1200°C / 1 小時	7	8	879	1276

在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 H、I、L、M，在氬氣氣體環境中進行氧氣外部擴散熱處理之晶圓為 J、K。由 1100°C $\times$ 5 小時到 1200°C $\times$ 1 小時為止之氧氣擴散條件變更，DZ 層之厚度以可與實施例 4 相同地受到確保，殘留氧濃度亦幾乎相同程度地受到控制，電阻率之變化亦可相同程度地加以抑制。

又，與實施例 4 同樣地針對待測晶圓中之隙縫轉位之發生狀況，透過 X 光測量法確認後，在進行 1 小時之氧氣外部擴散熱處理後之待測晶圓 I、K、M 上，未觀察出隙縫轉位之發生，在進行 5 小時之氧氣外部擴散熱處理後之待

測晶圓 H、J、L 上，觀察出實施例 4 同樣之隙縫轉位。

對於樣品 H、J、K、M 之各 4 片在氧氣外部擴散熱處理前後，透過雷射微粒撞擊調查大小在 $0.12\ \mu\text{m}$ 以上之 LPD 之個數。結果以表 11 加以說明。熱處理後其最大個數為 4 個/晶圓 ($0.01\ \text{個}/\text{cm}^2$)。

[表 11]

樣品	0.12 μm 以上之個數 (個/晶圓)	
	熱處理前	熱處理後
H	47	4
J	58	1
K	62	2
M	51	1

(實施例 6)

準備成長缺陷密度為 $1 \times 10^3\ \text{個}/\text{cm}^3$ 以下之僅由氧析出促進區域所構成之無 COP 化之矽單晶體塊，以及同樣成長缺陷密度為 $1 \times 10^3\ \text{個}/\text{cm}^3$ 以下之由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域所構成之無 COP 之矽單晶體塊。對於由前述單結晶塊所切出之進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $100 \sim 900\ \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $14 \sim 17 \times 10^{17}\ \text{atoms}/\text{cm}^3$ 之 7 種層次之 6 吋 p 型待測晶圓，在進行 $1150^\circ\text{C} \times 2.5$ 小時之氧氣外部擴散熱處理之後，進行在 $550 \sim 850^\circ\text{C}$ 之溫度範圍內 5~26 小時之氧析出核形成熱處理，此外，更進行 $1000^\circ\text{C} \times 16$ 小時之

氧析出物成長熱處理。更針對熱處理條件加以詳細說明時，係如下所述。

在氧氣外部擴散熱處理中，將晶圓插入溫度維持在 900°C 之反應爐內後，以上昇溫度 $5^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 到 1150°C 為止將爐內溫度升高。此段期間之氣體環境，乃是氮氣、氧氣之混合氣體之氣體環境（氮氣 100、氧氣 3 之流量比）。然後溫度上升到 1150°C 為止之後，將氣體環境切換為 100% 之氮氣氣體環境，在維持 2.5 小時之後，以 $4^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 之冷卻溫度降溫到 900°C ，在 900°C 下將晶圓由爐內取出。接著氧氣外部擴散熱處理後之氧析出核形成熱處理亦在 100% 之氮氣氣體環境下進行。

氧析出物促進區域，乃是在氧氣氣體環境下進行高溫長時間之熱處理時，具有產生 OSF 之性質之區域。又，在 100% 之氮氣氣體環境下進行熱處理時，晶圓表面會形成氮化物，表面粗糙之問題受到擔心之區域。

在熱處理後，將待測晶圓一分為二，針對一方之樣品透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度之後，將晶圓劈開進行選擇性蝕刻將劈開面作 $2\mu\text{m}$ 之蝕刻，之後，將晶圓劈開面以光學顯微鏡透過前述方法測量 DZ 層之厚度。又，測量大小為 $0.2\mu\text{m}$ 以上之氧析出物之密度。另一方之樣品在進行 $450^{\circ}\text{C} \times 1$ 小時之氧熱施體去除熱處理之後，測量電阻率，調查因氧濃度所產生之電阻率之變化。其結果由表 12 加以說明。

[表 12]

樣品	初始氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	BMD 濃度 (/cm ³)	DZ 寬度 (μ m)	氧析出核形成 處理時間	初始 電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)	TD 形成 後電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)
N	13.7	11.6	2.2e6	15	26 小時	194	382
O	15.4	11.9	2.2e6	11	7 小時 15 分	101	139
P		7.4	7.1e6	8	13 小時 30 分	133	152
Q	17.1	10.6	4.8e6	8	5 小時 10 分	544	反轉為 n 型
R		7.1	7.4e6	5	7 小時 15 分	583	621
S	13.7	中心 11.6	2.2e6	15	26 小時	194	382
		外圍 11.7	2.3e6	15		200	390
T	14.2	中心 7.1	6.6e6	9	15 小時 20 分	868	1823
		外圍 11.2	1.8e6	10		912	反轉為 n 型

N~S：僅由氧析出促進區域加以形成

T：由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域加以形成

樣品 N~S 係僅由氧析出促進區域所構成之無 COP 之晶圓。樣品 T 係由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域所構成之無 COP 之晶圓，其晶圓中心部為氧析出促進區域，而由外圍起 20mm 之周圍部係氧析出抑制區域。針對樣品 S 與樣品 T，對其殘留氧濃度、氧析出物濃度、DZ 層厚度以及電阻率之各項測量，在晶圓中心部以及由外圍起 20mm 之周圍部進行。其他之樣品僅在晶圓中心部進行測量。

任何一個晶圓，即使在其測量位置，其晶圓表層處形

成有 $5\mu\text{m}$ 以上之 DZ 層，並且氧析出物 (BMD) 不會突出於晶圓表面，加上評估蝕刻量後，可推論出 DZ 層之厚度確保在大約 $7\mu\text{m}$ 。殘留氧濃度亦可下降到 $7\sim 12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 程度為止。

又，不存在 n 型 -p 型之反轉，電阻率之變化不超過初始值之 10 倍之基板氧濃度 (包含氧析出處理後之殘留氧濃度)，在初始電阻率為 $300\Omega\cdot\text{cm}$ 以下之場合時為 $12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在初始電阻率為未滿 $2000\Omega\cdot\text{cm}$ 之場合時為 $7\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下，在初始電阻率為 $2000\Omega\cdot\text{cm}$ 以上之場合時為 $5.8\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以下。

針對晶圓全面由氧析出促進區域所構成之樣品 N~S，在晶圓內形成均勻之氧析出物，電阻率之誤差較小，但是針對由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域混合之樣品 T，在晶圓面內之氧析出物之密度會產生差距，在低密度之氧析出抑制區域因氧熱施體形成所造成之電阻率之變化會較大，在晶圓面內無法獲得均勻之電阻率。

在前述實施例 5 中，對於在氬氣氣體環境下僅進行氧氣外部擴散熱處理之樣品 K，與在本實施例中僅進行氧氣外部擴散熱處理之樣品 N，利用三井金屬礦業製之 M0601 缺陷評估裝置測量晶圓表層中之成長缺陷之密度。前述缺陷評估裝置能夠僅測出存在於晶圓之由晶圓表面起數 μm 內部之缺陷。結果如以下所述。

對於在氬氣氣體環境下僅進行氧氣外部擴散熱處理之樣品 K，晶圓表面之缺陷密度為 0.006cm^{-2} ，以前述缺陷評

估裝置所檢測之數 μm 內部之缺陷密度為 3.4cm^{-2} 。對此，在本實施例中僅進行氧氣外部擴散熱處理之樣品 N(無 COP) 中，以前述缺陷評估裝置所檢測之數 μm 內部之缺陷密度為 0.02cm^{-2} 而較低。

由此可得知，在氬氣氣體環境之熱處理中，無法僅將靠近每一晶圓表層之表面之部分存在有成長缺陷加以消滅或是縮小。又，在氬氣、氬氣氣體環境下進行高溫熱處理時，透過熱處理前之晶圓洗淨除去形成於表面之自然氧化膜，由於露出活性化之係晶圓表面，由熱處理之環境混入之鐵等之重金屬或是硼、磷等之使晶圓電阻率變化摻雜不純物會混入晶圓內部之問題受到擔心。因此，為了實現更高品質化，在結晶養成時，以使用使成長缺陷降低之無 COP 結晶為佳。

(實施例 7)

準備成長缺陷密度為 1×10^3 個 / cm^3 以下之僅由氧析出促進區域所構成之無 COP 化之矽單晶體塊，以及同樣成長缺陷密度為 1×10^3 個 / cm^3 以下之由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域所構成之無 COP 之矽單晶體塊。對於由前述單結晶塊所切出之進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $100 \sim 900 \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $13 \sim 15 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 之 5 種層次之 6 吋 p 型待測晶圓，進行以下所述之高速升降溫熱處理 (RTA 處理)。

將晶圓投入維持在 600°C 之爐內之後，以 $50^\circ\text{C} / \text{秒}$ 之加

溫速度加熱到所定溫度為止，維持所定時間之後，以 $33^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 之降溫速度冷卻 600°C 為止，由爐內取出晶圓。對於各晶圓之加熱溫度、維持時間以及氣體環境係如以下所述。

晶圓 U： 1280°C ，1 秒處理，（氮氣氣體環境）

晶圓 V： 1220°C ，30 秒處理，（氮氣氣體環境）

晶圓 W： 1220°C ，30 秒處理，（氮氣氣體環境）

晶圓 X： 1280°C ，1 秒處理，（氮氣氣體環境）

晶圓 Y： 1150°C ，60 秒處理，（氨氣加氫氣氣體環境）

在熱處理後，將待測晶圓一分為二，針對一方之樣品透過紅外線吸光分析法檢測晶圓中之殘留氧濃度之後，將晶圓劈開進行選擇性蝕刻將劈開面作 $2\mu\text{m}$ 之蝕刻，之後，將晶圓劈開面以光學顯微鏡透過前述方法測量 DZ 層之厚度。又，測量大小為 $0.2\mu\text{m}$ 以上之氧析出物之密度。另一方之樣品在進行 $450^{\circ}\text{C}\times 1$ 小時之氧熱施體去除熱處理之後，測量電阻率，調查因氧濃度所產生之電阻率之變化。其結果由表 13 加以說明。

[表 13]

樣品	初始氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	BMD 濃度 (/cm ³)	DZ 寬度 (μ m)	氧析出核形 成處理時間	初始 電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)	TD 形成 後電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)
U	14.2	5.1	9e6	9	5 小時	868	998
		5.2	9.4e6	8	5 小時	912	1222
V	14.2	6.4	8.2e6	9	5 小時	868	1120
		6.3	8.3e6	9	5 小時	912	1213
W	14.2	6.9	7.8e6	9	5 小時	868	1781
		6.9	7.2e6	9	5 小時	912	2215
X	13.0	11.3	1.2e6	16	10 小時	280	540
		11.2	1.6e6	16	10 小時	280	550
Y	15.1	5.1	9.7e6	8	5 小時	580	621
		5.3	9.1e6	9	5 小時	601	623

上段：晶圓中心部（氧析出促進區域），下段：由外圍起 20mm 之位置

樣品 U~X 係由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域所構成之無 COP 之晶圓，其晶圓中心部為氧析出促進區域，而由外圍起 20mm 之周圍部係氧析出抑制區域。樣品 Y 係僅由氧析出促進區域所構成之無 COP 之晶圓。對於殘留氧濃度、氧析出物濃度、DZ 層厚度以及電阻率之各項測量，在所有樣品之晶圓中心部以及由外圍起 20mm 之周圍部進行。其他之樣品僅在晶圓中心部進行測量。任何一個樣品，在晶圓面內均形成均勻之氧析出物，並且電

阻率在晶圓面內亦是均勻。透過 RTA 處理，即使在由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域混合之無 COP 晶圓中，電阻率在晶圓面內可被均勻化。

(實施例 8)

準備成長缺陷密度為 1×10^3 個/cm³ 以下之由氧析出促進區域以及氧析出抑制區域之兩種類之區域所構成之無 COP 之矽單晶體塊。對於由前述單結晶塊所切出之進行 $650^\circ\text{C} \times 30$ 分之氧熱施體去除熱處理，電阻率約為 $100 \sim 900 \Omega \cdot \text{cm}$ 、氧濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $14 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 、碳濃度 (ASTM F-121, 1979) 約為 $0.8 \times 10^{16} \text{ atoms/cm}^3$ 之 6 吋 p 型待測晶圓，進行 $1220^\circ\text{C} \times 30$ 秒 (氮氣氣體環境) 之高速升降溫熱處理 (RTA 處理)。

在熱處理後，與實施例 6 與實施例 7 同樣地測量殘留氧濃度、氧析出物之密度、DZ 層之厚度以及電阻率。各項測定係在晶圓中心部以及由外圍起 20mm 之周圍部進行。晶圓中心部為氧析出促進區域，由外圍起 20mm 之周圍部為氧析出抑制區域。檢測結果以表 14 加以說明。在晶圓面內均形成均勻之氧析出物，並且電阻率在晶圓面內亦是均勻。

[表 14]

初始氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	殘留氧濃度 ($\times 10^{17}$ atoms/cm ³)	BMD 濃度 (/cm ³)	DZ 寬度 (μ m)	氧析出核形成 處理時間	初始 電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)	TD 形成 後電阻率 ($\Omega \cdot$ cm)
14.0	5.0	9.1e6	9	5 小時	586	685
	5.2	9.4e6	8		592	712

上段：晶圓中心部（氧析出促進區域），下段：由外圍起 20mm 之位置

又，針對氧氣外部擴散熱處理後對於待測晶圓之隙縫轉位之發生狀況，透過 X 光測量法確認後，在氧氣外部擴散熱處理時，在對應於由支撐元件使晶圓受到支撐之位置之部位上，僅觀察出長度約為 0.5mm 程度之支撐痕跡之發生。由此得知，即使在成長缺陷密度為 1×10^3 個/cm³ 以下之無 COP 晶圓中，碳摻雜對機械性強度之改善係為有效。

【發明之效果】

如以上所說明般，本發明所述之高電阻矽晶圓，係透過在晶圓內部大小為 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD) 以 1×10^4 個/cm² 以上之密度加以形成之方式，具有優良之除氣效能。由於係可使用泛用之高氧矽晶圓作為初始基板，故能夠降低製造成本。透過將晶圓中之氧濃度限制在 12×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 以下之方式，能夠抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生。

除此之外，透過將晶圓中之碳濃度管理在 $0.5 \times$

10^{16} atoms/cm³ 以上之方式，可抑制大量氧析出物之形成所伴隨之晶圓強度之降低。透過能夠促進氧析出物 (BMD) 之形成，可將初始基板之氧濃度下限降低到 12×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 為止。

又，透過使用由蝕刻法所檢測出之成長缺陷之密度在 1×10^3 cm⁻³ 以下之無 COP 之結晶，能夠迴避因無 COP 化之氬氣鍛燒或是氬氣鍛燒所帶來之電阻變化。

本發明所述之高電阻矽晶圓之製造方法，係透過使用氧濃度在 14×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 以上之高氧高電阻矽晶圓作為初始基板之方式，可降低製造成本。除了初始氧濃度較高之外，當熱處理後之殘留氧濃度低於 12×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 以下時，並且透過實施氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之兩段熱處理之方式，可高密度地形成大型之氧析出物 (BMD)。具體而言，能夠以 1×10^4 個/cm² 以上之密度形成 $0.2 \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD)。由此，可製造出具有優良除氣效能之高電阻矽晶圓。然後，透過將氧濃度限制在 12×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 以下之方式，能夠抑制在裝置製造者之一端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生。

此之外，透過將晶圓中之碳濃度管理在 0.5×10^{16} atoms/cm³ 以上之方式，可抑制大量氧析出物之形成所伴隨之晶圓強度之降低。又，透過能夠促進氧析出物 (BMD) 之形成，可將初始基板之氧濃度下限降低到 12×10^{17} atoms/cm³ (ASTM F-121, 1979) 為止。

又，透過使用由蝕刻法所檢測出之成長缺陷之密度在 $1 \times 10^3 \text{cm}^{-3}$ 以下之無 COP 之結晶，能夠迴避因無 COP 化之氫氣鍛燒或是氫氣鍛燒所帶來之電阻變化。

(五)圖式之簡單說明

第 1 圖係說明熱施體對晶圓之電阻率之影響之曲線圖。

第 2 圖係說明接晶缺陷其一般之直徑方向分布之水平剖面圖。

第 3 圖係說明使結晶提昇速度變化時之結晶缺陷分布之位置變化之垂直剖面圖。

第 4 圖係本發明之實施形態中說明處理順序之流程圖。

第 5 圖係本發明之實施形態中說明熱處理之熱模式之曲線圖。

第 6 圖係說明晶圓中碳濃度與轉位移動距離之關係之曲線圖。

肆、中文發明摘要

【 課 題 】

本發明之目的係製造具有優良之除氣效能、機械強度以及經濟性，並且能夠有效果地抑制在裝置製造者端所實施之電路形成用熱處理上之氧熱施體的發生之高電阻矽晶圓。

【 解 決 方 法 】

對電阻率在 $100\Omega\cdot\text{cm}$ 以上，氧濃度在 $14\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121,1979) 以上，碳濃度在 $0.5\times 10^{16}\text{atoms}/\text{cm}^3$ 以上之高氧、碳摻雜之高電阻矽晶圓，在非氧化性氣體之氣體環境中施加 $500\sim 900^\circ\text{C}\times 5$ 小時以上之氧析出核形成熱處理，更施加 $950\sim 1050^\circ\text{C}\times 5$ 小時以上之氧析出物成長熱處理。透過這些熱處理，將晶圓中之氧濃度限制在 $12\times 10^{17}\text{atoms}/\text{cm}^3$ (ASTM F-121,1979) 以下。

製造出電阻率在 $100\Omega\cdot\text{cm}$ 以上， $0.2\mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD) 以 1×10^4 個 $/\text{cm}^2$ 以上之高密度形成於內部之高電阻・低氧且高強度之矽晶圓。

伍、英文發明摘要

The purpose of this invention is to manufacture a high resistance silicon wafer having excellent gettering, mechanic strength and economics, and it is able to effectively constrict that the generation of oxygen thermal donors in thermal process used for forming a circuit is implemented by maker.

The high resistance silicon wafer having high oxygen and dopping carbon, it has a resistivity above $100 \Omega \cdot \text{cm}$, an oxygen concentration above $10^{17} \text{atoms/cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) and a carbon concentration above $0.5 \times 10^{16} \text{atoms/cm}^3$, and the thermal process used for the oxygen extracting and the nucleus forming is applied at the temperature of $500 \sim 900^\circ\text{C}$ in at least 5 hours, and then the thermal process used for the oxygen extracting and the nucleus forming is applied at the temperature of $950 \sim 1050^\circ\text{C}$ in at least 5 hours. Through the thermal process, the concentration of oxygen in wafer is limited under $12 \times 10^{17} \text{atoms/cm}^2$ (ASTM F-121, 1979).

The silicon wafer having high resistance, low concentration of oxygen and high mechanic strength, and it has the resistivity above $100 \Omega \cdot \text{cm}$, an oxygen extracted object (BMD) above $0.2 \mu\text{m}$ being able to formed at the high density of $1 \times 10^4 \text{atoms/cm}^2$ in its interior can be manufactured.

拾、申請專利範圍

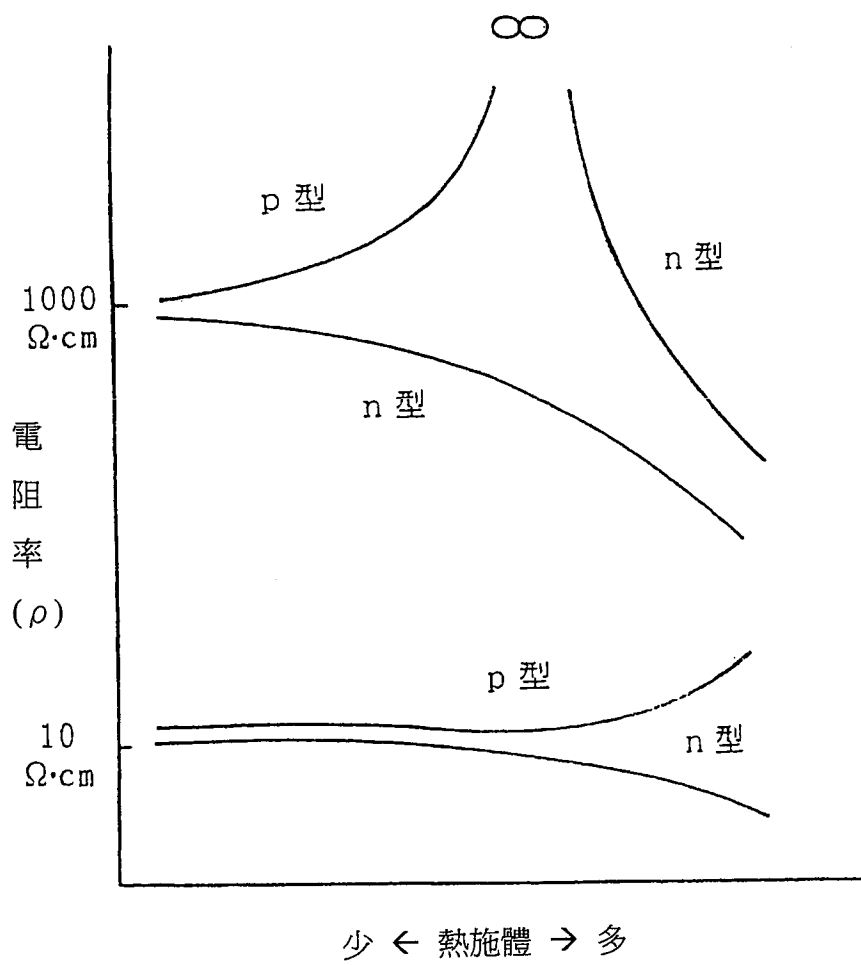
1. 一種高電阻矽晶圓，具有 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之電阻率，其特徵為：晶圓內部形成有密度為 1×10^4 個 / cm^2 以上，大小為 $0.2\ \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD)，晶圓中氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ (ASTM F-121, 1979) 以下，碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以上。
2. 如申請專利範圍第 1 項之高電阻矽晶圓，其中在前述晶圓表面上所觀察到尺寸為 $0.12\ \mu\text{m}$ 以上之光點瑕疵 (LPD)，其密度被控制在 0.2 個 / cm^2 以下。
3. 一種高電阻矽晶圓，具有 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之電阻率，其特徵為：透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度在 $1 \times 10^3 \text{cm}^{-3}$ 以下，晶圓內部形成有密度為 1×10^4 個 / cm^2 以上，尺寸為 $0.2\ \mu\text{m}$ 以上之氧析出物 (BMD)，晶圓中氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以下。
4. 如申請專利範圍第 3 項之高電阻矽晶圓，其中前述晶圓中碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以上。
5. 如申請專利範圍第 3 項之高電阻矽晶圓，其中前述晶圓表面至少形成深入 $5\ \mu\text{m}$ 以上深度之裸露區域 (DZ) 層。
6. 如申請專利範圍第 1 項或第 3 項之高電阻矽晶圓，其中前述電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $300\ \Omega \cdot \text{cm}$ ， $300\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上到未滿 $2000\ \Omega \cdot \text{cm}$ ，以及 $2000\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上之各範圍中之晶圓內之氧濃度數值，分別被控制在 $12 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以下， $7 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以下，及 $5.8 \times 10^{17} \text{atoms} / \text{cm}^3$ 以下之範圍內。

7. 一種高電阻矽晶圓之製造方法，其特徵為：使用電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上，氧濃度在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以上，碳濃度在 $0.5 \times 10^{16} \text{ atoms/cm}^3$ 以上之初始矽晶圓，透過施行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之方式，將殘留於前述晶圓中氧濃度控制在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下。
8. 一種高電阻矽晶圓之製造方法，其特徵為：使用電阻率在 $100\ \Omega \cdot \text{cm}$ 以上，氧濃度在 $14 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以上，並且透過二次蝕刻所檢測出之成長缺陷之密度在 $1 \times 10^3/\text{cm}^3$ 以下之初始矽晶圓，透過施行氧析出核形成熱處理以及氧析出物成長熱處理之方式，將殘留於前述晶圓中氧濃度控制在 $12 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ 以下。
9. 如申請專利範圍第 7 項或第 8 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中氧析出核形成熱處理係指在 $500 \sim 900^\circ\text{C}$ 之溫度下進行 5 小時以上之低溫熱處理。
10. 如申請專利範圍第 9 項所述之高電阻矽晶圓之製造方法，其中前述低溫熱處理之條件係指在 $700 \sim 900^\circ\text{C}$ 之溫度下進行 5 小時以上。
11. 如申請專利範圍第 7 項或第 8 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中氧析出物成長熱處理係指在 $950 \sim 1050^\circ\text{C}$ 之溫度下進行 10 小時以上之高溫熱處理。
12. 如申請專利範圍第 7 項或第 8 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中在進行氧析出核形成熱處理之前，對矽晶圓在 $1100 \sim 1250^\circ\text{C}$ 之溫度範圍內施行 1~5 小時之氧氣外部

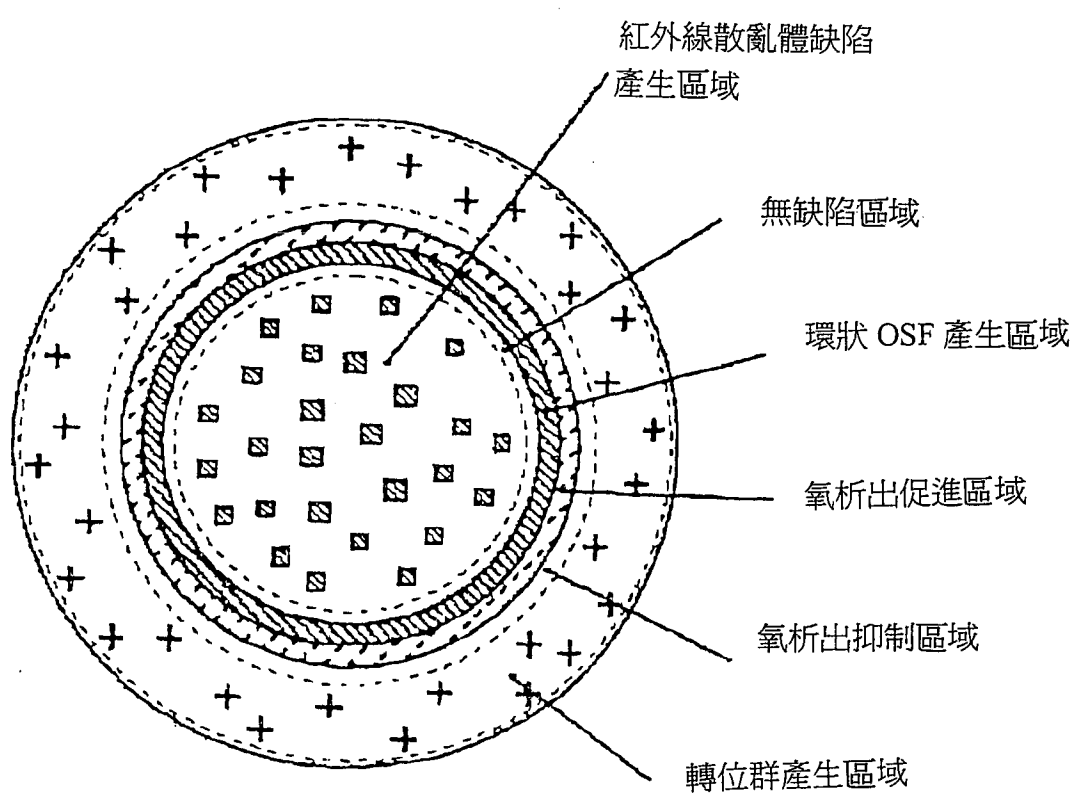
擴散熱處理。

13. 如申請專利範圍第 12 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中氧氣外部擴散熱處理係在含有氮氣之氣體環境中加以進行。
14. 如申請專利範圍第 12 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中氧氣外部擴散熱處理係在含有氫氣或氬氣，又或者是其混合氣體之氣體環境中加以進行。
15. 依申請專利範圍第 7 項或第 8 項所述之高電阻矽晶圓之製造方法，其中在進行氧析出核形成熱處理之前，對矽晶圓進行急速加熱退火處理。
16. 如申請專利範圍第 15 項所述之高電阻矽晶圓之製造方法，其中前述急速加熱退火處理之條件係在含有氮氣之氣體環境中，在 $1150\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 之溫度下進行 1~60 秒。
17. 如申請專利範圍第 8 項之高電阻矽晶圓之製造方法，其中前述初始矽晶圓中之碳濃度在 $0.5\times 10^{16}\text{atoms/cm}^3$ 以上。

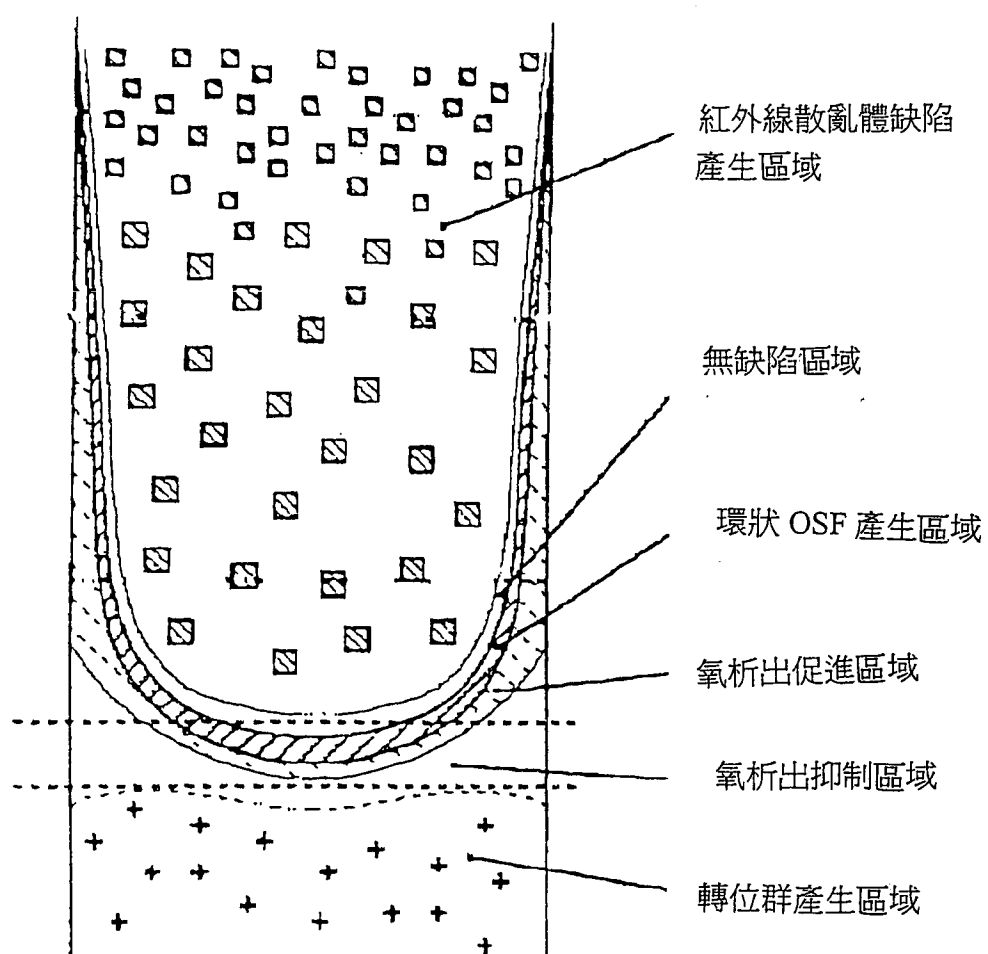
拾壹、圖式



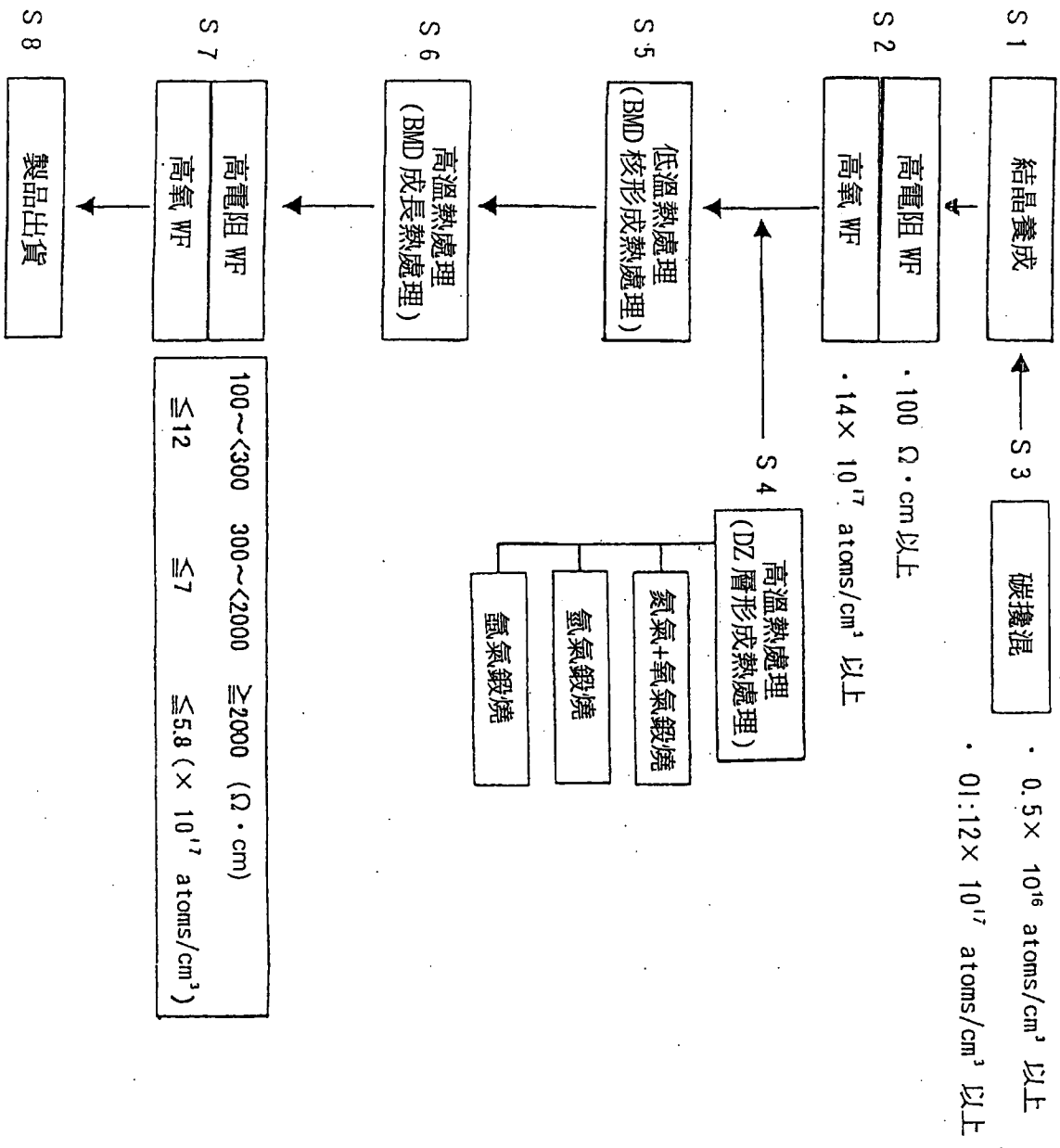
第 1 圖



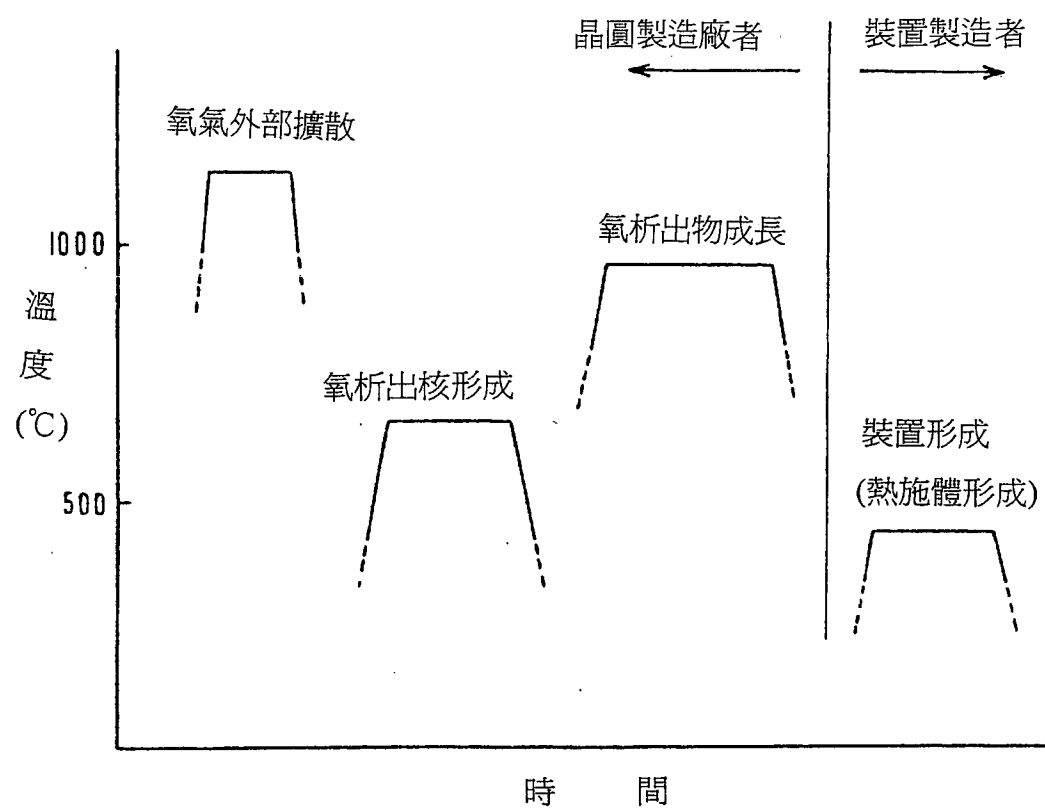
第 2 圖



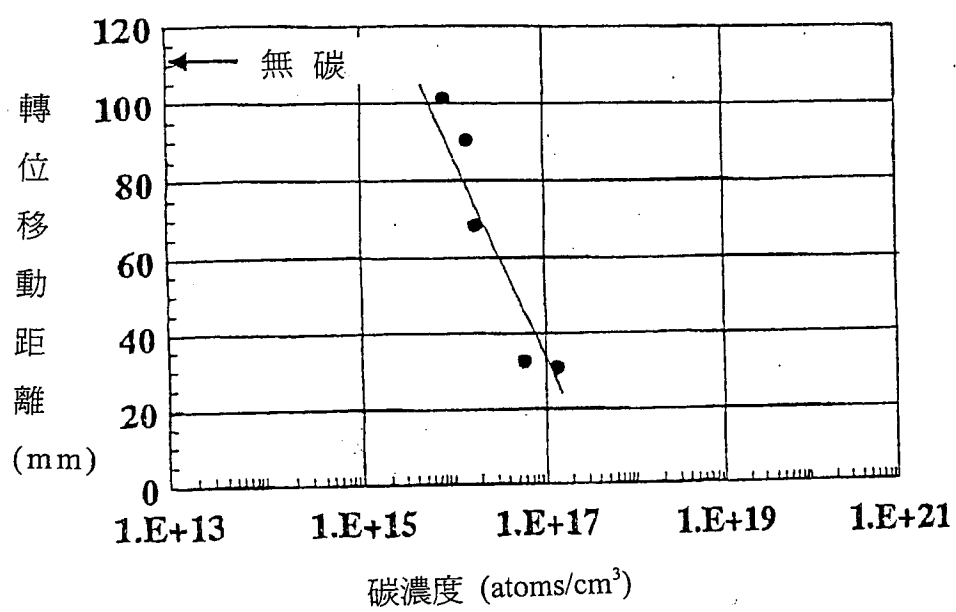
第 3 圖



第4圖



第 5 圖



第 6 圖

陸、(一)、本案指定代表圖爲：第4圖

(二)、本代表圖之元件代表符號簡單說明：

柒、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：