

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2007-191320  
(P2007-191320A)

(43) 公開日 平成19年8月2日(2007.8.2)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>C3OB 29/06 (2006.01)</b>	C3OB 29/06 5O2H	4G077
<b>HO1L 21/322 (2006.01)</b>	HO1L 21/322 Y	
<b>C3OB 33/02 (2006.01)</b>	C3OB 29/06 5O2J	
	C3OB 33/02	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2006-8209 (P2006-8209)	(71) 出願人	000190149 信越半導体株式会社 東京都千代田区丸の内1丁目4番2号
(22) 出願日	平成18年1月17日 (2006.1.17)	(74) 代理人	100102532 弁理士 好宮 幹夫
		(72) 発明者	江原 幸治 群馬県安中市磯部二丁目13番1号 信越半導体株式会社半導体磯部研究所内
		Fターム(参考)	4G077 AA02 AB01 BA04 CF10 EB01 EH09 FE11 HA12 PF17

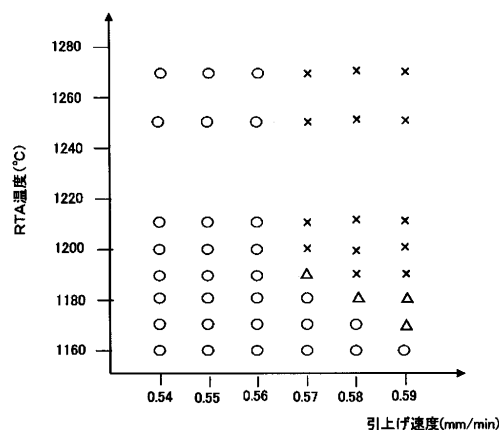
(54) 【発明の名称】 シリコン単結晶ウエーハの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 ウエーハ表層にDZ層を確保し、ウエーハのバルク領域に酸素析出物を形成することのできるシリコンウエーハを効率良く確実に製造することができる製造方法を提供する。

【解決手段】 CZ法によりシリコン単結晶インゴットを引き上げ、該インゴットから切り出したウエーハに急速熱処理を行うシリコン単結晶ウエーハの製造方法であって、予め、引き上げ速度を変えて引き上げた前記インゴットから切り出したウエーハに、熱処理温度を変えて急速熱処理を行い、酸化膜耐圧測定を行って、引き上げ速度および熱処理温度と酸化膜耐圧測定の結果との関係を求め、該関係に基づき、急速熱処理後に径方向の全面がN領域になるように、引き上げ速度および熱処理温度の条件を決定して、インゴットを引き上げおよび急速熱処理を行ってシリコン単結晶ウエーハを製造するシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

【選択図】 図8



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

チョクラルスキー法によりシリコン単結晶インゴットを引き上げ、該シリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハに急速熱処理を行うシリコン単結晶ウエーハの製造方法であって、予め、引き上げ速度を変えて引き上げた前記シリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハに、熱処理温度を変えて急速熱処理を行い、該急速熱処理後に酸化膜耐圧測定を行って、前記引き上げ速度および前記熱処理温度と前記酸化膜耐圧測定の結果との関係を求め、該関係に基づき、前記急速熱処理後に径方向の全面がN領域になるように、前記シリコン単結晶インゴットを育成するときの引き上げ速度および前記急速熱処理における熱処理温度の条件を決定して、前記シリコン単結晶インゴットの引き上げおよび前記急速熱処理を行ってシリコン単結晶ウエーハを製造することを特徴とするシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

10

## 【請求項 2】

前記シリコン単結晶インゴットを、径方向の全面がNi領域となる引き上げ速度で引き上げること特徴とする請求項 1 に記載のシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

## 【請求項 3】

前記シリコン単結晶インゴットを引き上げるときに、 $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15}$  atoms/cm<sup>3</sup> の濃度の窒素および/または  $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17}$  atoms/cm<sup>3</sup> の濃度の炭素をドーピングすることを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載のシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

20

## 【請求項 4】

前記シリコン単結晶インゴットを引き上げるときに、8 ppm以上15 ppm以下の濃度の酸素をドーピングすることを特徴とする請求項 1 から請求項 3 のいずれか一項に記載のシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

## 【請求項 5】

前記急速熱処理を、非酸化性雰囲気下で行うことを特徴とする請求項 1 から請求項 4 のいずれか一項に記載のシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

## 【請求項 6】

前記急速熱処理において、熱処理温度を1100 以上1300 以下とすることを特徴とする請求項 1 から請求項 5 のいずれか一項に記載のシリコン単結晶ウエーハの製造方法。

30

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、ウエーハ表面からデバイス活性領域となる一定の深さまで、結晶欠陥の発生がないDZ層が形成され、かつウエーハ内部にはゲッターリングサイトとなる酸素析出物を形成することのできるシリコン単結晶ウエーハの製造方法に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

半導体デバイスの材料となるシリコン単結晶ウエーハは、一般的にチョクラルスキー法(Czochralski Method:以下CZ法という)によりシリコン単結晶を成長させ、得られたシリコン単結晶インゴットを切断、研磨等の工程を施すことにより作製することができる。

40

## 【0003】

このようにCZ法で育成されたシリコン単結晶は、熱酸化処理(例えば1100 × 2時間)を受けた時にリング状に発生するOSFと呼ばれる酸化誘起積層欠陥を生じることがある。OSF以外にも結晶育成時に形成され、デバイス性能に悪影響を及ぼす微細欠陥(以下Grown-in欠陥という)が存在することが明らかになってきた。

## 【0004】

50

そこで、近年これらの欠陥をできるだけ少なくしたウエーハを得るための単結晶製造方法が例えば特許文献1や特許文献2で開示されている。

図1は、単結晶を育成した場合の引き上げ速度と欠陥分布の関係の一例を示している。単結晶育成時の引き上げ速度 $V$  (mm/min)を変化させることによって、シリコン融点から1300 までの温度範囲における引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値 $G$  (/mm)との比である $V/G$ を変化させた場合のものである。

#### 【0005】

一般に、単結晶内の温度分布はCZ炉内の構造(以下ホットゾーンという)に依存しており、引き上げ速度を変えてもその分布は殆ど変わらないことが知られている。このため、同一構造のCZ炉の場合は $V/G$ は引き上げ速度の変化にのみ対応することになる。すなわち引き上げ速度 $V$ と $V/G$ は近似的には正比例の関係がある。したがって図1の縦軸には引き上げ速度 $V$ を用いている。

10

引き上げ速度 $V$ が比較的高速な領域ではベークンシー(Vacancy:以下Vaという)と呼ばれる点欠陥である空孔が凝集したポイドと考えられているCOP(Crystal Originated Particle)やFPD(Flow Pattern Defect)とよばれる空孔型のGrown-in欠陥が結晶径全域に存在し、V-Rich領域と呼ばれている。

#### 【0006】

これより引き上げ速度 $V$ が少し遅くなると、結晶の周辺からOSFがリング状に発生し、引き上げ速度 $V$ が低下するにしたがってOSFは中心に向かってシュリンクしていき、ついには結晶中心でOSFは消滅する。

20

さらに引き上げ速度 $V$ を遅くすると、Vaやインターstitialシリコン(Intersitial Silicon:以下Iという)と呼ばれる格子間型の点欠陥の過不足が少ないニュートラル(Neutral:以下Nという)領域が存在する。このN領域はVaやIの偏りはあるが飽和濃度以下であるため、前記COPやFPDのように凝集した欠陥としては存在しないか、あるいは現在の欠陥検出方法では欠陥の存在が検出できないことが判明してきた。

このN領域はVaが優勢なNv領域とIが優勢なNi領域に分別される。

#### 【0007】

引き上げ速度 $V$ を更に遅くするとIが過飽和となり、その結果Iが凝集した転位ループと考えられるL/D(Large Dislocation:格子間転位ループの略語、LSEPD、LEPD等)の欠陥が低密度に発生し、この領域はI-Rich領域と呼ばれている。

30

これらのことから、結晶の中心から径方向全域に渡ってN領域となるような範囲に $V/G$ を制御しながら引上げた単結晶からウエーハを切り出し、研磨することにより径方向の全面がN領域になる極めて欠陥の少ないウエーハを得ることができる。

#### 【0008】

例として、図1のA-Aの位置から切り出したウエーハは図2(a)に示すように全面Nv領域のウエーハとなる。図2(b)は図1のB-Bの位置から切り出したウエーハを示し、ウエーハ中心部にNv領域があり、その外周部にNi領域が存在する。

40

図2(c)は図1のC-Cから切り出したウエーハを示し、ウエーハ全面がNi領域からなるウエーハを得ることができる。

ウエーハ表面にV-Rich領域またはI-Rich領域に存在するGrown-in欠陥が出現すると、デバイスのMOS(Metal Oxide Semiconductor)構造を形成した場合に酸化膜の耐圧を低下させるなどデバイス特性に悪影響を及ぼすために、ウエーハ表面にはこのような欠陥が存在しないことが望まれている。

#### 【0009】

図3は $V/G$ とVa濃度及びI濃度の関係を模式的に表現したもので、この関係はボロンコフ理論と呼ばれており、空孔領域と格子間シリコン領域の境界が $V/G$ によって決定されることを示している。

50

より詳細には、 $V/G$ が臨界点 $(V/G)_c$ 以上では $V_a$ が優勢な領域が形成され、臨界点以下では $I$ が優勢な領域が形成される。すなわち、 $(V/G)_c$ は、 $V_a$ と $I$ が同濃度となる $V/G$ 値を示している。

#### 【0010】

図3中の $I$ - $Rich$ 領域は、 $V/G$ が $(V/G)_i$ 以下であり、格子間シリコン型点欠陥 $I$ が飽和濃度 $C_i$ 以上であるため格子間型シリコン点欠陥の凝集体すなわち $L/D$ の $Grown-in$ 欠陥が発生している領域である。

$V$ - $Rich$ 領域は、 $V/G$ が $(V/G)_v$ 以上であり、点欠陥である空孔 $V_a$ が飽和濃度 $C_v$ 以上であるため空孔の凝集体すなわち $COP$ 等の $Grown-in$ 欠陥が発生している領域である。

10

$N$ 領域とは空孔の凝集体あるいは格子間型シリコン点欠陥の凝集体が存在しないニュートラル領域 $((V/G)_i \sim (V/G)_{osf})$ を示す。

そして、通常この $N$ 領域に隣接して $OSF$ 領域 $((V/G)_{osf} \sim (V/G)_v)$ が存在する。

#### 【0011】

ところで、シリコンウエーハには通常 $7 \sim 10 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$  (JEIDA: 日本電子工業振興協会による換算係数を使用)程度の酸素が過飽和状態で含まれている。

そのため、このようなシリコンウエーハにデバイスプロセス等で熱処理が施されるとシリコンウエーハ内の過飽和な酸素が酸素析出物として析出する。このような酸素析出物は $BMD$  ( $Bulk\ Micro\ Defect$ )と呼ばれる。

20

この $BMD$ はウエーハ内のデバイス活性領域で発生すると、接合リーク等のデバイス特性に悪影響を及ぼすため問題となるが、一方でデバイス活性領域以外のバルク中に存在すると、デバイスプロセス中に混入した金属不純物を捕獲するゲッターリングサイトとして機能するため有効である。

#### 【0012】

そのため、シリコンウエーハの製造においては、ウエーハのバルク中に $BMD$ を形成するとともに、デバイス活性領域であるウエーハ表面近傍は $BMD$ や $Grown-in$ 欠陥等が存在しない無欠陥領域 ( $Denuded\ Zone$ ; 以下 $DZ$ 層という)を維持しなければならない。

30

#### 【0013】

近年、シリコンウエーハの出荷段階ではウエーハ内部に $BMD$ は発生していないが、その後のデバイスプロセス等の熱処理を行うことによって、デバイス活性領域であるウエーハ表面近傍には $BMD$ のない $DZ$ 層を維持したまま、デバイス活性領域より深いバルク中には $BMD$ が形成されてゲッターリング能力を有するように設計されたシリコンウエーハの製造方法として、シリコンウエーハを $RTP$  ( $Rapid\ Thermal\ Process$ )処理する方法 (急速熱処理)が提案されている (例えば特許文献3、特許文献4、特許文献5参照)。

この $RTP$ 処理とは、シリコンウエーハに $N_2$ または $NH_3$ 等の窒化物形成雰囲気、あるいはこれらのガスと $Ar$ 、 $H_2$ 等の窒化物非形成雰囲気との混合ガス雰囲気中で、例えば $50$  / 秒といった昇温速度で室温より急速昇温し、 $1200$  前後の温度で数十秒程度加熱保持した後、例えば $50$  / 秒といった降温速度で急速に冷却することを特徴とする熱処理方法である。

40

#### 【0014】

このような $RTP$ 処理したシリコンウエーハは、その後の酸素析出熱処理等の熱処理を行って $BMD$ を発生させることができる。この $BMD$ の深さ方向における濃度分布は $RTP$ 処理での処理条件によって変化することが知られている。一例として、 $Ar$ ガス単体の雰囲気中で行ったシリコンウエーハと $N_2 / Ar$ 混合ガス雰囲気中で行ったシリコンウエーハについて、酸素析出熱処理後に形成された $BMD$ の深さ方向における濃度分布の概略図をそれぞれ図4及び図5に示す。

50

## 【0015】

ここで、RTP処理後に酸素析出熱処理を行うことによってBMDが形成されるメカニズムについて簡単に説明する。

まず、RTP処理では、例えばN<sub>2</sub>雰囲気中で1200 という高温保持中にウエーハ表面からVaの注入が起こり、1200 から700 の温度範囲を例えば50 / secという降温速度で冷却する間にVaの拡散による再分布とIとの再結合による消滅が起きる。その結果、バルク中にはVaが不均一に分布した状態になる。

## 【0016】

このような状態のウエーハに対して例えば酸素析出熱処理を施すことにより、高いVa濃度の領域では酸素析出物がクラスター化し、クラスター化した酸素析出物が成長してBMDが形成される。このように、RTP処理後のシリコンウエーハに酸素析出熱処理が施されると、RTP処理で形成されたVaの濃度プロファイルに従って、ウエーハ深さ方向に分布を有するBMDを形成することになる。

したがって、例えばRTP処理の雰囲気や最高温度、保持時間等の条件を制御して行うことによりシリコンウエーハに所望のVa濃度プロファイルを形成し、その後得られたシリコンウエーハに酸素析出熱処理を行うことによって、所望のDZ層の厚さ及び深さ方向のBMDプロファイルを有するシリコンウエーハを製造することができる。

## 【0017】

このようにRTP処理で新たにVaを注入することにより所望のDZ層の厚さやBMDプロファイルを得ることができるので有効である。しかしながら、RTP処理では熱処理時間が極めて短時間であるため、材料となるシリコンウエーハにCOPやL/DのようなGrown-in欠陥が存在している場合には、これらの欠陥を十分に消滅させることができない。

## 【0018】

その結果、Grown-in欠陥を有するシリコンウエーハをRTP処理した場合、表面からある深さまではBMDが発生していない領域を確保できるが、Grown-in欠陥については、表面の極浅い領域はRTP処理で消滅させることはできても、それより深い領域ではGrown-in欠陥が存在する状態となり、デバイス活性領域全体を無欠陥にすることができない。このため、デバイス特性が低下してしまうという不具合があった。

## 【0019】

そこで、例えば特許文献3には、シリコンウエーハとしてVaやIの凝集体の存在しないN領域の単結晶から切り出して径方向の全面がN領域からなるウエーハをRTP処理する方法が提案されている。全面N領域結晶を用いれば、RTP処理後に表層無欠陥でバルクにBMDを有する所望のウエーハが得られるはずである。ところが、このように材料として径方向の全面がN領域からなるウエーハを用いたものであるにもかかわらず、RTP後のウエーハにおいてデバイス特性が低下してしまうことがあった。

## 【0020】

【特許文献1】特開平11-79889号公報

【特許文献2】特許第3085146号公報

【特許文献3】特開2001-203210号公報

【特許文献4】USP5401669号公報

【特許文献5】特表2001-503009号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

## 【0021】

本発明は、このような問題点に鑑みてなされたものであり、ウエーハ表層領域に十分な厚さのDZ層を確保すると同時に、ウエーハのバルク領域内にはゲッターリングサイトとして機能する酸素析出物を形成することのできるシリコン単結晶ウエーハを効率良く確実に製造することができる製造方法を提供することを目的とする。

10

20

30

40

50

## 【課題を解決するための手段】

## 【0022】

上記課題を解決するため、本発明は、チョコラルスキー法によりシリコン単結晶インゴットを引き上げ、該シリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハに急速熱処理を行うシリコン単結晶ウエーハの製造方法であって、予め、引き上げ速度を変えて引き上げた前記シリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハに、熱処理温度を変えて急速熱処理を行い、該急速熱処理後に酸化膜耐圧測定を行って、前記引き上げ速度および前記熱処理温度と前記酸化膜耐圧測定の結果との関係を求め、該関係に基づき、前記急速熱処理後に径方向の全面がN領域になるように、前記シリコン単結晶インゴットを育成するときの引き上げ速度および前記急速熱処理における熱処理温度の条件を決定して、前記シリコン単結晶インゴットの引き上げおよび前記急速熱処理を行ってシリコン単結晶ウエーハを製造することを特徴とするシリコン単結晶ウエーハの製造方法を提供する（請求項1）。

10

## 【0023】

このように、まず、予備試験として、引き上げ速度を変えてチョコラルスキー法によって引き上げたシリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハに、熱処理温度を変えて急速熱処理を行い、その後酸化膜耐圧測定を行って、前記引き上げ速度および前記熱処理温度と前記酸化膜耐圧測定の結果との関係を求める。そして、該関係に基づき、前記急速熱処理後に径方向の全面がN領域になるように、シリコン単結晶インゴットを育成するときの引き上げ速度および急速熱処理における熱処理温度の条件を決定して前記シリコン単結晶インゴットの引き上げおよび前記急速熱処理を行ってシリコン単結晶ウエーハを製造することにより、インゴットから切り出したウエーハにN<sub>v</sub>領域が存在しても、急速熱処理で新たに注入される空孔との総和が飽和濃度以上になり、空孔が凝集して空孔型Grown-in欠陥を形成することを防止することができる。そのため、材料としてインゴットから切り出す範囲を拡げることができ、歩留り・生産性を向上することが可能である。しかも、ウエーハの表層にDZ層を確保し、酸化膜耐圧特性のようなデバイス特性の低下を防止できるとともに、酸素析出熱処理によりバルク領域内にBMDを十分に形成することができる高品質のウエーハを効率良く確実に製造することが可能である。

20

## 【0024】

このとき、前記シリコン単結晶インゴットを、径方向の全面がN<sub>i</sub>領域となる引き上げ速度で引き上げるのが好ましい（請求項2）。

30

このように、前記シリコン単結晶インゴットを、径方向の全面がN<sub>i</sub>領域となる引き上げ速度で引き上げれば、インゴットから切り出した急速熱処理前のウエーハは径方向の全面がN<sub>i</sub>領域となり、このとき、急速熱処理における熱処理温度が高温であって、空孔が注入されても空孔の凝集は極めて発生し難いため、急速熱処理の条件の設定を簡単に行うことができ、効率良く高品質のシリコン単結晶ウエーハを製造することができる。

## 【0025】

また、前記シリコン単結晶インゴットを引き上げるときに、 $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度の窒素および/または $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度の炭素をドーピングするのが好ましい（請求項3）。

このように、窒素を $1 \times 10^{11}$  atoms/cm<sup>3</sup>以上の濃度でドーピングすることにより、シリコン単結晶インゴットを引き上げるときのN領域の拡大や、酸素析出の促進効果を顕著なものとすることができる。そして、 $1 \times 10^{15}$  atoms/cm<sup>3</sup>以下の濃度とすることにより、シリコンの単結晶化を妨げることもなく、結晶製造のコストの増大を防ぐことができる。

40

また、炭素を $1 \times 10^{16}$ 以上の濃度でドーピングすることによって、効果的に酸素析出を促進し、また、炭素自身をゲッターリングサイトとすることができる。このとき、 $1 \times 10^{17}$  atoms/cm<sup>3</sup>以下の濃度とすれば、炭素によるウエーハのライフタイムの低下を防止することが可能である。

## 【0026】

さらに、前記シリコン単結晶インゴットを引き上げるときに、8 ppm以上15 ppm

50

以下の濃度の酸素をドーブするのが好ましい（請求項4）。

このように、前記シリコン単結晶インゴットを引き上げるときに、8ppm以上の濃度の酸素をドーブすれば、急速熱処理後の酸素析出熱処理によって、比較的孔濃度の低いウエーハの表層領域に十分に厚いDZ層を形成するとともに、孔濃度の高いウエーハのバルク領域に効果的に酸素析出物を形成することができる。また、15ppm以下とすれば、ウエーハの表層領域にDZ層を十分に確保することも可能であるし、バルク部では十分に析出物を形成して強力なゲッタリング効果を有するとともに、必要以上に析出物が形成されることもない。このため、ゲッタリング能力を備え、デバイス特性を低下させることのない高品質のウエーハを製造することができる。

#### 【0027】

そして、前記急速熱処理を、非酸化性雰囲気下で行うのが好ましい（請求項5）。

このように、本発明のシリコンウエーハの製造方法においては、前記急速熱処理を非酸化性雰囲気下で行うのが好ましく、例えば、雰囲気ガスとして $N_2$ 、 $NH_3$ 、 $NO$ 、 $N_2O$ 、 $N_2O_2$ 等を用い、窒化物形成雰囲気とすることができる。また、例えば $H_2$ 、 $Ar$ 、 $He$ 等を用い、窒化物非形成雰囲気とすることもできる。さらに、これらの窒化物形成雰囲気および窒化物非形成雰囲気を混合した雰囲気下で行うこともできる。

#### 【0028】

また、前記急速熱処理において、熱処理温度を1100以上1300以下とするのが好ましい（請求項6）。

このように、前記急速熱処理において、熱処理温度を1100以上とすれば、十分に酸素析出物を得ることのできるシリコン単結晶ウエーハとすることが可能である。そして、前記熱処理温度を1300以下とすることにより、ウエーハ面内を均一に加熱しやすく、熱応力によるスリップの発生が起き難い。また、金属汚染も発生し難い。

#### 【発明の効果】

#### 【0029】

このような本発明のシリコン単結晶ウエーハの製造方法であれば、インゴットから切り出すことのできる範囲を拡げることができるために、歩留りや生産性を向上することができる。そして、酸素析出熱処理後に表層に十分なDZ層を確保し、さらにはバルク領域内に酸素析出物を十分に形成することのできる高品質のウエーハを効率良く確実に製造することが可能である。

#### 【発明を実施するための最良の形態】

#### 【0030】

以下では、本発明の実施の形態について説明するが、本発明はこれに限定されるものではない。

表層領域にDZ層を有し、また、バルク領域にBMDを有してゲッタリング能力を備えることのできるウエーハの製造方法として、従来では、例えば、VaやIの凝集体の存在しない単結晶インゴットのN領域から切り出し、径方向の全面がN領域のウエーハをRTP処理する方法がある。しかしながら、このように、材料として、Grown-in欠陥をその内部に含まないN領域のシリコンウエーハを用意しても、RTP処理後に酸化膜耐圧を測定すると該酸化膜耐圧が低下してしまうという問題があった。

#### 【0031】

本発明者は、ウエーハのRTP処理について鋭意研究を行った結果、上記のようなRTP処理後の酸化膜耐圧の低下は、Nv領域を含むシリコン単結晶ウエーハを材料としたときに発生し易いことを発見した。そして、さらに検討を重ねたところ、Nv領域の中でも、OSF領域に近い部分、すなわち、Vaの凝集が発生しないが、比較的Va濃度の高い領域で上記酸化膜耐圧の低下が顕著に発生することを見出し、本発明を完成させた。

#### 【0032】

以下、本発明について図を参照して具体的に説明する。

まず、径方向の全面がN領域であるシリコンウエーハを使用しているのにもかかわらず、急速熱処理後に酸化膜耐圧が低下する原因について述べる。この原因は明確ではないが

10

20

30

40

50

、上記のような酸化膜耐圧の低下は以下に述べるようなメカニズムによって生じるものと発明者は考えた。

図6は、上記メカニズムを説明するためのものであり、RTP処理前と処理後のウエーハにおける欠陥領域の変移を示した概略説明図である。なお、このメカニズムの説明においては、OSF領域は基本的に無関係であるため、簡単のためOSF領域は記載していない。

#### 【0033】

図6に示すように、急速熱処理前において、シリコンウエーハの空孔濃度を $C_v1$ 、格子間シリコン型点欠陥濃度を $C_i1$ とし、それぞれの飽和濃度を $C_v$ 、 $C_i$ とすると、 $C_v1$ と $C_v$ 、 $C_i1$ と $C_i$ との交点における $V/G$ の値 $(V/G)_v$ 、 $(V/G)_i$ は、それぞれ $V-Rich$ 領域と $N$ 領域、 $N$ 領域と $I-Rich$ 領域との境界となる。また、 $N_v$ 領域と $N_i$ 領域との境界を臨界値 $(V/G)_c$ とする。

10

さらに、 $(V/G)_vRTP$ 、 $(V/G)_cRTP$ を、RTP後における $V-Rich$ 領域と $N$ 領域、 $N_v$ 領域と $N_i$ 領域との境界とする。

#### 【0034】

ここで、RTP処理後、RTP処理によって注入される空孔濃度を $C_v2$ とすると、 $I$ と $Va$ は対を形成して消滅するため、急速熱処理後のシリコンウエーハ中の正味の空孔濃度 $C_{ve}$ は、

$$C_{ve} = C_v1 - C_i1 + C_v2$$

で与えられる。

20

したがって、RTP処理後の空孔濃度は $N_v$ 領域( $C_i1 = 0$ と近似できる)では $C_v2$ だけ増加し、 $N_i$ 領域( $C_v1 = 0$ と近似できる)ではRTP処理で注入された空孔濃度 $C_v2$ からもともと存在した $I$ 濃度 $C_i1$ を差し引いた空孔濃度になる。

#### 【0035】

このため、RTP前において $N_v$ 領域のもののうち( $N_v$ 領域(RTP前))、 $V/G$ が $(V/G)_vRTP$ 以上の領域のウエーハは、RTP処理によって、正味の空孔型欠陥濃度が飽和濃度 $C_v$ 以上になるため、空孔の凝集が発生して空孔型欠陥を形成し、 $V-Rich$ 領域( $V-Rich$ 領域(RTP後))になると考えられる。

#### 【0036】

このようなことから、 $N_v$ 領域(RTP前)の中で、OSF領域に近い領域、すなわち $Va$ の凝集は発生しないが比較的 $Va$ 濃度の高い領域において、RTP処理後に上述の酸化膜耐圧の低下が顕著である理由は、その領域では急速熱処理前のシリコンウエーハ中に存在する空孔濃度 $C_v1$ が高く、急速熱処理前の空孔濃度の過飽和度が、 $N_i$ 領域(RTP前)に近い $N_v$ 領域(RTP前)と比較して高いため、RTPにより空孔が注入されて点欠陥の凝集がより発生し易いことが原因と理解することができる。

30

#### 【0037】

他方、RTP処理前に $I-Rich$ 領域(RTP前)と $N_i$ 領域(RTP前)であった領域には、もともと濃度 $C_i1$ の $I$ が存在する。この状態でRTP処理により濃度 $C_v2$ の $Va$ が注入されると、 $I$ と $Va$ は対を形成して消滅し、余剰の点欠陥が残存することになる。

40

そして、空孔がほとんど存在しない全面が $N_i$ 領域(RTP前)のウエーハに析出熱処理を施した場合に比べて、同様にウエーハにRTP処理を行った後に析出熱処理を行った場合の方がより高密度のBMDが発生するようになることから、RTP処理後のウエーハは空孔が優勢であると考えられる。

このことから推定して、 $N_i$ 領域(RTP前)の $I$ 濃度 $C_i1$ はRTPで注入される $Va$ 濃度 $C_v2$ より低いと考えられるため、RTP前に $N_i$ 領域(RTP前)であった部分は、RTP後には $N_v$ 領域(RTP後)(すなわち $(V/G)_cRTP \sim (V/G)_vRTP$ )になると考えられる。これらのことを総合的に判断すると、空孔領域と格子間シリコン領域との境界はRTP前には $(V/G)_c$ であったが、RTP処理後には $(V/G)_cRTP$ の位置にシフトすると考えられる。

50



## 【0038】

また、図6からI-Rich領域(RTP前)であった領域はRTP後には(V/G) c RTPを境界値として、それより大きいV/GではNv領域(RTP後)とそれ以下ではNi領域(RTP後)になると考えられる。

ただし、これは単純に正味の空孔濃度や格子間シリコン濃度が飽和濃度以下であるという点だけで判断した結果であり、実際にはRTP前にI-Rich領域であるI-Rich領域(RTP前)では、インゴットから切り出されたRTP処理前のウエー八段階ですでにIの凝集が起こって、欠陥が形成されている。この欠陥は上述したように、RTP処理では殆ど消滅しないため、RTP後においても欠陥発生領域であることには変わりないと思われる。

したがって、I-Rich領域(RTP前)を含まないウエー八をRTP処理する材料とするのが好ましい。

以上のように、RTPにより空孔が注入され、欠陥分布がシフトするために、全面N領域結晶をRTPしているにもかかわらず、RTP後にCOP等のGrown-in欠陥が発生し、耐圧を劣化させていることが判明した。従って、RTP後に真に全面N領域のシリコンウエー八を確実に得るためには、このRTPによるシフトを勘案して製造する必要がある。

## 【0039】

なお、ここで図7を参照して、空孔濃度と析出熱処理後のBMDとの関係について述べる。

RTP処理後に酸素析出熱処理を施した場合に発生するBMD密度は一般的にVaの濃度の増加とともに増加するが、ある値(例えばCv3)以上ではBMDは飽和すると考えられる。

他方、Vaの飽和濃度CvはCv3より高いと一般的に考えられている

このことは、上記の式で与えられるRTP処理後の正味の空孔濃度(Cve)を、空孔の凝集を発生させない程度に十分低い(Cv以下)が、BMD形成の核となる酸素析出物クラスターを形成させるには十分に高い空孔濃度(Cv3以上)に制御することにより、空孔型欠陥の発生がなく、しかもバルク領域にはゲッタリング機能を有するBMDを十分に形成することができる。

## 【0040】

以上のようなメカニズムを考慮して、シリコン単結晶ウエー八の製造方法として、本発明では、最初に以下のような予備試験を行うことによって、シリコン単結晶インゴットの引き上げ速度および急速熱処理における熱処理温度と酸化膜耐圧測定の結果との関係を求める。なお、本発明の製造方法は、引上げ装置や急速熱処理装置は従来と同様のものを使用して行うことができる。

まず、引き上げ速度を変えながらチョクラルスキー法によってシリコン単結晶インゴットを引き上げる。このように、引き上げる速度を変化させることによりV/Gを制御して変化させ、様々な欠陥領域を有するシリコン単結晶インゴットを得ることができる。

そして、このようなインゴットからウエー八を切り出し、予備試験用のサンプルウエー八とする。当然、これらのサンプルウエー八は様々な欠陥領域を有するウエー八となる。

## 【0041】

なお、前記シリコン単結晶インゴットを引上げる時、 $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度の窒素をドーブすると良い。このような濃度範囲で窒素をドーブすれば、シリコンの単結晶化を妨げることなく、インゴットを引き上げる時のN領域の拡大や、酸素析出の促進効果を顕著なものとするすることができる。

あるいは、炭素を $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度でドーブしても良い。このような濃度範囲で炭素をドーブすることによって、ウエー八のライフタイムの低下を発生させることなく、効果的に酸素析出を促進し、また、炭素自身をゲッタリングサイトとすることができる。

## 【0042】

10

20

30

40

50

さらに、前記シリコン単結晶インゴットから切り出したウエーハの酸素濃度を 8 p p m 以上 1 5 p p m 以下とすれば、ウエーハの表層領域に D Z 層を十分な厚さで確保することができるとともに、酸素析出熱処理後に、バルク領域には酸素析出物を効果的に形成することができる。そのため、酸化膜耐圧等のデバイス特性を低下させることなく、ゲッタリング能力を十分に備えた高品質のウエーハとすることが可能である。

#### 【 0 0 4 3 】

次に、このようなサンプルウエーハに対して熱処理温度を変えて急速熱処理を施す。

このときの急速熱処理における雰囲気は、非酸化性雰囲気とするのが好ましく、例えば  $N_2$ 、 $NH_3$ 、 $NO$ 、 $N_2O$ 、 $N_2O_2$  等を用い、窒化物形成雰囲気とすることができる。あるいは、 $H_2$ 、 $Ar$ 、 $He$  等を用いたり、これらを混合した雰囲気としても良く、非酸化性雰囲気であれば特に限定されない。

10

#### 【 0 0 4 4 】

さらには、この急速熱処理における熱処理温度を、例えば 1 1 0 0 以上 1 3 0 0 以下とするのが好ましい。1 1 0 0 以上とすることによって、その後の酸素析出熱処理の際に、ウエーハの特にバルク領域内に酸素析出物を十分に形成することができる。また、1 3 0 0 以下とすることによって、ウエーハを面内で均一に加熱することができ、熱応力によるスリップ発生を効果的に防止することができる。また、このような温度範囲であれば、ウエーハへの金属汚染を抑制することができる。

#### 【 0 0 4 5 】

熱処理温度を変えて上記のような急速熱処理を施すことにより、異なる熱処理条件が施されたサンプルウエーハを得ることができる。

20

この急速熱処理工程の後に、得られたサンプルウエーハのそれぞれに対して酸化膜耐圧の測定を行う。そして、得られた酸化膜耐圧測定の結果と、インゴットの引き上げ速度および急速熱処理における熱処理温度との関係を求める。例えば、酸化膜の真性故障モードである C モードの良品率において、ある一定の基準を設けて、該基準に達したサンプルウエーハの場合の引き上げ速度および熱処理温度の条件と、逆に基準に達しなかった場合の条件とが判別できるように関係を求めると良い。これは、目的に沿って、上記引き上げ速度、熱処理温度、酸化膜耐圧測定の結果の関係が判るようなものであれば良く、その形式等限定されるものではない。

#### 【 0 0 4 6 】

30

このようにして求めた前記関係に基づいて、急速熱処理後に径方向の全面が N 領域になるような引き上げ速度および熱処理温度の条件を決定し、さらに、該引き上げ速度および熱処理温度の条件にしたがって新たにシリコン単結晶インゴットの引き上げおよびインゴットから切り出したウエーハに急速熱処理を施してシリコン単結晶ウエーハを製造する。

#### 【 0 0 4 7 】

以上のような製造方法によって、R T P により空孔が注入され、欠陥分布がシフトしたとしても、確実に急速熱処理後に径方向の全面が N 領域になるようなシリコンウエーハを製造することが可能となる。たとえば、インゴットから切り出したウエーハに、もともとウエーハに存在する空孔と、急速熱処理で新たに注入される空孔との総和が飽和濃度以上になる可能性がある N v 領域が存在する場合であっても、飽和濃度以上にさせず、N 領域に留まらせることのできる（すなわち、図 6 において、V - r i c h 領域（R T P 後）ではなく、N v 領域（R T P 後）とすることができ）熱処理温度を上記関係から求めて決定して製造することができる。このように、たとえ急速熱処理前のウエーハが N v 領域のものであっても、空孔が凝集して空孔型の G r o w n - i n 欠陥となるのを未然に防止することができるため、N v 領域のウエーハを材料として用いることができる。その結果、インゴットから切り出して材料とすることのできる範囲を拡げることができ、かつ酸化膜耐圧特性のようなデバイス特性の低下を確実に抑制することができるため、歩留りや生産性を向上し、効率良く高品質のシリコン単結晶ウエーハを製造することができる。さらには、酸素析出熱処理を施した時に、表層領域に D Z 層を、バルク領域に B M D を十分に形成することのできる良質のシリコン単結晶ウエーハとすることができ。

40

50

## 【0048】

特に、インゴットを引き上げるときに、径方向の全面がNi領域となる引き上げ速度で引き上げると良い。このとき、インゴットから切り出したシリコンウエーハは全面がNi領域となり、急速熱処理前の空孔が存在せず（すなわち $Cv1 = 0$ とみなすことができる）、格子間シリコン型点欠陥のみ存在するため、急速熱処理後の空孔濃度 $Cve$ は、 $Cv1 = 0$ より、

$$Cve = Cv2 - Ci1$$

で与えられる。実験を繰り返して詳細に検討した結果、この場合には $Cve$ は急速熱処理の保持温度を例えば1270としても過飽和にはならないことを本発明者は発見した。したがって、径方向の全面がNi領域であるウエーハを材料として用いた場合、所望のBMDが得られるように急速熱処理における条件を設定すれば良いため、極めて効率良く簡単に高品質のシリコンウエーハを得ることが可能である。

10

## 【0049】

こうして本発明において、急速熱処理の熱処理温度（最高保持温度）と引き上げ速度と酸化膜耐圧の関係を求めた1例が図8である。引き上げ速度と欠陥分布の関係は図1と同じものである。

図8において、酸化膜の真性故障モードであるCモードの良品率が96%より上を、93%より上で96%以下を、93%以下をxで示している。

図8から明白なように、引き上げ速度が0.56mm/min以下の場合、すなわち径方向の全面がNi領域のウエーハの場合は急速熱処理の熱処理温度とは無関係にいずれも酸化膜の信頼性は良好である。

20

引上げ速度が0.57以上0.59mm/min以下の場合、すなわちウエーハにNv領域が存在する場合は、ウエーハ全面がN領域であるにもかかわらず、引上げ速度が大きくなるほど、急速熱処理の保持温度がより低温で酸化膜の信頼性が低下し始めていることが分かる。

これは前述したように、引上げ速度が大きいほどNv領域の中でもOSF領域に近い領域であり、この領域では、急速熱処理前のシリコンウエーハ中に存在する空孔濃度が高く、急速熱処理後の正味の空孔濃度の過飽和度が、Ni領域に近いNv領域の部分と比較して高く、点欠陥が凝集して欠陥となり易いからである。また、急速熱処理の最高温度が高いほど、注入される空孔濃度が高くなるため、同様の理由により点欠陥の凝集がより発生しやすいためと理解することができる。

30

## 【0050】

このように、この図8の上記三者の関係を予め求め、これに基づいて、急速熱処理後の径方向の全面がN領域となるように、引き上げ速度および熱処理温度を決定してシリコン単結晶ウエーハの製造を行えば、確実に所望のシリコンウエーハを得ることができる。具体的には、図8においての結果となった条件でインゴットを引き上げて、切り出したウエーハにの結果となる条件で急速熱処理を施した。その結果、それぞれのウエーハに酸化膜耐圧の測定を行ったところ、いずれも上記良品率が96%よりも上となり、の結果を得ることができた。

そして、さらにこれらの急速熱処理後のウエーハに対して酸素析出熱処理を施したところ、表層領域にDZ層を有し、バルク領域にBMDが形成されて、ゲッタリング能力を十分に備えた良好なウエーハを得ることができた。

40

## 【0051】

以上のように、本発明のシリコン単結晶ウエーハの製造方法のように、上記のような予備試験をまず行い、引き上げ速度および熱処理温度と酸化膜耐圧の測定結果との関係を求め、その関係に基づいて製造を行えば、急速熱処理を施した後であっても酸化膜耐圧特性を低下させることのない高品質のシリコン単結晶ウエーハを効率良く、歩留り高く製造することができる。

そしてこのウエーハ内部では、上記急速熱処理によって良好な酸素析出物プロファイルが形成されており、酸素析出熱処理あるいは後のデバイス工程等での熱処理によって、ウ

50

エー八表層領域ではDZ層が維持されるとともに、バルク領域にBMDが形成され、高いゲッターリング能力を有するウエー八とすることができる。

【実施例】

【0052】

以下、本発明を実施例及び比較例によりさらに詳細に説明するが、本発明はこれに限定されない。

(比較例)

従来より使用されているものと同様の単結晶引き上げ装置を用い、直径が210mmになるように制御しながら、引き上げ速度を0.57mm/minとしてシリコン単結晶インゴットの育成を行って、該インゴットからウエー八を半径方向に切り出し、ウエー八加工を行った。 10

なお、インゴット引き上げのとき、窒素を $1 \times 10^{11}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度でドーブした。また切り出したウエー八の酸素濃度は12ppm(JEIDA)であった。

このウエー八を市販の急速熱処理装置(Steag社製AST-2800)を用いて、NH<sub>3</sub>流量0.5l/minとAr流量4l/minの混合雰囲気下において、50/秒の昇温速度で室温より急速昇温し、1200で10秒間保持した後、50/秒の降温速度で急速冷却した。そして、この後、ウエー八表面に厚さ25nmのゲート酸化膜を形成後、酸化膜耐圧を測定した。

【0053】

比較例の酸化膜耐圧測定の結果を図9に示す。図9に示すように、ウエー八の中心部で酸化膜耐圧が低下している。このウエー八にはNv領域とNi領域とが混在しており、Nv領域はウエー八中心から半径70mmの同心円内の範囲であり、その外側がNi領域となっている。図9から判るように酸化膜耐圧の低下はウエー八中心から30~40mm程度の範囲で発生しており、Nv領域全体ではなく、Nv領域の中心部だけで発生していることが判る。 20

【0054】

このウエー八はシリコン単結晶インゴットの半径方向に切り出されたウエー八であり、ウエー八面内でインゴットの引き上げ速度Vは同一である。しかしながら、シリコン融点から1300までの温度範囲における引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値G(/mm)はインゴットの中心では小さく、周辺にむかって大きくなる。このため引き上げ速度が同一でもV/Gはウエー八中心部ほど大きくなり、ウエー八中心に近いほど、同じNv領域の中でもOSF領域に近い領域となる。このように、比較例のウエー八のNv領域の中心領域は、インゴットの段階ではVaの凝集は発生しないが、OSF領域に近い部分であり、急速熱処理前のシリコンウエー八中に存在する空孔濃度が高く、急速熱処理後の正味の空孔濃度の過飽和度が、Ni領域に近いNv領域(すなわちウエー八のNv領域の外周付近)と比較して高くなっており、空孔が凝集しやすく、欠陥が発生し易い。すなわち、全面N領域のウエー八を用いてRTP処理しているにもかかわらず、ウエー八中心で耐圧の悪い領域が生じたことになる。 30

【0055】

(実施例)

次に、比較例に使用したものと同様の単結晶引き上げ装置を用い、以下のような予備試験を行った。直径が210mmになるように制御しながら、引き上げ速度を0.7mm/minから0.5mm/minまで連続して低下させてシリコン単結晶インゴットの育成を行った。この場合の引き上げ軸に平行な断面の欠陥分布は図1のようになった。そして、このインゴットからウエー八を半径方向に切り出し、ウエー八加工を行った。 40

【0056】

切り出したウエー八のうち、以下に代表的な欠陥発生部位を有するものを示す。

この単結晶インゴットにおいて、図1のA-Aの位置から切り出したウエー八は図2(a)に示すように全面Nv領域のウエー八(以下Nvウエー八という)となった。また、図2(b)は図1のB-Bの位置から切り出したウエー八を示しており、ウエー八中心部 50

にNv領域があり、該Nv領域の周りのウエーハ外周部にNi領域からなるウエーハ(以下NvNi混在ウエーハという)となっている。そして、図2(c)は図1のC-Cから切り出したウエーハを示しており、ウエーハ全面がNi領域からなるウエーハ(以下Niウエーハという)が得られた。

【0057】

なお、比較例と同様に、インゴット引き上げのとき、窒素を $1 \times 10^{11}$  atoms/cm<sup>3</sup>の濃度でドーブした。また切り出したウエーハの酸素濃度は12 ppm (JEIDA)であった。

これらのA-A、B-B、C-Cから切り出したウエーハを比較例と同様の急速熱処理装置を用いて、NH<sub>3</sub>流量0.5 l/minとAr流量4 l/minの混合雰囲気下において、50 /秒の昇温速度で室温より急速昇温し、予め求めた急速熱処理の熱処理温度、引き上げ速度および酸化膜耐圧の関係から最高温度をそれぞれ、1150、1170、1200で10秒間保持した後、50 /秒の降温速度で急速冷却した。そして、この後、ウエーハ表面に厚さ25 nmのゲート酸化膜を形成した後、酸化膜耐圧を測定した。その結果、全面NvであるA-Aのウエーハを含めて、すべてのウエーハの酸化膜耐圧の結果がであった。

10

【0058】

なお、本発明は、上記実施形態に限定されるものではない。上記実施形態は、例示であり、本発明の特許請求の範囲に記載された技術的思想と実質的に同一な構成を有し、同様な作用効果を奏するものは、いかなるものであっても本発明の技術的範囲に包含される。

20

【図面の簡単な説明】

【0059】

【図1】シリコン単結晶インゴットを育成したときの引き上げ速度と欠陥分布の関係の一例を示す概略説明図である。

【図2】シリコン単結晶インゴットを半径方向に切り出したウエーハの面内欠陥分布を示す概略図である。

【図3】V/GとVa濃度およびI濃度の関係を示す概略説明図である。

【図4】酸素析出熱処理後に形成されたBMDの深さ方向における濃度分布の一例を示す概略図である(RTP雰囲気: Arガス単体)。

【図5】酸素析出熱処理後に形成されたBMDの深さ方向における濃度分布の他の一例を示す概略図である(RTP雰囲気: N<sub>2</sub>/Ar混合ガス)。

30

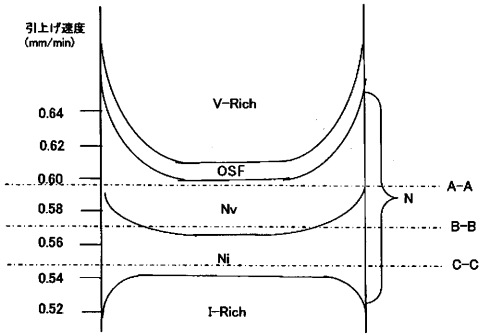
【図6】RTP処理前とRTP処理後のV/GとVa濃度およびI濃度の関係を示す概略説明図である。

【図7】空孔濃度と析出熱処理後のBMDとの関係を示すグラフである。

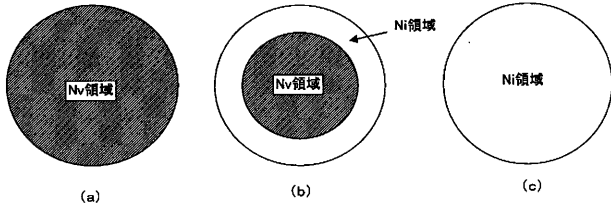
【図8】急速熱処理の熱処理温度と引き上げ速度と酸化膜耐圧の関係を示す図である。

【図9】比較例の酸化膜耐圧測定の結果を示す面内欠陥分布の概略図である。

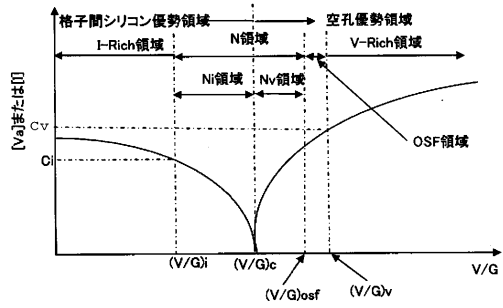
【 図 1 】



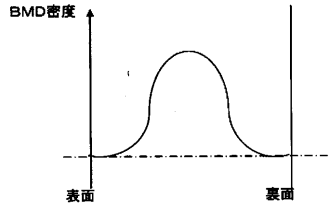
【 図 2 】



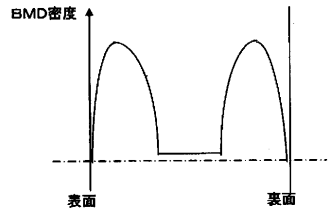
【 図 3 】



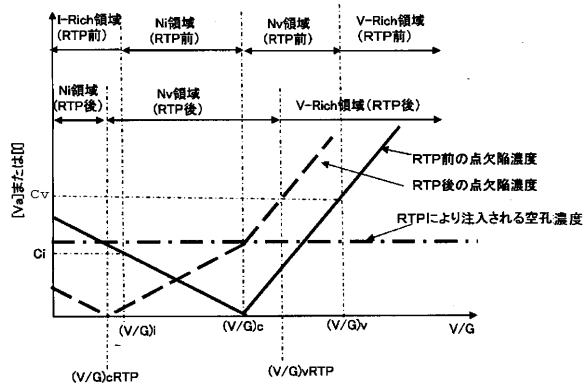
【 図 4 】



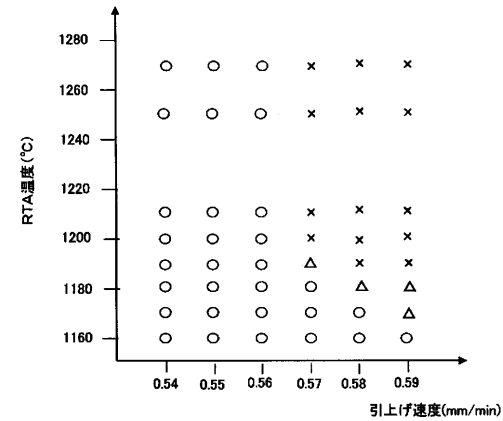
【 図 5 】



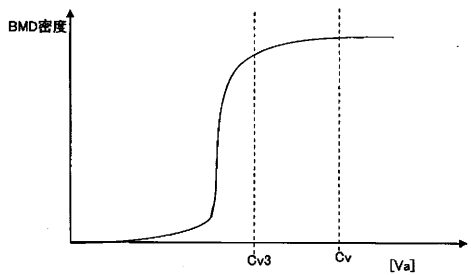
【 図 6 】



【 図 8 】



【 図 7 】



【 図 9 】

