

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5239155号
(P5239155)

(45) 発行日 平成25年7月17日(2013.7.17)

(24) 登録日 平成25年4月12日(2013.4.12)

(51) Int.Cl.		F I		
H O 1 L 21/322	(2006.01)	H O 1 L 21/322		Y
C 3 O B 33/02	(2006.01)	C 3 O B 33/02		

請求項の数 12 (全 23 頁)

(21) 出願番号	特願2006-341876 (P2006-341876)	(73) 特許権者	000190149
(22) 出願日	平成18年12月19日(2006.12.19)		信越半導体株式会社
(65) 公開番号	特開2008-28355 (P2008-28355A)		東京都千代田区大手町二丁目6番2号
(43) 公開日	平成20年2月7日(2008.2.7)	(74) 代理人	100102532
審査請求日	平成21年6月17日(2009.6.17)		弁理士 好宮 幹夫
(31) 優先権主張番号	特願2006-169568 (P2006-169568)	(72) 発明者	江原 幸治
(32) 優先日	平成18年6月20日(2006.6.20)		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
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
		審査官	岩本 勉

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 シリコンウエーハの製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

表層に無欠陥領域を有するシリコンウエーハの製造方法であって、少なくとも、波長が0.7～15μmのレーザー光を被処理シリコンウエーハにプリュースター角で照射することにより、該被処理シリコンウエーハの表面から所定深さの表層領域のみを1100以上の温度で0.01msec以上1sec以下の熱処理を行って表層を無欠陥化することを特徴とするシリコンウエーハの製造方法。

【請求項2】

前記熱処理を行うときに、前記被処理シリコンウエーハの全体を予め500以上1100未満に加熱しておくことを特徴とする請求項1に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【請求項3】

前記熱処理を、アルゴンまたは水素あるいはこれらの混合ガスの非酸化性雰囲気中で行うことを特徴とする請求項1または請求項2に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【請求項4】

前記熱処理を、窒素またはアンモニアの窒化膜形成雰囲気中で行うことを特徴とする請求項1または請求項2に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【請求項5】

前記熱処理を、酸素雰囲気中で行うことを特徴とする請求項1または請求項2に記載のシリコンウエーハの製造方法。

10

20

【請求項 6】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成された酸素濃度が 7 ppm 以上 20 ppm 以下のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとする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ウエーハの製造方法。

【請求項 7】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成された窒素濃度が $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 6 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

10

【請求項 8】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成された炭素濃度が $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 7 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【請求項 9】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成された半径方向全面が N 領域のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 8 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【請求項 10】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成されたシリコン単結晶インゴットから切り出し、少なくとも、400 - 900 で 30 分以上 4 時間以内の熱処理を行ったものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 9 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

20

【請求項 11】

前記被処理シリコンウエーハを、チヨクラルスキー法により育成されたシリコン単結晶インゴットから切り出し、少なくとも、急速加熱・急速冷却装置を用いて、非酸化性雰囲気中で 5 / sec 以上の昇温速度で 1100 - 1300 まで急速加熱し、1 - 60 sec 保持後、5 / sec 以上の降温速度で急速冷却したものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 9 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

30

【請求項 12】

前記被処理シリコンウエーハを、表面を研磨加工したものとするを特徴とする請求項 1 から請求項 11 のいずれか一項に記載のシリコンウエーハの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ウエーハ表面から一定の深さまで結晶欠陥がない無欠陥領域が均一に形成され、かつウエーハ内部には急峻なプロファイルを有する酸素析出物を高精度に確保・制御することができるシリコンウエーハの製造方法およびこれにより製造されたシリコンウエーハに関するものである。

40

【背景技術】

【0002】

半導体デバイスの材料となるシリコンウエーハ（以下 Si ウエーハとも言う）は、一般的にチヨクラルスキー法（Czochralski Method：以下 CZ 法ともいう）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を切断、研磨等の加工工程を施すことにより作製することができる。

【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

50

(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】

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の製造方法が例えば特許文献1で開示されている。

図5は特許文献1に開示されている方法により単結晶育成時の引上げ速度を V (mm/min) とし、シリコン融点から 1350 までの温度範囲における引上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値を G (/mm) とするとき、 V/G を変化させて単結晶を育成した場合の引上げ速度と欠陥発生分布の関係を示している。

【0005】

一般に、単結晶内の温度分布 G は C Z 炉内の構造 (以下ホットゾーンという) に依存しており、引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 C Z 炉の場合は V/G は引上げ速度の変化にのみに対応することになる。すなわち 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5の縦軸には引上げ速度 V を用いている。

10

【0006】

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) と呼ばれる空孔型点欠陥が集合した COP (Crystal Originated Particle) や FPD (Flow Pattern Defect) と呼ばれる空孔型の 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。

【0007】

そして、少し V が遅くなると、結晶の周辺から OSF がリング状に発生し、 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 V を遅くすると、 Va やインターstitial シリコン (Interstitial 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、欠陥としては存在しない、あるいは現在の欠陥検出方法では欠陥の存在が認められないことが判明してきた。

【0008】

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。

30

更に V を遅くすると I が過飽和となり、その結果 I が集合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) の欠陥が低密度に存在し、 I -Rich 領域と呼ばれている。

【0009】

ウエーハに V -Rich 領域、OSF 領域、 I -Rich 領域に存在する Grown-in 欠陥が表面に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ウエーハ表層にはこのような欠陥が存在しないことが望まれている。

【0010】

ところで、Si ウエーハには通常 $7 \sim 10 \times 10^{17}$ atoms/cm³ (JEITA: 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、Si ウエーハ中には Grown-in の酸素析出核が多量に存在しており、デバイスプロセス等で熱処理が施されると、Si ウエーハ内の過飽和な酸素が酸素析出物として析出したり、Grown-in の酸素析出核が成長して顕在化する。このような酸素析出物は BMD (Bulk Micro Defect) と呼ばれる。

40

【0011】

この BMD はウエーハ内のデバイス活性領域に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。

50

そのため、Si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欠陥が存在しない無欠陥領域(Denuded Zone; 以下DZ層ともいう)を維持しなければならない。

【0012】

近年、これらの要求に対して、CZ法によってシリコン単結晶を育成する際に、窒素をドーブすることによりCOPの成長を抑制させ、同時に酸素析出が促進されるインゴットを製造し、該インゴットからスライス、研磨された鏡面ウエーハに対してアルゴンガス雰囲気中で、高温・長時間(例えば1200で1時間)アニールすることにより表層付近のCOPを消滅させ、バルクにはBMDを形成させたウエーハの製造方法が例えば特許文献2に開示されている。

10

【0013】

該方法はウエーハを例えば700で熱処理炉に投入し、1000までは昇温速度を5/minとし、1000~1200は3/minの昇温速度として、1200で1時間保持後に700まで降温させた後、炉よりウエーハを取り出す。

【0014】

700~1000の昇温速度が5/minである理由は、昇温が5/minより大きい場合、インゴット引き上げ過程で形成されたGrown-inの酸素析出核が昇温過程で一部溶解してしまうため、十分なBMDを形成できなくなってしまうためである。

【0015】

しかしながら、この方法は、高温・長時間のアニールを行うため表層の欠陥を消滅させるには有効であるが、処理コストの増大や、熱処理中に汚染が生じやすい。また、高温のためスリップが発生しやすい等の問題がある。さらに、高温・長時間熱処理であるため、BMDが大きく成長する結果、ウエーハの機械的強度の低下を招き、デバイス工程中でスリップが発生しやすくなる。あるいは、塑性変形しやすい等の問題があった。

20

【0016】

また、近年の大多数のデバイスにおいては素子分離のためにシャロー・トレンチ・アイソレーション(Shallow Trench Isolation; 以下STIという)と呼ばれる浅い溝を形成して素子間を分離する方法が採用されている。図6はその断面を模式的に示したものである。

30

【0017】

シリコンウエーハ30の表面から異方性エッチングを用いて浅溝31が形成された後、CVD(Chemical Vapour Deposition)によりSiO₂32が埋め込まれることによりSTI33が形成される。STI33間に素子が形成される。

【0018】

通常デバイスにおいては、N-チャンネルMOSトランジスタ34とP-チャンネルMOSトランジスタ35が形成され、両者はSTI33によって分離される。

このSTI33内部はSiより体積が大きなSiO₂が埋め込まれているため、一般的にはSTI33とシリコン界面では引っ張り応力が発生し、この応力によりSiウエーハ30の変形やスリップが発生するという問題があった。この応力はSTI33の底部で最も顕著に発生する。

40

【0019】

このSTI底部で発生する応力を緩和させるためには、STI下部のできるだけ近接した位置に急峻で高密度のBMDや歪層を形成させることが極めて効果的であることが知られており、例えば特許文献3にはSTI領域の下部に酸素原子をイオン注入により導入した後熱処理して、注入した酸素原子を析出させてSTI直下にBMDを形成させる方法が提案されている。

【0020】

一般的にCOPやOSF核、酸素析出物等の酸素関連の欠陥を消滅させるためには、酸素濃度を固溶限以下にする必要があるため、酸素の外方拡散を利用して表層の酸素濃度を

50

低下させることにより固溶限以下にしている。

このため、酸素析出物であるBMD密度とBMDサイズの深さ方向の分布は表層からの酸素濃度プロファイルをテンプレートにした分布、すなわち誤差関数分布となる。

BMDの深さ方向の分布が誤差関数分布の場合は、STI底部の応力を緩和するのに十分に急峻なBMDプロファイルを得ることができない。また、ウエー八面内の酸素濃度分布を考慮すると半径方向でみて酸素濃度が高い領域はDZ層の幅が狭くなってしまうため、この部分のDZ幅がSTIの深さより深くなるようにする必要がある。一方、面内の酸素濃度の低い部分はDZ層の幅がより広がるため、STI底部からより離れた位置にしかBMDを形成できないため、STI底部の応力をさらに緩和できなくなるといった問題点があった。

10

この問題点は酸素濃度の面内バラツキやウエー八間のバラツキが大きい程顕著になる。

また、酸素の外方拡散により酸素濃度が低下してしまうため、表層に形成されたDZ層の機械的強度も低下してしまうといった問題点もあった。

【0021】

上記の高温・長時間熱処理によるBMDサイズの増大や酸素の外方拡散を用いることにより急峻なBMDプロファイルが得られないといった不具合を解決する方法として、Siウエー八をRTP(Rapid Thermal Process)処理する方法が考えられる。

このRTP処理とは、Siウエー八にN₂またはNH₃等の窒化物形成雰囲気、あるいはこれらのガスとAr、H₂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 / sec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 / sec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。

20

【0022】

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は、特許文献4や特許文献5に詳細に記述されている。

ここで、BMD形成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N₂雰囲気中で1200 という高温保持中にウエー八表面よりVaの注入が起こり、1200 から700 の温度範囲を例えば5 / 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。

30

【0023】

このような状態のウエー八を例えば800 で熱処理すると高いVa濃度の領域では酸素が急速にクラスター化するが、低いVa濃度の領域では酸素のクラスター化が発生しない。

この状態で、次いで例えば1000 で一定時間熱処理すると、クラスター化した酸素が成長してBMDが形成される。このようにRTP処理後のSiウエー八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、ウエー八深さ方向に分布を有するBMDを形成することになる。

【0024】

したがって、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、Siウエー八に所望のVa濃度プロファイルを形成し、その後得られたSiウエー八に酸素析出熱処理を行うことで、所望のDZ幅及び深さ方向のBMDプロファイルを有するSiウエー八を製造する。

40

【0025】

このようにRTP処理の場合は酸素の外方拡散を利用してDZ層を形成するのではないが、RTP処理で新たにVaを注入し、このVaの外方拡散を利用してDZ層を形成するために、根本的に急峻なBMDを形成できない。

また酸素濃度のバラツキによりDZ層幅がばらつくという点も、酸素の外方拡散を利用した方法と差がない。

50

【0026】

他方で、RTP処理は短時間熱処理であるので、BMDサイズが増大しないという利点がある。しかしながら、熱処理が極めて短時間であるが故に、材料となるSi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という問題がある。

【0027】

すなわち、Grown-in欠陥を有するSiウエーハをRTP処理した場合、表層において、BMDに関してはある深さまでは発生していない領域を確保することができるが、Grown-in欠陥について言えば、表層の極浅い領域においてはRTP処理で消滅させることができるものの、それより深い領域ではGrown-in欠陥を消滅させることができず、存在したままの状態となり、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もあった。

10

【0028】

また、特許文献6には、表層にDZ層を形成する他の方法が開示されている。

これは、光パルスを用いてウエーハ表面から1-5秒程度照射して表面を1000程度に加熱し、ウエーハ裏面はヒートシンクに固定して900未満の温度に維持することにより、ウエーハ表面から裏面に向かって温度分布を減少させ、表面付近にDZ層を形成する方法である。しかし、このような方法であってもDZ層/BMD層界面のBMDプロファイルを急峻なものとすることができなかった。

20

【0029】

【特許文献1】特開平11-79889号公報

【特許文献2】特開2002-353225号公報

【特許文献3】特開平9-162278号公報

【特許文献4】特開2001-203210号公報

【特許文献5】特表2001-503009号公報

【特許文献6】特表2001-517871号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0030】

本発明は上記問題点に鑑みなされたものであり、本発明の目的はウエーハのバルク領域においてはGrown-in欠陥や酸素析出核を消滅させることなく、ウエーハ表層においてのみ、単結晶育成段階で形成されたGrown-in欠陥や酸素析出核を消滅させることによって、ウエーハ面内およびウエーハ間の酸素濃度のバラツキの影響を受けることなく、表面から一定の深さまで結晶欠陥がないDZ層を均一に形成し、かつウエーハ内部には急峻なプロファイルを有する酸素析出物を高精度に確保・制御することのできるシリコンウエーハの製造方法を提供することにある。

30

【0031】

また、本発明の別の目的はDZ層内の酸素濃度の低下がなく、DZ層全体に渡って均一な酸素濃度分布を有するDZ層が均一に形成され、かつウエーハ内部には急峻なプロファイルを有する酸素析出物を、デバイス工程のより早い段階で高精度に確保・制御することのできるシリコンウエーハを提供することにある。

40

【課題を解決するための手段】

【0032】

上記目的を達成するために、本発明は、表層に無欠陥領域を有するシリコンウエーハの製造方法であって、少なくとも、被処理シリコンウエーハの表面から所定深さの表層領域のみを1100以上の温度で0.01msec以上1sec以下の熱処理を行って表層を無欠陥化することを特徴とするシリコンウエーハの製造方法を提供する。

【0033】

このような製造方法であれば、ウエーハのバルク領域を高温に加熱することなく表層のみ高温に加熱することができるため、バルク領域におけるGrown-in欠陥および酸

50

素析出核やBMDを縮小、消滅、成長等させることなく、表層においてのみ、それらを十分に消滅させることができる。

したがって、表層にDZ層を形成し、バルク領域においては、例えば単結晶育成時に形成されたGrown-in欠陥や酸素析出核等をプレートにしたシリコンウエーハとすることができる。そのため、シリコン単結晶育成時において所望のBMD等が得られるように引上げ条件や酸素濃度等を制御し、この単結晶を切り出したシリコンウエーハに本発明を実施することによって、所望のBMDプロファイルを有するシリコンウエーハを得ることが可能である。

【0034】

なお、加熱温度については、1100 以上であれば良く、シリコンの融点(1412)以下に設定することができるが、温度が高い程、短時間で欠陥や酸素析出物を溶解することができるため、特に1200 以上とするのが好ましい。

【0035】

一方、加熱温度が1100 未満であると、Grown-in欠陥を完全に消滅させるためには少なくとも数分以上の熱処理が必要となる。しかしながら、このように数分間の加熱を行うと、熱伝導によってウエーハ全体の温度の均一化がすすみ、表層のみならずバルク領域の温度も高くなり、バルクの酸素析出物も一部溶解してしまうため、急峻なBMDプロファイルを得ることができなくなってしまう。

本発明のように、1100 以上の高い温度で、0.1msec以上1sec以下の極めて短時間の熱処理を表層領域にのみ施すことで、バルク領域を加熱することなく、また熱伝導によりウエーハ全体が高温に上昇することを防止することができ、DZ層/BMD層界面のBMDプロファイルを急峻なものとする事ができる。

【0036】

なお、この被処理シリコンウエーハの表面から所定深さの表層領域とは、特にその深さは限定されるものではなく、表面に形成する素子やSTI等の条件に応じて適宜設定することができ、所望の深さにDZ層を形成できるよう決定できる。例えば20μm以下の深さとすることができる。

【0037】

ここで、前記熱処理を行うときに、前記被処理シリコンウエーハの全体を予め500 以上1100 未満に加熱しておくのが好ましい。

このように、前記熱処理を行うときに、被処理シリコンウエーハの全体を予め500 以上1100 未満に加熱しておけば、このようなウエーハ全体の予備加熱を施しておかない場合よりも、表層領域の熱処理を効率良く、しかもより高温で加熱することを可能とし、表層の加熱効率を大幅に改善することができる。

【0038】

また、この予備加熱の温度領域のうち、500~700 の温度領域では、Grown-inの酸素析出核の溶解が発生せず、逆に酸素析出核の成長/安定化が達成できるとともに、新たな析出核を形成することができるため、この温度領域の温度を制御することによりBMDの増加量を制御することが可能である。

【0039】

また、700~1100 の温度領域では、Grown-in酸素析出核を一部溶解してしまうが、500~700 より高温であるために、酸素の拡散が大きくなるため、より短時間で成長することができ、BMD密度を小さく、サイズが大きいBMDを形成することが可能である。

このように、予備加熱の温度と時間を制御することによって、バルク領域のBMD密度とサイズを制御することが可能となる。また、予備加熱を行うことにより、バルク領域に形成された酸素ドナーを消滅させることもできる。

これにより、ドナーキラー熱処理とDZ層形成熱処理を同時に処理することができ、工程の簡素化とコストの低減が図れる。

【0040】

10

20

30

40

50

また、前記熱処理を、波長が $0.3 \sim 15 \mu\text{m}$ のレーザー光を前記被処理シリコンウエーハに照射して行うことができる。

このように、前記熱処理を、波長が $0.3 \sim 15 \mu\text{m}$ のレーザー光を前記被処理シリコンウエーハに照射して行うのであれば、一般的にはレーザーアニール装置において、レーザー照射面積は数 cm^2 以下であり、照射の際のウエーハ表面と裏面の温度差の発生は、ウエーハ全面においてではなく局所的であるため、加熱時の熱応力を小さくすることができ、加熱によるスリップの発生やウエーハの割れを効果的に防止することができる。

【0041】

さらには、特に $1200 \sim 1400$ のような高温に 0.1msec 以下の時間で昇温することができるため、サイズが大きな欠陥も短時間で十分に消滅させることができる。

10

このため、例えば被処理シリコンウエーハのもととなるシリコン単結晶をチョクラルスキー法で引上げるときの引上げ速度のマージンを上げられるため、単結晶ひいてはシリコンウエーハの製造コストの低減を図ることができる。

【0042】

また前記熱処理を、波長が $0.7 \sim 15 \mu\text{m}$ のレーザー光を前記被処理シリコンウエーハにブリュースター角で照射して行うことができる。

波長が $0.7 \mu\text{m}$ 以上の場合にはシリコンの吸収係数が小さいため、光の侵入深さが大きくなり、比較的深い位置まで加熱されることになる。そこで、極表層だけを加熱したい場合には、光をブリュースター角で照射することにより、極表層で全反射するため、表層だけをより効果的に加熱することができる。

20

【0043】

このとき、前記熱処理を、アルゴンまたは水素あるいはこれらの混合ガスの非酸化性雰囲気で行うことができる。

このように、前記熱処理を非酸化性雰囲気で行う場合、表面の酸素の平衡濃度が酸化性雰囲気より低いため、酸素の外方拡散が効率的になる。この結果、表面近傍の酸素濃度を低くすることができ、より早く固溶限以下となるため酸素析出核や *Grown-in* 欠陥がさらに消滅しやすくなるので、特に極表層での品質の向上を図ることができる。

また、熱処理雰囲気が水素の場合は、その還元作用により、さらに酸素析出物に起因する欠陥を溶解しやすくなるため、より表面の品質向上を図ることができる。

30

【0044】

また、前記熱処理を、窒素またはアンモニアの窒化膜形成雰囲気で行うことができる。

このように、前記熱処理を窒化膜形成雰囲気で行う場合、特許文献5に記載されているように、ウエーハ内部に空孔が効率よく注入され、注入された空孔が酸素析出を促進することが知られている。

このように空孔注入により酸素析出が促進すると同時に、さらには加熱中の *Grown-in* 酸素析出核の消滅が抑制される。すなわち、このような窒化膜形成雰囲気ではなく、空孔注入を伴わない雰囲気で加熱した場合と比較して、DZ層の幅を狭くすることができる。

40

【0045】

一方、前記熱処理を、酸素雰囲気で行うことができる。

このように、前記熱処理を酸素雰囲気で行う場合、インタースティシャル *Si(I)* が注入され、酸素析出核はより溶解しやすくなるので、DZ層の幅を広げることが可能となる。あるいは、より低温/短時間の熱処理でDZ層を形成することが可能となる。

【0046】

そして、前記被処理シリコンウエーハを、チョクラルスキー法により育成された酸素濃度が 7ppma 以上 20ppma 以下のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするのが好ましい。

このように、酸素濃度が 7ppma 以上であれば、単結晶およびこれから切り出したシ

50

リコンウエー八中に Grown-in の酸素析出核が適度に存在しているため、デバイス工程における熱処理で酸素析出核が成長して BMD が形成され、ゲッタリング機能を備えることができる。

そして、酸素濃度が 20 ppm 以下であるので、結晶育成時に形成された Grown-in 欠陥や酸素析出核のサイズが必要以上に大きくなることもなく、熱処理に要する時間が長くなってコストが増大してしまうのを防ぐことができる。また、もともとの酸素の過飽和度が大きすぎることもないため、本発明によって表層の酸素析出核を消滅させれば、デバイス工程で熱処理を施しても、酸素が再析出して表面に BMD が出現してしまうのを効果的に防ぐことができる。

【0047】

このように、酸素濃度は通常のデバイス熱処理では新たな酸素析出核が形成しないような上記範囲が好ましい。より好ましくは 15 ppm 以下であり、さらには 13 ppm 以下であると良い。

【0048】

また、前記被処理シリコンウエー八を、チョクラルスキー法により育成された窒素濃度が $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするのが好ましい。

このように、窒素を $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15} \text{ atoms/cm}^3$ の濃度で含有させることにより、Grown-in 欠陥のサイズを小さくできるため、窒素ノドープの場合よりもより低温/短時間の熱処理で表層の欠陥を消滅させることができるため有効である。

また、窒素を含有させることにより、BMD 形成が促進される点やウエー八の機械的強度が強くなることも知られており、熱処理時のスリップ発生を抑制できるとともに BMD の制御範囲を増やすことができるという利点もある。

【0049】

また、前記被処理シリコンウエー八を、チョクラルスキー法により育成された炭素濃度が $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするのが好ましい。

このように、炭素を $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ の濃度で含有させれば、デバイス工程の熱処理でより BMD が形成されやすくなることが知られており有利である。

また酸素がスリップなどの転位を固着する際に炭素が触媒として働き、スリップを抑制することができる。

【0050】

また、前記被処理シリコンウエー八を、チョクラルスキー法により育成された半径方向全面が N 領域のシリコン単結晶インゴットから切り出したものとするのが好ましい。

このように、N 領域単結晶インゴットから切り出したものとするれば、切り出したシリコンウエー八には、COP や OSF 核といった Grown-in 欠陥は存在せず、その Grown-in 欠陥より低温/短時間で消滅させることができる酸素析出核のみが存在する。このため、表層を無欠陥化させる本発明において、熱処理のコストを低減するのに効果的である。

また、より低温で処理できるため汚染の低減やスリップの面でも有利である。

【0051】

また、前記被処理シリコンウエー八を、チョクラルスキー法により育成されたシリコン単結晶インゴットから切り出し、少なくとも、400 - 900 で 30 分以上 4 時間以内の熱処理を行ったものとすることができる。

このような熱処理を行ったシリコンウエー八であれば、結晶育成時に形成された酸素析出核を成長させるとともに、新たな酸素析出核を形成させることができるため、BMD 密度をさらに増加させることができる。

したがって、熱処理温度と時間を適切に制御することにより、より広い範囲の BMD の

10

20

30

40

50

制御が可能となる。

【0052】

このように熱処理の温度を400以上とすることにより、酸素の拡散を適度に起こすことができ、BMDを効率良く成長させることができる。

また、熱処理温度を900以下とすることにより、新たに酸素析出核を形成することができるとともに、結晶育成段階で形成された酸素析出核の一部を溶解させることなく、BMDが減少するのを防ぐことができる。

また、熱処理時間を4時間以内とすることにより、酸素析出物のサイズが大きくなりすぎず、これの溶解に要する熱処理時間が増大するのを防ぐことができる。

このような熱処理はドナーキラー熱処理と重複させるとコスト面で有利である。

10

【0053】

また、前記被処理シリコンウエーハを、チョクラルスキー法により育成されたシリコン単結晶インゴットから切り出し、少なくとも、急速加熱・急速冷却装置を用いて、非酸化性雰囲気中で5 / s e c以上の昇温速度で1100 - 1300まで急速加熱し、1 - 60 s e c保持後、5 / s e c以上の降温速度で急速冷却したものとすることができる。

【0054】

このような熱処理を行ったシリコンウエーハであれば、非酸化性雰囲気中で急速加熱後に急冷することにより、ウエーハ内部に空孔が注入され、注入された空孔をテンプレートとして酸素析出が促進されてより広い範囲のBMDを形成することができる。

20

【0055】

そして、前記被処理シリコンウエーハを、表面を研磨加工したものとするのが好ましい。

本発明では、例えば前述した従来法のように、加熱時に裏面をヒートシンクに接触させる必要はなく、そのため表面（裏面を含む）を研磨加工したウエーハの特に裏面の鏡面状態を損なわずにDZ層を形成して次の工程にかけることができる。したがって、裏面の鏡面状態が保たれ、デバイス特性がより高いものを提供することが可能になる。

【0056】

上記の本発明のシリコンウエーハの製造方法で製造されたシリコンウエーハは、表面から所定深さの表層領域においてのみ、Grown-in欠陥や酸素析出核を消滅させてDZ層が形成されたものであり、かつ、このDZ層とバルク領域のBMD層の界面においてBMDプロファイルが急峻なものとなる。

30

【発明の効果】

【0057】

以上のように、本発明によって、バルクのGrown inの酸素析出核や結晶欠陥を消滅させることなく、表層のみ例えば単結晶育成段階で形成されたGrown-in欠陥や酸素析出核を消滅させることにより、ウエーハ面内およびウエーハ間の酸素濃度のバラツキの影響を受けることなく、表面から一定の深さまで結晶欠陥の発生がないDZ層を均一に形成することができる。かつ、DZ層内の酸素濃度の低下がなく、DZ層全体に渡って均一な酸素濃度分布を有するため、機械的強度が低下しないDZ層が均一に形成でき、さらにウエーハ内部には急峻なプロファイルを有する酸素析出物を高精度に確保・制御することのできるシリコンウエーハを製造することができる。

40

【発明を実施するための最良の形態】

【0058】

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。

シリコンウエーハの製造においては、ウエーハのバルク領域にゲッターリングサイトとなるBMDを形成するとともに、デバイス活性領域となるウエーハの表層領域では上記BMDや結晶欠陥が存在しないDZ層を形成する必要がある。

また、近年では大多数のデバイスにおいて、素子分離のためにSTIという浅い溝を形

50

成して素子間を分離する方法が採用されているが、このS T I底部では、シリコンウエーハの変形やスリップ発生の要因となるS T I内部のS i O₂とシリコンの界面での引っ張り応力が顕著である。この応力を緩和する有効な方法として、S T I底部付近に急峻で高密度のB M D層を形成することが知られている。

【 0 0 5 9 】

このように、表層にD Z層、バルク領域にB M D層が形成され、かつ、D Z層 / B M D層界面において、B M Dプロファイルが急峻であるシリコンウエーハが求められている。

一方、表層にD Z層、バルク領域にB M D層を有するシリコンウエーハを得るため、従来の方法として、例えば酸素外方拡散を利用した方法やR T P処理による方法が挙げられる。

しかしながら、これらのような方法では、B M Dサイズが大きくなりすぎたり、表層の酸素濃度の低下により機械的強度が低くなってしまいうことに加え、急峻なB M Dプロファイルを得られない。

【 0 0 6 0 】

また、B M Dサイズが増大しにくいというR T P処理の有効性を利用し、例えば特許文献4に開示されている方法により、V aやIの凝集体の存在しない単結晶のN領域から切り出してウエーハ全面がN領域からなるウエーハをR T P処理する方法が考えられる。

この方法の場合は、材料となるシリコン中にG r o w n - i n欠陥が存在しないため、R T P処理しても問題ないように考えられるが、本発明者が鋭意検討した結果、全面がN領域のシリコンウエーハを準備してもR T P処理を行った後に酸化膜耐圧を測定すると、ウエーハのN v領域の酸化膜耐圧が低下する場面があることを見出した。

【 0 0 6 1 】

さらに鋭意検討の結果、酸化膜耐圧の低下はN v領域の中で、O S F領域に近い部分、すなわちV aの凝集は発生しないN v領域内ではあるが、比較的V a濃度の高い領域で顕著に発生することを見出した。

全面がN領域であるシリコンウエーハを用いているにも拘わらず急速熱処理後に酸化膜耐圧が低下する原因は明確ではないが、もともと酸素析出物の形成しやすいN v領域がR T P処理によりV aが注入され、より酸素析出しやすくなったために酸素析出物、すなわちB M Dが表面に出現したか、あるいはR T P処理により注入されたV aと、もともとN v領域に存在したV aの総和が飽和濃度以上になったため、V aが凝集し空孔型欠陥を形成したことが原因であると考えられる。

【 0 0 6 2 】

したがって全面N領域のウエーハをR T P処理したウエーハの場合においても、R T P処理することにより表面に出現した酸素析出物あるいは空孔型欠陥といった欠陥を消滅させる何らかの処理が必要であることが判明した。

【 0 0 6 3 】

本発明者は、以上のような問題について検討を重ねた結果、前述した問題点の根本原因はウエーハ全体を加熱することであると考えた。

すなわち、ウエーハ全体を例えば7 0 0 ~ 1 2 0 0 まで5 / m i n以上の比較的早い昇温速度で昇温し、1 2 0 0 で例えば1時間保持する場合、表層の欠陥を消滅させることができるが、同時にバルクに存在する酸素析出核も消滅させてしまうことになりゲッターングに必要なB M D密度が十分に確保できない。

【 0 0 6 4 】

逆にバルクのG r o w n - i nの酸素析出核を消滅させないように昇温速度を5 / m i n以下にすると、昇温に要する時間が長くなり、トータルの熱処理時間が長くなるため酸素析出核が所望のサイズ以上に成長してしまうため、必要以上に大きなサイズのB M Dが形成されてしまう。

【 0 0 6 5 】

この大きなサイズのB M Dによるウエーハの機械的強度の低下や、B M D自身が応力発生源になり、ウエーハの変形やスリップの発生源になるといった問題点や、コストの増大

10

20

30

40

50

を招く等の欠点がある。

すなわち、ウエーハ全体を均一に加熱する熱処理条件で表層の欠陥や酸素析出核を消滅させることと、バルクの酸素析出核を成長させるという二律背反の現象を制御しようとするために大きな制約が生じるのである。

【0066】

また、いずれの場合も欠陥消滅には酸素の外方拡散を用いており、深さ方向の酸素濃度プロファイルをテンプレートしたBMD分布となるため、STI部の応力緩和に必要なSTI底部に近接した位置に急峻なBMDプロファイルを十分に得ることができない。

そこで、本発明者は表層とバルクを異なる温度で加熱することにより、これらの問題を解決できると考え、本発明を完成させた。

【0067】

以下、本発明のシリコンウエーハの製造方法について、図面を参照しながら詳細に説明する。

図1に、本発明のシリコンウエーハの製造方法の実施手順の一例をフローチャートにして示す。

まず、実施手順の全体の流れについて述べる。最初に、被処理シリコンウエーハの準備を行う。ここで準備するシリコンウエーハは特に限定されるものではないが、本発明の製造方法によって所望の品質のシリコンウエーハが得られやすいように、予め処理するシリコンウエーハの品質を決定しておくことができる。

【0068】

上記のように、被処理シリコンウエーハを所望の品質(BMDやGrown-in欠陥等)となるようにするには、例えば、被処理シリコンウエーハの基となるシリコン単結晶インゴットをチョクラルスキー法によって引上げるときの各条件を調節することがあげられる。

また、さらにはこのシリコン単結晶インゴットから切り出したシリコンウエーハに、加熱等の処理を行うことによって、所望の品質を有する被処理シリコンウエーハとすることができる。

そして、この得られた被処理シリコンウエーハに対し、表面から所定深さの表層領域のみ1100以上の温度で0.01msec以上1sec以下の熱処理を行うことによって、表層にDZ層、バルク領域にゲッター機能として十分に働くBMD層、さらにDZ層/BMD層界面のBMDプロファイルが急峻なシリコンウエーハを製造することができる。

【0069】

ここで、上記各工程に用いることのできる装置について、それぞれ例を挙げて説明する。

チョクラルスキー法によりシリコン単結晶を引上げるにあたっては、例えば図2のような単結晶引上げ装置を使用することができる。

図2に示すように、この単結晶引上げ装置1は、引上げ室2と、引上げ室2中に設けられたルツボ3と、ルツボ3の周囲に配置されたヒータ4と、ルツボ3を回転させるルツボ保持軸5及びその回転機構(図示せず)と、シリコンの種結晶6を保持するシードチャック7と、シードチャック7を引上げるワイヤ8と、ワイヤ8を回転又は巻き取る巻取機構(図示せず)を備えて構成されている。また、ヒータ4の外側周囲には断熱材9が配置されている。

シリコン単結晶10は、原料のシリコン融液11からワイヤ8によって引上げられている。

【0070】

次に、上記のような単結晶引上げ装置1によって引上げられたシリコン単結晶10を切り出したシリコンウエーハに例えば急速加熱・急速冷却を施すための装置について述べる。

図3の急速加熱・急速冷却装置12は、石英からなるチャンパー13を有し、このチャ

10

20

30

40

50

ンバー 13 内でシリコンウエーハ 21 を熱処理するようになっている。加熱は、チャンパー 13 を上下左右から囲繞するように配置される加熱ランプ 14 によって行う。この加熱ランプ 14 はそれぞれ独立に供給される電力を制御できるようになっている。

【0071】

ガスの排気側は、オートシャッター 15 が装備され、外気を封鎖している。オートシャッター 15 は、ゲートバルブによって開閉可能に構成される不図示のウエーハ挿入口が設けられている。また、オートシャッター 15 にはガス排気口 20 が設けられており、炉内雰囲気調整できるようになっている。

そして、シリコンウエーハ 21 は石英トレイ 16 に形成された 3 点支持部 17 の上に配置される。トレイ 16 のガス導入口側には、石英製のバッファ 18 が設けられており、導入ガスがシリコンウエーハ 21 に直接当たるのを防ぐことができる。

また、チャンパー 13 には不図示の温度測定用特殊窓が設けられており、チャンパー 13 の外部に設置されたパイロメータ 19 により、その特殊窓を通してシリコンウエーハ 21 の温度を測定することができる。

【0072】

また、被処理シリコンウエーハに例えばレーザーによって表層領域のみに熱処理を施す装置を以下に説明する。

図 4 にレーザーアニール装置の構成の一例を示す。このレーザーアニール装置 22 には、被処理シリコンウエーハ W に照射するレーザー 23 を発生させるレーザー発振源 24、レンズ 25、ミラー 26 等を備えており、これらによってチャンパー 27 方向へ導かれたレーザー 23 は、窓 28 を介してチャンパー 27 内に照射され、載置台 29 上に載置された被処理シリコンウエーハ W の表面に照射されるようになっている。なお、載置台 29 は、シリコンウエーハの裏面全体を支えるものではなく、ウエーハのごく一部、例えば周辺部のみを支持するものとすることができる。被処理シリコンウエーハ W を確実に支持し、所望の位置にレーザー 23 を確実に照射することができるよう支持されていれば良い。また、チャンパー 27 には雰囲気ガスを導入および排出するための導入口や排出口が設けられている。

【0073】

このように、上記の単結晶引上げ装置、RTA 装置、レーザーアニール装置はいずれも従来と同様のものとしてでき、特にその構成は限定されるものではない。例えば、単結晶引上げ装置であるならば、磁場を印加する MCZ 法による引上げ装置とすることもできる。

【0074】

以下、図 1 のフローチャートの各工程についてさらに詳述する。

前述したように、まず、被処理シリコンウエーハの準備をする。本発明の製造方法では、後述のように、この被処理シリコンウエーハの表層部のみ加熱して表層に DZ 層を形成するため、バルク領域における BMD プロファイル等は、加熱処理前の状態、すなわち、被処理シリコンウエーハを準備した段階のウエーハの品質のものとするることができる。

したがって、チョクラルスキー法によって引上げたシリコン単結晶を切り出したシリコンウエーハを被処理シリコンウエーハとするのであれば、そのシリコン単結晶の品質が反映され、また、切り出したウエーハに加熱処理等を施したのであれば、その処理後のウエーハの品質が反映されることになる。

【0075】

このように、この被処理シリコンウエーハの準備段階において、所望の BMD プロファイル等の品質が得られるように、被処理シリコンウエーハの品質を決定しておくが良い。

例えば、図 2 に示す単結晶引上げ装置 1 を用いてシリコン単結晶を引上げる時、引上げ速度 V を変化させることにより V/G を調整して（ホットゾーンの変更によって G を変更することにより V/G を調整しても良い）、引上げる単結晶を径方向全面が N 領域の単結晶とすることが可能である。当然、これから切り出したシリコンウエーハは、径方向全面が N 領域となり、Grown-in 欠陥が存在しないものとすることができる。

このN領域のシリコンウエーハには酸素析出核のみが存在することになり、これは比較的低温・短時間の熱処理で消滅させることができるため、DZ層の形成に要するコストや処理時間を一層低減することができる。これは、汚染の低減やスリップ発生の抑制にも効果的である。

【0076】

ここで、このシリコン単結晶中の酸素濃度を7ppma以上20ppma以下とすれば、酸素析出核の量が多すぎたり、サイズが大きすぎたりすることなく、後述の表層領域のみの熱処理後において、酸素析出核の消滅に要するアニール時間が長くなってしまってもなくコスト面で有利である。また、該熱処理によってDZ層が形成された後、デバイス工程の熱処理で酸素が容易に再析出し、先に形成したDZ層に新たにBMDが発生してしまふのを効果的に防ぐことができる。一方で、バルク領域において、十分に酸素析出核を成長させてゲッタリング機能を有するBMDを形成することが可能である。

10

【0077】

また、窒素濃度が $1 \times 10^{11} \sim 1 \times 10^{15} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶とすれば、Grown-in欠陥のサイズを小さくすることができ、そのため窒素ドーブしない場合よりもより低温・短時間のアニールで表層領域の欠陥を消滅させてDZ層を得ることが可能である。

また、窒素の含有により、ウエーハ強度を増すことができ、熱処理時のスリップ発生を好適に防止することができる。さらには、BMD形成が促進されることから、BMDの制御範囲を増やすことができる。

20

【0078】

そして、炭素濃度が $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{17} \text{ atoms/cm}^3$ のシリコン単結晶とすれば、表層のみの熱処理後、デバイス工程での熱処理で、よりバルク領域でBMDが形成されやすく、ゲッタリング能力がより高いデバイスを形成することが可能である。さらにはスリップの発生を効果的に抑止することができる。

なお、これらの濃度の調整は従来と同様の方法を用いて行うことができる。例えば窒素濃度であれば、チョコラルスキー法において窒素ドーブされたシリコンウエーハ等をルツボ内の原料に投入してその濃度を調整することができる。

【0079】

このようにしてGrown-in欠陥や酸素濃度等を調整して引上げられたシリコン単結晶を切り出し、これを被処理シリコンウエーハとして用いることができる。

30

また、さらには、切り出したシリコンウエーハに対して以下のような熱処理を施したものを被処理シリコンウエーハとすることができる。

すなわち、例えば、切り出したシリコンウエーハに、従来の熱処理炉等を用いて、400-900の温度範囲で30分以上4時間以内の熱処理を施すことができる。このような熱処理を行うことによって、単結晶の育成時に形成された酸素析出核を成長させるとともに、新たな酸素析出核を形成することができるため、この後に表層領域のみの熱処理を施せば、バルク領域においてゲッタリング能力を有するBMDをより高密度に有し、表層領域にはDZ層が形成されたシリコンウエーハを製造することができる。上記のような温度・時間範囲であれば、酸素析出核の成長や形成は適度なものであり、表層領域のみの熱処理に要するコストや処理時間を増大させずに済むので効果的であるし、また、逆にバルク領域の酸素析出核を必要以上に溶解させてしまうこともない。

40

【0080】

あるいは、例えば図3に示すような急速加熱・急速冷却装置12を用い、非酸化性雰囲気のもと、5/s以上の上昇速度で1100-1300まで急速加熱し、1-60sec保持後、5/s以上の降温速度で急速冷却するRTP処理を施すことが可能である。

上記RTP処理によりウエーハ内部に注入される空孔をテンプレートとして酸素の析出が促進されるため、このRTP処理の急速加熱等の処理条件を調整することにより、BMDの制御を行うことができる。このような制御により、シリコンウエーハにおいて、所望

50

のBMDプロファイルに調整することが可能になる。

なお、一般に、RTP処理でウエーハ中に拡散した窒素は、ウエーハ強度を高める一方で、表面に存在するとデバイス特性に悪影響を及ぼすことが懸念されるため、表層には存在しないがバルク中には存在することが好ましい。

そして、RTP処理でウエーハ中に拡散した窒素は極めて拡散しやすいため、従来のようにウエーハ全体を例えば1000に加熱すると、表層だけでなくバルクの窒素も外方拡散で完全に抜けてしまう。他方、本発明によって、後述するように表層だけを加熱する場合は、バルクは加熱されないためバルクの窒素は拡散されずに残存し、加熱された表層のみの窒素が外方拡散で抜ける。このため、バルクのウエーハ強度を低下させることなく、しかもデバイス活性領域の窒素を除去することができる。

10

【0081】

以上のようにして、ウエーハの品質(Grown-in欠陥の密度や、バルク領域のBMD密度等)が所望の品質になるように、チョクラルスキー法によって各種条件を調整して上げたシリコン単結晶から切り出したシリコンウエーハ、あるいは、そのシリコンウエーハにさらに熱処理を施したものを被処理シリコンウエーハとすれば、被処理シリコンウエーハを、例えば径方向全面がN領域であり、少なくともバルク領域にBMDが十分に形成されたものとすることができる。

【0082】

したがって、この被処理シリコンウエーハに、表面から所定深さの表層領域のみを1100以上の温度で0.01msec以上1sec以下の熱処理を行うことにより、所定深さの表層領域が無欠陥化されて均一なDZ層が形成されるとともに、ウエーハ内部のバルク領域ではゲッターリング能力を備えたBMDが十分に形成されたシリコンウエーハを得ることが可能である。さらには、このDZ層とBMD層の境界においてはBMDの密度が急峻に変化しているため、この境界がSTI底部の近接した位置になるように上記DZ層の所定深さを調整しておけば、STI底部に顕著に働く応力を緩和することができ、シリコンウエーハの変形やスリップの発生を効果的に防止することが可能である。

20

【0083】

このような表層領域のみにおける熱処理は、フラッシュランプアニール装置等を用いて行うこともできるが、特には例えば図4のようなレーザーアニール装置を用いて行うのが好ましい。

30

レーザー発振源24より、例えば0.3~15 μ mの波長のレーザー23を発振させ、チャンバー27内に載置された被処理シリコンウエーハWの表面にレーザー23を照射する。このときの照射時間は0.01msec以上1sec以下であり極めて短時間であるため、熱伝導による被処理シリコンウエーハW全体の温度上昇は無視できる。このようなレーザーアニール装置を用いて加熱する場合、特には、1msec以上1sec以下の時間で行えばより好ましく、前述の効果を十分に得ることができる。

波長が0.3 μ m以上0.7 μ m未満、より好ましくは0.3~0.5 μ mのレーザー光であれば、吸収係数が大きく、表層でのみ吸収されるため、表層のみを効率的に加熱することができる。より深い位置までDZ層が必要な場合は、波長を長くすることができる。

40

この場合、深さ方向の温度分布は光の吸収特性で決定されるため、温度分布は表面より指数関数的に減少し、急峻な温度プロファイルを達成することができるため、急峻なBMDプロファイルを得ることができる。

逆に、波長が0.7 μ m以上の場合は、赤外の範囲であり加熱が可能である。さらには、波長が15 μ m以内のレーザー光であれば、吸収係数が小さすぎることなく、加熱効率が低減するのを抑制できる。同時に侵入深さが深くなりすぎると抑えることができ、より深い位置まで加熱され、DZ層が必要以上に広くなり、デバイス活性領域の近傍にBMDが形成できなくなるのを防ぐことができる。なお、このように波長が0.7 μ m以上のとき、比較的吸収係数が小さくなり、より深い位置まで加熱されるが、例えばプリュースター角で入射させることにより、レーザー光は表層の浅い位置で全反射するため、表層

50

だけを効率的に加熱することができる。また、全反射した位置より深い位置では光が侵入しないため、より急峻な温度分布が得られるというメリットがある。

さらには波長が10 μm程度であるが高出力である市販のCO₂レーザーが利用できるというメリットがある。

表層の加熱する深さ等に応じてレーザー光の波長や入射角等を適宜決定することができる。

【0084】

このように、例えば加熱源としてレーザーを用いた毎葉式装置であるレーザーアニール装置を用いた場合は、レーザーの安定性と毎葉装置特有の面内均一性を達成できるため、従来のバッチ式熱処理炉を用いた場合と比較して、安定したDZ層を形成できるという利点がある。

10

この結果、面内均一なDZ層を有し、高いゲッタリング能力とSTI底部の応力緩和能力を兼ね備えたウエーハを得ることができる。

【0085】

上記のような表層領域の熱処理のとき、アルゴンまたは水素、あるいはこれらの混合ガスといった非酸化性雰囲気中に行えば、シリコンウエーハ表層の酸素析出核やGrown-in欠陥をより消滅しやすくすることができる。

また、例えば窒化膜形成雰囲気中（例えば窒素やアンモニア）で行うことにより、DZ層の幅が狭くなるよう調整することができるし、一方、酸素雰囲気中に行えば、DZ層の幅を拡げることが可能である。

20

これらの雰囲気は、製造するシリコンウエーハの所望の品質によって自由に適宜決定することができる。

【0086】

なお、この表層領域のみの熱処理を行うにあたり、被処理シリコンウエーハの全体を予め例えば500 以上1100 未満に加熱しておくのが好ましい。ウエーハを予め炉内で500 から1100 に予備加熱してフラッシュランプやレーザーのパルス光を表面に照射することによって、表層の加熱効率を大幅に改善することができ、予備加熱がない場合よりも、効率良く、しかもより高温まで加熱し易くすることができる。

特に、表層領域のみの熱処理をフラッシュランプアニール装置を用いて行う場合に有効である。これは、一瞬の閃光照射だけでは1100 以上の高温に昇温し難いフラッシュランプアニール装置の場合であっても、このような予備加熱により1100 以上の高温に容易に加熱することができるようになるからである。

30

【0087】

また、上述したように、このような予備加熱の温度、さらには時間を制御することによって、バルク領域におけるBMD密度やそのサイズを制御することが可能になる。例えば、予備加熱の温度が500~700 であればBMD密度を大きくすることができ、一方700~1100 であれば、BMD密度を小さくし、サイズの大きなBMDを形成することができる。

また、予備加熱を行うことによって、バルク領域の酸素のドナーキラー熱処理を同時に行うことができ工程の簡素化等を図ることができる。

40

【0088】

このような本発明のシリコンウエーハの製造方法に対し、従来の方法としては、例えば特許文献6に開示された方法によって、ウエーハの表面と裏面とで温度差を形成して表層にDZ層、バルク領域にBMD層を形成する方法が挙げられる。このような従来法によるウエーハの表面からの深さ方向への温度分布を図7に示す。この図から明白なように、この従来法は不均一な温度分布を達成することはできるが、数秒間、光パルス照射するために、熱伝導の影響によって、表面から裏面に向かって温度分布が直線的に緩やかに減少せざるを得ない（表面温度T0から裏面温度T1）。すなわち、BMDは深さ方向に緩やかに増加することになり、本発明のようにDZ層/BMD界面が急峻なものが得られず、STI底部の応力緩和をすることができない。

50

【0089】

また、ウエーハの裏面をヒートシンクと接触させる必要があるため、接触部分で傷や汚れが発生しやすく、ヒートシンクの部材からの汚染を受ける可能性がある。

近年では、デバイスの作製にあたり、ウエーハ表面のみならず裏面も鏡面に研磨した両面研磨ウエーハが採用されつつあるため、上記のように、裏面をヒートシンクに接触させることは、鏡面状態を大きく損なうので大きな問題となる。

【0090】

また、特許文献6の従来法では、ウエーハ表面の温度は最高で1000度であり、単結晶育成時の酸素析出核はある程度溶解することはできるがCOPやOSF核のようなGrown-in欠陥はほとんど消滅させることができない。

このため、表層領域をDZ層にするには、Grown-in欠陥のない単結晶を使う必要があり、結晶コストの増大を招くといった問題点や、Grown-in酸素析出核のサイズを小さくする必要から低酸素ウエーハを用いる等の制約があった。

【0091】

一方、本発明の製造方法では、従来法とは異なり、ヒートシンクとの接触なしに1100度以上でかつ急峻な温度プロファイルを形成できるため、Grown-in欠陥や酸素析出物をより溶解しやすく、かつ急峻なBMDプロファイルを形成することができる。したがって、被処理シリコンウエーハが表面および裏面の両面を研磨加工したものであっても、この熱処理において特にその裏面の研磨状態に影響を与えることがなく、近年の需要に応えたシリコンウエーハを提供することが可能である。

【0092】

また、酸素外方拡散を利用して表層の酸素濃度を低下させて固溶限以下の酸素濃度にして酸素析出核やGrown-in欠陥を消滅させる前述した従来法では、DZ層の幅やBMDプロファイルは、ウエーハ内の酸素濃度のバラツキの影響や、バッチ式熱処理炉を用いるために熱処理炉内の温度バラツキの影響を受けてしまうため、それらを均一なものとするのが困難であった。

【0093】

しかしながら、本発明では、表層領域のみを高温にすることにより、酸素を固溶限以下にして欠陥を溶解させるため、溶解は温度プロファイルでのみ決定され、酸素濃度のバラツキの影響を受けずに面内あるいはウエーハ間で均一なDZ層を形成できる。また、このような方法であることから、DZ層内の酸素濃度の低下がなく、全体に渡って均一な酸素濃度分布を有するDZ層を得ることができる。したがって、従来法とは異なり、DZ層内の機械的強度が低下するのを抑制することができる。

【0094】

以上のように、本発明のシリコンウエーハの製造方法によって、従来法では得ることができなかったシリコンウエーハ、すなわち表層にDZ層、バルク領域にゲッタリング能力を有するBMD層を有し、かつこのDZ層/BMD層の界面のBMDプロファイルが急峻なシリコンウエーハを得ることができる。このため、近年のように素子分離のためにSTIを用いる方法であっても、上記の急峻なBMDプロファイルのためSTI底部の応力を十分に緩和することができ、シリコンウエーハの変形やスリップを効果的に防止することができる。

【実施例】

【0095】

以下、本発明を実施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。(実施例1・比較例1)

特許文献1に開示されている方法により、直径が210mm程度になるように制御しながら、引上げ速度を0.7mm/minから0.5mm/minまで連続させて変化させたシリコン単結晶インゴットの育成を行った。

この場合の引上げ軸に平行な断面の欠陥分布は図5のようになった。

同一のホットゾーン(炉内構造)のCZ炉を用いて、引き上げ速度が0.570mm/

10

20

30

40

50

min (図5のB-Bの位置)になるように制御しながらSi単結晶インゴットを引上げ、径方向に切り出しウエーハを準備した。すなわち、このウエーハの欠陥分布はウエーハ中心部にNv領域があり、その外周部にNi領域からなるウエーハ(以下NvNi混在ウエーハという)である。

酸素濃度はおよそ12ppma(JEITA)である。

【0096】

このように得られたNvNi混在ウエーハを準備し、市販の急速加熱・急速冷却装置(RTA装置)(Steag社製AST-2800)を用いてNH₃流量0.5l/minとAr流量4l/minの混合雰囲気中で50/sの昇温速度で室温より1200まで急速昇温し、10秒間保持後、50/sの降温速度で急速に冷却した。

その後、一方はそのままとし(比較例1)、他方は、本発明のシリコンウエーハの製造方法のように、0.8μmの波長のレーザー光を10msec照射し、表層領域のみを1350に加熱した(実施例1)。

この比較例1と実施例1のシリコンウエーハそれぞれに、厚さ25nmのゲート酸化膜を形成後、酸化膜耐圧を測定した。

【0097】

図8(a)は、比較例1のシリコンウエーハ、すなわちNvNi混合ウエーハをRTP処理しただけのウエーハのTDDB測定結果である。該ウエーハのNv領域はウエーハ中心から半径70mmの同心円内の範囲であり、その外側にはNi領域が存在している。TDDB低下はウエーハ中心から30-40mmの同心円内で発生しており、TDDBはNv領域の中心部が低下していることがわかる。このように、被処理シリコンウエーハとして径方向全面がN領域のものを準備したとしても、Vaが注入されるRTP処理により、BMDや空孔型欠陥が形成されてしまい、TDDBの低下が発生してしまったと考えられる。

【0098】

一方、図8(b)は、実施例1のシリコンウエーハ、すなわちRTP処理後にレーザーアニールを施したウエーハのTDDB測定結果である。Nv領域のTDDBが回復しており、本発明の製造方法のように、レーザーアニールによる熱処理を行い、表面のBMDあるいは空孔型欠陥が溶解したことにより、表層が無欠陥になったことが分かる。

【0099】

(実施例2・比較例2、3)

特許文献1に開示されている方法によりシリコン単結晶を育成する際に窒素濃度が $5 \times 10^{13} / \text{cm}^3$ でかつ全面がN領域になるV/Gを選定し、同一のホットゾーンのCZ炉を用いて、選定したV/Gになるように引き上げ速度を制御しながらSi単結晶インゴットを引上げ、径方向に切り出しウエーハを準備した(比較例2)。

このウエーハの欠陥分布はウエーハ全面がN領域であり、酸素濃度がほぼ12ppma(JEITA)である。

【0100】

比較例2と同様にして準備したウエーハを、Ar雰囲気中、700で熱処理炉に投入し、1000までは昇温速度を5/minとし、1000~1200は3/minの昇温速度として、1200で1時間保持後に700まで降温させた後、炉よりウエーハを取り出した(比較例3)。

また、比較例2と同様にして準備したウエーハを、本発明のように、0.8μmの波長のレーザー光を10msec照射し、表層領域のみ1350で加熱処理した(実施例2)。

比較例3と実施例2のウエーハについて、酸素の深さ方向分布をSIMSで測定(図9)を行った。

【0101】

図9から明白なように、Ar雰囲気中で高温熱処理した比較例3のウエーハの酸素プロファイルは典型的な外方拡散のプロファイルであり、表面から30μm程度まで酸素濃度

10

20

30

40

50

の低下が見られる。

また Ar アニール処理を行う際のウエーハの仕込み位置が縦型炉の Top 側か Bottom 側かの違いによって、酸素プロファイルは多少異なっていることが分かる。これは、縦型炉の Top 側と Bottom 側での温度の不均一が生じていたことが原因であると考えられる。

ウエーハの強度は酸素濃度が高くなるほど増すことが知られており、表層の酸素濃度の低下は、すなわち強度の低下を意味しており、熱処理炉の温度の不均一性の影響を受けて表層のウエーハ強度が多少変化してしまうことを意味している。

【0102】

このように、従来法では、DZ層における酸素濃度が低下して強度が低くなってしまし、ウエーハ間においても酸素濃度のプロファイルに差が生じてしまい、均一の品質のシリコンウエーハを製造することは困難である。

他方で、本発明のようにしてレーザーアニールを行った実施例2の場合は、図9から明らかなように表面からほぼ一定な酸素濃度分布をしており、強度の面からも理想的である。比較例3のようなウエーハ間の差も生じない。

【0103】

次に、比較例2、3及び実施例2のウエーハのTDD Bを測定した結果、モードの良品率はそれぞれ84%、99%、100%であった。

これらのウエーハはN₂ドーブし、N領域からなるシリコン単結晶インゴットから作成したものであり、COPやOSFといったGrown-in欠陥は存在しない筈である。

実際にレーザー散乱方式の異物検査装置で評価してもCOPは検出されず、また酸化後に選択エッチングした結果からOSFは検出されなかった。

【0104】

これらのことから比較例2のウエーハすなわちN₂ドーブしただけのウエーハにおいてはN₂ドーブすることにより酸素析出が促進された結果、表面にGrown-inの酸素析出核が出現し、TDD Bを低下させたと考えられる。

そして、この酸素析出物がArアニール(比較例3)やレーザーアニール(実施例2)により溶解または消滅したことによりTDD Bが回復したと考えられる。

【0105】

図10に、比較例3と実施例2のウエーハの深さ方向のBMD分布を示す。これは、比較例3と実施例2のウエーハをN₂雰囲気中で、800℃で4時間熱処理を行った後、同一熱処理炉内で1000℃まで10℃/minの昇温速度で昇温させた後、1000℃で16時間の熱処理を施した後、700℃まで降温した後ウエーハを取り出し、その後、約22°の角度の治具に貼り付けて斜め研磨を行い。その後選択エッチングを行い、顕微鏡を用いてBMDの深さ方向分布を測定した結果である。

【0106】

比較例3の場合は、酸素の外方拡散プロファイルと同様に、表面から12μm程度までの間は徐々に増加し、バルクで 1×10^9 個/cm³程度のBMDが形成されている。

これに対して、実施例2の場合は深さ8μmあたりでBMDは急峻に立ち上がっており、バルクのBMD密度も 1×10^{10} 個/cm³以上と比較例3よりも1桁多く発生している。

使用したウエーハの酸素濃度は同一であること、BMDが酸素析出物であることからBMDが1桁多いということはBMDサイズが小さくなっていることを意味している。

このことから、酸素の外方拡散により酸素を固溶限以下に下げて欠陥を溶解させる従来の方法に比べて、レーザー照射によって表層のみを高温にして溶解させる本方法は急峻で小さなサイズのBMDを高密度で形成することができるといった利点がある。

【0107】

原理的に考えても、従来の方法がウエーハの酸素濃度のバラツキやインゴットの部位による結晶の熱履歴の違いを原因とするGrown-in欠陥や酸素析出核のサイズの違いや、熱処理炉における温度バラツキの影響を受けて、BMDプロファイルやDZ層の幅が

10

20

30

40

50

変化してしまうのに対して、本発明は酸素濃度や結晶の熱履歴の差が多少生じても十分に欠陥や酸素析出物を溶解できるようにマージンを設けて前述した範囲内で高めの加熱温度あるいは加熱時間を長くするようにしておけば、これらの影響を受けず、精度/再現性良くBMDプロファイルやDZ層の幅を制御することが可能であることが分かる。

【0108】

(実施例3)

比較例2と同様にして準備したウエーハを、本発明のように、 $0.488\ \mu\text{m}$ の波長のレーザー光を $10\ \text{msec}$ 照射し、表層領域のみ 1350°C で加熱処理した。その後、TDDBを測定し、また、ウエーハの深さ方向の酸素濃度分布およびBMD分布を測定した。

その結果、TDDBの測定ではモードの良品率は 100% であり、表層に均一なDZ層を得ることができた。また、図9、図10に示すような酸素濃度およびBMDのプロファイルを得ることができた。すなわち、DZ層全体にわたって均一な酸素濃度分布を有して十分な強度を有し、また、ウエーハ内部には急峻なBMDプロファイルを有するウエーハを得ることができた。

【0109】

(実施例4)

比較例2と同様にして準備したウエーハを、本発明のように、 $10.6\ \mu\text{m}$ の波長のレーザー光を $10\ \text{msec}$ 照射し、表層領域のみ 1350°C で加熱処理した。その後、TDDBを測定し、また、ウエーハの深さ方向の酸素濃度分布およびBMD分布を測定した。

その結果、TDDBの測定ではモードの良品率は 100% であり、表層に均一なDZ層を得ることができた。また、図9、図10に示すような酸素濃度およびBMDのプロファイルを得ることができた。すなわち、DZ層全体にわたって均一な酸素濃度分布を有して十分な強度を有し、また、ウエーハ内部には急峻なBMDプロファイルを有するウエーハを得ることができた。

【0110】

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。

【図面の簡単な説明】

【0111】

【図1】本発明のシリコンウエーハの製造方法の手順の一例を示すフローチャートである。

【図2】本発明のシリコンウエーハの製造方法に使用できる単結晶引上げ装置の一例を示す概略図である。

【図3】本発明のシリコンウエーハの製造方法に使用できるRTA装置の一例を示す概略図である。

【図4】本発明のシリコンウエーハの製造方法に使用できるレーザーアニール装置の一例を示す概略図である。

【図5】引上げ速度に対する結晶欠陥の変化の様子を説明する説明図である。

【図6】STIを形成したシリコンウエーハを示す概略図である。

【図7】ヒートシンクを用いた従来のシリコン製造方法におけるシリコンウエーハの温度プロファイルを説明する説明図である。

【図8】実施例1と比較例1におけるTDDBの測定結果である。(a)比較例1、(b)実施例1。

【図9】実施例2と比較例3におけるシリコンウエーハの深さと酸素濃度分布との関係を示す測定結果である。

【図10】実施例2と比較例3におけるシリコンウエーハの深さとBMD密度分布との関係を示す測定結果である。

【符号の説明】

10

20

30

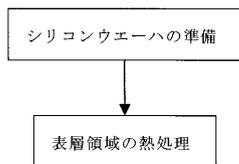
40

50

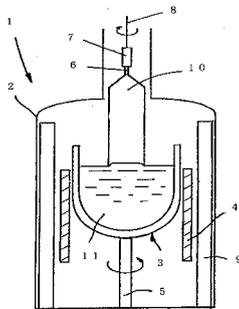
【 0 1 1 2 】

- 1 ... 単結晶引上げ装置、 2 ... 引上げ室、 3 ... ルツボ、 4 ... ヒータ、
- 5 ... ルツボ保持軸、 6 ... 種結晶、 7 ... シードチャック、
- 8 ... ワイヤ、 9 ... 断熱材、 10 ... シリコン単結晶、 11 ... シリコン融液、
- 12 ... 急速加熱・急速冷却装置、 13、 27 ... チャンバー、
- 14 ... 加熱ランプ 15 ... オートシャッター、 16 ... 石英トレイ、
- 17 ... 3点支持部、 18 ... バッファ、 19 ... パイロメータ、
- 20 ... ガス排気口、 21、 30 ... シリコンウエーハ、
- 22 ... レーザーアニール装置、 23 ... レーザー、 24 ... レーザー発振源、
- 25 ... レンズ、 26 ... ミラー、 28 ... 窓、 29 ... 載置台、
- 31 ... 浅溝、 32 ... SiO₂、 33 ... STI、
- 34 ... N - チャンネルMOSトランジスタ、
- 35 ... P - チャンネルMOSトランジスタ、
- W ... 被処理シリコンウエーハ。

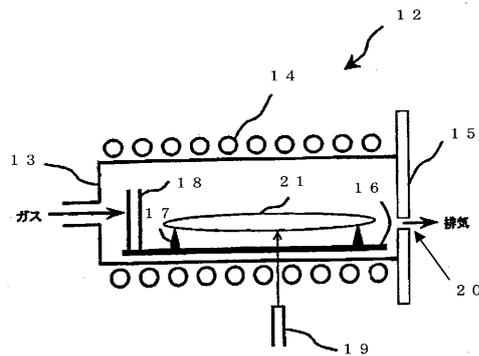
【 図 1 】



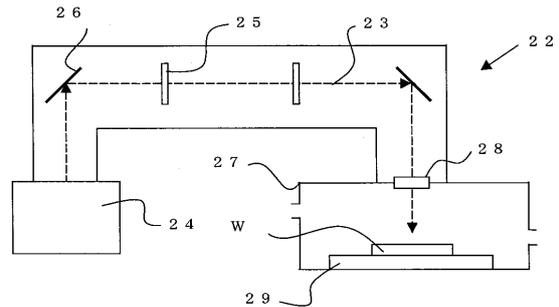
【 図 2 】



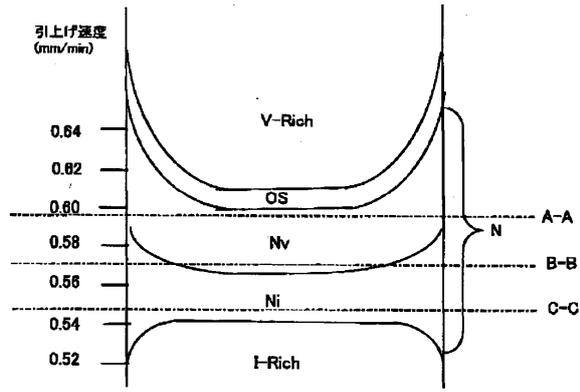
【 図 3 】



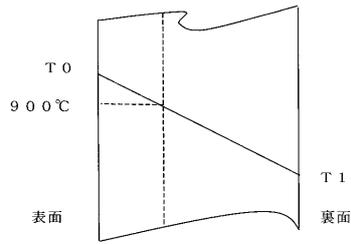
【 図 4 】



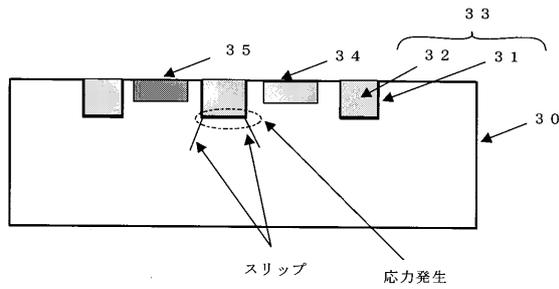
【図5】



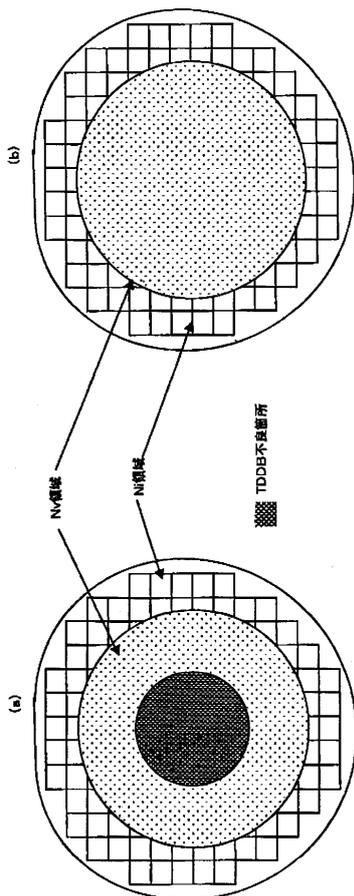
【図7】



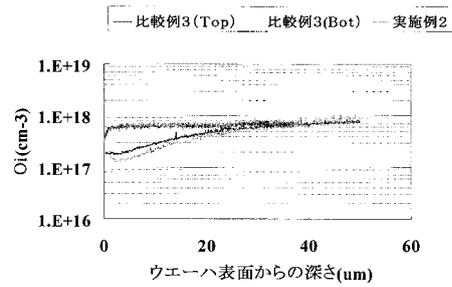
【図6】



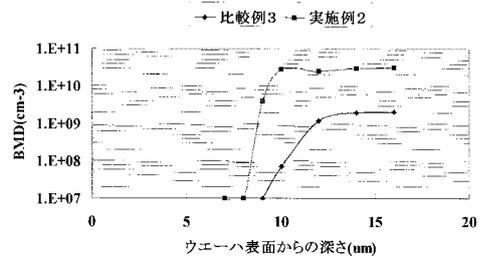
【図8】



【図9】



【図10】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特開昭57-136334(JP,A)
特開2007-080914(JP,A)
特開2002-043318(JP,A)
特開2002-134515(JP,A)
特開平05-275431(JP,A)
特開2000-053497(JP,A)
特開昭59-124136(JP,A)
特表2006-505953(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

H01L 21/322
H01L 21/26
H01L 21/268