(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4084902号
(P4084902)

(45)発行日　平成20年4月30日(2008.4.30)　(24)登録日　平成20年2月22日(2008.2.22)

(51)Int.Cl.		F I		
C30B 29/06	(2006.01)	C30B	29/06	A
C30B 33/02	(2006.01)	C30B	29/06	502H
H01L 21/322	(2006.01)	C30B	33/02	
		H01L	21/322	Y

請求項の数 5　(全 18 頁)

(21)出願番号	特願平11-84915
(22)出願日	平成11年3月26日(1999.3.26)
(65)公開番号	特開2000-26196(P2000-26196A)
(43)公開日	平成12年1月25日(2000.1.25)
審査請求日	平成13年6月7日(2001.6.7)
審判番号	不服2004-24466(P2004-24466/J1)
審判請求日	平成16年11月30日(2004.11.30)
(31)優先権主張番号	特願平10-122284
(32)優先日	平成10年5月1日(1998.5.1)
(33)優先権主張国	日本国(JP)

(73)特許権者　000111096
シルトロニック・ジャパン株式会社
東京都中央区八丁堀三丁目１１番１２号
(74)代理人　100072349
弁理士　八田　幹雄
(74)代理人　100110995
弁理士　奈良　泰男
(74)代理人　100111464
弁理士　齋藤　悦子
(74)代理人　100114649
弁理士　宇谷　勝幸
(74)代理人　100124615
弁理士　藤井　敏史
(74)代理人　100129126
弁理士　藤田　健

最終頁に続く

(54)【発明の名称】シリコン半導体基板及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3}以上１．５×１０^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3}以下の窒素を含有するシリコン融液を用いてチョクラルスキー法又は磁場印加チョクラルスキー法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板を、酸素濃度が５ｐｐｍ以下であるアルゴンガス雰囲気中で１０００℃以上１３００℃以下の温度で１時間以上熱処理することを特徴とするシリコン半導体基板の製造方法。

【請求項２】

１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3}以上１．５×１０^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3}以下の窒素を含有するシリコン融液を用いてチョクラルスキー法又は磁場印加チョクラルスキー法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板を、酸素濃度が５ｐｐｍ以下であるアルゴンガス雰囲気中で１０００℃以上１３００℃以下の温度で１時間以上熱処理し、かつ炉前に設けられたパージボックスによりパージを行なうことを特徴とするシリコン半導体基板の製造方法。

【請求項３】

シリコン単結晶をチョクラルスキー法又は磁場印加チョクラルスキー法により育成する際に、引上速度をＶ（ｍｍ／ｍｉｎ）、シリコンの融点から１３００℃までの温度範囲における引上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≧０．２（ｍｍ^{2}／℃ｍｉｎ）を満足する条件で育成する請求項１または２記載のシリコン半導体基板の製造方法。

【請求項４】
前記Ｖ／Ｇが０．３（ｍｍ^2／℃ｍｉｎ）以上である請求項１～３のいずれか一項に記載のシリコン半導体基板の製造方法。
【請求項５】
半導体基板の少なくとも基板表面から深さ１μｍまでの領域において、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度が１０^{4}個／ｃｍ^{3}以下であることを特徴とする請求項１～４のいずれか一項に記載のシリコン半導体基板の製造方法。
【発明の詳細な説明】
【０００１】
【発明の属する技術分野】
本発明は、シリコン半導体基板の品質改善に関し、特に、基板内部あるいは基板表面の欠陥を除去し、基板上に作成するデバイスの歩留りを向上させるシリコン半導体基板及びその製造方法に関する。
【０００２】
【従来の技術】
シリコン半導体基板を用いて半導体デバイスを作成する際に、基板中の結晶欠陥がデバイスの動作不良を引き起こし、基板中の結晶欠陥密度によりデバイスの製造歩留りが変化することが知られている。近年、このデバイス動作不良を引き起こす結晶欠陥として、ＣＯＰ（Ｃｒｙｓｔａｌ　Ｏｒｉｇｉｎａｔｅｄ　Ｐａｒｔｉｃｌｅ）と呼ばれる欠陥が注目されている。これは、シリコン半導体基板をアンモニア－過酸化水素の混合液でエッチングした際、結晶中の格子欠陥を原因としたピットが基板表面に生じ、基板表面のパーティクルを計数する検査装置によりこのピットが測定されるため、このように呼ばれている。ＣＯＰとはこのような測定法で検出される欠陥全般を指す名称であるが、通常のチョクラルスキー（ＣＺ）法もしくは磁場を印加したＣＺ法により育成されたシリコン単結晶では、この欠陥の実体は結晶中の八面体様の空隙（以下、空孔欠陥と称す）と考えられており、これがデバイスの構造的な破壊を引き起こすと推定されている。このようなデバイス作成に有害なＣＯＰを低減あるいは消滅させる技術として、これまでにいくつかの提案がなされている。
【０００３】
ＣＯＰを消滅させる技術として、単結晶育成の際の結晶成長速度を０．８ｍｍ／ｍｉｎ以下とすることが知られている（特開平２－２６７１９５号公報）。これは、空孔欠陥を作る要素である空孔型点欠陥（ｖａｃａｎｃｙ）の結晶成長界面での導入量を減少させ、また単結晶の冷却速度を緩やかなものとすることにより、冷却中に発生する過飽和な空孔型点欠陥（ｖａｃａｎｃｙ）の発生を抑えるものである。しかしながら、この方法では、成長速度の低下による生産性の低下を招くとともに、転位ループ等のＣＯＰとは別種の結晶欠陥を発生させると言う問題がある。
【０００４】
ＣＯＰ発生を抑制する技術としては、単結晶の冷却挙動の制御、特に単結晶が約１２００℃から１０００℃の温度範囲を通過する時間の制御が有効であることが知られている（特開平８－１２４９３号公報、特開平８－９１９８３号公報、特開平９－２２７２８９号公報）。これらの技術は、単結晶の成長速度を大きく低下させないため、生産性という点では問題はないが、ＣＯＰ密度の低減下限は概ね１０^5 個／ｃｍ^3 程度であり、更なる低減、例えば１０^4 個／ｃｍ^3 以下の密度を達成することは困難である。
【０００５】
また、ＣＯＰ低減技術として結晶育成時に結晶を冷却する際８５０℃～１１００℃の温度範囲での冷却中の単結晶の保持時間を８０分未満とし、または結晶を育成する際窒素濃度が１×１０^{14}／ｃｍ^{3}であるシリコン単結晶を育成し、その後シリコンウェハに加工後１０００℃以上の温度で１時間以上熱処理する技術が知られている（特開平１０－９８０４７号公報）。これは、結晶製造時に発生するＣＯＰのサイズ分布をより小さい方にシフトさせることにより熱処理の際に欠陥を消滅させやすくする技術である。しかしながら、こ

のサイズ減少の効果は酸素濃度が低いほど顕著とされており、チョクラルスキー法で常用される７～１０×１０^{17}／ｃｍ^{3}の酸素濃度では実施されていない。このため、通常基板中の酸素濃度を高めることにより得られる基板内部での酸素析出物の発生を利用したゲッタリング能の付与とＣＯＰの低減との両立が難しい。

【０００６】

また、単結晶育成時のＣＯＰ低減技術以外にも、単結晶からスライス・研磨して基板とした後に熱処理をすることにより、基板表面のＣＯＰを低減・消滅させる技術も知られている。例えば、特開平３－２３３９３６号公報には、８００～１２５０℃で１０時間以下の熱処理を行うことが提案されている。しかしながら、この公報の実施例に示されている酸化雰囲気で熱処理を行うと、基板表面の酸化侵食に伴い、空孔欠陥が基板表面に転写され、基板表面のピットの増大を招くと言う欠点があるとともに、基板表面から深さ１μｍの範囲内のＣＯＰ密度を１０^{4} 個／ｃｍ^{3} 以下とすることは困難である。また、特開昭５９－２０２６４号公報には、水素雰囲気中で熱処理することが提案されている。この方法は、水素雰囲気を用いることにより、最表面のＣＯＰを消滅させ、かつ表面から０．５μｍ以内のＣＯＰ密度を１０^{4} 個／ｃｍ^{3} 以下とすることができるが、表面からさらに深い部分のＣＯＰ密度を１０^{4} 個／ｃｍ^{3} 以下とすることはできず、デバイス作成の観点からは無欠陥層の形成が不充分である。さらに、この方法では、水素という爆発性の雰囲気を用いるため安全上の対策を充分に行う必要がある。

【０００７】

シリコンの単結晶成長の際に窒素を添加することについて、添加方法に関しては特開昭６０－２５１１９０号公報等が知られている。また、フロートゾーン（ＦＺ）単結晶における窒素添加効果として、特開昭５７－１７４９７号公報等には結晶強度の増加が、特開平８－９１９９３号公報には抵抗率の変化を抑える方法が開示されている。さらに、酸素が単結晶中に存在する場合には、窒素を添加することによりＣＯＰ欠陥が小さくなることがＤ．Ｇｒａｆ等によって報告されている（Ｔｈｅ Ｅｌｅｃｔｒｏｃｈｅｍｉｃａｌ Ｓｏｃｉｅｔｙ Ｐｒｏｃｅｅｄｉｎｇ Ｖｏｌ．９６－１３，ｐｐ１１７，１９９６）が、このメカニズムについては、ＦＺ結晶中の空孔型欠陥（ｖａｃａｎｃｙ）を抑制するのと同様なメカニズムがＣＺ結晶の場合にも働き、空孔型欠陥の凝集体である空孔欠陥のサイズを小さくしているものと推論している。

【０００８】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、半導体デバイス作成用のシリコン半導体基板において、前述したような従来の技術では完全には除去できないデバイス作成上問題となる結晶欠陥を、生産性良く、効果的に低減あるいは消滅させたシリコン半導体基板及びその製造方法を提供することを目的とする。

【０００９】

【課題を解決するための手段】

我々は、シリコン半導体基板中に生成する欠陥について鋭意検討を加え、シリコン半導体基板のデバイス作成領域で問題となる大きさの欠陥をほぼ完全に消滅できることを見出し、本発明を完成させたものである。

【００１０】

即ち、本発明は、チョクラルスキー（ＣＺ）法又は磁場印加ＣＺ法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板であって、少なくとも基板表面から深さ１μｍまでの領域において、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度が１０^{4} 個／ｃｍ^{3} 以下であることを特徴とするシリコン半導体基板である。更に好ましくは前記シリコン半導体基板の厚み中心における窒素含有量が１×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} 以下であるシリコン半導体基板である。また、本発明は、前記シリコン半導体基板の窒素含有量が１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} 以下、特に１×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} 以下であり、かつ該基板中を二次イオン質量分析法で測定した窒素濃度が、平均信号強度の２倍以上の信号強度を示す窒素偏析による局

所濃化部を有するシリコン半導体基板である。

【００１１】

また、本発明は、ＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板であって、基板厚み中心から表面に向かって結晶欠陥が減少する密度分布を有し、基板表面における直径換算で０．１μm以上の結晶欠陥の面密度が１個／ｃｍ^{2}以下であり、かつ基板表面から深さ０．１μmにおける直径換算で０．１μm以上の結晶欠陥の体積密度が基板厚み中心に比べ１％以下であり、さらに基板厚み中心における窒素含有量が１×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下であることを特徴とするシリコン半導体基板である。ここでいう結晶欠陥に含まれるものとしては空孔欠陥、酸素析出物、積層欠陥などのデバイス不良の原因となるあらゆる結晶欠陥を指す。

【００１２】

また、本発明は、１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上１．５×１０^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下の窒素を含有するシリコン融液を用いてＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板を、１０００℃以上１３００℃以下の温度で１時間以上熱処理することを特徴とするシリコン半導体基板の製造方法であり、更に、シリコン単結晶をＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により育成する際に、引上速度をＶ（ｍｍ／ｍｉｎ）、シリコンの融点から１３００℃までの温度範囲における引上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≧０．２（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）を満足する条件で育成することが好ましく、また熱処理条件としては、非酸化性ガス雰囲気中で熱処理すること、もしくは、酸素を０．０１ｖｏｌ％以上１００ｖｏｌ％以下を含有するガス雰囲気中で熱処理した後基板表面を０．５μm以上１．０μm以下研磨して基板表面を鏡面とすることが、好ましい。

【００１３】

【発明の実施の形態】

以下に、本発明について詳細に説明する。

【００１４】

本発明のシリコン半導体基板は、ＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板であって、少なくとも基板表面から深さ１μmまでの領域において、直径換算で０．１μm以上の結晶欠陥の密度が１０^4 個／ｃｍ^3 以下であることが必要である。我々は、シリコン半導体基板のデバイス作成領域における結晶欠陥について検討を加えた結果、デバイスの構造的な破壊を確実に引き起こす欠陥は、直径換算で０．１μm以上の大きさを持つものであり、この大きさより小さい欠陥は障害にならないことが多いことを見出した。また、シリコン半導体基板のデバイス作成では、表面から深さ１μmまでの領域の欠陥が歩留まりに大きく影響するため、少なくとも基板表面から深さ１μmの領域において、デバイスに有害な欠陥を除去できれば、基板上に作成するデバイスの歩留りを大幅に向上できる。欠陥密度としては体積密度で１０^4 個／ｃｍ^3 以下であれば１ｃｍ×１ｃｍ×１μmの領域に欠陥１個の割合であり、現在のデバイスの大きさを考慮するとほぼ十分な欠陥密度であると考えられる。

【００１５】

また、さらに本発明のシリコン半導体基板は、基板厚み中心において窒素を１×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下、より好ましくは５×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下、さらには５×１０^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下含有することが好ましい。シリコン単結晶中に窒素を導入することにより、結晶育成時の点欠陥濃度及び点欠陥の凝集挙動が変化して、結晶中に空孔欠陥を変容させ、密度が１０^7 個／ｃｍ^3 以上の酸素析出物が発生するようになる。引上条件によっては変容した空孔欠陥が酸素析出物の密度の５％以下発生する場合がある。基板中の窒素含有量が、１×１０^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 未満では空孔欠陥を変容させることが難しく、１×１０^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 超になると結晶育成の際転位が入りやすくなり、また窒素が酸素と複合欠陥を形成して基板の抵抗を変化させたり

、さらに熱処理により積層欠陥ができやすくなる。なお、基板中の窒素含有量は、ＳＩＭＳ（Ｓｅｃｏｎｄａｒｙ Ｉｏｎ Ｍａｓｓ Ｓｐｅｃｔｒｏｓｃｏｐｙ）を用いることにより測定できる。

【００１６】

さらに本発明においては、前記シリコン半導体基板の窒素含有量が1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下、特に1×10^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下であり、かつ該基板中を二次イオン質量分析法で測定した窒素濃度が、平均信号強度の２倍以上の信号強度を示す窒素偏析による局所濃化部を有するものであることが好ましい。結晶育成の際に導入された窒素は必ずしも結晶内に均一に分布するとは限らない。結晶の育成条件によっては、窒素の局所的な偏析・濃化により平均の窒素濃度もしくは測定下限の２倍以上の強度で局所的な信号強度の増大が認められる場合がある。これはたとえＳＩＭＳで測定された平均の窒素濃度が1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 未満あるいは測定下限以下の場合でもみられることがある。このような場合でも、結晶育成時の点欠陥の凝集の抑制・酸素析出物の生成は十分であり、その後のアニールにより容易に欠陥を消滅させることができる。

【００１７】

また、窒素添加により発生した酸素析出物は、基板厚み中心から表面に向かって酸素濃度が減少する密度分布を持たせることにより、基板表面付近で消滅させることができる。そして、基板厚み中心から表面に向かって結晶欠陥の減少する密度分布がつくられ、基板表面から深さ０．１μｍにおける直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の体積密度が基板厚み中心に比べ２桁以上（１％以下）低下させることが必要である。また基板最表面における直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の面密度も非酸化性雰囲気での熱処理あるいは表面の研磨により１個／ｃｍ^2 以下とすることができる。これらの結晶欠陥（主として酸素析出物）の密度を越えると、デバイスの構造的破壊を引き起こし易くなり、基板上に作成したデバイスの歩留りが悪化してしまう。

【００１８】

このようなシリコン半導体基板の製造方法としては、ＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により上述の条件を満足する基板が得られる製造方法であれば良く、特に限定するものではない。しかしながら、生産性良く効率的に本発明のシリコン半導体基板を製造するためには、1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1.5×10^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下の窒素を含有するシリコン融液を用いてＣＺ法又は磁場印加ＣＺ法により育成したシリコン単結晶から得たシリコン半導体基板を、１０００℃以上１３００℃以下の温度で１時間以上熱処理することが望ましい。窒素の偏析係数は7×10^{-4}であり、1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1.5×10^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下の窒素を含有するシリコン融液を用いれば1×10^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下の窒素を含有した結晶を育成し得る。

【００１９】

また、ＣＺ法もしくは磁場印加ＣＺ法で結晶を育成する際、引上速度をＶ（ｍｍ／ｍｉｎ）とし、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をＧ（℃／ｍｍ）とするとき、Ｖ／Ｇ値を０．２（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）以上の条件のもとで、窒素を1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1.5×10^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下含有するシリコン融液より育成し（通常の引き上げ炉ではこれは引上速度約１．５ｍｍ／ｍｉｎ以上で、結晶中の窒素濃度が1×10^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以上1×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 に対応する）、その結晶から作成した半導体基板を用いることにより、表面無欠陥領域（ＤＺ層）の深さを１μｍ以上より深くすることができる。

【００２０】

上記の様に結晶中に窒素を含有した結晶は、酸素析出物が発生しているため、ウエハ表面の酸素を外方拡散させるだけで欠陥をほぼ完全に消滅させることができる。また変容した空孔欠陥は不安定な形態を持っており、熱処理により容易に消滅する。それに対し、従来の結晶は空孔欠陥を消滅させなければならず、その消滅にはシリコンの点欠陥の吸収放出

及び結晶中の酸素の析出・放出が複雑にからむためその熱処理パターンは複雑になり、熱処理温度も１２００℃程度の高温が必要であり、また雰囲気として水素などの危険なガスを用いないとより完全に消滅させることはできない。本発明の熱処理温度に関しては１０００℃以上１３００℃以下、望ましくは１１００℃以上１２００℃以下が適当である。温度が低いと酸素の外方拡散に多大の時間を要し、温度が高すぎると結晶中の熱平衡酸素固溶度が上がり酸素の外方拡散が起きなくなる。また、１１５０℃以上では高温になればなるほど基板表面の面荒れの問題が生じる。また一般的に、熱処理炉を高温で稼働させる際には予期しない炉体の汚染が生じやすくなるため、その危険性を減少させるためには熱処理温度を低くできることが望ましい。従って、必要なＤＺ層の深さおよび経済的な観点からの熱処理時間の許容時間を勘案しながら、表記の温度範囲でできるだけ低い温度で熱処理することが望ましい。

【００２１】

また、本発明のウエハにおいて内部の酸素析出物は熱処理により成長するため、熱処理ウエハは内部に高密度のゲッタリング層を持つことができる。通常のこの様な表面にＤＺ層を持ち内部に高密度のゲッタリング層を持つ、いわゆるＩＧウエハは３段の熱処理（酸素の外方拡散＋酸素析出核の形成＋酸素析出物の形成）によってのみ作成することができるが、本発明の製造方法を用いれば、通常のＩＧウエハよりもより完全性が高いＤＺ層を持ちかつ内部に高密度のゲッタリング層を持つウエハを一回の熱処理で作成することが可能である。

【００２２】

熱処理雰囲気としてはウエハ表面の酸素濃度を効果的に低減でき、その結果窒素添加により発生した板状析出物を容易に消滅させることができる非酸化性雰囲気が好ましい。非酸化性ガスとしては、経済性の観点からアルゴンガスが望ましい。含有不純物純度、特にガス中の不純物酸素の量を減らすという点ではヘリウムガスを用いる利点があるが、経済性および、ヘリウムガスの大きな熱伝導性に由来する熱処理炉の取り扱いの難しさの等の問題がある。窒素ガスは基板表面に窒化物を形成するため不適当である。水素などの還元性雰囲気もアルゴンガスと同等の効果を持つため使用することが可能であるが、取り扱いの難しさ、特に爆発の危険性があることから、必ずしも適当であるとは言えない。

【００２３】

さらに付記すべきは、熱処理中に混入する不純物の量をできる限り減らす必要があることである。これは、試料の炉体内への挿入時を含む炉内雰囲気中の酸素がＤＺ層の完全性や結晶表面の面荒れに大きな影響を与えるためである。この点に関しては特願平９－２９７１５８号で指摘しているとおりである。また、これには不純物を低減することにより、表層の結晶の完全性をより上げることができることを指摘しており、この効果を用いて熱処理前に結晶表面に存在したＣＯＰピットを平滑化することが可能である。

【００２４】

雰囲気ガスとして非酸化性雰囲気ではなく、酸素を０．０１ｖｏｌ％以上１００ｖｏｌ％以下含む雰囲気を用いることもできるが、この場合は表面の再研磨が必要である。酸素を混合させるメリットとしては前節で指摘した、熱処理中に混入する水分などの不純物の管理をゆるめることができることが挙げられる。具体的な雰囲気としては、アルゴンなどの不活性ガス雰囲気中に酸素を混合したガスが用いられる。混合させる酸素の量としては数％が望ましいが、１００ｖｏｌ％酸素ガスを用いることも可能である。混合量が０．０１ｖｏｌ％未満であると、雰囲気ガスへの水分などの不純物の混入を厳密に管理せねばならなくなり、酸素を混合させるメリットが無くなる。熱処理後のウエハ表面には、熱処理中に発生した酸化膜により結晶欠陥の痕が、化学エッチングのピットのようにウエハ表面に発生するため、表面の再研磨が必要である。欠陥痕を完全に除去するためには表面を０．５μｍ以上研磨する必要がある。また、再研磨量が１．０μｍより大きいと、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度が10^4 個／cm^3 以下である表面無欠陥層の厚みを１μｍ以上とすることが困難である。

【００２５】

以上のように、結晶育成の際に窒素を含有させた結晶を熱処理することにより、従来よりも単純、安全かつプロセス汚染の可能性が少ない熱処理条件で、従来の熱処理ウエハと同等以上の欠陥密度の低減、従来以上の深さのＤＺ層を得ることができる。

【００２６】

【実施例】

以下、実施例で本発明を具体的に説明する。

【００２７】

（参考例）

参考例としてチョクラルスキー法により以下の８つの結晶を引き上げた。酸素濃度は約６．５～８．５×10^{17}ａｔｏｍｏｓ／ｃｍ^3（赤外吸収法によりＪＥＩＤＡの換算係数を用いて測定）であった。いずれの結晶も約４０ｋｇの原料を溶解し、直径１５５ｍｍの約３０ｋｇのインゴットを作成し、ｐ型１０Ωｃｍの結晶を得た。窒素の添加はノンドープのシリコン結晶にＣＶＤ法により窒化膜を形成したウエハを、原料の溶解時に同時に溶かすことにより行った。

【００２８】

１）　窒素添加を行わず引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。

【００２９】

２）　原料の融液中に窒素を７×10^{15}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．１５（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定したが、窒素は検出されず（１×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下）、平衡偏析係数から窒素の濃度を計算すると、結晶中に約５×10^{12}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 となった。

【００３０】

３）　原料の融液中に窒素を５×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．１５（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定したが、窒素は検出されず（１×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 以下）、平衡偏析係数から窒素の濃度を計算すると、結晶中に約４×10^{13}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 となった。

【００３１】

４）　原料の融液中に窒素を３×10^{17}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．１５（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。平衡偏析係数から窒素の濃度を計算すると、結晶中に約２×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 となった。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定すると、窒素を定量することはできなかったが、窒素のバックグラウンドレベルの２倍以上の強度で局所的な窒素信号の増大が認められた。

【００３２】

５）　原料の融液中に窒素を５×10^{17}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．１５（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定した結果、結晶中の窒素濃度は約５×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 であった。またこのＳＩＭＳ測定の際、平均的な窒素の信号に対して、２倍以上に局所的に増加する窒素濃度の増大が認められた。

【００３３】

６）　原料の融液中に窒素を５×10^{17}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度２ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．３（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定した結果、結晶中の窒素濃度は約５×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 であった。またこのＳＩＭＳ測定の際、平均的な窒素の信号に対して、２倍以上に局所的に増加する窒素濃度の増大が認められた。

【００３４】

７）　原料の融液中に窒素を５×10^{18}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。このときのＶ／Ｇは０．１５（ｍｍ^2 ／℃ｍｉｎ）である。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定した結果、結晶中の窒素濃度は約５×10^{15}ａｔｏｍｓ／ｃ

m^3 であった。またこのＳＩＭＳ測定の際、平均的な窒素の信号に対して、２倍以上に局所的に増加する窒素濃度の増大が認められた。

【００３５】

８）　原料の融液中に窒素を2×10^{19}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 添加し、引上速度１ｍｍ／ｍｉｎで結晶を育成した。途中結晶がポリ化したが、インゴットの上部から無転位の単結晶が得られた。結晶の窒素濃度をＳＩＭＳで測定した結果、結晶中の窒素濃度は約1.5×10^{16}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 であった。またこのＳＩＭＳ測定の際、平均的な窒素の信号に対して、２倍以上に局所的に増加する窒素濃度の増大が認められた。

【００３６】

以上の各結晶から作成したウエハのＣＯＰ密度を測定したところ表１のようになった。

【００３７】

（実施例１）

参考例５）および参考例７）のウエハを本発明の熱処理条件により処理を行った。８００℃で炉内に挿入し、挿入後１０℃／ｍｉｎで昇温し１１００℃で８時間保持した後、－１０℃／ｍｉｎで降温し８００℃で基板を取り出した。熱処理に用いたガスはコールドエバポレーターにより供給されたアルゴンガスをユースポイントで純化装置により生成したガスを用いた。ガス中の不純物濃度は５ｐｐｍ以下であった。このガスを上記熱処理を通して雰囲気として用いた。また基板の挿入時には炉前に設けられたパージボックスによりパージを行い、試料を待機させている炉前の雰囲気が不純物５ｐｐｍ以下のアルゴン雰囲気になったことを確認した後、炉口を開け、基板を挿入した。

【００３８】

熱処理後の基板厚み中心の窒素濃度は、基板を劈開してＳＩＭＳで測定したところ、約5×10^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^3 であった。

【００３９】

熱処理後の基板表面のＤＺ層の品質を評価するために、熱処理後の各基板表面に１０００℃の乾燥酸素雰囲気で２５ｎｍの酸化膜を形成し、酸化膜耐圧を測定した。耐圧測定に用いた電極は２０ｍｍ^2 のポリシリコン電極であり、判定電流は１μＡである。結果を表３に示す。良品の割合を示す８ＭＶ以上の耐圧を示したいわゆるＣモード破壊を示した酸化膜の割合は９９％とほぼ全ての酸化膜が良品であり、熱処理を行わなかった場合の２０％に比べ大幅な改善が認められた。また判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものの割合は９５％であった。

【００４０】

さらに熱処理後の欠陥密度を調べるため、改めて上記と同じ熱処理を行った基板を作成し、アンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返して表面を合計０．１μｍエッチングし、この際に増加した直径換算０．１μｍ以上のＣＯＰの数より欠陥密度を算出した。結果を表２に示す。熱処理後の表面のＣＯＰ密度は１４個／ウエハであり、約０．１個／ｃｍ^2 であった。さらにアンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返してもＣＯＰの数は１４個／ウエハであり、ＣＯＰの増加は認められなかった。このことから、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は10^3 個／ｃｍ^3 未満であることがわかった。

【００４１】

このウエハのＤＺ層内の欠陥の密度を調べるため、この基板の表面を鏡面研磨により１μｍ研磨し、ＣＯＰの測定を行った。鏡面研磨後には０．１μｍ以上のＣＯＰは２０個／ウエハであったが、アンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返すことにより表面を０．１μｍエッチングした後に０．１μｍ以上のＣＯＰを測定すると２５個／ウエハであり、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は約3×10^3 個／ｃｍ^3 であった。

【００４２】

この１μｍ研磨した状態での酸化膜耐圧を測るために、上記と同様な酸化膜耐圧測定を行った。判定電流は１μＡで８ＭＶ以上の耐圧を示した酸化膜の割合は９５％と９９％であり、判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものの割合はいずれも９２％であった。

【００４３】
さらに深いところのＣＯＰの密度を測定するためにさらに２μｍ鏡面研磨を行い（元の表面から計３μｍ）、０．１μｍ以上のＣＯＰの密度を測定すると２０個／ウエハであった。前節と同様に、アンモニア過酸化水素洗浄を繰り返し０．１μｍエッチングした後ＣＯＰを測定するとの７０個／ウエハであった。このことから表面下３μｍの直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は3×10^{4} 個／cm^{3} と見積もられた。
【００４４】
基板内部での欠陥密度を測定するために、赤外トモグラフにより基板厚み中心の直径換算で０．２μｍ以上の欠陥の密度を測定したところ7×10^{6}個／cm^{3} であり、０．１μｍ以上の欠陥密度はさらに多くなる。この基板の表面から深さ０．１μｍにおける欠陥密度は10^{3} 個／cm^{3} 未満であることから、基板内部に比べ１％以下の欠陥密度であることがわかった。
【００４５】
なお、このウエハは、基板内部においても積層欠陥等の別種の欠陥も認められず、高品質なシリコンウエハであることが確認された。
【００４６】
（実施例２）
参考例６）のウエハを本発明の熱処理条件により処理を行った。実施例１の熱処理と同等の熱処理を参考例６）の結晶から作成したウエハに施した。熱処理後基板を劈開しＳＩＭＳにより基板厚み中心の窒素濃度を測定したところ約5×10^{14}ａｔｏｍｓ／cm^{3} であった。
【００４７】
同様に熱処理を行ったウエハの表面の０．１μｍ以上のＣＯＰを測定した（表２）ところ１２個／ウエハであり、約０．１個／cm^{2} であった。さらにアンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返し、表面を０．１μｍエッチングした後測定を行っても数は変化せず１２個／ウエハであった。このことから、熱処理によりウエハ表面の直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は1×10^{3} 個／cm^{3} 未満であることがわかった。
【００４８】
実施例１と同様に熱処理後の酸化膜耐圧を調べた（表３）ところ、判定電流１μＡで８ＭＶ以上の割合が９９％であり、判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものの割合は９５％であった。
【００４９】
このウエハのＤＺ層内の欠陥の密度を調べるため、この基板の表面を鏡面研磨により１μｍ研磨し、ＣＯＰの測定を行った。鏡面研磨後には０．１μｍ以上のＣＯＰは１０個／ウエハであったが、アンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返すことにより表面を０．１μｍエッチングした後０．１μｍ以上のＣＯＰを測定すると１０個／ウエハであり、深さ１μｍの領域でも直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は1×10^{3} 個／cm^{3} 未満であった。
【００５０】
１μｍ研磨の状態での酸化膜耐圧を調べたところ、判定電流１μＡで８ＭＶ以上の割合が９９％であり、判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものの割合は９５％であった。このことから、酸化膜耐圧の観点からも熱処理後の最表面と深さ１μｍでの結晶の状態がほぼ同等であることがわかった。
【００５１】
さらに、ＤＺ内部の欠陥の状態を調べるために鏡面研磨によりさらに２μｍ（最初の表面より３μｍ）を研磨し、研磨後の０．１μｍ以上のＣＯＰを測定すると１６個／ウエハであった。アンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返し、表面を０．１μｍエッチングした後測定を行うと２１個／ウエハであり、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度は3×10^{3} 個／cm^{3} と見積もられた。また酸化膜耐圧の値は判定電流１μＡで８ＭＶ以上の割合が９５％であり、判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものの割合は９０

％であった。従って、実施例１の結果と比較すると、結晶育成時の引上速度を速めることにより表面からより深くまで欠陥を消滅させることができることが示された。

【００５２】

基板内部での欠陥密度を測定するために、赤外トモグラフにより基板厚み中心の直径換算で０．２μｍ以上の欠陥の密度を測定したところ９ｘ１０^{6}個／ｃｍ^{3} であり、０．１μｍ以上の欠陥密度はさらに多くなる。この基板の表面から深さ０．１μｍにおける欠陥密度は１×１０^{3} 個／ｃｍ^{3} 未満であることから、基板内部に比べ１％以下の欠陥密度であることがわかった。

【００５３】

なお、このウエハは、実施例１と同様に基板内部においても積層欠陥等の別種の欠陥も認められず、高品質なシリコンウエハであることが確認された。

【００５４】

（参考例９）

参考例６）の結晶から作成したシリコン基板を８００℃で炉内に挿入し、挿入後１０℃／ｍｉｎで昇温し１１００℃で８時間保持した後、－１０℃／ｍｉｎで降温し８００℃で基板を取り出した。但し、実施例１と異なり、挿入時以降の熱処理雰囲気を５％の酸素を含むアルゴン雰囲気とした。熱処理後の基板の厚み中心の窒素濃度を実施例１と同様に測定したところ約５×１０^{14}ａｔｏｍｓ／ｃｍ^{3} であった。

【００５５】

熱処理後の基板表面のＤＺ層の品質を評価するために、上記と同様な酸化膜耐圧の測定を行った（表３）ところ、判定電流１μＡでは８ＭＶ以上の耐圧を示した割合は９０％であり、実施例１に記載の非酸化性雰囲気で熱処理した場合に比べ劣っていた。また判定電流１００ｍＡで１１ＭＶ以上の耐圧を示したものは１７％であった。

【００５６】

熱処理後の０．１μｍ以上のＣＯＰを調べるために、改めて上記と同じ熱処理を行った基板を作成した。熱処理後の表面のＣＯＰ密度は約６０００個／ウエハであり、４０個／ｃｍ^{2} であった。さらに、アンモニア過酸化水素水洗浄を繰り返すことにより表面を０．１μｍエッチングしたのち０．１μｍ以上のＣＯＰを測定してもＣＯＰの増加は誤差の範囲内であり、欠陥はほぼ消滅していると考えられるものの、繰り返し洗浄前でも存在していた６０００個／ウエハのＣＯＰのために正確なＣＯＰ体積密度を求めることはできなかった。

【００５７】

このように酸素を含む雰囲気で熱処理を施したままの基板表面には、結晶欠陥痕が発生するため、十分な品質を確保できないことがわかる。

【００５８】

（実施例３）

参考例９で得られた基板について、表面の欠陥痕を取り除くため熱処理後表面を１μｍ鏡面研磨した基板を作成した。研磨後の表面の０．１μｍ以上のＣＯＰは１４個／ウエハであり、約０．１個／ｃｍ^{2} であった。さらにアンモニア過酸化水素水洗浄を同様に繰り返してＣＯＰの体積密度を測定すると１×１０^{3} 個／ｃｍ^{3} であった（表２）。１μｍ研磨後のウエハに作成した酸化膜の耐圧を調べた（表３）ところ、判定電流１μＡでの８ＭＶ以上の割合が９５％、１００ｍＡで１１ＭＶ以上のものが９０％であった。

【００５９】

この熱処理後１μｍ研磨した基板の深さ方向の欠陥分布を調べるため、さらに、表面を１μｍ追加研磨をおこなった（熱処理前の基板表面から合計２μｍの研磨）。この基板の直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度をアンモニア過酸化水素水の繰り返し洗浄により測定すると、９×１０^{3} 個／ｃｍ^{3} であった。酸化膜の耐圧を調べたところ、判定電流１μＡでの８ＭＶ以上の割合が９０％、１００ｍＡで１１ＭＶ以上のものが８５％であった。

【００６０】

基板内部での欠陥密度を測定するために、赤外トモグラフにより基板厚み中心の直径換算で０．２μｍ以上の欠陥の密度を測定したところ９ｘ１０^{6}個／ｃｍ^{3} であり、０．１μｍ以上の欠陥密度はさらに多くなる。この基板の表面から深さ０．１μｍにおける欠陥密度は１×１０^{3} 個／ｃｍ^{3} であることから、基板内部に比べ１％以下の欠陥密度であることがわかった。

【００６１】

以上の結果から、熱処理後のウエハを１μｍ研磨して表面のＣＯＰを除去することにより、直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度が１×１０^{4} 個／ｃｍ^{3} 以下である無欠陥層の深さが１μｍ以上であるウエハが作成できることがわかった。

【００６２】

なお、このウエハも、基板内部において積層欠陥等の別種の欠陥も認められず、高品質なシリコンウエハであることが確認された。

【００６３】

（参考例１０）

実施例３の基板をさらに１μｍ研磨（熱処理前の基板表面から３μｍ）後、同様に直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度を測定すると７×１０^{5} 個／ｃｍ^{3} であり（表２）、酸化膜耐圧は判定電流１μＡでの８ＭＶ以上の割合が７５％、１００ｍＡで１１ＭＶ以上のものが３０％であり（表３）、過剰な研磨を施すと、特性が劣化することもわかった。

【００６４】

（比較例１）

参考例の結晶の酸化膜耐圧の特性を上記と同様な方法で評価した。その結果を表４に示す。

【００６５】

（比較例２）

参考例１）、２）の結晶に対して実施例１の熱処理を行い、表面及び深さ１μｍ、３μｍのＣＯＰ密度及び酸化膜耐圧の測定した結果を表５、６に示す。いずれの場合も深さ１μｍでの直径換算で０．１μｍ以上の結晶欠陥の密度が１×１０^{4} 個／ｃｍ^{3} をこえており、また酸化膜耐圧の値も実施例に比べ悪くなっていることがわかる。

【００６６】

（比較例３）

参考例８）の結晶に対し実施例１の熱処理を行い、表面及び深さ１μｍ、３μｍのＣＯＰ密度及び酸化膜耐圧の測定した結果を表５、６に示す。直径換算で０．１μｍ以上のＣＯＰ密度は本発明の範囲であり、また実施例１にくらべ酸化膜耐圧もほぼ同等であったものの、結晶内部に発生した直径約１０μｍの積層欠陥が基板内部より表面まで突き出していて、基板表面における直径換算０．１μｍ以上の結晶欠陥の面密度が５個／ｃｍ^{2} であり、深さ１μｍまでの直径換算０．１μｍ以上の結晶欠陥の体積密度としては５×１０^{4} 個／ｃｍ^{3} となり、デバイスの作成には適さない基板となっていた。

【００６７】

（実施例４）

参考例３）、４）の結晶を実施例１の熱処理を行い、表面及び深さ１μｍ、３μｍのＣＯＰ密度及び酸化膜耐圧の測定した結果を表７、８に示す。熱処理後に基板を劈開しＳＩＭＳにより基板厚み中心の窒素濃度を測定したが、参考例３）、４）いずれの結晶も、窒素の定量はできなかった。しかしながら、バックグラウンドの信号強度の２倍以上の信号強度で窒素の局所的な信号の増大が認められた。

【００６８】

【表１】

0.1μm以上のCOPの数(個/6インチウエハ)

結晶	1）	2）	3）	4）	5）	6）	7）	8）
A	20000	20000	20000	10000	0	0	0	0
B	40000	40000	40000	50000	60000	80000	60000	60000

Aはアンモニア過酸化水素水の繰り返し洗浄を行う前のCOP個数、
Bはアンモニア過酸化水素水の繰り返し洗浄により表面を片側
0.1μmのエッチングを行った後のCOP個数

【００６９】
【表２】

実施例1、2、3の熱処理後の0.1μm以上のCOP密度(個/cm^3)

	実施例１	実施例１	実施例２	実施例３
結晶	５）	７）	６）	６）
表面	＜１Ｅ＋０３	＜１Ｅ＋０３	＜１Ｅ＋０３	－
１μm研磨	３Ｅ＋０３	３Ｅ＋０３	＜１Ｅ＋０３	１Ｅ＋０３
３μm研磨	３Ｅ＋０４	３Ｅ＋０４	３Ｅ＋０３	７Ｅ＋０５

（７Ｅ＋０５）は参考例１０

【００７０】
【表３】

実施例1、2、3の酸化膜耐圧(単位%)

	判定電流	実施例1	実施例1	実施例2	実施例3
結晶		5）	7）	6）	6）
表面	1μA	99	99	99	90
	100mA	95	95	95	17
1μm研磨	1μA	95	99	99	95
	100mA	92	92	95	90
3μm研磨	1μA	90	95	95	75
	100mA	80	85	90	30

【００７１】
【表４】

参考例1)～7)の結晶の酸化膜耐圧(単位%)

結晶	1)	2)	3)	4)	5)	6)	7)	8)
A	23	23	20	10	0	0	0	0
B	8	8	0	0	0	0	0	0

【００７２】
【表５】

比較例2、3の0.1μm以上のCOP密度(個/cm^3)

	比較例２	比較例２	比較例３
結晶	1)	2)	8)
表面	＜1E+03	＜1E+03	＜1E+03
1μm研磨	3E+05	3E+05	5E+03
3μm研磨	3E+05	3E+05	5E+04

【００７３】
【表６】

比較例2、3の熱処理後の酸化膜耐圧(単位%)

		判定電流	比較例２	比較例２	比較例３
	結晶		１）	２）	５）
表面		１μＡ	９５	９９	９９
		１００ｍＡ	９２	９５	９５
１μｍ研磨		１μＡ	７５	７５	９０
		１００ｍＡ	１７	１７	８０
３μｍ研磨		１μＡ	３２	３２	９０
		１００ｍＡ	１３	１３	８０

【００７４】
【表７】

実施例４の0.1μｍ以上のCOP密度(個/cm^3)

	実施例４	実施例４
結晶	３）	４）
表面	＜１Ｅ＋０３	＜１Ｅ＋０３
１μｍ研磨	１Ｅ＋０４	５Ｅ＋０３
３μｍ研磨	５Ｅ＋０４	３Ｅ＋０４

【００７５】
【表８】

実施例４の熱処理後の酸化膜耐圧(単位%)

	判定電流	実施例４	実施例４
結晶		3)	4)
表面	１μA	９５	９９
	１００mA	９２	９５
１μm研磨	１μA	９０	９２
	１００mA	８５	９０
３μm研磨	１μA	７０	９０
	１００mA	６０	８０

【００７６】
【発明の効果】
本発明のシリコン半導体基板は、デバイス形成領域の結晶欠陥が極めて少ないので、基板上に作成される半導体デバイスの歩留りが向上するとともに、その信頼性も高まるため、デバイス作成プロセスにおける生産性向上並びにコスト低減に寄与すると言う効果を有する。
【００７７】
また、本発明のシリコン半導体基板の製造方法によれば、シリコン半導体基板中の空孔欠陥を効果的に消滅させることができるとともに、酸素析出物もその大きさが小さいために簡便な熱処理によって容易に消滅できることから、半導体デバイス作成に必要な高品質な単結晶表面層を有するシリコン半導体基板を生産性良く製造することが可能となった。

フロントページの続き

(74)代理人 100130971
弁理士 都祭 正則
(72)発明者 碇 敦
神奈川県川崎市中原区井田３－３５－１ 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(72)発明者 坂本 光
神奈川県川崎市中原区井田３－３５－１ 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(72)発明者 中居 克彦
神奈川県川崎市中原区井田３－３５－１ 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(72)発明者 星野 泰三
山口県光市島田３４３４番地 ニッテツ電子株式会社内

合議体
審判長 板橋 一隆
審判官 宮澤 尚之
審判官 大工原 大二

(56)参考文献 特開平１０－０９８０４７（ＪＰ，Ａ）
特開平１１－３２２４９１（ＪＰ，Ａ）
特開平０４－２１５４２３（ＪＰ，Ａ）
特開平０８－１６２４６１（ＪＰ，Ａ）
特開平１１－１３５５１１（ＪＰ，Ａ）
R. S. Hockett, The SIMS measurement of nitrogen in nitrogen-doped CZ-silicon, Proceedings of the sixth international conference on secondary ion mass spectrometry (SIMS VI), 1988, pp. 441-444
D. Graf, Characterization of crystal quality by delineation of cop and the impact on the silicon wafer surface, Proceedings of the fourth international symposium on high purity silicon, 1996, pp. 117-131
D. Graf, Characterization of crystal quality by crystal originated particle delineation and the impact on the silicon wafer surface, Journal of the electrochemical society, 1998, Vol. 145, No. 1, pp. 275-283

(58)調査した分野(Int.Cl., ＤＢ名)
C30B1/00-35/00
H01L21/02
H01L21/322