二波長光散乱によるウエハ全面における 表層欠陥のサイズと深さの計測技術 (OSDA)

武 田 一 男

(株)日立製作所中央研究所 ☎ 185 8601 東京都国分寺市東恋ヶ窪 1 280

(2000 年 7 月 13 日受理)

Simultaneous Measurement of Size and Depth of Each Defect in a Silicon Wafer Using Light Scattering at Two Wavelengths: (OSDA)

Kazuo TAKEDA

Hitachi, Ltd., Central Research Laboratory

1 280 Higashi-koigakubo, Kokubunji, Tokyo 185 8601

(Received July 13, 2000)

In order to inspect quality of the silicon wafer surface region where devices are to be fabricated, an instrument named Optical Shallow Defect Analyzer (OSDA) was developed. The OSDA can estimate the size and depth of the defect by measuring scattered light from each defect at two wavelengths having different penetration depths in Si. The principle of OSDA measurement is based on the Beer-Lambert law. In this review, the validity, the limitation and applications of the OSDA measurement are described. The validity were checked by TEM observation of the defects detected with OSDA. The applications include measurements of grown-in defects in various Czochralski (CZ) Si wafers and epitaxial wafer, and discrimination between inner defects and surface pits, *e.g.* crystal originated particles (COPs) induced by thermal oxidation.

1. 序 論

Si ウエハ表面近傍の微小欠陥計測は、デバイスのゲート耐圧不良や接合リーク不良、アイソレーションリーク等の対策の点から重要性を増している^{1,2)}。この傾向は、CZ ウエハ（引き上げ法で製作した結晶を用いたウエハ）からエピウエハ（CZ ウエハの表面にエピタキシャル層を形成したウエハ）への切り替え需要、さらに低コストかつ低欠陥化の改良 CZ ウエハの需要などからも推察される。このようにウエハ全表面の非破壊欠陥評価の必要性が 1996 年頃から高まってきた。非破壊評価および高速計測に適している方法としては、光散乱による欠陥計測技術がある。Si を透過する赤外線を照射光に用いて内部欠陥を散乱光で検出する赤外散乱トモグラフィ^{3,4)}と Si の吸収帯内の波長の光散乱で欠陥を検出する方法^{5,6)}がある。前者の方法は、赤外線検出器の感度の問題が有り高スループット計測には適さず微小領域を測

定対象とし 10^2 個/mm³ 以下の低密度欠陥の評価は困難である。また、後者は光電子増管が利用でき高スループット計測が可能だが照射光が深さによって減衰するために内部欠陥のサイズ評価が不可能であるという問題がある。本解説では、これらの問題を 2 波長の散乱光に Beer-Lambert 則を適用して得られる原理によって解決し、初めてウエハ全面で欠陥サイズと深さを計測可能とした方法^{7-9, 23, 24)}について解説する。この方法では検出感度についてポリスチレン換算粒径 50 nm の欠陥まで検出し、深さの計測範囲は表面から約 0.5 μm まで（正確には欠陥サイズに依存する）であり、計測時間は 8 インチウエハ全面当たり 80 分である。この技術では、Fig. 1 に示すように二波長光（532 nm と 810 nm）をウエハ表面に照射し、欠陥からの散乱光強度を各波長別に測定し、欠陥の深さ位置とサイズを求める。この装置を、“Optical Shallow Defect Analyzer (OSDA)” と名付け、この方法を OSDA 法とした。以下に、本原理とこの計測法によって明らかになった事象を紹介する。

E-mail: Kazuo-cr1.Takeda@c-net3.crl.hitachi.co.jp

Fig. 1 Measurement system of OSDA.^{7-9, 24)} Two laser beams at 532 nm and 810 nm are illuminated on the surface of a wafer at an incidence angle of 75 ° and an p-polarized state. Two signal intensities of light scattered from a defect are measured all over the surface by single spiral scanning. The size and depth of each defect are obtained using the two signal intensities.

2. OSDA 法の原理

2.1 欠陥の深さ計測

OSDA 法の原理では、吸収体内の照射光強度は侵入する深さに対し指数関数的に減衰するという Beer-Lambert 則を利用する。この法則は、物質中での光吸収によってその光強度が進行方向の距離（深さ Z ）に対して指数関数的に減衰し以下の式で表現される。

$$I_z = I_0 \exp\left(-\frac{2Z}{\Gamma}\right) \quad (1)$$

但し、 I_0 および I_z はそれぞれ表面と深さ Z での照射光強度を示し、 Γ は光の振幅が $1/e$ （強度は $1/e^2$ ）となる侵入深さを示している。Fig. 2 は Si の吸収係数が約 10 倍異なる波長 810 nm の光と波長 532 nm の光との Si 中における入射光強度の深さ依存性を示したものである。縦軸は、表面での強度を 1 として規格化した。この図より 2 波長の入射光強度の対数の差、即ち強度比の対数は深さ (Z) に比例することがわかる。これを式で表すと、

$$Z \propto \log(I_{810}/I_{532}) \quad (2)$$

ただし、 I_{810} と I_{532} は、それぞれ 810 nm と 532 nm の波長の深さ Z での照射光強度である。これらの量は物質内の光強度であり直接測定可能ではないため、このままでは測定原理として利用することができない。そこで、測

Fig. 2 Incident light intensities in silicon vs depth.²⁴⁾ The relative intensities are calculated using Beer-Lambert and the optical constant of silicon. The logarithm of the ratio of the two irradiation light intensities is proportional to the depth.

定可能な量で式 (2) を表現することを考える。欠陥で散乱し物質外に出てくる散乱光の強度は、内部での照射光強度に比例する量であり、測定可能な量である。この散乱光強度を用いて式 (2) を表現することを次に考える。

ウエハ表面へ波長 λ の光を入射角度 θ_i で照射した場合に、物質内部の欠陥で散乱し物質外部で検出される散乱光の強度を以下のように導出する。まず、照射光の減衰過程、散乱過程、散乱光の減衰過程にわけて考える。照射光が減衰しながら物質内へ侵入し、深さ Z に存在する欠陥まで達しそこで散乱する。その散乱光がさらに減衰しながら表面に達し外へ出てくる散乱光強度 S_λ は以下の式で表される。

$$S_\lambda = T_{is} T_{sa} T_{oa} \sigma_\lambda \exp\left[-\frac{2Z}{\Gamma_\lambda} \left(1 + \frac{1}{\cos\theta_i \sin^2(\theta_i/n_\lambda)}\right)\right] \quad (3)$$

但し、 T_{is} と T_{sa} はそれぞれ表面での物質内への照射光の透過率と散乱光の表面での物質内から外への透過率、 T_{oa} は表面での波長 λ の照射光強度、 σ_λ は欠陥の波長 λ における散乱断面積、 n_λ は試料の波長 λ での屈折率である。

ここでは、欠陥で発生した散乱光が表面で反射し、その散乱光が欠陥に照射され元の照射光と干渉が生じる現象は無視している。なぜならば、元の照射光強度に比べて欠陥からの散乱光強度は一般に 10 の 6 乗程度小さくこの干渉項は無視する。散乱光式 (3) を $\lambda = 532$ nm と $\lambda = 810$ nm について 2 つの式を書き下し、2 つの式を深さ Z について解くと以下の式が得られる。

$$Z = C_1 \log\left[C_2 (S_{810}/S_{532}) \left\{ \sigma_{532}/\sigma_{810} \right\}\right] \quad (4)$$

但し、 C_1 と C_2 は欠陥に依存しない定数であり、以下のように表される。

$$C_1 = \frac{1}{\frac{2}{\Gamma_{532}} \left(1 + 1 / \left\{ \cos \left(\sin^{-1} \left(\sin \theta / n_{532} \right) \right) \right\} \right) - \frac{2}{\Gamma_{810}} \left(1 + 1 / \left\{ \cos \left(\sin^{-1} \left(\sin \theta / n_{810} \right) \right) \right\} \right)} \quad (5)$$

$$C_2 = \frac{I_{532} T_{532} T_{532}}{I_{810} T_{810} T_{810}} \quad (6)$$

ここで、欠陥による散乱がレーリー散乱¹¹⁾で記述されると仮定すると、以下の関係式が成立する。

$$\frac{\sigma_{532}}{\sigma_{810}} = \left(\frac{\lambda_{810}}{\lambda_{532}} \right)^4 = \text{constant} \quad (7)$$

この関係式を式(4)に代入することによって次の式を得る。

$$Z = C_1 \ln(S_{810}/S_{532}) + C_3 \quad (8)$$

但し、 C_3 は、欠陥に依存しない定数であり、次のように表される。

$$C_3 = C_1 \ln[C(\lambda_{810}/\lambda_{532})^4] \quad (9)$$

式(8)は、欠陥の深さが2波長の散乱光強度によって評価可能であることを示しており、OSDAの基本式である。この式(8)は、式(2)を計測可能な散乱光強度で表したものに対応する。

2.2 欠陥のサイズ計測

Fig. 2 に示したように532 nmの入射光強度に対して810 nmの入射光強度の深さによる減衰量が約1/10であり、532 nmの散乱光信号が検出可能な程に深さが浅い表面領域では810 nmの散乱光強度の深さによる減衰は無視できる。532 nm散乱光信号で検出される欠陥は十分浅くその欠陥の810 nm散乱光信号は深さによる減衰が無視できるため、その信号強度から直接にレーリー散乱理論¹¹⁾を用いて欠陥サイズが求められる。そこで、波長810 nmの散乱光強度に注目し、以下に欠陥サイズ計測のための関係式を求めることを考える。レーリー散乱では、散乱断面積は欠陥サイズ d (欠陥を同一体積の球と見なした場合の直径)の6乗に比例し、以下のように表される。

$$\sigma_{810} = C_5 d^6 \quad (10)$$

但し、 C_5 は欠陥の屈折率と周囲物質の屈折率に依存する定数である。欠陥の種類が異なれば、 C_5 が異なることに注意しなければならない。式(10)を波長810 nmの散乱光強度の式(3)に代入すると次の式が得られる。

$$\ln d = \frac{1}{6} \ln S_{810} - \frac{1}{6} \ln(C_5 C_6) + \frac{Z}{3 \Gamma_{810}} \left(1 + \frac{1}{\cos \left(\sin^{-1} \left(\sin \theta_{810} / n_{810} \right) \right)} \right) \quad (11)$$

但し、 C_6 は欠陥に依存しない定数である。ここで、右辺の第3項の値のオーダーを考える。 Γ_{532} および Γ_{810} の値は、1.9 μm と 21 μm である。今 $Z = 0.5 \mu\text{m}$ 、シリコンの屈折率約4、 $\theta = 75$ 度を代入して第3項の値を求める

と0.1となる。したがって、欠陥サイズの測定では、深さが $Z = 0.5 \mu\text{m}$ において深さの減衰効果が10%程度であることがわかる。したがって、第3項を無視して、

$$\ln d = \frac{1}{6} \ln S_{810} + C_7 \quad (12)$$

この簡便化した式(12)を欠陥サイズの測定として用いるのが都合がよい。深さの補正が必要な場合は式(11)を用いれば良い。散乱光強度から求められる欠陥サイズは、ウエハ表面に付着させた同じ信号強度を有するポリスチレン標準粒子のサイズ(ポリスチレン換算粒径)で表示するのが便利である。なぜならば、内部欠陥の標準試料は普及しておらず、一般に入手可能な標準試料はサイズの均一なポリスチレン粒子であるためである。

2.3 欠陥のサイズと深さによる表示方法

2波長の散乱光強度をXY軸として検出した欠陥データを2次元散布図で表示することを考える。まず、式(8)を次のように変形する。

$$\ln S_{532} = \ln S_{810} + (C_3 - Z)/C_1 \quad (13)$$

侵入深さが短い波長の信号強度 S_{532} が検出される深さ範囲では、侵入深さが長い波長の信号強度 S_{810} の深さによる減衰効果が小さく無視できるのでサイズは S_{810} のみで決定さる。そこで2波長の散乱光強度による2次元散布図はFig. 3に示すようにサイズ別深さの欠陥分布を示すことができる。式(13)に $Z = 0$ を代入して得られる式が表面を示し、Fig. 3では傾きが1の直線となる。欠陥の検出下限は S_{532} の検出下限で決まり、欠陥の最小検出サイズは S_{532} の検出下限と表面の直線との交点の S_{810} から定まる。

3. 欠陥解析例

3.1 CZ ウエハとエピウエハの欠陥分布の相違

Fig. 4(a)にCZウエハ中で検出した欠陥の分布を2波長の散乱光強度による2次元分布を示す。欠陥分布によって傾き1のラインより下に欠陥が分布していることがわかる。これはOSDA原理によれば、Fig. 3に示したように欠陥は表面より深い位置に分布していることに対応している。また、欠陥の分布の境界が直線になっているということは、深さによる減衰効果が無視できる表面領域の欠陥では2波長の散乱光強度の比率が欠陥サイズにかかわらず一定であることを示しており、式(7)で仮定した条件を満足していることを示している。Fig. 3による欠陥データの表示は、表面を表すラインが傾き1の直線になっている範囲で行わなければならないという

Fig. 3 Two-dimensional plot of two signal intensities in logarithmic scale.²⁴⁾ This plot is based on eq. (13). The surface line is expressed by a line obtained by substituting $Z = 0$ into eq. (13). The minimum detectable size is the size at the intersection of the threshold level for detection and the surface line.

計測の限界を示している。次に、OSDA 計測における深さ計測のスケールを定めるために薄膜エピウエハ（エピ層厚さ $0.3 \mu\text{m}$ ）の欠陥分布を測定した。その結果を Fig. 4 (b) に示す。エピ層中の欠陥密度は基板（CZ 結晶）中に比べて小さいので、欠陥分布が急激に変化する深さがエピ層厚さに対応するとして定数 C_1 を定め、深さスケールを決定した。ここで用いたエピウエハは、エピ層中の抵抗率が基板中と同じ抵抗率のウエハを用いている。なぜならば、抵抗率を制御する不純物濃度によって光の吸収係数および侵入深さが変化するので、通常使用される抵抗率 $100 \Omega\text{mm}$ のウエハを用いた。一般的には、抵抗率に応じて深さのスケールを設定する必要がある。

次に検出した欠陥の面内分布を示す。Fig. 5 (a) (b) にそれぞれ CZ ウエハとエピウエハ（エピ層厚さ $5 \mu\text{m}$ ）の欠陥面内分布を示した。CZ ウエハでは表面から $0.5 \mu\text{m}$ 以内の範囲で 10^3 (個/ mm^2) の密度の欠陥が検出された。これは従来法で得られている欠陥密度とほぼ一致する。これに対し、エピウエハの欠陥密度は従来法では評価不可能であったが CZ ウエハの値より約 2 桁低いことが明らかになった^{9, 10)}。欠陥サイズのウエハ動径位置依存性を比較すると、CZ ウエハの欠陥はサイズ分布に最頻値があり、またウエハ中心でサイズが大きく外周にいくほど小さくなる^{7, 9)}。通常 CZ ウエハの grown-in 欠陥は 1100°C 近傍の温度のみで成長するということが現在わかっている^{12, 13)}。欠陥サイズの動径位置依存性は、

Fig. 4 Two-dimensional contour plots of defect densities of two signal intensities in logarithmic scale.²⁴⁾ (a) As-received CZ-Si wafer: The surface is determined from a contour line of defect density in the CZ-Si wafer. (b) Epitaxial silicon wafer (thickness of the epitaxial layer = $0.3 \mu\text{m}$): The interface between the epitaxial layer and the substrate is determined from the defect distribution in the CZ substrate.

ウエハ中心ほどインゴット引き上げ中の温度冷却速度が小さく成長温度内の滞在時間が長いので欠陥が成長しやすいとして説明される。このことは後節の冷却速度の異なる CZ ウエハの欠陥評価結果とも一致する。これに対して、エピウエハの欠陥サイズ分布はランダムである。エピウエハにおいてエピ層中で検出される欠陥としては、エピ成長前に付着していた表面異物に由来しエピ層厚さ程度に大きくなった積層欠陥が知られている。これ以外に今まで知られていなかった欠陥として OSDA で検出されたエピ層中の欠陥は、Fig. 6 に示すように約 20 nm の球状の最表面に存在する欠陥であり、深い領域に延びてはいないものであった。しかも、その周囲は面内方向に $0.1 \mu\text{m}$ 程度に結晶歪みが広がっていた。そのため、この欠陥はエピ成長終了時に偶然上から降り積もった異物であると判断される。エピ層の欠陥は、エピタキ

Fig. 5 Defect distribution maps and the radial profiles of size distributions of defects in CZ wafer and epitaxial wafer.⁹⁾ (a) Defect map of normal CZ wafer (depth < 0.5 μm , [Oi] = 18 ppma-JEIDA). Defect density: 1.6×10^3 (defects/ mm^2). (b) Defect map of epitaxial layer (depth < 0.5 μm , thickness of the layer = 5.0 μm). Defect density: 4.0×10 (defects/ mm^2).

(a) plan view

(b) cross sectional view

Fig. 6 Plan view image and cross-sectional image of the identical defect detected by OSDA in silicon epitaxial layer.²⁰⁾ (a) Plan view image of a defect in a epitaxial layer. (b) Cross-sectional image of the same defect in (a). FIB μ -sampling technique²⁸⁾ was used for this TEM specimen preparation.

シャル成長工程における異物に起因している欠陥が主であり、面内分布はランダムとなると考えられる。なお、Fig. 6のTEM像観察には、FIBマイクロサンプリング法²⁸⁾を用い、同一欠陥の平面TEM観察と断面TEM観察を可能としている。

3.2 インゴット引き上げ条件の異なるCZウエハの欠陥分布の相違

インゴット引き上げ条件が異なるCZウエハの欠陥密度とサイズ分布をFig. 7に示す^{7, 9)}。(a)の通常引き上げ条件のウエハに比較し、(b)の徐冷却条件(冷却速度が遅い条件)のウエハは欠陥サイズが大きく、欠陥密度が1/5程度に低下していることがわかる。さらに両ウエハともにウエハ中心部の欠陥サイズが周辺部分のものより大きい傾向がある。一方、(c)の低速引き上げ条件のウエハは欠陥密度が10(個/mm³)のオーダーになり、サイズ分布もランダムとなっている。現在の欠陥に関する知見によると、通常条件と徐冷却条件の引き上げ結晶中に発生しているgrown-in欠陥は、八面体ボイド(点欠陥クラスター)であり^{14~16)}、低速引き上げ条件結晶中のgrown-in欠陥は、転位ループ(格子間Siクラスター)であることがわかっている^{17, 18)}。転位ループは、八面体ボイドと異なり格子歪みを伴うために大面積評価が可能なX線トポグラフィーでも検出可能であり、低速引き上げ結晶のX線トポグラフィーによる欠陥密度の評価結果も10(個/mm³)のオーダーであり、OSDA評価結果と一致する¹⁹⁾。サイズについては、式(10)でも転位ループについてはボイド欠陥に比べ周囲との屈折率差が小さいので、OSDA計測では実際より小さめに評価されると考えられる。

3.3 検出欠陥のTEM観察によるサイズと深さの測定値の検証

OSDAによる欠陥のサイズと深さの測定精度を調べるために、CZウエハにおいてOSDA計測によりサイズおよび深さ評価した個々の欠陥をマークし、その同一欠陥の断面および平面のTEM観察によってサイズと深さを調べた²⁰⁾。Fig. 8(a)は5個の欠陥同定によるOSDA評価深さとTEM評価深さとの相関を示したものである。 $\pm 0.1 \mu\text{m}$ の精度を有することがわかる。Fig. 8(b)は7個の欠陥同定によるOSDA評価サイズとTEM評価サイズとの相関を示したものである。シングルボイド欠陥とツインボイドで異なる傾向を示した。すなわち、シングルボイドは比が一定に固定しているが、ツインボイドは比が0.7から1.8までばらつく。この原因としては、ツインボイドの長手方向と照射方向との角度が各欠陥でランダムに変化し、信号強度が変化するためと考えられる。この考え方は球状に近いシングルボイドではなぜ比が一定かということの説明する。Fig. 5やFig. 7のサイズ分布には、この影響が含まれているので、実際のサイズ分布はさらに均一であると考えられる。実際のCZシリコン結晶のgrown-in欠陥のサイズ測定において信号強度が欠陥形状によって変化することは、さらに正確なサイズ計測を行うにはレーリー散乱近似(双極子モーメント一個の輻射場モデル)の解析では不十分であり、任意の散乱体形状に対応する多重極輻射場モデルによる解析かつ欠陥一個毎に散乱断面面積の照射方向依存性を求める計測が必要であることを示している。

3.4 表面ビットと内部欠陥の分離計測

COP (Crystal Originated Particle) は、CZウエハでSi表面の化学エッチング作用を有するSC1洗浄によって散乱断面面積が増大する結晶欠陥起因の光散乱体であり、

Fig. 7 Comparison of defect distribution in various CZ-Si wafer.⁹⁾

Fig. 8 Comparison of OSDA measurement results and TEM observation.²⁰⁾

(a) Depth measurement

Measurement error $< \pm 0.1 \mu\text{m}$

(b) Size measurement

Size by OSDA / Size by TEM = 1.4 for single void defect.

Size by OSDA / Size by TEM = 0.7 ~ 1.8 for twin void defect.

Fig. 9 Change of Crystal Originated Particles (COPs) by thermal oxidation.^{23, 24)} (a) As-received CZ wafer. (b) Tox = 43 nm (950 °C wet oxidation). (c) Tox = 400 nm (1050 °C steam oxidation).

これらの処理によって異物検査機で Particle として検出可能となる欠陥に対して命名された²¹⁾。COP は熱酸化においても観察される^{1, 22)}。ここでは熱酸化で顕在化する COP に着目する。これまで熱酸化膜が厚い程、COP の面内密度が高く、検出信号強度が大きくなることが異物検査機のデータよりわかっている^{1, 22)}。COP として検出される欠陥の一部は AFM 観察によりピットであることがわかっている。しかし、ピットおよび内部欠陥を含めて COP として振る舞う欠陥集団の深さ分布は不明であった。そこで、異なる熱処理を行ったウエハで、酸化膜を除去した後に欠陥の粒径別深さ分布を計測した。

Fig. 9 は未処理ウエハと、酸化膜厚の異なる 2 種類の熱酸化処理したウエハの欠陥を比較したものである。破線領域で示した表面近傍の欠陥の分布と内部欠陥の分布とが分離されて計測されるのがわかる。この分離はポリスチレン換算粒径 100 nm 以上で生じている。酸化膜厚が増大すると共に破線で示した領域の欠陥の数が増加しさらにサイズ分布が大きい方にシフトする傾向が見られる。これらの傾向は COP に関する従来の知見と一致している。したがって、表面近傍の破線領域で示した欠陥は COP に対応すると考えられる^{23, 24)}。以上により熱酸化で増大する COP の挙動は次のように説明される。熱

Fig. 10 Detection of scratches on the surface of mirror polished wafer with polystyrene particles (PSL) on half of the wafer surface.²⁴⁾ (a) Defect map. (b) Signal intensities in PSL converted size.

酸化で表面に形成される酸化膜中に、ボイド欠陥が取り込まれ、酸化膜の除去後も酸化膜中に取り込まれた欠陥の痕跡がピットとして表面に残る。これで COP 密度が熱酸化によって増大する現象が説明される。ボイド欠陥は酸化によって内壁が酸化されサイズが大きくなるため、熱酸化膜が厚いほど COP のサイズ分布が大きくなると説明される。

3.5 デバイス不良原因としての Cu 汚染由来表面欠陥の検出

Cu 汚染した水溶液中にシリコンウエハ表面が曝されると、局所的に Cu 粒子が付着する。その付着した部分の表面では異常酸化が生じ、その後の洗浄でも表面に 20 nm 程度のピットが高密度に残り、DRAM などのデバイスにゲート酸化膜耐圧不良をもたらすことが明らかになってきた²⁵⁾。この不良原因である微小ピットはデバイスメーカー側の受け入れ時における異物検査の検出感度では検出されず、また洗浄後であるため汚染計測でも検出されない。そのために、数か月後のデバイスの完成を待たないと不良がわからずその間に膨大な損失をもたらす結果となる。この予防策として事前に不良ウエハを判定することが重要である。洗浄前の Cu 付着粒子と洗浄後の微小ピットの検出には、OSDA が利用された^{25, 26)}。OSDA により Cu 汚染由来の微小ピットは表面に分布する高密度欠陥として観察され、異常ウエハであることが明確に判定されることがわかった。

3.6 デバイス不良原因としての表面研磨傷の検出

表面ミラー研磨ウエハでは、受入れ後の未処理状態でウエハメーカーの研磨加工に起因と考えられる直線状の欠陥が検出されることが通常である。この欠陥の観察例を Fig. 10 (a) に示す。この図では 80 nm のポリスチレ

ン粒子をウエハの半面に付着させている。その検出の信号強度の分布をポリスチレン換算粒径で示したものが Fig. 10 (b) である。この研磨加工起因と考えられる欠陥は、主にポリスチレン換算粒径 60 nm 以下の検出感度で観察される。その面密度はウエハメーカーによって異なる。この表面ダメージがキャリアライフタイムに及ぼす影響は Ogita らによって調べられており、OSDA で検出される直線状の欠陥が SC 1 洗浄によって除去されるとライフタイムが向上すると報告している²⁷⁾。

このように研磨加工に由来すると考えられる直線状の欠陥は、表面領域を除去する犠牲酸化の厚さが薄くかつゲート酸化膜の厚が薄くなる傾向にあるデバイス製造プロセスにおいて、今後注意が必要と考えられる。

4. ま と め

2 波長光散乱によりウエハ全表面にわたって欠陥のサイズと深さを評価する計測技術 (OSDA) を開発し、CZ ウエハとエピウエハの欠陥特性の違い、CZ ウエハの grown-in 欠陥の結晶成長条件によるサイズ密度の違い等を明らかにした。

謝 辞

OSDA の開発にあたり、日立グループの以下の方々の協力をいただきました。平岩 篤、石田英嗣、渡瀬進一郎、清水博文 (現 日本大学)、松田安司、川村政雄、杉野雄史、大倉 理、磯前誠一、蓑和恭子、松井 繁、前島宗郎、高本佑介、山本周平、富松 聡、梅村 馨、細谷弥生、竹内啓史、佐藤賢一。

文 献

- 1) 山本秀和, 小山 浩: 応用物理 **66**, 662 (1997).
- 2) 清水博文: 応用物理 **66**, 1320 (1997).
- 3) K. Moriya and T. Ogawa: Jpn. J. Appl. Phys. **22**, L 207 (1983).
- 4) T. Ogawa and N. Nango: Rev. Sci. Instrum. **57**, 1135 (1986).
- 5) E.F. Steigmeier and H. Auderset: Appl. Phys. A **50**, 531 (1990).
- 6) T. Abe, H. Takeno and S. Ushio: Extended Abstract of Surface Roughness and Scattering Topical Meeting (OSA), 1992 Technical Digest Series, **14** (Tucson, Arizona, 1992) p. 35.
- 7) K. Takeda, H. Ishida and A. Hiraiwa: Extended Abstract of SSDM'96 (Yokohama, 1996) p. 151.
- 8) 武田一男: 応用物理 **65**, 1162 (1996).
- 9) K. Takeda, H. Ishida and A. Hiraiwa: MRS Symp. Proc. **442**, 37 (1997).
- 10) H. Shimizu, Y. Sugino, N. Suzuki, S. Kiyota, K. Nagasawa, M. Fujita, K. Takeda and S. Isomae: Jpn. J. Appl. Phys. **36**, 2565 (1997).
- 11) C.F. Bohren and E.H. Huffman: "Absorption and Scattering of Light by Small Particles" (Academic Press, New York, 1985).
- 12) 宝来正隆, 西川英志, 田中忠美, 梅野 繁, 奥井正彦: 応用物理 **66**, 720 (1997).
- 13) 降屋 久, 原田和浩, 古川 純: 応用物理 **66**, 724 (1997).
- 14) M. Kato, T. Yoshida, Y. Ikeda and Y. Kitagawara: Jpn. J. Appl. Phys. **35**, 5597 (1996).
- 15) M. Nishimura, S. Yoshino, H. Motoura, S. Shimura, T. Mchedlidze and T. Hikone: J. Electrochem. Soc. **143**, L 243 (1996).
- 16) T. Ueki, M. Itsumi and T. Takeda: Appl. Phys. Lett. **70**, 1248 (1997).
- 17) S. Sadamitsu, S. Umeno, Y. Koike, M. Hourai, S. Sumita and T. Shigematsu: Jpn. J. Appl. Phys. **32**, 3675 (1993).
- 18) 奥井正彦, 田中忠美, 神田 忠, 小野敏昭: 応用物理 **66**, 707 (1997).
- 19) 磯前誠一: private communication.
- 20) K. Minowa, K. Takeda, S. Tomimatsu and K. Umemura: J. Cryst. Growth **210**, 15 (2000).
- 21) J. Ryuta, E. Morita, T. Tanaka and Y. Shimanuki: Jpn. J. Appl. Phys. **29**, L 1947 (1997).
- 22) 藤野直彦, 狩野 勇, 倉本一雄, 小林淳二, 脇山茂, 大森雅司: 応用物理 **66**, 732 (1997).
- 23) 武田一男, 磯前誠一, 大倉 理, 前島宗郎, 松井繁: 第 17 回 LSI テスティングシンポジウム会議録 (大阪, 1997) p. 17.
- 24) K. Takeda, S. Isomae, M. Ohkura, M. Maeshima and S. Matsui: Jpn. J. Appl. Phys. **38**, 3776 (1999).
- 25) Y. Kimura, Y. Yoshida, H. Yamamoto and H. Koyoma: SPIE No. 3510, 169 (1998).
- 26) T. Kobayashi, I. Uchiyama, A. Kimura, S. Oka and Y. Kitagawara: J. Cryst. Growth **210**, 112 (2000).
- 27) Y. Ogita, K. Kobayashi and H. Daio: J. Cryst. Growth **210**, 36 (2000).
- 28) S. Tomimatsu, K. Minowa, K. Umemura, H. Koike, K. Takeda: Extended Abstracts of The 46th Spring Meeting, 1999, The Japan Society of Applied Physics and Related Societies, 464 28 p-ZB-5 (in Japanese).