

偏光解析によるシリコン基板表面粗さの評価

清水秀己

技術教育講座

Evaluation of Surface Roughness for Silicon Substrate by Ellipsometry

Hideki SHIMIZU

Department of Technology, Aichi University of Education, Kariya 448-8542 Japan

1 はじめに

現在の半導体の発展はシリコンテクノロジーを抜きにして語ることはできない。しかし、そのシリコンテクノロジーにおいて、シリコン表面の諸問題はまだまだ山積されていると言っても過言でない。シリコンに限らず表面の問題は取扱いが厄介で、つねに先送りされてきた。シリコンにおいては、結晶成長技術も確立しており、我々は比較的簡単に安価で良質なシリコン結晶を得ることができる。清浄なシリコン表面は、超高真空中で結晶を劈開することによって得られる。そのような特殊な環境下における表面解析研究は多くなされ多くの成果をあげてきた。しかし、大気中、室温といわれる通常環境におけるシリコン表面の研究に関しては途に着いたばかりである。シリコンテクノロジーの発達は、表面の不動態化 (passivation) の成功と言っても過言でない。すなわち、シリコン表面をシリコン酸化膜で被うことでシリコン表面を安定化させる技術である。この技術によって、実用的には表面の安定化に大きな問題がなく、シリコンの表面問題の先送りとなったと考える。

シリコンテクノロジーのたゆまない努力の結果、シリコンを用いた集積回路の集積度の増大は限りなく技術的には見える。しかし、集積度の増大は電流密度の増大を引き起こし、シリコンの半導体としての動作温度に限界を生じる。シリコンに代わるものとして熱的に安定なシリコンカーバイド (炭化硅素, SiC) が高温デバイス材料として有望視されている。筆者らは、大面積の単結晶シリコンカーバイドを得るために、安価で、大面積の良質な単結晶が得られるシリコン上にプラズマアシスト CVD によって単結晶シリコンカーバイドをエピタキシャル成長させている¹⁾。結晶基板材料のバルクの物性はもちろん、表面物性がエピタキシャル成長の初期段階に重大な影響を与える。

よってシリコンカーバイドを成長させるための初期段階であるシリコン基板の洗浄ならびに表面エッチング等の前処理は、エピタキシャル成長の成功の重要な要因になってくる。そこで、筆者らはその前処理について、光を用いた非接触・非破壊かつ高感度・高分解能である偏光解析をもちいてシリコン表面前処理の研究を行った結果、HF 洗浄後100分程度は大気中に曝してもシリコン表面は水素により終端され安定であるという結果を得た²⁾。また、HF 洗浄後酸素濃度の高い純水で洗浄すると表面が酸化されるという結果も得た。さらに、シリコン上に成長したシリコンカーバイドの解析にも偏光解析を用いているが、成長初期段階であるシリコン炭化過程での表面解析において、表面粗さが問題になってきた³⁾。

ここではシリコン表面の表面粗さについて偏光解析による評価を検討した結果を報告する。

2 実験方法

2-1 試料作成

適当な表面粗さをもったシリコンを準備し、その表面粗さを偏光解析することが今回の主目的である。よってその適当な表面粗さをもったシリコン表面を準備する方法としては、粒径のわかった研磨材 (アルミナ) を用いて表面を研磨して適当な表面粗さを作り出す方法が考えられるが、表面研磨による表面粗さは今問題にしている表面粗さより遙かに大きく今回の研究には適当ではないと考えた。他には、アルゴンスパッタリングにより表面を粗す方法、電子顕微鏡のサンプリングに用いられているイオンミリングにより表面を粗らす方法、電解エッチングにより表面を粗す方法等が考えられる。ここで、電解エッチングによる試料作成方法に注目した。シリコン表面酸化の研究の一つとして、陽極酸化法を用いてシリコン表面を酸化し、その酸化膜の諸物性について既に報告した⁴⁾。よって、

Table 1 Conditions of anodic oxidation on Si surface and average, standard deviation and the ratio of them of oxide thickness.

試料	pH	電流密度 (mA/cm ²)	平均値(Å)/標準 偏差(Å)/%
O	-	-	-
A	-	-	-
B	0.92	1.3	1108/ 77/ 7
C	5.95	0.04	53/2.3/ 4
D	9.03	8.9	2564/664/26
E	6.01	0.89	715/169/24
F	5.95	0.89	27/7.7/29

陽極酸化によりシリコン表面を酸化したその酸化膜をフッ化水素でエッチングすることにより、適当な表面粗さをもったシリコン表面が得られると考えた。

ある条件下で陽極酸化されたシリコンウェハを、アセトン（試薬特級）で15分、純水で15分超音波洗浄し、12%フッ酸（試薬特級）により酸化膜を除去し、適当な表面粗さをもったシリコンウェハを準備した。今回用いた試料の作成条件等を Table 1 に示す。試料O, Aは、シリコンウェハを単に通常行っている洗浄とフッ酸によるエッチングを施した試料である。他は、表中の条件で陽極酸化したシリコンを通常洗浄とフッ酸によるエッチングにより酸化膜を除去した試料である。表中の標準偏差は、酸化膜の均一性を調べるために1cm²の範囲で酸化膜の膜厚のマッピングを1mm間隔で100ポイントとった膜厚の標準偏差を示す。すなわち酸化膜厚の均一性を示している。

2-2 偏光解析

偏光解析法（エリプソメトリー）は、物質の表面で光が反射する際の偏光状態の変化を観測してその物質の光学定数（ n ：屈折率、 k ：消衰係数）を決定する方法である。また、物質の表面に吸着層、酸化膜等の薄膜が存在する場合、その膜厚、光学定数を感度良く求めることができる。この方式は、同一光路にある2つの振動成分を使う干渉法であって、光路の乱れが無いため高精度、高感度、その上非破壊、非接触測定ができる。一般に固体表面に直線偏光が斜めの入射角で入射したとき、反射光は楕円偏光となる。この楕円の形を解析することにより、固体表面の情報を得ることができる。固体が吸収のない透明一層膜の場合には、膜の屈折率と膜厚を求めることができる。この測定装置をエリプソメータと呼んでいる。偏光解析ならびにエリプソメータに関する詳細は、過去の報告に示してある²⁾。

今回用いたエリプソメータ（偏光変調エリプソメータ、日本分光工業株式会社製：MEL-30S）の測定条件を Table 2 に示す。自然酸化膜（native oxide film）

Table 2 Some input measurement conditions required in this work.

表示モード	$\Delta - \Psi$
入射角	45.000 °
レスポンス	1 sec
測定波長	632.8nm
測定時間	~10800 sec
データ取込み間隔	10 sec
積算回数	1

成長の可能性が予測されたため、測定時間を10800sec（3時間）に設定した。過去の報告に示したように、シリコンウェハをフッ酸でエッチングしただけで、純水での洗浄を施さなかった場合は、シリコン表面が水素により終端されているためエッチング後1時間程度は安定であるという結果を得ているが²⁾、今回はかなりの表面粗さ（roughness）が存在する試料を測定するため、時間依存性についてもモニターした。

3 実験結果および検討

3-1 Δ - Ψ 測定結果

エリプソメータにより、それぞれの試料の Δ - Ψ の時間に対する変化を測定した。Table 3 に前処理後5分程度以内で測定した初期値を示す。試料Oに関するデータは、我々がシリコンカーバイドの偏光解析の際に用いているシリコン基板の光学定数（ $n=4.119$, $k=0.154$ ）に対応する Δ - Ψ （179.21, 35.13）である。この値は、通常の前処理後、シリコンウェハを10mm×10mmの範囲で、1mmの間隔で100ポイントの測定を行った平均値である。尚、その際の Δ - Ψ の標準偏差はそれぞれ、0.088deg, 0.053degであった。試料Aに関するデータは、前処理が試料Oと同様であるにもかかわらず、 Ψ の値はほぼ同じであるが、 Δ の値は、少し低めを示した。試料Bに関するデータは、試料Aと同様に Ψ の値は試料Aと同程度であったが、 Δ の値は、かなり低めを示した。試料Cから試料Fのデータは、試料Oのデータとはかなり異なり、 Ψ の値が大きく変化していること

Table 3 Δ - Ψ data measured within 5 min after the pretreatment.

試料	Δ (deg)	Ψ (deg)
O	179.21	35.130
A	179.02	35.150
B	178.83	35.115
C	179.07	35.296
D	179.11	34.875
E	179.37	35.020
F	179.25	34.898

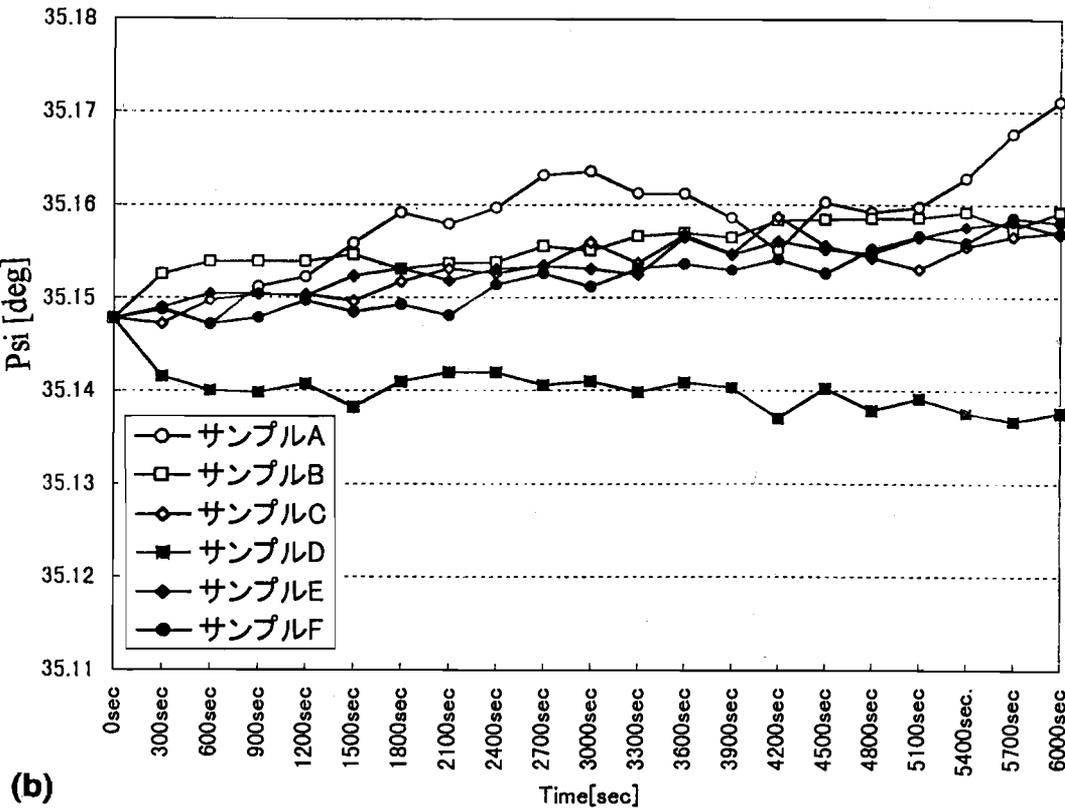
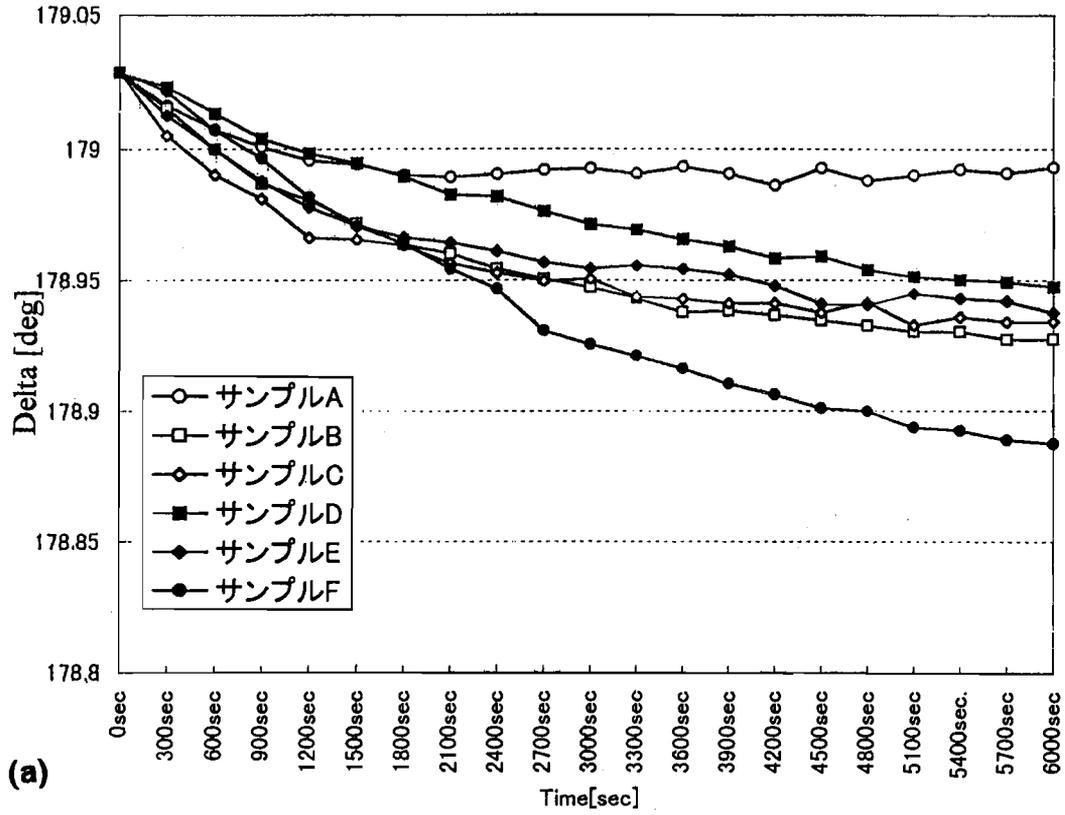


Fig. 1 (a) Changes of Δ value as a function of expouser time to air at room temperature for A-F samples.
 (b) Changes of Ψ value as a function of expouser time to air at room temperature for A-F samples

に特徴が認められる。特に試料Dに関しては、陽極酸化条件が電流密度 $8.89\text{mA}/\text{cm}^2$ と大きく、酸化中にも酸化膜の絶縁破壊がたびたび起こっていることがセル電圧のモニターにより観測され、成長した酸化膜も不均一であることが肉眼で確認された。すなわち、Table 1における膜厚分布に関する標準偏差にも示されているように、相当の表面粗さが存在すると考えられる。すなわち、試料Oからの Ψ のデータの大きなズレは表面粗さに関与していることが示唆されるように思われる。

各試料における6000sec までの Δ - Ψ の時間変化をFig. 1 a, bに示す。この図は、各々の変化が比較しやすいように、試料A以外の試料の初期値を試料Aの初期値と一致させるように各々のグラフを移動処理してある。 Δ に関する時間変化は、試料Aに関しては1200 sec までは少し減少しているようにみえるが、この変化が 0.05deg 以下であるため有意差があるかどうか微妙である。しかし、それ以後ほとんど変化なく一定値を示している。その他の試料に関しては、時間とともにだだらと低下していることを示している。特に試料Fの低下が大きいことが特徴的である。シリコン上に熱酸化により約 900\AA の安定酸化膜を成長させ、このエリプソメータの時間安定度(2時間)を測定した結果、 Δ - Ψ の標準偏差はそれぞれ 0.02deg , 0.01deg であったことから、 Ψ に関する時間変化は、ほとんどないと考えられる。しかし、強いて解釈するならば、試料D以外は、大変ゆっくりと増加しているとも見て取れる。詳細な検討は、次のシュミレーションの結果と併せて行う。

3-2 Δ - Ψ シュミレーション

シリコン表面上の酸化膜の偏光解析などには、シリコン基板の光学定数として、バルクシリコンの値が用いられている。すなわち、屈折率： $n=3.882$ 、消衰係数： $k=0.018$ である。これは、あくまでバルク値であって、表面を考慮した値ではない。基板のシリコンをエリプソメータにより測定し、光学定数を導出すると必ず上記の値とは異なった値が導出される。既に発表した報告においても²⁾、正確なシリコンの光学定数が必要なため、安定熱酸化膜の偏光解析から逆にシリコンの光学定数を導出した。この結果は、屈折率： $n=3.975$ 、消衰係数： $k=0.013$ であった。

今回のシュミレーションは、表面粗さの検討が主目的であるため、シリコン基板の光学定数としてバルク値である屈折率： $n=3.882$ 、消衰係数： $k=0.018$ を出発点として用いた。上記の光学定数をもった平坦なシリコン基板の上に、未知の光学定数をもったシリコン膜が一層存在するという単層モデルでシュミレーションを実行した。

まず、膜の屈折率 n を基板の屈折率 n と同じ値に設

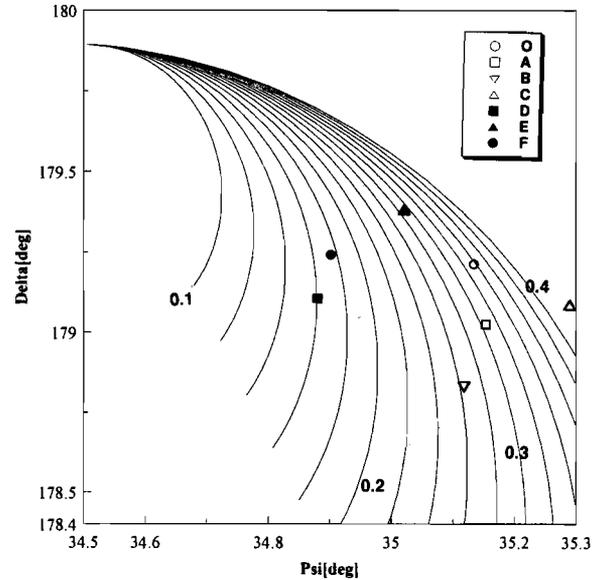


Fig. 2 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-300 \AA) and the absorption index k (0.1-0.4) and keeping the refractive index constant ($n=3.882$).

定し、消衰係数 k を0.1から1まで変化させ、膜厚 100\AA までの変化を見た結果、消衰係数 k が0.1から0.4の範囲に膜厚設定値を増加することによって実測値が全て入ることが推測できた。そこで、膜の屈折率： $n=3.882$ を固定し、消衰係数： $k=0.1\sim 0.4$ 、膜厚： $0\sim 300\text{\AA}$ としてシュミレーションした結果をFig. 2に示す。曲線群の集合した点が基板に相当し、すなわち膜厚 0\AA である。それから膜厚が増加していくにしたがって、パラメータである消衰係数 k の値によって曲線群が広がりをもっていく、膜厚設定値 300\AA で終了する。このシュミレーション結果から、膜は $150\sim 200\text{\AA}$ の膜厚をもっていることになる。しかし、試料Oに関しては、シリコン表面が水素で終端されていることは今までの結果から明らかであり、かつこのような厚い表面層は考えることはできない。今回の全ての実測値に満足できるシュミレーションであるために、試料Oに対して満足できないことは、他の試料にもこのシュミレーションは満足できないことが明らかである。

そこで、試料の実測値が膜厚値のもっと小さい範囲に存在するために、膜の屈折率 n を基板の屈折率： $n=3.882$ より小さい値に設定した場合の可能性について検討した。膜の屈折率： $n=3.6$ に固定し、消衰係数： $k=0.1\sim 0.4$ 、膜厚： $0\sim 100\text{\AA}$ としてシュミレーションした結果をFig. 3に示す。全ての実測値は、このシュミレーション結果の曲線群の外にあり、このシュミレーションは全く満足できるものでない。しかし、注意深く図を見ると、結果に表れていないが、消衰係数 k が0.4より大きいところに膜厚も小さい解が存在することが推測できる。

Fig. 2において膜の消衰係数： $k=0.36$ 付近に試料Oの実測値が存在したことより、基板の屈折率に囚わ

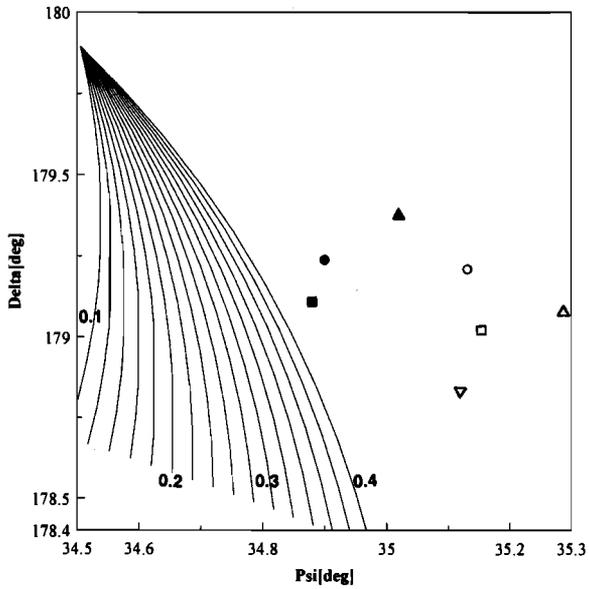


Fig. 3 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-100 Å) and the absorption index k (0.1-0.4) and keeping the refractive index constant ($n=3.6$).

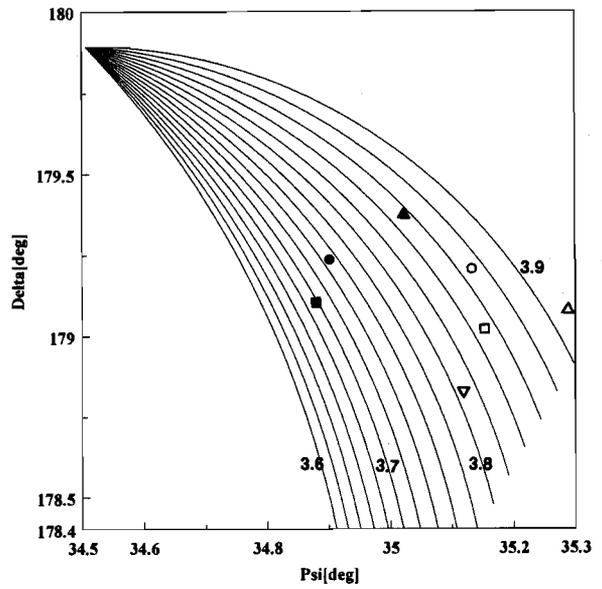


Fig. 4 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-150 Å) and the refractive index n (3.6-3.9) and keeping the absorption index constant ($k=0.36$).

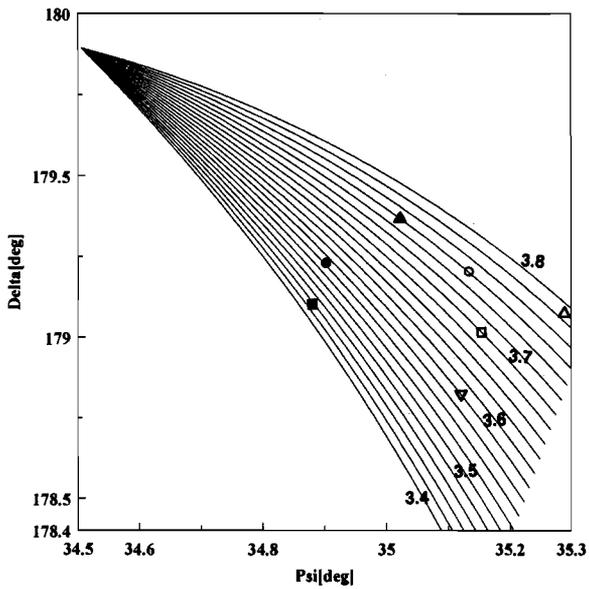


Fig. 5 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-70 Å) and the refractive index n (3.4-3.8) and keeping the absorption index constant ($k=0.72$).

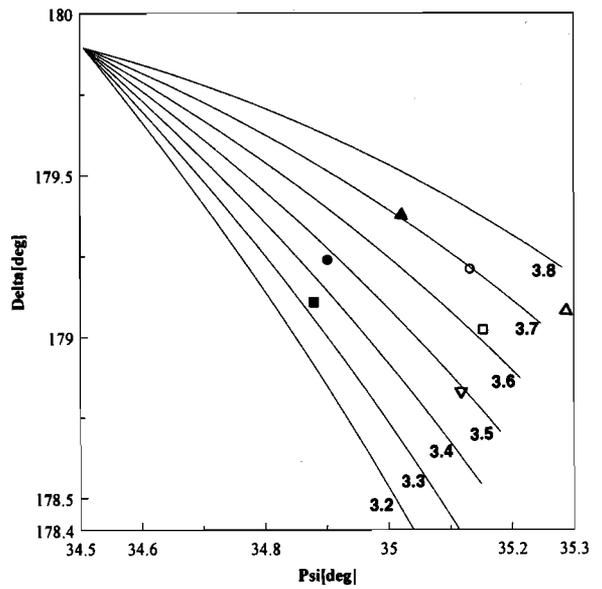


Fig. 6 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-50 Å) and the refractive index n (3.2-3.8) and keeping the absorption index constant ($k=0.9$).

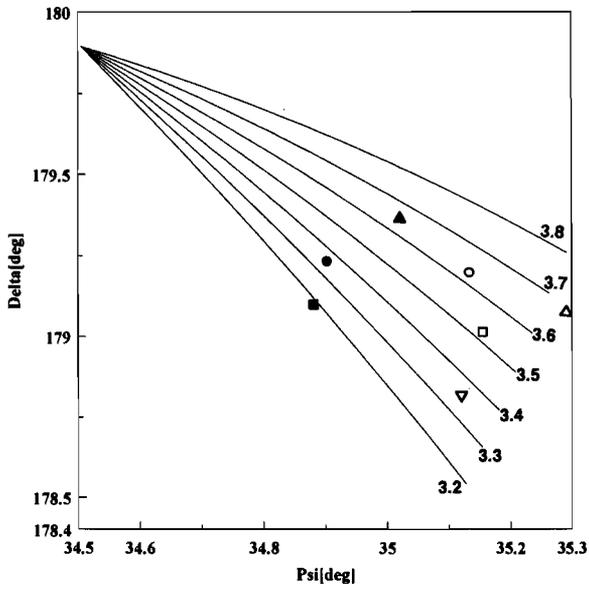


Fig. 7 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-35 Å) and the refractive index n (3.2-3.8) and keeping the absorption index constant ($k=1.26$).

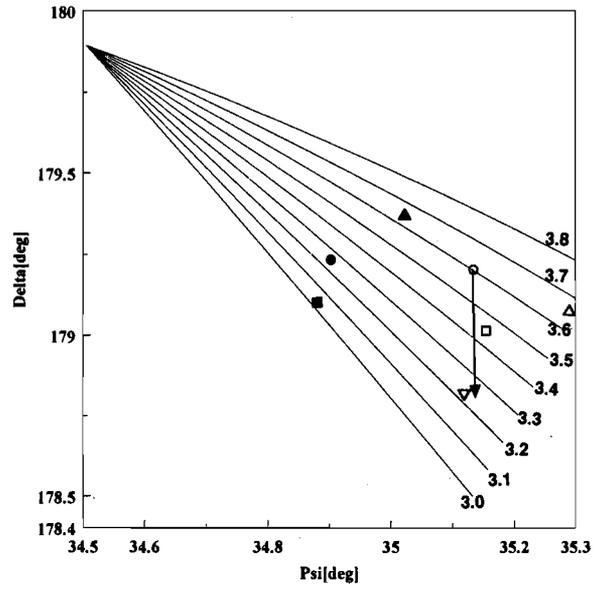


Fig. 8 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-25 Å) and the refractive index n (3.0-3.8) and keeping the absorption index constant ($k=1.8$).

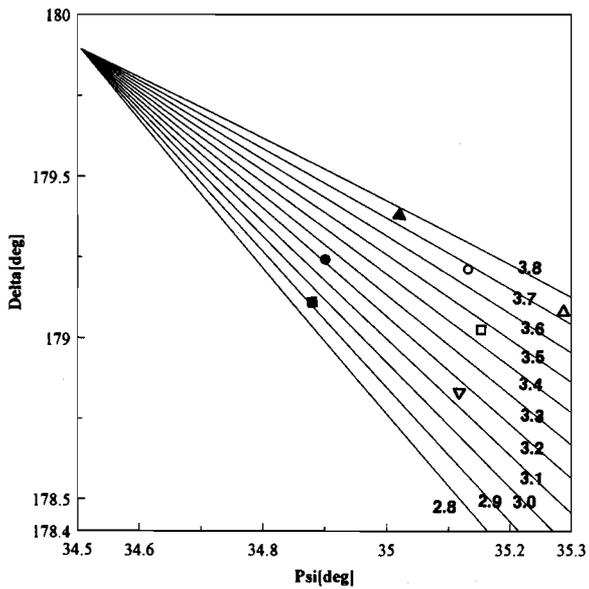


Fig. 9 Δ - Ψ Chart of the thin film on the Si substrate ($n=3.882$, $k=0.018$) with changing the thickness d (0-20 Å) and the refractive index n (2.8-3.8) and keeping the absorption index constant ($k=2.7$).

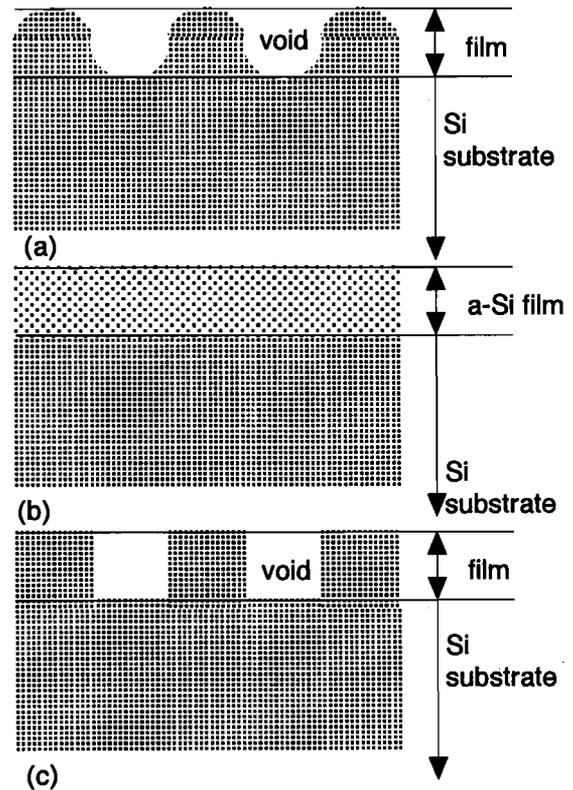


Fig. 10 Single layer model supposing that Si surface is constructed with amorphous Si on crystalline Si. (a) Si surface, (b) a-Si on crystalline Si, (c) crystalline Si with void.

れずに、今度は膜の消衰係数 k を固定して、膜の屈折率 n と膜厚を変化させてみた。膜の消衰係数： $k=0.36$ に固定し、膜の屈折率： $n=3.6\sim 3.9$ 、膜厚： $0\sim 150\text{Å}$ としてシュミレーションした結果を Fig. 4 に示す。ほとんどの実測値が曲線群の中に存在している。しかし、膜厚に関しては 100Å 前後に分布しており、まだ厚いと考えられる。

Fig. 3 に関する検討で、消衰係数 k が 0.4 より大きなところに膜厚値も小さな範囲の解が存在することが推測できたことより、膜の消衰係数を 2 倍の： $k=0.72$ に固定して、膜の屈折率： $n=3.4\sim 3.8$ 、膜厚： $0\sim 70\text{Å}$ としてシュミレーションした結果を Fig. 5 に示す。ほとんどの実測値が曲線群の中に存在している。しかし、膜厚に関しては 50Å 前後に分布しており、まだ厚いと考えられるが、かなり正解に接近していることが判る。

ここで、シリコン基板の消衰係数： $k=0.018$ であることを考えると、消衰係数 $k=0.36$ や $k=0.76$ の妥当性について検討しておく必要がある。そこで消衰係数は物質の光吸収係数から導出することができる。仮定する膜を表面粗さを考慮してアモルファスシリコン薄膜と考えると、波長 632.8nm の付近では、アモルファスシリコンの吸収係数は結晶シリコンの吸収係数の数十倍から百倍程度ある⁵⁻⁷⁾。よって、表面層として仮定する膜がアモルファスシリコンであれば、上述の消衰係数は妥当であると考えられる。

膜の消衰係数： k を基板の消衰係数： $k=0.018$ の 50 倍 ($k=0.9$)、 70 倍 ($k=1.26$)、 100 倍 ($k=1.8$)、 150 倍 ($k=2.7$) に固定して Fig. 5 と同様なシュミレーションを行った結果を Fig. 6, Fig. 7, Fig. 8, Fig. 9 に示す。Fig. 6 より、膜厚は $30\sim 50\text{Å}$ に、屈折率は $3.3\sim 3.7$ に分布している。Fig. 7 より、膜厚は $20\sim 30\text{Å}$ に、屈折率は $3.2\sim 3.65$ に分布している。Fig. 8 より、膜厚は $10\sim 20\text{Å}$ に、屈折率は $3.0\sim 3.65$ に分布している。Fig. 9 より、膜厚は 10Å 付近に、屈折率は $2.9\sim 3.75$ に分布している。以上に示されたように、膜の消衰係数から考えると Fig. 7, Fig. 8, Fig. 9 のどのシュミレーション結果を採用しても妥当のように思われる。

今回は膜の消衰係数が結晶シリコンの 100 倍である $k=1.8$ におけるシュミレーション結果 (Fig. 8) をもとに、Fig. 10 に示すような簡単なモデルから、実測した試料の表面粗さについて検討を加える。最も平坦であると考えられる試料 O は、屈折率： $n=3.6$ で膜厚： 20Å 程度の均一で平坦なアモルファスシリコンが、平坦な結晶シリコン基板の上に存在していると解釈できる。しかし、実際はこの層は均一でも平坦でもない。一般的に、この波長領域においては、電子分極が支配的であり、屈折率は原子密度によって決定されていると考えられる。バルク結晶シリコンの屈折率： $n=3.$

Table 4 Volume ratio of void and crystalline Si estimated by difference of refractive index.

試料	n	v (%)
O	3.6	10
A	3.45	15
B	3.25	22
C	3.65	8
D	3.0	31
E	3.65	8
F	3.25	22

882 とすると、膜の屈折率が $n=3.6$ である場合、膜の原子密度が低いと考えることができる。結晶表面をある体積率でポイド (屈折率： $n=1$) を含むバルクシリコン (屈折率： $n=3.882$) としてモデル化すると、簡単な計算により Table 4 に示すような各試料に対するポイド率が導出される。

最初に予想したように、試料 D に関しては、ポイド率が 31% もあり、表面粗さが相当あることを示している。一方、ポイド率が 8% で最小であった試料 C に関しては、陽極酸化条件は電流密度が $0.04\text{mA}/\text{m}^2$ で非常に低く、酸化膜の形成が確認できるほどのものではなかった。さらに膜厚分布に関する標準偏差 2.3Å が示すように表面が平坦で均一であることを示していた。その事実を追認するように、今回のシュミレーション結果でも、表面粗さは最小であることが示され、大変興味のある結果である。すなわち、通常の前処理である試料 O よりも表面粗さが低く、より均一で平坦であることを示唆しており、エピタキシャル成長のためのシリコン基板の前処理方法としてひとつの候補になりえると考えられる。

他の試料に関して、試料 B は Table 1 に示されているように酸化膜のある状態でのマッピングでの標準偏差は低く平坦な表面であると予想されたが、ポイド率は 22% と比較的高い値を示した。逆に、試料 E に関しては、酸化膜のある状態では標準偏差は比較的高かったが表面のポイド率は試料 C 同様最小値を示した。これに関して、酸化膜の存在する状態での標準偏差は、マッピング範囲に数ポイント極端に離れたデータがあれば標準偏差は高く表れてしまう。よって、Table 1 の標準偏差は 1 対 1 で基板表面粗さと対応すると考えるのは危険であることを示唆している。

最後に、通常の前処理である試料 O, A に関して、ポイド率が 10% と 15% を示した。両試料は同様な処理を施されているため、この差がどこにあるのか検討する必要がある。これらの Δ - Ψ 値を比較すると、 Ψ 値 (0.02) はほとんど差がなく、 Δ 値が 0.19 の差を示した。理由として、酸化が進行した結果 Δ の減少が生じた可能

性が考えられる。Fig. 8 中における試料Aから下方に向かって伸びている直線は、試料A上に屈折率： $n = 1.45$ の酸化膜が成長した場合の軌跡を示している。矢印の先端は酸化膜厚が10 Åである。もし、試料Aが試料Oが酸化することによってデータ点が移動したと考えるならば、試料Aは、前処理から測定までの間に5 Åの酸化膜が成長したと考えられる。なお、5 Åなる値はシリコン結晶のほぼ格子定数程度で、5 Åで膜と考えることは無理があり、表面が酸化した程度に解釈することが妥当である。他の試料における酸化の影響については、Fig. 1における Δ - Ψ 値の時間変化から、 Ψ はほとんど時間的な変化はなく、 Δ 値は、試料A、Fを除いて、ほとんどの試料は3600secで0.08程度の変化が認められるが、前処理から測定開始までの5分(300sec)の間に今回示した初期値から大きく外れるとは考え難い。試料Aに関しては、先に述べたように1200secまでは0.05deg程度減少し、それ以後ほとんど変化なく一定値を示した。試料Fに関しては、3600secで0.15の比較的大きな変化であった。

4 ま と め

大面積の単結晶シリコンカーバイドを得るために、シリコン上にプラズマアシストCVDによって単結晶シリコンカーバイドをエピタキシャル成長させている。結晶基板材料のバルクの物性はもちろん、表面の物性がエピタキシャル成長の初期段階に重大な影響を与える。よってシリコンカーバイドを成長させるための初期段階であるシリコン基板の洗浄ならびに表面エッチング等の前処理は、エピタキシャル成長の成功の重要な要因になってくる。シリコン上に成長したシリコンカーバイドの解析に光を用いた非接触・非破壊かつ高感度・高分解能である偏光解析を用いて成長初期段階であるシリコン炭化過程での表面解析で、表面粗さが問題になってきた。そこで、今回適当な表面粗さをもったシリコン試料を用いて、シリコン表面の表面粗さについて偏光解析による評価の可能性を検討した結果。以下の知見を得た。

1. 先ず結晶シリコンを基板として用いた場合の偏光解析においては、基板の光学定数(屈折率： n 、消衰係数： k)としてバルク値($n = 3.882$, $k = 0.018$)を用いることはできない。とくに、極薄膜の偏光解析には用いることはできない。
2. シリコン表面偏光解析がバルク値($n = 3.882$, $k = 0.018$)をもつ平坦な結晶シリコン上に、均一で平坦なアモルファスシリコンが存在した状態のモデルでシミュレーションが可能であった。

3. SiC/Siヘテロエピタキシャル成長の基板であるシリコンの前処理であるフッ化水素でのエッチング後のシリコン基板表面には、上記のモデルにより10%程度のポイドが存在する表面粗さがあることが示された。

4. 結晶シリコンを陽極酸化し、その酸化膜をフッ化水素でエッチングした試料の中で、酸化膜の平坦性が最も悪く、シリコン表面粗さもかなり大きいと予想した試料に対して、31%のポイド率があることが示された。

5. 陽極酸化条件で電流密度が低い試料に関して、フッ化水素でのエッチング後のシリコン表面は、今回の試料の中で最も低い値である8%のポイド率を示し、通常の前処理試料より表面粗さが低いことを示した。これは、新たなシリコンの表面処理プロセスとして使用できる期待がある。

6. Δ - Ψ 値の時間依存より、表面粗さが大きい試料ほど酸化が進行しているように思われた。

今回はシミュレーションに単層モデルを用いて行ったが、多層モデルを用いることによりもっとフィティングがよくなると考えられる。しかし、単層モデルでも十分に表面粗さの評価はできると考える。最後に、AFM等の分解能の高い顕微鏡で観測した試料との対応をとればより確証を深めることができる。

参 考 文 献

- 1) H. Shimizu and M. Shiga: "Effect of Substrate Bias on 3C-SiC Deposition on Si by AC Plasma-Assisted CVD.", Materials Science Forum Vols. 264-268 (1998) pp. 211-214
- 2) 清水秀己, 村瀬圭二: 「HF洗浄後のSi基板表面の偏光解析」, 愛知教育大学研究報告, 第45輯, pp. 31-37, (1996)
- 3) H. Shimizu and T. Ohoba: "Carbonization on (100) Silicon for Heteroepitaxial Growth of 3C-SiC.", Materials Science Forum Vols. 338-342 (2000) pp. 261-264
- 4) 清水秀己, 岸 稚人: 「陽極酸化によるシリコン表面上への酸化膜の形成とその評価」, 愛知教育大学研究報告, 第50輯, pp. 83-91, (2001)
- 5) P. J. Zanzucchi et al.: "Optical and Photoconductive Properties of Discharge-produced Amorphous Silicon.", J. Appl. Phys. Vol. 48, (1977), pp. 5527-5536
- 6) A. Madan et al.: "Electrical and Optical Properties of Amorphous Si: F: H Alloys.", Philosophical Magazine, Vol. 40 (1979), pp. 259-277
- 7) T. Imura et al.: "Hydrogenated Crystalline Silicon Fabricated at Low-Substrate Temperatures.", Solid State Communication, Vol. 40, PP. 161-164, (1981)

(平成13年9月11日受理)