

分光偏光解析等による SiC 酸化膜の評価

Characterization of Oxide Films on SiC by Spectroscopic Ellipsometry

吉田貞史*、矢口裕之、土方泰斗、折原 操

Sadafumi Yoshida, Hiroyuki Yaguchi, Yasuto Hijikata, Misao Orihara

埼玉大学 工学部電気電子システム工学科

Department of Electric and Electronic Systems Engineering, Faculty of Engineering,

Saitama University

Abstract

We have developed the method of obtaining the refractive indices of SiC/oxide interfaces by use of spectroscopic ellipsometry, and by using this method we have characterized SiC/oxide interfaces obtained by various oxidation methods and/or post oxidation annealing (POA). We have designed and fabricated the system with which *in situ* spectroscopic ellipsometry measurements can be carried out. We have observed the initial oxidation stage of SiC. We have also observed the changes of the refractive indices of interfaces by annealing in Ar atmosphere (Ar POA). The changes of atomic bond states at the interface by Ar POA were also observed by angle-resolved XPS and UPS, and compared with the results obtained from optical measurements and C-V measurements. We have developed the measurement method of obtaining carrier density and mobility distribution in SiC wafers by use of microscopic FT-IR. We have shown that the values obtained by this method well agree with those obtained from Hall measurements, suggesting that the method is useful to characterize electrical properties of SiC wafers quantitatively, non-destructively and without contact.

Key Words: SiC, oxide/SiC Interface, spectroscopic ellipsometry, AR-XPS, UPS, C-V, FT-IR

1.はじめに

SiC の電子デバイス用半導体材料としての特徴の一つは、Si と同様に熱酸化することにより表面に Si 酸化層が形成でき、それをゲート酸化膜、あるいはパッシベーション膜として使えることである [1]。しかし、現

例えば界面準位密度や酸化膜中のトラップ密度が大きく、素子化に際して満足のゆく特性を持つ SiC MOS 界面が得られていない。その結果、SiC-MOSFET でチャネル移動度が小さく、SiC 素子で期待される低いオン抵抗値が得られていない。しかし、まだその真の原因は明らかになっていない。最近、SiC MOSFET のチャネル移動度を向上させるため、様々な酸化方法あるいは酸化後熱処理の方法が提案されており、実際にいくつかの方法でチャネル移動度の向上が得られている [2, 3]。しかし、それらの方法で界面状態がどのように変化したのかは明らかにされていない。そこで、我々は分光偏光解析などの光学的手段を用

*〒338-8570 さいたま市桜区下大久保 255

電話：048-858-3470、FAX：048-858-3470

E-Mail: yoshida@opt.ees.saitama-u.ac.jp

状では、Si/SiO₂ 界面に比較して SiC/SiO₂ 界面は、

いた SiC 酸化層界面の構造・特性を評価する技術を開発し[4]、酸化方法や酸化後処理による界面の変化を見だし[5]、光電子分光法による界面結合状態の変化[6, 7]や電気的特性評価[8]と併せて、SiC 酸化層界面構造・特性の制御に資することを目標に研究を展開してきた。

平成 14 年度は、酸化初期過程のその場観察と、酸化後 Ar 中アニールの効果を取り上げ、詳細な研究を行った。すなわち、初期酸化過程やアニールによる変化を分光偏光解析でその場観察できる装置を設計・試作し、それを用いて酸化初期及び酸化後アニールによる SiC/酸化膜界面の構造変化を観察した。また、光電子分光法によりアニールによる界面の結合状態の変化をとらえた[9]。顕微 FT-IR を用いて、ウエハの膜厚分布だけでなく、電気的特性のウエハ面内分布が非破壊・非接触で測定できる手法を開発してきた[10]が、得られる移動度、キャリア濃度が Hall 測定値とよく一致することを示し、当該方法が定量的な電気的特性の分布測定に有用であることを明らかにした。

2. SiC/酸化膜界面の分光偏光解析による評価

我々はこれまで分光偏光解析法を用いて界面層の屈折率を求めて界面を評価する手法を開発し、酸化膜形成方法や熱アニール等の酸化膜形成プロセスを評価してきた[4, 5]。今年度は、酸化初期過程のその場観察と、酸化後 Ar 中アニールの効果²⁾を取り上げ、詳細な研究を行った[9]。

2.1 SiC 初期酸化過程の評価

分光エリプソメータを用いて SiC 酸化膜の界面をその場観察出来る装置を設計試作し、これを用いて、SiC の初期酸化過程を分光偏光解析により評価した。試料には市販の 4H-SiC エピウエハを用いた。Fig.1 に波長 300nm 及び 800nm における (Ψ, Δ) の酸化時間による変化を示す。酸化初期に測定された (Ψ, Δ) の変化は化学量論組成の SiO₂ 膜の膜厚が増加すると計算した変化(破線)と異なっている。このことから、酸化初期には SiC 上には SiO₂ とは異なる組

成、あるいは光学的性質を持つ酸化膜が形成されていることがわかる。

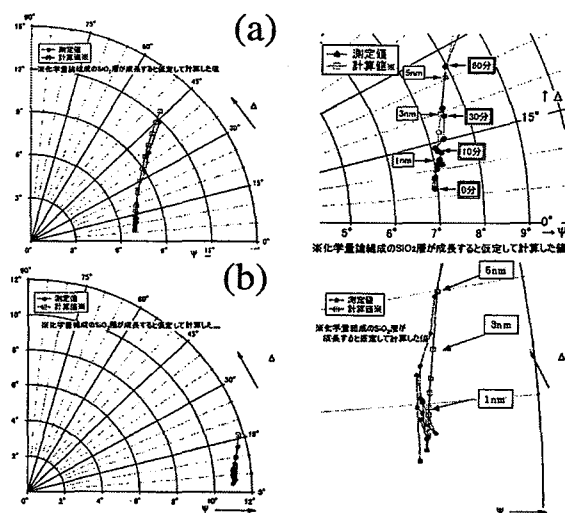


Fig.1 SiC 初期酸化過程における波長(a)300nm 及び (b)800nm における (Ψ, Δ) の変化

i) 屈折率と膜厚の解析 (透明膜として)

どのような膜が形成されているかを調べるため、まず、膜を均一な光学的性質を持つものと考え、その膜厚と光学定数を求めた。但し、光学定数は、屈折率の波長依存がセルマイヤーの分散式

$$n = \sqrt{1 + \frac{(A^2 - 1)\lambda^2}{\lambda^2 - B}} \quad (1)$$

で与えられ、かつ、 $k=0$ と仮定した。すなわち、膜厚及びセルマイヤー式のパラメータ A, B を fitting parameter として curve-fitting 法により膜厚と光学定数を求めた。Fig.2 にその結果を示す。酸化膜厚が酸化のごく初期をのぞいて酸化時間と共にほぼ比例して増加しており、180 分の酸化で約 9nm の酸化膜が形成されていることが分かる。(1) 式より、パラメータ A, B の値はそれぞれ、波長無限大での屈折率及び特性波長の 2 乗に相当する。ストイキオメトリ組成の SiO₂ の A, B の値がそれぞれ、1.45、0.03 である。Fig.2(b), (c)より、初期酸化膜の A の値は小さく、膜厚と共に大きくなり、SiO₂ の値に近づいていることが分かる。一方、初期酸化膜の B の値は大きく、膜厚とともに小さくなり、SiO₂ の値に近づいている。

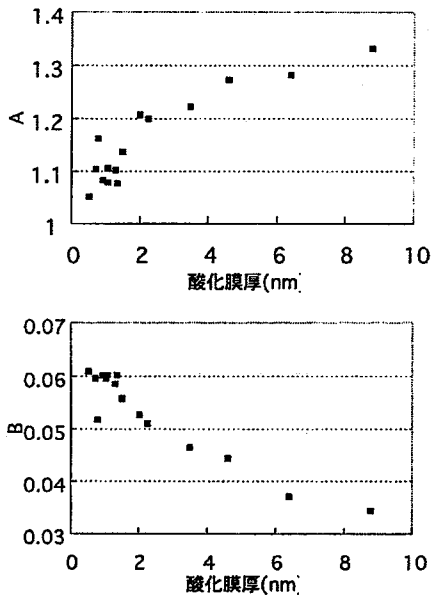


Fig. 2 SiC 初期酸化過程における酸化膜厚およびセルマイヤーの分散式における A, B 値の変化

ii) 屈折率と膜厚の解析 (吸収膜として)

上記の結果は、膜は均一様で、吸収がなく、屈折率分散はセルマイヤーの式に従うという仮定の上で得られたものである。本当に膜は均一様で、吸収がないのだろうか。これらの仮説には疑問が残る。そこで、次に、吸収がないという仮定を取り払って初期酸化膜を解析することを試みた。すなわち、各波長での測定値 (Ψ , Δ) から、膜の光学定数 n , k を求めることを試みた。膜厚 d には上記手法で得られた値を用いることにした。その結果を Fig. 3 に示す。膜厚が約 5nm 以上では、 k はほぼ 0 であり、屈折率はセルマイヤーの分散式で表される波長依存を示している。これに対し、膜厚 3.3nm と 1.3nm の場合は、値はややばらついてはいるが、 k は 0 ではない。また、屈折率は SiO_2 の値よりずっと大きく、また、セルマイヤーの分散式で表される波長依存とは大きく異なっている。このことは、膜厚約 5nm 以下の酸化初期には、吸収があり、かつ屈折率が大きな、 SiO_2 とは異なる組成・構造の酸化膜が形成されていることを示唆している。 SiO_x は x が 2 から減少するに従って屈折率が大きくなり、短波長域で吸収があることが知られている。このことから、膜厚約 5nm 以下の酸

化初期には例えば SiO_x のような不飽和の Si 酸化膜が形成されていると考えられる。一方、5nm 以上の膜の屈折率は SiO_2 の値より小さい。この膜厚領域では、1nm 厚程度の高屈折率界面層の上にストイキオメトリ組成の SiO_2 層があるという 2 層構造モデルで屈折率の膜厚依存を説明することができる。

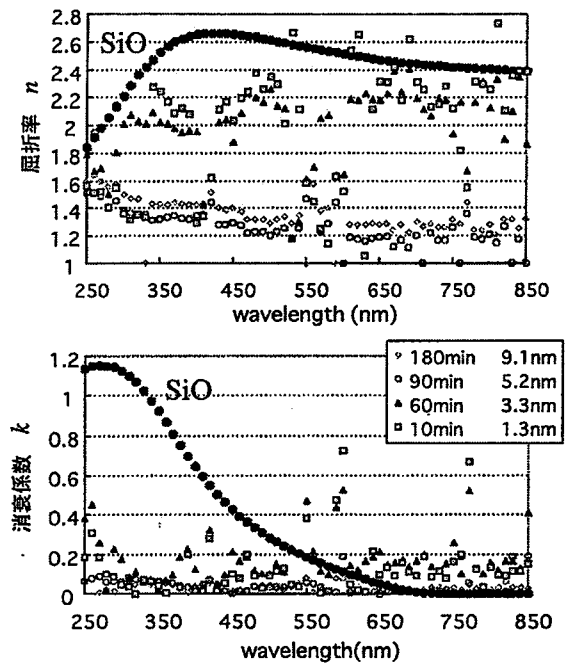


Fig. 3 SiC 初期酸化過程における波長 300nm における屈折率の変化

2.2 SiC 酸化膜界面の酸化後 Ar 中アニール効果の観察

酸化膜/SiC 界面の特性を向上させるために、様々な酸化後処理が提案されている。我々はその中で最も単純な処理である Ar アニールを取り上げた。

前節で述べた SiC 初期酸化過程観察装置を用いて酸化後 Ar アニールによる界面の変化を測定した。装置にアルゴンガスを充たし、Ar ガスを 500sccm 流しながら所定温度で 30 分間あるいは 90 分間加熱した。加熱後、十分冷却後、装置を排気し、真空中で分光偏光解析測定を行った。アニールは 600–950°C の間の温度で行い、偏光分光測定は真空中で行った。

酸化膜が厚さ 1nm 程度の界面層と SiO_2 層の 2 層よ

りなっていると仮定し界面層の屈折率を求めた。但し、界面層の屈折率の波長依存はセルマイヤーの式に従い、また $k=0$ と仮定した。 Ψ 、 Δ の波長依存の測定値と計算値の curve-fitting により SiO_2 層の膜厚、及びセルマイヤー式のパラメータ A、B を求めた。Fig.4 はこれらの A、B の値から計算した波長 630nm における屈折率の変化を示したものである。アニーリングにより、界面層の屈折率が低下することを示している。界面層の屈折率が SiC や SiO_2 よりも大きいことは、界面に O-Si-O あるいは Si-C 結合等より分極率の大きい結合や相、例えば、Si-Si 結合の存在、O-Si-O 結合角の変化、 SiO_x 相等の存在を示している。アニーリングにより屈折率が低下したことは、これらの結合、あるいは相の量が減少したことを示している。

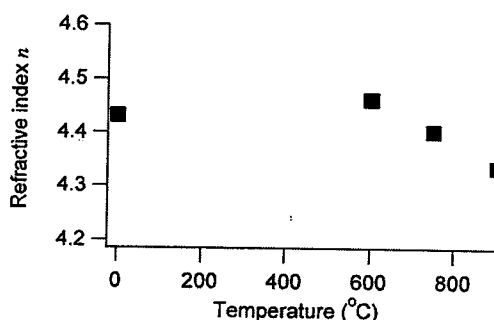


Fig. 4 Ar 中のアニール温度に対する波長 630nm における界面層屈折率の変化

吉川ら [11] は C-V 測定で Ar アニーリングの効果調べている。その結果、開始時のゲート電圧に応じ、フラットバンド電圧が変動し (Cycle フラットバンドシフト)、その変動幅は、アニーリング温度が 600°C 以上になると、急激に小さくなることが報告されている。この温度依存は上記の界面層の屈折率の変化と同じであることから、屈折率の変化の原因が、界面の電気的特性、例えばチャンネル移動度を低下させる原因と同じ、あるいは密接に関係していることが示唆される。

3. 角度分解 X 線光電子分光及び紫外線光電子分光による評価

我々は光電子分光法により、SiC 酸化膜界面の原子の組成や結合状態を評価し、酸化プロセスによる違いを明らかにしてきた [4]。今年度は、酸化後の Ar アニールの効果を角度分解 X 線光電子分光法 (AR-XPS) 及び紫外線光電子分光法 (UPS) を用いて調べ、本現象の起源を構造的に解明することを試みた。

SiC エピ表面をドライ酸素流中 1200°C で酸化し、約 50nm 厚さの酸化膜を形成した。酸化後、1 サンプルはクエンチし (a)、他の 3 サンプルはそれぞれアルゴン雰囲気中 (b) 500°C、(c) 600°C、(d) 950°C で 3 時間アニールした。(a) (d) の 4 サンプルは厚さが光電子の脱出深さより薄く (XPS: 2.3nm, UPS: 1.5nm) しなければならない。また一方で界面層が大気に触れると変化するおそれがあるので、数原子層の SiO_2 層を残さねばならない。このような考えに基づいてサンプルを buffered HF でエッチングし、酸化膜厚としてそれぞれ、(a) 1.63nm, (b) 2.30nm, (c) 1.76nm, (d) 1.87nm を得た。

取り込み角 $\theta_e=45^\circ$ で測定したクエンチ試料 (a) の Si2p, Cls 領域のスペクトルを Fig.5 (a), (b) に示す。ピークをいくつかのガウシアンピークで deconvolution して分離したピークも併せて図に示す。種々の Ar POA 温度での要素ピークの強度を光電子の脱出深さの関数として Fig.6 に示す。図では顕著なピークのみを示した。

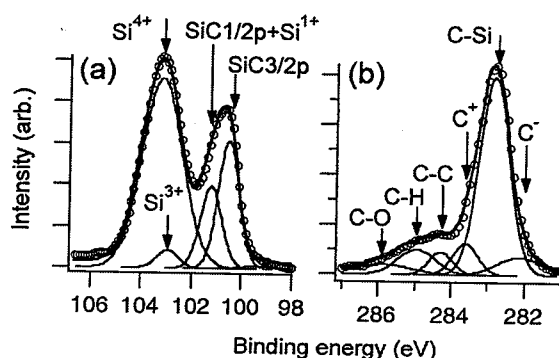


Fig. 5 クエンチした試料 (a) の XPS スペクトル、 $\theta_e=45^\circ$: (a) Si2p, (b) Cls

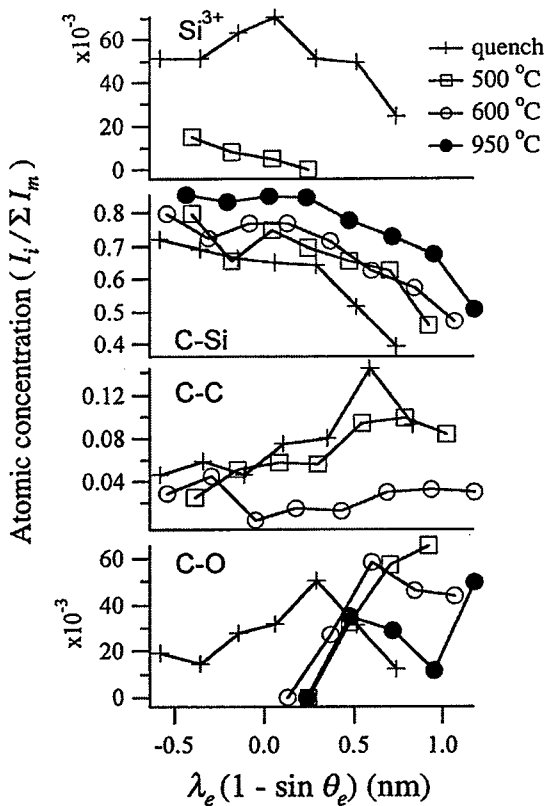


Fig. 6 主なボンドの濃度の光電子脱出深さ依存

C-V 測定の結果から、*cycle* フラットバンドシフトは 600°C で急激に低下した [11]。Fig.6 より Si^{3+} ピークと C-C ボンドがそのような温度変化を示している。Fig.7(a) は 4H-SiC の Au がいない場合とある場合の UPS スペクトルである。SiC の価電子帯の頂上をエネルギーの 0V として、Au の有り無しのスペクトルを比較することによって 5.5eV 付近の小さな分裂を持つピークと 10.5eV のピークはそれぞれ Au5P_{3/2} と Au 5P_{1/2} に由来することが分かる。よって、Au と SiC のフェルミーエネルギーの差は 5.6eV と求められる。この値を以下の実験の参照として用いた。Fig.7 (b) は前記試料(a) (d) の $\theta_e=90^\circ$ での UPS スペクトルである。3.0eV 付近のブロードなピーク、10.5eV 付近の最も大きなピーク、及び最もエネルギーの高い 15eV 付近のピークが見られる。3.0eV 付近のブロードなピークは Si3S+3P 軌道の混成、すなわち Si3sp³ に由来するものと考えられる [12]。田部ら

[13] は Si の酸化に対し 6eV より大きなエネルギー領域の 2 つのピークを O2p によるものと報告している。O2p ピークの構造は Ar POA 温度に依存し、ピークエネルギーシフト、強度及び O2p の 2 つのピーク比が変化する。O2p が変化する最低の温度、すなわち 500 600°C は C-V 測定における *cycle* フラットバンドシフトの大きさの変化と一致する。一方、UPS スペクトルの変化は酸化膜厚とは一切関係していない。よって、O2p ボンドの構造変化は *cycle* V_{fb} シフトの原因の 1 つと考えられる。我々は $\theta_e=45^\circ$ に対しても測定を行った (Fig.7(b))。Ar POA による O2p ピークのシフトと強度の減少は $\theta_e=90^\circ$ の場合と異なり観測されなかった。このことは、Ar POA による酸化層の構造変化が酸化層側ではなく、SiC 層側で起きていることを示唆している。

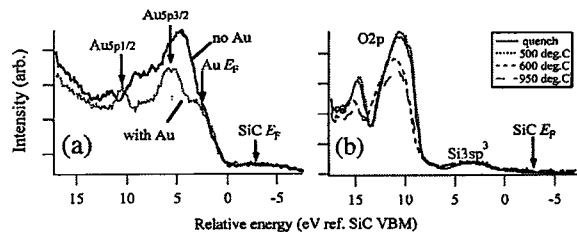


Fig.7 UPS スペクトル ($\theta_e=90^\circ$) (a) SiC, (b) 膜厚 2nm の酸化層の ArPOA 温度依存

光電子分光測定の結果に基づいて SiC/酸化層界面の組成と結合構造およびこれらに対する Ar POA の効果について考えよう。一般に SiC の酸化では酸化フロントで Si-C 結合を切断し、C 原子を CO あるいは CO₂ ガスとして排出しなければならないので、1000°C 以上の高温が必要になると考えられる。すなわち、SiC の酸化には Si よりもずっと高温が必要になる。よって、酸化後の酸化フロントの進行なしの熱プロセスが炭素のない急峻な界面を形成するのに必要であると予測される。吉川ら [11] によれば、界面にアクセプター型の欠陥が存在し、それが *cycle* V_{fb} シフトをもたらす。炭素の電子親和力は Si のそれより大きいので、これらの欠陥は炭素に由来すると予想できる。一方、Si 上の非常に薄い酸化膜 (数

nm) の場合、O2p twin ピークの比が SiO_x の x に関係していることが報告されており⁷⁾、高エネルギー側のピークと低エネルギー側にピークの比 $I_L/(I_L+I_H)$ が大きいほど x が大きい。今回の結果では、温度 500-600°C の Ar POA で $I_L/(I_L+I_H)$ が 0.35 から 0.18 に変化している。XPS の結果を考えあわせると、Ar POA で Si³⁺ ボンドが Si⁴⁺ ボンドに変わり、 x が減少したと考えることが出来る。さらに、クエンチの際に残された Si back ボンドに酸素が入り込んだ Si-O₃-C 結合が Ar POA により取り除かれ、Si-O-Si ネットワークに改質されたと考えることが出来る。

4. 赤外反射率測定による SiC の電気的特性評価

基板ウエハやエピ膜の電気的特性や膜厚の均一性はデバイス作製上重要であり、膜厚や電気的特性の分布を測定する方法は不可欠である。デバイスプロセスに適用する測定方法は非破壊で、出来れば非接触であることが望ましい。このような測定手法として赤外分光反射率測定を取り上げた。

透明な膜の厚さは、分光反射率の波長に対する振動周期から求めることが出来るが、ホモエピ膜の場合には、膜と基板が同じ物質であるため、干渉振動は見られない。しかし、赤外域ではキャリアのプラズマ振動の影響で、屈折率がキャリア濃度依存をする。赤外域での誘電率はイオン分極（格子振動）と自由電子分極（キャリアのプラズマ振動）の和で与えられる。プラズマ振動の減衰係数およびプラズマ周波数はそれぞれ、移動度 μ 及びキャリア濃度 N の関数として、 $\gamma_0 = \square/\mu\square$ 、 $\omega_p^2 = Ne^2 / m^*\epsilon_0$ で与えられる。よって、キャリア濃度の異なる基板/エピ膜の組み合わせではホモエピ膜でも干渉振動が見られる。このことを利用すれば、赤外域での反射率スペクトルより膜厚やその分布を求めることが出来る [14]。一方、赤外反射率にはキャリア濃度 N と移動度 μ の情報が含まれている。よって、 N, μ をパラメータとして赤外反射率スペクトルをフィッティングすれば、基板、あるいはエピ膜の N, μ が求まる [10]。

今年度は、赤外反射率スペクトルから得られるキ

ャリヤ濃度と移動度を電氣的測定から得られる値と比較することにより、その定量性を検証することを試みた。

まず、Hall 測定との比較を行う前に、赤外反射率スペクトルの解析に用いてきた誘電関数について若干の修正を加えた。すなわち、我々はこれまで 600-2000cm⁻¹ の波数領域で反射率を測定し、curve-fitting には誘電関数として、

$$\epsilon(\omega) = \epsilon_\infty \left(1 + \frac{\omega_L^2 - \omega_T^2}{\omega_T^2 - \omega^2 - i\omega\Gamma} - \frac{\omega_p^2}{\omega(\omega + i\gamma_p)} \right) \quad (2)$$

を用いてきた。しかし、キャリア濃度の低い場合にはプラズマ周波数は低波数域にあるため、測定波数範囲外に存在することになる。したがって、このような場合にはより低波数域までを含んだ反射率測定が必要である。そこで 30-2000cm⁻¹ という広い波数範囲で測定を行った。しかし、測定した反射率に対して式(2)で curve-fitting すると、実験的に得られた反射率スペクトルとの不一致が見られた。この不一致の原因を検討した結果、LO フォノンの減衰係数を独立に考慮し、

$$\epsilon(\omega) = \epsilon_\infty \left(\frac{\omega_L^2 - \omega^2 - i\omega\Gamma_L}{\omega_T^2 - \omega^2 - i\omega\Gamma_T} - \frac{\omega_p^2}{\omega(\omega + i\gamma_p)} \right) \quad (3)$$

という形式で表わされる誘電関数を用いることにより、実験的に得られた反射率スペクトルを広い波数範囲で再現できるようになった。式(3)を用いて赤外域の反射率から得られたキャリア濃度と移動度と Hall 測定から得られた結果との比較を Fig.8 に示す。キャリア濃度、移動度ともに広い範囲にわたって、反射率測定および Hall 測定から得られた結果がよく一致していることがわかる。したがって、赤外域での反射率測定によってキャリア濃度と移動度を求める手法が有効であることが本研究の結果から明らかになった。

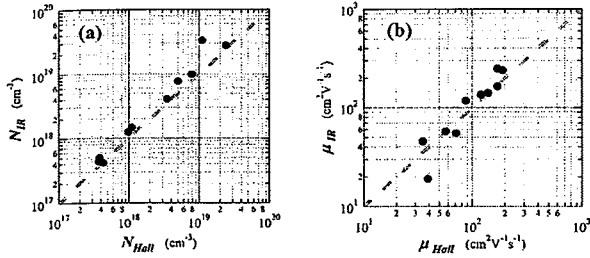


Fig. 8 本手法により求めた値とホール測定により求めた値の比較：(a)キャリア濃度、(b)移動度

次に、この手法を用いて2インチ4H-SiC ウエハのキャリア濃度及び移動度のマッピング測定を行った。Fig.9 (a), (b)はそれぞれキャリア濃度と移動度の面内分布を示す。中央付近および図の下の方にキャリア濃度の高い領域が存在し、均一ではないことがわかる。また、Fig.9 (a), (b)を比較すると、キャリア濃度の高い領域と移動度の低い領域がよく対応している様子がわかる。このように赤外域での反射率測定を用いた手法は、キャリア濃度および移動度の面内分布を非破壊・非接触で測定可能な、極めて有効な手法であることを実証することができた。

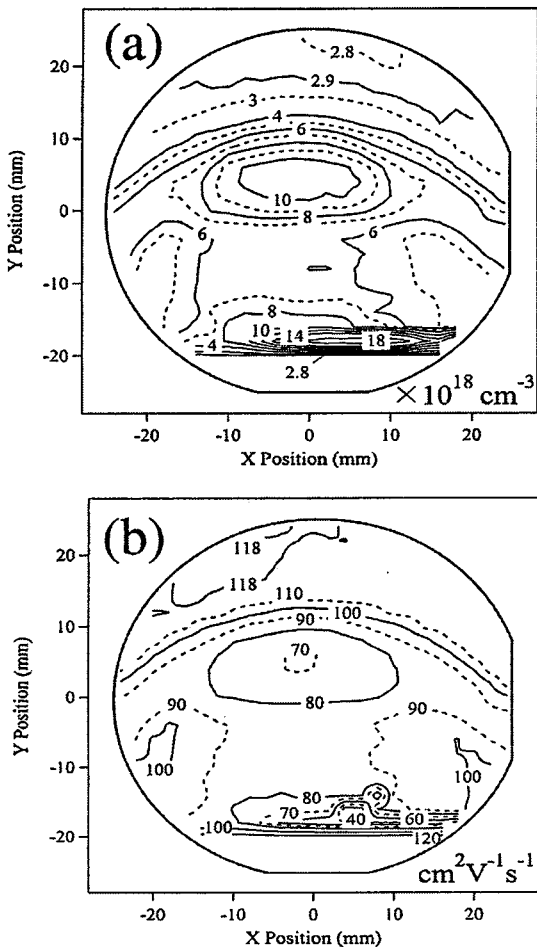


Fig. 9 本手法により求めた (a)キャリア濃度、(b)移動度の分布マップ

5. おわりに

偏光解析法を用いた傾斜状酸化膜の評価より、SiC 酸化膜界面には屈折率の大きい界面層が存在することが示唆された。そして、この界面層の屈折率が酸化膜形成法や酸化後の処理、すなわち酸化膜形成プロセスに依存すること初めて見いだした。そして、界面層の屈折率の値が界面準位密度などの界面の電気的特性に密接に関係していることを見いだした。また、分光偏光解析を *in situ*で行える装置を開発し、それを用いて酸化やアニーリングの過程を観察することにより、界面層の形成とアニーリングによる構造変化に関する知見が得られた。また、XPS, UPS を用いた界面の組成や原子の結合状態の評価を行うことを並行して行い、界面原子の結合状態の変化をとらえることが出来た。さらに、アニーリングの温度特性に於いて、電気的特性 (C-V 測定) と、これらの光学および光電子分光による変化の対応から、界面特性を支配する界面構造に関する知見が得られた。これらの結果は、偏光分光解析が SiC MOSFET のゲート酸化膜、あるいはパッシベーション膜の特性評価に対して新しい手法を提供するものであり、得られた界面層に関する知見は、SiC デバイス作製における酸化プロセスの最適化に大きく寄与するものと考えられる。

SiC デバイス化プロセス上不可欠なウエハの面内特性やホモエピ膜の膜厚分布の非破壊・非接触測定法として、赤外反射率測定による方法を検討し、その有用性を明らかにした。すなわち、これまで膜厚分布測定法としての有用性を示し、さらに FT-IR による赤外反射率測定からキャリア濃度および移動度の分布を求めることができることを示した。今年度は、誘電関数の考察に加え、Hall 測定との比較検討から、この手法により定量性良くキャリア濃度および移動度の測定が可能であることを示した。赤外反

射率測定に基づくこの方法は、電極形成などを必要とせず、非破壊、非接触で電気的特性において重要なパラメータであるキャリア濃度と移動度の値とその分布を定量性良く求めることができるという画期的な方法であり、SiC デバイス化プロセスの開発に極めて有効な手段を開発することが出来たと思われる。

参考文献

- [1] 荒井和雄、吉田貞史編、「SiC 素子の基礎と応用」(丸善、2003).
- [2] R.W.Cho, R.Kosugi, K.Fukuda, and K.Arai: Appl.Phys.Lett., 76, 2054 (2000).
- [3] K. Fukuda, S. Suzuki, T. Tanaka and K. Arai, Appl. Phys. Lett., 76, 158 (2000).
- [4] T.Iida, Y.Tomioka, K.Yoshimoto, M.Midorikawa, H.Tukada, M.Orihara, Y.Hijikata, H.Yaguchi, M.Yoshikawa, H.Itoh, Y.Ishida and S.Yoshida, "Measurements of the Depth Profile of the Refractive Indices in Oxide Films on SiC by Spectroscopic Ellipsometry", Jpn. J. Appl. Phys., 41, pp. 800-804 (2002).
- [5] Y.Tomioka, T.Iida, M.Midorikawa, H.Tsukada, K.Yoshimoto, Y.Hijikata, H.Yaguchi, M.Yoshikawa, Y.Ishida, R.Kosugi, and S.Yoshida, "Characterization of the Interfaces between SiC and Oxide Films by Spectroscopic Ellipsometry", Mat. Sci. Forum, 389-393, pp. 1029-1032 (2002).
- [6] Y. Hijikata, H. Yaguchi, M. Yoshikawa and S. Yoshida, Appl. Surf. Sci., 184/1-4, 163 (2001).
- [7] Y.Hijikata, H.Yaguchi, M.Yoshikawa, and S.Yoshida, "X-Ray Photoelectron Spectroscopy Studies of Post-Oxidation Process Effects on Oxide/SiC Interfaces, Mat. Sci. Forum, 389-393, pp. 1033-1036 (2002).
- [8] Y.Ishida, T.Takahashi, H.Okumura, T.Jikimoto, H.Tsuchida, M.Yoshikawa, Y.Tomioka, M.Midorikawa, Y.Hijikata, and S.Yoshida, "The Investigation of 4H-SiC/SiO₂ Interfaces by Optical and Electrical Measurements", Mat. Sci. Forum, 389-393, pp. 1013-1016 (2002).
- [9] Y.Hijikata, S.Kawato, S.Sekiguchi, H.Yaguchi, Y.Ishida, M.Yoshikawa, T.Kamiya and S.Yoshida, "Photoemission Spectroscopy and In-Situ Spectroscopic Ellipsometry Studies on the Ar Post-Oxidation-Annealing Effects of Oxide/SiC Interfaces", Proc. of 1st Asia-Pasific Workshop on Widegap Semiconductors (Awajishima, March, 2003).
- [10] H.Yaguchi, K.Narita, Y.Hijikata, S.Yoshida, S.Nakashima, and N.Oyanagi, "Spatial Mapping of the Carrier Concentration and Mobility in SiC Wafers by Micro Fourier-Transform Infrared Spectroscopy", Mat. Sci. Forum, 389-393, pp. 621-624 (2002).
- [11] 吉川正人、石田夕起、直本 保、土方泰斗、伊藤久義、奥村 元、高橋徹夫、土田秀一、吉田貞史、「炭化ケイ素基板上に成長させた 1200℃ドライ酸化膜中の界面欠陥の電気特性と熱アニーリング効果」、電子情報通信学会誌 (印刷中)。
- [12] P. Mårtensson, F. Owman and L. I. Johansson, Phys. Stat. Sol. (b), 202, 501 (1997).
- [13] M. Tabe, T. T. Chiang, I. Lindau and W. E. Spicer, Phys. Rev. B, 34, 2706 (1986).
- [14] M.F.Macmillan, A.Henry, and E.Janzen, J.Electronic Mat., 27, 300 (1998).