

SiC 基板表面の平坦化技術

土田秀一・直本 保・鎌田功穂・泉 邦和

電力中央研究所 ☎ 240-0196 神奈川県横須賀市長坂 2-6-1

(2000 年 7 月 5 日受理)

The Effects of H₂ and HF Treatments on SiC Surfaces

Hidekazu TSUCHIDA, Tamotsu JIKIMOTO, Isaho KAMATA and Kunikazu IZUMI

Central Research Institute of Electric Power Industry
2-6-1 Nagasaka, Yokosuka, Kanagawa 240-0196

(Received July 5, 2000)

The effects of H₂- and HF- on SiC{0001} surfaces in terms of morphology and adsorbates have been investigated. High temperature annealing in a H₂ ambient produces a flat surface without macro-step bunching for on-axis 6H-SiC(0001) and 8 ° off 4H-SiC(0001). Fourier-transformed infrared attenuated total reflection (FTIR-ATR) spectra show that surface Si-H bonds are formed on 6H-SiC(0001) and surface C-H bonds are formed on SiC(0001) by H₂ treatments. The sequence of thermal oxidation and HF etching also produces on-axis 6H-SiC(0001) with a stepped morphology; however, the density of surface Si-H bonds on the SiC(0001) surface after this treatment is lower than our detection limit. The chemical characteristics of surface Si-H bonds on SiC(0001) formed by H₂ treatment has also been discussed.

1. は じ め に

近年、次世代のパワー半導体素子用材料としてシリコンカーバイド (SiC) 単結晶が注目され、Si の性能限界を超える SiC 素子の報告例が相次いでなされている¹⁾。さらなる SiC 素子の高性能化のためには、SiC 単結晶の結晶欠陥の低減や酸化膜界面の高品位化などの技術開発が望まれる。これらの技術開発のための基礎技術として、清浄かつ平坦な SiC 表面を得るための表面処理技術や表面評価技術を確立することは重要である。

SiC の気相エピタキシャル成長においては、基板の研磨工程に起因する研磨痕 (スクラッチ) やダメージ層の除去ならびに平坦化を目的に、前処理として 1500 ° 前後の水素ガス処理が用いられている。水素ガス処理によって得られるモフォロジーは、処理条件 (温度、圧力) のみならずポリタイプ、結晶面方位によっても異なることが知られており^{2, 3)}、エピタキシャル成長表面のモフォロジーにも大きな影響を及ぼす。

一方、エピタキシャル基板を使用する場合には、表面

層の除去を目的に、熱酸化/HF 処理 (犠牲酸化処理) が用いられることがある。また、通常の SiC 表面の洗浄においては、Si プロセスで使用されている RCA 洗浄が流用されることが多い⁴⁾。これらの化学的表面処理の効果は、Si と SiC では大きく異なることが予想されるが、SiC に対する表面処理効果、面方位依存性に関しては不明な点が数多く残されている。また、SiC の表面結合種としては、Si-H, C-H, O-H, Si-O-Si などが期待されるが、これらについての各種表面処理に対する挙動は明らかになっていない。特に、SiC(0001) 面と (000 $\bar{1}$) 面においては、これらの結合種に大きな面方位依存性が存在すると期待され、表面処理の効果の同定や表面結合種の制御を行う上で、それらの挙動を把握することは重要であると考えられる。また、水素ガス処理や水素雰囲気中での冷却によって得られる SiC 表面の Si-H, C-H 種の挙動を把握することは、エピタキシャル成長プロセス制御の観点からも有用と考える。

本稿では、水素ガス処理、熱酸化/HF 処理後の SiC 表面のモフォロジー、ならびに FTIR-ATR を用いた SiC 表面の結合種に関する我々の研究を紹介する。

2. 実 験

水素ガス処理は、2 種（横型コールドウォール，縦型ホットウォール）の SiC 気相エピタキシャル成長用の CVD 炉を用いて行った⁵⁾。水素ガスは、それぞれゲッター精製器，パラジウム透過膜により精製後に CVD 炉に導入した。処理時間は 30～60 分とした。試料はサセプタ上に設置し，高周波誘導加熱により所定温度に加熱した。温度測定は，横型コールドウォール炉の場合には試料面，縦型ホットウォール炉の場合にはサセプタ上面に対して，パイロメータを用いて行った⁵⁾。なお，両 CVD 炉ともに，高温部に SiC コーティング未処理の炭素部材を使用していることから，水素ガス処理中の雰囲気中にはハイドロカーボン種が導入されているものと推測される。水素ガス処理後のモフォロジーの評価は原子間力顕微鏡（AFM）を用いて行った。

SiC 表面の結合種の評価には，FTIR-ATR 分析を用いた⁶⁻⁸⁾。全反射エレメントとして，Ge プリズム（35×10×1 mm）を使用した。プリズム端面のベベル角度（赤外光入射角度）は 60°とした。試料として直径 35 mm の SiC 単結晶ウエハを半割にし，SiC 単結晶の *c* 軸が垂直になるように Ge プリズムの両面に接触させた。SiC 試料と Ge プリズム間の締め付けは，トルクドライバーを用いて調節した。この構成では，入射赤外光が SiC 試料と Ge プリズムとの界面で全反射を繰り返し，全反射時に SiC 試料表面に存在する結合種の分子振動により赤外光が減衰される。また，Ge プリズムを用いた ATR の構成（外部反射）では，赤外光の全反射が試料の片面で行われるため，SiC 単結晶の（0001）面と（000 $\bar{1}$ ）面の情報を分離することが容易である。測定には Nicolet model-740 または magna 760 を使用し，赤外光の検出には，液体窒素によって冷却された HgCdTe 検出器を使用した。

3. 結 果

3.1 モフォロジー

3.1.1 on-axis 6H-SiC(0001)

Fig. 1 (a) は，縦型ホットウォール炉における水素ガス処理後の on-axis 6H-SiC(0001) 表面の AFM 像を示す。水素ガス処理は 1 atm，1550℃にて行った。試料表面には規則化された原子ステップ列が観測されている。ステップの多くは単一の Si-C バイレイヤーの高さ（0.25 nm）に相当しており，水素ガス処理によって，平坦化された結晶面が得られることが確認できる。また，少数ではあるが，数個の Si-C バイレイヤーの高さに相当するステップの存在も確認される。水素ガス処理の条件によって

は，6 個の Si-C バイレイヤーの高さ（1 ユニットセルに相当）のステップが支配的に形成される場合もあることが報告されている³⁾。

Fig. 1 (b) は，上記と同様な水素ガス処理後に，熱酸化を行い，その熱酸化膜を HF により除去した表面の AFM 像を示す。熱酸化は 1100℃にて 30 分のドライ酸化とした。HF 処理には，バッファードフッ酸を用いた。熱酸化/HF 処理後の表面においてもステップ列が残存している。この場合のステップの多くは，いくつかの Si-C バイレイヤーがバンチングした状態になっている。STM 観察においても熱酸化/HF 処理後の 6H-SiC(0001) 面よりステップ構造が観察されており，6H-SiC の積層周期を反映するように，3 個の Si-C バイレイヤーの高さ（0.75 nm）の整数倍に相当するステップの存在比率が高いことが報告されている⁹⁾。HF 処理では酸化膜の

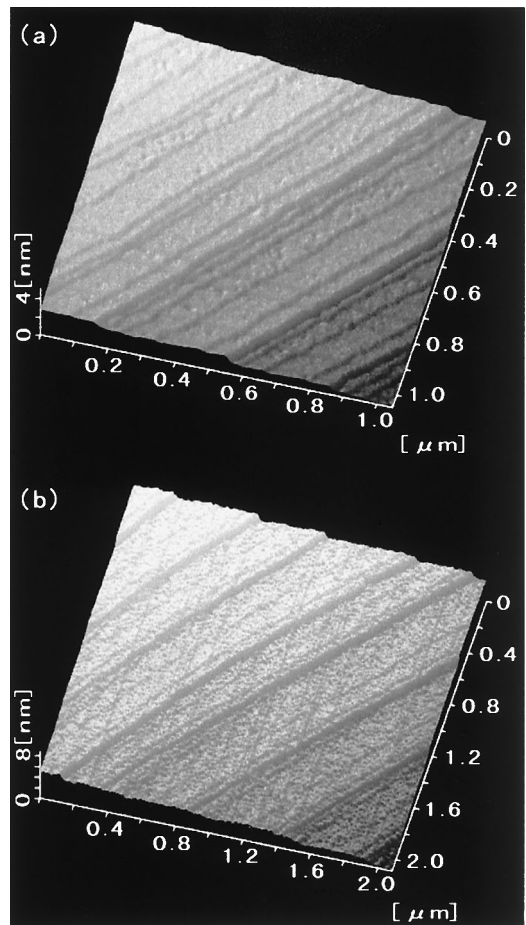


Fig. 1 AFM images of on-axis 6H-SiC(0001) surfaces, taken after (a) H₂ treatment at 1550℃ and (b) a sequence of thermal oxidation and HF etching.

みが選択的にエッチングされることから、熱酸化によって、このようなステップ構造が酸化膜/SiC 界面に形成されているものと考えられる。なお、同様な熱酸化/HF 処理後の Si(111) 表面は撥水性を示すが、SiC(0001) 表面の場合には親水性であることが特徴的である。

3.1.2 8 %ff 4H-SiC(0001)

4H-SiC のホモエピタキシャル成長には、(1120) 方向に 8 程度のオフ角度を導入した基板が主に使用されている。エピタキシャル成長の前処理としての水素ガス処理には、平坦化と同時にピットの抑制が重要となる。また、水素ガス処理はガス状のヒドロカーボンと Si 元素を生成することから、特に Si の融点以上での水素ガス処理を行う場合には、表面における Si の凝集 (ドロップレット) の発生を防ぐ必要が生じる。Si ドロップレットの抑制には、雰囲気中にヒドロカーボン種を導入したり、Si の蒸発速度を増加させるために雰囲気圧力を下げることが有効とされている^{2, 10)}。

縦型ホットウォール炉において、0.04 atm, 1400 程度の水素ガス処理によって、マクロステップバンチングの観察されない平坦な 8 %ff 4H-SiC(0001) 表面が得られることが確認された。この場合においても AFM により原子ステップが観測されるが、オフ角度が 8 °と大きいので、ステップ間隔は非常に狭くなる。なお、水素ガス処理前にみられた研磨痕は、ほぼ完全に消失している。同様な水素ガス処理後に、超高真空チャンバーに試料を導入し、低速電子線回折 (LEED) 測定を行ったところ、(1×1) のスポットが観測された。我々の実験では、このような低圧力下での水素ガス処理を適用することにより、比較的高圧力下での水素ガス処理を適用した場合に比べて、ピットの少ないエピタキシャル成長面が得られている¹¹⁾。なお、エピタキシャル成長面の平坦性は成長条件にも強く依存するとともに、表面層の組成や構造は成長温度からの冷却の仕方にも依存する。

3.2 表面結合種

3.2.1 水素ガス処理

Fig. 2 に、横型コールドウォール炉における水素ガス処理後の C-H 振動領域、Si-H 振動領域における on-axis 6H-SiC(0001) 面の FTIR-ATR 分析結果を示す。水素ガス処理の雰囲気圧力は 1 atm とした。C-H 振動領域 [Fig. 2 (a)] からは、表面のコンタミネーションとしてのヒドロカーボン種による吸収 (CH_3 非対称伸縮: 2961 cm^{-1} , CH_2 非対称伸縮: 2928 cm^{-1} , CH 伸縮: 2901 cm^{-1} , CH_3 対称伸縮: 2879 cm^{-1} , CH_2 対称伸縮: 2857 cm^{-1}) が観測されるものの、処理条件による明確な変化は観測されなかった。一方、Fig. 2 (b) のように、水素ガス処理後には各種の明確な Si-H 振動が観測され、それらは

強い処理温度依存性を示した⁶⁾。

800 の水素ガス処理後の 6H-SiC(0001) 面からは 2140, 2180, 2220, 2290 cm^{-1} を中心とする Si-H 振動によるブロードな吸収が観測された。Lucovsky によって示された Si-H 振動周波数とバックボンド原子の電気陰性度の相関より¹²⁾, 2180, 2220, 2290 cm^{-1} の吸収は Si 原子にそれぞれ酸素原子が 1, 2, 3 個結合した Si-H 種によるものが主であると考えている⁶⁾。また、その他の Si-H₂ 種や Si-H₃ 種の混在の可能性も考えられる。900 の水素中熱処理後には、 2134 cm^{-1} 付近に 3 個の分裂したピークを持つ強い吸収が現れた。2180, 2220, 2290 cm^{-1} の吸収の消滅は、表面に残留していた酸化物が高温水素ガス中で除去されたこととして理解できる。 2134 cm^{-1} 付近に見られた分裂した鋭いピークをもつ吸収は、1000

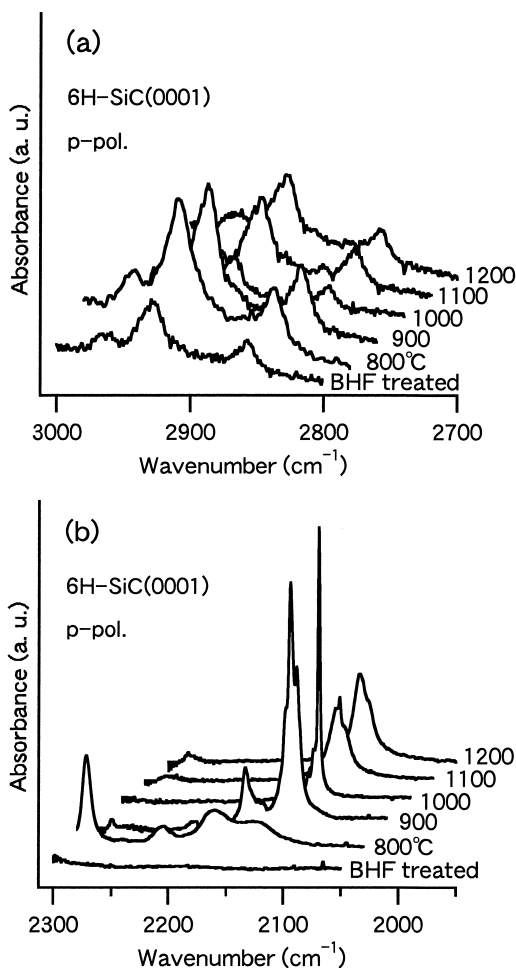


Fig. 2 ATR spectra of on-axis 6H-SiC(0001) after H_2 treatment at various substrate temperatures. (a) C-H stretching modes and (b) Si-H stretching modes.

の水素中熱処理後には 2129 cm^{-1} にピークを持つ単一の細い線幅 (半値幅: 2.0 cm^{-1}) の吸収となった。吸収ピークの単一化, 半値幅の縮小は, ある 1 つの表面構造によって, Si-H 結合の状態が高度に規則化されたことを示している。観測された Si-H 振動周波数は, 理想的に水素終端された Si(111) 面上から観測される Si-H 結合 ($\text{Si}_3\text{Si-H}$) の振動周波数 ($\sim 2087\text{ cm}^{-1}$)³⁻¹⁵⁾ に比較して高周波数側にシフトしている。このことは, 観測された Si-H 結合のバックボンド原子が Si よりも大きな電気陰性度をもつことを示唆している¹²⁾。以上のことから, 2129 cm^{-1} に見られた Si-H 結合は, 3 個の炭素原子が結合した $\text{SiH}(\text{C}_3\text{Si-H})$ であると考えている。1100 以上の水素ガス処理においては, 2129 cm^{-1} の吸収ピークがブロードになっているが, このことは (0001) 面の何らかの構造変化を示唆している。

水素ガス処理後の C-H 振動領域における 6H-SiC(000i) 面に対する FTIR-ATR 分析結果を Fig. 3 (a) に示す。1000–1200 での水素ガス処理後には, 2850 cm^{-1} に極めて鋭い半値幅をもった C-H 伸縮振動が観測された。1100 の水素ガス処理後に 2850 cm^{-1} に観測された C-H 伸縮振動の半値幅は, 1.6 cm^{-1} と求められた⁷⁾。この半値幅は, コンタミネーションとしてのハイドロカーボン種のそれと比較して極端に細いばかりでなく, これまでに水素化ダイヤモンド表面上から観測された C-H 伸縮振動^{16, 17)} よりも細い。このことは, 観測された C-H 結合が, (000i) 面の表面構造によって高度に規則化された状態にあることを示している。さらに, 2850 cm^{-1} の C-H 伸縮振動は, Fig. 2 (a) のように水素ガス処理後の (0001) 面からは観測されていない。一方, Fig. 3 (b) に示すように, (0001) 面とは対照的に水素ガス処理後においても (000i) 面からは Si-H 振動は観測されない。この明確な C-H, Si-H 振動の面極性依存性は, これらの結合種が $\text{SiC}\{0001\}$ の面極性を強く反映していることを示す。

理想的 SiC 表面においては, (0001) 面では Si 原子, (000i) 面では C 原子が最表面に配置され, それぞれの最表面原子は表面と垂直に 1 つずつのダングリングボンドを持つ。(000i) 面からの鋭い C-H 振動の観測, ならびに (0001) 面からの鋭い Si-H 振動の観測は, これらの結合種がそれぞれの結晶面の表面原子を終端するものとして理解される。

FTIR-ATR 測定では Si-H, C-H 結合の水素ガス処理温度による強い依存性が確認され, 6H-SiC(0001) 面においては 1100 以上の場合に Si-H 振動のブロード化が観測されたのにもかかわらず, AFM 観察では, Fig. 1 (a) に示したように, より高温の水素ガス処理においても平

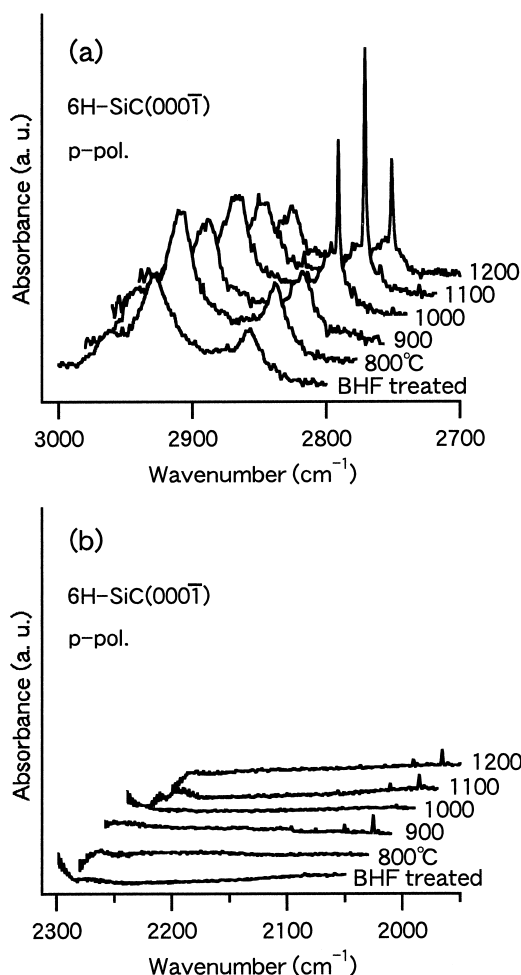


Fig. 3 ATR spectra of on-axis 6H-SiC(000i) after H_2 treatment at various substrate temperatures. (a) C-H stretching modes and (b) Si-H stretching modes.

坦な表面像が得られている。このことは, FTIR-ATR により観測される Si-H, C-H 結合の振動周波数や半値幅が表面原子の結合状態やその完全性 (平坦性) の情報を含むのに対し, 我々の AFM 観察では, 水平方向の分解能が低いためにテラス内の微視的な構造の情報を捉えていないことに起因していると考えられる。今後は, より高分解能な走査トンネル顕微鏡 (STM) などを用いた表面構造の微視的観察と Si-H, C-H 結合の振動周波数や半値幅との対比などを通じ, これらの結合種のより詳細な理解を得ることが重要である。

また, 水素ガス処理後の $\text{SiC}\{0001\}$, (000i) 面が $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30$ 構造を示す場合があることも報告されている^{18, 19)}。Starke らは, 彼らが得た $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30$ 構造

はエピタキシャル状に形成されたシリケート (Si_2O_3) 層によることを報告している²⁰⁾。我々の FTIR-ATR 測定では、適当な水素ガス処理後の表面からは Si-O-Si 結合による振動は確認されていないが、水素ガス処理は、その処理条件や、ガス組成 (ハイドロカーボン分圧、残留酸素) などによっても影響を受けると考えられるため、これらと表面構造の関係の解明、表面の完全性の向上などが必要と考える。

3.2.2 化学溶液処理

Fig. 4 は、熱酸化後 (酸化温度: 1100 , 酸化膜厚: ~4 nm) および HF 処理後の on-axis 6H-SiC (0001) 面からの Si-O-Si 伸縮振動領域 ($1000\text{--}1400\text{ cm}^{-1}$) における p 偏光 ATR スペクトルを示す。熱酸化前には、1550 にて水素ガス処理を行った。熱酸化処理後には Si-O-Si 非対称伸縮振動の LO モード (1250 cm^{-1})、TO モード (1070 cm^{-1}) による吸収が確認される²¹⁾。なお、 1310 cm^{-1} 付近に見られるブロードな吸収は、SiC の two-phonon lattice band ($\text{TO} + \text{LA}$)²²⁾に起因するものである。これに対して、HF 処理後の 6H-SiC (0001) 面からは、Si-O-Si 振動は観測されず、熱酸化によって形成された Si-O-Si 結合は HF 処理によって観測限界以下に除去されている。

Fig. 5 は、熱酸化/HF 処理後の on-axis 6H-SiC (0001)、(000 $\bar{1}$) 面からの p 偏光 ATR スペクトルを示す。Si-H 伸縮振動 ($2000\text{--}2300\text{ cm}^{-1}$) とみられる吸収は確認されない。同様な HF 処理後の Si (111)、(100) 表面からは強い Si-H 振動が観測されるが、今回得られた HF 処理後の SiC (0001) 表面上の Si-H 結合量は観測限界以下であったといえる。C-H 伸縮振動領域 ($2800\text{--}3000\text{ cm}^{-1}$)

からは、コンタミネーションとしてのハイドロカーボン種 (CH_2 , CH_3) による吸収が観測されている。同様な処理後の SiC (000 $\bar{1}$) 面の表面 C 原子は主に C-H 結合によって終端されている可能性が高いことが X 線光電子分光 (XPS)、LEED の結果により報告されている²³⁾。表面 C 原子を終端する C-H 結合による吸収が、コンタミネーションとしてのハイドロカーボン種による吸収によって覆い隠されている可能性はあるものの、1000 以上の水素ガス処理によって得られたような特徴的な C-H 吸収は確認されないことから、今回得られた HF 処理後の SiC (000 $\bar{1}$) 面は規則的に C-H 終端された状態になっていないと考えられる。O-H 伸縮振動領域 ($3000\text{--}4000\text{ cm}^{-1}$) においては、水分子によるブロードな吸収 ($3000\text{--}3500\text{ cm}^{-1}$) の他に、(0001) 面から 3550 cm^{-1} 付近に吸収ピークが認められる。これに対して、 3550 cm^{-1} 付近の吸収ピークは (000 $\bar{1}$) 面からは確認されてない。このことより、(0001) 面に比較的多く形成される O-H 種が存在するものと考えられる。Starke らは、高分解能電子エネルギー損失分光 (HREELS) による O-H 振動の観測、LEED 解析から、彼らが得た HF 処理後の 6H-SiC (0001) 面は主に Si-OH によって終端されていると結論づけている⁹⁾。

次に、on-axis 6H-SiC (0001) 面上の Si-H 結合に対する過酸化水素水の効果を調べた。Fig. 6 は、水素ガス処理に続いて行った過酸化水素水処理後のスペクトルから水素ガス処理後の ATR スペクトルを差し引いた差スペクトルを示す。水素ガス処理は縦型ホットウォール炉において 1000 , 1 atm にて行い、過酸化水素水処理には

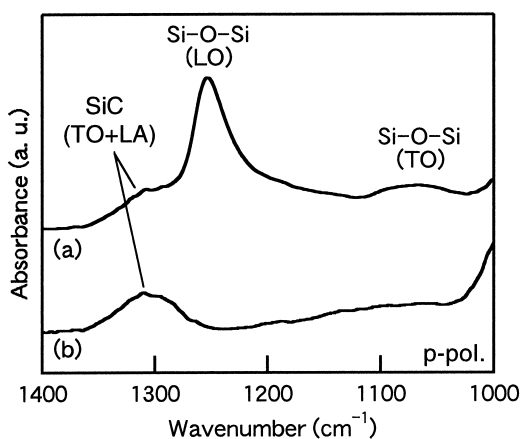


Fig. 4 ATR spectra taken from on-axis 6H-SiC(0001) after (a) thermal oxidation at 1100 and (b) subsequent HF etching. The thickness of the thermal oxide film is ~4 nm.

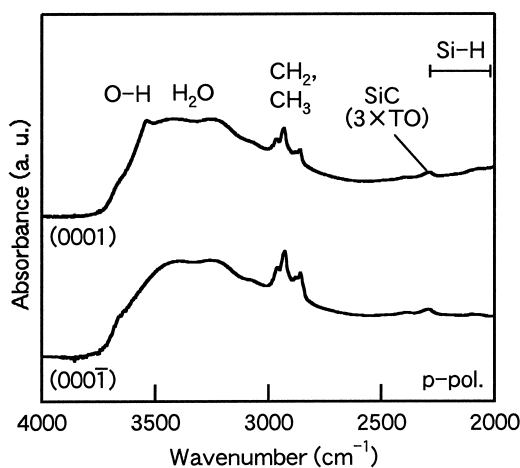


Fig. 5 ATR spectra taken from on-axis 6H-SiC(0001) and (000 $\bar{1}$) after a sequence of thermal oxidation and HF etching.

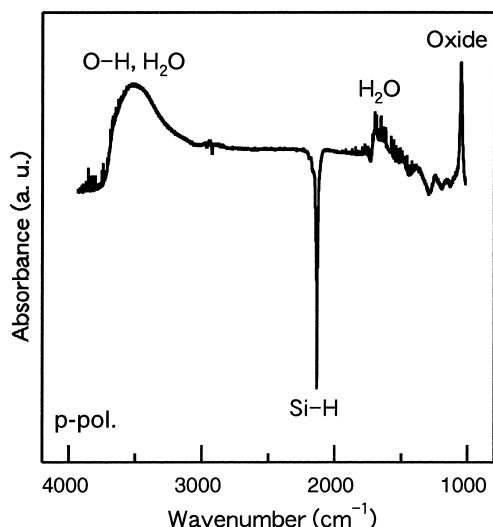


Fig. 6 ATR spectrum obtained by subtracting the spectrum of H_2 treated on-axis 6H-SiC(0001) surface from that of 6% H_2O_2 treated surface. The H_2 treatment was performed at 1000 °C, and the H_2O_2 treatment was performed at boiling point for 10 min subsequently after its H_2 treatment.

6% H_2O_2 を用いて沸点にて 10 分間行った。2130 cm^{-1} の負のピークは、水素ガス処理によって形成された Si-H 結合が、過酸化水素処理によって酸化され消滅したことを示す。1055 cm^{-1} 付近に見られる正のピークは、過酸化水素水処理によって酸化物が形成されたことを示す。しかしながら、このピーク形状は熱酸化膜の Si-O-Si 伸縮振動とはかけ離れていることから、過酸化水素水処理によって形成された酸化物の構造は熱酸化膜のそれとは大きく異なるものと考えられる。なお、過酸化水素水処理によって形成された 1055 cm^{-1} 付近の吸収ピークは、その後の HF 処理によっても完全には消滅しなかった。3000–3600 cm^{-1} のブロードな正のピークは、過酸化水素水処理による O-H 結合種、 H_2O の増加を示す。1650 cm^{-1} 付近の正のピークは、H-O-H 変角振動を示し、表面における H_2O の増加を示している。水素ガス処理後の表面はほぼ完全な撥水性を示したが、過酸化水素水処理後には親水性となったことが特徴的である。

このように、6H-SiC(0001) 面上の Si-H 結合は、RCA 洗浄で用いられる過酸化水素水によってほぼ完全に酸化されることがわかった。なお、過酸化水素水処理によって消滅した Si-H 結合は、Si(111)、(100) 面とは対照的に、その後の HF 処理によって再形成されなかった。

4. お わ り に

水素ガス処理後、熱酸化/HF 処理後の SiC 表面のモロロジーならびに結合種を調べた。その結果、水素ガス処理によって、マクロステップバンチングのない平坦な on-axis 6H-SiC(0001) ならびに 8 ° off 4H-SiC(0001) 面を得ることができた。また、FTIR-ATR 分析により、1000 前後の水素ガス処理によって、(0001) 面上に Si-H 結合、(0001) 面上に C-H 結合が形成可能なことが確認された。これらの結合による表面終端の完全性の向上、成長温度付近 (~1500 °C) での水素ガス処理や成長温度からの冷却における表面制御 評価が今後の課題である。最近では、酸化膜形成の前処理として 1000 °C 前後の水素ガス処理を適用することによって、4H-SiC(0001) 面上のチャンネル移動度が向上されたとの報告がなされている²⁴⁾。また、酸化膜形成後の 800 °C 以上の水素ガス処理により、4H-SiC/酸化膜の界面準位密度が低減されたとの報告もされている²⁵⁾。今後は、これらの水素ガス処理の効果のメカニズム解明が重要と考える。

文 献

- 1) 菅原良孝：電学誌 **118**, 282 (1998).
- 2) A.A. Burk Jr. and L.B. Rowland: J. Cryst. Growth **167**, 586 (1996).
- 3) F. Owman, C. Hallin, P. Mårtensson and E. Janzén: J. Cryst. Growth **167**, 391 (1996); P. Mårtensson, F. Owman and L.I. Johansson: Phys. Stat. Sol. (b) **202**, 501 (1997).
- 4) J.A. Cooper Jr.: Phys. Stat. Sol. (a) **162**, 305 (1997).
- 5) H. Tsuchida, I. Kamata, T. Jikimoto and K. Izumi: Mater. Sci. Forum **338–342**, 145 (2000).
- 6) H. Tsuchida, I. Kamata and K. Izumi: Jpn. J. Appl. Phys. **36**, L 699 (1997).
- 7) H. Tsuchida, I. Kamata and K. Izumi: Appl. Phys. Lett. **70**, 3072 (1997).
- 8) H. Tsuchida, I. Kamata and K. Izumi: J. Appl. Phys. **85**, 3569 (1999).
- 9) U. Starke: Phys. Stat. Sol. (b) **202**, 475 (1997).
- 10) C. Hallin, F. Owman, P. Mårtensson, A. Ellison, A. Konstantinov, O. Kordina and E. Janzén: J. Cryst. Growth **181**, 241 (1997).
- 11) H. Tsuchida, I. Kamata, T. Jikimoto and K. Izumi: Extended Abstracts of 1st Int. Workshop on Ultra-Low-Loss Power Device Technology (Nara, Japan, 2000) p. 37.
- 12) G. Lucovsky: Solid State Commun. **29**, 571 (1979).
- 13) G.S. Higashi, Y.J. Chabal, G.W. Trucks and K. Raghavachari: Appl. Phys. Lett. **56**, 656 (1990).
- 14) S. Watanabe and Y. Sugita: Surf. Sci. **327**, 1 (1995).
- 15) T. Hattori: Crit. Rev. in Sol. Stat. and Mater. Sci. **20**, 339 (1995).

- 16) R.P. Chin, J.Y. Huang, Y.R. Shen, T.J. Chuang and H. Seki: Phys. Rev. B **52**, 5985 (1995); R.P. Chin, J.Y. Huang, Y.R. Shen, T.J. Chuang, H. Seki and M. Buck: Phys. Rev. B **45**, 1522 (1992).
- 17) H.-C. Chang, J.-C. Lin, J.-Y. Wu and K.-H. Chen: J. Phys. Chem. **99**, 11081 (1995).
- 18) 寺地徳之: 学位論文 (筑波大学, 1998).
- 19) J. Bernhardt, J. Schardt, U. Starke and K. Heinz: Appl. Phys. Lett. **74**, 1084 (1999).
- 20) U. Starke, J. Schardt, J. Bernhardt and K. Heinz: J. Vac. Sci. Technol. A **17**, 1688 (1999).
- 21) J.E. Olsen and F. Shimura: J. Appl. Phys. **66**, 1353 (1989).
- 22) L. Patrick and W.J. Choyke: Phys. Rev. **123**, 813 (1961).
- 23) M. Hollering, J. Bernhardt, J. Schardt, A. Ziegler, R. Graupner, B. Mattern, A.P.J. Stampfl, U. Starke, K. Heintz and L. Ley: Phys. Rev. B **58**, 4992 (1998).
- 24) K. Ueno, R. Asai and T. Tsuji: IEEE Electron Device Lett. **19**, 244 (1998).
- 25) F. Fukuda, S. Suzuki, T. Tanaka and K. Arai: Appl. Phys. Lett. **76**, 1585 (2000).