ヘリウム一貫プロセスによる poly-Si/high- κ 絶縁膜/ SiO₂/Si 構造のシリサイド化抑制

村 岡 浩 一

(株) 東芝 研究開発センター LSI 基盤技術ラボラトリー ☎ 235-8522 神奈川県横浜市磯子区新杉田町 8

(2004 年 11 月 8 日受理)

Suppression of Silicidation in Poly-Si/high- κ Insulator/SiO₂/Si Structure by Helium through Process

Kouichi MURAOKA

Advanced LSI Technology Laboratory, Corporate R & D Center, Toshiba Corporation
8 Shinsugita-cho, Isogo-ku, Yokohama, Kanagawa 235-8522

(Received November 8, 2004)

Suppression of silicidation in poly-Si/high- κ insulators (ZrO₂, HfO₂)/SiO₂/Si structure by the helium (He) through process that adds He gas during a poly-Si gate process was demonstrated. We found that the He through process of the low-temperature SiH₄ flow diluted by He and high-pressure He post-annealing is the most effective means of suppressing not only the thermal degradation of high- κ insulator/SiO₂/Si interface but also the silicidation of poly-Si/ultra-thin SiO₂/high- κ insulator interface, whereas conventional N₂ through process can suppress neither of them. From these results, it is supposed that high-concentration He atoms physically obstruct SiO creation through the quenching of atomic vibration at both SiO₂/Si interfaces, thus impeding the first step of silicidation reaction.

1. は じ め に

近年ゲート長 100 nm 以下の相補型金属酸化膜半導体 (CMOS) で用いられる絶縁膜候補として ZrO₂, HfO₂ 等の high- κ 絶縁膜に期待が集まっている¹⁾。しかしながら poly-Si ゲート電極との組み合わせにおいて深刻な熱劣化問題が発生しており, poly-Si/high- κ 絶縁膜界面の厳密な制御が不可避となっている²⁻⁸⁾。例えば ZrO₂ 膜をゲート工程に適用する際, 次の 2 つの工程において ZrO₂ 膜がシリサイド化する問題が顕在化している。1 つ目は SiH₄ ガスによる Si 層堆積時^{4, 8)}, 2 つ目は Si 層堆積後の高温ポストアニール時である^{2, 4-8)}。一方 HfO₂ 膜では Si 層堆積時のシリサイド化反応は明らかにされていないが, Morisaki らは 1,000 °C を超える高温ポストアニールによりシリサイド化が起きることを報告している³⁾。

本研究の目的は Si 層堆積時および高温ポストアニール時のプロセス条件を制御することでシリサイド化を抑制することにある。既に我々は Si 層のない ZrO₂/SiO₂/Si 基板構造での高温アニールによるシリサイド化抑制手法としてヘリウム (He) アニールを提案している⁹⁾。一般的に 900 °C を超える N₂ アニールでは界面 SiO₂ 層が消失し, 多くの ZrSi₂ 粒が Si 基板に局所的に埋め込まれた構造になるが, He アニールでは高温にもかかわらず ZrO₂/SiO₂ 積層構造が完全に維持されることを見出している。本研究では, He アニールの応用として He 希釈 SiH₄ フローと He ポストアニールの組み合わせである He 一貫プロセスを ZrO₂ および HfO₂ 上での poly-Si ゲート工程に適用することを試みた。加えて high- κ 絶縁膜/SiO₂/Si 構造における He 原子の高い劣化抑制効率の物理的起源についても考察する¹⁰⁾。

2. 実 験 方 法

High- κ 絶縁膜/SiO₂/Si 基板の SiH₄, N₂ 若しくは He

E-mail: muraoka@amc.toshiba.co.jp

ガス雰囲気でのアニール実験は化学気相成長 (CVD) チャンバー (バックグラウンド真空度 $<1\times 10^{-9}$ Torr) を用いて行った。 N_2 および He ガスは通常のガスボトル (純度 $>99.99998\%$) をピュリファイヤーと液体窒素トラップを用いて高純度化しており、雰囲気中の残留 O_2 , H_2O および H_2 の分圧を 1×10^{-9} Torr よりも低く抑えている。これら残留ガスの分圧は四重極質量分析器でモニターしており、アニール中の基板表面温度についてはパイロメーターを用いて測定している。

次に試料作成条件を示す。まず CZ_{n} 型 $Si(100)$ 基板を RCA 洗浄し、約 1 nm のケミカルオキไซด์を Si 表面に形成する。このケミカルオキไซด์上に ZrO_2 , HfO_2 ターゲットを用いたスパッタ法 (Ar/O_2 RF プラズマ 400 W) で 2 nm および 20 nm の ZrO_2 膜, HfO_2 膜を室温にて堆積する。このスパッタプロセスにより界面 SiO_2 層は 1 nm から 3 nm まで増加する。続いて本試料を CVD チャンバー内に搬送し、1 Torr の SiH_4 ガスを 2 Torr の N_2 若しくは He ガスで希釈して 500℃ から 650℃ の温度範囲で high- κ 絶縁膜上に供給し、各種膜厚 (~ 2 nm 若しくは ~ 20 nm) の Si 層を堆積した。その後、同一チャンバー内にて試料を N_2 若しくは He ガス雰囲気中で 0.1 Torr から 300 Torr の圧力範囲にて 920℃ 1 分のアニールを行った。アニール前後の poly- Si /high- κ 絶縁膜/ SiO_2 / Si 基板構造における結合状態および断面構造変化についてはその場観察 X 線光電子分光分析 (*in-situ* X-ray Photoelectron Spectroscopy: *in-situ* XPS) および透過電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscopy: TEM) により評価を行った。

3. 実験結果

3.1 Si 層堆積の影響

Fig. 1 (a) に ZrO_2 (20 nm) 表面への N_2 希釈 SiH_4 フロー (以降 SiH_4/N_2 と記載) による Si 層堆積前後の Zr 3d スペクトル変化を示す。これより 500℃ 堆積前後では Zr 3d スペクトルに変化はないが、600℃ 堆積では ZrO_2 表面でシリサイド化が起きていることが確認された。この結果は Perkins らが報告している温度範囲とよく一致している⁸⁾。Fig. 1 (b) に SiH_4/N_2 および SiH_4/He におけるシリサイド化反応の堆積温度依存性を示すが、希釈ガスに依らず堆積初期温度を 600℃ よりも低温にすることでシリサイド化を抑制できることが判明した。次にシリサイド化が起きない 500℃ 堆積において、*in-situ* 角度分解 XPS 測定により極薄 Si 層/ ZrO_2 膜界面の構造を調査した。Fig. 2 に ZrO_2 (20 nm) 表面での SiH_4/He 後の Si 2p スペクトルを示す。 Si 層ピークだけでなく SiO_2 ピークも観測され、更に $TOA=20^\circ$ の SiO_2/Si ピーク強

Fig. 1. (a) Changes in Zr 3d spectra from ZrO_2 (20 nm) surface between before and after SiH_4/N_2 flow; (b) Temperature dependences of silicidation under SiH_4/N_2 and SiH_4/He . Vertical axis means the ratio of $ZrSi_2$ and total Zr 3d intensities (shown in (a)).

Fig. 2. Si 2p spectra from ZrO_2 (20 nm) surface after SiH_4/He flow (500℃) as a function of photoelectron take-off angle (TOA).

度比と比べて $\text{TOA}=45^\circ$ の強度比が大きいことが判明した。これらピーク強度比の関係から Si 層 (~ 1.4 nm) と ZrO_2 膜の界面に極薄 SiO_2 層 (~ 0.7 nm) が形成されていることが導かれ¹¹⁾, Jeon らも同様の極薄 SiO_2 層形成を確認している²⁾。この Si 層堆積時の界面 SiO_2 層形成は清浄 Si 表面では観測されない。このことから界面 SiO_2 層を構成する O 原子は下地 ZrO_2 膜から供給されていることを意味し, SiH_4 フローにより ZrO_2 表面近傍に酸素空孔が形成されることを示唆する。

次に HfO_2 膜についても同様の検討を行った。Fig. 3 (a) に HfO_2 (20 nm) 表面への SiH_4/N_2 前後の Hf 4f スペクトル変化を示す。堆積温度が 600°C 以下の場合ではスペクトル形状に変化はないが, 650°C で僅かに HfSi_x ピークが出現する。更に Fig. 3 (b) に示す 600°C 堆積後の角度分解 Si 2p スペクトル分析から, Si 層 (~ 2.6 nm)

と HfO_2 膜の界面に極薄 SiO_2 層 (~ 0.8 nm) が形成されることが判明した¹¹⁾。この界面 SiO_2 層は堆積温度を 500°C に下げても約 0.7 nm 形成されることを確認しており, 完全に抑制することは難しい。この結果は Wilk および Muller の電子エネルギー損失分光分析の結果とも一致するため¹²⁾, ZrO_2 表面と同様に HfO_2 表面近傍においても酸素空孔が形成されていると考える。電気的特性においても Kaneko らは poly-Si/Hf シリケート界面約 1 nm の領域に欠陥が局在化している結果を示しており¹³⁾, 本結果は極薄界面 SiO_2 層形成に伴う high- κ 絶縁膜表面の酸素空孔形成が電気的欠陥の起源になることを示唆している。

ここで希釈ガスに依存しない Si 堆積時のシリサイド化反応についてまとめたい。まず 600°C および 650°C 以上での SiH_4 フローは ZrO_2 膜および HfO_2 膜表面のシリサイド化をそれぞれ引き起こす。Fig. 1 (a) および Fig. 3 (a) の比較から, ZrO_2 表面の方が HfO_2 表面よりもシリサイド量が多いことがわかる。これは Zr と Hf の質量の差が膜中原子輸送の差を引き起こし¹⁴⁾, シリサイド化の差につながっていると考えられる。また 600°C および 650°C よりも低温で Si 層堆積を行った場合, シリサイド化は抑制できるものの ZrO_2 および HfO_2 表面近傍での酸素空孔形成に伴う界面 SiO_2 層形成は避けられないことが明らかとなった。

3.2 ポストアニールの影響

次にポストアニール雰囲気の影響を調べるため, シリサイド化しない 500°C で堆積した Si 層 (~ 1.4 nm)/ SiO_2 (~ 0.7 nm)/high- κ 絶縁膜/ SiO_2 (3 nm)/Si 基板を初期構造として準備し, 各種圧力の N_2 若しくは He ガス雰囲気下で 920°C アニールを行った。これにより我々は 4 種類のプロセス条件: $\text{SiH}_4/\text{N}_2+\text{N}_2$ ポストアニール (N_2 一貫プロセス), $\text{SiH}_4/\text{He}+\text{N}_2$, $\text{SiH}_4/\text{N}_2+\text{He}$, $\text{SiH}_4/\text{He}+\text{He}$ (He 一貫プロセス) で作成した試料を比較することで雰囲気依存性を調査した。

まず ZrO_2 膜 (2 nm) について調査した結果を示す。

Fig. 4 (a) は N_2 および He 一貫プロセス後の Zr 3d スペクトルであり, 比較のため ZrSi_2 ピーク⁵⁾も併せて示している。 N_2 一貫プロセスではシリサイド化が起きるが, 灰色実線で示す He 一貫プロセスは完全に抑制していることがわかる。Fig. 4 (b) に 4 種類のプロセスにおけるシリサイド化反応の各種雰囲気・圧力依存性を示している。この図から 2 つの重要な知見が得られる。1 つ目は N_2 ポストアニールと異なり He ポストアニールは高圧になるほどシリサイド化を抑制する傾向にある点, 2 つ目は SiH_4/He と高圧 He ポストアニールの組み合わせが最もシリサイド化を抑制する点である。これらの結果は

Fig. 3. (a) Changes in Hf 4f spectra from HfO_2 (20 nm) surface between before and after SiH_4/N_2 flow; (b) Si 2p spectra from HfO_2 (20 nm) surface after SiH_4/N_2 flow (600°C) as a function of photoelectron TOA.

Fig. 4. (a) Changes in Zr 3d spectra from ZrO_2 (2 nm) surface after N_2 and He through processes; (b) Ambient gas and pressure dependences of silicidation. Vertical axis is the same as that in Fig. 1 (b).

TEM 分析でも確認しており, **Fig. 5** に 500℃ 堆積後に 920℃ 300 Torr アニールを行った poly-Si (20 nm)/ ZrO_2 (2 nm)/ SiO_2 /Si 基板構造の断面 TEM 像を示す。左側および右側の列は SiH_4/N_2 および SiH_4/He , 上側および下側の行は N_2 および He ポストアニールをそれぞれ意味する。 N_2 ポストアニールの場合, 下界面 SiO_2 層は局所的に消失し, 巨大な $ZrSi_2$ 粒が poly-Si 中に埋め込まれていることが確認できる (Fig. 5 (a), (b))。対照的に He ポストアニールでは界面 SiO_2 層がアニール後も存在していることがわかる (Fig. 5 (c), (d))。興味深い点として, SiH_4/N_2 と He ポストアニールの組み合わせでは poly-Si 中に小さな $ZrSi_x$ 粒が形成されるが (Fig. 5 (c)), He 一貫プロセスではそれらが抑制されている (Fig. 5 (d))。

Fig. 5. Cross-sectional TEM images of poly-Si (20 nm)/ ZrO_2 (2 nm)/ SiO_2 /Si after deposition at 500℃ and post-annealing at 300 Torr; (a) $SiH_4/N_2 + N_2$ (N_2 through process), (b) $SiH_4/He + N_2$, (c) $SiH_4/N_2 + He$, (d) $SiH_4/He + He$ (He through process).

次にこの He 一貫プロセスを HfO_2 膜に適用した結果を示す。**Fig. 6** (a) は N_2 および He 一貫プロセス後の HfO_2 (2 nm) 表面の Hf 4f スペクトルであり, ZrO_2 膜の時と同様に He 一貫プロセスによりシリサイド化が抑制されることが確認された。ここで ZrO_2 膜の場合と比べて N_2 一貫プロセス後の全スペクトル強度に対するシリサイド成分の強度比が小さいことがわかる (Fig. 4 (a))。この高温ポストアニール後の ZrO_2 膜と HfO_2 膜でのシリサイド化の違いは, Si 層堆積時のシリサイド化の違いと同じく Zr と Hf の質量の差が膜中原子輸送の差を引き起こしていると考えられる¹⁴⁾。これらシリサイド化の差は 20 nm の poly-Si-cap の TEM 分析でも確認しており, $ZrSi_2$ および $HfSi_2$ の粒径はそれぞれ 20~30 nm および 10~20 nm と若干 $ZrSi_2$ 粒が大きいものの TEM における観察頻度では $HfSi_2$ 粒が圧倒的に少ない。XPS の結果と併せると N_2 一貫プロセスにおいて $HfSi_2$ 粒の密度は $ZrSi_2$ 粒の密度よりも小さいと考えることができる。また He 一貫プロセスでは $HfSi_2$ 粒はまったく観察されないことから (Fig. 6 (b), (c)), 本プロセスは HfO_2 膜においても同様の効果を発揮するといえる。

4. 考 察

なぜ He がシリサイド化抑制に効果的なのか? SiO_2 /Si 系と He 原子の相互作用については既に Afanas'ev および Stesmans が He による熱劣化抑制効果を報告している¹⁵⁾。彼らのモデルでは多くの He 原子が SiO_2 /Si 界面に存在する場合, 局所欠陥における異常な原子振動エネルギーが多重 He 散乱を通じて周囲に分散される。この He アニールによるエネルギー分散効果が SiO_2 /Si 界面欠陥での結合切断抑制の起源と考えられている。その裏

Fig. 6. (a) Changes in Hf 4f spectra from HfO₂ (2 nm) surface after N₂ and He through processes; Cross-sectional TEM images of poly-Si (20 nm)/HfO₂ (2 nm)/SiO₂/Si after deposition at 500°C and post-annealing at 300 Torr; (b) N₂ through process, (c) He through process.

付けとして SiO₂/Si 界面劣化抑制の He 圧力依存性が調べられており¹⁵⁾、高圧 He アニールほど正の固定電荷の増加が抑制されている。即ちこの結果は高濃度 He 原子の存在が熱劣化を最も効果的に抑制できることを意味する。またシリサイド化について我々は以下に示すようなシリサイド化の反応ステップと He による抑制モデルを提案している。通常の N₂ アニールでは下界面での結合切断と SiO 拡散の抑制ができず、high- κ 絶縁膜、SiO および poly-Si の接触によりシリサイド化が起きる¹⁶⁾。一方 He アニールでは原子振動エネルギーの分散により下界面での SiO 生成が物理的に抑制される^{9, 16)}。しかしながら今回の SiH₄/N₂ と He ポストアニールの組み合わせでは上界面のシリサイド化は抑制できていない (Fig. 5 (c))。この理由として、上界面に存在する極薄 SiO₂

層は下界面の厚い SiO₂ 層に比べて欠陥が多く SiO 形成による劣化が起き易い可能性がある。He 一貫プロセスでは多くの He 原子を poly-Si, SiO₂ および high- κ 絶縁膜中に予め導入することができるため、特に上界面の原子振動の冷却に十分な高濃度 He 原子が速やかに供給できていると予想する。

実際 poly-Si 堆積時に用いた He がどの程度界面に残留するか概算してみた。Si 中の He の拡散は室温では非常に遅いが 500°C 1s での拡散長は 200~300 nm 程度にまで達するため¹⁸⁾、poly-Si 界面の最大 He 濃度は界面 SiO₂ 層中の He 原子の固溶度で律束する。ここで SiH₄/He (1 Torr/2 Torr: 500°C) 時の界面 SiO₂ 層中の固溶度は約 $5 \sim 6 \times 10^{14}$ atoms/cm³ と見積もられ¹⁹⁾、1 cm² 当り 10^{10} 個弱の高濃度 He 原子が堆積直後の poly-Si/SiO₂ 界面に存在することになる。一方、我々はシリサイド化反応が低酸素分圧下においてごく短時間で生じることを既に報告しており⁹⁾、今回の実験結果から SiH₄/He 時に導入された高濃度 He 原子が界面 SiO₂ 中に予め存在することでポストアニール時に外部から拡散してくる He 原子よりも早く poly-Si/SiO₂ 界面の短時間劣化を速やかに抑制しているものと予想する。また後ほど拡散してくる更に高濃度な He 原子によりこの劣化抑制効果を完全なものにしていると考ええる。但し上記予想は SiH₄/N₂ 時に ZrSi₂ が全く形成されていないことを前提としており、XPS の検出限界以下で形成された ZrSi₂ が成長核となり上界面でシリサイド化が促進している可能性も残されている。これについては更に高精度な評価手法で確認する必要がある今後の課題としたい。

次に Afanas'ev-Stesmans モデルに基づき、シリサイド化反応の He 圧力依存性 (Fig. 4 (b)) について計算を行った。SiO₂/Si 界面の熱劣化に対する He ガス抑制作用の効率 R は He 圧力 p におけるアニール後の欠陥密度増加量 ($\Delta N_{He}(p)$) と真空アニールにおける増加量 (ΔN_{vac}) より次の式で表される: $R = \Delta N_{vac} / \Delta N_{He}(p) - 1 \propto D (cp)^{2/3}$ ¹⁵⁾。ここで D , c はアニール温度での SiO₂ 中 He の拡散係数と固溶度である。今回欠陥密度増加量 (ΔN) がシリサイド化比率に比例すると仮定したとき、He 圧力 p におけるアニール後のシリサイド化比率 ($I_{ZrSi_2}/I_{Zr3d}(p)$) は次の式で表される。

$$\frac{I_{ZrSi_2}}{I_{Zr3d}}(p) = \frac{I_{ZrSi_2}}{I_{Zr3d}}(vac) \times \frac{1}{Ap^{2/3} + 1} \quad (1)$$

ここで A は比例定数、 $I_{ZrSi_2}/I_{Zr3d}(vac)$ は真空アニール後のシリサイド化比率である。(1) 式の計算結果 (灰色実線) は Fig. 4 (b) の He 一貫プロセスにおける He 圧力依存性の実験結果と良く一致することが判明した。これはシリサイド化反応の第一段階が SiO₂/Si 界面の熱劣化

であるというシリサイド化反応モデル^{5, 16)}の妥当性を支持するだけでなく、高濃度 He 原子による微視的欠陥増加抑制が巨視的シリサイド化反応の抑制につながることを意味する^{9, 15)}。今回 He 一貫プロセスを用いることで積層構造中における He の高濃度化をポストアニール前から実現することができ、これに伴い上下界面の劣化抑制を達成することができた。

加えてこれらの実験結果はもう 1 つ重要なメッセージを含んでいる。SiO₂ 単層との比較において、He 圧力 300 Torr での ZrO₂/SiO₂/Si 系における抑制効率 R は約 31 となり、SiO₂/Si 系での効率 ($R < 3$)¹⁵⁾ に比べて少なくとも 10 倍以上大きいことが判明した。他の 900℃ から 1,000℃ の温度範囲における SiO₂ の実験結果¹⁷⁾ と比較しても、ZrO₂/SiO₂/Si 系での He 抑制効果は非常に大きいといえる。この現象は、 $R = Ap^{2/3}$ の比例定数 A が界面 SiO₂ 中に存在する熱劣化しやすいサイト、即ち劣化予備軍サイトの密度に比例すると仮定すれば全てを合理的に説明できる。SiO₂ 中に多くの劣化予備軍サイトが存在した場合、これらのサイトと SiO₂ ネットワーク中を拡散する He 原子との散乱確率はサイト密度 N_D に比例して増加する、即ち $A \propto N_D$ となり、high- κ 膜アニール時の He 圧力が低くても比例定数 A が N_D に応じて大きくなるため抑制効率 R は大きくなる。実際、ZrO₂ 膜と接した SiO₂ 層の熱的安定性は低く、固定電荷密度も SiO₂ 単層に比べて 1~2 桁大きいことが報告されており^{12, 13, 20)}、我々のモデルの妥当性を支持する。またこのモデルに従うと、He 一貫プロセスは劣化予備軍サイトを高密度含む熱的安定性の低いヘテロ界面において非常に有効な手法であることが予想される。

5. お わ り に

Poly-Si/high- κ 絶縁膜 (ZrO₂, HfO₂) /SiO₂/Si 基板構造のシリサイド化抑制手法として、poly-Si ゲート工程中に He ガスを添加する He 一貫プロセスの検討を行った。我々は He 希釈 SiH₄ フローでの Si 層低温堆積と高圧 He ポストアニールの組み合わせである He 一貫プロセスが通常の N₂ 一貫プロセスと比較して high- κ 絶縁膜/SiO₂/Si 基板界面の熱劣化だけでなく poly-Si/極薄 SiO₂/high- κ 絶縁膜界面のシリサイド化の両者を最も効果的に抑制することを見出した。この結果から、高濃度 He 原子による SiO₂/Si 界面での原子振動冷却を通じてシリサイド化反応の第一段階である SiO 発生を物理的に抑制しているモデルが示唆される。

謝 辞

本研究を進めるに当り有益な助言を与えていただいた

栗原一彰様、三谷祐一郎様、加藤弘一様、中崎靖様、西野弘剛様、上岡功様、小山正人様、西山彰様に感謝いたします。またスパッタ膜の準備等では小池正浩様、金子明生様にお世話になり、ここに感謝の意を表します。

文 献

- 1) 例えば G.D. Wilk, R.M. Wallace and J.M. Anthony: J. Appl. Phys. **89**, 5243 (2001).
- 2) T.S. Jeon, J.M. White and D.L. Kwong: Appl. Phys. Lett. **78**, 368 (2001).
- 3) Y. Morisaki, T. Aoyama, Y. Sugita, K. Irino, T. Sugii and T. Nakamura: Tech. Dig. Int. Electron Devices Meet. '02 (2002) p. 861.
- 4) K.-Y. Lim, D.-G. Park, H.-J. Cho, J.-J. Kim, J.-M. Yang, H.-S. Choi, I.-S. Yeo and J.-W. Park: J. Appl. Phys. **91**, 414 (2002).
- 5) K. Muraoka: Appl. Phys. Lett. **80**, 4516 (2002).
- 6) M. Koyama, K. Suguro, C. Hongo, M. Koike, Y. Kamimuta, M. Suzuki and A. Nishiyama: Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **716** (2002) p. 151.
- 7) M.A. Gribelyuk, A. Callegari, E.P. Gusev, M. Copel and D.A. Buchanan: J. Appl. Phys. **92**, 1232 (2002).
- 8) C.M. Perkins, B.B. Triplett, P.C. McIntyre, K.C. Saraswat and E. Shero: Appl. Phys. Lett. **81**, 1417 (2002).
- 9) K. Muraoka: Appl. Phys. Lett. **81**, 4171 (2002).
- 10) K. Muraoka: J. Appl. Phys. **96**, 2292 (2004).
- 11) Si 層および界面 SiO₂ 層の膜厚は、Si および SiO₂ 中の Si 2p 光電子脱出深さをそれぞれ 2.4 nm および 3.3 nm として Si 2p スペクトルの角度分解測定より算出している。これら光電子脱出深さは厚い SiO₂ 膜上に Si 層を堆積した試料、Si 基板上に SiO₂ を形成した試料の断面 TEM 観察と Si 2p スペクトルの比較から実験的に導出している。
- 12) G.D. Wilk and D.A. Muller: Appl. Phys. Lett. **83**, 3984 (2003).
- 13) A. Kaneko, S. Inumiya, K. Sekine, M. Sato, K. Kamimuta, K. Eguchi and Y. Tsunashima: Ext. Abs. Int. Conf. Solid. State Device and Materials '03 (2003) p. 56.
- 14) M.A. Quevedo-Lopez, M. El-Bouanani, B.E. Gnade, R. M. Wallace, M.R. Visokay, M. Douglas, M.J. Bevan and L. Colombo: J. Appl. Phys. **92**, 3540 (2002).
- 15) V.V. Afanas'ev and A. Stesmans: J. Appl. Phys. **87**, 7338 (2000).
- 16) K. Muraoka: IEICE Trans. Electron. **E 87-C**, 9 (2004).
- 17) A. Stesmans, V.V. Afanas'ev and A.G. Revesz: Appl. Phys. Lett. **74**, 1466 (1999).
- 18) A.V. Wieringen and N. Warmoltz: Physica, **22**, 849 (1956); D.R. Kaplan, C. Weigel and J.W. Corbett: Phys. Stat. Sol. (b) **94**, 359 (1979).
- 19) J.F. Shackelford, P.L. Studt and R.M. Fulrath: J. Appl. Phys. **43**, 1619 (1972).
- 20) H. Watanabe: Appl. Phys. Lett. **80**, 559 (2002).