

■原 著■ 2019 年度神奈川大学総合理学研究所共同研究助成論文

低次元シリコンカーバイドの Si 結晶構造依存性

水野智久^{1,3} 鮫島俊之² 青木 孝¹

SiC Nano-Dots in Insulator and Semiconductor

Tomohisa Mizuno^{1,3}, Toshiyuki Sameshima² and Takashi Aoki¹

¹ Department of Mathematics and Physics, Faculty of Science, Kanagawa University, Hiratsuka City, Kanagawa 259-1293, Japan.

² Department of Electrical and Electronic Engineering, Faculty of Engineering, Tokyo University of Agriculture/Technology, Tokyo 184-8588, Japan.

³ To whom correspondence should be addressed. E-mail: mizuno@kanagawa-u.ac.jp

Abstract: We experimentally studied the material structure and photoluminescence (PL) properties of SiC quantum-dots (QD) in a SiO₂ layer (Si⁺/C⁺-OX) fabricated by double hot-Si⁺/C⁺ ion implantation into SiO₂ and post N₂ annealing, comparing with those of SiC-dots by single hot-C⁺ ion implanted oxide (C⁺-OX) and crystal-Si layers (C⁺-Si). X-ray photoemission spectroscopy for Si⁺/C⁺-OX confirmed Si-C bonds even in SiO₂, which is the direct verification of SiC formation in SiO₂. Moreover, transmission electron microscope analyses showed that 2-nm-diameter SiC-dots with clear lattice spots were successfully formed in Si⁺/C⁺-OX. After N₂ annealing, we demonstrated strong PL emission from Si⁺/C⁺-OX, and the PL intensity (I_{PL}) of Si⁺/C⁺-OX is approximately 2.6 and 12 times greater than those of C⁺-Si and C⁺-OX, respectively. The greater I_{PL} of Si⁺/C⁺-OX may be attributable to QD-induced PL-efficiency enhancement in Si⁺/C⁺-OX. Moreover, PL photon energy at the peak I_{PL} of Si⁺/C⁺-OX rapidly increases to approximately 2.4 eV after N₂ annealing.

Keywords: SiC, quantum-dot, 3C-SiC, hexagonal-SiC, photoluminescence, Si-based photonics, quantum confinement, hot-ion implantation, oxide

序論

2次元 Si (2D-Si) 構造は、極微細 SOI (silicon-on-insulator)、FinFET¹⁾ などの CMOS (complementary metal-oxide-semiconductor) 素子、及び Si 光素子²⁾ に広く応用されている。SOI 素子においては、Si 膜厚 $d_s=L_{EFF}/3$ (L_{EFF} は素子のチャネル長) に従って薄膜化するだけで短チャネル効果を抑制でき、その結果、SOI 素子は将来素子としても非常に有望とされている¹⁾。しかし、 d_s の薄膜化を続けると Si 格子定数程度まで薄膜化が進み、SOI は 2D-Si 構造となり、現在の 3D-Si とは物性が異なってくる³⁻¹⁰⁾。従って、将来素子の特性を予測するには、2D-Si 構造の物性を解明する必要がある。また、高速 CMOS 素子実現には、(110) 面 CMOS や歪み Si 構造などの研究も進められている¹⁾。

2D-Si 層においては、電子の量子力学的閉じ込め効果により、電子移動度劣化の議論がされている³⁾。

更に、2D-Si を含めた低次元 Si においては、電子の量子力学的閉じ込め効果によりバンド構造が変調され、バンドギャップ E_G の増大も報告されている⁴⁾。一方、低次元 Si 構造 (Si ナノワイヤー、Si ドットなど) においては、量子的な閉じ込め効果による第一次近似以外のフォノンも活性化される⁵⁾。これがフォノン閉じ込め効果である。その結果、半導体素子におけるキャリアのフォノン散乱確率が増えキャリア速度の劣化も予想されている⁵⁾。

以上のように、2D-Si を含めた低次元 Si 研究は、微細素子実現のための実用的な目的のみならず、種々の量子的閉じ込め効果の実証という物性研究にとっても非常に重要である。我々は 2D-Si における量子閉じ込め効果を Raman 分光及び PL 法により、大きなフォノン閉じ込め効果及び E_G 増大効果を実験的に実証してきた⁶⁻¹⁴⁾。

しかし、可視域から近紫外までの PL 発光を目指すには、更なる半導体の E_G の増大が必須である。そこで、単結晶 Si (c-Si) からアモルファス Si (a-Si) までの基板に C ホットイオン注入法を用いて SiC ドットを作製し、その大きな PL 発光を実証してきた¹⁵⁻²¹⁾。しかし、 E_G の小さい Si 層 ($E_G \approx 1.1$ eV) 中の大きな E_G を持つ SiC ドット ($E_G \approx 2.4$ eV) は量子ドットではないため、励起電子寿命が小さく PL 発光効率低下の原因となる。従って、SiC 量子ドット (QD) を実現し、その励起電子の閉じ込め効果による PL 発光効率の増大化が望まれる。

本報告においては、 E_G の大きい Si 酸化膜 ($E_G \approx 9$ eV) へのダブルホット Si^+/C^+ イオン注入を行い、SiC-QD 作成に成功したので報告する²²⁾。

材料と方法

SiC-QD 形成法

図 1 に示すように、Si 基板中の SiC ドット (図 1A) は量子ドットではないため、今回は、SiC の E_G より大きい Si 酸化膜中での SiC-QD 形成 (図 1B) を目指した。SiC-QD では、励起電子の大きな量子閉じ込め効果により、励起電子寿命の増大化が起こり、PL 発光効率の改善が期待できる。

図 2 に示すように、Si 基板に形成した熱酸化膜層 (SOX) (約 150 nm) (図 2A) へのダブルホット Si^+/C^+ イオン注入法 ($\text{Si}^+/\text{C}^+-\text{OX}$ と表示) (図 2B, C)

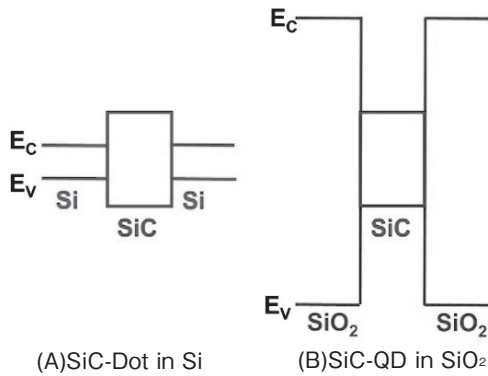


図 1. Si 中 (A), 及び Si 酸化膜中 (B) の SiC ドットのバンド構造比較. E_c 及び E_v は、それぞれ、伝導帯及び価電子帯レベルである。

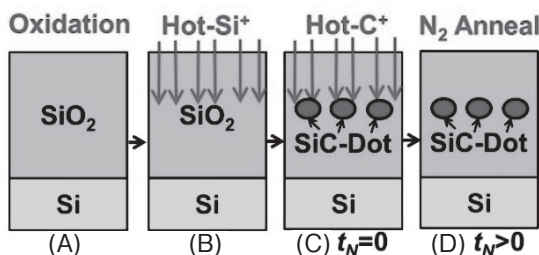


図 2. ダブルホット Si^+/C^+ イオン注入法を用いた SiC-QD の製造方法.

により、SiC-QD の形成を行った²²⁾。その後、図 2D に示すように、SiC-QD 形成促進のため、 N_2 アニールを行った (アニール温度 $T_N=1000^\circ\text{C}$)。ホットイオン注入温度 T は $400 \leq T \leq 900^\circ\text{C}$ の条件で、Si ドーズ量 $D_s = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 、C ドーズ量 $D_c = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ で行った。また、このダブルホット Si^+/C^+ イオン注入試料との比較として、酸化膜へのシングルホット Si^+ を行った試料 (Si^+-OX と表示) 及びシングルホット C^+ を行った試料 (C^+-OX と表示) も作製した。更に、通常の c-Si へのシングルホット C^+ を行った試料 (C^+-Si と表示) の SiC ドットとの比較も行った。

フォノン評価用 UV-Raman 分光、及び PL 特性は波長 325 nm レーザー光を用いた。レーザービーム径は $1 \mu\text{m}$ 、レーザーパワーは約 0.6 mW である。更に、広帯域 PL 発光強度は、標準光により補正を行った。

結果と討論

SiC-QD の構造解析

最初に、XPS (X 線光電子分光) の $\text{C}1s$ スペクトル解析による酸化膜中の Si-C 及び C-C 結合の C 濃度深さ分布を図 3 に示す。予想通り、Si-C 及び C-C 結合の C 濃度は酸化膜中央付近にピークを持ち、それぞれ約 4.3 及び 1.5 原子%であった。従って、C 原子の約 80% は Si 原子と結合し、SiC 形成を確認できた。C 原子の残りの 20% は酸化膜中で析出していることが判明した。

また、図 4A 及び図 4B は、酸化膜中の断面 SiC-QD の、それぞれ HAADF-STEM (高角度環状暗視野走査透過型電子顕微鏡) 及び CSTEM (球面収差補正走査透過型電子顕微鏡) 観察結果である。図 4A 中の多数ある白色のドットが SiC-QD である。SiC-QD の密度 N は約 $5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ である。また、図

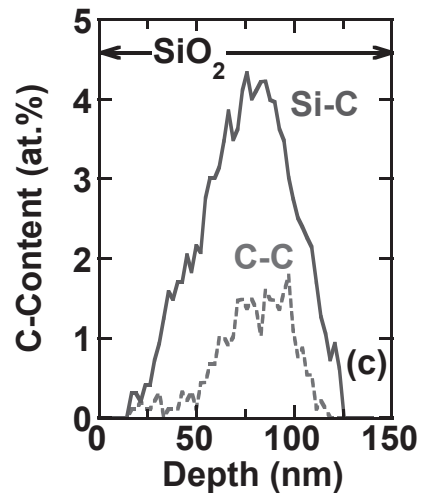


図 3. XPS 分析による酸化膜中 Si-C (実線), C-C 結合 (破線) の C 濃度の深さ分布. なお $T = 600^\circ\text{C}$, $T_N = 1000^\circ\text{C}$, $D_s = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $D_c = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $t_N = 30$ 分.

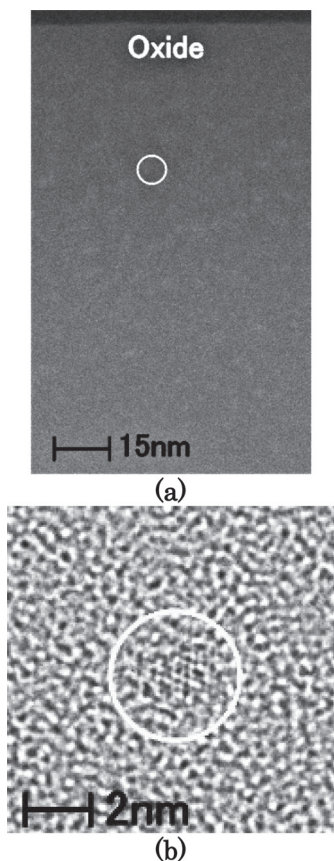


図 4. HAADF-STEM(A) 及び CSTEM(B) による酸化膜中 SiC-QD (丸内) 断面図. なお, $t_N=30$ 分, $T=400^\circ\text{C}$, $T_N=1000^\circ\text{C}$, $D_S=6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $D_C=4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$.

4B から、酸化膜中に格子パターンが確認でき、SiC-QD 径 R は約 1.6 nm である。従って、電子顕微鏡観察からも酸化膜中に SiC-QD がダブルホット Si⁺/C⁺ イオン注入法により形成できたことが実証された。Si 基板へホット C⁺ イオン注入法による SiC ドット同様に¹⁹⁾、酸化膜に注入された Si 及び C 原子のナノレベルでは自己整合的にクラスター化し、局所的に原子の高濃度化に起因して SiC-QD 形成が促進されると思われる。

図 5 に、STEM (走査型透過電子顕微鏡) による SiC-QD の径 R と、密度 N の T 依存性を示す。両者とも大きく T に依存し、 T とともに R は微細化し、その結果 N は増大することが判明した。

Raman 特性

図 6 に、Si⁺/C⁺-OX 中の SiC-QD の UV-Raman 特性と、C⁺-Si 中の通常 SiC ドットとの比較を示す。図中の矢印は、それぞれ波数の低い方から TO モード (Si-C 振動)、T (a-C の C-C 振動)、D (欠陥グラファイトの C-C 振動)、及び G バンド (グラファイトの C-C 振動) を示す。TO モードから両者とも SiC 形成が確認できた。両者の大きな違いは、T 及び G バンド

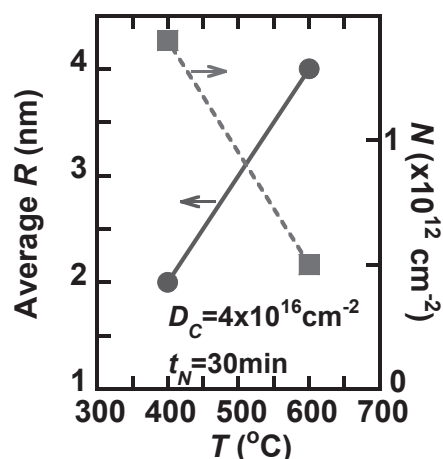


図 5. SiC-QD の平均 R (丸印) 及び N (四角印) の T 依存性. $t_N=30$ 分, $T_N=1000^\circ\text{C}$, $D_S=6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $D_C=4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$.

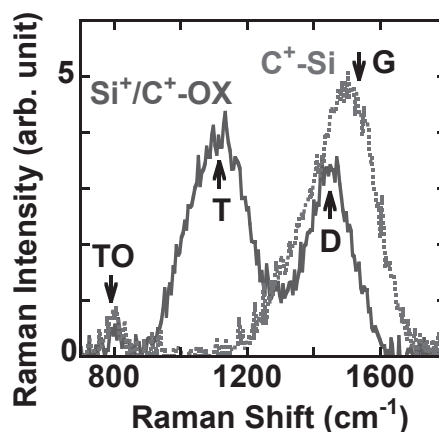


図 6. UV-Raman スペクトル比較. Si⁺/C⁺-OX (実線: $D_S=6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$)、及び C⁺-Si (破線). $D_C=4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $t_N=0$.

特性にあり、Si⁺/C⁺-OX でのアモルファス酸化膜中で析出した C 原子は a-C 及び欠陥グラファイトを形成しているが、C⁺-Si での結晶 Si で析出した C 原子は D バンド以外に G バンドのグラファイトを形成し、結晶性が良いことが判明した。

SiC-QD からの PL 発光

図 7 に、の Si⁺/C⁺-OX、C⁺-OX、及び Si⁺-OX での UV 可視域での PL スペクトル特性比較を示す。ダブルホットイオン条件の SiC-QD のみ大きな PL 発光を示し、Si⁺-OX では UV 可視域での PL 発光しないことがわかった。従って、ダブルホットイオンによって酸化膜中に形成された SiC-QD からの大きな PL 発光が実証された。

PL 発光モデル²²⁾

ここで、SiC-QD と Si 中 SiC ドットからの PL 強度 I_{PL} のモデルを述べる。

ある材料の深さ x でのレーザ入射励起光強度 $I_{Ex}(x)$

は、

$$I_{EX}(x) = I_0 \exp(-x/\lambda_{EX}) \quad (1)$$

ここで、 I_0 は材料表面での光量、 λ_{EX} はその侵入長である。

最初に、一般的な SiC ドットに関する議論をする。材料の深さ x_1 から x_2 までの間で SiC ドットの N が均一に形成されているとすると、 I_{PL} は SiC ドットの励起光視野中の総合面積 A_T に比例する。SiC-QD の場合、 $E_G \approx 9$ eV の酸化膜中では、325 nm の励起光では $\lambda_{EX} \approx \infty$ 。よって、(1) 式の $I_{EX}(x) = I_0$ 。従って、

$$\begin{aligned} I_{PL} &= \eta_{OX} A_T \int_{x_1}^{x_2} I_{EX}(x) dx \\ &= \eta_{OX} \pi \left(\frac{R}{2}\right)^2 N_s I_0 (x_2 - x_1) \\ &= \eta_{OX} I_0 A_{TO} \quad (2) \end{aligned}$$

ここで、 η_{OX} は SiC-QD の発光効率、SiC-QD の総合面積 A_{TO} は式 (3) の通りである。図 4A の結果より、 $x_1 = 20$ nm、 $x_2 = 120$ nm。

$$\begin{aligned} A_{TO} &= \pi \left(\frac{R}{2}\right)^2 N_s (x_2 - x_1) \quad (3) \\ x_2 - x_1 &\approx 100 \text{ nm} \quad (4) \end{aligned}$$

一方、Si 中の SiC ドットの場合、TEM 観察より、 $x_1 = 0$ 、及び $x_2 = 50$ nm であることがわかっている²¹⁾。更に、325 nm の励起光の Si 中では $\lambda_{EX} \approx 8$ nm。従って、Si 中の SiC ドットの I_{PL} は次式ようになる。

$$\begin{aligned} I_{PL} &= \eta_{Si} A_T \int_{x_1}^{x_2} I_0 \exp\left(-\frac{x}{\lambda_{EX}}\right) dx \\ &= \eta_{Si} \pi \left(\frac{R}{2}\right)^2 N_s I_0 \lambda_{EX} \left(1 - \exp\left(-\frac{x_2}{\lambda_{EX}}\right)\right) \\ &\approx \eta_{Si} \pi \left(\frac{R}{2}\right)^2 N_s I_0 \lambda_{EX} = \eta_{Si} I_0 A_{TS} \quad (5) \end{aligned}$$

ここで、 η_{Si} は Si 中の SiC ドットの発光効率、 $\exp(-x_2/\lambda_{EX}) \approx 0$ より、SiC ドットの総合面積 A_{TS} は式 (6) の通りである。

$$\begin{aligned} A_{TS} &= \pi \left(\frac{R}{2}\right)^2 N_s \lambda_{EX} \quad (6) \\ \lambda_{EX} &\approx 8 \text{ nm} \quad (7). \end{aligned}$$

SiC-QD の PL 特性の特徴

次に、SiC-QD からの PL 発光の N_2 アニール効果について議論する。SiC-QD からのピーク PL 強度 I_{MAX} の t_N 依存性を図 7 に示す。 $t_N = 5$ 分の短時間 N_2 アニールにより I_{MAX} が十数倍もの飛躍的に増大しているのがわかる。一方、 I_{MAX} は T にも大きく依存し、 T の低温化とともに増大している。なお、 $T = 900^\circ\text{C}$ での大きな I_{MAX} の低下は、Raman 特性 ($T = 900^\circ\text{C}$ での T 及び D バンド強度の劣化) により、高温 T プロセス中での注入 C 原子の酸化膜からの抜けが原因

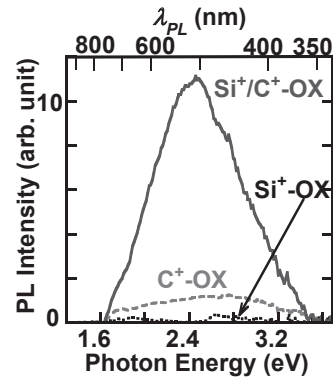


図 7. PL スペクトル比較. Si⁺/C⁺-OX (実線: $D_s = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $D_C = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$)、C⁺-OX (破線: $D_C = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$)、Si⁺-OX (点線: $D_s = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$). $T = 600^\circ\text{C}$ 、 $T_N = 1000^\circ\text{C}$ 、 $t_N = 30$ 分。

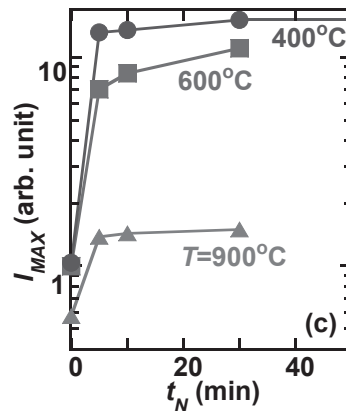


図 8. Si⁺/C⁺-OX における I_{MAX} の t_N 依存性. $T = 400^\circ\text{C}$ (丸印)、 600°C (四角印)、 900°C (三角印). $D_s = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 、 $D_C = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 、 $T_N = 1000^\circ\text{C}$ 。

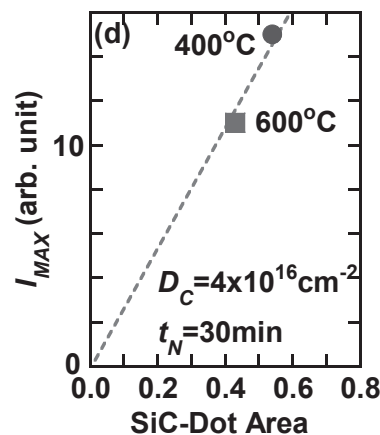


図 9. 図 8 の I_{MAX} の SiC ドット面積 A_{TO} (式 (3)) 依存性. $T = 400^\circ\text{C}$ (丸印)、 600°C (四角印). ここで、破線はデータの近似直線。

と思われる。

ここで、前節の PL モデルに従って I_{MAX} の T 依存の機構について議論する。図 5 の R と N の T 依存性から、式 (3) での A_{TO} を求めることが出来る。その結果、 $T = 400^\circ\text{C}$ 及び 600°C での A_{TO} は、それぞれ 0.54 及び 0.43 と求められた。その結果、 I_{MAX} の A_{TO} 依存

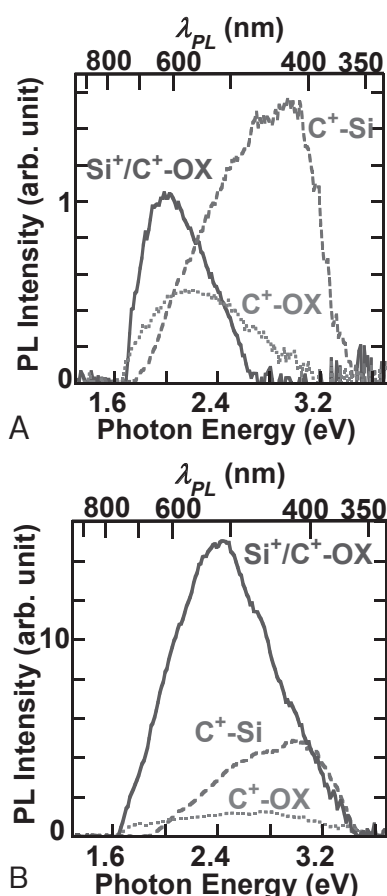


図 10. PL スペクトルの構造依存性 (各最適プロセス条件下). $D_C = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$. (A) アニール前、(B) アニール後。実線、破線、点線はそれぞれ Si⁺/C⁺-OX ($T = 400^\circ\text{C}$, $D_S = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $t_N = 30$ 分), C⁺-Si ($T = 600^\circ\text{C}$, $t_N = 5$ 分), C⁺-OX ($T = 600^\circ\text{C}$, $t_N = 30$ 分) のデータである。

性を図 9 に示す。実験的にも、式 (2) の $I_{MAX} \propto A_{T0}$ が確認でき、PL モデルが実証された。従って、図 8 の T の低温化とともに I_{MAX} が増大するのは、 A_{T0} の増加に起因することが判明した。

次に、PL 特性のイオン注入基板構造依存性の議論する。図 10 は Si⁺/C⁺-OX(実線)、C⁺-OX(点線)、及び C⁺-Si(破線) における PL スペクトル比較である。PL スペクトルは大きく基板構造に依存し、N₂ アニール後では Si⁺/C⁺-OX の SiC-QD の PL 強度は C⁺-Si 中の SiC ドットの数倍に達することが実証された。

更に、図 11A 及び B に I_{MAX} 及び I_{MAX} での発光エネルギー位置 E_{PH} の t_N 依存性を示す。N₂ アニール後では、SiC-QD の I_{MAX} は Si 中 SiC ドットの 2 倍以上であり、 t_N とともに徐々に増大している。一方、N₂ アニール前では、SiC-QD の I_{MAX} は Si 中 SiC ドットより約 30% 低い。また、図 11B より、SiC-QD の E_{PH} は、 $t_N = 5$ 分で 2 eV から急激に増大して約 2.4 eV になる。この値は、3C-SiC の E_G に相当し、その結果、N₂ アニールによって酸化膜に注入された Si 原子と C 原子が混晶状態から結合して 3C-SiC を形

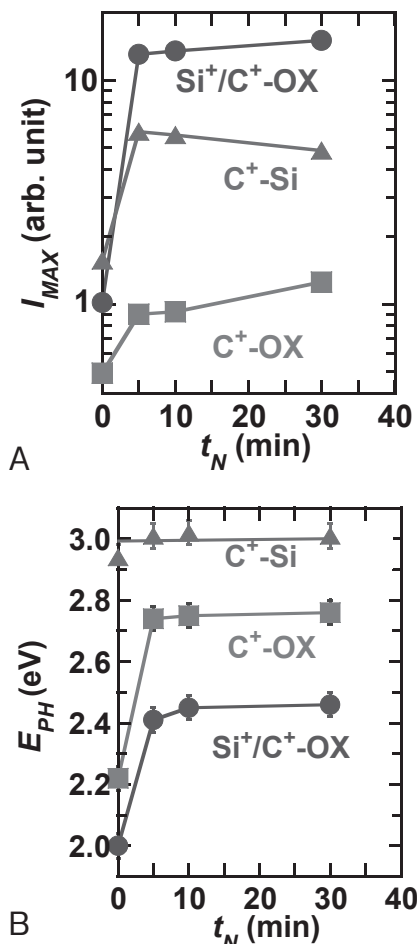


図 11. 3 つの基板構造における (A) I_{MAX} 及び (B) E_{PH} の t_N 依存性. $D_C = 4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$. 丸印、四角印、三角印は、それぞれ Si⁺/C⁺-OX ($T = 400^\circ\text{C}$, $D_S = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, $t_N = 30$ 分), C⁺-Si ($T = 600^\circ\text{C}$, $t_N = 5$ 分), C⁺-OX ($T = 600^\circ\text{C}$, $t_N = 30$ 分) のデータである。

成したものと考えられる。一方、Si 中 SiC ドットの E_{PH} は、ほぼ 3 eV で一定であり、ホットイオン注入直後から Si 中で主に六方晶の SiC が形成されたと思われる。

SiC-QD での PL 発光効率増大効果

最後に、SiC ドットの QD 化による PL 発光効率増大効果の有無について議論する。

PL 発光モデル式 (2) 及び (5) によれば、SiC-QD と SiC ドットの I_{MAX} はそれぞれの総合面積に比例する。そこで、図 9 のように SiC-QD と SiC ドットの総合面積を TEM 像から求める。前述のように SiC-QD の $A_{T0} \approx 0.54$ 、SiC ドットの $A_{TS} \approx 0.5^{22)}$ であったので、両者でほぼ同等であった。図 12 に I_{MAX} の SiC ドット面積依存性を示す。明らかに、同じ SiC ドット面積においても SiC-QD の I_{MAX} は SiC ドットの約 2.5 倍であることが判明した。従って、式 (2) と (5) の PL 発光効率は SiC-QD のほうが約 2.5 倍だけ SiC ドットより大きいと言える。これは、図 1 に示すよ

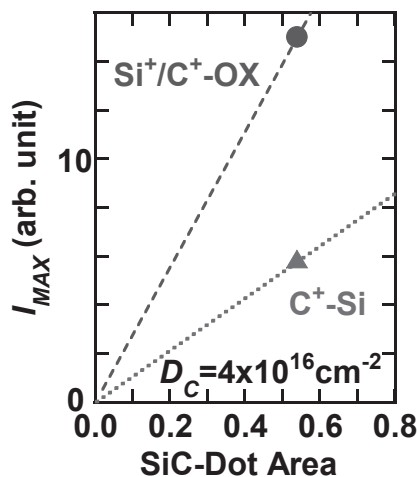


図 12. $\text{Si}^+/\text{C}^+\text{-OX}$ (丸印) 及び $\text{C}^+\text{-Si}$ (三角印) における I_{MAX} (図 9B) の SiC ドット面積依存性. $\text{Si}^+/\text{C}^+\text{-OX}$ では $T = 400^\circ\text{C}$ 、 $D_S = 6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 、 $t_N = 30$ 分. $\text{C}^+\text{-Si}$ では $T = 600^\circ\text{C}$ 、 $t_N = 5$ 分.

うに、SiC-QD における励起電子の閉じ込め効果による寿命が長いことに起因すると思われ、当初の目的である SiC-QD の PL 発光効率増大効果が達成できた。

結論

Si 酸化膜中の SiC ドットの量子ドット化による PL 発光強度の増大を目的とした研究を行った。

Si 酸化膜中の SiC-QD の形成法は非常に簡易で、 E_G の大きな酸化膜へのダブルホット Si^+/C^+ イオン注入法とその後の N_2 アニールを用いた。TEM 観察により酸化膜中に 2 nm 程度の粒径の SiC 量子ドットを 10^{12} cm^{-2} 程度の密度で実証できた。更に、立方晶及び六方晶の SiC ポリタイプを確認できた。

UV-Raman 観測により、Si-C 振動モードの TO バンド、C-C 振動モードの T、及び D バンドを確認できた。

Si 中 SiC ドットより数倍大きな PL 発光を観測し、これは SiC-QD における励起電子の閉じ込め効果による発光効率の増大に起因すると思われる。このように、SiC-QD は発光素子構造として有望な構造と思われる。

謝辞

本研究の一部は、科研費 (17K06359) 及び神奈川大学総合理学研究所共同研究助成金 (RIIS201911) の援助を受けた。

文献

1) Nazarov A, Colinge JP, Balestra F, Raskin JP, Gamiz F and Lysenko VS (2011) *Semiconductor-On-Insulator Materials for Nanoelectronics Applications*. Springer, Berlin.

- 2) Saito S, Sakuma N, Suwa Y, Arimoto H, Hisamoto D, Uchiyama H, Yamamoto J, Sakamizu T, Mine T, Kimura S, Sugawara T, Aoki M and Onai T (2008) Observation of optical gain in ultra-thin silicon resonant cavity light-emitting diode. *IEDM Tech. Dig. Paper* **19.5**: pp.1-4.
- 3) Uchida K, Koga J and Takagi S (2007) Experimental study on electron mobility in ultrathin-body silicon-on-insulator metal-oxide-semiconductor field-effect transistors. *J. Appl. Phys.* **102** (074510): 1-8.
- 4) Agrawal BK and Agrawal S (2000) First-principles study of one-dimensional quantum-confined H-passivated ultrathin Si films. *Appl. Phys. Lett.* **77**: 3039-3041.
- 5) Kumar V (2008) *Nanosilicon*. Elsevier, Amsterdam.
- 6) Mizuno T, Tobe K, Maruyama Y and Sameshima T (2012) Experimental study of silicon monolayers for future extremely thin silicon-on-insulator devices: phonon/band structures modulation due to quantum confinement effects. *Jpn. J. Appl. Phys.* **51**(02BC03): 1-8.
- 7) Mizuno T, Aoki T, Nagata Y, Nakahara Y and Sameshima T (2013) Experimental study on surface-orientation/strain dependence of phonon confinement effects and band structure modulation in two-dimensional Si layers. *Jpn. J. Appl. Phys.* **52**(04CC13): 1-8.
- 8) 水野智久, 青木 孝, 鮫島俊之 (2013) 低次元シリコン半導体構造の研究. *神奈川大学理学誌* **24**: 17-24.
- 9) 水野智久, 青木 孝, 鮫島俊之 (2014) 二次元シリコン半導体基板の物性研究. *神奈川大学理学誌* pp. 23-30.
- 10) 水野智久, 前田辰郎, 多田哲也, 青木 孝 (2015) 二次元半導体デバイスの研究. *神奈川大学理学誌* **25**: 33-39.
- 11) Mizuno T, Nagata Y, Suzuki Y, Nakahara Y, Aoki T and Sameshima T (2014) Crystal direction dependence of quantum confinement effects of two-dimensional Si layers fabricated on silicon-on-quartz substrates: modulation of phonon spectra and energy-band structures. *Jpn. J. Appl. Phys.* **53**(04EC08): 1-6.
- 12) Mizuno T, Nakahara Y, Nagata Y, Suzuki Y, Aoki T and Sameshima T (2014) Quantum confinement effects in doped two-dimensional Si layers: novel device design for two-dimensional pn-junction structures. *Jpn. J. Appl. Phys.* **53**(04EC09): 1-7.
- 13) Mizuno T, Nagamine Y, Suzuki Y, Nakahara Y, Nagata Y, Aoki T and Sameshima T (2015) Impurity doping effects on impurity band structure modulation in two dimensional n^+ and p^+ Si layers for future CMOS. *Jpn. J. Appl. Phys.* **54**(04DC05): 1-6.
- 14) Mizuno T, Suzuki Y, Nagamine Y, Nakahara Y, Nagata Y, Aoki T and Maeda T (2015) Surface-oxide stress induced band-structure modulation in two-dimensional Si layers. *Jpn. J. Appl. Phys.* **54**(04DC02): 1-6.
- 15) Mizuno T, Nagamine Y, Omata Y, Suzuki Y, Urayama W, Aoki T and Sameshima T (2016) C-atom-induced bandgap modulation in two-dimensional (100) silicon carbon alloys. *Jpn. J. Appl. Phys.* **55**(04EB02): 1-8.
- 16) 水野智久, 前田辰郎, 青木 孝, 鮫島俊之 (2016) 可視域シリコン発光素子の開発. *神奈川大学理学誌*. **27**: 15-21.

- 17) Mizuno T, Omata Y, Nagamine Y, Aoki T and Sameshima T (2017) Material structure of two-/three-dimensional Si-C layers fabricated by hot-C⁺-ion implantation into Si-on-insulator substrate. *Jpn. J. Appl. Phys.* **56**(04CB03): 1-8.
- 18) Mizuno T, Nakada S, Yamamoto M, Irie S, Omata Y, Aoki T and Sameshima T (2017) SiC nano-dots in bulk-Si substrate fabricated by Hot-C⁺-Ion implantation technique. *Ext. Abstr. Solid State Devices and Materials*. pp.597-598.
- 19) Mizuno T, Omata Y, Kanazawa R, Iguchi Y, Nakada S, Aoki T and Sasaki T (2018) Nano-SiC region formation in (100)Si-on-insulator substrate: Optimization of hot-C⁺-ion implantation process to improve photoluminescence intensity. *Jpn. J. Appl. Phys.* **57**(04FB03): 1-9.
- 20) Mizuno T, Kanazawa R, Aoki T and Sameshima T (2019) SiC nano-dot formation in amorphous-Si and poly-Si substrates using hot-C⁺-ion implantation technique. *Jpn. J. Appl. Phys.* **58**(SBBJ01): 1-10.
- 21) Mizuno T, Yamamoto M, Nakada S, Irie S, Aoki T and Sameshima T (2019) SiC nano-dot formation in bulk-Si substrate using hot-C⁺-ion implantation process. *Jpn. J. Appl. Phys.* **58**(081004): 1-12.
- 22) Mizuno T, Kanazawa R, Aoki T and Sameshima T (2020) SiC quantum dot formation in SiO₂ layer using double hot-Si⁺/C⁺-Ion implantation technique. *Jpn. J. Appl. Phys.* **59**(SGGH-02): 1-12.
- 23) Fan J and Chu PK (2014) *Silicon Carbide Nanostructure*. Springer, Cham.