

一般セッション(口頭講演) | 15 結晶工学：15.6 IV族系化合物 (SiC)

■ 2025年9月10日(水) 13:30 ~ 17:00 | 会場 N322 (共通講義棟北)

[10p-N322-1~13] 15.6 IV族系化合物 (SiC)

江藤 数馬(産総研)

◆ 奨励賞エントリー

13:30 ~ 13:45

[10p-N322-1] 4H-SiC における電子および正孔の高電界ドリフト速度の温度依存性

○藤岡 大智¹、石川 諒弥¹、三上 杏太¹、金子 光顕¹、木本 恒暢¹ (1.京大院工)

◆ 奨励賞エントリー

13:45 ~ 14:00

[10p-N322-2] 電子線照射SiCにおける近接したエネルギーを有するSi関連欠陥準位の検出

○(M1)山中 孝太郎¹、三上 杏太¹、木本 恒暢¹、金子 光顕¹ (1.京大院工)

◆ 奨励賞エントリー

14:00 ~ 14:15

[10p-N322-3] 光ヘテロダイン光熱変位法を用いた4H-SiCの窒素ドーパントの分布測定

○原田 航陽¹、加藤 正史²、福山 敦彦¹ (1.宮崎大工、2.名工大)

◆ 奨励賞エントリー

14:15 ~ 14:30

[10p-N322-4] 蛍光4H-SiCの近接昇華法成長におけるガス流量制御による N_D - N_A 低減○坂 卓磨¹、橋口 碧十¹、高橋 直暉¹、赤澤 絵里²、鈴木 敦志²、Lu Weifang³、上山 智¹、竹内 哲也¹、岩谷 素顕¹ (1.名城大理工、2.E&Eエボ株、3.廈門大)

◆ 奨励賞エントリー

14:30 ~ 14:45

[10p-N322-5] 4H-SiCのBPD密度低減のための近接昇華法成長条件に関する検討

○(M1)橋口 碧十¹、坂 卓磨¹、高橋 直暉¹、上山 暉¹、竹内 哲也¹、岩屋 素顕¹、鈴木 敦志²、赤澤 絵里²、Weifang Lu³ (1.名城大学理工、2.E & Eエボリユーション、3.廈門大学)

◆ 奨励賞エントリー

14:45 ~ 15:00

[10p-N322-6] 蛍光4H-SiCのIQE測定とLEDデバイス化に関する研究

○(M2)高橋 直暉¹、坂 卓磨¹、橋口 碧十¹、上山 智¹、竹内 哲也¹、岩谷 素顕¹、鈴木 敦志²、赤澤 絵里²、Ou Yiyu³、Ou Haiyan³ (1.名城大理工、2.E & Eエボリユーション、3.デンマーク工科大学)

15:15 ~ 15:30

[10p-N322-7] ビニルシランを用いた熱CVD法によるFe基板上へのSiCコーティングにおけるアンモニア処理の影響

○(M2)大島 直人¹、土射津 佑起²、金子 智³、上原 賢一⁴、安原 重雄⁴、田岡 紀之¹、五島 敬史郎¹、竹内 和歌奈¹ (1.愛知工業大、2.東北大、3.KISTEC、4.JAC)

15:30 ~ 15:45

[10p-N322-8] ビニルシランとトリメチルアルミニウムにより成長させたアモルファスAlSiC薄膜の電気的特性へのAl導入効果

○(D)土射津 佑起¹、上原 賢一²、大堀 大介¹、安原 重雄²、遠藤 和彦¹、竹内 和歌奈³ (1.東北大流体研、2.(株)ジャパン・アドバンスト・ケミカルズ、3.愛知工業大学)

15:45 ~ 16:00

[10p-N322-9] フッ素または酸素イオン注入を行った4H-SiC中の基底面転位のUV照射による積層欠陥拡張比較

○西尾 譲司¹、太田 千春¹、飯島 良介¹ (1.東芝総研)

16:00 ~ 16:15

[10p-N322-10] 表面形状の異なる4H-SiCエピウエハ中積層欠陥複合体の起点解析

○林 将平¹、先崎 純寿² (1.東レリサーチセンター、2.産総研)

16:15 ~ 16:30

[10p-N322-11] 4H-SiCオフ基板上に成長した3C-SiC厚膜エピタキシャル層の評価

○藤田 隼¹、Rho Kongsihk¹、加藤 正史¹ (1.名工大)

◆ 英語発表

16:30 ~ 16:45

[10p-N322-12] High-Resolution Synchrotron X-ray Topography of 4H-SiC Wafers Using a Wide-Field Detector at SPring-8 BL16B2

○(M1)Yuhui Huang¹, Rui Zhou¹, Kentaro Kajiwara², Takashi Kameshima^{2,3}, Taito Osaka³, Makina Yabashi³, Takayoshi Shimura^{1,3} (1.Waseda Univ., 2.JASRI, 3.RIKEN)

16:45 ~ 17:00

[10p-N322-13] 透視変換を用いたマルチモーダル解析によるSiC基板の欠陥評価

○原田 俊太^{1,2}、高橋 幸聖¹、辻森 皓太²、Sun Juheyong¹、川瀬 道夫¹、松原 康高¹、瀬尾 圭介¹、小寺 竜貴¹、島本 憲太³、水谷 誠也⁴、水谷 優也⁴、水谷 誠二⁴、村山 健太⁴ (1.名大、2.SSR、3.リガク、4.Mipox)

4H-SiC における電子および正孔の高電界ドリフト速度の温度依存性

Temperature dependence of electron and hole drift velocities under high electric field in 4H-SiC

京大院工 °藤岡 大智, 石川 諒弥, 三上 杏太, 金子 光顕, 木本 恒暢

Kyoto Univ. °D. Fujioka, R. Ishikawa, K. Mikami, M. Kaneko, T. Kimoto

E-mail: fujioka@semicon.kuee.kyoto-u.ac.jp

ドリフト速度は、半導体物理現象の理解に不可欠な物性値である。4H-SiC の低電界移動度についてはこれまで多数報告されてきた[1,2]。その一方、高電界ドリフト速度に関する知見は、その温度依存性を含め、不足している[3]。本研究では、 c 軸方向、 c 軸垂直方向における電子および正孔ドリフト速度の温度依存性を、コンダクタンス法により広い電界範囲(1–200 kV/cm)で評価した。

本研究で用いた素子構造の模式図を図 1(a)および(b)に示す。ドリフト速度の異方性を評価するために、ドリフト方向が c 軸方向($\parallel c$)および c 軸垂直方向($\perp c$)となる素子を同一の 4H-SiC(11 $\bar{2}$ 0)エピタキシャル層上に作製した。ドリフト層のドーピング密度(N_D , N_A)は、 n 型(電子)の場合 $N_D = 5.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, p 型(正孔)の場合 $N_A = 1.0 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ である。電圧の大部分が素子中央のブリッジ部分に印加されるように素子を作製し、その電圧降下と電流を測定することでドリフト速度の電界強度(E_{bridge})依存性を評価した。

異なる温度(300–500 K)で測定した c 軸方向における電子および正孔のドリフト速度の E_{bridge} 依存性を図 2(a)および(b)に示す。 $E_{\text{bridge}} = 100 \text{ kV/cm}$ において、電子のドリフト速度はほぼ飽和しているが、正孔では十分な飽和を確認できなかった。これは正孔の低電界移動度が電子の約 1/10 であり[2]、ドリフト速度の飽和には今回の測定した電界範囲より高電界が要求されるためである。図 3 に $E_{\text{bridge}} = 100 \text{ kV/cm}$ における電子および正孔のドリフト速度の温度依存性を示す。電子の高電界ドリフト速度($v_{d,100 \text{ kV/cm}}$)は、300 K から 500 K にかけて $1.6 \times 10^7 \text{ cm/s}$ から $7.9 \times 10^6 \text{ cm/s}$ まで低下した。この低下は温度上昇に伴うフォノン散乱の増大に起因し[4]、この $v_{d,100 \text{ kV/cm}}$ の低下率($v_{d,100 \text{ kV/cm}}(@400 \text{ K}) / v_{d,100 \text{ kV/cm}}(@300 \text{ K}) = 0.73$)は、Si における電子の飽和ドリフト速度の低下率とほぼ同等である[5]。 $\parallel c$ と $\perp c$ の結果を比較すると、電子の高電界ドリフト速度はほぼ等方的であり、4H-SiC において異方性を示す低電界移動度[2]とは異なる結果であった。これは、高電界では高エネルギー電子が著しく増加し、電子のドリフトが伝導帯底付近の有効質量に依存しなくなるためである[6]。正孔の $v_{d,100 \text{ kV/cm}}$ は、300 K から 500 K にかけて $4.0 \times 10^6 \text{ cm/s}$ から $1.1 \times 10^6 \text{ cm/s}$ まで低下しており、その低下率は 0.28 であった。先述したように、正孔ではドリフト速度の明確な飽和が観察されなかったことを考慮すると、この低下率は低電界移動度に強く影響されている可能性がある。実際、4H-SiC における c 軸方向の移動度は、300 K で $82 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, 500 K で $26 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ であり[7]、その低下率は 0.31 と、本研究で得られた正孔における $v_{d,100 \text{ kV/cm}}$ の低下率とほぼ一致している。

- [1] W. J. Schaffer *et al.*, *Mater. Res. Soc. Proc.* **339**, 595 (1994). [2] R. Ishikawa *et al.*, *Phys. Status Solidi B* **260**, 2300275 (2023).
[3] I. A. Khan *et al.*, *IEEE Trans. Electron Devices* **47**, 269 (2000). [4] H. Tanaka *et al.*, *Mater. Sci. Semicond. Process.* **173**, 108126 (2024).
[5] C. Canali *et al.*, *IEEE Trans. Electron Devices* **22**, 1045 (1975). [6] R. Ishikawa *et al.*, *Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials 2024*, (Raleigh, 2024), 21A. [7] R. Ishikawa *et al.*, *J. Appl. Phys.* **135**, 075704 (2024).

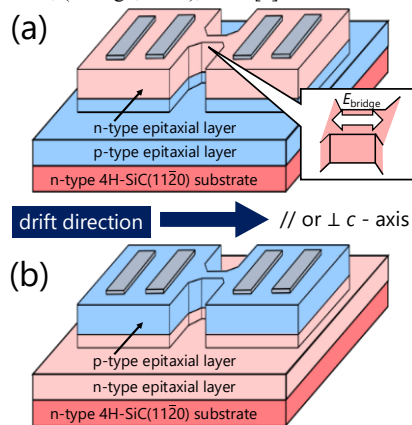


Fig 1. Schematic illustrations of the test structure for measuring (a) electron and (b) hole drift velocity.

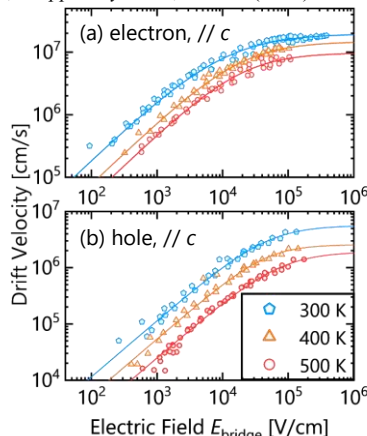


Fig 2. Relationship between drift velocity and E_{bridge} measured for (a) electrons and (b) holes from 300 K to 500 K.

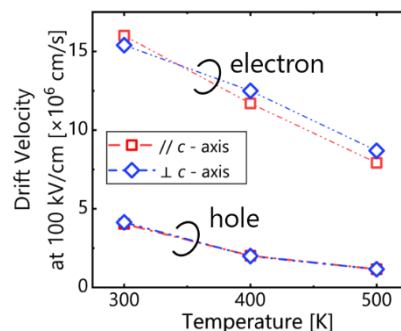


Fig 3. Temperature dependence of drift velocity for electrons and holes at 100 kV/cm.

電子線照射 SiC における 近接したエネルギーを有する Si 関連欠陥準位の検出 Detection of Si-related defect levels with close energy positions in electron-irradiated SiC

京大院工¹ ○(M1) 山中 孝太郎¹, 三上 杏太¹, 木本 恒暢¹, 金子 光顕¹

Kyoto Univ.¹, ○Kotaro Yamanaka¹, Kyota Mikami¹, Tsunenobu Kimoto¹, Mitsuaki Kaneko¹

E-mail: yamanaka@semicon.kuee.kyoto-u.ac.jp

■背景・概要 4H-SiC 中には多様な真性点欠陥が存在する。これらに由来する深い準位の評価は、理論計算と実験の双方から試みられており、理論計算においては、エネルギー位置が非常に近い (~ 0.01 eV) 複数の深い準位が報告されている [1]。他方、実験的報告としては、Deep Level Transient Spectroscopy (DLTS) を主とする過渡容量解析が用いられてきたが、エネルギー分解能が低いために、分離して検出できていない深い準位が多数存在すると予測される。著者らは、深い準位評価のための新たな過渡容量解析手法として、ベイズ推定を利用した手法を提案した [2]。今回、電子線を照射した n 型 4H-SiC 試料から得られた過渡容量信号に対して提案手法を適用したところ、 $E_C - 0.3$ eV 付近に Si 関連欠陥に由来する複数の深い準位を検出したので、報告する。

■実験・結果 n 型 4H-SiC 基板上に n 型エピ層 ($N_D \approx 4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) を成長させた試料を用意し、電子線照射を行った。電子線の加速エネルギーは 116, 400 keV とし、フルエンスはそれぞれ 4×10^{16} , $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ とした。電子線照射後、ショットキー電極 (Ni) およびオーミック電極 (Al) を形成し、過渡容量測定を行った。測定時間は 0.1 s, 測定温度は 100–300 K とした。

DLTS スペクトルを図 1 に示す。116 keV の電子線を照射した試料では、200 K にピークが見られる。400 keV の電子線を照射した試料でも 200 K 付近にピークが見られるが、その形状が非対称であることから、このピークは複数のピークで構成されていると考えられる。116 keV の電子線では C 原子のみが、400 keV の電子線では C 原子と Si 原子双方が変位するため [3]、前述のピークの変化は、Si 関連欠陥の形成によるものであると予想される。400 keV の電子線を照射した試料における 200 K 付近の過渡容量信号に Laplace DLTS を適用してピーク分離を試みたが、不可能であった。次に、著者らが考案したベイズ推定を利用した過渡容量解析手法を適用した結果を図 2 に示す。これらの図は、放出時定数の事後分布をカラーマップとして表したものであり、色が濃いほど確率が高いことを示している。放出時定数と温度の関係はアレニウスプロットにおいて直線となるため、図中において直線上に分布した色の濃い部分が深い準位に対応する。116 keV の電子線を照射した試料では、DLTS スペクトルにおける 200 K 付近のピークに対応する 1 本の直線 (A) が確認できる。400 keV の電子線を照射した試料では、さらに 3 本の直線 (B, C, D) が確認でき、これらは Si 関連欠陥に由来する深い準位であると考えられる。これらの深い準位のエネルギー差は約 0.05 eV と小さく、DLTS などの既存手法では検出不可能であった新たな深い準位を検出できたといえる。

[1] T. Kobayashi *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **125**, 125701 (2019).

[3] H. J. von Bardeleben *et al.*, *Phys. Rev. B*, **62**, 10841 (2000).

[2] 山中 他, 第 72 回応用物理学会春季学術講演会, 14p-K402-3 (2025).

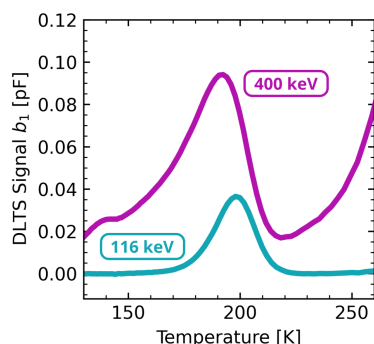


Fig. 1. DLTS spectra obtained from the 4H-SiC samples irradiated by electrons with the energies of 116 keV and 400 keV.

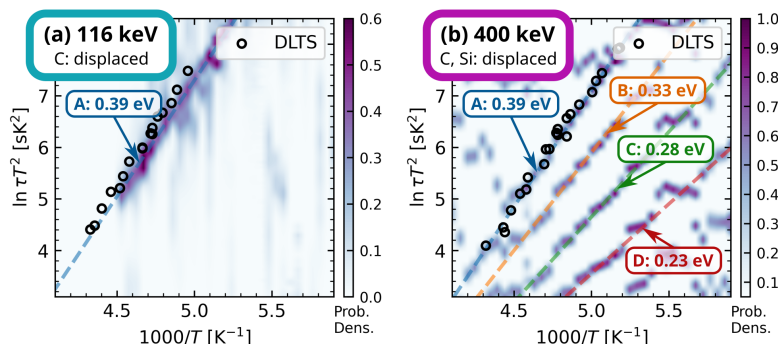


Fig. 2. Color maps of posterior probability densities of time constants extracted by applying the Bayesian-based method to the 4H-SiC samples irradiated by electrons with the energies of (a) 116 keV and (b) 400 keV. The Arrhenius plot of the time constant obtained with conventional DLTS is also shown (○ symbols).

光ヘテロダイン光熱変位法を用いた 4H-SiC の窒素ドーパントの分布測定

Distribution of nitrogen dopant in 4H-SiC investigated by a Laser Heterodyne Photothermal Displacement Method

宮崎大工¹, 名工大², [○]原田 航陽¹, 加藤 正史², 福山 敦彦¹

Univ. of Miyazaki¹, Nagoya Inst. of Tech.², Kouyou Harada^{○1}, Masashi Kato², Atsuhiko Fukuyama¹

E-mail: hn21283@student.miyazaki-u.ac.jp

1. はじめに

4H-SiC はバンドギャップ (E_g) が 3.26 eV^[1] のワイドギャップ半導体であり、Si に比べて高耐圧で優れた放熱特性を持ち高速スイッチングが可能であることから低損失パワーデバイス材料として注目されている。n 型 SiC の作製は窒素 (N) ドープが一般的であるが、N 濃度の不均一性が電氣的・熱的特性の不均一を生み出し、デバイス作製時の歩留まりを下げると考えられる。

そこで本研究では、光励起キャリアの非発光再結合のマッピング測定が可能な光ヘテロダイン光熱変位 (LH-PD) 法^[2]を適用する。同法は非発光再結合で放出される熱による表面変位量をヘテロダイン干渉計により高感度に測定出来るため、N が形成する不純物準位を介した非発光再結合を可視化できる可能性が高い。これにより、4H-SiC 中の N ドーパント分布の知見を高め、歩留まり向上に寄与することが期待できる。

2. 試料詳細と実験方法

本研究で使用した試料は、市販の 4H-SiC 単結晶基板から 20 mm 角に切り出したものである。厚さは 350 μm で Si 面(0001)の $\langle 11\text{-}20 \rangle$ 方向に 4°off ($\pm 0.5^\circ$) で成長させたものである。導電型は N ドープの n 型で、中空欠陥の一つであるマイクロパイプ密度は 15 個/ cm^2 未満である。LH-PD マッピング測定は 355 nm の光励起半導体レーザー (強度 132.7 mW) で励起し、そのときの表面変位量を 632.8 nm の He-Ne レーザーで検出した。測定は室温で行い、8 mm 角の範囲を 109.5 μm 間隔で走査して LH-PD マ

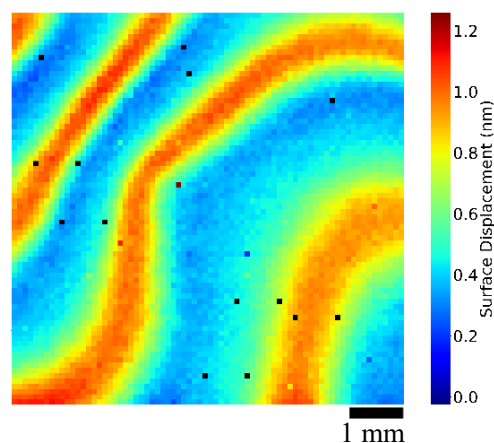


Fig. 1 Surface displacement mapping results of 4H-SiC.

ッピングを測定した。

3. 実験結果と考察

Fig. 1 に 4H-SiC の Si 面の表面変位量マッピング結果を示す。約 1 mm 程度の幅をもつ縞模様のパターンが試料全体に確認された。基板を反転させた C 面で測定したところ、同様の縞模様が現れた。更に、 E_g 以下の 808 nm の半導体レーザーで励起したマッピングにも現れたため、縞模様の起因は 4H-SiC のバンド間遷移に関連した非発光再結合ではなく、N が形成する不純物準位における非発光再結合である可能性が高い。つまり、試料内の N の不均一性が示唆された。縞模様の起因を明らかにするために、フォトルミネセンス測定や顕微ラマン分光法を適用して、信号起因を明らかにする必要がある。

[1] R. Weingartner *et al.*, Appl. Phys. Lett. **80**, 70 (2002).

[2] T. Harada, A. Fukuyama *et al.*, J. Appl. Phys. **131**, 195701 (2022).

蛍光 4H-SiC の近接昇華法成長におけるガス流量制御による N_D-N_A 低減 Control of gas supply for reduction of N_D-N_A in closed sublimation growth of fluorescent 4H-SiC

○(M2)坂卓磨¹, (M1)橋口碧十¹, (M2)高橋直暉¹, 赤澤絵里², 鈴木敦志²,

W. Lu³, 上山智¹, 竹内哲也¹, 岩谷素顕¹

1: 名城大, 2: E&E エボリューション (株), 3: 厦門大学

○T. Ban¹, A. Hashiguchi¹, N. Takahashi¹, E. Akazawa², A. Suzuki², W. Lu³, S. Kamiyama¹, T.

Takeuchi¹, M. Iwaya¹

1: Meijo Univ., 2: E&E Evolution Ltd., 3: Xiamen Univ.

E-mail: 243428036@ccmailg.meijo-u.ac.jp

【はじめに】B、N を共添加した SiC は蛍光 SiC と呼ばれ DAP 発光によりピーク波長が 540 nm のブロードな白色光が得られる^[1,2]。蛍光 SiC の発光効率向上のため、B 濃度(N_A)と N 濃度(N_D)を欠陥が入らない程度まで高濃度にし、発光効率低下の要因であるオージェ再結合を抑制するため伝導帯の自由電子濃度 N_D-N_A を低減する必要がある。本研究では近接昇華法により炉内に導入した Ar、 N_2 ガス流量の制御により N_2 分圧を変化させ、 N_A を減少させずに N_D-N_A を低減することで高発光効率化を図った。

【実験方法】近接昇華法により試料を作製した。SiC 原料は多結晶 SiC、種基板は 4H-SiC 単結晶基板、ドーパントソースは粉体 BN をそれぞれ使用した。 N_2 ガス流量を 50 sccm に固定し、Ar ガス流量を 1.8 slm、1.9 slm、2.0 slm に変更することで N_2 分圧をそれぞれ 324 Pa、308 Pa、293 Pa に設定した。成長温度は 1840°C、成長圧力は 12000 Pa、成長時間は 3 時間に設定した。 N_A 、 N_D-N_A は、それぞれ PL ピーク波長^[3]、 μ -PCD 法により測定した反射マイクロ波強度と過去の SIMS 結果を比較して推定した。 μ -PCD は生成したキャリアのライフタイムをマイクロ波反射率の時間変化から測定する手法である。PL 測定は、325 nm の He-Cd レーザーを用いた。

【結果と考察】Figure1 に室温での PL スペクトルを示す。 N_2 分圧を 324 Pa から 293 Pa まで減少させることで、PL 強度は約 10 倍向上した。 N_D-N_A は $1.5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ から $3.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ まで減少しており、PL 強度の向上はオージェ再結合が抑制されたことによる効果であると考えられる。全ての試料において励起光を十分に吸収できる膜厚があり、PL 強度の増加したことから、発光効率が向上したと考えられる。一方で、 N_A は $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ から $7.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ まで減少した。 N_A の減少は、全ガス比熱が変化して坩堝の温度が低下したためだと考えられる。 N_2 分圧の減少により、 N_D-N_A の低減による高発光効率化が実現したが N_A も減少しており、これはできるだけ高濃度が求められるため望ましくない。今後は、 N_A を減少させずに、 N_D-N_A を低減させる成長条件を調査する必要がある。

【参考文献】

- [1] S. Kamiyama, et al. j. Appl. Phys.99, 093108 (2006).
- [2] W. Lu, et al. Scientific reports 7, 9798 (2017)
- [3] D. Tanaka, et al. Materials Science Forum 1004 (2020)

【謝辞】本研究課題の一部は文科省・私立大学研究ブランディング事業の援助によって実施された。

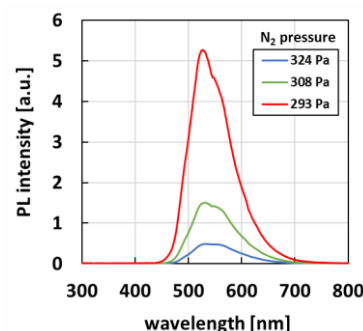


Figure1. PL spectrum

4H-SiC の BPD 密度低減のための近接昇華法成長条件に関する検討

Investigation of conditions of 4H-SiC closed sublimation growth to reduce BPD density

○橋口 碧十¹, 高橋 直暉¹, 坂 卓磨¹, 赤澤絵里², 鈴木敦志², W.Lu³, 上山 智¹, 岩谷 素顕¹, 竹内 哲也¹,
1:名城大, 2:E&E エボリューション(株), 3: 厦門大学

○A.Hashiguti¹, N. Takahashi¹, T. Ban¹, E. Akazawa², A. Suzuki², W.Lu³, S. Kamiyama¹,
M. Iwaya¹, T. Takeuchi¹,
1: Meijo Univ., 2: E&E Evolution L td., 3: Xiamen Univ.

E-mail: 253428027@ccalumni.meijo-u.ac.jp

【はじめに】ホウ素、窒素を共添加した 4H-SiC は、DAP 発光によりピーク波長が 540 nm のブロードな波長域の発光スペクトルが得られる。これは、蛍光 SiC と呼ばれ、ポーラス構造と紫外 LED を組み合わせることによって新構造白色 LED を実現できる。しかし発光効率が低いことが問題点として挙げられる。そこで発光効率に影響を与える基底面転位(BPD)の低減を検討した。本研究では、成長条件である成長温度と成長圧力の 2 つのパラメータを変化させ BPD の抑制を検討した。成長温度は、温度を高くすると昇華量とステップの拡散を増やすことができ、成長圧力は、昇華量を調整することができる。パラメータを最適化する理由としてステップフロー成長を維持することができ、表面状態が良くなると BPD の抑制に繋がると考えられるためである。

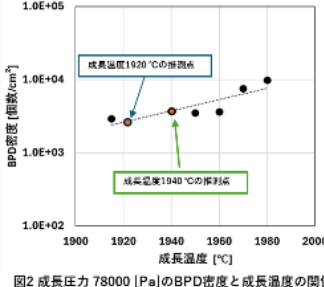
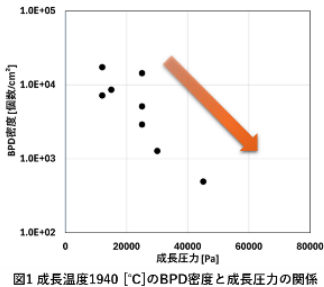
【実験方法】蛍光 SiC は、Ar 雰囲気で行った近接昇華法により成長させた。実験条件は、表 1 に示した。実験①では、成長圧力が 12000～45000 Pa の範囲で BPD 密度の圧力依存性を調べ、実験②では、成長温度 1915～1980 ℃の範囲で BPD 密度の温度依存性を調べた。基板は、540 ℃の熔融 KOH で約 15 分エッチングすることによって転位密度を求めた。

【実験結果】成長前の種基板の転位密度を調査した。1 cm²の中に BPD : 87 個, TED:4900 個, TSD:1400 個の転位密度が存在していることが判明した。実験①のグラフを図 1 に示した。図 1 から圧力が高くなると BPD が低減する BPD 密度の成長圧力依存性を示すことが判明した。成長圧力が高くなるに従ってステップフロー成長が維持されたためだと考えられる。実験②のグラフを図 2 に示した。図 2 から温度が高くなるにつれて BPD 密度が増加する傾向が見られた。これは、温度を高くしすぎたために昇華量が増えてしまったことが原因と考えられる。

表1 成長パターン		
実験	成長温度 [℃]	成長圧力 [Pa]
①	1940	12000～45000
②	1915～1980	78000

【参考文献】

- [1] S. Kamiyama. et. al. j. Appl. Phys. 99.093108(2006)
- [2] W. Lu, et al. Scientific reports 7, 9798 (2017)
- 【謝辞】 本研究課題の一部は文科省・私立大学研究ブランディング事業の救助によって実施された。



蛍光 4H-SiC の IQE 測定と LED デバイス化に関する研究

Study on the Internal Quantum Efficiency Measurement and LED Device

Fabrication of Fluorescent 4H-SiC

○高橋直暉¹, 坂卓磨¹, 橋口碧十¹, 上山智¹, 竹内哲也¹, 岩谷素顕¹,
鈴木敦志², 赤澤絵理², Y.Ou³, H.Ou³

¹名城大学理工学研究科、²E&E エボリューション、³デンマーク工科大学

○N.Takahashi¹, T.Ban¹, A.Hashiguchi¹, S.Kamiyama¹, T.Takeuchi¹, M.Iwaya¹,
A.Suzuki², E.Akazawa², Y.Ou³, J.H.Ou³.

¹Meijo Univ., ²E&E Evolution Corp. ³Technical Univ.Denmark

E-mail:243428027@ccmailg.meijo-u.ac.jp

【はじめに】B および N を SiC にドーピングした材料は「蛍光 SiC」と呼ばれ、波長約 580 nm の発光を示す。さらに、その結晶表面に陽極酸化法を用いてエッチング処理を施すことで、ポーラス層が形成され、より短波長である波長 460 nm 付近の発光が得られる。この蛍光 SiC とポーラス蛍光 SiC を組み合わせることで、広い発光スペクトルを持つ高演色性白色 LED の実現が期待されている[1]。本研究では、白色 LED 実現に向けた蛍光 4H-SiC の内部量子効率 (IQE) の測定手法の確立を行い、加えて励起用近紫外 LED を含むハイブリッド LED デバイスの試作を行った。

【実験】本研究では、近接昇華法を用いて B および N をドーピングし、蛍光 SiC 基板を作製した。この基板に対し、電流密度 1 mA/mm²、反応時間 12 時間の条件下で陽極酸化処理を行い、ポーラス層を形成した。その後、ガラス基板を支持基板として貼り合わせ、研削・研磨装置を用いて電極および種基板の除去を行った。種基板除去後、試料に対して波長 355 nm の固体レーザーを用いた積分球内での室温フォトルミネッセンス (PL) 測定を実施した。蛍光 SiC の発光に起因する内部量子効率の算出と、励起強度密度依存性の評価を行った。

【結果】図 1 に、各励起強度密度における IQE の依存性を示す。励起強度密度 0.1 W/cm² において最大 IQE 24.1 %を示した。励起強度密度の増加に伴い、IQE は減少傾向を示した。これは、状態密度の飽和により再結合が抑制されることや、非放射再結合の一種であるオージェ再結合が強励起条件下で支配的になるためであると考えられる。IQE の低下を抑制するためには、B および N の濃度を高めることで DAP 発光を支配的にすることや、Nd-Na を小さくしオージェ再結合を減らすことが有効であると示唆される。また、蛍光 SiC は間接遷移型の半導体であるため、高効率化向け、さらなる蛍光層の膜厚化が必要であると考えられる。なお、白色 LED デバイス化に向けた取り組みおよび電力変換効率 (IQE) の評価については、当日議論する予定である。

[1] S. Kamiyama, et al. J. Appl. Phys. 99, 093108 (2006).

謝辞 :本研究の一部は文部科学省・私立大学研究ブランディング事業の援助により実施された。

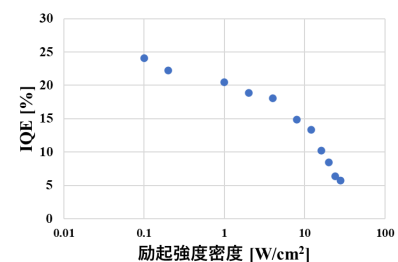


図 1 IQE の励起依存性

ビニルシランを用いた熱 CVD 法による Fe 基板上への SiC コーティングにおけるアンモニア前処理の影響 Effects of Ammonia Pretreatment on Formation of SiC Coating on Fe Substrates by Thermal CVD Using Vinylsilane

愛知工大¹, 東北大², KISTEC³, 株式会社ジャパン・アドバンスト・ケミカルズ⁴

○(M2)大島 直人¹, 土射津 佑起², 金子 智³, 上原 賢一⁴, 安原 重雄⁴,
五島 敬史郎¹, 田岡 紀之¹, 竹内 和歌奈¹

Aichi Inst. of Tech.¹, Tohoku Univ.², Kanagawa Inst. of Ind. Sci. & Tech.³,
Japan Advanced Chemicals Ltd.⁴.

°N. Ohshima¹, Y. Tsuchizu², S. Kaneko³, G. Saeki³, K. Uehara⁴, S. Yasuhara⁴,
K. Goshima¹, N. Taoka¹, W. takeuchi¹

E-mail: v24711vv@aitech.ac.jp, wtakeuchi@aitech.ac.jp

【はじめに】炭化ケイ素(SiC)は優れた耐食性・熱安定性を持ち、金属表面の保護層に有効な材料である。我々はこれまで、単一前駆体であるビニルシラン($\text{CH}_2\text{CHSiH}_3$)を用いた熱化学気相成長法(CVD)により、低温でCu基板上にSiC膜を形成可能であることを報告してきた^[1]。一方で、Fe基板上ではSiCの形成が達成されず、代わりにナノカーボン構造が生成されることを確認している^[2]。これはビニルシラン中のSiがFeと反応することで失われ、残留したC成分が析出するためと考えられる。そこで本研究では、ビニルシランによるSiC薄膜形成前に NH_3 前処理を行い、Fe基板上へのSiC薄膜の成膜を試みた。

【実験方法】Fe基板上へのSiC薄膜成膜は熱CVDを用いた。成膜前の前処理として NH_3 (100 sccm), Arガス(200 sccm)を流入し、60分処理を行った。その後、ビニルシラン(2 sccm), Arガス(200 sccm)を用いてSiC成膜を60分行った。成膜温度は750~950°C, 成長圧力は50 Paとした。Fe基板の純度は99.99%である。UVラマン分光法(励起波長325 nm)により化学結合状態の評価を行った。

【結果および考察】Fig.1に成膜温度ごとのSiCコーティング前後のUVラマンスペクトルを示す。すべての温度においてSi-Cピークが確認された。一方で、950, 850°CにおいてはG-Bandは確認されなかった。このことは、ナノカーボン構造形成を抑制していることを示唆する。Fig.2にUVラマンスペクトルから算出されるG-Band/Si-C比の成膜温度依存性を示す。この結果から高温ほどG-Bandの比率が減少していることが確認できる。これらの結果から、Fe基板上に NH_3 によるバリア層形成を施すことでFeとSiの反応を抑制した後、ビニルシランによる熱CVD法により、SiCを形成可能な知見を得た。

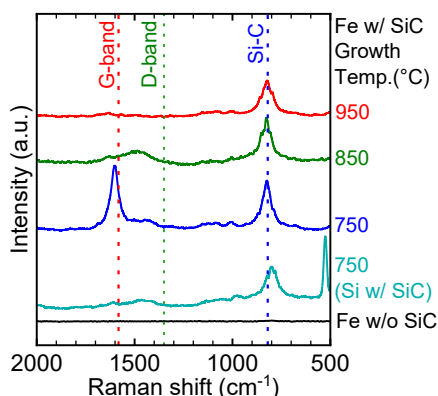


Fig. 1 UV-Raman spectra before and after SiC coating on Fe substrate.

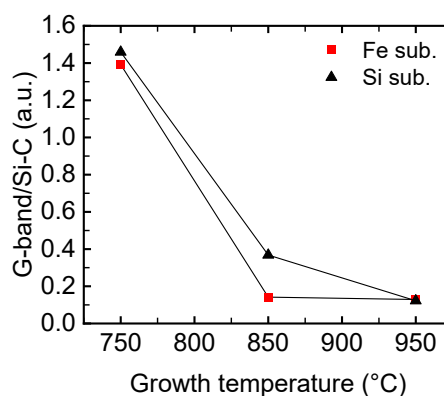


Fig. 2 G-band/Si-C ratio calculated from the UV Raman spectrum(Fig. 1).

【参考文献】[1] T. Doi *et al.*, JJAP **57**, 01AE08 (2018). [2] T. Hasegawa *et al.*, ISPlasma 2023, 08P-P4-45 (2023).

ビニルシランとトリメチルアルミニウムにより成長させた アモルファス AlSiC 薄膜の電気的特性への Al 導入効果

Effects of Al Incorporation on the Electrical Properties of Amorphous AlSiC Thin Films Grown by Vinylsilane and Trimethylaluminum

東北大流体研¹, (株) ジャパン・アドバンスト・ケミカルズ², 愛知工業大学³

○(D) 土射津 佑起¹, 上原 賢一², 大堀 大介¹, 安原 重雄², 遠藤 和彦¹, 竹内 和歌奈³

Inst. of Fluid Science Tohoku Univ.¹, Japan Advanced Chemicals Ltd.², Aichi Inst. of Tech.³

°Yuki Tsuchiizu¹, Kenichi Uehara², Daisuke Ohori¹,

Shigeo Yasuhara², Wakana Takeuchi³, Kazuhiko Endo¹

E-mail: yuuki.tsuchiizu.p1@dc.tohoku.ac.jp

【はじめに】炭化ケイ素 (SiC) は堅牢かつ高い化学的安定性を持ち、水の酸化電位、還元電位を超えるエネルギーバンドギャップを持つため、耐腐食性コーティングや水素生成の水電解の電極および光電極[1]として応用が期待されている。その中で、光電極応用に向けては p 型が有望である[2]。そこで、我々はこれまで SiC 中でアクセプタ不純物となる Al の導入に着目しており、ビニルシランとトリメチルアルミニウム(TMA)により AlSiC 薄膜を形成し、評価を行ってきた[3]。しかし、この組み合わせの AlSiC 薄膜の電気的特性は十分に知見が無い。AlSiC の電気的特性を明らかにすることは、水電解の電極や光電極応用に向けて非常に重要となる。そこで本研究では、Al 組成を変えた AlSiC 薄膜に対して抵抗率の温度依存性を調査した。

【実験方法】AlSiC 薄膜形成は、石英ガラス基板上にビニルシランと TMA によって Hot-wall 型化学気相成長法を用いた。ビニルシランと TMA の流量はそれぞれ 2 sccm、3.2 ~ 10 sccm である。希釈ガスとして Ar を 220 sccm 流した。ヒータ温度は 800℃、成長圧力は 1 Torr、成長時間は 1 時間とした。Al 組成比は X 線光電子分光法より求め、四探針法と四端子測定から抵抗率評価を行った。

【結果と考察】図 1(a)は室温測定から得られた抵抗率の Al 組成依存性である。Al 組成 2.1%以上では Al 組成の増大と共に抵抗率は減少した。図 1(b)は抵抗率の温度依存性を示す。抵抗率は測定温度増加で減少した。さらに、Al 組成が 2.1 と 17.8%では抵抗率の変化量の温度依存性が異なる。

これらの結果は高 Al 組成の AlSiC でも半導体的な電気的特性を維持していること、Al 組成の増加でキャリア濃度の増加とバンド構造に影響を与えてことが示唆される。【参考文献】[1] J. Jian, J. Sun, RRL Solar **4**, 2000111 (2020). [2] T. Yasuda, *et al.*, Appl. Phys. Lett. **101**, 053902 (2012). [3] Y. Tsuchiizu, *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **63**, 03SP44 (2024).

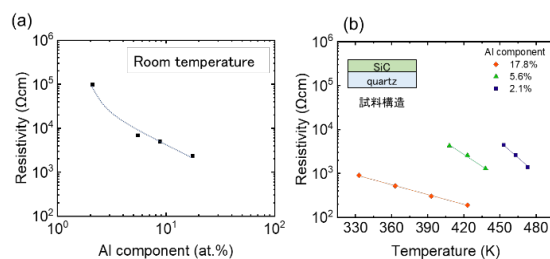


図 1 Dependence of (a) Al composition and (b) measurement temperature on the resistivity of AlSiC

フッ素または酸素イオン注入を行った 4H-SiC 中の基底面転位の UV 照射による積層欠陥拡張比較

Comparison of single Shockley-type stacking fault expansion in 4H-SiC under ultraviolet illumination after fluorine or oxygen ion implantation

(株) 東芝 総合研究所 °西尾 譲司, 太田 千春, 飯島 良介

Corporate Laboratory, Toshiba Corp., °Johji Nishio, Chiharu Ota, and Ryosuke Iijima

E-mail: johji.nishio@toshiba.co.jp

【はじめに】4H-SiC エピ層へのプロトン注入によって基底面転位(BPD)が単一ショックレー型積層欠陥(1SSF)に拡張するのを抑制できることが報告され、信頼性問題解決のための技術として注目されている[1-4]。拡張抑制機構として、イオン注入による格子欠陥の導入が提唱されている一方で、Si ダングリングボンドの終端による影響も定量的に未分離であると考えられる。

【実験方法】エピ層表面付近にハーフループアレイ(HLA)を伴い、エピ層をほぼ貫通した BPD を有する試料を用いた。フッ素および酸素イオン注入は濃度ピーク深さが約 $0.6\ \mu\text{m}$ となるように加速エネルギーを $460\ \text{keV}$ とした。ドーズ量と熱処理有無をパラメータとし、ドーズ量は共通して 1×10^{11} から $1 \times 10^{13}\ \text{cm}^{-2}$ とし、熱処理は 1700°C 10 分とした。それぞれのサンプルにて UV 照射を行って 1SSF が拡張する速度を PL イメージングにより調べた。

【結果】Fig. 1 に模式的に示す様に 1SSF の拡張が確認されたのはイオン注入深さよりも深いエピ層の部分であり、イオン注入部では部分転位からの PL 発光は観測されなかった。アズインプラでの 1SSF 拡張速度は Fig. 2 に示す様に注入イオン種の差がほとんどなかったが、熱処理後の拡張速度のドーズ量依存性は大きく異なっていた (Fig. 3, 4)。この結果より、少なくとも酸素イオン注入の場合には注入により発生した格子欠陥導入の 1SSF 拡張抑制効果とは逆方向の機構が働いている可能性が示唆される。

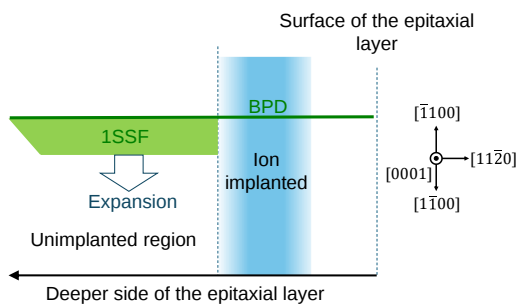


Fig. 1 Measurement of 1SSF expansion rate.

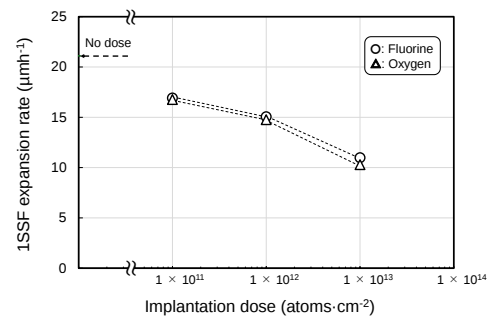


Fig. 2 Dependence of ion implantation dose on the 1SSF expansion rate.

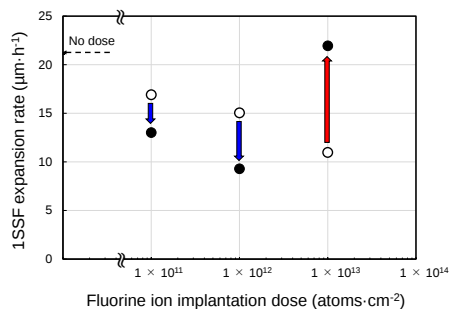


Fig. 3 Dependence of 1SSF expansion rate on fluorine ion implantation dose with (●) or without (○) annealing.

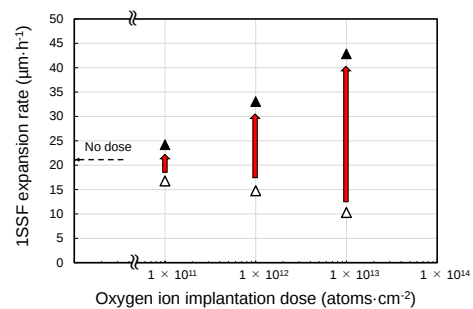


Fig. 4 Dependence of 1SSF expansion rate on oxygen ion implantation dose with (▲) or without (△) annealing.

[1] S. Harada, et al., Sci. Rep. **12**, 13542 (2022).

[3] S. Harada, et al., Appl. Phys. Express **16**, 021001 (2023).

[2] M. Kato, et al., Sci. Rep. **12**, 18790 (2022).

[4] J. Nishio, et al., Jpn. J. Appl. Phys. **63**, 101015 (2024).

表面形状の異なる 4H-SiC エピウエハ中積層欠陥複合体の起点解析 Origin Analysis of Stacking Fault Complex with Different Surface Morphology in 4H-SiC Epitaxial Wafer

(株)東レリサーチセンター¹, (国研)産総研² °林 将平¹, 先崎 純寿²

Toray Research Center Inc.¹, AIST² °S. Hayashi¹, J. Senzaki²

E-mail: shohei.hayashi.t2@trc.toray

概要

4H-SiC エピウエハには多種多様な結晶欠陥が存在している。基板中の貫通らせん転位(TSD)もしくは貫通混合転位(TMD)を起源として発生する拡張欠陥である積層欠陥複合体(Stacking fault complex; SFC)は、基底面積層欠陥(BSF)とプリズム面積層欠陥(PSF)により構成され、PSF が到達した試料表面には特徴的な凹凸が形成される[1,2]。本研究では、走査透過電子顕微鏡(STEM)を用いて表面形状の異なる SFC の起点構造を調査した。

実験および結果

解析には4°オフ 4H-SiC 基板 Si 面上に 10 μm のエピ層を形成した市販エピ基板を用い、共焦点微分干渉(DIC)顕微鏡、フォトルミネッセンス(PL)により表面形状の異なる 3 か所の SFC の位置を特定した。各 SFC 表面側における断面 STEM 観察から、SFC-1 の BSF は(5 0)構造のイントリンシックフランク型、SFC-2 および SFC-3 は(3 0)構造のエクストリンシックフランク型であることを確認した。また、SFC-1 および SFC-2 の端部は部分転位(PD)と PSF であったが、SFC-3 は両端部が PD であり片側の PD 表面側には短い SF が深さ方向に多数並んだ欠陥群が形成された構造であった。以上の表面形状および構造が異なる 3 つの SFC の起点付近において STEM 観察を実施した。

Fig. 1 に各 SFC 起点付近の平面 STEM 像を示す。SFC-1 の起点付近には TSD や TMD は認められず、基板内に 4 本の PD が形成しており、内 3 本の PD (PD2 ~ 4) により PSF 側端部が形成されていることが分かった。一方、SFC-2 および-3 は、起点に TSD もしくは TMD が存在し、エピ/基板界面で 4 本の PD に転換していることが分かった。SFC-2 は PD1 ~ 3 により PSF 側端部、SFC-3 は PD2 ~ 4 により欠陥群側端部が形成されていた。また、SFC-1 および SFC-2 の表面側は PSF であるが、起点付近においては欠陥群に類似するコントラストが観察された。従って、PSF が形成した後のプロセスにおいて PSF が欠陥群に変化した、もしくはその逆であることが示唆される。

結論

SFC の表面形状は BSF の構造が同じであっても異なることが分かった。また、SFC の表面凹凸直下には PSF ではなく無数の欠陥が深さ方向に並んだ欠陥群が形成されている場合があり、この欠陥群と PSF は関連する欠陥であることが明らかになった。

謝辞

本研究は、共同研究体「つくばパワーエレクトロニクスコンステレーション (TPEC)」の事業として実施された。

[1] H. Tsuchida, *et. al.*, Phys. Status Solidi B 246, 1553 (2009).

[2] S. Hayashi, *et. al.*, J. Cryst. Growth **648**, 127880 (2024).

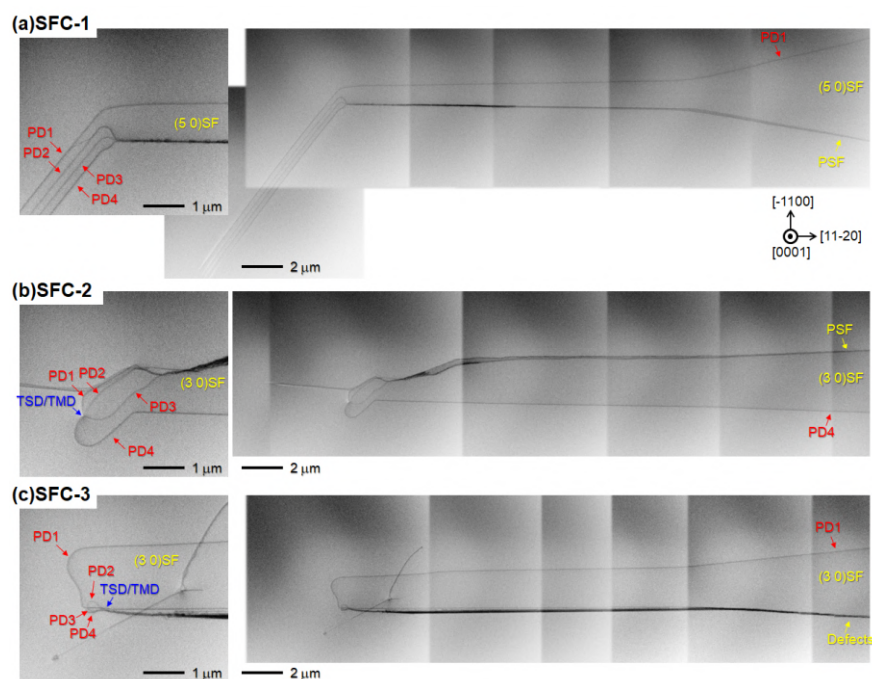


Fig. 1 STEM images of (a)SFC-1, (b)-2 and (c)-3.

4H-SiC オフ基板の上に成長した 3C-SiC 厚膜エピタキシャル層の評価 Characterization of 3C-SiC thick epitaxial layers grown on off-axis 4H-SiC substrate

名古屋工業大学¹, 藤田隼¹, RHO Kongsihk¹, 加藤正史¹

Nagoya Institute of Technology¹, J. Fujita¹, K. Rho¹, M. Kato¹

E-mail: j.fujita.404@stn.nitech.ac.jp

立方晶炭化ケイ素 (3C-SiC) は、化学的安定性に優れるとともに、水の酸化還元電位を跨ぐ理想的なバンド構造および適切なバンドギャップを有することから、太陽光を利用した水素生成に向けた人工光合成技術用の半導体光触媒として有望な材料である [1]。理論的な太陽光 - 水素変換効率の達成には、結晶品質の向上によってキャリア寿命を延ばすことが重要であり、その手法の一つとしてダブルポジショニングバウンダリー (DPB) の低減が提案されている [2, 3]。我々の先行研究では、4H-SiC 基板にオフ角を導入することで DPB の形成が抑制され、単一ドメイン成長が促進される結果、3C-SiC の光電気化学特性が向上することを示した [4]。

本研究では、同一試料を用いて、オフ角導入による DPB 抑制のメカニズムについてさらに詳細に検討した。試料は、Al でドーピングされた p 型 3C-SiC エピタキシャル層 (厚さ 100 μm 、ドーピング濃度 $N_A < 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) から切り出したものである。オフ基板試料は、(0001) Si 面に対して $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 方向に 0.2° のオフ角を有する高純度半絶縁型 4H-SiC 基板の上に 3C-SiC エピ層を成長させた。一方、オン基板試料は、(0001) 面に平行な 4H-SiC 基板の上に同様に成長させた。結晶品質の評価には、電子後方散乱回折 (EBSD) を用いた。図 1 には、試料断面における $(1\bar{1}00)$ 面を測定したオフ基板およびオン基板の逆極点図方位 (IPF) マップを示す。IPF マップにおいて、青色は 3C-SiC の $[111]$ 方位を示し、それ以外の色は $[111]$ とは異なる方位の 3C-SiC または 4H-SiC などの他の SiC ポリタイプを示す。オフ基板では $[111]$ 方位が優勢であり、他の方位や 4H-SiC の存在は表面近傍で減少する傾向が見られた。これに対し、オン基板では $[111]$ 方位の割合が低く、異なる方位の領域がエピ層全体に広がっている。これらの結果は、基板にオフ角を導入することで、 $[111]$ 以外の 3C-SiC の方位や他の SiC ポリタイプの混入が抑制され、 $[111]$ 方位に揃った高品質な 3C-SiC 結晶成長が促進されることを示唆している。

本研究は、ENEOS 水素信託基金、JSPS 日独大学院交流プログラム (課題番号: 2019/R1)、およびドイツ研究振興協会 (Deutsche Forschungsgemeinschaft, GRK2495/E) の支援を受けて実施された。

[1] T. Yasuda, M. Kato, M. Ichimura, T. Hatayama, Appl. Phys. Lett. 101, 053902 (2012).

[2] M. Kato, N. Ichikawa, Y. Nakano, Materials Letters, 254, 96-98 (2019).

[3] K. Seki, S. Harada, T. Ujihara, Mater. Sci. Forum. 311, 740-742 (2013).

[4] K. Rho, J. Fujita, and M. Kato, ECS J. Solid State Sci. Technol., 13, 125002 (2024).

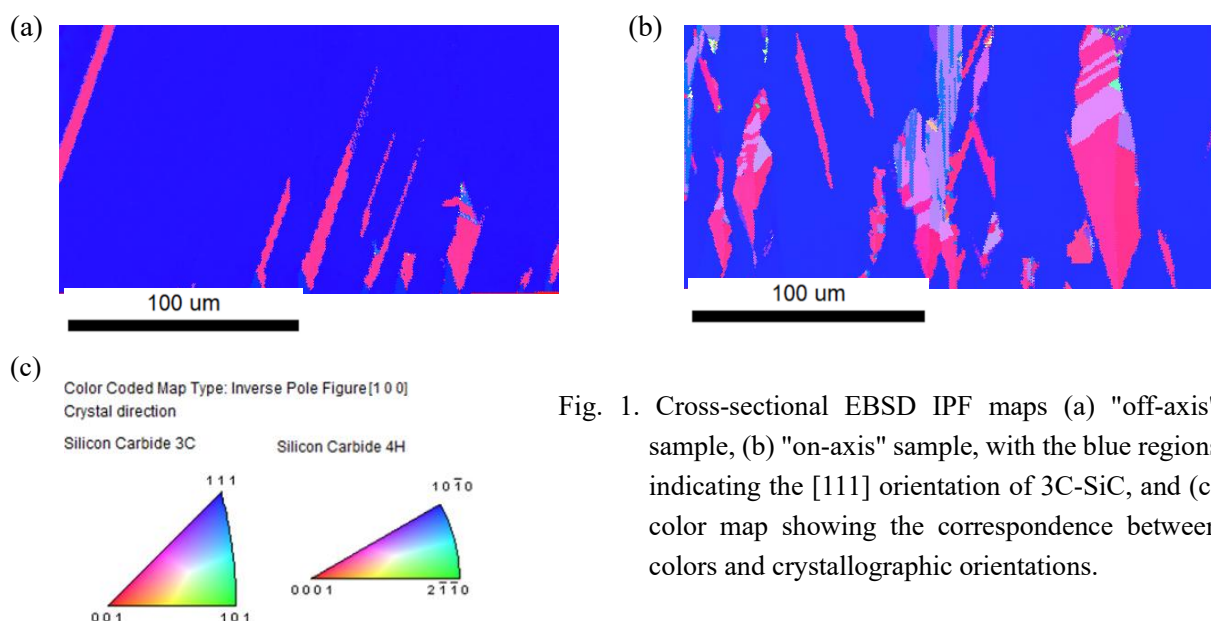


Fig. 1. Cross-sectional EBSD IPF maps (a) "off-axis" sample, (b) "on-axis" sample, with the blue regions indicating the $[111]$ orientation of 3C-SiC, and (c) color map showing the correspondence between colors and crystallographic orientations.

High-Resolution Synchrotron X-ray Topography of 4H-SiC Wafers Using a Wide-Field Detector at SPring-8 BL16B2

Waseda Univ.¹, JASRI², RIKEN³

[○](M1)Y. Huang¹, R. Zhou¹, K. Kajiwara², T. Kameshima^{2,3}, T. Osaka³, M. Yabashi³, T. Shimura^{1,3}

E-mail: huangyuhui@asagi.waseda.jp

Silicon carbide (SiC) is considered a promising semiconductor material for power devices due to its excellent physical properties, such as a wide band gap, a high breakdown electric field, and superior thermal conductivity. Although SiC-based devices have already been commercialized, further cost reduction is crucial to accelerate widespread adoption. This requires larger wafers and higher device yield, making accurate wafer-level evaluation of remaining crystal defects essential.

Synchrotron X-ray topography (XRT) is known as a highly accurate method for evaluating crystal defects in SiC. However, traditional nuclear emulsion plates commonly used as two-dimensional detectors make wafer-scale measurements difficult. Recently, X-ray imaging cameras have undergone rapid development, and detectors with sub-micron pixel sizes are now available. Nevertheless, their typical field of view remains limited to approximately 1 mm, rendering them unsuitable for assessing large-area samples such as semiconductor wafers.

To overcome this limitation, we have developed an X-ray topography system that offers both a wide field of view and high spatial resolution. This system has been installed at SPring-8 BL16B2[1]. In this paper, we report the application of this system to the evaluation of 4H-SiC wafers.

Figure 1 shows an example of XRT measurements on a 4H-SiC wafer. The measurements were conducted using 8.5 keV X-rays and the 1 1 -2 8 reflection. The two-dimensional detector used comprises 14192 × 10640 pixels, with an effective pixel size of 0.72 μm and a field of view of 10 × 8 mm. The stripe-like contrast running parallel to the g-vector (indicated by the arrow) arises from non-uniformity in the incident X-rays and is unrelated to the sample. The dark, dot-like contrasts correspond to Treading Screw Dislocations (TSDs), which are clearly visualized. In addition to TSDs, linearly arranged Treading Edge Dislocations (TEDs) are also observed. An enlarged view confirms that individual TEDs can be distinctly resolved. Despite the submicron resolution, clear contrast was obtained with an exposure time of only 10 seconds. At the presentation, we will also show measurement results from the entire wafer and from experiments conducted in transmission geometry.

This research was partially supported by the SACLA/SPring-8 Basic Development Program.

[1] T. Shimura *et al.*, The 86th JSAP Autumn Meeting 2025, submitted.

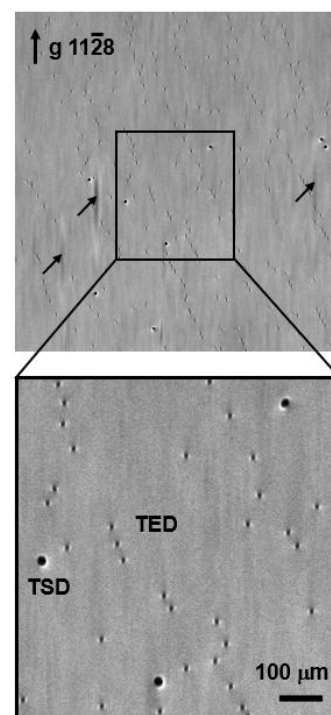


Fig. 1 Synchrotron XRT image of a 4H-SiC wafer measured at SPring-8 BL16B2.

透視変換を用いたマルチモーダル解析による SiC 基板の欠陥評価

Defect characterization in SiC wafers by multimodal analysis using perspective transformation

原田 俊太^{1,2*}、高橋 幸聖¹、辻森 皓太²、Juheyong Sun¹、川瀬 道夫¹、松原 康高¹、
瀬尾 圭介¹、小寺 竜貴¹、島本 憲太³、水谷 誠也⁴、水谷 優也⁴、水谷 誠二⁴、村山 健太⁴

¹名大、²SSR、³リガク、⁴Mipox

¹Nagoya Univ., ²SSR, ³Rigaku, ⁴Mipox

OShunta Harada^{1,2*}, Kosei Takahashi¹, Kota Tsujimori², Juheyong Sun¹, Michio Kawase¹,
Yasutaka Matsubara¹, Keisuke Seo¹, Tatsuki Kodera¹, Kenta Shimamoto³, Seiya Mizutani⁴,
Yuya Mizutani⁴, Seiji Mizutani⁴, Kenta Murayama⁴

E-mail: harada.shunta.i5@f.mail.nagoya-u.ac.jp

炭化ケイ素 (SiC) は、広いバンドギャップ、高い絶縁破壊電界、高い熱伝導率などの優れた物理特性を有し、次世代のパワー半導体材料として大きく注目されている。一方で、SiC 結晶中には転位をはじめとする結晶欠陥が必ず存在しており、これらがデバイスの動作特性や長期信頼性を低下させ、製品の歩留まりや生産コストにも大きく影響する。そのため、欠陥を事前に非破壊で評価し、欠陥の位置や種類を精密に特定することが求められている。

SiC 結晶の欠陥評価手法としては、放射光や実験室系の X 線トポグラフィ (XRT) が広く用いられてきた。我々は最近の研究で偏光顕微鏡法 (PLM) による SiC ウエハの観察を進めており、この手法が転位周囲の局所的なせん断応力場を鮮明に捉えられることを明らかにした^[1-3]。特に PLM は、XRT では評価が困難であった貫通転位のバーガースベクトルの刃状成分の識別に優れているため、両手法を組み合わせれば、貫通転位の包括的かつ高精度な評価が可能になる^[4,5]。しかし、このようなマルチモーダル解析を実際に行うためには、異なる手法で取得した画像間の精密な位置合わせが不可欠となる。

そこで我々は、透視変換を用いて異なる観察画像間の画像の位置合わせを行う画像処理ソフトウェアを新たに開発した。透視変換は、異なる画像間に生じる幾何学的歪みを 4 つの基準点を用いて精密に補正する手法であり、特に試料や検出器の配置誤差などに起因する XRT 画像の歪み補正に有効である。このソフトウェアを用いることで、XRT 画像と PLM 画像をはじめとする複数の観察画像の高精度な位置合わせが可能となり、SiC 基板全域にわたり同一視野を異なる手法で多面的に評価するマルチモーダル観察が実現した。

さらに、このマルチモーダル解析で得られたデータをもとに、転位のバーガースベクトルおよび転位線ベクトルを自動的に識別するアルゴリズムを構築した。このアルゴリズムでは、多数のシミュレーション画像とのテンプレートマッチングを通じて、実際に取得した PLM 画像から転位の特徴を迅速かつ高精度に特定することが可能である。本手法は従来の人手による解析に比べ、評価の客観性および再現性を大幅に向上させる。また、SiC ウエハ全面における転位欠陥の自動評価が可能になるため、製造現場での品質評価の効率化が進み、パワーデバイスの信頼性向上に貢献すると期待される。

【参考文献】

- [1] S. Harada et al., J. Appl. Cryst. 55 (2022) 1029–1032.
- [2] S. Harada et al., Diamond Relat. Mater. 138 (2023) 110192.
- [3] S. Harada et al., J. Cryst. Growth 650 (2025) 127982.
- [4] S. Harada et al., AIP Advances 15 (2025) 025208.
- [5] K. Takahashi et al., Acta Mater. 290 (2025) 120923.