

一般セッション(口頭講演) | 6 薄膜・表面：6.2 カーボン系薄膜

2025年3月14日(金) 13:00 ~ 16:45 皿 K403 (講義棟)

[14p-K403-1~13] 6.2 カーボン系薄膜

山田 英明(産総研)、片宗 優貴(九工大)、市川 公善(金沢大)

◆ 奨励賞エントリー

13:00 ~ 13:15

[14p-K403-1]

大口径ダイヤモンド成長用3インチ径Ir/Sapphire基板の作製と
基板の微傾斜効果○(D)辻 政裕¹、井手 裕也¹、サハニロイ¹、江口 正徳²、嘉数 誠¹ (1.佐賀大院理工、2.佐賀大シクロ)

13:15 ~ 13:30

[14p-K403-2]

大口径(111)面ダイヤモンド自立結晶成長

○金 聖祐¹、川又 友喜¹、長谷部 航平¹、佐田 晃¹、アンジェフリ¹、小山 浩司¹、鈴木 真理子¹、毎田 修² (1.Orbray 株式会社、2.大阪大学)

◆ 奨励賞エントリー

13:30 ~ 13:45

[14p-K403-3]

熱化学エッチングによるダイヤモンドトレンチ{111}平坦側面の形成

○長井 雅嗣¹、松本 翼²、山崎 聡²、徳田 規夫²、春山 盛善¹、加藤 有香子¹、吉岡 裕典¹、梅沢 仁¹、加藤 宙光¹、小倉 政彦¹、竹内 大輔¹、宮本 良之¹、牧野 俊晴¹ (1.産総研、2.金沢大)

◆ 英語発表

13:45 ~ 14:00

[14p-K403-4]

DFT and Machine Learning Molecular Dynamics Study of Controlled Graphene Self-Assembly on the Diamond (111) Surface

○(PC)JohnIsaac Guinto Enriquez¹、Takahiro Yamasaki²、Masato Michiuchi²、Harry Handoko Halim¹、Kouji Inagaki¹、Masaaki Geshi¹、Ikutaro Hamada¹、Yoshitada Morikawa¹ (1.Osaka Univ., 2.Sumitomo Elec. Ind.)

◆ 奨励賞エントリー

14:15 ~ 14:30

[14p-K403-5]

ダイヤモンドの化学気相堆積環境における気相中の固体粒子のレーザー光散乱による検出

○新田 魁洲¹、嶋岡 毅紘¹、山田 英明¹、坪内 信輝¹、茶谷原 昭義¹、空野 由明¹ (1.産総研)

◆ 奨励賞エントリー

14:30 ~ 14:45

[14p-K403-6]

狭ギャップマイクロ波プラズマCVD法によるダイヤモンド膜の形成

○(M1)樋口 瑠洗¹、酒井 佑真¹、垣内 弘章¹、大参 宏昌¹ (1.大阪大工)

◆ 奨励賞エントリー

14:45 ~ 15:00

[14p-K403-7]

13.56MHz誘導結合プラズマCVDによる超微粒ダイヤモンドの成長

○安藤 瞭汰¹、長町 学¹、辰巳 夏生¹ (1.住友電工)

◆ 奨励賞エントリー

15:00 ~ 15:15

[14p-K403-8]

HF-CVDによる熱窒化基板へのナノ結晶ダイヤモンド膜形成

○塩川 蒼¹、宮原 由紀¹、滝川 浩史¹、服部 貴大²、杉田 博昭²、儀間 弘樹² (1.豊橋技科大、2.オーエスジー (株))

15:30 ~ 15:45

[14p-K403-9]

[第57回講演奨励賞受賞記念講演] 成長・ドーピング・表面・界面制御を駆使したステップフリーダイヤモンドMOSFETの作製

○小林 和樹¹、佐藤 解¹、加藤 宙光²、小倉 政彦²、牧野 俊晴²、松本 翼¹、市川 公善¹、林 寛¹、猪熊 孝夫¹、山崎 聡¹、Christoph Nebel^{1,3}、徳田 規夫¹ (1.金沢大、2.産総研、3.Diacara)

15:45 ~ 16:00

[14p-K403-10]

SiO₂/Al₂O₃多層膜を用いたダイヤモンドMOS構造の形成(2)

中川 龍一¹、斎藤 泰地¹、松本 翼¹、徳田 規夫¹、○川江 健¹ (1.金沢大自然研)

16:00 ~ 16:15

[14p-K403-11]

ダイヤモンド薄膜への⁷Beのイオン注入

○三宅 泰斗¹、奥野 広樹¹、渡邊 幸志^{1,2} (1.理研仁科センター、2.産総研)

16:15 ~ 16:30

[14p-K403-12]

ダイヤモンドへの高濃度Bイオン注入による低抵抗層形成

○(M1)今村 海哉¹、関 裕平¹、星野 靖¹ (1.神奈川大理)

16:30 ~ 16:45

[14p-K403-13]

Bイオン注入による高圧高温合成Ib型ダイヤモンドの電気伝導制御

○関 裕平¹、今村 海哉¹、星野 靖¹ (1.神奈川大理)

大口径ダイヤモンド成長用 3 インチ径 Ir/Sapphire 基板の作製と 基板の微傾斜効果

3-inch Ir/Sapphire Substrate for Large-Area Diamond Wafer Growth and its Misorientation Effect

佐賀大院理工¹ 佐賀大シンクロトロン²

(D)[○]辻 政裕¹, 井手裕也¹, サハ ニロイ チャンドラ¹, 江口正徳², 嘉数 誠¹

Dept. Electrical Electronic Eng., Saga Univ.¹, Synchrotron Research Center, Saga Univ.²

(D)[○]M. Tsuji¹, Y. Ide¹, N. C. Saha¹, M. Eguchi², M. Kasu¹

E-mail: 23802001@edu.cc.saga-u.ac.jp

【序論】ダイヤモンドは 5.47eV のバンドギャップを有し、大電力・高効率パワー半導体として期待されている。我々は 875MW/cm² の有能出力電力、10ns 未満のスウィッチング動作、4050 時間の連続動作を報告しているが、ダイヤモンドウエハの大きさ問題は解決すべき課題である。我々は企業との共同研究で Ir/サファイア基板上に 2 インチ径のダイヤモンドのエピタキシャル成長を報告したが[1,2]、今回我々は 3 インチ径ダイヤモンド成長用の Ir/サファイア基板を作製したので報告する。

【実験の方法と結果】 (11-20)面方位の 3 インチ径のサファイア基板上にスパッタ法で Ir 薄膜を堆積した。図 1 に示すように全面が鏡面の Ir 表面が得られた。X 線回折 $2\theta/\omega$ から Ir (001) [110] //sapphire (11-20) [0001] のエピタキシャル関係を確認した。Ir(002) ロッキングカーブ(図 2)は (a) ジャスト基板が半値幅で 536 秒、(b) [1-100] 方向 5° オフ(m5)が 426 秒、(c) [0001] 方向 5° オフ(c5)が 480 秒となり基板の微傾斜によって Ir 薄膜が高品質になることが分かった。AFM 像(図 3)からジャスト基板上ではサファイア[1-100]に伸びた Ir ドメイン、m5 ではテラス幅 76nm のステップ構造、c5 ではテラス幅 167nm のステップ構造が観察できた。Ir(001)は正方格子だが、下地のサファイア(11-20)の長方格子の表面構造を受け継いでおり基板の微傾斜により Ir 表面構造がステップ構造になり、ダイヤの高品質化につながる事がわかった。

【まとめ】 3 インチ径のダイヤ成長用 Ir/sapphire 基板を作製した。Ir(001)//sapphire (11-20)であった。サファイア基板の微傾斜による Ir 高品質化の効果が見られた。正方格子の Ir がサファイアの長方格子を受け継いでいることがわかった。

[1] S.-W. Kim, M. Kasu 他, APEX 14, 115501 (2021). [2] M. Kasu 他, Dia. Rel. Mater. 126, 109086 (2022).

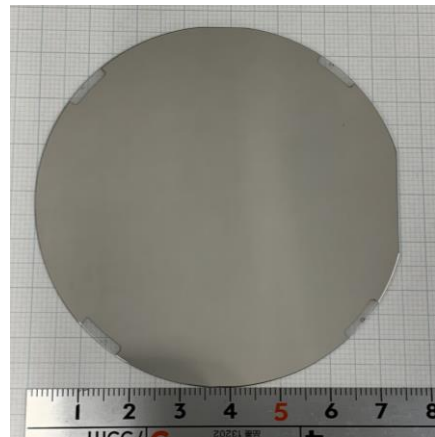


Fig.1. Photograph of 3-inch diameter Ir/sapphire substrate.

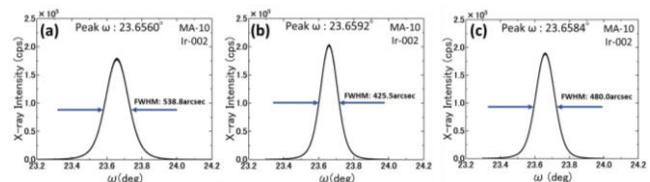


Fig.2. X-ray diffraction rocking curve of Ir(002) on Ir/sapphire substrates, (a) just, (b) 5° off toward [1-100] (m5), and (c) [0001] (c5).

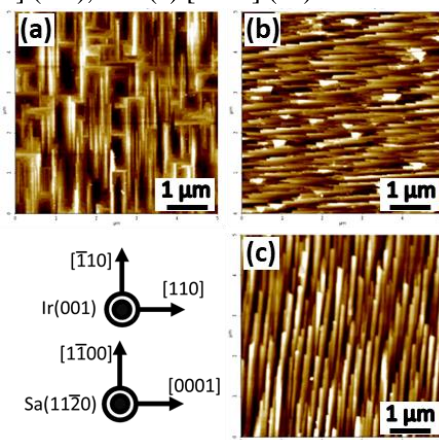


Fig.3. AFM images (5 μm × 5 μm) of Ir/sapphire substrates, (a) just, (b) 5° off toward [1-100] (m5), and (c) [0001] (c5).

大口径(111)面ダイヤモンド自立結晶成長 Free-standing large area (111) diamond crystal growth

Orbray 株式会社¹, 阪大理工²

○金聖祐¹, 川又友喜¹, 長谷部航平¹, 佐田晃¹, アンジェフリ¹,
小山浩司¹, 鈴木真理子¹, 毎田修²

Orbray Co., Ltd.¹, Osaka Univ.²

○S.-W. Kim¹, Y. Kawamata¹, K. Hasebe¹, A. Sada¹, J. Ang¹, K. Koyama¹,
M. Suzuki¹ and O. Maida²

E-mail: s-kim@orbray.com

【序論】 ダイヤモンドは GaN や SiC より高い絶縁破壊電界強度や熱伝導率を持ち、低消費電力で高効率な次世代パワーデバイスの材料として、また、NV センターを利用した量子センサーや量子コンピュータへの応用が期待されている。半導体デバイス応用に必要な不純物ドーピングの高効率化や NV センターの高感度化のためにダイヤモンド(111)面が強く求められている。同時に産業化に向けてダイヤモンド基板の大口径化技術の確立が必要不可欠である。

我々は、オフ角度を有するサファイア基板を用い、ステップフロー成長を行うことで、2インチ径の(100)面ヘテロエピタキシャルダイヤモンド成長に成功した[1]。今回は大口径(111)面ヘテロエピタキシャルダイヤモンド結晶の成長に成功したので、報告する。

【実験方法】 $[11\bar{2}0]$ 方向に 10 度傾斜した(0001)面サファイア基板に Ir 緩衝層をスパッタ法で堆積し、ダイヤモンド結晶をマイクロ波プラズマ CVD 装置で成長した。

【結果と考察】 図 1 に、(111)面配向した Ir 膜にバイアス処理を施し、マイクロ波 CVD 装置によって成長させたヘテロエピタキシャルダイヤモンド自立結晶の写真を示す。クラックフリーで透明かつ、平坦な自立結晶であった。結晶のサイズは 20 mm × 20 mm で、厚みはおよそ 380 μm である。図 2 に示す(220)面の X 線 Pole Figure 測定結果から、双晶がないことが確認できた。

【結論】 当社オリジナル技術であるステップフロー成長法により、(0001)面サファイア基板上に(111)面ダイヤモンド自立結晶の成長に成功した。ヘテロエピタキシャルダイヤモンドは量子センサーや量子コンピュータ及び、パワーデバイス応用に有望である。発表当日は成長方法、結晶品質について、詳細に報告する。

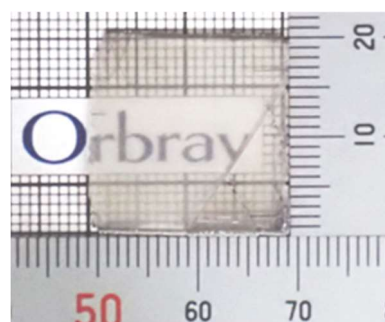


Fig.1. Free-standing heteroepitaxial (111) diamond crystal.

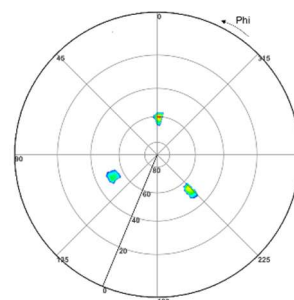


Fig.2. Diamond {220} x-ray pole figure.

[1] S.-W. Kim *et al.*, Applied Physics Express **14** (2021) 115501.

この成果の一部は、N E D O の委託業務 (JPNP14004) の結果得られたものです。

熱化学エッチングによるダイヤモンドトレンチ{111}平坦側面の形成

Formation of Diamond Trench {111} Flat Sidewalls by Thermochemical Etching

産総研¹, 金沢大² ○長井 雅嗣¹, 松本 翼², 山崎 聡², 徳田 規夫², 春山 盛善¹, 加藤 有香子¹,
吉岡 裕典¹, 梅沢 仁¹, 加藤 宙光¹, 小倉 政彦¹, 竹内 大輔¹, 宮本 良之¹, 牧野 俊晴¹
AIST¹, Kanazawa Univ.², °Masatsugu Nagai¹, Tsubasa Matsumoto², Satoshi Yamasaki², Norio Tokuda²,
Moriyoshi Haruyama¹, Yukako Kato¹, Hironori Yoshioka¹, Hitoshi Umezawa¹, Hiromitsu Kato¹,
Masahiko Ogura¹, Daisuke Takeuchi¹, Yoshiyuki Miyamoto¹, Toshiharu Makino¹

E-mail: masatsugu-nagai@aist.go.jp

トレンチ型反転層チャネルダイヤモンド MOSFET は、材料と構造の観点から究極の低損失 MOSFET として期待されており、我々はその世界初の動作実証を目指している。現在、ダイヤモンド反転層の形成が実証されているのは{111}面のみであるため、上記 MOSFET のチャネル面となるダイヤモンドトレンチ側面は{111}面であることが望ましい。しかし、プラズマを用いた従来のダイヤモンドエッチング技術では、速度や選択性、異方性の観点から、そのようなトレンチの形成は困難である。加えて、動作不良や特性劣化を引き起こすプラズマダメージの導入も問題である。近年我々は、Ni と水蒸気を用いた熱化学ダイヤモンドエッチング技術（以下、「本技術」）を独自開発した。本技術は、高速性（世界最速）、高選択性、結晶異方性、ダメージフリー等の従来技術には無い優れた特徴を有しており、{111}側面を備えたダイヤモンドトレンチの形成を容易にした[1, 2]。しかし、良好な反転層チャネルの形成を困難にするサブミクロンスケール以上の凹凸が{111}側面上に形成されることが課題であった。そこで本研究では、本技術の温度条件の最適化を通して、凹凸が抑制されたより平坦なダイヤモンドトレンチ{111}側面の形成を目的とした。

実験には、高温高压合成単結晶ダイヤモンド(100)基板を用いた。まず、当該基板表面に正方形 Ni 膜 (100 μm × 100 μm × 0.2 μm) を辺が<110>方向に沿うように形成した。次に、加湿窒素 (N₂ + H₂O) アニールを 910, 920, 930, 940, 950, 1000°C で実施した。この工程で、Ni 膜直下のダイヤモンドが熱化学的にエッチングされ、トレンチが形成される。最後に、酸洗浄を行い、Ni 膜を除去した。トレンチ側面の平坦性は、SEM（空間分解能: 3 nm）を用いて評価した。

Fig. 1 に本技術により各温度条件下で形成された典型的なダイヤモンドトレンチ{111}側面の SEM 像を示す。940°C 以上で得られた側面には、ほぼ全面に渡ってサブミクロンスケール以上の凹凸が形成された。それに対し 930°C 以下では、結晶欠陥箇所等の一部を除いて、SEM で凹凸が不可視のナノスケールで平坦なダイヤモンドトレンチ{111}側面の形成に成功した。底面形状や側面平坦性が温度に依存するメカニズムについては当日議論する。

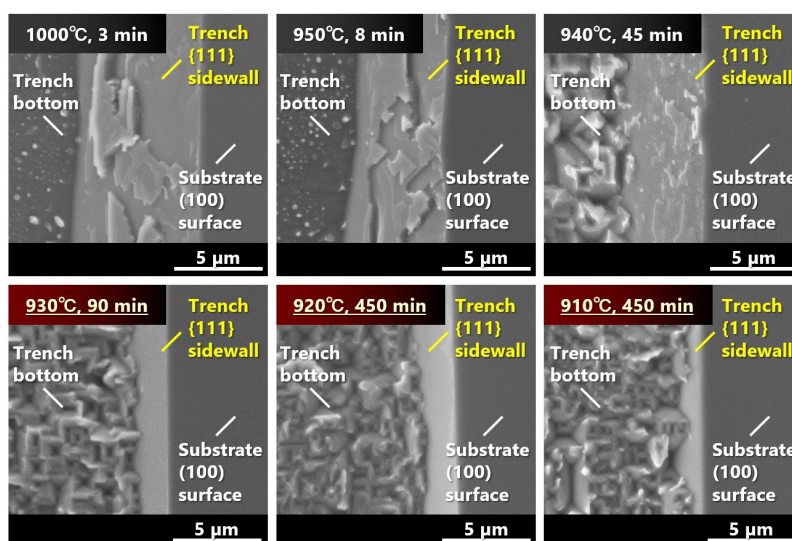


Fig. 1. SEM images of the diamond trench {111} sidewalls formed by thermochemical diamond etching using nickel and water vapor under various temperature conditions (as indicated in the figure).

【参考文献】 [1] M. Nagai et al., Sci. Rep. 8 (2018) 6687. [2] M. Nagai et al., Diam. Relat. Mater. 103 (2020) 107713.

【謝辞】 この成果の一部は、NEDOエネルギー・環境新技術先導研究プログラム (JPNP14004)、及び文部科学省革新的パワーエレクトロニクス創出基盤技術研究開発事業 (JPJ009777) の結果得られたものである。

DFT and Machine Learning Molecular Dynamics Study of Controlled Graphene Self-Assembly on the Diamond (111) Surface

Graduate School of Engineering, Osaka Univ.¹, Advanced Materials Lab., Sumitomo Electric Industries², R³ Institute for Newly-Emerging Science Design, Osaka Univ.³, Research Center for Precision Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Univ.⁴



◦John Isaac G. Enriquez¹, Takahiro Yamasaki², Masato Michiuchi², Harry Handoko Halim¹, Kouji Inagaki¹, Masaaki Geshi³, Ikutaro Hamada¹, Yoshitada Morikawa^{1,4}

E-mail: morikawa@prec.eng.osaka-u.ac.jp

Carbon-based technologies are poised to surpass the limitations of silicon devices, offering superior performance, enhanced biocompatibility, and greater sustainability. Carbon exists in various allotropes, exhibiting distinct electronic, optical, and quantum properties. Combining these allotropes into carbon heterostructures promises to unlock new device innovations with exceptional technological potential. A key step in realizing these

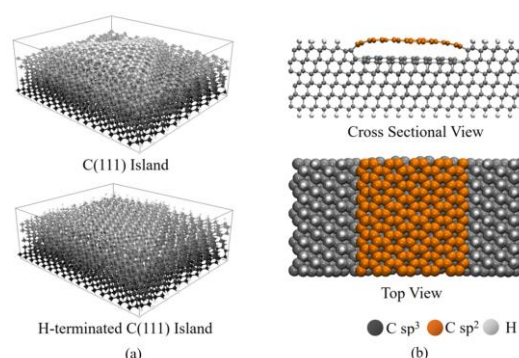


Fig. 1. (a) Graphitization suppression by dangling bond termination and (b) epitaxial self-assembly of graphene on the C(111) surface

advancements is understanding the atomic-level mechanisms of carbon phase transformation on the surface of diamonds. We used density functional theory (DFT) and machine learning molecular dynamics simulations to investigate the thermal degradation of the diamond C(111) and C(100) surfaces. The interatomic potential is based on the graph neural network model, trained using energies and forces obtained through DFT calculations. The C(111) surface degrades by forming graphene, while the C(100) surface forms amorphous carbon. The degradation is promoted at the step edges due to the dangling bonds that enhance sp^3 - sp^2 transformation [1]. Terminating the dangling bonds of the C(111) surface with hydrogen atoms restores the surface atoms' bulk-like geometry and electronic properties, strengthening the inter-bilayer bonds and increasing the graphitization resistance (Fig. 1a). Partial hydrogenation followed by controlled heating enables the selective formation of graphene on non-hydrogenated regions, resulting in graphene-on-diamond structures. The edges of the self-assembled graphene remain covalently bonded to the diamond substrate, inhibiting graphitization of the sublayers and making it feasible to limit graphene formation to a single layer (Fig. 1b). This approach presents a novel method for engineering sp^3 - sp^2 rehybridization, offering a new pathway for fabricating transistors, circuit elements, data storage, and other devices entirely from carbon materials.

[1] Enriquez et al. Carbon **226** 119223 (2024)

ダイヤモンドの化学気相堆積環境における 気相中の固体粒子のレーザー光散乱による検出

Detection of Solid Particles in Gas Phase of Diamond Chemical Vapor Deposition Environments using Laser Light Scattering

産総研¹, °新田 魁洲¹, 嶋岡 毅紘¹, 山田 英明¹, 坪内 信輝¹, 茶谷原 昭義¹, 柰野 由明¹
AIST¹, °Kaishu Nitta¹, Takehiro Shimaoka¹, Hideaki Yamada¹, Nobuteru Tsubouchi¹,
Akiyoshi Chayahara¹, Yoshiaki Mokuno¹

E-mail: kaishu.nitta@aist.go.jp

デバイス応用を指向したダイヤモンド単結晶の作製において、化学気相堆積法(CVD)は必要不可欠な技術である。CVD ダイヤモンドには、高温高压合成ダイヤモンドにはない特徴的な異常成長粒子や結晶欠陥、不純物混入等の現象があり、デバイス応用の致命的な問題となっている。これらの一部は、種基板から成長方向に伝搬する貫通転位に起因する^[1]。また、不特定の場所に出現するものは、成長表面に付着した固体粒子(ダイヤモンド微結晶等)に起因すると考えられる^[1]。固体粒子の気相核生成は残留物調査から間接的に検証されているが^[2]、気相中での直接的な観察による確認はされておらず、合成結晶品質との相関も不透明である。そこで本研究では、レーザー光散乱測定によって、ダイヤモンド CVD 環境における気相中粒子の直接的観察に取り組んだ。

レーザー光散乱測定はマイクロ波プラズマチャンバー(AX6500X, コーンズテクノロジー)を用いて行った。各種プロセス条件において、チャンバー横窓から波長 532 nm のパルスレーザー(パルス幅:2.1 ns)をプラズマ中心部に入射し、レーザー光と 72° の角度を持つ横窓から CMOS 又は ICCD カメラによって観察した。その際、レーザー on/off のシグナルの差分を取ることでプラズマ発光を除去し、散乱光を抽出した。

Fig. 1 に示す様に、一部条件ではレーザー光路上に散乱光が確認され、気相中の固体粒子の存在が確認された。雰囲気メタンとアルゴンの分圧が増大するにつれて、散乱光強度が増大する傾向が見られた。当日は、プロセス条件(ガス組成、投入パワー、圧力等)やプラズマパラメータ(ガス温度等)と散乱光強度の相関と同時に、散乱光強度と合成ダイヤモンド膜の品質との関係についても報告する予定である。

本研究の一部は、防衛装備庁が実施する安全保障技術研究推進制度 JPJ004596 の支援を受けたものである。

[1] A. Tallaire *et al.*, *Diam. Relat. Mater.* **17** (2008) 60. [2] T. Nikhar *et al.*, *AIP Advances* **14** (2024) 045334.

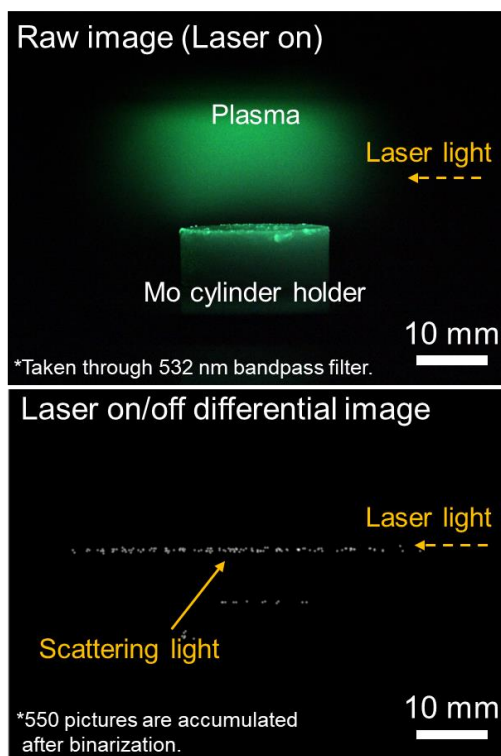


Fig. 1. Raw image taken by CMOS camera and differential image with laser on/off. Pressure and input power are 120 torr and 3000 W, respectively. H₂ : CH₄ : Ar ratio in source gas mixture is 20 : 3 : 20.

狭ギャップマイクロ波プラズマ CVD 法によるダイヤモンド膜の形成

Deposition of diamond films by narrow-gap microwave plasma CVD

阪大院工¹, °樋口 瑠洗¹, 酒井 佑真¹, 垣内 弘章¹, 大参 宏昌¹

Osaka Univ.¹, °R. Higuchi¹, Y. Sakai¹, H. Kakiuchi¹, and H. Ohmi¹

E-mail: higuchi@ms.prec.eng.osaka-u.ac.jp / ohmi@prec.eng.osaka-u.ac.jp

1. 緒 言

ダイヤモンドは、高硬度、耐摩耗性、化学的安定性等多くの優れた特性を有しており、近年、その需要は一層の高まりを見せている。しかし、ダイヤモンド合成法としてよく知られているマイクロ波プラズマ CVD 法は、大電力を必要とし、原料ガス利用効率が低いという問題がある。そこで、我々は、基板とプラズマ生成電極を接近させ、両者間の狭ギャップ中に局在マイクロ波プラズマを生成、利用する狭ギャップマイクロ波プラズマ CVD 法でのダイヤモンド合成を試みている。プラズマの局在化により、高電力密度のプラズマを比較的低い投入電力で生成可能になると期待される。

今回は、提案する狭ギャップマイクロ波プラズマ CVD 法において、投入電力およびプロセス圧力が膜の表面形態や膜質に与える影響を調査したので、その結果について報告する。

2. 実験方法

基板は、p 型 Si (100)ウエハを所定のサイズに切り出した後、直径 80–100 μm のダイヤモンド砥粒の懸濁液中で超音波傷付け処理を行ったものを用い、電極には、直径 8.0 mm の Mo 棒を用いた。チャンバー内を真空排気した後、水素を所定の圧力まで導入し、Mo 電極に 2.45 GHz のマイクロ波を印加することで、電極と基板の間に形成された 1 mm の放電ギャップにプラズマを生成した。今回は、基板温度 700°C、メタン濃度 0.5% に固定し、投入電力は 200–300 W、圧力は 100–200 Torr とした。

形成した膜の形態は、走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope : SEM)で観察し、得られた生成物を顕微ラマン分光法により分析した。

3. 結果及び考察

投入電力 200 W と 300 W で得られた試料の表面 SEM 像を図 1 に示す。200 W の試料では粗大化した結晶粒がファセットを伴って成長している様子が確認され、300 W では 200 W の形態と異なり、粗大化した結晶粒が消失し、多数のプレート状ダイヤモンドの成長が確認された。これにより、狭ギャッププラズマでは、投入電力を僅か 100 W 変化させる事で、膜形態に大きな変化が現れることが分かった。これは、狭ギャップ局在プラズマの採用により、電力密度が高密度化していることの証左と言える。この電力増大に伴う表面形態の変化は、原子状水素および成膜前駆体が増加すること、さらには成膜表面温度の上昇等が影響していると考えている。図 2 に、各電力で得られた膜のラマンスペクトルを示す。図より、いずれの電力で形成した膜にも、1332 cm^{-1} に見られるダイヤモンドピークが明瞭に確認できる。とりわけプレート状ダイヤモンドが確認された投入電力 300 W のスペクトルでは、1350 cm^{-1} に見られる D バンド、1600 cm^{-1} 付近に確認される G バンドが、投入電力の増加に伴い顕著となっており、グラファイト相の形成が予想される。

4. 結 言

狭ギャップマイクロ波 CVD 法によるダイヤモンド合成において、投入電力および圧力が膜形態や膜質に与える影響について調査を行った。狭ギャップ局在プラズマでは、比較的小さな投入電力変化が、膜形態、膜質に大きな変化を与えることが分かった。

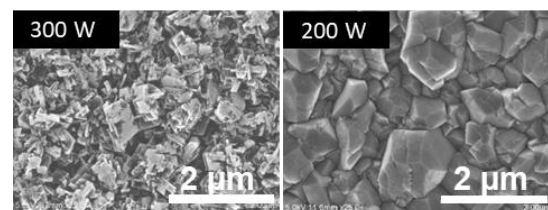


Fig. 1 SEM images of films deposited at each input power

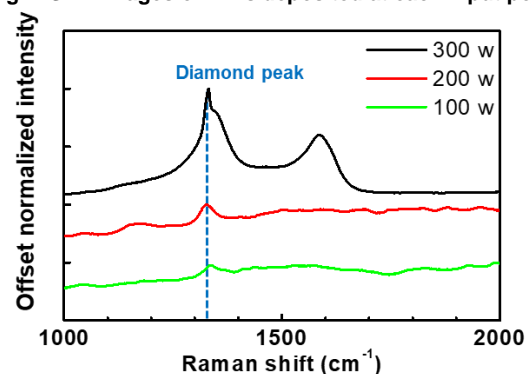


Fig. 2 Raman spectra of films prepared at each input power

13. 56MHz 誘導結合プラズマ CVD による超微粒ダイヤモンドの成長 Growth of ultranano-crystalline diamond by 13.56 MHz inductively coupled plasma CVD method

住友電気工業(株), 日新住電エネルギーシステム開発センター

○安藤 瞭汰, 長町 学, 辰巳 夏生

Nissin-Sumiden Energy System R&D Center, Sumitomo Electric Industries, Ltd,

○Ryota Ando, Satoru Nagamachi and Natsuo Tatsumi

E-mail: ando_ryota@nissin.co.jp; tatsumi-natsuo@sei.co.jp

1. 緒言

単結晶ダイヤモンドやダイヤモンド砥粒などは高温高压下で生産されてきたが、ダイヤモンドライクカーボン(DLC)膜・単結晶ダイヤモンド・多結晶ダイヤモンド・超微粒ダイヤモンド(UltraNano-Crystalline Diamond, UNCD)膜はマイクロ波(2.45 GHz および 915 MHz)・熱フィラメント法^[1]・アーク法を用いたプラズマ CVD による報告が多くなされている。こうした背景の中で、アンテナインピーダンスを任意に設計可能な「LC アンテナ^[2]」方式によって大面積でもアンテナ電流の均一化が可能で且つガスの分解効率が高い 13.56 MHz(RF)高周波誘導結合プラズマ(ICP)にて UNCD 成長が可能となることを見出した。

2. 実験

ICP-CVD 装置の概略図を Fig.1 に示す。本装置では、成膜原料ガスとして H₂, CH₄, CO₂, Ar を用いた。RF 電源は出力 3kW とし、使用する基板はダイヤモンド砥粒による傷つけ処理を行った Si ウェハとした。

3. 結果と考察

ガス圧力 15 Pa、プロセス中の基板温度は 450 °C とし成膜を行った。成膜したサンプルは Fig.2 に示す通り、励起波長 325 nm レーザー-Raman 分光分析にてダイヤモンド構造(sp³ 結合)由来のピーク(1332 cm⁻¹)と非ダイヤモンド成分由来の G バンド(1580 cm⁻¹)が観測され、UNCD が成長していることを確認できた。また、透過型電子顕微鏡(STEM)においても 10 nm 程度のダイヤ粒子と、ダイヤの格子定数に応じた回折が TED で見られていることから UNCD であることが確認できた。詳細は当日報告する。

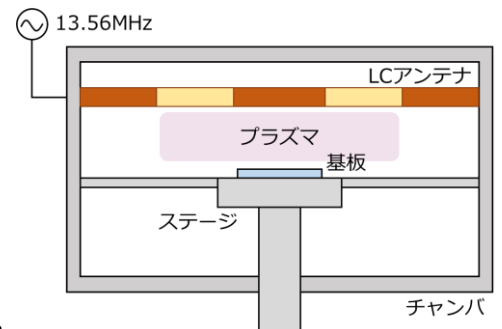


Fig.1. Schematic diagram of ICP- CVD

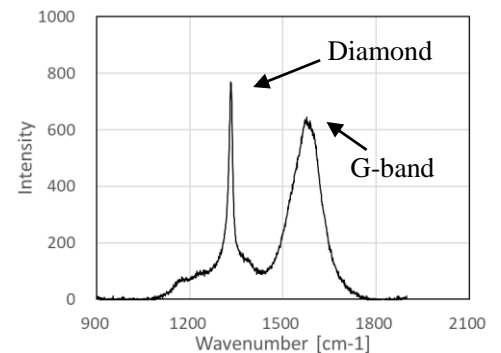


Fig.2. Raman spectrum of UNCD at 325nm

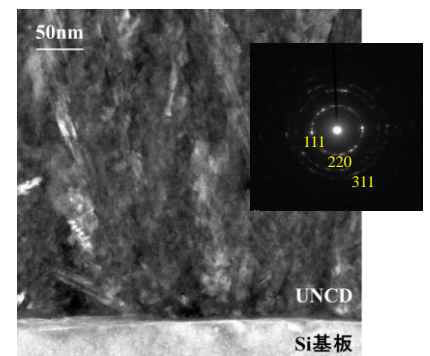


Fig.3. STEM image and TED pattern of UNCD film.

参考文献

- [1] D. C. Barbosa, et al. Diam. Relat. Mater., 18, 1283 (2009)
[2]酒井 他. 日新電機技報 Vol. 63, No. 1 (2018.4) 35

HF-CVD による熱窒化基板へのナノ結晶ダイヤモンド膜形成

Formation of nanocrystalline diamond film on thermally nitrated substrate by HF-CVD

豊橋技科大¹, オーエスジー (株)²

塩川 蒼¹, 宮原 由紀¹, 滝川 浩史¹

服部 貴大², 杉田 博昭², 儀間 弘樹²

Toyohashi Univ. Technol.¹, OSG Coating Service Co., Ltd.²

°Aoi Shiokawa¹, Yuki Miyahara¹, Hirofumi Takikawa¹

Takahiro Hattori², Hiroaki Sugita², Hiroki Gima²

E-mail: shiokawa.aoi.ho@tut.jp

1. はじめに

航空機や自動車の軽量化のために使用される炭素繊維強化プラスチック (CFRP) は加工が困難である。これに対処するため、WC-Co 超硬合金を母材とした工具にナノ結晶ダイヤモンド (NCD) 膜をコーティングしているが、コバルト (Co) バインダの存在が膜の不均一な成長を促進することが問題とされている。我々は、NCD 膜の不均一成長の主な原因としてカーボンフィラメントの影響を特定した¹⁾。カーボンフィラメントには成長しやすい温度領域があるため、高温成膜を行うことで不均一形成が抑制され、結晶性も良くなった²⁾。

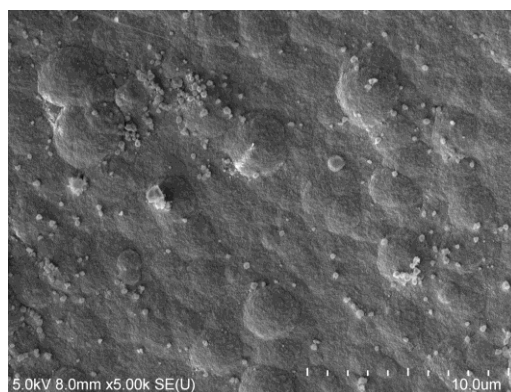
本研究では、HF-CVD 法での高温 NCD 成膜に加えて、同装置でのガス窒化前処理を実施した。プラズマ窒化処理により、基板表面にはクレーター状の粗さが形成されることが報告されている³⁾。これらの表面の凹凸は、密着性の向上に寄与すると考えられる⁴⁾。そのため、我々は窒化前処理の有無による表面形状の違いを検討した。

2. 実験方法

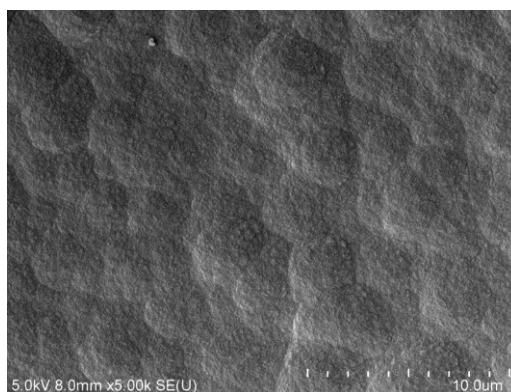
基板には WC 基板 (Co バインダ含有) を用いた。ナノ結晶ダイヤモンド膜の成膜は次の通りとした。基板洗浄後、シード処理 (種付け) を行った後、成膜装置にセットした。熱フィラメント炭化の後、原料ガス CH₄100 sccm, 支援ガス H₂1500 sccm, 圧力 1.0 kPa, 温度約 950°C の条件で 300 分間成膜した。なお、基板の熱窒化は次のようにして行った。N₂ 圧力約 1000 Pa, 温度約 500°C, 時間 120 分。作製した膜の表面形状を SEM (Hitachi, SU8000- Type II) で観察した。

3. 実験結果と考察

Fig. 1 に、成膜した NCD 膜の FE-SEM 写真を示す。通常の基板 (窒化なし) の場合と熱窒化した基板の場合とである。熱窒化なしの基板の場合、WC のバインダである Co が微粒子となって表面上に点在している様子がわかる。一方、



(a) Non-treated WC/Co substrate



(b) Thermally nitrated WC/Co substrate

Fig. 1 SEM micrographs of Nanocrystalline diamond films deposited for 300 minutes.

熱窒化基板の場合、そのような Co 微粒子の点存在は確認できない。基板を窒化することで、Co 微粒子の発生を抑制できた。

謝辞 本研究は、豊橋技術科学大学教育研究基盤センターの支援により実施した。

参考文献

- 1) Y. Saiki, *et al.*: *Diam. Relat. Mat.* **132**, 109643 (2023)
- 2) T. Bando, *et al.*: *Jpn. J. Appl. Phys.* **63** 040904 (2024)
- 3) J. Peng, *et al.*: *Diam. Relat. Mat.* **120**, 108717 (2021)
- 4) 竹内貞雄: 精密加工に活かす CVD ダイヤモンド大全, 6 章 超硬合金の前処理技術, オーム社 (2021)

成長・ドーピング・表面・界面制御を駆使した ステップフリーダイヤモンド MOSFET の作製

Step-free diamond MOSFET fabrication

by utilizing growth, doping, and surface/interface control

金沢大学¹, 産総研², Diamond and Carbon Applications³ ○(D)小林 和樹¹, 佐藤 解¹,
加藤 宙光², 小倉 政彦², 牧野 俊晴², 松本 翼¹, 市川 公善¹, 林 寛¹, 猪熊 孝夫¹, 山崎 聡¹,
C.E. Nebel^{1,3}, 徳田 規夫¹

Kanazawa Univ.¹, AIST.², Diamond and Carbon Applications³ ○K. Kobayashi¹, K. Sato¹, H. Kato²,
M. Ogura², T. Makino², T. Matsumoto¹, K. Ichikawa¹, K. Hayashi¹, T. Inokuma¹, S. Yamasaki¹,
C.E. Nebel^{1,3}, and N. Tokuda¹

E-mail: kzkz_baseman@stu.kanazawa-u.ac.jp

【はじめに】

ダイヤモンドは、優れた物性を有しており、次世代半導体材料として期待されている。我々の研究グループでは、2016年に最も代表的なデバイス構造である反転層チャネルダイヤモンド MOSFET の動作実証に成功した¹⁾。しかしながら、これまでに作製された MOSFET の電界効果移動度(μ_{FE})は、リンボディを使用したデバイスで $20 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ²⁾、窒素ボディを使用したデバイスで $6 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ³⁾ と理論値の $3,000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ⁴⁾ よりも低い。低移動度の主な原因の一つに、 Al_2O_3 /ダイヤモンド界面で発生する $10^{13} \text{ cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$ の高い界面準位密度(D_{it})が挙げられる。準位は主にステップ端に形成されると示唆されているため⁵⁾、本研究では、原子的に平坦な酸化膜/ダイヤモンド界面を形成可能な MOSFET 作製プロセス⁶⁾を用いた、原子的平坦 Al_2O_3 /ダイヤモンド(111)界面を有する p 型反転層チャネルダイヤモンド MOSFET を作製した。

【実験方法】

はじめに、メサ構造を有する IIa ダイヤモンド (111) 基板上に形成された原子的平坦面に ICP エッチングで穴を形成した。次に、高濃度ホウ素ドープラテラル成長技術で穴の埋込成長を行い、原子的平坦表面を持つ p 型反転層チャネルダイヤモンド MOSFET 構造を作製した⁶⁾。そして、本試料に熱混酸洗浄とウェットアニールプロセス⁷⁾を施し、ダイヤモンド表面の終端構造を H 終端から O 終端、OH 終端と変化させた。その後、OH 終端化されたダイヤモンド表面に対して ALD 法を用いて Al_2O_3 を堆積した。最後にフォトリソグラフィプロセスを用いてソース、ゲート、ドレイン電極を形成した。作製した MOSFET の概略断面図と Al_2O_3 /ダイヤモンド界面の HAADF-STEM 像を Figure 1 に示す。電気的特性は半導体パラメータアナライザを用いて、室温大気中で測定した。

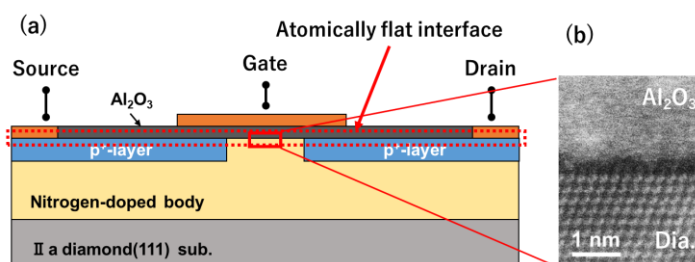


Fig. 1. (a) Schematic cross-sectional view of MOSFET and (b) HAADF-STEM image of Al_2O_3 /diamond interface

【結果と考察】

最も良好な特性を示した MOSFET の μ_{FE} 、 D_{it} はそれぞれ $30.6 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 、 $2.8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$ であった。この D_{it} は、これまで報告のあった Al_2O_3 /ダイヤモンド界面を用いた反転層チャネルダイヤモンド MOSFET において、最も低い値である¹⁻³⁾。この値を、本デバイスと同様のドナー不純物を n ボディに使用した結果³⁾と比較すると、 D_{it} 値が 1 桁減少し μ_{FE} は 5 倍増加した。しかしながら、今回の μ_{FE} の値も理論値には及ばない。本デバイスの詳細と更なる μ_{FE} の向上に関するアイデアについては、当日議論する。

【謝辞】

本研究は、金沢大学超然プロジェクト 2022、地域中核・特色ある研究大学強化促進事業 (J-PEAKS)、日本学術振興会科研費 (科研費番号 18KK0383)、JST 創発的研究支援事業 (助成番号 JPMJFR2035307)、文部科学省の金沢大学卓越大学院プログラムの支援を受けたものです。

【参考文献】

- 1) T. Matsumoto et al., Sci. Rep. 6 (2016) 31585.
- 2) T. Matsumoto et al., Appl. Phys. Lett. 114, 242101 (2019).
- 3) T. Matsumoto et al., Appl. Phys. Lett. 119, 242105 (2021).
- 4) G. Daligou, J. Pernot, Appl. Phys. Lett., 116, 162105 (2020).
- 5) Y. Ogata et al., Mater. Sci. Forum 1062, 298 (2022).
- 6) K. Kobayashi et al., Appl. Surf. Sci. 593 (2022) 153340.
- 7) R. Yoshida et al., Appl. Surf. Sci. 458(2018) 222-225.

SiO₂/Al₂O₃ 多層膜を用いたダイヤモンド MOS 構造の形成(2)

Fabrication of diamond MOS structure using SiO₂/Al₂O₃ bilayer thin film (2)

金沢大自然研 (M1)中川龍一、(B4)斎藤泰地、松本 翼、徳田規夫、川江 健

Grad. School of Natural Sci & Tech. Kanazawa Univ.

R. Nakagawa, T. Saito, T. Matsumoto, N. Tokuda, and T. Kawae

E-mail: kawae@ec.t.kanazawa-u.ac.jp

【はじめに】

ダイヤモンド MOSFET の安定動作に関して、従来から広く用いられる Al₂O₃ を上回るバンドギャップを持つ SiO₂ をゲート絶縁膜とする構造が望ましい。これまでに我々は、SiO₂/極薄 Al₂O₃ 積層構造をゲート絶縁膜としたダイヤモンド MOS 構造の形成を試み、SiO₂ 堆積条件の最適化および電圧ストレスを利用した Forming 処理により、MOS 構造中の固定電荷や界面準位に起因すると考えられるリーク電流や C-V 特性のヒステリシスの改善について報告してきた^[1]。今回、動作電圧の低減を念頭に Al₂O₃ 膜の更なる極薄膜化を目指したダイヤモンド上 SiO₂/極薄 Al₂O₃ 積層膜形成条件に関する検討を行った。

【実験方法】

(111)ダイヤモンド基板上に MPCVD 法で p/p⁺層をホモエピ成長させた試料に対し、ウェットアニール (500°C, 90min) による p 層表面の OH 終端化を行った。つぎに、サーマル ALD (基板温度: 300°C) を用いて 1.5~3nm 厚の Al₂O₃ を堆積した後、PLD 法を用いて 5.0×10⁻⁶Torr、100°C の雰囲気下で SiO₂ を堆積させた。なお、SiO₂ の膜厚は絶縁膜の総膜厚が約 20nm となるように試料毎に調整した。最後に、真空蒸着法により Au 電極を形成し、ダイヤモンド MOS 構造を作製した。

作製した試料の C-V 特性の評価を行う際、試料に対する Forming 処理として、作製したダイヤモンド MOS 構造が絶縁破壊を生じないバイアス範囲で電圧ストレスを与えた後に測定・評価を行った。

【結果と考察】

Fig.1.に作製した試料の C-V 特性を示す。また、比較のため、Multi-Dielectric Energy Band diagram program により求めた 20nm 厚の Al₂O₃ をゲート絶縁膜としたダイヤモンド MOS 構造の理想 C-V 特性を示す。いずれの試料もヒステリシス特性および理想特性に対するフラットバンド電圧シフトが抑制されたものである事を確認した。一方、2 および 3nm 厚の Al₂O₃ 試料に対し、Al₂O₃ の厚さを 1.5nm とした試料では C-V 特性における空乏領域の大幅な拡大が観測された。これは、SiO₂ 堆積時における高エネルギー粒子に対し、1.5nm 厚の Al₂O₃ はバリア層としての機能が不十分であり、Al₂O₃/ダイヤモンド界面に形成した OH 終端構造が破壊された事による界面準位の顕著な増加が考えられる^[2]。

今後は Al₂O₃ 表面への SiO₂ 初期層堆積エネルギーの低減や PMA 処理などのプロセス条件を検討する。

【参考文献】

- [1] 中川 他, 第 85 回応用物理学会秋季学術講演会講演予稿集, 19p-B3-22
- [2] X. Zhang *et al.*, AIP Advances **14**, 035323 (2024)

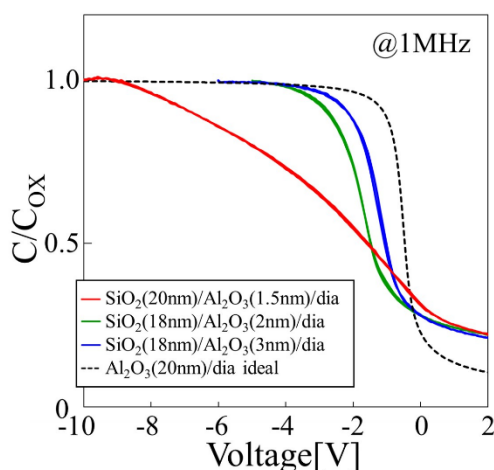


Fig.1. C-V curves of prepared diamond MOS structure

ダイヤモンド薄膜への ^7Be のイオン注入

Ion implantation of ^7Be into a diamond thin film

理研仁科センター¹, 産総研² ○三宅 泰斗¹, 奥野 広樹¹, 渡邊 幸志^{1,2}

RIKEN RNC¹, AIST², [○]Yasuto Miyake¹, Hiroki Okuno¹, Hideyuki Watanabe^{1,2}

E-mail: yasuto.miyake@riken.jp

本研究では、Be の放射性同位体 ^7Be の安定同位体 ^9Be への核種変換反応を使用して、 ^7Li がドーピングされたダイヤモンドの製作を目的とする。研究では、 ^7Be を基板表層にイオン注入し、加熱処理により内部へ拡散させることで、格子欠損なく ^7Be を基板内に分布させる。 ^7Be は半減期 53 日で ^7Li に壊変するため、最終的には ^7Li がドーピングされたダイヤモンドとなることが予想される。まずは、安定同位体 ^9Be によるコールドテストとして、Be のダイヤモンド基板へのイオン注入と RTA(Rapid Thermal Annealing)処理による Be の熱拡散を調査してきた[1-2]。

これまでの実験により、Be の注入ドーズ量、注入エネルギー、RTA 処理の温度、時間と Be の拡散に関するデータを蓄積し、 ^7Be の使用に向けた準備を進めた[2]。本研究では、コールドテストで得られた実験条件を元に、 ^7Be のダイヤモンド基板へのイオン注入を実施した。

^7Be は理研 RI ビームファクトリー(RIBF)の AVF サイクロンで加速された重陽子を Li 標的に照射し、 ^7Be を含む固体試料として得られる。 ^7Be を含む試料は極めて微量なため、安定同位体の ^9Be を含む粉末を混ぜ、プレスによりペレットを作成する。ペレットを負イオン源に装填し、 ^7Be の負イオンを生成し、ダイヤモンド基板へイオン注入する。

発表では、 ^7Be を使用した実験の概要について報告する。コールドテストと並行して、放射線管理区域内での RTA やホール効果測定の前準備も進めており、それらについても紹介する。

謝辞

本研究は、キャノン財団第 13 回研究助成「新産業を生む科学技術」の助成を受けたものである。

[1] 三宅泰斗, 奥野広樹, 渡邊幸志, 「核種変換による Li ドープダイヤモンドの製作」, 第 83 回応用物理学会秋季講演会, 22p-A202-16, 仙台, 2022 年 9 月

[2] 三宅泰斗, 奥野広樹, 渡邊幸志, 「ダイヤモンド薄膜中の Be の拡散に対する表層状態の影響の評価」, 第 85 回応用物理学会秋季講演会, 19p-B3-13, 新潟, 2024 年 9 月

ダイヤモンドへの高濃度 B イオン注入による低抵抗層形成 Formation of Low-Resistance Layer by High-Concentration B Ion Implantation into Diamond

神奈川大理, [○](M1)今村 海哉, (P)関 裕平, 星野 靖
Kanagawa Univ., [○]Kaiya Imamura, Yuhei Seki, Yasushi Hoshino
E-mail: r202470044ub@jindai.jp

研究背景

ダイヤモンド半導体は、5.5 eV の広いバンドギャップを持ち絶縁破壊強度が大きいことから究極のパワー半導体材料として期待されている。これまでダイヤモンドパワーデバイスに関しては研究レベルでの報告はあるが、まだ実用化には至っていない。特に半導体デバイス作製においてイオン注入を用いた不純物ドーピングは、特定の領域や深さに決まった濃度で不純物を導入できることからデバイス作製において不可欠な技術となっている。特に今後のダイヤモンド半導体デバイスの更なる高性能化のためには、決められた領域へのイオン注入による高濃度ドーピング技術の確立が必要となる。

我々はこれまでに室温で 10^{19} cm^{-3} 以下の B イオンの注入を行い 1300°C でポストアニールすることで高い置換率の p 型ダイヤモンド基板の作製に成功している[1]。また、2024 年度秋季応用物理学会では、高濃度 B 注入基板の電気特性に対する注入温度依存性について発表した。今回は、さらに高濃度の B イオンを注入することができる可能性について報告する。

研究方法

本研究では、Element6 社製 CVD 合成 IIa 型ダイヤモンド基板を用いた。まず原子レベルで精密に表面研磨した基板を 300°C の H_2SO_4 と HNO_3 の混合液に 30 分浸した後、80°C の NH_3 と H_2O_2 の混合液に 20 分浸し、清浄な基板表面を得た。化学洗浄した基板に対し、基板温度 800°C で、濃度が $10^{20} \sim 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ になるよう B イオンを注入した。ここで、注入エネルギーは、表面からの B 濃度一様になるよう複数の入射エネルギーで行った。各エネルギーにおけるドーズ量は、あらかじめ TRIM コードを用いた注入シミュレーションにより決定した。注入後ダイヤモンド表面に約 100 nm の SiO_2 保護膜を蒸着し、大気圧の Ar 雰囲気下で 1300°C、2h のアニール処理を行った。アニール処理後、 SiO_2 保護膜を希釈フッ酸で除去し、Ti, Pt, Au の 3 層からなる電極を基板の 4 隅に蒸着した。そして Van der Pauw 法を用いて、比抵抗および Hall 効

果測定 of 電気特性評価と Raman 測定による結晶評価を行った。

結果と考察

図 1 に各条件で B イオン注入された試料における比抵抗の温度逆数依存性を示す。ドーピング量を増加させるにつれて比抵抗は減少し、 $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3} @ 800$ (緑)において最も低くなり、室温では約 $0.01 \Omega \text{ cm}$ の値が得られた。また、いずれの試料においても、ほぼ全ての温度範囲で p 型の伝導が得られた。Raman 分光の結果では、いずれの試料も 1332 cm^{-1} のダイヤモンドのピークが確認されたことから、ドーピング層の結晶性は十分に保たれていることが分かった。これらのことから基板温度 800°C に保ちながら B イオンを注入することにより、ダイヤモンドの結晶性を保ったまま 10^{21} cm^{-3} 台以上のイオン注入ドーピングが可能であることが明らかになった。

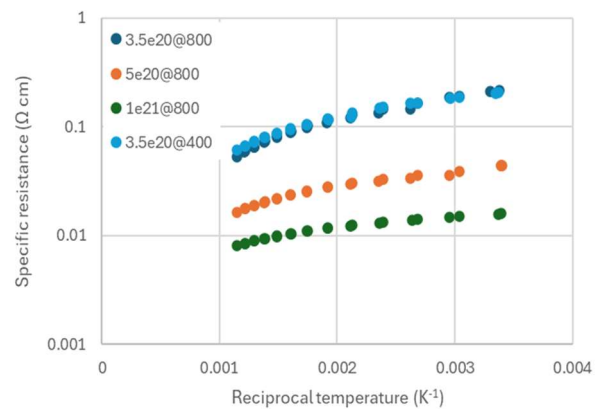


Figure 1: Specific resistance for B-doped diamond with various conditions of ion implantation as a function of reciprocal temperature.

参考文献

[1] Y. Seki, Y. Hoshino, J. Nakata, Appl. Phys. Lett. 115, 072103 (2019)

謝辞: 本研究の一部は、令和 4 年度科学研究費基盤研究(C)(課題番号 23K03930)および若手研究(23K13369)の援助によって実施された。

B イオン注入による高圧高温合成 Ib 型ダイヤモンドの電気伝導制御 Conductivity conversion of the high-pressure high-temperature synthesized Ib-type diamond by B ion implantation

神奈川大理, °関 裕平, 今村 海哉, 星野 靖

Kanagawa Univ., °Yuhei Seki, Kaiya Imamura, Yasushi Hoshino

E-mail: pt121750pw@kanagawa-u.ac.jp

はじめに

ダイヤモンド半導体はその物性から、究極のパワーデバイス半導体材料及び放射線環境など、過酷環境で使用できる半導体材料として期待されている。半導体デバイスを作製におけるイオン注入法は目的の不純物を領域や濃度を制御して注入できるため局所的な p/n 型領域形成に必要な不可欠な技術である。近年理論計算により B と N の共ドーピングによる $E_D = 0.2-0.6$ eV の浅いドナー準位形成が予想されている^[1]。また、N をドーピングした n 型ダイヤモンドをボディとした反転層型 MOSFET の形成が報告されている^[2]。N ドープダイヤモンドに対し B イオンを注入することにより、B と N の共ドーピングによる低抵抗 n 型伝導層の形成及び p⁺埋め込み層形成プロセスを簡略化が期待できる。そこで本研究では、N を数 100 ppm 程度含んだ高温高圧(HPHT)合成 Ib 型ダイヤモンド基板に対し、B をイオン注入でドーピングし、B と N の共ドーピングによる低 E_D の n 型伝導層の形成及び N ドープダイヤモンド中への p 型伝導層形成を検討した。

実験方法

基板表面から約 350 nm の深さまで平坦な B 濃度分布の B 注入層を形成するために 5~200 keV の B イオンを注入した。注入濃度は 2×10^{19} cm⁻³ (~110 ppm) から 3.5×10^{20} cm⁻³ (~2000 ppm) とした。 10^{20} cm⁻³ より低い濃度では室温で注入し、それよりも高い濃度では基板温度 800°C で注入を行った。B イオン注入後、大気圧の Ar 雰囲気下で 1300°C、2 時間の SiO₂ キャップアニールを行った。活性化アニール後、HF を用いて SiO₂ 膜を除去し、化学洗浄処理によって基板表面の清浄化を行った。その後、作製した試料に対し、Van der Pauw 法を用いて、シート抵抗測定及び Hall 効果測定を行った。

結果と考察

Figure 1 に未注入及び 2×10^{19} cm⁻³ から 3.5×10^{20} cm⁻³ の濃度で B を注入した HPHT 合成 Ib 型ダイヤモンドのシート抵抗の温度逆数依存性を示す。未注入及び 2×10^{19} cm⁻³ の試料では室温付近での抵抗が非常に高く、250°C 以上の

温度でシート抵抗を測定できた。グラフの傾きから 1.7 eV の活性化エネルギーが見積もられ、Hall 効果測定の結果から、n 型電気伝導が確認された。このことからこれらの試料では、B 注入層ではなく基板中を電気が流れていると考えられる。 6×10^{19} cm⁻³ の試料はほとんどの温度領域においてシート抵抗が高くなっており、600°C でのシート抵抗は基板の約 10 倍になっていた。また、全ての温度で pn 判定をすることができなかった。よって、 6×10^{19} cm⁻³ において、pn の反転が起こったことが示唆される。 3.5×10^{20} cm⁻³ の試料ではシート抵抗が大きく下がり、室温で約 4×10^4 Ω/sq. であった。また、グラフの傾きから得られた活性化エネルギーは 0.06 eV であった。Hall 効果測定の結果から p 型電気伝導が確認された。N を多量に含む HPHT 合成 Ib ダイヤモンド中への、B イオン注入による p 型伝導層の形成はこれが初めてである。

参考文献

- [1] D. Zhou *et al.*, Computational Science – ICCS 2022. ICCS 2022. LNCS, vol. 13350. Springer, Cham (2022).
- [2] T. Kano, *et al.*, Diam. Relat. Mater. 147, 111236 (2024).

謝辞: 本研究の一部は、令和 4 年度科学研究費基盤研究(C)(課題番号 23K03930)および若手研究(23K13369)の援助によって実施された。

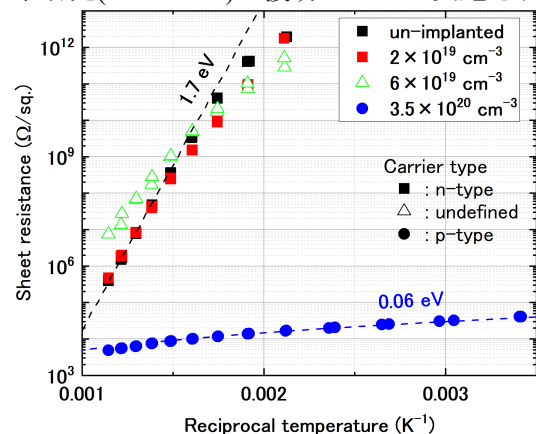


Figure 1 Sheet resistances for B-implanted Ib-type diamonds as a function of reciprocal temperatures.