

水素プラズマエッチングによるグラフェン超微細加工

鎌田 雅博 Masahiro Kamada, 横澤 峻元 Takamoto Yokosawa, 越智 太亮 Taisuke Ochi, 松井 朋裕 Tomohiro Matsui

〔要 旨〕

炭素原子一個分の厚みという究極の薄さをもつグラフェンは、電子デバイスやセンサの小型化を担う材料として大いに期待されている。素子の小型化に伴い試料全体で端が占める割合が増加するが、現在のグラフェン微細加工技術では端構造の原子スケールでの制御が困難であるため、不均一な端構造による電子状態の乱れが素子全体の特性に与える影響が懸念される。我々は整った端構造をもちながらグラフェンを自由な形状に加工する手法として、選択的にジグザグ端構造を得られる水素プラズマエッチング(HPE)に着目して研究を進めている。本稿では、HPE と既存の微細加工技術を組み合わせたグラフェンの原子スケールでの微細加工(超微細加工)、および HPE によって成形されたグラフェン端構造について紹介する。

1 はじめに

グラフェンは炭素原子からなる1原子厚さ(0.34 nm)のシートである。2005年に初めて作製に成功して以降¹⁾、電気物性・機械特性などさまざまな面で優れた性質を示すことが明らかになり、既存の電子デバイス等の小型化・高集積化はもとより、グラフェン固有の性質を利用した次世代のセンサやデバイスへの応用を目指した研究が幅広い分野で行われている。グラフェンの呼称は厳密には単層のものを指すが、数層・数十層ほど積層したものもグラフェンと呼ばれる。多層になることで単層グラフェンには無い特性が現れるため、多層グラフェンも特に応用の観点から盛んに研究されている。グラフェンの基本的性質やその応用可能性については前号の記事で紹介しているので詳しくはそちらを参照されたい²⁾。

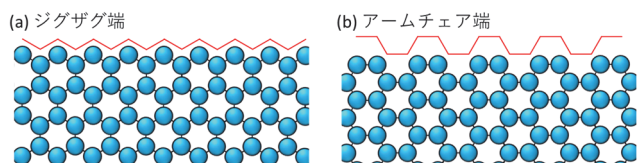


図1 グラフェン端構造の模式図。青丸がひとつの炭素原子に対応している。
(a) ジグザグ端。(b) アームチェア端。

ここでは、数あるグラフェンの特徴の中でも特に重要なものの一つである端状態に注目する。グラフェンの炭素原子はハニカム格子状に結合しているため、それを反映して端構造にはジグザグ型とアームチェア型の2種類がある(図1)。アームチェア端は内側(バルク)のグラフェンと同じ性質をもつが、ジグザグ端にはバルクにはない特徴的な電子状態(端状態)が現れる^{3, 4)}。両側がジグザグ端であるナノスケールのリボン状グラフェン(ジグザグ-グラフェンナノリボン: z-GNR)では電子のスピン(電子ひとつひとつがもつ磁石の性質)が揃う状態(スピン偏極)が期待されている³⁾。この性質のため、

z-GNR は電荷ではなくスピンが情報を伝達する“スピントロニクス”の材料として、理想的に消費電力ゼロのデバイスの実現が期待されている。

このようにグラフェンは大きな可能性を秘めた材料である一方、現実のデバイス化に向けて解決すべき技術的課題も少なくない。デバイスに組み込むためには形状を任意に加工できなければならない。現在のグラフェンの加工には、酸素プラズマによるエッチング(Oxygen-Plasma Etching: OPE)によってグラフェンの不要な部分を削り取る方法や、極小の針の先端で物理的に切り出す方法がある。これらの方法ではグラフェンを数ナノメートル程度の精度で自由な形状に加工できる一方で、グラフェン端構造の原子スケール(約0.1 nm)での制御は不可能である。グラフェンの場合、均一な端構造が作れずにジグザグ端とアームチェア端という電子状態が大きく異なる2種類の端がランダムに入り混じると、端の電子状態が制御できず、ナノスケールで安定して動作するデバイスを作製することができない。電子デバイス等は将来的にナノスケールに至るまで小型化が進むと予想されるが、そこでは素子全体に対して端の寄与が大きくなるため、従来の方法によるナノスケールでのデバイス作製には限界がある。さらにはスピントロニクスへの応用へ目を向けると、端構造そのものがスピン流の担い手(供給源)となるため整ったジグザグ端をもつ z-GNR の作製は不可欠である。

原子スケールで整った端構造のグラフェンを加工する方法として、グラフェン構造の基本単位であるベンゼン環をもつ分子を化学重合により連結させてボトムアップ的にグラフェンを合成するアプローチもあるが⁵⁾、これは特定の分子反応に依存するため試料の形状に大きな制約がある。このように、試料の加工の自由度と端構造の原子レベルでの均一性は、「あちらを立てればこちらが立たず」といった関係にあるのが現状である。

この困難を解決する方法として、我々は水素プラズマによるエッチング(Hydrogen-Plasma Etching: HPE)に注目している。グラフェンを高温下で水素プラズマに晒すと選択的にジグザグ端をもつナノスケールの六角形穴(六角形ナノピット)が形成されるのは前号で紹介したとおりである²⁾。六角形ナノピットの位置・大きさを制御できれば、それらを組み合わせて配置することでグラフェンを自由に加工でき、かつ原子スケールで整ったジグザグ端をもつデバイスを作れると期待される。

以下に本稿の構成を述べる。第1章ではグラフェン微細加工に対する課題と、それに対するHPEを用いた手法の優位性を確認した。第2章ではHPEの概説と我々がグラフェンに行った加工の試みについて、第3章ではHPEによって形成した端構造の原子間力顕微鏡(Atomic Force Microscope: AFM)⁶⁾とレーザラマン顕微鏡⁷⁾による評価について紹介する。

2 水素プラズマエッチング(HPE)

2.1 グラフェンのHPE

プラズマエッチングは半導体業界などで基板表面の微細加工に広く用いられる技法である。以下に簡単に原理を説明する。エッチングガスに高周波を印加することで分子の結合が壊れて反応性の高い原子(ラジカル)やイオンとして単離する(プラズマ化)。これらが基板表面の原子と結合し揮発性の高い化合物が生成されると、それは基板表面から脱離する。この反応が繰り返されることでエッチングが進行する。エッチングしたくない場所をレジストなどの薬剤で保護することで、期待する形状に表面を加工できる。ガスの種類と基板物質との組み合わせで反応性や反応生成物の揮発性が異なるため、適切なガス種を選定する必要がある。逆に、その差異をうまく利用すれば基板表面の物質を選択的にエッチングすることもできる。例として我々の研究対象であるSiO₂基板表面上のグラフェンの場合、SiO₂基板の洗浄によく使われる酸素プラズマではグラフェンのみが削られて基板はエッチングされないが、CHF₃プラズマを用いるとグラフェンとSiO₂基板の両方がエッチングされる。水素プラズマも酸素プラズマと同様にSiO₂基板に影響を与えずグラフェンのみをエッチングする。このエッチングはグラフェン表面に欠陥を作り、次にその欠陥を六角形ナノピットへと異方的に拡げていく(異方的エッチング)という二つのステップで進むことが分かっている。HPEだけでは欠陥の位置はランダムに決まってしまうが、別の方法で予め六角形ナノピットの核となる欠陥を作ることで六角形ナノピットを指定した場所に作製し、整ったジグザグ端を保ちつつグラフェンを自由に加工できると期待される。

グラフェンやそれが積層したグラファイトと水素プラズマの反応は、一般的には $4\text{H} + \text{C} \rightarrow \text{CH}_4(\text{gas})$ としてメタンが乖離することでエッチングが進むと理解できるが、現実にはより複雑な反応が起こっていると考えられている。例えば、炭素原子がCH₃の状態で乖離とする理論研究も報告されている⁸⁾。穴の形状が六角形になりジグザグ端が選択的になる理由も、定性的にはアームチェア端の方が高い反応性をもつため反応の遅いジグザグ端が残ると理解されるが、その詳細は研究途上である。

実験的にも、プラズマ発光部分との位置関係⁹⁾や、反応時の温度(T)^{10, 11)}、ガスの圧力(P)⁹⁾、プラズマ発生装置のRF出力(W_{RF})¹⁰⁾、反応時間(t)¹⁰⁾といったパラメータ依存性を通じてエッチングのメカニズムが研究されている。グラファイトのHPEでは試料とプラズマ発光部分との距離が離れるに従い不定形の穴が多数形成される反応から少数の大きな六角形ナノピットが形成される反応に遷移することが報告されている⁹⁾。水素プラズマ中には不對電子をもつ単原子である水素(H)ラジカルと電子が一つ抜けて正に帯電したHイオン(H⁺, H₂⁺, H₃⁺)が存在しているが、HラジカルはHイオンよりもプラズマ中心から遠くまで残りやすい。プラズマ発光はHイオンが担っていると考えられるので、このことは、HPEの2つのステップのうち、欠陥形成をHイオンが、六角形の穴拡張をHラジカルが、それぞれ担っていることを示唆している。

エッチング時の温度はエッチングの反応性を左右する重要なパラメータである。先行研究では、 $T = 400 \sim 500^\circ\text{C}$ で最も活発にエッチングが行われることが報告されている^{10, 11)}。これは定性的には次のように説明できる。 $T < 400^\circ\text{C}$ の低温ではHイオンやHラジカルが炭素原子に結合するための熱エネルギーが足りず、 $T > 700^\circ\text{C}$ の高温では結合はするものの熱エネルギーが高すぎてエッチングせずにすぐに脱離してしまうため、限られた温度域でのみ効率的に反応が起こると考えられる。しかし、より詳細な温度依存性は実験グループにより異なっている。文献11)ではエッチング量が温度に対して連続的に変化し滑らかなピークを形成しているのに対して文献10)ではピーク形状がおおよそ450°Cを境に不連続に変化している。このように、HPEの反応性自体、エッチング環境に大きく依存するので注意が必要である。

エッチングのされ方はプラズマ発光部分と試料の位置関係で変化し、その温度依存性は装置ごとにより変わるので、それぞれの実験系での振る舞いを正しく理解することが重要である。そこで、アンリツにて立ち上げたHPE装置の特性をグラフェンと定性的に同じエッチング効果が期待されるグラファイトを用いて調べた。HPE装置の構成については前号の記事を参照されたい²⁾。

2.2 反応炉内の位置依存性

プラズマ中の H ラジカルや H イオンの分布は発光中心からの距離だけでなく反応炉内の壁からの距離にも依存すると考えられる。そこで、反応炉の下部と中央におけるエッチングの違いを調べた。図2(a)(b)に反応炉中心部、下部で HPE を行ったグラファイト表面の走査トンネル顕微鏡 (Scanning Tunneling Microscope: STM) 像をそれぞれ示す。STM 像から明らかのように、炉の中心部 (図2(a)) では不定形の穴が多数作られているのに対して、炉の下部 (図2(b)) では数は少ないが大きな六角形ナノピットが作られていることが分かる。これは炉壁に近い炉内下部では炉壁における電子の授受の結果、中心部よりも H イオンの密度が少ないことに対応していると考えられ、先行研究⁹⁾で報告された試料とプラズマ発光部分との距離依存性と同等の結果と言える。本研究では欠陥形成の効果を抑え、穴拡張作用を強くしたいので、以降の研究では HPE は反応炉下部で行うこととした。

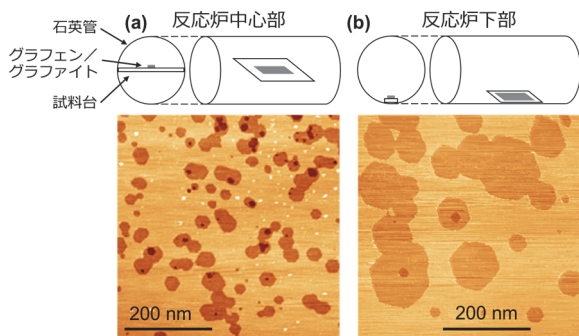


図2 反応炉内のグラファイト試料位置と HPE 後の試料表面の STM 像。
($T = 600^\circ\text{C}$, $P = 1.5 \times 10^2 \text{ Pa}$, $W_{\text{RF}} = 25 \text{ W}$, $t = 5 \text{ min.}$)
(a) 反応炉下部。(b) 反応炉中心部。

2.3 HPE の温度依存性

図3(a)~(e)に $T = 300 \sim 700^\circ\text{C}$ までの異なる温度で HPE を行ったグラファイト表面の STM 像を示す。 $T = 500^\circ\text{C}$ で最も激しくエッチングされ、 $T = 300, 700^\circ\text{C}$ ではあまりエッチングされていない。このような結果は定性的に先行研究に整合する。

ここで、エッチングのされ方を評価するために2つの指標を図3(f)のように定義する。一つは面積分布 S_n (最表面に露出した第 n 層目の面積の割合)、もう一つは D_{max} (第1層目に開いた穴の直径の最大値) である。 S_n だけでは小さい穴が多数あいた表面構造なのか大きい穴が少数あいた表面構造なのか区別できないが、 D_{max} を考えることでこれらの違いを判別でき、欠陥形成と穴拡張の二つの作用をそれぞれ評価できる。 S_n と D_{max} の温度依存性をそれぞれ図3(g)(h)に示す。図3(g)は、 $T = 400 \sim 500^\circ\text{C}$ でエッチングが最も強くなり、そこから離れるに従い連続的に弱く変化していくことを

示しているが、図3(h)からは D_{max} が 400°C と 500°C の間で急激に増加していることが分かる。これは図3(b)(c)に見て取れるように $T = 400^\circ\text{C}$ では小さな穴が多数生成されているのに対して、 $T = 500^\circ\text{C}$ では大きな穴が少数できていることを示している。このような不連続な変化の原因は分かっていないが、文献¹⁰⁾と定性的に一致する。本研究ではジグザグ端で囲まれた六角形ナノピットを作製するため、以降の HPE はすべて $T = 600^\circ\text{C}$ で行った。

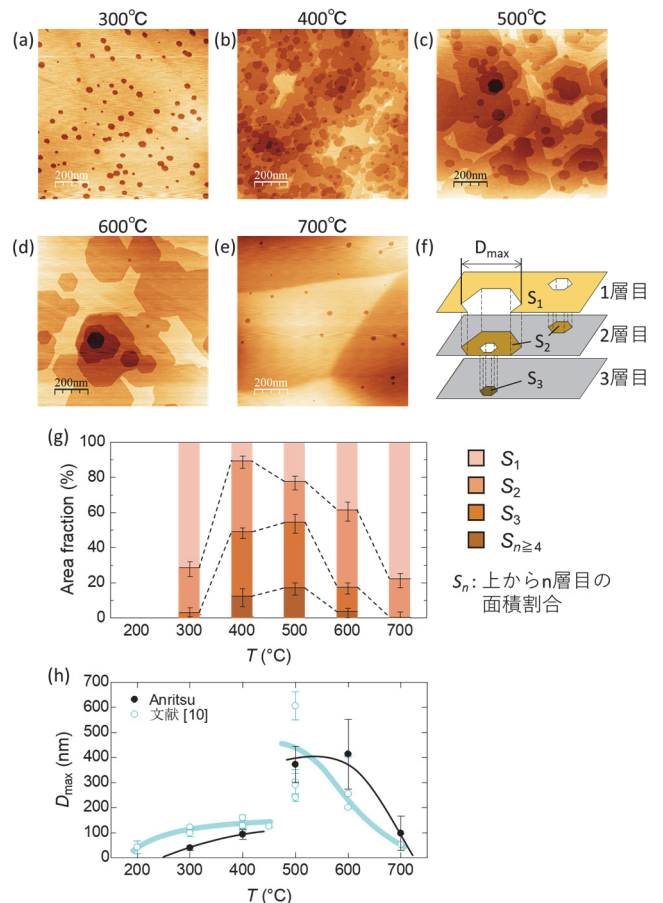


図3 (a)~(e) $T = 300 \sim 700^\circ\text{C}$ での HPE 後のグラファイトの STM 像。
($P = 1.5 \times 10^2 \text{ Pa}$, $W_{\text{RF}} = 20 \text{ W}$, $t = 5 \text{ min.}$)
(f) 面積分布 S_n と六角形ナノピットの大きさ D_{max} の概念図。
(g) S_n の温度依存性。
(h) D_{max} の温度依存性。実線はデータ点の内挿線。

2.4 HREELS による終端状態の評価

スピン偏極が期待されているような理想的なジグザグ端は原子スケールで構造が整っていることに加えて端においてもバルクと同じ結晶構造である sp^2 結合を維持している必要がある。しかし、前号でも述べたように²⁾、端の原子構造は STM を用いた原子スケールの電子状態測定から確認されているものの¹²⁾、その結晶構造については実験的に確認されていなかった。そこで我々は高分解能電子エネルギー損失分光 (High Resolution Electron Energy Loss

Spectroscopy: HREELS)でこれを調べた。HREELSは物質表面での分子振動や格子振動を測定する手法で、C-H結合の振動のエネルギーを調べることで、端が水素で終端されているか、終端されているとして sp^2 結合か否かを判別できる。詳細はここでは割愛するが、本測定により HPE で得られた端が sp^2 結合であることが確認された。この結果から、HPEにより、原子スケールで整っているばかりか、端に至るまでグラフェンの sp^2 結合を維持したジグザグ端を得られることが分かった。

3 グラフェン超微細加工とその端構造

3.1 グラフェン超微細加工

ここまで示した実験から我々の装置での HPE のパラメータ依存性について理解できた。そこで本装置を用いて HPE によるグラフェンの原子スケール微細加工(本稿では超微細加工と呼ぶ)を試みた。

HPE を用いたグラフェン超微細加工はこれまでに、電子線描画と OPE(酸素プラズマエッチング)によりグラフェンだけに下穴を作製し、それを HPE することで六角形ナノピットに拡げて配列したという報告がある¹³⁾。しかし、ひとつの研究グループから報告されるのみで、我々の環境でもこれを再現できなかった。また、欠陥を発端として異方的エッチングが進むのであれば、グラフェンフレークの端からもエッチングが進むはずであるが、フレークの端を発端とした異方的エッチングは確認されていない。これらのことはすべての欠陥が六角形ナノピットの核となるわけではないことを示唆している。そこで本研究では酸素プラズマの代わりに CHF_3 プラズマを用いて SiO_2 基板まで貫通した下穴を用意して HPE を行った(図4(a))。

図4(b)に下穴作製直後の、図4(c)にそこからさらに HPE を行った後の、多層グラフェン(約6層)の AFM 像をそれぞれ示す。図4(b)では画像の上半分のみグラフェンがある。そこでは黒い(深い)下穴の周囲に白い(高い)領域が見られる。画像下半分のグラフェンが無く SiO_2 基板が露出している部分ではこのような白い領域は見られないので、これらはグラフェンが穴の周囲で盛り上がっていることを示している。一方、HPE 後には図4(c)に示すように最も明るい色で示されたグラフェンが HPE によって整形され、六角形ナノピットが形成されていることが分かる。このとき、HPE はグラフェンを選択的にエッチングするため SiO_2 基板の下穴の形状は変化していない。

このように CHF_3 プラズマによるエッチングによって六角形ナノピットの核となる欠陥を作製することで、六角形ナノピットの配列に成功した。反応炉内の試料位置、反応温度(T)、水素ガス圧(P)、

RF 出力(W_{RF})が一定のもとではナノピットの大きさは反応時間(t)で決まるので、この方法によって、狙った大きさの六角形ナノピットを狙った位置に作製することが可能になった。

下穴の位置だけでなく形状を変えることで、さらに自由度の高い加工にも成功した。ジグザグ端の結晶方向に沿って二つの楕円状の下穴を平行に配置した場合、図5に示すように HPE によってグラフェンには下穴の形状に沿った細長い六角形ナノピットが形成される。このとき六角形ナノピットの端はジグザグ型であるため、六角形ナノピットに挟まれた領域に z-GNR が得られる。図5では約6層の多層グラフェンを超微細加工することで、幅約 80 nm、長さ約 1 μm の z-GNR の作製に成功している。

先述のとおり、HPE で得られた端は原子スケールで整い、 sp^2 結合したジグザグ端であると期待されるが、これはグラファイト表面上に自発的に作製された六角形ナノピットについての研究であった。そこで、こうして超微細加工で得られたグラフェンの端を AFM⁶⁾とレーザーラマン顕微鏡⁷⁾により評価した。

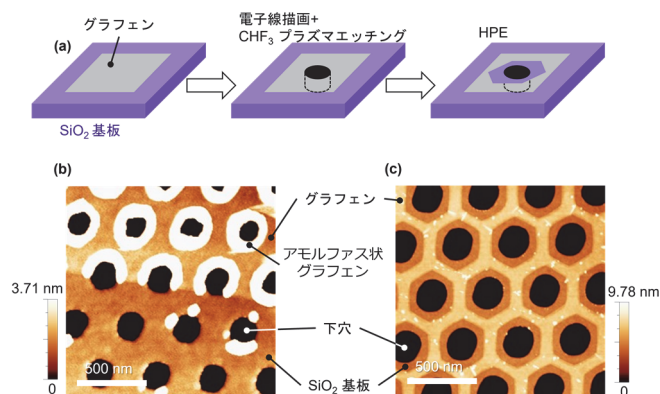


図4 (a) 超微細加工の模式図。グラフェンに基板まで貫通した下穴を開け、そこから HPE により六角形ナノピットを成長させる。(b) 約6層のグラフェンに下穴を開けた直後の AFM 像。(c) HPE($P = 1.5 \times 10^2$ Pa, $W_{RF} = 20$ W, $t = 1$ min.)をした後の AFM 像。グラフェンは(b)と同じだが観察場所は異なる。

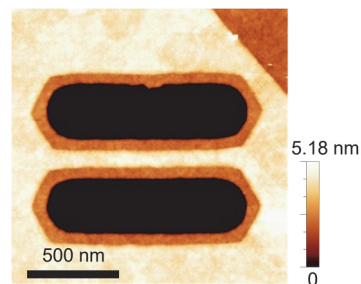


図5 細長い下穴を開けて HPE をしたグラフェンの AFM 像。
($P = 1.5 \times 10^2$ Pa, $W_{RF} = 20$ W, $t = 1.5$ min.)
下穴に沿って六角ナノピットも細長くなり、六角ナノピットの間に幅約 80 nm、長さ約 1 μm の z-GNR が得られている。

3.2 ラマン分光とは

ラマン分光とは物質に入射したレーザー光に対する散乱光のエネルギー変化を測定することで物質が固有にもつ分子振動や格子振動を調べる手法である。物質の同定その他、結晶方位や表面の応力などの測定に用いられる。今回の測定には、波長532 nm のレーザーを用いた。

単層、二層、多層グラフェンの典型的なラマン・スペクトルを図6に示す。グラフェンやグラファイトのラマン分光では1350 cm^{-1} 、1600 cm^{-1} 、2650 cm^{-1} 付近にピークが現れ、それぞれ D, G, 2D バンドと呼ばれる。G バンドは sp^2 結合した炭素原子のハニカム構造に由来し、その強度 I_G は測定領域の中でそうしたグラフェン状の構造をもつ部分の面積によって決まるため、以下で示すスペクトルの強度は I_G で規格化する。2D バンドは2次の格子振動過程によるもので、層数依存性が強く、 I_G との比やピーク形状によりグラフェンの層数同定に用いられることが多い。図6に示すように、単層グラフェンでは2D バンドは単一のローレンツ関数でフィットでき、その強度 I_{2D} は I_G よりも大きくなるが、層数が増すにつれ、ピークは複数のローレンツピークの重ね合わせとなると同時に I_{2D} は I_G に対して小さくなる。一方、D バンドはバレー間散乱という種類の結晶内散乱に起因するバンドで、ハニカム構造中に欠陥が存在するときに

現れるため、グラフェン結晶構造の清浄度の評価に用いられる。ただし、ここで注目したいのは、欠陥であってもジグザグ端ではバレー間散乱が起こらない点である。そのためアームチェア端や原子構造がランダムなグラフェン端では D バンドが現れるのに対してジグザグ端では現れない。

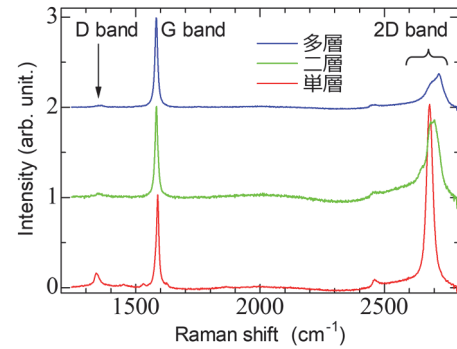


図6 単層・二層・多層グラフェンのラマンスペクトル。
縦軸は I_G により規格化してある。
二層・多層グラフェンのスペクトルは原点をオフセットしている。

3.3 加工したグラフェンの端構造

図7に一般的なグラフェン加工法である OPE により整形したグラフェン(図7(a)~(d)), CHF_3 プラズマで穴を開けたグラフェン(図7(e)~(h)), および HPE で整形したグラフェン(図7(i)~(l))の AFM およびラマン分光の測定結果の空間分布を比較する。

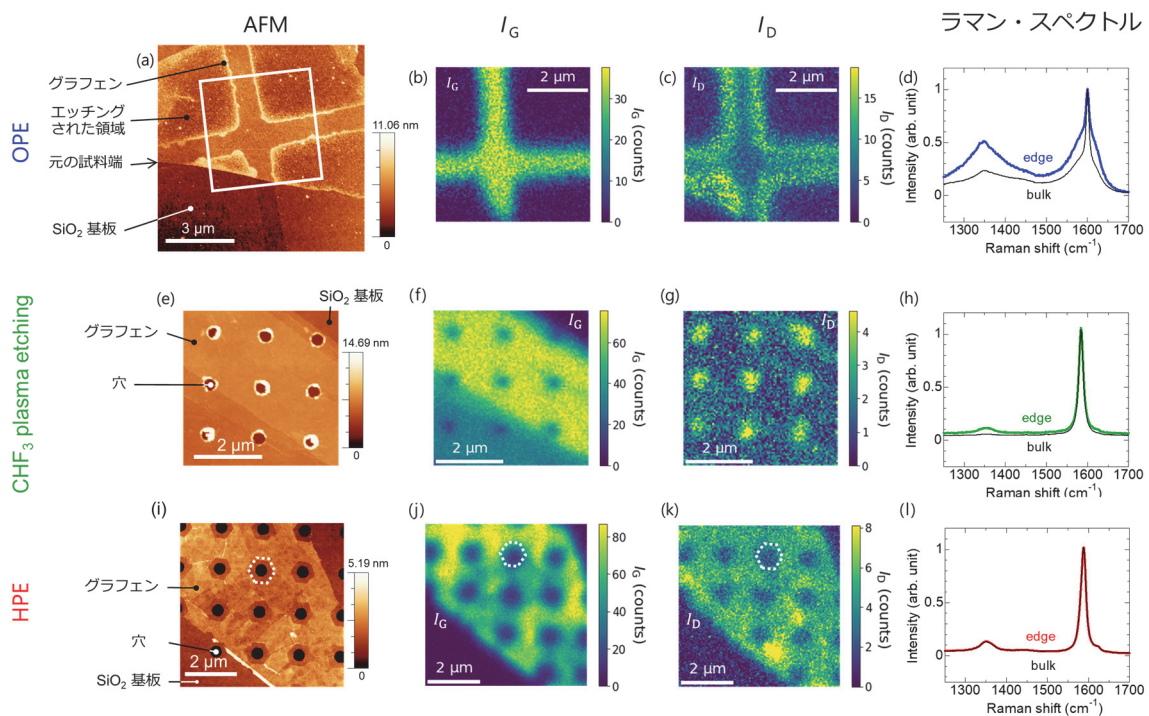


図7 (a)~(d) OPE, (e)~(h) CHF_3 プラズマエッチング, (i)~(l) HPE($P = 1.5 \times 10^2$ Pa, $W_{\text{RF}} = 20$ W, $t = 5$ min.)により整形したグラフェンの比較。
(a)(e)(i)は AFM 像。(b)(f)(j)は G バンド強度 I_G , (c)(g)(k)は D バンド強度 I_D の空間分布。(d)(h)(l)はそれぞれの試料における D, G バンド付近のラマンスペクトル。黒細線は試料内部(bulk), 色付き太線は端(edge)で平均化したスペクトル。(b)(c)は(a)の白枠内での測定で、他のサンプルは AFM とラマン分光を同じ領域で行った。(i)~(k)の白点線は六角形ナノピットの位置を表している。

図7(a)に示した OPE 後のグラフェンの AFM 像では整形された試料の端が幅約 200 nm に渡り約 1.5 nm 盛り上がっている。図7(a)の白枠内の I_G , I_D の分布(図7(b)(c))では, I_G は試料の形状に沿っているのに対して, I_D は試料端で強くなっているのが分かる。実際, 試料端(edge)と内側(bulk)のラマンスペクトル(図7(d))では, 端で D バンドが強くなっている。これは端の盛り上がった部分が整ったジグザグ端ではないことを示している。

CHF₃プラズマエッチング後の試料は, 図7(h)に示すように試料内側では D バンドは現れず欠陥が非常に少ないが, 穴の縁では D バンドが現れ, 図7(e)の AFM 像からは幅約 100 nm に渡り約 10 nm 盛り上がっていることが分かる。端で I_D が増強しているのは図7(f)(g)に示す I_G , I_D の分布からも分かる。こうした特徴は OPE 試料と定性的に一致しており, 試料端はジグザグ端ではないと考えられる。

一方で HPE で作製した試料では, HPE は欠陥を作る作用もあるので試料内側にも D ピークが現れているものの(図7(l)), OPE 試料と比べると十分小さく, 欠陥が少ないことが分かる。さらに特筆すべきこととして, 端でも D ピークは増加せず試料内部と同様のスペクトルを示している。実際, 図7(i)の AFM 像から分かるように, グラフェンは端が盛り上がることなく平坦な構造が続いており, 図7(j)(k)に示すように I_G と I_D は同じ分布である。これらは端に至るまでグラフェンがグラフェンとして存在し, 端の構造がジグザグ型であることを示している。

4 まとめ

整った構造と電子状態をもつ端の作製はナノスケールのデバイス設計においては死活的に重要である。そこで本研究ではグラフェンを原子スケールの精度で加工する手法として HPE に注目した。HPE ではジグザグ端が作られるので, その特有の局所電子状態を活かした応用も期待できる。

水素プラズマによるグラフェンの異方的エッチングのメカニズムはまだよく解明されておらず, エッチング条件依存性は研究グループごとに異なっている。そこで研究の第一段階として, アンリツで立ち上げた HPE 装置について, 反応炉内の位置依存性, 反応時の温度依存性を明らかにし, 六角形ナノピット作製に適切なパラメータを決定した。さらに, これまで分かっていたなかった端の結晶構造を HREELS で調べ, HPE で整形した端が原子スケールでジグザグ型に整っていることに加えて, バルクグラフェンと同じ sp² 結合をしていることを明らかにした。

HPE を応用したグラフェンの超微細加工においては六角形ナノピットの核となる欠陥をどのように作製するかが重要となる。本研究では CHF₃ プラズマで下穴を開けることで HPE による六角形ナノピットの核を作ることに成功した。AFM とレーザーラマン顕微鏡による測定の結果, こうして作製したグラフェンでは, OPE や CHF₃ プラズマエッチングによる加工と異なり, 端に至るまで平坦で, かつ, 結晶の状態(欠陥の密度)も均質であることが分かった。

このように, HPE によって原子スケールで整ったジグザグ端で終端されるようにグラフェンを自在に加工する手法を確立した。この成果は, デバイス応用に向けては単に不均一な端の影響を抑えて性能向上するという意味に止まらず, ジグザグ端に固有の電子状態を積極的に活用するデバイスの実現に向けても非常に重要な進展である。

謝辞

本研究は, さまざまな外部研究機関との共同研究として進められました。HREELS 測定は東京大学物性研究所 機能物性研究グループ(ナノスケール物性部門併任) 吉信研究室で行われました。グラフェン試料の超微細加工は, 熊本大学大学院 先端科学研究部 基礎科学部門 物理科学分野(産業ナノマテリアル研究所併任) 原研究室との共同研究に加えて, 文部科学省「ナノテクノロジープラットフォーム」事業(課題番号: JPMXP09F21UT0045)の支援を受けて, 東京大学 武田先端知ビルクリーンルーム微細加工拠点でも実施されました。各研究機関にこの場を借りて感謝申し上げます。

参考文献

- 1) K. S. Novoselov *et al.*, Nature **438**, 197 (2005).
- 2) 松井朋裕, アンリツテクニカル **96**, 26 (2021).
- 3) M. Fujita, *et al.*, J. Phys. Soc. Jpn. **65**, 1920 (1996).
- 4) Y. Niimi, *et al.*, Phys. Rev. B **73**, 085421 (2006).
- 5) X. Li *et al.*, Science **319**, 1229 (2008).
- 6) Dimension XR NanoElectrics SPM system, Bruker.
- 7) inVia Raman microscope, Renishaw plc.
- 8) A. Harpare *et al.*, Phys. Rev. B **93**, 035416 (2016).
- 9) D. Hug *et al.*, npj 2D Mater. Appl. **1**, 21 (2017).
- 10) T. Matsui *et al.*, J. Phys. Chem. C **123**, 22665 (2019).
- 11) R. Yang *et al.*, Adv. Mater. **22**, 4014 (2010).
- 12) X. Zhang, *et al.*, ACS Nano **7**, 198 (2013).
- 13) Z. Shi *et al.*, Adv. Mater. **23**, 3061 (2011).

執筆者



鎌田 雅博
先端技術研究所
松井研究室



横澤 峻元
先端技術研究所
松井研究室



越智 太亮
先端技術研究所
松井研究室



松井 朋裕
先端技術研究所
松井研究室