



## 解説

# プラズマ CVD によるグラフェンナノリボンのボトムアップ合成

## Bottom-Up Synthesis of Graphene Nanoribbon by Plasma CVD

加藤 俊 顕<sup>1,2)</sup>, 金子 俊 郎<sup>1)</sup>

KATO Toshiaki<sup>1,2)</sup> and KANEKO Toshiro<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>東北大学大学院工学研究科, <sup>2)</sup>JST さきがけ

(原稿受付: 2018年2月1日)

炭素原子1個分の厚みからなる究極の2次元材料であるグラフェンは、様々な優れた基礎物性を持つことが既に明らかとされ、次世代電子材料として大きな注目を集めている。一方でグラフェンにはバンドギャップが存在しないため、半導体応用に向けた研究が停滞しているのが現状である。これに対し、グラフェンがナノメートル幅の1次元短冊状構造をとることで、バンドギャップが発現することが近年発見され、半導体グラフェンとして世界中で研究競争が活発化している。グラフェンナノリボン(GNR)と呼ばれるこの新材料は、グラフェンの光透過性や機械的柔軟性と、半導体材料としての基礎特性を合わせ持つことから、将来の次世代超高性能フレキシブル光電子デバイス開発に向けその貢献が大きく期待されている。本稿では、この様なGNRに関する世界的な現状と共に、我々が近年独自に開発したGNRの大規模集積化合成手法、及び液体金属中の不安定性を活用した特異な合成機構に関する研究成果の一部を紹介する。このように大規模集積化合成が可能となったGNRは、今後実用化に向けた応用研究への展開が大きく期待できるものである。また、液体金属を活用したプラズマナノ材料プロセスという観点で、本稿はプラズマプロセスの新たな研究展開の可能性を示している。

### Keywords:

graphene nanoribbon, plasma chemical vapor deposition, integration, growth mechanism, plateau-rayleigh instability

## 1. はじめに

### 1.1 グラフェンナノリボン

2010年のノーベル物理学賞の受賞対象となった、炭素原子1層のみから構成されるグラフェンは[1], 究極の原子層物質として、世界中の様々な分野で大きな注目を集めている。機械的柔軟性に加え、高いキャリア移動度と高い光透過性を合わせ持つグラフェンは、特に次世代の超高性能光電子デバイス開発に向けて、非常に大きな貢献が期待されている新材料である。この様に多くの優れた基礎物性を持つグラフェンではあるが、グラフェンにはバンドギャップが存在しないため、エレクトロニクスの中でも特に重要な半導体素子としての利用には大きな問題が残されている。これに対し、近年グラフェンを1次元短冊状(幅数nm, 長さ数 $\mu\text{m}$ )にすることでバンドギャップが発現することが理論・実験の両方で実証され大きな注目を集めている[2-4]。この材料はグラフェンナノリボン(Graphene nanoribbon; GNR)と呼ばれ半導体デバイス応用に向け大きな可能性を持つ新規ナノ材料である。一方で、ナノメートルオーダーの原子層物質であるため精密な構造制御、及び大規模集積化合成技術の開発が非常に難しく、実用化に向けた極めて重要な課題として世界中で認識されている。

### 1.2 一般的なGNRの形成手法と特長

GNR形成に関する研究は世界中で活発に展開されてお

り、大別すると主に二つのアプローチがある(表1)。一つは2次元シートのグラフェンを削り取りリボン化するトップダウン的手法[3-6]と、もう一つは原子・分子を組み上げて直接合成するボトムアップの手法[7-10]である。トップダウン的手法では、リソグラフィ技術を活用することで、10 nm程度のリボン幅を持つGNRの形成等が報告されている。しかしながら、エッチング過程でGNRに多くの欠陥が導入されてしまい、期待された物性が得られないという欠点がある。同じトップダウンアプローチでもグラフェンではなく、カーボンナノチューブを初期材料として用いるユニークな方法も報告されている[5,6]。もともとカーボンナノチューブはグラフェンを丸めた構造をしているため、カーボンナノチューブを軸方向に切り開くことで、ナノチューブの円周長に対応した幅をもつGNRが形成できる。実際この方法で高品質のGNRが形成されているが、初期材料としてカーボンナノチューブを使うため、実用に向けてまずはナノチューブを集積化する技術の開発が必要である。炭化シリコン(Silicon Carbide: SiC)の熱分解により、グラフェンが合成可能であることを応用し、あらかじめパターンニングしたSiCを熱分解することでもGNRの合成が可能である[7,8]。しかしながら、下地のSiCとGNRの結合が強固なため、高性能なデバイスを得ることが困難とされている。

Department of Electric Engineering, Tohoku University, Sendai, MIYAGI 980-8579, Japan

corresponding author's e-mail: kato12@ecei.tohoku.ac.jp

近年はこれらの手法に加え、化学合成の進展が目覚ましい。特定の分子構造を設計し、それらを金基板上で重合させて一次元構造を組み上げる手法であり、原子レベルで構造を制御したGNRの合成が報告されている[9, 10]。しかしながら、合成されるリボンの長さが非常に短く、また金基板が合成に必要であるため、ナノリボンをデバイス応用する上では、合成したGNRを金基板から剥がして他の絶縁基板上へ再配置するプロセスが必要である。また、分子の重合反応が起きる場所を制御することが困難であるため、集積化に大きな課題が残されている。

### 1.3 着想に至った経緯

我々が研究を開始した当初、高品質なGNRを基板上に位置選択的に合成する手法、つまり集積化手法に関しては全く実現されていない状況であった。そこで我々は、高品質GNRの集積化合成をめざして全く新しい合成手法の開発に取り組んだ。触媒金属を高温(800~900℃)に加熱し炭化水素ガスを供給することで金属表面にグラフェンが合成されることは広く知られている。そこでシンプルな発想として、触媒自体をナノスケール(ナノバー)化し、その表面にグラフェンを合成することが可能であれば、必然的にGNRのボトムアップ合成が可能となり、さらにはあらかじめナノバー構造を空間選択的に配置することでGNRの位置選択合成が可能となるのではないかとこの着想に至った(図1)。

## 2. グラフェンナノリボンの集積化合成

### 2.1 新規合成手法の開発

本着想を実現すべくまずは、グラフェン合成に広く用いられている熱化学気相堆積(Cheical Vapor Deposition; CVD)法を用いた実験を行った。ナノバー触媒は電子ビームリソグラフィにより絶縁膜(SiO<sub>2</sub>: ~300 nm)付きシリコン基板上に形成した。その結果、一般的な熱CVDではナノバー触媒が溶解してしまいGNRの合成は確認されなかった。これは、グラフェン合成に必要な高温下(800~900℃)ではグラフェンが析出する前にニッケルナノバー構造が崩壊してしまうことが原因と考えられる(メカニズム詳細は後述)。そこで、ニッケルナノバーの構造安定性を確保するため、合成温度の低温化に定評のあるプラズマCVDを用いた合成を試みた。プラズマCVDは原料ガスを熱ではなくプラズマ中の電子が持つ運動エネルギーで解離する手法であり、プロセス温度を低下させることが可能である。一方で、合成基板全面にプラズマシースと呼ばれる電位勾配が形成され、この勾配を受けて高エネルギーイオンが入射すると、合成物質にダメージを与えてしまう。これに対しこれまで我々は、プラズマ中の高密度活性種を有効利用しつつ、ナノ材料へのイオンダメージを抑制できる拡散プラズマプロセスを開発しており、カーボンナノチューブ等の他のナノ材料に対して、その有用性を実証している[11-16]。そこで、この拡散プラズマプロセスを用いてGNRの合成実験を行った。

なお合成物質に関しては、結晶性をラマン分光分析で、

|  | 方法            | 特徴   |
|--|---------------|--|
|  | グラフェンのエッチング   | <ul style="list-style-type: none"> <li>▶ 様々な構造をデザイン可能</li> <li>▶ エッチング過程で欠陥が導入</li> <li>▶ デバイス性能が低い</li> </ul> |
|  | カーボンナノチューブの展開 | <ul style="list-style-type: none"> <li>▶ 高品質GNR</li> <li>▶ GNR構造制御が困難</li> <li>▶ 集積化が困難</li> </ul>             |
|  | SiCの熱分解       | <ul style="list-style-type: none"> <li>▶ 様々な構造をデザイン可能</li> <li>▶ 下地SiCの影響有り</li> <li>▶ デバイス性能が低い</li> </ul>    |
|  | 有機合成          | <ul style="list-style-type: none"> <li>▶ 原子レベルでの構造制御が可能</li> <li>▶ 集積化が困難</li> <li>▶ GNR長が非常に短い</li> </ul>     |

表1 主なGNRの形成手法とその特徴。

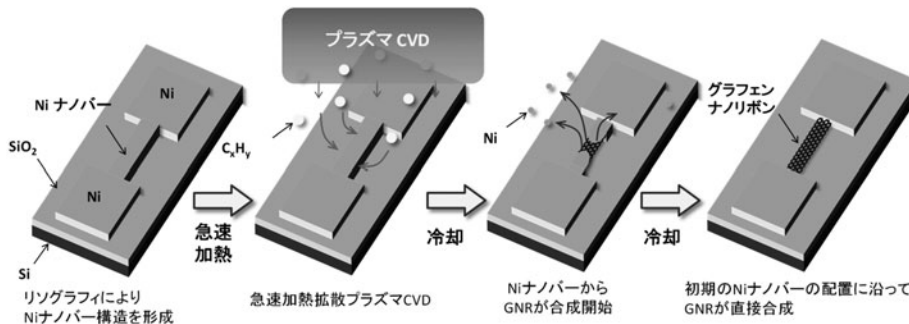


図1 GNRの新規合成手法概略図。

表面形状構造を走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscopy: SEM) と原子間力顕微鏡 (Atomic Force Microscopy: AFM) で、さらに原子構造を透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscopy: TEM) によりそれぞれ詳細な測定を行った。

Ni ナノバーを用いて拡散プラズマ CVD により合成実験を行ったところ、当初の予測に反し、合成温度の低温化に関しては大きな変化は得られなかった。一方で、熱 CVD と同程度の合成温度で実験を行ったところ、ニッケルナノバーを配置した箇所に 1 次元短冊状物質が合成されることを発見した (図 2)。さらに、詳細な構造解析の結果、合成された物質が幅 6.9 nm~100 nm 程度、長さ 100 nm~1 μm 程度の単層グラフェンであることが判明した (図 2, 3) [17]。これはナノメートル幅をもつ一次元状グラフェンであり、つまり GNR の合成に成功したことを意味している。

本手法では、合成に用いるニッケルナノバーの幅を変化させることで、GNR の幅をある程度制御可能である (図 2)。GNR に発現するバンドギャップは GNR 幅の逆数に比例するため、GNR 幅制御が可能な点は、本手法の非常に重要な特徴の一つである。また、あらかじめナノバー構造をデザインすることで基板上のどの位置にでも自在に

GNR を合成できる利点も供えている。ナノバー構造のデザインは既存の半導体微細加工プロセスで容易に行えるため、本手法を用いることで、ナノスケール炭素 1 次元物質である GNR を集積化可能であることが実証できたことになる。また、興味深いことに GNR の表面あるいは下部に触媒のニッケルが残留せず、GNR が両端の電極間を架橋した構造をとることが明らかとなった [17]。

2.2 グラフェンナノリボンの電気伝導特性

前述の通り、GNR を基板上の任意の場所に合成する技術の開発に成功した。そこで、次に本手法で合成した GNR の電気伝導特性評価を行った。なお、我々の手法で合成した GNR は合成したままの状態に既に、両端のニッケル電極と GNR が電気的に接合し、かつ絶縁膜付きシリコン基板上に配置されている構造をとっている (図 1)。このため、電極形成等のポストプロセス無しで、合成したままの状態に電界効果トランジスタの電気伝導特性評価が可能である (図 4 (a))。このようにポストプロセスを必要としないデバイスは、欠陥や不純物混入が無いため材料本来の優れた物性を得られる大きな利点がある。

GNR 軸方向に流れる電流 (Drain-Source Current:  $I_{ds}$ ) のバックゲート電圧 (Gate-Source Bias Voltage:  $V_{gs}$ ) 依存性を測定したところ、 $V_{gs}$  による  $I_{ds}$  の明確なスイッチングが確認され、 $10^4$  以上の電流オンオフ比を有することが判明

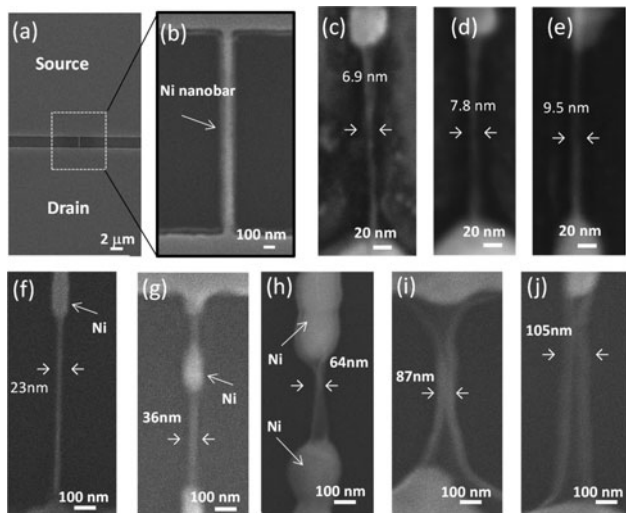


図 2 SEM により観測したプラズマ CVD 前のニッケルナノバーの (a) 低倍率、及び (b) 高倍率像。 (c-j) 異なる幅を持つニッケルナノバーから合成された GNR の SEM 像。 GNR 中における最小幅を各 SEM 像に示す。

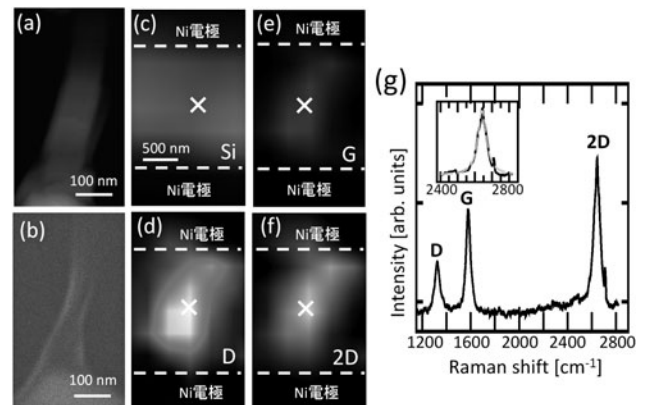


図 3 合成した GNR の (a) AFM 像、 (b) SEM 像、 及び (c-f) ラマン強度空間マッピング像 (c: Si ピーク、 d: D-バンド、 e: G-バンド、 f: 2D バンド)。 (g) GNR の典型的なラマンスペクトル (c-f 中の X で測定)。 挿入図は 2D ピークの拡大図とフィッティング曲線 (破線) を示す。

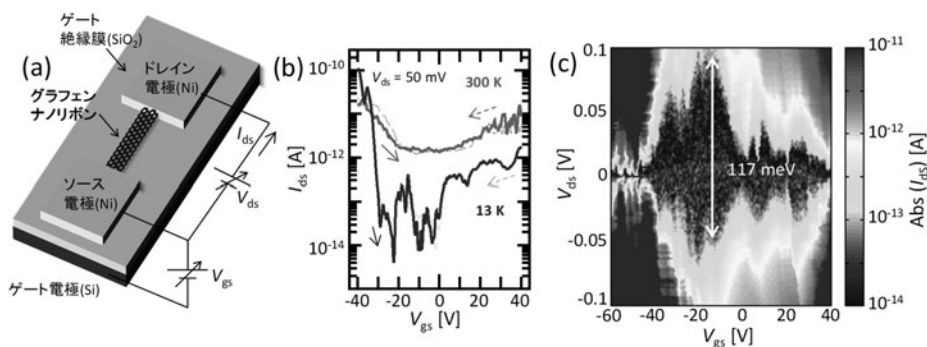


図 4 合成した GNR デバイス構造とその典型的な電気伝導特性。 (a) GNR デバイス構造模式図。 (b) 室温 (300 K) 及び低温 (13 K) で測定した  $I_{ds}$ - $V_{gs}$  特性。 (c) 低温 (13 K) で測定した  $I_{ds}$  のソースドレイン電圧 (Source-Drain Bias Voltage:  $V_{ds}$ )、  $V_{gs}$  依存性。

した(図4(b)). また, より詳細な伝導機構を解明するため低温下による, 電流電圧特性を評価したところ, クーロンダイヤモンド特性が観測され, 伝導ギャップが58 meV程度であることが判明した(図4(c)). これらの結果から, 本手法で合成したGNRが良好な半導体デバイスとして動作していることが明らかとなった[17].

### 3. グラフェンナノリボンの合成機構

#### 3.1 合成モデルの導出

ニッケルナノバーからGNRを合成する手法は我々が開発した独自の手法であり, またニッケルナノバーがGNRに置き換わるという極めて特異な合成反応を有している. 更なる構造制御性と合成効率の向上を実現する上では, 本手法におけるGNRの合成機構を明らかにすることが重要であると考え, 合成機構解明に取り組んだ[18].

系統的实验, 及びフェーズダイアグラムによる理論解析の結果から, ニッケルナノバーは, GNR合成に必要な800~900°C程度では液体状態をとることが判明した. また, ニッケル中に溶け込む炭素量が熱CVDに比べプラズマCVDでは3倍以上の濃度に達することが明らかになった. さらにこの液体状のニッケルナノバーの構造安定性が, ニッケル中に溶け込む炭素量で大きく変化することが判明した. 熱CVDの様に炭素量が極めて少ない場合, 液体状ニッケルナノバーは下地のSiO<sub>2</sub>と接触した際に, 高い接触角( $\alpha$ )をもつ, つまり疎水性の振る舞いを示すのに対し(図5(a, c)), プラズマCVDの様な炭素濃度が高い場合は低接触角となり親水性に変化した(図5(b, d)). この結果は, 図5(e, f)に示す分子動力学計算で解析したニッケル液滴のSiO<sub>2</sub>表面での安定性に関する計算結果と良い一致を示した.

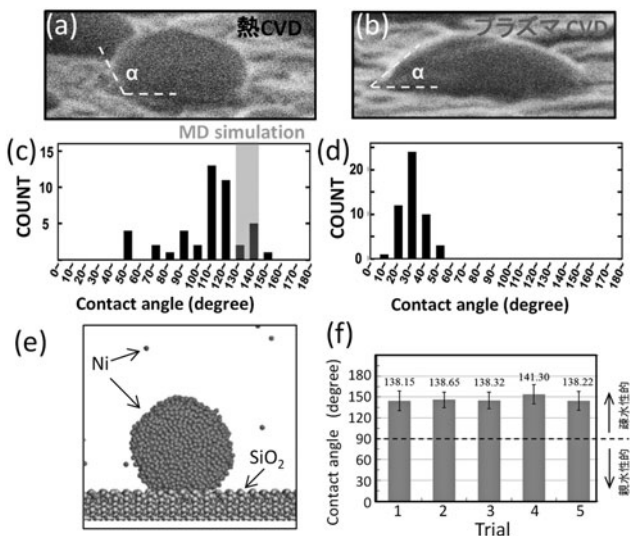


図5 ニッケルナノ粒子のSiO<sub>2</sub>上における濡れ性に関する(a-d)実験と(e, f)分子動力学計算結果の比較. (a, c)熱CVDと(b, d)プラズマCVDにより形成したニッケルナノ粒子の(a, b)SEM像と(c, d)接触角の分布. (e)熱CVDを模擬した条件(ニッケル中の炭素固溶は無し)下において, 5回の分子動力学計算を行ったうちの, 典型的なNi粒子とSiO<sub>2</sub>の状態に関する計算結果と, (f)各計算毎に算出したNi粒子の接触角の分布.

図6にNiナノバー液体の安定性と濡れ性(親水性, 疎水性)の関係をまとめたモデル図を示す. 液滴に働く界面張力Fの向きは $\cos\alpha$ に比例するため, 親水性と疎水性では液滴に作用する力の向きが逆向きとなる. 疎水性の場合, 液滴界面から両端の電極に移動させる向きに働くのに対し(図6(a-c)), 親水性の場合, 液滴の分裂を修復する向きに力が働く(図6(a, d, e)). このことが, 熱CVD中では不安定で分裂してしまったニッケルナノバーが, 高濃度の炭素供給が可能なプラズマCVD中では高温下でもナノバー構造が安定に維持されたことの原因であると考えられる.

次に, 架橋GNR構造形成機構に関しても, 同様のフェーズダイアグラム解析に基いた検討を行った(図7(a)). ニッケル触媒を用いた際, グラフェンの析出は冷却過程で生じることが一般に知られている. ニッケルナノバーの場合も同様と考え, 冷却初期段階でGNRがニッケルナノバー液体表面に析出することになる. この場合, ニッケルナノバー液体中の炭素濃度が急激に低下し, 上記の説明の通り, 親水性から疎水性への変化が生じる(図7(b)(i-iii)). このため, GNR析出後の下部に残されたニッケルナノバー液体は不安定となり分裂して, 両端の電極側に移動する(図7(b)(iv)). その結果架橋したGNRが合成(図7(b)(v))されると説明できる.

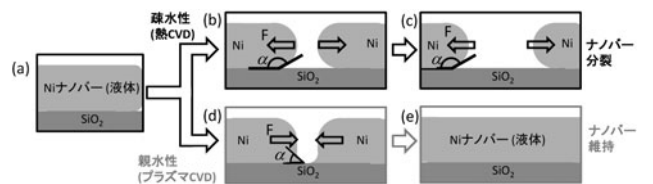


図6 (a-c)親水性的, 及び(a, d, e)疎水性的の接触角を持つニッケルナノバー液体の安定性に関する模式図.

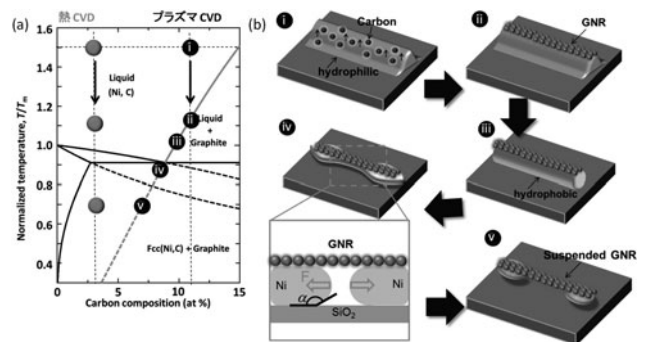


図7 (a)理論的に計算した, Ni-C二元系金属の相図. Ni中のC濃度(横軸)と規格化温度(縦軸)に依存したNiとCの状態(液体, 個体)を表す. なお縦軸は温度(T)を融点(T<sub>m</sub>)で規格化した値. (b)架橋GNR合成モデル. (i)冷却開始直前のニッケルナノバー液体. 高濃度の炭素原子が溶解. (ii)冷却開始と共にGNRがニッケルナノバー液体表面に析出. (iii)ニッケルナノバー中炭素濃度の減少によりナノバーが疎水性に変化. (iv)プラトー・レイリー不安定性により, ニッケルナノバー液体が分裂し, 界面張力によりニッケル液滴が両端に拡散. (v)架橋GNRが合成.

3.2 液体不安定性と GNR 析出

導出した合成モデルの中で特に重要な点として、ニッケルナノバー液体がなぜ分裂するかという疑問が挙げられる。この点は古典的に知られている、一次元流体の不安定性であるプラトー・レイリー不安定で説明できると考えている。一次元流体の分裂はプラトー・レイリー不安定性の他にもエンドピンチングという現象でも生じることが知られているが、この両者は液体の粘性や密度で表される Ohnesorge 数 ( $Oh_R$ ) の大小関係で分類できることが報告されている [19]。我々のニッケルナノバー液体のアスペクト比と Ohnesorge 数を算出し、理論的に予測されている液体安定/不安定相に関する境界 (アスペクト比-Ohnesorge 数) 曲線に照らし合わせると、本実験で確認されたニッケルナノバー液体の分裂がエンドピンチではなく、プラトー・レイリー不安定性が発現する領域に当てはまることが明らかとなった (図 8)。さらに、ニッケルナノバー液体におけるプラトー・レイリー不安定性の波長を Ohnesorge 数を用いて計算すると 90~100 nm 程度となり、本手法を用

いて合成される GNR の最短長 (~100 nm) と比較的近い値を示すことも明らかとなった (図 9)。

これらの結果から、本合成手法で GNR の長さを決定している物理機構を次のように説明することができる。ニッケルナノバーの初期分裂がプラトー・レイリー不安定性により生じ、その後界面張力により両端にニッケル液滴が移動することで、最終的な架橋構造が得られたと考えられる (図 10)。つまり、プラトー・レイリー不安定性波長で最短 GNR 長が、分裂後の液滴の移動長で GNR の最大長がそれぞれ決定されていると考えられる。分裂したニッケル液滴が GNR 軸方向へ拡散する直接的証拠が得られているわけではないが、液体ニッケルの蒸発を無視すると、分裂した液滴が界面張力により拡散する過程で、液滴径が増加することが簡単な計算から推測される (図 10)。この液滴径の増加は、GNR-Ni 接合部での膜厚増加として実験的に観測されており、本モデルの妥当性を示している。今後プラトー・レイリー不安定性波長、及び液滴の拡散長をより長くすることで、最終的に得られる GNR 長の制御 (長尺化)

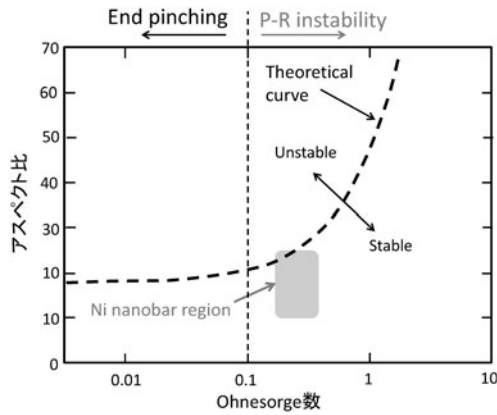


図 8 理論的に導出された一次元流体における安定相と不安定相の境界 (アスペクト比- Ohnesorge 数) 曲線 [19]。

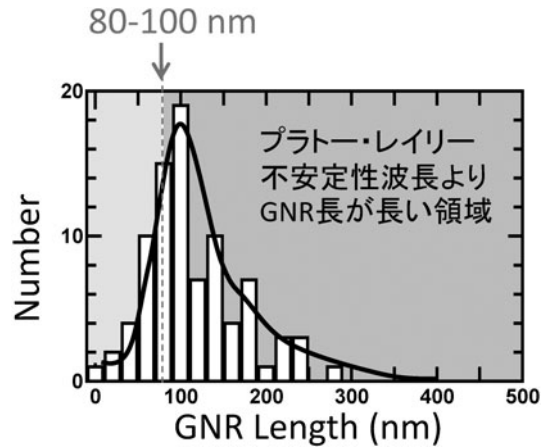


図 9 本手法で合成された GNR の長さ分布。

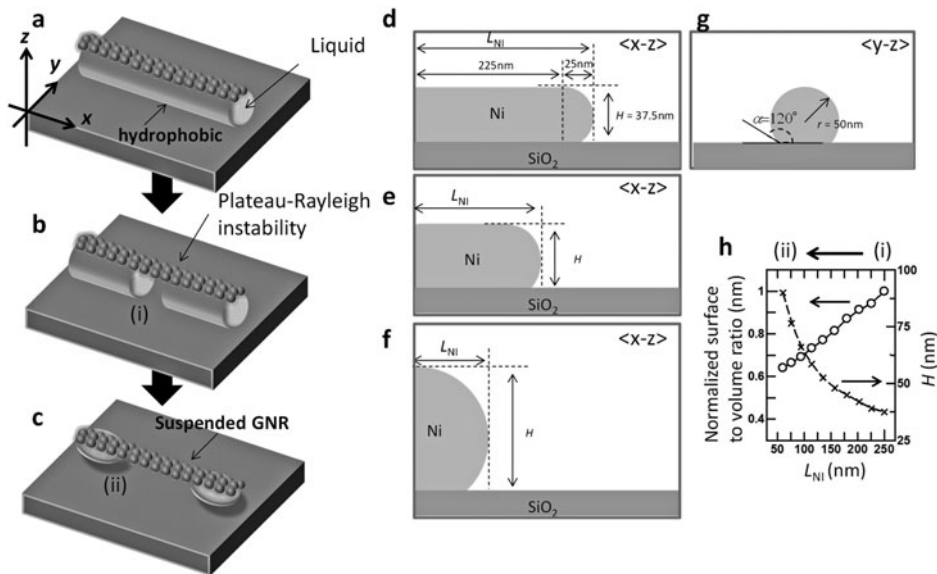


図 10 Ni ナノバー液体の分裂と拡散に伴う液滴粒径変化の概念図。(a) 安定時、(b) プラトー・レイリー不安定性による分裂直後、及び(c) 液滴拡散後の Ni ナノバーの様子。(d-g) ニッケル液滴の拡散に伴う粒径変化の模式図。(h) 分裂後 Ni ナノバーの比表面積、膜厚 ( $H$ )、及びナノバー長 ( $L_{Ni}$ ) の相関関係。

が期待できる。このように、古典的な流体不安定性を利用したナノ材料合成の展開も今後学術的に興味深い点である。

#### 4. グラフェンナノリボンの大規模集積化

導出した合成モデルによると、液体状のニッケルナノバー中の炭素濃度を適切に制御することが、本手法により高効率でGNRを合成させるのに重要であると言える。そこで、プラズマ照射時間を精密に制御してニッケルナノバーへの炭素供給量を最適化した。短いプラズマ照射時間の場合、GNR析出の無いニッケルナノバー構造が分裂した様子が頻りに観測された。この結果は、炭素供給不足により、GNR析出前にニッケルナノバー液滴が不安定化したと考えられる。一方で長時間照射した場合は、ニッケルナノバーの残留が主に観測された。これは炭素の過剰供給によりGNR析出後の下部ニッケル中に多量の炭素が残り、結果としてNiナノバーの疎水性化、プラトー・レイリー不安定性による分裂、及び液滴拡散という一連の反応が起こらなかった結果と説明できる。この様に、前述のモデルにより実験結果が適切に説明可能であることも、本研究により導出した合成モデルの妥当性を示している。

さらに、プラズマ照射時間を最適化することで、ニッケルナノバーからGNRを合成する効率を98%まで向上することが判明した。最適条件では、2センチメートル四方の基板に100万本以上の架橋GNRを大規模集積化合成することに世界で初めて成功した(図11)[18]。架橋構造をとるGNRアレーは、従来の電気・光学的自由度に加え機械振動

という新たな自由度が付加された新しい構造である。したがって、我々が合成した架橋GNRアレーを用いることで機械振動と電気・光応答を融合させた新たな応用展開が期待できる。また、近年注目されている他の原子層材料[20-22]との融合デバイスについても大きな可能性を有している。

#### 5. まとめと展望

本稿では、近年我々が取り組んでいるGNRの集積化合成に関する最新の研究成果を紹介した。ニッケルナノバーとプラズマCVDを組み合わせる独自の合成手法により、GNRを空間選択的に集積化合成することに成功した。また、理論との比較により、我々の反応系で生じている特異なGNR合成機構モデルの提唱を行った。さらにこのモデルに基づき合成条件を最適化した結果、架橋GNRの大規模集積化合成に世界で初めて成功した。今後GNRを利用した革新的なデバイス開発を進めていく予定である。

#### 謝 辞

今回紹介した成果の一部は、東北大学大学院工学研究科博士課程鈴木弘郎君(現:日本学術振興会 海外特別研究員)、東京大学澁田靖准教授、北海道大学大野宗一准教授との共同研究で行った。また、本研究の一部は科学研究費補助金 若手研究(A)(25706028)、新学術領域研究(原子層科学)(26107502)、及び基盤研究(B)(16H03892)の支援により行った。

#### 参考文献

- [1] K.S. Novoselov *et al.*, *Science* **306**, 666 (2004).
- [2] K. Nakada *et al.*, *Phys. Rev. B* **54**, 17954 (1996).
- [3] M.Y. Han *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **98**, 206805 (2007).
- [4] X.L. Li *et al.*, *Science* **319**, 1229 (2008).
- [5] L.Y. Jiao *et al.*, *Nature* **458**, 877 (2009).
- [6] D.V. Kosynkin *et al.*, *Nature* **458**, 872 (2009).
- [7] M. Sprinkle *et al.*, *Nat. Nanotechnol.* **5**, 727 (2010).
- [8] J. Baringhaus *et al.*, *Nature* **506**, 349 (2014).
- [9] J. Cai *et al.*, *Nature* **466**, 470 (2010).
- [10] P. Ruffieux *et al.*, *Nature* **531**, 489 (2016).
- [11] T. Kato and R. Hatakeyama, *J. Am. Chem. Soc.* **130**, 8101 (2008).
- [12] T. Kato and R. Hatakeyama, *ACS Nano* **4**, 7395 (2010).
- [13] Z. Ghorannevis *et al.*, *J. Am. Chem. Soc.* **132**, 9570 (2010).
- [14] T. Kato *et al.*, *Small* **7**, 574 (2011).
- [15] T. Kato and R. Hatakeyama, *ACS Nano* **6**, 8508 (2012).
- [16] B. Xu *et al.*, *Sci. Rep.* **7**, 11149 (2017).
- [17] T. Kato and R. Hatakeyama, *Nat. Nanotechnol.* **7**, 651 (2012).
- [18] H. Suzuki *et al.*, *Nat. Commun.* **7**, 11797 (2012).
- [19] T. Driessen *et al.*, *Phys. Fluids* **25**, 062109 (2013).
- [20] T. Kato and T. Kaneko, *ACS Nano* **8**, 12777 (2014).
- [21] T. Kato and T. Kaneko, *ACS Nano* **10**, 9687 (2016).
- [22] T. Akama *et al.*, *Sci. Rep.* **7**, 11967 (2017).

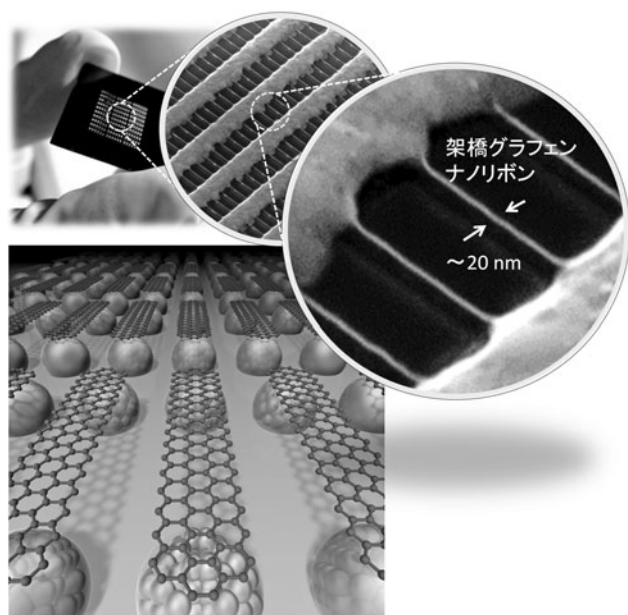


図11 2 cm 四方の基板に集積化合成された100万本以上の架橋GNRアレーの実際の写真, SEM像, 及びその概略図[18].



かとうとしあき  
加藤 俊 顕

東北大学大学院工学研究科准教授。2007年東北大学大学院工学研究科博士後期課程修了。博士（工学）。学振特別研究員（DC1）、スタンフォード大学客員研究員、東北大学大学院工学研究科助教、同講師を経て、2016年より現職。2017年より京都大学客員准教授、JST さきがけ領域研究者を兼任。プラズマ CVD によるナノ材料の構造制御合成とデバイス応用に従事。



かねことしろう  
金子 俊 郎

東北大学大学院工学研究科教授。1997年東北大学大学院工学研究科博士後期課程修了。博士（工学）。東北大学大学院工学研究科助手、同助教授・准教授を経て、2012年より現職。気液界面プラズマを用いたナノ物質制御合成と大気圧プラズマを用いた細胞・生体機能制御等のライフサイエンス応用研究に従事。