

Science Journal of Kanagawa University 18 : 45-53 (2007)

■原 著■ 2006 年度神奈川大学総合理学研究所助成共同研究

イオン注入したダイヤモンド半導体の MeV 級イオンビーム照射による 電氣的活性化の研究

－ 高品質ダイヤモンド薄膜の形成と評価の研究 (2) －

中田穰治^{1,4} 斎藤保直¹ 川崎克則² 服部俊幸³

Research into Electorical Activation of Ion-implanteed Diamond Semiconductor Using MeV Ion Beam Irradation

－ Research into Formation of High-Quality Diamond Epitaxial Thin Layers
on the Diamond Substrates and Evaluation of These Layers (2) －

Jyoji Nakata^{1,4}, Yasunao Saito¹, Katsunori Kawasaki² and Toshiyuki Hattori³

¹ Department of Information Science, Faculty of Science, Kanagawa University, Hiratsuka-shi, Kanagawa-ken, 259-1293, Japan

² Graduate School of Science and Engineering

³ Research Laboratory of Nuclear Reactor, Tokyo Institute of Technology, Meguro-ku, Tokyo-to, 152-8550, Japan

⁴ To whom correspondence should be addressed. E-mail: jyojin@info.kanagawa-u.ac.jp

Abstract: We have developed a microwave-plasma CVD apparatus for depositing epitaxial diamond layers on the diamond substrates. We reported in 2006 that high-quality diamond epitaxial layers were successfully deposited on these substrates, however, sharp peaks of points several microns high were also observed by using an Atomic Force Microprobe. We attributed these peaks to carbon nanotubes grown on the diamond substrate, because a high density of contamination atoms for species around iron element was detected by the Rutherford Backscattering analysis on the as-purchased diamond substrates. Therefore, in 2007, we adopted some cleaning processes for the diamond substrate surface before deposition, using acidic liquid. We successfully obtained high-quality diamond epitaxial layers without sharp high peaks, however, we observe a uneven hills. These can be attributed to the very small uneven surfaces of the as-purchased diamond substrates, due to inadequate polishing process at the diamond substrate maker. We are now reexamining the polishing process, including the etching process, to obtain clean and flat surfaces of the as-purchased diamond substrates.

Keywords: microwave plasma, CVD, diamond, epitaxial layer, Hall effect, AFM, surface cleaning process

序論

半導体とは、電気伝導率の高い導体とゴムなどの高抵抗で電気を通さない絶縁体の中間に位置する物質のことであり、その伝導率は温度によって変動する。このような半導体部品材料としてはシリコンが主流として用いられているが、最近では絶縁体といわれているダイヤモンドを半導体として用いる動きも見られる。これは、ダイヤモンドがシリコンに比べて、

- ・禁制帯が約 5 倍広いので、高温環境下での動作が可能。

- ・熱伝導率が約 13 倍高いので、大電力動作時に熱を放出しやすい。
- ・電子ドリフト速度が速いので、デバイスの高速動作が可能。
- ・絶縁破壊電圧が約 10 倍高いので、高電圧にも耐えられる。
- ・ホール移動度が高いので、高周波に耐えられる。

という性質を持つことが理由に挙げられる。当研究室における研究の最終目標は高品質 CVD ダ

イヤモンド薄膜にイオン注入により N 型ドーパントを注入して MeV 級イオン照射により電氣的に活性化することである。N 型電氣的活性化は世界中で 40 年以上の間達成できなかったことである。MeV 級イオン照射により低温で結晶化する現象^{1,2)} (Ion-Beam-Induced Epitaxial Crystallization, IBIEC) は著者が世界で初めて明らかにしたもので、その後世界各地でこの現象が研究され、この現象を説明する各種モデルが提案されてきた³⁻²³⁾。通常の熱処理を熱平衡過程による熱処理とすれば、IBIEC は非熱平衡過程による熱処理であり、それを利用してイオン注入ダイヤモンドを電氣的に活性化できないかと着想した。

本実験では、その前段階としてマイクロ波プラズマ CVD 薄膜形成装置を用いて高品質ダイヤモンド薄膜を形成することを目的としている。また、マグネトロン CVD スパッタ装置を利用して電極を形成し、Au ワイヤの超音波ボンディング装置を利用してホール効果測定を行い、その測定精度を向上させる方法を試行錯誤によって得ることを目的とする。

前年度に当研究室で自作したマイクロ波プラズマ CVD 装置を用いてダイヤモンド薄膜を堆積できたことを報告した。しかし、その際、AFM で観測すると非常に小さな突起が多数表面に成長していることが分かった。これはカーボンナノチューブであることを予想した。というのは薄膜成長前のダイヤモンド基板の表面には鉄、コバルト、ニッケルといったようなナノチューブを成長させる触媒金属の汚染が存在することが分っていたからである²⁴⁾。これら鉄族の元素はダイヤモンド基板を高温高压合成させる際に触媒として用いられる元素であり、それらが基板の表面汚染として残っていることが分った。そこで今年度は CVD 薄膜を堆積させる前の基板洗浄方法や、ホール効果測定を行う際の測定方法改善、ホール効果測定を行うための電極金属堆積方法等、各種実験方法の改善に取り組んだ。

なお本実験では主にダイヤモンド Ib 基板を使用した。ダイヤモンド基板には Ib 基板と IIa 基板がある。2つの基板の違いは基板に含まれている窒素の量で、IIa 基板が窒素を出来る限り取り除いているのに対して、Ib 基板は窒素の含有量が高い。成膜した膜中には N が殆ど含まれていないので、窒素濃度を比較しやすい Ib 基板を使用した。

材料と方法

Ib 基板の問題点

今回使用したダイヤモンド Ib 基板には最初に 2つの問題があった。以下ではその問題点と解決方法を

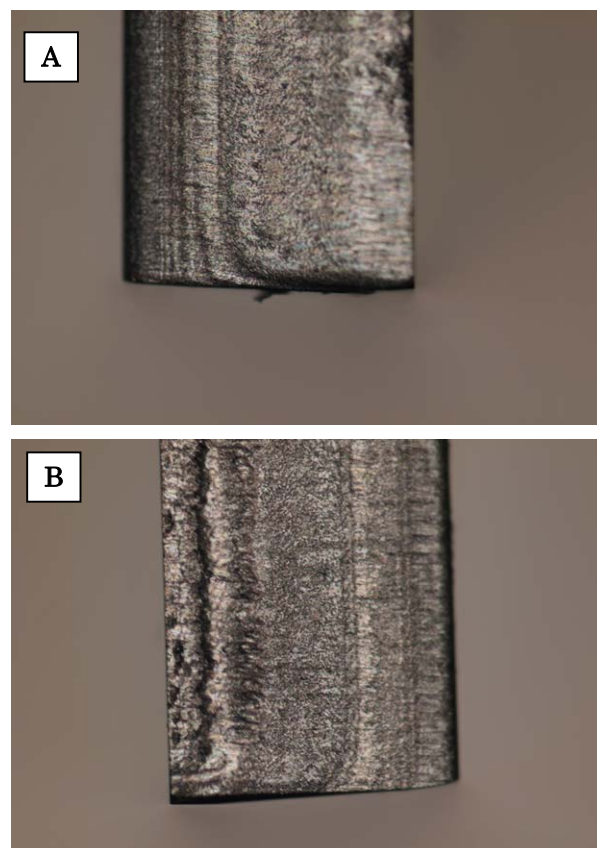


図 1. A. 基板側面(洗浄前). B. 基板側面(洗浄後).

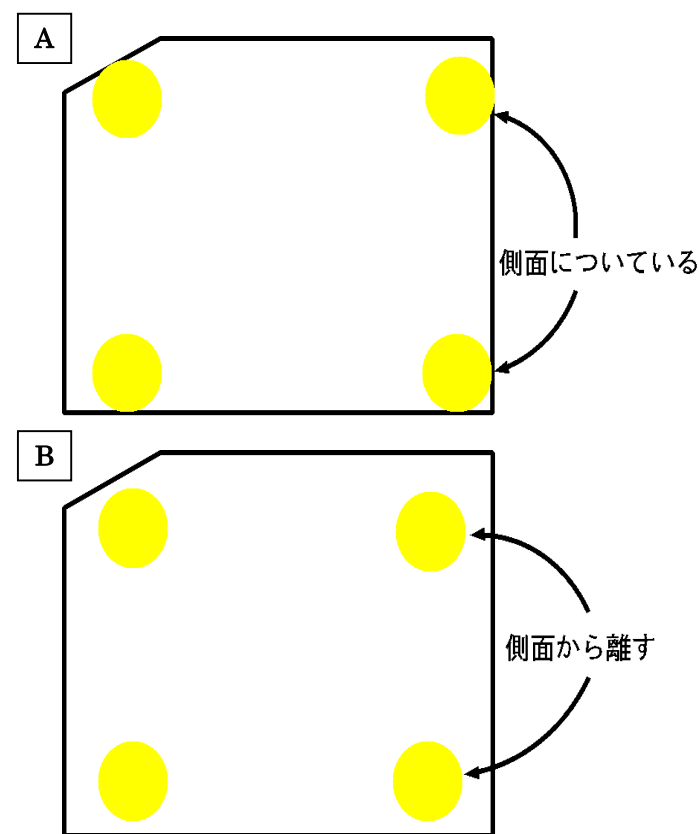


図 2. A. 従来の金スパッタリングによる電極の蒸着. B. 今回の金スパッタリングによる電極の蒸着.

説明していく。

側面の汚染について

絶縁体であるはずのダイヤモンドの Ib 基板に電気が流れてしまっていた。そこで Ib 基板を取り出しテスターを使って抵抗を測ってみると、基板の側面で抵抗が測れてしまうことが分かった。光学顕微鏡で基板の側面を見てみると以下のようにになっていた。以下の方法でこの物質を落とすことを試みた。

- ・酸洗浄 薬品 硫酸：硝酸＝3：1
温度 200 °C
時間 15 分
- ・水素エッチング

2つの洗浄を試してみたが上の図 1(A)、(B)の通り効果がなかった。そこで金電極の位置を図 2(A)に示す外側ぎりぎりの位置から少し内側にずらし、図 2(B)のように側面を避けることにした。

表面の汚染について

Ib 基板の表面を光学顕微鏡で見ると、図 3(A)のように汚染されていることが分かった。

そこで以下の方法でこの汚染物質を落とすことを試みたところ、図 3(B)のようなきれいな Ib 基板となった。

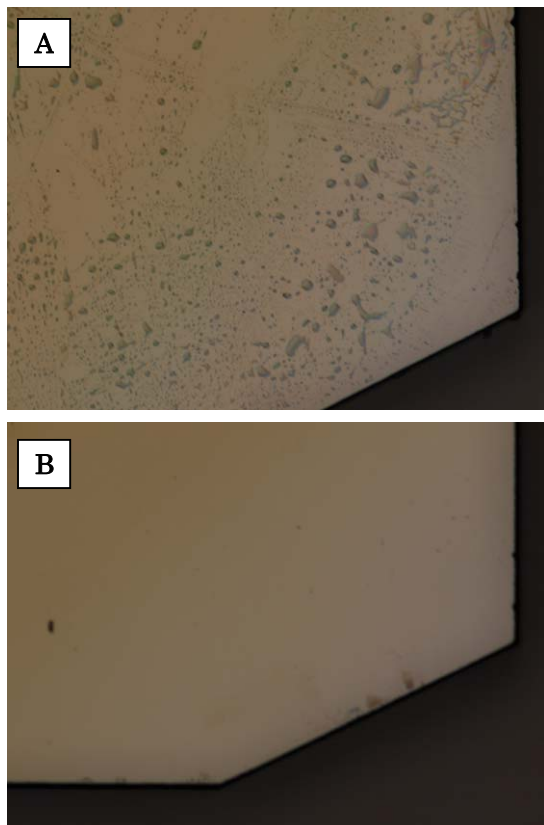


図 3. A. 基板表面(洗浄前). B. 基板表面(洗浄後).

・アルカリ洗浄

- 薬品 アンモニア水：過酸化水素水：純水
＝1：1：5
- 温度 80 °C
- 時間 10 分間

この洗浄方法は有機物やパーティクルを取り除く洗浄方法である。こうして上記の汚染は有機物であることがわかった。次に上記の洗浄したダイヤモンド Ib 基板にマイクロ波プラズマ CVD 法でダイヤモンド薄膜を形成する。

マグネトロン CVD スパッタ装置による電極形成

ホール効果測定装置で電気的特性を調べるために、ダイヤモンド薄膜を成長させた基板上に、マグネトロン CVD スパッタ装置で電極を形成する。この際に、昨年度は Au、PtRh、Ti の 3 金属をスパッタしていた。それぞれには以下の役割がある。

Au：金ワイヤーとの接続。

PtRh：Ti の酸化を防ぎ、Au と Ti の合金化を防ぐ。

Ti：ダイヤモンド試料とのオーミックコンタクトを取る。

昨年度は超音波ボンディング装置に不具合があったため、ボンディングはせずに、直接試料をホール効果測定装置の電極に取り付けていた。我々はボンディング出来なかった原因として試料の電極膜側に問題があるのではないかと考えた。

まず、Si 基板上に、Au、PtRh、Ti を昨年度と同じ条件でスパッタし、これにボンディングを試みた。やはり、ボンディングの成功率は低く、実際に実験での使用は困難であった。このボンディング失敗部分を光学顕微鏡で観察すると、図 4 のように PtRh/Ti 面で膜が剥がれている事が分かった。

この事から、昨年度ボンディングがうまくいかなかった原因として PtRh/Ti 面の強度に問題があると予想できる。

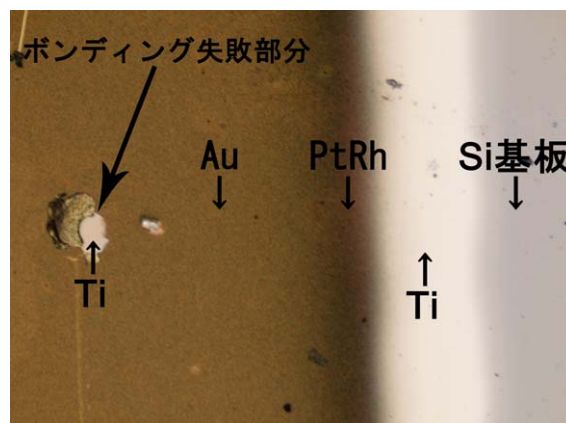


図 4. ボンディング失敗部分の顕微鏡写真.

産総研の実績ではオーミックコンタクトを測定する試料の電極膜の形成にはAu/Pt/Tiの3金属を使用していたが、本実験ではPtではなく当研究室にあったPtRh（白金ロジウム）という合金を使用したため、問題が発生したと考えられる（図5A参照）。

PtやPtRhには、Tiの酸化を防ぎ、Auとの合金化を防ぐ働きがあるが、当研究室にはPtRhしかなく、これをPtの代用として使用出来ない事が今回の調べで分かった。

これにより、今年度は図5Bのように、PtRhをはずし、Au、Tiの2金属をスパッタ蒸着した。これにより、ボンディングの成功率は高くなり、ホール効果測定に使用出来るようになった。

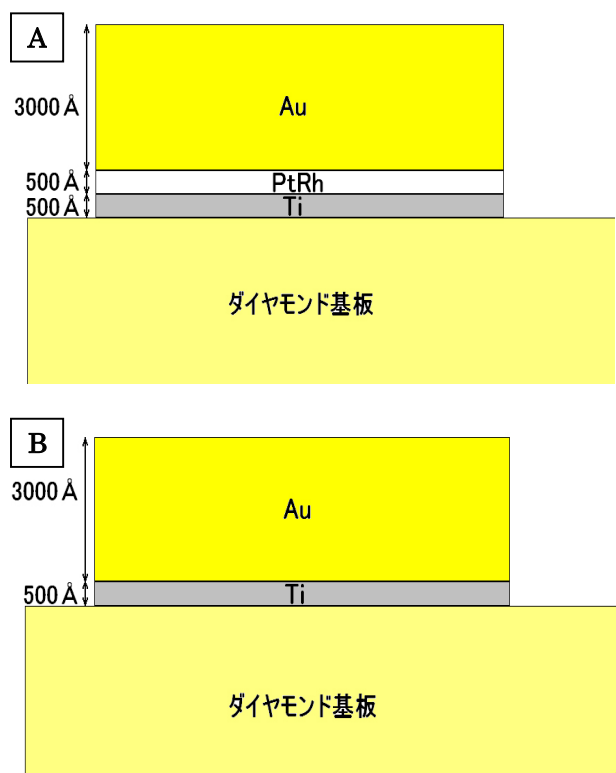


図5. A. 昨年度の電極膜の構成要素. B. 今年度の電極膜の構成要素.

超音波ボンディング装置

金をスパッタリングで蒸着した後、金ワイヤーを付けるために使用するのがボンディング装置である。装置は図6のようになっている。

溶接する電極金属と同じ材質のワイヤーを上におき、これに上から静圧を加えながら面に平行方向に超音波振動を与える。すると薄膜とワイヤーとの境界面で摩擦が起こり、その摩擦熱によって金属の融点近くまで温度が上がり、溶接する。

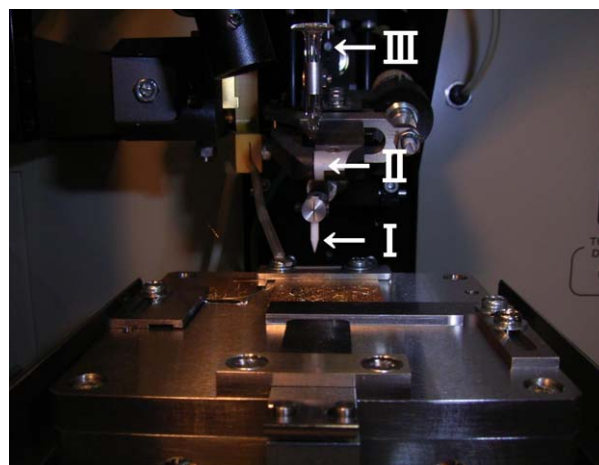


図6. ボンディングアーム部. I:キャピラリ, II:ワイヤクランプ, III:ワイヤガイド.

設定条件が適正だとして熔融温度範囲が広い金属の温度を測定してみると、溶接時の最高温度はその金属の融点の35%~50%を示している。溶接面では薄膜とワイヤーが拡散しあっている、それがどこまで温度によるものでどこまで機械的振動によるものかはっきりしたことはまだいえない。超音波が弱すぎてももちろんいけないが、強すぎたり時間を長くかけすぎたり静圧をかけすぎてもかえってちぎれてしまう。

ホール効果測定装置

半導体のホール効果を測定すれば、半導体にとって重要な電気物性であるホール係数、キャリア濃度、キャリア移動度、シート抵抗の値などを知ることが出来る。また、測定する試料の温度を変化させることによって、それらの温度依存性も測定することが可能である。昨年の卒業研究で行ったホール効果測定方法から変更した点とその理由を解説する。

※ホール効果の基本的な原理、ホール効果測定装置の使用法など昨年度の発表内容と重複する部分は省略する。

試料の固定方法の変更

図7に示すように以下の変更を行った。

昨年：試料を金属製のつめでサンプルホルダーに固定し、測定。

今年：スパッタによって取り付けられた電極部分にAuワイヤーを超音波ボンディングし、Tiねじに巻きつける固定方法に変更。

これにより、ホール効果の安定した測定が可能になった。

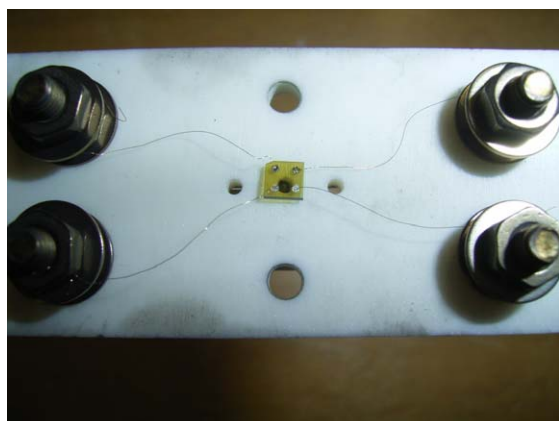


図 7. 基板をホール効果測定装置のホルダーへ取り付けた写真(上: 昨年, 下: 今年).

サンプルホルダーの洗浄

ホルダーに使用している Ti ねじがカーボンで黒く汚染されており、高温で測定した結果サンプルホルダーやダイヤモンド基板がグラファイトに汚染されてしまった。これでは正常に測定出来ないの以下手順で洗浄した。

- 1) 硫酸 H_2SO_4 :硝酸 HNO_3 =3:1 の割合で混合し、 200°C まで熱する。
- 2) サンプルホルダー等を投入し、15 分間洗浄する。
- 3) 15 分たったら取り出し、純水で超音波洗浄した後乾燥させる。

測定時の設定変更

昨年: 測定の温度範囲 $50^\circ\text{C} \sim 800^\circ\text{C}$

電流値 最大 $1.000\text{e-}09\text{ A}$

最小 $1.000\text{e-}12\text{ A}$

800°C まで一回で測定を行うと、 500°C 以上はオーミックコンタクトが取れず、正常な測定をしていなかった。そこで今年はオーミックコンタクトを測定するために温度設定を 2 つ以上に分け、温度範囲によって電流設定を変えて測定を行い、測定後に各グラフを合成するという方法を取った。これは、ダイヤモンドの抵抗値が温度上昇によって下降するため

である。これにより、 500°C 以上でもオーミックコンタクトが取れていることが確認できた。

※オーミックコンタクトとは、抵抗値が一定の場合オームの法則 $I \times R = E$ により電圧と電流は比例する状態を指している。

結果

ダイヤモンド薄膜の形成と評価

AFM による表面モフォロジー観察

ダイヤモンドを半導体デバイスとして用いるには、ダイヤモンド基板上に高品質のダイヤモンド薄膜を得る必要がある。本実験では、マイクロ波プラズマ CVD 法によりダイヤモンド基板にダイヤモンド薄膜を形成し、原子間力顕微鏡 (AFM) を用いてその表面評価を行った。今年度のマイクロ波 CVD 法によるダイヤモンド薄膜形成条件は表 1 の通りである。

ダイヤモンド薄膜を形成する前の基板表面を AFM で測定すると図 8A のようにほぼ平面であることが分る。この基板上に表 1 で記した条件で 10 時間、あるいは 30 時間ダイヤモンド薄膜を成長させると図 8C、図 8D のようになった。昨年度、同一条件下で成長させたダイヤモンド薄膜の AFM による像を図 8B に示す。昨年度はピークの高さが $0.6\ \mu\text{m}$ にも及ぶ、鋭い突起が観測されたが、今年は観測されなかった。この突起の原因について昨年度は成長ダイヤモンド薄膜の上にさらにカーボンナノチューブが形成されたのではないかと推測した²⁴⁾。

xx ナノチューブはその名の通り直径が数ナノメートルから数十ナノメートルの間まで多種ある。上記の正方形の 1 辺の長さは $20\ \mu\text{m}$ なので、これらピークの直径は見かけ上直径はコンマ数 μm から $2 \sim 3\ \mu\text{m}$ であるように見える。しかし、これは AFM の探針の直径を考慮に入れることによりナノメートル

表 1. マイクロ波 CVD 法の薄膜形成の条件

	Ib 基板 No.6	Ib 基板 No.15
成膜時間	10 時間	30 時間
メタン濃度	0.05 %	0.05 %
水素流量	400 sccm	400 sccm
メタン流量	0.2 sccm	0.2 sccm
マイクロ波電力	750 W	750 W
圧力	25 Torr	25 Torr
基板温度 (設定温度)	1073 K	1073 K

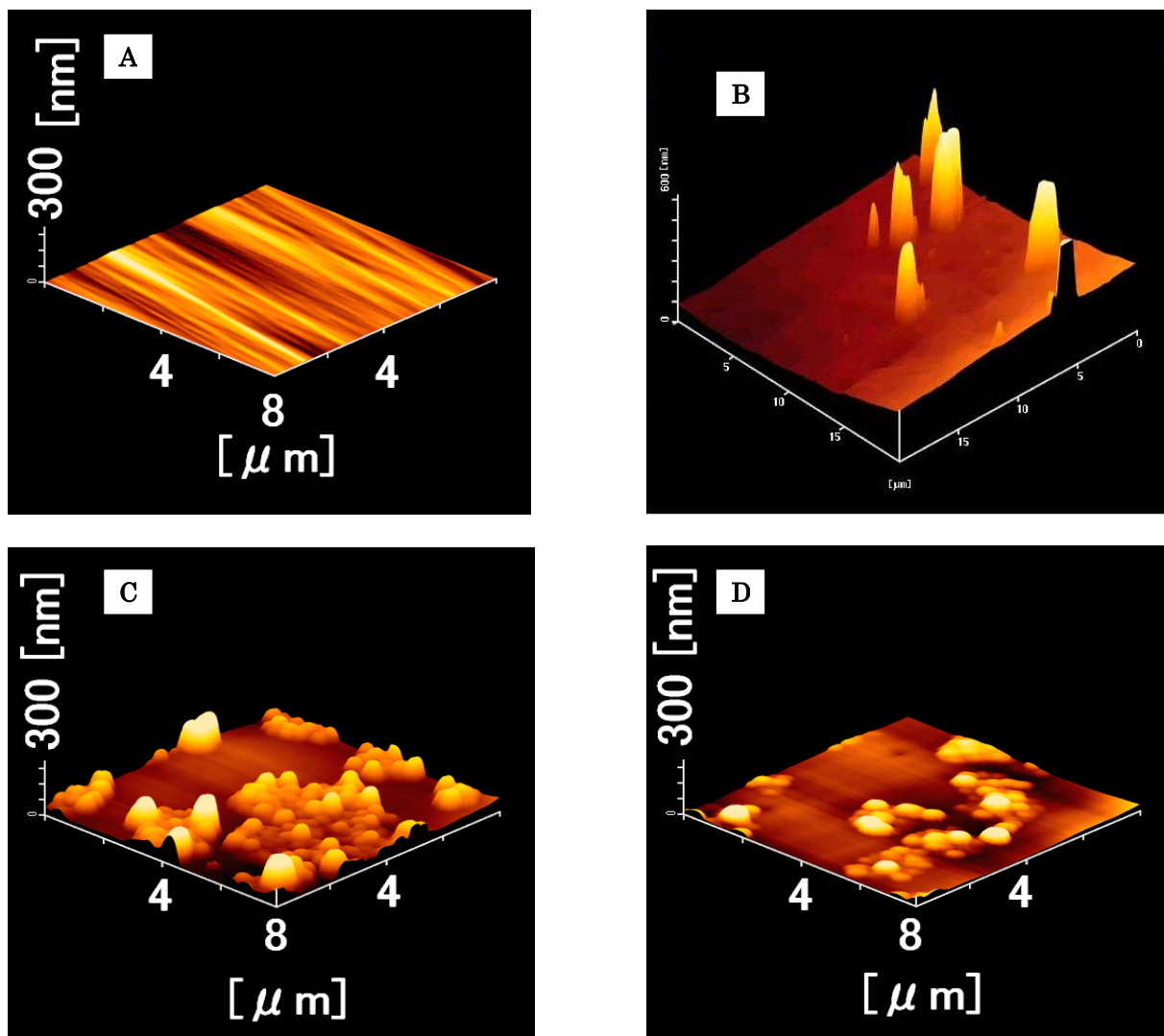


図 8. A. 成膜前の基板表面. B. 昨年度 10 時間成長. C. 今年度 10 時間成長. D. 今年度 30 時間成長.

の分解能が出ていないためと解釈できる。また、昨年度 RBS-channeling 法により測定した結果を報告したように、購入した直後の薬品洗浄していない試料のダイヤモンド基板表面には鉄、コバルト、ニッケルといった鉄系の金属が多数付着している。これらはカーボンナノチューブを形成するための触媒金属としてよく知られている。これらを核としてカーボンナノチューブが成長したのではないかと類推した。

今年度、10 時間成長試料も 30 時間成長試料も大きさは異なるが凹凸が生まれた。しかし、30 時間の凹凸の程度は 10 時間成長よりも小さい。堆積した基板は前もって酸、アルカリによる洗浄を行っており、表面に付着している金属系汚染物や有機系汚染物を取り除いている。従って、これら堆積後の凹凸の原因は元々の基板表面（図 8A に示されている）の凹凸がかなり残留していることによるものと思われる。図 8A では見えていない残留している凹凸が、

堆積するにつれ凹凸の程度が拡大していくと思われる。今後基板表面をさらに細かく研磨するか、或いはイオン注入により表面をグラファイト化し、グラファイト層をエッチングにより削り、表面の凹凸を減らさなければならない。エッチングによる滑らかな表面析出方法を現在検討中である。

2. ラマン分光測定による評価

これら図 8A, B, C に対応した試料についてラマン分光測定を行った結果を図 9 に示す。いずれにおいてもダイヤモンドの鋭いピークが観測されており、表面の凹凸の問題は残るものの、確実にダイヤモンドの薄膜が成長していることが確認できた。

Ib 基板のホール効果測定による評価

ホール効果測定装置による測定結果から Ib 基板のシート抵抗の基板温度依存性は図 10 のグラフのようになった。青が神奈川大学における測定結果であ

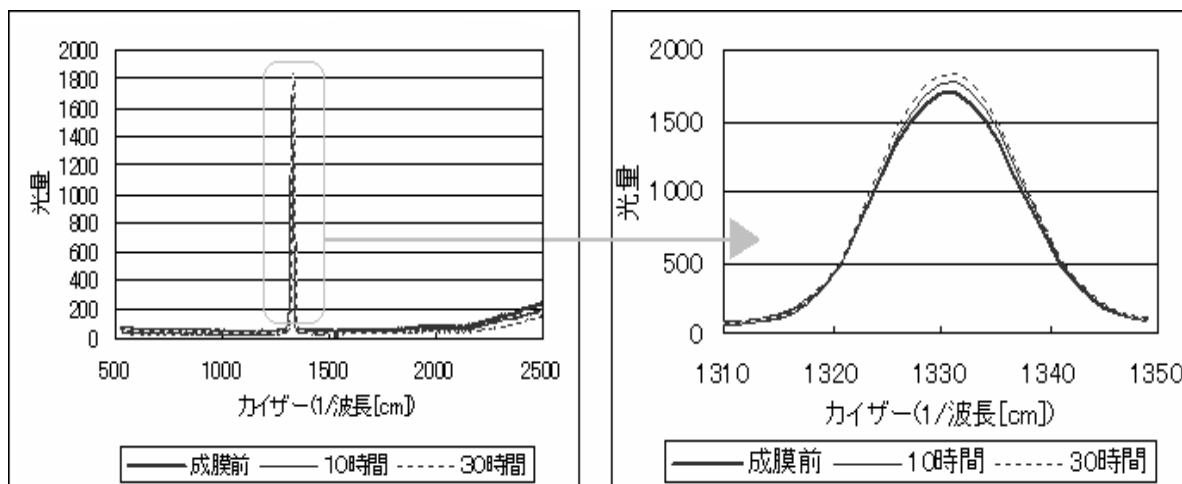


図9. 成長前、10 時間成長、30 時間成長試料のラマンスペクトルの測定結果(左)とその拡大図(右).

り、赤と黄色が産総研での測定結果である。神奈川大学の結果の方が産総研より傾きが大きい。

この青のグラフから活性化エネルギーを求めてみる。

$$\frac{y_1}{y_2} = e^{-\frac{E}{k} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right)}$$

この式に神奈川大学での測定結果を代入すると活性化エネルギーは 1.7 eV になった。

さらに、図 10B には伝導層の厚さを 1 μm と仮定した時のシートキャリア濃度の測定温度依存性を示す。図 10 から温度が高くなるとシート抵抗が下がるということはシートキャリア濃度が増加することに対応し、実際に図 10B に示すように温度依存性は図 10A とは逆の傾向になっている。

次の図 10C には図 10B における神奈川大学における測定データの内、低温領域での直線的データを抜き出したものである。これから活性化エネルギーを求めた結果やはり 1.7 eV になることが確認できた。

討論

AFM による観察結果から

図 8A に示すように AFM の測定結果から堆積前の基板表面の凹凸は殆どないように思える。しかし、図 8B の 10 時間堆積 ($\sim 0.7\mu\text{m}$) 図 8C の 30 時間堆積 ($\sim 2.1\mu\text{m}$) の試料は表面に凹凸が観測される。堆積した基板試料はともに同様な洗浄処理を行っている。しかも、30 時間堆積のほうが、10 時間堆積よりも凹凸の程度ははるかに小さい。このことから、堆積以前に基板表面に付着している何らかの汚染物質がこれら凹凸の生成に関与している可能性は無いと思われる。同様な基板洗浄処理を行っており、本来なら堆積厚さが大きくなるほど凹凸の程度は大き

くになると予想されるからである。

そこで次に考えられる凹凸の原因であるが、おそらく、堆積前の基板表面の極微小な凹凸が堆積後の凹凸の原因になっているのではないかとと思われる。即ち、30 時間堆積した試料の元々の凹凸が 10 時間堆積した試料の元々の凹凸よりも小さかったのではないかと予想している。これら小さな基板の凹凸が堆積時に拡大されていくのではないかと考えられる。

従って、最初に購入した高温高压合成ダイヤモンド基板の表面の凹凸処理が、きちんと出来ていないと再現性ある堆積膜の品質維持が出来ないことになる。今後、これら、購入基板表面の再研磨或いはイオン注入によりダイヤモンド表面をグラファイト化した後にエッチングを行い、滑らかな清浄表面を露出させるといったような工夫が必要になる。

ラマン分光測定の結果から

今回、図 8A, B, C に対応した試料のラマン分光測定の結果が図 9 に示されている。いずれのスペクトルも 1333 cm^{-1} の位置に鋭いピークが観測されている。しかも、堆積前基板試料、10 時間堆積試料、30 時間堆積試料の順にピーク強度が強くなっていく傾向にあることが分る。このことは基板試料よりも不純物が少ない、結晶性の良いダイヤモンド薄膜試料が、表面凹凸の問題はあるが、形成されていることを伺わせる。

ホール効果測定結果から

図 10A に示しているように、今年度のホール効果測定の結果、シート抵抗は低温領域で活性化エネルギーが 1.7 eV の急激な傾きを持っており、高温領域ではシート抵抗値が飽和する結果となっている。この傾向は図 10B に示すシートキャリア濃度の測定温度依存性のグラフからも言える。図 10C のシート

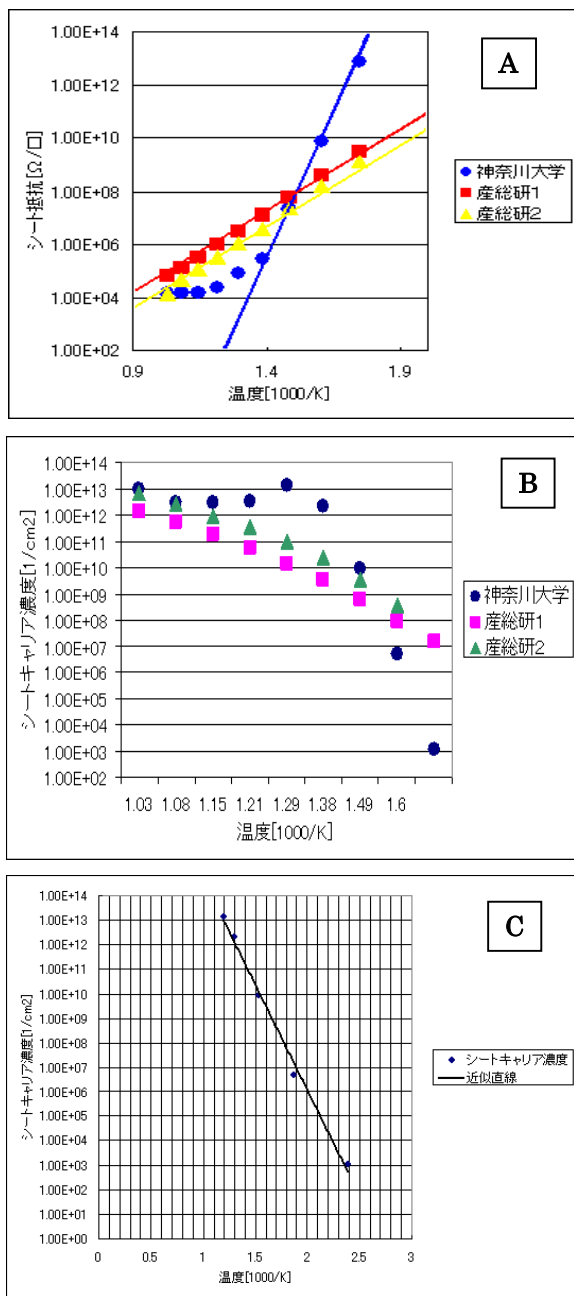


図 10. A. Ib 基板のシート抵抗の基板温度依存性. B. Ib 基板のシートキャリア濃度の基板温度依存性. C. 図 10B の低温領域を抜き出したグラフ.

キャリア濃度の傾きから求めた活性化エネルギーも 1.7 eV の値であった。この活性化エネルギーの値はダイヤモンド中に含まれる窒素原子のドナーとしての不純物準位、即ち伝導帯から下に 1.7 eV 下がったところに形成するドナー準位と考えられる。温度が上昇するにつれ、置換位置に入っている窒素ドナーの電子が伝導帯に上げられる過程が一直線の温度領域で起こっていることを示している。

しかし、さらに高温になって飽和傾向がでてくるということは別の伝導機構がその高温領域で働いていることを強く示唆している。まだ、結論付けるのは尚早であるが、置換位置にある窒素原子がそのド

ナー電子をすべて伝導帯に上げてしまい、金属的な振る舞いが出てきているのではないかと考えられる。しかし、これらの飽和傾向が出てきている温度領域では実験方法の項でも述べたように、オーミック特性を得るためにホール電流の値を変更していることもあるので、そのことの影響が有るのか、無いのかも含めて確認する必要がある。

更に、ここでは述べていないが、ホール効果測定の際に p, n 判定がうまく出来ていないこともあり、測定上の問題点をさらに克服していく必要がある。

まとめ

ダイヤモンド薄膜を 10 時間または 30 時間成長させたが、いずれの場合も大きさは異なるが凹凸が形成された。基板洗浄を行い基板表面に付着した不純物を取り除いたにも関わらず凹凸が形成されたことから、この原因は基板表面自身の微細な凹凸であると考えられる。今後より平坦な薄膜形成を目指すならば、基板表面の研磨により凹凸を減らさなければならない。また、マイクロ波プラズマ CVD 薄膜形成装置のプラズマに磁界をかけることにより高密度なプラズマを得られ、より高い出力のプラズマ形成と同等の効果が得られると考えられる。これら二つの課題を解決することによって、より高品質のダイヤモンド薄膜が得られると考えている。

また、2006 年 3 月に本実験室に設置された中電流型イオン注入装置を用いることによって、完成したダイヤモンド薄膜に III 族原子や V 族原子を注入することでダイヤモンドの電気的特性を変化させることも可能となる。

本実験では、2005 年度から多くの点を変更した。まず、ダイヤモンド基板やホール効果測定装置のホルダーの酸洗浄、アルカリ洗浄の手順を確立した。次に、マグネトロン CVD スパッタ法によってダイヤモンド基板表面に形成される電極膜の構成を Au/PtRh/Ti から Au/Ti に変更。これにより Au ワイヤの超音波ボンディングが可能となった。この超音波ボンディングした Au ワイヤを用いたことに加えて、試行錯誤の末にホール効果測定の手順を導き、変更したことによってホール効果測定の精度は昨年よりも上昇した。

以上のような変更を加えたことにより、実験全体の手順の確立や精度の向上を行うことが出来た。

謝辞

今回、この実験を遂行するに当たり、ホール効果測定装置をはじめとする各種治具の洗浄のために、化学科学生実験室のクリーンベンチを使用させて頂い

た。また、イオン注入装置のための冷却水、或いはホール効果測定装置のための冷却水に使用するために純水供給を化学科から受けた。感謝致します。

文献

- 1) Nakata J and Kajiyama K (1982) Novel low-temperature recrystallization of amorphous silicon by high-energy ion beam. *Appl. Phys. Lett.* **40**:686.
- 2) Nakata J and Kajiyama K (1982) Novel low-temperature (<300°C) annealing of amorphous Si by scanned high-energy (2.5 MeV) heavy ion beam. *Jpn. J. Appl. Phys.* **21**:211.
- 3) Priolo F and Rimini E (1990) Ion-beam-induced epitaxial crystallization and amorphization in silicon. *Materials Research Reports* **5**:319.
- 4) Linnros J, Svensson B and Holmen G (1984) Ion-beam-induced epitaxial regrowth of amorphous layers in silicon on sapphire. *Phys. Rev.* **B30**:3629.
- 5) Linnros J, Holmen G and Svensson B (1985) Proportionality between ion-beam induced epitaxial regrowth in silicon and nuclear energy deposition. *Phys. Rev.* **B32**:2770.
- 6) Williams JS, Elliman RG, Brown WL, Seidel TE (1985) Beam induced crystallization of amorphous silicon. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **37**:127.
- 7) Svensson B, Linnros J and Holmen G (1983) Ion-beam induced annealing of radiation damage in silicon on sapphire. *Nucl. Instrum & Methods* **209/210**:755-760.
- 8) Linnros J, Holmen G and Svensson B (1984) Influence of energy transfer in nuclear collisions on the ion beam annealing of amorphous layers in silicon. *Appl. Phys. Lett.* **45**(10):1116-1118.
- 9) Elliman RG, Johnson ST, Pogany AP and Williams JS (1985) Ion beam induced epitaxial crystallization of silicon. *Nucl. Instrum & Methods* **B7/8**:310-315.
- 10) Williams JS, Brown WL, Elliman RG, Knoell RV, Mahr DM and Seidel TD (1985) The kinetics and microstructure of ion beam induced crystallization of silicon. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **74**:477.
- 11) Linnros J, Elliman RG and Brown WL (1987) The composition between ion beam induced epitaxial crystallization and amorphization in silicon; The role of the divacancy. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **74**:477.
- 12) Heera V (1996) Comment on 'Evidence of enhanced epitaxial crystallization at low temperature by inelastic electronic scattering of mega-electron-volt high-energy heavy ion-beam irradiation'. *J. Appl. Phys.* **80**:4235-4236.
- 13) Kinomura A, Williams JS and Fujii K (1999) Mass effects on regrowth rates and activation energies of solid-phase epitaxy induced by ion beams in silicon. *Phys. Rev.* **B59**:15214-15224.
- 14) Williams JS, Elliman RG, Brown WL and Seidel TE (1985) Dominant Influence of beam-induced interface rearrangement on solid-phase epitaxial crystallization of silicon. *Phys. Rev. Lett.* **55**:1482-1485.
- 15) Priolo F and Rimini E (1990) Ion-beam induced epitaxial regrowth of amorphous layers in silicon on sapphire. *Mater. Sci. Rep.* **5**:319.
- 16) Linnros J, Svensson B and Holmen G (1984) Proportionality between ion-beam induced epitaxial regrowth in silicon and nuclear energy deposition. *Phys. Rev.* **B30**:3629.
- 17) Elliman RG, Williams JS, Brown WL, Leiberich A, Maher DM and Knoell RV (1983) Ion-beam induced annealing of radiation damage in silicon on sapphire. *Nucl. Instrum & Methods* **19/20**:755-760.
- 18) Jackson KA (1988) A defect model for ion-induced crystallization and amorphization. *Mater. Res.* **3**(6):1218.
- 19) Heera V, Henkel T, Kglar R and Skorupa W (1995) Evidence for diffusion-limited kinetics of ion-beam-induced epitaxial crystallization in silicon. *Phys. Rev.* **B52**:15776.
- 20) Nakata J (1991) Mechanism of low-temperature crystallization and amorphization of amorphous Si layer on the crystalline Si substrate by high-energy heavy-ion beam irradiation. *Phys. Rev.* **B43**:14643.
- 21) Nakata J (1996) Evidence of enhanced epitaxial crystallization at low temperature by inelastic electronic scattering of mega-electron-volt heavy-ion beam irradiation. *J. Appl. Phys.* **79**(2): 682.
- 22) Nakata J (1997) Enhanced crystallization of amorphous silicon containing hydrogen without oxygen during ion-beam irradiation at 310°C and during furnace annealing at 450°C. *J. Appl. Phys.* **82**(11):5433.
- 23) Nakata J (1999) Annealing of ion-implanted defects in diamond by MeV ion-beam irradiation. *Phys. Rev.* **B60**:2747.
- 24) Nakata J, Saito Y, Kawasaki K and Hattori T (2006) Research for Formation of High-Quality Diamond Epitaxial Thin Layers on the Diamond Substrates and Evaluation of These Layers. *Sci. J. Kanagawa Univ.* **17**:63-75.