

ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの開発

辰 巳 夏 生*・池 田 和 寛・梅 澤 仁
鹿 田 真 一

Development of Diamond Schottky Barrier Diode — by Natsuo Tatsumi, Kazuhiro Ikeda, Hitoshi Umezawa and Shinichi Shikata — Diamond is seen as one of the most promising semiconductor materials to be used for power devices because of its superior physical and electrical properties, such as wide band-gap, high breakdown electric field, high mobility and high thermal conductivity. Through the technology for growing low-defect diamond, the breakdown field of diamond Schottky barrier diode (SBD) has reached 3.1 MV/cm, which was higher than that of SiC SBD. Though the heat of power device is the biggest problem for conventional semiconductor materials, diamond SBD was found to have low reverse leak current, high forward current density (3000 A/cm²) and long-time stability (1500 hours at 400 deg. C) at high temperature. Diamond is the best semiconductor material for devices featuring both energy saving and high power-density. A new progress in crystal defect analysis of diamond was achieved by comparing X-ray topography, etch-pit mapping and diamond SBD characteristics. The correlation between mixed dislocations of diamond and SBD leak current was found for the first time. The possibility of the application of diamond to power devices will be discussed using these results.

1. 緒 言

ダイヤモンドはその優れた物性から工業製品として非常に魅力的な材料である。物質中最高の硬度から工具部品や砥粒に広く使われ、最高の熱伝導率はヒートシンクに、紫外まで通す透光性は光学部品など、様々な領域で利用されている。またダイヤモンドは炭素からできていることから生体親和性が高く、手術用のメスなど医療分野への利用も期待されている。

ダイヤモンドを構成する炭素原子はSiやGeと同じ4族元素であり、ワイドギャップ半導体としての性質も持っている。近年開発が加速しているSiCの3.1eVやGaNの3.5eVに比べ、ダイヤモンドのバンドギャップは5.5eVとさらに広く、パワーデバイスとして最良の半導体材料と考えられている。様々な半導体材料のパワーデバイス性能を評価する指標として、Johnson⁽¹⁾やBaliga⁽²⁾、Huangらはキャリア移動度・絶縁耐圧・熱伝導率などを取り入れた半導体性能指数を提案しており、例えばBaligaの性能指数の場合、Si = 1、SiC = 630に対してダイヤモンド = 44000と極めて高い値となることが知られている。

近年ダイヤモンドの基板合成技術・ドーピング技術が進展し、各研究機関が電子デバイスの研究を行っている。ショットキー・ダイオードの開発は当社の塩見らがいち早く研究を始め⁽⁴⁾、Twitchen⁽⁵⁾、寺地⁽⁶⁾、Rashid⁽⁷⁾らが開発を行っている。n型ダイヤモンド合成を可能にした小泉らはpnダイオードを開発している⁽⁸⁾。川原田⁽⁹⁾や嘉数⁽¹⁰⁾らは水素終端表面を用いたノンドープダイヤモンドで

MESFET及びMISFETを作製し、遮断周波数23GHzに達する動作を実現している。これらは高周波通信分野での高速、高パワーデバイスを目指したものである。これに対して、産総研((独)産業技術総合研究所)ではスイッチングパワーデバイスに特化した研究を2004年に開始している。

当社は、2005年から産総研と共同で、これらのパワーデバイスの中でショットキー・ダイオードの開発を行っている。これはデバイスの中で最も基礎的な構造であり、ダイヤモンド基板及びエピタキシャル膜を開発している当社にとって結晶性の評価へのフィードバックに最も適しているためである。本稿ではダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの開発を通してダイヤモンド半導体としての性能と結晶評価技術の進展について紹介し、省エネルギーと高パワー密度の両者を狙えるダイヤモンド材料の可能性について述べる。

2. ダイヤモンドの高耐圧特性

ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードはホウ素ドーブしたp型ダイヤモンドに電極を形成しただけの最もシンプルな構造である(図1)。オーミック接触させるための電極は高濃度にホウ素ドーブしたp+ダイヤモンド層にTi/Pt/Au電極を形成する。ショットキー・ダイオード特性を発揮するには空乏層を広げる必要があるため、ホウ素濃度の低いp-ダイヤモンド層にショットキー電極を形成す

る。図1のような縦型ダイオードが理想的ではあるが、本研究ではダイヤモンドの合成時間を短くするため、絶縁性のダイヤモンドIb(100)基板にp+層とp-層を合成した擬似縦型構造で評価を行った(図2)。デバイスの外観を図3に示す。四隅がオーミック電極であり、中央に様々なサイズのショットキー電極を配置している。

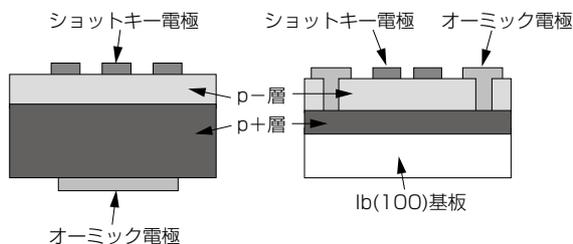


図1 縦型ダイヤモンド・ショットキー・ダイオード
図2 擬似縦型ダイヤモンド・ショットキー・ダイオード

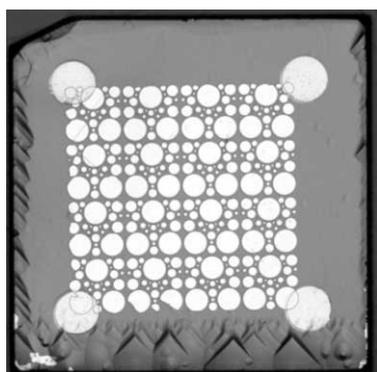


図3 ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの外観

ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードは通常図4(A)のような整流動作を行う。しかし動作電流を大きくするため電極サイズを百 μm 以上に大きくすると、従来の高品質ダイヤモンド・エピタキシャル膜では図4(B)のようなショートが発生することがわかっている⁽¹¹⁾。従来のエピタキシャル膜は移動度が $1500\text{cm}^2/\text{Vs}$ と高速でエキシトン発光するほど高品質であるが、エピタキシャル膜表面を光学顕微鏡で観察すると図5に見られるような異常粒子が発生しており、これがショートの原因であることが分かった。このため大電流動作させるにはまず異常粒子を抑制することが必要である。また、デバイスの耐電圧はエピタキシャル膜が厚いほど高くなるが、従来のエピタキシャル膜は $0.2\mu\text{m/h}$ と低速であり、厚い膜がなかなか得られなかった。そこで、今回異常粒子低減と高速合成を行うため、高パワーのマイクロ波プラズマCVD膜とダイヤモンド基板の

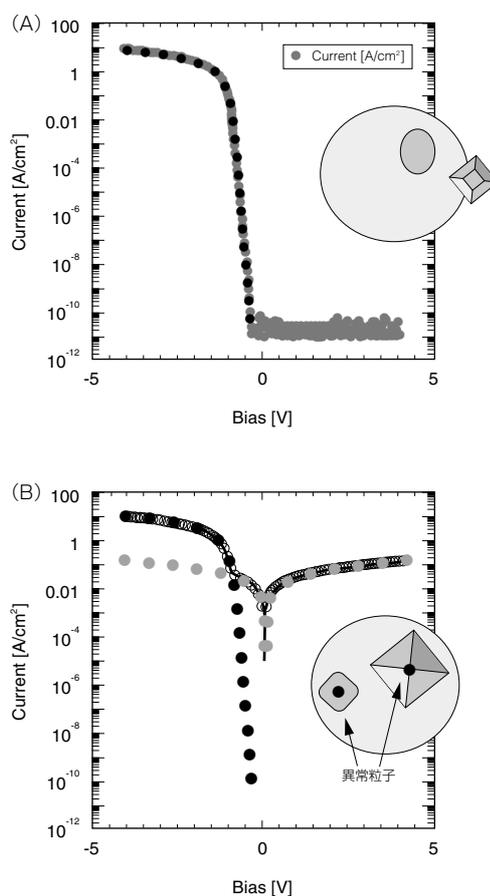


図4 ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードのI-V特性
(A)通常のデバイス特性、(B)電極内に異常粒子がある場合のデバイス特性

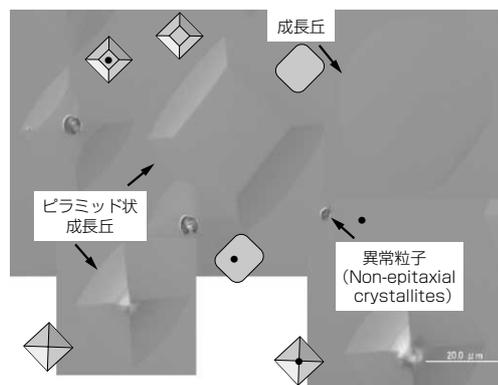


図5 ダイヤモンドエピタキシャル表面の形状

OFF角を変えて合成し、エピタキシャル膜の改善を試みた。ダイヤモンド基板のOFF角を図6(A)のように定義し、マイクロ波のパワーとOFF角を変えて合成した。図6(C)に示すように、 0.8kW の低パワーではOFF角が高くなるにつれ徐々に異常粒子密度が低下していくが、依然として 10^4cm^{-2} 程度存在していた。

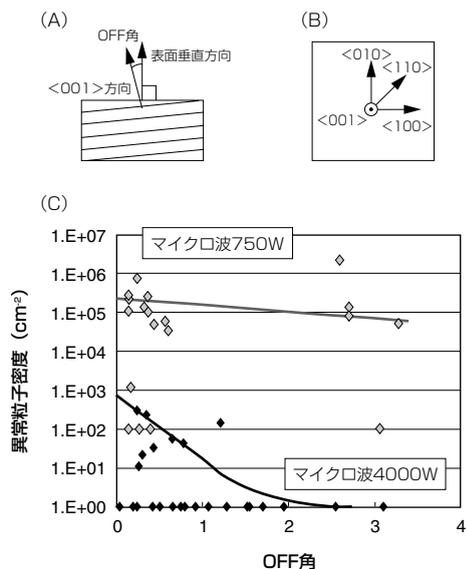


図6 OFF角の定義と、OFF角と異常粒子発生密度
 OFF角が大きき、マイクロ波パワーが大きいかほど異常粒子が少なくなる。
 (A)側面から見た結晶方向とOFF角の定義、
 (B)上から見た結晶方位の定義、(C)OFF角と異常粒子密度

一方、4kWの高パワーで合成した場合、OFF角が高くなるにつれ急速に異常粒子密度が低下し、2度以上ではほぼゼロとなることがわかった。一般に結晶成長ではOFF角が高いほどステップフロー成長が起りやすくなるが、ダイヤモンドの成長ではマイクロ波パワーが高いほどステップフロー成長が起りやすくなり、異常粒子の成長核がステップフローに押し流されて減少したと考えられる。次にマイクロ波を4kWの高パワーに保ち、ダイヤモンド基板のOFF方位を制御して合成を行った。この結果、高OFF角でも<110>方位と<100>方位では異常粒子がなく極めて平坦な表面が得られるが、方位が<110>と<100>の間では巨大な成長丘が発生し、デバイス形成が困難であることが分かった。特に<110>方位については図7に示すようにダイヤモンド表面の炭素原子がダイマー列と呼ばれる整然とし

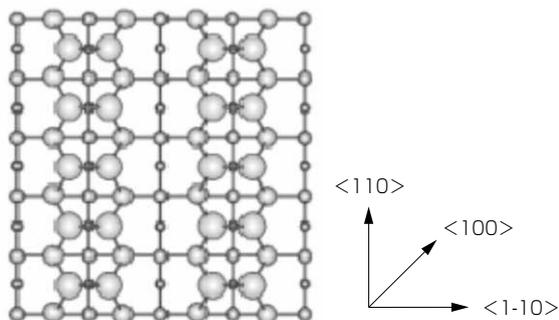


図7 ダイヤモンド表面原子のダイマー列構造

た列を作るためステップフロー成長しやすく、原子レベルで平坦な膜になると考えられる。AFMで測定した平坦性Raは1.1 Å nmと極めて平坦であった。またホール効果測定でダイヤモンド中のキャリアの移動度を測定したところ、1540cm²/Vsと極めて高い高品質膜であることが分かった。

以上の結果から、異常粒子を抑制した高品質ダイヤモンド・エピタキシャル膜は、<110>もしくは<100>方位で2度以上のOFF角を付け、高マイクロ波パワーで合成すれば良いことが分かった⁽¹²⁾。

このダイヤモンド表面にショットキー電極を形成する前には電極との界面を制御する表面処理を行う。ダイヤモンド表面は親水性にも疎水性にも変化し、導電性も異なる様々な表面を持つことができる。このような表面特性の中で、ダイヤモンドを水素原子で終端した表面は安定であるものの導電性を持つため、ショットキーダイオードとしてはリーク電流が大きくなってしまいます。そこで今回は酸素ラジカルを用いて表面を酸素原子で終端した。この後、ショットキー障壁が特に高い白金(Pt)を蒸着し、ショットキー電極を形成した。Ptのショットキー障壁は2.0eVだった。ダイヤモンド・ショットキー・ダイオード特性は図8に示すように耐電界は3.1MV/cmに達した⁽¹³⁾。SiCショットキー・ダイオードはエッジターミネーションなどの電界緩和構造を用いても耐電界が2.4MV/cmにしかならず、同様の構造をダイヤモンドに適用すれば、さらなる高絶縁破壊電界が実現できる。

また高マイクロ波パワーで合成することによりダイヤモンドエピタキシャル膜の成長速度も増加し、従来の0.2μm/hから0.9μm/hに増加した。そこで高品質エピタキシャルp層の膜厚を従来の1~2μmから14μmに増加してPtショットキー・ダイオードを作製したところ、2.8kVの高耐電圧ダイオードを作製することが可能になった。

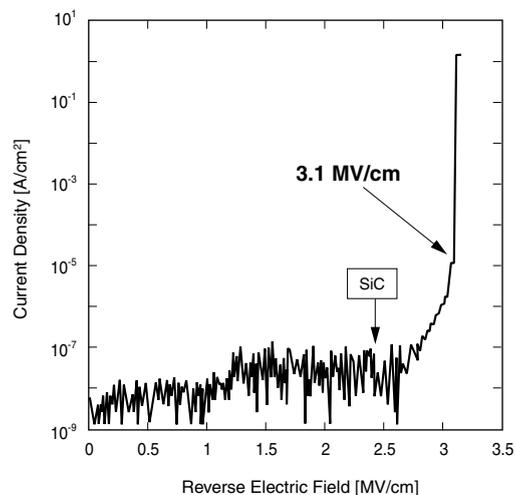


図8 ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの逆方向特性
 SiCの絶縁破壊電圧を超える3.1MV/cmに達した。

3. ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの高温特性

SiCやGaNといったSiよりもワイドバンドギャップの半導体は高耐圧・低消費電力が実現できるため、電力機器やハイブリッド自動車など大電力での使用が期待されている。しかし大電力では当然ながら発熱が激しく、空冷・水冷などの冷却方法も限界に達している。室温付近のショットキー・ダイオードの逆方向特性はショットキー障壁をField Emissionによって越えるトンネル電流で決まってくる。しかし高温環境下ではトンネル電流だけでなく、熱エネルギーを持ったキャリアがショットキー障壁の上を越えて流れるThermal Field Emissionモードとなり、より多くのリーク電流が流れるようになる。このため高温では絶縁破壊耐圧だけでなく、リーク電流量がデバイスの逆方向特性を決めることになる。Siの熱伝導率1.5W/cmKと比べてSiCは4.9W/cmKと高く、ショットキー障壁も高くできるため、SiCショットキーダイオードの推奨使用条件はSiの125℃よりも高い175℃となっている。一方、GaNは1.3W/cmKとSiよりも低いため、抵抗率・絶縁破壊電界が良好で省エネに適しているものの、大電力用途の実現は容易ではない。

これに対してダイヤモンドの熱伝導率は22.0W/cmKとあらゆる物質の中で最高の値を持っており、冷却の問題は大幅に軽減できる。またバンドギャップが広いこと、ショットキー障壁も任意の高い値の電極材料を使うことができ、発熱の激しい大電力デバイスとリーク電流の小さい省エネルギーデバイスの両者を実現することができる。図9にSiCとダイヤモンドの逆方向リーク特性を示す。SiCは室温からリーク電流が多く、162℃ではリーク電流は1.5MV/cmの電界で0.1A/cm²に達した。これに対し、前述と同じPtショットキー電極を形成したダイヤモンドでは室温ではほぼ測定限界であり、142℃ではSiCの室温の場合よりさらに2

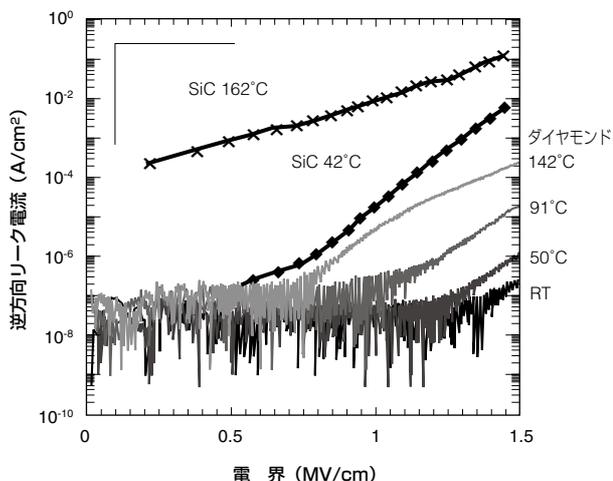


図9 高温環境での逆方向特性。
ダイヤモンドのリーク電流はSiCより3桁低かった。

桁も低い値10⁻⁴A/cm²となった⁽¹⁴⁾。

さらにダイヤモンドは順方向特性においても高温動作が有利に働く。SiやSiCの不純物準位は63meV以下⁽¹⁵⁾と低いため、室温もキャリアがほぼ100%活性化するが、高温になると移動度が低下して抵抗率が下がってくる。一方、ダイヤモンドの不純物のホウ素準位は350meVと深いこと、室温ではキャリアが不活性で抵抗率が高いものの、高温でキャリアが活性化し、他材料の使用限界である100～200℃付近で抵抗率の極小値が得られる。図10にダイヤモンドを200℃に加熱した場合の順方向特性を示す。8Vにおける電流密度は3000A/cm²に達し、SiCの限界より3倍高い電流密度を実現できた。このようにダイヤモンドは低リーク電流で省エネルギーであるだけでなく、高パワー密

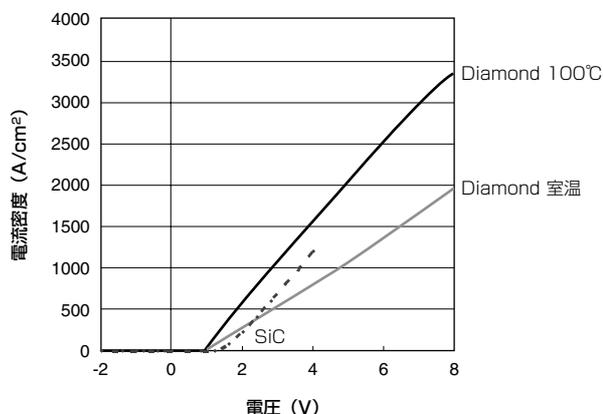


図10 ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの高電流密度動作
SiCの1000A/cm²より高い3000A/cm²で動作した。

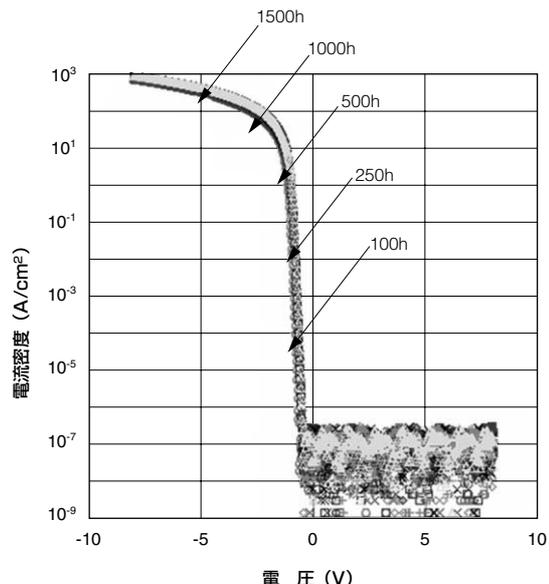


図11 ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの高温信頼性試験
400℃で1500時間経過しても特性は劣化しなかった。

度のパワーデバイスの実現が可能である⁽¹⁶⁾。

高温高パワー環境で動作させる場合、電気特性だけでなく半導体材料や電極材料の腐食など長期信頼性も懸念されるところである。そこで400℃の高温にダイヤモンド・ショットキー・ダイオードを長時間保存し、素子特性の変化を測定した長期信頼性試験の結果を図11に示す。ダイヤモンドに対して安定なRuショットキー電極の場合、1500時間経過してもダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの順逆方向特性ともにほとんど変化がなく、高温でも安定したデバイスを形成できることが分かった⁽¹⁷⁾。

以上のことから、ダイヤモンドは省エネルギーかつ超高パワー密度の新たなパワーデバイスの実現に最も有望な材料といえる。

4. デバイス特性とダイヤモンドの結晶欠陥

電子デバイス材料として開発が進んでいるSiやSiCなどは結晶欠陥の分析が進み、結晶欠陥がデバイスに与える影響も詳細に研究されてきた⁽¹⁸⁾。これに対してダイヤモンドは結晶欠陥についての分析はなされてきたものの、成長様式や工具・光学用途としての分析が主体であり、半導体デバイスとしての欠陥やデバイス特性との関係についての分析は進んでいなかった。そこで本章では、ダイヤモンドで初めて結晶欠陥と電子デバイス特性との相関が得られたので説明する。

本研究ではX線トポグラフィーによる欠陥分析とエッチピット作製による欠陥分析を行い、前述のショットキー・ダイオード特性との関係を調べた。

X線トポグラフィーとは、X線回折を用いて結晶の回折光強度分布を撮影することにより、結晶の完全性や欠陥分布を観察し、結晶成長による欠陥伝播様式を観察する手法である。測定方法の概念図を図12に示す。

転位欠陥とは、結晶中の原子が本来の位置からずれる欠陥のことである(図13)。このずれのベクトル b をバーガースベクトル(Burgers Vector)と呼ぶ。またこの原子のずれは、結晶の表面や界面に当たるまで連続するため、転位の伝播ベクトルを t で表すことにする。 $b \perp t$ の場合を刃状転位と呼び、 $b//t$ の場合をらせん転位と呼ぶ。X線トポグラフィーの転位像の強度 I はX線回折の回折ベクトル g とバーガースベクトル b の角度によって決まる。 $I = g \cdot b$ と

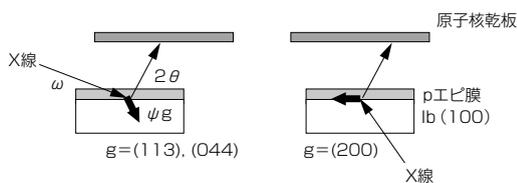


図12 X線トポグラフィーの測定方法

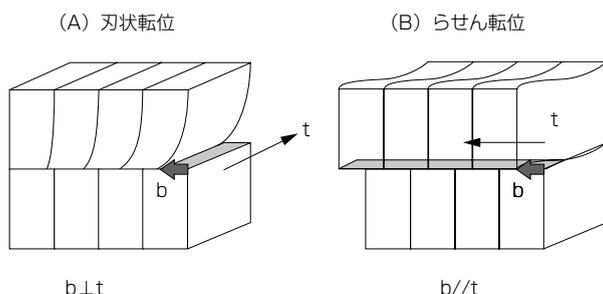


図13 転位欠陥と原子のずれを表すバーガースベクトル b
X線トポグラフィーの強度 I は $I = b \cdot t$ の関係にある。

いう内積の関係を持っており、 $g//b$ の時に最も強度が強く、 $g \perp b$ の時に最も強度が弱い。このため、X線トポグラフィーの測定では複数の g ベクトルを用いることで、結晶欠陥の原子構造を明らかにすることができる。

今回の測定では高エネルギー研究所の放射光を用いて測定を行った。放射光はX線の直線性が高く、極めて解像度の良いX線トポグラフィー像を撮影することができる。ビームラインはBL15Cを使用した。分光結晶にSi(111)FZ結晶を用い、入射エネルギー10keVのときエネルギー分解能は4eVである。トポグラフィー像は原子核乾板に撮影した。測定手順は①成長前のダイヤモンドIb(100)基板の撮影を行い、②マイクロ波プラズマCVD法でエピタキシャル膜を形成後、③再びX線トポグラフィーを測定し、ダイヤモンドの転位欠陥の伝播・生成様式を観察した。測定に用いた回折ベクトル g は、基板に垂直な成分を持つ $g = \{113\}$ と $\{044\}$ を、基板に平行な成分を持つ $g = \{220\}$ を選択した。測定条件を表1に示す。

表1 X線トポグラフィーの測定条件

波長 λ	0.96 Å	0.91 Å	0.71 Å
回折ベクトル g	(113)	(044)	(220)
入射角 ω	0.96	0.52	16.4
反射角 2θ	52.4	91.0	32.9
g ベクトルと表面の角度 ψ_g	63.8	34.4	0

Ib(100)基板のX線トポグラフィー像を図14に示す。ダイヤモンド基板には点状及び線状の転位が見られた。多数見られる点状の像は基板に垂直方向に伸びる転位と考えられる。 $g = (113)$ と (044) ではほとんど同じ位置に転位像が見られる一方で $g = (220)$ の転位数は少なく、他の g ベクトルで見られる転位の位置とは関連性はあまり見られなかった。このことから、この基板についてはバーガースベクトルが基板表面に垂直な成分を持つらせん転位的な欠陥

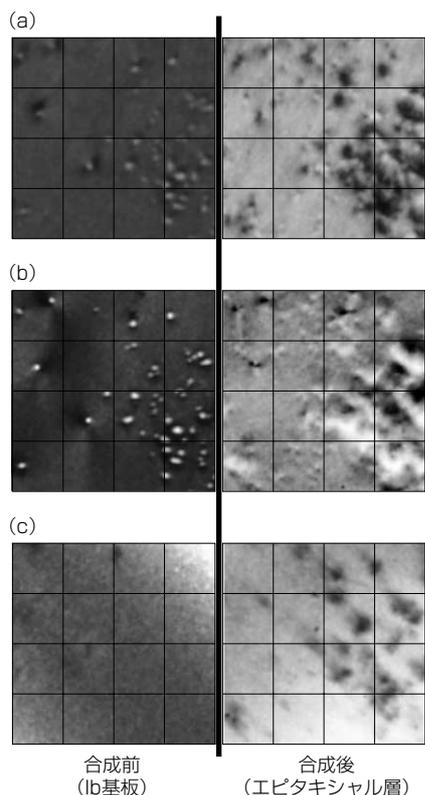


図 14 ダイヤモンド基板とエピタキシャル層のX線トポグラフィー像 (a) $g=(113)$, (b) $g=(044)$, (c) $g=(220)$ 。エピタキシャル成長後はどの回折ベクトルでも転位が増加した。また(a)(b)(c)全てで像が見られる複合転位が発生したことがわかった。

が大半を占めていたことが分かる。

エピタキシャル成長後に撮影したX線トポグラフィー像は成長前と比べて転位の密度が増加し、Ib基板の $1.6 \times 10^4 \text{cm}^{-2}$ から $2.8 \times 10^4 \text{cm}^{-2}$ となった。Ib基板の転位像の場所には引き続き転位像が見え、それ以外の場所にも転位が新たに発生した。エピタキシャル膜とIb基板の最も大きな違いは、 $g=(220)$ での転位像の数である。Ib基板では $1.6 \times 10^3 \text{cm}^{-2}$ だったが、エピタキシャル膜では $2.0 \times 10^4 \text{cm}^{-2}$ と大幅に増加した。またエピタキシャル膜で見られた $g=(220)$ の転位はほとんどの場合 $g=(113)$ 及び $g=(044)$ でも見られた。このため、上記の $g=(220)$ で増加した転位像は、基板に平行な(220)成分と基板に垂直方向にも成分を持つ複合欠陥であることが分かった。

次にダイヤモンドの結晶欠陥を拡大する手法として、 H_2 と CO_2 ガスを用いてマイクロ波プラズマエッチングを行った。先にX線トポグラフィーを撮影した試料のエッチング前とエッチング後の表面の光学顕微鏡写真を図15に示す。この図から転位像とエッチピットの位置に良い相関が得られていることが分かった。ただし、転位像がある部分でもエッチピットができる転位とできない転位があった。転位とエッチピットの位置の関係を図示したものを図16に示

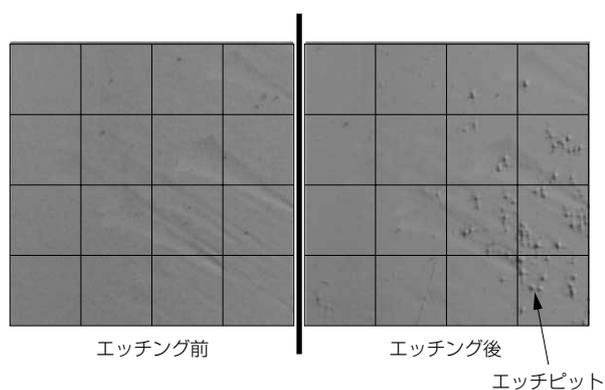


図 15 マイクロ波プラズマエッチングしたダイヤモンド表面 エッチング後はX線トポグラフィーで複合転位が確認された場所にエッチピットが形成された。

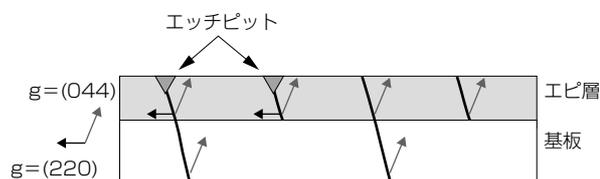


図 16 ダイヤモンドのエピ成長における転位の種類 太線は転位の伝播を示している。矢印は測定されるgベクトルの向きである。エピタキシャル層の転位は基板を引継ぐものと、新たに発生するものがある。エピタキシャル層で複合転位に転換した欠陥はエッチピットがしやすい。

す。この試料では転位は主に4種類に分かれた。まず最初の分類は、Ib基板の転位を継承したものと、エピタキシャル層で新たに発生した転位である。もう一つの分類は、エッチピットができる転位とできない転位である。このうち、エッチピットができない転位は、 $g=(113)$ 及び(044)でのみ転位像があり、 $g=(220)$ で転位像が見られない単純な転位である。一方、エッチピットができる転位は、 $g=(113)$ (044)(220)の全てで転位が見られた複合転位であった。このことから、マイクロ波プラズマエッチングは複合転位を選択的にエッチングすることが分かった⁽¹⁹⁾。

次にダイヤモンド・ショットキー・ダイオードのデバイス特性と結晶欠陥の関連を調べた。図2に示す擬似縦型ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードの特性を測定した後、電極を酸で除去してからマイクロ波プラズマエッチングを行った。エッチング後の表面とダイオードの逆電流特性を図17に示す。エッチピットは電極内に多数形成されており、エッチピットが多い電極ほど逆方向リーク電流が大きいことが分かった。複合転位はダイヤモンドのsp³結合から外れた結合をしているため、逆バイアスをかけても空乏層が広がらず、電流パスとしてリーク電流の原因に

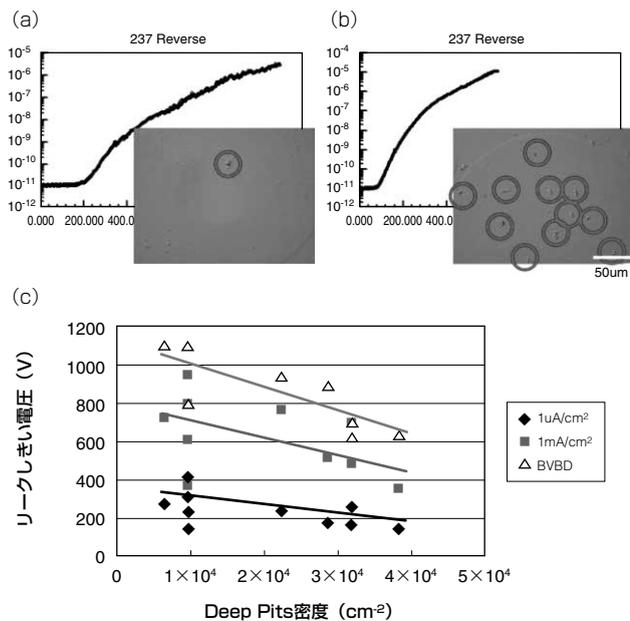


図 17 エッチピット密度とショットキー・ダイオードの逆方向リーク特性
(a)エッチピットが少ない場合の特性、(b)エッチピットが多い場合の特性、(c)エッチピット密度とリーク電流のしきい電圧。
エッチピットが多いほど低電圧で多くのリーク電流が流れた。

なつたと考えられる⁽²⁰⁾。

以上の結果から、X線トポグラフィとマイクロ波プラズマエッチングとショットキー・ダイオード特性を比較することで、ダイヤモンドで初めて結晶転位欠陥とデバイス特性の相関を得ることができ、半導体材料としてのダイヤモンドの開発の加速が期待できる。

5. 結 言

ダイヤモンド・ショットキー・ダイオードを通してダイヤモンド半導体技術について述べてきた。ダイヤモンドの高OFF角高マイクロ波パワーで合成することにより異常粒子の発生を抑制し、高移動度で極めて平坦な表面が得られた。このダイヤモンドを酸素終端してPtショットキーダイオードを作製し、絶縁破壊電界はSiCを超える3.1MV/cmを実現した。高温環境下での逆方向リーク電流は低く、1.5MV/cmの逆バイアスでSiCと比較してダイヤモンドは3桁低い10⁻⁴A/cm²だった。順方向特性では3000A/cm²の高電流密度動作を実現した。400℃で1500時間加熱しても素子特性の劣化は見られず、高温で高い信頼性が得られることが分かった。半導体としてのダイヤモンドの欠陥分析手法として放射光を用いたX線トポグラフィとマイクロ波プラズマエッチング法を用いる分析手法を開発し、複合転位がショットキー・ダイオードの逆方向リーク電流を増大させることが分かった。本研究でダイヤモンドは、冷却フリー動作可能な省エネルギーデバイスとして、かつ高パ

ワー密度デバイスの両者に適した材料であることが示され、半導体材料としてのダイヤモンド評価手法が大きく進展した。

X線トポグラフィ計測でお世話になった産総研エネルギー半導体ラボ、加藤博士、山口博士に深謝します。

参 考 文 献

- (1) E.O. Johnson, RCA Rev., 2 (1965) 163
- (2) B.J. Baliga, J. Appl. Phys., 53 (1982) 1759
- (3) A.Q. Huang, IEEE Elec. Dev. Lett., 25 (2004) 298
- (4) H. Shiomi et al., Jpn. J. Appl. Phys., 29 (1990) L2163.
- (5) D.J. Twitchen et al., IEEE Trans. Elec. Dev., 51 (2004) 826.
- (6) T. Teraji et al., Appl. Surf. Sci., 254 (2008) 6273.
- (7) S.J.Rashid et al., IEEE Int'l Symposium on Power Semiconductor Devices, Proc.315, (2005)
- (8) S. Koizumi, K. Watanabe, M. Hasegawa and H. Kanda, Diam. Relat. Mater., 11 (2002) 307.
- (9) H. Kawarada et al., New Diam. Front. Carbon Technol., 17 (2007) 201
- (10) M. Kasu et al., Electron Lett., 41 (2005) 22.
- (11) H. Umezawa, T.Saito, N.Tokuda, M. Ogura, S.G. Ri, H. Yoshikawa, and S.Shikata, Appl Phys. Lett., 90, 073506 (2007)
- (12) N.Tatsumi, H.Umezawa, and S.Shikata, Int' l Conf.SiC and Related Materials, Proc.Th-99 (2007)
- (13) 鹿田、梅澤、辰巳、池田、Kumaresan、第6回SiC及び関連ワイドギャップ半導体研究会p55 (2007)
- (14) 梅澤、辰巳、池田、Kumaresan、鹿田第6回SiC及び関連ワイドギャップ半導体研究会p57 (2007)
- (15) J-L. Robert et al., Sensors and Actuators A, 97-98 (2002) 27.
- (16) S.Shikata, K. Ikeda1, R. Kumaresan1, H. Umezawa1 and N. Tatsumi, European Conf.SiC and Related Materials, WeP-34 (2008)
- (17) K. Ikeda, H. Umezawa R.Kumaresan, and S. Shikata,] European Conf.SiC and Related Materials, WeP-33 (2008)
- (18) Q. Wahab et al., Appl. Phys. Lett., 76 (2000) 2025.
- (19) N.Tatsumi, H.Umezawa, K.Ikeda, R.Kumaresan, Y.Nishibayashi, T.Imai, and S.Shikata, Int' l Conf.New Diamond and Nano Carbons., Proc.p234 (2008)
- (20) 辰巳、梅澤、加藤、山口、池田、クマレスアン、西林、今井、鹿田、第22回ダイヤモンドシンポジウムp106 (2008)

執 筆 者

辰巳 夏生* : エレクトロニクス・材料研究所 主査
ダイヤモンドの電子源・電子デバイス開発に従事



池田 和寛 : (独)産業技術総合研究所 ダイヤモンド研究センター
(現 エレクトロニクス・材料研究所) 博士 (学術)

梅澤 仁 : (独)産業技術総合研究所ダイヤモンド研究センター博士 (工学)

鹿田 真一 : (独)産業技術総合研究所ダイヤモンド研究センター
副研究センター長 博士 (工学)

*主執筆者