

SiC ウェハの現状と展望

Current Status and Future Prospects of SiC Wafer

恩田 正一

Shoichi ONDA

In recent years, as electric motors are being used in a wider variety of industrial fields the role of power electronics has become very important. In particular, much attention is being directed towards silicon carbide (SiC) semi-conductors due to their superior electronic characteristics as power device components. In the automotive industry, these are expected to improve the efficiency of EV and HEV motor power control units. This paper discusses SiC wafer technology as the most important key to the commercialization of SiC power devices. It also introduces the RAF method which has realized high quality, and technologies being developed to grow gaseous crystallization at low cost.

Key words :

Power Device, Wide Band Gap Semiconductor, SiC, Silicon Carbide, Wafer, HV, HEV, HTCVD

1. はじめに

Si 半導体全盛の時代は 50 年も続いているが、GaAs など化合物半導体が徐々に Si を脅かす時代に入ってきた。エネルギー枯渇、二酸化炭素など環境問題が叫ばれる中、あらゆる分野で電動化が進みパワーエレクトロニクスのみならず役割は非常に大きい。そのような中で電子物性が優れるシリコンカーバイド (SiC : Silicon Carbide) が世界的に注目され、実用化に向け本格的な開発が進められている¹⁾³⁾。

本稿では、SiC デバイス実用化の最大の鍵であるウェハ技術について述べる。高品質な ϕ 6 インチ SiC ウェハの作製技術を中心に将来の低価格ウェハ技術の取り組みについても述べる。

2. 高品質結晶成長法 (RAF法)

近年、SiC の {0001} 面結晶成長においては、成長の温度条件を高精度に制御、最適化⁴⁾ することにより、

結晶の口径、品質の改善がなされており、マイクロバイク欠陥 (ホロコア転位)⁵⁾、インクルージョン (不純な介在物)、小傾角粒界 (結晶方位の微小なズレ欠陥)、格子のそり (結晶格子の曲がり) 等のマクロな欠陥は大幅に低減されている。

しかしながら、刃状転位、らせん転位、基底面転位といったミクロな微細欠陥は依然多数残っており、SiC デバイスの特性、長期信頼性の実現の妨げている。

我々が考案した RAF 法は、転位欠陥を従来の成長法に比べ 2 ~ 3 桁低減させる結晶成長手法である⁶⁾。従来の結晶成長面の c 面に垂直の方向である a 面方向に成長⁷⁾ することにより、原理的には結晶内の転位を無くすことが出来る手法であり、昇華法のみならず、ガス法、溶液法等、その他の SiC 結晶成長法にも適用できる高品質化成長技術である。

従来からの Si 結晶では熔融状態からネッキング引き上げ技術⁸⁾ により、転位欠陥フリーを実現した。しかし SiC 結晶成長は、気相成長⁹⁾ のため急激な結晶径の拡大ができずネッキング技術は適用できない。SiC 結

晶成長は、Fig. 1で示すように、黒鉛の坩堝内に原料となるSiC粉末およびそれと対向して種結晶を配置して、2200℃～2300℃に加熱することにより、SiC粉末からの昇華ガスを少し温度を低く設定した種結晶上に再結晶化することにより成長する。種結晶は通常SiC結晶のc面（C軸<0001>に垂直な面）を用いるので、結晶はC軸<0001>に沿って成長する。成長した結晶中の結晶欠陥の起源を詳細に調べてみると種結晶にもともと存在する欠陥が大きく影響している。このように、SiC結晶成長では、温度制御などの成長条件と共に種結晶の欠陥を低減することが最重要事項となる。

本稿では、c軸<0001>に垂直な結晶面は、{11 $\bar{2}$ 0}面も、{1 $\bar{1}$ 00}面もすべてa面と呼ぶ。同様に<11 $\bar{2}$ 0>軸、<1 $\bar{1}$ 00>軸も共にa軸と呼ぶ。それらは転位構造にとっては同じ面、軸と見なすことができるからである。

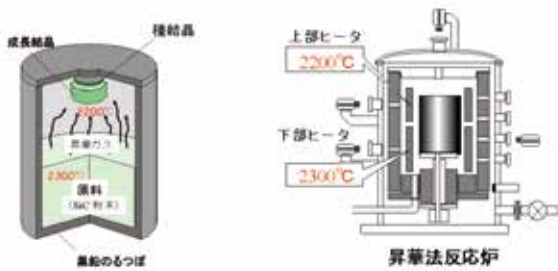


Fig. 1 Principle of Sublimation Method (Improved Rayleigh Method)

2.1 転位構造変化を利用した RAF 法

我々が取り組んできた結晶成長はa面成長を繰り返して行うことからRepeated A-Face methodの頭文字を取りRAF法と命名した。RAF成長の原理を一言で言えば、結晶内の欠陥の形態をa面方向の成長を繰り返すことにより基底面内の欠陥形態に変換し基底面に閉じ込め、最後にその欠陥をc面オフ成長により結晶外に掃き出す手法である。

RAF法考案のきっかけは、a面成長した4H-SiC結晶をc面{0001}面に切り出し、X線ロックングカーブの{0004}面回折の半値幅を調査したことから始まった（Fig. 2）。この分析から成長方向に平行な向きの歪み（ゆらぎ）は、成長方向に垂直な向きの歪み（ゆ

らぎ）に比べ小さいことを見出した。結晶成長方向とX線の ω スキャン軸とが垂直の場合（ケースA）の半値幅は27秒であり、完全結晶の測定値（Siの測定値26秒）とほとんど同一の値であった。これはa面成長方向と平行な方向の結晶歪み（ゆらぎ）が極めて小さいということを示している。一方、結晶成長方向とX線の ω スキャン軸とが平行な場合（ケースB）は半値幅が大きい。

つまり、a面成長は種結晶表面に現れたc軸方向の歪み（ゆらぎ）のうち、成長方向に垂直な情報だけを引き継いでいた。その転位構造をイメージ化したものをFig. 3に示す。c軸方向の歪み（ゆらぎ）の大きさを凹凸として表している。

Fig. 4に示すX線トポグラフの評価からも成長方向に多数の刃状転位が観測されている。つまりa面成長はc軸方向の歪み（ゆらぎ）の大部分を基底面内の刃状転位あるいは積層欠陥に変換する。このa面成長による転位構造変化（形態の変換）を利用して、転位欠陥の低減を試みたのがRAF法である。

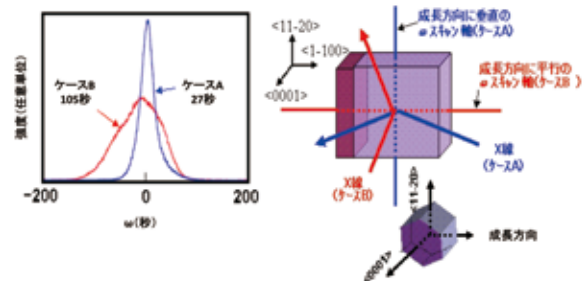


Fig. 2 X-ray Rocking Curve of Crystallization Growing on a-Surface

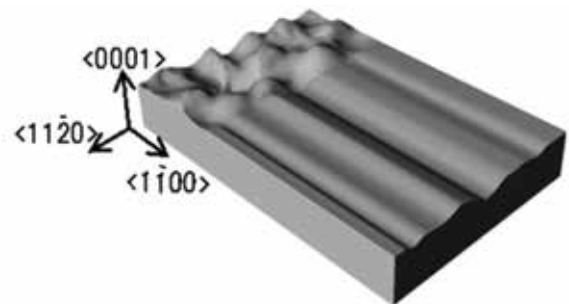


Fig. 3 Image of Strain (Fluctuation) in c-Axis Direction

電動化

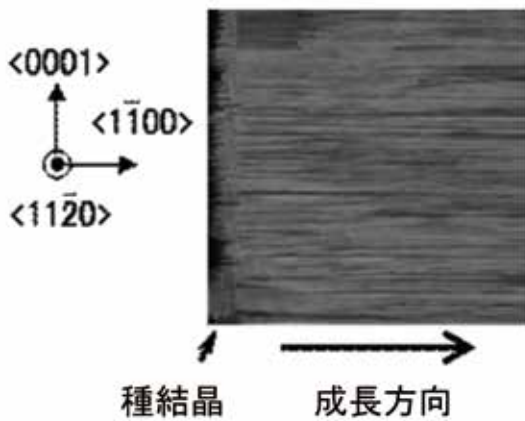


Fig. 4 X-ray Topography Evaluation

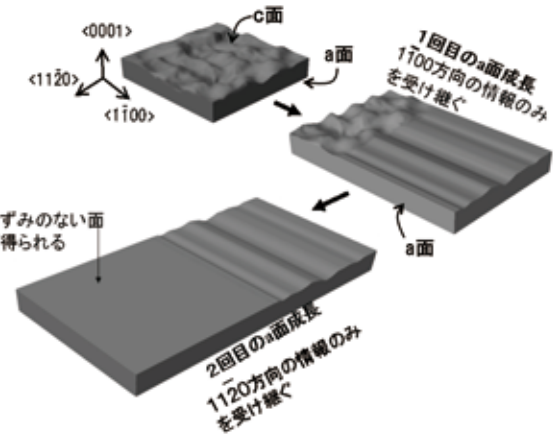


Fig. 6 Image of c-Axis Strain in RAF Growth Process

2.2 a面成長を繰り返すことにより品質向上

RAF 成長の基本プロセスを Fig. 5 に示す。はじめに c 軸方向に結晶成長したインゴットから a 面に種結晶基板を切り出す。次にその切り出した基板を種結晶にして 1 回目の a 面成長を行う。さらに、1 回目に成長したインゴットから、図に示すように垂直に種結晶を切り出し、同様に 2 回目の a 面成長を行う。この後、同様に成長したインゴットから垂直に種結晶を切り出し、3 回、4 回・・・と交互に繰り返し成長した後、最後に C 面成長を行い RAF 法による結晶成長は完了する。

RAF 法による一連の結晶の歪みを模式的に表したのが Fig. 6 である。通常品質の種結晶による c 面成長の表面 {0001} 面の格子面は図のようにランダムなうねりであるが、1 回目 a 面成長により、格子面は、最初の種結晶表面から成長方向に垂直な c 軸ゆらぎのみを継承するため波形面となる。2 回目の a 面成長では、1 回目 a 面成長の種結晶表面から引き継がれる揺らぎが更に少ないため、{0001} 格子面の c 軸ゆらぎは極めて平坦となる。

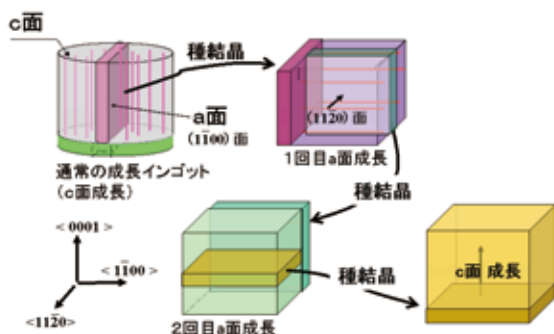


Fig. 5 Schematic of RAF Growth Process

2.3 最後に C 面成長で積層欠陥を結晶外に掃出す

a 面成長を繰り返した時点で、大部分の結晶欠陥は結晶面内に閉じ込められており表面には現れない。従って、原子レベルでジャスト c 面に種結晶を切り出すことができれば、その c 面の表面は原理的に無欠陥となるが、実際には完全フラットに切り出すことは不可能である。そこで繰り返し成長した a 面成長によって結晶面内に閉じ込められた、刃状転位、積層欠陥⁷⁾を何とかして除去する手法が必要となってくる。結晶内に残る転位の大部分は {0001} 面に平行であり、積層欠陥とそれに付随する部分的な転位は c 軸に垂直な方向 (c 面内) に継承するだけである。したがって種結晶面を {0001} 面に対して数度の OFF 角度をつけ成長させることにより掃き出すこととした。Fig. 7 に c 面 OFF 成長した結晶インゴットを {1120} 面で切り出し、{0004} 回折でトポグラフ観察した結果を示す。図に示すように種結晶内の積層欠陥が成長と共に OFF 角度に沿って結晶外に掃きだされている様子がわかる。

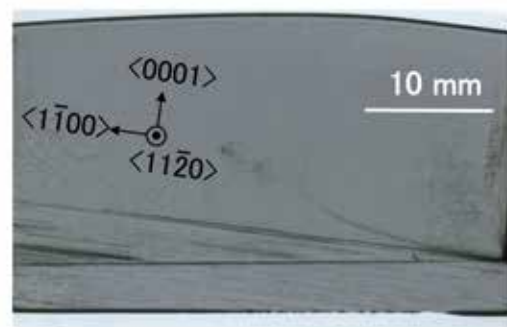


Fig. 7 Status of Cleaning Out of Stacking Fault by Off-Angle Growth

2.4 RAF 成長を繰り返し品質を向上

Fig. 8 は a 面成長を 3 回繰り返した後、c 面成長して作製した結晶と 7 回繰り返して作製した結晶を比較したものであり、Fig. 7 で示した c 面 OFF 成長による掃き出し処理をした結晶の (0001 面) X 線トポグラフィ像である。結晶のサイズは、共に ϕ 1 インチであり、トポグラフィ評価は SPring-8 の強力な放射光を用いた。g = (11-28) 回折することにより、c 軸方向の転位、a 面方向の転位も同時に観察した。この回折は、強度が落ちるので通常は使わないが SPring-8 の高強度放射光により高分解能で鮮明なトポ像が得られた。7 回 RAF 結晶像では、視野 3mm \times 3mm 中に丸印で囲んだ部分に 1 つ貫通らせんが観測される程度まで高品質な結果を得ることが出来た。 ϕ 1 インチ全域での平均の貫通らせん転位の密度は 3 回 RAF 結晶が 72 個/cm²、7 回 RAF 結晶は 1.3 個/cm² であった¹⁰⁾。

さらに、7 回 RAF を詳細に観察した結果、極めて興味深い結果を得た (Fig. 9)。スジ状の欠陥は基底面転位と考えられるが、きれいに $\langle 11-20 \rangle$ 方向にそろっている。これは、非常に純粋な基底面転位が観測されたものであり、いままでこのような報告はなく、RAF 法ではじめて観測された結果である。

RAF 法の a 面成長の繰り返し回数の効果を Fig. 10 にまとめる。白丸は EPD (エッチピット密度) を示す。赤丸は貫通らせん転位密度を示す。RAF 成長を 7 回繰り返すことにより EPD は 20 個/cm² 以下まで低減することが出来た。デバイスに大きく悪影響を及ぼすキラ欠陥と考えられる貫通らせん転位は 1.3 個/cm² まで低減することができた。

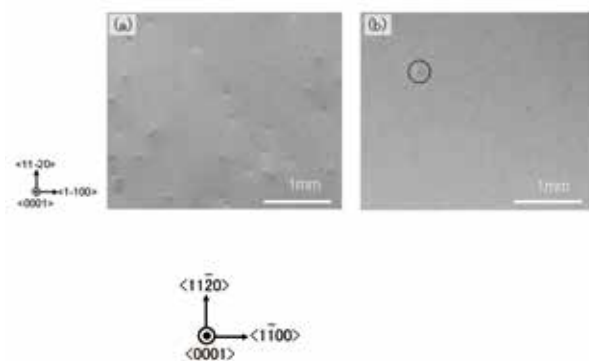


Fig. 8 X-ray Topography Evaluation of RAF Crystals

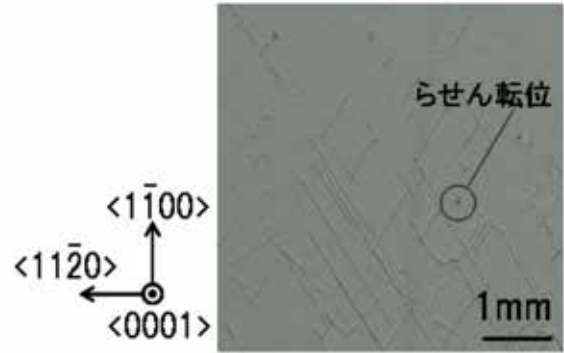


Fig. 9 X-ray Topography Detailed Observation of 7-Time RAF Growth Crystals

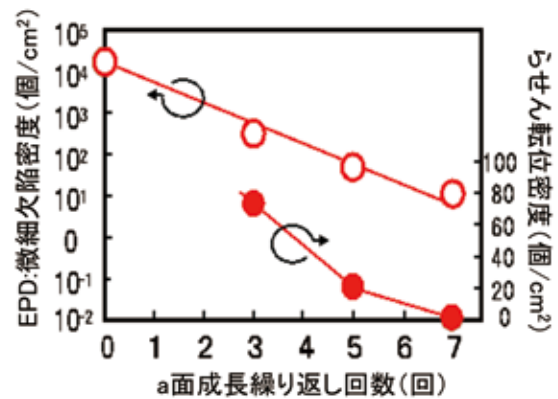


Fig. 10 Number of Repetitions and Crystal Quality of RAF Growth

3. RAF 法による大口径ウエハの作製 (ϕ 6 インチ)

RAF 法の場合、Fig. 5 からわかるように a 面成長の長さにより種結晶のサイズが決まる。つまり a 面成長の長さがウエハ口径を決める。したがって a 面の長尺成長が出来れば、その長尺長さと同等サイズの種結晶基板を得ることが出来る。それぞれ縦横の a 面成長を 6 インチ (150mm) 成長すれば、 ϕ 6 インチ角の種結晶となるブロック結晶を得ることが出来る。

6 インチの種結晶を得るためには、Fig. 11 に示すように、一辺 6 インチ以上となるように縦横方向に a 面成長してブロックを形成する。

このような大型 RAF ブロックを形成する過程では、ブロックの熱応力が問題となる。ブロックが大きければ大きいほど、結晶成長時のブロック内の成長方向の温度差は大きくなり、かつ成長終了後の冷却過程にお

いて、その温度差が熱収縮差となるため、極力均熱な条件で成長しなければならない。

また RAF ブロック成長においては、通常の円筒状の成長と異なり直方体形状の非対称成長となるため、坩堝壁面からの距離が異なることも十分考慮する必要がある。

我々（昭和電工、豊田中央研究所、デンソーの共同開発）は3回 RAF 成長によるφ6インチ RAF ブロック結晶（150 × 150 × 40）を試作した。作製した RAF ブロック結晶を前述したように OFF 角度をつけスライスしてφ6インチ種結晶を作製した。

その種結晶を用いてc面成長したインゴットを<11-20>方向に4° OFF スライスして6インチウエハを作製した。写真1は坩堝内で結晶成長したφ6インチインゴットとそれから切り出したφ6インチウエハである。KOH エッチピット評価（Fig. 12）から全域の平均転位密度は3000個/cm²（面内5点評価）であった。また、転位の中でもデバイス特性への影響が大きいと考える貫通らせん転位についても KOH エッチピット評価から300個/cm²（面内5点評価）の密度を確認した。我々が作製したφ6インチウエハは、現状の他社開発φ6インチウエハに対して転位密度が大幅に少ない世界最高品質である（Table 1）¹¹⁾。

現在は3回 RAF 法によるφ6インチであるが、今後さらに RAF の繰り返し回数を増やして更なる高品質化を狙っていく。Si 並みの品質の SiC ウエハが世の中に出まわる日もそう遠くではない。

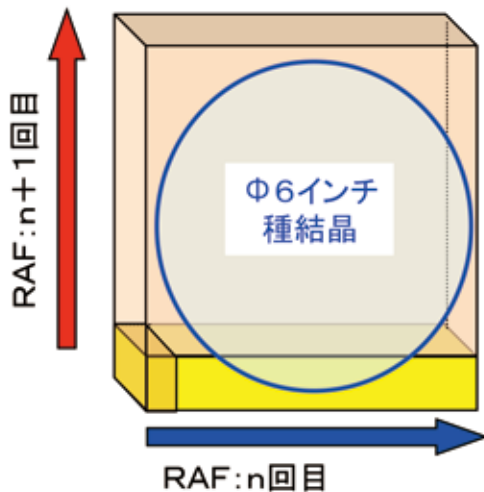
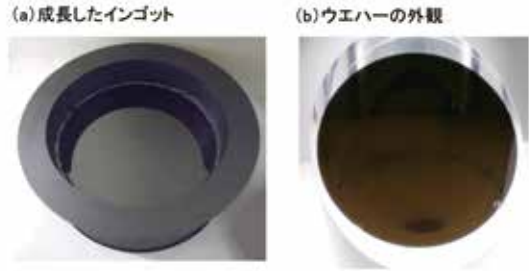


Fig. 11 Schematic of 6-Inch Block



品質結果

評価項目	RAFウエハ	市販品*
マイクロバンプ	0.01個/cm ² 以下	1個/cm ² 以下
転位密度	3000個/cm ² 以下	1万個/cm ² 以下
らせん転位密度	300個/cm ² 以下	3000個/cm ² 以下

市販品の品質はデンソーによる評価結果に基づくもので製造元の公表値ではない

Fig. 12 SiC Ingot and Wafer by RAF Method

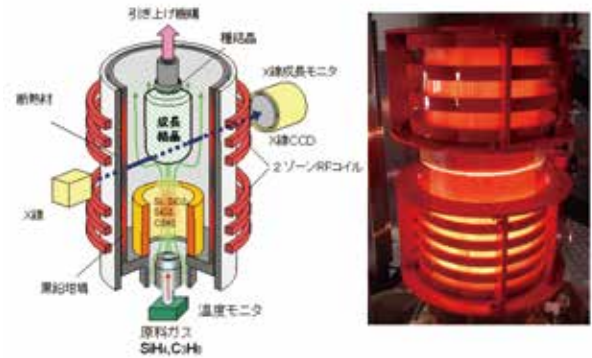


Fig. 13 Ingot Production Method Using Gas

4. 低価格ウエハ実現のための新規技術

前述したように、RAF法を用いた高品質φ6インチウエハが実現しSi並品質のSiCウエハが現実的となってきた。今後、SiCデバイスの本格的な普及のためには、ウエハの大口径化、高品質化技術に加え、そのウエハを安価に安定的に供給するための量産技術の確立が大きな課題となる。現状、市販されているSiCウエハはすべて昇華法（Fig. 1）で成長されている。昇華法の結晶成長速度は0.3mm～0.5mm/時間であり、Siの数センチ/時間に比べ非常に遅い。また昇華法は坩堝内の原料が枯渇すると成長が止まるためインゴットの長さは長くても50mm程度となる。一方Siインゴットはメートル単位で引き上げ成長される。これではSiCがSiに比べ、いくら性能が高いと言っても、とてもコスト的になかない。

4.1 昇華法に替わる新規なガス成長法

そこで、我々は昇華法に替わる新規なガス結晶成長法（HTCVD：High Temperature Chemical Vapor Deposition）に取り組んでいる¹²⁾。ガス成長法は高純度のガス原料を高温坩堝内に導入し、直接SiC結晶を合成する方法である。連続的な成長が可能となり、またガス流量のコントロールにより高速な成長が可能となる。

原料ガスは坩堝外から高純度半導体ガスのシラン（SiH₄）、プロパンガス（C₃H₈）を用い、キャリアガスの水素、アルゴン等と共に流量制御装置を用いて坩堝内に連続供給する。供給されたシラン、プロパン原料ガスは2000℃以上の高温に加熱された坩堝内で分解され、成長に寄与するSi、SiC₂、SiC₂、C₂H₂等の分子種となり、種結晶表面に輸送され結晶成長が行われる。

ガス成長法においては高純度の半導体原料ガスを精密に流量制御し、またSi、Cの流量比率を任意に制御できることから高品質な成長を高速で連続的に成長することが可能となる。我々は、このガス成長法によりφ6インチで、長尺量150mm、成長速度3mm/hで作成することを目標としている。

ガス成長法でまず直面した課題は詰まりである。SiH₄、C₃H₈が高温で分解され、様々な形態の反応過程を経て種結晶上に結晶化されるため、早く分解が進みすぎると導入管が詰まってしまう。また遅ければ未反応で出口側が詰まってしまう。従って、非常に高度なガス流量制御、温度制御が必要となる。

我々は、このような複雑な結晶成長過程をシミュレーションによりコントロールしている。基本的な成長モデルをFig. 14に示す¹³⁾。SiC単結晶表面上での成長速度は式(1)で表すことができる。

$$R \propto \Delta P D / \Delta X = (P_1 - P_0) D / \Delta X \quad (1)$$

高速に成長させるためには、分子種の気相中での分圧を上昇させること、成長面温度を低温化することで結晶面近傍の飽和蒸気圧を低下させること、更に、拡散距離の短い分子種を形成させることが有効となる。

成長過程で生じている複雑な分解状態を、電磁場、熱輸送、流れのシミュレーションにより、ガス導入から出口までシミュレーションした。導入されたガスは

単純に分解するのではなく、時間と共に複雑に変化するため、成長結晶の表面近傍をどのような分子種の分布にするか、どのような結晶内の温度勾配にするかが技術ポイントとなる。

このように、ガス成長は昇華法に比べ制御パラメータが多く複雑であるがシミュレーションの発達によりその制御が可能となった。

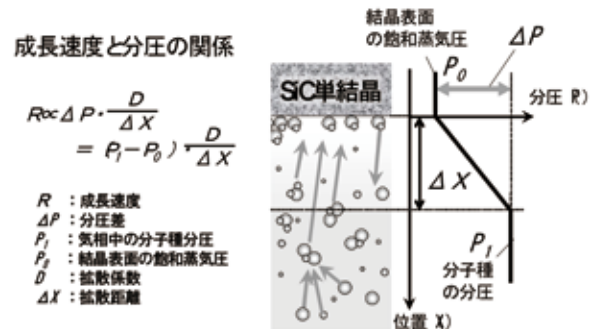


Fig. 14 Gaseous Growth Method with Many Control Parameters

4.2 種結晶（RAF品質）と同等の結晶品質を実現

次に、結晶成長の一例を示す¹⁴⁾。Fig. 15は、結晶内の温度勾配と成長結晶近傍でのガス分圧と結晶性をマップ化したものである。SiC合成は発熱反応であるため、成長を維持するためには成長した結晶を通して種結晶側に熱輸送し冷却する必要がある。冷却勾配が小さいと表面温度が上昇し成長方向が逆転する。その結果、樹状多結晶（デンドライド）が形成されてしまう。Fig. 15はその結晶形態をシミュレーションした結果（実線）に実測データをプロットしたものである。非常に良い一致を示した。温度勾配が14℃/mmの時、成長速度2.4mm/時間で良質な結晶が得られている。一般的な昇華法での成長速度が0.3～0.5mm/hであることからすれば、2.4mm/時間は1桁近い高速化が実現できた。式(1)で示した分子種の分圧上昇により成長速度が増大することも裏付けており、更なる高速化が期待できる。

Fig. 16は、ガス成長法により成長させた3インチ口径結晶インゴットである。結晶成長先端が平坦で安定した成長が出来ている。種結晶に対して10%ほど口径が縮小しているが今後条件により改善できる。

品質はエッチピットによる欠陥評価では微細欠陥密

度 (EPD) : $2 \times 10^3/\text{cm}^2$, マイクロパイプ : $0 \sim 2/\text{cm}^2$ であった。X線トポグラフィ評価においては、貫通らせん転位は $350/\text{cm}^2$ であり、基底面転位は観測されなかった (Fig. 14)。品質に関しては、ほぼ種結晶と同等の品質であり、今後は、高品質な種結晶を用いることにより更に高品質化が可能であると考えている。インゴット長さについては、水素による坩堝のエッチングが制限しているが、現在、水素にエッチングされない新たな高耐久坩堝を開発中である。以上、述べてきたように、ガス成長法による高速、連続成長の可能性は見てきた。SiC ウエハの将来的な低コスト化に向けた大きなブレークスルーとなるものと期待できる。

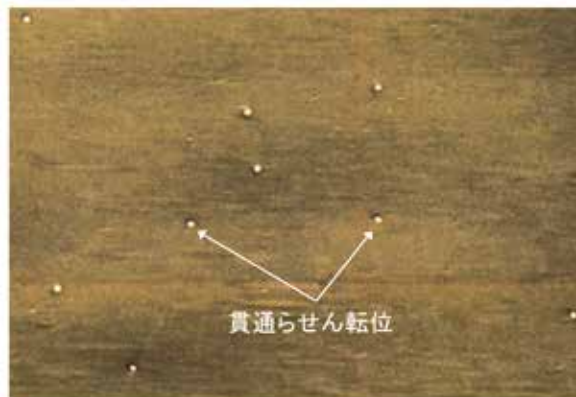


Fig. 17 Ingot Subjected to X-ray Topography Evaluation

5. 世の中の技術動向

2015年10月SiCに関する国際学会ICSCRM2015が開催された。800名を超える参加者があり非常に盛況であった。SiCウエハ関連においては、結晶成長、エピタキシャル膜成長、大口径加工技術の報告がされた。 $\phi 6$ インチサイズについては、ほぼ各社出揃い、高品質化、低価格化の技術開発が盛んに行われている。8インチサイズも一部のメーカーで試作結果が報告された。結晶成長においては、中国メーカーの技術力向上が目覚しく、結晶品質もデバイスができるレベルになってきた。中国メーカーの市場参入により低価格化の競争時代に入ってくる日も遠くないと思われる。SiCの本格的普及にはウエハの低価格化が不可欠であり、各社安価な結晶性成長法を開発しているが、同様にエピタキシャル膜形成の高スループット化も重要な鍵を握る。そこで、新規な高スループットエピタキシャル膜成膜装置¹⁵⁾⁻¹⁷⁾について少し紹介する。この新型エピタキシャル装置は電力中央研究所とニューフレアテクノロジー株式会社とトヨタグループ(トヨタ自動車、デンソー、豊田中央研究所)の共同開発である。

基本構造は、高速と高品質を両立するため、従来のようなサセプターに複数枚ウエハを設置する方式でなく、枚葉式とした。サセプターを毎分最大1000回転することにより、Fig. 18で示すようにウエハ表面でのラミナーフローを形成し、高速で欠陥の少ないエピタキシャル成長を実現した。成膜は1枚であるが、昇温、降温時間を短縮し、自動搬送システムによりタクトタ

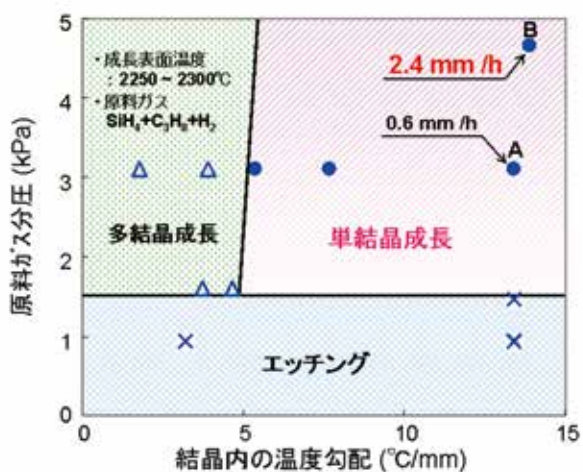


Fig. 15 Crystalline Mode Changing according to Temperature Gradient Inside Crystals



Fig. 16 Ingot manufactured by HTCVD

イムの短縮を図った。Fig. 19 は 1200V の耐压のためのエピ膜厚約 10 μm の場合のタクトタイムを示す。2 チャンバーにすることにより、スループット 4 枚/時間が可能となる。

成膜特性については適合中であるが、現段階では、成長レートサセプター 1000 回転/分の時、42 μm/h であった。

膜厚分布は φ 6 インチ範囲内で約 1.5%、濃度分布については、周辺がまだ少し悪く φ 6 インチ範囲内で 5.2% という結果を得ている。今後、濃度分布の改善と更なる高速化を進めていく。

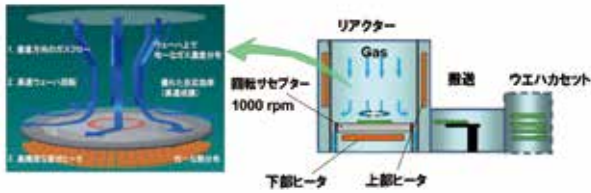


Fig. 18 Basic Structure of Epitaxial Equipment

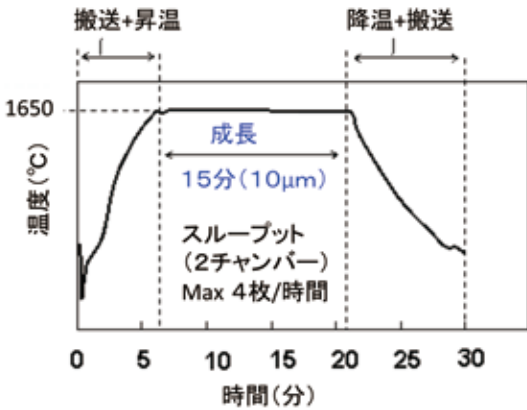


Fig. 19 Possible to Form Four Membranes Maximum per Hour

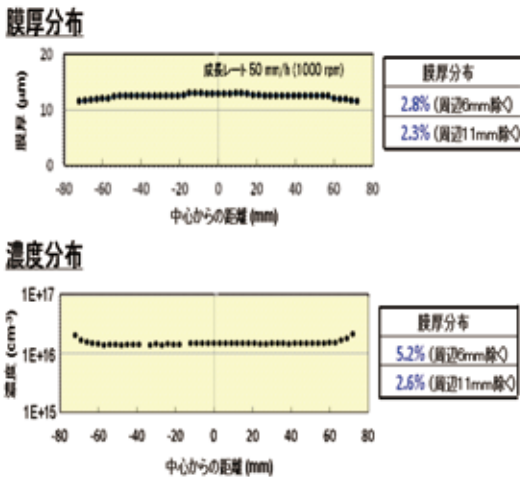


Fig. 20 Thickness Distribution and Concentration Distribution



Fig. 21 High throughput Chemical Vapor Deposition

6. 今後のウエハ展望

以上述べてきたように、SiC ウエハは着実に進歩している。同様にデバイス技術もプロセス技術、構造設計、信頼性技術が急速に進歩し、既に数 100A 級、数 KV 級の MOSFET が報告されている。それに伴い SiC デバイスを用いたシステム開発が本格的になってきた。SiC デバイスを使う立場からするとデバイス価格がどこまでくれば商品化できるかが課題となる。

現状、デバイス基板となる SiC ウエハが、まだ小口径で高価であり、デバイスプロセスコストも高く、また欠陥が多いため、大面積チップの歩留りも悪い。それを使ったシステムコストも Si に比べ、非常に高いものとなっている。SiC 採用による周辺部品のコストダウン効果も期待できるが、それを差し引いても Si を使ったものに追いつけない。

近年、基板の大口径化、低コスト化が急速に進んでおり、Si とのシステムコスト差は近づきつつある。さらにウエハの品質が上がり、大面積チップの歩留りが向上し、デバイスプロセスコストも装置の進歩によって下がれば、SiC のチップコストとして Si に近づくと考えている。Fig. 22 は φ 8 インチで Si-IGBT を製造した場合のデバイス形成後の基板コストを 1 とした場合

の、SiC-MOSFETのコストを比率計算したものである。Si-IGBTの12mm□チップと同等定格性能のチップは、SiC-MOSFETの場合7mm□ほどで実現可能であるが、φ4インチサイズでは、チップコストはSiに到底及ばない。しかし、本稿で述べたように高品質で安価なφ6インチウエハが実現出来れば、デバイス形成後の基板コストをSiの2倍程度にすることができ、同等の歩留りで、Siチップの1.2倍程度のコストでSiCチップも実現可能となる。この程度までなれば、周辺部品のコストダウン効果を含め、Siデバイスを用いたものより、安価で高性能なシステムの実現が可能となり、SiCを適用する範囲も格段に拡大すると期待している。

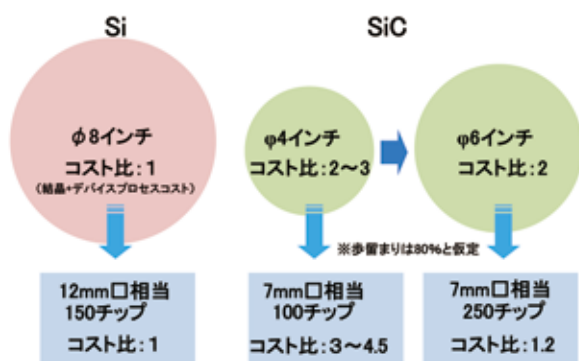


Fig. 22 Prices of Wafer and Chip

参考文献

- 1) 高橋清監修：ワイドギャップ半導体 光・電子デバイス，森北出版 (2006)。
- 2) 松波弘之編著：半導体 SiC 技術と応用 第2版，日刊工業新聞社 (2011)。
- 3) 荒井和雄，吉田貞史著：SiC 素子の基礎と応用，オーム社 (2003)。
- 4) Yakimova, R. et al. Seeded sublimation growth of 6H and 4H-SiC crystals. Mater. Sci. Eng. B61-62, 54-57 (1999)。
- 5) Frank, F.C. Capillary equilibria of dislocated crystals. Acta Crystallogr. 4, 497-501 (1951)。
- 6) D. Nakamura, I. Gunjishima, S. Yamaguchi, T. Ito, A. Okamoto, H. Kondo, S. Onda and K. Takatori, Ultrahigh-quality silicon carbide single crystals. Nature 430, 1009 (2004)。
- 7) J. Takahashi, N. Ohtani, M. Katsuno, S. Shinoyama, Sublimation growth of 6H and 4H-SiC single crystals in the [1100] and [1120] directions. J. Cryst. Growth 181, 229-240 (1997)。
- 8) W.C. Dash, Growth of silicon crystals free from dislocations.

J. Appl. Phys. 30, 459-474 (1959)。

- 9) Y.M. Tairov, V.F. Tsvetkov, Investigation of growth processes of ingots of silicon carbide single crystal. J. Cryst. Growth 43, 209-212 (1978)。
- 10) Y. Urakami, I. Gunjishima, S. Yamaguchi, H. Kondo, F. Hirose, A. Adachi, S. Onda: Mater. Sci. Forum 717-720, 9 (2012)。
- 11) H. Kondo, et al., Development of RAF quality 150mm 4H-SiC wafer, ICSCRM2013 Technical Digest p.3 (2013)
- 12) 原一都 工業材料 2011年12月号
- 13) Y. Kitou, E. Makino, K. Ikeda, M. Nagakubo and S. Onda, Mater. Sci. Forum, 527-529, 107 (2006)。
- 14) K. Tokuda, ICSCRM2013 Technical Digest p123 (2013)
- 15) H. Tsuchida, et al. ICSCRM2013 Technical Digest p95 (2013)
- 16) H. Fujibayashi, et al. ICSCRM2013 Technical Digest p108 (2013)
- 17) M. Ito, et al. ICSCRM2013 Technical Digest p302 (2013)

著者



恩田 正一

おんだ しょういち

先端研究1部

SiC半導体, GaN半導体の研究開発に従事

現在, 名古屋大学出向中