〔新 日 鉄 技 報 第374号〕 (2001)

UDC 621 . 3 . 049 . 77 : 661 . 665

大口径・高品質炭化珪素単結晶基板

Large High-Quality Silicon Carbide Single Crystal Substrates

大谷 昇*(1) Noboru OHTANI
勝野正和*(2) Masakazu KATSUNO
藤本辰雄*(1) Tatsuo FUJIMOTO
柘植弘志*(3) Hiroshi TSUGE
藍郷 崇*(4) Takashi AIGO
矢代弘克*(2) Hirokatsu YASHIRO

抄　録

新日本製鐵における開発成果を中心に，炭化珪素(SiC)単結晶基板開発の最近の進展について述べた。SiC半導体は，パワーデバイス，耐環境デバイス用半導体材料として古くから注目されていたが，単結晶成長が困難なことから，その実用化が長年阻まれてきた。しかしながらここ数年，単結晶成長技術が格段に進歩し，SiC単結晶の大型化，高品質化が実現された。現在，この単結晶を基板として，高品質のエピタキシャル薄膜成長や高性能のデバイス試作が精力的に行われている。SiC単結晶成長技術を紹介し，その現状と今後の課題について触れた。

Abstract

This paper reviews the recent development of silicon carbide (SiC) single crystal substrates, focusing on Nippon Steel's development results. Potentials of the SiC semiconductors for high power, high frequency electronic devices and for use in hostile environments have been recognized for several decades. Although such applications have long been hindered due to difficulty of its single crystal growth, large and high quality SiC single crystals have been brought into reality thanks to drastic improvements in the single crystal growth technology over the last few years. Using the developed single crystal substrates, high quality epitaxial layer growth and test menufacture of high performance devices are being energetically promoted. This paper introduces the current status of the SiC single crystal growth technology and discusses future challenges related to the technology.

1. 緒　言

今日までに築き上げられてきたエレクトロニクス産業は，そのほとんどがシリコン(Si)単結晶を材料とした電子デバイスをその基幹としている。Si単結晶は，その性能，価格，量産性と，どの点においても他の半導体材料を凌駕しており，今後もSi単結晶がエレクトロニクス産業の中心にあることは揺るぎないものと考えられる。しかしながら，物性的な限界から，Si単結晶では対応できない技術領域も現れてきている。例えば，多くの技術分野(航空，自動車等)で高温下のエレクトロニクスが求められているが，150℃を超える環境下ではSi単結晶は使用できない。

また，電力の分野では交直変換や周波数変換に半導体デバイスがますます使用されるようになってきているが，制御電流・電圧の一層の増大，高速化，高効率化が必要である。ここでも，Si単結晶の物性的な限界が議論されている。このような背景から，また新たな技術分野を開拓する電子材料として，炭化珪素(SiC)単結晶が近年注目されている。

従来用いられてきたSiデバイスと比較して，SiCデバイスは，5～10倍大きい耐電圧と数100℃以上高い動作温度を実現し，さらに素子の電力損失を1/10程度に低減できる。また，SiC単結晶は，高効率の短波長光デバイスや高出力の移動体通信用デバイスへの適用が現在進められている窒化ガリウム(GaN)半導体薄膜の基板材料としても注目されている。GaNの薄膜成長には，主にサファイアが基板として用いられてきたが，SiCはGaNとの格子定数差，熱膨張係数差がサファイアに比べて格段に小さいのに加え，導電性もあり，熱伝導率も大きい。さらに劈開性を有するという点においても優れている。

高性能のデバイス実現には，SiC単結晶基板上へのエピタキシャル薄膜成長技術，デバイス設計・プロセス技術等の開発も不可欠であるが，近年，これら技術は急速に進展しつつある。しかしながら，その一方で，これら技術の礎となるSiC単結晶基板技術には残された問題も多く，大口径・高品質SiC単結晶の開発がこの分野ではキーテクノロジーの一つとなっている。

本稿では，SiC単結晶成長の概要について述べ，筆者らの最近の研究成果を中心に，現在得られているSiC単結晶の特性について報告する。

*(1) 技術開発本部　先端技術研究所　新材料研究部　主任研究員　Ph.D.
千葉県富津市新富20-1　〒293-8511　☎(0439)80-2289
*(2) 技術開発本部　先端技術研究所　新材料研究部　主任研究員
*(3) 人事部　マネージャー(米国留学中)
*(4) 技術開発本部　先端技術研究所　新材料研究部　主任研究員　工学博士

2. 大型SiC単結晶の成長

SiC単結晶が，非常に優れた物理的，電気的性質を有することは古くから知られていた。Si単結晶に比べ耐電圧，動作速度，耐熱性に優れているということから，パワーデバイス，耐環境デバイス用材料としての研究が，1960～1970年代に欧米を中心に精力的に行われた。これらの研究にはAcheson法やLely法で作製されたSiC単結晶が用いられ，SiCデバイスの可能性を示唆する数多くの研究成果が報告された。しかしながら，これらの成長方法では最大でも10～15mm程度の結晶しか作製できないことが明らかになってくると，研究を中断する研究機関が続出した。そんな中，1978年に旧ソ連のTairovとTsvetkovは種結晶と雰囲気制御を用いた改良Lely法を提案した[1]。この方法では，種結晶の導入と不活性ガスによる雰囲気制御の採用により，結晶の核発生過程，原料の輸送過程の制御性が大幅に向上した。

図１に誘導加熱方式の改良Lely法の模式図を示す。この方法の基本プロセスは，準閉鎖空間内で，原料から昇華したSiとCとからなる蒸気が，不活性ガス中を拡散で輸送されて，原料より温度の低く設定された種結晶上に過飽和となって凝結するというものである。従って，結晶成長速度は，原料の温度と系内の温度勾配，圧力によって決まる。黒鉛製るつぼは不活性ガス（アルゴン）で雰囲気制御された空間内で高周波により誘導加熱される。温度勾配は，高周波コイルに対して黒鉛るつぼを非対称配置することにより付加することができる。系の温度制御は，通常断熱材に開けた穴から，放射温度計によりるつぼ表面の温度を測定することによりなされる場合が多いが(2 200～2 400℃)，シミュレーション等により見積もられた実際の系内の温度は2 500℃以上にも達している。このように，2 500℃以上という非常に高いプロセス温度がこの成長法の特徴であり，また結晶成長のプロセス制御，欠陥制御を難しくしている。

最初にTairovらが成長した結晶は口径18mmと小さなものであったが，最近では４インチφまでの大型化が達成された[2]。市販の結晶も現在は，２インチ口径が主流で，３インチのものも仕様が限定されるが販売が開始された。パワーデバイスの分野では，長年４インチ口径のウエハが一つのマイルストーンとされていただけに，改良Lely法という気相成長法で４インチ口径までの単結晶が実現されたことは特筆されるべきものである。しかしながら，一般に結晶口径の大型化に伴って結晶品質が劣化する傾向が見られ，品質を伴った大型化が達成されているわけではない。

現在までSiC単結晶の大型化に時間を要していたのは，確立された方法論がなかったためと考えられる。口径の拡大に伴って，高品質単結晶成長の難易度は急激に増加し，多くの技術的な問題が顕在化していた。Si，砒化ガリウム（GaAs）といった液相からの単結晶成長とは，成長温度も過飽和度も大きく異なり，このことがこれら長年蓄積された半導体結晶成長技術の適用を阻んできたが，ここ数年，シミュレーション[3]を始めとするプロセス最適化技術がSiC単結晶成長にも適用され始めている。in-situ評価が極めて難しいこの系の結晶成長においては，今後益々シミュレーション技術の重要性が増すものと思われる。

新日本製鐵においても，大型化については長年取り組んできたが，最近シミュレーション技術等の導入により大口径化を加速している。SiC単結晶成長は，２ 500℃を超える環境下での物質輸送であり，僅かなホットゾーン構造の変更も結晶成長に大きく影響することが知られている[4]。そのため，結晶成長をシミュレーター上で再現しようとした場合には，熱流，物質流，化学反応を総合的に取り扱うことが要求されるが，現時点ではそのような結晶成長シミュレーターは開発されていない。新日本製鐵においては，高温の強い熱輻射場を考慮した誘導加熱シミュレーターと新日本製鐵において蓄積されたSiC単結晶成長の実験的・経験的データベースを有機的に結合することにより，結晶成長の様子をある程度予測することに成功している。

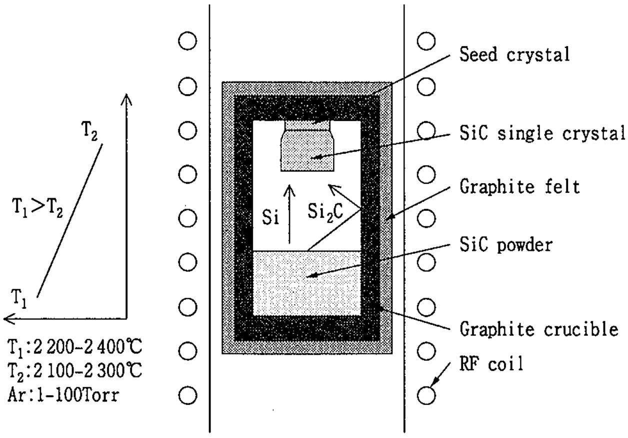

図１　昇華再結晶法（改良Lely法）の模式図

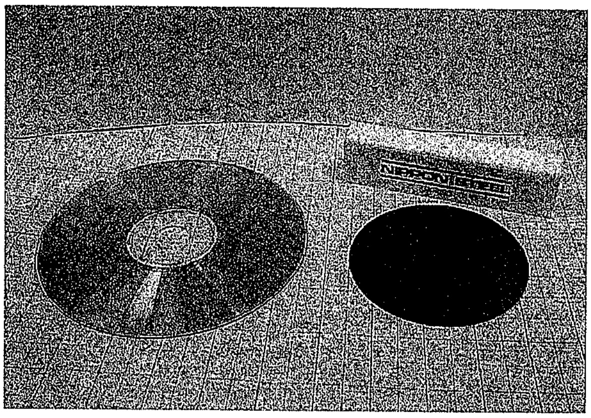

図２　新日本製鐵で開発した３インチ口径SiC単結晶ウエハ（6Hポリタイプ）　隣に写っているのはコンパクトディスク。

著者らは，シミュレーション予測等を基に大型化におけるホットゾーン設計に取り組み，現時点までに３インチ口径までのSiC単結晶の大型化に成功している。図２に，新日本製鐵で作製した３インチ口径のSiC単結晶ウエハ（6Hポリタイプ）の写真を示す。

3. SiC単結晶の加工技術（基板化技術）

SiC単結晶の加工技術（基板化技術）とは，SiC単結晶から所望の面方位を有するウエハを取り出す技術であり，SiC単結晶の半導体デバイス応用には不可欠である。半導体デバイスへの適用を考えた場合，基板化技術としての評価項目は，(1)基板の形状及び精度であり，(2)基板表面の結晶完全性である。(1)はデバイス製作工程からの要求であり，(2)はエピタキシャル薄膜成長における膜の完全性に大きく影響する。また，デバイスの実用化の観点からは，基板化工程全体の生産性およびコストを考慮する必要がある。

基板化工程には，大きく分けて切断工程と研磨工程の二つがある。切断工程では，切り代，切断速度，基板の形状，表面ダメージ

等が重要な評価項目となる。SiあるいはGaAsといった半導体単結晶の切断には，内周刃あるいはワイヤーソーが用いられてきたが，SiC単結晶はダイヤモンドに次ぐ硬度を持つため，これらの技術をそのまま適用することはできない。

現在，SiC単結晶の切断には，通常ボンド系のブレードを適用できる外周刃切断が用いられている[5]。ボンド系のブレードでは，砥粒層を厚くできるので，最表面の砥粒が脱落した場合にも，内側のボンドが削られると共に新しい砥粒が最表面に出現し，SiCのような硬質材料においても安定な切断が可能となる。しかしながら，外周刃切断では，ブレードの地金を厚くすることによって，刃の剛性を持たせているために，切断代が大きくなってしまうことは避けられない。さらに，2～4インチ口径のSiC単結晶を切断しようとした場合には，適切な切断厚さといわれている量(刃厚の10倍程度)の数倍から数10倍の厚さを切断することになり，切断条件は極めて厳しいものになる。今後，他の手法も視野に入れて，高速，高収率，高精度の切断技術を開発していくことがSiC単結晶の実用化には不可欠となる。

SiC単結晶基板の研磨工程においても，SiC単結晶の硬さ故に，通常砥粒としてダイヤモンドが用いられる。研磨工程においては，加工損傷層を残さないように，柔らかいポリッシャーで高荷重から低荷重へと研磨するのが普通である。SiC基板のダイヤモンド研磨においても，このようなスキームで研磨が施され，研磨条件により，損傷を低くすることはある程度達成されている。しかしながら，研磨条件を工夫しても，最終的には50から100nm程度の深さの加工損傷層が表面に残ってしまうことがKanayaら[6]によって報告されている。

半導体デバイスの作製に供されるような，ダメージのない，高平坦な表面を得るには，メカノケミカル研磨，いわゆるCMP(Chemomechanical Polishing)が通常用いられている。SiCにおいても，コロイダルシリカや酸化クロムを用いたCMPが試みられているが，高硬度のSiC単結晶では，充分な研磨速度が得られず，実用化は難しいとされている。著者らは，この問題を解決するために，表面酸化とCMPを組み合わた方法を開発した[7]。ダイヤモンド研磨により加工損傷層が導入された表面を酸化(1 150℃，3時間で水蒸気酸化)し，その後コロイダルシリカによるCMPを施す(市販のコロイダルシリカ研磨液(標準濃度pH10)を用いて約2時間，酸化膜はCMPにより除去される)。50nm程度あった加工損傷層は，酸化によりその大部分が酸化膜となり，CMPにより簡単に除去できる。また，残った加工損傷層は充分に薄いので，研磨速度の遅いCMPでも除去できる。

図3に，酸化+CMPにより得られた基板表面の断面TEM写真を示す(図3(b))。比較のために，ダイヤモンド研磨のみのものも示す(図3(a))。図から明らかなように，ダイヤモンド研磨で取りきれていなかった基板表面の加工損傷層が酸化+CMPにより取り除かれている。また，従来のダイヤモンド研磨ではRa=1.6nmであった表面粗さも，この研磨技術の適用により，Ra=0.4～0.8nmまで改善されている[7,8]。

4. 結晶欠陥とその低減

現在得られているSiC単結晶の最大の問題は，マイクロパイプと呼ばれる欠陥の存在である。直径数μmの中空貫通欠陥であるマイクロパイプは，エピタキシャル薄膜成長の際に引き継がれ，デバイス，特に大電力デバイスにとっては致命的な欠陥となる[9]。図4にマイクロパイプのSEM写真を示す。大きな六角形状の穴は溶融KOHエッチングにより形成されたエッチピットであり，その中心に口径2～3μm程度のマイクロパイプが観察できる。この欠陥は，最近の研究によりFrankが1951年に理論的に予言したホローコア転位であることが明らかになってきた[10]。ホローコア転位は，転位のバーガースベクトルが非常に大きくなったために転位芯が中空状になったものである[11]。

Tsvetkovらは，マイクロパイプの発生原因を，熱力学的なもの，運動論的なもの，技術的なものの三つに分けて議論している[12]。熱力学的，運動論的なものとしては，熱歪，三次元核形成等が考察され，さらに技術的なものとしてはプロセスの不安定性，汚染等が考察されている。一方，Ohtaniらは，マイクロパイプ発生の主原因として，結晶成長中のポリタイプ混在を挙げている[13]。異種ポリタイプの非基底面界面には原子結合の不整合が生じ，この不整合が結晶成長中にマイクロパイプの発生を伴って緩和される。図5は，6H-SiC単結晶を成長方向に平行に切断したものを透過光学顕微鏡で観察したものである。成長中に起こった異種ポリタイプ(15R)の混在により，マイクロパイプが発生しているのがわかる。

マイクロパイプの形成メカニズムについては幾つかのモデルが提案されている。これらは二つのグループに大別される。まず一つ

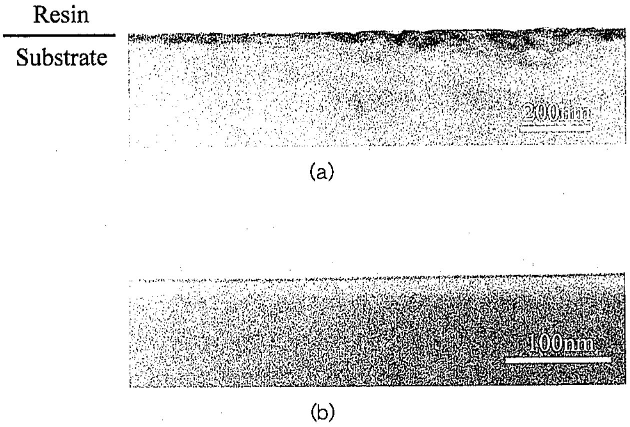

図3　(a)粗さ1.6nmのダイヤモンド研磨6H-SiC(0001)Si面と(b)表面酸化後にコロイダルシリカでCMPした6H-SiC(0001)Si面の断面TEM写真

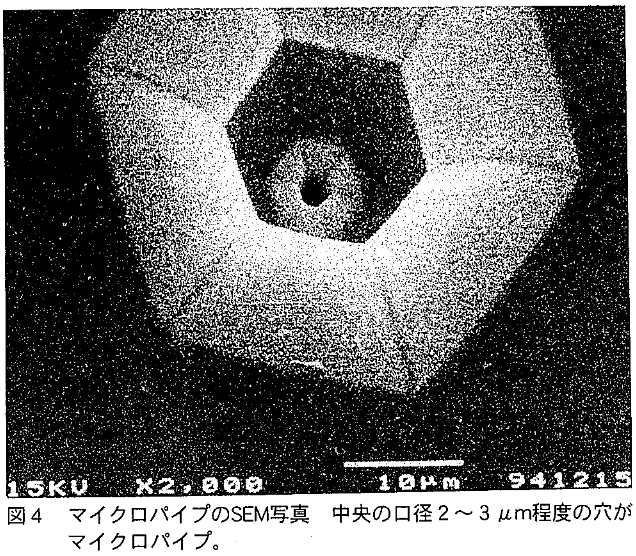

図4　マイクロパイプのSEM写真　中央の口径2～3μm程度の穴がマイクロパイプ。

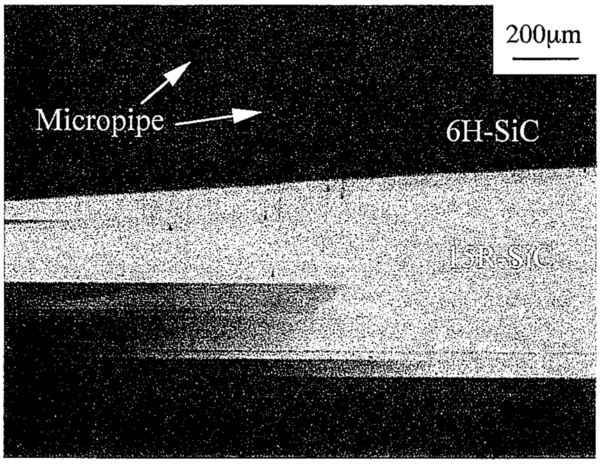

図5　ポリタイプ混在に起因するマイクロパイプの発生　6H-SiC単結晶を成長方向に平行に切断して，透過型の光学顕微鏡で観察した。成長中の異種ポリタイプ(15R-SiC)混入によりマイクロパイプが発生しているのがわかる。

は，表面に窪みあるいはボイドが発生し，そこに複数の転位がトラップされることによりマイクロパイプが形成されるとするモデルである[14,15]。また他方は，大きなバーガースベクトルを持つ転位がまず形成され，その後転位芯が中空となりマイクロパイプが安定化するというものである[16,17]。前者の表面モデルでは，結晶成長表面でのマクロステップ形成が重要な働きをすることが指摘されている[14]。単結晶成長表面上でのステップの振る舞いの理解は，SiC単結晶の成長メカニズムを理解する上でも重要である[18]。後者のモデルにおいては，大きなバーガースベクトルを持つ転位がどのように形成されるかがポイントであるが，ツイストタイプの小傾角粒界が関与するとするモデルや[16]，積層欠陥クラスターがマイクロパイプ発生の初期核となっているとするモデルが報告されている[17]。これらの内，どのモデルが妥当なのか，あるいは複数の形成メカニズムが関与しているのか等，今後の研究によって明らかにする必要がある。

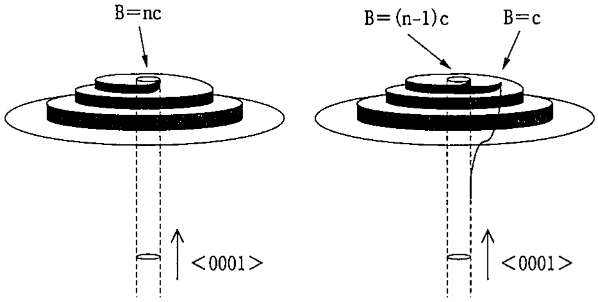

図6　マイクロパイプの分解過程模式図　ここでは1つのマイクロパイプが，よりバーガースベクトルの小さいマイクロパイプと螺旋転位に分解している。

欠陥物理学並びに工業的な観点から興味深いマイクロパイプの特性の一つに，マイクロパイプの分解がある。マイクロパイプが結晶成長中に，発生，伝播，分解，消滅等のプロセスを繰り返していることが，最近の研究によって明らかになってきた[13,19]。転位を弾性論的に考えた場合，nc(cは最小の並進対称ベクトル)という大きなバーガースベクトルを持つ転位が一つ存在するよりも，バーガースベクトルcの転位がn個分散して存在する方がエネルギー的に有利である。このことは，中空芯ではあるが転位の一種であるマイクロパイプについても成立すると考えられる。

しかしながら，マイクロパイプはSiC単結晶中に安定に存在し，成長結晶中を安定的に伝播して行くように見える。このことは，マイクロパイプの分解(例えば図6に示したように，バーガースベクトルncのマイクロパイプがバーガースベクトル(n−1)cのマイクロパイプとバーガースベクトルcの螺旋転位に分解する)過程において，大きな速度論的エネルギー障壁が存在していることを示している[20]。また，この分解プロセスには，結晶成長表面での素過程が大きく関わっていることが指摘されている[21]。SiCの単結晶成長プロセスにおいて，成長条件を最適化することによりこのエネルギー障壁を低減し，マイクロパイプの分解を促進できる。新日本製鐵においては，この手法によりマイクロパイプの低減を図り，現在ではマ

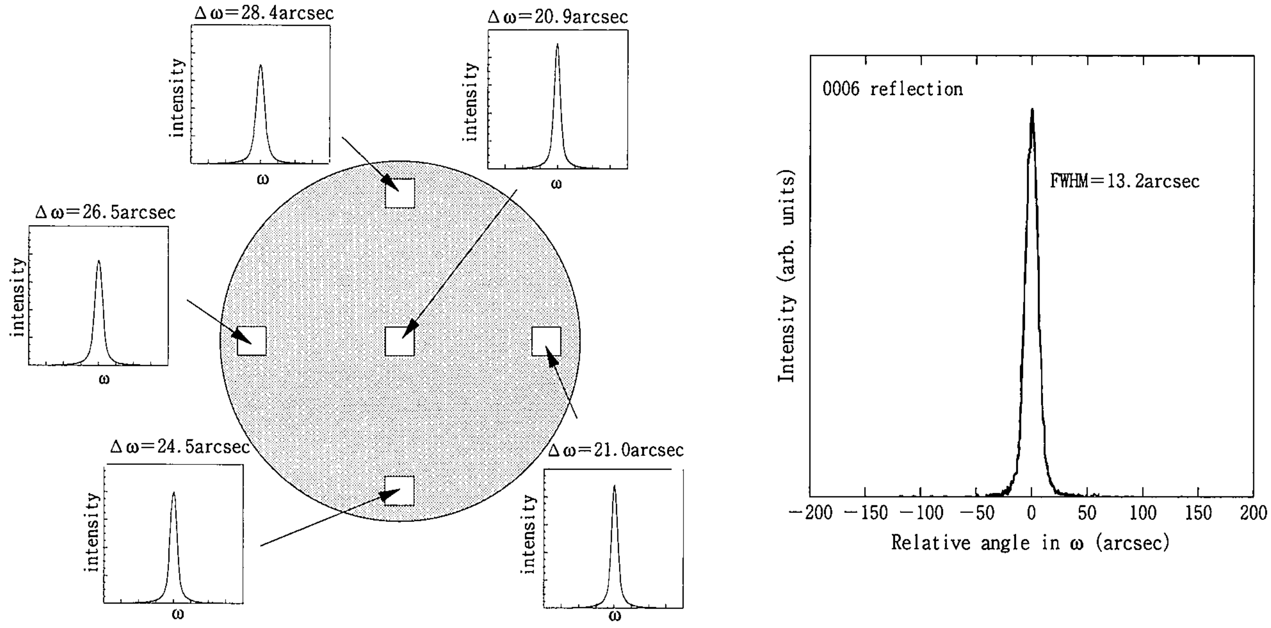

図7　モザイク性の小さなSiC単結晶　ウエハ全域に渡って幅の狭い単一ピークのX線ロッキングカーブが得られている。結晶性の極めて良好な部分では，その半値幅は測定装置の分解能とほぼ等しい(右図)。

イクロパイプ密度数個/cm^2のSiC単結晶を得ることに成功している[22]。

マイクロパイプの低減が進む一方で，SiCデバイスの実用化には他の構造欠陥の低減も重要であることがわかってきた。改良Lely法で作製したSiC単結晶中のモザイク構造は，X線ロッキングカーブ測定あるいは逆格子空間マッピング等の手法により調べられている[23]。X線ロッキングカーブ測定においては，一般に，結晶の部位によって複数のピークを有したり(数100秒程度の拡がりを持つ)，また非対称であったりすることが報告されている。また，これらモザイク構造がウエハのそり等にも関係していることが報告されており[24]，その低減がデバイス応用上重要である。

Glassらは[23]，市販のSiC単結晶ウエハをX線ロッキングカーブ測定により調べ，マイクロパイプ密度とロッキングカーブのマルチピーク数(モザイク性)との間に良い相関を見い出しており，この結果から，SiC単結晶のモザイク性をマイクロパイプ起因としている。また，他のグループからは，渦巻成長ステップの相互作用に起因したツイストタイプのサブグレイン境界(小傾角粒界)がSiC単結晶の(0001)面モザイク性の原因となっているとするモデルが提案されている[16,19]。一方，Katsunoらは，モザイク構造の成因としてポリタイプ混在を挙げ，また小傾角粒界の構造としては，ティルトタイプの構造を観測している。彼等はSiC単結晶の(0001)面モザイク性はマイクロパイプや螺旋転位に起因しているのではなく，c軸から傾きを持った刃状転位列によりもたらされることを報告している[25]。

モザイク構造の改善には，良質な種結晶と成長空間の温度分布の最適化が必要とされている[26]。最近著者らは[27]，結晶成長ホットゾーンの改良と共に，種結晶の結晶性の良好な部分を繰り返し拡大していくことによって，図7に示したような，1インチウエハ全面においてX線ロッキングカーブがシングルピークを呈し，その半値幅も30秒以下(測定領域：2mm×2mm)と良好な値を示す単結晶を得ることに成功している。

5. 結 言

本稿では，SiC単結晶基板開発の現状について，新日本製鐵での開発成果を中心に述べた。SiC単結晶は2インチを超える大型化が実現され，また，マイクロパイプの極めて少ないSiC単結晶の成長も可能となった。既に，Siデバイスの限界を超える高性能なSiCデバイスも数多く報告され，ショットキーダイオードのように商業化が間近なデバイスもある。これらのデバイスの実用化，商業化により，SiCデバイス並びに単結晶基板の市場が形成され，SiC単結晶のさらなる大口径化，高品質化が促進されると期待する。新日本製鐵における開発成果が，これら市場の形成に貢献できれば幸甚である。

6. 謝 辞

本研究の一部は，通商産業省重要地域技術開発制度“エネルギー使用合理化燃焼等制御システム技術開発”の一環として新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)から委託され，実施したものである。関係各位に感謝する。

参照文献

1) Tairov, Yu. M., Tsvetkov, V. F.: J. Cryst. Growth. 43, 209(1978)
2) Hobgood, D., Brady, M., Brixius, W., Fechko, G., Glass, R., Henshall, D., Jenny, J., Leonard, R., Malta, D., Müller, St. G., Tsvetkov, V., Carter Jr., C.: Mater. Sci. Forum. 338-342, 3(2000)
3) Pons, M., Anikin, M., Chourou, K., Dedulle, J.M., Madar, R., Blanquet, E., Pisch, A., Bernard, C., Grosse, P., Faure, C., Basset, G., Grange, Y.: Mater. Sci. Eng. B 61-62, 18(1999)
4) Tsvetkov, V., Glass, R., Henshall, D., Asbury, D., Carter Jr., C.H.: Mater. Sci. Forum. 264-268, 3 (1998)
5) 矢代弘克，金谷正敏：重要地域技術開発“エネルギー使用合理化燃焼等制御システム技術開発”平成6年度成果報告書，新エネルギー・産業技術総合開発機構，1995，p.1
6) Kanaya, M., Yashiro, H., Ohtani, N., Katsuno, M., Takahashi, J., Shinoyama, S.: Mater. Sci. Forum. 264-268, 359(1998)
7) 金谷正敏，矢代弘克：重要地域技術開発“エネルギー使用合理化燃焼等制御システム技術開発”平成10年度成果報告書，新エネルギー・産業技術総合開発機構，1999，p.27
8) 藍郷 崇，矢代弘克：同上 平成11年度成果報告書，新エネルギー・産業技術総合開発機構，2000，p.11
9) Neudeck, P.G., Powell, J.A.: IEEE Electron Device Lett. 15, 63(1994)
10) Si, W., Dudley, M., Glass, R., Tsvetkov, V., Carter Jr., C.H.: Mater. Sci. Forum. 264-268, 429(1998)
11) Frank, F.C.: Acta. Cryst. 4, 497(1951)
12) Tsvetkov, V.F., Allen, S. T., Kong, H.S., Carter Jr., C.H.: Inst. Phys. Conf. Ser. 142, 17(1996)
13) Ohtani, N., Takahashi, J., Katsuno, M., Yashiro, H., Kanaya, M.: Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 510, 37(1998)
14) Giocondi, J., Rohrer, G.S., Skowronski, M., Balakrishna, V., Augustine, G., Hobgood, H.M., Hopkins, R.H.: J. Cryst. Growth. 181, 351(1997)
15) Liliental-Weber, Z., Chen, Y., Ruvimov, S., Swider, W., Washburn, J.: Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 449, 417(1997)
16) Pirouz, P.: Phil. Mag. A 78, 727(1998)
17) Heindl, J., Strunk, H.P., Heydemann, V.D., Pensl, G.: Phys. Stat. Sol. (A) 162, 251(1997)
18) Ohtani, N., Katsuno, M., Takahashi, J., Yashiro, H., Kanaya, M.: Surf. Sci. 398, L303(1998)
19) Glass, R.C., Henshall, D., Tsvetkov, V.F., Carter Jr., C.H.: Phys. Stat. Sol. (B) 202, 149(1997)
20) Takahashi, J., Ohtani, N., Kanaya, M.: J. Cryst. Growth. 167, 596 (1996)
21) Ohtani, N., Katsuno, M., Aigo, T., Fujimoto, T., Tsuge, H., Yashiro, H., Kanaya, M.: J. Cryst. Growth. 210, 613(2000)
22) Ohtani, N., Takahashi, J., Katsuno, M., Yashiro, H., Kanaya, M.: Electron. and Commun. in Japan. Part 2. 81, 8(1998)
23) Glass, R. C., Kjellberg, L.O., Tsvetkov, V.F., Sundgren, J. E., Janzén, E.: J. Cryst. Growth. 132, 504(1993)
24) Ellison, A., Radamson, H., Tuominen, M., Milita, S., Hallin, C., Henry, A., Kordina, O., Tuomi, T., Yakimova, R., Madar, R., Janzén, E.: Dimaond Relat. Mater. 6, 1369(1997)
25) Katsuno, M., Ohtani, N., Aigo, T., Fujimoto, T., Tsuge, H., Yashiro, H., Kanaya, M.: J. Cryst. Growth. 216, 256(2000)
26) Hofmann, D., Eckstein, R., Kölbl, M., Makarov, Y., Müller, St.G., Schmitt, E., Winnacker, A., Rupp, R., Stein, R., Vökl, J.: J. Cryst. Growth. 174, 669(1997)
27) Ohtani, N., Katsuno, M., Fujimoto, T., Tsuge, H., Aigo, T., Yashiro, H.: Extended Abstracts of the 1st International Workshop on Ultra-Low-Loss Power Device Technology, Nara, Japan, 2000, p.14