

解説

4H-SiC 溶液成長におけるマクロステップ形状制御と高品質バルク成長技術

三谷武志*, 江藤数馬, 加藤智久

産業技術総合研究所先進パワーエレクトロニクス研究センター, 305-0053 茨城県つくば市
小野川 16-1 つくば西事業所

Control of Macrostep Formation in Solution Growth of 4H-SiC and High Quality Bulk Growth

Takeshi MITANI*, Kazuma ETO, Tomohisa KATO

Advanced Power Electronics Research Center, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology
(AIST), 16-1 Onogawa, Tsukuba, Ibaraki 305-0053

Received April 24, 2019; E-mail: t-mitani@aist.go.jp

We have reported changes in macrostep structure by various additives in solution growth of 4H-SiC. Step-bunching in solution growth developed large macrosteps in micrometers height, and the large macrosteps result in trench-like defects accompanying solvent inclusions. Al addition improved the surface smoothness by reducing average macrostep height. Sc, Ge, Co, Sn, B, and Mo also exhibited surface modification in solution growth. These results demonstrate that the surface modification by additives is useful to control macrostep structure in solution growth. In addition, we also reported the bulk growth technique to reduce threading screw dislocations by combining solution growth and sublimation growth methods. The presence of micrometer-size macrosteps in the sublimation growth layer is important to remove the converted defects on basal planes.

Key Words: SiC, Solution Growth, Step Bunching, Solvent, Surface Modification

1. はじめに

太陽光発電による再生可能エネルギーや燃料電池システム等の個別電源の導入が進み、環境負荷低減への意識が高まる中、発電～蓄電～消費の電力利用プロセスにおいて次世代半導体素子を用いた高効率な電力変換技術はますます重要性を増している。本稿で紹介する SiC は、Si と C の強固な化学結合に起因する高い熱伝導率および大きなバンドギャップエネルギーを有しており、高温・高耐圧で動作する低損失なパワー半導体素子への応用に適した材料である。GaN や Ga₂O₃ などのワイドバンドギャップ半導体とともに精力的な研究開発が進められている[1,2]。特に中耐圧域(数 kV)以下での家電・電気自動車・産業用モーターへの応用は CO₂ 削減に資する大きな省エネ効果が期待されており、環境負荷低減技術として高い注目を集めている研究開発領域である。

我々は SiC パワー素子の基となる SiC バルク結晶に関する技術開発を行っており、気相法及び液相法の異なるアプローチから高品質化や低コスト化について検討を行ってきた。SiC は高温で昇華するため、融液と固体の化学量論組成が一致した融液成長にて単結晶を得ることができない。そのため、SiC 結晶ウエハは昇華再結晶法を中心とした気相法によって結晶技術の開発が進められてきている[1-5]。現在、ほとんどの SiC ウエハは昇華再結晶法により生産されており、現在では 6 インチ基板が市販化されている。近々 8 インチ基板も市場投入される見通しである。しかしながら、一般的な市販バルク基板中には、基底面転位 (Basal Plane Dislocation: BPD) が 500 ~ 1000 個・cm⁻²、貫通らせん転位 (Threading Screw Dislocation: TSD) は 300 ~ 1000 個・cm⁻² 程度存在しており[5]、基底面転位と一部の貫通らせん転位がデバイス性能に悪影響を及ぼすキラ欠陥として振る舞うことが知られている[6]。

このような転位欠陥は半導体素子の歩留まりを低下させ、信頼性を低下させる主たる要因となっている。特に大電流を制御する電気自動車向けのパワー素子では、チップ面積が大きくなるにつれ(例えば 10 mm 角程度)、歩留まりが著しく低下してしまう。歩留まりを向上させるためには、現状よりも一桁程度転位密度を低減しなくてはならず、今後の SiC パワーエレクトロニクスの普及を推進する上で、更なる低転位化技術の開発はまだ検討が必要な重要課題である。

転位密度を低減するための方法として、昇華再結晶法では {11 $\bar{2}$ 0} 面および {1T00} 面上に成長を繰り返し、貫通転位を基底面内欠陥に変換することで低転位化を実現する Repeated a-face (RAF) 法[7]が開発された。RAF 法は転位低減に極めて有効な育成方法ではあるが、ウエハ直径以上の大きさまで {11 $\bar{2}$ 0} 面および {1T00} 面成長を繰り返す必要があるため、コストだけでなく技術的にも難易度は高い。RAF 技術を用いた 6 インチ結晶育成も研究が進められているが[8]、SiC 結晶の低価格化に向けてはより平易な転位低減技術の開発が強く望まれている。

本稿で紹介する SiC 溶液成長は熱力学的平衡に近い環境下で結晶成長が進行するため、高品質な結晶育成が期待され、近年精力的な研究開発が行われてきた[9-11]。これまでもキラ欠陥として問題視されている BPD を抑制した超高品質な結晶育成などが報告されている[12,13]。さらに結晶成長時のマクロステップと TSD との相互作用によって、貫通転位が基底面内の欠陥に変換できる技術が報告されている[14-16]。これは RAF 法よりも簡便な方法にて成長方向に伝播する貫通転位を排除しうる技術として注目されている。マクロステップ端の傾斜面が貫通転位に及ぼす鏡像力で貫通転位が基底面内に曲げられることによる転位変換現象であると

考えられており、ステップバンチングを積極的に利用した高品質化技術である。

しかしながら、溶液法ではステップバンチングに起因してミクロンサイズの巨大なマクロステップが形成されやすいことが知られている[17-19]。このような巨大マクロステップは、しばしば溶媒の巻き込みを伴うトレンチ形状のマクロ欠陥を形成してしまい単結晶育成を破綻させてしまう。Fig.1には2インチ径の種結晶を用い、Si 溶媒で(000T)面上に結晶成長を行った際の表面荒れの様子を示した。トレンチ形状のマクロ欠陥[Fig.1(b)の矢印]が、巨大マクロステップ端から結晶内部に向かって形成していることが分かる。Fig.1はHF-HNO₃水溶液にて残留溶媒を除去した後に観測を行っている。しかし、取り出し直後の as-grown 状態ではトレンチ内部に固化した Si 溶媒が残留しており、固化・冷却時の体積変化で SiC 結晶にクラックを発生させる原因ともなる。

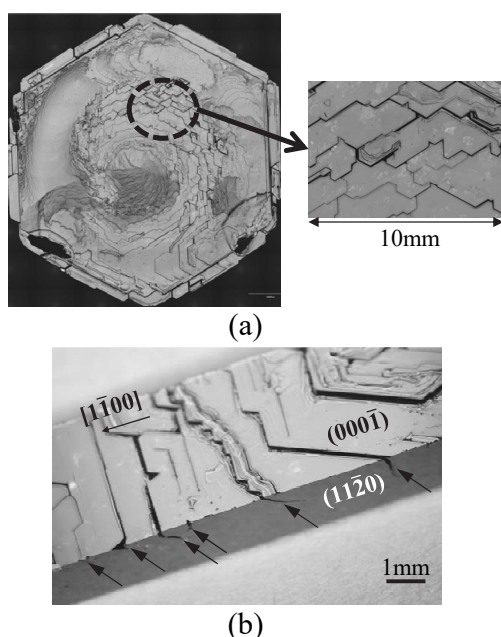


Fig.1 Optical micrographs of a 4H-SiC crystal grown from Si-C solution. Diameter of the as-grown crystal in (a) is 2 inch. Arrows in (b) indicate the trench-like defects.

このようにステップバンチングに起因する表面荒れは、溶液成長法で大型 SiC 単結晶を育成し難くしている一番の問題である。そのため SiC 溶液成長では、表面荒れを抑え平坦な成長表面を長時間にわたって維持する成長技術の開発が中心課題になっている。この課題に対し我々は過飽和度や溶媒添加剤とステップ形状との関係について系統的な調査を行ってきた[17-24]。SiC 溶液成長では、これまでに溶液中の C 溶解度を大きくすることで、成長速度を高めることに主眼を置いた溶媒組成の検討が行われてきたが[9,10]、表面改質の観点から溶媒組成を調査した例は多くなく[19,21,25-27]、知見の蓄積は十分とは言えない。その中で我々は、溶媒への Al 添加が表面平坦性を著しく向上することを見出し、Al 添加によるバルク成長技術の開発を進めてきた。本稿では 4H-SiC の溶液成長法に関して、これまでに我々が行ってきた Al などの溶媒添加剤による表面改質効果の検討[17-24,28]を中心に紹介する。さらに溶液法バルク成長技術及び昇華再結晶法と組み合わせた、ステップ形状制御に基づく新たな高品質化技術の研究開発[29]についても簡単に紹介する。

2. 溶媒添加剤とマクロステップ形状の関連

2.1 結晶成長実験

ここでは結晶成長実験について概略を説明する。まず溶液成長実験については、Fig.2(a)に示すような Top-seeded solution growth (TSSG) 法を用いた。カーボン坩堝に Si や Cr 等の金属原料を充填し溶媒として用いている。種結晶部が低温部となるような温度勾配を付与すると、熔融した合金溶媒にカーボン坩堝(高温部)から炭素が供給され、低温部に配置した種結晶に SiC が結晶化する。種結晶の裏面側と坩堝底の温度を放射温度計で計測しており、この温度差から過飽和度を計算した[18]。結晶成長はおよそ 2050 °C の坩堝温度で実施しており、種結晶温度は約 2000 °C 程度であった。

Fig.2(b)には昇華再結晶法の概略図を示した。昇華再結晶法では密閉したカーボン坩堝内に種結晶と原料となる SiC 粉末を充填する。種結晶が低温となるように温度勾配を形成することで SiC 粉末から種結晶上への昇華再結晶が起こる。本実験では SiC 原料部は約 2200 °C、種結晶部は約 2050 °C で実験を行った[29]。

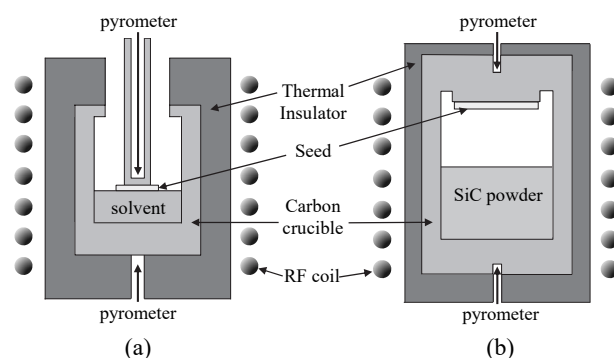


Fig.2 Schematic illustrations of (a) the top-seeded solution growth experiments, and (b) conventional sublimation growth experiments.

2.2 溶液成長における Al 添加による表面ステップ構造の変化

ここでは溶液成長法について、結晶成長の駆動力である過飽和度及び溶媒添加剤 (Al) と、表面荒れの関係について説明する。Si-Cr_{0.4}, Si-Cr_{0.4}-Al_{0.04} 溶媒を用い、種々の温度勾配下で結晶成長を行った際の表面モフォロジの変化を Fig.3 に示した。Fig.3 中には各成長実験における過飽和度 (σ) と成長速度 (R) を示した。過飽和度に関しては、坩堝底 (C 供給源) と種結晶部の計測温度に対する平衡炭素濃度 (計算値) から算出している[18]。Fig.3 の (a)~(c) に示すように、Si-Cr_{0.4} 溶媒を用いた場合には、いずれの過飽和条件下でもステップバンチングが進行し、最終的にトレンチ状欠陥が発生してしまっている。我々は Si 溶媒あるいは Si-Cr_{0.4} 溶媒などを用いて、過飽和度の観点から様々な成長温度及び温度勾配下で結晶成長実験を繰り返してきたが、今のところトレンチ状欠陥を抑制し得るバルク成長条件を見出すには至っていない。現時点では、過飽和度の観点からだけではこの表面荒れを解決することは難しいと考えている[18,19]。

一方で、Fig.3 (d)~(f) に示すように、4 at.% の Al を溶媒に加えた Si-Cr_{0.4}-Al_{0.04} 溶媒を用いた結晶成長では、Fig.3 (a)~(c) とそれぞれ同じ温度環境下であるにもかかわらず、巨大なマクロステップの形成が消失しスムーズな結晶成長面が得られることが分かった。特に Fig.3 (c) と (f) の比較では、Si-

$\text{Cr}_{0.4}\text{-Al}_{0.04}$ 溶媒を用いた場合には、Al を添加しない場合に観測されていたトレンチ状欠陥が消失しており、 $760 \mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$ を超える高過飽和な条件下においても平坦な結晶成長が維持できることが分かった。我々はこの Al 添加による表面改質効果を利用して、Si-Cr-Al 系溶媒あるいは Si-Al 系溶媒などを用いたバルク成長の技術開発について報告してきた[18,19,23,24]。Al による表面平坦化効果を利用したバルク成長の結果として、Fig.4 には Si-Cr_{0.4}-Al_{0.04} 溶媒を用いて 2000 °C、50 時間の結晶成長にて育成した 4H-SiC インゴットを示した。Fig.4 は 2 インチ結晶での成長例であるが、現在では Si-Al 系溶媒を用いた 3.4 インチ程度の大型バルク結晶育成に成功している。

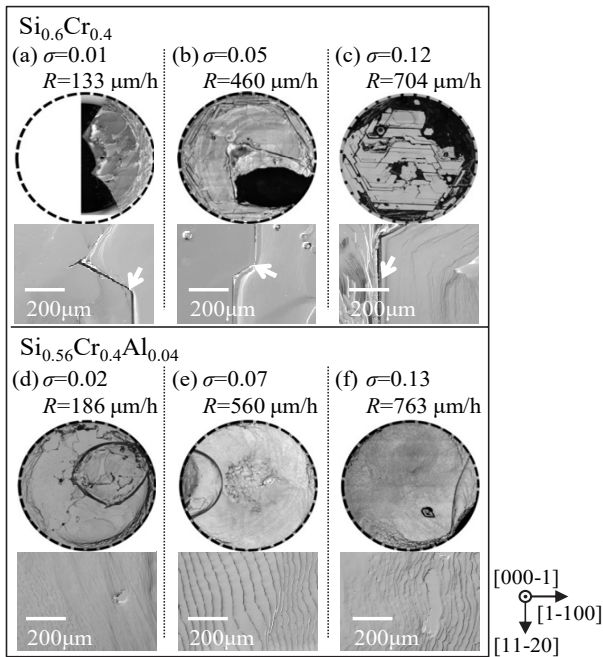


Fig.3 Optical micrographs of 4H-SiC crystals grown with $\text{Si}_{0.6}\text{-Cr}_{0.4}$ and $\text{Si-Cr}_{0.4}\text{-Al}_{0.04}$ solvents. Upper pictures are overall images of grown crystals of 18 mm in diameter. Lower pictures are magnified images with differential interference contrast. White arrows indicate trench-like defects.

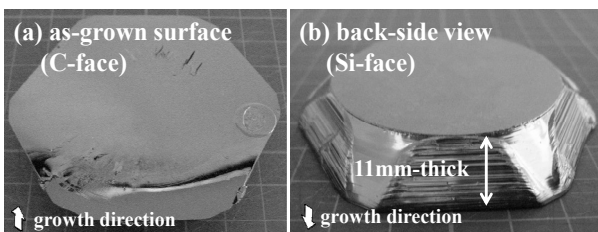


Fig.4 Photographs of the 4H-SiC ingot grown by the solution growth method. $\text{Si-Cr}_{0.4}\text{-Al}_{0.04}$ solvent was used for growth, and the growth duration was 50 h.

以上のように、Al 添加による表面改質効果はバルク成長にとっては大変重要であるが、Al は SiC 中でアクセプタとして振舞うため n 型結晶成長を行う際には注意が必要である。Al 添加による表面改質を利用して n 型バルク成長を行う場合には、Al とともにドナー元素である N を同時に添加する方法を用いる。Fig.5 に Al と N を同時に添加して n 型結晶成長を行った場合の表面形態の変化についてまとめた。Fig.5 (a) ~

(l) の各図中には結晶の伝導極性 (n 型か p 型) を示してある。また M は結晶成長時の雰囲気 He ガス中への N_2 ガスの体積混合比である。これら結晶の比抵抗、Al や N などの不純物濃度については Ref.[23] を参照頂きたい。

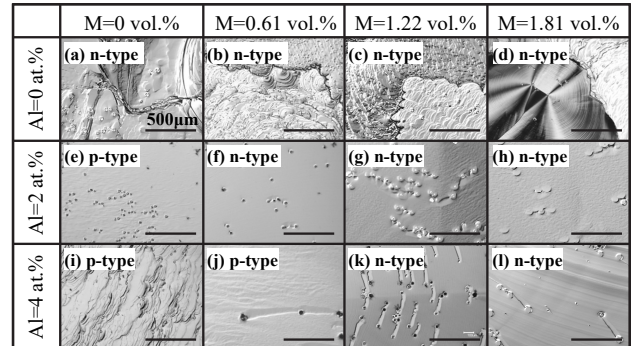


Fig.5 Optical micrographs of 4H-SiC crystals grown with $\text{Si-Cr}_{0.4}$, $\text{Si-Cr}_{0.4}\text{-Al}_{0.02}$ and $\text{Si-Cr}_{0.4}\text{-Al}_{0.04}$ solvents. M corresponds to the volume mixture ratio of N_2 gas with the ambient He gas [$M = 100 \times \text{N}_2 / (\text{N}_2 + \text{He})$].

Fig.5 (a) ~ (d) に示すように、Al 添加が無い場合には表面荒れが著しく、トレンチ状の欠陥が発生したり 3C-SiC の異種多形 [Fig.5 (d) の成長丘部] が発生しやすくなったりする。対照的に Al を添加した場合には、2 at.% の Al 添加の場合 [(e) ~ (h)] でも十分に表面改質の効果が現れており、Al-N の同時添加のいずれの条件においても平坦な結晶成長面を維持できていることが分かる。このように Al-N 同時添加によって、溶液成長法でも p 型及び n 型両方の結晶育成が可能である。しかしドナー・アクセプタの同時添加によって n 型結晶で比抵抗が大きくなる傾向があることが分かっている [23]。これは Al, N とともに高いドーピングレベル (10^{20}cm^{-3} 台) になることから、イオン化不純物散乱による比抵抗の増大が顕著になっているのだと考えている。パワー半導体素子用途の結晶材料としては、比抵抗が大きくなることは通電損失の増大に直結するため望ましくない。そのため n 型結晶育成に関しては、Al に代えてマクロ欠陥を抑制可能な表面改質効果を有する新たな添加元素の探索が望まれる。

2.3 種々の添加剤とマクロステップ形状

そこで我々は、Al に加えて新たな添加元素として、遷移金属元素 Sc, Ti, V, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Y, Nb, Mo, Ce, W 及び 13~14 族の B, Ga, Ge, Sn を添加した場合の表面改質について調査を行った。本実験では [11-20] 方向に 0.7° オフした (000 $\bar{1}$) 面結晶を用い、 $\text{Si-Cr}_{0.4}\text{-X}_{0.05}$ の組成で上記の添加元素 X を混合した溶媒を用いた結晶成長を行っている。TSSG 法を用いて 2000 °C で 1 h の結晶成長を行い、as-grown 面上に形成されているマクロステップの形状を光学干渉計にて計測した。200 個以上のマクロステップをランダムに計測し、各添加元素を用いた際の平均マクロステップ高さを算出した [24]。

Fig.6 では $\text{Si}_{0.6}\text{-Cr}_{0.4}$ 溶媒での平均マクロステップ高さ (H) を溶媒添加剤を含まない場合の基準とし、添加元素 X を加えた場合の H の変化について比較を行っている。基準となる Si-Cr 溶媒と比較して、H が小さくなる (表面がスムーズになる) グループ A、有意な変化が見られないグループ B、H が大きくなる (表面荒れが助長される) グループ C に分類できることが分かる。グループ A では Al に加えて Sc, Ge, Co, Sn, B, Mo がマクロステップ高さの低減に効果があること

が分かった。一方、グループ C の Fe, V, Ni, Y, Ce, Ti, Nb, Mn などはマクロステップ高さを大きくする傾向があることが分かった。詳細については[24,28]をご参照頂きたいが、グループ A の中では特に Al と Sc が表面平坦化に対して有意な効果が認められており、Sc は Al に代わって n 型結晶成長時の表面荒れを抑制し得る添加元素であると考えられる。また、グループ C の中では特に Ti, Nb, Mn が巨大マクロステップの形成を促進する添加元素であることが分かった。

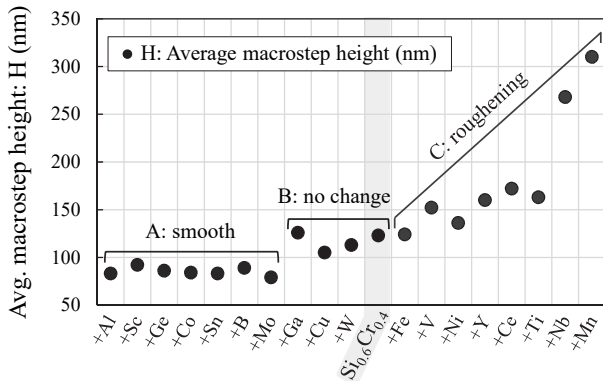


Fig.6 Average macrostep height (H) of the macrosteps observed on the surface of the crystal grown with Si-Cr_{0.4} solvents added with various additives.

以上のように、溶媒添加剤の選択によってマクロステップ高さを小さくしたり、あるいは反対に大きくしたりできることが分かり、溶媒組成によって任意にマクロステップ形状を制御できる可能性が示された。ステップバンチングに起因するマクロステップ形成は新たな欠陥発生につながってしまうため、大型長尺のバルク結晶成長を行う際には可能な限りマクロステップ形成を抑制し平坦な成長面を得るために表面改質効果を利用したい。一方で、本稿の冒頭で紹介したように、マクロステップ端からの鏡像力を利用して貫通転位を基底面内欠陥に変換し高品質化させる取り組みもなされており[14-16,27,30]、貫通転位を低減させるための“貫通転位変換層”を形成する際には Ti, Nb, Mn などのマクロステップ形成を助長させる添加元素の利用[20,27,29]が有効である。

3. 簡便な超高品質結晶技術を目指して：溶液法と昇華法のハイブリッド成長技術

3.1 溶液法/昇華法のハイブリッド成長実験

ここからは溶液成長のステップバンチングを利用した低転位化技術と、昇華再結晶法によるバルク成長を組み合わせた新たな高品質結晶育成技術(ハイブリッド成長技術)について紹介する。Fig.7 にハイブリッド成長の概略図を示した。種結晶には一般的には数 1000 個・cm² の TSD が存在しているが、これらの TSD を溶液成長で生じるマクロステップと TSD との相互作用を利用して基底面内に変換し、その後のバルク成長において欠陥排斥と大型化を達成しようという試みである。本稿で紹介するハイブリッド成長は、一般的にデバイスプロセスで利用される 4 度オフ結晶を育成する目的で行われており、実験には 4 度オフ C 面の種結晶を用いている。そのため、Fig.7 では TSD 及び変換した基底面欠陥の伝播方向が紙面水平・垂直方向からやや傾いて記載されている。

これまでの研究報告では(i)転位変換、(ii)転位排斥、(iii)排斥後のバルク結晶化のすべてのプロセスで溶液成長法を用いた技術開発が行われてきていたが[30]、これまでに紹介し

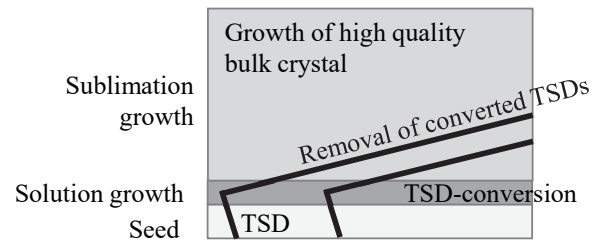


Fig.7 Concept of the hybrid growth technique combined with solution growth and sublimation growth for high quality bulk growth.

た通り、溶液成長法ではステップバンチングによる表面荒れが起こりやすい特徴から結晶厚化に困難を抱えていた。そこで我々はバルク成長に実績のある昇華再結晶法を組み合わせ、(ii)転位排斥及び(iii)バルク化を昇華再結晶法にて実施する方法を提案している。

まず溶液法における転位変換技術[27,29,30]であるが、この転位変換層内における「TSD→基底面欠陥」の変換率は、本実験では約 100 μm 厚の溶液成長層を形成することによって 90 %以上の確率で「TSD→基底面欠陥」変換が達成できている。これは冒頭にも述べた RAF 成長法[7]にも匹敵する TSD 低減率である。この溶液成長による転位変換層上に昇華再結晶法にて追加成長を行い、欠陥の外部排斥を行った結果を Fig.8 に示した。本実験では溶液成長にて形成した転位変換層の as-grown 面をそのまま用いた場合[Fig.8 (a) : as-grown seed]と、化学機械研磨(CMP)によって転位変換層上に形成されているマクロステップ構造を平坦化した場合[Fig.8 (b) : CMP seed]の両方について検討を行った。Fig.8 の上段は各成長層での転位伝播を模式的に表したものであって、下段に透過 X 線トポグラフィーによる転位伝播の様子を示している。

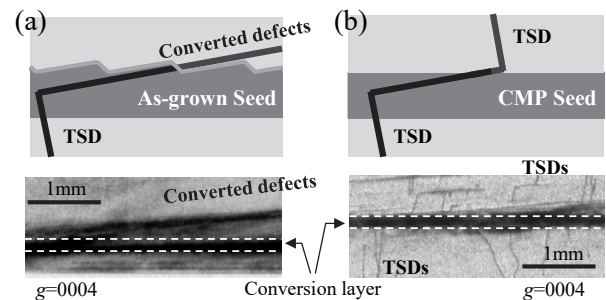


Fig.8 Conversion and propagation of TSDs in the hybrid growth on (a) the as-grown seed, and on (b) the CMP seed.

両者の比較から明らかなように、転位変換層表面のマクロステップ構造を残した as-grown シード上へ昇華再結晶成長した場合には、変換した欠陥がそのまま基底面を伝播して外部排斥されていく様子が確認できる。しかし転位変換層のマクロステップを研磨除去した CMP シードでは、一度は基底面内に変換された欠陥が再び TSD として立ち上がって成長方向に伝播してしまっており、結果的に TSD 密度を低減することができなかった。このことは、昇華再結晶法において基底面内に変換した欠陥を外部排斥させるためにはマクロステップの形成が必要であることを示している[31]。光学的手法を用いた結晶評価から、「TSD→基底面欠陥→TSD」の再変換が生じてしまう場合には、昇華再結晶層内でのマクロステップが消失してしまっていることが確認されている[31]。

一般的に昇華再結晶法ではマクロステップが形成しにくいことがバルク成長のしやすさに繋がっているが、皮肉なことに、マクロステップ消失のために欠陥排斥が十分に行われず高品質化の障害になることが分かってきた。特に今後 6 インチや 8 インチといった大型結晶成長へハイブリッド成長法を適用する際には、転位排斥に要する結晶厚みが大きくなることから、溶液法・昇華再結晶法の両成長層においてマクロステップの形状制御技術を高度化していく必要がある。次節で説明するように、昇華再結晶法でもステップバンチングが起こりやすい成長条件が見出されてきており、今後は昇華再結晶法におけるマクロステップ形状の制御に着目し、ハイブリッド成長法における欠陥排斥技術の高度化に取り組む予定である。

3.2 溶液法と昇華法でのマクロステップ形状の違い

ここまで特に溶液法におけるマクロステップ形状と溶媒添加剤の関係について述べてきたが、本節では昇華再結晶法におけるマクロステップ形状と不純物の関係について簡単に紹介する。

Fig.9 には、昇華再結晶法を用いて高濃度に N あるいは Al をドーピングして作製した 4H-SiC 結晶成長面の顕微鏡写真を示した。N あるいは Al の結晶中への取込量はいずれも 10^{19} cm^{-3} 以上となる高濃度ドーピング条件である。昇華再結晶法では N をドーピングした場合には大きなマクロステップ形成のない平坦な結晶成長面が得られているが、Al をドーピングした際にはステップバンチングが顕在化し、大きなマクロステップが形成されていることが分かる。加えて Al を添加した際には育成結晶の多形が不安定化してしまい、6H-SiC などの異種ポリタイプが発生しやすくなってしまふことが分かっている[32]。この事実は溶液成長の結果 (Fig.3 や Fig.5) と対照的である。溶液法では Al 添加によって結晶成長面が平坦化するとともに 4H 多形が安定化されたが、昇華再結晶法では全く反対の傾向が観測されている。

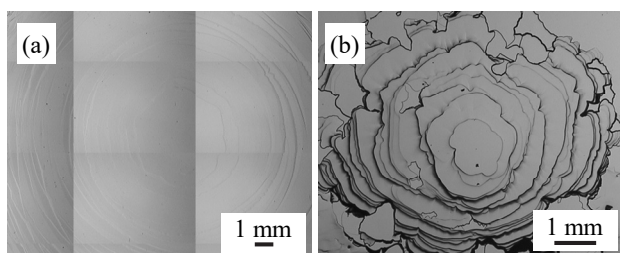


Fig.9 Surface morphology of the crystals grown by the sublimation growth technique with (a) nitrogen doping and (b) aluminum doping.

昇華再結晶法におけるステップバンチング(マクロステップ形成)に関しては、不純物 N の表面付着による非対称ステップカイネティクスの変調やステップスティフネスの変化に関連して議論されている[33–35]。しかし Al 添加の場合に見られる表面荒れについては未だ議論が進んでいない。加えて、昇華再結晶法と溶液法で Al 添加に対してステップバンチングの様子が著しく異なる現象に対しても、現時点では明確な説明が与えられていない。同じ 4H-SiC 結晶で、しかも同じ不純物元素 (Al) であるにもかかわらず、昇華再結晶法と溶液法でこのような対照的な相違を呈する現象は大変興味深い。

前節のハイブリッド成長でも触れたが、我々は溶液法と昇華再結晶法を組み合わせた技術が高品質化・低コスト化に有効であると考えており、その技術確立のためには結晶成長法

を問わず、結晶成長面のステップ形状制御が重要であると考えている。Al 添加によって昇華再結晶層内でのステップバンチングを顕在化することで、ハイブリッド成長法における欠陥排斥の確実性を向上させることができるのではないかと考えている。加えて Al 添加に対するステップ挙動の相違は、両結晶成長法におけるステップバンチング現象を統一的に理解するための重要なヒントになりうると考えている。

4. まとめ

溶液成長では少量の添加元素によって、ステップバンチングを抑制し成長面を平坦化したり、あるいは逆にステップバンチングを助長して巨大なマクロステップを形成したりすることができることを示した。このように溶媒組成はバルク結晶成長のプロセスウインドウや結晶品質に大きな影響を与える重要なパラメータである。Al や Sc など、バルク成長を行うにあたって有効な表面改質効果を得られる添加元素が整理されつつあるが、そのメカニズムの理解にはまだ一歩及んでいない。しかし、Al 添加に対して気相成長表面と溶液成長の固液界面では、その表面改質作用が対照的であることが分かかってきており、このことは SiC 結晶成長面のステップダイナミクスを不純物の効果と関連付けて理解するヒントになりうると考えられる。

ハイブリッド成長技術で示したように、溶液法/昇華再結晶法ともにマクロステップ形状を自在にコントロールする技術開発が重要であり、その先には品質・コストの両面から SiC 結晶技術の飛躍的発展が達成できるものと期待している。

謝辞

本研究の一部は、(独)新エネルギー・産業技術総合開発機構より委託された「低炭素社会を実現する新材料パワー半導体プロジェクト」と、総合科学技術・イノベーション会議の SIP(戦略的イノベーション創造プログラム)「次世代パワーエレクトロニクス/SiC 次世代パワーエレクトロニクスの統合的研究開発」(管理法人: NEDO)によって実施された。

References

- 1) 荒井和雄, 吉田貞史共編, SiC 素子の基礎と応用, オーム社, **2003** [in Japanese].
- 2) 松波弘之, 大谷昇, 木本恒暢, 中村孝編著, 半導体 SiC 技術と応用, 日刊工業新聞社, **2011** [in Japanese].
- 3) Y. M. Tairov, V. F. Tsvetkov, *J. Cryst. Growth*, **1981**, 52, 146.
- 4) P. J. Wellmann, *Semicond. Sci. Technol.*, **2018**, 33, 103001.
- 5) T. Kimoto, *Prog. Cryst. Growth*, **2016**, 62, 329.
- 6) T. Kimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **2015**, 54, 040103.
- 7) D. Nakamura, I. Gunjishima, S. Yamaguchi, T. Ito, A. Okamoto, H. Kondo, S. Onda, K. Takatori, *Nature*, **2004**, 430, 1009.
- 8) H. Kondo, H. Takaba, M. Yamada, Y. Urakami, T. Okamoto, M. Kobayashi, T. Masuda, I. Gunjishima, K. Shigeto, N. Ooya, N. Sugiyama, A. Matsuse, T. Kozawa, T. Sato, F. Hirose, S. Yamauchi, S. Onda, *Mater. Sci. Forum*, **2014**, 778–780, 17.
- 9) K. Kamei, K. Kusunoki, N. Yashiro, N. Okada, T. Tanaka, A. Yauchi, *J. Cryst. Growth*, **2009**, 311, 855.
- 10) K. Danno, H. Saitoh, A. Seki, H. Daikoku, Y. Fujiwara, T. Ishii, H. Sakamoto, Y. Kawai, *Mater. Sci. Forum*, **2010**, 645–648, 13.
- 11) H. Daikoku, M. Kado, A. Seki, K. Sato, T. Bessho, K. Kusunoki, H. Kaidou, Y. Kishida, K. Moriguchi, K. Kamei, *Cryst. Growth Des.*, **2016**, 16, 1256.
- 12) K. Danno, *OYO BUTURI*, **2014**, 83, 993 [in Japanese].

- 13) M. Kusunoki, K. Seki, H. Daikoku, H. Saitoh, I. Kobayashi, H. Mihara, *Extended abstracts of the 65th JSAP spring meeting*, **2018**, 19a-D103-7 [in Japanese].
- 14) Y. Yamamoto, S. Harada, K. Seki, A. Horio, T. Mitsuhashi, T. Ujihara, *Appl. Phys. Express*, **2012**, *5*, 115501.
- 15) S. Harada, Y. Yamamoto, K. Seki, A. Horio, T. Mitsuishi, M. Tagawa, T. Ujihara, *APL Mater.*, **2013**, *1*, 022109.
- 16) S. Harada, Y. Yamamoto, K. Seki, A. Horio, T. Mitsuishi, M. Tagawa, T. Ujihara, *Acta Mater.*, **2014**, *81*, 284.
- 17) N. Komatsu, T. Mitani, T. Takahashi, M. Okamura, T. Kato, H. Okumura, *Mater. Sci. Forum*, **2013**, *740–742*, 23.
- 18) T. Mitani, N. Komatsu, T. Takahashi, T. Kato, K. Fujii, T. Ujihara, Y. Matsumoto, K. Kurashige, H. Okumura, *J. Cryst. Growth*, **2014**, *401*, 681.
- 19) T. Mitani, N. Komatsu, T. Takahashi, T. Kato, S. Harada, T. Ujihara, Y. Matsumoto, K. Kurashige, H. Okumura, *J. Cryst. Growth*, **2015**, *423*, 45.
- 20) N. Komatsu, T. Mitani, T. Takahashi, T. Kato, K. Kurashige, Y. Matsumoto, T. Ujihara, H. Okumura, *Mater. Sci. Forum*, **2015**, *821–823*, 14.
- 21) N. Komatsu, T. Mitani, Y. Hayashi, T. Kato, S. Harada, T. Ujihara, H. Okumura, *J. Cryst. Growth*, **2017**, *458*, 37.
- 22) T. Mitani, N. Komatsu, Y. Hayashi, T. Kato, H. Okumura, *J. Cryst. Growth*, **2017**, *468*, 883.
- 23) T. Mitani, N. Komatsu, T. Takahashi, T. Kato, T. Ujihara, Y. Matsumoto, K. Kurashige, H. Okumura, *Mater. Sci. Forum*, **2015**, *821–823*, 9.
- 24) N. Komatsu, T. Mitani, Y. Hayashi, T. Kato, H. Okumura, *Mater. Sci. Forum*, **2018**, *924*, 55.
- 25) M. Syväjärvi, R. Yakimova, E. Janzén, *J. Electrochem. Soc.*, **1999**, *146*, 1565.
- 26) S. Harada, Y. Yamamoto, S. Xiao, M. Tagawa, T. Ujihara, *Mater. Sci. Forum*, **2014**, *778–780*, 67.
- 27) S. Xiao, S. Harada, K. Murayama, M. Tagawa, T. Ujihara, *Cryst. Growth Des.*, **2016**, *16*, 6436.
- 28) T. Mitani, N. Komatsu, T. Kato, *J. Jpn. Assoc. Cryst. Growth*, **2018**, *45*, 45-2-02 [in Japanese].
- 29) N. Komatsu, T. Mitani, Y. Hayashi, H. Suo, T. Kato, H. Okumura, submitted to *Mater. Sci. Forum*.
- 30) K. Murayama, T. Hori, S. Harada, S. Xiao, M. Tagawa, T. Ujihara, *J. Cryst. Growth*, **2017**, *468*, 874.
- 31) T. Mitani, N. Komatsu, Y. Hayashi, H. Suo, T. Kato, H. Okumura, *Extended abstract of the 47th Japanese conference on crystal growth*, **2018**, 31a-B03 [in Japanese].
- 32) K. Eto, H. Suo, T. Kato, H. Okumura, *J. Cryst. Growth*, **2017**, *470*, 154.
- 33) N. Ohtani, M. Katsuno, J. Takahashi, H. Yashiro, M. Kanaya, *Phys. Rev. B*, **1999**, *59*, 4592.
- 34) N. Ohtani, M. Katsuno, T. Aigo, T. Fujimoto, H. Tsuge, H. Yashiro, M. Kanaya, *J. Cryst. Growth*, **2000**, *210*, 613.
- 35) T. Yamaguchi, K. Ohtomo, S. Sato, N. Ohtani, M. Katsuno, T. Fujimoto, S. Sato, H. Tsuge, T. Yano, *J. Cryst. Growth*, **2015**, *431*, 24.