

## ハイブリッド外場を用いた対流高精度制御半導体結晶成長法の創製

研究代表者

東北大学・金属材料研究所・宇田 聡

九州大学・応用力学研究所・柿本浩一

1. はじめに：エネルギー問題の喫緊の課題の一つである低炭素化に対応した解決策として、電気自動車用のパワー半導体の高効率化があげられる。この目的達成のためには、炭化珪素(SiC)高機能半導体結晶の化学量論的組成や結晶多型の問題解決が重要である。本提案は、過去40年にわたって解決できなかった化学量論的組成および結晶多型が制御可能な新規結晶成長法の提案と実証を行う。具体的には、結晶成長炉内の動的圧力制御による過飽和度の制御法の開発や、従来全く議論されていなかった電気的特性を決定する化学量論的組成を高精度数値解法により、これを可能にすることが目的である。これにより、SiCの結晶多型の精密制御と結晶中の化学量論的組成の精密制御が可能となり、従来使用されてきたシリコンに代わるパワーデバイス用半導体用結晶となりえるSiC結晶育成を実現できる。

2. 研究経過：社会が要求しているさらなる高効率・省エネ化に向けた電子デバイスの実現に鑑み、我々は高電力変換効率を持つ電気自動車やハイブリッドカー等を早急に実現しなければならない。このような要求から、SiC単結晶にも飛躍的な特性の進展が強く望まれるいくつかの科学技術的挑戦課題が提起されている。このためには、単に結晶の物理的な形状、すなわち結晶直径等を議論するのみではなく、今まで経験のみにより行われてきた結晶多型や化学量論的な結晶特性を科学的根拠に基づき制御することが非常に重要となってきている。SiCバルク結晶成長は、現在主に昇華法が使用されている。図1は本研究で使用した昇華炉である。高周波により加熱する方法を採用している。

### 3. 研究成果

本研究では、本研究室ですべて開発した多相流解析コードを用いて、温度、流速、化学種の輸送に関する解析を行っている。図2は、種結晶近傍の温度分布を示している。両端の空隙は単結晶側面における多結晶の成長抑制のために設けた。図3は、種結晶近傍のArガスと化学種の移動速度を示している。

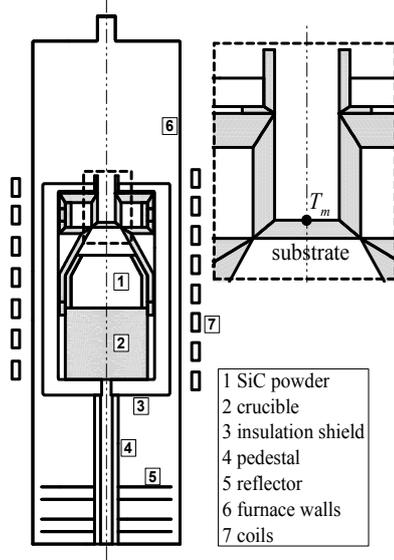


図1 昇華法炉の構成図

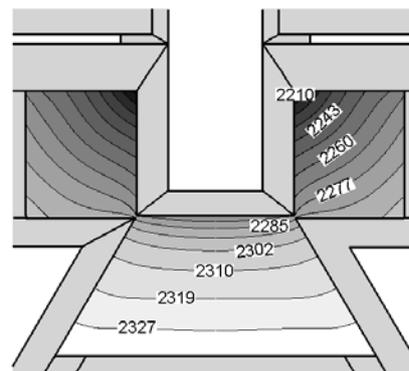


図2 種結晶近傍の温度分布 (単位: K)

炉内総圧力が1 Torrの場合は、原料から直接化学種が種結晶に輸送されることがわかる。さらに、両端の空隙部には多結晶が成長することがわかる。10 Torrの場合は、炉内圧力が大きくなるにしたがい、化学種輸送に関して対流の寄与が大きくなることがわかった。ここでは、2インチにおける解析結果を示しているが、6インチになると、炉内総圧力が1 Torrの場合でも、対流優勢になる可能性があるために1次

元輸送モデルよりも2次元輸送モデルを使用する必要がある。

図4は、結晶成長速度の炉内圧力依存性について解析した結果である。炉内総圧力が小さいほど、半径方向の結晶成長速度は不均一であることがわかる。この分布はSiC<sub>2</sub>の過飽和度と類似している。この過飽和度は、ポリタイプの生成等にも影響を与えるために、過飽和度の精密制御が今後必要となっていくであろう。

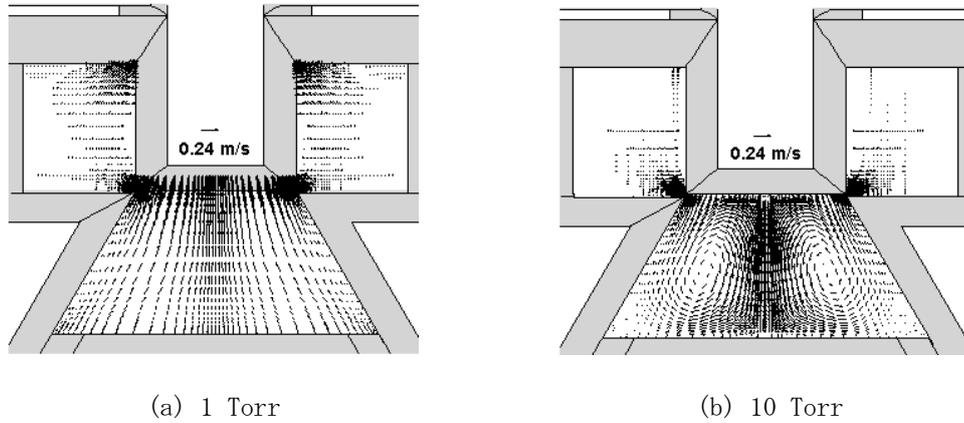


図3 化学種の流速分布

図5は、種結晶のシリコンと炭素の流入フラックス差を示す。圧力が高くなるにつれて、フラックス差は小さくなり、結晶の化学量論的組成は1に近くなることがわかる。さらに、結晶周辺では化学量論的組成は1に近くなり、窒素などの不純物の分布に影響を与えることがわかる。

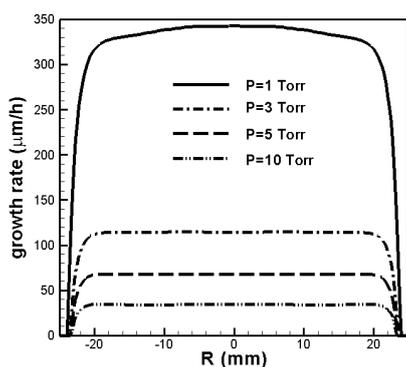


図4 成長速度の圧力依存性

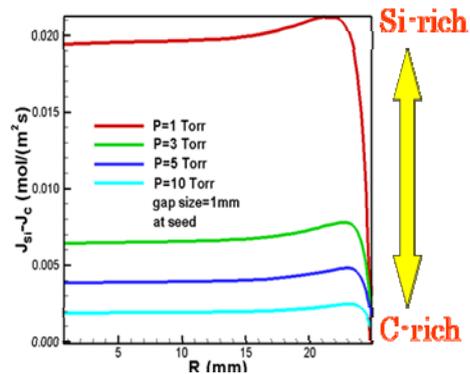


図5 種結晶表面のSi-Cフラックス差

#### 4. まとめ

本発表では、従来の昇華法における化学種の輸送現象に加えて、化学量論的考察を行った。今後、結晶成長に関する諸パラメータが結晶多形に与える影響を明らかにしていくことが本提案の目的である。さらに、これらの結果を踏まえて新規成長法を提案し、成長速度と応力分布の予測を行い、高機能SiC結晶の新規成長方法を提案する予定である。

研究課題名  
AlN中のマイクロパイプ生成機構の解明

研究代表者名  
関西学院大・理工学部・西谷滋人

研究分担者名  
関西学院大・理工学部・戸賀瀬健介

1. はじめに

半導体の格子欠陥の代表である転位の生成機構の解明が主たる目的である。半導体の結晶成長においては、どれだけ欠陥の少ない完全結晶を安定して成長させるかが極めて重要である。マイクロパイプを初めとする線欠陥は化合物半導体デバイスにおけるリーク電流の主原因である。特にマイクロパイプは成長欠陥のなかでも極めて頻発しやすい欠陥であるにも関わらず、その制御は経験と勘に頼ってきた。もし、この領域に理論的なバックグラウンドの確固とした機構が提案できれば、半導体結晶成長の制御法に大きな指針を与えることができる。

2. 研究経過

西谷は、10月25日-26日および12月12日-14日東北大学材料研究所米永研究室に訪問し、米長教授を初め、大野准教授、徳本助教および院生らと議論を行った。12月の打ち合わせには、共同研究者の戸賀瀬も同行した。当初予定していたマイクロパイプの生成機構の解明へ向けての実験の計画とともに、そのほかの計算結果について報告・議論を行った。また、米永研との共同研究に基づくいくつかの国内・国際会議での発表内容、「Si-Ge 固溶体の局所的な歪みの第一原理計算」「化合物半導体の積層欠陥エネルギーと構造エネルギー」の内容について打ち合わせを行った。

3. 研究成果

米永らが長年研究を続けてきたSi-Ge固溶体の格子定数とSiおよびGeの局所的な結合距離の観察結果を解釈するためにSiGe組成の異なる立体ダイヤモンド構造を持つ6種類の格子モデルを扱った。それぞれに対し、外部・内部緩和を考慮した第一原理電子構造計算をVASPを用いて行った。Ge-Ge, Si-Ge, Si-Si結合のボンド長は、それぞれの組成に線形的な依存性を示した。これは米永らの実験結果とほぼ一致する。しかしながらSi含有率25%のSi-Ge, Ge-Ge結合のボンド長が他の傾向から外れている。この原因を局所的な結合数変化などから検討している。

化合物半導体の積層欠陥エネルギーと構造エネルギーでは、閃亜鉛鉱(ZB)構造とウルツ鉱(W)構造の積層欠陥部が示すそれぞれW構造とZB構造とのエネルギー差を第一原理計算により求めた。計算結果はほぼ正の相関を示しており、実験的に得られている積層欠陥エネルギーと高い相関を示した。

議論の中で、特に新しい知見として、積層欠陥エネルギーの第一原理計算が信頼性が高いことが判明した。これは、Si中にP, B, Ga, Asなどをドーピングすると、その量によって転位の拡張幅が変化するという大野らが得た実験結果が端緒である。その後、積層欠陥モデルの第一原理計算を行ったところ、Pでは積層欠陥へ濃化する結果が得られた。一方、Bではこのような効果が見られず、実験結果と整合する結果であった。

また、Si中に混入したCuが特殊な組織を作ることも大野らによって新たに発見された。この構造を再現する、bcc構造をベースとした構造がSiと整合性がよく、エネルギー的に安定な構造を取ることを第一原理計算によって確かめた。

4. まとめ

以上の通り、半導体中の転位の挙動について、実験と理論の両面から重要な知見が得られている。次年度に投稿論文とする準備を鋭意進めている。

## 垂直ブリッジマン法により成長した機能性酸化物単結晶の 結晶欠陥および機械的強度評価

研究代表者名

信州大学・工学部・番場教子

研究分担者名

信州大学大学院・工学系研究科・青木洋平、信州大カーボン科学研究所・太子敏則、  
富山大学理学部・飯田 敏、東北大学・金属材料研究所・大野裕、米永一郎

### 1. はじめに

ニオブ酸リチウム(LiNbO<sub>3</sub>;LN)は融液からの引き上げ法であるチョコラルスキー(CZ)法によって作製されているが、育成した結晶中には脈理と呼ばれる欠陥が存在し、プリズム等の光学応用において散乱の原因となる欠陥であるため問題視されている。しかし、この脈理の形成機構は明らかになっておらず、脈理フリーのLN単結晶育成は難しいのが現状である。また脈理の評価が精密に研磨された結晶を光にかざし、経験者による目視によりその有無を確認するという方法しかなく、その方法においても研磨の善し悪しが脈理の見え易さに大きく影響することも、脈理発生原因の究明やフリー化への障害となっていた。しかし、昨年度、結晶方位と脈理の方向についておおよその知見が得られたことに加え、新しい脈理の評価方法(脈理が存在する結晶に関して、脈理のある面をエッチングし、電子顕微鏡により観察)のめどがついた。そこで本研究では、優れた品質のLN単結晶を育成するために、脈理の発生原因解明につながる脈理の構造及び形態を評価することを目指した。

### 2. 研究経過

これまでに脈理が比較的多い161°Y方位のCZ-LN単結晶を用いて脈理の形態評価に取り組み、脈理のある面を酸によりエッチングし、走査型電子顕微鏡(SEM)で観察することに成功した。その結果、脈理は結晶のX面に沿って存在する面状欠陥であり、長いものでX軸方向に10~20mm程度になることに加え、脈理部分ではエッチング速度に違いがあり、その原因が不純物等による組成ずれではなく、転位由来の欠陥またはLiとNbのほんのわずかな組成ずれの可能性が高いことを見いだした。今年度はさらに透過型電子顕微鏡(TEM)やX線トポグラフによる観察から、この脈理欠陥の構造および発生原因の解明を試みた。

### 3. 研究成果

図1、2に脈理を含む161°Y方位のCZ-LN単結晶ウェハの選択エッチング後の低倍率SEM像と同じくSEMにより観察された四角錐のエッチピットを示す。このエッチピットは転位によるものであると推測され、この脈理を含む部分をTEMで観察したところ、161°Y方位のCZ-LN結晶に見られる脈理部分は、予想通り、刃状転位が等間隔に並んだ小傾角境界であることが確認できた。更にこの刃状転位の伝搬方向は、成長方向からX方向、Z方向ともに数°ずれた方向であることもわかった。転位の発生原因については現時点では解明できていないが、この転位が用いた種子結晶から引き継がれたものであるならば、脈理がない種子結晶を用いることで、脈理フリーのLN単結晶育成が可能となる。また育成中または冷却中に導入されているのであれば、CZ法よりも成長中に結晶が受ける熱応力が小さい方法を用いることで、低転位密度の単結晶育及び脈理低減への寄与が期待できる。今回、成長時の熱応力が小さいブリッジマン(VB)法で育成したLN単結晶に関しては評価を行うことができなかったが、その結果と比較することで、脈理の発生原因および抑制法について有効な知見が得られると考えられる。また135°Yを含めほかの方位のLN結晶については、脈理を視覚化するための選択エッチング条件が確立できず、脈理の構造は不明であるが、引き続き分析を行う予定である。

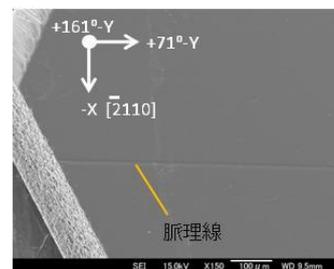


図1 脈理 SEM 像

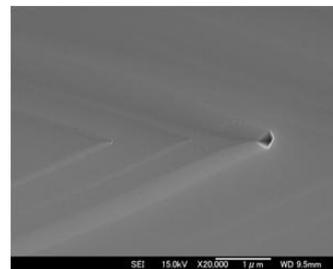


図2 エッチピット

### 4. まとめ

本研究により、161°Y方位のLN単結晶中の脈理は刃状転位が等間隔に並んだ小傾角境界であることがわかった。ほかの方位で育成した結晶については、さらに研究・解析が必要であるが、161°Y方位では、刃状転位の伝搬方向が結晶成長方向から数°ずれていることをTEM観察により解析できた。脈理発生原因の究明および抑制法については、更なる研究、検討が必要不可欠である。

## アニオン欠陥制御による高抵抗結晶の作製

東京工業大学・大学院理工学研究科・武田博明

東京工業大学・大学院理工学研究科・保科拓也、東京工業大学・大学院理工学研究科・鶴見敬章、  
東北大学・金属材料研究所・宇田聡

### 1. はじめに

ガソリン・ディーゼルなど内燃機関の燃費と排ガス改善を飛躍的に向上させる技術として、シリンダ内の燃焼圧センシングに基づくプログラム燃焼制御がある。現在、燃焼圧センサとして圧電結晶を用いたものが期待されているが、高温まで発生電荷の漏洩が少ない高抵抗結晶は存在せず、高効率なプログラム燃焼技術は未だ実現していない。我々はセンサ材料の最有力候補であるランガサイト ( $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ ) 型結晶に着目し、同結晶の高抵抗化を目的に研究を行っている。しかし、同結晶でも高温で低い抵抗率が克服すべき課題となっており、この低い抵抗率の原因として、育成中に結晶格子内に欠陥として導入される過剰酸素イオンによるホール発生と考えられている。

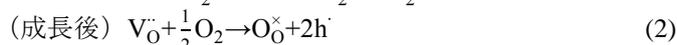
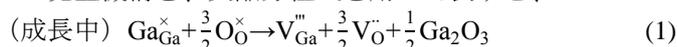
本研究では、育成時の雰囲気ランガサイト型結晶の電気抵抗率に及ぼす影響について調査し、同結晶の高抵抗化への指針を得ることを目的とした。

### 2. 研究経過

素子応用を見据え、大きい圧電定数、圧電特性の温度安定性、結晶合成の容易さから、ランガサイト型結晶の一つである  $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$  (LTG) を選択した。この LTG 結晶に対し Al を固溶限界ドーピングさせることで、ノンドープの結晶に比べ抵抗率が 1 桁以上上昇することが分かっている。そこで、本研究では、Al を固溶限界までドーピングさせた LTG 結晶 ( $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_5\text{O}_{14}$ : LTGA) を原料に結晶育成を行った。育成方法として、育成雰囲気“のみ”の影響を調べるため、容器を用いないフローティングゾーン (FZ) 法を選択した。また、育成雰囲気として窒素気流中 ( $p_{\text{O}_2} 10^{-5} \text{atm}$ )、大気中 (0.2atm)、酸素気流中 (1atm) の 3 種類の酸素分圧を用意した。育成した単結晶は ICP 発光分析による化学組成分析、X 線回折法による相同定、三端子法による体積抵抗率測定の各種評価を行った。

### 3. 研究成果

窒素気流中、大気中、酸素気流中、それぞれの雰囲気下で育成された LTGA 単結晶を、以下 LTGA- $\text{N}_2$ 、LTGA-Air、LTGA- $\text{O}_2$  とする。育成雰囲気による影響は結晶の色に明瞭に表れた。育成雰囲気の酸素分圧が高いほど結晶が橙色に着色し、低い酸素分圧で育成された LTGA- $\text{N}_2$  結晶では無色透明であった。今回、FZ 法にて育成しており、ルツボの影響がないため、着色の原因は酸素分圧の影響であることが明らかとなった。化学組成分析の結果、すべての結晶で Ga 量が化学量論組成に比べ低くなっており、蒸発しやすい Ga が結晶育成中に熔融帯から揮散したと考えられる。電気抵抗率の温度特性を測定したところ、図 1 に示すように LTGA- $\text{N}_2$  結晶の抵抗率が LTGA-Air、LTGA- $\text{O}_2$  結晶に比べて高い値を示した。組成分析と抵抗率測定の結果から、低い抵抗率の原因は、これまで報告されている格子間に導入される過剰酸素イオンによるホール発生であるという伝導機構では説明できない。本研究の結果から、低い抵抗率 (高い導電率) の原因は、結晶が成長中に Ga 欠損と共に酸素空孔が生成し、育成直後に結晶が高い酸素分圧に晒されることにより酸素が充填されホールが発生したためと考える方が妥当である。このホールの発生機構を、欠陥方程式を用いて表すと、



となる。このことから、従来の雰囲気ガスにより酸素分圧を制御した結晶育成では(2)の反応のみが抑制され、高抵抗を有するランガサイト型結晶の育成には(1)の反応を抑制する必要があることがわかった。

### 4. まとめ

本研究では、Al を限界までドーピングした LTG (LTGA) 結晶を様々な酸素分圧下で FZ 法により育成した。育成中の酸素分圧が低いほど LTGA 結晶が高い抵抗率を示し、窒素気流中で育成した結晶が最も高い抵抗率を示すことが分かった。また、伝導機構が明らかとなり、今後の高抵抗化への指針が得られた。

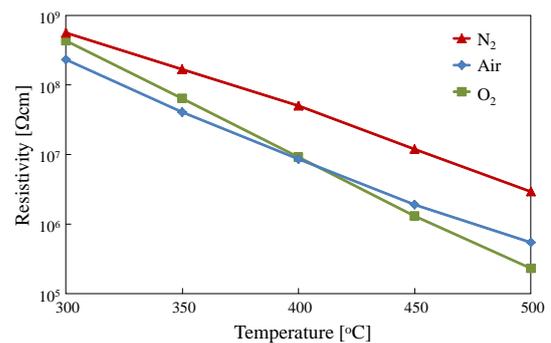


図 1. 各種雰囲気下で育成した LTGA 単結晶の抵抗率の温度依存性

## 引き上げ法ゲルマニウム結晶成長における酸素輸送機構の解明

研究代表者名

信州大学カーボン科学研究所 太子敏則

研究分担者名

伊勢秀彰 大澤隆亨 村尾優 徳本有紀 大野裕 米永一郎

### 1. はじめに

近年、次世代向け高速電子デバイス材料、宇宙用高効率 III-V 族太陽電池の下地基板やボトムセルとしてゲルマニウム (Ge) が注目されている。引き上げ (CZ) 法によるバルク Ge 単結晶成長では、炉内の残留酸素の存在により融液表面に酸化ゲルマニウム ( $\text{GeO}_2$ : 融点  $1115^\circ\text{C}$ ) パーティクルが形成され、Ge (融点  $938^\circ\text{C}$ ) 融液に溶けずに成長結晶に付着して転位発生に繋がる。この問題に対して我々は、Ge 融液の外周のみに酸化ホウ素 ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ) を覆うことで、パーティクルを捕捉、分解でき、パーティクルフリーの融液中央部から無転位の Ge 単結晶を成長できることを明らかにした[1]。本研究では、Ge 融液を  $\text{B}_2\text{O}_3$  で覆い、高酸素濃度 Ge 単結晶成長を試みるとともに、結晶成長中の酸素の輸送機構について検討した。

### 2. 研究経過

信州大学もしくは東北大金研の小型結晶引き上げ装置を用いて、[111]方位の直径 1 インチの Ge 結晶を成長した。石英るつぼに 150g の Ge 原料 (>4N) と 5g もしくは 20g の  $\text{B}_2\text{O}_3$  塊を充填し、さらに高純度  $\text{GeO}_2$  粉末を 0~0.42at% 添加した。炉内は Ar ガス雰囲気 1atm とした。結晶のキャリア濃度はホール効果測定により、結晶中の酸素濃度は FT-IR を用いて  $855\text{cm}^{-1}$  の赤外吸収ピークから評価した。結晶中の転位は、選択エッチング後にエッチピットを光学顕微鏡で観察することにより評価した。

### 3. 研究成果

図 1 は、 $\text{B}_2\text{O}_3$  で融液全面を覆い、 $\text{GeO}_2$  粉末を 0.04at% 添加して成長した結晶の写真である。結晶側面に  $\text{B}_2\text{O}_3$  もしくは  $\text{GeO}_2$  の付着はなく、単結晶であることを示す 3 回対称の晶癖線が見られた。この結晶中の転位密度は  $1.3 \times 10^3\text{cm}^{-2}$  であり、格子間酸素濃度 [Oi] は  $2.2 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$  であった。 $\text{B}_2\text{O}_3$  および  $\text{GeO}_2$  の添加量を変えて成長した結晶の  $855\text{cm}^{-1}$  近傍の赤外吸収スペクトルを図 2 に示す。成長条件によってピーク強度が異なり、[Oi] は as-grown の状態で  $8.5 \times 10^{15} \sim 5.5 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$  であった。一連の実験から、[Oi] を高めるには、① Ge 融液全面を  $\text{B}_2\text{O}_3$  で覆い、かつ②  $\text{GeO}_2$  粉末を添加する必要があることがわかった。この結果は、Ge 融液中の液状の  $\text{B}_2\text{O}_3$  が  $\text{GeO}_2$  を分解してフリーな酸素原子を形成するが、融液全面が  $\text{B}_2\text{O}_3$  で覆われていない場合は酸素原子が Ge 融液表面から蒸発することを示している。Ge 融液全面を覆う  $\text{B}_2\text{O}_3$  が酸素の液体封止剤として機能していることを意味する。また、 $\text{GeO}_2$  粉末を 0.42at% 添加したとき [Oi] は結晶の部位に関わらず  $5.5 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$  で一定であり、この濃度が本成長方法で得られる酸素濃度の限界であることが示された。この結晶成長方法における酸素の見かけの偏析係数は 1~1.4 であった。今後、より詳細な酸素原子の輸送機構、結晶成長の反応、結晶中の酸素関連欠陥について引き続き検討を行う。

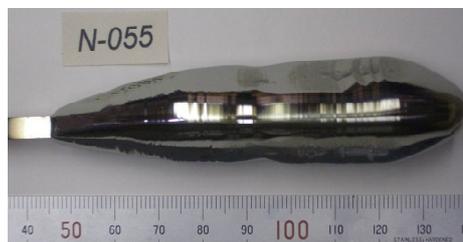


図 1  $\text{B}_2\text{O}_3$  で全面を覆った Ge 融液から成長した Ge 結晶の写真 ( $\text{GeO}_2$  粉末 0.04at% 添加)

### 4. まとめ

Ge 結晶に高濃度で酸素を添加するには、これまで石英るつぼを用いて酸素含有雰囲気中で結晶成長を行っていたが、転位密度が高く、結晶品質はよいとは言えなかった。本研究により、 $\text{B}_2\text{O}_3$  で融液表面の全面を覆い、かつ  $\text{GeO}_2$  粉末を添加することで、比較的低転位密度で従来法と同程度の酸素の添加が可能であることがわかった。このことは、酸素添加による Ge 結晶の高強度化、かつ低転位密度による高品質化の可能性を示しており、このような Ge 結晶の宇宙用途および電子デバイス用途への適用が期待できる。

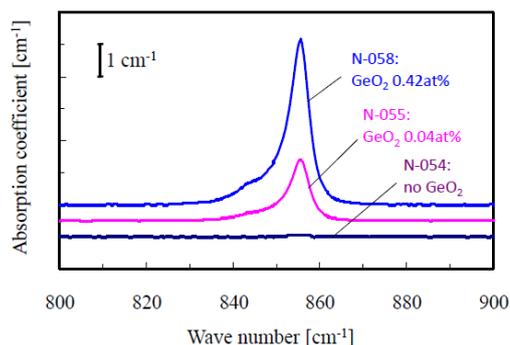


図 2  $\text{B}_2\text{O}_3$  で全面を覆った Ge 融液から成長した結晶の赤外吸収スペクトル

[1] T. Taishi et al., J. Cryst. Growth 311 (2009) 4615.

## 結晶成長界面における界面エネルギーと界面構造

学習院大学・理学部・渡邊匡人

学習院大学・理学部・水野章敏、学習院大学・自然科学研究科博士前期課程・小山千尋、  
田村仁、河内大弥

東北大学・金属材料研究所・宇田聡

## 1. はじめに

過冷却液体からの結晶成長メカニズムを理解するうえで、核形成過程の解明が最も重要でありかつ難しい課題である。核形成過程は直接観察することが困難であり、結晶成長した後から推定しなくてはならない。このためには、液体と固体の間の界面エネルギーを知っておく必要がある。しかし、界面エネルギーは測定が困難なことからほとんど値が得られていない。そこで、固液界面での界面エネルギーを、(1). マイクロ引き下げ法による結晶成長時の結晶/液相の界面形状から算出する方法、(2). 無容器法により過冷却液体から結晶化する際の冷却曲線と結晶化潜熱から算出する方法、それぞれの方法で取得し界面エネルギーの値を決定することが、本共同研究の目的である。この目的のため、これまでの共同研究で過冷却液体からの結晶成長のその場観察をおこなってきた  $Y_2O_3-Al_2O_3$  系酸化物結晶を用いて、実験をおこなった。 $Y_2O_3-Al_2O_3$  系酸化物結晶では、レーザー結晶  $Y_3Al_5O_{12}$  (YAG) とシンチレーター用結晶  $YAlO_3$  (YAP) が実用的に使用され、本研究の成果によりこれらの光学デバイス用材料酸化物単結晶の育成技術の革新が期待される。

## 2. 研究経過

$Y_2O_3-Al_2O_3$  融液の過冷却液体から結晶化する際の冷却曲線を以下のようにして計測した。直径約 2mm の球状試料をガスジェットノズルから乾燥空気(0.5l/min)を噴出させて浮遊させ、 $CO_2$  レーザーで融解し、レーザー出力を下げて冷却・凝固させた。この際の試料温度を放射温度計(5.14  $\mu m$ )で測定し、過冷却度 ( $\Delta T = T_L - T$  :  $T_L$  液相線温度)と冷却速度を求めた。また凝固中の試料を高速度カメラ (1000fps) で観察し、固液界面形状の変化も同時に計測した。凝固した試料を SEM で観察し EDS による組成分析をおこない、粉末 X 線回折法より凝固相の結晶構造を同定した。

## 3. 研究成果

$Y_2O_3-Al_2O_3$  のうち YAG 組成の融液 YAP 組成の融液を、ガスジェット浮遊法で過冷却度をつけて凝固させて冷却曲線を測定した。冷却速度を変えることで、YAG が析出する場合と YAP が析出することがわかった。それぞれの結晶相が析出した場合の冷却曲線を図 1 に示す。この冷却曲線を潜熱の放出を含めた熱バランス式を用いてフィッティングし、YAG 融液から YAG が析出する場合と YAP が析出する場合の核形成エネルギーをそれぞれ求めた。この結果、YAP が析出する場合の核形成エネルギーのほうが、YAG が析出する場合より小さいことがわかった。この核形成エネルギーについて、YAG 融液と YAG, YAP との間の界面エネルギーを算出すると  $0.871J/m^2$  (YAG),  $0.490J/m^2$ (YAP)となり、YAG 融液と YAP 結晶界面のほうが、界面エネルギーが小さいことがわかった。この界面エネルギーの差について、界面構造と現在表面張力から検討を進めている。しかし、YAP 融液の表面張力の測定値がないため、YAP 融液の表面張力の測定が必要であり、次年度において測定を実施する予定である。

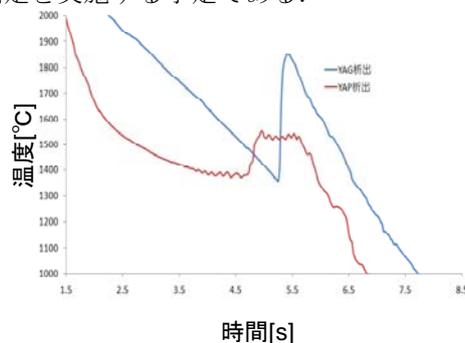


図 1.  $\Delta T = 700K$  YAG 融液を冷却した際の冷却曲線。(青：YAG 析出の場合凝固，赤：YAP 析出の場合)

## 4. まとめ

YAG 融液と結晶相との間の界面エネルギーを調べるため、ガス浮遊法を用いて過冷却融液からの凝固実験をおこなった。この結果から、YAG 融液/YAP 結晶と YAG 融液/YAG 結晶それぞれの界面エネルギーの比較をおこない、YAG 融液/YAP 結晶のほうが界面エネルギーが小さいことが推測された。この違いについて、今後共同研究のなかで界面構造の観点から検討していく。