4H-SiC 電力素子中での REDG 効果により成長した Shockley 型積層欠陥の形状についての解析

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 松畑洋文
筑波大学大学院 数理物質科学研究科 電子・物理工学専攻 関口隆史

Hirofumi MATSUHATA and Takashi SEKIGUCHI: Analysis on the Shapes of the Shockley type Stacking Faults Generated by the REDG Effect in the 4H-SiC Power Devices

A complete set of 12 different dissociated states of basal-plane dislocation loops in 4H-SiC has been derived from experimental observations and crystallographic space group discussion. We have observed dissociated states of dislocations in 4H-SiC power devices using synchrotron X-ray Berg-Barrett topography, and analysis results are summarized. The arrangement of the results is used to discuss the shapes of Shockley-type stacking faults which were generated by recombination enhanced dislocation glide. The list of the dissociated states of basal-plane dislocation loops is useful also for the analysis of dislocation structures in hexagonal lattice.

1. はじめに

4H-SiC を用いて電力素子を作製すると、電力損失が低減され、さらに電力制御装置の軽量小型化が可能である。^{1),2)} 21 世紀に入り 4H-SiC を材料に用いた電力素子の開発が世界規模で行われてきた。すでに各種の電力素子や、それらを使った電力制御装置が開発され、実用化されている。³⁾

ところで 4H-SiC バイポーラー素子に順方向の電流を流すと、抵抗が増大していくという現象が報告されていた。この順方向特性劣化現象は、転位が電子と正孔の再結合中心として働き、再結合により放出されるエネルギーで Si コア 30 度部分転位が動き、Shockley 型積層欠陥の面積が増大する REDG (Recombination Enhancement Dislocation Glide) 効果によるものである。⁴⁾⁻¹¹⁾ REDG 効果は電力素子の p-i-n 構造の i 層で発生する。4H-SiC 結晶中の転位密度は年々減少しているが、動作中に成長する Shockley 型積層欠陥の原因となる基底面転位はどのように素子中に残存しているのかが問題とされた。われわれは、放射光を用いた Berg-Barrett トポグラフィ法や、SEM-EBIC、顕微 photo-luminescence 装置を用いて、実際の電力素子構造で順方向特性劣化の様子を観察してきた。¹²⁾⁻¹⁹⁾ 同時にこの放射光トポグラフィ法で観察される格子欠陥像の解析を行ってきた。²⁰⁾⁻³⁰⁾ これらの観察により順方向特性劣化で形成される積層欠陥の形状は結晶学的な規則に従っていることがわかった。この規則を利用すると積層欠陥の発生源となる基底面転位の位置、さ

らに積層欠陥の成長状態、コア構造が異なる部分転位の配置などが容易に判別されることがわかった。

本報告では、まず 4H-SiC の基底面転位、Si コア部分転位、C コア部分転位について説明する。次に放射光トポグラフィ法による観察結果と結晶学を基にした 12 種類の拡張した転位ループの分類を示し、REDG 効果により大きく成長する 2 重や 1 重の菱形 Shockley 型積層欠陥の形状について説明する。また、成長した積層欠陥を解析したことにより、REDG 効果を引き起こす基底面転位の存在原因が明らかとなり、プロセスを改良しメーカーの電力素子の特性劣化抑制の成功につながった例を示す。

2. 基底面転位のバーガース・ベクトルとコア構造

4H-SiC の (0001) ウエハでは、円形の周囲の一部に平坦部が作られている。長い平坦部は第 1 オリエンテーション・フラット (オリフラ) と称され $[1\bar{1}00]$ 方向を示し、短い平坦部は第 2 オリフラと称され $[\bar{1}\bar{1}20]$ 方向を示している。ウエハ形状と結晶方位は国際半導体規格によって一意的に定義されている。³¹⁾ 電力素子作製は通常 SiC ウエハの Si 面側 (0001) で行われている。エピタキシャル層成長は 4H 積層構造を維持するためステップフローモードで行い、ウエハ表面の方位は $[0001]$ 方向から数度程度、 $[11\bar{2}0]$ 方向に傾くように設定されている。このため、 $[11\bar{2}0]$ 方向は、 $[\bar{1}\bar{2}10]$ 、 $[\bar{2}110]$ 方向とは異なる特徴が発現することがある。³²⁾ 4H-SiC の積層構造を図 1 に示す。T₁、T₂、T₁'、T₃' の 4 個の四面体により構成され、これらの四面体の中心には Si 原子、四隅には C 原

子が存在する。基底面を迂り面とする転位には2種類あると考えられる。各四面体の α/C 面, β/A 面, α/B 面, γ/A 面間に存在している基底面転位はグライドセット, A/α , B/β , A/α , C/γ 面間に存在している基底面転位はシャッフルセットと称される。グライドセットは Shockley 型部分転位を挟んで2つの部分転位に分解することが可能である。SiC の基底面転位を透過型電子顕微鏡で観察すると、積層欠陥を伴って拡張した状態の基底面転位、すなわちグライドセットが観察される。³³⁾

4H-SiC 結晶のグライドセット基底面転位の場合、図2に示すように迂り面より上側, $[0001]$ 方向に余剰な面 (extra-half-plane) がある場合は Si コア転位、迂り面より下側 $[000\bar{1}]$ 方向に余剰な面がある場合は C コア転位と呼んでいる。余剰な面がない転位はらせん転位である。転位線の向きを紙面に入る向き, $[0001]$ 方向を上向きに設定すると、バーガース・ベクトル $\mathbf{b}$ が左を向く成分があると Si コア転位となり、右を向く成分があると C コア転位となる。ここで $\mathbf{b}$ の向きは FS/RH の取り決めに従うものとする。³⁴⁾

図1の T_1 , T_2 の四面体の正三角形の底面は, $[\bar{1}100]$

図1 4層のSiC四面体の積み重なり。(Stacking of tetrahedrons in a 4H-SiC crystal.) 四面体の中心に Si 原子, 4隅に C 原子が位置している。アルファベット大文字は C 原子の層, ギリシャ文字小文字は Si 原子層を示している。

図2 基底面 Si コアと C コア転位。(Basal-plane Si-core and C-core dislocations.) SiC での $\mathbf{b}$ の向きとコア構造の関係の模式図。転位線の向きを紙面に垂直に入る方向とする。黒丸を C 原子, 白丸は Si 原子。(a) Si コア転位模式図。迂り面の上側, $[0001]$ 方側に余剰な原子面が存在し Si 原子列が余剰面の先端に位置している。 $\mathbf{b}$ は左を向いている。(b) C コア転位模式図。迂り面の下側, $[000\bar{1}]$ 側に余剰な原子面が存在し, C 原子列が余剰な面の先端に並んでいる。 $\mathbf{b}$ は右を向いている。

方向に頂角をもち $[\bar{1}100]$ 方向に底辺をもっている。このような原子配置での C 面と α 面の2層を $[0001]$ 方向から眺めたとき、転位線の向きを $[\bar{1}1\bar{2}0]$ 方向とする $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}1\bar{2}0]$ の基底面らせん転位の拡張構造を図3に示す。この図は原子の配置を簡単に議論するものでダングリングボンド、原子の再配列などは想定していない。左側の部分転位は $\mathbf{b} = 1/3 [01\bar{1}0]$ であり、 $\mathbf{b}$ は左を向く成分をもっているので Si コア転位である。右側の部分転位は $\mathbf{b} = 1/3 [10\bar{1}0]$ と求められ C コア転位である。

転位線に沿って $\mathbf{b}$ は変化しないので、 α/C 面間にある

図3 C コア部分転位, Si コア部分転位と Shockley 型積層欠陥の模式図。(Illustration on C-core, Si-core partial dislocations and Shockley type stacking fault.) α/C 層間に存在する転位。 $\zeta = [\bar{1}1\bar{2}0]$, $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}1\bar{2}0]$ の基底面らせん転位の拡張構造を示す。 α 層上の Si 原子を白丸, C 層上の C 原子を黒丸で示す。左側の部分転位は $\mathbf{b} = 1/3 [01\bar{1}0]$ の Si コア部分転位, 右側の部分転位は $\mathbf{b} = 1/3 [10\bar{1}0]$ の C コア部分転位。

転位ループの構造は図4aのような構造をもつ。T₂四面体中のβ/A層間に存在する基底面の転位ループも図4aと同様な構造をもつ。B面上に存在するT₁'四面体は、T₁四面体の向きを左右で反対の向きに配置されているので、転位ループの構造はT₁四面体中の転位ループとは(1100)面で左右反転した構造になる。A面上に存在するT₃'四面体は、T₁'四面体と同じ向きを向いているので、T₁'四面体中の転位ループと同じ構造になる。

3. Siコア転位, Cコア転位の識別

透過型電子顕微鏡を用いて通常の2波条件でSiCの基底面転位を観察すると基底面Siコア転位, 基底面Cコア転位は似たコントラストを示し, コア構造を識別することは困難である。NingとPirouzは透過型電子顕微鏡を用いて, 3C-SiC中の転位について収束電子回折(CBED)図形を観察し, 転位線に対しての**b**の向きを決定し, Siコア転位, Cコア転位の識別を行っている。³³⁾ また, ら

図4 鏡映操作およびc映進操作により生成される基底面転位ループ。(Generations of basal-plane dislocation loops by mirror and c-glide operations.) (a) α/C層間に存在する $b = 1/3[11\bar{2}0]$ の基底面転位ループのコア構造の配置。α/C, β/A層間に存在する Shockley 型積層欠陥を Type A とする。(b) (1100)面に存在する c-glide 映進対称性により導かれた $b = 1/3[11\bar{2}0]$ の転位ループ。α/B, γ/A層間の Shockley 型積層欠陥を Type B とする。(c) (1120)面に存在する鏡映対称操作により(a)から導かれた $b = 1/3[\bar{1}\bar{1}20]$ の転位ループ。(d) (1100)面に存在する c-glide 対称性により(c)から導かれた $b = 1/3[\bar{1}\bar{1}20]$ の転位ループの転位ループ。破線はSiコア転位, 実線はCコア転位, グレー部は積層欠陥。ζは時計回りとする。

せん転位についても, ζとgが平行か反平行かをCBEDを使って調べることは可能である。LiuらはSiコア部分転位とCコア部分転位では photoluminescence (PL) や electroluminescence (EL) のスペクトルに違いがあることを見出している。³⁵⁾ バンドパスフィルターを利用するとこれらの転位の像のコントラストに違いが表れる。現在はこの特徴を利用して顕微PL法で効率の良い基底面転位の観察と識別が主流になっている。³⁶⁾

われわれはSiCウエハの表面全面, 電力素子全体の転位や積層欠陥を容易に観察することが可能な放射光 Berg-Barrett トポグラフ法による観察を長年行ってきた。この手法を用いて, ウエハ表面の化学機械研磨中に偶発的局所的に表面直下に導入される高密度転位組織の観察,^{37),38)} エピ層成長による転位組織の変化,^{21),29)} デバイス特性のバラツキ, 動作不良と転位や積層欠陥との関係,^{29),39)-42)} デバイス動作による REDG 効果の観察³⁰⁾ などを行ってきた。同時に放射光トポグラフ法で観察される転位や積層欠陥のコントラストについての解析を行い, 格子欠陥の識別方法を議論してきた。放射光トポグラフ法では, Siコア転位, Cコア転位, 基底面らせん転位などは, それぞれ特徴的なコントラストを示している。以下に放射光トポグラフ法について述べる。

4. 放射光 Berg-Barrett トポグラフ法による基底面転位の観察

図5に放射光 Berg-Barrett トポグラフ実験の配置を示す。Berg-Barrett法は, 表面すれすれにX線を入射させて適切な Bragg 反射を励起させ, トポグラフ像を撮影する方法である。表面から浅い領域にX線が侵入するので, ウエハ表面や表面近傍, エピ層部のみ, 表面に作製された電力素子部を選択的に観察することができ, ウエハ内部に多量に存在している高密度転位などの像と重ならないように観察することができる。X線の侵入深さはX線の波長, 励起させる Bragg 反射, 物質中でのX線の吸収係数に依存する。像分解能は, 入射X線の発散角や, 像の記録媒体の分解能に依存する。放射光を利用すると小

図5 放射光を用いた Berg-Barrett トポグラフ法の配置。(Experimental setting of synchrotron Berg-Barrett topography.)

図6 各種基底面転位のコントラストの模式図。(Illustrations on the contrasts of various basal-plane dislocations.) $g = \bar{1}\bar{1}28$ の回折条件で観察される $b = 1/3 [11\bar{2}0]$ の基底面転位のコントラスト。(a) ζ と b が平行ならせん基底面転位。(b) ζ と b が反平行ならせん基底面転位。(c) 基底面 Si コア刃状転位。(d) 基底面 C コア刃状転位のコントラスト。

さな発散角で高い像分解能が確保でき、なおかつ十分な回折強度を確保でき、X線の波長を連続的に選択することが可能であるという利点がある。

図2a, bはSiコア刃状転位とCコア刃状転位の周りの歪を模式的に示している。図2aに示すようにSiコア刃状転位はバーガース・ベクトルとは直交する方向の歪として(0001)面上凸の歪場をもっている。この歪により放射光Berg-Barrett法ではSiコア刃状転位は白いコントラストをもつ。図2bに示すようにCコア刃状転位は下凸の歪場が存在する。観察では黒いコントラストの転位として観察されている。われわれはトポグラフ像を原子核乾板で撮影しており、原子核乾板では、白いコントラスト部はX線強度が弱い部分であり、黒いコントラストはX線強度が強い部分を示している。

各基底面転位のコントラストの観察結果を図6にまとめる。Siコア転位、Cコア転位、 b と ζ の向きが平行、反平行ならせん転位かの識別も可能である。これらの基底面転位の白黒のコントラストの起源の詳細な議論は文献を参照されたい。^{22)-25),43)-45)} 以上の基底面転位のコントラストに関する整理はSi面側での観察の場合である。C面側での観察では、Siコア転位、Cコア転位のコントラストは逆転する。

5. REDG 効果の放射光 Berg-Barrett 法による観察

4H-SiC のエピ層つきウエハに Hg-Xe ランプの光を長時間照射した結果を図7aの放射光トポグラフ像に示す。 $b = 1/3 [11\bar{2}0]$ の基底面らせん転位部がSiコア30度部分転位とCコア30度部分転位に分裂し、2つの部分転位の間にShockley型積層欠陥が形成されている。図7bにこの構造の模式図を示す。Siコア30度部分転位は白いコントラストをもち、転位線の方向に沿って少し非対称なコ

図7 Cコア部分転位とSiコア部分転位に囲まれた Shockley 型積層欠陥の観察像。(Observed image of Shockley type stacking fault bounded by C-core partial dislocation and Si-core partial dislocation.) (a) $g = \bar{1}\bar{1}28$ で観察される $b = 1/3 [11\bar{2}0]$ の基底面完全らせん転位がREDG効果により拡張した状態を示す。(b) 模式図を示す。 $b = 1/3 [01\bar{1}0]$ のSiコア30度部分転位と $b = 1/3 [10\bar{1}0]$ のCコア30度部分転位に分裂しShockley型積層欠陥が形成されている。

ントラストを示す。光の照射で、この部分転位が左方向に動いていることが確認されている。また、黒いコントラストをもちながら転位線に沿って少し非対称なコントラストをもつCコア30度部分転位は動かない。Siコア30度部分転位の移動に伴い連続してCコア30度部分転位部分が形成される。このCコア30度部分転位は動かず延伸することが観察されている。REDG効果により形成される積層欠陥は特徴的な形状を示し、さまざまな異なる方向に向いている。積層欠陥の形状や向きと、発生源となった基底面転位の b や ζ の向きに関係があることが推察される。これらの関係を整理するために4H-SiC結晶中の基底面転位ループの構造について整理する。

6. 4H-SiC の拡張した転位ループ

4H-SiC 結晶の空間群は $P6_3mc$ である。この構造では c 軸に沿った 6_3 のらせん軸を中心に反時計方向に60度回転して c 軸方向に $c/2$ だけ平行移動すると、もとの結晶構造と同一の構造が現れる。また $\{11\bar{2}0\}$ プリズム面に対して鏡映操作を行っても、同一の結晶構造が現れる。さらに $\{1\bar{1}00\}$ プリズム面に対して鏡映操作を行い c 軸方向に $c/2$ だけ平行移動すると、すなわち c -glide 操作を行うと、映進対称性により同一の結晶構造が現れる。図4bは $(1\bar{1}00)$ 面を c -glide 面として生成される基底面転位ループ、図4cは $(11\bar{2}0)$ 面を鏡映面として生成される基底面転位ループを示している。図4bの転位ループのバーガース・ベクトルは $b = 1/3 [11\bar{2}0]$ になる。図4aと同じバーガース・ベクトルだが、基底面完全らせん転位部が拡張した部分転位セグメントでは違いがあり、図4aではSiコア部分転位が左側に存在し、Cコア部分転位は右側に位置しているが、図4bではこの位置関係が逆転する。図4aは α/C または β/A 面間の $b = 1/3 [11\bar{2}0]$ の基

底面転位ループの構造をしている。図4bは α/B または γ/A 面間の $\mathbf{b} = 1/3 [1\bar{1}20]$ の基底面転位ループの構造を示している。図1aを見ると T_1, T_2 の2つの四面体は同じ向きに配置されているが、 T_1', T_3' は T_1, T_2 を $(1\bar{1}00)$ 面について鏡映反転したのち、 c 軸に沿って c 軸長の1/2だけ並進したように配置している。この c -glideにより、四面体の配置やSiコア部分転位とCコア部分転位の位置の反転を引き起こしている。ここでは、 α/C または β/A 面間の転位ループをType A、 α/B または γ/A 面間の基底面転位ループをType Bと記述しておく。図4cの転位ループは、図4aの基底面転位ループと同じ基底面上に乗っていて、TypeAであり、 $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}120]$ であることがわかる。

図8a~dの4つの拡張した転位ループは図4a~dの4つの基底面拡張転位ループを 6_3 のらせん操作により作画したものである。 α/C または β/A 面に乗っているType Aの拡張した転位ループ図4a, cは 6_3 のらせん操作により、 α/B または γ/A 面間に乗るので、Type Bの構造になる。一方図4b, dの転位ループは α/B または γ/A 面間に乗るType Bだが、 6_3 のらせん操作により α/C または β/A 面間に移るのでType Aに入れ替わる。これらの転位ループのバーガース・ベクトルは $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}2\bar{1}0]$ 、 $\mathbf{b} = 1/3 [1\bar{2}10]$ である。この図8a~dの4つの拡張した転位ループにさらに 6_3 のらせん操作を行うと、図8e~hに示す基底面転位ループが現れる。 6_3 のらせん操作を繰り返すと交互にType A, Type Bが現れ、図4a~dと図8a~gに示す合計12個の異なる向きと配置をもつコア構造の基底面転位ループを作ることができる。これらの12個の基底面転位ループは、Shockley型積層欠陥の周囲に付随している部分転位のコア構造の解析についての指針を与えてくれる。^{26),30)}

積層欠陥面の上下での結晶面の積層の順番を示すインデックスとしていくつかの表記方法が利用されている。最も一般的な表記方法で、3C-SiC [111], 4H-SiC [0001]方向の結晶面の積層の順番を示すと、

ABCABCABCABC	3C-SiC
A'C'C'ABA'C'ABA'C'AB	4H-SiC

ここで $A \rightarrow B, B \rightarrow C, C \rightarrow A$ の昇順の場合 Δ の記号、 $C \rightarrow B, B \rightarrow A, A \rightarrow C$ の降順の場合 ∇ の記号を用いると4H-SiCの完全結晶では Δ が2回、 ∇ が2回交互に現れる。Shockley型積層欠陥を導入すると、 $\Delta\Delta\Delta\nabla$ となる場合と $\Delta\nabla\Delta\Delta$ となる場合はType AのShockley型積層欠陥、 $\nabla\nabla\nabla\Delta$ となる場合と、 $\Delta\nabla\nabla\nabla$ として現れる場合はType BのShockley型積層欠陥となる。ABCの表記や、 Δ, ∇ による表記は結晶面の積層の順番と積層欠陥の位置を示している。これらの記号のみからでは、積層欠陥の周囲に付随するSiコアやCコア部分転位の配置を知ることはいできない。これらの表記と、完全転位のバーガース・ベクトルの向き、六方晶の構造を考慮すると、図4、図8

図8 6_3 らせん操作によって生成される各種基底面転位ループ。(Various dislocation loops generated by the 6_3 screw operations.) (a), (b), (c), (d) は図4に示している4つの基底面転位に 6_3 のらせん操作を行うことにより生成する4つの基底面転位ループ。(e), (f), (g), (h) は、図4の4つの基底面転位に 6_3 のらせん操作を2回行うことにより生成される基底面転位ループ。

で示されている12個の転位ループに整理することができる。

7. REDG効果による2重菱形と1重菱形のShockley型積層欠陥の形成

図9にREDG効果により出現する2重菱形積層欠陥の形成のモデル図を示す。図9a~dは転位線の方向を $\pm[1\bar{1}00]$ に固定したときの、 $\mathbf{b} = \pm 1/3 [1\bar{1}20]$ の基底面Siコア刃状転位を示している。図9aとc、図9bとdはそれぞれ鏡映対称の関係にある。図9aとb、図9cとdはそれぞれ映進対称の関係にある。これらの転位は電力素子のp-i-n構造のi領域に存在し、両端は貫通刃状転位で固定されているとする。REDG効果によりSiコア30度部分転位が現れ、転位に対して垂直方向に動きShockley型積層欠陥の面積を増大させていく。一方Cコア30度部分転位は動かず、Siコア30度部分転位の運動に伴い延伸されていく。これにより図9e, fのような2重菱形積層欠陥が形成される。 $\mathbf{b} = 1/3 [1\bar{1}20]$ Type Aの基底面転位ループ図4aの部分転位の各分枝b, c, e, f, j, k, g, hは、図9eの同一インデックス部と同じ欠陥構造を形成している。図9aとcはいずれもType AのSiコア刃状転位で、bとcの両方が逆方向なので同じ構造の欠陥であり、いずれも図9eの2重菱形Shockley型積層欠陥を形成する。

図9 2重菱形Shockley型積層欠陥の生成のモデル図。(Illustrations on the growth of double rhombic Shockley type stacking faults.) (a), (b), (c), (d), (e), (f), $\mathbf{b} = \pm 1/3 [11\bar{2}0]$ の基底面Siコア刃状完全転位の拡張の例。各基底面転位の両端は貫通刃状転位でピン止めされているとする。黒丸は貫通刃状転位を示す。(a) $\mathbf{b} = 1/3 [11\bar{2}0]$, $\zeta = [1\bar{1}00]$, Type A. (b) $\mathbf{b} = 1/3 [11\bar{2}0]$, $\zeta = [1\bar{1}00]$, Type B. (c) $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}\bar{1}20]$, $\zeta = [\bar{1}100]$, Type A. (d) $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}\bar{1}20]$, $\zeta = [\bar{1}100]$, Type B. (e) Type A の2重菱形Shockley型積層欠陥。(f) Type B の2重菱形Shockley型積層欠陥。

図9b, dはType BのSiコア刃状転位でなおかつ同じ構造の欠陥である。図9eとfは互いにc-glideの対称性によって対の構造になっている。

図9a, bに示しているように同じバーガース・ベクトルをもつ基底面刃状転位から成長したShockley型積層欠陥でありながら向きが異なる2種類の積層欠陥が観察される。これは初めの基底面転位がType AかType Bなのかに依存していることを意味している。また、バーガース・ベクトルが異なる転位にもかかわらず同一形状の積層欠陥が出現することも示されている。

図10にREDG効果により出現する1重菱形積層欠陥の形成の図を示す。図10a~dは転位線方向を $\pm[11\bar{2}0]$ に固定したときの、 $\mathbf{b} = \pm 1/3 [11\bar{2}0]$ のType AとType Bの基底面らせん転位を示している。それぞれの基底面らせん転位の両端は貫通刃状転位でピン止めされていると想定する。図10e~hはそれぞれ図10a~dよりREDG効果により出現した1重の菱形積層欠陥である。

基底面らせん転位は部分転位に分解する際に、SiコアとCコアの部分転位対になるので、REDG効果により1重の菱形形状の積層欠陥が出現する。また、同一バーガース・ベクトルのらせん転位でありながら異なる方向

図10 1重菱形Shockley型積層欠陥の生成のモデル図。(Illustrations on the growth of single rhombic Shockley type stacking faults.) (a), (b), (c), (d), (e), (f) $\mathbf{b} = \pm 1/3 [11\bar{2}0]$ の基底面らせん転位の拡張の例。各転位の両端は貫通刃状転位でピン止めされているとする。(a) $\mathbf{b} = 1/3 [11\bar{2}0]$, $\zeta = [11\bar{2}0]$, Type A. (b) $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}\bar{1}20]$, $\zeta = [11\bar{2}0]$, Type B. (c) $\mathbf{b} = 1/3 [\bar{1}\bar{1}20]$, $\zeta = [11\bar{2}0]$, Type A. (d) $\mathbf{b} = 1/3 [11\bar{2}0]$, $\zeta = [11\bar{2}0]$, Type B. (e), (f), (g), (h)はそれぞれ(a), (b), (c), (d)よりREDG効果により出現する1重の菱形Shockley型積層欠陥。

を向く菱形積層欠陥が出現することが示されている。図9のように部分転位のペアが2本ともSiコアの転位は2重の菱形積層欠陥が生成される。部分転位のペアが2本ともCコアの場合はREDG効果による積層欠陥の成長は起こらない。図8の各バーガース・ベクトルの転位ループを生成したときと同じように、図9、図10の2重菱形積層欠陥や、1重菱形積層欠陥に対して 6_3 のらせん操作を行うと、すべての2重および1重の菱形積層欠陥の向きを求めることができる。

8. 電力素子中で順方向特性劣化を引き起こす基底面転位

4H-SiC ペアウエハ上にエピ層を成長させて素子を作製すると、基板から繋がっている基底面転位はエピ層の成長と同時に貫通刃状転位へ変換させられることが知られている。⁴⁸⁾ そのためエピ層部で作製される素子には基底面転位が存在しないと考えられ、順方向特性劣化を引き起こす基底面転位がどこから生ずるのかは明確ではなかった。しかしながら、エピ層成長開始とともに貫通刃状転位へ変換される直前のわずかな数10ナノメートル以下の長さの基底面転位部が、エピ成長により形成されるi層中に存在し、その部分がREDG効果によって数ミリの大きさの積層欠陥に成長し、i層全体に広がるのがトポグラフ観察よりわかった。³⁰⁾ この解析結果により、電力素子メーカーは、n型基板と同程度のドーパント濃度のエピ層の成長を行い、基底面転位を完全に貫通刃状転位に変換した後にi層部を成長させてi層中の基底面転位を無くすことで、順方向特性劣化の抑制に成功した。^{47), 48)}

9. まとめ

Siコア部分転位とCコア部分転位の配置を整理するために、12種類の基底面転位ループを導出した。これを利用することにより、REDG効果によって出現するShockley型積層欠陥の形状と構造を整理することができた。また、同じバーガース・ベクトルをもつ基底面転位から異なる方向を向く菱形積層欠陥が形成される理由を説明することができた。この解析により積層欠陥の発生源となる基底面転位の素性も明らかにすることができた。今回の導出法は、ほかの六方晶構造の化合物での拡張した転位構造の解析にも応用することが可能であると思われる。

謝 辞

本研究を遂行する上で、産業技術総合研究所、山口博隆主任研究官および九州シンクロトン光研究センターにお世話になりました。これらの方々に感謝します。

文 献

- 1) H. Matsunami and T. Kimoto: *Mater. Sci. Eng. R* **20**, 125 (1997).
- 2) T. Kimoto: *Jpn. J. Appl. Phys.* **54**, 04103 (2015).
- 3) 日経エレクトロニクス2019年10月号特集記事.
- 4) J. P. Bergman, H. Lendenmann, P. A. Nilsson, U. Lindefelt and P. Skytt: *Mater. Sci. Forum* **353-356**, 299 (2001).
- 5) H. Jacobson, J. Birch, R. Yakimova, M. Syväjärvi, J. P. Bergman, A. Ellison, T. Tuomi and E. Janzén: *J. Appl. Phys.* **91**, 6354 (2002).
- 6) A. O. Konstantinov and H. Bleichner: *Appl. Phys. Lett.* **71**, 3700 (1997).
- 7) S. I. Maximenko, P. Pirouz and T. Sudarshan: *Appl. Phys. Lett.* **87**, 033503 (2005).
- 8) A. Galeckas, J. Linnoris and P. Pirouz: *Phys. Rev. Lett.* **96**, 025502 (2006).
- 9) S. Ha, M. Skowronski and H. Lendenmann: *J. Appl. Phys.* **96**, 393 (2004).
- 10) M. Skowronski and S. Ha: *J. Appl. Phys.* **99**, 011101 (2006).
- 11) S. Ha, M. Benamara, M. Skowronski and H. Lendenmann: *Appl. Phys. Lett.* **83**, 4957 (2003).
- 12) B. Chen, J. Chen, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, H. Matsuhata, A. Kinoshita, H. Okumura and F. Fabbri: *J. Appl. Phys.* **93**, 033514 (2008).
- 13) B. Chen, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, H. Matsuhata, A. Kinoshita and H. Okumura: *J. Appl. Phys.* **106**, 074502 (2009).
- 14) B. Chen, H. Matsuhata, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, A. Kinoshita and H. Okumura: *Appl. Phys. Lett.* **96**, 212110 (2010).
- 15) B. Chen, J. Chen, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, H. Matsuhata, A. Kinoshita, H. Okumura and F. Fabbri: *Superlattices and Microstructures* **45**, 295 (2009).
- 16) B. Chen, J. Chen, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, H. Matsuhata, A. Kinoshita, H. Okumura and F. Fabbri: *J. Electro. Mat.* **39**, 684 (2010).
- 17) B. Chen, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, H. Matsuhata, A. Kinoshita and H. Okumura: *Phys. Rev. B* **81**, 233203 (2010).
- 18) B. Chen, H. Matsuhata, T. Sekiguchi, T. Ohyanagi, A. Kinoshita and H. Okumura: *Phys. Stat. Solidi, C* **8**, 1278 (2011).
- 19) B. Chen, H. Matsuhata, T. Sekiguchi, A. Kinoshita, K. Ichinoseki and H. Okumura: *Appl. Phys. Lett.* **100**, 132108 (2012).
- 20) H. Matsuhata, H. Yamaguchi, I. Nagai, T. Ohno, R. Kosugi and A. Kinoshita: *Mat. Sci. Forum* **600-603**, 321 (2009).
- 21) H. Matsuhata, H. Yamaguchi, I. Nagai, T. Ohno, R. Kosugi and A. Kinoshita: *Mat. Sci. Forum* **600-603**, 309 (2009).
- 22) H. Matsuhata, H. Yamaguchi and T. Ohno: *Philos. Mag.* **92**, 4599 (2012).
- 23) H. Matsuhata, T. Kato, S. Tsukimoto and Y. Ikuhara: *Philos. Mag.* **92**, 3780 (2012).
- 24) H. Matsuhata, H. Yamaguchi, T. Yamashita, T. Tanaka, B. Chen and T. Sekiguchi: *Philos. Mag.* **94**, 1674 (2014).
- 25) E. Tochigi, H. Matsuhata, H. Yamaguchi, T. Sekiguchi, H. Okumura and Y. Ikuhara: *Philos. Mag.* **97**, 657 (2017).
- 26) H. Matsuhata and T. Sekiguchi: *Philos. Mag.* **98**, 878 (2018).
- 27) 松畑洋文, 山口博隆, 大野敏之: 顕微鏡 **44**, 222 (2009).
- 28) 松畑洋文, 山口博隆: まてりあ **54**, 279 (2015).
- 29) 松畑洋文, 山口博隆, 関口隆史, 陳斌, 佐々木雅之, 大野敏之, 鈴木拓馬, 畠山哲夫, 辻崇, 米澤喜幸, 新井和雄: 電気学会論文誌 **A135**, 768 (2015).
- 30) A. Tanaka, H. Matsuhata, N. Kawabata, D. Mori, K. Inoue, M. Ryo, T. Fujimoto, T. Tawara, M. Miyazato, M. Miyajima, K. Fukuda, A. Ohtsuki, T. Kato, H. Tsuchida, Y. Yonezawa and T. Kimoto: *J. Appl. Phys.* **119**, 095711 (2016).

- 31) Semiconductor Equipment and Materials International Standard M55-0308.
- 32) X. Zhang, M. Nagano and H. Tsuchida: *Mat. Sci. Forum* **679-680**, 306 (2011).
- 33) X. J. Ning and P. Pirouz: *J. Mater. Res.* **11**, 884 (1996).
- 34) J. P. Hirth and J. Lothe: *Theory of Dislocations*, MacGraw-Hill, p.19 (1968).
- 35) K. X. Liu, R. E. Stahlbush, S. I. Maximenko and J. D. Caldwell: *Appl. Phys. Lett.* **90**, 153503 (2007).
- 36) K. Maeda, K. Murata, T. Tawara, I. Kamata and H. Tsuchida: *Appl. Phys. Exp.* **12**, 124002 (2019).
- 37) M. Sasaki, H. Matsuhata, K. Tamura, H. Sako, K. Kojima, H. Yamaguchi and M. Kitabatake: *Jpn. J. Appl. Phys.* **54**, 091301 (2015).
- 38) H. Sako, H. Matsuhata, M. Sasaki and M. Nagaya: *J. Appl. Phys.* **119**, 135702 (2016).
- 39) T. Suzuki, H. Yamaguchi, H. Hatakeyama, H. Matsuhata, J. Senzaki, K. Fukuda, T. Shinohe and H. Okumura: *Mat. Sci. Forum* **717-720**, 477 (2012).
- 40) T. Tsuji, T. Tawara, R. Tanuma, Y. Yonezawa, N. Iwamura, K. Kosaka, H. Yurimoto, S. Kobayashi, H. Matsuhata, K. Fukuda and H. Okumura: *Mat. Sci. Forum* **645-648**, 309 (2010).
- 41) R. Kosugi, T. Sakata, Y. Sakuma, T. Yatsuo, H. Matsuhata, H. Yamaguchi, I. Nagai, K. Fukuda and H. Okumura: Published online MRS proceedings Vol.1069, Silicon Carbide 2008 D07-21.
- 42) N. Kawabata, A. Tanaka, M. Tsujimura, Y. Ueji, K. Omote, H. Yamaguchi, H. Matsuhata and K. Fukuda: *Mat. Sci. Forum* **858**, 384 (2016).
- 43) Y. Ando and N. Kato: *J. Appl. Crystallogr.* **3**, 74 (1970).
- 44) A. Authier: *Dynamical Theory of X-ray Diffraction*, IUCr Monographs on Crystallography II, Oxford Science Publications, p.362, New York (2001).
- 45) X. R. Huang, D. R. Black, A. T. Macrander, J. Maj, Y. Chen and M. Dudley: *Appl. Phys. Lett.* **91**, 231903 (2007).
- 46) T. Ohno, H. Yamaguchi, S. Kuroda, K. Kojima, T. Suzuki and K. Arai: *J. Crystal. Growth* **260**, 216 (2004).
- 47) T. Tawara, T. Miyazawa, M. Ryo, M. Miyazato, T. Fujimoto, K. Takenaka, S. Matsunaga, M. Miyajima, A. Otsuki, Y. Yonezawa, T.

Kato, H. Okumura, T. Kimoto and H. Tsuchida: *J. Appl. Phys.* **120**, 115101 (2016).

- 48) 特開2017-85047, エピタキシャルウェハの製造方法, エピタキシャルウェハ, 半導体装置の製造方法及び半導体装置, 2017年5月18日.

プロフィール

松畑洋文 Hirofumi MATSUHATA
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
Advanced Industrial Science and Technology, Advanced Power Electronics Research Center
〒305-8568 茨城県つくば市梅園1-1-1, 中央第2事業所
Central 2, 1-1-1 Umezono, Tsukuba, Ibaraki 305-8568, Japan
e-mail: h.matsuhata@aist.go.jp
最終学歴: 1984年九州大学総合理工学研究科材料開発工学専攻博士課程修了
専門分野: 半導体, 酸化物セラミックスなどの微細構造, 電子顕微鏡, 電子回折

関口隆史 Takashi SEKIGUCHI
筑波大学数理物質系物理工学域 教授
Department of Applied Physics, Faculty of Pure and Applied Sciences, University of Tsukuba, Professor
〒305-8573 茨城県つくば市天王台1-1-1
1-1-1 Tennodai, Tsukuba, Ibaraki 305-8573, Japan
TEL: 029-853-8802 FAX: 029-853-5205
e-mail: sekiguchi.takashi.fp@u.tsukuba.ac.jp
最終学歴: 東北大学大学院理学研究科物理学第2専攻博士課程中退
専門分野: 半導体の格子欠陥, カソードルミネッセンス, EBIC, 光学, 電気特性評価, 電子顕微鏡による材料観察法の開発
現在の研究テーマ: エネルギー角度分解した二次電子検出器の開発と応用