

パワー半導体デバイス応用を目指したダイヤモンド、酸化ガリウムのシンクロトロン X 線トポグラフィー観察

嘉数 誠

佐賀大学大学院理工学研究科 〒840-8502 佐賀市本庄町 1 番地

榎谷聡士

佐賀大学大学院理工学研究科 〒840-8502 佐賀市本庄町 1 番地

要旨

近年、シリコンカーバイド (SiC)、窒化ガリウム (GaN) よりもバンドギャップが広いダイヤモンド、酸化ガリウムのパワー半導体デバイスを目指す研究開発が世界的に進んでいる。そこではデバイス特性の向上と共に、信頼性のためにデバイス特性に影響を与える結晶欠陥の同定、生成機構の解明が重要である。我々はシンクロトロン光を用いた X 線トポグラフィー法によりパワー半導体結晶の欠陥観察と解析を行った。本稿ではその実験結果と解析手法について述べる。

1. はじめに

ダイヤモンドは 5.47 eV の非常に広いバンドギャップをもつ半導体であり、理論的には絶縁破壊電界強度は 10 MV/cm 以上に達する (Table 1)。また酸化ガリウムも 4.8 ~ 5.1 eV のバンドギャップをもつ。現在、研究が盛んなシリコンカーバイド (SiC)、窒化ガリウム (GaN) よりもダイヤモンドや酸化ガリウムは、絶縁破壊電界強度が高く、高効率で大電力のパワー半導体として期待されている¹⁾。

これらパワー半導体の研究開発において、デバイス特性向上とともに、デバイス特性に影響を与える結晶欠陥の同定と密度の低減化が重要である。Si や GaAs など従来の半導体では、点欠陥、転位、積層欠陥などの結晶欠陥や意

図せずにドーピングされる不純物は、デバイス特性で逆方向のリーク (漏れ) 電流や絶縁破壊電圧の低下をもたらし、寿命の低下や破壊をもたらすからである。

2. シンクロトロン光による X 線トポグラフィー

シンクロトロン光は、リニア加速器とリングでほぼ光速まで加速された電子を、リング内で磁場によって曲折させた際に発生する光で、強力で空間干涉性 (コヒーレンス) の高い X 線である。我々が用いる佐賀県鳥栖市にある九州シンクロトロン光研究センター (SAGA-LS) の BL-9 では、光子エネルギー範囲は 5 ~ 20 keV で、ピークエネルギーは 5 keV である。またビームサイズは、白色 X 線の場合、幅 400 mm × 高さ 15 mm、単色 X 線の場合、幅 130 mm × 高さ 8 mm である²⁾。

X 線トポグラフィーは、実験室の X 線でも可能だが、シンクロトロン光の特徴は (1) 高輝度 ($10^8 \sim 10^{11}$ 光子/秒、実験室系の X 線源の $10^3 \sim 10^5$ 倍)、(2) X 線光子エネルギーが変化可能で、回折条件を広く変えることができる、(3) 平行度が高くコヒーレントであるため、試料から出た回折光もコヒーレントと見なすことができ、歪の感度が増す点にある。

Fig. 1 に X 線トポグラフィーの配置図を示す。試料配置として、透過 Laue 配置 (Fig. 1(a)) と反射 Bragg 配置 (Fig. 1(b)) の 2 種類がある。右側の蓄積リングから出射されたシンクロトロン光は、エネルギー幅をもつ白色 X 線であるが、1 枚の Si 単結晶から作られた、上面、下面が平行なモノクロメーター (二結晶分光器) で二回、Bragg 反射させることで、単色 X 線にすることができる。この単色 X 線を用いると鮮明な回折像を得ることが

Table 1 Physical parameters of wide-gap semiconductors and silicon.

Material	E_G (eV)	E_{BR} (MV/cm)	v_{sat} ($\times 10^7$ cm/s)	μ (cm^2/Vs)	ϵ_r	λ (W/cm K)
Diamond	5.47	> 10	1.5 (e) 1.05 (h)	~4500 (e) ~3800 (h)	5.7	22
Ga ₂ O ₃	4.8-5.1	8	—	~300 (e)	10	0.14
SiC	3.27	3.0	2 (e)	~900 (e) ~120 (h)	9.7	4.9
GaN	3.4	2.5	1-2.5 (e)	~2000 (e)	8.9	1.5
GaAs	1.4	0.4	1-2 (e)	~8500 (e) ~400 (h)	12.9	0.55
Si	1.1	0.3	1 (e)	~1400 (e) ~450 (h)	11.7	1.3

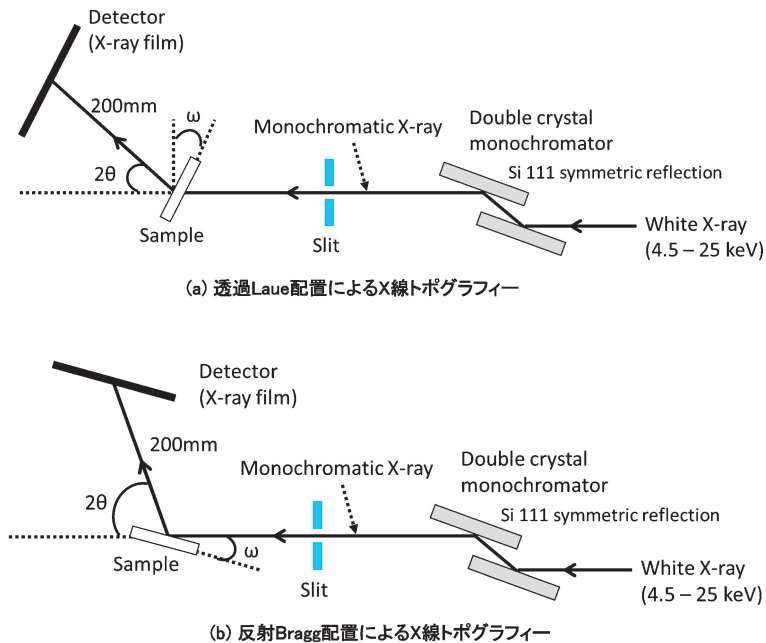


Fig. 1 Two synchrotron X-ray topography configurations; (a) Transmission Laue configuration and (b) Reflection Bragg configuration.

できる。モノクロメーターを通った後の高い単色性、狭い X 線光子エネルギー幅は $\Delta E/E \sim 1/10000$ で、実験室系の $1/1000 \sim 1/100$ 倍になる。また入射 X 線に対するモノクロメーター結晶の角度を微妙に変えると、単色 X 線の光子エネルギー（波長）を変化させることができる。

一方、入射側の光路からモノクロメーターははずし、白色 X 線でトポグラフィー観察を行うこともある。白色 X 線は波長が連続なので、試料結晶の周囲の歪による濃淡の影響を受けやすく回折像はやや不鮮明になるが、結晶中の欠陥を漏れなく観察することができるという特徴がある。

透過 Laue 配置 (**Fig. 1(a)**) は、X 線を試料表面から入射して、裏面に透過してきた回折光を撮像する配置であり、反射 Bragg 配置 (**Fig. 1(b)**) は、通常の薄膜 X 線回折法のように、X 線を試料表面から出射された回折光を撮像する配置である。透過 Laue 配置では、結晶の奥行方向の全ての欠陥が観察できるのに対し、反射 Bragg 配置は、表面から X 線の侵入長の分の深さにある欠陥のみを観察できる。試料結晶を X 線が透過できるか、透過できないか、つまり X 線侵入深さと試料厚さの大小関係によって、透過 Laue 配置か反射 Bragg 配置を決める。

結晶欠陥の観察技術としての X 線トポグラフィーの位置づけを、透過電子顕微鏡 (TEM) 観察と比較してみる (**Table 2**)。X 線トポグラフィーのコントラストは、TEM 観察と同様に、欠陥の周辺に広がる歪によるものである。X 線トポグラフィーでは、得られる画像の寸法は試料の実寸と同程度で、解像度は X 線フィルムの画素の大きさ ($1 \mu\text{m}$ 程度) で決まるので、およそ欠陥密度が 10^4 cm^{-2} 以下の結晶で、個々の欠陥を判別することができる。他

Table 2 Comparison of X-ray topography over cross-sectional transmission electron microscopy as crystal-defect observation technique.

	X 線トポグラフィー	断面 TEM
光子エネルギー	1.5 GeV (SAGA-L の場合)	100~1000 keV
光子エネルギー幅	単色 白色	単色
解像度	1~2 μm	0.1 nm
試料配置	透過 (奥行方向全体) 反射 (表面近傍)	透過 (100 nm 程度)
試料準備	非破壊	破壊 (薄片化)
転位密度	$< 10^4 \text{ cm}^{-2}$	$> 10^6 \text{ cm}^{-2}$
g ベクトルによる転位の b ベクトルの同定	可能	可能

方、断面 TEM 観察は、高解像度であり原子の格子像まで得られるが、その反面、視野が狭く、薄片試料の奥行が $10 \mu\text{m}$ で観察幅が $100 \mu\text{m}$ と仮定すると、欠陥密度は 10^5 cm^{-2} 以上が必要である。近年の高温高圧合成ダイヤモンド単結晶や EFG 成長 β 型 Ga_2O_3 単結晶は、欠陥密度が $10^2 \sim 10^4 \text{ cm}^{-2}$ の範囲にあるため、断面 TEM 観察より X 線トポグラフィー観察の方が適している。また TEM 観察では、試料の薄片化が必要であるが、X 線トポグラフィーではその必要がない。

ところで X 線トポグラフィーでは、TEM 観察と同様に、X 線回折の g ベクトルと転位のバーガーズ (b) ベクトルと

の内積が $g \cdot b = 0$ を満たす時、コントラストが消滅する現象 ($g \cdot b$ 消滅則) がある。そのため、転位を複数の g ベクトル条件で観察し、バーガーズ (b) ベクトルを決定するという解析法を用いる。また X 線トポグラフィーでは、結晶試料の角度を変えて撮像できるため、画像を三次元に処理することで、転位を立体的に観察し、転位の伝搬方向の t ベクトルを決めることができる。そのようにして決定された b ベクトルと t ベクトルとの関係から、転位のタイプ、つまりらせん、刃状、混合を決定することができる。

3. 実験方法

3.1 ダイヤモンド

観察したダイヤモンド試料は、転位密度の低い種結晶から高温高圧 (HPHT) 法により合成された (001) 面方位の IIa 型のダイヤモンド単結晶の板状試料 (寸法, $5.4 \times 5.3 \times 0.7 \text{ mm}^3$) である。成長結晶を (001) 面方位に沿って板状に切り出し、その両面を研磨加工して板状試料にしたものである³⁾。N, B, Ni などの不純物濃度は 0.1 ppm 未満で高純度の結晶を用いた。同様の方法で、無転位の結晶も報告しているが⁴⁾、ここでは転位を調べるために、約 50 cm^{-2} 程度の転位密度の結晶を用いた。ダイヤモンドは X 線侵深さが試料厚さより十分に長いため、透過 Laue 配置で観察した。

高温高圧法では、種結晶の (001), (111), (113) 面に垂直方向に成長が進むが、それぞれの成長領域を (001), (111), (113) 成長セクターと呼ぶ⁵⁾。試料結晶は透明なので、肉眼では成長セクターは識別できないが、紫外線で励起したフォトルミネッセンス (PL) 法で試料結晶を観察すると、B ドナー・N アクセプタ複合体 (濃度, 0.1 ppm 未満) による青緑色の発光の濃淡から成長セクターを明瞭に識別できる。具体的には、(111) セクターは不純物濃度が高いため、明るい青緑色になり、(001) 成長セクターは不純物濃度が低いため、暗いコントラストになる。その発光強度は (111) > (001) > (113) の順となる⁵⁾。

Fig. 2 にダイヤモンド単結晶の X 線トポグラフィー像

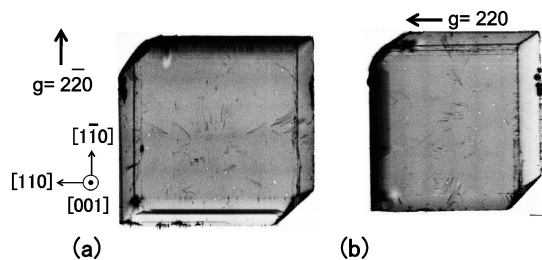


Fig. 2 X-ray topography projection image of the HPHT-single crystal (001) diamond viewed from the seed side for (a) $g = 220$ and (b) $g = 220$. The sample size is $5.4 \times 5.3 \times 0.7 \text{ mm}^3$. The image surface is misoriented by 14.0° from the sample surface.

(単色 X 線, 透過 Laue 配置) を示す³⁾。Fig. 2 (a) は $g = 220$ で、Fig. 2 (b) は $g = 220$ である。X 線光子エネルギー (波長) は 11.71 keV (1.06 \AA) である。X 線は種結晶側の (001) 面から入射、成長表面側の (001) 面から出射し、入射角度は 24.4° 、出射角度は 50° という条件で観察した。

Fig. 3 に Fig. 2 のスケッチを示すが、線状のコントラストは転位によるコントラストであり、数十本観察される³⁾。この X 線トポグラフィー像は、成長表面である (001) 面から、やや斜めに撮像しているが、それによると転位は成長方向に沿って伝搬していることが確認できる。図中の領域 B は (001) 成長セクターであるが、その中の転位は、ほぼ成長方向の [001] 方向に伝搬している。転位は転位エネルギーを最小にするために、成長方向に伝搬する傾向がある。転位には、 $g = 220$ で見えるが、 $g = 220$ では消失する転位、逆に $g = 220$ で消失するが $g = 220$ で見える転位、いずれの g ベクトル条件でも見える転位に分類できる。bg 消滅則から、各々の転位のバーガーズベクトルは、 $b = a/2[\bar{1}10]$, $b = a/2[110]$, $b = a/2[101]$ または $a/2[\bar{1}01]$ または $a/2[011]$ または $a/2[0\bar{1}1]$ と同定された。いずれの転位も伝搬方向は $t = [001]$ なので、各々の転位は、刃状転位、刃状転位、混合転位と結論づけることができる。

他方、領域 A は (111) 成長セクターであるが、転位は成長面に垂直に $[\bar{1}\bar{1}2]$ 方向に転位は伝搬している。Fig. 2 (a) の $g = 220$ では見えるが、Fig. 2 (b) $g = 220$ では消失することから、 $b = a/2[\bar{1}\bar{1}0]$ と決定できる。また $t = [\bar{1}\bar{1}2]$ から、刃状転位だとわかる。領域 C は ($\bar{1}\bar{1}0$) 成長セクター、領域 D は ($1\bar{1}\bar{1}$) 成長セクター、領域 E は ($\bar{1}11$) 成長セクターであるが、同様である。Table 3 に各 g ベクトル条件での、転位コントラストの出現、消滅の実験結果と転位の伝搬方向 t 、さらに同定した b ベクトルと転位のタイプをまとめる³⁾。

本節では、転位密度が低い高温高圧合成ダイヤモンド単結晶の転位について、実験結果と解析方法を示したが、積層欠陥も X 線トポグラフィーで観察することができ、我々は積層欠陥の欠陥ベクトル f を、 $f \cdot g$ 消滅則を用いて、ショックレー型ですべり面の (111) 面に平行に存在することを明らかにしている^{6,7)}。また X 線トポグラフィー

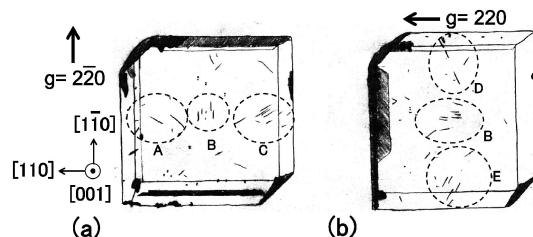


Fig. 3 Sketches of X-ray topography projection image (Fig. 2) of the HPHT single crystal diamond (001) with (a) $g = 220$ and (b) $g = 220$.

Table 3 Summary of properties and types of dislocations in diamond. **g** is the diffraction vector, **b** is the Burgers vector, and **t** is the dislocation vector.

Group	g	Image contrast	b	Growth sector	t	Dislocation type	
A	220	visible	$\frac{a}{2} [\bar{1}10]$	(111)	[111]~[331]	edge	
	220	invisible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	visible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	invisible					
B	220	visible	$\frac{a}{2} [\bar{1}10]$	(001)	[001]	edge	
	220	invisible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	visible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	invisible					
	B	220	invisible	$\frac{a}{2} [110]$	(001)	[001]	edge
		220	visible				
		$\bar{2}\bar{2}0$	invisible				
		$\bar{2}\bar{2}0$	visible				
	B	220	visible	$\frac{a}{2} [101]$ or $\frac{a}{2} [\bar{1}01]$ or	(001)	[001]	mixed
		220	visible				
		$\bar{2}\bar{2}0$	visible				
		$\bar{2}\bar{2}0$	visible				
C	220	visible	$\frac{a}{2} [\bar{1}10]$	$(\bar{1}\bar{1}1)$	[$\bar{1}\bar{1}1$]~[$\bar{3}\bar{3}1$]	edge	
	220	invisible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	visible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	invisible					
D	220	invisible	$\frac{a}{2} [110]$	$(1\bar{1}\bar{1})$	[111]~[331]	edge	
	220	visible					
	220	invisible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	visible					
E	220	invisible	$\frac{a}{2} [110]$	$(\bar{1}11)$	[$\bar{1}11$]~[$\bar{3}31$]	edge	
	220	visible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	invisible					
	$\bar{2}\bar{2}0$	visible					

で高温アニールにより積層欠陥の不完全転位が運動し、積層欠陥が消失する現象⁸⁾を観察している。他方、X線トポグラフィ観察からCVDダイヤモンドは、一般に高温高圧合成ダイヤモンドより転位密度が高く、転位が束になる傾向があるが明らかになっている^{9,10)}。

3.2 酸化ガリウム

酸化ガリウム (Ga_2O_3) は融液成長が可能で、成長速度を高くでき、低コスト化が可能である。現在 Edge-Defined Film-Fed Growth (EFG) 法¹¹⁾ と Vertical Bridgeman (VB) 法^{12,13)} などバルク結晶を成長できる。またエピタキシャル成長としては Halide Vapor Phase Epitaxy (HVPE) 法¹⁴⁾ が行われている。

酸化ガリウムは、 α , β , γ , δ , ε 相があり、その中で熱力学的に最も安定なのは β 相である。その他に、準安定だがサファイアと同じランダム型構造の α 型がある。 α 型は大口径で高品質なサファイア基板上にエピタキシャル成

長できるため、 β 型と同様に結晶成長やデバイス研究開発が進んでいる¹⁵⁾。 α 相ではミスド CVD 法¹⁶⁾、HVPE 法¹⁷⁾ によるエピタキシャル成長が報告されている。

本稿では β 相の結晶の観測例を示す。Fig. 4 に (010) 面から見た β 相酸化ガリウムの結晶構造を示す¹⁸⁾。 β 相酸化ガリウムは単斜系の結晶構造をもつ。格子定数は $a = 1.223 \text{ nm}$, $b = 0.304 \text{ nm}$, $c = 0.580 \text{ nm}$ で、角度は $\alpha = \gamma = 90^\circ$ だが、 $\beta = 103.7^\circ$ である¹⁹⁾。

Fig. 5 に EFG 法で育成した $(\bar{2}01)$ 面方位 β 型酸化ガリウム結晶の X 線トポグラフィ像を示す²⁰⁾。[010] 方向に伸びる棒状の明るいコントラストはボイド (空洞) 欠陥である^{21,22)}。これは β 型酸化ガリウムに特徴的な欠陥で、空洞は $[0 \pm 10]$ 方向の両端は閉じていて、基板結晶を貫通するほど長くはないので、(010) 面の縦型 SBD 特性には影響を与えないことがわかっている²³⁾。

他に、矢印で示した [010] 方向に伝搬する転位と白丸で示した点状の転位が観測されるが、いずれも、 $g = 62\bar{5}$ と

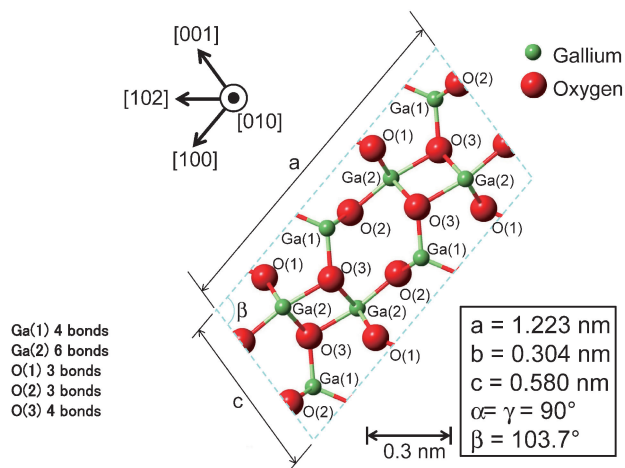


Fig. 4 (color online) Atomic structure of the $(0\bar{1}0)$ β - Ga_2O_3 surface: (a) unit cell, (b) atomic arrangement in a crystal. The (010) surface is bilaterally symmetric to the $(0\bar{1}0)$ surface. In (b), the unit cell is surrounded by dotted lines.

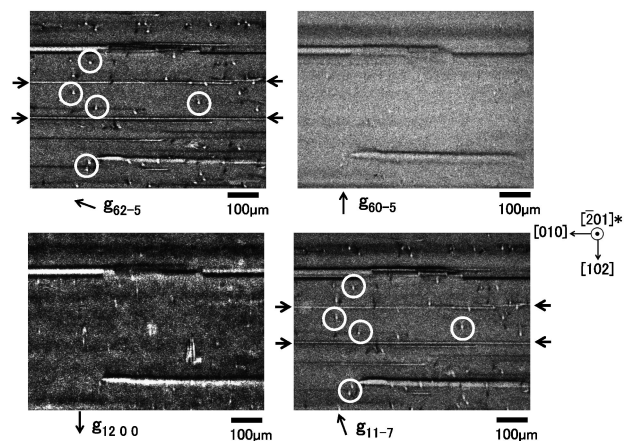


Fig. 5 X-ray topography image of β - Ga_2O_3 $(\bar{2}01)$ with (a) $g = 62\bar{5}$, (b) $g = 60\bar{5}$, (c) $g = 1200$, and (d) $g = 11\bar{7}$.

$g = 11\bar{7}$ では見えるが、 $g = 60\bar{5}$ 、 $g = 12,00$ では消失していることから、 $g \cdot b$ 消滅則から転位のバーガーズベクトルは $b = [010]$ と同等できた。前者の転位の伝搬方向は $t = [010]$ なので螺旋転位²¹⁾、後者は紙面に垂直な方向に伝搬しているので刃状転位²⁴⁾もしくは混合転位と決定した。

Table 4に β 型酸化ガリウムで観察された転位の種類と特性をまとめる²⁰⁾。

これまでの転位などの欠陥とデバイス特性の研究から、 (010) 面ではボイド欠陥は縦型SBD特性に影響は与えないが、転位は影響を与えること、 (001) 、 $(\bar{2}01)$ 面での転位はSBD特性に影響を与えないことが分かっている²⁰⁾。EFG結晶では、成長方向が $[010]$ 方向のため、転位が $[010]$ 方向に伝搬しており、転位は (010) 面では貫通するが、 (001) や $(\bar{2}01)$ では貫通しないためと考えられる。

Table 4 The Burgers vectors of dislocations in the (001) and $(\bar{2}01)$ EFG β - Ga_2O_3 single crystal.

Dislocation	Diffraction vector g	Image contrast	Burgers vector, b
$(\bar{2}01)$ surface	$6\ 2\ \bar{5}$	Visible	$\langle 010 \rangle$
	$6\ 0\ \bar{5}$	Invisible	
	$12\ 0\ 0$	Invisible	
	$1\ 1\ \bar{7}$	Visible	

4. おわりに

本稿では、ポスト GaN、SiC のパワー半導体として注目されるダイヤモンドと酸化ガリウム結晶のシンクロトンX線トポグラフィーの研究例を紹介した。高温高压合成ダイヤモンド単結晶では成長方向に伝搬する転位が観察され、転位のバーガーズベクトルは、 $g \cdot b$ 消滅則から解析し、刃状転位、および混合転位と同等した。

他方、 β 型酸化ガリウムでは、EFG結晶では、 $[010]$ 方向に延びるボイド欠陥、 $[010]$ 方向に並ぶ転位列が観察された。そのEFG結晶基板の上にHVPE成長したエピタキシャル膜では、下地のボイド欠陥の端から成長方向に伝搬する転位と、下地の転位がそのまま引き継がれた転位が観察された。 $g \cdot b$ 消滅則から $b = [010]$ と同等した。

謝辞

低転位密度の高圧高温合成ダイヤモンド結晶試料をご提供いただいた角谷均氏（住友電工）、 β 型酸化ガリウム結晶、エピ膜をご提供いただいた倉又朗人氏、佐々木公平氏（ノバルクリスタルテクノロジー）に感謝申し上げます。X線トポグラフィーでご指導いただいた石地耕太郎氏、川戸清爾氏（九州シンクロトン光研究センター（SAGA-LS））に感謝いたします。欠陥評価について、ご議論いただいた上田修氏（明治大）、花田賢志氏（現あいちシンクロトン）、大島孝仁氏（現フロソフィア）に感謝申し上げます。本研究は、当研究室の学生達、森林君（現NTTファシリティーズ）の忍耐強い実験と解析が無ければ得られませんでした。この場を借りて御礼を申し上げます。本研究の一部はNEDO、科研費、マツダ財団、九州経済産業局の支援を頂きました。

参考文献

- 1) 例えば M. Kasu: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 01AA01 (2016).
- 2) Ishiji, S. Kawado and Y. Hirai: Phys. Status Solidi **A 208**, 2516 (2011).
- 3) M. Kasu, R. Murakami, S. Masuya, K. Harada and H. Sumiya: Appl. Phys. Express **7**, 125501 (2014).
- 4) H. Sumiya and K. Tamasaku: Jpn. J. Appl. Phys. **51**, 090102 (2012).

- 5) M. Kasu: Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials **62**, 317 (2016).
- 6) S. Masuya, K. Hanada, T. Uematsu, T. Moribayashi, H. Sumiya and M. Kasu: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 040303 (2016).
- 7) S. Masuya, K. Hanada, T. Moribayashi, H. Sumiya and M. Kasu: J. Crystal Growth **468**, 439 (2017).
- 8) S. Masuya, K. Hanada, T. Oshima, H. Sumiya and M. Kasu: Dia. Rel. Mater. **75**, 155 (2017).
- 9) M. P. Gaukroger, P. M. Martineau, M. J. Crowder, I. Friel, S. D. Williams and D. J. Twitchen: Dia. Rel. Mater. **17**, **262** (2008).
- 10) S. Masuya and M. Kasu: Dia. Rel. Mater. **90**, 40 (2018).
- 11) A. Kuramata, K. Koshi, S. Watanabe, Y. Yamaoka, T. Masui and S. Yamakoshi: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202A2 (2016).
- 12) K. Hoshikawa, E. Ohba, T. Kobayashi, J. Yanagisawa, C. Miyagawa and Y. Nakamura: J. Cryst. Growth **447**, 36 (2016).
- 13) E. Ohba, T. Kobayashi, M. Kado and K. Hoshikawa: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202BF (2016).
- 14) K. Nomura, K. Goto, R. Togashi, H. Murakami, Y. Kumagai, A. Kuramata, S. Yamakoshi and A. Koukitu: J. Cryst. Growth **405**, 19 (2014).
- 15) S. Fujita, M. Oda, K. Kaneko and T. Hitora: Jpn. J. Appl. Physics **55**, 1202A3 (2016).
- 16) M. Oda, K. Kaneko, S. Fujita and T. Hitora: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202B4 (2016).
- 17) Y. Oshima, K. Kawara, T. Shinohe, T. Hitora, M. Kasu and S. Fujita: Appl. Phys. Lett. Mater. **7**, 022503 (2019).
- 18) J. Åhman, G. Svensson and J. Albertsson: Acta Crystallogr., Sect. **C 52**, 1336 (1996).
- 19) S. Geller: J. Chem. Phys. **33**, 676 (1960).
- 20) S. Masuya, K. Sasaki, A. Kuramata, S. Yamakoshi, O. Ueda and M. Kasu: Jpn. J. Appl. Phys. **58**, 055501 (2019).
- 21) K. Nakai, T. Nagai, K. Noami and T. Futagi: Jpn. J. Appl. Phys. **54**, 051103 (2015).
- 22) K. Hanada, T. Moribayashi, K. Koshi, K. Sasaki, A. Kuramata, O. Ueda and M. Kasu: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202BG (2016).
- 23) M. Kasu, K. Hanada, T. Moribayashi, A. Hashiguchi, T. Oshima, T. Oishi, K. Koshi, K. Sasaki, A. Kuramata and O. Ueda: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202BB (2016).
- 24) O. Ueda, N. Ikenaga, K. Koshi, K. Iizuka, A. Kuramata, K. Hanada, T. Moribayashi, S. Yamakoshi and M. Kasu: Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202BD (2016).

著者紹介



嘉数 誠

佐賀大学大学院理工学研究科 教授

E-mail: kasu@cc.saga-u.ac.jp

専門：半導体結晶成長，デバイス，特にワイドギャップ半導体

【略歴】

1990年京都大学大学院博士課程修了，博士（工学）。日本電信電話株式会社物性科学基礎研究所研究員を経て，2011年10月より現職。その間，ウルム大学客員研究員，パリ第13大学客員教授，宇宙科学研究所客員教授。現在，佐賀大学海洋エネルギー研究センター教授（併任），産業技術総合研究所クロスアポイントメントフェロー，武漢大学客員教授。



榎谷 聡士

ノベルクリスタルテクノロジー 研究員

E-mail: s.masuya@novelcrystal.co.jp

専門：半導体結晶成長，結晶構造評価

【略歴】

2019年佐賀大学大学院工学系研究科博士後期課程修了，博士（工学）。2019年4月より現職。

Synchrotron X-ray topography observation of diamonds and gallium oxides: Towards power semiconductor device applications

Makoto KASU Department of Electrical and Electronic Engineering, Saga University, Honjo-machi, Saga 840-8502

Satoshi MASUYA Department of Electrical and Electronic Engineering, Saga University, Honjo-machi, Saga 840-8502

Abstract Recently, diamond and gallium oxide semiconductors, which possess much wider bandgap than silicon carbide and gallium nitrides, are developing rapidly. To improve device performance, characterization of defect properties are very important. We have observed and analyzed crystal defects in these semiconductor materials by Synchrotron X-ray topography technique. Here, we describe the defect observation and analysis techniques by Synchrotron X-ray topography technique.