高耐压パワーデバイス応用を目指した SiC のエピタキシャル成長と欠陥制御

木本 恒暢^{*1}・須田 淳^{*1}

Epitaxial Growth and Defect Control of SiC for High-Voltage Power Devices

Tsunenobu KIMOTO^{*1} and Jun SUDA^{*1}

^{*1}Department of Electronic Science and Engineering, Kyoto University, A1-301, Katsura, Nishikyō, Kyoto 615-8510, Japan

(Received October 1, 2010, Accepted November 15, 2010)

Recent progress in fast epitaxial growth and defect control of silicon carbide (SiC) toward development of high-voltage power devices is reviewed. In chemical vapor deposition of 4H-SiC on off-axis (0001), a high growth rate of 85 $\mu\text{m}/\text{h}$ and a low background doping of $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ are achieved. Conversion of basal-plane dislocations to threading edge dislocations and generation of stacking faults during epitaxial growth are discussed. Deep levels in as-grown n-type and p-type 4H-SiC epitaxial layers have been investigated. A lifetime-killing defect, $Z_{1/2}$ center, can be almost eliminated by thermal oxidation, which leads to significant increase in carrier lifetimes. The obtained carrier lifetimes are long enough to fabricate 10 kV-class bipolar devices. Control of carrier lifetimes by low-energy electron irradiation is demonstrated.

1. はじめに

SiC (シリコンカーバイド) は, p, n 両伝導型の価電子制御が容易な広禁制帯幅半導体である. 絶縁破壊電界が Si より約 1 桁高く, 熱伝導率が 3 倍という優れた物性を有していることから, 次世代の高耐压・低損失パワーデバイス, 耐環境デバイス用材料として期待されている^{1,2)}. 結晶学的には, SiC は同一の組成で一次元的な積層構造が異なる結晶多形 (ポリタイプ) 現象を示す物質として有名である³⁾. SiC のバルクおよびエピタキシャル成長技術は 1980 年代にブレイクスルーがあり^{4,5)}, それ以降, 急速に高品質化, 大型化が進展している. 現在では直径 3~4 インチの SiC ウェハが市販され, エピタキシャル成長層を利用した高耐压・高速動作のショットキーダイオードが製品として実用化されている. 最近の SiC デバイス開発に関しては文献を参照していただきたい⁶⁻⁸⁾. 物性的観点から電子デバイス応用に適しており, 結晶成長やデバイス技術が最も進んでいるのは 4H-SiC であり, 以下, 本稿では 4H-SiC について述べる.

SiC をパワーデバイスに適用すれば, 同耐压の Si デバイス (ユニポーラデバイス) と比較して動作時のパワー損失を約 2 桁下げることができる⁹⁾. 加えて, 200~300°C 以上の高温動作が可能となるので冷却装置が簡素化でき, 電力変換器を大幅に小型化できる. 高性能 SiC パワーデバイスを広く実用化できれば, 電気エネルギーの有効利用が図れ, ひいては環境への負荷を低減できると期待されている.

現用の Si および本論文で取り扱う SiC パワーデバイスの種類と棲み分けについて, Fig. 1 を用いて簡単に説明する. Si ダイオードでは, 耐压 100~200 V 以下はユニポーラデバイスであるショットキー障壁ダイオード, これ以上では少数キャリアの注入を活用するバイポーラデバイスの PiN ダイオードが用いられている. スイッチングデバイスでは, 約 300 V 以下がユニポーラデバイスである MOSFET (金属-

Fig. 1 Territories of Si and SiC power diodes and switching devices as a function of rated voltage.

Table 1 Rated voltage of power devices vs. the required thickness of voltage-blocking layer and doping concentration for SiC.

Rated Voltage	Voltage-Blocking Region (SiC)	
	Thickness (μm)	Doping (cm^{-3})
1.2 kV	9.6	1.4×10^{16}
1.7 kV	14	9.6×10^{15}
3.3 kV	29	4.3×10^{15}
4.5 kV	41	2.9×10^{15}
10 kV	95	1.2×10^{15}
20 kV	210	4.9×10^{14}

酸化膜-半導体電界効果トランジスタ), これ以上の耐压領域では, バイポーラデバイスである IGBT (絶縁ゲート型バイポーラトランジスタ), サイリスタなどが用いられている. 一方, SiC ではユニポーラデバイスでも耐压 3~5 kV 程度までは十分に低いオン抵抗を達成できるので, 少なくとも耐压 5 kV 以下の応用では, 主にショットキー障壁ダイオードや FET が使われ, 5~10 kV 以上の超高耐压応用では, SiC PiN ダイオードやサイリスタ等のバイポーラデバイスが有望である.

Table 1 に, パワーデバイスの主な定格電圧 (耐压) と,

^{*1} 京都大学工学研究科電子工学専攻 (〒615-8510 京都市西京区 京都大学桂 A1-301)

これを SiC で達成するために必要な結晶（耐圧維持層）の厚さとドーピング密度を示す．SiC は Si に比べて約10倍の絶縁破壊電界を有するため，Si に比べて厚さは約 1/10 でよく，ドーピング密度を約100倍にできる．結晶成長の観点で考えると，SiC では，高純度バルク結晶の成長やバルク成長時の精密なドーピング制御が困難であり，かつ必要な耐圧維持層が多くの場合10～100 μm 程度と薄い．したがって，このような耐圧維持層をエピタキシャル成長によって形成することが一般的である．この際，所望の厚さを比較的短時間で形成できる成長速度に加えて，無添加成長層のドーピング密度が，所望のドーピング密度より一桁以上低いことが要求される．現在，実用化開発が積極的に進められている600～1200 V 級のデバイスを作製するためのエピタキシャル成長の基盤技術はほぼ確立しており，スループットや再現性の向上，パーティクル低減等が課題となっている．一方，10 kV 以上のデバイスを作製するためには，SiC といえども厚さ95 μm 以上，無添加時ドーピング密度 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 以下が必要となり，重要な研究開発課題となっている．また，このような超高耐圧バイポーラデバイスでは，少数キャリア注入による伝導度変調効果がデバイス性能を大きく支配するので，ドーピング密度だけでなく，キャリア寿命の制御も必須の課題となる．さらに，超高耐圧デバイスではチップの大面積化による大電流化も要求されるので，転位などの拡張欠陥に対する要求がより一層厳しくなる．

本稿では，特に超高耐圧 SiC パワーデバイス作製に向けた SiC エピタキシャル成長と欠陥制御に関する最近の進展を概説する．

2. SiC の高速エピタキシャル成長

一般に，SiC のエピタキシャル成長は，{0001}面に数度のオフ角度を設けた基板の上に化学気相堆積（CVD）法により行われる¹⁰⁾．典型的な原料ガスは SiH_4 および C_3H_8 （あるいは C_2H_4 ），キャリアガスは H_2 であり，成長温度は1500～1650℃である．このような極めて高い成長温度において SiC ウェハの縦方向温度勾配を低減し，サセプタ等の部材の寿命を長くする手法として，いわゆるホットウォール（hot-wall）型 CVD が提案され¹¹⁾，現在の主流となっている．Fig. 2 に典型的な横型ホットウォール CVD 装置の模式図を示す．ガスフローチャンネル（貫通孔）を内蔵する黒鉛製サセプタを断熱材で覆い，これを石英反応管内に設置する構造である^{11,12)}．高周波誘導加熱によって反応管内部のサセプタが加熱されるが，断熱材の効果により反応管はほとんど加熱されない．SiC 基板はサセプタ中央部のガスフローチャンネル内に設置される．

従来，デバイス作製に適用できる高品質 SiC を得る典型的な成長速度は4～10 $\mu\text{m}/\text{h}$ であった．この値は耐圧1 kV 級のデバイスを作製するには十分であるが，厚さ100 μm 以上の耐圧維持層が必要な10 kV 超級のデバイス作製には不十分である．SiC の高速成長を達成するために最も重要な因子は， SiH_4 分子の熱分解によって生じる Si 種の気相における重合反応（Si クラスターの形成）の抑制である．これに関して，近年，二種類のアプローチが報告されている．一つは

Fig. 2 Schematic structure of a typical horizontal hot-wall CVD reactor.

Fig. 3 Nomarski microscope images of 100 μm -thick SiC (0001) epitaxial layers grown with 50 $\mu\text{m}/\text{h}$ at (a) 10.6 kPa and (b) 4.6 kPa. Growth temperature is 1650℃.

塩素系ガスの導入（HCl の添加や SiH_2Cl_2 の利用など）^{13,14)}であり，もう一つは低圧力での成長¹⁵⁻¹⁷⁾である．Fig. 3 に著者らが高速成長を試みた結果の一例を示す．Fig. 3(a)は10.6 kPa，(b)は4.6 kPa で4H-SiC(0001)8°オフ基板の上に50 $\mu\text{m}/\text{h}$ の速度で成長した膜厚100 μm の成長層表面のノマルスキー顕微鏡写真である（成長温度1650℃， SiH_4 流量20 sccm， C_3H_8 流量8 sccm， H_2 流量10 slm）．10.6 kPa の成長では島状成長となっているが，4.6 kPa の成長では極めて平坦な表面が得られた．原子間力顕微鏡（AFM）観察による表面粗さは20 μm 角の領域で0.21 nm と小さい．4.6 kPa の低圧力での成長では，原料ガス流量の増大により成長速度は比例的に増大し，85 $\mu\text{m}/\text{h}$ の成長速度でも表面平坦性に優れ

Fig. 4 C/Si ratio dependence of donor concentration of undoped SiC(0001) epitaxial layers grown at 50 $\mu\text{m}/\text{h}$. Growth temperature is 1650°C.

たエピ成長層を得ることに成功している。なお、SiC 成長層の表面モフォロジーは原料ガス流量の絶対値だけでなく SiH_4 と C_3H_8 の流量比にも依存する。この原料供給比を表す指標として C/Si 比 (CVD 成長時に供給する C 原子と Si 原子の比で、 $(\text{C}_3\text{H}_8 \text{ 流量}) \times 3 / (\text{SiH}_4 \text{ 流量})$ で定義される) が用いられる。例えば、上述の成長条件では C/Si 比は 1.2 である。C/Si 比が約 1.0~1.5 の範囲で Fig. 3(b) に示すような鏡面が得られる。C/Si 比が 1.0 より低い条件では過剰 Si に起因すると考えられるピットの形成、C/Si 比が 1.5 より高い場合には 3C-SiC の混入等による表面荒れが観測される。

Fig. 4 に無添加 SiC(0001) 成長層のドナー密度の成長時 C/Si 比依存性を示す。成長温度は 1650°C、成長圧力は 4.6 kPa、成長速度は約 50 $\mu\text{m}/\text{h}$ である。成長時の C/Si 比を増すことにより成長層のドナー密度は急激に減少し、C/Si 比が 1.5 の条件で $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ 以下 (最小値 $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$) という極めて低いドナー密度を得ることができた。これは、残留ドナーとなる窒素が SiC 中で C 原子位置を置換すること、および C 過剰の条件で成長することにより N 原子の取り込みが抑制されることで説明される (site competition effect)¹⁸⁾。

3. SiC 高速エピタキシャル成長層中の拡張欠陥

SiC ホモエピタキシャル成長層中の拡張欠陥は、他材料のエピタキシャル成長と同様に、基板の欠陥を引き継いだものと、エピタキシャル成長時に新たに生成したものに分類できる。転位欠陥については主に前者 (基板からの引継ぎ)、積層欠陥については主に後者 (新たに生成) が数の上で支配的である。

SiC エピタキシャル成長時の転位の引継ぎや変換については、Skowronski 等や Tsuchida 等により詳細に調べられている¹⁹⁻²²⁾。Fig. 5 に SiC エピタキシャル成長時の転位の引継ぎの模式図を示す。基板中に存在する貫通らせん転位 (密度 500~800 cm^{-2}) は、ほぼ全てエピタキシャル成長層中に

Fig. 5 Schematic illustration of behaviours of major dislocations during SiC epitaxial growth.

貫通するが、一部は {0001} 面に折れ曲がってフランク型の部分転位と積層欠陥となる。また、貫通らせん転位は、当該分野で「キャロット欠陥」と呼ばれる特有の大型欠陥の起点となることが多い^{22,23)}。一方、基板中の貫通刃状転位 (密度 3000~5000 cm^{-2}) は、ほぼ全てエピタキシャル成長層中に引き継がれる。基底面転位 (密度 2000~5000 cm^{-2}) は、基板中で {0001} 面内に複雑なネットワークを形成しているが、エピタキシャル成長時に大半が貫通刃状転位に変換されることが分かっている¹⁹⁾。これは、基底面転位と貫通刃状転位はバーガースベクトルが同じであるため、{0001} オフ面上の成長では貫通刃状転位に変換することで、結晶内の転位長さが短縮され、系全体の弾性エネルギーが下げられると理解されている。

基底面転位がデバイス活性領域内に存在すると、バイポーラデバイスの順方向劣化を引き起こすこと^{24,25)}や、ゲート酸化膜の信頼性を低下させること²⁶⁾が知られている。貫通刃状転位がデバイス特性に与える影響は比較的小さいので、基板中の基底面転位をエピタキシャル成長時に高い割合で貫通刃状転位に変換する技術の開発が進められた。成長前に溶融 KOH やプラズマエッチングによってエッチピットやパターンを形成させる手法²⁷⁾や、高温低圧の水素エッチングを行う手法²⁸⁾、オフ角を低下させる手法²⁹⁾等が提案され、効果を挙げている。Fig. 6 にエピタキシャル成長による基底面転位の貫通刃状転位への変換率を様々な成長速度で評価した結果を示す。ここで、変換率は $\{1 - (\text{成長層中の基底面密度}) / (\text{基板中の基底面密度})\}$ で定義した。成長温度、圧力、C/Si 比を一定にし、原料ガス流量を変えることで成長速度を変化させた。なお、成長時間を調整することで、成長膜厚は全て 22~25 μm となるようにした。成長速度を上昇させることにより、変換率は増大し、成長速度 25 $\mu\text{m}/\text{h}$ 以上では 99% 以上の変換率が得られた。一般に、基底面転位は 2 本の部分転位に分裂し、その間にショックレー型積層欠陥が形成される³⁰⁾。高速成長では、この 2 本の部分転位の間隔 (積層欠陥の幅) が成長中に減少する傾向があることを確かめているが、詳細なメカニズムは明らかではない。また、

99%の割合で変換が生じる条件で、変換されずに引き継がれる基底面転位の特徴を解明する必要がある。

低速成長時 (5~10 $\mu\text{m}/\text{h}$) には、エピタキシャル成長中に発生する積層欠陥は無視できるほど少ない (密度 0.1 cm^{-2} 以下)。しかしながら、50 $\mu\text{m}/\text{h}$ 以上の高速成長では、1~5 cm^{-2} 程度の密度で、積層欠陥が新たに発生することが報告されている^{31,32}。Fig. 7 に SiC 高速成長層で観測されるショックレー型積層欠陥の代表例の断面 TEM 像を示す³²。Zhdanov の表記法を用いれば、完全 4H-SiC の積層構造は (2, 2) と表されるが、同図(a)は (6, 2), (b)は (5, 3), (c)は (4, 4) の構造を有する積層欠陥である。積層欠陥は特有のエネルギー準位を形成し、強い放射性再結合を示すので、室温におけるフォトルミネセンス (PL) により容易に検出できる。室温 PL において (6, 2), (5, 3), (4, 4) 型の積層欠陥は、それぞれ500 nm, 480 nm, 455 nm に強い発光ピークを示す³²。現在、これらの積層欠陥密度を低減することが課題となっている。

Fig. 6 Conversion ratio from basal-plane dislocations to threading edge dislocations during SiC epitaxial growth as a function of growth rate. The growth temperature is 1650°C, and the thickness of epitaxial layers are about 22–25 μm . Both as-received and chemical-mechanically-polished substrates are employed.

Fig. 7 Cross-sectional TEM images of major in-grown stacking faults observed in SiC(0001) epitaxial layers grown at high growth rate.
(a) (6, 2), (b) (5, 3), and (c) (4, 4) type stacking faults.

4. SiC エピタキシャル成長層中の深い準位とキャリア寿命

As-grown の SiC エピタキシャル成長層中の深い準位に関しては、ほぼ全ての準位が検出され、その基本的性質 (エネルギー準位や熱的安定性など) が明らかになっている^{33–35}。n 型 SiC で観測される代表的な深い準位は、 $Z_{1/2}$ センター ($E_C - 0.65\text{ eV}$)³³ と $\text{EH}_{6/7}$ センター ($E_C - 1.55\text{ eV}$)³⁶、p 型 SiC で観測される代表的な深い準位は、HK4 センター ($E_V + 1.44\text{ eV}$)³⁵ である。これらの準位は、イオン注入層やプラズマエッチング表面近傍でも高密度に発生する^{37,38}。HK4 センターは約1400°Cの熱処理により消滅するが、 $Z_{1/2}$ センターと $\text{EH}_{6/7}$ センターは1600°Cの熱処理を施してもほとんど密度は減少しない。

超高耐圧の高性能 SiC バイポーラデバイスを作製するためには、例えば10 kV 級デバイスで約5 μs 以上のキャリア寿命 (ライフタイム) が必要である。SiC は間接遷移型半導体でありながら、長年、キャリア寿命が短く (0.3~1 μs)、その原因も不明であった。しかしながら、ここ数年でライフタイムキラー欠陥の同定^{39–41}とその低減^{42,43}に関して大きな進展があった。

Fig. 8 に、厚さ50 μm の n 型 SiC 成長層のキャリア寿命の逆数を同じ SiC 成長層中の $Z_{1/2}$ センター密度に対してプロットした関係を示す⁴⁰。ここで、キャリア寿命はマイクロ波検出の光伝導度減衰測定、 $Z_{1/2}$ センター密度は Ni ショットキー障壁とする試料の DLTS (Deep Level Transient Spectroscopy) 測定により求めた。図から分かるように、 $Z_{1/2}$ センター密度が比較的高い場合には、キャリア寿命の逆数が $Z_{1/2}$ センター密度と正比例の関係 (両対数プロットで傾き1) にあり、 $Z_{1/2}$ センターが主要な SRH (Shockley-Read-Hall) 再結合中心として働いていることを示している。しかしながら、 $Z_{1/2}$ センター密度が比較的低い高品質成長層では、 $Z_{1/2}$ センター密度とキャリア寿命の間にはほとんど相関は見られない。これは、 $Z_{1/2}$ センター密度が低い場合は、バルクのキャリア寿命が長くなって拡散長がエピタキシャル成長層と同程度になり、下地基板の影響を大きく受けること、

Fig. 8 Inverse of carrier lifetime vs. concentration of $Z_{1/2}$ center in 50 μm -thick n-type SiC epitaxial layers.

および表面再結合の影響が相対的に無視できなくなること起因している⁴⁴⁾。

キャリア寿命の増大を図るために、ライフタイムキラ欠陥である $Z_{1/2}$ センターの低減が試みられた。最初の報告は、C イオン注入と高温熱処理の組み合わせである⁴²⁾。 $Z_{1/2}$ センターの起源についてはまだ議論があるものの、様々な実験結果から、C 空孔関連欠陥であると考えられている^{45,46)}。そこで、過剰な C 原子をイオン注入により導入して、高温で深くまで C 原子を拡散させることで $Z_{1/2}$ センターの低減を図ったものである。実際、この手法により $Z_{1/2}$ センターが DLTS 測定の検出限界以下にまで劇的に減少し、キャリア寿命の顕著な増大が確認されている^{42,47)}。

著者らは、熱酸化を施すことで同様に $Z_{1/2}$ センターを DLTS の検出限界以下に低減できることを報告した^{43,48)}。

Fig. 9(a) に as-grown の SiC 成長層の DLTS スペクトル、およびこの試料に熱酸化を施し、酸化膜を HF で除去した後再度測定した DLTS スペクトルを示す。熱酸化はドライ酸素雰囲気中 1300°C 、5 時間行った。図から分かるように、熱酸化により、 $Z_{1/2}$ センターや $\text{EH}_{6/7}$ センターなど全ての深い準位が大幅に減少している。**Fig. 9(b)** に熱酸化の時間を変化させた時、各試料について $Z_{1/2}$ センター密度の深さ方向分布を調べた結果を示す。酸化時間が長いほど、奥深くまで $Z_{1/2}$ センターが消滅していることが分かる。 $Z_{1/2}$ センターが消滅する深さは、酸化時間の平方根に比例しており、なんらかの拡散現象により $Z_{1/2}$ センターが消滅していることを示唆している。Si の熱酸化では酸化界面で過剰な Si 原子が放出され、酸化膜側と Si 側の両方に拡散することが知られている⁴⁹⁾。SiC の熱酸化においても、Si, C 原子の放出と拡散が Hijikata 等によって提案されている⁵⁰⁾。著者らは、酸化時に界面で放出された C 原子が高温酸化中に拡散し、SiC 結晶中の C 空孔と再結合して $Z_{1/2}$ センターが消滅したものと推測しているが、メカニズムの解明にはさらなる研究が必要である。148 μm の厚膜成長層にこの手法を適用することで、キャリア寿命を 0.7 μs から 9.5 μs に向上できることを確認している⁵¹⁾。

一方、バイポーラデバイスを作製する際には、用途に応じてキャリア寿命を所望の値に制御することが要求される。 $Z_{1/2}$ センターは低エネルギー電子線照射により生成することができる^{45,46)}。そこで、電子線照射による $Z_{1/2}$ センター密度の制御、さらにはキャリア寿命制御を試みた。まず、エピタキシャル成長により厚さ 98 μm 、ドナー密度 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ の SiC 成長層を準備した。次に、銅板をマスクに用いて様々な照射量（フルエンス）で電子線を試料に照射し、同一試料上にフルエンスの異なる 6 領域を形成した。照射した電子線のエネルギーは 160 keV であり、フルエンスは $1 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ の範囲で変化させた。各領域毎に DLTS 測定により $Z_{1/2}$ センター密度を測定し、光伝導度減衰によりキャリア寿命を測定した。**Fig. 10** に $Z_{1/2}$ センター密度とキャリア寿命の電子線照射フルエンス依存性を示す。フルエンスを増すことにより、単調に $Z_{1/2}$ センター密度が増大し、これに応じてキャリア寿命が減少する。 $Z_{1/2}$ センター密度が比較的高い場合は、キャリア寿命は $Z_{1/2}$ センター密度とは

Fig. 9 (a) DLTS spectra of an n-type SiC(0001) epitaxial layer before and after thermal oxidation at 1150°C for 5 h. (b) Depth profile of the $Z_{1/2}$ center concentration before and after thermal oxidation at 1300°C measured for n-type SiC (0001) epitaxial layers with a thickness of 40–50 μm and a donor concentration of $2 \sim 4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$.

Fig. 10 Dependence of $Z_{1/2}$ center concentration and carrier lifetime in 98 μm -thick SiC(0001) epitaxial layers on electron fluence.

ば反比例の関係にある。一方、 $Z_{1/2}$ センター密度が低い場合は、Fig. 8 と同様に反比例の関係からずれる。これは、バルクのキャリア寿命が長いために、表面および基板における再結合の影響が大きくなって、キャリア寿命が過小評価されていると解釈できる⁵¹⁾。

5. む す び

高耐圧パワーデバイスを目指した SiC のホモエピタキシャル成長と欠陥制御に関する最近の進展について、著者のグループの成果を中心に紹介した。SiC(0001) オフ面上のエピタキシャル成長では、成長時の圧力を低下させて Si クラスター生成を抑制することにより、 $85 \mu\text{m/h}$ の成長速度で表面の平坦な成長層を得た。残留ドーピング密度は $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ 以下と純度も高い。次に、SiC エピタキシャル成長時の拡張欠陥の伝播と発生について概説した。高速成長により基底面転位から貫通刃状転位への変換率が向上する。一方で、高速成長時の積層欠陥発生を抑制することが課題である。最後に、SiC エピタキシャル成長中の深い準位とキャリア寿命の関係について触れ、n 型 SiC におけるライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センターを熱酸化により消滅させることができ、キャリア寿命が大幅に増大することを示した。また、電子線照射によって $Z_{1/2}$ センター密度を変化させることで、キャリア寿命制御が可能である。

今後の課題として、SiC エピタキシャル成長層中の基底面転位および積層欠陥のさらなる低減、p 型 SiC におけるライフタイムキラーの同定等が挙げられる。また、各種の欠陥の挙動や起源解明等の基礎研究が一層重要となる。

謝辞

本研究に貢献してくれた本研究室の旦野克典、馮淦、日吉透、川原洸太郎諸氏に謝意を表する。本研究は日本学術振興会から科学研究費補助金および最先端研究開発支援プログラムの助成を受けたものである。

〔文 献〕

- 1) H. Matsunami and T. Kimoto: *Mat. Sci. & Eng.*, **R20** (1997) 125.
- 2) H. Okumura: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **45** (2006) 7565.
- 3) A. R. Verma and P. Krishna: *Polymorphysim and Polytypism in Crystals* (John Wiley & Sons, Inc., New York, 1966).
- 4) Yu. M. Tairov and V. F. Tsvetkov: *J. Crystal Growth*, **52** (1981) 146.
- 5) N. Kuroda, K. Shibahara, W. S. Yoo, S. Nishino and H. Matsunami: *Ext. Abstr. 19th Solid State Devices and Materials* (Tokyo, 1987), p. 227.
- 6) *IEEE Trans. Electron Devices*, **55** (2008), No. 8 (Special Issue on SiC Electronics).
- 7) P. Friedrichs, T. Kimoto, L. Ley and G. Pensl, Eds.: *Silicon Carbide, Vol. 2 Power Devices and Sensors*, (Wiley-VCH, Weinheim, 2010).
- 8) A. J. Bauer, P. Friedrichs, M. Krieger, G. Pensl, R. Rupp and T. Seyller Eds.: *Silicon Carbide and Related Materials* 2009, (Trans Tech Publications, Stafa-Zuerich, 2010), Part 2.
- 9) M. Bhatnagar and B. J. Baliga: *IEEE Trans. Electron Devices*, **40** (1993) 645.
- 10) 木本恒暢, 松波弘之: 電子情報通信学会論文誌 (C), **J86-C** (2003) 342.

- 11) O. Kordina, C. Hallin, A. Henry, J. P. Bergman, I. Ivanov, A. Ellison, N. T. Son and E. Janzén: *Phys. Stat. Sol. B*, **202** (1997) 321.
- 12) T. Kimoto, S. Nakazawa, K. Hashimoto and H. Matsunami: *Appl. Phys. Lett.*, **79** (2001) 2761.
- 13) F. L. Via, G. Izzo, M. Mauceri, G. Pistone, G. Condorelli, L. Perdicaro, G. Abbondanza, L. Calcagno, G. Foti and D. Crippa: *J. Crystal Growth*, **311** (2008) 107.
- 14) H. Pedersen, S. Leone, A. Henry, F. C. Beyer, V. Darakchieva and E. Janzén: *J. Crystal Growth*, **307** (2007) 337.
- 15) M. Ito, L. Storasta and H. Tsuchida: *Appl. Phys. Express*, **1** (2008) 015001.
- 16) Y. Ishida, T. Takahashi, H. Okumura, K. Arai and S. Yoshida: *Mat. Sci. Forum*, **600-603** (2009) 119.
- 17) T. Hori, K. Danno and T. Kimoto: *J. Crystal Growth*, **306** (2007) 297.
- 18) D. J. Larkin, P. G. Neudeck, J. A. Powell and L. G. Matus: *Appl. Phys. Lett.*, **65** (1994) 1659.
- 19) S. Ha, P. Mieszkowski, M. Skowronski and L.B. Rowland: *J. Crystal Growth*, **244** (2002) 257.
- 20) X. Zhang, M. Skowronski, K. X. Liu, R. E. Stahlbush, J. J. Sumakeris, M. J. Paisley and M. J. O'Loughlin: *J. Appl. Phys.*, **102** (2007) 093520.
- 21) H. Tsuchida, I. Kamata and M. Nagano: *J. Crystal Growth*, **306** (2007) 254-261.
- 22) H. Tsuchida, M. Ito, I. Kamata and M. Nagano: *Phys. Stat. Sol. B*, **246** (2009) 1553.
- 23) M. Benamara, X. Zhang, M. Skowronski, P. Ruterana, G. Nouet, J. J. Sumakeris, M. Paisley and M. J. O'Loughlin: *Appl. Phys. Lett.*, **86** (2005) 021905.
- 24) J. P. Bergman, H. Lendenmann, P. A. Nilsson, U. Lindefelt and P. Skytt: *Mat. Sci. Forum*, **353-356** (2001) 299.
- 25) M. Skowronski and S. Ha: *J. Appl. Phys.*, **99** (2006) 011101.
- 26) J. Senzaki, K. Kojima, T. Kato, A. Shimozato and K. Fukuda: *Appl. Phys. Lett.*, **89** (2006) 022909.
- 27) J. Sumakeris, B. A. Hull, M. J. O'Loughlin, M. Skowronski, and V. Balakrishna: *Mat. Sci. Forum*, **556-557** (2007) 77.
- 28) H. Tsuchida, I. Kamata, T. Miyanagi, T. Nakamura, K. Nakayama, R. Ishii and Y. Sugawara: *Mat. Sci. Forum*, **527-529** (2006) 231.
- 29) H. Tsuchida, I. Kamata, T. Miyanagi, T. Nakamura, K. Nakayama, R. Ishii and Y. Sugawara: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **44** (2005) L806.
- 30) M. H. Hong, A. V. Samant and P. Pirouz: *Phil. Mag. A*, **80** (2000) 919.
- 31) S. Izumi, H. Tsuchida, I. Kamata and T. Tawara: *Appl. Phys. Lett.*, **86** (2005) 212108.
- 32) G. Feng, J. Suda and T. Kimoto: *Physica. B*, **23-24** (2009) 4745.
- 33) T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami, T. Kimoto, W. J. Choyke, A. Schöner and N. Nordell: *Phys. Stat. Sol. A*, **162** (1997) 199.
- 34) K. Danno, T. Hori and T. Kimoto: *J. Appl. Phys.*, **101** (2007) 053709.
- 35) K. Danno and T. Kimoto: *Jpn. Appl. Phys.*, **45** (2006) L285.
- 36) C. Hemmingsson, N. T. Son, O. Kordina, J. P. Bergman, E. Janzén, J. L. Lindström, S. Savage and N. Nordell: *J. Appl. Phys.*, **81** (1997) 6155.
- 37) K. Kawahara, J. Suda and T. Kimoto: *J. Appl. Phys.*, **106** (2009) 013719.
- 38) K. Kawahara, M. Krieger, J. Suda and T. Kimoto: *J. Appl. Phys.*, **108** (2010) 023706.
- 39) T. Tawara, H. Tsuchida, S. Izumi, I. Kamata and K. Izumi: *Mater. Sci. Forum*, **457-460** (2004) 56.
- 40) K. Danno, D. Nakamura and T. Kimoto: *Appl. Phys. Lett.*, **90** (2007) 202109.
- 41) P. B. Klein: *J. Appl. Phys.*, **103** (2008) 033702.
- 42) L. Storasta and H. Tsuchida: *Appl. Phys. Lett.*, **90** (2007) 062116.
- 43) T. Hiyoshi and T. Kimoto: *Appl. Phys. Exp.*, **2** (2009) 041101.

- 44) T. Kimoto, K. Danno and J. Suda: Phys. Stat. Sol. B, **245** (2008) 1327.
- 45) L. Storasta, J. P. Bergman, E. Janzén, A. Henry and J. Lu: J. Appl. Phys., **96** (2004) 4909.
- 46) K. Danno and T. Kimoto: J. Appl. Phys., **100** (2006) 113728.
- 47) H. Tsuchida, M. Ito, I. Kamata, M. Nagano, T. Miyazawa and N. Hoshino: Mat. Sci. Forum, **645-648** (2010) 77.
- 48) T. Hiyoshi and T. Kimoto: Appl. Phys. Exp., **2** (2009) 091101.
- 49) K. Taniguchi, Y. Shibata and C. Hamaguchi: J. Appl. Phys., **65** (1989) 2723.
- 50) Y. Hijikata, H. Yaguchi and S. Yoshida: Appl. Phys. Exp., **2** (2009) 021203.
- 51) T. Kimoto, T. Hiyoshi, T. Hayashi and J. Suda: J. Appl. Phys., **108** (2010) 083721.