

SiC 結晶における高注入条件下でのキャリア再結合過程に関する研究

(Study on carrier recombination processes in SiC crystals under the high injection condition)

2024 年 1 月 18 日

田中 和裕

<概要>

SiC 結晶における高い励起キャリア濃度での再結合過程に関して研究を行い、N型の試料に関して励起キャリア濃度依存のオージェ再結合係数(C)は $N > 5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ で $7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と見積もられ、 N 依存性はクーロン増強のスクリーニングによるものと結論付けられた。推定された C は $7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と報告値より小さく、 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以上のキャリアが注入されれば SiC バイポーラデバイスのオン抵抗を低減することが可能であることがわかった。この推定した C は、高濃度キャリア注入を行う SiC バイポーラデバイスの開発において有用であると期待される。

また、4H-SiC は 3C-SiC, 6H-SiC と比べオージェ再結合係数が最も大きい事が判明した。4H-SiC の積層欠陥における再結合は、他のポリタイプの介在物による本質的な再結合とは考えられず、自発分極が積層欠陥における再結合を助けている可能性がある事が判明した。

p 型 SiC においては、Al を高濃度にドーピングした p 型 SiC の注入条件に応じて変化することを確認した。低注入条件下では、e-A 再結合が優勢であるように見え、弱い温度依存性を示した。対照的に、高注入条件下では SRH の再結合が優先され、温度が上昇するにつれてキャリア寿命が短くなった。確認された再結合メカニズムが注入条件と Al ドーピング濃度に依存することを実証した。本研究結果は、高濃度 Al ドープ層を用いた SiC デバイスの設計に役立つと考える。

目次

第1章 序論 (P.5 ~ P.16)

- 1.1 パワー半導体の動向について
- 1.2 パワー半導体について
- 1.3 SiC 半導体について
- 1.4 SiC 半導体の特徴
 - 1.4.1 ポリタイプについて
 - 1.4.2 ポリタイプの特徴
 - 1.4.3 結晶欠陥
- 1.5 SiC バイポーラデバイス
- 1.6 SiC バイポーラデバイスの特徴
- 1.7 SiC バイポーラデバイスの課題

第2章 キャリア再結合 (P.17 ~ P.20)

- 2.1 キャリア再結合
- 2.2 SRH 再結合
- 2.3 輻射再結合
- 2.4 オージェ再結合

第3章 キャリアライフタイムの評価 (P.21 ~ P.30)

- 3.1 測定方法の原理(光学的測定法)
 - 3.1.1 FCA 法
 - 3.1.2 TR-PL 法
 - 3.1.3 μ -PCD 法
- 3.2 ミクロ FCA 測定方法
 - 3.2.1 励起光強度増強方法
 - 3.2.2 スポット径の測定
- 3.3 マクロ FCA 測定方法
- 3.4 TR-PL 測定方法
- 3.5 ライフタイム測定方法の長所および短所
- 3.6 励起キャリア密度算定
- 3.7 PL スペクトル測定法

第4章 4H-SiC 高注入条件下でのオージェ再結合係数について(P.31 ~ P.38)

- 4.1 序文

- 4.2 実験条件
- 4.3 実験結果および考察
- 4.4 まとめ

第5章 3C-および 6H-SiC のキャリア再結合係数の解析：4H-SiC の積層欠陥における再結合メカニズムの考察 (P.39 ~ P.46)

- 5.1 序文
- 5.2 実験方法
- 5.3 実験結果
- 5.4 考察
- 5.5 結論

第6章 高 Al ドープ 4H-SiC におけるキャリア再結合：注入条件依存性 (P.47 ~ P.56)

- 6.1 序文
- 6.2 実験方法
- 6.3 実験結果
- 6.4 考察
- 6.5 結論

第7章 結言 (P.57 ~ P.58)

- 7.1 まとめ
- 7.2 今後の課題

謝辞 (P.58)

発表論文リスト (P.59)

第6章の補足説明 (P.60 ~ P.65)

第1章 序論

1.1 パワー半導体の動向について

半導体は現在、経済、国の安全保障、脱炭素化などあらゆる分野で重要性を増し、国家の戦略物質となっている。より高性能の半導体、人工知能、量子コンピュータ、自動運転、次世代の高速通信の実用化など半導体の重要性が益々向上している。

全世界的な潮流として、環境対策（クリーン社会、再生可能エネルギー）、デジタル化（IT化）SDG's が大きく取り上げられ注目を浴びている。環境対策として、低炭素化社会（ゼロカーボン）、車のEV化が大きな潮流になっている。低炭素化社会（ゼロカーボン）には、全産業レベルでの対策が必要となっているが、特にあらゆる機器の電子化が望まれている。

言うまでもなく、社会のデジタル化、IT化に伴って電子機器（半導体）の必要量が相当な量で増加する。半導体は産業のコメと言われ、殆どの電気製品、全ての電子機器には必ず使用されており、半導体の役割は増大の一途である。半導体は産業のコメと言われ、殆どの電気製品、全ての電子機器には必ず使用されている。

半導体の全世界での売上高の推移を下記のグラフ（図 1.1）に示すが、10年毎に1125億ドル(13.5兆)の急激な伸びを示している¹⁾。

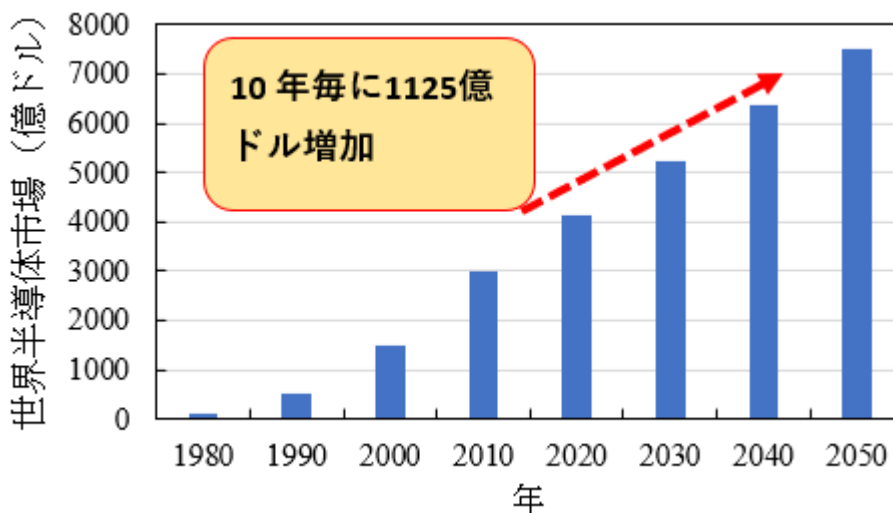


図 1.1 世界の半導体市場予測（Ref.1 ガートナーおよび WSTS のデータを基に作成）

この中でパワー半導体産業は、2021年で約3兆円の市場規模であったが、2030年には5兆円、2050年には10兆円市場になる見通しである²⁾。

一方、現在の世界的な趨勢として省エネルギー化、低電力化、低炭素化社会（カーボンニュートラル化）といった要請が強くなっている。高電圧や大電流（すなわち大電力・高出力）を扱える特徴があるパワー半導体に対する低損失化の要求は高くなっている。

電力用にパワー半導体は多く使用されているが、世界における電力需要において用途別に分別してみると約半分がモーター用の需要であると言われている。モーターには駆動用のパワー半導体としてインバータなどが多く使用されており、そこで使用しているパワー半導体（インバータなど）の性能や効率を改善すれば大幅な省電力効果が期待できる²⁾。パワー半導体は電源回路を持つ全ての電子機器に搭載されている。スマートフォンやパソコン、テレビやエアコン、冷蔵庫といった一般家庭向けの機器の電源回路に用いられている。また、大電力の分野では、送電システム、電力変換装置、各種産業機器、電車、電気自動車（EV）、5G 基地局、太陽光発電 などの電力制御に各種使用されている。パワー半導体はスイッチング動作が可能であり、インバータ（電流の直流を交流に）変換やコンバータ（交流を直流に）変換、周波数変換、電圧変換（レギュレータ）が可能である。各種電気製品に多種使用され安定電力を供給する必須の電子機器となっている。近年、省エネ化・省電力化への意識が高まり、パワー半導体は低電力化の大きな一翼を担っており、その期待度は益々増加している。

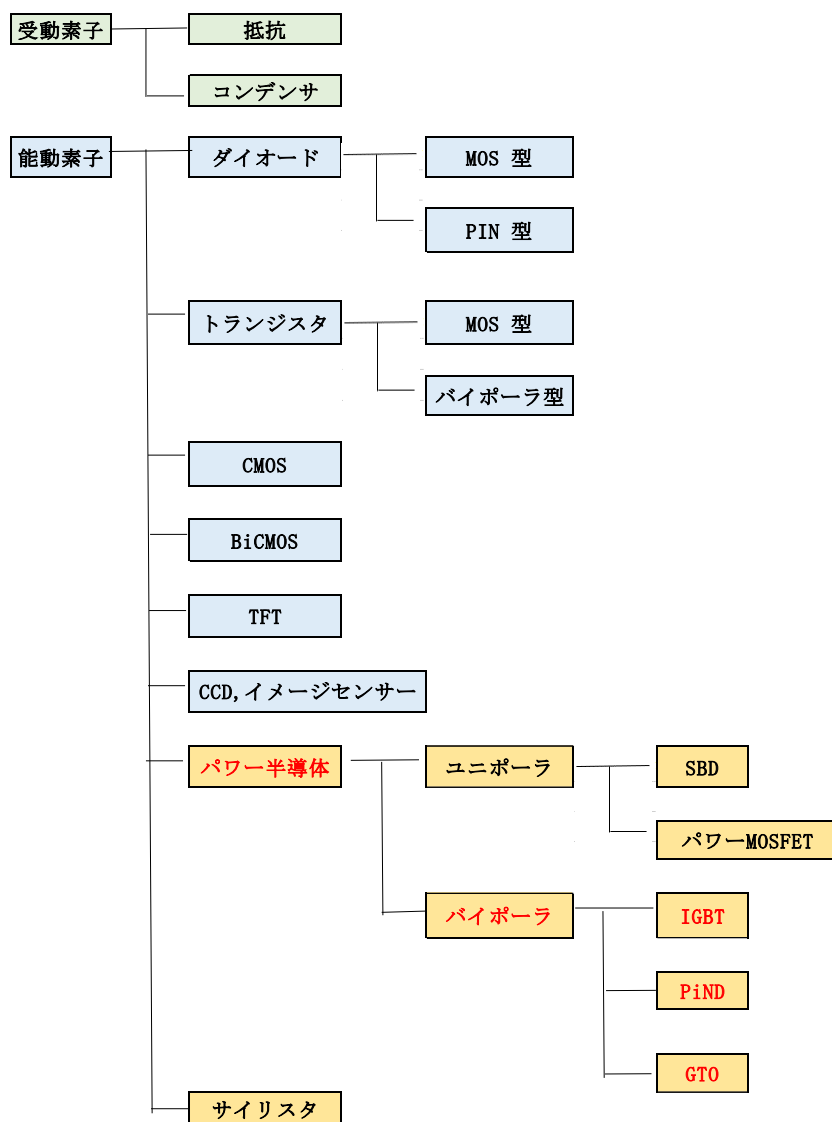
また、パワー半導体が高周波で動作することによって、部品のサイズを小さくする事が出来るため、モーターや電源等の小型化や高効率化が可能となる。従来のパワー半導体に比べて次世代パワー半導体は高周波動作が可能であり、電気自動車の電費や電源損失の低減、小型化にも期待度が高くなっている。

“車は走る半導体“と呼ばれ、多くの半導体を搭載しているが、通常で数百個～千個もの半導体が搭載されていると言われている。更にカーボンニュートラルの必要性から車のEV化が促進されてきている。車のEV化に伴って必要とされる半導体の必要量が一般の内燃車に比べ2.3倍も増加すると言われている³⁾。更に内燃車とEV車の割合も急激な変化を遂げ⁴⁾、内燃車からEVへの世代交代が今までにないスピードで置き換わろうとしている。内燃車とEVの販売台数の合計で2022年で約80百万台、2025年で約120百万台とした場合、そこで使用される半導体の数量は単純計算で現在の約3.5倍も必要となってくる。EV、ハイブリッド車のパワー半導体は絶縁ゲート型バイポーラトランジスタ(Insulated Gate Bipolar Transistors :IGBT)をメインドライブや充電回路として、金属酸化膜半導体電界効果型トランジスタ(Metal-Oxide-Semiconductor Field-Effect Transistor :MOSFET)は電源回路、始動発電機、補助モーター制御として、PIN(パワー統合モジュール)はメインドライブ、充電回路、補助モーター制御に使用されている。

半導体デバイスはその機能として集積化されているか、単機能かで分類してみた場合、ディスクリート半導体（単機能半導体）と集積回路に分類できる。パワー半導体はこのディスクリート半導体（単機能半導体）に属し、単機能の半導体デバイスで電氣的な作用により電力を変換するデバイスである。一方、集積回路としてマイクロプロセッサ、特定用途向け集積回路(application specific integrated circuit: ASIC),メモリ IC integrated circuit),システムLSI(Large Scale Integration)などがあり、大規模集積化が進んでいる。半導体市場のなかでパワー半導体の割合は1割程度だと言われているが、最近益々の脚光を浴びている。

省エネ化、再生可能エネルギー対策、低炭素化社会の実現など上記で述べた世界的潮流のなかで大きな役割を担うのが後章で述べるパワー半導体である。パワー半導体の半導体

分野での位置付けを図 1.2 に示す⁵⁾。



- CMOS: Complementary Metal-Oxide-Semiconductor
- BiCMOS: Bipolar CMOS
- TFT: Thin Film Transistor Liquid Crystal
- CCD: Charge Coupled Device
- SBD: Schottky Barrier Diode
- MOSFET: Metal-Oxide-Semiconductor Field-Effect Transistor
- IGBT: Insulated Gate Bipolar Transistors
- PiND: PiN Diode
- GTO: Gate Turn-Off Thyristor

図 1.2 パワー半導体の半導体分野での位置付け (Ref.5 を基に加筆修正)

1.2 パワー半導体について

パワー半導体の脚光を浴びるその背景に関して述べる。
 前述した様に、パワー半導体は今後、急激な増加が見込まれている。パワー半導体の用途は、多岐にわたり各用途にわたり図 1.3 のように社会インフラからスマートフォンまで生活に密着した部分で活用されている⁶⁾。

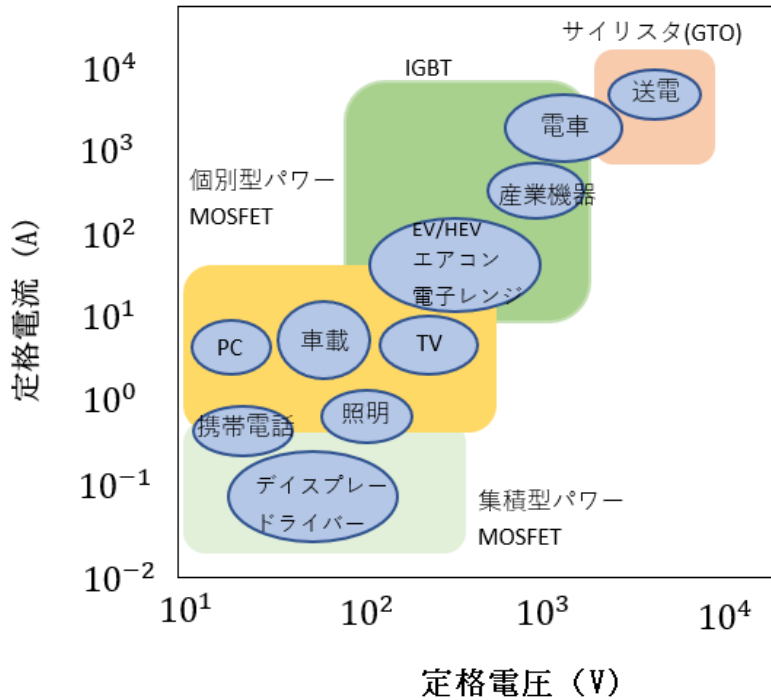


図 1.3 パワー半導体の活用分野⁶⁾ (Ref.6 を基に加筆)

パワー半導体の役割としては大電流の整流とスイッチングであり、負荷に対して電力を制御する。交流から直流、直流から交流への変換や電圧変換、周波数変換を行うことができる。図 1.2 に示すようにパワー半導体の分類として 1) バイポーラ型と 2) ユニポーラ型に大別できる。1) のバイポーラ型の特徴として電子と正孔の 2 つのキャリアを利用するものであり、サイリスタ、トライアック、IGBT などが含まれる。2) のユニポーラ型の特徴として電子と正孔のどちらか 1 つのキャリアのみを利用するものであり、ショットキーバリアダイオード(Schottky Barrier Diode : SBD)、パワーMOSFET などが含まれる⁵⁾。電子と正孔を使って電気を通すバイポーラデバイス、導電率変調効果を発揮するため、ユニポーラデバイスに比べてオン抵抗が低くなる。バイポーラ製品はデバイスがオン状態のとき高抵抗のドリフト層にキャリアが注入され、その抵抗値が変化(低下)するが、これを導電率変調と呼んでいる。導電率変調の効果に関して本研究は行ったが、次章以下について詳細に記述する。

パワー半導体において重要な特性は耐圧性とオン抵抗である。パワー半導体に求められ

る電圧は例えば、特別高圧送電では 7000 V 以上、数万 V を要求され、低圧でも 600 V 以上が要求される。一方、動作時の入力抵抗であるオン抵抗を低減する事により、電力損失を回避する必要がある。オン抵抗が高いと発熱し電力損失を招き、低信頼性となる。従ってオン抵抗を低減する事で省エネとなり、寿命も長くなり、発熱回避装置も不要となり、小型化ができる。

高い耐圧性と低いオン抵抗の実現にはシリコンでは既に物理的限界があり、新材料である炭化珪素(Silicon Carbide : SiC)に移行しつつある。これらの新材料は電子移動度の観点からオン抵抗の低減が可能となっている。

図 1.4 にシリコン(Si) のパワーデバイスと SiC での今後の使用割合に関して示す。また、Si パワーモジュール (Power Module:PM) と SiC パワーモジュール (Power Module:PM) との今後の出荷予測を示す。図で示すように SiC パワーモジュールは 2030 年には現在の約 3.5 倍に増加すると予想されている⁷⁾。

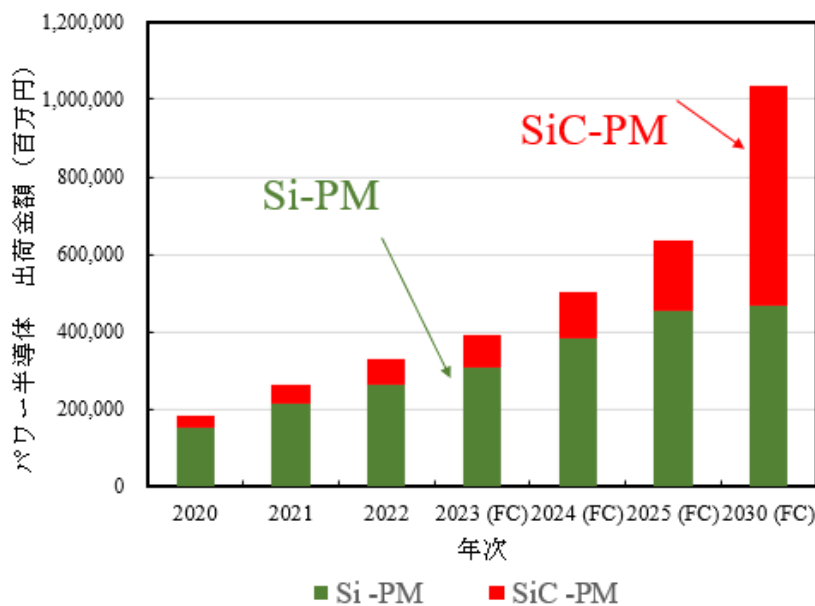


図 1.4 Si パワーモジュール(PM) と SiC パワーモジュール(PM)の出荷金額予想 (Ref.7 の情報を基にグラフ化)

1.3 SiC 半導体について

パワー半導体の中で SiC デバイス半導体は図 1.5 のような分野で活用されている⁶⁾。パワー半導体の用途は多岐にわたっているが、その用途は動作周波数と定格電力によってその領域に適したデバイスが用いられている。動作周波数が高いが定格電力が低くてもよい用途として集積型パワー MOSFET が使われ、逆に動作周波数は低くても定格電力が高いものはサイリスタ、IGBT デバイスが使われてきた。この分野で更に高い耐圧性を有した SiC

が活用され、サイリスタより優れた SiC バイポーラデバイス、IGBT より優れた SiC ユニポーラデバイスも活用され、益々その有用性が見直されている。IGBT の特徴としては MOSFET をゲート部分に組み込んだトランジスタである構造をもつ。MOSFET が保有している高速スイッチング性能、バイポーラトランジスタの保有している耐圧性を兼ね備えた特徴を持つデバイスである。

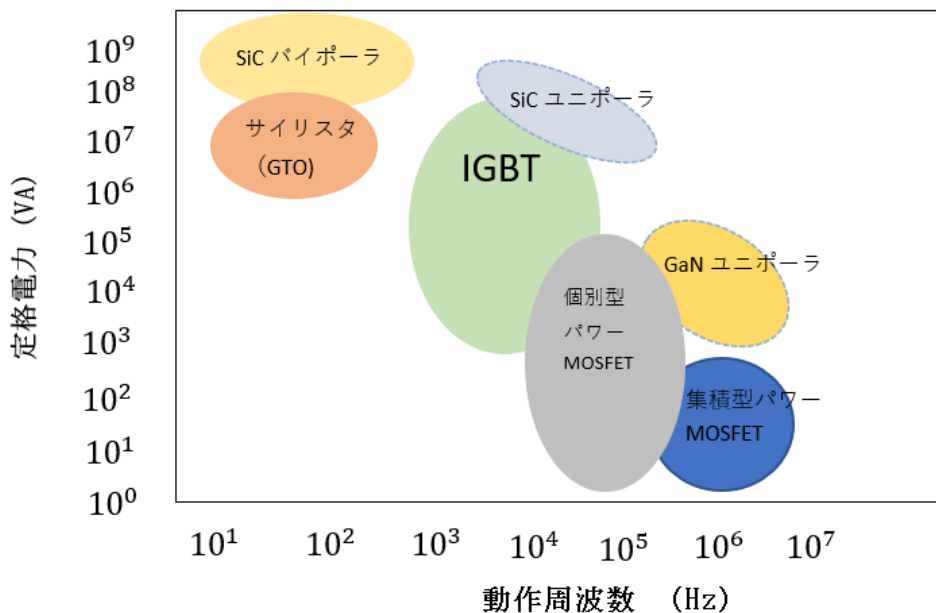


図 1.5 SiC パワー半導体の使用分野⁶⁾ (Ref.6 の情報を基に加筆)

1.4 SiC 半導体の特徴

半導体デバイスは歴史的にシリコンを材料として開発、量産化されてきた。シリコンは地球上で非常に多く存在する物質であり、シリコン結晶の作成も容易であり製造加工も容易なため主原料となってきた。そのため、安価で生産でき一般電子機器は殆ど、シリコンで作成されてきた。一方、回路の高性能化に伴い、社会的要求が強まり、1970 年代には携帯電話や衛星通信用に化合物半導体である砒化ガリウム (GaAs) が実用化され、1980 年代には光通信用に高速でノイズの低い同じく化合物半導体であるインジウム燐 (InP) が実用化された。更に GaN 青色発光ダイオードが実用化された^{5,8)}。

一方、パワー半導体に要求される高い耐圧性と低いオン抵抗の実現にはシリコンでは既に物理的限界があり、新材料である SiC や GaN に移行しつつある。SiC は以下の表 1-1 のようにバンドギャップが大きく、また絶縁破壊電圧も高くオン抵抗の低いパワーデバイスを作成可能である。

表 1-1 SiC 半導体の特徴

	3C-SiC	4H-SiC	6H-SiC	Si	GaAs	GaN
格子定数 (Å)	4.36	a=3.09 c=10.08	a=3.09 c=15.12	5.43	5.65	a=3.19 c=5.19
バンドギャップ (eV)	2.3	3.26	3.02	1.12	1.42	3.42
電子移動度 (cm ² /V s)	1000	1000 (c 面内 方向) 1200 (c 軸方 向)	450 (c 面内 方向) 100 (c 軸方 向)	1500	8500	1500
正孔移動度 (cm ² /V s)	50	120	100	450	400	20
絶縁破壊電界 (MV/cm)	2	3	3	0.3	0.4	3
熱伝導率 (W/cm K)	4.9	4.9	4.9	1.5	0.46	1.3

表 1-1 で示すように SiC は Si と比べ禁制帯幅 (バンドギャップ) が約 2~3 倍、絶縁破壊電界が一桁大きく、熱伝導率が 3 倍など優れた特徴がある。この他にも動作温度の上限が Si で 150 °C 程度に比べ、SiC では 500~600 °C と高い。耐放射線も高いなどの優れた点を持っている。特に高い絶縁破壊電界が意味することは Si では厚いドリフト層が必要であったものが SiC ではドリフト層を薄く形成可能であることに相当する。ドリフト層は MOSFET などにおいてドレインに高電界を印加した時にバッファ層として、デバイスの破損を防止する層であり、この層が SiC では薄くできるため電流経路が短くできる事になる。またドリフト層を高いドーピング濃度での形成が可能であり、オン抵抗を下げられるという特徴もある。従って、ドリフト層が薄く形成でき、その結果電流経路が短くなり、更にオン抵抗が低いデバイスを実現できる事になる⁶⁾。熱伝導率に関しても、SiC は Si に比べ 3 倍優れた特徴があるため、放熱特性に優れており、冷却装置の新たな設置が不要であり、小型化に寄与できるメリットがある。

1.4.1 ポリタイプについて

SiC は同じ化学組成でありながら、積層の周期配列の異なる結晶多型(ポリタイプ)を持つ。このポリタイプ現象は六方最密充填構造を考えると、SiC はこの積層周期によって 200 種類以上のポリタイプとなる事が確認されている。積層の周期配列の発生確率が高くまた、応用上重要なものは 3C-、4H-、6H-SiC である。

図 1.6 に積層構造の模式図を示し、図において Si-C の原子単位層を A,B,C で表した。六方最密充填構造の基底面に対し、原子単位層の配置位置の相違を A, B, C で表した。積層の周期配列によって、異なったポリタイプを形成する。次に各ポリタイプ (3C-, 4H-, 6H-SiC) の積層構造の模式図を図 1.7 に示す⁹⁾。代表的なポリタイプである 3C-, 4H-, 6H-SiC の呼称として、最初の数字は積層方向(C 軸方向) の一周期中に含まれる Si-C 単位層の数を表し、次の C, H は結晶系の頭文字である Cubic (立方晶)、Hexagonal (六方晶) を表している。格子定数も併せて図に掲載したが、積層の周期配列の異なりから各ポリタイプによって異なっており、ブリリアンゾーン幅など各物理的特性に影響を及ぼしている。

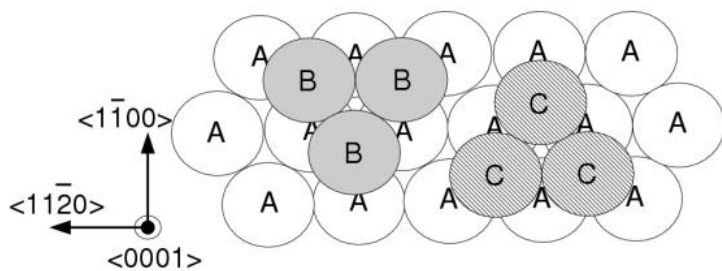


図 1.6 ポリタイプの積層構造の模式図⁹⁾

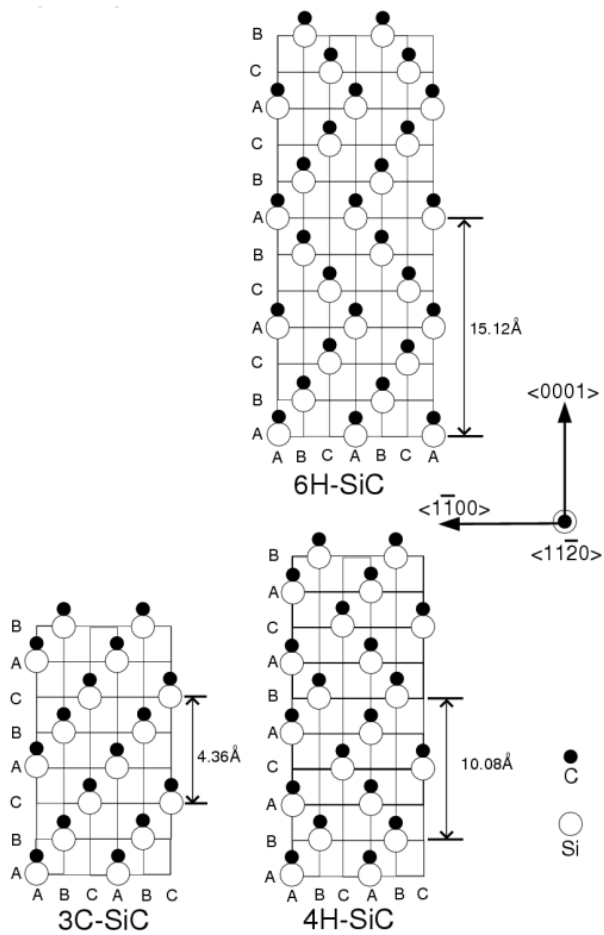


図 1.7 各ポリタイプの積層構造の模式図⁹⁾

1.4.2 ポリタイプの特徴

表 1—1 に示すように各ポリタイプによって各特性や性質が異なっている¹⁰⁾。また、バンド構造図に関して図 1.8 および図 1.9 に示す¹¹⁾。

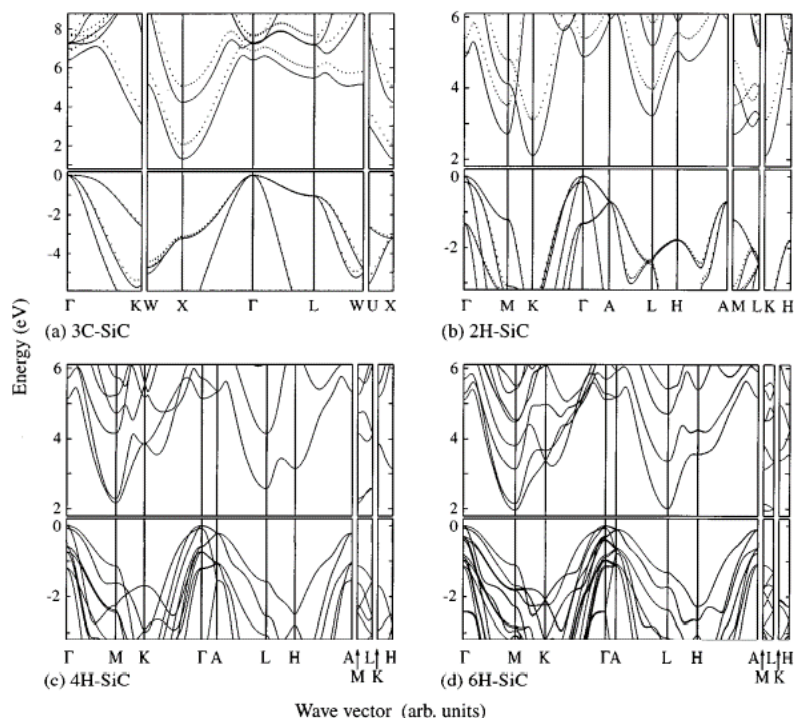


図 1.8 各ポリタイプのバンド構造図¹¹⁾

図 1.8 および図 1.9 より、4H-SiC と 6H-SiC のバンド構造は相似しているが、3C はこれらと異なった構造を示している。このバンド構造における伝導帯最小値の位置の違いから価電子帯最大値への電子の遷移確率が異なってくる事で、種々の特性に影響を及ぼす。

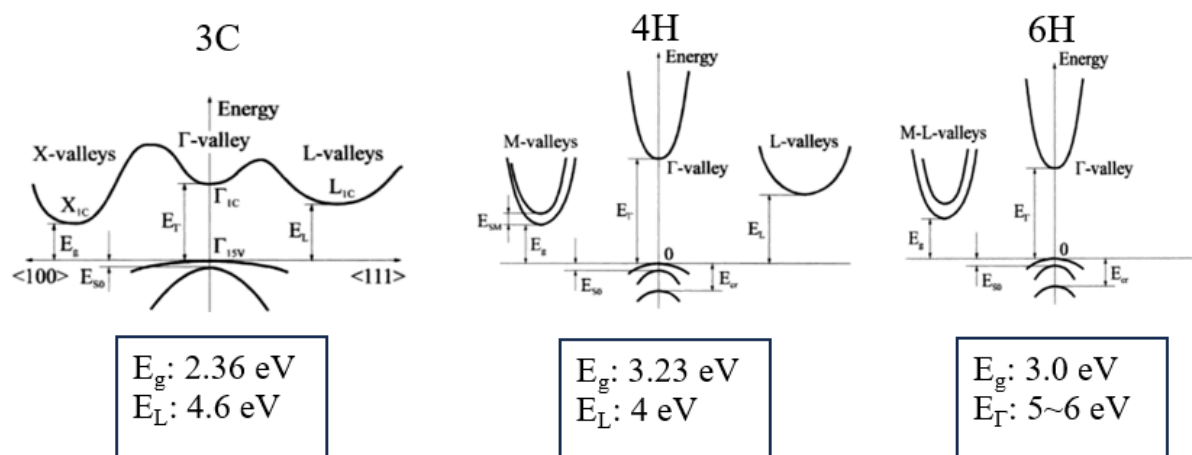


図 1.9 各ポリタイプの k 空間における模式図 (Ref.12 を基に加筆)

1.4.3 結晶欠陥

SiC エピウエハには 3000 cm^{-2} の密度で転移が存在していると言われており、SiC ウエハ上には貫通らせん転位 (threading screw dislocation: TSD), 貫通刃状転位 (threading edge

dislocation :TED) ,基底面転位 (basal plane dislocation :BPD) がその主たるものでありデバイスへ影響を及ぼしている。

SiC 結晶中の積層欠陥には Frank 型積層欠陥 (Frank type Stacking Fault) と Shockley 型積層欠陥 (Shockley type Stacking Fault) に分類される。一方で、SiC エピ成長時に発生するマクロ欠陥 (積層欠陥、大型欠陥、異種のポリタイプの混入) が SiC パワーデバイスのキラー欠陥とされている^{13,14)}。少数キャリア注入を利用する SiC バイポーラデバイスでは基板面転移 (BPD) が起点となってショックレー積層欠陥 (SSF) を拡大させオン電圧と漏れ電流の増大を引き起こす。最も致命的な欠陥は積層欠陥やポリタイプの介在物 (Polytype inclusion) であり著しい耐圧低下をもたらす^{13,14)}。4H-SiC 中の Single Shockley SF (SSF) は、異種ポリタイプ (結晶多形) の混在と考えられ、量子井戸に類似した構造を形成する。

1.5 SiC バイポーラデバイス

バイポーラデバイスは電子とホールキャリアが関与し電流で動作し、電流増幅作用やスイッチング作用が可能である。また、伝導度変調が可能でユニポーラ型に比べて低いオン抵抗が実現可能である。一方、SiC バイポーラデバイスに対して期待されていた、Si の使用可能温度を越える高温での動作については、pn ダイオードの温度特性が詳細に調べられ⁸⁾、高温動作が実証されてきた¹⁵⁾。

1.6 SiC バイポーラデバイスの特徴

SiC バイポーラデバイスは動作周波数が低い領域で高い定格電力での使用が可能である。一方、SiC ユニポーラデバイスは 1KHz ~ 100 KHz 程度の高い動作周波数で、SiC バイポーラデバイスよりも低い定格電力 ($10^7 \sim 10^6$ VA 程度) での使用が可能である。(図 1.5) 何れにしても、SiC バイポーラデバイスは MOSFET, IGBT, サイリスタなどよりも高い定格電力での使用が可能である⁶⁾。従って、高耐圧が必要な電力の産業分野で送電施設、電力変換分野での活躍が期待されている。

1.7 SiC バイポーラデバイスの課題¹⁶⁾

バイポーラデバイスの高性能化にはキャリアライフタイムの制御が必須であるが、どのような欠陥や不純物がキャリアライフタイムに影響を及ぼすのかは十分に理解されていない。炭素空孔およびバナジウムは代表的なキャリアライフタイムキラーとして認識されているが、他の欠陥や不純物の影響は定量的な議論がなされていないのが現状である。また、高水準注入時の輻射再結合やオージェ再結合の係数についても、報告値がばらついており、さらなる調査が必要である。

参考文献

- 1) ガートナー社および WSTS 資料 (2022 年)
- 2) 経済産業省資料“「次世代デジタルインフラの構築」プロジェクトに関する 研究開発・社会実装計画“ (2021 年)
- 3) Infineon Technologies 社資料(2022 年)
- 4) SUMCO 社資料(2022 年)
- 5) 佐藤 淳一：“パワー半導体の基本と仕組み”, 秀和システム社
- 6) ローム社半導体資料
- 7) 矢野経済研究所資料
- 8) 荒井和雄、吉田貞史：“SiC 素子の基礎と応用“, オーム社 (2003)
- 9) 加藤正史：“SiC 光陰極による人工光合成“, 新技術説明会試料
- 10) T.P. Chow, V. Khemka, J. Fedison, N. Ramungul, K. Matocha, Y. Tang, and R.J. Gutmann, Solid-State Electron. 44 (2000)
- 11) C.Person and U. Lindefeltb, Journal of Applied Physics 82, 5496 (1997)
- 12) Michael E.Levinshstein, Sergey L.Rumyantsev and Michael S. Shur, “PROPERTIES OF ADVANCED SEMICONDUCTOR MATERIALS”
- 13) T.Kimoto, Jpn. J. of Appl. Phys. 54, 040103 (2015)
- 14) T. Kimoto, N. Miyamoto and H. Matsunami, IEEE Trans. Electron Devices 46, 471 (1999)
- 15) 林 利彦“高耐圧パワー半導体素子を目指した p 型 SiC 結晶のキャリア寿命に関する研究”、京都大学博士論文 (2013).
- 16) 次世代半導体デバイスの技術開発課題と展望 – SiC 半導体デバイス– 令和 4 年 5 月
Technological Issues and Future Prospects of the Next Generation Semiconductor Devices: SiC Semiconductor Devices Proposal Paper for Policy Making and Governmental Action toward Low Carbon Societies 国立研究開発法人科学技術振興機構 低炭素社会戦略センター

第2章 キャリア再結合

2.1 キャリア再結合

半導体に外部から何らかの外部エネルギーを加えると、平衡状態であった半導体内部において過剰キャリアを生成し、非平衡状態になる。外部エネルギーが無くなると、平衡状態に戻ろうとし、生成された過剰キャリアは光を発したり、熱を発したりし、再結合により過剰キャリアは消滅する。この再結合には各メカニズムがあり、以下に記載する。再結合過程は大きく直接再結合、Shockley-Read-Hall (SRH)再結合、オージェ再結合がある¹⁾。

直接再結合は、バンド内の伝導帯の電子と価電子帯と正孔がバンドギャップ中の準位を介さずに直接結合しエネルギーを放出する過程である。放出するエネルギーとしては光または熱エネルギーとして放出される。その際の放出エネルギーはエネルギーギャップ ($E_g = E_c - E_v$) に相当するエネルギーが放出される²⁾。

Si や SiC では、間接遷移型のバンド構造であり、直接再結合が非常に生じにくい一方、直接遷移型半導体である、GaN、GaAs、InP、InAsなどの化合物半導体は光の発生効率が高いため、半導体レーザーをはじめとする発光素子に用いられている。SiCのような間接遷移型のバンド構造ではエネルギーは格子振動として放出され、光などへの放出はごく僅かである。SiCではバンドギャップ中の準位を介した間接再結合が主要な再結合過程となる。

一般に、キャリアの再結合は、以下のように時間的・空間的な変化を記述する偏微分方程式で表される³⁾。

$$\frac{\partial N(x,t)}{\partial t} = D_a \frac{\partial^2 N(x,t)}{\partial x^2} - \frac{N(x,t)}{\tau_{epi}} - BN^2 - CN^3 + G \quad (2.1)$$

t : Time 時間

x : Depth of semiconductor layer 半導体層の深さ

τ_{epi} : Bulk Shockley-Read-Hole (SRH) lifetime エピ層の SRH キャリア寿命

D_a : Diffusion coefficient 拡散係数

B : Bimolecular recombination coefficient 輻射再結合係数

C : Auger recombination coefficient オージェ再結合係数

G : Carrier generation function 過剰キャリアの生成率

N : Excitation carrier density 励起キャリア密度

パルス光でキャリアを励起する場合、パルス後の状態において $G=0$ とすることができる。 D_a は以下の式で評価した。

$$D_a = \frac{p+n}{p/D_n+n/D_p}, \quad (2.2)$$

ここで、 n は自由電子濃度、 p は自由正孔濃度、 D_n と D_p は正孔と電子の拡散定数で、それぞれ電子の移動度 μ_e と正孔の移動度 μ_h から推定される⁴⁾。 N が増加すると、電子と正孔の

散乱の影響により、 μ_e と μ_h が変化する⁵⁾。したがって、 D_n と D_p は N に依存し、式(2.2)から D_a もこれらの要因に依存する。式(2.2)の励起面とそれ以外の面との境界条件は次式で与えられる。

$$D_a \frac{\partial N(0,t)}{\partial x} = S_0 N(0,t) , \quad D_a \frac{\partial N(W,t)}{\partial x} = -S_W N(W,t), \quad (2.3)$$

ここで、 S_0 と S_W はそれぞれ励起面と裏面での表面再結合速度である³⁾。

2.2 SRH (Shockley -Read-Hall) 再結合

SiCのような間接遷移型半導体においてはバンドギャップ中の準位を介した間接再結合が主要な再結合過程となり、直接再結合は小さいと言われている。間接再結合が起きる準位は、バンドギャップ中に局在して存在しこの準位は結晶の欠陥、不純物、または、結晶学的な欠陥（空孔と転位など）などが起因する。バンドギャップ中に局在する準位を再結合中心と呼んでいる。これらの欠陥は再結合中心、トラップとして働き、バンドギャップの中での中間の状態で起きる。再結合の理論は、Shockley と Read、Hall により詳しく解析されている^{6),7)}。再結合率（SRH-rate）を記述する分析モデルは、以下によって与えられる⁸⁾。

$$U_{SRH} = \frac{pn - n_i^2}{\tau_p(n+n_1) + \tau_n(p+p_1)} \quad (2.4)$$

ここで

$$n_1 = n_i e^{\frac{E_T - E_i}{kT}} \quad (2.5)$$

$$p_1 = n_i e^{\frac{E_i - E_T}{kT}} \quad (2.6)$$

$$\tau_{n,p} = (\sigma_{n,p} v_{th} N_T)^{-1} \quad (2.7)$$

である。

E_T と E_i は、それぞれ、再結合中心と真性フェルミ準位であり、 N_T は再結合中心密度である。 v_{th} は電子（正孔）の熱速度、 σ_n (σ_p) は捕獲断面積である。これは、電子（ホール）が捕獲されるトラップに対してどれ程近くになければならないかを表す変数である。再結合過程と発生過程での、再結合中心を介して起こる基本的な過程は以下の4つであり、またその過程を図2.1に示す¹⁾。

- (a) バンドギャップ内の再結合中心により伝導帯の電子を捕獲される過程
- (b) バンドギャップ内の再結合中心から伝導帯へ電子を放出する過程
- (c) バンドギャップ内の再結合中心により価電子帯から正孔を捕獲される過程
- (d) バンドギャップ内の再結合中心から価電子帯へ正孔を放出する過程

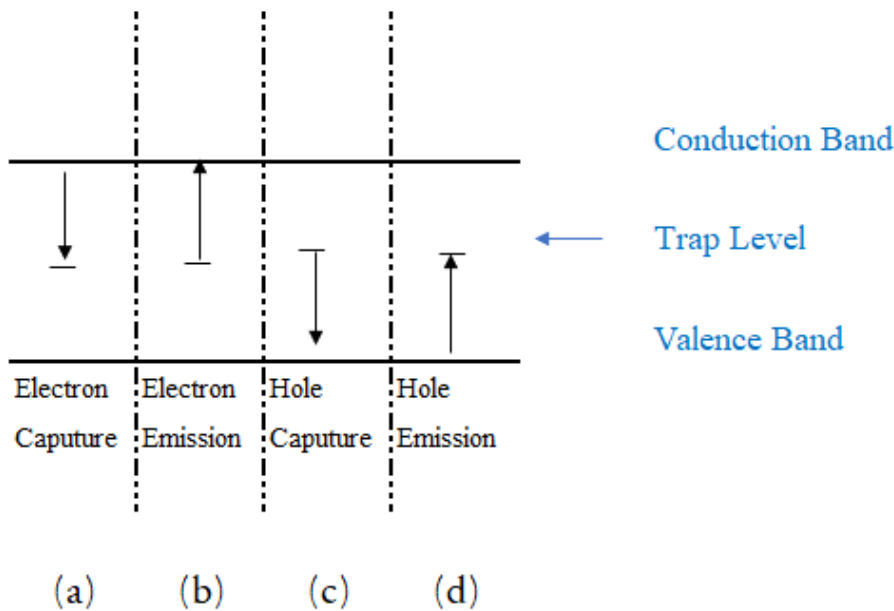


図 2.1 SRH 再結合過程の模式図⁹⁾

一方、注入条件に着目してみると低レベル注入時と高レベル注入時の両方の注入条件で異なる。過剰な少数キャリア密度が平衡多数キャリア密度と比較して低い場合（p型の場合 $\Delta n \ll p_0$ ）、低レベル注入となる。高レベルの注入は、 $\Delta n \gg p_0$ の場合である。p型の半導体における低レベル（low level:ll）および高レベル（high level:hl）の場合の注入に適した近似式は、以下(2.8),(2.9)式となる。

$$\tau_{SRH}(ll) \approx \frac{n_1}{p_0} \tau_p + \left(1 + \frac{p_1}{p_0}\right) \tau_n \approx \tau_n \quad (2.8)$$

$$\tau_{SRH}(hl) \approx \tau_p + \tau_n \quad (2.9)$$

ここで、 p_0 は熱平衡状態の正孔密度、 Δn は励起により生成した電子密度である。注入条件に応じたこれらの τ_{SRH} が式 (2.1) の τ_{epi} に相当するものとなる。

2.3 輻射再結合

輻射再結合は、バンドギャップ中の準位を介さず、伝導帯の電子と価電子帯の正孔が直接再結合する過程である。輻射再結合は外部からバンドギャップ以上のエネルギーで励起させた際に、エネルギーギャップに相当するエネルギーを放出する。この時のエネルギーは光の形で放出される。従って、本再結合を輻射再結合と称している。輻射再結合はバンド内のキャリア密度の積に比例するとされている。しかし、バンド構造から、間接遷移型半導体では輻射再結合が非常に生じにくいとされている。輻射再結合は直接遷移型半導体（III-V化合物半導体など）において重要になっている。

輻射再結合は結晶内の準位を介さずに発生するため物質固有の因子であり、オージェ再

結合と同様に物質固有の特性を調査する上で極めて重要である。輻射再結合の確率を示しているのが式(2.1)中の B に該当する。

2.4 オージェ再結合

オージェ再結合は間接オージェ再結合、直接(Band-Band)オージェ再結合の2種類存在する。オージェ再結合は3つのキャリアが関係する再結合である。バンド内に存在する2個の電子が正孔と関係する過程であり、3つのキャリアが関係する再結合過程である。2個の電子が関係し1個は正孔と再結合して消滅し、その後、運動エネルギーとして他の1個に与える。その他の直接オージェ再結合過程として前述した過程と逆の過程であり、2個の正孔が関係し1個は電子と再結合し消滅し、その後、正孔が運動エネルギーとして得る再結合過程も存在する。オージェ再結合係数は材料の持つバンド構造に起因し材料固有の係数であり式(2.1)中の C に該当する。

参考文献

- 1) 長屋圭祐 “顕微 FCA 装置による SiC の高空間分解能 キャリアライフタイム測定”、名古屋工業大学修士論文 (2020).
- 2) 内富直隆：“半導体”, 技術評論社
- 3) M. Kato, Z. Xinchu, K. Kohama, S. Fukaya, and M. Ichimura, J. Appl. Phys. 127, 195702 (2020).
- 4) A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, Appl. Phys. Lett. 71, 3269 (1997).
- 5) P. Ščajev, V. Gudelis, K. Jarašiūnas, and P. B. Klein, Journal of Applied Physics 108, 023705 (2010)
- 6) R. N. Hall, Phys. Rev. 87, 387 (1952).
- 7) W. Shockley and T. Read, Jr., Phys. Rev. 87, 835 (1952)
- 8) SALVATORE BELLONE , Characterization, Modeling and Simulation of 4H-SiC Power Diodes, Salerno Univ. (2009)
- 9) J. G. Fossum, R. P. Mertens, D. S. Lee, and J. F. Nijs, Solid State Electron. 26, 560 (1983).

第3章 キャリアライフタイムの評価

3.1 測定方法の原理 (光学的測定法)

キャリア寿命の光学的測定方法は、バンドギャップよりエネルギーの高いパルス光を材料に外部から照射することで、半導体中に過剰キャリア（電子-正孔対）が生成され非平衡状態となる。過剰キャリアが熱平衡状態まで減衰していく過渡応答を、様々なモニタリング方法を用いて測定し、その減衰状態を観測しキャリアライフタイムを算出する。光学的測定方法は非接触でかつ非破壊で測定できる手法が多いことが特徴である。光学的測定法の例として、自由キャリア吸収 (FCA) 法、時間分解フォトルミネッセンス (TR-PL) 法、マイクロ波光導電減衰 (μ -PCD) 法の特徴について述べる。

3.1.1 FCA 法

FCA 法（自由キャリア吸収測定）の原理として試料にバンドギャップエネルギー以上の励起光を照射すると、試料内部で励起された電子・正孔対は自由キャリアとしてフォノンを吸収する。これにより透過光の強度は減少し、励起光の照射が止まれば電子・正孔対は再結合し始める。これにより自由キャリアとして振舞う電子・正孔対が減少し、透過光の強度が平衡状態に戻る。その過程を外部の斜めより照射したプローブ光を当てその透過率変化をフォトダイオードでとらえ再結合状況を観察できる¹⁾。

3.1.2 TR-PL 法

バンドギャップエネルギー以上の励起光を外部から照射した際に、半導体内部の励起されたキャリアのバンド間の遷移により放出された光（ルミネッセンス）を測定する方法である。パルスレーザーにより励起された過剰キャリアは電子正孔対の再結合しその際に光（ルミネッセンス）を放出しその過渡特性を測定する方法である。

3.1.3 μ -PCD 法

半導体材料にパルス励起光を照射し半導体材料の電気伝導度と反射率が比例する事を利用した測定法である。励起光により過剰キャリアが発生しそれに伴い抵抗率が変わる。その後、過剰キャリアが再結合する事により抵抗率が元の状態に戻る。この時間的变化（減衰）を反射率測定する事でキャリアライフを測定する方法である²⁾。

非破壊で非接触での測定が可能であり、半導体材料中の欠陥や不純物に対して感度がよいため、製造プロセス中の不純物検出モニターとして利用されている。

3.2 ミクロ FCA 測定方法

以下に本研究室にて開発された対物レンズを測定装置に設置したミクロ FCA 測定装置の概略および測定方法に関して記載する^{3)~7)}。図 3.1 に、ミクロ FCA 測定装置の概略図を示す。ミクロ FCA 測定装置では、同一平面上にレーザー光路を作成し、光源より放射された励起光とプローブ光の 2 種類のレーザーを平行光として対物レンズに入射させ、高い開口数 (NA=0.65) を有する対物レンズを介して両レーザーを試料断面に照射する。

本測定装置には高い NA の対物レンズを装置に取り付けてある。両レーザーが試料中で重なる領域が観測領域となり、試料を透過したプローブ光を受光する事でキャリアライフタイム測定を行う。励起光源には、バンドギャップ (E_g) より短波長側で、パルス波 (パルス幅: 1 ns) として第 3 高調波 YAG (Yttrium Aluminum Garnet) レーザーを用いた。プローブ光源には、バンドギャップ (E_g) より長波長側で、CW (Continuous Wave) 駆動レーザーダイオード (波長: 405 or 637 nm) を用いた。なお、励起光源のプローブ光源の光強度は測定条件において任意に変更させた。励起強度は 1/2 波長盤を任意の角度に調整できるようにし、任意の励起強度が設定可能である。試料を透過したプローブ光を波長 355 nm の光を遮断するローパスフィルタ (355 nm LPF)、プローブ光のみを透過させるバンドパスフィルタ (405 or 637 nm BPF) に通す事で、プローブ光のみを受光できる様に光学系を設計した。また、励起光の光路上の結合レンズ直前にアパチャを配置し、開口径で励起光のスポット径を調整した。開口径を 20 mm とする事で、励起光スポット径を限りなく大きくし、観測領域に局所的に最大の励起キャリアを形成させた。このとき、プローブ光には 405 nm より自由キャリア吸収のピークが強い近赤外光 637 nm を選択した。

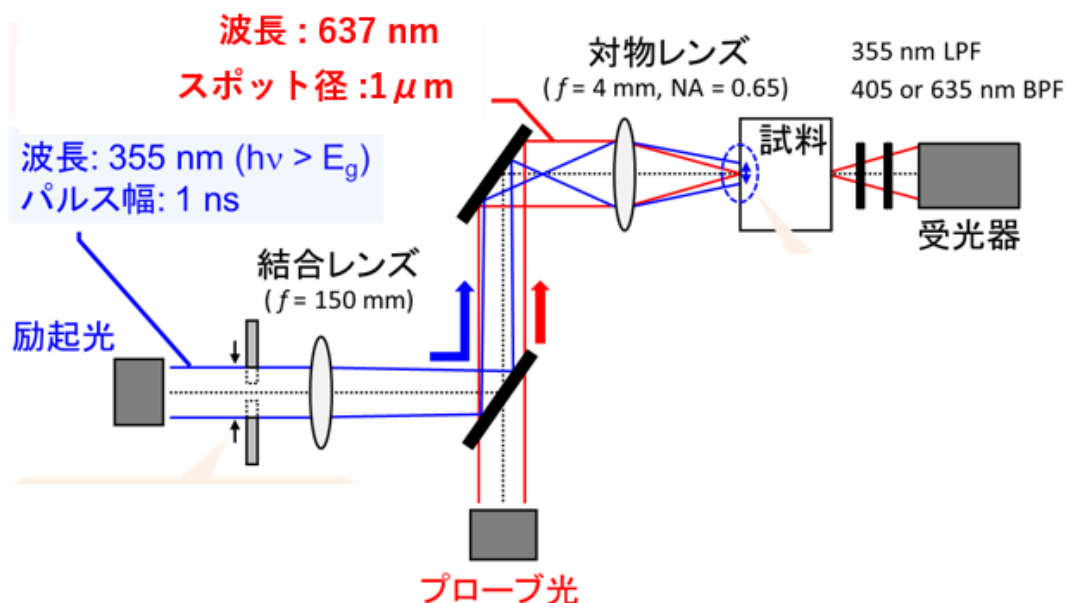


図 3.1 FCA ミクロ測定装置概略図

図 3.2 に、マイクロ FCA 測定装置の俯瞰図を示す。励起光に関して、①励起光源から⑮対物レンズまでの光路に存在する光学系の説明をする。FCA 測定では、パルス波で励起光照射した時間からのプローブ光の減衰曲線をオシロスコープで観測する為、オシロスコープのトリガモードを利用している。測定系ではトリガを観測する為に、光源から放射された励起光の一部を②ハーフミラーで取り出し、③トリガ検出器を介してオシロスコープに出力している。②ハーフミラーを通過した励起光は、④ビームエキスパンダーにより拡大し⑤第 1 アパチャを介する事で、光軸に対して対称的なビーム形状に整えられる。そして、励起強度制御の為に設置された⑥回転機構を有する 1/2 波長盤を通過し、⑦偏光ビームスプリッターにより横波のみ取り出す。しかし、YAG レーザーからは第 3 高調波（波長: 355 nm）以外にも基本波（波長: 1064 nm）と第 2 高調波（波長: 532 nm）が放射されている。FCA 測定では第 3 高調波のみを試料に照射したい為、試料から出来る限り離れた位置に⑧分光プリズムを設置する事で、屈折率の違いにより基本波と第 2 高調波を除去している。⑩第 2、⑪第 3 アパチャ、⑫355 nm BPF は基本波と第 2 高調波を除去する目的で設置されている。励起強度を桁で制御する為に 2 種類の⑬リボルバーが設置されている。組み合わせ次第で励起強度条件は最大 7 桁範囲で任意に変更可能である。また、顕微 FCA 測定では、試料面での励起光のスポット径がプローブ光のスポット径に近づくにつれて、プローブ領域からの励起キャリアの拡散によりキャリアライフタイムの過小評価がされる³⁾。これを防ぐ為に、我々は⑮対物レンズに励起光が拡大しながら入射する様に、取り外し可能なレンズ⑨、⑭を光学系に組み込んだ。⑨平凹レンズで励起光を拡大した後に、⑮対物レンズに入射する直前で焦点を結ぶように⑭両凸レンズ（結合レンズ）を用いて集光している。これは、プローブ光を集光させる為に高 NA を有する⑮対物レンズを用いたが、図 3.3 にて示す軸上色収差が 355, 405, 637 nm 近傍の波長帯で $\pm 5 \mu\text{m}$ となる様に設計されており、励起光スポット径のみの拡大させたかった為、この方法を採用し励起光をデフォーカスさせた。測定では、これらの光学系を通過した励起光を⑯ステージに固定した試料に照射する。なお、試料をステージに取り付ける際は、⑰CCD カメラで確認しながら行った。⑱受光器には 355 nm LPF と 405 or 637 nm BPF を設置しており、FCA 測定ではプローブ光（405 or 637 nm）のみを受光している。

プローブ光に関して、⑲405、⑳637 nm のプローブ光源から放射された各レーザーは、⑳ビームエキスパンダーにより拡大され⑮対物レンズに入射させる事で、試料面でのスポット径を各波長に依存する理論限界まで縮小化させている。

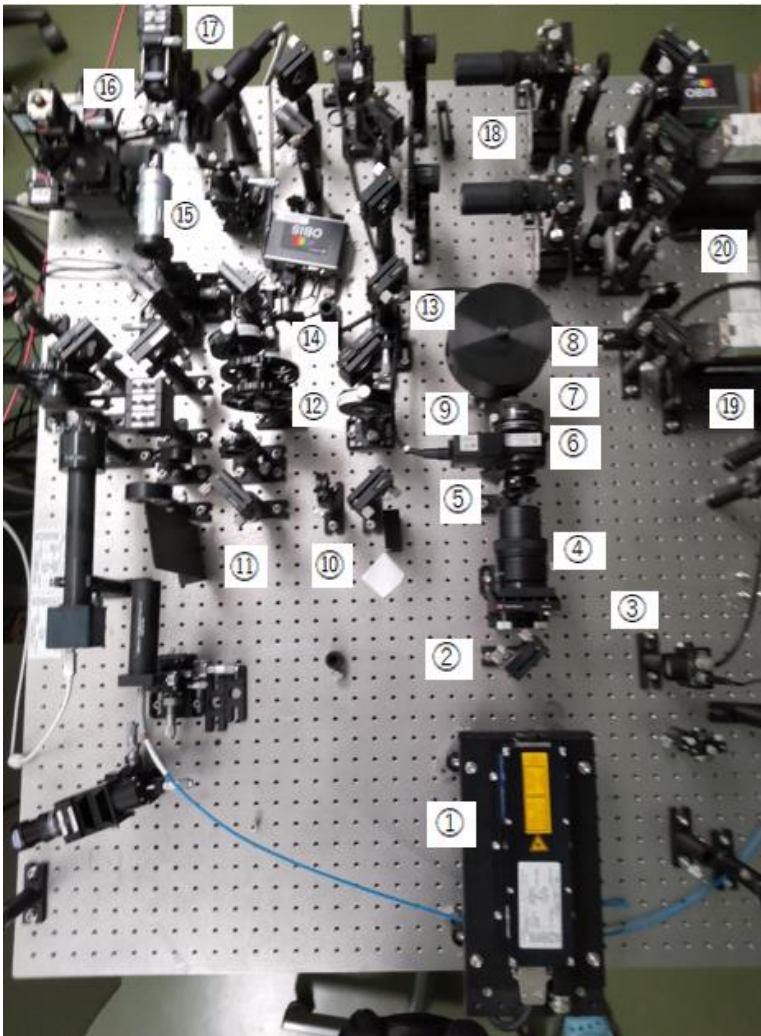


図 3.2 FCA ミクロ測定装置俯瞰図

3.2.1 励起光強度増強方法

今回、励起光強度をできる限り高くしオージェ再結合の減衰を観測するために⑤、⑩、⑪のアパチャ3か所を最大の開口の 20 mm に設定した。その際のスポット径は測定の結果 145 μm であった。測定に当たり、最大強度を得るために位置調整を精密に実施し、355 nm の励起光の中心がプローブ光の中心が合致するように十分な位置調整を行った。そのために⑪のアパチャを絞り励起光中心合わせを行った。次に CCD 画像を確認し、プローブ光がサンプル表面で焦点を結ぶ位置を調整した。その際の画像例を以下に示す。(図 3.3)

以上の調整をし、プローブ光、励起光を測定状態と同条件にした後、出力を最大とするために、出力信号をモニターした。マルチメーターで出力をモニターし、コヒーレントコネクション(Coherent connection)ソフトにおける出力を最大にすべく、”Operating Power (mv)”を調整し、最大出力化した。更に⑱ の位置調整を行い、プローブ光の光が対物レンズの中央になるように⑱ の位置調整を行った。更に対物レンズに付随している対物レン

ズ位置調整を X,Y 軸について行い、マルチメーターで出力をモニターし、最大出力化させた。

一方、受光側は⑰受光器の中央に励起された光が集光する様に調整した。受光器から取り込んでいる光ファイバーにペンライトを使用し励起された光との位置合わせ、焦点およびサンプルでの測定位置の確認を行った。

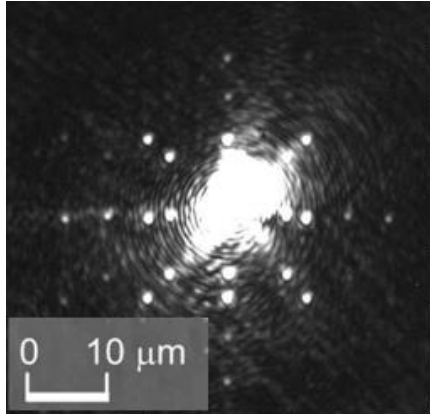


図 3.3 プロブ光（波長: 405 nm）が試料断面で焦点を結ぶ状態の CCD 画像

本マイクロ FCA 装置において、励起強度を制御可能な ⑥ 回転機構を有する 1/2 波長盤を設置している。そのため、測定に当たって必要とするキャリアフォトン数計算を行い、その計算結果から 1/2 波長盤の角度を導出し、角度を毎回変化させ、キャリアフォトン数を変化させ、所望の励起キャリア密度を得た。一方、本マイクロ FCA 装置の光学損失について考慮を要するため、上記求めた励起キャリア密度に対して、補正が必要となる。マイクロ FCA 装置は図 3.1 のように対物レンズを使用しているが、使用している対物レンズの透過率の波長依存性から波長: 355 nm の対物レンズによる光学損失は~40 %である事が分かった。また、対物レンズ直前のハーフミラー（波長帯域: 250 ~ 700 nm）における透過率の波長依存性も考慮する必要がある。対物レンズ直前では励起光は横波（P 偏光）である為、光学損失は~40 %である事が分かった。このハーフミラーと第 2 アパチャ間における光学損失は、~22.5 %である事が分かった。以上より、第 2 アパチャに入射する励起光は対物レンズから透過するまでに 83%の光学損失を受けている事が判明した。

フォトン数、励起キャリア密度から計算した値がサンプル上に発生する励起キャリア密度になるが、本計測システムにおいて、経路（光学的）においてロスが発生し、そのロス量は 83 %と計測され、サンプル上での実際の励起キャリア密度は上記で計算された値の 0.17 倍として解析を行った³⁾。

3.2.2 スポット径の測定

図 3.4 に示すようにスポット径の計測を行った。レーザービームのエネルギーはガウス分

布をしていると仮定した。その際の式を以下に示す。

$$y = a + b \cdot \exp(-2 \cdot (x - c)^2 / d^2) \quad (3.2)$$

ここで a (ベースライン) は 0、 b (ピーク高さ) は 218.4297、 c (ピーク位置 X) は 673.9573、 d (ビーム半径) は 760.2169、ビーム径 (pixel) は d の 2 倍で 1520.434 となった。一方、1 ピクセルは $0.09587 \mu\text{m}$ である。従って、ビーム径はビーム径 (pixel) 1520.434 に 0.09587 を乗じた $145.76 \mu\text{m}$ となった。

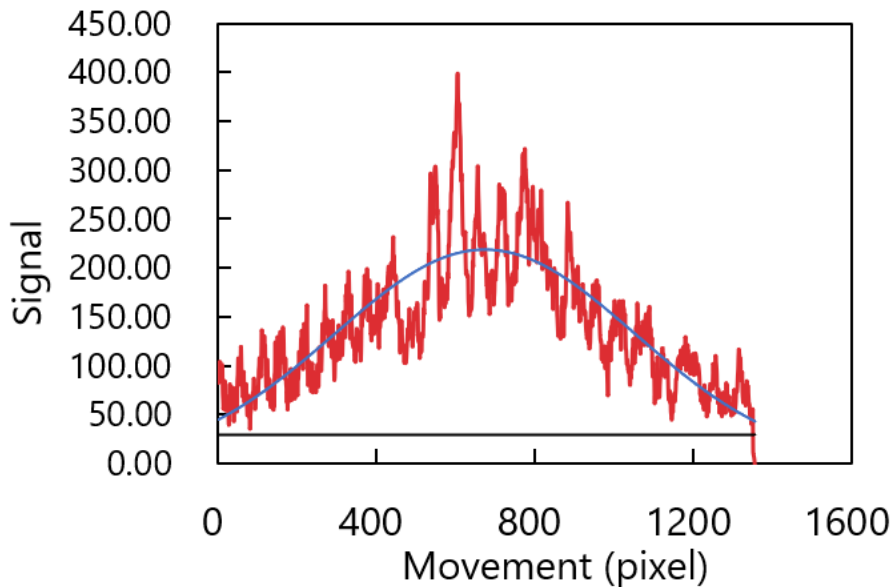


図 3.4 スポット径計測データ

3.3 マクロ FCA 測定方法

TR-FCA 法はバンドギャップエネルギー以上の励起光を外部から照射半導体内部のバンド内に存在するキャリアが遷移し、その遷移を外部斜めより照射したプローブ光を当てその透過率変化をフォトダイオードでとらえキャリア過渡応答を分析するものである。図 3.5 に示すように励起光として 266 nm の波長のレーザー光源を使用した。また、プローブ光として、 808 nm 波長のレーザー光源を使用した。受光するセンサーとして、フォトダイオードを使用し、センサー受光前には 355 nm のバンドパスフィルタ (BPF) をセットした。

フォトダイオードで受光するにあたり受光量を最大にすべく、励起光に対し外部斜めより照射したプローブ光との角度 (ブリュースター角) を 4 H-SiC の場合 66° と計算し設定した。励起光のパワーは、偏光ビームスプリッターに対して半波長板を回転させることによって変化させた。

マクロ自由キャリア吸収法(FCA法)

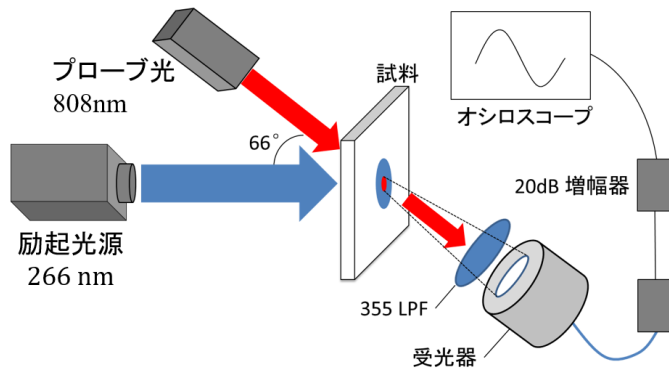


図 3.5 マクロ FCA 自由キャリア吸収法

3.4 TR-PL(マクロ)測定方法

図 3.6 に本研究で使用した TR-PL(マクロ)測定装置の概略図を示す。励起光として 266 nm の波長の YAG レーザー光源を使用した。受光するセンサーとして、フォトダイオード (PD) あるいは光電子増倍管 (PMT) を用い観測した。センサー受光前には 355 nm のロングパスフィルタ (LPF) をセットした。励起光のパワーは、偏光ビームスプリッターに対して半波長板を回転させることによって変化させた。得られた信号を増幅しデジタルオシロスコープで観測し、データの収集を行った。

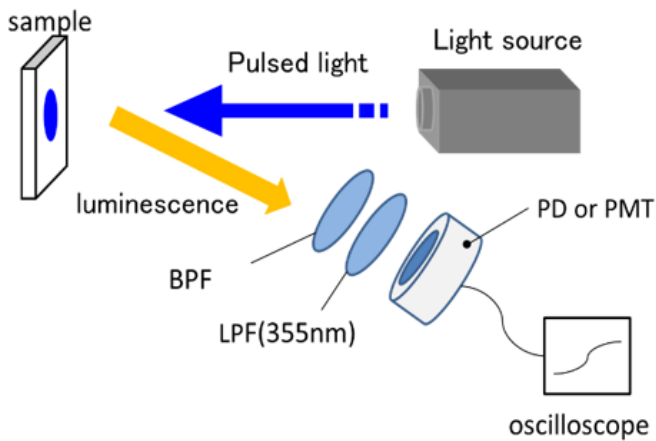


図 3.6 時間分解フォトルミネッセンス(TR-PL)法

3.5 ライフタイム測定方法の長所および短所

以上、各ライフタイム測定の方法の原理、測定方法を述べてきたが、これらの測定方法の使用上の長所・短所について以下の表にまとめた。本研究ではこれらの観点より最適な測定方法を選択し研究を行った。

表 3-1 ライフタイム測定方法の長所および短所

手法	長所	短所
μ -PCD	<ul style="list-style-type: none"> * 低注入では注入フォトン数に対し線形を示す * 低注入時は、導電率変化に対し感度が高い * 信号強度が表面状態に影響されにくい 	<ul style="list-style-type: none"> * 空間分解能が低い * 導電率変化が大の場合、マイクロ波反射率が非線形
TR-PL (マクロ PL)	<ul style="list-style-type: none"> * 高感度測定が可能 * 高空間分解能 	<ul style="list-style-type: none"> * 信号強度が表面状態に影響されやすい * 高注入条件時、キャリア寿命を過小評価
TR-FCA (マクロ FCA)	<ul style="list-style-type: none"> * 高空間分解能 * 高注入では注入フォトン数に対し線形性あり 	<ul style="list-style-type: none"> * 信号強度はμ-PCD や TR-PL より弱い * 試料の両面が光学鏡面である必要あり (散乱により信号強度が弱くなり SN 比が悪くなる) * プローブ光 の位置合わせ要

3.6 励起キャリア密度算定

測定にあたり、まずパワーメーターを使用し測定系の励起光のパワーを計測した。まず、パワー（励起光源の強度）から照射フォトン数 (cm^{-2}) を計算した。照射フォトン数は励起光源の波長、励起光源の周波数、ビームスポット径により変化する。照射フォトン数は励起光のパワーをビームスポット径当たりのフォトン数で計算でき σ (cm^{-2}) の単位で計算できる。この測定ではビーム径、波長、周波数は実験毎に変化させた。

次に照射フォトン数から励起キャリア密度 N (cm^{-3}) を計算した。励起キャリア密度は励起光源の波長、使用したサンプルにおける励起光のサンプルへの侵入長によって変化する。励起キャリア密度は照射フォトン数で割った N (cm^{-3}) として表される。4H-SiC における侵入長として、励起光の光源の波長が 266 nm で室温の場合は 1.2 μm そして 355 nm は同じく室温の場合、42.2 μm にて計算した^{8),9)}。解析に使用した励起キャリア密度は各侵入深さにおける励起キャリア密度の平均を算出し使用した。また、6H-、3C-SiC の励起光源波長 355 nm における侵入深さはそれぞれ 12.5、5 μm とした^{8)~11)}。

350 °Cにおける励起光源波長 266 nm での侵入長は、先行文献がないため室温における侵入長が 1.2 μm , 250 °C で 0.79 μm である事から外挿し 0.7 μm とした。以下の図 3.7 で分かるように侵入深さの増加と共に励起キャリア密度が低下していくが、ここで使用した励起キャリア密度は各侵入長までの励起キャリア密度の平均を取り、励起キャリア密度 $N(\text{cm}^{-3})$ とした。

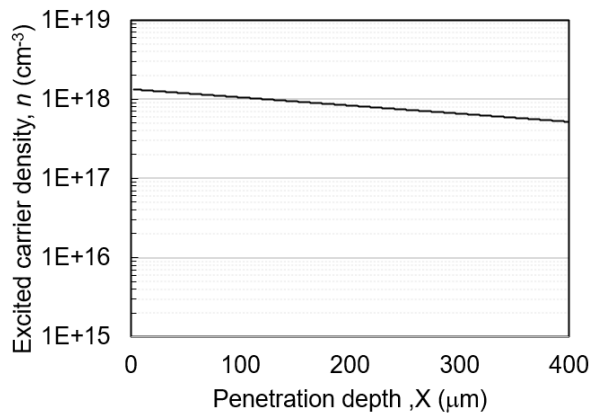


図 3.7 侵入深さにおける励起キャリア密度の一例

3-7 PL スペクトル測定法

今回、本研究で使用した PL 法の概念図を以下の図 3.8 に示す。

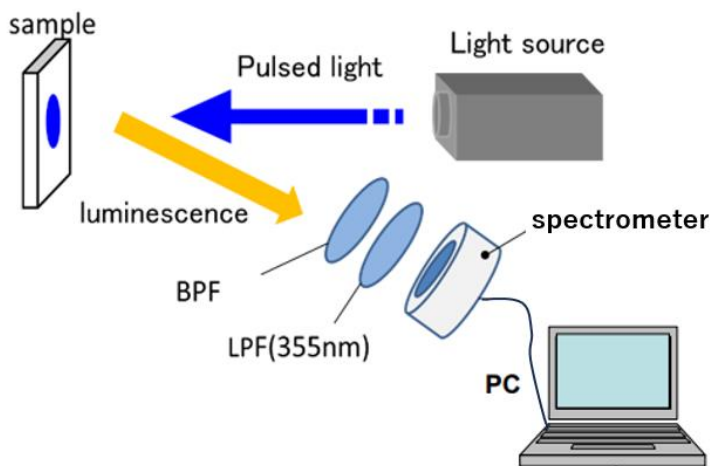


図 3.8 PL スペクトル測定法概念図

バンドギャップエネルギー以上の励起光を外部から照射し半導体内部のバンド内に存在するキャリアが遷移しその遷移を分光器でとらえ得られた光情報を分析するものである。励起光として 266 nm の波長のレーザー光源を使用した。受光するセンサーとして、マルチチャンネル分光器を使用し、センサー受光前には 355 nm のロングパスフィルタ (LPF) を

セットした。励起光のパワーは、偏光ビームスプリッターに対して半波長板を回転させることによって変化させた。

参考文献

- 1) Jan Linnros, J. Appl. Phys. 84, 275 (1998)
- 2) M. Kato, Y. Matsushita¹, M. Ichimura¹, T. Hatayama and T. Ohshima, Jpn. J. Appl. Phys. 51 (2), 028006 (2012)
- 3) 長屋圭祐 “顕微 FCA 装置による SiC の高空間分解能 キャリアライフタイム測定”、名古屋工業大学修士論文 (2020).
- 4) P.Scajev, K.Jarasiunas., Appl.Phys., 42,055413 (2009).
- 5) K. Nagaya, T. Hirayama, T. Tawara, K. Murata, H. Tsuchida, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, J. Appl. Phys. 128, 105702 (2020).
- 6) T. Hirayama, K. Nagaya, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, Rev. Sci. Instrum. 91, 123902 (2020).
- 7) S. Mae, T. Tawara, H. Tsuchida, and M. Kato, Mater. Sci. Forum, 924, 269 (2018).
- 8) P. Ščajev, V. Gudelis, K. Jarašiūnas, and P. B. Klein, J. Appl. Phys. 108, 023705 (2010)
- 9) N. Watanabe, T. Kimoto, and J. Suda, Jpn. J. Appl. Phys. 53, 108003 (2014).
- 10) P. Ščajev, M. Kato, and K. Jarašiūnas, J. Phys. D: Appl. Phys. 44/36, 365402 (2011)
- 11) A.Galeckas, M.Petrauskas, H.Bercner, R. Gorlich, A. Krause, and M. Willander, Phys. stat. sol. (a) 151, 219 (1995)

第4章 4H-SiC 高注入条件下でのオージェ再結合係数

4.1. 序文

炭化ケイ素 (SiC) を用いたパワー半導体デバイスは、近年、高電圧動作のために大きく注目されている。SiC デバイスには、MOSFET (Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor) や SBD (Schottky Barrier Diode) などがあり、いずれも Si に比べて低オン抵抗、高耐圧のデバイスとして製品化されている。SiC の SBD や MOSFET は、電子だけで電気を通すため、ユニポーラデバイスと呼ばれている。これに対し、電子と正孔を使って電気を通すバイポーラデバイスは、導電率変調効果を発揮するため、ユニポーラデバイスに比べてオン抵抗が低くなる。SiC バイポーラデバイスは、比較的低いオン抵抗で 10kV 以上の高電圧で動作することが期待される。導電率変調はキャリア寿命の長い結晶で実現できるため、再結合中心濃度の低いエピタキシャル層を用いたデバイスが望ましい^{1,2)}。

一般に、キャリアの寿命はショックレー・リードホール (SRH) 過程、表面過程、輻射過程、オージェ再結合過程によって決定される³⁻⁷⁾。SRH 再結合過程は、再結合中心を介した電子遷移と正孔に基づくため、結晶の完全性に依存する⁸⁻¹¹⁾。4H-SiC では、再結合中心は $Z_{1/2}$ 中心が最も多く、 $Z_{1/2}$ 中心の濃度低下が報告されており、これらは広く寿命向上過程と呼ばれている^{1,2,12,13)}。一方、表面再結合プロセスは、表面構造や表面近傍のダメージに依存する¹⁴⁻¹⁹⁾。4H-SiC の場合、低い表面再結合速度を達成するために、化学機械研磨 (CMP) が有効である^{16,17)}。

再結合中心濃度が十分に低い場合、輻射再結合とオージェ再結合がキャリア再結合に優先して起こる。輻射再結合係数 B とオージェ再結合係数 C は実験的に報告されているが³⁻⁷⁾、それぞれの報告でそれぞれの C が示されている。一方、オージェ過程のクーロン増強効果により、Si で報告されているように、低注入条件では C はドナー濃度に依存する²⁰⁾。一方、高注入条件では、励起キャリア濃度である N の増加とともに C が減少する。これは、クーロン増強効果の遮蔽によるものである²⁰⁾。したがって、SiC バイポーラデバイスのオン抵抗の理論的限界を議論するためには、 C の N に対する依存性を明らかにする必要がある。また、トラップ支援オージェ再結合 (TAAR) の効果により、 C がトラップ濃度に依存することが報告されている²¹⁾。本研究では、低ドープ SiC エピ層を用い、高注入条件における C を、 N およびトラップ濃度依存性を含めて評価した。

4.2. 実験方法

試料は、ドナー濃度 10^{14} cm^{-3} 、膜厚 150 μm (T150) および 250 μm (T-250) の n 型エピタキシー層である。これらの試料は、キャリア寿命を延ばすために、炭素イオン注入、1650 $^{\circ}\text{C}$ でのアニール、および試料表面の CMP 処理を行った^{1,2,22)}。また、アクセプター濃度が $6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ で、厚さが 100 μm の p 型試料 (P-100) も評価した^{18,23)}。更に、TAAR の効果を評価するために、厚さが 120 μm の n 型試料も評価した。ドナー濃度 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ の 2 つの自

立エピ層試料を用い、一方の自立エピ層に $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ の陽子 (H^+) を加速エネルギー0.95 MeVで注入してトラップを誘起させた。

キャリア寿命測定には、励起光源として波長 355 nm、パルス幅 1 ns の第 3 高調波イットリウムアルミニウムガーネットレーザーを用いた。プローブ光には波長 637 nm の連続波レーザーを用い、対物レンズを構成する微小時間分解自由キャリア吸収 (FCA) ²⁴⁻²⁷⁾を用いた。本 FCA 測定装置を使用した理由は、他のキャリアライフタイム測定装置に比べ、高空間分解能であり、また高注入では注入光子数に対し線形性があり、今回、本研究は高注入領域での測定であり適切であると考え選定をした。

4.3. 結果および考察

図4.1は、T-250から観測された様々な励起キャリア濃度 N に対する時間分解FCA減衰曲線である。 N を推定するために、注入光子濃度と光子侵入深さを用いた。注入光子濃度は、励起レーザーの出力 (約0.001-1 mW)、発振周波数 (100 Hz)、レーザーのスポット面積を用いて計算し、結果として注入光子濃度は約 10^{14} - 10^{17} cm^{-2} となった。また、355 nmでの侵入長を42 μm とし²⁸⁾、励起後の励起キャリア分布を求めた。その後、表面から侵入深度までの励起キャリア分布を平均し、その平均値を N とした (結果 N は約 10^{16} - 10^{19} cm^{-3})。図4.1に示すように、励起キャリア濃度 N が大きくなるにつれて、減衰が早くなることがわかった。

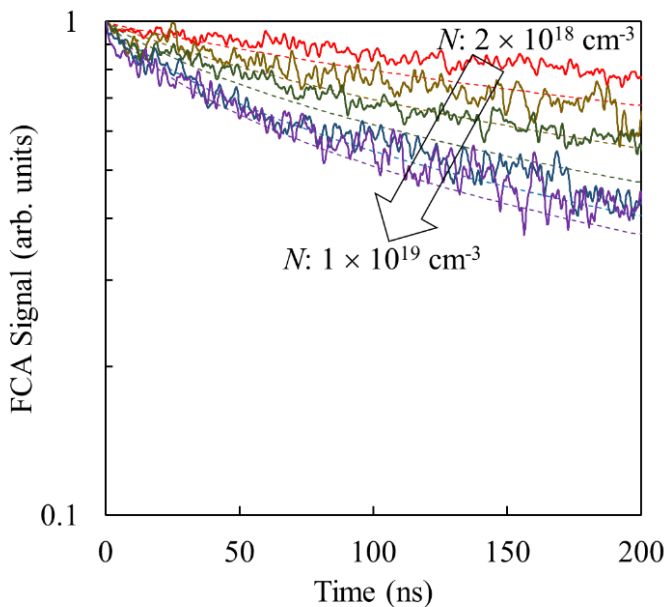


図 4.1 T-250 の様々な励起キャリア密度に対する FCA 減衰曲線。点線は、 $\tau_{\text{bulk}} = 10 \mu\text{s}$, $S_0 = 1000 \text{ cm/s}$, $B = 1 \times 10^{-12} \text{ cm}^3\text{s}^{-1}$, and $C = 7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{ cm}^6\text{s}^{-1}$ での計算した減衰曲線

オージェ再結合成分は減衰曲線の初期にしか現れないため、初期減衰時の傾き τ_{ini} を 10ns までの減衰曲線から抽出した。全ての試料について抽出した τ_{ini} を、我々の実験よりも

高い N での Scajev らの報告(彼らは 12 ns までの傾きを採用)の τ_{ini} とともに図 4.2 に示す⁵⁾。

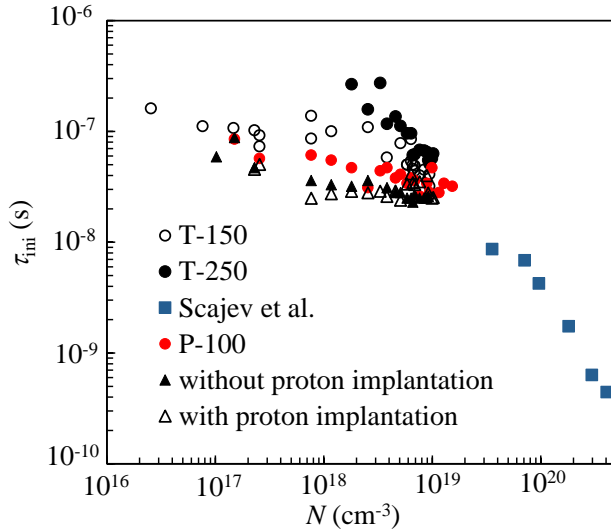


図 4.2 減衰曲線から抽出した τ_{ini} の励起強度 (N) 依存性および文献 5 の τ_{ini}

ただし、 τ_{ini} には放射性再結合成分が含まれるため、報告された B を $1 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ として以下の式でオージェ寿命 τ_{auger} を抽出した^{20,29)}。

$$\frac{1}{\tau_{auger}} = \frac{1}{\tau_{ini}} - B(N_0 + N), \quad (4.1)$$

ここで、 N_0 は試料中のドナーまたはアクセプターの濃度である。(Kerr and Cuevas²⁰⁾ や Yablonoitch ら²⁹⁾は、表面再結合を除くために、厚みの異なる試料の観測キャリアライフタイムから抽出したバルクキャリアライフタイム τ_{bulk} を使用した。しかし、厚みの異なる試料を用意することが困難であったため、表面再結合の寄与を含む τ_{ini} を採用した)。 τ_{auger} は T-250 と Šcajev らのものでは明らかに N に依存する⁵⁾。 N に対する τ_{auger} の傾きから、 N 依存 C は $7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ と見積もられた。 T-150 と P-100 の τ_{auger} は明確な N 依存性を示さず、この独立性は、我々の以前の報告の減衰曲線から予想されるように、T-250 のものよりも速い SRH と表面再結合によるものと思われるが²⁵⁾ T-150 と P-100 の $N > 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の τ_{auger} は T-250 におけるものと同様の値を見せている。 T-150 と P-100 の τ_{auger} が T-250 の τ_{auger} と $N < 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ において差が発生したが、エピ層の品質の差が主たる原因であると思われる。

したがって、 C は図 4.3 の線で示すように、 $N > 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ では $7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ であることがわかった。

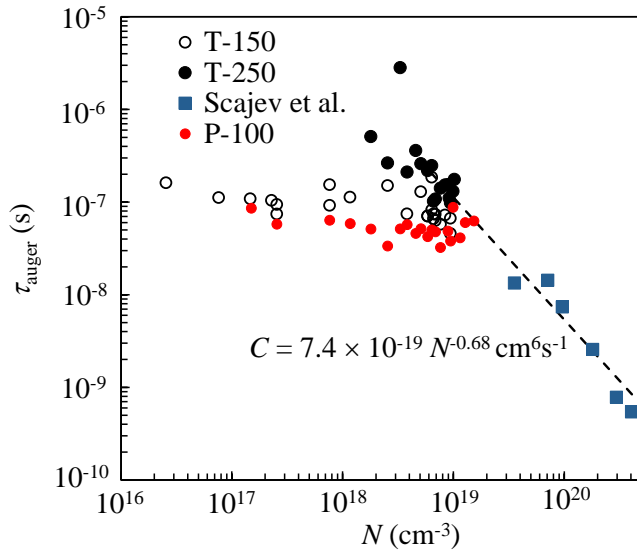


図 4.3 T-150, T-250 および P-100 と参考文献 5 から抽出した τ_{auget} の励起強度 (N) 依存性

記号は実験値を示し、破線は $N > 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ で $C = 7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ となる実験値へのフィッティングの傾きを示す

図 4.4 は、プロトン注入した試料と注入していない試料の τ_{auget} を示したものである。プロトン注入した試料は、プロトン (H^+) を注入していない試料とほぼ同じ τ_{auget} を示したが、 τ_{auget} は N 依存性を示さず、他の試料よりも短くなっていることがわかる。したがって、高濃度トラップ (10^{15} cm^{-2} プロトン注入では表面から $10 \mu\text{m}$ まで 10^{18} cm^{-3} の空孔を誘起する) を持つ試料でも TAAR の効果を確認することはできなかった。最高 $N = 9.4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ で 34 ns の τ_{auget} を考慮すると、プロトン注入による TAAR の効果を考慮しても C は $3.3 \times 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ 以下であった。

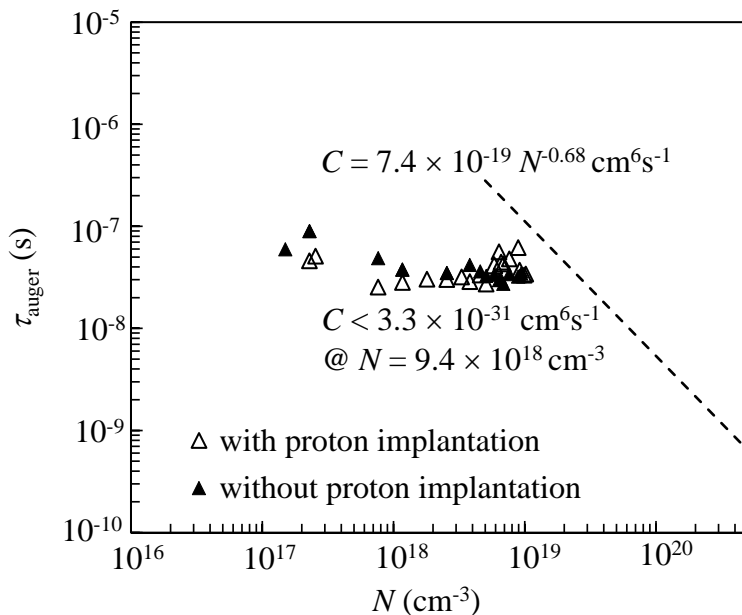


図 4.4 プロトン注入ありとなしのサンプルの τ_{auger} の励起強度 (N) 依存性

推定された C の妥当性を確認するため、計算により FCA 減衰曲線を再現した。一般に、キャリア再結合は、時間的・空間的な変化を記述する偏微分方程式を用いて、以下のように表すことができる：¹⁹⁾。

$$\frac{\partial N(x,t)}{\partial t} = D_a \frac{\partial^2 N(x,t)}{\partial x^2} - \frac{N(x,t)}{\tau_{\text{bulk}}} - BN^2 - CN^3 + G, \quad (4.2)$$

ここで、 t は時間、 x は半導体層の深さ、 D_a は両極拡散係数、 G は過剰キャリアの発生率である。最初のレーザーパルスを除き、励起源がないため、 $G=0$ とした。

D_a は以下の式で評価した。

$$D_a = \frac{p+n}{p/D_n+n/D_p}, \quad (4.3)$$

ここで、 n は自由電子濃度、 p は自由正孔濃度、 D_n と D_p はそれぞれ電子の移動度 μ_e と正孔 μ_h から推定される正孔と電子の拡散定数です。 μ_e と μ_h は電子正孔散乱の影響で変化する³¹⁾。 D_n と D_p は N に依存し、式 (4.3) から D_a も D_n と D_p に依存する。式(4.2)の励起表面と他の表面との境界条件は次のように表される：

$$D_a \frac{\partial N(0,t)}{\partial x} = S_0 N(0,t), \quad D_a \frac{\partial N(W,t)}{\partial x} = -S_W N(W,t), \quad (4.4)$$

ここで、 S_0 と S_W はそれぞれ励起面と裏面での表面再結合速度、 W は層厚 $250 \mu\text{m}$ である。

これまでの研究を考慮して、 τ_{bulk} を $10 \mu\text{s}$ 、 S_0 を 1000 cm/s に設定した^{19,23,25)}。図 4.1 の点線で示される減衰曲線を得た。計算した減衰曲線は、特に高い N でよく再現されていたため、推定された C は妥当であった。ここで使用した表面再結合速度は過去の先行研究における値からも妥当な数字であると考えられる。

Scajev らも C の N 依存性を報告し、Si で見られたようなクーロン増強の遮蔽を推測している^{5,20)}、本研究結果もクーロン増強の遮蔽の存在を示唆している。しかし、Scajev らは C の $N^{0.3}$ 依存性を我々の推定値よりわずかに小さく示した⁵⁾。 N 依存性が異なる理由は、 $N < 2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ で Šcajev らが用いた推定方法が異なるためであろう。彼らは N 依存減衰曲線の形をいくつかの離れた N 範囲 ($N = 10^{18-19} \text{ cm}^{-3}$ で $C = 7 \times 10^{-31} \text{ cm}^6/\text{s}$ 、 $N = 2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ で $C = 1.4 \times 10^{-31} \text{ cm}^6/\text{s}$) でフィットさせて C を推定している。この方法は、 N 依存の C に誤差を含んでいる可能性がある。また、 N 依存性が異なる理由として、試料の違い (τ_{epi} が短く、 S が大きい) が考えられる。 τ_{epi} が短く、 S が大きいいため、 τ_{auger} が見かけ上短くなり、 N 依存

性が緩和される。もう一つの理由は、Ščajev らによって議論された B の N 依存性である⁵⁾。彼らの研究は、過去の全ての報告が $1 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ と同じ B を示したため、我々の研究と同様に、分析に一定の B を採用した。図 4.1 の比較的低い N での実験と計算の減衰曲線の差を小さくするためには、低い N で、 $1 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ より低い B が必要である。したがって、比較的低い N で B と C を用いてキャリア寿命の最長限界を見積もるには、他の研究で報告されているように N に依存する B を観測する必要があり³²⁾、この観測が今後の研究課題となるであろう。

$N > 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ での推定 C は $7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ で、 $5\text{-}7 \times 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ の報告値より小さな値を誘導している³⁻⁷⁾。したがって、高注入条件でのキャリア寿命の限界はこれまでの予想よりも長くなり、 $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上のキャリアを注入すれば、SiC バイポーラデバイスのオン抵抗を低減することが可能であることがわかる。

以上の様に高い励起キャリア濃度でありながら比較的長いキャリア寿命となる事が判明した。この原因は従来では作製が困難であった他の再結合機構の影響の少ない高品質なエピタキシャル層を測定したため、精密なオージェ再結合係数を見積もることができたためだと考えられる。得られた係数を用い、キャリア寿命の限界値に対する励起キャリア濃度の依存性を計算し、結果を図 4.5 に示す。この結果、励起キャリア濃度が $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上では、今までに考えられてきたキャリア寿命の限界値よりも長いキャリア寿命が得られることがわかった。

バイポーラ SiC パワー半導体素子では低いオン抵抗が求められているが、今回の本研究の成果は、高い励起キャリア濃度を注入する構造のデバイスにおいて低いオン抵抗が得られることを示している。したがって、SiC パワー半導体素子の限界性能は、今まで考えられてきたものよりも高くできると考えられ、特に電力システムに適用する低消費型の電力 SiC パワー半導体素子の実現が期待できると考える。

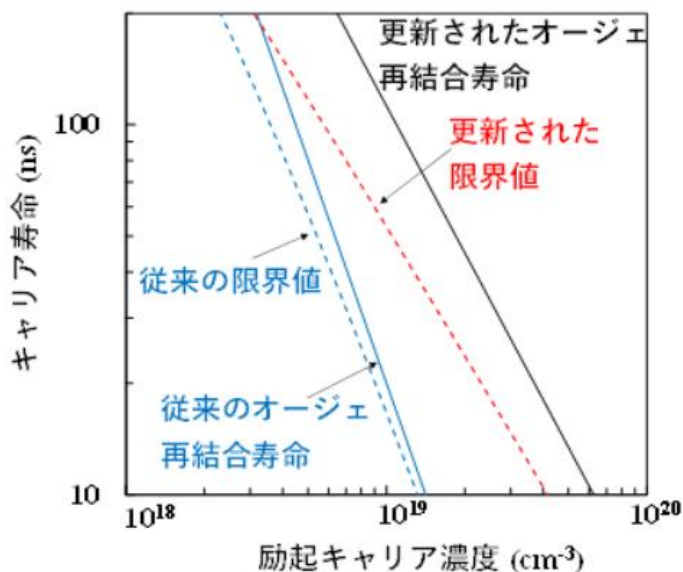


図 4.5 実験結果より求めた 4H-SiC におけるキャリア寿命の限界値の励起キャリア濃度依存性³³⁾

4.4 結論

励起キャリア濃度依存のオージェ再結合係数は $N > 5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ で $7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と見積もられ、 N 依存性はクーロン増強のスクリーニングによるものと結論付けられた。しかし、オージェ再結合係数に対するトラップの効果は観測できなかった。したがって、TAAR は N が $9.4 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ のときに C を $3.3 \times 10^{-31} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ 以上増加させないことがわかった。推定された C は $7.4 \times 10^{-19} N^{0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と報告値より小さく、 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以上のキャリアが注入されれば SiC バイポーラデバイスのオン抵抗を低減することが可能であることがわかった。この推定された C は、高濃度キャリア注入を行う SiC バイポーラデバイスの開発において有用であると期待される。

参考文献

- 1) L. Storasta, H. Tsuchida, T. Miyazawa, and T. Ohshima, *J. Appl. Phys.* 103, 013705 (2008).
- 2) T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* 2, 041101 (2009).
- 3) A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Appl. Phys. Lett.* 71, 3269 (1997).
- 4) K. Neimontas, T. Malinauskas, R. Aleksiejūnas, M. Sūdžius, K. Jarašiūnas, L. Storasta, J. P. Bergman, and E. Janzen, *Semicond. Sci. Technol.* 21, 952 (2006).
- 5) P. Ščajev, V. Gudelis, K. Jarašiūnas, and P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* 108, 023705 (2010).
- 6) P. Ščajev and K. Jarašiūnas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 46, 265304 (2013).
- 7) 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).
- 8) K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* 90, 202109 (2007).
- 9) S. Ichikawa, K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Exp.* 5, 10.1301(2012).
- 10) P. B. Klein, B. V. Shanabrook, S. W. Huh, A. Y. Polyakov, M. Skowronski, J. J. Sumakeris, and M. J. O'Loughlin, *Appl. Phys. Lett.* 88, 052110 (2006).
- 11) P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* 103, 033702 (2008).
- 12) L. Storasta and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* 90, 062116 (2007).
- 13) T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* 2, 091101 (2009).
- 14) A. Galeckas, J. Linnros, M. Frischholz, and V. Grivickas, *Appl. Phys. Lett.* 79, 365 (2001).
- 15) P. B. Klein, R. Myers-Ward, K. -K. Lew, B. L. VanMil, C. R. Eddy Jr, D. K. Gaskill, A. Shrivastava, and T. S. Sudarshan, *J. Appl. Phys.* 108, 033713 (2010).
- 16) M. Kato, A. Yoshida, and M. Ichimura, *J. J. Appl. Phys.* 51, 02BP12 (2012).

- 17) Y. Mori, M. Kato, and M. Ichimura, *J. Phys. D. Appl. Phys.* 47, 335102 (2014).
- 18) Y. Ichikawa, M. Ichimura, T. Kimoto, and M. Kato, *ECS J. Solid State Sci. Technol.* 7, Q127 (2018).
- 19) M. Kato, Z. Xinchu, K. Kohama, S. Fukaya, and M. Ichimura, *J. Appl. Phys.* 127, 195702 (2020).
- 20) M. J. Kerr and A. Cuevas, *J. Appl. Phys.* 91, 2473 (2002).
- 21) J. G. Fossum, R. P. Mertens, D. S. Lee, and J. F. Nijs, *Solid State Electron.* 26, 560 (1983).
- 22) M. Kushibe, J. Nishio, R. Iijima, A. Miyasaka, H. Asamizu, H. Kitai, R. Kosugi, S. Harada, and K. Kojima, *Mater. Sci. Forum* 924, 432 (2018).
- 23) M. Kato, S. Katahira, Y. Ichikawa, S. Harada, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* 124, 095702 (2018).
- 24) K. Nagaya, T. Hirayama, T. Tawara, K. Murata, H. Tsuchida, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, *J. Appl. Phys.* 128, 105702 (2020).
- 25) T. Hirayama, K. Nagaya, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, *Rev. Sci. Instrum.* 91, 123902 (2020).
- 26) S. Mae, T. Tawara, H. Tsuchida, and M. Kato, *Mater. Sci. Forum*, 924, 269 (2018).
- 27) J. Linnro, *J. Appl. Phys.* 84, 275 (1998).
- 28) N. Watanabe, T. Kimoto, and J. Suda, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53, 108003 (2014).
- 29) E. Yablonovitch, D. L. Allara, C. C. Chang, T. Gmitter, and T. B. Bright, *Phys. Rev. Lett.* 57, 249 (1986).
- 30) T. Hayashi, T. Okuda, J. Suda, and T. Kimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53, 111301 (2014).
- 31) M. Kato, Y. Mori, and M. Ichimura, *Jpn. J. Appl. Phys.* 54, 04DP14 (2015).
- 32) P. Ščajev, S. Miasojedovas, and S. Juršėnas, *J. Mater. Chem. C* 8, 10290 (2020).
- 33) 名工大 HP プレスリリース 2023 年 01 月 13 日掲載

第5章 3C-および6H-SiCのキャリア再結合の解析：4H-SiCの積層欠陥における再結合メカニズムの考察

5.1 序文

近年、4H-SiC パワー・デバイスは、Si パワー・デバイスと比較して優れた性能を有することから、パワー・エレクトロニクス・システムに広く採用されている。しかし、4H-SiC ウェハの多くには様々な結晶欠陥があるため、4H-SiC パワーデバイスの普及には信頼性とコストが大きな課題として残されている。4H-SiC における積層欠陥は、デバイスの性能と信頼性の劣化を引き起こすため^{1,4)}、積層欠陥の存在は生産歩留まりを低下させ、生産コストを上昇させている。積層欠陥による性能劣化のメカニズムはまだ解明されていないが、積層欠陥内でのキャリアの再結合が性能劣化の原因であると考えられている^{1,5)}。4H-SiC の積層欠陥は、Si-C 対の積層配列が完全な 4H-SiC とは異なるため、ポリタイプの介在物とみなすことができる⁶⁾。したがって、4H-SiC 以外の異なるポリタイプにおけるキャリアの再結合を理解することは、積層欠陥による性能劣化のメカニズムを理解する上で有用である。

一般に、半導体におけるキャリアの再結合は、ショックレー・リードホール (SRH)、表面再結合、輻射再結合、オージェ再結合の各成分に分解できる。対照的に、輻射再結合とオージェ再結合は材料固有の特性である⁷⁻¹³⁾。したがって、4H-SiC のキャリア再結合に対する積層欠陥の本質的な影響を理解するためには、いくつかの SiC ポリタイプにおける再結合係数 B とオージェ再結合係数 C を評価することが極めて重要である。特に、6H-SiC の B と C は報告されたことがなく、3C-SiC のものはほとんど報告されていない^{9,12)}。最近、我々はマイクロ時間分解自由キャリア吸収 (FCA) を用いて C の励起キャリア濃度依存性を報告したが、これは他のキャリア寿命測定法¹³⁻¹⁶⁾ と比較して、 C を観測するのに最適な方法である (FCA の測定原理は文献 17) に記載されている) ミクロ時間分解 FCA を用いて 6H-SiC と 3C-SiC の B と C を評価し、4H-SiC のそれらと比較した。

5.2 実験方法

3C-SiC 試料は 4H-SiC 基板上に、6H-SiC 試料は 6H-SiC 基板上に成長させた。いずれの試料も厚さ約 30 μm 、p 型ドーピング濃度 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ でエピタキシャル成長させた¹⁸⁾。4H-SiC 試料は厚さ 250 μm の n 型エピタキシャル層で、ドナー濃度は $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ であった^{13-15,19)}。試料の導電型は、低濃度ドーピングにおけるオージェ再結合のメカニズムにほとんど影響を与えないため⁷⁾、3C-および 6H-SiC には p 型試料を、4H-SiC には n 型試料を、いずれも利用可能な最低ドーピング濃度で利用した。キャリア寿命の測定には、前章の測定装置と同様、波長 355nm、パルス幅 1ns の第 3 高調波イットリウム・アルミニウム・ガーネット・レーザーを励起光源として用いた。プローブ光には波長 637 nm の連続波レーザーを用い、対物レンズを構成する微小時間分解自由キャリア吸収 (FCA) を用いた。

入射光子濃度は励起レーザーのパワー ($\sim 0.001\text{-}1 \text{ mW}$) から計算され、入射フォト

ン濃度は約 $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ となった。4H-、6H-、3C-SiC の侵入長 (355nm) はそれぞれ 42、12.5、5 μm であり^{20,21)}、励起キャリアの分布を計算した。そして、表面から侵入深さまでの励起キャリアの濃度を平均し、その平均値を N とした。

5.3 実験結果

図 5.1 は、6H-SiC の様々な励起キャリア濃度 N に対する時間分解 FCA 減衰曲線を示す。図 5.2 および図 5.3 は 3C-SiC および 4H-SiC のそれぞれの時間分解 FCA 減衰曲線であり、FCA 減衰は 6H-SiC と同様に N の増加とともに速くなった。輻射再結合とオージェ再結合はキャリア減衰の初期段階にのみ現れるため、初期減衰時のキャリア寿命 τ_{ini} は文献¹³⁾と同様に 10ns までの減衰曲線から抽出した¹³⁾。その後、以下の式を用いて再結合係数を導出した⁸⁾。

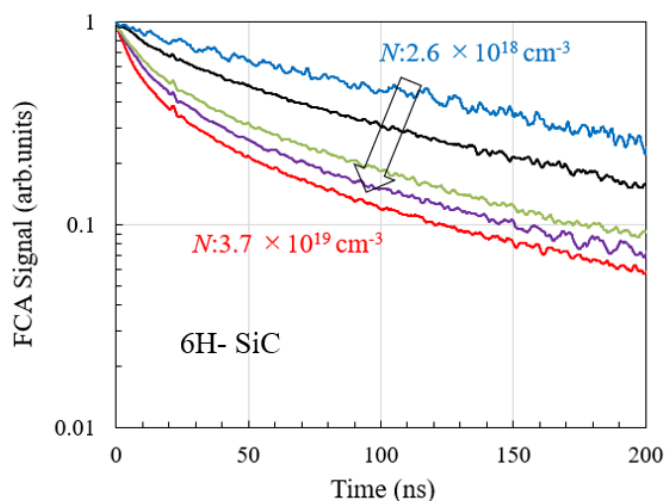


図 5.1 6H-SiC の FCA 減衰曲線の N 依存性

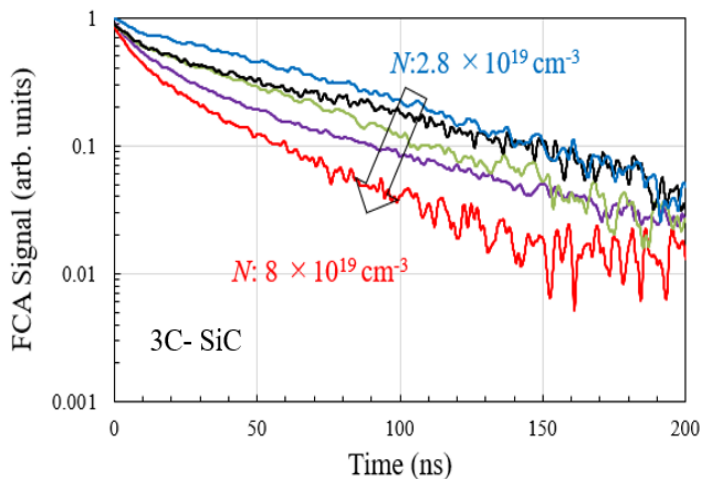


図 5.2 3C-SiC の FCA 減衰曲線の N 依存性

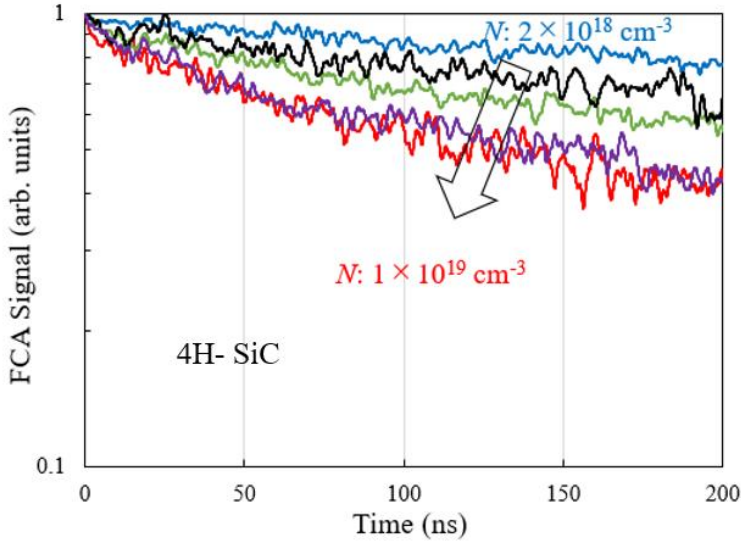


図 5.3 4H-SiC の FCA 減衰曲線の N 依存性

$$\tau_{\text{ini}}^{-1} = \tau_{\text{R}}^{-1} + BN + CN^2, \quad (5.1)$$

ここで、 τ_{R} はショックレー・リードホールと表面再結合に支配されるキャリア寿命である。6H-SiC の τ_{ini} 対 N を図 5.4 にプロットした。Ref. 13) では、既に報告されている B を用いて 4H-SiC の N に依存する C を見積もっている。しかし、 B と C を独立に同定することは困難であるため、式(1)の第 2 項と第 3 項による制限を用いて可能な最大値を議論した。

図 5.4 の線は、式(1)の第 2 項と第 3 項に起因する寿命に対応する。線が実験的 τ_{ini} より下にある場合、実験的キャリアの寿命は、輻射成分とオージェ再結合成分の限界を超えている。したがって、線は重なるか、実験値の τ_{ini} より上になければならない。 B と C を仮定した線から、最大 B は $2 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ 、最大 C は $7 \times 10^{-32} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ と見積もった。また、図 5.5 に 3C-SiC の τ_{ini} を線とともにプロットしたところ、 $B < 0.6 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ 、 $C < 1 \times 10^{-32} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ であった。これらの値は、Ref. 9) にて報告された値 ($B = (1.8 \pm 0.5) \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ 、 $C = 2.5 \pm 0.5 \times 10^{-32} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$) よりもわずかに小さい。この違いは、試料のバックグラウンド・キャリア濃度に起因している可能性がある。Ref.9) の 3C-SiC サンプルでは、キャリア濃度は 10^{17} cm^{-3} であったが⁹⁾、我々の試料は 10^{15} cm^{-3} であった。報告された C は、われわれの見積もりよりも 2.5 倍ほど大きく、Si の場合と同様に 10^{17} cm^{-3} と 10^{15} cm^{-3} のキャリア濃度の違いを考慮すると、このような違いが予想される²²⁾。

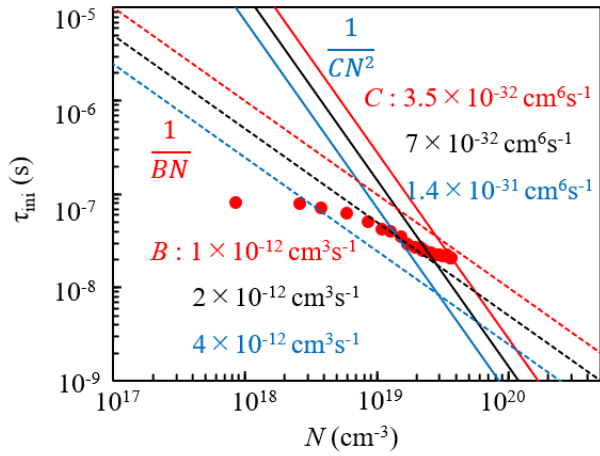


図 5.4 6H-SiC の τ_{ini} の N 依存性。線は、 B と C を想定した輻射再結合成分とオージェ再結合成分を示す

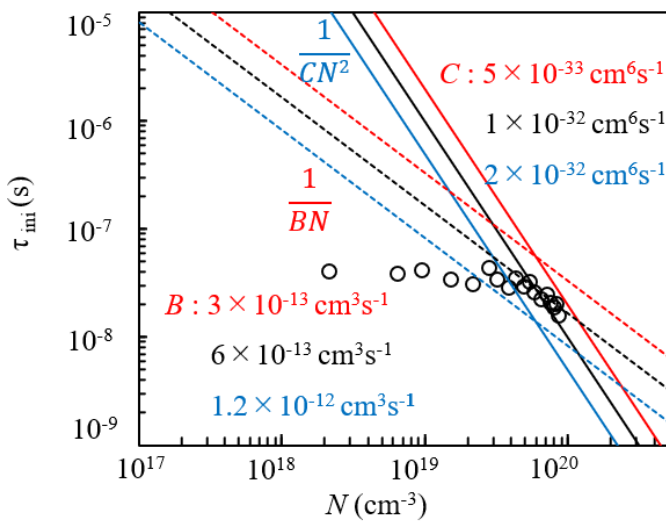


図 5.5 3C-SiC の τ_{ini} の N 依存性

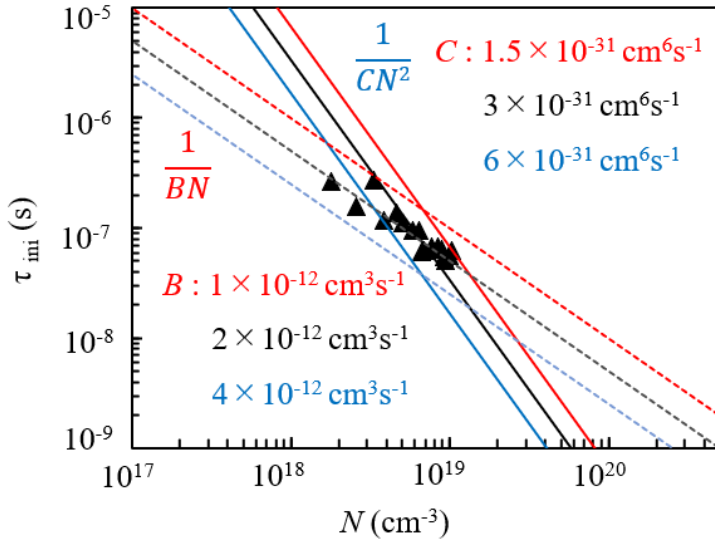


図 5.6 4H-SiC の τ_{ini} の N 依存性

5.4. 考察

大きな C 値に基づくフィッティングによって B を決定する場合、計算された減衰曲線は大きな C 値を持つオージェ再結合に第一義的に影響されるため、輻射再結合の寄与を見かけ上明らかにするためには比較的大きな B を使用しなければならない。その結果、Ref. 9) で報告されている B は過大評価の可能性があり、我々の推定値と比較して 3 倍大きくなった事が説明できる。4H-SiC の τ_{ini} のプロットは、Ref. 13) の図 5.2 と同じデータである。データおよび B, C 値の推定ラインとともに図 5.6 に示す。我々は B を $< 2 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ 、 C を $< 3 \times 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ と推定した。そして推定した C 値は Ref. 13) の値 ($1.4 \times 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ at $N = 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) と一致した。結果を既報の値とともに表 5.1 にまとめた^{9,12)}。

表 5.1. Recombination parameters of each polytype of SiC.

	6H-SiC	3C-SiC	4H-SiC
$B,$ $10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$	< 2	$(1.8 \pm 0.5)^{\text{a}}$ < 0.6	$(1.2 \pm 0.2)^{\text{a}}$ < 2
$C,$ $10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$	< 0.7	$(0.25 \pm 0.05)^{\text{a}}$ 0.23^{b} < 0.1	$(7 \pm 4)^{\text{a}}$ $(7.4 \times 10^{12} N^{-0.68})^{\text{c}}$ < 3

^aRef. 9

^bRef. 12

^cRef. 13

本研究での推定は可能性のある最大値のみを提示しているにもかかわらず、推定された B と C はポリタイプ間で大きな違いを示している。具体的には、3C-SiC の推定 B 値はポリタイプの中で最も小さく、6H-SiC と 4H-SiC は同程度の B 値を示している。この相違は、 k 空間における伝導帯最小値 (CBM) の位置の違いに起因すると考えられる。(前章の図.1.8、1.9 および表 1.1 を参照) 3C-SiC の CBM は X 点上に位置するが、6H- および 4H-SiC の CBM は M 点付近に位置する²³⁾。CBM の位置の違いにより、CBM から価電子帯最大値への電子の遷移確率が異なる。遷移確率は輻射再結合の速度に対応するため、3C-SiC では他のポリタイプと比較して B が異なる。

C については、4H-SiC が最も大きな値を示し、3C-SiC がポリタイプの中で最も小さな値を示した。この違いは、間接バンドギャップのエネルギーに起因する。直接オージェ過程が起こるためには、キャリアは直接バンドギャップに相当するエネルギーを他の電子や正孔に与えなければならない¹²⁾。直接バンドギャップはどのポリタイプでも同程度であるにもかかわらず、間接バンドギャップは 4H-SiC で最も大きく、3C-SiC で最も小さい。したがって、4H-SiC ではオージェ再結合が最も起こりやすい。

過去の論文でも報告されているように、積層欠陥における再結合は、完全な 4H-SiC よりも活発である^{1,5)}。しかし、我々の推定は可能性のある最大値を表しているにもかかわらず、6H- および 3C-SiC の B および C は、4H-SiC のものと同様か、それよりも小さかった。このことは、輻射再結合とオージェ再結合が、4H-SiC よりも他のポリタイプでは起こりにくいことを示唆している。したがって、4H-SiC の積層欠陥における再結合は、本質的な輻射再結合とオージェ再結合以外のメカニズムによって引き起こされる。積層欠陥には自発分極が存在するため²⁴⁾、4H-SiC の積層欠陥における再結合を補助する可能性がある。もう一つの可能性は、Si で報告されているように、不純物や点欠陥が積層欠陥に引き寄せられることである²⁵⁾。これらの不純物や点欠陥は、SRH 再結合の速度を高め、その結果、積層欠陥での速度が高くなる。

4H-SiC は多くの結晶欠陥を含んでいるため、デバイスの信頼性に課題があった。特に積層欠陥は生産の歩留まりを低下させるなどの問題があった。今回、以上の様に 4H-SiC での積層欠陥における再結合過程のメカニズムが明確になり、4H-SiC の生産上における積層欠陥を含む、結晶欠陥に対しての対応策が期待できると考える。

5.5. 結論

結論として、マイクロ時間分解 FCA を用いて 6H-, 3C-, 4H-SiC の再結合係数 B と C を見積もった。3C-SiC は輻射再結合係数とオージェ再結合係数が最も小さく、4H-SiC はオージェ再結合係数が最も大きい。4H-SiC の積層欠陥における再結合は、他のポリタイプの介在物による本質的な再結合とは考えられず、自発分極が積層欠陥における再結合を助けている可能性がある。

参考文献

- 1) S. Asada, K. Murata, and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Express* 15/4, 045502 (2022)].
- 2) S. Asada, K. Murata, and H. Tsuchida, *IEEE Trans. Electron Dev.* 70/4, 1757–1762 (2023)
- 3) T. Kimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* 54/4, 040103 (2015)
- 4) T. Kimoto, N. Miyamoto, and H. Matsunami, *IEEE Trans. Electron Devices* 46/3, 471–477 (1999)
- 5) M. Kato, S. Katahira, Y. Ichikawa, S. Harada, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* 124/9, 095702 (2018)
- 6) A. Fissel, *Phys. Rep.* 379, 3-4, 149–255 (2003) [10.1016/S0370-1573(02)00632-4].
- 7) A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Appl. Phys. Lett.* 71/22, 3269–3271 (1997)
- 8) K. Neimontas, T. Malinauskas, R. Aleksiejūnas, M. Sūdžius, K. Jarašiūnas, L. Storasta, J. P. Bergman, and E. Janzen, *Semicond. Sci. Technol.* 21/7, 952–958 (2006)
- 9) P. Ščajev, V. Gudelis, K. Jarašiūnas, and P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* 108/2, 023705 (2010)
- 10) P. Ščajev and K. Jarašiūnas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 46/26, 265304 (2013)
- 11) 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.* 120/11, 115101 (2016)
- 12) V. Grivickas, G. Manolis, K. Gulbinas, K. Jarašiūnas, and M. Kato, *Appl. Phys. Lett.* 95/24, 242110 (2009)
- 13) K. Tanaka, K. Nagaya, and M. Kato, *Jpn. J. Appl. Phys.* 62, SC1017 (2023)
- 14) K. Nagaya, T. Hirayama, T. Tawara, K. Murata, H. Tsuchida, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, *J. Appl. Phys.* 128, 105702 (2020)
- 15) T. Hirayama, K. Nagaya, A. Miyasaka, K. Kojima, T. Kato, H. Okumura, and M. Kato, *Rev. Sci. Instrum.* 91/12, 123902 (2020)
- 16) S. Mae, T. Tawara, H. Tsuchida, and M. Kato, *Mater. Sci. Forum* 924, 269–272 (2018)
- 17) J. Linnros, *J. Appl. Phys.* 84, 275-283 (1998)
- 18) M. Kato, N. Ichikawa, and Y. Nakano, *Mater. Lett.* 254, 96–98 (2019)
- 19) M. Kushibe, J. Nishio, R. Iijima, A. Miyasaka, H. Asamizu, H. Kitai, R. Kosugi, S. Harada, and K. Kojima, *Mater. Sci. Forum* 924, 432–435 (2018)
- 20) N. Watanabe, T. Kimoto, and J. Suda, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53, 108003 (2014)
- 21) P. Ščajev, M. Kato, and K. Jarašiūnas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 44/36, 365402 (2011).
- 22) M. J. Kerr and A. Cuevas, *J. Appl. Phys.* 91/4, 2473–2480 (2002)

- 23) C. Persson and U. Lindefelt, *J. Appl. Phys.* 82/11, 5496–5508 (1997)
- 24) A. A. Lebedev, *Semicond. Sci. Technol.* 21/6, R17–R34 (2006)
- 25) J.S. Park and M.K.Y. Chan, *J. Appl. Phys.* 123, (2018)

第6章 高Alドープ4H-SiCにおけるキャリア再結合 ：注入条件依存性

6.1 序文

炭化ケイ素 (SiC) をベースとしたパワー半導体デバイスは、高電圧動作のために最近注目を集めている。SiC デバイスは、従来の Si ベースのデバイスに比べて、低いオン抵抗と高耐圧を実現し¹⁾、ユニポーラデバイスであるショットキーバリアダイオードや金属酸化物半導体電界効果トランジスタ (MOSFET) が製品化されている。一方、バイポーラ素子は電子と正孔を利用して電気伝導を行うため、伝導度変調の効果があり、ユニポーラ素子に比べて低いオン抵抗を実現できる。絶縁ゲートバイポーラトランジスタ (IGBT) は、10 kV を超える超高電圧で動作するバイポーラスイッチングデバイスとして有望であり、p チャネル IGBT と比較して n チャネル IGBT の性能が優れていることが報告されている²⁻⁷⁾。IGBT は p+ 層上に n 型ドリフト層を有し、ドリフト層と p+ 層の間には p 型バッファ層がある。p 型バッファ層におけるキャリアライフタイム制御は、n 型基板上的のバッファ層と同様にバイポーラ劣化抑制の観点から好ましい^{8,9)}。n 型 4H-SiC のメカニズムと比較して^{10,23-36)}、p 型 4H-SiC のメカニズムは完全にはまだ解明されていないのが実情である^{8,12-22)}。

アルミニウム (Al) は 4H-SiC の一般的なアクセプタ不純物であるが、高濃度に Al ドープされた p 型 4H-SiC エピタキシャル層における再結合機構はまだ不明である。キャリア寿命に対する水素パッシベーション効果と Al ドーピング濃度依存性が報告されている^{8,15,18,19)}。Al ドーピング濃度依存性は、輻射機構やオージェ再結合機構に帰することはできない^{18,19)}。したがって、Shockley-Read-Hall (SRH) 再結合は、Al を高濃度にドープした場合の再結合のメカニズムとして考えられる。これまでの報告の1つは、非イオン化 Al アクセプターにおける自由電子と正孔の再結合 (e-A 再結合) の寄与を示唆している⁸⁾。一方、他の報告では、主要な再結合中心が Al アクセプターレベルでないことを示唆している^{15,18,19)}。Al アクセプター準位の正孔捕獲断面積についてはいくつかの報告があるが^{37,38)}、その電子捕獲断面積についてはまだ不明である。したがって、Al を高濃度にドープした 4H-SiC の再結合機構を解明するには、さらなる解析が必要である。

フォトルミネッセンス (PL) 測定は、半導体の再結合メカニズムを調査するための強力なツールである³⁹⁻⁴¹⁾。特に、時間分解 PL (TR-PL) は、高濃度ドープサンプルのキャリア寿命を測定するほぼ唯一の方法である。高濃度にドープした材料からの自由キャリア吸収は、自由キャリアに由来する顕著なバックグラウンドを持っている³⁰⁾。したがって、この研究では、高濃度に Al をドープした 4H-SiC から取得した TR-PL および PL スペクトルの温度と励起強度依存性を調査し再結合メカニズムについて議論した。

6.2 実験方法

この研究で評価したサンプルは、商業標準の n 型 4H-SiC 基板上に成長させた、 $1 \times 10^{18} \sim$

$5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の範囲の Al ドーピング濃度 (N_{Al})、膜厚 $10 \mu\text{m}$ のエピタキシャル層を使用した。これらのドーピング濃度は、容量電圧(CV)測定によって確認した。本研究におけるキャリアライフタイム測定には TR-PL 測定装置を使用した。TR-PL 測定は、波長 266 nm 、パルス幅 1 ns 、繰り返し周波数 20 Hz の 4 倍イットリウム アルミニウム ガーネット(YAG) レーザーを励起光源として用いて行なった^{42,43)}。本 TR-PL 測定装置を使用した理由は、他のキャリアライフタイム測定装置に比べ、高感度測定が可能であり、今回、本実験を行うに当たり、温度上昇させて測定をするため、昇温装置を利用し温度変化が可能な本測定装置を選定した。

減光フィルターとともに偏光ビームスプリッターに対して半波長板を回転させることで変化させた。励起キャリア濃度 (N) は、表面から侵入深さまでの励起キャリア分布の平均濃度として設定し、その分布は、注入された光子濃度と、過去に報告されている $0.7 \sim 1.0 \mu\text{m}$ の温度依存性光子侵入深さを使用して計算した。⁴⁴⁾ 励起光が光電子増倍管に直接入射するのを防ぐために 355 nm のロングパスフィルターを使用し、光電子増倍管の出力はオシロスコープで 65536 サイクル平均し、TR-PL 信号を得た。サンプルの PL スペクトルは、TR-PL 測定と同じ励起光源を備えたマルチチャンネル分光計を使用して記録した(パルス PL と表示)³⁸⁾。サンプル温度は、測定のために室温 (RT) から 350°C まで上昇した。また、 17 W/cm^2 で 325 nm の連続波レーザー (CW-PL と表示) で励起し、低温 (10 K) および室温で PL スペクトルを観察した。

6.3. 実験結果

図 6.1(a) と (b) は、それぞれ RT と 350°C で測定した N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの TR-PL 減衰曲線の N 依存性を示している。信号のわずかな振動は、他のいくつかの材料でも以前の測定で見られたように、レーザーパルスの生成から来る避けられない電子ノイズによって引き起こされた^{42,45,46)}。どちらの測定温度でも、 N が増加するにつれて減衰は速くなり、減衰は 350°C では室温で測定した値よりわずかに速いことを示している。

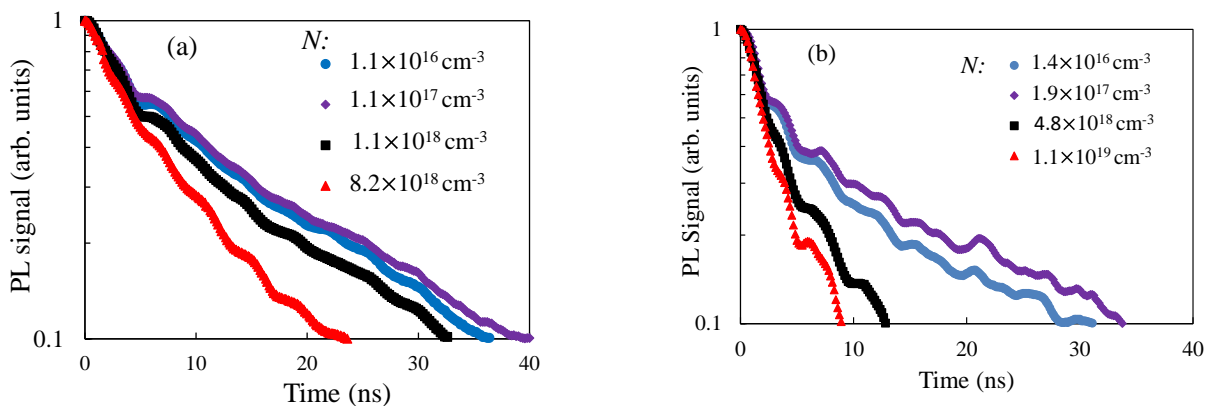


図 6.1 N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの TR-PL 減衰曲線の N 依存性 ((a) RT および (b) 350°C)

図 6.2 (a) は、RT でのサンプルの TR-PL 減衰曲線から得られた、ピークから $1/e$ までの減衰時間として定義される $1/e$ 寿命の N 依存性を示している⁴⁷⁾。図 6.1 に示す振動の影響を最小限に抑えるために、最小二乗法により減衰曲線をピークから $1/10$ まで指数関数近似し、 $1/e$ 寿命を抽出した。 N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルはサンプルの中で最大の $1/e$ 寿命を示したが、Al ドーピング濃度の増加とともに $1/e$ 寿命は短くなった。さらに、 $1/e$ 寿命は N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルを除き、 $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ を超えるサンプルで N が増加するにつれて減少した。図 6.2(b) は 350°C における N 依存性を示している。サンプル間の差は RT の結果とほぼ同じであり、 N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルを除き、 $1/e$ 寿命は約 10^{18} cm^{-3} を超えた N の増加に伴って減少した。

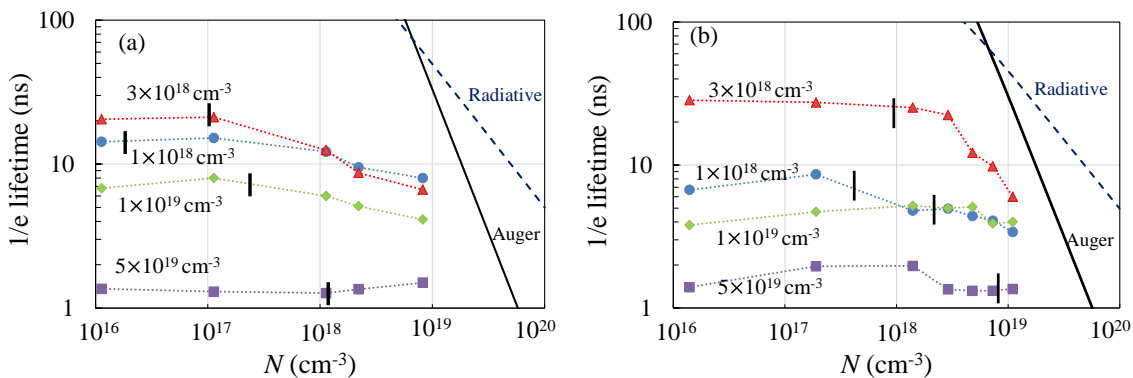


図 6.2 (a) RT、(b) 350°C での TR-PL 減衰曲線から得られた $1/e$ 寿命の N 依存性。垂直の黒色の短い線は各試料の計算正孔濃度を示し、実線と破線は、輻射再結合係数 $2 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ とオージェ再結合係数 $3 \times 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ に基づく N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の試料の計算正孔濃度に対するオージェ再結合と輻射再結合の寄与を示す⁵⁰⁾

図 6.3 (a) および (b) は、それぞれ N_{Al} が 1×10^{18} および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの $N = \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ における TR-PL 減衰曲線の温度依存性を示している。どちらのサンプルでも、温度の上昇に伴って減衰は速くなったが、 N_{Al} が $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルは、 N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルと比較して弱い温度依存性を示した。

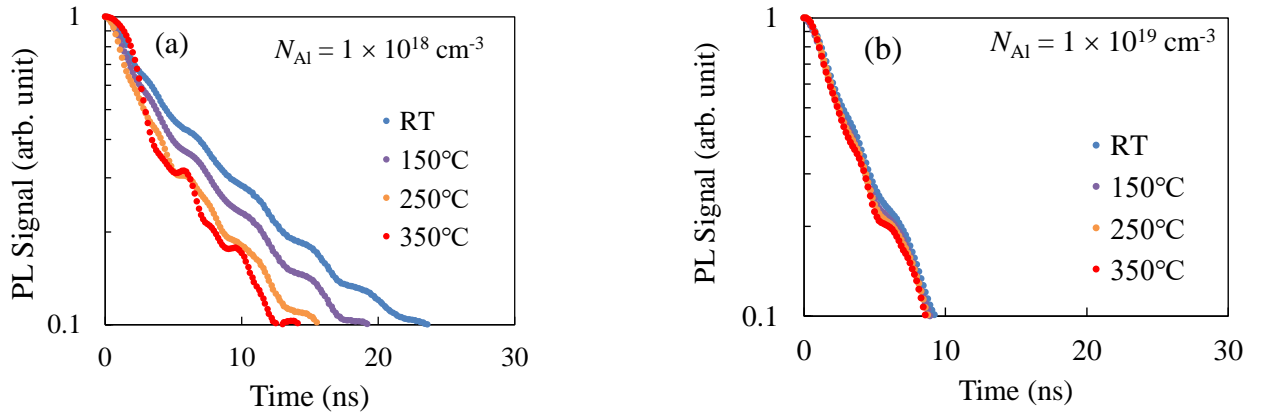


図 6.3 $N \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ における (a) $N_{\text{Al}} 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ および (b) $N_{\text{Al}} 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の TR-PL 減衰曲線の温度依存性。

図 6.4 (a) は、 $N \sim 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ での TR-PL 減衰曲線から得られた $1/e$ 寿命の温度依存性を示している。この比較的低い励起キャリア濃度では、 $1/e$ 寿命は弱い温度依存性を示した。逆に、図 6.4 (b) に示すように、 $N \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ では、 N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルを除いて、 $1/e$ 寿命は温度の上昇とともに減少した。

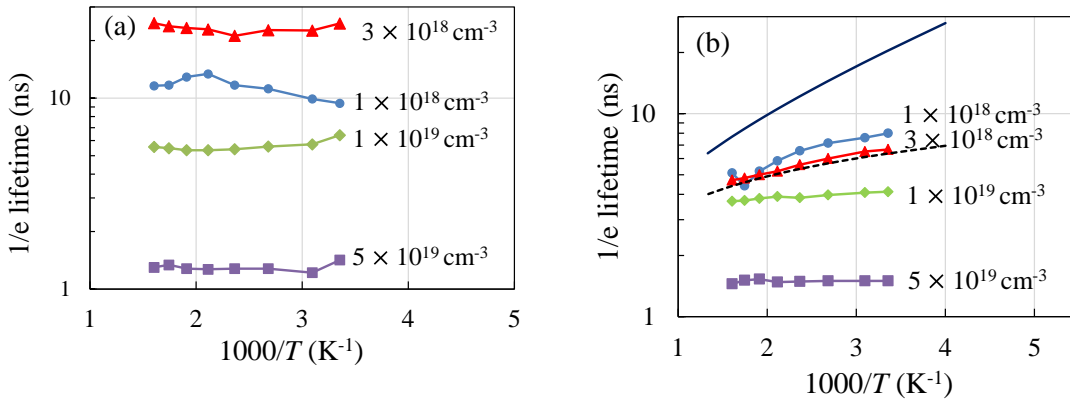


図 6.4 (a) $N \sim 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ および (b) $N \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ における各サンプルの減衰曲線から得られた $1/e$ 寿命の温度依存性。(b) では、破線は $\sigma_p = 10^{-14} \text{ cm}^2$ で計算した τ_p の温度依存性を示し、実線は $N_T = 1.4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ と仮定し、 $\sigma_{p\infty} = 10^{-14} \text{ cm}^2$ および $E_{\text{cap}} = 0.03 \text{ eV}$ とした場合の温度依存捕捉断面積 $\sigma_p = \sigma_{p\infty} \exp\left(\frac{-E_{\text{cap}}}{kT}\right)$ での τ_p を示す

図 6.5 は、 N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの LT および RT における CW-PL スペクトルのピーク強度で規格化したものである。Al 結合励起子からのピークは LT で顕著であった ($4A_0$: 3.250 eV, 3.176 eV; A_{76} , 3.155 eV; A_{94} , A_{95} , および 3.143 eV; A_{107})⁴⁸⁾。室温では、3.2 eV 付近の幅広いピークが観察された。これは、参考文献で報告されているように、Al アクセプターレベルとバンド端発光の組み合わせに由来すると考えられる。他のサンプルから得られた CW-PL スペクトルを図 S1~S3 に示す。すべてのサンプルは、LT での Al 結合励

起子からのピークと RT でのブロードなピークを示した。

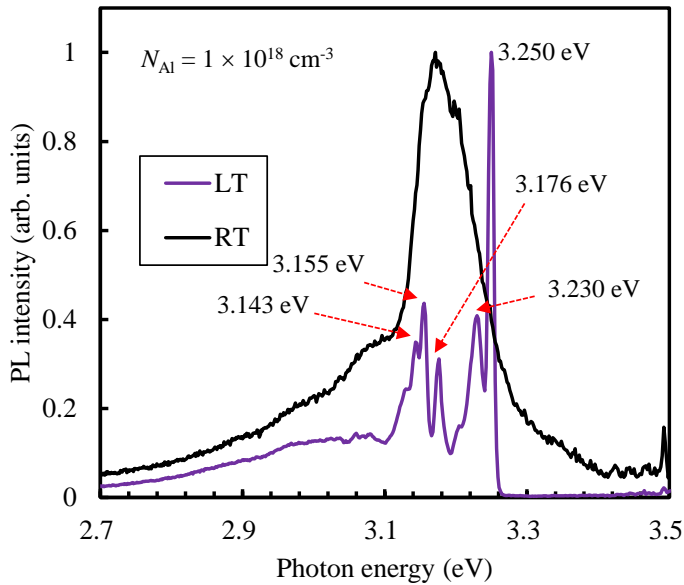


図 6.5 N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの LT および RT での CW-PL の規格化スペクトル

図 6.6 は、(a) RT および (b) 350°C 、 $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $\sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルのパルス PL スペクトルのピーク強度で規格化したものである。 $< N = \sim 6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ の励起では信号対雑音比が低いため、 $N = \sim 6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ の PL スペクトルを低励起条件として採用し、この図を示した。室温でのスペクトルでは、CW-PL で観察されたのと同様に、両方の条件で 3.2 eV 付近のピークが観察され、励起条件間の差は有意ではなかった。これに対し、 350°C ではどちらの条件でも 3.2 eV 付近のピークが観察され、低励起条件では高励起条件に比べてブロードなピークが見られた。他のサンプルから得られたパルス PL スペクトルを図 S4～S9 に示す。これらも同様の傾向を示し、低励起条件の場合にはよりブロードなピークが観察された。

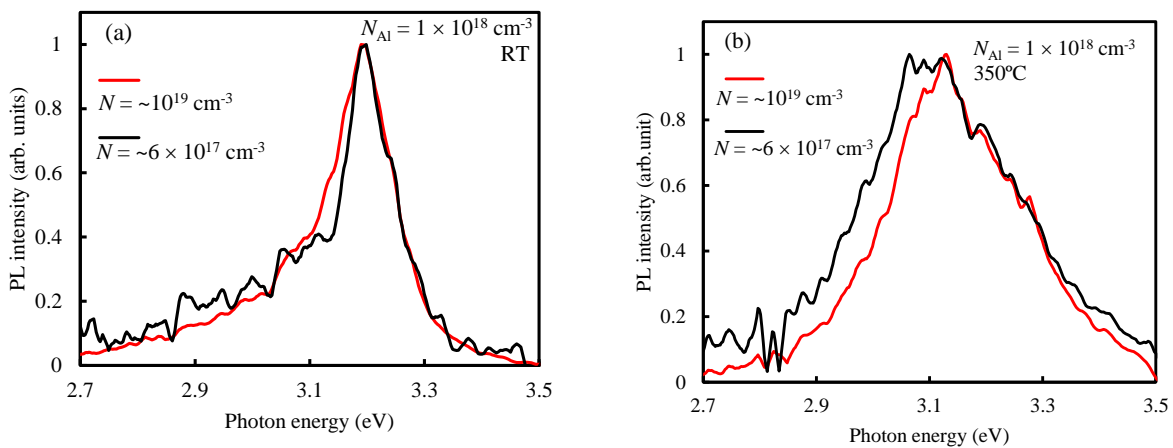


図 6.6 N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の (a) RT および (b) 350°C でのパルス PL 規格化スペクトル

6.4. 考察

本研究で観察された寿命は比較的短い (< 20 ns) ため、バルク基板のキャリア寿命に関する以前の研究で議論されているように、表面再結合の寄与は最小限である⁴⁹⁾。過去に報告されている輻射再結合係数とオージェ再結合係数を考慮し ($2 \times 10^{-12} \text{ cm}^3\text{s}^{-1}$ および $3 \times 10^{-31} \text{ cm}^6\text{s}^{-1}$)⁵⁰⁾、図 6.2 (a) と (b) に示すように、 N_{Al} が $3 \times 18 \text{ cm}^{-3}$ の試料のホール濃度に伴うバンド間再結合とオージェ再結合の寄与を計算した。常温 (図 6.2(a)) では、これらの寄与は観測されたキャリア寿命を制限しない。逆に、 $N \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の 350°C (図 2(b)) では、線と記号が近接していることからわかるように、これらの寄与は無視できないが、 $N < \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ や他の試料では、他の再結合メカニズムが重要であるはずである。

したがって、本研究のサンプルにおける再結合の考えられるメカニズムには、先行研究で議論されているように、e-A および SRH 再結合が含まれている必要がある^{8,15,18,19)}。一般に、SRH 再結合は注入条件に依存することが知られている。SRH の寿命は、低注入条件と高注入条件で違いを示す。SRH の再結合を議論するには、励起キャリア濃度と多数キャリア濃度の関係を理解することが重要である。多数キャリア (ホール) 濃度は、以前の先行研究の式を使用して計算できる。詳細は、補足資料に計算式および図 S10 にその結果を記載した。計算した正孔濃度を図 6.2 および図 6.3 に示した。これは、図 6.2 (a) および(b) に示されており、各サンプルの N の増加に伴う $1/e$ 寿命の減少の閾値と厳密に一致している。したがって、 $1/e$ 寿命の N 依存性は、注入条件の変動に起因すると考えられる。

低注入条件では、e-A 再結合が温度依存性の弱い支配的なメカニズムであることが報告されている⁸⁾。 $N \sim 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ の条件下での $1/e$ 寿命の観察結果も非常に弱い温度依存性も示している。逆に、高注入条件下では、図 6.2 (a) および (b) に示すように、低注入条件下に比べて $1/e$ 寿命が小さくなった。さらに、図 6.4(b) に示すように、温度の上昇とともに減少した。さらに、図 6.6 (a) では、RT での両方の PL スペクトルは、 $N \sim 6 \times 10^{17}$ と $\sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の 2 つの励起条件の間に有意な差を示さなかった。RT では、両方の励起条件も高注入条件に相当する。ただし、図 6.6 (b) に示す 350°C で測定した PL スペクトルは、 $N \sim 6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ で測定したものと比較して、 $N \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ で測定したものでは比較的狭いピークを示している。この温度では、 $N \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ は高注入条件に対応し、 $N \sim 6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ は低注入条件に対応する。高注入条件下での狭い PL ピークは、e-A 再結合の寄与が弱いことを示している (図 S5 に示すように、このような狭まりは N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルでも観察された)。したがって、高注入条件下では、Al アクセプターレベル以外の再結合中心を介した SRH 再結合が支配的である可能性がある。

高注入条件下での SRH 再結合の場合、少数キャリア寿命と多数キャリア寿命の両方が観測されたキャリア寿命に寄与する⁵¹⁾が、少数キャリア寿命は低注入条件で観測されたキャリア寿命を反映する。したがって、正孔寿命 τ_p の温度依存性は、図 6.4(b) の $1/e$ 寿命の温度依存性に寄与する。温度の上昇に伴う $1/e$ 寿命の減少は、観察された温度では正孔を放出しないほど再結合中心が深いことを示しており、この場合、 τ_p は次のように定義できる。

$$\tau_p = \frac{1}{\sigma_p v_{th} N_T} \quad (6.1)$$

ここで、 σ_p は正孔の再結合中心の捕獲断面積、 v_{th} は正孔の熱速度、 N_T は再結合中心の濃度を表す。式 (6.1) では、温度に依存する係数が σ_p と v_{th} の 2 つある。 σ_p は次のように表現できる。

$$\sigma_p = \sigma_{p\infty} \exp\left(\frac{-E_{cap}}{kT}\right) \quad (6.2),$$

ここで、 $\sigma_{p\infty}$ は無限温度での捕獲断面積、 E_{cap} は正孔捕獲のエネルギー障壁である。したがって、 σ_p は温度の指数関数的な依存性を持つ。逆に、 v_{th} は絶対温度の平方根に比例する。観察された温度依存性を再現するために、 $\sigma_{p\infty} = 10^{-14} \text{ cm}^2$ および $N_T = 1.4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ と仮定して、 τ_p の絶対値を調整した。実際には、それぞれの仮定値は重要ではないため、妥当な値を採用した。 v_{th} の温度依存性のみを含めると、 τ_p は図 6.4(b) の点線になる。 E_{cap} が 0.03 eV の σ_p の温度依存性も含めると、この図では τ_p は実線になる。どちらの計算でも、実験結果と同様の温度依存性が示されている。しかし、 $E_{cap} > 0.03 \text{ eV}$ と仮定すると、温度依存性は実験よりもはるかに強かった。したがって、再結合中心の E_{cap} は低くなければならない。前に報告したように、Al アクセプター準位の σ_p は E_{cap} が 0.11 ~ 0.15 eV と強い温度依存性を持っている³⁷⁾。したがって、高注入条件下で有効な再結合中心は Al アクセプター準位ではなく、十分に深い準位となる。350°C および $E_{cap} \leq 0.03 \text{ eV}$ までは正孔を放出しない。

N_{Al} が $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルは、 N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルと比較して、 $1/e$ 寿命が短くなった。したがって、このサンプルには、 N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルよりも高濃度の再結合中心が含まれることになる。したがって、低注入条件下であっても、このサンプルでは e-A と SRH の両方の再結合がキャリアの再結合に寄与する。 N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルは、図 6.2 と図 6.4 に示すような顕著な N 依存性と温度依存性を示さなかった。したがって、このサンプルには、高濃度の Al ドーピングにより再結合中心がかなり集中し、キャリア寿命が非常に短くなった。そのため、各種の依存関係を観察することが困難であった。

本研究の結果として、Al 濃度が 10^{19} cm^{-3} 以下の p 型 SiC におけるキャリア再結合は、低注入条件では e-A 再結合が支配的であり、高注入条件では SRH 再結合が支配的であることがわかった。p 型 SiC におけるキャリア再結合では、低注入条件下では e-A 再結合が優勢であるのに対し、高注入条件下では SRH 再結合が優勢であることを示している。村田らは、主要な再結合機構が e-A 再結合であることを報告しており⁸⁾、低注入条件下で観察が行われている。Al アクセプター準位以外の再結合中心を示唆する他の報告では、高注入条件下での測定が使用されている。したがって、Al 濃度が 10^{19} cm^{-3} 以上の試料における再結合メカニズムの解明にはさらなる研究が必要であるが、今回の結果は、p 型 SiC におけるキャリアの再結合に関する相反する議論を解消させる一助となると考える。今回、再結合メカニズムが注入条件と Al ドーピング濃度に依存することを実証でき、特に IGBT の p 型のバッファ層のような高濃度ドープ層を使用する SiC デバイスの設計に貢献できると考える。

6.5 結論

本研究は、主なキャリア再結合メカニズムが、Alを高濃度にドーピングしたp型SiCの注入条件に応じて変化することを確認した。Alを高濃度にドーピングしたp型SiCでは、注入条件によって支配的なキャリアの再結合メカニズムが異なることがわかった。その結果、Al濃度が 10^{19}cm^{-3} 以下の試料では、注入条件によって支配的なキャリア再結合メカニズムが異なることが分かった。低注入条件下では、e-A再結合が優勢であるように見え、弱い温度依存性を示した。対照的に、高注入条件下ではSRH再結合が優先され、温度が上昇するにつれてキャリア寿命が短くなった。この温度依存性は、再結合中心が支配する正孔の寿命に起因すると考えられる。この温度依存性は、再結合中心がバンドギャップの深いところに位置し、正孔の捕獲障壁が小さいことを示している。本発見は、p型SiCにおけるキャリア再結合に関する過去の文献の相反する報告に対し新たな提案ができた。本研究は、観察された再結合メカニズムが注入条件とAlドーピング濃度に依存することを実証することで、これらの差異を確認できた。本研究は、この結果が高濃度にAlドーピングされた層を使用するSiCデバイスの設計に役立つと考える。

参考文献

- 1) T. Kimoto, J. A. Cooper, *Fundamentals of Silicon Carbide Technology* (John Wiley & Sons, Singapore) (2014).
- 2) J. Lee, E. Flitsyan, L. Chernyak, J. Yang, F. Ren, S.J. Pearton, B. Meyler and Y.J. Salzman, *Appl. Phys. Lett.* 112, 082104 (2018).
- 3) N. Watanabe, H. Yoshimoto, Y. Mori and A. Shima, *Jpn. J. Appl. Phys.* 61,084001 (2022).
- 4) N. Watanabe, H. Okino, H. Shimizu and A. Shima, *IEEE Trans. Electron Devices.* 70, 3768 (2023).
- 5) A. Kadavelugu, S. Bhattacharya, S.-H. Ryu, E. Van Brunt, D. Grider, A. Agarwal and S. Leslie, in 2013 IEEE Energy Conversion Congress and Exposition (IEEE, 2013) p. 2528.
- 6) S.-H. Ryu, C. Capell, C. Jonas, L. Cheng, M. O'Loughlin, A. Burk, A. Agarwal, J. Palmour and A. Hefner, in 2012 24th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (IEEE, 2012) p. 257.
- 7) S.-H. Ryu, L. Cheng, S. Dhar, C. Capell, C. Jonas, J. Clayton, M. Donofrio, M. J. O'Loughlin, A. Burk, A. K. Agarwal and J. W. Palmour, *Mater. Sci. Forum* 717–720, 1135 (2012).
- 8) K. Murata, T. Tawara, A. Yang, R. Takanashi, T. Miyazawa and H. Tsuchida, *J. Appl. Phys.* 129, 025702 (2021).
- 9) T. Tamaki, G. G. Walden, Y. Sui and J. A. Cooper, *Mater. Sci. Forum* 600–603, 1143 (2008).
- 10) 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).
- 11) T. Tawara, S. Matsunaga, T. Fujimoto, M. Ryo, M. Miyazato, T. Miyazawa, K. Takenaka, M.

- Miyajima, A. Otsuki, Y. Yonezawa, T. Kato, H. Okumura, T. Kimoto and H. Tsuchida, *J. Appl. Phys.* 123, 025707 (2018).
- 12) M. Kato, M. Kawai, T. Mori, M. Ichimura, S. Sumie and H. Hashizume, *Jpn. J. Appl. Phys.* 46, 5057 (2007).
 - 13) T. Hayashi, K. Asano, J. Suda and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* 109, 014505 (2011).
 - 14) T. Hayashi, K. Asano, J. Suda and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* 109, 114502 (2011).
 - 15) T. Okuda, T. Kimoto and J. Suda, *Appl. Phys. Express.* 6, 121301 (2013).
 - 16) T. Okuda, T. Miyazawa, H. Tsuchida, T. Kimoto and J. Suda, *Appl. Phys. Express.* 7, 085501 (2014).
 - 17) T. Okuda, T. Miyazawa, H. Tsuchida, T. Kimoto and J. Suda, *J. Electron. Mater.* 46, 6411(2017).
 - 18) G. Liaugaudas, D. Dargis, P. Kwasnicki, R. Arvinte, M. Zielinski and K. Jarašiūnas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 48, 025103 (2015).
 - 19) T. Kimoto, H. Niwa, T. Okuda, E. Saito, Y. Zhao, S. Asada and J. Suda, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 51, 363001 (2018).
 - 20) M. Kato, Y. Matsushita, M. Ichimura, T. Hatayama and T. Oshima, *Jpn. J. Appl. Phys.* 51, 028006 (2012).
 - 21) Y. Ichikawa, M. Ichimura, T. Kimoto and M. Kato, *ECS J. Solid State Sci. Technol.* 7, Q127 (2018).
 - 22) M. Kato, Z. Xinchu, K. Kohama, S. Fukaya and M. Ichimura, *J. Appl. Phys.* 127, 195702 (2020).
 - 23) A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt and C. Hallin, *Appl. Phys. Lett.* 71, 3269 (1997).
 - 24) A. Galeckas, J. Linnros, M. Frischholz and V. Grivickas, *Appl. Phys. Lett.* 79, 365 (2001).
 - 25) K. Neimontas, T. Malinauskas, R. Aleksiejūnas, M. Sūdžius, K. Jarašiūnas, L. Storasta, J. P. Bergman and E. Janzen, *Semicond. Sci. Technol.* 21, 952 (2006).
 - 26) P. Ščajev, V. Gudelis, K. Jarašiūnas and P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* 108, 023705 (2010).
 - 27) P. Ščajev and K. Jarašiūnas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 46, 265304 (2013).
 - 28) K. Danno, D. Nakamura and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* 90, 202109 (2007).
 - 29) P. B. Klein, B. V. Shanabrook, S. W. Huh, A. Y. Polyakov, M. Skowronski, J. J. Sumakeris and M. J. O'Loughlin, *Appl. Phys. Lett.* 88, 052110 (2006).
 - 30) P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* 103, 033702 (2008).
 - 31) P. B. Klein, R. Myers-Ward, K. -K. Lew, B. L. VanMil, C. R. Eddy Jr, D. K. Gaskill, A. Shrivastava and T. S. Sudarshan, *J. Appl. Phys.* 108, 033713 (2010).
 - 32) M. Kato, A. Yoshida and M. Ichimura, *Jpn. J. Appl. Phys.* 51, 02BP12 (2012).
 - 33) Y. Mori, M. Kato and M. Ichimura, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 47, 335102(2014).
 - 34) L. Storasta and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* 90, 062116 (2007).

- 35) T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Exp.* 2, 041101 (2009).
- 36) K. Tanaka, K. Nagaya and M. Kato, *Jpn. J. Appl. Phys.* 62, SC1017 (2023).
- 37) M. Kato, J. Di, Y. Ohkouchi, T. Mizuno, M. Ichimura and K. Kojima, *Materials Today Communications* 31, 103648 (2022).
- 38) W. Kaindl, M. Lades, N. Kaminski, E. Niemann, and G. Wachutka, *J. Electron. Mater.* 28, 154 (1999).
- 39) K. Kawahara, H. Watanabe, N. Miura, S. Nakata, and S. Yamakawa, *Mater. Sci. Forum* 821-823, 403 (2015).
- 40) J. I. Pankove, *Optical Processes in Semiconductors*, Dover Books on Physics (1975).
- 41) H. D. Chen, M. S. Feng, P. A. Chen, K. C. Lin and J.W Wu, *Jpn. J. Appl. Phys.* 33, 1920 (1994).
- 42) M. Kato, S. Katahira, Y. Ichikawa, S. Harada and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* 124, 095702 (2018).
- 43) M. Kato, T. Maeda, K. Ito, K. Tomita, T. Narita and T. Kachi, *Jpn. J. Appl. Phys.* 61, 078004 (2022).
- 44) N. Watanabe, T. Kimoto and J. Suda, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53, 108003 (2014).
- 45) M. Kato, K. Miyake, T. Yasuda, M. Ichimura, T. Hatayama and T. Ohshima, *Jpn. J. Appl. Phys.* 55, 01AC02 (2016).
- 46) M. Kato, T. Ozawa and Y. Ichikawa, *J. Phys. D. Appl. Phys.* 54, 345106 (2021).
- 47) SEMI Standard: SEMI MF1535 (2007).
- 48) S. Asada, T. Kimoto and I. G. Ivanov, *Appl. Phys. Lett.* 111, 072101 (2017).
- 49) T. Mori, M. Kato, H. Watanabe, M. Ichimura, E. Arai, S. Sumie and H. Hashizume, *Jpn. J. Appl. Phys.* 44, 8333 (2005).
- 50) K. Tanaka and M. Kato, *AIP Adv.* 13, 085220 (2023).
- 51) J. Linnros, *J. Appl. Phys.* 84, 275(1998).

第7章 結言

7.1 まとめ

SiC 結晶における高い励起キャリア濃度での再結合過程に関して研究した結果について各章にて記述した。

第4章では以下の結論を得た。

励起キャリア濃度依存のオージェ再結合係数は $N > 5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ で $7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と見積もられ、 N 依存性はクーロン増強のスクリーニングによるものと結論付けられた。しかし、オージェ再結合係数に対するトラップの効果は観測できなかった。したがって、TAAR は N が $9.4 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ のときに C を $3.3 \times 10^{-31} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ 以上増加させないことがわかった。推定された C は $7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{cm}^6 \text{s}^{-1}$ と報告値より小さく、 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以上のキャリアが注入されれば SiC バイポーラデバイスのオン抵抗を低減することが可能であることがわかった。この推定した C は、高濃度キャリア注入を行う SiC バイポーラデバイスの開発において有用であると期待される。

第5章では以下の結論を得た。

マイクロ時間分解 FCA を用いて 6H-, 3C-, 4H-SiC の再結合係数 B と C を見積もった。3C-SiC は輻射再結合係数とオージェ再結合係数が最も小さく、4H-SiC はオージェ再結合係数が最も大きい。4H-SiC の積層欠陥における再結合は、他のポリタイプの介在物による本質的な再結合とは考えられず、自発分極が積層欠陥における再結合を助けている可能性がある。

第6章では以下の結論を得た。

主なキャリア再結合メカニズムが、Al を高濃度にドーピングした p 型 SiC の注入条件に応じて変化することを確認した。Al を高濃度にドーピングした p 型 SiC では、注入条件によって支配的なキャリアの再結合メカニズムが異なることがわかった。その結果、Al 濃度が 10^{19}cm^{-3} 以下の試料では、注入条件によって支配的なキャリア再結合メカニズムが異なることがわかった。低注入条件下では、e-A 再結合が優勢であるように見え、弱い温度依存性を示した。対照的に、高注入条件下では SRH 再結合が優先され、温度が上昇するにつれてキャリア寿命が短くなった。この温度依存性は、再結合中心が支配する正孔の寿命に起因すると考えられる。この温度依存性は、再結合中心がバンドギャップの深いところに位置し、正孔の捕獲障壁が小さいことを示している。本発見は、p 型 SiC におけるキャリア再結合に関する過去の文献の相反する報告に対し新たな提案ができた。本研究は、観察された再結合メカニズムが注入条件と Al ドーピング濃度に依存することを実証することで、これらの差異を確認できた。本研究は、この結果が高濃度に Al ドープされた層を使用する SiC デバイスの設計に役立つと考える。

全体を通してのまとめを以下に記載する。

n型の試料に関して C は $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上の励起キャリア濃度で $7.4 \times 10^{-19} N^{-0.68} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ と報告値より小さい事が確認できた。4H-SiC の積層欠陥における再結合は、自発分極が積層欠陥における再結合を助けている可能性がある事が判明した。p型 SiC においては、低注入条件下では、e-A 再結合が優勢であり、高注入条件下では SRH の再結合が優先される事が判明した。

7.2 今後の課題

SiC において N に依存する B を観測する必要があり、この観測が今後の研究課題となるであろう。高濃度に Al ドープされた p 型 4H-SiC エピタキシャル層における深い準位の再結合機構はまだ十分解明されておらず、今後の研究課題となる。また、Al 濃度が 10^{19} cm^{-3} 以上の試料における P 型の SiC において再結合メカニズムの解明にはさらなる研究が必要であろう。

謝辞

本研究は名古屋工業大学大学院工学研究科 電気、機械工学専攻 加藤正史教授の御指導を賜ることにより、ここに博士論文としてまとめることができたものです。本研究を進めていくにあたり、未熟な私に対し多くのご指導とご助言を頂きました加藤正史教授に深く感謝致します。また、本論文を作成に当たり、熱心にご指導頂きました、名古屋大学の須田淳教授、名古屋工業大学の三好実人教授に深く感謝申し上げます。私が研究室に所属している間、日ごろから多くの助言を頂きお世話になったすべての方々に感謝を申し上げます。

発表論文リスト

1. 原著論文

- 1) K.Tanaka, K.Nagaya, and M.Kato, "4H-SiC Auger recombination coefficient under the high injection condition" Jpn. J. Appl. Phys. 62, SC1017 (2023).
- 2) K.Tanaka and M.Kato, "Analysis of carrier recombination coefficients of 3C- and 6H-SiC: Insights into recombination mechanisms in stacking faults of 4H-SiC" AIP Advances 13, 085220 (2023).
- 3) K.Tanaka and M.Kato, "Carrier recombination in highly Al doped 4H-SiC: dependence on the injection conditions" Jpn. J. Appl. Phys. 63, 011002 (2024).

2. 国際会議発表

- 1) K.Tanaka, K.Nagaya, and M.Kato, "Auger recombination coefficient in 4H-SiC under the high injection condition "SSDM (Solid State Devices and Materials) (Sep.2022) J-5-03 (Oral)
- 2) Kazuhiro Tanaka and Masashi Kato, "Recombination coefficients for 3C- and 6H-SiC to analyze carrier recombination at stacking faults in 4H-SiC "SSDM (Solid State Devices and Materials) (Sep.2023) SO-PS-04-04 (Oral & Poster)

3. 国内会議発表

- 1) 田中 和裕、長屋 圭祐、加藤 正史、"高品質 4H-SiC 結晶を使用したオージェ再結合係数の再検討" 2021 年第 82 回 応用物理学会秋季学術講演会 15.6 講演番号 10P-S202
- 2) 田中 和裕、長屋 圭祐、加藤 正史 "4H-SiC 結晶のオージェ再結合係数の高品質品再評価" 応用物理学会 先進パワー半導体分科会第 8 回公演会 (2021 年)、講演番号 II A-5

<第6章の補足説明>

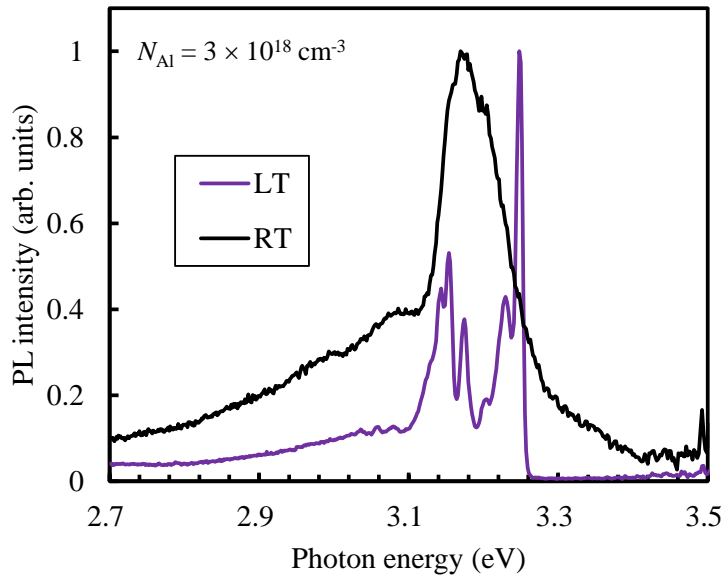


図 S1 波長 325nm、出力 17W/cm²の連続レーザーにより 10K、RT で励起された $N_{\text{Al}} 3 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ の試料の規格化 PL スペクトル

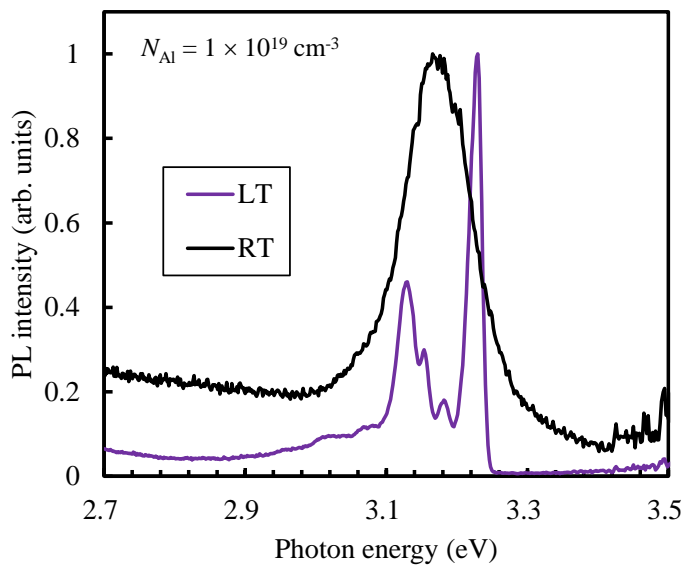


図 S2 波長 325nm、出力 17W/cm²の連続レーザーで 10K、RT 励起した $N_{\text{Al}} 1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ の試料の規格化 PL スペクトル

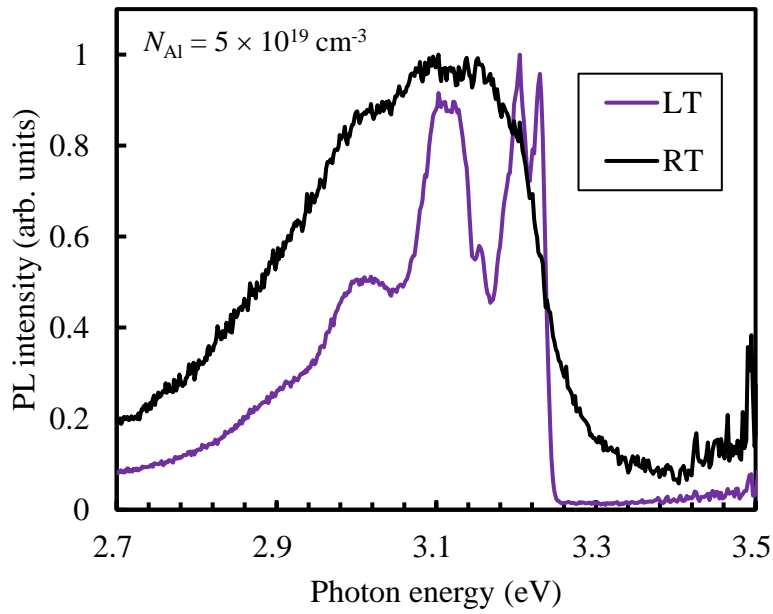


図 S3 波長 325nm、出力 17W/cm²の連続レーザーにより 10K、RT で励起された N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ の試料の規格化 PL スペクトル

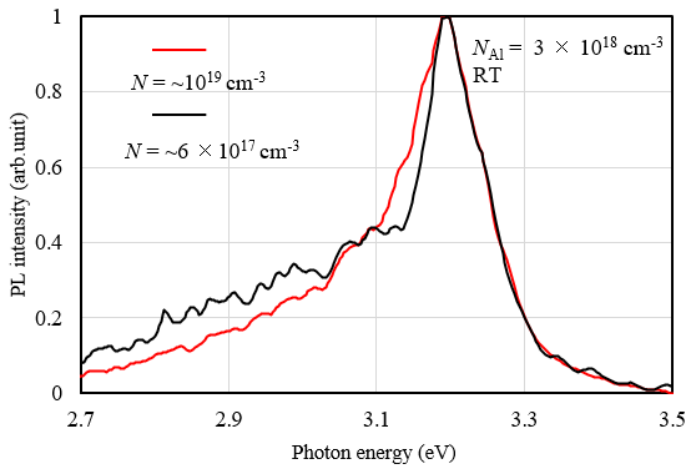


図 S4 $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ での RT における N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

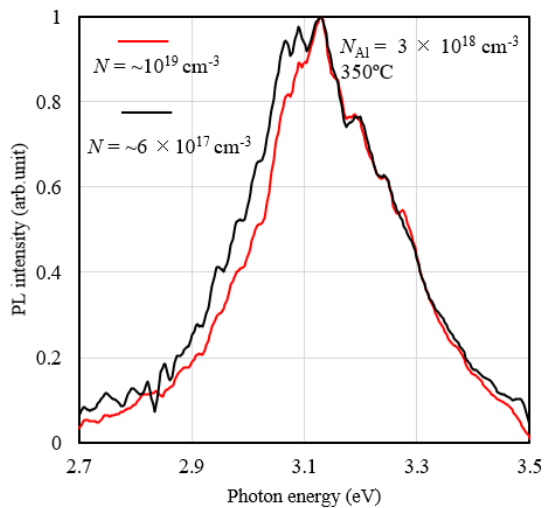


図 S5 $N \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での 350°C における N_{Al} が $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

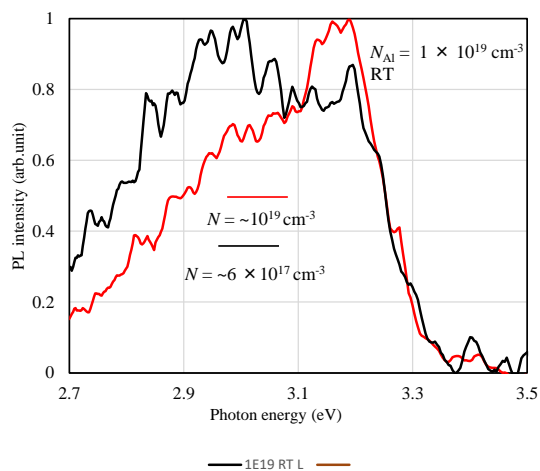


図 S6 $N \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での RT における N_{Al} が $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

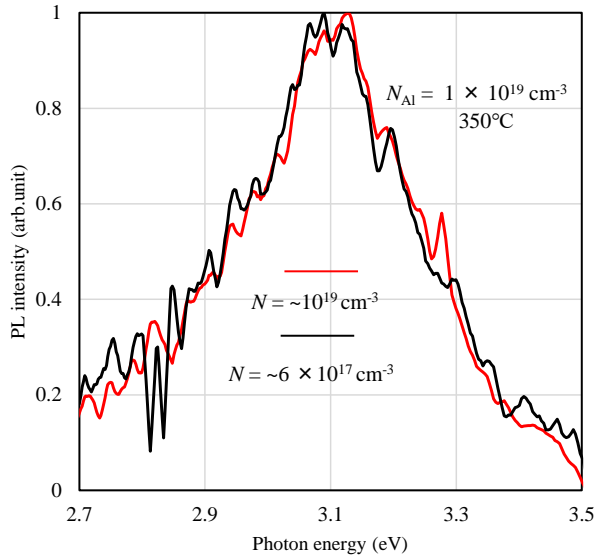


図 S7 $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での 350°C における N_{Al} が $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

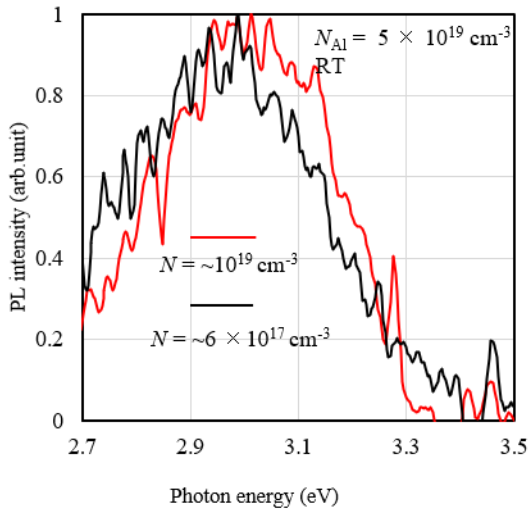


図 S8 $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での RT における N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

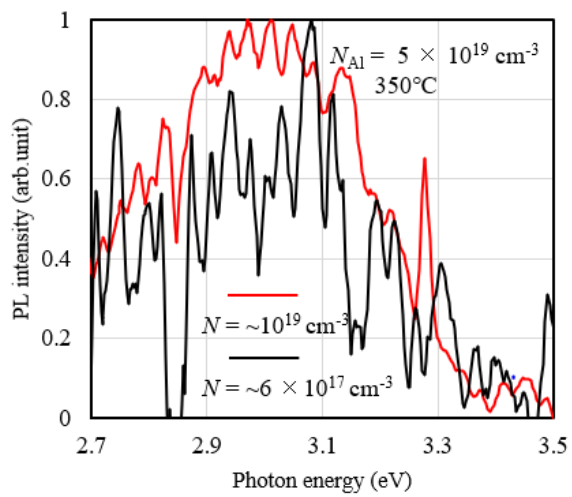


図 S9 $N = \sim 6 \times 10^{17}$ および $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ での 350°C における N_{Al} が $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルの規格化スペクトル

<ホール濃度の計算式> (第6章の本論に記載の補足説明)

ホール濃度 p は、以下の式 (1) で計算を行った。

$$p + N_{comp,D} = \frac{N_{AL}}{1 + \left(\frac{g_{AP}}{N_V}\right) \exp\left(\frac{\Delta E_A}{kT}\right)}, \quad (1)$$

ここで、 $N_{comp,D}$ は補償ドナー準位の密度、 g_A はアクセプターの縮退係数、 N_V は価電子帯の実効状態密度、 ΔE_A はアクセプターのイオン化エネルギー、 N_{AL} はアクセプター濃度である。ここでは Ref 1) で採用した $N_{comp,D}$ を $5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ 、 g_A を 4 と仮定した。1) ΔE_A は Al 濃度に応じ、過去の報告値にした。 2)

- 1) T. Kimoto, J. A. Cooper, Fundamentals of Silicon Carbide Technology (John Wiley & Sons, Singapore)(2014).
- 2) C. Darmody and N. Goldsman, J. Appl. Phys. 126,145701(2019).

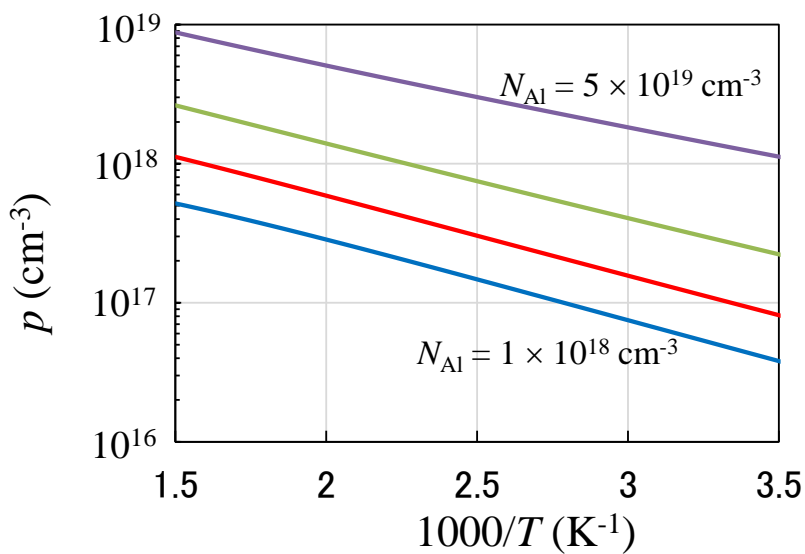


図 S10 各サンプルの p に対し計算した温度依存性