

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

2013 年 2 月

林 利彦

京都大学大学院 工学研究科

概要

本研究は、高耐圧パワー半導体としての SiC バイポーラデバイスの性能向上を目指し、SiC 半導体のキャリア寿命に影響を及ぼす物理現象の解明を目的とした。主に p 型 SiC のエピタキシャル成長層に対し、マイクロ波光伝導度減衰 (μ -PCD) 法を用いたキャリア寿命の評価を実施し、DLTS (Deep Level Transient Spectroscopy) を用い、キャリアがトラップされる深い準位の評価を行った。これらの評価に基づき、キャリア寿命と深い準位の相関について解析し、SiC 半導体のキャリア寿命の制限因子について考察した。

SiC は、高耐圧と低損失を同時に実現できる高性能の半導体デバイスを構築する半導体材料として期待されている。特に、耐電圧が 5 kV を越える領域では、伝導度変調によりオン抵抗が低減できる SiC バイポーラデバイスが、ユニポーラデバイスよりも適している。しかしながら、高性能な SiC バイポーラデバイスの実現には、まだ克服すべき課題が多く、特に伝導度変調の効果に直接影響を及ぼすキャリア寿命に関しては、以下に示す課題が挙げられる。

- ① SiC 結晶のキャリア寿命に関する情報が少ない。中でも、デバイスの動作状態を考慮したキャリア寿命の注入レベル依存性や温度依存性などの情報は乏しく、精度の高いデバイス設計に支障をきたしている。特に p 型 SiC 結晶に対する情報はほとんどない。
- ② SiC 結晶のキャリア寿命が短い。例えば、耐電圧が 20 kV 程度の SiC バイポーラデバイスの耐圧維持層に必要なキャリア寿命は 15 μ s 以上が望ましい。しかし一般的な SiC 結晶のキャリア寿命は 1 μ s 程度であり、高耐圧デバイスでは効果的な伝導度変調が期待できない。
- ③ SiC 結晶のキャリア寿命はウエハ間やウエハ内でのばらつきが大きい。近年、SiC の結晶成長技術には著しい向上が見られているが、キャリア寿命という観点から見ると、依然として結晶ごとのばらつきが大きい。また上記のキャリア寿命が短い課題も含め、その原因が解明されていない。

本研究では、上記の課題に対し、まず、SiC 結晶のキャリア寿命を、注入レベルや温度などを変化させて評価し、それぞれの条件依存性を明らかにした。次に SiC 結晶に対し、熱処理や表面処理を施すことで、キャリア寿命の向上を試みた。同時に、キャリア寿命の制限因子について考察した。最後に、キャリア寿命を向上させた SiC 結晶を用い、電子線照射を適用することで、キャリア寿命の制御を試みた。以下に、本論文の構成およびその概要を記述する。

第 2 章では、半導体のキャリア寿命に関する概要を記述した。評価の基準となるキャリア寿命の定義について説明し、キャリア寿命を決定付けるキャリアの再結合過程として、SRH (Shockley-Read-Hall) 再結合、直接再結合、オージェ再結合、表面再結合、転位等の構造欠陥に伴う再結合について述べた。同時に、主要なキャリア寿命の評価手法に関し、光学的測

定法や電氣的測定法について記述した。

第3章では、SiC 結晶のキャリア寿命の系統的かつ定量的な把握を目的に、SiC 結晶のキャリア寿命に対する注入レベル依存性や温度依存性、不純物密度依存性を明らかにした。注入レベルの依存性に関しては、p 型および n 型の SiC 結晶共に、注入レベルの増加に伴いキャリア寿命が緩やかに増加し、その後、非常に高い注入レベルでキャリア寿命が減少することを明らかにした。次に、キャリア寿命の温度依存性に関しては、室温から 250°C までのキャリア寿命を測定した。この結果、p 型および n 型の SiC 結晶共に、キャリア寿命は温度の上昇に伴い増加することを確認した。結晶の不純物密度依存性に対しては、キャリア寿命はドーピング密度の増加に伴い、減少することが分かった。これらの様々な条件の変化により、SiC 結晶のキャリア寿命は、高ドーピングの試料で得られた 0.1 μs 以下から、高温(250°C) 下で得られた 4 μs まで幅広い値が確認された。

第4章では、深い準位と表面再結合が、SiC 結晶のキャリア寿命に及ぼす影響について述べる。n 型 SiC 結晶では、熱酸化を行うことで、ライフタイムキラ欠陥が消滅することが分かっている。さらに、高温のアニール処理を行うことで、さらなるキャリア寿命の改善が確認されている。そこで、これらの処理を p 型 SiC 結晶に対して行い、その前後において、キャリア寿命および深い準位の評価を行った。キャリア寿命に関しては、熱酸化処理後の p 型結晶のキャリア寿命が、同処理を施した n 型結晶ほどには顕著に改善せず、また、高温アニール処理に対しても、n 型結晶ほどには、キャリア寿命が改善しないという問題を明らかにした。DLTS を用いた深い準位の評価に関しては、p 型結晶に熱酸化処理を施すと、p 型結晶の主要な深い準位である HK0 センター ($E_V + 1.44 \text{ eV}$) の欠陥密度が増加することを確認した。また、p 型結晶に対し、高温アニール処理を行うと、ミッドギャップ以下のエネルギー帯において、HK0 センターを含む全ての深い準位が測定限界以下に消滅することを確認した。深い準位が消滅したにもかかわらず、キャリア寿命が改善しない原因について、数値解析を用いた考察より、表面再結合が強く影響していると推察した。そこで、実際に SiC 結晶に対して種々の表面パッシベーションを実施後、 $\mu\text{-PCD}$ を用いてキャリア寿命を評価した。この結果、表面パッシベーションが p 型 SiC のキャリア寿命に顕著な変化を与えることが判明した。以上の結果より、エピタキシャル成長層の厚みがキャリアの拡散長に近い 50 μm 程度の薄い SiC 結晶では、表面再結合がキャリア寿命を制限する重要な一因であることを明らかにした。

第5章では、SiC 結晶のキャリア寿命の向上に取り組んだ。基板における再結合の影響を極力避けるため、エピタキシャル成長層の厚みが約 150 μm という厚膜の p 型 SiC エピタキシャル成長層を用い、第4章にて明らかとなった種々のキャリア寿命改善処理を適用し、キャリア寿命の向上を目指した。この結果、ここで用いたような厚みのあるエピタキシャル成長層では、表面パッシベーションのみではキャリア寿命が改善されることが分かった。逆に、熱酸化処理や高温アニール処理によりキャリア寿命が改善される結果が得られたことから、このような厚いエピタキシャル成長層では、深い準位を介した SRH 再結合がキャリア寿命を制限していることを明らかにした。この結果から、まず熱酸化処理と高温アニール処

理により十分に深い準位を低減し、その後、表面パッシベーション処理により表面再結合の影響を抑制することで、キャリア寿命をさらに改善できることを実証した。また、n型 SiC 結晶に対し、キャリア寿命改善の効果が確認されている炭素イオン注入とそれに続く高温アニール処理を、p型 SiC 結晶に対して行い、p型結晶のキャリア寿命に対しても改善の効果があることを確認した。以上の結果、p型 SiC 結晶のキャリア寿命は、これらのキャリア寿命改善に向けた処理を施すことで、0.9 μs から 2.6 μs まで向上させることに成功した。しかしながら、p型 SiC エピタキシャル成長層に対するキャリア寿命の改善効果は、n型 SiC エピタキシャル成長層のそれに比べて低い結果となった。これに対し、熱酸化処理により表面近傍に生成される深い準位の分布、およびそれに伴うキャリア寿命の深さ方向分布を考慮し、数値解析を行った結果、深い準位低減処理を施した p型 SiC エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命は 9 μs と見積もられた。

第6章では、キャリア寿命の制御を試みた。キャリア寿命の改善処理を行った p型 SiC エピタキシャル成長層を利用し、200 keV および 400 keV の照射エネルギーの電子線を用い、照射量を制御して照射した結果、p型 SiC のキャリア寿命を 0.1 μs から 1.6 μs の範囲で制御することに成功した。また、 $\mu\text{-PCD}$ により取得したライフタイムマッピングから、照射領域におけるキャリア寿命の分布が非常に均一であることも確認した。電子線照射により n型結晶の主要なライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センター ($E_C - 0.65 \text{ eV}$) が p型結晶中にも生成すると仮定し、測定より得られた p型 SiC 結晶のキャリア寿命の逆数と、照射量より推定した $Z_{1/2}$ センターの密度を比較した結果、それらの間には、ほぼ比例関係が成り立つことが判明した。この結果より、電子線照射により p型結晶に生じた点欠陥は、SRH 再結合によりキャリア寿命を制限していることを明らかにした。一方、キャリア寿命改善処理後の p型 SiC 結晶では、数値解析から見積もった真のキャリア寿命でも 9 μs 程度と、n型 SiC 結晶に比べて明らかに短いものであった。この原因について検討した結果、キャリア寿命改善処理後も p型 SiC 結晶のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーは、 $Z_{1/2}$ センターや HK0~HK4 センターではなく、p型 SiC 結晶にドーピングされた Al アクセプタに関連した点欠陥であると推察された。

7章では、本研究で得られた成果を総括するとともに、解決すべき現状の懸案や、今後の研究課題について記述し、本論文の結論とした。

目次

概要	i
目次	v
第1章 序論	1
1.1 緒言	1
1.2 SiC 半導体の特徴とデバイス応用	2
1.2.1 SiC の特徴	2
1.2.2 SiC パワーデバイスの現状	6
1.3 SiC バイポーラデバイス	7
1.3.1 バイポーラデバイスの特徴	7
1.3.2 SiC バイポーラデバイスの応用分野	8
1.3.3 SiC バイポーラデバイス研究開発の現状	12
1.3.4 SiC バイポーラデバイスの課題	12
1.4 キャリア寿命の重要性	16
1.4.1 キャリア寿命がデバイスに与える影響	16
1.4.2 SiC 結晶のキャリア寿命の現状	17
1.5 本研究の目的および論文の構成	20
参考文献	22
第2章 半導体のキャリア寿命	25
2.1 序文	25
2.2 キャリアの再結合過程	25
2.2.1 キャリアの再結合	25
2.2.2 直接再結合	27
2.2.3 Shockley-Read-Hall (SRH) 再結合	28
2.2.4 Auger 再結合	31
2.2.5 表面再結合	31
2.2.6 構造欠陥を介した再結合	32
2.3 キャリア寿命の評価	32
2.3.1 キャリア寿命の定義	32
2.3.2 光学的測定法	34
2.3.3 電氣的測定法	36
2.3.4 μ -PCD 法の特徴	40
2.4 まとめ	42

参考文献	43
第3章 SiC 結晶のキャリア寿命の注入レベル、温度、およびドーピング密度依存性	45
3.1 序文	45
3.2 評価方法	46
3.3 キャリア寿命の注入レベル依存性	48
3.4 キャリア寿命の温度依存性	48
3.5 キャリア寿命のドーピング密度依存性	50
3.6 考察	50
3.7 まとめ	62
参考文献	64
第4章 キャリア寿命に及ぼす深い準位と表面再結合の影響	65
4.1 序文	65
4.2 深い準位の評価	66
4.2.1 Deep Level Transient Spectroscopy (DLTS) 測定	66
4.2.2 Deep Level Transient Fourier Spectroscopy (DLTFS) 測定	68
4.2.3 Lambda 効果	69
4.3 p 型 SiC 結晶の深い準位	69
4.3.1 SiC 結晶中の深い準位	69
4.3.2 評価サンプル	71
4.3.3 キャリア寿命改善処理により発生・消滅する深い準位	73
4.3.4 電子線照射により発生する深い準位	75
4.4 深い準位がキャリア寿命に及ぼす影響	77
4.4.1 p 型半導体と n 型半導体のキャリア寿命	77
4.4.2 深い準位の低減がキャリア寿命に与える影響	79
4.4.3 考察	82
4.5 表面再結合がキャリア寿命に及ぼす影響	87
4.5.1 表面パッシベーションの影響	87
4.5.2 考察	89
4.6 まとめ	94
参考文献	96
第5章 p 型 SiC 結晶のキャリア寿命の向上	99
5.1 序文	99
5.2 表面および基板での再結合の影響	100
5.2.1 厚いエピタキシャル成長層の適用	100

5.2.2	実験条件	103
5.2.3	厚いエピタキシャル成長層のキャリア寿命	103
5.2.4	キャリア寿命を制限する再結合過程	105
5.3	深い準位の低減	105
5.3.1	熱酸化処理を用いたキャリア寿命の改善	105
5.3.2	炭素イオン注入を用いたキャリア寿命の改善	107
5.3.3	基板除去によるキャリア寿命の改善	109
5.4	考察	112
5.5	まとめ	118
	参考文献	119
第6章	p型SiC結晶のキャリア寿命制御	121
6.1	序文	121
6.2	実験方法	122
6.2.1	実験の手順	122
6.2.2	サンプルの作製	122
6.2.3	電子線照射条件	124
6.3	キャリア寿命の評価	127
6.3.1	キャリア寿命の分布	127
6.3.2	電子線照射後のキャリア寿命	128
6.3.3	電子線照射後の高温アニール処理	134
6.4	考察	134
6.4.1	電子線照射により形成される深い準位の影響	137
6.4.2	キャリア寿命改善に関する再結合過程	139
6.4.3	p型SiC結晶のライフタイムキラー	141
6.5	まとめ	144
	参考文献	145
第7章	結言	147
7.1	結論	147
7.2	今後の課題	150
	謝辞	153
	発表論文リスト	157

第1章 序論

1.1 緒言

平成 23 年 3 月 11 日、太平洋三陸沖を震源とした巨大地震が発生し、これに伴い生じた未曾有の津波の襲来も併せ、東北地方をはじめとした東日本は甚大な被害を受けた。阪神淡路大震災の時と同様、社会インフラの壊滅による社会活動への影響は大きかったが、今回の東日本大震災では、社会インフラ復旧後においても、津波の襲来に伴い発生した原子力発電所の事故により、全国の原子力発電所に対し、定期検査後の再稼働が現在に至ってなお保留され、電力供給体制は、震災前の状態に復帰できず、日本全体が慢性的な電力不足に陥った。この結果、全国的に節電要請が行われ、個人の生活のみならず、社会の生産活動までが長期に渡り制限された。さらに、原子力の代替エネルギーとして、鉱物性燃料の輸入が急増し、これに伴う鉱物性燃料価格の上昇も相まって、日本の貿易収支は 31 年ぶりに赤字に転落し、その額は平成 23 年実績で約 2 兆 5000 億円と、大きく国益を流出させた[1]。

今回の震災に伴ったエネルギー事情に鑑み、あらためて、我々の生活は、様々なエネルギーの消費の上に成り立っていることを思い知らされた。同時に、エネルギー自給率の低い日本にとって、エネルギー保障問題について考えさせられる一端となった。また、電気エネルギーに対しては、その身近さやその取扱いの簡便さ、そして代替の困難なエネルギーであることを認識させられた一方、原子力の今後の在り方については、様々な議論が行われた。これら現在のエネルギー事情に対し、もちろん我々のエネルギー使用量を抑制することができれば、様々な問題の解決につながる。しかしながら、潤沢なエネルギーの享受を通して得られた、高い生活水準に慣れ親しんだ現状では、エネルギー使用量の少なかった、極端に言えば自動車や電車、携帯電話やインターネットの無い、過去の生活水準に戻るようなことは、事実上無理である。一方、その多くが海外より輸入される一次エネルギー（石油、天然ガス、石炭等）は、我々エネルギー消費者に使用されるまでの間に、さまざまな段階、経路を経て、消費者が利用する最終エネルギー（ガソリン、灯油、電気、ガス等）に変換される。そして、この間に様々なロスが発生し、エネルギーが浪費されている。このロスは、日本国内で供給された一次エネルギーの 30%にも至る。例えば、日本国内で消費される最終エネルギーの総量は、2010 年実績で年間合計 15,000 P(ペタ)J(ジュール)であり[2]、電気エネルギーに着目すると、このうちの 3,600 PJ、約 24%を電力が占める。しかしながら、実際には電力は発電端において約 4,000 PJ 発電されており、総発電量の約 10%が自家消費および送配電ロスとして浪費されている[3]。送配電ロスにおいては、実に約 178 PJ すなわち年間に 490 億 kWh もの電力が熱損失として排出されており、これは原子力発電所における平均的な出力の原子炉（例えば高浜 1 号機、出力 82.6 万 kW）6 基分の年間発電電力量を超える。このような損失を低減することができれば、我々は生活水準を維持したまま、エネルギー消費量の総量を減らすことが可能となる。

電気エネルギーを効率よく利用する手段の一つとして、電力変換装置等の送配電設備に用いられている半導体素子を高効率化することで、電力変換効率を高めるという方法が考えられる。特に、

大電力を扱う電力用半導体素子(以下、パワーデバイスと称する)に対する低損失化の要求は高い。現在、電力変換装置等に用いられるパワーデバイスは、主にシリコン(Si)が用いられている。Siの半導体技術は目覚ましい進展を遂げた一方、Siパワーデバイスは、その材料物性に制限される理論限界に近付いている。そのため、今後、Siパワーデバイスに飛躍的な発展を期待することはできない。そこで、Siに代わるパワーデバイス用半導体材料としてワイドバンドギャップ半導体が注目されており、とりわけ、パワーデバイスの特性に影響する物性に関してSiを凌駕し、非常に期待されている半導体材料が炭化珪素(SiC: Silicon Carbide)である[4]。

1.2 SiC半導体の特徴とデバイス応用

1.2.1 SiCの特徴

SiCは、熱的、機械的、化学的に非常に安定な材料である。熱的性質については、SiCは大気圧で融点を持たず、高温で昇華する。この温度は2000°Cを超え[5]、熱的に非常に安定である。機械的性質については、硬くて脆く、線膨脹率が小さいという、一般的なセラミックスの性質を有している。硬さは、新モース硬度で13とダイヤモンド(15)、炭化ホウ素(14)に次いで硬い。これらの性質を活かし、SiCは古くから、熱・機械的機能材料として、るつぼ、熱処理用部品、研磨剤などに用いられてきた。

電気的材料としては、古くは過電圧保護用のバリスタ等に用いられていた。近年、SiC結晶の工業的製造技術の進展に伴い、SiCは半導体材料として注目を集めてきた。SiCはIV-IV族に分類される半導体材料であり、同じ化学組成を持ちながら、積層の周期配列の異なる多数のポリタイプが存在することで知られている。Si-Cの原子単位層を一つの球と考えると、六方最密充填構造の基底面に対し、これらが占める3種類のサイトが考えられる。これらのサイトをA, B, Cとしたとき、それらの位置関係を図1.1に示す。SiCはこの積層周期によって、異なる結晶構造すなわちポリタイプをとる。Ramsdellの表記方法[6]に従うと、これらのポリタイプは、結晶のc軸方向(積層方向)に沿った、単位胞における原子単位層の積層数と、結晶系を示すアルファベット(C:立方晶、H:六方晶、R:菱面体晶)により表記され、3C、4H、6H、15Rの様に表記される。3C-SiCは α -SiCと呼ばれ、その他のSiCは β -SiCとも呼ばれる。発生確率が高く重要性の高いポリタイプの例として3C-、4H-および6H-SiCの積層構造の模式図を図1.2に示す。

ポリタイプの違いにより、機械的性質はあまり変化しないが、電気的および光学的な特性は大きく変わる。3C、4H、および6H-SiCの電気的特性を中心とした物性値をシリコン(Si)、砒化ガリウム(GaAs)および窒化ガリウム(GaN)と比較し表1.1に示した。この表より、4H-SiCは、他のポリタイプに比べ、バルク中の電子移動度が高く、絶縁破壊電界強度も高い。またこれらの物性値の異方性も小さいため、4H-SiCは、縦型高耐圧デバイスに適したポリタイプであると期待されている。

SiCをパワーデバイスに適用した場合の最大の特長は、同じ耐圧のSiデバイスに比べて、大幅な低損失化が期待できる点である。この優位性について図1.3を用いて説明する。図1.3は片側

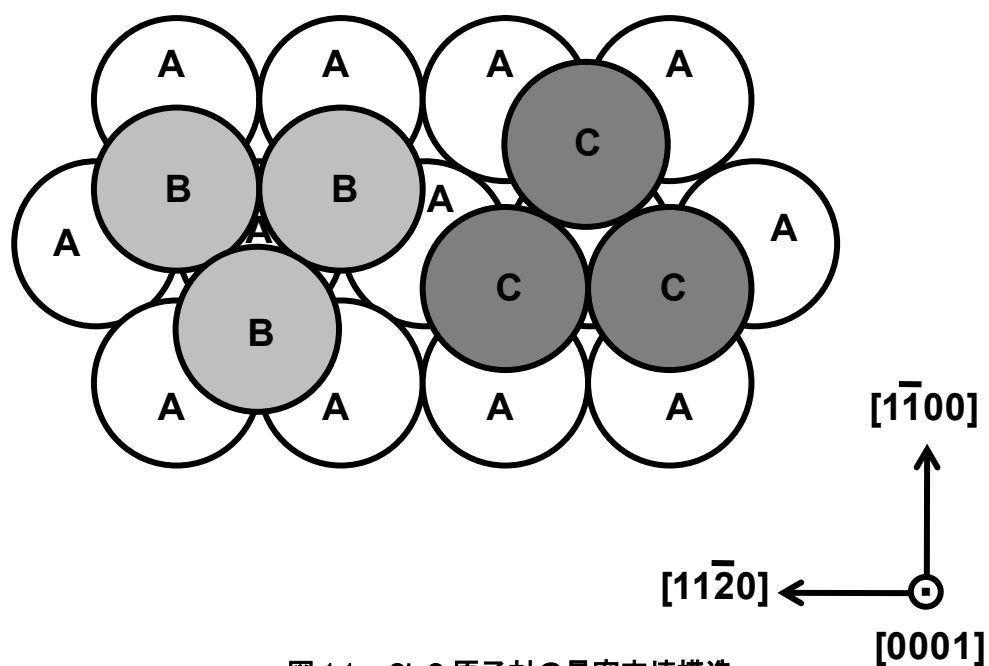


図 1.1: Si-C 原子対の最密充填構造

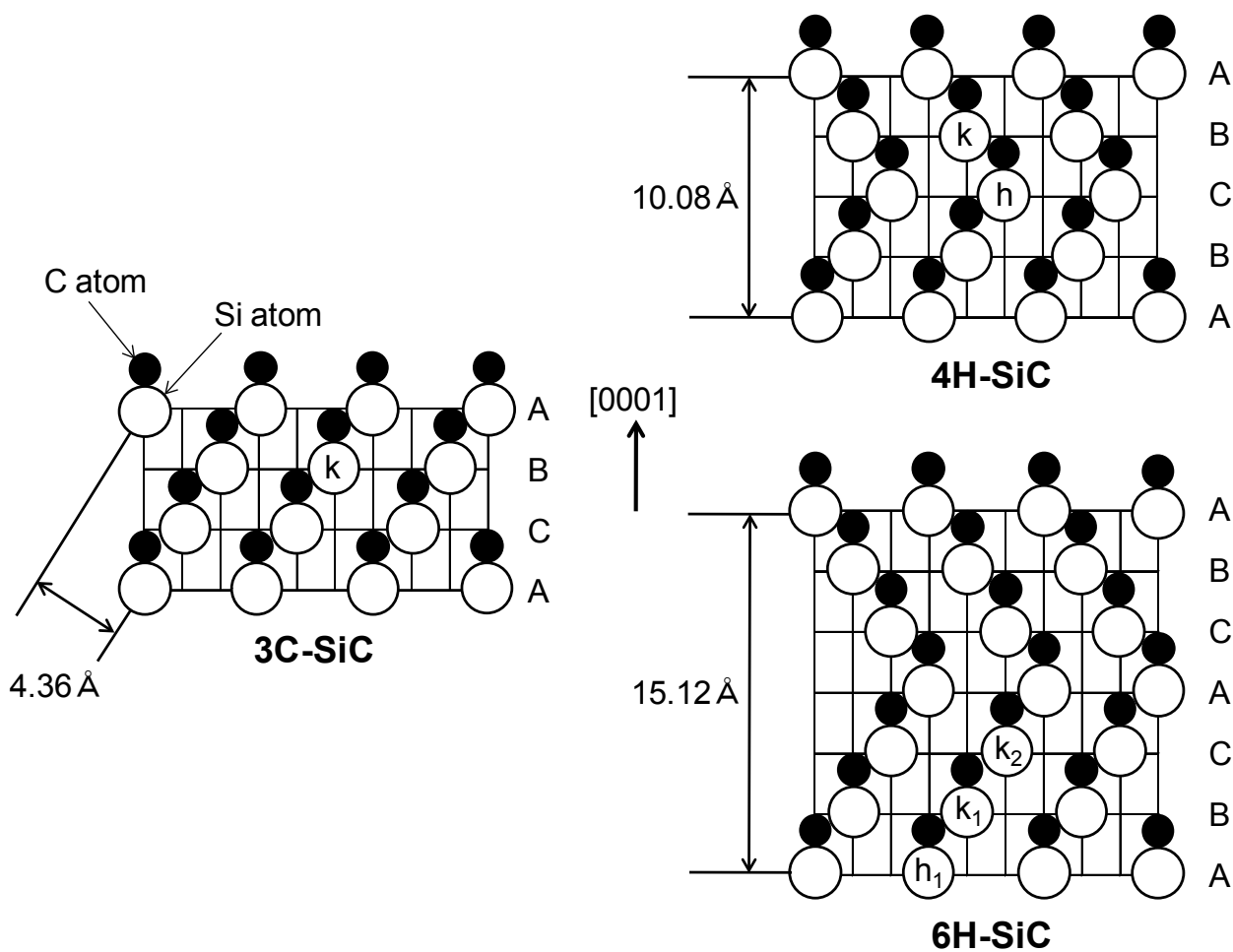


図 1.2: 代表的な SiC ポリタイプの積層構造
(h: hexagonal site, k: cubic site)

表 1.1: 各半導体の物性値

	SiC			Si	GaAs	GaN
	3C	4H	6H			
Crystal Structure	ZB	4H	6H	Dia.	ZB	W
Lattice constant (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
Band structure	I.D.	I.D.	I.D.	I.D.	D.	D.
Bandgap (eV)	2.3	3.26	3.02	1.12	1.42	3.42
Electron mobility (cm ² /Vs)	1000	1000 (⊥c) 1200 (//c)	450 (⊥c) 100 (//c)	1500	8500	1500
Hole mobility (cm ² /Vs)	50	120	100	450	400	20
Electron saturation velocity (10 ⁷ cm/s)	2.7	2.2	1.9	1	1	2.7
Breakdown field (MV/cm)	2	3	3	0.3	0.4	3
Thermal conductivity (W/cmK)	4.9	4.9	4.9	1.5	0.46	1.3
Relative dielectric constant	10	9.7 (⊥c) 10.2 (//c)	9.7 (⊥c) 10.2 (//c)	11.9	12.8	10.4
Conductivity control	△	○	○	○	○	△
Thermal oxide	○	○	○	○	×	×
Conductive wafer	△ (Si)	○	○	○	○	△ (SiC)
Insulating wafer	×	○	○	×	○	△ (Sapphire)

ZB: Zincblende

I.D.: Indirect

○: Excellent

Dia.: Diamond

D.: Direct

△: Fair

W: Wurtzite

×: Difficult

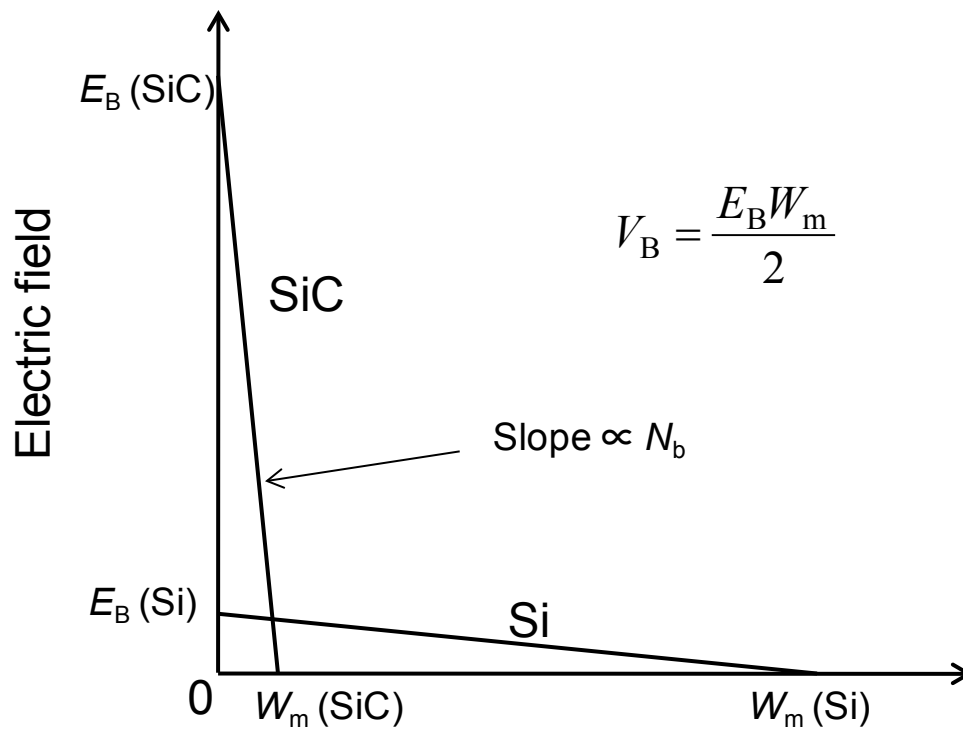


図 1.3: Si および SiC の片側階段接合における電界分布

階段接合に逆方向電圧を印加した時の空乏層内の電界分布を表わしている。切片に示される接合界面での最大電界は、材料固有の絶縁破壊電界に等しく、この時、空乏層幅は最大空乏層幅となる。この時に保持される絶縁破壊電圧(V_B)は、次式のとおり、電界分布を示す直線を斜辺とする直角三角形の面積で表される[7]。

$$V_B = \frac{E_B W_M}{2} \quad (1.1)$$

ここで、 E_B は絶縁破壊電界を、 W_M は最大空乏層幅を示す。絶縁破壊時の最大空乏層幅 W_M は、次式のとおり示される。

$$W_M = \frac{\epsilon_S E_B}{q N_B} \quad (1.2)$$

ここで、 ϵ_S は半導体の誘電率、 q は素電荷、 N_B はドーピング密度である。式(1.1)および式(1.2)より、絶縁破壊電圧 V_B は次式のとおり示される。

$$V_B = \frac{\epsilon_S E_B^2}{2q N_B} \quad (1.3)$$

式(1.3)より、高耐圧デバイスを得るためには、高い絶縁破壊電界と低いドーピング濃度が必要であることが判る。

一方、順方向バイアス時には、ユニポーラデバイスにおいては、ドリフト層は抵抗体として振る舞う。高耐圧デバイスでは、ドリフト領域の抵抗(R_{drift})が、オン抵抗を支配する。ドーパントのイオン化率を100%と仮定し、その濃度は最大空乏層幅がドリフト層の厚さとなるよう最適化されたユニポーラデバイスの特性オン抵抗(R_{on})は次式のとおり示される[8]。

$$R_{\text{on}} = R_{\text{drift}} = \frac{4V_{\text{B}}^2}{\epsilon_s \mu E_{\text{B}}^3} \quad (1.4)$$

ここで、 μ は移動度を示す。上式より、デバイスの設計耐圧が決まっていれば、絶縁破壊電界と移動度の高い材料を用いることが有効であることが判る。この絶縁破壊電界は、デバイス設計で調整されるパラメータではなく、半導体材料固有の物性値である。SiCの絶縁破壊電界はSiの約10倍であるため、同耐圧のデバイスを仮定すると、SiCではSiの場合より、空乏層幅を1/10に、この領域のドーピング濃度を100倍にすることができ、ドリフト領域の抵抗を2桁から3桁程度小さくできる。

一方、バイポーラデバイスに関して言えば、一般的に素子のスイッチング時に、蓄積電荷の消滅に伴うスイッチング損失が発生する。バイポーラ素子にSiCを適用した場合、例えば、SiCのPiNダイオードは同じ耐圧のSiのPiNダイオードに比べ、ドリフト領域が薄いため、オン時に蓄積されるキャリアの量が少なく済む。また、伝導度変調が有効に働く拡散長が、Siのそれに比べて1桁短くても済む。これより、その拡散長を得るためのキャリア寿命は、2桁短くて良いことになる。これら蓄積キャリアが少なく、キャリア寿命が短くて良いという2つの特長から、SiCのpnダイオードのターンオフ時の蓄積時間は、Siのそれに比べて、非常に短く、かつ逆回復電流も極めて少なくなり、結果として、スイッチング損失が大幅に低減できる。

また、パワーデバイスでは、動作時に大電流を扱うため、ジュール熱の発生が大きく、デバイス自体が加熱される。Siのバンドギャップは約1.1 eVであることから、200°C以上の高温では真性領域に入り、半導体デバイスとして正常に動作しなくなる。一方、SiCのそれは3 eV以上と大きいため、300°C以上での高温動作が可能である。そのため、冷却システムの小型化も期待できる。これらの特長に加え、ワイドバンドギャップ半導体の中で、例外的に広範囲でのp、n制御が容易であり、熱酸化によって良質の絶縁膜が形成できるなどの利点が存在する。

以上の特長から、SiCはパワーデバイスに非常に適した半導体材料であり、パワーデバイスにSiCを適用することで、デバイスの高効率化や、パワーエレクトロニクス機器に対する適用領域の拡大が期待されている。

1.2.2 SiC パワーデバイスの現状

SiC は古くから高耐圧、高周波、高温動作に優れた物性のため、パワー半導体材料として Si にとって代わると予想されていた[9]。SiC 研究開発の黎明期こそ、半導体として用いるための SiC アチソン結晶の入手および加工の困難さや、Si デバイスの技術発展に伴う半導体業界のすう勢に吞まれ、研究が停滞した時期もあったが、1970 年代には、改良レイリー法[10]により比較的高品質な結晶が得られるようになり、さらに、実際の半導体デバイスが機能するエピタキシャル成長層に対し、ステップ制御エピタキシー法[11]によるエピタキシャル成長技術の躍進が大きなブレイクスルーとなり、この結果、SiC デバイス開発が再び活発に進められた。現在では Si デバイスの理論限界を大きく打破した SiC デバイスが開発されている。

1993 年に実証された SiC の SBD (Schottky Barrier Diode)[12]は、その後、信頼性等の様々な課題が解決され、2001 年より市販化され[13]、現在では家電製品に搭載されるまでに至った[14]。スイッチング素子に関しては、主に耐電圧 2 kV 以下の JFET (Junction Field-Effect Transistor) [15,16]や MOSFET (Metal-Oxide-Semiconductor Field-Effect Transistor)[17,18]の開発が精力的に進められている。SiC は良好な酸化膜 SiO_2 が得られることが特長の一つであるが、MOSFET では SiO_2/SiC 界面に存在する界面準位の密度が高いため[19,20]、バルク移動度に対して 2 桁程度低いチャネル移動度しか得られていない。しかし、チャネル作製面に従来の(0001)面以外の(11 $\bar{2}$ 0)面[21]や(0001)C 面[22]を適用することや、酸化窒素を用いて酸化膜を形成する[23,24]ことで、チャネル移動度が飛躍的に向上している。現在のところ、まだ十分なチャネル移動度は得られていないが、Si の MOSFET を凌駕する特性が実証されており[25,26]、既にディスクリート品のサンプル出荷および、市販に向けた量産が始まっている[27,28]。

耐圧 5 kV を超えるような高耐圧領域では、バイポーラ素子の開発が進められている。これまでのところ、Si デバイスでは実現できないような、耐圧 20 kV を超える SiC PiN ダイオード[29,30]や、高耐圧の SiC GTO (Gate Turn-Off Thyristor)[31]、SiC IGBT (Insulated Gate Bipolar Transistors)[32]等が開発されている。しかしながら、後述のとおり、SiC バイポーラ素子には、順方向バイアス時における特性劣化の問題や、バイポーラ素子の特性に強い影響を及ぼすキャリア寿命に対する課題など、実用化に向けたハードルは高く、SiC ユニポーラデバイスに比べ、SiC バイポーラデバイスの研究開発は大きく後れをとっている。

1.3 SiC バイポーラデバイス

1.3.1 バイポーラデバイスの特徴

前述のとおり、高耐圧デバイスを得るためには、ドーピング密度が低く、かつ厚いドリフト層が必要になる。ユニポーラデバイスの場合、順バイアス時、この低いドーピング密度を有する厚いドリフト層は高抵抗となる。すなわち、ユニポーラデバイスでは、式(1.4)のとおり、オン抵抗は耐

電圧の二乗に比例して増加する。

一方、バイポーラデバイスにとっても、高耐圧を実現するためには、低ドーピング密度かつ厚い耐圧維持層が必要である。しかし、順バイアス状態では、少数キャリアが耐圧維持層に注入され、耐圧維持層の電子および正孔の両方のキャリア濃度がともに上昇し抵抗が下がる伝導度変調の効果により、同じ耐圧のユニポーラデバイスよりも低いオン抵抗が得られる結果となる。バイポーラデバイスとして PiN ダイオードを、ユニポーラデバイスとして SBD を例に、順バイアス時のキャリア分布状態を模式的に図 1.4 に示した。

しかし、バイポーラデバイスは一般的に、ユニポーラデバイスに比べ、順方向バイアス時の立ち上がり電圧が高い。それゆえ、デバイスにそれほどの耐圧を必要としないならば、ユニポーラデバイスを適用する方が望ましい。パワーデバイスの耐電圧に対する種類とすみ分けを、図 1.5 に示す。Si デバイスでは、耐圧 100~200 V 以下は SBD、それ以上で PiN ダイオードが用いられる。Si スイッチング素子では、ユニポーラデバイスとバイポーラデバイスの境界が 300~600 V となる。一方、SiC デバイスでは、その境界は 5 kV 前後となり、PiN ダイオードや IGBT、サイリスタなどのバイポーラデバイスが適用されるのは、5~10 kV 以上の超高耐圧領域であると考えられる [33]。

1.3.2 SiC バイポーラデバイスの応用分野

前節のとおり、SiC バイポーラデバイスは 5 kV 以上の高い耐圧領域で効果的な適用が期待できる。現在、このような超高耐圧バイポーラデバイスの適用先としては、電力系統における電力変換設備が挙げられる。電力系統では高電圧送電にともなう電力変換装置が不可欠であり、特に、近年、電力系統の有効利用を目的として、パワーエレクトロニクス技術を利用した FACTS (Flexible AC Transmission System) 機器の適用が広がっている [34]。これらの例を図 1.6 に示す。BTB (Back To Back) は電力の輸送能力の向上および系統安定化を図るために非同期で系統を連系し、FC (周波数変換) は異周波数の系統を連系する。SVG (Static Var Generator) は無効電力を制御することにより、系統を安定化させ、アクティブフィルタは発生源の高調波電流とは逆位相の高調波電流を系統に注入し、高調波電流を補償する。また、サイクロコンバータは系統周波数調整のため、揚水発電所の発電機の可変速制御などに用いられる。これらの装置には、高耐圧、大容量および低損失のパワーデバイスが必要とされ、現状 Si の GTO や IGBT が用いられている。最近では、それらの特性を改善した GCT (Gate Commutated Turn-off) や IEGT (Injection Enhanced Gate Transistor) 等が開発され、装置への適用が始まっているが [35]、電力変換装置へのさらなる低損失化の要望は強い。

例えば、四国電力と関西電力を結ぶ紀伊水道直流送電の、交直変換を目的とする紀北変換所における損失は、定格容量の 1% 程度であり、定格容量の電力が融通されている間は、10 MW 以上の損失が (すなわち、昨今のメガワット級太陽光発電所、数ヶ所以上の出力分が) 昼夜を問わず継続的に熱損失として排出される。この変換所で用いられている電力変換装置では、250 kV の高電圧を制御するために、耐圧 8 kV の光励起型サイリスタを 1 アームあたり 40 個直列接続しており、図 1.7 に示すとおり、装置自体も非常に大きい [36,37]。この直列素子数は、デバイスの高耐圧化によ

り大幅に低減できるため、超高耐圧の SiC バイポーラデバイスを適用した場合、装置の小型化が期待できる。さらに、SiC バイポーラデバイスは、通電損失だけでなく、スイッチング損失も小さいため、装置をより高効率化することが期待できる。また、SiC デバイスは既述の通り、高温動作が可能となることから、過渡的、局所的な温度上昇に対する耐性も高く、スナバ回路など各種保護回路の簡略化が期待できる。併せて、この様な大電力用の交直変換装置は大半が水冷方式を採用しているが、冷却に必要な大量の水の安定調達が容易でない。ヒートシンクの小型化や、冷却方式を水冷式から空冷式へと簡素化することで、冷却水の調達問題に対する解決も期待でき、装置全体の大幅な小型化が期待できる。

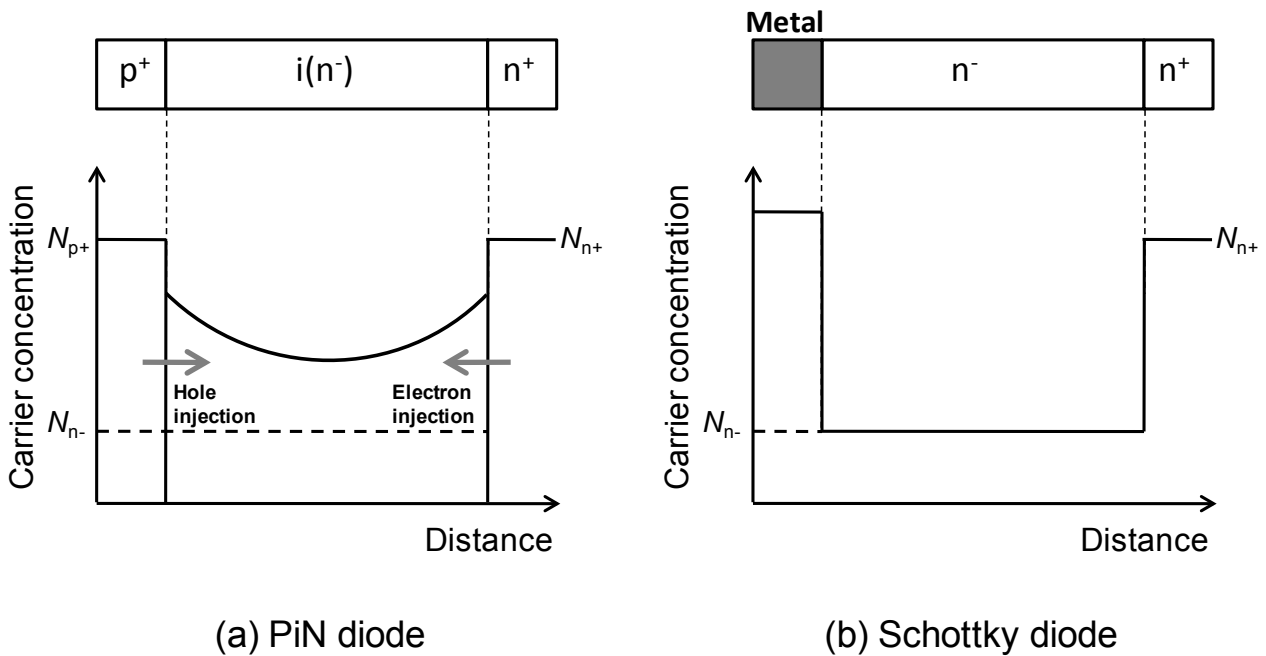


図 1.4: 順バイアス時のキャリア分布状態の模式図

(a) PiN ダイオード, (b) ショットキーバリアダイオード

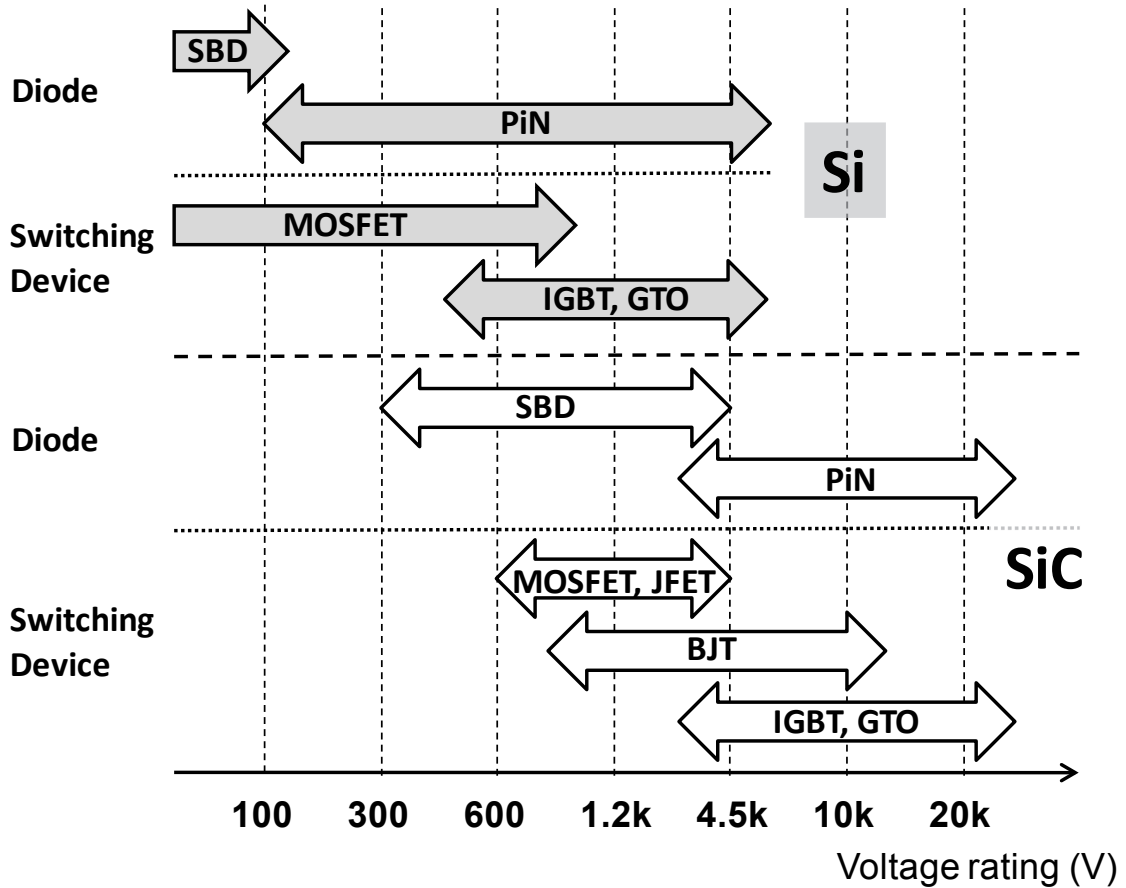


図 1.5: Si および SiC デバイスに関する、パワーデバイスの耐電圧に対する種類とすみ分け[33]

	非同期連系(BTB) 周波数変換(FC)	静止形無効電力補償装置 (SVG)	アクティブフィルタ	サイクロコンバータ
目的	系統安定化 周波数変換	系統安定化	高周波抑制	可変速制御
回路				
適用箇所	非同期連系 異周波連系	電源線	需要家電力系統	可変速揚水発電機 可変速フライホイール

図 1.6: パワーデバイスの電力機器への適用例

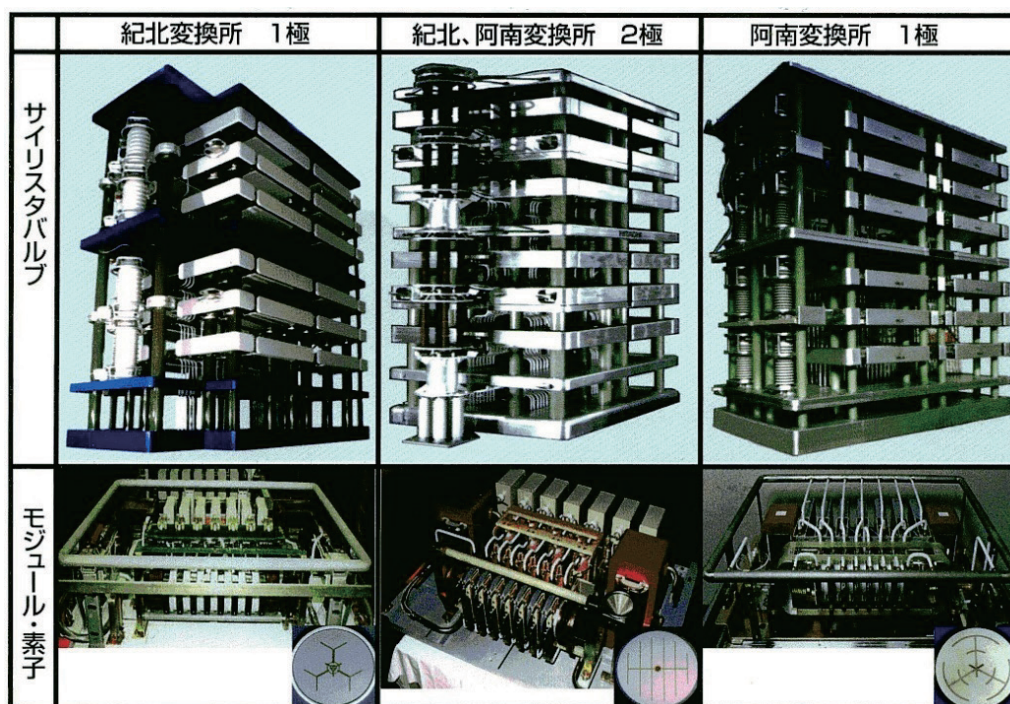
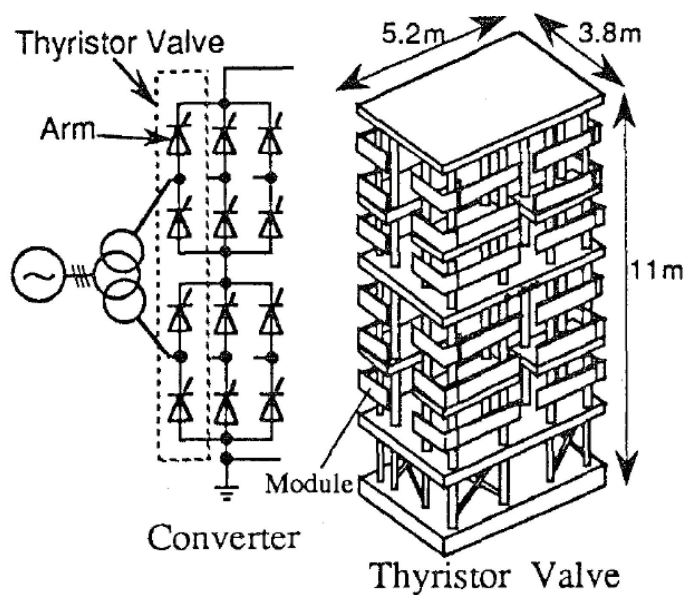


図 1.7: 紀伊水道直流送電に使用される±250 kV サイリスタバルブの寸法[36]、および外観写真、モジュール・素子[37]

1.3.3 SiC バイポーラデバイス研究開発の現状

SiC を使用した pn ダイオードは、1960 年代に発光素子として試作されたものが始まりと言われる。SiC アチソン結晶の入手や加工の困難さ、Si デバイスの進展などの理由から、SiC デバイスに対する研究が停滞した時期もあったが、1970 年代には、改良レイリー法[10]により比較的高品質な SiC 結晶が得られるようになり、さらに、1980 年代後半には、ステップ制御エピタキシー法[11]の発見により、デバイスが機能するエピタキシャル成長層の結晶品質が、飛躍的に向上した。この技術を活用した SBD が試作され[12]、SiC のパワー半導体デバイスとしての可能性が実証されたことにより、SiC デバイスの開発は再び活発になった。pn 接合のダイオードも、ほぼこの時期から開発が進められた[38,39]。さらに pn 接合の形成技術の進展に伴い、続けざまに BJT (Bipolar Junction Transistor) [40]、Thyristor [41]、GTO[42]が作製され、その動作が実証された。SiC バイポーラ素子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、比較的初期の段階で、pn ダイオードの温度特性が詳細に調べられ[43]、高温動作が実証された。バイポーラデバイスとして最も期待されていた高い耐圧特性に対しては、Si デバイスでは成し得ない高耐圧のダイオードが開発され、電界緩和構造の検討とともに、現在では、20 kV を越えるダイオードが開発されている[29,30]。スイッチングデバイスに関しても、高耐圧化に向けた開発がなされ、高耐圧の GTO[31]や IGBT[32]が報告されている。最近では、耐圧が 20 kV を越える BJT が報告されるまでに至っている[44]。

1.3.4 SiC バイポーラデバイスの課題

これまで、SiC バイポーラデバイスの特長や、システムへの適用メリットを述べてきたが、前節でも述べたとおり、SiC バイポーラデバイスには特有の課題も多い。ユニポーラデバイスである SiC-SBD や SiC-MOSFET が市販もしくはサンプル出荷されている現状と比較すると、SiC バイポーラデバイスの研究開発は著しく遅れていると認めざるを得ず、実用化に至るまでには、まだ多くの問題を解決する必要がある。以下に SiC バイポーラデバイスの主な課題について記述する。

①キャリア寿命

1.3.1 節で述べたとおり、バイポーラデバイスの場合、順バイアス状態では、少数キャリアがドリフト層に注入され、ドリフト層の電子および正孔の両方のキャリア密度がともに上昇し抵抗が下がる伝導度変調の効果により、同じ耐圧のユニポーラデバイスよりも低いオン抵抗が得られる。すなわち、バイポーラデバイスの場合、伝導度変調の効果が、通電損失の低減に大きな影響を及ぼすと言える。さらに、SiC を高耐圧デバイスに適用した場合、同耐圧の Si デバイスに比べドリフト領域が薄いため、オン時に蓄積されるキャリアの量が少なく済み、また、伝導度変調が有効に働く拡散長が、Si のそれに比べて 1 桁短くても済む。これより、その拡散長を得るために必要なキャリア寿命は、2 桁短くて良いことになる。

しかしながら、SiC は間接遷移型半導体にもかかわらず、現状得られているそのキャリア寿命

は、高純度 Si のキャリア寿命と比べて数桁小さい。現状のキャリア寿命は約 $1 \mu\text{s}$ 程度と短く [45]、伝導度変調を有効に効かせるには十分ではない。耐圧維持層の厚い SiC-PiN ダイオードを例に、伝導度変調に対するキャリア寿命の効果を示す。PiN ダイオードの順バイアス状態（高レベル注入時）における耐圧維持層中のキャリア密度分布 $n(x)$ ($= p(x)$) は次式のとおり与えられる [46]。

$$n(x) = p(x) = \frac{\tau_{\text{HL}} J_{\text{T}}}{2qL_{\text{a}}} \left[\frac{\cosh(x/L_{\text{a}})}{\sinh(d/L_{\text{a}})} - \frac{\sinh(x/L_{\text{a}})}{2\cosh(d/L_{\text{a}})} \right] \quad (1.5)$$

ここで、 τ_{HL} は高レベル注入時におけるキャリア寿命、 J_{T} は電流密度、 L_{a} は両極性拡散長、 q は素電荷、 d は耐圧維持層厚みの半分の長さを示す。図 1.8 に順バイアス状態における SiC-PiN ダイオードの耐圧維持層中のキャリア分布を示す。なお、電流密度 $J_{\text{T}} = 100 \text{ A/cm}^2$ 、耐圧維持層厚み $2d = 200 \mu\text{m}$ 、両極性拡散係数 $D_{\text{a}} = 4 \text{ cm}^2/\text{s}$ とし、高レベル注入時のキャリア寿命 τ_{HL} が $1 \mu\text{s}$ 、 $3 \mu\text{s}$ 、 $10 \mu\text{s}$ の場合のキャリア密度分布を比較した。図より、アノード側とカソード側より注入されたキャリア分布が、キャリア寿命に依存し、中心付近で最小値を取ることがわかる。キャリア寿命が長いと、中心部のキャリア密度が高く抵抗が小さくて済むが、例えばキャリア寿命が $1 \mu\text{s}$ と短い場合、中心部のキャリア濃度は、キャリア寿命が $10 \mu\text{s}$ の場合に比べ約 2 桁低下し、この領域が耐圧維持層の中で大きな抵抗成分となり、通電損失の大幅な損失や素子発熱の増大につながる。以上のように、バイポーラデバイスにとって、キャリア寿命は、デバイス特性を左右する最も重要なパラメータの一つであり、各研究機関においてキャリア寿命に関する精力的な研究開発が進められているが、SiC のキャリア寿命の特性や制限因子など、その多くはまだ十分には解明されていない。

② 基底面転位に起因するデバイス特性劣化

SiC バイポーラデバイス特有の問題として、継続的な順バイアスの印加（通電）により、デバイス特性が劣化し、その結果、オン抵抗と漏れ電流が増加するという致命的な問題がある [47]。エピタキシャル成長層内に完全転位の基底面転位 (BPD : Basal Plane Dislocation, バーガースベクトル $\mathbf{b} = \mathbf{a}/3 \langle 11\text{-}20 \rangle$) がバーガースベクトル $\mathbf{b} = \mathbf{a}/3 \langle 1\text{-}100 \rangle$ タイプの 2 本のショックレー部分転位に分解し、これらの部分転位の間にはショックレー型積層欠陥が存在している。この時、デバイスに順バイアスを印加し、通電させると、順バイアス時に注入された電子-正孔対の再結合エネルギーが、結晶内で基底面転位から分解した部分転位に与えられることで、一方の部分転位が基底面内を移動し、それらの部分転位の間には存在するショックレー型の積層欠陥が形成・拡大され、デバイス特性の劣化につながる [48]。

一方、基板中の BPD の多くは、エピタキシャル成長時に貫通刃状転位 (TED : Threading Edge Dislocation) に変換され、TED はショックレー型積層欠陥の拡大の起源にならない。このことから、エピタキシャル成長時における BPD から TED への変換率を向上させる取組みが積極的になされている。現在、基板表面に対して熔融水酸化カリウム (KOH) エッチングを行うことやドライエッチングによるパターンニングを行うことで、密度 $< 10 \text{ cm}^{-2}$ の BPD が得られている [49]。またエピ成長を一旦中断することでも、変換率の向上が報告されている。Tsuchida 等は、基板のオフ角を 8° から 4° に低減することで BPD の大幅な低減に成功し、BPD の存在しない 6 cm^2 以上の領

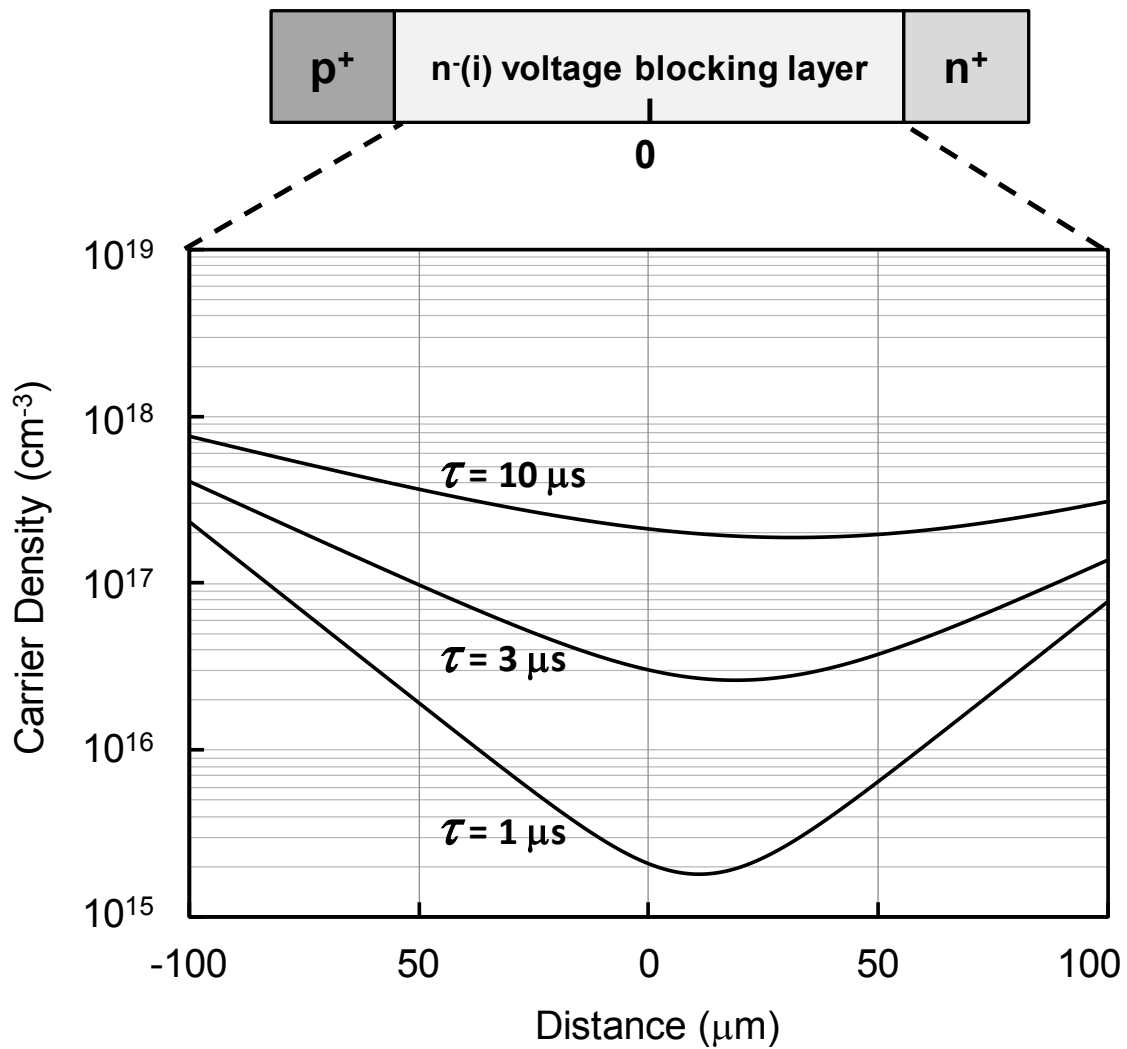


図 1.8: PiN ダイオードの耐圧維持層の高注入状態におけるキャリア分布の例
(p⁺領域および n⁺は十分に高ドープであり、耐圧維持層のキャリア密度は 10¹⁵ cm⁻³ 以下とし、電流密度を 100 A/cm² と仮定)

域を得ることに成功している[50]。今後、基板結晶成長、およびエピタキシャル成長における結晶の高品質化、およびデバイス作製プロセスに伴う欠陥生成の抑制により、基底面転位の低減を通じたデバイス特性の解決に向け、さらなる BPD の低減が期待される。

③厚いエピタキシャル成長技術

耐圧 10 kV を超える高耐圧バイポーラデバイス作製のためには、耐圧維持層として、高純度で厚さ 100 μm 以上の厚いエピタキシャル成長層が必要であるが、現状のエピタキシャル成長の量産装置では成長速度が 5~10 $\mu\text{m}/\text{h}$ 程度であり、将来の産業への展開を考えた場合、さらなる成長速度の向上が要求される。しかし、SiC エピタキシャル成長の速度を速めるため、成長速度を律速する原料の分圧を高めると、原料ガス中で核生成が生じ、SiC パーティクルや Si ドロップレットなどが発生し、結晶品質を劣化させる。併せて、成長速度が上昇すると、結晶成長中に 3C-SiC インクルージョンやエピタキシャル成長起因の 8H 型積層欠陥が導入されやすくなり、高品質なエピタキシャル層を得ることが、ますます困難になっている。さらに、このエピタキシャル成長により導入される積層欠陥は、比較的低いオフ角度の基板を使用した場合、生成し易いことが確認されており、供給基板の（8°オフから 4°オフへの）低オフ角度化がさらに課題のハードルを高めている。

現在、原料ガス中の核生成を抑制し、成長速度を高める方法として、低い圧力雰囲気での成長や、塩素系ガスの導入が試みられ、250 $\mu\text{m}/\text{h}$ の成長速度でも鏡面状の表面が得られるという報告がある[51]。また、8H 型積層欠陥の低減に対しては、基板の化学機械研磨を適用した基板表面の研磨や、成長温度の高温化により低減できるとの報告がある[52]。今後、100 $\mu\text{m}/\text{h}$ 以上の高速成長時や、低オフ角度基板の使用時においても、欠陥の生成を抑制するための技術開発が要求される。

④高耐圧絶縁技術

高耐圧デバイスへの高電圧印加に関し、デバイスの耐圧維持層を十分に確保したとしても、デバイス終端部、たとえば電極端部では、電界集中が生じ、絶縁破壊に至る場合が多い。一般的には終端部の電界集中を緩和するため、JTE (Junction Termination Extension) などの電界緩和方法が適用されるが、SiC では衝突イオン化係数の異方性や、空間電荷の電荷状態により、電界分布が複雑になり、電界緩和の設計が困難となっている。

また、高電圧を印加すると、電極端部には非常に高い電界が集中するため、デバイス表面の気中を介した放電が生じる。このため、通常はデバイス表面に、酸化膜などの絶縁膜を形成し表面を保護しているが、それでもデバイスに 10 kV を超えるような高電圧を印加すると、非常に高い電界が集中し、酸化膜の破壊が生じる場合がある。現在、高絶縁高分子材料を用いた表面保護膜の強化などが取組まれているが、今後、高耐圧のデバイス開発のためには、表面保護のさらなる技術開発が要求される。

⑤その他

SiC ではデバイスプロセスにおいても課題が多い。例えば、上記電界緩和のための終端構造を形成する場合、異なった伝導型の領域を局所的に形成する必要があるため、ドーピング技術が適用

される。一般的な半導体プロセスでは、ドーピング技術として拡散法とイオン注入法が用いられる。しかしながら、SiCに対する不純物の拡散係数は極めて小さいため、SiCでは、拡散法によるドーピングが困難である。このため、SiCプロセスでは一般的にドーピング手法としてイオン注入法が利用される。しかし、イオン注入を行うと、格子間原子や原子空孔などの格子欠陥が発生する。さらに結晶性の回復を図ると同時に、注入した不純物原子を格子点に置換し、電気的に活性化させるため、注入後にアニール処理を行う必要がある。SiCの場合、高ドーズ注入を行うと、イオン注入領域が非結晶質化し、その後にアニール処理を行っても良好な再結晶化が進行しない。このため、イオン注入時に高温に加熱する高温注入技術が必要となる。注入後のアニール処理では1500°C以上の高温で行うことが一般的であるが、高温アニール時に表面原子がマイグレーションすることで、表面が荒れてしまい、デバイスの特性に悪影響を及ぼすことが知られている。現在、カーボンキャップアニール法や、RTA (Rapid Thermal Anneal) 法など、アニール処理を工夫することで、表面荒れの抑制が試みられている。なお、上記デバイスプロセスに関する問題点については、ユニポーラデバイスにも共通の課題である。

1.4 キャリア寿命の重要性

1.4.1 キャリア寿命がデバイスに与える影響

バイポーラデバイスの特長として、順バイアス時、耐圧維持層への少数キャリアの注入により、オン抵抗が大幅に低減する伝導度変調の効果について述べたが、これは、耐圧維持層に注入されたキャリアの拡散長が十分に長いという仮定の上に成り立っている。前述のとおり、SiCバイポーラデバイスに要求されるキャリア寿命は、Siのそれに比べ、はるかに短くても良い。にもかかわらず、現状のSiC結晶のキャリア寿命は十分長いとは言えず、伝導度変調の効果が低いため、通電損失が十分低減できていない。ここで、SiC-PiNダイオードを例に、キャリア寿命に対する、通電抵抗の影響について考察する。高注入状態におけるオン電圧 V_{on} と、両極性拡散長 L_a により規格化された耐圧維持層厚さ (d/L_a) の関係は、次式で与えられる[46]。

$$V_{on} = \frac{2kT}{q} \ln \left[\frac{J_T d}{2q D_a n_i F(d/L_a)} \right] \quad (1.6)$$

ただし

$$F\left(\frac{d}{L_a}\right) = \frac{(d/L_a) \tanh(d/L_a)}{\sqrt{1 - 0.25(\tanh(d/L_a))^4}} \exp\left(-\frac{qV_M}{2kT}\right) \quad (1.7)$$

ここで、 d は耐圧維持層厚み W_D の半分の長さ($d = W_D/2$)である。また、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度、 q は素電荷、 J_T は電流密度、 D_a は両極性拡散係数、 n_i は真性キャリア密度、 V_M は耐圧維持層の電圧降下を示す。これらの関係式より、SiC-PiNダイオードに対し、高注入状態 ($J_T = 100 \text{ A/cm}^2$: n_{ave} (耐圧維持層中の平均のキャリア密度) $> 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) におけるオン電圧 V_{on} と、両極

性拡散長 L_a により規格化された耐圧維持層厚さ(d/L_a)の関係を図 1.9 に示す。この図より、両極性拡散長 L_a が長さ d 、すなわち、ちょうど耐圧維持層厚みの半分の時に、最もオン電圧が下がる（ダイオードの通電損失が小さくなる）ことが判る。ここで、両極性拡散長 L_a は、キャリア寿命 τ により決まることから、最もオン電圧の低い、つまり、伝導度変調の効果の高い場合のキャリア寿命は、一意に決められる。ただし、図 1.9 において、最もオン電圧が低くなる点より(d/L_a)が小さい（キャリア寿命が長い）領域では、耐圧維持層両端の界面における再結合電流を考慮する必要がある、実際にはキャリア寿命が増加（ d/L_a が減少）しても図中に示すようなオン電圧の増加は見られない。

この条件を基に、4H-SiC-PiN ダイオードに対して、所望の絶縁耐圧 V_B に対して必要な耐圧維持層厚み W_D とキャリア寿命 τ の関係を図 1.10 に示した。所望の絶縁耐圧に必要な耐圧維持層厚みは、式(1.1)の最大空乏層幅 W_M を耐圧維持層厚みとして計算し、キャリア寿命は、その耐圧維持層厚みにおいて、最も伝導度変調の効率の高くなる両極性拡散長($L_a = d = W_D/2$)より計算した。この結果より、耐圧 20 kV のバイポーラデバイスに対して、必要なキャリア寿命は 15 μs 以上と予想される。すなわち、従来のキャリア寿命を有する一般的な SiC バイポーラデバイスでは、キャリア寿命が十分な長さでないため、オン電圧（オン抵抗）が大きくなり、SiC バイポーラデバイスの性能が制限されていると言える。

一方、キャリア寿命が長いと、スイッチング動作時に、逆回復電荷量や逆回復時間の増大に伴い、スイッチング損失の増加や、スイッチング速度の低下を招く。また、高耐圧バイポーラデバイスには大容量化の要求が高く、素子面積が広がる可能性が高い。したがって、均質な素子動作のために、特にキャリア寿命の面内分布は均一でなければならない。すなわち、高性能なバイポーラデバイスの実現のためには、キャリア寿命を伸ばすだけでは不十分であり、適切な値や分布に制御する必要がある。

以上から、SiC 結晶のキャリア寿命の系統的な把握や、キャリア寿命の改善、およびその制御に向け、キャリア寿命の物理現象の解明が強く求められている。本研究では、この SiC のキャリア寿命に着目し、次節に示すとおり、SiC 結晶のキャリア寿命に関する基礎研究を実施した。

1.4.2 SiC 結晶のキャリア寿命の現状

前節に述べたとおり、SiC 結晶は間接遷移型半導体にもかかわらず、現状得られているキャリア寿命は、1 μs 程度とまだ短く、高純度 Si のキャリア寿命と比べて数桁短い。それゆえ、SiC 結晶のキャリア寿命に対しては、これまで様々な研究が進められてきた。Bergman 等は微小径角粒界がキャリア寿命に強い影響を及ぼすことを示した[53]。その後、結晶品質が改善されたが、それらのマクロな構造欠陥以外にもキャリア寿命を制限する欠陥があることが判った。Tawara 等や Klein 等は 4H-SiC エピ層のキャリア寿命に、点欠陥が形成する深い準位の $Z_{1/2}$ センターが影響を及ぼしていることを示した[54,55]。Danno 等は、幅広いトラップ密度の範囲で、 $Z_{1/2}$ や $\text{EH}_{6/7}$ センターの密度とキャリア寿命の関係を詳細に調査し、キャリア寿命が $Z_{1/2}$ もしくは $\text{EH}_{6/7}$ センターにより制限されていることを明らかにした[56]。彼等はさらに、 $Z_{1/2}$ センター密度が十分低い領域では、キャリア寿命が、例えば表面再結合

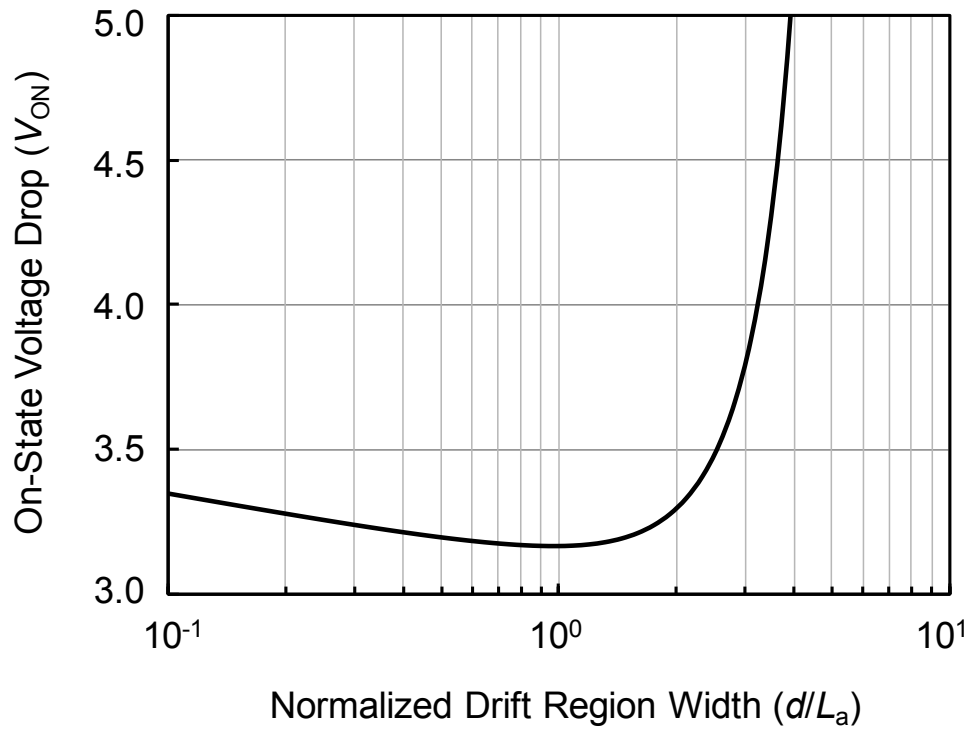


図 1.9: PiN ダイオードのオン電圧 V_{ON} に対する、両極性拡散長 L_a により規格化された耐圧維持層厚み(d/L_a)依存性

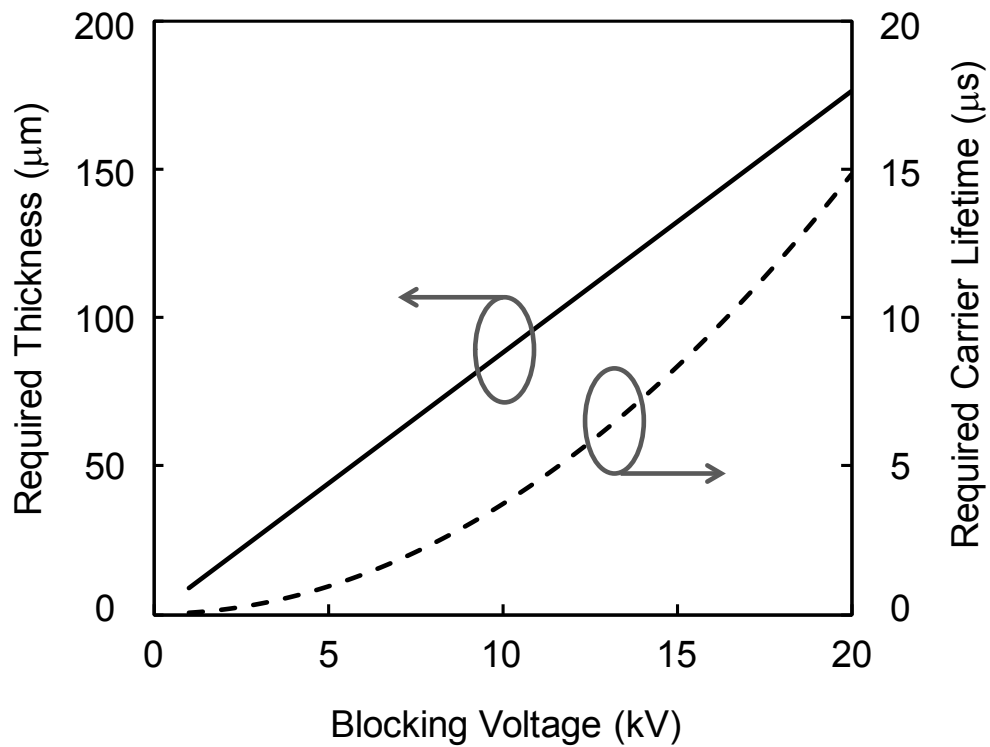


図 1.10: 4H-SiC PiN ダイオードにおける、所望の絶縁耐圧に必要な耐圧維持層厚さおよび必要なキャリア寿命

のような、他の再結合パスにより制限されることを示した。Reshanov 等や Klein 等は少数キャリアを注入した pn 接合を用いた DLTS スペクトルの比較から、 $EH_{6/7}$ はライフタイムキラーにはなりえないと結論付けた[57,55]。最近になって、いくつかの研究グループが、これらの深い準位の低減を試み、キャリア寿命の改善に成功するようになった。Storasta 等は、炭素注入とその後の高温アニールによる拡散により、それらの準位の密度を劇的に低減することに成功した[58]。Hiyoshi 等は、熱酸化により、それらの準位を消滅させることに成功した[59]。こうして、n 型 4H-SiC のライフタイムキラーは系統的に調べられた結果[60,61]、最近では $20 \sim 30 \mu\text{s}$ の長いキャリア寿命も得られるようになった[62,63]。

一方、前節に述べたとおり、キャリア寿命が長すぎると、比較的大きな逆回復特性が生じるため、スイッチング周波数が制限され、過剰なスイッチング損失を誘発する。したがって、キャリア寿命は適切な値と分布に制御すべきである。これに対し、Danno 等は、電子線照射を用いた $Z_{1/2}$ 密度の制御により、n 型 4H-SiC エピ層のキャリア寿命の制御に成功している[56]。

しかしながら、これらの有益な情報は、ほとんどが n 型 SiC 結晶に対する報告であり、一方で、p 型 SiC 結晶のキャリア寿命に関する報告は、極めて少ない。現在 SiC パワーデバイスの作製に使用されている SiC 基板の多くは n 型基板である。これは、p 型基板では、ドーピング技術やドーパントのイオン化率、基板中の欠陥密度の問題から、低抵抗の p 型基板を得にくい(現状 $0.2 \sim 1 \Omega\text{cm}$) という理由による。このため、高耐圧 SiC スwitchングデバイスの中には n 型基板の上に、耐圧維持層として、p 型エピタキシャル層を設けている構造も多い。これらの例を図 1.11 に示す。

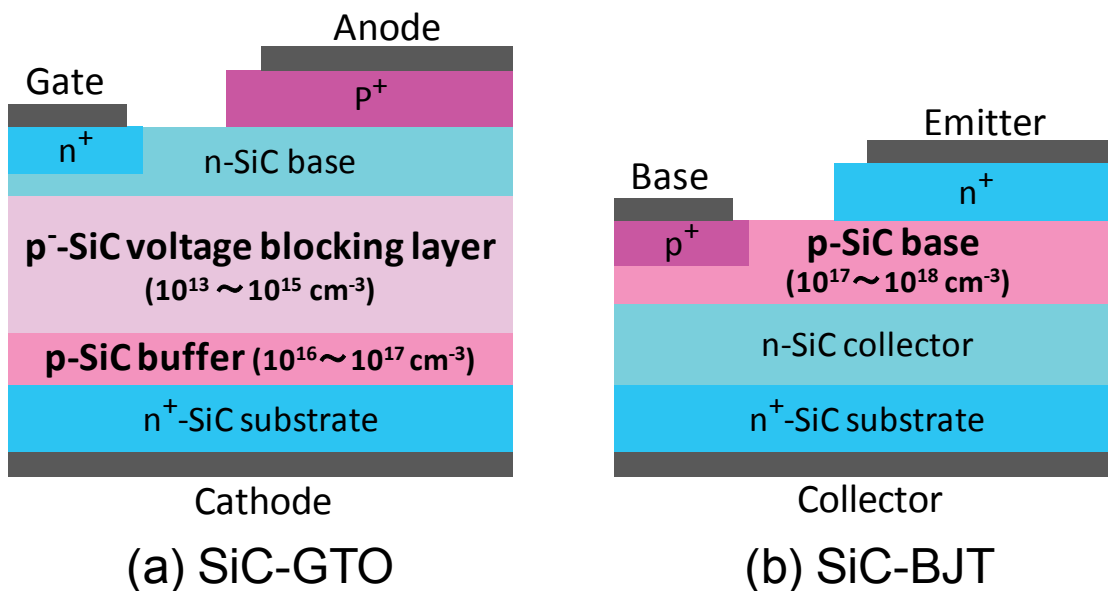


図 1.11: SiC 高耐圧バイポーラデバイスの構造模式図 (a) SiC-GTO, (b) SiC-BJT

図 1.11 (a)は SiC-GTO の構造模式図を示すが、p 型のドリフト層やバッファ層が設けられ、これらの領域のキャリア寿命はオン抵抗や逆回復特性に直接影響する。一方、図 1.11 (b)に示した SiC-BJT ではベース層として p 型 SiC が用いられ、この領域のキャリア寿命は BJT の電流増幅率に大きく影響を与える。しかしながら、これまで報告された p 型 SiC 結晶のキャリア寿命に関する報告は、半絶縁性基板の研究に関する報告[64,65]や、(エピタキシャル層でなく)基板に関する報告[66]などであり、高耐压デバイスの耐压維持層を考慮した、低ドーパの p 型厚膜エピ結晶に関する報告はほとんど無い。このため、現在のところ、p 型結晶のキャリア寿命に関する情報は、非常に限られており、これが、特に SiC スイッチングデバイスの研究分野において、バイポーラデバイスの研究開発がユニポーラデバイスに比べて遅れている原因の一端にもなっている。高耐压バイポーラデバイス実現のためには、n 型 SiC 結晶のみならず、p 型 SiC 結晶に対するキャリア寿命の系統的な評価や、p 型結晶中の深い準位、キャリア寿命を制限しているライフタイムキラーの同定、そしてキャリア寿命の改善が必要不可欠となる。

1.5 本研究の目的および論文の構成

本研究は、高耐压 SiC バイポーラデバイスの性能向上を目的とし、SiC 半導体のキャリア寿命を支配する物理現象の解明を目指した。高耐压デバイスの耐压確保のためには、厚い耐压維持層が必要となる。一方、低損失化実現のためには、厚い耐压維持層におけるオン抵抗の低減が不可欠となり、バイポーラデバイスにおいては、効果的な伝導度変調が必要となる。しかしながら、前述のとおり、SiC 結晶においては、特に伝導度変調の効果に直接影響を及ぼすキャリア寿命に関する情報が極めて少ない。これより、本研究の目的は、(1)4H-SiC 結晶のキャリア寿命に対する注入レベル依存性や温度依存性の把握、およびその依存性が生じる原因となる再結合過程の解明、(2)4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限する因子の同定とキャリア寿命の向上、(3)4H-SiC 結晶のキャリア寿命の制御と、その制御機構の解明、とした。以下に、本論文の構成を示す。

第2章では、半導体のキャリア寿命に関する概要について述べる。評価の基準となるキャリア寿命の定義について説明し、キャリア寿命を決定付けるキャリアの再結合について述べる。同時に、主要なキャリア寿命の評価手法に関しても紹介する。

第3章では、4H-SiC 結晶のキャリア寿命に対する、注入レベル依存性、温度依存性および結晶の不純物密度依存性について述べる。主に 50 μm の厚みを有する p 型および n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、差動 $\mu\text{-PCD}$ 装置を用い、注入レベルやサンプル温度を変化させた。また不純物密度依存性に対しては、Al のドーピング密度の異なる p 型 4H-SiC 結晶を準備し、それぞれのキャリア寿命を測定した。同時に、キャリア寿命の注入レベル依存性や温度依存性等の測定結果から、それら依存性が生じる原因となる再結合過程について考察する。

第4章では、深い準位と表面再結合が、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命に及ぼす影響について述べる。p 型 4H-SiC 結晶に対し、n 型 4H-SiC 結晶にてキャリア寿命の改善に効果が確認されている熱酸化処理および高温アニール処理を行い、その前後において、キャリア寿命および深い準位について評価した結果を述べる。この結果をもとに、熱酸化処理等の種々のプロセス過程におけ

る深い準位の生成と消滅について議論する。同時に、キャリア寿命制御に向け、電子線照射により生成する深い準位についても議論する。また、表面再結合の影響についても本章にて議論する。

第5章では、p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の向上を目指した取り組みについて述べる。基板における再結合の影響を極力避けるため、厚みが約 150 μm という厚膜の p型 4H-SiC エピタキシャル成長層を用い、第4章にて得られた種々のキャリア寿命の改善処理を適用し、キャリア寿命の向上を目指した結果を示す。また、得られた $\mu\text{-PCD}$ 信号強度の減衰曲線に対し、深い準位の分布およびそれに伴うキャリア寿命の深さ方向分布を考慮し、数値解析を用いたフィッティングを行い、p型結晶の真のキャリア寿命の算出を試みる。

第6章では、p型 4H-SiC 結晶に対して試みたキャリア寿命の制御について述べる。第5章にて、キャリア寿命の改善処理を行った厚膜の p型エピタキシャル成長層を準備し、電子線を適用してキャリア寿命制御を試みる。電子線の照射エネルギーは 200 keV および 400 keV であり、照射量を制御しサンプルに照射して、キャリア寿命を評価した。この結果より、キャリア寿命制御の制御性や、電子線照射により生じた欠陥密度とキャリア寿命の関係を基に、p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限する因子について議論する。

第7章では、本研究により得られた成果を総括するとともに、今後の研究課題について議論し、本論文の結論とする。

参考文献

- [1] 日本貿易振興機構 日本の貿易動向総括表.
- [2] 資源エネルギー庁 平成 22 年度(2010 年度) エネルギー需給実績 (確報) .
- [3] 資源エネルギー庁 平成 22 年度(2010 年度) エネルギーバランス表.
- [4] H. Matsunami and T. Kimoto, *Mater. Sci. Eng.* **R20**, 125 (1997).
- [5] R. W. Olesinki and G. J. Abbaschian, *Bull. Alloy Phase Diagrams* **5**, 486, 527 (1984).
- [6] L. S. Ramsdell, *Amer. Min.* **32**, 64 (1947).
- [7] S. M. Sze, *Physics of Semiconductor Devices*, 3rd edition. (John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, 2006) Chapt. 2.
- [8] B. J. Baliga, *IEEE Electron Device Lett.* **10** 455 (1989).
- [9] W. Shockley, *Silicon Carbide – A High Temperature Semiconductor* – (J. R. O'Connor and J. Sniltens, Pergampn Press, Oxford, 1960) XVIII.
- [10] Yu. M. Tairov and V. F. Tsvetkov, *J. Cryst. Growth* **52**, 146 (1981).
- [11] N. Kuroda, K. Shibahara, W. S. Yoo, S. Nishino, and H. Matsunami, *Ext. Abstr. The 19th Conf. on Solid State Devices and Materials* (Tokyo, 1987) p. 227.
- [12] T. Kimoto, T. Urushidani, S. Kobayashi, and H. Matsunami, *IEEE Electron Device Lett.* **14**, 548 (1993).
- [13] thinQ!TM, <http://www.infineon.com/>.
- [14] 三菱ルームエアコン「霧ヶ峰ムーブアイ」, <http://www.mitsubishielectric.co.jp/>.
- [15] P. Friedrichs, H. Mitlehner, R. Kaltschmidt, U. Weinert, W. Bartsch, C. Hecht, K. O. Dohnke, B. Weis, and D. Stephani, *Mater. Sci. Forum* **338**, 1243 (2000).
- [16] J. H. Zhao, K. Tone, P. Alexandrov, L. Fursin, and M. Weiner, *IEEE Trans. Electron Devices* **24**, 81 (2003).
- [17] S.-H. Ryu, A. Agarwal, J. Richmond, J. Palmour, N. Saks, and J. Williams, *Proc. Int. Symp. Power Semicond. Devices & ICs* (Santa Fe, 2000), P. 65.
- [18] M. Matin, A. Saha, and J. A. Cooper, Jr., *IEEE Trans. Electron Devices* **51**, 1721 (2004).
- [19] N. S. Saks, S. S. Mani, and A. K. Agarwal, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2250 (2000).
- [20] H. Yano, T. Hirao, T. Kimoto, and H. Matsunami, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 374 (2001).
- [21] H. Yano, T. Hirao, T. Kimoto, H. Matsunami, K. Asano, and Y. Sugawara, *IEEE Electron Device Lett.* **20**, 611 (1999).
- [22] K. Fukuda, M. Kato, K. Kojima, and J. Senzaki, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 2088 (2004).
- [23] L. A. Lipkin, M. K. Das, and J. W. Palmour, *Mater. Sci. Forum* **389-393**, 985 (2002).
- [24] T. Kimoto, Y. Kanzaki, M. Noborio, H. Kawano, and H. Matsunami, *Jpn. J. Appl. Phys.* **44**, 1213 (2005).
- [25] Y. Nakano, T. Mukai, R. Nakamura, T. Nakamura, and A. Kamisawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* **48**, 04C100 (2009).

- [26] A. Furukawa, S. Kinouchi, H. Nakatake, Y. Ebiike, Y. Kagawa, N. Miura, Y. Nakao, M. Imaizumi, H. Sumitani and T. Oomori, *Proc. Int. Symp. Power Semicond. Devices & ICs* (San Diego), P. 288.
- [27] ローム株式会社「製品情報 (SiC パワーデバイス)」 <http://www.rohm.co.jp/>.
- [28] 三菱電機株式会社「SiC パワー半導体モジュール」 <http://www.mitsubishielectric.co.jp/>.
- [29] M. K. Das, J. J. Sumakeris, S. Krishnaswami, M. J. Paisley, A. K. Agarwal, and A. Powell, *Semiconductor Device Research Symposium* (2003), p. 364.
- [30] H. Niwa, J. Suda, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **5**, 064001 (2012).
- [31] A. K. Agarwal, Q. Zhang, R. Callanan, C. Capell, A. Burk, M. O'Loughlin, J. Palmour, V. Temple, R. Stahlbush, J. Caldwell, H. O'Brien, and C. Scozzie, *Mat. Sci. Forum* **645-648**, 1017 (2010).
- [32] Q. Zhang, M. Das, J. Sumakeris, R. Callanan, and A. K. Agarwal, *IEEE Electron Device Lett.* **29**, 1027 (2008).
- [33] 松波弘之, 大谷昇, 木本恒暢, 中村孝, 「半導体 SiC 技術と応用」(日刊工業新聞社, 2011), 第2章.
- [34] 木村紀之, 中島達人, 宜保直樹, *電気学会論文誌 B*, **128**, 1067 (2008).
- [35] T. Fujii, H. Chisyaki, T. Teramoto, T. Sato, Y. Matsushita, Y. Shinki, S. Funahashi, and N. Morishima, *Journal of the Institute of Electrical Engineers of Japan*, **128**, 255 (2008).
- [36] T. Hasegawa, K. Yamaji, H. Irokawa, H. Shirahama, C. Tanaka, and K. Akabane, *IEEE Trans. on Power Delivery* **11**, 1783, (1996).
- [37] 関西電力株式会社 「紀北変換所パンフレット」 <http://www.kepco.co.jp/>.
- [38] L. G. Matus, J. A. Powell, and C. S. Salupo, *Appl. Phys. Lett.* **59**, 1770 (1991).
- [39] O. Kordina, J. P. Bergman, A. Henry, E. Janzén, S. Savage, S. Savage, J. André, L. P. Ramberg, U. Lindefelt, W. Hermansson, and K. Bergman, *Appl. Phys. Lett.* **67**, 1561 (1995).
- [40] Y. Wang, W. Xie, J. A. Cooper, Jr., M. R. Melloch, and J. W. Palmour, *Inst. Phys. Conf. Series* **142**, 809 (1996).
- [41] J. Palmour, S. T. Allen, R. Singh, L. A. Lipkin, and D. G. Waltz, *Inst. Phys. Conf. Series* **142**, 813 (1996).
- [42] A. K. Agarwal, J. B. Casady, L. B. Rowland, S. Seshadri, R. R. Siergiej, W. F. Valek, and C. D. Brandt, *IEEE Electron Device Lett.* **18**, 518 (1997).
- [43] H. Mitlehner, P. Friedrichs, D. Peters, R. Schörner, U. Weinert, B. Weis, and D. Stephani, *Proc. Int. Symp. Power Semicond. Devices & ICs* (Kyoto 1998), p. 127.
- [44] H. Miyake, T. Okuda, H. Niwa, T. Kimoto, and J. Suda, *IEEE Electron Device Lett.* **33**, 1598 (2012).
- [45] T. Kimoto, N. Miyamoto, and H. Matsunami, *Mater. Sci. & Eng. B* **61-62**, 349 (1999).
- [46] B. J. Baliga, *Fundamentals of Power Semiconductor Devices* (Springer, New York, 2008).

- [47] H. Lendemann, F. Dahlquist, N. Johansson, R. Soderhorm, P. A. Nilsson, J. P. Bergman, and P. Skytt, *Mater. Sci. Forum* **353–356**, 727 (2001).
- [48] M. Skowronski, and S. Ha, *J. Appl. Phys.* **99**, 011101 (2006).
- [49] J. J. Sumakeris, J. P. Bergman, M. K. Das, C. Hallin, B. A. Hull, E. Janzén, H. Lendenmann, M. J. O’Loughlin, M. J. Paisley, S. Ha, M. Skowronski, J. W. Palmour, C. J. Carter Jr., *Mater. Sci. Forum* **527–529**, 141 (2006).
- [50] H. Tsuchida, M. Ito, I. Kamata, and M. Nagano, *phys. stat. sol. (b)*, **246**, 1553 (2009).
- [51] M. Ito, L. Storasta, and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Express* **1**, 015001 (2008).
- [52] S. Izumi, H. Tsuchida, I. Kamata, and T. Tawara, *Appl. Phys. Lett.* **86**, 202108 (2005).
- [53] J. P. Bergman, O. Kordina, and E. Janzén, *phys. stat. sol. (a)* **162**, 65 (1997).
- [54] T. Tawara, H. Tsuchida, S. Izumi, I. Kamata, and K. Izumi, *Mater. Sci. Forum* **457-460**, 565 (2004).
- [55] 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).
- [56] K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 202109 (2007).
- [57] S. A. Reshanov, W. Bartsch, B. Zippelius, and G. Pensl, *Mater. Sci. Forum* **615-617**, 699 (2009).
- [58] L. Storasta and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 062116 (2007).
- [59] T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **2**, 041101 (2009).
- [60] P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* **103**, 033702 (2008).
- [61] T. Kimoto, K. Danno, and J. Suda, *phys. stat. sol. (b)* **245**, 1327 (2008).
- [62] T. Miyazawa, M. Ito, and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 202106 (2010).
- [63] S. Ichikawa, K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **5**, 101351 (2012).
- [64] St. G. Muller, D. Hofmann, A. Winnacker, E. N. Mokhov, and Yu. A. Vodakov, *Int. Phys. Conf. Ser.* **142**:Chapter 2, p.361 (1996).
- [65] G. Augustine, H. McD. Hobgood, V. Balakrishna, G. T. Dunne, R. H. Hopkins, R. N. Thomas, W. A. Doolittle, and A. Rohatgi, *Mater. Sci. Forum* **264-268**, 9 (1998).
- [66] M. Kato, M. Kawai, T. Mori, M. Ichimura, S. Sumie, and H. Hashizume. *Jpn. J. Appl. Phys.* **45**, 5057 (2007).

第2章 半導体のキャリア寿命

2.1 序文

キャリア寿命は、バイポーラトランジスタや発光ダイオードなど、キャリアの挙動によって特性が決まるデバイスにとって、非常に重要な物性である。1.3.4 節で述べたとおり、低ドーピング密度かつ厚い耐圧維持層を有する高耐圧バイポーラデバイスにとっては、キャリア寿命は、通電損失に直接影響を及ぼす伝導度変調の効率を決定する最も重要な物性と言える。同時に、スイッチング時（ターンオフ時）には、キャリアの蓄積の特性に作用し、逆回復時間や逆回復電流より決定されるスイッチング損失や、素子の破壊につながるサージ電圧など、逆回復特性に強い影響を及ぼす。

半導体のキャリア寿命の値は、バンド構造によって大きく異なってくる。GaAs のような直接遷移型半導体では、伝導帯の底と価電子帯の頂上が同一の波数ベクトル上に位置するため、電子と正孔の再結合の確率が高く、キャリア寿命は短い[1-3]。一方、Si や SiC の様な間接遷移型半導体では、再結合の際に、フォノンとの相互作用も必要となるため、キャリア寿命は長くなる。例えば、Si では不純物ドーピングや電子線照射など、故意に再結合中心を導入しなければ、キャリア寿命は 100 μs オーダーより長い[4-6]。低注入レベルにおける再結合寿命の理論式より求められる、GaAs と Si のキャリア寿命は、ドーピング濃度を $10^{14} \sim 10^{17} \text{cm}^{-3}$ とすると、GaAs で 14 $\mu\text{s} \sim 14 \text{ns}$ （実際は $< 1 \mu\text{s}$ ）、Si では 5.6 s \sim 5.6 ms となり、そのオーダーは大きく異なる[7]。

実際には、半導体結晶中には、意図しない不純物や格子欠陥が含まれているため、これらがキャリアの再結合中心として働く場合が多く、結果として実際のキャリア寿命は短くなっている。とは言え、高純度の Si 半導体の実効的なキャリア寿命は ms オーダーであり[8]、直接遷移型半導体の GaAs に比べて遥かに長い。

本章においては、上記の直接再結合や、再結合中心を介した再結合など、キャリア寿命を決定付ける種々の再結合過程について述べるとともに、半導体に対する主要なキャリア寿命の評価方法について紹介する。

2.2 キャリアの再結合過程

2.2.1 キャリアの再結合

半導体中のキャリア密度に関しては、電子密度を n 、正孔密度 p を、真性キャリア密度 n_i をとすると、熱平衡状態では $pn = n_i^2$ が成り立つ。光照射や電圧印加など、何らかの方法で、熱平衡状態からずれて $pn \neq n_i^2$ となると、かならず平衡状態に戻る過程が生じる。過剰キャリアを注入した場合は、注入された少数キャリアと、多数キャリアの再結合によって、平衡状態に戻ろうとする。この時、光が放射されたり、熱が発生したりするが、それらは再結合の機構に依存する。図 2.1 に半導体中において生じる主な 3 つの再結合機構を、バンドギャップを用いて模式的に示した。一つは

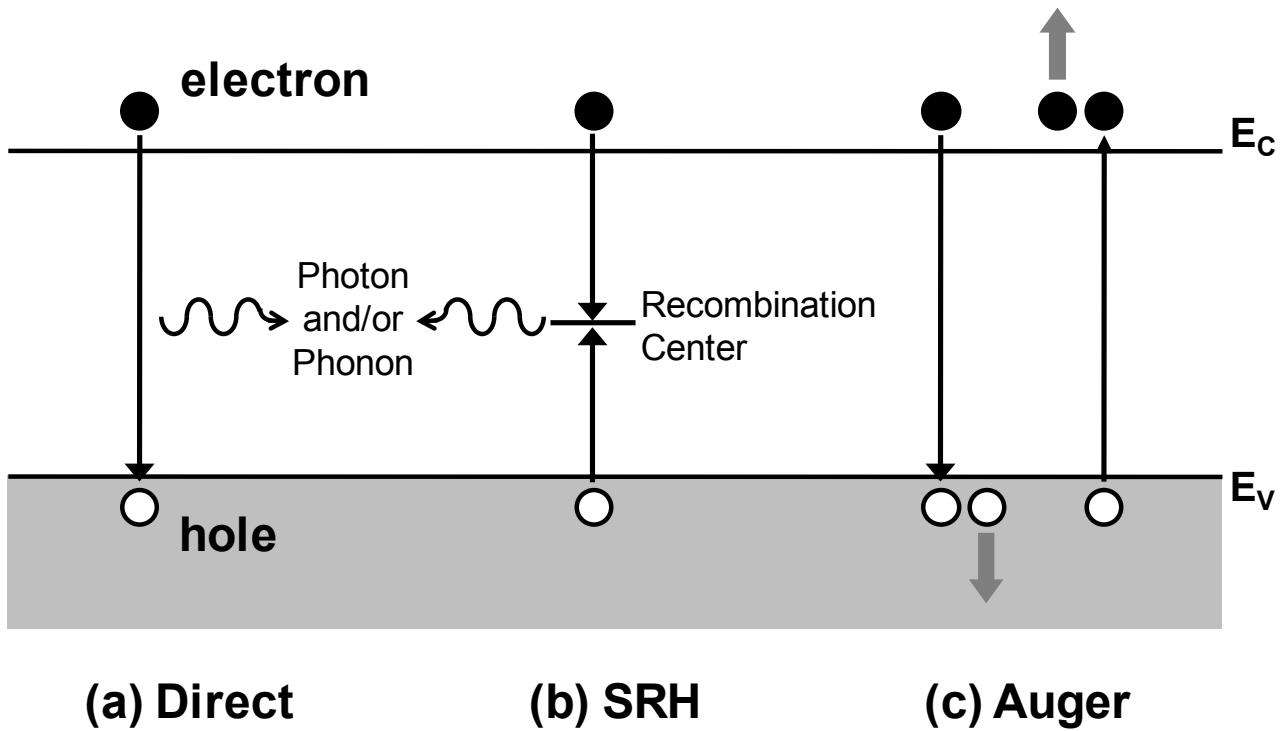


図 2.1: 主要な再結合機構を示す模式図 (a) 直接再結合, (b) SRH 再結合, (c) オージェ再結合

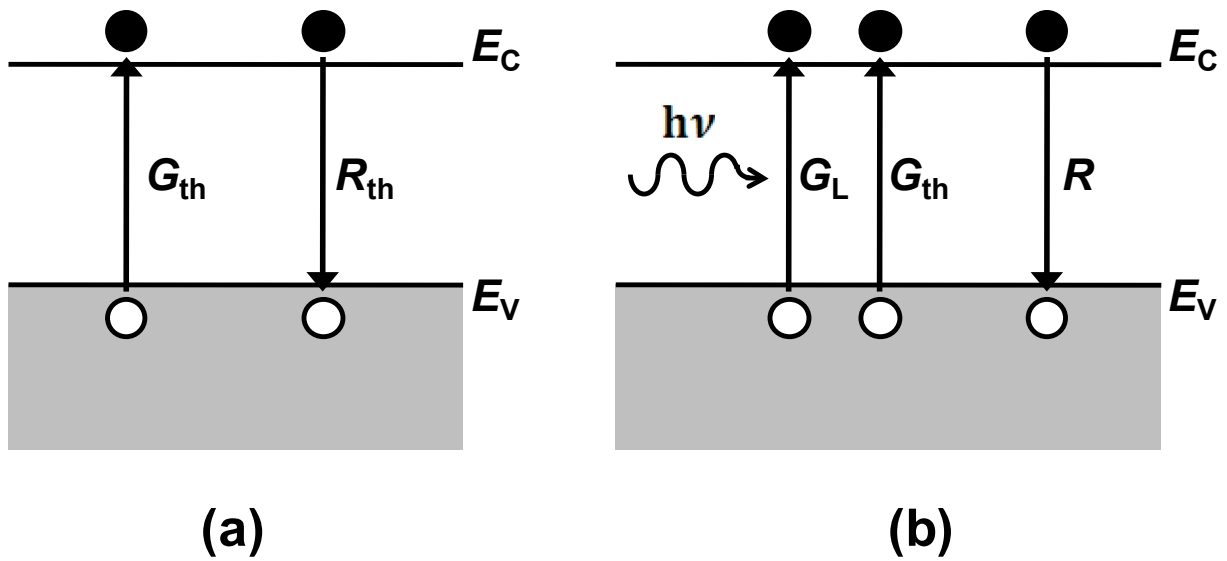


図 2.2 : 電子-正孔対の生成および再結合 (a) 熱平衡時, (b) 光照射時

図 2.1(a)のような、主に光子の放出を伴いながらバンド間で電子と正孔が再結合するモデルで、これを直接再結合と呼ぶ。二つ目は(b)に示すとおり、バンド間に存在する準位を介し、再結合エネルギーをフォノンにより放出する。これを Shockley-Read-Hall (SRH)再結合と呼ぶ。三つ目の機構として、再結合のエネルギーが第三のキャリア(電子や正孔)に遷移されるオージェ再結合がある。以下に、これらの再結合の機構について、説明する。

2.2.2 直接再結合

直接再結合は、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。今、図 2.2(a)に示すように、キャリアの生成割合を G 、再結合割合を R とすると、熱平衡下では、これらが釣り合い、 $G = R$ となる。この場合、直接再結合の割合 R は、伝導帯中の電子密度 n と価電子帯中の正孔密度 p に比例し、 β を比例定数とすれば、

$$R = \beta np \quad (2.1)$$

と表される。これより、熱平衡状態では

$$G_{th} = R_{th} = \beta n_{n0} p_{n0} \quad (2.2)$$

となる。ここで n_{n0} および p_{n0} は熱平衡状態の電子および正孔密度である。

ここで、図 2.2(b)に示すように、半導体中で生成割合 G_L で電子正孔対が生成され、その密度が Δp と Δn となる過剰キャリアが発生したとすると、

$$R = \beta n_n p_p = \beta (n_{n0} + \Delta n)(p_{n0} + \Delta p) \quad (2.3)$$

と表され、例えば正孔密度の時間変化の割合は

$$\frac{dp_n}{dt} = G_L + G_{th} - R \quad (2.4)$$

であり、定常状態では $dp_n/dt = 0$ より、

$$G_L = R - G_{th} \equiv U \quad (2.5)$$

となる。ここに U は実効再結合割合である。これより U は

$$U = \beta (n_{n0} + p_{n0} + \Delta p) \Delta p \quad (2.6)$$

となり、低注入では $\Delta p, p_{n0} \ll n_{n0}$ より、

$$U \cong \beta n_{n0} \Delta p = \frac{p_n - p_{n0}}{\frac{1}{\beta n_{n0}}} \quad (2.7)$$

となる。したがって、実効再結合割合は、過剰少数キャリア密度に比例する。

β の値は、バンド構造に依存し、直接遷移型半導体の GaAs では、 $7.21 \times 10^{-10} \text{ cm}^3\text{s}^{-1}$ であり、間接遷移型半導体の Si では $1.79 \times 10^{-15} \text{ cm}^3\text{s}^{-1}$ となり、間接遷移型半導体では直接再結合が非常に生じにくいことがわかる。

ここで、式(2.7)は

$$U = \frac{p_n - p_{n0}}{\tau_p} \quad (2.8)$$

と変形でき、この比例定数 $1/\beta n_{n0}$ は過剰少数キャリア寿命 τ_p と呼ばれ、

$$\tau_p = \frac{1}{\beta n_{n0}} \quad (2.9)$$

と定義される。

これより、例えば、多数キャリア密度 $n_0 = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ の GaAs および Si を例にすると、それぞれの過剰少数キャリア寿命は、GaAs で $0.1 \mu\text{s}$ 程度、Si で 60 ms 程度となり、実効的なキャリア寿命を考慮した場合、Si では直接再結合によるキャリア寿命はほとんど影響を及ぼさない。

2.2.3 Shockley-Read-Hall (SRH) 再結合

上記のとおり、Si のような間接遷移型半導体では、直接再結合の実効再結合割合は極めて小さいため、直接再結合はほとんど起こらない。このような半導体では、バンドギャップ中の局在したエネルギー準位を介した間接再結合が主要な再結合過程となる。このエネルギー準位は、伝導帯と価電子帯の間の中継点の働きをする。遷移確率は、遷移準位間のエネルギー差に依存するため、これらの中継点は再結合確率を増大させる。

このようなバンド間に局在する準位を再結合中心と言い、再結合中心を介した再結合を間接再結合と言う。再結合中心を介した電子と正孔の再結合は、Shockley と Read、Hall により詳しく解析されているため[9,10]、このような再結合を SRH 再結合とも言う。以下に SRH 再結合における再結合割合について述べる。

今、図 2.3 に、単一の再結合中心を介して起こる電子正孔の遷移を示す。図中(a)は電子捕獲を、(b)は電子放出を、(c)は正孔捕獲を、(d)は正孔放出を表し、それぞれ過程の捕獲や放出の割合を R_a 、 R_b 、 R_c 、 R_d とする。今、再結合中心の濃度を N_t とし、再結合中心に電子が占有されている確率を示すフェルミ分布関数を F とおくと、

$$F = \frac{1}{1 + \exp\left(\frac{E_t - E_f}{kT}\right)} \quad (2.10)$$

となる。ここで、 E_t は再結合中心のエネルギー準位であり、 E_f はフェルミ準位を示す。

過程(a)の電子の捕獲割合 R_a は電子の熱速度 v_{th} と捕獲断面積 σ_n に比例し、

$$R_a = v_{th} \sigma_n n N_t (1 - F) \quad (2.11)$$

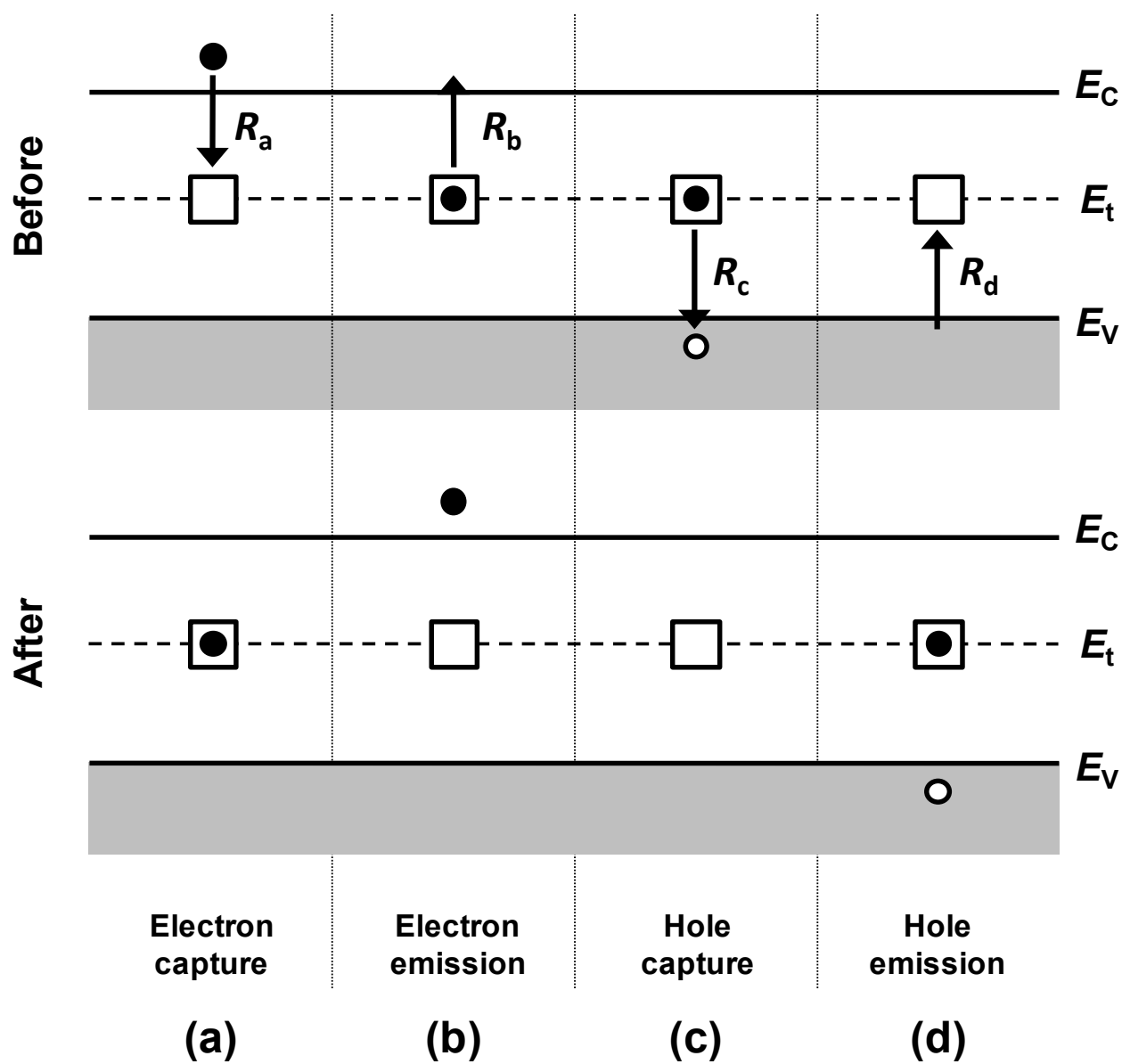


図 2.3: 単一の再結合中心を介して起こる、電子正孔の生成-再結合過程
 (a) 電子捕獲, (b)電子放出, (c)正孔捕獲, (d)正孔放出

と表せる。

一方、(b)の放出割合 R_b は電子で占有されている中心の濃度に比例し

$$R_b = e_n N_t F \quad (2.13)$$

と表わされる。ここで、 e_n は放出確率と呼ばれる。熱平衡状態では、捕獲と放出の割合は等しくなるため、 $R_a = R_b$ となることから、放出確率 e_n は

$$e_n = \frac{v_{th} \sigma_n n N_t (1 - F)}{F} \quad (2.14)$$

また、式(2.10)より

$$e_n = v_{th} \sigma_n n \exp\left(\frac{E_t - E_f}{kT}\right) = v_{th} \sigma_n n_i \exp\left(\frac{E_t - E_i}{kT}\right) \quad (2.15)$$

となる。

再結合中心と価電子帯間の遷移についても同様にして、正孔の捕獲割合 R_c 、正孔の放出割合 R_d は、正孔の捕獲断面積を σ_p とすると

$$R_c = v_{th} \sigma_p p N_t F \quad (2.16)$$

$$R_d = e_p N_t (1 - F) \quad (2.17)$$

ただし、 e_p は正孔の放出確率で、

$$e_p = v_{th} \sigma_p n_i \exp\left(\frac{E_i - E_t}{kT}\right) \quad (2.18)$$

となる。

ここで、正味の電子の捕獲割合、 $U_n = R_a - R_b$ 、および正味の正孔の捕獲割合 $U_p = R_c - R_d$ は、詳細平衡則より等しくなり、 $R_a - R_b = R_c - R_d$ より

$$v_{th} \sigma_n N_t \left[n_n (1 - F) - n_i \exp\left(\frac{E_t - E_i}{kT}\right) F \right] = v_{th} \sigma_p N_t \left[p_n F - n_i \exp\left(\frac{E_i - E_t}{kT}\right) (1 - F) \right] \quad (2.19)$$

が得られる。

これより F を求めると、実効再結合割合 U は

$$U \equiv R_a - R_b = \frac{(p_n n_n - n_i^2)}{(n_n + n_1) \tau_p + (p_n + p_1) \tau_n} \quad (2.20)$$

と求まる。ただし

$$n_1 = n_i \exp\left(\frac{E_t - E_i}{kT}\right) ; p_1 = n_i \exp\left(\frac{E_i - E_t}{kT}\right) \quad (2.21)$$

$$\tau_p = \frac{1}{v_{th} \sigma_p N_t} ; \tau_n = \frac{1}{v_{th} \sigma_n N_t} \quad (2.22)$$

とする。

2.2.4 Auger 再結合

オージェ再結合は、図 2.1 の(c)に示すとおり、電子正孔の再結合のエネルギーを第3のキャリアに供与する再結合過程である。高不純物領域に少数キャリアが注入されると、この少数キャリアは多量に存在する多数キャリアとの直接再結合によって失われる。このとき放出されるエネルギーは、他の多数キャリアに与えられて、そのキャリアのエネルギーを高める。これがオージェ再結合である。この過程は、1個の高エネルギー状態の電子が、1つの格子に衝突して、一对の電子・正孔対を生成するアバランシェ増幅と、ちょうど逆の過程となる。

一般的に、オージェ再結合は、例えば高いドーピングや高注入状態など、キャリア密度が非常に高い場合に重要な再結合過程となる。オージェ再結合の割合は、キャリア密度の2乗に比例し、オージェ寿命 τ_{Auger} は

$$\tau_{\text{Auger}} = \frac{1}{C_p(p_0^2 + 2p_0\Delta n + \Delta n^2) + C_n(n_0^2 + 2n_0\Delta n + \Delta n^2)} \quad (2.23)$$

と示される[11]。但し、 C_p は正孔に対するオージェ再結合係数、 C_n は電子に対するオージェ再結合係数、 p_0 および n_0 はそれぞれ熱平衡状態における正孔および電子の濃度を表す。

2.2.5 表面再結合

半導体の表面は、結晶構造が不連続となり、ダングリングボンドが存在し、多数の局在準位が存在する。これらのうちの多くが再結合中心となり、表面では再結合が大幅に増大される。表面再結合は、再結合中心を介した再結合の一つで、キャリア密度の変化は、上記の SRH 再結合の場合と類似している。SRH 再結合の再結合割合 U は、式(2.20)より

$$U = \frac{(p_n n_n - n_i^2)}{(n_n + n_1)\tau_p + (p_n + p_1)\tau_n} = \frac{\sigma_n \sigma_p v_{\text{th}} N_T (p_n n_n - n_i^2)}{\sigma_n (n_n + n_1) + \sigma_p (p_n + p_1)} \quad (2.24)$$

となることから、表面における SRH 再結合割合 U_s は

$$U_s = \frac{\sigma_{ns} \sigma_{ps} v_{\text{th}} N_{\text{st}} (p_s n_s - n_i^2)}{\sigma_{ns} (n_s + n_{1s}) + \sigma_{ps} (p_s + p_{1s})} = \frac{s_n s_p (p_s n_s - n_i^2)}{s_n (n_s + n_{1s}) + s_p (p_s + p_{1s})} \quad (2.25)$$

但し

$$s_n = \sigma_{ns} v_{\text{th}} N_{\text{st}} ; s_p = \sigma_{ps} v_{\text{th}} N_{\text{st}} \quad (2.26)$$

である。添え字の「s」はそれぞれ表面における量を示し、例えば p_s と n_s は表面での正孔と電子の密度を表す。なお、式(2.26)では、界面のトラップ密度 $N_{\text{st}}(\text{cm}^{-2})$ を一定と仮定している。一定でない時は、 N_{st} は $N_{\text{st}} \approx kTD_{\text{st}}$ で与えられると仮定し、界面トラップ密度 $D_{\text{st}}(\text{cm}^{-2}\text{eV}^{-1})$ をエネルギーで積分することで見積る必要がある。

また、式(2.26)の熱速度 v_{th} 、捕獲断面積 σ_s 、表面再結合中心密度 N_{st} の積 $\sigma_s v_{\text{th}} N_{\text{st}}$ は (cm/s) の次

元を有しており、表面再結合速度と呼ばれる。実効的な表面再結合速度は、表面の過剰キャリア密度を $\Delta n_s, \Delta p_s$ として

$$s_r = \frac{U_s}{\Delta n_s} = \frac{s_n s_p (p_{0s} + n_{0s} - \Delta n_s)}{s_n (n_{0s} + n_{1s} + \Delta n_s) + s_p (p_{0s} + p_{1s} + \Delta p_s)} \quad (2.27)$$

となる。

2.2.6 構造欠陥を介した再結合

その他、例えば転位や結晶粒界など、点欠陥よりもマクロな構造欠陥においても、結晶の周期性を乱す要因となり、キャリアを捕獲する準位を形成する。また、表面再結合と同様、酸化膜界面や、異なった伝導型の界面や、不純物濃度が急激に異なる界面など、このような界面にも表面準位と同様に界面準位が形成され、再結合中心として働く場合が多い。

2.3 キャリア寿命の評価

2.3.1 キャリア寿命の定義

半導体のキャリア寿命には、大別すると再結合キャリア寿命と生成キャリア寿命の2種類に分けられる。再結合キャリア寿命は、前節で述べてきたような、過剰キャリアが再結合により減少する場合に対し適用される。一方、生成キャリア寿命は、逆バイアスされたデバイスの空間電荷領域のように、キャリアが不足して平衡に戻ろうとする場合に適用される。バイポーラデバイスに対する伝導度変調の効率や、逆回復特性に影響を及ぼすキャリア寿命は、前者の再結合キャリア寿命であるため、本研究においては、特別の指定が無い限り、再結合キャリア寿命に関して議論する。

過剰に存在するキャリアが、再結合により消滅していく場合、過剰キャリアは指数関数的に減少する。この時、キャリア密度が初期状態($t = 0$)から、その $1/e$ に減少するまでの時間を一般的にキャリア寿命と言う。しかしながら、実際の測定では、前節のとおり、表面再結合やSRH再結合、オージェ再結合など複数の再結合過程が影響を及ぼしあい、過剰キャリアは必ずしも単一の指数関数的な減少はしない。この様子を図2.4に模式的に示した。このため、上記の過剰キャリア密度が初期の $1/e$ になるまでのキャリア寿命を $1/e$ キャリア寿命(τ_e)と呼び、キャリアの減少が指数関数と見なせる領域より求めた時定数を、一次モードキャリア寿命(τ_1)と呼ぶ。

キャリア寿命を測定により求める方法としては、半導体への光の照射や、バイアス印加により、過剰な電子-正孔対を形成し、この刺激によって増加したキャリアが、再結合により平衡状態へ戻っていく状態をモニタして求められ、試料への光励起により過剰キャリアを生成し、その後のキャリアの過渡状態を測定する光学的測定法と、ダイオードやMOSキャパシタに対し、電気的なバイアス印加により過剰キャリアを生成し、その後のキャリアの過渡状態を測定する電氣的測定法、主に2種類の方法が行われている。以下に、それぞれの特徴および具体的な評価方法について紹介する。

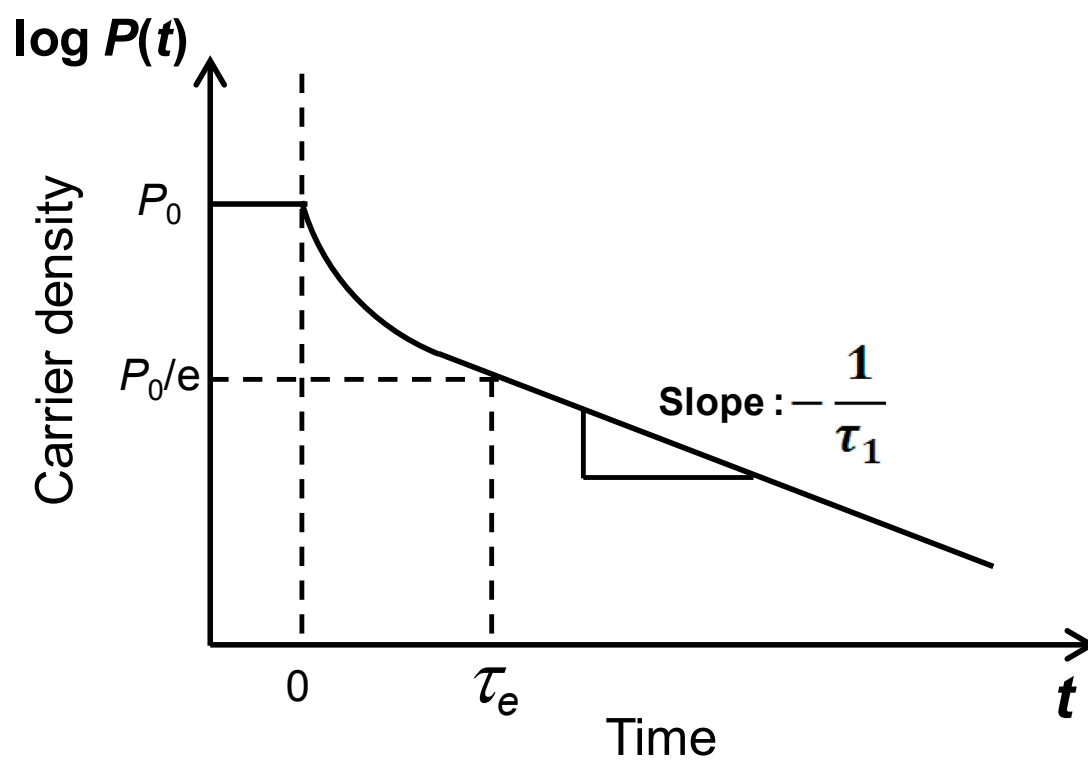


図 2.4: 過剰キャリアの減少に伴う, キャリア密度の時間推移を示す模式図

2.3.2 光学的測定法

キャリア寿命の光学的測定方法は、主に、半導体にバンドギャップよりエネルギーの高い（波長の短い）パルス光を照射することで、半導体中に過剰キャリア（電子・正孔対）を生成し、過剰キャリアが熱平衡状態まで減衰していく様子を、様々なモニタリング方法を用いて測定することから、キャリア寿命を算出する。光学的測定方法は非接触で測定できる手法が多いことが特徴である。ここでは、光学的測定法の例として、光伝導度減衰法とフォトルミネッセンス減衰法の特徴について述べる。

(1) 光伝導度減衰 (PCD : Photoconductance Decay) 法

光伝導の減衰による再結合寿命の評価方法は、1955年に提案され[12]、最も一般的なキャリア寿命測定方法の1つとなっている。ここで紹介する μ -PCD法は、パルス光により過剰キャリアを生成し、導電率を増加させ、過剰キャリアの再結合と共に減少する導電率を、マイクロ波の反射率から測定することで、試料に非接触でキャリアの減衰を評価する手法である[13]。また、 μ -PCD法はSiウエハの標準的なキャリア寿命の評価方法として、ASTM(米国材料試験協会)規格やJEITA(電子情報技術産業協会)規格でも採用されている[14,15]。

図2.5に μ -PCD装置の概要、および図2.6に μ -PCD測定の測定概念図を模式的に示す。キャリア寿命の評価には、まずパルス光（本研究ではYLF(Yttrium Lithium Fluoride)レーザの3倍波($\lambda = 349$ nm)、パルス幅5 nsを使用)を半導体に照射し、過剰キャリア（電子・正孔対）を生成する。そして、レーザの照射停止後($t = 0$)、マイクロ波($f = 26$ GHz)の反射率の減衰を計測する。試料の反射率は導電率に比例する[16]ことから、反射率の減衰を計測することで、キャリア寿命を測定することができる。レーザ照射停止直後は過剰キャリアが多く導電率も高いためマイクロ波の反射率も高いが、時間が経過するにつれ、キャリアが再結合するため、導電率が低下し、それと共にマイクロ波の反射率も低下する。

なお、この方法では、電気伝導率の時間変化

$$\Delta\sigma(t) = q[\mu_n\Delta n(t) + \mu_p\Delta p(t)] \quad (2.28)$$

を測定するため、キャリアが平衡であっても過剰であっても移動度は変わらないと仮定している。また、信号のモニタ強度は $[\mu_n\Delta n(t) + \mu_p\Delta p(t)]$ に比例するため、低レベル注入の信号強度は、電子と正孔のキャリア移動度の差により影響を受ける点に注意を要する。

このマイクロ波がモニタしている試料の深さ(表皮深さ δ)は、抵抗率 ρ ($\Omega \cdot \text{cm}$)とマイクロ波の周波数 f (Hz)の次式に示す関係式より求めることができる[11]。ただし、 μ_0 は真空の透磁率($= 4\pi \times 10^{-9} \text{H/cm}$)である。

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi f \mu_0}} = 5.03 \times 10^3 \sqrt{\frac{\rho}{f}} \quad (\text{cm}) \quad (2.29)$$

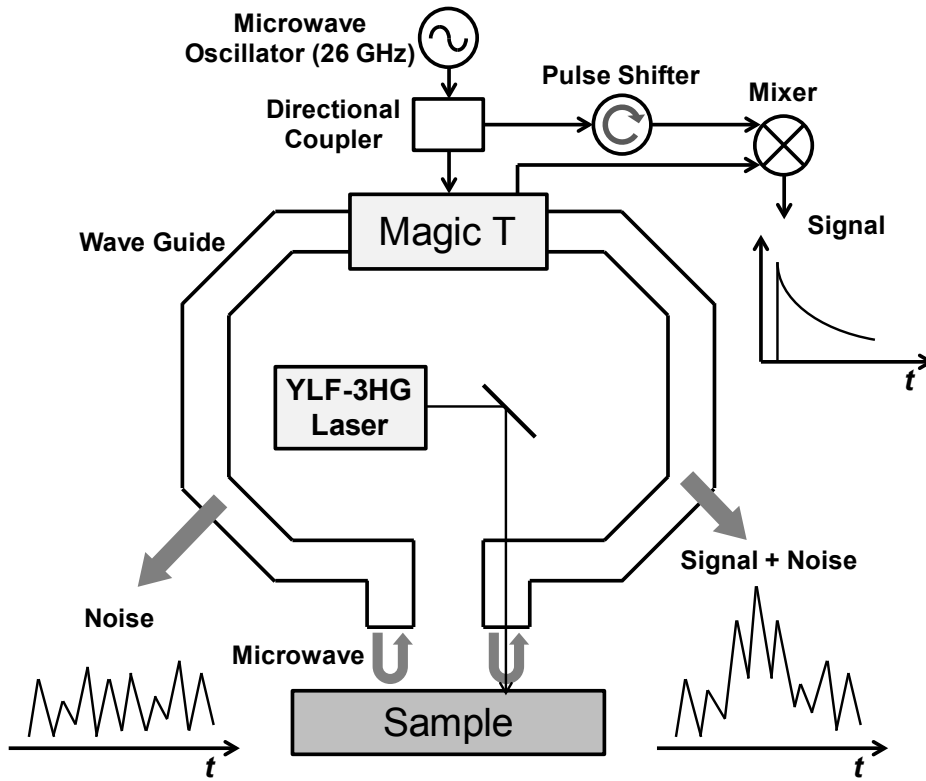


図 2.5: 差動 μ -PCD 装置の構成模式図

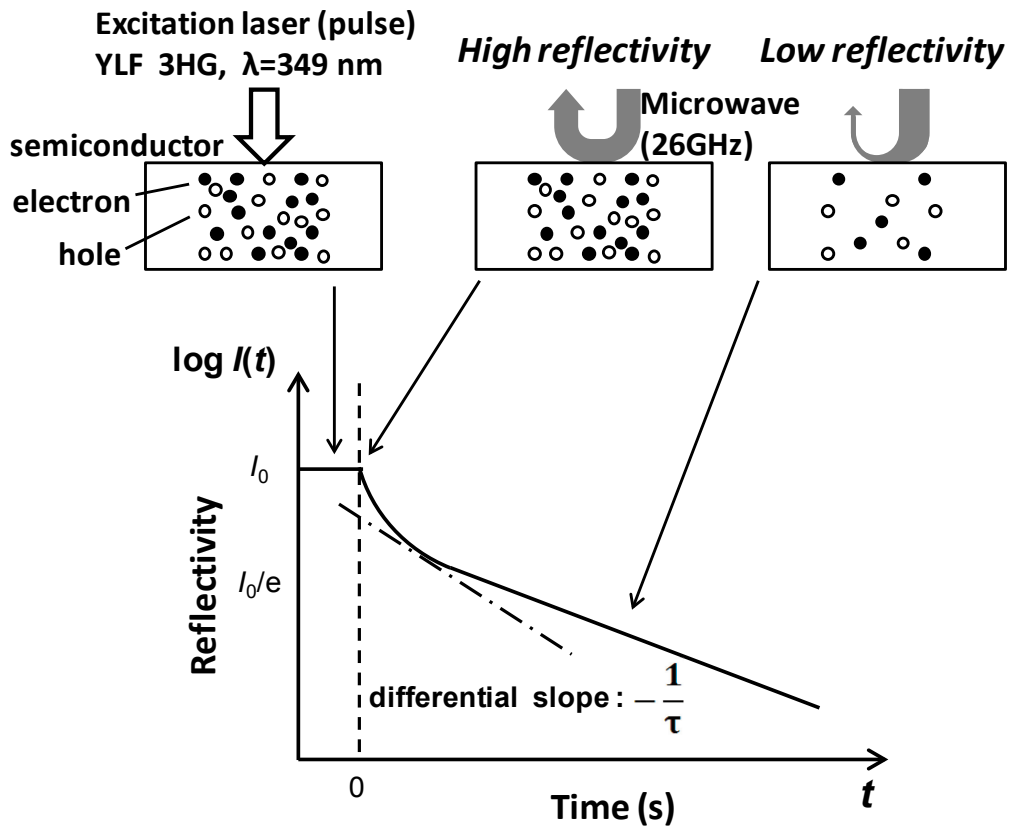


図 2.6: μ -PCD 法の測定概念図

本研究の場合、測定した過剰キャリア密度の範囲が $10^{15} \sim 10^{18} \text{cm}^{-3}$ のことから、表皮深さは約 $40 \sim 700 \mu\text{m}$ (実際は、基板の抵抗率が低いため、エピ膜厚 $+\alpha$) 程度と見積もられる。また、この表皮深さの定義は、影響を受ける強度が $1/e$ までの深さと定義されているため、実際には、さらに深い領域までモニタしていると考えられる。

(2) フォトルミネッセンス減衰 (PLD : Photoluminescence Decay) 法

フォトルミネッセンス減衰法は、過剰キャリアの時間依存性をモニタするもう一つの方法である。過剰キャリアは μ -PCD 法と同様、半導体のバンドギャップより大きいエネルギーを有するパルス光を照射し生成する。電子-正孔対の再結合で放出される光の過渡特性を検出すれば、過剰キャリアの減衰をモニタできる。このため、PLD 法は時間分解フォトルミネッセンス (TRPL : Time-resolved Photoluminescence) 法とも呼ばれる。フォトルミネッセンス強度の時間変化 $\phi_{\text{PL}}(t)$ は熱平衡状態の子密度 $n_0(x, t)$ 、正孔密度 $p_0(x, t)$ 、過剰電子密度 $\Delta n(x, t)$ 、および過剰正孔密度 $\Delta p(x, t)$ を用い、次式のとおり示される [11,27]。

$$\phi_{\text{PL}}(t) = K \int_0^d \{\gamma[n_0(x, t) + \Delta n(x, t)][p_0(x, t) + \Delta p(x, t)]\} dx \quad (2.30)$$

ここで、 K は光が放出される立体角とサンプルから放出された光の反射率を表す定数で、 γ は再結合係数を考慮した定数、 d はサンプルの厚さである。

この測定方法に関しては、Si や Ge のようなフォトルミネッセンスの効率がきわめて低い間接遷移半導体より、GaAs や InP のような光放出効率のよい直接遷移半導体の方がフォトルミネッセンス信号は大きい。しかし、間接遷移の半導体ではバンドギャップに近いエネルギーの光子の吸収係数が小さいのに対し、直接遷移の半導体では、自己吸収を無視できない。輻射再結合により生成された光子の一部が、半導体に吸収される自己吸収を考慮すると、キャリア寿命は

$$\frac{1}{\tau_{\text{PL}}} = \frac{1}{\tau_{\text{non-rad}}} + \frac{1}{\tau_s} + \frac{1}{\phi\tau_{\text{rad}}} \quad (2.31)$$

と示される [17]。ここで $\tau_{\text{non-rad}}$ 、 τ_{rad} 、および τ_s はそれぞれ非輻射、輻射、および表面の再結合寿命で、 ϕ は光子の回収因子である。間接遷移型半導体ではバンドギャップに近いエネルギーの光子の吸収係数は小さいが、直接遷移型半導体では自己吸収を無視できない点に注意を要する [18]。また、カソードルミネッセンス過渡測定は同様の原理を利用するが、キャリアの励起源として光ではなく、電子線を用いる。このため、カソードルミネッセンス過渡測定はフォトルミネッセンス減衰法に比べて位置分解能の高い測定が可能となる。

2.3.3 電氣的測定法

キャリア寿命の光学的測定法は、一般的に非接触で測定できるという特長があるが、半導体中に電子-正孔対を光励起で生成するため、励起光の波長に対する吸収係数の関係が正確にわかって

いなければならない。またサンプル表面の光の反射や、輻射再結合で生成された光子が半導体に吸収される自己吸収などを考慮すると、生成する過剰キャリアの定量は複雑になる。

一方、電氣的な注入は、pn 接合の空間電荷領域の端面が少数キャリアの注入源となり、キャリアの制御が容易である。以下に電氣的測定法として逆回復法と開放回路電圧減衰法の特徴について述べる。

(1) 逆方向回復 (Reverse Recovery) 法

ダイオードの逆方向回復法は、キャリア寿命を初めて電氣的に評価した方法の一つである [19,20]。ダイオードに流れる電流を、逆バイアスを印加することで、逆方向に切り替え、測定される電流の過渡特性からキャリア寿命を求める手法である。測定回路と、その電流・時間応答を図 2.7 に示す。図 2.7(b)では、電流を瞬時に切り替えているが、急に電流を切り替えられないパワーデバイスでは図 2.7(c)のように電流の変化に傾き（電流減少率）を有して電流が切り替わる。

図(b)の場合、逆電流が流れると、過剰キャリアの一部は逆電流によって、デバイスの外に掃き出され、一部は再結合して過剰キャリア密度が減少する。空間電荷領域端部での過剰少数キャリア密度が $t = t_s$ でほぼゼロになると、ダイオードはゼロバイアスになる。 $t > t_s$ でダイオードの電圧は逆バイアス電圧 V_r に、電流はリーク電流 I_0 に近づく。この t_s を蓄積時間と呼び、

$$\operatorname{erf} \sqrt{\frac{t_s}{\tau_r}} = \frac{1}{1 + I_r/I_f} \quad (2.32)$$

で再結合寿命と結び付けられ

$$t_s = \tau_r \left[\ln \left(1 + \frac{I_f}{I_r} \right) - \ln \left(1 + \frac{Q_s}{I_f \tau_r} \right) \right] \quad (2.33)$$

を得る。この関係式より、 t_s と $\ln(1 + I_f/I_r)$ のプロットから、キャリア寿命が傾きとして求まる。

図 2.7(c) の場合、キャリア寿命は電流波形の $t_1 \sim t_3$ の値より、

$$\tau_r \approx \sqrt{(t_2 - t_1)(t_3 - t_1)} \quad (2.34)$$

として求められる [20]。

なお、注意点として、耐圧維持層の薄いダイオードや、表面および界面に再結合中心となる深い準位が高密度に存在する場合は、測定される実効的なキャリア寿命には、バルクの再結合と表面再結合の両方が含まれる。またアノード層は一般にベースに比べて十分に高い濃度にドーピングされているので、アノード層での再結合寿命は耐圧維持層での再結合寿命に比べて短い。特に、高レベル注入では再結合寿命が明らかに短くなるという問題がある [21]。高レベル注入に限らず、キャリア注入レベルが中レベルあるいは低レベルであっても、アノード層での再結合は逆方向の回復過程に影響し、耐圧維持層の再結合寿命が真の値からずれることがあることにも注意を要する。

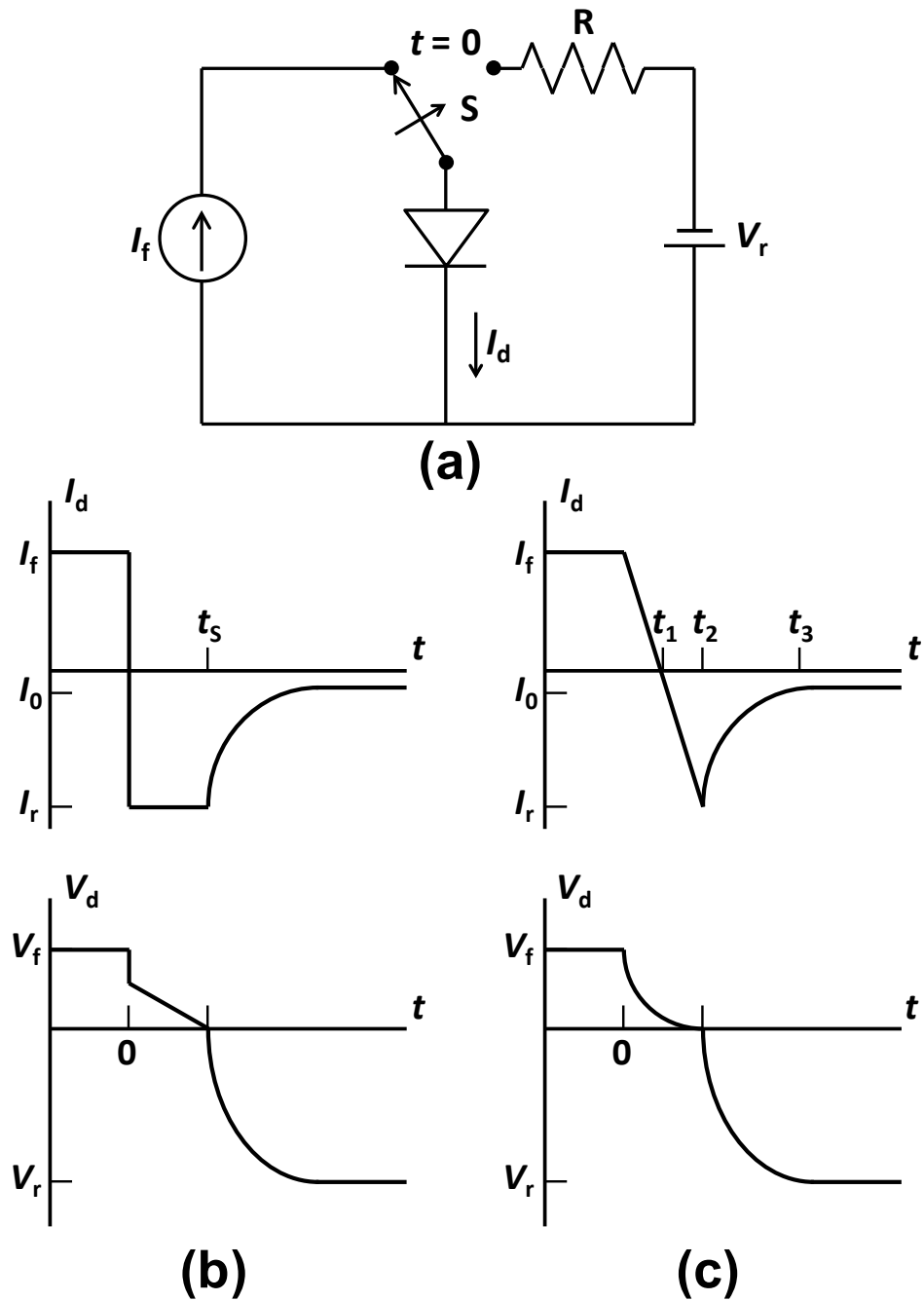


図 2.7：逆方向回復法の測定回路とその電流-時間応答 (a) 回路図，(b) 瞬時に電流を切り替えたときの電流および電圧波形，(c) 電流を傾斜させたときの電流および電圧波形

(2) 開放回路電圧減衰 (OCVD : Open-Circuit Voltage Decay) 法

開放回路電圧減衰(OCVD)法の測定回路および得られる測定波形の模式図を図 2.8 に示す。ダイオードを順バイアスにし、 $t = 0$ でスイッチ S を開き、図 2.8(b)のような過剰キャリアの再結合による電圧の減衰を検出する[22]。 ΔV_d の段差は、電流が止まった時のダイオードのオーム性抵抗による電圧降下で、これよりデバイスの直列抵抗を求めることができる[23]。またキャリア寿命はその後の測定電圧の減衰曲線の傾きより求められる。過剰少数キャリア $\Delta p(t)$ は、時間変化する接合電圧 $V(t)$ と次式の関係がある。

$$\Delta p(t) = p_0 \left[\exp\left(\frac{qV(t)}{kT}\right) - 1 \right] \quad (2.35)$$

ここで、表面再結合などを無視した理想的な再結合を考慮すると

$$-\frac{d\Delta p}{dt} = \frac{\Delta p}{\tau_r} \quad (2.36)$$

の関係から

$$\tau_r = -\frac{kT}{q} \left(\frac{dV(t)}{dt} \right)^{-1} \quad (2.37)$$

が求まる。

高レベル注入の場合は、耐圧維持層の過剰キャリア密度が均一、かつ耐圧維持層のドーピング密度より高いという条件で、

$$\tau_r = -\frac{2kT}{q} \left(\frac{dV(t)}{dt} \right)^{-1} \quad (2.38)$$

で与えられる[24]。

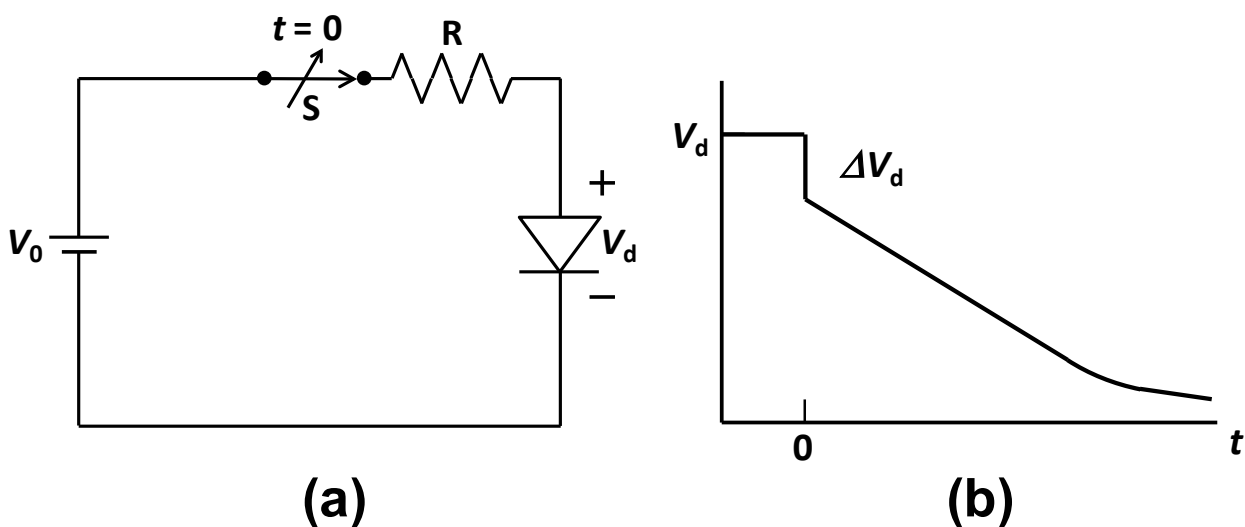


図 2.8 : 開放回路電圧減衰(OCVD)法の測定回路および得られる測定波形の模式図

(a) 回路図, (b) 測定される電圧波形

逆方向回復法とは異なり、OCVD法では電流がゼロになるため、過剰キャリアは全て再結合し、逆電流によるデバイスからの流出は無い。また、 $V-t$ 曲線の内、耐圧維持層での再結合が支配的な部分から寿命を求めるため、実験の解釈が簡単である。このため、OCVD法はRR法よりも簡易で精度が良いとされる[21]。

ただし、ダイオード容量が無視できない時や、接合の並列抵抗が低い時は注意が必要である。容量成分があると、 $V-t$ 曲線を引き延ばす傾向があり、傾きがゆるくなって、長めの寿命になる[25]。また、空間電荷領域での再結合や並列抵抗の低下があるときは、準中性バルクでの再結合に見られるより速く $V-t$ 曲線が落ち込む。このような減衰曲線を持つデバイスに対しては、外付けの抵抗とキャパシタで補償した測定回路で曲線を得、これを微分してキャリア寿命を求める方法がある[26]。

2.3.4 μ -PCD法の特徴

本研究では、キャリア寿命の評価に μ -PCD法を適用したが、この測定方法を選定した理由について述べる。SiC半導体のキャリア寿命評価に関し、まずは結晶自体のキャリア寿命を把握する必要があるため、結晶成長直後、他のプロセスを介さない状態で評価できることが条件となる。さらに、キャリア寿命評価後、プロセスの影響の評価や、深い準位やデバイスの電気特性との比較を行うことを考慮すると、非破壊・非接触の評価が必要となる。これに対し、上記の電氣的測定法では、電極形成が必要となり不向きである。このため、非破壊・非接触の評価が可能な光学的測定法を選定した。

また、本研究では、高耐圧SiCバイポーラデバイスの性能向上を目指している。このため、評価するキャリア寿命は、極力、デバイスの電気特性への寄与が反映されたキャリア密度の変化を評価すべきである。PLD法は電子-正孔対の再結合により放出される光強度の時間依存の検出からキャリア寿命を算出しており、光の放出に寄与するキャリア寿命をモニタしている。かつ一般的に間接遷移半導体では光放出効率が低い。また自由キャリア吸収(FCA: Free Carrier Absorption)法では、キャリア密度に対する光の吸収係数の変化をモニタしキャリア寿命を評価している。これに対し、 μ -PCD法は、導電率の変化を検出するため、電気伝導に寄与するキャリア寿命を直接モニタしている。以上より、本研究では、キャリア寿命の評価方法として μ -PCD法を採用した。

ここで、 μ -PCD法の特徴について述べる。先に述べたとおり、 μ -PCD法は、過剰キャリアの再結合とともに減少する導電率を、マイクロ波の反射率から測定することで、キャリア寿命を算出する。電気伝導率の時間変化 $\Delta\sigma(t)$ は式(2.28)で示したとおり $\Delta\sigma(t) = q[\mu_n\Delta n(t) + \mu_p\Delta p(t)]$ で与えられ、 μ -PCDの信号強度は $[\mu_n\Delta n(t) + \mu_p\Delta p(t)]$ に比例する。高レベル注入の場合、電子と正孔の密度はほぼ等しく $\Delta n(t) \approx \Delta p(t)$ となるため、強度は $[\mu_n + \mu_p]\Delta n(t)$ に比例し、高注レベル注入キャリア寿命 τ_{HL} に従う。一方、低レベル注入時は、 μ -PCDの信号強度は $[\mu_n\Delta n(t) + \mu_p\Delta p(t)]$ に比例する。4H-SiCの場合、電子移動度 μ_n が正孔移動度 μ_p より約1桁高いため、低レベル注入の場合、電子の減衰の寄与が強く現れることに留意する必要がある。

他の光学的測定法の場合と比較する。フォトルミネッセンス減衰法では、(2.30)式より、モニ

タする信号強度 $I_{PL}(t)$ は以下のとおり示される。

$$I_{PL}(t) = \gamma[n_0 + \Delta n(t)][p_0 + \Delta p(t)] \quad (2.39)$$

ここで、 γ は再結合係数を考慮した定数、 p_0, n_0 は熱平衡状態における電子および正孔密度、 $\Delta p(t), \Delta n(t)$ は過剰電子密度および過剰正孔密度を示す。低レベル注入では、例えば $\Delta n(t) \ll n_0$ とすると $I_{PL}(t) \cong \gamma n_0 \Delta p(t)$ となり、得られた信号は少数キャリアの減衰に比例し、PLDより得られるキャリア寿命 τ_{PL} は少数キャリア寿命 τ_{MCL} を反映する。一方、高レベル注入では信号強度は $I_{PL}(t) \cong \gamma[\Delta n(t)]^2$ となり、減衰信号はキャリア密度の変化の2乗に比例する。これより高注レベル注入キャリア寿命 τ_{HL} は $\tau_{PL} = (1/2)\tau_{HL}$ なる関係式より求められる。一方、自由キャリア吸収法では、モニタする信号強度 $\Delta I(t)$ は以下のとおり示される[27]。

$$\Delta I(t) = I_1[\sigma_e \Delta n(t) + \sigma_h \Delta p(t)]d \quad (2.40)$$

ここで、 I_1 は透過光強度の初期値、 σ_e, σ_h は電子および正孔に対する自由キャリア吸収の吸収断面積、 d はサンプルの厚みを示す。このため、高レベル注入では、FCA法のキャリア寿命 τ_{FCA} は $\tau_{FCA} \cong I_1[\sigma_e + \sigma_h]\Delta n(t)d$ となり、高注レベル注入キャリア寿命 τ_{HL} に従う。一方、低レベル注入で得られる信号強度は $[\sigma_e \Delta n(t) + \sigma_h \Delta p(t)]$ に比例し、電子と正孔の自由キャリアの吸収断面積の違いによる影響を受ける。表2.1に、高レベル注入および低レベル状態において、上記の光学的評価方法より得られる減衰信号が示す、キャリア寿命の比較を示す。

表 2.1：光学的評価方法より得られる減衰信号が示すキャリア寿命の比較[27]

(τ_{HL} :高注入キャリア寿命, τ_{MCL} :少数キャリア寿命, μ -PCD法およびFCA法の低レベル注入条件は減衰信号が影響を受ける因子を示す)

Injection	μ -PCD	PLD	FCA
High	τ_{HL}	$\tau_{HL}/2$	τ_{HL}
Low	$\mu_n n(t) + \mu_p p(t)$	τ_{MCL}	$\sigma_e n(t) + \sigma_h p(t)$

2.4 まとめ

本章では、半導体のキャリア寿命に関する概要について述べた。半導体のキャリア寿命を支配する主な再結合過程として、輻射再結合、SRH再結合、オージェ再結合、表面再結合について紹介し、それぞれの再結合過程に対する捕獲割合について説明した。また半導体のキャリア寿命の評価の基準となる、キャリア寿命の定義について述べた。

キャリア寿命測定方法に関して、光学的測定方法として、光伝導度減衰法、フォトルミネッセンス減衰法を、電氣的測定方法について、逆方向回復法と開放回路電圧減衰法を例に挙げて紹介し、それらの特徴について述べた。

本研究ではキャリア寿命評価に μ -PCD 法を採用した。この理由は、光学的評価方法は非破壊・非接触の評価が可能であることと、 μ -PCD 法は導電率の変化を検出することから、電気伝導に寄与するキャリア密度の変化を直接モニタしているためである。 μ -PCD 法の特徴を他の光学的測定法と比較した。 μ -PCD 法では、高レベル注入の場合、測定で得られた減衰信号はキャリアの減衰に比例し、高注レベル注入キャリア寿命 τ_{HL} に従う。一方、低レベル注入の場合は、 μ -PCD 信号の強度は $[\mu_n \Delta n(t) + \mu_p \Delta p(t)]$ に比例する。4H-SiC の場合、電子移動度 μ_n が正孔移動度 μ_p より約1桁高いため、低レベル注入の場合、電子の減衰の寄与が強く現れることに留意する必要がある。

参考文献

- [1] J. Nishizawa, IEEE Journal of Quantum Electronics. **4**, 143 (1968).
- [2] P. D. Dapkus, N. Holonyak, Jr., R. D. Burnham, D. L. Keune, J. W. Burd, K. L. Lawley, and R. E. Walline, J. Appl. Phys. **41**, 4194 (1970).
- [3] R. K. Ahrenkiel, D. J. Dunlavy, B. Keyes, S. M. Vernon, T. M. Dixon, S. P. Tobin, K. L. Miller, and R. E. Hayes, Appl. Phys. Lett. **55**, 1088 (1989).
- [4] R. L. Watters and G. W. Ludwig, J. Appl. Phys. **27**, 489 (1956).
- [5] J. M. Fairfield and B. V. Gokhale, Solid-State Electron. **8**, 685 (1965).
- [6] D. K. Schroder, IEEE Trans. Electron Devices **44**, 160 (1997).
- [7] 河東田隆 編著：半導体評価技術 3.3 節 (産業図書, 1989).
- [8] S. K. Pang and A. Rohatgi, Appl. Phys. Lett. **59**, 195 (1991).
- [9] R. N. Hall, Phys. Rev. **87**, 387 (1952).
- [10] W. Shockley and T. Read, Jr., Phys. Rev. **87**, 835 (1952).
- [11] K. Schroder, *Semiconductor Materials and Device Characterization, 3rd ed.* (John Wiley & Sons, New York, 2006), Chapt. 7.
- [12] D. T. Stevenson and R. J. Keyes, J. Appl. Phys. **26**, 190 (1955).
- [13] Y. Mada, Jpn. J. Appl. Phys. **18**, 2171 (1979).
- [14] 米国材料試験協会規格 ASTM Standard F1535.
- [15] 電子情報技術産業協会規格 JEITA EM-3506.
- [16] M. Kunst and G. Beck, J. Appl. Phys. **60**, 3558 (1986).
- [17] R. K. Ahrenkiel, Solid-State Electron. **35**, 239 (1992).
- [18] J. Dziewior and W. Schmid, Appl. Phys. Lett. **31**, 346 (1977).
- [19] E. M. Pell, Phys. Rev. **90**, 278 (1953).
- [20] B. Lax and S. F. Neustadter, J. Appl. Phys. **25**, 1148 (1954).
- [21] M. Derdouri, P. Leturcq and A. Munoz-Yague, IEEE Trans. Electron Devices **ED-27**, 2097 (1980).
- [22] B. R. Gossick, J. Appl. Phys. **26**, 1356 (1955).
- [23] K. Schuster and E. Spenke, Solid-State Electron. **8**, 881 (1965).
- [24] R. J. Basset, W. Fulop and C. A. Hogarth, Int. J. Electron **35**, 177 (1973).
- [25] J. E. Mahan and D. L. Banes, Solid-State Electron. **24**, 989 (1981).
- [26] M. A. Green, Solid-State Electron. **26**, 1117 (1983).
- [27] P. B. Klein, J. Appl. Phys. **103**, 033702 (2008).

第3章 SiC 結晶のキャリア寿命の注入レベル、温度、およびドーピング密度依存性

3.1 序文

パワーデバイスの高耐圧化のためには、厚い耐圧維持層が必要となる。一方、高耐圧 SiC バイポーラデバイスの性能向上に向けた低損失化実現のためには、伝導度変調により、厚い耐圧維持層のオン抵抗を低減できるバイポーラデバイスがユニポーラデバイスに比べて有利である。これまで述べてきたとおり、バイポーラデバイスの通電損失を決定付ける伝導度変調の効果に対し、直接影響を与える物性値がキャリア寿命である。しかしながら、現在、SiC 結晶のキャリア寿命に関する情報は限られているため、その定量化や制限因子の解明に対する要求が高まっている。

これまで、SiC 結晶に対するキャリア寿命の報告は、結晶性の評価と関連させた内容が数件ある。SiC 結晶のキャリア寿命に対し、微小傾角粒界や積層欠陥、転位のようなマクロな構造欠陥が与える影響[1-3]から、ミクロな構造欠陥である点欠陥との相関[4-6]、またそれらの定量的な比較[7,8]など、特に n 型 4H-SiC 結晶に限っては、様々な結晶欠陥とキャリア寿命の比較が試みられてきた。一方、デバイスの電気特性という観点から見ると、デバイス動作を考慮したキャリア寿命に関する情報も、必要不可欠となる。

例えば、PiN ダイオードに関して言えば、伝導度変調が生じる際に考慮すべきキャリア寿命は、熱平衡状態における耐圧維持層の多数キャリア密度を上回る高レベル注入状態のキャリア寿命であり、一方、スイッチング特性に関して、ターンオフ時の逆回復時間や損失を議論する領域は、主に低レベル注入状態のキャリア寿命が焦点となる[9]。すなわち、キャリア寿命の注入レベル依存性を把握することは、デバイスの動作を理解する上で、非常に重要な情報となる。また、デバイスが駆動している間は、通電損失やスイッチング損失により生じる発熱に伴い、デバイス温度が上昇する。温度上昇に伴うキャリア寿命の変化は、オン抵抗の変化につながり、デバイスの温度変化に伴う損失の変化や、素子の熱暴走の判断材料にもなる。このため、キャリア寿命の温度特性も極めて有用な情報となる。さらに、デバイス構造によっては、構成箇所により、適用される不純物のドーピング密度も異なる。例えば、高耐圧バイポーラデバイスの耐圧維持層はドーピング密度が低く、一方、耐圧維持層と高濃度領域との境界に設けるバッファ層や、バイポーラトランジスタに用いられるベース層は、ドーピング密度が高い。すなわち、デバイス構造によって適用される所望のドーピング密度は様々であるため、キャリア寿命のドーピング密度依存性も、デバイス設計上、不可欠の情報となる。

本章では、上記に従い、4H-SiC バイポーラデバイスの駆動を考慮したキャリア寿命の定量評価に関して述べる。具体的には、4H-SiC 結晶におけるキャリア寿命の、注入レベル依存性、温度依存性および結晶の不純物密度依存性について述べる。注入レベル依存性、および温度依存性に対しては、主に 50 μm 厚みの p 型および n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、差動 μ -PCD 装置を用い、注入レベルやサンプル温度を変化させて評価した。そして、キャリア寿命の注入レベル依存性や温度依存性等の測定結果から、それらの依存性が生じる原因となる再結合過程について考察する。

3.2 評価方法

ここでは、本章で評価したキャリア寿命の評価方法について述べる。キャリア寿命の注入レベル依存性評価および温度依存性評価に用いた試料は、 8° オフの 4H-SiC(0001)基板上に CVD により成長させた、ともに厚み $50\ \mu\text{m}$ の p 型および n 型の 4H-SiC エピタキシャル成長層を用いた。また、p 型エピタキシャル成長層は Al ドーピングで密度は $9.0 \times 10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ 、n 型エピタキシャル成長層は N ドープで密度が $1.2 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$ である。

キャリア寿命は p 型および n 型エピタキシャル成長層とも、差動 μ -PCD を用いて測定した。過剰キャリアの生成に用いた光源は、波長 349nm の YLF レーザの 3 次高調波のパルス波を用いた。電子正孔対の再結合による電気伝導度の減衰は、周波数 26GHz のマイクロ波の反射波より算出している。差動 μ -PCD では、レーザを照射したエリアと照射していないエリアからのマイクロ波の反射波を検出することで、検出信号の S/N 比を高めているため、微小な信号まで検出が可能となり、信号強度の範囲が 2 ~ 3 桁に渡る幅広い μ -PCD 減衰信号を検出できる。これにより広範囲の励起キャリア密度におけるキャリア寿命が評価できる。

注入レベル依存性の評価に対しては、励起キャリア密度を変化させるため、試料表面に照射する光子密度を $10^{11}\ \text{cm}^{-2} \sim 10^{15}\ \text{cm}^{-2}$ の範囲で変化させた。図 3.1 は照射レーザの波長に対する 4H-SiC の吸収係数 ($\alpha = 324\ \text{cm}^{-1}$) [10] より算出した電子正孔対の生成密度の深さ方向分布を示した。これより、生成された過剰キャリア密度 (励起強度) はおよそ $10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ 台前半から $10^{17}\ \text{cm}^{-3}$ 台前半と見積もられた。図中、p 型および n 型試料のドーピング密度 (およそ $1 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$) を破線で示している。典型的な測定条件における励起キャリア密度は $2 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$ であった。なお、p 型エピタキシャル成長層の室温における正孔密度 (p_0) は、アクセプタ密度およびそのイオン化エネルギーから見積もった結果、およそ $3 \times 10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ であった [11,12]。上記の励起キャリア密度は、バックグラウンドのキャリア密度より高いため、高注入レベルの極限 (high-injection limit) までは達しないが、高注入レベルの条件をほぼ満たしている。

キャリア寿命の温度依存性に対しては、室温 (23°C) から 250°C の範囲で測定を行った。試料は、上記の注入レベル依存性で用いた試料と同様、 8° オフの 4H-SiC(0001)基板上に CVD により成長させた、ともに厚み $50\ \mu\text{m}$ の p 型 (Al ドープ: 密度 $9 \times 10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ 、) および n 型 (N ドープ: 密度 $1.2 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$) の 4H-SiC エピタキシャル成長層を用いた。試料の加熱は、 μ -PCD 装置のサンプルステージにヒータが付随しており、このヒータにより試料を加熱した。

キャリア寿命の不純物濃度依存性については、p 型 4H-SiC 結晶に対して評価を行った。用いた試料は上記の p 型 (Al ドープ: 密度 $9 \times 10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ 、) 試料も含み、厚み $50 \sim 60\ \mu\text{m}$ で Al ドープの密度が $9 \times 10^{14} \sim 5.0 \times 10^{18}\ \text{cm}^{-3}$ の範囲の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を評価した。

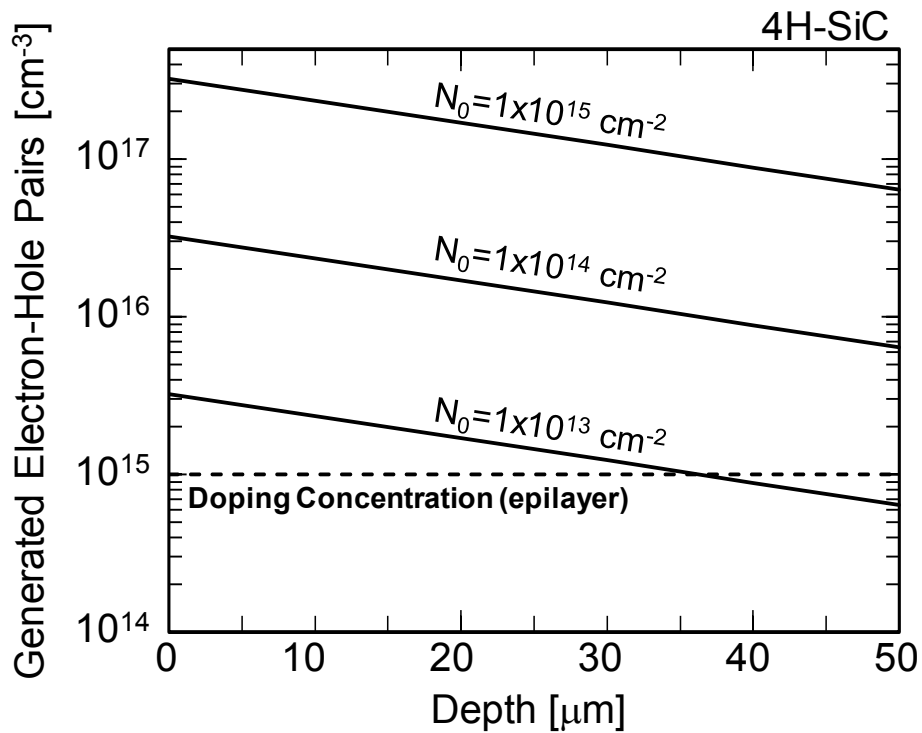


図 3.1: 4H-SiC に対し YAG-3HG レーザ(波長 349 nm)を照射した場合における, 生成する電子正孔対の深さ方向の密度分布 (N_0 は試料表面に照射した光子密度, フォトン密度は励起光波長の吸収係数 ($\alpha = 324 \text{ cm}^{-1}$)[10]を用いて計算した)

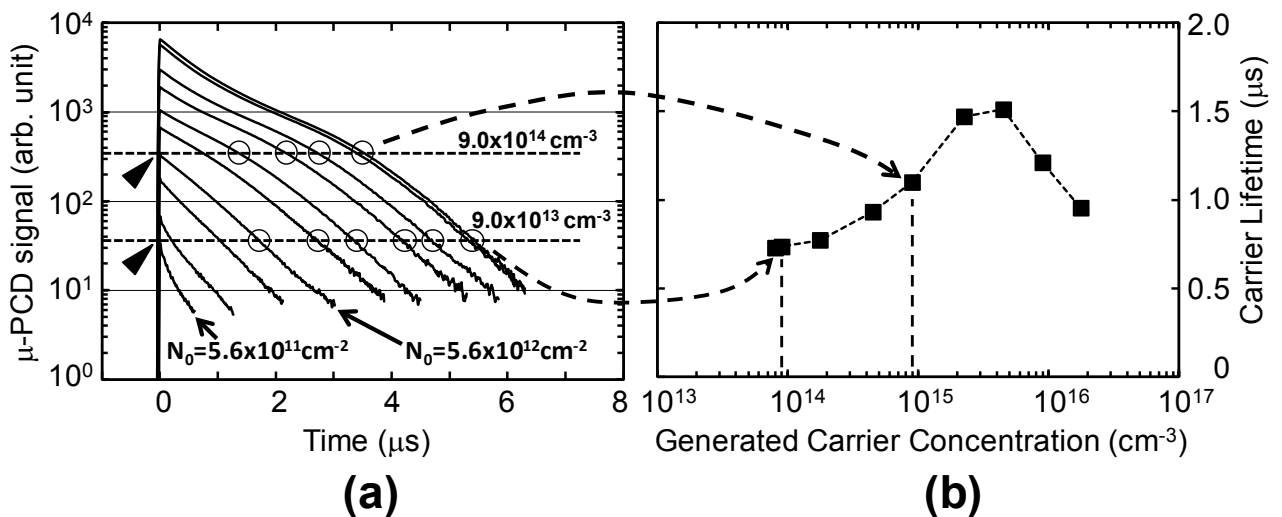


図 3.2: (a) 50 μm 厚の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し, 室温にて種々の励起強度にて測定した PCD 減衰曲線 (励起強度は、それぞれ、 9.0×10^{13} , 1.8×10^{14} , 4.5×10^{14} , 9.0×10^{14} , 2.2×10^{15} , 4.5×10^{15} , 9.0×10^{15} , 1.8×10^{16} , 4.5×10^{16} , および $6.3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$), (b) 減衰曲線の傾きより求めた 50 μm 厚の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層の, 室温におけるキャリア寿命の注入レベル依存性

3.3 キャリア寿命の注入レベル依存性

はじめに、キャリア寿命の注入レベル依存性を評価するにあたり、本実験により適用した注入レベルの定量および、キャリア寿命の算出について説明する。図 3.2 は、キャリア生成の励起強度を変化させて得られた μ -PCD 減衰曲線から、どのようにキャリア寿命を算出したかを示している。図 3.2(a)は室温における様々な励起強度に対して得られた典型的な μ -PCD 減衰曲線の例を示している。図中、全ての減衰曲線は μ -PCD 信号強度の絶対値を示しており、この μ -PCD 信号強度は、過剰キャリア密度に比例している。各励起強度より得られた μ -PCD 減衰曲線の $t=0$ における値(ピーク値)は、図 3.1 のキャリアの分布から算出される励起キャリア密度に対応する。この後、時間が経つにつれキャリアの再結合とともにキャリア密度が減少し、 μ -PCD 信号強度は減衰していく。 μ -PCD 減衰曲線とキャリア寿命の関係は、キャリア寿命が短い程、キャリアの消滅が早いいため、減衰曲線の傾きが大きくなる。逆に、減衰曲線の傾きが緩やかであることは、キャリア寿命が長いことを示す。

図 3.2(a)に示した μ -PCD の減衰曲線に着目すると、特に p 型 4H-SiC 結晶に対しては、これらの減衰曲線は必ずしも単一の指数関数には従っていない。すなわち、キャリア寿命に励起キャリア密度依存性があると言える。キャリア寿命に励起キャリア密度依存性がある場合、キャリア密度の減少とともにキャリア寿命が時々刻々と変化するため、所望の励起キャリア密度に対するキャリア寿命には、そのキャリア密度を初期値として $1/e$ まで減少する時間 ($1/e$ ライフタイム) は適用できない。本研究では、再結合によるキャリアの消滅にともない μ -PCD 信号強度が減衰する過程で、所望の励起キャリア密度となった時点での減衰曲線の微分傾きよりキャリア寿命を算出した。また、任意の励起キャリア密度に対し、複数の減衰曲線からキャリア寿命を算出し、その平均値をその励起キャリア密度に対応するキャリア寿命として採用した。こうして求めたキャリア寿命の注入レベル(励起キャリア密度)依存性の例を図 3.2(b)に示す。この結果、注入レベルの低い領域では、励起キャリア密度の増加とともに、キャリア寿命は上昇し、注入レベルの高い領域で減少に転じた。

3.4 キャリア寿命の温度依存性

デバイスを駆動させると、損失に伴う発熱により、素子の温度が上昇する。この温度変化に伴い、4H-SiC の物性値も変化が生じると予想される。このため、デバイス実用の観点から、4H-SiC の物性値の温度依存性を把握することは、非常に重要である。ここでは、上記同様、 μ -PCD を用い、4H-SiC のキャリア寿命の温度依存性を評価した。サンプルは、上記と同様であり、サンプルの温度は、 μ -PCD 装置のステージに付属しているヒータにより加熱した。測定温度は室温より 250°C まで加熱し測定した。

図 3.3 には p 型および n 型の 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、励起キャリア密度を $9.0 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ で固定し、温度を変化させて測定した μ -PCD 減衰曲線を示した。各温度に対する減衰曲線の傾きの変化より、p 型および n 型の両方の試料ともに、試料温度の上昇に伴い、キャリア寿命

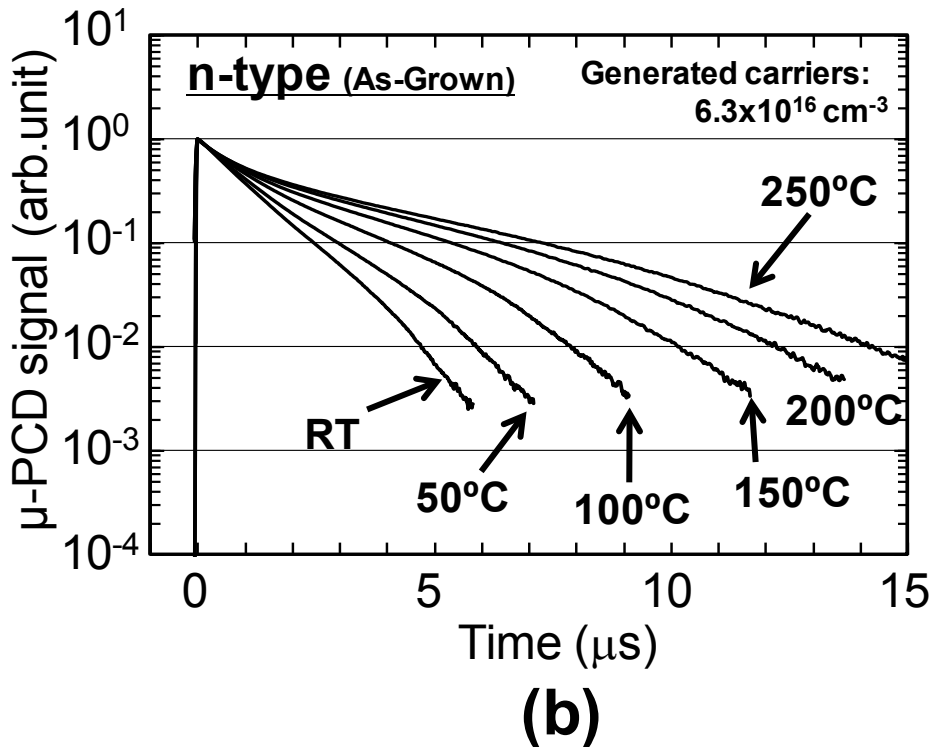
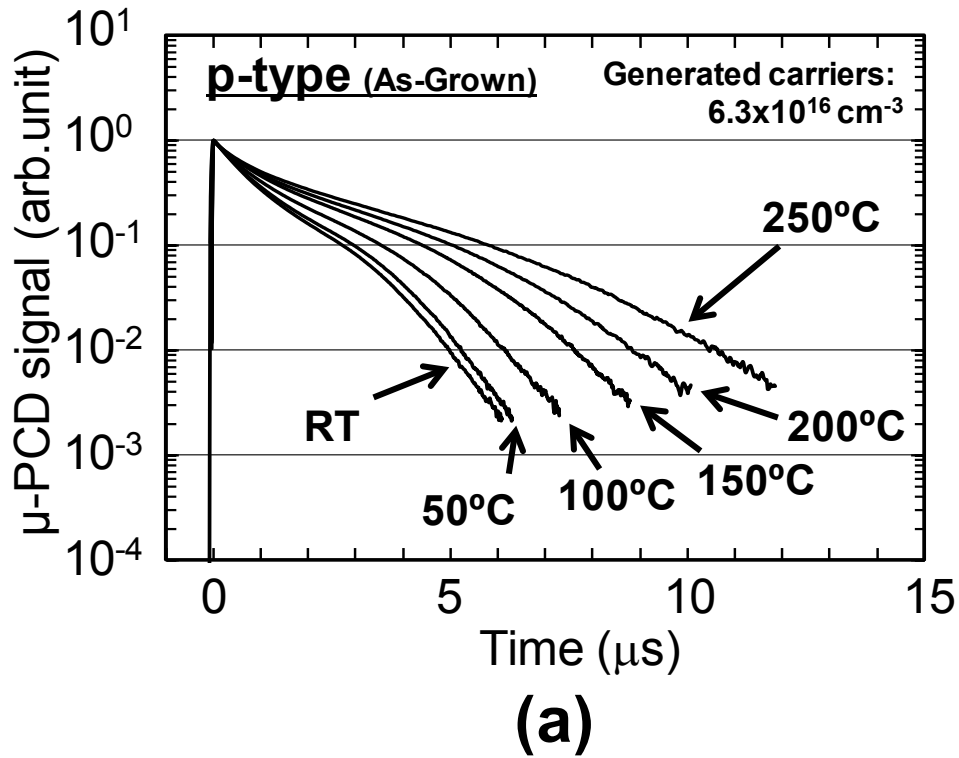


図 3.3: 50 μm 厚み as-grown の 4H-SiC エピタキシャル成長層の室温から 250°C における PCD 減衰曲線 (a) p 型, (b) n 型励起強度は $6.3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$

は連続的な増加を示した。これらの減衰曲線より求めた、各温度に対するキャリア寿命の励起キャリア密度依存性を図 3.4 に示す。なお、励起キャリア密度の算出に対しては、高温における吸収係数について、信頼できるデータを見つけられなかったため、その温度依存性を無視した。この図より、今回キャリア寿命を測定した励起キャリア密度のすべて範囲で、温度上昇にともなうキャリア寿命の増加が確認できた。n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を例に見ると、室温で 1 μs 程度であったキャリア寿命が 250°C では 4 μs を越えるまで増加した。

3.5 キャリア寿命のドーピング密度依存性

ドーピング密度の異なる p 型 4H-SiC 試料に対し、キャリア寿命を測定した。図 3.5 に、アクセプタ密度の異なる試料より得られた励起キャリア密度 $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ における $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線を比較した。この図の比較より、アクセプタ密度の増加と共に、キャリア寿命が顕著に減少する様子が確認された。次に、各アクセプタ密度の試料に対し、励起キャリア密度の影響について調べるため、キャリア寿命の励起キャリア密度依存性を比較した。この結果を図 3.6 に示す。これより、アクセプタ密度の比較的高いサンプルでは、キャリア寿命の励起キャリア密度依存性はあまり見られないことがわかった。また、得られた結果より、図 3.7 に、励起キャリア密度が $4.5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 、 $2.2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ および $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ における、キャリア寿命のアクセプタ密度依存性を比較した。この結果より、上記の異なった励起キャリア密度においても、アクセプタ密度の増加に伴いキャリア寿命が減少するという同様の傾向が確認された。また、アクセプタ密度が極端に高い領域を除き、キャリア寿命とアクセプタ密度が傾き 1 で比例することが明らかとなった。

3.6 考察

今回、キャリア寿命を支配する再結合過程について考察する目的で、複数の再結合モデルを組み合わせたキャリア寿命のモデル計算を行い、測定結果と比較した。モデル計算は室温における p 型 4H-SiC 結晶を対象とし、キャリア寿命の注入レベル依存性について解析を行った。測定される実効的なキャリア寿命 τ のモデルは、複数の再結合過程を考慮し、以下のように定義した。

$$\frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_{\text{SRH}}} + \frac{1}{\tau_{\text{rad}}} + \frac{1}{\tau_{\text{auger}}} + \frac{1}{\tau_{\text{Sr}}} \quad (3.1)$$

τ_{SRH} はバンドギャップ中に存在する深い準位（再結合中心）を介した再結合過程により支配され、次式のとおり示される[13]。

$$\frac{1}{\tau_{\text{SRH}}} = \frac{p_0 + n_0 + \Delta p}{\tau_{p0}(n_0 + n_1 + \Delta n) + \tau_{n0}(p_0 + p_1 + \Delta p)} \quad (3.2)$$

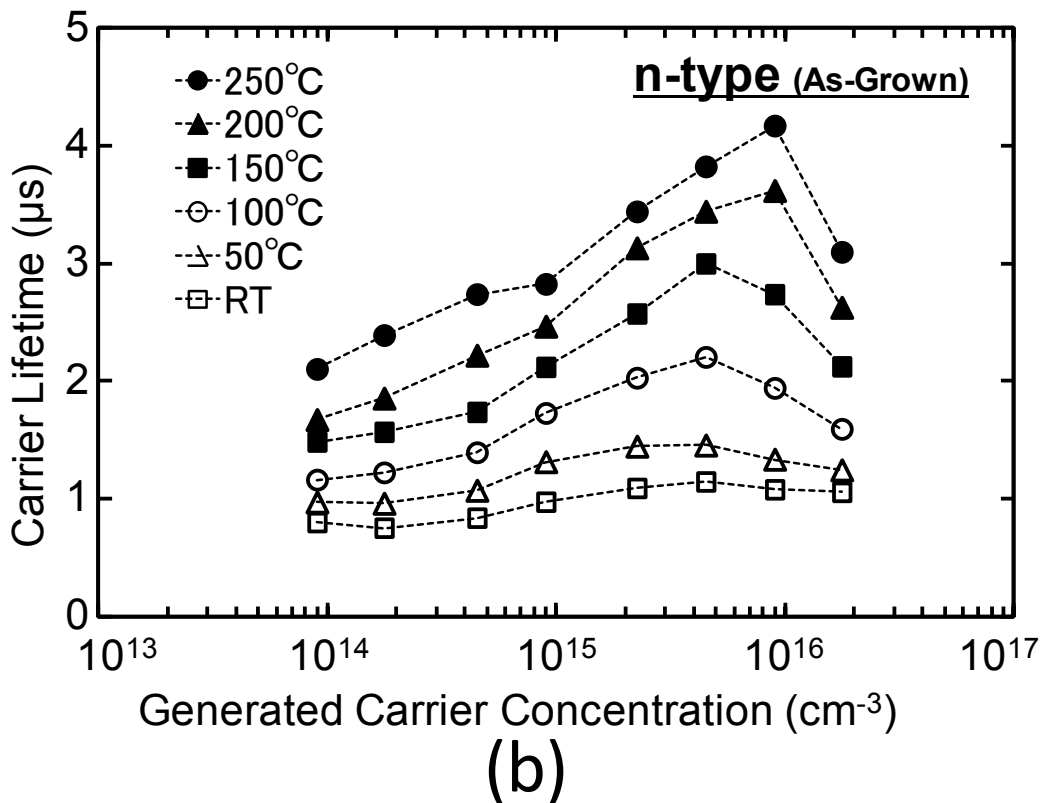
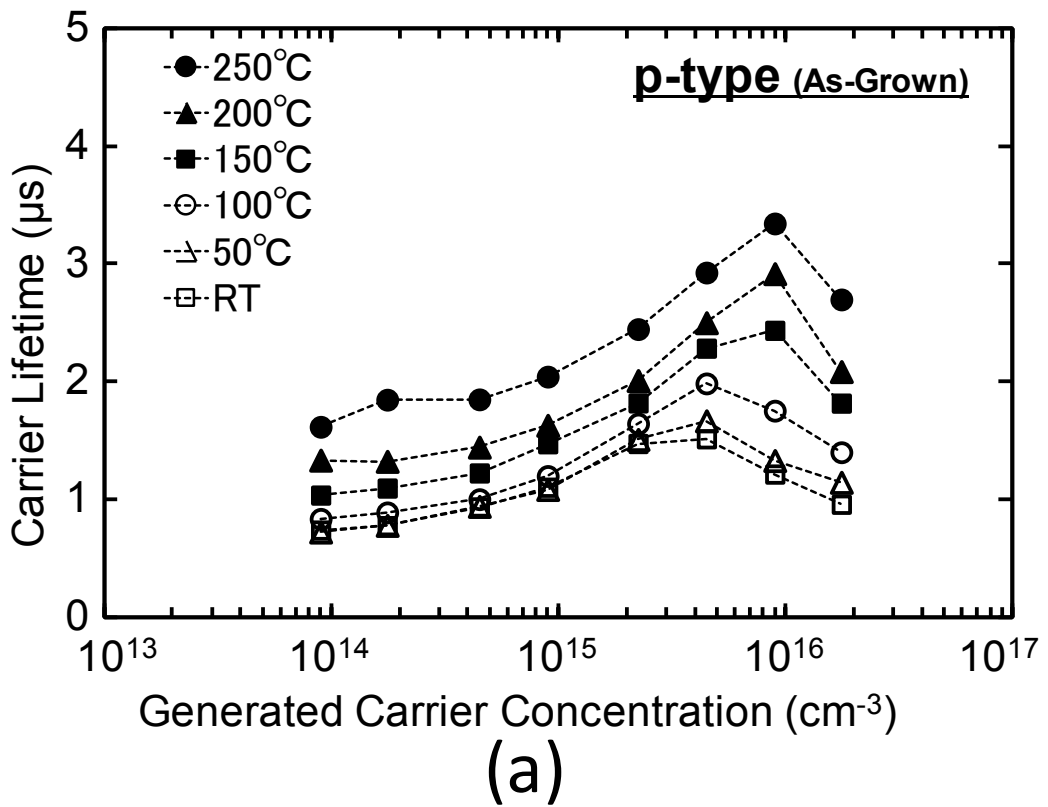


図 3.4: 50 μm 厚み as-grown の 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する室温から 250°C におけるキャリア寿命の励起キャリア密度依存性 (a) p 型, (b) n 型

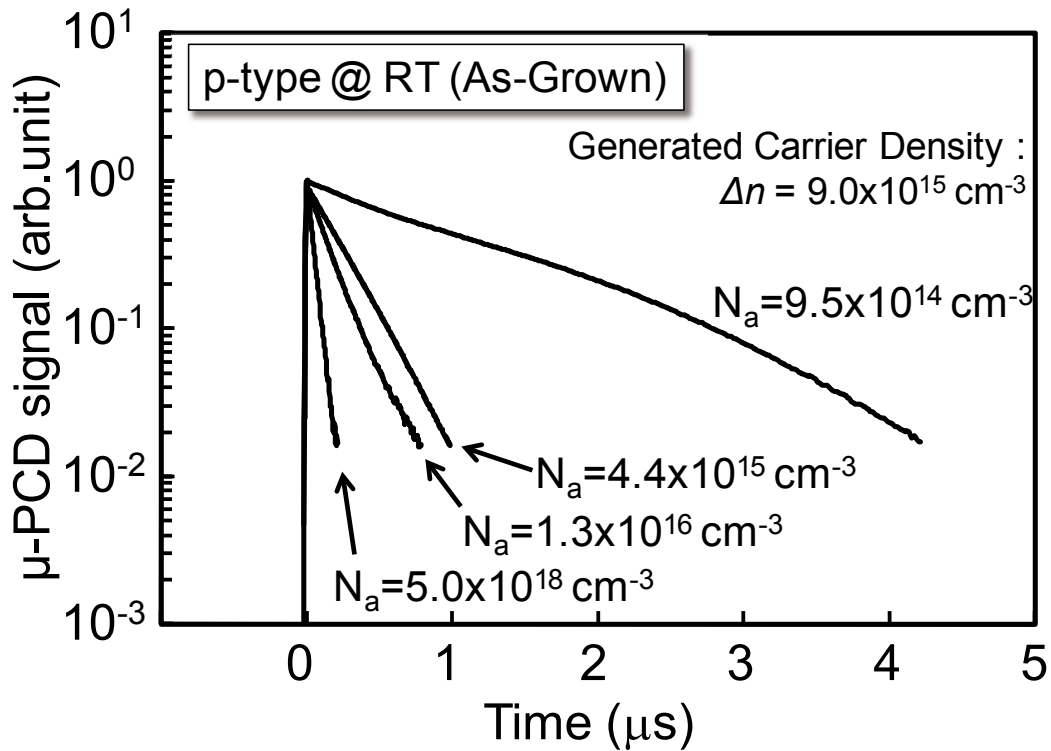


図 3.5: アクセプタ密度の異なる p 型 4H-SiC 結晶より得られた μ -PCD 減衰曲線の比較 (励起キャリア密度は $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$)

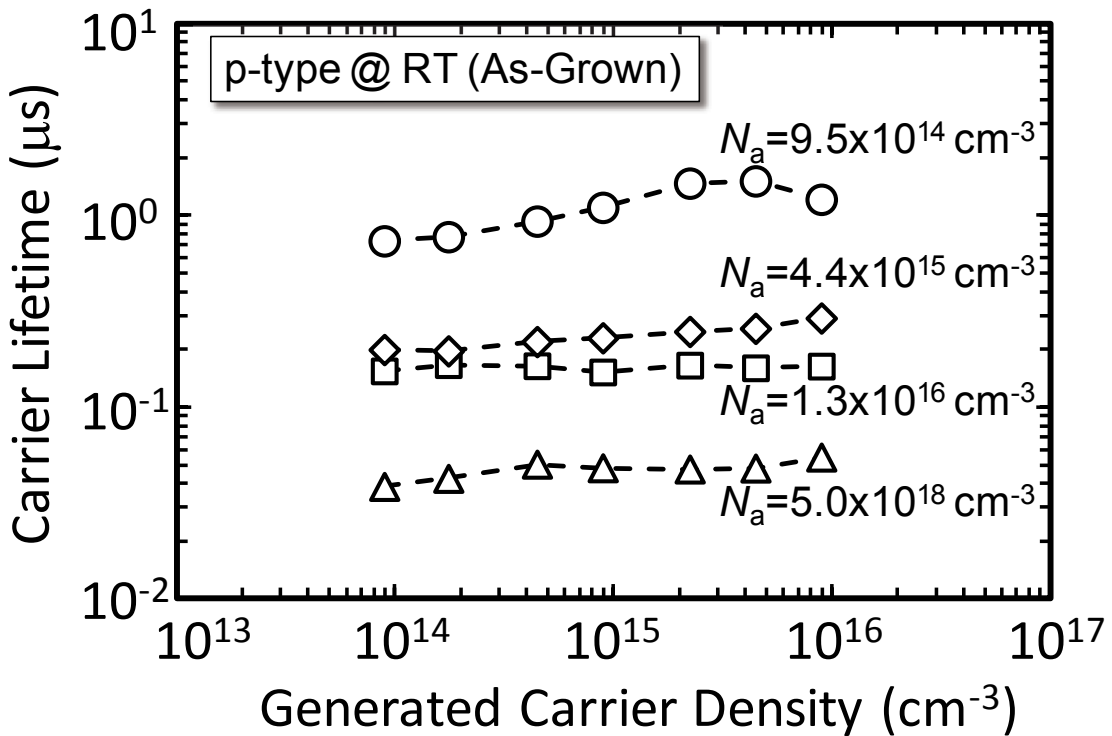


図 3.6: アクセプタ密度の異なる p 型 4H-SiC 結晶に対する, キャリア寿命の励起キャリア密度依存性

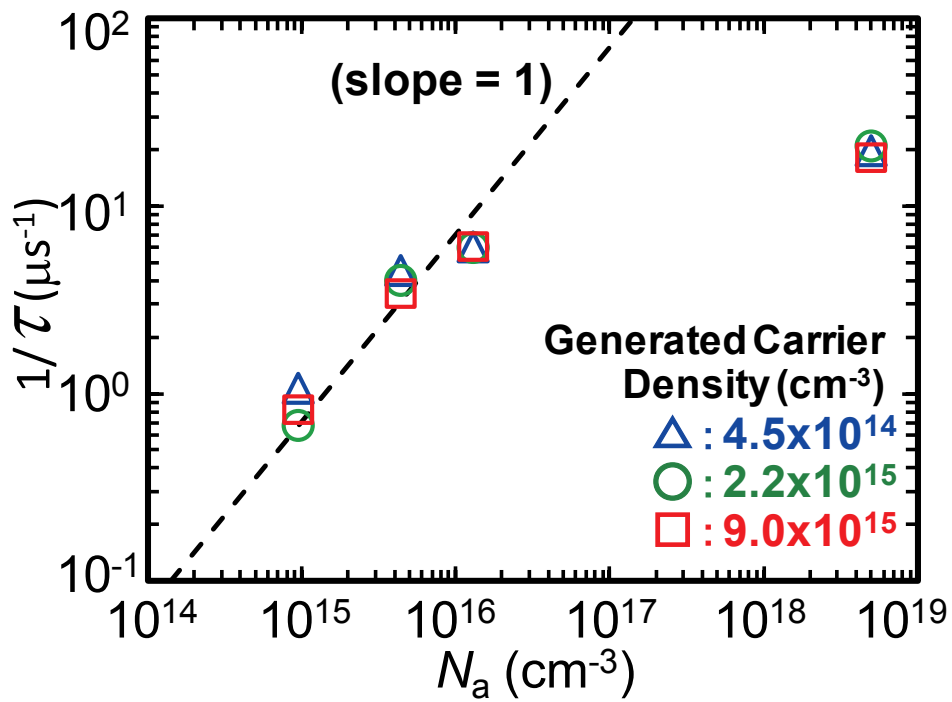


図 3.7: 励起キャリア密度が $4.5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, $2.2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, および $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ における p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命のアクセプタ密度依存性

ただし、

$$n_1 = n_i \exp\left(\frac{E_T - E_i}{kT}\right) ; p_1 = n_i \exp\left(\frac{E_i - E_T}{kT}\right) \quad (3.3)$$

$$\tau_{p0} = \frac{1}{\sigma_p v_{th(p)} N_T}, \quad \tau_{n0} = \frac{1}{\sigma_n v_{th(n)} N_T} \quad (3.4)$$

ここで、 p_0, n_0 は熱平衡状態における正孔および電子の密度、 $\Delta p, \Delta n$ は注入による過剰キャリア（今回は $h\nu > E_g$ の光励起により電子正孔対を発生させているため、 $\Delta p = \Delta n$ ）、 E_T は再結合中心の準位、 σ_p, σ_n は正孔および電子に対する捕獲断面積、 $v_{th(p)}, v_{th(n)}$ は正孔および電子の熱速度、 N_T は再結合中心の密度である。

τ_{rad} は直接再結合により支配されるキャリア寿命であり、再結合中心を介さずに、バンド間の再結合過程に支配される。この再結合モデルでは、キャリア寿命はキャリア密度に反比例し、次式のとおり示される[13]。

$$\frac{1}{\tau_{rad}} = B(p_0 + n_0 + \Delta p) \quad (3.5)$$

ここで、 B は輻射再結合係数である。ここでは、4H-SiCにおける輻射再結合係数として $B = 1.5 \times 10^{-12} \text{ cm}^3/\text{s}$ を用いた[14]。

τ_{auger} はオージェ再結合過程により支配されるキャリア寿命であり、キャリア密度が高い場合、再結合エネルギーが第三のキャリアに伝播され、第三のキャリアを励起する。この再結合モデルでは、キャリア寿命はキャリア密度の2乗に反比例し、次式のとおり示される[13]。

$$\frac{1}{\tau_{auger}} = C_n(n_0^2 + 2n_0\Delta p + \Delta p^2) + C_p(p_0^2 + 2p_0\Delta p + \Delta p^2) \quad (3.6)$$

ここで、 C_n, C_p はオージェ再結合係数である。ここでは4H-SiCにおけるオージェ再結合係数として、 $C_n = 5.0 \times 10^{-31} \text{ cm}^6/\text{s}$ 、 $C_p = 2.0 \times 10^{-31} \text{ cm}^6/\text{s}$ を用いた[15]。

τ_{sr} は表面再結合過程により支配されるキャリア寿命である。結晶表面のダングリングボンドや欠陥などがキャリアをトラップし、キャリア寿命に影響を与える。この再結合モデルは次式のとおり示される[13]。

$$\frac{1}{\tau_{sr}} = \frac{1}{d^2/(\pi^2 D) + d/(2S)} \quad (3.7)$$

ここで、 d は膜厚、 D は拡散係数、 S は表面再結合速度である。ただし、このモデルでは、①表面再結合速度が十分大きい、②エピタキシャル成長層の表面と裏面（基板界面）の再結合速度が同じ、という仮定が入っているため、取り扱いに注意を要する。

以上のモデルを用い、室温におけるp型4H-SiC結晶に対し、キャリア寿命の注入量依存性に

ついてモデル計算を行った。用いたパラメータを表3.1に示す。 σ_p 、 N_T および S を変化させ、 μ -PCDを用いたキャリア寿命の測定値 τ_{meas} とのフィッティングを行った結果を図3.8に示す。図中の破線は各再結合要素のキャリア寿命を、また各再結合要素のキャリア寿命から計算により求めたキャリア寿命 τ は緑の実線で示し、 μ -PCDを用いた測定値は□印で示している。この結果、計算により求めた τ と τ_{meas} は比較的良好な一致が得られた。そして、この計算結果から、輻射再結合とオージェ再結合は、キャリア密度のかなり高い領域でSiCのキャリア寿命に影響を及ぼすことがわかった。

次に、上記計算式を用い、トラップ密度 N_T を変化させ、キャリア寿命に対する影響を調べた。上記モデル計算において、 N_T を $10^{12} \sim 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で変化させ、キャリア寿命 τ の変化を計算した結果を図3.9に示す。図中の破線で示されたSRHキャリア寿命は、 N_T の増加に伴い、青色から緑色、赤色へと、特に低い注入レベルで減少し、それに伴い、計算により求めたキャリア寿命 τ も減少する様子が見られた。これより、低レベル注入領域ではSRH再結合過程がキャリア寿命を支配していると予想される。

一方、表面再結合速度を変化させ、モデル計算を行った結果を図3.10に示す。再結合速度を $500 \sim 5000 \text{ cm/s}$ で変化させた結果、表面再結合速度の増加に伴うキャリア寿命 τ の減少は、比較的注入レベルの高い領域で顕著に見られた。以上から、高レベル注入状態では、キャリア寿命が表面再結合速度により支配されていることが判る。

なお、励起キャリア密度の増加に伴うSRHキャリア寿命の変化に対し、SRHキャリア寿命 τ_{SRH} に及ぼす捕獲断面積の影響について考察した。式(3.2)および式(3.4)より、 τ_{p0} と τ_{n0} の比を ζ とおくと、規格化されたキャリア寿命(τ/τ_n)は次式のように示される[9]。

$$\frac{\tau}{\tau_{n0}} = \frac{n_0 + n_1 + \Delta n}{n_0 + p_0 + \Delta n} \zeta + \frac{p_0 + p_1 + \Delta n}{n_0 + p_0 + \Delta n} \quad (3.8)$$

$$\zeta = \frac{\tau_{p0}}{\tau_{n0}} = \frac{\sigma_n u_{\text{th}(n)}}{\sigma_p u_{\text{th}(p)}} = \sqrt{\frac{m_p^*}{m_n^*}} \times \frac{\sigma_n}{\sigma_p} \quad (3.9)$$

ここで、 n_0, p_0 は熱平衡状態の電子および正孔密度を表し、 n_1, p_1 は式(3.3)にて与えられる。また、 m_n^*, m_p^* は電子および正孔の有効質量である。式(3.9)から、 ζ は電子と正孔の捕獲断面積の比率であることが判る。

ここで、注入レベルを規格化し

$$h = \frac{\Delta p}{p_0} \left[= \frac{\Delta n}{p_0} \right] \quad (3.10)$$

とおくと、p型半導体に対する規格化されたキャリア寿命は

$$\frac{\tau}{\tau_{n0}} = \zeta \left\{ \frac{h}{1+h} + \frac{1}{1+h} \exp\left(-\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_p + \left\{ 1 + \frac{1}{1+h} \exp\left(-\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \quad (3.11)$$

と表すことができる。

表 3.1: モデル計算で用いたパラメータ

Fixed Parameters			Fitted Parameters		
$E_C - E_T$	Activation energy ($Z_{1/2}$ center)	0.65 (eV)	σ_p	Capture cross section for hole	5×10^{-16} (cm ²)
σ_n	Capture cross section for electron	1×10^{-14} (cm ²)	N_T	Trap concentration	2.5×10^{13} (cm ⁻³)
d	Epilayer thickness	5×10^{-3} (cm)	S	Surface recombination velocity	2200 (cm/s)
p_0	Equilibrium concentration of hole	3×10^{14} (cm ⁻³)			

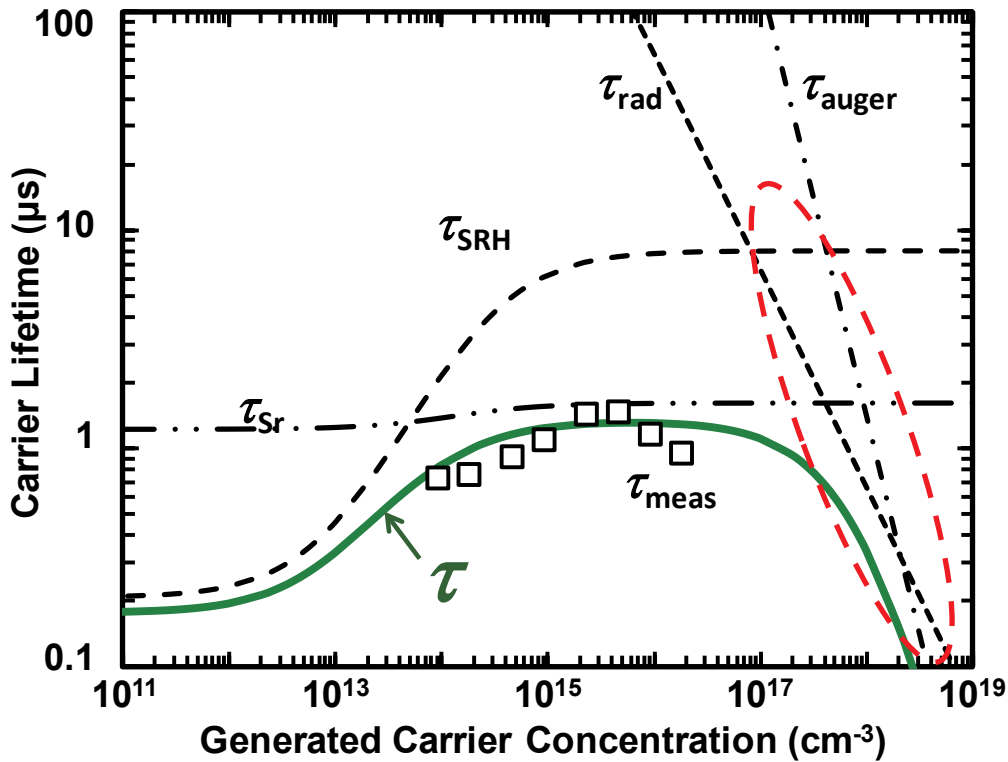


図 3.8: p 型 SiC エピタキシャル成長層に対し、様々なキャリア再結合過程を考慮したキャリア寿命 τ の励起キャリア密度依存性のモデル計算の結果、およびキャリア寿命の測定値 τ_{meas}

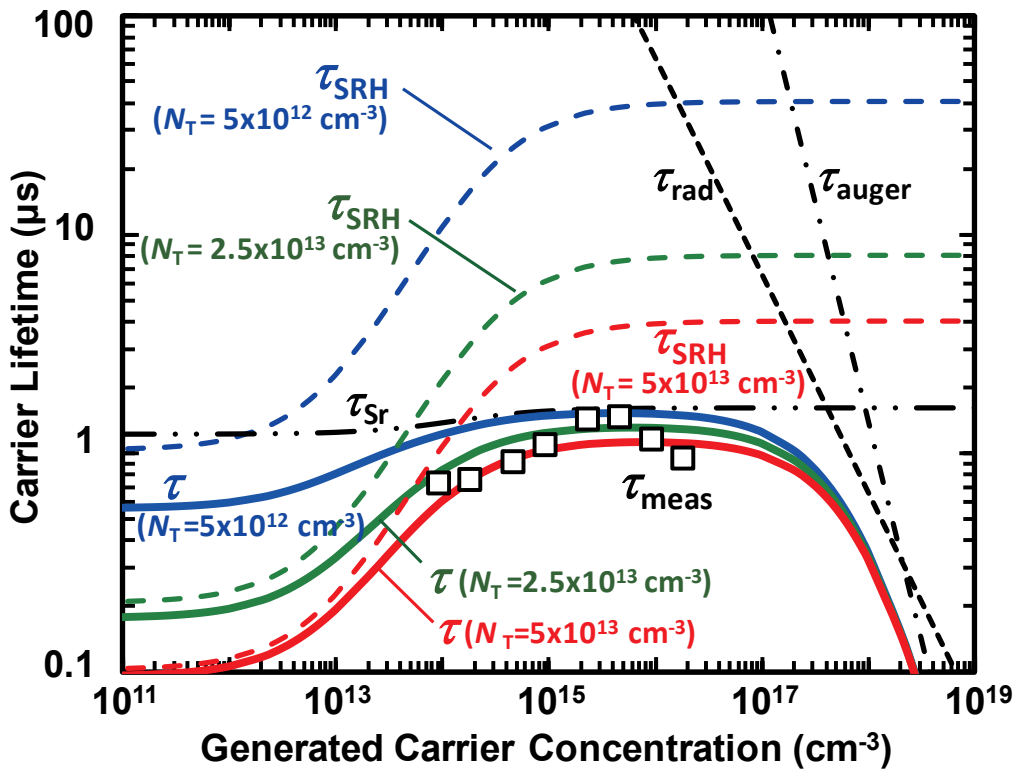


図 3.9: キャリア寿命の励起キャリア密度依存性のモデル計算におけるキャリア寿命 τ に対するトラップ密度 N_T の変化の影響

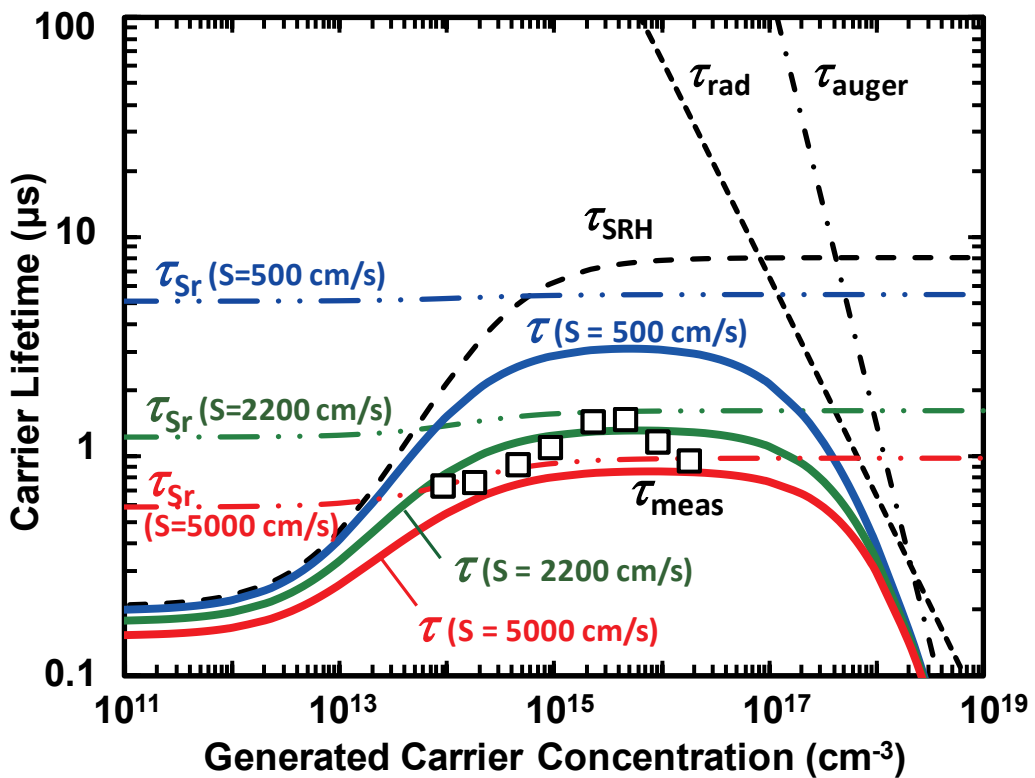


図 3.10: キャリア寿命の励起キャリア密度依存性のモデル計算におけるキャリア寿命 τ に対する表面再結合速度 S の変化の影響

本関係式を用い、様々な電子と正孔のキャリア寿命の比率 $\zeta (= \tau_{p0}/\tau_{n0})$ に対し、規格化されたキャリア寿命 (τ/τ_{n0}) の注入レベル $(h = \Delta n/p_0)$ 依存性について、傾向を調べた。ここで、熱平衡状態におけるエピタキシャル成長層の正孔濃度は、 $p_0 = 3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 、トラップ準位は $Z_{1/2}$ センター ($E_c - 0.65 \text{ eV}$) を仮定し、励起キャリア密度 $\Delta p (= \Delta n)$ および上記の捕獲断面積の比率 ζ を変化させ、計算を行った。この結果を図 3.11 に示す。この結果、励起キャリア密度が、低レベル注入から高レベル注入へ増加、すなわち $\Delta n/p_0 = 1$ に向かい増加するに従い、キャリア寿命がゆるやかに増加することが判明した。また、捕獲断面積の比率 ζ を変化させて計算した結果、少数キャリア（電子）の捕獲断面積が、多数キャリア（正孔）のそれに比べ、大きくなるほど、励起キャリアの増加にともなうキャリア寿命の増加が大きくなることも明らかとなった。これは、低レベル注入では、キャリア密度の少ない少数キャリアである電子の捕獲がキャリア寿命を律速するため、電子の捕獲断面積が大きいと、キャリア寿命が小さくなると理解できる。一方、高レベル注入では、電子と正孔の密度が等しく、捕獲確率の低いキャリアが寿命を律速する。上記のように ζ が大きい、すなわち正孔の捕獲断面積が電子のそれより小さい場合、電子よりも正孔の捕獲がキャリア寿命を律速し、高レベル注入のキャリア寿命は、低レベル注入時の（電子の）キャリア寿命よりも長くなるという考え方に矛盾しない。

図 3.4 に示したように、p 型および n 型の両サンプルで、高レベル注入においてキャリア寿命が低下している。この理由として、次のような要因が考えられる。一つは、上記のモデル計算より確認された、かなり高い励起キャリア密度の領域で見られる輻射再結合やオージェ再結合の影響が考えられる。しかし、これらの再結合過程の影響が顕著になるキャリア密度の領域は、もう少し高いところにあると予想される。他の理由としては、表面再結合速度の変化が考えられる。結晶表面では、表面の欠陥がキャリアをトラップすることで電荷を有し、表面のエネルギーバンドが曲がっており、これが表面へのキャリアの拡散を妨げる場合がある。高注入の状態では、過剰キャリア密度が増加するため、表面のバンドベンディングが平坦化する。この表面バンド構造の変化は、表面再結合速度を増加させ、減衰初期の速い減衰を高める可能性がある。また、高い注入レベルでキャリア寿命が減少する他の理由としては、基板へのキャリアの拡散が考えられる。励起強度を増加することにより、図 3.1 に示したような、吸収係数より算出される同じ指数減衰関数を保持しながら、光励起直後の励起キャリア密度が増加する。基板におけるキャリア寿命は極端に短く ($\tau_{\text{sub}} < 50 \text{ ns}$)、光励起を止めるとただちに、基板中の過剰キャリアは消滅するため、励起強度の増加に伴い、光励起停止後のエピタキシャル成長層の深さ方向への濃度勾配の絶対値は増加する。これより基板へのキャリアの拡散が促進し、実効的なキャリア寿命を大幅に低減させると考えられる。

キャリア寿命の温度依存性に関しては、今回測定した励起キャリア密度の全域で、 μ -PCD 減衰曲線の傾きが緩やかに減少し、キャリア寿命が増加している様子が確認された。この原因の一つとしては、温度の上昇に伴う、深い準位のトラップからのキャリアの放出レートの上昇がある。一方、温度の変化は、エピタキシャル成長層内のキャリアの拡散にも影響を与える。温度の上昇に伴い、フォノン散乱の増加によりキャリアの拡散が抑制され、これにより表面や界面、基板における再結合が低減され、結果として測定されたキャリア寿命が増加した可能性も考えられる。

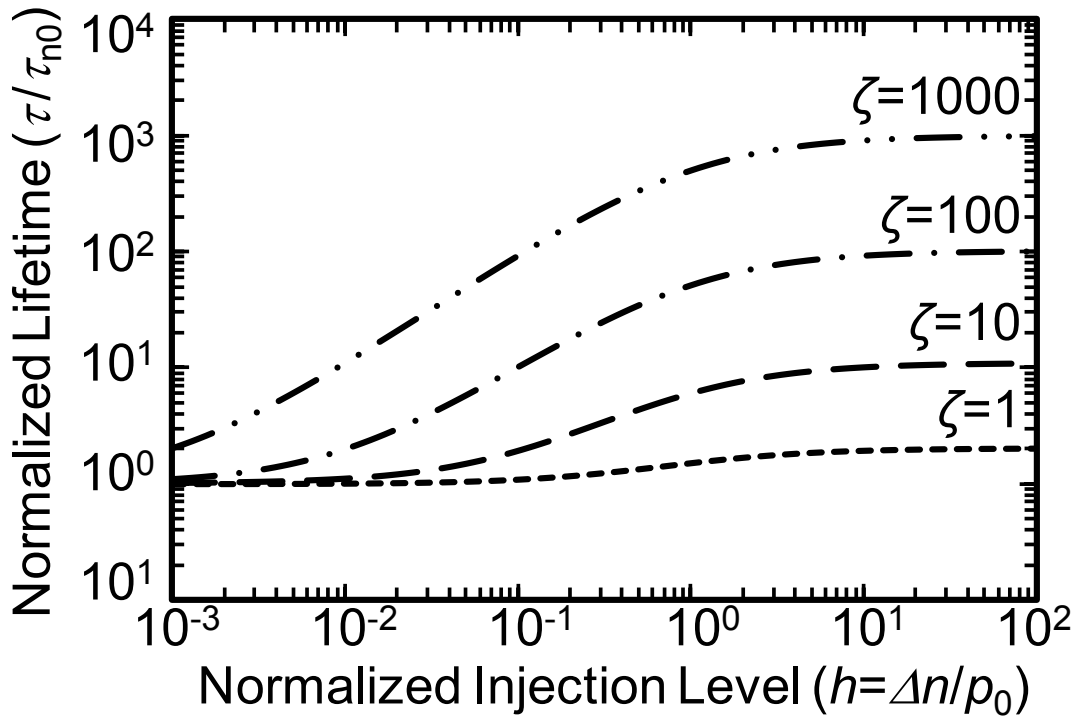


図 3.11: 様々な電子と正孔のキャリア寿命の比率 ($\zeta = \tau_{p0}/\tau_{n0}$) に対する, 規格化されたキャリア寿命 (τ/τ_{n0})の注入レベル($h = \Delta n/p_0$)依存性(エピタキシャル成長層の正孔濃度は $p_0 = 3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, トラップ準位は $Z_{1/2}$ センター($E_c - 0.65 \text{ eV}$) を仮定)

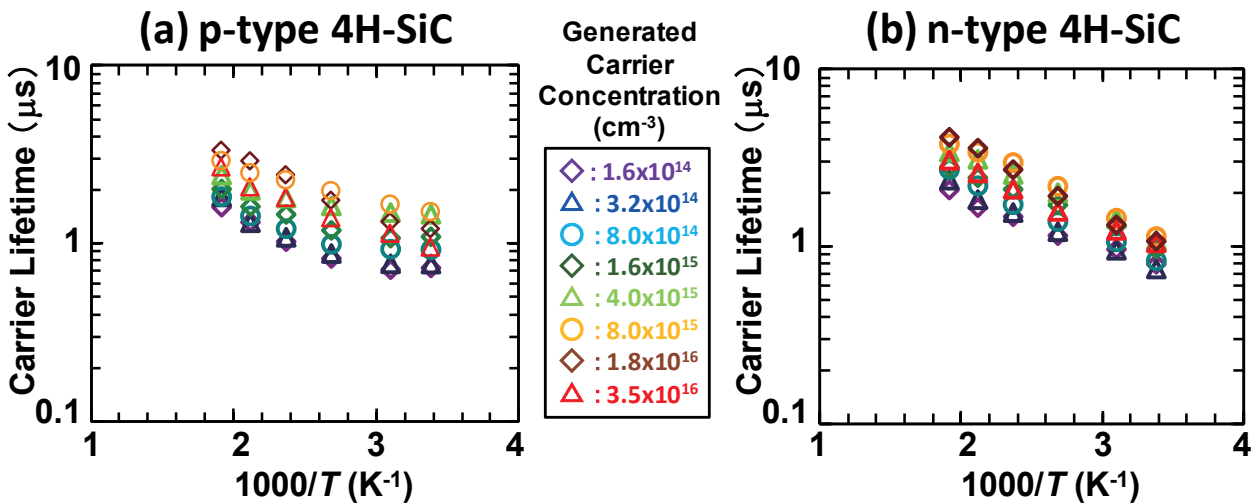


図 3.12: 様々な励起キャリア密度に対する, 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命のアレニウスプロット (a) p 型 4H-SiC, (b) n 型 4H-SiC

そこで、得られたキャリア寿命の温度依存性から、キャリア寿命に対するアレニウスプロットを行い、活性化エネルギーを求めた。各励起キャリア密度に対する、キャリア寿命の温度依存性を図 3.12 に示す。得られたキャリア寿命のアレニウスプロットから求めた活性化エネルギーは非常に小さく、p 型・n 型 SiC 結晶とも 0.1 eV 以下であった。現在のところ、この活性化エネルギーの意味するところは明らかでない。しかしながら、各温度から得られた減衰曲線の形状を比較すると、表面再結合から強い影響を受ける初期の速い減衰領域における曲線の傾きは、それほど変化していない。表面再結合の影響が、温度上昇に対してそれほど大きく変化しないと考えると、温度上昇に伴うキャリア寿命の増加は、トラップからのキャリア放出レートの増加に起因すると推測できる。

キャリア寿命のドーピング密度依存性に関しては、アクセプタ密度の増加に伴い、キャリア寿命が減少することが明らかとなった。この理由として、以下のような要因が考えられる。①Al ドーピングによりトラップが増加した、②Al ドーピングにより表面再結合の影響が増加した、③ドーピング密度の増加にともないオージェ再結合や輻射再結合の影響が増加した。一般的に、Si や Ge におけるキャリア寿命のドーピング密度依存性は、高レベル注入の場合、ドーピング密度を増加させてもキャリア寿命はあまり変化が見られない。さらにドーピング密度を増加させると、あるドーピング密度を閾値として、オージェ再結合が影響を及ぼしキャリア寿命が急激に減少する[16-18]。また、この閾値まで変化の少ないキャリア寿命は、高レベル注入状態の SRH キャリア寿命に支配されている。前述のモデル計算結果より、SRH キャリア寿命には、励起キャリア密度依存性、すなわち注入レベル依存性が確認された。今回のサンプルはアクセプタ密度が異なるため、同じ励起キャリア密度に対しても、各サンプルで注入レベルが異なる。例えば、励起キャリア密度が $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ の時には、アクセプタ密度が $4.4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ (正孔密度: $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) のサンプルでは、高レベル注入状態である一方、アクセプタ密度が $5.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ (正孔密度: $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) のサンプルでは低レベル注入状態となる。すなわち、低ドーピングのサンプルは高レベル注入のためキャリア寿命が長く、高ドーピングのサンプルは低レベル注入のためキャリア寿命が短いという理由も考えられる。そこで、アクセプタ密度の異なる試料から得られた測定値に対し、SRH キャリア寿命の注入レベル依存性の影響を排除し、測定値を比較するため、励起キャリア密度を熱平衡状態の正孔密度で除して規格化した注入レベル($h = \Delta p/p_0$)を算出し、キャリア寿命の依存性を調べた。なお、各サンプルの正孔密度は、Koizumi らの文献より算出した[11,12]。前述のモデル計算より算出した SRH キャリア寿命の注入レベル依存性のグラフ(図 3.11)に、アクセプタ密度の異なるサンプルより得られた測定データを規格化し、プロットした結果を図 3.13 に示す。測定データは、計算により求められた線に沿って分布しているように見えるが、たとえば、低レベル注入から高レベル注入の状態まで励起キャリア密度が変化しているアクセプタ密度が $4.4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ のサンプルのデータを見ると、注入レベルが低レベルから高レベルへと変化している領域においても、キャリア寿命に大きな変化が見られない。また、破線で示した注入レベルの領域($h = 10^{-1}$ 付近)を見ると、同程度の注入レベルにおいてもキャリア寿命にかなりの差があることがわかる。これより、アクセプタ密度の違いによるキャリア寿命の差は、SRH キャリア寿命の注入レベル依存性が原因ではないことが明らかとなった。

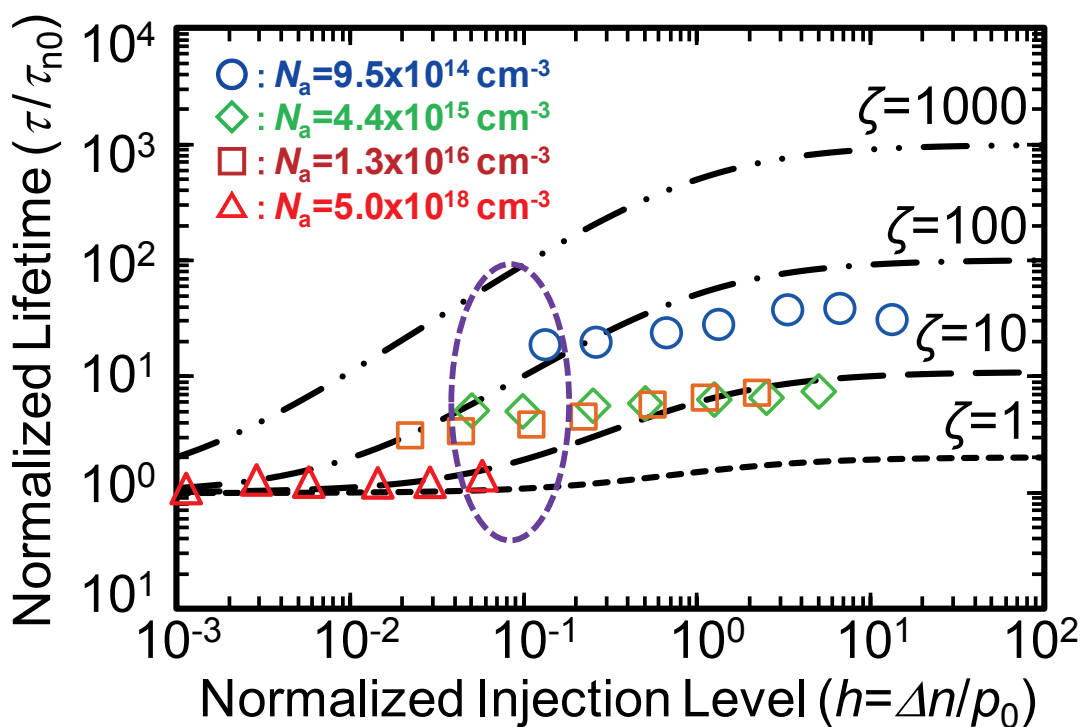


図 3.13: モデル計算により算出した規格化されたキャリア寿命(τ/τ_{n0})の注入レベル($h = \Delta n/p_0$)依存性(図 3.11 の再掲), および様々なアクセプタ密度のサンプルからの測定により得られた規格化されたキャリア寿命の注入レベル依存性

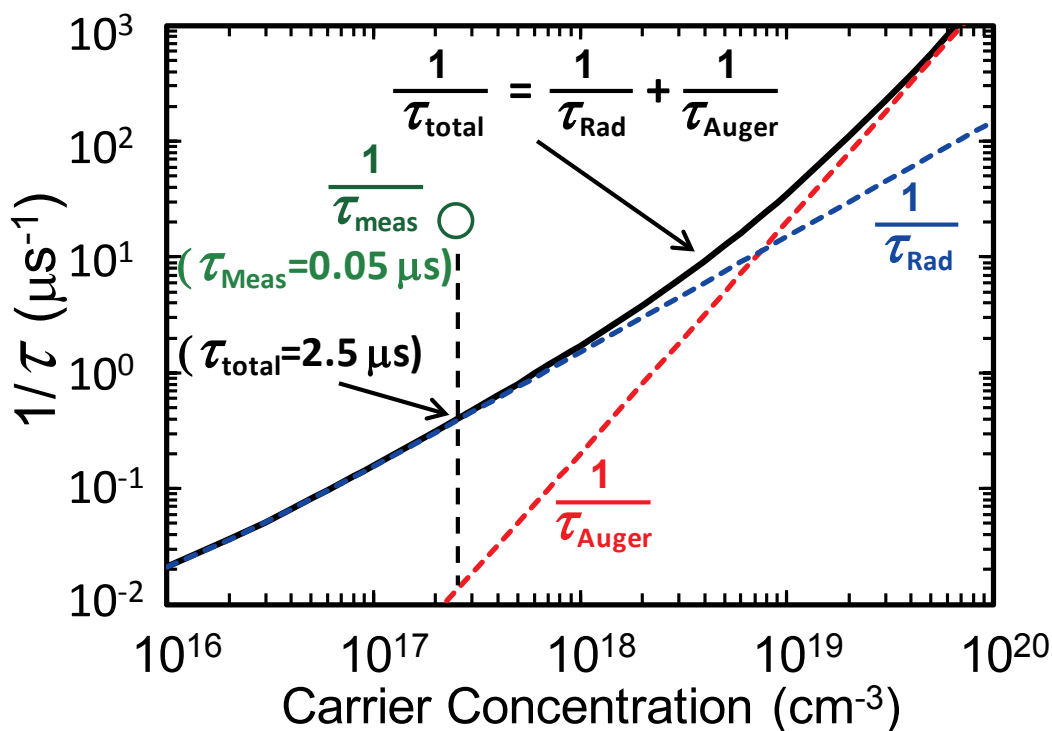


図 3.14: オージェ再結合と輻射再結合により制限されるキャリア寿命(τ_{total})のキャリア密度依存性(実線: 計算値), およびキャリア寿命の測定値(O印) (測定サンプルは、 $N_a = 5.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層)

次に、今回測定したアクセプタ密度の試料に対し、オージェ再結合や輻射再結合の影響を見積もった。前述のモデル式を適用し、これらの再結合過程に最も影響を受けると予想される、アクセプタ密度の一番高い $5.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の試料に対し、オージェ再結合と輻射再結合により制限されるキャリア寿命(τ_{total})を計算した。このキャリア寿命(τ_{total})とキャリア密度の関係を図 3.14 に示す。この結果、オージェ再結合と輻射再結合により制限されるキャリア寿命は $2.5 \mu\text{s}$ 程度と見積もられた。一方、この試料のキャリア寿命の測定値は $0.05 \mu\text{s}$ であり、計算結果と比較すると桁で異なっていた。このため、アクセプタ密度の増加にともなうキャリア寿命減少の原因は、オージェ再結合や輻射再結合ではないと推測される。

以上の考察より、アクセプタ密度の増加にともなうキャリア寿命の減少は、注入レベルの違いによる SRH 再結合の影響やオージェ再結合や輻射再結合の影響ではなく、その他の要因として考えられる、Al ドーピングにともなうトラップの増加や、表面再結合の変化が原因であると推測される。

3.7 まとめ

本章では、4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命の温度依存性、注入レベル依存性、およびドーピング密度依存性について、 $50 \mu\text{m}$ 厚の p 型および n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、差動 μ -PCD 装置を用いて評価した。キャリア寿命の注入レベル依存性について評価した結果、非常に高い注入レベル領域を除き、p 型および n 型エピタキシャル成長層の両サンプルにおいて、注入レベルの増加に伴うキャリア寿命の緩やかな増加が確認された。このキャリア寿命の緩やかな増加は、低レベル注入領域でキャリア寿命を支配する少数キャリアの捕獲断面積が、多数キャリアのそれに比べて十分大きいと仮定することで、SRH モデルより理解できた。一方、非常に高い注入領域におけるキャリア寿命の減少に対しては、過剰キャリアの濃度勾配の増加に伴う基板における再結合の影響と、バンドベンディングの平坦化による表面再結合の促進が原因であると推測した。一方、キャリア寿命の温度依存性に関しては、p 型と n 型の両タイプのエピタキシャル成長層とも、温度の上昇に伴い、キャリア寿命は継続的な増加を示した。この温度上昇に伴うキャリア寿命の増加は、主にトラップ準位からのキャリアの放出レートの増加によるものと考えられる。キャリア寿命のドーピング密度依存性に関しては、アクセプタ密度の異なる p 型 4H-SiC 試料に対し、キャリア寿命を測定した結果、アクセプタ密度の増加とともに、キャリア寿命が顕著に減少することが明らかになった。

p 型 SiC 結晶に対し、複数の再結合過程を考慮したモデルをたて、キャリア寿命の注入レベル依存性のモデル計算を行った。この結果、輻射再結合とオージェ再結合は励起キャリア密度がかなり高い領域で、SiC のキャリア寿命に影響を及ぼすことを確認した。また、低注入領域では SRH ライフタイムが、高レベル注入領域では表面再結合がキャリア寿命を支配することが判明した。

キャリア寿命のドーピング密度依存性に関しては、注入レベルの影響や、オージェ再結合や輻射再結合の影響について計算し考察した。キャリア寿命の測定値は、注入レベルの影響が小さく、また、オージェ再結合や輻射再結合過程から算出されたキャリア寿命の計算値よりも 1～2 桁小さ

いことが判明した。以上の結果より、アクセプタ密度の増加に伴うキャリア寿命減少の原因は、Alドーピングにともなうトラップの増加や表面再結合の影響の増加であると推察した。

参考文献

- [1] J. P. Bergman, O. Kordina, and E. Janzén, *phys. stat. sol. (a)* **162**, 65 (1997).
- [2] S. I. Maximenko, J. A. Freitas, Jr., P. B. Klein, A. Shrivastava, and T. S. Sudarshan, *Appl. Phys. Lett.* **94**, 092101 (2009).
- [3] G. Feng, J. Suda, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **110**, 033525 (2011)
- [4] T. Tawara, H. Tsuchida, S. Izumi, I. Kamata, and K. Izumi, *Mater. Sci. Forum* **457-460**, 565 (2004).
- [5] 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).
- [6] K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, presented at the International Conference on Silicon Carbide and Related Materials 2007 (ICSCRM2007), Otsu, October 2007, paper No. Fr-3-1.
- [7] K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 202109 (2007).
- [8] T. Kimoto, K. Danno, and J. Suda, *phys. stat. sol. (b)* **245**, 1327 (2008).
- [9] B. J. Baliga, *Fundamentals of Power Semiconductor Devices* (Springer, New York, 2008).
- [10] S. G. Sridhara, T. J. Eperijesi, R. P. Devaty, and W. J. Choyke, *Mater. Sci. Eng. B* **61-62**, 229 (1999).
- [11] A. Koizumi, J. Suda, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **106**, 013716 (2009).
- [12] A. Koizumi, N. Iwamoto, S. Onoda, T. Ohshima, T. Kimoto, K. Uchida, and S. Nozaki, *Mater. Sci. Forum* **679-680**, 201 (2011).
- [13] K. Schroder, *Semiconductor Materials and Device Characterization, 3rd ed.* (John Wiley & Sons, New York, 2006), Chapt. 7.
- [14] A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 3269 (1997).
- [15] A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Mater. Sci. Forum* **264-268**, 5331 (1998).
- [16] J. G. Fossum and D. S. Lee, *Solid-State Electron.* **25**, 741 (1982).
- [17] P. T. Landsberg and G. S. Kousik, *J. Appl. Phys.* **56**, 1696 (1984).
- [18] E. Gaubas and J. Vanhellefont, *J. Electrochem. Soc.* **154**, H231 (2007).

第4章 キャリア寿命に及ぼす 深い準位と表面再結合の影響

4.1 序文

間接遷移型半導体におけるキャリア寿命を支配する再結合過程では、エネルギーバンドギャップ中に存在する再結合中心を介した再結合が重要な影響を及ぼす。間接遷移型半導体である SiC のキャリア寿命についても、前章のモデル計算の結果、注入レベルやドーピング密度が極端に高い領域でなければ、輻射再結合やオージェ再結合の影響は小さいことが確認された。このため、高耐圧デバイスの耐圧維持層に適用されるドーピング密度から通電時の伝導度変調により上昇する注入レベル程度までのキャリア密度の範囲では、SRH 再結合や表面再結合が、キャリア寿命に強く影響を及ぼすと予想される。仮に表面再結合の影響を無視できるとすれば、再結合中心を介した SRH 再結合過程がキャリア寿命を支配すると考えられる。このような再結合中心は、一般的に、点欠陥などが形成する深い準位がその役割を担う。SiC エピタキシャル成長層中にも、炭素空孔がキャリアをトラップする深い準位を形成しており[1,2]、シリコン空孔や格子間原子、アンチサイト、およびそれらが複合した点欠陥なども深い準位を形成すると考えられている[3-5]。そして、SRH 再結合によるキャリア寿命は、再結合中心となる深い準位を形成する欠陥の捕獲断面積と密度および捕獲するキャリアの熱速度の積に比例し短くなる。

これまで報告されている、エピタキシャル成長後(as-grown)の SiC 結晶に存在する深い準位に関して、n 型 4H-SiC 結晶には $Z_{1/2}$ センター($E_C - 0.65$ eV)および $EH_{6/7}$ センター($E_C - 1.55$ eV)が存在することが知られている[6,7]。一方、p 型 4H-SiC 結晶に対しては、D センター($E_V + 0.65$ eV)[8,9]、HK2 センター($E_V + 0.84$ eV)、HK3 センター($E_V + 1.27$ eV)、および HK4 センター($E_V + 1.44$ eV)の存在が報告されている[10]。また、電子線照射や熱処理などのプロセス処理により、新たな深い準位が生成することも確認されている[6,7,11]。

本章においては、キャリアをトラップする深い準位の評価方法を紹介し、p 型 4H-SiC 結晶に存在する深い準位を評価した結果について述べる。特に、n 型 4H-SiC 結晶にてキャリア寿命の改善に効果が確認されている熱酸化処理および高温アニール処理や、キャリア寿命制御に用いられる電子線照射を、p 型 4H-SiC 結晶に対して行い、DLTS 測定を用いて深い準位を評価した。この結果から、p 型 4H-SiC 結晶に対する、各プロセスにおける深い準位の生成と消滅について議論する。一方、これらのプロセスを実際の 4H-SiC 結晶に適用し、キャリア寿命に及ぼす影響について評価を行った。さらに、キャリア寿命に影響を及ぼすと予想される、表面再結合や基板における再結合も考慮した、過剰キャリア密度の減衰に対する数値解析を行った。さらに、4H-SiC 結晶に表面パッシベーションを行い、表面状態を変化させてキャリア寿命を測定し、表面再結合がキャリア寿命に及ぼす影響を評価したので、この結果についても言及する。

4.2 深い準位の評価

4.2.1 Deep Level Transient Spectroscopy (DLTS)測定

本研究では、4H-SiC エピタキシャル成長層中の深い準位を評価するために、DLTS 測定を適用した。以下に、DLTS の原理を説明する。

ショットキー障壁ダイオードに対し、順方向バイアス電圧 V を印加した場合、定常状態における単位面積あたりの接合容量 C_{st} は次式のように与えられる[12]。

$$C_{st} = \sqrt{\frac{q\epsilon_0\epsilon_S N_S}{2(V_d - V)}} \quad (4.1)$$

ここで、 ϵ_0 は半導体の比誘電率、 ϵ_S は真空の誘電率、 V_d は拡散電位、 N_S はドナー (n 型) あるいはアクセプタ (p 型) の密度である。今、図 4.1 のように、逆バイアスされた p 型ショットキー障壁ダイオードに対し、負方向のパルス電圧を重畳させる場合を考える。定常状態では、逆方向のバイアス V_R が図 4.1 (b) の①に示すように、空乏層 (空乏層幅を d_1 とする) が伸びている状態である。負のパルス電圧を重畳させた場合 (状態②)、空乏層幅は d_1 から d_2 に減少して、この $d_1 - d_2$ 間に存在するキャリア (ここでは正孔) は深い準位 (正孔トラップ) に捕獲される。その後、負方向のパルス電圧が取り去られ初期のバイアス電圧に戻ると (状態③) 空乏層は d_3 まで広がり、空乏層内の深い準位が正孔を捕獲しているため、元の d_1 よりも大きく d_3 まで空乏層が広がる。すなわち、 $t = 0$ における容量は C_{st} より小さくなる。捕獲されたキャリアは、次第に深い準位より価電子帯に熱放出され、空乏層の幅も初期の定常状態に復帰する。この空乏層容量の時間変化から、深い準位に関する情報を得るのが DLTS 測定である。図 4.1 に示すとおり、ショットキー障壁を用いた場合には、多数キャリアのトラップを検出することになる。

重畳された負方向のパルス電圧が取り去られた時間 (図 4.1 (a) の②から③に変化する時間) を $t = 0$ とおき、深い準位の密度を N_T とおくと、状態③でトラップから放出されるキャリアの密度の時間変化 $p_T(t)$ は、次式のように示される。

$$p_T(t) = N_T \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \quad (4.2)$$

なお、正孔の放出時定数 τ は、放出率 e_p の逆数として次式のように与えられる[13]。

$$\tau = \frac{1}{e_p} = \frac{1}{gN_V\sigma v_{th}} \exp\left(\frac{E_T - E_V}{kT}\right) \quad (4.3)$$

ここで、 g は着目している準位の縮退度、 N_V は価電子帯における正孔の有効状態密度、 σ は正孔の捕獲断面積、 v_{th} は正孔の熱速度、 E_T はトラップのエネルギー準位である。

キャリアが深い準位にトラップされた場合、式(4.1)のドーピング密度 N_S が $N_S - p_T$ に置き換えられることになるため、式(4.1)と式(4.2)により、過渡状態における接合容量の時間変化 $C(t)$ は、この正孔の放出時定数を用いて、次式のように示される。

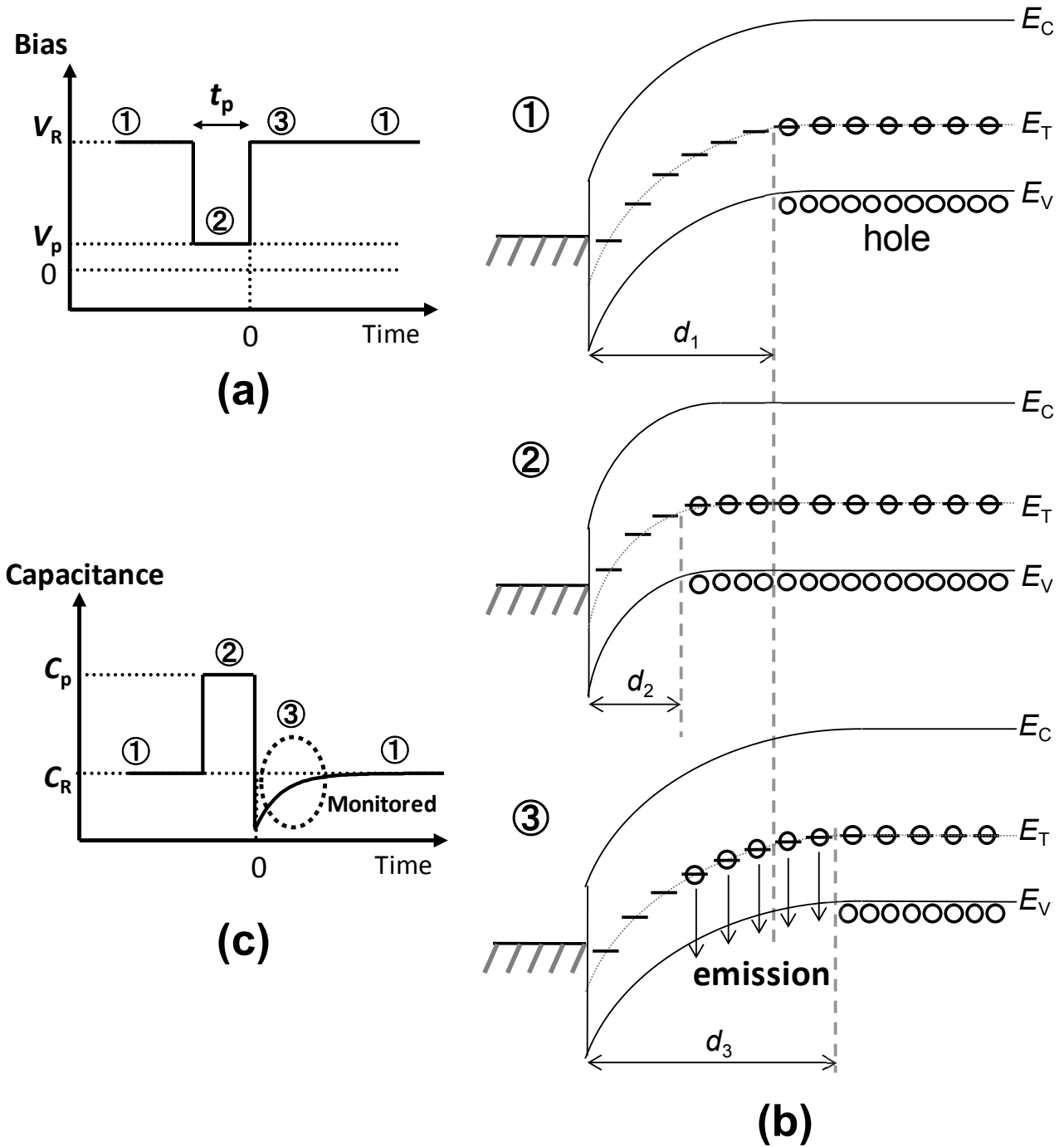


図 4.1: p 型半導体のショットキー障壁ダイオードを用いた DLTS の原理説明図 (a) 印加パルスバイアス, (b) 印加パルスバイアスに対応する空乏層幅変化, (c) 印加パルスバイアスに対応する空乏層容量の変化 (①逆方向バイアス時の定常状態 ②パルスバイアス印加におけるキャリアの捕獲 ③過渡状態におけるトラップからのキャリアの放出)

$$C(t) = \sqrt{\frac{q\varepsilon_0\varepsilon_S(N_S - p_T)}{2(V_d - V)}} = C_{st} \sqrt{1 - \frac{N_T \exp(-t/\tau)}{N_S}} \quad (4.4)$$

トラップ密度が十分小さく、 $N_T \ll N_S$ が成立する場合、式(4.4)は次式で近似できる。

$$C(t) \approx C_{st} \left\{ 1 - \frac{N_T}{2N_S} \exp(-t/\tau) \right\} \quad (4.5)$$

DLTS 測定では、2つの過渡時間 t_1, t_2 で容量を測定すると、トラップ密度と放出時定数に関する情報が得られる[14]。

$$\Delta C = C(t_2) - C(t_1) = \frac{C_{st} N_T}{2N_S} \left\{ \exp\left(-\frac{t_1}{\tau}\right) - \exp\left(-\frac{t_2}{\tau}\right) \right\} \quad (4.6)$$

ΔC は $\tau = (t_2 - t_1)/\ln(t_1/t_2)$ となる温度 T で最大値をとり、ピークの高さから深い準位の密度を見積もることが出来る。また、式(4.3)の N_C, v_{th} はそれぞれ $T^{3/2}, T^{1/2}$ に比例するため、 τ の温度依存性が判れば、縦軸を $\ln(\tau T^2)$ 、横軸を $1/T$ として、アレニウスプロットを行うことで、その傾きからトラップのエネルギー準位が、切片から（捕獲断面積の温度依存性を無視した場合）捕獲断面積が求められる。

4.2.2 Deep Level Transient Fourier Spectroscopy (DLTFS)測定

通常の DLTS 測定では、全ての過渡特性に対し、 $C(t_1)$ と $C(t_2)$ の2つの過渡容量のみを測定する。一方、本研究においては、空乏層容量の過渡特性を時間幅 T_W (Period Width)で測定し、以下に示すフーリエ変換を適用することで、分解能を向上させている[15]。

$$C(t) = a_0 + \sum a_n \cos(\omega t) + \sum b_n \sin(\omega t) \quad (4.7)$$

$$a_0 = \frac{C_{ST} N_T}{T_W N_S} \left\{ \exp\left(-\frac{T_W}{\tau}\right) - 1 \right\} + C_{ST} \quad (4.8)$$

$$a_n = \frac{C_{ST} N_T}{T_W N_S} \left\{ \exp\left(-\frac{T_W}{\tau}\right) - 1 \right\} \frac{1/\tau}{1/\tau^2 + p^2 \omega^2} \quad (4.9)$$

$$b_n = \frac{C_{ST} N_T}{T_W N_S} \left\{ \exp\left(-\frac{T_W}{\tau}\right) - 1 \right\} \frac{p\omega}{1/\tau^2 + p^2 \omega^2} \quad (4.10)$$

ここで、 $\omega = 2\pi/T_W$ である。本研究では、DLTFS 測定の結果として信号 $-b_n$ を用いた。 T_W を変化させ、 a_1 と b_1 を用いることで深い準位の活性化エネルギー、捕獲断面積を見積もることができる。また、 b_1 のピーク値から深い準位の密度を見積もることができる。DLTFS では、DLTS に比べ短時間で正確な測定を行うことが可能である。

4.2.3 Lambda 効果

DLTS 測定では、トラップは捕獲時間（パルス印加時間）の間に多数キャリアで全て充てんされ、放出時の間に多数キャリアを放出すると仮定してきた。図 4.1 (b)の②のパルス印加時には、 d_2 内のトラップはフェルミ準位より浅い位置にあるので充填は無く、 d_2 より右側の、 d_2 に近いところでは、正孔密度が裾をひいているため、この付近のトラップはさらに右側の領域のトラップよりゆっくりと充填される。したがって、短い充填パルスのときは d_2 より右にあるトラップ全てが正孔で占められているわけではない。本研究では、キャリアをトラップに十分に捕獲させるため、パルス印加時間を 100 ms とし、十分な時間を充てた。

一方、パルス印加を除去すると、図 4.2 (b)の③のように、正孔が放出されるが、図 4.2(b)の③の λ 内にあるトラップはフェルミ準位より深い位置にあるため正孔を放出しない。よって深い準位の密度を実際の密度に対し過小評価することになる。そのため、以下で述べる Lambda 効果による補正を行わねばならない。

図 4.2 (b)の①に示す逆方向バイアス(定常状態) 時には、フェルミ準位より深い準位は正孔で占有される($x > d_1 - \lambda$)。ここで λ は次式で与えられる[16]。

$$\lambda = \sqrt{\frac{2\varepsilon_0\varepsilon_S(E_T - E_F)}{q^2N_S}} \quad (4.11)$$

また、パルス印加時(図 4.2 (b)の②) には、($x > d_2 - \lambda$)の領域でフェルミ準位より深い準位が正孔で占有されることになる(Lambda 効果)。そして、状態(c)で正孔が放出されるが、($d_1 - \lambda > x > d_2 - \lambda$)に分布する深い準位からの放出分しか検出していないことになる。

本研究で用いた DLTS 測定では $d_2 - \lambda = 0$ 、 $d_1 - \lambda = d_1$ と仮定している。このため、得られた深い準位の密度 $N_{T,\text{experiment}}$ は以下の式(4.12) で補正し、真の密度 $N_{T,\text{exact}}$ を求める必要がある。

$$N_{T,\text{exact}} = \frac{d_1^2}{(d_1 - \lambda)^2 - (d_2 - \lambda)^2} N_{T,\text{experiment}} \quad (4.12)$$

本研究では、測定より得られた深い準位の密度を Lambda 効果を考慮して補正した。

4.3. p 型 SiC 結晶の深い準位

4.3.1 SiC 結晶中の深い準位

はじめに、as-grown の 4H-SiC 結晶中の深い準位について図 4.3 に示す。この図は 4H-SiC のバンド図、および深い準位のエネルギー位置を示している。結晶中の深い準位は DLTS 測定により検出することができるが、バンドギャップが 3.26 eV と大きい 4H-SiC に対しては、700 K までの高温測定を行ってもミッドギャップ付近の深さまでしか検出できない。このため、n 型 4H-SiC 結晶を用いることで、伝導帯側の深い準位を検出し、一方、価電子帯側の深い準位は p 型 4H-SiC 結

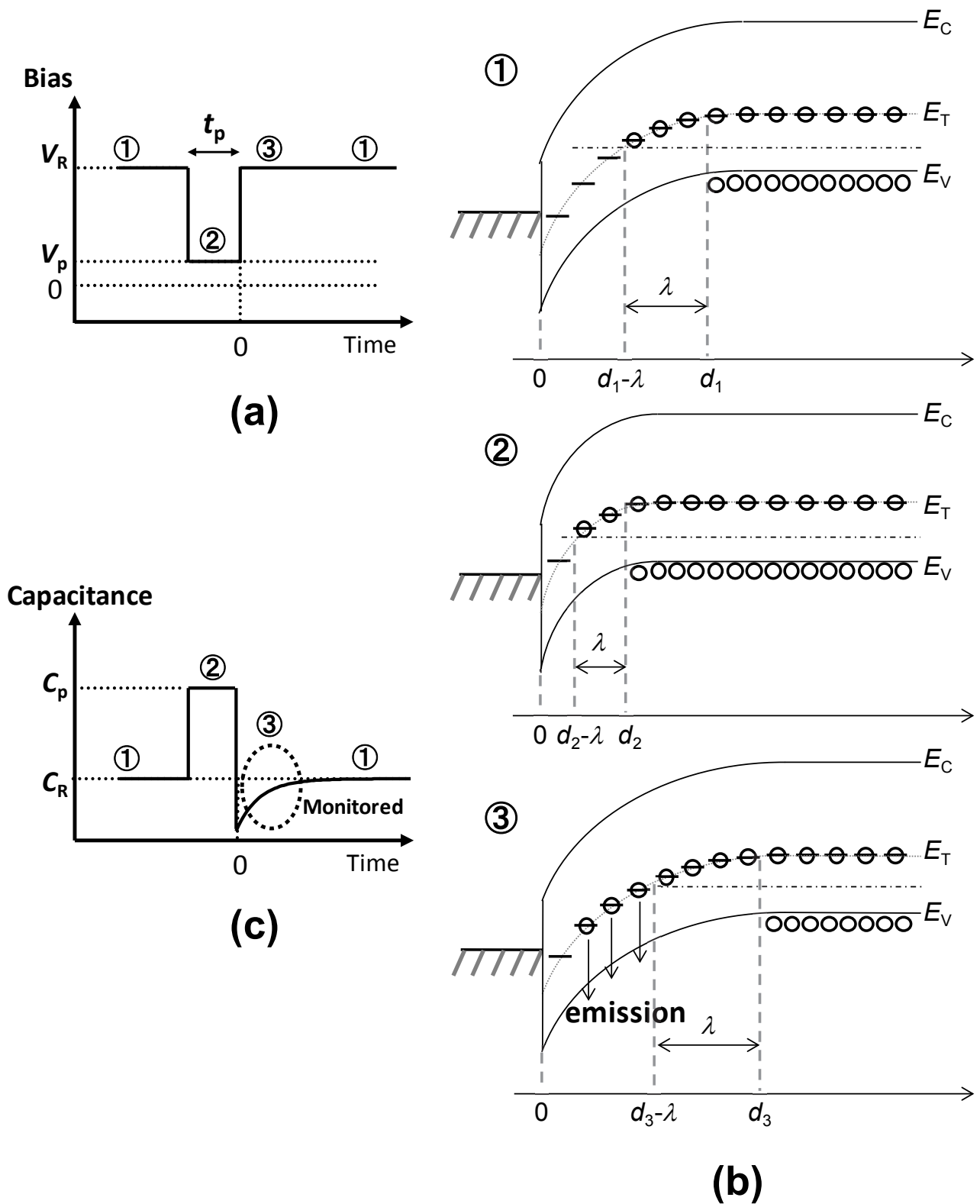


図 4.2: Lambda 効果を考慮した深い準位密度の補正説明図 (a) 印加パルスバイアス, (b) 印加パルスバイアスに対応する空乏層幅変化, (c) 印加パルスバイアスに対応する空乏層容量の変化 (図中の λ はキャリア放出を考慮すべき深い準位がフェルミ準位より深い位置にありキャリアを放出しない領域を示す)

晶を用いることで、検出が可能となる。

As-grown の 4H-SiC 結晶中には、図 4.3 に示したとおり、n 型 4H-SiC 結晶からは、主に $Z_{1/2}$ センター($E_C - .65 \text{ eV}$)、および $EH_{6/7}$ センター($E_C - 1.55 \text{ eV}$)が検出される。 $Z_{1/2}$ センターは n 型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーであることが明らかになっている[17,18]。これらの深い準位の主な特徴は、①ドープ原子や金属不純物との相関は無く、電子線やプロトンなどの高エネルギー粒子の照射により顕著に密度が増大する真性欠陥である[19,20]、②SiC 中の炭素原子を選択的に変位させるエネルギー(100~180 keV)の電子線照射によって、照射した電子線のフルエンス(Fluence) にほぼ比例して $Z_{1/2}$ センターと $EH_{6/7}$ センターの密度が増大する[20]、③エピタキシャル成長において Si 過剰条件で成長すると高い密度で発生し C 過剰条件では密度が減少する、④ as-grown、電子線照射、熱処理を施した様々な試料において、常に $Z_{1/2}$ センターと $EH_{6/7}$ センターの密度がほぼ等しいことから、両準位の起源が同じ、あるいは少なくとも同じ欠陥構造を含んでいると考えられている[20]。また、熱的安定性に対しては、1500°Cの熱処理をしても消滅せず安定に存在する[21]。また、最近になって、 $Z_{1/2}$ センターの起源が炭素空孔(Vc: Carbon Vacancy)単体であることが明らかになっている[22,23]。

一方、p 型 4H-SiC 結晶からは、D センター($E_V + 0.49 \text{ eV}$)、HK2 センター($E_V + 0.84 \text{ eV}$)、HK3 センター($E_V + 1.27 \text{ eV}$)、および HK4 センター($E_V + 1.44 \text{ eV}$)が検出される[24-26]。p 型 4H-SiC 結晶の深い準位に関する情報は限られているが、D センターは、エピタキシャル成長中に導入される B 原子に関連した深い準位である[24]。熱的安定性については、D センターは 1500°C の熱処理をしても消滅せず存在するが、HK2~HK4 センターは、1550°C以上の熱処理により消滅することが判っている[26]。HK2~HK4 センターの起源については、明確ではないが、HK4 センターは、炭素の原子空孔(Vc: Carbon Vacancy)に関連する点欠陥と推測されている[26]。

4.3.2 評価サンプル

p 型 SiC 結晶の深い準位の評価には、8° オフの p 型 4H-SiC(0001)基板上に CVD により成長させた Al ドープ p 型エピタキシャル成長膜を使用した。エピタキシャル成長層の厚みは 30 μm であり、ドーピング密度は $3.25 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ である。

DLTS 評価のために作製したショットキー電極の材料は、高温まで評価ができるよう(高温においてもリーク電流が少なくなるよう)、ショットキー障壁の高い Ti を用いた[27]。電極サイズは 1mm ϕ である。裏面オーミック電極は Ti/Al/Ni を蒸着後、Rapid Thermal Annealing (RTA) 炉にて 1000°C、2 分の熱処理を施し形成した。RTA 炉による熱処理は Ar 雰囲気中にて行った。

DLTS 測定には低温用プローバ(温度範囲: 100 ~ 400 K)と、高温用プローバ(温度範囲: 300 ~ 700 K) を用いた。p 型成長層の DLTS 測定においては、主に印加バイアス、パルス電圧をそれぞれ 12 V、2 V 程度で測定し、パルス幅は、キャリアを深い準位に十分に捕獲させるため、100 ms とした。

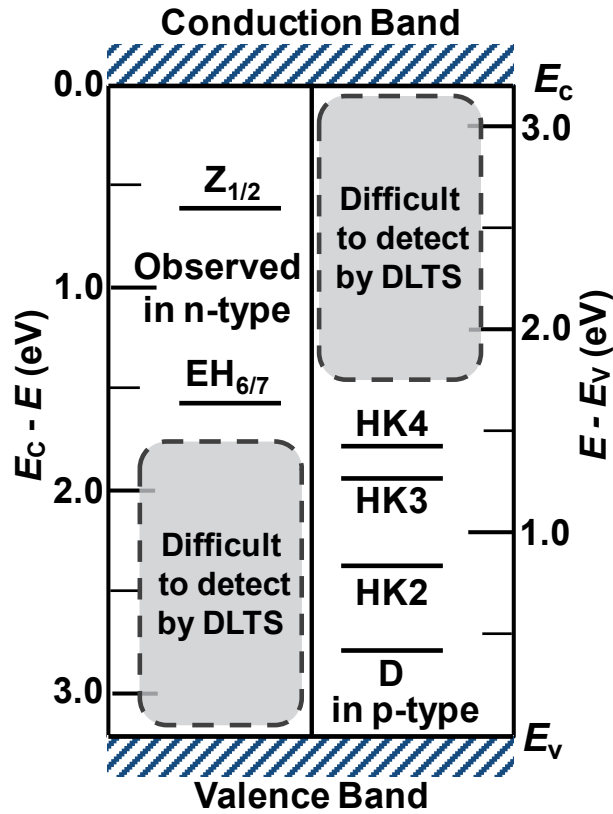


図 4.3: As-grown の 4H-SiC エピタキシャル成長層の DLTS 測定により検出されるより深い準位とその局在するエネルギー準位を示した模式図[6-10]

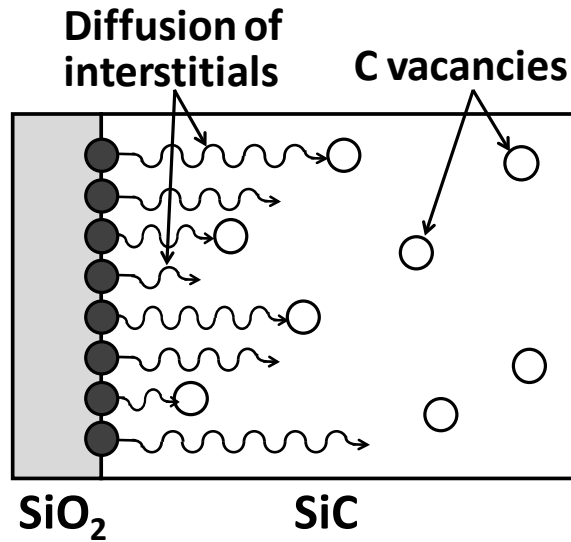


図 4.4: SiC の熱酸化処理時の SiC 中の格子間原子と原子空孔の動きを示した模式図[32]
(熱酸化による酸化膜形成により、酸化膜界面より格子間原子が SiC 結晶中に放出され、拡散により炭素空孔と消滅することで、炭素空孔起源の $Z_{1/2}$ センターが消滅する)

4.3.3 キャリア寿命改善処理により発生・消滅する深い準位

本研究では、p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限する因子の解明を目指している。そこで、n型 4H-SiC 結晶にてキャリア寿命の改善に効果が確認されている熱酸化処理および高温アニール処理や、キャリア寿命制御に用いられる電子線照射を、p型 4H-SiC 結晶に対して行い、各プロセスにより発生・消滅する深い準位について、DLTS を用い評価した。

現在、n型 4H-SiC のキャリア寿命改善方法としては、炭素イオン注入法[28]や熱酸化法[29]が提案され、20~30 μs 以上のキャリア寿命の改善が報告されている[30,31]。ここでは、n型 4H-SiC 結晶に対するキャリア寿命改善方法として、当研究室にて明らかにされた熱酸化処理および高温アニール処理を p型 4H-SiC 結晶に対して施し、その前後における深い準位の発生・消滅について DLTS 測定により評価した。

n型 4H-SiC 結晶に対する、熱酸化処理によるキャリア寿命改善は、n型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センターを、熱酸化処理により低減することで達成される。キャリア寿命改善のモデルを、図 4.4 を用い説明する[32]。熱酸化処理により SiC 表面に酸化膜が形成されると、酸化膜と結晶の界面から、炭素原子とシリコン原子が放出され、特に拡散係数の大きい炭素格子間原子が拡散することで、n型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センターの起源である炭素空孔と結合し、 $Z_{1/2}$ センターが消滅する。これによりライフタイムキラーが低減し、キャリア寿命が向上する。その後の高温アニール処理では、格子間原子が熱拡散することで、さらに奥深くの $Z_{1/2}$ センターが低減する。こうして高温アニール処理により、さらにキャリア寿命が改善する。

そこで、n型キャリア寿命改善のための、熱酸化+高温アニール処理の一連のプロセスを p型 4H-SiC 結晶に施した。n型 4H-SiC 結晶に関するこれまでの報告では、熱酸化処理を施すことで $Z_{1/2}$ センターが消滅し[29]、ON1 センター($E_C - 0.84 \text{ eV}$)、ON2 センター($E_C - 1.1 \text{ eV}$)、および ON3 センター($E_C - 1.6 \text{ eV}$)が生成する[33]ことが判っている。n型に対して熱酸化処理を施した前後の DLTS スペクトルの例[33]を図 4.5 に示す。この熱酸化処理を p型 4H-SiC 結晶に施した。熱酸化処理条件は、1300°C-5 h で行った。熱酸化処理前後の DLTS スペクトルを図 4.6 に示す。この結果、熱酸化処理により HK0 センターが生成することを確認した。この HK0 センターは酸化界面から放出された、格子間原子が関係する点欠陥であると考えられている[32]。なお、今回用いたサンプルからは、D センターは確認されなかった。

熱酸化処理に続く高温アニール処理については、n型 4H-SiC 結晶では、 $Z_{1/2}$ センターの消滅する領域が基板の深さ方向に拡張し、キャリア寿命は改善されるものの、DLTS 測定では、特に新たな深い準位は発生しない[33]。一方、p型 4H-SiC に対し、上記熱酸化処理を施した (HK0 センターが生成した) サンプルに対し、引き続き 1550°C-30 min の高温 Ar アニール処理を実施した。高温 Ar アニール処理前後で得られた DLTS スペクトルの比較を図 4.7 に示す。この結果、p型 4H-SiC 結晶において、熱酸化処理により発生した HK0 センターが、高温 Ar アニール処理で消滅することを確認した。

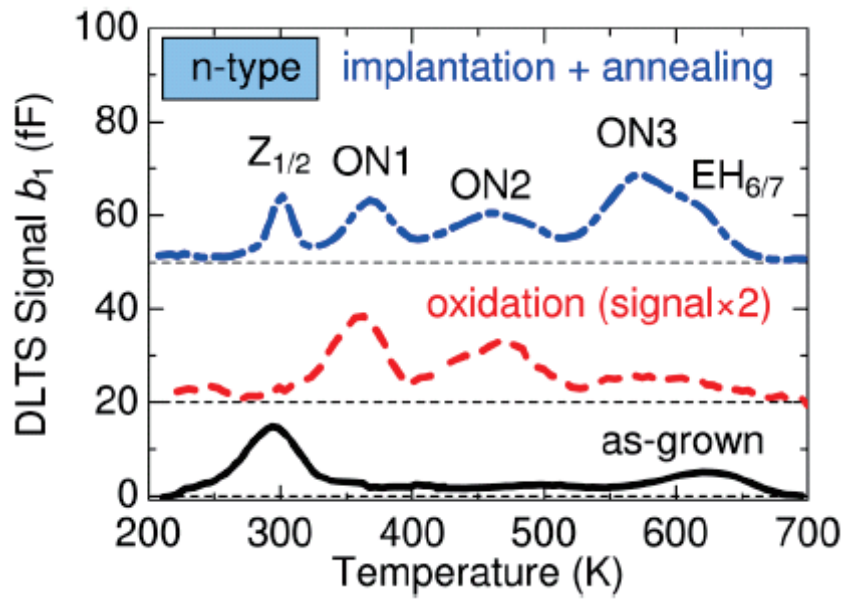


図 4.5: n 型 4H-SiC に対し、熱酸化処後に得られた DLTS スペクトル(中段)
(Kawahara らによる[33])

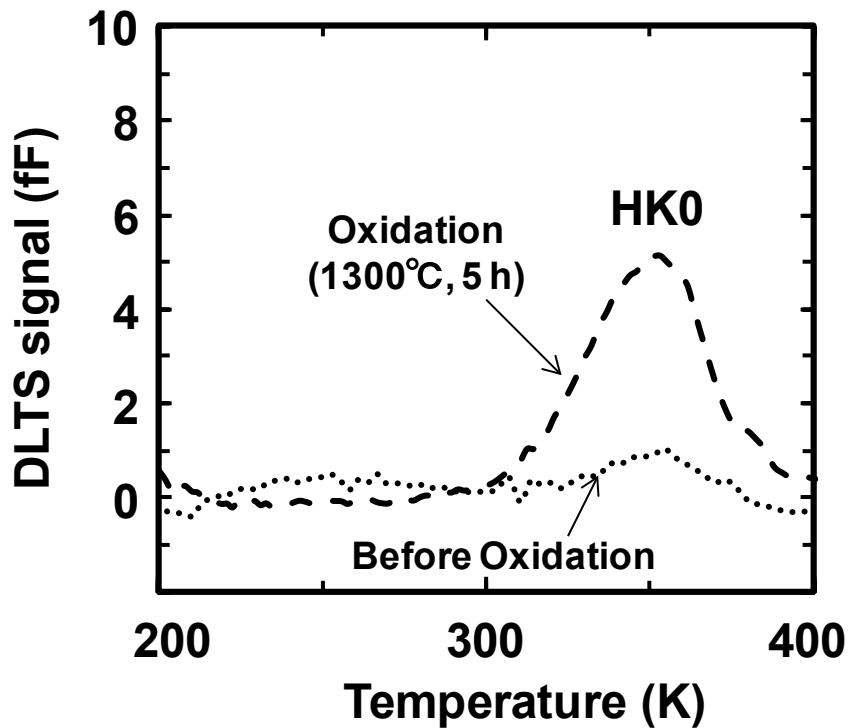


図 4.6: p 型 4H-SiC に対し、1300°C-5 h の熱酸化処理を実施した前後で得られた DLTS スペクトル

4.3.4 電子線照射により発生する深い準位

キャリア寿命制御に関しては、電子線照射を用いて再結合中心となる深い準位を生成する方法が知られている。n型 4H-SiC 結晶に対する、電子線照射による深い準位の生成・消滅については、図 4.8 に示すとおり、低エネルギー(< 400 keV)の電子線照射により、 $Z_{1/2}$ センターおよび $EH_{6/7}$ センターが生成することがわかっている[20]。そこで、p型 4H-SiC 結晶に対し、電子線照射を行い、DLTS 測定を行った。照射エネルギーは 200 keV と 400 keV の 2 種類を、別々のサンプルに対して照射した。照射エネルギーの違いは、変位する原子種の違いに対応し、200 keV 照射は、主に炭素原子を変位させ、400 keV 照射は、炭素およびシリコン原子の両方を変位させる[34]。熱酸化処理を施した (HK0 センターが生成している) p型 4H-SiC 結晶に対し、この異なるエネルギー強度の電子線を、それぞれ異なるサンプルに対し照射し、その後 1000°C・2 min のアニール処理を施した。それぞれの照射エネルギーのサンプルに対して、電子線照射+1000°Cアニール処理の前後に得られた DLTS スペクトルを図 4.9 に示す。この結果、200 keV、400 keV のどちらの照射エネルギーにおいても HK4 センターが生成することが確認された。炭素原子が主に変位する 200 keV の電子線照射において、HK4 センターが生成していることから、HK4 センターの起源は、炭素原子の変位に関係する点欠陥であると考えられる。

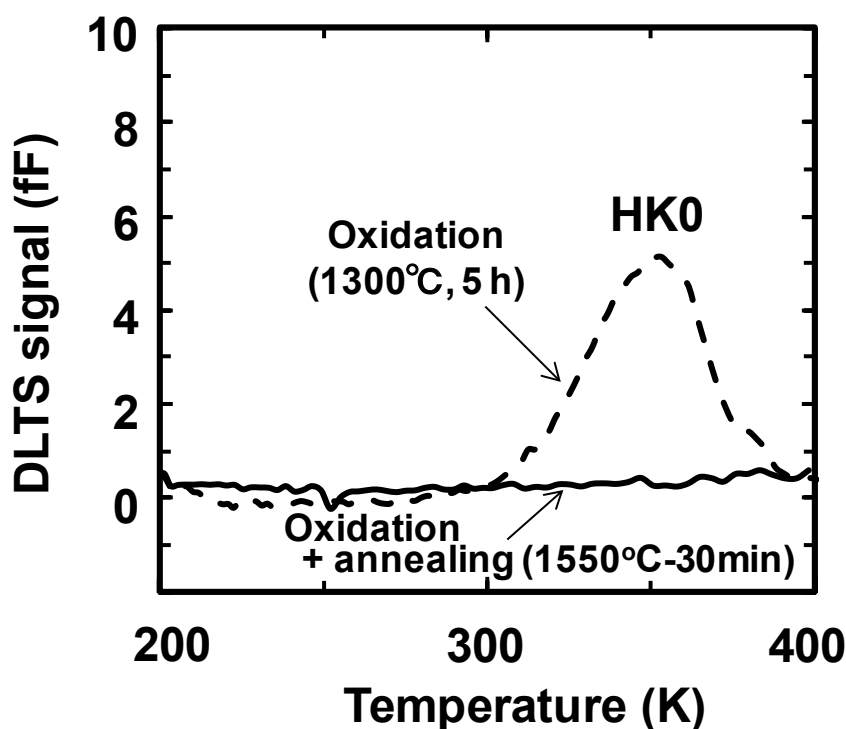


図 4.7: 熱酸化処理を施した p 型 4H-SiC に対し Ar 雰囲気中にて 1550°C-30 min 高温 Ar アニール処理を施した前後で得られた DLTS スペクトル

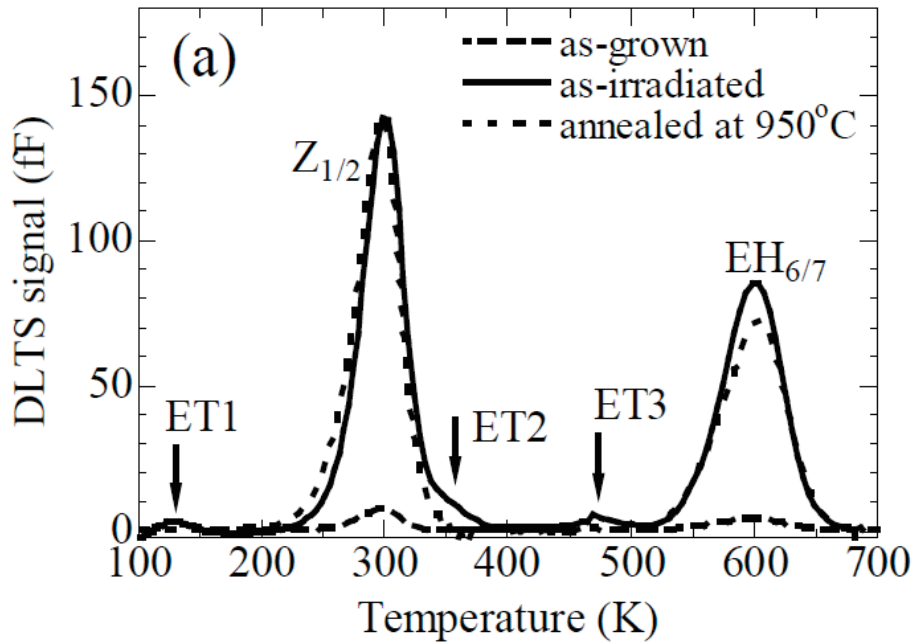


図 4.8: n 型 4H-SiC 結晶における電子線照射前後に得られた DLTS スペクトル (Danno らによる[20])

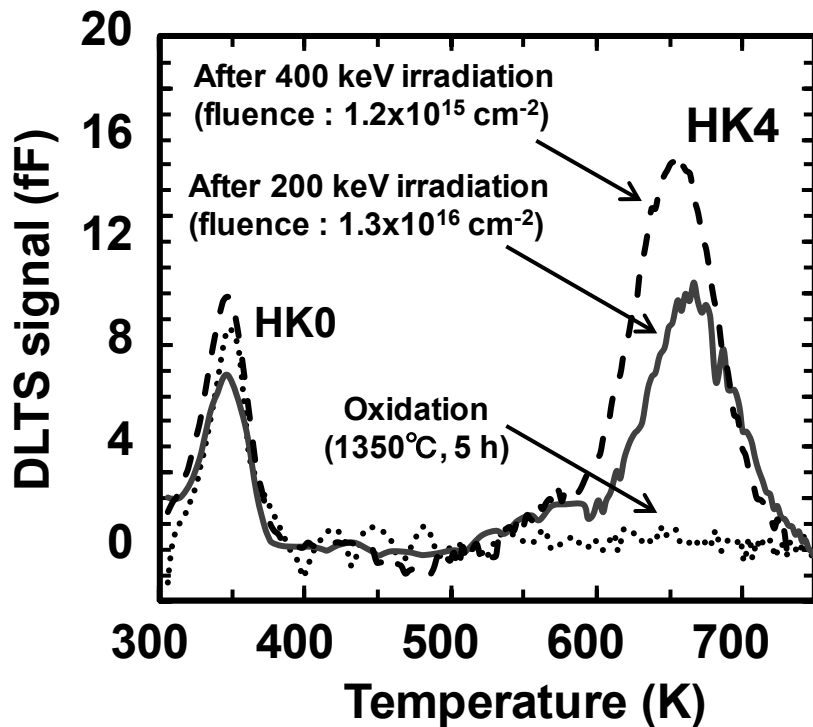


図 4.9: 熱酸化処理を施した p 型 4H-SiC 結晶に対し, 200 keV および 400 keV のエネルギーでの電子線照射 + 1000°C-2 min アニール処理を行った前後に得られた DLTS スペクトル

4.4 深い準位がキャリア寿命に及ぼす影響

4.4.1 p型半導体とn型半導体のキャリア寿命

本研究では、p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の制限因子の解明を目指しているが、はじめに、n型半導体とp型半導体で、本質的にキャリア寿命が異なるのかどうかについて考察した。ここでは、表面や下地の基板よる再結合を無視し、半導体結晶（バルク）中において、再結合中心となる深い準位を介する SRH 再結合過程に対し検討を行った。

3章で述べたとおり、SHR モデルに従いキャリアの再結合が再結合中心を介して生じる場合、キャリア寿命 τ は式(3.2)より、次式のとおり示される。

$$\tau = \frac{n_0 + n_1 + \Delta n}{p_0 + n_0 + \Delta p} \tau_{p0} + \frac{p_0 + p_1 + \Delta p}{p_0 + n_0 + \Delta p} \tau_{n0} \quad (4.13)$$

ただし、

$$n_1 = n_i \exp\left(\frac{E_T - E_i}{kT}\right) = n_0 \exp\left(\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \quad (4.14)$$

$$p_1 = n_i \exp\left(\frac{E_i - E_T}{kT}\right) = n_0 \exp\left(\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \quad (4.15)$$

$$\tau_{p0} = \frac{1}{\sigma_p v_{th(p)} N_T}, \quad \tau_{n0} = \frac{1}{\sigma_n v_{th(n)} N_T} \quad (4.16)$$

ここで、 p_0, n_0 は熱平衡状態における正孔および電子の密度、 $\Delta p, \Delta n$ は注入による過剰キャリア（今回は $h\nu > E_g$ の光励起により電子正孔対を発生させているため、 $\Delta p = \Delta n$ ）、 E_T は再結合中心のエネルギー準位、 σ_p, σ_n は正孔および電子に対する捕獲断面積、 $v_{th(p)}, v_{th(n)}$ は正孔および電子の熱速度、 N_T は再結合中心の密度である。

今ここで、注入レベルを規格化し

$$h = \frac{\Delta n}{n_0} \left(= \frac{\Delta p}{n_0} \right), \quad h' = \frac{\Delta p}{p_0} \quad (4.17)$$

とおくと、n型半導体のキャリア寿命 τ_n は、 $n_0 \gg p_0, n_0 + p_0 \simeq n_0$ より

$$\tau_n = \left\{ 1 + \frac{1}{1+h} \exp\left(\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{p0} + \left\{ \frac{h}{1+h} + \frac{1}{1+h} \exp\left(\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{n0} \quad (4.18)$$

同様に、p型半導体のキャリア寿命 τ_p は

$$\tau_p = \left\{ \frac{h'}{1+h'} + \frac{1}{1+h'} \exp\left(-\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{p0} + \left\{ 1 + \frac{1}{1+h'} \exp\left(-\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{n0} \quad (4.19)$$

と表せる。

低注入状態 ($h \ll 1, (h' \ll 1)$) の場合、n 型および p 型半導体におけるキャリア寿命 τ_n, τ_p は

$$\tau_n = \left\{ 1 + \exp\left(\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{p0} + \left\{ \exp\left(\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{n0} \quad (4.20)$$

$$\tau_p = \left\{ \exp\left(-\frac{2E_i - E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{p0} + \left\{ 1 + \exp\left(-\frac{E_T - E_F}{kT}\right) \right\} \tau_{n0} \quad (4.21)$$

となり、n 型半導体と p 型半導体のキャリア寿命は、本質的に異なる。また、本関係式においては、 τ_{p0} や τ_{n0} の算出に用いられているキャリアに対する捕獲断面積が、p 型半導体と n 型半導体で同じかどうかにも注意する必要がある。特に、低注入状態においては、同じ準位のキャリアトラップに対しても、捕獲断面積が異なる可能性が高い。すなわち、p 型半導体と n 型半導体では、同じ準位のトラップに対しても、フェルミ準位が異なるため、キャリアトラップの電荷状態が異なる。この様子を、バンド図を用いて模式的に図 4.10 に示した。捕獲断面積の大小はクーロン力の影響を受けるため、電荷状態の異なったトラップに対しては捕獲断面積が異なる可能性が高い。また、SiC ではアクセプタのイオン化率が低いいため、同程度のドーピング密度の半導体においても、p 型半導体と n 型半導体では各バンド端 (価電子帯および導電帯) からのフェルミ準位の深さが異なるため、フェルミ準位とキャリアトラップのエネルギー差も異なる。これらの理由から、低注入状態においては、p 型半導体と n 型半導体のキャリア寿命は基本的に異なると予想される。

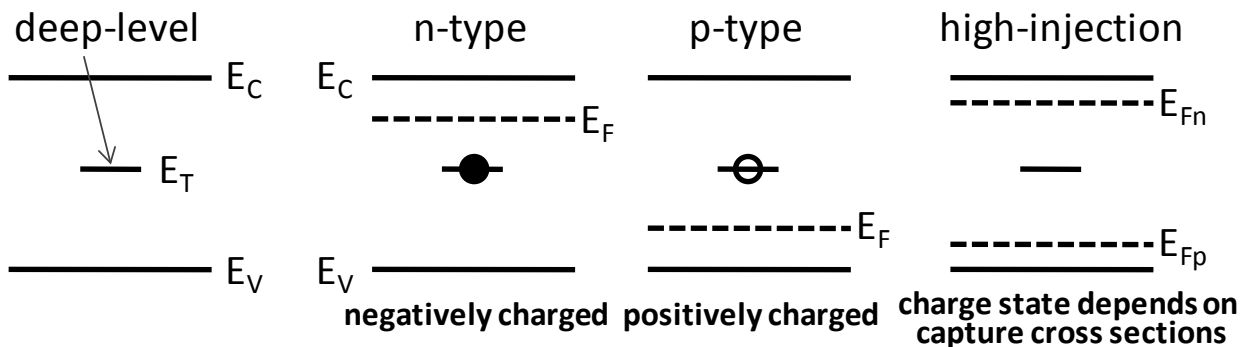


図 4.10: n 型および p 型半導体のバンド図およびバンドギャップ中に存在する深い準位の電荷状態を表した模式図

一方、高注入状態では、 $h \gg 1, (h' \gg 1)$ となるため、各タイプの半導体におけるキャリア寿命は、次式のとおり表せる。

$$\tau_p = \tau_n = \tau_{p0} + \tau_{n0} \quad (4.22)$$

つまり、高注入状態では、キャリア寿命はトラップ準位のエネルギーレベルに関係なく、捕獲断面積とトラップ密度に依存し、かつ n 型および p 型半導体でキャリア寿命は等しくなると予想される。これは、高注入状態においては、フェルミ準位は電子・正孔の擬フェルミ準位に分離し、p 型、n 型のどちらのタイプに対してもトラップは同じ電荷状態になるためと考えられる。

4.4.2 深い準位の低減がキャリア寿命に与える影響

先に述べたとおり、 $Z_{1/2}$ センターは、n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層の主要なライフタイムキラーとして知られている。また、当研究室において、n 型 4H-SiC 結晶に対し、熱酸化処理により $Z_{1/2}$ センター密度を消滅させることができ、キャリア寿命が大幅に改善できることが報告されている。そこで、この n 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命改善手法を、p 型 4H-SiC 結晶に適用すれば、p 型結晶もキャリア寿命が改善すると考えた。これより、p 型 4H-SiC 結晶に対し、熱酸化処理および高温アニール処理を実施し、キャリア寿命を評価した。

キャリア寿命の改善処理を施したサンプルは、3章のキャリア寿命の定量評価で用いた試料と同様の、 8° オフの 4H-SiC(0001)基板上に CVD により成長させた、ともに厚み $50\ \mu\text{m}$ の p 型 (Al ドープ：密度 $9 \times 10^{14}\ \text{cm}^{-3}$ 、) および n 型 (N ドープ：密度 $1.2 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$) の 4H-SiC エピタキシャル成長層を用いた。 $Z_{1/2}$ センターの低減に向けた熱酸化処理は $1300^\circ\text{C}\cdot 5\ \text{h}$ にて実施し、 μ -PCD によるキャリア寿命の測定の前に、表面の酸化膜をフッ酸溶液で除去した。高温アニール処理は、Ar 雰囲気中にて $1550^\circ\text{C}\cdot 30\ \text{min}$ の処理を行った。なお、SiC に対し 1500°C 以上の高温熱処理を施す際、SiC 成長層表面においてシリコン原子と炭素原子がマイグレーションし、ステップバンチングが発生する。また、高温熱処理時には Si 原子が SiC 成長層表面から脱離し表面荒れが生じる。これらの問題を抑制するために、本研究では炭素キャップをあらかじめ形成した後、アニール処理を行った[35]。アニール処理後の炭素キャップは、 $850^\circ\text{C}\cdot 1\ \text{h}$ の犠牲酸化により除去した。なお、 $1300^\circ\text{C}\cdot 5\ \text{h}$ の高温酸化のサンプルだけでなく $850^\circ\text{C}\cdot 1\ \text{h}$ の犠牲酸化処理後のサンプルに対しても、表面の酸化膜をフッ酸溶液で除去した後に μ -PCD によるキャリア寿命の測定を行い、また各処理後のサンプルに対し、同じサンプルの同じ場所、同じ励起強度で測定を行った。

まず、n 型、p 型両方のサンプルに対して熱酸化処理を実施し、その影響を評価した。図 4.11 に p 型および n 型のサンプルに対し $1300^\circ\text{C}\cdot 5\ \text{h}$ の熱酸化処理を施した前後における PCD 減衰曲線の比較を示す。ここに示した減衰曲線の励起キャリア密度は、 $9.0 \times 10^{16}\ \text{cm}^{-3}$ である。図中、熱酸化処理前の減衰曲線を破線で、熱酸化処理後 (+フッ酸による表面酸化膜除去後) を実線で示した。この結果、n 型 4H-SiC 結晶では、熱酸化処理により、予想通りキャリア寿命の改善が確認できたが、p 型結晶に対しては、キャリア寿命の改善がほとんど見られなかった。

次に、熱酸化処理を施した試料に対し、Ar 雰囲気中において $1550^\circ\text{C}\cdot 30\ \text{min}$ の高温アニール処理を施した。図 4.12 に p 型および n 型のサンプルに対し、高温アニール処理を施した前後における PCD 減衰曲線の比較を示す。ここで示した減衰曲線の励起キャリア密度も、先の熱酸化処理で比較した減衰曲線と同じであり、図中、熱酸化処理前の減衰曲線を破線で、アニール処理後を実線で示した。この結果、高温アニール処理に対しても、n 型 4H-SiC 結晶では、予想通りキャリア

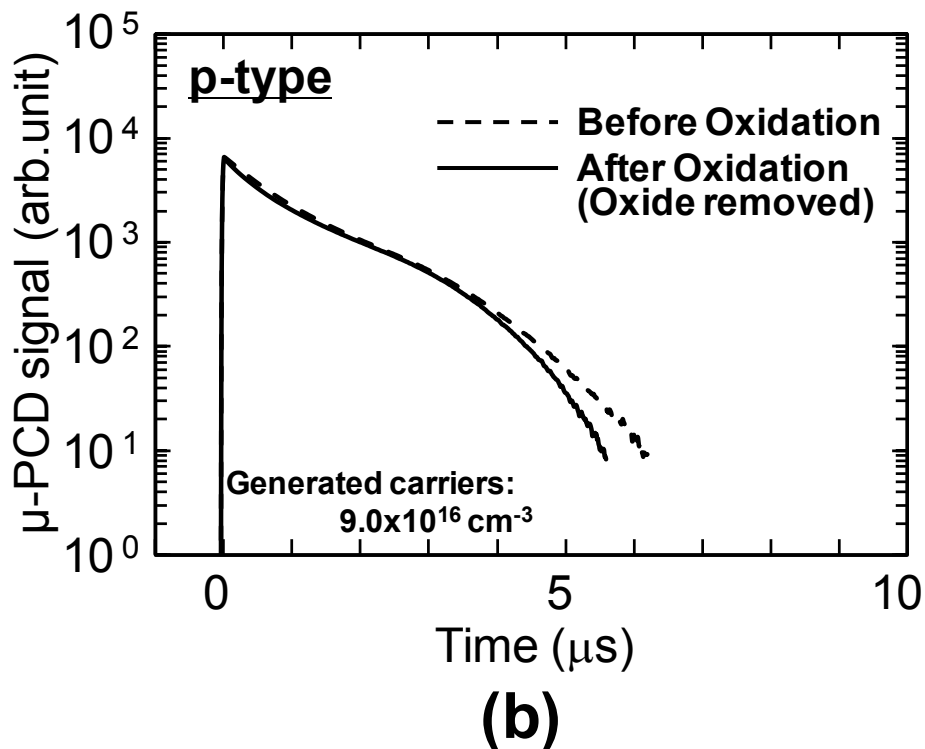
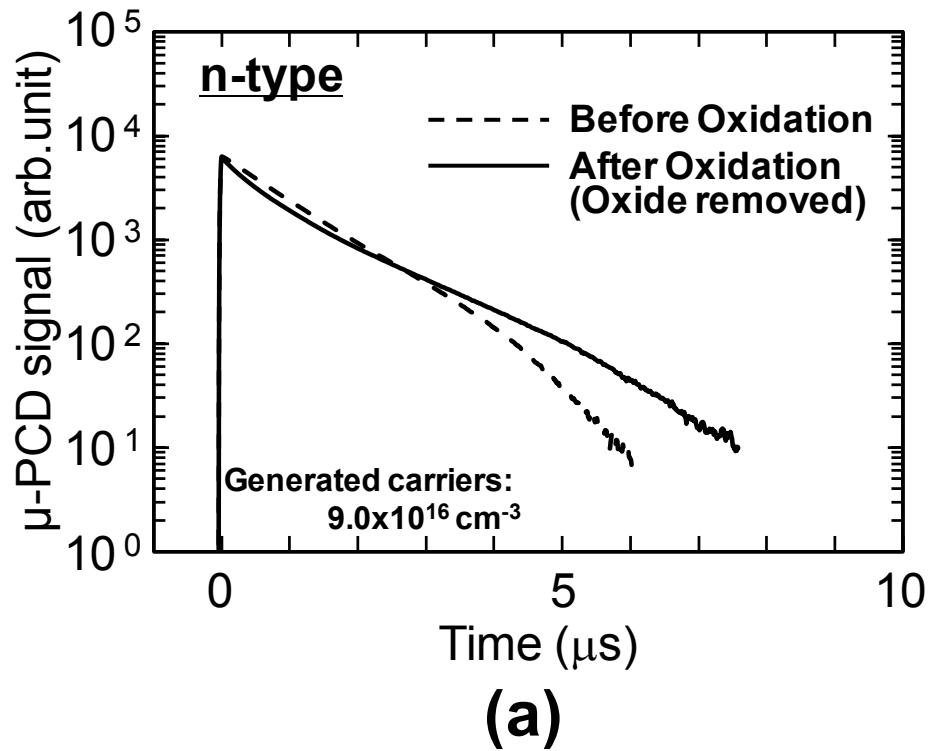


図 4.11: 50 μm 厚の 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する熱酸化処理(1300°C-5 h の熱酸化後にフッ酸溶液にて表面酸化膜を除去)前後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線 (a) n 型 4H-SiC, (b) p 型 4H-SiC

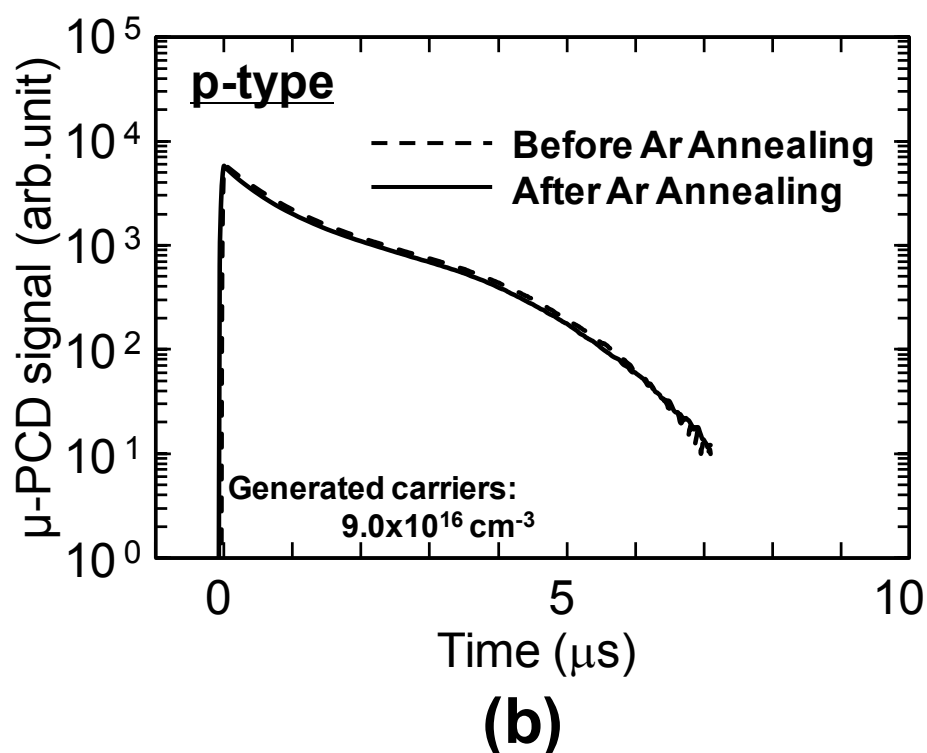
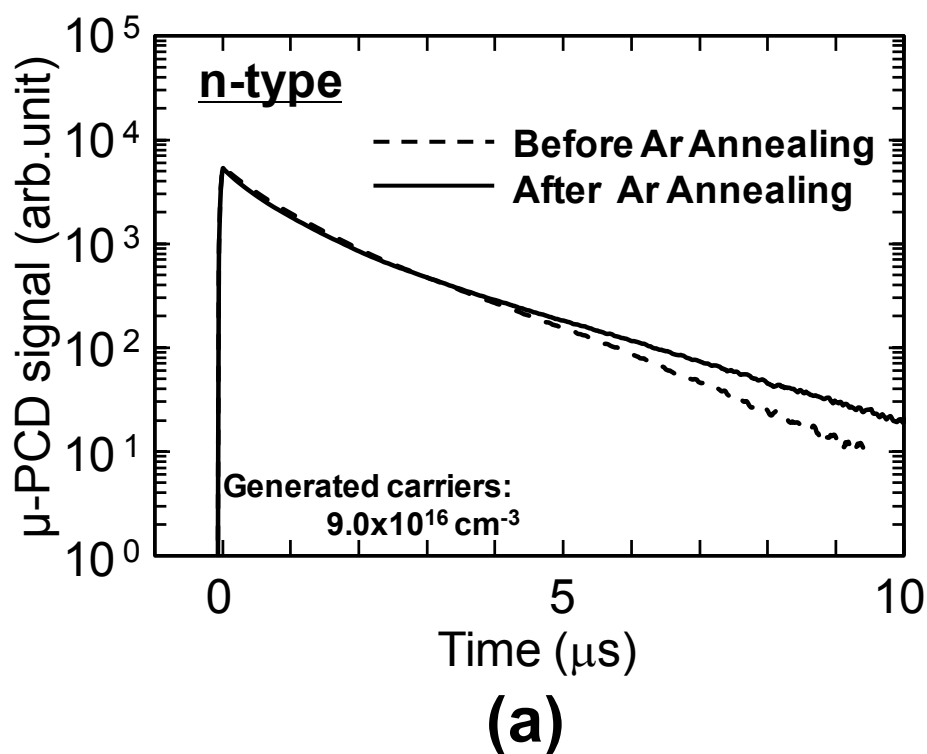


図 4.12: 熱酸化処理後の 50 μm 厚の 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し, 高温 Ar アニール処理 (1550 $^{\circ}\text{C}$ -30 min) を施した前後の μ -PCD 減衰曲線 (a) n 型 4H-SiC, (b) p 型 4H-SiC

寿命の改善が見られた一方、p型結晶では、キャリア寿命の改善がほとんど見られなかった。

4.4.3 考察

n型4H-SiC結晶のキャリア寿命改善手法を、p型4H-SiC結晶に適用すれば、p型結晶もキャリア寿命が改善すると考えたが、結果として、p型結晶のキャリア寿命は、ほとんど改善しなかった。そこで、この原因について考察を行った。p型結晶のキャリア寿命が改善しない理由として、以下の様な理由が考えられる。

1. p型SiC結晶自身のキャリア寿命が改善していない。
2. その他の再結合過程がキャリア寿命を制限している。

前者の要因としては、 $Z_{1/2}$ センター（や $EH_{6/7}$ センター）がp型4H-SiC結晶のライフタイムキラーでない、もしくは、 $Z_{1/2}$ センターはライフタイムキラーであるが、n型と同じ熱酸化処理では $Z_{1/2}$ センターが低減できない、という可能性が考えられる。p型4H-SiC結晶中の $Z_{1/2}$ センター密度を評価すべきであるが、4H-SiC結晶はバンドギャップが3.26 eVと大きく、700 Kまでの高温測定を行ってもミッドギャップ付近の深さまでしか検出できない。このため、p型4H-SiC結晶に対するDLTS測定では、現状、伝導帯側の深い準位の検出が困難である。

一方、後者の要因の例としては、例えば、表面再結合の影響が予想よりも大きいことや、キャリア寿命が極端に短い基板でのキャリアの再結合が考えられる。例えば、一般的に基板のキャリア寿命は短く、実測値として0.1 μs 以下である。これより、キャリア寿命測定時に励起された過剰キャリアが、表面や基板まで拡散し、再結合している可能性について検討した。

今回測定したp型4H-SiC結晶のキャリア寿命は最長で1.5 μs であった。このキャリア寿命より高レベル注入時の拡散長、つまり両極性拡散長を算出し、本サンプルのエピタキシャル成長層の厚みと比較した。電子の拡散係数(29.5 cm^2/s)および正孔の拡散係数(2.9 cm^2/s)より、両極性拡散係数を5 cm^2/s と算出し、これより両極性拡散長は30 μm 程度と見積もられた。サンプルのエピ層厚みが50 μm であることを考慮すると、かなりのキャリアが、キャリア寿命の時間程度で表面や基板まで拡散していることが判明した。以上より、エピ層厚みが50 μm の当該サンプルでは、キャリア寿命測定時に励起された過剰キャリアが、表面や基板まで拡散し、表面再結合や基板での再結合の影響を強く受けている可能性が高いと考えた。

そこで、過剰キャリアの結晶中での再結合以外に、拡散による表面再結合や基板における再結合を考慮し、定量的なキャリア密度の変化を把握するため、拡散方程式を用いて、過剰キャリア密度の結晶の深さ方向分布およびその時間推移や、過剰キャリア密度の減衰曲線について数値解析を行い、表面再結合や基板における再結合の影響を評価した。数値解析に用いた計算用のモデルを図4.13に示す。図は基板上にエピタキシャル成長層を有するサンプルの断面模式図を示している。図左側の表面より照射した光によって励起した電子正孔対は、以下の拡散方程式に従って拡散し、表面、エピタキシャル成長層中、および基板中で再結合するとした。p型結晶を例に用いた拡散方程式を以下に示す。

$$\frac{\partial n}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial x^2} - \frac{n}{\tau} \tag{4.23}$$

$$D \frac{\partial n}{\partial x} \Big|_{x=0} = S_{r1} n, \quad D \frac{\partial n}{\partial x} \Big|_{x=W_{\text{epi}}+W_{\text{sub}}} = -S_{r2} n \tag{4.24}$$

ここで、 n は励起により生成した過剰キャリア密度、 D は過剰キャリアの拡散係数、 x はエピタキシャル表面からの深さ方向の距離、 W_{epi} はエピタキシャル成長層の厚み、 W_{sub} は基板厚み、 S_{r1} はエピタキシャル成長層の表面再結合速度、 S_{r2} は基板裏面の再結合速度を示す。計算パラメータは、固定パラメータとして、エピタキシャル成長層のキャリア寿命を $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ 、基板裏面の再結合速度 $S_{r2} = 10^5 \text{ cm/s}$ を仮定し、基板のキャリア寿命は測定値から $\tau_{\text{sub}} = 0.04 \mu\text{s}$ 、拡散係数は高ドープ基板であることを考慮し $D = 0.3 \text{ cm}^2/\text{s}$ とした。また、エピタキシャル成長層厚み、および基板厚みはそれぞれ $W_{\text{epi}} = 50 \mu\text{m}$ 、 $W_{\text{sub}} = 300 \mu\text{m}$ とした。

この計算では、本測定に用いた μ -PCD による測定を模擬し、サンプルに対する励起光の照射密度を $5.6 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ と仮定した。この照射密度に対応する過剰キャリア密度は $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 程度と算出され、本測定サンプルのドーピングレベルに対し、高レベル注入条件となる。このため、エピタキシャル成長層におけるキャリアの拡散係数には、両極性拡散係数 D_a を用い、

$$D_a = \frac{p + n}{p/D_n + n/D_p} \tag{4.25}$$

より算出した[36]。ただし p, n は電子密度および正孔密度、 D_n は電子の拡散係数で $D_n = 29.5 \text{ cm}^2/\text{s}$ 、 D_p は正孔の拡散係数で $D_p = 2.9 \text{ cm}^2/\text{s}$ で p 型 4H-SiC 結晶の移動度より算出した[37]。

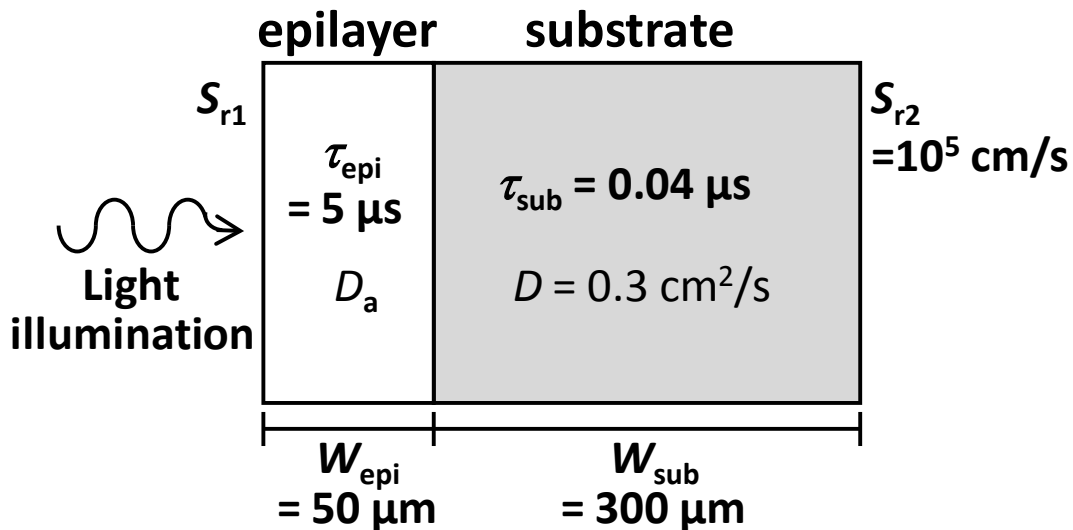


図 4.13: 過剰キャリア密度の深さ方向分布と減衰曲線を求めるために数値解析に用いたモデル(エピタキシャル成長層の厚み $W_{\text{epi}} = 50 \mu\text{m}$ 、基板厚み $W_{\text{sub}} = 300 \mu\text{m}$ 、エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ 、基板のキャリア寿命 $\tau_{\text{sub}} = 0.04 \mu\text{s}$ 、拡散係数 $D = 0.3 \text{ cm}^2/\text{s}$ 、基板裏面側の再結合速度 $S_{r2} = 10^5 \text{ cm/s}$ を固定、エピタキシャル成長層の表面再結合速度 S_{r1} を変数パラメータとした)

数値解析より求めた、p型 4H-SiC 結晶に対する、過剰キャリア密度の深さ方向分布を図 4.14 に示す。図中、時間 $t = 0$ から $t = 5 \mu\text{s}$ まで $0.5 \mu\text{s}$ ごとの分布状態を示した。この計算においては、表面再結合速度 S_{r1} は $1000 \text{ cm}^2/\text{s}$ に固定した。過剰キャリア密度の深さ方向分布の時間推移をみると、基板のキャリア寿命が $0.04 \mu\text{s}$ と極端に短いため、 $t = 0.5 \mu\text{s}$ 後には基板のキャリアがほぼ完全に消滅することがわかる。そして、基板界面に近いエピ層中のキャリアは、基板内のキャリア密度よりも高くなるため、基板に拡散し、そして基板内で即座に消滅する。この拡散と消滅により、基板界面付近のエピタキシャル層中の過剰キャリア密度の減衰が著しく促進されている。

過剰キャリア密度の深さ方向分布の時間推移をもとに、過剰キャリア密度をエピタキシャル成長層の深さ方向に積分し、積算過剰キャリア密度の時間推移を計算した。 $50 \mu\text{m}$ 厚みの p 型 4H-SiC エピタキシャル層に対し計算した結果を図 4.15 に示す。この図の曲線は、過剰キャリア密度の時間推移に対する減衰を示しており、これは $\mu\text{-PCD}$ を用いたキャリア寿命測定で得られる $\mu\text{-PCD}$ 信号の減衰曲線に対応する。ここでは、表面再結合速度 S_{r1} を 0 から 10^5 cm/s まで変化させ、表面再結合が過剰キャリア密度の減衰曲線に及ぼす影響を比較した。なお、全ての減衰曲線は $t = 0$ の積算キャリア密度で規格化している。また、図中、比較として、キャリア寿命が $5 \mu\text{s}$ で単一指数関数的に消滅する場合の減衰を破線で示した。

この結果より、表面再結合の影響が無い場合、すなわち表面再結合速度 $S_{r1} = 0 \text{ cm/s}$ の場合の減衰曲線に注目すると、この減衰曲線の傾きが、破線で示したキャリア寿命 $5 \mu\text{s}$ の単一指数曲線に比べ、かなり急になっていることがわかる。この傾きの差は、先に述べた基板へのキャリアの拡散と消滅が原因であり、このように表面再結合の影響が全く無いと仮定しても、基板における再結合の影響だけで、これほどの差が生じることが明らかとなった。一方、表面再結合速度の影響に着目すると、表面再結合速度の変化に伴い、こちらも減衰曲線が大きく変化している様子が確認できる。特に、表面再結合速度 S_{r1} が 10^2 から 10^4 cm/s の範囲で大きく変化している様子がわかる。これらの減衰曲線より、キャリア密度が一桁下がった時点（キャリア密度がおおよそ 10^{15} cm^{-3} ）における減衰曲線の傾きからキャリア寿命を求めた結果、エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $5 \mu\text{s}$ に対し、表面再結合の影響が無い $S_{r1} = 0 \text{ cm/s}$ の場合でも見かけのキャリア寿命 $\tau = 1.4 \mu\text{s}$ 、表面再結合速度 $S_{r1} = 10^5 \text{ cm/s}$ の場合では $\tau = 0.4 \mu\text{s}$ であった。以上の結果より、エピタキシャル成長層の厚みがキャリアの拡散長に近い今回の $50 \mu\text{m}$ のサンプルにおいては、基板での再結合や表面再結合の影響が非常に大きく、数 μs 以上のキャリア寿命を有するエピタキシャル成長層では、真のキャリア寿命を正しく評価できないことが判明した。

なお、n 型 4H-SiC 結晶のサンプルに対しても同様の数値解析を行った。用いたモデルとパラメータはほぼ同じである。数値解析より求めた、p 型および n 型 4H-SiC 結晶に対する、過剰キャリア密度の深さ方向分布の、時間 $t = 0$ から $t = 5 \mu\text{s}$ まで $0.5 \mu\text{s}$ ごとに变化させた時間推移を図 4.16 に、過剰キャリア密度の減衰曲線を図 4.17 に示す。p 型サンプルと n 型サンプルの減衰曲線の結果を比較すると、特に表面再結合速度が大きい場合、減衰後半で減衰曲線の傾きが異なっていることがわかる。この傾きの違いは、少数キャリアの拡散係数の違いに起因する。例えば、p 型サンプルでは、少数キャリアが電子であり、過剰キャリア密度が低くなった低レベル注入状態では、キャリアの拡散係数が両極性拡散係数より大きくなる。このため、特に表面再結合速度が大きい場合、

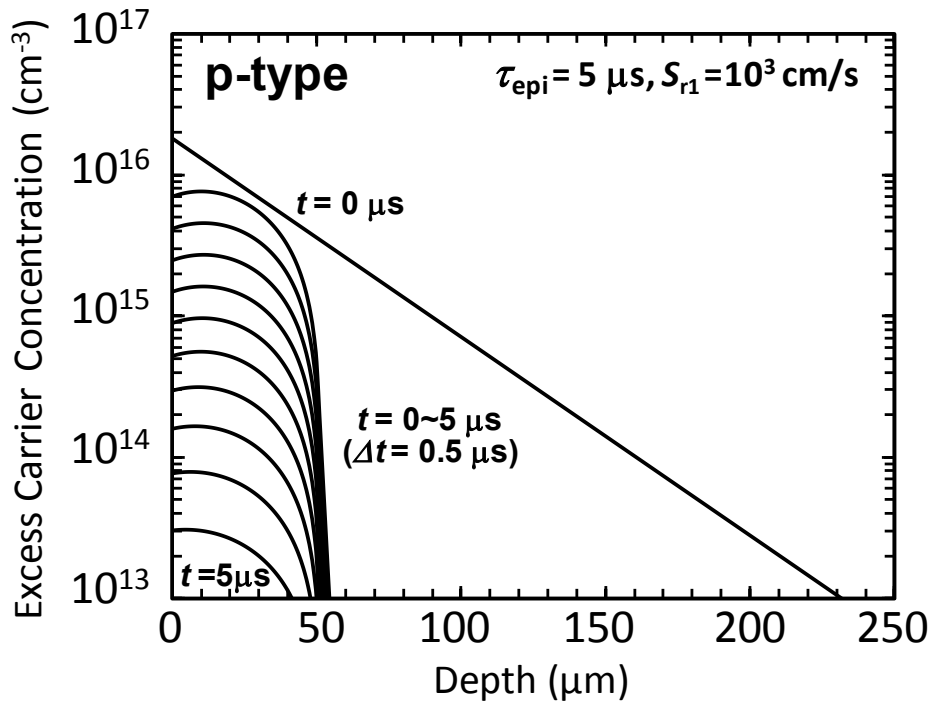


図 4.14 数値解析より求めた p 型 4H-SiC 結晶における過剰キャリア密度の深さ方向分布 (時間は $t = 0$ s から $t = 5 \mu\text{s}$ まで $0.5 \mu\text{s}$ 間隔で表示, エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ および表面再結合速度 $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ と仮定)

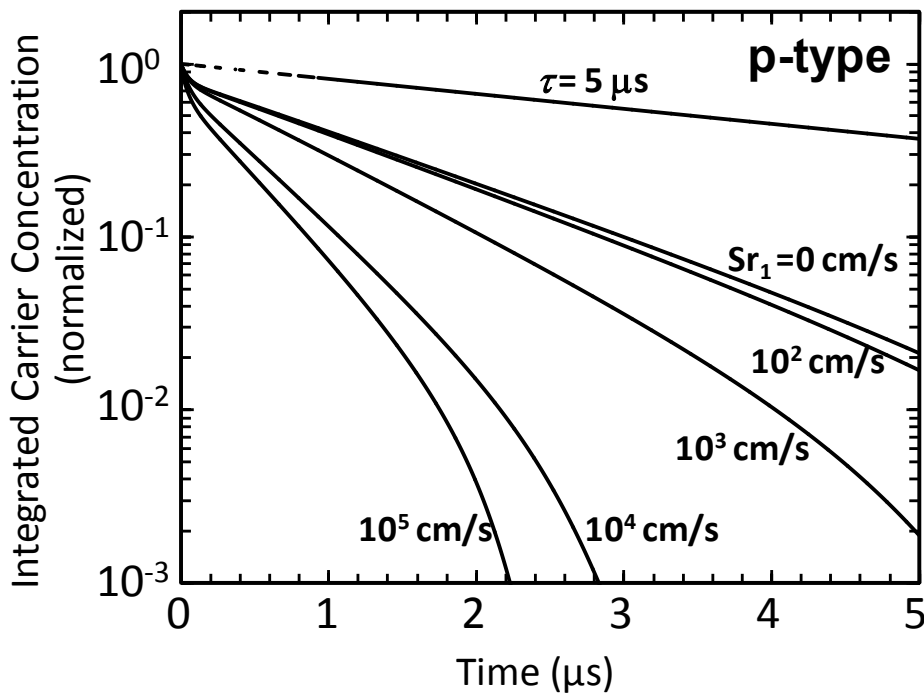


図 4.15: 表面再結合速度を変化させた場合の p 型 4H-SiC 結晶に対する過剰キャリア密度の減衰曲線 (エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ と仮定, 比較として, キャリア寿命が $5 \mu\text{s}$ の単一指数関数で減衰する場合を破線で示した)

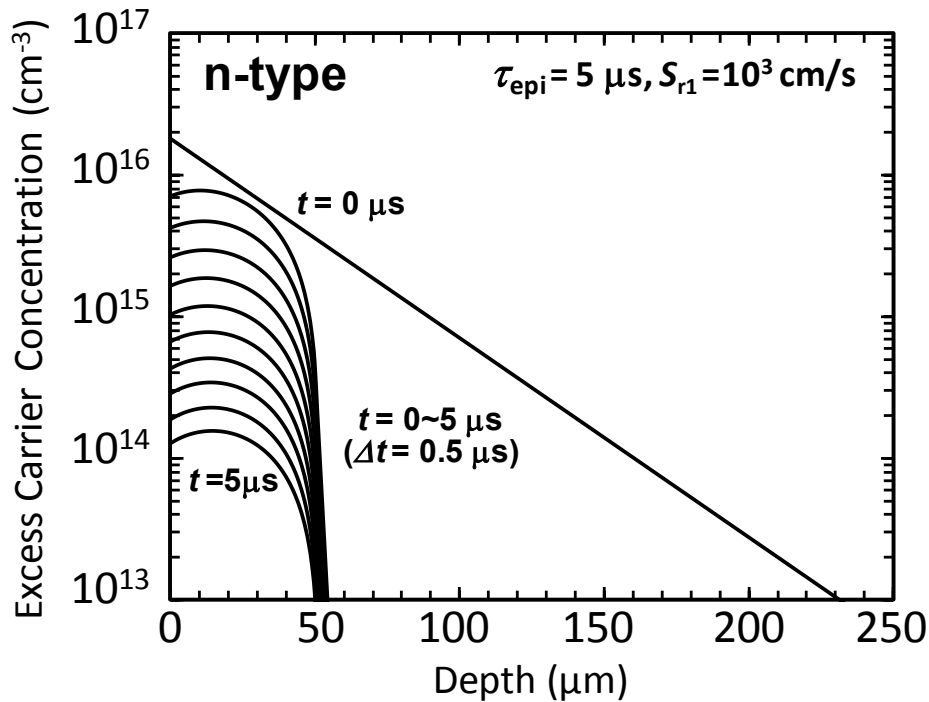


図 4.16: 数値解析より求めた n 型 4H-SiC 結晶における過剰キャリア密度の深さ方向分布 (時間は $t = 0$ s から $t = 5 \mu\text{s}$ まで $0.5 \mu\text{s}$ 間隔で表示, エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ および表面再結合速度 $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ と仮定)

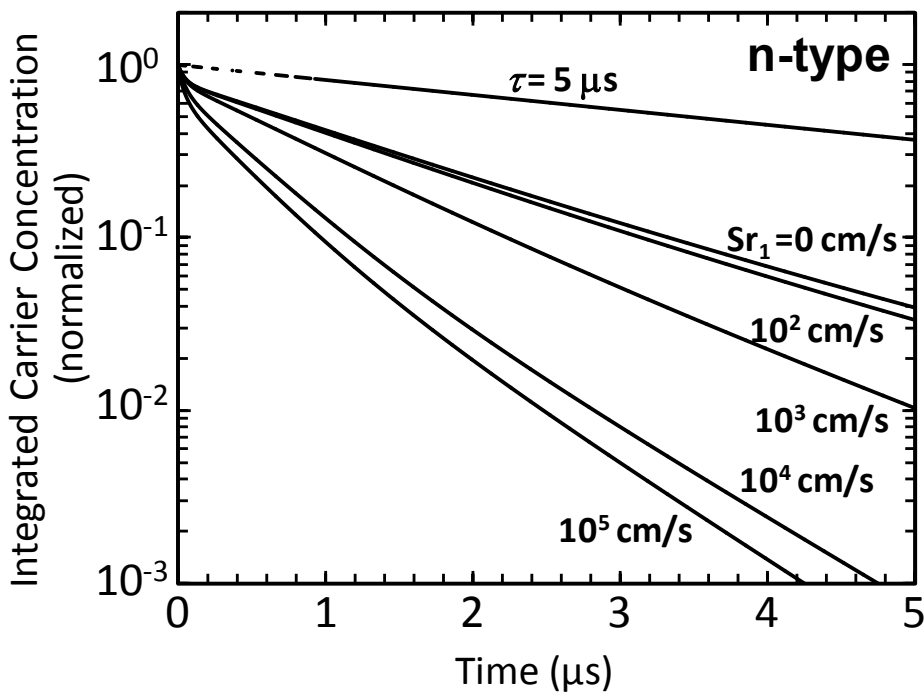


図 4.17: 表面再結合速度を変化させた場合の n 型 4H-SiC 結晶に対する過剰キャリア密度の減衰曲線 (エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ と仮定, 比較として, キャリア寿命が $5 \mu\text{s}$ の単一指数関数で減衰する場合を破線で示した)

過剰キャリア密度の低下にともなう拡散係数の増加に従い、表面再結合によるキャリアの消滅が加速され、結果的に減衰曲線の傾きが大きくなる。数値解析で得られた、この p 型と n 型 4H-SiC 結晶の減衰曲線の形状の特徴は、図 4.11 や図 4.12 で示した、実際の測定から得られた p 型と n 型 4H-SiC 結晶の μ -PCD 減衰曲線の形状の特徴と合致していることが確認できる。

4.5 表面再結合がキャリア寿命に及ぼす影響

4.5.1 表面パッシベーションの影響

前節の数値解析の結果、50 μm 厚みのエピタキシャル成長層でキャリア寿命を評価した場合、表面再結合や、基板での再結合の影響が非常に大きいことが判明した。そこで、このような表面再結合と基板での再結合の影響が非常に大きい状況で、表面の状況を変化させた場合に、測定されるキャリア寿命に及ぼす影響について把握するため、この 50 μm 厚みのエピタキシャル成長層に、種々の表面パッシベーションを施し、キャリア寿命を評価した。

これまで使用しているサンプルと同じ 50 μm 厚みの p 型および n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、 N_2O 雰囲気中での酸化 (N_2O 酸化) [38,39]、通常の O_2 酸化、および堆積酸化膜 (SiO_2) 形成 + NO アニール処理 [40,41] の 3 種類の表面パッシベーションを実施し、キャリア寿命を比較した。実施した表面パッシベーションの処理条件を表 4.1 に示す。

表 4.1: 本実験で適用した表面パッシベーションおよび処理条件

Surface Passivation	Experimental Conditions	Oxide Thickness
Dry O_2 -Grown Oxide	100% O_2 @ 1150°C-5min	6 nm
N_2O -Grown Oxide	10% N_2O (diluted by N_2) @ 1300°C-10min	8 nm
Deposited SiO_2 Annealed in NO	PECVD @ 400°C-7min → 10% NO (diluted by N_2) @ 1300°C-30min	14 nm

p 型および n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する種々の表面パッシベーション処理後の μ -PCD 減衰曲線の比較を図 4.18 に示す。各図に記した減衰曲線はそれぞれ、破線はパッシベーション前、実線は O_2 酸化、一点鎖線は堆積酸化膜 (SiO_2) 形成 + NO アニール処理後の曲線を示す。これらの減衰曲線における励起キャリア密度は、 $9.0 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ である。前述の深い準位の低減を目指した熱酸化処理や高温アニール処理では、p 型エピタキシャル成長層に対する処理前後の μ -PCD 減衰曲線に、ほとんど変化が見られなかった。しかし、これらの図より、今回は深い準位を低減した場合と異なり、n 型エピタキシャル成長層での減衰曲線の変化が少なかった一方、p 型エピタキシャル成長層に対しては、

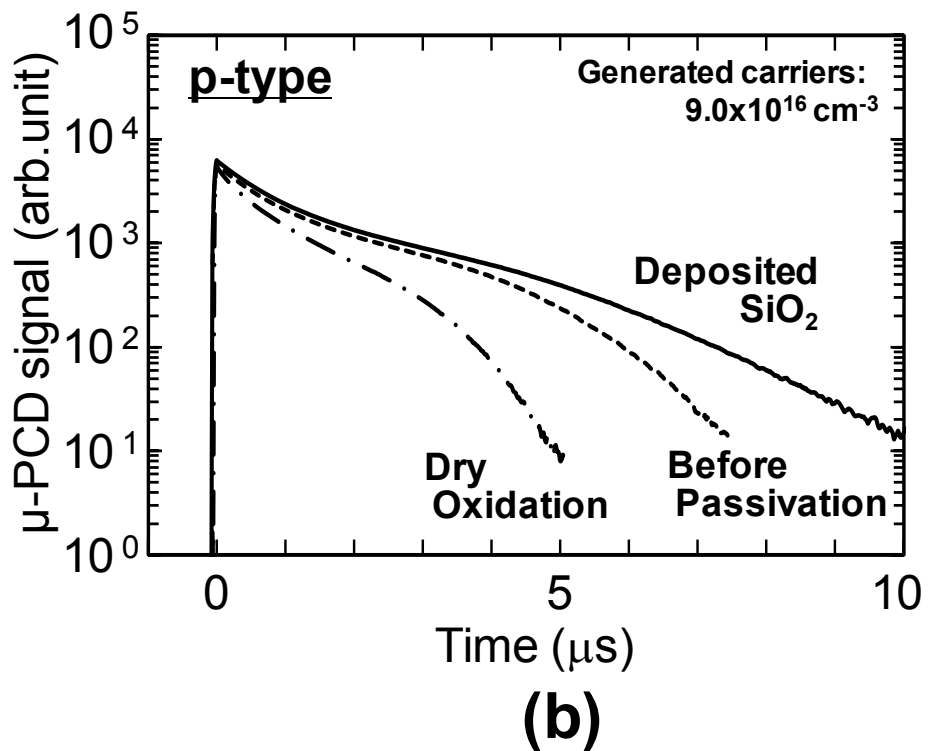
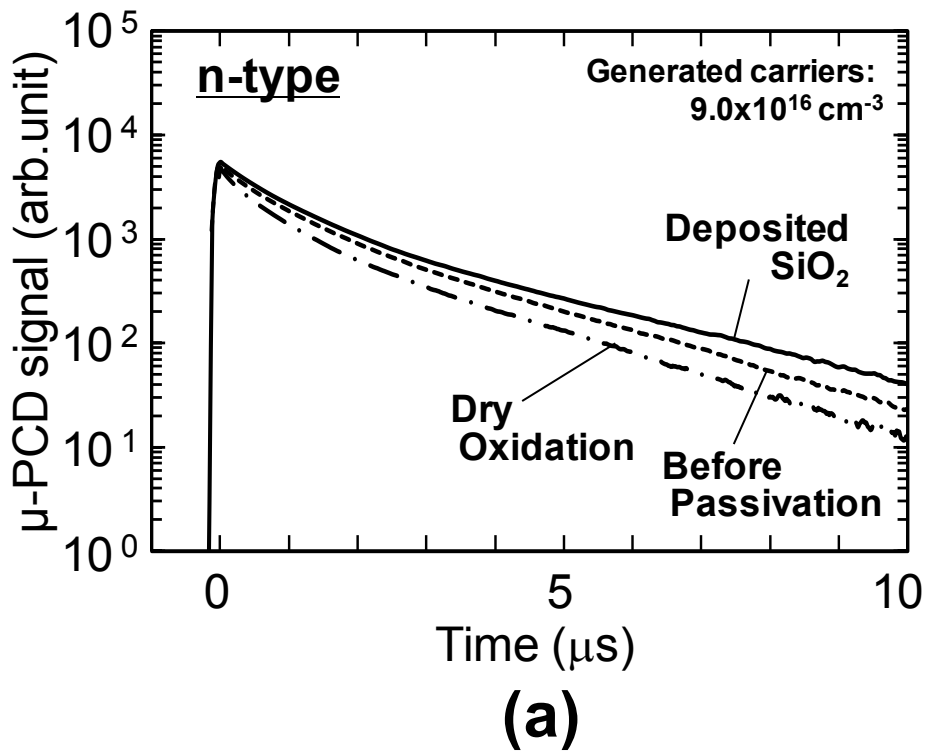


図 4.18: 50 μm 厚の 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する様々な表面パッシベーション処理を施した場合の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較 (a) n 型 4H-SiC 成長層, (b) p 型 4H-SiC 成長層

キャリア寿命に顕著な変化が生じることが明らかになった。表面パッシベーションに O_2 酸化を施した場合、p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命は劇的に減少した。すなわち、 O_2 酸化により形成した SiO_2/SiC 界面は p 型 4H-SiC に対し、高い表面再結合速度を与えると予想される。一方、堆積酸化膜形成+NO アニール処理の表面パッシベーションでは、p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命がかなり高められたことから、表面再結合が抑制されたと考えられる。以上のとおり、種々の表面パッシベーションを適用し、p 型 4H-SiC 結晶の表面状態を変化させた結果、 μ -PCD 減衰曲線が大きく変化した。この結果より、p 型 SiC 結晶のキャリア寿命は、表面パッシベーションの影響を強く受けると考えられる。

4.5.2 考察

表面パッシベーションの効果を明確にするために、p 型エピタキシャル成長層に対し、表面酸化膜の除去が測定されるキャリア寿命に及ぼす影響について評価した。p 型サンプルに対し、前述の各表面パッシベーション後のキャリア寿命測定のために、それぞれの表面パッシベーション層（酸化膜）をフッ酸溶液で除去後、エピタキシャル成長層の同じ領域のキャリア寿命を再度測定した。堆積酸化膜形成+NO アニール処理および O_2 酸化の各表面パッシベーションに対して、表面パッシベーション前、表面パッシベーション後、そして表面酸化膜を除去した後の p 型エピタキシャル成長層の μ -PCD 減衰曲線を図 4.19 に比較した。図 4.19 (a)中の減衰曲線で、破線は表面パッシベーション前を示し、実線は堆積酸化膜形成後に NO アニール処理した試料、一点鎖線は酸化膜除去後の曲線を示す。それぞれの減衰曲線におけるキャリアの生成密度は $9.0 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ および $9.0 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ である。先に述べたとおり、堆積酸化膜を用いた表面パッシベーションにより p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命は増加している。しかし、その酸化膜が除去されると、この図のとおり、p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命は、パッシベーション前の状態に戻る。逆に、 O_2 酸化の場合も、図 4.19 (b)に示すとおり、表面パッシベーションによりキャリア寿命は低減したが、酸化膜を除去することで、 μ -PCD 減衰曲線は、 O_2 酸化処理を行う前の状態に回復した。以上の結果より、これらのキャリア寿命の変化は、表面パッシベーションの効果に起因することが明らかとなった。

p 型 SiC 結晶に対する表面パッシベーションの影響について、より詳細に考察を行うために、各酸化膜処理に対する SiO_2/SiC 界面の界面準位密度をキャリア寿命とともに比較した。図 4.20 に各酸化膜に対する伝導帯端および価電子帯端付近の界面準位密度を示す[41,42]。界面準位密度は、(0001)面上にエピ成長させた n 型および p 型 4H-SiC 上に作製された MOS キャパシタを用いて測定された。100 kHz の高周波と準静的容量 - 電圧測定法の両方で MOS キャパシタを評価し、界面準位密度は high-low 法により求められている。この図より、バンド端付近の界面準位密度は酸化膜の形成プロセスに強く依存している。例えば、導電帯下 0.2 eV にある界面準位密度では、 O_2 酸化で $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$ 、 N_2O 雰囲気中での酸化膜形成で $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$ 、堆積酸化膜形成+NO アニール処理では、 $2 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$ 程度である。p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命は各プロセスに従い、次のとおり変化した。励起キャリア密度が $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 時に、As-Grown で 1.5 μs 、

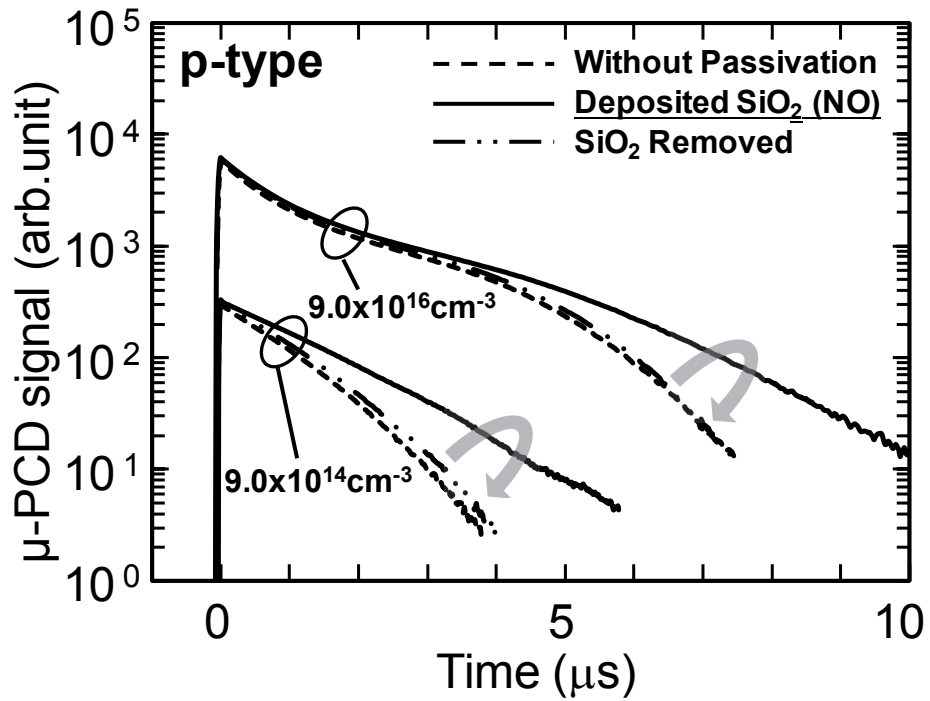
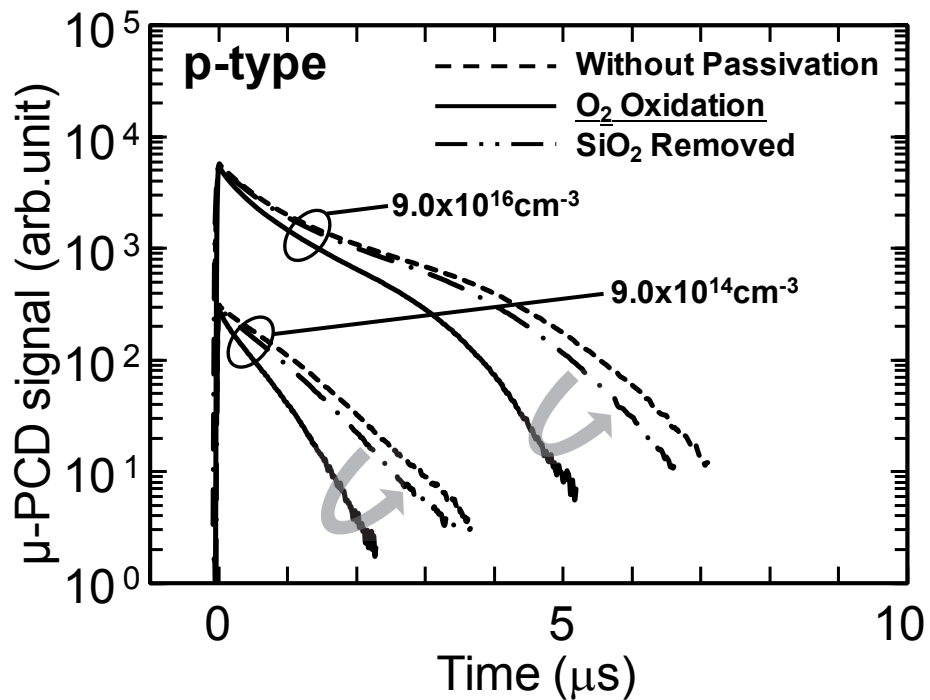
(a) Deposited SiO₂ (NO)(b) O₂ Oxidation

図 4.19: 50 μ m 厚の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する表面パッシベーション処理前, 処理後, および表面パッシベーション酸化膜除去後の μ -PCD 減衰曲線の比較
 (a) 堆積酸化膜形成+NO アニール, (b) O₂ 酸化

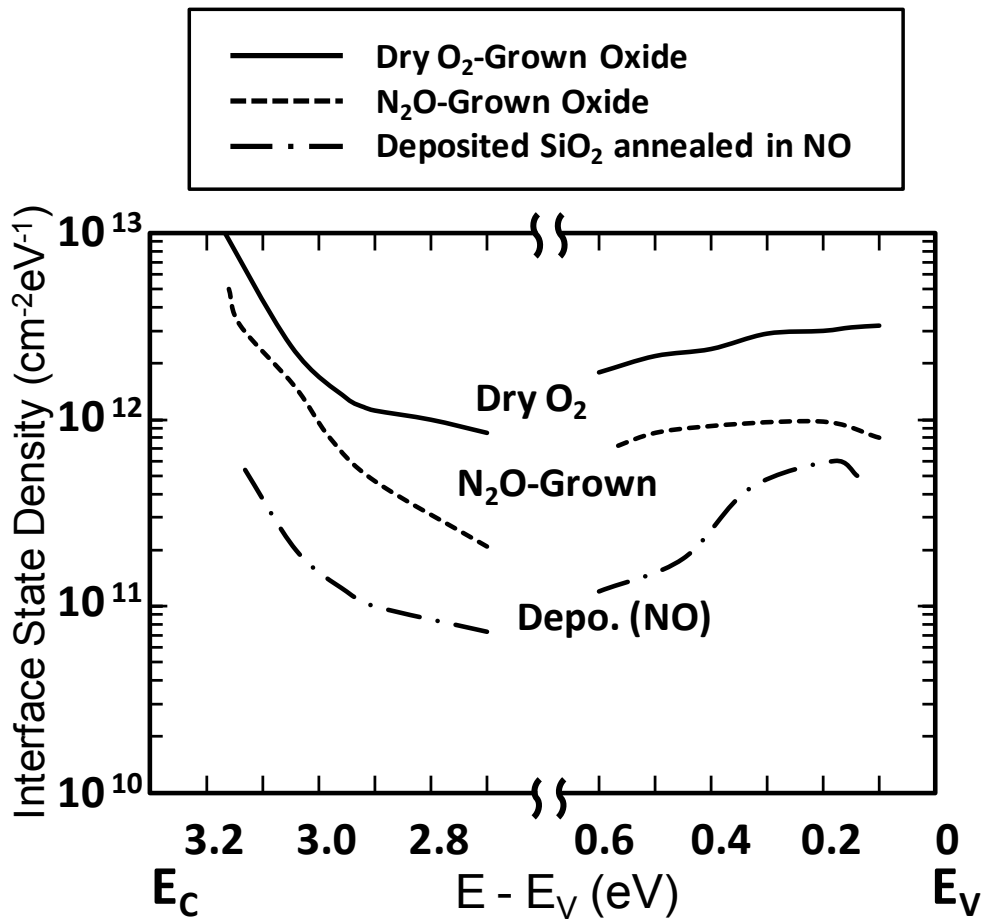


図 4.20: 様々な酸化膜形成条件に対する 4H-SiC 結晶の伝導帯および価電子帯付近の SiO₂/4H-SiC(0001)の界面準位密度(実線は O₂酸化, 破線は N₂O酸化, 一点鎖線は堆積酸化膜形成 +NO アニール処理の場合を示す[41,42])

表 4.2: 50 nm 厚 p 型 4H-SiC(0001)上に適用した表面パッシベーションに対する E_V+ 0.2 eV および E_C - 0.2 eV での界面準位密度[41,42]とキャリア寿命の比較

Surface Passivation	τ (p-type) (μs)	D_{it} at $E_C - 0.2 \text{ eV}^*$ ($\text{cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$)	D_{it} at $E_V + 0.2 \text{ eV}^*$ ($\text{cm}^{-2}\text{eV}^{-1}$)
(As-Grown)	1.5	-	-
Dry O ₂ -Grown Oxide	1.4	4×10^{12}	3×10^{12}
N ₂ O-Grown Oxide	2.1	2×10^{12}	9×10^{11}
Deposited SiO ₂ Annealed in NO	2.6	2×10^{11}	6×10^{11}

* D_{it} values were adopted from Ref. 41,42.

ドライ酸化で $1.4 \mu\text{s}$ 、 N_2O の酸化で $2.1 \mu\text{s}$ 、そして堆積酸化膜形成+NO アニールで $2.6 \mu\text{s}$ となった。この結果を表 4.2 に比較した。これらの結果から、各表面パッシベーションに対するキャリア寿命の傾向は、異なる表面パッシベーション方法に対する界面準位密度の変化と一致している。このため、堆積酸化膜形成後に NO アニール処理した表面パッシベーションでは、表面再結合速度が抑制され、その結果、長いキャリア寿命が得られたと予想される。

前節の数値解析より、現在の厚み $50 \mu\text{m}$ のエピタキシャル成長層の場合、表面再結合と基板での再結合の影響が大きいという結果が出た。そして、様々な表面パッシベーションにより表面状態を変化させることで、p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命が大きく変化することが判明した。これらの結果より、厚み $50 \mu\text{m}$ の p 型エピタキシャル成長層のキャリア寿命の主要な制限因子は、熱酸化処理や高温アニール処理により生成・消滅した深い準位ではなく、少なくとも、表面再結合がキャリア寿命を制限する重要な一因となっていることが判明した。

また、n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に関しても、今回の厚みが $50 \mu\text{m}$ のエピタキシャル成長層では、熱酸化処理や高温アニール処理を施したにもかかわらず、キャリア寿命は $3 \mu\text{s}$ 以下に制限される結果となった。我々のグループより、エピタキシャル成長層の厚みが十分で無い場合、基板や基板とエピタキシャル成長層界面付近における再結合が実効的なキャリア寿命を著しく制限することを報告した[43]。Miyazawa らは、裏面の研磨とキャリア寿命の測定を繰り返すことで、基板での再結合の影響を実験により示した[30]。今回の $50 \mu\text{m}$ 厚みの p 型および n 型サンプルの場合、測定により得られた $2 \mu\text{s}$ 程度のキャリア寿命は、ともに基板における速い再結合により制限されていると考えることは妥当である。

一方、表面パッシベーションがキャリア寿命に及ぼす影響は、p 型結晶の方が明らかに大きかった。現在のところ、なぜ p 型エピタキシャル成長層の方が、表面再結合の影響が大きいのかは明らかでない。ひとつの考えとしては、たとえ表面の準位密度が p 型結晶と n 型結晶で同じであっても、表面のバンドベンディングの方向は逆であるため、p 型 SiC と n 型 SiC で表面のフェルミ準位の位置が異なっていると考えられる。表面再結合速度の定量的な評価が今後の研究課題である。

高注入領域の減衰曲線は、表面パッシベーションの影響が小さいように見える。As-grown のエピタキシャル成長層および堆積酸化膜+NO アニール処理した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する、キャリア寿命の注入レベル依存性を、3章で用いたモデル計算の結果に重ねて図 4.21 に示した。図中、測定結果は□と◆のシンボルで、モデル計算によるフィッティング結果は実線で示している。3章で行ったモデル計算と同様のパラメータを用い、表面再結合速度をフィッティングパラメータとしてフィッティングを試みた結果、表面再結合速度を 2200 cm/s から 800 cm/s へ下げることによって、表面パッシベーション後の測定値に近い計算結果が得られた。これより、堆積酸化膜形成+NO アニール処理による表面パッシベーションにより表面再結合速度が低減されたことが、モデル計算の結果からも確認できた。

測定結果より得られた表面パッシベーション前後におけるキャリア寿命の注入レベル依存性を比較すると、図より明らかに、キャリア寿命の改善の程度が、高い注入領域で小さくなっていく様子が確認できる。この高い注入領域でキャリア寿命改善の程度が小さくなる現象は、基板におけるキャリア再結合と高いキャリア密度における再結合パスの変化が原因であると考えられる。今回

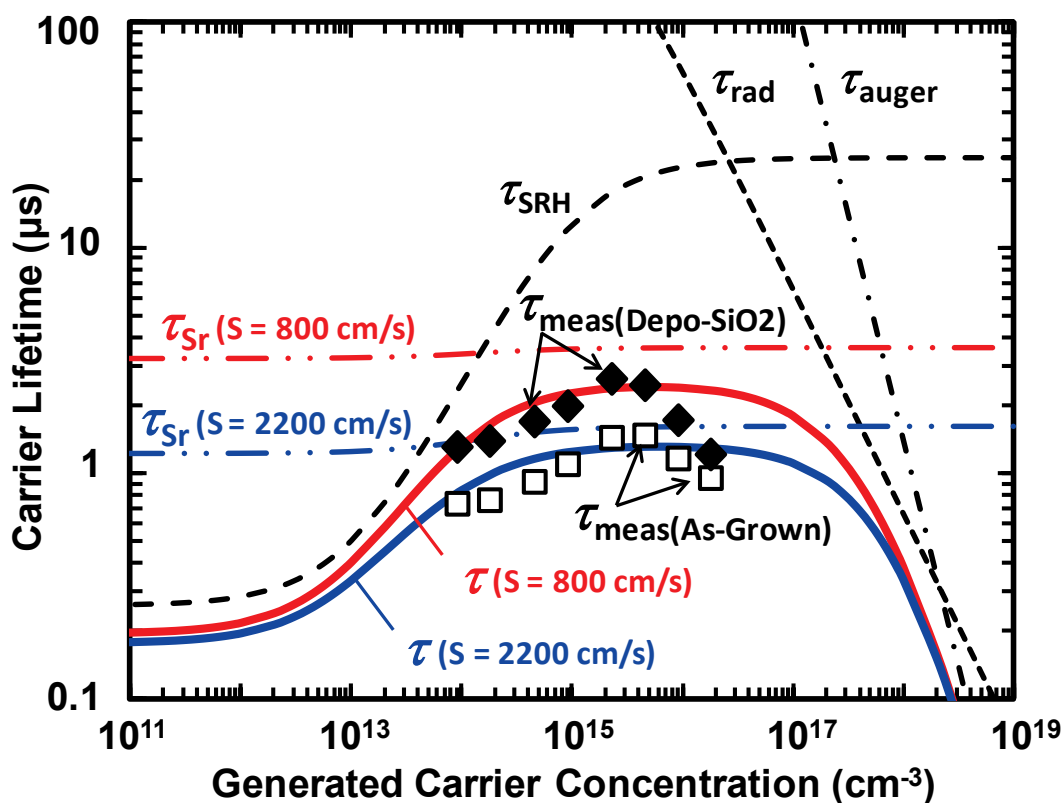


図 4.21: As-grown の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層, および堆積酸化膜形成+NO アニール処理したエピタキシャル成長層に対するキャリア寿命の注入レベル依存性(測定値: ◆および□)および測定値に対して表面再結合速度 S をパラメータとしたモデル計算によるフィッティング結果(実線)

使用したサンプルの $50\ \mu\text{m}$ というエピタキシャル成長層の厚みでは、前節の数値解析の結果、たとえ表面再結合の影響が無くても、基板でのキャリア再結合の影響が大きいことが判った。キャリア寿命より見積もられる両極性拡散長はキャリア生成の励起光の侵入長 ($30\ \mu\text{m}$) と生成キャリアの拡散長 ($> 30\ \mu\text{m}$) の合計よりも短い。それゆえエピタキシャル成長層で生成した過剰キャリアは、エピタキシャル成長層から基板界面を通過して基板側に拡散し、基板内で再結合により消滅する。高注入レベルでは、特に、基板におけるキャリア再結合が相対的に顕著になる。なぜなら、基板内の過剰キャリアは基板の非常に短いキャリア寿命 ($< 0.1\ \mu\text{s}$) のために、基板内で速やかに再結合し消滅する。このため、エピタキシャル成長層内の過剰キャリア密度との濃度勾配が増加し、基板側へのキャリアの拡散が高められるからである。表面パッシベーションによるキャリア寿命の改善の程度が、高注入領域で小さくなるもう一つの理由としては、高いキャリア密度での再結合パスの変化が考えられる。現状、エピタキシャル成長層表面の最大励起キャリア密度は、サンプル表面において $1 \times 10^{17}\ \text{cm}^{-3}$ よりも高い。このような極端に高い注入状態では、輻射再結合やオージェ再結合によるキャリアの再結合パスが考慮される。この注入レベルにおいて、輻射再結合とオージェ再結合により制限されるキャリア寿命は、輻射再結合係数を $1.5 \times 10^{-12}\ \text{cm}^3\text{s}^{-1}$ 、オージェ再結合係数 C_n を $5.0 \times 10^{-31}\ \text{cm}^6\text{s}^{-1}$ 、 C_p を $2.0 \times 10^{-31}\ \text{cm}^6\text{s}^{-1}$ として計算した結果[44,45]、それぞれ $7\ \mu\text{s}$ および $140\ \mu\text{s}$ 程度と算出された。それゆえ、今回の高注入レベルでのキャリア寿命は輻射再結合の影響を受けている可能性もあると考えられる。

4.6 まとめ

本章では、4H-SiC 結晶のキャリア寿命に対する、深い準位の低減と表面パッシベーションの効果について述べた。深い準位がキャリア寿命に与える影響に関しては、n 型 4H-SiC 結晶において、熱酸化処理および高温 Ar アニール処理を行うことで、深い準位である $Z_{1/2}$ センターが消滅し、キャリア寿命が改善することが知られているため、これを p 型 4H-SiC 結晶に適用することを考えた。まず、これらの熱酸化処理や高温 Ar アニール処理によって、p 型 4H-SiC 結晶に生成・消滅する深い準位を評価するため、DLTS 測定を行った。この結果、p 型 4H-SiC 結晶においては、熱酸化処理により HK0 センターが生成することが判明した。引き続きこのサンプルに対し、高温 Ar アニール処理を行った結果、熱酸化で生成した HK0 センターが消滅することを確認した。またキャリア寿命制御の手法の一つである電子線照射が、p 型 4H-SiC 結晶に与える影響を評価した。この結果、p 型 4H-SiC 結晶では電子線照射により HK4 センターが生成することを確認した。

これらの結果を踏まえ、実際の 4H-SiC 結晶に対し、熱酸化処理と高温 Ar アニール処理を実施した。その結果、n 型 4H-SiC 結晶に対しては、予想通りキャリア寿命の改善が確認できたが、p 型 SiC 結晶では、キャリア寿命の改善がほとんど見られなかった。得られたキャリア寿命 ($1.5\ \mu\text{s}$) より求めた拡散長は約 $30\ \mu\text{m}$ と、サンプルであるエピタキシャル成長層の厚み ($50\ \mu\text{m}$) に近く、励起キャリアが表面や基板に拡散し消滅していると予想した。そこで表面再結合や基板での再結合を考慮し、過剰キャリア密度の分布を数値解析より算出し、その影響を評価した。この結果、エピタ

キシタル成長層の厚みがキャリアの拡散長に近い今回の $50\ \mu\text{m}$ のサンプルにおいては、基板での再結合や表面再結合の影響が非常に大きく、数 μs 以上のキャリア寿命を有するエピタキシタル成長層では、真のキャリア寿命が正しく評価できていないことが判明した。

このように、表面再結合や基板の再結合の影響が大きい $50\ \mu\text{m}$ 厚みのエピタキシタル成長層に対し、実際に表面パッシベーションを行い表面状態を変化させることで、表面再結合が、キャリア寿命に与える影響について評価した。熱酸化処理と高温アニール処理でキャリア寿命の変化が見られなかった p 型 4H-SiC 結晶に対し、数種の表面パッシベーションを実施した結果、表面パッシベーションの種類により、キャリア寿命は $1.4\ \mu\text{s}$ から $2.6\ \mu\text{s}$ の範囲で大きく変化した。また、表面パッシベーションにより形成された表面酸化膜をフッ酸溶液により除去し、再度キャリア寿命を測定した結果、 $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線が表面パッシベーション実施前の状態に回復した。これらの結果より、キャリア寿命の変化は表面パッシベーションの効果に起因することが明らかとなった。以上の結果より、厚み $50\ \mu\text{m}$ の p 型エピタキシタル成長層のキャリア寿命の主要な制限因子は、熱酸化処理や高温アニール処理により生成・消滅した深い準位ではなく、少なくとも、表面再結合がキャリア寿命を制限する重要な一因となっていることが判明した。

参考文献

- [1] N. T. Son, B. Magnusson, and E. Janzén, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 3945 (2002).
- [2] T. Umeda, Y. Ishitsuka, J. Isoya, N. T. Son, E. Janzén, N. Morishima, T. Ohshima, H. Itoh, and A. Gali, *Phys. Rev. B* **71**, 193202 (2005).
- [3] L. Torpo, M. Marlo, T. E. M. Staab, and R. M. Nieminen, *J. Phys.: Condens. Matter.* **13**, 6203 (2001).
- [4] I. Pintilie, L. Pintilie, and K. Irmscher, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 4841 (2002).
- [5] J. Isoya, T. Umeda, N. Mizuochi, N. T. Son, E. Janzén, and T. Ohshima, *phys. stat. sol. (b)* **245**, 1298 (2008).
- [6] T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami, T. Kimoto, W. J. Choyke, A. Schöner, and N. Nordell, *phys. stat. sol. (a)* **162**, 199 (1997).
- [7] C. Hemmingsson, N. T. Son, O. Kordina, J. P. Bergman, E. Janzén, J. L. Lindström, S. Savage, and N. Nordell, *J. Appl. Phys.* **81**, 6155 (1997).
- [8] W. Suttrop, G. Pensl, and P. Lanig, *Appl. Phys. A* **51**, 231 (1990).
- [9] S. G. Sridhara, L. L. Clemen, R. P. Devaty, W. J. Choyke, D. J. Larkin, H. S. Kong, T. Troffer, and G. Pensl, *J. Appl. Phys.* **83**, 7909 (1998).
- [10] K. Danno and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **101**, 103704 (2007).
- [11] L. Storasta, J. P. Bergman, E. Janzén, A. Henry, and J. Lu, *J. Appl. Phys.* **96**, 4909 (2004).
- [12] 松波弘之 著：半導体工学 第4章 (昭晃堂, 1983).
- [13] K. Schroder, *Semiconductor Materials and Device Characterization, 3rd edition* (John Wiley & Sons, New York, 2006), Chapt. 5.
- [14] D. V. Lang, *J. Appl. Phys.* **45**, 3014 (1974).
- [15] S. Weiss and R. Kassing, *Solid-State Electron.* **31**, 1733 (1988).
- [16] S. D. Brotherton, *Solid-State Electron.* **26**, 987 (1983).
- [17] 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).
- [18] K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 202109 (2007).
- [19] L. Storasta, J. P. Bergman, E. Janzén, and A. Henry, *J. Appl. Phys.* **96**, 4909 (2004).
- [20] K. Danno and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **100**, 113728 (2006).
- [21] G. Alfieri, E. V. Monakhov, B. G. Svensson, and M. K. Linnarsson, *J. Appl. Phys.* **98**, 043518 (2005).
- [22] N. T. Son, X. T. Trinh, L. S. Løvlie, B. G. Svensson, K. Kawahara, J. Suda, T. Kimoto, T. Umeda, J. Isoya, T. Makino, T. Ohshima, and E. Janzén, *Phys. Rev. Lett.* **109**, 187603 (2012).
- [23] K. Kawahara, X. T. Trinh, N. T. Son, E. Janzén, J. Suda, and T. Kimoto, *9th European Conference on Silicon Carbide & Related Materials*, (Saint-Petersburg Russia, 2012),

Tu 5-3.

- [24] W. Suttrop, G. Pensl, and P. Lanig, *Appl. Phys. A*, **51**, 231 (1990).
- [25] S. G. Sridhara, L. L. Clemen, R. P. Devaty, W. J. Choyke, D. J. Larkin, H. S. Kong, T. Troffer, and G. Pensl, *J. Appl. Phys.* **83**, 7909 (1998).
- [26] K. Danno and T. Kimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* **46**, L285 (2006)..
- [27] S. A. Reshanov, G. Pensl, K. Danno, T. Kimoto, S. Hishiki, T. Ohshima, and H. Itoh, F. Yan, R. P. Devaty, and W. J. Choyke, *J. Appl. Phys.* **102**, 113702 (2007).
- [28] L. Storasta and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 062116 (2007).
- [29] T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **2**, 041101 (2009).
- [30] T. Miyazawa, M. Ito, and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 202106 (2010).
- [31] S. Ichikawa, K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **5**, 101351 (2012).
- [32] T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **2**, 091101 (2009).
- [33] K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **111**, 053710 (2012).
- [34] J. W. Steeds, F. Carosella, G. A. Evans, M. M. Ismail, L. R. Danks, and W. Voegeli, *Mater. Sci. Forum* 353-356, 381 (2001).
- [35] Y. Negoro, K. Katsumoto, T. Kimoto, and H. Matsunami, *J. Appl. Phys.* **96**, 224 (2004).
- [36] B. J. Baliga, *Fundamentals of Power Semiconductor Devices* (Springer, New York, 2008).
- [37] A. Koizumi, N. Iwamoto, S. Onoda, T. Ohshima, T. Kimoto, K. Uchida, and S. Nozaki, *Mater. Sci. Forum* **679-680**, 201 (2011).
- [38] L. A. Lipkin, M. K. Das, and J. W. Palmour, *Mater. Sci. Forum* **389**, 985 (2002).
- [39] T. Kimoto, Y. Kanzaki, M. Noborio, H. Kawano, and H. Matsunami, *Jpn. J. Appl. Phys.* **44**, 1213 (2005).
- [40] H.-F. Li, S. Dimitrijevic, and H. B. Harrison, *IEEE Electron Device Lett.* **19**, 279 (1998).
- [41] M. Noborio, J. Suda, S. Beljakowa, M. Krieger, and T. Kimoto, *phys. stat. sol. (a)* **206**, 2374 (2009).
- [42] T. Kimoto, Y. Nanen, T. Hayashi, and J. Suda, *Appl. Phys. Express* **3**, 121201 (2010).
- [43] T. Kimoto, T. Hiyoshi, T. Hayashi, and J. Suda, *J. Appl. Phys.* **108**, 083721 (2010).
- [44] A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 3269 (1997).
- [45] A. Galeckas, J. Linnros, V. Grivickas, U. Lindefelt, and C. Hallin, *Mater. Sci. Forum* **264-268**, 5331 (1998).

第5章 p型 SiC 結晶のキャリア寿命の向上

5.1 序文

SiC は間接遷移型半導体にもかかわらず、Si に比べてもキャリア寿命が数桁低い。高耐圧バイポーラデバイスの耐圧維持層への 4H-SiC 結晶の適用を考慮すると、効果的な伝導度変調を効かせるためには、第3章で得られたような $1\ \mu\text{s}$ 程度のキャリア寿命では、全く不十分である。

n 型 4H-SiC 結晶に対しては、キャリア寿命の制限因子に関する研究が活発に行われ、この結果、キャリア寿命を制限する深い準位や、表面再結合の影響について、詳細に調べられてきた[1,2]。深い準位に関しては、n 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命は $Z_{1/2}$ センターにより制限されていることが明らかになり[3,4]、 $Z_{1/2}$ センターなどの深い準位の欠陥密度を劇的に低減させる方法も考案された[5-7]。また、深い準位 $Z_{1/2}$ センター密度が十分低い領域では、キャリア寿命が表面再結合のような、他の再結合過程により制限されることも明らかにされた[1,4]。この結果、表面再結合や基板での再結合の影響の少ない厚膜エピタキシャル成長層を用い、上記の深い準位の低減手法と表面パッシベーション処理によるさらなる表面再結合の抑制を試み施した結果、最近では $20\sim 30\ \mu\text{s}$ の長いキャリア寿命も得られるようになった[8,9]。

一方、p 型 4H-SiC 結晶に関しては、高耐圧スイッチング素子の耐圧維持層に低ドープ p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層が適用されているにもかかわらず、低ドープの p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に関するキャリア寿命に関する報告はほとんど無く、しかも、現状、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命は $1\ \mu\text{s}$ 程度と、上記の n 型 SiC 結晶のキャリア寿命と比較すると、極めて短い。

本章では、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の向上を目指した取り組みと、その結果について述べる。前章における 4H-SiC 結晶中のキャリア密度分布の数値解析の結果、評価サンプルであるエピタキシャル成長層の厚みが $50\ \mu\text{m}$ 程度の場合、表面再結合や基板での再結合の影響により、真のキャリア寿命が正しく評価できないことが判明した。そこで、本章では以下の2つのアプローチからキャリア寿命の改善を目指した。

1. 表面および基板における再結合の影響の抑制
2. 深い準位の低減

まず、エピタキシャル成長層のキャリア寿命を正しく評価するために、表面再結合や基板内における再結合の影響を抑制する必要がある。ここでは、エピタキシャル成長層の厚みが $147\ \mu\text{m}$ という厚膜の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を適用することで、表面および基板における再結合の影響の低減をねらった。まず数値解析により、キャリア寿命に対するエピタキシャル成長層の厚膜化の効果を確認した。そして、これまで n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対して実績のあるキャリア改善手法を、実際の厚膜 p 型 4H-SiC 結晶に適用し、キャリア寿命の向上を目指した。

5.2 表面および基板での再結合の影響

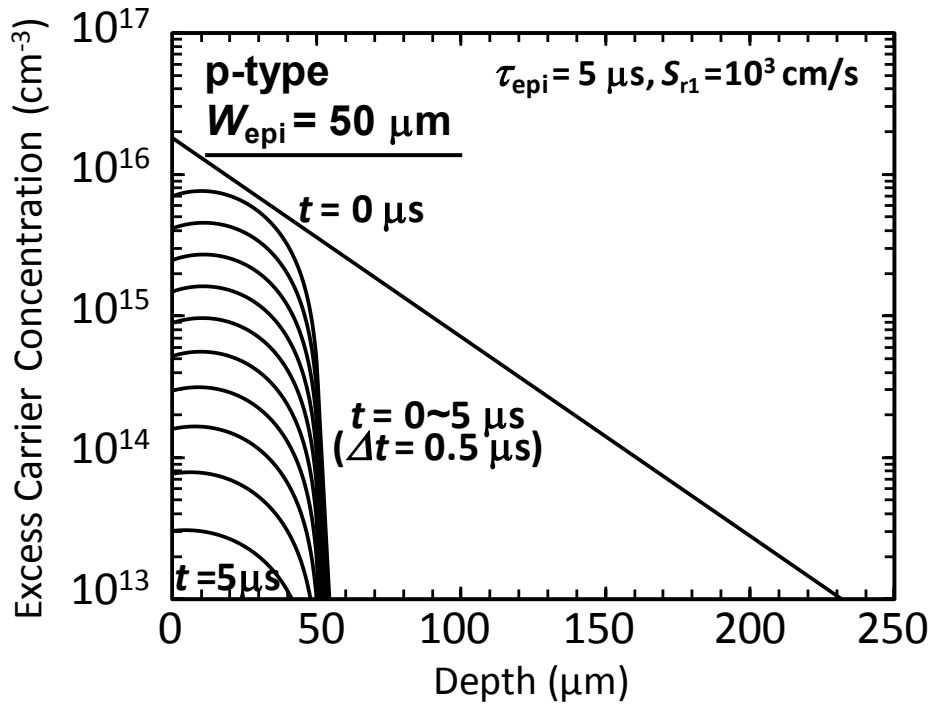
5.2.1 厚いエピタキシャル成長層の適用

まず、表面および基板での再結合に対する、エピタキシャル成長層の厚みの影響を確認するため、結晶の深さ方向のキャリア密度分布に対する数値解析を行い、その影響について検討した。前章で実施した過剰キャリア密度の数値解析を、50 μm 厚みの p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層と今回適用を検討した厚いエピタキシャル成長層（膜厚 147 μm ）に対して行った。エピタキシャル成長層の厚みの異なるサンプルの数値解析結果として、過剰キャリア密度の深さ方向分布を図 5.1 に、過剰キャリア総数の減衰曲線を図 5.2 に示す。なお、50 μm のエピタキシャル成長層に対する計算結果は、4 章にて示した結果を再掲した。147 μm エピタキシャル成長層のキャリア分布密度の解析結果を見ると、エピタキシャル成長層内の過剰キャリア数に対する基板内の過剰キャリア数の割合が、非常に低いことがわかる。例えば、励起直後のエピタキシャル成長層最表面の過剰キャリア密度に対する基板内の過剰キャリア密度の最大値の割合を比較すると、50 μm 厚みのエピタキシャル成長層では 1/5 程度であるのに対し、147 μm 厚みのエピタキシャル成長層の場合は、1/100 程度と非常に小さい。

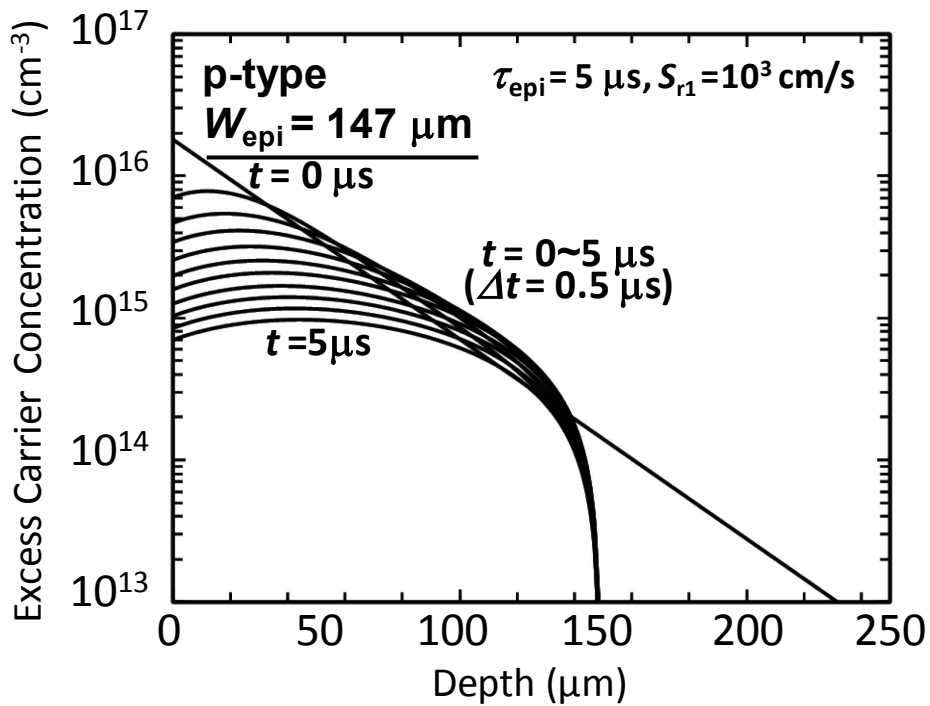
キャリア密度の深さ方向分布より求めた過剰キャリア総数の減衰曲線に注目する。147 μm エピタキシャル成長層の減衰曲線では、表面再結合の影響が全く無い場合、すなわち表面再結合速度 $S_{r1} = 0 \text{ cm/s}$ の場合の減衰曲線に注目すると、この減衰曲線の傾きが、破線で示したキャリア寿命 5 μs の単一指数曲線とかなり近い様子が確認できる。5 μs 後の減衰曲線の傾きよりキャリア寿命を算出すると、4.0 μs であった。これは $\mu\text{-PCD}$ に検出される過剰キャリアのうち、基板に含まれる過剰キャリアの割合が、大幅に小さくなったことに起因する。以上より、5 μs 程度のキャリア寿命を有するエピタキシャル成長層に対しては、147 μm 厚みのエピタキシャル成長層を適用することで、基板における再結合の影響がかなり小さくなることが確認できた。

一方、表面再結合速度を変化させ、キャリア寿命に対する表面再結合の影響を確認した。147 μm 厚みのエピタキシャル成長層に対する計算結果でも、50 μm 厚みのサンプルと同様、表面再結合速度の変化に伴い減衰曲線の傾きが変化している。しかし 50 μm 厚みのサンプルのそれに比べると、減衰曲線の傾きの変化が、かなり小さくなっている様子が確認できる。表面の励起キャリア密度や、表面再結合速度の条件は 50 μm 厚エピタキシャル成長層の計算と同条件であるので、エピタキシャル成長層の厚みの増加にともない、 $\mu\text{-PCD}$ 測定に影響するキャリアのうちエピタキシャル成長層内のキャリアの割合が増え、エピタキシャル成長層の寿命が反映されやすくなった分、相対的に表面再結合の影響が小さくなったと解釈できる。ただし、表面は励起キャリア密度が高いため、表面再結合の影響はそれなりに残ると考えられる。

これらの数値解析の結果から、エピタキシャル成長層の厚みを増加させることで、キャリア寿命に対する基板内における再結合や表面再結合の影響が低減できることが確認できた。以上より、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の改善に向け、147 μm の厚みのエピタキシャル成長層を用い、キャリア寿命の評価を行うこととした。



(a)



(b)

図 5.1: 数値解析より求めた p 型 4H-SiC 結晶に対する過剰キャリア密度の深さ方向分布

(a) エピタキシャル成長層厚み 50 μm (b) エピタキシャル成長層厚み 147 μm (時間は $t = 0 \text{ s}$ から $t = 5 \mu\text{s}$ まで 0.5 μs 間隔で表示, エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ および表面再結合速度 $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ と仮定)

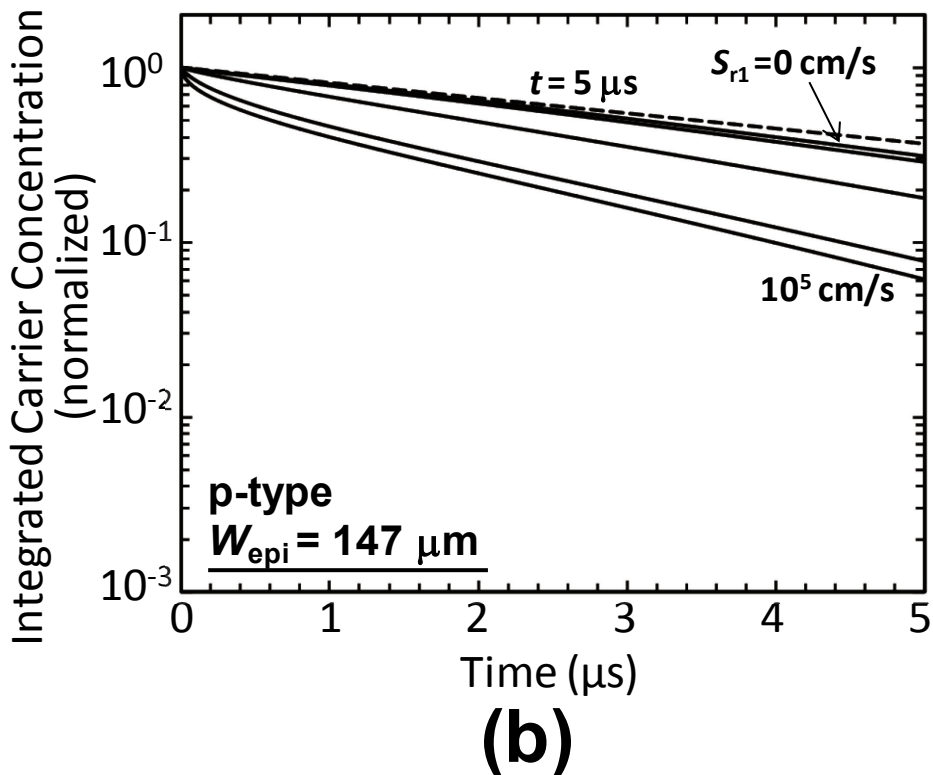
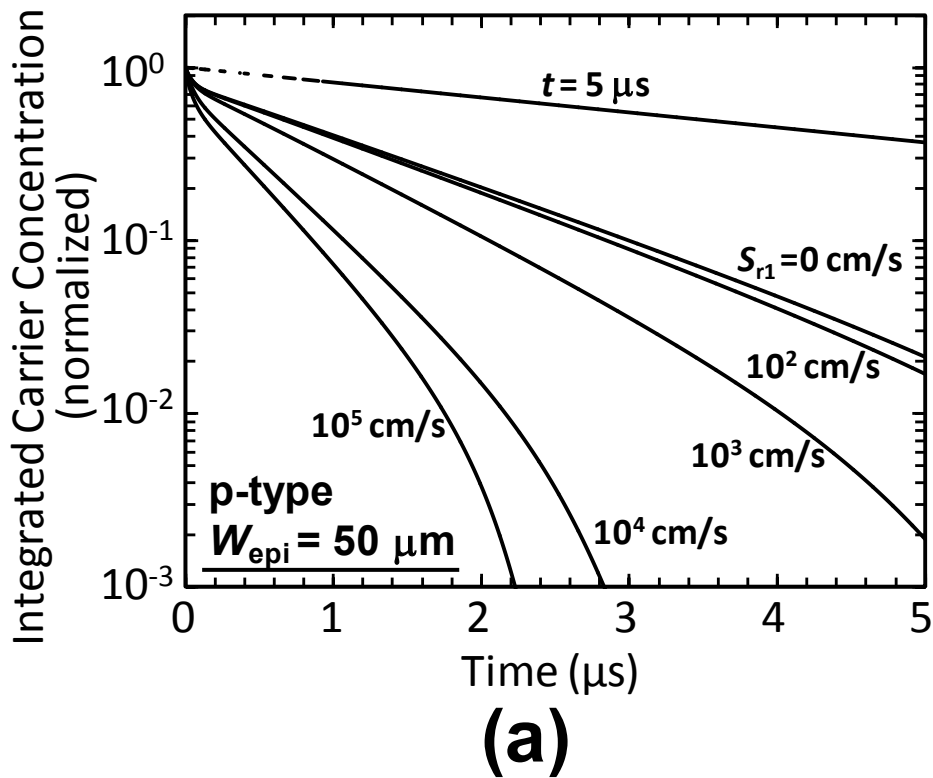


図 5.2: 表面再結合速度を変化させた場合の p 型 4H-SiC 結晶に対する過剰キャリア総数の減衰曲線 (a) エピタキシャル成長層厚み 50 μm , (b) エピタキシャル成長層厚み 147 μm (エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 5 \mu\text{s}$ と仮定, 比較としてキャリア寿命が 5 μs の単一指数関数で減衰する場合を破線で示した)

5.2.2 実験条件

結晶中のキャリア密度分布の数値解析の結果より、キャリア寿命測定時の表面および基板内での再結合の影響を低減するため、エピタキシャル成長層が 147 μm と非常に厚いサンプルを用いた。サンプルは 8° オフの n 型 4H-SiC(0001)基板上に CVD により成長させた Al ドープの p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層で、エピタキシャル成長層のドーピング密度は $5.6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ である。なお、このドーピング密度における正孔濃度は $2.0 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 程度と見積もられる[10]。

p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命の測定は、これまでと同様 μ -PCD を用い測定した。レーザ励起により生成された過剰キャリア密度はこの波長における吸収係数($\alpha = 324 \text{ cm}^{-1}$)を用いてエピタキシャル成長層中の平均値として算出した。典型的な測定条件は、光励起により励起キャリア密度を $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 生成し、キャリア寿命はキャリア密度が $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ まで減衰した時点における μ -PCD 減衰曲線の傾きより求めた。なお、エピタキシャル成長層の正孔濃度との比較から、この条件は高レベル注入条件を満たしていると考えられる。

キャリア寿命の改善に向け実施したプロセスに関しては、深い準位 ($Z_{1/2}$ センター) 低減のための熱酸化処理は 1300°C~1400°Cにて実施した。なお、熱酸化後には、フッ酸溶液を用いて表面酸化膜を除去し、その後キャリア寿命を測定した。熱酸化処理後の高温 Ar アニール処理は、エピタキシャル成長層表面にカーボンキャップを形成した後、Ar 雰囲気中で、1550°C-30 min の熱処理を行った。カーボンキャップは 850°C-1 h の酸化処理により除去後、念のためフッ酸溶液を用いて表面酸化膜を除去し、キャリア寿命を測定した。表面パッシベーションとしては、4章の結果の中で、最もキャリア寿命の改善効果が大きかった堆積酸化膜を用いた手法を適用し、SiO₂の堆積酸化膜を形成した後、NO ガス雰囲気中で 1300°C-30 min のアニール処理を行った。

5.2.3 厚いエピタキシャル成長層のキャリア寿命

はじめに、エピタキシャル成長層の厚膜化にともなうキャリア寿命の変化を確認するため、50 μm 厚みのエピタキシャル成長層と同様のキャリア寿命の改善処理を、147 μm の厚膜 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に適用し、キャリア寿命を評価した。キャリア寿命改善手法として、(1)1300°C、10 時間の熱酸化、(2)1550°C-30 min の Ar アニール、(3)SiO₂の堆積酸化膜の形成および NO アニール、の3段階の処理を施した。図 5.3 に 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する各処理ステップにおける μ -PCD の減衰曲線を示す。この図より、50 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層では、減衰曲線に変化の見られなかった熱酸化処理および高温 Ar アニール処理に対し、147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層では各処理後にキャリア寿命が増加することがわかった。さらに、その後の表面パッシベーションでも 50 μm 厚みのエピタキシャル成長層同様、キャリア寿命が改善されることも確認できた。これらのキャリア改善手法を適用することにより、この p 型 4H-SiC 結晶の測定キャリア寿命は、as-grown のエピタキシャル成長層で得られた 0.9 μs から表面パッシベーション後には 1.8 μs まで改善できた。

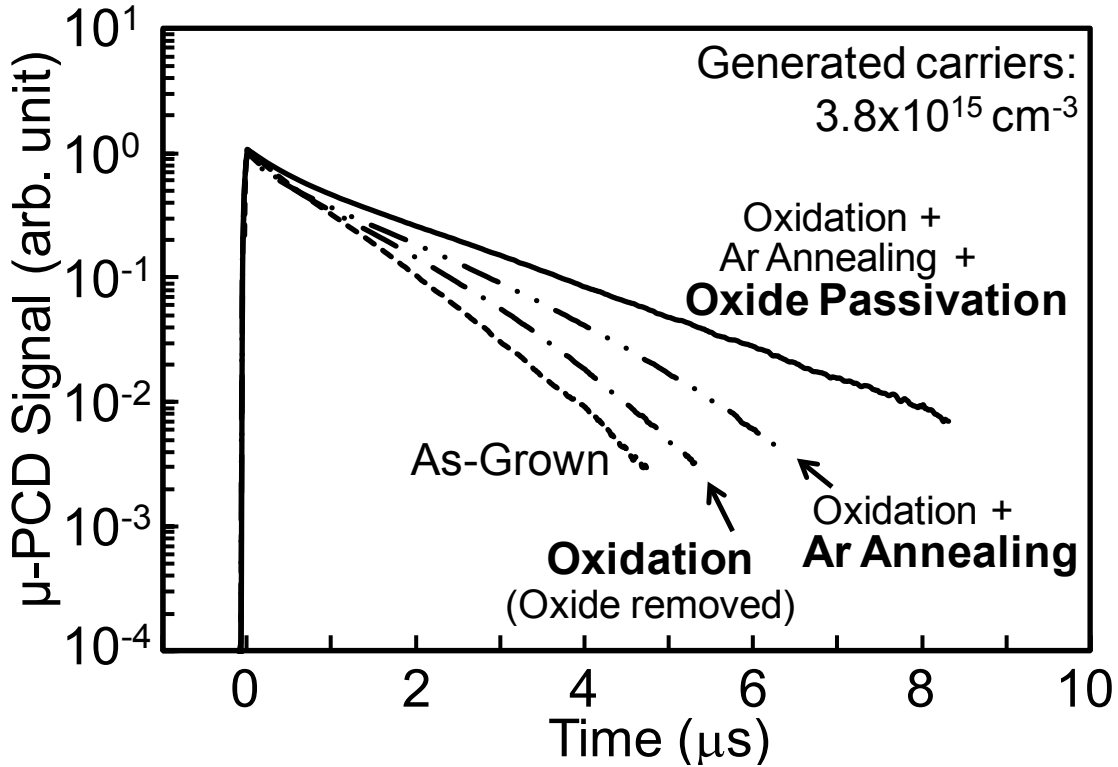


図 5.3: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に種々のキャリア寿命改善手法を適用した各処理ステップにおける $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較 (as-grown, 熱酸化処理 (1300°C-10 h), Ar アニール処理 (1550°C-30 min), 堆積酸化膜形成+NO アニール処理による表面パッシベーション)

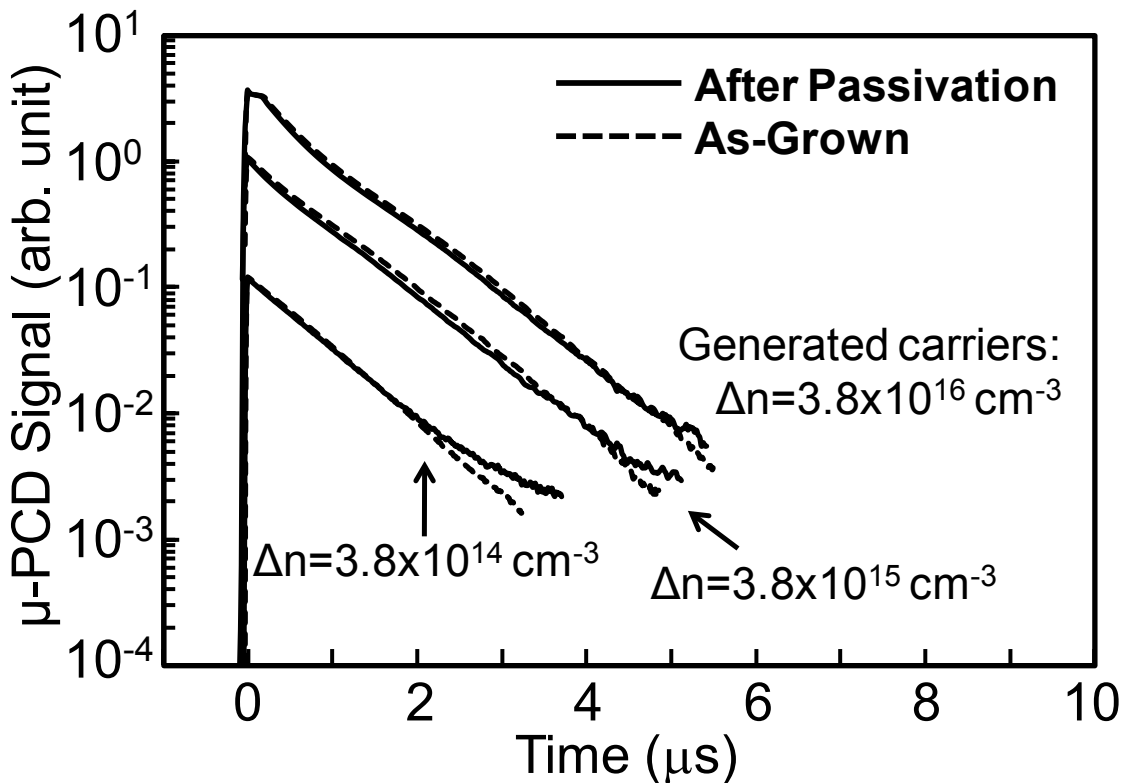


図 5.4: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に堆積酸化膜形成+NO アニール処理による表面パッシベーション処理のみを施した前後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較

5.2.4 キャリア寿命を制限する再結合過程

147 μm の厚膜 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層においても、50 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対して実施した同様の処理で、測定キャリア寿命が改善できることが判明した。そこで、キャリア寿命改善の各処理ステップの効果を明確に区別するため、表面パッシベーションのみを as-grown の 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に施した。図 5.4 に 147 μm 厚 p 型エピタキシャル成長層に表面パッシベーションのみ処理した前後の $\mu\text{-PCD}$ の減衰曲線を示す。この結果、as-grown エピタキシャル成長層に施した表面パッシベーションは、キャリア寿命が 1 μs 程度の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線に対し、ほとんど影響を与えなかった。これより、この厚い as-grown のエピタキシャル成長層では、表面再結合がキャリア寿命を制限している再結合過程ではないと判断できる。これより、エピタキシャル成長層の厚膜化により、キャリア寿命測定における、少なくとも、表面再結合の影響は低減できたとと言える。また、現状の (as-grown の) 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命は表面再結合過程による制限をほとんど受けていないということから、おそらくエピタキシャル成長層中の深い準位が再結合中心となり、これを介した SRH 再結合過程がキャリア寿命を支配していると予想される。

5.3 深い準位の低減

5.3.1 熱酸化処理を用いたキャリア寿命の改善

表面パッシベーションのみを施したキャリア寿命評価の結果より、厚膜エピタキシャル成長層では、表面再結合の影響を低減でき、エピタキシャル成長層中の深い準位がキャリア寿命を支配していると予想した。そこで、深い準位の低減を目的に、147 μm 厚みの as-grown のエピタキシャル成長層に対し、まず熱酸化処理のみを行った。図 5.5 に 1350 $^{\circ}\text{C}$ において 10 時間、15 時間および 25 時間の熱酸化処理を施した後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較を示した。図より、酸化時間の増加に伴い、キャリア寿命が継続的に増加していく様子が確認できる。n 型 4H-SiC 結晶では、ライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センターの欠陥密度が消滅する領域が、酸化時間の増加に伴い、より深くなっていくことがわかっている[11]。p 型 4H-SiC に対するライフタイムキラーはまだ完全には同定されていないが、図 5.5 の結果は、同様の現象が p 型 SiC 結晶でも起こっていることを示唆している。そこで、さらなるキャリア寿命の改善を目指し、酸化時間を 45 時間まで延長した。図 5.6 に酸化時間を 45 時間まで変化させた p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命の酸化時間依存性を示す。図より、キャリア寿命の改善は、酸化時間を増加させた初期段階で効果的であったが、酸化時間が 25 時間を越えたあたりから、その効果はほぼ飽和している。さらなるキャリア寿命の改善を目指し、1350 $^{\circ}\text{C}$ -45 h の熱酸化処理の後に、1550 $^{\circ}\text{C}$ -30 min の高温 Ar アニール処理を実施した。この結果、図 5.6 に示すとおり、p 型 SiC 結晶の測定キャリア寿命は 2.6 μs まで増加した。

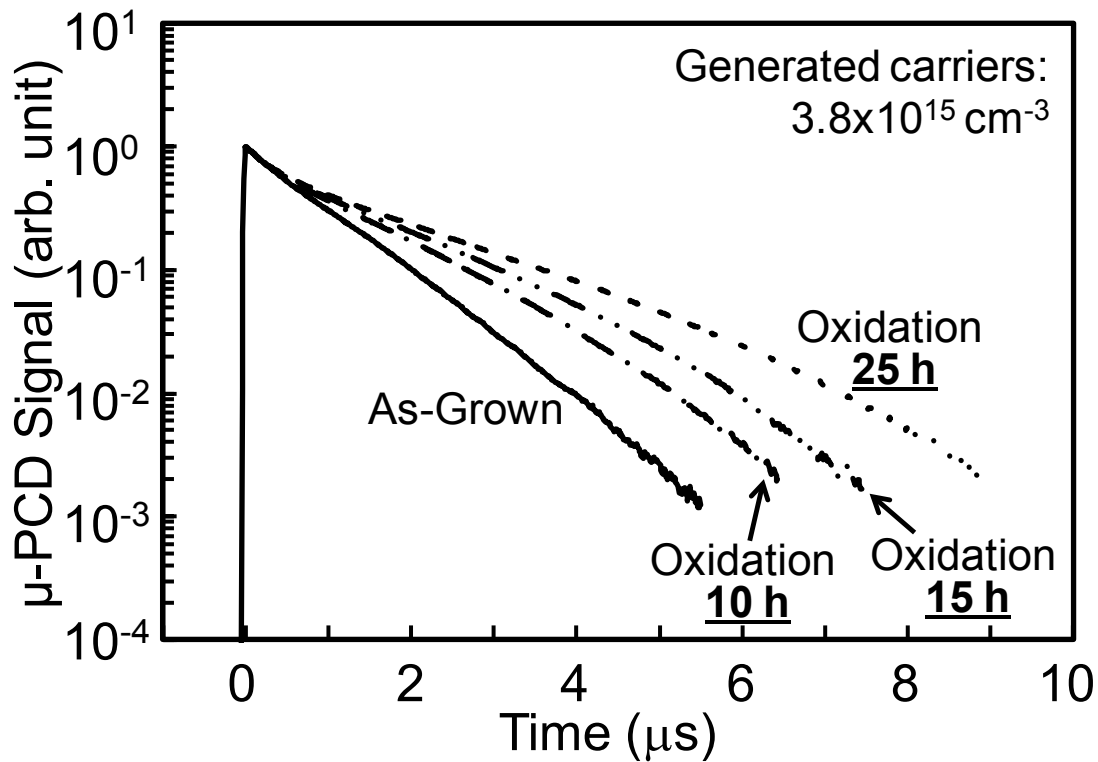


図 5.5: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に 1350°C の熱酸化処理を 10 h, 15 h および 25 h 実施した前後における μ -PCD 減衰曲線の比較

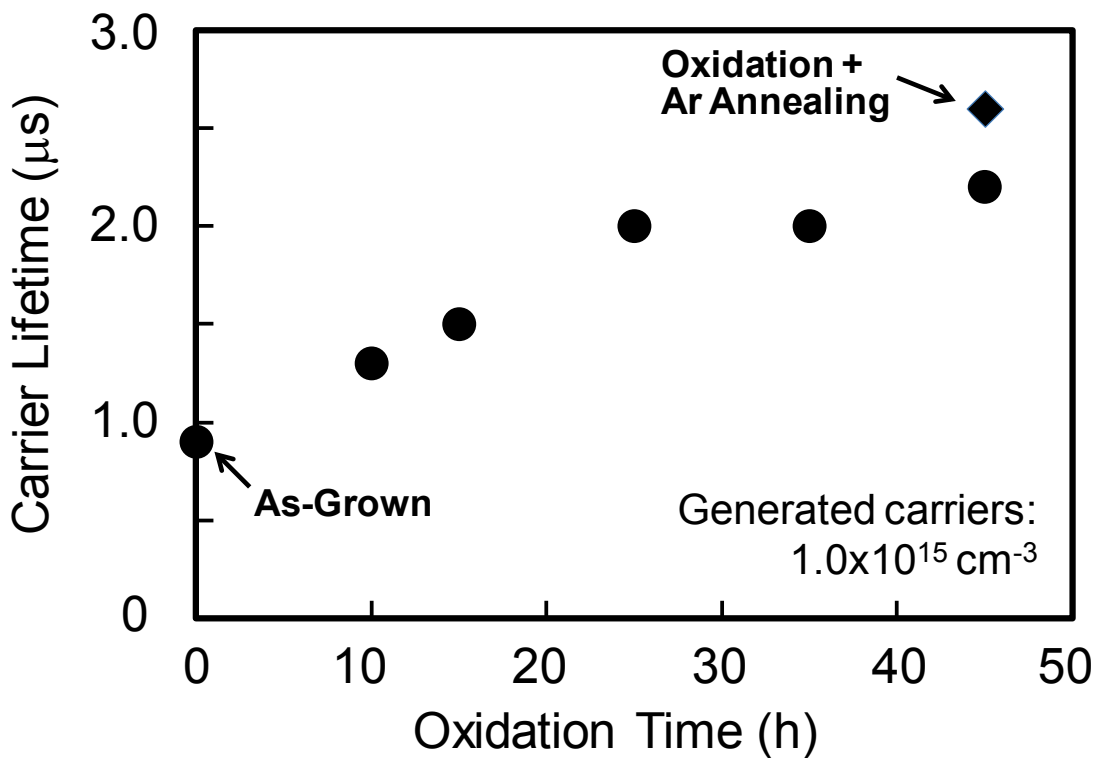


図 5.6: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命の酸化時間依存性 (熱酸化処理温度は 1350°C, なお ◆印は 45 時間の熱酸化処理後にさらに 1550°C-30 min の高温 Ar アニール処理を施した後のキャリア寿命を示す)

次に、長時間の熱酸化処理+高温 Ar アニール処理を施したサンプルに対し、堆積酸化膜形成+NO アニール処理による表面パッシベーションを実施し、キャリア寿命の改善を狙った。サンプルは同じウエハから切り出した as-grown の 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に、1350°C-50 h の熱酸化処理+1550°C-30 min の高温 Ar アニール処理を行ったサンプルを用いた。表面パッシベーション前後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較を図 5.7 に示す。この結果、表面パッシベーションによるキャリア寿命の変化は、ほとんど見られなかった。なお、別のウエハから切り出した 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対しても、長時間の熱酸化処理 (1400°C-48 h) + 高温 Ar アニール処理を行い、さらに表面パッシベーションを試みたが、このサンプルにおいても、表面パッシベーション前後のキャリア寿命にほぼ変化が見られなかった。これまでの熱酸化処理に対するキャリア寿命の増加から、SiC 結晶中の深い準位の低減が実現できていると予想されるにもかかわらず、表面パッシベーションの効果が見られなかった原因については明らかでない。また、これらのキャリア寿命改善手法を駆使した結果、p 型 SiC 結晶のキャリア寿命は as-grown の 0.9 μs から 2.6 μs まで増加したが、この 147 μm 厚みの p 型 4H-SiC 結晶から得られたキャリア寿命は、同程度のエピタキシャル成長層厚みの n 型 4H-SiC 結晶で同様の処理をして得られたキャリア寿命 (12~16 μs) [9] に対し、かなり短いことにも注意すべきである。

5.3.2 炭素イオン注入を用いたキャリア寿命の改善

n 型 4H-SiC 結晶では、これまで実施してきた熱酸化処理以外に、炭素イオン注入とそれに続く高温アニール処理により、 $Z_{1/2}$ センターを消滅させ、キャリア寿命を改善できることが知られている [5]。そこで、上記の熱酸化処理で用いたサンプルと同じウエハから切り出した as-grown の 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、炭素イオン注入法によるキャリア寿命の改善を試みた。

炭素イオン注入法で実施した実験条件は以下のとおりである。炭素イオン注入は、600°C の高温イオン注入で実施し、炭素密度が $5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ で深さ 300 nm のボックスプロファイルの形成をねらった。イオン注入後のサンプルは、1600~1800 °C で 30 分間の高温 Ar アニール処理を行った。その後、イオン注入による表面のダメージ層の除去のため、表面 3 μm を反応性イオンエッチング (RIE) により除去し、その後、RIE により生じる深い準位を低減するため、1000°C-2min の Ar アニールを行った。

サンプルのキャリア寿命を測定した結果、炭素イオン注入後のアニール温度を変化させた全てのサンプルでキャリア寿命の改善が確認でき、1700°C の高温アニール処理を施したサンプルで、キャリア寿命が as-grown の 0.9 μs から 1.6 μs まで改善した。147 μm 厚の p 型 SiC 結晶に対する炭素イオン注入前後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較を図 5.8 に示す。以上より、炭素イオン注入法が p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の改善にも有効であることが明らかになった。しかしながら、この炭素注入処理により改善した p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命も、熱酸化処理の場合と同様、熱酸化処理や炭素イオン注入処理を施した n 型 SiC のキャリア寿命より、明らかに短いものであった。

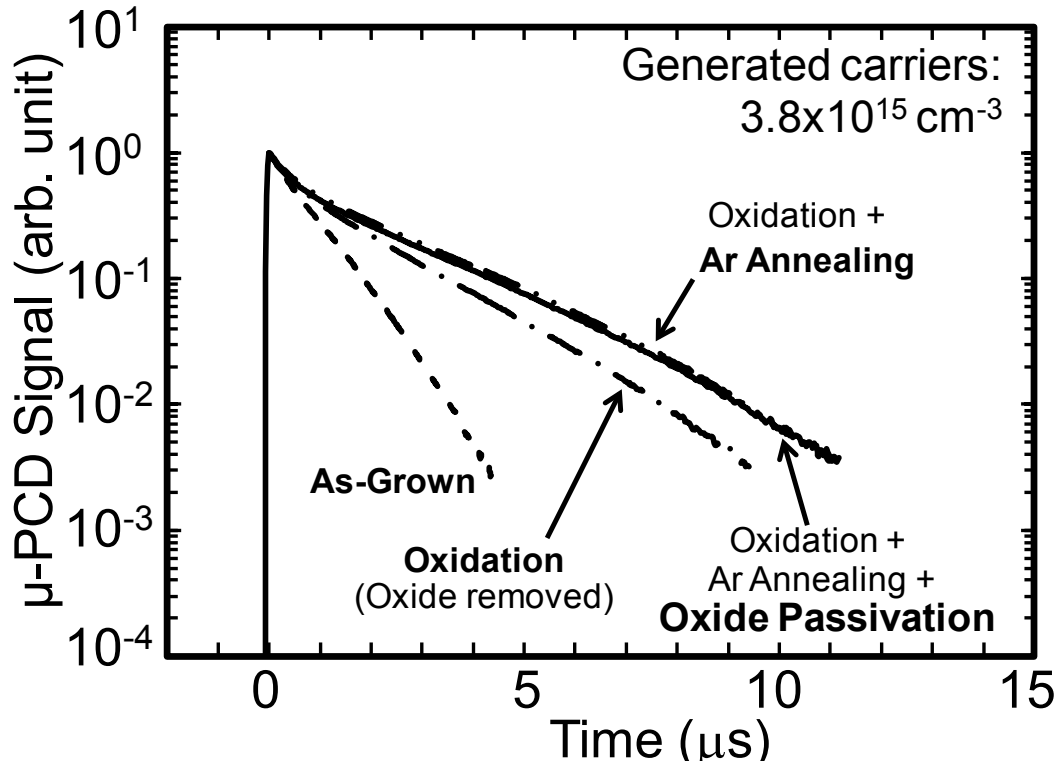


図 5.7: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に種々のキャリア寿命改善手法を適用した各処理ステップにおける μ -PCD 減衰曲線の比較 (as-grown, 熱酸化 (1350°C-50 h), Ar アニール (1550°C-30 min), 堆積酸化膜形成 + NO アニール処理による表面パッシベーション)

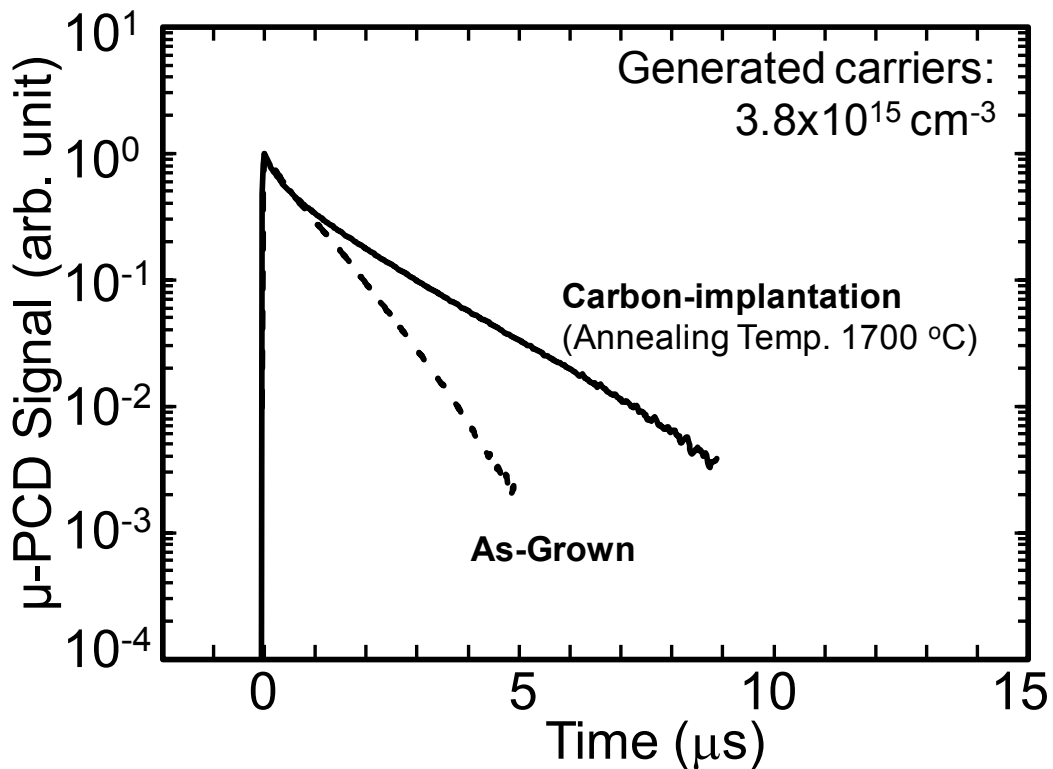


図 5.8: 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に炭素イオン注入によるキャリア寿命改善手法を適用した前後における μ -PCD 減衰曲線の比較 (炭素イオン注入処理条件: 炭素イオン注入 (炭素密度 $5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ - 深さ 300 nm) + Ar アニール (1700°C-30 min) + RIE (3 μm 除去) + Ar アニール (1000°C-2 min))

キャリア寿命のアニール温度依存性を図 5.9 に示す。アニール温度に着目すると、キャリア寿命はアニール温度が 1700°C のところで最大値を示した。n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を高温でアニールした場合、少なくとも 1750°C 以上の高温処理では $Z_{1/2}$ センターや $EH_{6/7}$ センターの密度が顕著に増加することが実験的に示されている[12]。この $Z_{1/2}$ センターの増加は、炭素原子空孔の生成の割合が、以下の式で与えられる熱平衡状態における空格子点の生成割合 X_V に漸近したためであると考えられる[13]。

$$X_V = \exp\left(\frac{\Delta S_V}{k}\right) \exp\left(-\frac{\Delta H_V}{kT}\right) \quad (5.1)$$

ここで、 ΔS_V は空孔の形成に伴い近接原子が乱されることにより生ずる振動エントロピーの変化、 ΔH_V は空孔の生成エンタルピー、 k はボルツマン定数、そして T は絶対温度である。

p 型 4H-SiC 結晶においても、サンプルを 1700°C 以上の非常に高い温度でアニールした場合に、これらの深い準位の密度が増加すると予想される。p 型 4H-SiC 結晶も、 $Z_{1/2}$ センターや $EH_{6/7}$ センターのような炭素空孔由来の深い準位がキャリア寿命を支配的に制限していると仮定すると、図 5.9 の結果は、これらの深い準位の密度が増加することでキャリア寿命が減少する同様の現象が、p 型 SiC 結晶でも起きていると予想される。

本研究においても as-grown の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、1700°C・30 min の高温 Ar アニール処理を施し DLTS 測定を行ったが、新たに発生する深い準位は検出されなかった。結晶中の深い準位は DLTS 測定により検出することができるが、バンドギャップが 3.26 eV と大きい 4H-SiC 結晶に対しては、700 K までの高温測定を行ってもミッドギャップ付近の深さまでしか検出できない。このため、本研究で p 型 4H-SiC 結晶に対して実施した DLTS 測定では価電子帯側の深い準位しか検出しておらず、伝導帯側の深い準位は検出できていない。このため、上記推測に対して確証を与えるためには、今後、p 型 SiC 結晶の伝導帯側に存在する深い準位について、定量的に評価する必要がある。

5.3.3 基板除去によるキャリア寿命の改善

エピタキシャル成長層の厚みを増加させることで、表面再結合や基板での再結合の影響を低減できることは、数値解析で確認し、また表面再結合の低減については、実験的にも確認できた。しかし、基板での再結合の影響については実験的に確認できておらず、また、これまで特に議論してこなかった。エピタキシャル成長層と基板間の界面の影響などについても未解明である。そこで、基板中での再結合や基板界面がキャリア寿命に及ぼす影響を把握する目的で、147 μm 厚みのエピタキシャル成長層のサンプルに対し、基板を除去し、キャリア寿命を評価した。

ここで用いたサンプルは、炭素イオン注入+高温アニール処理を行った 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を用いた。基板除去に関しては、炭素イオン注入による表面のダメージ層を 3 μm 研磨し、かつ、裏面の基板を完全に除去するために、研磨後のエピタキシャル成長層の厚みが 134 μm になるまで研磨を進めた。なお、裏面基板の除去は機械研磨で削りとり、研磨面の最終仕上げは、両面ともに CMP (Chemical Mechanical Polishing) 処理を施した。

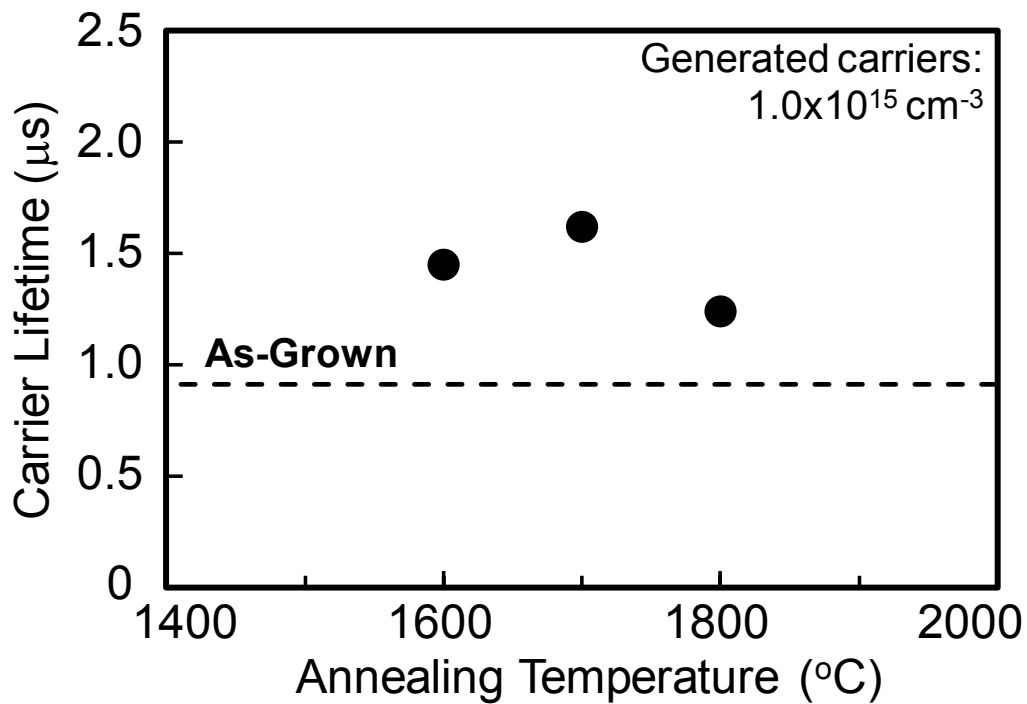


図 5.9: 炭素イオン注入処理を施した 147 μm 厚み p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層の炭素イオン注入後のアニール温度に対するキャリア寿命の依存性

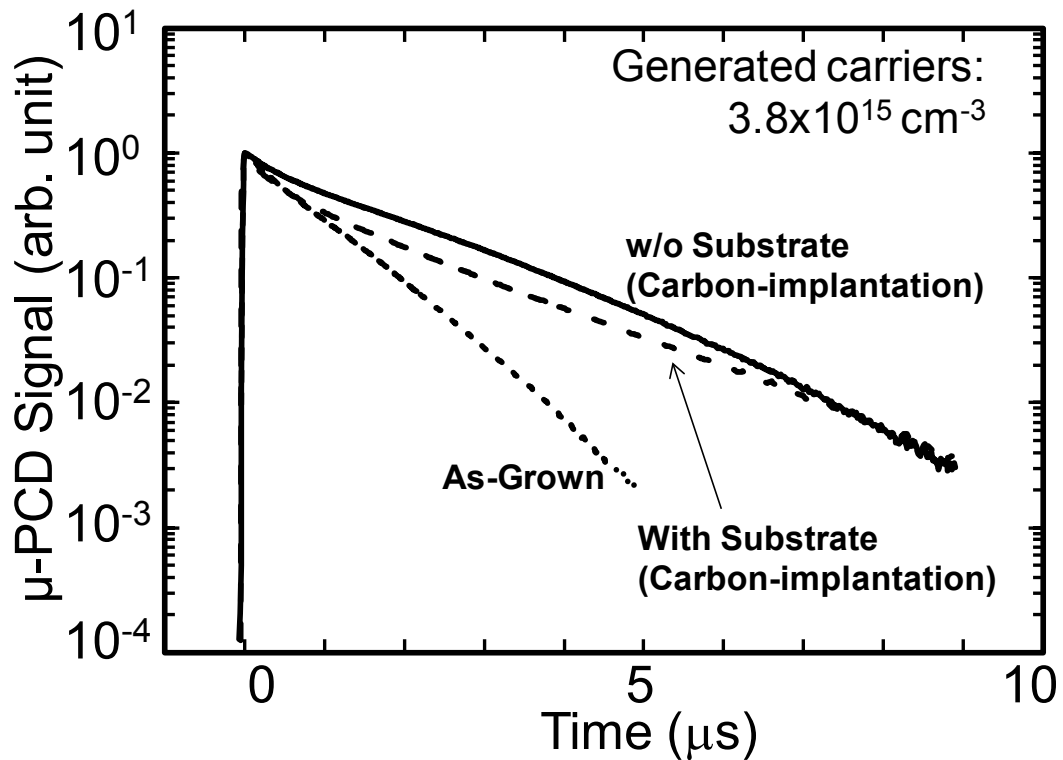


図 5.10: 炭素イオン注入した 147 μm 厚 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する基板除去前後の $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線の比較(基板除去後のサンプル厚みは 135 μm)

このように裏面基板を除去した自立 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、キャリア寿命を評価した。基板除去前後で得られた μ -PCD 減衰曲線を図 5.10 に比較する。この結果、基板除去により測定キャリア寿命は 1.6 μ s から 2.0 μ s へと若干改善されたが、それほど顕著な改善は見られず、前述の長時間の熱酸化処理で得られたキャリア寿命(2.6 μ s)までの改善にも至らなかった。しかしながら、基板を除去してもキャリア寿命にあまり変化が無かったという結果は、厚いエピタキシャル成長層ではキャリア寿命測定に及ぼす基板での再結合の影響が小さくなるという数値解析結果を、実験的に確認できたと言える。

さらに、熱酸化処理を行うことで、表面と裏面の両面から $Z_{1/2}$ センター密度の低減を行い、さらなるキャリア寿命の改善を試みた。熱酸化処理は 1350 $^{\circ}$ C-10 h で行い、表裏面の酸化膜をフッ酸溶液により除去した後、キャリア寿命を測定した。測定により得られた μ -PCD の減衰曲線を図 5.11 に示す。この結果、熱酸化処理によりキャリア寿命が減少したことが判明した。念のため、自立 p 型エピタキシャル成長層の裏面側からもキャリア寿命を測定したが、裏面側から測定したキャリア寿命も同様に減少していた。キャリア寿命が減少した原因は明らかでないが、熱酸化処理により新たなライフタイムキラーが生成した可能性が考えられる。

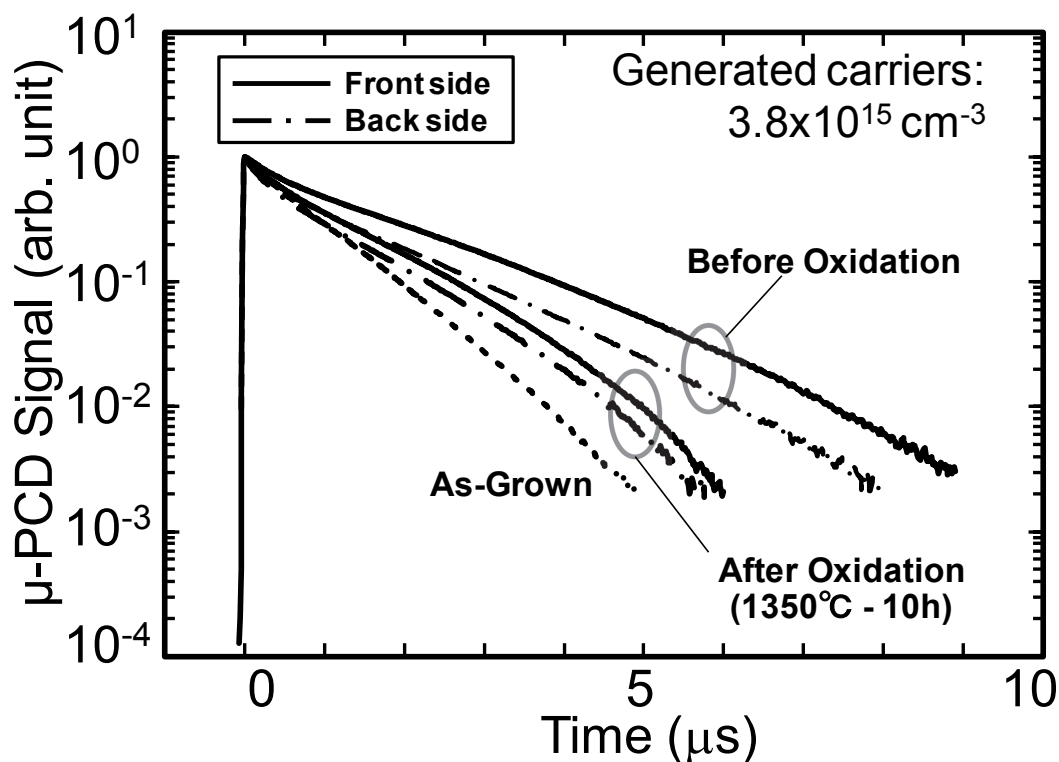


図 5.11: 135 μ m 厚みの自立 p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対する熱酸化処理前後の μ -PCD 減衰曲線の比較(自立エピタキシャル成長層は基板除去前に炭素イオン注入処理が施されている)

5.4 考察

表面や基板内での再結合の影響を低減するため厚膜のエピタキシャル成長層を適用し、さらに深い準位の低減処理を行うことで、キャリア寿命の改善を目指した。表面や基板での再結合の影響の低減については、数値解析や実験において、その効果が確認できた。その上で熱酸化処理などの深い準位の低減処理によりさらなるキャリア寿命の向上を試みた結果、キャリア寿命の改善効果は現れたものの、期待した程にはキャリア寿命は伸びなかった。

この原因について考察するため、147 μm 厚のエピタキシャル成長層に実施した各キャリア寿命の改善処理に対し、測定で得られた $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線と数値解析から算出した過剰キャリア総数の減衰曲線のフィッティングから、エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命や表面再結合速度などを見積もった。数値解析には4章にて用いた p 型 4H-SiC 結晶の解析モデルと同様の方法およびパラメータを用い、エピタキシャル成長層の厚み W_{epi} のみ 50 μm から 147 μm に変更した。

はじめに as-grown のエピタキシャル成長層から得られた $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線に対し、数値解析によるフィッティングを行い、エピタキシャル成長層のキャリア寿命 τ_{epi} と表面再結合速度 S_{r1} の算出を試みた。エピタキシャル成長層のキャリア寿命の算出では、ライフタイムキラーとして $Z_{1/2}$ センターを仮定し、as-grown のエピタキシャル成長層の場合は、 $Z_{1/2}$ センターの欠陥密度がエピタキシャル成長層中に均一に分布しているというモデルをたて、解析を行った。数値解析で用いた、深い準位の密度の結晶深さ方向分布のモデルを図 5.12 に示す。また、このようなモデルに従い減衰曲線のフィッティングを行った結果を図 5.13 に示す。減衰曲線に対するフィッティングの結果、エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{\text{epi}} = 0.9 \mu\text{s}$ 、表面再結合速 $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ が得られた。

次に、熱酸化処理による $Z_{1/2}$ センター低減後のエピタキシャル成長層のキャリア寿命の算出を試みた。結晶中の深い準位の分布モデルとして、エピタキシャル成長層全域の $Z_{1/2}$ センターが消滅したと仮定した。そして、真の p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命 τ_{bulk} を変化させ、フィッティングを試みた。考慮したモデルとフィッティングの結果を図 5.14 および図 5.15 に示す。この場合、単に τ_{bulk} の値を変化させるだけでは、うまくフィッティングすることができないことがわかった。

ここで、キャリア寿命の改善のため実施した熱酸化処理による、深い準位の発生・消滅について考えた。4章にて述べたとおり、熱酸化処理により n 型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センターは消滅するが、同時に、n 型 4H-SiC 結晶では ON1~ON3 センターが、p 型 4H-SiC 結晶では HK0 センターが生成する[11]。また、 $Z_{1/2}$ センターの消滅と、HK0 センターおよび ON1~ON3 センターの生成は、酸化表面から進む。そこで、これらの発生・消滅する深い準位の分布を考慮し、その分布に従って結晶中にキャリア寿命の分布が存在すると仮定し、計算モデルを再構築した。深い準位の分布については、熱酸化により $Z_{1/2}$ の消滅領域が表面から基板側に拡張し、同時に表面側に HK0 センターおよび ON1 センターが生成するモデルをたてた。また、この HK0 センターと ON1 センターはそれぞれキャリア寿命に影響を及ぼすライフタイムキラーの一つと仮定した。この深い準位の分布に対応させ、表面側の深い準位が生成された領域のキャリア寿命を τ_{sur} 、深い準位が消滅した領域のキャリア寿命を τ_{bulk} 、 $Z_{1/2}$ センターにより支配される(as-grown 結晶の)キャリア寿命を $\tau_{Z_{1/2}}$ の3つと考え、それぞれのキャリア寿命領域の厚みを W_{sur} 、 W_{sub} および $W_{Z_{1/2}}$ と

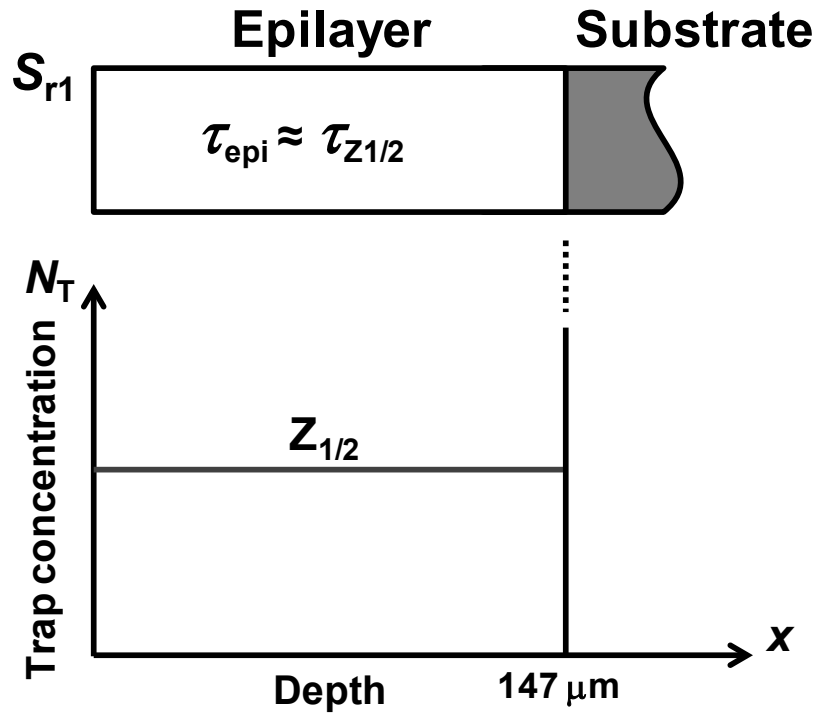


図 5.12: 数値解析で用いた as-grown のエピタキシャル成長層における深い準位の欠陥密度の結晶深さ方向分布のモデル (ライフタイムキラースとして $Z_{1/2}$ センターを仮定し, $Z_{1/2}$ センターの欠陥密度がエピタキシャル成長層中に均一に分布していると仮定)

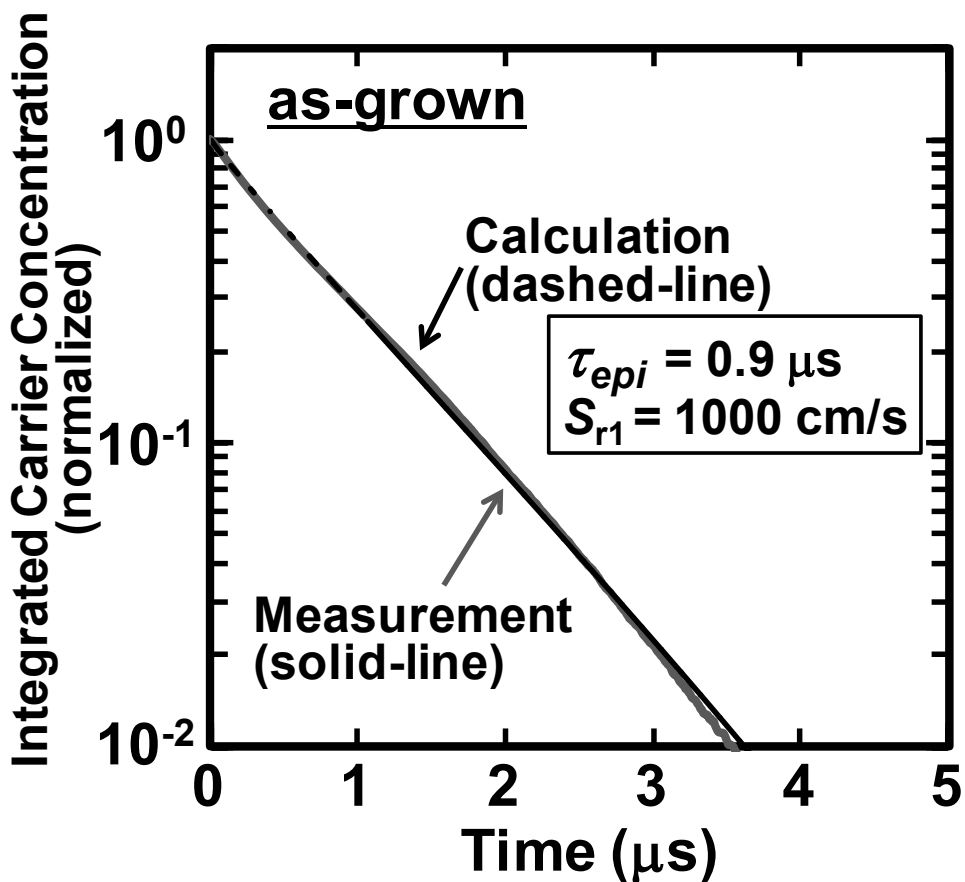


図 5.13: 図 5.12 のモデルに従った数値解析による減衰曲線とのフィッティングの結果 (減衰曲線の測定値を実線, 数値解析による計算値を破線で示す. フィッティングの結果エピタキシャル成長層のキャリア寿命 $\tau_{epi} = 0.9 \mu\text{s}$ 表面再結合速度 $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ が得られた)

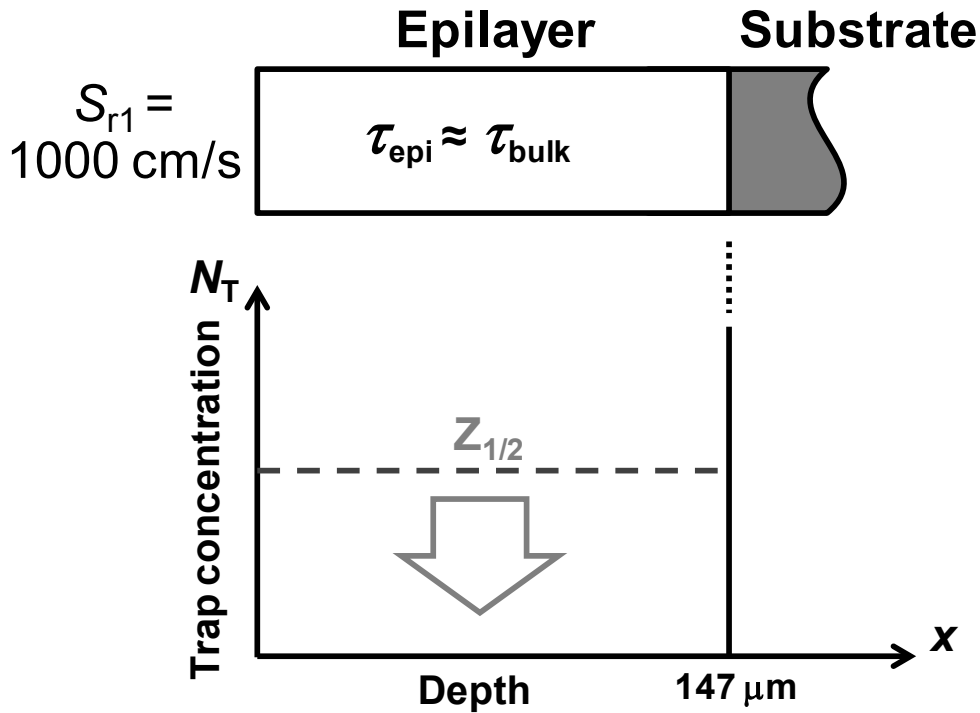


図 5.14: 数値解析で用いた熱酸化処理後のエピタキシャル成長層における深い準位の欠陥密度の結晶深さ方向分布のモデル① (ライフタイムキラーとしての $Z_{1/2}$ センターがエピタキシャル成長層中全域で消滅していると仮定)

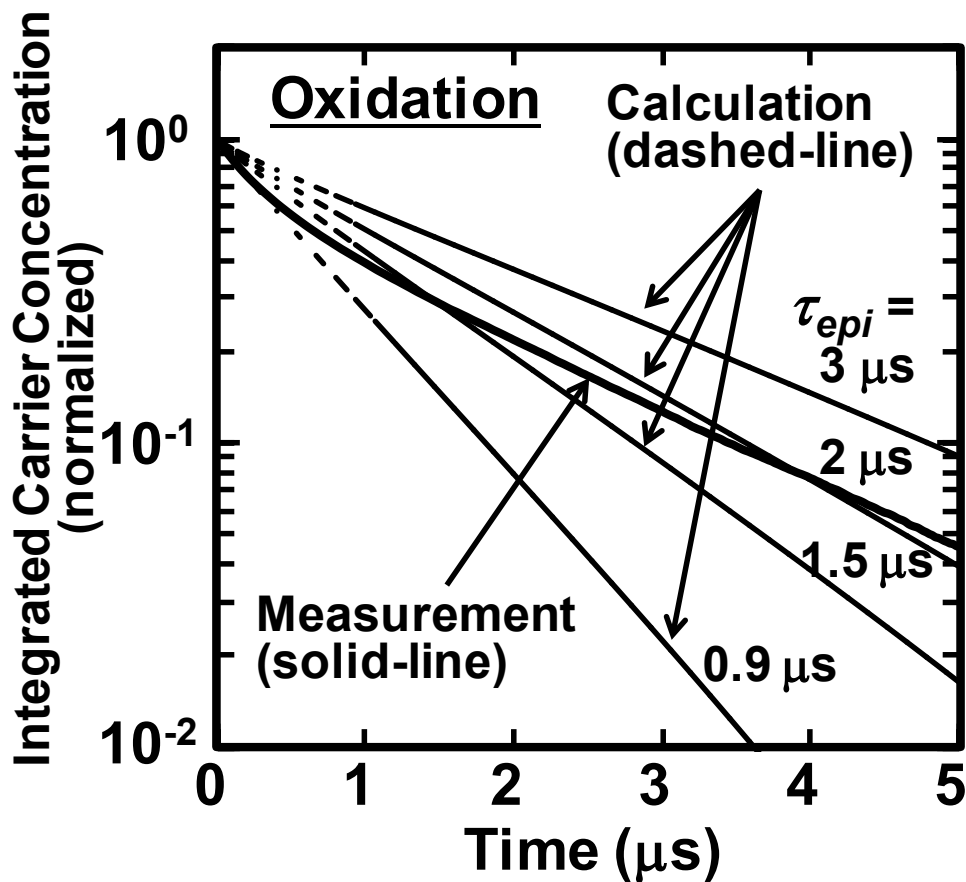


図 5.15: 図 5.12 の深い準位の分布モデル①に従った数値解析による減衰曲線とのフィッティングの結果(減衰曲線の測定値を実線, 数値解析による計算値を破線で示す)

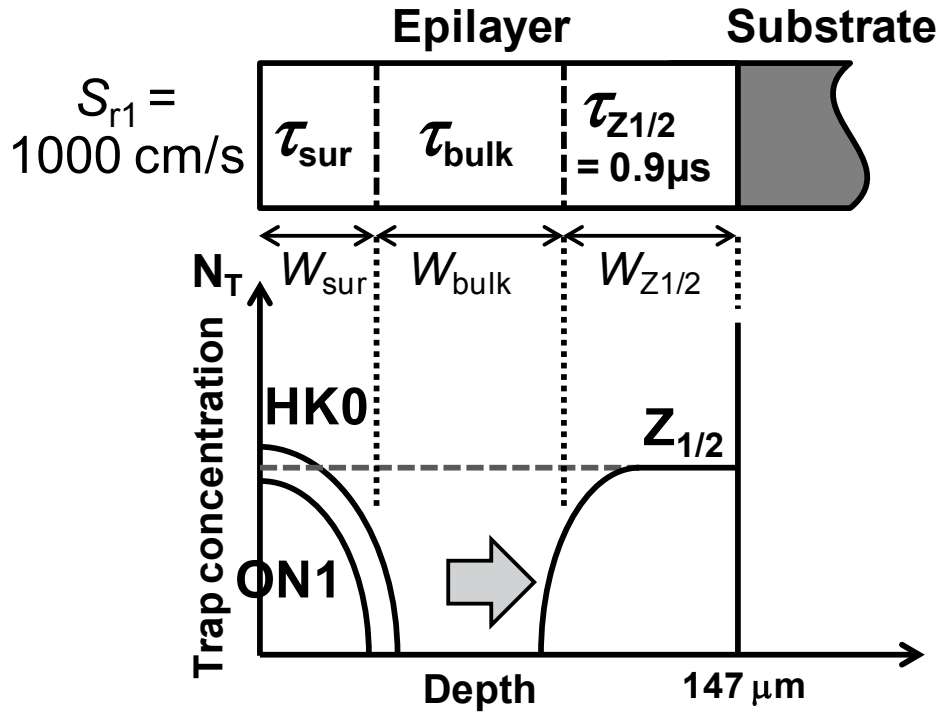


図 5.16: 数値解析で用いた熱酸化処理後のエピタキシャル成長層における深い準位の欠陥密度の結晶深さ方向分布のモデル② (熱酸化処理により生成されるHK0 センターやON1 センターの深い準位の分布, およびそれに伴うキャリア寿命の深さ方向分布を考慮)

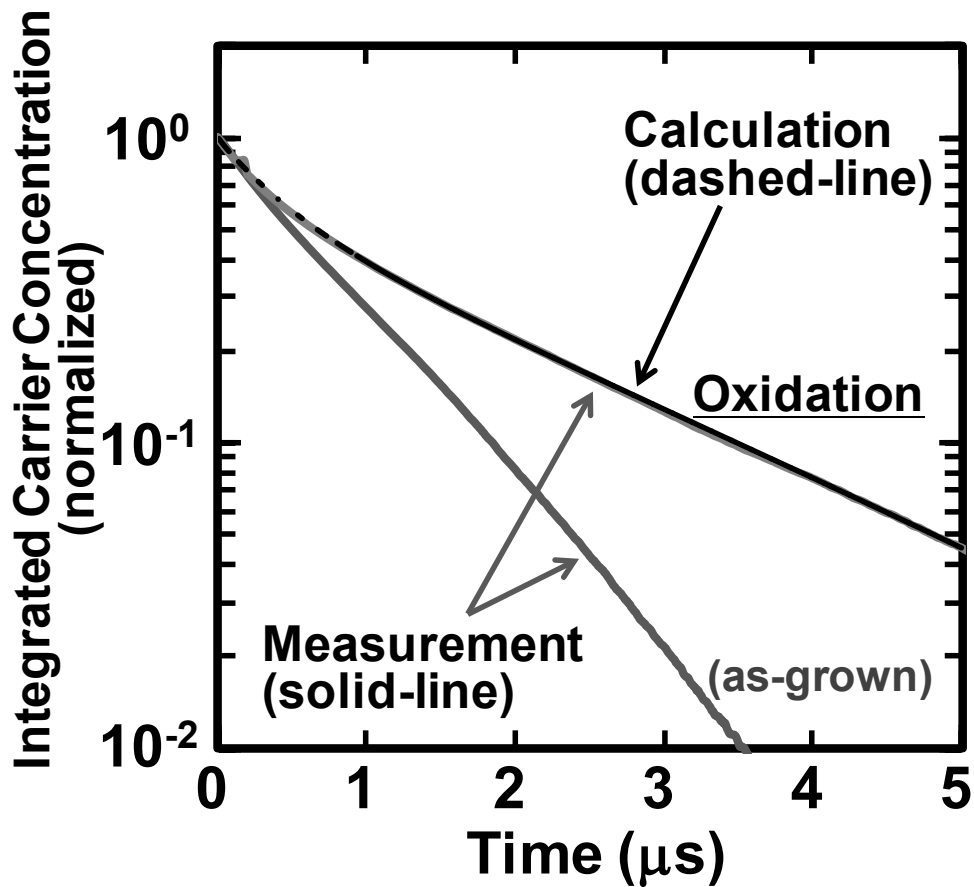


図 5.17: 図 5.16 の深い準位の分布モデル②に従った数値解析による減衰曲線とのフィッティングの結果 (減衰曲線の測定値を実線, 数値解析による計算値を破線で示す)

した3層モデルを用いて数値解析を行った。用いたモデルを図 5.16 に示す。ここで表面再結合速度を $S_{r1} = 1000 \text{ cm/s}$ 、as-grown 結晶のキャリア寿命を $\tau_{Z_{1/2}} = 0.9 \mu\text{s}$ と固定し、フィッティングパラメータを表面層と中間層の厚み($W_{\text{sur}}, W_{\text{sub}}$)およびその領域のキャリア寿命($\tau_{\text{sur}}, \tau_{\text{bulk}}$)とし、フィッティングを試みた。測定により得られた減衰曲線とフィッティングの結果を図 5.17 に示す。この結果、HK0 センターと ON1 センターの存在する表面層のキャリア寿命 $\tau_{\text{sur}} = 0.7 \mu\text{s}$ および厚み $W_{\text{sur}} = 35 \mu\text{m}$ 、深い準位の消滅領域のキャリア寿命 $\tau_{\text{sub}} = 9 \mu\text{s}$ および厚み $W_{\text{sub}} = 70 \mu\text{m}$ となる結果が得られた。

さらに、高温 Ar アニール処理後の減衰曲線とのフィッティングを試みた。ここでは、アニール処理により HK0 センターが消滅し、かつ $Z_{1/2}$ の消滅領域がさらに基板側へ拡張するというモデルを考えた。深い準位の消滅領域のキャリア寿命を先のフィッティングより求めた $\tau_{\text{sub}} = 9 \mu\text{s}$ 、ON1 センターで制限されるキャリア寿命を $Z_{1/2}$ センターのそれと同じ $0.9 \mu\text{s}$ と固定し、ON1 センターの領域は $35 \mu\text{m}$ のままとしてフィッティングを試みた。この場合の減衰曲線とフィッティングの結果を図 5.18 に示す。この結果、 $Z_{1/2}$ センターがエピタキシャル成長層から完全に消滅したと仮定することでフィッティングと良い一致が見られた。各処理ステップに対して、数値解析により算出したキャリア寿命と各領域の厚みを表 5.1 に示す。

表面パッシベーション後のモデルとして、表面再結合速度 S_{r1} を変化させ数値解析を試みたが、測定された減衰曲線自体にあまり変化が見られなかったのと同様、数値解析の結果も、大きな変化は見られなかった。測定の結果、熱酸化処理によって深い準位を低減したにもかかわらず、表面パッシベーション後の減衰曲線に変化が見られなかった原因は、以下の2つの要因によると考えられる。1つはエピタキシャル成長層が厚くなり、表面再結合の影響が小さくなったこと、もう一つは、そのような状況で、表面層にキャリア寿命の短い領域が生成したことが考えられる。表面再結合の影響の低減については、as-grown のエピタキシャル成長層において、エピタキシャル成長層のキャリア寿命が $0.9 \mu\text{s}$ 程度であれば、すでに表面パッシベーションの効果が見えにくくなっていた(図 5.4)ことから理解できる。本来であれば深い準位の低減による SRH 再結合の低減に伴いキャリア寿命が向上し、相対的に表面再結合の影響が現れてくる。現に 10 時間程度の熱酸化処理後では、表面パッシベーションによるキャリア寿命の改善が見られた(図 5.3)。しかし、さらに長時間の熱酸化処理後には、表面パッシベーションによる減衰波形の変化は見られなくなった。これは表面の深い準位の密度が増加、もしくはその領域の厚さが増加し、表面層のキャリア寿命が減少した結果、表面付近で再び SRH 再結合が表面再結合の影響を隠してしまったと考えられる。

このような仮定の基に立つと、基板除去後の自立エピタキシャル成長層のキャリア寿命の変化も理解できる。基板除去の段階では、基板内での再結合(もしくはエピタキシャル成長層と基板界面での再結合)の影響が排除され、効果は少ないながらも、キャリア寿命は改善した(図 5.10)。しかし、その後熱酸化処理にともない、表面と裏面の両面の表層部にキャリア寿命の短い領域が生成する。その結果、熱酸化処理後に図 5.11 に示すように自立エピタキシャル成長層のキャリア寿命が減少したと考えられる。

以上より、減衰曲線に対する数値解析のフィッティングの結果、熱酸化処理により発生する HK0 センターや ON1 センターの深い準位の分布、およびそれにともなうキャリア寿命の深さ方向

分布を考慮することで、解析結果を測定された減衰曲線に比較的よく一致させることができた。またフィッティングの結果から、p型 4H-SiC エピタキシャル成長層の深い準位の消滅した領域の真のキャリア寿命は $9 \mu\text{s}$ と見積もられた。この値の妥当性については、次章の考察にて議論する。

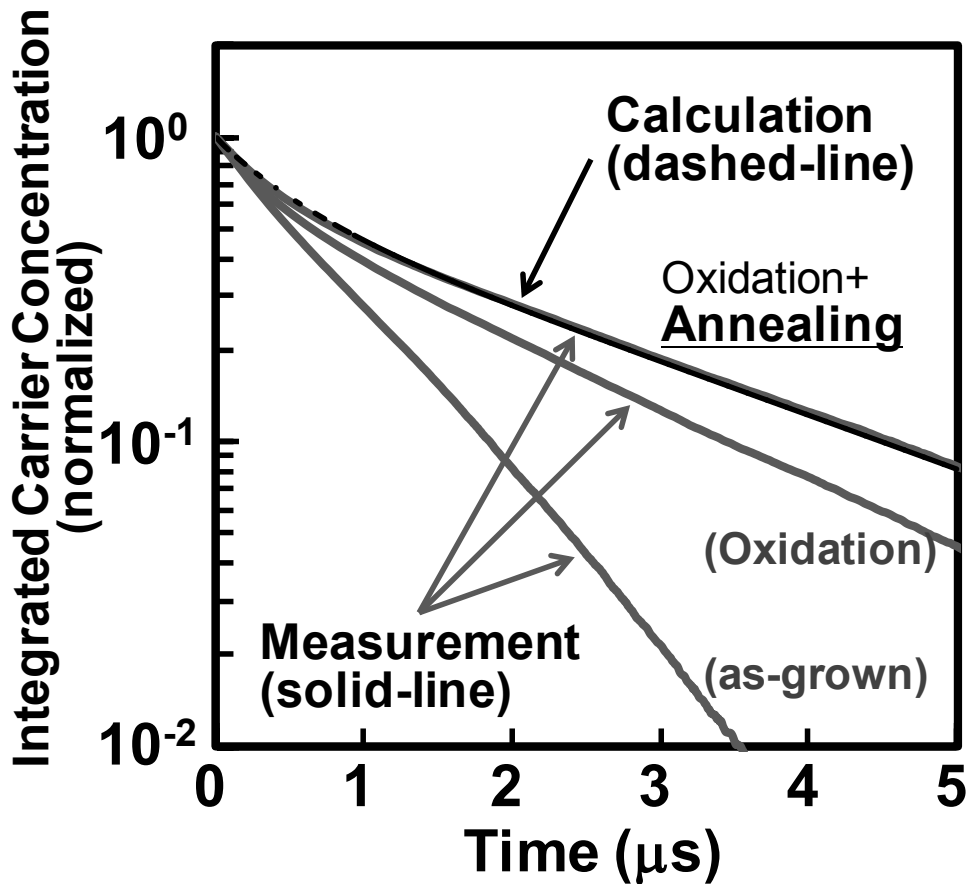


図 5.18: 図 5.16 のモデルに従い高温 Ar アニール処理の後に得られた減衰曲線に対して行った数値解析によるフィッティングの結果 (高温 Ar アニールにより HK0 センターは消滅し $Z_{1/2}$ センターの消滅領域は基板の深さ方向へ拡張すると仮定)

表 5.1: 数値解析により算出した各領域のキャリア寿命と深さ方向の厚み (太字がフィッティングパラメータ、細字が固定パラメータを示す)

	Surface		Bulk		As-grown		Data
	τ_{sur}	W_{sur}	τ_{bulk}	W_{bulk}	$\tau_{Z_{1/2}}$	$W_{Z_{1/2}}$	
(As-grown)	—	—	—	—	0.9 μs	147 μm	Fig. 5.13
Oxidation	0.7 μs	35 μm	9.0 μs	70 μm	0.9 μs	42 μm	Fig. 5.17
Oxidation + Annealing	0.9 μs	35 μm	9.0 μs	117 μm	0.9 μs	0 μm	Fig. 5.18

5.5 まとめ

p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の改善に取り組んだ。結晶中における過剰キャリア密度分布の数値解析の結果より、エピタキシャル成長層の厚みを増加させることで、キャリア寿命評価における表面再結合および基板での再結合の影響を低減できることを確認した。そこで、147 μm の厚膜 p型 4H-SiC エピタキシャル成長層を適用し、表面や基板での再結合の影響を抑制した上で、キャリア寿命の改善を試みた。n型 SiC 結晶に対してキャリア寿命の改善に効果のある、熱酸化処理等の深い準位の低減手法を、その厚膜 p型 エピタキシャル成長層に対して適用した。同時に測定されるキャリア寿命に対する表面パッシベーションの影響についても評価した。p型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命は、長時間の熱酸化処理と高温 Ar アニールを適用することで as-grown の 0.9 μs から 2.6 μs まで改善させることに成功した。しかしながら、p型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対するキャリア寿命の改善効果は、n型 4H-SiC エピタキシャル成長層に比べて非常に低い結果となった。

この原因について考察するため、測定で得られた $\mu\text{-PCD}$ 減衰曲線と数値解析から算出する過剰キャリア総数の減衰曲線のフィッティングから、エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命や表面再結合速度などを見積もった。as-grown のエピタキシャル成長層に対して、ライフタイムキラースに $Z_{1/2}$ センターを仮定し数値解析を行った結果、エピタキシャル成長層のキャリア寿命が 0.9 μs 、表面再結合速度数が 1000 cm/s と見積もられた。熱酸化処理後に得られた減衰曲線に対しても、フィッティングを試みたが、エピタキシャル成長層全域で $Z_{1/2}$ センターが消滅すると仮定すると、測定値とフィッティングさせることが困難であった。これに対し、熱酸化処理により表面近傍に生成される HK0 センターや ON1 センターの深い準位の分布、およびそれに伴うキャリア寿命の深さ方向分布を考慮した結果、測定値に対するフィッティングで比較的よい一致が見られた。このフィッティングの結果から、深い準位低減処理を施した p型 4H-SiC エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命は 9 μs と見積もられた。

参考文献

- [1] T. Kimoto, K. Danno, and J. Suda, *phys. stat. sol. (b)* **245**, 1327 (2008).
- [2] P. B. Klein, *J. Appl. Phys.* **103**, 033702 (2008).
- [3] 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).
- [4] K. Danno, D. Nakamura, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 202109 (2007).
- [5] L. Storasta and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 062116 (2007).
- [6] T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **2**, 041101 (2009).
- [7] T. Hiyoshi and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **2**, 091101 (2009).
- [8] T. Miyazawa, M. Ito, and H. Tsuchida, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 202106 (2010).
- [9] S. Ichikawa, K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *Appl. Phys. Express* **5**, 101351 (2012).
- [10] A. Koizumi, N. Iwamoto, S. Onoda, T. Ohshima, T. Kimoto, K. Uchida, and S. Nozaki, *Mater. Sci. Forum* **679-680**, 201 (2011).
- [11] K. Kawahara, J. Suda, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **111**, 053710 (2012).
- [12] B. Zippelius, J. Suda, and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.* **111**, 033515 (2012).
- [13] 上原邦雄 他 共訳：固体の熱力学 第13章 (コロナ社, 1965).

第6章 p型 SiC 結晶のキャリア寿命制御

6.1 序文

SiC は間接遷移型半導体にもかかわらず、現状得られているキャリア寿命は、約 $1\ \mu\text{s}$ と短く、高耐圧バイポーラ素子の耐圧維持層における伝導度変調の効果を考えると、まだ十分とは言えない。これに対し、前章において、深い準位や表面再結合の低減を通し、キャリア寿命の向上を目指してきた。一方、キャリア寿命が長すぎると、スイッチング時、特にターンオフ時に、再結合過程を通した蓄積キャリアの除去に伴うターンオフ時間が大きくなる。このため、大きな逆回復特性が生じ、スイッチング周波数が制限されて、過剰なスイッチング損失が引き起こされる。それゆえ、キャリア寿命は適切な値と分布に制御する必要がある。

半導体デバイスのスイッチング周波数の向上とスイッチング損失の低減には、一般的に半導体中に再結合中心を導入して、スイッチング速度を向上させている。これまでの Si デバイスにおけるキャリア寿命制御に関しては、再結合中心の導入方法として、主に2つのアプローチが用いられてきた。1つは、半導体中で深い準位を形成する不純物を拡散させる方法である。もう1つのアプローチは、高エネルギー粒子の照射により、結晶中に格子間原子や原子空孔などの格子欠陥を導入する方法である。歴史的には、不純物の拡散に関する研究が先行し、Si 結晶中で深い準位を形成する不純物が数多く調べられてきた[1]。現在では、市販品として実用化されている Si デバイスの、拡散を用いたキャリア寿命制御に関しては、主に金と白金が利用されている。これは、金と白金の拡散係数が伝導型制御のドーパントの拡散係数よりもはるかに大きいため、素子を形成した後に、(ただし電極形成前に)熱拡散処理を行うことが出来るためである[2]。SiC 結晶中で深い準位を形成する不純物に関しては、研究が進められているが[3-5]、一般的に SiC 結晶中の不純物の拡散係数は小さいことが判っているため[6,7]、厚い耐圧維持層を有する高耐圧デバイスに適用する SiC 結晶に対しては、この不純物拡散によるキャリア寿命制御は容易ではない。

一方、もうひとつのアプローチである高エネルギー粒子の照射に関しては、Si デバイスにおいて主に電子線照射およびコバルト 60 の照射が利用されている[8,9]。これまで Si デバイスで行われてきた高エネルギー粒子照射による再結合中心生成のメリットは以下のとおり多岐にわたる[2]。(a)室温による照射が可能である。(b)電極形成も含めたデバイス作製後に照射できるため、デバイスの初期特性や、照射前後の電気特性を、適宜評価することができる。(c)電流値の測定から照射ドーズ量が正確に把握でき、キャリア寿命を精度よく制御できる。(d)照射ステップごとにデバイス特性を評価することにより、デバイス特性を整えることができる。(e)照射ダメージは 400°C 以上で回復するため、過剰照射しても、回復処理が可能となる。(f)不純物拡散による再結合中心生成に比べて、照射プロセスはクリーンであり、装置の汚染に対して有利である。上記のとおり、SiC 結晶中の不純物の拡散係数が小さいこと、一方、電子線照射において、Si 原子や C 原子の変位エネルギーが既に判っている[10]ことから、本研究では、SiC 結晶のキャリア寿命制御に対し、電子線照射を適用した再結合中心の生成を試みた。

本章では、p型4H-SiC結晶に対して試みた、キャリア寿命の制御について述べる。ここでは、以下のアプローチからキャリア寿命の制御を試みた。

1. キャリア寿命の改善手法を適用した、キャリア寿命の向上
2. 電子線照射を適用した、深い準位の生成によるキャリア寿命の制御

キャリア寿命の向上に対しては、前章で明らかにした熱酸化処理および高温 Ar アニール処理を用いたキャリア寿命の改善手法を適用した。そして、サンプルのキャリア寿命を向上させた後、電子線照射を用いキャリア寿命制御を試みた。電子線照射には、主に変位させる原子の種類が異なる200 keVと400 keVの照射エネルギーを適用した。そして、それぞれのエネルギーの電子線に対し、照射量を制御してサンプルに照射し、キャリア寿命の制御を目指した。ここでは、キャリア寿命制御に適用した電子線照射条件や、キャリア寿命制御を試みた結果について述べる。そして、この結果をふまえ、キャリア寿命の制御性や、電子線照射により生じる欠陥密度とキャリア寿命の関係をもとに、p型4H-SiCエピタキシャル成長層のキャリア寿命を制限する因子について議論する。

6.2 実験方法

6.2.1 実験の手順

はじめに、本評価における実験の手順について説明する。図6.1にキャリア寿命制御におけるサンプル作製から評価までの実験フローを示す。先に述べたとおり、キャリア寿命制御は、はじめにキャリア寿命を向上させ、その後、電子線を照射しキャリア寿命の制御を試みた。サンプルは、同じウエハから切り出した2枚のas-grownのエピタキシャル成長層を準備した。なおこれらのサンプルは、後の電子線照射時に、それぞれ200 keVおよび400 keVのエネルギーを照射するために2枚用意している。まずキャリア寿命の向上のため、前章で述べた熱酸化処理と高温 Ar アニール処理を行い、キャリア寿命を向上させる。その後、それぞれのサンプルに200 keVもしくは400 keVのエネルギーで電子線照射を行う。キャリア寿命制御のため、電子線の照射量を制御して照射する必要がある。同じ照射エネルギーで照射量を変化させ照射する場合は、1枚のサンプル上に銅製マスクを利用して区画を区切り、区画ごとに照射量（具体的には電子線の照射時間）を変化させた。こうして、1枚のサンプル上に、電子線照射量の異なる領域を形成し、キャリア寿命の制御を試みた。キャリア寿命評価は、サンプル上の各領域に対し、 μ -PCDによりキャリア寿命の測定およびライフタイムマッピングを実施した。

6.2.2 サンプルの作製

本章で用いたサンプルは、8° オフの4H-SiC(0001)基板上にCVDにより成長させたAlドーパのp型エピタキシャル成長層であり、エピタキシャル成長層のドーピング密度は $5.6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ （正孔密度： $2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ ）である。第4章の検討結果より、キャリア寿命測定時における、表面および基板での再結合（およびエピタキシャル成長層と基板の界面における再結合）の影響を最小

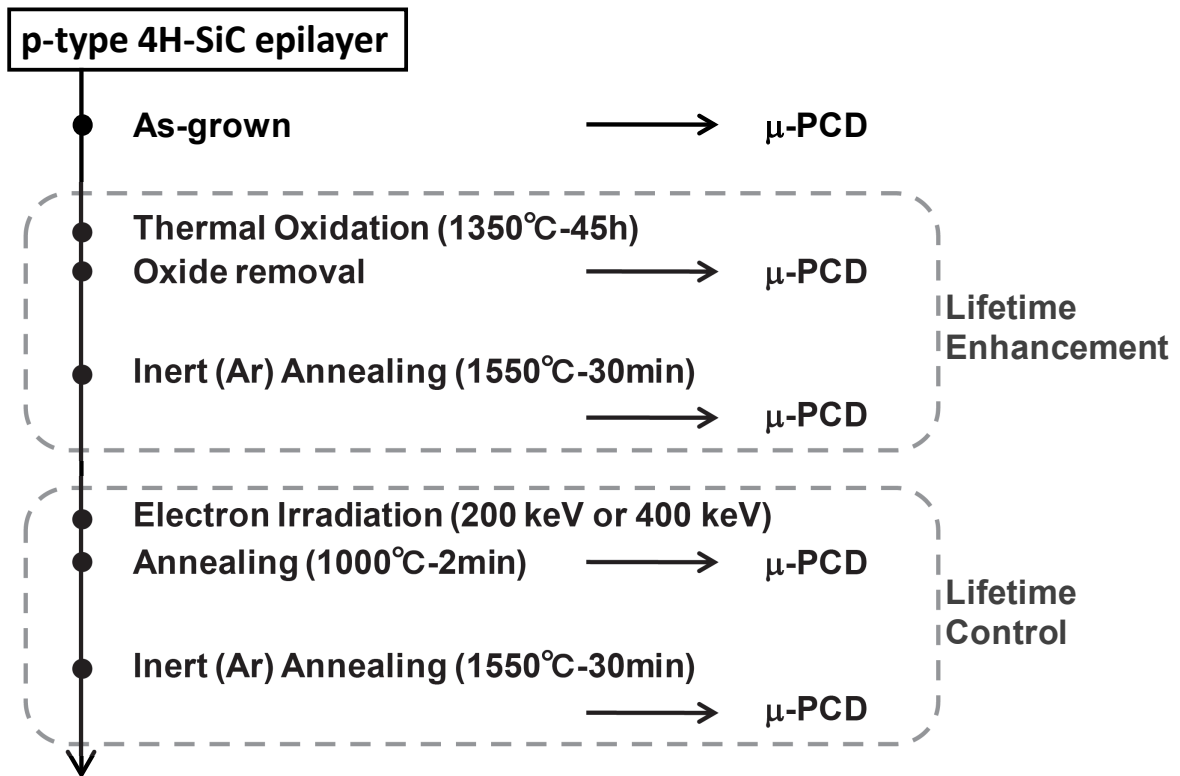


図 6.1: p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命制御における実験フロー

限に抑えるため、ここでも 147 μm の厚膜のエピタキシャル成長層をサンプルとして準備した。

キャリア寿命の向上に対しては、前章で明らかにした熱酸化処理および高温 Ar アニール処理を用いたキャリア寿命の改善手法を適用した。深い準位の低減のための熱酸化処理は 1350°C-45 h にて実施した。高温 Ar アニール処理は、エピタキシャル成長層表面にカーボンキャップを形成した後 Ar 雰囲気中で 1550°C-30 min の熱処理を行った。

キャリア寿命制御は電子線照射を適用した。電子線は主に炭素原子を変位させる 200 keV の照射エネルギーと、炭素原子とシリコン原子の両方を変位させる 400 keV の照射エネルギーを用い、室温にて照射した。電子線照射後、サンプルは熱的に不安定な深い準位を消滅させるため、Ar 中で 1000°C-2 min のポストアニール処理を行った。電子線の照射条件の詳細については、次に述べる。

6.2.3 電子線照射条件

as-grown の 4H-SiC エピタキシャル成長層に存在する主要な深い準位として、n 型 4H-SiC 結晶では $Z_{1/2}$ センター ($E_C - 0.65$ eV) および $EH_{6/7}$ センター ($E_C - 1.55$ eV) が存在することが知られている [11,12]。一方、p 型 4H-SiC 結晶に対しては、HK2 センター ($E_V + 0.84$ eV)、HK3 センター ($E_V + 1.27$ eV)、および HK4 センター ($E_V + 1.44$ eV) の存在が挙げられる [13]。p 型 SiC 結晶では、ボロンに関する D センター ($E_V + 0.65$ eV) [14,15] もしばしば確認される。

電子線照射後には、複数で高密度の深い準位が生成されるが、 1000°C のアニール処理後には、主に $Z_{1/2}$ 、 $EH_{6/7}$ 、UK1 ($E_V + 0.30$ eV)、UK2 ($E_V + 0.58$ eV)、HK4 センターが 4H-SiC エピタキシャル成長層に残る [13,16]。表 6.1 に as-grown の 4H-SiC エピタキシャル成長層、および電子線照射後続けて 1000°C の Ar アニール処理した後の 4H-SiC エピタキシャル成長層に存在する深い準位を示す。

表 6.1: As-grown および電子線照射+ 1000°C -2 min の Ar アニール後の 4H-SiC に存在する主な深い準位 (ここでは p 型 4H-SiC と n 型 4H-SiC で同じ深い準位が存在していると仮定)

Process	type	Label *	Position in the bandgap **
As-Grown	n	$Z_{1/2}$	$E_C - 0.65$ eV
		$EH_{6/7}$	$E_C - 1.55$ eV
	p	HK2	$E_V + 0.84$ eV
		HK3	$E_V + 1.27$ eV
		HK4	$E_V + 1.44$ eV
		(D)***	($E_V + 0.49$ eV)
After the electron irradiation and annealed in Ar at 1000°C	n	$Z_{1/2}$	$E_C - 0.65$ eV
		$EH_{6/7}$	$E_C - 1.55$ eV
	p	UK1	$E_V + 0.30$ eV
		UK2	$E_V + 0.58$ eV
		HK4	$E_V + 1.44$ eV
		(D)***	($E_V + 0.49$ eV)

*** Labels and positions of deep levels were adopted from Ref. 11, 13.

***The deep level written within a parenthesis denotes that the defect density detected in the present samples was below $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$.

キャリア寿命制御に向けた電子線照射条件の設定方法について述べる。n 型 4H-SiC 結晶に関しては、ライフタイムキラーが $Z_{1/2}$ センターであることがわかっている。また n 型 4H-SiC 結晶においては電子線照射量 (フルエンス) に対する $Z_{1/2}$ センター密度の生成量も実験的に求められている [16]。一方、p 型 4H-SiC 結晶に対する基礎データは、今のところ未知である。そこで、今回の電子線照射の条件を設定するに当たり、以下の条件を仮定した。

1. p型およびn型4H-SiC結晶の双方のバンドギャップ中には、同じ種類の深い準位が存在する
2. p型およびn型4H-SiC結晶の双方で、電子線照射による $Z_{1/2}$ センターの生成比率は同じである

なお、原子空孔、格子間原子、置換型原子等の点欠陥の形成エネルギーは、一般的にフェルミ準位の位置に依存し、必ずしも同じ欠陥が同じ濃度でp型とn型の結晶に存在するとは限らない。それにもかかわらず、ここでは単純化のため、p型およびn型4H-SiC結晶中に同じ欠陥が存在すると仮定し、p型4H-SiC結晶のキャリア寿命の制限因子について議論する。また、たとえ同じ欠陥が存在したとしても、それらの電荷状態はフェルミ準位の位置に依存することも注意すべき点である。この関係を模式的に図6.2に示す。なお、これらの議論の精度をより高めるためには、今後、p型およびn型4H-SiC結晶中の深い準位に関するさらなる基礎研究が必要である。

この仮定の基に、キャリア寿命制御に向けた照射条件を検討した。今回、電子線照射に関しては、200 keVと400 keVの2種類の照射エネルギーを適用した。照射エネルギーの違いは、変位する原子種の違いに対応し、200 keV照射は主に炭素原子を変位させ、400 keV照射は炭素およびシリコン原子の両方を変位させる[10]。また、照射エネルギーが異なると、フルエンスあたりの欠陥生成比率が異なる[17]。n型4H-SiC結晶に対し電子線照射を行った場合の、電子線フルエンスに対する $Z_{1/2}$ センターの生成比率と照射エネルギーの関係を図6.3に示す。この関係より、200 keV照射に対する $Z_{1/2}$ センターの生成比率は $6\text{-}8 \times 10^{-3} \text{ cm}^{-1}$ 程度であり、400 keV照射に対する生成比率は $7\text{-}8 \times 10^{-2} \text{ cm}^{-1}$ 程度であることがわかる。電子線の照射条件は、200 keVと400 keVの照射エネルギーにより生成されるそれぞれの $Z_{1/2}$ センター密度が同程度になるように決定した。また、p型エピタキシャル成長層のアクセプタ密度($5.6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$)を考慮して、エピタキシャル成長層の完全補償を避けるため、生成される $Z_{1/2}$ 密度の推定値は 4×10^{13} から $2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ の範囲に調整した。表6.2に本研究にて適用した電子線照射の電子線フルエンスと、照射サンプル中の $Z_{1/2}$ センター密度の推定値を示す。

電子線照射は、上記の照射条件に従い、室温にて実施した。電子線フルエンスを変化させたサンプルは、同じ照射エネルギーに対しては1枚のサンプル上に区画を区切り、Cu板を遮蔽マスクに用い、各区画で照射時間に差をつけることでフルエンスを変化させ作製した。

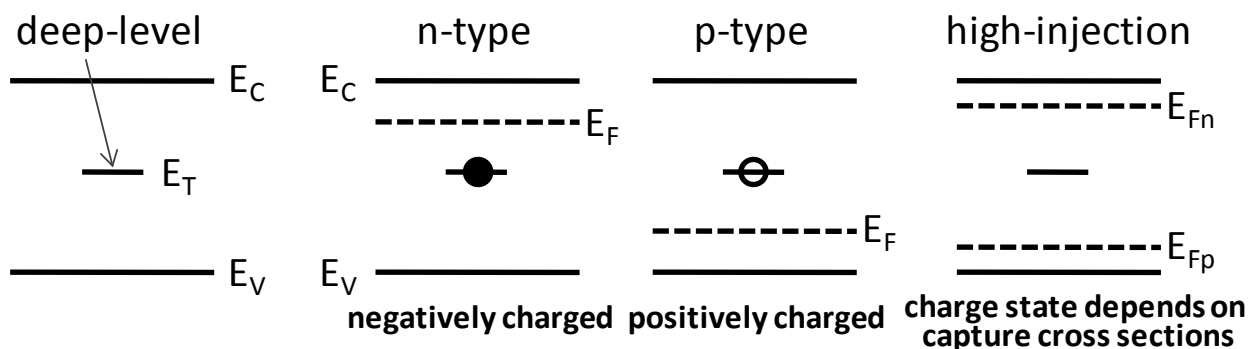


図 6.2: n型およびp型半導体のバンド図およびバンドギャップ中に存在する深い準位の電荷状態を表した模式図(図 4.10 を再掲)

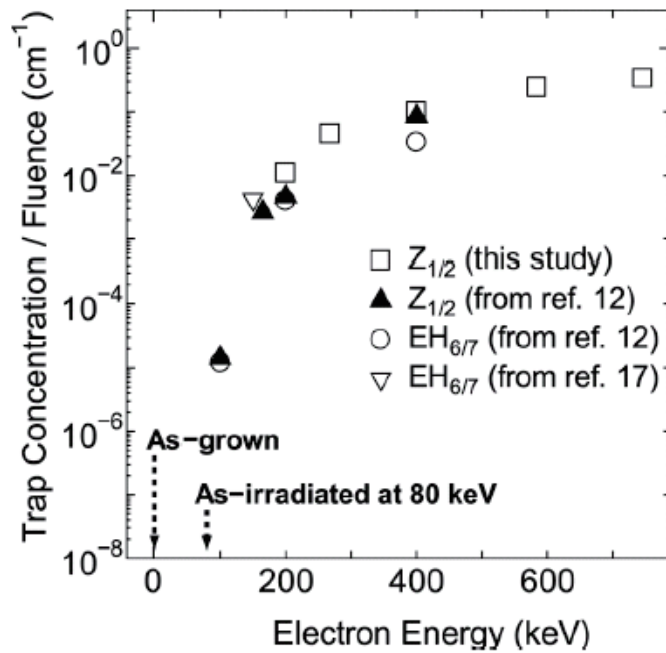


図 6.3: n型4H-SiCエピタキシャル成長層に対する電子線照射エネルギーと電子線フルエンスあたりの $Z_{1/2}$ センターおよび $EH_{6/7}$ センターの生成比率の関係 (Kaneko らによる[17])

表 6.2: キャリア寿命制御を試みた電子線の照射条件
(推定 $Z_{1/2}$ センター密度が $4 \times 10^{13} \sim 2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ となるよう照射量を設定した)

Electron Fluence (cm^{-2})		Estimated $Z_{1/2}$ Concentration (cm^{-3})
Irradiation energy 200 keV	Irradiation energy 400 keV	
0	0	$< 1.0 \times 10^{12}$
5.0×10^{15}	5.0×10^{14}	4.0×10^{13}
7.9×10^{15}	—	6.0×10^{13}
1.3×10^{16}	1.2×10^{15}	9.0×10^{13}
2.1×10^{16}	—	1.4×10^{14}
3.1×10^{16}	2.7×10^{15}	2.0×10^{14}

6.3 キャリア寿命の評価

6.3.1 キャリア寿命の分布

キャリア寿命制御の目的は、もちろんキャリア寿命を所望の値にすることであるが、それ以外に制御領域に対して、キャリア寿命の分布を均一にすることも重要な目的である。ここでは、キャリア寿命制御によるサンプル内のキャリア寿命分布について評価した。まずキャリア寿命制御に用いた as-grown およびキャリア寿命改善後の（電子線照射前）p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層におけるキャリア寿命の分布（ライフタイムマッピング）を図 6.4 に示す。キャリア寿命の改善処理により、サンプル全域のキャリア寿命は増加しているが、as-grown、キャリア寿命改善後ともにサンプル内のキャリア寿命の分布が大きい。例えばキャリア寿命改善後のサンプルでは、ライフタイムマッピングから読み取るだけでも、少なくとも $0.5 \sim 1.5 \mu\text{s}$ より広い範囲でキャリア寿命が分布している。

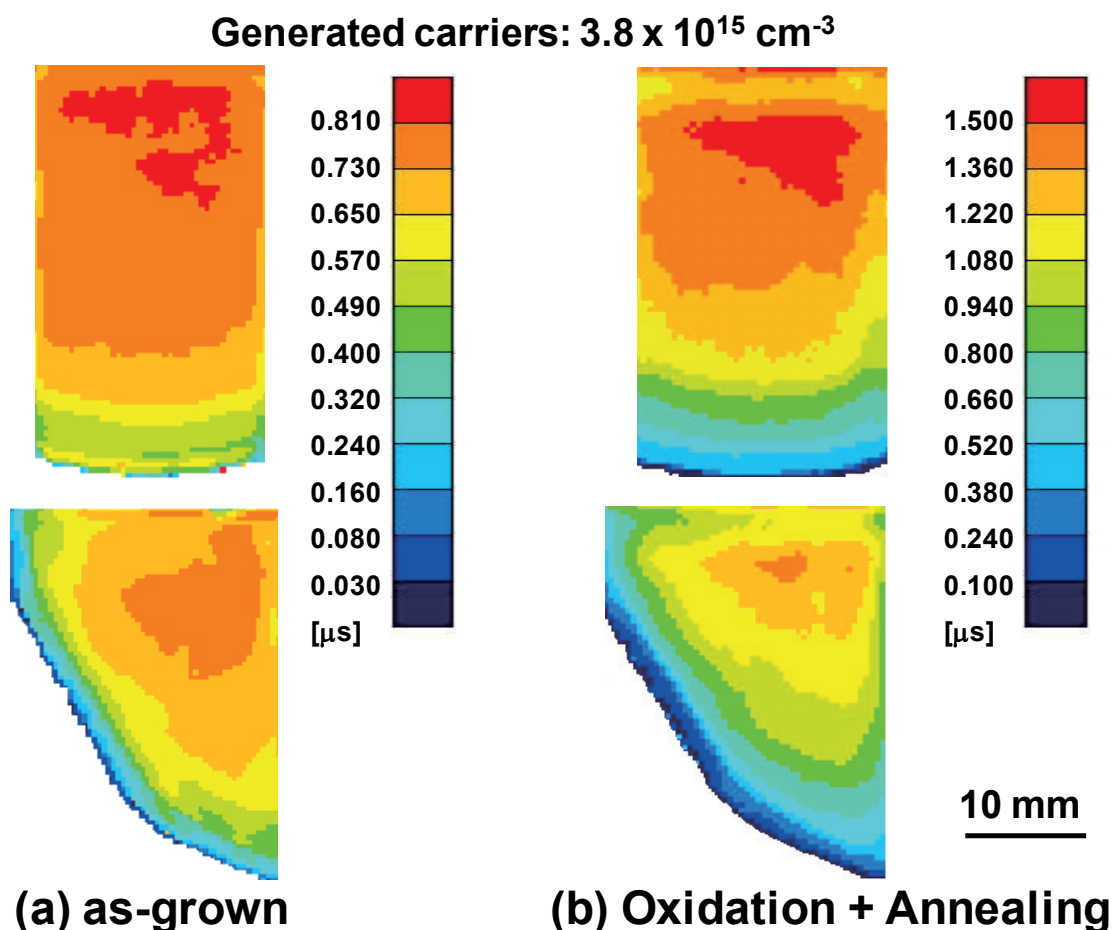


図 6.4: キャリア寿命制御に用いた p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のライフタイムマッピング
 (a) as-grown, (b) 熱酸化(1350°C -45 h)+高温 Ar アニール(1550°C -30 min)処理後
 (ライフタイムマッピングは高レベル注入条件にて測定(励起キャリア密度: $3.8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$))

このようなサンプルに対し、前述の照射条件に従い電子線照射量を変化させてサンプルに電子線を照射し、キャリア寿命を評価した。図 6.5 に照射エネルギー200 keV のエネルギーで照射した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリアライフタイムマッピングを、図 6.6 に 400 keV のエネルギーで照射したサンプルの結果を示す。図中で、サンプル中の照射条件を図 6.5 (a)、図 6.6(a) に、ライフタイムマッピングの結果を図 6.5 (b)、図 6.6 (b)に示す。これらのライフタイムマッピングより、キャリア寿命制御後のサンプルの、各電子線照射領域におけるキャリア寿命の分布は、非常に均一にできたことが判る。例えば、200 keV のエネルギーで照射したサンプルを見ると、少なくとも $\pm 0.1 \mu\text{s}$ 以内の範囲でキャリア寿命を均一に制御できていることがわかる。以上より、電子線照射を用いることで、p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命を、均一な分布に制御することに成功した。また、得られたライフタイムマッピングの値から、電子線照射により、0.1 ~ 1.6 μs の範囲でがキャリア寿命制御できることを確認した。

6.3.2 電子線照射後のキャリア寿命

キャリア寿命制御を実施したサンプルに対し、各制御領域より得られた μ -PCD 減衰曲線からキャリア寿命を算出した。200 keV および 400 keV 照射のサンプルの各電子線照射領域より得られた μ -PCD 減衰曲線を図 6.7 に示す。図中、比較のため as-grown およびキャリア寿命改善後のサンプルより得られた μ -PCD 減衰曲線を破線で示す。電子線照射後の減衰曲線に現れた特徴の一つとして、終盤に著しく遅い減衰が見られた。電子線照射前のサンプルでは見られなかったこの遅い減衰は、電子線照射後のどちらの照射エネルギーのサンプルにおいても、全ての減衰曲線に現れた。このような著しく遅い減衰が生じるメカニズムとしては、再結合中心の、電子もしくは正孔の一方のキャリアに対する捕獲断面積が極めて小さいというモデル[18]や、欠陥のイオン化により生じる格子緩和の影響により、放出されたキャリアが再びトラップされにくくなるというモデル[19,20]が提案されている。いずれのモデルにせよ、今回観察された著しく遅い減衰の起源となる欠陥は、電子線照射により生成したものと考えられる。

減衰終盤の著しく遅い減衰を除いた減衰曲線前半の領域に着目する。400 keV 照射サンプルにより得られた減衰曲線は、過剰キャリアが単一指数関数的に減衰している様子が見られるが、200 keV 照射サンプルより得られたエピタキシャル成長層の減衰曲線は減衰途中で傾きが変化している様子が見られる。この減衰傾きの変化について、注入レベル依存性の影響について確認するため、異なる励起キャリアから得られた μ -PCD 減衰曲線を比較した。比較した減衰曲線を図 6.8 に示す。これまで、励起キャリアの異なる μ -PCD 減衰曲線を比較すると、同じ励起キャリア密度（同じ μ -PCD 信号強度）における減衰曲線の傾きは、ほぼ同じであった（例えば、第3章の図 3.2 や第4章の図 4.19 参照）。しかし、図 6.8 を見ると、どの励起強度から得られた減衰曲線も、減衰途中で大きく傾きが変化する様子が見られた。つまり、この傾きの変化は、励起キャリアの変化に伴う注入レベル依存性が原因ではないと考えられる。

減衰初期の傾きが大きいことから、表面再結合速度が急増した可能性を考えたが、今回用いたサンプルは 147 μm の厚膜のエピタキシャル成長層であり、電子線照射により結晶中のキャリア寿

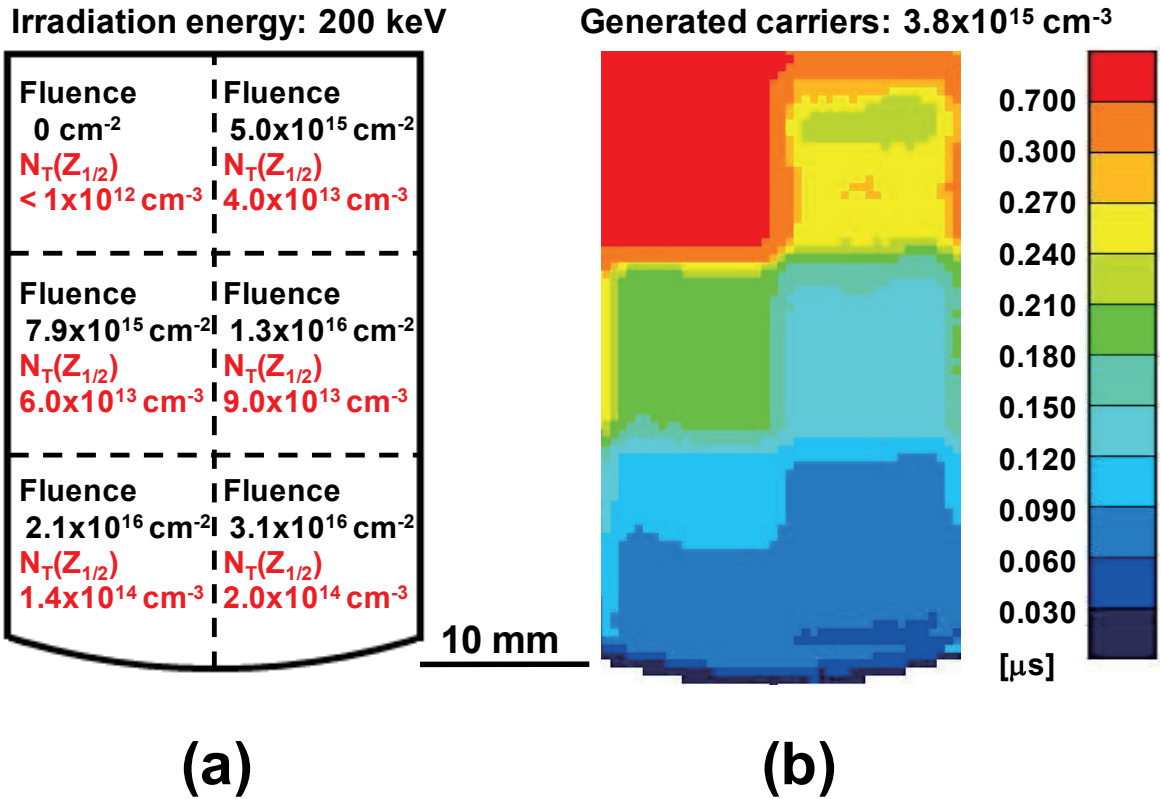


図 6.5: 照射エネルギー200 keV の電子線照射によるキャリア寿命制御を実施した後の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命分布 (a)電子線照射条件, (b)ライフタイムマッピング(ライフタイムマッピングは高レベル注入条件にて測定)

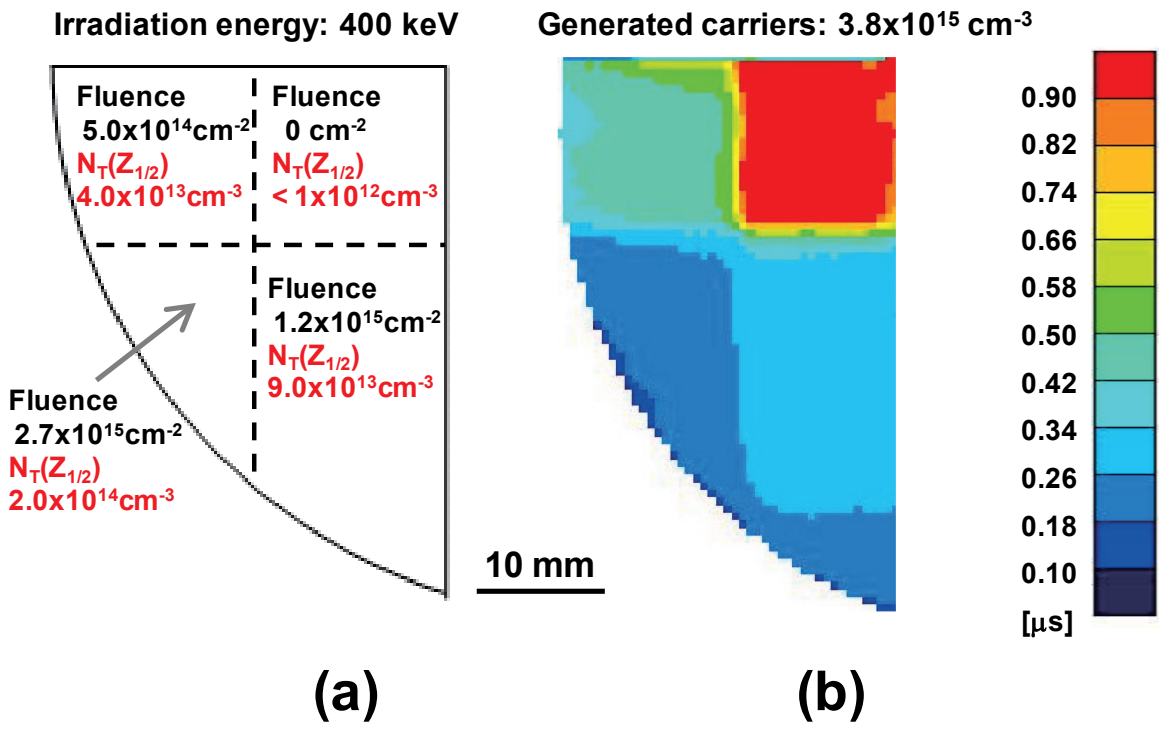
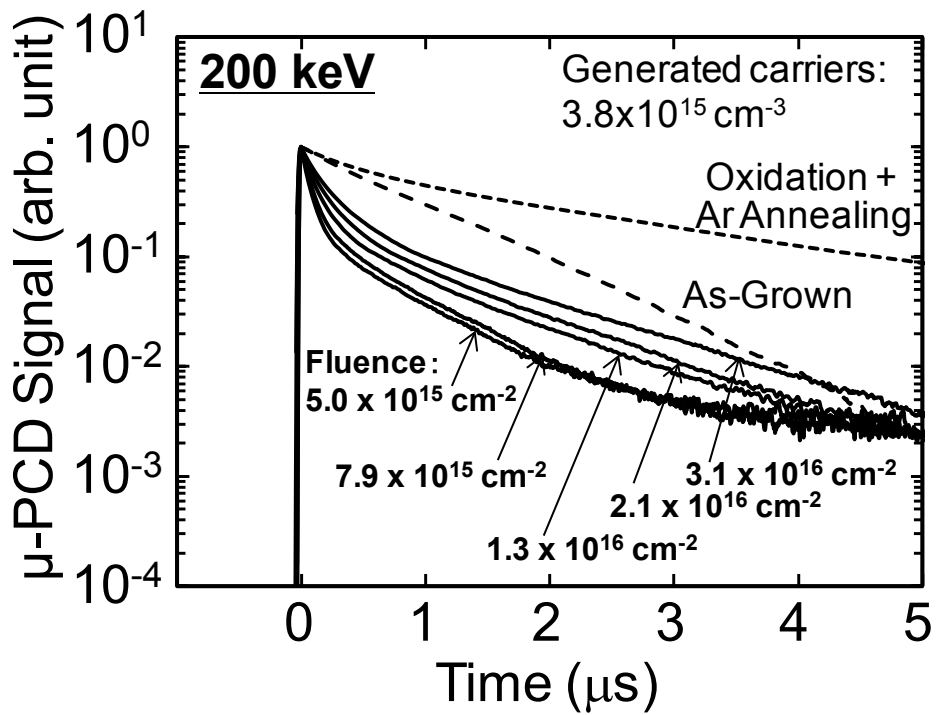
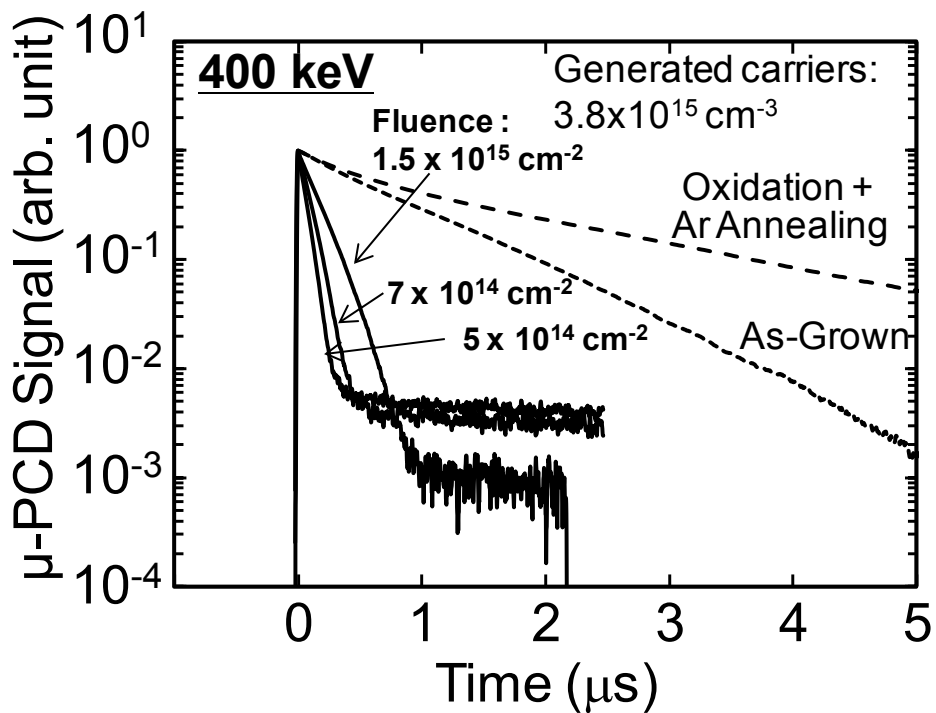


図 6.6: 照射エネルギー400 keV の電子線照射によるキャリア寿命制御を実施した後の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命分布 (a)電子線照射条件 (b)ライフタイムマッピング(ライフタイムマッピングは高レベル注入条件にて測定)



(a) 200 keV



(b) 400 keV

図 6.7: 電子線照射サンプルの各電子線フルエンス領域から得られた μ -PCD 減衰曲線の比較 (a) 200 keV, (b) 400 keV (比較として as-grown および熱酸化+高温 Ar アニール処理後に得られた減衰曲線を破線で示す)

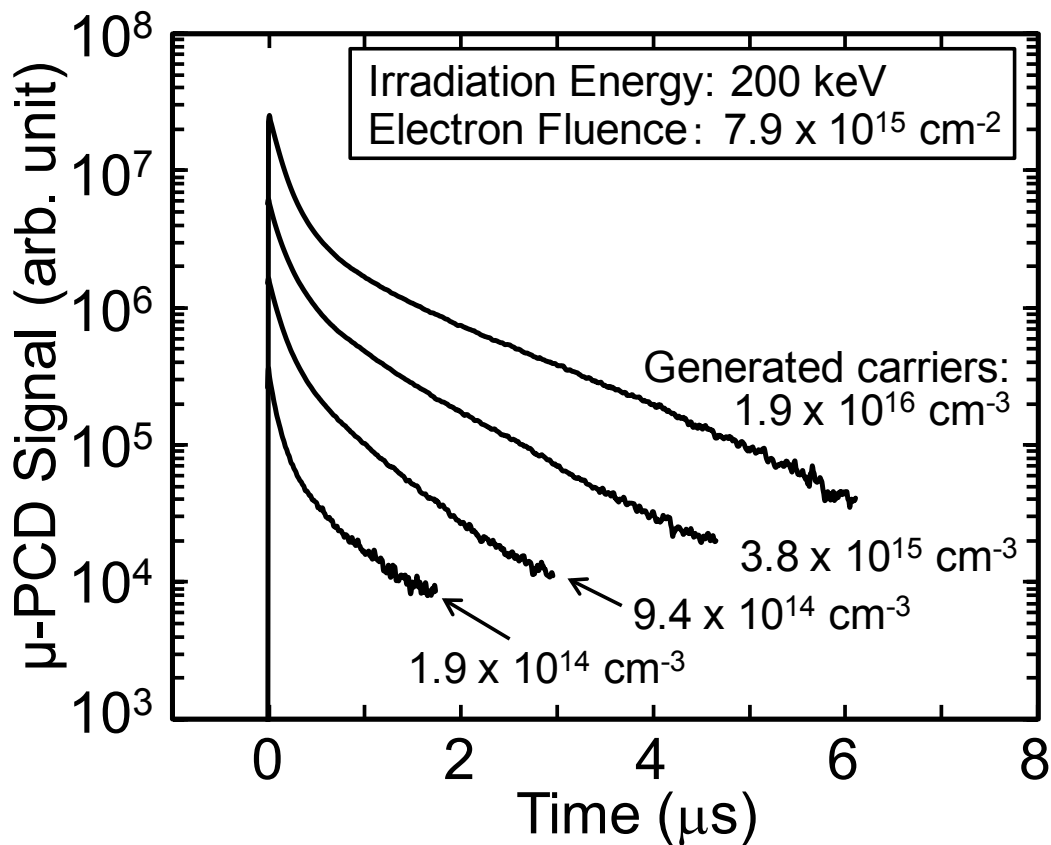


図 6.8: 200 keV の電子線照射後の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層から得られた μ -PCD 減衰曲線の励起キャリア密度依存性(電子線フルエンスは $7.9 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$)

命が短く拡散長も小さくなることから、表面再結合の影響は限定的と考え、その可能性は除外した。これより、電子線照射の影響がエピタキシャル成長層内の限定的な領域のみに効いているのではないかと考え、数値解析からフィッティングを試みた。

用いたモデルは、エピタキシャル成長層が電子線照射の影響を受けキャリア寿命に変化が生じた表面層と、電子線照射の影響を受けない基板側からなる 2 層モデルとした。このモデルの模式図を図 6.9 に示す。このモデルに対し、4 章で用いた過剰キャリア密度分布のシミュレーションを行い、減衰曲線とのフィッティングを試みた。基板のキャリア寿命および基板裏面の再結合速度を固定パラメータとし、エピタキシャル成長層の表面側および基板側の双方のキャリア寿命と厚み ($\tau_{ir}, W_{ir}, \tau_{epi}, W_{epi}$) と表面再結合速度 S_{r1} 、をフィッティングパラメータとして解析を試みた結果、測定により得られた減衰曲線に対して、数値解析によるフィッティングが比較的良く一致した。このモデルを他の異なるフルエンスより得られた減衰曲線に対してもフィッティングを試みた。電子線フルエンスの変化にしたがい、照射線の影響を受ける領域のキャリア寿命 τ_{ir} のみを変化させ、電子線照射の影響を受けていない領域のキャリア寿命や厚みを固定し、数値解析を試みた。この結果、

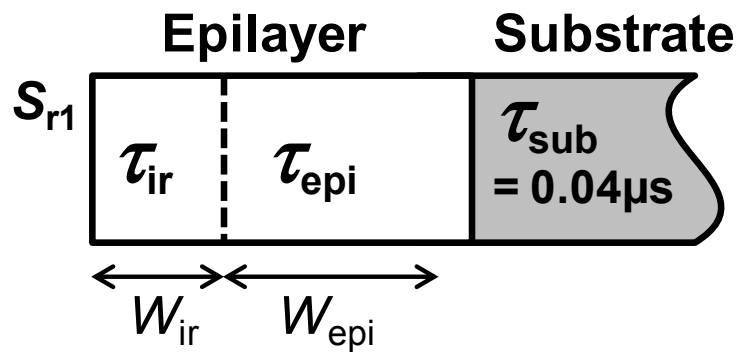


図 6.9: 200 keV の電子線照射後の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層におけるキャリア寿命の数値解析に用いたモデル(電子線照射の影響を受けキャリア寿命に変化が生じた表面層(τ_{ir} , W_{ir})と電子線照射の影響を受けない基板側(τ_{epi} , W_{epi})の2層モデル)

他の照射フルエンスの減衰曲線に対しては、 τ_{ir} のみ変化させるだけでは減衰後半の領域でフィッティングさせることができなかった。数値解析の結果より、この減衰後半の領域は、基板側の(電子線照射の影響を受けていない)エピタキシャル成長層のキャリア寿命が影響することが判明した。

そこで、電子線の影響を受けていない領域のキャリア寿命について検討した。この領域のキャリア寿命は、前述のライフタイムマッピングの評価の結果、図 6.4(b)で示したとおり、サンプル内で幅広い分布があることがわかった。そこで、電子線照射の影響を受けていない領域のキャリア寿命も、照射領域で異なる値を適用し、数値解析を試みた。その結果、異なるフルエンスの減衰曲線に対しても、比較的良い一致が得られた。200 keV の電子線照射サンプルより得られた μ -PCD 減衰曲線の測定値と、数値解析により得られた減衰曲線の比較を図 6.10 に、またフィッティングより見積もられたエピタキシャル成長層キャリア寿命と厚み(τ_{ir} , W_{ir} , τ_{epi} , W_{epi})と表面再結合速度 S_{r1} を表 6.3 に示す。

エピタキシャル成長層内の 200 keV 照射の影響を受ける領域について確認するために、電子線のエネルギーが結晶中で減衰する深さについて調べた。4H-SiC 結晶に対する電子線のエネルギー減衰に関する文献は見あたらなかったが、電子線に対する阻止能を計算により求めた[21]。ただしここで阻止能の算出に用いた物性パラメータは 4H-SiC 結晶の体積密度のみである。算出された阻止能を用い、電子線エネルギーの減衰を見積もった結果、照射エネルギーが 400 keV から 200 keV に減衰する場合、結晶の深さが 300 μm 以上必要であるのに対し、200 keV から 100 keV に減衰するのに必要な深さは 116 μm と算出された。一方、数値解析により得られた、200 keV 照射による炭素変位深さは表 6.3 に示すように 50 μm と見積もられた。この数値解析より見積もられた深さは、比較的合理的な値であると考えられる。今回計算に適用した、減衰の下限である 100 keV のエネルギーは、炭素変位に必要なエネルギーの閾値に近づいている。この 100 keV 付近のエネルギーでは、炭素原子の変位確率が下がるため、生成される欠陥の密度はキャリア寿命に影響を及ぼす程度まで至っていない可能性が高い。このため、キャリア寿命に影響をおよぼす欠陥の生成領域としては、もう少し浅い(減衰後のエネルギーが高い)領域であると考えられる。

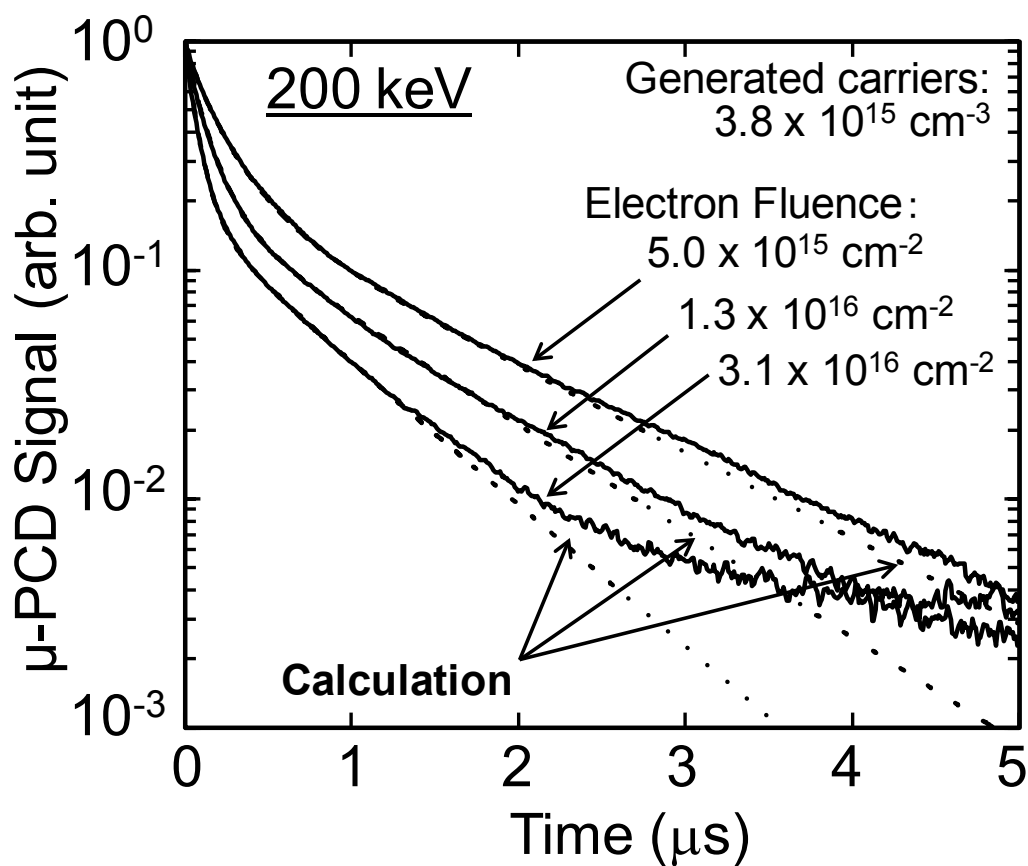


図 6.10: 200 keV の電子線照射後の p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層から得られた異なるフルエンスの μ -PCD 減衰曲線(実線)と図 6.9 のモデルに従ったフィッティング(破線)の結果の比較

表 6.3: 図 6.10 の各フルエンスの減衰曲線に対するフィッティングより見積もられた各領域のキャリア寿命, 深さおよび表面再結合速度

Fluence (200 keV)	irradiated area		unirradiated area		S_{r1}
	τ_{ir}	W_{ir}	τ_{epi}	W_{epi}	
$5.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$	0.26 μs	50 μm	1.9 μs	97 μm	$1.5 \times 10^4 \text{ cm/s}$
$1.3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$	0.14 μs	↓	1.4 μs	↓	↓
$3.1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$	0.075 μs	↓	0.95 μs	↓	↓

6.3.3 電子線照射後の高温アニール処理

キャリア寿命制御では、キャリア寿命の長いサンプルに対し、電子線照射により深い準位を導入しキャリア寿命を短くすることで、所望の値まで制御した。一方、深い準位の中には、熱的に不安定で、高温熱処理で消滅する深い準位も存在する。ここでは、電子線照射によりキャリア寿命制御を実施したサンプルに対し、高温 Ar アニール処理を実施し、その影響を評価した。

サンプルはキャリア寿命制御で用いた、200 keV および 400 keV のエネルギーで電子線照射した後に 1000°C-2 min のアニール処理した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層を用いた。ここで新たに実施した高温アニール処理は、表面をカーボンキャップで覆った後、1550°C-30 min で Ar 雰囲気中にて行った。表面のカーボンキャップは酸化炉で除去し、酸化膜をフッ酸溶液で除去した後、 μ -PCD にてキャリア寿命の測定をおこなった。

1550°C-30 min の高温 Ar アニール処理前後に測定したライフタイムマッピングを図 6.11 に示す。ライフタイムマッピングを測定した結果、高温 Ar アニール処理により、サンプル全域のキャリア寿命が大幅に増加したことがわかった。また、図より、電子線フルエンスの異なる領域の境界も、かなり不明瞭になっていることもわかる。同時に、1つのフルエンス条件の領域内においても、キャリア寿命に分布が見られる状態に戻っている。次に、高温 Ar アニール処理前後の μ -PCD 減衰曲線を比較した。比較した減衰曲線を図 6.12 に示す。この図より、減衰曲線は、電子線照射前に得られた曲線にかなり近い状態まで回復していることがわかった。なお、高温アニール後に得られた減衰曲線は、電子線照射前の曲線より若干傾きが大きい。先に述べたとおり、もともとのサンプルには、幅広いキャリア寿命の分布があった。比較に用いた電子線照射前の減衰曲線は、サンプル内で比較的キャリア寿命の長い領域から得られた曲線である一方、電子線照射は、フルエンスが高い条件ほど、サンプル内のキャリア寿命の短い領域に実施している。これらの点を考慮すると、キャリア寿命は高温アニール処理により、ほとんど電子線照射前の状態に回復したと考えられる。

もうひとつ大きな特徴として、減衰曲線の後半に見られる著しく遅い減衰に変化が見られる。図 6.12 でも確認できるとおり、電子線照射後の全ての減衰曲線に現れた遅い減衰が、高温アニール処理とともに、全て消えた。これより、今回観察された著しく遅い減衰の起源となる欠陥は、電子線照射により生成し、高温アニール処理により消滅したと考えられる。

6.4 考察

キャリア寿命制御を目指し、キャリア寿命を改善した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し電子線フルエンスを変化させ電子線照射を行うことで、キャリア寿命の制御を試みた。そこで、電子線照射によりキャリア寿命が制御された p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のライフタイムキラーについて考察を行った。

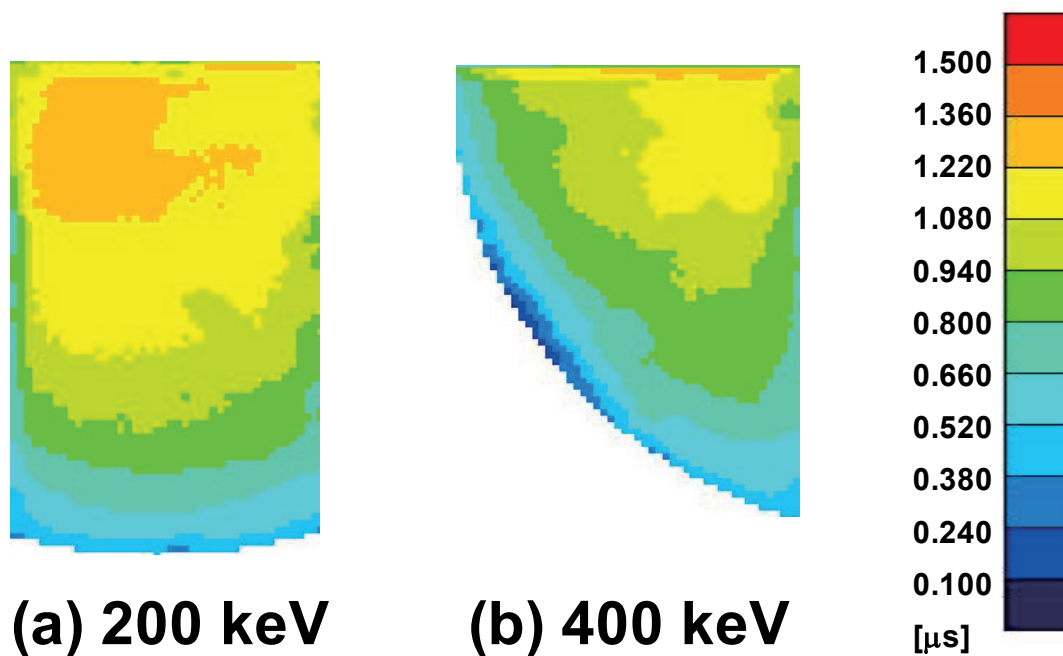
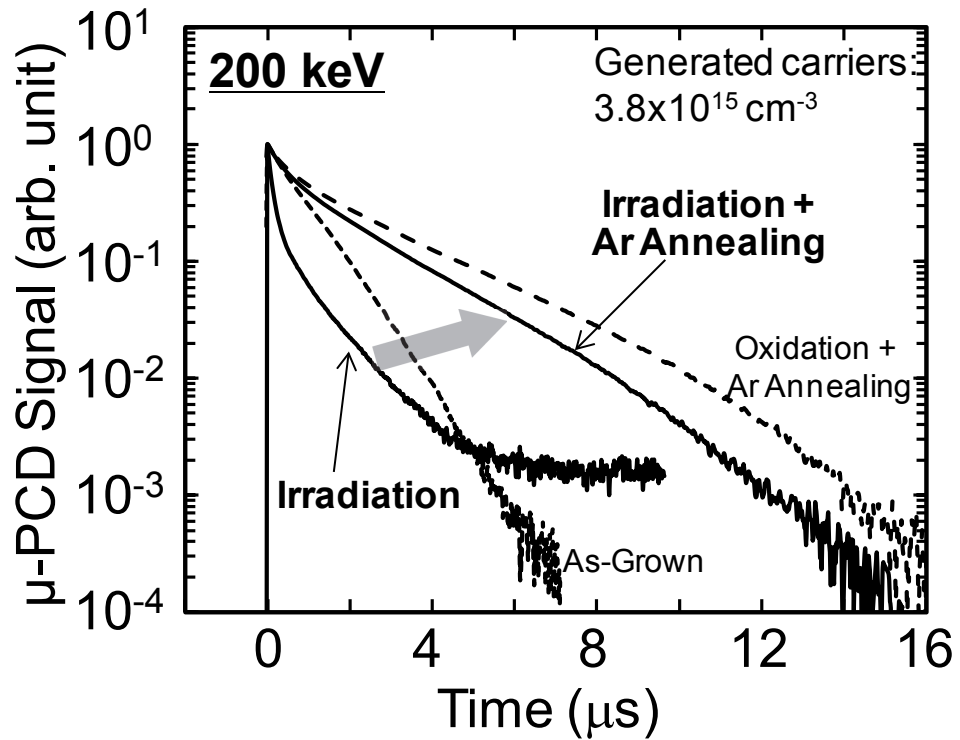
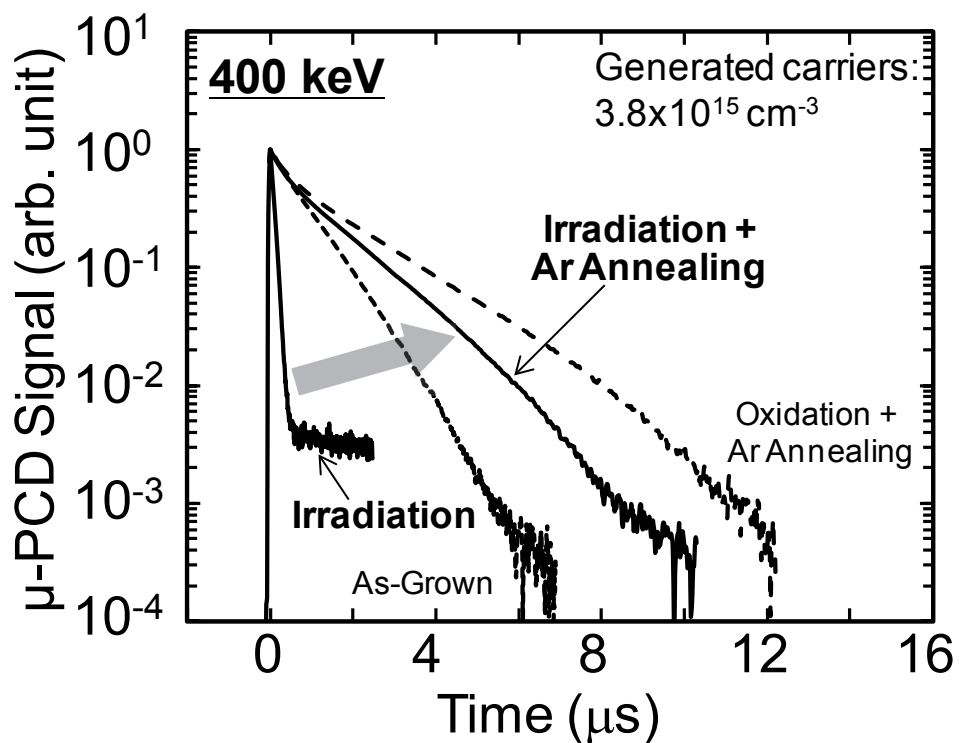


図 6.11: 電子線照射によるキャリア寿命制御を実施した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対し、 1550°C -30 min の Ar アニールを実施した後に得られたライフタイムマッピング (a) 200 keV 照射サンプル, (b) 400 keV 照射サンプル (ライフタイムマッピングは高レベル注入条件にて測定)



(a) 200 keV



(b) 400 keV

図 6.12: 電子線照射を施したサンプルに対し 1550°C-30 min の高温 Ar アニール処理を行った前後における μ -PCD 減衰曲線の比較 (a) 200 keV 照射, (b) 400 keV 照射 (比較として as-grown および熱酸化+高温 Ar アニール処理後に得られた減衰曲線を破線で示す)

6.4.1 電子線照射により形成される深い準位の影響

電子線照射条件を決める際、電子線照射により生成する $Z_{1/2}$ センターが、200 keV 照射と 400 keV 照射で、等しく生成するような条件でフルエンスを決定した。そこで、各照射エネルギーのサンプルにおいて、キャリア寿命に対する生成 $Z_{1/2}$ センターの影響について調べた。図 6.13 に 200 keV および 400 keV のエネルギーで電子線照射した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層における、キャリア寿命の逆数と、生成 $Z_{1/2}$ 密度との関係を示した。図中の $Z_{1/2}$ 密度は、6.2.3 節で述べた仮定に従い、p 型 4H-SiC 結晶中に n 型 4H-SiC 結晶と同様に $Z_{1/2}$ センターが存在し、電子線照射エネルギーに対する $Z_{1/2}$ センターの生成比率も n 型 4H-SiC 結晶と同様として、図 6.3 より見積もった。また、200 keV の電子線照射サンプルのキャリア寿命には、6.3.2 節で述べた 2 層モデルの数値解析を用い、フィッティングより見積もった照射エリアのキャリア寿命 (τ_{ir}) を適用した。この図より、200 keV 照射の場合、キャリア寿命の逆数は、200 keV の電子線照射サンプルで見積もった $Z_{1/2}$ 密度に比例して増加している。400 keV 照射サンプルから得られたキャリア寿命も、200 keV 照射の場合と同様に 400 keV の電子線照射条件より見積もった $Z_{1/2}$ 密度に比例して増加している。同じ $Z_{1/2}$ 密度における 200 keV 照射サンプルと 400 keV 照射サンプルから得られたキャリア寿命を比較すると、400 keV 照射サンプルのキャリア寿命は 200 keV 照射の場合に比べるとわずかに短い、ほぼ同程度の値が得られている。つまり任意の $Z_{1/2}$ 密度に対するキャリア寿命は、照射エネルギーにあまり依存していない。この結果は、p 型 4H-SiC のライフタイムキラーが炭素の変位により生成した欠陥が原因である可能性を示唆している。

比較のため、図 6.13 中に n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層で、実験的に得られたキャリア寿命と $Z_{1/2}$ 密度の関係を示した。この n 型 4H-SiC 結晶から得られた関係では、キャリア寿命の逆数は $Z_{1/2}$ 密度に対し、傾きが 1 で比例している[22]。これはすなわち、キャリア寿命が $Z_{1/2}$ センターを介したショックレー・リード・ホール (SRH) 再結合により支配されていることを示唆している。SRH モデルに従えば、十分に高い注入レベルにおいて同じ欠陥密度の p 型と n 型半導体に対するバルクのキャリア寿命は同じになるべきである。これらの図より、電子線照射された p 型 SiC のキャリア寿命は n 型 SiC より得られた破線に近く、SRH モデルに矛盾していない。

この結果は、p 型 4H-SiC のライフタイムキラーが、n 型 4H-SiC のライフタイムキラー、すなわち $Z_{1/2}$ センターと同じである可能性を示唆している。しかしながら、p 型 4H-SiC の直線の傾きは、n 型の場合とは完全に一致しているとは言えない。これは、n 型と p 型の 4H-SiC で異なる予想される表面再結合などの、他の再結合過程が影響しているためである可能性がある。加えて、図 6.13 中に示した $Z_{1/2}$ センターの密度は、前述のとおり、直接測定した値でなく、推定値である。なお、ライフタイムキラーが一つの電荷状態しか持たない準位であれば、SRH モデルから、同じ欠陥密度を持つ p 型と n 型の半導体でキャリア寿命は同じになると予想される。しかし、ライフタイムキラーが複数の電荷状態を有する場合、上記の関係が必ずしも成り立つとは限らない点にも注意が必要である。

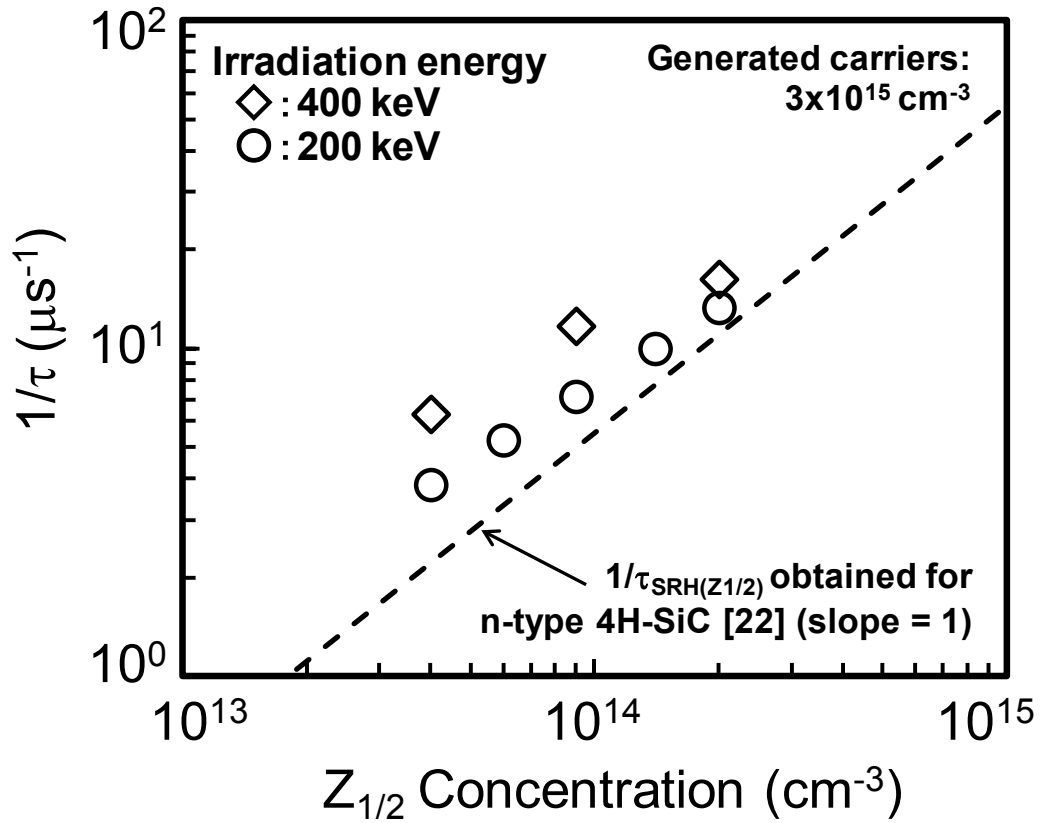


図 6.13: 200 keV および 400 keV のエネルギーで電子線照射した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層における, キャリア寿命の逆数と生成 $Z_{1/2}$ 密度との関係 (図中の破線は n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層の実測値より得られた関係[22], 全てのキャリア寿命は高レベル注入条件において測定した)

6.4.2 キャリア寿命改善に関する再結合過程

電子線照射によるキャリア寿命制御においては、キャリア寿命を制限する因子について知見が得られた。また、前節において、長時間の熱酸化処理により $Z_{1/2}$ センター密度を低減した結果、p型 4H-SiC エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命は、 $9\ \mu\text{s}$ と見積もられた。この値は、従来得られている as-grown の p型エピタキシャル成長層のキャリア寿命に比べ、1桁高い値である。しかしながら、n型 4H-SiC エピタキシャル成長層の場合、表面再結合などの影響を受けているにもかかわらず、測定値としてキャリア寿命が $30\ \mu\text{s}$ を越えている。つまり n型 4H-SiC 結晶の真のキャリア寿命は $30\ \mu\text{s}$ をさらに越えた値であると言える。それゆえ、数値解析により算出された $9\ \mu\text{s}$ というキャリア寿命は、n型の場合に比べまだ短いと考えられる。

そこで、p型 4H-SiC のキャリア寿命を制限する因子について考察を行った。これまでのキャリア寿命改善プロセスや電子線照射から得られたキャリア寿命に対し、 $Z_{1/2}$ センター密度や表面再結合がどのように影響しているかを検討した。はじめに、n型 4H-SiC エピタキシャル成長層の場合について得られている情報を整理した。図 6.14 に n型 4H-SiC 結晶における、キャリア寿命と $Z_{1/2}$ センター密度の関係を示した。この図を基に、n型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の制限因子について説明する。 $Z_{1/2}$ センター密度の高い領域においては、SRH 再結合に影響する深い準位である $Z_{1/2}$ センターがライフタイムキラーとなり、キャリア寿命を支配する（領域①）。この領域では、熱酸化処理等により $Z_{1/2}$ センター密度を低減することで、キャリア寿命は増加する。しかし、キャリア寿命が伸び、キャリアの拡散長がエピタキシャル成長層の厚みに近づくと、表面再結合や基板での再結合の影響を受けはじめ、実効的なキャリア寿命は表面再結合などの過程に支配されるキャリア寿命に漸近する（領域②）。これに対し、エピタキシャル成長層の厚みを厚くし基板での再結合の影響を低減し、また表面パッシベーションにより表面再結合速度を低減することで、キャリア寿命が真の値に近づく（領域③）。n型 4H-SiC 結晶では、このようなメカニズムに従いキャリア寿命が制限されていると言える。

一方、p型 4H-SiC 結晶の場合について、同様の考察を試みた。図 6.15 に p型 4H-SiC エピタキシャル成長層におけるキャリア寿命と $Z_{1/2}$ センターの関係を示す。なお、比較のため、n型 4H-SiC 結晶の場合の関係も灰色で図中に示した。この図より、p型 4H-SiC 結晶の場合においても、 $Z_{1/2}$ センター密度が高い場合は、キャリア寿命が $Z_{1/2}$ センターにより支配される（領域①）。そして、 $Z_{1/2}$ センター密度の低減に伴い、キャリア寿命は増加し、n型 4H-SiC 結晶の場合と同様に表面再結合や基板での再結合に制限されるキャリア寿命に近づく。そして、エピタキシャル成長層の厚みを増やすことで、キャリア寿命が増加した。しかし、キャリア寿命改善後に得られた p型 4H-SiC 結晶の測定キャリア寿命は $2.6\ \mu\text{s}$ であり、同様の処理をした n型 4H-SiC 結晶の場合に比べて極端に短い。同時に、表面パッシベーションによるキャリア寿命の改善効果も見られなかった。また、表面再結合や表面層に生成した深い準位などを考慮した数値解析により見積もられた真のキャリア寿命でも $9\ \mu\text{s}$ であった。熱酸化処理などの深い準位の低減処理により、 $Z_{1/2}$ センター密度が n型 4H-SiC 結晶の場合と同程度まで低減していると仮定すると、この値は n型 4H-SiC 結晶の場合に比べ、明らかに短いと言える。

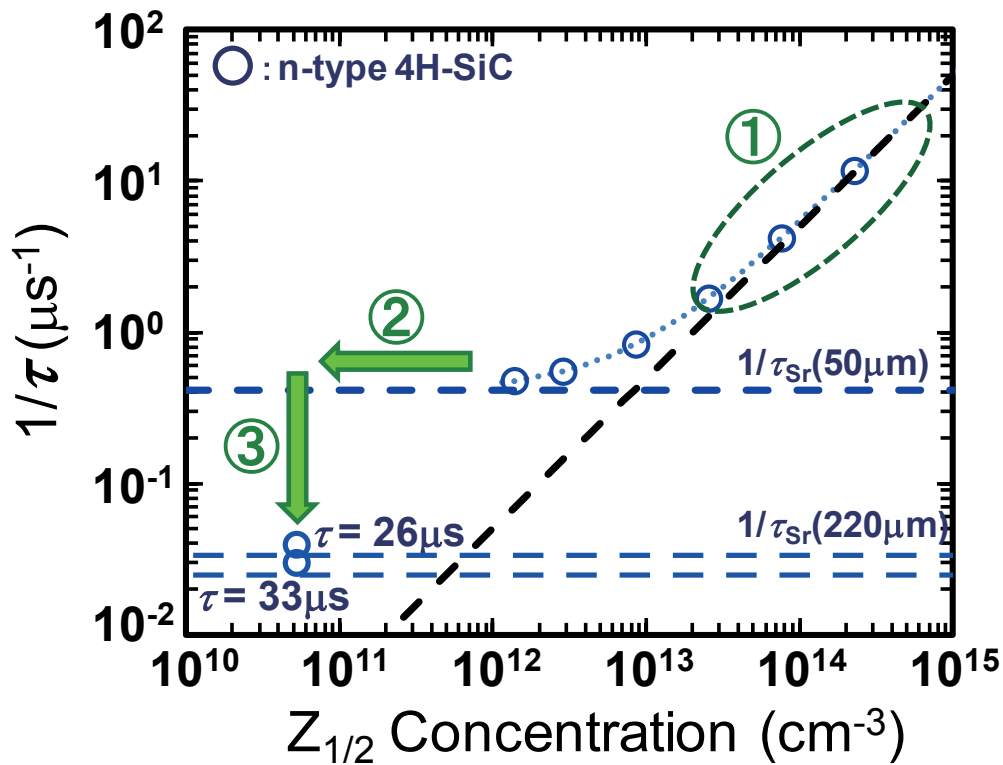


図 6.14: n型4H-SiCエピタキシャル成長層における, キャリア寿命と $Z_{1/2}$ センター密度との関係 (キャリア寿命は高レベル注入条件にて測定)

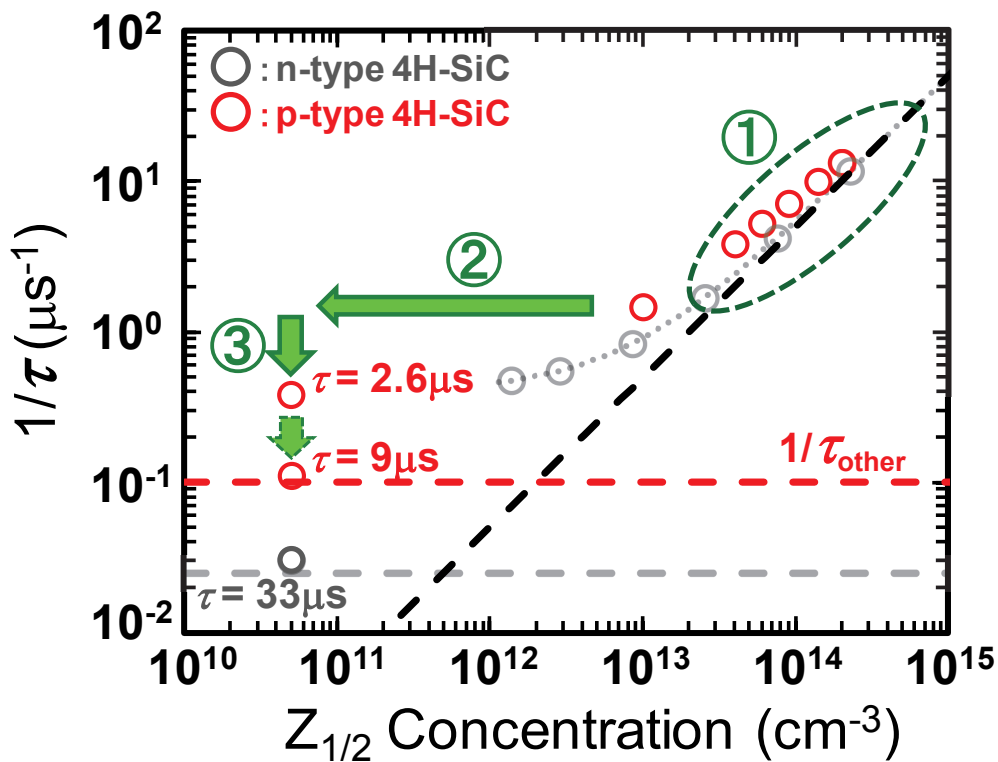


図 6.15: p型4H-SiCエピタキシャル成長層における, キャリア寿命と $Z_{1/2}$ センター密度との関係 (キャリア寿命は高レベル注入条件にて測定)

6.4.3 p型 SiC 結晶のライフタイムキラー

キャリア寿命改善後においても p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命が制限されている原因を考察した。上記の n 型 4H-SiC 結晶と p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限する再結合過程の比較から、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命が制限されている理由として以下の因子が考えられる。

1. 熱酸化処理等により結晶中の $Z_{1/2}$ センターは低減したが、何らかの理由により n 型 4H-SiC 結晶ほどには $Z_{1/2}$ センター密度が低減していない。
2. $Z_{1/2}$ センター密度は十分に低減できているが、その他の因子による再結合過程が p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限している。

はじめに、 $Z_{1/2}$ センター密度が、何らかの理由により低減できていない場合について検討した。 $Z_{1/2}$ センターは炭素空孔起源であることが明らかとなり、この深い準位の低減メカニズムとしては、格子間炭素原子が結晶中を拡散し炭素空孔を満たすことで、 $Z_{1/2}$ センターが消滅すると考えられている。そこで、p 型結晶の場合は $Z_{1/2}$ センターの消滅が不十分と仮定して、その消滅過程が阻害される要因について考察し、2つの理由を考えた。一つは、n 型と p 型の 4H-SiC 結晶における、酸化界面からの炭素の放出比率の違いであり、もう一つの理由は SiC 結晶中における炭素原子の拡散の違いである。

炭素の放出比率の違いに関して言えば、5章で述べた炭素イオン注入+高温アニール処理によるキャリア寿命改善の結果を考慮するべきである。この場合、高密度の炭素イオンが、エピタキシャル成長層中に直接注入されているにもかかわらず、キャリア寿命はそれほど改善しなかった。したがって、伝導型による酸化界面からの炭素の放出比率の違いという理由は除外できる。一方、炭素の拡散に関しては、Bockstedte 等が、局所密度近似の密度汎関数理論を用いた第一原理計算に基づき、格子間原子の移動障壁が電荷状態に強く依存していると報告している[23]。この理論計算では、正の電荷状態を有する格子間炭素原子の移動障壁は 0.9 ~ 1.4 eV であり、負の電荷状態の場合の 0.6 eV に比べて大きいことを示している。すなわち、p 型エピタキシャル成長層中の格子間炭素原子の拡散は、その格子間原子が正の電荷状態であると考えられるため、n 型エピタキシャル成長層中で負の電荷状態にある格子間炭素原子に比べ、拡散が極めて小さいはずである。以上が、熱酸化や炭素イオン注入処理による p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層中での $Z_{1/2}$ センターの消滅が、n 型 4H-SiC に処理するほど効果的でない理由であると考えられる。

しかし、電子線照射の結果、変位炭素原子に関係する点欠陥の形成に伴いキャリア寿命は減少したが、その後の 1550°C・30 min の高温 Ar アニール処理により、再びキャリア寿命は回復している。n 型 4H-SiC 結晶における $Z_{1/2}$ センターは 1550°C の熱処理では消滅しない。また、キャリア寿命は、照射前の値に回復はしたが改善はしていないことに注目すべきである。つまり、仮に、炭素原子の変位のみにより構成される欠陥が p 型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーとなっていると仮定し、これが電子線照射により形成され、キャリア寿命が減少したとする。そして高温アニール処理により、このライフタイムキラーが消滅することでキャリア寿命が増加したのであれば、電子線照射前から p 型結晶のキャリア寿命を制限していた、同じライフタイムキラーも同時に消滅し、キャリア寿命は改善するはずである。一方、ライフタイムキラーとして仮定している $Z_{1/2}$ センターが、

n型結晶の場合と同じように、高温アニール処理で消滅しない欠陥であれば、電子線照射によりその欠陥は増加し、高温アニール処理を施してもキャリア寿命も回復しないはずである。すなわち、高温アニール処理でキャリア寿命の回復はするが改善はしない要因として、ライフタイムキラーの起源が、単に炭素原子の変位のみにより構成される点欠陥ではなく、それ以外の再結合過程により制限されていると推測される。

以上の検討より、p型4H-SiC結晶のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーは $Z_{1/2}$ センター以外の要因であると予想される。上記の検討結果も併せ、これまでのキャリア寿命評価から得られた結果から、p型4H-SiC結晶のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーの起源については以下の内容まで絞り込むことができる。

1. $Z_{1/2}$ センターやHK0~HK4センターではない
2. 表面再結合や基板での再結合ではない
3. p型4H-SiC結晶にのみ存在し、n型には存在しない

この中で、注目すべきは、ライフタイムキラーの起源がp型4H-SiC結晶にのみ存在するという点である。この選択条件より推測できるのは、Alアクセプタの存在である。つまり、ライフタイムキラーの起源には、Alアクセプタが関連している可能性が考えられる。そこで、この可能性について検証を試みた。

まず、3章にて議論したAlアクセプタのドーピング密度の影響について検討する。図6.16にp型4H-SiCエピタキシャル成長層のキャリア寿命のAlドーピング密度依存性を再掲する。この結果より以下のことが確認できる。①Alのドーピング密度が高いほど、キャリア寿命は短い、②非常に高いドーピング密度のサンプルを除き、キャリア寿命とドーピング密度の関係は傾き1に従って、すなわちSRH再結合モデルに従って比例している、③ドーピング密度の変化に伴うキャリア寿命の変化は、ドーピング密度の差から生じる注入レベル依存性が原因ではない。これらの要因から、キャリア寿命の制限因子にAlアクセプタが関連しているという仮説に矛盾は無い。

次に、前述の電子線照射後の1550°C Arアニール処理の結果で述べたとおり、電子線照射によりキャリア寿命が減少し、高温アニール処理により回復しているが、元のキャリア寿命よりも増加していない。この結果より、このライフタイムキラーは変位した炭素原子やシリコン原子の増減だけでは変化しない。すなわち、ライフタイムキラーを構成する因子は、その結晶中において、限られた密度で存在していると言える。この要因も、キャリア寿命の制限因子にAlアクセプタが関連しているという仮説に矛盾は無い。

以上の検討結果より、p型4H-SiCエピタキシャル成長層において現状見積もられている9 μ s程度のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーの起源は、Alアクセプタが関連した点欠陥であると推察される。

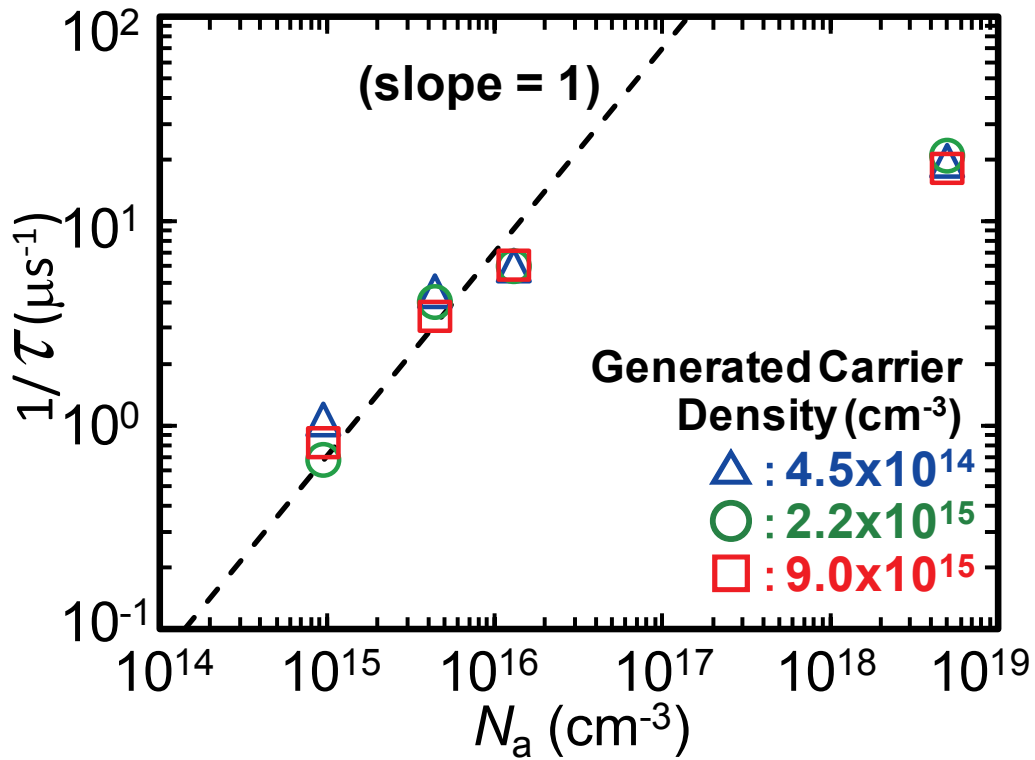


図 6.16: 励起キャリア密度が $4.5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, $2.2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, および $9.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ における p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命のアクセプタ密度依存性 (図 3.7 を再掲)

6.5 まとめ

p型4H-SiC結晶のキャリア寿命制御を目指し、キャリア寿命を改善したp型4H-SiCエピタキシャル成長層に対し電子線照射を行い、キャリア寿命を評価した。電子線照射により均一なキャリア寿命分布が得られることを確認し、照射フルエンスを変化させることで、キャリア寿命を0.1~1.6 μs の範囲で制御することに成功した。また、電子線照射したp型4H-SiCエピタキシャル成長層のキャリア寿命と照射フルエンスの関係から、電子線照射により生成された深い準位がキャリア寿命を制限していることが明らかとなった。

一方、キャリア寿命の改善に対する制限因子について検討するため、これまでのキャリア寿命評価の結果を基に、キャリア寿命改善に関係する再結合過程について、n型4H-SiC結晶とp型4H-SiC結晶の場合を比較した。n型4H-SiC結晶では、キャリア寿命改善処理後、実効的なキャリア寿命として30 μs 以上の値が得られている。一方、p型4H-SiC結晶では、キャリア寿命改善後においても得られたキャリア寿命は3 μs 以下と非常に短く、また表面再結合などの影響を考慮し数値解析から見積もった真のキャリア寿命でも9 μs 程度と、n型4H-SiC結晶に比べて明らかに短いものであった。この原因について検討した結果、現状のp型4H-SiC結晶のキャリア寿命を制限している因子は、 $Z_{1/2}$ センターやHK0~HK4センターでなく、かつ表面再結合や基板での再結合でも無いことが明らかとなった。さらに、この因子はn型結晶には存在せず、p型結晶にのみ存在し、かつ結晶中に存在する密度が決まっているという点まで絞り込まれた。以上の検討結果より、キャリア寿命改善処理後もp型4H-SiC結晶のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーは、p型4H-SiC結晶にドーピングされたAlアクセプタに関連した点欠陥であると推察できる。

参考文献

- [1] A. G. Milnes, *Deep Impurities in Semiconductors* (Wiley, New York, 1973).
- [2] B. J. Baliga, *Fundamentals of Power Semiconductor Devices* (Springer, New York, 2008).
- [3] T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami, T. Kimoto, W. J. Choyke, A. Schöner, and N. Nordell, *phys. stat. sol. (a)* **162**, 199 (1997).
- [4] N. Ahtziger and W. Witthuhn, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 110 (1997).
- [5] H. M. Hobgood, R. C. Glass, G. Augustine, R. H. Hopkins, J. Jenny, M. Skowronski, W. C. Mitchel, and M. Roth, *Appl. Phys. Lett.* **66**, 1364 (1995).
- [6] Y. A. Vodakov and E. N. Mokhov, *Silicon Carbide – 1973* (University of South Carolina Press, Columbia, S. C., USA, 1974).
- [7] K. Danno, H. Saitoh, A. Seki, T. Shirai, H. Suzuki, T. Bessho, Y. Kawai, and T. Kimoto, *Mater. Sci. Forum* **717-720**, 225 (2012).
- [8] B. J. Baliga and E. Sun, *IEEE Trans. Electron Devices*, **ED-24**, 1103, (1977).
- [9] R. O. Carlson, Y. S. Sun, and H. B. Assalit, *IEEE Trans. Electron Devices*, **ED-24**, 1108, (1977).
- [10] J. W. Steeds, F. Carosella, G. A. Evans, M. M. Ismail, L. R. Danks, and W. Voegeli, *Mater. Sci. Forum* **353-356**, 381 (2001).
- [11] T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami, T. Kimoto, W. J. Choyke, A. Schöner, and N. Nordell, *phys. stat. sol. (a)* **162**, 199 (1997).
- [12] C. Hemmingsson, N. T. Son, O. Kordina, J. P. Bergman, E. Janzén, J. L. Lindström, S. Savage, and N. Nordell, *J. Appl. Phys.* **81**, 6155 (1997).
- [13] K. Danno and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.*, **101**, 103704 (2007).
- [14] W. Suttrop, G. Pensl, and P. Lanig, *Appl. Phys. A* **51**, 231 (1990).
- [15] S. G. Sridhara, L. L. Clemen, R. P. Devaty, W. J. Choyke, D. J. Larkin, H. S. Kong, T. Troffer, and G. Pensl, *J. Appl. Phys.* **83**, 7909 (1998).
- [16] K. Danno and T. Kimoto, *J. Appl. Phys.*, **100**, 113728 (2006).
- [17] H. Kaneko and T. Kimoto, *Appl. Phys. Lett.* **98**, 262106 (2011).
- [18] M. Ichimura, *Solid-State Electron.* **50**, 1761 (2006).
- [19] A. O. Ewwaraye, S. R. Smith, and W. C. Mitchel, *J. Appl. Phys.* **77**, 4477 (1995).
- [20] T. Okuda, H. Miyake, T. Kimoto and J. Suda, *Jpn. J. Appl. Phys.* **52**, 010202 (2013).
- [21] 物質の電子線に対する質量阻止能 : <http://www.fujita-hu.ac.jp/~hid-kato/freesoft.html> .
- [22] T. Kimoto, K. Danno, and J. Suda, *phys. stat. sol. (b)* **245**, 1327(2008).
- [23] M. Bockstedte, A. Mattausch, and O. Pankratov, *Phys. Rev. B* **69**, 235202 (2004).

第7章 結言

7.1 結論

本研究は、高耐圧 SiC バイポーラデバイスの性能向上を目指し、SiC 半導体のキャリア寿命に影響を及ぼす物理現象の解明を目指し実施した。主に p 型 SiC のエピタキシャル成長層に対し、差動マイクロ波光伝導度減衰法(μ -PCD)を用い、キャリア寿命の評価を実施した。またキャリア寿命を制限する因子について考察を行うため、Deep Level Transient Spectroscopy (DLTS)を用い、キャリアがトラップされる深い準位の解析を行った。これらの結果を踏まえ、p 型 SiC 結晶に対し、熱処理や表面処理を施すことで、キャリア寿命の向上を試みた。最後に、キャリア寿命を向上させた p 型 SiC 結晶に対し、電子線照射を適用することで、キャリア寿命の制御を試みた。以下に、本研究により得られた成果、および明らかになった今後の課題をまとめ、本論文の結論とする。

第3章では、4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命の温度依存性、注入レベル依存性、およびドーピング密度依存性について、50 μm 厚の p 型および n 型成長層に対し、差動 μ -PCD を用いて評価した。キャリア寿命の注入レベル依存性について評価した結果、非常に高い注入レベル領域を除き、p 型および n 型エピタキシャル成長層の両サンプルにおいて、注入レベルの増加に伴うキャリア寿命の緩やかな増加が確認された。このキャリア寿命の緩やかな増加は、低レベル注入領域でキャリア寿命を支配する少数キャリアの捕獲断面積が、多数キャリアのそれに比べて十分大きいと仮定することで、SRH モデルより理解できた。一方、非常に高い注入領域におけるキャリア寿命の減少に対しては、過剰キャリアの濃度勾配の増加に伴う基板における再結合の影響と、表面におけるバンドベンディングの平坦化による表面再結合の促進が原因であると推測した。一方、キャリア寿命の温度依存性に関しては、p 型と n 型の両タイプのエピタキシャル成長層とも、温度の上昇に伴い、キャリア寿命は継続的な増加を示した。この温度上昇に伴うキャリア寿命の増加は、主にトラップ準位からのキャリアの放出レートの増加によるものと考えられる。キャリア寿命のドーピング密度依存性に関しては、アクセプタ密度の増加とともに、キャリア寿命が顕著に減少することが明らかになった。

p 型 SiC 結晶に対し、複数の再結合過程を考慮したモデルをたて、キャリア寿命の注入レベル依存性のモデル計算を行った。この結果、直接再結合とオージェ再結合は、励起キャリア密度がかなり高い領域で SiC のキャリア寿命に影響を及ぼすことを確認した。また、低注入領域では SRH ライフタイムが、高レベル注入領域では表面再結合がキャリア寿命を支配することが判明した。

キャリア寿命のドーピング密度依存性については、注入レベルの影響や、オージェ再結合や直接再結合の影響について計算し考察した。キャリア寿命の測定値は、注入レベルの影響が小さく、また、オージェ再結合や直接再結合過程から算出されたキャリア寿命の計算値よりも 1~2 桁小さいことが判明した。以上の結果より、アクセプタ密度の増加に伴うキャリア寿命減少の原因は、アルミドーピングに伴うトラップの増加や表面再結合の影響の増加であると推察した。

第4章では、4H-SiC 結晶のキャリア寿命に対する、深い準位の低減と表面パッシベーションの効果について述べた。深い準位がキャリア寿命に与える影響に関しては、n型 4H-SiC 結晶において、熱酸化処理および高温 Ar アニール処理を行うことで、ライフタイムキラーである $Z_{1/2}$ センター ($E_C - 0.65$ eV) が消滅し、キャリア寿命が改善することが知られているため、これを p型 4H-SiC 結晶に適用することを考えた。まず、これらの熱酸化処理や高温 Ar アニール処理によって、p型 4H-SiC 結晶に生成・消滅する深い準位を評価するため、DLTS 測定を行った。この結果、p型 4H-SiC 結晶においては、熱酸化処理により HK0 センター ($E_V + 0.78$ eV) が生成することが判明した。引き続きこのサンプルに対し、高温 Ar アニール処理を行った結果、熱酸化で生成した HK0 センターが消滅することを確認した。またキャリア寿命制御の手法の一つである電子線照射が、p型 4H-SiC 結晶に与える影響を評価した。この結果、p型 4H-SiC 結晶では電子線照射により HK4 センター ($E_V + 1.44$ eV) が生成することを確認した。

これらの結果を踏まえ、実際の 4H-SiC 結晶に対し、熱酸化処理と高温 Ar アニール処理を実施した。その結果、n型 4H-SiC 結晶に対しては、予想通りキャリア寿命の改善が確認できたが、p型 SiC 結晶では、キャリア寿命の改善がほとんど見られなかった。得られたキャリア寿命 ($1.5 \mu\text{s}$) より求めた拡散長は約 $30 \mu\text{m}$ と、サンプルであるエピタキシャル成長層の厚み ($50 \mu\text{m}$) に近く、励起キャリアが表面や基板に拡散し消滅していると予想した。そこで表面再結合や基板での再結合を考慮した数値解析により、過剰キャリア密度の分布を算出し、その影響を評価した。この結果、エピタキシャル成長層の厚みがキャリアの拡散長に近い今回の $50 \mu\text{m}$ のサンプルにおいては、基板での再結合や表面再結合の影響が非常に大きく、数 μs 以上のキャリア寿命を有するエピタキシャル成長層では、真のキャリア寿命が正しく評価できていないことが判明した。

このように、表面再結合や基板の再結合の影響が大きい $50 \mu\text{m}$ 厚みのエピタキシャル成長層に対し、実際に表面パッシベーションを行い表面状態を変化させることで、表面再結合が、キャリア寿命に与える影響について評価した。熱酸化処理と高温アニール処理でキャリア寿命の変化が見られなかった p型 4H-SiC 結晶に対し、数種の表面パッシベーションを実施した結果、表面パッシベーションの種類により、キャリア寿命は $1.4 \mu\text{s}$ から $2.6 \mu\text{s}$ の範囲で大きく変化した。また、表面パッシベーションにより形成された表面酸化膜をフッ酸溶液により除去し、再度キャリア寿命を測定した結果、 μ -PCD 減衰曲線が表面パッシベーション実施前の状態に戻った。これらの結果より、測定されるキャリア寿命の変化は表面パッシベーションの効果に起因することが明らかとなった。以上の結果より、厚み $50 \mu\text{m}$ の p型エピタキシャル成長層のキャリア寿命の主要な制限因子は、熱酸化処理や高温アニール処理により生成・消滅した深い準位ではなく、少なくとも、表面再結合がキャリア寿命を制限する重要な一因となっていることを明らかにした。

第5章では、p型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の改善に取り組んだ。結晶中における過剰キャリア密度分布の数値解析の結果より、エピタキシャル成長層の厚みを増加させることで、キャリア寿命評価における表面再結合および基板での再結合の影響を低減できることを確認した。そこで、 $147 \mu\text{m}$ の厚膜 p型 4H-SiC エピタキシャル成長層を適用し、表面や基板での再結合の影響を抑制した上で、キャリア寿命の改善を試みた。n型 4H-SiC 結晶に対してキャリア寿命の改善に効果のある熱酸化処理等の深い準位の低減手法を、その厚膜 p型エピタキシャル成長層に対して適用した。同時に、キャリア寿命に

対する表面パッシベーションの影響についても評価した。p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命は、長時間の熱酸化処理と高温 Ar アニールを適用することで as-grown の 0.9 μs から 2.6 μs まで改善させることに成功した。しかしながら、p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に対するキャリア寿命の改善効果は、n 型 4H-SiC エピタキシャル成長層に比べて非常に低い結果となった。

この原因について考察するため、測定で得られた μ -PCD 減衰曲線と数値解析から算出する過剰キャリア数の減衰曲線のフィッティングから、エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命や表面再結合速度などを見積もった。as-grown のエピタキシャル成長層に対して、ライフタイムキラーに $Z_{1/2}$ センターを仮定し数値解析を行った結果、エピタキシャル成長層のキャリア寿命が 0.9 μs 、表面再結合速度が 1000 cm/s と見積もられた。熱酸化処理後に得られた減衰曲線に対しても、フィッティングを試みたが、エピタキシャル成長層全域で $Z_{1/2}$ センターが消滅すると仮定すると、測定値とフィッティングさせることが困難であった。これに対し、熱酸化処理により表面近傍に生成される HK0 センターや ON1 センターの深い準位の分布、およびそれに伴うキャリア寿命の深さ方向分布を考慮した結果、測定値に対するフィッティングで比較的よい一致が見られた。このフィッティングの結果から、深い準位低減処理を施した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層の真のキャリア寿命は 9 μs と見積もられた。

第 6 章では、p 型 4H-SiC 結晶に対するキャリア寿命の制御を試みた。第 5 章でキャリア寿命の改善処理を行った p 型厚膜のエピタキシャル成長層を適用し、200 keV および 400 keV の照射エネルギーの電子線を利用し、照射量を制御して照射した結果、p 型 4H-SiC のキャリア寿命を 0.1 μs から 1.6 μs の範囲で制御することに成功した。また、 μ -PCD により取得したライフタイムマッピングから、照射領域におけるキャリア寿命の分布が非常に均一であることも確認した。電子線照射した p 型 4H-SiC エピタキシャル成長層のキャリア寿命と照射フルエンスの関係から、電子線照射により生成された深い準位が、この場合のキャリア寿命を制限していることが明らかとなった。

一方、キャリア寿命の改善に向けた制限因子について検討した。n 型 4H-SiC 結晶では、キャリア寿命改善処理後、実効的なキャリア寿命として 30 μs 以上の値が得られている。一方、p 型 4H-SiC 結晶では、キャリア寿命改善後において得られたキャリア寿命は 3 μs 以下と非常に短く、表面再結合などの影響を考慮した数値解析から見積もった真のキャリア寿命でも 9 μs 程度と、n 型 4H-SiC 結晶に比べて明らかに短いものであった。この原因について検討した結果、現状の p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限している因子は、 $Z_{1/2}$ センターや HK0~HK4 センターではなく、かつ表面再結合や基板での再結合でも無いことが明らかとなった。さらに、この因子は n 型結晶には存在せず、p 型結晶にのみ存在し、かつその結晶中において限られた密度で存在しているというところまで絞り込まれた。以上の検討結果より、キャリア寿命改善処理後も p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命を制限しているライフタイムキラーは、p 型 4H-SiC 結晶にドーピングされた Al アクセプタに関連した点欠陥であると推察した。

7.2 今後の課題

本研究により、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命の、注入レベル依存性や温度依存性、表面再結合の影響などが明らかになり、これらの結果を活かすことで、キャリア寿命の向上や制御に成功した。しかし同時に、新たな問題も明らかとなった。以下に、本研究に関連する今後の課題について記述する。

1. p 型 SiC 結晶のライフタイムキラー

本研究の結果から、p 型 SiC 結晶のキャリア寿命は、熱酸化処理および高温アニール処理による深い準位の低減と、表面パッシベーションによる表面再結合の抑制により、向上することが実証されたが、それでもなお、キャリア寿命改善処理を施した n 型 SiC 結晶のキャリア寿命(20 ~ 30 μs 以上)には遥かに及ばず、現状、室温においては、3 μs を越える p 型結晶のキャリア寿命は得られていない。キャリア寿命の不純物濃度依存性などの議論から、ライフタイムキラーとして、Al アクセプタに関連する点欠陥の可能性について言及しているが、p 型 4H-SiC 結晶のライフタイムキラーは解明できていない。このライフタイムキラーが同定できるか否かにより、今後の SiC バイポーラデバイスの進展が左右されると言っても過言ではない。またキャリア寿命の温度依存性や注入レベル依存性については、まだ物理的な理解が不十分であるため、さらなる検討が必要である。

2. p 型結晶中の深い準位の同定

p 型 4H-SiC 結晶に対しては、ミッドギャップ以下の深い準位が、高温アニール処理により消滅できること確認したが、ミッドギャップ以上の深い準位については、定量的な評価ができていない。DLTS の period width を変化させることで、ミッドギャップより深いバンドギャップに存在する深い準位の検出を試みたが、伝導帯端までのエネルギー帯全域は完全にカバーできていない。上記のライフタイムキラーの同定に対しても、ミッドギャップより深いバンドギャップに存在する深い準位を検出し、同時に欠陥密度の定量評価を行うことは、必要不可欠である。

3. さらなるキャリア寿命制御

今回、電子線照射により、p 型 4H-SiC 結晶のキャリア寿命制御に成功したが、今回実証したキャリア寿命の制御は、あくまでも平面的(2次元)に行われただけである。今後、デバイス特性の向上を目指したキャリア寿命制御を考慮すると、平面方向だけでなく、立体的に、すなわち深さ方向に対し空間的なキャリア寿命制御が必須となる。今回の評価においても、電子線照射の(照射)エネルギー制御により、深さ方向の分布について少し議論したが、今後は実デバイス構造も考慮した詳細な深さ方向のキャリア寿命制御と、形成されたキャリア寿命分布に対する実効的なキャリア寿命の把握が必要となる。

4. 半導体素子への適用

ここまでの一連のキャリア寿命評価は、基板上にエピ膜結晶を成長させたウエハ状の4H-SiC結晶に対する評価である。しかしながら、SiC結晶が実際に素子として動作するまでには、ドーピング処理やエッチング、電極形成など、数々のデバイスプロセスを経ることになる。このため、各プロセスがキャリア寿命に及ぼす影響について把握する必要があると同時に、素子として完成した後の実効的なキャリア寿命、さらに言えば、実装プロセスも経た最終の段階における実効的なキャリア寿命や、その制限因子、そしてそれらと電気特性との相関について把握することが、4H-SiCバイポーラデバイスの実用化に向けた今後の課題となる。

謝 辞

本研究は、京都大学大学院工学研究科半導体物性工学研究室 木本恒暢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。研究方針から実験内容、そして結果の解析に至るまで、豊富な知識と経験に基づいた御指導を戴きました。また、研究実務だけではなく、研究者としての姿勢、心構えについての懇切なご指導と、公私にわたるご支援、そしてあらゆる場面で心暖かい励ましとお力添えを戴きました。ここに深甚なる謝意を表します。

藤田静雄教授、ならびに浅野卓准教授には、本論文の執筆にあたり、ご指導を賜りました。先生方から戴いたご助言、ご提言は、本論文の作成において大変有益で参考になりました。ここに謹んで感謝の意を表します。

須田淳准教授には、本研究に関連する半導体物性理論はもとより、幅広い科学分野の理論におよぶご教示・ご指導や、実験遂行に関する多大なご助言、ご協力を戴きました。特に、実験装置の使用に関しては、安全な実験を進めるにあたっての姿勢・心構えについて、大変貴重な御指導を戴きました。心から感謝の意を表します。

西佑介助教には、研究会におけるご指摘・ご助言のみならず、居室においても多くのご助言を戴きました。また、安全かつ快適な研究環境維持のために、研究室の装置の維持管理、および実験廃液処理等の作業に御尽力くださいました。心から感謝の意を表します。

松波弘之 京都大学名誉教授には、博士課程編入以前から、SiC半導体に関して、本当に多くのご指導を賜りました。私は、先生がSiC半導体に強い熱意で取り組まれている姿に強く影響され、SiC半導体に興味を持ち、この研究分野に進む意志を固めました。また京都大学大学院工学研究科への博士課程編入に関しても、多くの相談に乗って戴きました。心から感謝の意を表します。

住友電工株式会社 塩見弘様には、株式会社シクスオン在籍時に、京都大学大学院工学研究科への博士課程編入の機会を与えて戴きました。SiC半導体単結晶の製造技術はもとより、SiC半導体の魅力や社会的存在意義について、多くをご指南戴きました。心から感謝の意を表します。

Erlangen大学 Gerhard Pensl教授には、特別セミナーを通し、深い準位の評価に関して、基礎から応用までご教示戴きました。また、学会において、本研究内容に関し、鋭い、かつ大変有益なご指摘・ご質問・ご討論を戴きました。心から感謝の意を表します。

アメリカ海軍研究所 Paul B. Klein博士には、学会において、毎回キャリア寿命に関する鋭いご質問と、本研究に対する有益なご指摘・ご討論を戴き、大変参考になりました。心から感謝の意を表します。

名古屋工業大学 加藤正史准教授には、様々な学会の場で、キャリア寿命に関する数多くのご指摘・ご質問・ご討論を戴きました。さらに、大変鋭く、時には厳しい、しかしながら大変建設的なご指摘を、度々賜りました。心から感謝の意を表します。

電力中央研究所 土田秀一氏、ならびに宮澤哲哉氏をはじめ、関係者の皆さまには、学会等において深い準位やキャリア寿命に関するご指摘・ご討論を戴きました。心から感謝の意を表します。

宇宙航空研究開発機構 田島道夫教授、ならびに星乃紀博氏には、深い準位や結晶欠陥評価、特にPLマッピング法に関するご教示・ご討論を戴きました。心から感謝の意を表します。

防衛大学 守本純教授には、深い準位や結晶欠陥評価に関するご教示・ご討論を戴きました。心から感謝の意を表します。

関西電力株式会社 元常務取締役 伊藤俊一様には、シクスオン在籍時はもとより、シクスオン解散時に、復職後に学位取得に対する配慮を受けられるよう、関西電力に対し、様々な働きかけを賜りました。関西電力復職後も、社内事情による困難が生じた折には、常に親身になって相談に乗って戴き、また多くの助力を戴きました。公私に渡り、精神面を含めたあらゆる面で助けて戴き、私の心の支えになりました。心から感謝の意を表します。

電力中央研究所 理事 加藤有一様には、シクスオンから関西電力への復職時に、多くのご配慮を賜りました。また関西電力復職後に、学位取得に関し、社内において苦境に立たされた時には、幾度に渡り様々な助勢を賜りました。心から感謝の意を表します。

木本研究室のみなさまには、研究の遂行にあたり、なみなみならぬご協力とご支援を戴きました。ここに謹んで、すべてのみなさまへ深く感謝の意を表します。

且野克典氏には、私が博士課程に編入する以前より、本研究に関する基礎的事項から最先端の内容まで幅広くご指導を戴き、博士課程編入後も、学会等で多くの有益なご助言を戴きました。Giovanni Alfieri氏には、SiCの深い準位について多くのご助言を戴きました。馮滄氏には、SiCの積層欠陥とPLマッピング観察において多くのご助言を戴きました。日吉透氏には、熱酸化処理、電気評価サンプルのプロセスでご指導を戴き、特に深い準位の低減に関して多くの有益なご助言を戴きました。川原洸太郎氏には、DLTSの使用法および解析方法でご指導を戴き、深い準位の拡散について多くの有益なご助言を戴きました。また、学会等、学外の研究活動でも大変お世話になりました。佐々木将氏には、RIEエッチングの使用法のご指導を戴きました。奥田貴史氏には、 μ -PCD装置のメンテナンスにおいてご尽力を戴き、p型SiC結晶のキャリア寿命に関し、有益なご助言を戴きました。また本論文作成時に査読を戴き、本当に助かりました。市川修平氏には、n型SiC結晶の長いキャリア寿命と欠陥に関する有益なご助言を戴き、サンプル処理にご協力を戴きました。金子博実氏には、キャリア寿命制御の電子線照射でお世話になりました。

小泉淳氏、登尾正人氏、堀田昌宏氏、吉岡裕典氏、鈴木亮太氏、千賀景氏には、研究室配属当初から、実験時のルールや研究室での決まりなど親切に教えて戴き、すぐに研究室に馴染むことができました。奥村宏典氏、三宅裕樹氏、山路和樹氏には、学内の研究活動のみならず、学会等の学外の研究活動でも色々とお世話になりました。南園悠一郎氏は席が隣ということで、研究活動から室内行事、事務手続きに至るまで、長期に渡り色々とお世話を見て戴きました。渡辺直樹氏には、研究に関する指摘や助言以外に、学位取得の手続きや博士論文の作成に関して、色々とお助けて戴きました。森岡直也氏も席が隣ということで、いつも質問ばかりさせて戴き、どのような質問に対しても、非常に奥深い物理や理論まで親切に教えて戴き、本当に多くのことを学ばせて戴きました。また、岩田達哉氏、上田俊策氏、張一博氏、林雄一郎氏には、研究会で鋭いご指摘やご質問を戴き、

幅広い考察につながる結果となりました。加藤棟治氏、管野亮平氏、菊地諒介氏、丹羽弘樹氏、森誠悟氏、堀江大典氏には、さまざまな分野における勉強をさせて戴き、研究の視野を広げることができました。足立亘平氏、沖元直樹氏、梶直樹氏、金子光顕氏、中澤成哉氏、河原知洋氏、佐藤孝亮氏、田中一氏、東孝洋氏、尹載浩氏には、居室や実験室における快適な研究環境の構築など、研究室活動において、様々なご援助をいただきました。そして、大中與里子氏には、研究にかかわる事務処理全般にご配慮を賜り、細やかな心配りのお陰で快適な研究生生活を過ごすことができました。

木本研究室で先生方や皆さまとともに研究を行えたことは、私にとって何物にもかえがたい財産です。本当に心より感謝致します。

株式会社シクスオン 木下博之氏には、公私にわたる多くのご助言とご支援を戴きました。また株式会社アクト 岡本好弘氏、ならびに林紀孝氏には、評価サンプルの研磨のみならず、公私にわたる多くのご助言とご支援を戴きました。深く感謝の意を表します。株式会社シクスオン、ならびに株式会社アクトのみなさまには、研究の遂行にあたり、多くの協力と支援を戴きました。限られた紙面では、お世話になった方全員の名前を挙げることはできませんが、ここに謹んで、すべてのみなさまへ深く感謝の意を表します。

関西電力株式会社 電力技術研究所の浅野勝則氏には、学位取得全般において、長期に渡り、社内におけるご支援、ご配慮を戴きました。深く感謝の意を表します。電力技術研究所、特にプロジェクト研究室のみなさまには、特に本論文執筆時、多くの協力と支援を戴きました。限られた紙面では、お世話になった方全員の名前を挙げることはできませんが、ここに謹んで、すべてのみなさまへ深く感謝の意を表します。

関西学院大学大学院 金子忠昭教授、ならびに大谷昇教授には、学位取得に関し、公私にわたる多くのご助言とご支援を賜り、常に心優しいお気遣いを戴きました。深く感謝の意を表します。

三菱電機株式会社 服部亮氏には、学位取得に関し、公私にわたる多くのご助言とご支援を賜り、厳しいながらも心のこもった叱咤激励を戴きました。深く感謝の意を表します。

株式会社富士通研究所 吉川俊英氏、ならびに今西健治氏には、学位取得に関し、公私にわたる多くのご助言とご支援を賜り、色々とお気遣いを戴きました。深く感謝の意を表します。

本研究に理解を示し、精神的、経済的、すべてにわたり惜しみない援助を与えてくれた父と母に心から感謝の意を表す。最後に大学での研究生生活のすべてにおいて全面的な理解と支援を注いでくれた家族、特に妻 裕紀恵に深く感謝し、謝辞の結びとする。

発表論文リスト

I. 原著論文

1. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda, and T. Kimoto,
“Temperature and Injection Level Dependencies and Impact of Thermal Oxidation on Carrier Lifetimes in p-Type and n-Type 4H-SiC Epilayers”,
J. Appl. Phys. **109**, 014505 (2011).
2. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda, and T. Kimoto,
“Impacts of Reduction of Deep Levels and Surface Passivation on Carrier Lifetimes in p-Type 4H-SiC Epilayers”,
J. Appl. Phys. **109**, 114502 (2011).
3. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda, and T. Kimoto,
“Enhancement and Control of Carrier Lifetimes in p-Type 4H-SiC Epilayers”,
J. Appl. Phys. **112**, 064503 (2012).
4. Tsunenobu Kimoto, Toru Hiyoshi, Toshihiko Hayashi, and Jun Suda,
“Impacts of Recombination at the Surface and in the Substrate on Carrier Lifetimes of n-Type 4H-SiC Epilayers”,
J. Appl. Phys. **108**, 083721 (2010).
5. Tsunenobu Kimoto, Yuichiro Nanen, Toshihiko Hayashi, and Jun Suda,
“Enhancement of Carrier Lifetimes in n-Type 4H-SiC Epitaxial Layers by Improved Surface Passivation”,
Appl. Phys. Express **3**, 121201 (2010).
6. Toshihiko Hayashi, Jun Suda, and Tsunenobu Kimoto,
“Impacts of Surface Recombination on Carrier Lifetimes of p-Type 4H-SiC Epilayers”,
in preparation.

II. 国際会議プロシーディングス

1. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda, and T. Kimoto,
“Temperature and Injection Level Dependencies of Carrier Lifetimes in p-Type and n-Type 4H-SiC Epilayers”,
Mater. Sci. Forum **645-648**, 199-202 (2010).
(Proc. of 13th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials 2009, Nürnberg, Germany)

III. 国際会議発表

1. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda and T. Kimoto,
“Temperature and Injection Level Dependence of Carrier Lifetime for p-Type and n-Type 4H-SiC Epilayers” (Oral),
13th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials, Nürnberg, Germany, (Oct. 2009),
Tu-3A-2.
2. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda and T. Kimoto,
“Impacts of Thermal Oxidation and Surface Passivation on Carrier Lifetimes in p-Type and n-Type 4H-SiC Epilayers” (Oral),
8th European Conf. on Silicon Carbide and Related Materials, Oslo Norway, (Aug. 2010) ,
We-1-4.
3. T. Hayashi, K. Asano, J. Suda and T. Kimoto,
“Doping Level Dependence of Carrier Lifetimes in p-Type 4H-SiC and Trials of Lifetime Enhancement” (Oral),
14th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials, Cleveland, Ohio, USA, (Sept. 2011) ,
Mo-2A-2.

IV. その他の関連論文

1. M. Tajima, E. Higashi, T. Hayashi, H. Kinoshita, and H. Shiomi,
“Nondestructive Characterization of Dislocations and Micropipes in High-Resistivity 6H-SiC Wafers by Deep-Level Photoluminescence Mapping”,
Appl. Phys. Lett. **86**, 061914/1–3 (2005).
2. Hiromu Shiomi, Hiroyuki Kinoshita, Tomoaki Furusho, Toshihiko Hayashi, Michio Tajima and Eiko Higashi,
“Crystal Growth of Micropipe Free 4H-SiC on 4H-SiC $\{03\bar{3}8\}$ Seed and High-Purity Semi-Insulating 6H-SiC”,
J. Cryst. Growth **292**, 188-191 (2006).
3. Norihiro Hoshino, Michio Tajima, Taro Nishiguchi, Keiichi Ikeda, Toshihiko Hayashi, Hiroyuki Kinoshita and Hiromu Shiomi,
“Nondestructive Analysis of Propagation of Stacking Faults in SiC Bulk Substrate and Epitaxial Layer by Photoluminescence Mapping”,
Jpn. J. Appl. Phys. **46**, L973–L975 (2007).
4. Passapong Wutimakun, Taichiro Mori, Hisashi Miyazaki, Yoichi Okamoto, Jun Morimoto, Toshihiko Hayashi, and Hiromu Shiomi,
“Defect Distribution in N-Doped and Semi-Insulating 6H-SiC Bulk Single Crystal Wafers Observed by Two- and Three-Dimensional Light Scattering Tomography”,
Jpn. J. Appl. Phys. **47**, L5576–L5580 (2008).

