

〔研究〕

陽電子消滅法を用いた立方晶シリコンカーバイドにおける点欠陥の評価

Characterization of Point Defects in Cubic Silicon Carbide Using Positron Annihilation

伊藤久義	河裾厚男	大島武
H. ITOH	A. KAWASUSO	T. OHSHIMA
吉川正人	梨山勇	岡田漱平
M. YOSHIKAWA	I. NASHIYAMA	S. OKADA
谷川庄一郎	奥村元	吉田貞史
S. TANIGAWA	H. OKUMURA	S. YOSHIDA

Point defects introduced in cubic silicon carbide (3C-SiC) by 1MeV electron irradiation have been characterized by using positron annihilation technique, i.e., Doppler broadening and lifetime measurements. Negatively charged silicon vacancies (V_{Si}^-), which act as main positron traps, are found to be produced in 3C-SiC by irradiation. The lifetime of positrons trapped at V_{Si}^- is determined to be 188 ± 4 ps. The net trapping coefficient of V_{Si}^- is estimated to be approximately $6.0 \times 10^{16} s^{-1}$. The formation of other vacancy-type defects by electron irradiation is also discussed.

§ 1 はじめに

シリコンカーバイド(SiC)は、高い耐熱性や耐放射線性に加え、高い絶縁破壊電界や飽和電子ドリフト速度等の優れた電気特性を有するため、大電力、高周波、高温、耐放射線性デバイス等への応用が期待されている¹⁾。SiC結晶には立方晶、六方晶、斜方晶等の様々な結晶形態がある(結晶多形:ポリタイプ)が、この中でも特に立方晶SiC(3C-SiC)は、4H、6H-SiC等他のポリタイプと比較し、禁制帯幅が狭く(室温で約2.3eV)、電子移動度や飽和ドリフト速度が高いため^{2,3)}、高集積素子材料として最も有望視されている。また、3C-SiCは単純な閃亜鉛構造を有するため、SiCにおける固有点欠陥の研究には最適と考えられ、特に点欠陥の理論的研究では3C-SiCが主対象となってきた⁴⁻⁸⁾。化学気相成長(CVD)法によりSi基板上に高品質の3C-SiC単結晶の育成に成功⁹⁻¹²⁾して以降は、その素子化技術の開発に不可欠な基礎的知見として欠陥の構造、電子準位、アニール挙動に関する情報が益々重要となってきた¹³⁾。

実験による3C-SiCの点欠陥の研究は、当初、昇華法に

より製作した微小結晶を用いて開始された。BalonaとLoubser¹⁴⁾は、電子や中性子を照射した3C-SiCの電子スピン共鳴(ESR)測定を行い、F中心と呼ばれるESR信号を見出し、この信号がC二重空孔に原因すると報告している。Geiczyc等^{15,16)}は、電子線照射3C-SiCのカソードルミネッセンス(CL)測定から照射欠陥に起因する複数の発光線 A_0 、 B_0 、 C_0 、 D_0 を観測し、 C_0 発光線はC空孔等のC原子位置の点欠陥、他の発光線はSi位置の点欠陥に関連すると結論付けた。ChoykeとPatrick¹⁷⁻¹⁹⁾は、イオン照射3C-SiCのフォトルミネッセンス(PL)測定を実施し、熱処理により二次的に形成される D_1 、 D_2 発光線を見出し、これらは各々二重空孔、格子間C原子対に起因することを示唆した。

CVD法により良質な3C-SiC単結晶の成長が可能になってからは、この結晶を用いて点欠陥に関する研究が盛んに行われるようになった。Nagesh等^{20,21)}は中性子照射3C-SiCのDLTS測定及び比抵抗測定を行い、点欠陥に起因する電子捕獲準位 $E_2(E_c-0.49eV)$ と3種類の正孔捕獲準位 $H_1(E_v+0.18eV)$ 、 $H_2(E_v+0.24eV)$ 、 $H_3(E_v+0.514eV)$ を見出した。さらに、中性子照射により形成される欠陥準位

KEY WORDS : 3C-SiC, 点欠陥, 照射損傷, 陽電子消滅

は主に禁制帯中央付近に存在すると報告している。Freitas等²²⁾は、CVD成長3C-SiCにおいてもイオン照射によりD₁, D₂発光線が形成されることを示し、それらの発光線強度が1600 までの熱処理により増加することを確認している。梨山等²³⁾は陽子線を照射した3C-SiCに対して¹²C(d,p)¹³C核反応分析及びラザフォード後方散乱分析を実施し、格子間C原子は主に四面体格子間位置に存在することを示した。伊藤等²⁴⁻²⁹⁾は、電子線や陽子線を照射した3C-SiCのESR測定を行い、固有点欠陥に起因するESR信号T1, T5, T6, T7を見出した。解析の結果、T1及びT5信号は各々負に帯電したSi単一空孔V_{Si}⁻, 正に帯電したC単一空孔V_C⁺に起因することを明確にした。(T1はF中心と同等であることも確認された)また、T6, T7信号は空孔-格子間原子対に原因することが示唆された。さらに、V_{Si}は電子捕獲中心として働くことや1.913eVのPL発光線(CLで見い出されていたC₀発光線に対応)を誘起することが示された^{29,30)}。Son等³¹⁾は、電子線照射3C-SiC中の欠陥をPL及び磁気共鳴の光検出(ODMR)法を用いて調べ、L2と呼ばれるPL発光中心(1.121eV)を見出し、これがV_{Si}に関連すると報告している。

このような半導体における点欠陥の評価手法として、空孔型欠陥の検出に極めて有効な陽電子消滅(PAS)法が注目されており、近年ではSi, Ge, GaAs, CdTe等の半導体中の欠陥研究にPASが広く利用され、新たな知見が得られている³²⁾。我々は、SiCにおける点欠陥の構造解明研究の一環として、CVD法で作製した3C-SiC単結晶に電子線を照射し、形成される点欠陥をPASにおける二種類の測定技術、陽電子消滅ガンマ線のドップラー広がり測定と陽電子寿命測定を用いて評価した。また、ESRを併用することにより、陽電子捕獲中心とESR中心との相関を調べた。本稿では、PAS及びESRで得られた結果を示し、それに基づき、照射により形成される点欠陥の構造について論述する。さらに、本研究で決定した、PAS解析に重要な点欠陥における陽電子消滅のパラメータ(寿命, 比捕獲速度)についても報告する。

§ 2 実験

単結晶3C-SiC試料(厚さ: 約30 μ m)は、シラン-プロパン-水素ガスを用いたCVD法によりSi(100)基板上に1400 でエピタキシャル成長させて製作した。成長手法の詳細は文献10に記載されている。成長結晶の伝導型はn型で、室温でのキャリア(電子)濃度, ホール移動度は各々約 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^3$, 約500 cm^2/Vs であった。結晶成長後Si基板はフッ硝酸で除去した。点欠陥導入のため、これらの試料に1MeV電子線を照射した。電子線照射はAr

ガス雰囲気中で行った。照射量は最大 $1 \times 10^{19} \text{e}/\text{cm}^2$ とし、照射量率は約 $3 \times 10^{13} \text{e}/\text{cm}^2 \text{s}$ とした。電子線による加熱を避けるため試料を水冷照射台に設置し、照射時試料温度は50 以下に保持した。等時アニール(アニール時間: 5分間)は高純度乾燥Arガス雰囲気中で実施した。

PASの消滅ガンマ線ドップラー広がり測定では、²²Na線源から放出される陽電子をW ホイルで減速後、静電場で最大エネルギー30keVまで加速して試料に照射した。30keV陽電子の侵入深さは約3 μ mである。消滅ガンマ線のエネルギースペクトルは高純度Ge検出器を用いて計測した。消滅ガンマ線エネルギーのドップラー広がりSパラメータを用いて評価した。ここで、Sパラメータは全消滅ガンマ線数に対するエネルギー範囲 $511 \pm 0.5 \text{keV}$ のガンマ線数の割合で定義した。また、解析では計算コードVEPFIT³³⁾を使用した。陽電子寿命測定では、²²Na線源を2個の3C-SiC試料ではさみ、線源から陽電子発生時に放出される1275keVガンマ線と試料から陽電子消滅時に放出される511keVガンマ線の時間差を計測した。この際、3C-SiC薄膜試料を通り抜ける陽電子の影響を避けるため、3C-SiC試料周囲をp型6H-SiCウェハ(厚さ: 約300 μ m)で覆って測定を行った。得られた寿命スペクトルはPATFIT-88³⁴⁾と呼ばれる計算コードを用いて解析した。尚、PAS測定は全て室温で行った。PAS結果との相関を得るため行ったESR測定は、Xバンド(9GHz帯)のマイクロ波とTE₀₁₁円筒形キャビティを使用し、4Kから室温の温度範囲で実施した。スピン数の定量には標準試料としてスピン数既知のDPPHとMgO:Mn²⁺を使用した。

§ 3 結果及び考察

3. 1 陽電子消滅ガンマ線のドップラー広がりによる評価

電子線照射n型3C-SiCに対して得られたSパラメータの陽電子エネルギー依存性をFig.1に示す。比較のため、同図には未照射試料に対して得られた結果も示している。また、陽電子の平均侵入深さZ(nm)は、陽電子加速エネルギーE(keV)と3C-SiCの密度 ρ ($\rho=3.21 \text{g}/\text{cm}^3$)を用いて、 $Z = (33.2/\rho)E^{1.6}$ で与えられる。この陽電子平均侵入深さも図の横軸に示した。ここで、Sパラメータの陽電子エネルギー依存性S(E)は試料表面での消滅によるS値S_sと試料内部での消滅によるS値S_{int}を用いて、以下の式で表される。

$$S(E) = F_s(E) S_s + [1 - F_s(E)] S_{int} \quad (1)$$

ここで、F_s(E)は入射陽電子が熱化後、表面まで拡散して消滅する割合である。

未照射試料においては、陽電子エネルギーが約5keV以

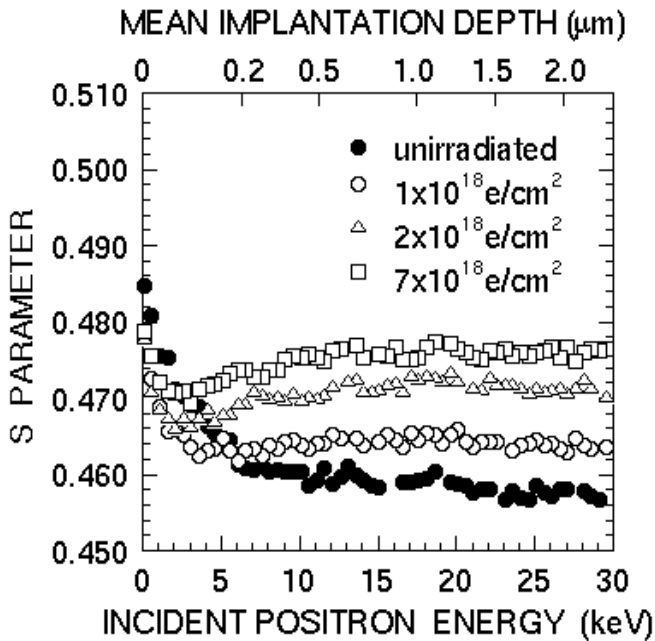


Fig.1 S parameter vs incident positron energy for the 3C-SiC samples before and after 1 MeV electron irradiation. The mean implantation depth of positrons is also represented in the upper abscissa.

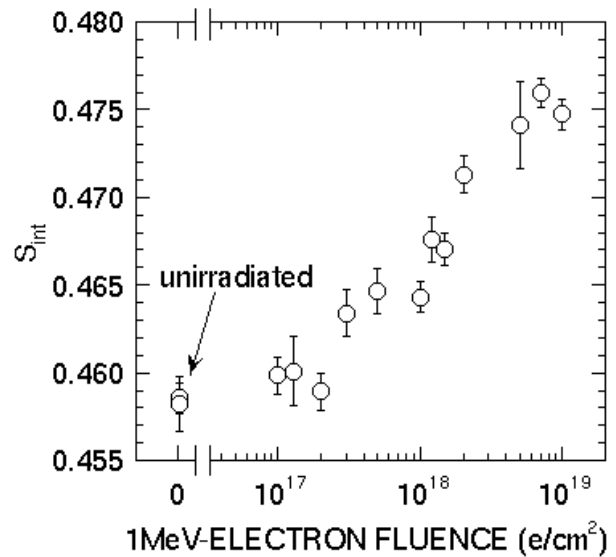


Fig.2 Electron fluence dependence of the characteristic S parameter in the interior region of 3C-SiC (S_{int}). Data obtained for unirradiated 3C-SiC is also plotted.

下では、 S 値は陽電子エネルギーの減少につれ増大する。これは入射陽電子の外方拡散と表面での消滅に起因する。(一般に、半導体材料では $S_s > S_{int}$ である)入射エネルギーが約10keV以上では、 S 値は入射エネルギーに依存せず一定となる。これは、入射した陽電子が結晶内部で消滅することを示している。この場合は表面における陽電子の消滅は考慮する必要はなく、測定した S 値は S_{int} に対応する。未照射3C-SiC試料の $S(E)$ データから、陽電子拡散長は184nmと見積もれる³⁵⁾。この値は、高品質Si結晶に対して報告された数値³⁶⁾にほぼ匹敵することから、本研究で使用した3C-SiC結晶が良質であること及びほとんど全ての入射陽電子は欠陥に捕獲されずに3C-SiCバルク内で消滅する(結晶の価電子や内殻電子と消滅する)ことが示唆される。

電子線照射試料では、陽電子は導入された照射欠陥に捕獲され消滅するようになり、 S 値が増加する。1MeV電子線照射では、照射欠陥は3C-SiC薄膜結晶内部に均一に分布すると考えられ、Fig.1に示されるように、 S_{int} 値は入射陽電子エネルギーに依存せず、ほぼ一定となる。Fig.2に S_{int} 値の電子線照射量依存性を示す。 S_{int} 値は照射量とともに増加し、電子線照射により3C-SiC中に陽電子捕獲中心となる空孔型欠陥が形成されることが解る。電子線照射3C-SiCの室温でのESRスペクトルをFig.3に示す。これより、照射試料では等方的な g 値 2.0029 ± 0.0001 を有するT1信号が観測され、照射により3C-SiC中には V_{Si} が生成されることが確認できた。SiCへの電子線照

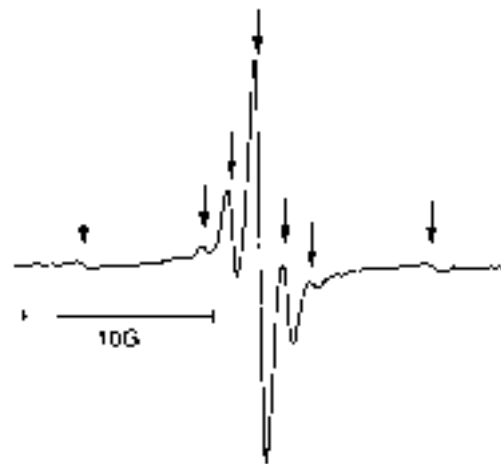


Fig.3 ESR spectrum at room temperature for 3C-SiC irradiated with electrons at $3 \times 10^{18} / \text{cm}^2$. The magnetic field was applied parallel to the $\langle 100 \rangle$ axis. ESR lines of the T1 signal, which arises from a negatively charged silicon vacancy, are indicated by the arrows.

射では V_{Si} と同様に、 V_C や格子間原子型欠陥も導入されると推測される。ここで、陽電子は格子間原子型欠陥には捕獲される可能性は非常に低いことが知られている。また、電子線照射6H-SiCの陽電子消滅測定から、ドブラー測定では V_C は検出されないと報告されている³⁷⁾。さらに、GaAsにおいて、アンチサイト欠陥は有効な陽電子捕獲中心とはならないことが示された^{38,39)}。これらの実験事実より、3C-SiCにおいてもC空孔やアンチサイト欠陥は有効な陽電子捕獲中心として作用しないものと推測できる。従って、電子線照射により観測された S_{int} 値の増

加は主に V_{Si}^- の形成に起因すると帰結できる。また、ESRでもT1以外の信号は検出されなかった。これは、照射により V_C は形成されるものの、その荷電状態が中性(0)となっており、このため V_C が非常磁性状態(有効スピン $S=0$)であることに原因している^{27,29)}。

陽電子捕獲中心となる欠陥が材料中に導入されると、 S_{int} は結晶内の価電子や内殻電子と消滅する成分(バルクでの消滅成分) S_b と欠陥で消滅する成分 S_d を用いて以下のように表記される。

$$S_{int} = (\lambda S_b + \kappa S_d) / (\lambda + \kappa) \quad (2)$$

ここで、 λ はバルク状態での捕獲速度、 κ は欠陥への捕獲速度である。後者は欠陥濃度 C_d に依存し、 $\kappa = \mu C_d$ (μ は捕獲速度)で関係付けられている。 S_d は S_b より大きいので、欠陥種が変化しない場合は、欠陥濃度の増加により S_{int} 値は増加し、最終的に S_d と一致するようになる。ここで、 S_d/S_b の比 S_d/S_b は空孔型欠陥のサイズに関する情報を含んでいる。 S_d/S_b と空孔サイズの関係についてはSiでは確立されており、例えば、 $S_d/S_b=1.03$ は単一空孔、 $S_d/S_b=1.04 \sim 1.06$ は二重空孔に対応することが知られている^{36,40-42)}。本実験で得られた S_{int} の照射量依存性から、約 $5 \times 10^{18} e/cm^2$ 以上の照射を行った試料における S_{int} 値と未照射試料の S_{int} 値の比は約1.04と見積もれ、Siにおける二重空孔 V_2 の値とほぼ一致する。これは、このような高照射量領域では1MeV電子線照射により3C-SiC中に V_{Si} 以外にも V_2 が形成されることを示唆している。また、得られた S_{int} の照射量依存性については、照射時の V_{Si} と V_C の結合による V_2 形成を仮定した計算から、定量的も説明することができる⁴³⁾。しかし、 S_d/S_b と空孔サイズの関係はSiCに対してはまだ確立されておらず、ドップラー広がり測定のみからは欠陥種の同定は困難であるため、照射による V_2 形成の断定には陽電子寿命測定などを用いてさらに評価を進める必要がある。以上に記述したドップラー広がり測定より、電子線照射により3C-SiC中に V_{Si}^- が形成されること並びに V_{Si}^- が主要な陽電子捕獲中心として働くことが明らかになった。

3.2 陽電子寿命による評価

電子線照射前後のn型3C-SiCにおいて観測された陽電子寿命スペクトルをFig.4に示す。陽電子の消滅過程はバルク状態での消滅と欠陥での消滅の二成分に分離でき、得られた寿命スペクトル $L(t)$ を以下の式を用いて解析した。

$$L(t) = (I_1/\tau_1) \exp(-t/\tau_1) + (I_2/\tau_2) \exp(-t/\tau_2) \quad (3)$$

ここで、 τ_i 、 I_i は各々i番目の成分の寿命と強度であり、二成分の強度の和は $1(I_1+I_2=1)$ となる。この二成分捕獲モデルに基づき、 τ_1 、 τ_2 は以下のように記述される。

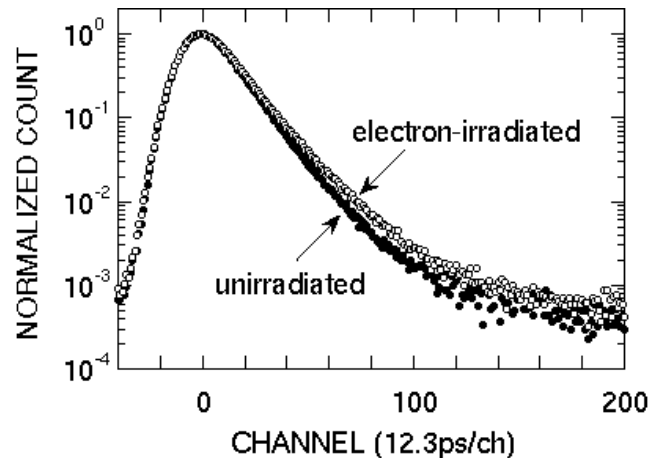


Fig.4 Positron lifetime spectra at room temperature for 3C-SiC samples before and after electron irradiation. The electron fluence in the irradiated sample was $1.1 \times 10^{18} e/cm^2$.

$$\tau_1 = 1 / (\tau_b^{-1} + \kappa),$$

$$\tau_2 = \tau_v \quad (4)$$

ここで、 τ_b 、 τ_v はバルク状態と空孔型欠陥での陽電子寿命に対応する。 κ は欠陥への陽電子捕獲速度であり、 $\kappa = (I_2/I_1)(\tau_b^{-1} - \tau_1^{-1})$ で記述される。本解析の妥当性はEq.(3)を用いて決定した τ_1 とEq.(4)より計算した $\tau_1(\tau_1^{TM})$ の比較により評価できる。

未照射試料では、寿命スペクトルはバルク成分の一成分のみで解析でき、寿命値として $140 \pm 2 ps$ が得られた。同様な寿命値が高品質6H-SiCでも実験的に得られており^{39,44)}、且つ理論的にも導出されている⁴⁵⁾。従って、未注入試料で得られた寿命値140psは3C-SiCバルクでの寿命 τ_b と見なすことができる。

Fig.4に示されるように、陽電子寿命は電子線照射により増加し、照射による空孔型欠陥の生成が明示される。照射試料に対して得られた寿命スペクトルをEq.(3)を用いて解析し、二種類の寿命成分 τ_1 、 τ_2 と強度 I_2 を求め、結果を電子線照射量の関数としてFig.5に示す。Eq.(4)により導出した計算値 τ_1^{TM} も同図内に示している。照射量範囲全域で τ_1 は τ_1^{TM} とほぼ一致することから、我々の解析において使用した二成分捕獲モデルの妥当性が示される。これより、二種類の寿命成分 τ_1 、 τ_2 は各々バルクでの消滅、空孔型欠陥での消滅に対応すると考えて良い。寿命 τ_2 は、 $1.1 \times 10^{18} e/cm^2$ までの照射量範囲において、ほぼ一定値 $188 \pm 4 ps$ であった。この値は3C-SiC中の V_{Si} に対する計算結果($191 ps^{45)$ 、 $185 ps^{46)$)と良く一致する。これより、得られた寿命188psは V_{Si} での陽電子寿命に対応する可能性が高いと考えられる。

これを確認するために、照射試料の等時アニールを行い、陽電子寿命測定及びESR測定を実施し、寿命変化を

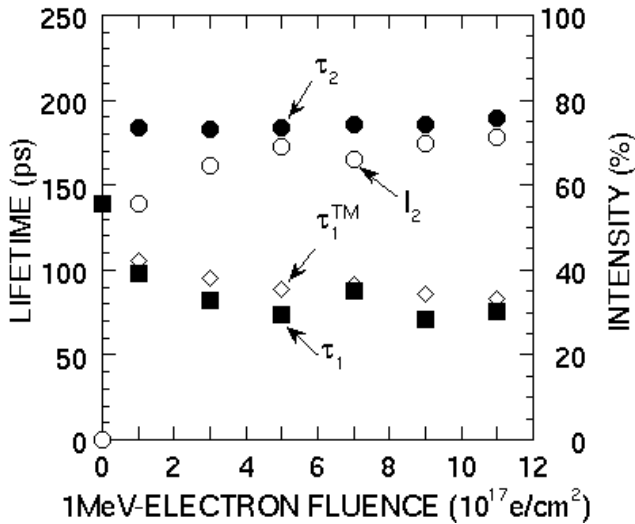


Fig.5 Electron fluence dependence of the positron lifetimes τ_1 and τ_2 , and the intensity I_2 for 3C-SiC. The calculated lifetime τ_1^{TM} is also plotted.

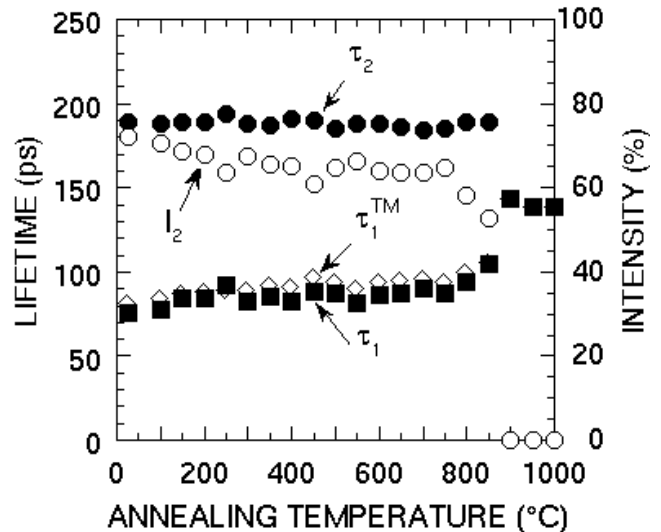


Fig.6 Positron lifetimes τ_1 and τ_2 , and intensity I_2 as a function of annealing temperature for the 3C-SiC sample irradiated with electrons at $1.1 \times 10^{18}/\text{cm}^2$. The calculated lifetime τ_1^{TM} is also displayed.

調べるとともに、欠陥への陽電子捕獲速度 κ とT1信号強度の相関を取得した。得られた結果をFig.6, Fig.7に示す。ここで、Fig.6に示されるように、 τ_1 と τ_1^{TM} とはほぼ一致しており、アニール後の欠陥評価においても二成分捕獲モデル使用の妥当性が示された。また、寿命 τ_2 はその成分が消失する900 °Cまでのアニール温度範囲でほぼ一定 188 ± 4 psであり、強度 I_2 は約200 %、約800 °C前後で減少している。この結果は、アニールを行っても欠陥種は変化しないが、その濃度は200 °C及び800 °C前後で低下することを示している。欠陥濃度に比例する陽電子捕獲速度 κ とT1信号強度のアニール温度依存性の比較(Fig.7)から、 κ とT1強度変化は非常に良く一致することが解る。この結果は陽電子捕獲中心が V_{Si} であることを明確に示しており、電子線照射により V_{Si} が形成されること、 V_{Si} が主たる陽電子捕獲中心として作用することが寿命測定からも検証された。また、n型3C-SiCにおける V_{Si} の荷電状態が負(-1価)であることを考慮すると、得られた寿命 188 ± 4 psは、陽電子に対してクーロン引力を有する V_{Si}^- の捕獲陽電子寿命に対応すると結論できる。

ESRによる定量の結果、1MeV電子線照射による V_{Si} の導入率は $1.7 \times 10^{-2}/\text{cm}$ と見積もれた。 $1.1 \times 10^{18} \text{e}/\text{cm}^2$ 照射試料では V_{Si} 濃度は約 $1.9 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ であり、これは原子比率として 2.0×10^{-7} に対応する。一方、寿命測定より、照射後の κ 値として $5.0 \times 10^9 / \text{s}$ が得られた。また、本測定では ^{22}Na 線源から発生する陽電子の約60%が3C-SiC薄膜試料を通過し、約40%が試料中で消滅すると推定される⁴⁷⁾。これらを考慮すると、 V_{Si}^- の比捕獲速度 μ は約 $6.0 \times 10^{16} / \text{s}$ と見積もれる。得られた μ 値は、Siにおける V_{Si}^- に対して報告されている値⁴⁸⁾より約3倍大きい。これは、SiCの誘

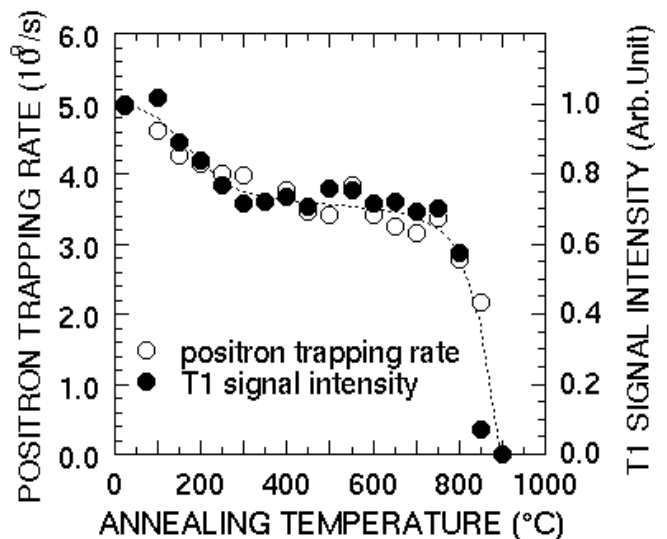


Fig.7 Annealing temperature dependence of the positron trapping rate at a defect and the intensity of T1-ESR signal for electron irradiated 3C-SiC.

電率がSiより小さいため、同じ荷電状態であっても、SiC中の V_{Si}^- の方が陽電子の捕獲半径が大きくなることで定性的に説明できる⁴⁷⁾。

ドブラー広がり測定と同様に、寿命測定においても V_C での陽電子消滅成分は観測されなかった。これは、 V_C の陽電子捕獲速度が低いことが主要因と考えられる。欠陥の陽電子捕獲速度は欠陥濃度だけでなく、欠陥の荷電状態や平均容積に依存する³²⁾。n型3C-SiCにおける V_C の荷電状態は、ESR測定結果より、中性(V_C^0)と推定される。さらに、C原子のイオン半径はSi原子より小さいことから、空孔の平均容積についても V_C は V_{Si} より小さいと考えられる。このため V_C^0 への陽電子捕獲速度は低く、

陽電子の大部分は照射3C-SiC中に混在する V_{Si}^- に捕獲されることになり、 V_C が検出されないものと推察される。また、理論的に V_C での陽電子寿命は150psと予想されており^{45,46)}、この値はバルクでの寿命値140psと非常に近い。このためバルク寿命と弁別しにくいことも V_C 寿命成分が得られなかった一因として挙げられる。

ドップラー広がり測定からは、 $1 \times 10^{19} e/cm^2$ のような非常に高い照射量領域では、電子線照射による二重空孔 V_2 の生成が示唆された。 V_2 における陽電子寿命は V_{Si} での寿命より長い上、捕獲速度も高いと考えられ、もし V_2 が形成されれば寿命測定でも検出できるはずである。実際、3MeV電子線照射⁴⁴⁾や200keV程度でイオン注入^{46,49)}を行った6H-SiCでは、 V_2 における陽電子寿命成分が観測されている。しかし、最大 $1.1 \times 10^{18} e/cm^2$ までの照射量範囲では、寿命測定で V_2 形成を裏付ける結果は得られなかった。この事実は、1MeV電子線照射では V_2 が一次的に形成される確率は非常に低いことや、この程度の照射量では生成される空孔濃度が低く、欠陥結合反応による二次的な V_2 形成の確率も低いことで説明できる。しかし、このような V_2 形成や V_C 形成を明確にするためには、さらに実験を進める必要がある。以上の寿命測定の結果から、主たる陽電子捕獲中心となる V_{Si}^- の形成が確認できた。さらに、3C-SiCにおける V_{Si}^- の捕獲陽電子の寿命として188psが決定でき、比捕獲速度として約 $6.0 \times 10^{16} /s$ が得られた。これらの数値は、PAS評価を行う上で不可欠なパラメータであり、今後SiCにおける欠陥研究に活用できる。

§ 4 まとめ

3C-SiCにおける点欠陥評価のため、CVD成長により作製した高品質3C-SiC単結晶に1MeV電子線を照射し、陽電子消滅ガンマ線のドップラー広がり測定及び陽電子寿命測定を行った。また、ESR測定も実施し、PASとESR測定結果の相関を調べた。この結果、電子線照射により3C-SiC中に負に帯電したSi単一空孔 V_{Si}^- が形成され、この V_{Si}^- が主要な陽電子捕獲中心として働くことが判明した。また、3C-SiCバルクでの陽電子拡散長として184nm、陽電子寿命として140psが得られた。さらに、 V_{Si}^- の捕獲陽電子の寿命は188ps、比捕獲速度は $6.0 \times 10^{16} s^{-1}$ であると決定できた。これらの陽電子消滅パラメータはPASを用いたSiC中の欠陥の評価に有用である。

謝 辞

CVD法による3C-SiC単結晶成長に御協力頂いた電総研の三沢俊司氏（現在日本真空技術株）とESR測定評価に

関して御助言頂いた原研の森下憲雄氏に深謝する。

参 考 文 献

- 1) See, for example, papers dealing with SiC devices in Silicon Carbide, A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology, Vol.II, edited by W.J.Choyke, H.Matsunami, and G.Pensl (Akademie Verlag, Berlin, 1997).
- 2) P.Das and D.K.Ferry, Solid State Electron. 19 (1976) 851.
- 3) W.E.Nelson, F.A.Halden, and A.Rosengreen, J.Appl.Phys. 37 (1966) 333.
- 4) P.J.Lin-Chung and Y.Li, Mat.Sci.Forum 10-12 (1986) 1247.
- 5) Y.Li and P.J.Lin-Chung, Phys.Rev.B 36 (1987) 1130.
- 6) C.Wang, J.Bernholc, and R.F.Davis, Phys.Rev.B 38 (1988) 12752.
- 7) J.Bernholc, S.A.Kajihara, C.Wang, and A.Antonelli, Mat.Sci.Eng. B11 (1992) 265.
- 8) D.N.Talwar and Z.C.Feng, Phys.Rev.B 44 (1991) 3191.
- 9) S.Nishino, J.W.Powell, and H.A.Hill, Appl.Phys.Lett. 42 (1983) 460.
- 10) S.Yoshida, K.Endo, E.Sakuma, S.Misawa, H.Okumura, H.Daimon, E.Muneyama, and M.Yamanaka, Mat.Res.Soc.Symp.Proc. 97 (1987) 259.
- 11) P.Liaw and R.F.Davis, J.Electrochem.Soc. 132 (1985) 642.
- 12) S.Nishino, H.Suhara, H.Ono, and H.Matsunami, J.Appl.Phys. 61 (1987) 4889.
- 13) See, for example, a recent review work J.Schneider and K.Maier, Physica B 185 (1993) 199 and references therein.
- 14) L.A.de S.Balona and J.H.N.Loubser, J.Phys.C: Solid State Phys. 3 (1970) 2344.
- 15) I.I.Geicyz, A.A.Nesterov, and L.S.Smirnov, in Radiation Effects in Semiconductors, edited by J.W.Corbett and G.D.Watkins (Gordon and Breach Science, London, 1971) p.327.
- 16) I.I.Geitsi, A.A.Nesterov, and L.S.Smirnov, Sov.Phys.Semicond. 4 (1970) 744.
- 17) W.J.Choyke and L.Patrick, Phys.Rev.B 4 (1971) 1843.
- 18) L.Patrick and W.J.Choyke, J.Phys.Chem.Solids 34 (1973) 565.
- 19) W.J.Choyke, Inst.Phys.Conf.Ser. No.31 (1977) 58.

- 20) V.Nagesh, J.W.Farmer, R.F.Davis, and H.S.Kong, *Appl.Phys.Lett.*50 (1987) 1138.
- 21) V.Nagesh, J.W.Farmer, R.F.Davis, and H.S.Kong, *Radiat.Effects and Defects in Solid* 112 (1990) 77.
- 22) J.A.Freitas,Jr., S.G.Bishop, J.A.Edmond, J.Ryu, and R.F.Davis, *J.Appl.Phys.* 61 (1987) 2011.
- 23) I.Nashiyama, T.Nishijima, E.Sakuma, and S.Yoshida, *Nucl.Inst.&Methods Phys.Res.* B33 (1988) 599.
- 24) H.Itoh, N.Hayakawa, I.Nashiyama, and E.Sakuma, *J.Appl.Phys.* 66 (1989) 4529 .
- 25) H.Itoh, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *IEEE Trans.Nucl.Sci.* 37 (1990) 1732 .
- 26) H.Itoh, M.Yoshikawa, L.Weil, S.Tanigawa, I.Nashiyama, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *Mat.Res.Soc.Symp.Proc.* 262 (1992) 331 .
- 27) H.Itoh, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *J.Electron.Mater.* 21 (1992) 707 .
- 28) H.Itoh, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *Inst.Phys.Conf.Ser.* No.137, 255 (1994).
- 29) H.Itoh, A.Kawasuso, T.Ohshima, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, S.Tanigawa, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *phys.stat.sol.(a)* 162 (1997) 173.
- 30) H.Itoh, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, H.Okumura, S.Misawa, and S.Yoshida, *J.Appl.Phys.* 77 (1995) 837.
- 31) N.T.Son, E.Sörman, W.M.Chen, M.Singh, C.Hallin, O.Kordina, B.Monemar, E.Janzén, and J.L.Lindström, *J.Appl.Phys.* 79 (1996) 3784.
- 32) Regarding characterization of defects by PAS, see, for example, P.A.-Kumar, K.G.Lynn, and D.O.Welch, *J.Appl.Phys.* 76 (1994) 4935.
- 33) A.van Veen, H.Schut, J.de Vries, R.A.Hakvoort, M.R.Ijpma, *AIP Conf.Proc.* 218 (1990) 171.
- 34) P.Kirkegaard, N.Pederson, and M.Eldrup, *PATFIT-88, Riso-M-2704* (1989).
- 35) A.Uedono, H.Itoh, T.Ohshima, Y.Aoki, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, H.Okumura, S.Yoshida, T.Moriya, T.Kawano, and S.Tanigawa, *Jpn.J.Appl.Phys.* 35 (1996) 5986 .
- 36) A.Uedono, T.Kitano, M.Watanabe, T.Moriya, T.Kawano, S.Tanigawa, R.Suzuki, T.Ohdaira, and T.Mikado, *Jpn.J.Appl.Phys.* 35 (1996) 2000.
- 37) S.Dannefaer, D.Craigen, and D.Kerr, *Phys.Rev.B* 51 (1995) 1928.
- 38) J.-L.Lee, A.Uedono, S.Tanigawa, and J.Y.Lee, *J.Appl.Phys.* 67 (1990) 6153.
- 39) S.Dannefaer, B.Hogg, and D.Kerr, *Phys.Rev.B* 30 (1984)3355 .
- 40) J.Keinonen, M.Hautala, E.Rauhala, V.Karttunen, A.Kuronen, J.Räisänen, J.Lahtinen, A.Vehanen, E.Punkka, and P.Hautojärvi, *Phys.Rev.B* 37 (1988) 8269.
- 41) A.Uedono, S.Tanigawa, J.Sugiura, and M.Ogasawara, *Jpn.J.Appl.Phys.* 29 (1990) 1867 .
- 42) A.Uedono, L.Weil, C.Dosho, H.Kondo, S.Tanigawa, J.Sugiura, and M.Ogasawara, *Jpn.J.Appl.Phys.*30 (1991) 201.
- 43) H.Itoh, M.Yoshikawa, I.Nashiyama, L.Weil, S.Tanigawa, S.Misawa, H.Okumura, and S.Yoshida, *Hyperfine Interactions* 79 (1993) 725.
- 44) A.Kawasuso, H.Itoh, S.Okada, and H.Okumura, *J.Appl.Phys.* 80 (1996) 5639.
- 45) G.Brauer, W.Anwand, E.-M.Nicht, J.Kuriplach, M.Sob, N.Wagner, P.G.Coleman, M.J.Puska, and T.Korhonen, *Phys.Rev.B* 54 (1996) 2512.
- 46) G.Brauer, W.Anwand, P.G.Coleman, A.P.Knights, F.Plazaola, Y.Pacaud, W.Skorupa, J.Störmer, and P.Willutzki, *Phys.Rev.B* 54 (1996) 3084.
- 47) A.Kawasuso, H.Itoh, N.Morishita, M.Yoshikawa, T.Ohshima, I.Nashiyama, S.Okada, H.Okumura, and S.Yoshida, *Appl.Phys.A* 67 (1998) 209.
- 48) A.Kawasuso, M.Hasegawa, M.Suezawa, S.Yamaguchi, and K.Sumino, *Jpn.J.Appl.Phys.* 34 (1995) 2197.
- 49) T.Ohshima, A.Uedono, K.Abe, H.Itoh, Y.Aoki, M.Yoshikawa, S.Tanigawa, and I.Nashiyama, *Appl.Phys.A* 67 (1998) 407.

(1999. 2.25受付)