講座

陽電子の科学と計測シリーズ

Ⅵ. 陽電子計測の応用 1. 半導体の欠陥研究

上殿明良

東京大学先端科学研究センター

153 東京都目黒区駒場 4-6-1

Key Words: positron, monoenergetic positron beam, Doppler broadening, lifetime, vacancy, defect, semiconductor

1. はじめに

陽電子を用いた研究は、きわめて広範囲に及んでいるが、工業的に最も重要な応用の例として、格子欠陥の研究があげられる。近年、LSIの高集積化に伴い、半導体基板に存在する点欠陥が、LSIの性能に大きく影響するようになってきた。高集積化はLSIの構造の微細化によって達成されるが、不純物のイオン注入や薄膜の形成などの製造プロセスで導入される表面近傍に存在する欠陥が大きな問題となる。このため、バルクや表面近傍の点欠陥を感度良く検出する手法が切望されていた。1980年ごろから、エネルギー可変の低速陽電子を用いて、表面からバルクまで連続的に欠陥を検出する研究が行われるようになると、陽電子消滅が半導体研究の手法として期待されるようになってきた¹⁾⁻⁷⁾。とくに最近では、陽電子の点欠陥検出の能力が大きく注目され、実際に問題解決の手法として用いられようとしている。ここでは、陽電子消滅を用いた半導体の欠陥研究について、最近の結果を中心に解説する。

2. イオン注入による欠陥の検出

陽電子は物質中に入ると、電子と対消滅し二本の γ 線を放出する。この γ 線のエネルギー分布や角度分布を測定することにより、物質中の電子の運動量分布についての情報を得ることができる^{1),2)}。一方、陽電子はイオン核から反発力を受けるため、空孔型欠陥に捕獲される可能性がある。この場合、陽電子は欠陥中の電子と消滅することになるので、バルクの電子との消滅の場合と区別することにより欠陥検出が可能になる。本章では、イオン注入により導入された表面近傍の空孔型欠陥を低速陽電子で検出した例を紹介する。

2・1 シリコン

P^+ イオンをSi基板に注入した試料について、イオン注入により導入された格子欠陥分布を検出した結果を図1に示した⁸⁾。用いた試料は、p型、 $10\ \Omega\text{cm}$ のSi基板で、イオン注入前に保護膜として、43 nmの SiO_2 を熱酸化(H_2/O_2 , 950°C)により形成してある。ただし、酸化膜はイオン注入後に除去した。 P^+ のエネルギーは150 keVで、注入量は $5 \times 10^{11} - 5 \times 10^{16}\ \text{P/cm}^2$ である。図でSパラメータとは陽電子消滅 γ 線ドップラー拡がりの先鋭度を示すパラメータで、陽電子が空孔型欠陥に捕獲されるとその値が大きくなる^{1),2)}。また、図の横軸は陽電

† Positron Science and Its Application to Physical Measurements, Ⅵ, 1. A study of defects in semiconductors, Akira UEDONO: Research Center for Advanced Science and Technology, University of Tokyo, 4-6-1, Komaba, Meguro-ku, Tokyo 153, Japan.

図1 P^+ イオンを注入した Si の S パラメータの試料深さ依存性
イオンのエネルギーは 150 keV, 注入量は $5 \times 10^{11} - 5 \times 10^{16} \text{ P/cm}^2$ である

子の注入エネルギー E である。対応する陽電子の平均注入深さも同時に示した。図中, “Si” と示された直線はバルク固有の S パラメータを示す。図より注入量が増大すると, S パラメータの値が増加することがわかる。この S パラメータの上昇は, 陽電子がイオン注入により導入された空孔型格子欠陥で消滅していることに対応する。陽電子の打込みエネルギーは試料の深さに対応するため, 測定された S - E プロットから, 欠陥の分布やその濃度の増減について議論できる。 $5 \times 10^{16} \text{ P/cm}^2$ 照射の試料では, $5 \times 10^{15} \text{ P/cm}^2$ 照射に比較して損傷領域の S パラメータは減少している。これはイオン注入によって損傷領域が非晶質化したためである。非晶質形成のための臨界注入量と, S パラメータが減

図2 測定結果(図1)より求められた格子欠陥分布と LSS 理論により計算されたイオンの分布

少し始める注入量は一致する。また, 非晶質化前の欠陥領域の S パラメータより, 陽電子が検出しているのは空孔集合体であることがわかった。

陽電子の注入プロファイルは, 陽電子の注入エネルギーが高くなるほど広がり, また注入後, 陽電子は表面方向へ拡散する傾向がある⁹⁾。このため, より正確な欠陥分布を得るためには, 陽電子の拡散と注入プロファイルを考慮したモデルを用いて, 測定された S - E カーブを解析する必要がある。 $5 \times 10^{14} - 5 \times 10^{16} \text{ P/cm}^2$ まで照射した試料について, このような手法で解析した結果を図2に示した⁸⁾。また, 図1の曲線は最小二乗法を用いたフィットの結果である。図2には LSS 理論により求めた P の注入プロファイルの計算結果も示した。図より欠陥分布はイオンの注入プロファイルよりも試料奥に形成されていることがわかる。これは, チャネリングにより, イオンの平均打込み深さよりも試料奥へ侵入したイオンが格子欠陥を導入していること, およびイオン注入後の欠陥の移動によるものである。

イオン注入によりデバイスを製作する場合,

図3 80keVのエネルギーの B^+ イオンを $5 \times 10^{15} \text{ B/cm}^2$ まで注入したSiについて真空中で等時焼鈍した結果

注入後、焼鈍により不純物を置換位置に入れ、活性化する必要がある。この場合、どのような過程で欠陥が消失するかを知ることは重要である。図3には $5 \times 10^{15} \text{ B/cm}^2$ まで照射した試料について、超高真空中で、20分間の等時焼鈍を行った後、 S パラメータの深さ依存性を測定し

た結果を示した¹⁰⁾。800℃で損傷領域の S パラメータの値は大きく減少し、1200℃の焼鈍により、ほぼ未照射の状態に戻った。圧延加工したSiで、800℃近傍の等時焼鈍で空孔集合体が移動、消失することが見いだされているので¹¹⁾、 B^+ イオン注入に伴う欠陥のほとんどが、この空孔集合体であると考えられる。また、酸化膜を除去しない試料についても同様の実験を行った結果¹⁰⁾、欠陥の消失する温度は、酸化膜を除去した試料の場合と同じであった。ゆえに SiO_2/Si 界面は、この欠陥の焼鈍過程に影響しないと結論できる。

900–1000℃では、試料表面で S パラメータが減少した。ここで観測された S パラメータの振舞いは酸化膜をつけたSiのそれによく似ている¹⁰⁾。第3章で述べるように、酸素の存在により S パラメータは減少するので、空孔型欠陥に捕獲されていたSi中の酸素が、酸素–空孔集合体が分解すると同時に試料表面へ移動したと考えられる。この酸素はイオン注入前に表面に形成した酸化膜から、Si基板へイオン注入時に打ち込まれたものであると考えられる。 S パラメータの減少は1100℃以上の焼鈍では観測されなかった。ゆえに、表面の酸素は温度上昇により取り除かれると思われる。1000℃において表面から500nmの範囲でバルクの S パラメータよりも低い S が観測された。この深さは、イオン注入により形成された欠陥の領域と一致するので、この現象はつぎのように説明することができる。イオン注入により導入された欠陥がCz-Si中に不純物として存在する酸素を集め、酸素–空孔集合体を形成するが、焼鈍温度が上昇するに伴い、これらの欠陥は消失する。しかしながら、酸素は集合体として存在するため、これらの酸素クラスターで陽電子が消滅し、 S パラメータが減少すると考えられる¹²⁾。さらに、減少した S パラメータは1200℃の焼鈍で回復することから、酸素集合体は1200℃で解離、分解すると考えられる。

図4には P^+ イオンを $5 \times 10^{15} \text{ P/cm}^2$ まで注入した試料について、等時焼鈍を行った結果を示した⁸⁾。室温から300℃までは、大きな変化

図4 150 keV のエネルギーの P^+ イオンを $5 \times 10^{13} \text{ P/cm}^2$ まで注入した Si について真空中で等時焼鈍した結果

は観測されなかったが、 400°C から 800°C にかけて、表面近傍で S パラメータの上昇が観測された。したがって、この温度範囲で、①表面近傍に新たに形成された二次欠陥と、②焼鈍前から存在する欠陥が共存していると考えられる。これらの欠陥も 900°C で消失する。 1000°C からは、 B^+ イオン注入でも見られた、酸素による S パラメータの減少が観測されたが、 1200°C の等時焼鈍でも S パラメータの回復は見られなかった。リコイルによる酸化膜からの酸素注入の効果は、 B^+ イオンよりも P^+ イオンの方が大きいので、 P^+ イオン注入では、表面近傍

の酸素濃度が高く、高温でも安定な酸化膜が形成されたと考えられる。また、 P^+ イオンの注入を行った試料で、 400°C から 800°C にかけて観測された二次欠陥は、 B^+ イオン注入では見られなかったことから、この欠陥の種類は、表面に打ち込まれた酸素と空孔の複合体であると推測できる。この欠陥の存在のため、空孔型欠陥は表面へ拡散できず、欠陥の消失温度が B^+ イオン注入よりも高温側へシフトしたと考えられる。また、酸化膜を除去しない試料では、 1100°C で欠陥の回復が観測された⁸⁾。したがって、この二次欠陥は酸化膜が存在すると、高温の焼鈍でも消失せず、欠陥の回復温度をさらに上昇させる効果があることがわかった。

高エネルギー ($> \text{MeV}$) でイオンを注入することにより、基板のより深い位置に不純物を導入し、高集積化および製造プロセスの単純化を達成しようという試みが盛んに行われている。しかしながら、高エネルギーイオン注入で導入された欠陥は、通常のエネルギの注入に比較して、比較的高温においても安定であることがわかってきた。ここでは、陽電子消滅を用いて、高エネルギーイオン注入により導入された欠陥を調べた結果について報告する。図5には 2 MeV で P^+ イオンを Si に注入した結果を示した¹³⁾。通常のエネルギのイオン注入と明らかに違う点は、 1200°C の焼鈍温度においても欠陥が消失しない点である。さらに、 $1000\text{--}1200^\circ\text{C}$ では、 $E=10\text{--}15 \text{ keV}$ で S パラメータの値が、 $E=5 \text{ keV}$ 付近の S パラメータよりも大きい。このことは、 1000°C 以上の焼鈍温度において、2種類の欠陥が共存していることを示している。また、 S パラメータの値から、欠陥種は双方とも空孔集合体であることがわかった。観測された S パラメータの陽電子打込みエネルギー依存性を、陽電子の一次元拡散方程式を用いて解析した。図5の曲線はすべて解析の結果求められたフィッティング曲線である。フィッティングの結果を図6に示した¹³⁾。ここで、 D とは欠陥領域の最大深さで、 D_1 および D_2 は、2種類の欠陥のそれぞれの最大深さを示してい

図5 2 MeV のエネルギーの P^+ イオンを $5 \times 10^{15} P/cm^2$ まで注入した Si について真空中で等時焼鈍した結果

る。図より200℃からDの値が減少することがわかる。Siの複空孔は200℃から移動、消失することが知られていることから、ここで測定

図6 測定結果(図5)より求められた損傷領域の最大深さの焼鈍温度依存性

された減少は複空孔の移動に対応すると考えられる。焼鈍温度が上昇するに従い、欠陥は表面方向へ移動する。これは表面が欠陥に対するシンクとなっているためである。同様な処理を行った試料について、電子顕微鏡(TEM)と二次イオン質量分析法(SIMS)により、表面近傍の欠陥と酸素の分布を調べた。800℃以上の焼鈍では、イオンの平均打込み深さに対応する領域で、棒状欠陥の存在が確認された。さらに、1000℃の焼鈍では、これらの欠陥は転位ループとなることがわかった。一方、1000℃の焼鈍後、TEMで観測できる欠陥は表面近傍には存在しなかった。図5より、表面からバルクにかけて、空孔集合体が存在することが明らかであるので、電子顕微鏡では観測できない点欠陥が、陽電子消滅で観測できることがわかる。一方、SIMSの結果から表面近傍に酸素が集合していることがわかった。この領域は、陽電子消滅で検出されている欠陥領域と重なることから、これらの欠陥は酸素-空孔集合体であると考えられる。さらに、酸素により、空孔は有効に安定化されているため、1200℃以上の高温でも存在できるようになると結論できる。

図7 O^+ イオンを注入した Si の S パラメータの試料深さ依存性
イオンのエネルギーは 200 keV, 注入量は $1-2 \times 10^{18} O/cm^2$ である

最近、酸素をイオン注入することにより、Si 中に SiO_2 膜を形成し、表面の Si を基板から絶縁させる技術 (separation by implanted oxygen, SIMOX) が注目されている。この Si 薄膜上にトランジスタを作成することにより、高集積かつ放射線等に対して耐性が高いデバイスを作成することができる。図7には O^+ イオンを 200 keV のエネルギーで Si に注入した試料を測定した結果を示した¹⁴⁾。ここでは良好な Si 薄膜を得るため、 $1 \times 10^{18} O/cm^2$ 注入後、 $1350^\circ C$ で2時間焼鈍した後、同様の条件で注入と焼鈍を繰り返した。図からわかるように、注入後、酸素打込み領域で S パラメータが減少することがわかった。これは、陽電子が酸素-空孔集合体で消滅するためである。表面近傍の S パラメータ ($E \approx 3$ keV) はイオン注入により、非常に増大することがわかった。Si 表面ではポジトロニウム形成により S パラメータが上昇することが知られている。ここで観測された S パラメータは Si 表面の S パラメータよりも大きい。また、イオン注入で通常、観測される空孔集合体の S パラメータよりも大きい。したがって、表面近傍に形成された欠陥中で、ポジトロニウ

図8 O^+ イオンを注入した Si の o -Ps の相対強度の試料深さ依存性

ム (Ps) 形成が加速されているか、オルソポジトロニウム o -Ps からパラポジトロニウム p -Ps への変換が起こっていると思われる。よく似た現象が He イオンを注入した金属で見いだされている^{15), 16)}。この場合、空孔中に He が存在することによって S パラメータが上昇していると考えられるので、SIMOX の場合にも、欠陥中に酸素が存在している可能性がある。

試料を高温で等時焼鈍することにより、酸素注入領域の S パラメータは上昇する。この効果は、前述の酸素-空孔集合体の消失および酸化膜の形成によるものである。この試料に、酸素イオンを注入することにより、 S パラメータは下がるが、高温焼鈍により再び上昇する。酸素注入領域での S パラメータの振舞いは、酸化膜中での Ps 形成率の変化で説明できる。陽電子打込みエネルギーの関数として陽電子寿命を測定すると、酸化膜中では、約 1.5 ns の寿命で消滅する陽電子があることがわかった。空孔型欠陥での陽電子の寿命は、空孔集合体でも、数百 ps であるので、観測された寿命は明らかに o -Ps のピックオフ消滅によるものである。陽電子打込みエネルギーを関数とした o -Ps の相対強度を図8に示した¹⁴⁾。焼鈍が進むにつれ、 o -Ps の強度が上昇することがわかる。これは、

図9 Si^+ イオンを注入した GaAs の S パラメータの試料深さ依存性

焼鈍により O-Si-O ネットワークが形成される過程で導入された空隙で、Ps が形成されているためである。したがって、 o -Ps の強度を測定することにより、この空隙の濃度の変化を追跡することができると考えられる。また、 o -Ps の寿命は空隙サイズの増大に伴い長くなるので、寿命測定により空隙のサイズを見積ることができると考えられる。

2.2 化合物半導体 (GaAs)

化合物半導体へのイオン注入は、Si 等とは異なった立場から、損傷発生過程を理解するという意味で重要である。図9に Si^+ イオンをGaAsに注入した試料について測定した結果を示した¹⁷⁾。Si の場合 (図1) と大きく異なるのは、欠陥分布が表面から試料奥にかけて減少している点である。これはイオン注入により多量の格子欠陥が試料表面へ導入されていることを示している。この差は、化合物半導体では、Si の場合のようなフォークスジョリジョンが起こらないことに起因すると考えられる。

一般に GaAs 中に打ち込まれた Si は、Ga 位置に入ってドナーになることが知られている

図10 Si^+ イオンを注入した GaAs について RTA を行った結果

が、その過程は明らかではない。そこで RTA (rapid thermal annealing) を施した試料について測定を行った (図10)¹⁸⁾。ここで、一次焼鈍は 900 °C で 5 秒、二次焼鈍は 850 °C で 0-30 秒である。RTA により表面付近の格子欠陥分布は消失するが、二次焼鈍時間を増しても S パラメータは変化しない。一方、Si の活性化率は、二次焼鈍により 17.8% から 63.1% へ上昇した。 S パラメータに変化がないということは、活性化の過程に空孔型欠陥が関与していないことを示している。したがって、Si の活性化は $\text{Ga}_{\text{Ga}} + \text{Si}_{\text{I}} \rightarrow \text{Si}_{\text{Ga}} + \text{Ga}_{\text{I}}$ で示されるキックアウトモデルで説明できると結論できる。

3. Si 中の酸素欠陥の検出

チョクラルスキー法 (Cz) で作成した Si は $1 \times 10^{18} \text{ O/cm}^3$ 程度の酸素を不純物として含んでいる。酸素不純物は基板の機械的強度の向上をもたらす、また他の不純物を集める効果 (ゲッターリング) があるので、Si 基板を製作する上で重要な不純物である。一方、酸素は結晶の冷却過程で析出する傾向がある。酸素が基板表面に析出した場合、デバイスの電気的特性に深刻

図11 3 MeV の電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った Si (as-grown) の陽電子寿命を三成分解析した結果

な影響を与える。酸素の関与する欠陥の例として、Cz-Si を急冷することにより酸素析出が加速されることが知られている。本章の実験の目的は、酸素析出の核となる欠陥を、陽電子消滅を用いて同定することにある。しかしながら、酸素欠陥自体は格子間型欠陥であるため、陽電子を捕獲する確率が低い。そこで、電子線照射により空孔型欠陥を導入し、空孔と酸素の複合体を検出した。

本実験で用いた試料は Cz-Si で、酸素濃度は $1 \times 10^{18} \text{ O}/\text{cm}^3$ であった。この Cz-Si を 1390°C で 2 時間の溶体化処理を行った後、He ガスを用いて室温まで急冷した試料を作成した。急冷した試料と比較のため用意した as-grown の試料について、 150°C で電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った。照射に要した時間は約 6 時間である。照射後、試料を窒素ガス雰囲気中で、30 分間等時焼鈍した。

図11は as-grown の Si の陽電子寿命の測定結果である¹⁹⁾。ここでは寿命スペクトルを三成分解析し、等時焼鈍温度の関数として示した。第二成分の寿命は 270 ps、第三成分の寿命は 320 ps に固定して解析した。使用した第二成分は単一原子空孔での陽電子寿命であり、第三成分は複空孔でのそれである。これらの結果から、欠陥の陽電子捕獲速度 κ を計算した。ここで捕獲速度はつぎの式のように格子欠陥濃度 C と比

図12 3 MeV の電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った Si (as-grown) の赤外吸収の結果

例関係にある。

$$\kappa = \mu C \quad (1)$$

Si の複空孔は 250°C 付近で消失することが良く知られているが、 κ_3 は 350°C で消失した。これは陽電子消滅では複空孔だけでなく、酸素-複空孔ペアも検出しているためである。すなわち、 250°C 以上ではつぎの反応が起こっていると考えられる。

複空孔 V_2 は酸素と結合し、酸素-複空孔ペアを形成することにより、より高温でも安定な欠陥となっている。一方、 κ_2 は単一原子空孔 V の濃度を示すが、Si 中ではすでに V は移動しているので、ここで検出している欠陥は単一原子空孔と酸素のペアである。図12には赤外吸収により同定された VO および VO_2 の振舞いを示した¹⁹⁾。ここで 830 cm^{-1} の吸収は VO に、また 890 cm^{-1} の吸収は VO_2 に対応する。図12より、照射直後では VO が形成されているが、 300°C からは以下の反応により VO_2 が形成されることがわかる。

陽電子の寿命は VO と VO_2 で大きく変化せず、 κ はその両方を示しているので、 VO_2 が消失する温度でその値が減少する (図11)。

図13には He ガスで室温まで急冷した試料

図13 3 MeV の電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った Si (He ガス急冷) の陽電子寿命を三成分解析した結果

について、電子線照射した結果を示した¹⁹⁾。as-grown の試料との大きな違いは、 κ_3 が複空孔が消失する温度で減少することにある。したがって、式 (2.1) や (2.2) のような反応は急冷により抑制されていると考えることができる。すなわち、単独で存在する酸素の量が減少していると考えられる。一方、 κ_2 は κ_3 が減少すると同時に増大することがわかった。陽電子の寿命は空孔型欠陥と結合する酸素の数が増えると短くなると考えられるので、次式で示される反応が起こっていると考えられる。

ここで、 $n > 2$ である。すなわち、 V_2O_n は短い陽電子寿命を与えるので、 κ_2 にその濃度が含まれていると考えられる。図14には急冷した試料の赤外吸収測定の結果を示した¹⁹⁾。図より急冷することにより、VO の濃度が as-grown の試料に比較して低くなることがわかった。これは式 (5) で示されるように、 O_n が導入された結果、電子線照射時にすでにつぎの反応が起こり、VO 形成が抑制されているからである。

以上の結果から、Si を高温から急冷することにより、酸素マイクロクラスター (O_n) が導入されると結論できる。この酸素マイクロクラスターが、酸素析出の核となっていると推定できる。本研究から陽電子消滅は、 V_2O_n など複雑

図14 3 MeV の電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った Si (He ガス急冷) の赤外吸収の結果

図15 3 MeV の電子線照射を $1 \times 10^{18} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ まで行った Si の S パラメータの等時焼鈍温度依存性

な酸素-空孔複合体を検出できるので、酸素と空孔の関係を研究する上で強力な手法であることがわかった。

図15には S パラメータの焼鈍温度依存性を示した。200°C での S パラメータの減少は複空孔の消滅に、300°C は VO の消滅に対応するが、350°C 以上から S パラメータはバルクの S パラメータよりも低くなることがわかった。この S パラメータの低下は 450°C から回復することから、 VO_2 の S パラメータがバルクの S より低いと結論できる。酸素-空孔集合体で陽電子が

図16 不純物およびキャリア濃度が異なる GaAs の S パラメータ

図17 不純物およびキャリア濃度が異なる GaAs の陽電子平均寿命

消滅する場合、酸素の電子の運動量分布が Si のそれよりも広いため、 S パラメータの減少が起こると考えられる。SIMOX において、酸素注入領域で観測されたバルクより低い S パラメータも酸素空孔集合体の効果によるものであると考えられる。

4. 陽電子消滅による格子間型欠陥の検出

格子間原子や正の電荷を持つ欠陥は、一般に陽電子消滅では検出されないと考えられてきた。しかしながら、格子間型欠陥や正の電荷をもつ欠陥は、陽電子の拡散を妨げる効果を持つため、陽電子拡散距離の測定と、ドブラー拡がりや陽電子寿命の測定を組み合わせることにより格子間型欠陥の検出が可能である。

図16と図17にはブリッジマン法 (HB) および LEC 法 (liquid encapsulated Czochralski) により製作された不純物種と濃度が異なる GaAs の S パラメータと平均寿命を示した²⁰⁾。図中の記号と試料の関係は表1に示した。n型の試料で高い S パラメータが観測されたのは、フェルミレベル効果による空孔型欠陥の導入によるものであると考えられる。ここで検出している欠陥は、Ga 空孔 V_{Ga} であることが欠陥中の陽電子寿命よりわかった。図18には、それぞれの試料

表 1 測定に使用した GaAs の電気的特性

試料	条件	不純物	キャリア濃度 (cm^{-3})
HB-N-A	HB	Si	8.4×10^{16}
HB-N-B	HB	Si	3.0×10^{17}
HB-N-C	HB	Si	7.2×10^{17}
HB-N-D	HB	Si	2.5×10^{18}
HB-P-A	HB	Zn	1.0×10^{18}
HB-P-B	HB	Zn	5.9×10^{18}
HB-P-C	HB	Zn	1.7×10^{19}
HB-P-D	HB	Zn	5.0×10^{19}
HB	HB	ドーパなし (n型)	1.8×10^{12} -5.5×10^{14}
LEC	LEC	ドーパなし	半絶縁

の S - E プロットより求めた陽電子拡散距離を示した。同様な手法で求めた LEC-GaAs の拡散距離は 290 nm であった。この値は Si の拡散距離の値に近いことから、LEC-GaAs では、ほとんどの陽電子は自由な状態から消滅していると考えられる。したがって、図16と図17に示した LEC-GaAs の値はそれぞれバルクの値に対応すると考えられる。この結果から、p型の試料では、キャリア濃度の上昇に伴い、 S パラメータは減少すると結論できる。一方、p型の試料の拡散距離は LEC-GaAs よりも小さく、また、キャリア濃度の上昇に伴い拡散距離は短くなる。陽電子の拡散を阻害する欠陥として、

図18 不純物およびキャリア濃度が異なる GaAs の陽電子の平均拡散距離

正の電荷を持った欠陥（格子間原子など）が考えられるが、この場合、陽電子は欠陥がない場合と似た過程を経て消滅すると考えられる。ここでは、図16に示したように、 S パラメータに変化が現われるので、単一の格子間型欠陥や置換位置の欠陥が陽電子を捕獲しているのではない。Siの場合は、酸素のマイクロクラスターが陽電子を捕獲し、 S パラメータを減少させるので¹⁹⁾、GaAsの場合にもフェルミレベルの上昇によりクラスターが導入され、陽電子を捕獲していると考えられる。

5. おわりに

陽電子消滅を用いたさまざまな物性評価法のうち、主に低速陽電子を用いた結果を紹介した。今までは、バルクの陽電子消滅法の延長である消滅 γ 線ドップラー拡がりの陽電子打込みエネルギー依存性の測定が盛んに行われてきた。今後は陽電子寿命測定、また陽電子の粒子および波動としての振舞いを利用した測定法、たとえば陽電子拡散距離法、陽電子誘起オージェ電子分光法、低速陽電子回折法などが利用されるようになるであろう。

文 献

- 1) 谷川庄一郎：応用物理，**50**，237 (1981)
- 2) 谷川庄一郎：物理学最前線，**5**，59 (1983)

- 3) 上殿明良，谷川庄一郎：Radioisotopes，**37**，217 (1988)
- 4) 上殿明良，谷川庄一郎：IONICS，**153**，1 (1988)
- 5) 上殿明良，谷川庄一郎：応用物理，**58**，918 (1989)
- 6) 上殿明良，谷川庄一郎：表面技術，**41**，355 (1990)
- 7) 上殿明良，谷川庄一郎：表面科学，**11**，598 (1990)
- 8) Uedono, A., Wei, L., Dosho, C., Kondo, H., Tanigawa, S., Sugiura, J. and Ogasawara, M.: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, 201 (1991)
- 9) 上殿明良，谷川庄一郎：放射線，**18**，41 (1992)
- 10) Uedono, A., Tanigawa, S., Sugiura, J. and Ogasawara, M.: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **28**, 1293 (1989)
- 11) Dannefaer, S., Fruensgaard, N., Kupca, S., Hogg, B.G. and Kerr, D.: *Can. J. Phys.*, **61**, 451 (1983)
- 12) Uedono, A., Wei, L., Tanigawa, S., Sugiura, J., Ogasawara, M. and Tamura, M.: *Radiation Effects and Defects in Solids*, **124**, 31 (1992)
- 13) Uedono, A., Wei, L., Dosho, C., Kondo, H., Tanigawa, S. and Tamura, M.: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, 1597 (1991)
- 14) Uedono, A., Watauchi, S., Ujihira, Y., Wei, L., Tabuki, Y., Tanigawa, S., Suzuki, R., Ohgaki, H., Mikado, T., Kametani, H., Akiyama, H., Yamaguchi, Y. and Koumaru, M.: submitted to *J. Appl. Phys.*
- 15) Uedono, A., Tanigawa, S. and Sakairi, H.: *J. Nucl. Mater.*, **173**, 307 (1990)
- 16) Uedono, A., Tanigawa, S. and Sakairi, H.: *ibid.*, **184**, 191 (1991)
- 17) Lee, J.-L., Shin, K.-H., Kim, J.S., Park, H. H., Ma, D.S., Tanigawa, S. and Uedono, A.: *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 1302 (1988)
- 18) Lee, J.-L., Uedono, A., Tanigawa, S. and Lee, J.Y.: *J. Appl. Phys.*, **67**, 6153 (1990)
- 19) Uedono, A., Ujihira, Y., Ikari, A. and Yoda, O.: "Positron Annihilation", p. 1301, World Scientific (1992)
- 20) Uedono, A., Ujihira, Y., Wei, L. and Tanigawa, S.: 1992 MRS Spring Meeting Proceedings, Defect Engineering in Semiconductor Growth, Processing and Device Technology in press