

PAS を用いた高周波プラズマ CVD SiC : H 薄膜の研究

栗田 満史・竹中 進・中川紀美雄*・赤尾 文雄*

岡山理科大学大学院理学研究科

* 岡山理科大学工学部電子工学科

(昭和63年9月30日 受理)

§1. はじめに

現在、価電子制御 (p-n 制御) が可能なアモルファス半導体材料として、アモルファスシリコン膜 (a -Si : H 膜) がある。これは、近年、プラズマ CVD 法 (Plasma-enhanced Chemical Vapor Deposition) によって作成され、特異な光学的、機械的及び、電気的特性を示すため、適用範囲の広い電子部品材料として応用開発が盛んに行われている。更に新しいアモルファス半導体材料として、シリコン系合金薄膜 (a -SiGe : H, a -SiC : H etc.) やカーボン系合金薄膜 (Diamond Like Carbon Films, a -C : H etc.) の高品質化へのアプローチが行われている。しかし、まだ優れた光電特性を示すものは作成されていないようである。本稿では、光音響分光法 (Photoacousticspectroscopy : PAS) を用いて、プラズマ CVD 法で作成された a -SiC : H 薄膜の光学的ギャップ及び、アーバックテイルの傾きを求め、さらに赤外 (IR) 吸収法を用い膜中の結合水素量を求めた結果を報告する¹⁾。これらのデータと他の研究者の報告^{2~11)}との比較を行い、良質の膜を作成するためのいくつかの考えを示す。

§2. 光音響 (PA) 信号

a -SiC : H 薄膜の光学的ギャップとアーバックテイルの傾きを求めるためには、光吸収係数 10^4cm^{-1} 以下の光吸収スペクトルを測定する必要があるため、感度の優れた光音響分光法 (PAS) が適している^{12~14)}。この PAS は、物質の光吸収による励起状態からの非発光遷移にもとづく評価法である。

2-1 光音響 (PA) 信号の解析

固体における光音響 (PA) の理論的解析は Rosencwaig と Gersho によって行われた。この理論は、RG 理論と呼ばれ、現在でも広く実験データの解析に用いられている。RG 理論で得られた PA 信号に関する式¹⁵⁾は、

$$Q = \gamma P_0 \Theta / l_g a_g T_0 \sqrt{2} \quad (1)$$

$$\text{但し, } \Theta = \frac{\alpha I_0}{2x_s(\alpha^2 - \sigma_s^2)}$$

$$\times \left\{ \frac{(r-1)(b+1)\exp(\sigma_s l) - (r+1)(b-1)\exp(-\sigma_s l) + 2(b-r)\exp(-\alpha l)}{(g+1)(b+1)\exp(\sigma_s l) - (g-1)(b-1)\exp(-\sigma_s l)} \right\}$$

$$b = \frac{x_b a_b}{x_s a_s}, \quad g = \frac{x_g a_g}{x_s a_s}, \quad r = (1-j) \frac{\alpha}{2a_s}$$

で与えられ、 α は光吸収係数、 I_0 は入射光の強度、 P_0 はPASセル内の平均圧力、 T_0 はセル内平均温度、 ω は光断続角周波数、 l は試料の厚さ、 l_g はガス層の厚さ、 x_i は物質 i の熱伝導率、 ρ_i は物質 i の密度、 C_i は物質 i の比熱、 $a_i = (\omega \rho_i C_i / 2x_i)^{1/2}$ は熱拡散係数、 $\mu_i = a_i^{-1}$ は熱拡散長、 γ は封入ガスの比熱比、 $\sigma_i = (1+j)a_i$ であり、ここで添字 i は試料に対して s 、封入ガスに対して g 、試料の支持台に対して b とする。PA信号は上式に見るようにこれらのパラメータの複雑な関数であるため、式からの直視的な考察が難しい。そこで、熱的、光学的物性定数が既知である試料： c -Siを選び、式(1)によって計算された光吸収係数に対するPA信号を第1図に示す¹⁴⁾。すると、低吸収領域では、PA信号は α に比例しており、 α の大きな領域では、PA信号は一定値 Q_s (飽和値)をとっていることが直観的にわかる。式(1)において、光吸収係数に対するPA信号の強度の計算を行うには、試料の熱的な物性定数が既知でないと計算できないという難点がある。しかし、表1に示すように試料が薄膜で然も低吸収の場合、極限状態に於ける近似式では、PA信号は試料の熱拡散長 μ_s に依存せず、試料の光吸収係数 α と厚さ l のみによって決定される。したがって、試料が

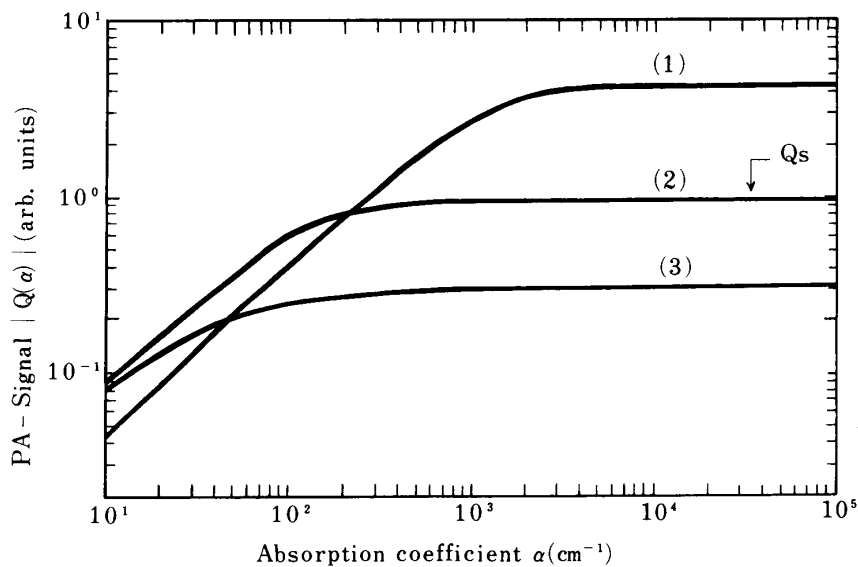


図1 式(1)によって計算された光吸収係数 α に対するPA記号 $|Q(\alpha)|$
(図中番号は膜厚をパラメータにとったものであり、番号順に膜厚は厚くなっている。)

表1 バルクと薄膜における $q(\alpha) = Q(\alpha) / Q_s$

ケース	バルク ($l \gg \mu_s$)	薄膜 ($l \ll \mu_s$)
α の大きい領域	$q(\alpha) = 1$ for $l, \mu_s \gg \alpha^{-1}$	$q(\alpha) = 1$ for $l, \mu_s \gg \alpha^{-1}$
低吸収領域	$q(\alpha) = \alpha\mu_s / (1+j)$ for $l, \alpha^{-1} \gg \mu_s$	$q(\alpha) = \alpha l$ for $l \ll \alpha^{-1}, \mu_s$

ここで、サンプルが薄膜であるとき $l \ll \mu_s$ という条件が成り立つ。
 サンプルがバルクであるとき $l \gg \mu_s$ という条件が成り立つ。

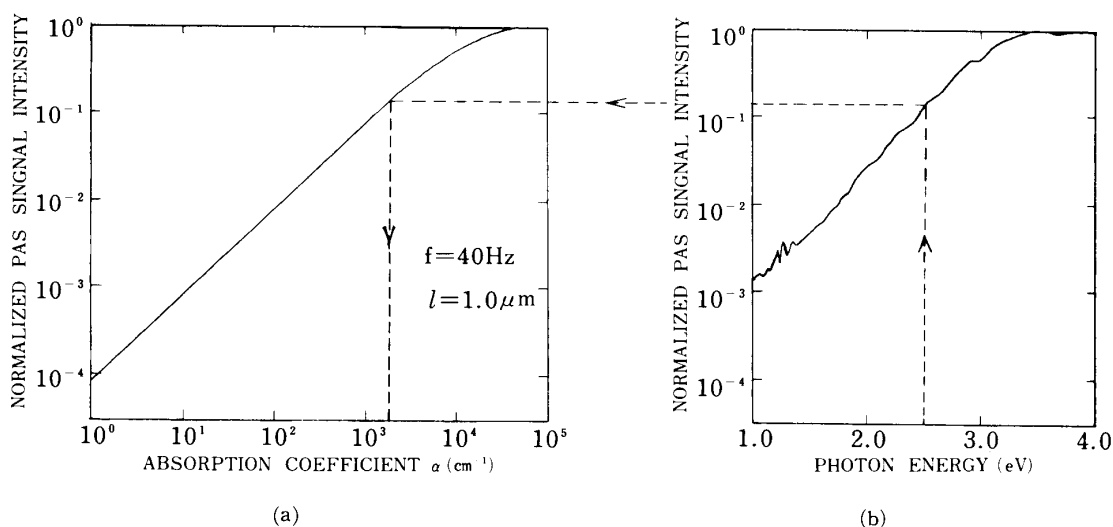


図2 PAS スペクトルからRG理論による光吸収係数 α の決定
 (a) RG理論より計算されたPA信号
 (b) PAS実験から得られたPA信号

薄膜であるとき、正確な熱拡散長 μ_s が知られていなくても、試料の厚さ l のみがわかれば、PA信号から光吸収係数を決定できるという利点がある。

第2図に、この利点を用い、PA信号の強度から光吸収係数 α を求める手順を示す。まず、測定されたPA信号スペクトルの最大値を式(1)中の飽和値 Q_s と考え、この値 Q_s でPAスペクトルを規格化し、第2図の(b)のような $q_s(\lambda)$ スペクトルを得る。つぎに式(1)によって計算された $q_s(\alpha)$ スペクトル(第2図(a))を得、PA信号の強度 q_s を介し、エネルギーと α との関係、即ち光吸収スペクトルを最終的に求める。

2-2 PAS測定

PAS測定には、PA信号センサーの違いにより、大きく分けて、圧電素子法とマイクロホン法とがある。今回測定に用いたのは、マイクロホン法であり、PAS装置のブロックダイアグラムを第3図に示す。PA信号は、高感度のコンデンサーマイクロホン(B&K社4166)で検出し、光源は1kWのキセノンショートアークランプ、光変調周波数は40zを用い、PASデータは光源の波長特性を補正するために、カーボンのPA信号で規格化し得ている。

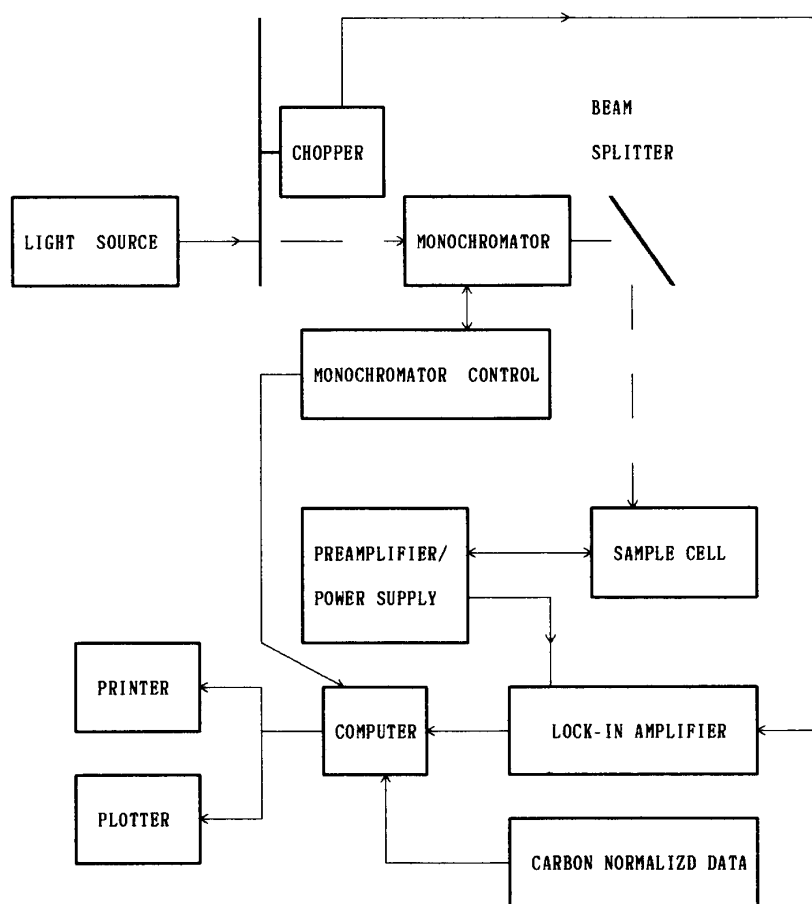


図3 PASのブロックダイアグラム

§3. プラズマ CVD 法により作製された α -SiC:H 膜の PA スペクトル及び、物性定数

3-1 成膜条件

今回作成に用いられたプラズマ CVD は、第 4 図のような平行平板型プラズマ CVD 装置である⁽¹⁾。原料ガスのシランガス (SiH_4)、メタンガス (CH_4)、水素ガス (H_2) を一定流量で、真空排気させた反応室に導入し、排気側のバルブを調整することにより、反応室内を一定圧力に保っている。その状態で平行平板電極間に高周波電圧を印加し、放電電力 200 W でグロー放電を起こし、生成する分解ガスをガラス基板上で結合、堆積させている。基板温度は、加熱ヒータで制御している。このようにして作製された α -SiC:H 膜 (提供された試料) の PA 信号を測定し、§2 で述べた薄膜の PA 信号の解析方法を適用し、光吸収スペクトルの決定を行った。その結果の代表的例を第 5 図に示す。いずれの試料にも、光吸収スペクトルに波打ちがみられる。これは、試料が $1 \mu\text{m}$ にも満たない膜であるため、薄膜の干渉現象が信号に現れているものと考えている。

本実験に用いた α -SiC:H 膜の成膜条件、膜厚 l 、PAS より求めた光学ギャップ (E_o)、

(1) 本装置は、本学基礎理学科 箕村教授のものである。

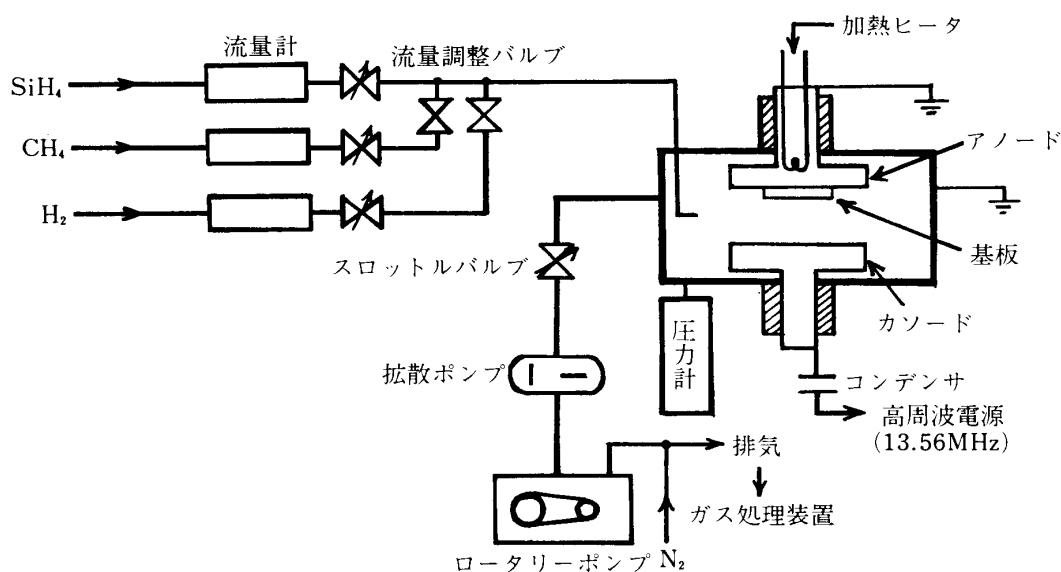


図4 プラズマCVD装置の概要図

a-SiC:H 薄膜の成膜条件

Sample No.	ガス流量比(SCCM) CH ₄ :SiH ₄ :H ₂ =	放電電力 (W)	ガス圧 (mtorr)	基板温度 (°C)	膜厚 (μm)
A1	0.25:0.25:15	200	500	400	0.525
A2	0.25:0.25:15	200	500	600	0.558

a-SiC:H 薄膜の成膜条件

Sample No.	ガス流量比(SCCM) CH ₄ :SiH ₄ :H ₂ =	放電電力 (W)	ガス圧 (mtorr)	基板温度 (°C)	膜厚 (μm)
C1	0.375:0.125:50	200	5000	400	0.556
C2	0.375:0.125:50	200	5000	600	0.665

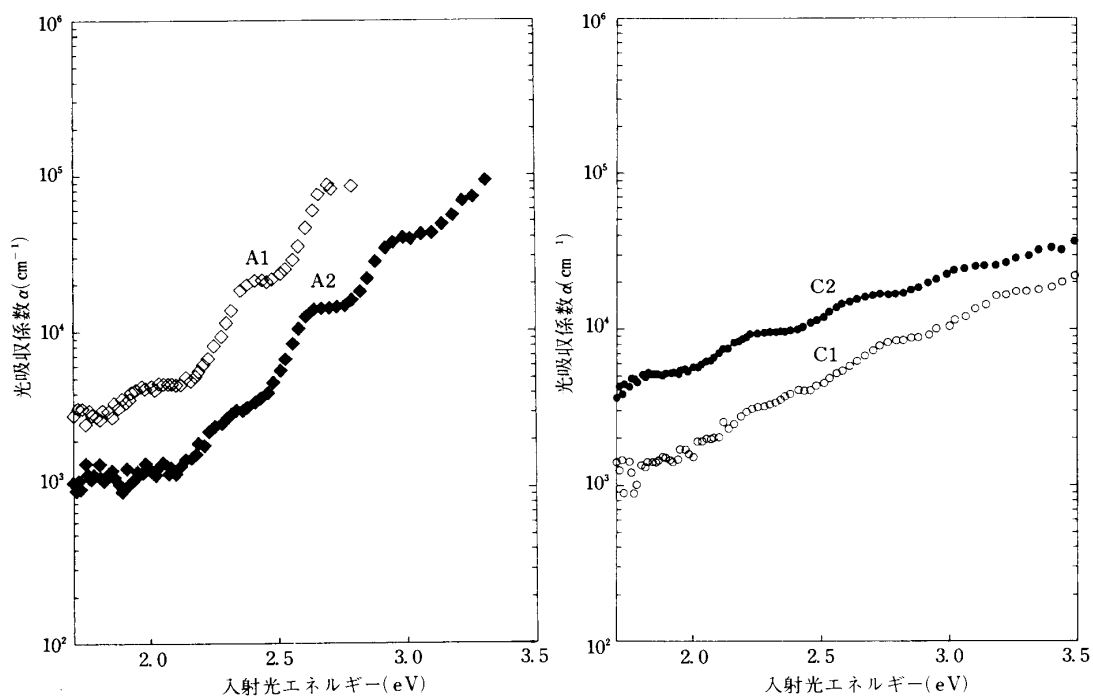


図5 PASによって求めた *a*-SiC:H 膜の光吸収スペクトル

表2 a -SiC:H 膜の成膜条件と基本特性

Sample No.	ガス流量比(SCCM) CH ₄ :SiH ₄ :H ₂ =	ガス圧 (mtorr)	成膜速度 Å/sec	膜厚 (μm)	E ₀ (eV)	E _e (eV)	屈折率	C _H (%)
A1	0.25 : 0.25 : 15	500	0.658	0.525	2.09	0.22	2.51	29.4
A2	0.25 : 0.25 : 15	500	0.517	0.558	2.26	0.28	2.48	23.5
B1	0.375 : 0.125 : 15	5000	0.562	0.583	2.40	0.49	1.99	13.5
B2	0.375 : 0.125 : 15	5000	0.374	0.375	1.37	0.86	2.36	8.13
C1	0.375 : 0.125 : 50	5000	0.527	0.556	2.32	0.52	2.07	15.5
C2	0.375 : 0.125 : 50	5000	0.361	0.665	2.06	0.79	2.18	5.2
D1	0.375 : 0.125 : 50	500	0.503	0.634	2.88	0.34	2.28	26.9
D2	0.375 : 0.125 : 50	500	0.446	0.514	3.07	0.52	2.26	22.2

但し、放電電力は200Wに固定している。

サンプル No. 1 は基板温度：400℃で、No. 2 は基板温度600℃である。

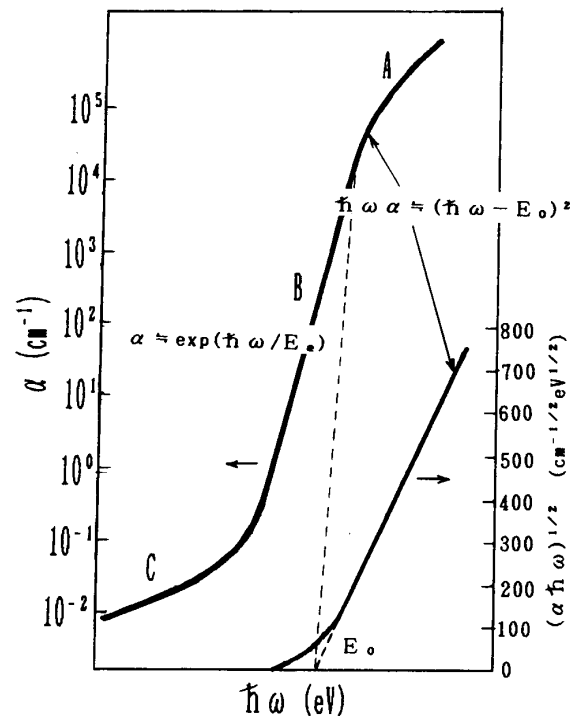


図6 アモルファス半導体の基礎吸収端のスペクトル

アーバックテイルの傾き (E_e)、IR より求めた膜中結合水素量 (C_H) を、第2表にまとめて示す。

3-2 a -SiC:H 膜の光吸収スペクトル

よく知られているように、アモルファス・シリコンに代表されるアモルファス半導体では、ほとんど物質によらず、第6図に示した光吸収スペクトルが観測される¹⁶⁾。光学ギャップは、光吸収係数が $\alpha > 10^4 \text{ cm}^{-1}$ の領域 A から得られ、この値は、アモルファス半導体の移動度端の情報 (バンドギャップの目安) を与える重要な量である。第2表からわかるように、光学ギャップと基板温度違いは、光学ギャップとガス圧との間には、一定した相関は

見られない。したがって、今回の成膜条件の範囲内では、基板温度域いは、ガス圧による光学ギャップの制御は難しいといえる。

光吸収係数が $1 < \alpha < 10^4 \text{cm}^{-1}$ の領域 B では光吸収係数 $\alpha(h\nu)$ は

$$\alpha(h\nu) \propto \exp(h\nu/E_e) \quad (3)$$

指数関数的に表される。この傾きはアーバックテイルと呼ばれて、結晶の光吸収スペクトルのすそびきとして観測され、構造の乱れに関する格子振動によって生じたものである。これに加えて、アモルファス半導体では、トポロジカル的な乱れを含んだ値が E_e に現れる。

第2表において、光学ギャップ E_o とアーバックテイルの傾き E_e の間には、A, D グループのように比例関係にあるものと B, C グループのように逆比例にあるものがあり、一概に E_o と E_e の間に相関があるとは、言えない。しかし、IR 法で求められた膜中結合水素 C_H とアーバックテイルの傾き E_e との間に一定した傾向がみられ、 C_H が増すと、 E_e が減少している。ここで、 E_e がネットワーク構造のランダム性の度合いを示すパラメータであるとすると¹²⁾、 α -SiC:H 膜の構造ランダム性は、膜中結合水素量によってある程度制御出来ると考えられる。

今回、 $\alpha < 1 \text{cm}^{-1}$ の領域 C については、触れていない。

§4. プラズマ CVD 法により作製された α -SiC:H 膜の成長過程²⁻¹¹⁾

プラズマ CVD 法による水素化アモルファス・シリコンの作成において、膜成長過程、およびラジカルの特異な挙動がかなり理解されてきている²⁾。そのため、膜質の改善がなされ、良質の膜が作成されている。しかし、 α -SiC:H 膜の作成過程においては、未だ不明瞭な点が多く残されている³⁾。この節では、 α -SiC:H 膜の成長過程の理解にもとずいた、 α -SiC:H 膜の作成過程のモデルを提案し、良質の膜を作成するには、どうすれば良いのか、考察を行う。

プラズマ CVD 法による α -SiC:H 膜の作成過程は、基本的に α -Si:H 膜の作成過程⁴⁾と同様、次の3つに分けることができるであろう。即ち、

- (1) プラズマ中でのラジカル生成過程
- (2) ラジカル輸送過程
- (3) 表面反応過程

であり、これらの素過程における状態は、成膜条件によって左右される。したがって、様々な過程における微視的な物理的・化学的素過程や巨視的な現象を論議し、積極的に制御するためには、素過程の状態をシュミレーションしたり、あるいは、実際に発光分光分析、質量分析、電気深針法などで、正しく測定したり、診断したりする方法が必要になってくる。実際に α -SiC:H 膜の素過程における状態は観測されていない。そこで、 α -Si:H 膜と α -C:H 膜との素過程については、他の研究者によって測定されているので、この報告

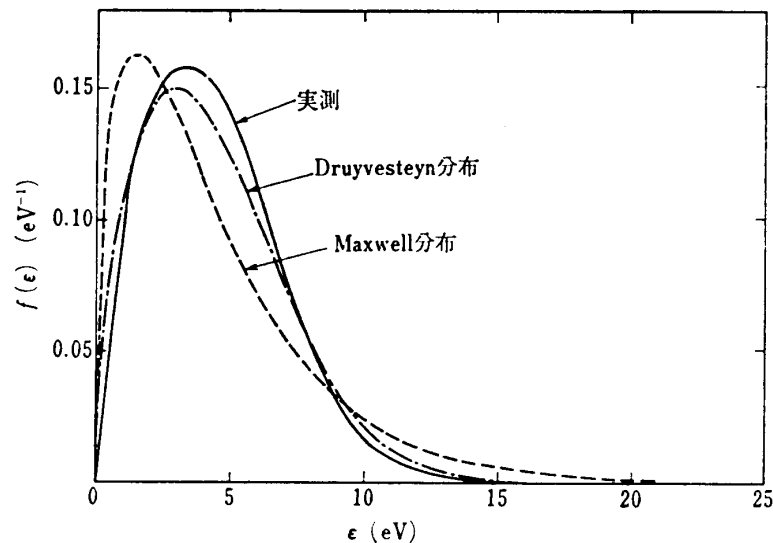


図7 CH₄(100%) プラズマ中の電子エネルギー分布の探針材による測定例 (ガス流量 3 cm³・min⁻¹, ガス圧力0.22 Torr, RF電力5 W) と同一の平均エネルギー (4.4 eV) をもつ Maxwell 分布, Druyvesteyn 分布の比較。

を参考に *a*-SiC:H 膜の素過程における状態について考える。

4-1 プラズマ中でのラジカル生成過程

プラズマ中で加速された電子は、原料ガス分子 (SiH₄, CH₄) と非弾性衝突し、電離や解離、励起などを行い、イオン、ラジカルを生成する (例えば、CH₄ の場合、CH_n, CH_n⁺ (n = 1 ~ 4) などが生成される)。その時のプラズマ中の電子のエネルギー分布は、Maxwell 分布もしくは、Druyvesteyn 分布に近い分布をもっている。例えば、Langmuir 深針法によって得た CH₄ (100%) プラズマ中の電子エネルギー分布は第7図⁵⁾ようになり、SiH₄ の電子エネルギー分布⁶⁾もこれとはほぼ同じ分布をしている。ここで著者らは、低圧における SiH₄ と CH₄ との電子エネルギー分布の足し合わせになる、即ち、第7図のような分布をもっていると仮定する。更に、電子衝撃による SiH₄ と CH₄ の混合ガスの分解面積も、SiH₄ と CH₄ ガスの各々の分解面積^{5), 7~8)}の足し合わせになると仮定して、SiH₄ と CH₄ の混合ガスプラズマ中でのラジカル生成過程について考える。このことから、SiH₄ と CH₄ の混合ガスプラズマ中のイオン種や発光種の生成量は中性ラジカルの生成量に比べて、かなり低いことが予想される。例えば、質量分析法により測定された SiH₄ プラズマ中でのイオン種とラジカル種の相対密度は 3 ~ 4 桁程度ラジカル種が高い値を示している⁹⁾。この結果は、SiH₄ プラズマ中の電子エネルギー分布と電子衝撃による SiH₄ 分子の分解、イオン化、発光の分解断面積のエネルギー分布と比較することによってある程度予想できる。他の研究者らの報告によれば、*a*-Si:H 膜の堆積速度から考えて膜成長の主なソースは中性ラジカルであり、そのラジカルは SiH₂ と SiH₃ ラジカルである可能性が強いと考えられている⁷⁾。これらの報告^{5~8)}を総合すると、SiH₄ と CH₄ の混合ガス中に生成される主なラジカルは、SiH₂, SiH₃, CH₂,

CH₃であると予想できる。

4-2 ラジカル輸送過程

成膜のソースとなるラジカルは、少なくとも膜成長表面に到達しなければならない。これは、プラズマ中に生成されたラジカルが、親分子(原料ガスの SiH₄, CH₄及び H₂)や他のラジカルとの衝突を繰り返し、膜成長表面まで拡散していかなければならない。即ち、ラジカル生成速度とラジカル消滅速度との兼ね合いが、膜成長表面に到達するソースを決定する⁵⁾¹⁰⁾。したがって、各ラジカルと親分子 (SiH₄と CH₄と H₂) との反応速度定数の観点において、膜成長を支配しているラジカルは、SiH₃と CH₃ラジカルであると予想できる(第3表¹⁰⁾を参照)。

4-3 表面反応過程

基板表面まで拡散し到達したラジカルは様々な表面反応を繰り返し、成膜していく。その過程には、反射、エッチング、付着、脱着等が考えられ、色々な薄膜形成モデルやプラズマエッチングモデルが想定されている³⁾。

第8図は膜堆積速度、膜中結合水素量を作製時の基板温度に対してプロットしたものである。*a*-Si:H 膜の堆積速度は、基板温度が室温から500℃の範囲内で基板温度に殆ど依存しないことが知られており、これは基板表面へのラジカル到達率により決定されるためであると報告されている⁴⁾。また、膜中結合水素量は、堆積速度が大きく異なっている薄膜でも、ほぼ、同様な基板温度依存性を示しているから、膜中結合水素量等の膜の組成、構造は、基板表面における膜成長過程に強く依存すると報告されている。

しかし、図8(a)から明らかな通り、原料ガスとして炭素成分のメタンガスを混合すると、膜堆積速度が減少し、膜堆積速度は基板温度と原料ガスの比に大きく依存している。これは、*a*-SiC:H 膜の膜堆積速度が、*a*-Si:H 膜の場合のように基板表面へのラジカル到達率により決定されるだけでなく、基板表面における膜成長過程にも依存している。即ち、*a*-SiC:H の膜堆積速度に対して原料ガスのメタンが、表面成長過程において重要であることを裏付けている。また、図8(b)から、膜中結合水素量は、基板温度と原料ガスの比に依存しており、特に原料ガスの炭素成分の比に大きく依存している。

4-4 膜中結合水素量とネットワーク構造

3-3節で述べたように、膜中のネットワーク構造のランダム性 E_e と膜中結合水素量 C_H

表3 2次化学反応中で重要になる反応と速度定数²⁾ (cm³/sec)

Si + SiH ₄ → Si ₂ H ₄ → Si ₃ H ₈	4 × 10 ⁻¹¹
SiH + SiH ₄ → Si ₂ H ⁵ → Si ₂ H ₆ → SiH ₃	> 3.3 × 10 ⁻¹²
SiH ₂ + SiH ₄ → Si ₂ H ₆	1.1 × 10 ⁻¹⁰
SiH ₃ + SiH ₄ → SiH ₄ + SiH ₃	
H + SiH ₄ → H ₂ + SiH ₃	8.5 × 10 ⁻¹²
SiH ₂ + H ₂ → SiH ₄	8 × 10 ⁻¹⁵

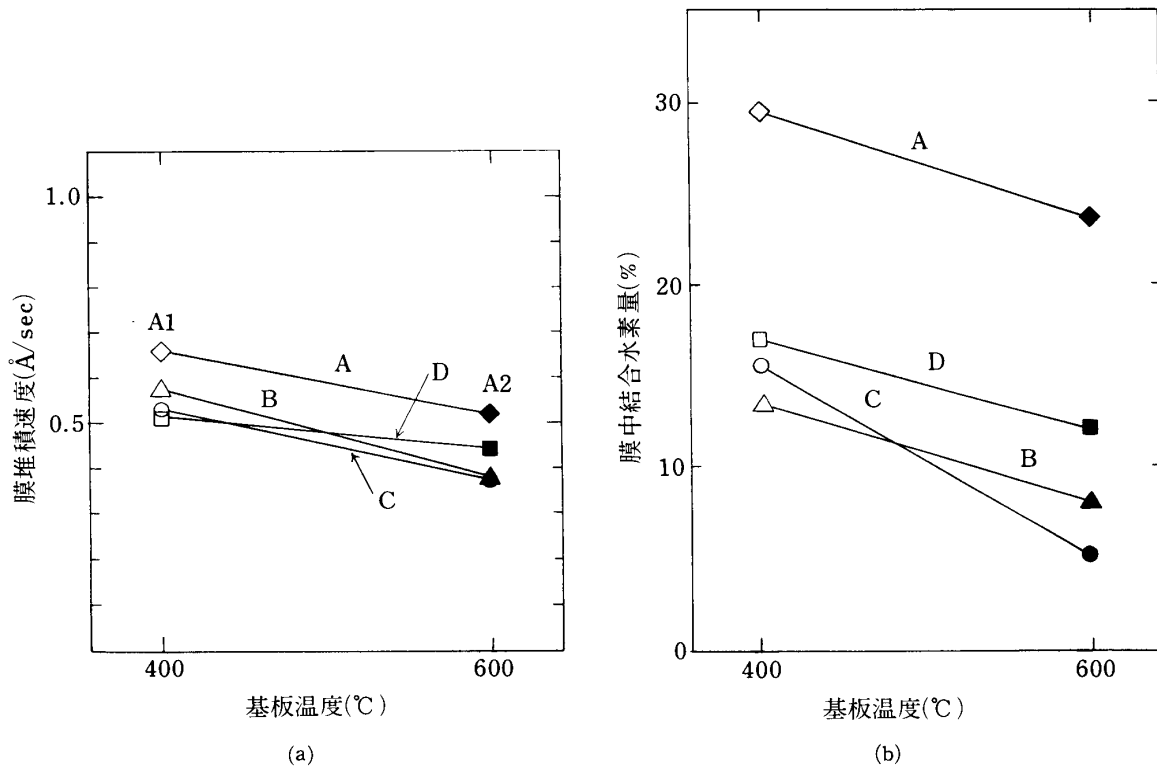


図8 膜堆積速度，膜中結合水素量の作製時の基板温度依存性

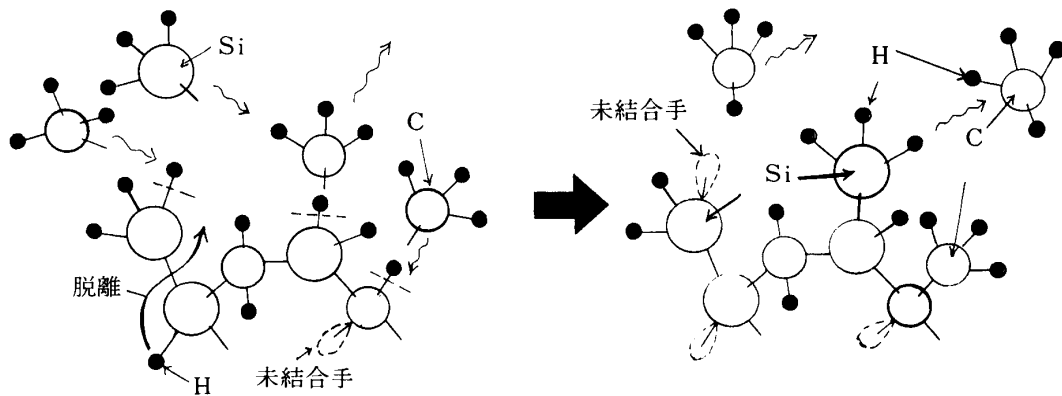


図9 SiH₃とCH₃によるSiC膜形成モデル

は密接に関係しており， C_H を増すことによって，疎なネットワーク構造の出現を抑えることが出来る。これは，多量の水素が表面に供給されたため，表面の水素被覆率が増加する。そのため，表面に到達したラジカルの表面拡散を増加させ，ラジカルがエネルギー的に安定なサイトを見出し化学結合を行う。したがって，薄膜は緻密な，ダングリングボンド或いは，欠陥の少ない膜を形成するため，膜中のネットワーク構造のランダム性 E_0 が小さくなると考えられる。そうすると，Si-H結合に比べてC-H結合は，結合エネルギーの面において強いはずであるから，炭素成分の比を増やした方が，膜中結合水素量の作製時の基板温度依存性は弱まる傾向にあると考えられる。しかし，炭素成分の比を増やした方が，む

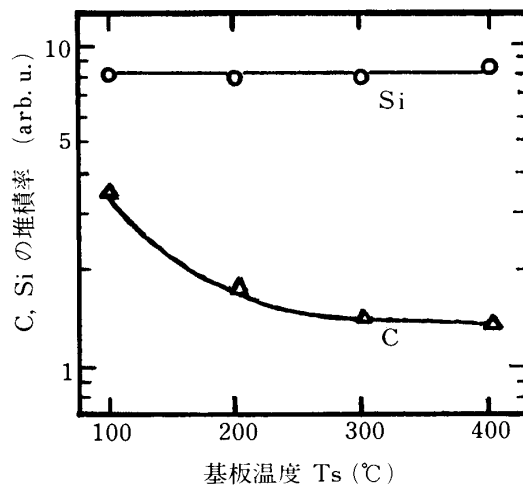


図10 a-SiC:H の Si 及び C 成分の膜堆積率の基板温度依存性

しる作製時の基板温度に強く依存し、膜中結合水素量が減少している。

この膜中結合水素量の減少は、炭素系ラジカル(CH₃等)が作製時のとき表面被覆水素と結合し、メタン CH₄として脱着した結果である、と考えると説明できる(第9図を参照)。すなわち、メタンガスの流量比を増すことが、表面の水素被覆率を低下させることになり、成膜表面に未結合手を残すことになる。このため、珪素系ラジカル(主に SiH₃)の拡散が抑制され、膜形成は、疎なネットワーク構造を示すことになり、格子系の乱れの程度を表すアーバックテイルの傾きが大きくなるものと考えられ、定性的ではあるが、実験データをうまく説明できる。このようなモデルは、松田ら²⁾によっても報告されており、第10図のような CH₃ラジカルの成長表面での特異な振る舞いを示唆したデータがある。

§5. 結 び

a-SiC:H の膜堆積速度は、顕著な基板温度依存性を示している。このことから基板温度依存性を示すのは、原料ガスのメタンであり、この種のラジカルは、膜中結合水素量の構造、組成に大きく寄与し、膜中結合水素量 C_H を減らす傾向にあるということがわかった。また、この膜中結合水素量 C_H の増加は、アーバックテイル E_e に関係しており、格子系の乱れを抑制する傾向に働くものであることがわかった。

謝 辞

本研究で用いた試料は、本学基礎理学科の箕村茂教授に提供して頂いたものです。深く感謝致します。

参考文献

- 1) 栗田満史, 竹中 進, 中川紀美雄, 赤尾文雄: 日本物理学会 応用物理学会 中国四国支部例会 講演

- 子稿集 (1988) 16
- 2) 松田彰久：真空, 31 (1988) 188
 - 3) 橋 邦英：分光研究 37 (1988) 142
 - 4) 松田彰久：固体物理 22 (1987) 375
 - 5) K. Tachibana, M. Sishida and Y. Urano : J. Phys. D : Appl. Phys., 17 (1984) 1727
 - 6) M.J. Kushner : J. Appl. Phys., 54 (1983) 4953
 - 7) J.P.M. Schmitt : J. Non-Cryst. Solids, 59 & 60 (1983) 649
 - 8) H.F. Winters : J. Chem. Phys., 63 (1975) 3462
 - 9) A. Matsuda and K. Tanaka : Thin Solid Films, 92 (1982) 171
 - 10) R. Robertson, D. Hils, H. Chatham and A. Gallagher : Appl. Phys. Lett., 43 (1983) 544
 - 11) A. Matsuda, T. Yamaoka, S. Wolff, M. Koyama, Y. Imanishi, H. Kataoka, H. Matsuura and K. Tanaka : J. Appl. Phys., 60 (1986) 4025
 - 12) S. Yamasaki, H. Okushi, A. Matsuda, H. Oheda, N. Hata and K. Tanaka : Jpn. J. Appl. Phys. 20 (1981) L665
 - 13) S. Yamasaki, H. Oheda, A. Matsuda, H. Okushi, and K. Tanaka : Jpn. J. Appl. Phys. 21 (1982) L539
 - 14) 中川紀美雄, 栗田満史, 赤尾文雄：岡山理科大学紀要, 第23号 A (1988) 177
 - 15) A. Rosencwaig and A. Gersho : J. Appl. Phys. 47 (1976) 64
 - 16) 田中一宜編：アモルファス半導体の基礎, オーム社

Photoacoustic Spectrum of α -SiC : H films prepared by rf Plasma-enhanced CVD

Mitsufumi KURITA · Susumu TAKENAKA
Kimio NAKAGAWA* and Fumio AKAO*

Graduate School of Science,

**Department of Electronic Engineering,*

Okayama University of Science

Ridai-cho 1-1, Okayama-shi 700, Japan

(Received September 30, 1988)

We have optically characterized α -SiC : H films prepared by plasma-CVD techniques under various deposition conditions. Infrared spectra were measured at room temperature, from which the banded H content (C_H) could be deduced. The optical band gap (E_0) and the slope of Urbach tail (E_e) by means of photoacoustic spectroscopy (PAS) at room temperature were obtained. The correlation between E_e and C_H was discussed from these data. As the result, we have found that the increase of the amount of H₂ gas affects the Urbach tail and serves the suppression of the disorder in the lattice.