プラズマ CVD 法による多結晶 SiC 薄膜

正員 小 沼 義 治 (信 州 大)
 正員 上 村 喜 一 (信 州 大)
 准員 長 畦 文 男 (信 州 大)
 准員 関 広 之 (信 州 大)
 正員 手 塚 恭 一 (信英通信工業)

1. 緒 言

炭化ケイ素(SiC)は、半導体材料のなかでも禁制帯幅が大きいこと、熱的、化学的に安定なこと、高硬度を有することなどのため、耐熱性電子デバイスとして、また発光素子として以前より注目され研究されてきている。

しかし、炭化ケイ素はその生成には高温を必要とし大面積の結晶が得がたいのが現実である。

最近では、単結晶 Si を基板としてエピタキシャル成長技術により、かなり口径の大きい Si-SiC ヘテロエピタキシャル結晶板が得られるようになり⁽¹⁾⁻⁽¹⁰⁾、耐熱性を目的として、MOSFET など電子デバイスへの応用⁽¹¹⁾⁽¹²⁾が試みられている。しかし結晶格子の不整合、熱膨張係数の相違による湾曲のため、大口径化には問題点が残されている。

一方、SiC の特質を生かした応用を考える場合、例えば、耐熱性センサ、耐熱性 TFT、ヘテロ接合デバイスなど、用途によって必ずしも単結晶を必要とはしない。

ここで、多結晶 SiC の特徴として考えられる点を列挙すると、

- (i) 単結晶 SiC を形成する場合ほど高温プロセスを必要としない。

- (ii) アモルファス SiC 薄膜と比べ熱的に安定である。

- (iii) 特殊な設備を必要とせずに容易に形成できる。

などとなる。

著者らは、これまでにプラズマ CVD 法⁽¹³⁾、電子線蒸着法⁽¹⁴⁾による多結晶 SiC 薄膜を形成し、その特性評価を行ってきたが、本研究では以上のような多結晶 SiC 薄膜の特徴に着目し、多結晶 SiC を用いた各種電子デバイスへの応用の目的から、薄膜の低温形成が期待できるプラズマ CVD 法により多結晶 SiC 薄膜の形成を行い、その電気的、結晶学的特性評価について述べる。

2. 多結晶 SiC 薄膜の形成

〈2・1〉 実験、方法 多結晶 SiC 薄膜の生成に用いた平行平板形容量結合形プラズマ CVD 装置を図 1 に示す。平行平板形プラズマ CVD 装置の特徴として、

図 1 プラズマ CVD 装置

Fig. 1. Schematic diagram of experimental apparatus for plasma CVD.

Polycrystalline SiC Thin Films Produced by Plasma CVD. By Yoshiharu Onuma, Member, Kiichi Kamimura, Member, Humio Nagaune, Associate, Hiroyuki Seki, Associate (Faculty of Engineering, Shinshu University) & Kyoichi Tezuka, Member (Shineitsushinkogyo Co., Inc.).

小沼義治：正員，信州大学工学部電気工学科
 上村喜一：正員，信州大学工学部電気工学科
 長畦文男：准員，信州大学工学部電気工学科
 関 広之：准員，信州大学工学部電気工学科
 手塚恭一：正員，信英通信工業(株)

表 1 SiC 薄膜の形成条件

Table 1. Preparation conditions for SiC thin films.

反応ガス励起方式	容量結合形	
基板温度	600~900°C	
高周波電力(13.56MHz)	70W	
電力密度	1.4W/cm ²	
原料ガス	10% SiH ₄ +H ₂ 10% CH ₄ +H ₂	
原料ガス流量	SiH ₄ +H ₂	5sccm
	CH ₄ +H ₂	50sccm
ドーピングガス	0.1% B ₂ H ₆ +H ₂ , 99.999% N ₂	
ドーピングガス流量	~20sccm	
B ₂ H ₆ /(SiH ₄ +CH ₄)	~1.45%	
N ₂ /(SiH ₄ +CH ₄)	~1.82%	
たい積時圧力	約 1 Torr	
基板材料	熱酸化 SiO ₂ /Si(111), (100) バイコール	

(i) 安定したプラズマが得られる。

(ii) 大面積化が可能で、生産性に富む。

ことなどがあげられる。

高周波電力(13.56 MHz)は直径 80 mm の上部電極に印加した。上部電極はステンレス鋼製で、複数個のガス導出孔がありガスを吹出す構造となっている。

原料ガスとしてシラン(SiH₄:水素で10%に希釈)およびメタン(CH₄:水素で10%に希釈)、不純物ガスとして、p形に対してジボラン(B₂H₆:水素で0.1%に希釈)、n形に対しては窒素(N₂:99.999%)を用いた。

基板加熱は特別に設計されたグラファイトヒータにより約1,000°Cまで加熱できるようになっている。上部電極と基板との間隔は約5 cm とした。

表1にプラズマCVD法によるSiC薄膜の形成条件を示す。基板としては、主にバイコール、Siの熱酸化SiO₂膜などを用いた。

多結晶SiC薄膜は、反応容器内をまず1×10⁻⁵ Torrに排気した後、油回転ポンプに切換え、圧力1 Torrのもとでたい積された。原料ガスの未分解成分を除去するために、装置末端には分解炉を設置してある。

SiC薄膜の生成にあたり、原料ガス流量比(SiH₄/CH₄)は最大1(SiH₄流量~50 sccm)まで変化させたが、SiH₄流量が多くなると多結晶Si成分の存在が顕著となる。そこで本実験においては、CH₄に対するSiH₄の流量比は0.1とした。

〈2・2〉 生成速度 図2に絶縁基板上に生成したSiC薄膜の生成速度の基板温度依存性を示す。基板温

図 2 SiC 薄膜の生成速度

Fig. 2. Deposition rate of SiC thin films.

度 800°C 付近までは生成速度は増加するが、それ以上では飽和する傾向を示した。高温領域での生成速度の飽和は、熱分解による多結晶 Si 薄膜の生成の場合にも観察されており⁽¹⁵⁾、低温領域では表面反応が律速過程であり、高温領域では生成物の拡散と反応ガスの表面への供給量が律速過程であるためと考えられる⁽¹⁵⁾。図2の生成速度はアレニウスプロットで示したが、直線領域の傾きから活性化エネルギーが得られる⁽¹⁶⁾。活性化エネルギーを求めたところ、12.2 kcal/mol であった。この値は、松波らが SiCl₄-C₃H₈-H₂ 系の常圧下での CVD 法で得た 25 kcal/mol⁽³⁾、あるいは古村らが SiHDI₃-C₃H₈-H₂ 系の低圧下での CVD 法で得た 24 kcal/mol⁽¹⁷⁾と比較すると、約 2 分の 1 である。本研究では SiC 膜の生成にプラズマを積極的に利用しているため、プラズマによる原料ガスの分解、膜形成への寄与が、熱的な反応過程と比較して大きく影響しているためと考えられる。

3. SiC 薄膜の結晶性

〈3・1〉 絶縁基板上の SiC 薄膜

(1) 結晶性の高周波電力依存性 SiC 薄膜を形成するのに必要な高周波電力を見つけるため、SiH₄/CH₄ 流量比 0.1 一定とし、20, 40, 70 W と高周波電力を変化させ、実験を行った。図3に熱酸化 SiO₂基板上に生成した SiC 薄膜の X 線回折パターンの高周波電力依存性を示す。高周波電力 20, 40 W では、SiH₄/CH₄ 流量比が 0.1 と SiH₄ 流量が少ないにもかかわらず、SiC による回折ピークと共に Si による回折も見られ、膜中に多結晶 Si が形成されていることがわかる。高周波電力が 70 W 以上では SiC による回折のみとなった。従って、多結晶 SiC を形成するためには比較的大きな高周波電力(電力密度 1.4 W/

図3 X線回折パターンの高周波電力依存性
Fig. 3. Dependence of X-ray diffraction patterns for SiC thin films on RF power.

図4 バイコルガラス基板上に生成した
SiC 薄膜の X 線回折

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of SiC thin films deposited on Vycor glass.

cm²以上)が必要であることがわかる。

(2) 結晶性の基板温度依存性 絶縁物基板 (バイコルガラス) 上に生成した SiC 薄膜の X 線回折パターンを図4に示す。同図より基板温度 (T_s) 600°C より回折角 $2\theta=35.6^\circ$ に SiC に基づく回折パ

図5 SiC 薄膜の透過電子線回折結果

Fig. 5. Electron diffraction patterns for SiC thin films.

ターンが見られ、基板温度の上昇と共にその回折角における強度が大きくなる傾向が見られた。ガラス基板上の SiC 薄膜の結晶評価は、透過電子線回折 (TED) によっても行った。透過電子線回折パターン (加速電圧: 200 kV, JEM-2000 EX) の基板温度依存性を図5に示す。基板温度が高くなるにつれて回折リングは次第に顕著となり、基板温度 800°C で明確な回折リングが見られた。Au を標準試料として求めた面間隔の値を基にすると、内側の回折リングは β 形 (111) 面あるいは α 形, $2H$ および $4H(100)$, $2H$, $4H$ および $6H(101)$, $2H(002)$, $4H(004)$, $6H(102)$ 面などが相当する。基板温度 800°C の試料において見られる外側の回折リングは、 β 形 (220) 面あるいは α 形 $2H$, $4H$, および $6H(110)$ 面に相当する。従って、以上の結果のみでは、得られ結晶性の SiC 膜は α 形か β 形かの同定はし難い。本研究では、後述されているが、光の短波長領域における光吸収により考察している。

図6に Si 基板の熱酸化 $\text{SiO}_2(\text{SiO}_2/\text{Si})$ 基板上に生成した SiC 薄膜の X 線回折パターンの基板温度依存性を示す。熱酸化 SiO_2 基板においても、 $T_s=600^\circ\text{C}$ より回折角 $2\theta=35.6^\circ$ に SiC に基づく回折パターンが見られた $T_s=700^\circ\text{C}$ でこの回折強度は急激に増加した。また、この熱酸化 SiO_2 基板上の SiC 膜では $2\theta=41, 45, 72^\circ$ においてわずかの回折ピークが見られた。このうち $2\theta=45^\circ$ のものは、 α -SiC にのみ存在

図 6 熱酸化 SiO_2 上に生成した SiC 薄膜の X 線回折パターン

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of SiC thin films deposited on thermal oxidized SiO_2 .

図 7 バイコールガラス基板上に生成した SiC 薄膜の結晶粒径の基板温度依存性

Fig. 7. Dependence of grain size for SiC thin films on substrate temperature (Vycor glass).

する (105) 面からのものである。

図 7、図 8 にガラス基板および熱酸化 SiO_2 上に生成した SiC 薄膜の結晶粒径の基板温度依存性を示す。結晶粒径は、X 線回折パターンにおいて最も回折強度の大きい (回折角 35.6°) SiC の回折プロファイルから求めた⁽¹⁸⁾。

(3) SiC 薄膜における Si/C 組成比 図 9 にバイコールガラス基板上に生成した SiC 薄膜の組成比 Si/C (組成比: $\beta = \text{Si}/\text{C}$) の基板温度依存性を示す。組成比の算出にあたっては、EPMA による元素分析より、そのピーク値の相対比より求めている。SiC 薄膜の膜厚は $0.48 \sim 0.83 \mu\text{m}$ であり、EPMA 加速電圧

図 8 熱酸化 SiO_2 基板上に生成した SiC 薄膜の結晶粒径の基板温度依存性

Fig. 8. Dependence of grain size for SiC thin films on substrate temperature (thermal oxidized SiO_2).

図 9 組成比 Si/C の基板温度依存性

Fig. 9. Dependence of composition ratio in SiC thin films on substrate temperature.

5 kV のとき電子線が膜内に垂直に入り込む深さは最大約 $0.35 \mu\text{m}$ であるので、基板からの影響はないものと思われる。測定した組成比 Si/C は、基板温度 T_s : $600 \sim 850^\circ\text{C}$ 、高周波電力 70 W においてはほぼ 1 に近く、基板温度の依存性は特に認められなかった。基板温度 700°C 以下では SiC はアモルファス状態、 700°C 以上では結晶化が進むと考えられる。

結晶性の評価より、高周波電力 70 W、基板温度 700°C 以上において結晶粒径 $30 \sim 40 \text{ nm}$ の多結晶 SiC 薄膜が得られた。

〈3・2〉 SiC 薄膜への不純物添加 不純物添加方法として、原料ガス中にドーピングガスを導入する方法^{(6)(19)~(22)}、イオン注入法⁽⁶⁾などが行われているが、SiC 薄膜に対する不純物効果についての報告例は少ない。そこで、本研究では SiC 薄膜の導電性の制御の目的と同時に結晶性に与える不純物効果を検討するた

め、 B_2H_6 ガスおよび N_2 ガスの導入による SiC 薄膜の結晶性について調べた。

(1) アクセプタ (B) を添加した場合 熱酸化 SiO_2 基板上に生成した SiC 薄膜に関する X 線回折パターンは B_2H_6 濃度依存性 (B_2H_6 流量比 $\gamma_B = B_2H_6 / (SiH_4 + CH_4)$) を図 10 に示す。回折角 35.6° の回折強度は、高周波電力、基板加熱温度一定のもとで B_2H_6 流量比 γ_B が約 0.18% で最大となり、更に高い流量比

図 10 X 線回折パターンの B_2H_6 濃度依存性
Fig. 10. Dependence of X-ray diffraction patterns for SiC thin films on B_2H_6 concentration.

図 11 X 線回折パターンの N_2 濃度依存性
Fig. 11. Dependence of X-ray diffraction patterns for SiC thin films on N_2 concentration.

では回折強度は減少する傾向が見られた。適当のホウ素添加は、SiC 薄膜の結晶性を向上させるといえる。このような現象は、多結晶 Si 薄膜の生成時においても観測されるが⁽⁶⁾、詳細については明らかでない。しかしながら、ホウ素の過剰な添加は、結晶成長の促進を妨げる。この場合は置換形とはならず、SiC 結晶格子中にプラズマ分解したホウ素が遊離ホウ素として存在しているものと考えられる。

(2) ドナー (N) を添加した場合 熱酸化 SiO_2 基板上に生成した SiC 薄膜に関する X 線回折パターンの N_2 濃度依存性 [N_2 流量比 $\gamma_N = N_2 / (SiH_4 + CH_4)$] を図 11 に示す。回折角 35.6° の回折強度は、高周波電力、基板加熱温度一定のもとで、 N_2 流量比 γ_N が約 0.91% で最大となり、更に高い流量比では回折強度は減少する傾向が見られた。ホウと同様に、適当の窒素添加は SiC 薄膜の結晶性を向上させるといえる。

〈3・3〉 SiC 薄膜の電気的諸特性 多結晶 SiC 薄膜を電子素子として応用する場合、結晶性と同様に移動度、キャリア濃度などの電気的特性の把握は重要である。電気的諸特性は測定の便宜上および SOI (Silicon thin film on Insulator) への応用を考慮して、ここでは絶縁基板上に生成した SiC 薄膜の電気的特性の評価を行った。

(1) 無添加 SiC 薄膜の電気的特性 図 12 に熱

図 12 SiC 薄膜の電気的諸特性の基板温度依存性

Fig. 12. Dependence of electrical properties of undoped SiC thin films on substrate temperature.

酸化 SiO_2 基板上に生成した SiC 薄膜の抵抗率 ρ 、キャリア濃度 n 、ホール移動度 μ の基板温度依存性を示す。同図の SiC 薄膜は、特別に不純物を添加せず生成したもので、普通は n 形伝導を示した。

電気的測定用端子として SiC 薄膜の四隅からニッケルを真空蒸着した後、熱処理したオーミック電極を取出した。

SiC 薄膜の移動度は基板温度の上昇によりやや増加し、高い基板温度では減少し始める。この移動度の基板温度依存性は、X 線回折結果から算出された結晶粒径の基板温度依存性に追従して大きく変化していない。これは、基板温度の低温領域では、概して Si/C 組成比において 1 より大きくなる傾向にあり、化学量論的組成比からずれた Si が移動度に関与しているため、低温側で移動度は大きく変化していないと考えられる。またキャリア濃度の増加は、明確なる原因は不明であるが、基板温度の高い高温プロセスに伴う残留不純物の混入のように思われる。

(2) SiC 薄膜の電気的特性に与える不純物添加効果 一般に、CVD 法によって特別に不純物を添加せず生成したエピタキシャル SiC 薄膜は、 n 形伝導を示すことが実験により確認されている⁽²⁰⁾⁽²³⁾。原因の一つとして残留窒素不純物が指摘されているが⁽²⁴⁾、プラズマ CVD 法によって得られる場合も同様の結果を示している。

そこで、 SiC 薄膜への不純物添加効果として、 p 形伝導制御のため B_2H_6 ガスを、 n 形伝導制御のために N_2 ガスを導入し、その効果をみた。

(i) アクセプタ (B) を添加した場合 所定ガス ($\text{SiH}_4 + \text{CH}_4$) 中に B_2H_6 ガスを導入し、流量比 $\gamma_B = \text{B}_2\text{H}_6 / (\text{SiH}_4 + \text{CH}_4)$ を変えて、ホウ素を添加した SiC 薄膜は、熱起電力測定、ホール効果による極性判定結果より、いずれの膜も p 形伝導を示した。ホウ素添加された SiC 薄膜の移動度は、流量比 $\gamma_B = 0.2\%$ で最大となり、約 $50 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ なる値を得た。

微量ホウ素添加による SiC 薄膜における移動度の増加は、X 線回折結果からもわかるように、結晶粒径の増大によるものと考えられる。また、ホウ素の高添加領域において、ホウ素の添加量の増量に対してキャリア濃度がほぼ一定であるにもかかわらず移動度が減少し、抵抗率が増大する傾向が見られた。これはプラズマ分解過程で、遊離ホウ素が存在するためと考えられる。得られた代表的な数値を表 2 に示す。

(ii) ドナー (N) を添加した場合 所定ガス ($\text{SiH}_4 + \text{CH}_4$) 中に N_2 ガスを導入し、流量比 $\gamma_N = \text{N}_2 / (\text{SiH}_4 + \text{CH}_4)$ を変えて N_2 を添加した SiC 膜は、いず

表 2 不純物添加された SiC 薄膜の電気的特性
Table 2. Electrical properties of impurity doped SiC thin films.

	抵抗率 ($\Omega\cdot\text{cm}$)	移動度 ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)	キャリア濃度 (cm^{-3})	伝導形
無 添 加	$\sim 4 \times 10^9$	—*	—*	n
ホウ素添加	$\sim 5 \times 10^{-3}$	~ 50	$\sim 2.5 \times 10^{19}$	p
窒素添加	$\sim 1 \times 10^{-2}$	~ 10	$\sim 5 \times 10^{19}$	n

*: 高抵抗のため測定困難

れの膜も n 形伝導を示した。添加された窒素が n 形不純物源として作用していることがわかる。ホウ素の微量添加の場合と同じように、窒素の微量添加 (流量比 $\gamma_N = \text{約 } 0.5\%$) によってもわずかに移動度の増加が認められた。窒素の微量添加により結晶粒径が増大するためと考えられる。窒素の高い添加領域では、抵抗率の増大が認められた。これは SiC 膜中に窒化物が形成されるためと考えられる。 n 形 SiC 膜の代表的な数値を表 2 に示す。

<3・4> SiC 薄膜の光学的特性 半導体の電子帯構造や禁制帯中にある各種の局在準位の位置を知るには、半導体と電磁波 (光) との相互作用を調べるのが最も有効な手段とされている。本研究では、生成した SiC 薄膜の結晶性について更に検討する目的から、主に可視光領域での光吸収測定を行い、 SiC 薄膜の光学的エネルギーギャップを求めた。

図 13 にガラス基板上に生成した SiC 薄膜の透過率

図 13 SiC 薄膜の透過率特性

Fig. 13. Transmittance of SiC thin films versus wave length.

図 14 基板温度をパラメータとしたときの
光子エネルギー ($\hbar\omega$) に対する
($\alpha d \hbar\omega$)^{1/2}特性

Fig. 14. ($\alpha d \hbar\omega$)^{1/2} versus ($\hbar\omega$) characteristics;
substrate temperature as parameter.

を波長 200~700 nm に対して示す。透過率は短波長となるに従って減少し、400 nm より短波長側に吸収が見られた基板温度 800°C までの試料について測定を行ったが、基板温度に対する依存性は特に認められなかった。 α 形 SiC は間接遷移形として、SiC 薄膜の透過率から ($\alpha d \hbar\omega$)^{1/2} - $\hbar\omega$ プロットを行い、 $\hbar\omega$ 軸を横切るエネルギー値から光学エネルギーギャップを求めた⁽¹⁷⁾。

図 14 に光子エネルギー $\hbar\omega$ に対する ($\alpha d \hbar\omega$)^{1/2} の基板温度依存性を示す。各基板温度において直線領域が見られ、直線領域は基板温度の上昇によって高 $\hbar\omega$ 側へ移動した。間接遷移半導体の場合、フォノンの吸収による影響を考慮して光学エネルギーギャップを求めなければならないが、低吸収領域におけるフォノンの吸収による影響が不明確なため、古村ら⁽¹⁷⁾と同様に、直線部分が $\hbar\omega$ 軸を横切るエネルギー値を光学エネルギーギャップとして求めた。同図より、求めた光学エネルギーギャップ値を表 3 に示す。光学エネルギーギャップは、基板温度 $T_s=650^\circ\text{C}$ までは、2.2~2.3 eV であるが、基板温度 $T_s=700^\circ\text{C}$ 以上では 2.8~2.98 eV の値を示した。高温生成した SiC 薄膜の光学エネルギーギャップは α -SiC のそれに近い値である。低い基板温度で生成した SiC 薄膜は、光学エネルギーギャップ値から判断すると β -SiC の多結晶と考えられる。しかしながら、結晶評価の結果から低い基板温度では Si-C 結合に関与する X 線回折強度は微小であり、末結合の C と Si が影響

表 3 SiC 薄膜の光学エネルギーギャップ
Table 3. Optical energy gap resulted from Fig. 14.

基板温度 (°C)	光学エネルギーギャップ (eV)
600	2.24
650	2.34
700	2.93
750	2.83
800	2.98

して光学エネルギーギャップがやや小さい値となると考えられる。

4. まとめ

本研究においては、プラズマ CVD 法による SiH_4 および CH_4 の混合ガスの分解により、多結晶 SiC 薄膜の低温形成と、その結晶構造、光学的特性、電気的特性について評価した結果についてまとめると、以下のとおりとなる。

高周波電力 $P_{rf}=70$ W、流量比 $\gamma=0.1$ 、基板温度 700°C 以上において結晶粒径 30~40 nm の多結晶 SiC 薄膜が得られた。この 700°C という温度は、常圧 CVD 法による β -SiC と比較した場合、600~1,000°C 低い温度である。

多結晶 SiC 薄膜の光学エネルギーギャップは基板温度の上昇により 2.24~2.98 eV と変化した。

基板温度 700°C 以上で生成された多結晶 SiC 薄膜の結晶形については、光吸収による測定より α -SiC に近いものであることがわかった。

多結晶 SiC 薄膜の導電性制御および結晶性に与える不純物効果を調べる目的から、ホウ素添加および窒素を添加した結果、不純物の微量添加は結晶性を向上させること、導電性制御を行うことができ、p 形および n 形多結晶 SiC 薄膜が得られることがわかった。

抵抗率および移動度の範囲は、それぞれ約 $5 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$ および $10 \sim 50 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ であった。

以上、本研究において生成した SiC 薄膜の諸特性につき述べたが、SiC 薄膜の生成温度のより低温化、膜質の向上のためには、印加高周波電力の増加、分解しやすい原料ガスの選択、反応容量の低圧力化などがあげられるが、今後の検討事項としたい。

(昭和63年10月24日受付、平成元年1月11日再受付)

文 献

- (1) V. J. Jennings, A. Sommer & H. C. Chang: "The Epitaxial Growth of Silicon Carbide", *J. Electrochem. Soc.*, 113, 728 (1966)
- (2) H. Matsunami, S. Nishino, M. Odaka & T. Tanaka: "EPITAXIAL GROWTH OF α -SiC LAYERS BY

- CHEMICAL VAPOR DEPOSITION TECHNIQUE", *J. Cryst. Growth*, **31**, 72 (1975)
- (3) H. Matsunami, S. Nishino & T. Tanaka: "HETEROE-PITAXIAL GROWTH OF β -SiC ON SILICON", *J. Cryst. Growth*, SUBSTRATE USING $\text{SiCl}_4\text{-C}_2\text{H}_2\text{-H}_2$ SYSTEM", *ibid.*, **45**, 138 (1978)
 - (4) S. Nishino, H. Matsunami & T. Tanaka: "GROWTH AND MORPHOLOGY OF 6H-SiC EPITAXIAL LAYERS BY CVD", *ibid.*, **45**, 144 (1978)
 - (5) W. V. Muench & I. Pfaffeneder: "EPITAXIAL DEPOSITION OF SILICON CARBIDE FROM SILICON TETRACHLORIDE AND HEXANE", *Thin Solid Films*, **31**, 39 (1976)
 - (6) S. Nishino, H. Suhara, H. Ono & H. Matsunami: "Epitaxial growth and electric characteristics of cubic SiC on silicon", *J. Appl. Phys.*, **61**, 4889 (1987)
 - (7) A. Chayahara, A. Masuda, T. Imura & Y. Osaka: "Formation of Polycrystalline SiC in ECR Plasma", *Japan. J. Appl. Phys.*, **25**, L 564 (1986)
 - (8) S. Nishino, Y. Hazuki, H. Matsunami & T. Tanaka: "Chemical Vapor Deposition of Single Crystalline β -SiC Films on Silicon Substrate with Sputtered SiC Intermediate Layer", *J. Electrochem. Soc.*, **127**, 2674 (1980)
 - (9) S. Yoshida, E. Sakuma & S. Gonda: "A new doping method using metalorganics in chemical vapor deposition of 6H-SiC", *J. Appl. Phys.*, **55**, 169 (1984)
 - (10) 西野・更家: 「プラズマCVD法による3C-SiCの気相成長」, 第48回応用物理学会学術講演会予稿集, 17 p-ZG-7, 165 (昭62)
 - (11) J. W. Palmor, H. S. Kong & R. F. Davis: "High-temperature depletion-mode metal-oxide-semiconductor field-effect transistor in beta-SiC thin films", *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 2028 (1987)
 - (12) 近藤・高橋・石井・林・作間・三沢・大門・山中・吉田: 「 β -SiC MOSFETの400°C動作」, 第47回応用物理学会学術講演会予稿集, 27 p-D-6 680 (昭61)
 - (13) 長睦・関・上村・小沼: 「プラズマCVD法による多結晶SiC薄膜」, 第48回同上, 18 a-S-1, 338 (昭62)
 - (14) 西部・下津・上村・小沼: 「電子ビーム蒸着法によるn-SiC/p-Siヘテロ接合」, 第48回同上, 17 a-ZD-3 792 (昭62)
 - (15) 神山: 薄膜光学ハンドブック, p. 209 (昭58) オーム社
 - (16) 本多: 「プラズマ化学反応」, 電学誌, **107**, 1113 (昭62-11)
 - (17) 古村・土岐・三重野・前田: 「 $\text{SiHCl}_3\text{-C}_2\text{H}_2\text{-H}_2$ 系から成長された β -SiC膜の特性」, 情報通信学論, **J69-C**, 705 (昭61)
 - (18) B. D. Cullity (松村訳): X線回折の手引 (改訂初版), p. 98 (昭56) 理学電機
 - (19) M. Yamanaka, H. Daimon, E. Sakuma, S. Misawa & S. Yoshida: "Temperature dependence of electrical properties of n- and p-type 3C-SiC", *J. Appl. Phys.*, **61**, 599 (1987)
 - (20) 植本・繁田・古川・鈴木・中島: 「CVD成長 β -SiC単結晶膜の電気的性質」, 情報通信学会技報, SSD 85-157, 27 (昭60)
 - (21) 恵下・土岐・三重野・鈴木・古村・前田・杉井・伊東: 「Si基板上への β -SiCのヘテロエピタキシー」, 同上, SDM 87-14, 11 (昭62)
 - (22) 杉井・伊藤・古村・土岐・三重野・前田: 「ヘテロエタミッタ用エピタキシャルSiC/Si接合」, 同上, SSD 86-19, 11 (昭61)
 - (23) 吉田・作間・三沢・佐々木・権田: 「CVD法による3C-SiCの作成と高温における電気的性質」, 電気学会研究, EFM-84-28, 61 (昭59)
 - (24) 奥村・篠原・作間・三沢・遠藤・吉田・黒田: 「CVD成長3C-SiCの残留不純物」, 第48回応用物理学会学術講演会予稿集, 17 a-ZD-7, 794 (昭62)