

**高密度ラジカル処理法による基板表面の
超親水化と高品質絶縁膜の形成**

17560009

**平成 17 年度～平成 18 年度科学研究費補助金
(基盤研究(C))研究成果報告書**

平成 19 年 4 月

**研究代表者 和泉 亮
九州工業大学 工学部 助教授**

はしがき

本報告書は平成 17 年度～平成 18 年度に行った科学研究費補助金による基盤研究(C)「高密度ラジカル処理法による基板表面の超親水化と高品質絶縁膜の形成」(課題番号 17560009)を取りまとめたものである。

高品質な薄膜堆積には、薄膜堆積初期の島状成長やインキュベーション層の形成を抑制する必要がある。そのためには、基板表面の濡れ性を向上させる表面改質処理(親水化処理)が必要である。本研究では、薄膜成長において、インキュベーション層を介在することなく界面から均質な膜の形成が可能な基板表面の濡れ性が制御可能な新規の表面改質とその機構の探求、および、表面改質基板と CVD 膜の堆積過程の関係を解明し、良質な薄膜を堆積するための指針を得ることを目的としている。

本報告書では本研究によって得られた「アンモニア分解種による表面窒化過程の検討」と「有機液体原料による高品質シリコン炭窒化膜の形成」について述べる。

【研究組織】

研究代表者： 和泉 亮（九州工業大学工学部助教授）

【交付決定額】

（金額単位：円）

	直接経費	間接経費	合計
平成 17 年度	2,400,000	0	2,400,000
平成 18 年度	1,200,000	0	1,200,000

【研究発表】

学会誌等

- (1) A. Izumi, Thin Solid Films **501** (2006) 157.
- (2) A. Izumi, K. Oda, Thin Solid Films **501** (2006) 195.
- (3) A. Izumi, T. Ueno, Y. Miyazaki, H. Oizumi, I. Nishiyama, Ext. abs. 4th Int. conf. Hot-Wire CVD (Cat-CVD) Process, pp.314-316 (2006).
- (4) T. Nakayamada, K. Matsuo, Y. Hayashi, A. Izumi, Y. Kadotani, Ext. abs. 4th Int. conf. Hot-Wire CVD (Cat-CVD) Process, pp.234-236 (2006).

口頭発表

- (1) 中山田 敬, 小田 晃士, 和泉 亮: 2005 年 春季 第 52 回応用物理学関係連合講演会 (埼玉大学) 29p-ZB-14
- (2) 中山田 敬, 和泉 亮: 2005 年 秋季 第 66 回応用物理学関係連合講演会 (徳島大学) 8p-ZK-15
- (3) 中山田 敬, 三嶋 大輔, 松尾 亘祐, 門谷 豊, 和泉 亮: 2006 年 春季 第 53 回応用物理学関係連合講演会 (武蔵工業大学) 22p-R-15

- (4) 中山田 敬, 和泉 亮: 2006 年 秋季 第 67 回応用物理学関係連合講演会 (立命館大学) 8p-ZK-15
- (5) 中山田 敬, 和泉 亮: 第 2 回 Cat-CVD 研究会 (大阪市立大学)
- (6) 中山田 敬, 林 祐史, 松尾 亘祐, 門谷 豊, 和泉 亮: 第 3 回 Cat-CVD 研究会 (長岡技術科学大学)
- (7) January 19-20, 2006 International Thin-Film Transistor Conference
Poster Session (Kitakyushu International Conference Center in
Kitakyushu-City, Fukuoka, Japan)
- (8) T. Nakayamada, Y. Hayashi, K. Matsuo, Y. Kadotani, A. Izumi, 2006 Ext.
Abs. 4rd Int. Conf. Hot-Wire CVD (Cat-CVD) Process. p.234 (Takayama
Public Cultural Hall, in Takayama-City, Gifu, Japan).

1. はじめに

高品質な薄膜堆積には、薄膜堆積初期の島状成長やインキュベーション層の形成を抑制する必要がある。そのためには、基板表面の濡れ性を向上させる表面改質処理(親水化処理)が必要である。本研究では、薄膜成長において、インキュベーション層を介在することなく界面から均質な膜の形成が可能な基板表面の濡れ性が制御可能な新規の表面改質とその機構の探求、および、表面改質基板と CVD 膜の堆積過程の関係を解明し、良質な薄膜を堆積するための指針を得ることを目的としている。

本報告書では本研究によって得られた「アンモニア分解種による表面窒化過程の検討」と「有機液体原料による高品質シリコン炭窒化膜の形成」について述べる。

2. アンモニア分解種による表面窒化過程の検討

2.1 実験方法

図 1 に示す HWCVD 装置を表面窒化処理に用いた。触媒体には、直径:0.5mm、長さ:700mm のタングステン(W)線を用いた。基板表面と触媒体の距離は 50 mm とした。背圧 2×10^{-5} Pa の真空チャンバー中に化学洗浄処理した Si(100)基板を設置した。純度 99.999%の NH_3 ガスを Si 基板の表面窒化に使用した。 NH_3 の流量は 50sccm にし、窒化処理時のガス圧力はおよそ 0.3 Pa とした。触媒体上で接触分解により、 NH_3 は原子状水素と窒化種に分解される。その窒化種により Si 基板は窒化される。基板ホルダー温度は、ホルダー表面の基板の横で取り付けられた熱電対(TC)によって測定した。基板ホルダー温度は 50°C から 250°C に変化させた。W ワイヤの温度は 1600°C とし、赤外線放射温度計によってモニターした。窒化処理前後の Si 基板の表面状態を ex-situ X 線光電子分光学(XPS)法によって解析した。X 線の光源には $\text{MgK}\alpha$ を用いた。また、基板の表面状態を水の接触角測定により調査した。

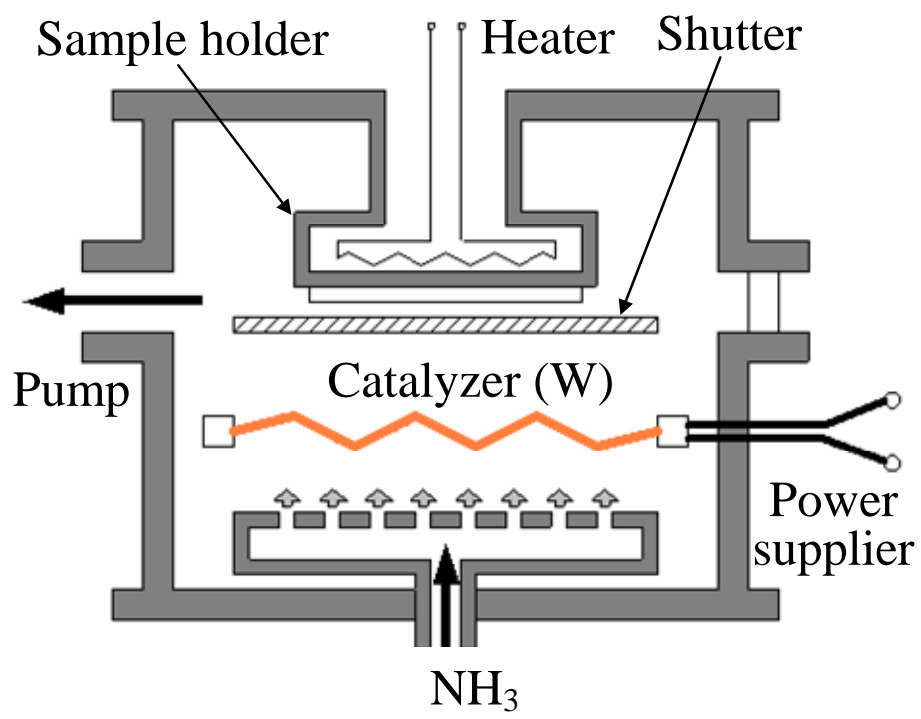


图 1 HWCVD 装置

2.2 実験結果

図 2 に Si(100)表面の窒化処理前後の N(1s)と Si(2p)の XPS スペクトルを示す。窒化処理条件は、基板温度: 50°C、処理時間: 100 分間とした。窒化処理によって N(1s)スペクトルのピークが出現していることがわかる。また、Si(2p)に関しては、高結合エネルギー側に新たな化学シフトピーク成分が観測される。そのピークの結合エネルギー位置はおよそ 102eV であり、Si₃N₄ の結合エネルギー Si(2p)のピーク値: 101.9eV と極めて近いといえる⁽⁷⁾。したがって、Si の表面が窒化され、Si₃N₄ が形成されたと考えられる。極薄の SiN 層の膜厚を Si(2p)にピーク強度比から計算した。

図 3 は 50°C と 250°C の基板温度での窒化時間の平方根に対する窒化層の厚さの関係を示す。図中の黒丸(●)は 50°C の結果を、白丸(○)は 250°C の結果を示す。いずれの基板温度に対して窒化初期段階では窒化層の厚さは時間の平方根に対して直線的に増加していないことがわかる。しかしながら、後期段階では窒化層の厚さは直線的に時間の平方根に比例するようになる。これはいわゆる放物線の関係を取り、いわゆる Si 熱酸化モデル⁽⁸⁾として有名な Deal-Grove の拡散式に従っている。レポートによると、レーザ誘起蛍光(LIF)法によって、NH₃ は NH₂ と H に分解されることが明らかになっている⁽⁹⁾。したがって、本窒化法では NH₂ が Si に拡散して、SiN を形成していると推測される。基板温度に依存性に関しては、基板温度が高い方が窒化層の厚さがわずかに増えるのが見出される。

つぎに XPS 法によって得られた窒化層の厚さに対する水の接触角との関係を調べた結果を図 4 に示す。図中の黒丸(●)は 50°C の結果を、白丸(○)は 250°C の結果を示す。基板温度にかかわらず窒化層の厚さと接触角には大きな相関関係があることがわかる。窒化層の厚さの増加とともに接触角が減少していることから、窒化は層ごとの成長ではなく、島状に成長していると考えられる。表面窒化処理した基板は、状態によって、窒化膜で完全に覆われている場合と部分的に窒化膜で覆われ、Si が露出している場合がある。そのため、その後に堆積するシリコン窒化膜の成長モードがそれらで

異なり、膜質にも影響がでると推測される。

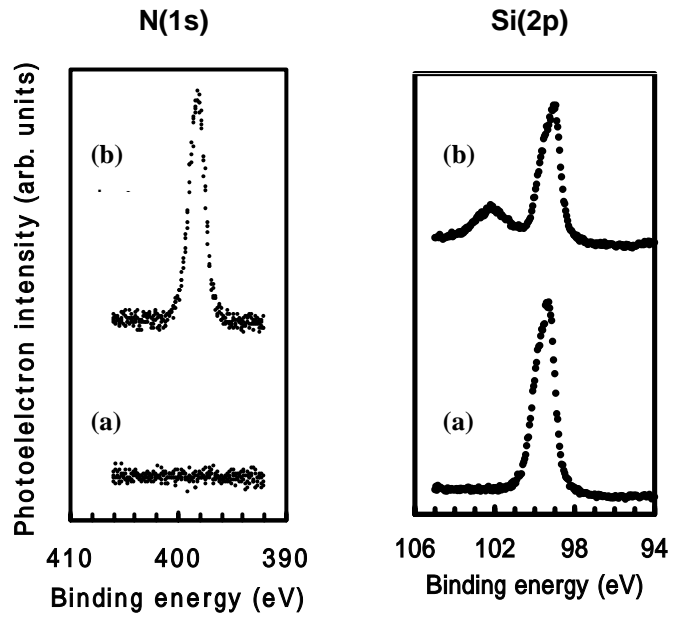


図 2 窒化処理前後の N(1s)および Si(2p)XPS スペクトル

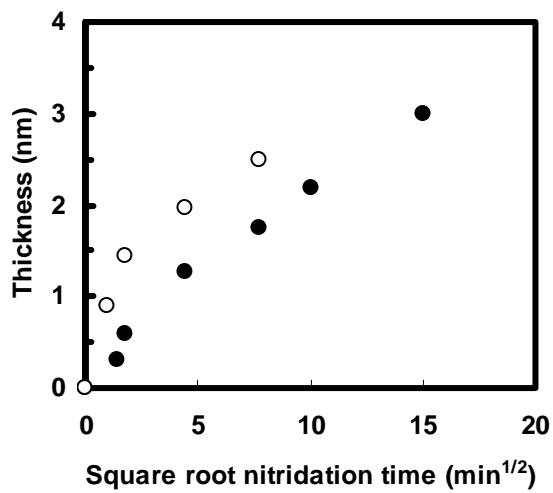


図 3 窒化時間の平方根に対する窒化層の厚さの関係

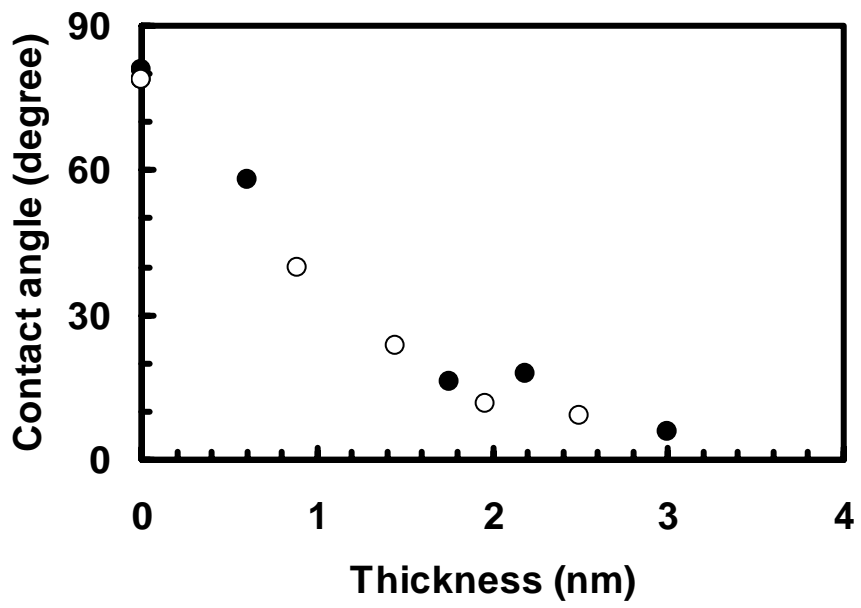


図4 XPS法によって得られた窒化層の厚さに対する水の接触角との関係

3. 有機液体原料による高品質シリコン炭窒化膜の形成

3.1 シリコン炭窒化膜薄膜の特徴とその形成

SiN や SiCN などの SiN 系薄膜は、緻密性が高く、化学的に安定な絶縁膜として知られている。そのため、ULSI 中のサイドウォール、エッチストッパー、表面保護膜などに利用されている。また、最近では、ペットボトルや食品用フィルムのコーティング膜としての利用も検討されている。

そうした応用に対する SiN 系薄膜の堆積には、低温化が強く求められている。その要求に対して、プラズマ CVD 法に置き換わるプラズマフリーの低温堆積法として HWCVD 法が注目されている。

一般的に SiN 系薄膜の堆積において、Si の供給源としてシラン(SiH₄)が、また N の供給源として NH₃ が多用されている。特に前者は、その高い爆発性と毒性を有していることから特殊高圧ガスに指定され、その使用に関しては、莫大な費用が掛かる安全設備の導入が必要とされている。そのため、SiN 系薄膜の非常に高い有用性が知られているにもかかわらず、設備投資に見合った産業(例えば半導体産業)のみがそれらを利用しているのが現状である。従って、危険ガスを用いない SiN 系薄膜堆積技術の確立が望まれていた。

そこで本研究では、表面窒化処理した基板上に堆積する SiN 系薄膜として、SiH₄ に代わる非爆発性液体材料であるヘキサメチルジシラザン(1,1,1,3,3,3-Hexamethyldisilazane: HMDS)を用いた HWCVD 法による SiN 系薄膜の形成を試みた。HMDS の化学構造を図 5 に示す。1 つのジシラザン基と 6 つのメチル基から構成されているため、SiCN の元素から構成されている。HMDS はフォトレジストを塗布する前の界面活性剤として、電子工業では広く使われており、安価である。爆発性がなく、塩素系シランとは異なり、強い腐食性は有していない。また、蒸気圧は、25°C で 1.8 kPa と比較的高いため⁽¹⁰⁾、原料供給の面からも扱いやすいといえる。最近では、HMDS を用いたプラズマ CVD 法による SiN 系薄膜堆積の報告例がある^{(11),(12)}。

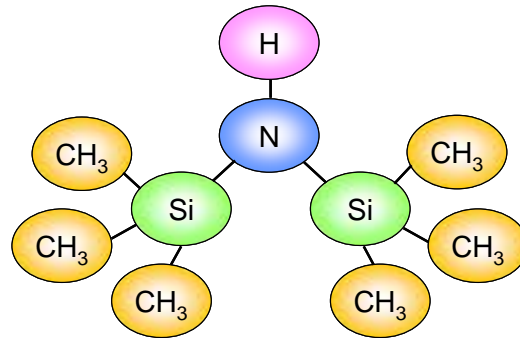


図 5 HMDS の化学構造

3.2 実験方法

HWCVD 装置は前章で述べた装置と同一であり、原料として NH_3 の他に HMDS が導入される点異なる。また、HMDS 流量は約 1 sccm、 NH_3 流量は約 50 sccm、触媒体温度は 1650°C とした。SiN 系薄膜堆積は、RCA 洗浄を行い、希 HF で水素終端処理した Si(100)基板上行った。薄膜堆積後、膜厚を短波長(633 nm)エリブソメトリ法で、膜組成を光電子分光(XPS)法で評価した。また、アルミニウム電極を真空蒸着して MIS 構造を作製し、容量-電圧(C-V)特性評価も行った。また、SiCN 膜の濡れ性を調べるために水による接触角測定を行った。さらに耐熱性評価も行った。

3.3 実験結果

図 6 に HMDS のみを供給して堆積した試料の XPS サーベイスpekトルを示す。基板温度は 100°C とした。これより、得られた膜はシリコン、炭素、窒素元素を中心に構成されていることがわかる。つぎに Si(2p)スペkトルのピーク分離を行った。ピーク分離は、Si-N と Si-C の結合エネルギーの実験値の差が約 1 eV である⁽¹⁴⁾ことから、それ

らピークの結合エネルギー差を 1 eV に固定した後にカーブフィッティングを行った。

図 7 に Si(2p) のピーク分離結果を示す。これより、得られた膜は Si-N 結合および Si-C 結合により構成されていることがわかる。

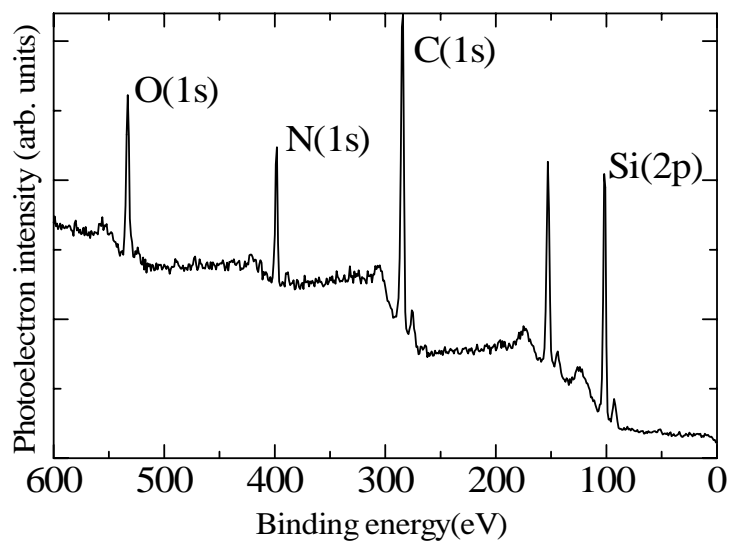


図 6 XPS のサーベイスpekトル

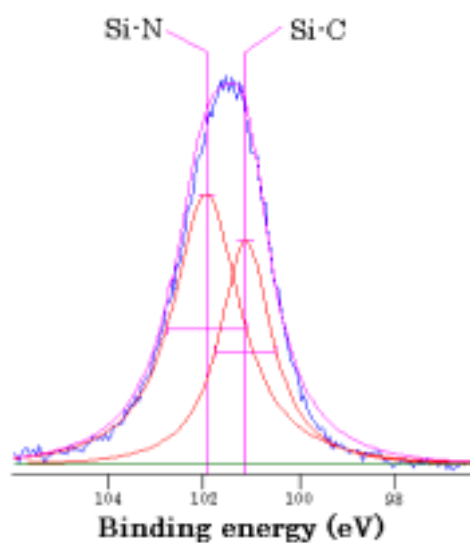


図 7 Si(2p) スペクトル

それらのピーク強度よりそれぞれの比を算出すると Si-C 結合と Si-N 結合の成分比は 0.3:0.7 となった。Si-N 結合がやや支配的であることが明らかとなった。HMDS が有するジシラザン基が堆積に寄与し、そこにメチル基もしくはその分解種が取り込まれて成膜されていると考えられる。

図 8 に HMDS の流量を一定とし、NH₃ 流量を加えて行ったときの NH₃ 流量と Si-N および Si-C 結合の成分比の関係を示す。成膜時の基板温度は 100°C とした。NH₃ 流量を増やすことによって、Si-N 結合が増える一方 Si-C 結合が減少していくことがわかる。NH₃ 流量が 40 sccm 以上でそれら成分比がほぼ一定となる。

図 9 に基板温度を 250°C にした時の NH₃ 流量と C-V 法によって得た最大容量値から求めた SiCN 膜の比誘電率の関係を示す。NH₃ 流量を増やすことによって、比誘電率は 2.9 から化学量論組成である Si₃N₄ の 7 に近づくことがわかる。特にこの低い比誘電率の SiCN 膜は、エッチストッパーとして利用できる可能性がある。基板温度 100°C の結果については、比誘電率のばらつきが多いものの 250°C の結果と同様な傾向を示した。

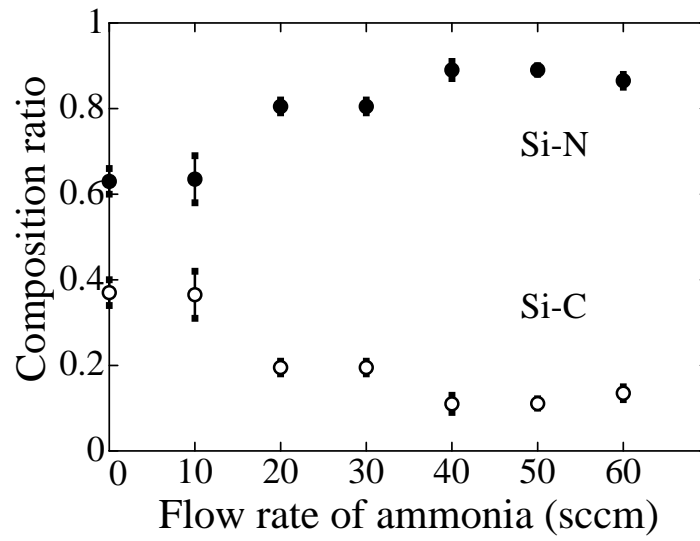


図8 NH₃ 流量と SiCN 膜の組成比の関係

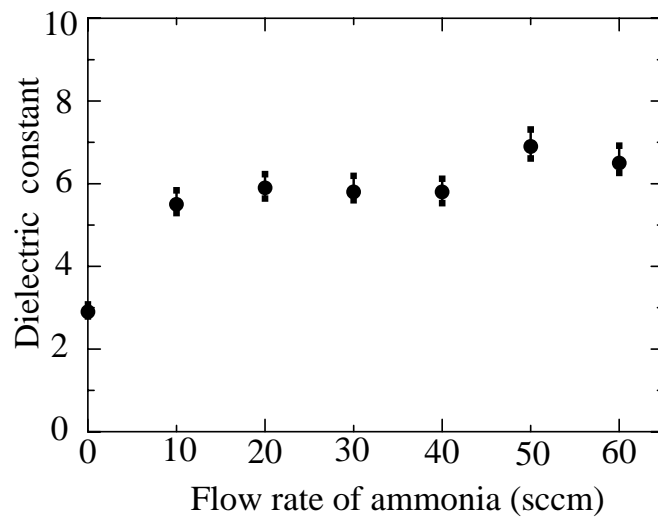


図9 NH₃ 流量と SiCN 膜の比誘電率の関係

つぎに SiCN 膜の濡れ特性について接触角測定によって検討を行った。Si, Al, Cu, SUS 基板の上に SiCN 膜を成膜し、接触角測定器を用いてそれぞれ基板に対する SiCN 膜の接触角 θ を測定した。SiCN 膜の成膜条件については表 1 に示す。接触角の測定方法は SiCN 膜を成膜した各種金属基板の上に純水を充填した滴下用微量注射器(針付)から室温、大気雰囲気下で水滴を約 0.01 ml 滴下し、接触角を測定した。各種金属基板における SiCN 膜コート効果の結果を表 2 および図 10 に示し、Si 基板の上に成膜した SiCN 膜の濡れ特性における基板温度依存性および NH₃ 添加効果の結果を表 3 および図 11 に示す。図 10 より SiCN 膜を各種金属基板の上に成膜することで各種基板表面の濡れが改善されていることが確認された。接触角が 90°以下であるからこの薄膜が液体にぬれる傾向にあることも確認された。図 11 より基板温度の上昇に伴い濡れ性が改善されているのは基板温度の上昇とともに C-C 結合成分が減少し、膜の緻密性が高くなったためだと考えられる。そして NH₃ の添加より濡れ特性が改善しているのは NH₃ の分解により生成された原子状水素による Si 基板のエッチングや HMDS がより分解され膜表面上の凹凸がより激しくなったためだと考えられる。これらのことから SiCN 膜は親水性を有していることが確認された。

表 1 濡れ性評価における成膜条件

基板種類	Si	Al, Cu, SUS
基板温度()	40, 100, 250	250
HMDS 流量 (sccm)	1.3	1.1
NH ₃ 流量 (sccm)	50	50

表 2 SiCN 膜の接触角測定による濡れ性評価

基板種類	Si	Al	Cu	SUS
SiCN コート無し	82 °	131 °	123 °	112 °
SiCN コート有り	58 °	16 °	19 °	22 °

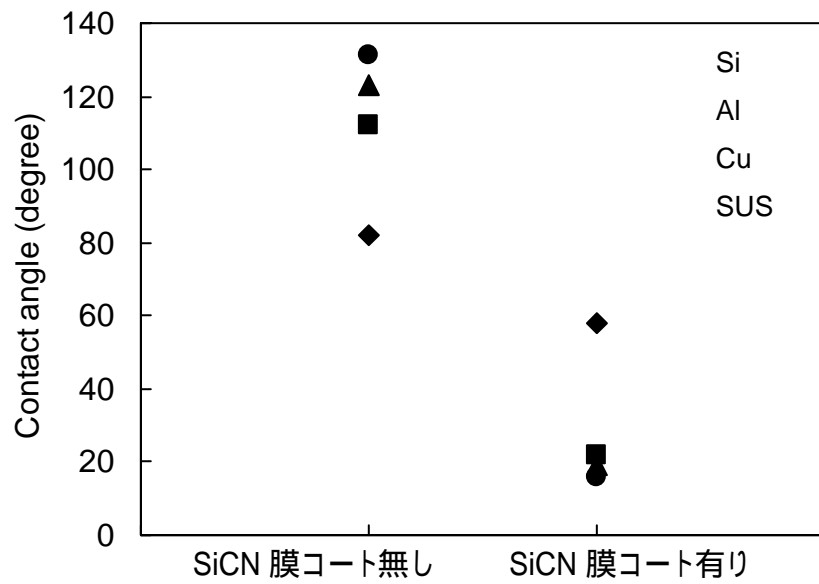


図 10 濡れ性における SiCN 膜のコート効果

表 4. Si 基板上成膜した SiCN 膜の濡れ特性

基板温度()	NH ₃ 流量(sccm)	接触角(°)
40	0	79
	50	66
100	0	77
	50	53
250	0	71
	50	52

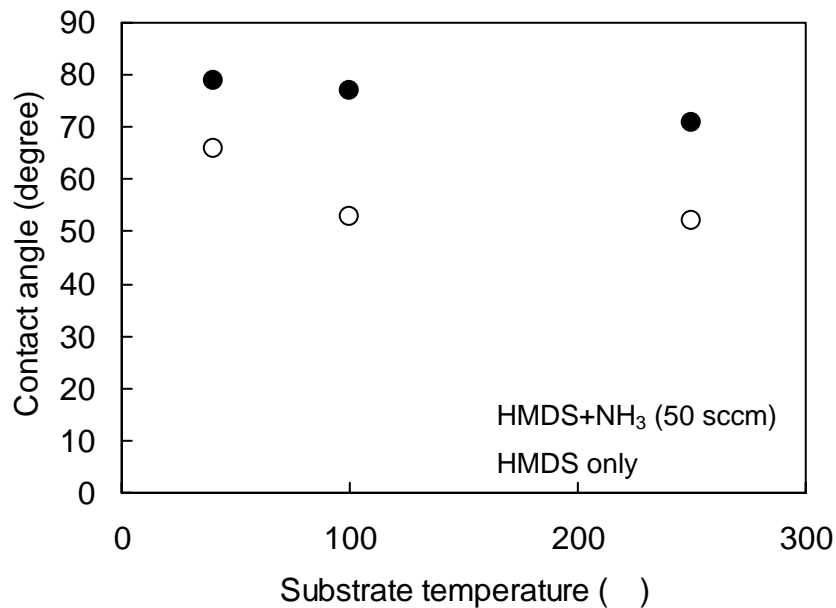


図 11 濡れ特性における基板温度依存性および NH₃ 添加効果

つぎに SiCN 膜の耐熱性評価を行い、その膜質の変化について検討した。本評価では HN₃ 流量を 50 sccm と固定し、HMDS 流量を 1.5, 2.0 sccm、2 つの場合で Si 基板上に SiCN 膜をおよそ 100 nm 成膜した。成膜条件については表 5 に示す。完成した試料はアニール装置を用いて熱処理を施し、その後 FT-IR 測定評価を行った。ただし、熱処理温度はこのとき 500 と固定している。アニール作業については、赤外線「ゴールドイメージ」炉（アルバック理工株式会社）を用いて行った。熱処理における温度制御は同社のプログラマブル温度コントローラー TPC-1000 シリーズを使用した。各熱処理工程においては目標熱処理温度までの昇温時間、熱処理スタート時の温度までの降温時間をそれぞれ 10 分とした。なお昇温、降温過程においては不活性ガスである N₂ ガスを供給した。

作製した SiCN 膜の膜厚、屈折率および FT-IR による測定結果を以下に示す。なお、膜厚および屈折率は光源波長 632.8nm の単波長レーザエリプソメータ

(ULVAC 社)を用いて測定し、FT-IR 測定についてはフーリエ変換赤外分光装置 FT-710 (HORIBA 社)を使用して測定を行った。まず、HMDS 流量の違いがどのように熱耐性に影響があるのかを検討するために表 5 に示した成膜条件において SiCN 膜を作製し、それぞれの試料に熱処理を施した。ただし、本評価においては熱処理温度を 500 としている。図 12, 13 に熱処理を施した SiCN 膜 (HMDS 流量 1.5, 2.0 sccm それぞれの場合において作製した。) についての FT-IR 測定結果を示す。これらの結果から SiCN 膜の主結合成分が存在する波数 600 ~ 1200 cm^{-1} 付近に着目し、図 14 に示したようにそれぞれの試料に対してピーク分離を行った。それらのピーク分離図を図 15, 16 に示し、組成比の算出結果を表 6 に示す。なお、図 17 に示した Si-N 結合成分の組成比 $R(\text{Si-N})$ を算出する際には式 (1) を使用し、そのほかの $R(\text{Si-C})$, $R(\text{Si-O})$ などの組成比の算出も同様の式を使用している。

表 5 耐熱性評価における成膜条件

原料ガス	HMDS, NH_3
HMDS 流量 (sccm)	1.5, 2.0
NH_3 流量 (sccm)	50
W 触媒体温度 ()	~1750
基板温度 ()	~250

$$R(\text{Si-N}) = \frac{I\nu(\text{Si-N}) \times I_h(\text{Si-N})}{I\nu(\text{Si-O}) \times I_h(\text{Si-O}) + I\nu(\text{Si-N}) \times I_h(\text{Si-N}) + I\nu(\text{Si-C}) \times I_h(\text{Si-C})} \dots (1)$$

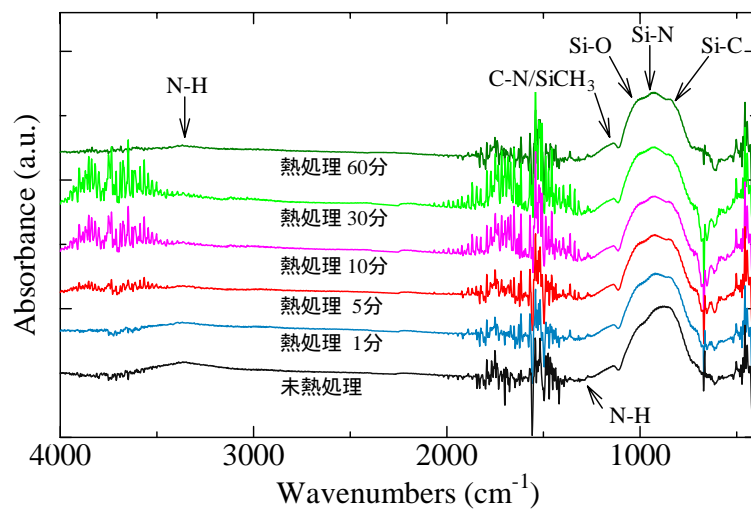


図 12. HMDS 流量 1.5 sccm で作製した SiCN 膜の熱処理後の FT-IR スペクトル

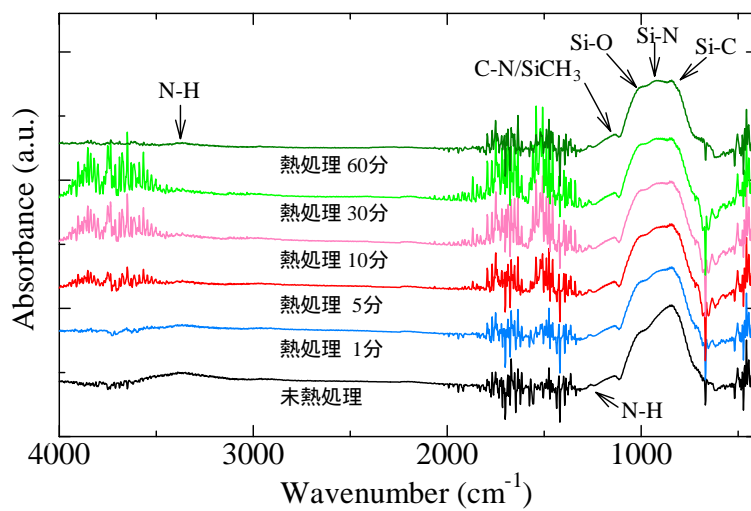


図 13. HMDS 流量 2.0 sccm で作製した SiCN 膜の熱処理後の FT-IR スペクトル

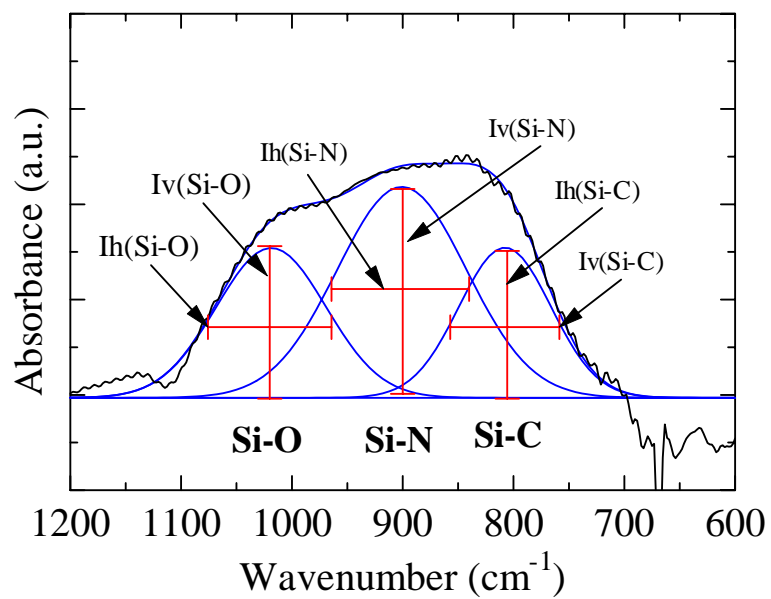


図 14. FT-IR スペクトルのピーク分離例

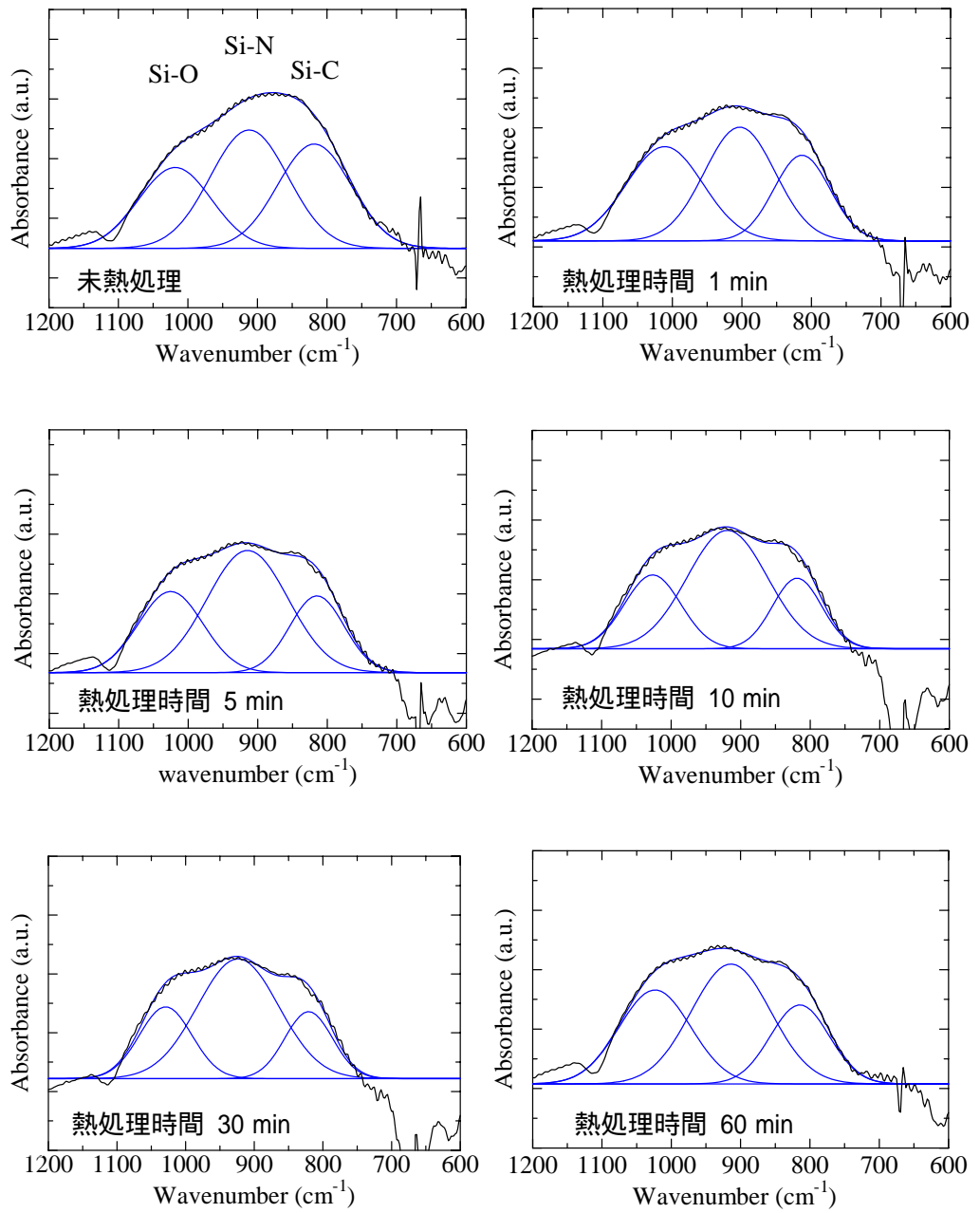


図 15 各熱処理時間におけるスペクトルのピーク分離図 (600 ~ 1200 cm⁻¹)
[HMDS 流量 1.5 sccm]

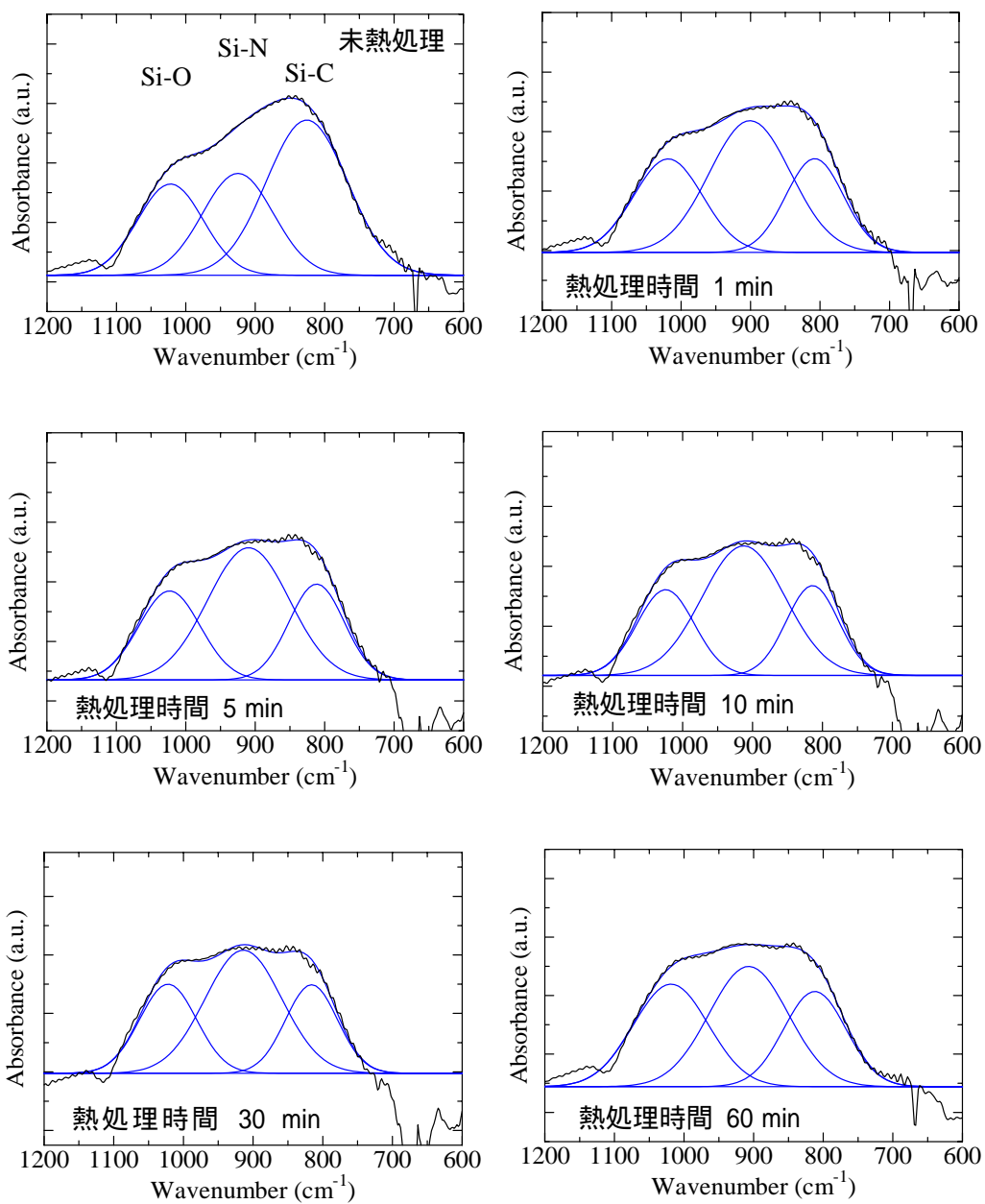


図 16 各熱処理時間におけるスペクトルのピーク分離図
($600 \sim 1200 \text{ cm}^{-1}$)

表 6 各ピークの組成比の結果 (600-1200 cm^{-1} 付近)

熱処理時間 (min)	HMDS 流量= 1.5 (sccm)			HMDS 流量= 2.0 (sccm)		
	R(Si-C)	R(Si-N)	R(Si-O)	R(Si-C)	R(Si-N)	R(Si-O)
0	0.34	0.40	0.26	0.46	0.28	0.23
1	0.27	0.36	0.36	0.24	0.47	0.29
5	0.22	0.51	0.27	0.25	0.50	0.25
10	0.20	0.56	0.24	0.23	0.53	0.24
30	0.19	0.58	0.23	0.24	0.49	0.26
60	0.22	0.46	0.32	0.26	0.41	0.33

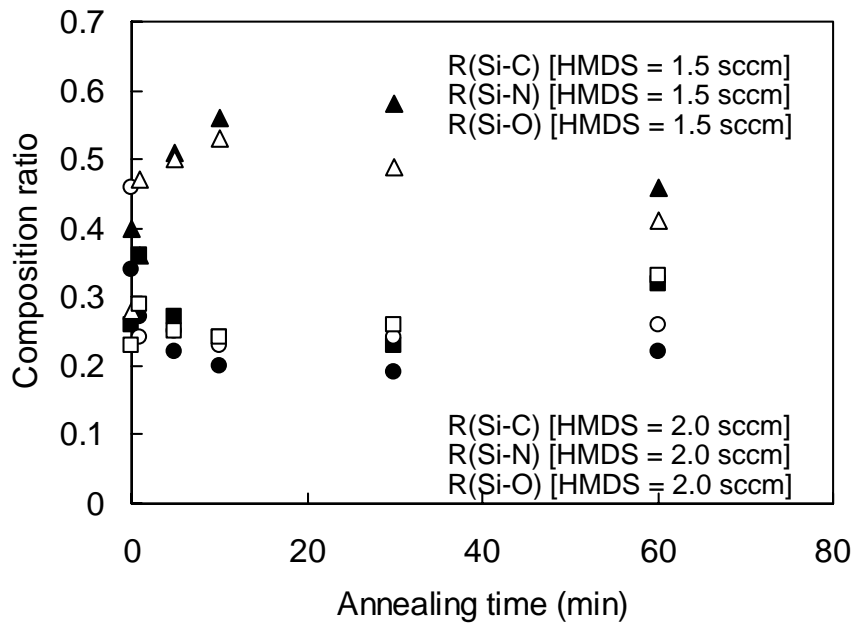


図 17 各熱処理時間における組成比の変化

次に波数 3100 ~ 3500 cm^{-1} 付近に存在する N-H 結合成分のピークスペクトルに着目し、そのピーク分離を同様に行った。その結果を表 6 および図 18 に示す。

表 7 N-H 結合ピークの組成比の結果

	HMDS 流量 (sccm)	
	1.5	2.0
熱処理時間 (min)	R(N-H)	R(N-H)
0	1	1
1	0.56	0.56
5	0.51	0.54
10	0.51	0.61
30	0.55	0.56
60	0.43	0.59

規格化済み

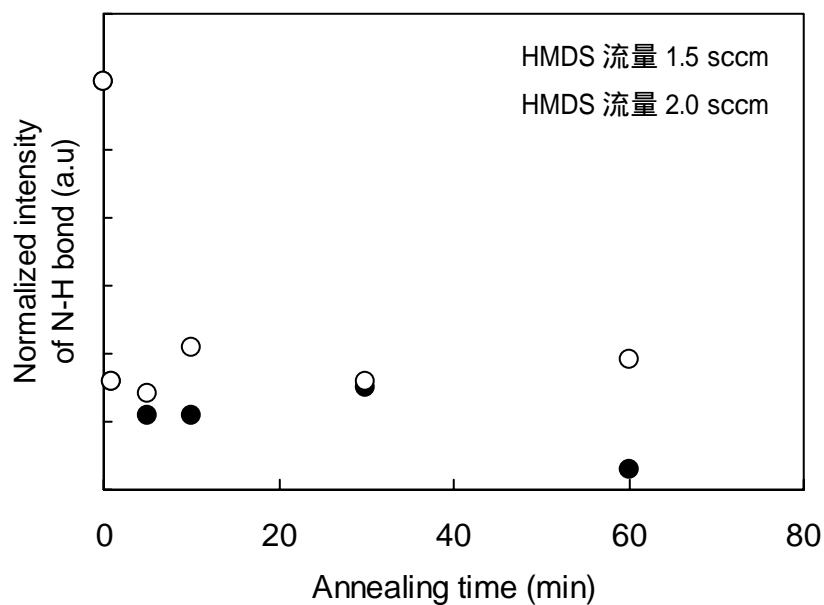


図 18 各熱処理時間における N-H 結合ピーク強度変化

図 12, 13 を比較すると HMDS 流量 1.5 sccm で作製した SiCN 膜の方が HMDS 流量 2.0 sccm で作製したものより Si-N 結合が多く、N リッチな膜が作製できているのに対して、Si-C 結合に関しては HMDS 流量 2.0 sccm で作製した SiCN 膜のほうが C リッチな膜であると考えられる。それは波長 600 ~ 1200 cm^{-1} 付近のスペクトルのピーク分離結果である表 6 および図 17 より確認できた。この違いは熱処理を施した後のスペクトルにも確認された。約 3400 cm^{-1} 付近に現れている N-H 結合成分のピークスペクトルに着目した。N-H 結合のピーク分離結果は表 7 および図 18 より N-H 結合は熱処理時間に比例して減少していると考えられる。また図 4.36 より脱水素原子効果としては熱処理を 5 分ほど施すと十分であると考えられる。また各熱処理工程の際に光学顕微鏡 (7000 倍) においてその膜表面を確認したがこの脱水素原子現象 (バブリング現象) によって起こる膜破壊は確認されなかった。

図 17 より熱処理を 5 分ほど施すと Si-N 結合は増加していることが確認される。これは図 18 で N-H 結合が減少していることから、結合相手を失った N 原子が H 原子の抜けたところで改めて Si-N 結合を形成したためだと考えられる。また、図 17 で Si-O, Si-C 結合が減少しているのは Si-N 結合の増加に伴い、それぞれの結合ピークが相対的に減少したためだと考えられる。

次に熱処理温度を 800, 1000 とさらに高くし、それぞれ耐熱性評価を行った。ただし、HMDS 流量は 1.5 sccm と固定してある。図 19, 20 に熱処理温度 800, 1000 で熱処理を施した SiCN 膜の FT-IR 測定結果を示す。これらの結果に対しても Si-C, Si-N, Si-O 結合成分の組成比を算出し、図 21 にまとめる。

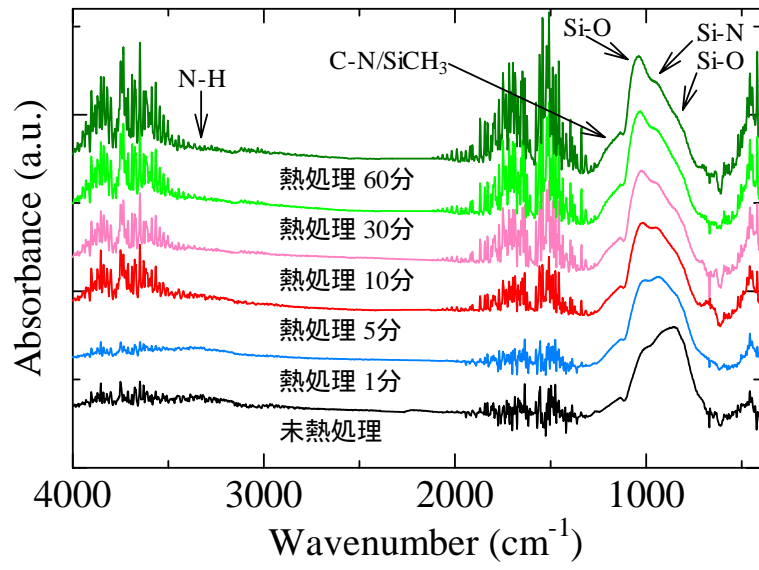


図 19 熱処理温度 800 で熱処理を施した SiCN 膜の FT-IR スペクトル

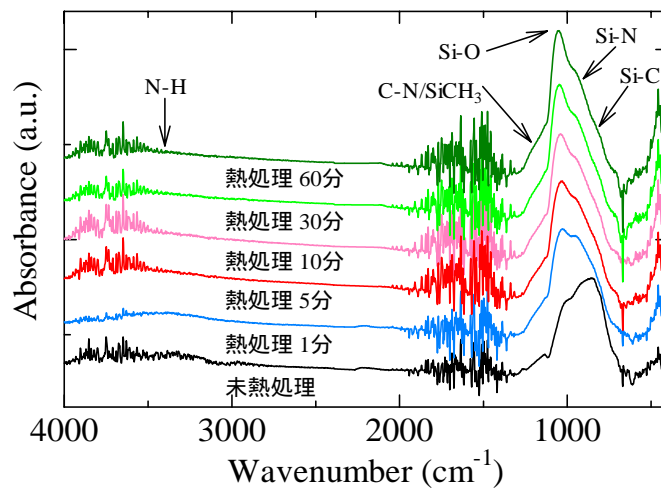


図 20 熱処理温度 1000 で熱処理を施した SiCN 膜の FT-IR スペクトル

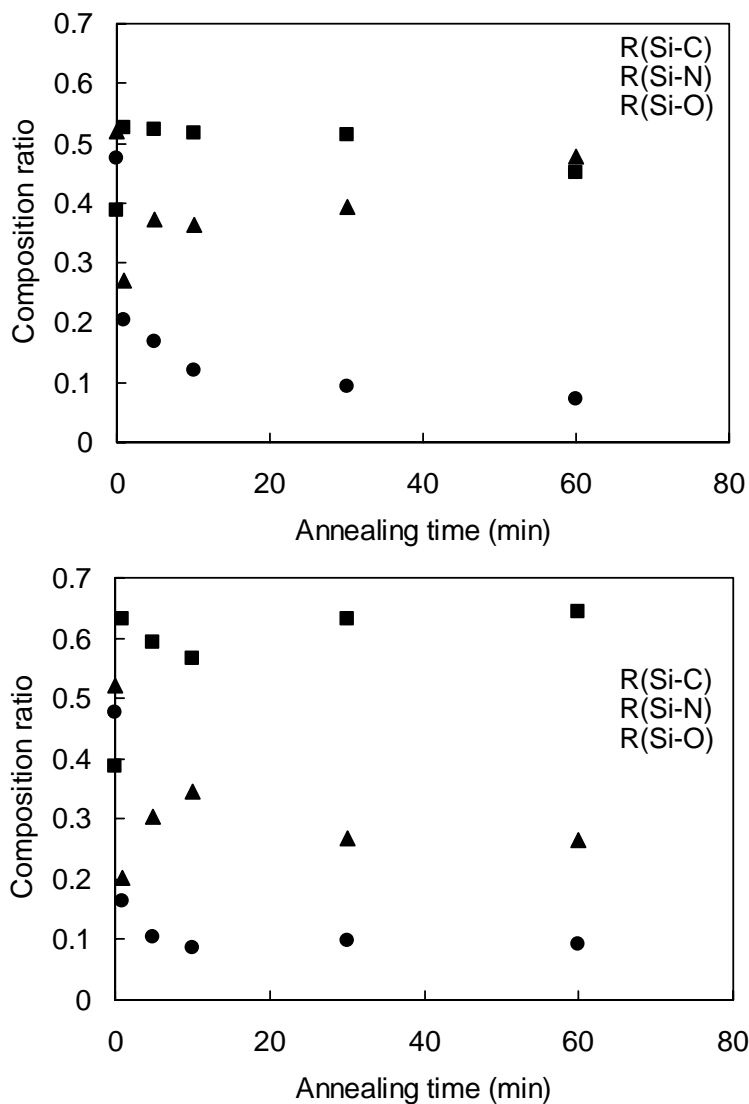


図 21 熱処理温度 800 (上), 1000 (下)における各組成比変化

また各熱処理時間において測定した膜厚および屈折率を表 8 および図 22 に示す。熱処理温度が 500 である図 12, 13 と熱処理温度が 800 である図 19, 1000 である図 20 を比較するとその大きな違いは後者のほうが熱処理後の SiCN 膜の酸化の度合いが著しいことである。図 17 では組成比において Si-N 結合成分が熱処理時間に対して終始、支配的であったが図 21 では Si-O 結合成分が支配的になっている。また熱処理温度 800, 1000 の耐熱性評価では各熱処理時間においてそれぞれの試料の屈折率および膜厚を測定したが表 8 および図 22 が示すようにほとんど変化することがなかった。またバブリング現象による膜損傷なども確認できなかった。

表 8 熱処理による膜厚、屈折率変化

熱処理温度 ()	800		1000	
熱処理時間 (min)	屈折率		膜厚 (nm)	
0	1.778	1.778	108	108
1	1.726	1.711	104.9	104.5
5	1.705	1.683	104.2	104.5
10	1.701	1.66	102	103.6
30	1.678	1.662	102.4	104.1
60	1.685	1.644	101	103.9

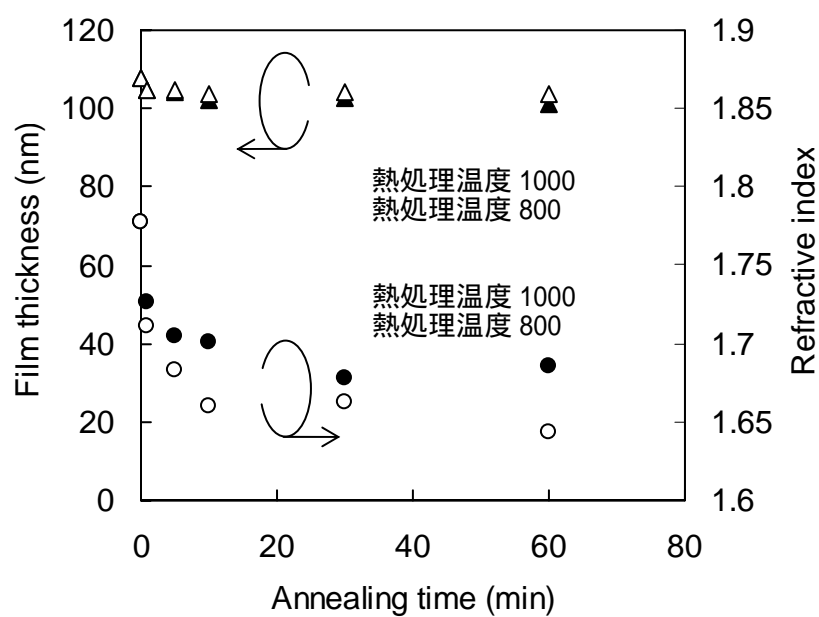


図 22 各熱処理温度における膜厚および屈折率の変化

4. まとめ

加熱 W ワイヤの上で生成した NH_3 の分解種を用いた Si の表面窒化に関して調べたところ以下が明らかとなった。

- (1) 基板温度: 50°C で Si(100)表面は窒化される。
- (2) SiN 層の膜厚は窒化処理初期では直線則に従い、その後、放物線則に従って増加する。
- (3) 水の接触角度測定より、窒化層が初期段階に島状成長によって形成されていくことを明らかにした。

HWCVD 法により非爆発性の有機液体原料である HMDS を用いて SiN 系薄膜の成膜を行い、以下の点が明らかとなった。

- (1) HMDS のみでも SiCN 膜の成膜が可能である。
- (2) 基板温度 100°C での SiCN 膜の成膜が可能である。
- (3) 基板温度および NH_3 流量を選ぶことによって SiCN の組成を制御できる。
- (4) NH_3 流量を選ぶことによって比誘電率を 2.9 から 7 に制御できる。
- (5) SiCN 膜は濡れ性、耐熱性に優れた膜である。

参考文献

- (1) A. J. Simons, T. I. Cox, L. T. Canham, R. Blacker, *Thin Solid Films* **297** (1997) 281.
- (2) K. Sato, K. Hirakuri, M. Iwase, T. Izumi, *J. Nanoscience Tech.* **5** (2005) 271.
- (3) S. Yamazaki, *Jpn. J. Appl. Phys.* **9** (1970) 1467.
- (4) H. Wiesmann, A. K. Gosh, T. McMahon, M. Strongin, *J. Appl. Phys.* **50** (1979) 3752.
- (5) H. Matsumura, *Jpn. J. Appl. Phys.* **25** (1986) L949.
- (6) A. Izumi, H. Matsumura, *Appl. Phys. Lett.* **71** (1997) 1371.
- (7) J. A. Taylor, *Appl. Surf. Sci.* **7**, 168 (1981).
- (8) B. E. Deal and A. S. Grove, *J. Appl. Phys.* **16** (1965) 3770.
- (9) H. Umemoto, K. Ohara, D. Morita, A. Masuda and H. Matsumura, *J. Appl. Phys.* **91** (2001) 1650
- (10) A. Ohgishi, S. Motoyama, M. Sawai, T. Tatsuta, O. Tsuji, *Jpn. J. Appl. Phys.* **42** (2003) L1090.
- (11) K. Taguchi, M. Yoshimoto, J. Saraie, *Jpn. J. Appl. Phys.* **43** (2004) L148.
- (12) SRC The Physical Properties Database (PHYSPROP).
- (13) F. Tanegal, A. G. de la Rocque, G. Dufour, C. Senemaud, B. Doucey, D. Bahloul-Hourlier, P. Goursat, M. Mayne, M. Cauchetier, *J. Electron Spectroscopy and Related Phenomena* **109** (2000) 241.