

# Measurement of nitrogen atom flux and growth of $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ on Si(111) by RF-discharge

Tadashi Ohachi, Nobuhiko Yamabe, and Motoi Wada

Atom nitrogen flux created by the inductive coupling rf discharge was measured by the self ionization of N atoms on negatively biased electrode. The reaction between N atom of the Surface reaction of Si and N atoms produces  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ . The number of steps was controlled by the thickness of  $\text{SiO}_2$  layer. The surface morphology of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  was affected by the kind of nitrogen species. When only ( $\text{N}+\text{N}^*$ ) were used for nitridation in the condition of flux 0.02ML/s, it was found that several island structures which were detached from upper terrace were formed. The island size of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  became bigger without detachment from upper terrace when  $\text{N}_2^*$  were used.

**Key words** : MBE, RF-discharge, Nitridation,  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , AlN,

**キーワード** : 分子線エピタキシー, RF 放電, 窒化, 窒化シリコン, 窒化アルミニウム

## 窒素原子フラックス計測と RF プラズマによる Si(111) 上 $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ の成長

大鉢 忠・山邊 信彦・和田 元

### 1. はじめに

界面現象研究センター (Research center for interface phenomena : Recip) プロジェクト「界面微細構造制御により発現する物性の評価研究」の分担グループとしてナノ薄膜G (微細構造を制御した薄膜の物性評価) の取り組みで、我々の研究課題を「シリコン上へのⅢ族窒化物系 (GaN, AlN, InN とそれらの混晶) 半導体ナノヘテロ界面量子井戸構造の結晶成長と物性評価」と掲げて「異種半導体界面の結晶学的構造評価と電気・光学的特性評価」研究分野の分担を第3年目の報告である。

異なる結晶表面の上へのヘテロエピタキシャル成長というテーマとして、シリコン上へのⅢ族窒化物系半導体成長を分子線エピタキシー法 (molecular beam epitaxy : MBE) を用いて行う際の準備として、初年度において MBE 成長法に必

要な活性窒素の生成と放電現象、窒化物半導体の結晶成長に必要な窒素原子生成に関する研究成果、励起窒素分子の働きと結晶成長への応用に関する報告を行った<sup>1)</sup>。2007年度の第2年目においては、初年度に続いて放電現象研究と、2つの放電モードの制御によって窒素励起分子  $\text{N}_2^*$  と放電解離窒素原子  $\text{N}+\text{N}^*$  の化学活性度の違いを利用する活性度変調マイグレーションエンハンスドエピタキシー (AM-MEE : Activity modulation migration enhanced epitaxy) を提案し、それを利用した Si 基板上への六方晶 AlN と GaN エピタキシャル成長の結果についてまとめた<sup>2)</sup>。第3年目 2008年度として、放電により生成した窒素原子フラックス計測法の改良と Si 表面での窒化反応による界面反応エピタキシーによる  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  成長に必要な Si 表面清浄化法の開発を本報告に、加え別報として  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  に Al を照射して固相反応反応エピタキ

\*Department of Electrical Engineering, Doshisha University, Kyoto  
Telephone: +81-774-65-6329, FAX: +81-774-65-6811, E-mail: tohachi@eml.doshisha.ac.jp

シャル法による AlN テンプレート成長<sup>3)</sup>を報告する。本研究の対象とする Si の上に III 族窒化物を成長させる意味は、持続可能な社会システム構築を目指した研究が進む中、窒化物半導体の役割は大きく、Si は安価であり、大口径 Si 基板はサファイア基板に比し熱伝導率が良く高出力に対応し、かつ GaN 電子デバイスは絶縁破壊電圧が大きいところから大電力対応電子素子が期待されている。さらに、立方晶 III 族窒化物成長基板として立方晶ダイヤモンド形 Si 結晶が向いているからである。さらに、MBE 成長法での結晶成長は電子デバイスや光デバイスとして必要なヘテロ界面や量子井戸構造作製に際し界面のシャープな物を作ることが可能である特徴がある。

## 2. 窒素原子フラックス計測

### 2.1 N 高周波放電と原子照射

窒素分子が 3 重結合を持ち、極めて安定なことから窒化物成長に必要な窒素原子を生成する目的で 13.56MHz の誘導結合 (ICP) 高周波放電 (RF) を利用する。窒素源として、NH<sub>3</sub> の熱分解、NO 気体、高温フィラメントによる高温熱分解、ECR 放電 などの方法があるが、原子生成効率の点で RF 放電が最適と考えられる。ICP-RF による窒素分子の放電には明るい高輝度 (High Brightness: HB) 放電と暗い (Low Brightness: LB) 放電の 2 つのモードがあり、放電電力と圧力 (流量) により制御出来る<sup>2)</sup>。

HB 放電では窒素分子イオン N<sub>2</sub><sup>+</sup>、励起分子 N<sub>2</sub><sup>\*</sup>、解離原子 (基底原子 N と励起原子 N<sup>\*</sup>: N+N<sup>\*</sup>) が生成され、LB 放電では窒素分子イオン N<sub>2</sub><sup>+</sup> と励起分子 N<sub>2</sub><sup>\*</sup> が生成し窒素原子は発生しない特徴がある。窒素原子フラックス測定を成長中に行うことが必要であり、昨年度の報告に負電位電極への付着窒素分子の自己電離による電流測定から可能なことを提案した。

窒素放電を用いる場合の特徴として、直接照射と間接照射の 2 つの方式を選べることである。Fig. 1 に示すように、直接照射は結晶成長反応に際して窒素原子を基板に照射させる方法として、窒素セルのシャッターを開けて直接フラックスが成長基板へ照射される方式であり、間接照射とは、窒素セルから放出された窒素原子が壁に一度以上衝突反射により成

長基板へ照射させるものである。直接照射の場合はシャッターを開けてセル前方に成長基板を配する物であり (Fig. 1 (a)), 照射量は放電電力と放電圧力により制御する。間接照射は窒素放電管の前面にあるシャッターを閉じた場合に於いても (間接照射 1 : Fig. 1 (b)), シャッターの隙間からの漏れにより、成長室の成長基板へ窒素原子が照射される場合や、シャッターを開き成長基板はマニプレータを回転させ等、直接フラックスが照射されないで、壁からの反射より照射されるように配する場合に実現出来る (Fig. 1 (c))。

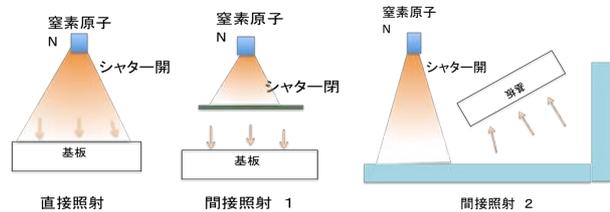


Fig. 1. Schematic of N\*+N flux exposure directly (a) and indirectly by leaked flux (b) or reflected from a wall(c).

### 2.2 N 原子フラックス計測

窒素原子測定は電極に荷電粒子が到達しないように、荷電粒子除去電極 (eliminator) をセル出口に配して、左右の電極間に電位差をつけると荷電粒子が直接前方の電極へ入射しないようし、電極へは中性の粒子 (解離窒素原子+励起と中性窒素分子) のみが入射するようにした。Fig.2 に示す如く解離原子の自己電離による電流を計測する。ラングミュアプローブ測定と同様の考えで (ただし、この場合は電極をプラズマシースに挿入せず、表面に到達する粒子を対象としている) 電極の電位と流れる電流の関係を測定する。

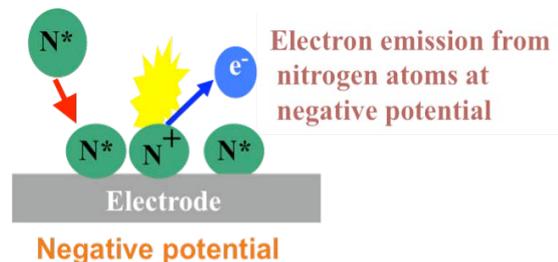


Fig. 2. Schematic of self ionization from N\*+N at negatively biased electrode: only N\*+N were detected at the electrode if N<sub>2</sub><sup>+</sup> were eliminated.

窒素源はアリオス社製 IRF-501IF を用い、窒素ガスは窒素ボンベから供給し流量調節は Mass flow コントローラーで行う。パワーは RF 電源からマッチングボックスを介しマッチングをさせ出力最大に調節された後で放電源に投入される。

窒素原子にのみ負電位電極からの自己電離作用があるため、放電中に於いても電極を K セル用のシャッタ用ポート内に配し、フィードスルーを通して電位をかけ電流が計測出来るように電流計に接続してラングミュア特性測定を行う。Fig. 3 に示す如く電極を 2 つ挿入し、窒素放電セルからの間接照射フラックス計測用の電極 1 のみを、電極 2 のみを、電極 1 と 2 を接続して電流を計測した。

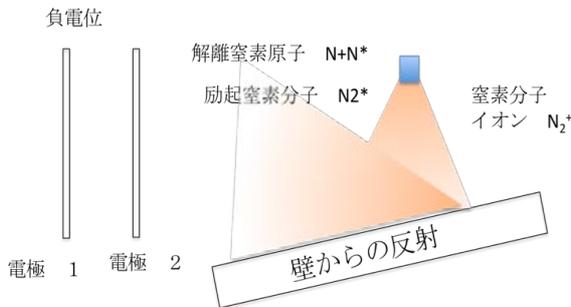
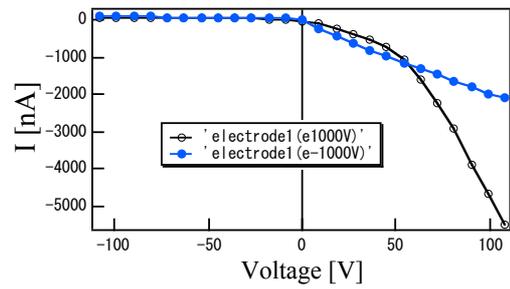
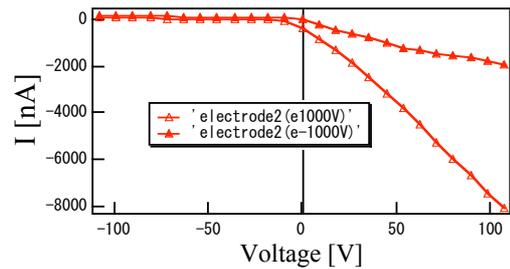


Fig. 3. Atom electrodes 1 and 2 exposed indirect nitrogen atoms  $N+N^*$  reflected from a wall.

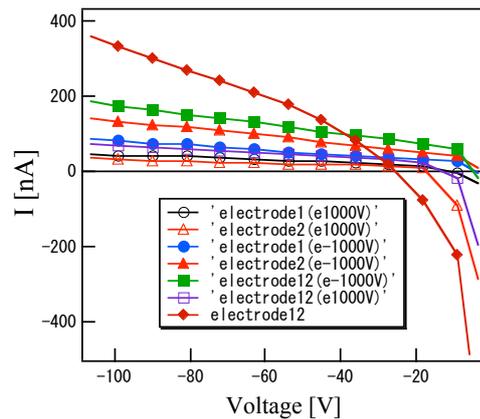
Fig. 3 に示した電極 1, 2 (ステンレス製で 6cmx12cm 間隔 2cm) を用いて 1.38sccm (70Pa) 500W にて HB 放電をおこさせ、ラングミュアプローブ  $I-V$  特性を測定したものを図 4 に示す。フラックス入射から遠い電極 1 で計測した場合が図 4(a) であり、フラックス入射に近い電極 2 で計測した場合が図 4(b) である、図 4(c) は (a) と (b) の電流のスケールを拡大して示したものである。放電管の入り口の荷電粒子除去電極の電位を +1000V の場合と -1000V の場合本来両者は一致すべきものであるが荷電粒子除去電極の働きにより、荷電粒子の偏向に偏りが生じ、電極のあるポート入り口に荷電粒子が入射して電流となったためと考えられる。これは Fig. 5 で示すように、本来除去電極に電位差を与えると電流値は減少するはずであるが、フラックスビームの照射方向に偏りがあり、負方向に電位を印加させた場合に電流が増加し、+-の 1000V 電位差でも両者が一



(a) Probe  $I-V$  characteristic for the electrode 1.



(b) Probe  $I-V$  characteristic for the electrode 2.



(c) Enlarged  $I-V$  characteristics for the electrode 1, 2 and double 1 and 2 electrodes.

Fig. 4. Langmuir probe characteristic for atom current measurement.

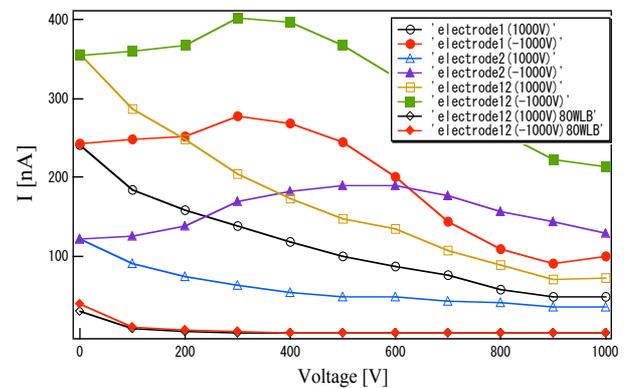


Fig. 5. Eliminator potential dependence for atom currents at  $-108V$  (9V x 12).

致しない所から説明出来る．図5には80WでのLB放電の時のデータも示されており，荷電粒子が除去され+と-の電位差で電流値が一致していることが示されている．これはプラズマセルの出口付近に射出方向と垂直に電界を印加することによってイオンや電子といった荷電粒子を除去することが可能になる．このエリミネータの電圧を+，-反転させることによって  $N_2^+$  および  $e^-$  の曲げられる向きが逆になりこれらが電極に当たり特性に影響をおよぼしたと考えられる．このことから Fig. 4 のラングミュアプローブ特性の飽和電子電流値およびイオン飽和電流値がエリミネータの左右の電圧の反転により逆転する．Fig. 5 のエリミネータ特性で，電極に負の電圧を加えイオンおよび  $N+N^*$  のみを検出するようにし，エリミネータに負の電圧を印加していくと電流値が極大値を持つのも曲げられた  $N_2^+$  の影響であることがわかる．

これらの実験から，成長室の中に漂う窒素分子イオンの存在が明らかとなり，LB放電を5sccmの流量で100Wの放電と300Wの2種類の放電を起こさせ，1と2の電極間の電流電圧特性を測定した．Fig. 6にその結果を示す．傾きから電極間に存在する  $N_2^+$  イオンによる導体の抵抗値が100W放電の時は  $100/20 \times 10^{-9} = 5 \text{ G}\Omega$ ，300W放電では  $100/60 \times 10^{-9} = 1.67 \text{ G}\Omega$  と計算される．LB放電は原子を発生せず励起分子は原子電流に寄与しないためである．

この原子電流と実際にGaNの成長との関係性を調べるためにGaNの膜厚および原子電流値をグラフ化したのがFig. 7であり，比例関係になっている

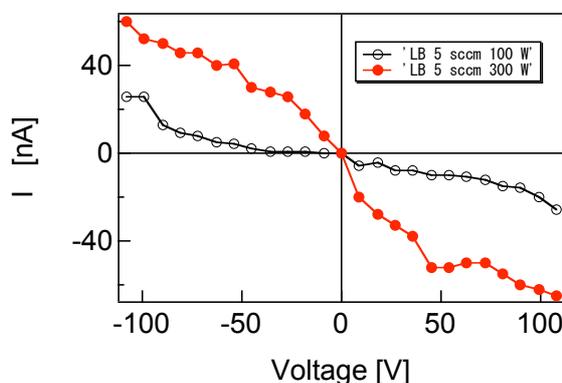


Fig. 6. I-V characteristics between 1 and 2 electrodes in Fig. 3 under LB discharges by 100W and 300W with 5sccm.

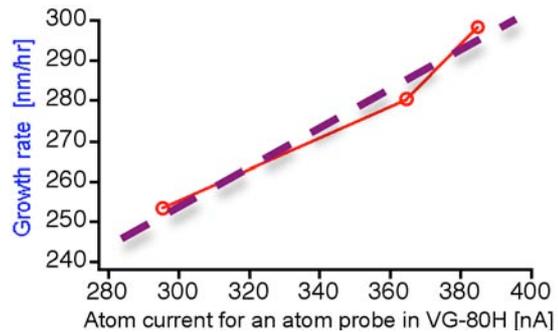


Fig. 7. Growth rate of GaN as a function of Atom current.

ことからGaN成長が  $N+N^*$  が律速している場合に当たることが分かる．原子電流値は原子電極面積と電極の設置場所に依存し，この場合にはVG80H内での電極に対して  $5.5 \times 10^{-4} \text{ ML/s/nA}$  と計算出来た．MLは1分子層である．

### 3. Si 表面平坦化

#### 3.1 Si (111), Si (001) 表面

Ⅲ族窒化物半導体の結晶成長はホモエピタキシャル用の基板結晶がないためヘテロエピタキシャル法によっており，本研究では安価なSi基板を用いられている．Ⅲ族窒化物成長に必要な3インチ以上の大口径Siに対して一様に表面の平坦化を行うには，Siは最も多くの表面の研究がなされている半導体であるが，我々の目的とする出発基板としては多くの検討課題が残っている．以下にSi(111)とSi(001)表面の性質を示す．

#### Si(111)

Si清浄表面としてSi(111)は7x7表面再構成層が知られ，高温では"1x1"表面構造に可逆的に変化する規則-不規則の1次の相転移として知られている．しかし，その転移温度  $T_c$  は  $827^4)$ ,  $830^5)$ ,  $856^6)$ ,  $860^7)$ ,  $867^8)$ ,  $868^9)$ ,  $875^{\circ}C^{10)}$  の値が報告されており，昇温過程と降温過程において表面の構造に対応してヒステリシスの存在も知られている<sup>6)</sup>．我々は転移温度  $T_c$  として  $856^{\circ}C$  のものを採用し，実験温度の熱電対指示値の校正に利用している．

(7x7)-(1x1)相転移温度以上での吸着原子量として  $950-1210^{\circ}C$  が  $0.25 \text{ ML}$ ，  $1250-1270^{\circ}C$  が  $0.2 \text{ ML}$ ，  $(1 \text{ ML} = 7.8 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2})$   $1290^{\circ}C$  で表面融解する報告<sup>11)</sup>

がある。7x7 構造と“1x1”構造と理想的な 1x1 構造の表面吸着原子量がそれぞれ 0.08 ML, 0.14 ML, 0.20 – 0.25 ML と報告<sup>12)</sup>されている。

### Si(001)

Si 清浄表面として Si(001)は 2 x 1 と 1x2 表面再構成層が知られ、高温まで Si(111)の場合と異なり相転移は存在しない<sup>12)</sup>。

### 3.2 Si (111), Si (001) 表面平坦化

別報告<sup>3)</sup>で報告する III 族窒化物成長基板に Si を用いる場合表面を窒化し、Al 照射後に固相表面反応エピタキシャル法により薄い AlN テンプレートを作製し、その上に AlN, AlGaN, GaN 結晶を成長させる目的を考えると Si 表面の粗さを小さくするためにはステップ間隔を出来るだけ大きくした平坦なテラス構造<sup>13)</sup>の実現が要求される。

Si の洗浄法としては石坂法<sup>14)</sup>が知られているが、実験ではその一部を利用した。その過程の中で、有機物を除去する過程を超音波洗浄機中でセミコリーンに変更して洗浄後、90℃の HNO<sub>3</sub> 溶液中で酸化膜を作製し、5%HF 溶液で酸化膜をエッチング後 90℃の HNO<sub>3</sub> 溶液中で新しい酸化膜作製を行う。5%HF 溶液で酸化膜をエッチング後アンモニア酸化として NH<sub>4</sub>OH:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O (1:1:4)で酸化膜を作製後 HF で酸化膜を除去し塩酸酸化法として HCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O (1:1:4)にて薄い酸化膜を形成する。これら種々の方式による低温化学酸化により 1 ~ 2 nm の薄い酸化シリコン SiO<sub>2</sub> を形成<sup>15-18)</sup>させ、ガス出しのプロセスを経た後に 10-6Pa 程度の超高真空かの MBE の成長室内で 1x1 表面構造になる相転移温度 856℃以上の高温アニールで SiO<sub>2</sub> を分解蒸発させ Si 清浄表面を露出させる。SiO<sub>2</sub> の蒸発は穴が形成されその周囲から内部の Si を取り込んで Si+SiO<sub>2</sub> → 2SiO のプロセスで分解することが知られている。

Fig. 8 に実験結果を示す。Fig. 8(a) は Si(111)表面の場合に、7x7 表面再構成層の状態であき、下地の Si が表に出ると表面に AFM 像で白い突起が生じる事が分かる。丸いへこみ形状を確認できる。このため酸化膜の脱離過程で発生するボイドの中心付近の Si 原子が横方向に拡散し周囲の SiO<sub>2</sub> と反応す

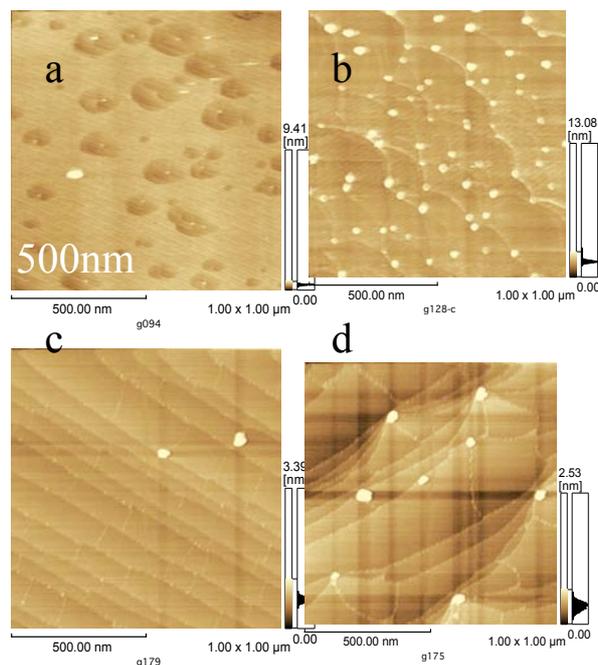


Fig. 8. AFM images of Si(111) surfaces after high temperature SiO<sub>2</sub> desorption. (a) Surface voids formed by slow heating rate up to 850 °C below (7x7)-(1x1) transition temperature, (b) Semicoclean treatment (c) HCl oxidation, and (d) HNO<sub>3</sub> oxidation.

る。Fig. 8(b)はセミコリーン洗浄による酸化膜エッチング後、2℃/sec の昇温速度で 880℃まで昇温し室温まで冷却した場合の Si 表面の AFM 像で、酸化膜の汚れによるためと思われる高さ 5nm 程度のステップおよびドットが表面に確認できる。Fig.8(c)に HCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O (1:1:4)にて酸化膜をつけたものおよび(d)に HNO<sub>3</sub> 溶液で酸化膜をつけたものの SiO<sub>2</sub> 脱離後室温まで冷却した後の Si 表面の AFM 像を示す。HCl にて酸化膜を形成させたもののほうが薄い酸化膜(<5nm)を形成するということが知られており、表面の平坦性を向上させていることがわかる。HNO<sub>3</sub> 溶液によって形成された場合の厚い酸化膜形成のために Si/SiO<sub>2</sub> 界面形状にステップバンチングが生じた事が分かる。化学酸化膜作製の酸化温度と酸化時間並びに酸化剤とその濃度などにより如何に酸化が進行し、その結果出来る Si/SiO<sub>2</sub> 界面形状のステップ方向が基板切断と研磨により出来る面の傾きに依存する可能性があり、テラス幅が大きいものを作り出す際に出発基板の面の傾きの検討が必要である。

#### 4. Si (111)上への界面反応エピタキシャル $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ の成長

##### 4.1 Si (111)への $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ 成長

Si 表面 7x7 構造が  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  の 8x8 に変化することを Fig. 9 で示している. また出発の清浄 Si(111)表面に

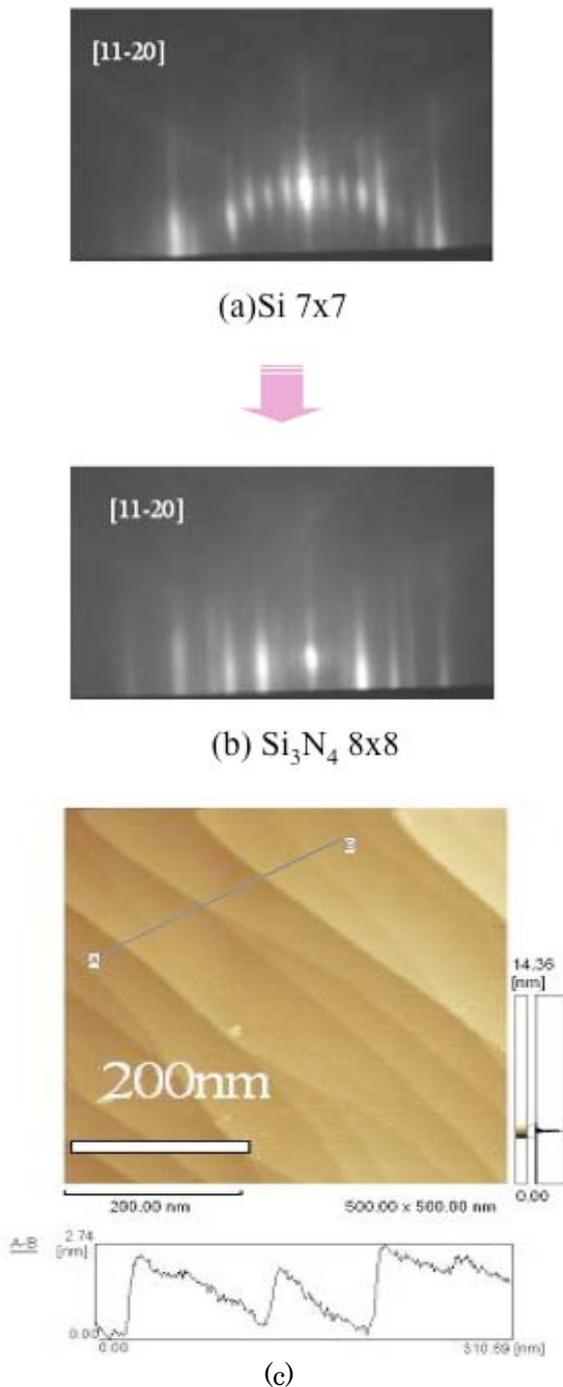


Fig. 9. Surface reaction of N atoms and Si surface. (a) RHEED pattern of 7x7 Si(111), (b) 8x8 RHEED pattern of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , (c) Step pattern on a clean Si surface. The banding step height measured as about 2 nm.

形成されているステップバンチングの様子を Fig.9(c)に示した. その段差は 2nm 程度であることが明らかになった.

##### 4.2 活性窒素種の選択と照射方法

Si 表面の窒化方法としては  $\text{NH}_3$ <sup>19, 20)</sup>を用いる方法,  $\text{NO}$ <sup>21)</sup>,  $\text{N}_2$ <sup>22)</sup>, N 原子<sup>23,24)</sup>, N イオン<sup>25)</sup>などがありそれぞれ特徴ある窒化膜を作製させるが, MBE 成長室での超高真空下の Si(111)基板を本研究では Fig.1 に示した RF 放電による活性窒素種を直接基板に照射する方式と, 間接照射する方式を試みた.

昨年度の報告で示した PBN 放電管内の誘導結合型の高周波(Radio Frequency : RF)放電の二種類の放電モード HB モードと LB モードを変化させ活性種を選択した<sup>2)</sup>. HB モードは励起窒素原子  $\text{N}^*$ 、窒素原子 N、励起窒素分子  $\text{N}_2^*$ 、窒素イオン  $\text{N}_2^+$ 、電子  $e^-$ 、LB モードは励起窒素分子  $\text{N}_2^*$ 、窒素イオン  $\text{N}_2^+$ 、電子  $e^-$ が発生し、放電管出口の荷電粒子除去電極を用いて  $\text{N}_2^+$ と電子を除去することが可能である。HB モードでの放電条件を変えることにより、解離窒素原子と励

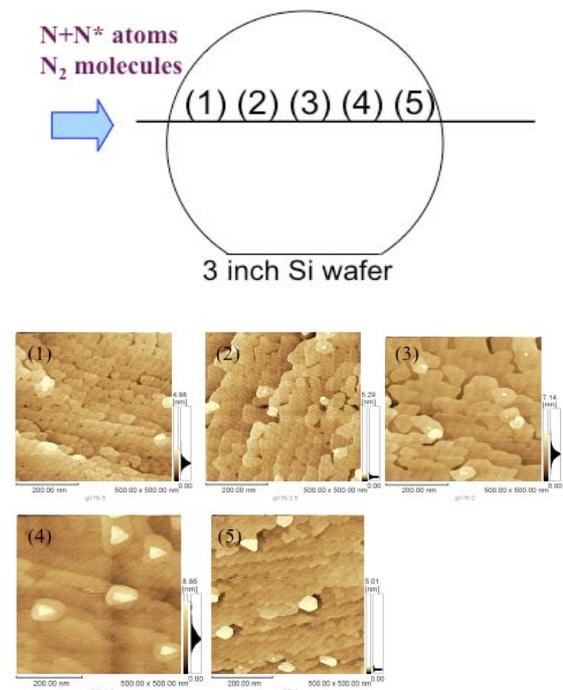


Fig. 10. Uniform nitridation of 3 in Si (111) wafer using indirect exposure of  $\text{N}+\text{N}^*$  flux.

起窒素分子の割合を変えることが可能である。放電電力を増すと解離原子の割合が増し、間接窒化の場合には HB によって原子のみが基板へ照射される事が可能となる。

Si 表面を窒素で窒化し  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  を成長させる場合は窒素フラックスは多く必要でなく、表面一様に照射させることが必要なため、間接照射が適している。Fig. 10 は基板を回転させず、左位置に配した窒素セルから間接的に窒素原子フラックスを照射させた場合の 3 インチウエファの場所に対する窒化後の表面 AFM 観察像である。場所による不均一性がないと見なせ窒化膜が均一になることが確認された。

### 4.3 $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ の界面反応エピタキシー

Si 表面への窒素原子照射により界面反応によりエピタキシャル成長を起こさせるものであるが、ヘテロエピタキシャル成長で、基板と成長結晶の格子定数差が問題となる。Si 基板と  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  の格子定数比  $d_{\beta\text{-Si}_3\text{N}_4(0001)} / d_{\text{Si}(111)}$  は 1:2 の CSL により整合することが特徴であり、用いる窒素は高純度であり、続く AlN テンプレートを初め III 族窒化膜成長には都合が良い物である。さらに続けて AlN を成長させる際に  $d_{\text{AlN}(0001)} / d_{\beta\text{-Si}_3\text{N}_4(0001)}$  が 5:2 となっている<sup>10)</sup> ことも  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  を用いる利点である。

初期窒化の様子が走査トンネル顕微鏡初め 2 次電子走査顕微鏡、光電子分光等を用いて調べられており  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  の結晶構造の詳しい研究も独立して行われている<sup>21, 24-27)</sup>。

窒化する条件として以下のような場合が考えられ最適条件を見つける作業を行っている。

- (1) Si(111) 表面の 7x7 構造と 1x1 構造の選択
- (2) 解離原子のみの照射 (高電力で HB 放電による間接照射, 荷電粒子除去)
- (3) 解離原子と励起分子 (低電力で HB 放電で短時間直接照射, 荷電粒子除去)
- (4) 励起分子のみ照射 (LB 放電で荷電粒子除去)
- (5) 荷電除去電極を動作させない場合はイオン照射効果もある。

### 4.4 表面構造の違いによる $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ の界面反応エピタキシー

Si(111) 表面の 7x7 構造と 1x1 構造の相転移温度 856°C 近くは両構造の混在があり相転移温度を  $\pm 10^\circ\text{C}$  程度前後 20°C の差を選ぶ事がどちらかの相で反応させる場合に必要である。これは Si(111) 上の 7x7 と 1 x 1 ドメインの差により吸着 Si 原子の密度の違いと温度の違いによる表面拡散定数の違いで、成長する  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  形状に違いが生じると考えられる。

Si(111) 表面構造の温度変化は日比野達によって詳しく低速電子線回折 (LEED) により調べられ<sup>6-8, 28)</sup>、初期窒化の様子が走査トンネル顕微鏡を用いて調べられている。窒化反応に寄与する Si(111) 表面での吸着原子の様子と温度転移温度以下に移る際の 7x7 ド

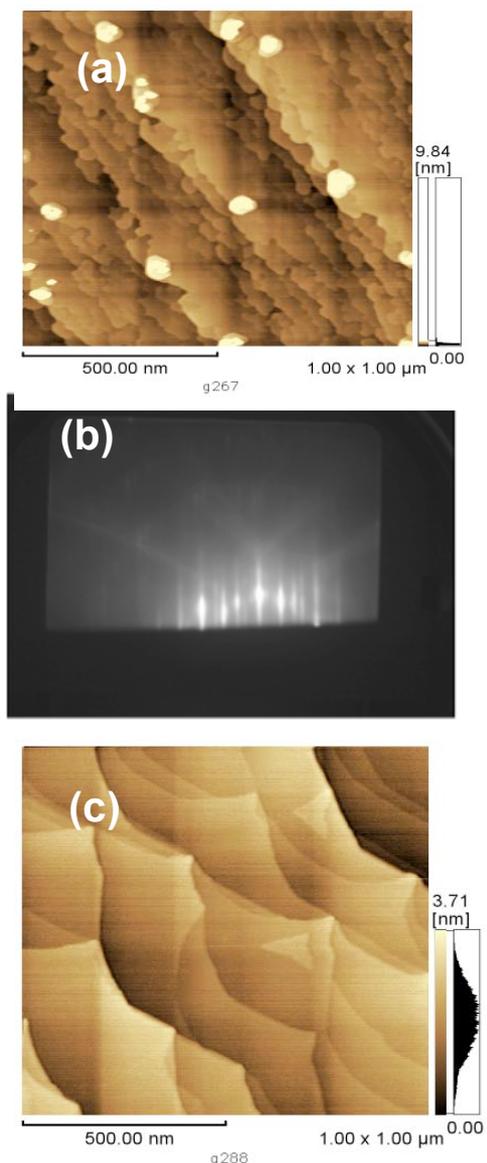


Fig. 11. Surface morphology of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  observed by AFM : (a) Nitridation under 7x7 surface reconstruction , (b) RHEFD 8x8 pattern for (a) (c) nitridation under 1x1

メインが 1x1 ドメインへ変化する様子が示され、三角形の 7 x 7 メインが Si(111)清浄表面の DAS モデル<sup>29)</sup>と対応して調べられている。

Fig.10(a)に 7x7 構造で窒化した場合  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> の表面構造の AFM 像を示す。7x7 RHEED パターンから (8x8)構造変化は Fig. 11(b)で確認できる。Fig. 11(c)に 1x1 構造での窒化した場合の AFM 像を示す。

## 5. 結論

3年目のまとめとしてⅢ族窒化物作製に必要な窒素原子を生成する高周波誘導結合放電の理解を深め、発生する中性の窒素原子を計測する方式の成果をしめした。更にヘテロエピタキシャル成長に必要な Si 表面の平坦かと清浄化に対する検討を行い、今までの多くに研究報告を調べることにより、続く AlN テンプレート成長に必要な  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 作製に方向付けが出来た。続く 4年目に最適化を計りたい。

**謝辞:**本研究は文部科学省私立大学学術高度化推進事業「私立大学ハイテク・リサーチセンター整備事業」による「界面現象研究センター」プロジェクトにより行われた。電気電子材料研究室の学生諸氏、アリオス株式会社有屋田修博士の協力に対して心から感謝します。

## 参考文献

- 1) 大鉢忠, 和田元, 同志社大学界面現象研究センター2006年度研究成果報告書, pp.29 (2006).
- 2) 大鉢忠, 和田元, 同志社大学界面現象研究センター2007年度研究成果報告書, pp.29 (2007).
- 3) 山邊信彦, 大鉢忠 同志社大学界面現象研究センター2008年度研究成果報告書, (本報告書) (2009).
- 4) W. Telieps, and E. Bauer, Surf, Sci. 162, 163-168 (1985).
- 5) N. Osakabe, Y. Yanishiro, K. Yagi and G. Honjo, Surf, Sci. 109, 353-366 (1981).
- 6) C.-W. Hu, H. Hibino, T. Ogino, and I.S.T. Tsong, Surface Sci. 487, 191-200 (2001)
- 7) N. Aizawa and Y. Homma, Surf, Sci. 340, 101-108 (1995).
- 8) P. A. Bennet and M.W. Webb, Surf, Sci. 104 74-104 (1981).
- 9) K. Miki, Y. Morita, H. Tokumoto, T. Sato, M. Iwatsuki, M. Suzuki and T. Fukuda, Ultramicroscopy 42-44 851-857 (1992)
- 10) C. L. Wu, J. C. Wang, M. H. Chan, T. T. Chen, and S. Gwo, Appl. Phys. Lett. 83, 4530 (2003).
- 11) Y. Fukuya and Y. Sugita, Phys, Rev. Lett. 85, 5150-5153 (2000).
- 12) M. Tabe and T. Yamamoto, Surf. Sci. 376, 99-112(1997).
- 13) Y. Homma, N. Aizaw and T. Ogino, Jpn. J. Appl.Pyhs. 35 L241-243 (1996).
- 14) A. Ishizaka, Y. Shiraki, J. Electron. Soc., 133, 666(1986).
- 15) Asuha, S. Imai, M. Takahashi and H. Kobayashi, Appl. Phys. Lett. 85 3783-3785 (2004).
- 16) Asuha, S.S. Im, M. Tanaka, S. Imai, M. Takahashi, and H. Kobayashi Surf. Sci. 600 2523-2527 (2006).
- 17) W.B. Kim, Asuha, T. Matsumoto and H. Kobayashi, Appl. Phys. Lett. 93, 072101 (2008).
- 18) S. Imai, S. Mizuhima, Asuha, W.B. Kim, and H. Kobayashi, Appl. Surf. Sci. 254 8054-8958 (2008).
- 19) S. Veizian, A. Le Louarn, J. Massies, J. Crystal. Growth. 303, 419 (2007).
- 20) E. Bauer, Y. Wei, T. Müller, A. Pavlovska, I. S. T. Tsong, Phys. Rev. B 51, 17891 (1995).
- 21) M. Nishijima, H. Kobayashi, K. Edamoto, M. Onchi, Surf. Sci. 137, (1984) 473.
- 22) Y. Morita and H. Tokumoto, Surf. Sci. 443, (1999) L1037.
- 23) A. G. Schrott and S. C. Fain Jr., Surf. Sci. 111, (1981) 39.
- 24) J. S. Ha, K.-H. Park, W. S. Yun, E.-H. Lee, and S.-J. Park, Appl. Phys. A 66, S495 (1998).
- 25) S. Gangopadhyay, T. Schmit and J. Falta, e-J. Surf. Sci. Nanotech. 4, 84-89 (2006)
- 26) K. Esamoto, S. Tanaka, M. Onchi, and M. Nishijima, Sur. Sci. 167, 285-296 (1986).
- 27) H.C. Wang, R.F.Lin, X. Wang, Sur. Sci. 188, 199-205 (1987).
- 28) M. Hoshino, Y. Shigeta, K. Ogawa and Y. Homma, 365, 29-37 (1996).
- 29) K. Takayanagi, Y. Tanishiro, M. Takahashi, and S. Takahashi, J. Vac. Sci. Technol. A3, 1502 (1985).