

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 28 年 5 月 25 日現在

機関番号：11301

研究種目：基盤研究(C) (一般)

研究期間：2013～2015

課題番号：25420687

研究課題名(和文) レーザーアシストイオン注入法によるシリコン・チタン不定比窒化物の物性と機能化

研究課題名(英文) Properties and functionalization of nonstoichiometric silicon-titanium nitrides due to laser-beam assisted ion implantation

研究代表者

粕壁 善隆 (KASUKABE, YOSHITAKA)

東北大学・高度教養教育・学生支援機構・教授

研究者番号：30194749

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 4,000,000円

研究成果の概要(和文)：電顕および電子エネルギー損失分光のその場観察から、TiHx中の水素の脱離が窒素注入初期段階で優先的に起こり、その後の注入過程で、Ti原子と結合した窒素原子数が徐々に増大することが分かった。以上より窒素を配位子として持つTi副格子の結合の強さの変化により誘起されたhcp-Tiの細密面の原子移動が注入窒素の占有によるhcp-fcc-Ti副格子のエピタキシャル変態において重要な役割を持っていること、さらに、hcp-Ti格子の窒素原子を含む八面体に隣接した単位胞の窒素のない八面体サイトの窒素の占有がN/Ti=0.25以上で優先的に起こり、hcp-fcc-Ti変態の核の成長を誘起することを明らかにした。

研究成果の概要(英文)：In-situ TEM and EELS observations have elucidated that the release of H atoms in TiHx proceeds preferentially in the early N-implantation stage, and that in the subsequent N-implantation stage the number of N atoms bonding to Ti atoms increases gradually with increasing N-concentration. It is concluded that the shift of the atoms on the closed-packed plane induced by the change of bonding interaction of Ti sublattices with ligand N atoms plays an important role in the epitaxial transformation between fcc- and hcp-Ti sublattices due to the occupation by implanted N atoms, and that the invasion of an implanted N atom to the N-unoccupied octahedral site in the neighboring unit cell next to the N-occupied one in hcp-Ti occurs preferentially above the N/Ti=0.25, and induces the growth of nucleus of the hcp-fcc transformation.

研究分野：材料工学・無機材料・物性

キーワード：不定比化合物 窒化物 機能性材料 イオン注入 その場観察 透過電子顕微鏡 電子エネルギー損失
分光 分子軌道計算

1. 研究開始当初の背景

チタン(Ti)は、配位子として窒素(N)を取り込むことにより構造変態を起こし、Nとの不定比化合物を作る。不定比化合物チタン窒化物(TiN_y)は、窒素の量が増加するにつれてhcp構造からNaCl型構造に変化し、共有結合性、金属結合性、イオン結合性を合わせ持ち応用上からも興味ある物性を示す。例えば、共有結合性はTi窒化物の硬度や高温特性を向上させ、切削工具等の被覆材としての耐摩耗性の向上等に寄与する。また、金属結合性による電気伝導性と共有結合性による化学的安定性を合わせ持つ特性は、シリコン基板のアルミニウム系配線デバイスの電気伝導性拡散障壁層への応用の際に重要となる。

シリコン・チタン窒化物は、次世代電子デバイスの高誘電薄膜材料の重要な素材として注目されている。非晶質 Si_3N_4 はバンドギャップが大きいことから CMOS 型トランジスタやフラッシュメモリーへ、六方晶の Si_3N_4 は軽量かつ高温でも高強度を保つことから発電用のエンジン部品、摺動材等への応用に向けた研究が盛んに行われている。

さらに、立方晶スピネル型不定比化合物 $Si_{3-x}Ti_xN_{4-y}$ 薄膜は Si, Ti, N の組成比によりバンドギャップの制御が可能な半導体となることが米国の Ching 等により理論的に予想され、その合成が実験的に望まれている。

そこで、結晶性の良い $Si_{3-x}Ti_xN_{4-y}$ 薄膜の合成法が確立されれば、青色発光ダイオードとしての応用も期待される。しかし、このように注目されているシリコン・チタン窒化物でもその形成機構が十分に解明されていないため結晶性のよい $Si_{3-x}Ti_xN_{4-y}$ 薄膜の合成には至っていないのが国内外の現状であり、上述の特性を充分にいかした材料開発には至っていない。

一方、Ti 窒化物薄膜のこれまでの研究から、これらの耐摩耗特性、拡散障壁特性、電気伝導特性あるいは弾性特性が Ti 窒化物薄膜層の基板との配向性に依存することが明らかとなってきた。しかしながら、Ti 窒化物薄膜の配向性の制御およびエピタキシャル窒化 Ti 薄膜の優先配向性の形成機構に関する研究は十分ではなく、とりわけ注入過程での最大窒素濃度、注入温度と窒化物形成機構との関係は明らかではない。上述のように注目されているシリコン・チタン窒化物でもその形成機構が十分に解明されていないため結晶性のよい $Si_{3-x}Ti_xN_{4-y}$ 等の機能性薄膜の合成には至っていないのが国内外の現状であり、上述の特性を充分にいかした材料開発には至っていない。

2. 研究の目的

本研究では、窒素イオン注入法によるチタン窒化薄膜の形成過程を透過電子顕微鏡(TEM)法及び電子エネルギー損失分光(EELS)法でその場観察・評価し、離散的変分(discrete variational (DV)) $-X\alpha$ 法による分子軌道計

算による電子状態の評価と合わせて、窒化 Ti 薄膜の形成機構における注入過程での最大窒素濃度、注入温度の役割及び配向の制御性に関する知見を得て、チタン・シリコン窒化薄膜の機能性材料としての応用に関する情報を引き出すことを目指している。さらに、YAG レーザービームを照射しながらシリコンおよびチタン薄膜表面に窒素ガス・アンモニアガスによる熱窒化法および窒素イオン注入法により窒化物薄膜が形成される過程を反射高速電子回折法及び電子分光法でその場観察し、窒素濃度の増加に伴う化合物形成過程及びその結合状態の変化を、ガス圧、試料温度などの形成条件との関係において明らかにする。この実験では、イオン注入された領域は局所的に高温高压の状態になるので、高温高压下でシリコンおよびチタン窒化物が形成される過程で起こる結合状態の動的变化に関する知見が得られる。これらの知見から、電気的特性や硬度などの物性の制御に関する情報を得て立方晶スピネル型構造を含めたシリコンおよびチタンの窒化物の不定比物性と高機能化に関する有用な指針を得る。なお、実験に際して Ti は大気との反応性が高いため、イオン注入後大気に曝すことなく薄膜の構造および電子状態をその場観察・評価する必要があるため、日本原子力研究開発機構イオン照射研究施設(TIARA)の加速器結合型多機能分析電子顕微鏡を主に使用した。

3. 研究の方法

超高真空中($\sim 4 \times 10^{-9}$ Torr)で NaCl(001) 基板表面を 400°C で 20 分間加熱清浄化した NaCl(001) 面上に、RHEED でその場観察しながら電子線加熱蒸着法により室温で Ti 薄膜を作製する。蒸着速度は $10\text{nm}/\text{min}$ 、膜厚は 100nm であった。作製した膜厚 100nm の Ti 薄膜に室温で 62keV の N_2^+ イオンを注入した際の膜の結晶構造の変化を TEM でその場観察し、蒸着 Ti 薄膜の原子配列をうまく継承する変態に伴って TiN_y が形成される過程を明らかにする。イオン注入は主として日本原子力研究開発機構高崎量子応用研究所イオン照射研究施設(TIARA)の加速器結合型 400kV 多機能分析電子顕微鏡内で行った。蒸着 Ti 薄膜に室温で 62keV の窒素イオン(N_2^+)を試料表面の垂線に対して 30° の角度で注入した。これらの注入イオンの 100nm の Ti 膜内での平均飛程と深さ分布を TRIM コードを用いたモンテカルロシミュレーションにより評価し、ほとんどの注入粒子が膜内に留まっているエネルギーとして注入エネルギーを設定した。

Ti 薄膜中の注入原子濃度はファラデーカップの電流値から計算される注入量から見積もった。本研究におけるイオンの最大注入量は 6×10^{17} 個/ cm^2 であり、これは注入原子とチタン原子の比率が 1.06 の場合に相当する。加速器結合型 400kV TEM (JEOL 4000FX) 中で

窒素イオンを Ti 薄膜に注入しながらその場観察を行い、結晶構造の変化を明らかにした。また、400kV TEM に付属する電子エネルギー損失分光装置 (EELS) により、Ti 薄膜の窒化過程における電子状態変化をその場観察・評価する。特に、窒素イオンの注入とともにプラズモンを励起することによる損失ピークの化学シフトに着目する。さらに、内殻の電子の励起による損失ピーク、特に N の K および Ti の $L_{2,3}$ ピークの窒素注入量による変化に注意を払う。これらの実験による電子状態 (結合状態) の変化の観察結果および分子軌道計算結果に基づき、窒化チタンの形成機構及び物性発現機構等についての知見を得る。

4. 研究成果

(1) イオン注入による蒸着 Ti 薄膜の窒化
室温で作製した蒸着 Ti 薄膜の TEM 観察結果の一例を図 1 に示す。(a)は(b)の明視野像の

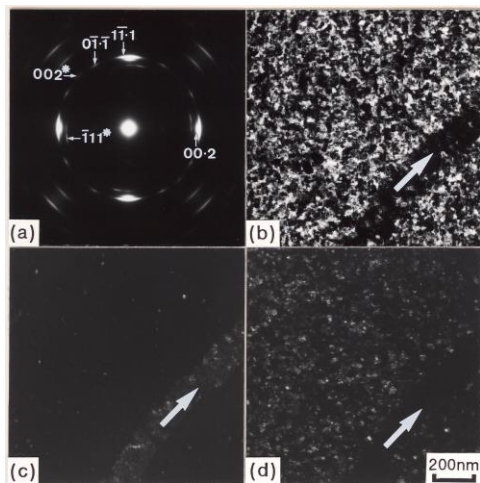


図 1 室温で作製した蒸着 Ti 薄膜の TEM 観察。(a)は(b)の明視野像の領域からの電子回折図形。(c)は TiH_x の 002 反射を用いた暗視野像。(d)はそれぞれ (03.5) 配向の hcp-Ti の $1\bar{1}\cdot 1$ 反射を用いた暗視野像。(b)-(d)で矢印で示す帯状の領域は各々対応している。

領域からの電子回折図形である。この回折図形を解析した結果、蒸着 Ti 薄膜は (110) 配向の CaF_2 型 TiH_x ($x \approx 1.5$; 格子定数: $a=0.441$ nm) と (03.5) 配向および $(\bar{2}1\cdot 0)$ 配向の hcp-Ti (格子定数: $a=0.296$ nm, $c=0.471$ nm) からなることが分かった。ここで、3 指数表示で示す反射は TiH_x からのもので、4 指数表示で示す反射は hcp-Ti からのものである。(03.5) 配向および $(\bar{2}1\cdot 0)$ 配向の hcp-Ti はそれぞれ $1\bar{1}\cdot 1$ および $00\cdot 2$, $0\bar{1}\cdot \bar{1}$ 反射をもたらす。(110) 配向の TiH_x の配向関係は $(110)TiH_x // (001)NaCl$ かつ $[001]TiH_x // [\bar{1}10]NaCl$ であり、(03.5) 配向および $(\bar{2}1\cdot 0)$ 配向の hcp-Ti の配向関係はそれぞれ $(03\cdot 5)Ti // (001)NaCl$ かつ $[2\bar{1}\cdot 0]Ti // [\bar{1}10]NaCl$ および $(\bar{2}1\cdot 0)Ti // (001)NaCl$ かつ $[00\cdot 1]Ti // [\bar{1}10]NaCl$ である。反射強度か

ら、(03.5) 配向の hcp-Ti は $(\bar{2}1\cdot 0)$ 配向のそれよりはるかに優先的に成長していると判断される。図 1 (c)は TiH_x の 002 反射を用いた暗視野像である。図 1 (b)に矢印で示す帯状の領域が (c)では明るい帯状の領域として出現している。これらから、この帯状の領域に (110) 配向の TiH_x が成長していて、その伸びている方向が TiH_x の $\langle \bar{1}10 \rangle$ 方向であると判断される。図 1 の (d)は (03.5) 配向の hcp-Ti の $1\bar{1}\cdot 1$ 反射を用いた暗視野像である。これらから hcp-Ti は矢印で示す帯状の領域の外側に成長していると結論づけられる。

TIARA の加速器に結合した TEM 内で、蒸着 Ti 薄膜に 62keV の N_2^+ イオンを注入し、窒素の注入過程における薄膜の構造と電子状態の変化を TEM と EELS によりその場で観察・評価した。室温で作製した Ti 薄膜に N_2^+ イオンを $N/Ti=1.06$ まで注入した時の TEM 観察結果の一例を図 2 に示す。図 2 (a)は (b)の明視野像の領域からの電子回折図形である。この回折図形を解析した結果、この窒化 Ti 薄膜には NaCl 型 TiN_y (格子定数: $a=0.423$ nm) のみが成長していて、優先的に成長した (001) 配向の TiN_y と (110) 配向の TiN_y のみが存在していることが分かった。前者は 4 回対称性の強い反射 (たとえば 200 反射) を、後者は 002、

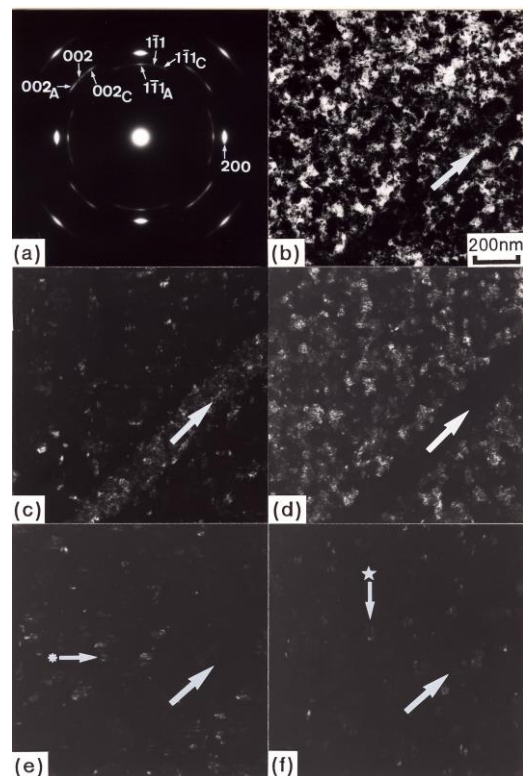
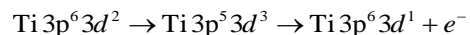


図 2 室温で作製した蒸着 Ti 薄膜の窒化膜 ($N/Ti=1.06$) の TEM 観察。(a)は(b)の明視野像の領域からの電子回折図形。(c)は TiN_y の 002, 002A, 002C 反射を用いた暗視野像。(d)は TiN_y の 200 反射を用いた暗視野像。(e)と(f)は、それぞれ、 TiN_y の 002A と 002C による暗視野像。*、☆をつけた矢印の方向にそれぞれ伸びた結晶粒が成長している。

111で示すような弱い反射をもたらす。それらの配向関係は前者が(001)TiN_y//(03·5)Tiかつ[1̄10]TiN_y//[21̄·0]Ti、後者は(110)TiN_y//(110)TiH_xかつ[001]TiN_y//[001]TiH_xである。200反射を用いた暗視野像が(d)である。これより、(001)配向のTiN_yは(b)で矢印で示す帯状の領域の外側に、未注入の蒸着Ti膜では(03·5)配向のhcp-Tiが成長していた領域に、優先的に成長していると判断される。これは、後で述べるように、(001)配向のTiN_yが(03·5)配向のhcp-Tiの窒化による“エピタキシャル”変態過程により形成されることを示している。(110)配向のTiN_yには面内で±9°回転した結晶粒が存在しており、(a)では-9°回転したものを下付の”A”で、+9°回転したものを下付の”C”で示してある。±9°回転した結晶粒からの反射を含めた002、002_A、002_Cによる暗視野像が(c)である。(e)と(f)は、それぞれ002_Aと002_Cによる暗視野像である。これらから、(110)配向のTiN_yは(b)で矢印で示す帯状の領域に成長していて、回転した(110)配向のTiN_yは帯状の領域の外側で、(03·5)配向のhcp-Tiが成長していた領域に、成長していると判断される。(110)配向のTiN_yは窒素注入前のTiH_xから水素が脱離し、不安定となったfcc-Ti副格子の八面体位置に窒素を取り込むことで作られると考えられる。一方、回転した(110)配向のTiN_yは(21̄·0)配向のhcp-Tiの窒化による“エピタキシャル”変態過程により形成されることが明らかとなった。

(2) 蒸着Ti薄膜の窒化過程でのEELS観察

図3に室温で蒸着したTi薄膜に窒素を注入したときのEELSスペクトルの変化を示す。(a)、(b)は注入前には(110)配向TiH_xと(03·5)配向および(21̄·0)配向のhcp-Tiがそれぞれ成長していた領域から得られたものである。両図ともTi3p-3dで示す損失ピーク(約47eV)はTiの3pと3dの電子による共鳴光電子放出、すなわち、



によるものである。このピーク位置にほとんど変化がないことから、窒素注入過程でTiの3p以下の内殻電子の電子状態には変化がないと判断される。図3(a)の未注入のスペクトルにおける20.0eVの損失ピークはTi3dとH1s軌道の結合性軌道からなる価電子帯の電子のプラズモンピークであり、このピークは窒素注入の初期段階のN/Ti=0.02-0.07の注入過程で低損失エネルギー側に移動している。これは、加熱によりTi3dとH1sによる結合性軌道の電子が反結合性軌道に励起され、HがTiから解離しTiとHの結合軌道が減少し、プラズモン励起に寄与する電子が減少したことによる。Tiと配位子であるH原子との結合状態によってプラズモンのピークがダイナミックに変化することが分か

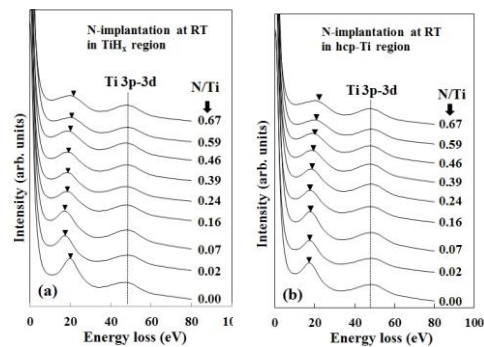


図3 室温で蒸着したTi薄膜に窒素を注入したときのEELSスペクトルの変化。(a)TiH_x領域、(b)hcp-Ti領域。Ti3p-3dの実線はTi3p-3d共鳴光電子放出によるスペクトルを示す。

り、Tiと配位子との結合状態を知る指標となると考えられる。N/Ti=0.07のプラズモン励起によるピーク17.5eVは図3(b)のhcp-Ti領域の未注入段階でのプラズモンピークの値と同じであり、Tiに結合した水素原子がほぼなくなっていることを示している。なお、17.5eVの損失ピークはTiのバルクプラズモンの励起によるピーク(プラズモンピーク)である。これらのピークはその後の注入とともに高損失エネルギー側に移動している。これは、窒化の進行に伴いTiとNの結合軌道が増え、Ti3dとN2p軌道の混成軌道からなる価電子帯の電子密度が増加し、プラズモン励起による損失エネルギーが大きくなったことによる。

図4(a)のN/Ti=0.962のプラズモンピーク値(24.5eV)は、Pflüger et al.による

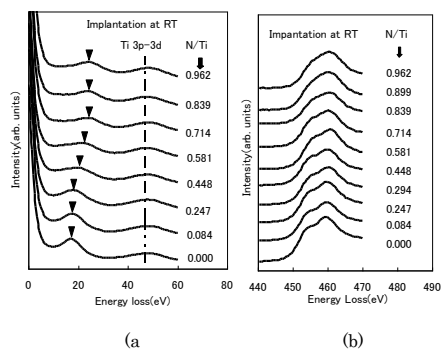


図4 (a)窒素注入過程でのプラズモンピーク(▼)の変化。(b)窒素注入過程でのTi2p(L_{2,3})電子励起による損失ピークの変化。

TiNのバルクプラズモンの値(24.9eV)とほぼ一致している。窒素注入過程でのTi2p(L_{2,3})電子励起による損失ピークの変化を図4(b)に示す。Ti2p(L_{2,3})電子励起による損失ピークの分解能は通常より明瞭ではないが、これは薄膜の厚さが100nmと厚く、多重散乱が起こっているためである。図4(b)からTi2p(L_{2,3})電子励起による2つの損失ピ

一それぞれ半値幅が窒素注入とともに広くなり、ピーク分離が曖昧となってきたことが分かる。これは、Ti2p 電子の励起先の Ti3d 軌道が N2p 軌道との混成のために半値幅が広くなることによる、言い換えれば窒化の進行によると考えられる。Ti3d 軌道が N2p 軌道との混成のために半値幅が広くなり、フェルミレベル近傍の電子密度が増えるように電子状態が変化することが、電気伝導性の向上に寄与することが分かった。

図2に示した hcp-Ti 領域と TiH_x 領域の窒化過程でのそれぞれの EELS スペクトルの N1s と Ti3d 電子に関するエネルギー損失ピークの面積の比を比較した結果を図5に示す。図

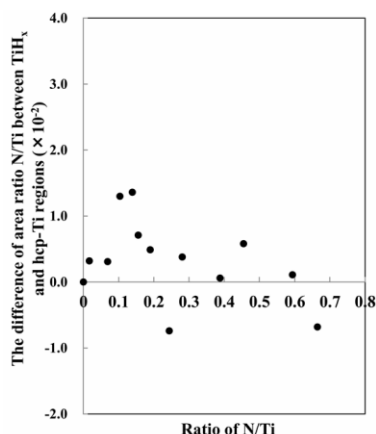


図5 それぞれの注入段階における、TiH_x 領域における N1s (K) のピーク面積と Ti 2p (L2, 3) のピーク面積との比 (N のピーク面積を Ti のピーク面積で割った値) と hcp-Ti 領域におけるそれぞれのピーク面積の比との差 (TiH_x 領域の面積比から hcp-Ti 領域の面積比を引いた値) である。

5の縦軸は、それぞれの注入段階における、TiH_x 領域における N1s (K) のピーク面積と Ti 2p (L2, 3) のピーク面積との比 (N のピーク面積を Ti のピーク面積で割った値) と hcp-Ti 領域におけるそれぞれのピーク面積の比との差 (TiH_x 領域の面積比から hcp-Ti 領域の面積比を引いた値) である。この差が正である時には、hcp-Ti 領域よりもむしろ TiH_x 領域の八面体位置を優先的に N 原子が占有していることを意味する。図5において、N/Ti ≒ 0.18 で極大値を取ったのち、N/Ti ≒ 0.25 以降ではほぼ 0 に近い値を取っている。そこで、この N/Ti=0.25 を臨界値と定義する。この臨界値よりも低注入側では、面積比の差が正の値を取っており、hcp-Ti 領域中のチタン副格子よりもむしろ TiH_x 領域のチタン副格子の八面体位置に窒素原子がより多く存在していることを示している。TEM の解析結果から、TiH_x 領域への窒素注入は水素の脱離を誘起するが、hcp-Ti への変態は起こさないことが示されている。すなわち、水素を脱離した TiH_x はエネルギー的に不安定になっており、注入

された窒素を積極的にそのチタン副格子の八面体位置に取り込もうとしていると考えられる。これは、(110) 配向 TiH_x が窒素注入により、その配向性を維持したまま (110) 配向 TiN_y に変態成長している TEM の結果とも一致している。

(3) Ti 薄膜の窒化機構

平衡状態において hcp-Ti 格子の八面体位置に窒素が侵入する量は、窒素の固溶限が存在するため TiH_x 領域の水素原子を放出した fcc-Ti 副格子に侵入する窒素原子の数に比べて少なくなると考えられる。hcp-Ti の窒素の固溶限は 20at% であり、これは本実験結果の臨界値 N/Ti=0.25 に相当する。この臨界値 N/Ti=0.25 を超えて、窒素原子が hcp-Ti 格子の八面体位置を占めるためには、fcc-Ti 副格子を持つ TiN_y に変態しなければならない。この hcp-fcc 格子変態はエネルギーを要するため、窒素注入の初期段階で容易に起こるものではないと考えられる。これらのことから、図5の N/Ti < 0.25 の注入初期段階では面積比の差は正の値を示す、すなわち、八面体位置を占有する窒素原子の数は TiH_x 領域よりも hcp-Ti 領域の方が少なくなるといえることができる。

ところで、図5において、臨界値 N/Ti=0.25 を超えると、面積比の差はほとんど見られなくなる。これは、hcp-fcc 格子変態が起こることで TiN_y が成長し、その結果として、その八面体位置を占有する窒素原子の数が増加したためと考えられる。ここで、hcp-Ti から変態した fcc-Ti 副格子は、水素を脱離した TiH_x の fcc-Ti 副格子と同じであり、それゆえ臨界値以降の高注入領域では面積比の差がなくなるものと考えられる。

なお、臨界濃度比 N/Ti=0.25 は、以下のように窒素注入による hcp-fcc 変態メカニズムと密接に関連していることが見出されている。図6は黒丸で示す hcp-Ti の2つの単位胞 BKFE-LMNO と JPKB-RQML 中に1つの窒素原子

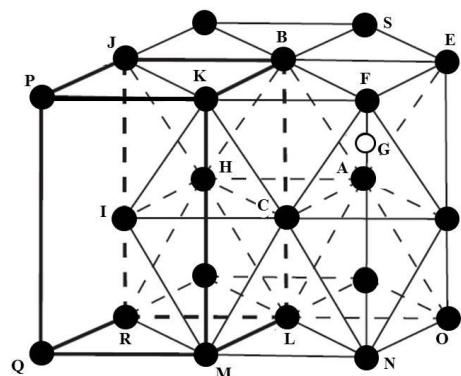


図6 黒丸で示す hcp-Ti の2つの単位胞 BKFE-LMNO と JPKB-RQML に1つの窒素原子 (白丸 G で示す) を占有する状態。

子 (白丸 G で示す) を占有する状態を示している。窒素原子 G は八面体 ABCDEF の中心 (八面体位置) を占有している。この2つの単位

訪中にはチタン原子が 4 個あることになり、濃度比としては、 $N/Ti=1/4=0.25$ となる。この値は原子数濃度 (at%) では $1/(4+1)=20\text{at}\%$ で、hcp-Ti の窒素の固溶限に相当する。この臨界濃度 $N/Ti=0.25$ からさらに窒素注入量を増やすと、窒素を占有しない単位胞の 8 面体位置を占有することになる。このとき、次の窒素が八面体 HJICBK の中心 (八面体位置) を占有することで原子面 BEFKJ と原子面 ADCIH の間の結合力が弱くなり、原子面 BEFKJ の滑りが起こり始め、この原子面全体の集団的な滑り、その結果としての hcp-fcc 変態が起こると考えられる。すなわち、この原子面 BEFKJ の滑りが hcp-fcc 格子変態の核となるということが出来る。なお、DV-X α 法による分子軌道計算による電子状態の評価から、図 6 の八面体 ABCDEF のように中心を窒素原子が占めるような八面体の Ti-Ti 結合は弱くなり、八面体 ACDHIJ のような窒素原子が占有しない八面体の Ti-Ti 結合は変わらないか少し強くなる。八面体位置の窒素の占有による Ti-Ti 結合の弱まりは格子面間隔、特に c 軸方向の膨張をもたらす。この格子膨張は TEM 観察で確認されている。A-G、F-G 結合は八面体 ABCDEF の Ti-Ti 結合と比較して相対的に大きい。従って、A-G、F-G 結合が強くなることにより、(00 \cdot 1) 面上の FS 方向に応力が誘起される。この応力により F 原子が三角形 BEF の重心に移動することで hcp-fcc の格子変態を誘起すると考えられる。この hcp-fcc 変態過程でエピタキシャル配向をもたらすものは正方形の原子配列、たとえば CDOL の正方形の原子配列が、hcp-fcc 変態後の fcc-Ti の正方形の原子配列へ継承されることであると考えられる。hcp-Ti の八面体位置の窒素の占有による強い Ti-N 結合の形成と Ti-Ti 結合の弱まりによる (00 \cdot 1) 面の集団的原子の移動と hcp-fcc 変態過程での局所的正方形の原子配列の継承が hcp-fcc 変態および TiN_y のエピタキシャル形成の起源であると結論づけられる。

最後に、本研究を通して、明らかとなったエピタキシャル変態過程を原子レベルで制御することでこれまで合成が困難であったバンドギャップ制御型 $TiN_yC_{1-y}/TiN_xO_{1-x}$ 多層薄膜や青色発光ダイオード等として GaN より高温特性および経済性の良い、新しい直接遷移型半導体でバンドギャップが制御可能な $Si_{3-x}Ti_xN_4$ などを創製できるようになると期待される。

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文] (計 7 件)

- ① Yoshitaka KASUKABE, Hiroyuki SHIMODA, Frédéric MERCIER, Sabine LAY, Michel PONS, Elisabeth BLANQUET, Proc. 20th BIENNIAL European Conference on Chemical Vapor Deposition, SYNTHESIS

AND CHARACTERIZATION OF TITANIUM ALUMINIUM NITRIDE THIN FILMS DEPOSITED BY REACTIVE-CVD、査読有、2016 年、印刷中

- ② Y. Kasukabe, H. Shimoda, S. Yamamoto and M. Yoshikawa, JAEA-Review, Characterization of (111)-oriented $Ti_{1-x}Al_xN$ Thin Films on Monocrystalline AlN by Reactive CVD、査読有、2015-022 巻、2016 年、123
- ③ Y. Kasukabe, H. Shimoda, S. Yamamoto and M. Yoshikawa, JAEA-Review, Evolution of Transformation Processes due to the Correlation of Implanted N-ions with Ti Thin Films、査読有、2014-050 巻、2015 年、141
- ④ Y. Kasukabe, H. Shimoda, S. Yamamoto and M. Yoshikawa, JAEA-Review, Atomistic Transformation Processes Induced by the Interaction of Implanted N-Ions with Ti Thin Films、査読有、2013-059 巻、2014 年、137
- ⑤ Yoshitaka Kasukabe, Hiroyuki Shimoda, Yu Chen, Shunya Yamamoto, Masahito Yoshikawa and Yutaka Fujino, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B, Characterization of Epitaxial Transformation Phenomena Induced by the Interaction of Implanted N-Ions with Ti Thin Films、査読有、315 巻、2013 年、131-135
- ⑥ Y. Kasukabe, Y. Chen, S. Yamamoto and M. Yoshikawa, JAEA-Review, Epitaxial Transformation of Evaporated-Ti Thin Films during Nitriding Processes due to Ion-Implantation、査読有、2012-046 巻、2013 年、130
- ⑦ Yu Chen, Xiaoyi Feng, Yoshitaka Kasukabe, Shunya Yamamoto, Masato Yoshikawa and Yutaka Fujino, Journal of Alloys and Compounds, Epitaxial Transformation of hcp-fcc Ti sublattices during Nitriding Processes of Evaporated-Ti Thin Films due to Nitrogen-Implantation、査読有、577S 巻、2013 年、S18-S24

6. 研究組織

(1) 研究代表者

粕壁 善隆 (KASUKABE YOSHITAKA)
東北大学・
高度教養教育・学生支援機構・教授
研究者番号： 3 0 1 9 4 7 4 9

(2) 研究分担者

須藤 彰三 (SUTO SYOUZO)
東北大学・理学研究科・教授
研究者番号： 4 0 1 7 1 2 7 7