

Title	窒化物半導体薄膜の走査プローブ顕微鏡による微視的評価
Author(s)	高村(山田), 由起子; 王, 治涛; 藤川, 安仁; 櫻井, 利夫
Citation	応用物理, 76(5): 499-504
Issue Date	2007
Type	Journal Article
Text version	author
URL	<a href="http://hdl.handle.net/10119/7932">http://hdl.handle.net/10119/7932</a>
Rights	This is the author's version of the work. It is posted here by permission of The Japan Society of Applied Physics. Copyright (C) 2007 The Japan Society of Applied Physics. 高村(山田)由起子、王治涛、藤川安仁、櫻井利夫, 応用物理, 76(5), 2007, 499-504. <a href="http://www.jsap.or.jp/ap/2007/ob7605/p760499.html">http://www.jsap.or.jp/ap/2007/ob7605/p760499.html</a>
Description	

窒化物半導体薄膜の走査プローブ顕微鏡による

微視的評価

(窒化物薄膜の走査プローブ顕微鏡評価)

高村(山田)由起子\*・王治涛\*\*・藤川安仁\*\*・櫻井利夫\*\*

---

\*北陸先端科学技術大学院大学マテリアルサイエンス研究科

〒923-1292 石川県能美市旭台 1-1

email: yukikoyt@jaist.ac.jp

\*\*東北大学金属材料研究所

〒980-8577 宮城県仙台市青葉区片平 2-1-1

分類番号 2.1 3.2

*Surface studies of nitride thin films using scanning probe microscopy*

Yukiko YAMADA-TAKAMURA\*, Zhi-Tao WANG\*\*, Yasunori FUJIKAWA\*\* and Toshio SAKURAI\*\*

\*School of Materials Science, Japan Advanced Institute of Science and Technology

(1-1 Asahi-dai, Nomi 923-1292)

\*\*Institute for Materials Research, Tohoku University

(2-1-1 Katahira, Aoba-ku, Sendai 980-8577)

近年、窒化物半導体の薄膜成長装置と走査プローブ顕微鏡を組み合わせ、その表面を原子レベルで評価することが可能となった。主な成果として、膜の極性と表面の組成に依存する表面再構成構造の詳細が明らかになったことが挙げられる。最近ではこの手法を用いて、窒化物薄膜成長の極性制御、窒化物薄膜のドライエッチング過程、窒化物薄膜上への金属薄膜成長過程などの研究が展開されている。今後は、強磁性体プローブを用いたスピン偏極走査トンネル顕微鏡の窒化物希薄磁性半導体への応用など、構造観察に加えて局所的な物性測定が可能な点を活かした研究が盛んになることが期待される。

Surface studies of nitride thin films using scanning probe  
microscopy

Yukiko YAMADA-TAKAMURA, Zhi-Tao WANG, Yasunori  
FUJIKAWA and Toshio SAKURAI

Atomistic study of nitride thin films became possible by combining a high vacuum film growth system to an ultrahigh vacuum scanning probe microscopy system. The detailed study revealed various surface reconstructions depending on the polarity and the surface stoichiometry. Recently, the method has been successfully applied to the studies of the polarity control of GaN growth on Si, the halogen etching process of the nitride film, and the growth process of thin metal films on nitride. The applications taking full advantage of the capability of atomic scale characterization, such as spin-polarized scanning tunneling microscopy of diluted magnetic semiconducting nitride films, are expected to be successful in the near future.



Keywords:

scanning probe microscopy,

gallium nitride,

molecular beam epitaxy,

polarity,

surface reconstruction

## 1 ま え が き

窒化ガリウム (GaN) 膜の成長時の表面構造は薄膜の結晶性・品質を反映する非常に重要な情報である。しかしながら、圧力が比較的高い領域における化学的気相成長法で得られることの多かった GaN 膜表面をその場観察することは、従来困難であった。近年のプラズマ源の発達により、GaN に代表される窒化物半導体の分子線エピタキシー法 (Molecular Beam Epitaxy : MBE) を用いた高真空下での薄膜成長が可能となり、反射高速電子線回折 (Reflective High Energy Electron Diffraction : RHEED) を用いた成長表面構造のその場観察が非常に有益な情報をもたらすようになった。さらには、MBE 装置に走査トンネル顕微鏡 (Scanning Tunneling Microscopy : STM) などの走査プローブ顕微鏡 (Scanning Probe Microscopy : SPM) 装置を合体させることで、窒化物半導体薄膜表面構造の原子分解能観察が可能となった。

MBE-STM による最初の成果は、極性と表面組成とに依存する GaN 膜表面の再構成構造の詳細を明らかにしたことである<sup>1,2)</sup>。GaN の安定構造はウルツ鉱構造であり、膜は多くの場合 c 軸を基板に垂直にして成長する。ウルツ鉱構造は対称中心を持たないため、**図 1(a)**に示すように +c 方向 ( $[0001]$ ) と -c 方向 ( $[000\bar{1}]$ ) は等価ではない。それぞれの方向に成長した膜は Ga 極性膜、N 極性膜と呼ばれ、表面形態や成長時の不純物の取り込み方の違い等から異なる電子特性、発光特性を示す<sup>3,4)</sup>。Ga 極性膜表面である

GaN(0001)の(1x1)構造を図 1(b)に示す。極性と表面組成に依存して異なる再構成構造が出現することを、RHEED と STM から定量的かつ詳細に明らかにしたのが Smith らである<sup>1,5)</sup>。N 極性膜 (図 2(a))、Ga 極性膜 (図 2(b)) とも、表面組成の変化に応じて多彩な再構成構造が得られる事が RHEED により観察された。さらに STM を併用することによって、それらの混在状態 (図 3(a)) および純粋な再構成構造 (図 3(b)~(e)) を同定する事が可能となった。

SPM による高分解能観察の利点を以下に述べる。図 4 (a) に示す三倍周期の RHEED パターンが得られる GaN 膜は N 極性と判断される傾向がある。ところが STM 観察を行うと、図 4 (b)に示すように、“1x1”構造 (fluid 構造<sup>6)</sup>) を示す Ga 極性領域と c(6x12)構造を示す N 極性領域の混在が確認できる<sup>7)</sup>。このような構造を RHEED のみで評価するのは困難である。また、RHEED パターンには現れない周期性が STM で観察できる場合もある。Al-Britthen らは従来の閃亜鉛鉱型 GaN(001)-(4x1)構造モデルに疑問を投げかける (4x3)構造を STM で観察している<sup>8,9)</sup>。さらに、原子分解能でスペクトロスコープが可能な点は今後重要になると考えられる。最近では、fluid 構造を示す Ga 過剰な Ga 極性膜表面における室温 STM 測定で電子定在波が観察されている<sup>10)</sup>。

本稿では、MBE-SPM を用いた窒化物半導体研究がもたらした新しい知見を紹介し、今後の展望について述べる。

## 2 シリコン上に成長した GaN 膜の極性と界面構造

シリコンウェハは、安価・大面積・高品質な GaN 成長用基板として魅力的である。本項では、我々が行った Si(111)上の GaN 成長の MBE-SPM 研究について紹介する。

### 2.1 超高真空 MBE-SPM システム

我々が研究に使用した GaN 専用 MBE-SPM システムは、MBE 装置と超高真空 STM / 非接触原子間力顕微鏡 (Non-contact Atomic Force Microscopy : NC-AFM) 装置を一体化させ、さらに X 線及び紫外光電子分光装置を搭載したユニークな装置である。その外観写真を図 5 (a)に、模式図を図 5 (b)に示す。MBE システムと光電子分光装置を含む SPM システムはそれぞれ独立の除振台に設置されており、二つのシステムは連結ベローズで接続されている。二つの除振台を適切に動作させることで SPM による原子分解能観察が可能となる。

MBE システムには高周波プラズマ源と分子線セルが設置されており、プラズマ支援 MBE による GaN 成長が可能である。成長後の試料は連結ベローズを介して超高真空下を SPM システムに搬送される。STM 観察は電解研磨したタングステン線をプローブに用いてトンネル電流一定の条件で行う。NC-AFM 観察はプローブに共振周波数約 300kHz、バネ定数約 50N/m のシリコン製カンチレバーを用いてカンチレバー加振電圧一定、周波数シフト一定の条件で行う。STM 観察を行う場合は不純物添加などによって試料に導電

性を持たせる必要があるが、NC-AFMであれば絶縁性膜の観察も可能である。本装置はNC-AFMによるGa<sub>2</sub>N薄膜の原子分解能観察に成功した世界でただ一つの装置である<sup>11)</sup>。

## 2.2 半金属薄膜を緩衝層としたシリコン上のGa<sub>2</sub>N成長

Si(111)上にGa<sub>2</sub>Nを成長させる際の緩衝層としてはAlNが良く用いられる。本研究では緩衝層と反射層の二つの役割を兼ねうる半金属のニホウ化ジルコニウム(ZrB<sub>2</sub>)に注目した。導電性セラミックスとして知られるZrB<sub>2</sub>は金属とホウ素の層が交互に重なるAlB<sub>2</sub>型構造をとる。その格子定数は $a=0.317\text{nm}$ で、ウルツ鉱型Ga<sub>2</sub>Nの格子定数 $a=0.319\text{nm}$ と良く一致する。最近では大谷らにより直径15mmの単結晶ZrB<sub>2</sub>が合成され、Ga<sub>2</sub>N成長用基板として期待されている<sup>12,13)</sup>。

このZrB<sub>2</sub>を、テトラヒドロボレートジルコニウム(Zr(BH<sub>4</sub>)<sub>4</sub>)を用いてSi(111)上にエピタキシャル成長させる技術がTolleらにより開発された<sup>14,15)</sup>。Si(111)上のZrB<sub>2</sub>薄膜にGa<sub>2</sub>Nを成長させた結果、ZrB<sub>2</sub>とGa<sub>2</sub>Nの格子定数の一致によるGa<sub>2</sub>N結晶の品質の向上と、ZrB<sub>2</sub>薄膜の金属性によるシリコン基板への可視・紫外域光吸収の抑制に伴う高強度の発光が観測された<sup>15,16)</sup>。ZrB<sub>2</sub>薄膜を緩衝層・反射層としたSi(111)基板上へのGa<sub>2</sub>N系窒化物半導体膜の成長は、コストの低減とシリコン技術との親和性の観点から期待されている。

我々は同グループと共同研究を行い、Si(111)上にZrB<sub>2</sub>

薄膜を緩衝層として成長させた GaN 薄膜の表面再構成構造を調べた。前述の超高真空 MBE-SPM を用いて観察された再構成構造から極性を決定し、その GaN 成長条件への依存性を明らかにした。

基板に用いたのは Si(111)上にエピタキシャル成長された膜厚約 15nm の  $ZrB_2$  薄膜である。基板を MBE-SPM システムに導入した後に  $750^\circ\text{C}$  以上に加熱することで  $ZrB_2$  薄膜の表面酸化膜が除去され、RHEED により  $ZrB_2(0001)-(1\times 1)$  のストリーク状パターンが観察された。この表面に  $700^\circ\text{C}$  において GaN 薄膜の成長を行った結果、ウルツ鉱型 GaN の三次元的な核生成を経て最終的にはストリーク状の RHEED パターンを示す平坦な  $GaN\{0001\}-(1\times 1)$  表面が得られた。室温に冷却した  $GaN\{0001\}-(1\times 1)$  上に Ga を堆積すると、RHEED パターンから堆積量の増加とともに N 極性に由来する再構成構造である  $(3\times 3)$ 、 $(6\times 6)$ 、及び  $c(6\times 12)$  構造が確認された。

Si(111)上に直接成長させた際には、GaN 薄膜は基板より膜中に拡散した不純物のために導電性を有しており、容易に STM 観察が可能であった<sup>7)</sup>。しかしながら、 $ZrB_2$  を緩衝層とした GaN 薄膜は絶縁性であったため、その表面局所原子構造の観察には NC-AFM 法が現在唯一の選択肢である。N 極性に由来する再構成構造は図 6 (a)～(d)に示すように NC-AFM 像からも確認することができた。

GaN 薄膜の成長の前に  $ZrB_2$  薄膜表面を Ga あるいは活性窒素に積極的に曝した場合や、核生成時の成長条件を Ga

過剰あるいはN過剰にした場合についても同様の実験を行ったが、いずれもN極性に特有な再構成構造のみが観察された。

その理由を明らかにするために密度汎関数法による第一原理計算によって  $\text{ZrB}_2(0001)\text{-GaN}(0001)$  界面構造を検討した<sup>11,17)</sup>。図7(a)に示す六つの界面構造モデルについて界面エネルギー ( $\Gamma$ ) を求め、そのGaとZrの化学ポテンシャル ( $\mu$ ) 依存性を示したのが図7(b)である。 $\Delta\mu_{\text{Ga}}$ が0の場合とはGaの化学ポテンシャルが純粋なGaに等しい場合で、最もGa過剰な条件に相当する。この結果から、Zr終端  $\text{ZrB}_2$  上にN極性GaNが成長し、界面がZr-N結合を持つモデル1の構造が化学ポテンシャルの値に関わらずに最も安定であることは明らかである。このことは核生成時の成長条件に関わらず、常にN極性のGaN薄膜が得られたという実験結果を良く説明できる。

岩田ら<sup>18)</sup>の計算によれば、モデル1の界面構造を有するp型のGaNと $\text{ZrB}_2$ の組み合わせでオーミックコンタクトが期待されるため、今後の測定結果に興味もたれる。

### 3 MBE-SPM と窒化物半導体表面の加工・高機能化

GaN系デバイスの高度化のためには、薄膜成長過程だけではなく、その加工プロセスの原子レベルでの制御も重要となる。本項ではGaN表面に対するエッチングやヘテロ成長といった加工の素過程に関する研究にMBE-SPMが応用された例を紹介する。

### 3.1 ハロゲンによる GaN のエッチング素過程の研究

桑野らは Ga 極性 GaN 膜の原子状塩素との高温反応によるエッチング過程について STM を用いて調べ、その表面組成と温度への依存性を見出した<sup>19)</sup>。

Ga 過剰な表面では 680°C を境にエッチング後のステップ構造に大きな違いが見られた。STM 像を図 8 に示す。680°C 以下ではステップフローエッチング(図 8 (a))が観察され、表面は平坦であった。一方、680°C 以上ではテラス上に三角形のピットが生成し(図 8 (b))、表面が荒れるのが観察された。いずれの場合もエッチングは積層単位(高さ:  $c/2=0.26\text{nm}$ )で起きており、ウルツ鉱構造の A 層と B 層とでステップ端形状や三角形エッチピットの向きが異なることが STM 像からわかる。これは A 層と B 層とで積層内の結合方向が反転するため、エッチングされやすい方位が異なることから説明できる。

一方、(2x2)構造を示す N 過剰な表面ではエッチングの進行は全く観察されなかった。これは表面構造の検討から、塩素が吸着可能なサイトが四分の一に減少することによると考えられる。

以上から、GaN 表面において塩素による安定したエッチングを進行させるためには、表面組成を Ga 過剰な条件に保つ必要があることが示された。

### 3.2 GaN 上の金属薄膜成長過程の研究



GaN に対する金属コンタクトの制御を目的として、その表面上における金属蒸着過程の研究に SPM を用いることも多く行われている。Wu らは Ga 終端された Ga 極性 GaN 膜に室温で銀を堆積し、その成長の様子を STM で観察した<sup>20)</sup>。蒸着速度を高く (60 原子層/min) することで表面拡散効果を抑制し、銀の層状成長に成功した。

さらに最近の傾向として、窒化物半導体へのスピン注入を目指した強磁性金属薄膜成長制御の研究が多く見られるようになった。

例えば、GaN 上への鉄薄膜の成長に関して、STM 観察と表面磁気光学カー効果測定が行われている<sup>21)</sup>。その結果、fluid 構造を持つ Ga が最も過剰な Ga 極性膜表面には鉄の薄膜が二次元的に成長し、膜厚が 1.2 原子層から 6 原子層の間で垂直磁気異方性を示すことが明らかになっている。一方、Ga が少ない Ga 終端 Ga 極性膜には鉄の薄膜は三次元的に成長し、4.3 原子層以上で面内磁気異方性を示すに留まった。GaN 上の Ga の層が鉄と GaN の相互作用を緩和したことと、鉄原子に由来する  $\sqrt{7} \times \sqrt{7}$  構造が平坦な鉄薄膜成長のための下地となったことから、スピン注入に適した垂直磁気異方性が実現したと彼らは考えている。

また、Lu らは高い磁気モーメントを有すると理論的に期待される  $\text{Mn}_{3-\delta}\text{Ga}$  ( $\delta=1.5 \sim 1.8$ ) 膜を Ga 極性及び N 極性膜上に成長させ、成長中の再構成構造が磁気的特性に及ぼす影響を調べた<sup>22)</sup>。その結果、成長条件を最適化することで GaN 膜の極性に関わらずに平坦なエピタキシャル

$\text{Mn}_{3-\delta}\text{Ga}(111)$ 膜が得られることがわかった。また、膜表面の再構成構造をその場観察するで Mn と Ga の組成比を制御し、膜の磁性を制御することが可能であることが明らかにされている。

#### 4 むすび

以上のように、MBE-SPM を用いることで窒化物半導体薄膜の局所的な表面構造や成長過程を詳細に調べることが可能となる。また、エッチングやヘテロ成長に関しても他の測定方法では得難い知見を得ることができる。最近では、強磁性体をプローブに用いて反強磁性窒化物表面  $\text{Mn}_3\text{N}_2(010)$  の原子分解能スピン偏極 STM 観察に成功した例も報告されている<sup>23,24)</sup>。今後はこのように表面構造に関する研究だけではなく、局所的な物性測定をも視野に入れた研究が盛んになることが期待される。

## 文 献

- 1) A. R. Smith, R. M. Feenstra, D. W. Greve, J. Neugebauer and J. E. Northrup: *Phys. Rev. Lett.* **79**, 3934 (1997).
- 2) Q.-K. Xue, Q.-Z. Xue, R. Z. Bakhtizin, Y. Hasegawa, I. S. T. Tsong, T. Sakurai and T. Ohno: *Phys. Rev. Lett.* **82**, 3074 (1999).
- 3) E. S. Hellman: *MRS Internet J. Nitride Semiconductor Res.* **3**, 11 (1998).
- 4) M. Sumiya and S. Fuke: *MRS Internet J. Nitride Semiconductor Res.* **9**, 1 (2004).
- 5) A. R. Smith, R. M. Feenstra, D. W. Greve, M. S. Shin, M. Skowronski, J. Neugebauer and J. E. Northrup: *Appl. Phys. Lett.* **72**, 2114 (1998).
- 6) A. R. Smith, R. M. Feenstra, D. W. Greve, M. S. Shin, M. Skowronski, J. Neugebauer and J. E. Northrup: *J. Vac. Sci. Technol. B* **16**, 2242 (1998).
- 7) Z. T. Wang, Y. Yamada-Takamura, Y. Fujikawa, T. Sakurai and Q. K. Xue: *Appl. Phys. Lett.* **87**, 032110 (2005).
- 8) H. A. H. Al-Britthen, R. Yang, M. B. Haider, C. Constantin, E. Lu, A. R. Smith, N. Sandler and P. Ordejon: *Phys. Rev. Lett.* **95**, 146102 (2005).
- 9) M. B. Haider, R. Yang, C. Constantin, E. Lu, A. R. Smith and H. A. H. Al-Britthen: *J. Appl. Phys.* **100**, 083516 (2006).
- 10) M. L. Harland and L. Li: *Appl. Phys. Lett.* **89**, 132104

- (2006).
- 11) Y. Yamada-Takamura, Z. T. Wang, Y. Fujikawa, T. Sakurai, Q. K. Xue, J. Tolle, P.-L. Liu, A.V.G. Chizmeshya, J. Kouvetakis and I. S. T. Tsong: Phys. Rev. Lett. **95**, 266105 (2005).
- 12) S. Otani and Y. Ishizawa: J. Cryst. Growth **165**, 319 (1996).
- 13) S. Kamiyama, S. Takanami, Y. Tomida, K. Iida, T. Kawashima, S. Fukui, M. Iwaya, H. Kinoshita, T. Matsuda, T. Yasuda, S. Otani, H. Amano, and I. Akasaki: Phys. Status Solidi A **200**, 67 (2003).
- 14) C.-W. Hu, A. V. G. Chizmeshya, J. Tolle, J. Kouvetakis and I. S. T. Tsong: J. Cryst. Growth **267**, 554 (2004).
- 15) J. Tolle, R. Roucka, C. Ritter, P. A. Crozier, A. V. G. Chizmeshya, I. S. T. Tsong and J. Kouvetakis: Appl. Phys. Lett. **82**, 2398 (2003);
- 16) J. Tolle J. Kouvetakis, D.-W. Kim, S. Mahajan, A. Bell, F. A. Ponce, I. S. T. Tsong, M. L. Kottke and Z. D. Chen: *ibid.* **84**, 3510 (2004).
- 17) P.-L. Liu, A.V.G. Chizmeshya, J. Kouvetakis and I. S. T. Tsong: Phys. Rev. B **72**, 245335 (2005).
- 18) J.-I. Iwata, K. Shiraishi and A. Oshiyama : Appl. Phys. Lett. **83**, 2560 (2003).
- 19) S.Kuwano, Q.-Z. Xue, Y. Asano, Y. Fujikawa, Q.-K.

- Xue, K. S. Nakayama, T. Nagao and T. Sakurai: *Surface Science* **561**, L213 (2004).
- 20) K. Wu, Q. Z. Xue, R. Z. Bakhtizin, Y. Fujikawa, X. Li, T. Nagao, Q. K. Xue and T. Sakurai: *Appl. Phys. Lett.* **82**, 1389 (2003).
- 21) K. He, L. Y. Ma, X. C. Ma, J. F. Jia and Q. K. Xue: *Appl. Phys. Lett.* **88**, 232503 (2006).
- 22) E. Lu, D. C. Ingram, A. R. Smith, J. W. Knepper and F. Y. Yang: *Phys. Rev. Lett.* **97**, 146101 (2006).
- 23) H. Yang, A. R. Smith, M. Prikhodko and W. R. L. Lambrecht: *Phys. Rev. Lett.* **89**, 226101 (2002).
- 24) R. Yang, H. Yang, A. R. Smith, A. Dick and J. Neugebauer: *Phys. Rev. B* **74**, 115409 (2006).

たかむら（やまだ） ゆきこ

高村（山田） 由起子

1998年東京大学大学院工学系研究科金属工学専攻博士課程修了、博士（工学）。2002年東北大学金属材料研究所助手。2006年11月から北陸先端科学技術大学院大学講師。表面・界面の理解に基づいた新規材料開発を目指す。

わん ちーたお

王 治涛

2006年中国科学院物理研究所博士課程修了、Ph.D.。2004年から2006年まで東北大学金属材料研究所研究生。超高真空STM/AFMの研究に従事。現在は、トリニティカレッジ（アイルランド）のボーランド教授のグループで博士研究員として研究に邁進する。

ふじかわ やすのり

藤川 安仁

1996年東京大学理学系研究科化学専攻博士課程修了、博士（理学）。1999年東北大学金属材料研究所助手。2004年同助教授、現在に至る。専門は表面科学。主として無機・有機半導体の薄膜成長・ナノ構造作製に関する研究を行っている。

さくらい としお

櫻井 利夫

1974年ペンシルバニア州立大学物理学科博士課程修了、Ph.D.。1989年から東北大学金属材料研究所教授。専門は表面物性学。

図 1 ウルツ鉱型 GaN の結晶構造の模式図。(a)[11 $\bar{2}$ 0]方向への投影図。[0001]は上方向。(b) Ga 極性 GaN 膜表面である GaN(0001)の(1x1)構造。点線は単位基本格子。

図 2 極性と表面組成、試料温度に依存する GaN{0001}の再構成構造。(a)GaN(000 $\bar{1}$ ) (N 極性) と(b)GaN(0001) (Ga 極性)。Reused with permission from A. R. Smith, Applied Physics Letters, 72, 2114 (1998). Copyright 1998, American Institute of Physics.

図 3 N 極性 GaN 膜表面再構成構造の STM 像。(a)(3x3)と(6x6)、そして  $4\sqrt{3}\times 4\sqrt{3}$  -R30° が部分的に観察される、(b)(1x1)、(c)(3x3)、(d)(6x6)、(e)c(6x12)。Reprinted figure with permission from A. R. Smith *et al.*, Phys. Rev. Lett. 79, 3934 (1997). Copyright 1997 by the American Physical Society.

図 4 Ga 過剰な核生成条件で Si(111)上に成長させた GaN 薄膜に Ga を堆積させた際の (a) RHEED パターンと (b)  $30\times 30\text{nm}^2$  の STM 像。RHEED パターンは三倍周期であるが、STM 像には fluid 構造 (Ga 極性) と c(6x12)構造 (N 極性) の混在が観察される。

図 5 超高真空 MBE-SPM 装置の (a)外観写真と (b)模式図。



図 6  $ZrB_2$  膜を緩衝層として  $Si(111)$  上に成長させた GaN 膜に Ga を堆積させて得られた再構成構造の  $15 \times 15 \text{ nm}^2$  の NC-AFM 像。(a)(3x3)、(b)(6x6)、(c)(d)c(6x12)と全て N 極性表面に特有な構造が観察された。

図 7 第一原理計算により検討された  $GaN(0001)-ZrB_2(0001)$  界面構造とその安定性。(a)六つの界面構造モデル。モデル 1、4、6 では N 極性膜、モデル 2、3、5 では Ga 極性膜が得られる。(b)各モデルの界面エネルギー ( $\Gamma$ ) の Ga および Zr の化学ポテンシャル ( $\mu$ ) への依存性。図中、Ga (Zr) の化学ポテンシャルの値は、純粋な Ga (Zr) の化学ポテンシャルとの差 ( $\Delta$ ) で示してある。モデル 1 が検討した化学ポテンシャルの範囲全てで最も安定である。Reprinted figure with permission from P.-L. Liu *et al.*, Phys. Rev. B 72, 245335 (2005). Copyright 2005 by the American Physical Society.

図 8 Ga 極性 GaN 膜の原子状塩素との高温反応によるエッチング後の  $250 \times 250 \text{ nm}^2$  の STM 像。(a)反応温度が  $645^\circ\text{C}$  の場合。ステップフローエッチングの様子が観察される。図中の a-b 間の断面プロファイルから分かるように、ステップ高さは積層単位 ( $c/2=0.26 \text{ nm}$ ) に相当する。ジグザグとストレートのステップ端構造が交互に現れ、エッチング速度に違いが見られるのは、ウルツ鉱構造の A 層と B 層で積層面内の結合方向が反転することによる。(b)反応温度が

700 °C の場合。図中に三角形で示したようにテラス上に三角形形状のエッチピットが存在する。エッチングされ残った島状構造（IR）や、螺旋転位部分から生じた多層エッチピット（SD）などが観察され、この温度では表面がエッチングにより荒くなる。

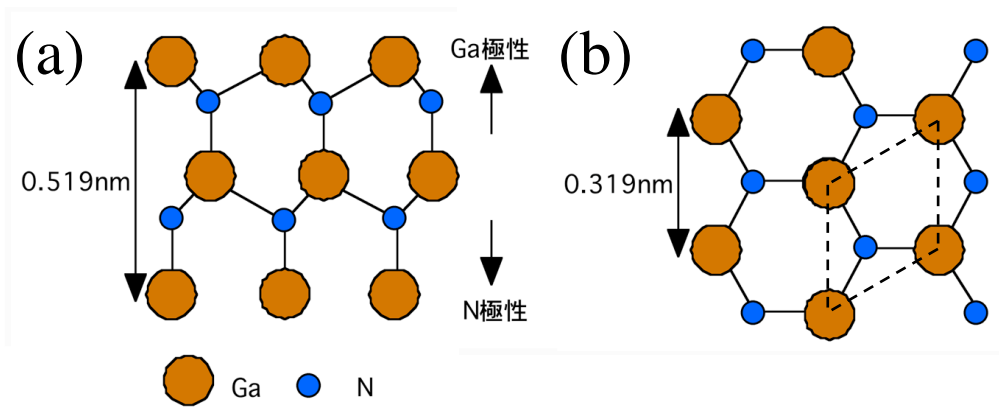


図 1

高村(山田)由起子

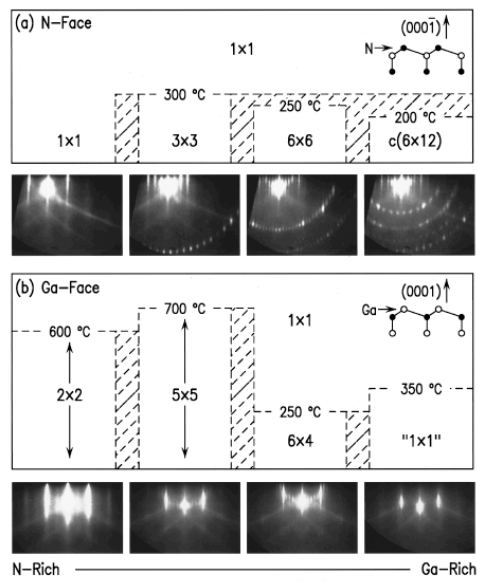


図 2

高村(山田)由起子

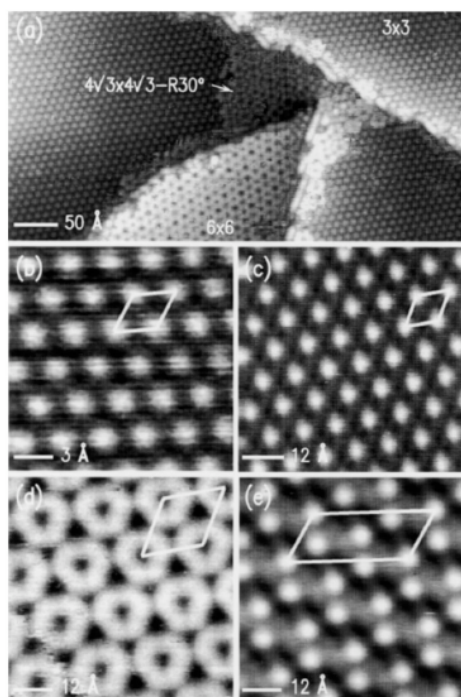


図 3

高村(山田)由起子

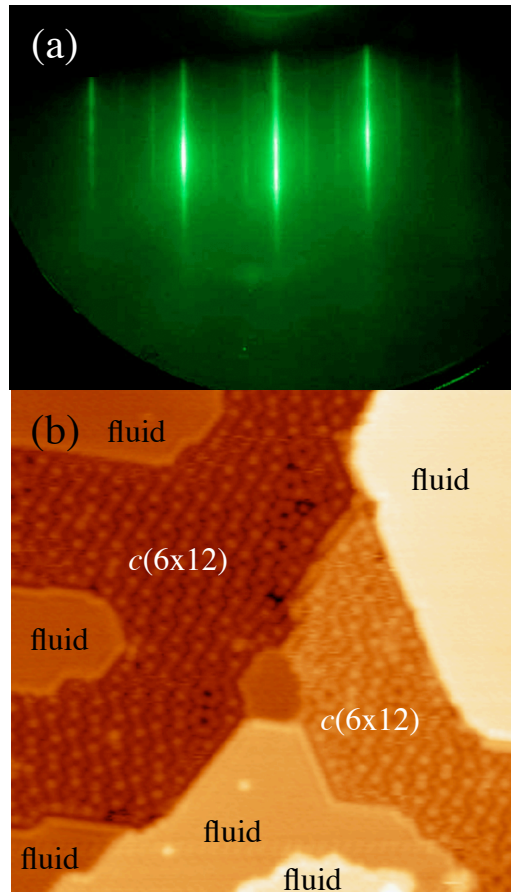


図 4

高村(山田)由起子

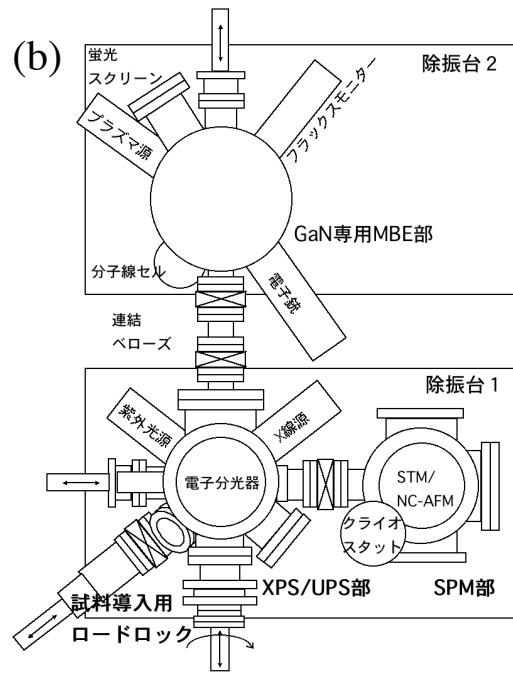
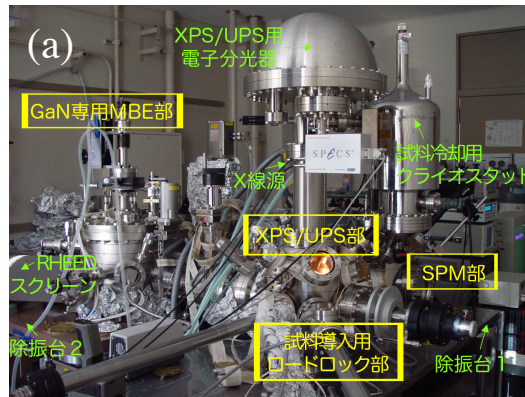


図 5

高村(山田)由起子

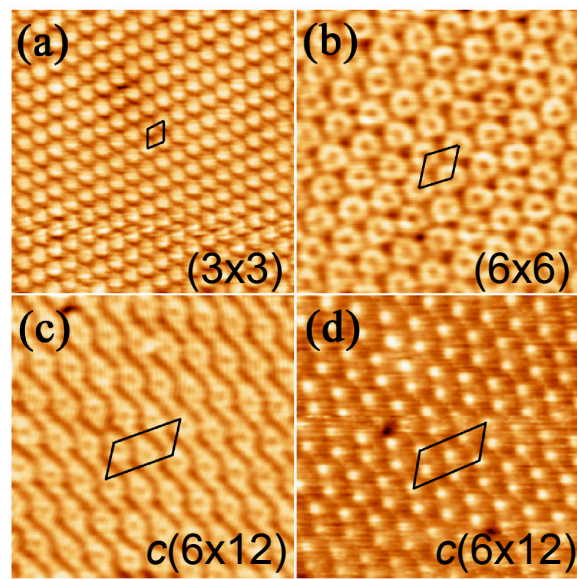


図 6

高村(山田)由起子



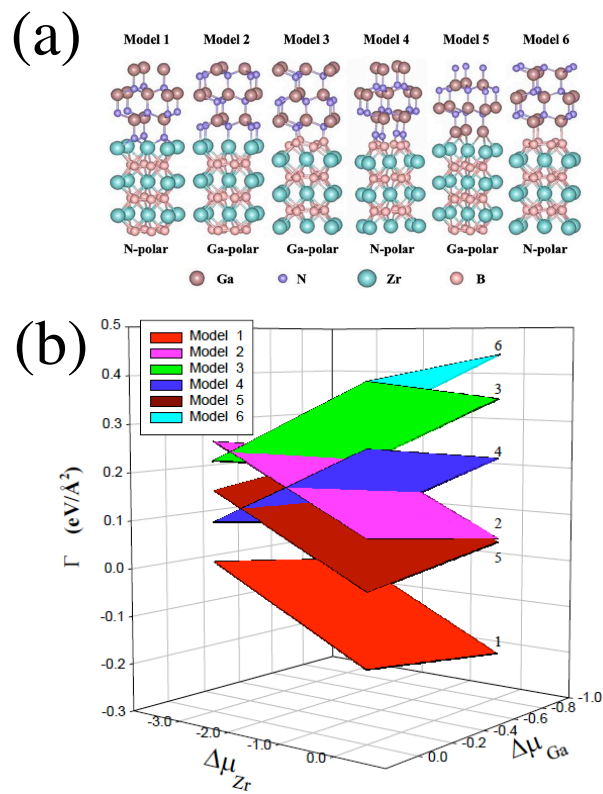


図 7

高村(山田)由起子

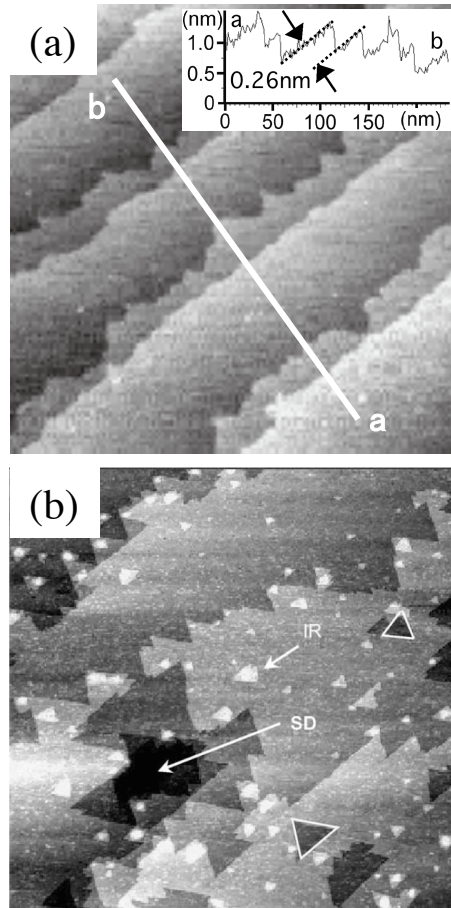


図 8

高村(山田)由起子