

応力・歪み場走査型プローブ顕微鏡の開発と応用

Development and Application of Scanning Probe Microscopy with Externally Applied Stress and Strain

藤田大介

Daisuke Fujita

(独)物質・材料研究機構先端の共通技術部門

要旨 表面におけるアクティブナノ計測技術として、超高真空場、昇温場かつ外部から印加された応力・歪み場における原子分解能の二探針走査型プローブ顕微鏡を開発した。外部からの応力場印加は、短冊状試料に対して石英の楔形ジグにて中央部分に上方変位を与えることにより実現し、一軸性の引張応力を試料表面に発生させることができる。また、試料の昇温制御により、降伏限界以下で弾性的な歪を与えることができる。STMモードでの昇温かつ応力印加時における原子分解能イメージングを初めて実現した。さらに、自己検出カンチレバーセンサーを用いた周波数変調方式の非接触原子間力顕微鏡モードによる原子分解能計測を実現した。応用としては、Si(001)表面構造における一軸性引張応力の効果により、ダブルドメイン構造におけるドメイン被覆率制御の実現とともにダイナミクスを明らかにした。

キーワード：走査型プローブ顕微鏡，表面応力，表面歪み，超高真空，原子分解能

1. はじめに～表面応力・歪み場とは？～

表面や表層もしくは超薄膜における応力 (stress) と歪 (strain) は、表面の微視的巨視的な構造や形状のみならず、表面の様々な物性や機能、化学反応などに影響を与えることが知られている¹⁻³⁾。この場合の表面応力・歪み場は、物質の表面に固有 (intrinsic) の場合もあるが、人工的に外部から印加された外的な (extrinsic) 場合もある。本講座では表面応力・歪み場の効果と測定技術、特に原子分解能での *in situ* 顕微計測技術の開発について紹介する。

Intrinsic な表面応力 (surface stress) の緩和が特異な表面構造や電子状態の形成に関与する系としては、Au 単結晶の (111) 表面が挙げられる。これは面心立方格子構造 (face centered cubic, fcc) 金属の (111) 面としては、Pt(111) 表面とともに唯一の表面再構成 (surface reconstruction) をする系であり、さらに Au(111) 面における表面二次元電子系の存在と合わせて表面科学者にとって興味深い系である⁴⁾。図 1 に Au(111) 表面の再構成構造と超高真空走査型トンネル顕微鏡 (Scanning Tunneling Microscope, STM) 像を示す。最近の DFT 計算によれば、未再構成 Au(111) 表面には引張応力 (tensile stress) が存在すると考えられる⁵⁾。実際には表面原子が再構成し、 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向の 22 個の第 2 層サイトに 23 個の表面 Au 原子が占める $(22 \times \sqrt{3})$ 構造を形成する。この結果として、表面原子密度が 4.4% ほど増大し、原子間距離が

収縮することにより、引張応力を緩和している。表面原子は fcc 型 (ABC...) と hcp 型 (ABA...) の積層を呈する整合領域と bridge サイトに位置する遷移領域 (soliton wall) により構成される。このような一軸的な応力緩和は三回対称性を有する表面では不十分であり、さらに二次元かつ等方的に緩和するために、自発的に応力ドメイン (elastic stress domain) を形成し、それらが互いに 120 度方向を変えながら回転することにより、ヘリングボーン (herringbone) 構造と呼ばれる比較的長距離の超構造を形成する。

さらに外的に与えられた表面応力・歪み場は、表面物性や構造に関して幅広い効果を有している。たとえば、表面吸着誘起応力場に起因する局所的な表面電子状態の変化⁶⁾、表面再構成ドメインの密度制御⁷⁾、特異な表面形状の創製と制御⁸⁾、半導体表面のステップ自己組織化⁹⁾、表面における化学反応性¹⁰⁾、分子の吸着特性¹¹⁾、ナノ構造の成長様式^{12,13)}、結晶の光学フォノン特性¹⁴⁾ などに外的に印加された表面応力・歪み場が影響を及ぼすことが明らかになっている。特に、金属や半導体表面の吸着子の表面拡散に及ぼす表面応力や表面歪みの効果は、実験的かつ理論的に広く研究されてきた¹⁵⁻¹⁸⁾。多くの場合、表面歪み場は、再構成 Ge(001) 表面上の Si ヘテロエピタキシャル成長のような格子不整合な系での超薄膜成長により研究されてきた¹⁶⁾。このような二次元アイランドや自己組織化量子ドットなどのヘテロエピタキシャルナノ構造の形状サイズは表面応力・歪み場の緩和に強く依存する^{12,19)}。一方、最近では、第一原理計算等を用いて、表面の応力歪み場が及ぼす効果に対する計算科学的シミュレーション予測も取り組まれており、力学的歪みの印加によ

〒305-0047 つくば市千現 1-2-1
TEL: 029-859-2741; FAX: 029-859-2801
2013 年 6 月 12 日受付

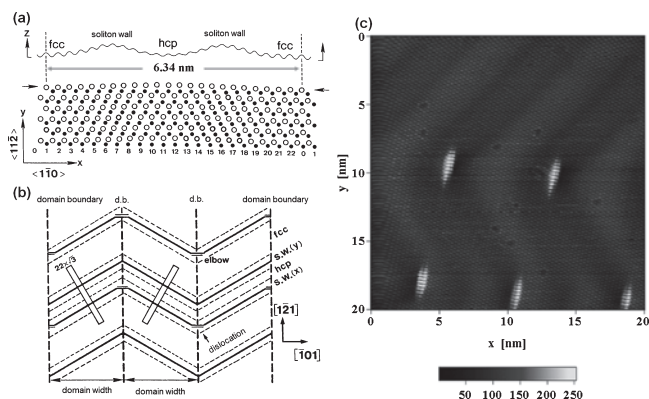


図1 Intrinsicな表面応力場が形成するAu(111)表面の $(22 \times \sqrt{3})$ 再構成の模式図(a), 一軸性の応力ドメインが交互に120度方向変換することにより形成されるヘリングボーン構造の模式図(b), 原子分解能で実測されたAu(111)表面の走査型トンネル顕微鏡イメージ(c). ヘリングボーン構造の屈曲部(elbow)に突出したdislocation原子列が観察される.

る二原子層グラフェンのエネルギーギャップ制御²⁰, 半導体的な遷移金属ダイカルコゲナイドの電子特性の制御²¹, 特異な半導体表面の再構成構造の出現²²などが可能であることが示されている. また, SiやGeなどの立方晶系半導体における歪みの存在は対称性を減少させ, バンド構造や電子物性に大きな変化を及ぼす現象は古くから研究されてきた^{23,24}. Siバンド構造やキャリア移動度に及ぼす歪み場の主な効果は, ①キャリア伝導における有効質量の低減と②谷間(inter-valley)フォノン散乱の低減である. 近年, 歪みシリコン(strained silicon)超薄膜チャネル層の形成によるキャリア移動度の増大を利用したMOSFETナノデバイスの開発が進展している²⁵. このように, 多様な物質系の表面における弾性的な応力・歪み場を徹底的に計測・制御することができれば, 次世代半導体集積回路などに用いられる機能性ナノ構造超薄膜の創製と探索における重要な基盤技術となるだろう.

2. 応力・歪み場における *in situ* 表面計測

物質の応力・歪み場を顕微的もしくは定量的に計測する技術は半導体デバイス産業を筆頭として, 近年ますます重要性を増している. 国際半導体ロードマップ(ITRS2007)では成膜プロセスにより発生するウエハーやダイのレベル, さらに微小領域やトランジスタレベルでの応力や歪みの測定方法が例示されている²⁶. トランジスタレベルでの測定領域は10–20 nmであり, 透過型電子顕微鏡を用いた収束電子線回折法(Convergent Beam Electron Diffraction, CBED)が用いられる²⁷.

一方, 外部からの応力歪み場の印加技術と表面その場(*in situ*)計測との融合はこれまでも試みられてきた. 1980年代後半にMenらは外部から印加された応力・歪み場における低速電子回折(Low Energy Electron Diffraction, LEED)その場解析法を開発し, 表面構造変化のその場観察に応用した⁷. 超高真空中で昇温された片持ち梁(カンチレバー)の

自由端に加重を印加することにより, 長手方向に連続的に変化する一軸性の歪み(uniaxial strain)を表面に生成することができる. Yataらは上記手法を改良し, Si(001)やCu(001)表面における酸素分子の表面反応ダイナミクスに及ぼす表面応力場・歪み場の効果を研究した^{28,29}. 1990年代に入り, 原子分解能での実空間観察がSwartzentruberらにより超高真空走査トンネル顕微鏡を用いてSi(001)表面において行われたが, 厳密には外部応力・歪み場での*in situ*測定ではなかった³⁰. 同じ頃, 超高真空での超薄膜の作製中における*in situ*応力測定法がSanderらにより開発された^{31,32}. 板状試料の片面に超薄膜を成長させる過程において薄膜中に発生する応力 σ_F により, 基板に曲げ(bending)を誘起する. この基板の曲げは曲率半径 R を測定することにより決定できる. 曲率半径 R と応力 σ_F の関係はStoneyの式により表される.

$$\sigma_F = \frac{Et_s^2}{6R(1-\nu)t_F} \quad (1)$$

ここで, E は基板のヤング率, ν は基板のポアソン比, t_s は基板の厚さ, t_F は超薄膜の厚さである. 試料背面からの反射レーザービームの変位を精密計測することにより, 薄膜応力をサブモノレイヤーの感度で計測できる. 2000年代に入り, グラフェンが次世代電子デバイス材料として脚光を浴びるに従い, 歪みグラフェンの顕微ラマン分光*in situ*測定が実現された. 定量的な一軸性歪みをグラフェンに印加することにより, 可逆的な光学フォノン特性の歪み依存性が示された³³. 一方, 材料力学や材料塑性学の研究では変形過程での材料表面の*in situ*形状観察は重要な手法である. 1990年代後半から引張/圧縮試験機を備えた原子間力顕微鏡(Atomic Force microscope, AFM)による*in situ*表面形状観察法がCoupeauらやNishinoらにより開発された^{34,35}. これらの装置は大気環境での動作であり, 空間分解能は ~ 1 nmレベルである. 2001年から超高真空環境かつ外部から応力・歪み場の印加や高温測定が可能な走査型プローブ顕微鏡(Scanning Probe Microscope, SPM)の開発がNIMSのFujitaraらにより開始され, 超高真空環境かつ応力印加時の原子分解能STM計測に成功している^{36,37}. 非接触原子間力顕微鏡(noncontact AFM, NCAFM)モードの開発と応用展開を含め, 以下に報告する^{38,39}.

3. 超高真空応力歪み場 SPM の装置開発

3.1 装置の概要

超高真空場+温度可変高温場+外部印加応力場・歪み場の複合環境場で動作する応力・歪み場走査型プローブ顕微鏡(Stress-strain Field Scanning Probe Microscope, SF-SPM)は, 制御された環境場における表面アクティブナノ計測技術のひとつとして開発された⁴⁰. SF-SPM装置の全体ならびにSPMヘッド部分の写真を図2に示す³⁶. 本装置は, 試料やプローブを大気から導入するためロードロック(Load-lock, LL)室, 試料や探針の表面を調製する準備室, 試料観察を行うSPM

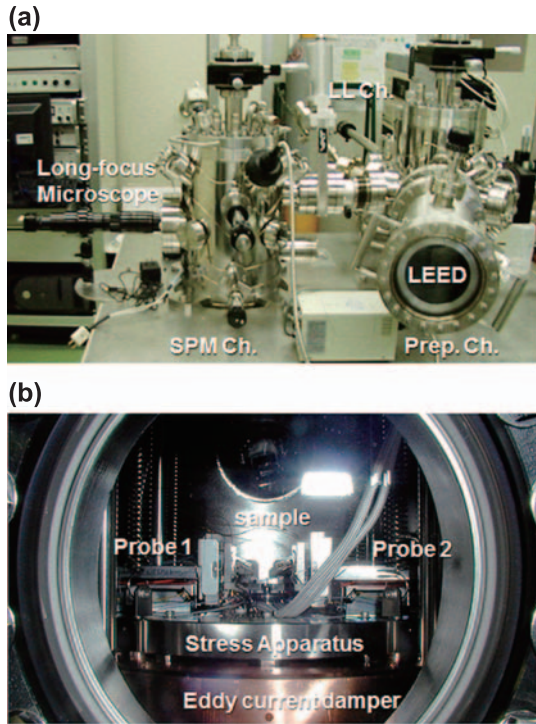


図2 応力・歪み場 SPM 装置のシステム全体 (a), ならびに SPM ヘッド部分の写真 (b).

室の3つのチェンバーから成る UHV システムである。ゲートバルブで隔離された3つの真空チャンバーは空気バネ方式の除振台上に設置されている。LL室はターボ分子ポンプにより超高真空 (1×10^{-7} Pa) に排気される。LL室は複数の試料や探針をストックすることができ、十分にガス出しをしてから準備室へ移送する。準備室と SPM 室は各々、スパッターイオンポンプとチタンサブリーションポンプにより排気され、両室ともに真空度は $\sim 5 \times 10^{-9}$ Pa である。

準備室 (Preparation Chamber) では、試料表面の加熱清浄化のための直接通電もしくは傍熱加熱機構、 Ar^+ イオン照射による表面清浄化のためのイオン銃、探針清浄化のための電子ビーム加熱機構、表面構造解析用の低速電子回折 (LEED) の機能を備えている。試料をセットするマニピュレータには応力・歪み場印加機構が内蔵されており、試料に対して加熱と応力印加を与えながら LEED による表面構造計測が可能である。Si(111)や Si(001) 試料は直接通電によるフラッシュアニーリング熱処理により表面を清浄化する。Ge(001) や Au(111) 表面などは Ar^+ イオンスパッタとアニール処理を繰り返して清浄化する。表面の清浄度は LEED 観察によりチェックする。

SPM 室には残留ガス分析のための四重極質量分析計と応力印加機構を内蔵した SPM ヘッド、試料観察用の長焦点顕微鏡が設置されている。SPM としては STM と AFM 計測が可能である。外部からの振動の影響を低減するため、SPM ヘッドは Eddy 電流・内部バネ吊り方式により内部除振が施されている。SPM ヘッドは2個の SPM プローブが対向して

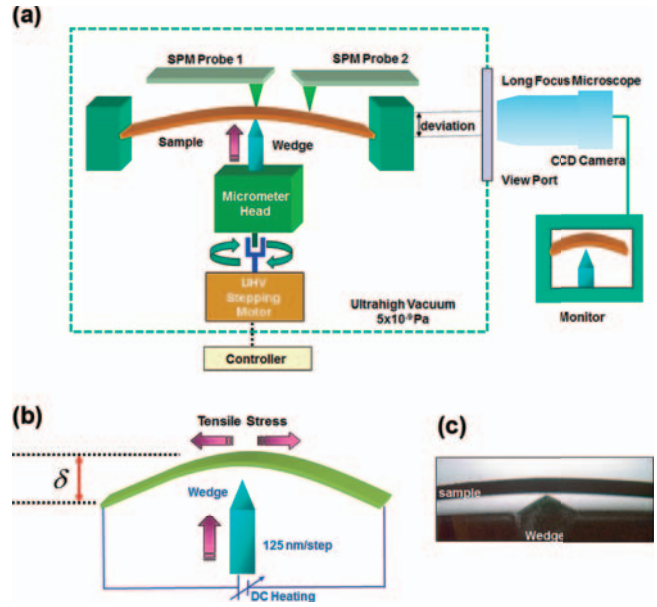


図3 (a) 応力印加機構を有する UHV-SPM 室の模式図。(b) 短冊状の試料表面中央部分への応力・歪み場の印加機構の概念図。(c) 応力印加時の Si(001) 試料と楔形応力印加ジグの写真。

設置されており、各々、独立に駆動できる。Si などの半導体試料は SPM ヘッド上で直接通電により加熱 (~ 1000 K) が可能である。

3.2 外部からの応力・歪み場の印加機構

長手方向に十分に長い短冊状の板状に加工された試料表面中央部分への外部からの応力・歪み場の印加機構を図3に示す³⁸⁾。SPM ヘッド中央下部に組み込まれた超高真空用のステッピングモーターによる回転機構と試料ホルダー自体に組み込まれた回転-直進変換のギア機構により駆動された楔形ジグ (石英製) が試料の背面からナノスケールの精度で押すことにより、“3点曲げ法”を実現する。これにより、試料中央部分に一軸性の引張応力を印加できる。1パルスの印加によりステッピングモーターは0.9度回転し、125 nm の上方変位を z 軸方向に与える。その結果、板状試料の中央部分は曲げ (bending) による変位 δ [m] が生じる。変位 δ は長焦点顕微鏡により実測する。試料に印加された引張応力 σ ($\text{N/m}^2 = \text{Pa}$) と歪み ε (無次元) はフックの法則 ($\sigma = E\varepsilon$) に従い、次式により表現される。

$$\varepsilon = \frac{6t}{l^2} \delta \quad (2)$$

$$\sigma = \frac{6Et}{l^2} \delta \quad (3)$$

ここで、 t と l は、短冊状試料の厚さ [m] と長さ [m]、 E は試料の縦弾性係数もしくはヤング率 [N/m^2] である。

3.3 非接触原子間力顕微鏡モードの開発

これまでに本システムにおいて STM モードにおいては応力印加ならびに高温時における原子分解能 *in situ* イメージングを達成した³⁶⁾。STM 探針ホルダーの模式図を図4(a)

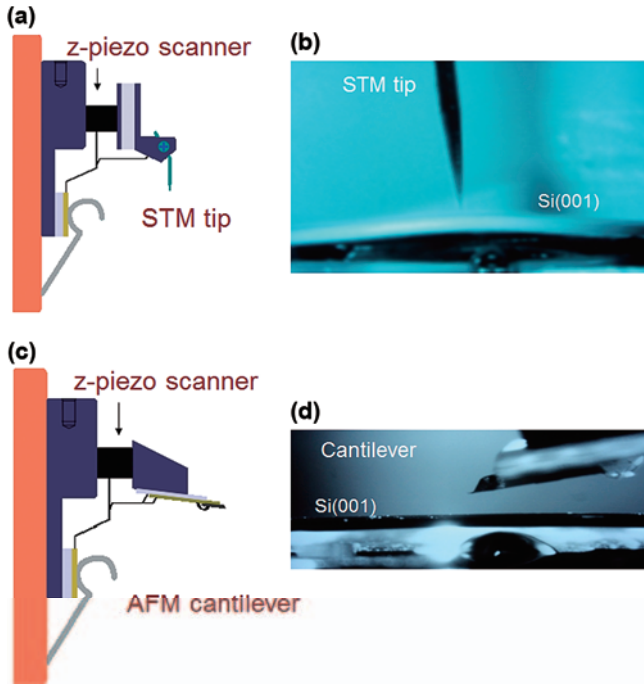


図4 (a) STM 探針ホルダーの模式図. (b) 高温かつ応力印加された試料表面で STM 計測中の Pt-Ir 探針. (c) AFM 探針ホルダーの模式図. (d) 試料表面上のカンチレバー探針.

に示す. 探針としては, 電解研磨された W 針を超高真空電子ビーム加熱により尖端清浄化したものや機械研磨された Pt-Ir 探針を STM 計測に用いる. 図4 (b) は DC 通電により高温加熱された Si(001) 試料上での STM 計測中の Pt-Ir 探針の写真である.

本システムは, 試料ステージ走査タイプの SPM とは異なり, SPM プローブが XYZ 軸に関して走査するタイプである. そのため, NCAFM モード計測においては, レーザービームを用いる光楯子方式や光干渉方式の採用はせず, Piezo-resistive カンチレバーによる自己検出型センサーを用いた. さらに周波数変調 (FM) 検出方式を採用し, 引力領域での NCAFM 計測システムを実現した (図5 参照). この自己検出型カンチレバーセンサーはレーザー光や光検出系を必要としないため, 光学系の位置合わせが不要であるという利点がある. また, レーザー光学系や検出系を持たないため, SPM ヘッドの試料上部空間を比較的容易に活用できる. そのため, 試料や探針の移送, 高温場や応力・歪み場への対応が比較的容易である. また, XYZ 軸の粗動機構は圧電素子のインパクト力を利用した慣性駆動方式である. Z 軸走査のための Piezo スキャナーは SPM プローブホルダー組み込み方式とした. これは Z 軸方向の応答速度を大きくするためである.

SF-SPM の STM/NCAFM モードにおける空間分解能の実証例を図7に示す. STM モードにおいては原子分解能イメージングを得ることができる. 高温時もしくは応力印加時においては, ドリフトの影響はあるが, 原子分解能計測が実現されている. NCAFM モードでは Si(111) 清浄表面においてス

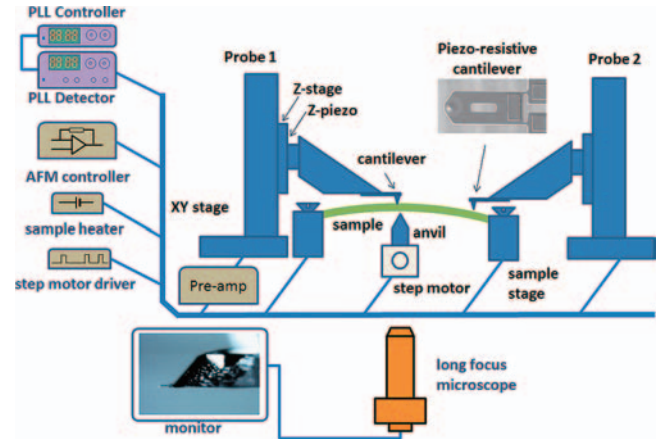


図5 周波数変調方式の非接触原子間力顕微鏡モードで動作する SF-SPM の模式図.

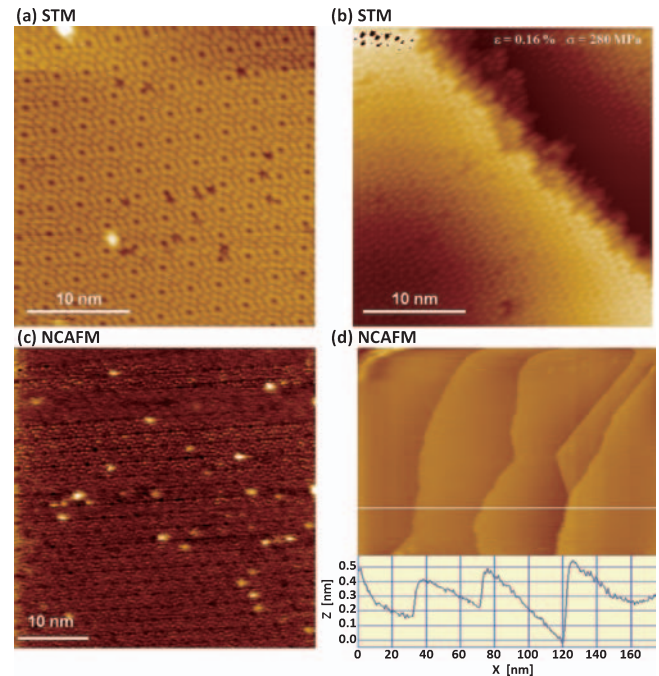


図6 Si(111)-7×7 表面の SF-SPM 像. 無印加時 (a) と引張応力 ($\sigma = 280 \text{ MPa}$, $\epsilon = 0.16\%$) 印加時 (b) の原子分解能 STM 像. FM-AFM 方式による原子分解能 NCAFM 像 (c) とテラス & ステップ分解能 NCAFM 像 (d).

テップとテラス構造を明瞭にイメージングすることができる. さらに探針先端状態が最適化された場合, Si(111) 表面の (7×7) 再構成超構造の原子分解能イメージングを達成した. また, 高温かつ応力印加状態における表面構造の *in situ* 原子分解能測定を実現するために, 直接通電加熱システムの電源ノイズ除去のための改良とトータル電流の軽減のために試料小型化が必要とされる. 現時点では高温場かつ応力場でのその場原子分解能計測は STM モードに限定される. カンチレバー方式の NCAFM プローブは輻射熱による温度変化により共振特性が変化するため, 試料小型化や熱シールド等により, 輻射熱の影響を低減することが重要である.

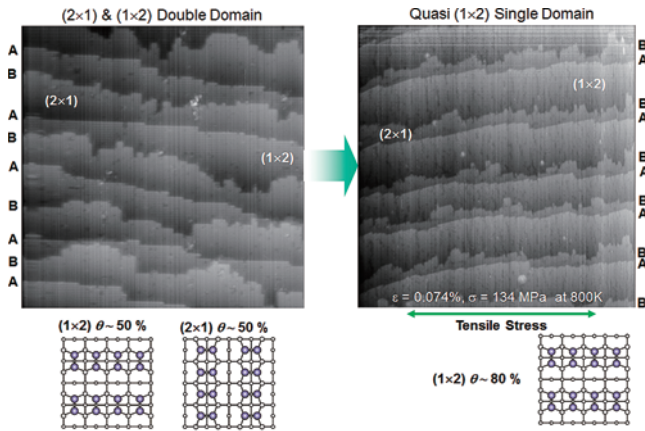


図7 (a) $[110]$ 方向 Si(001) 微斜面の STM 像. タイプ A のステップを有する (1×2) ドメインとタイプ B のステップを有する (2×1) がほぼ等量存在する. (b) $[1\bar{1}0]$ 方向に一軸引張応力を印加後の STM 像. タイプ A ステップを有する (1×2) ドメインの被覆率 θ が $\sim 80\%$ に増大している.

4. Si(001) 表面での応力場誘起ドメイン制御への応用

我々は本システムを用いた応力歪み場印加により Si(001) 表面に顕著な影響があることを観測した³⁶⁾. LEED 及び STM 観察から, 応力印加前の清浄な Si(001) 微斜表面 ($[110]$ 方向 0.7° オフ) は, (2×1) と (1×2) 再構成ドメインが等価に存在するダブルドメインを呈することが分かる (図 7 (a)). 十分な拡散速度を有するように昇温 (~ 850 K) された Si(001) 表面に対して, $[1\bar{1}0]$ 方向に一軸引張応力を印加することにより, Si(100) 微斜面ドメイン構造を再分布させることに成功した (図 7 (b)). 比較的ラフなタイプ B ステップを有する (2×1) ドメインが縮小し, 比較的平坦なタイプ A ステップを有する (1×2) ドメインが拡張していることが分かる. (1×2) ドメインの割合は 80% に達する. Si(001) 再構成表面ではダイマーボンドに直交する方向に圧縮応力, ダイマーボンド方向に引張応力が内在する⁴¹⁾. ダイマーボンド方向に引張応力を印加されるドメインは不安定化し, 縮小する. (2×1) ドメインでは, 内因する応力を増加させ, 不安定化するが, (1×2) ドメインでは, 外部印加応力はダイマーボンド方向に直交, 内因する応力を緩和するため安定化する. 図には示さないが, 昇温かつ引張応力印加の状態での (2×1) ドメイン被覆率の時間依存性計測により, 応力場誘起ドメイン不安定化のカイネティクスを考察した³⁸⁾. このように, 外部から印加の応力場を制御することにより, ダブルドメイン構造から (1×2) 擬シングルドメインへ表面構造を転換できる. これを利用すれば 1 次元ナノ構造成長に適したテンプレートの提供が可能であると考えられる.

5. まとめ

超高真空環境において, 昇温 + 応力・歪み印加の物理場を複合させた原子分解能応力・歪み場 SPM (SF-SPM) 計測システムを実現するための様々な基盤要素技術の開発と応用事例

を紹介した. 応力印加としては, 短冊状試料に対して楔形アングルにて上方変位を与えることにより実現し, 一軸引張応力 (歪) を試料表面に発生させることができることを示した. さらに試料の昇温制御により, カイネティクス測定が可能な程度まで表面原子の拡散速度を増大させつつ, 弾力的な歪を与えることができる. 直接通電加熱による昇温制御かつ外部からの応力印加制御を行いつつ, STM モードによる原子分解能イメージングが実現された. 周波数変調検出法による NC-AFM 計測システムを構築し, これまでに Si(111)- 7×7 表面の原子分解能イメージングに成功した. 本システムの応用事例として, Si(100) 再構成表面における応力・歪み場印加による表面超構造ドメインに及ぼす効果について紹介した. 一軸性引張応力が Si ダイマー列により構成されるドメイン構造の安定性に影響し, ダブルドメインからシングルドメインへ変化する過程の実空間 *in situ* 観測を実現した. これにより, 表面応力・歪み場が誘起する表面構造変化のナノスケール顕微観察とカイネティクス測定が可能になった. 表面応力は表面エネルギーとともに表面をキャラクタライズする重要な指標であり, SF-SPM は表面科学の新たな計測ツールとしての発展が期待できる.

一方, SF-SPM の次なる課題としては, 応力・歪み場による表面電子状態やバンド構造の変化を顕微観察し, 将来的には制御するアクティブナノ計測技術の開発である. また, マイクロスケールの応力・歪み場顕微観察技術, たとえばラマン顕微鏡との複合化により, ナノからミリスケールまでのマルチスケール *in situ* 応力・歪み場顕微鏡の開発も重要なターゲットである. 半導体のみならず, 金属, セラミックス, ポリマー, グラフェンなどの多様な材料への応用展開が期待できる.

文 献

- 1) Cammarata, R.C.: *Prog. Surf. Sci.*, **46**, 1–38 (1994)
- 2) Ibach, H.: *Surf. Sci. Rep.*, **29**, 193–263 (1997)
- 3) Müller, P. and Saúl, A.: *Surf. Sci. Rep.*, **54**, 157–258 (2004)
- 4) Fujita, D., Amemiya, K., Yakabe, T., Nejoh, H., Sato, T. and Iwatsuki, M.: *Phys. Rev. Lett.*, **78**, 3904–3907 (1997)
- 5) Prévot, G., Girard, Y., Repain, V., Rousset, S., Coati, A., Garreau, Y., Paul, J., Mammen, N. and Narasimhan, S.: *Phys. Rev. B.*, **81**, 075415 (2010)
- 6) Sekiba, D., Nakatsuji, K., Yoshinobu, Y. and Komori, F.: *Phys. Rev. Lett.*, **94**, 16808 (2005)
- 7) Men, F.K., Packard, W.E. and Webb, M.B.: *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2469 (1988)
- 8) Lacoura, S.P., Wagner, S., Huang, Z. and Suo, Z.: *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 2404–2406 (2003)
- 9) Chang, C.S., Huang, Y.M. and Tsong, T.T.: *Phys. Rev. Lett.*, **77**, 2021 (1996)
- 10) Yata, M.: *Phys. Rev. B.*, **81**, 205402 (2010)
- 11) Gsell, M., Jakob, P. and Menzel, D.: *Science*, **280**, 717 (1998)
- 12) Stepanyuk, V.S., Bazhanov, D.I., Baranov, A.N., Hergert, W., Dederichs, P.H. and Kirschner, J.: *Phys. Rev. B.*, **62**, 15398 (2000)
- 13) Omi, H., Bottomley, D.J. and Ogino, T.: *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 1073

- (2002)
- 14) Anastassakis, E., Pinczuk, A., Burstein, E., Pollak, F.H. and Cardona, M.: *Sol. Stat. Comm.*, **8**, 133–138 (1970)
 - 15) Brune, H., Bromann, K., Röder, H. and Kern, K.: *Phys. Rev. B*, **52**, R14380 (1995)
 - 16) Ratsch, C., Seitsonen, A.P. and Scheffler, M.: *Phys. Rev. B*, **55**, 6750 (1997)
 - 17) Zoethout, E., Gürlü, O., Zandvliet, H.J.W. and Poelsema, B.: *Surf. Sci.*, **452**, 247 (2000)
 - 18) Huang, L., Feng, L. and Gong, X.L.: *Phys. Rev. B*, **70**, 155320 (2004)
 - 19) Pan, E., Zhu, R. and Chung, P.W.: *J. Appl. Phys.*, **100**, 013527 (2006)
 - 20) Choi, S.M., Jhi, S.H. and Son, Y.W.: *Nano Lett.*, **10**, 3486 (2010)
 - 21) Johari, P. and Shenoy, V.B.: *ACS Nano*, **6**, 5449–5456 (2012)
 - 22) Kim, Y.S. and Lee, S.M.: *Phys. Rev. B*, **75**, 165304 (2007)
 - 23) Balslev, I.: *Phys. Rev.*, **143**, 636–647 (1966)
 - 24) Fischetti, M.V. and Laux, S.E.: *J. Appl. Phys.*, **80**, 2234–2252 (1996)
 - 25) Takagi, S., Hoyt, J.L., Welsler, J.J. and Gibbons, J.F.: *J. Appl. Phys.*, **80**, 1567–1577 (1996)
 - 26) International Technology Roadmap for Semiconductors (2007), <http://www.itrs.net>
 - 27) Clement, L., Pantel, R., Kwakman, L.F.T. and Rouviere, J.L.: *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 651–653 (2004)
 - 28) Uesugi-Saitow, Y. and Yata, M.: *Phys. Rev. Lett.*, **88**, 256104 (2002)
 - 29) Yata, M., Uesugi-Saitow, Y., Kitajima, M., Kubo, A. and Korsukov, V.E.: *Phys. Rev. Lett.*, **91**, 206103 (2003)
 - 30) Swartzentruber, B.S., Mo, Y.W., Webb, M.B. and Lagally, M.G.: *J. Vac. Sci. Technol. A*, **8**, 210 (1990)
 - 31) Sander, D. and Ibach, H.: *Phys. Rev. B*, **43**, 4263–4267 (1991)
 - 32) Sander, D., Enders, A. and Kischner, J.: *Rev. Sci. Instrum.*, **66**, 4734–4735 (1995)
 - 33) Mohiuddin, T.M.G., Lombardo, A., Nair, R.R., Bonetti, A., Savini, G., Jalil, R., Bonini, N., Basko, D.M., Galiotis, C., Marzari, N., Novoselov, K.S., Geim, A.K. and Ferrari, A.C.: *Phys. Rev. B*, **79**, 205433 (2009)
 - 34) Coupeau, C., Girard, J.C. and Grilhe, J.: *J. Vac. Sci. Technol. B*, **16**, 1964–1970 (1998)
 - 35) Nishino, T., Nozawa, A., Kotera, M. and Nakamae, K.: *Rev. Sci. Instrum.*, **71**, 2094–2096 (2000)
 - 36) Fujita, D., Kitahara, M., Onishi, K. and Sagisaka, K.: *Nanotechnology*, **19**, 025705 (2008)
 - 37) 藤田大介, 大西桂子, 長村俊彦, 杉山一郎: 特許第 4431733 号 (2010 年 1 月 8 日)
 - 38) Guo, H.X. and Fujita, D.: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **50**, 08LB04 (2011)
 - 39) Guo, H.X. and Fujita, D.: *Rev. Sci. Instrum.*, **82**, 123706 (2011)
 - 40) 藤田大介: まてりあ, **41**, 623–627 (2002)
 - 41) Alerhand, O.L., Berker, A.N., Joannopoulos, J.D. and Vanderbilt, D.: *Phys. Rev. Lett.*, **64**, 2406 (1990)