

強磁性 Fe(001) 上の Mn(001) 超薄膜層間反強磁性への 界面乱れによるノンコリニア磁気結合の発現： スピン偏極 STM 研究[†]

小菅裕太郎¹・山田豊和^{1, 2, *}

¹千葉大学大学院工学研究院物質科学コース ☎ 263-8522 千葉県千葉市稲毛区弥生町 1-33

²千葉大学分子キラリティ研究センター ☎ 263-8522 千葉県千葉市稲毛区弥生町 1-33

(2020年2月12日受付；2020年5月27日掲載決定)

Spin-Polarized Scanning Tunneling Microscopy Study of Non-Collinear Magnetic Coupling in Layerwise Antiferromagnetic Mn(001) Ultra-Thin Films on Fe(001) due to Interface Roughening

Yutaro KOSUGE¹ and Toyo Kazu YAMADA^{1, 2, *}

¹Department of Materials Science, Chiba University, 1-33 Yayoi-cho, Inage-ku, Chiba 263-8522

²Molecular Chirality Research Center, Chiba University, 1-33 Yayoi-cho, Inage-ku, Chiba 263-8522

(Received February 12, 2020 ; Accepted May 27, 2020)

Layerwise antiferromagnetically-coupled bct-Mn(001) ultra-thin monolayer films grown on bcc-Fe(001) at 370 K have been studied as an ideal interface between ferromagnet and antiferromagnet with the Néel temperature much higher than room temperature, which is the key issue to understand exchange bias in magneto resistance junctions. Also, the Mn(001) films on Fe(001) have been used as one of standard samples to examine spin-polarized scanning tunneling microscopy (SP-STM) measurements. Here, we demonstrated how the interface roughness between ferromagnet and antiferromagnet changes magnetic structures of the films. SP-STM magnetic imaging was performed on Mn(001) films grown on an Fe(001)-whisker at 470 K in ultrahigh vacuum. Although magnetic images showed the layerwise antiferromagnetic coupling between layers, additional magnetic structures were found, namely 3-nm-size 180° magnetic domains due to interface intermixing and non-collinear magnetic coupling areas due to a dense interface step density.

KEYWORDS : manganese, iron, magnetic coupling, spin-polarized scanning tunneling microscopy

1. はじめに

5G 社会やゼタバイト時代など、情報にまつわる新たな用語が日々のニュースで活発に取り上げられる。より多くの情報を利用したい人類のニーズと、持続可能社会実現という課題に、情報にかかわる多くの研究者は直面している。

全ての情報は 2 進数「1」「0」信号に置き換えられ保存される。情報保存には、磁石が利用されている (N-S :

1, S-N : 0)。磁石は 1 個の原子になっても磁石である。1 個の原子の磁石の向きと大きさは磁気モーメントベクトル μ [Am²] で表記される。1 個の磁性原子の磁気モーメントベクトルを検出し、画像化できる手法として、原子分解能を有するスピン偏極走査トンネル顕微鏡 (SP-STM) がある。

磁気モーメント μ [Am²] を磁石の体積 [m³] で規格化した物理量が磁化ベクトル M [A/m] である。元素表で、いわゆる強磁性物質は Fe, Co, Ni のみである。Cr, Mn は反強磁性である。本研究で我々は、強磁性 Fe と反強磁性 Mn 界面での磁気結合に注目する。反強磁性 180° 磁気結合層と、強磁性 0° 磁気結合層がコンタクト

[†]2019 年日本表面真空学会学術講演会 (2019 年 10 月 28 日～30 日) にて発表

* E-mail : toyoyamada@faculty.chiba-u.jp

した際、接合する界面近傍層でどのような磁気結合が発現するかは興味深い問題である。スピントロニクスの世界では、反強磁性層を強磁性層につけると exchange bias が発生し、強磁性層の M-H ヒステリシス曲線が H_B だけシフトすることが知られている。磁気抵抗メモリーに利用されている。

強磁性 bcc-Fe(001) 膜と反強磁性 bct-Mn(001) 膜の界面近傍での磁気結合の理論研究が 2000–2005 年活発に行われた^{1–3)}。界面ではノンコリニア ($0^\circ < \theta < 180^\circ$) な磁気結合の存在が推測されている³⁾。反強磁性 Mn はバルクで原子 58 個からなる複雑なユニットセルを有するが、bcc-Fe(001) 上の界面から 4 層目以上の bct-Mn(001) 膜は、同じ原子層内で強磁性 0° 結合、原子層間で反強磁性 180° 結合する^{4,5)}。しかし、実験的に、界面から原子 3 層分の磁性は未だ不透明である。

強磁性/反強磁性界面のノンコリニア磁気結合の SP-STM 研究は、これまでも試みられてきた。しかし、磁気イメージング成功には様々な課題があり実現を阻んできた。界面近傍の Mn 膜 1 層目、2 層目、3 層目は層間距離が異なり結晶構造が各層で異なる。そのため、局所電子状態密度 (LDOS) が各層で変化する。また、1–3 層の Mn 膜には Fe 原子が混入する。局所的に混入した Fe 原子位置では、Mn と異なる LDOS を発現する。結果、界面で SP-STM により計測した LDOS は、構造由来か、物質種由来か、またはスピン偏極によるものか、判断は極めて困難となる。結果、いまだに Fe/Mn 界面での磁気結合は不明のままである。

本研究で我々は、あえて Fe(001) 基板の上に 5 層以上の Mn を積層した Mn 膜表面での SP-STM 観察から、界面による Mn 膜の磁気結合への影響を探る。利点は、表面元素は Mn ののみとなり、また結晶構造も同じ bct(001) なので、SP-STM の磁気像 (dI/dV 像) 中のコントラストは磁気スピン由来であると断定しやすい事である。界面での Fe-Mn 混合や界面ステップ等の原子欠陥に伴う結晶構造の乱れが、Mn 膜全体の磁気構造にどのような影響を与えるのか観察した。

Fig. 1 (a), (b) に SP-STM 原理図を示す。磁性探針表面と磁性試料表面では、minority と majority spin LDOS がフェルミ準位近傍でエネルギー軸に対してずれる。スピン偏極が生じる。磁性試料の表面原子と磁性探針の先端原子、それぞれの原子の磁気モーメントベクトルの方向が平行の時の探針と試料間の電子スピン遷移を考える (**Fig. 1** (a))。フェルミ準位 (E_F) で majority spin が 4 個 (赤色)、minority spin が 2 個 (青色) とすれば、トンネル電子遷移量は $2 \times 2 + 4 \times 4 = 20$ 個となる。一方、試料と探針の磁気モーメントベクトルが反平行の時 (**Fig. 1** (b)),

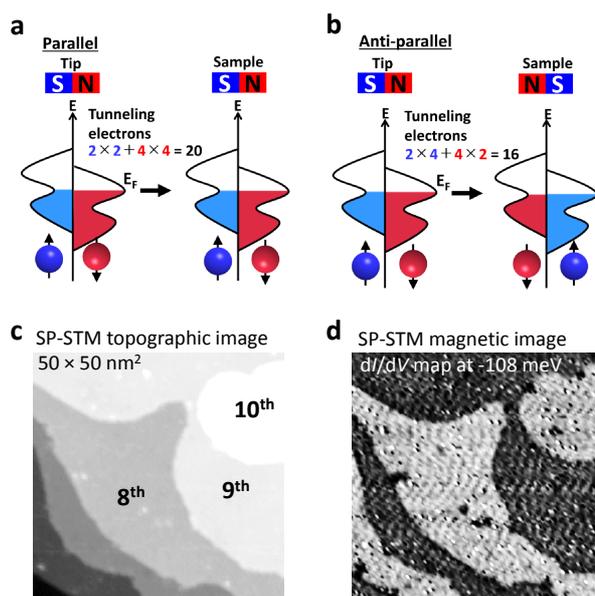


Fig. 1. (color online). (a, b) Tunneling transmission probability of electron spins between spin-polarized tip and sample. N-S denotes magnetic moment vector direction. (a) Parallel and (b) anti-parallel case. (c, d) SP-STM results obtained on Mn(001) layers. 5th–10th monolayer terraces are observed; (c) topographic image and (d) simultaneously obtained dI/dV map at -108 mV.

トンネル遷移電子量は $2 \times 4 + 4 \times 2 = 16$ となる。このトンネル電子遷移量、つまりトンネル電流量: I の、探針と試料の磁気モーメントベクトル間の相対的な角度 (θ) による変化を検出し画像化する事で、試料表面の磁気モーメント変化が分かる。さらに、トンネル電流から各エネルギー位置のスピン偏極度を計測するため、微分伝導 dI/dV を得る。試料表面の各原子位置で dI/dV 計測し、 dI/dV 値のスピン依存に伴う増減を画像化したものが磁気像である。 dI/dV 値の増減差を dI/dV 値の和で規格化すると dI/dV 非対称性: $A_{dI/dV} = (dI/dV_{\text{平行}: \theta=0} - dI/dV_{\text{反平行}: \theta=\pi}) / (dI/dV_{\text{平行}: \theta=0} + dI/dV_{\text{反平行}: \theta=\pi})$ が得られる。この $A_{dI/dV}$ は、フェルミ準位近傍で、試料と探針のスピン偏極度ベクトルの内積 ($\mathbf{P}_{\text{探針}} \cdot \mathbf{P}_{\text{試料}}$) に一致する⁶⁾。minority と majority spin LDOS を $\rho_{\text{min}}, \rho_{\text{maj}}$ とすれば、スピン偏極度ベクトルの大きさは $|\mathbf{P}| = (\rho_{\text{maj}} - \rho_{\text{min}}) / (\rho_{\text{maj}} + \rho_{\text{min}})$ で定義される。なお、磁気モーメントベクトルの大きさは、 E_F 以下の各エネルギー位置での ρ_{maj} と ρ_{min} の差を積算したものに等しい。

Fig. 1 (c), (d) に SP-STM 実験結果を示す。**Fig. 1** (c) は Fe(001) 上に基板温度 370 K で製膜した Mn(001) 膜表面の STM 形状像である。5–10 層目が析出している。この表面で同時に計測した SP-STM 磁気像 (dI/dV 像) が **Fig. 1** (d) である。同じ層は同じ色を示すが、層間では色が白黒反転している。これは、同じ Mn 層の

面内では磁気モーメントベクトル（スピン偏極度ベクトル）が平行、つまり強磁性 0° 結合しているが、層と層の間では反平行な 180° 結合していることを示している。このことから、370 KにてFe(001)上に製膜したMn(001)膜は、層間反強磁性結合を有する事が分かる。

本研究で我々は、Fig. 1に示す理想的な強磁性・反強磁性界面のbct-Mn(001)/bcc-Fe(001)を用いる。あえて、Mn成膜時の基板温度を370 Kから470 Kに上昇させ、界面近傍での原子混合に伴う界面乱れを促進させる。界面乱れが、層間反強磁性結合に及ぼす影響をSP-STM磁気イメージングを用いて明らかにする。

2. スピン偏極 STM 装置と試料探針作製

本研究は自作の超高真空・低温 STM 装置を用いて実施した。装置は準備槽と解析槽からなる。バルブにて各槽は隔離されている。バルブ開閉にて超高真空を保持したまま、準備槽で作製した試料・探針を解析槽内のSTMに移動しSP-STM計測を行った。

SP-STM測定を行うのに必要な、スピン偏極探針は超高真空中にて作製した。最初に、準備槽にてW探針先端を2300 Kまで瞬間加熱し、探針先端の酸化物の除去と平坦化を行った⁷⁾。続けて、電界パルス蒸着法を用いて清浄化W探針先端に磁性膜を蒸着し、スピン偏極探針として使用した⁸⁾。

基板として化学気相成長法にて自作した高純度Fe(001)ウイスカ単結晶を使用した⁹⁾。準備槽にてAr⁺sputtering (1 keV)を、基板温度300 Kと973 Kで1時間ずつ交互に繰り返し、原子レベルで平坦清浄なbcc-Fe(001)テラス表面を得た⁹⁾。Mn片(99.999%)を1 mmサイズに碎き坩堝にいれ、準備槽にてFe(001)基板を加熱しながら、 3×10^{-8} Pa以下の超高真空中でエピタキシャル蒸着(0.1 nm/min)した。

3. 基板温度 470 K での Fe(001) 上の Mn 膜成長

Fig. 2 (a)–(c)は、Fe(001)上に基板温度470 KにてMnを製膜した際の表面形状を示す。本実験で使用したFe(001)ウイスカ単結晶表面の原子テラス幅は通常50–200 nmであった。0.5 ML蒸着した際、Fe(001)テラス上に1層目のMn島の形成が確認できた(Fig. 2 (a))。3.7 ML蒸着した表面では、3層目(3rd)と4層目(4th)が表面に析出していた(Fig. 2 (b))。5.5 ML蒸着した表面では、多くの領域は5層目テラス(5th)と6層目島(6th)で占められていたが、所々で、4層目と7層目も確認できた(Fig. 2 (c))。つまり、3.7 MLまでは完全なlayer-by-layer成長であったが、5.5 ML蒸着した表

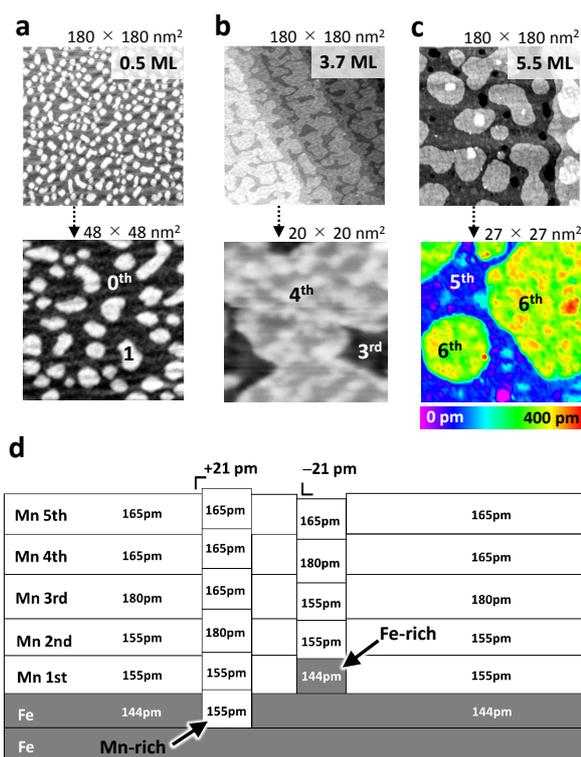


Fig. 2. (color online). STM topographic images obtained on Mn(001) films growth on Fe(001) at 470 K in UHV; (a) 0.5 ML, (b) 3.7 ML, and (c) 5.5 ML. Setpoints: (a) $V_s = -1$ V, $I = 100$ pA, (b, c) $V_s = -1$ V, $I = 200$ pA. (d) Stacking model of Mn layers on Fe(001). Interface intermixing causes surface roughness (± 21 pm).

面では層成長から層+島成長へ変化していた。このことから成長モードの変化は約4 MLである事が分かった。基板温度370 KでのMn膜成長での成長モードの変化は約3 MLで確認されたことから⁴⁾、100 Kの加熱温度上昇により熱拡散が促進され原子1層分高い厚さまでlayer-by-layer成長が持続したと推察される。

Fig. 2 (a)–(c)の下段に、各STM像の拡大図を示す。Fig. 2 (b)下段のSTM像を見ると、4層目の表面は、白い帯状起伏(高さ20–30 pm)で覆われているように見える。同様の起伏は、Fig. 2 (c)下段の5層目や6層目の表面でも確認できた。このような模様は370 K成長では見られなかった。370 K成長時の界面のMn1層目へのFe混合は14%であるが、470 K成長では混合割合は50–60%まで増加する¹⁰⁾。その結果、470 K成長時の界面ではFig. 2 (d)断面モデルのように、Fe基板界面層へのMn混合と、Mn1層目へのFe原子混合が生じ、場所によりMn界面層内へのFe-rich領域と、Fe界面層内へのMn-rich領域が生じていると考えられる。その結果、この領域の上に積層したMn膜の厚さは、周囲の合金化がない領域のMn膜の厚さと、原子1層分異なるこ

となる。**Fig. 2** (d) モデルが示すように、一見表面は平らに見えるが、場所により表面下で積層する Mn 膜の厚さが異なるため、結果として、表面に ± 21 pm の起伏が生じ、**Fig. 2** (b), (c) 下段の拡大図が示す表面起伏が観察されたと考える。

Fig. 2 (c) で示した、Fe(001)上に5.5 ML Mnを470 Kで製膜した表面で、SP-STM 磁気像観察を行った。**Fig. 3** (a) は表面形状像を示す。5層目(5th)と6層目(6th)が確認できる。**Fig. 3** (a) の2本の点線に沿って、Fe hidden stepがある⁹⁾。Hidden stepは、名前の通り表面下に隠れているステップを意味する。Mn(001)膜上では、このhidden stepの位置で幅0.5 nmという最も幅の小さなネール磁壁が生じることでよく知られており、SP-STM磁気分解能を実証するためにも使用されている¹¹⁾。基板のFe(001)表面には、bcc Fe(001)の原子ステップ(高さ144 pm)が約50–200 nm毎にあった。Fe(001)の上にMn膜が5.5 ML積層すると、Mnは基板のFeステップを覆い隠すように成膜するため表面は一見平らとなる。Fe(001)ステップを覆い隠し表面が平らになるためには、界面のFe(001)ステップを挟んで、隣り合うMn膜の厚さは、一方が5原子層の厚さ、他方が6原子層の厚さとなる。すると、5原子層の厚さ(155+155+180+165+165 pm)にFe(001)ステップの高さ(144 pm)を加算した厚さは964 pmとなる。6原子層の厚さ(155+155+180+165+165+165 pm)は985 pmとなる。そのため、Mn膜表面では埋もれたFe(001)ステップが、高さ約21 pmのステップとしてSTM像では観察される。また、Fe hidden stepに沿って、5層目と6層目のMn膜のスピンの向きは180°反転していることから、磁区像からもhidden step位置を特定できる。**Fig. 3** (a) でもこの小さな段差からFe hidden stepの存在を特定した。ただ、470 K成長の表面では、**Fig. 2**で示したように界面近傍の合金化に伴う21 pm程度の高低差も含まれるため、370 K成膜表面と比べるとFe hidden step位置は見えづらい。

Fig. 3 (a) の各ピクセル位置でdI/dV計測を行った。各ピクセル位置のフェルミ準位近傍(+20 meV)でのdI/dV値を配列した画像が、**Fig. 3** (b)の磁気像である。**Fig. 1**の原理に従えば、明るい領域のspin偏極度ベクトルが、探針のspin偏極度ベクトルと平行であり、暗い領域では反平行であることを示す。

Fig. 3 (b)の磁気像中で、白点線で示した2本のFe hidden stepの両外側では、Mn原子層間の磁気コントラストが鮮明に確認できた。しかし、Fe hidden stepsで挟まれた領域では、層間で明瞭な磁気コントラストは確認できなかった。つまり、Fe hidden stepsで挟まれた領域のMn層間の磁気結合は単純な平行(0°)、反平行

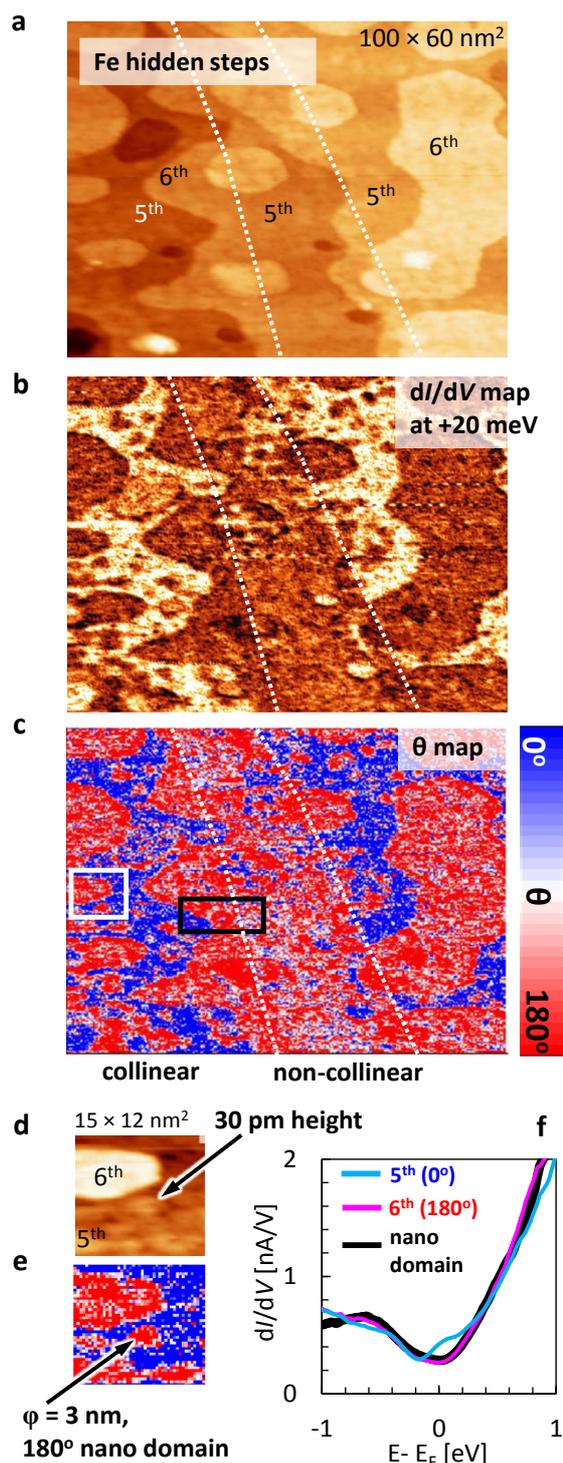


Fig. 3. (color online). SP-STM results obtained on 5.5 ML Mn(001) films grown at 470 K in UHV. (a) Topographic image ($V_s = -1$ V, $I = 1$ nA). (b) Simultaneously obtained dI/dV map. (c) Magnetic coupling angle θ image. In (a–c), white dotted lines denote hidden Fe step positions. (d) Enlarged topographic image in the white box in (c). (e) Magnetic coupling angle map. (f) dI/dV curves obtained on the 5th and 6th layers, and the 3-nm-size nano domain.

(180°) のコリニア磁気結合でないことを意味している。

そこで我々は、Fig. 3 (a), (b) 領域の磁気結合角を視覚化した。仮定として、Fig. 3 (b) 磁気像中で、層間の磁気コントラストを鮮明に示した2本の Fe hidden step の両外側の領域では、コリニア磁気結合を保持しているとした。つまり、6層目の Mn スピンは探針スピに対して反平行 (180°)、5層目の Mn スピンは平行 (0°) と仮定した。

Fig. 3 (b) の dI/dV スピンコントラストは $|I_{\text{探針}}| |I_{\text{試料}}| \cos \theta$ に比例する。ここで θ は5層目の Mn スピンからの角度である。Fig. 3 (b) の試料表面上において、 $|I_{\text{探針}}|$ と $|I_{\text{試料}}|$ は一定であるので、相対的な dI/dV の変化は $\cos \theta$ に依存する。 $dI/dV_{5\text{層目}} = \cos 0^\circ = 1$, $dI/dV_{6\text{層目}} = \cos 180^\circ = -1$ となるように規格化した。規格化の基準となる dI/dV 値は、ヒストグラム表示した際のピーク位置で選んだ。Fig. 3 (b) の各ピクセル位置の dI/dV に対して $\cos^{-1}(dI/dV)$ を取れば、Fig. 3 (c) の磁気結合角度 θ マップができる。Fig. 3 (c) では、青色領域 $\theta=0^\circ$ と赤色領域 $\theta=180^\circ$ がコリニア磁気結合領域を示す。Fig. 3 (b) で不鮮明な磁気コントラストを示した二つの Fe hidden steps で挟まれた領域では、白色 ($\theta=90^\circ$) が支配的であり、また赤色 ($\theta=180^\circ$) と青色 ($\theta=0^\circ$) が混在していることも判明した。

我々は、Fig. 3 (b), (c) の磁気像の中で、370 K で成膜した Mn(001) 表面では確認されなかった、新たな磁区構造も確認した。Fig. 3 (d), (e) は、Fig. 3 (c) 中の白い四角内を拡大した表面形状像と磁気結合角マップである。6層目の島と5層目のテラスが確認できる。注目すべきは、5層目のテラス上で大きさ約3 nmの起伏(高さ約30 pm)が確認され、この起伏領域のスピ角度は5層目の $\theta=0^\circ$ スピンと反対の $\theta=180^\circ$ スピンを有した。つまり、470 K 成膜では、コリニア領域でも磁気構造に変化が生じ、180° ナノ磁区が生成されることが分かった。原因は、Fig. 2 (d) に示した界面乱れに伴い、表面下で積層する Mn 原子層の厚さが1層分異なることにより、180° 反転磁区が生じたと考えられる。Fig. 3 (f) に、5層目テラス(青線)、6層目島(赤線)、そしてナノ磁区(黒線)の dI/dV 曲線を示す。赤線と黒線の dI/dV 曲線は一致しており、同じスピン状態を有していることを示す。このことより、磁気コントラストが鮮明に見えたコリニア領域でも、370 K 成長で観察されなかった新たなナノ磁区構造が470 K 成長では発現することが分かった。

Fig. 4 (a) は、Fig. 3 (c) の黒い四角で囲った領域を拡大した表面形状像を示す。点線の位置に Fe hidden step がある。Fig. 4 (b) は、Fig. 4 (a) と同じ場所の磁気結合角度マップを示す。Fe hidden step の左側では5

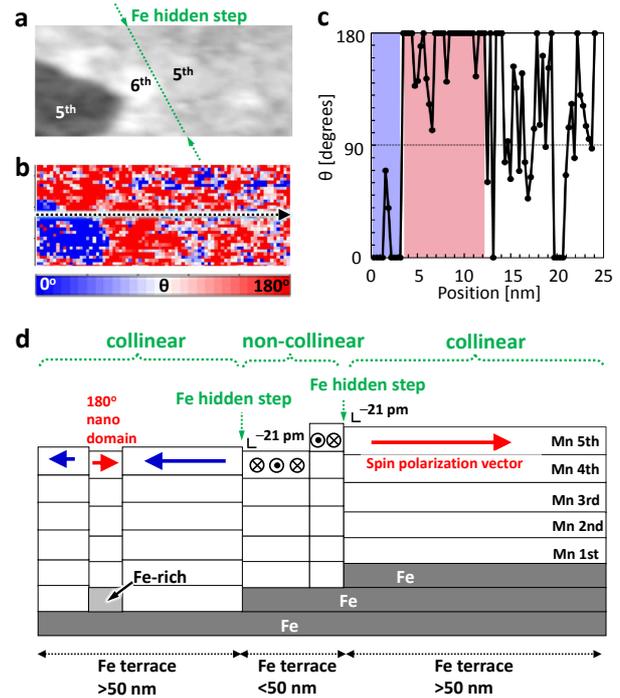


Fig. 4. (color online). SP-STM results obtained on 5.5 ML Mn(001) films grown on Fe(001) at 470 K. (a) Enlarged STM topographic image of the black boxed area in Fig. 3(c), $25 \times 11 \text{ nm}^2$. The dotted line denotes a hidden Fe step position. (b) Magnetic coupling angle map. (c) Magnetic coupling angle variation along the arrow in (b). (d) Stacking model of the Mn layers in the vicinity of hidden Fe steps.

層目が青色 ($\theta=0^\circ$) で6層目が赤色 ($\theta=180^\circ$) のコリニア磁気結合を有する。しかし、Fe hidden step の右側領域では、赤色、青色、白色が入り乱れている。Fig. 4 (b) の矢印に沿って得た磁気結合角の位置変化を Fig. 4 (c) に示す。Fe hidden step の右側領域では60–160°の範囲で磁気結合が乱れてノンコリニア結合していることが確認できた。

Fig. 4 (d) に、本実験で得た結果より考えられる470 K 成長での Mn(001) 膜の断面モデルを示す。50 nm をこえる Fe テラス上ではコリニア磁気結合が保持されたが、界面での Fe-Mn 混合による3 nm sizeの180°反転ナノ磁区が発生した。また、界面の Fe ステップが密な領域の上に成長した Mn 膜はノンコリニア磁気結合を示した。

4. ま と め

超高真空・低温・スピン偏極 STM を用いて、強磁性 bcc-Fe(001) 上に、基板温度470 K にて製膜した、bcc-Mn(001) 膜の磁気結合を観察した。Fe(001) の幅50 nm 以上の原子テラス上に成長した Mn(001) 膜は、370 K 成長と同じような、単原子層内では強磁性 0° 結合、原子層間では反強磁性 180° 結合のコリニア磁気結合を示し

た。しかし、基板温度 470 K での Mn 膜成長では、界面での Fe-Mn 混合が促進されたため、コニリア磁気結合を保持しながらも、大きさ 3 nm の 180° 反転磁区が発現した。さらに、Fe(001) の幅 50 nm 以下の原子テラス上に成長した Mn(001) 領域では、大きな磁気結合角度の乱れ (60–160°) を確認した。470 K 成長では、370 K 成長では確認されなかった、ノンコリニア磁気結合が発現した。強磁性・反強磁性の界面の結晶構造の乱れが、180° 反転ナノ磁区やノンコリニア磁気結合を引き起こす、重要な要因であることを確認した。なお、同様のノンコリニア磁気結合を別の領域でも確認したことから再現性はあると考える。

文 献

- 1) D. Hobbs, J. Hafner and D. Spisak : *Phys. Rev. B* **68**, 014407 (2003).
- 2) J. Hafner and D. Spisak : *Phys. Rev. B* **72**, 144420 (2005).
- 3) C. Grazioli, D. Alfe, S.R. Krishnakumar, S.S. Gupta, M. Veronese, S. Turchini, N. Bonini, A.D. Corso, D.D. Sarma, S. Baroni and C. Carbone : *Phys. Rev. Lett.* **95**, 117201 (2005).
- 4) T.K. Yamada, M.M.J. Bischoff, T. Mizoguchi and H. van Kempen : *Surf. Sci.* **516**, 179 (2002).
- 5) T.K. Yamada, M.M.J. Bischoff, G.M.M. Heijnen, T. Mizoguchi and H. van Kempen : *Phys. Rev. Lett.* **90**, 056803 (2003).
- 6) T.K. Yamada, M.M.J. Bischoff, G.M.M. Heijnen, T. Mizoguchi and H. van Kempen : *Jpn. J. Appl. Phys.* **42**, 4688 (2003).
- 7) T.K. Yamada, T. Abe, N.M.K. Nazriq and T. Irisawa : *Rev. Sci. Instrum.* **87**, 033703 (2016).
- 8) T.K. Yamada, M.M.J. Bischoff, T. Mizoguchi and H. van Kempen : *Appl. Phys. Lett.* **82**, 1437 (2003).
- 9) T.K. Yamada, Y. Yamagishi, S. Nakashima, Y. Kitaoka and K. Nakamura : *Phys. Rev. B* **94**, 195437 (2016).
- 10) M.M.J. Bischoff, T.K. Yamada, A.J. Quinn and H. van Kempen : *Surf. Sci.* **501**, 155 (2002).
- 11) T.K. Yamada, E. Martinez, A. Vega, R. Robles, D. Stoeffler, A.L. Vazquez de Parga, T. Mizoguchi and H. van Kempen : *Nanotechnology* **18**, 235702 (2007).