

GaAs基板上のFeエピタキシャル膜とその磁気光学特性

旭良司, 多賀康訓

Epitaxial Growths and Magneto-optic Properties of Fe Films on GaAs Substrates

Ryouji Asahi, Yasunori Taga

要 旨

(4 × 6)GaAs及びS-(2 × 1)GaAsの2種類の基板の上にFe超薄膜をエピタキシャル成長し, その成長観察及び磁気光学特性の評価を行った。Feの成膜は, 真空度 10^{-10} Torr台, 基板温度室温のもとで, 電子ビーム蒸着を用いて行った。反射高速電子線回折及び電子エネルギー損失分光の測定結果より, bcc-Feのバンドが形成される膜厚に, (4 × 6)GaAs上では 2.8\AA , S-(2 × 1)GaAs上では 7\AA と差が見られた。またカーヒステリシスの評価により, どちらの基板においても, Fe超薄膜において顕著な面内一軸磁気異方性を示し, 膜厚を増加させると, 2段のカーヒステリシスが生じた。カーヒステリシス形状についてシミュレーションを行った結果, 界面で生じる一軸磁気異方性とバルク結晶磁気異方性が共存する領域でこの2段ヒステリシス形状が得られること, S-(2 × 1)GaAs上のFeの方が強い一軸磁気異方性を有することが分かった。2つの基板上のFe薄膜の違いは, S-(2 × 1)GaAs上の場合表面に析出したSが, Fe原子の初期吸着構造を安定化し, 形状異方性を強めているためと考えられる。

Abstract

The growth and magnetic property of iron on (4 × 6)GaAs and S-(2 × 1)GaAs have been studied. The Fe depositions were carried out from an e-beam evaporator onto the substrates held at room temperature. During deposition, the ambient pressure was maintained at 10^{-10} Torr. The results of reflection high-energy electron diffraction and electron-energy-loss spectroscopy showed that bcc-Fe band structures construct at different thicknesses between two substrates, i.e. 2.8\AA for (4 × 6)GaAs and 7\AA for S-(2 × 1)GaAs. By magneto-optic Kerr effect measurements, the strong uniaxial magnetic anisotropy was obtained for ultrathin Fe films, and two jumps in the hysteresis loops were observed for thicker Fe films. The calculations of the hysteresis shape indicated that two-jump behavior appears under coexistence of uniaxial and cubic anisotropy, and that the Fe film on S-(2 × 1)GaAs has stronger uniaxial anisotropy. The different properties between two substrates were explained by the segregation of S that stabilizes the initial adsorption structure of Fe atoms on S-(2 × 1)GaAs.

キーワード

鉄, ガリウム砒素, エピタキシャル成長, 磁性薄膜, 磁気異方性, 磁気光学効果, 電子エネルギー損失分光

1. はじめに

磁性超薄膜の研究は, 古く1969年Liebermannが²次元結晶格子は強磁性を示さない, と実験的に示したことに刺激されて以来注目されてきた¹⁾。その後の研究により, この磁気的なdead layerは, 表面の汚染によ

るものとして否定され, 表面での磁気モーメントはむしろ増大することが実験的^{2~4)}及び理論的^{5, 6)}に示された。また表面では対称性の低下により垂直磁気異方性を示す⁷⁾等興味のある現象が見いだされ, 近年においても活発な基礎研究分野となっている。

一方, これらの磁性超薄膜特有の性質をデバイスに

応用しようとする研究開発も近年盛んになってきた。特に、半導体の分野では、従来より行われてきたような磁気デバイスと電子デバイスを単に集積化するものではなく、磁性超薄膜の性質や磁性/半導体の界面構造を積極的に応用した新しい提案がなされている^{8,9)}。Fig. 1はスピン偏極電子を用いたトランジスタである⁸⁾。磁性電極間を流れる半導体中2次元電子(2DEG)のスピン偏極方向を制御するものである。磁性膜/半導体界面及び磁性薄膜の磁気異方性を制御することにより実現可能であるとしている。分子線エピタキシー(MBE)や反射高速電子線回折(RHEED)等の原子層を制御するツールを先駆的に進めてきた化合物半導体の分野と、同じく原子制御を必要とする磁性超薄膜の研究分野が接点を持つことは自然な流れであり、今後一層注目される研究分野の1つである。

GaAs基板上的Fe薄膜は、上述の観点より進められている材料系の一つである。格子定数の不整合は-1.4%(GaAsが小さい)と小さくGaAs(001)上¹⁰⁾及びGaAs(110)上¹¹⁾にbcc-Feがエピタキシャル成長することが知られている。また、GaAs(001)上のFe超薄膜において、 $\langle 110 \rangle$ 方向を容易磁化とする顕著な1軸磁気異方性が観測され¹²⁾、基礎及び応用研究の双方より注目を集めた。これまでに、光電子分光やオージェ電子分光の測定から、界面では主にAsがFe中に拡散しており、そのためFeの磁気モーメントが減少すること等が明らかにされてきた^{13,14)}。しかし一軸磁気異方性の原因は依然として明らかにされておらず、現在でも議論されている^{15,16)}。

本稿では、GaAs(001)基板上的Fe超薄膜を、表面硫化処理を行ったGaAs基板上的Fe薄膜と比較することによって、上述の一軸磁気異方性に対する興味深い知見を得たことを紹介する。まず2章では試料の作製方

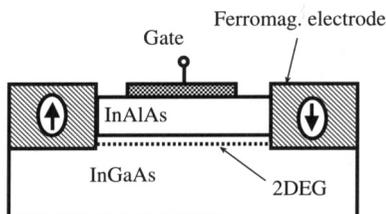


Fig. 1 Proposed spin-polarized electron device⁸⁾.

法と評価方法について述べる。3章では実験結果を示し、4章ではシミュレーション結果を通じて考察を行う。

2. 実験方法

2.1 試料の作製法

試料の作製には、到達真空度 1×10^{-10} Torr以下の超高真空チャンバを用いた。基板表面処理及び試料の作製法について以下に述べる。

エピタキシャル成長するためには基板表面の平坦化及び清浄化が必要である。しかし得られた初期表面状態の違いは、しばしばエピタキシャル成長様式に大きな影響を与える¹⁷⁾。本実験では、比較的容易に得られる清浄表面ということで、 (4×6) GaAs表面及びS- (2×1) GaAs表面の2種類の基板表面を用い、その比較を行うことにした。

(4×6) GaAs表面は、Arスパッタ(加速電圧: 2kV, Ar圧: 5×10^{-5} Torr)とアニール(400°C, 30分)のサイクルを繰り返すことにより得た。最終的にC及びOのオージェ電子分光(AES)ピークが測定限界以下であることを確認した。スパッタ後のアニールにより表面ダメージは速やかに回復し、RHEEDによるシャープなストリークパターンが観察された。 (4×6) GaAsはGaリッチな表面であり、室温でも安定な再構成表面として知られている。

S- (2×1) GaAs表面は、GaAsの清浄表面に比べて、表面の再結合準位が少なくフォトルミネッセンス強度が上がる¹⁸⁾、ショットキー障壁高さのピン止めが起こらなくなる¹⁹⁾といった報告がされており、特に応用面から注目されている。この表面を得るために、 $(\text{NH}_4)_2\text{S}_x$ 溶液による処理(50°C, 5分)を行った後、超高真空中で熱処理(450°C, 30分)を行った。AESによりC, Oによる表面汚染は極めて少ないことを確認した。

Feの成膜は、電子ビーム蒸着で行い、成膜中の真空度は 10^{-10} Torr台に保った。成膜中の基板温度は室温である。多くの文献^{10,11)}で、比較的厚くて良質なFe膜を得るために基板温度を175°C程度にしているが、界面での原子拡散が著しいため界面や超薄膜を調べる目的には適さない。蒸着膜厚モニターには水晶振動子膜厚計を用い、蒸着レートが $0.2 \text{ \AA}/\text{sec}$ になるように制御した。また、後で述べる磁気光学測定を大気中で行うため、Feの成膜後に酸化防止用としてAuのCap Layer

(20Å)を蒸着形成した。

2.2 試料の評価法

本実験装置は、RHEED、AESの他に電子エネルギー損失分光 (EELS) による *in-situ* 評価が可能である。EELSの測定には、同軸電子銃を内蔵した、double pass型の円筒鏡形電子エネルギー分析器 (CMA) を用いた。パスエネルギーを20eVに固定することにより、全測定エネルギー範囲で均一な分解能0.5eVとすることができる。入射電子エネルギーは100eVを用いた。この時のプロービング深さは、損失エネルギー50eV以下の領域で、2~3Åである²⁰⁾。測定結果は、バックグランドスペクトルから微細構造を評価するため、数値演算による二階微分スペクトルを用いた。

Fe薄膜の磁性は磁気光学測定により評価した。磁気光学効果は、物質中での光と磁気の相互作用であり、磁気モーメント、磁気異方性、電子状態等を評価することができる。Fig. 2に磁気光学測定装置の構成図を示す。2つの偏光板をほぼクロスニコルに配置しておき、磁場中の試料表面で反射した光の旋光角 (カー回転角) を測定する。試料に印加した磁場の掃引に対するカー回転角の変化を取り込みカーヒステリシスを得る。粗い近似においてカー回転角は試料表面の磁化に比例するため、カーヒステリシスの試料方位依存性を評価することにより、試料の磁気異方性が評価できる。なお光源には、He-Ne レーザ (633nm) を用いた。本測定装置のカー回転角の測定分解能は 1×10^{-3} degである。

3. 結果

3.1 Fe薄膜の成長観察

Fig. 3にFeの成膜に伴う<110>入射のRHEEDパターン

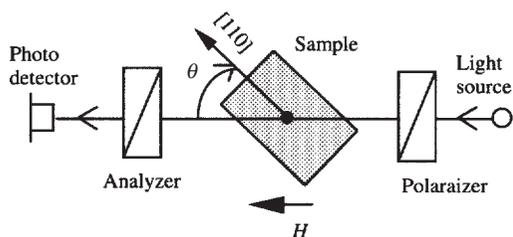


Fig. 2 Schematic diagram of a magneto-optic Kerr effect measurement. Polarized light reflects at the surface of a sample.

ンの変化を示す。(4×6)GaAs及びS-(2×1)GaAsの2つの基板上的Feの成長に顕著な違いがあることが分かる。(4×6)GaAsの場合、Fe膜厚1.4ÅまでGaAsパターン強度が減少し、2.8Åにおいて明確なbcc-Fe(001) (Fe<110>//GaAs<110>) のストリークパターンが現れた。一方、S-(2×1)GaAs上のFeの場合、5.6Åまでパターンがほとんど観察できなくなるほど減少した後、7ÅでFeのストリークが突如として現れる²¹⁾。また、[110]と[1 $\bar{1}$ 0]のbcc-Feのストリークパターンを比較すると、どちらの基板においても[1 $\bar{1}$ 0]が[110]に比べてdiffuseなパターンであり、可干渉長さが短いことが分かる。

S-(2×1)GaAs上にFeを蒸着しながらAESスペクトルを測定したところ、Sのピーク強度は、Fe成長初期に約2割減少するものの、その後Fe膜厚が100Åまでほぼ

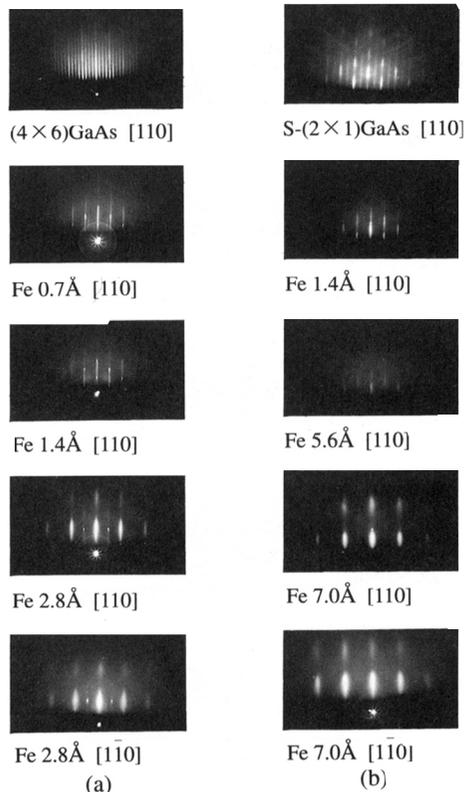


Fig. 3 RHEED patterns during the growth of Fe on (a) (4×6)GaAs and (b) S-(2×1)GaAs with 30 keV electron beam directed along each of the indicated axes.

一定強度が観察された。これはSが、Feの成長中、界面に取り込まれるのではなく、Fe原子と置換し表面に析出することを示す。最近、Andersonらも同様の結果を報告している²²⁾。

3.2 EELS結果

Feの蒸着に伴うEELSスペクトルの変化をFig. 4に示す。ここでも2種類の基板の間に顕著な差が認められた。

(4×6)GaAs上にFeを0.7Å蒸着すると、GaAsの表面プラズモン(10~12eV)及びGa3dからGaダングリングバンドへの遷移(20eV)²³⁾が消滅する。1.4Åでは6.7eVに特徴的なピークが生じ、2.8Åからはbcc-Feに特徴的な4.8eVのピークが顕著に見られた。このように表面バンド構造はFeの初期吸着により著しく変化し

ており、約2.8Åからはbcc-Feのバンド構造を持つことが分かる。

S-(2×1)GaAsの場合、Feを蒸着していくと、膜厚5.6Åまでは、信号強度が若干減少していくものの、ピークの位置及びスペクトルの形に顕著な変化は見られていない。しかし、7Åになると、同じくbcc-Feに特徴的なスペクトルへと大きく変化した。

最表面の化合物の有無等を調べるために、内殻からの遷移による損失スペクトルを評価した。Fig. 5はS-(2×1)GaAs上のFeのM_{2,3}殻からの遷移ピークの変化を示す。Table 1にFeとSの化合物に対するピークの位置、及びスピン軌道相互作用による分離ピークの間隔 Δ_{so} を示す^{24, 25)}。測定結果との比較により、S-(2×1)GaAs上のFeのスピン軌道相互作用はバルクFeの清浄表面のものとはよく一致しておりSとFeが化合物を作っている可能性は少ない。

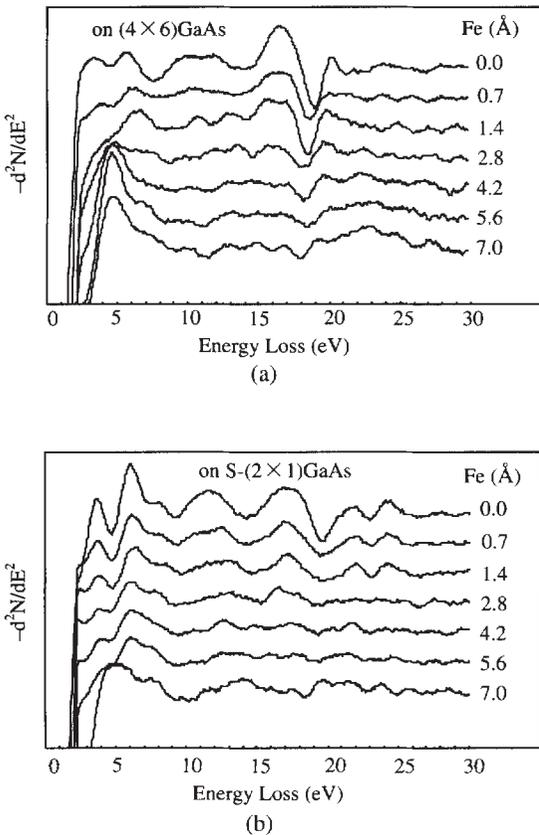


Fig. 4 EELS spectra as a function of Fe thickness obtained for (a) (4×6)GaAs and (b) S-(2×1)GaAs.

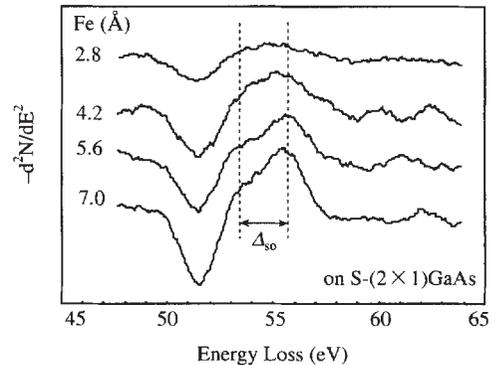


Fig. 5 EELS spectra of Fe-M_{2,3} ionization on S-(2×1)GaAs substrate.

Table 1 Electron energy loss peak of Fe-M_{2,3} (eV).

	Fe-M _{2,3}		Δ_{so}
on S-GaAs	53.2	55.7	2.5
Clean Fe ²⁴⁾	53.9	56.5	2.6
FeS ²⁵⁾	55.4	58.8	3.4
FeS ₂ ²⁵⁾	55.6	58.8	3.2
Fe ₇ S ₈ ²⁵⁾	54.4	57.5	3.1

3.3 磁気光学測定

Feの成膜に伴う磁性を磁気光学測定により評価した。まずカーヒステリシスの膜厚依存性を調べたところ、(4×6)GaAs上の場合、Fe膜厚4.2Åにおいて既にヒステリシスが得られたのに対し、S-(2×1)GaAs上の場合、6Åまでヒステリシスが見られなかった。

6Å以上のFe薄膜について磁気異方性を評価した。今回評価を行った試料は全て面内磁化膜であったので、Fig. 2のように光の入射面に対して基板面方位を回転させて、面内の磁気異方性を評価した。光の入射角は60°である。測定結果をFig. 6に示す。縦軸は面内最大値で規格化したカー回転角である。なおここで言うカー回転角は、ゼロ磁場における残留値を示す。どちらの基板においても6Åの超薄膜状態で、[110]方向を容易磁化とする顕著な軸磁気異方性があることが分かる。膜厚を増加させると、この一軸磁気異方性は弱くなり、<100>が容易磁化になる傾向を示した。また、S-(2×1)GaAsと(4×6)GaAsの2つの基板を比較すると、S-(2×1)GaAs基板上Fe100Åと(4×6)GaAs上Fe20Åがほぼ等しい面内異方性を示しており、2つの基板間で異方性の強さに差が見られる。

膜厚の増加に伴い、カーヒステリシスの形状に新たな特徴が現れた。その様子をFig. 7に示す。(4×6)GaAs基板上のFe20Å、及びS-(2×1)GaAs基板上のFe100Åにおいて、面方位40°に2段のヒステリシスが観察されている。S-(2×1)GaAs基板上のFe100Åについて面方位を細かく調べたところ、Fig. 8に示したよ

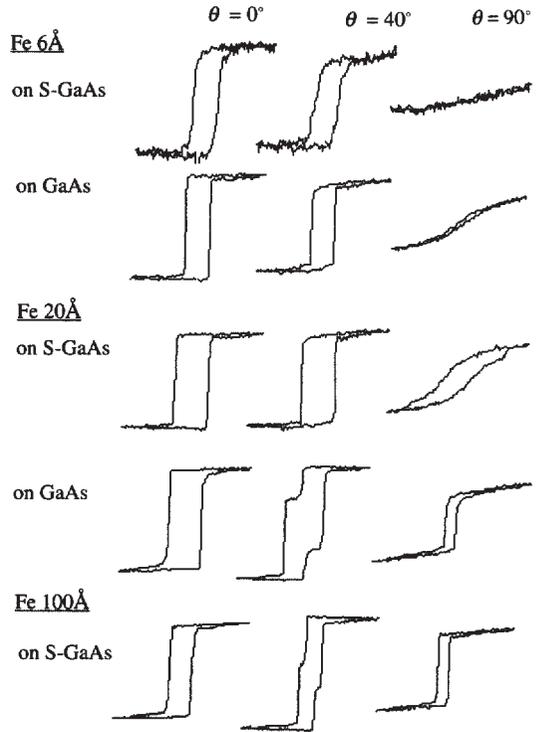


Fig. 7 Measured magneto-optic Kerr hysteresis loops at indicated thickness of Fe and applied field orientation θ .

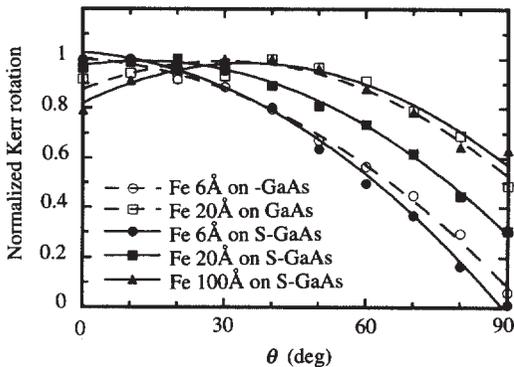


Fig. 6 Normalized Kerr-loop intensities as a function of applied field orientation θ (defined in Fig. 2) at indicated thickness of Fe.

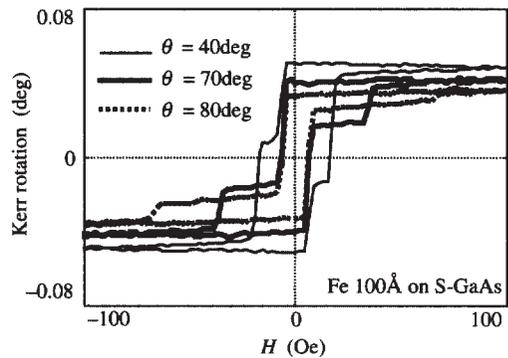


Fig. 8 Magneto-optic Kerr hysteresis loops of a 100 Å Fe on S-(2×1)GaAs at indicated applied field orientation θ .

うに, [110]から[110]の間でヒステリシス形状が変化していくことが観察された。

4. 考察

Fig. 4のEELSスペクトルにおいて, bcc-Feに特徴的な5eV付近のピークはFeの3dバンドに起因した遷移である²⁶⁾。また, Fig. 3のRHEEDパターンの変化との対応より, 結晶性の膜への変化がバンド形成を伴っていることが分かる。これよりS-(2×1)GaAs上のFeが6Å以上になるまで磁気光学特性を示さないのは, 磁性を担う3dバンドの形成が6Åまで行われていないためと結論される。

bcc-Feのバンドが形成されるまでの過程は(4×6)GaAs上とS-(2×1)GaAs上で大きく異なる。(4×6)GaAs上の場合, Fe1MLからEELSスペクトルが大きく変化している。1.4Åで見られる6.7eVのピークは, bcc-Feのピークとの相対位置から推定すると, Ruckmanら¹³⁾がFe膜厚約1Åの時に光電子分光で得たフェルミ面以下-3.7eVの状態密度からの遷移に対応する。この状態密度はFeとGaAsの結合状態を示すと解釈されている。このように(4×6)GaAs上のFeが基板材料と直接反応しているのに対し, S-(2×1)GaAs上の場合, EELSスペクトルの変化はFeの蒸着初期においてほとんど見られない。このことは基板材料との反応が少なく, また蒸着量に対して被覆率があまり変化していないことを示す。

2つの基板の違いは表面に析出したSの効果によるものであると考えられる。1つは, 表面エネルギーを下げることで島状成長を安定化する効果であり, もう一つは, 表面のFeはSと速やかに置換するため, Fe原子の拡散はバルク的になり, 面内方向及び基板材料との拡散が抑えられる効果である。これら2つの効果によりS-(2×1)GaAs上のFe薄膜は, 原子拡散が少なく, 初期吸着構造を保ちながら形成される。その結果として, 2次元的なbcc-Fe膜が約6Åまで得られないと解釈できる。

Fig. 7のヒステリシスの変化を理解するために, 以下のような解析を行った。磁場中磁性膜の自由エネルギー E は, 次式で表される²⁷⁾。

$$E = K_1 (\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_2^2 \alpha_3^2 + \alpha_3^2 \alpha_1^2) + 2\pi M^2 - M \cdot H + K_u \sin^2 \theta_u + K \sin^2 \theta \quad \dots\dots\dots(1)$$

ここで, α は磁化 M のFe<100>(バルクFeの容易磁化方向)に対する方向余弦, M は垂直磁化, H は外磁場, K_1 は結晶異方性エネルギー, K_u は一軸磁気異方性エネルギー, K は垂直磁気異方性エネルギー, θ_u は一軸磁気異方性の容易磁化方向と磁化方向のなす角, θ は垂直方向と磁化方向のなす角である。ここで, 面内磁化膜であること, 及び一軸磁気異方性の容易磁化方向が[110]であることを用いると式(1)は次式のようにになる。

$$E = K_1 / 4 \cos^2 \theta - MH \cos(\theta_h - \theta) + K_u \sin^2 \theta \quad \dots\dots\dots(2)$$

ここで, θ は[110]からの面内磁化方向, θ_h は[110]と印加磁場方向のなす角である。式(2)を極小の条件のもとで解き, カー回転角が磁化方向のcosineに比例することを用いると, カーヒステリシスを求めることができる。Fig. 9に計算結果を示す。 $r (= K_1/K_u)$ をパラメータとしたヒステリシス形状の変化が見られる。 $0 < r < 1$ の範囲では $\theta = 0^\circ$ ([110])を容易磁化とした一軸磁気異方性を示す。一方, $r > 3.4$ では $\theta = 45^\circ$ ([100])を容易磁化とするバルク結晶磁気異方性を示す。その遷移領域 $1 < r < 3.4$ において, $\theta = 45^\circ$ 付近に2段ヒステリシスを得た。 r を膜厚に対して単調増加なパラメータと考えると, 実験結果Fig. 7をよく再現していることが分かる。また, θ の依存性を詳細に計算したところ, Fig. 8の形状変化も再現された。これらの結果より2段ヒステリシス形状は, 界面で生じる一軸磁気異方性 K_u と, 膜厚の増加に伴い支配的になっていくバルクの結晶異方性 K_1 が混在することに起因すると解釈できる。

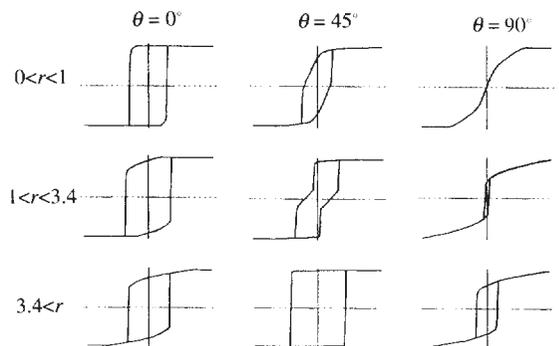


Fig. 9 Calculated magneto-optic Kerr hysteresis loops as a function of anisotropy ratio $r (= K_1/K_u)$ at indicated applied field orientation θ .

また, Fig. 7で見られるように, 2段ヒステリシスの生じるFe膜厚が, S-(2×1)GaAs上の方が(4×6)GaAs上に比べて厚いことは, S-(2×1)GaAs上のFeがより強い一軸磁気異方性を持つことを示している。以上のことは, Fig. 6で得られた傾向と矛盾のない結果である。

一軸磁気異方性の発生原因としては一般的に, 結晶異方性, 歪異方性, 形状異方性, 及び表面磁気異方性が考えられるが, このうちFe/GaAs界面での面内一軸異方性として可能性のある要因は, 歪異方性及び形状異方性である。Krebsらは, Feとの格子定数の違いから生ずる歪が[110]と[1 $\bar{1}$ 0]とで異なる歪異方性を提案した^{1,2)}。これはGaAs(001)がGa列とAs列の2種類の直交する表面から構成されていることに起因するとした。しかしその後, FeにCoを混合させてGaAsと格子定数の一致を図っても一軸異方性が生じること, ZnSe(001)上では一軸異方性がほとんど見られないこと等から歪異方性は否定的になってきている^{15, 28)}。

本実験結果は, 面内一軸異方性が初期吸着構造の形状異方性によるものであることを示唆する。実際, Fig. 3のRHEEDパターンにおいて[110]の方が[1 $\bar{1}$ 0]よりもシャープであることから, Feの初期吸着がより[110]方向に沿って行われていることが推定される。またこれまで見てきたように, 初期吸着構造をより強く反映した, S-(2×1)GaAs上のFeの方が強い一軸磁気異方性を持つことも形状異方性を裏付けるものである。今後, STM等によるミクロスコピックな詳細検討が望まれる。

5. まとめ

(4×6)GaAs及びS-(2×1)GaAsの2種類の基板にFe超薄膜をエピタキシャル成長し, その成長観察及び磁気光学特性の評価を行った。RHEED及びEELSの測定結果より, bcc-Feのバンド形成膜厚に(4×6)GaAs上では2.8Å, S-(2×1)GaAs上では7Åと差が見られた。またカーヒステリシスの評価より, S-(2×1)GaAs上のFeの方が強い面内一軸磁気異方性を有することが分かった。これは, S-(2×1)GaAs上のFeは, 表面に析出したSにより, 初期吸着構造による形状異方性が強められているためと考えられる。

応用面から見れば, S-(2×1)GaAsを用いることは異方性を制御する一つの方法といえることができる。界面にSがほとんど残留しないこともFig. 1のような

Fe/GaAsの応用デバイスを考える上で好都合である。また今回の結果から, 超薄膜からバルクの的に遷移する領域を利用することによって, Fig. 7, 8のようにヒステリシス曲線を制御できることが分かった。このように界面や超薄膜を詳細に理解するだけでなく, 積極的に物性を制御する手法を構築することが今後ますます望まれるであろう。

参考文献

- 1) Liebermann, L. N., Fredkin, D. R. and Shore, H. B. : Phys. Rev. Lett., 22(1969), 539
- 2) Hine, S., Shinjo, T. and Takada, T. : J. Phys. Soc. Jpn., 47(1979), 767
- 3) Gradman, U., Waller, G., Feder, R. and Tamura, E. : J. Mag. Mag. Mat., 31-34(1983), 883
- 4) Turner, A. M. and Erskine, J. L. : Phys. Rev. B, 28(1983), 5628
- 5) Fu, C. L., Freeman, A. J. and Oguchi, T. : Phys. Rev. Lett., 54(1985), 2700
- 6) Richter, R., Gay, J. G. and Smith, J. R. : Phys. Rev. Lett., 54(1985), 2704
- 7) Gay, J. G. and Richter, R. : Phys. Rev. Lett., 56(1986), 2728
- 8) Datta, S. and Das, B. : Appl. Phys. Lett., 56(1990), 665
- 9) Qadri, S. B., Goldenberg, M., Prinz, G. A. and Ferrari, J. M. : J. Vac. Sci. Technol. B, 3(1985), 718
- 10) Waldrop, J. R. and Grant, R. W. : Appl. Phys. Lett., 34(1979), 630
- 11) Prinz, G. A. and Krebs, J. J. : Appl. Phys. Lett., 39(1981), 397
- 12) Krebs, J. J., Jonker, B. T. and Prinz, G. A. : J. Appl. Phys., 61(1987), 2596
- 13) Ruckman, M. W., Joyce, J. J. and Weaver, J. H. : Phys. Rev. B, 33(1986), 7029
- 14) Chambers, S. A., Xu, F., Chen, H. W., Vitomirov, I. M., Anderson, S. B. and Weaver, J. H. : Phys. Rev. B, 34(1986), 6605
- 15) Jonker, B. T., Abad, H. and Krebs, J. J. : J. Appl. Phys., 76(1994), 6294
- 16) Hicken, R. J., Eley, D. E. P., Gester, M., Gray, S. J., Daboo, C., Ives, A. J. R. and Bland, J. A. C. : J. Mag. Mag. Mat., 145(1995), 278
- 17) Tanaka, M., Harbison, J. P., Park, M. C., Park, Y. S., Shin, T. and Rothberg, G. M. : Appl. Phys. Lett., 65(1994), 1964
- 18) Sandroff, C. J., Nottenburg, R. N., Bischoff, J. C. and Bhat, R. : Appl. Phys. Lett., 51(1987), 33
- 19) Fan, J., Oigawa, H. and Nannichi, Y. : Jpn. J. Appl. Phys., 27(1988), L2125
- 20) Yoshimaru, K. and Koma, A. : Extended Abstr. of the 16th Conf. on SSDM, Kobe, (1984), 293

- 21) 旭良司, 多賀康訓 : 日本物理学会1994年秋の分科会講演予稿集, 3(1994), 83
- 22) Anderson, G. W., Hanf, M. C. and Norton, P. R. : Phys. Rev. Lett., 74(1995), 2764
- 23) Ludeke, R. and Koma, A. : J. Vac. Sci. Technol., 13(1976), 241
- 24) Lee, Y. C. and Montano, P. A. : Surface Sci., 149(1985), 471
- 25) Lee, Y. C. and Montano, P. A. : Surface Sci., 143(1984), 442
- 26) Colavita, E., Crescenzi, M. D., Papagno, L., Scarmozzino, R., Caputi, L. S. and Rosei, R. : Phys. Rev. B, 25(1982), 2490
- 27) Prinz, G. A. : NATO ASI Ser. B, 163(1987), 311
- 28) Jonker, B. T., Krebs, J. J., Prinz, G. A. and Qadri, S. B. : J. Cryst. Growth, 81(1987), 524

著者紹介



旭良司 Ryouji Asahi
 生年：1964年。
 所属：薄膜・表面研究室。
 分野：磁性薄膜材料に関する研究。
 学会等：日本物理学会，Material Research Soc. 会員。



多賀康訓 Yasunori Taga
 生年：1944年。
 所属：デバイス部。
 分野：機能薄膜の開発，表面・界面現象の解析。
 学会等：応用物理学会，American Vacuum Soc., Materials Research Soc. 会員。
 工学博士。