$(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜の巨大磁気抵抗効果

Giant Magnetoresistance in $(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_n$ Multilayers

斉藤好昭・橋本 進・奥野志保・柚須圭一郎・猪俣浩一郎

東芝総合研究所, 川崎市幸区小向東芝町 1 番地 (〒210)

Y. Saito, S. Hashimoto, S. N. Okuno, K. Yusu and K. Inomata

Toshiba Research and Development Center, 1, Komukai Toshiba-cho, Saiwai-ku, Kawasaki 210

We report that giant magnetoresistance (MR) at room temperature up to 50% for low field of 0.9 kOe can be attained in $(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_n$ multilayers. A set of $(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_n$ multilayers was prepared by the ion beam sputter deposition method on MgO(110) single crystal substrates. All samples were confirmed to have hexagonal structure of $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ by X-ray diffraction measurements. The hexagonal c-axis is in the film plane, which induces in-plane uniaxial magnetic anisotropy of the order of 10^6 erg/cc. This anisotropy brings low saturation field in MR curves. We also investigated argon acceleration voltage (V_B) dependence of the MR ratio, which is quite large and has a maximum around $V_B=600$ V for $[\text{Co}(10 \text{ \AA})/\text{Cu}(10 \text{ \AA})]_{16}$ and $[\text{Co}_5\text{Fe}(10 \text{ \AA})/\text{Cu}(10 \text{ \AA})]_{16}$ multilayers. In the preparation condition of obtaining the maximum MR ratio, almost perfect antiferromagnetic coupling of the $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ layers via thin Cu layers is realized. We found that the MR ratio of $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu}$ multilayers is larger than that of Co/Cu multilayers in the higher Co-concentration range of the $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ alloy.

Key words: multilayers, magnetoresistance, spin-dependent electron scattering, crystal magnetic anisotropy

1. はじめに

近年, Fe/Cr 人工格子膜の巨大磁気抵抗 (MR) 効果発見¹⁾以来, MR 効果に関する人工格子膜の研究が盛んに行われている。これまで室温で巨大 MR 効果を示す人工格子膜として Fe/Cr のほかに Co/Cu^{2), 3)}, FeCoNi/Cu/Cu⁴⁾, Co/Ag⁵⁾ などが報告されている。我々は以前に, Co-Fe 合金/Cu 人工格子膜が Co/Cu 人工格子膜を上回る巨大 MR 効果を示す可能性のあることを報告した⁶⁾。これらの人工格子膜では, 零磁場で磁性層は非磁性層を介して反強磁性的に結合していることがブリリュアン散乱²⁾, 磁化曲線^{1), 3)}, 中性子回折^{8), 9)}などで確認されている。磁場を印加すると, 反強磁性的に結合した磁性層間の磁気モーメントは互いに平行に揃い, それに伴って

抵抗が減少する。巨大 MR 効果は, これら磁性層間の磁気モーメントの向きの変化に伴った, スピンに依存した散乱の違いによって生じていると考えられている。これらの人工格子膜ではパーマロイの 1 桁以上もの大きな MR 変化率が得られるが, その発現磁場が 10 kOe 程度と大きいことが応用上の課題となっている。一方, 磁性層の保磁力が互いに異なることを利用したパーマロイ/Cu/Co/Cu 人工格子膜¹⁰⁾では, 比較的小さな磁場で室温で 10% 程度の MR 変化率が見いだされている。また巨大 MR 効果を示す人工格子膜では, 非磁性層の膜厚によって磁性層間の相互作用が反強磁性と強磁性の間で振動することが Parkin ら^{2), 11), 12)}によって報告され, それに伴う MR 変化率の振動現象も見見されている。

我々は先に報告した $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ 合金/Cu 人工格子膜に関する研究をさらに進めた結果, MR 変化率はイオンビームスパッタにおける Ar イオンの加速電圧に非常に敏感であることを見いだした。これに基づき, 最適加速電圧下で人工格子膜を作製し, 結晶磁気異方性を利用することを試みた結果, 0.9 kOe という小さな磁場変化で 50% もの大きな MR 変化率を得ることに成功した。

ここで我々が $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu}$ 人工格子膜に着目した理由について若干述べておく。磁性層中の up スピンと down スピンはそれぞれ $V+\lambda J$, $V-\lambda J$ のポテンシャルを受けている。 V は常磁性状態のエネルギー, λJ は交換エネルギーを表す。このポテンシャルに伴い up スピンと down スピンのフェルミ面の状態密度が異なり, two current model¹³⁾に従って考えると, up スピンと down スピンは異なった電気伝導率を生じることになる。この場合, 人工格子の強磁性状態と反強磁性状態の電気抵抗率の比は, $\rho_{AF}/\rho_F = \rho_F/2\rho_F$ と書くことができる¹⁴⁾。 ρ_F および ρ_F はそれぞれ強磁性状態における up スピンと down スピンの抵抗率を意味している。したがって, $\alpha = \rho_F/\rho_F$ が大きい物質を用いた人工格子膜を作製すれば, 巨大 MR 効果が得られる可能性がある。Co に少量の Fe を加えると α が非常に大きくなることは知

られているので¹³⁾、我々は $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ 合金/Cu 人工格子膜に着目した。

2. 実験方法

人工格子膜の作製は、IBS (イオンビームスパッタ) 法を用いて行った。到達真空度 5×10^{-7} Torr 以下まで排気した後、Ar (純度 99.999%) を 1.3×10^{-4} Torr になるまで導入してスパッタリングを行った。人工格子膜は、99.9% 以上の $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ 合金と Cu のターゲットを所定の時間間隔で交互に回転して作製した。用いた基板は、大きさ $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm}$ の $\text{MgO}(110)$ であり、基板加熱は行わなかった。Ar の加速電圧は 300 V から 1 kV まで変化させた。今回作製した試料の $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ 合金と Cu の膜厚は、 $[\text{Co}_3\text{Fe}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10.5\text{\AA})]_n$ を除いて、すべて、10 Å である。積層の各膜厚は、ICP 発光分光法と小角 X 線によって調べた。構造は X 線回折を用いて調べ、磁気特性は VSM、トルク測定で、MR 効果は通常の 4 端子法を用いて測定した。作製試料は、Co/Cu 人工格子、および $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu}$ 人工格子膜 ($x=0.9, 0.75$ の Co 高濃度領域) である。

3. 実験結果および考察

3.1 断面 TEM 観察

Fig. 1 に $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{30}$ 人工格子膜の断面 TEM (透過型電子顕微鏡) 写真の代表例を示す。基板は、Si(100) に 1000 Å 程度の SiO_2 被膜を付けていたものを用い、その上に 50 Å の Fe バッファ層を成膜した後人工格子膜を作製した。Fig. 1 に示されるように、 Co_9Fe 層、Cu 層共に平滑性は良く、 $\text{Co}_9\text{Fe}(10 \text{ \AA})$ 、 $\text{Cu}(10 \text{ \AA})$ に対応した人工周期が観測される。これより、今回用いた IBS 法では平滑度の良い人工格子膜が形成されていることがわかった。

3.2 MR 変化率の Ar 加速電圧依存性

界面のランダムネスによるスピンの依存した散乱の、巨大磁気抵抗効果に対する重要性が理論的に指摘されている^{14~17)}。そこで、IBS における Ar の加速電圧 (V_B) を変化させれば、スパッタ粒子のエネルギーがそれに伴って変化するため界面のランダムネスを変化させることができるはずであると考え、 V_B 依存性を調べた。 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ および $(\text{Co}_3\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜の室温における MR 変化率の Ar 加速電圧依存性を Fig. 2 に示す。ここで MR 変化率は、抵抗変化を飽和磁場における抵抗の値で割ったもので表した。MR 変化率の V_B 依存性は非常に大きく、 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜では $V_B=600 \text{ V}$ 付近に最大をもち、 $(\text{Co}_3\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$

Fig. 1 Cross-sectional transmission-electron microscopy image of $\text{Fe}(50\text{\AA})/[\text{Co}_9\text{Fe}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10\text{\AA})]_{30}$ multilayers prepared by the ion beam sputtering system.

人工格子膜では $V_B=750 \text{ V}$ 付近に最大をもつことがわかる。したがって、 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜において Fe の濃度を増加していくと、MR 変化率が大きい界面の最適状態は Ar の加速電圧が大きい方向に移っていく傾向にあるといえる。これらは、巨大 MR 効果に界面状態が重要であることを示唆した最初の実験であると思われるが、界面状態の詳しい測定および解析が今後必要である。

3.3 磁化測定

Ar 加速電圧 $V_B=600 \text{ V}$ の条件下で作製した $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜の磁化測定の結果を Fig.

Fig. 2 Argon acceleration energy dependence of the MR ratio at room temperature. Open circles, closed circles and open squares represent the experimental data of (1) $[\text{Co}_9\text{Fe}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10\text{\AA})]_{16}$, (2) $[\text{Co}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10\text{\AA})]_{16}$ and (3) $[\text{Co}_3\text{Fe}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10.5\text{\AA})]_{16}$ multilayers, respectively.

3 に示す。Fig. 3(a) および (b) は磁場をそれぞれ MgO [100] および [110] 方向にかけたときの磁化曲線を示す。いずれの場合も零磁場の残留磁化はほぼ零であることがわかる。このことより、 $(\text{Co}/\text{Cu})_n$ $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜の磁性層間は反強磁性的に結合している可能性が考えられる。磁化の絶対値は、 $(\text{Co}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜が 1400 emu/cc とバルク Co の値と誤差範囲内で一致しており、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ の磁化は 1450 emu/cc と Co/Cu より若干大きい。また、磁化曲線は磁場をかける方向によって異方的であり、 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ の容易軸方向 (H//MgO [100]) の飽和磁場は 3.2 kOe 、困難軸方向 (H//MgO [110]) のそれは 12 kOe 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ の容易軸方向の飽和磁場は 5 kOe 、困難軸方向のそれは 14 kOe である。これら異方性の起源は、3.5 に述べるように、磁性層の結晶磁気異方性によっている。

3.4 磁気抵抗効果

Fig. 4 に、 $V_B = 600 \text{ V}$ の条件のもとで作製した $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜の MR 効果曲線を示す。Fig. 4(a) および (b) に、磁場をそれぞれ MgO [100] および [110] 方向にかけたときの MR 効果曲線を示す。 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜について得られた MR 変化率の値は、同様の膜構成および積層数に対し、Parkin らが得た値¹⁸⁾と同程度である。これらの状態の $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜の MR 変化率を比較すると、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ の値は、 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ よりも大きいことがわかる。

Fig. 5 に、 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu})_{16}$ における MR 変化率および抵抗変化 $\Delta\rho$ の Co 濃度依存性を示す。MR 変化率は、Co の高濃度領域において最大値をもち、前述の α ($=\rho_{F\uparrow}/\rho_{F\downarrow}$) の大きい組成と対応していると考えられる。 α の大きい物質は、フェルミ面での minority スピンの

状態密度が大きくなるか、majority スピンの状態密度が小さくなることを意味しており、Cu の s バンドと混成した $\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}$ d バンドの up スピンと down スピンの散乱確率の違いが大きくなること、巨大磁気抵抗効果を引き起こしている原因と考えられる。Fig. 6 に室温および液体窒素温度における $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{60}$ 人工格子膜の容易軸方向に磁場をかけたときの MR 効果曲線を示す。室温において 52%、液体窒素温度において 87% もの巨大 MR 効果が得られ、室温における飽和磁場 H_s は 3.1 kOe と小さいことがわかる。また、MR 変化率は単結晶特有の振舞を示し、室温の場合、約 2 kOe まで磁気モーメントは互いに反平行に揃っており、 2 kOe から 3 kOe の間で磁性層の磁化が急激に飽和に達し、磁場変化 0.9 kOe に対して約 50% もの大きな MR 変化率を示す。

また、室温と液体窒素温度の MR 変化率を比べると、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_n$ の MR 変化率の温度依存性は、 $(\text{Fe}/\text{Cr})_n$ 人工格子膜のそれ¹⁹⁾に比べて非常に緩やかであることがわかる。磁性層の磁気モーメントが平行に揃った時の抵抗率を ρ_s 、零磁場において磁性層の磁気モーメントが反平行に揃った状態から磁気モーメントが平行に揃った状態までの抵抗率の変化を $\Delta\rho$ と表すと、室温における $\rho_s = 16.5 \mu\Omega\text{cm}$ 、 $\Delta\rho = 8.5 \mu\Omega\text{cm}$ 、窒素温度における $\rho_s = 10.5 \mu\Omega\text{cm}$ 、 $\Delta\rho = 9.1 \mu\Omega\text{cm}$ である。したがって、MR 変化率のこのような温度依存性は、主として室温と液体窒素温度間における ρ_s の変化によっているところが大きいと考えられる。このことより、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜の MR 変化率の緩やかな温度依存性の起源は、Cu 中の伝導電子のスピン・フリップが小さいことによっていると考えられる。

Fig. 3 In-plane magnetization *versus* field at room temperature for the samples (1) and (2) in Fig. 2. Magnetic field was applied to (a) the easy axis and (b) the hard axis of the films.

Fig. 4 Resistance *versus* magnetic field curves at room temperature for the samples (1) and (2) in Fig. 2. Magnetic field was applied to (a) the easy axis and (b) the hard axis of the films.

Fig. 5 Co composition dependence of the MR ratio $\Delta R/R$ and resistivity change $\Delta\rho$ in the $[\text{Co}_x\text{Fe}_{1-x}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10\text{\AA})]_{16}$ multilayers at room temperature. Open and closed circles represent the experimental data of MR ratio and resistivity change, respectively.

Fig. 6 Resistance versus magnetic field for $[\text{Co}_9\text{Fe}(10\text{\AA})/\text{Cu}(10\text{\AA})]_{60}$ multilayers at (a) room temperature and (b) liq. N_2 temperature. Magnetic field was applied to the easy axis of the films.

3.5 小さな飽和磁場 H_s の起源について

Fig. 4, Fig. 6 に示した $\text{MgO}(110)$ 基板上に作製した $\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu}$ 人工格子膜の小さな H_s および小さな磁場変化で巨大 MR 効果を示す起源について以下に示す。二つの磁性層が J を通して相互作用し、磁性層の飽和磁化を M_s 、膜面内の一軸異方性を K_u と表したとき、容易軸方

Fig. 7 X-ray diffraction patterns for the samples (1), (2) and (3) in Fig. 2.

向に磁場を印加すると系のエネルギーは次のように書ける。

$$E = 1/2 \{ K_u \sin^2 \phi_1 + K_u \sin^2 \phi_2 - M_s H \cos \phi_1 - M_s H \cos \phi_2 \} + (J/d) \cos(\phi_1 - \phi_2) \quad (1)$$

ただし、 d は磁性層の膜厚、 ϕ_1, ϕ_2 は磁性層の磁気モーメントと容易軸とのなす角度である。(1) 式より、 H_s は次のように書ける。

$$K_u > J/d \text{ のとき } H_s = 2J/d/M_s \text{ (メタ転移)} \quad (2)$$

$$K_u < J/d \text{ のとき } H_s = (4J/d - 2K_u)/M_s \text{ (スピン・フリップ転移)} \quad (3)$$

我々は、以前 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_n$ 人工格子膜の層間の相互作用 J が 0.2 erg/cm^2 と小さく、 Fe/Cr 人工格子膜の層間の相互作用 J の $1/10$ 程度であることを報告した⁶⁾。これより、 $J=0.2 \text{ erg/cm}^2$ 、 $d=10 \text{\AA}$ とすると $K_u=10^6 \text{ erg/cc}$ のオーダーの磁気異方性を利用すれば飽和磁場 H_s は非常に小さくなることが期待できる。

Fig. 9 に、 $(\text{Co}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_9\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 、 $(\text{Co}_3\text{Fe}/\text{Cu})_{16}$ 人工格子膜を $\text{MgO}(110)$ 単結晶基板上に成膜したときの X 線回折結果を示す。面間隔 $d=1.274 \text{\AA}$ の位置に、X 線のメイン・ピークが観測された。この値は、fcc の $\text{Co}(220)$ 面と hcp の $\text{Co}(110)$ の面間隔に対応している。どちらの結晶構造に対応するかを決定するためトルク測定を行った。fcc- $\text{Co}(110)$ 単結晶が成長しているときは 2 回対称と 4 回対称が混ざったトルク曲線 ($L_{\text{fcc}} = -K_1/8$

Fig. 8 In-plane torque curves for the samples (1), (2) and (3) in Fig. 2.

$\times [2 \sin 2\theta + 3 \sin 4\theta]$ が、hcp-Co(110) 単結晶が成長しているときは一軸性の 2 回対称のトルク曲線 ($L_{\text{hcp}} = -K_1 \sin 2\theta$) が期待できる。Fig. 10 に、(Co/Cu)₁₆、(Co₉Fe/Cu)₁₆、(Co₃Fe/Cu)₁₆ 人工格子膜を MgO(110) 単結晶基板上に成膜したときのトルク曲線を示す。トルク曲線は 2 回対称であり一軸異方性が誘起されていることがわかる。また、(Co/Cu)₁₆ の異方性定数は $K_1 = 5.1 \times 10^6$ erg/cc であり、hcp-Co のバルク値とほぼ一致しており、hcp(110) 単結晶が成長しているものと思われる。また、Co_xFe_{1-x} 中の Fe 濃度の増加に伴って、異方性定数が減少していることがわかる。これは、純粋に組成依存性を示しているとも考えられるが、Fig. 9 を見ればわかるように、Fe 濃度の増加に伴って X 線の (110) 回折強度が減少していることと関係していると思われる。以上の結果から、六方晶構造の c 軸が面内に配向しているため、飽和磁場 H_s が減少したと考えられる。また、異方性定数 K_1 が 2×10^6 erg/cc より大きいため ($K_u > J/d$)、メタ転移が起こり磁気モーメントが反平行から平行に揃うまでの磁場が非常に小さな値になっていると考えられる。

4. ま と め

(Co_xFe_{1-x}/Cu)_n 人工格子膜を IBS (イオンビームスパッタ) を用いて研究し、以下の点が明らかになった。

(1) MR 変化率は IBS における Ar 加速電圧 (V_B) に

よって大きく変化した。また、MR 変化率が最大を示す V_B で作製した人工格子膜では、ほぼ完全な反強磁性結合が磁性層間に働いていることが明らかになった。これらの結果は、巨大磁気抵抗効果における界面の重要性を示唆しており、IBS における加速電圧で界面制御が可能であることを意味しているものと考えられる。Ar スパッタ粒子のエネルギーで界面の状態がどのように変化しているか、またそれら界面の状態と磁気抵抗変化率との相関を調べることは、理論的な界面のランダムネスからの予測とも対応して興味深い。

(2) (Co_xFe_{1-x}/Cu)_n 人工格子膜は Co 高濃度領域で (Co/Cu)_n 人工格子膜をのし、巨大 MR 効果を発現した。Co 高濃度領域は up スピンと down スピンの電気抵抗率の違い $\alpha = \rho_{F\uparrow} / \rho_{F\downarrow}$ が大きいところに対応していると考えられ、伝導電子の up スピンと down スピンの散乱確率の違いが巨大 MR 効果に重要であると思われる。

(3) 10^6 erg/cc のオーダーの一軸結晶磁気異方性を利用することによって、(Co₉Fe/Cu)₆₀ 人工格子膜において 0.9 kOe という小さな磁場変化で 50% という巨大 MR 変化率を得ることができた。

上記人工格子膜の MR 変化率は、従来の Ni₈₀Fe₂₀ 合金の異方性磁気抵抗効果に比べて非常に大きく、また、六方晶の結晶磁気異方性を利用することによって小さな外部磁場変化で 50% もの大きな抵抗変化率を得ることができ、実用的な磁気センサーとしての可能性を大きく広げたといえる。

プラズマ発光分析を測定していただいた遠藤 博氏 (東芝・TRCC) に深く感謝致します。

文 献

- 1) M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Greuzet, A. Friederich and J. Chazelas: *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2472 (1988).
- 2) S. S. P. Parkin, R. Bhadra and K. P. Roche: *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2152 (1991).
- 3) D. H. Mosca, F. Petroff, A. Fert, P. A. Schroeder, W. P. Pratt, Jr. and R. Laloe and S. Lequien: *J. Magn. Magn. Mat.*, **94**, L1 (1991).
- 4) 里見三男, 榎間 博: 電子情報通信学会技術研究報告, **91**, 8 (1991).
- 5) S. Araki, K. Yasui and Y. Narumiya: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **60**, 2827 (1991).
- 6) Y. Saito and K. Inomata: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, L1733 (1991).
- 7) P. Grunberg, R. Schreiner, Y. Pang, M. B. Brodsky and H. Sowers: *Phys. Rev. Lett.*, **57**, 2442 (1986).
- 8) N. Hosoi, S. Araki, K. Mibu and T. Shinjo: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **59**, 1925 (1990).
- 9) A. Cebollada, J. L. Martinez, J. M. Gallego, J. J. de

- Miguel, R. Miranda, S. Ferrer, F. Batallan, G. Fillion and J. P. Rebouillat: *Phys. Rev. B*, **39**, 9726 (1989).
- 10) T. Shinjo and H. Yamamoto: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **59**, 3061 (1990).
 - 11) S. S. P. Parkin, N. More and K. P. Roche: *Phys. Rev. Lett.*, **64**, 2304 (1990).
 - 12) S. S. P. Parkin: *Phys. Rev. Lett.*, **67**, 3598 (1991).
 - 13) I. A. Campbell and A. Fert: "Ferromagnetic Materials", Vol. 3, ed. by E. P. Wohlforth, North-Holland, Amsterdam (1982), pp. 751~804.
 - 14) J. Inoue, A. Oguri and S. Maekawa: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **60**, 376 (1991).
 - 15) H. Hasegawa: *Phys. Rev. B*, **42**, 2368 (1990).
 - 16) P. M. Levy, K. Ounadjela, S. Zhang, Y. Wang, C. B. Sommers and A. Fert: *J. Appl. Phys.*, **67**, 5914 (1990).
 - 17) Y. Wang, P. M. Levy and L. L. Fry: *Phys. Rev. Lett.*, **65**, 2732 (1990).
 - 18) S. S. P. Parkin, Z. G. Li and D. J. Smith: *Appl. Phys. Lett.*, **58**, 2710 (1991).
 - 19) A. Barthelemy, A. Fert, M. N. Baibich, S. Hadjoudi, F. Petroff, P. Etienne, R. Cabanel, S. Lequien, F. Nguyen Van Dau and G. Creuzet: *J. Appl. Phys.*, **67**, 5908 (1990).
- 1991 年 11 月 12 日受理, 1992 年 1 月 30 日採録**