TMR Properties for magnetic tunnel junctions with a disordered $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ electrode

S. Okamura*, A. Miyazaki*, N. Tezuka**, S. Sugimoto*, K. Inomata*, Y.K. Takahashi***, and K. Hono***

*Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Aobayama 6-6-02, Aoba-ku, Sendai 980-8579, Japan

**CREST-JST, 4-1-8 Honcho Kawaguchi, Saitama 332-0012, Japan

***National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba 305-0047, Japan

Polycrystalline and single crystalline thin films of $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ ($x = 0.6, 1$) full-Heusler alloys with different disordering were prepared on thermally oxidized Si and MgO(001) substrates, respectively, by the dc magnetron sputtering method. The magnetic tunnel junctions with a polycrystalline and single crystalline $B2$ type Co_2FeAl ($x = 1$) electrode demonstrate TMR of 70% and 75% at 5 K, respectively, which is larger than that of 65% at 5 K for $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$, indicating that the spin polarization for Co_2FeAl is larger than that for $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$. The TMR for Co_2FeAl with both the $A2$ and the $B2$, which is controlled by substrate heating, is almost the same, whereas for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ the TMR increases with increasing the degree of ordering, corresponding to the first-principles calculations.

Key words: magnetic tunnel junctions, full-Heusler alloys, half-metal, atomic site disorder, thin films

不規則構造を有する $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ を用いた強磁性トンネル接合の TMR 特性

岡村 進*・宮崎 彩*・手束展規**・杉本 諭*・猪俣浩一郎***・高橋有紀子***・宝野和博***

*東北大学大学院工学研究科, 宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-02 (〒980-8579)

**CREST-JST, 埼玉県川口市本町 4-1-8 (〒980-8577)

***物質・材料研究機構, 茨城県つくば市千現 1-2-1 (〒305-0047)

1. はじめに

近年, 電子の電荷とスピンの両方を制御したスピントロニクス分野において, ハーフメタルの研究が活発になってきた. ハーフメタルとは, フェルミ準位近傍において一方のスピンの電子しかもたないバンド構造をもつ特殊な磁性材料であり, 強磁性トンネル接合 (MTJ) や CPP-GMR 素子の磁気抵抗 (MR) 比の増大, あるいは半導体中へのスピン注入源材料として期待されている.

ハーフメタルとして理論的に報告される材料には大別して (1) 酸化物系 ($\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ¹, Fe_3O_4 ²など), (2) 化合物半導体 (CrAs ³など), (3) ホイスラー合金 (NiMnSb ⁴, Co_2MnSi ⁵, Co_2CrAl ⁶など) が挙げられる. この中でも $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ (LSMO) を電極に持つ MTJ において 5 K で 1800% もの大きなトンネル磁気抵抗 (TMR) 比が得られ⁷, ハーフメタルの肯定的な証拠 (スピン分極率にして 95%) となっている. しかし, LSMO を始めとするペロブスカイト系酸化物ではキュリー温度が低く, 室温では大きな TMR が得られていない. つまり, 室温で高い TMR を発現させるためにはキュリー温度が室温よりも十分に高い材料の選択が必要である. もう一つ材料選択の際に重要な点は, スピン分極率の原子サイト不規則性に対する耐性である. ホイスラー合金の中でも $I2_1$ 構造 (X_2YZ) を有するフルホイスラー合金は, $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ でこれまで我々が報告してきたように⁸⁻¹⁰, 高キュリー温度, 不規則構造に対する耐性の点からも有力な材料である. 最近では, 理論的にも多くのフルホイスラー合金が $B2$ 構造のような不規則な状態においても高いスピン分極率を保つということが報告されている¹¹⁻¹².

本論文では熱酸化膜付き Si および MgO(001) 単結晶基板上に作製した $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ ($x = 0.6, 1$) フルホイスラー合金薄膜の結晶構造を調べた結果に加え, その構造と TMR 特性との相関について調べた結果を, 理論で報告されるスピン分極率と比較し

述べる.

2. 実験方法

$\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ ($x = 0.6, 1$) 薄膜は化学量論組成合金ターゲットを用いて, 超高真空マグネトロンスパッタ装置 (到達真空度 $\sim 2 \times 10^{-7}$ Pa) で成膜された. 基板には熱酸化膜付き Si 基板と MgO(001) 基板を用いて, 成膜中は規則化を促すため室温 ~ 773 K で基板加熱を行った. MgO 基板を用いる場合には成膜前に同チャンバー中で 873 K, 1 時間の熱処理を施した. 組成分析は ICP 発光分析, 試料の構造解析には XRD と TEM を用いた. また, 表面モフォロジーの観察には AFM を用いた.

MTJ は以下の構造で作製した. Sub./ $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20)/Al(1.2)-O_x/Co₇₅Fe₂₅(3)/Ir₂₂Mn₇₈(10)/Ta(cap) (単位: nm). Al-O_x は Al の成膜後に 90 $\sim$ 150 秒の ICP 酸化を施すことで得られた. 成膜は大気暴露することなく *in-situ* で作製し, その後, フォトリソグラフィと Ar イオンミリングを用いて $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ のサイズで素子を作製した. TMR は直流 4 端子法を用いて 5 K から室温の温度範囲で測定した.

3. 実験結果

3.1 構造解析

熱酸化膜付き Si 基板上に作製した $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (100 nm) はこれまで報告してきたように室温での成膜で $A2$ 構造となり, 加熱温度の増大とともに規則化が進行し $B2$ 構造となった¹³. XRD の結果から $x = 1$ の Co_2FeAl では全温度領域に渡って異なる結晶構造を持つ異相は析出しなかったが, $x = 0.6$ の場合には 673 K 以上の加熱温度で hcp 構造を持つ異相の析出が確認された. ICP 発光分析による組成分析

Fig. 1 (a) A diagram of the out-of-plane and in-plane XRD geometry. (b) *Out-of-plane* and (c) *in-plane* XRD patterns for Co_2FeAl (20 nm) on $\text{MgO}(001)$ substrates. Co_2FeAl films are deposited at RT, 673 K, and 773 K, respectively.

から各々の組成は $\text{Co}_{2.09}\text{Fe}_{1.00}\text{Al}_{0.91}$, $\text{Co}_{2.12}\text{Cr}_{0.44}\text{Fe}_{0.64}\text{Al}_{0.81}$ と Co が過剰であったことから、異相は hcp-Co の可能性がある。一方、 $\text{MgO}(001)$ 基板上に作製した場合、上記熱酸化膜付き Si 基板とは異なる結果となった。Fig. 1に $\text{MgO}(001)$ 上に作製した Co_2FeAl (20 nm) の XRD パターン (b) ϕ - $2\theta_x$, (c) θ - 2θ を示す ((a)に配置図を示す)。ここで、*in-plane* 測定は散乱ベクトルを MgO の 110 方向に合わせた。*out-of-plane* 方向の測定は基板に垂直方向 $\langle 001 \rangle$ が散乱ベクトルに対応する。*in-plane*, *out-of-plane* 両測定ともに薄膜の 200, 400 ピークだけが見られており、基板に対し面内、面直方向ともに高配向に結晶成長していることがわかる。また RT での成膜でも 200 ピークが出現しており、熱酸化膜付き Si 基板を用いた結果と異なり、 $B2$ 構造へ規則化していることが示唆される。次に *in-plane* 測定で基本反射 220 ピークの ϕ スキャンを行った (Fig. 2)。基板加熱温度の増大とともに半値幅が減少し、室温成膜で 2.0° であったが 773 K の成膜では 0.42° となった。これは薄膜の歪が緩和したためと考えられる。 $x=0.6$ の $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ においても同様の高配向結晶成長が見られた。前述したように、熱酸化膜付き Si 基板上に作製した場合、この組成では 673 K 以上の温度での基板加熱成膜で hcp-Co 相析出が見

Fig. 2 X-ray in-plane rocking curves for Co_2FeAl (20 nm) on $\text{MgO}(001)$ substrates. Co_2FeAl films are deposited at RT, 673 K, and 773 K, respectively.

Fig. 3 ϕ scan in 111 for (a) $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ (20 nm) and (b) Co_2FeAl (20 nm) on $\text{MgO}(001)$ substrates. Co_2FeAl films are deposited at RT, 673 K, and 773 K, respectively.

られたが、 $\text{MgO}(001)$ 基板上に作製した場合、基板上的エピタキシャル成長が異相の析出を抑制したためか、異相の析出が確認されなかった。TEM 観察においても同様に、 $B2$ 相以外の析出相はなく単相であることが確認された。

次に、 $L2_1$ 超格子ピークの観測を行うため、 2θ , $2\theta_x$ 方向を 111 方向に固定し、 $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ の 111 ピーク ϕ スキャン測定を行った (Fig. 3)。 $x = 0.6$, 1 のどちらの組成においても RT, 673 K での成膜では $L2_1$ 構造を示す 111 ピークは観測されないが、 Co_2FeAl は 773 K での基板加熱で 4 回対称のピークが確認された。220 ピークに対する 111 ピークの強度比はおよそ 0.6% 程度で、計算値の 6% に比較してかなり小さく、完全な $L2_1$ 構造ではないことが示唆される。また、面内、面直方向の格子定数は成膜温度に依存せず、ともに $0.573(\pm 0.001)$ nm となり、バルク値 (0.573 nm)¹⁴⁾ に一致した。なお、773 K で作製された Co_2FeAl の $L2_1$ 構造は膜断面の TEM 観察によっても確認された。このように基板加熱温度の増大とともに規則度が增大していることがわかる。これらの構造解析結果を纏めると Table 1 のようになる。次にこれらの結晶構造を持つ $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) を下部電極にもつ MTJ の作製を行った。

Table 1 The crystal structure for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) films deposited on thermally oxidized Si and $\text{MgO}(001)$ substrates. The crystal structures are characterized by XRD and TEM.

Materials	T_s (K)	RT	573	673	773
Co_2FeAl	Oxi. Si	A2	B2	B2	B2
	$\text{MgO}(001)$	B2	B2	B2	L2_1
$\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$	Oxi. Si	A2	B2	$\text{B2}+\text{Co}$	$\text{B2}+\text{Co}$
	$\text{MgO}(001)$	B2	B2	B2	B2
ordering		Low High			

3.2 不規則 $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ を有する MTJ の作製

下部磁性層にそれぞれ Co_2FeAl , $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$, $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$, 上部磁性層に $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ を用いた MTJ の TMR の熱処理温度依存性を Fig. 4 に示す. ここでの熱処理とは MTJ 作製後に施す磁場中熱処理 (2 kOe) を指す. Al 絶縁層の設計膜厚は 1.2 nm (酸化前の Al 膜厚), 酸化時間は 135 s と固定した. また, $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ 磁性層は全て室温で成膜した. 全ての試料において熱処理を施すことで MR 比が増大したが, $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ を電極に用いた場合には 548 K で MR の最大値を取っているのに対し, $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ を下部電極に用いた場合には比較的低い 473~498 K でピークを取り, その後 MR は減少した. 一般に, CoFe 電極を用いたもので熱処理により TMR が増大するのは, 過酸化となった下部磁性層の酸素が Al 絶縁層に引き寄せられるというモデルで説明される. $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ は酸素アフィニティの高い Al を含んでいるため, 498 K 以上の熱処理で磁性層側へ酸素が移動し, MR の減少が早く進行したのかもしれない. これを裏付ける実験として, 絶縁層の障壁高さ, 幅の熱処理温度依存性を調べた.

Fig. 5 に熱酸化膜付き Si 基板上に作製した MTJ におけるバリア特性の熱処理温度依存性を示す. ここで, バリア特性は I-V 測定から Simmon's fitting を用いて算出した. $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ を用いた場合, 熱処理温度とともにバリア高さの増大, 幅の減少が見られ, 所謂“シャープ”なバリアになっていることがわかる. 一方,

Fig. 4 Annealing temperature dependence of MR ratio for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) (or $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$)/ $\text{Al}(1.2)\text{-O}_x$ / $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}(3)$ / $\text{IrMn}(10)$ / $\text{Ta}(\text{cap})$. The bottom electrode is deposited at RT. The CFA, CC4FA, and CoFe indicate Co_2FeAl , $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$, and $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$, respectively.

Fig. 5 Annealing temperature dependence of effective barrier thickness (left) and height (right) for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) (or $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$)/ $\text{Al}(1.2)\text{-O}_x$ / $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}(3)$ / $\text{IrMn}(10)$ / $\text{Ta}(\text{cap})$. The bottom electrode is deposited at RT.

Fig. 6 Substrate temperature dependence of MR ratio for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) (or $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$)/ $\text{Al}(1.2)\text{-O}_x$ / $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}(3)$ / $\text{IrMn}(10)$ / $\text{Ta}(\text{cap})$. The oxidation time is verified in the range of 90 to 230s. The CFA and CC4FA indicate Co_2FeAl and $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$, respectively.

Co_2FeAl を電極に用いた場合, MR の最大値を取る 498 K を境に急激にバリア特性が悪くなっていることがわかる. これは先に述べたように Co_2FeAl の Al 原子の酸化が原因と考えられる. 実際に XPS を用いて Co_2FeAl 単相膜表面の化学結合状態を調べたところ, 表面において Al 原子が選択的に酸化しやすいことがわかった^{10,13}. 次に結晶構造と MR の関係を調べた. 熱酸化膜付き Si 基板と $\text{MgO}(001)$ 基板上に基板加熱作製した $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ を下部電極にもつ MTJ の MR の結果を Fig. 6 に示す. 初めに Co_2FeAl の結果を見ると, $\text{MgO}(001)$ 基板上に作製した場合には RT, 773 K での成膜でどちらもほぼ同じ TMR を示しているのに対し, 熱酸化膜付き Si 基板上に作製した場合には成膜温度を増大させると室温での TMR が 49% から 42% へと若干減少した. 一方, $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ を用いた場合, 異相が析出した温度範囲で TMR が大きく減少したが, それ以外ではどちらの基板を用いた場合でも基板加熱温度の増大と共に TMR が増大した. $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ では得られた最大の TMR は室温で 38% と理論どおりの大きな TMR は得られていないが, これは完全な B2 構造ではなく Co-Cr-Fe 間で不規則を伴った結晶構造となっているためと考えられる^{9),11}.

Fig. 7 Temperature dependence of MR ratio for $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ (20 nm) (or $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}/\text{Al}(1.2)\text{-O}_x/\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}(3)/\text{IrMn}(10)/\text{Ta}(\text{cap})$). The CFA, CC4FA, and CoFe indicate Co_2FeAl , $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$, and $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$, respectively.

次に TMR の温度変化を Fig. 7 に示す。 Co_2FeAl は $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ を用いた場合と室温での TMR にほとんど違いが見られなかったが、100 K 付近から TMR に徐々に差が現れ始め、5 K では Co_2FeAl ($A2$)/Al-O/ $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ で 70% が得られたのに対し、 $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ /Al-O/ $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ では 65% となった。Jullière の式を用いて $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ のスピン分極率を算出すると 0.50 となり、強磁性体/絶縁体/超伝導体接合での報告値と同程度である¹⁵⁾ことがわかる。同様に Co_2FeAl ($A2$) のスピン分極率は 0.52 となった。また、 $B2$ 構造の Co_2FeAl を用いた MTJ でも低温で 70% と $A2$ 構造と同じ TMR が得られた。室温で TMR が低い原因は清浄な界面が得られていないためだと考えられる。基板加熱 773 K で作製された Co_2FeAl は AFM で測定した結果、 $R_a = 1.05$ nm, $P-V = 8.1$ nm と表面ラフネスが大きく、絶縁層を ICP 酸化した際に酸化しきれなかった絶縁層の Al や下部 Co_2FeAl の表面の酸化などが TMR の温度依存性を大きくした原因かもしれない。また、同グラフには MgO(001) 基板上の Co_2FeAl を電極とした結果も描画されている。室温で MgO(001) 基板上に成膜した Co_2FeAl は規則度の低い $B2$ 構造であったが、5 K で 75% の TMR が得られており、スピン分極率にして 0.56 となった。理論的な Co_2FeAl のスピン分極率は $I2_1$, $B2$, $A2$ 構造でそれぞれ 0.85, 0.61, 0.62 と報告されており^{12), 16)}、今回得られた値は $B2$ 構造で 0.56, $A2$ 構造で 0.52 であるから、どちらも理論にかなり近い値が得られていることがわかる。また、完全な $I2_1$ 構造が得られれば 140% を超える TMR が得られることになる。

最近、 $I2_1$ 構造を有する Co_2MnSi を用いた MTJ で 2 K で 160% と高い TMR が報告されているが¹⁷⁾、 Co_2MnSi の利点は低温で規則化しやすく、約 573~673 K の熱処理で $I2_1$ 構造が得られることである。また、不利な点は界面の Mn が酸化しやすく抵抗が大きくなってしまふことであろう。一方、 Co_2FeAl は Al が酸化しやすいにも関わらず接合抵抗が低いが、873 K までの熱処理では $I2_1$ 構造が得られず、773 K の基板加熱成膜でもわずかにしか規則化しない。最近、我々が現在実験を進めている Co_2FeSi は Co_2MnSi と同様に低温熱処理においても $I2_1$ 構造に規則化しやすいことが分かってきた¹⁸⁾。界面でのフルホイスラー合金薄膜の酸化を考えると Mn や Al などが含まれていないことが望ましい。フルホイスラー合金 (X_2YZ) において、Z 原子の置換はそれほど電子構造に影響を与えないことが理論的に予測されているため¹⁹⁾、 $I2_1$ 構造を

有する $\text{Co}_2\text{Fe}(\text{Al}, \text{Si})$ の作製など、今後さらに研究を進めていく必要がある。

4. まとめ

マグネトロンスパッタリング法により多結晶および単結晶 $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ 薄膜を作製し、その構造と TMR 特性を評価した。作製条件を変化させることで種々の規則度を持つ $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ の作製に成功した。多結晶 Co_2FeAl では $A2$ 構造、 $B2$ 構造で 5 K で 70% と理論に近い TMR ($RA = 100 \text{ k}\Omega \mu\text{m}^2$) が得られ、また MgO(001) 基板上に作製した場合には室温で成膜した場合でも 5 K で 75% の TMR が得られた。一方 $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.4}\text{Fe}_{0.6})\text{Al}$ では規則度の増大と共に TMR は単調に増大 (最大で 38% (室温)) した。このように、規則度と TMR には密接な関係があり、結晶構造をより精密に制御することで、今後より大きな TMR が観測されることが考えられる。

謝辞 本研究は文部科学省主要 5 分野の研究事業の IT プログラム、基盤研究 A(15206074)ならびに科学研究費補助金特定領域研究(14076202)により行われた。

References

- 1) E.A. Livesay, R.N. West, S.B. Dugdale, G. Santi, and T. Jarlborg: *J. Phys.: Condens. Matter* **11**, L279 (1999).
- 2) R.A. de Groot, and K.H.J. Buschow: *J. Magn. Magn. Mater.* **54**, 1377 (1986).
- 3) H. Akinaga, T. Manago, and M. Shirai: *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 2 **39**, L1118 (2000).
- 4) R.A. de Groot, F.M. Mueller, P.G. van Engen, and K.H.J. Buschow: *Phys. Rev. Lett.* **50**, 2024 (1983).
- 5) S. Fujii, S. Sugimura, S. Ishida, and S. Asano: *J. Phys.: Condens. Matter* **2**, 8583 (1990).
- 6) Y. Miura, K. Nagao, and M. Shirai: *Phys. Rev. B* **69**, 144413 (2004).
- 7) M. Bowen, M. Bibes, A. Barthélémy, J.-P. Contour, A. Anane, Y. Lemaître, and A. Fert: *Appl. Phys. Lett.* **82**, 233 (2003).
- 8) K. Inomata, S. Okamura, R. Goto, and N. Tezuka: *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 2 **42**, L419 (2003).
- 9) S. Okamura, R. Goto, S. Sugimoto, N. Tezuka, and K. Inomata: *J. Appl. Phys.*, **96**, 6561 (2004).
- 10) S. Okamura, A. Miyazaki, S. Sugimoto, N. Tezuka, and K. Inomata: *Appl. Phys. Lett.* **86**, 232503 (2005).
- 11) Y. Miura, K. Nagao, and M. Shirai: *Phys. Rev. B* **69**, 144413 (2004).
- 12) Y. Miura, K. Nagao and M. Shirai: Collected Abstracts of the 2005 Spring Meeting of the Japan Society of Applied Physics and Related Societies (2005) pp. 544.
- 13) S. Okamura, A. Miyazaki, N. Tezuka and K. Inomata: *IEEEJ Trans. FM* (in press).
- 14) K. Kobayashi (private communication).
- 15) D.J. Monsma and S.S.P. Parkin: *Appl. Phys. Lett.* **77**, 720 (2000).
- 16) M. Shirai (private communication).
- 17) Y. Sakuraba, J. Nakata, M. Oogane, H. Kubota, Y. Ando, A. Sakuma and T. Miyazaki: *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 2 **44**, L1100 (2005).
- 18) M. Kikuchi, S. Okamura, T. Masaki, N. Tezuka, S. Sugimoto, K. Inomata: *J. Magn. Soc. Jpn* (submitted).
- 19) S. Ishida, S. Fujii, S. Mizutani, S. Asano: *Materia Japan* **44**, 630 (2005).

2005年10月19日受理、2006年2月21日採録