微量酸素添加成膜による巨大磁気抵抗 (GMR)/ トンネル磁気抵抗 (TMR) 多層膜の積層界面平坦化*

角田 匡清*1・高橋 研*1,*2

Interface Flattening of Giant Magnetoresistance (GMR)/Tunnel Magnetoresistance (TMR) Multilayers by Oxygen Addition in Their Sputter-deposition Process

Masakiyo TSUNODA*1 and Migaku TAKAHASHI*1,*2

*1Department of Electronic Engineering, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Aoba-yama 05, Aoba-ku, Sendai 980-8579

*2New Industry Creation Hatchery Center, Tohoku University, Aoba-yama 10, Aoba-ku, Sendai 980-8579

(Received June 24, 2004, Accepted September 3, 2004)

1. はじめに

ハードディスク装置を始めとする高機能磁性薄膜の応用デバイスにおいては、単に薄膜の形態で相に固有の性能を十分に引き出すだけに留まらず、二次元性を強調した薄膜あるいは積層構造といった形態をとることによって、新たな機能を導出する方法が積極的に取り入れられている。近年注目を浴びているスピントロニクスが発端ともいえる1988年に発見された巨大磁気抵抗 (GMR) 効果¹⁾も、Fe と Cr の多層膜という人工構造体における、特異な機能の例の一つである。電子スピンの揃った複数の強磁性 (Fe) 層が、伝導電子のスピンの拡散長よりも短い距離内に、非磁性 (Cr) 層によって分断された状態で存在することが GMR 効果発現の鍵であり、異種金属間の相互界面を乱すことなく、数原子層程度の厚みで異種金属を積層することを可能とした成膜技術の進歩によって、バルク材料では生じない新しい機能が生み出された典型的な例として捉えることができる。実際、近年の年率100%におよぶハードディスク装置の記録密度の向上を成し遂げてきた原動力の一つは、GMR 効果を利用した再生ヘッド用スピナルブ薄膜の実用化にある。現在用いられているスピナルブ薄膜素子は、センス電流を膜面内方向に流す方式 (Current In Plane: CIP) であるが、100 Gbit/inch² 以上のハードディスクの記録密度の向上に対応するために、電流を膜面垂直方向に流す方式 (Current Perpendicular to Plane: CPP)²⁻⁴⁾も現在盛んに研究がなされており、今後ますます重要となるスピントロニクスデバイスの代表例の一つである。スピナルブ型 GMR 薄膜は、基本的には、非磁性層 (Cu 層) を挟んで形成された2枚の強磁性層の一方に、反強磁性層が積層された4層構成から成る。反強磁性層が積層されていない側の強磁性層 (フリー層) は記録信号の検出を担い、媒体からの漏れ磁束により磁化回転を起こす。また、反強磁性層を積層した強磁性層 (ピン層) の磁化ベクトルは、常に一方向に固定され、フリー層の磁化

反転に際して、フリー層とピン層の磁化ベクトルに相対的な角度差を生ぜしめる。上述の GMR 効果によって、磁化ベクトルの相対角度の変化が伝導電子のスピン依存散乱を生じ、スピナルブ薄膜素子の電気抵抗の変化として記録信号の再生が行われる。従って、何らかの理由で2枚の強磁性層の磁化の相対角度変化を自由に生ぜしめることができない場合には、GMR 薄膜の磁気抵抗変化率 (MR 比) は低減してしまう。また、近年大きな注目を集めている固体磁気メモリ (MRAM) の中心要素をなす強磁性トンネル接合膜 (MTJ) においても、上述のスピナルブ GMR 薄膜の非磁性層 (Cu) を絶縁障壁層 (Al-O, Al-N, 等) とした積層膜構造を有し、この絶縁層をトンネル伝導する電子のトンネル確率が2枚の強磁性層磁化の相対角度に依存する現象 (トンネル磁気抵抗効果: TMR 効果) が利用されている。したがって、MTJ においても磁化の自由な相対角度変化は、大きな磁気抵抗変化率を実現する上で重要な要素である。さらに、MRAM の高容量化、高速動作化のために、信号出力向上に必須の磁気抵抗変化率 (TMR 比) の増大に加えて、接合の抵抗面積 ($R \times A$) の低減も求められており、酸化膜あるいは窒化膜などの絶縁膜と磁性金属膜とを極めてシャープな界面で分離し、かつ絶縁膜の厚みを伝導電子のトンネル抵抗を低減するために極力薄くした構造を実現することが高性能 MRAM 実現の鍵となっている。

これらスピナルブ型 GMR ならびに TMR 薄膜において、磁気抵抗変化率や接合抵抗など各種特性への要求を満たすためには、それぞれの機能に合わせた理想的な積層膜界面構造を実現することが必要であり、各層薄膜の金属学的組織制御に加えて、異種材料上への薄膜成長、ヘテロ積層界面の微細構造、極薄絶縁膜の形成など、特性導出の上で制御すべき項目が、従来の古典的な磁性薄膜に比してますます多くなっていることは確かである。このような機能性磁性薄膜の性能向上を実現するための薄膜微細組織制御の新たな一手法として、筆者らはこれまでに、超清浄雰囲気下でのスパッタリング成膜プロセス (ウルトラクリーンプロセス: UC プロセス) を提案してきている⁵⁾。本稿では、UC プロセスを基本インフラとし、UC プロセスの不純物に対する制御性の高さを積極的に利用した成膜プロセス技術の導入により、高機能性磁気抵抗薄膜に求められる理想的な界面構造が実現さ

* 平成16年6月18日 日本真空協会2004年6月研究例会で講演

*1 東北大学大学院工学研究科電子工学専攻 (〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉05)

*2 東北大学未来科学技術共同研究センター (〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉10)

れることについて、著者らの研究成果を中心に述べる。

2. GMR 積層膜の界面平坦化による特性改善

2.1 積層界面ラフネスと静磁氣的層間結合

UC プロセスを適用して作製したスピバルブ薄膜では、結晶粒成長の促進に伴って、一般に積層界面のラフネスが増大する。強磁性薄膜の表面に凹凸が生じると、膜表面に強磁性層の磁化の向きに応じた磁極が発生する。このため、極端に薄い非磁性層 (Cu, Al-O, 等) で隔てられた二枚の強磁性層の間には、強磁性層表面に現れた磁極同士の静磁氣的な作用によって、強磁性層の磁化の向きを平行に揃えようとする結合力が働く。これが orange peel coupling と呼ばれる現象である。この効果により、フリー層に働く強磁性的な結合磁界は、積層界面のうねりの周期と高さをそれぞれ λ , h とすると、

$$H_{in} = \frac{\pi^2 h^2 M}{\sqrt{2} \lambda d} \left\{ 1 - \exp \left(-2\pi \sqrt{2} \frac{d}{\lambda} \right) \right\}^2 \times \exp \left(-2\pi \sqrt{2} \frac{d_{Cu}}{\lambda} \right) \quad (1)$$

と表される⁶⁾。ここで、 M は強磁性層 (フリー層ならびにピン層) の飽和磁化、 d と d_{Cu} は、それぞれ強磁性層と Cu 層の厚さである。スピバルブ薄膜あるいは MTJ の磁気抵抗変化は、フリー層とピン層の磁化が平行配列した場合と、反平行配列した場合の電気抵抗の差であるから、フリー層に強磁性的な結合磁界 H_{in} が働くと、完全な反平行配列の実現が阻害され、MR 比の低下を招く。図 1 に、スピバルブ薄膜の標準的な値として、 $d=2$ nm, $d_{Cu}=2.5$ nm, $M=1530$ emu/cc とした場合において、 h をパラメータとして H_{in} を λ の関数として計算した結果を示す。UC プロセスを適用して作製した標準的な積層構成のスピバルブ薄膜では、 λ に相当する膜面内の結晶粒径は 10~15 nm であり、強磁性的層間結合がもっとも強くなる条件に合致してしまうことが判る。また同図から、 H_{in} を低減させる、即ち MR 比を高くするためには、①積層界面のうねり高さ (ラフネス) h を低減させる、あるいは、②うねり周期 (膜面内方向の結晶粒径) λ を増大させることが有効であることが判る。②に関して筆者らのグループでは、各積層膜に対して有効な下地層を形成することで、膜面内結晶粒成長の促進を図り、その結果として静磁氣的層間結合を低減し MR 比を向上させることに成功している⁷⁾。ここでは、①実現の手法として、成膜雰囲気中への酸素の微量添加効果に関する検討結果を紹介する。

2.2 微量酸素添加による Co/Cu 多層膜の積層界面平坦性の改善⁸⁾

図 2 には、Co/Cu 多層膜の MR 比ならびに X 線反射率プロファイルから求めた多層膜界面の粗さ (rms ラフネス) の添加酸素分圧 (P_{O_2}) 依存性を示した。成膜チャンバーを一旦超高真空 ($\sim 10^{-8}$ Pa) まで排気した後、酸素ガスを所定の分圧 (P_{O_2}) まで導入した上で、スパッタリング用の超清浄 Ar ガスをチャンバー圧力が 0.133 Pa になるまで導入して成膜を行っている。多層膜は、熱酸化膜付き Si 基板上に作製し、Sub./ (Co 1 nm/Cu d_{Cu})₃₀/Cu 2 nm の積層構造とし、 d_{Cu} は各成膜条件 (P_{O_2}) に対して、0.8~1.1 nm の範囲で

図 1 典型的な膜厚構成のスピバルブ薄膜の層間結合磁界 (H_{in}) の積層界面のうねり周期 (λ) 依存性。

図 2 Co/Cu 多層膜の MR 比と積層界面ラフネスの、成膜雰囲気中に添加した酸素分圧依存性。

MR 比が最大となるように最適化した。酸素ガスを添加しない場合、わずか 2% 程度であった MR 比は、 $P_{O_2}=10^{-7}$ Pa 台まではほぼ一定値を示すが、 $P_{O_2}=1 \times 10^{-6}$ Pa から急激に増大し、 $P_{O_2}=1 \times 10^{-5}$ Pa 付近で最大値 54% を示した後、それ以上の P_{O_2} の増大に伴って急激に減少している。 $P_{O_2}=1 \times 10^{-5}$ Pa 以上での MR 比の低下は、多層膜の酸化による飽和抵抗率の増大の影響と考えられる。一方、酸素ガスを添加しない場合から $P_{O_2}=1 \times 10^{-5}$ Pa にかけての MR 比の増大は、積層構造の平坦性改善による多層膜の磁化配列状態の変化に因るものである。事実、零磁場における Co 層磁化の反平行配列の度合いを示す $1-M_r/M_s$ (ここで、 M_r は残留磁化、 M_s は飽和磁化) の、 P_{O_2} に対する変化は、MR 比の変化と良く対応している⁸⁾。このとき、多層膜界面の粗さ (rms ラフネス) は、 P_{O_2} が 1×10^{-6} Pa から 1×10^{-5} Pa に増大するのに伴って 0.65 nm から 0.45 nm に減少しており、成膜雰囲気中への微量 (50 ppm) の酸素の添加が、多層膜の積層構造の平坦化に効果があることが判る。0.65 nm から 0.45 nm への界面粗さの低下は、ごく僅かの変化と感じられるかもしれないが、ナノメートルオーダーの人工構造体中で作用する orange peel coupling に対しては極めて大きな変化として影響するため、劇的な MR 比の変化を招いている。

原子間力顕微鏡を用いて積層膜表面の性状を評価した結果、微量添加酸素が積層膜の結晶粒成長を抑制し、その結果として積層構造の平坦性が向上していることを確認している⁸⁾。

2.3 微量酸素添加によるスピバルブ薄膜の積層界面平坦性の改善⁹⁾

不純物ガスを利用したスピバルブ薄膜の積層構造の平坦性改善の試みについては、Egelhoffらの報告があるが¹⁰⁾、スピバルブ薄膜の成膜全体を通じて酸素ガスを添加しているため、積層構造の平坦性改善の効果と薄膜表面への酸化層形成による鏡面反射効果が重畳し、効果が十分に分離されていない。われわれは、基本的にクリーンプロセス中で作製するスピバルブ膜において、ピンポイント的に酸素を導入することによって、フリー層/Cu層/ピン層の積層構造の平坦性を改善することを試みた。スピバルブ薄膜の構造は、Sub./Ta 5 nm/Ni₈₀Fe₂₀ 3 nm/Co 1 nm/Cu 2.5 nm/Co 2 nm/Mn₇₅Ir₂₅ 5 nm/Ta 5 nmとし、フリー層 (Ni-Fe/Co) およびCu層の成膜時にのみ酸素ガスを所定の分圧導入した。図3に、飽和比抵抗 (ρ_s)、比抵抗変化量 ($\Delta\rho$)、及び磁気抵抗変化率 (MR比) の、導入酸素分圧 (P_{O_2}) 依存性を示す⁹⁾。比較のため、酸素を導入していない試料の特性も併せて示した。 ρ_s については、 P_{O_2} が 1×10^{-7} Paから 4×10^{-6} Paまでは、多少変動するが、酸素を導入していない試料の場合の約 $50 \mu\Omega\text{cm}$ とほぼ同等の値をとり、 7×10^{-6} Paの場合のみ増加し $60 \mu\Omega\text{cm}$ となった。 $\Delta\rho$ は、酸素分圧の増加にともない、 7×10^{-7} Paで極大をとる傾向を示し、酸素を導入していない試料の場合で $5.2 \mu\Omega\text{cm}$ であったものが、 7×10^{-7} Paで $5.7 \mu\Omega\text{cm}$ となった。ここでは $\Delta\rho$ の大きさは、零磁界近傍におけるフリー層とピン層の磁化の反平行配列の完全性を示しており、 $\Delta\rho$ が 7×10^{-7} Paで極大をとる理由として、

図3 Ta/Ni-Fe/Co/Cu/Co/MnIr/Ta スピバルブ膜のMR特性の、成膜雰囲気中に添加した酸素分圧依存性

orange peel coupling による両磁性層間の強磁性的結合が弱まったことを意味している。その結果、MR比は、酸素を導入していない試料の場合で10%であり、酸素分圧が増加するにしたがい、 7×10^{-7} Paで極大をとり10.7%となった後、それ以上の酸素分圧で減少した。ここで、別途酸素暴露実験によって求めたNi-Fe層ならびにCo層の表面酸化のしきい値 (Ni-Fe: 40 L, Co: 20 L, [L] はラングミュアー単位 $\equiv 1.33 \times 10^{-4}$ Pa·sec)^{11),12)}ならびに、本実験における酸素分圧 7×10^{-7} Paが暴露量換算で15 Lに相当することを考慮すると、スピバルブ薄膜の酸化の影響は、 10^{-7} Pa台以上で顕著に現れることが判る。したがって、図3で見られた、 10^{-7} Pa台 (~ 10 ppm) の酸素分圧下におけるMR比 ($\Delta\rho$) の増大は、積層構造の平坦性改善の効果であると考えられる。

3. 被窒化金属Al膜の平坦化改善によるトンネルバリア層の極薄化

3.1 マイクロ波励起プラズマ窒化法とトンネルバリア層厚の低減

図4には種々の条件下で作製したAl-Nバリア層を有するMTJ試料のTMR比ならびに $R \times A$ の熱処理温度 (T_a) 依存性を示す¹³⁾。MTJの膜構成は、Sub./Ta 5 nm/Cu 20 nm/Ta 5 nm/Ni₈₀Fe₂₀ 2 nm/Cu 5 nm/Mn₇₅Ir₂₅ 10 nm/Co₇₀Fe₃₀ 4 nm/Al-N/Co₇₀Fe₃₀ 4 nm/Ni₈₀Fe₂₀ 20 nm Ta 5 nmとし、金属Al膜成膜後に、マイクロ波励起プラズマ¹⁴⁾を用いてプラズマ窒化処理を行なって、Al-Nバリア層を形成している。プラズマ窒化処理用のプロセスガスには、Ar+5%N₂の混合ガスを用いた。被窒化金属Al膜の厚さ (d_{Al}) を1.5 nmから0.6 nmまで変化させ、各 d_{Al} の試料に対して熱処理過程を通じて最も大きなTMR比が得られたプラズマ窒化条件の試料について示している。 $d_{Al}=1.5$ nmの場合には作製直後の状態で30%程度のTMR比は熱処理温度の増加に伴って若干増大し、 $T_a=250^\circ\text{C}$ で従来の最大の報告値と同程度の35

図4 Al-Nバリア層を有する強磁性トンネル接合膜のTMR特性の熱処理温度依存性

図5 Al-Oバリア層を有する強磁性トンネル接合膜の断面TMR像

%を示す。 $d_{\text{Al}}=1\text{ nm}$ の場合にも熱処理温度の増加に伴ってTMR比が増大する傾向は同じであるが、TMR比の極大値の増大(49%)ならびにそれを示す熱処理温度の上昇(280°C)が認められる。室温で49%のTMR比は、これまでに報告されたAl-Nを用いたいずれのMTJのそれよりも大きく、Al-Oを用いたMTJと同等である。これは、別途報告したように、本研究で用いたマイクロ波励起プラズマの電子温度が低いために、形成されるバリア層にダメージが与えられにくいことに因る¹⁵⁾。事実、別途MTJの電流電圧特性から評価したAl-Nの障壁高さは、大きなTMR比の得られた試料で約0.4 eV (2.5 eV)であり、Al-Oのそれと同程度の値を示すことが判った。さらに、金属Al膜の膜厚を0.8 nmまで低減すると、TMR比の極大値は低下し35%となるが、極大を示す熱処理温度は300°Cまで上昇している。以上の過程において、接合抵抗は熱処理温度の上昇に対してほぼ一定か若干減少する傾向を示し、酸化MTJの場合の過酸化試料で一般的に見られるような急激な接合抵抗値の増大¹⁶⁾は認められなかった。一方で、金属Al膜の膜厚を0.7 nm以下に低減すると、TMR比の極大値は著しく低下し、0.7 nmで約6%、0.6 nmで約1%となることが判る。

図5には、同様の手法で作成した $d_{\text{Al}}=1.5\text{ nm}$ のAl-Oバリア層を有するMTJ試料の断面TEM像を示す。Al-Oバリア層が明るいコントラストとして認められるが、その強磁性層(Co-Fe)との界面は波打っており平坦性が悪いことが判る。このことを勘案すると、図4で見られた $d_{\text{Al}}=0.7\text{ nm}$ 以下の場合のTMR比の急激な劣化は、平坦性の乏しいCo-Fe層上に堆積された金属Al膜が、一様な膜厚でCo-Fe層表面を覆わずに島状成長をするために、その後のプラズマ窒化処理によってもMTJの接合面積全面に亘って均質なAl-Nトンネルバリア層が形成されなかったことによると考えられる。

3.2 微量酸素添加成膜による金属膜の平坦化

被窒化金属Al膜の平坦性を改善するために、被窒化金属

図6 180 nm厚のAl膜の表面粗さならびにシート抵抗の成膜雰囲気中添加不純物ガス量依存性

Al膜への微量酸素添加成膜について検討を行った。図6に熱酸化膜付きSi基板上に形成した180 nm厚のAl膜の表面粗さとシート抵抗をスパッタArガス中への酸素ガス添加量の関数として示す。窒素添加成膜の結果についても合わせて示した。微量酸素添加(0.2%)によって、Al膜の表面粗さは一旦大きく劣化する($R_a=3.5\text{ nm}\rightarrow 10.5\text{ nm}$)が、その後の酸素添加量の増大に伴って表面粗さは改善し、1%ならびに5%の酸素添加において、それぞれ $R_a=1.4\text{ nm}$ 、 0.2 nm となった。この時シート抵抗は単調に増大し1%ならびに5%の酸素添加において、それぞれもとの値の10倍ならびに1000倍となった。一方、窒素添加成膜の場合にも、添加量の増大に伴って、一旦表面粗さが劣化し、その後改善する傾向は同じであるが、平坦化に必要な窒素添加量は30%と極めて多いことが特徴的である。以上の結果を基に、被窒化極薄金属Al膜の成膜時に1%ならびに5%の酸素添加を行ってMTJを作製し、その特性を以下に評価した。

3.3 微量酸素添加成膜により作製した強磁性トンネル接合膜のTMR効果

図7に、 $d_{\text{Al}}=0.7\text{ nm}$ 、 0.6 nm の場合のそれぞれについて、微量酸素添加成膜を行なったMTJのTMR特性の熱処理温度依存性を示す。比較のために図4に示した酸素添加をせずに成膜を行なったMTJ試料(0%)の結果についても合わせて再掲した。 $d_{\text{Al}}=0.7\text{ nm}$ の試料では、1%の酸素添加を行なうことでTMR比の最大値が18%に改善し、さらに5%酸素添加では21%まで上昇した。一方、 $d_{\text{Al}}=0.6\text{ nm}$ の試料では、5%の酸素添加を行なった試料で初めて大幅なTMR比の改善が認められ、最大で22%に到達することが判った。このことは、微量酸素添加成膜によって被窒化金属Al膜の平坦性が改善された結果、その後のプラズマ窒化処理によってCo-Fe層表面を全面に亘って被覆するようなAl-Nトンネルバリア層が形成されたことによると現在推察している。ここで留意すべきことは、5%酸素添加成膜を行なったAl膜では、図6に示したようにシート抵抗が3桁上昇していることから、少なからぬ量の酸素が金属Al膜中

図7 被窒化 Al 膜を微量酸素添加スパッタ法で作製した強磁性トンネル接合膜の TMR 特性の熱処理温度依存性

に取り込まれている可能性がある。そのため、バリア層そのものが Al-N から Al-O-N に変化したことによる影響についても考慮しなければならない。これに関しては今後詳細な検討を行う予定である。

4. ま と め

UC プロセスの不純物に対する制御性の高さを積極的に利用した微量酸素添加成膜による極薄金属膜の平坦化技術について述べた。Co/Cu 多層膜およびスピナル膜の GMR 効果は、スパッタリング成膜時に添加する 10~50 ppm 程度の微量の酸素によって向上した。これは、微量酸素添加によって積層膜の結晶粒成長が抑制され、その結果として多層膜の平坦性が向上したことによる。さらに、極薄トンネルバリア層を有する強磁性トンネル接合膜においては、成膜時の微量酸素添加による被窒化金属 Al 膜の平坦性向上効果によって、バリア層の下部強磁性電極層に対する被覆性が改善される結果、その TMR 効果が増大することを示した。

謝 辞

本研究は、采山和弘氏（シャープ㈱）、三浦聡氏（現 TDK ㈱）、吉村哲氏（日本学術振興会特別研究員）、庄山敏弘氏（現シャープ㈱）を始めとする東北大学大学院工学研究科高橋研究室の研究員・大学院学生との共同研究成果である。

〔文 献〕

- 1) M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Etienne, G. Creuset, A. Friederich and J. Chazelas: Phys. Rev. Lett., **61** (1988) 2471.
- 2) A. Vedyayev, M. Chshiev, N. Ryzhanova, B. Dieny, C. Cowache and F. Brouers: J. Magn. Magn. Mat., **172** (1997) 53.
- 3) 長坂恵一, 瀬山喜彦, 清水 豊, 田中厚志: 日本応用磁気学会誌, **25** (2001) 807; K. Nagasaka, Y. Seyama, L. Varga, Y. Shimizu and A. Tanaka: J. Appl. Phys., **89** (2001) 6943.
- 4) 湯浅裕美, 吉川将寿, 坂久保武男, 鴻井克彦, 岩崎仁志, 高岸雅幸, 佐橋政司: 第25回日本応用磁気学会学術講演会概要集, **39** (2001).
- 5) M. Takahashi, A. Kikuchi and S. Kawakita: IEEE Trans., Magn., **33** (1997) 2938.
- 6) J. C. Kools, W. Kula, D. Mauri and T. Lin: J. Appl. Phys., **85** (1999) 4466.
- 7) M. Tsunoda, D. Takahashi and M. Takahashi: J. Appl. Phys., **93** (2003) 6513.
- 8) S. Miura, M. Tsunoda and M. Takahashi: J. Appl. Phys., **89** (2001) 6308.
- 9) 角田匡清, 高橋 研: 日本応用磁気学会第118回研究会資料, pp. 27 (2001).
- 10) W. F. Egelhoff, Jr., P. J. Chen, C. J. Powell, M. D. Stiles, R. D. McMichael, J. H. Judy, K. Takano and A. E. Berkowitz: J. Appl. Phys., **82** (1997) 6142.
- 11) 高橋 研, 角田匡清: 日本応用磁気学会誌, **23** (1999) 1841.
- 12) K. Uneyama, M. Tsunoda and M. Takahashi: IEEE Trans. Magn., **33** (1997) 3685.
- 13) S. Yoshimura, T. Shoyama, T. Nozawa, M. Tsunoda and M. Takahashi: IEEE Trans. Magn., **40** (2004) 2290.
- 14) K. Nishikawa, M. Tsunoda, S. Ogata and M. Takahashi: IEEE Trans. Magn., **38** (2002) 2718.
- 15) 吉村 哲, 角田匡清, 尾形 聡, 高橋 研: 日本応用磁気学会誌, **27** (2003) 1130.
- 16) 井浦聡則, 久保田均, 安藤康夫, 宮崎照宣: 日本応用磁気学会誌, **27** (2003) 303.