

バイアス磁石を内蔵した TMR 型磁気センサの開発

南 和希^{*1}, 小山恵史^{*2}

Development of TMR Magnetic Sensors with a Bias Magnet

Kazuki MINAMI and Shigenobu KOYAMA

Synopsis

The TMR magnetic sensor GIGS[®] has high sensitivity and low power consumption. However, the MR curve of GIGS[®] is symmetrical with respect to zero magnetic fields. Therefore, some amount of bias magnetic field is needed to detect the sense of magnetic field. The L1₀ ordered FePt film magnet is a candidate material as a source for generating bias fields.

In this study, we developed the TMR magnetic sensor with a FePt bias magnet. The FePt Films indicated a poly crystalline structure and large maximum energy product of 10 MGOe. The large bias magnetic fields above 20 % of anisotropic magnetic fields were obtained for magnetic sensors.

1. 緒 言

磁気センサは、磁気を利用した位置の検出や回転角度の検出、電流計測、金属の欠陥検査、認証検査などさまざまな用途に使用されており、必要不可欠な電子部品となっている。磁気センサにはホール効果を利用したホール素子や磁気抵抗効果を利用した MR 素子、磁気インピーダンス効果を利用した MI 素子などさまざまな種類があり、それぞれの特徴によって使い分けられている。磁気抵抗効果を利用した磁気センサの中でも、トンネル磁気抵抗 (Tunneling Magneto Resistance : TMR) 効果を利用した TMR 素子は理論的に非常に高い感度が得られることが予想されており^{1), 2)}、世界中で精力的に研究が行われている。TMR 素子は磁性金属層と絶縁層を積層する構造が一般的だが、絶縁体のマトリクス中に磁性金属のナノ粒子 (ナノグラニュール) を分散させた構造でも実現できる^{3) ~ 11)}。このナノグラニュール TMR 膜は工業的に製造しやすいという利点があるものの、感磁方向が等方的で大きな磁界を印加しないと十分な出力が得られないという欠点があった。これらの欠点を克服する

方法として、ナノグラニュール TMR 膜の両側を軟磁性薄膜のヨークで挟み込む GIGS^{®**} (nano-Granular In Gap magnetic Sensor) 構造が開発された^{12), 13)}。これによって実用的な大きさの磁界で動作する高性能の磁気センサが実現し、小型、高感度などの特徴により、さまざまな用途で利用されている。

ナノグラニュール TMR 型磁気センサの外部磁界に対する出力電圧特性は磁界の極性の正負 (NS) に対して対称の偶関数である。したがって、外部磁界の極性を判別する必要がある場合はコイルや永久磁石によってバイアス磁界をかけて動作点を移動させ、出力電圧特性の片側の奇関数部分を用いることが一般的である。しかしながら、コイルや永久磁石を取り付けることはモジュールとしての磁気センサの小型化を阻害する要因となる。また、コスト面でも部品点数が増えることや、永久磁石から発生する磁界が非線形であることに起因するバイアス磁界の調整の難しさなどが課題となる。

ナノグラニュール TMR 型磁気センサは薄膜微細加工プロセスにより作製されることから、同様のプロセスで作製される薄膜磁石をバイアス磁界の発生源としてデバイ

2017年9月29日 受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 ダイドー・エレクトロニクス・タイランド, 工博 (Dr. Eng., Daido Electronics (Thailand) Co., Ltd.)

スに内蔵することは、前述したサイズの大型化やコストアップの課題を解決する方法の有望な候補である。薄膜磁石としては、バルクの強力磁石としても知られる Nd-Fe-B 系や Sm-Co 系希土類薄膜磁石の報告がある^{14)~16)}。しかしながら、これらの希土類磁石は耐酸化性や耐食性の観点から、全体積中に占める表面割合の多い薄膜としての利用は信頼性の点で疑問が残る。非希土類系では L1₀ 型 FePt 合金が最も強力な磁石特性を示すことが知られている^{17), 18)}。FePt 磁石は貴金属である Pt を 50 at.% 程度含むため優れた耐酸化性や耐食性を有するが、バルク磁石としては材料コストが高く、歯科インプラントやマニア向けのオーディオなどの一部の用途に使用が限られている。L1₀ 型 FePt 合金の優れた磁石特性は、 7×10^7 erg/cc もの巨大な結晶磁気異方性によるところが大きいが、近年はこの大きな結晶磁気異方性を利用した高密度磁気記録媒体としての薄膜研究が盛んに行われている^{19)~21)}。バルクと比較すると薄膜の場合は体積が小さいので貴金属の材料コストインパクトは大きくなく、十分に工業利用が可能である。磁気記録媒体用 FePt 薄膜の要求事項の一つは、結晶の磁化容易軸を膜面に垂直に揃えた一軸異方性薄膜である。一方、ナノグラニューラー TMR 型磁気センサのバイアス磁石として利用するためには、膜面内に磁界を印加する必要があり、センサの感磁方向が一方向に限らないことから等方性の磁気特性が好ましい。しかしながら、L1₀ 型 FePt 合金の等方性薄膜磁石に関する報告はこれまでほとんどない。そこで本研究では、まず等方性 FePt 薄膜磁石の検討を行い、次に得られた FePt 薄膜磁石を用いてバイアス磁石を内蔵したナノグラニューラー TMR 型磁気センサを試作し、必要十分なバイアス磁界を印加できるかを検証した。

2. 実験方法

FePt 薄膜磁石は熱酸化膜付単結晶 Si (100) 基板上に DC マグネトロンスパッタ装置を用いて、到達真空度 8.5×10^{-7} Pa, Ar ガス圧 0.2 Pa で成膜した。膜厚は 1 μm とし、FePt 薄膜で組成検討する場合は主に、Fe (純度 4N) ターゲットと Pt (純度 4N) ターゲットを用いた 2 源同時スパッタ法で成膜し、それ以外の場合は FePt 合金ターゲットを用いた単源スパッタ法で成膜した。成膜時に基板温度は 200 $^{\circ}\text{C}$ に加熱し、成膜後に L1₀ 構造の規則化のために 600 $^{\circ}\text{C}$ で 60 min の真空中熱処理を施した。ナノグラニューラー TMR 型磁気センサデバイスに FePt 薄膜を組み込む際には、まず上記の FePt 薄膜を所望の形状に微細加工し、その後電気的絶縁のために 1 μm の SiO₂ を成膜した上にナノグラニューラー TMR 型磁気セン

サ素子を作製した。最後に FePt 薄膜をバイアス磁石として機能させるために 30 kOe のパルス磁界で膜面内のセンサ感磁方向に着磁した。

得られた薄膜試料の組成はエネルギー分散型 X 線分光 (EDX) で確認し、結晶構造は Co-K α 線による X 線回折および走査型透過電気顕微鏡 (STEM) で解析した。磁気特性の評価は、振動試料型磁力計 (VSM) を用いて掃引磁界 ± 25 kOe で行った。ナノグラニューラー TMR 型磁気センサデバイスの出力電圧特性は電源電圧 5 V の時のハーフブリッジの midpoint 電位を計測することで行った。

3. 結果および考察

3. 1 FePt 薄膜磁石

FePt 二元状態図によれば、約 35 ~ 65 at.%Pt の組成範囲で正方晶 L1₀ 構造が存在し、高温では不規則面心立方晶 A1 構造となる。それぞれの結晶構造を Fig. 1 に示す。

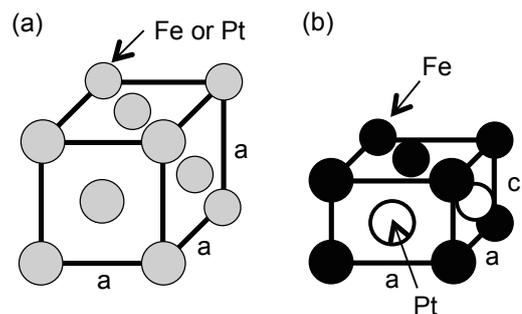


Fig. 1. Schematic image of (a) A1 structure (fcc) and (b) L1₀ structure (fct) of FePt alloys.

化学量論組成は 50 at.%Pt であるが、バルク磁石については Fe-rich 組成の 38.5 ~ 40 at.%Pt において最大エネルギー積 $(BH)_{\text{max}}$ が 20 MGOe の優れた磁石特性が報告されていることから、ここではまず、組成の検討を行った。Fig. 2 に組成を変えて作製した FePt 薄膜試料の熱処理後の X 線回折チャートを示す。なお、以下で示す試料の組成はすべて EDX による分析値である。43 ~ 55 at.%Pt の回折線はすべて L1₀ 規則構造で指数付けできたが、38 at.%Pt の試料では L1₀ 規則構造の明確な回折線は観察されなかった。状態図においてこの付近の組成が L1₀ 構造と L1₂ 構造の境界付近であるため、両者の混晶になっていると考えられる。L1₀ 規則構造で指数付けできた 43 ~ 55 at.%Pt の回折線はいずれもすべての回折面のピークが表れており、特定の面方位への配向はみられない。

Fig. 3 に組成と格子定数の関係を示す。Pt 量が 50 at.% に近づくに従い、正方晶ひずみ c/a が大きくなっている。

Fig. 4 は熱処理後の Fe-50 at.%Pt 薄膜試料の断面 STEM 像であるが、50 ~ 200 nm の大きさの結晶粒からなっていることがわかる。以上の結果から、FePt 薄膜は多結晶であり、したがって等方性の磁気特性を有していると考えられる。

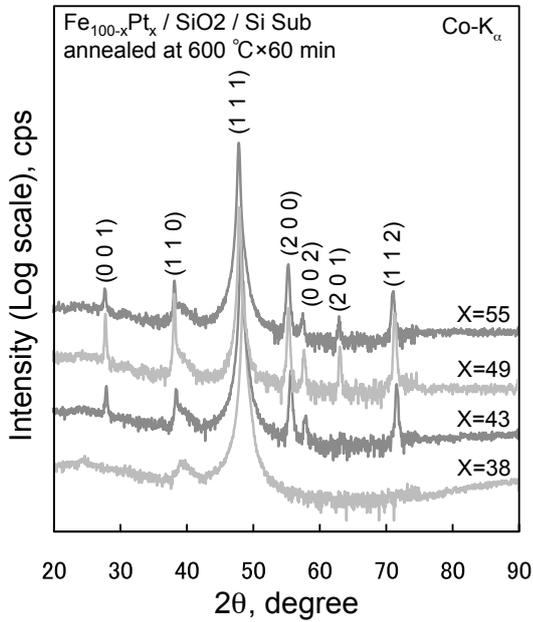


Fig. 2. X ray diffraction chart of annealed at 600 °C for 60 min of Fe_(100-x)Pt_x films.

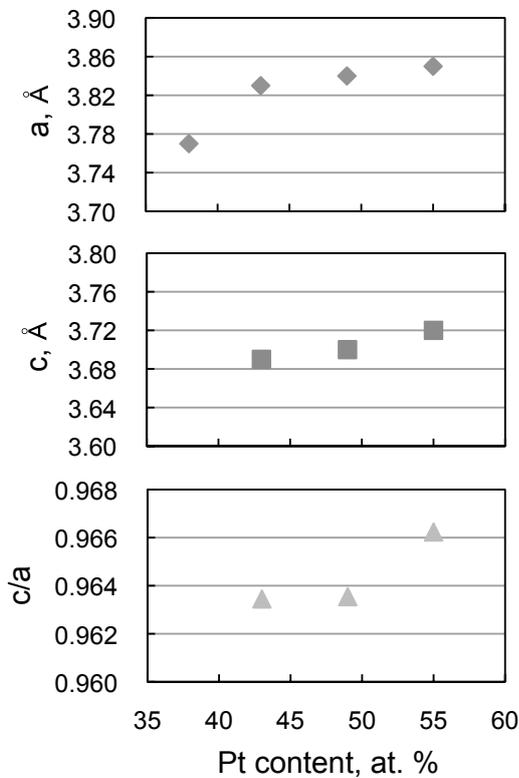


Fig. 3. Relationship between Pt content and lattice constant of L₁₀ FePt films.

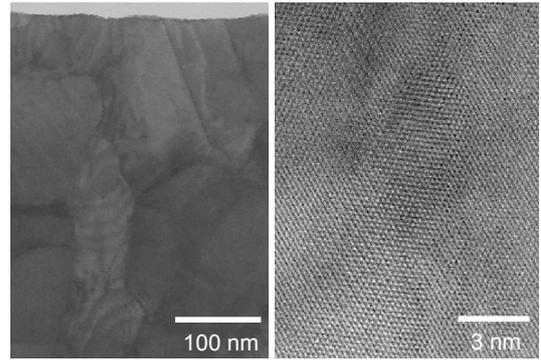


Fig. 4. Cross section bright field STEM images of FePt film annealed at 600 °C for 60 min.

熱処理後の各試料の磁化曲線を Fig. 5 に示す。いずれの磁化曲線も等方性磁石としては良好な角形性を示している。

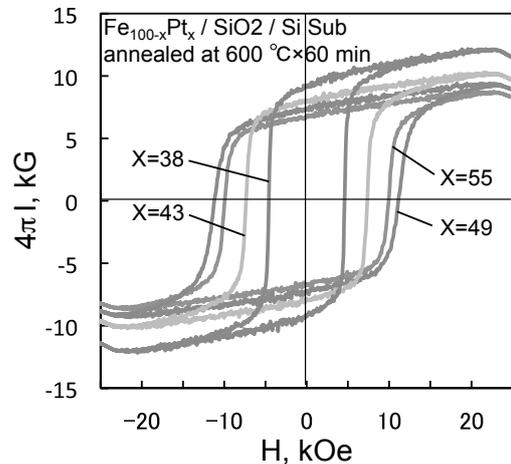


Fig. 5. Magnetization curve of Fe_(100-x)Pt_x films annealed at 600 °C for 60 min.

Fig. 6 は各試料の残留磁束密度 (B_r)、保磁力 (H_c , H_c) および $(BH)_{max}$ を組成に対してプロットした結果を示す。 B_r は Pt 量の増加に伴い減少する傾向がみられた。このことは磁性元素である Fe 量が減少することから定性的に理解できる。一方、 H_c は Pt 量の増加に伴って増加し、50 at.% 付近でピークを取り、減少に転じる傾向がみられる。先に結晶格子の正方晶ひずみが 50 at.% 付近で大きくなる傾向を示したが、この H_c の組成に対する傾向は、他の多くの実験結果と同様に、 c/a の増加により結晶磁気異方性が大きくなるという理論計算²²⁾ を支持するものである。 H_c は B_r の低下の影響で、 H_c ほど顕著な傾向はみられない。その結果、 $(BH)_{max}$ は B_r の大きい Fe-rich 組成で大きくなる傾向を示し、38 at.%Pt で 16 MGOe という先に述べたバルク磁石の報告に矛盾しない結果が得られた。一般的な指標としては、 $(BH)_{max}$ が大きい方が強力な磁石とみなすことができる。しかしながら、今回の用途である磁気センサデバ

イスは、対象の磁界を検出することを目的としており、対象からの大きな逆磁界にさらされる可能性がある。したがって、この大きな逆磁界による減磁の可能性を極力排除するために、 H_c が最大を示す 50 at.%Pt が最適と考えられる。48 at.%Pt で得られた 11 MGOe という $(BH)_{\max}$ は等方性磁石としては十分に大きい値である。状態図によれば、キュリー点も 50 at.%Pt 付近で最大値（約 500℃）を示すため温度変化が少ないという点でも有利である。

次に、成膜条件が特性におよぼす影響を調査した。Fig. 7 に成膜レートを変えて成膜した試料の磁気特性を示す。組成は 50 at.%Pt に統一した。成膜レートによる磁気特性の大きな変化はみられず、試験範囲ではほぼ横ばいの値を示した。工業生産性の観点からは、成膜レートは早いほど好ましい。成膜レートの増加に伴う成膜時の膜応力の変化が懸念されたが、膜はがれなどの悪影響はみられなかった。また、工業的に生産するためには、これまで述べてきた二源スパッタ法よりも、合金ター

ゲットを用いた単源スパッタ法の方が組成バラつきが少なく好ましい。ここでは特に結果を示さないが、合金ターゲットを用いて単源スパッタ成膜した FePt 薄膜でも二源スパッタ法で成膜したものと同様の薄膜磁石が得られている。

3. 2 薄膜磁石内蔵センサデバイスの試作

得られた薄膜磁石をナノグラニューラー TMR 素子のバイアス磁石として組み込むことを検討した。効率的に素子にバイアス磁界を印加するためには、磁気回路を閉じて漏れ磁束を少なくすることが好ましい。一方で、磁気抵抗型磁気センサの感度は外部からの磁界に対する抵抗変化率 (MR 比) で決まるため、電源からセンサデバイスに供給された電流すべてが TMR 素子に流れることが重要である。以上のことを勘案し、薄膜バイアス磁石内蔵ナノグラニューラー TMR 素子の構造を Fig. 8 のようにした。

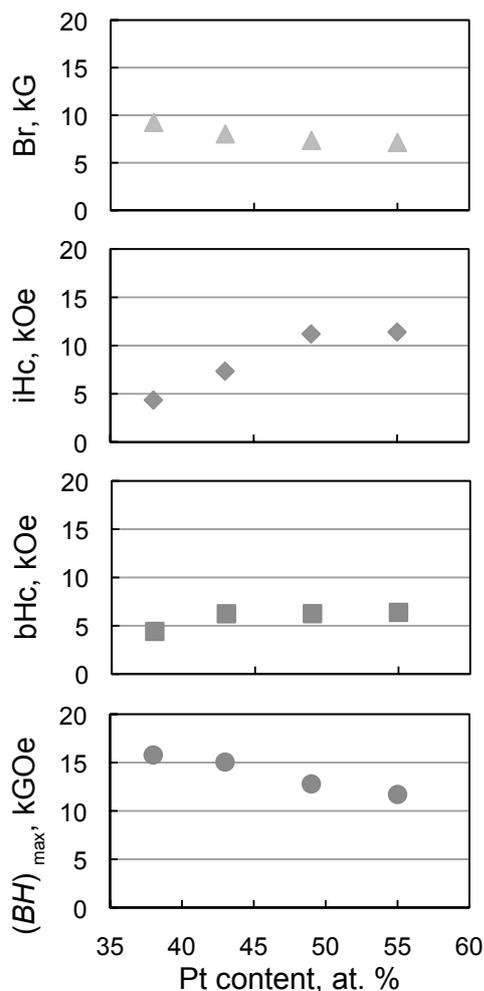


Fig. 6. Relationship between Pt content and magnetic properties in FePt film system.

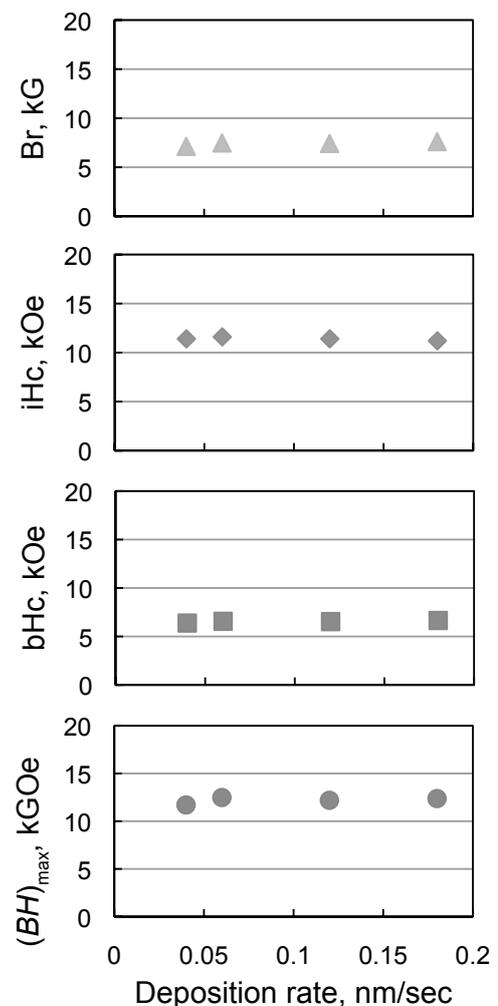


Fig. 7. Relationship between deposition rate and magnetic properties in FePt film system.

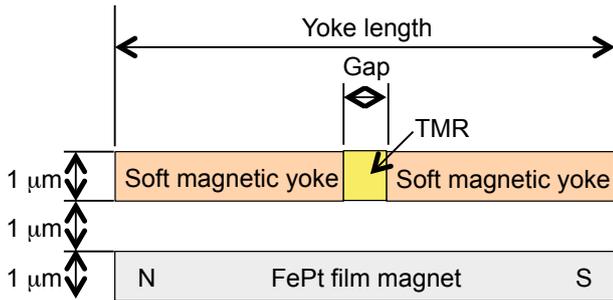


Fig. 8. Cross-sectional schematic image of nano-granular TMR element with film magnet.

軟磁性ヨークとナノグラニューラー TMR からなるナノグラニューラー TMR 素子の下部に同じ長さの薄膜磁石をヨークの長手方向（センサの感磁方向）に着磁して配置する。この構造では薄膜磁石の N 極から発生した磁束は周囲で最も透磁率の高い軟磁性ヨークに優先的に吸収され、TMR 素子のあるギャップ部を通過し、反対側の軟磁性ヨークから出て元の薄膜磁石の S 極に戻る磁気回路を形成する。磁気回路的には薄膜磁石の各極と軟磁性ヨーク端部を接触させることが理想的であるが、電気回路的には軟磁性ヨークと薄膜磁石の電氣的絶縁を保つ必要がある。したがって、ここでは両者の間に 1 μm の SiO₂ 絶縁層を配置した。この構造でさまざまなヨーク長さの素子に対して効率的にバイアス磁界が印加できることは、筆者らのグループが行った実験とシミュレーションで確かめられている²³⁾。ナノグラニューラー TMR 型磁気センサの外部磁界に対する出力電圧特性は非線形であり、飽和磁界 (H_k) の 20 ~ 30 % 付近が最も感度が高い。したがって、バイアス磁界もこの付近に設定することが合理的である。バイアス磁界の大きさは、薄膜磁石の体積を変更することで調整することができる。しかしながら、薄膜磁石の膜厚を変更することは微細加工プロセスの条件変更を伴うため、工業的には好ましくなく、バイアス磁界は薄膜磁石の幅と長さによって調整する方が容易である。試作したデバイスの外観写真を Fig. 9 に示す。このモデルは、H_k=20 Oe の高感度素子と H_k=350 Oe の低感度素子をハーフブリッジ接続している。高感度素子の動作範囲では低感度素子の出力はごくわずかのため、低感度素子は固定抵抗と同様に考えて差し支えない。低感度素子を用いる理由は、固定抵抗と違って高感度素子と同じ温度係数を持つため、温度変化の影響を排除できるためである。したがって、バイアス磁界は高感度素子だけに作用させることにした。高感度素子の H_k は 20 Oe なので目標とするバイアス磁界は 4 ~ 6 Oe となる。そこで、磁気シミュレーションにより薄膜磁石形状を検討し、薄膜磁石の長さは軟磁性ヨークの端と一致させ、薄膜磁石の幅を軟磁性ヨークの 3 倍とした。

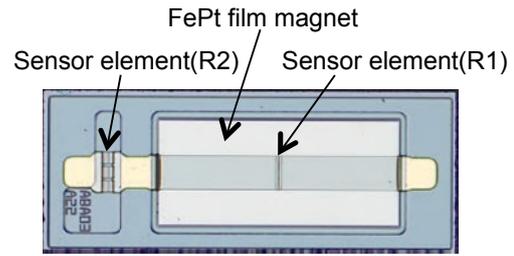


Fig. 9. Appearance of nano-granular TMR sensor chip with FePt film magnet.

作製したデバイスの中点電位測定結果を Fig. 10 に示す。出力電圧特性のピークが約 5 Oe 正方向にシフトしており、薄膜磁石によって狙い通りの大きさのバイアス磁界が印加されていることがわかる。Fig. 11 に出力電圧曲線の微分曲線を示す。動作点 (0 Oe 付近) は感度 (dV/dH) が最も大きい領域に移動しており、適切なバイアス磁界が印加されていることがわかる。

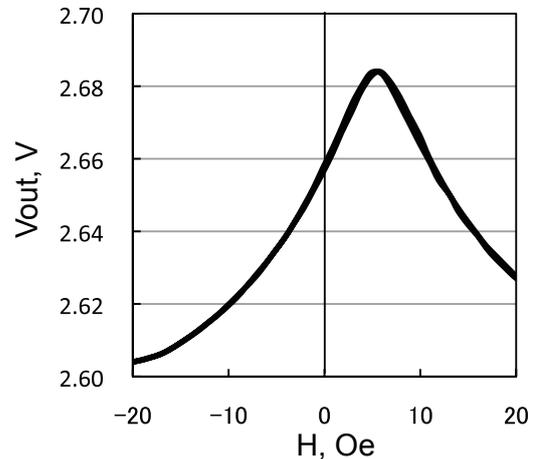


Fig. 10. Output voltage versus magnetic field curve of nano-granular TMR sensor with FePt film magnet.

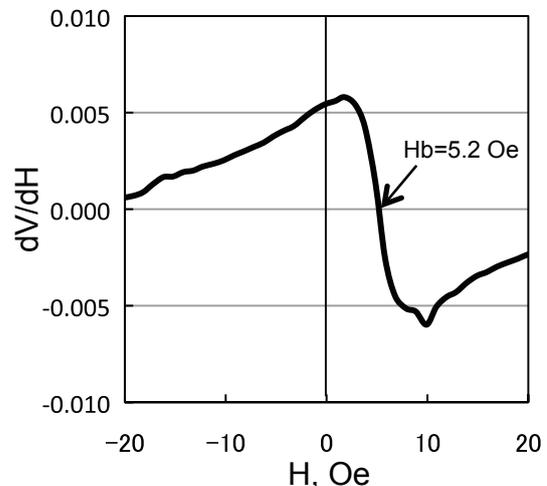


Fig. 11. The differential curve of output voltage curve of nano-granular TMR sensor with FePt film magnet.

4. 結 言

等方性 FePt 薄膜磁石の組成および成膜条件が磁気特性におよぼす影響を調査し、得られた FePt 薄膜磁石を用いてナノグラニューラー TMR センサのバイアス磁石として内蔵するデバイスの試作を行った。その結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 熱酸化膜付き単結晶シリコン基板上に基板温度 200 °C で DCスパッタ法で成膜し、600 °C × 60 minの熱処理を施すことで、等方性の L1₀規則相 FePt膜が得られた。
- (2) 38 at.%Pt薄膜で $(BH)_{\max}=16$ MGOe, 48 at.%Pt薄膜で $(BH)_{\max}=11$ MGOeの良好な磁石特性が得られた。磁気センサ用途としては耐磁性能が要求されるため、 H_c が 10 kOeと大きい 50 at.%Pt付近の組成が最適である。
- (3) 50 at.%Pt薄膜は高速レート成膜や合金ターゲットによる単源スパッタ法成膜など、工業的な製造方法でも問題なく成膜可能である。
- (4) 上記で得られた FePt薄膜磁石を 1 μmのギャップを介して下に配置したナノグラニューラー TMR素子の出力電圧特性は、薄膜磁石のバイアス磁界によって動作点がシフトし、感度の最も高い領域で利用できることを確認した。

※ GIGS[®]素子は公益財団法人電磁材料研究所の発明品であり、GIGS[®]は同所の登録商標です。

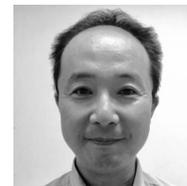
(文 献)

- 1) W. H. Butler, X.-G. Zhang, T. C. Schulthess and J. M. MacLaren: Phys. Rev. B, **63**(2001), 054416.
- 2) J. Mathon and A. Umerski: Phys. Rev. B, **63**(2001), 220403(R).
- 3) S. Honda, T. Okada, M. Nawate and M. Tokumoto: Phys. Rev. B, Condens. Matter, **56**(1997), 14566.
- 4) S. Mitani, H. Fujimori and S. Ohnuma: J. Magn. Magn. Mater., **165**(1997), 141.
- 5) K. Yakushiji, S. Mitani, T. Takanashi, J.-G. Ha and H. Fujimori: J. Magn. Magn. Mater., **212**(2000), 75.
- 6) H. Fujimori, S. Mitani and S. Ohnuma: Mater. Sci. Eng. B, **31**(1995), 219.

- 7) A. Milner, A. Gerber, B. Groisman, M. Karpovsky and A. Gladkikh: Phys. Rev. Lett., **76**(1996), 475.
- 8) Y. Hayakawa, N. Hasegawa, A. Makino, S. Mitani and H. Fujimori: J. Phys., Conf. Ser., **266**(2011), 012087.
- 9) T. Furubayashi and I. Nakatani: J. Appl. Phys., **79**(1996), 6258.
- 10) Y. Fujiwara, H. Matsuda, K. Sato, M. Jimbo and T. Kobayashi: J. Phys., Conf. Ser., **266**(2011), 012087.
- 11) K. M. Bhutta and G. Reiss, J. Appl. Phys., **107**(2010), 113718.
- 12) N. Kobayashi, S. Ohnuma, T. Masumoto and H. Fujimori: J. Appl. Phys., **90**(2001), 4159.
- 13) N. Kobayashi, S. Ohnuma, S. Murakami, T. Masumoto, S. Mitani and H. Fujimori: J. Magn. Magn. Mater., **188**(1998), 30.
- 14) 上原稔: 日本応用磁気学会誌, **28**(2004), 1043.
- 15) M. Uehara, N. Gennai, M. Fujiwara and T. Tanaka: IEEE Trans. Magn., **41**(2005), 3838.
- 16) V. Neu and S. A. Shaheen: J. Appl. Phys., **86**(1999), 7006.
- 17) 渡辺清, 増本量: 日本金属学会誌, **47**(1983), 699.
- 18) 渡辺清, 増本量: 日本金属学会誌, **48**(1984), 930.
- 19) T. Goto, Y. Ide, K. Watanabe and H. Yoshida: 日本応用磁気学会誌, **23**(1999), 643.
- 20) T. Shima, K. Takanashi, Y. K. Takahashi and K. Hono: Appl. Phys. Lett., **81**(2002), 1050.
- 21) D. Waller, A. Moser, L. Folks, M. E. Best, W. Lee, M. F. Toney, M. Schwickert, J.-U. Thiele and M. F. Doerner: IEEE Trans. Magn., **36**(2000), 10.
- 22) A. Sakuma: J. Phys. Soc. Jpn., **63**(1994), 3053.
- 23) S. Koyama, K. Minami, H. Iwama, J. Hayasaka and T. Shima: IEEE Trans. Magn.(to be published)



南 和希



小山恵史