ホイスラー系ハーフメタル薄膜とその TMR 特性

猪俣浩一郎* 岡村 進** 手束展規***

1. はじめに

スピントロニクスを拓く最も大きな技術課題のひとつにハーフメタル強磁性体(以下、ハーフメタル)の開発がある。ハーフメタルは図1に示すように、フェルミ面において一方のスピンドにエネルギーギャップ(δ)があり、そのためスピンド分極率100%をもつ。ハーフメタルは強磁性トンネル接合に適用するとJullierの式⁽¹⁾から予想されるように、無限に大きなトンネル磁気抵抗(TMR)の発現が期待されるばかりでなく、半導体への高効率スピンド注入⁽²⁾を実現する上でも欠かせないキーマテリアルである。ハーフメタルの存在が最初に理論的に指摘された物質はNiMnSb⁽³⁾であった。以後、Fe₃O₄⁽⁴⁾、CrO₂⁽⁵⁾、La_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃(LSMO)を代表とする希土類混合価数酸化物⁽⁶⁾およびSr₂FeMoO₆⁽⁷⁾などの酸化物系、Co₂MnGe、Co₂MnSiなどのフルホイスラー合金⁽⁸⁾、さらに

図1 ハーフメタルのバンド構造. δ はバンドギャップ

は閃亜鉛鉱型CrAs⁽⁹⁾などがハーフメタルとして理論的に指摘されている。しかし、それらを用いて実験的に巨大TMRが得られたという報告はほとんどない。唯一あるのはLSMOであり、低温で1800%のTMRが得られ、Jullierの式から導出されるスピンド分極率(P)は95%である⁽¹⁰⁾。しかし、この物質のキュリー点(T_c)は350 Kと小さく、また界面相はさらに小さな T_c をもつため、室温におけるTMRは数%に激減してしまう。

ハーフメタルを用いてなぜ大きなTMRが得られないのだろうか、理由はいくつか考えられる。一つにはバルクのバンド構造と表面あるいは界面におけるそれが異なることである。電子状態の違いによって、バルクでハーフメタルであっても表面や界面でそうなるという保障はない。特に強磁性トンネル接合(MTJ)ではバリア材料によって界面の電子状態が異なるので、スピンド分極率もバリア材料に依存する⁽¹¹⁾。第2には、ハーフメタル特性が組成や構造に敏感なことである。多くの計算は化学量論組成について行なわれているが、実験的にそれを得るのは困難であり、一般に組成ずれを起こす。また、化学量論組成が得られたとしても、結晶構造的に完全な規則相を得るのは難しい。通常chemical disorderを伴い、その程度が増すにつれてスピンド分極率が低下する。

ハーフメタルであることを実験的に検証する方法は(1)磁化や抵抗の温度変化の測定⁽¹²⁾、(2)高磁場磁化率や磁気比熱の測定、(3)ポイントコンタクト法を用い、コンダクタンスの磁場依存性の測定⁽¹³⁾、(4)Andreev反射の利用⁽¹⁴⁾、(5)MTJを作製しそのTMRの大きさからJullierの式を用いて算出、などの方法が考えられる。(1)の方法はハーフメタルのバンドギャップの温度依存性を利用している。温度が上昇し

* 東北大学教授；大学院工学研究科，CREST・科学技術振興機構(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉02)

** 東北大学大学院生；大学院工学研究科

*** 東北大学助手；大学院工学研究科，CREST・科学技術振興機構

Half-metallic Heusler Alloy Thin Films and TMR for Their Magnetic Tunnel Junctions; Koichiro Inomata*, Susumu Okamura**, Nobuki Tezuka*** (Tohoku University, Sendai)

Keywords: half metals, Heusler alloys, thin films, magnetic tunnel junctions, tunnel magnetoresistance, magnetic properties, spintronics

2005年4月18日受理

熱励起が影響するようになると磁化の温度変化にマグノン励起が寄与し、温度変化の勾配が異なるようになる。その変曲点の存在からハーフメタルを判定するものである。しかし、測定が微妙であり、この方法で正確にハーフメタルであることを判定するのは難しい。(2)は高磁場磁化率や磁気比熱がフェルミ面における状態密度と関係していることを利用するものである。この方法は定性的であり、スピンの極率の大きさを直接決定できるものではない。(3)はポイントコンタクトの作製法が難しく、信頼性のあるデータを得るのが困難である。(4)は超伝導体/バリア/磁性体からなる接合を作製し、超伝導体のエネルギーギャップと外部磁場による準粒子のスピンスピン分裂を利用してスピンの極率を測定するものである⁽¹⁴⁾。(4)および(5)の方法で得られた各種磁性体のスピンの極率を図2に示す⁽¹⁴⁾。LSMOや CrO_2 はハーフメタリックであることがわかる。

2003年、筆者らは $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.6}\text{Fe}_{0.4})\text{Al}$ フルホイスラー合金を用いて室温で16%のTMRを報告した⁽¹⁵⁾。フルホイスラー合金を用いてTMRが得られたのはこれが最初である。特筆すべきことは、この $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.6}\text{Fe}_{0.4})\text{Al}$ の構造は L_{21} ではなく、 B_2 と A_2 が混在していたことである。このような不規則構造でも室温で比較的大きなTMRが得られたことが新しい発見である。このTMRの観測を契機に、フルホイスラー

図2 Andreev反射および強磁性トンネル接合を用いて得られた各種強磁性体のスピンの極率⁽¹⁴⁾。

図3 (a) X_2YZ フルホイスラー合金の L_{21} 型結晶構造, (b) YとZが不規則置換した B_2 構造, (c) X, Y, Zすべてが不規則置換した A_2 構造。

合金がにわかに注目を集めるとともに、ハーフメタルが再認識されるようになった。以下、最近進展の著しいフルホイスラー合金系を中心にホイスラー合金薄膜とそれを用いたTMR特性について現状を述べ、将来を展望してみたい。

2. ハーフホイスラー合金

ホイスラー合金には結晶構造的に異なる2種類がある。一つは Cl_b 構造をもつXYZ型のハーフホイスラー(Half-Heusler)合金、もう一つは L_{21} 構造をもつ X_2YZ 型のフルホイスラー(Full-Heusler)合金である。 Cl_b 構造は L_{21} 構造においてXの一つを空孔で置換した構造である。空孔が存在するため結晶構造的にあまり安定でなく、表面でSbが拡散し易いことが指摘されている⁽¹⁶⁾。ハーフメタルになることで知られるハーフホイスラーの代表はNiMnSbであり、いろいろな角度から詳しく調べられている。磁化および抵抗の温度依存性に80 K近傍を境に変化が見られ、この温度はハーフメタルから通常の金属に遷移する温度と考えられている⁽¹²⁾⁽¹⁷⁾。一方、NiMnSbのハーフメタル特性は化学的不規則性(chemical disorder)に非常に敏感であり、7%以上の不規則性があるとハーフメタル特性が失われる⁽¹⁸⁾。最近、MBEを用いてGaAs(111)基板上に作製されたNiMnSbは約1%の不規則性しか有しないことが報告されている⁽¹⁹⁾。

NiMnSbを用いたMTJはNiMnSb/ AlO_x /NiFeが作製されており、ガラス基板を用いた場合のTMRは77 Kで5.7%、 MgO (100)基板の場合は室温で9%が報告されている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。また、NiMnSbを用いてCPP-GMR素子も作製されているが、そのMRは4.2 Kで8%程度である⁽²²⁾。

3. フルホイスラー合金

(1) フルホイスラー合金の特徴

フルホイスラー合金は化学組成 X_2YZ で表され、 L_{21} 構造(図3)をもち、キュリー点が高く、構造がハーフホイスラー合金より安定である。フルホイスラーで注意すべきことは、

規則-不規則変態が存在することである(図3)． X_2YZ においてYとZが不規則置換するとB2構造に，X，Y，Z原子がすべて不規則置換するとA2(bcc)構造になり，これらはX線を用いて同定することができる． L_{21} の規則線は(111)，B2のそれは(200)である．フルホイスラーがハーフメタルになることが最初に指摘されたのは Co_2MnGe と Co_2MnSi であった⁽⁸⁾．最近ではハーフメタルを示す多くの系が理論的に指摘されており，バンドのエネルギーギャップは主としてCo-Co間の少数スピン電子の混成軌道によって決定され，磁気モーメントはスレータポーリング曲線に従う(図4)⁽²³⁾．すなわち，フルホイスラーでは少数スピンバンドが単位胞当たり12個の電子で埋まっている．従って，多数スピン電子の数は $Z_t - 12$ であるから，軌道の影響を無視すれば磁気モーメントは $\mu = (Z_t - 12) - 12 = Z_t - 24$ となる．ここで Z_t は単位胞当たりの全価電子数である．

(2) Co_2MnZ 系($Z = Ge, Si, Al$)

前述のように，第一原理計算によれば Co_2MnZ 系($Z = Ge, Si$)はハーフメタルである．これを受けて Co_2MnGe ⁽²⁴⁾と Co_2MnSi ⁽²⁵⁾が実験的に最初に調べられた．これらの系は室温で成膜するとX線回折像は一つのプロードなピークを示すのみでアモルファスであるが，図5に示すように，573 K以上の加熱基板上に成膜するか，あるいは成膜後熱処理することで L_{21} 構造が得られる⁽²⁶⁾． L_{21} 構造の出現に伴い，室温における飽和磁化は，ほぼバルク並みの値1000 emu/cm³に達する．しかし，この系でも不規則性は避けがたく，NMR測定によれば， Co_2MnGe や Co_2MnSi においてはMnとGeあるいはMnとSi原子間の置換が生じやすい⁽²⁷⁾．

最近， Co_2MnSi を用いたMTJで比較的大きなTMRが報告された⁽²⁸⁾．熱酸化Si基板上にスパッタ法を用いて作製され，その膜構成は，V/ $Co_2MnSi/AlO_x(1.4\text{ nm})/CoFe/IrMn$ スピンバルブであり，Vはシード層である． Co_2MnSi は723 Kで1時間熱処理されており， L_{21} 構造を示す．MTJはフォトリソとArイオンエッチングを用いて作製されており，TMRは20 Kで100%，室温で33%である．この素子の特徴は抵抗が13.3 GΩμm²と非常に大きく，またTMRの温度変化が大きいことである．抵抗が高い原因は AlO_x の厚さが1.4 nmと厚いことにもあるが，それよりもバリア形成の際，Alのプラズマ酸化中に Co_2MnSi 中のMnが酸化し，バリア界面近傍に MnO_x が形成されるためと著者は述べている．筆者らも Co_2MnSi を用いて室温で35%のTMRを得ているが⁽²⁶⁾，上記ほどではないものの確かに抵抗は22 MΩμm²と大きい．尚，この場合バッファ層は用いていない．

Co_2MnAl を用いたMTJでも比較的大きなTMRが報告された．計算によればこの物質はハーフメタルではないが，スピン分極率は76%と従来のCoFe合金(50%)より大きい⁽²⁹⁾．超高真空スパッタ装置を用い，バッファ層にCrを用いて作製されたCr/ $Co_2MnAl/AlO_x/CoFe/IrMn$ スピンバルブにおいて，10 Kで60%，室温で40%のTMRが得られて

図4 フルホイスラー合金のスレータポーリング曲線⁽²³⁾．

図5 各種基板温度上に作製した Co_2MnSi 薄膜のX線回折像．下から553, 573, 603, 653, 703 K．

いる⁽²⁹⁾．抵抗は $M\Omega\mu m^2$ 以上でやはり大きい．Mn系の特質かもしれない．尚， $MgO(100)$ 基板上にエピタキシャル成長させた場合には室温で60%のTMRが得られている⁽³⁰⁾．

(3) $Co_2(Cr_{1-x}Fe_x)Al$ 系

$Co_2(Cr_{1-x}Fe_x)Al$ (以下CCFA(x)と記載)の $x = 0.4$ で16%の室温TMRが報告された⁽¹⁵⁾のを受けて，CCFA(x)について第一原理計算がなされた⁽³¹⁾． L_{21} 構造のCCFA($x = 0.4$)はスピン分極率が90%であるが，これに不規則性が加わりB2構造になるとそのスピン分極率は図6のように変化する．すなわち，CrとFeがAlを置換するような不規則性がある場合にはPはあまり低下しない．しかし，CrとFeがCoを置換する場合にはPが大きく低下する．これはA2構造をとるとTMRが大きく低下することを示唆する．一方，CoをFeで置換すると置換量とともにPは減少するが， $x \leq 0.3$ であれば L_{21} ，B2のいずれにおいても，80%以上のPを確保できる．

この計算結果を受けて，CCFA(x)の結晶構造，磁性およびTMR特性が調べられた⁽³²⁾．膜はマグネトロンスパッタを用いて熱酸化Si基板上に作製され，バッファ層は使用していない．図7に室温で成膜したCCFA膜(100 nm厚)のX線回折像のFe濃度依存性を示す．明瞭な多結晶構造を示し

図6 (a) CCFA ($x=0.4$) のスピンドル率に対する CrFe-Al タイプの不規則性 $\text{Co}_2(\text{Cr}_{0.6(1-y)}\text{Fe}_{0.4(1-y)}\text{Al}_y)$ ($\text{Al}_{1-y}\text{Cr}_{0.6y}\text{Fe}_{0.4y}$) と, Co-CrFe タイプの不規則性 $(\text{Co}_{2-y}\text{Cr}_{0.6y}\text{Fe}_{0.4y})(\text{Cr}_{0.6(1-y)}\text{Fe}_{0.4(1-y)}\text{Co}_y)\text{Al}$ の影響, (b) CCFA ($x=0.4$) のスピンドル率の Fe 濃度依存性⁽³¹⁾.

図7 室温の基板温度で作製された $\text{Co}_2(\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{Al}$ 薄膜の X 線回折像.

ており, アモルファスな Co_2MnZ ($Z=\text{Ge}, \text{Si}$) の場合とは大きく異なる. L_{21} 構造の決め手となる (111), (200) 規則線のうち, $x=0$ では (200) のみであり (111) は観測されない. これは B2 構造であることを示している. 図7の挿入図に示すように, x が増大するにつれて (200) 強度は減少し, $x=1$ では完全に消失している. これは A2 構造に変化したことを意味している. すなわち, Co_2FeAl は A2 構造になる. 尚, 薄膜はいずれも大きさが 10 nm 程度のランダム配向したナノ結晶粒からなる⁽³³⁾.

MTJ ではバリア厚さの均一性が大きな TMR を得る上で重要であり, その下地となる磁性層のラフネスはできるだけ小さく抑えなければならない. CCFA ($x=0.4$) 薄膜のラフネスを評価するため, X 線反射強度を測定した. 室温で成膜した場合と, それを熱処理した場合の結果を図8に示す. 室

図8 室温で作製された CCFA ($x=0.4$) 膜の X 線反射強度の熱処理温度依存性.

温の場合, 反射強度は高角度まで振動が観測され, ラフネスが小さいことを示している. 一方, 熱処理温度の上昇とともに反射強度がより低角度側で大きく減衰し, 膜の表面ラフネスが大きくなることを示唆している. このように, ホイスラー合金では所望の結晶構造を得るために加熱基板上への成膜や, 成膜後適当な温度で熱処理することが必要であるが, 膜のラフネスを増大させないように, これらを最適化する必要がある.

次に磁気特性を見てみよう. 図9は室温で作製した CCFA (x) 膜の磁化の温度変化を示している. 磁化は 5 K における値で規格化している. Fe 濃度の増大とともに磁化およびキュリー点は単調に増大する様子が伺える. 図10は 5 K における磁化の値と X 線回折から求めた格子定数を用いて算出した, 単位胞当たりの磁気モーメントの Fe 濃度依存性である. + は L_{21} 構造に対してスレータボーリング曲線から理論的に求めた値, ○と■は実験値であり, それぞれ室温で作製したもの, およびそれを熱処理したものである. 両者の比較から, 作製した CCFA 膜の磁化は L_{21} に対するもの

に比べかなり小さく、特に、Cr 濃度の高いほど計算との違いが大きい。これは B2 構造において Cr の一部が Co を置換し、置換した Cr と Co が反強磁性的に結合する⁽³¹⁾と仮定すると理解できる。すなわち、CCFA では A2 構造の存在が飽和磁化を低下させ、スピン分極率の低下を招くので、如何に A2 の出現を抑えられるかがポイントである。

前述のように、最初の MTJ は $x=0.4$ を用いて作製され、その TMR は室温で 16% であった。その後この値は 19% まで上昇したものの、A2 構造の存在により大幅に改善されるには至っていない。従来、これらの膜はマグネトロンスパッタ法を用い、 10^{-5} Pa 程度の真空中で作製されていた。最近、超高真空スパッタ装置を用いて作製したところ少し異なる様子が観測された。基板加熱温度を変えて熱酸化 Si 基板上に作製した $x=0.4$ の膜 (100 nm 厚) の X 線回折像では、加熱温度の上昇とともに (200) ピーク強度が増し、B2 構造の結晶性がよくなる。これに伴い磁気モーメントは室温で最大 $2.5\mu_B$ 、低温で $2.8\mu_B$ となり (図 10 に図示)、理論値の $3.7\mu_B$ にはまだ遠いものの従来の $2.4\mu_B$ よりもかなり増大している。

図9 CCFA (x) 膜の磁化の温度変化。5 K における値で規格化。

図10 CCFA (x) 膜の単位胞当たりの磁気モーメントの Fe 濃度 (x) 依存性。

最近、アーク溶解して得られたバルクの CCFA ($x=0.4$) は $L2_1$ 構造を示し、そのときの磁気モーメントは $3.7\mu_B$ であることが報告された⁽³⁴⁾。これについてポイントコンタクト法を用いて TMR が測定され、それから評価された P はバラツキが多いものの、最大 80% が得られている⁽³⁴⁾。従って、理論値に近い飽和磁化を得ることができれば、CCFA は非常に大きな TMR を期待できる。極最近、CCFA ($x=0.4$) と MgO バリアを用い MBE を用いて作製されたエピタキシャル MTJ において、55 K で 74%、室温で 42% の TMR が報告された⁽³⁵⁾。

次に、理論値と同じ磁化が得られた Co_2FeAl (CFA) について述べる⁽³⁶⁾。この薄膜は室温基板上に成膜すると A2 であるが、473 K 以上の基板温度で成膜すると B2 になる。磁気モーメントの値は両者において同等で、約 $5\mu_B$ である。構造の違いによる CFA のスピン分極率を評価するため、MTJ を作製した。膜は熱酸化 Si 基板上に作製し、その積層構造は CFA (20 nm) / AlO_x (1.2 nm) / $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ (3 nm) / NiFe (5 nm) / IrMn (15 nm) のスピナルブである。基板温度は室温 (A2) と 573 K (B2) である。これをフォトリソと Ar イオンミリングを用いて $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ に微細加工した。得られた室温での TMR 曲線を図 11 に示す。

また、第一原理計算で求められたスピン分極率と磁気モーメントの値⁽³⁷⁾、および図 11 の TMR の値を表 1 に示す。計算では CFA の P は B2 より A2 の方がかなり大きいが、実験結果も定性的にこれと矛盾しない。抵抗 (R) と接合面積

図11 Co_2FeAl を用いた MTJ の TMR 曲線。

表 1 Co_2FeAl の結晶構造とスピン分極率およびそれを用いた TMR.

結晶構造	$L2_1$	B2	A2
スピン分極率 P	0.32	0.30	0.62
磁気モーメント $\mu (\mu_B)$	4.92	4.90	5.37
TMR (室温, %)	—	28	47

(A)の積RAは $5 \times 10^5 \Omega \mu\text{m}^2$ であり前述の Co_2MnX 系よりかなり小さい．このようにCFAはA2構造でもTMRが室温で47%，5 Kで約70%と大きく，磁化が 1000 emu/cm^3 ，キュリー点が800 K以上であり，実用材料として魅力的である．

スピン分極率は配向方位に依存することが予想される．それを調べるため，加熱した $\text{MgO}(100)$ 基板上にCFA膜を作製した．図12にそのX線回折像を示す．(a)は θ - 2θ スキャンを，(b)は(200)および(400)回折線に固定して膜面内を ϕ スキャンしたものである．(a)は(200)回折像を示すことからこのCFAはB2構造であること，また，(b)は4回対称を示すことから，CFAは MgO 基板に対し膜面内で45度回転し，(100)配向を保ってエピタキシャル成長していることがわかる．

この膜を用いて $\text{MgO}(100)/\text{CFA}(20 \text{ nm})/\text{AlO}_x(1.2 \text{ nm})/\text{CoFe}(3 \text{ nm})/\text{IrMn}(10 \text{ nm})/\text{Ta}(60 \text{ nm})$ のMTJを作製した．CFAは基板温度673 Kで作製した．5 KにおけるTMR曲線およびTMRの温度変化を図13に示す⁽³⁸⁾．TMRは低温で74%，室温で43%と，A2構造の値とほとんど同じである．これは，(100)配向したB2構造のCFAのスピン分極率は，A2構造のそれとほとんど同じであることを示唆してい

る．なぜそうなのか考察してみよう．A2構造ではCFAは SiO_2 基板上に作製されているので，(110)配向性が強いものの配向はランダムである．従って，バリアに接した界面第一層は酸化していないとすればCo, Fe, Alが不規則に混在していると考えられる．一方，(100)配向した上記B2構造のCFAの界面はCoのみの層，またはFe, Alが不規則に分布した層からなると考えられる．フルホイスラーの場合，一般に前者のスピン分極率は小さい⁽²³⁾ことから，後者の可能性が高いと思われる．すなわち，界面第一層はA2ではCo, Fe, Alが，(100)配向したB2ではFe, Alがそれぞれ不規則配列した構造と考えられ，両者のスピン分極率があまり変わらないことを予想させる．

5. ま と め

フルホイスラー合金を中心に，ハーフメタルとそれを用いたトンネル接合のTMRの現状を述べた．そのまとめとして，室温TMRの変遷を図14に示す．フルホイスラーを用いた進展が著しいことがわかるが，それは $L2_1$ でなくてもB2構造であれば大きなTMRが期待できることがわかったからである．フルホイスラーを用いて室温TMRが100%を超え

図12 $\text{MgO}(100)$ 基板上に作製した Co_2FeAl 薄膜のX線回折像．(a) θ - 2θ スキャン，(b) 膜面内の ϕ スキャン．

図13 $\text{MgO}(100)$ 基板上にエピタキシャル成長させたB2構造のCFAを用いた(a) 5 KでのTMR曲線と(b) TMRの温度変化．

る日はそう遠くないであろう。一方、最近では、フルホイスラーを用いた CPP-GMR ヘッドの開発も活発化しており、その実用化も期待される。

第一原理計算および TEM 観察でそれぞれご協力頂く白井正文教授および宝野和博博士に感謝致します。本研究の一部は文部科学省の IT-Program RR2002 の助成を受けて行われた。

文 献

- (1) M. Julliere: Phys. Lett., **54A**(1975), 225-226.
- (2) G. Schmidt, D. Ferrand, L. W. Molenkamp, A. T. Flip and B. J. van Wees: Phys. Rev., **B62**(2000), R4790-R4793.
- (3) R. A. de Groot, F. M. Mueller, P. G. van Engen and K. H. J. Bushow: Phys. Rev. Lett., **50**(1983), 2024-2027.
- (4) Z. Zhang and Sashi Satpathy: Phys. Rev., **B44**(1991), 13319-13331.
- (5) S. Lewis, P. B. Allen and T. Sakaki: Phys. Rev., **B55**(1997), 10253-10260.
- (6) W. Pickett and D. Singh: Phys. Rev., **B53**(1996), 1146-1160.
- (7) K. I. Kobayashi, T. Kimura, H. Sawada, K. Terzkura and Y. Tokura: Nature, **395**(1998), 677-680.
- (8) S. Ishida, S. Fujii, S. Kashiwagi and S. Asano: J. Phys. Soc. Jpn., **64**(1995), 2152-2157.
- (9) 白井正文: 応用物理, **70**(2001), 275-278.
- (10) M. Bowen, M. Bibes, A. Bathelemy, J. P. Contour, A. Anase, Y. Lemaitre and A. Ferl: Appl. Phys. Lett., **82**(2003), 233-235.
- (11) J. M. Teresa, A. Bathelemy, A. Fert, J. P. Contour, R. Lyonnet, F. Montaigne, P. Seneor and A. Vaures: Phys. Rev. Lett., **82**(1999), 4288-4291.
- (12) C. Hodequin, J. Pierre and R. Currat: J. Magn. Magn. Mater., **162**(1996), 75-84.
- (13) J. J. Versluijs, M. A. Bari and J. M. Coey: Phys. Rev. Lett., **87**(2001), 026601-1-026601-4.
- (14) R. J. Solen Jr., J. M. Byers, M. S. Osofsky, B. Nadgorny, T. Ambrose, S. F. Cheng, P. R. Broussard, C. T. Tanaka, J. Nowak, J. S. Moodera, A. Barry and J. M. D. Coey: Science, **282**(1998), 85-88.
- (15) K. Inomata, S. Okamura, R. Goto and N. Tczuka: Jpn. J. Appl. Phys., **42**(2003), L419-L421.
- (16) D. Ristoiu, J. P. Nozieres, C. N. Borca, B. Borca and P. A. Dowben: Appl. Phys. Lett., **76**(2000), 2349-2351.

- (17) P. Turban, S. Andrieu, B. Kierren and E. Snoeck: Phys. Rev., **B65**(2002), 134417-1-134417-13.
- (18) D. Orgassa, H. Fujiwara, T. C. Schlueth and W. H. Butler: Phys. Rev., **B60**(1999), 13237-13240.
- (19) W. V. Roy, M. Wojcik, E. Jedryka, S. Nadolski, D. Jalabert, B. Brijs, G. Borghs and J. De Boeck: Appl. Phys. Lett., **83**(2003), 4214-4216.
- (20) C. T. Tanaka, J. Nowak and J. S. Moodera: J. Appl. Phys., **81**(1997), 5515-5517.
- (21) C. T. Tanaka, J. Nowak and J. S. Moodera: J. Appl. Phys., **86**(1999), 6239-6242.
- (22) J. A. Caballero, A. C. Reilly, Y. Hao, J. Bass, W. P. Pratt, Jr., F. Petroff and J. R. Childress: J. Magn. Magn. Mater., **198-199**(1999), 55-57.
- (23) I. Galanakis, P. H. Dederichs and N. Papanikolaou: Phys. Rev., **B66**(2002), 174429-1-174429-9.
- (24) T. Ambrose, J. J. Krebs and G. A. Prinz: J. Appl. Phys., **87**(2000), 5463-5465.
- (25) M. P. Raphael, B. Ravel, M. A. Willard, S. F. Cheng, B. N. Das, R. M. Stroud, K. M. Bussmann, J. H. Claassen and V. G. Harris: Appl. Phys. Lett., **79**(2001), 4396-4398.
- (26) W. C. Lim, S. Okamura, N. Tezuka and K. Inomata: 日本金属学会春期大会, (2005).
- (27) M. Wojcik, E. Jedryka, S. Nadolski, S. Okamura, N. Tezuka and K. Inomata: *Proc. of ICMFS*, (2003), 90.
- (28) S. Kammerer, A. Thomas, A. Hutten and G. Reiss: Appl. Phys. Lett., **85**(2004), 79-81.
- (29) H. Kubota, J. Nakata, M. Oogane, Y. Ando, A. Sakuma and T. Miyazaki: Jpn. J. Appl. Phys., **43**(2004), L984-L986.
- (30) H. Sakuraba, J. Nakata, M. Oogane, H. Kubota, Y. Ando, H. Kato, A. Sakuma and T. Miyazaki: *Intermag 2005* FU-01, (2005).
- (31) Y. Miura, K. Nagao and M. Shirai: Phys. Rev. B, **69**(2004), 144413-1-14413-7.
- (32) S. Okamura, R. Goto, S. Sugimoto, N. Tezuka and K. Inomata: J. Appl. Phys., **96**(2004), 6561-6564.
- (33) 大久保忠勝, 宝野和博, 私信.
- (34) E. Clifford, M. Venkatesan, R. Gunning and J. M. D. Coey: Solid State Comm., **131**(2004), 61-64.
- (35) T. Marukame, T. Kasahara, K. Matsuda, T. Uemura and M. Yamamoto: *Intermag 2005*, CA-02, (2005).
- (36) S. Okamura, A. Miyazaki, S. Sugimoto, N. Tezuka and K. Inomata: Appl. Phys. Lett., **86**(2005), 232503-1-232503-3.
- (37) 白井正文: 私信.
- (38) S. Okamura, A. Miyazaki, N. Tezuka, S. Sugimoto and K. Inomata: *Intermag 2005*, HP-09, (2005).

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
猪俣浩一郎

1970年3月 東京都立大学大学院理学研究科博士課程修了
理学博士

1970年4月 東京芝浦電気株式会社(現株式会社東芝)総合研究所入社

2000年4月 東北大学大学院工学研究科教授 現在に至る

専門分野：磁性材料・薄膜，スピントロニクス

希土類磁石、アモルファス磁性材料、磁性薄膜、金属人工格子などの磁性材料・薄膜および、巨大磁気抵抗効果素子、強磁性トンネル接合素子、スピン注入磁化反転などスピントロニクス材料・デバイスに関する研究に従事。

★★

猪俣浩一郎

岡村 進

手束展規