革新的な電界駆動型磁気デバイスの創製に向けた高機能強磁性・強誘電薄膜材料の探索・合成

Search and fabrication of high functional multiferroic films for novel magnetic devices driven by electric field

研究代表者　秋田大学大学院理工学研究科　准教授　吉村哲

Satoru Yoshimura

Magnetization reversal by elecEtric field is a prospective technology for future magnetic devices due to its lower power consumption. Multiferroic materials with ferromagnetism and ferroelectricity have garnered attention as candidate materials in electric-field driving magnetic devices. $(Bi_{1-x}Ba_x)FeO_3$ and $(Bi_{1-x}La_x)(Fe_{0.75}Co_{0.25})O_3$ multiferroic thin films were fabricated by a pulsed DC reactive sputtering. A low pulse frequency (long time for sputtering OFF) and a high sputtering power (high-energy deposition) were effective for the acceleration of the crystallization of the multiferroic phase owing to the enhancement of the surface diffusion of sputtered atoms on the substrate surface. The saturation magnetization of the $(Bi_{0.48}Ba_{0.52})FeO_3$ film was very high value of approximately 90 emu/cm^3. In previous study, we fabricated typical $Bi_{0.5}Ba_{0.5}FeO_3$ film by using an RF sputtering method. However, the saturation magnetization was approximately 60 emu/cm^3. The saturation magnetization of the $(Bi_{0.41}La_{0.59})(Fe_{0.75}Co_{0.25})O_3$ film was approximately 75 emu/cm^3 and the coercivity of parallel to film plane and perpendicular to film plane was very high of approximately 2.5 and 4.0 kOe. The $(Bi_{0.41}La_{0.59})(Fe_{0.75}Co_{0.25})O_3$ film was applied an electric field to create a magnetic domain. Magnetic force microscopy analysis of this film confirmed that the magnetic domain with the minimum size of 300 nm was generated by applying only a local electric field. These indicate that fabrication by the pulsed DC reactive sputtering and optimization of element for replacement are effective to obtain high functional multiferroic thin Films. These multiferroic films described here are expected to be useful for electric-field-driven magnetic devices.

要旨

超低消費電力・超大容量の次々世代磁気メモリや，超低消費電力・高解像度の次々世代光変調素子，などの高性能磁気デバイスの実現を目指して，強磁性・強誘電材料に注目し，「電界印加のみによる完全磁化反転」の実証を試みた．まず，強磁性・強誘電薄膜を高品位に作製するために，近年開発された反応性パルスＤＣスパッタリング法を用い，その成膜条件を検討した．そして，その作製条件を用いて，デバイス応用に適した物性を有する強磁性・強誘電材料を探索した．作製した薄膜に局所電界印加を施したところ，磁気力顕微鏡による解析において，最小で300 nm程度の明瞭な磁気コントラストが得られたことから，磁化が電界により誘起されたことを確認した．

１．　まえがき

省エネルギー化が求められている今日，家電製品のみならず，データセンターやパーソナルコンピュータに使用され世界で10億台以上が稼働している磁気記録装置（ハードディスクドライブ：HDD）にに代表される磁気メモリおいても，低消費電力化が求められている．しかしながら，現行のHDDにおいては，コイルに電流を流して発生させた磁界により記録媒体の磁化方向を制御することで情報を書込む電流磁界記録方式を用いており，原理的にエネルギーロスが大きい結果，情報記録時の HDD の電力消費量は極めて大きい．そしてその記録電力は，HDDの高密度記録化に伴う記録媒体の高保磁力化により発生磁界をさらに増大させる必要があることから，ますます増加する傾向にある．さらに，本電流磁界記録方式では，発生磁界は磁極材料の飽和磁束密度で決まり，発生可能な磁界の最大値は最も飽和磁束密度が高い Fe-Co を用いたとしても2.4テスラであることから，それ以上の保磁力を有する記録媒体には記録が不可能になることも問題である．近年，この記録の困難性を解決するために，電流磁界に熱[(1)]やマイクロ波[(2)]のエネルギーをアシストすることで記録する方式が提案され，活発に研究開発が行われている．記録媒体に熱

やマイクロ波を照射することによりその部分の保磁力を低下させ，磁化反転させ易くする手法である．しかしながら本方式は，現行の電流磁界記録方式の延命処置に過ぎず，また低消費電力記録に対する解決には到底至らない．HDD 以外の磁気メモリとして，磁気ランダムアクセスメモリ（MRAM）が有り，その記録方法は，HDD で用いられている電流磁界方式からスピン注入方式[3]へと変わっており，比較的に低消費電力記録が実現されているが，素子の高集積化に伴い，記録において再び大きな電力消費となることが懸念される．次々世代映像技術に使用される光変調素子において，上記のスピン注入により磁化反転を行う方式を用いて駆動のデモンストレーションは行われているが，素子の超低消費電力化・高解像度化を真に実現するためには，本方式では限界が有る．以上より，既存の方式とは全く異なる新しい記録や駆動方式に代え，かつそれに適した新材料を用いる必要がある．

電界を印加することでメモリや素子等の磁化方向を制御することが可能になれば，極めて小さい消費電力かつ非常に高い電界強度での記録や駆動が可能になる．前者の理由は，電界印加の対象が絶縁体であることが想定され，それには電流がほとんど流れない結果，電力もほとんど消費しないからである．後者の理由は，電界印加の対象が薄化することが想定され，電圧が数ボルトであっても，電界強度は MV/cm オーダーの極めて高い値に達するからである．以上のことから，次世代の方式として，様々な磁化の電界駆動方式が検討され始めている．

２．　近年の磁化の電界駆動

古くから提案および検討されている方式として，磁歪材料と圧電材料とを組み合わせた，複合体[4]や積層体[5]がある．圧電材料に電界を印加して歪ませ（逆圧電効果），その歪により磁歪材料が歪むことで磁化方向が変化する（逆磁歪効果），という原理を用いている．圧電基板に磁歪材料を積層するなどの簡単な方法で作製することが可能であるが，機械動作を伴うことにより磁化の高速駆動が困難であること，磁化方向を変化させることができても磁化反転は難しいこと，などから，電界のみで磁化を高速かつ明瞭に駆動させることが困難であると考えられる．

強磁性層／極薄絶縁層／強磁性層，からなり，２つの磁性薄膜の磁化方向の配列（平行か反平行か）によって積層方向の電気抵抗に大きな差が生じるトンネル型磁気抵抗積層膜において，一方の磁性層の膜厚が数ナノメートル以下の場合，積層膜への電界印加により，その薄い方の磁性層の磁化方向が変化する，という現象が報告されている[6],[7]．電界印加により，薄い磁性層の絶縁層界面における磁気異方性の方向が変化する，という原理を用いている．歪を使用することなく電界で磁化方向を変化させることが可能ではあるが，非常に薄い磁性層においてのみ有効であるのこと，磁化反転には材料固有の周波数の電界が必要であること，電界のみならず直流磁界も必要であること，などから，本方式も同様，十分な強度の磁気信号を発し得るある程度厚い膜厚を有する磁性層の磁化を電界のみで明瞭に駆動させることが困難であると考えられる．

反強磁性および常誘電性を有する α-Cr_2O_3 薄膜と強磁性層との積層膜において，積層膜への電界印加により，その強磁性層の磁化方向が変化する，という現象が報告されている[8],[9]．電界印加により α-Cr_2O_3 薄膜の反強磁性スピン配列が変化し，その結果，α-Cr_2O_3 薄膜との界面で磁気的交換結合している強磁性層の磁化方向が変化する，という原理を用いている．強磁性層の磁化方向を反転させることが可能ではあるが，α-Cr_2O_3 薄膜のネール温度が低い（307 K）ために，50 ℃以上では本機能性が失われること，磁化反転には電界のみならず大きな直流磁界も必要であること，などから，本方式も同様，室温で磁性層の磁化を電界のみで明瞭に駆動させることが困難であると考えられる．

反強磁性および強誘電性を有する $BiFeO_3$ 薄膜と強磁性層との積層膜において，積層膜への電界印加により，その強磁性層の磁化方向が変化する，という現象が報告されている[10],[11]．α-Cr_2O_3 薄膜の場合と同様，電界印加により $BiFeO_3$ 薄膜の反強磁性スピンの配列が変化し，その結果，$BiFeO_3$ 薄膜との界面で磁気的交換結合している強磁性層の磁化方向が変化する，という原理を用いている．α-Cr_2O_3 薄膜の場合と同様，強磁性層の磁化方向を反転させることが可能ではあるが，$BiFeO_3$ 薄膜と強磁性層との磁気的交換結合が大きくないことから，本方式も同様，十分な強度の磁気信号を発し得るある程度厚い膜厚を有する磁性層の

磁化を電界のみで明瞭に駆動させることが困難であると考えられる．

強磁性および強誘電性を有する(Dy, Tb)FeO_3において，電界印加により，その磁化方向が変化する，という現象が報告されている[12]．本材料自身の物性である電気磁気効果により，電界印加によりスピン配列が変化し，その結果，その磁化方向が変化する，という原理を用いている．しかしながら，本材料の強磁性キュリー温度が極めて低いことから，本方式も同様，室温で磁性層の磁化を電界のみで明瞭に駆動させることが困難であると考えられる．

以上より，室温で，デバイス応用上必要なある程度の厚い膜厚を有する磁性層の磁化を電界印加のみにより明瞭に反転させることが可能な，単相の強磁性・強誘電性材料の薄膜が，超低消費電力・高性能磁気デバイスの実現に必要不可欠である．

３．　室温で強磁性・強誘電特性を有する材料薄膜を用いた磁化方向の電界制御

単相で強磁性・強誘電性を室温で有する薄膜を用い，それに印加する電界の方向を変化させることにより電気分極の方向が変化し，それと同時に磁化の方向が変化すれば，「厚い膜厚を有する磁性層であってもその磁化方向を室温で電界印加のみにより反転させることが可能」となり，超低消費電力での磁気デバイスの駆動が実現できる．そして，反転領域が小さいほど，デバイスの高集積化（メモリの場合は高密度記録化，光変調素子の場合は高解像度化）も可能となる．最近，室温でも強磁性を示す$(Bi_{1-x}Ba_x)FeO_3$[13]や$Bi(Fe_{1-x}Co_x)O_3$[14], [15]などが報告され，その応用研究が注目され始めてきている．本研究では，まず，$(Bi_{1-x}Ba_x)FeO_3$に着目し，新しい「反応性パルスDCスパッタリング法」を用いてその薄膜を高品位に作製し，成膜条件を最適化した後，本成膜方法を用いて新たなLaドープ材料[16]を高品位作製して優れた磁気特性を有する薄膜を得て，その薄膜を用いて，電界印加のみによる磁化反転のデモンストレーションを試みた．

４．　反応性パルスDCスパッタリング法による$(Bi_{1-x}Ba_x)FeO_3$薄膜の高品位作製

従来までは，RFスパッタリング法により，Bi-Ba-Fe-O酸化物ターゲットを用いて，(Bi, Ba)FeO_3薄膜の作製を行ってきが，高品位な薄膜を得ることが難しかったので，新しく製品化されたパルスDC電源を用いた反応性スパッタリング[17]により，(Bi, Ba)FeO_3薄膜の作製を試みた．このパルスDC電源は，酸素や窒素をアルゴンと混合させて，酸化物や窒化物の薄膜を作製するときに，反転電圧パルスの印加によってターゲット表面の帯電を除去し，アーク放電を防ぐ働きを有しており，安定してプラズマを生じさせることに有効である．スパッタリングターゲットにはFe粉末と$Ba_2Fe_2O_5$粉末を焼結させた導電性ターゲットを用いた．ターゲットの上に５x５x１tのBiシートを3〜6枚置いて，薄膜の組成を変化させた．図1に，(Bi, Ba)FeO_3薄膜における飽和磁化のBiに対するBa置換量依存性を示す．Ba置換量が50 at%程度で，飽和磁化の最大値は90 emu/cm^3であった．ここで，(Bi, Ba)FeO_3薄膜については，RFスパッタリング法により作製した場合の値も示しており，反応性パルスDCスパッタリング法で作製した場合の飽和磁化はRFスパッタリング法で作製した場合のそれより1.5倍も大きくなり，成膜速度も10程度速くなり，明らかな効果が見られた．それ以上の置換量においては減少した．保磁力に関し，図には示していないが，薄膜面内方向の方が薄膜面垂直方向よりも大きくて2 kOe程度であった．50 at%程度での元素置換量における磁気特性の向上は，Fe原子のフェリ磁性化によるもの，65 at%以上の元素置換量における磁気特性の劣化は構造解析の結果から第二相の生成によるもの，と考えられる．

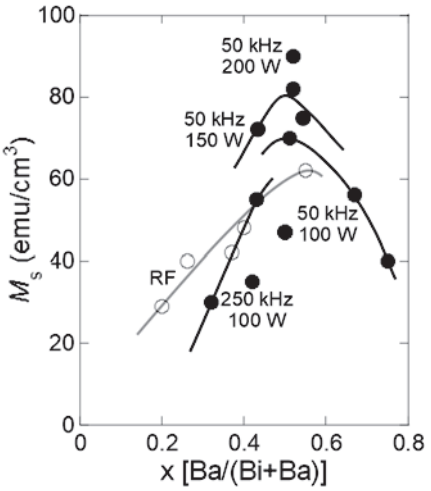

図1 (Bi, Ba)FeO_3薄膜における磁気特性(飽和磁化)のBiに対するBa置換量依存性

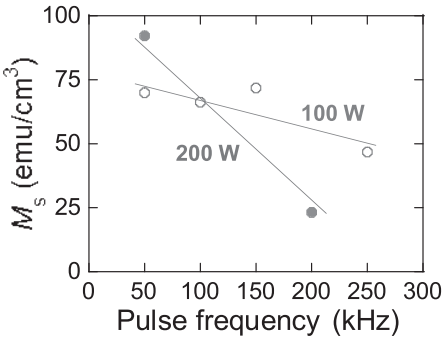

図2 (Bi, Ba)FeO_3薄膜における磁気特性(飽和磁化)のパルスDCスパッタリングの周波数依存性

また，パルス周波数と成膜電力を変化させる検討もしており，図2に示す通り，パルス周波数が小さいほど，図には示していないが，成膜電力が大きいほど，飽和磁化が高くなる傾向にあった．それらの要因として，数十ボルトのプラスの電圧が印加されて成膜が行われない時間が長くなること，スパッタ粒子が高いエネルギーを持って基板上に堆積すること，つまり，いずれも「スパッタ粒子の表面拡散の促進」に寄与するものであったからと考えられる．

そして，図には示していないが，強誘電テスターによる本薄膜の電気特性についても調べており，明瞭なヒステリシスが見られることから，強誘電特性を有していることも確認できた．

5．磁気特性に優れた(Bi$_{1-x}$La$_x$) (Fe, Co) O_3薄膜の高品位作製

上記の(Bi, Ba)FeO_3 薄膜の作製において最適化した成膜条件を用いて，Bi に対する Ba 置換ではなく La 置換を試みた．同時に，Fe に対する Co 置換も行った．

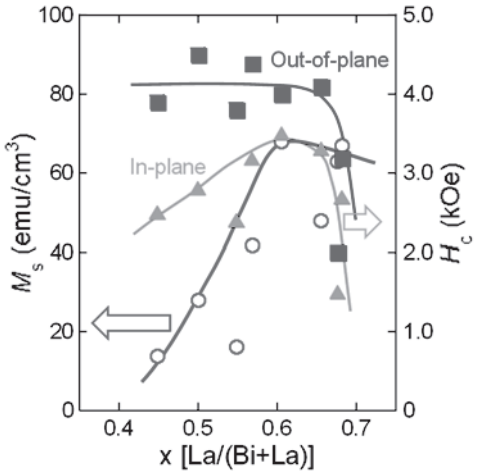

図3 (Bi, La) (Fe, Co) O_3薄膜における磁気特性(飽和磁化および保磁力)のBi に対する Ba 置換量依存性

Fe 粉末と Co 粉末と $LaFeO_3$ 粉末を焼結させた導電性ターゲットを用いて作製した．図 3 に，(Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜の飽和磁化および薄膜面垂直方向と薄面内方向の保磁力における，Bi に対する La 置換量依存性を示す．飽和磁化については La 置換量が 60 at%程度で最大を取り，70 emu/cm^{3}であった．保磁力については，膜面垂直方向の方が膜面内方向よりも常に大きく，かつ最大で 4 kOe 以上の値が得られた．ただし，65 at%以上の La 置換量の増大に伴い，飽和磁化および保磁力は大きく低下した．

本(Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜の磁気異方性を調べるために，磁界印加方向を薄膜面に対して平行（0°）から垂直（90°）まで，10°おきに変えながら磁化曲線を測定し，角型比（残留磁化値を飽和磁化値で割った値）を求めた．図4にその結果を示す．参考までに，従来検討で用いていた(Bi, Ba)FeO_3薄膜，完全に膜面垂直方向に磁気異方性を有することで知られている$[Co/Pd]_n$ 多層膜，の結果も合わせて示す．本(Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜は，(Bi, Ba)FeO_3薄膜とは逆の傾向で，薄膜面内方向に磁界を印加した時よりも垂直方向に印加した時のほうが，大きな残留磁化を有していることがわかる．この傾向は，完全に膜面垂直方向に磁気異方性を有する $[Co/Pd]_n$多層膜と同様である．よって，本(Bi, La) (Fe, Co) O_3薄膜は，垂直磁気異方性を有していると言える．

また，本(Bi, La) (Fe, Co) O_3薄膜を有するデバイスが室温で問題なく駆動するかどうか検討するために，磁化曲線を測定する温度を室温から高温まで変化させることで，本薄膜のキュリー温度（強磁性から熱に

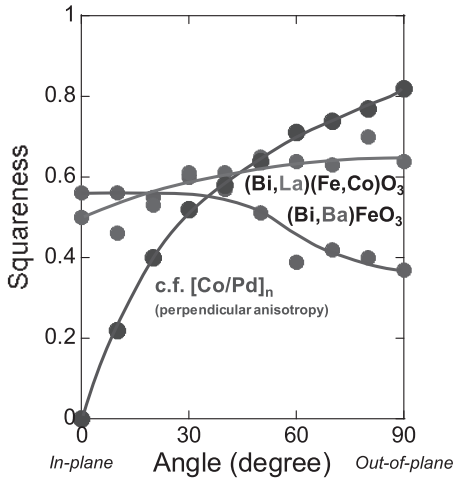

図4 (Bi, La) (Fe, Co) O_3薄膜における磁気特性(角型比)の磁界印加方向依存性

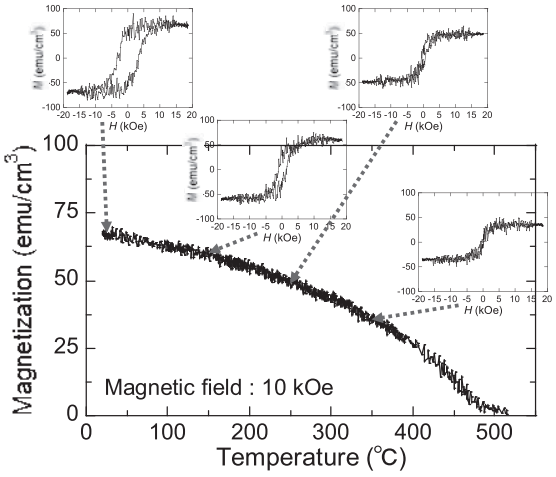

図5 (Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜における磁気特性(磁化)の測定温度依存性

よって常磁性に転じる温度）を測定した．図5にその結果を示す．印加磁界10 kOeにおける磁化の温度変化と，各温度での磁化曲線を測定した．キュリー温度は450 ℃以上であることがわかり，250 ℃までヒステリシスを有していることもわかる．

また，図には示していないが，強誘電テスターによる本薄膜の電気特性についても，同様に調べており，明瞭なヒステリシスが見られることから，強誘電特性を有していることも確認できた．

以上より，飽和磁化の観点からは，極めて大きい訳ではないが，保磁力はメモリ応用に使用できる程度の高い値を有しており，かつ薄膜面垂直方向に磁気異方性を有しており，高いキュリー温度を有して室温稼働には問題がないため，磁気デバイス全般への応用にも適しており，これまでの強磁性・強誘電薄膜に無かった，優れた磁気特性を有している．

6. 電界印加のみによる磁化反転のデモンストレーション

良好な磁気特性および強誘電特性が得られた(Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜において，走査型プローブ顕微鏡を用いた電界書込み，および磁気力顕微鏡（MFM）による磁区構造評価と電気力顕微鏡（EFM）による分域構造評価を行った．MFM測定における探針先端の磁極を「N」とし，EFM測定における探針先端の電荷は「＋」と「－」の両方とした．導電性探針に-10 Vの電圧を印加し，0.5 μm幅で0.5 μm間隔で２本書込みを行った．その後，該当箇所のMFM測定，EFM測定（探針に+1 Vを印加），EFM測定（探針に-1 Vを印加），を行った．本測定結果を図6に示す．EFM測定結果について，探針先端の電荷を反転させるとそれに応じて像のコントラストも反転しており，書込んだ部分の表面においてプラスの電荷が存在することが判る．またMFM測定結果については，図には全てを示している訳ではないが，どのタイミングであっても（MFM測定直前のEFM測定において探針に印加された電圧が＋であっても－であっても）同様の像が得られていることから，探針先端に電荷が残留していない状態でMFM測定が行われていること，書込んだ部分の表面がN極に磁化している，と言える．よって，(Bi, La) (Fe, Co) O_3 単層膜において，静的な電界印加磁化反転が観測されたと言える．

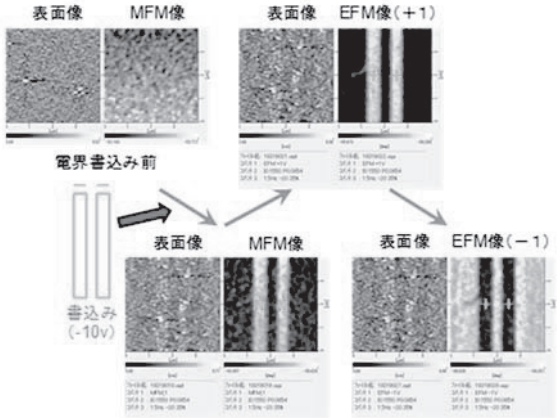

図6 (Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜における局所電界印加後の薄膜表面の磁区構造および分域構造

さらに，本薄膜において，どこまで細い幅で書込むことができるか検討した．500, 400, 300, 200, 100 nm幅で，導電性探針に-10 Vの電圧を印加して書込み，その後，該当箇所のMFM測定，EFM測定（探

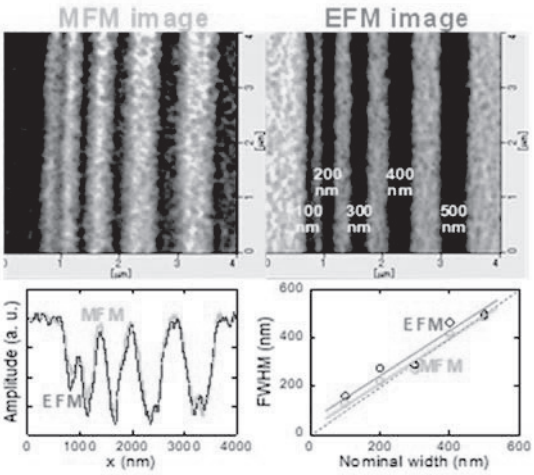

図7 (Bi, La) (Fe, Co) O_3 薄膜における磁区構造の電界書込み幅依存性

針に-1 V を印加)，を行った．本測定結果およびそのラインプロファイルを図7に示す．300 nm幅までにおいては，おおよそ設定通りの幅で書込みされているが，それ以下の幅においては，実際に書込まれた幅が設定幅よりも大きくなる傾向にある．これらの結果より，磁気デバイス応用において想定される磁化反転領域の幅（100 nm程度）に近いレベルである300 nm幅までの電界書込みが可能であることが判る．

以上より，電界印加のみによる磁化反転のデモンストレーションに成功したと言える．

7．$(Bi_{1-x}La_x)(Fe,Co)O_3$薄膜の光デバイス応用に向けた磁気光学特性(Kerr 効果)の測定

室温で，磁化を電界印加のみにより明瞭に反転させることが可能な，単相の強磁性・強誘電性材料において，磁化方向によりその表面で反射する光の偏光方向が変わる「磁気Kerr 効果」が得られると，電界印加でもって光を制御することが可能となり，新規な超低消費電力型の光磁気デバイスの実現が期待できる．例えば，数百nmオーダーの領域で磁化の電界反転を実現できる$(Bi,La)(Fe,Co)O_3$薄膜において，大きな磁気Kerr 効果が得られると，超低消費電力・高解像度の次々世代光変調素子に応用でき，ホログラフィ方式の立体映像表示が可能になる．よって，強磁性・強誘電薄膜においてこれまで測定されたことがほとんど無かった「磁気Kerr 効果」を本材料において測定し，その応用性を検討した．図8および9に，$(Bi,La)(Fe,Co)O_3$薄膜の磁気Kerr 回転角および楕円率のレーザ波長依存性を示す．図8には，膜厚を200 nmとした試料，図9には，膜厚を300 nmとした試料の場合を，それぞれ示す．

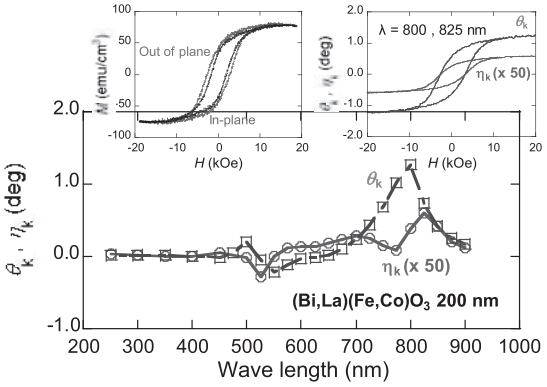

図8 $(Bi,La)(Fe,Co)O_3$薄膜（200 nm厚）における磁気光学効果特性（Kerr 回転角および楕円率）のレーザ周波数依存性

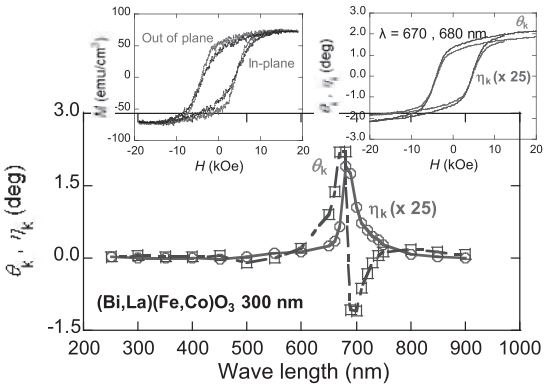

図9 $(Bi,La)(Fe,Co)O_3$薄膜（300 nm厚）における磁気光学効果特性（Kerr 回転角および楕円率）のレーザ周波数依存性

いずれの膜厚の試料においても，レーザ波長に大きく依存し，レーザ波長が400 nmの場合，いずれの膜厚の試料においても，回転角と楕円率，いずれも非常に小さくかろうじて検出でる程度のレベルであったが，膜厚200 nmの試料では波長が800 nm程度，膜厚300 nmの試料では波長が700 nm程度，の場合において，非常に大きな回転角および楕円率が得られることが判った．そして，ここで得られた，極めて大きな磁気Kerr 効果（回転角2°）は，現行の光磁気材料でも導出が容易ではない値であり，本材料を新たに光磁気デバイスに適用できる可能性があることが判った．このような極めて大きな磁気光学特性が得られた要因の中に，磁気光学特性のレーザ波長に対する急峻な変化が見られることから，偏光レーザの強磁性・強誘電薄膜内での多重反射などが考えられるが，膜厚の増減に伴うピーク波長の変化が多重反射の観点から小さいことから，多重反射が支配的ではないと考えられる．今後，この大きな磁気Kerr 効果の要因を検討して行きたい．いずれにしても，本薄膜は，超低消費電力・高解像度の次々世代光変調素子への応用に効果的と言える．

8．今後の展開

本強磁性・強誘電薄膜は，磁気記録デバイス，光磁気デバイス以外にも，様々なセンサやアイソレータに対して，超低消費電力稼働化は当然，多検出化や光伝搬方向の可変化，などをもたらす可能性がある．よって，本材料薄膜を種々の磁気デバイスに応用することでその高性能化や多機能化を実現させ，今後の低炭素かつ IoT 社会を支える新しいデバイスを創製していきたい．

発表論文

[1] S. Yoshimura, M. Kuppan, Fabrication of highly qualified $(Bi_{1-x}Ba_x)FeO_3$ multiferroic thin films by using a pulsed DC reactive sputtering method and demonstration of magnetization reversal by electric field, Japanese Journal of Applied Physics, Selected Topics in Applied Physics 2018, 57, 0902B7-1-5, 2018年9月.

[2] S. Yoshimura, Y. Sugawara, G. Egawa, H. Saito, Basic Study of Electric Field Induced Magnetization Reversal of Multiferroic (Bi1-xBax)FeO3 Thin Films at Room Temperature for Magnetic Recording Technology Journal of the Magnetics Society of Japan, 2018, 42-2, 11-14, 2018年1月.

[3] S. Yoshimura, Fabrication of ε-Fe_2O_3 multiferroic thin films with high coercivity and magnetization for electric-field writing magnetic recording Proceedings of International Conference of Materials for Resources (ICMR, Akita, Japan, 2017), 490-493. 2017年10月.

参考文献

(1) J. U. Thiele, S. Maat, and E. E. Fullerton: Appl. Phys. Lett., 82, 2859 (2003).

(2) J. G. Zhu, X. Zhu, Y. Tang: IEEE Trans. Magn., 44, 125 (2008).

(3) J. Slonczewski, J. Magn. Magn. Mater., 159, L1 (1996).

(4) J. Ryu, A. V. Carazo, K. Uchino, and H.-E. Kim: Japanese J. Appl. Phys., 40 (8R), 4948 (2000).

(5) G. Srinivasan, E. T. Rasmussen, J. Gallegos, R. Srinivasan, Y. I. Bokhan, and V. M. Laletin: Phys. Rev. B, 66, 029902 (2002).

(6) M. Weisheit, S. Fähler, A. Marty, Y. Souche, C. Poinsignon, and D. Givord: Science, 315-5810, 349 (2007).

(7) T. Maruyama, Y. Shiota, T. Nozaki, K. Ohta, N. Toda, M. Mizuguchi, A. A. Tulapurkar, T. Shinjo, M. Shiraishi, S. Mizukami, Y. Ando, and Y. Suzuki: Nature Nanotechnology 4, 158 (2009).

(8) Y. Shiratsuchi, T. Fujita, H. Oikawa, H. Noutomi, and R. Nakatani: Applied Physics Express, 3-11, 113001 (2010).

(9) T. Ashida, M. Oida, N. Shimomura, T. Nozaki, T. Shibata, and M. Sahashi: Appl. Phys. Lett., 104, 152409 (2014).

(10) X. Qi, H. Kim, and M. G. Blamire: Philosophical Mag. Lett., 87, 175 (2007).

(11) K. Sone, H. Naganuma, M. Ito, T. Miyazaki, T. Nakajima, and S. Okamura: SCIENTIFIC REPORTS, 5, 9348 (2015).

(12) Y. Tokunaga, Y. Taguchi, T. Arima, and Y. Tokura, Nat. Phys. 8, 838 (2012).

(13) D. H. Wang, W. C. Goh, M. Ning, and C. K. Ong: Appl. Phys. Lett., 88, 212907 (2006).

(14) D. G. Barrionuevo, S. P. Singh, R. S. Katiyar, and M. S. Tomar: MRS Proceedings, 1256 (2010).

(15) H. Hojo, R. Kawabe, H. Yamamoto, K. Mibu, and M. Azuma: 1st Seminar of Ferroic-ordering and their manipulation D-1 (2016).

(16) K. G. Yang, K. G. Yang, Y. L. Zhang, S. H. Yang, and B. Wang, J. Appl. Phys., 107, 124109 (2010).

(17) D. R. Pelleymounter, D. J. Christie, and B. D. Fries, 57th Annu. Technical Conf. Proc. 2014, 183.