

SrTiO₃(100)単結晶基板上における Mn-N および Cr-N 薄膜のエピタキシャル成長桑山亮太¹・今村光佑¹・大竹充¹・二本正昭¹・磯上慎二²(¹横浜国大, ²物材機構)Epitaxial Growth of Mn-N and Cr-N Thin Films on SrTiO₃(100) Single-Crystal SubstratesRyota Kuwayama¹, Kosuke Imamura¹, Mitsuru Ohtake¹, Masaaki Futamoto¹, and Shinji Isogami²(¹Yokohama Nat. Univ., ²NIMS)

はじめに Mn および Cr の窒化物には反強磁性を示す塩化ナトリウム型構造 (ピアソン記号: *cF8*, 空間群: *Fm $\bar{3}m$*) の CrN および MnN 相が存在し, ネール温度が CrN 相では -13 °C¹⁾ であるが MnN 相では 387 °C²⁾ と室温より高く, 貴金属を含む MnIr や MnPt などの代替材料として期待されている³⁾. また, Mn-N 系にはフェリ磁性を示す逆ペロブスカイト型構造 (ピアソン記号: *cP5*, 空間群: *Pm $\bar{3}m$*) の Mn₄N 相があり, エピタキシャル Mn₄N 薄膜は格子歪により比較的強い垂直磁気異方性を示すことから, MRAM などへの応用に向けて研究されている⁴⁻⁷⁾. 一方, Cr₄N 相は理論計算⁸⁾により存在が示唆されているものの, 実験的に形成した報告はない. これまで, Mn₄N 薄膜を得ることを目的とした多くの研究が存在するが, MnN や CrN 相を含む領域まで系統的に N 組成を変化させた報告は殆どない. また, 多くの研究では, MgO(001)基板が用いられているが, MgO 基板は MnN や CrN 相と同じ結晶構造で同程度の格子定数を持つため, 構造評価の観点からは結晶構造や格子定数が若干異なる基板を用いた方が MnN や CrN 相の形成を明確化できる. そこで, 本研究では, SrTiO₃(100)基板上に反応性スパッタリング法により Mn-N および Cr-N 薄膜を形成し, N₂分圧比が相形成に及ぼす影響を系統的に調べた.

実験方法 膜形成には, N を効率的に膜中に固溶させられる RF のマグネトロンスパッタリング装置を用いた. 全圧が 0.67 Pa となるように調整した Ar と N₂ の混合ガス雰囲気下で Mn もしくは Cr をスパッタすることにより SrTiO₃(100)基板上に Mn-N または Cr-N 薄膜を形成した. このとき, 基板温度は 400 °C で一定とし, N₂分圧比は 0~100%の間で変化させた. 構造評価には RHEED および XRD, N 組成評価には XPS, 磁気特性評価には AHE 測定装置等を用いた.

実験結果 Mn-N 薄膜では, N₂分圧比の増加に伴い, Mn \Rightarrow Mn₄N \Rightarrow Mn₃N₂ \Rightarrow MnN 相が形成された. N₂分圧比が 0% では α -Mn(100)単相となった. 0~2%の間では α -Mn 相に Mn₄N 相が混在し, 2%で Mn₄N 単相となった. 3~6%の間では Mn₄N 相に Mn₃N₂相が混在し, 6%で Mn₃N₂単相となった. そして, 6~20%の間では Mn₃N₂相に MnN 相が混在し, 20~100%で MnN 単相となった. 単相膜に対して得られた RHEED および XRD パターンの例を Fig. 1 に示す. Mn₄N および Mn₃N₂ 相は共に *c* 軸が膜面内において直交した(110)双結晶膜として形成されている (Fig. 1(a), (b)). 一方, MnN 相は, (100)面を基板表面と平行とする単結晶膜としてエピタキシャル成長している (Fig. 1(c)). Cr-N 薄膜では, N₂分圧比 1%の段階で CrN 相が単相で形成され, Cr₄N 相の存在は認められなかった. Fig. 2 に CrN 単相膜に対して観察された RHEED および XRD パターンを示す. MnN 相の場合と同様な回折パターンを確認することができ, Cr-N 系ではこの相が安定であることが分かった. 当日は, 磁気特性についても報告する.

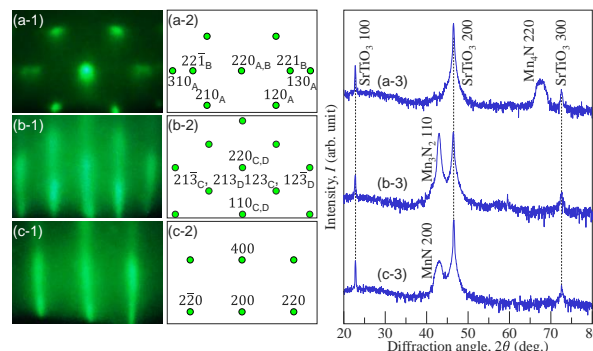


Fig. 1 (a-1)–(c-1) RHEED and (a-3)–(c-3) out-of-plane XRD patterns of Mn-N films formed on SrTiO₃(100) substrates at 400 °C in the N₂ partial pressure ratios of (a-1, a-3) 3%, (b-1, b-3) 6%, and (c-1, c-3) 40%. (a-2) Schematic diagrams of RHEED patterns simulated for (a-2) Mn₄N(110) bi-crystal and (b-2) Mn₃N₂(110) bi-crystal and (c-2) MnN(100) single-crystal.

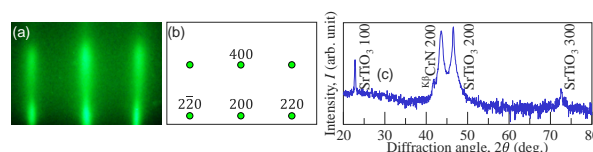


Fig. 2 (a) RHEED and (c) out-of-plane XRD patterns of Cr-N film formed on SrTiO₃(100) substrate at 400 °C in the N₂ partial pressure ratio of 5%. (b) Schematic diagram of RHEED pattern simulated for CrN(100) single-crystal.

- 1) K. Inumaru, K. Koyama, N. Imo-oka, and S. Yamanaka: *Phys. Rev. B.*, **75**, 054416 (2007).
- 2) A. Leineweber, R. Niewa, H. Jacobs, and W. Kockelmann: *J. Mater. Chem.*, **10**, 2827 (2000).
- 3) M. Meinert, B. Büker, D. Graulich, and M. Dunz: *Phys. Rev. B.*, **92**, 144408 (2015).
- 4) K. Kabara and M. Tsunoda: *J. Appl. Phys.*, **117**, 17B512 (2015).
- 5) S. Isogami, K. Masuda, and Y. Miura: *Phys. Rev. Mater.*, **4**, 014406 (2020).
- 6) Y. Yasutomi, K. Ito, T. Sanai, K. Toko, and T. Suemasu: *J. Appl. Phys.*, **115**, 17A935 (2014).
- 7) W. Li, R. Tanaka, T. Usami, T. Gao, T. Harumoto, Y. Nakamura, and J. Shi: *Mater. Lett.*, **311**, 131615 (2022).
- 8) A. Azouaoui, N. Benzakour, A. Hourmatallah, and K. Bouslykhane: *Solid State Sci.*, **105**, 106260 (2020).

MgO(001)基板上に形成したエピタキシャル Fe-N 薄膜における相形成と変態

今村光佑¹・前田悠良¹・大竹充¹・二本正昭¹・磯上慎二²
(¹横浜国大, ²物材機構)

Phase Formation and Transformation in Fe-N Epitaxial Thin Films Formed on MgO(001) Substrates

Kosuke Imamura¹, Yura Maeda¹, Mitsuru Ohtake¹, Masaaki Futamoto¹, Shinji Isogami²

(¹Yokohama Nat. Univ., ²NIMS)

はじめに 窒素 (N) は、3d 遷移金属の結晶格子中に侵入し、格子歪を誘起させ、または、化学結合状態を変化させるため、磁性材料の特性を制御する上で重要な役割を果たしている¹⁾。また、近年、N の吸脱反応を利用することで、準安定な $L1_0$ 構造の Fe-Ni 相²⁾や bct 構造の FeCo 相³⁾の薄膜形成が試みられている。一方、著者らは、これまで、Fe-N 薄膜における N の振舞いを理解することを目的に、結晶成長温度や N_2 分圧比といった反応性スパッタリングの基本条件を系統的に変化させ、N の脱離温度や γ' -Fe₄N 相のエピタキシャル成長条件を報告してきた⁴⁾。しかしながら、N が高濃度に固溶した膜における相形成については明らかになっていない。そこで本研究では、N を効率的に固溶させることが可能な RF のマグネトロンスパッタリング法により、広範な N_2 分圧比の条件のもとで Fe-N 膜を作製し、構造を詳細に調べた。

実験方法 製膜には超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。全圧を 0.67 Pa に調整した Ar と N_2 の混合ガスの下で N_2 分圧比を 0~100%の間で変化させ、Fe ターゲットをスパッタすることにより、400 °C に加熱した MgO(001)基板上に、Fe-N 膜を形成した。このとき、投入電力を 62 W、スパッタ時間を 2000 s で一定とした。構造解析には RHEED, XRD, XPS, AFM, 磁気特性測定には VSM を用いた。

実験結果 XRD 解析の結果、 N_2 分圧比 0~10%までの条件で作製した膜では α -Fe 単相から γ' -Fe₄N 単相までが混相領域を経て現れ、20%以上では α' 相が形成されていることが分かった。一方、20%以上で形成した膜の RHEED パターンを成長過程ごとに観察すると、1 nm の厚さまで成長した段階では Fig. 1(b)に示すように、Fig. 1(f)の γ'' -FeN 相からの反射が現れていた。そして、5 nm から 26 nm の厚さまで成長すると、Fig. 1(c)および(d)に示すように複雑な回折パターンが現れている。これは Fig. 1(h)のように膜の成長過程で相変態が起きていることを示唆しており、そこでは Fig. 1(i)に示すように NaCl 型構造 (fcc) をもつ γ'' -FeN 相の 4 種類の $\{111\}$ 面が、bct 構造をもつ α' -(Fe,N)相の(011)面と平行な方位関係となっていることが考えられる。簡単のため Nishiyama-Wassermann の関係のみを考えると 24 の組合せが存在し、そのうち、① $\gamma''(111)[\bar{1}10] \parallel \alpha'(011)[100]$, ② $\gamma''(1\bar{1}1)[\bar{1}10] \parallel \alpha'(011)[100]$, ③ $\gamma''(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}10] \parallel \alpha'(011)[100]$, ④ $\gamma''(\bar{1}11)[110] \parallel \alpha'(011)[100]$ の 4 つの方位関係を持つ α' 相からの回折パターンが強く観察されていることが分かる。 N_2 分圧比 20%以上で形成した膜の α' -(Fe,N) 002 反射に対して極点図形を測定した結果を Fig. 2(a)に示す。強度の大きい①~④の結晶からの反射に加えて、複数のスポットが現れている。これは、Fig. 2(b)に示す 24 組の結晶面に対して予測されるパターンに一致する。

- 1) J. M. D. Coey and P. A. I. Smith: *J. Magn. Magn. Mater.*, **200**, 405 (1999).
- 2) K. Ito, T. Ichimura, M. Hayashida, T. Nishio, S. Goto, H. Kura, R. Sasaki, M. Tsujikawa, M. Shirai, T. Koganezawa, M. Mizuguchi, Y. Shimada, T. J. Konno, H. Yanagihara, and K. Takanashi: *J. Alloys Compd.*, **946**, 169450 (2023).
- 3) C. Murakami and T. Hasegawa: *T. Magn. Soc. Jpn.*, **7**, 16 (2023).
- 4) K. Imamura, Y. Maeda, M. Ohtake, S. Isogami, M. Futamoto, T. Kawai, F. Kirino, and N. Inaba: *T. Magn. Soc. Jpn.*, **6**, 105 (2022).

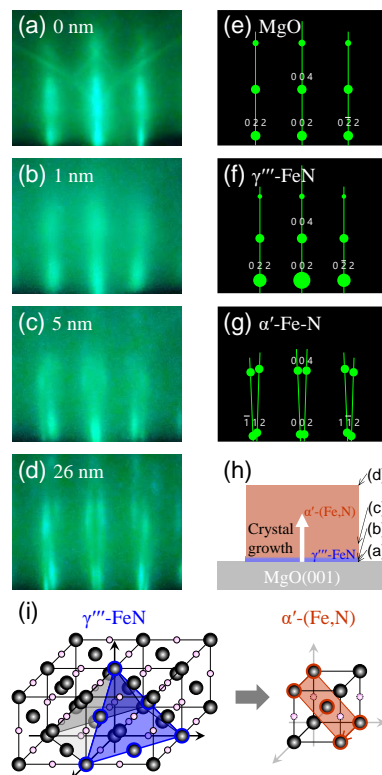


Fig. 1 (a)-(d) RHEED patterns observed for (a) MgO(001) substrate and Fe-N films with thicknesses of (b) 1, (c) 5, and (d) 26 nm formed in the N_2 partial pressure ratio of 20 %. (e)-(g) Diffraction patterns simulated for (e) MgO(001) substrate, (f) γ'' -FeN(001) crystal, and (g) α' -(Fe,N) crystals transformed from γ'' -FeN crystal in the Nishiyama-Wassermann relationship. (h,i) Schematic diagrams of (h) crystal growth and (i) transformation from γ'' -FeN to α' -(Fe,N) phase.

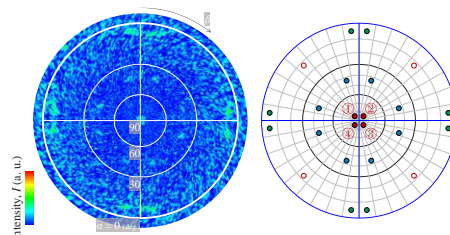


Fig.2 (a) Pole figure XRD pattern measured for a 26-nm-thick Fe-N film.(b) Simulated pole figure XRD pattern of the α' -(Fe,N) crystals.

MgO(001)単結晶基板上における Co-N 薄膜のエピタキシャル成長

阿部航大¹・今村光佑¹・大竹充¹・二本正昭¹・磯上慎二²

(1横浜国大, 2物材機構)

Epitaxial Growth of Co-N Thin Films on MgO(001) Single-Crystal Substrates

Kota Abe¹, Kosuke Imamura¹, Mitsuru Ohtake¹, Masaaki Futamoto¹, and Shinji Isogami²

(1Yokohama Nat. Univ., 2NIMS)

はじめに 近年, FeやMnといった3d遷移金属の窒化物はスピントロニクス応用に向けて注目されている¹⁾. これらの二元系材料では, N組成に応じて, いくつかの特徴的な金属間化合物が形成されることが知られており, エピタキシャル薄膜を形成するための基板温度や反応させるN₂量などの製膜条件に関する多くの報告が存在する²⁻⁵⁾. 一方で, 同じ3d遷移金属であるCoの窒化物に関しては, 理論計算によりCoのfcc格子の体心位置にNが侵入したCo₄N(ピアソン記号: cP5, 空間群: Pm3m)が大きなスピン偏極率($P_D = -0.875$ ⁶⁾)を持つことが示唆されているものの, Co₄Nを含む他の相の窒化コバルトに対してもエピタキシャル薄膜の形成報告例は殆どない⁷⁾. 本研究では反応性スパッタリングにより, MgO(001)単結晶基板上にCo-N膜を形成し, 基板温度やN₂分圧比, 膜厚が相形成に及ぼす影響を調べた.

実験方法 製膜には超高真空RFマグネトロン・スパッタリング装置を用いた. ArとN₂の混合ガス雰囲気(全圧: 0.67 Pa, N₂分圧比: 0~40%)の下, Coターゲットをスパッタすることにより, Co-N膜を形成した. 膜成長観察にはRHEED, 構造評価にはXRD(面外, 面内, 極点図形測定), N組成評価にはXPSを用いた.

実験結果 基板温度300℃以上で, 純Ar雰囲気下でスパッタした膜ではhcp相が形成されたのに対して, N₂分圧比が5%の条件の下で形成した膜はfcc相から構成され, N添加によりfcc相が安定化させられることが分かった. 一方, 基板温度200℃以下で, 5%のN₂分圧比で膜形成を行うと, Fig. 1に示すように膜厚によってRHEEDパターンが異なっており, 膜成長とともに相変態が生じていることが示唆される. この回折パターンの変化は, MgO(001)基板上に形成されたγ'-FeN相がNishiyama-Wassermannの結晶方位関係でα'-(Fe,N)相に変態する場合⁸⁾と酷似しており, fcc系の窒化コバルトがbct系の窒化コバルトに変態していることが考えられる. また, Fig. 2に示すXRDにより測定した極点図形においてもNishiyama-Wassermannの方位関係での相変態の痕跡を見てとることができる. 当日は基板温度とN₂分圧比が相形成に及ぼす影響について系統的に纏める.

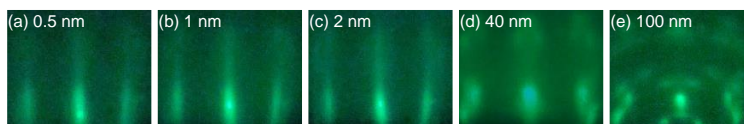


Fig. 1 RHEED patterns observed for Co-N films with thicknesses of (a) 0.5 nm, (b) 1 nm, (c) 2 nm, (d) 40 nm, and (e) 100 nm formed on MgO(001) substrates at 200 °C in the N₂ partial pressure of 5%. The incident electron beam is parallel to MgO[100].

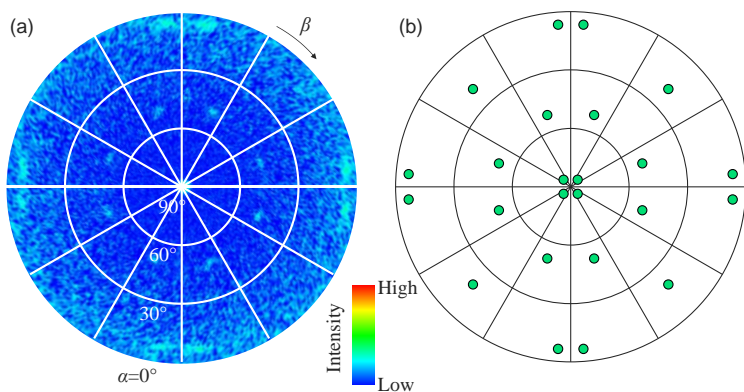


Fig. 2 (a) Pole-figure XRD pattern measured for a 100-nm-thick Co-N film formed on MgO(001) single-crystal substrate and (b) schematic diagram of diffraction pattern simulated for bct crystals transformed from a fcc(001) single-crystal.

- 1) S. Isogami and Y. K. Takahashi: *Adv. Electron. Mater.*, **9**, 2200515 (2022).
- 2) K. Imamura, Y. Maeda, M. Ohtake, S. Isogami, M. Futamoto, T. Kawai, F. Kirino, and N. Inaba: *T. Magn. Soc. Jpn.*, **6**, 105 (2022).
- 3) K. Ito, G. H. Lee, H. Akinaga, and T. Suemasu: *J. Cryst. Growth.*, **322**, 63 (2011).
- 4) K. Kabara and M. Tsunoda: *J. Appl. Phys.*, **117**, 17B512 (2015).
- 5) H. Yang, H. A. Brithen, E. Trifan, D. C. Ingram, and A. R. Smith: *J. Appl. Phys.*, **91**, 1053 (2002).
- 6) Y. Imai, Y. Takahashi, and T. Kumagai: *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**, 2665 (2010).
- 7) K. Ito, K. Harada, K. Toko, H. Akinaga, and T. Suemasu: *J. Cryst. Growth*, **336**, 40 (2011).
- 8) 今村光佑, 前田悠良, 大竹充, 二本正昭, 磯上慎二「MgO(001)基板上に形成したエピタキシャルFe-N薄膜における相形成と変態」第47回日本磁気学会学術講演会 (2023) .

N 添加による Fe-Al(001)単結晶薄膜の低磁歪化

佐藤公泰¹・今村光佑¹・大竹充¹・川井哲郎¹・二本正昭¹・稲葉信幸²
(¹横浜国大, ²山形大)

Reduction in Magnetostriction of Fe-Al(001) Single-Crystal Thin Film by N Atom Addition

Takayasu Sato¹, Kosuke Imamura¹, Mitsuru Ohtake¹, Tetsuroh Kawai¹, Masaaki Futamoto¹, Nobuyuki Inaba²
(¹Yokohama Nat. Univ., ²Yamagata Univ.)

はじめに Fe-Al 合金は、Feリッチ組成において bcc 格子を基本とする結晶構造を持ち、高い透磁率を示す軟磁性材料であることが知られている。しかしながら、磁歪が大きいことがコア材料へ適用する際の障害となっている。Fe-Al を含む Fe と 13 族元素の合金では、13 族元素の価電子が Fe の電子状態に影響を及ぼし、磁歪を増大させていることが考えられる。そこで、Fe よりも Al と親和性が高い N¹⁾ を添加すれば、磁歪を低減できる可能性が考えられる。しかしながら、Fe-Al 合金を窒化させる試みは行われている²⁻⁴⁾ものの、N を均質固溶させ、磁歪特性を調べた報告はない。本研究では、N を固溶させやすい薄膜材料として、Fe-Al-N 合金試料を作製し、N 組成 (x) および Al 組成 (y) が構造、磁気、磁歪特性に及ぼす影響を系統的に調べた。

実験方法 製膜には超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。Ar と N₂ の混合ガス雰囲気下で Fe_{100-y}Al_y 合金ターゲット (y=10, 20, 30 at.%) をスパッタすることにより、40 nm 厚の Fe-Al-N 膜を 400 °C の MgO(001)単結晶基板上に形成した。構造解析には RHEED, XRD, XPS, 磁気特性評価には VSM, 磁歪測定には片持ち梁法を用いた。

実験結果 (Fe_{0.9}Al_{0.1})_{100-x}N_x 膜 (x = 0 ~ 6.0 at. %) および (Fe_{0.8}Al_{0.2})_{100-x}N_x 膜 (x = 0 ~ 8.2 at. %) は Fe-Al-N(001)[110]_{bcc} || MgO(001)[100]の結晶方位関係でエピタキシャル成長し、N が均質固溶した bcc(001)単結晶膜として得られた。これらの膜に対して、bcc[100]および bcc[110]方向に磁界を印加することにより得られた最大微分透磁率の N 組成依存性を Fig. 1 に示す。N を添加した場合においても、最大微分透磁率の大きな変化は認められず、良好な軟磁気特性が維持されていることが分かる。Fig. 2 に磁歪定数 λ₁₀₀ および λ₁₁₁ を示す。N 組成の増加に伴い、λ₁₀₀ が減少しており、一方、λ₁₁₁ はほぼ一定値となっている。λ₁₀₀ と λ₁₁₁ は正負で符号が逆であり、材料全体としては磁歪が小さくなっていることが分かる。当日は、(Fe_{0.7}Al_{0.3})_{100-x}N_x 膜の結果についても報告する。

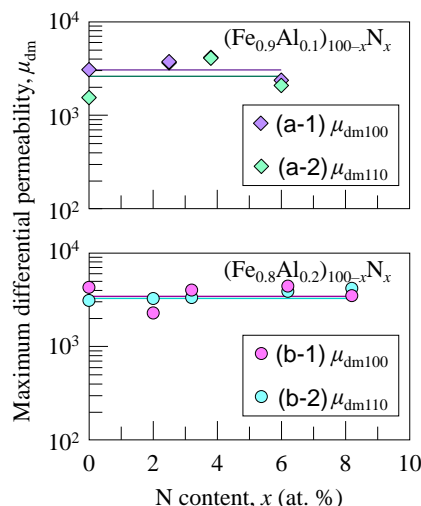


Fig. 1 N content dependences of (a-1,b-1) μ_{dm100} and (a-2,b-2) μ_{dm110} measured for (a) (Fe_{0.9}Al_{0.1})_{100-x}N_x and (b) (Fe_{0.8}Al_{0.2})_{100-x}N_x films.

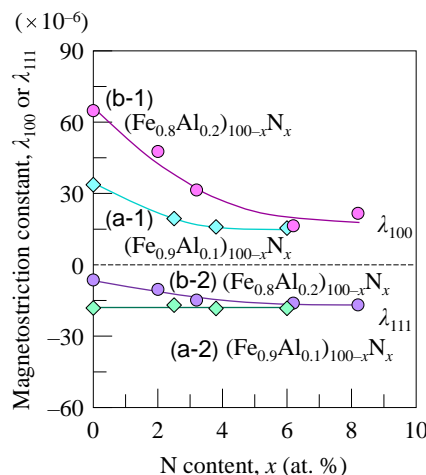


Fig. 2 N content dependences of (a-1,b-1) λ_{100} and (a-2,b-2) λ_{111} measured for (a) (Fe_{0.9}Al_{0.1})_{100-x}N_x and (b) (Fe_{0.8}Al_{0.2})_{100-x}N_x films.

- 1) J. F. Elliott and M. Gleiser: Thermochemistry for Steelmaking, vol. 1, p. 160 (Addison-Wesley, 1960).
- 2) W. D. Li, O. Kitakami, Y. Shimada, and Y. Takeno: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **19**, 429 (1995).
- 3) S. Kikkawa, M. Fujiki, M. Takahashi, and F. Kanamaru: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metall.*, **44**, 674 (1997).
- 4) A. S. Kamzin, S. A. Kamzin, F. Wei, and Z. Yang: *Tech. Phys.*, **50**, 129 (2005).

B および N 組成が Fe-B-N 合金膜の構造と磁気特性に及ぼす影響

磯貝直希¹・佐藤公泰¹・今村光佑¹・大竹充¹・川井哲郎¹・二本正昭¹・稲葉信幸²
(¹横浜国大, ²山形大)

Influences of B and N Compositions on the Structure and Magnetic Properties of Fe-B-N Alloy Film

Naoki Isogai¹, Takayasu Sato¹, Kosuke Imamura¹, Mitsuru Ohtake¹,
Tetsuroh Kawai¹, Masaaki Futamoto¹, and Nobuyuki Inaba²
(¹Yokohama Nat. Univ., ²Yamagata Univ.)

はじめに アモルファス Fe-B 合金は高い透磁率を示す代表的な軟磁性材料であるが、コア材料として活用する場合、磁歪が大きいことが問題となっている。そのため、微結晶化させることにより、磁歪を低減させた材料^{1,2)}も開発されたが、Nb などの高価な元素の添加を要したり、作製可能な薄帯幅が減少したりといった実用上の別の課題も生じさせている。最近、筆者らは、Fe-Al 合金薄膜に N を添加し、Fe を Al とではなく N と優先的に化学結合させることにより、磁歪を低減出来る可能性があることを見出した³⁾。同様な手法を Fe-B 合金に対しても適用できれば、微結晶化とは異なる手法で磁歪を低減させることが出来る。そこで、本研究では、まず、物性評価に適する N が均質に固溶した Fe-B-N 合金薄膜を作製することを目的に、N および B 組成を系統的に変化させて膜形成を行い、組成が構造と磁気特性に及ぼす影響を調べた。

実験方法 膜形成には、超高真空 RF マグネトロン・スパッタリング装置を用いた。Ar と N₂ ガスの全圧を 0.67 Pa として、N₂ 分圧比を 0~1% の間で変化させた混合ガスの雰囲気中で、Fe_{100-x}B_x (x = 8~25 at. %) ターゲットをスパッタすることにより、40 nm 厚の Fe-B-N 膜を 400 °C の MgO(001) 単結晶基板上に形成した。構造評価には RHEED, XRD, XPS, AFM, 磁化曲線測定には VSM, 磁歪測定には片持ち梁法を用いた。

実験結果 Fig. 1(a) に N₂ 分圧比を変化させることにより形成した (Fe_{0.92}B_{0.08})-N 膜の RHEED パターンを示す。0.25% の分圧比までは bcc(001) 表面に対応する RHEED パターンが現れており、単結晶膜が得られている。一方、0.5% 以上の分圧比では、リング状の回折パターンとなってしまっており、N 添加により配向性が損なわれていく様子を見てとれる。これらの膜の XRD パターンを Fig. 1(b) に示す。0.5% 以上の分圧比で形成した膜においても、鮮明な bcc 002 反射が現れており、完全なランダム配向ではなく、ある程度の優先配向が存在していることが分かる。Fig. 2 に磁化曲線を示す。いずれの試料に対しても、配向性を反映して面内磁気異方性が観察されている。当日は B 組成を系統的に変化させた場合に結果についても報告する。

- 1) A. Makino, H. Men, T. Kubota, K. Yubuta, and A. Inoue: *IEEE Trans. Magn.*, **45**, 4302 (2009).
- 2) Y. Yoshizawa, S. Oguma, and K. Yamauchi: *J. Appl. Phys.*, **64**, 6044 (1988).
- 3) 今村光佑, 大竹充, 佐藤公泰, 前田悠良, 川井哲郎, 二本正昭, 稲葉信幸: 電子情報通信学会 技術研究報告, **122**, 1 (2023).

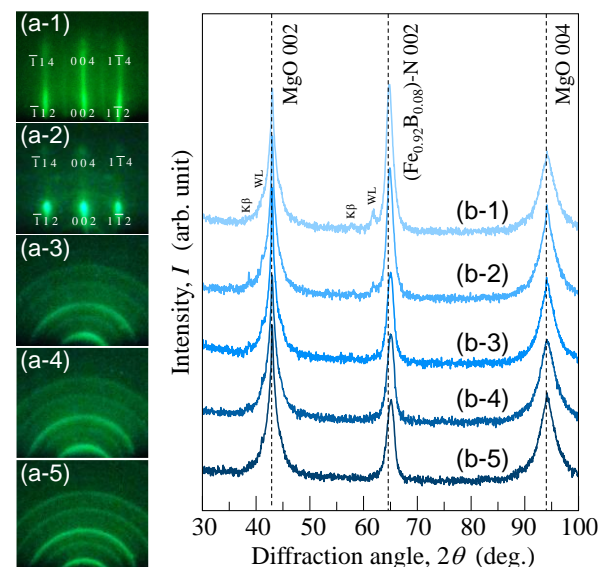


Fig. 1 (a) RHEED and (b) out-of-plane XRD patterns observed of (Fe_{0.92}B_{0.08})-N films formed on MgO(001) substrates at 400 °C in the N₂ pressure ratios of (a-1,b-1) 0%, (a-2,b-2) 0.25%, (a-3,b-3) 0.5%, (a-4,b-4) 0.75%, and (a-5,b-5) 1%.

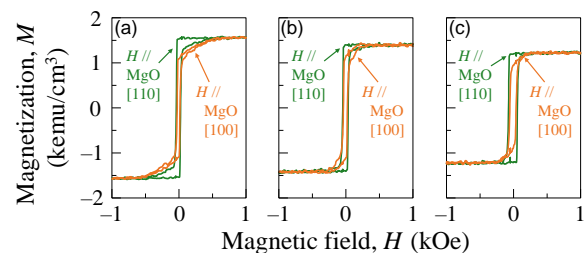


Fig. 2 Magnetization curves measured for (Fe_{0.92}B_{0.08})-N films formed on MgO(001) substrates at 400 °C in the N₂ pressure ratios of (a) 0%, (b) 0.5%, and (c) 1%.

La 添加した Fe-Ga 薄膜における構造と磁気特性

西名竜哉, 室賀翔, 宮崎孝道, 遠藤恭 (東北大)

Study on structure and magnetic properties of Fe-Ga-La thin films with various La contents

Ryuya Nishina, Sho Muroga, Takamichi Miyazaki, Yasushi Endo (Tohoku Univ.)

はじめに

Fe-Ga 合金は比較的高い飽和磁歪を有しながら加工性に優れ、低コストであることが知られている。したがって、この合金薄膜は新たな磁歪材料の一つとして基礎物性からデバイス応用まで幅広く研究が行われている。なかでも、デバイス応用に関しては Fe-Ga 薄膜における磁歪や軟磁気特性の更なる向上が求められている。その要求を満足するための方法の一つとして Fe-Ga 薄膜への軽元素や希土類元素といった第三元素添加があげられる。

軽元素添加に関しては、これまでにいくつかの研究グループにより研究が進められ、我々のグループでは B や C といった軽元素添加によって Fe-Ga 薄膜の軟磁気特性を大幅に改善できることを報告した⁽¹⁾。その一方で、希土類元素添加に関しては、微量の添加による Fe-Ga 合金の磁歪特性向上が報告されているものの⁽²⁾⁽³⁾、薄膜では磁歪や軟磁気特性に関する知見は報告された例がない。本研究では、第三元素として La を選択し、La 添加した Fe-Ga 多結晶薄膜における構造と磁気特性の検討を行い、それらの La 添加効果について議論する。

実験方法

薄膜試料作製には DC マグネトロンスパッタを用いた。薄膜試料の構成はガラス基板上に製膜した 50 nm 厚の $(\text{Fe}_{0.75}\text{Ga}_{0.25})_{100-x}\text{La}_x$ (Fe-Ga-La) 薄膜である。なお、La 組成(x)に関しては 0 から 10.3 at.% とした。

Fe-Ga-La 薄膜の結晶構造に関しては XRD および TEM を用いて評価した。また、磁気特性に関しては VSM, 光てこ法による高感度薄膜磁歪測定装置およびブロードバンド FMR(B-FMR) 測定法を用いて評価した。

実験結果

Fig. 1(a)からわかるように、有効飽和磁化($4\pi M_{s,\text{eff}}$)は La 組成の増加とともに減少した。この挙動は VSM から得られた飽和磁化($4\pi M_s$)の挙動と類似している。また、 $4\pi M_{s,\text{eff}}$ 値はいずれの La 組成においても $4\pi M_s$ 値より低くなった。この原因は反磁界もしくは表面異方性の影響によるものと考えられる。一方、Fig. 1(b)より、面内有効ダンピング定数($\alpha_{//,\text{eff}}$)は La 組成の増加とともに減少し、La 組成が 6.1 at.% において 0.0047 と最小となり、さらに La 組成を増加させると増加傾向となった。また、磁気不均一線幅($\Delta H(0)$)は La 組成の増加とともに減少し、4.6 at.% 以上の La 組成において 50 Oe 程度で一定となった。これらの結果は Fe-Ga 薄膜への La 添加により高周波磁気特性を改善できることを示唆している。

謝辞 本研究の一部は、文部科学省次世代 X-nics 半導体創成拠点形成事業 JPJ011438 の助成を受けた。また、本研究の一部は、東北大学 CSIS, 東北大学 CSRN, 東北大学 CIES および ASRC の支援のもと行われた。

参考文献 (1)Y. Endo et al., JMMM 487, 165323 (2019), (2)Tingdong Zhou et al., Journal of Rare Earths 36, 721-724 (2018), (3)Y. He et al., Acta Materialia 109, 177-186 (2016)

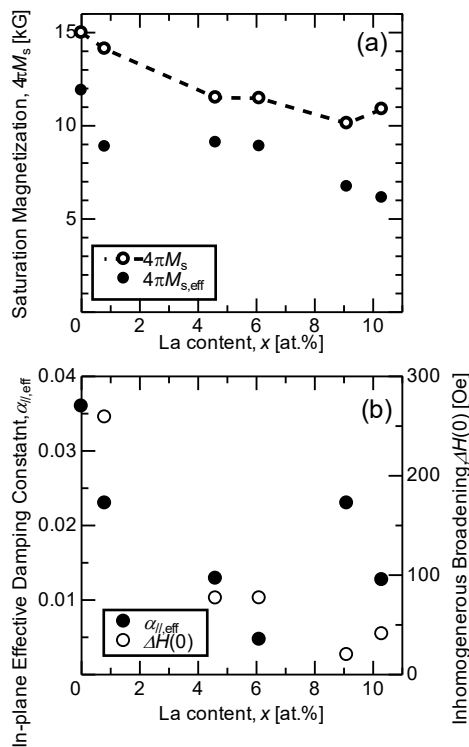


Fig. 1 Dependence of (a) saturation magnetization and (b) in-plane effective damping constant and inhomogeneous broadening on the La content for Fe-Ga-La thin films