

垂直磁気記録媒体・ヘッド用軟磁性層の特性改善

Improvement of the Soft Magnetic Characteristics of Magnetic Thin Films for Use with Perpendicular Magnetic Recording Heads and Media

中川茂樹・直江正彦 東京工業大学工学部電子物理工学科

S. Nakagawa and M. Naoe, Dept. of Physical Electronics, Tokyo Institute of Technology

Multilayers composed of Ni-Fe and paramagnetic $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ interlayers were deposited by facing-targets sputtering in order to realize extremely soft magnetic properties and Ni-Fe(111) plane orientation, thus improving the c -axis orientation of Co-Cr crystallites formed on the Ni-Fe/ $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ multilayered backlayers. The $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ layers reveal an excellent c -axis orientation perpendicular to the film plane and paramagnetic properties at room temperature, and are thus suitable for use as underlayers and interlayers of Ni-Fe layers. Application of an external field H_{ex} of about 80 Oe to the substrates during the deposition of the multilayers was very effective for improving the soft magnetic properties of the Ni-Fe/ $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ multilayers. Furthermore, deposition at a working Ar gas pressure P_{Ar} as low as 0.4 mTorr was very effective for realizing a higher relative permeability μ_r of about 6000. The soft magnetic characteristics of Co-Zr-Ta and Fe-Co-Ta:N films are also discussed.

Key words: soft magnetic films, perpendicular magnetic recording media, backlayers, Ni-Fe/Co-Cr multilayers, Fe-Co-Ta films, Co-Zr-Ta films

1. はじめに

超高密度記録を実現できるポテンシャルを有する垂直磁気記録方式^{1)~3)}の実用化においては、軟磁性薄膜が重要な役目を果たしている。磁気ヘッド中に使用される軟磁性薄膜コア層は、単磁極ヘッドや薄膜リングヘッドに限らずマージ型 MR ヘッドにおけるシールド層などとして用いられていることは周知のとおりである。一方、単磁極ヘッドを用いた垂直磁気記録方式における媒体構造の特徴の一つは、記録媒体の裏打ち層として軟磁性薄膜を採用していることである。これは垂直磁気記録方式の提案初期から採用されており⁴⁾、記録・再生感度の向上や媒体磁化の安定性などに寄与するものとされている。しかしながら、精力的に研究・開発されてきた記録層に対して、裏打ち軟磁性層はこれまではほとんどの場合、既存の軟磁性材料を通常の方法で作製しており、あまり注目を浴びなかった部分といえる。ところで、最近は垂直磁気記録方式の実用化に際して種々の問題点が顕在化してきている^{5), 6)}。この中で例えば浮遊磁界による再書き込み現象や、実効的なスペーシ

ングが大きいなどの問題は、いずれもヘッドと組み合わせられて磁気回路を構成する裏打ち軟磁性層の特性が大きく寄与していると考えられる。裏打ち層の特性改善の条件としては、その軟磁気特性の向上はもちろんのこと、その上部に堆積される Co-Cr 記録層の垂直磁気異方性を劣化させないために、Co-Cr 結晶の c 軸配向を損うことのない構造としなければならない。我々は配向度制御層として Co-Cr の極薄層を下地層として Ni-Fe 膜を堆積するという 3 ステップスパッタ法を開発し、Ni-Fe 層の (111) 配向と Co-Cr 層の c 軸配向とを両立させる技術を開発した⁷⁾。また Ni-Fe 膜の優れた (111) 配向性を維持しつつ、膜厚増加による軟磁気特性の劣化⁸⁾を抑制するためには多層膜化することが有効であるが⁹⁾、我々は常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ を用いた $[\text{Ni-Fe}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ 積層膜とした方法を提案している^{10), 11)}。今回はこの $[\text{Ni-Fe}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ 積層膜の作製方法を改善することで膜の透磁率特性を著しく向上させることができたので報告する。一方、ヘッドの狭トラック化や媒体の高保磁力化により問題となる磁気飽和の影響を避けるためにも、大飽和磁化軟磁性層の開発が望まれている。この要求に答えると同時に、記録用 Co-Cr 層の結晶配向の乱れへの影響の少ないアモルファス構造の軟磁性膜として Co-Zr-Ta や Fe-Co-Ta:N の特性についても調査したので併せてここで報告する。

2. 実験方法

膜の作製には対向ターゲット式スパッタ装置を使用し、ガラスあるいは Si ウェファを基板として薄膜を堆積した。Ni-Fe 膜作製には $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ の組成を有するターゲットを使用した。配向度制御層および多層膜の中間層の常磁性 Co-Cr ターゲットの組成は $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ とした。Co-Zr-Ta 膜作製のためには $\text{Co}_{95.6}\text{Zr}_{4.4}$ の合金ターゲットを用い、Ta シートをターゲット面に組み合わせた複合ターゲット構造として作製した。また Fe-Co-Ta:N 薄膜の作製においては、 $\text{Fe}_{90}\text{Co}_{10}$ 組成の合金ターゲットに同様に Ta シートを用いた複合ターゲット構造として作製し、窒素の分圧を 0 ~ 0.5 mTorr にわたって変化させた反応性スパッタ法により作製した。Ni-Fe への Nb 添加は $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 組成のターゲットに Nb シートを組み合わせた複合ターゲット構成に

より Nb 添加量を調整して膜組成の制御を行った。

スパッタガスは Ar または Kr を使用した。膜の結晶性、結晶配向性の評価は Cu-K α 線を用いた X 線回折による hcp(002) 面の回折強度、およびロッキングカーブ半値幅 $\Delta\theta_{50}$ で評価した。磁気特性は VSM で測定した。また、強磁性共鳴は 9.45 GHz のマイクロ波を用いた磁場変調法による吸収特性を評価することで測定した。また膜の比透磁率 μ_r はシャントコア法を用いて測定した。膜の Knoop 硬度 h_K はダイナミック超微小硬度計 (島津 DUH-200) により評価した。

3. 実験結果

一般に Ni-Fe 膜には応力誘起などによる垂直磁気異方性が潜在している。この場合、膜厚の大きな領域で垂直磁気異方性が顕在化し、ある臨界膜厚以上の膜厚で軟磁気特性が急激に悪化する特性が知られている⁸⁾。これを回避して良好な軟磁気特性を得るために、膜中の Ni と Fe の組

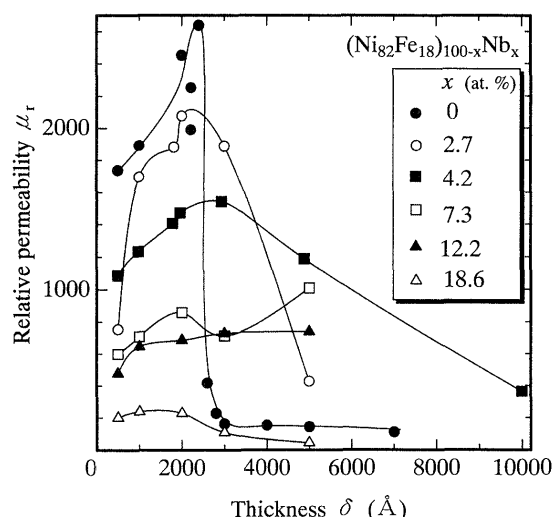


Fig. 1 Change in the permeability μ_r of $(\text{NiFe})_{1-x}\text{Nb}_x$ films as a function of the film thickness for various values of Nb content x .

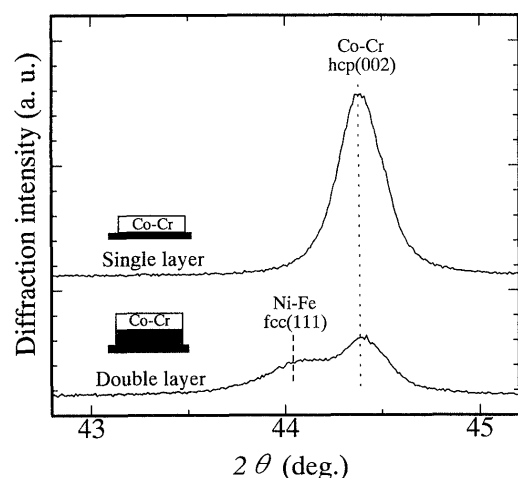


Fig. 2 Comparison of the X-ray diffraction diagrams for a Co-Cr single layer and a Co-Cr/Ni-Fe bilayer.

成比を適当に調整して磁歪を制御したり、第三元素として Cu, Mo, Nb など添加することなどが行われている。Fig. 1 は $\text{Ni}_{82}\text{Fe}_{18}$ 膜に Nb を添加した $(\text{Ni}_{82}\text{Fe}_{18})_{100-x}\text{Nb}_x$ 膜の比透磁率 μ_r の膜厚依存性である。Nb 添加のない x が 0% の膜に関しては、膜厚が約 2800 Å 以上になると μ_r が急激に低下し、軟磁気特性が悪化していることがわかる。Nb 添加量を増加させると軟磁気特性の悪化する臨界膜厚が上昇し、厚い膜厚領域においても比較的大きな透磁率を示すが、比透磁率自体は全般的に低下してきている。さらに飽和磁化 M_s は Nb 添加に従って単調に減少し、Nb が 7 at% 付近では飽和磁化は Nb 無添加の膜の 75% 程度まで低下していた。このように第三元素添加は軟磁気特性の向上には効果があるものの、もともと飽和磁化の大きい材料ではない Ni-Fe 膜の飽和磁化をさらに減少させてしまうため、実際に記録媒体に応用するためには厚みが増し、フレキシビリティの必要とされるテープへの応用や生産性の点で大きな問題となる。

一方、垂直磁気記録用二層膜媒体として Ni-Fe 層上に Co-Cr 薄膜を堆積する場合、Co-Cr 層中の hcp 構造の結晶の c 軸配向度が悪化することが問題となる。Fig. 2 は Co-Cr 単層膜と Co-Cr/Ni-Fe 二層膜の X 線回折ダイアグラムを相対的に比較したものである。Co-Cr 単層では大きな回折強度を示しているが、Ni-Fe 層上に堆積した Co-Cr 層の回折強度は著しく低下しているのがわかる。これは Ni-Fe 層の fcc 結晶の (111) 面の配向が揃っていないため、この上にヘテロエピタキシャル的に成長した Co-Cr の hcp 構造の結晶の (001) 面 (c 面) の配向が乱れるためと考えられる。これを回避するためには Ni-Fe 層中の fcc(111) 面を膜面と平行に向ける必要がある。

そこで Fig. 3 に示すように従来の Co-Cr/Ni-Fe 二層膜構造 (a) を改善して、Ni-Fe 層の fcc(111) 面の配向を向上させるための下地層として fcc(111) 面の格子に近い Co-Cr の hcp(001) 面を利用することを考える。この下地層が磁気的な影響を及ぼさないように Cr 添加量を 33 at% として室温で常磁性を示す $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 膜を配向度制御層として採用した。このように $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 膜を下地層とした三層構造膜 (b) や、常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 膜を中間層とした Ni-Fe/ $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 多層膜を裏打ち軟磁性層とした (c) 構造の膜を提

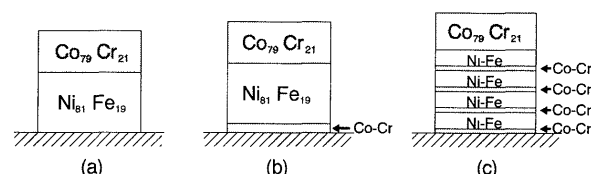


Fig. 3 Various configurations of double-layered media: (a) conventional Co-Cr/Ni-Fe bilayer, (b) Co-Cr/Ni-Fe bilayer with a Co-Cr underlayer, (c) double-layered medium using a $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ multilayered backlayer.

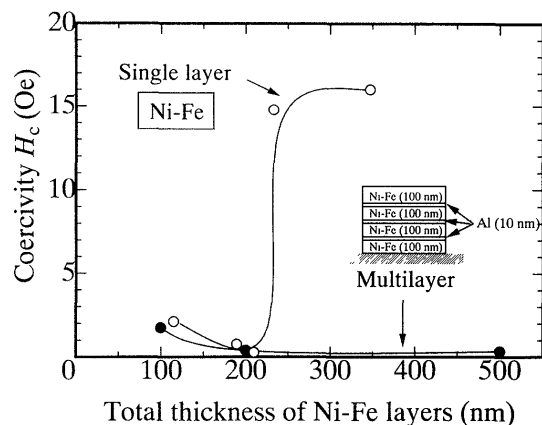


Fig. 4 Thickness dependence of the coercivity H_c of a Ni-Fe single layer and Ni-Fe/Al multilayers.

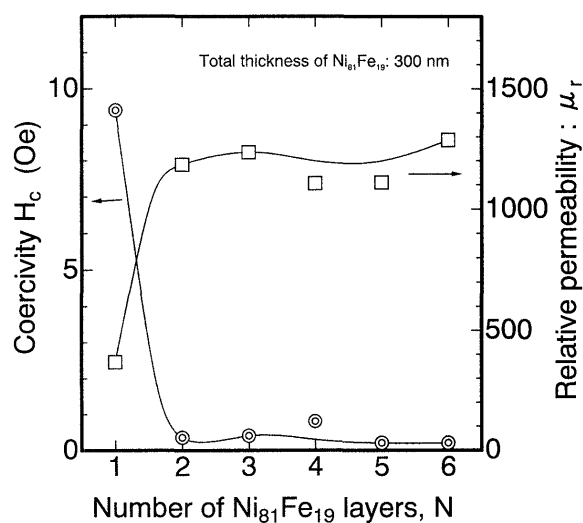


Fig. 5 Change in the H_c and μ_r values of $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}(5 \text{ nm})]_n$ multilayers as a function of the number of layers, N .

案した。下地層、中間層として使用する $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 膜は、数 nm 程度の膜厚でも良好な c 軸配向していることが確認でき、膜の c 軸配向の分散角 $\Delta\theta_{50}$ も 3 度程度とすることができる。

Fig. 4 は $\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}$ 単層膜 (Single layer) と $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}(100 \text{ nm})/\text{Al}(10 \text{ nm})]_n$ 多層膜 (Multilayer) の H_c の膜厚依存性を示したものである。 $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}(100 \text{ nm})/\text{Al}(10 \text{ nm})]_n$ 多層膜の膜厚は積層数 n によって変化させている。単層膜の場合は 250 nm 以上の膜厚で大きな H_c が観測されるが、 $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}(100 \text{ nm})/\text{Al}(10 \text{ nm})]_n$ 多層膜 (Multilayer) の場合は、Ni-Fe 層厚の増大による軟磁気特性の劣化を、積層化することで十分に抑制できていることがわかる。中間層を常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 層とした場合にも同様な軟磁気特性の向上が観測されている。 Fig. 5 は 300 nm 厚に相当する Ni-Fe 層を 5 nm の常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 中間層で N 層に分割した $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}(5 \text{ nm})]_n$ 多層膜の面内方向保磁力 $H_{c\parallel}$ と比透磁率 μ_r の Ni-Fe 層数 N 依存性である。層数 N が 1 のとき、つまり膜厚 300 nm の単層膜では、約 10 Oe

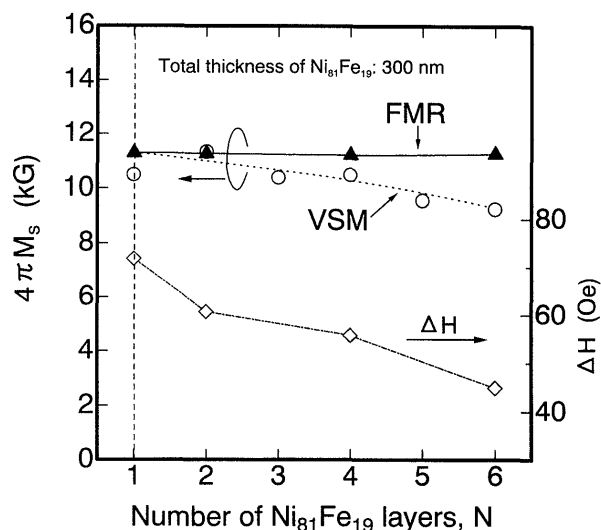


Fig. 6 Dependence on the number of layers, N , of the saturation magnetization $4\pi M_s$ of Ni-Fe multilayered films measured by VSM and FMR, and dependence on N of the ΔH of the multilayers.

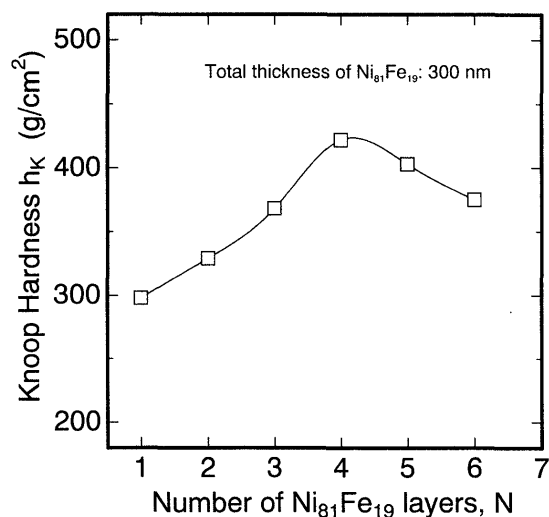


Fig. 7 Change in the Knoop hardness h_K of $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ multilayers as a function of the number of layers, N .

程度の大きな保磁力を示し透磁率も小さい。また回転異方性に起因する角形比の低下も観測されている。しかしながら N が 2 以上で Ni-Fe 層の膜厚が小さくなると、保磁力は 1.0 Oe 以下となり、比透磁率も 1500 程度まで向上しており、軟磁気特性が向上しているのがわかる。また層数依存性も少ないといえる。このことは、この多層化の手法を採用することで、Ni-Fe 裏打ち層の厚みの制限をなくせることを意味しており、ハードディスク媒体への応用が期待できる。 Fig. 6 は同様の $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}(5 \text{ nm})]_n$ 多層膜の飽和磁化 $4\pi M_s$ を VSM (振動試料型磁力計) と FMR (強磁性共鳴) を用いて測定し、これの Ni-Fe 層数 N 依存性を示している。膜全体の飽和磁化は $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 層を介在させることによってわずかながら減少する。しかし FMR で

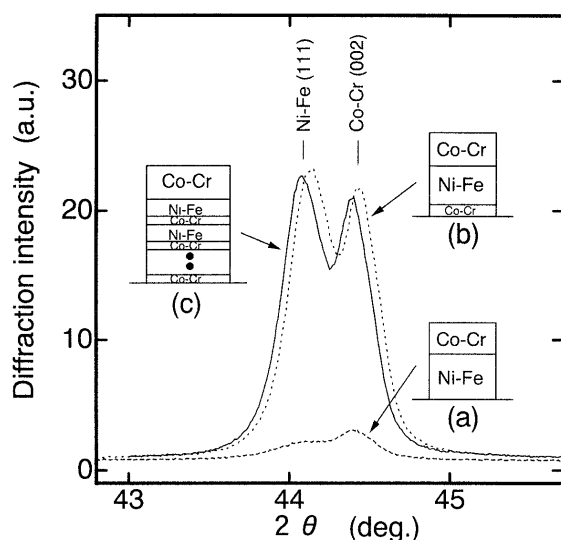


Fig. 8 X-ray diffraction profiles for multilayers with configurations as illustrated in insets (a), (b), and (c).

求めた飽和磁化は、積層数による影響はほとんどみられない。これは、多層化によっても、各 Ni-Fe 層自体は膜組成などの変化を受けていないことを示している。Fig. 6 中では FMR における吸収線幅 ΔH の積層数 N 依存性も示した。 ΔH は N が増えるに従って減少しているのがわかる。 ΔH の大きさは、局所的な磁化の不均一さや異方性分散が大きいことなどによる、不均一な磁場の大きさとして解釈することができる。ここに述べた積層化によって ΔH が減少するのは、このような不均一さが減少したものであろうと考えている。

また、これらの膜は多層膜構造にすることによって膜の硬度も向上することがわかった。 Fig. 7 は同様の $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}(5 \text{ nm})]_n$ 多層膜の Knoop 硬度 h_K の N 依存性を示したものである。膜層数 N が多くなるに従って h_K が増加していくことがわかる。これは多層膜構造にすることで転移線の移動がピン止めされる効果によるものと考えている。また、 N が 5 層以上で若干低下するのは、膜の単位構造自体が小さくなることによる強度の低下と考えられる。このような多層膜構造による硬度の向上はリジッドディスク媒体の強度という面からも興味深いことである。

Fig. 8 はガラス基板上に形成した Fig. 3 で示した種々の Co-Cr/Ni-Fe 複合構造に相当する膜の X 線回折パターンを示したものである。(a) は通常の Co-Cr(150 nm)/Ni-Fe(200 nm) 二層膜のもので、(b) は配向度制御層として 10 nm の常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 層を Ni-Fe 層の下に堆積したものの。また (c) は裏打ち軟磁性層として $[\text{Ni}_{79}\text{Fe}_{21}(50 \text{ nm})/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}(5 \text{ nm})]_4$ 多層膜を採用し、その上に Co-Cr 磁性層を堆積したものである。いずれも最終的に 150 nm の Co-Cr 磁性層を堆積させたものである。配向度制御層のない場合 (a) は、ほとんど回折線を観測できないが、配向度制

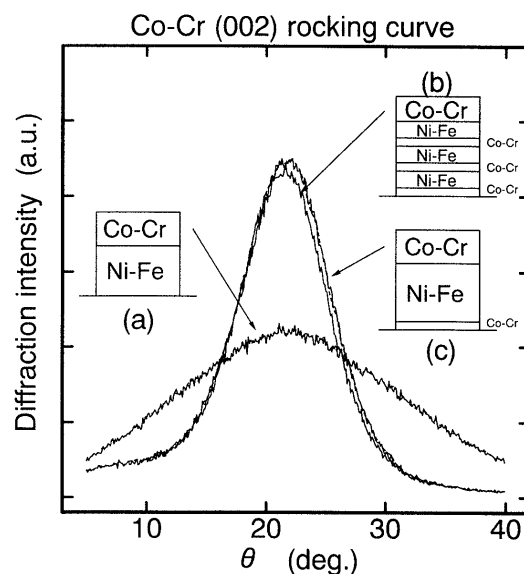


Fig. 9 Rocking curves of the hcp(002) diffraction of Co-Cr for the three configurations.

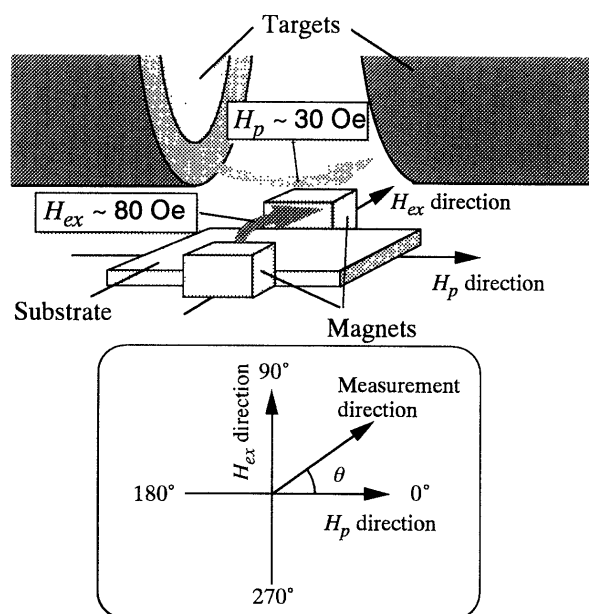


Fig. 10 Schematic illustration of a substrate holder for applying H_{ex} .

御層が存在する場合 (b) と、多層膜化した試料 (c) においては、Co-Cr(002) 面と Ni-Fe(111) 面に相当する強い回折線がそれぞれ観測されている。 Fig. 9 は Fig. 8 で示した (a), (b), および (c) の Ni-Fe/Co-Cr 複合構造多層膜の、Co-Cr 層の (002) 面回折線の Rocking Curve をそれぞれ示したものである。(b) および (c) に相当する膜が良好な結晶配向度を示していることがわかる。以上のように、hcp 構造を有する常磁性 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 膜を中間層として用いた Ni-Fe 多層膜は、軟磁気特性が著しく改善されると同時に、その上部に堆積される Co-Cr 記録層の c 軸配向度にとって重要な (111) 面配向性も著しく改善された膜となることがわかった。

このような $[\text{Ni-Fe}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ 多層膜の軟磁気特性をさ

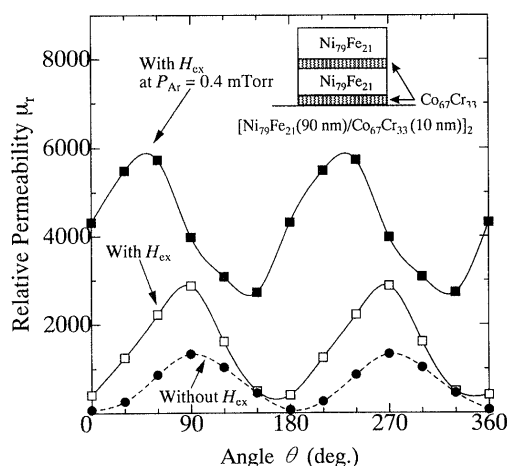


Fig. 11 Measurement direction angle (θ) dependence of the relative permeability μ_r for $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_2$ multilayers deposited under various conditions: (a) prepared without H_{ex} , (b) prepared with H_{ex} , (c) prepared at a low P_{Ar} of 0.4 mTorr with H_{ex} .

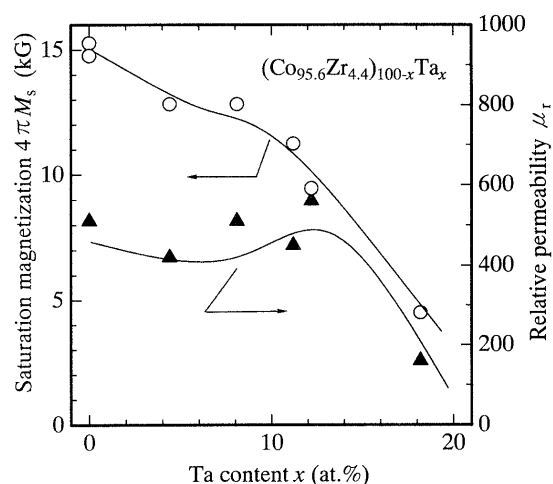


Fig. 12 Changes in the $4\pi M_s$ and μ_r values of $(\text{Co}_{95.6}\text{Zr}_{4.4})_{100-x}\text{Ta}_x$ films as a function of the Ta content x .

らに向上させ、その膜中の磁気異方性を制御するために膜作製プロセスの改善を試みた。その一つとして対向ターゲット式スパッタ装置の基板設置位置に、Fig. 10 に示されるように永久磁石により比較的強力な一方向磁界を印加して磁気異方性の制御を試みた。この時の印加磁界 H_{ex} の方向は、図に示されるように、通常のターゲット間に印加されるプラズマ収束用磁界 H_p と垂直方向に印加されるようにした。この場合の基板位置での H_p および H_{ex} の大きさはそれぞれ約 30 Oe と 80 Oe とした。もう一つの方法は、膜作成時の動作ガス圧を通常使用している 1.0 mTorr からより低ガス圧条件である 0.4 mTorr まで下げることによって、膜堆積粒子のエネルギーの制御を行うことである。なおこの実験での Ni-Fe 組成は $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ と設定した。 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ 層の厚さを 90 nm, $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 中間層の厚さを 10 nm とした $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_2$ 多層膜の特性を比較した。

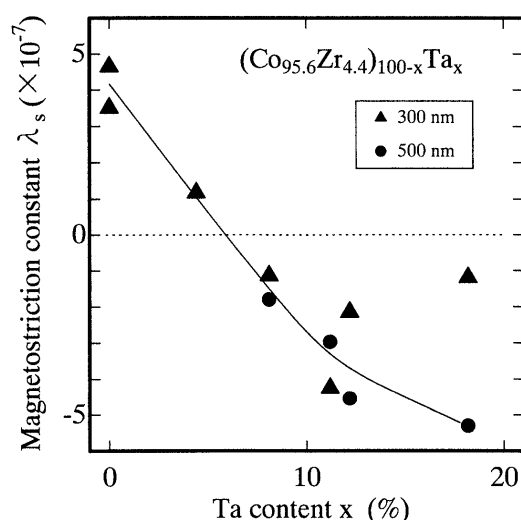


Fig. 13 Change in the magnetostriction constant λ_s of $(\text{Co}_{95.6}\text{Zr}_{4.4})_{100-x}\text{Ta}_x$ films as a function of the Ta content x .

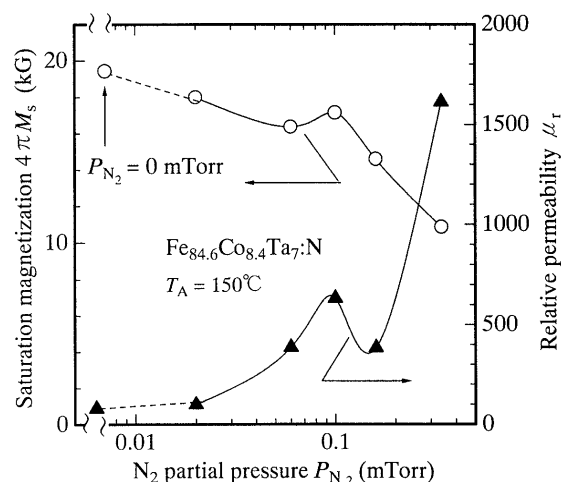


Fig. 14 Dependence of the $4\pi M_s$ and μ_r values of $\text{Fe}_{84.6}\text{Co}_{8.4}\text{Ta}_7\text{:N}$ films on the N_2 partial pressure P_{N_2} .

多層膜の磁気特性の測定方向を表す θ を図中に示すように H_p 方向からの角度として定義した。Fig. 11 は種々の条件で作製した $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_2$ 多層膜の比透磁率 μ_r の測定方向角度 (θ) 依存性を示したものである。 H_{ex} を印加していない多層膜 (a) では H_p 方向を磁化容易軸とした一軸異方性により、 H_p と垂直方向に約 1500 程度の比透磁率が観測されている。これに H_{ex} を印加して作製した (b) の多層膜では、困難軸方向の比透磁率が約 3000 程度となり軟磁気特性が向上していることがわかる。また、困難軸方向の比透磁率も数百程度まで増大していることが確認できる。さらに 0.4 mTorr という低ガス圧力条件で膜作製を行った (c) の多層膜では全方向にわたって比透磁率が大きくなり、困難軸方向での μ_r は 6000 程度に達し、また容易軸方向と見られる点においても 2800 程度の μ_r が得られている。この場合、容易軸方向が H_p と H_{ex} の合成磁界方

向に若干シフトしている。これは低ガス圧条件での作製によって堆積粒子のエネルギーが増加したことによって、より磁気エネルギー的に安定な条件での膜堆積過程を経たことによるものと考えている。このような多層膜作製過程における磁場印加や低ガス圧条件下で膜堆積を行うことによって軟磁気特性の改善される理由は、現在なお調査中であるが、膜の磁気歪みや応力、異方性分散といった効果を考慮することが必要であると思われる。

このように Ni-Fe 系材料の軟磁気特性を改善する手段としては種々試みられてきているが、Ni-Fe 系の材料自体の飽和磁化があまり大きくないため、大きな飽和磁化を有する軟磁性薄膜材料の開発も必要となるであろう。さらに大きな飽和磁化を有する材料としてはアモルファスの Co 基合金や Fe 基合金の窒化物などが挙げられる。これらの材料の実験結果のいくつかを紹介する。

Fig. 12 は $\text{Co}_{95.6}\text{Zr}_{4.4}$ 合金に Ta を添加していった場合の飽和磁化 $4\pi M_s$ と比透磁率 μ_r の Ta 添加量依存性である¹²⁾。飽和磁化は Ta 添加に伴って単調に減少しているが、透磁率は Ta 添加量 10 at% まで 500 程度の値を維持している。これは Fig. 13 にみられるように、 $(\text{Co}_{95.6}\text{Zr}_{4.4})_{100-x}\text{Ta}_x$ 合金薄膜の飽和磁気歪み定数 λ_s が Ta 添加量約 6 at% 付近で零磁歪組成となり、さらに Ta 添加量を増やすことで磁気弾性エネルギーが負になったことによってもたらされたものであると推測している¹²⁾。また Fig. 14 は巨大な飽和磁化を有する $\text{Fe}_{90}\text{Co}_{10}$ 合金に Ta を添加して $\text{Fe}_{84.6}\text{Co}_{8.4}\text{Ta}_7$ とした膜を、さらに窒素中での反応性スパッタにより成膜した試料の膜の飽和磁化 $4\pi M_s$ と比透磁率 μ_r の膜作製時の窒素分圧 P_{N_2} 依存性である¹³⁾。 P_{N_2} が 0.1 mTorr 以上では飽和磁化は 15 kG 程度に低下するが、0.1 mTorr 程度では約 17 kG 程度の比較的大きな飽和磁化を維持している。窒素分圧が上昇していくに従って比透磁率は上昇していき、 P_{N_2} が 0.1 mTorr 程度では 400~500 程度の値を示し、軟磁性材料として有望であるといえる。また Ti 層などとの多層膜化によって軟磁気特性を改善できることや、熱安定性の向上が図れることなどを見いだしている¹³⁾。

4. ま と め

Co-Cr 系合金垂直磁気記録層の裏打ち層の軟磁気特性を向上させることを主目的として、Ni-Fe 膜の形成法と磁気特性について調べた。 $\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}$ 層によって Ni-Fe 層を多層膜化することで、結晶子の (111) 配向性の良好さを保ったままで、垂直磁気異方性の発現を抑制して、低保磁力、高比透磁率を有する軟磁性裏打ち層を作製できること

を示した。このような $[\text{Ni-Fe}/\text{Co}_{67}\text{Cr}_{33}]_n$ 多層膜の特性の向上をはかるため、膜堆積中の基板位置に直流磁界を印加することと、膜作製時の動作ガス圧を 0.4 mTorr と低下させることにより、全方向で透磁率が 3000 以上となるような膜の作製に成功した。また、Co-Zr-Ta や、Fe-Co-Ta: N 膜は大飽和磁化をもつので多くの素子における軟磁性構成材料として有望と考えられる。

参 考 文 献

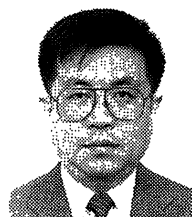
- 1) S. Yamamoto, Y. Nakamura, and S. Iwasaki: *IEEE Trans. Magn.*, **23**, 2070 (1987).
- 2) 中村慶久: 日本応用磁気学会誌, **14**, 593 (1990).
- 3) Y. Nakamura: *IEICE Trans. Electron.*, **E78-C** (11), 1477 (1995).
- 4) S. Iwasaki, Y. Nakamura, and K. Ouchi: *IEEE Trans. Magn.*, **15**, 1456 (1979).
- 5) W. Vain, A. Payne, M. Baldwinson, and R. Hempstead: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 97 (1996).
- 6) 押木満雅: 第 5 回垂直磁気記録シンポジウム (PMRS '96) 会議資料集, p. 88 (1996).
- 7) S. Nakagawa, S. Akiyama, M. Sumide, and M. Naoe: *IEEE Trans. Magn.*, **26**, 1608 (1990).
- 8) N. Saito, H. Fujiwara, and Y. Sugita: *J. Phys. Soc. Jpn.*, **19**, 421 (1964).
- 9) 菊池 暁, 土屋和憲, 関 一幸, 石田祥二, 若松弘晃: 第 16 回日本応用磁気学会学術講演概要集, 9pf-16 (1992).
- 10) S. Nakagawa, T. Ichihara, and M. Naoe: *IEEE Trans. Magn.*, **30**, 4020 (1994).
- 11) T. Ichihara, S. Nakagawa, and M. Naoe: *IEEE Trans. Magn.*, **32**, 4582 (1996).
- 12) S. Nakagawa and M. Naoe: *IEICE Trans. Electron.*, **E78-C** (11), 1562 (1995).
- 13) S. Nakagawa, S. Tanaka, K. Suemitsu, and M. Naoe: *J. Appl. Phys.*, **79**, 5156 (1996).

(1997 年 3 月 13 日受理)



中川茂樹 なかがわ しげき

昭 58 金沢大学工学部電気工学科卒, 昭 60 金沢大学大学院工学研究科修士課程修了, 同年 東京工業大学工学部助手, 平 8 同助教授, 現在に至る。
専門 記録用磁気薄膜 (工博)



直江正彦 なおえ まさひこ

昭 37 金沢大学工学部電気工学科卒, 昭 39 東京工業大学大学院理工学研究科修士課程修了, 同年 同大学工学部助手, 昭 50 同助教授, 昭 61 同教授, 現在に至る。
専門 磁性薄膜デバイス (工博)