

## バイモルフ型振動発電を想定した 負磁歪軟磁性材料の開発に関する基礎検討

### Study on Development of Negative Magnetostrictive Soft Magnetic Material for Bimorph-Type Power Generation

阿部宏恒<sup>a, b)</sup>, 後藤太一<sup>b)</sup>, 直江正幸<sup>c)</sup>, 荒井賢一<sup>c)</sup>, 石山和志<sup>b)†</sup>

<sup>a)</sup>東北大学大学院工学研究科, 宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6 (〒980-8579)

<sup>b)</sup>東北大学電気通信研究所, 宮城県仙台市青葉区片平 2-1-1 (〒980-8577)

<sup>c)</sup>国立財団法人電磁材料研究所, 宮城県富谷市成田 9-5-1 (〒981-3341)

H. Abe<sup>a, b)</sup>, T. Goto<sup>b)</sup>, M. Naoe<sup>c)</sup>, K. I. Arai<sup>c)</sup> and K. Ishiyama<sup>b)†</sup>

<sup>a)</sup> Graduate School of Engineering, Tohoku University, Aramaki Aza-Aoba 6-6, Aoba-ku, Sendai, Miyagi 101-0062, Japan

<sup>b)</sup> Research Institute of Electrical Communication, Tohoku University, Katahira 2-1-1, Aoba-ku, Sendai, Miyagi 980-8577, Japan

<sup>c)</sup> Research Institute for Electromagnetic Materials, Narita 9-5-1, Tomiya, Miyagi 101-0047, Japan

This paper describes the development of a negative magnetostrictive soft magnetic film and its application as a bimorph-type power generation device based on electromagnetic induction. The authors focused on amorphous Sm-Fe films combining soft magnetic properties and a large negative magnetostriction constant  $\lambda$  with in-plane rotating field annealing in particular, a Sm content of 14 at.% enabled us to obtain a minimum coercivity and high negative  $\lambda$  by in-plane rotating field annealing. To fabricate a cantilever for the bimorph-type device, negative magnetostrictive  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  film and polycrystalline  $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  film (positive magnetostrictive) were deposited on the front and back of thin glass substrate, respectively. The cantilever demonstrated a larger output voltage than a unimorph-type device using one side of  $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  film. We believe that by increasing the cross-sectional area and the number of coil turns, intermittent operation of small devices is feasible.

**Key words:** energy harvesting, vibration power generation, inverse magnetostrictive effect, soft magnetic material, magnetic thin film, negative magnetostrictive material

#### 1. はじめに

近年, インターネットの発展に伴い IoT(Internet of Things)の普及が進んでいる。IoT デバイスは, 駆動時に電源からセンサまでの長い配線が必要であり, 電池駆動の場合は交換に手間がかかるというような, 電力供給に問題を抱えている。そこで, 環境の中に薄く広く存在するエネルギーから微小な電力を収穫する, 環境発電技術を IoT デバイス用の電源として応用する検討が進んでいる<sup>1)</sup>。環境発電のエネルギー源は, 太陽光<sup>2)</sup>, 排熱<sup>3)</sup>, 電波<sup>4)</sup>などがあるが, 振動を電力へ変換する振動発電が注目を集めている<sup>5)</sup>。振動発電は, メカニカルな構造を利用する電磁誘導方式<sup>6)</sup>と静電誘導方式<sup>7)</sup>, 材料の特性を利用する圧電方式<sup>8)</sup>と逆磁歪方式<sup>9)</sup>に分類される。我々の研究グループは, 強磁性材料の逆磁歪効果を用いた逆磁歪方式を利用した発電デバイスの実現を目指している。

逆磁歪効果を利用した発電デバイスの発電原理を説明する。コイル内へ配置した磁歪材料を振動させると, 上下に振れた際に磁歪材料が変形し引張・圧縮応力が印加される。それに伴い, 逆磁歪効果により磁性体内の磁化方向が時間変化し, 電磁誘導により電圧へ変換されるというものである。現在検討されている逆磁歪式振動発電デバイスは, 正磁歪材料をフレームへ接合したユニモルフ型カンチレバーが主流である<sup>10)</sup>。これに対し我々が提案する発電デバイスは, 正磁歪材料の裏面へ負磁歪材料を接合したバイモルフ型カンチレバーである。バイモルフ構造にすることで, 正磁歪

材料の磁化の増減に伴い負磁歪材料の磁化も増減し, より多くの磁化変化量が得られると考える。実際に負磁歪素子として Ni クラッド鋼板を用いたバイモルフ型デバイスの開発が行われているが<sup>11)</sup>, Ni は磁歪定数が低く, 加えて軟磁気特性の改善が必要である。Fe-Ga<sup>12)</sup>を代表とした正磁歪材料は逆磁歪式振動発電へ向けた開発が進められているが, 負磁歪材料の応用へ向けた検討は少ない。そこで, 我々は負磁歪材料の中では比較的大きな電気機械結合係数と,  $-10^3$  ppm を超える超磁歪を有する Sm-Fe<sup>13)</sup>に着目している。逆磁歪式振動発電に向けた磁歪材料には, 微小な応力で磁化が回転する, 軟磁気特性の優れた材料が求められており, Sm-Fe は非常に大きな結晶磁気異方性により磁化回転が困難であるため, 多結晶バルク体での逆磁歪式振動発電への応用は向いていない。しかし, Sm-Fe はスパッタ法により非晶質化し結晶磁気異方性を除去することが可能であるため, 微小な応力で磁化が回転する負磁歪軟磁性材料の実現できると考える。

本稿では, 保磁力・磁歪定数・磁化回転に着目し開発した負磁歪軟磁性材料の特性と, 開発した負磁歪軟磁性材料のバイモルフ型発電デバイスへの有効性を検討した結果を述べる。

#### 2. 負磁歪軟磁性材料の開発

##### 2.1 実験方法

Sm-Fe の成膜には, 高周波マグネトロンスパッタ装置を使用した。Fe ターゲット上に Sm チップを配置した複合ターゲットの Sm チップ数を変え, Sm 組成を 7~67 at.% の範囲で変化させた。基板には, 膜組成, 結晶構造, 磁化特性の評価用として

Corresponding author: K. Ishiyama  
(e-mail: [kazushi.ishiyama.d8@tohoku.ac.jp](mailto:kazushi.ishiyama.d8@tohoku.ac.jp)).

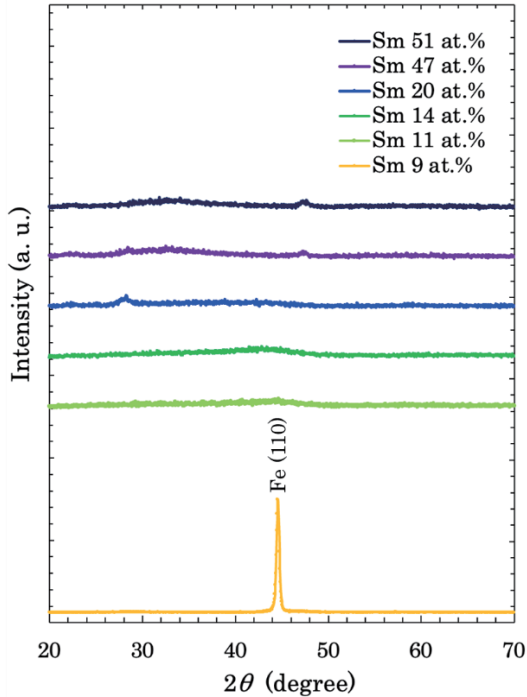


Fig. 1 X-ray diffraction pattern of SmFe with different compositions of Sm.

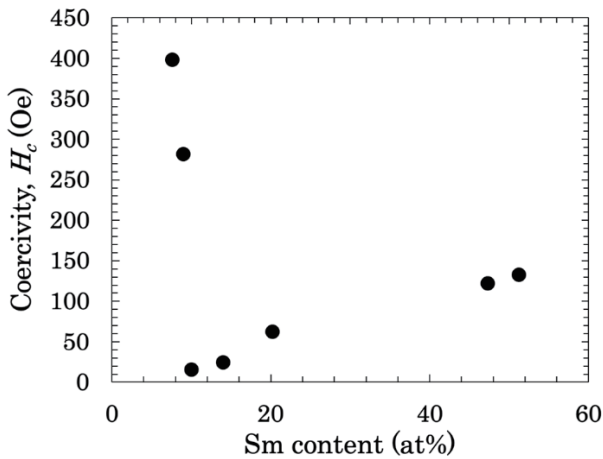


Fig. 2 Sm content dependence of coercivity in as-deposited SmFe films.

6×6×0.15 mm<sup>3</sup>のガラス基板 (松浪硝子工業) と、磁歪量の評価用として10×20×0.5 mm<sup>3</sup>、ヤング率7.36×10<sup>11</sup> GPa、ポアソン比0.23の短冊形状ガラス基板 (CORNING) を用い、試料の膜厚は全て1±0.01 μmとした。スパッタ条件は、投入電力を200 W、Ar ガス圧を2.1 Pa、成膜時の基板は水冷とした。膜の表面には、酸化防止を目的としてSi<sub>3</sub>N<sub>4</sub>を0.1 μm成膜した。さらに、回転磁界中熱処理により、成膜時に誘導された不均一な異方性や残留応力を除去し、静磁界中熱処理により、一軸磁気異方性の誘導を行った。回転磁界中熱処理、静磁界中熱処理は、3 kOe の磁界中で50~400 °Cまで各2時間ずつ施した。

膜の特性評価は、膜組成を走査型電子顕微鏡のエネルギー分散型X線分光法により測定し、結晶構造をX線回折法(XRD)により解析した。磁化および保磁力H<sub>c</sub>は、振動試料型磁力型(VSM)によ

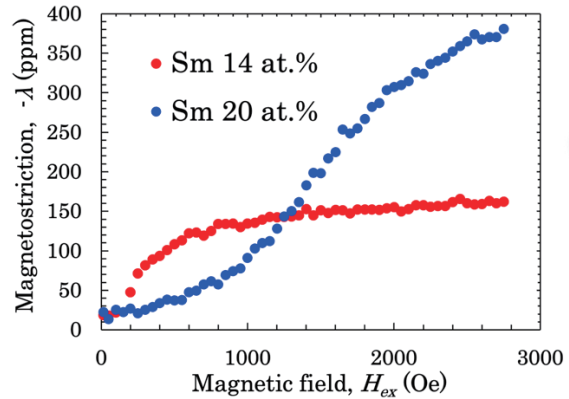


Fig. 3 Magnetostriction as function of applied field.

り測定した磁化曲線から評価した。磁歪量λは、光てこ法により、強度が最大2.75 kOeの回転磁界中で磁歪による伸び縮みによって生じる試料のたわみを位置検出センサで検出し、換算した。λの算出は、試料のたわみΔS<sub>p-p</sub>、基板厚t、試料固定端とスポット間の距離l、試料と位置検出センサの距離L、試料膜厚d、基板ヤング率E<sub>s</sub>、試料膜のヤング率E<sub>f</sub>、基板のポアソン比U<sub>s</sub>を用いて以下の式<sup>14)</sup>により行った。

$$\lambda = E_s t^2 \Delta S_{p-p} / 18 l L d E_f \cdot (1 - U_s) \quad (2.1)$$

なお、本稿で示すXRDの回折パターン、H<sub>c</sub>、λは全て室温における測定値である。

## 2.2 実験結果

Fig. 1にXRDの回折パターンを示す。Sm組成が9 at.%以下の試料では、明瞭なFeピークが見られ<sup>15)</sup>、結晶化を確認した。Sm組成が11 at.%および14 at.%の試料では、Sm-Feの非晶質化を示唆するブロードな回折パターンを確認した。また、Sm組成が20, 47 at.%の試料では、2θ = 28°で回折ピークが観測された。この回折ピークはSm<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の回折ピーク位置と一致しており<sup>16)</sup>、ターゲットの時間経過による酸化や、チャンバーへ残留した酸素による成膜時の酸化が原因と考える。Sm組成が47, 51 at.%の試料では2θ = 47°付近に微少な回折ピークが観測された。この回折ピークはSmの回折ピーク位置と一致しており<sup>17)</sup>、Sm組成の増加が原因と考えられる。しかし、前述した二つの回折ピークは、現段階では断定に至っていない。これらの微少な回折ピークが観測された試料の結晶構造は、回折ピークの数少なくその強度は小さいため、微結晶であると考えられる。

Fig. 2にH<sub>c</sub>の組成依存性を示す。結晶化を確認したSm組成が9 at.%以下のサンプルでは、結晶磁気異方性によりH<sub>c</sub>は200 Oe以上の大きな値を確認した。Sm組成が11 at.%以上のサンプルでは、スパッタ法により非晶質化・微結晶化に成功しH<sub>c</sub>は最小で15 Oeまで減少したが、Sm組成の増加に伴い再びH<sub>c</sub>も増加した。これは、Sm組成の増加に伴い、結晶磁気異方性が影響し始めたことが原因であると考えられる。

Fig. 3にH<sub>c</sub>が小さく磁化の大きなSm組成である14および20 at.%の試料のλと磁界強度H<sub>ex</sub>の関係を示す。H<sub>ex</sub>を2.75 kO

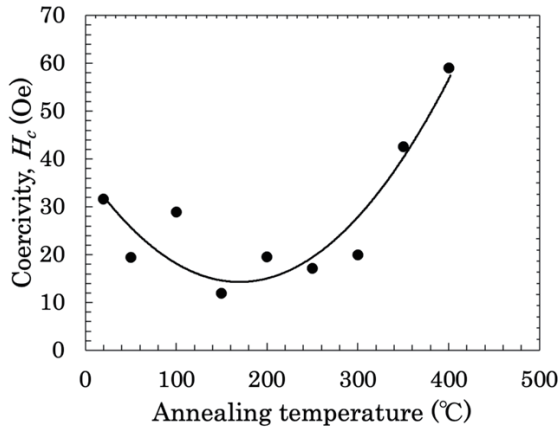


Fig. 4 Annealing temperature dependence of coercivity of  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  film.

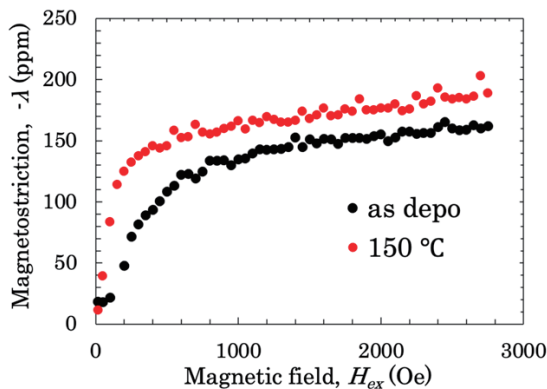


Fig. 5 Magnetostriction properties: as-deposited  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  film shown as black circles and annealed  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  film (at 150 °C) as red circles, respectively.

にすると、 $\lambda$ はSm組成が14 at.%の時よりもSm組成が20 at.%の時の方が大きくなったが、曲線はSm組成が20 at.%の時よりもSm組成が14 at.%の時の方が弱い磁界で立ち上がった。誘導起電力の増加には磁歪量よりも磁化回転の容易さが重要であり、Sm組成が14 at.%の試料が発電デバイスへの応用に最適である。

Fig. 4にSm組成が14 at.%の試料の、 $H_c$ の熱処理温度依存性を示す。 $H_c$ は磁界中熱処理により、150 °Cの低温磁界中熱処理時に $H_c$ は最小の12 Oeを示し成膜時に誘導された不均一な異方性が緩和に成功した。その後は結晶化温度に近づくにつれて微細な結晶化が始まり、結晶磁気異方性の影響により $H_c$ が増加していく傾向が見られた。

Fig. 5に磁歪量と回転磁界強度の関係を示す。 $H_c$ が最小値を示した150 °Cに熱処理を施した試料は、成膜直後のas depo試料よりも弱い磁界で立ち上がり、150 °Cに熱処理を施した試料の方が磁化回転が容易であることが分かった。よって、Sm組成が14 at.%の試料に対する150 °Cの低温磁界中熱処理は、軟磁気特性の改善に有効である。

### 3. バイモルフ型発電デバイスの発電特性

#### 3.1 バイモルフ型発電デバイスの開発

バイモルフ型発電デバイスは、基板片面へ負磁歪軟磁性材料、逆

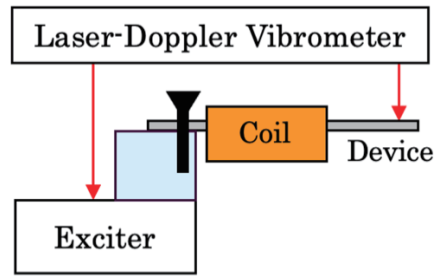


Fig. 6 Schematic view of measurement system for power generation characteristics

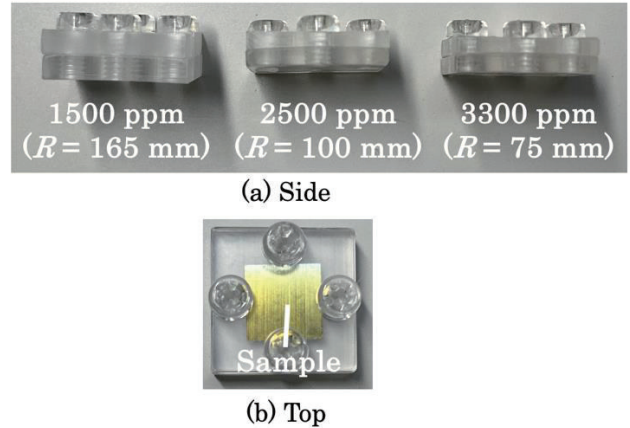


Fig. 7 Photographs of acrylic jigs for fixing applied tensile or compressive stress to films.

側の面へ正磁歪材料を成膜し構成した。本稿では、正磁歪素子にFe-Coを用いた。Fe-Coは、磁歪量の最も大きい組成<sup>18)</sup>である $\text{Fe}_{30}\text{Co}_{70}$ 近傍の組成で、Sm組成が14 at.%の試料と同じ強度のバイアス磁界印加時に磁化変化量が最大となる組成を選び、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$ に制御した。

10 × 20 × 0.5 mmの短冊形状のガラス基板を用い、膜厚は $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$ 、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$ ともに1 μmに制御した。スパッタの条件は、投入電力を200 W、Arガス圧を2.1 Pa、成膜時の基板は水冷とした。膜の表面には、酸化防止を目的として基板両面に $\text{Si}_3\text{N}_4$ を0.1 μm成膜した。成膜後、3 kOe、150 °Cの低温で、回転磁界中熱処理と長手方向に対する静磁界中熱処理を、各2時間ずつ施した。

#### 3.2 実験条件

発電特性の評価はFig. 6に示す測定系により行った。誘導起電力の検出コイルとして、全長12 mmの1000ターンコイルを使用した。

また発電実験時にデバイスへ加わった応力は、加振器の振動振幅とデバイスの先端変位をレーザードップラー振動計により測定し、これらを減算することで求めた梁のたわみを応力へ換算することで導出した。

発電実験の際、デバイスを片持ち梁の機械的共振周波数725 Hzで振動させ、加振器の振動振幅は0.3~1.3 μmまで変化させた。

バイアス磁界は、Fig. 7に示した1500, 2500, 3300 ppmのひずみが印加可能な、曲率半径Rが165, 100, 75 mmの亚克力製治具に試料を挟み込んで湾曲させることにより、磁化方向に対し引

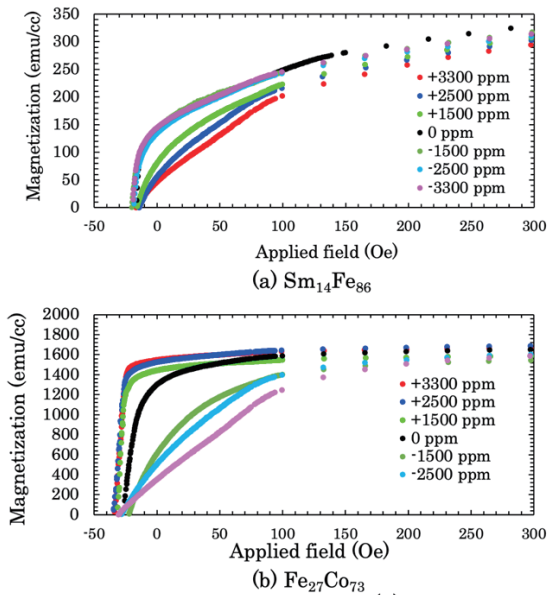


Fig. 8 Demagnetization curves of (a)  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  and (b)  $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  film under tensile (+) or compressive (-) stress.

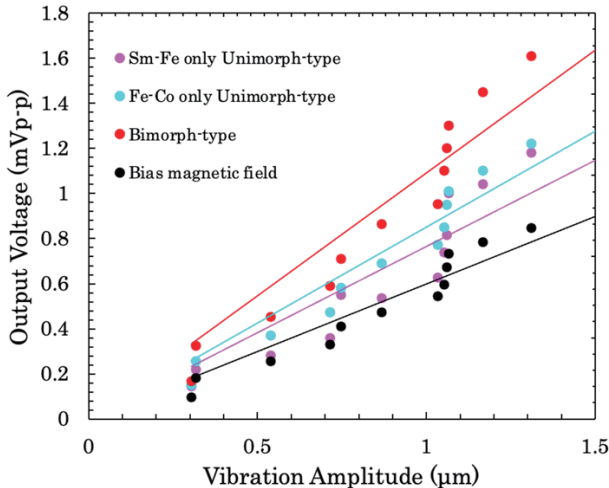


Fig. 9 Vibration amplitude dependence of output voltage from pick-up coil.

張 (+)・圧縮 (-)ひずみを印加しながら VSM で減磁曲線を測定し、磁化変化量  $\Delta M$  が最大となる磁界を確認することで定めた。

### 3.3 実験結果および考察

Fig. 8 にひずみ印加時の減磁曲線を示す。  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  では、静磁界中熱処理により一軸磁気異方性を誘導し、その容易軸方向に引張・圧縮応力の印加を行ったため、圧縮応力の印加時には減磁曲線変化は小さく、引張応力の印加時にのみ大きな変化が見られた。これは、引張・圧縮応力を印加した際のモーメントの回転から納得できる結果である。一方で、XRD にて結晶構造が多結晶であることを確認している  $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  では、静磁界中熱処理を施しても異方性は誘導されずおおそ等方的であることを、VSM により測定した磁化曲線から確認しているため、ランダムな方向に向いている内部モーメントがその向きを変えるために減磁曲線が変化の様子が見られた。

また、 $\pm 3300$  ppm のひずみを印加した際、磁化変化量は  $-4$  Oe

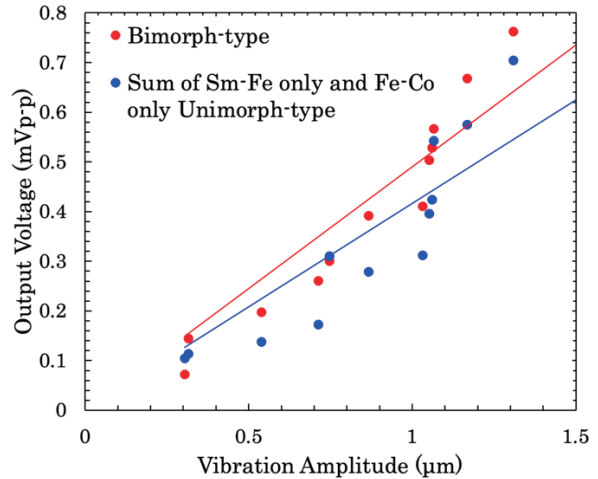


Fig. 10 Vibration amplitude dependence of output voltage from pick-up coil, excluding the effect of permanent magnets.

の磁界印加時に最大となり、合計で  $1377$  emu/cc の磁化変化を確認した。よって、発電実験は、デバイスを磁化飽和後、残留磁化状態から  $-4$  Oe のバイアス磁界の印加下で行った。

開発した負歪軟磁性材料の有効性は、バイモルフ型発電デバイスとユニモルフ型発電デバイスの発電特性を比較することで確認した。ユニモルフ型発電デバイスは、 $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$ 、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  を基板片面へ  $1 \mu\text{m}$  成膜し準備した。また、本研究の実験系では、不均一な直流バイアス磁界中でピックアップコイルが振動することにより、誘導機電力が生じる。そこで誘導機電力の影響を確認するために、磁歪膜を成膜していない基板に対してもバイアス磁界印加の下で発電実験を行った。

Fig. 9 にコイル出力の振動振幅依存性を示す。桃色、水色でプロットした点はそれぞれ  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$ 、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  のみを成膜したユニモルフ型デバイス、赤でプロットした点はバイモルフ型デバイス、黒でプロットした点は磁歪膜を成膜していない基板のコイル出力を示している。それぞれ  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$ 、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  のみをそれぞれ片面へ対し成膜したユニモルフ型発電デバイスのコイル出力は、おおそ一致した。しかし、ファラデーの電磁誘導の法則によりコイル出力は磁化変化に比例するため、3.2 節で  $\pm 3300$  ppm のひずみを印加した際、 $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  の磁化変化の約 7 倍の磁化変化を持つことを確認した  $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  のみのユニモルフ型デバイスのコイル出力は、 $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$  のみのユニモルフ型発電デバイスのコイル出力の 7 倍大きくなるはずである。これは、発電実験時に発電デバイスへ加わったひずみが  $\pm 4.9$  ppm と非常に小さかったことが原因で磁化変化が不十分であったため、二つのユニモルフ型発電デバイスのコイル出力がおおそ一致してしまったものと考えられる。また、磁歪膜を成膜していない基板へ対しバイアス磁界印加の下で行った発電実験の結果に着目すると、全ての振動振幅においてバイモルフ型発電デバイスの半分以上の出力電圧を確認した。そこで磁歪膜による出力を比較するために、Fig. 10 にバイアス磁界の不均一性による誘導起電力をバックグラウンドとして差し引いて検討した結果を示す。赤でプロットした点はバイモルフ型発電デバイスのコイル出力からバックグラウンドを差し引いた結果、青でプロットした点は  $\text{Sm}_{14}\text{Fe}_{86}$ 、 $\text{Fe}_{27}\text{Co}_{73}$  のユニモルフ型発電デバイスのコイル

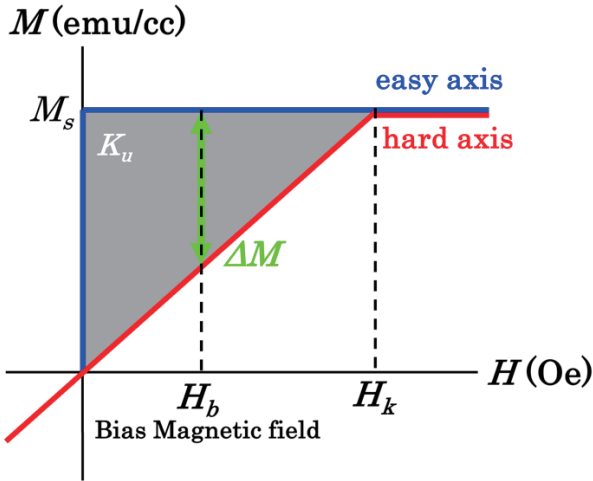


Fig. 11 Change in magnetization curve due to inverse magnetostriction effect.

出力からそれぞれバックグラウンドを差し引いて二つのコイル出力を合計した結果を示している。二つの結果に対し原点から近似した直線はおおよそ一致した。振動振幅が大きくなるにつれてコイル出力差が僅かに大きくなる傾向が見られたが、これはバイモルフ型発電デバイスの方がユニモルフ型発電デバイスよりも体積が大きいので、バイモルフ型発電デバイスの方が振動振幅の増加につれて永久磁石へより大きく引き寄せられ、ユニモルフ型発電デバイスよりも多くの、永久磁石による磁束をピックアップしてしまったことが原因であると考えられる。よって、正磁歪薄膜を用いたユニモルフ型発電デバイスに対して、負磁歪材料をカンチレバー裏面に成膜しバイモルフ型発電デバイスとすることで、負磁歪材料からの発電エネルギーも合わせて獲得できることを明らかにできた。また、 $1\mu\text{m}$ 以上の振動振幅ではコイル出力が線型的にジャンプする様子が見られたが、この要因も、振幅が大きくなることで発電デバイスと永久磁石の距離が近づき、永久磁石の磁束をピックアップしてしまったことであると考えられる。バイモルフ型発電デバイスのコイル出力は、振動振幅  $1.3\mu\text{m}$  の振動時に最大で  $1.6\text{mV}_{\text{pp}}$  となり、供給電力最大の法則から、 $0.99\text{nW}$  の発電性能が算出された。

### 3.4 発電量の妥当性に関する検討

前節の振動試験により得られたコイル出力の測定値と、算出した理論値と比較することで、測定値の妥当性を検討した。まず、Fig. 8 に示したひずみ  $\sigma$  を与えながら測定した減磁曲線から、 $\Delta M$  を読み取る。次に(a), (b)から読み取った  $\Delta M$  の合計を、縦軸へ  $\Delta M$ 、横軸へ  $\sigma$  をとったグラフ上へプロットする。続いて、プロットした値と原点の計四点から、 $\sigma$  に対する  $\Delta M$  の増加傾向を定式化する。最後に、前節でレーザー変位計により求めた、振動試験時にデバイスへ印加されたひずみの値を代入することで、振動試験時に起こった磁性膜の  $\Delta M$  を導出する。ここで求めた  $\Delta M$  を用い、ファラデーの電磁誘導の法則と供給電力最大の法則により理論的なコイル出力を算出し、前節で求めた測定値との比較を行った。

$\Delta M$  と  $\sigma$  に関する近似曲線は、以下のように導出した。

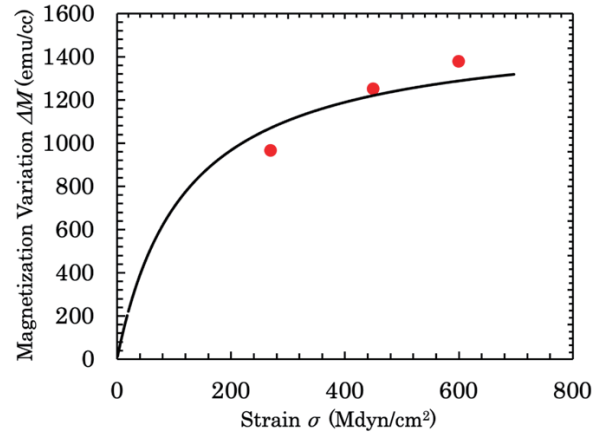


Fig. 12 Strain vs. stress depending magnetization variation at applied field of  $-4\text{ Oe}$  in Fig. 8.

磁歪材料へ応力を加えると、Fig. 11 のように一軸磁気異方性エネルギー  $K_u$  が生じ、磁界の印加方向によって容易軸方向と困難軸方向に分かれる。

このとき磁歪定数  $\lambda$  と応力  $\sigma$  の間に、

$$K_u = 3/2\lambda\sigma \quad (3.1)$$

が成り立つ。

さらに、 $K_u$  を一辺の長さ  $M_s$ 、もう一辺の長さが  $H_k$  の三角形として、囲まれた面積を導出すると、

$$K_u = 1/2M_sH_k \quad (3.2)$$

と表すことができる。

ゆえに  $K_u$  に関する(3.1)、(3.2)の二式より

$$3/2\lambda\sigma = 1/2M_sH_k \quad (3.3)$$

が成り立つ。

ここで、バイアス磁界  $H_b$  を印加した場合を考えると、 $\Delta M$  は  $H_k$  を用いて

$$\Delta M = M_s - M_s \cdot H_b/H_k \quad (3.4)$$

と表すことができる。

さらに、(3.4)式を  $H_k$  について解くと、

$$H_k = (M_s H_b)/(M_s - \Delta M) \quad (3.5)$$

(3.5)式を(3.3)式へ代入し  $\Delta M$  を  $\sigma$  について整理すると、

$$\Delta M = M_s + (-M_s^2 H_b/3\lambda) \cdot 1/\sigma \quad (3.6)$$

(ただし、 $0 < \Delta M < M_s$ )

で表され、 $\Delta M$  と  $\sigma$  は負の反比例の関係になる。

よって、最小二乗法を用いて負の反比例の関数でフィッティングした近似曲線を Fig. 12 に示す。

発電実験の際、デバイスには  $0.4\text{ Mdyn/cm}^2 (\pm 4.9\text{ ppm})$  の応力が印加されたことを確認しており、この値を近似曲線へ代入すると  $\Delta M = 5.3\text{ emu/cc}$  が算出される。

ここで、ファラデーの電磁誘導の法則と供給電力最大の法則より  $1.6\text{ nW}$  の発電量が算出され、実測値  $0.99\text{ nW}$  と比較すると誤差がある。しかし、Fig. 12 において近似に使用した  $\sigma$  は  $270\text{ Mdyn/cm}^2 (\pm 1500\text{ ppm})$ 、 $450\text{ Mdyn/cm}^2 (\pm 2500\text{ ppm})$ 、 $600\text{ Mdyn/cm}^2 (\pm 3300\text{ ppm})$  と、発電実験時に加わった  $0.4\text{ Mdyn/cm}^2$  の応力と比較すると非常に大き

な値である。よって、この近似曲線の精度を考慮すると、実測した発電量はおよそ妥当であると言える。

また、梁状のデバイスの先端に錘を配置するといった手法により振動時のたわみを大きくし、 $600 \text{ Mdyn/cm}^2$  ( $\pm 3300 \text{ ppm}$ ) のひずみを与えることができれば、 $1.1 \mu\text{W}$  の発電量が期待される。近年の VLSI の低消費電力化や無線技術の発展により、数十  $\mu\text{W}$  程度の発電量があれば環境発電と無線センサとを組み合わせた無線センサネットワーク・ノードを動かすことが可能である<sup>19)</sup>ため、断面積やコイル巻数を増加することで小型デバイスの間欠的な動作は実現可能であると考えられる。さらに、錘の配置により機械的共振周波数を下げることで、環境振動や歩行運動の際に発生する低周波数帯への周波数制御が可能である。

#### 4. まとめ

本稿では、結晶磁気異方性の大きな Sm-Fe の軟磁気特性を改善することで開発した負磁歪軟磁性材料の特性と、バイモルフ型発電デバイスへの有効性について述べた。Sm-Fe をスパッタ法により成膜し、非晶質化に成功した Sm 組成で低保磁力化に成功した。特に、保磁力の小さく、磁化回転が容易な Sm 組成が 14 at.% の試料に対し、 $150 \text{ }^\circ\text{C}$  の低温磁界中熱処理を施すことで、保磁力は最小の 12 Oe を示し、微小な応力で磁化が回転する負磁歪材料軟磁性材料の開発に成功した。Sm<sub>14</sub>Fe<sub>86</sub> を 1  $\mu\text{m}$  成膜した裏面へ Fe<sub>27</sub>Co<sub>73</sub> を 1  $\mu\text{m}$  成膜したバイモルフ型発電デバイスのコイル出力は、Sm<sub>14</sub>Fe<sub>86</sub>、Fe<sub>27</sub>Co<sub>73</sub> のみをそれぞれ 1  $\mu\text{m}$  成膜したユニモルフ型発電デバイスの合計とおおよそ一致し、正磁歪薄膜を用いたユニモルフ型発電デバイスに対して、負磁歪材料をカンチレバー裏面に成膜しバイモルフ型発電デバイスとすることで、負磁歪材料からの発電エネルギーも合わせて獲得できることを明らかにできた。よって、開発した負磁歪軟磁性材料はバイモルフ型発電デバイスへ有効であることがわかった。

さらに、発電デバイスへ  $600 \text{ Mdyn/cm}^2$  ( $\pm 3300 \text{ ppm}$ ) のひずみを与えることが出来れば、 $1377 \text{ emu/cc}$  の磁化変化

による  $1.1 \mu\text{W}$  の発電量が算出され、断面積やコイル巻数を増加により小型デバイスの間欠的な動作が期待される。

**謝辞** 本研究の一部は、東北大学電気通信研究所研究基盤センターで行われました。XRD の回折パターンを測定する際にご助言を頂いた、東北大学電気通信研究所研究基盤センター技術職員の丹野健徳様に感謝致します。

#### References

- 1) K. Takeuchi: *J. Surf. Finish. Soc. Jpn.*, **67**, 334 (2016).
- 2) M. Kameda: *J. IEIE. Jpn.*, **37**, 343 (2017).
- 3) R. Funahashi: *J. Surf. Sci. Soc. Jpn.*, **34**, 210 (2013).
- 4) R. Sharma, R. Mishra, T. Ngo, Y. Guo, S. Fukami, H. Sato, H. Ohno and H. Yang: *Nat. Commun.*, **12**, 2924 (2021).
- 5) I. Kanno: *J. Surf. Finish. Soc. Jpn.*, **67**, 348 (2016).
- 6) S. P. Beeby, R. N. Torah, M. J. Tudor, P. Glynn-Jones, T. O. Donnell, C. R. Saha, and S. Roy: *J. Micromech. Microeng.*, **17**, 1257 (2007).
- 7) Y. Naruse, N. Matsubara, K. Mabuchi, M. Izumi, and S. Suzuki: *J. Micromech. Microeng.*, **19**, 094002 (2009).
- 8) N. S. Shenck and J. A. Paradiso: *IEEE Micro.*, **21**, 30 (2001).
- 9) T. Ueno: *Mater. Jpn.*, **59**, 6 (2020).
- 10) J. Hu, F. Xu, A. Q. Huang, and F. G. Yuan: *Smart Mater. Struct.*, **20**, 015021 (2011).
- 11) D. Neyama, M. B. F. Siti, K. Y. Inoue, H. Kurita, S. Osana, N. Miyamoto, T. Tayama, D. Chiba, M. Watanabe, H. Shiku, and F. Narita: *Sens. Actuator A Phys.*, **349** 114052 (2023).
- 12) Y. Endo: *Mater. Jpn.*, **59**, 26 (2020).
- 13) A. E. Clark and H. Eda: "Giant magnetostrictive material", p.262 (Nikkan kougyou shinbunsha, Tokyo, 1995).
- 14) Y. Shimada, H. Fukunaga, S. Hatta, and K. Yamada: "Jiseizairyuu-busseki kougakutekitokusei to sokuteihou", p.326 (Kodansha, Tokyo, 1999).
- 15) E. A. Owen, E. L. Yates: *Philos. Mag.*, **15**, 472 (1993).
- 16) V. M. Goldschmidt, T. F. W. Barth, and G. Lunde, Skr. Nor. Vidensk.- Akad., Oslo I. Mat. -Naturvidensk. Kl. **7**, 24 (1925).
- 17) Y. C. Zhao, F. Porsch, and W. B. Holzapfel: *Phys. Rev. B* **50**, 6603 (1994).
- 18) Y. Mashiyama: *Sci. Rept. Tohoku Univ.*, **21**, 394 (1932).
- 19) Y. Suzuki: "Handbook of Environmental Power Generation" (NTS, Tokyo, 2012).

2023年10月12日受理, 2024年02月06日再受理, 2024年05月24日採録