

## Requirement of magnetic material for high frequency and high power excited by power electronics

Keisuke Fujisaki  
(Toyota Technological Institute)

Electric energy is often converted various energies such as mechanical, light and heat ones due to high responsiveness and high conversion efficiency, and 43% of energy in Japan is consummated as electric energy. The power consumption related to power electronics technology has been dramatically increased recently, and it is expected that 80% of the electric energy will be consumed by the power electronics technology in 2030.

In power electronics technology, we can generate electric power with any voltage and any frequency by using power semiconductors. The markets related to power conversion have been being expanded by downsizing and an increase in power capacity using high-frequency driving. One of the serious factors to prevent expanding the markets are magnetic materials for high-frequency driving. For example, the weight of magnetic devices such as inductors and transformers for the mW to MW class account for 30 - 50% of the total weight. Although the increase in an operating frequency is effective to reduce size of magnetic devices, efficiency for the power conversion typically decreases since the magnetic loss of the magnetic materials increases. A cost analysis for a 20 kVA-uninterruptible-power-supply points out that the cost of inductors for filters is 44% of the total cost, and this value is larger than that for the power semiconductors and the storage capacitors.

Thus, the magnetic materials for high-frequency driving are the bottleneck of expanding the power electronics technology in terms of the difficulties of the reductions in size, loss, and cost. Although the widespread of power semiconductors with high voltage resistant such as GaN and SiC enables to increase the power capacity, we need to develop mass-production technology of the magnetic materials.

### Reference

- 1) Keisuke Fujisaki, “*Mota Kudo Shisutemu no tameno Jisei Zairyo Katsuyo Gijutsu*” [Utilization technology of magnetic materials for motor drive system], Corona publishing, 2018.9 (in Japanese).
- 2) “*Denji Akutyueta Shisutemu no tameno Jisei Zairyo to sono Hyoka Gijutsu*” [Magnetic materials for electromagnetic actuator systems and their evaluation techniques], IEEJ Technical Report, No. 1397, 2017.12 (in Japanese).
- 3) Y. Honkura, K. Fujisaki, “*Saishin no Jisei Zairyo no Kaihatsu*” [Development of the latest magnetic materials], The journal of the Institute of Electrical Engineers of Japan, Vol. 134, No.12, pp.828-831, 2014 (in Japanese).
- 4) Tim Heidel, ”ARPA-E Initiatives in High Efficiency Power Conversion ,” APEC Plenary Session Ft. Worth, TX, March 14, 2014.
- 5) Catalog of Fuji Electric Co., Ltd., “Koatsu Inbata FRENIC4600FM5e” [High voltage inverter FRENIC4600FM5e] 2014-9(2014a/G2007)/KO-D/CTP5EP (in Japanese).
- 6) J. W. Kolar, Future Challenges for Research and Teaching in Power Electronics, Presentation held at the 14th International Conference on Optimization of Electrical and Electronic Equipment (OPTIM 2014), Brasov, Romania, May 22-24, 2014.
- 7) J. S. Glaser, et. al. “A 900 W, 300V to 50 V dc-dc power converter with 30 MHz switching frequency,” In Proc. Twenty-Fourth Annual IEEE Applied Power Electronics Conf. and Exposition APEC 2009, pp. 1121-1128, 2009.
- 8) <https://www.electronicweekly.com/uncategorised/gan-on-si-power-transistors-french-lab-leti-2015-07/>
- 9) Keisuke Fujisaki, “Mikuro Zairyo Denjikai Kaiseki ni yoru Kosyuha Nanjisei Zairyo no Keijo to Jiki Sonshitsu Tokusei”, [Shape and loss properties of soft magnetic materials for high-frequency driving by numerical analysis of micro-material electromagnetic fields], Papers of Technical Joint Meeting on Magnetics and Linear drive, MAG-14-208, LD-14-100, 2014.12 (in Japanese).
- 10) K. Fujisaki, “Advanced magnetic material requirement for higher efficient electrical motor design,” The 38<sup>th</sup> Annual Conference of the Magnetic Society of Japan, Symposium “Challenge of Magnetics to Improve Energy Efficiency”, 4aB-2, 2014.9

# Possible Design and Development of Ultra-high Strength Permanent Magnet Based on Fundamental Conceptual Change in Magnetism

Yoshiyuki Kawazoe

(New Industry Creation Hatchery Center, Tohoku University, Sendai, Japan)

After the discovery of neodymium magnet  $\text{Ne}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  in 1984 by Dr. Masato Sagawa, no permanent magnets better than that have been commercialized over 35 years. As a matter of course, a number of developments have been done to improve its properties. In the long history of magnet development, basically experimental findings have led the improvements. Theory basically contributes to explain the phenomena realized by experimental studies. We have proved the fundamental and serious misunderstanding in the origin of magnetism, which has been explained in the standard textbooks that exchange interactions between electrons reduce the system energy for the magnetic ground state. This misunderstanding originated in the old and famous paper by Slater in 1929 just after the invention of quantum mechanics (Ref. 1) which explains well the Hund's first rule (Among the degenerated low-lying states, the highest spin state is the ground state.), and is still introduced in the standard textbooks in magnetism. However, when Slater developed his theory, he did (could) not include the effect from the nucleus, and simply electron-electron interactions were considered.

Slater's explanation of magnetism has been claimed by Davidson (Ref. 2) and other researchers. They basically solved the magnetic ground state in high accuracy including all the interactions between nucleus and electrons, and proved that the effect from nucleus-electron interaction contributes most to reduce the system energy to realize the magnetic ground state, where electron-electron exchange energy even increases the energy. However, these studies are only considered to be for specific cases, and not accepted as a general aspect of magnetism. We have solved the magnetic ground state in atoms and molecules in high accuracy and proved that the Davidson's theoretical explanation holds in general for the magnetism in atoms and molecules (Ref. 3). We have proved based on checking the virial theorem satisfaction. By this way, most of the standard theories in magnetism such as Slater's perturbation theory for Hund's rule, Heitler-London model for hydrogen ground state, Hubbard model for magnetic and superconducting states, etc. are fundamentally incorrect, since they violate the virial theorem (for the equilibrium state  $V/T=-2$  should hold, and this is a necessary condition for all Coulombic systems.).

Recent progress in computer power has made it possible to apply the density functional theory (DFT) to compute numerically the magnetic ground state. Although DFT is called *ab initio* simulation, within the theory it is not possible to determine the electron exchange-correlation functional and the researchers introduce parameters, such as LDA+U, hybrid functional, etc. which try to fit to the experimental observations (therefore, not *ab initio* but phenomenology). These phenomenological methods can be checked by virial theorem satisfaction; violation means incorrect. We therefore know now exactly what we should do to be able to predict new permanent magnet; what we should do is to solve the quantum mechanical equation without any parameters. Although this is costly, it is important to have good guidelines for theoretical prediction of new magnet without experimental help, which is time consuming and costly.

We have successfully performed several theoretical predictions of new magnets; (1) Atom cluster based high magnetic moment magnets, (2) Two dimensional magnets with only light weight elements, (3) Carbon based magnets, etc. These new magnets have been predicted with confidence, because we have solved the Schroedinger equation for magnetic ground state with no parameters for fitting to experiments.

## References

- 1) J. C. Slater, "The Theory of Complex Spectra", Phys. Rev. 34, pp. 1293-1322 (1929).
- 2) E. R. Davidson, "Single-Configuration Calculations on Excited States of Helium", J. Chem. Phys. 41, pp.656-658 (1964).
- 3) T. Oyamada, K. Hongo, Y. Kawazoe and H. Yasuhara, "Unified Interpretation of Hund's First and Second Rules for 2p and 3p Atoms", J. Chem. Phys., 133[16], pp.164113-(1-19), (2010).

# Vector Magnetic Hysteresis Characteristics of Electrical Steel Sheet and its Application

Masato Enokizono<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Vector Magnetic Characteristic Technical Laboratory, Usa, 879-0442, Japan

<sup>2</sup>Nippon Bunri University, Oita, 870-0397, Japan

Vector magnetic characteristics have been proposed as magnetic characteristics required to effectively utilize magnetic materials for the purpose of reducing the loss and increasing the efficiency of electric machines.<sup>1)</sup>

Conventional magnetic characteristics represent the relationship between magnetic flux density and magnetic field strength in one direction, particularly rolling direction. However, conventional magnetic characteristics are extremely unsatisfactory for design and development to realize low loss and high efficiency of power electrical machines such as motors and transformers. At this time, the magnetic flux density vector **B** and the magnetic field strength vector **H** are not aligned with each other and have a spatial phase difference angle  $\theta_{BH}$ . In other words, since the magnetic characteristics represent the vector relation between the **B** vector and the **H** vector, they can be generally said to be vector magnetic characteristics.

This can be seen in the dualities established between the electrical characteristics (voltage, current, power factor) and magnetic properties (**B**, **H**,  $\theta_{BH}$ ) of the electrical machines as shown in Fig. 1.<sup>2)</sup> Since it is not possible to satisfy this duality relation from the conventional scalar magnetic characteristics, expressing only the size of **B** and **H**, it is impossible to introduce to the magnetic characteristic analysis and design of electrical machines.

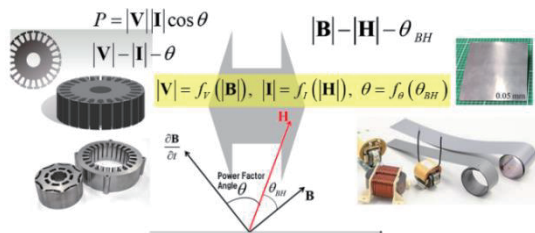


Fig.1 Duality between motor electric characteristics and magnetic material magnetic characteristics.

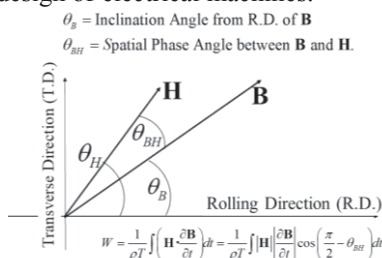


Fig. 2 Definitions of vector characteristic.

In addition, handling of electrical machine is carried out under voltage drive, resulting in the problem of obtaining current and power factor. When voltage is applied, the reactance is larger than the circuit resistance, so the magnetic flux density level is automatically determined. Similarly, in the magnetic characteristic analysis, it is a problem to calculate the **B** vector and **H** vector and the spatial phase difference angle  $\theta_{BH}$ . These constitute an inverse problem analysis of solving  $I$ ,  $\cos \theta$ , **H**,  $\theta_{BH}$  by applying a voltage. In other words, it indicates that the hysteresis loop of magnetic properties is not given but solved. In order to clarify the relationship between **B**, **H** and  $\theta_{BH}$  constituting the vector magnetic characteristics, we indicate this as shown in Fig. 2.

In the case of the electrical steel sheet, taking the rolling direction as a reference, the inclination angle  $\theta_B$  of the **B** vector from the rolling direction is defined and represents the vector magnetic characteristic in an arbitrary direction. The spatial phase difference angle  $\theta_{BH}$  between vectors is expressed as the difference between the inclination angle  $\theta_H$  of the **H** vector and the inclination angle  $\theta_B$  of the **B** vector. The following equation (1) is a magnetic power loss (core loss) calculation formula.

$$W = \frac{1}{\rho T} \int \left( \mathbf{H} \cdot \frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} \right) dt = \frac{1}{\rho T} \int \left( H_x \frac{\partial B_x}{\partial t} + H_y \frac{\partial B_y}{\partial t} \right) dt = \frac{1}{\rho T} \int \left\{ |\mathbf{H}| \left| \frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} \right| \cos \left( \frac{\pi}{2} - \theta_{BH} \right) \right\} dt \quad (1)$$

The above expression shows the relationship by introducing  $\theta_{BH}$ . The  $\rho$  is mass density. Figure 3 shows the **B-H** characteristic in an arbitrary direction under the alternating magnetic flux condition as the characteristic including

$\theta_{BH}$ . Comparing the features of the non-oriented electrical steel sheet and the grain-oriented electrical steel sheet shown in this figure, it is possible to clarify the characteristic difference with respect to the conventional characteristic expression. Instead of the conventional core loss characteristic expression, Fig. 4 newly shows the core loss characteristics in an arbitrary direction.

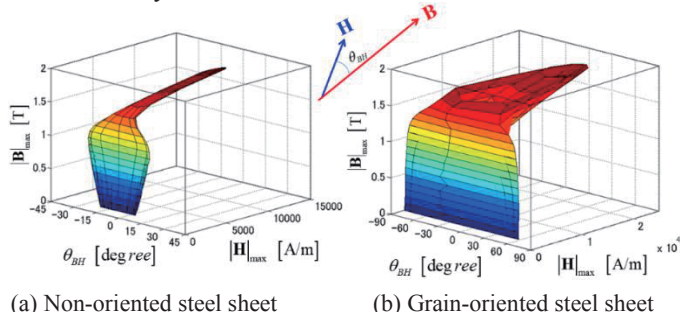


Fig. 3 magnetic characteristic.

Although basic vector magnetic characteristics can be seen from Fig. 5 and Fig. 6, we show the characteristics  $\theta_{BH} - \theta_B - |\mathbf{B}|$  of Fig. 5 and the characteristics  $|\mathbf{H}| - \theta_B - |\mathbf{B}|$  of Fig. 6 in order to extract the features due to the difference between the magnetic characteristics and the magnetization process.

From the viewpoint of vector magnetic characteristics, the behavior of  $\theta_{BH}$  and  $\mathbf{H}$  vectors is also a very important characteristic because it gives the necessary knowledge to the design of electrical equipment. In the magnetic characteristics of the electrical machine core, examining the material characteristics of the  $\mathbf{H}$  vector and  $\theta_{BH}$  leading to the current and the power factor as described above will lead to the establishment of an effective utilization technique for the electric machine core, providing knowledge necessary for the development and design for loss reduction and high efficiency.

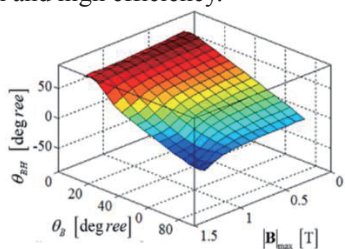


Fig. 5  $\theta_{BH} - \theta_B - |\mathbf{B}|$  characteristic.

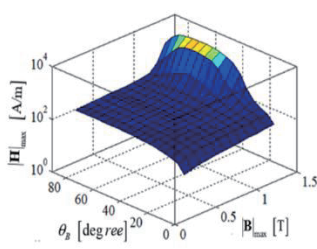


Fig. 6  $|\mathbf{H}| - \theta_B - |\mathbf{B}|$  characteristic.

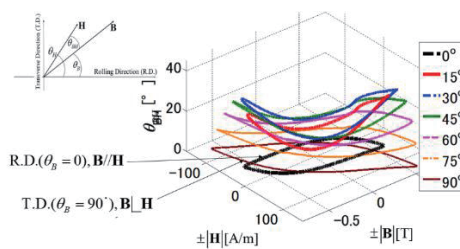


Fig. 7 Vectors magnetic hysteresis loop.

The motor and the three-phase transformer generate rotational magnetic flux in the iron core, and the rotational core loss caused by the rotating magnetic flux is larger than the alternating iron loss. In the magnetic characteristics under the rotational magnetic flux conditions, the involvement of  $\theta_{BH}$  appears more prominently.

By virtue of hysteresis loop expression of vector magnetic characteristics, it can be sufficiently predicted that  $\theta_{BH}$  and change of  $\mathbf{H}$  vector affect each other, so we can capture those behaviors as a whole. In addition, it is possible to analyze the influence of various factors governing the core loss increase, and to indicate the utilization technique for development and improvement of materials based on physical phenomena. Vector magnetic characteristics are taken as a waveform of one period about  $\pm|\mathbf{B}|, \pm|\mathbf{H}|$  and  $\theta_{BH}$  when the waveform obtained from Fig. 3 is displayed as  $\pm|\mathbf{B}| - \pm|\mathbf{H}|$  and  $\theta_{BH} - \pm|\mathbf{H}|$  characteristics, it is drawn as shown in Fig. 7. This vector magnetic hysteresis characteristic clarifies the hysteresis modeling of characteristics and the effect of stress.<sup>2)</sup>

## Reference

- 1) M. Enokizono, "Vector Magnetic Characteristic Technology and Design Method", Kagakujyoho Press, pp. 262 (2015)
- 2) M. Enokizono, Y. Kai, D. Wakabayashi: "Vector Magnetic Hysteresis Loop Characteristic and Effect of Stress", SMM ,2019, to be presented.



## Measurement of magnetic characteristics of traction motors at driving

H. Nakai<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Toyota Central R&D Labs., Inc., Nagakute 480-1192, Japan

The issues for a traction motor of HV, EV are miniaturization, low cost, and low loss. The volume of the motor has been miniaturized by such as high rotation, oil cooling, utilization of flat wires, and high voltage. In order to reduce the cost of the motor, reduction of the use of rare earth elements, which are high-cost materials, was mainly involved. Examples include reducing the amount of magnets by using reluctance torque, and reducing the use of heavy rare earth elements by using grain boundary diffusion magnets. The loss of the motor has been reduced by thinning an electromagnetic steel sheet and increasing the electrical resistance of the sheet. The characteristic of the traction force of a car is that high torque at the time of start (low speed range) and high-speed driving are compatible, and the area used frequently is in the medium speed range. A traction motor often requires a wide operating range, since they cover the entire operating range without a transmission. Furthermore, in a traction motor, it is important to reduce the loss in the medium speed range. In order to reduce the loss in the medium speed range, it is necessary to reduce the iron loss as well as the copper loss. Iron loss generated in the sheet of the motor core is caused by magnetic flux fluctuation in the sheet. The causes of the magnetic flux fluctuation include the arrangement of coils, current harmonic components due to switching operation of an inverter, and changes in magnetic resistance due to the rotation of the rotor. On the other hand, iron loss changes in the state of the sheet also. The difference in the grade of the sheet, the stress applied to the sheet, etc. cause the difference in iron loss. In low loss motor design, it is important to clarify the above factors of iron loss change and incorporate them into the motor design. Our motivation to measure iron loss is to design a low loss motor.

Iron loss measurement is done by reproducing the condition with test pieces. We also measure iron loss in test pieces, which is important. On the other hand, it has not been clarified yet to what extent iron loss measurement in test pieces can reproduce phenomenon for an actual motor where various factors overlap. Therefore, by measuring the actual motor in actual driving conditions, we are challenging the measurement in the actual motor driving condition with the purpose of confirming the certainty of iron loss measurement in test pieces. In order to realize this measurement with the actual motor, we have newly developed a magnetic flux sensor that can measure magnetic flux in three directions inside the motor core without disturbing the flow of magnetic flux<sup>1)</sup>. Figure 1 shows the developed sensor. In order not to disturb the flow of magnetic flux, the developed sensor has 2 ideas. The first idea is that the thickness is 170 micrometers thinner than a magnetic steel sheet by using a layered flexible printed board. The second idea is that it is not necessary to make a hole in a magnetic steel sheet by combining the technique of a needle probe method. Using the needle probe method, the flux in the radial direction can be calculated by measuring the induced voltage between  $r_1$  and  $r_2$ , the one in the circumferential direction can be calculated by the induced voltage between  $\theta_1$  and  $\theta_2$ . The magnetic flux in the axial direction is calculated by measuring the induced voltage of the square search coil located on the flexible printed board. We have been able to measure the magnetic flux inside the stator core of an actual motor in the actual driving condition using this sensor. In the future, we will measure the actual motor using this sensor, confirm the phenomena that occur with the actual motor, and organize the relationship between the phenomenon of the actual motor and the measurement using the test piece.

### Reference

- 1) Y. Maeda *et al.*, IEEE Trans. on Magnetics, Vol.54, No.11 (2018)

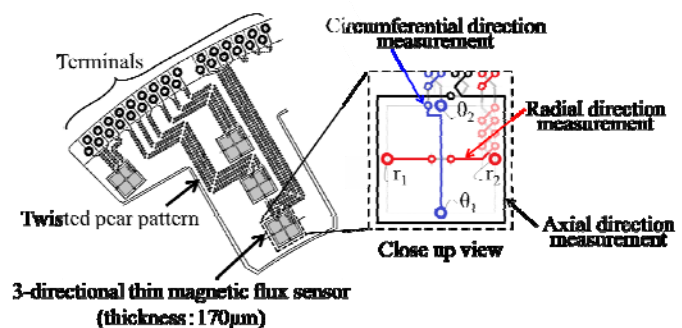


Fig1. Thin sensor capable of measuring 3-dimensional magnetic flux

## Requirements for magnetic material used in products for electrified automobiles

Tetsuya Aoki<sup>1</sup>, Satoshi Doi<sup>2</sup>, Keiichi Okazaki<sup>3</sup> and Takeshi Seno<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Metal Eng. Dept., Materials Eng. R&D Div., DENSO Corporation

<sup>2</sup> Development Dept. 1, Advanced Motor Development Div., DENSO Corporation

<sup>3</sup> Advanced R&D Dept., Production Eng. R&D Div., DENSO Corporation

It has been 112 years since the first Japanese gasoline engine car was manufactured in 1907. Today, we are facing a revolution in automotive technology that happens only once in a century. DENSO Corporation, an automotive products manufacturer, has continuously worked to fulfill its mission of developing better products to realize a safe society where people can live in peace and prosperity. Our provision of safe and comfortable mobility has helped enrich people's lives.

Two keywords, CASE (Connected, Autonomous, Shared & service and Electric) and MaaS (Mobility as a Service), represent this revolution. It requires changes in several areas including hardware, software, and infrastructure covering automotive industry processes ranging from development, manufacturing, sales to utilization. To meet requirements, we continuously uphold our mission to contribute to society as we have demonstrated throughout the history of our company. Our product development efforts are aimed at global environment protection realized by increasing the efficiency of electrified products and motor vehicle accident prevention achieved by expanding ADAS (Advanced Driver Assistance Systems) products.

Figure 1 shows an overview of the development of automobile electrical equipment and magnetic material technology through the years. From the 1960s to 70s, DENSO Corporation started applying the concept of "magnetic characteristics" to the components of engine starters and alternators. These components were optimized to work as magnetic circuits taking into account the magnetic saturation and magnetic flux leakage. As the electronic control of engines evolved, the optimization was followed by the development of materials used for magnetic circuits<sup>2)</sup>, which are built into parts such as fuel injection valves, fuel pumps, engine rotation angle sensors, and ignition coils. To utilize these materials, we have also worked on magnetic field analysis<sup>3),4)</sup> and developed magnetism evaluation technology. In this report, we introduce, with reference to our history, some cases in which magnetic circuit materials were applied to automotive products made by DENSO Corporation. From the viewpoint of an automotive products manufacturer, we propose requests with respect to the development and application of magnetic circuit materials to prepare for the future electrified society.

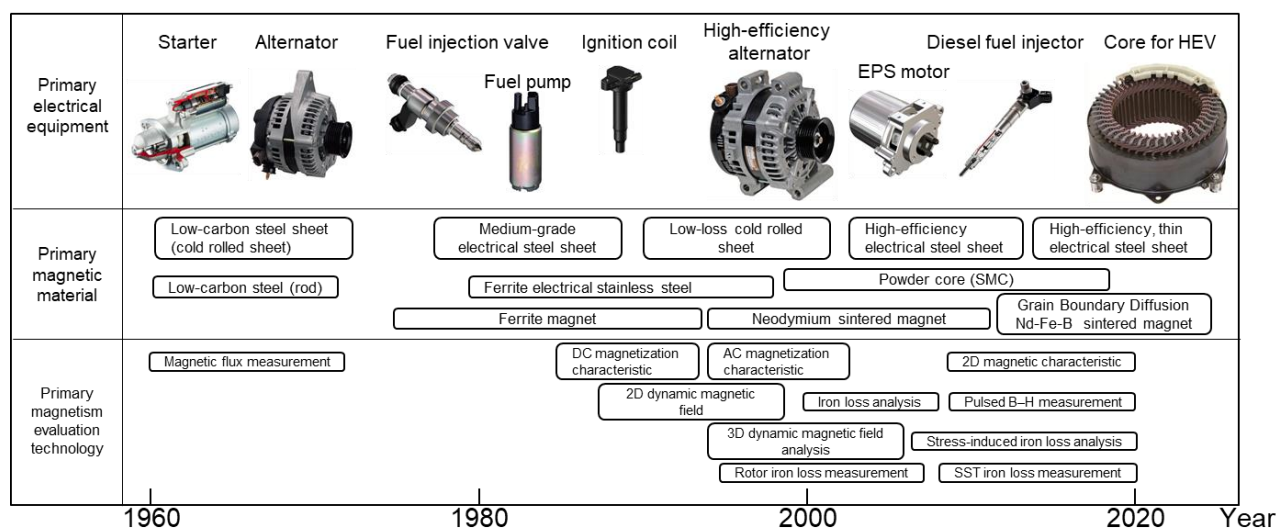


Figure 1. Evolution of automobile electrical equipment and magnetic material technologies at the DENSO Corporation.

### References

- 1) Keisuke Fujisaki, Practical use technology of magnetic materials for motor drive systems, Corona Publishing, Tokyo, 2018.
- 2) Tetsuya Aoki, A new electrical steel for a newly developed high efficiency alternator corresponding to energy saving of car, Materia Japan, Vol. 41, 2002.
- 3) Tetsuya Aoki, Magnetic field simulation for development of products using magnetic circuits, Denso Technical Review, Vol. 12, No. 2, 2007.
- 4) Satoshi Doi, Study of computation method of iron loss considering magnetic isotropic by processing residual stress, IEEJ Trans. Power and Energy, B 138(1), 36-44, 2018.

# Research of the Motor characteristics with Nanocrystalline Soft Magnetic Alloy Stator Cores

Y. Yamada, S. Makino, and T. Nonaka

YASKAWA ELECTRIC CORPORATION, Kitakyusyu 803-8530, Japan

Recently, a series of nanocrystalline alloys (NANOMET®) that exhibit excellent soft magnetic properties has been developed<sup>1)</sup> and its applications to motor cores have been reported<sup>2)</sup>. In our previous study, we promoted research on the NANOMET® lamination process and constructed a prototype motor with NANOMET® stator cores<sup>3)</sup>. The iron loss of the motor with NANOMET® stator cores was reduced by a factor of >2 compared with that of motors with conventional electromagnetic steel cores. However, the torque density of the NANOMET® stator core is lower than that of an electromagnetic steel core. To improve the torque density of the core, it is necessary to improve both the space factor and flux density. In this study, we fabricated a toroidal core with NANOMET® and an electromagnetic steel sheet and evaluated its magnetic properties. In addition, we investigated the cause of the decrease in the space factor of the NANOMET® stator cores.

A toroidal core was fabricated by laminating NANOMET® and electromagnetic steel sheets. Table 1 lists the specifications of the toroidal cores. The space factors of the core were 98.1% for 35A360 and 87.0% for NANOMET®, respectively. Fig. 1 shows the measurement results of the iron loss characteristics. Compared to 35A360, the core loss of NANOMET® was significantly reduced, and the core loss at 1 T, 400 Hz ( $W_{10/400}$ ), was 5.5 W/kg (22% of that for 35A360). Subsequently, to consider the difference in the space factor, the surface roughness of the sheet was evaluated. Fig. 2 shows a comparison of the surface roughness of sheets. The sum of the surface roughness of the obverse and reverse sides of NANOMET® is a factor of ~3 greater than that of electromagnetic steel, and therefore the space factor was decreased.

Reference

- 1) A. Makino, IEEE Trans. Magn. 48, 1331 (2012).
- 2) N. Nishiyama, K. Tanimoto, and A. Makino, AIP Advances 6, 055925 (2016)
- 3) T. Nonaka, S. Zeze, S. Makino, and M. Ohto, J.Eng PEMD2018 (2019)

Table 1. Toroidal core specifications.

Item		Unit	35A360	NANOMET
Thickness	$t$	mm	0.35	0.025
Weight	$W$	g	14.7	12.5
Height	$h'$	mm	4.93	4.84
Density	$\rho$	g/cm <sup>3</sup>	7.65	7.50
Space factor	$SF$	%	98.1	87.0

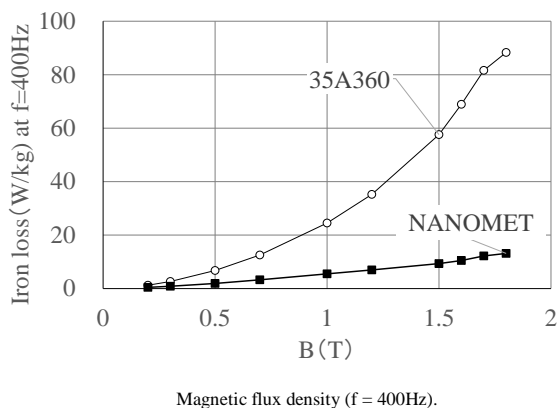
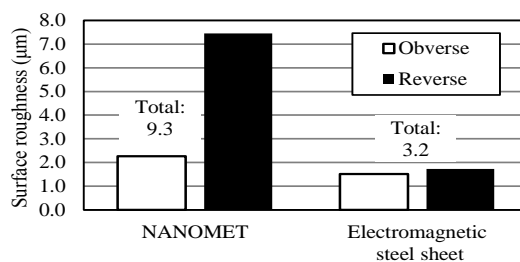
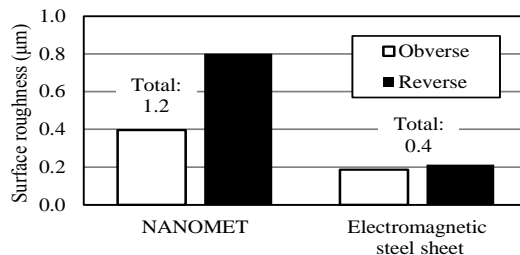


Fig. 1. Iron loss characteristics.



(a) Maximum height: Rz.



(b) Calculated average roughness: Ra.

Fig. 2. Comparison of surface roughness.

# Emergent Phenomena and Functionality in Topological Magnets

N. Kanazawa

Department of Applied Physics, the University of Tokyo, Tokyo 113-8656, Japan

Since the discovery of quantum Hall effect in a two-dimensional electronic system,<sup>1)</sup> the concept of topology has been appreciated in the classification of quantum states, leading to the identification of topological states and the emergent electromagnetism in condensed matters. With combinations of well-established physics of strongly-correlated systems, magnetism, superconductivity and so on, topology in the quantum system has been offering a platform of versatile electronic and spintronic phenomena.<sup>2)</sup> For example, topological spin textures, such as skyrmions and hedgehogs, and topological electronic states of topological insulators and Weyl fermion systems can realize low-dissipative drive of magnetic domains or non-dissipative electron and spin currents. Also, Majorana fermions with non-Abelian statistics at an interface of superconductor and topological insulator are one of the promising candidates for robust bits in quantum computation technology. Nowadays, when a huge amount of electricity is consumed for information processing, it is expected to create power-saving electronic technology that utilizes these topological states, namely ‘topological electronics’. And control of topological states by external stimuli is an essential factor to realize such energy-saving technology.

In this talk, we introduce how topological states in electronic and spin structures are coupled with multiple degrees of freedom of electrons and provide unique electromagnetic responses. We illustrate that the effective electromagnetic fields, so-called emergent electromagnetic fields, have critical influence on quantum properties, and also overview the real-space topological spin textures of skyrmions and momentum-space topological electronic structures in magnetic topological insulators (Fig. 1).

## Reference

- 1) K. v. Klitzing, G. Dorda, and M. Pepper, Phys. Rev. Lett., **45** (1980) 494.
- 2) Y. Tokura, M. Kawasaki, and N. Nagaosa, Nature Phys., **13** (2017) 1056.

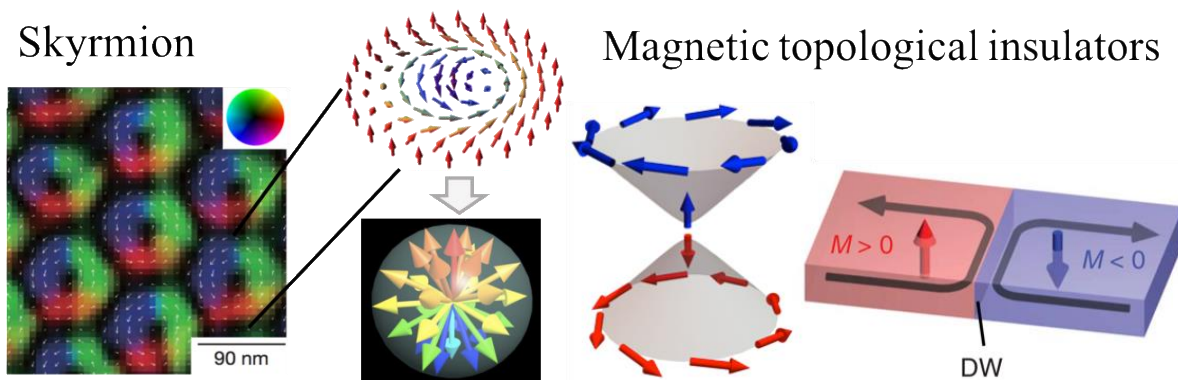


Fig.1 Skyrmions and magnetic topological insulators as representative examples of topological spin and electronic states in condensed matters.

## Quantized surface transport in topological semimetal films

Masaki Uchida <sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Department of Applied Physics and Quantum-Phase Electronics Center (QPEC),  
the University of Tokyo, Tokyo 113-8656, Japan

<sup>2</sup>PRESTO, Japan Science and Technology Agency (JST), Tokyo 102-0076, Japan

Topological materials, which have nontrivial electronic structures in the momentum space, have recently attracted burgeoning research interest especially in terms of novel magnetotransport phenomena and emergent spintronic functions. In contrast to topological insulators, topological semimetals host three-dimensional Dirac or Weyl cones in the bulk state, besides the helical surface state due to the bulk band inversion. Exotic quantum magnetotransport proposed for such topological semimetals, such as chiral anomaly and Weyl orbit, are derived from characteristic Landau levels formed in the bulk Dirac dispersions, called a chiral zero mode.

Cd<sub>3</sub>As<sub>2</sub> is an ideal material for exploring exotic magnetotransport and spintronic functions proposed for topological semimetals. In addition to its high electron mobility and long mean free path, its growth orientation is different from the rotational axis connecting the two Dirac points. This allows us to detect possible orbital motions in topological semimetal surfaces, which include the Weyl orbit, looping the two surface (top and bottom) arcs through a called bulk chiral mode. We have successfully developed a growth technique realizing high mobility Cd<sub>3</sub>As<sub>2</sub> films with excellent surface flatness, and first observed quantum Hall states induced by quantum confinement <sup>1)</sup>. Related film techniques such as electric gating and chemical doping also enable systematic transport studies of the topological semimetal films, with controlling the bulk dimensionality <sup>2)</sup>, Fermi energy <sup>3)</sup>, and band topology <sup>3)</sup>.

More recently, by fabricating three-dimensional Cd<sub>3</sub>As<sub>2</sub> films with controlled thickness above 85 nm, we have found surface quantum oscillations and their evolution into quantized states <sup>4)</sup>. This is confirmed by distinct differences in oscillation frequency, field angle dependence, and temperature change from the bulk ones. On the other hand, we have also revealed essential contribution of bulk carriers to the quantized surface transport and resultant changes in quantum Hall degeneracy depending on the bulk occupation. We discuss possible magnetic orbits realized in the quantized surface transport.

### Reference

- 1) M. Uchida *et al.*, Nat. Commun. **8**, 2274 (2017).
- 2) Y. Nakazawa, M. Uchida *et al.*, Sci. Rep. **8**, 2244 (2018).
- 3) S. Nishihaya, M. Uchida *et al.*, Sci. Adv. **4**, eaar5668 (2018).
- 4) S. Nishihaya, M. Uchida *et al.*, Nat. Commun. in press (2019).



## Giant spin-orbit torque generated by BiSb topological insulator

Pham Nam Hai<sup>1,2,3</sup>, Nguyen Huynh Duy Khang<sup>1</sup>, Takanori Shirokura<sup>1</sup>, Kenichiro Yao<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Department of Electrical and Electronic Engineering, Tokyo Institute of Technology

<sup>2</sup> CSRN, The University of Tokyo

<sup>3</sup> CREST, Japan Science and Technology Agency,

Topological insulators (TIs) are exotic materials with insulating (semiconducting) bulk states and metallic surface (edge) states. The electron spin on the surface of TIs is locked to its momentum, resulting in many novel physics. These include the quantum spin Hall effect in two-dimensional TIs, the quantum anomalous Hall effect in magnetic TIs, and Majorana Fermions at TI/superconductor interfaces. So far, those novel physics have been observed in TI-based heterostructures at extremely low temperatures, making them less attractive for device applications at room temperature. Here, we present our recent results on the giant spin Hall effect at room temperature in a conductive topological insulator, BiSb. We show that BiSb have both high electrical conductivity<sup>1)</sup> and giant spin Hall angle<sup>2)</sup> at room temperature, which are very promising for applications to ultralow power spin-orbit torque magnetoresistive random access memory (SOT-MRAM). Evaluation of spin-orbit torque in BiSb/MnGa bi-layers reveals a colossal spin Hall angle of 52 and a spin Hall conductivity of  $1.3 \times 10^7 \hbar/2e \Omega^{-1} \text{m}^{-1}$  at room temperature. We demonstrate that BiSb thin films can generate a colossal antidamping-like effective field of  $2.3 \text{ kOe} \cdot \text{MA}^{-1} \text{cm}^2$  and a critical switching current density as low as  $1.5 \text{ MAcm}^{-2}$  in BiSb/MnGa bi-layers. Furthermore, we identify the origin of the giant SHE in BiSb thin films by measuring the spin Hall angle under controllable contribution of surface and bulk conduction. Our quantitative analysis shows that the giant SHE in BiSb is almost governed by contribution from the topological surface states.<sup>3)</sup> We further show that the surface sheet spin Hall angle is proportional to the number of Dirac cones on the topological surface states, indicating the Berry phase nature of the observed giant SHE. BiSb is the best candidate for the first industrial application of topological insulators.

Acknowledgment: This work is supported by Grant-in-Aid for Challenging Exploratory Research (No. 16K14228), Nanotechnology platform (12025014) from MEXT, and JST CREST (JPMJCR18T5).

### References

- 1) Y. Ueda, N. H. D. Khang, K. Yao, and P. N. Hai, *Appl. Phys. Lett.*, **110** (2017) 062401.
- 2) N. H. D. Khang, Y. Ueda, P. N. Hai, *Nature Mater.*, **17** (2018) 808–813.
- 3) T. Shirokura, K. Yao, Y. Ueda, P. N. Hai, arXiv:1810.10840

## Photocurrent in topological materials

N. Ogawa<sup>1,2</sup>, R. Yoshimi<sup>1</sup>, Y. Kaneko<sup>1</sup>, M. Mogi<sup>3</sup>, A. Tsukazaki<sup>4</sup>, M. Kawasaki<sup>1,3</sup> and Y. Tokura<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>RIKEN Center for Emergent Matter Science, Wako 351-0198, Japan

<sup>2</sup>PRESTO, Japan Science and Technology Agency (JST), Kawaguchi 332-0012, Japan

<sup>3</sup>Department of Applied Physics, University of Tokyo, Tokyo 113-8656, Japan

<sup>4</sup>Institute for Material Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

Materials with strong spin-orbit interaction show intriguing opto-electronic functionalities, including optical excitation of spin subsystem and generation of spin-current/spin-polarized charge-current. Dirac and Weyl materials are of recent interest, due to the possible wide-band operation coming from their zero-gap nature and the Berry phase contributions to excite large zero-bias photocurrents<sup>1,2</sup>.

Doping topological materials with magnetic elements brings about essential modifications in their originally mass-less Dirac dispersion, providing an additional path towards exotic physics and future dissipation-less electronics.<sup>3,4</sup> With the progress in film fabrication techniques including modulation doping,<sup>5</sup> we will be able to explore a variety of electron/spin dynamics at the modified Dirac states and cooperative phenomena between two surfaces (top/bottom of a film) in topological insulators.

Here we discuss several optical responses observed in (magnetic) topological insulators (TIs); (i) enhancement of photogalvanic current by chemically tuning the Fermi energy,<sup>6</sup> and (ii) generation of large zero-bias photocurrent resulting from magnetic interactions.<sup>7</sup> When a TI thin film is doped with magnetic elements, such as Cr, its easy-axis anisotropy induces an energy gap at the Dirac point. The surface-state dispersion recovers its mass-less state by the application of an in-plane magnetic field, due to the helical nature of the spin in the  $k$ -space, and further shifts/deforms through the Zeeman effect. In this situation, the photoexcitation at  $+k_x$  and  $-k_x$  becomes non-equivalent, even for the incidence of non-polarized photons, leading to a finite spin-polarized photocurrent  $j_x$ . We examine this magneto-photogalvanic effect and realized that the zero-bias photocurrent dramatically increases for the mid-infrared photoexcitation, pointing to the relevance of surface-state dispersions and the strong influence of bulk-surface scatterings. We also demonstrate that it is critical to precisely control the Fermi energy to observe intrinsic nature of TIs. For example, the photogalvanic current shows a pronounced peak when we tune the Fermi energy across the Dirac cone. If time allows, on-going works on the proximity effects and photocurrent in Rashba semiconductors/Weyl materials will also be presented.

### Reference

- 1) K. W. Kim *et al.*, Phys. Rev. B **95**, 035134 (2017).
- 2) G. B. Osterhoudt *et al.*, Nature Mater. **18**, 471 (2019).
- 3) J. G. Chekelsky *et al.*, Nature Phys. **10**, 731 (2014).
- 4) K. N. Okada *et al.*, Nature Commun. **7**, 12245 (2016).
- 5) M. Mogi *et al.*, Appl. Phys. Lett. **107**, 182401 (2015).
- 6) K. N. Okada *et al.*, Phys. Rev. B **93**, 081403(R) (2016).
- 7) N. Ogawa *et al.*, Nature Commun. **7**, 12246 (2016).

# Topological Spintronics using Weyl Antiferromagnets

Satoru Nakatsuji<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup> *Institute for Solid State Physics, The University of Tokyo, Kashiwa, Chiba 277-8581, Japan*

<sup>2</sup> *Department of Physics and Astronomy, Johns Hopkins University, Baltimore, MD 21218, USA*

<sup>3</sup> *CREST, Japan Science and Technology Agency (JST), 4-1-8 Honcho Kawaguchi, Saitama 332-0012, Japan*

Among magnets, only ferromagnets have been used for applications, for example, as the main active materials for memory devices. On the other hand, antiferromagnets have attracted recent interest for designing next generation high-density and ultrafast devices because they produce no stray fields and have much faster dynamics. Here we introduce a new type of functional antiferromagnets with vanishingly small magnetization, namely, topological Weyl magnets that can be easily controlled by magnetic field, produce large responses, and thus could be useful for future applications including spintronics. After brief discussion on emergent electronic phases based on a Luttinger semimetal found in pyrochlore iridates, we will introduce the frustrated antiferromagnets,  $Mn_3X$  ( $X = Sn$  and  $Ge$ ) as the examples of a topological Weyl magnet [1,2,3]. We show that the cluster multipole order on the kagome lattice of Mn moments can be controlled and lead to a variety of new functions at room temperature that have never been seen in antiferromagnetic metals. These include the large anomalous Hall and Nernst effects in bulk and thin films [1,2,4,5], large magnetic optical Kerr effect [5] and a novel type of spin Hall effect (magnetic spin Hall effect) [7]. Finally, we show that they should be significantly useful for designing antiferromagnetic spintronics, and energy harvesting technology [8]. This presentation is based on the collaboration with Takahiro Tomita, Tomoya Higo, Muhammad Ikhlas, Ryotaro Arita, Michito Suzuki, Takashi Koretsune, YoshiChika Otani, Motoi Kimata, Kouta Kondou, Kenta Kuroda, Takeshi Kondo, Shik Shin, Pallab Goswami, Hua Chen, Allan MacDonald, L. Wu, J. Orenstein, R.D. Shull, O. van't Erve.

## Reference

- 1) S. Nakatsuji, N. Kiyohara and T. Higo, *Nature* 527, 212 (2015).
- 2) N. Kiyohara, T. Tomita, S. Nakatsuji, *Phys. Rev. Applied* 5, 064009 (2016).
- 3) K. Kuroda, T. Tomita et al., *Nature Materials* 16, 1090 (2017).
- 4) M. Ikhlas, T. Tomita et. al., *Nature Physics* 13, 1085 (2017).
- 5) T. Higo et al., *Applied Physics Letter* 113, 202402 (2018).
- 6) T. Higo et al., *Nature Photonics*, 12, 73 (2018).
- 7) M. Kimata et al., *Nature* 565, 627 (2019).
- 8) A. Sakai et al., *Nature Physics* 14, 1119 (2018).

# Non-equilibrium skyrmion dynamics under the direct current

Shinya Kasai<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> National Institute for Materials Sciences, 1-2-1 Sengen, Tsukuba 305-0047, Japan

<sup>2)</sup> JST, PRESTO, 4-1-8 Honcho, Kawaguchi, Saitama 332-0012, Japan

Magnetic skyrmion is a topological spin texture originated from the competition between the exchange interaction and Dzyaloshinskii-Moriya interaction [1-4]. Skyrmions in bulks can be driven by the electric current through the spin transfer torque with the extremely low threshold current density of  $10^6$  A/m<sup>2</sup> [5] compared to that for the domain walls of  $10^{10}$ - $10^{12}$  A/m<sup>2</sup>. This outstanding property, in addition to their small domain size ranging from several nm to 1  $\mu$ m, offers new spintronics applications including the non-volatile magnetic memories and current-driven shift resistors.

From an application point of view, ultrathin magnetic heterostructures are favorable systems rather than bulk magnets because of their compatibility with existing spintronic technologies. Intensive studies related to the skyrmion observation, driving, and manipulation have been reported in Co-based and CoFeB-based heterostructures[6-8].

Here we demonstrate the current-driven skyrmion motion in Ir/Co/Pt tri-layer thin films. Skyrmions segregate in the transverse direction to the current flow via the skyrmion Hall effect, which shows scalability for current density and wire width [9]. We also demonstrate several new findings: the significant material dependence of skyrmion dynamics, multiplication of skyrmions at the non-linear regime, and non-local accumulation of nonequilibrium skyrmions over several tens  $\mu$ m. These results suggest the importance of the collective nature of skyrmions, while only the behaviors of a single skyrmion have been discussed in previous studies.

## Reference

- 1) I. E. Dzyaloshinskii, J. Phys. Chem. Sol. **4**, 241 (1958)
- 2) T. Moriya, Phys. Rev. **120**, 91 (1960)
- 3) S. Muhlbauer, B. Binz, F. Jonietz, C. Pfleiderer, A. Rosch, A. Neubauer, R. Georgii, and P. Boni, Science **323**, 5916 (2009)
- 4) X. Z. Yu, Y. Onose, J. H. Park, J. H. Han, Y. Matui, N. Nagaosa, and Y. Tokura, Nature **465**, 901-904 (2010)
- 5) X. Z. Yu, N. Kanazawa, W. Z. Zhang, T. Nagai, T. Hara, K. Kimoto, Y. Matsui, Y. Onose, and Y. Tokura, Nat. Commun. **3**, 988 (2012)
- 6) W. Jiang, P. Upadhyaya, W. Zhang, G. Yu, M. B. Jungfleisch, F. Y. Fradin, J. E. Pearson, Y. Terkovnyak, K. L. Wnag, O. Heinomen, S. G. E. Velthuis, and A. Hoffmann, Science **349**, 283 (2015)
- 7) K. Litzius, I. Lemesh, B. Krüger, P. Bassirian, L. Caretta, K. Richter, F. Büttner, K. Sato, O. A. Tretiakov, J. Förster, R. M. Reeve, M. Weigand, I. Bykova, H. Stoll, G. Schütz, G. S. D. Beach, and M. Kläui, Nat. Phys. **13**, 170 (2017)
- 8) R. Tolley, S. A. Montoya, and E. E. Fullerton, Phys. Rev. Mater. **2**, 044404 (2018)
- 9) S. Sugimoto, S. Kasai, E. Anohkin, Y. K. Takahashi, and Y. Tokura, accepted in Appl. Phys. Express.

## Energy saving AI using (artificial) topological materials

Yoshishige SUZUKI<sup>1-4</sup>

<sup>1</sup>Graduate School of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka, Osaka 560-8531, Japan

<sup>2</sup>Center for Spintronics Research Network (CSRN), Osaka University Toyonaka, Osaka 560-8531, Japan

<sup>3</sup>Spintronics Research Center, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Japan

<sup>4</sup>MI<sup>2</sup>I initiative, National Institute for Materials Science (NIMS), Tsukuba 305-0047, Japan

Remarkable success in the deep learning triggered the 3<sup>rd</sup> boom in demand for the artificial intelligence (AI). Exploding demands requires R&D of energy saving AI system. One of the effective way is the usage of TPUs (tensor processing unit) that already reduced the energy consumption of the alpha-GO by a factor of 1/40. Another attempt is to make neuromorphic hard ware using certain physical phenomena. In this talk, two attempts to realize energy saving AI chips from topological magnetic system will be introduced.

The first attempt is to make neuromorphic system using MRAM technology. The neuromorphic system needs to have memory capability and non-linear calculation capability. Needless to say, MRAM is a memory. In addition, if magnetic cells in MRAM interact each other through dipole-dipole interaction, MRAM may get non-linear calculation capability. Such method was tested in our group using simulations. As a result, the device with 12 magnetic cells could be trained to calculated AND, OR and XOR of two bits among successive 3 bits inputs [1]. However, the training was possible only at low temperature, because of small energy of the dipole coupling. To overcome this difficulty, we started to use topological state to carry information. One of the example is an artificial spin-ice in a honeycomb lattice with 72 magnetic cells. The system is capable to learn XOR with 2-bit delay [2].

The second attempt is to make zero-power consumption calculator using magnetic skyrmions in a film. Magnetic skyrmion is known as a topological object appeared in ferro(antiferro)-magnetic materials without point symmetry. Interesting point of this object is its Brownian motion. Skyrmion shows Brownian motion in all solid state device without any motion of real mass. Therefore, it can be an ideal system to investigate a diffusion and information thermodynamics. By now, we have successfully controlled diffusion of skyrmions by an application of voltage [3] (Fig. 1), through a voltage induced change in the magnetic anisotropy [4], or DMI [5]. By using such techniques, we are now trying to design reconfigurable Boltzmann machine with zero energy consumption. It does not consume energy for the calculation in principle but small energy for the observation, just like the Maxwell's daemon does.

**Acknowledgements** (Titles are omitted): The work has been carried out by collaborations between AIST, National Institute of Information and Communications Technology (NICT), NIMS, and Osaka University. The first part of the talk (reservoir computing) was mainly done by Y. Kuwabiraki, T. Furuta, H. Nomura, and R. Nakatani of Osaka University, and K. Yakushiji, A. Fukushima, H. Kubota, S. Yuasa of AIST. The second part of the talk (Skyrmion diffusion) was carried out mainly by Y. Jibiki, S. Miki, M. Goto, C. Ryu, E. Tamura, S. Miwa, J. Cho, K. Nawaoka, A. Shukla, J. Suwardy, of Osaka University, T. Nozaki of AIST, and F. Peper of NICT. The work was partly supported by ImPACT program of Japanese Cabinet and the Ministry of Internal Affairs and Communications.

### Reference

- 1) H. Nomura, et al., Jpn. J. Appl. Phys., accepted.
- 2) Y. Kuwabiraki, et al., 43th Annual meeting of Magnetic Soc. Jpn., Kyoto 2019.
- 3) T. Nozaki et al., Appl. Phys. Lett., 114, 012402 (2019).
- 4) T. Maruyama, et al., Nature Nanotech. 4, 158-161 (2009).
- 5) K. Nawaoka et al., Appl. Phys. Express 8, 063004 (2015).

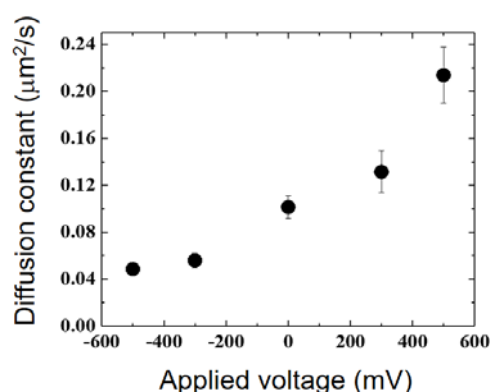


Fig. 1 Diffusion constant of skyrmions as a function of applied voltage [3].



## Highly sensitive magnetic nondestructive testing using magnetoresistive sensor for diagnosis of steel structures

K. Tsukada

Okayama University, Okayama 700-8530, Japan

To ensure the safety of civil infrastructures, simple and accurate inspection methods have been in high demand. Many types of nondestructive testing (NDT) methods are used in the diagnosis of steel structures. Corrosion and cracks often occur in steel structures, and ultrasonic testing (UT) is usually applied. Compared with UT, magnetic NDT such as eddy current testing (ECT) is limited to surface testing. Recently, we developed highly sensitive magnetic NDT using magnetic sensors to detect defects not only on the surface but also in deep regions of steel. By using an extremely low-frequency operation and highly sensitive magnetic sensors instead of pickup coils, we could also detect magnetic signals from deep regions. In the case of UT, surface treatment such as paint or rust stripping is necessary to obtain acoustic matching contact. By contrast, magnetic NDT is not affected by these types of interference materials. Based on this advantage, we developed an extremely low-frequency eddy current (ELECT) system using an anisotropic MR sensor to detect the reduction in thickness due to both surface and inner corrosion. In general, magnetic measurements for steel are difficult because of the high permeability of the material and the variations in their residual magnetization as compared with nonmagnetic material such as aluminum. To solve this problem, magnetic spectroscopy analysis was developed to achieve precise thickness measurements. The steel thickness of severely corroded steel structures of a dam and bridge, to which UT could not be applied, were successfully measured by the ELECT system. Related to the corrosion of steel structures is the collapse of lighting and road marker poles as a result of corrosion in underground locations, which has become a social problem as it sometimes results in major traffic accidents. To detect steel corrosion in hidden parts by soil or concrete, an integrated sensor probe consisting of two tilted magnetic sensors was developed. Results of field testing show that 1-mm thinning was successfully detected even at a depth of 50 mm. Furthermore, the magnetic results measured from the ground surface correlated well with directly measured results after ground digging operations were performed. As another defect of steel structures, cracks must be detected at an early stage. Cracks sometimes occur in welded parts and can be very difficult to detect. To detect cracks in these complicated parts, we developed two types of magnetic NDT systems. One is an unsaturated AC magnetic flux leakage (USAC-MFL) testing method that uses a gradiometer with AMR to detect inner cracks, and the other involves a small ECT probe that employs tunneling MR for use with complicated structures. The USAC-MFL is used to inspect inner and surface cracks in welded parts of rail. The small ECT probe is used to inspect surface cracks in welded angles such as U-shaped ribs used in steel decks of expressway bridges.

### Reference

- 1) K. Tsukada, et al., IEEE Trans. Magn., 52 (2016) 6201504
- 2) K. Tsukada, et al., IEEE Trans. Magn., 53 (2017) 2501305
- 3) K. Tsukada, et al., IEEE Trans. Magn., 54(2018) 6202104
- 4) K. Tsukada, et al., IEEE Trans. Magn., 54(2018) 202205



Fig. 1 Inspection of underground corrosion at a road marker pole.

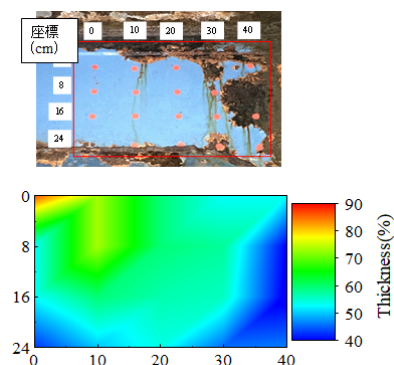


Fig. 2 Multipoint measurement of thickness reduction of bridge.

## Development of a new nondestructive inspection method for concrete bridges

K. Maruyama<sup>1</sup>, H. Morita<sup>1</sup>, Y. Hashimoto<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Konica Minolta, Inc, Tokyo 108-0075, Japan

<sup>2</sup>Konica Minolta Business Associates Co., LTD. Tokyo, 192-8505 Japan

Aging transportation infrastructures has become a social issue. Almost 50 years have passed since many road bridges and railroad bridges were constructed during the high economic growth period in Japan, while 50 years is said to be the expected lifetime of bridges. Some prestressed concrete bridges built during that time have deterioration in steel inside concrete due to insufficient grout filling and salt damage. However, it is not possible to degrade the internal steel by the usual visual inspection

We have developed a nondestructive inspection method that can detect the breakage of internal steel as one of the means to grasp the deterioration condition of a prestressed concrete bridge. By detecting internal steel breakage, it is possible to improve the quality of the prestressed concrete bridge's inspection, and we believe that this can lead to diagnosis of residual performance.

We named the developed method "Magnetic Stream Method". In this method, a special magnet is applied to the internal steel material from the outside of concrete, and a magnetic field is run from one direction, thereby capturing the sudden attenuation phenomenon of the magnetic field due to breakage. If there is no breakage in the internal steel, the magnetic force flows in a fixed direction while gradually weakening in proportion to the distance, so the magnetic force detected by the sensors also gradually decreases, but if there is a breakage, the flow of the magnetic force is stopped because of being divided, the magnetic force drops sharply at the divided portion.

Here is an experiment of measurement results using a post tension method prestressed concrete bridge model installed in our laboratory. The steel material to be measured is a standard type sheath tube with an inner diameter of 45 mm and a thickness of 0.27 mm, and a PC steel material (IS28.6) consisting of 19 strands with a diameter of 28.6 mm. As shown in Figure 1, when a two-component model in which sound steels and broken steels are arranged 20 cm apart is installed and measured, the sensor immediately above the broken steels can catch the rapid damping of the magnetic force as shown in Figure. 2.

Currently, the technology to analyze the data of "Magnetic Stream Method" on the cloud has been improved, and while conducting demonstration experiments with stakeholders and inspections on actual bridges, we always confirm customer value and usage scenes, and we are developing this technology as a nondestructive inspection solution combining magnetic sensing and IoT.

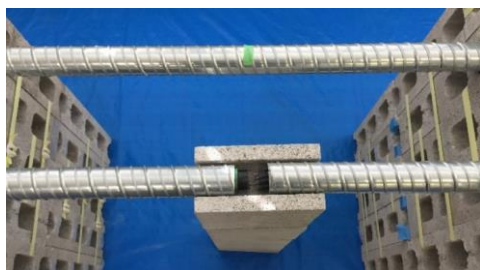


Figure 1 Model for experiment

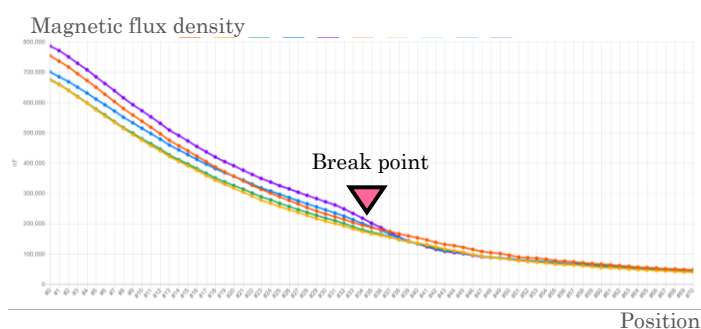


Figure 2 Experiment result

## Failure analysis with magnetic field microscopy

Yuji Terui, Kazuhiro Suzuki, Masayoshi Tsutsumi, Norio Nishikawa, and Takehiro Nagatsuka  
(Toshiba Nanoanalysis Corporation)

We, recently, see many consumer electrical products, which include smartphones, electric vehicles and drones, around the globe. Consumers have been demanding electric products with various functions and applications and long-lasting batteries, and manufacturers have been developing electrical products attracting more and more consumers. Such electric products have various semiconductor devices including power field effect transistors and lithium ion batteries.

Not just those products but also failure analysis technique has been making progress. We are likely to confront failure while developing or mass-producing things and we have to scrutinize it. When physical part of them has a problem, we, first, have to locate a defect. Generally speaking, the methods to locate such defects fall into two categories: a destructive method and a non-destructive method. For example, seeing the outside of a sample is the latter and seeing the inside of a sample after cutting it is the former. The non-destructive method is supposed to be performed before the destructive method. Non-destructive methods include X-ray computed tomography (X-ray CT) and magnetic field microscopy (MFM). X-ray CT is very useful in seeing the inside of a sample in three dimensions, which will provide insight into how things such defects within the sample look. MFM visualizes magnetic field intensities across a sample with a magnetic sensor. A superconducting quantum interference device (SQUID), a giant magneto resistance (GMR) sensor, a tunnel magneto resistance (TMR) sensor, and magneto-optical frequency mapping (MOFM) have been used for magnetic field imaging [1, 2, 3, 4]. Data analysis is also important, and some magnetic field analysis techniques have been introduced [1, 3]. When it comes to locating short circuits, it is really important to have a clear magnetic field intensity image. To do that, an electromagnetic field reconstruction method can be used, which calculate subsurface magnetic fields [3]. Using this method, we can obtain the intensity distribution of magnetic fields that are closer to the electric current that creates magnetic fields in distance than the positions where some of the magnetic fields are measured with a magnetic sensor.

In this study, we used a magnetic field microscope that we bought from Integral Geometry Science Inc. The microscope had a TMR sensor and an MI (magneto impedance) sensor. We also used a three-dimensional X-ray microscope, Xradia 520 Versa (Carl ZEISS X-ray microscopy Inc.).

We visualized the path of an electric current flowing through a power metal-oxide-semiconductor field effect transistor device. We, then, made a short circuit between the gate and the source in a power MOS-FET and succeeded in locating it from a magnetic field image. Another example is a ball grid array package with a short circuit between two solder bumps. After locating the short, we put the sample through the X-ray computed tomography scanner and clearly visualized the short circuit in three dimensions. We will talk about more details and other examples such as locating short circuits in lithium ion battery cells in the presentation.

### References

- 1) Antonio Orozco, Florencia Rusli, Christopher Rowlett, Bernice Zee, Wen Qiu, J.M. Chin, and Fang-Jie Foo, "3D Fault Isolation in 2.5D Device comprising High Bandwidth Memory (HBM) Stacks and Processor Unit Using 3D Magnetic Field Imaging", Conference Proceedings from the 42<sup>nd</sup> International Symposium for Testing and Failure Analysis, pp.426-432, 2016.
- 2) J. Gauderstad, F. Rusli, and T. Dean, "Magnetic Current Imaging and Photon Emission for Die Level Electrical Fault Isolation", pp.245-248, 2015.
- 3) Yuki Mima, Kenjiro Kimura, Takashi Inao, Noriaki Oyabu, and Noriaki Kimura, "Failure analysis of electric circuit board by high resolution magnetic field microscopy", CPMT Symposium Japan (ICSJ), 2013 IEEE 3<sup>rd</sup>. IEEE, pp. 1-4, 2013.
- 4) T. Nakamura, "Magnetic Current Imaging with MOFM: Magneto-Optical Frequency Mapping, and the applications for LSI Failure Analysis", Proceedings of the 35<sup>th</sup> Annual NANO Testing Symposium, pp.249-254, 2015.

# Monitoring of structures and material characterization of steel using electromagnetic nondestructive evaluation method

Hiroaki Kikuchi

(Faculty of Science and Engineering, Iwate University)

Fundamental structural constructions such as bridges, highways and power generation plants are typically used for long term period after their constructions, and not easy to replace them frequently. However, a degradation and decrepit of structures progress during long term operation which may cause a failure of structures. Meanwhile, steel companies require the detection of nonmagnetic inclusions and defects during steel fabrication to enhance the reliability of their steel products for structural components. In both cases, inspection must be conducted nondestructively. Most of steels include iron and they therefore exhibit ferromagnetic property which indicates a potential of nondestructive evaluation using magnetic measurement. The ferromagnetic properties of materials are characterized by a magnetization hysteresis loop, and its magnetization process results from magnetic domain wall motions and magnetization rotations. Several parameters, coercivity, initial permeability, Barkhausen noise, defined on the magnetic measurements are used for evaluation (See Fig. 1). Since lattice defects like dislocations, precipitations and grain boundaries have interactions with domain wall motions and magnetization rotations<sup>1)</sup>, the magnetic hysteresis loop is subjected to changes in the microstructures. On the other hand, degradations and mechanical properties of steels also depend on the microstructures, which means degradations and mechanical properties of steel have good correlation with the magnetic properties (See Fig. 2). As to detection of small inclusions or defects in steels, companies aim to detect defects less than 50 μm. Recent progress in development of a magnetic field sensor offers high sensitive and miniaturised sensor<sup>3)</sup>, which enable us to detect small sized defects in steel by the magnetic flux leakage method. In our experiments, defect with up to 30 μm can be detected using a commercialized magnetic field sensor. Example of detection small defects using high sensitive GMI and GMR sensor will be introduced in the presentation.

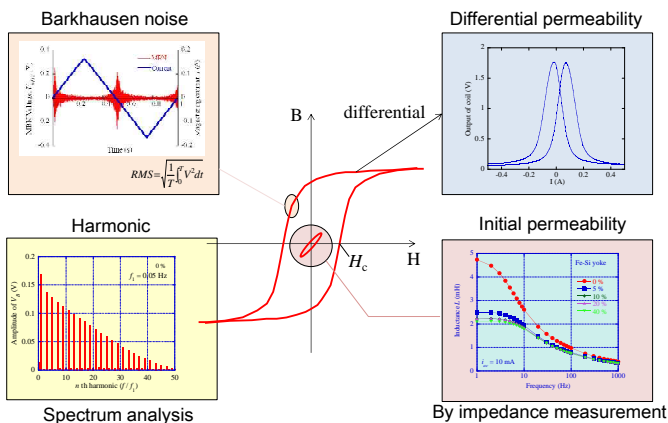


Fig. 1 Parameters for magnetic measurements.

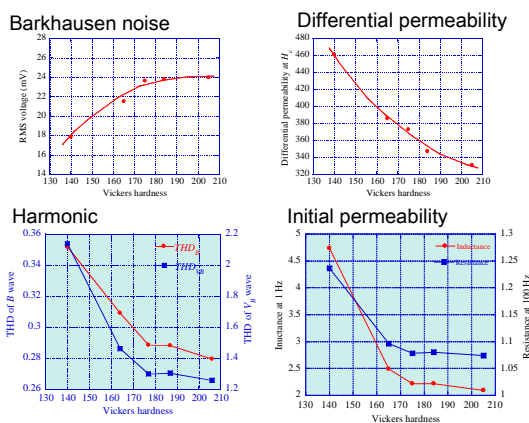


Fig. 2 Relations between hardness and magnetic parameters.

## References

- 1) H. Kronmüller, *Int. J. Nondestruct. Testing*, **3**, pp.315-350 (1972).
- 2) G. Dobmann, *Electromagn. Nondestruct. Eval.* (XI), **31**, pp. 18-25 (2008).
- 3) H. Kikuchi, *IEEEJ Trans. Fund. Mater.*, **137**, pp. 470-475 (2017).

# Non-destructive inspection using acoustically stimulated electromagnetic method

Yuhei Suzuki<sup>1,2</sup>, Hisato Yamada<sup>2</sup>, Kenji Ikushima<sup>2</sup>

<sup>1</sup>IHI Inspection & Instrumentation Co., Ltd., Yokohama, 236-0004, Japan

<sup>2</sup>Department of Applied Physics, Tokyo University of A & T, Koganei, 184-8588, Japan

Many steel materials exhibit hysteresis in the variation of magnetic flux density  $B$  with respect to magnetic field  $H$ . Because the hysteresis curve contains a number of independent parameters that is sensitive to factors such as stress, strain, grain size and heat treatment, they have been used in the determination of material properties in nondestructive evaluation (NDE). Although ultrasound waves can propagate through optically opaque substances, the majority of existing ultrasound techniques are restricted to determining the mechanical properties from the elasticity or mass density of a target. Recently, however, magnetic properties have been successfully measured and visualized by ultrasonic excitation<sup>1-4</sup>. The principle of this technique is based on the generation of acoustically stimulated electromagnetic (ASEM) fields through magnetomechanical coupling. In the ASEM method, the spatial resolution of magnetic imaging is determined by ultrasound focusing, not limited to the size of magnetic sensors or the distance between the sensor and an object (lift-off).

The ASEM measurement setup is shown in Fig. 1(a). An ultrasound transducer with an acoustic delay line is used for avoiding the EM noise generated by the transducer. A specimen is subjected in external magnetic fields  $H$  which is applied by a commercial electromagnetic coil. The ASEM signal emitted from a specimen is picked up through a resonant loop antenna tuned to the ultrasound frequency.

We measured magnetic hysteresis curves and visualized the magnetic-flux distribution in a steel plate<sup>3</sup>). The monotonous ASEM intensity over the scanned area is observed in a defect-free plate (Fig.1(b)), while a clear contrast of the ASEM intensity is widely observed in the plate with a defect (Fig.1(c)). This result indicates that a magnification effect due to magnetic flux distribution. We should note that the minimum detectable size of defects is not limited to the size of the ultrasonic focal spot due to the magnification effect, which is beneficial for NDE. Magnetic-flux probing by ultrasonic waves is thus expected to be a viable method of nondestructive material inspection.

Figure 2 represents the stress dependence of local hysteresis loop measured by the ASEM method. The hysteresis loop changes clearly under tensile stress, indicating that local hysteresis quantities such as coercivity will be a promising parameter as an index of quantitative evaluation of stress.

## References

- 1) K. Ikushima *et al.*, Appl. Phys. Lett. 89, 194103 (2006).
- 2) H. Yamada *et al.*, Rev. Sci. Instrum. **84**, 044903 (2013).
- 3) H. Yamada *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **54**, 086601 (2015).
- 4) H. Yamada *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **57**, 07LB09 (2018).

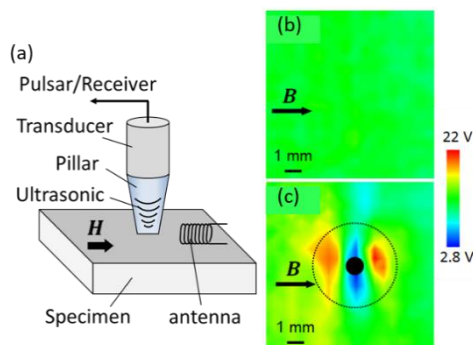


Fig. 1 (a) Measurement setup and ASEM image for a steel plate (b) without and (c) with an artificial defect.

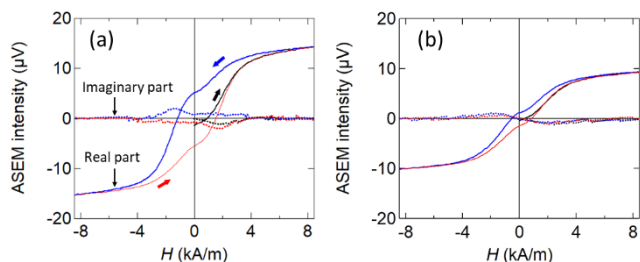


Fig. 2 Stress dependence of the ASEM hysteresis loop at (a) 0 MPa and (b) 333 MPa.



## Low invasive high-frequency field measurement system using magneto-optical effect

Kazushi Ishiyama

(Research Institute of Electrical Communication, Tohoku University)

Measuring magnetic near field is one of the key technologies against the problem of the electromagnetic interference (EMI). However the previous methods generally use metal probes and cables. Therefore the accuracy of the system is poor by the many unexpected couplings between the metals and the measuring magnetic fields [1]. Measurements that use the magneto-optical effect can overcome this problem. The magneto-optical measurements do not use any metallic materials and cables, therefore it has very small invasiveness for the magnetic fields. To achieve a high resolution, a stroboscopic method that employs short laser pulses are utilized. To improve the sensitivity, a new modulation system was carried out. Two waveforms having same frequency and different phase are used for modulate the pulsed laser. By switching the waveforms, modulated signal can be obtained. Therefore the measured signal can be enlarged using the Lock-in amplifier. As a result, the proposed system can visualize RF magnetic near-field around IC chips.

In the previous works for magneto-optical measurement system [2], the magnetic field have to be burst modulated in order to obtain high sensitivity. However, this is not suitable for real circuit. To overcome this problem, we propose a new modulation schemes that do not require the modulation of the circuit current. That is obtained by a BPSK (Binary Phase-Shift Keying) modulation method. In this method, two signals of same frequency and different phase are switched by the SPDT (Single-Pole Double-Throw), and the generated signal is used as an external input trigger of the laser. As a result, the pulsed laser oscillates while periodically switching in two phase groups. The measuring circuit was shown in Fig.1. By applying these modulation schemes, the detection sensitivity of 0.1mOe (peak to peak) was realized up to 6GHz. Figure 2 shows the measured result of field distribution around an amplifier chip. The measuring condition is as follows; RF input: 1GHz, 10dBm, burst modulation 7.5kHz, measured area: 5x5 mm, 100x100 points. The strong magnetic field was observed at the output port. It is confirmed that the system is suitable for detecting the point to be shielded for EMI.

### References

- 1) M. Takahashi, H. Ota, K. I. Arai and R. Sato: "Magnetic Near-Field Distribution Measurement above a Patch Antenna by Using an Optical Waveguide Probe", IEICE Trans. Commun., E88-B, pp. 3140-3145 (2005).
- 2) H. Nasuno, S. Hashi, K. Ishiyama, "Stroboscopic technique for measuring magnetic-field waveforms utilizing magneto-optical effect", IEEE Trans. Magn., vol. 47, pp.4011-4013 (2011).

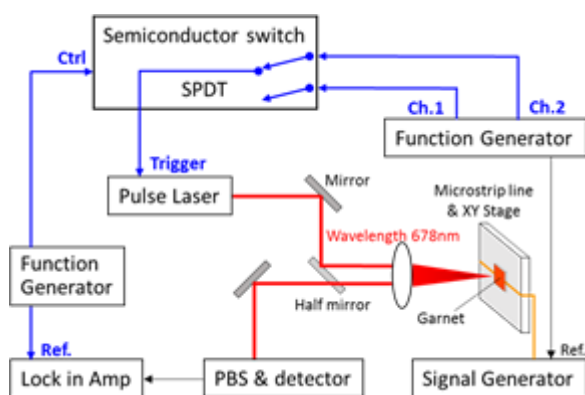


Fig.1 Measuring circuit of the new modulation system

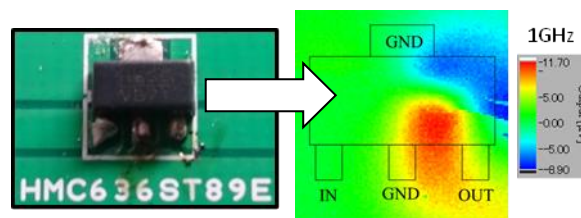


Fig.2 Field distribution around amplifier chip.

# ハーフメタルホイスラー合金多層膜の電子状態に対する第一原理計算

福ヶ迫和輝、本多周太、伊藤博介  
(関西大学)

First principles calculations for magnetic multilayers based on half-metallic Heusler alloys

K. Fukugasako, S. Honda, and H. Itoh  
(Kansai Univ.)

## はじめに

ハーフメタル材料はスピン分極率が 100%であるため、次世代 MRAM の MTJ 材料への応用が期待されている。一方、反強磁性体は内部で磁気モーメントを打ち消しあい外部に磁場を漏洩させないため、高密度に集積しても隣接 MTJ 間の相互作用を生じない。この 2 つの性質を併せ持つ”反強磁性ハーフメタル”を開発することで、これまでにない新しいスピン素子を作成できる。ハーフメタル材料の 1 つであるホイスラー合金( $X_2YZ$  構造)はバルクでは強磁性またはフェリ磁性である。そこで、2 種類のホイスラー合金を組み合わせた多層膜を作成し、反強磁性ハーフメタルを実現しようという試みが行われてきた(中尾昌夫, 2008)。

本研究では様々なホイスラー合金多層膜に対して電子状態と磁性を計算し、新たな反強磁性ハーフメタル材料を探索する。そして、計算結果から応用上有益となる材料選択の指針を提案する。

## 模型と計算方法

様々なホイスラー合金多層膜  $X_2YZ$  [1ML]/  $X_2'YZ$  [1ML] の (001)積層(Fig. 1 参照)における電子状態密度、スピン分極率および磁気モーメントを、PAW と GGA を用いた第一原理計算で求める。

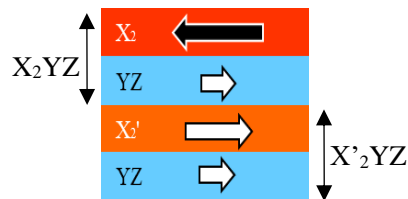


Fig. 1 Magnetic multilayer based on half-metallic Heusler alloys

## 計算結果

$Co_2ScAs/Mn_2ScAs$  多層膜に対して得られた状態密度の結果を Fig.2 に示す。下向きスピン電子のバンドギャップの極近傍にフェルミ準位が位置し、ほぼハーフメタルとなっている。TABLE 1 は本研究と先行研究(SabamTirpanci et al., 2013)における磁気モーメント  $M$  と状態密度のスピン分極率  $P$  の典型的な結果である。本研究では、より  $M$  が小さく  $P$  が大きな多層膜 (すなわち、より反強磁性ハーフメタルに近い材料) の候補を見つけることができた。

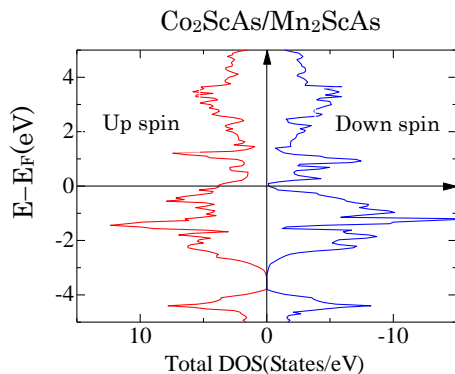


Fig. 2 Spin-resolved DOS

	Multilayers	$M[\mu B]$	$P[\%]$
This Work	$Fe_2CrGa/Mn_2CrGa$	0.08	84.2
	$Co_2ScAs/Mn_2ScAs$	0.03	92.7
S.Tirpanci	$Co_2TiGe/Mn_2TiGe$	0.15	69.6
	$Co_2VGa/Mn_2VGa$	0.10	67.5

TABLE 1 Magnetic moment and spin polarization

## 酸化物基板上的 $\text{Co}_2\text{FeSi}$ および $\text{Co}_2\text{MnSi}$ 薄膜の成長形態の違い

工藤康平<sup>1</sup>、濱崎恭考<sup>2</sup>、山田晋也<sup>1</sup>、阿保智<sup>1</sup>、合田義弘<sup>2</sup>、浜屋宏平<sup>1</sup>

(1 阪大基礎工, 2 東工大物質理工)

Difference in crystal growth morphology between  $\text{Co}_2\text{FeSi}$  and  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  films on oxide substrates

K. Kudo<sup>1</sup>, Y. Hamazaki<sup>2</sup>, S. Yamada<sup>1</sup>, S. Abo<sup>1</sup>, Y. Gohda<sup>2</sup>, and K. Hamaya<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>Graduate School of Engineering Science, Osaka Univ., <sup>2</sup>Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Inst. of Tech.)

高スピン偏極率が期待されている Co 系ホイスラー合金は、磁気抵抗素子<sup>1,2)</sup>や半導体スピン素子<sup>3)</sup>に利用され、既に高いポテンシャルが示されつつある。一般的に、規則化した Co 系ホイスラー合金薄膜を得るためには、アニール処理(>300°C)を施すが、スピントロニクス素子中のヘテロ界面における原子の相互拡散に起因した素子性能の劣化が課題となっており<sup>4,5)</sup>、低温規則化技術の開発は極めて重要であると考えられる。本研究では、Co 系ホイスラー合金における低温規則化の可能性を探索するために、種々の酸化物基板を用意し、代表的な Co 系ホイスラー合金である  $\text{Co}_2\text{FeSi}$  と  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  の薄膜を基板加熱無しの条件(80°C以下)で堆積することで、結晶成長形態の違いを詳細に観察し、Co 系ホイスラー合金薄膜の規則化における熱エネルギー以外の重要な要因について議論した。

分子線エピタキシー(MBE)法を用いて各種酸化物基板[MgO(100), SrTiO<sub>3</sub>(100)(STO), MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>(100)(MAO)]上に  $\text{Co}_2\text{FeSi}$  および  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  薄膜(~25nm)を低温(80°C以下)で堆積した。Fig.1 には、 $\text{Co}_2\text{FeSi}$  および  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  薄膜堆積後の RHEED 像を示す。基板加熱を施していない条件であるにもかかわらず、 $\text{Co}_2\text{FeSi}$  薄膜は全ての酸化物基板上でエピタキシャル成長したが、 $\text{Co}_2\text{MnSi}$  薄膜は MgO 基板上を除いて結晶化さえも不十分である様子が観測された。XRD 測定の結果から、 $\text{Co}_2\text{FeSi}$  薄膜中には全ての酸化物基板上で  $L2_1$  規則構造の形成が観測され、その規則度は約 0.5 であった。一方、 $\text{Co}_2\text{MnSi}$  薄膜中では全ての酸化物基板上で  $L2_1$  規則構造の形成は観測されず、MgO 基板上で  $B2$  規則構造(規則度 約 0.8)のみが得られていることが判った。

$\text{Co}_2\text{FeSi}$  と  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  の格子定数がほぼ同程度であることを考慮すると、Fig.1 で観測された上記の差異は、基板との格子ミスマッチでは説明することができない。このような結晶成長形態の違いは、Si や Ge のような半導体基板上でも観測されているが<sup>3,6)</sup>、Co 系ホイスラー合金と Si や Ge との界面には一般的に化合物(シリサイドなど)が形成されやすく、その影響を考慮する必要がある。一方、今回の実験では、反応性の低い酸化物の表面に基板加熱無しで堆積しているにもかかわらず、成長形態や規則化に明瞭な違いが現れており、別の要因を考察する必要がある。講演では、 $\text{Co}_2\text{FeSi}$  および  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  の(100)面にそれぞれ存在する Fe-Si 面と Mn-Si 面に注目し、酸化物基板表面の原子配列とそれらの結晶面の形成エネルギーなどの違いについて議論する。

本研究の一部は、JST-CREST(JPMJCR18J1)、科研費・基盤研究(A)(No. 16H02333)、国際共同研究強化(B)(No. 18KK0111)、スピントロニクス学術連携基盤と連携ネットワークの支援を受けた。

- 1) Y. Sakuraba *et al.*, Appl. Phys. Lett. **88**, 192508 (2006).
- 2) Y. Du *et al.*, Appl. Phys. Lett. **107**, 112405 (2015).
- 3) Y. Fujita *et al.*, Phys. Rev. Appl. **8**, 014007 (2017).
- 4) S. Cardoso *et al.*, Appl. Phys. Lett. **76**, 610 (2000).
- 5) B. Kuerbanjiang *et al.*, Phys. Rev. B **98**, 115304 (2018).
- 6) M. Kawano *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **52**, 04CM06 (2013).

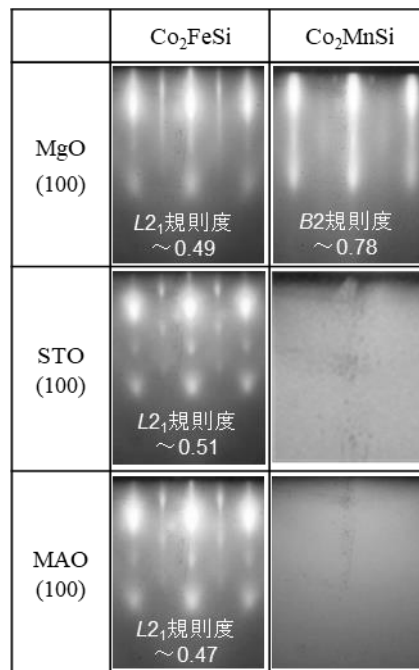


Fig. 1 Difference in the crystal growth between  $\text{Co}_2\text{FeSi}$  and  $\text{Co}_2\text{MnSi}$  films on oxide substrates.

# ホイスラー合金 CoFeVSi における正の線形磁気抵抗効果の起源

山田晋也<sup>1</sup>, 小林慎也<sup>1</sup>, 真砂啓<sup>1</sup>, L. S. R. Kumara<sup>2</sup>, 田尻寛男<sup>2</sup>,  
 福島鉄也<sup>3,1</sup>, 阿保智<sup>1</sup>, 桜庭裕弥<sup>4</sup>, 宝野和博<sup>4</sup>, 小口多美夫<sup>5,1,4</sup>, 浜屋宏平<sup>1</sup>  
 (<sup>1</sup>阪大基礎工, <sup>2</sup>JASRI, <sup>3</sup>阪大 IDS, <sup>4</sup>物材機構, <sup>5</sup>阪大産研)

Origin of positive linear magnetoresistance effect in a Heusler alloy CoFeVSi

S. Yamada<sup>1</sup>, S. Kobayashi<sup>1</sup>, A. Masago<sup>1</sup>, L. S. R. Kumara<sup>2</sup>, H. Tajiri<sup>2</sup>,  
 T. Fukushima<sup>3,1</sup>, S. Abo<sup>1</sup>, Y. Sakuraba<sup>4</sup>, K. Hono<sup>4</sup>, T. Oguchi<sup>5,1,4</sup>, and K. Hamaya<sup>1</sup>  
 (<sup>1</sup>Grad. Sch. Eng. Sci., Osaka Univ., <sup>2</sup>JASRI, <sup>3</sup>IDS, Osaka Univ., <sup>4</sup>NIMS, <sup>5</sup>ISIR, Osaka Univ.)

強磁性ホイスラー合金である  $Mn_2CoAl$ <sup>1)</sup> や  $Fe_2CoSi$ <sup>2)</sup> において、外部磁場に対して正の値で線形的に増大していく特異な磁気抵抗(MR)効果が観測されている。この正の線形 MR 効果は、これらの材料のフェルミ準位付近のバンド構造にギャップレス構造が存在するために発現している量子 MR 効果<sup>3)</sup> であると予想されており、それぞれ、 $Mn_2CoAl$  ではスピングャップレス半導体<sup>1)</sup>,  $Fe_2CoSi$  ではゼロギャップハーフメタル<sup>2)</sup> が実現している証拠であると議論されている。最近我々は、スピングャップレス半導体としてのバンド構造が予想されている四元等組成ホイスラー合金 CoFeVSi 薄膜を作製し、低温で同様の正の線形 MR を観測した<sup>4)</sup>。詳細な電気・磁気伝導特性の評価とバンド計算の結果から、フェルミ準位付近の少数スピンド中バナジウム(V)の d バンド由来のギャップレス構造が存在することを発見し<sup>4)</sup>、この V バンド由来の量子 MR 効果<sup>3)</sup> であると考察した。しかし、この考察には実験的な証拠が乏しいという課題があった。今回、低温 MBE 法<sup>4)</sup> を用いることで、CoFeVSi の V を Mn に置換した  $CoFe(V_{1-x}Mn_x)Si$  薄膜の磁気伝導特性を評価し、CoFeVSi における正の線形 MR の起源がより明確になったので報告する<sup>5)</sup>。

非化学量論組成 MBE 法<sup>4)</sup> を用いて  $MgAl_2O_4(100)$  基板上に基板温度 300 °C で  $CoFe(V_{1-x}Mn_x)Si$  薄膜( $x=0, 0.2, 0.5, 0.75$ )を形成し、磁場を膜面に印加することで磁気伝導特性を評価した。Fig.1 に  $CoFe(V_{1-x}Mn_x)Si$  薄膜の MR 比(%)の温度依存性を示す。先行研究<sup>4)</sup>と同様に、Mn 置換量  $x=0$  の薄膜において正の線形 MR が観測されているが、 $x$  の増加に伴って MR 比の大きさは徐々に小さくなり、 $x=0.75$  で消失した。CoFeVSi の V を Mn に置換した系のバンド計算から、これまで注目していた少数スピンド中の V 由来のギャップレス構造<sup>4)</sup>が、徐々にバンドギャップへと変化していくことが判った。つまり、CoFeVSi における正の線形 MR 効果は、フェルミ準位付近の V 由来のギャップレス構造に起因する量子 MR 効果<sup>3)</sup> が起源であると実験的にも確かめられた。講演では、異常分散 XRD を利用した  $CoFeVSi$  薄膜の構造評価および  $CoFe(V_{1-x}Mn_x)Si$  薄膜の磁気特性・伝導特性についても述べる。

本研究の一部は、JSPS 科研費(No. 16H02333, 17H06152, 18KK0111)とスピントロニクス学術連携基盤と連携ネットワークの支援を受けた。異常分散 XRD 測定は SPring-8 BL13XU(課題番号:2018A1016, 2018A2052, 2018A0927)で実施した。

- 1) S. Ouardi *et al.*, Phys. Rev. Lett. **110**, 100401 (2013).
- 2) Y. Du *et al.*, Europhys. Lett. **103**, 37011 (2013).
- 3) A. A. Abrikosov, Phys. Rev. B **58**, 2788 (1998).
- 4) S. Yamada *et al.*, Phys. Rev. Mater. **2**, 124403 (2018).
- 5) S. Yamada *et al.*, (submitted).

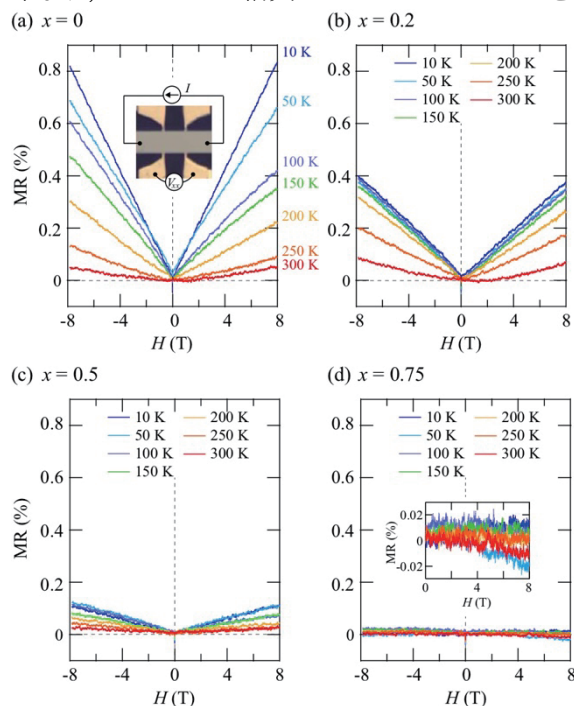


Fig. 1 Field-dependent MR ratio at various temperatures for the epitaxial  $CoFe(V_{1-x}Mn_x)Si$  films.



## Structural-order dependence of anomalous Hall effect in Co<sub>2</sub>MnGa full-Heusler alloy thin films

Q. Wang<sup>1</sup>, Z. Wen<sup>2</sup>, T. Kubota<sup>1,3</sup>, T. Seki<sup>1,3</sup>, and K. Takanashi<sup>1,3</sup>.

<sup>1</sup>Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

<sup>2</sup>National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047, Japan

<sup>3</sup>Center for Spintronics Research Network, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

Anomalous Hall effect (AHE) is attracting great attention as a new scheme for generating spin current for novel spintronic devices. [1,2] Recently, a large AHE has been reported in Co<sub>2</sub>MnGa full Heusler alloy films with an anomalous Hall angle of ~10%. [3,4] The origin of the large AHE was attributed to the topological properties of their electronic structures. It has also been reported that the electronic structures of Heusler alloys can be tuned by changing their degree of structural order. [5] In this study, the dependence of the AHE on the degree of structural order was investigated in Co<sub>2</sub>MnGa full Heusler alloy thin films by varying the deposition temperatures.

The Co<sub>2</sub>MnGa films with the thickness of 30 nm were deposited by a sputter system at different deposition temperatures of RT, 200 °C, 400 °C, 500 °C and 600 °C. The structures of the thin films were characterized by X-ray diffraction (XRD) with out-of-plane and in-plane scans. The (002) and (004) peaks were observed for all the samples regardless of the deposition temperature, which indicates the films were grown along the (001) orientation on MgO(001) substrates. By tilting the samples to  $\chi = 54.7^\circ$ , the (111) peaks were also detected. With increasing the deposition temperature, the (111) peak appeared and was clearly observed at the temperatures of 500 °C and 600 °C. The degree of structural order of the samples was evaluated as a function of deposition temperature. The Co<sub>2</sub>MnGa films possess two kinds of ordered structures: *L2*<sub>1</sub> and *B2* structures. The degree of order for *B2* structure increases with increasing the deposition temperature from RT to 400 °C, then is nearly saturated with a degree of *B2*-ordering of ~80% from 400 °C to 600 °C. The degree of order for *L2*<sub>1</sub> structure starts to increase at 400 °C. The maximum degree of *L2*<sub>1</sub>-order of 40% was achieved in the sample deposited at 600 °C.

In order to evaluate the AHE, the films were microfabricated to Hall bar structure. The dependence of anomalous Hall resistivity on the deposition temperature and measurement temperature were investigated. Large anomalous Hall angles were observed for the samples deposited at 400 °C, 500 °C, and 600 °C. Anomalous Hall angles of ~14% at 10 K and ~12% at 300 K were achieved at maximum. Considering the structural order of Co<sub>2</sub>MnGa films, it is found that the samples containing *L2*<sub>1</sub> order show enhanced AHE. The mechanism on the structural order dependence of AHE could be the variation of electronic band structures due to the different order in the Co<sub>2</sub>MnGa films. By further investigating the dependence of Hall conductivity on longitudinal conductivity, we have found that the dominant contribution to the AHE in the system is intrinsic contribution. This research could contribute to the design of new materials exhibiting large AHE by the control of structural order.

### Reference

- [1] Taniguchi *et al.*, Phys. Rev. Appl. 3, 044001 (2015).
- [2] Iihama *et al.*, Nat. Electron. 1, 120 (2018).
- [3] Nakatsuji *et al.*, Nature 527, 212 (2015).
- [4] Nayak *et al.*, Sci. Adv. 2, e1501870 (2016).
- [5] Miura *et al.*, Phys. Rev. B 69, 144413 (2004).



# Structural insight using anomalous XRD into Mn<sub>2</sub>CoAl inverse Heusler alloy films fabricated by magnetron sputtering, IBAS and MBE techniques

L. S. R. Kumara<sup>1</sup>, H. Tajiri<sup>1</sup>, J. Wang<sup>2</sup>, Z. Chen<sup>2</sup>, W. Zhou<sup>2</sup>, Y. Sakuraba<sup>2</sup>, K. Ueda<sup>3</sup>, S. Yamada<sup>4</sup>, K. Hamaya<sup>4</sup>, and K. Hono<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Japan Synchrotron Radiation Research Institute, 1-1-1, Sayo, Hyogo 679-5198, Japan

<sup>2</sup>National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba, Ibaraki, 305-0047, Japan

<sup>3</sup>Graduate School of Engineering, Nagoya University, Nagoya 464-8603, Japan

<sup>4</sup>Graduate School of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka, 560-853, Japan

Recently, spin gapless semiconductor (SGS) [1] attracts much attention due to its unique half-metallic and zero-gap semiconductor behaviors, which could be applicable to novel spintronics devices. In SGS, an almost zero band gap in the up-spin state and a usual band gap in the down-spin state are expected at the Fermi level [2]. Several recent papers on Heusler alloys reported the SGS properties that can be expected from such a band structure; however, their magnetic and transport properties such as positive linear MR ratio and semiconducting temperature dependence of resistivity are still in debate. It is known that atomic arrangements, i.e.  $XA$ -type and  $L2_1$ -type structures, and its disorder strongly influence their SGS properties. In this respect, laboratory XRD is not sufficient to distinguish structural differences in Heusler alloys due to the nearly identical atomic scattering factors of constituent elements, e.g. those of Co and Mn at Cu  $K\alpha$ . Therefore, careful structural evaluation of SGS materials are a key to solve the above discrepancies of magnetic behavior.

In this report, using synchrotron anomalous XRD, we evaluated atomic arrangements and their disorder in Mn<sub>2</sub>CoAl (MCA) thin films fabricated by magnetron sputtering, ion-beam assisted sputtering (IBAS), and MBE [3]. Here, we briefly explain only on the results by MBE. The lab. XRD shown in Fig. 1(a) apparently indicates well-defined epitaxial MCA films. However, STEM-EDS (Fig1.(b)) shows there exist two phases of different elemental compositions (Mn-rich and Co-rich phases). Based on the above results, we constructed structural candidates for these two phases. AXRD results of 111, 002, and 004 reflections at Mn and Co  $K$  absorption edges are shown in Fig. 1(c) and (d), where calculations for the final structural models of the two phases, i.e. the  $L2_1B$  and disordered  $L2_1$  structures respectively shown in Fig. 1(e) and (f), well reproduced the experimental results. The synchrotron XRD were performed on BL13XU at SPring-8. This work is partly supported by JSPS KAKENHI (17H06152, 18KK0111).

## Reference

1) M. E. Jamer *et al.*, Appl. Phys. Lett. **103**, 142403 (2013). 2) I. Galanakis *et al.*, Appl. Phys. Lett. **115**, 093908 (2014). 3) L. S. R. Kumara *et al.*, J. Magn. Mag. Mater. to be submitted.

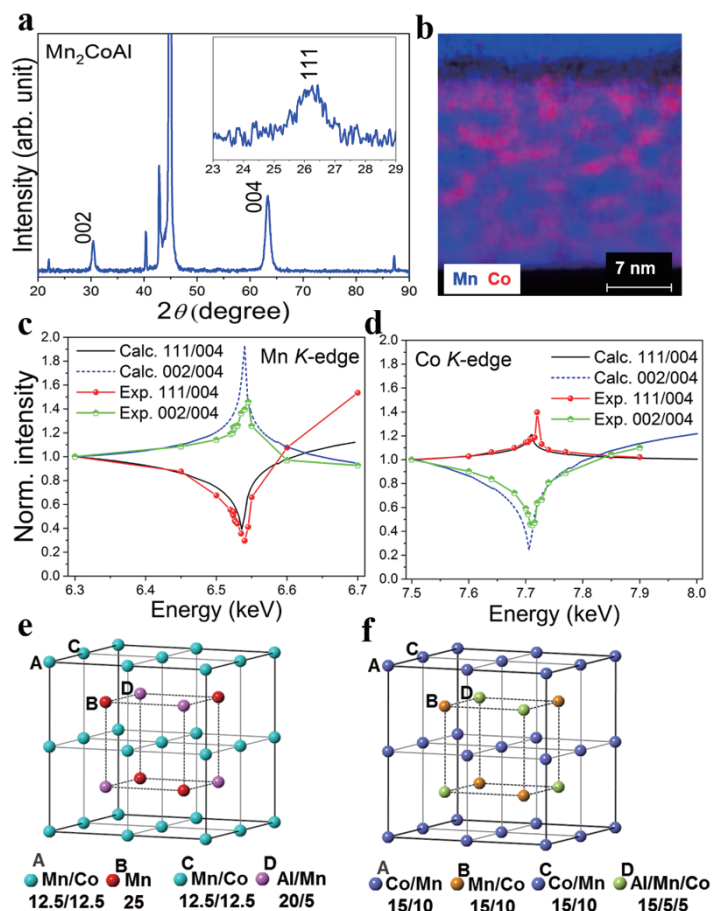


Fig.1 (a) Lab. XRD patterns of Mn<sub>2</sub>CoAl films fabricated by MBE. Inset: 111 reflection profile. (b) STEM-EDS mapping of Mn and Co in Mn<sub>2</sub>CoAl film. Calculated and experimental anomalous XRD  $I_{111}/I_{004}$  and  $I_{002}/I_{004}$  profiles at (c) Mn  $K$ -edge and (d) Co  $K$ -edge. Crystal structures of (e) Mn -rich phase ( $L2_1B$  structure) and (f) Co-rich phase (disordered  $L2_1$  structure).

# Co ドープ $\text{Mn}_3\text{Ga}$ 反強磁性ホイスラー合金の交換バイアス効果

吉原 優紀<sup>1,2</sup>, エルフィック ケルビン<sup>2</sup>, 内田 裕久<sup>1</sup>, 井上 光輝<sup>1</sup>, 廣畑 貴文<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup> 豊橋技術科学大学, <sup>2</sup> ヨーク大学)

Exchange bias effects on Co-doped  $\text{Mn}_3\text{Ga}$  antiferromagnetic Heusler alloy

Y. Yoshihara<sup>1,2</sup>, K. Elphick<sup>2</sup>, H. Uchida<sup>1</sup>, M. Inoue<sup>1</sup> and A. Hirohata<sup>2</sup>

(<sup>1</sup> Toyohashi University of Technology, <sup>2</sup> University of York)

## はじめに

反強磁性ホイスラー合金は、強磁性体との界面において交換バイアス磁界の発生やスピホール効果の発現が報告されるなど、スピントロニクスデバイスの発展に向けて興味深い報告がなされている<sup>[1]</sup>。IrMn などのレアメタルを用いる HDD 用 MR ヘッドや MRAM などに対する代替材料としての期待も大きい。我々はこれまで、 $\text{Mn}_3\text{Ga}$  反強磁性ホイスラー合金に Fe をドープした  $(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Ga}$  薄膜について、CoFe および Co/Pt 強磁性層との間における面内および面直の交換バイアス効果の発現と組成依存性を確認し、Mn サイトへの強磁性原子ドープが交換バイアスの操作に有効であることを実験的に示した<sup>[2]</sup>。本報告では、 $\text{Mn}_3\text{Ga}$  に Co をドープした  $\text{Mn}_2\text{CoGa}$  薄膜について、交換バイアス磁界など各種特性について測定を行った結果を報告する。

## 実験方法

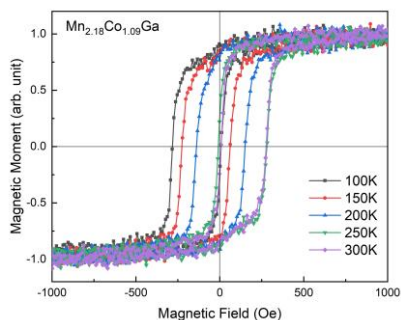
高真空プラズマスパッタ装置により、Si 基板上に Ta (5)/Ru (35)/(Mn, Co)<sub>3</sub>Ga (30)/CoFe (3.3) もしくは [Co (1.0)/Pt (1.6)]<sub>3</sub>/Ta (5) (膜厚: nm) を成膜した。 $\text{Mn}_3\text{Ga}$  への Co ドープは直径 5.5 mm および 2.8 mm のペグをターゲット上に配することで行った。400K, 10 kOe で一方向に磁化させたサンプルを 100K まで冷却した後、反転磁界下で活性化温度  $T_{\text{act}}$  に上昇させ、そのときの磁化状態を振動試料型磁力計による磁化曲線として取得することで、交換バイアス磁界  $H_{\text{ex}}$  の測定とブロッキング温度の評価を行った。 $T_{\text{act}} = 100, 150, 200, 250, 300\text{K}$  とした。また、リフトオフ法によりホールバー構造の素子を作製し、抵抗率の評価を行った。

## 実験結果

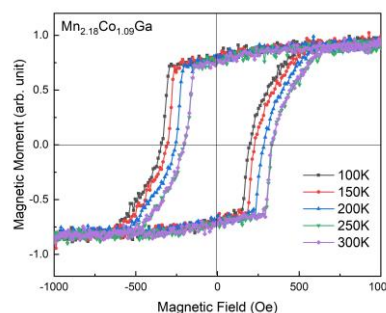
Fig. 1 および Fig. 2 は  $T_{\text{act}} = 100\text{K} \sim 300\text{K}$  の範囲で熱活性化を行ったあとに測定した  $\text{Mn}_{2.18}\text{Co}_{1.09}\text{Ga}$  の面内・面直磁化曲線をそれぞれ示している。 $T_{\text{act}}$  が上昇するに従って  $H_{\text{ex}}$  は正方向へシフトしていく様子が観測された。角形性は面直に対しより良く、 $H_{\text{ex}}$  がゼロとなるブロッキング温度  $T_B$  はそれぞれ 197 K, 186 K 付近と算定された。この結果は、 $\text{Mn}_3\text{Ga}$  への Co ドープが Fe と同様に交換バイアス効果の操作に対して有効であることを示している。本発表では、他組成における交換バイアス効果やホール効果についても報告する。

## 参考文献

- 1) A. Hirohata *et al.*, *Journal of Physics: Applied Physics D* **50** (2017) 443001.
- 2) T. Ogasawara *et al.*, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* **484** (2019) 307–312.



**Figure 1.** In-plane magnetization curves of  $\text{Mn}_{2.18}\text{Co}_{1.09}\text{Ga}$  (30)/CoFe (3.3) bilayers measured at 100K after thermal activation at  $T_{\text{act}}$ .



**Figure 2.** Out-of-plane magnetization curves of  $\text{Mn}_{2.18}\text{Co}_{1.09}\text{Ga}$  / [Co (1.0)/Pt (1.6)]<sub>3</sub> bilayers measured at 100K after thermal activation at  $T_{\text{act}}$ .

## (001)配向 $\text{Cu}_2\text{Sb}$ 型 $\text{MnAlGe}$ 多結晶薄膜の磁気特性

窪田崇秀<sup>1,2</sup>, 小田洋平<sup>3</sup>, 伊藤啓太<sup>1,2</sup>, 梅津理恵<sup>1,2</sup>, 孫銘嶺<sup>1</sup>, 水口将輝<sup>1,2,4</sup>, 高梨弘毅<sup>1,2</sup>  
(1 東北大金研, 2 東北大 CSRN, 3 福島高専, 4 JST-CREST)

Magnetic Properties of poly-crystalline  $\text{Cu}_2\text{Sb}$ -type  $\text{MnAlGe}$  films with a (001)-texture  
Takahide Kubota<sup>1,2</sup>, Yohei Kota<sup>3</sup>, Keita Ito<sup>1,2</sup>, Rie Y Umetsu<sup>1,2</sup>, Mingling Sun<sup>1</sup>,  
Masaki Mizuguchi<sup>1,2,4</sup>, and Koki Takanashi<sup>1,2</sup>

(1 IMR, Tohoku Univ., 2 CSRN, Tohoku Univ., 3 NIT Fukushima college, 4 JST-CREST)

### はじめに

低飽和磁化を示す垂直磁化薄膜は、スピン移行トルク書込み型の磁気ランダムアクセスメモリの磁化反転層として低反転電流密度化のために重要である。これまでに、 $\text{D}_{022}$ 型の  $\text{Mn}_3\text{Ga}$ <sup>1,2)</sup>、 $\text{Mn}_3\text{Ge}$ <sup>3)</sup>や  $\text{L}_{10}$ 型の  $\text{MnGa}$ <sup>2)</sup>、 $\text{MnAl}$ <sup>4)</sup>といった材料が注目されてきたが、それらは面心正方晶系の結晶構造であり、最密安定結晶面が(001)面以外であるために、(001)配向の  $\text{MgO}$  障壁層を用いる磁気トンネル接合と組み合わせるためにはエピタキシャル成長した下地を用いる等のプロセス上の制約があった。 $\text{Cu}_2\text{Sb}$  型の  $\text{MnAlGe}$  は  $300 \text{ emu/cm}^3$  程度と比較的低い飽和磁化を示し、エピタキシャル薄膜で  $5 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$  程度の垂直磁気異方性エネルギーと 0.03 程度の比較的小さなギルバート磁気緩和定数を示すことが報告されている材料である<sup>5,6)</sup>。 $\text{MnAlGe}$  の  $K_u$  は他の  $\text{Mn}$  系垂直磁化材料に及ばない一方で、 $\text{Cu}_2\text{Sb}$  型材料系は無配向基板上に(001)配向で作製できるという利点がある<sup>7)</sup>。しかしながら、多結晶  $\text{MnAlGe}$  薄膜の定量的な磁気特性を報告した先行研究は無いことから本研究では多結晶  $\text{MnAlGe}$  薄膜の結晶構造並びに磁気特性を定量的に明らかにすることを目的とした。

### 実験方法

試料は超高真空マグネトロンスパッタ装置を用い、熱酸化膜付きのシリコン基板上に作製した。積層構造は、基板 |  $\text{Mn-Al-Ge}$  100 nm |  $\text{MgO}$  2 nm |  $\text{Ta}$  3 nm とした。 $\text{Mn-Al-Ge}$  層は  $\text{Mn-Al}$  ターゲットと  $\text{Ge}$  ターゲットからの同時放電により作製し、薄膜組成は  $\text{Mn}_{1.08}\text{Al}_{0.90}\text{Ge}_{1.02}$  である。成膜温度は全層室温とした。 $\text{MgO}$  |  $\text{Ta}$  の保護層成膜後にスパッタ装置から取り出し、真空熱処理炉で  $300 - 500 \text{ }^\circ\text{C}$  で熱処理を行った。試料の結晶構造と磁化曲線をそれぞれ室温にて X 線回折 (XRD) 装置と振動試料型磁力計を用いて測定した。

### 実験結果

XRD 測定の結果、熱処理後の試料は全て(001)配向を示すことを確認した。また、磁化曲線の測定により、熱処理後のすべての試料が垂直磁化となることを確認した。飽和磁化と薄膜膜面垂直方向並びに面内方向の磁化曲線の面積差より求めた  $K_u$  は、熱処理温度  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  の試料でそれぞれ最大値の  $270 \text{ emu/cm}^3$ ,  $4.4 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$  となった。いずれの値もエピタキシャル薄膜の報告<sup>5)</sup>に近く、多結晶膜においても良好な垂直磁化膜が得られることが明らかになった。講演では  $\text{Ge}$  組成依存性の実験結果も合わせて報告する。

### 謝辞

本研究は(公財)村田学術振興財団の支援を受けて行われた。また、東北大金研の成田一生技術職員の技術支援に感謝申し上げます。

### 参考文献

- 1) F. Wu *et al.*, Appl. Phys. Lett. **94**, 122503 (2009).
- 2) S. Mizukami *et al.*, Phys. Rev. Lett. **106**, 117201 (2011).
- 3) S. Mizukami *et al.*, Appl. Phys. Express **6**, 123002 (2013).
- 4) M. Hosoda *et al.*, J. Appl. Phys. **111**, 07A324 (2012).
- 5) S. Mizukami, *et al.*, Appl. Phys. Lett. **103**, 142405 (2013), Y. Kato *et al.*, US Patent 8,520,433 B1 (2013), 加藤他, 特許 第 5499264 号 (2014).
- 6) S. Mizukami *et al.*, J. Appl. Phys. **120**, 142102 (2016).
- 7) R. Sherwood *et al.*, J. Appl. Phys. **42**, 1704 (1971), D. Bacon *et al.*, US Patent: 3,676,867 (1972).

## (Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub>)<sub>75</sub>(Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub>)<sub>25</sub> 合金薄膜の軟磁気特性と構造

中野 拓真<sup>1,2</sup>, Bhuwan Nepal<sup>2</sup>, 田中 美知<sup>1</sup>, Shuang Wu<sup>2</sup>, 阿部 暁太郎<sup>1,2</sup>, Gary Mankey<sup>2</sup>,  
Tim Mewes<sup>2</sup>, Claudia Mewes<sup>2</sup>, 鈴木 孝雄<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup>TDK 株式会社, <sup>2</sup>アラバマ大学)

### Soft Magnetic and Structural Properties of (Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub>)<sub>75</sub>(Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub>)<sub>25</sub> Alloy Thin Films

Takuma Nakano<sup>1,2</sup>, Bhuwan Nepal<sup>2</sup>, Yoshitomo Tanaka<sup>1</sup>, Shuang. Wu<sup>2</sup>, Kyotaro Abe<sup>1,2</sup>, Gary Mankey<sup>2</sup>,  
Tim Mewes<sup>2</sup>, Claudia Mewes<sup>2</sup> and Takao Suzuki<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup>TDK Corporation, <sup>2</sup>The University of Alabama)

#### はじめに

電子部品の小型化、駆動周波数の高周波化に伴い、高飽和磁化 ( $M_s$ )、低保磁力 ( $H_c$ )、低ダンピング定数 ( $\alpha_{\text{eff}}$ ) を持つ軟磁性材料が要望されている。これまで、Fe(Co)-Al<sup>1)</sup>、Fe(Co)-Si<sup>2,3)</sup> をはじめとする鉄系合金の軟磁性特性に関して研究を行ったが、さらなる改善が必要である。一方 Fe(Co)-Al-Si 合金は、Fe<sub>60</sub>Co<sub>12</sub>Al<sub>12</sub>Si<sub>16</sub> 付近の組成で、零磁気異方性、零磁歪定数を持つことが報告されている<sup>4)</sup>。しかし、磁化ダイナミクス特性を含めた Fe(Co)-Al-Si 合金系に関する報告はほとんどない。本研究では、(Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub>)<sub>75</sub>(Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub>)<sub>25</sub> 合金薄膜の軟磁気特性を明らかにすることを目的とする。

#### 実験方法

合金薄膜 (Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub>)<sub>75</sub>(Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub>)<sub>25</sub> を、DC マグネトロンスパッタ装置を用いて、MgO(100) 単結晶基板の上に [Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub> (0.7 nm)/Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub> (0.4 nm)] を積層することにより成膜した。成膜中の基板温度 ( $T_s$ )、および膜厚を変化させた試料を複数作製した。X 線回折法 (XRD)、透過電子顕微鏡 (TEM) を用いた結晶構造の評価、VSM、MOKE を用いた軟磁気特性の測定を行った。磁化ダイナミクス特性は強磁気共鳴測定により評価した。

#### 実験結果

XRD による結果より、 $T_s = 410^\circ\text{C}$  で成膜した試料では DO<sub>3</sub> 構造を含むことが確認された (Fig. 1(a))。また、 $T_s = 40^\circ\text{C}$  では非晶質、 $T_s = 100\sim 300^\circ\text{C}$  では bcc 構造を示すことが分かった。Fig. 1 に  $H_c$ 、 $M_s$ 、 $\alpha_{\text{eff}}$  の  $T_s$  依存性を示す。 $H_c$ 、 $M_s$  は  $T_s$  によらずほぼ一定であり、それぞれ、約 700 emu/cc、4 Oe であった。ダンピング定数は、 $T_s$  の増加とともに低下し、その後増加する。 $T_s = 300^\circ\text{C}$  における最小値は  $2.2 \times 10^{-3}$  であった。さらなる  $H_c$ 、 $\alpha_{\text{eff}}$  の低下のために、成膜条件の最適化を検討中である。磁気特性の膜厚依存性についても報告する。

本研究における結果は、TDK 株式会社及びアラバマ大学 MINT センターによる共同研究により得られたものである。

#### 参考文献

- 1) Y. Ariake et al. AIP Advances 8, 056119 (2018).
- 2) K. Abe et al. AIP Advances 9, 035139 (2019).
- 3) S. Wu et al., Phys. Rev. B, 99, 144416 (2019)
- 4) M. Hayakawa et al., IEEE Trans. Magn., 23, 5 (1987).

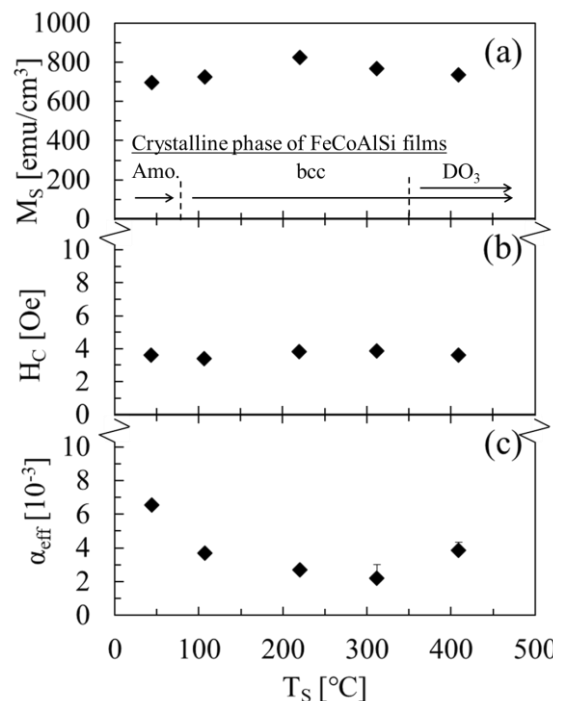


Fig.1 The dependences of (a)  $M_s$ , (b)  $H_c$  and (c)  $\alpha_{\text{eff}}$  on  $T_s$  of (Fe<sub>75</sub>Co<sub>25</sub>)<sub>75</sub>(Al<sub>50</sub>Si<sub>50</sub>)<sub>25</sub> films. The crystalline phases for each  $T_s$  are shown in Fig. 1(a)



## VN 下地層上に形成した FeCo(001)単結晶膜の磁歪特性

大竹充<sup>1</sup>・芹澤伽那<sup>1,2</sup>・川井哲郎<sup>1</sup>・二本正昭<sup>2</sup>・桐野文良<sup>3</sup>・稲葉信幸<sup>4</sup>  
(<sup>1</sup>横浜国大, <sup>2</sup>中央大, <sup>3</sup>東京藝大, <sup>4</sup>山形大)

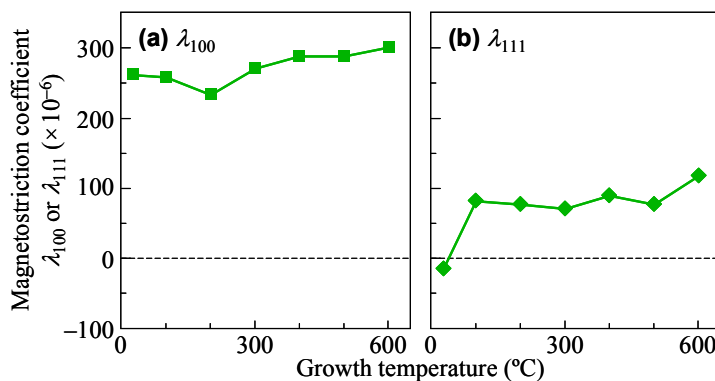
Magnetostrictive Property of FeCo(001) Single-Crystal Film Formed on VN Underlayer

Mitsuru Ohtake<sup>1</sup>, Kana Serizawa<sup>1,2</sup>, Tetsuroh Kawai<sup>1</sup>, Masaaki Futamoto<sup>2</sup>, Fumiyoshi Kirino<sup>3</sup>, Nobuyuki Inaba<sup>4</sup>  
(<sup>1</sup>Yokohama Nat. Univ., <sup>2</sup>Chuo Univ., <sup>3</sup>Tokyo Univ. Arts, <sup>4</sup>Yamagata Univ.)

**はじめに** 大きな磁歪を示す軟磁性材料は、センサやアクチュエーター、振動発電デバイス等への応用に向けて研究されている。bcc 構造を持つ Fe-Co 合金は代表的な軟磁性材料であり、組成や形成条件により  $10^{-4}$  オーダーの大きな磁歪を示すことから<sup>1-3)</sup>、これらの応用に向けて注目されつつある。最近、我々は、材料基礎物性を調べることを目的に、MgO(001)基板上に bcc-Fe<sub>100-x</sub>Co<sub>x</sub>(001)単結晶膜 ( $x = 0 \sim 50$  at. %) を基板温度 300 °C で形成し、Co 組成  $x$  を 0 から 50 at. % に増加させると、 $\lambda_{100}$  は  $+274 \times 10^{-6}$ 、 $\lambda_{111}$  は  $+78 \times 10^{-6}$  まで増加することを報告した<sup>4)</sup>。形成基板温度や熱処理後の冷却過程によっても、結晶特性が変化し、磁歪も増加する可能性がある。しかしながら、高基板温度で膜形成を行うと、一般に基板上での薄膜材料原子の表面拡散が促進され、起伏の大きな膜が形成され、磁歪特性を評価することができない。本研究では、MgO と同じ結晶構造と同程度の格子定数を持ち、MgO に比べて表面エネルギーの大きな VN を下地層材料として用いることにより、高基板温度においても、平坦な表面を持つ Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> 合金膜の形成を実現した。そして、基板温度および基板加熱後の冷却過程が磁歪特性に及ぼす影響について調べた。

**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。MgO(001)基板上に 600 °C の基板温度で 10 nm 厚の VN(001)単結晶下地層を形成し、その後、室温から 600 °C の間の一定基板温度で 100 nm 厚の Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> 膜を形成した。構造評価には RHEED および XRD、表面形態観察には AFM、磁化曲線測定には VSM を用いた。磁歪は、0 から 1.2 kOe の回転磁界中に片持ち梁の状態を試料を配置し、そのそりをレーザー変位計で測定し、 $\Delta l/l = \Delta S t_s^2 E_s(1+\nu_s) / 3L^2 t_f E_f(1-\nu_f)$  の関係式を用いることにより算出した。ここで、 $\Delta l/l$  は歪、 $\Delta S$  は片持ち梁のそり量、 $L$  は 2 つのレーザーポイント間の距離、 $t$  は厚さ、 $E$  はヤング率、 $\nu$  はポアソン比、添え字の  $s$  および  $f$  はそれぞれ基板および膜のパラメータであることを表している。

**実験結果** 室温から 600 °C の全ての基板温度において、FeCo(001)[110]<sub>bcc</sub> || VN(001)[100] の結晶方位関係で FeCo(001)単結晶膜がエピタキシャル成長した。また、いずれの膜においても、平坦な表面が得られた。Fig. 1(a)および(b)に、それぞれ、 $\lambda_{100}$  および  $\lambda_{111}$  の基板温度依存性を示す。基板温度を室温から 600 °C に上昇させると、 $\lambda_{100}$  は  $+261 \times 10^{-6}$  から  $+299 \times 10^{-6}$ 、 $\lambda_{111}$  は  $-16 \times 10^{-6}$  から  $+117 \times 10^{-6}$  まで増加しており、高基板温度を用いることにより、磁歪を増加させられることが分かった。当日は、基板加熱後の冷却過程が磁歪特性に及ぼす影響についても報告する。



**Fig. 1** Substrate temperature dependences of magnetostriction coefficients, (a)  $\lambda_{100}$  and (b)  $\lambda_{111}$ , of FeCo(001) single-crystal film formed on VN underlayer.

- 1) H. M. A. Urquhart, K. Azumi, and J. E. Goldman: *DTIC Tech. Rep.*, no. AD0018771 (1953).
- 2) R. C. Hall: *J. Appl. Phys.*, **30**, 816 (1959).
- 3) D. Hunter, W. Osborn, K. Wang, N. Kazantseva, J. Hattrick-Simpers, R. Suchoski, R. Takahashi, M. L. Young, A. Mehta, L. A. Bendersky, S. E. Lofland, M. Wuttig, and I. Takeuchi: *Nat. Commun.*, **2**, 518 (2011).
- 4) K. Serizawa, M. Ohtake, T. Kawai, M. Futamoto, F. Kirino, and N. Inaba: *J. Magn. Soc. Jpn.*, **43**, 50 (2019).



## Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> フェライトの結晶構造と磁気特性

久松美佑、藤枝 俊、清野智史、中川 貴、山本孝夫  
大阪大学 大学院工学研究科

Magnetic properties and crystal structure of Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>

M. Hisamatsu, S. Fujieda, S. Seino, T. Nakagawa, T. A. Yamamoto

Graduate School of Engineering, Osaka University

### はじめに

CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 薄膜を基板との格子不整合によって歪ませると、磁気弾性効果により保磁力が大きく増大する<sup>1)</sup>。従って、Co の Cu 部分置換によりヤン・テラー効果に起因する歪みを利用すれば、基板なしでも CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> の保磁力の増大が期待できる。本研究では、CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> の永久磁石素材への応用に向けて、固相法で作製した Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> の結晶構造と磁気特性の関係を明らかにすることを目的とする。

### 実験方法

α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Cu<sub>2</sub>O および CoO 粉末を出発原料として用い、固相反応法により Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> を作製した (電気炉で 950°C、10 h 保持)。結晶構造を調べるために Cu-Kα 線での X 線回折測定を行った。磁化測定には振動試料型磁力計を用いた。

### 実験結果

Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> の X 線回折パターンを Fig. 1 に示す。x=0.5 の試料は、x=0.0 (CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) のものと同様に立方晶の回折パターンを示した。一方、x=0.9 では回折ピークの分裂が観測され、ほぼ単相の正方晶と同定された。x=0.9 の格子定数は a=b=8.26 Å および c=8.634 Å であり、c/a は 1.044 であった。つまり、Co の Cu 部分置換によるヤン・テラー効果に起因して正方歪みが生じたと考えられる。磁化測定により得られた保磁力の Cu 部分置換量 x への依存性を Fig. 2 に示す。x の増加に伴い保磁力は急激に増加し、x=0.9 の値は部分置換前 (x=0.0) の約 2 倍に達した。従って、ヤン・テラー効果を利用して正方歪みを引き起こすことにより Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> の保磁力を増大させることに成功した。

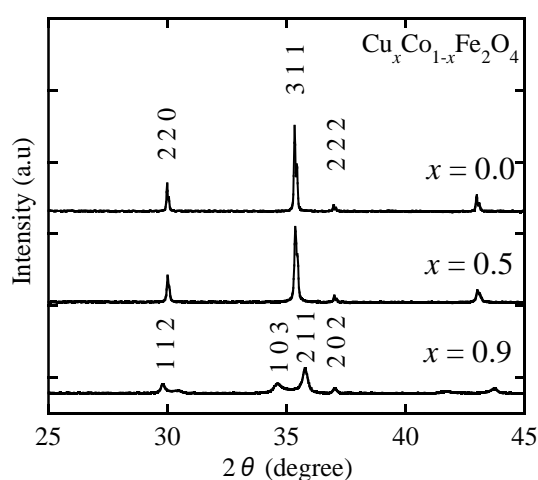


Fig.1 X-ray diffraction patterns of Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> with x = 0.0, 0.5 and 0.9.

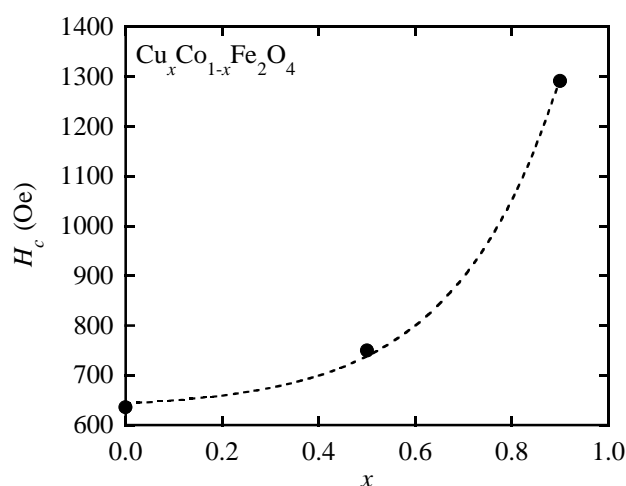


Fig.2 Dependence of coercivity  $H_c$  on x in Cu<sub>x</sub>Co<sub>1-x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

### 参考文献

- 1) H. Onoda, H. Sukegawa, E. Kita, H. Yanagihara, IEEE Trans. Magn. **54** (2018) 2502104

## A study of coercivity of Co-Ni spinel ferrites at successive stages of synthesis

Sonia Uddin, Eiji Kita, Mikio Kishimoto, and Hideto Yanagihara  
Institute of Applied Physics, University of Tsukuba, Tsukuba 305-8577, Japan

Magnetic nanoparticles with a distinctive synthesis route possess tremendous potential in technological applications for high-density information storage<sup>1)</sup>. High-quality spinel cobalt-nickel ferrite nanoparticles were synthesized by undergoing a succession of synthesis routes comprised of chemical co-precipitation, hydrothermal treatment, and etching in hydrochloric acid. The samples produced by chemical co-precipitation and then hydrothermal treatment are denoted by AP and HT respectively, while the samples produced as a result of etching after hydrothermal treatment are indicated by ET2 (HCl solution 2.0 mole/L), ET4 (4.0 mole/L), and ET6 (6.0 mole/L). The crystal structure and size were determined by means of transmission electron microscopy and X-ray diffraction. Magnetization and demagnetization were measured by using a vibrating sample magnetometer. It was found that the specific saturation magnetization and coercivities change with the samples, reaching maximum of respectively 61 emu/g for the ET2 sample and 6562 kA/m for the ET4 sample (Table 1).

The HT sample showed a magnetization and coercivity of 52 emu/g and 4519 kA/m respectively, so the etching process produces a considerable effect on the coercive force (see Fig. 1). The effective magnetic anisotropy constants of these samples were calculated by using the law of approach to saturation.

Mössbauer spectroscopic experiments at room temperature and 4.2 K with no applied magnetic field and at room temperature with an application of external magnetic field (5 T) were also carried out on both the HT and ET2 samples<sup>2)</sup>. It was found that etching leads to a significant variation of the Fe<sup>3+</sup> ion distribution in the tetrahedral (A sites) and octahedral (B sites) sites of the Co-Ni spinel ferrite (Table 2). The cation distribution thus makes it evident that lattice defects are probably present and may be the principal factor in increasing coercivity.

### References:

- 1) V. Dupuis *et al.*, MRS Online Proceedings Library Archive (2014) 1708.
- 2) W. Keune, Hyperfine Interactions 204 (2012), 13-45B.

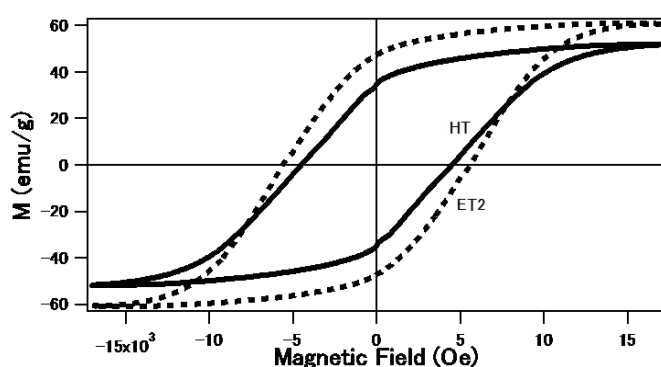


Fig. 1 M-H curve of HT and ET2 samples measured at 300 K.

Table 1: Saturation magnetization ( $M_s$ ), squareness ratio (SR) and coercivity ( $H_c$ ) at room temperature

Samples	$M_s$ (emu/g)	SR	Coercivity (Oe)
AP	21.5	0.51	4604
HT	52	0.67	4519
ET2	61	0.78	5605
ET3	60.4	0.77	6281
ET4	60.5	0.77	6562
ET6	59.9	0.70	6423

Table 2: Relative area occupied by Fe<sup>3+</sup> ion in HT and ET2 samples

Sample	Area (%)	
	A site	B site
HT	71	29
ET2	63	37

# マイクロ波の吸収を指向した六方晶系 M 型フェライトのセラミックス及び薄膜の作製

高橋ちとせ、川村充哉、小山大貴、安川雪子  
(千葉工業大学)

Preparation of hexagonal M-type ferrite ceramics/thin films aiming for microwave absorption  
C. Takahashi, A. Kawamura, D. Koyama, Y. Yasukawa  
(Chiba Institute of Technology)

## はじめに

近年技術進歩に伴い、様々な電子機器の高性能化、スマート化が進んでいる。それに伴い機器内部の電子回路で素子同士の電磁波干渉や電磁波の漏洩が深刻な問題になっている。これらの電磁障害は、機器の性能低下や本来のパフォーマンスを阻害することから、これを防止することが重要である。本研究では、マイクロ波を吸収できる六方晶系 M 型フェライトセラミックス含有シートを作製した。また有機金属分解 (Metal-Organic-Decomposition: MOD) 法を用いて六方晶系 M 型フェライト薄膜<sup>1)</sup>の作製も試みた。

## 実験方法

固相反応法によりセラミックスの  $\text{BaTiCoFe}_{10}\text{O}_{19}$  を作製した。試薬を 2 時間混合し、電気炉を用いて  $750^\circ\text{C}$  で仮焼を行った。その後、仮焼試料を粉碎、成形し本焼を  $900\sim 1300^\circ\text{C}$  間で施した。このセラミックスをバインダーと硬化剤、希釈剤と混ぜ、シートを作製した。

薄膜は単結晶 Si 基板上に MOD コート剤 ((株) 高純度化学研究所) を滴下し、スピナーを用いて基板に塗布した。その後ホットプレートで仮焼を 2 度行い、水分と溶媒を蒸発させ管状炉を用いて本焼を行った。このプロセスを 1 プロセスとし、これを繰り返し行うことで厚膜化した。

遮蔽型短絡マイクロストリップ線路法<sup>2)</sup>を用いて試料の透磁率を評価した。

## 実験結果

基本となる  $\text{BaTiCoFe}_{10}\text{O}_{19}$  セラミックスの磁気特性の本焼温度依存性を評価した (Fig.1(a))。その結果  $1200^\circ\text{C}$  の本焼で最も保磁力が低く、飽和磁化が高くなるのがわかった。従ってこのセラミックス試料をシート化し、透磁率を評価した (Fig.1(b))。一般的に市販されているノイズ抑制部品などは共鳴周波数が KHz 帯程度だがこのシートは 4GHz という結果が得られた。薄膜については、本焼温度  $820^\circ\text{C}$  付近が適切な本焼温度であると推定される。

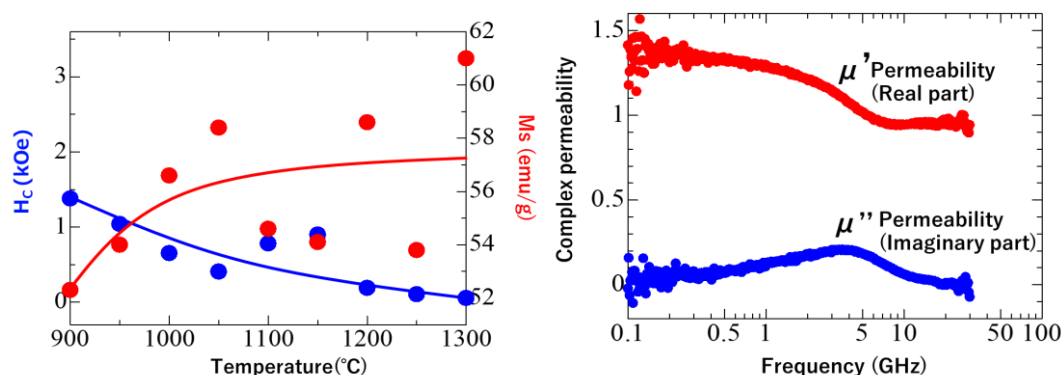


Fig.1(a) Influence of annealing temperature on magnetic parameters Fig.1(b) Complex permeability of ferrite sheet

## 参考文献

- 1) C. Singh et al., Mater. Lett. **63**, (2009) 1921
- 2) S. Takeda et al., Magnetics Jpn, **14** (2019) 12

## 謝辞

透磁率の評価はキーコム (株) にて武田茂様から多大なご協力を頂きました。ここに感謝の意を表します。

# 光プローブ法を用いた磁性薄膜の高周波応答の観測

齊藤悠一, 栢修一郎, 石山和志  
(東北大学 電気通信研究所)

Observation of magnetic thin films excited by RF using laser probe

Y. Ssaito, S. Hashi and K. Ishiyama

(Research Institute of Electrical Communication Tohoku University)

## 背景

我々はこれまで磁気光学結晶を用いることで、比較的低侵襲に高周波回路から発生する磁場の二次元分布を観測する手法を開発してきた。また、昨今の通信産業の急速な発展に伴い、漏洩磁場の可視化だけでなく軟磁性材料を用いたノイズ抑制などの応用研究も重要性を増している。しかし既存の磁性材料の多くは GHz 帯といった高周波帯での応答が小さく、今後のさらなる高周波化によって応用困難な状況の到来が予想される。これを打破するためにも磁性材料の高周波帯における特性に対して深い知見を得ることが必要不可欠である。そこで本研究では、高周波回路 (MSL: Microstrip Line) から発生した磁場によって軟磁性材料を励起状態にし、そのときの磁性体の応答を磁気光学 Kerr 効果によって観察した。

## 方法

本研究では Tamaru らの手法<sup>1)</sup>を参考に、高周波ポンプ-光プローブ法による測定系を構築した。プローブ光源には Ti:Sapphire レーザー (繰り返し周波数: 約 84MHz) を用いた。レーザーの発振タイミングに同期させた高周波信号発生器から MSL へパルス変調信号を伝送することで、MSL 上に設置した磁性薄膜は磁気的に励起される。この励起状態を磁気光学効果の一つである極 Kerr 効果を用いプローブ光の偏光軸の回転として観測した。なお、励起信号と同様にパルス変調された光信号はバランスフォトディテクトで電圧信号に変換した後にロックイン検出した。

## 結果

磁場中 RF スパッタリングにより成膜した CoZrNb(100nm)/SiO<sub>2</sub>(25nm) の 4 層積層膜を MSL 上に設置し、高周波信号 (1.2GHz, 15dBm) とプローブ光 (波長: 800nm, パルス幅: 23.5fs) を用いた二次元イメージングを取得した (Figure 1)。これまでに我々が得ている知見<sup>2)</sup>では磁性ガーネットの励起状態は MSL のエッジ付近に局在していたが、今回の研究によって CoZrNb 薄膜の励起状態は MSL のエッジに局在せず広がりを持っていることが確認できた。

## 謝辞

本研究に使用した機材の一部を提供していただいた理化学研究所の保科宏道上級研究員と大谷知行チームリーダーに深く感謝申し上げます。

## 参考文献

- 1) Tamaru, Shingo, et al. Journal of Applied Physics 91.10 (2002).
- 2) Nasuno, Hiroshi, Shuichiro Hashi, and Kazushi Ishiyama. IEEE Transactions on Magnetism 47.10 (2011).

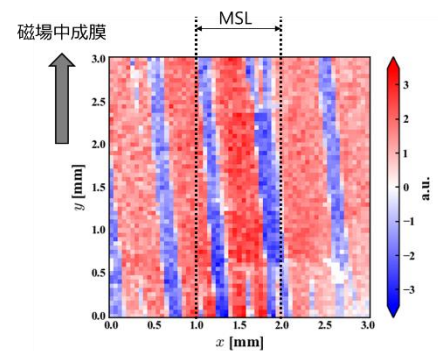


Figure 1 イメージング結果  
領域 3mm×3mm, 分解能 0.05mm

# (100) [001]珪素鋼単結晶板を利用した振動発電

長内史也<sup>1</sup>, 栢修一郎<sup>1</sup>, 藤枝俊<sup>2</sup>, 石山和志<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>東北大学電気通信研究所, <sup>2</sup>大阪大学)

Study on energy harvesting with (100) [001] silicon steel sheet

F. Osanai<sup>1</sup>, S. Hashi<sup>1</sup>, S. Fujieda<sup>2</sup>, K. Ishiyama<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>RIEC Tohoku University, <sup>2</sup>Osaka University)

## 1. はじめに

近年、身の回りの振動を電気エネルギーに変換する振動発電が注目を集めており、様々な発電デバイスが提案されている<sup>1)</sup>。中でも逆磁歪効果を利用した振動発電は TbDyFe, Fe-Ga, FeCo のように大きな磁歪定数を有する材料を利用するケースが多い<sup>2,3)</sup>が、本研究では(100)[001]珪素鋼板を発電に使用することを提案する。この材料は、面内に2つの磁化容易軸を有しているため、引張応力および圧縮応力が加わったときに磁気モーメントの方向が変化しやすい。また軟磁性材料であり、飽和磁束密度が大きいこと振動によって大きな磁束変化を得ることが期待できる。さらに珪素鋼板は前述の材料よりも安価である。そこで本報告では、(100)[001]珪素鋼単結晶板を利用した振動発電について検討を行った結果について述べる。

## 2. 実験方法

図1に発電デバイスの断面図、図2に使用した発電デバイスを示す。このデバイスは、短冊形状の2枚の珪素鋼板(4.01 × 44.9 × 0.229 mm)と電磁鋼板を積層したヨークによって閉磁路が形成されており、珪素鋼板にバイアス磁界を印加するために永久磁石を挟み込んでいる。各珪素鋼板にはピックアップコイル(0.1 mmφ, 100 ターン, 5 Ω) が巻かれている。発電デバイス的一方を加振器に固定し、もう一方を自由端として振動させることにより珪素鋼板が湾曲し、引張り・圧縮応力が印加される。このとき、逆磁歪効果によって珪素鋼板内の磁束が時間変化し、ピックアップコイルに電圧が誘起される。この電圧の波形をロックインアンプおよびオシロスコープにより測定する。

## 3. 実験結果

図3に発電デバイスを共振周波数(48.3 Hz)の正弦波で振動させた際、ピックアップコイル1つに誘起された電圧と磁束密度の測定結果を示す。62 mV<sub>p-p</sub>の電圧が測定され、そのとき約48 μWの最大瞬間電力が得られた。また、磁束密度の変化幅は0.7 Tであった。最適なバイアス磁界の検討等によって、更なる大きな電圧・磁束密度の変化が期待できる。

## 参考文献

- 1) H. Liu, J. Zhong, C. Lee, S. Lee, L. Lin, Appl. Phys. Rev. **5**, 041306 (2018).
- 2) S. Fujieda, S. Suzuki, A. Minato, T. Fukuda, T. Ueno, IEEE Trans. Magn. **50**(2014) 2505204.
- 3) B. Yan, C. Zhan, L. Li, IEEE Trans. Magn. **51**(2015) 8205404.

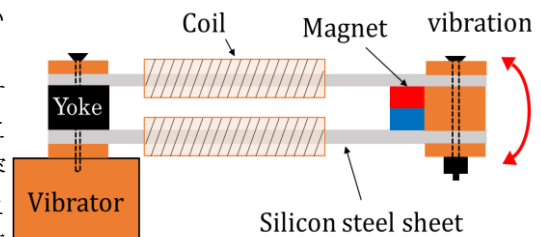


Fig.1 Configuration of energy harvesting device

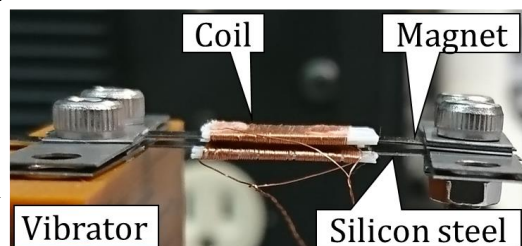


Fig.2 Prototype of the device

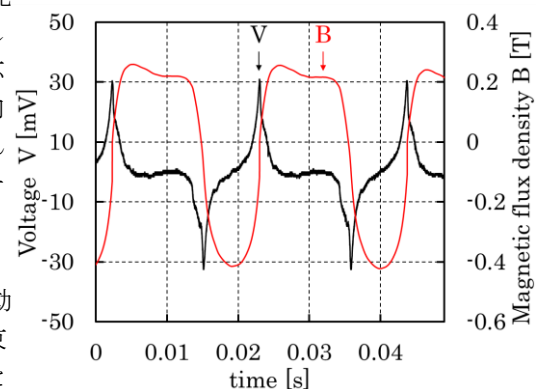


Fig.3 Time response of the voltage and the magnetic flux density at resonant frequency of 48.3 Hz



## 電源向け高Bs 低損失 Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金の開発

中畑 功、長谷川暁斗、熊岡広修、森智子、堀野賢治、松元裕之  
(TDK 株式会社)

Development of high Bs type Fe-Nb-B-P nanocrystalline alloy with low core loss for power supply

I.Nakahata, A.Hasegawa, H.Kumaoka, S.Mori, K.Horino, H.Matsumoto  
(TDK Corporation)

### はじめに

近年の環境への意識の高まり、また電子機器の小型化にともない、それらに用いられる電源において更なる高効率化、高電力密度化が望まれており、それに対しより小型かつ低損失な電子部品が求められている。

特にコイルなどの磁性部品は、電源容積に占める体積が大きく、大電流への対応、小型化、低損失化が強く望まれており、それに適応可能な軟磁性材料の実用化が期待されている。

一般的に広く用いられている MnZn 系フェライトは、低損失という点で優れているが、飽和磁束密度が低く、小型化と大電流対応の両立は困難であり、金属系軟磁性材料の高い飽和磁束密度を利用する必要がある。実用化されている高飽和磁束密度金属軟磁性材料として Fe-Si-B 系アモルファス材料があるが、これはコアロスが高いという問題があり、高飽和磁束密度かつ低損失な材料が求められている。

本報では、優れた軟磁気特性で知られるナノ結晶系軟磁性合金に着目し、Fe-Si-B 系アモルファス合金同等の飽和磁束密度を示し、かつ低損失である新しい Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金を見出したので、その磁気特性について報告する。

### 実験方法

Fe(99.99%), B(99.5%), Fe3P(99.9%), Nb(99.9%)の原料を用いて高周波溶解にて母合金を作製し、単ロール液体急冷法により幅 50mm、厚み約 18  $\mu\text{m}$  のアモルファス薄帯を作製した。作製した薄帯に Ar 雰囲気中で 600°C、1 時間熱処理を施しナノ結晶化し、その磁気特性及び微細構造を評価した。飽和磁束密度(Bs)は室温において振動試料型磁力計(VSM)を用いて、コアロス(Pcv)は交流 BH アナライザを用いて測定し、また初透磁率( $\mu_i$ )はインピーダンスアナライザにより測定した。微細構造は透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて評価した。比較には市販の Fe-Si-B 系アモルファス薄帯を用いた。Fe-Si-B 系アモルファス薄帯は、Ar 雰囲気中で 400°C、1 時間熱処理し、同様に磁気特性の評価を行った。

### 実験結果

Table 1 に、作製した Fe-Nb-B-P 系ナノ結晶合金、市販の Fe-Si-B 系アモルファス合金の Bs、Pcv、 $\mu_i$  を、Figure 1 に Pcv の最大磁束密度(Bm)依存性を示す。Bs は、Fe-Nb-B-P 系で 1.64T と Fe-Si-B 系の 1.63T と同等の特性を有している。また Pcv は、測定周波数 f=100kHz、最大磁束密度 Bm=0.2T の測定条件下において、Fe-Nb-B-P で 646kW/m<sup>3</sup> と、Fe-Si-B 系の 1992kW/m<sup>3</sup> に対して、半分以下となることが確認された。また初透磁率を比較しても、Fe-Nb-B-P は Fe-Si-B に対し高い値を示している。Fe-Nb-B-P は、電源向け磁性材料として優れた軟磁気特性を有しており、大電流対応・小型・低損失な磁性部品への適用が期待できる。

	Fe-Nb-B-P	Fe-Si-B
Saturation magnetic flux density (Bs) [T]	1.64	1.63
Core loss (Pcv) [kW/m <sup>3</sup> ] at f=100kHz, Bm=200mT	646	1922
Initial permeability( $\mu_i$ ) at 1kHz	12356	3360
Initial permeability( $\mu_i$ ) at 100kHz	8411	3012

Table 1. Magnetic properties of Fe-Nb-B-P, Fe-Si-B

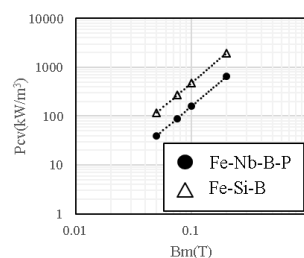


Figure 1. Bm dependence of core loss at f=100kHz

# 微粒子型垂直磁気記録媒体の高密度記録機構

村岡 裕明

(東北大学工学研究科)

Recording Mechanism for Granular Perpendicular Magnetic Recording Medium

Hiroaki Muraoka

(Engineering Department, Tohoku University)

## はじめに

情報量の著しい増加が引き続き進んでいる。磁気記録は幾多の限界論を突破して高密度化を続け、何度も競合技術に駆逐されると言われながら情報ストレージのコア技術として今日でも情報化社会の必須技術であり続けている。Poulsen から 120 年、テープレコーダから 80 年、垂直記録から 40 年を経過し、中でもハードディスク装置は開発から 60 年以上今日に至るまで中心的な情報産業であり続けている。このような進化を続けた技術的な背景は、垂直磁気記録をはじめとするイノベーションに加えて、磁気工学と磁気物理学の技術領域に留まらず、デジタル信号処理、流体工学、機械工学、など多様な分野の革新を適時取り込んで発展できたためと思われる。ここでは、磁気記録機構の中心的な課題である微粒子型媒体を前提とする記録理論を踏まえて今後の高密度化の可能性を展望する。

## 微粒子型記録媒体の記録機構と高密度化

高密度化の論点としていわゆる Trilemma が知られている。これを限界説として用いる議論が見受けられるが、HAMR や MAMR が示すようにこの trilemma はその前提を崩せば高密度化への道が開けると理解すべきである。更なる将来を考える際には、1930 年代の塗布媒体以来磁気記録媒体の大きな前提である微粒子集合構造が重要に思える。HAMR や MAMR においても微粒子媒体を用い続けており、一方、ビットパターン媒体 (BPM) では、記録媒体のビットを微細加工することで粒子体積を増やして熱緩和制約を緩めている。今後の高密度磁気記録には、この微粒子型記録媒体の記録機構の議論は不可欠と思われる。

高線密度記録とは、微細な間隔のビット一つ一つを連続的に磁化することである。例えば、ビット間隔が 10 nm 弱とすると、一般的な記録ヘッド磁界傾斜の数百 Oe/nm ではあるビットを記録しているときに隣接領域との磁界強度差は数 kOe 程度小さいだけで漏洩磁界による再反転のおそれがあり、これはストレージには致命的な書込み誤りになる。また、微粒子集合体では粒子群は反転磁界分布(SFD)を持ち、記録磁界が印加された際の粒子の磁化反転は SFD に応じて統計的になる。もしビット内の全粒子の半分未満しか正しく反転しない、あるいは隣接ビットで半数以上が漏洩磁界で誤反転すると、いずれも書込みエラーとなる。この書込みエラーはビット内粒子数と個々のビットの反転確率が与えられれば二項分布を用いて定量的に計算できる。BPM はビット当たりの粒子数が 1 個の記録媒体に相当するので SFD の要求は厳しくなる。

単なる熱緩和限界は  $10^7$  erg/cm<sup>3</sup> 程度の磁気異方性があればビット当たりの粒子数を減じて数十 Tbit/inch<sup>2</sup> まで安定にできるが、現状の記録ヘッドや記録媒体の性能ではより低い記録面密度の 10 Tbit/inch<sup>2</sup> 以下で記録磁界勾配や SFD の制約が顕在化する可能性がある。

## まとめ

今後も微粒子型の微細磁気構造を持つ記録媒体は引き続き使われると思われるが、ビットサイズの低下に伴うビット当たり粒子数の低減のため、熱緩和限界に比べて粒子均一性が厳しい面密度限界を与えることが想定される。磁気記録媒体を構成する微粒子の SFD を小さくすることが効果的である。また、これは記録磁界傾斜の急峻化によって対策できるので地道は記録ヘッドと記録媒体の性能改善が必要である。

## 参考文献

- 1) H. Muraoka, and S. Greaves, IEEE Trans. Magn., 47, 26-34, 2011.

# 強磁性トンネル磁気抵抗効果から生体磁気センサまで

安藤 康夫

東北大学大学院工学研究科応用物理学専攻

From ferromagnetic tunnel magnetoresistance to biomagnetic sensor

Yasuo Ando

Graduate School of Engineering, Tohoku University

**はじめに** 1994年に我々のグループで強磁性トンネル磁気抵抗 (TMR) 素子が室温で大きな磁気抵抗効果を示すことを示してから四半世紀があつたという間に過ぎた。この間関連する大きな発見がいくつかあり、またスピントロニクス領域が形成されて、新しいデバイス創成の機運が高まったにもかかわらず、いっこうに出てきていないと感ずることが多い。本稿はこれまで自分が携わっていた研究課題から得た結果と教訓を紹介し、生体磁気計測という新たな挑戦的な課題の現状と展望についてこれまでの経験をもとにして述べる。

**ハードディスクドライブ (HDD)** 1990年台に自分が会社勤めをしていた当時、携わっていた研究課題が塗布型の磁気記録媒体であったので、大学に赴任後に着手した HDD の研究開発のテーマは無理なく理解できた。そんな最中に発見された TMR 効果であったため、否応なしにこの素子を何とか使いこなす研究を推進していった。TMR 発見当初は、こんな nm オーダーの絶縁体を壊すことなくデバイスに使いこなす技術など到底無理だと思ってしまった。しかし世の中の技術の進展は驚くもので、2000年代には TMR 素子は HDD の読み出しヘッドに使われるようになり、いくつかの会社で大量に安定に生産できるところまでになった。まさに「最初から限界を設定すべきでない」という気持ちがたたき込まれた。

**不揮発性磁気ランダムアクセスメモリ (MRAM)** 2000年代になると TMR 素子を MRAM に応用するプロジェクトが始まった。文科省や経産省から独自のプログラムが立ち上がったため、両者の間に挟まれた我々は、そのやりくりに苦労した思いが強い。いずれにしても、当時は次世代のメモリは MRAM であると信じて企業、大学共にそれなりの時間を費やして研究を進めた。しかし当然ながら他のメモリも同じかそれ以上のペースで開発を進め、現在、誰が勝者であるのかよく分からず、達成感のない状況である。MRAM 開発は現在も進められているが、「研究も開発も旬を逃したら意味がない」という気持ちが強く残された。

**高感度磁気センサ** 2010年代になって自分たちの研究の主題を TMR 素子を用いた高感度磁気センサにシフトし始めた。TMR 素子が高感度磁気センサに使えることは、素子発見の直後からわかっていたことで、誰もが研究をし始められたはずであるが、なぜかその研究に着手する人はあまりでこなかった。技術の新鮮さ、市場の規模など理由はあると思うが、実際に手がけてみると開発すべき課題は以外に多く、また潜在的なアプリケーションも非常に多いことを痛感している。特に私が究極の課題と見据えている生体磁気センサに関しても、決して夢物語ではないと確信している。図1は心臓からの生体信号である心磁ではなく、ある手法で心臓の動き(脈波)を磁気センサでモニタした結果である。センサは体表面から10cm以上離れているにもかかわらず心臓の動きのみならず、体表面が心拍に伴い振動し、被験者AとBとであきらかにその振動に差が見られる。これは生体磁気センサの転用例であり、工夫しだいでこれまでの常識とは異なったものも観測可能ということである。これまでの研究のなかで得た教訓をもとに「限界を定めず」「旬を逃さず」生体磁気センサを是非実現させたいという思いを講演当日は併せて述べたいと思う。

**謝辞** 本研究は JST S イノベプロジェクト、先端スピントロニクス研究開発センターおよびスピントロニクス学術連携研究教育センターの支援を受けて行われた。

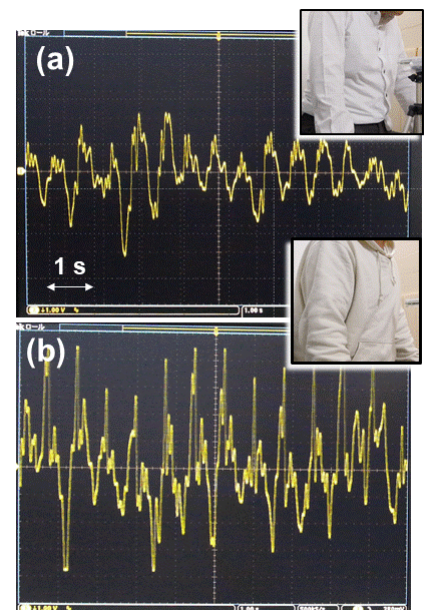


図1 心臓からの脈波信号を TMR 磁気センサで捉えた結果。(a), (b)は被験者の違い。



# 永久磁石材料の高性能化・多機能化に関する研究

杉本 諭

(東北大学大学院工学研究科)

Improvement of Magnetic Properties of Permanent Magnets

Satoshi Sugimoto

(Graduate School of Engineering, Tohoku University)

## 【緒言】

永久磁石は、電気自動車 (EV)、風力発電、高性能モータなど、様々な製品において使用され、私たちの生活を豊かにすることに貢献している。著者らは、これまでに、その高性能化・高機能化の研究として、1. 合金系磁石の高性能化と新材料開発では、高性能 Fe-Cr-Co 系磁石や高保磁力 Mn-Sn-Co-N 系合金の開発、2. 希土類 (RE) 磁石における高性能化と新プロセスの開発では、未分離混合希土類金属 (ジジム) を用いた低価格高性能 RE-Fe-B 系磁石、結晶粒微細化による省 Dy 高保磁力 Nd-Fe-B 系焼結磁石、希土類-鉄系急冷ならびに厚膜磁石、高異方性 HDDR 粉末などの開発、3. 永久磁石における新規応用分野の開発では、フェライト磁石を用いた GHz 帯電磁波吸収材料などの開を行ってきた。本講演では、これら近年著者らが取り組んでいる研究のうち、Nd-Fe-B 系 HDDR 磁石における異方性化機構に関する研究について紹介する。

## 【Nd-Fe-B 系 HDDR 磁石における異方性化機構】

Nd-Fe-B 系異方性磁石粉末を樹脂で固めた Nd-Fe-B 系異方性ボンド磁石は、複雑形状が可能で、かつ高い電気抵抗率を有するため、今後モータの高速回転化を目指すロボット市場等で大いに期待されている。しかしその一方で、最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ の更なる向上が求められており、そのためには磁石粉末自体の $(BH)_{max}$ を向上させる必要がある。著者らは、Nd-Fe-B 系異方性磁石粉末の高異方性化による $(BH)_{max}$ の向上を目指し、まず、異方性磁石粉末が得られる HDDR (Hydrogenation, Disproportionation, Desorption, Recombination) 法における水素圧を制御した d (dynamic) -HDDR 法における異方性 (磁気特性) と組織の関係について調べている<sup>1),2)</sup>。まず、d-HDDR 法の不均化反応処理条件による磁石粉末の異方性 (磁気特性) の変化を調べた結果、処理時間が長くなるに従い異方性が低下すること、水素圧力 30 kPa で処理した場合は、100 kPa での処理よりも異方性が高くなる傾向にあることを示した。また、不均化反応処理条件に伴う組織の変化を調べたところ、不均化反応処理後の組織には、隣接した  $NdH_{2+x}$  と  $\alpha$ -Fe が整合したラメラ状組織、それが不連続粗大化した粗大なラメラ状組織、および非整合の球状組織があることを明らかにしている。このうち、d-HDDR 処理後にはラメラ状組織は高異方性・低 $(BH)_{max}$ の、粗大なラメラ状組織は高異方性・高 $(BH)_{max}$ の、球状組織は低異方性・低 $(BH)_{max}$ の  $Nd_2Fe_{14}B$  相にそれぞれ再結合すること、などを明らかにした。これより、水素圧力 30 kPa で不均化処理した場合は、100 kPa で処理するよりもラメラ状および粗大なラメラ状組織が多く形成され、異方性が高くなると判断された。したがって、高異方性化のためには、球状組織領域を減らし、相対的に繊維状および粗大なラメラ状組織の領域を増やすことが有用であると考えられる。

## 【謝辞】

本研究にご協力いただきました愛知製鋼 (株) 御手洗浩成氏、三嶋千里氏、山崎理央氏、堀川高志氏に感謝申し上げます。また、本研究の一部は、NEDO「未来開拓研究プロジェクト/次世代自動車向け高効率モーター用磁性材料技術開発プロジェクト (MagHEM)」、文部科学省「元素戦略磁性材料拠点 (ESICMM)」の支援の下で行われました。

## 参考文献

- 1) T. Horikawa et al, AIP Advances, 9 (2019), 35244.
- 2) M. Yamazaki et al, REPM 2018, Beijing, China, 26-30, August 2018, A0302.

## 位相的データ解析による

### ネオジム磁石の磁区構造からの特徴量抽出

寺嶋 悠貴<sup>1</sup>, 山田 拓洋<sup>1,2</sup>, 大林一平<sup>3,4,5</sup>, 赤木和人<sup>2,4</sup>, 平岡裕章<sup>2,3,5</sup>, 小嗣真人<sup>1,2</sup>  
(東京理科大学 1, MI<sup>2</sup>I-NIMS 2, 京都大学 3, 東北大学 AIMR 4, 理研 AIP センター 5)

Feature Quantity Extraction from magnetic domains of Neodymium magnet  
by Topological Data Analysis

Yuki Terashima<sup>1</sup>, Takumi Yamada<sup>1,2</sup>, Ippei Obayashi<sup>3,4,5</sup>, Kazuto Akagi<sup>2,4</sup>,  
Yasuaki Hiraoka<sup>2,3,5</sup>, Masato Kotsugi<sup>1,2</sup>

(Tokyo Univ. of Sci. 1, MI<sup>2</sup>I-NIMS 2, Kyoto Univ. 3, AIMR Tohoku Univ. 4,  
AIP center RIKEN 5)

#### はじめに

現在、地球温暖化対策の一環として低炭素化社会が推し進められている。その為自動車等で用いられるモーターの高性能化は必要不可欠なテーマとなっている。モーター用途の永久磁石は、高温域での低減磁、かつ保磁力が維持されることが要求されている。その一方で、マイクロな磁区構造とマクロな磁気特性の1つである保磁力の対応関係の構築は未だ完全には構築されていない。近年我々はトポロジーデータ解析手法の1つである Persistent Homology(PH)が磁区構造の記述子として有用であることを YIG 単結晶薄膜において示した。そこで本研究では実材料であるネオジム磁石を対象に、異なる加熱温度での磁区構造を PH 解析することで、温度依存性の特徴量抽出を試みた。

#### 実験方法

実験では PD の磁区構造の記述子としての有用性評価のため、熱消磁したネオジム磁石の異なる 10 箇所での磁区画像を取得した。解析の前処理として二値化を行い PH 解析を行った。解析結果として Persistent Diagram(PD)を得た。得た PD の類似度を cosine 類似度を用いて算出した。また熱減磁過程を追跡するため複数のネオジム磁石を各々室温から 400°C までの種々の加熱温度毎に異なる 10 箇所の磁区画像を PD 化した。

#### 実験結果・考察

熱消磁した異なる 10 箇所での磁区画像から出力した PD 間の cosine 類似度は 90.5% となった。類似度が十分に大きいため同一条件であれば異なる観測場所でも特徴量抽出が可能と確認できた。平均化した PD に対し NMF を行うと Fig.1 のようになった。Fig.1 は各プロットが各加熱温度での平均ベクトルを表している。またそれらが相関を持っていることを示唆している。よって NMF の結果、PD を介して磁区構造と加熱温度に相関があることが分かった。

当日は PD と温度と磁束密度の相関も議論する。本研究は将来磁性体におけるより高性能な物質の素早い発見に寄与すると期待される。

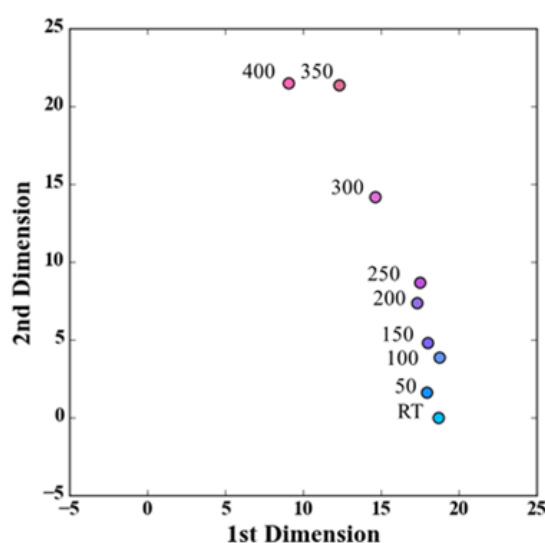


Fig.1 Non-negative Matrix Factorization (NMF) for mean vector of PDs converted magnetic domains varying in temperature from RT to 400°C into.



# 界面ジャロシンスキー守谷相互作用の終端磁化への影響

海谷 侑希<sup>1</sup>, 本多 周太<sup>1</sup>, 伊藤 博介<sup>1</sup>, 大澤 友克<sup>2</sup>

(<sup>1</sup>関西大学, <sup>2</sup>沼津工業高等専門学校)

Effect of the interfacial Dzyaloshinskii-Moriya interaction on magnetic moments  
near ferromagnetic metal edges

Yuki Kaiya<sup>1</sup>, Syuta Honda<sup>1</sup>, Hiroyoshi Itoh<sup>1</sup>, and Tomokatsu Ohsawa<sup>2</sup>

(<sup>1</sup>Kansai University, <sup>2</sup>National Institute of Technology, Numazu College)

## 1. はじめに

強磁性細線中に形成された磁区を電流によって駆動させることは磁壁移動型磁気メモリや演算素子への応用に期待されている。Pt, Rhなどの重金属上に積層された強磁性体ナノ細線においては、界面ジャロシンスキー守谷相互作用(DMI)による磁区の生成やスピン注入による磁区の移動が注目されている。界面DMI寄与下の強垂直磁化膜のエッジ(fig. 1(a)点線部)においては、磁気モーメントが傾斜させられることが知られている。特に幅の狭いナノサイズの細線においてはエッジ部分の磁気モーメントの傾斜が細線全体へ影響を与える。しかし、エッジ磁化の傾斜が細線内部の磁化状態へ与える影響は明らかになっていない。そこで、界面DMI存在下の垂直磁化においてエッジの磁化状態がどのように変化するかを、解析とシミュレーションから調べる。

## 2. 計算方法

細線垂直方向に一軸の磁気異方性を持つ1次元強磁性細線を考える(fig. 1(b))。シミュレーションにはランダウ-リフシッツ方程式に基づいたマイクロマグネティックスシミュレーションを用いる。磁気パラメータの変化による細線中の磁化状態の傾斜を解析し、内部への影響を比較検証する。

## 3. 計算結果

エッジ近傍の磁気モーメント( $M_s \mathbf{m}$ )のシミュレーション結果を fig. 2 に示す。界面DMIによる強磁性体エッジへの影響を取り入れない条件下では、細線全体で磁化は異方性の方向を向き、エッジにおいても磁気モーメントは傾かなかった(fig. 2(a))。しかし、界面DMIによる強磁性体エッジへの影響を取り入れると、エッジ近傍の磁化が傾いた(fig. 2(b))。また、垂直磁気異方性( $K$ )を増加させると、エッジでの磁気モーメントの傾きと内部へ影響する長さは減少し(fig. 2(c))、交換相互作用( $A$ )を増加させるとエッジでの磁気モーメントの傾きは減少し内部へ影響する長さは増加した。このシミュレーション結果は $A$ 、 $K$ をパラメータとして計算されるエッジでの磁気モーメントの傾きや内部へ影響する長さの理論値と定性的に一致した。

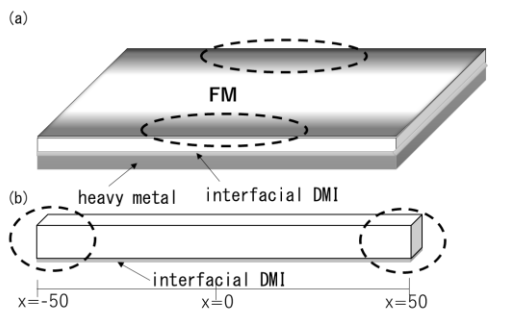


Fig. 1 (a) Interfacial DMI between a FM and a heavy metal and (b) its one-dimensional model.

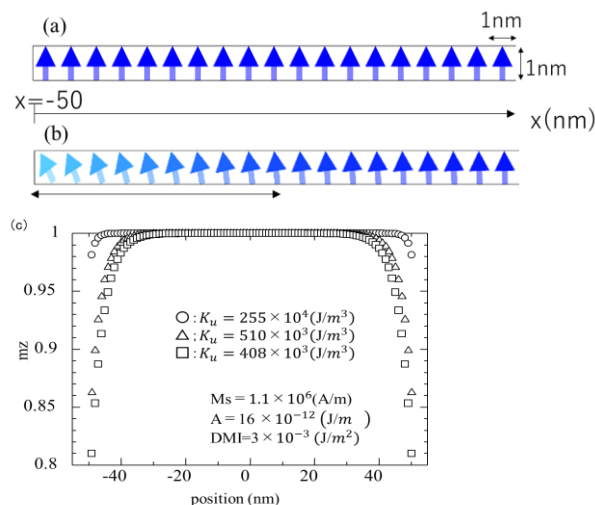


Fig. 2 Local magnetic moments using boundary condition (a) without / (b,c) with the effect of DMI.

## 参考文献

- 1) S. Rohart and A. Thiaville: Phys. Rev. B **88**, 18422 (2013)

## Voltage control of ferromagnetic resonance in FeRh/PMN-PT multiferroic heterostructures

Ming Zheng, Takamasa Usami, Tomoyasu Taniyama  
(Department of Physics, Nagoya University)

Voltage control of magnetism is promising for developing dense, fast, nonvolatile magnetic random access memory (MRAM) with low energy consumption and emerging spintronics [1]. Multiferroic heterostructures, exhibiting ferroelectricity and ferromagnetism simultaneously, have attracted much interest due to the ability of achieving electrically modulated magnetic states through magnetoelectric (ME) coupling and have led to many novel multiferroic devices [2]. Compared with conventional tunable magnetic devices, which are tuned by magnetic fields, these electrostatically tunable multiferroic devices are high-speed, compact, lightweight, and much more energy efficient.

In this study, we investigate voltage tuning of ferromagnetic resonance (FMR) in epitaxial  $\text{Fe}_{0.7}\text{Rh}_{0.3}$  (FeRh)/PMN-PT multiferroic heterostructures. A  $\text{SrTiO}_3$  thin layer was grown on (001)-oriented PMN-PT ferroelectric single crystals as a buffer layer using pulsed laser deposition (PLD). Subsequently, FeRh thin films were fabricated on  $\text{SrTiO}_3$ -buffered PMN-PT substrates using molecular beam epitaxy (MBE), followed by a 3 nm thick Rh film as a capping layer. An Au layer (100 nm) was coated on the backside of the PMN-PT substrate as a bottom electrode. Figure 1(a) shows the schematic of the FeRh/PMN-PT multiferroic heterostructures under an electric field.

Figure 1(b) depicts the frequency as a function of resonance field ( $H_{\text{FRM}}$ ) of the FeRh film when the PMN-PT substrate is under positive and negative poled states. We find that the  $H_{\text{FRM}}$  strongly depends on the polarization state of the PMN-PT. In a high frequency region ( $f > 10.5$  GHz), the  $H_{\text{FRM}}$  is almost same for the different polarization states. As the frequency reduces, there are two absorption peaks in  $S_{21}$  spectra. In a low frequencies region ( $f < 6.7$  GHz), the  $H_{\text{FRM}}$  at the negative poled state is smaller than that at the positive poled state (e.g.,  $\Delta H_{\text{FRM}} = 120$  Oe at  $f = 2.9$  GHz). These findings reveal that the FMR can be effectively controlled by electric field through ME coupling. Voltage dependence of Kerr signal was measured to explore the coupling mechanism for this FeRh/PMN-PT multiferroic heterostructures.

### Reference

- 1) Y. Tokunaga *et al*, Nat. Phys. 8, 838 (2012).
- 2) Y. Lee *et al*, Nat. Commun. 6, 5959 (2015).

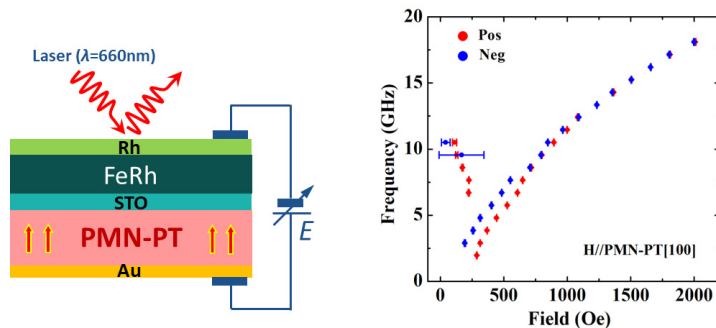


Fig. 1 (a) Schematic of the FeRh/PMN-PT multiferroic heterostructures and the electric field configuration for measurements of Kerr effect. (b) Frequency as a function of resonance field of the FeRh film when the PMN-PT substrate is under positive and negative poled states.

# 非破壊検査用磁気光学センサのためのグラニューラ薄膜の作製

西本光佑, 北原旭, 橋本良介\*, 後藤太一, 中村雄一, Pang Boey Lim, 内田裕久, 井上光輝  
(豊橋技科大, \*鈴鹿高専)

Fabrication of granular thin films for nondestructive testing magneto-optical sensor

K. Nishimoto, A. Kitahara, R. Hashimoto\*, T. Goto, Y. Nakamura, P. B. Lim, H. Uchida, M. Inoue  
(Toyohashi Univ. of Tech., \*NIT, Suzuka college)

## はじめに

主要な構造材料である鉄鋼が破壊される原因の一つに疲労亀裂があり、マイクロクラックと呼ばれる微小亀裂から進展する。高空間分解能な検査技術が開発されれば、破壊初期のマイクロクラックの検出が可能になり、安全性を高めることが期待される。一方、非破壊検査では欠陥の検出だけではなく、欠陥寸法の評価も重要である。傷探査法の一つとして磁気光学(Magneto-optical: MO)イメージング法<sup>1)</sup>があり、被検体表面に磁気光学薄膜を近づけて傷からの漏洩磁界を光で検出する。欠陥深さに応じて漏洩磁界の強度が変化するため深さ方向の寸法評価も可能になる。しかし、磁気光学薄膜は磁気飽和により深さ方向のダイナミックレンジが制限されるため、被検体への印加磁界の大きさを調整する必要があり、その結果、検査時間が長くなり、また磁性体の非線形性の影響などの問題がある。最近、小林らにより赤外域で大きな磁気光学効果が得られる FeCo-AlF<sub>3</sub> グラニューラ薄膜材料が開発された<sup>2)</sup>。そこで本研究では、取り扱いが容易な Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> などの媒体を用い、磁性グラニューラ薄膜が MO センサとして利用できるか検討し、深さ方向のダイナミックレンジが大きく、高速検査が可能な MO センサを開発することを目指す。

## 実験方法

本研究では、強磁性体として FeCo や NiFe などを用い、光透過性媒体として Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> を採用し、RF マグネトロンスパッタ装置 (HSR-551、島津製作所) を用いて、SiO<sub>2</sub> 基板の上にグラニューラ薄膜を作製した。磁化特性を振動試料型磁力計 (TM-VSM2614 83-HGG、玉川製作所) で測定し、透過率を紫外可視近赤外分光光度計 (UV-3150、Shimadzu) で測定し、ファラデー回転角の波長依存性を磁気光学効果測定装置 (J-1700FK、日本分光) で測定した。

## 実験結果

Fig. 1 に、基板加熱をしないで作製した厚さ 250 nm 薄膜の磁気特性を示す。実線と破線は、それぞれ面直および面内磁化を示す。保磁力が 40 Oe 程度であり、以前に使用した BiDyAl:YIG 膜の保磁力約 200 Oe<sup>3)</sup> と比較して十分に小さく、また面内・面直共に線形性が高く、漏洩磁界に対する感度が高くなり、センサとして用いる場合、有利であると考えられる。

Fig. 2 の実線と点線は作製した膜の透過率とファラデー回転角の波長依存性を示す。ファラデー回転角は 1100 nm 付近で 0 になるが、それより短波長側および長波長側で光が透過し、ファラデー回転角を利用することができる。特に、長波長側でのイメージングで使用する場合、透過率が大きくなる。

## 参考文献

- 1) 岩崎 勝博:「磁気光学素子を利用した磁気探傷技術」, 検査技術, 44-50, (2011).
- 2) N. Kobayashi et al., Scientific Reports, 8, 4978, (2018).
- 3) R. Hashimoto et al, Journal of the Magnetics Society of Japan, 39, 213, (2015).

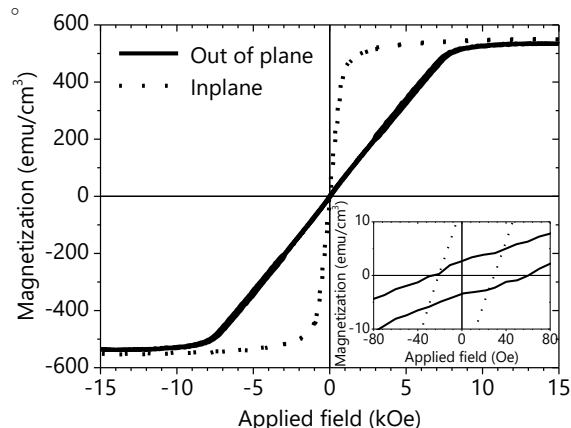


Fig. 1 Magnetic hysteresis curves

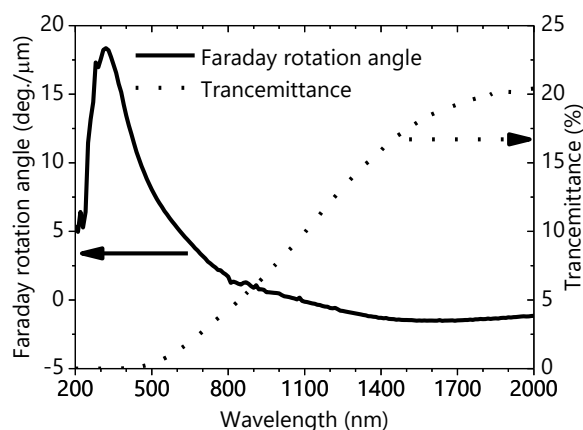


Fig. 2 Wavelength dependencies of transmittance and Faraday rotation angle

# 磁気表面プラズモン効果用 Ag/Fe<sub>100-x</sub>Gd<sub>x</sub>/Ag 三層薄膜構造の設計

宇田川嵩登、芦澤好人、中川活二

(日本大学)

Design of film structures of Ag/Fe<sub>100-x</sub>Gd<sub>x</sub>/Ag tri-layer for magneto-plasmonic effects

Takato Udagawa, Yoshito Ashizawa, and Katsuji Nakagawa

(Nihon Univ.)

## はじめに

表面プラズモンの励起が外部磁界により変化する磁気表面プラズモン効果<sup>1-3)</sup>が報告され、注目を集めている。先行研究において我々は、非固溶Ag-Co単層構造<sup>2)</sup>、Au/フェライト二層薄膜構造<sup>3)</sup>など複数の薄膜構造において磁気表面プラズモン効果を報告している。本効果を用いて感度の高い磁気センサへ応用するためには、磁界に対する大きな誘電率変化だけでなく、良好な軟磁気特性が要求される。そこで、軟磁気特性を示し、良好な磁気光学特性を示す<sup>4)</sup>ことで知られる非晶質Fe-Gd薄膜を用いた三層薄膜構造に着目した。金属多層薄膜構造では、すべての層の表面プラズモン効果への影響を考慮する必要があり、磁気表面プラズモン効果を得るための膜厚設計が課題となる。そこで本報告では、Ag/Fe-Gd/Ag三層薄膜構造の設計を検討した。

## フレネル係数を用いた反射率特性の理論値計算

Fig. 1に計算モデルを示す。Air/Ag<sup>top</sup>/Fe<sub>100-x</sub>Gd<sub>x</sub>/Ag<sup>bottom</sup>/Glassの5層構造における反射率特性を、フレネル係数を用いた以下の式

$$R_{12345} = \left| \frac{r_{12} + r_{2345} \exp(2ik_{z2}h_2)}{1 + r_{12}r_{2345} \exp(2ik_{z2}h_2)} \right|^2 \quad (1)$$

により算出した。波長は700 nmとした。屈折率 $n$ 及び消衰係数 $k$ は、Ag層では文献値<sup>5)</sup>を、Fe-Gd層では分光エリプソメトリーを用いて十分厚い薄膜で測定した値を用いた。Fig. 2にその $n$ と $k$ の波長依存性を示す。Fe-Gd層の組成は、エネルギー分散型X線分析法により評価し、Fe<sub>75</sub>Gd<sub>25</sub> (at.%)を用いた。

膜構造はAg<sup>top</sup>を5 nm、Fe-Gdを4 nmで固定し、Ag<sup>bottom</sup>の膜厚を $d = 5 \sim 50$  nmの範囲で変化させた。反射率特性の理論値ではプラズモン励起角において反射率強度が最も小さくなる膜厚条件を評価した。結果をFig. 3に示す。反射率強度は30 nmのときに43.7°において最小値を示した。

**謝辞** 本研究は公益財団法人双葉電子記念財団の助成を受けた。

## 参考文献

- 1) J. B González-Díaz et. al, Phys. Rev. B, 76, 153402 (2007).
- 2) T. Tachikawa, et al., J. Magn. Soc. Jpn., 38, 135 (2014).
- 3) K. Narushima, et al., Jpn. J. Appl. Phys., 55, 07MC05 (2016).
- 4) Y. Mimura, N. Imamura, T. Kobayashi, A. Okada, and Y. Kushiro, J. Appl. Phys, 49, 1208 (1978).
- 5) D. W. Lynch and W. R Hunter, Handbook of Optical Constants for Solids, ed. E. D. Palik p. 285 (1985).

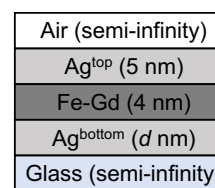


Fig. 1 Film structure

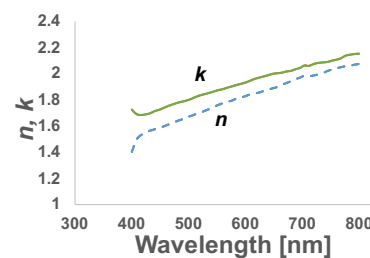


Fig. 2 Wavelength dependence of refractive index,  $n$  and extinction coefficient,  $k$  of a Fe<sub>75</sub>Gd<sub>25</sub> film.

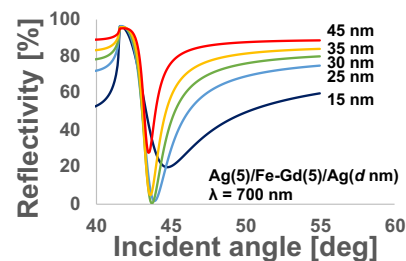


Fig. 3 Incident angle dependence of reflectivity for the Ag/Fe-Gd/Ag films.

## 軟磁性三層薄膜に関する磁気シミュレーション

○坂尚樹, 土田洋介, 鶴岡誠

(東京工科大)

### Micromagnetics Simulation for the Soft Magnetic Triple Layered Thin Film

○Naoki Saka, Yosuke Tsuchida, Makoto Tsuruoka

(Tokyo Univ. of Technology)

#### はじめに

三層構造・軟磁性積層薄膜においては外部磁界ゼロの状態では上下層が反平行に磁化している状態が得られ、いわゆる磁化困難軸方向に対して高周波における磁化応答が期待できると予想される<sup>[1]</sup>。例として、我々は積層膜(Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub>/SiO<sub>2</sub>/Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub>)を作製し、交流磁界に対する磁化応答を測定しているが、各層の膜厚等の至適条件を求めるために磁気シミュレーションの活用を検討している<sup>[2]</sup>。

#### 実験方法

まず、古典的に磁気モーメントの回転角度と角加速度との関係についてシミュレーションを行った。ここではNi<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub>単層薄膜、および上記三層薄膜の磁化に対する単純なモデルとして、1つの磁気モーメント、および距離を隔てて反平行に向き合う2つの磁気モーメントについて検討した (Fig. 1, 2)。本シミュレーションの基本式として、回転に関する運動方程式(1)を用いた。力のモーメントを  $N$ 、慣性モーメントを  $I$ 、時間を  $t$ 、外部磁界と磁気モーメントとの角度を  $\theta$  とした。

$$N = I \frac{d^2\theta}{dt^2} \cdot \cdot \cdot \quad (1)$$

#### 結果・考察

瞬間に一定の磁場が、1つ、または2つの磁気モーメントに加えられたとき、1つの磁気モーメントの方が2つの磁気モーメントより角加速度が大きかった (Fig. 3)。これは2つの磁気モーメントの場合、反平行に向き合うモーメント間で互いに引き合う磁気力が働くためであると考えられる (Fig. 2)。ただし実際の単層磁性薄膜では、磁気モーメントの数は1つでなく非常に多数のモーメント (スピン) 間の相互作用が働くため単層薄膜内に磁壁が生じ、磁気モーメントが回転するように並ぶことが実験で分かっている。そこで、市販のLLGマイクロマグネティックシミュレータを用いて、ニッケル鉄単層膜に対するシミュレーションを行った結果、磁気モーメントは、よく知られている亀甲パターン<sup>[3]</sup>に類似の分布状態となった (Fig. 4)。ところが、LLG方程式を用いた現状のシミュレータでは、いわゆる全電子スピンのシミュレーションは未だ困難である。今後、DM相互作用<sup>[4]</sup>を取り入れた Skyrmion に基づく計算法を応用することで、本磁性薄膜における全電子スピンの回転に関するシミュレーション<sup>[1]</sup>に近付くことが出来ると考えている。これにより、本研究における磁化応答の測定結果との比較を検討する。

#### 参考文献

- [1] 鶴岡, 東京工科大学研究報告, No.2, pp.27-32 (2007)
- [2] 藤尾, 荒井, 鶴岡, 応用物理学会春季講演会予稿集 (2004)
- [3] L. LANDAU, E. LIFSHITS Phys. Z. Sowjet. 8, pp. 153-169 (1935)
- [4] TORU MORIYA Phys. Rev Vol.120 pp. 91-98 (1960)

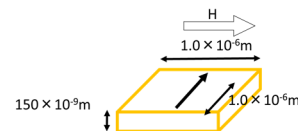


Fig. 1 A model of single magnetic moment for the mono-layer magnetic thin film.

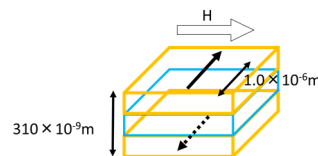


Fig. 2 A model of two anti-parallel magnetic moments for the triple layered magnetic thin film.

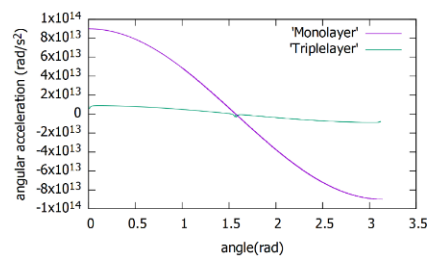


Fig.3 Angular acceleration of single magnetic moment and two anti-parallel moments.

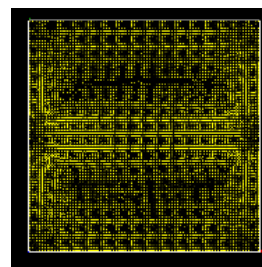


Fig.4 A result of moment distribution in mono-layer permalloy thin film like the typical hexagonal pattern, using LLG micromagnetics simulator.



中空  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  微粒子の磁化反転機構のマイクロマグネティクス計算

平野伸彦、小林悟、千葉桃子  
(岩手大理工)

Micromagnetic calculation of magnetization reversal mechanism for hollow  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  particle

N.Hirano, S.Kobayashi, M.Chiba  
(Iwate Univ.)

## はじめに

磁化反転過程において磁気モーメントが渦状に配列するスピボルテックス構造は、ナノ～ミクロンサイズの強磁性ディスクなどで広く観測されている。中空構造を持つ  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  サブミクロン粒子においてもこのスピボルテックスは確認されているが<sup>1)</sup>、その形成メカニズムや安定性はまだ十分に理解されていない。また生医学的応用の観点から、スピボルテックス状態を含む磁気状態と粒子形態の相関の解明が必要不可欠である。本研究では、マイクロマグネティクス計算を用いて、粒径および内径粒径比の異なる中空  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  サブミクロン粒子について、スピボルテックス形成における中空構造効果を調査したので報告する。

## 実験方法

OOMMF (Object Oriented Micro Magnetic Framework)により、粒径および内径粒径比の異なる単一中空  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  サブミクロン粒子の M-H 曲線を計算した。 $\text{Fe}_3\text{O}_4$  のパラメータとして、飽和磁化  $M_s=4.8 \times 10^5 \text{ A/m}$ 、交換ステイフネス  $A=1.2 \times 10^{11} \text{ J/m}$ 、異方性定数  $K=-1.1 \times 10^4 \text{ J/m}^3$  を用いた<sup>2)</sup>。最大磁場  $H_{\text{Max}}=500 \text{ mT}$ 、磁場ステップ  $\Delta H=10 \text{ mT}$  として計算を行った。

## 実験結果

Fig.1 に粒径 300nm、内径粒径比 0.25 の試料の M-H 曲線を示す。飽和状態から磁場を減少すると、急激に磁化が低下し(A 点)、再度磁化が大きく減少する(B 点)ことが分かった。これらは磁化反転過程におけるボルテックスの発生(A 点)と消滅(B 点)を表している。同様なボルテックス構造は他の粒径にも確認できるが、その発生磁場に差が見られた。Fig.2 に粒径を 200~400nm、内径粒径比を 0~0.75 で変化させた場合の発生磁場を示す。粒径の増大、あるいは内径粒径比の減少とともに、ボルテックスの発生磁場は増大した。また、粒径の増大とともに A 点での磁化の減少量が小さくなることが分かった。粒径が大きい場合には、エネルギー損失、特に交換相互作用による損失が少なくなるよう、強磁性的なスピ配列を保持しながらボルテックス構造へ連続的に移行しやすいと考えられる。また、中空粒子において、安定したボルテックス状態に至る過程で磁化が多段階的に減少することを見出した。これは固体粒子では見られない特徴である。中空構造によりスピ配列が制限されるため、ボルテックス形成が系全体で一斉に行われず、多段階に分かれた磁化反転が行われることを示唆している。以上の結果から、中空  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  粒子では、粒径および内径粒径比に依存してスピボルテックスの安定性が変化することが分かった。

## 参考文献

- 1) M.Chiba et al., AIP Advances 9, 035235(2019).
- 2) M.Fonin et al., Journal of Applied Physics 109, 07D315(2011)

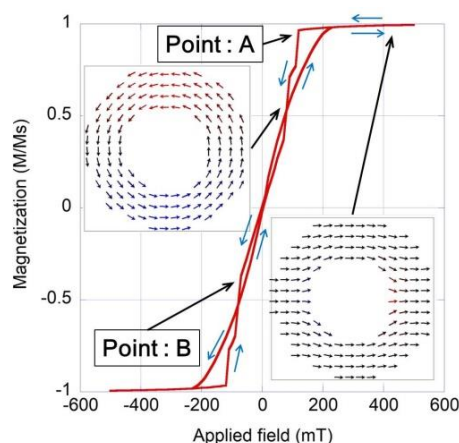


Fig.1 Hysteresis loop and spin map for hollow 300nm particle with an inner /outer diameter ratio of 0.25.

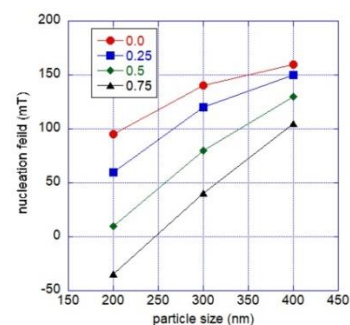


Fig.2 Particle size dependence of vortex nucleation field for different inner/outer diameter ratio.

# 異常価数の $\text{Cr}^{4+}$ をもつ層状物質 $\text{CrSe}_2$ における 反強磁性と分子クラスターの共存

小林慎太郎<sup>1</sup>、片山尚幸<sup>2</sup>、澤博<sup>2</sup>、道岡千城<sup>3</sup>、植田浩明<sup>3</sup>、吉村一良<sup>3</sup>  
(<sup>1</sup>JASRI、<sup>2</sup>名大、<sup>3</sup>京大)

Coexistence of antiferromagnetism and molecular clusters in a layered compound  $\text{CrSe}_2$  with anomalous valent  $\text{Cr}^{4+}$

S. Kobayashi<sup>1</sup>, N. Katayama<sup>2</sup>, H. Sawa<sup>2</sup>, C. Michioka<sup>3</sup>, H. Ueda<sup>3</sup>, and K. Yoshimura<sup>3</sup>  
(<sup>1</sup>JASRI, <sup>2</sup>Nagoya Univ., <sup>3</sup>Kyoto Univ.)

## 緒言

異常高価数である4価のCrをもつ化合物は、磁性と伝導性が組み合わさった新奇物性をしばしば示すことから注目されてきた。磁気テープにも応用された  $\text{CrO}_2$  の室温金属強磁性[1]、 $\text{K}_2\text{Cr}_8\text{O}_{16}$  で見出された強磁性下での金属絶縁体転移[2]、 $\text{NaCr}_2\text{O}_4$  で観測された反強磁性体における巨大磁気抵抗[3]などがその一例である。これらの特異な物性の背景には、 $\text{Cr}^{4+}$  の不安定な価数状態が関係していると考えられている。その中で、我々は、遷移金属ダイカルコゲナイド  $1T\text{-MX}_2$  ( $M$ =遷移金属元素、 $X$ =カルコゲン元素)の一種であり、形式価数4価のCrを含む  $1T\text{-CrSe}_2$  に着目し、研究を進めてきた。 $1T\text{-MX}_2$  の多くが磁気秩序を示さず、分子クラスターを形成するのに対し、 $1T\text{-CrSe}_2$  の基底状態は反強磁性金属である[4,5]。さらに、この化合物は、磁気特性および電気伝導性が大きく変化する二段階の構造相転移を示すことから、分子クラスターの形成と反強磁性秩序を同時に示している可能性がある。一般に、分子クラスターを形成する化合物は、非磁性状態の基底状態が安定であることから、反強磁性と基底状態を実現しているとするれば興味深い。そこで、本研究では、 $\text{CrSe}_2$  の逐次構造相転移に伴う構造変化を解明するために、放射光 X 線回折測定を行った。

## 実験方法

$\text{CrSe}_2$  は固相反応法で得ることはできず、前駆体  $\text{K}_x\text{CrSe}_2$  からのアルカリ金属のデインターカレーション法により合成した[4,6]。また、物性比較を行う試料として、 $\text{CrSe}_2$  の Se サイトに、S を部分置換した  $\text{Cr}(\text{Se}_{0.95}\text{S}_{0.05})_2$  を合成した。得られた粉末試料を用いて SPring-8 BL02B2 にて、放射光 X 線回折測定を行った。

## 実験結果

詳細な構造解析から、 $\text{CrSe}_2$  は逐次構造相転移に伴い、2 段階に Cr の直線型三量体を形成することが明らかになった(図 1) [6]。つまり、 $\text{CrSe}_2$  は分子クラスターと反強磁性が共存した特異な基底状態を実現していることになる。この基底状態形成の起源を明らかにするため、S 部分置換を行った  $\text{Cr}(\text{Se}_{0.95}\text{S}_{0.05})_2$  の構造、磁性、伝導性を調べたところ、基底状態が長距離分子クラスターを形成しない非磁性絶縁体であることが明らかになった。両者の構造比較を行ったところ、層間アニオン間距離が  $\text{Cr}(\text{Se}_{0.95}\text{S}_{0.05})_2$  において大きく伸長していたことから、層間のアニオン結合の有無が両者の物性の違いの要因であると考えられる。当日は、本系の特異な物性と Cr の異常高価数状態の関係性に関して議論する。

## 参考文献

- [1] B. L. Chamberland, *CRC Crit. Rev. Solid State Sci.* **7**, 1 (1977).  
M. A. Korotin, *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **80**, 4305 (1998).
- [2] K. Hasegawa *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* **103**, 146403 (2009).
- [3] H. Sakurai *et al.*, *Angew. Chem.* **124**, 6757 (2012).
- [4] S. Kobayashi *et al.*, *Phys. Rev. B* **89**, 054413 (2014).
- [5] J. Sugiyama *et al.*, *Phys. Rev. B* **94**, 014408 (2016).
- [6] S. Kobayashi *et al.*, *Inorg. Chem. (ASAP)*, 2019.

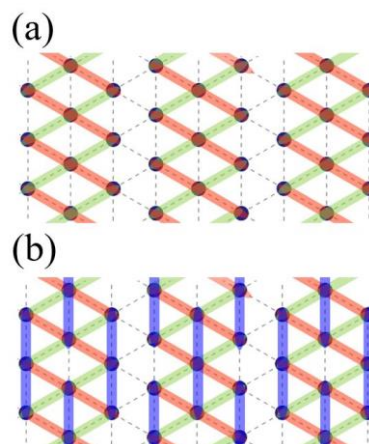


図 1. (a)中間温度相、(b)低温相における Cr の直線型三量体の配列[6]。

## 鉄系超伝導体 $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$ ( $\delta = 0.150$ ) の自発磁化

岩崎秀<sup>1</sup>, 足立伸太郎<sup>2</sup>, 高野義彦<sup>2</sup>, 山口道太郎<sup>1</sup>, 木方邦宏<sup>3</sup>, 李哲虎<sup>3</sup>, 神原陽一<sup>1,4</sup>  
<sup>1</sup>慶應義塾大学, <sup>2</sup>物質・材料研究機構, <sup>3</sup>産業技術総合研究所, <sup>4</sup>慶大スピンセンター

Spontaneous magnetization in iron-based superconductor  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  ( $\delta = 0.150$ )  
 S. Iwasaki<sup>1</sup>, S. Adachi<sup>2</sup>, Y. Takano<sup>2</sup>, M. Yamaguchi<sup>1</sup>, K. Kihou<sup>3</sup>, C. H. Lee<sup>3</sup>, Y. Kamihara<sup>1,4</sup>  
<sup>1</sup>Keio Univ., <sup>2</sup>NIMS, <sup>3</sup>AIST, <sup>4</sup>CSRN, Keio Univ.

### 緒言

鉄系超伝導体 [1]  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  は、酸素欠損量  $\delta$  が  $0.031 \leq \delta \leq 0.145$  でバルク超伝導を示す[2]. また、 $0.124 \leq \delta \leq 0.631$  で V-3d 電子に起因するフェリ磁性を示す[2].  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  はフェリ磁性と超伝導をともに示す  $\delta = 0.145$  で 37.1 K [2] と比較的高い超伝導転移温度 ( $T_c$ ) を示す. このような超伝導相とフェリ磁性の相関関係を明らかにするために、フェリ磁性の自発磁化を定量的に評価する必要がある. バルク超伝導を示さない  $\delta$  領域では  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  の自発磁化を定量的に評価できる.

本稿では、バルク超伝導を示さず V-3d 電子に起因するフェリ磁性を示すと報告されている  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  ( $\delta = 0.150$ ) が自発磁化を有することを示し、定量的に評価した.

### 方法

$\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  (仕込み  $\delta = 0.20$ ) の多結晶試料は、石英管を用いた固相反応法により合成し、その後ホットプレス (HP) した. 得られた試料に対して、X線回折 (XRD), および、磁化率測定を行った. 磁化率 ( $M$ ) の磁束密度 ( $\mu_0 H$ ) 依存性において高磁場側のプロットを用いて最小二乗法により近似直線を決定した. この直線の切片を  $M_{s\text{-linear}}$  と定義した. また、5 K と 10 K の 2 点の延長線の垂直軸切片を 0 K における  $M_{s\text{-linear}}$  として定義した.

### 結果と考察

Figure 1(a) に 5 K から 350 K における多結晶  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  [ $\delta = 0.150(2)$ ] の磁化率 ( $M$ ) の磁束密度 ( $\mu_0 H$ ) 依存性を示す. Figure 1(b) は 5 K, 10 K, 20 K における  $M$ - $\mu_0 H$  プロットを  $0 \text{ mT} \leq \mu_0 H \leq 1 \text{ mT}$  の範囲で拡大した図である. Figure 1(c) は  $M$ - $\mu_0 H$  プロットから求められた自発磁化の温度依存性である. このとき、 $M_{s\text{-linear}}(0 \text{ K}) = 45.5 \text{ m}\mu_B/\text{f.u.}$  であった.

### まとめと今後の展望

高純度の  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  [ $\delta = 0.150(2)$ ] 多結晶試料は  $T < 300 \text{ K}$  において自発磁化を示した. 0 K 外挿により求められた  $M_{s\text{-linear}}(0 \text{ K})$  は  $45.5 \text{ m}\mu_B/\text{f.u.}$  であった. 今後は異なる  $\delta$  の  $M_{s\text{-linear}}(0 \text{ K})$  を定量し、超伝導と  $M_{s\text{-linear}}(0 \text{ K})$  の相関関係を解釈する.

### 参考文献

- [1] Y. Kamihara, et al., J. Am. Chem. Soc. **130**, 3296 (2008).  
 [2] Y. Tojo *et al.*, J. Phys.: Condensed matter **31**, 115801 (2019).

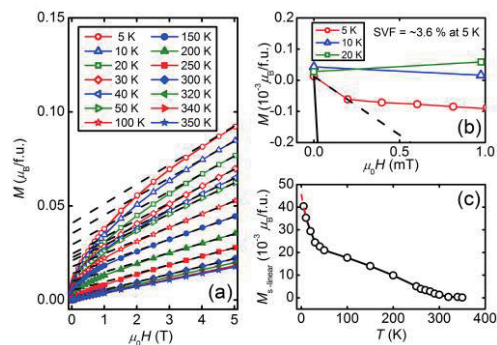


Fig. 1 (a) Magnetic flux density dependence ( $\mu_0 H$ ) of magnetization ( $M$ ) at temperatures ( $T$ ) from 5 K to 350 K for  $\text{Sr}_2\text{VFeAsO}_{3-\delta}$  [ $\delta = 0.150(2)$ ]. (b) Expanded view of (a) at  $\mu_0 H = 0\text{--}1 \text{ mT}$  for  $T = 5 \text{ K}, 10 \text{ K},$  and  $20 \text{ K}$ . (c)  $T$  dependence of  $M_{s\text{-linear}}$  obtained from  $M$ - $\mu_0 H$  curves.

## $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub>/Pt における磁気抵抗効果

平田雄翔<sup>A</sup>, 田中秀数<sup>B</sup>, 栗田伸之<sup>B</sup>, 森山貴広<sup>A</sup>, 小野輝男<sup>A,C</sup>  
(京大化研<sup>A</sup>, 東工大理<sup>B</sup>, 阪大 CSRN<sup>C</sup>)

### Magnetoresistance in an $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub>/Pt

Yuushou Hirata<sup>A</sup>, Hidekazu Tanaka<sup>B</sup>, Nobuyuki Kurita<sup>B</sup>, Takahiro Moriyama<sup>A</sup>, and Teruo Ono<sup>A,C</sup>  
(<sup>A</sup>ICR, Kyoto University, <sup>B</sup>Department of Physics, Tokyo Institute of Technology, <sup>C</sup>CSRN, Osaka University)

#### Introduction

Recently an  $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub> has emerged as a primal candidate for hosting a Kitaev Quantum Spin Liquid [1] and has been attracting great attentions. In this study, we investigated the magnetoresistance [2] in Pt/ $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub> bilayers at low temperatures where the Kitaev QSL state and zigzag antiferromagnetic state [3] are expected to emerge.

#### Experimental method

We transferred an  $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub> flake on a SiO<sub>2</sub> substrate by exfoliating with the Scotch tape and then deposited 3 nm-thick Pt on top of it. The bilayer was patterned into a 50  $\mu$ m wide Hall bar using e-beam lithography technique. The rotation angles ( $\alpha, \beta, \gamma$ ) and the measurement configurations are defined in Fig. 1(a).

#### Experimental results

Fig. 1(b) shows the temperature dependence of magnetoresistance normalized to the base corresponding resistance ( $\Delta R_{xx}/R_{xx} = \Delta\rho_{xx}/\rho_{xx}$ ) obtained for the three field rotations. Below 50 K,  $\Delta\rho_{xx}/\rho_{xx}$  increase with decreasing temperature for both  $-\beta$  and  $-\gamma$  rotations. In the presentation, we will discuss the temperature dependence of  $\Delta\rho_{xx}/\rho_{xx}$  with respect to the temperature dependence of magnetic state of an  $\alpha$ -RuCl<sub>3</sub>.

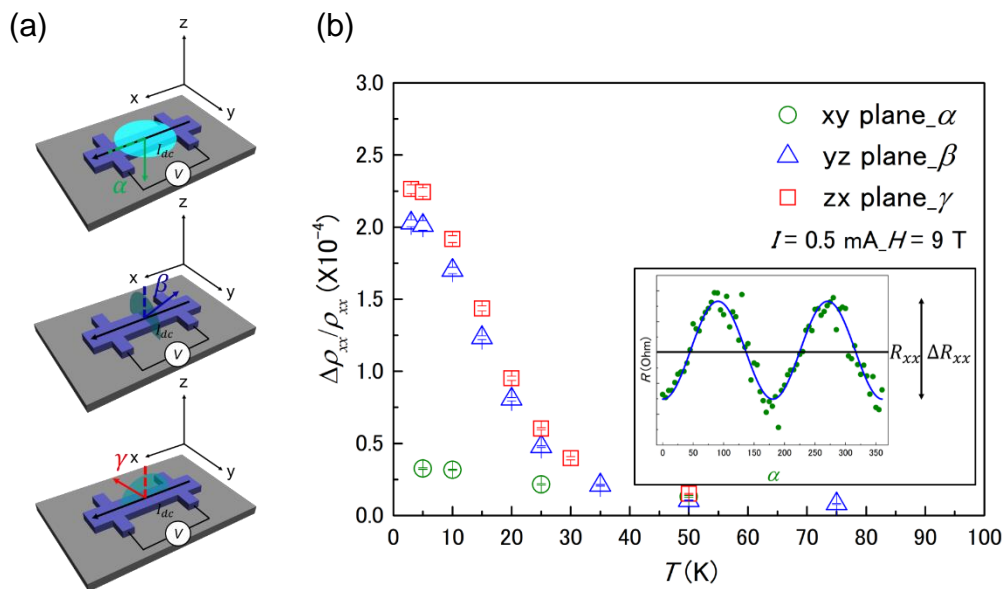


Fig. 1 (a) The measurement configurations. (b) Temperature dependence of  $\Delta\rho_{xx}/\rho_{xx}$  obtained at 9 T. Inset: the angular dependence of the longitudinal resistance  $R_{xx}(\alpha)$  at 5 K.

[1] A. Kitaev, Ann. Phys. **321**, 2 (2006).

[2] H. Nakayama *et al.*, Phys. Rev. Lett. **110** 206601 (2013).

[3] R. D. Johnson *et al.*, Phys. Rev. B **92** 235119 (2015).



# Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>(001)/MgO(001)/Fe(001)強磁性トンネル接合における

## 負のトンネル磁気抵抗効果

安井彰馬、岡林潤\*、柳瀬隆\*\*、島田敏宏\*\*、長浜太郎\*\*

(北大総化院、\*東大理、\*\*北大工)

Inverse tunnel magnetoresistance in Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>(001)/MgO(001)/Fe(001) magnetic tunnel junctions

S. Yasui, J. Okabayashi\*, T. Yanase\*\*, T. Shimada\*\*, T. Nagahama\*\*

(Hokudai CSE, \*Univ. of Tokyo, \*\*Hokudai Eng.)

### はじめに

Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>は逆スピネル構造を持つフェリ磁性酸化物であり、室温より十分高いキュリー温度を持つ。格子定数はMgOのほぼ2倍であり、Fe/MgO系の多層膜と組み合わせてエピタキシャル成長することが可能である。また、スピン分極率が負であり、かつ非常に高いことが予想されており、高性能なスピントロニクス材料として期待されている [1]。特にTMR素子においては大きな磁気抵抗効果が期待されることから、多くの研究が報告された。しかし、現在まで大きなTMR比は観測されておらず、その符号も研究グループによりまちまちである [2]。そのように安定した磁気伝導現象が観測されない理由として、逆位相界面による磁化過程の変調やFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>の界面磁性の複雑さが指摘されているが、明確な理由は明らかではない。本研究では、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>(001)/MgO(001)/Fe(001)トンネル接合を作製して、その磁気トンネル伝導について調べた。また、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/MgO薄膜のXMCD測定を行い、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>層のFeイオンの状態について検討した。

### 実験方法

試料作製には反応性分子線エピタキシー法を用いた。到達真空度は10<sup>-8</sup>Pa台である。作製した接合の構造は、MgO(100)基板/MgO/NiO/Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/MgO/Fe/Auとした。結晶性の評価にはRHEED、XRDを用い、エピタキシャル成長していることを確認した。磁気トンネル伝導特性の評価をするために、フォトリソグラフィ、Arイオンミリング、スパッタを用いて微細加工を行い、10×10μm<sup>2</sup>のトンネル接合を作製した。作製した素子を用いてI-V測定や磁気抵抗効果の測定を行った。XMCDの測定にはKEK-PFのBL-7Aを用いた。

### 結果・考察

磁気抵抗の測定の結果、室温で-10%、80Kで約-55%のTMR効果を観測した。図1に80KでのTMR曲線を示す。Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-MTJで-50%を超えるTMR比はこれまで報告されていない。また、TMR比が負の値を示したことはバンド計算による負のスピン分極率と一致する。またTMR曲線からFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>はなだらかに磁化反転し、角型比の小さい曲線となっている。このことは反平行磁化状態が不十分であることを示しており、磁化過程の改善あるいは保磁力の大きなピン層の開発により、更に大きなTMR比が実現できることを示唆している。また、温度変化については、温度の低下とともにTMR比は単調に増大し、Verwey転移に由来するトンネル伝導の異常などは観測されなかった。

### 参考文献

- 1) A. Yanase and K. Siratori, J. Phys. Soc. Jpn. 53, 312-317 (1984).
- 2) M. Opel et al., Phys. Status Solidi A 208 232 (2011).

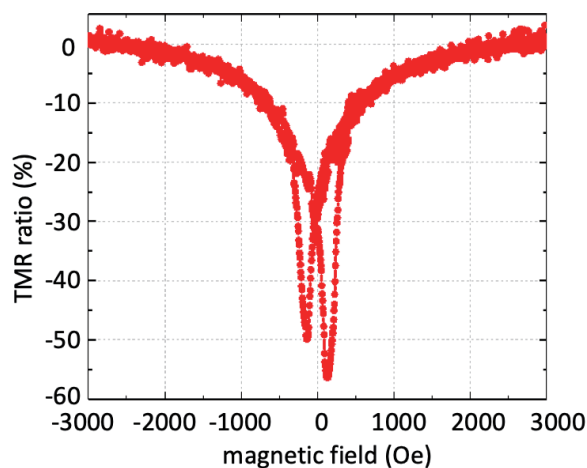


図1. 80KにおけるFe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/MgO/FeのTMR曲線。



## 全酸化物エピタキシャル界面におけるスピンプンピング

寺林 真輝<sup>1</sup>、関 真一郎<sup>2,3</sup>、高木 里奈<sup>2,3</sup>、中村 優男<sup>2</sup>、川崎 雅司<sup>2,3</sup>、  
石橋 幸治<sup>2</sup>、齋藤 智彦<sup>1</sup>、○松野 丈夫<sup>2,4,5</sup>

(1.東理大理、2.理研 CEMS、3.東大工、4.阪大理、5.JST さきがけ)

### Spin pumping in all-oxide epitaxial interfaces

Masaki Terabayashi<sup>1</sup>, Shinichiro Seki<sup>2</sup>, Rina Takagi<sup>2,3</sup>, Masao Nakamura<sup>2</sup>, Masashi Kawasaki<sup>2,3</sup>,  
Koji Ishibashi<sup>2</sup>, Tomohiko Saitoh<sup>1</sup>, ○Jobu Matsuno<sup>2,4,5</sup>

(1. Tokyo Univ. of Sci., 2. RIKEN CEMS, 3. Univ. of Tokyo, 4. Osaka Univ., 5. JST PRESTO)

### 研究背景

スピン流熱電変換は IoT センサーノードの自立電源などに適用できるエネルギーハーベスティング技術として注目を集めている。その素子は磁性絶縁体と非磁性金属との 2 層膜で構成され、前者で温度差から生成されたスピン流が (スピンゼーバック効果)、後者に注入されて電圧へと変換される (逆スピンホール効果)。Y<sub>3</sub>Fe<sub>5</sub>O<sub>12</sub> (YIG) - Pt の組み合わせを用いた研究が先行しているが<sup>1)</sup>、YIG が単結晶、Pt が多結晶であるため、その界面は乱雑である。スピン流が界面を通して非磁性金属に注入される際、理想的な界面ではより高い注入効率が期待される。本研究では原子層レベルで平坦な界面を形成できるペロブスカイト型酸化物を用いて、エピタキシャル界面におけるスピン流の測定を行い、界面がスピン流注入効率に与える影響の解明を目指す。

### 実験方法

理想的な界面を得る組み合わせとして磁性絶縁体に La<sub>2</sub>NiMnO<sub>6</sub> (LNMO)、非磁性金属に SrIrO<sub>3</sub> (SIO) を選択し、2 層膜試料をパルスレーザー堆積法 (PLD) により LSAT(001) 基板上に作製した<sup>2)</sup>。この試料に対して、磁性層において強磁性共鳴 (FMR) により生じたスピン流を非磁性層に注入し、逆スピンホール電圧として検出する手法であるスピンプンピング測定を行うことで評価を行った。

### 実験結果

フォトリソグラフィにより FMR 用導波路を含むデバイスを形成することにより、エピタキシャル界面 LNMO - SIO のスピンプンピング信号を確認することができた [FIG. 1(b)]。この結果を用いて、当日は LNMO - Pt<sup>3)</sup> と LNMO - SIO による逆スピンホール電圧の比較を通して、エピタキシャル界面がスピン注入効率に与える影響について議論する。

### 参考文献

- 1) A. Kirihara *et al.*, Nat. Mater. **11**, 686 (2012).
- 2) M. Kitamura *et al.*, Appl. Phys. Lett. **94**, 132506 (2009).
- 3) Y. Shiomi *et al.*, Phys. Rev. Lett. **113**, 266602 (2014).

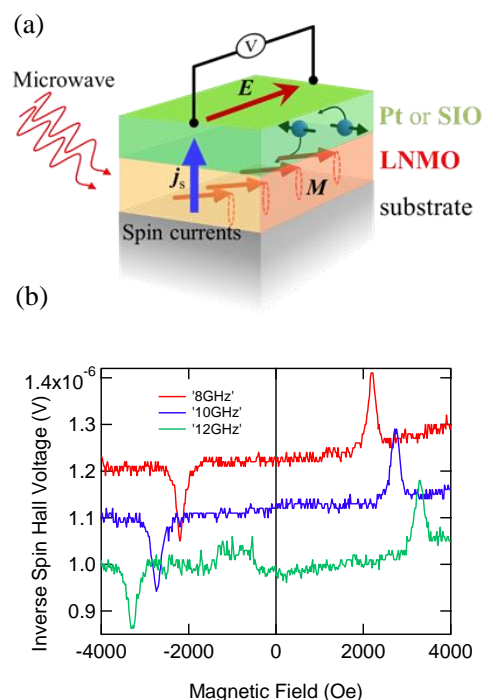


FIG. 1. (a) Schematics of spin pumping measurement. (b) The inverse spin Hall voltage for the LNMO-SIO film. The microwave incident power is 24 dBm. The measurements was performed at 270 K.

## SrO 障壁層を有する単結晶磁気トンネル接合の磁気抵抗効果

昆慎太郎\*\*\*、A. Spiesser\*、安川雪子\*\*、湯浅新治\*、齋藤秀和\*  
 (\*産業技術総合研究所 スピントロニクス研究センター、\*\*千葉工業大学)

Tunneling magnetoresistance in fully epitaxial magnetic tunnel junction with SrO tunnel barrier

S. Kon\*\*\*, A. Spiesser\*, Y. Yasukawa\*\*, S. Yuasa\*, and H. Saito\*  
 (\*AIST Spintronics Research Center, \*\*Chiba Institute of Technology)

### はじめに

Si 中へのスピン偏極電子注入・検出用強磁性電極として、Fe/MgO(001) 接合が広く用いられている。最近、我々は Si に注入したトンネル電流のスピン偏極率 ( $P$ ) と MgO 障壁層膜厚 ( $d_{\text{MgO}}$ ) の関係を調べ、MgO 膜厚が比較的厚い ( $d_{\text{MgO}} = 2 \text{ nm}$ ) 場合に 90% に達する  $P$  を観測したり。一方で、 $P$  は  $d_{\text{MgO}}$  の減少で著しく低下し、この原因として MgO と Si 間の大きな格子ミスマッチ (29%) に起因する MgO/Si 界面近傍での MgO の結晶性の乱れに起因することが示唆された。SrO は MgO と同じ岩塩型結晶構造を有する絶縁体であり、Si と比較し格子ミスマッチが小さいことから (5.7%)、高い  $P$  を保ちつつ、高い磁気抵抗変化率 (MR 比) を得るために必要な低接合抵抗の形成に有利であると期待される。本研究では SrO を障壁層に用いた単結晶磁気トンネル接合 (MTJ) を試み、磁気輸送特性測定を通してスピン依存トンネル用障壁層としての特性を評価した。

### 実験方法

膜試料は分子線エピタキシー法により作製した。MTJ 構造は Au(20 nm) / Co(20 nm) / Fe(10 nm) / SrO(1.5 nm) / MgO(1 nm) / Fe(30 nm) / MgO(001) 基板であり、正味の障壁層厚さは 2.5 nm である。下部および上部 Fe 電極成膜後に真空中にてその場アニールをそれぞれ 300 °C で行った。

### 実験結果

成膜中の反射高速電子線回折パターン観察より、作製した膜は全て単結晶であり、面直および面内の結晶方位関係はそれぞれ Fe(001)/SrO(001)/MgO(001)/Fe(001) および Fe[110] || SrO[100] || MgO[100] || Fe[110] であることが示された。Fig. 1 に走査型透過電子顕微鏡 (STEM) 像を示す。SrO と MgO 層は明瞭に分離しており、各層の接合界面近傍において相互拡散や異相形成等は観測されなかった。また、Fig. 2 に示すように、最大で 90% に達する MR 比 が得られ、いわゆるスピン偏極コヒーレント・トンネリングが生じていることが強く示唆された。また、磁化平行配置における単位面積当たりの素子抵抗 ( $RA$ ) は  $13 \text{ k}\Omega\mu\text{m}^2$  であり、MgO(001) 単障壁層 MTJ で報告されている値と同程度か若干低い値を示した。以上より、SrO は Si 上の強磁性トンネル接合の障壁層として有望であると示唆された。

本研究は JSPS 科研費若手研究 (18K13807, A.S.) の助成を受けた。

### 参考文献

- 1) A. Spiesser, H. Saito, S. Yuasa, and R. Jansen, Phys. Rev. B, accepted.

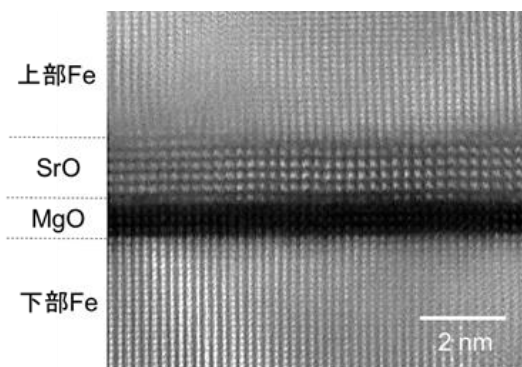


Fig. 1 STEM image of Fe/SrO/MgO/Fe MTJ.

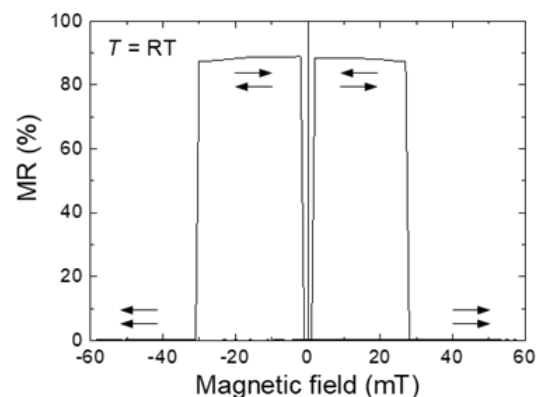


Fig. 2 MR curve of Fe/SrO/MgO/Fe MTJ at RT.

## 反応性スパッタ法による高品位 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ バリア強磁性トンネル接合

○市川 心人<sup>1</sup>, 中田 勝之<sup>1</sup>, Xiandong Xu<sup>2</sup>, 介川 裕章<sup>2</sup>,  
大久保 忠勝<sup>2</sup>, 宝野 和博<sup>2</sup>, 三谷 誠司<sup>2</sup>  
(TDK<sup>1</sup>, 物材機構<sup>2</sup>)

High-quality  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -based magnetic tunnel junctions prepared by reactive sputtering method

°Shinto Ichikawa<sup>1</sup>, Katsuyuki Nakada<sup>1</sup>, Xiandong Xu<sup>2</sup>, Hiroaki Sukegawa<sup>2</sup>, Tadakatsu Ohkubo<sup>2</sup>,  
Kazuhiro Hono<sup>2</sup>, and Seiji Mitani<sup>2</sup>  
(TDK Corp.<sup>1</sup>, NIMS<sup>2</sup>)

### はじめに

$\text{MgAl}_2\text{O}_4$  (MAO) はスピネル構造を有する立方晶の酸化物として知られ、強磁性トンネル接合 (MTJ) のトンネルバリアとして用いることで、近年室温において 300% を超える大きなトンネル磁気抵抗 (TMR) 比が報告されている<sup>1)</sup>。また、MAO-MTJ は CoFe 系強磁性金属との格子整合性が良く高品位の界面構造を容易に実現できる為、良好な TMR 比のバイアス電圧依存性 (高  $V_{\text{half}}$  値) が得られ、それによって高い素子出力が得られるという応用上の利点がある。MAO トンネルバリア層の作製方法として、金属層の後酸化法<sup>2)</sup>、および焼結 MAO ターゲットの直接高周波スパッタリング<sup>3)</sup>が報告されているが、前者はバリア界面におけるラフネスの発生、後者は高い平坦性が得られるもののトンネルバリア層の酸化制御がより困難であるという課題がある<sup>4)</sup>。本研究では、平坦な界面と高い結晶性を備えた高品位な MAO トンネルバリア層を作製する新たな手法として、反応性スパッタリングを用いた手法を検討した。

### 実験方法

超高真空マグネトロンスパッタ装置を用いて MgO 基板上に Cr (40)/Fe (30)/Mg (0.45)/ $\text{Mg}_{19}\text{Al}_{81}\text{-Ox}$  ( $t_{\text{MAO}}$ )/Fe (7)/ $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$  (12)/Ru (14) (unit: nm) 構造を室温で成膜した。MAO バリアは、RF スパッタリングを用いて  $\text{Mg}_{19}\text{Al}_{81}$  ターゲットより、Ar- $\text{O}_2$  混合ガスにより形成された。 $t_{\text{MAO}}$  は線型導入シャッターを用いて傾斜膜として 0.63 nm から 1.9 nm まで変化させた。次に、フォトリソグラフィおよび Ar イオンエッチングを使用し、Sub- $\mu\text{m}$  程度の楕円状に素子を形成した。電気伝導特性は DC4 プロブ法にて室温下で測定した。

### 実験結果

図 1(a) に TMR 比と RA の  $t_{\text{MAO}}$  依存性を示す。TMR 比は広い  $t_{\text{MAO}}$  範囲でほぼ一定 (~150%) である一方、 $\log(\text{RA})$  は  $t_{\text{MAO}}$  に対して線型的に増加した。図 1(b) は、様々な RA における、規格化された TMR 比のバイアス電圧依存性を示す。1 V を超える高い  $V_{\text{half}}$  値が得られた。バイアス電圧依存性は広い RA 範囲でほぼ同一であり、非常に良好なトンネルバリア界面が幅広い膜厚に対し連続的に得られた事を証明している。本結果により、反応性スパッタリング法が、安定で高い再現性を有する高品位な MAO-MTJ トンネルバリア層を作製する手法として、非常に有望な製造方法であることが見出された。

### 参考文献

- 1) H. Sukegawa *et al.*, Phys. Rev. B **86**, 184401 (2012).
- 2) H. Sukegawa *et al.*, Appl. Phys. Lett. **105**, 092403 (2014).
- 3) M. Belmoubarik *et al.*, Appl. Phys. Lett. **108**, 132404 (2016).
- 4) M. Belmoubarik *et al.*, AIP Adv. **7**, 055908 (2017).

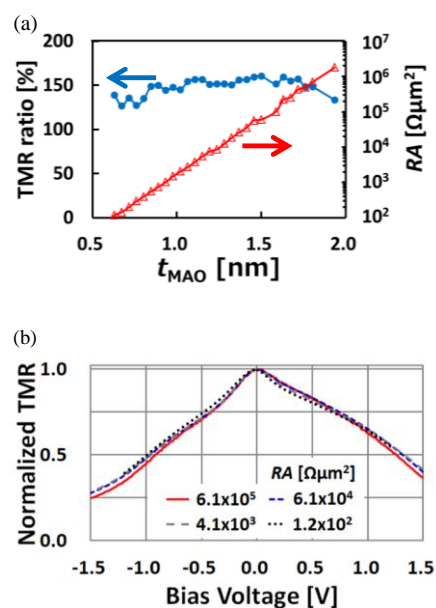


Fig.1  $t_{\text{MAO}}$  dependence of TMR ratio and RA at 300 K by DC 4-probe measurement (a) and bias voltage dependence of normalized TMR ratio for various RA samples (b).

## YIG 薄膜上の Pt 薄膜における磁気伝導、及び熱伝導特性

河邊怜也<sup>A</sup>, 伊藤大樹<sup>A</sup>, 宮崎圭司<sup>A</sup>, 屋富祖稔<sup>A</sup>,

木村崇<sup>AB</sup>, W.-C. Lin<sup>C</sup>, F.-Y. Lo<sup>C</sup>

九大理<sup>A</sup>, 九大スピNSE<sup>B</sup>, 台湾師範大理<sup>C</sup>

### Magnetic and thermal conduction properties in Pt on YIG

<sup>A</sup>Dept. of Phys. Kyushu Univ.

<sup>B</sup>Research Center for Quantum Nano-Spin Science, Kyushu Univ.

Fang-Yuh Lo Department of Physics, National Taiwan Normal University

R.Kawabe<sup>A</sup>, D.Ito<sup>A</sup>, K.Miyazaki<sup>A</sup>, M.Yafuso<sup>A</sup>,

T.Kimura<sup>AB</sup>, W.-C. Lin<sup>C</sup>, F.-Y.Lo<sup>C</sup>

#### 概要

強磁性体/常磁性重金属二層膜では、スピホール磁気抵抗効果などの興味深い物性が観測される一方で、強磁性近接効果に起因した異方性磁気抵抗効果や磁気ネルンスト効果、その他、電子の運動に起因した Hanle 磁気抵抗効果など、様々な現象が重畳するため、本質的な現象を見極めるのは困難である。これらの現象は、YIG/常磁性重金属の界面状態に強く依存しており、その制御が重要になる。今回、我々は、厚さ 100 nm の YIG 薄膜に、Pt 薄膜を堆積した試料において、磁気伝導特性、及び熱伝導特性を行い、種々の現象の解明を目指した。

#### 実験方法

YIG 薄膜は、GGG 基板にレーザーアブレーション法を用いて成膜した。膜厚は 100nm である。そのあと、数日間大気暴露したのち、特段の表面処理を行わずに、Pt 薄膜を 5nm 堆積させた。ここで、Pt 薄膜は、スパッタ法、及び電子線蒸着法での二種類の方法で堆積させ、界面状態の違いに起因した変化の検出を試みた。試料には、複数の端子を取り付け、磁気抵抗、ホール抵抗、及び磁気熱伝導特性を評価した。

#### 実験結果

図 1 に、YIG 薄膜の強磁性共鳴スペクトルを示す。強磁性金属と比べて線幅が小さく、低ダンピングを示唆している。次に、Pt 薄膜堆積後の磁気抵抗を示す。ここで、磁場方向は膜面垂直に印加している。低磁場で、従来の異方性磁気抵抗効果で観測されるような正の抵抗変化を観測しており、この変化は、スピホール磁気抵抗効果では説明ができない。講演では、その他の磁

場方向、及びホール抵抗、さらに第二高調波を用いた熱輸送特性などを系統的に調べた結果を報告する。また、成膜法依存性についても言及する。

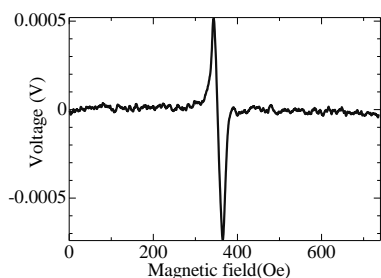


図 1. YIG 薄膜の強磁性共鳴スペクトル

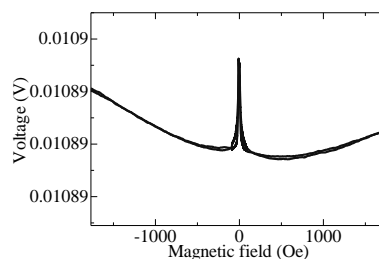


図 2. 磁気抵抗



# ノンコリニア反強磁性絶縁体 $\text{SmFeO}_3$ 薄膜の作製と スピンホール磁気抵抗効果

名大院工<sup>○</sup>八田隼之介、棚橋 直也、松浦健人、羽尻 哲也、浅野 秀文

Growth of noncollinear antiferromagnetic insulator  $\text{SmFeO}_3$  films  
and Spin-Hall magnetoresistance effect

Nagoya Univ.<sup>○</sup>Junnosuke Hatta, Naoya Tanahashi, Kento Matsuura, Tetsuya Hajiri, Hidefumi Asano

E-mail: hatsuta.junnosuke@a.mbox.nagoya-u.ac.jp

**【はじめに】** 反強磁性スピントロニクスは磁化反転速度、臨界電流密度、漏れ磁場の観点から次世代のデバイスとして期待されているが、磁気モーメントの検出が困難であるという問題がある。近年、スピンホール磁気抵抗効果(SMR)は反強磁性体においても観測され始め<sup>1)</sup>、反強磁性体の磁気モーメントの電気的検出方法として注目を集めている。今回着目した  $\text{SmFeO}_3$  (SFO)は反強磁性と強誘電性を持つマルチフェロイック材料であり、さらに高いネール温度とキュリー温度(675 K)を持っており、室温でも高機能な材料として期待されている。また SFO は c 軸方向に AFM スピンが反平行にそろいが、我々の過去の SFO 薄膜では(110)面成長で c 軸が面内に2つのドメインを持っている可能性があった<sup>2)3)</sup>。そこで本研究では(100)/(010)面で成長させることで薄膜面内に c 軸が一方向にそろった SFO 薄膜を作製し、その磁気特性と SMR の評価を行うことを目指した。

**【実験方法】** SFO は RF マグネトロンスパッタ法を用いて MgO(001)、(110)、(100)10.4° off 基板上に成長させた。その後室温で in-situ で Ta を積層させた。

## 【結果と考察】

Fig. 1 に MgO の(100)、(110)、(100) 10.4° off 角を持つ基板上での SFO 薄膜の XRD パターンを示す MgO(100)、(110)基板では、SFO(110)面成長するのに対し、10.4° off で(100)/(010)成長することが分かった。Fig. 2 に SFO(110)成長した薄膜の 50 K における  $\Delta R_{xy}/R_{xy}(0)$  と  $\Delta R_{xx}/R_{xx}(0)$  の外部磁場に対する角度依存性の測定結果を示す。Fig. 2 の  $\Delta R_{xy}/R_{xy}(0)$  においては、2.6 % と大きなシグナルを観測した。一方、AFM-SMR では  $R_{xx}$  は  $\sin^2 \theta$  のシグナルが表れるが、今回は  $\cos^2 \theta$  のシグナルを観測した。講演では磁気特性と電気特性の議論を行っていく。

## 【参考文献】

- 1) J. Fischer *et al.*, Phys Rev B **97**, 014417 (2018).
- 2) J W Seo *et al.*, J.Phys., Cond Matt **20**, 264014 (2008).
- 3) M. Kuroda *et al.*, AIP advances **8** 055814 (2018).

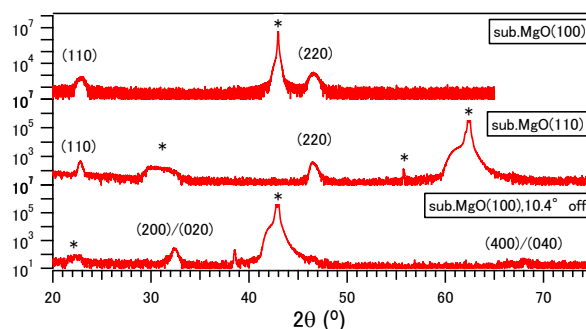


Fig. 1 XRD patterns of SFO films on MgO(100), (110) and (100) 10.4° off substrates.

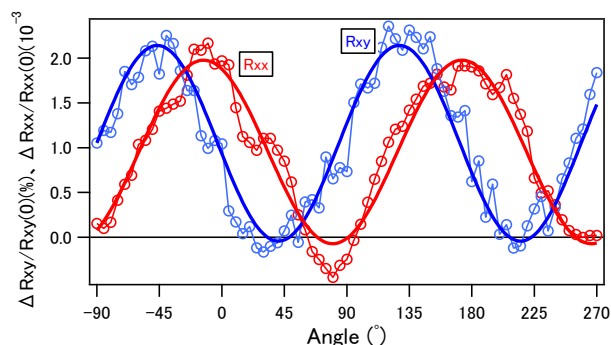


Fig. 2 Angular dependence of  $\Delta R_{xy}/R_{xy}(0)$  and  $\Delta R_{xx}/R_{xx}(0)$ .



## 反強磁性体 $L1_2$ 規則型 $Mn_3Ir$ 薄膜における磁気輸送特性

岩城宏侑、森山貴広、池渕徹也、小田研人、塩田陽一、小野輝男  
(京大化研)

Magneto Transport Properties in Antiferromagnetic  $L1_2$ -ordered  $Mn_3Ir$  Thin Films

H. Iwaki, T. Moriyama, T. Ikebuchi, K. Oda, Y. Shiota, T. Ono

(ICR, Kyoto Univ.)

### はじめに

異常ホール効果は一般に磁性体中で発現し、物質の自発磁化に比例した値をとることが経験的に知られている。そのため、自発磁化のない物質中では起こりえないと長年考えられてきた。ところが近年、三角格子反強磁性体やカイラルスピン液体等の特殊な磁化構造を有する物質中においては、トポロジーに起因した仮想磁場による巨大な異常ホール効果が生じることが示されている[1]。今回、我々は三角格子反強磁性体  $L1_2$ - $Mn_3Ir$ [2]の磁気輸送特性を明らかにするため、スパッタ法によって  $Mn_3Ir$  エピタキシャル薄膜を作製し異常ホール効果の観測を行った。

### 実験方法

本研究で対象とする  $Mn_3Ir$  は、Mn 原子と Ir 原子が面心立方格子の面心と角にそれぞれ配列した  $L1_2$  規則構造を持つ合金である。スパッタ法による合金積層時の基板温度を変化させることで規則度を変化させた試料を作製した。試料の規則度を評価するため、X線回折測定 (XRD) を行った。また、試料をホールバー形状に加工し、試料面直に外部磁場を印加しながらホール抵抗測定を行った。

### 実験結果

Fig.1 に  $MgO(100)$  単結晶基板上に様々な基板温度で作製した  $Mn_3Ir$  の XRD の結果を示す。合金積層時の基板温度が高温になるにつれて、超格子ピーク(100)が出現してくる様子が観測された。これは  $Mn_3Ir$  が  $L1_2$  規則構造を形成していることを示している。

次に、作製した試料のホール抵抗  $R_{Hall}$  の面直磁場依存性を Fig.2 に示す。不規則構造を持つ試料では、ホール抵抗は磁場に対して線形に変化しているのに対して、規則構造を含んでいる高温積層試料では、非線形なホール抵抗が観測された。本講演では、結晶の規則度と異常ホール効果との相関について詳細に議論する。

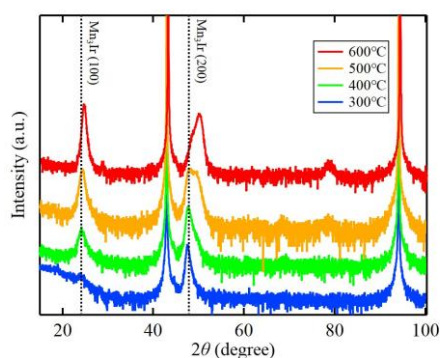


Fig. 1  $\theta$ - $2\theta$  XRD spectra of the epitaxial  $Mn_3Ir$  (100) films deposited at various  $T_s$ .

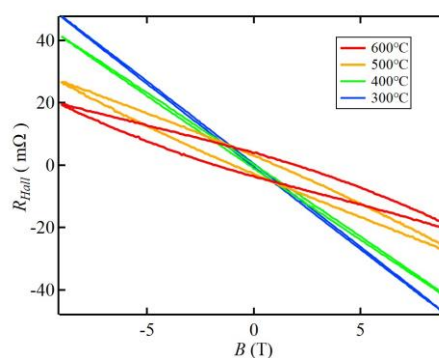


Fig. 2.  $R_{Hall}$  as a function of the magnetic field.

### 参考文献

- 1) S. Nakatsuji, N. Kiyohara, and T. Higo: *Nature*, **527**, 212 (2015).
- 2) H. Chen, Q. Niu, and A. H. MacDonald: *Phys. Rev. Lett.* **112**, 017205 (2014).

# 表面弾性波を用いた強磁性薄膜における バーネット効果に関する研究

山本 晃弘<sup>A</sup>, 松尾 衛<sup>B,C</sup>, 前川 禎通<sup>C,B</sup>, 能崎 幸雄<sup>A,D</sup>  
(慶大理工<sup>A</sup>, 国科大カブリ研<sup>B</sup>, 理研<sup>C</sup>, 慶大スピン研<sup>D</sup>)

Study on the Barnett Effect in Ferromagnetic Thin Films Using Surface Acoustic Waves

Akihiro Yamamoto<sup>A</sup>, Mamoru Matsuo<sup>B,C</sup>, Sadamichi Maekawa<sup>C,B</sup>, Yukio Nozaki<sup>A,D</sup>

(<sup>A</sup>Dept. of Phys. Keio Univ., <sup>B</sup>KITS,UCAS, <sup>C</sup>RIKEN, <sup>D</sup>Keio Spintronics Center)

## はじめに

最近、電子スピンと力学的回転の相互作用であるスピン渦度結合(SVC)を用いたスピン流生成やスピンドイナミクス励起に関する研究が盛んに行われている。我々も NiFe/Cu 二層膜に表面弾性波(Surface Acoustic Wave, SAW)を注入して SVC 由来の交流スピン流が NiFe にスピン波共鳴を励起する様子を観測することに成功した[1]。生成されるスピン流の強度や偏極方向は、SAW の渦度分布に依存する。したがって、作製した SAW デバイスにおいて誘引される SAW の詳細を定量的に理解することは極めて重要である。そこで本研究では、微視的発現機構などの理解が十分ではない SVC ではなく、SAW の渦度との関係が明確なバーネット効果と磁気弾性効果を同じ SAW デバイスで測定することにより、SAW の渦度を詳しく調べた。

## 実験方法

圧電材料として知られるタンタル酸リチウム(LiTaO<sub>3</sub>)基板上に、超高真空蒸着を用いて厚さ 30 nm の Au すだれ状電極(IDT)を作製した(図1)。励起される SAW には、波数ベクトル方向への格子回転を伴うレイリー型と、表面の剪断ひずみが波として伝搬する SH 型が存在するが、タンタル酸リチウム基板上では両者の伝搬速度が大きく異なるため、ベクトルネットワークアナライザ(VNA)の Time gating 機能を用いて分離できる。IDT 対の間に Ni(20 nm)、また NiFe(20 nm)を成膜し、SAW の波数ベクトル方向に外部磁場を印加しながら、SAW の振幅減衰を S<sub>21</sub>パラメータの測定により調べた。

## 実験結果

NiFe(20 nm)薄膜について観察したバーネット効果を図2に示す。カラープロットは、バーネット効果により励起されたスピン波共鳴による SAW の振幅減衰強度の周波数及び外部磁場依存性である。SAW の固有周波数とスピン波共鳴の周波数が一致する外部磁場にて大きな SAW の振幅減衰が見られた。また、磁歪の小さな NiFe と大きな Ni 薄膜について、SAW の振幅減衰の周波数依存性を比較した結果、バーネット効果と磁気弾性効果では周波数依存性が異なることがわかった。

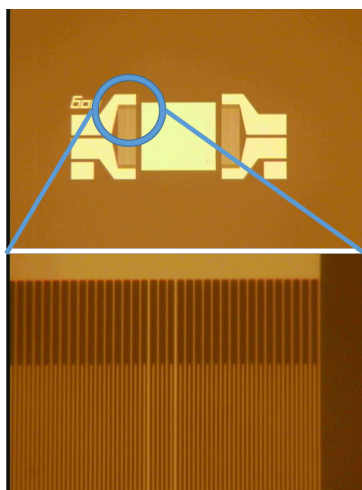


図1 バーネット効果測定用 SAW デバイスの写真

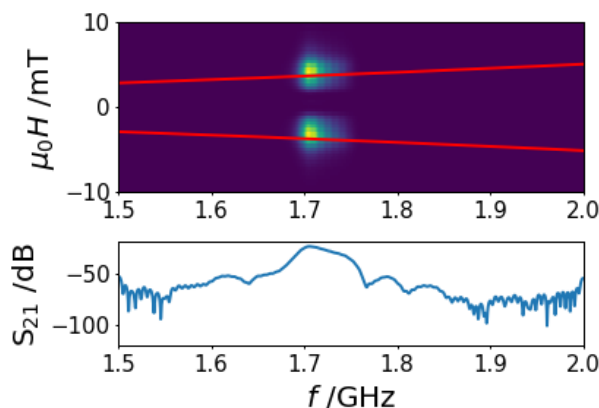


図2 NiFe(20 nm)におけるバーネット効果の測定結果

## 参考文献

[1] D.Kobayashi et al., Phys. Rev. Lett. 119, 077202(2017)

## Mn<sub>2-δ</sub>CoGa<sub>1+δ</sub> 薄膜の垂直磁気異方性と結晶構造

高野大地<sup>1</sup>、窪田崇秀<sup>1,2</sup>、高梨弘毅<sup>1,2</sup>  
(<sup>1</sup> 東北大金研, <sup>2</sup> 東北大 CSRN)

### Perpendicular magnetization and crystal structure of Mn<sub>2-δ</sub>CoGa<sub>1+δ</sub> films

D. Takano<sup>1</sup>, T. Kubota<sup>1,2</sup>, K. Takanashi<sup>1,2</sup>  
(<sup>1</sup>IMR, Tohoku Univ., <sup>2</sup>CSRN, Tohoku Univ.)

#### はじめに

伝導電子スピンの分極率が 100% のハーフメタルは、スピントロニクス素子高性能化のための重要な材料である。本研究では第一原理計算によってハーフメタルであるとされる逆ホイスラー構造の Mn<sub>2</sub>CoGa に着目した[1]。Mn<sub>2</sub>CoGa 薄膜の磁気特性は下地材料に依存して垂直磁気異方性が誘起されることが報告されている[2,3]が結晶構造と磁気異方性の関係性は明らかになっていない。そこで、Mn<sub>2</sub>CoGa 薄膜の結晶構造と磁気特性の膜厚及び下地層依存性を調べることで結晶格子の歪みと磁気異方性の関係を明らかにすることを目的とした。

#### 実験方法

基板は MgO(100)単結晶基板を用いた。試料作製は超高真空スパッタリング装置によって行った。積層構造は次の 2 種類である。

Cr 下地: 基板/ Cr (20 nm)/ Mn-Co-Ga (*t*)/ Ta (3 nm)

Ag 下地: 基板/ Cr (20 nm)/ Ag (40 nm)/ Mn-Co-Ga (*t*)/ Ta (3 nm)

表面清浄化の為に MgO(100)基板をスパッタ装置内で 700 °C で 1 時間加熱し室温まで冷却した。各層の成膜温度は室温とした。成膜後のその場熱処理を Cr 成膜後に 700 °C、また Mn-Co-Ga 層成膜後に 500 °C で、各々 1 時間行った。Mn-Co-Ga 層は Mn-Ga ターゲットと Co ターゲットからの同時スパッタ法によって成膜した。なお、Mn-Co-Ga 層の化学量論比は Mn<sub>1.7</sub>Co<sub>1.0</sub>Ga<sub>1.3</sub>、膜厚 (*t*) は 5 nm、10 nm、20 nm、30 nm である。最上部の Ta は保護層である。

作製した試料に対して、X 線回折(XRD)による結晶構造評価、振動型磁力計による磁気特性評価を行った。

#### 実験結果

測定した磁化曲線から、Cr 下地を用いた試料は垂直磁化を示す一方で Ag 下地の試料は面内磁化となることが明らかになった。結晶構造は XRD 測定によりすべての試料がエピタキシャルに成長していることを確認した。薄膜面内方向 (*a* 軸) と面直方向 (*c* 軸) の格子定数から *c/a* 比を求めたところ、Cr 下地の試料は全ての試料で *c/a* > 1 であり、その値は膜厚の減少により大きくなる傾向が明らかになった。一方で Ag 下地では *c/a* ~ 1 であり、膜厚にほとんど依存しないことを確認した。また *c/a* が大きくなるほど一軸磁気異方性定数が大きくなる傾向にあることがわかった。

講演では Mn<sub>2-δ</sub>CoGa<sub>1+δ</sub> 薄膜を用いた膜面垂直通電型巨大磁気抵抗素子の実験結果も報告する。

#### 謝辞

本研究の一部は情報ストレージ研究推進機構の支援を受けた。

#### 参考文献

- [1] S. Chadov *et al.*, Adv. Funct. Mater. **23**, 832 (2013).
- [2] T. Kubota *et al.*, J. Appl. Phys. **113**, 17C723 (2013).
- [3] T. Kubota *et al.*, J. Appl. Phys. **115**, 17C704 (2014).

## Fabrication of L<sub>21</sub>-ordered Co<sub>2</sub>TiSi Heusler Alloy Epitaxial Films

°M. Liu<sup>1</sup>, M. Oogane<sup>1,2,3</sup>, M. Tsunoda<sup>1,3</sup>, Y. Ando<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>Tohoku University, Sendai 980-8579, Japan

<sup>2</sup>Center for Science and Innovation in Spintronics (Core Research Cluster) Organization for Advanced Studies, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

<sup>3</sup>Center for Spintronics Research Network, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

Recently, Co<sub>2</sub>TiSi full-Heusler alloy is theoretically predicted to be the Weyl semimetal that the Weyl points exist in wave number space.<sup>1)</sup> Because of the existence of the Weyl points, a large anomalous Hall effect can be observed in the Co<sub>2</sub>TiSi full-Heusler alloy. In addition, Co<sub>2</sub>TiSi has a large spin polarization due to its half-metallic property.<sup>2)</sup> Therefore, Co<sub>2</sub>TiSi has attracted much attention as a potential candidate for spintronics applications.<sup>3)</sup> In this research, we fabricated Co<sub>2</sub>TiSi thin films epitaxially grown on MgO substrates and investigated their anomalous Hall effect.

The ultra-high vacuum magnetron sputtering method was used for the preparation of the thin films. The structure of the sample was MgO (001) sub. / Co<sub>2</sub>TiSi (50 nm) / Ta (5 nm). For the deposition of Co<sub>2</sub>TiSi films, the Ar gas pressure was 0.07 to 0.15 Pa, and the substrate heating temperature ( $T_s$ ) and the post annealing temperature ( $T_a$ ) were varied in the range of 300 to 700°C. The sputtering power ( $W_T$ ) was also changed from 40 W to 100 W. We characterized the crystal structure by XRD, the magnetic property by SQUID, and the anomalous Hall effect by PPMS.

Fig. 1 shows the Ar gas pressure  $p$  dependence of L<sub>21</sub> order parameters for Co<sub>2</sub>TiSi thin films annealed at 700°C. In the condition of  $p = 0.11$  and 0.15 Pa, a high L<sub>21</sub> order parameters > 80% was successfully obtained. Fig. 2 shows the measurement temperature dependence of the saturation magnetization in the samples with  $p = 0.07, 0.11,$  and 0.15 Pa ( $T_a = 700^\circ\text{C}$ ). The magnitude of saturation magnetization was close to the bulk value (213 emu/cc) at low temperature regardless of the Ar gas pressure.<sup>4)</sup> However, the anomalous Hall conductivity of sample was 20 - 30 S/cm at low temperature and it was much smaller than the expected value. We infer that the Fermi level for the prepared Co<sub>2</sub>TiSi is not cross the Weyl points and further control of the film composition is needed to observe the large anomalous Hall effect.

### Reference

- 1) G. Q. Chang, S. Y. Xu, H. Zheng *et al.*, Sci. Rep. **6**, 38839; doi: 10.1038/srep38839 (2016).
- 2) J. Barth, G. H. Fecher, B. Balke *et al.*, Phys. Rev. B **81**, 064404 (2010).
- 3) S. Iihama, T. Taniguchi, K. Yakushiji *et al.*, Nature Electronics **1**, 120-123 (2018).
- 4) P. J. Webster and K. R. A. Ziebeck, J. Phys. Chem. Solids **34**, 1647-1654 (1973)

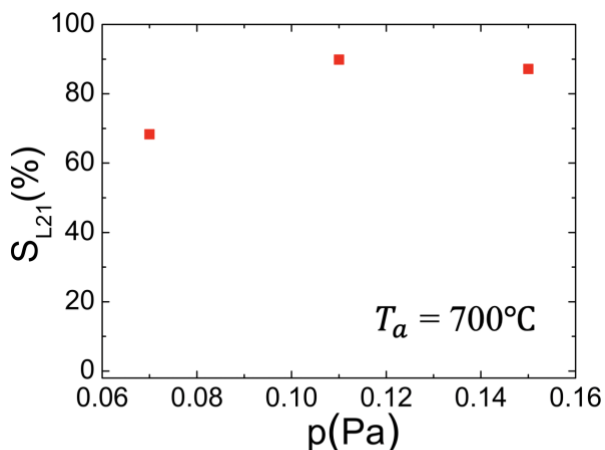


Fig. 1 Deposition pressure dependence of L<sub>21</sub> order parameter

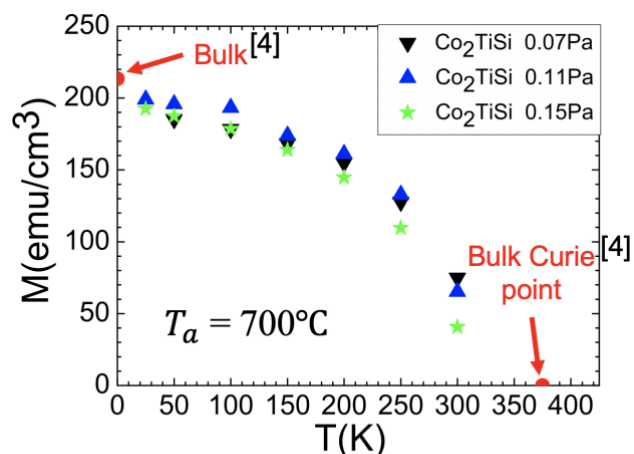


Fig. 2 Measurement temperature dependence of the saturation magnetization



## 記録素子を一体化形成した磁性細線メモリ素子の試作と磁気光学評価

堀 洋祐、遠藤 充泰、石井 紀彦、宮本 泰敬  
(NHK 放送技術研究所)

Fabrication of magnetic nanowire device with writer for future high-speed memory application

Y. Hori, M. Endo, N. Ishii and Y. Miyamoto  
(NHK Science & Technology Research Labs.)

## はじめに

近年、磁性細線における磁区の電流駆動に関する研究<sup>1)</sup>に注目が集まり、レーストラックメモリ<sup>2)</sup>に代表される新しい原理のメモリが提案されている。我々は磁性細線を複数本並列配置し、パルス電流を印加することで磁区を高速に駆動させる高速磁気記録デバイスの実現に向け、研究を進めている<sup>3)</sup>。これまで磁性細線への磁区形成には、ハードディスク用磁気ヘッドを磁性細線に接触固定させて動作検証を進めてきた。しかし、磁気ヘッドと磁性細線の接触状態によって記録位置精度が異なり、記録再生の再現性に問題があった。そこで、記録素子を磁性細線上に一体化形成することで高い記録位置精度と耐久性を保持しつつ、より近接に記録素子を形成することで低電流記録の実現が期待できることから、記録素子を一体化した磁性細線デバイスの開発を進めた。記録素子を磁性細線とねじれの位置に形成し、記録素子へのパルス電流印加によって発生する電流磁界を用いて磁区形成を行う方式を採用することとした。今回、記録素子を一体化形成するプロセスを開発するとともに、磁区の形成と磁区駆動の一連動作に成功したため、その内容について報告する。

## 実験方法

磁性細線には、垂直磁化を持ち磁区駆動に実績のある材料である Pt (3 nm) / [Co (0.3 nm) / Tb (0.6 nm)]<sub>5</sub> 多層膜を用いた。磁性細線と記録素子の絶縁性を確保するため、層間絶縁膜として窒化シリコン Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 膜をイオンビームスパッタ法およびレーザーリソグラフィを用いて磁性細線に堆積し、更にその上に記録素子を形成した。記録素子には Ta (5 nm) / Au (100nm) / Ta (5 nm) 多層膜を用い、磁性細線とねじれの位置となるようにイオンビームスパッタ法および電子線リソグラフィを用いて形成した。記録素子に 500 ns のパルス電流を印加した時の磁性細線上に形成される磁区の様子を、磁気光学顕微鏡を用いて観察した。また、磁区の形成・磁区の駆動時において、層間絶縁膜層を介した記録素子と磁性細線の相互への電流リークの影響についても、あわせて調査を進めた。

## 実験結果

層間絶縁 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 膜層の層厚を 10nm とした場合、記録電流  $3.1 \times 10^7$  A/cm<sup>2</sup>、パルス幅 500 ns の条件で磁区の形成を確認できた。しかし同試料では磁区形成→駆動の一連の動作は確認できなかった。解析の結果、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> の膜厚が薄く、磁区駆動電流印加時に Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> を介して記録素子側にリークが発生し実効電流が低下したことが判明した。そこで Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> の膜厚を 18 nm に厚膜化した試料を作製し、記録素子に記録電流  $2.6 \times 10^7$  A/cm<sup>2</sup>、パルス幅 500 ns を印加することで磁区形成を確認できた。また磁性細線に  $2.5 \times 10^7$  A/cm<sup>2</sup> を印加したときに、外部磁界を印加しない状態で磁区駆動速度 2.1m/s を得た。Fig.1 は記録電流の方向を交互に変更しながら磁区駆動を行うことで、磁性細線の長手方向に上向き、下向きの磁区 (情報) を交互に記録した状態を示している。今後、記録素子を 2 本化しそのギャップ間に生じる合成磁界を用いた安定磁区形成法の検討や、磁性細線の複数本化等を進めていく。

## 参考文献

- 1) A. Yamaguchi *et al.*: *Phys. Rev. Lett.*, **92**, 077205 (2004).
- 2) S. S. P. Parkin *et al.*: *Science*, **320**, 190 (2008).
- 3) M. Okuda *et al.*: *IEEE Trans. Magn.*, **52**, 7, 3401204 (2016).

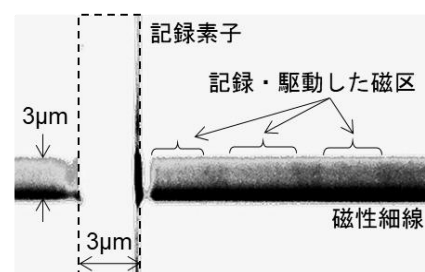


Fig.1 Magneto-optical Microscope image for Magnetic nanowire with integrated recording head.



# 負のスピンの分極率を有する窒化鉄へテロ接合のスピホール磁気抵抗効果と電流誘起スピン軌道トルク有効磁場の温度依存性

○磯上 慎二

(国立研究開発法人物質・材料研究機構)

Temperature dependence of spin Hall magnetoresistance and current induced spin orbit torque effective fields in iron-nitride heterostructures with negative spin polarization

Shinji Isogami

(National Institute for Materials Science)

## 1. はじめに

窒化鉄 ( $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N) はフェルミ面の状態密度が負にスピン分極し<sup>1</sup>, 且つ異方性磁気抵抗効果 (AMR) の実験からマイノリティスピンの伝導を支配することで知られる強磁性金属 (FM) である<sup>2</sup>. これまでに導出されたインバーストンネル磁気抵抗効果 (磁化平行時に高抵抗)<sup>3</sup> やインバーススピン注入磁化反転 (印加電流方向に対して反転方向が従来材料の場合と逆) 現象<sup>4</sup> は上述 Fe<sub>4</sub>N の材料特性を反映している. さらに AMR 変化率が測定温度 50 K より低温側で急激に負に増大し 4 K 付近で -5~ -6% に達する特異性も有し<sup>2</sup>, この現象は正方晶対称結晶場の出現に起因することが伝導理論計算によって示されている<sup>5</sup>. 一方でスピホール磁気抵抗効果 (SMR) およびスピン軌道トルク (SOT) に及ぼす FM 依存性の報告が増えつつあり, 例えば GdFeCo の補償点前後における SOT 有効磁場が詳細に調べられている<sup>6</sup>. よって本研究では, Fe<sub>4</sub>N を含むヘテロ接合系を用いて, 上述の結晶場やフェルミ面の負の分極率が SMR および SOT へ及ぼす影響を明らかにすることを目的とする.

## 2. 実験方法

試料の膜構成は, MgO(100)単結晶基板/Fe<sub>4</sub>N (3~10) / {W(5), Pt(3)} / MgO (2) / Ta(1) (膜厚単位: nm) とした. Fe<sub>4</sub>N 膜の成長には窒素リアクティブ RF マグネトロンスパッタリング法を用いた. SMR の測定には PPMS 装置を用いて室温から 4 K まで行った. SOT 有効磁場の評価には 2nd-harmonic ホール測定を用いた<sup>7</sup>. 測定温度は SMR 測定と同様に室温から 4 K とした. 全ての測定にはフォトリソグラフィ法で作製した  $L = 25 \mu\text{m}$ ,  $W = 10 \mu\text{m}$  のホールクロス素子を用いた.

## 3. 実験結果

Figure 1 は, 測定データを解析して得られた, MgO(100)sub./Fe<sub>4</sub>N(3)/W(5)/MgO(2)/Ta(1)における damping-like 有効磁場 ( $H_{DL}$ ) および field-like 有効磁場 ( $H_{FL}$ ) の測定温度依存性を示す.  $H_{DL}$  は 300 K からの温度低下に伴って 0.9 から 0.45 Oe/ $10^6 \text{Acm}^{-2}$  に単調低減したのに対し  $H_{FL}$  は 0.4 から 2.3 Oe/ $10^6 \text{Acm}^{-2}$  程度に増大した. CoFeB/W ヘテロ接合の先行結果と比較すると, 300 K の  $H_{DL}$  は 1 桁程度小さい値になっている<sup>8</sup>. 逆に同温度の  $H_{FL}$  は大きい値が得られていることから, W の結晶性あるいは Fe<sub>4</sub>N/W 界面におけるスピン角運動量の輸送が CoFeB/W 接合のそれと大きく異なるなど, 様々な要因が推察される. 講演会ではそれらの解明を試みると共に Fe<sub>4</sub>N の低温側結晶場や負の分極率と SMR および有効磁場との相関について詳細に議論する.

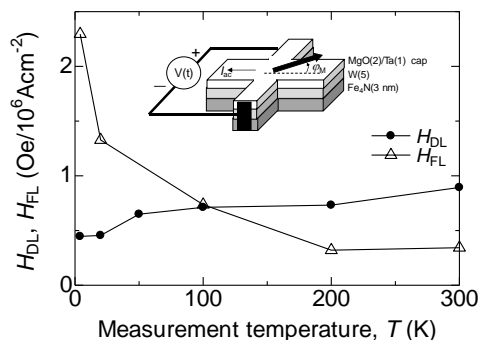


Fig.1 Damping-like effective field ( $H_{DL}$ ) and field-like effective field ( $H_{FL}$ ) as a function of measurement temperature ( $T$ ) for MgO sub./Fe<sub>4</sub>N(3)/W(5)/MgO(2)/Ta(1) (in nm). The inset shows the measurement configuration of 2nd-harmonic Hall voltage.

## 参考文献

- 1) S. Kokado, et al., PRB **73**, 172410 (2006).
- 2) M. Tsunoda, et al., APEX **2**, 083001 (2009).
- 3) K. Sunaga, JAP. **102**, 013917 (2007).
- 4) S. Isogami, et al., APEX **3**, 103002 (2010).
- 5) S. Kokado, et al., JPSJ. **84**, 094710 (2015).
- 6) N. Roschewsky, et al., APL. **109**, 112403 (2016).
- 7) M. Hayashi, et al., PRB **89**, 144425 (2014).
- 8) Y. C. Lau, et al., JJAP. **56**, 0802B5 (2017).

# Temperature dependence of magnetic resonance in ferrimagnetic GdFeCo alloys

T. Okuno <sup>1</sup>, S.-K. Kim <sup>2</sup>, T. Moriyama <sup>1</sup>, D.-H. Kim <sup>1</sup>, H. Mizuno <sup>1,3</sup>, T. Ikebuchi <sup>1</sup>, Y. Hirata <sup>1</sup>, H. Yoshikawa <sup>4</sup>,  
A. Tsukamoto <sup>4</sup>, K.-J. Kim <sup>5</sup>, Y. Shiota <sup>1</sup>, K.-J. Lee <sup>6</sup>, T. Ono <sup>1,7</sup>

<sup>1</sup> Institute for Chemical Research, Kyoto University, Uji, Kyoto 611-0011, Japan

<sup>2</sup> Department of Physics and Astronomy, University of Missouri, Columbia, Missouri 65211, USA

<sup>3</sup> Institute for Solid State Physics, The University of Tokyo, Kashiwa 277-8581, Japan

<sup>4</sup> College of Science and Technology, Nihon University, Funabashi, Chiba 274-8501, Japan

<sup>5</sup> Department of Physics, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Daejeon 34141, Republic of Korea

<sup>6</sup> Department of Materials Science & Engineering, Korea University, Seoul 02841, Republic of Korea

<sup>7</sup> Center for Spintronics Research Network (CSRN), Graduate School of Engineering Science, Osaka University, Osaka 560-8531, Japan

Antiferromagnetic spintronics has been gaining much attention in both fundamental and practical points of view [1,2]. Antiferromagnetically-coupled ferrimagnets have recently been emerging as useful material platforms for studying antiferromagnetic dynamics since we can use conventional techniques for ferromagnets to investigate them. Both field-driven [3] and current-driven [4,5] domain-wall dynamics in ferrimagnets are found to be fastest at the angular momentum compensation temperature  $T_A$ , indicating that the magnetic dynamics becomes antiferromagnetic-like. In the context of the antiferromagnetic-like dynamics, however, the ferrimagnetic resonance (FiMR) has not been fully clarified. In this presentation, we revisit the FiMR in ferrimagnetic GdFeCo compounds theoretically and experimentally, and show the rigorous analysis for the FiMR.

For this study, we used a 5-nm SiN/10-nm Gd<sub>25.0</sub>Fe<sub>65.6</sub>Co<sub>9.4</sub>/5-nm Pt/100-nm SiN/Si substrate. We measured spin-torque induced FiMR spectra at several temperatures  $T$  between 220 K and 295 K by using the homodyne technique. It is found that the spectral linewidth of the resonance peak strongly depends on  $T$ . From those FiMR spectra, we calculate the two versions of the effective Gilbert damping parameter:  $\alpha_{FM}$  based on the conventional expressions of ferromagnetic resonance [6] and  $\alpha_{FiMR}$  based on our theory for FiMR that accounts for the difference between the net spin density and the saturated total spin density in ferrimagnets. As shown in Fig. 1,  $\alpha_{FM}$  increases significantly as  $T$  approaches  $T_A$ , in good agreement with Ref. [6], while  $\alpha_{FiMR} (\approx 0.01)$  is insensitive to  $T$  in sharp contrast to  $\alpha_{FM}$ . This indicates that the  $T$  dependence of the spectral linewidth in FiMR is attributed to the  $T$  dependence of the net spin density instead of that of  $\alpha_{FM}$ . Our results provide a clear evidence that properly defined Gilbert damping parameter  $\alpha_{FiMR}$  of ferrimagnets is insensitive to  $T$ , which is consistent with some recent reports [7,8].

## Reference

- 1) T. Jungwirth *et al.*, Nat. Nanotechnol. **11**, 231 (2016).
- 2) V. Baltz *et al.*, Rev. Mod. Phys. **90**, 015005 (2018).
- 3) Kab-Jin Kim *et al.*, Nat. Mater. **16**, 1187 (2017).
- 4) S. A. Siddiqui *et al.*, Phys. Rev. Lett. **121**, 057701 (2018)
- 5) L. Caretta *et al.*, Nat. Nanotechnol. **13**, 1154–1160 (2018).
- 6) C. D. Stanciu *et al.*, Phys. Rev. B **73**, 220402(R) (2006).
- 7) A. Kamra *et al.*, Phys. Rev. B **98**, 184402 (2018).
- 8) D.-H. Kim *et al.*, Phys. Rev. Lett **112**, 127203 (2019).

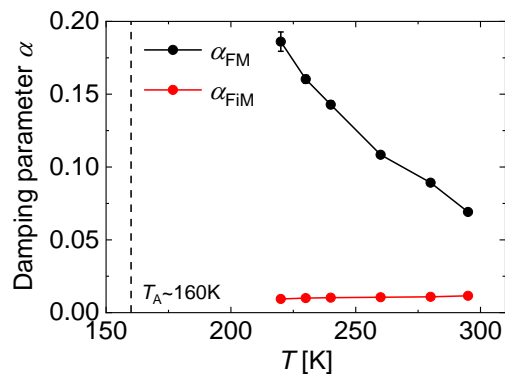


Fig.1 The effective Gilbert damping parameter  $\alpha_{FM}$  and the properly defined Gilbert damping parameter  $\alpha_{FiMR}$  as functions of temperature.

# トポロジカルデバイス応用に向けた LaBi 薄膜の作製と磁気伝導特性

鈴木 健太、植田 研二、羽立 康浩、浅野 秀文  
(名大院・工)

Fabrication of LaBi thin films and their magneto-transport properties toward topological device application  
Kenta Suzuki, Kenji Ueda, Yasuhiro Hadate, Hidefumi Asano  
(Nagoya Univ.)

**【緒言】** 近年注目を浴びているトポロジカル物質はヘリカルスピン偏極と超高移動度を併せ持つ為、スピントロニクスデバイス材料として有望である。我々はその中でも Te や As 等の毒性元素を含まない LaBi に注目し研究を行った。LaBi はトポロジカル伝導性に加え、非常に大きな磁気抵抗効果(〜10<sup>5</sup> %)を示す[1]ことや高圧化で超伝導状態になる[2]ことから、特に関心を集めている。しかし、研究は LaBi バルクに限られており、デバイス化に必須となる薄膜は作製されていない。そこで本研究ではトポロジカル材料のスピントロニクスデバイス応用に向け LaBi 薄膜の作製と磁気伝導物性の評価を行った。

**【実験方法】** LaBi 薄膜はミスマッチの小さな(〜2.5%)サファイア m 面基板に、イオンビームスパッタリング(IBS)法を用いて成膜温度 T<sub>s</sub> = 350〜500°C で作製した。LaBi の組成比は La-Bi 複合ターゲット中の La と Bi の面積比を変えることで制御した。

**【結果及び考察】** 面直 X 線回折測定で、T<sub>s</sub> = 350、500°C では LaBi の(00l)ピークに加えて LaBi とは異なる相に由来するピークが現れ、T<sub>s</sub> = 400、450°C の薄膜では LaBi の(00l)ピークのみが観測された(Fig. 1)。LaBi 薄膜の格子定数は 0.6556 nm と見積もられバルク値(0.6579 nm)とほぼ一致した。これらの結果から、T<sub>s</sub> = 400〜450°C で c 軸配向 LaBi 単相膜が得られることが分かった。次に、LaBi 薄膜を用いたホールバー型素子(Fig. 2 挿入図)を作製し電気特性評価を行った。電気抵抗率は温度に殆ど依存せず、活性化エネルギーは数 meV と非常に小さな値となった。これは、LaBi が半金属である事と対応していると考えられる。

また、ホール効果測定から、1.8 K での移動度が 294 cm<sup>2</sup>/Vs、キャリア密度が 3.7×10<sup>18</sup> cm<sup>-3</sup> と見積もられた。キャリア密度と移動度はバルク値と比べて二桁程小さくなったが、結晶性が不十分なためと考えている。更に、磁気抵抗効果測定を行ったところ、低温で特異なカusp型の磁気伝導特性が現れた(Fig. 2)。トポロジカル材料等の2次元伝導系において弱反局在効果が生じている場合にこのようなカusp型の伝導特性が現れ、電気伝導率(σ<sub>xx</sub>)の磁場(B)依存性は、次の Hikami-Larkin-Nagaoka (HLN)の式[3]によって記述される事が知られている。

$$\Delta\sigma_{xx}(B) = \alpha \frac{e^2}{\pi h} \left[ \psi \left( \frac{\hbar c}{4eL\phi B} + \frac{1}{2} \right) - \ln \left( \frac{\hbar c}{4eL\phi B} \right) \right]$$

LaBi の σ<sub>xx</sub> - B 特性は HLN 式でよくフィットでき、また係数 α は 1.8 K で -0.42 となり、HLN 理論で予測される -0.5 とほぼ一致した。これらの結果から、LaBi のカusp型の磁気伝導特性はトポロジカル伝導に特有の弱反局在効果に起因するものと考えられ、IBS 法によりトポロジカル伝導を示す LaBi 薄膜が作製できる事が分かった。今後、更なる製膜条件の最適化等により結晶性を改善し、LaBi 薄膜の特性改善を図っていく。

**参考文献 1) K.Nitesh, et al., Phys. Rev. B 93 (2016) 241106.**

**2) F. F. Tafti, et al., Phys. Rev. B 95 (2017) 014507.**

**3) S. Hikami, et al., Prog. Theor. Phys. 63,707 (1980).**

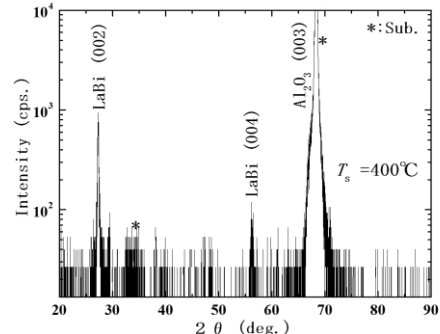


Fig. 1 Out-of-plane XRD pattern for LaBi films

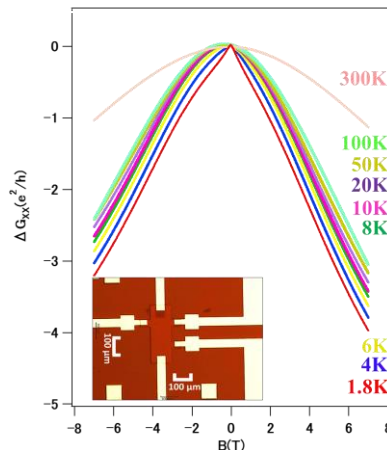


Fig. 2 Magnetic field dependence of conductivity for LaBi films measured at 1.8~300 K. The inset shows the optical microscope image of the Hall bar pattern of the LaBi films.

## 多重スピン波ソリトン形成過程の時間領域測定

川瀬幹登, 岩場雅司, 関口康爾  
(横浜国立大学理工学部)

### Time-domain detection of multiple spin-wave solitons generation

Mikito Kawase, Masashi Iwaba, and Koji Sekiguchi  
(Yokohama National University)

#### 1. はじめに

スピン波は超低消費電力の情報キャリアとして期待されている。近年、論理ゲートや伝送線路などのスピン波素子が多くの実験的研究によって提案されているが、依然としてスピン波の磁気ダンピングの問題を解決できていない。本研究では低損失のスピン情報伝達を実現するために、これまでに長年研究されてきたスピン波ソリトンの応用を再検討した[1,2]。また、最近のマイクロ波技術を用いて、多重スピン波ソリトン発生・生成過程の電氣的検出に成功した。

#### 2. 実験方法

本研究で用いた YIG 薄膜とトランスデューサ構造の概略図を Fig.1(a)に示した。YIG 薄膜は厚さ  $5.1 \mu\text{m}$ 、幅  $1.3 \text{ mm}$  である。トランスデューサの 2つのアンテナ間距離は  $5 \text{ mm}$  から  $15 \text{ mm}$  の間で変えられる。スピン波の励起は周波数  $5.8 \text{ GHz}$  のパケット信号を用いて行った。この動作点における外部磁場  $H$  の大きさは  $1407 \text{ Oe}$  であり、YIG 薄膜に平行に印加した(MSBVW モード)。実験では、励起パケット信号の幅を  $5 - 150 \text{ ns}$ 、励起電力を  $0 - 2.7 \text{ W}$ 、信号伝播距離を  $5 - 13 \text{ mm}$  でそれぞれ変化させたときの波形を  $6 \text{ GHz}$  帯域幅の高速リアルタイムオシロスコープによって測定した。

#### 3. 結果および考察

Fig.1(b)および 1(c)は、入力電力  $1.7 \text{ W}$ 、入力パケット信号幅  $150 \text{ ns}$  に固定したときの、スピン波の実時間波形(電力)を示している。伝播距離  $5 \text{ mm}$  では、各ピークは重なりあっているが、伝播距離  $7 \text{ mm}$  ではスピン波が完全に分離し、独立した4つのソリトンを形成することを観測した。また、各ソリトンはソリトン化に必要な伝播距離が異なることがわかった。伝播距離を変化させることで、各到達地点におけるスピン波波形を観測し、多重ソリトン形成過程・減衰過程などを詳細に検出できた。

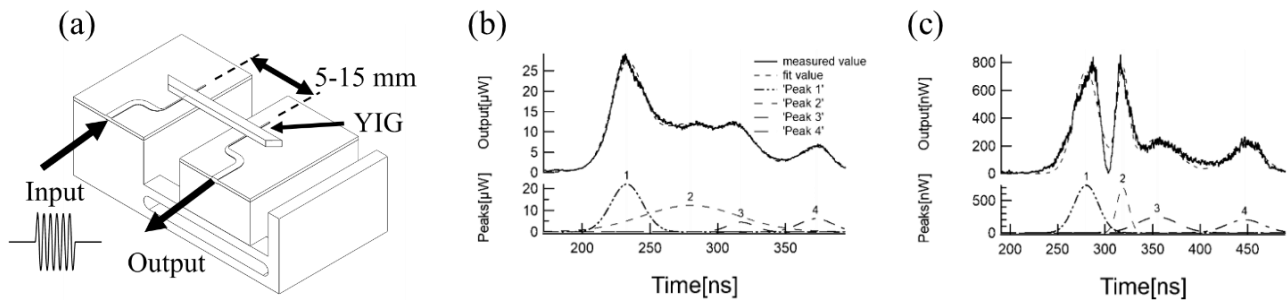


Fig. 1 (a) Schematic of device, (b) shape of spin-wave at 5 mm, and (c) spin wave at 7 mm.

#### 4. 結論

本研究では、伝播距離と入力信号のパケット幅を制御することにより、多重スピン波ソリトンの形成過程の詳細を電氣的に検出した。4ソリトンの伝播が明確に検出されたことから、スピン波系における非線形効果を解析することが可能である。

#### 参考文献

- [1] B. A. Kalinikos et al.: *Phys. Rev. B*42, 8658-8660 (1990).  
[2] M. Chen et al.: *Phys. Rev. B*49, 12773-12790 (1994).



## 多結晶ガーネット薄膜のスピンゼーベック電圧と ギルバートダンピング定数の相関の解明

### Elucidation of correlation between spin Seebeck voltage and Gilbert damping constant in polycrystalline garnet thin films

°正木信也<sup>1</sup>, 山本幹也<sup>1</sup>, 伊藤将慶<sup>1</sup>, 山田啓介<sup>1</sup>, 黒川雄一郎<sup>2</sup>,  
塩田陽一<sup>3</sup>, 森山貴広<sup>3</sup>, 小野輝男<sup>3</sup>, 湯浅裕美<sup>2</sup>, 嶋睦宏<sup>1</sup>  
岐阜大院自<sup>1</sup>, 九大シス情<sup>2</sup>, 京大化研<sup>3</sup>

°S. Masaki<sup>1</sup>, M. Yamamoto<sup>1</sup>, M. Ito<sup>1</sup>, K. Yamada<sup>1</sup>, Y. Kurokawa<sup>2</sup>,  
Y. Shiota<sup>3</sup>, T. Moriyama<sup>3</sup>, T. Ono<sup>2</sup>, H. Yuasa<sup>2</sup>, and M. Shima<sup>1</sup>  
Gifu Univ.<sup>1</sup>, Kyusyu Univ.<sup>2</sup>, Kyoto Univ.<sup>3</sup>

**【緒言】** ガーネット酸化物である  $Y_3Fe_5O_{12}$  (YIG) は、ギルバートダンピング定数(損失定数)が小さくスピン波を長距離伝搬できることから、非磁性金属との接合界面近傍で熱勾配があると、大きなスピンゼーベック電圧が誘起されるため、スピントロニクス分野において近年、注目を集めている<sup>[1,2]</sup>。本研究では共沈法、スピンコート法およびアニールにより多結晶 YIG 薄膜を作製し、アニール温度を変数として薄膜の結晶構造、微細構造、磁気特性(飽和磁化, 損失定数)、スピンゼーベック電圧( $V_{SSE}$ )の変化を調べ、 $V_{SSE}$  と損失定数の相関を明らかにすることを目的とした。

**【実験方法】**  $Fe^{3+}$ ,  $Y^{3+}$  の各硝酸水溶液を  $Fe^{3+}:Y^{3+}=5:3$  の割合で混合し、アンモニア水溶液を滴下し pH 9.5 を保持しながら共沈法により YIG 前駆体を合成した<sup>[3]</sup>。得られた YIG 前駆体をエタノール中に分散させ、スピンコート法により Si 基板上に塗布した。次に大気雰囲気下において、1073~1223 K の温度で 30 min アニールを行い、薄膜試料を作製した。XRD, SEM, SPM を用いて試料の構造を評価し、VSM, 強磁性共鳴(FMR), スピンゼーベック電圧測定により磁気特性を調べた。

**【結果と考察】**  $T_a=1173$  K でアニールし、作製した多結晶 YIG 薄膜試料のスピンゼーベック電圧  $V_{SSE}$  の磁場依存性を図 1 に示す。温度差  $\Delta T$  の増加とともに  $V_{SSE}$  が増大する傾向が観測され、解析の結果、スピンゼーベック係数  $S$  は  $0.74 \mu V/K$  であった。この試料のスピンゼーベック係数  $S$  および FMR 測定で得られた損失定数  $\alpha$  のアニール温度依存性を図 2 にまとめる。アニール温度の増加とともに  $S$  値が減少し、損失定数  $\alpha$  は増大することを確認した。損失定数の増大は、多結晶 YIG 薄膜の平均粒子径に対する結晶子径の比がアニール温度とともに増大し、結晶子間の磁氣的相互作用が大きくなることによると考えられる<sup>[4]</sup>。 $S$  値が減少する傾向については、損失定数との相関があると考えられるが<sup>[5]</sup>、他の要因(界面におけるコンダクタンス)の影響も考えられる。

**【参考文献】** [1] K. Uchida, et al., *Nature* **455**, 778 (2008); [2] K. Uchida, et al., *Appl. Phys. Lett.* **97**, 172505 (2010); [3] B. Huang, et al., *J. Alloys Compd.* **558**, 56-61 (2013); [4] 小木曾一磨 他, 第 79 回応用物理学会秋季学術講演会, 18p-PB1-57; [5] H. Chang, et al., *Sci. Adv.* **3**, 1601614 (2017).

**【謝辞】** 本研究の一部は、京大化研 H29-31 年度・共同利用・共同研究の助成を受けて行われた。

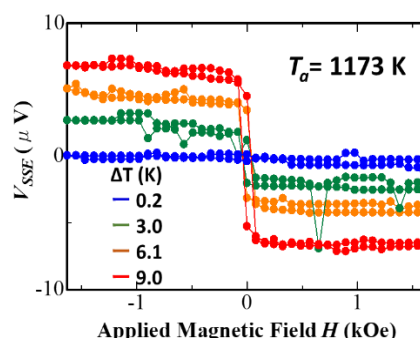


Fig.1 各温度差に対する  $V_{SSE}$  の磁場依存性.

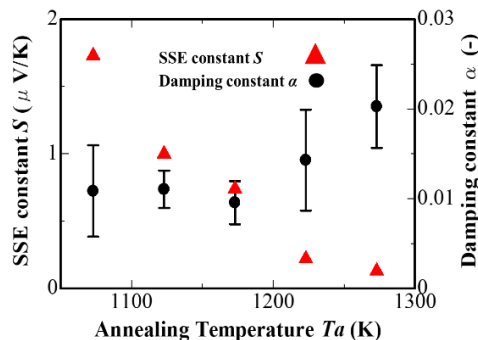


Fig.2. スピンゼーベック係数  $S$ 、  
損失定数  $\alpha$  のアニール温度依存性



# カプセル型医療機器に内蔵可能な磁気駆動細胞診ブラシの性能改善

大古場隆士、山崎悠貴、本田崇  
(九工大)

Performance improvement of magnetically driven cytology brush built in capsule-type medical device  
T. Okoba, Y. Yamasaki and T. Honda  
(Kyushu Inst. of Tech.)

## はじめに

著者らは、カプセル内視鏡に診断機能を付与するために、外部磁界を利用することで細胞診ブラシをカプセルから突出し、前後に擦過する機構を提案している。本研究ではブラシの先端に永久磁石を追加し、従来までの前後の往復運動に回転振動を加えることによって、粘液の採取量を大幅に増加させることに成功した。本報ではそれらの動作や特性評価について報告する。

## 素子構成と動作原理

Fig.1 に本研究で開発した磁気駆動細胞診機構を示す。筐体やアンカー機構は省略している。NdFeB 磁石(φ8×2mm)を固定したボルトと直動ナットから構成され、ナットにはワッシャーと超弾性線(φ0.15mm、長さ 12mm)を介して細胞診ブラシが取り付けられている。まず往復運動の動作原理を示す。素子の長軸に垂直な面に回転磁界を印加すると、磁石が磁気トルクを受けボルトが回転する。ナットの回転は制限されており、ナットは長軸方向に直動する。これに伴い、ブラシがカプセルから突出する。回転磁界の回転方向を周期的に正転逆転することでブラシは往復運動する。

次に、回転振動の動作原理を示す。ブラシ先端には NdFeB 磁石(φ3×2mm)が取り付けられており、先程と同様に回転磁界を印加すると、回転磁界から受ける磁気トルクによって超弾性線が捻れる。超弾性線には捻り剛性があるため、捻れが追従できなくなると復元トルクによって捻れが戻る。回転磁界中ではこれを周期的に繰り返しブラシが回転振動する。以上より、ブラシは前後の往復運動による擦過に加え、回転振動が加わり、採取量の増加が期待される。

## 評価結果

はじめに本研究で新たに導入したブラシの回転振動が期待した動作をしているかを確認した。Fig.2 に、120Oe、1Hz の回転磁界を印加したときのブラシの回転角度の時間変化の実測値を示す。同図には運動方程式から算出した計算値も示している。実測値と計算値はほぼ一致し、ブラシの回転角度はノコギリ波に近い変化であることがわかる。また、回転振動の振幅は約 180°であり、ブラシ全体が小腸内壁に接触できると期待される。

続いて、開いたブタ小腸の上に細胞診機構を設置し、採取実験を行なった。Fig.3 に擦過の往復回数と採取量の関係を、従来までの機構と比較して示す。回転振動を加えた本研究の機構では、従来機構の約 5 倍の採取量と大幅に改善することができた。

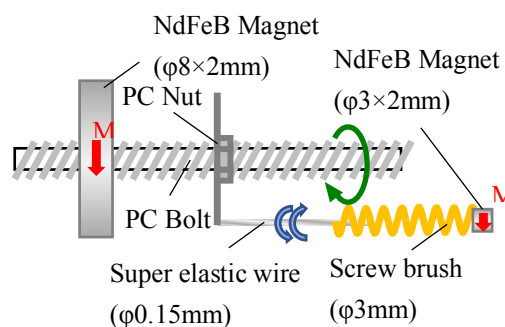


Fig.1 Configuration of brush scraping mechanism

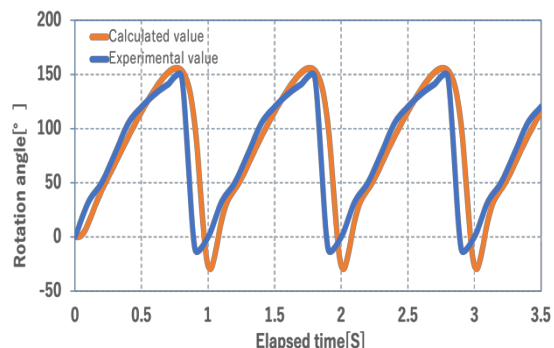


Fig.2 Time variation of rotation angle of brush

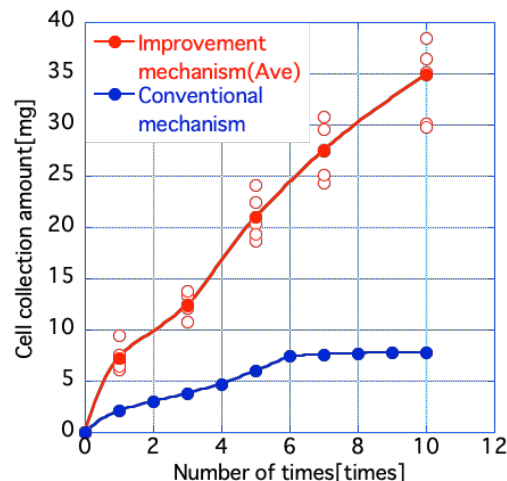


Fig.3 Relation between collection amount and number of times of scraping

# 胃腔用カプセル型医療機器のための磁気誘導法の提案

岡田圭祐、本田崇  
(九工大)

Proposal of magnetic guidance methods for capsule-type medical device aiming at stomach inspection

K. Okada and T. Honda  
(Kyushu Inst. of Tech.)

## はじめに

カプセル内視鏡は消化管内を低侵襲に観察できる医療機器として現在広く臨床で使用されているが、その移動は消化管の蠕動運動に頼っており、胃腔内など観察範囲が広い部位への適用が困難である。本報告では、カプセル内視鏡による胃腔内の全方位観察の実現を目指し、外部磁界でワイヤレス駆動可能な2種類の誘導法を提案する。

## 素子構成と動作原理

カプセル管体の外形寸法は、直径11mm、長さ31mmとした。両手法ともカプセル内に永久磁石を内蔵し、外部磁界による磁気トルクを利用して誘導する。以下にそれぞれの基本動作を示す。

### 水中推進機構型

事前に胃腔内を水で満たし、カプセル中央部に組み込んだ水中推進機構で誘導する。その際、カプセル両端に搭載したカメラで観察を行うことを想定している。Fig.1に、3つの基本動作を示す。初期状態は、カプセルが鉛直方向に直立し、上部だけが水面から出て浮いている。水中推進機構は、中心に回転軸を有するNdFeB磁石に弾性板としてポリイミドフィルムを取り付けたものである。鉛直方向に交流磁界を印加すると、磁石が磁気トルクを受け回転振動し、弾性板が揺動することで推力を得る。このとき、水平面内に直流磁界を印加することで、進行方向を制御する(同図(a))。次に、鉛直方向に直流磁界を印加すると磁石が磁気トルクで回転するが、その回転角を制限することでカプセル管体を傾かせる(同図(b))。今回の最大傾き角は $55^\circ$ であった。さらに、鉛直方向に直流磁界を重畳した交流磁界を印加すると、弾性板が偏って揺動し、下向きの推力を得て潜行する。得られた最大潜行角は $81.2^\circ$ であった。

### バルーン回転型

想定では胃腔内を空の状態とし、薄いゴム製のバルーンとNdFeB磁石を組み込んだカプセルを飲み込む。胃に到達したカプセル内においてクエン酸と炭酸水素ナトリウムの化学反応が起こり、発生した二酸化炭素でバルーンを膨張させる。これにより胃腔が拡張されるとともにカプセルが胃腔内に留置される。なお、胃腔内で留置を行うには、胃と十二指腸を繋ぐ幽門の直径を考慮し、バルーン直径は40mm以上を目標とする。

Fig.2に想定している基本動作を示す。胃腔内でバルーンが膨張し、カメラのあるカプセル端部だけが

バルーンから出ている。外部から直流磁界を印加すると、磁石に磁気トルクが作用し、カプセルがバルーンごと磁界方向に回転する。3次元的に磁界方向を制御することで任意方向にカメラの向きを制御することが可能である。ビーカー内で行った実験では直径約40mmと60mmのバルーンによる回転実験に成功した。

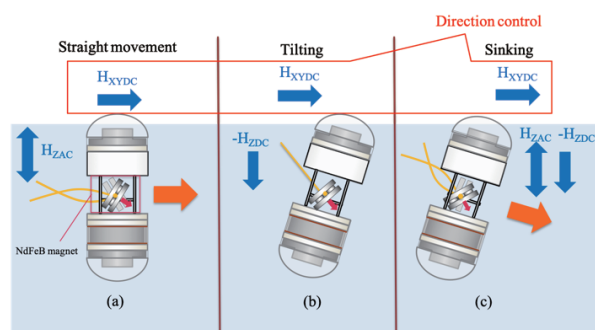


Fig.1 Required function for swimming mechanism

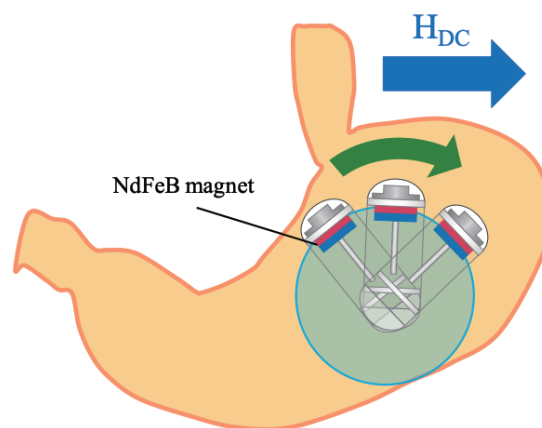


Fig.2 Guidance principle of balloon mechanism

# 磁気ハイパーサーミアに用いる角形励磁コイルの性能評価

杉 和史、藤枝 俊、清野智史、中川 貴、山本孝夫  
(大阪大学 大学院工学研究科)

Performance evaluation of square coils for magnetic hyperthermia

K. Sugi, S. Fujieda, S. Seino, T. Nakagawa, T. A. Yamamoto  
(Graduate school of Engineering, Osaka Univ.)

## 緒言

磁気ハイパーサーミア療法は、がん組織周辺に挿入した磁性体に体外から交流磁場を印加し発熱させ、がん細胞を局所的に加温して死滅させる治療法である。磁性体の発熱量は交流磁場の周波数と磁場強度のべき乗に比例するため、治療には広範囲に均一な交流磁場を印加する必要がある。本研究グループでは、実験およびシミュレーションにより丸形励磁コイルを用いた磁場発生装置が、磁極間の比較的広い空間内に均一な交流磁場を発生させる方式として有効であることを明らかにしてきた<sup>1)</sup>。しかし、この磁極間空間の外部にも漏れ磁場が発生するため、心臓ペースメーカーや銀歯などがあると、それらも発熱させてしまうことが懸念される。本研究では、丸形励磁コイルの代わりに、角形励磁コイルを用いることで磁極間外部に生じる漏れ磁場の抑制に取り組んだ。

## 実験方法

磁場発生装置には、E型フェライトコア (TDK, PC40) を用いた (Fig. 1 参照)。磁極間距離 (X 軸) は 50 mm である。フェライトコアに銅チューブを 7 巻きして角形励磁コイルを作製した。比較のために、同巻き数の丸形励磁コイルも作製した。1000 pF のマッチングキャパシタンスおよび 7.07 A (実効値) の励磁電流による磁場強度分布をピックアップコイルを用いて測定し評価した。また、角および丸形励磁コイルの磁場印加装置の磁極間の内部と外部の空間に生じる交流磁場を有限要素法でシミュレーション (Maxwell 3D) した。

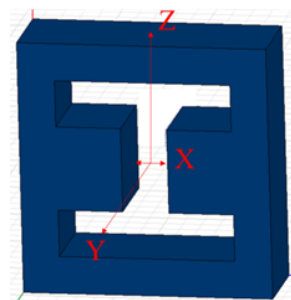


Fig.1 E-type ferrite core

## 実験結果

Fig.2 に (a) 磁極間と (b) 磁極間外部で実測した交流磁場強度を示す。交流磁場強度は、Fig.1 に示す X と Y 軸方向に沿って 3 mm 間隔で測定した。角形励磁コイルの共振周波数は 473 kHz であり、丸形コイルの 454 kHz と同程度であった。また、磁極中心における磁場強度は両者で同程度であり、磁極間に発生する交流

磁場強度と中心値の差は 1% 以内である。つまり、磁極間では角形励磁コイルでも丸形励磁コイルと同程度の励磁能力が得られた。磁極間外部では、磁極から離れると交流磁場強度は減少する。注目すべき点は、角形励磁コイルを用いた方が、丸形励磁コイルを用いたよりも漏れ磁場強度が小さいことである。同様の結果はシミュレーションでも確認された (Fig.2 (c) および (d) 参照)。従って、角形励磁コイルは漏れ磁場の抑制に有効であることが示された。

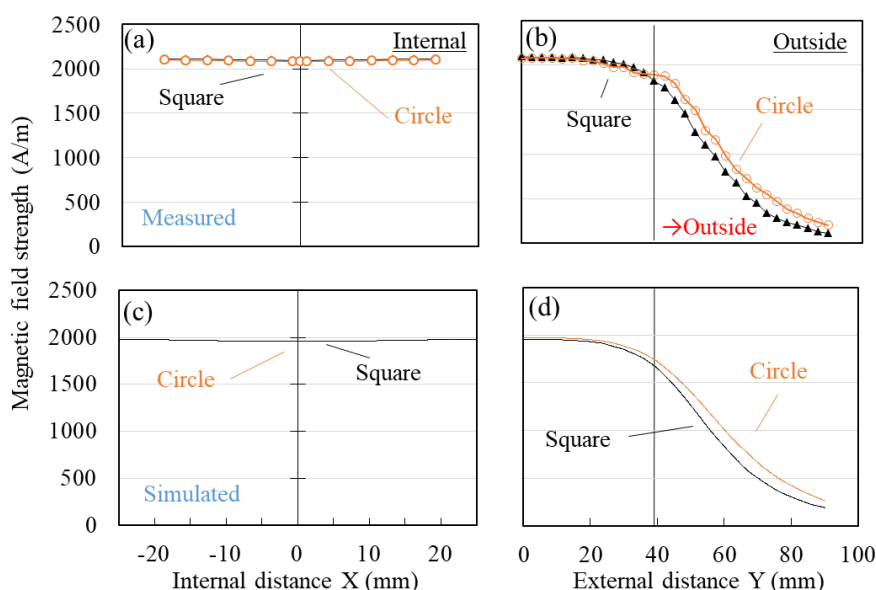


Fig.2 (a), (b) Measured and (c), (d) simulated values of magnetic field strength between magnetic poles and outside of magnetic poles.

## 参考文献

- 1) M. Takahashi, T. Nakagawa, S. Seino, T. A. Yamamoto, J. Magn. Soc. Jpn. 38 (2014) 102-106

# アモルファスワイヤを用いた MI 素子の評価と高感度磁気センサの開発

張馨笛、内山剛  
(名古屋大学)

Evaluation of MI element using amorphous wire and development of high sensitivity magnetic sensor

X. Zhang, T. Uchiyama  
(Nagoya Univ.)

## はじめに

MI センサ (磁気インピーダンスセンサ) は、アモルファスワイヤや磁性体薄膜などの高透磁率合金磁性体の磁気インピーダンス効果を基礎に、パルス通電磁気インピーダンス効果を CMOS 電子回路で実現した新原理の高感度マイクロ磁気センサである。近年、磁気センサは、電子コンパスなどの応用が増えており、性能の高い磁気センサが求められている。MI センサを高感度化するために、今回の実験は MI 素子の感度と張力印加熱処理時の温度や応力などの関係を測定した。

## 実験方法

MI 素子のワイヤ長さ方向に直流外部磁界 (Hex) を印加して、図 1 の MI 磁力計から得られた電圧出力 (Eout) の変化を調べ、外部磁界に比例して変化する出力電圧の大きさを評価した。すなわち、図の回路の電圧増幅は 10 倍なので、下の式で MI 素子の感度 (S) を計算した。

$$S = \Delta E_{out} / (\Delta H_{ext} * 10)$$

## 実験結果

今回の実験は ABC 3 種類のアモルファスワイヤを使用した。ワイヤのパラメータは下の表に示されている。

3 種類のワイヤは 400 から 800 までのコイルを使って、全部 15 類の MI 素子の感度を測定した。図 2 のように、感度は A より BC の方が明らかに高い。それは熱処理時の印加応力影響だと考えられる。印加応力が小さい場合、ワイヤの感度はより高いことが確認できた。また、同じ応力の BC ワイヤを比べた場合、熱処理温度が低い B の感度が高い結果が得られた。

Table.1 The parameters of wire A,B,C

coil	diameter (μm)	Heat treatment (°C)	stress (kg/mm <sup>2</sup> )
A	30	475	8
B	30	440	3
C	30	475	3

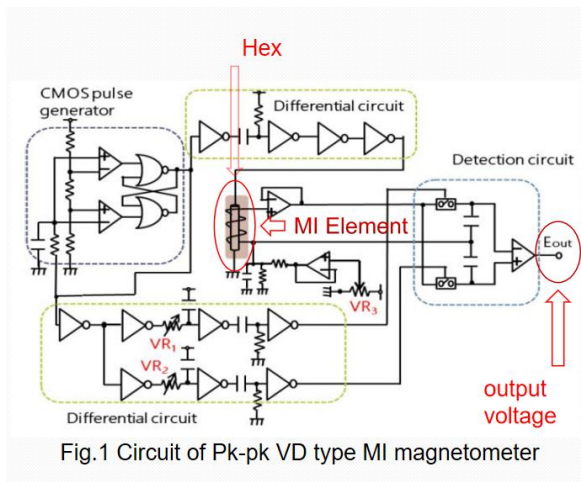


Fig.1 Circuit of Pk-pk VD type MI magnetometer

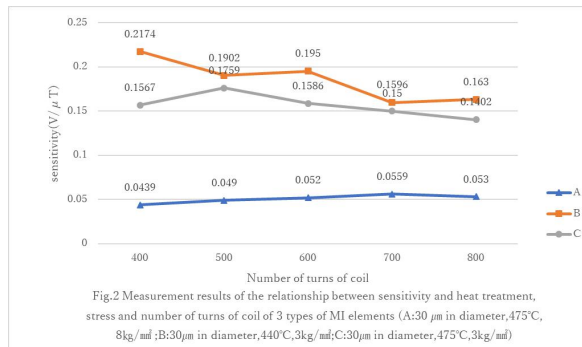


Fig.2 Measurement results of the relationship between sensitivity and heat treatment, stress and number of turns of coil of 3 types of MI elements (A:30 μm in diameter,475°C, 8kg/mm<sup>2</sup>; B:30μm in diameter,440°C,3kg/mm<sup>2</sup>; C:30μm in diameter,475°C,3kg/mm<sup>2</sup>)



## DC 測定可能な広帯域コアレス電流センサ

野口直記、小河晃太郎、寺尾美菜子、小箱紗希、竹中一馬

(横河電機株式会社 マーケティング本部 イノベーションセンター 研究開発部 センシングシステムラボグループ)

### Coreless Current Sensor Enabling DC and High Frequency Measurement

Naoki Noguchi, Koutarou Ogawa, Minako Terao, Saki Kobako, Kazuma Takenaka

Yokogawa Electric Corporation

### はじめに

自動車の電動化が進む中で、車体の小型化やモジュールの集積化により電流センサを配置する空間が確保できなくなっている。また、電気自動車の始動時には数百 A 以上の大電流が瞬間的に流れることがある。そのような狭い空間を流れる大電流や比較的周波数の高い電流などを測定可能にするため、磁気コアを持たずに非接触で電流測定ができ、DC から数 MHz まで広帯域に電流を測定できる電流センサを開発した。原理的に DC 測定が不可能なログスキーセンサに DC 測定機能を付加することで、広帯域な電流測定を可能にした。

### 実験方法

測定電流の環境においてはバッテリーとパワーユニット間の導線など、測定電流(往路電流)と逆向きの電流(復路電流)が近接して平行であるような場合を想定した。センサに対する導線位置と、電流値を推定する平行電流測定アルゴリズムを用いて電流を測定した。

図 1 に実験構成図を示す。直径 5mm、長さ 1m の導線を 8mm の間を空けて平行に配置し、片端を電流源の正極負極にそれぞれ繋ぎ、もう片端は短絡する。導線上に低周波数測定のためのセンサヘッドを置き、高周波測定のためのログスキーコイルはどちらか片方の導線をクランプさせる。今回は原理検証のため電流設定は DC を -60~60A を 10A 刻みで測定、矩形波は 20Ap-p で周波数は 1kHz、Duty 比 50%とした。

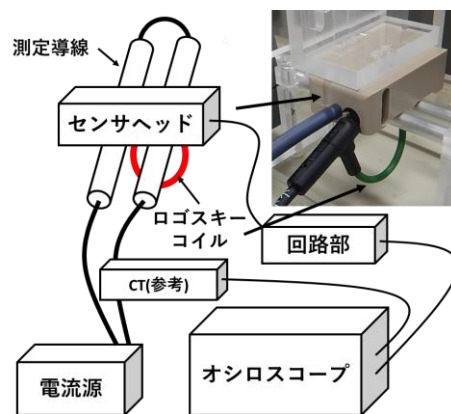


図 1. 実験構成図

### 実験結果

それぞれの実験結果を図 2 に示す。図 2 (a)の DC 測定結果では測定誤差が、1000A をフルスケールとした誤差 $\pm 0.1\%$ (1A)+読み値誤差 $\pm 0.5\%$ 程度であることを確認した。図 2(b)の矩形波測定では、立ち上がりに追従し、ログスキーセンサのドロップ特性が DC 計測により補償され、矩形波が再現されていることを確認した。

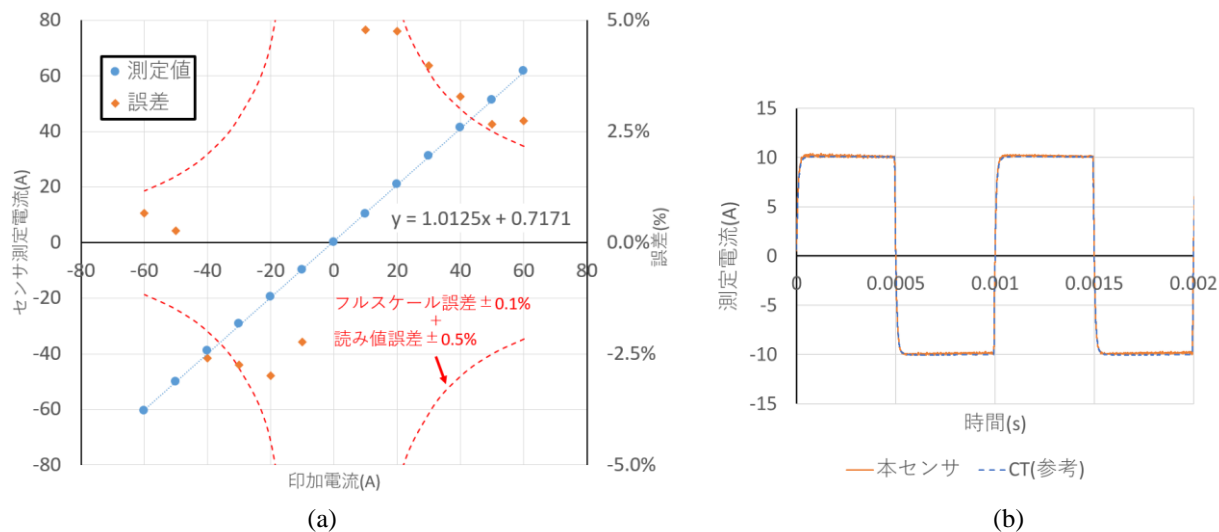


図 2. 測定結果 (a)DC 測定 (b)矩形波測定



# 左手系疑似伝送線路型薄膜コモンモードフィルタの広帯域化

寺沢巧斗, 有賀健雄, 小山貴之, 中山英俊, 田中秀登, 足立壮平\*, 曾根原誠\*, 佐藤敏郎\*  
 (長野工業高等専門学校, \*信州大学)

Development of Broadband Thin Film Common-Mode Filter with Quasi Left-handed Transmission Line  
 Takuto TERASAWA, Takeo ARUGA, Takayuki KOYAMA, Hidetoshi NAKAYAMA, Hideto TANAKA,  
 Sohei ADACHI\*, Makoto SONEHARA\* and Toshiro SATO\*  
 (National Institute of Technology (KOSEN), Nagano College, \*Shinshu University)

## 研究背景・目的

高速大容量通信のノイズ対策として差動信号によるシリアル伝送方式があるが, 不平衡成分である同相電流によるノイズ(コモンモードノイズ)対策のためにコモンモードフィルタ(以下, CMF と記述)が必要不可欠である. 筆者らは, 左手系伝送線路理論をベースとした疑似伝送線路型薄膜 CMF を提案し<sup>1)</sup>, 薄膜による特徴と, その小型化を検討してきた<sup>2)</sup>. 更なる小型化のために, 磁性薄膜を装荷したインダクタの適用などを検討している一方で, 本研究の薄膜 CMF は, 平面積層構造インダクタと MIM キャパシタの組合せにより, 大幅な小型化とデュアルバンド特性が得られたが, 信号通過周波数帯域が狭く, デジタル信号通信に適用困難である課題があった<sup>2)</sup>. 以上より, 本研究では, 2 GHz 帯のデジタル信号通信を対象とし, 第 5 高調波までの周波数帯域(2~10 GHz 帯)を有する広帯域 CMF の開発を目標に, 従来の薄膜 CMF を複数個並列接続して, 広帯域化を検討した結果を報告する.

## 薄膜 CMF の等価回路および動作原理

Fig. 1 に薄膜 CMF の等価回路ユニットを示す. 同回路は, 直列キャパシタ, 分路キャパシタおよび結合インダクタで構成されたユニット回路である. 差動信号は, 直列キャパシタおよび分路インダクタによる疑似左手系伝送線路として信号通過するのに対し, コモンモードノイズは, 2 線路間が同電位のため結合インダクタが機能せず, キャパシタのみの伝送線路により信号伝送されないため, CMF として大幅な減衰特性を示す. 本研究では同ユニット回路を 3 個並列接続して, 広帯域化を試みた結果を報告する.

## 広帯域薄膜 CMF の設計

2 GHz 帯の基本波と対象として, 第 5 高調波(10 GHz 帯)までのディファレンシャルモード伝送を -3 dB 以上, コモンモード伝送を -20 dB 以下とした目標仕様を満たす回路パラメータを検討した結果を Table 1 にまとめ, Fig. 2 にその伝送特性のシミュレーション結果を示す.

Table 1 Value of each element.

各回路パラメータ	$C_L$ [pF]	$C_R$ [pF]	$C_{LL}$ [pF]	$L_L$ [nH]	$k$
Filter①の値	12.5	0.5	0.05	1	0.75
Filter②の値	0.3	0.8	0.05	0.5	0.75
Filter③の値	0.6	0.1	0.05	4.5	0.75

## まとめと今後の展望

上記のような回路パラメータの選択により, 薄膜 CMF の並列接続により広帯域化の可能性を示すことができた. ただし, 伝送特性には改善の余地があり, 今後様々な対策を検討する必要がある. また, 薄膜 CMF の具体的なデバイス構造設計および試作と評価により, 伝送特性を実証することが今後の課題である.

## 参考文献

- 1) H. Nakayama et al.: Intermag 2009 Digests, CU-02, (2009).
- 2) 吉作祥明, 他: 電気学会論文誌 A, 137 巻, 4 号, pp. 221-228, (2017).

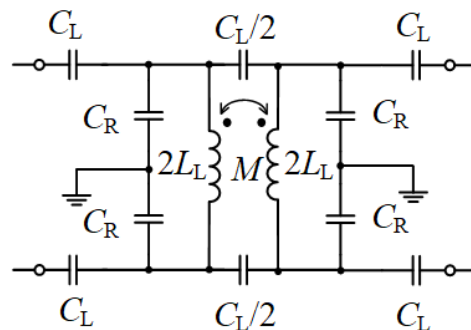


Fig. 1 Equivalent circuit of thin film CMF unit.

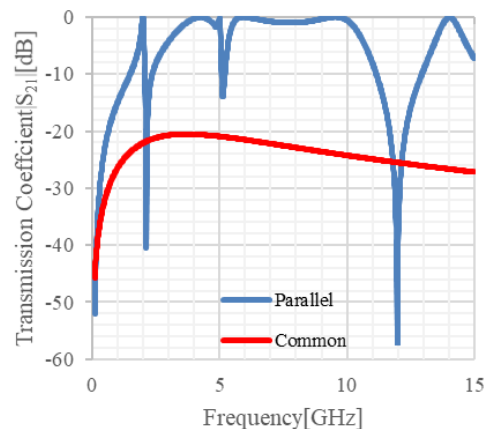


Fig. 2 Transmission coefficient of designed CMF circuit.

# 磁化測定用高周波磁場発生装置の開発

吉田宏一、柳原英人、磯部高範  
(筑波大学)

Development of high frequency magnetic field coil for magnetism measurements

K. Yoshida, H. Yanagihara, T. Isobe

(Department of Applied Physics, University of Tsukuba)

## はじめに

近年、パワー半導体によるスイッチング周波数の高周波化に伴い、コイルやコンデンサ等の受動部品の小型化が進んでいる。デバイスの小型化は、パワー密度の上昇に直結することから、最適な受動素子の設計には、損失の正確な評価が不可欠となる。インダクタ等のコア材に用いられる磁性材料については、高周波において高い磁束密度を持ったときの損失評価が重要になる。一般に、インダクタ材料における損失評価には、スタインメッツ式やロスマップ法といった手法が用いられており<sup>[1]</sup>、異なる周波数ごとに複数のパラメータを用いて損失(マイナーループ)を計算することになる。そこで、本研究では従来のBH測定に代わりうる高周波磁化測定装置(交流磁場振幅: ~1 T、周波数: ~数十 MHz)の開発を最終目標とし、この実現可能性について検討を行った。

## 実験方法

今回作製したコイルの仕様を Table 1. に示す。 $R_{coil}$  は銅箔由来の抵抗成分、 $L_{coil}$  はコイルのインダクタンス、 $C_{coil}$  は後述の共振回路構成のためのキャパシタンスである。磁場の大きさは流れる電流に比例するため、大磁場を発生させる際にはコイル両端に大電圧が生じることとなる。そこで、今回は多層プリント基板を用い、コイル1ターンごとにコンデンサを挟み、多段のLC直列共振回路として設計し、LおよびCのそれぞれの両端に生じる大電圧の分割を図った。数 $\mu\text{s}$ 程度の短時間の測定が可能であれば、コイルの発熱による破損は考慮しなくて良いものと期待される。

第一段階として比較的小出力のインバータ電源を用いて、共振周波数が5 MHzとなるよう設計し、上述の懸念材料について検証を試みた。

## 実験結果

Fig.1 に40 Vの印加電圧でコイルに流れた電流波形を示す。電流が定常になるまでの時間は約2  $\mu\text{s}$ であった。この結果より、電流が安定してから磁場を50周期、測定に必要な時間は約10  $\mu\text{s}$ で済む。また、今回の実験ではコイルに最大32 Aの電流を流すことができ、これは0.23 Tの磁場に相当する。これらの条件で励磁した結果、コイルに断線等の劣化は見受けられなかったため、より大きな電流を導通することは十分現実的であると考えられる。講演では、磁場発生装置に2次微分型の磁化検出用ピックアップコイルを組み込み、実際に試料を挿入し測定したMH曲線についてご報告したい。

## 参考文献

[1] 清水敏久ほか：電気学会論文誌 D, Vol133, p84-93(2012)

Table 1. Specification of coil

内径	2 mm		
長さ	2 mm		
$R_{coil}(\text{at } 5 \text{ MHz})$	1.39 $\Omega$		
$L_{coil}$	0.45 $\mu\text{H}$	$L_{coil}(\text{per turn})$	0.028 $\mu\text{H}$
$C_{coil}$	2.25 nF	$C_{coil}(\text{per turn})$	36 nF
共振周波数	5 MHz		

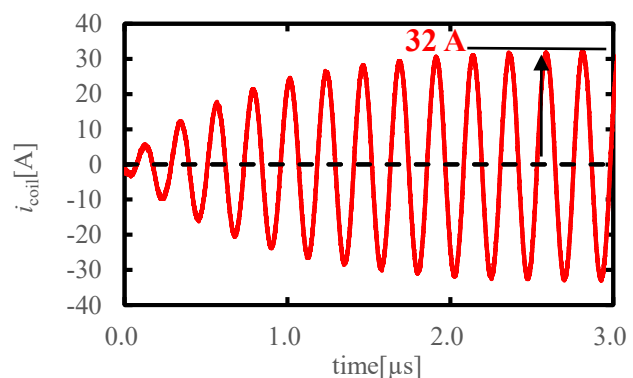


Fig. 1 Time development of LC resonant

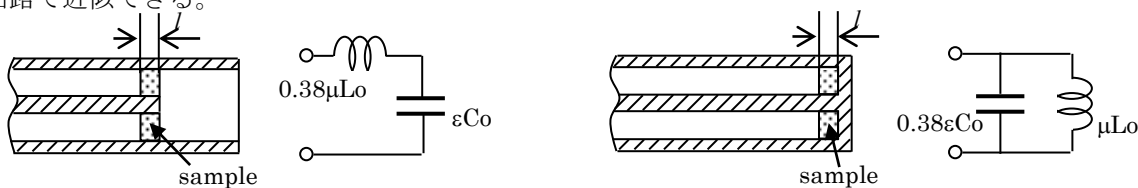
# 開放同軸線路を用いたNSSの誘電率測定時の透磁率の影響

武田 茂, 山口泰平\*, 発知富夫\*, 本村貞美\*, 鈴木洋介\*  
 (有) Magnontech, \*キーコム 株

Permeability influence on permittivity measurement using open circuited coaxial line  
 S. Takeda, T. Yamaguchi\*, T. Hotchi\*, S. Motomura\*, and H. Suzuki\*  
 (Magnontech, Ltd., \*KEYCOM Corp.)

**はじめに** 先に、我々は短絡・開放同軸線路を用いて透磁率・誘電率を測定し、それぞれを相互補正してより正しい値を求める方法を紹介した 1) 2)。この際、誘電率の虚数部が透磁率の影響を強く受けることが分かった。今回、外部から強い磁界を加えて実質的に  $\mu=1$  にして誘電率を測定し、前回の相互補正の結果と比較したので報告する。

**測定理論** Fig.1 に開放同軸線路を、Fig.2 に短絡同軸線路を示す。円筒形試料が内外導体に緊密に接触した状態で挿入されている。それぞれの線路は、試料表面を基準面とすると等価回路として直列 LC 回路と並列 LC 回路で近似できる。



(a) cross sectional view (b) equivalent circuit (a) cross sectional view (b) equivalent circuit  
 Fig.1 Open circuited coaxial line Fig.2 Short circuited coaxial line

図中、 $L_0=L/l$ ,  $C_0=C/l$  であり、 $L=166.7$  nH/m,  $C=66.7$  pF/m は  $50 \Omega$  同軸線路の単位長当たりのインダクタンスと静電容量である。また  $l$  は試料の厚みである。試料の透磁率と誘電率を  $\mu$  と  $\epsilon$  で示した。等価回路の 0.38 の係数は、位相変化が 1.4 radian 以下であれば、集中定数近似が  $\pm 5\%$  以下で成立するためのものである。

**実験結果** 同軸線路としては APC-7 を用いた。円筒形試料の寸法は  $7 \text{ mm}\phi \times 3 \text{ mm}\phi$  であり、金型で打ち抜いて作成した。試料の端部は凹凸を示すが、外導体と内導体との試料の接触状況は、軽く金型で押しでも外れないほどの緊密さである。NSS の厚みは  $300 \mu\text{m}$  である。Fig.3 は誘電率の測定結果である。点線は As measured のもの、破線は透磁率測定結果と相互補正したものである。1 GHz ~ 2 GHz の間で大きな  $\epsilon''$  は相互補正により大幅に減少する。実線は、5 kOe の強磁界を印加しながら測定したものであり、 $\epsilon''$  さらには減少する。ただし、2 本のピークが観測された。Fig.4 は対応する透磁率の測定結果である。As measured の状態では、4.5 GHz 近傍に  $\mu''$  のピークが観測され、相互補正すると 2 GHz ~ 4 GHz の  $\mu''$  は少し減少するものの、5 GHz のピークは大きい状態である。強磁界下で測定した  $\epsilon$  を用いて補正すると、スパイクノイズは残るが、ほぼ 5 GHz のピークも消えてスムーズな曲線となった。この曲線は、同じ材料の  $200 \mu\text{m}$  で測定した結果とほぼ同じであった。これより、厚い NSS の  $\mu$ - $f$  特性を測定すると高周波側のピークが増加する傾向は、NSS の誘電率が強く影響していることが分かった。

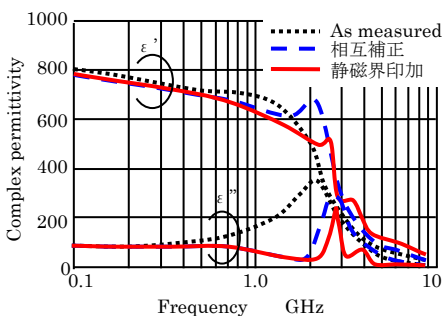


Fig.3 Complex permittivity vs. frequency

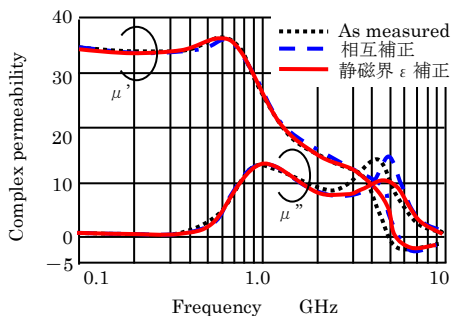


Fig.4 Complex permeability vs. frequency

**参考文献**

- 1) 武田他「短絡・開放同軸線路を用いた透磁率・誘電率の相互補正測定」第 38 回日本磁気学会(2aE-4) (2014)
- 2) S. Takeda, et al, "Theoretical Consideration on Short- & Open- circuited Transmission Lines for Permeability & Permittivity Measurement", *J. Magn. Soc. Jpn.*, **39**, 116-120 (2015)

# 正／負透磁率材料による積層伝送線路の損失低減に関する理論的検討

鮎澤祥史, 久保村航大, 中村玲於奈, 中山英俊, 田中秀登  
(長野工業高等専門学校)

## Theoretical Study on Loss Reduction of Multi-layer Transmission Line with Positive/Negative Permeability Materials

Yasufumi AIZAWA, Kodai KUBOMURA, Reona Nakamura, Hidetoshi NAKAYAMA and Hideto TANAKA  
(National Institute of Technology (KOSEN), Nagano College)

### はじめに

高周波線路では表皮効果による損失の増大が、低損失化の大きな課題である。同課題を解決する革新的手法として、負の透磁率材料を用いた表皮効果抑制に関する多層伝送線路が提案され<sup>1)</sup>、山口らの先行研究により、その抑制効果が実証された<sup>1)</sup>。同研究では、薄膜多層構造による矩形線路の表皮効果抑制の設計指針を示したが、有限要素法解析等では最適設計を見出す詳細検討は困難であった。筆者らは、負の透磁率材料による損失低減効果を詳細に検討するため、電磁界理論に基づく設計を試みている。絶縁体基板上に導体線路を実装する場合、銅箔表面粗化の影響を考慮する必要があるため、本研究では、矩形多層伝送線路の電磁界理論に基づき、銅箔表面粗化による損失の影響を加味した矩形多層伝送線路の損失低減の効果を、基礎的に検討した結果を報告する。

### 正／負透磁率材料の積層構造における高周波電磁界理論

本研究では理論的検討のため、幅(x)方向が無限度で、厚さ(y)方向が上下対称な矩形多層構造の伝送線路を対象に、Fig. 1の電磁界モデルで検討した。矩形多層線路の電流密度と導体損失はマクスウェル方程式により導出され、式(1)～式(3)で表される。 $n$ 層目の導体損失 $L_n$ は式(3)で算出でき、多層線路における全体損失を算出し、低損失な積層構造設計を検討することができる。

$$J_{zn}(y) = \sigma_n E_{zn}(y) = \sigma_n (A_n e^{+k_n y} + B_n e^{-k_n y}) \quad (1)$$

$$k_n^2 = j\omega\sigma_n\mu_n \quad (2)$$

$$L_n = \int_{t_{n-1}}^{t_n} \frac{|J_{zn}(y)|^2}{\sigma_n} dy \quad (3)$$

### 検討結果及び今後の展望

Fig. 1の5層積層構造において、導体材料としてCu(導電率 $5.81 \times 10^7$  S/m)を想定し、中心の負透磁率材料には、導電率 $\sigma_1$ がCuと同等で、比透磁率が $\mu_{r2} = -1$ である仮想的な材料を設定し、第2層目にCuを設定し、最外層に厚さ $1\mu\text{m}$ の表面粗化層を仮定して、その導電率 $\sigma_3$ をCuの0.5倍( $2.91 \times 10^7$  S/m)に設定して検討した。検討条件は、周波数 $f = 1$  GHz, 中心から最外層までの厚さ $y_{\text{max}} = 6\mu\text{m}$ とし、中心の負透磁率材料の積層条件 $y_1$ の厚さを変化させて損失の低減効果を検討した。結果として、 $y_1 = 4.03\mu\text{m}$ の場合に損失が最小となり、Cuおよび表面粗化層のみのモデルと比較して、損失が約36%低減できることが確認できた。Fig. 2に、表面粗化を考慮した場合の電流密度分布を示す。負透磁率材料の適用により、表面粗化を考慮しても全体の電流密度の偏りを低減できることが分かった。今後は、複素透磁率の虚部による強磁性共鳴損失を含め、使用周波数や想定する具体的な材料値を変化させ、積層伝送線路の損失低減を目的とした最適構造設計を検討する。

### 謝辞

本研究の一部は、JSPS科研費17K14674及び19K04521の助成を受けたものであり、感謝申し上げます。

### 参考文献

- 1) Yamaguchi et al.: MWE 2008 Microwave Workshop Digest, 207-210 (2008).

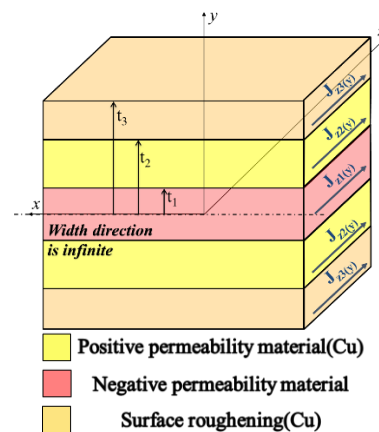


Fig. 1 Structure of rectangular transmission line.

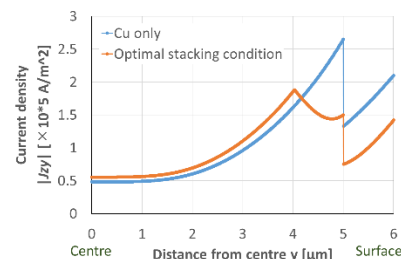


Fig. 2 Current density distribution considering the effect of surface roughening.



# ローラー型永久磁石式磁場源による2次元ベクトル磁場の発生

佐久間洋志  
(宇都宮大)

Generation of 2D vector magnetic field by mangle type magnetic field source using permanent magnets

H. Sakuma  
(Utsunomiya Univ.)

## はじめに

円柱型の永久磁石を用いたローラー型永久磁石式磁場源は、磁場の発生には電源が不要で、永久磁石を回転させることにより任意強度の磁場を得ることができる<sup>1,2)</sup>。本講演ではこの永久磁石式磁場源を用いて、磁場の強度のみならず方向も任意に制御可能であることを示す。

## 構造と計算方法

径方向に着磁した4本の円柱型ネオジウム磁石を正方形に配置したローラー型磁場源を考える。磁場の強度を変化させるには、いくつかの磁石回転パターンが考えられるが<sup>3)</sup>、その中で対称性の高い2つのパターンをFig. 1に示す。磁場の方向を変化させるには、4つの磁石を同じ角度だけ回転させる。その回転角度を $\phi$ と定義し、Fig. 1の $\phi$ をゼロとする。さらに磁場の強度を決定する磁石の相対角度もTable 1のような定義を用いると、一つのパラメータ $\theta$ で表現できる。 $\theta, \phi$ による中心位置の磁場の強度と方向の変化を2次元有限要素法により求めた。磁石の直径は20 mm、磁石中心間の距離は60 mm、磁石の磁束密度は1.29 Tとした。

## 計算結果

磁束密度の大きさはどちらのパターンにおいても $\theta$ によって単調に変化したが、パターン1では $\phi$ 依存性が見られた。磁束密度の方向はFig. 2に示すように、パターン1では特定の $\phi$ において $\theta$ 依存性があり実用に適さない。一方、パターン2においては磁束密度の方向は $\phi$ に一致しており、 $\theta$ 依存性もない。 $(\theta = 0)$ では磁束密度の大きさがゼロに近いので、方向は定まらない

以上のように、パターン2を用いると、磁場の大きさと方向を任意に制御できることが示された。講演では実証実験の結果も示す予定である。

## 参考文献

- 1) R. Bjørk et al., *J. Magn. Magn. Mater.* **322**, 3664 (2010)
- 2) 佐久間洋志, 日本磁気学会論文特集号 **3**, 43 (2019)
- 3) 佐久間洋志, 菊地敏明, 電気学会マグネティクス研究会資料 MAG-18-160 (2018)

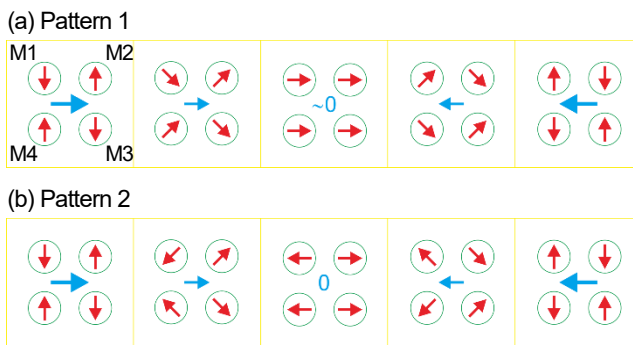


Fig. 1 Rotation patterns of magnets

Table 1 Angles of magnets

Pattern	M1	M2	M3	M4
1	$-\theta - \phi$	$\theta - \phi$	$-\theta - \phi$	$\theta - \phi$
2	$180^\circ + \theta - \phi$	$\theta - \phi$	$-\theta - \phi$	$180^\circ - \theta - \phi$

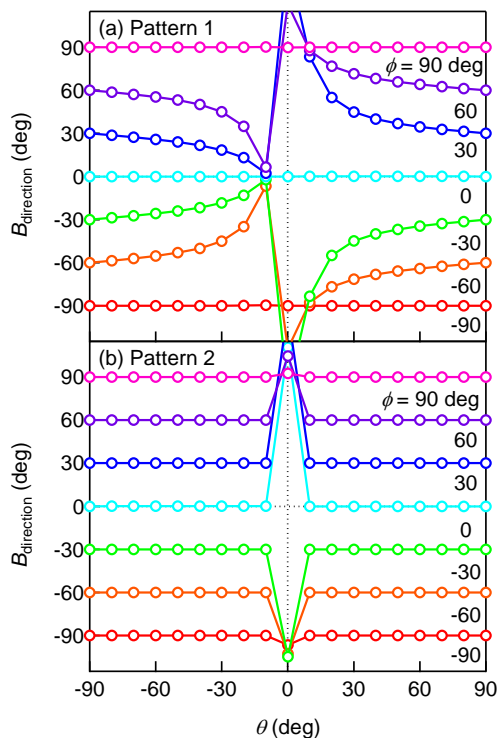


Fig. 2 Direction of magnetic flux density as a function of magnet angle  $\theta$ .