

Development of motor design technologies using high performance magnets

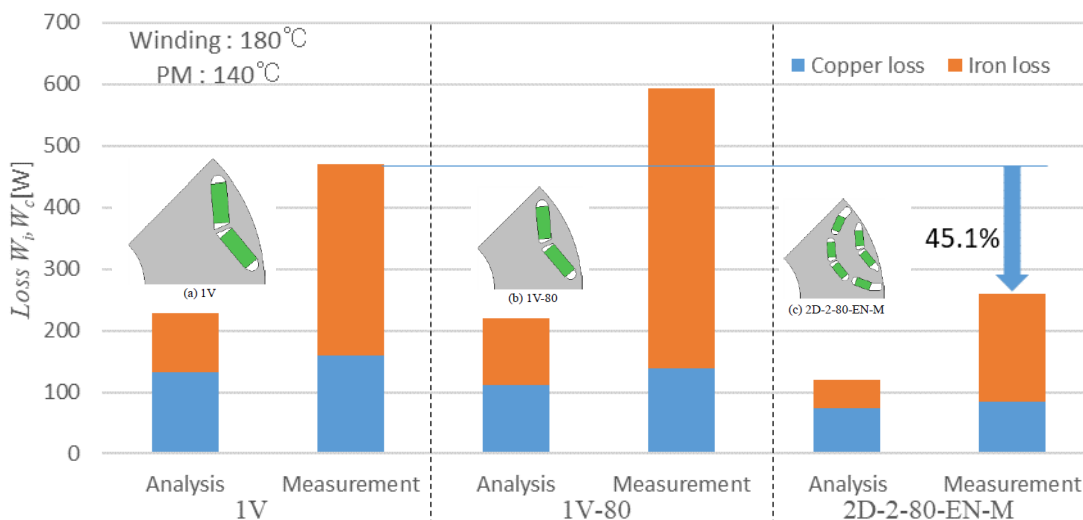
Yoshinari Asano, Yoshihito Sanga, Shintarou Araki, Michihiro Nakagawa, Akio Yamagiwa
(Daikin Industries, Ltd.)
Shigeo Morimoto, Masayuki Sanada, Yukinori Inoue
(Osaka Prefecture University)

The Technology Research Association of Magnetic Materials for High-Efficiency Motors (MagHEM) was founded in 2012 to develop the innovative high-performance magnets without/less rare-earth materials which exceed current magnets with rare-earth materials in performance, the high-efficiency soft magnetic materials (Iron core) for internal loss reduction, and compact high-efficiency motors.

Targets of R&D are new magnets exceeding Neodymium magnets with 2 times in (BH)_{max} (180°C), and high efficiency motors with 40% reduction in loss, 40% improvement in power density using new magnets.

We have achieved the above target in simulation⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾. In this paper, we compare the characteristics of a small-diameter V-shaped magnet arrangement prototype(1V-80) and a small-diameter double-layered arranged prototype(2D-2-80-EN-M) with a conventional single-layered V-shaped arranged prototype(1V) by actual machine measuring.

Then we compared measured data to analysis data. At a result measured loss for the 2D-2-80-EN-M prototype was reduced by more than 40% compared to that for the 1V prototype as well as the analysis data⁽⁴⁾.



Acknowledgments

This article is based on results obtained from the Future Pioneering Program "Development of magnetic material technology for high-efficiency motors" (JPNP14015) commissioned by the New Energy and Industrial Technology Development Organization (NEDO).

Reference

- 1) Y. Shimizu, S. Morimoto, M. Sanada, Y. Inoue: "Influence of Permanent Magnet Properties and Arrangement on Performance of IPMSMs for Automotive Applications", IEEJ Journal of Industry Applications, Vol.6 No.6 pp.1-8(2017)
- 2) R. Imoto, M. Sanada, S. Morimoto, Y. Inoue: "Study on Mechanical Strength Improvement of Rotor in Compact and High Speed 2-layer IPMSM for HEV Applications", 2018 Kansai Joint Convention of Institutes of Electrical Engineering, G4-17 (2018)
- 3) Y. Asano, Y. Sanga, S. Araki, M. Nakagawa, A. Yamagiwa, S. Morimoto, M. Sanada, Y. Inoue: "Development of fundamental technologies for motors in Technology Research Association of Magnetic Materials for High-Efficiency Motors", The 43rd Annual Conference on MAGNETICS in JAPAN, 25aA-1(2019)
- 4) Y. Nishio, M. Sanada, S. Morimoto, Y. Inoue: " Loss Evaluation based on Experiment on Compact and High-speed IPMSM Using Strong Magnet and Low-iron-loss Material" The 23rd International Conference on Electrical Machines and Systems(2020)

Recent advancement of permanent magnet materials developments for vehicle electrification and expectation for future research.

Tetsuya Shoji

Toyota Motor Corporation, Advanced Material Engineering Div.
Technology Research Association of Magnetic Materials for High-Efficiency Motors (MagHEM)

1. Background

Recently, vehicle electrification expands rapidly. It is well known that electrified vehicle has additional component compare to conventional gasoline vehicle, i.e. battery, inverter and electric motor. At this moment, supply and demand seems to be acceptable for all additional electric component. However, most of future forecast says that amount of electrified vehicle become two to five times larger than current vehicle sales. This means that we need number of electrified unit, at least, more than two times compare to current demand. For example, IEA scenario described in Energy Technology Perspective 2017 forecasts electrified vehicle increase from 14 million in 2020 to 40 million in 2030 [1]. When we look at even only around vehicle technological shift, it is easy to forecast enormous number of rare-earth magnet will be needed. From this circumstance, we are researching coercivity mechanism of rare-earth magnet and consider what we can do for balancing global supply and demand of rare-earth materials.

Beside vehicle application, future demand of magnet may rise not only from vehicle electrification but from mobility for short commute, logistics, robotics etc. When we include these application for future forecast of rare earth demand, larger amount of rare earth demand is expected. In order to get over this problem, we should look at wider magnet composition range. In this talk, I will present recent progress of magnet R&D in TMC based on data driven approach.

2. Current situation of magnet research in TMC

Regarding $RE_2TM_{14}B$ compound, we adopt informatics technique for accelerating magnet research. For designing performance of magnet, we need not only magnetic properties of compound but microstructural control technique. From research achievement in the past, we already aware that coercivity can be enhanced by surface modification. It is well known that surface modification consists of two parts, one is compositional control of grain shell [2,3,4] and recovering surface distorted region [5]. In order to control these two parts, we can use grain boundary diffusion technique and low temperature annealing. On the other hand, compositional dependence of magnetic properties, many reports were published in the past, but information had not stored systematically. To get over this situation, we are now producing data space for designing magnet [6]. When we look only at room temperature, it seems that there is no room to enhance magnet performance in $RE_2TM_{14}B$ system. Combining experimental data, empirical model and first principle calculation, our group expand data space, about 100 data from experiment and several thousand data from first principle. Mining established data space, we can find better performance potential composition range in elevated temperature. Currently, we are strongly push forward data driven research. To utilize all information contained in all data, e.g. XRD, SAS, micro-scope image etc., we develop data extraction technique utilizing informatics algorithms and integrate these achievements into cloud server system.

3. Future perspective

In near future, many kind of electro-magnetic devices become important for future application not only for vehicle electrification but for various application. In order to Designing magnetic performance suited for each application, magnetic properties data space will take important role, I think. I hope "Data driven material research" will evolve "Data driven material design and development". To achieve this context, culture for storing research data will become more important.

Acknowledgement

I would like to thank to research collaborators of TMC's magnet research activity, Prof. Miyake's group AIST and Prof Fukushima's group ISSP. I deeply thank to Dr. Harashima, Dr. Doi and Dr. Matsumoto for executing first principle calculation and machine learning. This work was partly supported by the future pioneering program Development of Magnetic Material Technology for High-efficiency Motors commissioned by the New Energy and Industrial Technology Development Organization (NEDO).

Reference

- 1) Energy Technology Perspective 2017; IEA
- 2) K. Machida et al; Abstracts of Spring Meeting of Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. 2004.;
- 3) H. Sepehri-Amin et al; Journal of Applied Physics **107**, 09A745 (2010); T(K)
- 4) M. Ito et al; AIP Advances **6**, 056029 (2016);
- 5) G. Hrkac et al; Appl. Phys. Lett. **97**, 232511 (2010);
- 6) Y. Harashima et al; submitted

Development of high coercivity Nd-Fe-B permanent magnets with improved thermal stability

H. Sepehri-Amin, J. Li, Xin Tang, T. Ohkubo, K. Hono
(ESICMM-NIMS)

(Nd,HRE)-Fe-B based permanent magnets (HRE : heavy rare-earth) are utilized in the traction motors of (hybrid) electric vehicles which are resistive against demagnetization at the operating temperatures up to 200°C. However, due to the limited natural resources of HRE elements such as Dy and Tb, the development of HRE-free Nd-Fe-B based magnets with sufficiently large coercivity is needed. To meet this demand, the improvement of the thermal stability of coercivity is desired. It is well known that the temperature dependence of coercivity in commercial Nd-Fe-B sintered magnets deviates from temperature dependence of the anisotropy field of Nd₂Fe₁₄B (Fig. 1a). In this study, we investigated the mechanism of pronounced thermal degradation of coercivity of Nd-Fe-B magnets by combining micromagnetic simulations, magnetic domain observations, and multi-scale microstructure characterizations using scanning transmission electron microscopy and atom probe tomography [1-6].

In this talk, we first discuss the reason for the poor thermal stability of coercivity in Nd-Fe-B based permanent magnets.

In previous micromagnetic simulation studies, the temperature dependent magnetization of intergranular phase has not been considered. In this work, we found that the concavity of H_c -T can be reproduced by incorporating the temperature dependent magnetization of ferromagnetic intergranular phase (Fig. 1b) [6]. Decrease of saturation magnetization and Curie temperature of the grain boundary phase were found to be crucial to improve the thermally stability of the coercivity of Nd-Fe-B magnets. Based on this simulation results, we demonstrated excellent hard magnetic properties of $\mu_0 H_c = 2.5$ T, $\mu_0 M_r = 1.4$ T, and an excellent thermal stability of coercivity of -0.33 %/°C by infiltrating low-melting-temperature Nd-HRE-Cu alloy into hot-deformed Nd-Fe-B magnets (Fig. 2). Based on the microstructure studies and micromagnetic simulations, we will discuss how the formation of non-ferromagnetic grain boundary phase and HRE-rich shell are beneficial to achieve high coercivity with excellent thermal stability (Fig. 2).

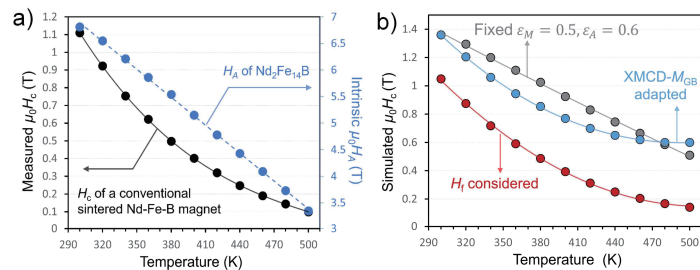


Fig. 1 (a) Comparison of the temperature dependence of coercivity of conventional Nd-Fe-B sintered magnet and intrinsic anisotropy field of Nd₂Fe₁₄B [6]. (b) Simulated temperature dependence of coercivity when grain boundary is ferromagnetic with and without consideration of temperature dependence of M_s^{GB} , A^{GB} , and thermal activation [6].

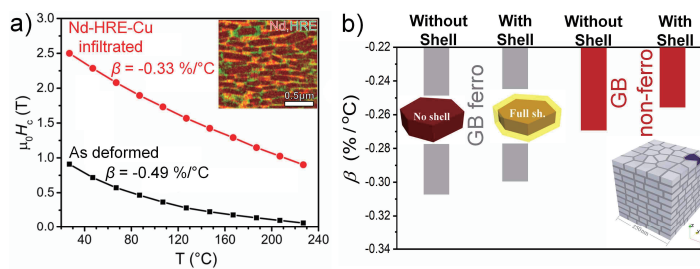


Fig. 2 Coercivity as a function of temperature obtained from as hot-deformed and Nd-HRE-Cu infiltrated magnet. STEM-EDS map of Nd and HRE is shown in inset. (b) Simulated temperature coefficient of coercivity for the hot-deformed model with Nd₂Fe₁₄B grains covered with and without HRE-rich shell and different GB magnetism [5].

formation of non-ferromagnetic grain boundary phase and HRE-rich shell are beneficial to achieve high coercivity with excellent thermal stability (Fig. 2).

- [1] H. Sepehri-Amin *et al.* *Acta Mater.* 99 (2015) 297. [2] M. Soderžnik *et al.* *Acta Mater.* 135 (2017) 68-76.
[3] Xin Tang *et al.* *Scripta Mater.* 147 (2018) 108. [4] Lihua Liu *et al.* *AIP Advances* 8 (2018) 056205.
[5] J. Li *et al.* *Acta Mater.* 187 (2020) 66. [6] J. Li *et al.* *Acta Mater.* 199 (2020) 288.

Computational thermodynamics and microstructure simulations applied to grain boundary engineering in Nd-Fe-B sintered magnet

T. Koyama¹ and T. Abe²

¹ Department of Materials Design Innovation Engineering, Nagoya University, Nagoya 464-8603, Japan

² Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047, Japan

To control the coercivity of the Nd hard magnet efficiently, we should understand the thermal stability of constituent phases and the microstructure changes observed in the hard magnets during their thermal processes. Since the CALPHAD method and the phase-field method have been recognized as promising approaches to realize the phase stability and microstructure developments in the engineering materials recently,¹⁾ we applied these methods for understanding the nature of the grain boundary phase and the microstructure developments in Nd-Fe-B hard magnet.

Figure 1 demonstrates the two-dimensional simulation result on the microstructure changes of Fe-15.3 at %Nd-5 at %B-0.2 at %Cu alloy with isothermal aging at 873K. Upper and lower figures are the phase field and the composition field, respectively. The white, black and gray parts in the phase-field are the $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ phase (T_1 phase), the liquid phase, and the Nd solid phase, respectively, and each number indicated by t' is a dimensionless aging time. The degree of red color in the composition field means the local Nd concentration in the microstructure. At early stage, the Nd solid phase starts dissolving, and a liquid phase appears at grain boundary region. With aging, the Nd solid phase gradually disappears, and the Nd-rich liquid phase penetrates along grain boundary region, then the characteristic morphology of microstructure that the T_1 grains are uniformly covered with thin film of liquid phase appears. It has been elucidated experimentally that the Cu addition lowers the melting point of the liquid phase, because a eutectic reaction exists in the Cu-Nd binary phase diagram. By increasing the thermodynamic stability of liquid phase by Cu addition, the volume fraction of the liquid phase also increases, and then, it can be understood that the characteristic morphology is stabilized. Furthermore, when we focused on the final composition field carefully, the brightness of red color at the tri-junction region of T_1 grains differs from that at the grain boundary region between T_1 grains. This is because of the phase separation in the liquid phase, i.e., $L \rightarrow L_1 + L_2$. Since a phase separation of liquid phase has been reported in the calculation of the Fe-Cu-Nd phase diagram, the liquid phase separation induced by Cu addition is not an unusual phenomenon. When we imagine the coarsening process of the liquid phases, the L_1 phase should move over the L_2 phase; in other words, the movements of the L_1 and L_2 phases will interfere with one another during coarsening. The phase separation of liquid phase can contribute to stabilize the characteristic morphology (uniform coating of the T_1 grains by the liquid phase) temporally.

Reference

- 1) T. Koyama, Y. Tsukada, T. Abe and Y. Kobayashi, J. Japan Inst. Met. Mater., **81** (2017) 43-48.

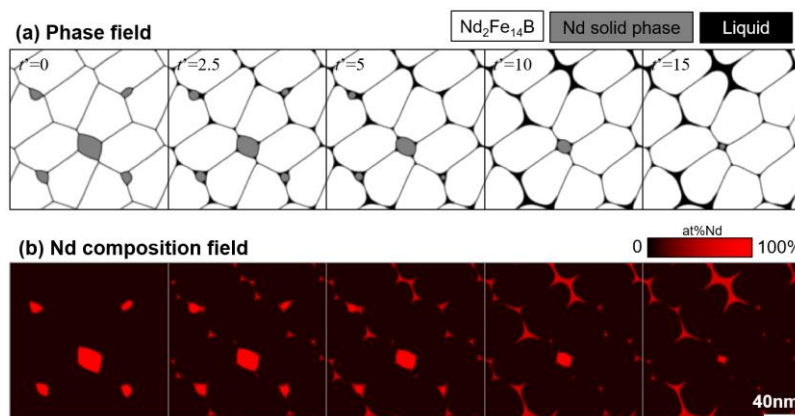


Fig.1 Phase-field simulation of the microstructure changes in Fe-15.3 at %Nd-5 at %B-0.2 at %Cu alloy with isothermal aging at 873K.

Acknowledgement: This work was partly supported by the project in Elements Strategy Initiative Center for Magnetic Materials (ESICMM) founded by Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology, Japan.

Determination of constituent phase changes in Nd-Fe-B-Cu sintered magnets on heating and cooling processes by *in-situ* synchrotron X-ray diffraction

S. Kobayashi^{1,2}, A. Martin-Cid^{1,2}, T. Abe², S. Hirosawa², M Suzuki¹, and T. Nakamura^{1,2,3}

¹Japan Synchrotron Radiation Research Institute, 1-1-1 Kouto, Sayo, 679-5198, Japan.

²Elements Strategy Initiative Center for Magnetic Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047, Japan.

³International Center for Synchrotron Radiation Innovation Smart, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

For the production of Nd-Fe-B sintered magnets with high coercivity, optimized heat treatments to improve the microstructure are essential. Thus, the clarification of the thermodynamic behavior of secondary phases that form microstructure is important to manufacture such magnets effectively. To clarify phase changes in bulk magnets during heating treatments, we have conducted *in-situ* high-temperature synchrotron X-ray diffraction (XRD). The previous measurements for Nd-Fe-B-Cu bulk sintered magnets were successfully conducted only on heating [1,2]; however, it is difficult to distinguish between reversible and irreversible changes with temperature, which is essential for comparing experimental and theoretical results. Therefore, it is desirable to observe phase changes on cooling as well, although it is challenging because of the easy oxidation of rare-earth elements at high temperatures. In this study, we improved the experimental setup in the high-temperature *in-situ* XRD and carried out measurements on both heating and cooling.

A rectangular rod-shaped isotropic as-sintered magnet with the composition of Nd_{13.74}Fe_{78.35}B_{5.92}Cu_{0.10}O_{1.88} in at.% was used. The preparation method has been reported elsewhere [2]. Synchrotron XRD measurements were conducted using a carefully designed sample holder to prevent the oxidization of magnets during heating. Synchrotron XRD profiles were collected using a high-resolution one-dimensional solid-state detector at the BL02B2 beamline of SPring-8. The sample was heated from room temperature to 1100°C using a cylindrical heater. The experimental results were compared to the computational phase diagram of this magnet based on the combined *ab initio*/CALPHAD approach [3].

We have observed similar XRD profiles at the same temperatures on heating and cooling except for slight differences in peak intensities, indicating the successful observation of the almost reversible phase changes. Figure 1 exhibits the temperature dependence of the amounts of secondary phases on cooling. There are two remarkable changes, which are compared to the computational diagram. One is the change in the amount of dhcp-Nd phase between 500°C and 650°C, which is similar to the previous observation except for the slight difference in temperatures [1,2]. This phase change is considered to originate from the eutectic reaction of dhcp-Nd and NdCu phases, as confirmed by the calculation. The NdCu binary phases, which were suggested in previous reports [3,4], were not detected in XRD probably because of the broad XRD peaks resulting from small crystalline sizes on the order of nanometers. The other finding is the change in the amounts of fcc-NdO_x and hcp-Nd₂O₃ above 1000°C. The result is likely explained as follows: fcc-NdO_x ↔ hcp-Nd₂O₃ + Liquid (the rightward and leftward reactions represent a phase change on heating and cooling, respectively). Although the phase change temperature we observed is much higher than that in the calculated phase diagram of this magnet composition (650°C), the temperature is close to that in the calculated NdO binary diagram (1100°C) [4]. This means that the fcc-NdO_x phase does not show the phase equilibrium with the other secondary phases in the Nd-Fe-B-Cu sintered magnet but shows the phase change almost independently.

We thank T. Nishiuchi and T. Fukagawa of Hitachi Metals, Ltd. for supplying the samples. Part of this work is supported by ESICMM under the outsourcing project of MEXT (JPMXP0112101004).

References

- [1] N. Tsuji *et al.*, *Acta Mater.* **154**, 25 (2018). [2] H. Okazaki *et al.*, *Acta Mater.* **181**, 530 (2019).
 [3] T. Abe *et al.*, *Scripta Mater.* **154**, 305 (2018). [4] W. F. Li *et al.*, *Acta Mater.* **57**, 1337 (2009).

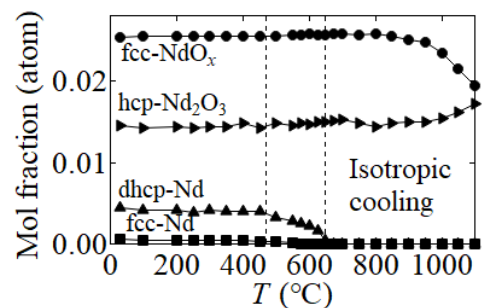


Fig. 1 Temperature dependence of amounts of secondary phases in the Nd-Fe-B-Cu isotropic sintered magnet on cooling.

Development of high performance anisotropic magnetic powders for bonded magnets

Jinbo Yang

Peking University, PR China

The preparation of high-performance anisotropic magnetic powder is the key to obtain high-performance bonded magnets. In this talk, I will report the research results of our group on anisotropic permanent magnetic powders and magnets. By using neutron diffraction, magnetic measurement, electron microscopy, and other techniques combined with the electronic structure calculation, the relationship between the structure and magnetic properties of magnetic materials was investigated. The physical roots of the interstitial atom effect to improve the magnetic properties of the material are clarified, and the preparation of defect-free single-crystal-like particles is proposed to synthesize high-performance magnets powders. Based on the technical route of anisotropic permanent magnetic powder, the key technologies and equipments for the industrialization of high-performance anisotropic $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ and $\text{Nd}(\text{Fe},\text{M})_{12}\text{N}$ magnetic materials and magnets have been developed. We also investigated the critical mechanism of the formation of textured NdFeB and MnBi permanent magnetic powder and the methods to achieve high coercivity and high maximum energy product. The high-performance magnetic powders with high-temperature stability were obtained. Finally, we explored the synthesized hybrid bonded magnets based on these magnetic powders, which is critical to realizing the mass production of anisotropic bonded magnets.

Sm-Fe-N powders and bulk magnets by ultra-low oxygen processes

K. Takagi, W. Yamaguchi, R. Soda, H. Hosokawa, and Y. Hirayama

Magnetic Powder Metallurgy Research Center (MagMET), National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST)

Many researchers have tried an anisotropic $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ sintered magnet so far in order to obtain a heat-resistant permanent magnet with high coercivity and remanence. However, it had been stagnating for a long time because of two obstacles: one is thermal decomposition which limits the sintering temperature, and the other is significant deterioration of coercivity during sintering. For the latter problem, we have so far clarified the involvement of surface oxide film on the raw powder, and then demonstrated that powders with less surface oxide can suppress the coercivity deterioration ¹⁾. Based on these facts, we built up our own low-oxide powder metallurgy system to produce a sintered magnet without air-exposure from pulverization to sintering. Using this process, the present study examined the possibility of creating a high-performance $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ sintered magnet ²⁾. Our system consists of some glove boxes connected in series, and these glove boxes are equipped with functions such as pulverization, magnetic alignment, sintering, and so on.

First, the $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ fine powders with less surface oxidation were produced by using a high-pressure jet-mill under the low oxygen environment. By varying milling conditions, fine powders of various mean sizes down to 1 micrometer could be prepared. Among these, the finest powders had the largest coercivity more than 14 kOe but their $(BH)_{max}$ was very low due to kink and powder agglomeration. The powders prepared with appropriate conditions exhibited the large $(BH)_{max}$ of 43 MGOe as well as low oxide less than one third of conventional.

The prepared powders were then subjected to magnetic-aligned compaction and rapid sintering under the low oxygen atmosphere. As expected, the powders with less oxide film showed only slight decrease in coercivity of less than 15% by sintering, whereas the conventional techniques suffered the reduction more than 70% ³⁾. Sintered density was reached to a relatively high value of 91% by even sintering temperature of 500 °C. On the other hand, the achievement of suppression of coercivity deterioration has revealed a new problem of decrease in saturation magnetization. Specifically, the saturation magnetization of powder was reduced by about 5% during sintering. This reduction would be derived from low crystallinity of the jet-milled powder. Due to this reduction in saturation magnetization, $(BH)_{max}$ of sintered magnets was 24 MGOe regardless of the high $(BH)_{max}$ of raw powder. Nevertheless, this value was achieved for the first time by the accessible sintering technique.

We are also conducting the research to improve the coercivity of sintered magnets by direct metal coating on $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ particles without surface oxide film. In the neodymium magnets, it is known that the coercivity is greatly improved by adding a specific other element into the grain boundaries. Hence, there is a possibility that the same effect can be obtained in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$. Currently, we discovered that several elements such as Al, Ce, Ru, Mn, Ti and so on, are effective for improving the coercivity of $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ sintered magnet besides Zn which has been ever known to increase the coercivity ⁴⁾. In addition to the low oxygen powder metallurgy technique, we are trying to prepare $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ nanoparticles by a low-oxygen thermal plasma synthesis. Nanoparticles are expected to improve not only coercivity but also sinterability. We have so far confirmed that this synthesis method is able to synthesize Sm-Co nanoparticles.

Reference

- 1) K. Takagi *et al.*, J. Magn. Magn. Mater., **324** (2012) 2336.
- 2) R. Soda *et al.*, AIP Adv. **6** (2016) 115108.
- 3) K. Takagi *et al.*, J. Magn. Magn. Mater., **506** (2020) 166811
- 4) W. Yamaguchi *et al.*, J. Magn. Magn. Mater., 516 (2020) 167327

Synthesis of R-TM hard magnetic powder by thermal plasma

Yusuke Hirayama

(National Institute of Advanced Industrial Science and Technology)

[Background]

Not so many compounds with higher potentials than those of $\text{Nd}_2\text{F}_{14}\text{B}$ as a permanent magnet material have been reported^{1,2)}. Among them, only compounds that have been successfully synthesized in bulk are Ti-less compounds with a ThMn_{12} structure³⁾ or nitrides with a TbCu_7 structure⁴⁾. However, there are some difficulties to obtain an anisotropic fine powder of these compounds. It is well known that single-crystalline for an anisotropic magnet with higher remanence and fine particles for higher coercivity are necessary to exploit the potential of the compound as a permanent magnet. Here, the induction thermal plasma (ITP) process as a new process for further particle size refinement was focused on. For nanopowder fabrication, this process has the advantages of a high production rate, control over particle size, and an inherently contamination-free process. Moreover, it could be possible to obtain fine particles with stable and metastable phases by tuning the cooling rate. Attention should be paid to the handling of ultrafine metal particles which is highly reactive with oxygen and humidity in the air. Recently, we developed a low-oxygen ITP system (LO-ITP)⁵⁾, which enables us to prepare ultrafine metal powder in the controlled low-oxygen atmosphere. This technique was applied to prepare single-crystal ultrafine R-Fe alloy powders, especially for $\text{R} = \text{Nd}$ in this research, with stable and metastable phases.

[Experiment]

The mixed powder of Fe (Kojundo Chemical Lab. Co., Ltd., Japan) and Nd with the atomic ratio of $\text{Nd} : \text{Fe} = 2 : 3$ was used as a starting powder. A TP-40020NPS (JEOL Co., Ltd.) was used for the ITP process, and a TP-99010FDR (JEOL Co., Ltd.) was used as the powder feeding system. In the thermal plasma process, the conditions of a process pressure of 100 kPa and a feed rate of up to 0.3 g/min were used. Transmission electron microscopy (TEM) sample was prepared by focused ion beam (FEI, Scios), and the microstructure was observed by TEM (JEOL Ltd., JEM-ARM200CF equipped with CEOS ASCOR corrector) using an accelerating voltage of 120 kV. The anisotropic powder samples were prepared in the external magnetic field of 9 T at 400 K.

[Result and discussion]

According to the XRD profile, Nd-Fe alloy particles with the stable $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ -type phase and the metastable TbCu_7 -type phase were selectively prepared by controlling the cooling rate of the ITP process. The single-crystal of particles was confirmed by HAADF-STEM. The fine particle size of less than 100 nm was obtained. From the numerical calculation, it was found that the alloying mechanism revealed that Nd and Fe nucleate and condense simultaneously in the liquid temperature range due to the formation of the alloy droplet during cooling. Both obtained powders could be aligned by the external magnetic field, indicating that obtained ultrafine powders by the LO-ITP process were anisotropic, which was confirmed by the XRD and magnetic measurement. Therefore, this process is a new promising way to achieve a new-generation anisotropic permanent magnet.

Reference

- 1) Y. Hirayama, Y.K. Takahashi, S. Hirose, K. Hono, *Scr. Mater.*, 138, 62 (2017).
- 2) Y. Hirayama, Y.K. Takahashi, S. Hirose, K. Hono, *Scr. Mater.*, 95, 70 (2015).
- 3) S. Suzuki, T. Kuno, K. Urushibata, K. Kobayashi, N. Sakuma, K. Washio, H. Kishimoto, A. Kato, A. Manabe, *AIP Advances*, 4, 117131 (2014).
- 4) S. Sakurada, A. Tsutai, T. Hirai, Y. Yanagida, M. Sahashi, S. Abe, T. Kaneko, *J. Appl. Phys.*, 79, 4611 (1996).
- 5) Y. Hirayama, K. Suzuki, W. Yamaguchi, K. Takagi, *Journal of Alloys and Compounds*, 768, 608 (2018).

金属人工格子からスピントロニクスへ、そしてまた金属人工格子へ

高梨弘毅

(東北大学 金属材料研究所・スピントロニクス学術連携研究教育センター)

Metallic superlattices revisited for spintronics

Koki Takanashi

(Institute for Materials Research / Center for Spintronics Research Network, Tohoku University)

はじめに

昨年度学会賞を受賞し、フェローにご推挙いただいたことは、大変光栄に思っている。学会賞の受賞題目は「規則合金を中心としたスピントロニクス材料の先進的研究」であった。しかし、本講演では、自身の研究を振り返りつつ、まず金属人工格子の研究からスピントロニクスの研究に至る歴史とその後のスピントロニクスの発展を俯瞰する。それから、スピントロニクスの新たな展開を支える材料として、筆者はあらためて金属人工格子に注目しており、その最近の成果について紹介したい。

金属人工格子からスピントロニクスへ

金属人工格子の研究は1970年代後半から始まった。(ちなみに筆者が金属人工格子の研究を始めたのは大学院時代の1982年である。)その後、垂直磁気異方性の発見(1986年)や巨大磁気抵抗効果(GMR)の発見(1988年)があり、1990年頃に隆盛を迎えた。GMRの発見がスピントロニクスの起源となっていることはよく知られている。1990年代は、GMRやトンネル磁気抵抗効果(TMR)に代表されるスピン依存伝導の研究が盛んになるが、一方で磁性半導体の研究も進み、20世紀から21世紀へ変わる頃、それらの分野は統合してスピントロニクスと呼ばれるようになった。2000年代には、スピントロニクスの基礎概念としてスピン流が注目されるようになり、スピンホール効果やスピンゼーベック効果などの新現象が続々と発見された。我々のグループでは、大きな磁気異方性を有する $L1_0$ 型合金や高いスピン偏極率を有するホイスラー合金などの規則合金に着目し、それらを用いたナノ構造素子でスピン注入磁化反転や自励発振、スピンホール効果、膜面垂直通電型(CPP-)GMRなどの研究を行ってきた¹⁾。

スピントロニクスから再び金属人工格子へ

最近10年くらいの傾向を見ると、スピントロニクスは新たな展開期を迎えていると思われる。スピン軌道相互作用を活用するスピンオービトロニクス、反強磁性体のメリットを生かす反強磁性スピントロニクス、熱との相関に着目するスピнкаロリトロニクスなど、さまざまな分野がスピントロニクスから派生している。この流れの中で、金属人工格子という材料はあらためて注目される。界面の集合体である金属人工格子は、スピン軌道相互作用が人工的に増強された系と考えることができる。層間交換相互作用を利用すれば、変調周期や結合強度を人工的に制御した反強磁性体を作製できる。また、金属人工格子の構造的な異方性に着目すれば、電気伝導と熱伝導を独立に制御することができ、熱電変換の無次元性能指数 ZT の向上も期待できる。以上のような観点から、我々は金属人工格子の研究に取り組んでおり、実際にPd/Co/Pt構造における垂直磁気異方性とスピン軌道トルクとの相関性の観測²⁾、Co/Cu-Ir/Co構造における反強磁性交換結合とスピン軌道トルクの観測³⁾、Ni/Pt人工格子における異常ネルンスト効果の増大の観測⁴⁾などの成果を得ている。

謝辞

本講演後半に示す研究成果は、科学研究費基盤研究(S)「金属人工格子ルネサンス」⁵⁾の援助によるもので、共同研究者、連携研究者および研究協力者に感謝します。

参考文献

- 1) 総説として、高梨ら、機能材料, **38**, 48 (2018).
- 2) Y. Lau *et al.*, Intermag 2020 Digest, CB-06.
- 3) H. Masuda *et al.*, Phys. Rev. B **101**, 224413 (2020).
- 4) T. Seki *et al.*, arXiv:2009.11006.
- 5) <http://magmatelab.imr.tohoku.ac.jp/Framesetjpn.html>

希土類磁石および磁性材料に関する研究: これから何をすべきか

広沢 哲

(国立研究開発法人 物質・材料研究機構)

Research on rare earth permanent magnets and magnetic materials: What shall we do from now?

Satoshi Hiroswawa

(National Institute for Materials Science)

はじめに

著者はこれまでにいくつかの希土類系磁性材料の研究に携わり、特に希土類磁石については、産学のキャリアを通して多くの共同研究者に支えられつつ、約40年の長きに亘って研究開発に携わり続けている。本稿では希土類磁石を中心として、研究の変遷とこれからの展望についての私見を述べる。ネオジム磁石の保磁力発現機構の理解の変遷と今後の材料開発の方向、および、ナノコンポジット磁石や1-12系に代表される高鉄濃度組成の希土類化合物を用いた磁石開発の変遷と今後の材料開発の方向について、元素戦略磁性材料研究拠点(ESICMM)での基礎研究で得られた新しい知見を軸に議論する。

Nd-Fe-B 磁石の研究開発の変遷とこれから

保磁力メカニズム理解と研究開発指針の変遷および展望

Nd-Fe-B 異方性磁石は佐川真人による発明と住友特殊金属(当時)による製品化の後、著者の本分野での仕事は、磁気特性の改善の余地がどこにあるかを見出すための、システムティックな研究から始まった¹⁾。著者らが作製した単結晶試料を用いた困難方向の磁化曲線は Yamada らによる結晶場係数の決定に用いられ、 $R_2Fe_{14}B$ 化合物の磁性のシステムティックスが明快に説明された²⁾。最大の弱点である保磁力(H_{cj})の温度依存性を理解するため、保磁力と異方性磁界($2\Delta E_A/Js$ を用いた。 ΔE_A は異方性エネルギー)、自発磁化間の関係を実験的に整理し、当時は非強磁性とみなした粒界部分の厚み数 nm の層に磁壁がトラップされると考えたり³⁾、 $H_{cj} = c H_A - NM_s$ の形に整理した場合の係数 c と N が温度に依存しないとして、 H_{cj} と M_s 、 H_A の温度依存性の測定から、係数 c と N が結晶粒径や添加元素によるどのように変化するかを調べたりしたが⁴⁾、電子顕微鏡などによる微細組織の解析が決定的に不足していたため、整理までにとどまった。

当初から今世紀始めまでは、著者らは主相粒子が厚さ数 nm の非強磁性の Nd リッチ粒界相によって被覆され、主相間の強磁性結合が遮断されていると考えていたので、保磁力機構は主相粒子表面の欠陥層から逆磁区核が主相に侵入する過程に支配されると考えて⁵⁾、高性能化のためにはこの欠陥層の正体を突き止めて欠陥の無い主相を実現することが重要と考えていた。しかし、NIMS の宝野らがアトムプローブによる Nd-Fe-B 磁石の組織解析技術を開発し、Nd-Fe-B 系微細結晶磁石(2007年から共同研究)の粒界組成、さらに、焼結磁石についても粒界相の組成を明らかにし⁶⁾、その磁性が室温以上250°C程度までは強磁性であることが2014年までに、独立した三つの測定によって明確になった⁷⁻⁹⁾。また、原子解像度の組織解析により、材料内部の主相表面には nm サイズの欠陥層は存在しないことも次第に明らかにされた^{10,11)}。さらに、文部科学省委託事業「元素戦略プロジェクト〈研究拠点形成型〉」の永久磁石分野の拠点、「元素戦略磁性材料研究拠点」

(ESICMM)(代表: 広沢)において、東京大学の宮下らが推進している原子スピンモデルを用いた有限温度の磁化反転過程の理論研究で熱揺らぎ効果の計算が進み、表面層では主相表面の希土類元素の磁気異方性が内部よりも大きく減衰することから、保磁力に影響を与えるためには、磁壁幅以上の厚みに亘って結晶表面層の希土類種を制御する必要があることも明らかになった¹²⁾。現在では、Nd-Fe-B 磁石の保磁力は、研削加工などで生じた構造欠陥で発生した逆磁区の磁壁が、磁壁幅程度の厚みを持つ結晶粒界相でピン止めされた状態から熱活性化過程で外れる過程によって支配されていると理解されている。今後の材料開発では、この粒界相の磁性(すなわち組成)と、界面近傍の主相表面の磁性(組成)の制御が中心的課題となろう。

希少希土類元素使用量削減のためのプロセス開発の変遷と展望

重希土類(Tb, Dy)を使って保磁力を高める手法は、当初から元素の希少性、および、それらがもたらす磁化の低下という観点から、安易な解決策とみなされ、重希土類を使わない保磁力改善方法が模索されてい

た。著者らは硼化物生成元素 Mo の添加で組織微細化による保磁力向上効果が得られ、焼結磁石で Dy の添加量が削減できることを示したが¹²⁾、微細な結晶粒子が得られるストリップキャスト法が開発されて、添加元素による磁化低下を伴う組織微細化手法の必要性はなくなった。微細な材料組織にしてから粒界組成の制御により高保磁力化を狙う手法として、HDDR 磁石への低融点 Nd-Cu 合金を用いた浸透処理が、前述の共同研究（産学連携型の元素戦略プロジェクト、2007-2011 年度）のなかで NIMS の Sepehri-Amin らによって見出され¹³⁾、その後、熱間塑性加工磁石に低融点希土類合金を拡散浸透させて粒界近傍の組成を制御する手法として継続的に進化している（例えば 14)）。また、焼結磁石でも結晶粒界近傍の数 nm オーダーの局所的な元素配置の制御が焦点になっている（例えば 15)。速度論も含めた多元系での熱力学的情報の蓄積が組織制御の新たな指針を導く鍵となる。

高 Fe 濃度化合物磁石の研究開発の変遷とこれから

省希土類型の磁石材料はポスト Nd-Fe-B 磁石開発の重要な方向性であり、著者らは Fe₃B/Nd₂Fe₁₄B 系等方性ナノコンポジット磁石の開発を進めた¹⁶⁾。同時期に、希土類-鉄族遷移金属間化合物で最も希土類量が少ない ThMn₁₂ 型 (1-12 型) に着目して Nd 系で開発を試みたが^{17, 18)}、魅力的な性能を持つ材料にはできなかった。ESICMM では、1-12 型について理論計算で磁性を予測し、磁化の低下をもたらす Ti 等の安定化元素を抜いた物質を NIMS のチームが薄膜プロセスで合成して、極めて高い性能限界を明確にした¹⁹⁾。低融点希土類合金による粒界拡散手法が新しいアプローチであり、薄膜では 0.8T の保磁力が発現した²⁰⁾。薄膜合成時に B を加えると明瞭な粒子間粒界相が形成され、1.2T の保磁力が発現した²¹⁾。安定化元素を含む合金では、相平衡が変化して不要な化合物が生成するなどの困難があり、粒界相で主相を均一に囲む組織の生成には熱平衡に関するより詳細な研究が必要である。多成分希土類磁石合金の熱平衡に関する研究は ESICMM が当初から地道に続けている活動であり、これまでに状態図計算用データベースを蓄積している²²⁾。これをさらに拡充し、相平衡に新たな可能性を見出すことが、1-12 型磁石の実現を目指す研究開発のひとつの方向であろう。

参考文献

- 1) S. Hirosawa, Y. Matsuura, H. Yamamoto, S. Fujimura, M. Sagawa, H. Yamauchi, J. Appl. Phys. 59, 873 (1986).
- 2) M. Yamada, H. Kato, H. Yamamoto, Y. Nakagawa, Phys. Rev. B 38, 620 (1988).
- 3) S. Hirosawa, K. Tokuhara, Y. Matsuura, et al., J. Magn. Magn. Mater. 61, 363 (1986).
- 4) M. Sagawa, S. Hirosawa, H. Yamamoto, S. Fujimura, Y. Matsuura, Jpn. J. Appl. Phys. 785 (1987).
- 5) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, T. Shima, K. Hono, Acta Mater. 60, 819 (2012).
- 6) D. Givord, M. Rossignol, V.M.T.S. Barthem, J. Magn. Magn. Mater. 258-259, 1 (2003).
- 7) Y. Murakami, T. Tanigaki, T.T. Sasaki et al., Acta Mater. 71, 370 (2014).
- 8) T. Kohashi, K. Motai, T. Nishiuchi, S. Hirosawa, Appl. Phys. Lett. 104, 232408 (2014).
- 9) T. Nakamura, A. Yasui, Y. Kotani et al., Appl. Phys. Lett. 105, 202404 (2014).
- 10) M. Itakura, N. Watanabe, M. Nishida, T. Daido, S. Matsumura, Jpn. J. Appl. Phys. 52, 050201 (2013).
- 11) T.T. Sasaki, T. Ohkubo, K. Hono, Acta Mater. 115, 256 (2016).
- 12) S. Hirosawa, S. Mino, H. Tomizawa, J. Appl. Phys. 69, 5844 (1991).
- 13) H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, T. Nishiuchi, S. Hirosawa, K. Hono, Scr. Mater. 63, 1124 (2010).
- 14) J. Li, L. Liu, H. Sepehri-Amin et al., Acta Mater. 161, 171 (2018).
- 15) T.-H. Kim, T.T. Sasaki, T. Ohkubo, Y. Takada, A. Kato, Y. Kaneko, K. Hono, Acta Mater. 172 (2019) 139.
- 16) 著者らの研究開発のまとめは例えば、S. Hirosawa, Trans. Magn. Soc. Japan, 4, 101 (2004).
- 17) 例えば、特開平 6-20816
- 18) H. Sum, T. Tomida, S. Hirosawa, J. Appl. Phys. 81, 328 (1997).
- 19) Y. Hirayama, Y.K. Takahashi, S. Hirosawa, K. Hono, Scr. Mater. 95, 70 (2015); *ibid.* 138, 62 (2017).
- 20) D. Ogawa, X.D. Xu, Y.K. Takahashi, T. Ohkubo, S. Hirosawa, K. Hono, Scr. Mater. 164, 140 (2019).
- 21) H. Sepehri-Amin, Y. Tamazawa, M. Kambayashi, et al. Acta Mater. 194, 337 (2020).
- 22) 現在は ESICMM および、NIMS 磁石パートナーシップの参加者に対して状態図計算サービスを実施。

高周波磁気工学に関する研究

山口正洋

(東北大学 大学院工学研究科, 未来科学技術共同研究センター)

Research on RF Magnetics

Masahiro Yamaguchi

(Graduate School of Engineering/ New Industry Creation Hatchery Center, Tohoku University)

1. 概要

著者は軟磁性体の高周波応用を拓く研究を行っている。高周波とは、交流では数百ヘルツ以上、電波では数メガヘルツから数百メガヘルツの周波数のものをいうと記述した辞書がある¹⁾。法令では3.5 kHzを超える電磁波²⁾、あるいは10 kHz以上³⁾と定義されたものがある。すなわち学術的な定義はなく、高周波とは技術分野や時代に拠って異なっている。パワーエレクトロニクス機器やスイッチング電源では1 MHzは充分高周波に属し、発熱の程度が指標であろう。通信用薄膜インダクタ・トランスでは1 GHz付近から上が高周波であり、強磁性共鳴の寄与の程度が指標であろう。今後もエネルギー利用および通信技術の社会動向との関係が深いと思われる。筆者が多くの共同研究者のお陰で推進できた高周波磁気工学のテーマには、磁気増幅器評価法、RF集積化薄膜インダクタ、GHz帯薄膜透磁率計、ICチップレベルのデジタルノイズ低減法、パワエレ機器と無線機との電磁干渉抑制法、および関連のIEC国際規格化活動などがある。本講演では、このうち本格的な5G時代に向けた無線機とパワエレ機器との電磁干渉抑制法⁴⁾⁶⁾について最近の取り組みを紹介する。今後の端的な目標は低ノイズドローンによる空の産業革命への貢献である。

2. 不要電波の広帯域化に対応したICチップレベルノイズ抑制技術

移動通信システムではSHF帯(3~30 GHz)に及ぶ高い周波数帯の電波利用が見込まれる一方で、SiCやGaN等の高速パワーデバイスとそれを用いたインバータ機器の普及による外来ノイズの増加が懸念されている。このため、段階的に700 MHzから6 GHz⁴⁾、次に30GHzまでの周波数において、受信部での不要電波の影響を抑制する技術を開発している。その要素技術としての透磁率測定法はIEC規格化の見込み⁷⁾である。

フリップチップ実装方式のICチップにおいて、ICダイとそのインタポーザ(微小なプリント配線板)との間隙に、Ba-Zn系Y型六方晶フェライト($\text{Ba}_2\text{Zn}_2\text{Fe}_{12}\text{O}_{22}$, $\mu_r = 1.9$ @ FMR=2.4 GHz, $\omega \cdot \mu_r = 23.8$ @ 6 GHz, 以下同様)、Ba-CoZn系Z型六方晶フェライト($\text{Ba}_3\text{Co}_{1.25}\text{Zn}_{0.75}\text{Fe}_{24}\text{O}_{41}$, 0.9, 2.1 GHz, 26.7)を選び、それぞれの微粒子をエポキシ系樹脂と約50 vol%で混合し、コンポジットシートを得た。また、Ni-Cu-Znスピネルフェライト(10.0, 1.0 GHz, 60.3)の焼結体も試した。六方晶フェライト微粒子の粒径はボールミル粉砕により0.7~3 μm とした。シート厚はいずれも約50 μm である。近傍磁界プローブ(Langer XF-R 3-1)をICチップパッケージ上に載せ、ICチップから放射される放射ノイズの平面成分を測定した結果、Y型六方晶フェライトで4.8 GHz帯において8.7 dBのノイズ低減効果が得られ、これはLTE通信において9.7 dBもの受信感度改善効果に対応する⁶⁾。現在、30 GHzまでを目標とした高感度の透磁率・誘電率測定法を開発中で、これを通して5G端末等を搭載した低ノイズドローンの開発とその無線性能確保のための研究開発に貢献したい。

謝辞 2項で報告した研究は、神戸大学(永田真教授ら)、東北大学(石山和志教授、畠山賢介氏、杉本諭教授、藪上信教授、鳥光慶一教授ら)、東北学院大学(石上忍教授ら)、昭和飛行機(沖米田也恭之氏ら)、トーキン(近藤幸一氏ら)、UTI(中村篤氏ら)およびKDDI(杉田博司氏ら)との共同研究であり、深謝します。本研究の一部は総務省電波資源拡大のための研究開発(JPJ000254)によって実施した成果を含む。

参考文献

- 1) 三省堂 大辞林 第三版, 2006. 2) 有線電気通信設備令 第一条 九(昭和二十八年政令第百三十一号), 1953.
- 3) 電波法 第百条 一 二(昭和二十五年法律第百三十一号), 1950. 4) 山口正洋, 他, 電子情報通信学会論文誌 B J101-B(3), 204-211, 2018. 5) M. Yamaguchi, et al, Proc. EMC Compo 2019, 231-233, 2019. 6) M. Aoi, et al, IEEE EMC SI&PI, W1-WE-PM-B-3, 2020. 7) IEC DTR 63307, 2020.

人工磁気格子の基礎と応用に関する研究

井上 光輝

(国立高等専門学校機構、豊橋技術科学大学)

Fundamentals and applications of artificial magnetic lattices

Mitsuteru INOUE

(National Institute of Technology, Toyohashi University of Technology)

はじめに

サブミクロンからナノスケールの磁気的な周期構造媒体を伝搬する光（電磁波）やスピン波は、位相干渉によりバンドギャップなどのユニークな性質と、連続体にはない磁気的機能を併せ持つ。我々は、光（電磁波）の場合は磁性フォトニック結晶（Magnetophotonic crystal: MPC）⁽¹⁾、スピン波の場合はマグノニック結晶（Magnonic crystal: MC）⁽²⁾と称するこれら磁気的不連続媒体を「人工磁気格子（Artificial Magnetic Lattice, AML）」として、その基礎的性質とデバイス・システムへの応用を調べてきた。本稿では、その結果の一部を紹介する。

人工磁気格子

可視域で透光性に優れる希土類鉄ガーネット（例えば Bi 置換 YIG, Bi:YIG）は、ファラデー回転角 θ も大きく、光磁気デバイスなどでよく利用される基盤材料である。Fig. 1 (a) に示すように、100 nm 厚程度の Bi:YIG 膜を SiO₂/Ta₂O₅ 誘電体ミラーでサンドイッチした AML では、Fig. 2 に示すように、バンドギャップ中の 700 nm 付近の波長で光局在化により透過率・ファラデー回転角が増大する。この光局在波長は、構成材料の厚さを制御することで比較的広い範囲でシフトできるので、利用する光波長に応じた材料設計ができる。一方、Fig. 1 (b) は Si 基盤に周期的な穴を形成し、その中央に Bi:YIG ロッドを挿入したものであるが、このような構造の AML は光導波路サーキュレータ機能をもつ⁽³⁾。これらの機能は、磁性体中の固有モードである左右円偏波の位相干渉により発現するので、構造の工夫や高次元化によって、連続体では困難な機能実現を図ることができる。

Fig. 3 は、光位相干渉像であるホログラムをアモルファス TbFe 垂直磁化膜に熱磁気書き込みで記録した例である。この像は、磁化分布に顕著な空間的周期性はないが、位相情報をもつ AML と考えることができる。実際、後述するように、磁気ホログラムの原像に立体を用いると、磁気光学的な光回折により空間に立体像の再生ができる。

上述した光で発現する機能は、磁性体固有の波動であるスピン波についても発現する。これは 1980 年代には既に知られていて⁽⁴⁾、周期的な溝をもつ YIG 媒体を伝搬する静磁波の伝送フィルタが示されている。微細加工技術の進展に伴って、数 nm スケールの構造が得られるようになり、波長の短いスピン波を制御して後述するスピン波ロジック回路などを実現しようとする試みがなされてきた。

周期的な溝構造をもつ AML では、端面に発生する磁荷によりローカルな内部磁場が変調を受ける。磁化方位によって、したがって伝搬するスピン波のモードによって効果が異なるので、われわれはこの難点の少ないプレーナ構造をもつ AML を調べてきた。Fig. 4 はその一例として、YIG 単結晶基盤の上に Cu 膜を周期的に形成したスピン波の 1D AML である⁽⁵⁾。膜面に垂直に磁場を印加することで、前進体積モードのスピン波が伝搬する。Fig. 5 に示すように、Cu 周期構造を有する AML では 1.8 GHz 付近にバンドギャップが発現しており、この構造を用いることでスピン波の流れ制御ができることを示唆する。

応用

われわれは、上述した AML の機能を利用した磁気デバイス・システムへの応用を試みてきた。光を制御する AML では、空間光の振幅や位相を高速に変調できる空間光変調器（MOSLM）の実現を目指したが、単結晶磁性ガーネットを用いたものでは Fig. 6 に示すような試作品が得られているものの、AML では駆動

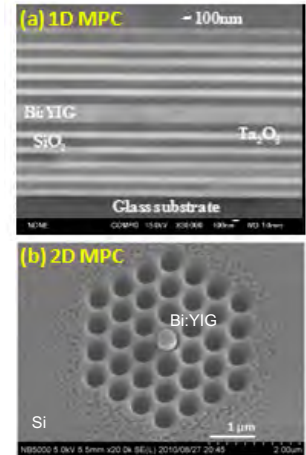


Fig. 1 Examples of the (a) 1D and (b) 2D MPCs.

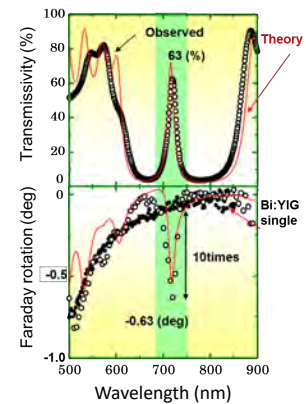


Fig. 2 Wavelength spectra of transmissivity (above) and Faraday rotation angle (below) of the 1D-MPC.

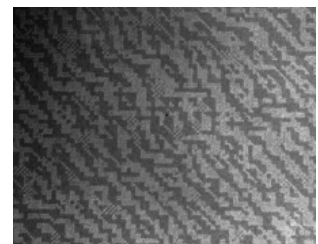


Fig. 3 Magnetic hologram written in an amorphous TbFe thin film with perpendicular magnetization.

の難しさもあり、完全なものは得られていない。

個々のピクセルを駆動する MOSLM とは別に、極めて多くのピクセルを熱磁気書き込みで制御して立体画像を空間に表示するシステムについては、ラポベースのものが得られている。Fig. 7 はアモルファス TbFe 膜を用いた例であるが、これを AML にすると 4 桁近い光効率の向上を確認した⁽⁶⁾。

また、原理的にはよく似ているが、体積磁気ホログラムを用いた情報記録システムについても調べ、ピクセル数は少ないもののエラーゼロの記録再生や、AML 構造を用いることで情報再生時の回折効率が 7 倍以上向上することが分かっている⁽⁷⁾。

スピン波 AML については、スピン波ロジック回路の実現を目指している。Fig. 8 は単結晶 YIG 導波路を用いた 4 ポートロジックゲートである⁽⁸⁾。この素子では、Port 3 と記した Control ラインの信号によって、Port 1, Port 2 の信号間の AND あるいは OR 計算ができる。現在、この原理に基づき、2D 構造を有する AML でスピン波を導波するスピン波ロジック回路や、これに非線型位相シフトを組み合わせた位相制御型の素子形成を試みている。

この他、AML の機能を用いた高出力 Q スイッチ小型レーザ素子⁽⁹⁾や、AML 構造体の中でのプラズモンとの相互作用によるセンシング素子への応用などについても進めており、その結果については別の機会に報告する予定である。

謝 辞

共同して研究を行ってきた内田裕久氏、林攀梅氏、中村雄一氏、後藤太一氏（豊橋技科大）、高木宏幸氏（現 Panasonic）、A. Baryshev 氏、豊橋技科大磁性研究室博士研究員諸氏、卒業生・学生諸氏に深謝する。本研究の一部は、JSPS 科研費（基盤(S) 17106004, (A) 23246060, (A) 23246061, (S) 26220902, (A) 26249041, (A) 15H0240, (A) 19H00765）、JST PRESTO（形とはたらき、素材・デバイス・システム融合による革新的ナノエレクトロニクスの創成）、CREST（高性能情報処理技術）、MEXT キーテク事業（ナノテク・材料）などを受け実施したものである。

参考文献

- (1) M. Inoue et al. (eds.), "Magnetophotonic crystals: From Theory to Applications," Springer Series in Mat., 2013.
- (2) 岩場雅司, 藤原早希, 関口康爾, 日本磁気学会論文特集号, Vol. 4, pp.18-22, 2020.
- (3) A. Wang and S. Fan, Opt. Lett., Vol. 30, pp.1989-1991, 2005.
- (4) M. S. Sodha and N. C. Srivastava, "Microwave Propagation in Ferrimagnetics," Plenum Press, 1981.
- (5) N. Kanazawa, T. Goto, M. Inoue, et al., Sci. Rep. 6, 30268, 20116.
- (6) N. Nakamura, H. Takagi, M. Inoue et al., Appl. Phys. Lett., 108, 022404, 2016.
- (7) R. Isogai, Y. Nakamura, M. Inoue et al., Opt. Express, 24, 522, 2016.
- (8) N. Kanazawa, T. Goto, M. Inoue et al., Sci. Rep. 7, 7898, 2017.
- (9) R. Morimoto, T. Goto, M. Inoue et al., Sci. Rep. 7, 15398, 2017.

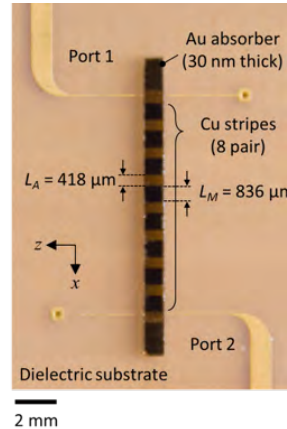


Fig. 4 1D-AML for spin waves composed of periodic Cu stripes formed on YIG single crystal.

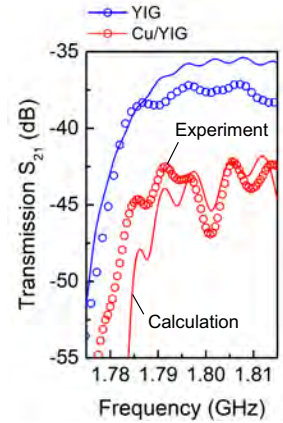


Fig. 5 Transmission spectrum of the volume forward spin wave travelling in the 1D-AML in Fig. 4.

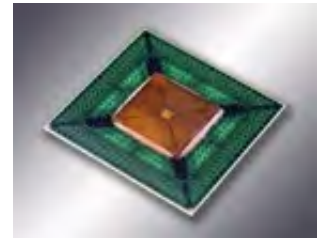


Fig. 6 MOSLM with Fe garnet single crystal film (FDK).

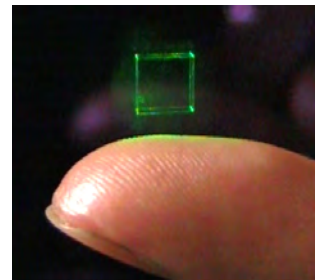


Fig. 7 Holographic 3D image reconstructed with TbFe amorphous thin film.

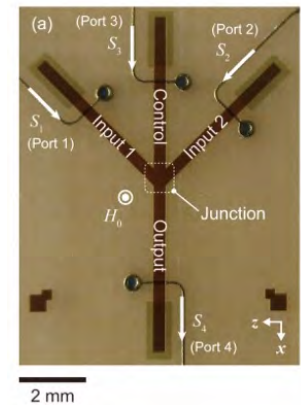


Fig. 8 Four-port spin wave logic gate with YIG single crystal waveguide.