

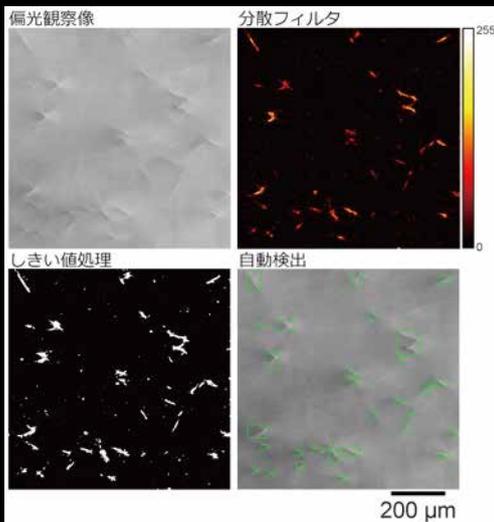
Materia Japan

まてりあ Vol.63

MTERE2 63 (10) 683~750 (2024)

No.10

2024



インタビュー 金属研究にかける夢

- 偏光観察によるパワー半導体基板の欠陥可視化
- 高耐熱性ハイエントロピー合金の力学特性の起源
- 成形性・放熱性・耐食性に優れた Mg 合金の開発

金属材料実験の手引き 2. 特性の計測評価
2-3 磁気特性の計測と解析
2-3-2 磁気測定の実用：動的磁化測定（原理）

- What's 技術士？
- “あのころ” のまてりあ
- 思い出の教科書，この一冊！

ひらめきときらめきで

今日を超える明日を創る

近代から現代に至るまで、

産業の発達を根底から支え続ける貴金属。

これからも新しい領域を拓いていきます。

あなたのチャレンジをサポートします。



募集 | 2024年度 貴金属に関わる研究助成金

貴金属が関係している
テーマであれば応募可能

助成金は奨学寄附金
扱いになります

研究や成果を
拘束することはありません

募集要項

田中貴金属記念財団では、「ひらめきときらめきで、今日を超える明日を創る」をキャッチフレーズとして、持続可能な未来づくりに貢献できる研究・開発テーマを募集します。

応募資格 国内の教育機関あるいは公的研究機関に所属されている方

募集期間 2024年9月2日(月)～2024年11月30日(土)

研究助成金 総額 2000万円

Umekichi Tanaka Award 1000万円

Ichiro Tanaka Award 300万円

Innovative Precious Metals Award 100万円

KIRAMEKI Award* 100万円

HIRAMEKI Award 30万円

*2024年4月1日時点において37歳以下の方を対象とします

主催者 一般財団法人 田中貴金属記念財団

お問い合わせ先 「貴金属に関わる研究助成金」事務局

E-mail:joseikin@ml.tanaka.co.jp

〒103-0025

東京都中央区日本橋茅場町2-6-6

田中貴金属工業株式会社

新事業開発統括部 企画推進S 内

田中貴金属記念財団

詳細はこちら▶

<https://tanaka-foundation.or.jp>



10

2024
Vol.63
No.10

まてりあ

インタビュー	金属研究にかける夢 三浦永理	683
最近の研究	偏光観察によるパワーデバイス SiC 基板の結晶欠陥可視化 原田俊太 村山健太	687
	半導体基板中の結晶欠陥を偏光観察により可視化、パワーデバイスの信頼性向上に貢献する新技術を紹介。	
	高耐熱性ハイエントロピー合金の特異な力学特性の起源 都留智仁 韓 恕 陳 正昊 ロブゼンコ イバン 乾 晴行	695
	BCC 構造を持つ高耐熱性ハイエントロピー合金の特異な力学特性(強度-延性バランス、脆性-延性遷移、滑り特性)の起源を実験と計算から解明。	
	優れた室温成形性と放熱性ならびに耐食性を有する新規マグネシウム合金の開発 Bian Mingzhe 千野靖正	703
	マグネシウム合金板材の室温成形性、放熱性、耐食性を改善するための研究開発事例について紹介。汎用マグネシウム合金よりも優れた室温成形性と耐食性とアルミニウム合金に迫る放熱性を実現！	
実学講座	金属材料実験の手引き 2. 特性の計測評価 2-3 磁気特性の計測と解析 2-3-2 磁気測定の実用：動的磁化測定(原理) 小野寺礼尚 喜多英治	710
What's 技術士?	金属部門の技術士資格を持つ零細企業の社長の取り組み 橋本英樹	719
"あのころ"のまてりあ	談話室「オリンピックと冶金学」4巻4号(1965)275頁 三井好古	722
思い出の教科書、この一冊!	“Basic Solid State Chemistry Second Edition” Anthony R. West(著) 佐藤豊人	724
本会記事	会告	725
	支部行事	732
	会誌・欧文誌10号目次	742
	次号予告	743
	掲示板	743
	新入会員	745
	行事カレンダー	746

まてりあ・会誌・欧文誌の投稿規定・投稿の手引・執筆要領、入会申込書、刊行案内はホームページをご参照下さい。
<https://jim.or.jp/>

今月の表紙写真 偏光観察像への自動検出アルゴリズムの適用結果。(原田俊太 村山健太 著 693頁 図11より掲載)

表紙デザイン：ビーコン コミュニケーションズ株式会社 グラフィックスタジオ

複写をご希望の方へ

本会では、複写複製に係る著作権を学術著作権協会に委託しています。日本を除く国・地域で当該利用をご希望の方は、学術著作権協会ホームページ (<https://www.jaacc.org/en/>) にて、申請先をご確認下さい。複写以外の許諾(著作物の引用、転載、翻訳等)に関しては、本会へ直接お問い合わせ下さい。

Materia Japan

Volume 63 Number 10 October 2024

Contents

- Interview** Striving towards Dreams on Metal Research Eri Miura-Fujiwara 683
- Regular Article**
- Recent Research**
- Polarized Light Observation for Visualization of Crystalline Defects in SiC Wafers for Power Device Applications
Shunta Harada and Kenta Murayama 687
- Origin of the Unique Mechanical Properties of Refractory High-Entropy Alloys
Tomohito Tsuru, Shu Han, Zhenghao Chen, Ivan Lobzenko and Haruyuki Inui 695
- Development of a New Magnesium Alloy with Excellent Room Temperature Formability, Heat Dissipation,
and Corrosion Resistance Mingzhe Bian and Yasumasa Chino 703
- Practical Courses**
- Experimental Guides for Metallic Materials: 2. Measurement and Evaluation of Material Properties
2-3 Measurement and Analysis of Magnetic Properties :
2-3-2 Introduction of Advanced Magnetometry: Basic of Dynamic Measurement (Fundamental Principles)
Reisho Onodera and Eiji Kita 710
- What's the Professional Engineers?**
- The Initiatives of a Small-Scale Company President with Professional Engineer Hideki Hashimoto 719
- Materia Japan in Those Days**
- Small Talks—Olympic and Metallurgy—, Vol. 4, issue 4 (1965), p.275 Yoshifuru Mitsui 722
- My Memorial Text Book**
- “Basic Solid State Chemistry Second Edition” by Anthony R. West Toyoto Sato 724

Published by THE JAPAN INSTITUTE OF METALS AND MATERIALS

1-14-32, Ichibancho, Aoba-ku, Sendai 980-8544, Japan

<https://www.jim.or.jp/journal/m/> (in Japanese)

©2024 The Japan Institute of Metals and Materials

How to Obtain Permission

The Japan Institute of Metals and Materials authorized Japan Academic Association For Copyright Clearance (JAC) to license our reproduction rights of copyrighted works. If you wish to obtain permissions of these rights in the countries or regions outside Japan, please refer to the homepage of JAC (<https://www.jaac.org/en/>) and confirm appropriate organizations.

For obtained permission to quote, reproduce; translate, etc., please contact the Japan Institute of Metals and Materials directly in advance.

金属研究にかける夢

vol.1

歯科材料、生体材料の研究で、人の役に立つものづくりに挑戦する

三浦永理准教授 Eri Miura-Fujiwara

兵庫県立大学大学院工学研究科
材料・放射光工学専攻



インタビュー動画は
こちら



金属の幅広い特性を活かして、人の役に立つ材料をつくりたいと思っています。そのためには材料の開発だけでなく、金属の特性への理解と深掘りが不可欠だと思っています。金属は変幻自在なところが興味深く、温めたり、冷やしたり、叩いたり、他のものと混ぜたりすると、驚くほど性質が変化したりします。けれども、一旦出来てしまえば、基本的に永続的にその姿、性質が維持されます。柔軟性があるのに、全く変化せず安定性が高く、そしてピカピカした美しい材料であるということが、私にとっては魅力的な研究対象です。



白い金属で効率的に歯の色に近づける

名古屋工業大学から東北大学大学院工学研究科に進学した際には高温材料の研究をしていましたが、その後、ご縁があって歯学部助手(現在の助教)の職に就いたことにより、歯科材料の研究に携わり、生体材料としての金属を研究するようになりました。

現在、「白い金属」としてチタン合金のTiO₂コーティングの研究開発を進めております。チタンの酸化膜が白いことを利用し、インプラントなどの歯科材料に応用できる材料の研究を行なっています。もともとは助手として歯学部在籍していた時に、歯科医の先生から言われたことがきっかけに

なっています。その時に言われたのは「金属はとても優秀な歯科材料だけど、金属の色が歯の色と違いすぎる。白かったら、もっといいのに。」といった内容でした。その時には、(そんな金属は存在しない)と思っていたわけです。実際、純チタンの酸化物であるTiO₂は白の顔料として使われていますし、体に安全な物質ですが、脆くて剥がれやすいため、粉末の状態で使用します。ところが数年後、チタン合金の研究者から、合金なら白く、剥がれにくくて丈夫な酸化膜ができることを教えていただき、これは「白い金属」に使えるんじゃないか、となりました。この二つの出来事がつながって、歯科材料に適した白い金属の研究を進めています。

チタンの表面にはもともと不動態皮膜という薄い酸化膜ができていますが、この酸化膜を熱、電解、大気圧プラズマなどで処理すると、酸化膜が厚くなり白く変化します。用途に応じていずれかの方法でチタンの表面を白色化させ、その上に歯科材料のセラミックスを被せていく方法で、よりインプラントなどの製作工程を効率化することができると考えております。

人工歯の作り方は色々ありますが、歯科技工士が手作業で金合金やチタンにセラミックスを何層も重ねて製作するものがあります。自分の他の歯と似た色調や質感を出すために、金属地の上に何層もセラミックスを重ねて都度焼き固めていきます。1つの義歯を作るのに、セラミックスを焼き固める作業を4,5回以上行います。現在行われている一般的な工程では、最初、金属地の色を隠す目的で白色度の高い不透明なセラミックスを載せ、最後は透け感のあるセラミックスを使って本当の歯のように仕上げていきます。しかし、最初から金属地が白色であれば、このセラミックスを焼き固める工程を減らすことができるでしょう。

医療に関わる材料は認可までの膨大な時間がかかるため、実際にこれを産業化するにはまだまだ長い道のりがありますが、研究者として、人に役立つものづくり、そして実際に使われる材料をつくりたいと思っています。



生体材料の摩耗と腐食の関係性

また、生体材料が体内でどのように摩耗したり、腐食したりするのかを解明するため、人工体液中でチタンやマグネシウムを摩耗させ、腐食と摩耗の相互作用を解析しています。現在、生体材料として金属が多く使われていますが、これらの材料がさらに進化すれば、劣化した生体材料を取り替える手術を減らしたり、摩耗によって発生した金属粉が人体に悪影響を及ぼしたりすることを食い止めることができます。

体内の環境を模した人工体液中にチタンを浸し、骨と似た材料と擦り合わせて、どのように腐食や摩耗が進むのかを観察します。チタンは錆びにくい上に金属アレルギーが起きにくく、軽くて強い非常に優秀な生体材料ですが、逆に弾性率(剛さ)が高すぎるために骨折部の補強に使うと周辺の骨が痩せてしまうなどの問題もあります。また、体内で何らかの理由でチタンが削られると摩耗粉が発生し、これが体内で悪さをします。金属側の摩耗現象をまずは正しく理解することで、よりよい生体材料をつくることができると考えています。チタンが錆びにくいのは酸素と親和性が高く、表面に不動態皮膜という強く薄い酸化膜をすぐに作るからで、チタンの表面が摩耗されてその不動態皮膜が壊されても摩擦を止めると数秒から十数秒でまた不動態皮膜ができます。面白いことに、不動態皮膜が再形成される暇が無いほど速く摩擦すると、強い力で擦るより、弱い力で擦るとむしろ腐食の影響で摩耗が大きくなるのが解りました。

一方で、マグネシウムは錆びやすく、塩化物イオン等が含まれる水に入れるとすぐに腐食されて溶けてしまいます。この時水素ガスが発生するため、水素の製造にもマグネシウムが使われます。生体材料としては、チタンとは正反対のこの性質を利用し、体内で溶ける生体内溶解性材料として利用が考えられています。例えば、折れた骨を固定する骨プレート等、骨が付くまでの期間限定で使用するものであれば、逆に体内で溶けてそのまま吸収されますので、取り出す手術が不要となり、人体への負担を減らすことができます。

金属には様々な可能性があります。それを使うと今よりも便利になったり、より安全になったり、効率良く製品ができたり、より安価にものが作れたり、そんな「人の役に立つ材

料」をどうやって作るか?が、金属材料研究者のものづくりの視点の一つだと思います。解決するには材料がなぜその性質を示すのかも知らなければなりません。ものづくりと、現象解明の両方に取り組みながら、人と異なることをターゲットにするユニークな研究者でありたいと常に思っています。



金属研究者たちと切磋琢磨できる場—日本金属学会—

日本金属学会は私のホーム学会で、研究に関する情報を収集したり、志を同じくする研究者に出会える貴重な場です。年に2回の講演大会には、できる限り毎回参加するようにしています。金属分野の様々な研究者の講演を聞いたり議論をすることで、新しいことを知ることができたり、新しい研究アイデアが湧いたりするのは勿論ですが、同時に面白い!とワクワクしたり、そんなスゴイ研究してるんだ、と焦ったり、もっと頑張ろうと自分を鼓舞したりと、いろんな感情が湧いてきます。同じ分野の研究者の取り組みはとても刺激になるので、講演が終わった後の休憩時間中や、懇親会の時にさらに話を聞き、それが共同研究に繋がったりするのも醍醐味の一つです。こうした切磋琢磨できる環境を作ってくれるのが日本金属学会の価値だと思います。また、講演大会は半年に一度の同窓会のように毎回楽しみにしています。



男女格差の unconscious bias (無意識の偏見) を乗り越える

長らく、兵庫県立大学のダイバーシティ推進室と、日本金属学会と日本鉄鋼協会の合同企画の男女共同参画委員会の委

員を務めております。日本におけるアカデミアの金属材料分野や鉄鋼・非鉄産業には長い歴史と伝統があり、それ故に旧態依然とした男性社会から抜けだせない分野であることは否めないと思います。しかし若い頃は、私自身は女性であることでデメリットを感じたことはほとんどなく、むしろ女性研究者であることが分野的に珍しいが故に、多くの方から顔と名前を覚えていただき、声をかけていただくことが多かったことは逆にメリットだと思っています。ただ、それでもやはり「女性だから」と体力的なことなどを理由にチャレンジを控えてしまったり、あるいはさせてもらえないということが学生時代などにあったように思えます。

「女性だから」「男性だから」という unconscious bias (無意識の偏見) を学生に対して教員側が持たないことで、女子学生が自由に活躍できる場をつくる環境を目指しています。また、女性自身も自分自身に偏見を持たず、やりたいと思ったことになんでも挑戦してほしいですし、教育現場、学会、分野が金属研究に取り組む人を性別に関わらず受け入れ、一緒に頑張る環境をつくるべきだと思っています。

私は環境に恵まれており、結婚や出産には家族のサポートがあり、研究者との両立ができています。男女共同参画の推進には、周りの人の理解とサポートが欠かせないと感じています。ただ、研究をするにあたっては、男女の格差は一切ないと思っているので、これからの未来をつくる学生さん、特に女性の皆さんには思ったことになんでも挑戦してみてくださいと心から思っています。アカデミックでも、企業の研究職でも自分の分野を突き進めば、そこに居場所ができるはずで

Profile 三浦 永理 博士(工学)

兵庫県立大学大学院工学研究科 材料・放射光工学専攻 准教授
名古屋市出身

Researchmap: <https://researchmap.jp/read0055302>

- 1994年 名古屋工業大学工学部材料工学科 金属材料コース 卒業
- 1996年 東北大学大学院工学研究科 材料加工学専攻 博士前期課程 修了
- 1999年 東北大学大学院工学研究科 材料加工学専攻 博士後期課程 修了 博士(工学)学位取得
- 1999年度～2009年度 長崎大学歯学部生体材料学講座(旧歯科理工学講座)助手(2008年より助教)
- 2005年～2006年 Oak Ridge National Laboratory, MST division, X-ray and Thin film Physics Group 客員研究員
- 2009年度～2011年度 名古屋工業大学 機械工学科 傾斜機能材料研究所 渡辺研究室 特任准教授
- 2011年度～兵庫県立大学 大学院工学研究科 物質系工学専攻 マテリアル・物性部門 材料設計学講座 准教授
- 2015年度～学科改編により材料・放射光工学専攻に所属変更
- 2022年9月～材料界面機能研究グループ立上げ

- 兵庫県立大学ダイバーシティ推進室 本部推進員(2021～)
- 兵庫県立大学男女共同参画室 副室長(2016～2020)
- 兵庫県立大学女性研究者支援室 室長(2015)

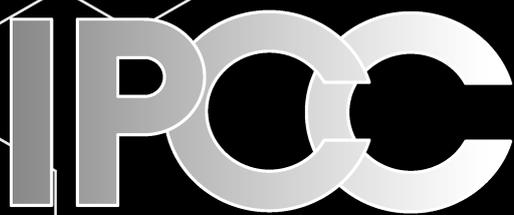
〈日本金属学会活動〉

- 日本金属学会・日本鉄鋼協会男女共同参画委員
- 日本金属学会・日本鉄鋼協会男女共同参画委員長(2021)
- 日本金属学会・日本鉄鋼協会男女共同参画副委員長(2022)

本インタビューは2023年11月の内容で、本会ホームページにも掲載されております。

https://jimmm.jp/activities/f_research/vol_01.html

本内容に関するお問い合わせは、日本金属学会までご連絡をお願いいたします。



一般財団法人
工業所有権協力センター
Industrial Property Cooperation Center

知財経験不問
先端技術リサーチャー募集!

企業研究者、大学教員、ポスドクや
Ph.Dの次の活躍の場として!

あなたの技術知識を
活かしてみませんか?

先端技術リサーチャー3つの注目ポイント

- 01 自身の研究で培った知識を最大限発揮できる!
- 02 最先端技術に触れ、さらなるスキルアップができる!
- 03 長く安定して働くことができる!



勤務地	木場オフィス:東京メトロ東西線「木場駅」(東京(大手町駅から)7分) ※在宅勤務も一部可(在宅勤務拡充に向けて検討中) ※転勤なし
勤務時間	フレックスタイム制
処遇等	①年収約650万円(設定業務量を達成した入団3年目の年収) ②通勤手当(新幹線通勤可)、単身赴任手当、住宅手当 ③社会保険・労働保険 完備 ④休日・休暇【年間休日120日以上】
問合せ先	人材開発センター 開発部 採用課 TEL 03-6665-7852 E-mail ipcc-jin@ipcc.or.jp

採用情報は
こちら
↓



M/A、エネルギー関連材料、機能性セラミックス、環境リサイクル、電気電子材料等の開発に不可欠な

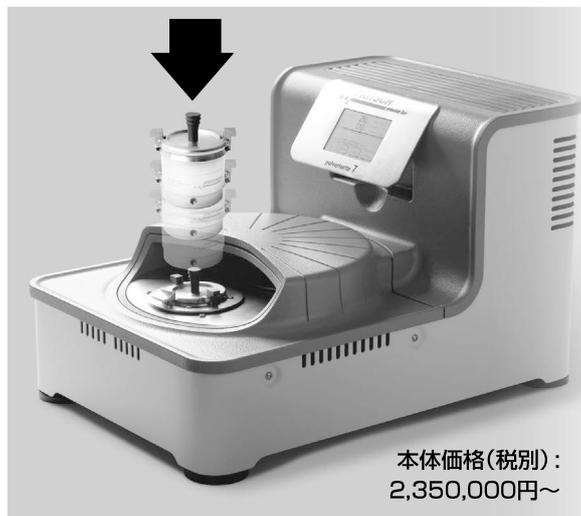
ドイツ フリッチュ社製遊星型ボールミル

“NANO領域” PREMIUM LINE P-7.

明日の遊星型ボールミルはこれだ。

特色

1. 弊社Classic Line P-7と比べて250%の粉碎パワーUP
自転：公転比率：1：-2. MAX 1,100/2,200rpm
粉碎エネルギー：MAX 94G(Classic Line P-7では46G)
2. 容器を本体に内蔵。
外部に飛び出す危険性は皆無に。
3. 容器のサイズは20, 45, 80ccの3種類。
雰囲気制御容器も多数用意。
4. 容器のセット、取り出しも極めて容易に。



本体価格(税別)：
2,350,000円～

容器がセットされる様子。

CLASSIC LINE 遊星型ボールミル P-5/4, P-6, P-7

premium lineと並んで従来どおりの遊星型ボールミルトリオも併せてご提供いたします。



CLASSIC LINE 雰囲気制御容器一例

遊星型ボールミルの パイオニア



本体価格(税別)：
3,000,000円～

フリッチュ社の技術で 容器1個で遊星型に



本体価格(税別)：
1,350,000円～

微量の試料を 対象に



本体価格(税別)：
1,450,000円～

●通常の容器、雰囲気制御容器ともボールも含めて次ぎの材質を御使用いただけます。メノウ、アルミナ、ジルコニア、チッカ珪素、ステンレス、クローム、タングステンカーバイト、プラスチックポリアミド ●容器のサイズ。500, 250, 80, 45, 12cc。 ●乾式のみならず湿式での粉碎が可能。またISO9001, TUEV, CE等の国際安全基準をクリアー

カタログおよび価格表は弊社にお問い合わせください

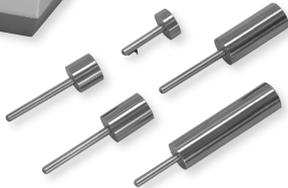
フリッチュ・ジャパン株式会社

本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-2-7
福岡営業所 〒819-0022 福岡市西区福重5-4-2

info@fritsch.co.jp <http://www.fritsch.co.jp>

Tel (045)641-8550 Fax (045)641-8364
Tel (06)6390-0520 Fax (06)6390-0521
Tel (092)707-6131 Fax (092)707-6131

**研磨機・切断機
期間限定キャンペーン中!!**
詳細はお問い合わせください。



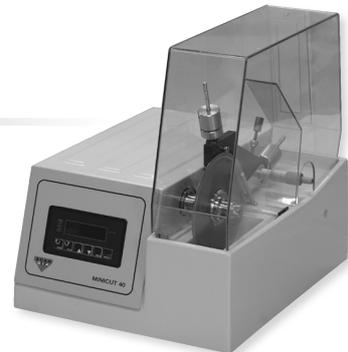
自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

ヨーロッパ伝統の重錘を使った昔ながらのシンプルにして堅牢な研磨機。必要最低限の機能のみを搭載。それが経済的な価格を生み出しました。

- φ200mmの研磨盤対応
- 重錘はφ25mm、φ30mmの試料で3個、φ38mmの試料には2個一度に研磨可能
- 研磨盤回転数は40~600rpm、1rpm毎に設定可能
- 本体、PVC製研磨盤、バフを含めて定価100万円(税別)

精密切断機 MINICUT 4000

- 低速で試料にストレスを与えず
- 50~1,000rpmの広い範囲での設定可能
- 切断位置はマイクロメーターで±0.01mmで設定可能
- ダイヤモンド、CBN、SIC製の切断刃を用意



試料埋め込み材料、アクセサリ



SCANDIA社の消耗品は極めて高い評価をいただいております。その代表作がSCANDIQUICKです。

- 試料への密着性が高い常温硬化剤。硬化時間はわずか5分
 - 構成は粉末硬化剤と液体硬化剤。これを10:6の比率で混合
- その他各種有効な消耗品を用意しております。

カタログおよび価格表は弊社にお問い合わせください

フリツシュ・ジャパン株式会社

本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-2-7
福岡営業所 〒819-0022 福岡市西区福重5-4-2

info@fritsch.co.jp <http://www.fritsch.co.jp>
Tel (045)641-8550 Fax (045)641-8364
Tel (06)6390-0520 Fax (06)6390-0521
Tel (092)707-6131 Fax (092)707-6131



CMはコチラ!



すごい未来 特殊鋼と行こう!

日本金属学会発行誌 広告のご案内

まてりあ（会報）

前付) 1色1P ¥100,000 (税別) 1/2P ¥60,000 (税別)

後付) 1色1P ¥95,000 (税別) 1/2P ¥55,000 (税別)

※表紙回り、カラー料金等お問い合わせ下さい。

春・秋期講演大会プログラム

後付) 1色1P ¥70,000 (税別) 1/2P ¥40,000 (税別)

広告ご掲載についてのお問い合わせ・お申込み

株式会社 明報社

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4 友野本社ビル

TEL (03) 3546-1337 FAX (03) 3546-6306

E-mail info@meihosha.co.jp HP www.meihosha.co.jp

JIMM Interviews

日本金属学会に所属する研究者の声を届けます

フロントランナー

Vol.01：宝野 和博先生

Vol.02：乾 晴行先生

Vol.03：coming soon...

未来を担う研究者たち

Vol.01：井田 駿太郎先生

Vol.02：松垣 あいら先生

Vol.03：coming soon...

金属研究にかける夢

Vol.01：三浦 永理先生

Vol.02：coming soon...

ユース・学生会員たちの挑戦

Vol.01：稲場 千怜さん

Vol.02：coming soon...

未来を担う研究者たち



次世代超高温材料の創生を目指して
井田 駿太郎先生

フロントランナー



金属材料の微細構造と特性の関係を理解し、
ものづくりに貢献する
宝野 和博先生

金属研究にかける夢



歯科材料、生体材料の研究で、人の役に立つ
ものづくりに挑戦する
三浦 永理先生

ユース・学生会員たちの挑戦



東京都立科学技術高等学校
稲場 千怜さん

未来を担う研究者たち



生物が持つ仕組みを活かして失われた体の機能
を修復する

フロントランナー



原子の配列とランダム性を見極め、金属材料
の強度・靱性を両立
乾 晴行先生

* 本会ホームページに掲載しております。是非ご覧ください。
<https://jimm.jp/activities/interviews.html>

偏光観察によるパワーデバイス SiC 基板の結晶欠陥可視化

原田 俊太* 村山 健太**

1. はじめに

シリコンカーバイド(SiC)は、広いバンドギャップ、高い絶縁破壊電界強度と熱伝導率を有するため、パワーデバイス材料として有望な材料であり、新幹線 N700S 系をはじめとする電鉄車両や、一部の電気自動車に搭載されるなど、その社会実装が進んでいる⁽¹⁾⁽²⁾。SiC は、同一の組成でありながら多様な積層構造をとる結晶多形を示す物質である。3C, 4H, 6H, 15R など多数の多形が存在することが報告されているが、特に 4H-SiC はバンドギャップが 3.27 eV と大きく、移動度も比較的高いため、SiC パワーデバイスの研究開発は 4H-SiC を中心に進められている⁽³⁾。SiC パワーデバイスには、昇華法により製造された 4H-SiC 単結晶基板上に、化学気相成長(CVD)法を用いてエピタキシャル膜が成長されたものが使用されている⁽⁴⁾。パワーデバイス用 4H-SiC 基板の表面は、(0001)から $[11\bar{2}0]$ に 4°傾斜した面となっており、このようなオフ基板を用いることによって、エピタキシャル膜をステップフロー成長させ、4H 多形を安定化させることが可能である⁽⁵⁾。昇華法では、原料となる SiC 粉末を 2000°C 以上の高温において昇華させ、種結晶上に結晶成長を行う。昇華法により作製された 6 インチの基板が現在主流であり、8 インチ基板の製造も進められている。昇華法 SiC 結晶の品質は着実に向上しているが、無転位の結晶製造法が確立されている Si と比較すると、多数の結晶欠陥が含まれている。これらの結晶欠陥はエピタキシャル層に伝播し、パワーデバイスの性能や信頼性、生産性に悪影響を及ぼすことが知られている。表 1 に 4H-SiC 基板に含まれる結晶欠陥とデバイス特性への影響をまとめたものを示す。マイクロ

表 1 SiC 基板に含まれる結晶欠陥とデバイス特性への影響。

種類	バーガースベクトル	転位線	デバイスへの影響
マイクロパイプ(MP)	$nc(n>3)$	c	耐圧劣化
貫通らせん/混合転位(TSD/TMD)	$c(+a)$	c	歩留り・信頼性低下
貫通刃状転位(TED)	a	c	
基底面転位(BPD)	a	on(0001)	バイポーラ劣化

ロパイプ(Micropipe: MP)は、大きな c 成分のバーガースベクトルを持つ転位で、その転位芯が中空状になったホローコア転位であり、耐圧性の劣化を引き起こす致命的な欠陥であることが知られているが、近年の結晶成長技術の進展により、MP の密度はほぼゼロとなっている。このほかに、 c 成分のバーガースベクトルを有し、概ね c 軸方向に伝播する貫通らせん転位(Threading screw dislocation: TSD)、 a 成分のバーガースベクトルを有する貫通刃状転位(Threading edge dislocation: TED)、(0001)面上の基底面転位(Basal plane dislocation: BPD)などが存在する(図 1)。TSD については、最近の研究で、ほとんどがバーガースベクトルに刃状成分を有することが報告されており⁽⁶⁾、本稿では、 a 成分を含まないものを貫通らせん転位、 a 成分を含むものを貫通混合転位(Threading mixed dislocation: TMD)と区別して呼ぶことにする。これらの転位が基板の品質にもよるが、 $10^2 \sim 10^4 \text{ cm}^{-2}$ のオーダーで市販基板には含まれている。また、TSD、TMD はその一部がリークを引き起こす場合があり、デバイスの生産性や信頼性の低下をもたらすことが報告されている⁽⁷⁾⁻⁽¹¹⁾。また BPD は、バイポーラデバイスにおいて順方向通電時にオン抵抗が上昇するバイポーラ劣化の起点となる

* 名古屋大学 未来材料・システム研究所; 准教授(〒464-8601 名古屋市中種区不老町)

** Mipox 株式会社次世代半導体プロジェクト; 課長

Polarized Light Observation for Visualization of Crystalline Defects in SiC Wafers for Power Device Applications; Shunta Harada* and Kenta Murayama** (*Institute of Materials and Systems for Sustainability, Nagoya University, Nagoya. **Mipox Corporation, Kanuma)

Keywords: SiC, GaN, compound semiconductor, crystalline defect, dislocation, power device, polarized light observation

2024年 5月10日受理[doi:10.2320/materia.63.687]

ことが知られている⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾。このようにデバイス特性に影響を及ぼす可能性がある結晶欠陥を多数含むSiCパワーデバイスでは、Siとは異なり、基板の欠陥評価・検査技術が極めて重要となる。

パワーデバイスとしての性能において重要となるSiCエピタキシャル層の欠陥評価に関しては、フォトルミネッセンス(Photo-luminescence: PL)法による評価法が確立しており、PL法を用いた欠陥評価は標準化されている。基板の欠陥評価については、熔融水酸化カリウム(KOH)によるエッチングやX線トポグラフィ法が用いられているが、非破壊でかつ短時間の検査が求められているため、我々は偏光を用いた光学観察に着目し、研究開発を進めている。

偏光観察による結晶欠陥をはじめとする結晶中の局所的な応力分布の観察については、1956年にBondとAndrusがSiの転位の応力場を報告して以来、SiCを含む様々な結晶に対して行われている⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁸⁾。図2に、直交ニコルでの偏光観察の模式図を示す。偏光観察は透過光を用いて、試料の前後に偏光板を配置して行われる。試料の手前の偏光板を偏光子(Polarizer)と呼び、検出器側を検光子(Analyzer)と呼ぶ。直交ニコルでの観察では、偏光子と検光子が直交するように配置される。この場合、試料が光学的に等方的であれば、検出器に光は届かないが、光学的な異方性を有すると、複屈折

により検出器に光が届くようになる。偏光観察による応力場の観察では、応力によって生じる光学的な異方性(光弾性)によってコントラストが生成する。この方法によって、SiC結晶のマイクロパイプなど比較的大きな応力場を観察できることが報告されているが、転位による小さな応力場を観察するのは困難であり、また、強度が弱いため露光時間が長くなる。そこで、我々は直交ニコルから検光子をわずかに回転させ観察を行ったところ(図2(c))、バックグラウンドの中で転位の位置に明暗のコントラストが生じることを見出した。本稿では、これらのコントラスト生成のメカニズムについて理論的に検討した結果と⁽¹⁹⁾、検光子をわずかに回転させた偏光観察によるSiC基板中の欠陥評価⁽²⁰⁾、更には開発したSiC基板の欠陥検査システム⁽²¹⁾⁽²²⁾について解説する。

2. 偏光観察像におけるコントラストの理論的検討

前述の通り、パワーデバイスSiC基板は(0001)から[1120]に4°傾斜しているため、応力がない場合にも光学的な異方性を有し複屈折が生じる。Z軸を入射方向(基板表面に垂直方向)、X軸を[1100]、Y軸をそれに垂直にとると、応力がない場合の屈折率楕円体の入射方向に垂直な断面の方程式は、下記のように表される。

$$B_1^0 X^2 + B_2^0 Y^2 + 2B_6^0 XY = 1 \quad (1)$$

$$B_1^0 = n_o^{-2} \quad (2)$$

$$B_2^0 = n_{\text{eff}}^{-2}(\theta) \quad (3)$$

$$n_{\text{eff}}(\theta) = \frac{n_o n_e}{\sqrt{n_o^2 \sin^2 \theta + n_e^2 \cos^2 \theta}} \quad (4)$$

ここで、 B_1^0 、 B_2^0 、 B_6^0 は比誘電率テンソルの逆数を、 n_o は通常光の屈折率、 n_e は異常光の屈折率、 θ はオフ角(4°)を表している。次に、応力が印可された場合を考える。ここでは、貫通刃状転位を想定し、転位線方向がZ軸方向の刃状転位による応力場 σ を考える。刃状転位では、 $\sigma_{yz} = \sigma_{zx} = 0$ であるため、

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ 0 \\ 0 \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} \quad (5)$$

となる。刃状転位による応力場が印可された結晶の屈折率楕円体の入射方向に垂直な断面の方程式は、下記のように表される。

$$B_1 X^2 + B_2 Y^2 + 2B_6 XY = 1 \quad (6)$$

$$B_m = B_m^0 + \Pi_{mn} \sigma_n \quad (7)$$

$$\Pi = \begin{pmatrix} p_{11} & p_{12} & p_{13} & 0 & 0 & 0 \\ p_{12} & p_{11} & p_{13} & 0 & 0 & 0 \\ p_{13} & p_{13} & p_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & p_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & p_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & p_{11} - p_{12} \end{pmatrix} \quad (8)$$

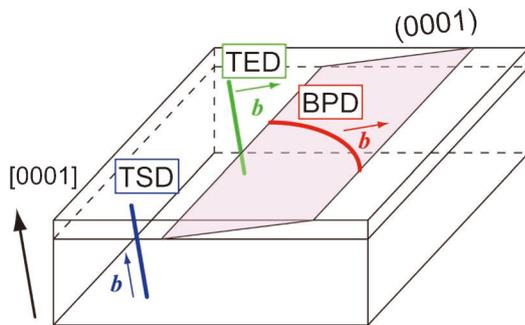


図1 SiC結晶中の転位の模式図。c成分のバーガースペクトルを有し、概ねc軸方向に伝播する貫通せん転位(TSD)、a成分のバーガースペクトルを有する貫通刃状転位(TED)、(0001)面上の基底面転位(BPD)。(オンラインカラー)

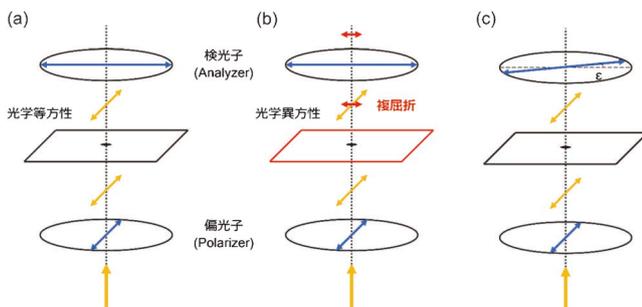


図2 直交ニコルで、(a)光学等方性結晶および、(b)光学異方性結晶を偏光観察した場合と、(c)直交ニコルから検光子をわずかに回転させた偏光観察の模式図。(オンラインカラー)

$$B_1 = B_1^0 + p_{11}\sigma_{xx} + p_{12}\sigma_{yy} + p_{13}\sigma_{zz} \quad (9)$$

$$B_2 = B_2^0 + p_{12}\sigma_{xx} + p_{11}\sigma_{yy} + p_{13}\sigma_{zz} \quad (10)$$

$$B_6 = (p_{11} - p_{12})\sigma_{xy} \quad (11)$$

Π は光弾性テンソルである。応力印可後の屈折率楕円体の主軸を決定する固有方程式は、以下のように記述される⁽²³⁾。

$$\begin{vmatrix} B_1 - \frac{1}{n^2} & B_6 \\ B_6 & B_2 - \frac{1}{n^2} \end{vmatrix} = 0 \quad (12)$$

式(12)を解くことによって、二つの屈折率 n_1 および n_2 を求めることができる。また、複屈折の大きさ $|n_2 - n_1|$ と主軸と X 軸のなす角 α は下記のように求められる⁽²⁴⁾。

$$|n_2 - n_1| = \frac{B_{\text{ave}}^{-\frac{3}{2}}}{2} [(B_2 - B_1)^2 + 4B_6^2]^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

$$2\alpha = \tan^{-1}\left(\frac{2B_6}{B_2 - B_1}\right) \quad (14)$$

ここで、 B_{ave} は、 B_1 と B_2 の平均である。図3は、応力印可前後の屈折率楕円体の入射方向に垂直な断面を表している。

次に、偏光子の偏光方向を X 軸方向に平行にし、検光子を ε だけ回転させ、直交ニコルからわずかにずらした条件で観察される光の強度を考えると、下記のように表される⁽²⁵⁾。

$$I = I_0 \left\{ \sin^2 \varepsilon + \sin 2\alpha \sin 2(\alpha - \varepsilon) \sin^2 \frac{\delta}{2} \right\} \quad (15)$$

ここで、 I_0 は、入射光の強度であり、 δ は、通常光と異常光の位相遅れ(レタデーション)であり、入射光の波長 λ と試料の厚さ Δl を用いて下記のように表される。

$$\delta = \frac{2\pi}{\lambda} (n_2 - n_1) \Delta l \quad (16)$$

応力印可による位相遅れは通常十分に小さいため、近似的に $\sin(\delta/2) = \delta/2$ が成り立つとすれば、式(13)、(14)、(16)より式(15)は次のように変形できる。

$$I = I_0 \left\{ \sin^2 \varepsilon + (4B_6^2 \cos^2 \varepsilon + 2B_6(B_2 - B_1) \sin 2\varepsilon) \frac{\pi^2 \Delta l^2}{4B_{\text{ave}}^3 \lambda^2} \right\} \quad (17)$$

ここで、光弾性による複屈折の変化はオフ角によって生じる

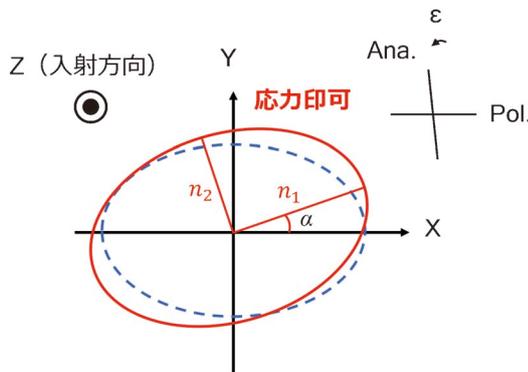


図3 応力印可前後の屈折率楕円体の入射方向に垂直な断面。(オンラインカラー)

複屈折に比べて十分小さいため、

$$B_2 - B_1 \cong B_2^0 - B_1^0 \quad (18)$$

$$B_{\text{ave}} \cong B_{\text{ave}}^0 = \frac{B_2^0 + B_1^0}{2} \quad (19)$$

$$B_6 \ll B_2^0 - B_1^0 \quad (20)$$

と考えることが可能である。最終的に検光子を直交ニコルからわずかにずらした条件における光の強度は、下記のように表される。

$$I = I_0 \left\{ \sin^2 \varepsilon + 2B_6(B_2^0 - B_1^0) \sin 2\varepsilon \frac{\pi^2 \Delta l^2}{4B_{\text{ave}}^3 \lambda^2} \right\} \quad (21)$$

式(21)の第一項は均一なバックグラウンドを生む項であり、第二項が応力に対応するコントラストの変化を生む項となる。第二項において応力に依存するのは、 B_6 のみであり、式(11)から、面内のせん断応力に比例することが分かる。したがって、直交ニコルからわずかにずれた条件では、偏光観察像は面内のせん断応力分布に対応すると考えられる⁽¹⁹⁾。

このことを確認するために、貫通刃状転位の面内せん断応力分布を計算し、実験像と比較を行った。図4にバーガースベクトルが $1/3[\bar{1}\bar{1}20]$ である貫通刃状転位の面内せん断応力分布を、異方性弾性論に基づき、報告されている弾性率から計算した結果を示す⁽¹⁹⁾⁽²⁶⁾。貫通刃状転位のバーガースベクトルの向きは、放射光 X 線トポグラフィ像におけるコントラストのパターンの違いから識別することが可能である⁽²⁷⁾。このため、同一箇所の放射光 X 線トポグラフィ像と偏光観察像を取得し、 $1/3[\bar{1}\bar{1}20]$ の貫通刃状転位の位置を特定することが可能である。図5に4°オフ SiC 基板の同一箇所の放射光 X 線トポグラフィ像と偏光観察像を示す。放射光 X 線トポグラフィは8.27 keV の単色光を用い、 $g = 11\bar{2}8$ の回折を用い、原子核乾板に結像した。X 線トポグラフィ像において(i)、(ii)の位置に貫通刃状転位のコントラストが存在する。(i)は真ん中に明点があり、その右上と左下に暗

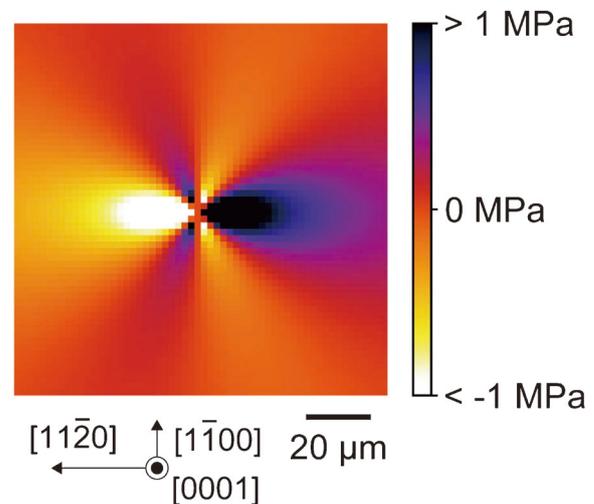


図4 バーガースベクトルが $1/3[\bar{1}\bar{1}20]$ である貫通刃状転位の面内せん断応力分布の計算結果。(オンラインカラー)

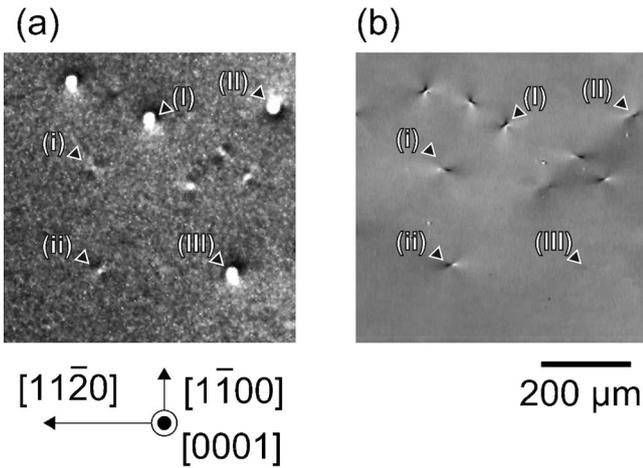


図5 4°オフ SiC 基板の同一視野における(a)放射光 X 線トポグラフィ像と(b)偏光観察像. 偏光観察と X 線トポグラフィを組み合わせることで, (I), (II) が貫通混合転位, (III) が貫通らせん転位と識別できる.

いコントラストがあるのに対して, (ii)では, 真ん中に明点があり, その左上と右下に暗いコントラストがあることが分かる. わずかな差ではあるがこのようなコントラストのパターンの違いから, (i)の貫通刃状転位のバーガースペクトルは $[\bar{1}\bar{1}20]$, (ii)は $[11\bar{2}0]$ と識別することができる. 同じ位置の偏光観察像(図5(b))を見ると, (i)は右側に暗いコントラスト, 左側に明るいコントラストであり, 図4の面内せん断応力分布とよく一致することが分かる. また, バーガースペクトルの向きが反対である(ii)の貫通刃状転位は, 右側が明るいコントラスト, 左側に暗いコントラストと, (i)を反転させたコントラスト形状となっている. 図6に6方向の貫通刃状転位の面内せん断応力分布の計算結果と, 偏光観察像を示す⁽²⁰⁾. コントラストが弱いものが一部存在するが, コントラストの形状は面内のせん断応力とよく一致していることが分かる. また, 最近の研究結果から, コントラストの強弱や一部のコントラスト形状の違いは, 貫通転位が入射方向から傾斜しているため生じていることが明らかとなっており, 転位の三次元的な配置を考慮に入れたシミュレーションを行うと, 実験像をさらによく再現することが明らかとなっている.

以上のように, 直交ニコルからわずかにずらした条件で偏光観察を行うと, 入射方向に平行な貫通転位の面内せん断応力分布を観察することが可能である. 転位の応力場を考えると貫通らせん転位では面内のせん断応力がゼロになるため, 貫通転位の刃状成分を偏光観察像のコントラストのパターンから識別できるということになる.

3. 貫通混合転位の非破壊欠陥評価

直交ニコルからわずかにずらした偏光観察では, 貫通転位の刃状成分によって特徴的なコントラストが形成し, 偏光観察像から貫通転位の刃状成分を識別することが可能であることを示してきた. 本節では, X線トポグラフィ法と偏光観察を組み合わせた貫通転位の評価について紹介する. 図5(a)の X線トポグラフィ像において, 大きな点状のコントラストを示すのがらせん成分のバーガースペクトルを有する貫通らせん転位あるいは貫通混合転位となる. 後述するように, (I), (II)は貫通混合転位, (III)は貫通らせん転位であるが, これらを X線トポグラフィ像から識別することはほぼ不可能である. これは, 4H-SiC のらせん成分のバーガースペクトルが刃状成分のバーガースペクトルと比較して3倍以上大きく, 刃状成分の有無や向きによって X線トポグラフィ像におけるコントラスト形状はほとんど変化しないためである. しかし, 偏光観察との比較をすると, その差は一目瞭然である. 図5(b)の偏光観察像において, (I), (II)の貫通転位の位置には明確なコントラストが形成しているのに対して, (III)の位置には明確なコントラストが認められない. これは, (I), (II)の貫通転位がバーガースペクトルにらせん成分に加えて刃状成分を有する貫通混合転位であり, (III)の貫通転位がバーガースペクトルにらせん成分のみを含む貫通らせん転位であるためである. また, 偏光観察におけるコントラストのパターンから刃状成分の方向も決定することが可能である. (I)の貫通混合転位のバーガースペクトルの刃状成分は $1/3[\bar{1}2\bar{1}0]$ であり, (II)の貫通混合転位のバーガースペクトルの刃状成分は $[01\bar{1}0]$ となる. さらに X線トポグラフィ像のコントラスト形状から, バーガースペクトルのらせん成分の正負も決定することができ, 最終的には表2のように貫通らせん転位, 貫通混合転位のバーガースペク

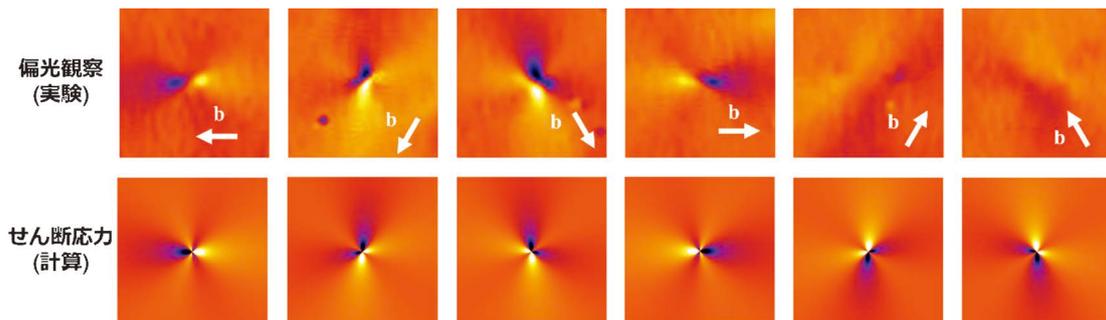


図6 6方向の貫通刃状転位の面内せん断応力分布の計算結果と偏光観察像の比較. (オンラインカラー)

表2 X線トポグラフィ像と偏光観察像から決定した、図7の貫通転位のバーガースベクトル。

貫通転位	バーガースベクトル
(I)	$\frac{1}{3} [\bar{1}2\bar{1}3]$
(II)	$[0\bar{1}11]$
(III)	$[000\bar{1}]$

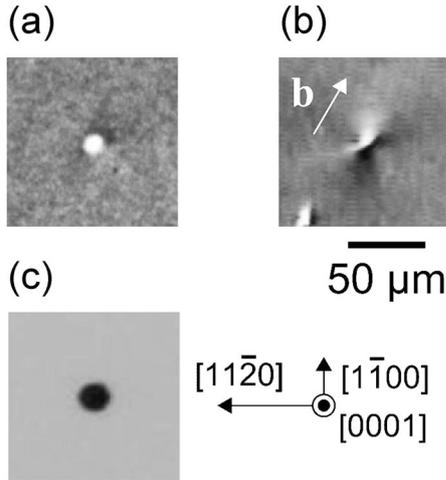


図7 検証のために選ばれた貫通混合転位の放射光X線トポグラフィ像と偏光観察像および、エッチピットの光学顕微鏡像。

トルを決定することができる。このように、放射光X線トポグラフィと偏光観察を組み合わせることによって、比較的簡便に非破壊で貫通転位のバーガースベクトルを決定することが可能である。

X線トポグラフィ観察と偏光観察を組み合わせた貫通混合転位のバーガースベクトルの決定法の検証を行うために、透過電子顕微鏡法によるバーガースベクトルの決定との比較を行った⁽²⁸⁾。図7は、検証のために選ばれた貫通混合転位の放射光X線トポグラフィ像と偏光観察像である。X線トポグラフィ像において、大きな明点の上側に暗部が観察され、これによりバーガースベクトルのらせん成分は、 $[000\bar{1}]$ であると考えられる。また、偏光観察のパターンから、バーガースベクトルの刃状成分が、 $1/3[\bar{1}2\bar{1}0]$ と決定され、この貫通混合転位のバーガースベクトルは、 $1/3[\bar{1}2\bar{1}3]$ であると予想される。溶融KOHエッチングによりエッチピットを形成した後、収束イオンビーム(Focus ion beam: FIB)法によってこの位置の透過電子顕微鏡試料を作製し、大角度収束電子回折法(Large-angle convergent-beam electron diffraction: LACBED)による観察を行った。図8に、図9で示された貫通混合転位から得られた3つの異なる g ベクトルで撮影された暗視野LACBEDパターンを示す。図中で、 d と記された線は転位線を示し、 l は高次ラウエゾーン(Higher order Laue zone: HOLZ)反射線を示す。転位のひず

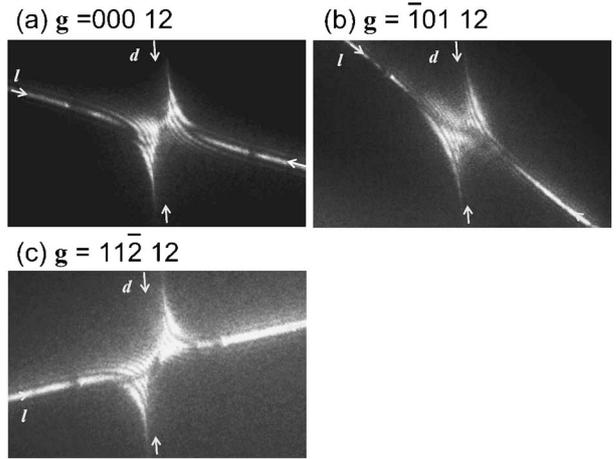


図8 3つの異なる g ベクトルで撮影された暗視野LACBEDパターン。

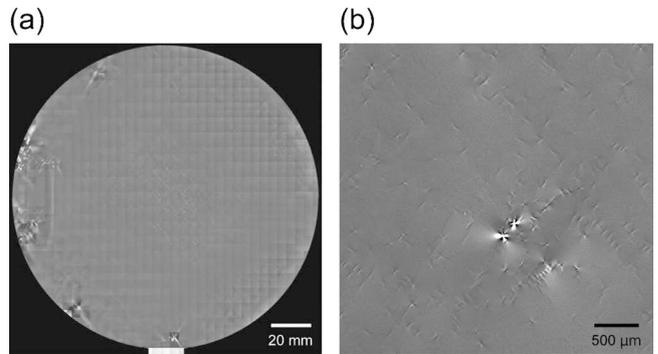


図9 6インチSiC基板の偏光観察像。

み場によってHOLZ反射線はねじれを示すが、このねじれの節の数 n とバーガースベクトル \mathbf{b} 、反射の逆格子ベクトル \mathbf{g} の間には、 $\mathbf{g} \cdot \mathbf{b} = n$ の関係がある⁽²⁹⁾。この節の数を読み取り、連立方程式を解くことでバーガースベクトル \mathbf{b} を決定することができる。表3は図8から読み取った n と g ベクトルの関係をまとめたものである。この場合、貫通混合転位の3指数でのバーガースベクトルを $\mathbf{b} = [uvw]$ と、おくと下記の連立方程式を満たす。

$$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 12 \\ -1 & 0 & 12 \\ 1 & 1 & 12 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -12 \\ -12 \\ -13 \end{pmatrix} \quad (21)$$

この式を解くと、貫通混合転位のバーガースベクトルは、三指数で $[0\bar{1}\bar{1}]$ と決定することができ、これを4指数に直すと $1/3[\bar{1}2\bar{1}3]$ となり、X線トポグラフィと偏光観察によって決

表3 図8から読み取った n の値。

g	n
000 12	-12
$\bar{1}01$ 12	-12
$1\bar{1}\bar{2}$ 12	-13

定したバーガースベクトルと完全に一致する。以上の結果から、貫通混合転位のバーガースベクトルは、X線トポグラフィと偏光観察を組み合わせることによって、非破壊に決定できることが確認された。

Ondaらは、透過電子顕微鏡による観察結果との比較から、バーガースベクトルに特定の刃状成分を持つ貫通混合転位がSiCパワーデバイスのリークの原因となることを報告している⁽⁷⁾。本節で紹介した偏光観察とX線トポグラフィを組み合わせたバーガースベクトルの決定法を用いれば、広範囲にわたる多数の貫通混合転位のバーガースベクトルを非破壊で評価することが可能となり、SiCデバイスにおけるリークの原因を特定し、SiCパワーデバイスの信頼性、歩留りの向上に寄与することが期待される。

4. パワーデバイス SiC 基板の検査システム

直交ニコルからわずかにずれた偏光観察では、転位の応力場を直交ニコルでの観察と比べて強いコントラストで観察することが可能であるため、SiC基板の検査に応用することができると考えられる。我々は、光学系や検出システムに改良を重ねることで、6インチSiC基板全面を約15分で観察することができる検査システムXS-1 Siriusを開発した⁽²¹⁾。図9に6インチSiC基板全面の撮影画像とその一部を拡大したものを示す。全面の画像(図9(a))を見ると、マクロスケールで大きなコントラストが基板の外周部分に認められるが、これは小傾角粒界や転位クラスター、炭素粒子や結晶多形の巻き込みなどによって形成されたマクロ欠陥であると考えられる。通常、このようなマクロ欠陥は、結晶品質の良い基板には含まれていないが、偏光観察によってマクロ欠陥の有無や位置を特定することができ、SiC基板の品質管理や受入検査に用いることが可能である。また、マイクロパイプは他の貫通転位と比較して大きな応力場を形成するため、図9(b)のように転位のコントラストよりも強いコントラストを示し、容易に識別することが可能である。

このように、開発されたシステムを用いると、6インチ基板を高速かつ詳細に欠陥評価を行うことが可能である。検査用途としては、不良が発生した際に、遡ってその位置にどのような欠陥があったかを確認することも必要であるが、品質管理では、欠陥の分布や密度の情報が求められる。マイクロパイプやマクロ欠陥は明確なコントラストを示すため、画像処理によって比較的容易に欠陥の自動検出が可能である。一方で、貫通転位のコントラストは弱く、また複雑であるため、単純な画像処理では自動検出が難しい。特に、裏面の研磨の仕上がりによっては、裏面での光の乱反射によってコントラストがさらに弱くなる場合もある。そこで、我々は偏光観察像において貫通転位のコントラストを自動検出するためのアルゴリズムを検討した⁽²²⁾。

直交ニコルからわずかにずらした条件での偏光観察では、貫通転位のコントラストは常に明暗のコントラストの組み合わせとなる。これは、刃状転位の周りの面内せん断応力の分

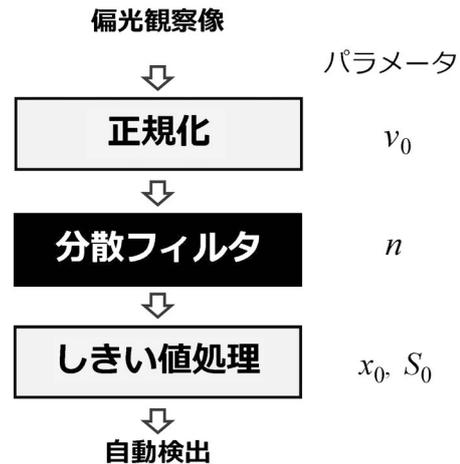


図10 貫通転位のコントラストを自動検出するアルゴリズムの流れを示すフローチャート。

布を考えると、正になる領域と負になる領域が常に組み合わせられることを考えれば理解することができる。したがって、貫通転位の近傍では、強度の変化が大きいと考えられる。そこで、我々は取得された偏光観察像に分散フィルタを適用した。分散フィルタは、画素近傍の分散の値を出力するフィルタであり、局所的なコントラストの変化を検出するのに非常に効果的で、画像中の明暗の変化が激しい部分を強調することが可能であり、貫通転位のコントラストの位置を自動検出するのに有用であると考えられる。

図10は、貫通転位のコントラストを自動検出するアルゴリズムの流れを示すフローチャートである。まず、取得された8ビットの偏光観察画像は線形に正規化され、正規化された画像の平均強度を128、分散が v_0 になるように調整される。この正規化プロセスにより、異なるコントラストレベルの画像であっても、再現性良く転位のコントラストを検出することが可能となる。次に、正規化された画像に分散フィルタを適用する。分散フィルタでは、中心の画素値を、それを囲む $n \times n$ (n は奇数)ピクセル値の分散で置き換える。その後、しきい値(x_0)を使用して画像を二値化し、白黒画像を得る。この画像では、白の画素はそれを囲む $n \times n$ の分散値がしきい値より大きいことを意味する。次に、白い画素が接続している領域をグループ化し、最後に、各領域が含まれる最小の長方形を計算して、面積がしきい値(S_0)より小さいものを除去する。

このような手順によって自動検出を行った結果を図11に示す。図11(b)に示される分散マッピングでは、貫通転位のコントラストの近くでのみ分散の値が大きいことが確認できる。また、しきい値処理の後、転位コントラストが存在しない位置にもノイズによるコントラストが現れているが(図11(c)), 矩形のサイズに対する面積のしきい値処理により、これらのノイズは図11(d)でほとんど検出されなかった。最終的に、このアルゴリズムによってほとんどすべての転位コントラストが比較的高い精度で検出されたことがわかる。

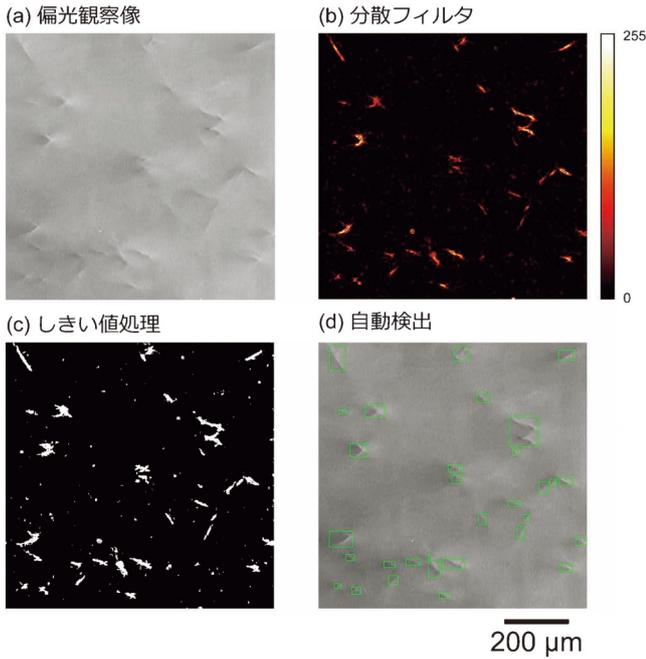


図11 偏光観察像への自動検出アルゴリズムの適用結果. (a) 元画像, (b)分散フィルタ, (c)しきい値処理, (d)自動検出の結果. (オンラインカラー)

自動検出の結果を詳しく見ると、二種類の誤検出があることが分かった。一つは複数の転位コントラストが一つの転位コントラストとして検出されるものであり、ここでは、これを「多重検出」と呼ぶ。もう一つは、非常に弱いコントラストが検出されなかった「真陰性」である。複数の自動検出の結果を確認したところ、多重検出、真陰性の割合はそれぞれ5%以下であり、転位密度の分布に大きな影響を与えるものではないことが明らかとなっている。また、多重検出については、近年の結晶成長技術の進展から、転位密度が低くなるにつれて減少しており、最近の結晶品質の良いSiC基板では多重検出による誤検出はほとんどなくなっている。また、裏面の研磨状態や観察条件の改善によって、真陰性を減少させることも可能であり、我々が設計したアルゴリズムによって、偏光観察像から転位のコントラストを高精度で自動検出することが可能である。

転位のコントラストの自動検出アルゴリズムは、欠陥検査システムに実装されており、観察したSiC基板の貫通転位の欠陥分布を確認することが可能である。図12に、自動検出アルゴリズムを用いて出力した、SiC基板の貫通転位密度の分布を示す。SiC基板の貫通転位の分布は基板の製造メーカーや製造ロットによって特徴的なものとなるが、この基板の場合、中央部分に比較的転位密度が高い領域が形成しており、また、マクロ欠陥の近傍において、貫通転位の密度が高くなっていることが見て取れる。以上のように、開発された偏光観察を用いたSiC基板の検査システムは、高速に、マクロ欠陥や転位の分布を観察することが可能であり、SiC基板の受入検査や品質管理、パワーデバイスの不良特定などに活用されることが期待される。

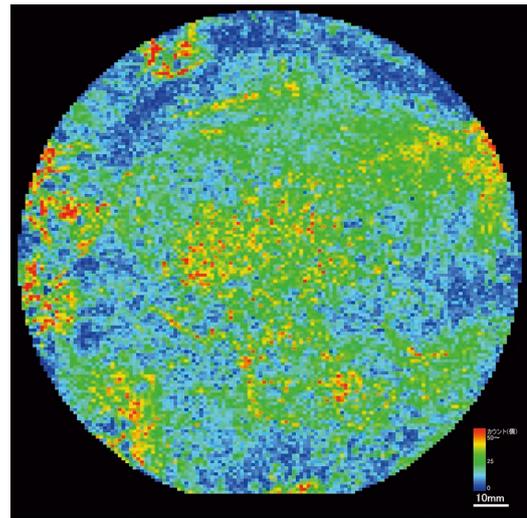


図12 自動検出アルゴリズムを用いて出力した、SiC基板の貫通転位密度の分布. (オンラインカラー)

5. おわりに

本稿では、偏光観察技術を用いてSiC基板の結晶欠陥の評価と可視化の進展について解説した。直交ニコルからわずかにずらした条件での偏光観察により、SiC基板内の貫通転位の面内のせん断応力分布が可視化されることを、理論と実験の両面から示し、X線トポグラフィと偏光観察を組み合わせることで、非破壊で貫通混合転位のバーガースベクトルの詳細な分析が可能であることを示した。さらに、開発された検査システム「XS-1 Sirius」は、6インチSiC基板を短時間で検査する能力を有し、迅速に詳細なSiC基板の欠陥検査が実現できることを示した。本稿で紹介した技術は、SiC基板やSiCパワーデバイスの研究開発、更にはSiC基板の品質管理や、パワーデバイス製造の生産性向上に寄与することが期待される。

本稿で紹介した偏光観察による半導体結晶の欠陥評価に関する研究は、Mipox株式会社と名古屋大学との共同研究の成果でありNEDO官民による若手研究者支援事業(JPNP20004)の支援を受けて行われた。共同研究者であるMipox株式会社の水谷誠二氏、水谷優也氏、水谷誠也氏、名古屋大学の松原康高氏、川瀬道夫氏、瀬尾圭介氏に感謝の意を示したい。

文 献

- (1) T. Kimoto and Y. Yonezawa: Mater. Sci. Semicond. Process., **78**(2018), 43-56.
- (2) T. Kimoto and H. Watanabe: Appl. Phys. Express, **13**(2020), 120101.
- (3) T. Kimoto: Jpn. J. Appl. Phys., **54**(2015), 040103.
- (4) T. Kimoto: Prog. Crystal Growth Charact. Mater., **62**(2016), 329-351.
- (5) H. Matsunami and T. Kimoto: Mater. Sci. Eng.: R: Rep., **20**

高耐熱性ハイエントロピー合金の 特異な力学特性の起源

都留智仁^{*1)} 韓 恕^{*1)} 陳 正昊^{**2)}
ロブゼンコ イバン^{*2)} 乾 晴行^{**3)}

1. はじめに

Ni 基超合金は、酸化性環境における高温での構造用途のための合金として発展してきた⁽¹⁾。Ni 基超合金の最も要求の厳しい用途はジェットエンジンの高圧セクション用のタービンブレードであり、燃焼ガス温度は合金の熔融温度を超えるため、断熱遮熱コーティングと流路設計による冷却の工夫がされているが耐熱温度は限界を迎えている⁽²⁾。二酸化炭素排出量削減の観点からも、エンジンと発電プラントの効率をさらに高めるには燃焼温度を上げる必要があるが、現在の運転条件においてすでに既存の材料の限界に近づいていることから、より高い熔融温度を持つ新しい合金の開発が期待されてきた。このようなクラスの合金のひとつに高耐熱性ハイエントロピー合金があり、高融点であることから、超高温用途の候補として検討されている⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。

ハイエントロピー合金は、Yeh らにより1990年代からその枠組みが検討され⁽⁷⁾、2004年に概念が発表⁽⁸⁾されてから十数年で急速な広がりを見せ、構造材料研究の一大テーマとして世界的に研究が進められてきた。基本的な概念は、多成分系高濃度合金のギブスの自由エネルギーにおいて、秩序化や化合物形成を促進するようなエンタルピー項 H に対して、構成元素の配置のエントロピー項 S の寄与が大きくなることで安定な不規則固溶体が形成されるというものであり、一般に配置のエントロピー S が $1.5R$ (R は気体定数) 以上のものがハイエントロピー合金と定義される。多成分系の

配置のエントロピーが最大となるのは各構成元素が等原子分率で固溶している場合であり (3 元系では $1.1R$, 4 元系では $1.39R$, 5 元系では $1.61R$)、5 成分以上の元素が等原子分率に近い濃度で固溶している合金がハイエントロピー合金の定義を満たす。実際に、各構成元素を 20 at% ずつ含む等原子分率固溶体合金として、面心立方格子 (FCC) 相の CoCrFeNiMn⁽⁹⁾ や体心立方格子 (BCC) 相の VNbMoTaW⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾ が発見され、単相合金であるとともに従来合金にない優れた力学特性を有していることが発見された。現在は単相固溶体合金という狭義の定義から拡大し、等原子分率から外れる高濃度固溶体合金や多相合金にまで対象を広げて研究が行われている。

BCC 相の代表的なハイエントロピー合金である VNbMoTaW は、第 5, 第 6 周期の高融点金属で構成されており、それらの合金系の融点も高いことから高耐熱性 (Refractory) ハイエントロピー合金と呼ばれている。この合金は、高融点とともに高温強度の高さから前述の Ni 基超合金に代わる新しいクラスの耐熱材料として期待されているが、室温で延性に乏しいという大きな欠点がある⁽¹¹⁾。一方、VNbMoTaW とともに BCC 相の代表的なハイエントロピー合金として知られている TiZrNbHfTa は同じく単相であり、VNbMoTaW に比べて融点は約 500°C 低いものの、他の BCC 合金に見られない室温以下の低温における優れた延性を示すことが知られている⁽¹²⁾⁽¹³⁾。VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の二つの高耐熱性ハイエントロピー合金は、強度以外にもすべり挙動などの異なる特性を示すことが報告

* 日本原子力研究開発機構原子力基礎工学研究センター; 1) 研究主席 2) 研究員 (〒319-1195 茨城県東海村大字白方 2-4)

** 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 1) 博士課程学生 2) 助教 3) 教授

Origin of the Unique Mechanical Properties of Refractory High-Entropy Alloys; Tomohito Tsuru*, Shu Han**, Zhenghao Chen**, Ivan Lobzenko* and Haruyuki Inui** (*Nuclear Science and Engineering Center, Japan Atomic Energy Agency, Tokai-mura, Ibaraki. **Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Keywords: refractory high-entropy alloys, temperature dependent yield stress, brittle-to-ductile transition, ψ - χ plot, mean square atomic displacement, dislocation core, first-principles calculations

2024年 6 月13日受理 [doi:10.2320/materia.63.695]

されているが、どのような特性が力学特性を支配しているかを理解することが、高温強度に優れかつ低温の延性を持つような高耐熱性合金などの優れた合金設計のためには不可欠である。VNbMoTaW と TiZrNbHfTa はいずれも単相合金であることを考えると、構成元素と転位などの変形の基礎となる特性の関係にその鍵があるはずである。本稿では、この二つの高耐熱性ハイエントロピー合金の力学特性の違いについて、実験、理論、計算機シミュレーションを駆使して延性と強度を制御する重要な因子について検討した結果を紹介する。

2. VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の力学特性

(1) 降伏応力と活性化エンタルピーの温度依存性

本研究では、BCC 単相 VNbMoTaW および TiZrNbHfTa 等原子合金を作製し、バルク材とマイクロメートルサイズの微小試験片を用いて圧縮試験を行った。作成した試料の平均粒径はそれぞれ 424 と 496 μm であり、放電加工を用いて $2 \times 2 \times 5 \text{ mm}^3$ のバルク多結晶材と、集束イオンビームを用いて一辺 0.8~10 μm の単結晶マイクロピラー試験片を作成した。詳細な実験方法は文献(14)を参照されたい。

VNbMoTaW と TiZrNbHfTa バルク多結晶材の圧縮試験

から、降伏応力の温度依存性を解明した。それぞれの脆性-延性転移温度 (BDTT) の上下の温度における圧縮応力-ひずみ曲線の例を図 1 (a), (b) に示す。これまでの報告(11)-(13)と同様に、室温では VNbMoTaW は脆性的、TiZrNbHfTa は延性的な変形挙動を示すことが確認される。降伏応力の温度依存性を図 2 (a) に示す。ほぼ全温度範囲にわたって、VNbMoTaW は TiZrNbHfTa より高い強度を示した。VNbMoTaW では、塑性変形が観察される最低温度が室温であったのに対し、TiZrNbHfTa は 77 K まで塑性変形が確認された。塑性変形の開始温度には大きな違いがあるが、降伏応力の温度依存性は、他の BCC 金属(15)-(17)と同様に、この 2 つの合金でも定性的には類似している。すなわち、降伏応力は低温で急激に増加し、臨界温度 (T_{TA}) 以上では非熱的応力 (σ_{μ}) でほぼ一定の値を示す。ここで、Peierls 機構に基づく転位運動が熱活性化過程であるのに対して、熱活性化過程で乗り越えることができない力学的な変形抵抗を非熱的応力と呼ぶ。非熱的応力と臨界温度は、図 2 (a) から、VNbMoTaW では 830 MPa と 973 K、TiZrNbHfTa では 798 MPa と 700 K と決定された。図 2 (a) の降伏応力-温度曲線が次式により近似できるとすると、上記の非熱的応力と臨界温度を用いて、2 種類の合金の 0 K での有効降伏応力 $\sigma_{th}(0)$ を推定することができる。

$$\sigma(T) = \{\sigma_{\mu} + \sigma_{th}(0)[1 - (T/T_{TA})^{1/q}]^{1/p}\} \quad (1)$$

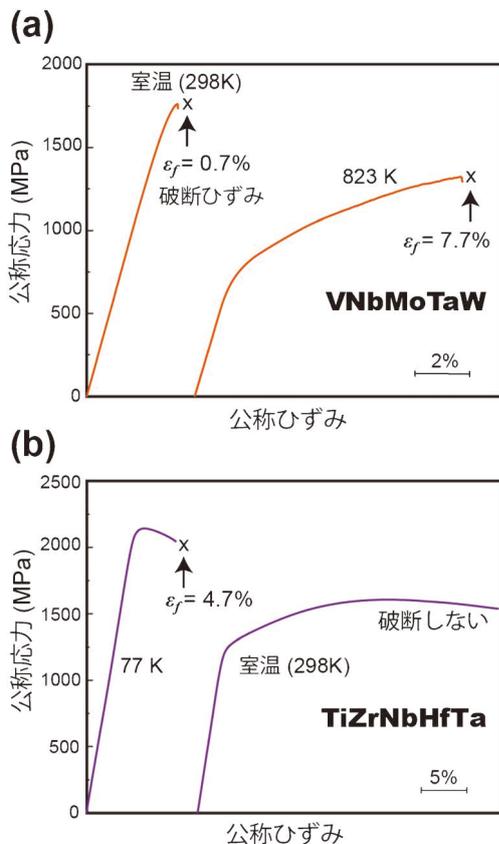


図 1 (a) VNbMoTaW と (b) TiZrNbHfTa の BDTT 以下の温度と BDTT 以上の温度で圧縮変形させたときの応力-ひずみ曲線。室温での TiZrNbHfTa を除き、すべてのケースで破断が観察され、対応する破断ひずみ (ϵ_f) を図中に示している(14)。(オンラインカラー)

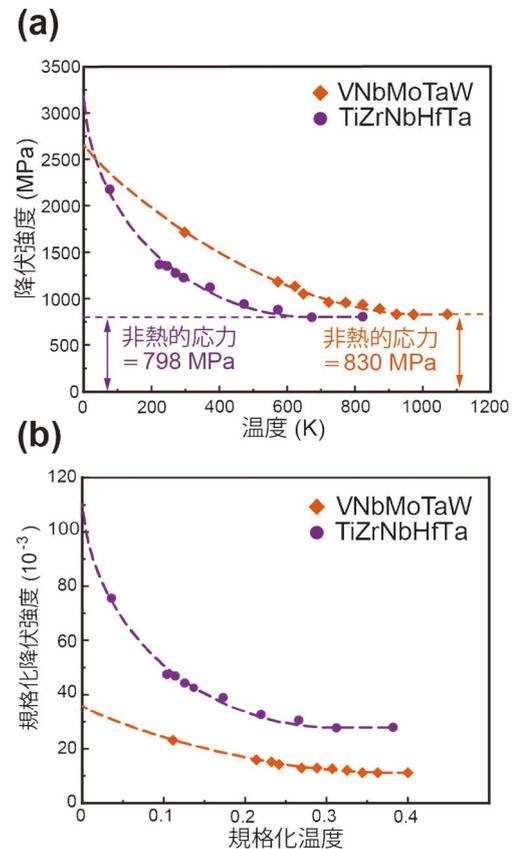


図 2 (a) 降伏強度の温度依存性と (b) せん断弾性係数で規格化した降伏強度と規格化温度 (T/T_m) の関係(14)。(オンラインカラー)

ここで、 $\sigma(T)$ は絶対温度 T における降伏応力、 $\sigma_{th}(0)$ は外挿された 0 K における降伏応力、 p および q はフィッティング定数である。図 2 (a) の外挿曲線は、極低温における TiZrNbHfTa の降伏強度が VNbMoTaW の降伏強度に比べて急峻に上昇することを示唆しており、前者の降伏強度の $\sigma_{th}(0)$ は後者の降伏強度の $\sigma_{th}(0)$ より高くなる。巨視的降伏応力は臨界分解せん断応力 (CRSS) の直交変換で表されることから、降伏応力は 0 K のせん断弾性係数 (G) で、試験温度 (T) は融点 (T_m) で規格化することができ、その結果を図 2 (b) に示す。本研究では、 $\{110\}$ 面の $\langle 111 \rangle$ 方向に沿った G を、第一原理計算を用いて 0 K で決定した。後述するように、 G は VNbMoTaW では 74.0 GPa、TiZrNbHfTa では 28.8 GPa である。融解温度 (T_m) は報告された値⁽¹⁸⁾ を引用し、それぞれ 2682 K と 2155 K とした。規格化された強度では、図 2 (a) の絶対値と異なり、すべての規格化温度 (T/T_m) で TiZrNbHfTa が VNbMoTaW より高くなることがわかった。

多くの脆性材料では、脆性-延性遷移 (BDT) は BDTT と呼ばれる比較的狭い温度範囲で起こるが⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾、BDT は、転位の易動度の上昇と活動する転位数の急激な増加によって引き起こされるため、ひずみ速度に依存する⁽¹⁹⁾⁻⁽²²⁾。低温における BCC 金属の変形の活性化エンタルピー (H^*) は、 $H^* = AkT$ の経験式に従うが、本研究では、ひずみ速度急変試験から H^* を評価した。図 3 から、VNbMoTaW と TiZrNbHfTa のいずれも A は 35 であることがわかるが、キック対の核生成および移動を伴う熱活性化プロセスに対してこの経験式は有効である。したがって、この経験式から外れる場合、その温度以上では転位の易動度が上昇し、活動する転位数が急激に増加するため、キックペア活性化が変形の律速過程でなくなることを意味しており^{(16) (23)-(26)}、この偏差が生じる温度を BDTT とすることができる⁽²⁵⁾。この方法により BDTT を予測すると、図 3 から VNbMoTaW で 627 K、TiZrNbHfTa で 247 K (それぞれ室温以上、室温以下) と見積もられる。規格化温度で見ると、BDTT は VNbMoTaW で $0.213 T_m$ 、TiZrNbHfTa で $0.098 T_m$ である。BDTT は

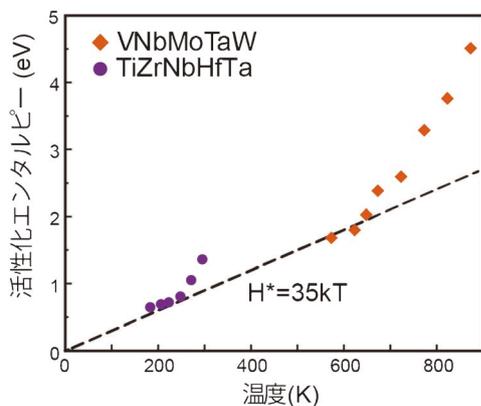


図 3 転位運動の活性化エンタルピーの温度依存性⁽¹⁴⁾。(オンラインカラー)

TiZrNbHfTa よりも VNbMoTaW の方がはるかに高く、これまでに報告された 2 つのハイエントロピー合金の引張延性の相違と一致している^{(11) (12) (27)}。なお、BDTT をはるかに下回る室温での VNbMoTaW の低い引張延性は、転位易動度が低いことに起因するものである。

(2) 高耐熱性ハイエントロピー合金の特異なすべり変形挙動の解析

一般に BCC 合金の変形において、低温ではすべりは $\{110\}$ 面に固執し、高温では $\langle 111 \rangle$ 転位が $\{110\}$ 面と $\{112\}$ 面の間で頻繁に交差すべりするため、巨視的に観察されるすべり面は荷重軸に強く依存する。このすべり面の選択は、 ψ - χ 関係を用いて効果的に理解することができる。 ψ - χ 関係は、図 4 (a) に示すステレオ投影において、主すべり面 $\{110\}$ と最大せん断応力を生じる面の角度 χ と、主すべり面 $\{110\}$ と実際に観察されるすべり面の角度 ψ の関係を表したものであり、通常、BCC 金属のすべり面、すなわち $\{110\}$ 、 $\{112\}$ 、または最大分解せん断応力 (MRSS) 面の優先性を推定するために使用される⁽²⁸⁾⁻⁽³¹⁾。すべり面の優先性は転位の構造と運動と密接に関係するため、塑性変形の基本的な性質となる。本研究において、巨視的なすべり面は、図 4 (b)、(c) に示すように、電子後方散乱回折 (EBSD) 用いて 2 つの

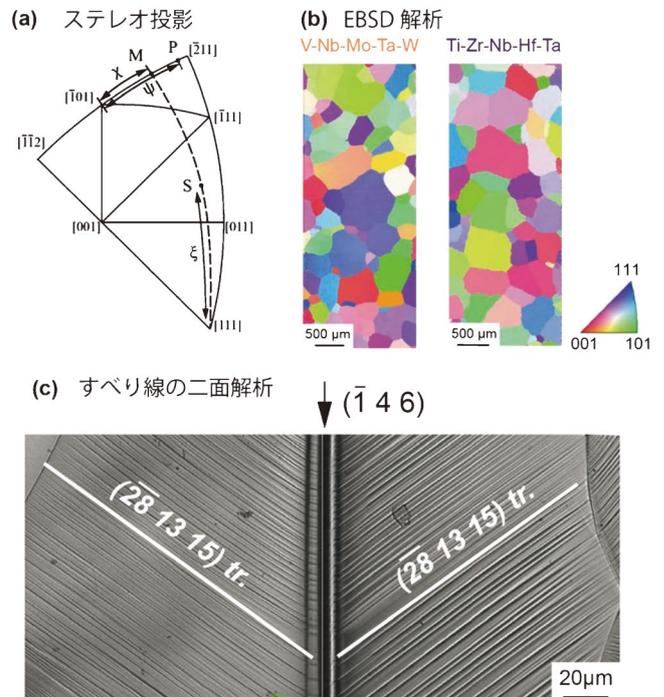


図 4 (a) BCC 金属のすべり挙動を示すステレオグラフ投影図。S は荷重軸、M は最大分解せん断応力面、P は観察されたすべり面、 χ は一次すべり面と M のなす角度、 ψ は一次すべり面と P のなす角度。(b) 圧縮試験に使用した試験片の EBSD 方位マップ。(c) 圧縮後に隣接する試験片表面に観察された典型的なすべり線の光学顕微鏡像の例。すべり線解析によって決定されたすべり面を示している。(オンラインカラー)

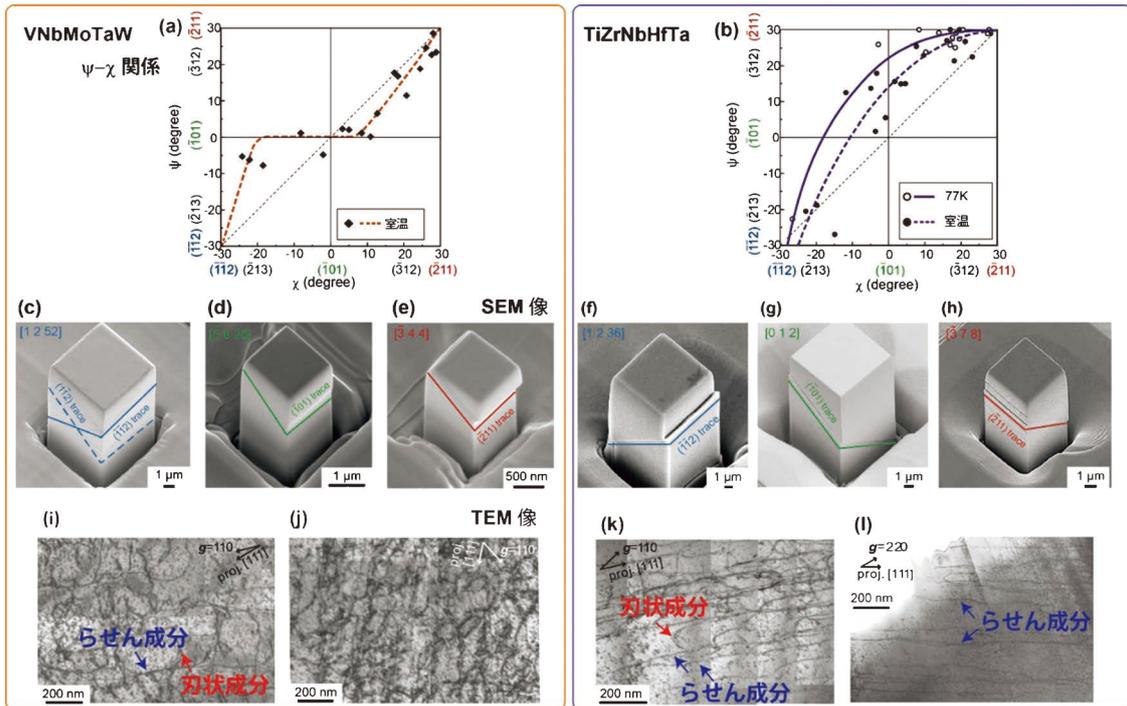


図5 VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の 2~3% ひずみ圧縮後のすべり線と転位構造. (a) 室温における VNbMoTaW, および (b) 室温および 77 K における TiZrNbHfTa の ψ - χ 関係. (c)-(e) 荷重負荷後の VNbMoTaW のマイクロピラーの観察. (f)-(h) TiZrNbHfTa のマイクロピラーの観察. (i), (j) 室温における (211) 面と (101) 面すべり変形後の VNbMoTaW の変形微細構造の明視野 TEM 像. (k), (l) 室温および 77 K における TiZrNbHfTa の変形組織の明視野 TEM 像⁽¹⁴⁾. (オンラインカラー)

直交する側面に現れるすべり線の二面解析により決定した. 得られた VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の ψ - χ 関係を図 5 (a), (b) に示す. VNbMoTaW では (101) すべりが選好されるのに対し, TiZrNbHfTa では (211) すべりが観察され, 特に後者の傾向は 77 K で顕著である. 前述の (101), (211), (112) 面のすべりを検証するために, 単結晶マイクロピラーを異なる圧縮軸方位 ($\chi = 0$ および $\pm 30^\circ$) に沿って圧縮した. 走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて, 荷重軸方向に対して 30° 傾けた観察方向に沿って撮影した顕微鏡写真を, VNbMoTaW については図 5(c)-(e) に, TiZrNbHfTa については図 5(f)-(h) に示す. バルク多結晶のすべり線(図 4 (c))とは異なり, マイクロピラー試料のすべり線は全ての直線的である. いずれの合金でも, 観察されたすべり面は, 双晶方向と反双晶方向 ($\chi = \pm 30^\circ$) では (211) と (112) である. $\chi = 0^\circ$ のせん断 ((101) が最大分解せん断応力面) では, VNbMoTaW では (101) が活動すべり面として同定されるが, TiZrNbHfTa では活動すべり面は (101) から約 $+12^\circ$ 傾いている. 圧縮マイクロピラーのすべり線解析の結果は, 図 5 (a), (b) に示すようにバルク多結晶材で得られた結果と同様に, VNbMoTaW では (101) すべり, TiZrNbHfTa では (211) すべりが優先されることが確認された. 図 5(i), (j) は, 室温で 2 つの方向 ($\chi = +30^\circ$ と 0°) から 2~3% の塑性ひずみまで変形させた VNbMoTaW の転位構造を観察した透過電子顕微鏡 (TEM) 像である. 多くの BCC 合金とは異なり, らせん転位と刃状転位は, すべり面(または)に関係なく

ほぼ等しく存在する. 一方, 図 5(k), (l) に示す TiZrNbHfTa の転位構造は, 室温でも 77 K でもらせん転位が支配的であることがわかる. これらの観察から, TiZrNbHfTa の変形はらせん転位の運動によって制御されていることが示唆される一方, VNbMoTaW の塑性変形は刃状転位とらせん転位の両方が寄与すると考えられる.

(3) 固溶強化モデルによる降伏強度の予測

ハイエントロピー合金の降伏挙動を記述するために, らせん転位または刃状転位の運動に基づくいくつかのモデルが提案されている⁽³²⁾⁻⁽³⁴⁾. これらのモデルで仮定されている強化のメカニズムは, らせん転位のキンの移動障壁と, 刃状双極子を乗り越えるための応力である. このとき, 溶質によるらせん転位の強化は次式に示すような比例関係に従う.

$$\sigma_y \propto \left(\sum_i c_i E_i^2 \right)^{2/3} \quad (2)$$

ここで, c_i と E_i は溶質 i の濃度とらせん転位芯との相互作用エネルギーである. 定数 c_i は合金の平均空孔および自己格子間形成エネルギーに依存し, これらのエネルギーの値が増加するにつれて増加する. 同様に, 刃状転位の強化はほぼ次の値に比例すると考えられる⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾.

$$\sigma_y \propto \langle \mu \rangle \left(\sum_i c_i \delta V_i^2 \right)^{2/3} \quad (3)$$

ここで, δV_i は平均的な合金の溶質 i のミスフィット体積, $\langle \mu \rangle$ は合金の平均せん断弾性係数を示す. 刃状転位強化を

評価するために必要な重要なパラメータは、平均的な合金におけるさまざまな溶質とらせん転位の相互作用エネルギー、平均空孔および自己格子間原子形成エネルギーである。刃状転位双極子による障壁を決定するには空孔および自己格子間形成エネルギーが、キンクの移動障壁を決定するには溶質とらせん転位の相互作用エネルギーが必要である。ランダム固溶状態のハイエントロピー合金の平均空孔および自己格子間形成エネルギーは、個々の元素 BCC 格子の値から混合則から見積もられると仮定し、文献(14)のパラメータを用いると、平均空孔および自己格子間形成エネルギーは、TiZrNbHfTa (2.28 および 3.79 eV) よりも VNbMoTaW (3.03 および 6.28 eV) の方が高くなる。その結果、式(2)の比例係数は VNbMoTaW が TiZrNbHfTa よりも 25% 大きくなり、TiZrNbHfTa と VNbMoTaW の室温における降伏強度はそれぞれ 800 MPa と 1242 MPa と見積もられる。刃状転位強化に基づく同様の計算では、TiZrNbHfTa と VNbMoTaW の降伏強度はそれぞれ 698 MPa と 1210 MPa と予測される。この予測は、図 5(i) の TEM 観察で示した VNbMoTaW ではらせん転位と刃状転位の強化の大きさは同程度である、すなわち刃状転位とらせん転位がほぼ同程度存在することを定性的ではあるが説明するものである。

3. 第一原理計算による力学特性評価

(1) 弾性係数と局所格子ひずみ

基本的な機械的特性と転位芯構造を検討するため、実験条件と同様に、BCC 構造を持つ等原子 VNbMoTaW および TiZrNbHfTa 合金の原子モデルを用いて第一原理計算による解析を行った。詳細な計算方法は文献(14)を参照されたい。第一原理計算を用いて得られた格子定数と弾性定数を図 6 に示す。TiZrNbHfTa の弾性定数は、VNbMoTaW よりもはるかに小さいことがわかる。ここで、 $G^{<111>}$ は前述した $<111>$ に沿ったせん断弾性係数であり、TiZrNbHfTa において $G^{<111>}$ で規格化された降伏応力が高くなる要因の一つはこの低いせん断弾性係数によるものである。

格子歪みはハイエントロピー合金の重要な特徴の一つであり、 δ パラメータ⁽³⁷⁾を用いて混合のエントロピーや相安定

	VNbMoTaW	TiZrNbHfTa
a_0 (Å)	3.19	3.40
C_{11} (GPa)	339.9	157.5
C_{12} (GPa)	163.1	108.6
C_{44} (GPa)	45.2	37.4
B (GPa)	222.1	124.9
$G^{<111>}$ (GPa)	74.0	28.8

図 6 理想的なランダム固溶モデルを用いて第一原理計算により評価された VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の格子定数と弾性定数⁽¹⁴⁾。(オンラインカラー)

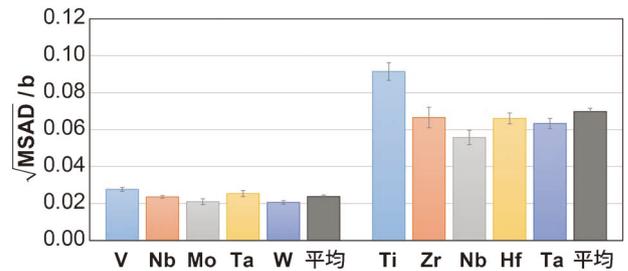


図 7 各構成元素と系の平均に対する Burgers ベクトルで規格化された格子ひずみ (MSAD の平方根)。エラーバーは標準偏差を示す⁽¹⁴⁾。(オンラインカラー)

性との関係が調査されてきた⁽³⁷⁾⁻⁽³⁹⁾。VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の δ パラメータはそれぞれ 3.282 と 4.267 であり TiZrNbHfTa の格子ひずみが大きいことが予測されるが、 δ パラメータは構成元素の原子半径に基づく単純な予測であり、各構成元素の変位の関係を表現するには不十分である。原子シミュレーションでは、各原子の格子点からの変位が得られるため、正確な格子ひずみが得られることに加えて、構成元素毎のひずみの大きさが比較できるという利点がある。本研究では、降伏応力とよい相関を示すことが知られる平均二乗原子変位 (MSAD)⁽⁴⁰⁾ を応用し、格子ひずみを評価した。それぞれの合金の比較を図 7 に示す。ここで、各構成元素の MSAD 値とその平均値を、Burgers ベクトル b の大きさと規格化した。図から δ パラメータと比べて、2 つの合金の MSAD 値には明確な違いがあることが確認される。VNbMoTaW の MSAD は FCC HEA⁽⁴¹⁾ の MSAD に近く 2% 程度であるが、TiZrNbHfTa の MSAD は非常に大きくバーガースベクトルの 6% を超える。この大きな格子歪みは、体積歪みだけでなくせん断歪み成分にも寄与することが原子系の Green-Lagrange ひずみテンソルの解析により確認されており⁽¹⁴⁾、降伏応力を上昇させる大きな要因となる。すなわち、極めて大きな格子ひずみが、TiZrNbHfTa の低いせん断弾性係数にもかかわらず 1 GPa もの高い降伏応力を生じる要因であることが明らかになった。

(2) 第一原理計算による転位芯構造解析

VNbMoTaW と TiZrNbHfTa の転位芯構造に対する第一原理計算を行った。統計的な議論のためらせん転位双極子を 135 の等価な位置に挿入し、それぞれの可能な配置についてその形成エネルギーを計算した。2 つのハイエントロピー合金における転位芯構造の典型的な例を図 8(a), (b) に示す。転位芯は Differential displacement ベクトルを用いて同定した⁽⁴²⁾。VNbMoTaW の転位は、純 BCC 金属⁽⁴³⁾ で一般的に見られるように、転位線に沿った 3 つの原子列のみで Burgers ベクトルを受け持つようなコンパクトな転位芯を持つ一方、TiZrNbHfTa のらせん転位は $\{110\}$ 面もしくは $\{112\}$ 面に拡張することが確認される。この拡張した転位芯は、構成元素の電子構造に由来する相不安定性の傾向によるものである。図 8(c) は、VNbMoTaW と TiZrNbHfTa における 135

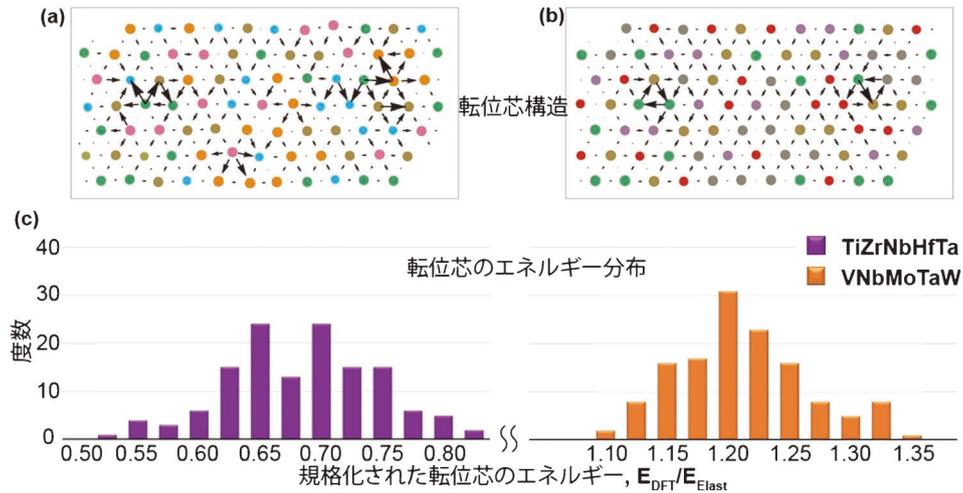
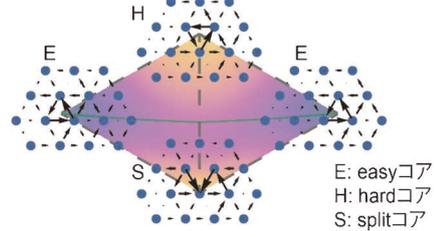


図8 (a) TiZrNbHfTa と (b) VNbMoTaW のらせん転位芯の構造. (c) 135個の双極子構成について、弾性理論によって計算されたエネルギーで正規化された転位芯のエネルギーの頻度分布⁽¹⁴⁾. (オンラインカラー)

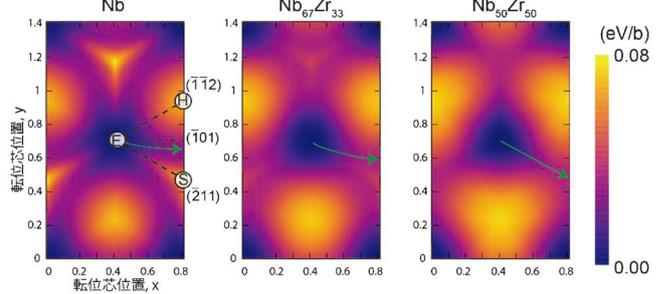
の双極子配置のエネルギーを、弾性理論に基づく双極子エネルギーで規格化したものである。ハイエントロピー合金における転位のエネルギーは、明らかに転位芯周辺の局所的な原子配列によって変化するはずであり、実際に計算された転位芯のエネルギーは広い範囲に分布することが確認できる。ここで、特に重要なことは、2つのハイエントロピー合金の規格化された平均エネルギーには大きな差があることである。TiZrNbHfTaの転位芯のエネルギーは、VNbMoTaWよりもはるかに低く、これはTiZrNbHfTaの方が転位を導入しやすいことを示している。塑性変形能(延性)は転位の形成と運動のしやすさに依存するため、この結果はTiZrNbHfTaがVNbMoTaWに比べて延性が高く、BDTTが低いという実験事実をよく説明する。

以上の結果から、TiZrNbHfTaではVNbMoTaWよりも第IV族元素の濃度が高いため、格子歪み、転位芯構造が大きく変化することが確認され、これらの特徴は他のBCC合金でも普遍的に成り立つという仮説が立てられる。残された2つの合金の違いは、2.(2)項の ψ - χ 関係で示したすべり挙動である。本研究では、純Nb、Nb₆₇Zr₃₃、Nb₅₀Zr₅₀という異なる組成の仮想Nb-Zr合金を作製し、第IV族元素濃度の増加効果に関する仮説を検証した。仮想結晶近似を用いた第一原理計算により、転位運動のエネルギー障壁を評価した。BCC金属の二次元Peierlsエネルギー曲面の概略は図9(a)のように表され、らせん転位はEasy, Hard, Splitコアと呼ばれる転位芯の状態に囲まれた三角形内を移動する。図9(b)に示す、純Nb、Nb₆₇Zr₃₃、Nb₅₀Zr₅₀の異なる組成に対するPeierlsエネルギー曲面において、エネルギー最小経路は一般に知られたすべり面($\bar{1}01$ 面)とは完全に一致せず、 $(\bar{2}11)$ 面に対してわずかに傾いていることがわかる。この傾きは、元素の種類、すなわちd軌道の電子構造に依存することが指摘されているが⁽⁴³⁾、仮想結晶近似を用いることで、d軌道の電子構造の変化がらせん転位運動の最小エネルギー経路に及ぼす影響を予測することができる。興味深いことに、

(a) 転位芯構造とエネルギー障壁の関係



(b) 仮想合金のPeierlsポテンシャル面



(c) 仮想合金のフォノン分散関係と状態密度

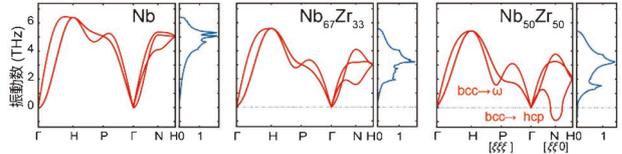


図9 らせん転位の運動に関する二次元Peierlsポテンシャルエネルギー面。(a) BCC金属の転位芯構造とPeierlsポテンシャル面の対応関係の概略図。(b) 純Nb、Nb₆₇Zr₃₃仮想合金、Nb₅₀Zr₅₀仮想合金のPeierlsエネルギー面。矢印は、転位運動の最小エネルギー経路を示す。(c) 純Nb、Nb₆₇Zr₃₃仮想合金、Nb₅₀Zr₅₀仮想合金のフォノン分散と状態密度⁽¹⁴⁾. (オンラインカラー)

Zr濃度が50at%に達すると、最小エネルギー経路は $(\bar{2}11)$ 平面に一致することが確認された。等原子分率のVNbMoTaWとTiZrNbHfTa合金では、第IV族元素を0at%と60at%含む合金であり、TiZrNbHfTaで観察される

特異なすべり異方性(低温における(211)すべりへの固執)は、第IV族元素濃度が高いハイエントロピー合金において、*d*軌道の電子構造によってもたらされる転位運動の本質的な特性に起因していると考えられる。

上記の仮想合金に対する、 Γ 点からBCC-HCPとBCC- ω 遷移に対応するフォノンの分散と状態密度を図9(c)に示す。TiZrNbHfTaではP点とN点におけるソフト化が観察されるが、これらはBCC-HCPとBCC- ω 遷移⁽⁴⁴⁾⁻⁽⁴⁶⁾に沿った面内変位に関連した局所的な原子変位を引き起こす。第IV族元素添加による相の安定性に由来した原子変位は、TiZrNbHfTaの大きな格子歪みにつながり、加えて第IV族元素の電子構造が低いせん断弾性係数の要因となる。BCC- ω 変態における原子変位はパーガースペクトルの方位と同じであることも興味深い点である。このことは、転位易動度と相安定性が重畳して生じることを示唆しており、上記の相変態を促進する第IV族元素の電子構造は、転位易動度、ひいては延性にも強く関係する。高濃度BCC固溶体においてこれらの特徴は普遍的であり、多成分系に限らず例えば β 型チタン形状記憶合金やTiNb系ゴムメタルの理解にも有効である⁽⁴⁷⁾⁽⁴⁸⁾。本研究の結果は、第IV族元素に起因したさまざまな特性を系統的に変化させることで、強度と延性を最適化する指針を与え、ハイエントロピー合金の膨大な設計空間において、優れた合金を戦略的に開発することを可能にするものである。

4. おわりに

本稿では、BCC構造を持つVNbMoTaWとTiZrNbHfTaの二つの代表的な高耐熱性ハイエントロピー合金に着目し、実験、理論、計算機シミュレーションを用いて様々な力学特性の違いをもたらす本質的な要因を検討した結果を紹介した。

実験によるバルク圧縮試験とマイクロピラー圧縮試験を行った結果、せん断弾性係数で規格化した降伏応力はTiZrNbHfTaがVNbMoTaWに対して全ての温度域で大きくなることがわかった。また、VNbMoTaWは室温以下で塑性変形せず極めて脆性的であるのに対して、TiZrNbHfTaは77Kまで塑性変形することを示した。ひずみ速度急変試験により見積もられたBDTTはそれぞれ627Kと247Kであり、TiZrNbHfTaには他のBCC合金にない低温で極めて大きな塑性変形能をもつことが明らかになった。

第一原理計算に基づく種々の基礎特性の解析により、TiZrNbHfTaのせん断弾性係数はVNbMoTaWに対して40%ほどの低い値であることが示された。さらに、TiZrNbHfTaのMSADに基づく格子ひずみはVNbMoTaWの3倍程度大きいことがわかり、その値は転位のBurgersに対して6%以上の値に相当することから、転位運動の応力を大きく上昇させる要因となることがわかった。また、転位芯構造解析から、TiZrNbHfTaの転位双極子のエネルギーはVNbMoTaWや他のBCC合金に比べて極めて低いことが示された。すなわち、TiZrNbHfTaにおいて、低いせん断

弾性係数にも関わらず高い降伏応力を示す要因が巨大な格子ひずみにあること、低温における優れた延性の要因が結晶中に転位が導入されやすいという性質あることが明らかになった。これらの特性は、第IV族元素によって引き起こされることも示されており、計算によるハイスループットな元素設計により優れた高耐熱性合金の開発が期待される。

本稿で紹介した研究の一部は、文部科学省科学研究費補助金新学術領域研究「ハイエントロピー合金：元素の多様性と不均一性に基づく新しい材料の物理」(JP18H05450, JP18H05451, JP18H05453)、基盤研究(A)(JP22H00262)、基盤研究(B)(JP22H01762)、萌芽研究(開拓)(JP23K17338)および原子力機構の大型計算機HPE SGI 8600の支援を受けて行われたものである。京都大学岸田恭輔教授、李楽助教をはじめとする多くの研究者、学生諸君との共同研究の成果によるものであり、心より感謝申し上げます。

文 献

- (1) R. C. Reed: The Superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, Cambridge, U. K. (2006).
- (2) D. C. Clarke, M. Oechsner and N. P. Padture: MRS Bull., **37** (2012), 891-898.
- (3) D. B. Miracle and O. N. Senkov: Acta Mater., **122**(2017), 448-511.
- (4) O. N. Senkov, D. Miracle, K.J. Chaput and J.-P. Couznie: J. Mater. Res., **33**(2018), 3092-3128.
- (5) E. P. George, D. Raabe and R. O. Ritchie: Nature Rev. Mater., **4**(2019), 515-534.
- (6) E. P. George, W. A. Curtin and C. C. Tasan: Acta Mater., **188** (2020), 435-474.
- (7) K. H. Huang and J. W. Yeh: M. S. Thesis, National Tsing Hua University, Taiwan, (1996).
- (8) J.-W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: Adv. Eng. Mater., **6**(2004), 299-303.
- (9) B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight and A. J. B. Vincent: Mater. Sci. Eng. A, **213**(2004), 375-377.
- (10) O. N. Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang and P. K. Liaw: Intermetallics, **18**(2010), 1758-1765.
- (11) O. N. Senkov, G. B. Wilks, J. M. Scott and D. B. Miracle: Intermetallics, **19**(2011), 698-706.
- (12) O. N. Senkov, J. M. Scott, S. V. Senkova, D. B. Miracle and C. F. Woodward: J. Alloys Compd., **509**(2011), 6043-6048.
- (13) O. N. Senkov and S. L. Semiatin: J. Alloys Compd., **649**(2015), 1110-1123.
- (14) T. Tsuru, S. Han, S. Matsuura, Z. Chen, K. Kishida, I. Lobzenko, S. I. Rao, C. Woodward, E. P. George and H. Inui: Nature Commun., **15**(2024), 1706.
- (15) T. Suzuki, H. Koizumi and H. O. K. Kirchner: Acta Metall. Mater., **43**(1995), 2177-2187.
- (16) L. Hollang, M. Hommel and A. Seeger: Phys. Status Solidi Appl. Res., **160**(1997), 329-354.
- (17) D. Brunner: Mater. Trans. JIM., **41**(2000), 152-160.
- (18) O. N. Senkov, S. Gorsse and D. B. Miracle: Acta Mater., **175** (2019), 394-405.
- (19) P. B. Hirsch and S. G. Roberts: Acta Mater., **44**(1996), 2361-2371.
- (20) P. B. Hirsch and S. G. Roberts: Philos. Mag. A, **64**(1991), 55-80.

優れた室温成形性と放熱性ならびに耐食性を有する新規マグネシウム合金の開発

Bian Mingzhe* 千野靖正**

1. はじめに

近年のカーボンニュートラル、エネルギー制約へのニーズに対応するためには、高性能な軽量材料の開発が急務である⁽¹⁾。マグネシウム(Mg)は実用金属中最も軽量であり、その密度は約 1.74 Mg/m³で、アルミニウム(Al)の2/3、鉄の1/4である。さらに、Mgは高い熱伝導率、高い振動減衰能、および優れた生体適合性を有しており、過去20年間にわたり多様な用途での使用が検討されてきた⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。しかし、六方最密構造に起因して独立したすべり系が少ないことや、熱間加工中に発達する強い(0002)面(底面)集合組織の形成により、Mg合金は一般に、室温での成形性が低いことが問題となっている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。また、他の合金と比較して耐食性に難があることもあり、これらが広範な用途展開を妨げる要因となっている⁽⁷⁾。本記事では、これらの問題に克服するために開発されたMg合金の最近の進歩に焦点を当て、優れた室温成形性、優れた耐食性、そして優れた熱伝導性を示す合金の特徴を紹介する。

2. 室温で成形可能なMg合金とその経験則

機械的特性と耐食性の両方の特性を改善する主流の取り組みとして、新しい合金設計開発を通じた微視的組織の制御が挙げられる。そこでは、低コストの合金元素の利用を前提とし、高価な合金元素は極力利用しない指針に基づき、希土類元素(RE)を微量に抑えたMg-Zn-REや、REを含まないMg-Zn-Ca系合金が有望であることが示されている(図1(a))⁽⁸⁾⁻⁽¹⁴⁾。これらの合金は六方最密構造を有している

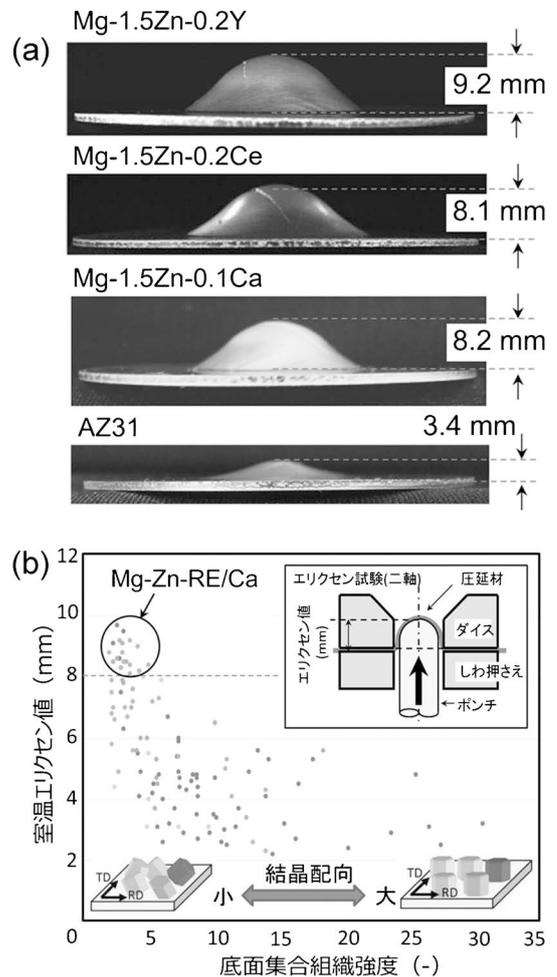


図1 (a) エリクセン試験を行ったMg-Zn-REおよびMg-Zn-Ca, AZ31合金板材の外観とエリクセン値⁽⁹⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。(b) 様々なMg合金の底面集合組織強度と室温エリクセン値の関係。

* 国立研究開発法人産業技術総合研究所 マルチマテリアル研究部門；主任研究員(〒463-8560 名古屋市守山区桜坂4-205)

** 国立研究開発法人産業技術総合研究所 材料・化学領域研究企画室；研究企画室長

Development of a New Magnesium Alloy with Excellent Room Temperature Formability, Heat Dissipation, and Corrosion Resistance; Mingzhe Bian and Yasumasa Chino (Light Metal Design Group, Multi-Material Research Institute, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Nagoya)

Keywords: *magnesium, formability, thermal conductivity, corrosion resistance, PPM-level alloying, texture, solid solubility, protective layer*

2024年8月1日受理[doi:10.2320/materia.63.703]

が、熱間加工を経ても、強い底面集合組織が発達しない、すなわち弱い底面集合組織が形成することを特徴とする。このような弱い底面集合組織の形成は、変形時の底面〈a〉すべりの活発な活動に有効であり、板材の板厚方向に沿ったひずみの活動を促進させる。その結果、これらの合金の板材は、図1(b)に示すように成形性の指標であるエリクセン値が8 mmを超え、6000系Al合金(8-10 mm)に匹敵する優れた値を示す。

Mg-Zn-RE および Mg-Zn-Ca 系合金のような3元系合金において、強い底面集合組織の形成が抑制されるメカニズムはまだ明確ではないものの、これらの合金系にはいくつかの共通の規則が見出されている。まず、溶質元素間の混合エンタルピーが高い負の値を示すことである⁽¹⁷⁾。例えば、Mg-Zn-Y合金系では、ZnとYの混合エンタルピーは-31 kJ/molであり、他の組み合わせ(Mg-Zn: -4 kJ/mol, Mg-Y: -6 kJ/mol)よりも数倍大きい値を示している(図2参照)。これは、熱力学的視点からZnとYの溶質原子間に強

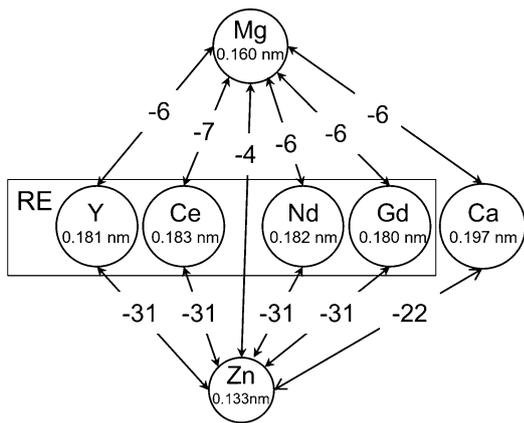


図2 優れた室温(RT)成形性を有するMg-Zn-RE(RE: Y, Ce, Nd, Gd)およびMg-Zn-Ca合金の原子サイズと混合エンタルピー値の関係。

い引力が存在することを示している。次に、これらの合金の溶質原子はMg原子と比較して一方は小さく、もう一方は大きいという関係が挙げられる。Mg-Zn-Y合金では、Mg, Zn, およびYの原子半径はそれぞれ0.160 nm, 0.133 nm, および0.181 nmである。Mg原子をZn原子で置換すると負のミスフィット(-0.169)となり、Y原子で置換すると正のミスフィット(0.131)となる。個々の溶質原子から生じる全体の弾性ひずみを低減するために、これらの原子はエネルギー的に有利な位置、例えば粒界に共偏析する傾向がある。したがって、熱力学的および弾性ひずみエネルギーの観点から、溶質原子の共偏析が望ましい配置となる。実際に、ZengらはMg-0.8Zn-0.2Ca(mass%)合金の粒界にZnおよびCa

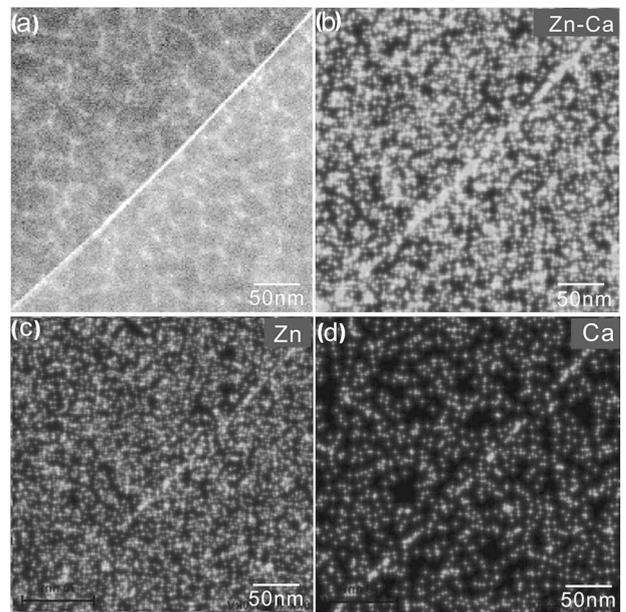


図3 350°Cで900秒間焼鈍されたMg-0.8Zn-0.2Ca合金における溶質の粒界偏析を示す(a) HAADF-STEM画像と(b)-(d) EDSマップ⁽¹⁸⁾。

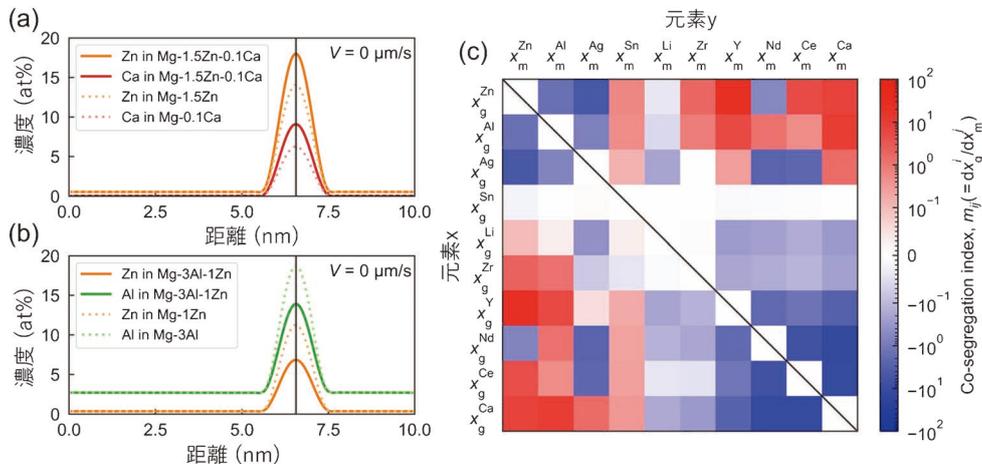


図4 粒界周辺の各種元素の濃度プロファイル(計算値): (a) Mg-1.5Zn, Mg-0.1Ca, およびMg-1.5Zn-0.1Caの場合, (b) Mg-3Al, Mg-1Zn, およびMg-3Al-1Znの場合. (c) 三元系Mg-0.1X-0.1Y(原子%)合金における共析生成インデックスの対角成分 $[m_{ij}]$ の計算結果. 注: カラーバースケールは、 -10^{-1} から 10^{-1} までは線形、それ以外是对数スケールである(1.5カラム)⁽¹⁹⁾. (オンラインカラー)

原子が容易に共偏析することを観察し、この共偏析が溶質原子によるミスフィットひずみおよび粒界の転位の弾性ひずみを最小化する可能性があることを提唱している(図3参照)⁽¹⁸⁾。

この共偏析は粒界の移動性に大きなドラッグ効果を生み、弱い底面集合組織の形成を引き起こすと考えられている。

最近、松岡らはCALPHADリンクフェーズフィールドモデルを開発し、三元系Mg合金における粒界偏析および溶質ドラッグ効果を評価した⁽¹⁹⁾。この結果、原子サイズの小さいZnと原子サイズの大きいCaが相互にMg合金中での粒界偏析を促進させ、溶質ドラッグ効果を増加させることが示された(図4(a))。逆に、原子サイズの小さいAl(0.143nm)とZn(0.133nm)の組み合わせは粒界偏析を抑制し、溶質ドラッグ効果を減少させることも示された(図4(b))。これらの発見は、Mg-Zn-Ca合金がZnとCaの同時添加により強い溶質ドラッグ効果を示し、その結果強い底面集合組織の形成が抑制され、室温成形性が改善するという、以前に提案された理論⁽¹⁸⁾を支持するものである。さらに、Hillertの粒界フェーズモデル⁽²⁰⁾に基づく、粒界での共偏析および偏析の競合を記述する新しい指標が導入され、様々な合金に適用された(図4(c))。正の値は共偏析を示し、負の値は偏析の競合を示す。結果は、低い(0002)面の最大集積度(以後、「底面集合組織強度」と呼ぶ)を示す多くの三元系Mg合金で、合金元素が共偏析する傾向があることを示唆した。

3. 新規開発された合金の集合組織と機械的特性

仮に、溶質原子間の混合エンタルピーと溶質原子の原子サイズの組み合わせが弱い底面集合組織の形成を決定する上で重要な要因であるという仮定が正しければ、それは室温で成形可能なMg合金を設計するための指針となる。この要件を満たす合金系としては、Mg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, およびMg-Ni-Ca合金系があり、これらは弱い底

面集合組織と、良好な室温成形性を示すことが期待される(表1参照)。表1には、成分が最適化されたMg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, およびMg-Ni-Ca合金の底面集合組織強度とエリクセン値が示されている。表1に示す通り、これらの合金の底面集合組織強度は従来のAZ31合金よりも著しく低い。その結果、これらの合金は、6000系Al合金に匹敵する高いエリクセン値を示す。

これらの優れた室温成形性を示すMg合金の共通の特徴として、圧延後の状態でRD(Rolling direction, 圧延方向)に分割された底面集合組織が形成されることが挙げられる。しかし、焼鈍後には、底面の極がND(Normal direction, 板厚方向)からTD(Transverse direction, 板幅方向)に向かって30~40°傾くTD-split底面集合組織が発生する。第2節で述べたように、最近の研究では、溶質原子の粒界への共偏析が粒界の移動に大きなドラッグ効果を誘起し、再結晶粒のより均一な成長を促進することが報告されている⁽¹⁸⁾⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。それにもかかわらず、このメカニズムだけでは、焼鈍後の底面集合組織の変化がRD-splitからTD-splitに変わる理由を完全には説明できない。この問題に関しては、LiらがMg-1Al-1Zn-0.1Ca-0.2Y(mass%)合金の焼鈍中の集合組織の発達を調査するために、準その場分析を実施している⁽²⁷⁾。彼らは、TD方向の配向を示す結晶粒が優先的かつ急速に成長するのに対し、底面配向を示す結晶粒は成長しないか、焼鈍中に消失することさえあることを発見した。

より深い底面集合組織弱体化メカニズムの理解を目指した最近の研究では、BianらはMg-0.0238Ni-0.1Ca(mass%)板材について、EBSD(Electron Back Scattered Diffraction Pattern, 電子後方散乱回折法)およびSTEM(Scanning transmission electron microscopy, 走査透過電子顕微鏡法)-EDS(Energy Dispersive X-ray spectroscopy, エネルギー分散型X線分光法)を用いた調査が行われた⁽²⁵⁾。このアプローチにより、粒界での溶質原子の偏析挙動、粒界構造、および隣接

表1 Mg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca系合金の溶質原子の原子半径と混合エンタルピー。組成を最適化したMg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca合金の底面集合組織強度と室温成形性(エリクセン値)。

合金系 (Mg-A-B)	元素半径 (Å)		混合エンタルピー (kJ/mol)			組成 (mass%)	底面集合組織強度 (m.r.d)	エリクセン値 (mm)
	A	B	A-B	Mg-A	Mg-B			
Mg-Zn-Sc [21]	1.33	1.61	-29	-4	-3	Mg-1.5Zn-0.1Sc	5.1	8.1
						Mg-.15Zn-0.3Sc	4.1	8.3
Mg-Ag-Ca [22, 23]	1.44	1.97	-28	-10	-6	Mg-0.3Ag-0.1Ca	2.7	7.0
						Mg-1Ag-0.1Ca	2.5	7.9
						Mg-1.5Ag-0.1Ca	2.4	8.6
						Mg-2Ag-0.1Ca	2.7	8.2
						Mg-3Ag-0.1Ca	2.7	8.8
						Mg-6Ag-0.1Ca	3.2	8.7
Mg-Cu-Ca [24]	1.28	1.97	-13	-3	-6	Mg-0.01Cu-0.1Ca	2.7	7.3
						Mg-0.03Cu-0.1Ca	2.4	7.7
						Mg-0.1Cu-0.1Ca	2.7	7.6
						Mg-1.5Cu-0.1Ca	2.4	7.2
						Mg-0.03Cu-0.05Ca	2.6	7.7
						Mg-0.03Cu-0.5Ca	2.5	7.2
Mg-Ni-Ca [25]	1.25	1.97	-7	-4	-6	Mg-0.1Ni-0.1Ca	2.9	8.5
						Mg-0.0238Ni-0.1Ca	2.3	7.5
						Mg-0.5Ni-0.1Ca	2.9	7.2

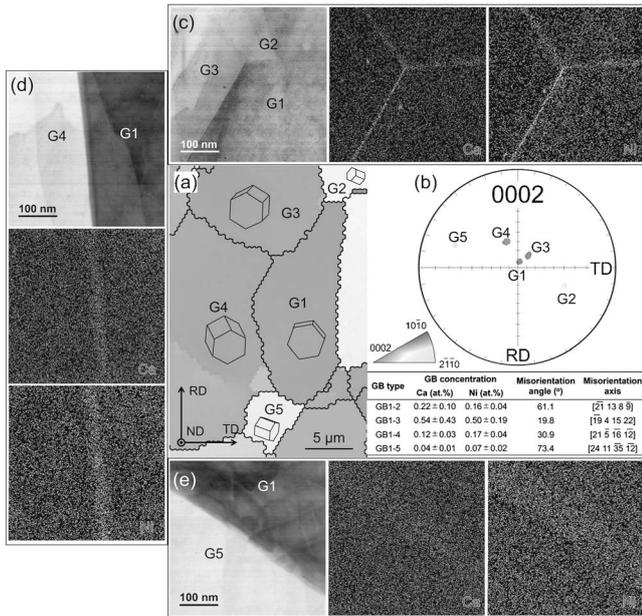


図5 焼まし処理された Mg-0.0238Ni-0.1Ca 合金に対する相関 EBSD/STEM-EDS 解析。(a) EBSD マップおよび (b) (0002) 面極点図により示される粒子 1~5 の結晶方位。ABF-STEM 画像および対応する EDS 元素マップで示される Ca および Ni の粒界偏析 (c) 粒界 1-2 および粒界 1-3, (d) 粒界 1-4 および (e) 粒界 1-5 での偏析挙動。(b) の下部の表はミスオリエンテーション角度と軸によって定義された粒界の種類と溶質原子の粒界濃度の関係を示す⁽²⁴⁾。

する粒の配向との関係結びつけることが可能となった。図 5(a) および (b) に示すように、(0002) 底面付近の方位を有する結晶粒 1 (G1) は、異なる方位を有する結晶粒 (G2~G5) に囲まれている。ABF-STEM (Annular bright field scanning transmission electron microscopy, 走査透過電子顕微鏡法の円環明視野法) 画像および対応する EDS 元素マップは、図 5(c)~(e) に示されているように、粒界の種類に応じて粒界に偏析する Ca および Ni の量が異なることを示している。最も高い Ca および Ni 濃度を示す粒界は粒界 1-3 で検出され、最も低い濃度を示す粒界は粒界 1-5 で測定された。結晶学的配向のさらなる検討は、G3 が比較的 (0002) 底面に近い方位を持つことに対し、G5 が ND から TD に大きく傾いた方位、いわゆる TD 方位を持つことを示している。この研究では限られた数の粒界しか調査されていないが、TD 方位を持つ結晶の粒界は溶質原子濃度が低く、ピン止め効果が低いため、底面配向した粒界よりも高い移動性を持つと推測するのは合理的である⁽¹⁸⁾⁽²⁸⁾。その結果、TD 配向した結晶は隣接する底面配向の再結晶粒を飲み込むように成長し、焼鈍後の TD-split 底面集合組織の発展に寄与する可能性がある。

Sc と Ag の Mg における高い固溶度を考慮すると、Mg-Zn-Sc と Mg-Ag-Ca 合金に対して、Sc と Ag の含有量を増加させることでより高い強度が期待される。具体的には、Sc は共晶温度 754.8 K で最大 33.6 mass% の固溶度を持ち、Ag は共晶温度 747.0 K で最大 13.8 mass% の固溶度を持つ。しかし、Sc 含有量が 0.3 mass% から 1.5 mass% に増加

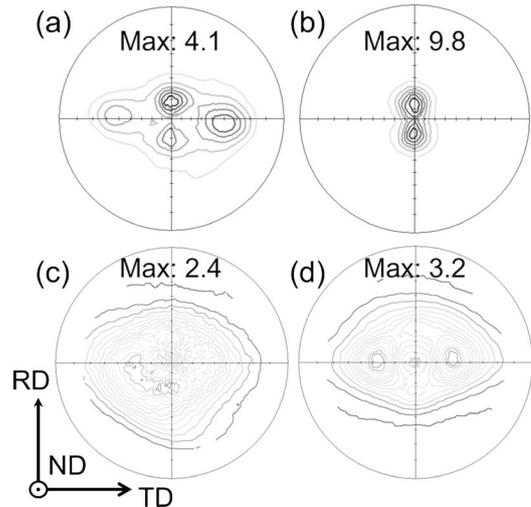


図6 (a) Mg-1.5Zn-0.3Sc 合金, (b) Mg-1.5Zn-1.5Sc 合金, (c) Mg-1.5Ag-0.1Ca 合金及び (d) Mg-6Ag-0.1Ca 合金板材の底面集合組織。

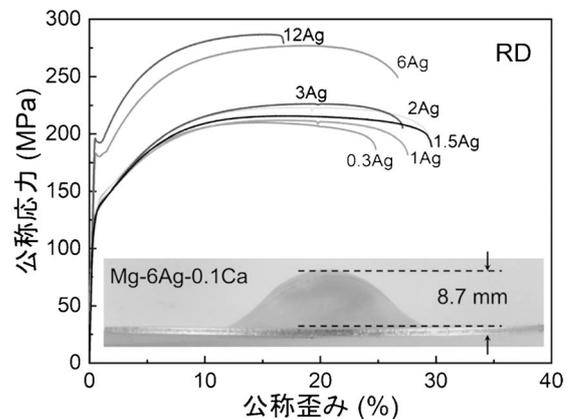


図7 Mg-xAg-0.1Ca 合金板材 (x=0.3, 1, 1.5, 2, 3, 6, および 12) の公称応力-歪み曲線 (圧延方向)。Mg-6Ag-0.1Ca 合金のエリクセン試験結果も含む⁽²²⁾。

するにつれて集合組織の強度が増加するのに対し、Ag 含有量が 1.5 mass% から 6 mass% に増加しても集合組織の強度はほとんど変わらないことに注目すべきである (図 6 参照)。Ag 含有量が 6 mass% に増加すると、降伏強度は著しく 182 MPa に増加しても、延性の大幅な低下は見られない (図 7 参照)。また、Mg-6Ag-0.1Ca 合金は大きなエリクセン値 8.7 mm を示す。詳細な微細組織の特徴を解析した結果、優れた室温成形性は微細粒と、集積度の弱い TD-split 集合組織に起因し、一方で、高い降伏強度は微細な AgMg₄ 粒子の密な分布と Ag 元素の固溶強化効果に関連していることが明らかになった。なお、合金元素の大量の添加は、熱伝導性や振動減衰能といった機能性を大幅に劣化させることに留意する必要がある⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

4. 熱伝導率

マグネシウムおよびその合金の熱伝導率は、溶質の固溶濃

度によって大きく影響を受ける⁽²⁹⁾。Mgに比べて原子半径が大きいかまたは小さい溶質原子は、結晶格子に歪みを引き起こす。溶質濃度が増加することで散乱中心の数が増加し、電子散乱が増大し、その結果、熱伝導率が低下する。さらに、Mgに添加される溶質原子の種類も熱伝導率において重要な役割を果たす。一般に添加される元素の中で、Alは最も顕著な負の影響を示す⁽³¹⁾。例えば、商用Mg合金であるAZ31(Mg-3Al-1Zn-0.3Mn mass%)は、純Mg(約160 W/(m·K))に比べて著しく低い熱伝導率(86 W/(m·K))を示す。これに対して、Znは熱伝導率の低下に対する影響が最小であり、6 mass% Znを含む二元系Mg-Zn合金でも、100 W/(m·K)以上の熱伝導率を維持する。このため、良好な室温成形性と熱伝導率を兼ね備えたMg-Zn系の合金の開発に多くの研究が集中している。最近、Huangらは、成分が最適化されたMg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-1Mn(mass%)合金板材が、133 W/(m·K)の高い熱伝導率と180 MPaの高い引張降伏強度を示すことを報告した⁽³²⁾。同様に、Liらは、熱処理可能なMg-1.6Zn-0.5Ca-0.4Zr(mass%)合金板材が、ピークエージング後に129 W/(m·K)の高い熱伝導率と201 MPaの引張降伏強度を達成したことを報告している⁽³³⁾。しかしながら前述のMg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-1MnおよびMg-1.6Zn-0.5Ca-0.4Zr合金の熱伝導率は、5052(138 W/(m·K))および6061アルミニウム合金(T4: 154 W/(m·K), T6: 167 W/(m·K))に比べて依然として低い値を示している⁽³⁴⁾。これらの要因を考慮すると、優れた熱伝導率と室温成形性の両方を達成するための実行可能なアプローチは、合金元素の量を最小限に抑えつつ、弱い底面集合組織の形成を確保することである。

微量のRE元素、特にセリウム(Ce)の添加がマグネシウムの底面集合組織の弱화에効果的であることが広く認識されている⁽¹⁴⁾⁽³⁵⁾⁻⁽³⁷⁾。集合組織を大幅に弱めるために必要なRE元素の臨界量は、Mgにおける固溶度と相関しており、元素の最大固溶度が低いほど少量の添加で済む。例えば、Ce(最大固溶量: 0.8 mass%)は約0.12 mass%(0.02 at%)で集合組織を弱めるのに十分であるのに対し、イットリウム(Y)(最大固溶量: 13.9 mass%)は約0.73 mass%(0.2 at%)が必要である⁽³⁴⁾。したがって、粒界偏析できる程度の固溶量は維持しつつ、最大固溶度が低い元素は、優れた成形性と優れた熱伝導率を達成するための合金添加元素として有望である。

図8は、異なる温度における各種元素のMg中での固溶度を示しており、表2はこれらの元素の最大固溶量と対応する温度をまとめたものである。CuとNiのMg中での最大固溶量はそれぞれ約0.1 mass%と0.004 mass%であり、非常に小さい。同様に、CaのMg中での固溶度も比較的低い(約516.5℃の共晶温度で約0.7 mass%, 300℃で約0.1 mass%)。その結果、組成的に最適化されたMg-Cu-CaおよびMg-Ni-Ca合金、例えばMg-0.03Cu-0.05CaおよびMg-0.1Ni-0.1Caは、それぞれ157 W/(m·K)および154 W/(m·K)という優れた熱伝導率を示す。これらの値は、

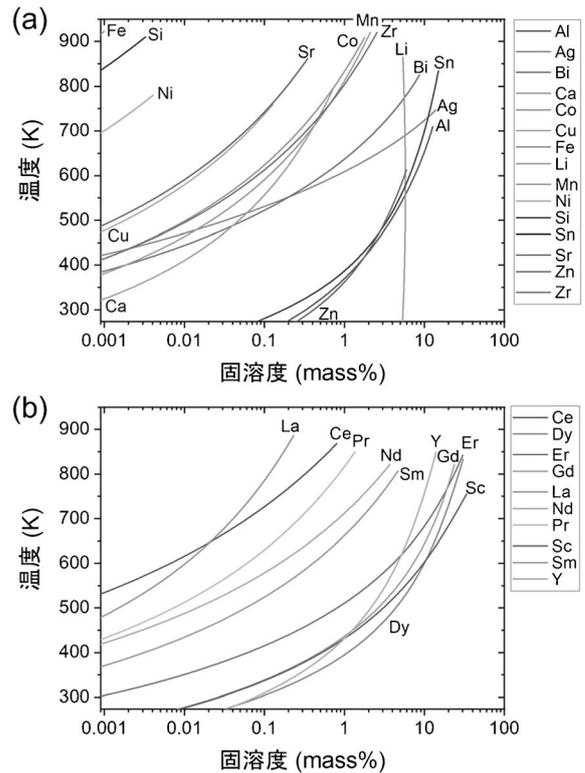


図8 Mg中の(a)非希土類元素および(b)希土類元素の異なる温度における固溶度。(Pandat熱力学ソフトウェアを使用してPanMag 2021データベースより導出)。

表2 Mgにおける各種元素の最大固溶量と対応する温度(Pandat熱力学ソフトウェアからPanMag 2021データベースを用いて導出)。

元素	最大固溶量 (mass%)	温度 (K)
A g	13.8	747.0
A l	12.7	709.5
B i	8.7	825.0
C a	0.7	789.7
C e	0.8	868.3
C o	1.8	908.8
C u	0.1	759.8
D y	30.4	832.9
E r	30.2	842.2
F e	0.001	923.0
G d	23.7	821.0
L a	0.2	886.2
L i	5.4	865.2
M n	2.2	923.8
N d	3.7	821.3
N i	0.004	780.1
P r	1.4	849.9
S c	33.6	754.8
S i	0.003	910.4
S m	4.6	806.2
S n	14.9	833.8
S r	0.3	861.4
Y	13.9	847.6
Z n	5.9	612.8
Z r	2.7	927.8

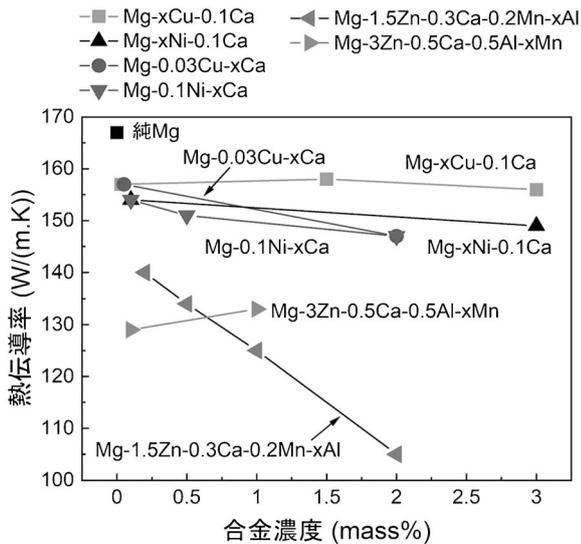


図9 Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca, および Mg-Zn-Ca-Al-Mn 合金の熱伝導率と合金濃度の関係。

Mg-1.5Zn-0.3Ca-0.2Mn-xAl および Mg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-xMn 合金の値よりもはるかに高いことが図9に示されている。さらに、Cu または Ni 含有量の増加は熱伝導率に著しい影響は及ぼさない。具体的には、Mg-3Cu-0.1Ca および Mg-3Ni-0.1Ca 合金は、それぞれ 156 W/(m·K) および 149 W/(m·K) という高い熱伝導率を維持している。しかし、Cu および Ni は耐食性に対する悪影響のため、Mg 合金に添加されることは稀である。

5. 耐 食 性

マグネシウム合金の耐食性は、合金元素の種類と濃度に大きく影響される。RE 元素⁽³⁸⁾、Ca⁽³⁹⁾、As⁽⁴⁰⁾、Sc⁽⁴¹⁾などの適度な添加は、不動態膜の形成、結晶粒の微細化、有害不純物形成の抑制によって耐食性を向上させることができる。最近、Deng らは、0.05 mass%、0.1 mass%、0.15 mass% の Ca を含む従来の鋳造法で製造された Mg-Ca 希薄合金で同様に低い腐食速度(約 0.22 mg/(cm²·d))を報告している⁽⁴²⁾。これに対して、Fe、Cu、Ni の添加は、非常に少量でも極めて有害である。これらの元素は固溶度が低く、局所的なカソードとして作用するため、ガルバニック腐食を引き起こし、腐食速度を増加させるためである。ただし、濃度が許容限度を下回る場合、腐食速度は低く、それを超えると急速に加速することに注意する必要がある。Ni、Fe、Cu の許容限度は、それぞれ 5 ppm、170 ppm、1000 ppm であることが Hanawalt によって明らかにされている⁽⁴³⁾。したがって、同じ濃度では、これらの元素の有害性は Ni > Fe > Cu の順に減少する。さらに、Mg 合金における許容限度は、他の元素の存在によって影響を受ける。例えば、Cu の許容限度は、合金組成に Al と Mn が存在する場合、100 ppm に急減する⁽⁴⁴⁾。

驚くべきことに、著者らによって開発された Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、3.5 mass% 塩化ナトリウム溶液中で 1.79

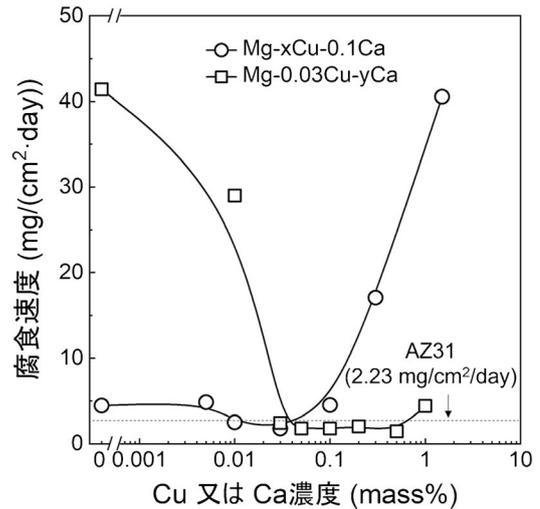


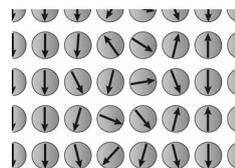
図10 3.5 mass% NaCl 溶液中の Mg-Cu-Ca 合金の腐食速度と Cu または Ca 濃度の関係⁽²³⁾。

mg/(cm²·d) という非常に低い腐食速度を示し、この値は純 Mg (436 mg/(cm²·d)) よりも二桁低く、AZ31 Mg 合金 (2.23 mg/(cm²·d)) よりも低い(図10)。この大幅な減少は主に Ca の添加に起因し、0.1 mass% Ca を添加することで腐食速度は約 4.46 mg/(cm²·d) に劇的に減少する。興味深いことに、純 Mg に 0.03 mass% の Cu を添加するだけでも腐食速度は約 41.4 mg/(cm²·d) に低下する。さらに、二元系合金である Mg-0.03Cu 合金にカルシウムを ppm レベルで追加することで腐食速度は大幅に低下する。Mg-Cu-Ca 合金の魅力的なところは、0.1 mass% Ca の存在が Mg-xCu-0.1Ca 合金における Cu の許容限度を変えないところにある。(Mg-xNi-0.1Ca 合金における Ni の許容限度は 100 ppm である。)このように、ppm レベルの合金設計により、特性がドラスティックに変化する Mg-Cu-Ca 合金の研究開発がますます魅力的になっている。

6. お わ り に

図11は、純 Mg、AZ31、Mg-Zn 系合金を含む様々な Mg 合金板材の室温成形性と熱伝導率の関係を示している。Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、157 W/(m·K) という純 Mg に匹敵する熱伝導率を持ち、この値は AZ31 合金 (87 W/(m·K)) の約 2 倍に達している。さらに、この合金は弱い底面集合組織を有することにより、優れた室温成形性を示している。このように、優れた成形性、優れた耐食性、高い熱伝導率と、添加元素 (Cu および Ca) の低コストな特性 (汎用性) を考慮すると、これらの元素を用いた Mg 合金は、特に Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、携帯電子機器の筐体等のアプリケーションにおいて、非常に有望な選択肢となることが期待される。

本稿で紹介した研究の一部は、JSPS 科研費 JP20K15067 の助成を受けたものです。



2. 特性の計測評価

2-3 磁気特性の計測と解析

2-3-2 磁気測定の実用：動的磁化測定(原理)

小野寺 礼 尚* 喜 多 英 治**

2-3-2-1 はじめに

2-3-2-1-1 交流磁気測定の実践にむけて

本講座(2-3 磁気特性の計測と解析)では材料の磁気的性質の概要を述べ、構造材料など、磁性材料以外の研究開発に携わるみなさんに磁化測定の基礎を紹介していました。前回(8号)の静的(直流, DC)磁化測定に続き、今回は動的磁気測定をテーマに、動的磁気測定の役割、測定装置の構成、データ解析について紹介します。誌面の都合上、今回は主として基本原理、次回(12号掲載予定)は実際の測定装置や測定手法と、2回に分けて紹介していきます。

静的(DC)磁気測定は、磁気モーメントの秩序状態や磁気変態、または、相変態に伴う磁気変態など、静的あるいは準静的な物質の磁気的性質を観測することを目的に行うため、バルク試料の測定により材料物性・物性物理など基礎研究で活用される場面が多いと考えられます。これらの物性は、磁場の変動に対して磁化が追従する速度が早く、瞬時に応答するとして、磁場の時間変化の影響を考慮する必要がないことを前提としてきました。前回2-3-1-3-4で紹介したVSMによる磁化測定⁽¹⁾を考えてみると、静的測定と異なり、実際には計測の時間スケール(時定数)によって磁化曲線が影響を受けることを紹介しました。これは計測機器の時間的制約によるもので、測定対象の本質ではありません。ところが、本来の性質として磁場の変化の速度によって材料の応答が変化することがあります。また、主に磁場変化の周波数が高い領域で応用される軟磁性材料などでは、動作周波数での応答(後述する透磁率など)が材料の性質を表す指標の一つになるため、その周波数帯での特性評価が重要となります。また、磁性ナノ粒子のような試料の動的測定では、静的測定の前提

を覆す熱揺らぎの影響も観測されます。

動的磁気測定では静的測定とは異なり、時間変化する磁場を印加して計測対象の磁化などを評価します。この動的磁気測定という言葉は、広義には時間変化する磁場に応答する物質の磁気的性質の測定を意味します。時間変動する磁場には、強度が周期的に変化する矩形パルス波、三角波、正弦波などのほか、パルス強磁場のように単発で強い強度を作り出すものなど様々あります⁽²⁾。本稿では、その中でも正弦波で変動する交流(AC)磁場を用いた磁化測定に注目して紹介します。

磁化測定を始めるきっかけにもよりますが、交流の磁化測定を始める方は、前回紹介したような静的(DC)磁化測定をすでに研究手法として実践しているか、その知識がある場合が多いと思います。そのため、本稿では磁化測定の基礎を習得している方を読者として想定して説明を進めることにします。そうでない方々は是非、8号掲載の2-3-1「磁気測定の基礎：静的磁化測定」から読んでいただくと理解が深まるかと思います。

また、次回12号掲載予定の(測定手法)の最後には、前回と今回で取り上げることができなかった話題のうち、材料研究において用いられている測定手法・評価方法について簡単に紹介をしたいと思います。

2-3-2-2 動的磁気計測の意義

2-3-2-2-1 交流(動的)磁化測定と直流(静的)磁化測定

静的(DC)測定で対象とする体積の大きな試料では磁化は、磁場に対して瞬時に応答し、その環境(温度、磁場、圧力など)での安定状態である安定値⁽¹⁾に到達するとして扱ってきました。しかし、AC磁場に対する応答を考える場合、材料の本質的な物性は変わらずとも、振幅強度あるいは周波

* 茨城工業高等専門学校 国際創造工学科；准教授(〒312-8508 ひたちなか市中根866)

** 筑波大学名誉教授

Experimental Guides for Metallic Materials: 2. Measurement and Evaluation of Material Properties

2-3 Measurement and Analysis of Magnetic Properties: 2-3-2 Introduction of Advanced Magnetometry: Basic of Dynamic Measurement (Fundamental Principles); Reisho Onodera* and Eiji Kita** (*National Institute of Technology, Ibaraki College, Hitachinaka. **Emeritus Professor, University of Tsukuba, Tsukuba)

Keywords: dynamic magnetization measurement, dynamic hysteresis loop, magnetic relaxation, energy loss, soft magnetic materials, magnetic nano-particles

2024年8月19日受理[doi:10.2320/materia.63.710]

数によっては、磁場に対する応答に遅れを伴うことがあります。すると、それらは非平衡状態の物性として取り扱う必要があります。物質の本質的な値(安定値)を評価することももちろん重要ですが、非平衡であっても実用環境(磁場振幅、周波数)において発揮される特性を評価することが応用上求められます。

ナノ粒子のような小さな体積を持つ強磁性試料では熱揺らぎの効果が磁気的性質に大きく現れます⁽³⁾⁽⁴⁾。一般的に強磁性材料は保磁力を持ちますが、厳密に言うと平衡状態(熱平衡状態)では保磁力がゼロになります。実際に強磁性体が保磁力を示すのは、磁化が部分的に反転して試料全体の磁化をゼロにするのに(観測時間に比べて)非常に長い時間がかかるためだと考えられます。ところが、試料の体積がナノスケールまで小さくなると磁化の反転確率が高くなってきます。これは、ハードディスクなどの1記録ビットが非常に小さい高密度磁気記録で、ビット反転が起こる確率が高くなる原因となります。さらに、強磁性体の体積が小さくなり磁化反転が頻繁に起こるようになる状態を超常磁性と呼びます。このような状態での動的磁化測定では熱平衡に至る過程を観測することになり、観測温度と周波数により磁化過程が大きく異なってきます。

以上のように、材料のAC磁化特性の評価は基礎研究としての価値が大きいものですが、その材料が実際に社会で利用される運用環境での性能評価に直接寄与することも重要です。特に、あたりあ62巻9号(2023年)で「EV化社会に向けたパワーエレクトロニクス用軟磁性材料研究」について特集されたように、今後のパワーエレクトロニクス分野の発展において軟磁性材料が果たす役割は非常に大きく、注目されていると考えます。そこで本講座では、軟磁性材料のAC特性を評価することも念頭に置いて説明を進めます。

電気回路中で使われるインダクタンス素子(インダクタ)の多くは軟磁性材料をコア(芯)としてコイルを巻いたものです⁽⁵⁾⁽⁶⁾。インダクタには、電圧変換に使われるトランス、電源回路における直流化や平滑化に利用されるリアクトル、チョークコイルなどの回路素子があります。

非侵襲のガン温熱治療(磁気ハイパーサーミア)の発熱体や、ドラッグデリバリーのキャリア、磁性粒子イメージングの造影剤などとして医療応用が期待されている磁性ナノ粒子は、AC特性に熱平衡の影響が大きく現れ、その運用環境に合わせて粒子のAC磁気特性評価が行われています。そのため、磁性ナノ粒子やその懸濁液の特性評価に関して、合わせて紹介します。

また、本稿で扱うAC測定の周波数は市販の装置が対応し

¹¹ ある環境で最もエネルギーの低い状態が平衡状態ですが、残留磁化や保磁力が存在する状態は、エネルギーの極小値をとっている状態であり、本質的には非平衡状態です。しかし、本来の平衡状態に達するまでには膨大な時間が必要となり、我々の考える時間スケールでは実質的な安定状態と言えます。そのため本稿ではこのような準平衡状態を安定状態と呼ぶことにします。また、この状態で示す物性のことを安定値と呼び、本質的な平衡値と区別します。

ている周波数帯に概ね一致するように商用周波数(50/60 Hz)から数MHzまでを中心に説明を行います。

2-3-2-2-2 交流磁場を用いる上で考慮すべき点

前述したように、印加磁場にAC磁場を用いることでDC磁化測定とは異なる特性を評価することができます。AC電流で励磁するため、インダクタンスが大きい電磁石やソレノイドコイルでは基本的にDC測定ほど磁場を印加することができません。したがって、測定によって得られるヒステリシスループの多くは図1に実線で示しているような、飽和していないマイナーループを評価することが多くなります。

2-3-2-2-3 交流磁化測定で評価する特性

磁場に対する磁化の線形応答係数としてDC磁化測定では磁化率 χ を導入しました。軟磁性材料のような交流動作の解析には透磁率 μ を用いることが多いため、これらの違いについて説明します。磁化率 χ は磁化が磁場に比例する場合(磁場の弱い原点近傍)には、 $M = \chi H$ と磁場 H と磁化 M を結ぶ比例係数として与えられます。一方、透磁率は $\mu = B/H$ で定義されます。材料内部に生じた磁束の密度 B は $B = \mu_0(H + M)$ と表されるので、 $B = \mu_0(1 + \chi)H$ と書くことができ、この係数 $\mu_0(1 + \chi)$ が透磁率 μ となります。この透磁率を真空の透磁率 μ_0 との比で表したものが比透磁率 $\mu_r = \mu/\mu_0$ です。これを用いると $B = \mu_r \mu_0 H$ と表すことができ、比透磁率は $\mu_r = 1 + \chi$ で与えられます⁽⁷⁾。

図2に磁化曲線の例を示します。図2は印加磁場ゼロ、磁化ゼロの状態から磁場を印加し、初磁化曲線を示しています。原点と初磁化曲線上の任意の点を結ぶ直線の傾き(M/H)が磁化率となります。初磁化率 χ_i は原点付近での磁化率となり、最大磁化率 χ_m はこの直線の傾きが最大となった値になります。また、初磁化曲線上の任意の点の傾きは微分磁化率と呼ばれます。磁場による磁束が加わった磁束密度は $B = \mu_0(H + M)$ と表されるため、図2中の χ_i と χ_m に対応する透磁率は、それぞれ初透磁率 μ_i と最大透磁率 μ_m として与え

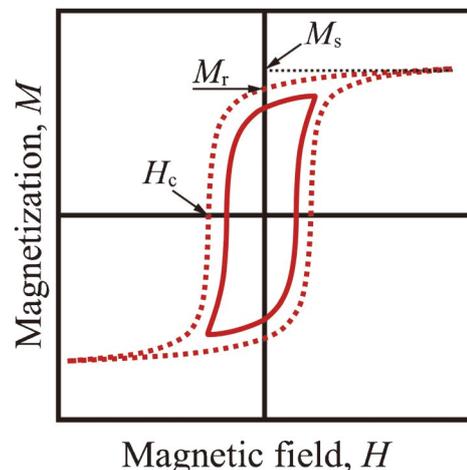


図1 ヒステリシスループ。

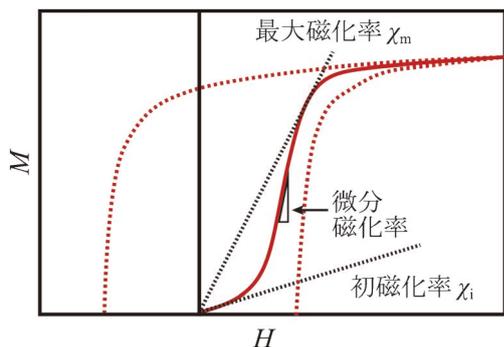


図2 初磁化曲線における磁化率.

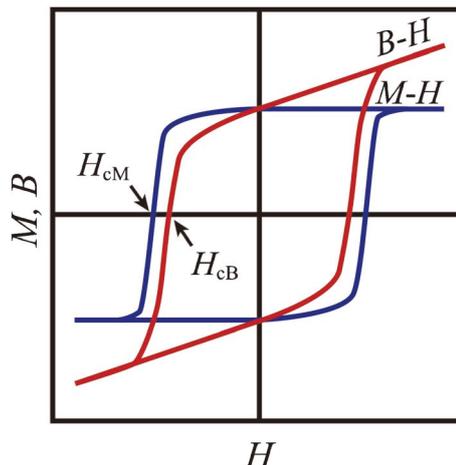


図3 B-HループとM-Hループ.

られます。本稿では、軟磁性コア材料に関する話題については $B-H$ 、 μ をもとに進めますが、磁性ナノ粒子の磁気特性に関連する話題では $M-H$ 、 χ を用いて説明します。両者の違いについては以下でも説明します。また、ACでの磁化率(透磁率)の扱いについては、後ほどさらに詳しく説明を行います。

磁化率は、印加された磁場に対する磁化の応答のみを表します。一方、透磁率では材料に印加された磁場による磁束密度と、その磁場によって材料中に生じた磁化による磁束密度の和の応答として表します。これは回路素子として「コイル+コア」で考えると、コイルに通電した際に、コイルと磁化したコアのそれぞれがつくる磁束密度について合わせて回路素子の応答として考えることに対応します。これが軟磁性材料の特性を評価する際、 $B-H$ ループを評価する理由になり、磁化率より透磁率が重要な意味を持つことがわかります。

$B-H$ ループと $M-H$ ループの特徴の違いについては、図3を用いて説明します。 $M-H$ ループは磁場に対する磁化の追従の履歴を示しますが、 $B-H$ ループではそこに磁場の変化が重なる全磁束密度 B の変化として描かれます。したがって、材料の磁化が飽和した後は印加磁場の増分のみで B が変化し、 $H=0$ となる縦軸上では B は $\mu_0 M_r$ (残留磁化)と同じ値となります。もう一点、両者のループには保磁力に明確な違いがあります。 $M-H$ ループでの保磁力は、材料の磁化が飽和した後、残留磁化がゼロとなるまで印加した逆向きの磁場の値で定義されます。一方、 $B-H$ ループでの保磁力を B がゼロになる逆向きの磁場 H_{cB} と定義すると、第二象限では、 H_{cM} となったとき $M=0$ であるので、 $B=\mu_0(H+M)$ の左辺は負の値となります。したがって、 $B=0$ となる H_{cB} は H_{cM} より小さな磁場となります。このように、材料の磁化がゼロとなる磁化測定の保磁力 H_{cM} ($M-H$ ループ)と、「コイル+コア」の磁束密度がゼロとなる磁束測定の保磁力 H_{cB} ($B-H$ ループ)とが定義でき、それぞれのループで得られる保磁力の意味が異なっていることに注意する必要があります。

2-3-2-2-4 交流磁気特性評価の対象となる材料

2-3-2-2-4-1 軟磁性材料

軟磁性材料として最初に社会・産業で利用されたものは、

50/60 Hzの商用周波数での変圧トランスのコア材料としての電磁鋼板で、100年以上前から利用されてきました。電気・電子回路においてラジオなどの信号用のインダクタやトランスは姿を消しましたが、スイッチング電源などのインダクタやリアクトルのコアとして、より高周波で動作するMn系酸化物のフェライトコアが用いられています¹²。特に、近年の電子機器の小型化や自動車の電動化に伴い、DCコンバーターの回路素子として求められているインダクタなど磁性素子の高周波化・大電流化(動作磁場大)の要求が強まり、ナノ結晶系の軟磁性材料に対してコア材料としての期待が寄せられています。

軟磁性材料のAC特性を表す指標として重要なものは、透磁率とエネルギー損失です。コアとしての特性には、飽和磁束密度 B_s や保磁力 H_c も関係しますが、これらは静的測定で評価することが一般的です。一方透磁率は、後述するようにトランスの変圧効率などに直接関係するAC特性として周波数特性(どの周波数まで使えるか)の評価が求められます。変圧トランスのコアに用いる際には、透磁率が大きい材料が求められます。小さい磁場(少ない電力)で飽和する透磁率の大きな材料をコアに用いることで、コイルの巻数を節約でき小型化にもつなげることができるためです。またエネルギー損失($B-H$ ループの面積×動作周波数)は、動作中のコアの発熱の原因となります。コアの発熱で変換効率が低下するため、少ないエネルギー損失が求められます。

2-3-2-2-4-2 磁性ナノ粒子

AC磁化特性を評価する対象として、軟磁性コア材料の他に超常磁性ナノ粒子を紹介します。磁性ナノ粒子は粒径が1~数10 nmの元来、強磁性を示す粒子を指します。強磁性あるいはフェリ磁性の磁気秩序を有していますが、内部に磁

¹² 電気回路やコイルについては、次の文献を参考にしてください。回路については文献(5)を、コイルやコアについては文献(6)が参考になります。

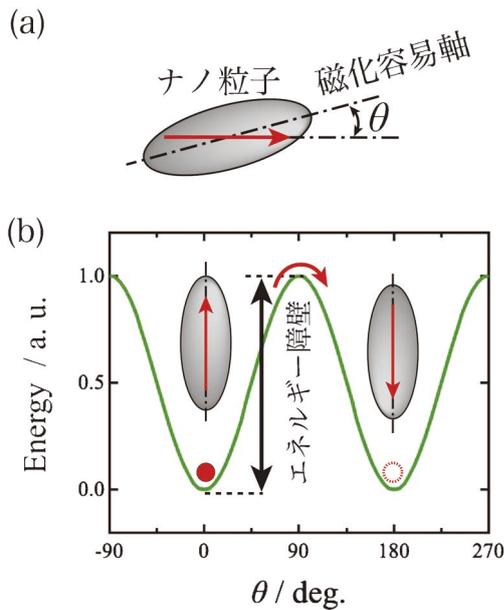


図4 (a)一軸異方性を持つ磁性ナノ粒子と(b)磁化の方向によるエネルギー。

壁が存在しない単磁区粒子¹³であるため、図4(a)のようにそれぞれが1つの大きな磁気モーメントを持つ粒子として振る舞います。しかし、粒子サイズが非常に小さくなると熱擾乱が異方性エネルギーを上回り、それぞれの粒子の磁気モーメントは無秩序に運動するようになります。この状態を超常磁性と呼びます⁽⁸⁾。通常、磁場を印加して磁気モーメントを $\theta=0^\circ$ に揃えたあと、磁場をゼロにするとそのままの方向で図4(b)中の赤丸に停留します。しかし、長い時間経過すると、磁化は図4(b)に示すようにエネルギー障壁を超え図4(b)中の赤丸と白丸のように $\theta=180^\circ$ にも等しく分布して全体の磁化はゼロ(熱平衡値)となります。

超常磁性の粒子に磁場を印加して生じる磁化 M の磁場依存性は、ランジュバン関数によって以下のように与えられます⁽⁹⁾。

$$M = Nm \left(\coth \xi - \frac{1}{\xi} \right), \quad \xi = \frac{mH}{k_B T} \quad (1)$$

ここで、 N : 単位体積あたりの粒子数、 m : 粒子の磁気モーメント、 k_B : ボルツマン定数、 H : 磁場、 T : 温度であり、この関数で与えられる磁化は熱平衡値 $\langle M \rangle$ です。磁場の小さい領域では磁化は磁場に比例し、磁化率は次式で与えられます。

$$\chi = \frac{\mu_0 N m^2}{3 k_B T} \quad (2)$$

この式の意味は、同じ数の磁性原子で構成される物質でも、

(集団で)運動する磁気モーメントの大きさ m が大きくなると磁化率が大きくなることを表しています。

たとえば1原子の磁気モーメントの大きさが $n\mu_B$ であるとして N 個の磁性原子があるとすると、この磁性原子の集団の磁化率 χ_1 は式(2)を用いて

$$\chi_1 = \mu_0 \frac{N(n\mu_B)^2}{3k_B T} \quad (3)$$

と書けます。これは通常の常磁性の磁化率を表します。

一方、ナノ粒子1つが1000個の磁性原子から構成されているとすると、 N 個の磁性原子からつくられる粒子の数は $N/1000$ 個となります。この粒子内で磁気モーメントがひとかたまりとして運動するときの大きさは $1000n\mu_B$ となり、その磁化率 χ_{1000} は、

$$\chi_{1000} = \mu_0 \frac{N}{1000} \frac{(1000n\mu_B)^2}{3k_B T} = \mu_0 \frac{1000N(n\mu_B)^2}{3k_B T} = 1000\chi_1 \quad (4)$$

と表せ、磁化率 χ_{1000} は原子が1個ずつ熱揺らぎの影響を受ける常磁性の磁化率 χ_1 の1000倍(集団で運動する粒子内の原子の数)となります。

このように熱揺らぎを受ける磁気モーメントが大きい場合に、常磁性の性質が際だって表れる現象を超常磁性(Superparamagnetism)と呼びます⁽³⁾。超常磁性の性質として、巨大な磁化率に加えて、通常の常磁性体では極低温でしか観測されない磁化曲線の飽和が常温付近で観測されたり、次節で述べる緩和現象などが温度揺らぎの効果として観測されたりします。

熱の影響を大きく受けることが予想され、AC磁場を印加して得られる磁化は、後節(2-3-2-3-1-3)で紹介する超常磁性緩和によって必ずしも熱平衡値を示すとは限りません。この緩和現象により、ヒステリシスループにはエネルギー損失が生じ、熱エネルギーとして放出されます。その熱エネルギーをガンの温熱治療へと用いるのが磁気ハイパーサーミアです。

磁気ハイパーサーミアなど医療技術へ磁性ナノ粒子を利用するためにその交流応答の評価が求められています⁽¹⁰⁾。図5にはMRI造影剤として市販されている酸化鉄($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$)ナノ粒子懸濁液(Resovist[®])¹⁴を液体状態でACおよびDCで磁化測定し、得られたヒステリシスループを示しています⁽¹¹⁾。DC磁化測定によって得たヒステリシスループ(DC loop)はランジュバン関数に従うように振る舞い、保磁力を示さずループに囲まれた面積はほぼゼロです。一方、58 kHz、磁場振幅10, 20, 60 mTのAC磁場を印加して測定したループは振幅強度の増加と共に膨らみ、1ループごとにループの面積に比例したエネルギー損失があることがわかります。このように、磁気ハイパーサーミア用ナノ粒子の開発において、AC磁場に対する基礎磁気特性、発熱特性の磁場振幅・周波数依存性などの評価が求められています。

¹³ 磁場印加によって磁化していない強磁性体は、その内部で静電エネルギーを最小にするために磁束が閉じるように磁気モーメントの秩序がいくつかの領域に区分されています。これを磁区と呼び、磁区ごとに磁気モーメントは秩序しています。磁区の境界を磁壁と呼びます。

¹⁴ Resovist[®]は酸化鉄ナノ粒子に表面修飾を施して水に分散させたもので、磁性流体とも呼ばれています。

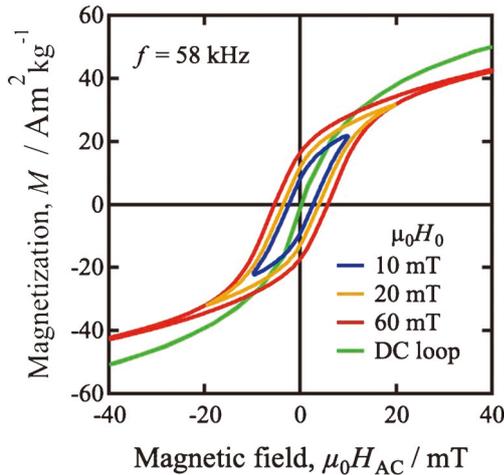


図5 酸化鉄ナノ粒子のAC, DC磁化測定によるヒステリシスループ⁽¹¹⁾.

2-3-2-3 交流磁気特性の基本事項

2-3-2-3-1 ヒステリシスループと損失

AC磁化特性はヒステリシスループの形状によって表せると言っても過言ではありません。磁場が小さい時は線形応答で近似でき、透磁率で軟磁性材料の性能や損失も表すことが可能です。ヒステリシスループが非線形の領域に入っても、損失はループ1周あたりの面積で得られます。さらに、この面積に測定周波数を掛けると1sあたりのエネルギー損失が得られます。この損失には、ヒステリシス損失、うず電流損失、熱緩和による損失など、いくつかの要因がありますが、次にその要因について紹介します。

2-3-2-3-1-1 ヒステリシス損失

図3に概念図で示すヒステリシスループを単純な、長方形あるいは平行四辺形と見ると、保磁力 H_c や飽和磁束密度 B_s が大きいかほどループの面積は増加します。これは動的測定に限定したことなく、静的測定においても観察されるエネルギー損失となります。このように、物質の本質的な磁気特性が直接反映されるヒステリシスループの面積(損失)をヒステリシス損失と呼びます。

2-3-2-3-1-2 うず電流損失

この損失は、閉回路を鎖交する磁束が変化するときその変化を妨げる磁束をつくる誘導起電力が生じる、というレンツの法則を起源とする損失になります。動的磁化測定において、時間変動する磁場を印加すると試料には時間変動する磁束が生じます。この変化を妨げようと誘導起電力が生じ、誘導電流が流れ、エネルギーの損失となります。損失の存在は、ヒステリシスループの膨らみとして観察できます。

大概の試料には決まった閉回路が存在しないため、試料の表面において誘導電流は任意の閉回路で流れ、これをうず電流と呼びます。レンツの法則によって生じる起電力の大きさ

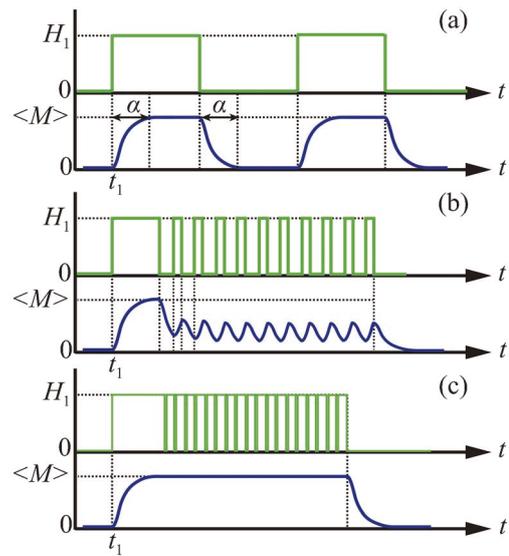


図6 磁化における緩和現象の概念図。特性時間 α に対して磁場のスイッチング周期が(a)長い、(b)短い、(c)極端に短い場合。

は、ファラデーの電磁誘導の法則で与えられますが、その際に流れる誘導電流は、試料の抵抗率によって異なります。金属系の材料は抵抗率が小さいため流れるうず電流は大きく、ヒステリシスループに与える影響、すなわち損失も大きいですが、酸化物系の材料は抵抗率が大きいためうず電流は小さく、損失も小さくなります。このうず電流損失は磁束の変化量に応じて生じるため、磁場の時間変化(AC磁場の場合は周波数)が大きいかほど大きくなります。

軟磁性のAC特性で鉄損として評価されているエネルギー損失には、ヒステリシス損失とうず電流損失が含まれていません。

2-3-2-3-1-3 熱緩和

(A) 緩和の現象論

様々な原因によって時間変化する磁場に対して磁化の応答に遅れが生じます。これは緩和現象と呼ばれ、緩和現象を特徴付ける緩和時間は遅れの原因によって異なります。AC磁場に対して磁化に位相遅れが生じるとヒステリシスループは膨らみ、エネルギーの損失が生じます。ここではまず、現象としての緩和を説明したのちに、緩和の原因となる物理現象について説明します。

図6は磁場の変動に対して、ある緩和時間に従って追従する磁化の変化を表しています。図6(a)のように、 $t=t_1$ で磁場が $H=0$ から $H=H_1$ へと変化したときに、磁化 M はすぐには変化せず、時間 α に従って熱平衡値 $\langle M \rangle$ に近づきます。変化が落ち着くまでの時間 α (後述する緩和時間 τ と同程度の時間)を特性時間と定義します。図6(a)の場合、磁場のスイッチング周期が磁化の特性時間 α より十分長い場合、磁化は遅れを伴いますが $\langle M \rangle$ へと収束します。一方で図6(b)のように、 α よりも早い周期で磁場のスイッチングが

生じる場合、磁化は熱平衡に至ることができません。また、図6(c)に示したように、特性時間に対して磁場のスイッチング周期が極端に短い場合、磁化は磁場に追従できずほとんど変化しないように見えます。

1秒間に生じる磁場のスイッチング回数は測定する磁場の周波数と考えられるため、測定周波数 f の逆数(測定時間)が特性時間 α に比べて十分長い($\alpha < f^{-1}$)と緩和の影響は小さく熱平衡値を観測できます。しかし、特性時間の方が長いと($\alpha > f^{-1}$)磁化の遅れが支配的になり熱平衡値ではなく非平衡値を観測することになります。このような緩和現象は、次で述べるようにヒステリシスループに現れることとなります。

ヒステリシスを描いた際の面積はエネルギーの次元を持ち、損失に対応します。もしヒステリシスループが緩和の影響を強く受けるなら、この損失にも影響は及びます。例えば、磁場に対して磁化が線形応答する領域(線形近似領域)において、

$$H = H_0 \sin \omega t \quad (5)$$

で表される磁場が印加される時、材料の磁化 M (あるいは磁束密度 B)は緩和による位相遅れ(緩和時間)を伴って、

$$M = M' \sin \omega(t - \tau) \quad (6)$$

と表されるとします。磁化に位相遅れがない($\tau = 0$)とヒステリシスループは直線となります。図7は、磁場に対して緩和時間 τ を伴って追従する磁化で描いたヒステリシスループです。緩和時間の効果を角周波数 ω との積で表しています。 τ が長くなることで徐々にループが膨らみ始め、損失が生じていることがわかります。緩和時間 τ が長くなるほど損失は増加し、実際の磁性体では起こり得ませんが、最終的に位相が $\pi/2$ ずれるとループは正円となり、損失は最大となります。

(B) 緩和現象の要因

緩和現象は熱揺らぎを含む複数のメカニズムによって生じます。電子のスピンが担う磁気モーメントの反転については、ラーモア歳差運動が起源となっています。電子のラーモア歳差運動の周波数 f は印加磁場 $B_0 = \mu_0 H$ に比例して $f = \gamma B_0$ と表され、その比例係数 γ は磁気回転比と呼ばれていま

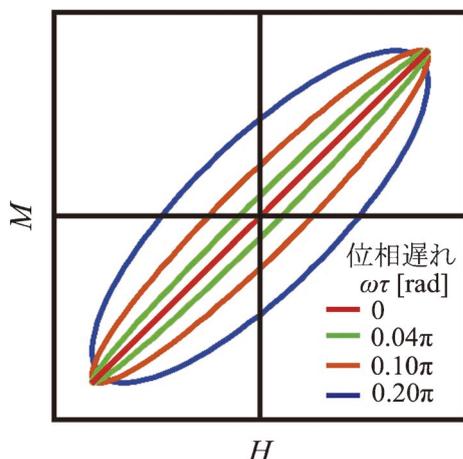


図7 線形応答領域におけるヒステリシスループの例。

す。 γ はおおよそ 2.8×10^{10} Hz/Tとなり、たとえば外部磁場1 T(テスラ)の元では28.0 GHzとなります⁽¹²⁾⁽¹³⁾。この条件を満たす電磁波を照射すればエネルギー吸収がおり、磁気共鳴と呼ばれています。

実際の磁性体を考える際、磁場が印加されていないときに、磁気モーメントが磁化容易軸から磁化困難軸の方向に向くために要するエネルギー(異方性エネルギー)を、磁場印加によって得られるとして換算した異方性磁場 H_k と呼びます。この異方性磁場の大きさによって共鳴が生じる周波数($f = \gamma B_k$, $B_k = \mu_0 H_k$)が変化します(自然共鳴)。この共鳴により緩和現象が磁気特性に顕著に影響を及ぼし、透磁率の減少などが生じてしまいます。(次回、強磁性共鳴で紹介します。)

磁性流体の様磁性体が磁区構造よりも小さい単磁区サイズの粒子を含む場合、粒子内部の磁気モーメントの熱揺らぎによる反転(回転)に由来する緩和(ネール緩和)と、粒子の磁化容易軸に固定された磁気モーメントが粒子ごと印加された磁場の方向に回転する過程で生じる緩和(ブラウン緩和)の存在が挙げられます。

超常磁性状態にあるナノ粒子の緩和は古くから研究されています。ランジュバン関数を紹介した際に明らかなように、磁場が小さい線形領域であっても、磁化の応答は粒子の集団運動によって増幅されます。単磁区状態の磁性ナノ粒子における磁気モーメントの反転は、粒子内部の磁気モーメントがある磁場において一斉に回転するというStoner-Wohlfarthモデル⁽⁸⁾⁽¹⁴⁾によって理解されています。この反転が起きる磁場は粒子の異方性エネルギーと磁場印加で与えられたゼーマンエネルギー¹⁵のつりあいで決定されます。この磁気モーメントの熱励起による反転が緩和現象として現れ、ネール緩和と呼ばれています。超常磁性粒子におけるネール緩和時間は簡単には $\tau \propto \exp(K_u v / k_B T)$ で表されます⁽¹⁵⁾。 K_u は異方性エネルギー、 v は粒子の体積です。粒子サイズや温度、磁場強度に依存しますが粒径10 nm、300 K、100 mTでの緩和時間は1 ns以下と見積もれます⁽¹⁶⁾。

ブラウン緩和とは、溶液中に分散している粒子に磁場が印加された際、その粒子(磁気モーメント)が磁場方向に整列する際の回転の遅れを指します。この回転においては、粒子が分散されている溶液の粘性が大きく影響を及ぼします。ブラウン緩和時間は粒子サイズや溶液の粘性で変化しますが、粒径10 nm、300 K、100 mT、293 K(20°C)の水程度の粘性で100 nsほどです⁽¹⁶⁾。これら2種類の緩和により、磁性ナノ粒子(から構成される磁性流体)の磁化には、位相遅れが生じヒステリシスループの膨らみ(エネルギー損失)が生じます。

2-3-2-3-2 磁化が線形応答する領域での緩和の取り扱い

ACの磁化、あるいは磁化率測定において生じる磁場に対する位相差 $\omega\tau$ はそれが生じる原因となった緩和現象の緩和

¹⁵ ゼーマンエネルギーは、磁場 \vec{H} 中に置かれた磁気モーメント \vec{M} に生じるエネルギー $-\vec{M} \cdot \vec{H}$ で表されます。

時間 τ と見ることができます。ランジュバン関数で与えられる超常磁性の磁化や、強磁性体の磁化は、原点付近の非常に弱い磁場に対して線形近似できます。ここでは、磁化の応答が線形近似できる場合の、磁化率と緩和時間の取り扱いについて説明します⁽¹⁷⁾。

磁化の熱平衡値 $\langle M \rangle$ は、正弦波で変動する磁場に線型応答すると近似して、虚数 j を使った磁場の複素表現 $H = H_0 e^{j\omega t}$ の実数部を用いると、

$$\langle M \rangle(t) = \text{Re}[\chi_0 H_0 e^{j\omega t}] = \chi_0 H_0 \cos \omega t \quad (7)$$

と表されます。ただし、 χ_0 は磁化率の熱平衡値、 H_0 は磁場の振幅です。また、位相差をもって追従する磁化(実際に観測される磁化) $M(t)$ も複素数で表すことができます。さらに、線形領域では磁化率 $\chi = M/H$ と扱うことができるため、実効的な磁化率 χ も複素数として $\chi = \chi' - j\chi''$ と表すことにします。これを複素磁化率と呼びます。式(6)で表した遅れを伴って磁場に追従する磁化は、

$$M(t) = \text{Re}[\chi H_0 e^{j\omega t}] = H_0(\chi' \cos \omega t + \chi'' \sin \omega t) \quad (8)$$

と書けます。このとき、磁化 $M(t)$ の時間変化は、熱平衡値までの差 $\langle M \rangle(t) - M(t)$ を緩和時間 τ だけ要して追いつく際の傾きに等しいため、

$$\frac{\partial M(t)}{\partial t} = \frac{1}{\tau} (\langle M \rangle(t) - M(t)) \quad (9)$$

と表されることとなります。計算過程は省略しますが、複素表現を用いて計算すると、磁化率は

$$\chi = \chi' - j\chi'' = \frac{\chi_0}{1 + j\omega\tau} \quad (10)$$

となり、実数部 χ' および虚数部 χ'' はそれぞれ、

$$\chi' = \frac{\chi_0}{1 + (\omega\tau)^2}, \quad \chi'' = \frac{\omega\tau}{1 + (\omega\tau)^2} \chi_0 \quad (11)$$

で与えられます。磁化に位相の遅れがない($\tau=0$)の場合、 $\chi = \chi' = \chi_0$ 、 $\chi'' = 0$ となります。このとき、内部エネルギーの変化量 ΔU はループ 1 周分の積分から、

$$\Delta U = \oint M dH = 2\mu_0 H_0^2 \chi'' \int_0^{2\pi/\omega} \sin^2 \omega t dt \quad (12)$$

となり、損失 P はこれに周波数 f をかけて

$$P = f \Delta U = \mu_0 \chi'' f H_0^2 \quad (13)$$

と与えられるため、 χ'' は損失を表していることとなります。

緩和時間 $\tau = 1 \times 10^{-5}$ s とした場合、式(11)で表せる磁化率(χ' , χ'')の周波数依存性は図8のようになります。 χ' は低い周波数では一定値をとり、 $f = f_r = 1/(2\pi\tau)$ に向かって減少を始め、高い周波数では 0 に近づきます。これはこの周波数以上では磁化が磁場に応答しなくなっていく様子を示しています。また χ'' は同じ周波数 f_r でピークを示します。このように磁化が線形近似できる弱い磁場範囲では、磁化率の中に緩和時間が取り込まれ、ヒステリシスループに反映されます。

緩和現象の要因については前述しましたが、いずれか特定の要因によって、選択的に生じるわけではありません。測定で得られるヒステリシスループには異なるメカニズムによる複数の緩和現象が同時に複合的に反映されることとなります。例として、磁性ナノ粒子に生じるネール緩和とブラウン

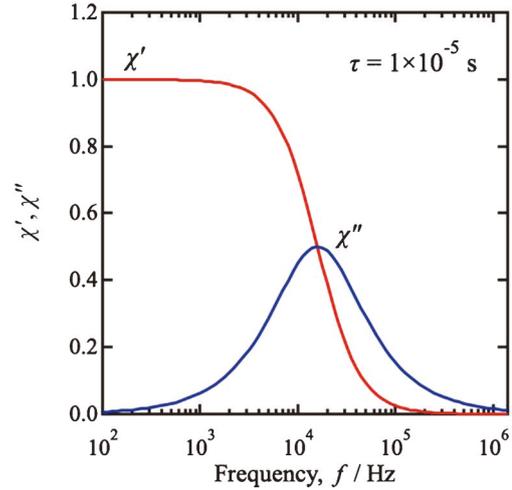


図8 式(11)より求めた磁化率の周波数依存性($\chi_0=1$, $\tau=1 \times 10^{-5}$ s).

緩和の2つの緩和は並行してヒステリシスループに影響を及ぼします。磁化反転過程に、ネール緩和とブラウン緩和など複数の緩和機構を有する場合、それぞれの機構によって生じる緩和が互いに独立ならば複合された緩和時間は、

$$\frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_B} + \frac{1}{\tau_N} \quad (14)$$

と表すことができます⁽¹⁷⁾。ここで、 τ_B : ブラウン緩和時間、 τ_N : ネール緩和時間です。それぞれの緩和時間の逆数 $1/\tau$ は、単位時間あたりの磁気モーメントの反転回数と考えることができます。このように複数の緩和機構は、複合された緩和時間として、AC 磁化率に寄与し、ヒステリシスループへと影響します。

2-3-2-3-3 複素透磁率

ここまで $M-H$ ループの AC 測定で得られる複素磁化率と、緩和時間について説明を行ってきました。一方で、材料に生じた磁束密度 B と外部磁場 H は透磁率 μ で $B = \mu H$ と結ばれます。この透磁率 μ の複素表現について説明します⁽⁷⁾。図9(a), (b)には、なんらかの緩和により磁束密度に位相差が生じた(a) $B-H$ ループ、(b) その $B-H$ ループを構成している磁場 H と材料の磁束密度 B を示しています。 $B-H$ ループが膨らみ、エネルギー損失を示しているということは、磁場 H と材料の磁束密度 B の間に図9(b)に示すような位相差 $\omega\tau$ が生じていることとなります。この H, B を複素平面上に表すと、図9(c)のように B は位相差 $\omega\tau$ で H に追従して複素平面上で回転していることとなります。ここで、 H, B の複素表現はそれぞれ、

$$H = H_0 e^{j\omega t}, \quad B = B_0 e^{j\omega(t-\tau)} \quad (15)$$

と表されます。透磁率は $\mu = B/H$ であるので、

$$\mu = \frac{B}{H} = \frac{B_0 e^{j\omega(t-\tau)}}{H_0 e^{j\omega t}} = \frac{B_0}{H_0} \frac{e^{-j\omega\tau} e^{j\omega t}}{e^{j\omega t}} = \frac{B_0}{H_0} e^{-j\omega\tau} \quad (16)$$

と表すことができ、透磁率は複素数表記で

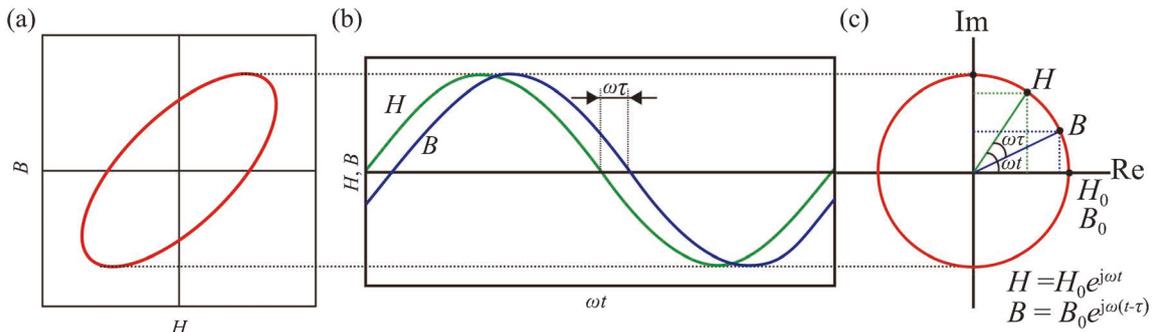


図9 (a) ヒステリシスループをつくる(b) AC 磁場 H と遅れ(位相差)をもって追従する磁束密度 B , (c) 複素平面を用いた表し方.

$$\mu = \frac{B_0}{H_0} e^{-j\omega\tau} = \frac{B_0}{H_0} \cos \omega\tau - j \frac{B_0}{H_0} \sin \omega\tau \quad (17)$$

と得られます。これを複素透磁率と呼び、実部を μ' 、虚部を μ'' とし、 $\mu = \mu' - j\mu''$ と表します。磁化率と同様に、実部は DC 成分を、虚部は損失を表していることになります。

$$\mu = \mu_0 \mu_r = \mu_0 (1 + \chi' - j\chi'') \quad (18)$$

から、

$$\mu' = \mu_0 (1 + \chi'), \quad \mu'' = \mu_0 \chi'' \quad (19)$$

となることがわかります。したがって、磁化率および透磁率の両者に含まれる緩和時間 τ は共通の値として取り扱うことができます。これらは、角振動数 $\omega = 2\pi f$ (f : 測定周波数) にそれぞれ依存することになります。図10に実用材料である MnZn フェライトの透磁率の例を示します⁽¹⁸⁾。この周波数依存性は図8で見られる磁化率の周波数依存性と相似であり、緩和現象が原因となっていると推測できます。透磁率の低下が自然共鳴で起こると考えると共鳴周波数 $f = 10$ MHz で $\mu_0 H_k = 0.36$ mT ($H_k = 287$ A/m) と求まり、この物質 (Mn フェライト) の保磁力が小さいこと ($H_c \sim 50$ A/m) と辻褓が合います。また導電性が高く ($\sigma = 1$ Ωm), うず電流損失を無視することができないため、その影響も当然、周波数依存性

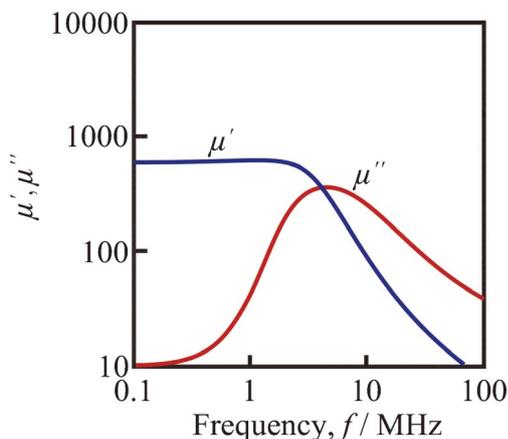


図10 MnZn フェライト (Amidon 33) における μ' 、 μ'' の周波数特性⁽¹⁸⁾.

に表れているはずですが。このように様々な要因で周波数特性が決まっていることになり、多様な計測で解析する必要があります。

また、実部と虚部の比を取ると、

$$\frac{\mu''}{\mu'} = \tan \omega\tau = \tan \delta \quad (20)$$

と磁場と磁束密度の位相差を得ることができます。 $\delta = \omega\tau$ とおいた $\tan \delta$ は損失係数と呼ばれ⁽⁷⁾、エネルギーの損失を表すパラメーターとなります。

2-3-2-3-4 非線形領域における磁化と磁化率測定

パワーエレクトロニクスの分野で用いられるインダクタには、スイッチング回路で平滑化に寄与するチョークコイルと呼ばれるものがあります。このコイルは、DC 電流が流れている上で AC 変調を重畳させて使うことが求められます。コイルのコアにとっては、DC 電流によって生じた磁場 (DC バイアス磁場) と、AC 変調で生じる DC 磁場に並行な変調磁場の 2 種類の磁場が印加される環境に相当します。また、このような使われ方をするコア材料は DC バイアス磁場に AC 変調を重ねても飽和しないよう、透磁率が小さいことも求められます。コアの特性評価をする際には、当然、運用環境と同様の DC バイアス磁場を印加した上で、AC 測定を実施する必要があります。このようにしてコアの DC 重畳特性を評価することになります。

図11に損失のない球状の強磁性試料、DC バイアス磁場下の AC 磁場応答の概念図を示します。図11(a)に示した DC バイアスがない AC 測定では、原点を中心に振動する磁場 (緑) とそれに応答する磁化 (橙) の波形から、一般的な原点对称なヒステリシスループが得られます。一方で、図11(b)に示したように DC バイアスを AC 磁場に平行に印加すると、その DC 磁場の強度に応じて磁場の振幅の中心がシフトします。図11(a)に比べて振幅の小さい AC 磁場 H_{AC} が、DC バイアス H_{DC} を中心に振動しており (緑)、その磁場に応答した磁化が橙色となっています。この 2 種類の波形によって描かれるヒステリシスループを、図11(b)中の青色で描いています。このとき得られる磁化は、 H_{DC} によって誘起されたものと、 H_{AC} によって誘起されたものの 2 種類あります

金属部門の技術士資格を持つ 零細企業の社長の取り組み



新和実業株式会社；代表取締役 橋本 英樹

1. 企業経営者と技術士

私は零細の工業炉メーカーを経営している金属部門の技術士である。社長としては二代目で、就任から今年で11年となる。技術士資格は社長就任の9年前に取得した。

技術業の企業経営者には、専門的知識、問題解決能力、マネジメント能力、評価能力、コミュニケーション能力が求められる。これは、2014年に文部科学省から示された技術士に求められるコンピテンシー(資質能力)と重なる部分がある。

私は2002年から約2年半をかけて、技術士資格の取得に取り組んだ。このとき、学生時代の恩師である宮崎亨先生(名古屋工業大学名誉教授)から卒業の際にいただいた「これからは自分のための勉強を続けなさい」という言葉が筆者の資格取得に向けての駆動力となった。受験に向けては、学生時代に使った全ての教科書の内容を改めて頭に叩き込んだ。

また、金属便覧⁽¹⁾の内容も丁寧に読み込んだ。これら一連の取り組みは、その後の企業経営者として求められる技術力と自らの自信の向上に大きく繋がった。そして、この取り組みの過程でブラッシュアップされた技術として、雰囲気熱処理炉内の露点計測と炉内の材料の酸化・還元の評価を挙げることができる。

本稿では、これら取り組んだ技術に関し、①その概要と成果、②実務での活用事例、③社会貢献事例、について紹介し、最後に企業経営者が技術士資格を持つ意味について述べる。

2. 露点計測と雰囲気熱処理

水蒸気(H₂O)は大気においてN₂、O₂に次いで3番目に多く含まれる成分であり、且つ最も多く含まれる極性分子である。熱処理雰囲気だけでなく、液体窒素を気化させたガス中にも含まれる。H₂Oはどこにでも存在することに加え、吸着性が高いために除去が困難であることから、金属熱処理や半導体製造プロセスなどに悪影響を及ぼす厄介な存在である。

雰囲気熱処理炉においては、古くから雰囲気の露点計測が行われてきた。これを行う目的は、雰囲気中のH₂Oを定量し、製品の酸化や脱炭などを防ぐことにある。ガス浸炭炉においては、露点計測により鋼の表面炭素量のコントロールも行われた。また、かつて熱処理の現場では、露点カップ(肉

眼判定式露点計)が広く用いられていた。

私は1996年以来、炉内雰囲気の露点計測に取り組んできた。中でも、この頃に登場した鏡面冷却式露点計(自動露点計)が露点カップを代替できることが分かり、それ以来、自動露点計測を会社としての得意分野の一つとすべく注力してきた。

現在では、用途や雰囲気ガスの種類や予算に応じて、鏡面冷却式露点計だけでなく、TDLAS(Tunable Diode Laser Absorption Spectroscopy, 波長可変半導体レーザー)式露点水分計、CRDS(Cavity Ring-Down Spectroscopy, キャビティリングダウン分光法)微量水分計、静電容量式露点変換器など、最適な方式の露点計測機器を客先に提案している。

3. Ellingham 図と露点計測の融合を通じて

(1) 熱処理雰囲気と Ellingham 図

熱処理雰囲気について考えるとき、金属が酸化されるか還元されるか、また、鋼の焼入炉の場合は脱炭が進行するか否かを容易に判断できる方がよい。そのとき、Ellingham 図をツールとして大いに活用できる。これまで、Ellingham 図は金属精錬の現場では広く利用されていても、熱処理の現場で利用されることはほとんど無かった。雰囲気の露点管理は行われてきたが、焼入炉などではCOを含む還元雰囲気が多く利用されてきたことから、熱処理の現場では Ellingham 図を意識する必要が無かったからだ。しかし、低炭素化、脱炭素化の推進のためH₂による還元を利用する場合、露点の計測と Ellingham 図の活用による酸化・還元の評価が重要になる。

(2) Ellingham 図と金属部門の技術士第一次試験

昔も今も、教科書にある Ellingham 図の前後の内容を理解することは、学生には難しい。学生時代に一旦苦手意識を持つと、社会に出て技術者として現場に出るようになってからもそれを払拭しにくい。

一方、金属部門の技術士第一次試験では、Ellingham 図に関する五者択一問題が出されることが多い。2023年の試験においても、1問が日本金属学会から刊行されている「講座・現代の金属学 精錬編4 冶金物理化学」⁽²⁾から出題された。従って、「金属部門の技術士ならば Ellingham 図について当然、理解しているはずだ」ということになるが、実際

にはそうでもない。

Ellingham 図や教科書の内容を正しく理解するには、熱処理現場での経験が必要不可欠である。実際、座学を経て試験問題に対応できる程度の知識を持ち合わせながらもこの図に対して苦手意識を持つ技術士は意外に多く、私もその一人であった。

(3) Ellingham 図の学び直し

Ellingham 図に対する苦手意識を払拭すべく、私は改めてその学び直しを思い立った。会社として「炉内雰囲気管理や制御を得意とする」とアピールしたいにも関わらず、Ellingham 図の理解が十分ではないというはお粗末である。そこで私は、学生時代の教科書などを改めて徹底的に読み直した。そして、自身の理解を深めるべく、客先の現場にある N_2+H_2 混合ガスからなる熱処理雰囲気連続焼結炉の炉温と雰囲気の露点、 H_2 分圧から雰囲気の酸素ポテンシャルと Fe の酸化反応の標準自由エネルギーを求めることに先ず取り組んだ。

(4) Sonntag の式との出会い

N_2+H_2 混合ガスからなる熱処理雰囲気が金属を酸化させるか還元させるかを Ellingham 図上で検討するに当たり、雰囲気の水蒸気 (H_2O) 分圧を如何にして求めるのかという問題に直面した。

このとき、私の手元にあった JIS Z 8806:2001 (湿度-測定方法) (3) に記載の Sonntag の式に目が留まった。

Sonntag の式 (JIS Z 8806:2001)

水の蒸気圧 e_w (Pa)

$$\ln(e_w) = -6096.9385T^{-1} + 21.2409642 - 2.711193 \times 10^{-2}T + 1.673952 \times 10^{-5}T^2 + 2.433502 \ln(T)$$

氷の蒸気圧 e_i (Pa)

$$\ln(e_i) = -6024.5282T^{-1} + 29.32707 + 1.0613868 \times 10^{-2}T - 1.3198825 \times 10^{-5}T^2 - 0.49382577 \ln(T)$$

T : 熱力学温度 (K)

この式の T に気温を入力すると水または氷の飽和水蒸気圧を、大気露点または霜点温度を入力すると大気中の H_2O 分圧を各々求めることができる。

この式は雰囲気の露点温度から H_2O 分圧を求めるもので、1982年にドイツの気象学者 Dieter Sonntag により与えられた。JIS Z 8806:2001にある飽和水蒸気圧表は、この Sonntag の式による。この式の温度 T に炉内雰囲気の露点(または霜点)を入力することで、 H_2O 分圧(単位: Pa)を容易に求めることができる。これは金属工学の教科書には無い情報である。この気づきが大きな一歩をもたらした。

雰囲気の H_2 分圧は、プロトン伝導型固体電解質を使った水素センサなどを利用して計測することができる。流量計を通じて炉内に導入される場合や変成ガスを雰囲気とする場合においても、 H_2 分圧はある程度正確に推定できる。しかし、 H_2O 分圧だけは推定が難しい。そこで、露点と Sonntag の式から H_2O 分圧を求めた。そして、雰囲気の H_2O 分圧、 H_2 分圧および温度から、雰囲気の持つ酸化物の生成自由エネルギーを求めた。

(5) パソコン上で Ellingham 図を作る

ここまで辿り着けば、Ellingham 図をパソコン上で描くことは不可能ではなかった。この Ellingham 図を極力誰にでも容易に利用できるものとするため、Microsoft Excel 上で作成し、計算結果をそこに表示した(図 1, 図 2)。雰囲気の露点と Ellingham 図を直接融合する取り組みは先例が無く、新しい取り組みと言えよう。もちろん、雰囲気の CO 分圧と CO_2 分圧を入力しての計算も可能だ。こうして遂に、鉛筆と定規と消しゴムを使わずに、露点計を活用して描くことができる、カラー表示の Ellingham 図が完成した。

(6) 実務での活用

Excel で作成したこの Ellingham 図を利用すれば、十分な専門的知識を持っていなくても、雰囲気と金属の酸化・還元との関係を直感的に理解できる。そのため、社内での人材育成や客先での熱処理雰囲気が起因する製品の酸化や脱炭などのトラブルへの対応など、実務面で大いに役に立っている。

(7) 社会貢献の一環としての無償配布

Excel によるこの Ellingham 図演算ソフトウェアは私が 2015年に作成し、その後、ミスの修正や使いやすさを改善した上で、2021年は希望者に広く無償で公開した。一人でも多くの技術者や金属材料について学んでいる学生に活用していただくことで、会社として社会への貢献に繋がればと考えてのことである。これからの熱処理雰囲気の低炭素化や脱炭素化に向けた取り組みにおいても、利用が拡がることを期待している。

零細企業である弊社には、社会貢献に費せる潤沢な資金は無い。しかし、経営者である私が技術士であることから、お

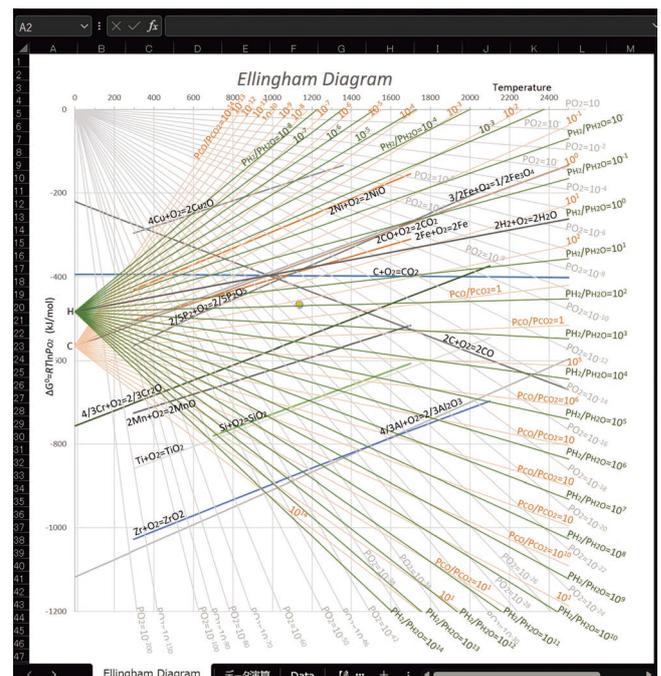


図 1 Microsoft Excel 上で作った Ellingham 図。(オンラインカラー)

“あのころ”のまてりあ

『オリンピックと冶金学』

談話室 和田亀吉 著 日本金属学会会報 第4巻(1965)第4号 275頁

案内人 鹿児島大学大学院理工学研究科 三井好古

2024年夏は、フランス・パリで開催された7月下旬からのオリンピックと8月下旬からのパラリンピックの話題で連日の報道で世間が沸き立っていました。そして、コロナ禍で1年延期されながらも2021年に開催された東京五輪もまだ、読者各位の記憶に新しいのではないのでしょうか。

さて、本稿で振り返る“オリンピックと冶金学”という記事は1964年、東京五輪の時期に執筆され、「談話室」のカテゴリーで1965年(第4巻第4号)に掲載されました。著者である和田亀吉氏(八幡製鉄所等 OB)のご専門と思われる鉄鋼材料分野および冶金学分野を細分化して紹介しつつ、オリンピック種目に関連付けながら話が展開されています。

記事では、当時の製鉄プロセスにおける出銲量や製鋼法の目覚ましい発展について触れられた後、高温、低温、高圧といった外場が話題になっていることが指摘されています。その後、約60年が経過する中で、磁場や電場も加わったと思われ(材料電磁プロセッシング)。1982年の国際シンポジウムでは、電磁流体力学の冶金学への応用に関するテーマが初めて採用されました⁽¹⁾。

また、超高温・超高圧といった「超」の字がどの辺りの領域から付くのかについても言及されています。案内人の専門である磁気・電気材料分野では、最近では室内で1200 Tを発生させるパルス強磁場空間が実現された⁽²⁾ほか、定常強磁場においても最高磁場が更新され続けています。ただ、「超」が付く磁場の強さとはどの程度なのか、また、「強い」磁場

とはどの程度の強度から言うのか、例えば超伝導電磁石で発生させる強さであれば強磁場なのか、など明確な線引きは無いように思います。

また、著者は、新興の学術分野である金属物理化学についても記載されています。一方で、「製鉄研究の選手もやはり専門化されることが望ましい」としながら、分類が難しくなっていることを指摘されています。本コーナーで過日に紹介された「1981年『雑感—10年後の技術予測—』⁽³⁾」で懸念されていた、「縦割り型の技術開発」から「横方向の技術転移」の話題とも関連する内容です。分野の細分化は「縦割り」の助長に繋がると思われ、現在もさながら、当時から悩ましい事案であったことが伺えます。

雑駁になってしまいましたが、皆様、ご一読いただければと思います。

文 献

- (1) 浅井滋生：入門 材料電磁プロセッシング，内田老鶴圃(2000)，3.
- (2) 「室内発生世界最高磁場1200テスラを記録—未知なる強磁場科学の幕開け—」，東京大学物性研究所プレスリリース <https://www.issp.u-tokyo.ac.jp/maincontents/news2.html?pid=6034>(2018年9月18日公開，2024年7月30日閲覧)
- (3) 竹田 修：“あのころ”のまてりあ：談話室「雑感—10年後の技術予測—」，まてりあ，**63**(2024)，647-649.

(2024年6月10日受理)[doi:10.2320/materia.63.722]





談話室

オリンピックと冶金学

待望のオリンピックも幾多の新記録とともに済んだが、已に次回メキシコ大会への競争がはじまっている。新記録は永久に更新され続けるであろうが、勿論選手の不断の努力もさることながら、競技に際しての意地がものをいう例も少なくなく、国民の支持、声援も大切な因子であろう。

ところで20世紀の製鉄業は頭初100t位の堅捲熔鉱炉からはじまったものが、昭和30年代に2000tの熔鉱炉が建設され、昭和40年には1日1基4000t出銹する新記録が樹立された。さらに1日5000tまたは6000t出銹する記録も出来ると思われるが、製鋼の方でも上吹酸素製鋼というウルトラCの競技法が出現し、この分野ではいまのところ年々日の丸が掲げられ続けているのは愉快である。

このほか製鉄に関して新種目に編入されつつあるものに、高温および低温、高圧および真空、高張力、高速および高純度の問題がある。建築界では遅ればせながら超高層建築が建てられはじめて来たが、鉄の方でも超高温、超高圧が話題になつて来た。高温でも、高圧でもどの辺から超の字をつけるのか、ウルトラCの採点は筆者も昨年テレビで勉強したばかりなので全然判らない。とにかく已に宇宙科学が論じられている以

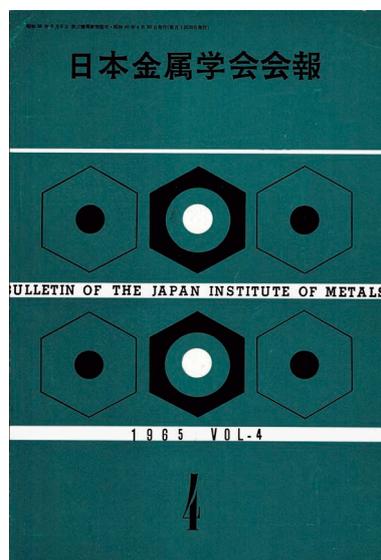
上、地球周辺の現象に関しては、南極探険の必要性も常識化し、極大、極小、極微から無限へと学術競技の種目は益々増加する一途である。

オリンピックでは競技種目は大体陸上と水泳などに分類されているが、万能の選手はないはずであるから製鉄研究の選手もやはり専門化されることが望ましいのであろうけれども、その分類が相当難しくなってくる。昭和の初頭、われわれの教科書はオーザンとかレーデファーなどに過ぎなかつたが、最近では世界中に国際級教授がばらまかれており、文献の数も夥しい数に上つてきた。われわれは鉄冶金講座で別に物理冶金とか、化学冶金とか区別しては習わなかつたように記憶するが、勿論当時の鉄冶金は化学冶金が主体で、造塊以降は製造冶金講座が主体となつたように思う。

物理冶金と化学冶金の境目は鋼塊の凝固時点であるが、この付近の挙動が化学冶金の方でも未だに手がつかないようであるし、地殻が凝固前にいま少しうまくやつていたら、日本にも鉄鉱石が無限に賦存していたかもしれない。

最近金属物理化学という分類が流行しだして、20世紀前半の自分は米・独・英・仏公認の化学冶金という種目との関係がどうなるのかと考えている。この場合金属と物理は形容詞なのか、名詞なのか。英語ではなんと書くのか。しかしながら左様なことはとも角、国際選手級の研究技術者は日本の得意の種目には是非とも優勝するという意地をもつて頂きたいものである。

(和田亀吉)



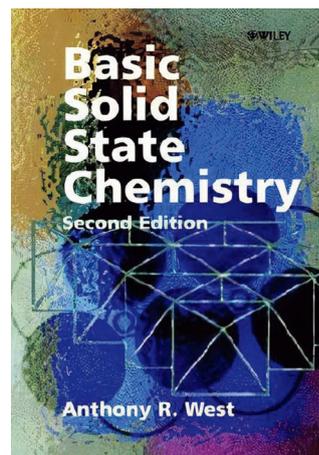
■第4巻第4号表紙写真。



“Basic Solid State Chemistry Second Edition”

Anthony R. West (著)
John Wiley & Sons, Ltd. 1999年

東北大学金属材料研究所 佐藤豊人



■Basic Solid State Chemistryの表紙

私は、スウェーデンのストックホルム大学で博士課程を過ごし、その時に学んだ知識が今の研究活動の基礎になっています。そこで、当時、使用した教科書「Basic Solid State Chemistry Second Edition」⁽¹⁾を紹介させていただきます。

私は、20年以上、原子配列(結晶構造)の観点から材料研究(主に水素貯蔵材料)に携わっていますが、ストックホルム大学に留学する前は、化学の知識が乏しく、結晶構造の知識もほとんどありませんでした。また、英語力もない私でしたが、この教科書は、固体化学全般に関して、わかりやすく説明されています。

スウェーデンで過ごした博士課程時代の懐かしさもありますが、これまで使用してきた教科書の中で最も印象に残っており、今でも参考にしています。固体化学の本ではありますが、材料科学に携わる方にもわかりやすく記載されています。

この本は、全ページで500ページ弱になりますが、下記に示す9つのChapterから構成されています。

- Chapter 1: Crystal Structures
- Chapter 2: Bonding in Solids
- Chapter 3: Crystallography and Diffraction Techniques
- Chapter 4: Other Techniques: Microscopy, Spectroscopy, Thermal Analysis
- Chapter 5: Crystal Defects, Non-Stoichiometry and Solid Solutions
- Chapter 6: Interpretation of Phase Diagrams
- Chapter 7: Electrical Properties
- Chapter 8: Magnetic and Optical Properties
- Chapter 9: Synthesis Methods

各Chapterのタイトルからも原子配列(結晶構造)の観点から主要な内容が記載されていることは想像がつくかと思

います。前述のように私は、原子配列(結晶構造)の観点で材料合成や材料特性に興味を持ち、研究活動を行っていますので、馴染みやすかったかと思いますが、英語による直接的な表現が初心者の方に馴染んだのかもかもしれません。

現在は、「Solid State Chemistry and its Applications」というタイトルで出版されています。現行版では、基礎から応用までカバーされた内容になっています。結晶構造の観点からも記述されており、100以上の結晶構造の描画ファイルが入手可能になっています。このファイルを専用のソフトウェアで開き、結晶構造を見ながら、この本を読むことによって、理解が更に深まると思います。各Chapterに対応した演習問題も用意されています。その解答例や各Chapterの図も電子ファイルで入手可能です。このように教科書の内容だけでなく、結晶構造の描画用ファイル、図、演習の解答などのサポート体制も充実した本となっています。

これから固体化学、又は材料科学を結晶構造の観点から理解したいと思う学生や研究者の方には、お勧めの一冊になります。英語版をお勧めしますが、もしも、英語の教科書は、敷居が高いと思われる場合、翻訳版「ウエスト固体化学 基礎と応用」⁽²⁾も出版されていますので、もしも、ご興味があれば、オリジナルの英語版、または翻訳版を、是非、ご一読ください。尚、学生向けのStudent Editionもあるようです。

文 献

- (1) Basic Solid State Chemistry Second Edition: Anthony R. West, John Wiley & Sons, Ltd. (1999)., ISBN: 0-471-98756-5.
- (2) ウエスト固体化学 基礎と応用: A. R. ウエスト著 後藤孝, 武田保雄, 君塚昇, 菅野了次, 池田攻, 吉川信一, 角野広平, 加藤将樹・訳, 講談社サイエンティフィック, (2016), ISBN: 978-4-06-154390-4.

(2024年8月27日受理)[doi:10.2320/materia.63.724]

本 会 記 事

会 告	日本金属学会フェロー推薦募集の案内	725	
	2025年春期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	726	
	第33回奨学賞の推薦校募集について	726	
	(再掲)外国会員の定義の見直しおよび会費改定のお知らせと お願い	727	
	終身会員制度について	727	
	第5回フロンティア研究助成の採択について	728	
	2025・2026年度代議員候補者の立候補募集	729	
	2025・2026年度代議員選挙管理委員会委員の募集	730	
	2025・2026年度の監事候補者の立候補者募集	730	
	第48回技術開発賞募集	731	
	第75回金属組織写真賞作品募集	731	
	オンデマンド配信：オンライン教育講座案内	735	
	オンライン教育講座開催案内	737	
	金属学会セミナー(特別講座)	740	
研究集会	731	掲示板	743
支部行事	732	新入会員	745
会誌・欧文誌10号目次	742	行事カレンダー	746
次号予告	743		

◎本会へのお問合せは下記URLを
ご利用下さい。

<https://jimm.jp/contact/>

- 投稿規程・出版案内・入会申込はホームページをご利用下さい。
- 支部行事、掲示板、研究集会等の情報はホームページにも掲載しております。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

公益社団法人日本金属学会フェロー推薦募集の案内

推薦締切：2024年11月21日(木)

本会では、本会の代表的会員として、金属およびその関連分野における学術・科学技術・産業、教育・人材育成等に造詣の深い会員であって、自らが積極的に本会の事業に参画・活動することが期待される者に対して日本金属学会フェローを授与いたします。下記の募集要項をご確認いただき、積極的にご推薦下さい。

推薦要項

【推薦方法】

- (1) 推薦は、理事、代議員、フェロー、支部長、各分科委員長、維持員(正員資格付与者)、3名の正員による推薦および本人による自薦による。
- (2) 1名の推薦者が推薦できる候補者数は、1名とする。
- (3) 所定の推薦書に、必要事項を記入の上、提出する。
- (4) 必要事項は以下の通り。
 - 候補者(氏名・連絡先等)
 - フェローの責務を果たすことの承諾および活動注：候補者本人の承諾を得た上、責務を果たすことの確認と果たすことができる責務・活動を記入する。果たすべき責務は下記【責務】に示すとおり。

- 候補者の略歴
- 推薦タイトルとカテゴリー
- 業績や貢献の内容と推薦理由
- 推薦者(氏名・推薦者区分・連絡先等)

【責務】

フェローを得た会員は、金属およびその関連材料分野を先導し、若手研究者・技術者の目標となることを自覚し、当該分野の発展に一層寄与するとともに、本会の代表的会員として本会事業へ積極的に参画し、本会の目的の達成に率先して努力する責務を負うものとする。

フェローは次のいずれかの活動を行うものとする。

- (1) 若手研究者および若手技術者の啓発・人材育成
 - まてりあへの入門講座・講義ノート・実学講座等の啓発記事の執筆
 - まてりあへの若手研究者・技術者を対象とした論文執筆のコツ・テクニック・注意事項等の啓発記事の執筆
 - 学校・企業等への出前講義等
- (2) 知識・技術の伝承
 - 本会機関誌へのレビュー・オーバービュー・解説の執筆
 - 教科書等の書籍の執筆
 - 講演会・講座・セミナー・シンポジウム・チュートリアル講演等の講師
 - フェローは必要に応じて、技術相談、論文執筆相談、機関誌の特集記事の企画提案、研究費申請相談の活動

第33回日本金属学会・日本鉄鋼協会奨学賞の 推薦校募集について

応募締切：2024年11月1日(金)

奨学賞はこれまで全国大学材料関係教室協議会参加大学の学部学生を対象にしておりましたが、材料分野の発展の貢献が期待できる多くの優秀な学生を幅広く奨励するため、全国大学材料関係教室協議会参加大学以外の教育機関からも広く募集いたします。下記要項によりご応募下さい。

奨学賞募集要項

教育機関の募集

- 国内の材料系の学科又はコース等を有する大学、短期大学および高等専門学校
- 同一の教育機関(1校)の応募数は、関係する材料系の学科又はコース等に拘らず1件とします。

教育機関における候補者の対象

- 大学は学士課程4年に在学する学生。
- 短期大学は短期大学士課程2年に在学する学生
- 高等専門学校は専攻科2年に在学する学生。

推薦校の推薦者資格

- 教育機関の代表専攻長(代表学科主任)
同一教育機関の応募窓口は事前にご調整願います。
- 下記の全国大学材料関係教室協議会の参加大学には、推薦校の資格が与えられます。

手続き 所定の応募フォームをダウンロードし、必要事項を記入の上ご応募下さい。

(<https://data.jimm.jp/jim/appl.docx>)

応募締切 **2024年11月1日(金)**

申込問合先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
フライハイトビル2階
(公社)日本金属学会 奨学賞係
☎ 022-223-3685 E-mail: award@jimm.jp

2024年全国大学材料関係教室協議会の参加大学(33校)

大 学 名		
1 北海道大学	12 名古屋大学	23 兵庫県立大学
2 岩手大学	13 名古屋工業大学	24 千葉工業大学
3 秋田大学	14 京都大学	25 東京理科大学
4 東北大学	15 大阪大学	26 芝浦工業大学
5 茨城大学	16 島根大学	27 東海大学
6 東京大学	17 香川大学	28 金沢工業大学
7 東京工業大学	18 愛媛大学	29 関西大学
8 横浜国立大学	19 九州大学	30 近畿大学
9 長岡技術科学大学	20 九州工業大学	31 早稲田大学
10 富山大学	21 熊本大学	32 群馬大学
11 豊橋技術科学大学	22 大阪公立大学	33 産業技術短期大学

を行うものとする。

- フェローは、当該年度の活動報告および次年度の活動計画を作成するものとする。
 - フェローは、本会正員として会費を支払うものとする。
- 注：フェローとして活動するに際しては、本会の謝金規程および旅費支給規程に従って謝礼や旅費の支払を受けることができるものとする。

[フェローの要件]

フェローの対象となる者は、フェローの責務を積極的に負える者であって、金属およびその関連分野における学術・科学技術・産業、教育・人材育成等に造詣の深い会員であること。

[フェローの数]

フェローの人数は本会正員の1%を上限とする。

[審査・認定]

- フェローの選考は、フェロー選考委員会があたり、理事会で授与候補者を決定する。
- 授与を決定した者に、春期講演大会時に開催される表彰式でフェローを授与する。
- 授与者にはフェローの認定証書を贈呈する。
- 適切な候補者がいない場合は、その年度は授与しない。

[任期]

- フェローの任期は5年とする。ただし、再任することができる。
- フェローが本会会員でなくなったとき、あるいは名誉員や永年会員となった場合はフェローを返上するものとする。
- フェローの責務を果たすことが困難等の理由で、本人から返上の申し出があったときは、フェローの称号の返上を認めるものとする。

申請先 申請書 (<https://data.jimm.jp/jim/shou/fellow/form.docx> にてダウンロードして下さい) を下記 E-mail アドレスに送付して下さい。2,3日過ぎても受理返信通知のない場合はご連絡下さい。

問合先 (公社)日本金属学会フェロー係
E-mail: award@jimm.jp ☎ 022-223-3685

2025年春期講演大会の外国人特別講演および 招待講演募集

推薦用紙 所定様式(ホームページからダウンロード下さい)により、stevent@jimm.jp宛に「外国人特別講演推薦」と明記しお送り下さい。

推薦書提出期日 **2024年11月18日(月)**

照会・推薦書提出先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
(公社)日本金属学会 国際学術交流委員会宛
☎ 022-223-3685 ☎ 022-223-6312
E-mail: stevent@jimm.jp

(再掲)外国会員の定義の見直しおよび会費改定のお知らせとお願い

2024年7月1日

公益社団法人日本金属学会会長 榎 学

2024年(令和6年)年4月25日に開催された定時社員総会におきまして、外国会員の定義見直しと会費改定が決議されましたのでお知らせいたします。

これまで、外国会員は「この法人の目的に賛同し、事業を賛助する外国籍の個人」としておりましたが、今後は、「この法人の目的に賛同し、事業を賛助する外国在住の個人」といたします。

また、本会における会員サービスの拡充と物価上昇に伴う経費負担増の一部を補うため、2025年(令和7年)1月より正員(31歳以上)および外国一般会員(31歳以上)の皆様の会費を20%値上げさせていただくことといたしました。なお、その他の皆様の会費につきましては据え置きとしております。

今回の会費改定に伴い、2025年(令和7年)1月から会員全員がMaterials Transactionsの電子ジャーナルを無料で閲覧できるようにいたします。さらに、講演大会で開催するハイブリッドセッションの無料聴講、過去のセミナーテキストや「まてりあ」講義ノート集の電子データの無料閲覧サービスを実施してまいります。

会員の皆様にはご負担をおかけいたしますが、以上の事情と趣旨をご理解いただき、引き続き本会活動にご協力いただきますようお願い申し上げます。

会費改定の内容

会員種別		改定前の会費	改定後の会費 (2025年1月より)
正員	(31歳以上)	10,000円	12,000円
	(30歳以下)	5,000円	5,000円
学生員		4,000円	4,000円
外国一般会員	(31歳以上)	10,000円	12,000円
	(30歳以下)	5,000円	5,000円
外国学生会員		4,000円	4,000円

終身会員制度について

入会歴が40年に満たないために永年会員となっていない方に、満60歳以上満65歳以下の会員が70歳までの会費を前納いただくことで終身会員の称号を贈り、以降の会費を免除いたします。前納会費の額は70歳までの会費の総額に比べて割安となっておりますので、ぜひご利用下さい。

(70歳までの通常会費の一覧に、2025年1月からの会費改定を反映させたものを追加しました。)

年齢(該当する年の1月1日)	前納会費	70歳までの通常会費 (2024年12月まで)	70歳までの通常会費 (2025年1月以降)
60歳	80,000円	110,000円	132,000円
61歳	70,000円	100,000円	120,000円
62歳	65,000円	90,000円	108,000円
63歳	55,000円	80,000円	96,000円
64歳	50,000円	70,000円	84,000円
65歳	40,000円	60,000円	72,000円

ご希望される方は、お手元に届いた会費の請求書は使用せず、**2024年11月29日(金)**までに、会員マイページで生年月日を登録していることを確認してから、「シニア層会員種別変更」から申請をして下さい。前納会費の請求書をお送りします。

問合先 (公社)日本金属学会 会員サービス係

☎ 022-223-3685 E-mail: member@jimmm.jp

第5回フロンティア研究助成の採択について

フロンティア研究助成は、教育・研究機関での金属及びその関連材料分野の学術研究及び技術研究の発展や若手研究者の育成や奨励を目的で設立されました。

この度、第5回フロンティア研究助成の募集の結果、45件の応募があり、厳正な審査の結果、下記15件の研究の採択が決定いたしましたので、下記の通りご報告いたします。

採択数15件

申請受理順

番号	テ ー マ	開始年	開始月	終了年	終了月	申請金額	申請者	所属・役職
1	患者・医師双方にやさしい次世代高性能バルーン拡張型ステント用 Co-Cr-W-Pt-Fe 合金の開発	2024	9	2026	8	150	植木 洸輔	近畿大学理工学部機械工学科講師
2	軽量ハイエントロピー合金の創製と水素貯蔵への応用	2024	10	2026	9	150	磯部 繁人	北海道大学准教授
3	水素と変形双晶の協働による高強度・高延性鉄鋼材料創出への指導原理構築	2024	10	2026	9	150	小川 祐平	国立研究開発法人 物質・材料研究機構 構造材料研究センター研究員
4	アルミナ粒子分散強化型超高温耐酸化性アルミナフォーミング Co 基耐熱合金の開発	2024	10	2026	10	150	余 浩	東北大学・金属材料研究所助教
5	共晶体構造化した高性能熱電合金バルク結晶の開発	2024	9	2026	9	150	横田 有為	東北大学・金属材料研究所准教授
6	水中結晶光合成を利用した高機能金属ナノ炭酸塩の創製と二酸化炭素の資源化	2024	10	2026	9	150	張 麗華	北海道大学・工学研究院准教授
7	in-situ CT-XRD 連成計測に基づく TiAl 基合金の凝固・相変態過程の解明	2024	9	2026	9	150	勝部 涼司	名古屋大学講師
8	合金の溶解メカニズムに立脚した高耐久性材料開発指針の探索	2024	9	2026	9	150	大井 梓	東京工業大学准教授
9	変形挙動解析と幾何学理論に基づくキックによる強化機構の解明	2024	9	2026	9	150	松村隆太郎	東京工業大学 科学技術創成研究院 フロンティア材料研究所 兼 未来産業技術研究所助教
10	エキゾチック磁性金属に基づく巨大トンネル磁気抵抗効果の実証	2024	9	2026	9	150	軽部修太郎	京都大学 化学研究所特定准教授
11	高温酸化皮膜を利用したアンモニア燃焼下での高温腐食性抑制に関する基礎的検討	2024	9	2026	9	150	米田 鈴枝	北海道大学大学院工学研究院 材料科学部門助教
12	機械学習ポテンシャル型 MD 計算に基づく金属系過冷却液体の粘性の温度依存性の解明	2024	9	2026	9	150	圓谷 貴夫	熊本大学 先進マグネシウム国際研究センター准教授
13	Cu-Zr 系形状記憶合金の結晶構造制御と変態挙動への影響解明	2024	9	2026	8	150	戸部 裕史	岩手大学・理工学部准教授
14	直方晶チタン形状記憶合金の双晶変形における材料強化	2024	10	2026	9	150	野平 直希	東京工業大学・科学技術創成研究院助教
15	鉄鋼材料のマルテンサイトにおける組織成長過程の 3D 解析	2024	10	2026	10	150	篠原 百合	電気通信大学・機械知能システム学専攻准教授



公益社団法人日本金属学会
2025・2026年度代議員候補者の立候補募集

会 長 榎 学

本会の細則にて代議員の全数を2年おきに選挙で選任することになっております。

つきましては、定時社員総会(2025年4月25日開催予定)で選任される2025、2026年度代議員の選挙を次の要領で実施しますので、代議員候補者の立候補を募ります。

1. 地区別および本部枠代議員候補者改選数

地区	2023-2024 代議員数	2025-2026 代議員数
北海道	3	3
東北	7	10
関東	29	39
東海	8	11
北陸信越	5	6
関西	15	19
中国四国	5	7
九州	5	6
計	77	101

***地区別代議員の定員**

地区別の代議員の総数がおおむね100名となるように直近の事業年度末の正員数当たりの代議員数の割合を決め、直近の事業年度末の当該地区の正員数をその割合で割って、端数を四捨五入して算出するものとする(細則第3条代議員定員)

***代議員の任期**

選任後2年以内に終了する事業年度のうち最終のものに関する定時社員総会の終結のときまで(2025年4月25日に開催予定の定時社員総会から2027年4月に開催予定の定時社員総会の終結まで)。

2. 立候補受付期間

2024年10月1日～10月25日

3. 立候補応募方法

所定の様式(<https://data.jimm.jp/jim/daigiin.doc>)に、地区名、本部枠の区分を記載し、住所、氏名、勤務先および連絡先(Tel, FAX, E-mail)をご記入の上、上記期日までに電子メールにてご送信下さい(立候補受付後、受付メールを3日以内に返信いたします。受付メールが届かない場合には、ご連絡下さい)。

4. 注意事項

- (1) 本会ホームページの「情報公開」の「主要規程」に公開してある「代議員選挙規程」を予めご承知願います。
- (2) 次の方は代議員に立候補できません。
2期継続就任代議員、学生員、外国会員、2024年度会費未納者、会員資格停止中の者。本部枠代議員は、維持員から正員資格付与者として指名された正員以外の者。

- (3) 代理人(本会の正員、本部枠代議員は維持員の連絡担当者に限る)が立候補を届出する場合は、代理人の住所、氏名、勤務先および連絡先(Tel, FAX, E-mail)もご記入下さい。
- (4) 選挙投票フォームの立候補者名は受付順に記載されます。

5. 問合せ・応募先

(公社)日本金属学会 代議員選挙管理委員会
事務局 千葉博紀 E-mail: editjt@jimm.jp

◆代議員選挙日程(予定)◆

2025・2026年度の代議員選挙は2024年12月1日～12月28日にWebフォームによる投票を予定しております。メールで案内をいたしますので、11月28日までに「会員マイページ」にてメールアドレスのご確認・ご修正をお願いします。

2025・2026年度代議員に加えない方(41名)

北海道地区 2名

大野 宗一 北海道大学 橋本 直幸 北海道大学

東北地区 3名

加藤 秀実 東北大学 齋藤 嘉一 秋田大学
高村 仁 東北大学

関東地区 13名

伊藤 公久 早稲田大学 榎 学 東京大学
長田 俊郎 物質・材料研究機構 梶谷 敏之 日本製鉄㈱
苅谷 義治 芝浦工業大学 北蘭 幸一 東京都立大学
木村 好里 東京工業大学 土屋由美子 東芝エネルギーシステムズ㈱
野田 和彦 芝浦工業大学 平田 秋彦 早稲田大学
遊佐 覚 ㈱IHI 横田 毅 JFE スチール㈱
吉田 英弘 東京大学

東海地区 2名

嶋 陸宏 岐阜大学 戸高 義一 豊橋技術科学大学

北陸信越地区 3名

大鳥 範和 新潟大学 榭 和彦 信州大学
渡邊 千尋 金沢大学

関西地区 9名

岸田 恭輔 京都大学 佐野 恭司 福田金属箔粉工業㈱
瀧川 順庸 大阪公立大学 鳥塚 史郎 兵庫県立大学
中野 貴由 大阪大学 安田 秀幸 京都大学
安田 弘行 大阪大学 山本 正敏 山陽特殊製鋼㈱
山本 隆一 三菱重工業㈱

中国四国地区 4名

陳 中春 鳥取大学 仲道 治郎 JFE スチール㈱
濱田 純一 日鉄ステンレス㈱ 松本 洋明 香川大学

九州地区 4名

河村 能人 熊本大学 重里 元一 日本製鉄㈱
高須登実男 九州工業大学 波多 聡 九州大学

本部枠 1名

吉永 直樹 日本製鉄㈱

公益社団法人日本金属学会
2025・2026年度代議員選挙管理委員会委員の募集

2024年12月に実施する代議員選挙の選挙管理委員会の委員を募集いたします。

受付期間 2024年10月1日～10月25日

応募方法 応募用紙 (<https://data.jimm.jp/jim/kanri.docx>) に住所、氏名、勤務先および連絡先(TEL, FAX, E-mail)をご記入の上、**電子メールにてご送信**下さい(応募受付後、受付メールを3日以内に返信いたします。受付メールが届かない場合には、ご連絡下さい)。

募集人数 3名

問合せ・応募先

(公社)日本金属学会 代議員選挙管理委員会
事務局 千葉博紀 E-mail: editjt@jimm.jp

公益社団法人日本金属学会
2025・2026年度の監事候補者の立候補者募集

会長 榎 学

定時社員総会(2025年4月25日開催予定)で選任される監事の候補者は、細則で立候補制で正員による選挙を実施することができるものと定めており、監事選挙を次の要領で実施しますので、立候補希望者は応募願います。

1. 監事候補者選挙数 2名
2. 監事候補者対象地区 全地区
3. 任期 定時社員総会の選任日(2025年4月25日予定)から、2回目に終了する事業年度に関する定時社員総会(2027年4月予定)の終結まで。
4. 監事の職務および権限(定款第25条)
第25条 監事は、理事の職務の執行を監査し、法令で定めるところにより、監査報告を作成する。
2 監事は、いつでも、理事及び使用人に対して事業の報告を求め、この法人の業務及び財産の状況の調査をすることができる。
3 監事は、理事会に出席し、必要があると認めるときは、意見を述べなければならない。
4 監事は、理事が不正の行為をし、若しくはその行為をするおそれがあると認められるとき、又は法令若しくは定款に違反する事実若しくは著しく不当な事実があると認めるときは、これを理事会に報告しなければならない。
5 監事は前号の報告をするため必要があるときは、会長に理事会の招集を請求することができる。ただし、その請求があった日から5日以内に、2週間以内の日を理事会とする招集通知が発せられない場合は、直接理事会を招集することができる。
6 監事は、理事が社員総会に提出しようとする議案、書類その他法令で定めるものを調査し、法令若しくは定款

に違反し、又は著しく不当な事項があると認めるときは、その調査の結果を社員総会に報告しなければならない。

7 監事は、理事がこの法人の目的の範囲外の行為その他法令若しくは定款に違反する行為をし、又はこれらの行為をするおそれがある場合において、その行為によってこの法人に著しい損害が生ずるおそれがあるときは、その理事に対し、その行為をやめることを請求しなければならない。

8 監事は、監事に認められた法令上の権限を行使することができる。

5. 立候補受付期間 2024年10月1日～10月25日

6. 立候補応募方法

所定の用紙 (<https://data.jimm.jp/jim/kanji.docx>) に住所、氏名、勤務先および連絡先(TEL, FAX, E-mail)をご記入の上、上記期日までに**電子メールにてご送信**下さい(応募受付後、受付メールを3日以内に返信いたします。受付メールが届かない場合には、ご連絡下さい)。

7. 注意事項

①立候補届出時に2024年度正員会費を納入していない正員の届出は無効になります。

②選挙投票用紙の立候補者名は受付順に記載します。

8. 問合せ・応募先

(公社)日本金属学会 監事選挙管理係
事務局 千葉博紀(editjt@jimm.jp)

◇監事選挙日程(予定)◇

2025・2026年度の監事選挙は、2024年12月1日～12月28日を予定しておりますので、ご承知おき願います。

◇ ◇ ◇

第48回技術開発賞
「新技術・新製品」記事募集

応募締切：2024年11月1日(金)

賞の対象 までりあ「新技術・新製品」記事に掲載された記事(第64巻1号から)

表彰 2025年9月の秋期講演大会

申込URL <https://data.jim.or.jp/jim/shou/gikai/sui/>

詳細 までりあ9号660頁orホームページ→本会賞の募集

原稿問合せ E-mail: materia@jim.jp

技術開発賞問合せ E-mail: award@jim.jp

第75回金属組織写真賞作品募集

応募締切：2024年11月1日(金)

募集部門

「写真賞部門」

1. 光学顕微鏡部門
2. 走査電子顕微鏡部門(分析, EBSD等を含む)
3. 透過電子顕微鏡部門(STEM, 分析等を含む)
4. 顕微鏡関連部門(FIM, APFIM, AFM, X線CT等)

注：光学顕微鏡と透過電子顕微鏡写真, 走査電子顕微鏡と透過電子顕微鏡写真等の組写真を応募する場合, 応募者が最も適切と判断する部門を選択すること。

申込要領 応募は, 下記URLの申込フォームにより説明文を入力し, 写真作品データを提出する。

<https://data.jim.or.jp/jim/shs/sui/>

詳細 までりあ9号661頁orホームページ→本会賞の募集

問合せ E-mail: award@jim.jp

ご応募お待ちしております。

研究会

研究会 No. 87

第2回「水素が関わる材料科学の課題共有研究会」
開催案内と講演・参加募集

第2回「水素が関わる材料科学の課題共有研究会」を下記の通り開催いたします。本研究会では、水素エネルギーの製造・貯蔵・輸送・供給・利用などの諸プロセスにおいて、各種機能性材料の研究開発の近況を知り、種々の専門分野を有する研究者それぞれが抱える課題を共有して情報交換および議論を行う場を目指しています。それらの課題解決を図ることで当分野の飛躍的な研究開発の進展が期待されると共に、産官学の連携強化の機能も果たしていきます。皆様よりオーラルまたはポスター研究発表を広く募集いたします。既発表の内容や発表予定の内容を基にした結論が得られていない話題も歓迎します。オーラル発表は討論を含めて30分程度を予定しております。多くの方々の講演および聴講申込をお待ちしております。

(研究会世話人 浅野耕太(代表・産総研), 池田一貴(総合科学研究機構), 磯部繁人(北大), 小川智史(名大), 片岡理樹(産総研), 近藤亮太(関西大), 齋藤寛之(量研), 佐藤豊人(東北大), 高木成幸(量研), 中川鉄水(琉大), 花田信子(早大), 春本高志(東工大), 宮岡裕樹(広大))

日時 2024年11月20日(水) 10:30~12:00

(見学会 希望者のみ)

13:00~17:30(研究会予定)

21日(木) 9:30~16:00(研究会予定)

場所 「知の拠点あいち」

あいち産業科学技術総合センター 1階 講習会室

(豊田市八草町秋合 1267-1)名古屋駅から約50分

「名古屋」(地下鉄東山線)→「藤が丘」(東部丘陵線リニモ)→「陶磁資料館南」

- 20日 10:30より, 希望者対象に「知の拠点あいち」に併設されているあいちシンクロトン光センターの見学会を開催します。
- 20日研究会終了後, 名古屋市街地にて懇親会開催予定

講演申込期限

2024年10月25日(金)(予稿提出期限 11月8日(金))

<https://forms.office.com/r/nXEWBsPegJ>

若手表彰(オーラル賞・ポスター賞)を設けます。

参加・聴講申込期限 2024年11月12日(火)

参加費 無料

- 現地食堂が無く, 20日および21日両日, 昼食は持参されることをお勧めします。
- 当日は軽装にてご参加下さい。

問合せ 産総研 浅野耕太

E-mail: k.asano@aist.go.jp

講演および参加申込情報

<https://unit.aist.go.jp/epri/hius-s/ja/events/index.html>



2024年度
関東支部講習会

『転位論：ナノスケールの力学と動的挙動』

ナノスケールの力学に基づく転位の構造とダイナミクスに関する講習会を開催します。科学技術政策からみたナノスケールでの力学研究の意義から、転位の構造と動的挙動を捉える最新の理論解析・分析手法の基礎と応用について、各分野の専門家からご講義いただき、参加者に最新の知識と新たな視点を提供します。

多くの皆さまの参加をお待ちしております。

(企画世話人：公益社団法人日本金属学会関東支部 支部長：藤居俊之(東京科学大)、幹事：林幸(東京科学大) 事務局：福島彰(東京科学大))

日時 2024年10月25日(金)、11月1日(金)、8日(金)、
15日(金)、29日(金)、12月6日(金)17:00-18:30

場所 オンライン

協賛 安全工学会、応用物理学会(予定)、金属系材料研究開発センター、軽金属学会、資源・素材学会、日本MRS(予定)、日本機械学会、腐食防食学会、日本計算工学会(予定)、日本建築学会関東支部、日本高圧力技術協会、日本塑性加工学会、日本鋳造工学会、日本鉄鋼協会、日本熱処理技術協会、日本複合材料学会、日本溶接協会(予定)、日本表面真空学会、日本分析化学会、日本化学会、日本ばね学会

プログラム

- 10月25日(金) 2019年度文部科学省戦略目標「ナノ力学」ができるまで 物質・材料研究機構 宮下 哲
- 11月1日(金) 微分幾何学に基づく古典転位論の再定式化 大阪大学 垂水竜一
- 11月8日(金) 電子状態計算を用いた転位芯構造と運動の解析手法と力学機能設計 日本原子力研究開発機構 都留智仁
- 11月15日(金) 分子動力学シミュレーションで探る転位集団の塑性変形 金沢大学 下川智嗣
- 11月29日(金) 放射光その場X線解析を用いた金属材料の変形挙動解析 兵庫県立大学 足立大樹
- 12月6日(金) TEM その場観察による転位のダイナミクスの研究 島根大学 荒河一渡

*講演概要は、下記のホームページをご覧ください。

<https://jimm.jp/event/branch/>



参加費 会員10,000円(協賛学会会員も同額)、非会員20,000円、学生3,000円(ヤングメタラジスト研究会で発表予定の学生は無料)

参加申込方法 講習会に参加をご希望の方は10月24日(木)16:30までに氏名、所属、E-mailなどを下

記リンクの登録フォームからお申込み下さい。(ヤングメタラジスト研究会で発表予定の学生は無料ですが、参加登録は行って下さい。)

参加登録フォーム

<https://forms.gle/8GMnbfTvFJBy1Mo8>



*参加登録フォームへの入力後、参加費のお支払いをお願いします。詳細は、ホームページをご覧ください。

問合せ先 東京科学大学物質理工学院材料系林研究室
日本金属学会関東支部事務局 福島宛
E-mail: fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp

【2024年度講習会実行委員会】

実行委員長：稲邑朋也(東京科学大)

梅澤 修(横浜国大)、大出真知子(NIMS)、木村正雄(高エネ機構)、小林由紀子(日本製鉄)、中尾 航(横浜国大)、長谷川 寛(JFE)、藤田敏之(東芝)、船川義正(JFE)、御手洗容子(東大)

2024年度 関東支部見学会

以下の要領でJFE スチールの見学会を実施しますので、奮ってご参加下さい。

日時 2024年12月20日(金)12:50~17:00(予定)

場所 JFE スチール株式会社 東日本製鉄所(千葉地区)(〒260-0835 千葉市中央区川崎町1)

集合場所 JR 蘇我駅(詳細は申込受付後お知らせします)

集合時間 12:50

内容 工場見学及び講演会

対象者 関東支部を主とする金属学会会員、および関東圏大学の学生・院生

定員 30名程度(定員となり次第、締め切りとさせていただきます)

申込締切 2024年12月2日(月)15時

申込方法 下記フォームにてお申込み下さい。

申込先 <https://forms.gle/3T9LmxqTKW3pM2mV9>

注意 ヒールの高い靴、サンダルなどでの参加はご遠慮下さい。工場内では、動画・写真などの撮影はできません。



その他 申込者情報は、見学会受入先(JFE スチール株式会社)と共有されます。同業他社の方などは、見学会への参加をお断りする場合がありますので、ご了承下さいますようお願いいたします。

問合せ先 東京科学大学物質理工学院材料系
日本金属学会関東支部委員 春本宛
E-mail: harumoto.t.aa@m.titech.ac.jp



「電子顕微鏡による組織観察・分析の基礎と応用」

構造材料から機能材料まで材料の有する諸特性を制御する基本は、その材料の構造、組織や組成を理解することにあります。この目的を達成するために用いられるのが走査型電子顕微鏡(SEM)や透過型電子顕微鏡(TEM)です。本セミナーでは、これまで電子顕微鏡を扱ったことのない研究者の方々、これから電子顕微鏡をさらに使いこなしたい研究者の方々を対象にSEMやTEMの測定原理を解説するとともに、半導体や金属といった典型的な材料を実際に観察することによって、SEM、TEMの特徴を理解し、材料開発の現場においてこれらの分析装置を正しく使うための基本を学ぶことを目的としています。

日時 2024年10月31日(木) 10:00~16:30
11月1日(金) 10:00~16:30

場所 大阪公立大学中百舌鳥キャンパス B5棟3階3A-34(A)(堺市中区学園町1-1)

プログラム

(1日目)10月31日(木)

10:00~12:00

(講義)透過型電子顕微鏡の仕組み、電子線回折と結像の基礎 大阪公立大 森 茂生

(休憩)

13:00~16:00

(実習)課題1:(SEM-EPMA) 金属材料のミクロ組織観察と定性・定量 大阪技術研 田中 努

課題2:(TEM・STEM) 金属・鉄鋼材料の高分解能TEM/STEM観察

大阪公立大 森 茂生・石本雅嗣

(休憩)

16:10~16:30 質疑応答

(2日目) 11月1日(金)

10:00~12:00

(講義)高分解能TEM/STEM法の基礎と応用

大阪公立大 森 茂生

(休憩)

13:00~16:00

(実習)課題1:(SEM-EPMA) 金属材料のミクロ組織観察と定性・定量 大阪技術研 田中 努

課題2:(TEM・STEM) 金属・鉄鋼材料の高分解能TEM/STEM観察

大阪公立大 森 茂生・石本雅嗣

(休憩)

16:10~16:30 質疑応答

(注:実習は2班に分かれ、1日と2日で課題を入れ替えて行います)

募集人員 12名

参加費 会員30,000円, 非会員40,000円, 学生4,000円(消費税込み)

「技術者のための鉄鋼材料入門」

本セミナーは、鉄鋼の熱処理、組織と力学特性などに興味があるが、大学の材料工学(金属工学)系学科での系統的な講義を受けていない企業の若手・中堅研究者、学生時代に講義を受けたが再度学習したいの方々、および学習意欲のある学部学生・大学院生を対象とし、鉄鋼材料への理解を深めていただくことを意図した基礎講座です。

日時 2024年11月5日(火) 10:30~17:00

場所 大阪科学技術センター 7階701号室(大阪市西区靱本町1-8-4)

プログラム

10:30~12:00 鉄鋼材料基礎 ~鉄鋼材料の魅力とその科学 京都大 辻 伸泰

10:30~11:00 金属材料, 鉄と鋼の基礎

11:00~11:15 質疑応答

11:15~11:45 鉄鋼材料における組織形成と力学特性の基礎

11:45~12:00 質疑応答

(昼休み)

13:15~14:45 鉄鋼材料の力学特性 ~変形の基礎と高強度鋼 千葉工大 寺田大将

13:15~13:45 鉄鋼材料の力学特性

13:45~14:00 質疑応答

14:00~14:30 鉄鋼材料の組織制御と高強度鋼

14:30~14:45 質疑応答

(休憩)

15:00~16:30 鉄鋼の熱処理と相変態~拡散変態とマルテンサイト変態 物材機構 柴田暁伸

15:00~15:30 相変態の基礎I(拡散変態)

15:30~15:45 質疑応答

15:45~16:15 相変態の基礎II(マルテンサイト変態), 相変態を利用した熱処理方法

16:15~16:30 質疑応答

16:30~17:00 総合質疑・応答

募集人員 50名

参加費 会員20,000円, 非会員30,000円, 学生2,000円(消費税込み)

「金属材料の腐食損傷の基礎とその評価」

本セミナーでは水溶液環境における金属材料の腐食損傷・劣化とその評価法に関して、電気化学の基礎から、孔食、応力腐食割れ、すき間腐食など各種局部腐食の形態・生成機構ならびに防止法まで多岐にわたる内容を概説いたします。さらに水溶液腐食評価に用いられる電気化学測定法や各種局部腐食損傷の評価法についても解説いたします。一方、金属材料の腐食損傷・劣化はきわめてバラツキの多い現象です。そこで、材料の環境強度や損傷・劣化を統計的に取り扱うための極値分布についても簡単に紹介いたします。

日 時 2024年12月12日(木) 10:00~17:30

場 所 大阪大学大学院工学研究科 材料開発・物性記念館 (R4棟) 2階研修室(吹田市山田丘2-1)

プログラム

10:00~12:00 金属材料の水溶液腐食の基礎

大阪大学 土谷博昭

(昼休み)

13:00~14:00 電気化学測定の基礎 大阪大学 宮部さやか
(休憩)

14:10~15:55 金属材料の腐食損傷の評価法

関西大学 春名 匠

(休憩)

16:05~16:40 材料損傷データの確率・統計処理

大阪大学 土谷博昭

16:40~17:00 質疑応答

募集人員 30名

参加費 会員20,000円, 非会員30,000円, 学生2,000円(消費税込み)

〈3 行事共通〉

申込・問合せ先 〒550-0004 大阪市西区靱本町1-8-4
(一財)大阪科学技術センター ニューマテリアルセンター内
(一社)日本鉄鋼協会・(公社)日本金属学会関西支部 材料セミナー係
☎ 06-6443-5326 ☎ 06-6443-5310
E-mail: n-kansai@ostec.or.jp

申込締切 開催の1カ月前。尚、申込み期間内であっても定員になり次第、受付は終了致しますのでご了承下さい。



第34回 材料フォーラム TOKAI 開催案内・講演募集

「第34回 材料フォーラム TOKAI(旧:学生による材料フォーラム)」を、下記の要領で企画いたしました。得られた研究成果を企業、大学、研究機関の方々知っていただくとともに、発表・討論を通じた教育の機会となることを期待しております。聴講のみのご参加も受け付けておりますので、ご参加をお待ちしております。

日 時 2024年11月15日(金)10:00~17:30

会 場 豊橋市民センター(対面開催) (豊橋市松葉町2-63
(豊橋駅より徒歩5分))

プログラム

10:00~10:30 受付, ポスター発表準備

10:30~11:30 ポスター発表(前半)

11:30~12:30 ポスター発表(後半)

(場所:6階 多目的ホール, 5階 大会議室, 4階 中会議室)

12:30~14:00 ポスター撤去, 休憩

14:00~15:00 特別講演会

※発表者は必ずご聴講ください。(場所:5階 大会議室)

マルチモーダル・マルチディメンション・マルチスケール計測と材料特性制御

九州大学 主幹教授 戸田裕之先生

15:00~15:20 授賞式(場所:5階 大会議室)

15:20~15:30 休憩

15:30~17:30 交流討論会

【軽金属学会東海支部との合同開催】(場所:6階 多目的ホール)

※ポスター発表者と指導教員は必ずご参加下さい。

参加費 無料

*詳細およびポスター発表については、ホームページをご参照下さい。

(イベント → 支部行事 → 東海支部)

発表者の方の申込み

URL: <https://forms.gle/THLdBtNiuf3FQGM6>

聴講者の方の申込み

URL: <https://forms.gle/pNNYqUZW4Hc89Urc8>

締切日 2024年10月28日(月)

問合わせ先 〒441-8580 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1

豊橋技術科学大学 機械工学系 大場洋次郎

☎ 0532-44-6695 E-mail: oba@me.tut.ac.jp

◇支部行事のご案内は、本会ホームページ

<https://jimm.jp/event/branch/> にも掲載をしております。イベントのお問合せは、各支部に直接お問い合わせ下さい。



オンデマンド配信：日本金属学会オンライン教育講座 「構造材料(1) 鉄鋼材料編」

配信：2024年11月5日(火)～12月2日(月)

鉄鋼材料は構造材料として最も多く用いられており、現代社会を土台から支えています。本講座では、鉄鋼材料を新たに使用する、扱うという技術者の皆様を対象に「鑄鉄」、「鉄鋼・薄板」、「鉄鋼・厚板」、「ステンレス鋼」について基礎から解説を行います。

講師紹介

金沢大学特任教授 潮田浩作 先生

1976年3月東京大学理学部物理学科 卒業； 1978年3月東京大学大学院理学系研究科物理学専攻修士課程修了； 1978年4月～2017年3月新日本製鐵株式会社； 1983年6月～1985年6月スウェーデン金属研究所客員研究員； 1989年6月工学博士取得(東京大学)； 2007年4月～2014年3月新日本製鐵株式会社フェロー； 2014年4月～2017年3月新日鐵住金株式会社顧問； 2011年4月～金沢大学連携講座特任教授； 2017年7月～日鉄総研株式会社シニアアドバイザー； 2017年8月～大阪大学接合科学研究所特任教授； 2019年4月～愛媛大学客員教授，現在に至る。

九州大学教授 植森龍治 先生

1981年3月九州工業大学工学部金属工学科 卒業； 1983年3月東京工業大学大学院総合理工学研究科材料科学専攻修士課程修了； 1983年4月～2014年3月新日本製鐵株式会社； 2014年4月～九州大学鉄鋼リサーチセンター教授，現在に至る。

早稲田大学名誉教授 中江秀雄 先生

1964年3月早稲田大学理工学部金属工学科 卒業； 1970年10月早稲田大学大学院理工学研究科博士後期課程修了，博士(工学)取得； 1971年1月～1983年3月日立製作所機械研究所； 1983年4月～早稲田大学理工学部金属工学科教授； 1984年4月～早稲田大学鋳物研究所研究員； 2012年3月同退職(早稲田大学名誉教授)，現在に至る。

元九州大学教授 菊池正夫 先生

1971年3月京都大学工学部金属加工学科卒業； 1976年3月京都大学大学院工学研究科博士後期課程修了 工学博士(京都大学)； 1976年4月～1982年3月京都大学および大阪大学にて教育・研究活動に従事； 1982年4月～2003年9月新日本製鐵株式会社； 2003年10月～2005年9月株式会社日鉄テクノリサーチ； 2005年10月九州大学鉄鋼リサーチセンター教授； 2010年4月九州大学鉄鋼リサーチセンター特任教授； 2015年4月新日鐵住金ステンレス株式会社技術アドバイザー，2019年3月同退職，現在に至る。

コーディネーター 熊本大学教授 山崎倫昭, JEF テクノリサーチ取締役 西日本ソリューション本部長 船川義正

- カリキュラム 1：鉄鋼・薄板 (講師：潮田浩作先生)
2：鉄鋼・厚板 (講師：植森龍治先生)
3：鑄鉄 (講師：中江秀雄先生)
4：ステンレス鋼(講師：菊池正夫先生)

視聴期間 2024年11月5日(火)～12月2日(月)

視聴方法 オンデマンド配信システム UIshare から視聴いただきます。

資料は同システムのウェブサイトからダウンロードいただけます。

申込方法 WEB 申込 <https://www.jim.or.jp/seminarsymposium/> よりお申込み下さい。

申込締切 2024年11月12日(火)

受講料

対象者	1 講座基本料金	2 講座目以降割引料金※
正員	20,000円	15,000円
学生	8,000円	6,000円
非会員	40,000円	30,000円

- 本会維持員会社社員，協賛学協会会員は会員扱い。
- 学生は会員，非会員の区別なし

※本年度開催のオンライン教育講座を複数申込される場合，2 講座目からは割引料金となります。

受講料支払方法 ①カード決済，②コンビニ決済，③銀行振込のいずれかをご利用下さい。

協賛予定 エネルギー資源学会，応用物理学会，金属材料研究開発センター，軽金属学会，軽金属製品協会，合金状態図研究会，資源・素材学会，ステンレス協会，素形材センター，電気化学会，電気学会，日本アルミニウム協会，日本MRS，日本化学会，日本ガスタービン学会，日本機械学会，日本材料科学会，日本材料学会，日本歯科理工学会，日本磁気学会，日本セラミックス協会，日本塑性加工学会，日本チタン協会，日本チタン学会，日本鑄造工学会，日本鉄鋼協会，日本バイオマテリアル学会，日本物理学会，日本分析化学会，腐食防食学会，粉体粉末冶金協会，表面技術協会



オンデマンド配信：日本金属学会オンライン教育講座 「工業材料の応力・歪測定」

配信：2024年10月1日(火)～10月31日(木)

製造工程，形状に起因する残留応力・歪及び集中応力は，物理・化学・機械的特性に大きな影響を与えることが多く，定量的に把握することが求められています。工業製品を構成する材料は，金属，無機・有機材料，半導体，結晶学的にも多結晶・単結晶と多様化し，大きさも極小化する時代となっています。万能な応力・歪測定法はなく，X線・電子線・中性子・放射光・レーザー光・超音波などを用いて個々考案し適用してきました。本講座ではこれらの手法を基礎から解説し測定事例とともに紹介します。Table-top型X線機器を用いた応力測定の実演も行っています。

2023年10月26日および27日に開催した当該講座の録画をオンデマンドで視聴いただきます。配信期間中は好きな時間に聴講できます。

講師紹介

東北大学名誉教授 田中俊一郎先生

1980年3月東北大学大学院工学研究科博士課程修了，工学博士。1993年10月-1999年3月JST-ERATO「田中固体融合プロジェクト」総括責任者。1999-2000年東京大学工学系研究科客員教授。2002年2月名古屋工業大学工学部教授。2005年7月東北大学多元物質科学研究所教授。2015年4月東北大学名誉教授，NICHe教授。2018年4月東北大学μSIC。現在に至る。

コーディネーター 東北大学准教授 森戸春彦， 大阪大学教授 小泉雄一郎

カリキュラム 1：応力・歪測定の意義

- 2：応力測定法概論
- 3：破壊を伴う測定法
- 4：結晶材料の応力・歪測定(X線法)
- 5：結晶材料の応力・歪測定(中性子線，放射光，電子線)
- 6：高分子材料・セラミックス・ガラスの応力・歪測定
- 7：応力・歪測定の実際(多様な場での応力・歪測定，卓上型X線cosα法の概要)
- 8：応力・歪測定の実際(卓上型X線装置による応力測定の実演)
- 9：応力・歪測定の総括

視聴期間 2024年10月1日(火)～10月31日(木)

視聴方法 オンデマンド配信システムUIshareから視聴いただきます。

資料は同システムのウェブサイトからダウンロードいただけます。

申込方法 <https://www.jim.or.jp/seminersymposium/> よりお申込み下さい。

申込締切 2024年10月8日(火)

受講料

対象者	1講座基本料金	2講座目以降割引料金※
正員	20,000円	15,000円
学生	8,000円	6,000円
非会員	40,000円	30,000円

- 本会維持員会社社員，協賛学協会会員は会員扱い。
- 学生は会員，非会員の区別なし

※本年度開催のオンライン教育講座を複数申込される場合，2講座目からは割引料金となります。

受講料支払方法 ①カード決済 ②コンビニ決済 ③銀行振込のいずれかをご利用下さい。

問合せ先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32

(公社)日本金属学会 セミナー・シンポジウム係

E-mail: meeting@jimm.jp ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

協賛予定

エネルギー資源学会，応用物理学会，金属材料研究開発センター，軽金属学会，軽金属製品協会，合金状態図研究会，資源・素材学会，ステンレス協会，素材センター，電気化学会，電気学会，日本アルミニウム協会，日本MRS，日本化学会，日本ガスタービン学会，日本機械学会，日本材料科学会，日本材料学会，日本歯科理工学会，日本磁気学会，日本セラミックス協会，日本塑性加工学会，日本チタン協会，日本チタン学会，日本鋳造工学会，日本鉄鋼協会，日本バイオマテリアル学会，日本物理学会，日本分析化学会，腐食防食学会，粉体粉末冶金協会，表面技術協会

日本金属学会オンライン教育講座 開催案内

『マルチスケール材料科学』

日 時 一日目 2024年10月28日(月)13:00~16:10
二日目 10月29日(火)13:00~16:10

講義概要

材料の諸現象は電子、原子の振る舞いに端を発し、内部組織の形成を経て、強度や機能の発現に至るマルチスケール現象である。従って諸現象の素過程は電子・原子のスケールにあるが、これを単純に集積するだけではマクロな現象を理解することはできない。素過程が集まり、事象や現象を発現するときには、素過程の中で支配的なものが選択され、又、素過程の足し算以上のプラス α が現れる。cross-scaleあるいはtrans-scaleに伴う選択則やプラス α の正体を明らかにし系統化することがマルチスケール材料科学の課題である。本講義ではこのようなことを念頭において、ミクロからマクロに至る種々の素過程の原理を復習し、材料科学/材料工学特有のマルチスケール性を学ぶ。

本講座では、当日に受講できない方や理解を深めたい受講者の方のために、開催後に講義のオンデマンド配信を行います。受講申し込み者は追加料金なしに視聴できます。

プログラム

2024年10月28日(月)

13:00~14:30 離散格子上の統計熱力学
14:30~14:40 一休憩—
14:40~16:10 連続体における内部組織の形成

2024年10月29日(火)

13:00~14:30 強度や機能発現の素過程と支配過程
14:30~14:40 一休憩—
14:40~16:10 順問題・逆問題と cross-scale

受講方法 オンライン(Zoom)

講師紹介 北海道大学名誉教授 毛利哲夫先生

1976年北海道大学工学部金属工学科卒業、1982年 University of California, Berkeley, PhD コース修了、同年 Lawrence Berkeley Laboratory, University of California, Assistant Research Engineer、1985年北海道大学工学部講師、1986年北海道大学工学部助教授、1996年北海道大学大学院工学研究科教授、2013年東北大学金属材料研究所教授、2017年-2020年同特任教授、2019年-2020年 JST シニアフェロー、2014年北海道大学名誉教授 現在に至る(この間1994年 Forschungszentrum, Juelich 客員研究員、1997年-1998年ウーン大学物理学科 Guest professor、2016年 University of Texas, Austin 客員教授等)

コーディネーター 東北大学 特任准教授 寺田弥生、物質・材料研究機構 主幹研究員 井 誠一郎、物質・材料研究機構 主幹研究員 戸田佳明

申込方法 <https://www.jim.or.jp/seminersymposium/> よりお申込み下さい。

申込締切 2024年10月21日(月)

受講料

対象者	受講料	2講座目以降の受講料※
正員	20,000円	15,000円
学生	8,000円	6,000円
非会員	40,000円	30,000円

○本会維持員会社社員、協賛学協会会員は正員扱い。
○学生は会員、非会員の区別なし

※本年度開催のオンライン教育講座を2講座以上受講する場合、2講座目からは割引料金となります。

○本会の維持員社員は正員と同額の受講料です。さらに、維持員が同一講座に3名以上の申込みをすると受講料がさらに25%オフとなります(申込前にご相談下さい)。ただし、複数受講との重複割引はありません。

受講料支払方法 ①カード決済 ②コンビニ決済 ③銀行振込のいずれかをご利用下さい。

問合せ先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 セミナー・シンポジウム参加係

E-mail: meeting@jimm.jp ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

協賛予定

エネルギー資源学会、応用物理学会、金属材料研究開発センター、軽金属学会、軽金属製品協会、合金状態図研究会、資源・素材学会、ステンレス協会、素形材センター、電気化学会、電気学会、日本アルミニウム協会、日本 MRS、日本化学会、日本ガスタービン学会、日本機械学会、日本材料科学会、日本材料学会、日本磁気学会、日本セラミックス協会、日本塑性加工学会、日本チタン協会、日本鋳造工学会、日本鉄鋼協会、日本物理学会、日本分析化学会、粉体粉末冶金協会、腐食防食学会、表面技術協会、日本チタン学会、日本バイオマテリアル学会

『構造材料(2) 非鉄材料編』

日 時 一日目 2024年11月28日(木) 13:30~16:45
 二日目 2024年11月29日(金) 13:30~16:45

講義概要 鉄および鋼以外のすべての金属を非鉄金属といい、数えきれないほどの種類の非鉄金属が活用され、現代社会を支えています。本講座では、代表的な非鉄金属である、銅合金、チタン合金、アルミニウム合金、マグネシウム合金について基礎から解説を行います。

プログラム

2024年11月28日(木)

13:30~15:00 銅合金(講師:門前亮一先生)
 15:00~15:15 一休憩—
 15:15~16:45 チタン合金(講師:新家光雄先生)

2024年11月29日(金)

13:30~15:00 アルミニウム合金(講師:里 達雄先生)
 15:00~15:15 一休憩—
 15:15~16:45 マグネシウム合金(講師:鎌土重晴先生)

受講方法 オンライン(Zoom)

講師紹介

金沢大学名誉教授 門前亮一先生

1977年3月 東京工業大学工学部金属工学科卒業;1979年3月 東京工業大学総合理工学研究科材料科学専攻修士課程修了;1982年12月 東京工業大学総合理工学研究科材料科学専攻博士課程修了,工学博士取得(東京工業大学);1983年1月 金沢大学工学部機械工学科助手;1987年12月 金沢大学工学部機械システム工学科助教授;1998年11月 金沢大学工学部機能機械工学科教授;2008年4月 金沢大学理工研究域機械工学系教授;2020年3月 同退職(金沢大学名誉教授),現在に至る。

大阪大学特任教授,東北大学名誉教授 新家光雄先生

1973年3月 名古屋大学工学部金属学科卒業;1975年3月 名古屋大学大学院工学研究科金属工学及び鉄鋼工学専攻修士課程修了;1978年3月 名古屋大学大学院工学研究科金属工学及び鉄鋼工学専攻博士課程後期満了退学;1978年4月 名古屋大学大学院研究生;1979年5月 豊橋技術科学大学生産システム工学系教務職員;1979年7月 工学博士取得(名古屋大学);1980年4月 豊橋技術科学大学生産システム工学系助手;1988年6月~1989年5月 カーネギー・メロン大学客員助教授;1989年4月 豊橋技術科学大学生産システム工学系助教授;1995年4月 豊橋技術科学大学生産システム工学系教授;1998年7月~1998年12月 デイトン大学 客員教授,米国国防総省ライトパターン材料研究所外国人研究員;2003年12月 博士(歯学)取得(愛知学院大学);2005年10月 東北大学金属材料研究所生体材料学研究部門教授;2009年11月~2014年3月 東北大学金属材料研究所所長;2014年4月~2015年4月 日本金属学会会長;2016年3月 東北大学定年退職(名誉教授);2016年4月 大阪大学特任教授;2021年4月 日本チタン学会会長,現在に至る。

東京工業大学名誉教授,㈱神戸製鋼所顧問 里 達雄先生

1974年3月 東京工業大学工学部金属工学科卒業;1979年3月 東京工業大学大学院理工学研究科金属工学専攻修了,工学博士取得(東京工業大学);1979年4月 東京工業大学工学部金属工学科助手;1988年5月 英国マンチェスター大学客員研究員;1991年4月 東京工業大学工学部金属工学科助教授;1999年8月 東京工業大学工学部金属工学科教授;2012年4月 東京工業大学精密工学研究所先端材料部門教授;2015年3月 同退職(東京工業大学名誉教授);2015年4月 ㈱神戸製鋼所顧問,現在に至る。

長岡技術科学大学教授・学長 鎌土重晴先生

1980年3月 豊橋技術科学大学工学部生産システム工学課程卒業;1982年3月 豊橋技術科学大学大学院工学研究科修士課程修了;1991年3月 工学博士取得(豊橋技術科学大学);1982年4月~1991年3月 津山工業高等専門学校金属工学科および情報工学科にて研究教育に従事;1991年4月 長岡技術科学大学工学部機械系助手;1992年4月 長岡技術科学大学工学部機械系助教授;2004年10月 九長岡技術科学大学工学部機械系教授;2015年9月 長岡技術科学大学理事・副学長;2021年4月 長岡技術科学大学学長,現在に至る。

コーディネーター 熊本大学教授 山崎倫昭, JEF テクノリサーチ㈱経営企画部長 船川義正

申込方法 <https://www.jim.or.jp/seminarsymposium/> よりお申込み下さい。

申込締切 2024年11月21日(木)

受講料

対象者	受講料	2講座目以降の受講料*
正員	20,000円	15,000円
学生	8,000円	6,000円
非会員	40,000円	30,000円

- 本会維持員会社社員, 協賛学協会会員は正員扱い.
- 学生は会員, 非会員の区別なし

※本年度開催のオンライン教育講座を2講座以上受講する場合, 2講座目からは割引料金となります.

※本会の維持員社員は正員と同額の受講料です. さらに, 維持員が同一講座に3名以上が申込みすると受講料がさらに25%オフとなります(申込前にご相談下さい). ただし, 複数受講との重複割引はありません.

受講料支払方法 ①カード決済 ②コンビニ決済 ③銀行振込のいずれかをご利用下さい。

問合先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 セミナー・シンポジウム参加係

E-mail: meeting@jimmm.jp ☎ 022-223-3685 ☎ 022-223-6312

協賛予定

エネルギー資源学会, 応用物理学会, 金属材料研究開発センター, 軽金属学会, 軽金属製品協会, 合金状態図研究会, 資源・素材学会, ステンレス協会, 素形材センター, 電気化学会, 電気学会, 日本アルミニウム協会, 日本MRS, 日本化学会, 日本ガスタービン学会, 日本機械学会, 日本材料科学会, 日本材料学会, 日本磁気学会, 日本セラミックス協会, 日本塑性加工学会, 日本チタン協会, 日本鋳造工学会, 日本鉄鋼協会, 日本物理学会, 日本分析化学会, 粉体粉末冶金協会, 腐食防食学会, 表面技術協会, 日本チタン学会, 日本歯科理工学会, 日本人工臓器学会, 日本バイオマテリアル学会, 生体医工学会



2024年度オンライン教育講座 今後の予定

- マルチスケール材料科学 (開催日: 2024年10月28日(月), 29日(火))
- 構造材料(2) 非鉄材料編(開催日: 2024年11月28日(木), 29日(金))

オンデマンド配信: オンライン教育講座 今後の予定

- 工業材料の応力・歪測定 (配信: 2024年10月1日(火)~10月31日(木))
- 構造材料(1) 鉄鋼材料編 (配信: 2024年11月5日(火)~12月2日(月))

◇お申込みは, 下記 URL よりご案内しております.

<https://jimmm.jp/event/online/index.html>

~ご参加お待ちしております。~





金属学会セミナー(特別講座)

相平衡と相変化の計算科学：凝固現象編

日本金属学会「セミナー・シンポジウム委員会」企画

実用材料における微視組織の形成過程を理解するためには、平衡状態図と凝固現象に関する基礎的知見と熱力学の基本原則に対する理論的知見が必要です。本セミナーでは、熱力学の基本原則について詳細に説明し、同基本原則に基づく CALPHAD 法による状態図計算と凝固現象のシミュレーションについてわかりやすく解説します。

「相平衡の熱力学」では、実験科学と最も親和性の高い熱力学的な基本関係式が Gibbs エネルギーであることを導出します。熱力学の第一法則と第二法則によると、恒温・恒圧の平衡状態における物質では、Gibbs エネルギーが最小値に達し、物質全体にわたって化学ポテンシャルの値が均一になります。ここで、化学ポテンシャルは、Gibbs エネルギーに対する Euler の一次形式と最も整合性の高い示強変数です。また、平衡状態では、Gibbs-Duhem の関係式によって全示強変数の束縛関係が規定されます。

「CALPHAD 法による相平衡計算」では、多元系物質のモル Gibbs エネルギーを適切な数学関数で表すための手法について詳細に説明します。また、上記の数学関数を用い、熱力学の基本原則に基づいて多元系物質の平衡状態図や物性値を精度良く評価するための計算技法について解説します。

「凝固の熱力学と凝固伝熱解析」では、熱力学的な観点より凝固学の基礎を紹介し、巨視的な凝固現象に対する解析手法である凝固伝熱解析について説明します。一方、「フェーズフィールド法による凝固解析」では、微視的な凝固現象を理解するために不可欠な凝固溶質偏析の解析モデルと凝固条件との関係を説明し、任意の凝固条件に対する偏析計算が可能なフェーズフィールド法について解説します。

本セミナーが、凝固現象を事例とする相平衡と相変化の計算科学に対する理解を深めるための一助となれば幸いです。

開催日時 1 日目：2024年11月7日(木)10:00~16:30

2 日目：2024年11月8日(金)10:00~16:30

開催方式 対面とオンラインのハイブリッド形式。オンラインは Zoom にて実施します。

対面開催会場 エッサム神田ホール1号館 6階 中会議室1(601)(東京都千代田区鍛冶町3-2-2)

(<https://www.essam.co.jp/hall/>)

募集定員 対面参加50名。オンライン参加100名。

プログラム

【1 日目】11月7日(木)10:00~16:30

9:30~10:00 受付

10:00~11:30 「相平衡の熱力学1」 講師 梶原正憲

11:30~12:50 一昼食一

12:50~14:20 「相平衡の熱力学2」 講師 梶原正憲

14:20~14:30 一休憩一

14:30~16:00 「CALPHAD 法による相平衡計算1」 講師 阿部太一

16:00~16:30 質疑応答

【2 日目】11月8日(金)10:00~16:30

9:30~10:00 受付

10:00~11:30 「CALPHAD 法による相平衡計算2」 講師 阿部太一

11:30~12:50 一昼食一

12:50~14:20 「凝固の熱力学と凝固伝熱解析」 講師 大出真知子

14:20~14:30 一休憩一

14:30~16:00 「フェーズフィールド法による凝固解析」 講師 大出真知子

16:00~16:30 質疑応答

テキスト 講義資料を pdf ファイルで配布する予定です。

基礎的知見に対するさらに詳細な解説については、以下の図書をご参照下さい。なお、受講料には図書代は含まれておりません。

(1)梶原正憲；相平衡の熱力学 一熱力学体系の理解のために一、コロナ社(2021)

(2)阿部太一；計算状態図入門、内田老鶴圃(2024)

講 師 東京工業大学 名誉教授 梶原正憲, 物質・材料研究機構 グループリーダー 阿部太一,
物質・材料研究機構 主任研究員 大出真知子

企画世話人 物質・材料研究機構 グループリーダー 阿部太一, 物質・材料研究機構 主幹研究員 井誠一郎

申込方法 <https://www.jim.or.jp/seminersymposium/> よりお申込み下さい.

申込締切 2024年10月30日(水) *当日申込みは対面参加のみ.

受講料

受講資格	事前申込	当日申込※
正会員・維持員社員	15,000円	18,000円
学 生	8,000円	10,000円
非会員	23,000円	25,000円

○協賛学協会の会員は正会員扱い.
○学生は会員, 非会員の区別なし

受講料支払方法 ①カード決済 ②コンビニ決済 ③銀行振込のいずれかをご利用下さい.

※当日申込みはカード決済のみ.

問 合 先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 セミナー・シンポジウム係

E-mail: meeting@jimm.jp ☎ 022-223-3685 ☎ 022-223-6312

協賛予定

合金状態図研究会, エネルギー資源学会, 金属材料研究開発センター, 素形材センター, 資源・素材学会, 軽金属学会, 日本
鋳造工学会, 日本塑性加工学会, 日本鉄鋼協会, 日本チタン協会, 日本材料学会, 日本材料科学会, ステンレス協会, 日
本アルミニウム協会, 軽金属製品協会, 日本ガスタービン学会, 日本機械学会, 日本 MRS, 日本物理学会



日本金属学会誌掲載論文

Vol. 88, No. 10 (2024)

—論文—

塩化物浴から電析した白金膜の微細構造に及ぼす共析水素の影響 福室直樹 木下剛志 橋本倫也 八重真治

Ti-10V-2Fe-3Al合金の逆形状記憶効果と靱性回復 竹元嘉利 四宮大輝 石原大暉 横田啓人 荒川仁太

溶融Sm-La-O合金中酸素溶解度と平衡酸化物相 山田真琴 中沢亮太 伊藤あゆみ 安井伸太郎 小林能直 阿部太一

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 65, No. 10 (2024)

—Review—

Deformation Behavior of Aluminum Alloys under Various Stress States: Material Modeling and Testing Toshihiko Kuwabara and Frédéric Barlat

Recent Trends in Synthesis and Applications of Zeolite Membranes Motomu Sakai

—Regular Article—

Materials Physics

Analysis of Liquid Phase Sintering of Metal-Glass Mixed Powder by Experiment and Computer Simulation Hiroyuki Tanaka, Hideaki Matsubara, Hideaki Yokota, Toshihiro Iguchi and Hiroshi Nomura

Microstructure of Materials

Phase Transformation and Mechanical Properties of G Phase ($Mn_6Ni_{16}Si_7$) in Mn-Ni-Si Model Alloys after 1,000°C Annealing

Xinrun Chen, Tatsuya Suzuki, Huilong Yang, Ba Vu Chinh Nguyen, Zhehuan Zhang and Kenta Murakami

Effect of Indium on Microstructures and Mechanical Properties of Bismuth-Based High Temperature Solders Bin Liu, Kazuhiro Matsugi, Zhefeng Xu, Yongbum Choi, Ken-ichiro Suetsugu and Jinku Yu

Grain Refinement of Pure Zinc Single Crystals with Different Crystal Orientations during a Single Pass of ECAP Hiromoto Kitahara, Yuta Matsuo, Yuki Oda, Masayuki Tsushida and Shinji Ando

Mechanics of Materials

Mechanical Response and Microstructure Characteristics of Powder Metallurgical High-Speed Steel (ASP 60) Impacted at -195°C and 800°C

Woei-Shyan Lee and Ting-Ju Chen

Temperature Dependence of Deformation and Fracture in a Beta Titanium Alloy of Ti-22V-4Al

Rei Yano, Masaki Tanaka, Shigeto Yamasaki, Tatsuya Morikawa and Tomohito Tsuru

Residual Stress, Surface Roughness and Microstructure on Specimen Surface Subjected to Gyrofinishing Process with Various Abrasive Media

Norimitsu Koga, Atsushi Yamashita, Reiya Yamazaki, Ryusei Kato, Kouhei Yamaya, Kenta Miyake and Yohei Hashimoto

Strain Evolution during Stretch Forming with a Hemispherical Punch in 5052 Aluminum Alloy Sheets

Sho Sato, Maya Tsukamoto, Naoki Miyazawa, Yasuhiro Maeda, Yasushi Maeda and Takayuki Hama

Changes in Admittance and Internal Structure of Coating Films by Environmental Testing

Toshio Horie, Gaku Kitahara, Hirochika Tani and Mikio Asai

Materials Chemistry

Direct-to-Blister Smelting of Copper-Rich Concentrates Using SiO_2 -FeO-CaO Slag System

Yingbao Yang, Yuxuan Liu, Shiwei Zhou, Yonggang Wei and Bo Li

Monitoring and Management Techniques for Persistent Organic Pollutants in Groundwater Environment of Subway Stations

Aihui Zhao and Peng Jiang

Gasification Behavior of Plant-Based Biomass and Its Application to the Manufacturing Process of Titanium Sulfides under Sulfur Partial Pressure

Ichiro Seki, Yuki Matsuoka, Chinami Matsuda, Noa Watanabe, Chiyu Nakano and Yuta Nishina

Materials Processing

Microstructure and Various High Temperature Properties in a Small Amounts of Aluminum Added High Silicon Spheroidal Graphite Cast Iron

Akito Okame, Chisato Yoshida, Jin Takeda and Naoyuki Kato

Analysis of Compression Deformation at High-Temperatures and FEM Simulation for $BaTiO_3$ Sintered Compacts

Hiroyuki Tanaka, Hideaki Matsubara, Hideaki Yokota, Toshihiro Iguchi, Yuko Takagi, Hiroshi Nomura, Sota Terasaka and Daisuke Igimi

Engineering Materials and Their Applications

Development of Partial Non-Magnetization Improvement for Silicon Steel and Rotor Evaluation

Norihiko Hamada, Aki Watarai, Katsunari Oikawa and Satoshi Sugimoto

Effects of Temperature Cycling on the Mechanical Properties of GFRP at Elevated Temperatures

Kunitaro Hashimoto and Gen Hayashi

Mg-1.88Zn-0.75Y Cast Alloys with High Thermal Conductivity of $141\text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$

Yunsheng Wang, Shin-ichi Inoue and Yoshihito Kawamura

Effect of Molten Al/Si Impregnation on the Oxidation Resistance of TiB₂ at 1300°C

Koki Wakatabi, Yuki Jimba, Yasuki Okuno, Sosuke Kondo, Hao Yu, Yasuyuki Ogino and Ryuta Kasada

—Rapid Publication—

Influence of Bend Holding on Springback and Time-Dependent Springback in Sheet Metal Bending

Kouki Matsugi and Ryutaro Hino

まてりあ第63巻11号 予告

[受賞者紹介]

特集 「過酷環境下における材料強度と寿命」

—他—

—編集の都合により変更になる場合がございます—

掲 示 板

〈公募類記事〉

有料掲載：1/4頁(700~800文字)程度。

「まてりあ」とホームページに掲載；16,500円

ホームページのみ掲載；11,000円

〈新刊案内〉

会員による出版案内(書誌情報の掲載)

〈その他の記事〉原則として有料掲載。

原稿締切・掲載号：毎月1日締切で翌月号1回掲載。

原稿提出先：電子メール(受け取りメールの確認をして下さい)

E-mail: materia@jimm.jp

公 募

◇東北大学大学院工学研究科教員公募◇

公募人員 助教 1名

所 属 材料システム工学専攻 マイクロシステム学講座
微粒子システムプロセス学分野

専門分野 微粒子・粉体を設計・製造し、その活用による材料の創形や新機能の創出に関して、材料科学に基づいた教育・研究を行う

応募資格 当該分野の教育・研究に意欲と熱意があり、博士の学位を有する、または着任までに取得見込みの方

担当授業科目 「学部」：数学物理学演習Ⅰ・Ⅱ，材料科学総合学実験，材料科学総合学基盤研修，材料科学総合学卒業研修等

「大学院」：(前期)材料システム工学修士研修等，(後期)材料システム工学博士研修等

任 期 5年再任可

公募締切 2024年10月31日(木)17:00

着任時期 2025年4月1日(火)

提出書類 (1)履歴書，(2)学位論文題目，(3)研究業績概要(A4版2頁以内)，(4)主要論文5編の別刷り(コピー可)，(5)研究業績リスト：学術論文，参考論文，著書，特許(出願件数：申請中を含む，登録件数，主要特許10件前後のリスト(特許出願・公開・公告No，発明者氏名，発明題目))等，(6)獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的研究機関所属の場合)，(7)受賞，(8)招待講演等，(9)教育業績(担当科目等)，(10)所属学会，(11)学会活動歴(委員会等)，(12)研究活動，(13)社会活動等に関する一覧表，(14)今後の研

究計画(A4版2頁以内)，(15)教育活動に関する抱負(A4版2頁以内)，(16)照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所，電話，E-mail)，(17)応募者の連絡先(住所，電話，E-mail)，(18)応募者の研究業績等に関するデータベースのURL(Scopus, KAKEN等)

書類送付先 東北大学大学院工学研究科 マテリアル・開発系長 武藤 泉

E-mail: depthead@material.tohoku.ac.jp

問い合わせ先 東北大学大学院工学研究科材料システム工学専攻長 徐 超男

☎・FAX 022-795-7348

E-mail: chao-nan.xu.c8@tohoku.ac.jp

※件名を「教員公募書類(材料システム工学専攻 マイクロシステム学講座 微粒子システムプロセス学分野 助教)」として電子メールで送付して下さい。

※詳細：https://www.material.tohoku.ac.jp/news/files/jobs_20240902.pdf

◇豊田工業大学工学部 教育職員公募 (教授ないしは准教授)◇

所 属 工学部 先端工学基礎学科/大学院 工学研究科 先端工学専攻

研究分野 ①機械力学およびその関連分野
②知能機械およびその関連分野
③機械材料およびその関連分野
④熱力学・熱工学およびその関連分野

募集人員 各分野1名(いずれも Tenured)

応募資格

- 上記の分野における研究を推進し、研究成果が大いに期待できる方
- 理工系の博士の学位を有し、優れた研究業績を持ち、高い研究能力を有する方
- 上記分野において、学部および大学院での研究指導と教育を担当できる方
- 本学の建学の精神に賛同できる方

業務内容

- 上記分野に関連する研究の推進
- 上記分野に関連する学部および大学院での専門科目の授業と数学，物理学，化学等の基礎科目

の授業、および学生実験の指導・教育、等(担当科目は調整のうえ決定)

- その他、学生の教育・指導、大学運営にかかわる業務(入試、高大連携、各委員会)等

研究費等	研究室設置支援費 (着任時)	経常研究費 (年間)	PD 研究員雇用
教授	2,000万円	184.5万円	1名
准教授	1,000万円	147.6万円	—

本学の研究支援制度の詳細は、下記 URL をご参照下さい。
<https://www.toyota-ti.ac.jp/about/torikumi/research.html>

応募書類その他待遇等

詳細は、下記 URL および JREC-IN に掲載の公募情報をご参照下さい。

<https://www.toyota-ti.ac.jp/recruit/faculty/faculty.html>

応募締切 **2024年10月31日必着**

着任予定 2025年4月1日(着任時期は相談に応じます)

選考方法 第一次選考：書類審査

第二次選考：第一次選考通過者を対象とした面接(交通費支給)等

問合せ先 (各分野共通) 教育職員選考委員会委員長
古谷克司

☎ (052)809-1796

E-mail: furutani*AT*toyota-ti.ac.jp

(*AT* は@に変換)

学校法人トヨタ学園 豊田工業大学

(〒468-8511 名古屋市天白区久方 2-12-1)

<https://www.toyota-ti.ac.jp/>

◇NIMS 物質・材料研究機構 定年制研究職(正職員)公募◇

公募人数

研究職：物質・材料一般(分野不問、女性枠あり) 数名
分野指定公募(3分野) 各1名

専門分野

研究職

- ①物質・材料一般(材料工学、固体物理、材料化学、材料データ科学、他、物質・材料に関する研究であれば分野を問わない。以下を専門とする応募者を歓迎；水素関連材料、蓄電池材料、量子マテリアル、半導体材料、人工知能材料、金属・無機材料、有機材料、バイオ材料、データ駆動型材料開発、先端材料解析技術)
- ②物質・材料一般(女性枠)
- ③電気化学デバイス材料・解析
- ④固体 NMR による先進材料分析
- ⑤計算・データ駆動型材料設計

公募締切 **2024年10月16日(水)**

研究内容、応募資格、応募方法などの詳細は当機構のホームページを参照。

<https://www.nims.go.jp/employment/technical/permanent-researcher.html>

問合せ先

〒305-0047 つくば市千現 1-2-1

国立研究開発法人物質・材料研究機構(NIMS)

人材部門 人材開発室

☎ 029-859-2555 E-mail: nims-recruit@nims.go.jp

助成

◇一般財団法人熱・電気エネルギー技術財団 「2024年度第32回研究助成テーマ募集」◇

I 通常募集(100万円×15名程度)

(II 特別募集との重複応募は不可)

• 対象分野：

- ①新水素エネルギー技術(常温核融合、凝集系核科学及びそれらから派生した技術)
- ②熱電変換素子技術
- ③熱エネルギー貯蔵技術
- ④熱・電気エネルギーに関するシステム技術

II 特別募集(300万円×2~3名程度)

(I 通常募集との重複応募は不可)

• 対象分野 一般募集に同じ

• 募集期間 **2024年8月21日(水)~2024年10月24日(木)**

• 決定時期 2024年12月10日(助成対象者目録贈呈式あり)

• 問合せ先 一般財団法人熱・電気エネルギー技術財団
事務局 五十嵐

☎ 03-3503-7722 FAX 03-3503-7799

E-mail: igarashi@teet.or.jp

<http://www.teet.or.jp/>

集会

◇レアメタル研究会◇

■主催 レアメタル研究会

■主宰者 東京大学生産技術研究所 教授 岡部 徹

■協力 (一財)生産技術研究奨励会(特別研究会 RC-40)

■共催 東京大学マテリアル工学セミナー

レアメタルの環境調和型リサイクル技術の開発研究会

東京大学生産技術研究所 持続型材料エネルギーイン

テグレーション研究センター

東京大学生産技術研究所 非鉄金属資源循環工学寄付

研究部門(JX 金属寄付ユニット)

■協賛 (公社)日本金属学会 他

■開催会場 東京大学生産技術研究所

An 棟 2 階 コンベンションホール

〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1

(最寄駅：駒場東大前、東北沢、代々木上原)

■参加登録・問い合わせ：岡部研 学術専門職員 宮寄智子
(参加登録：okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp)

(問い合わせ：tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp)

2024年度レアメタル研究会等の今後の予定

- 第113回 2024年11月15日(金) (2024年度 第3回)
★チタンシンポジウム(第8回)★(合同開催)
(関連イベント:2024年11月22日(金)★日本学会会議主催
公開シンポジウム★)(会場:日本学会会議講堂)
- 第114回 2025年1月10日(金) (2024年度 第4回)
★貴金属シンポジウム(第12回)+新年会★(合同開催)
- 第115回 2025年3月21日(金) (2024年度 第5回)

令和6年度レアメタル研究会のご案内

(2024.9.4現在)

- 第113回 2024年11月15日(金) 14:00~ An棟2F
コンベンションホール
★チタンシンポジウム(第8回)★(合同開催)
リアル講演会+講演のネット配信(Zoom Webinar &
YouTube)のハイブリッド研究会テーマ:チタンの現状と将来
午後2:00~
講演【敬称略】

- チタンの現状と将来(仮)(60分)

株式会社大阪チタニウムテクノロジーズ 代表取締役社長

川福純司

- チタンの製錬プロセスについてのこれまでの研究とこれから挑戦したいこと(仮)(40分)
岩手大学理工学部助教 関本英弘
- 熔融チタンから低酸素濃度のチタンを直接製造する革新的技術の開発(仮)(40分)~チタン製品の爆発的普及へと期待~
東京大学生産技術研究所教授 岡部 徹
- 当社チタン事業の変遷(仮)(60分)
東邦チタニウム株式会社 常務執行役員 チタン事業部長 三戸武士

このあと総合討論を予定

午後 6:00~

研究交流会・意見交換会 @An棟2F ホワイエ

申込・問合せ先 東京大学 生産技術研究所 岡部研究室

学術専門職員 宮寄智子

FAX 03-5452-6313

E-mail: tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp

レアメタル研究会ホームページ

https://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/rc40_j.html



新 入 会 員

(2024年7月23日~2024年8月20日)

正 員

江島 広 貴 東京大学

川名 章 文 日鉄SGワイヤ株式会社

塩 貝 純 一 大阪大学

高橋 亨 株式会社村田製作所

中里 聡 株式会社バルカー

三浦依千花 特許庁

吉田 敦 日本ケミコン株式会社

吉中 奎 貴 国立研究開発法人物質・材料研究機構

学 生 員

櫛 舎 祐 太 早稲田大学

牧口 八 尋 九州大学

安田 天 亮 北海道大学



会員情報のご変更手続きのお願い

本会への会員情報のご登録は、最新のものになっておりますでしょうか。

[本会ホームページ](#) → [入会・会員](#) → [会員マイページ](#)より確認ができますので、ご利用下さい。

行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2024年10月				
1～31	オンデマンド配信 オンライン教育講座「工業材料の応力・歪測定」(本号736頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp	10.8
2～4	第43回電子材料シンポジウム(EMS-43)(榎原)	電子材料シンポジウム運営・実行委員会	ems43-query@ems.jpn.org http://ems.jpn.org/	
2～4	ADMETA Plus 2024(Advanced Metallization Conference 2024: 33rd Asian Session)(東大+オンライン)	応用物理学会	TEL 03-5821-7120 jimukyoku@admeta.org https://www.admeta.org/	
4	第34回安全管理の最新動向講習会(東京)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
8～9	第6回EBSD法による損傷評価講習会(京都+オンライン)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimmu@office.jsms.jp http://www.jsms.jp/	9.11
8～9	第14回材料の衝撃問題シンポジウム(京都)	日本材料学会	http://www.jsms.jp impact14@office.jsms.jp	講演 6.28
8～10	第10回材料 WEEK(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimmu@office.jsms.jp http://www.jsms.jp/	
10～11	第185回塑性加工工学講座(Web開催)「板材成形の基礎と応用～基礎編～(オンライン開催)」	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
13～17	2024年粉末冶金国際会議(略称: WORLD PM2024)(横浜)	日本粉末冶金工業会、(一社)粉体粉末冶金協会	worldpm2024@jtbcom.co.jp https://www.worldpm2024.com/cfp.html	
14～18	第4回J-PARCシンポジウム「J-PARCの将来とJ-PARCが創る未来」(水戸)	J-PARCセンター	https://j-parc.jp/symposium/j-parc2024/	
16, 30	第253・254回西山記念技術講座「最新シミュレーション技術の進歩と鉄鋼業への展開」(大阪)(東京)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://isij.or.jp/event/event2024/nishiyama253.html	
16～17	第46回安全工学セミナー(東京+オンライン)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
17	No. 24-100 日本機械学会 クリープおよび高温疲労・熱疲労の基礎(オンライン)	日本機械学会	TEL 03-4335-7610 https://www.jsme.or.jp/event/24-100/	
18～19	第96回塑性加工技術フォーラム「塑性加工技術と金型高度化の最前線」(岡谷)	日本塑性加工学会他	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
18～20	日本銅学会第64回講演大会(宇都宮)	日本銅学会	TEL 03-6803-0587 dou-gakkai@copper-brass.gr.jp https://www.copper-brass.gr.jp/?p=7483	
18～20	第37回計算力学講演会(仙台)	日本機械学会	TEL 03-4335-7610 https://www.jsme.or.jp/conference/cmdconf24/index.html	
20～24	2024年日本表面真空学会学術講演会(北九州)	日本表面真空学会	taikai2024@jvss.jp https://pub.conf.itatlas.jp/en/event/jvss2024 https://www.jvss.jp/conference/iss10/	
20～24	The 10th International Symposium on Surface Science (ISSS-10)(北九州)	日本表面真空学会	TEL 03-3812-0266 iss10@jvss.jp https://www.jvss.jp/conference/iss10/	
23～24	第52回日本ガスタービン学会定期講演会(高松)	日本ガスタービン学会	TEL 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.or.jp http://www.gtsj.or.jp/	
24	第64回「現場の硬さ試験」講習会-基礎とその活用-(東京)	日本材料試験技術協会	TEL 047-431-7451 gyomu2@ystl.jp http://www.mtraj.jp	10.17
25	転位論: ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvtvFJBY1Mo8	
25	AM研究会第10回委員会・セミナー(東大生産研)	日本金属学会 AM研究会	https://ji-am.jp TEL 06-6879-4448	
26	日本機械学会関東支部山梨講演会(山梨大)	日本機械学会関東支部	TEL 055-220-8455 http://society.me.yamanashi.ac.jp/jsme/2024/	
28～29	オンライン教育講座「マルチスケール材料科学」(本号737頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp	10.21
28～30	第45回日本熱物性シンポジウム(長岡市)	日本熱物性学会	TEL 03-5452-6218 jstp@iis.u-tokyo.ac.jp http://jstp-symp.org/symp2024/index.html	
29	公開シンポジウム「バイオマテリアル・生体医工学の研究開発戦略」(仙台)	日本学術会議材料工学委員会他	jsb_symposium2024.com	
29～31	第49回コロージョンセミナー 主題: 様々な腐食・劣化に対応できる腐食防食研究者・技術者を目指して(名古屋)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 naito-113-0033@jcorr.or.jp	参加 10.21
30～11.1	トライボロジー会議2024 秋 名護(名護)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 2024nago@tribology.jp https://www.tribology.jp/	
31～11.1	第60回 X線分析討論会(高知)	日本分析化学会 X線分析研究懇談会	TEL 079-267-4929 murama@eng.u-hyogo.ac.jp https://xbun.jsac.jp/conference/no60.html	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
31~11.1	関西支部材料セミナーテーマ1「電子顕微鏡による組織観察・分析の基礎と応用」(大阪公立大)(本号733頁)	日本金属学会関西支部	TEL 06-6443-5326 n-kansai@ostec.or.jp	募集 12名
2024年11月				
1	転位論：ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvbfTvFJBY1Mo8	
1	第264回塑性加工技術セミナー「自動車メーカーにおける板金プレスシミュレーションの活用事例と将来展望」(大同大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
1~3	第31回機械材料・材料加工技術講演会(M & P 2024)(富山大)	日本機械学会	https://jsmempd.com/conference/mpdconf/2024/	
5	関西支部材料セミナーテーマ2「技術者のための鉄鋼材料入門」(大阪)(本号733頁)	日本金属学会関西支部	TEL 06-6443-5326 n-kansai@ostec.or.jp	募集 50名
5~12.2	オンデマンド配信 オンライン教育講座「構造材料(1)鉄鋼材料編」(本号735頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp	
6~7	NIMS AWARDシンポジウム2024(つくば)	物質・材料研究機構	TEL 029-859-2240 https://www.nims.go.jp/nims-award-symposium/	
7~8	金属学会セミナー 相平衡と相変化の計算科学：凝固現象編(東京+オンライン)(本号740頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp	事前 10.30
8	転位論：ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvbfTvFJBY1Mo8	
8	日本希土類学会第42回講演会(横浜)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 office@kidorui.org https://www.kidorui.org/lecture.html	参加 10.18
8~10	軽金属学会第147回秋期大会(群馬大)	軽金属学会	https://www.jilm.or.jp/	
8~10	第75回塑性加工連合講演会(琉球大)	日本塑性加工学会	TEL 03-3435-8301 http://www.jstp.jp/	
12~13	第46回安全工学セミナー(東京+オンライン)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
13	実用表面分析セミナー2024(神戸大)	日本表面真空学会 関西支部	https://www.jvss.jp/chapter/kansai/kansai_jitsuyou25/	
13~15	第65回高圧討論会(盛岡)	日本高圧力学会	TEL 070-5545-3188 touronkai65@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/65forum/	参加事前 9.13
13~15	第71回材料と環境討論会(那覇)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp https://www.jcorr.or.jp/yotei/71.html	
14~15	第186回塑性加工工学講座「板材成形の基礎と応用～応用編～」(Web開催)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
15	第34回材料フォーラムTOKAI(豊橋)(本号734頁)	日本金属学会東海支部	TEL 0532-44-6695 oba@me.tut.ac.jp	10.28
15	転位論：ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvbfTvFJBY1Mo8	
15	レアメタル研究会(東大生産技研/ハイブリッド)(本号744頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp https://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
15	第26回ミレニアム・サイエンスフォーラム(東京)	ミレニアム・サイエンス・フォーラム	TEL 090-8024-7568 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
17~22	15th International Symposium of Atomic Level Characterizations for New Materials and Devices '24(ALC'24)(松江)	日本表面真空学会	TEL 03-3812-0266 office@jvss.jp https://www.jvss.jp/division/mba/alc/alc24/	
18	第440回講習会「レーザー加工技術の現在(いま)―実用技術から最新研究まで―」(明治大+オンライン)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 jspe_koushu@jspe.or.jp https://www2.jspe.or.jp/form/koshukai/koshukai_form.html	定員対面 60名
18~20	第53回結晶成長国内会議(JCCG-53)(工学院大)	日本結晶成長学会	jccg-53@jacg.jp https://www.jacg.jp/jp/event/2024/jccg-53/	
20~21	第2回「水素が関わる材料科学の課題共有研究会」(豊田)(本号731頁)	研究会 No.87	k.asano@aist.go.jp https://unit.aist.go.jp/epri/hius-s/ja/events/index.html	参加 11.2
21	第21回ヤングメタラジスト研究交流会(東京)(9号672頁)	日本金属学会関東支部	miyazawa.t.ab@m.titech.ac.jp	参加 10.24
21~22	軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造技術」(掛川)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 jilm-general@jilm.or.jp http://www.jilm.or.jp/	定員 40名
21~22	第62回高温強度シンポジウム(姫路)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@office.jsms.jp https://www.jsms.jp/	参加 11.1
21	第75回白石記念講座 データ駆動型材料開発の最前線とその適用例(東京)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/event/event2024/shiraishi75.html	
22	日本学術会議公開シンポジウム「サステナブル社会への移行における資源循環の役割」(東京)	日本学術会議 材料工学委員会, 台工学委員会, 境学委員会他	TEL 03-5286-3320 info@mmij.or.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
25～27	第45回 超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(東京)	超音波エレクトロニクス協会	TEL 03-3259-0766 use-sponsor-app@iuse.or.jp https://www.use-jp.org/	
28～29	第56回溶融塩化学討論会(千葉)	電気化学会溶融塩委員会	https://msc.electrochem.jp/symposium/symposium.html	
28～29	オンライン教育講座「構造材料(2)非鉄材料編」(本号738頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp	11.21
29	転位論：ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvbfTvFJBy1Mo8	
29	第2回 国際連携を見据えたマグネシウム・チタン若手研究会(オンライン開催)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 jilm-general@jilm.or.jp http://www.jilm.or.jp/	定員 100名
29	腐食防食部門委員会第357回例会(大阪)	日本材料学会	jimu@office.jsms.jp	11.22
2024年12月				
2～4	The 22nd Asian BioCeramics Symposium (ABC2024)(第22回アジアバイオセラミックス会議)(北九州)	日本セラミックス協会生体関連材料部会	TEL 093-695-6025 tmiya@life.kyutech.ac.jp http://www.ceramic.or.jp/bseitai/ABC2024/index.html	
5～6	第57回安全工学研究発表会(富山+ハイブリッド)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
5～6	第39回分析電子顕微鏡討論会(オンライン開催)	日本顕微鏡学会分析電子顕微鏡分科会	TEL 011-706-6768 bunseki.touron.39@gmail.com https://sites.google.com/view/bunseki-touron-39/	11.26
5～6	電気加工学会全国大会(2024)(姫路)	電気加工学会	TEL 086-251-8037 shinonaga@okayama-u.ac.jp http://www.jseme.or.jp/	
6	転位論：ナノスケールの力学と動的挙動(オンライン開催)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	fukushima.a.ad@m.titech.ac.jp https://forms.gle/8GMnvbfTvFJBy1Mo8	
9～11	第50回固体イオニクス討論会(豊中)	固体イオニクス学会	TEL 022-217-5341 ssij@ssj-j.org https://www.ssi-j.org/symp/ssij50/	
11～12	第33回新構造・機能制御と傾斜機能材料シンポジウム(FGMS-2024)(松山)	傾斜機能材料研究会	https://fgms.net/event-info/domestic-symposium/	10.11
11～13	Asian Thermal Spray Conference 2024(アジア溶射会議2024)(東北大)	日本溶射学会	TEL 06-6722-0096 jtss@jtss.or.jp	
12	関西支部材料セミナーテーマ3「金属材料の腐食損傷の基礎とその評価」(大阪大)(本号734頁)	日本金属学会関西支部	TEL 06-6443-5326 n-kansai@ostec.or.jp	募集 30名
20	2024年度 関東支部 見学会(千葉)(本号732頁)	日本金属学会関東支部	harumoto.t.aa@m.titech.ac.jp https://forms.gle/3T9LmxqTKW3pM2mV9	12.2
20～21	第35回信頼性シンポジウム—安心・安全を支える信頼性工学の新展開—(電通大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 RESYMPO2024@office.jsms.jp http://www.jsms.jp/	
2025年1月				
10	レアメタル研究会(東大生産技研)(本号744頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp https://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
17	AM研究会第11回委員会・セミナー(阪大中之島センター)	日本金属学会AM研究会	https://ji-am.jp TEL 06-6879-4448	
23～24	第46回安全工学セミナー(東京+オンライン)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
28～29	第31回「エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術」シンポジウム(Mate2025)(横浜)	スマートプロセス学会他	TEL 06-4798-2078 mate@glm-p.com https://glm-p.com/mate2025/index.htm	
2025年3月				
8～10	日本金属学会春期講演大会(東京都立大学南大沢キャンパス)予定	日本金属学会	TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp	63-11 会告予定
21	レアメタル研究会(東大生産技研/ハイブリッド)(本号744頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp https://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
2025年6月				
15～19	第41回熱電変換国際会議および第7回アジア熱電変換国際会議(仙台)	第41回熱電変換国際会議組織委員会他	ict2025@intergroup.co.jp https://ict2025.jp	事前 3.31
2025年7月				
1～4	COMPSAFE2025(第4回安心・安全・環境に関する計算理工学国際会議)(神戸)	日本計算工学会他	compsafe2025@compsafe2025.org	
2025年9月				
17～19	日本金属学会秋期講演大会(北海道大学)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp	64-5号 会告予定

2025年度 金属学会シンポジウム*のテーマ募集

提案期限：2024年10月7日(月) 厳守

会員の研究活動の一層の活性化を図ることを目的として、春秋大会とは別に個別にシンポジウムを実施しております。この度、広く会員からシンポジウムのテーマを募集することにいたしました。つきましては、2025年度開催のシンポジウムテーマ(講演大会とは別)を募集いたします。セミナーシンポジウム委員会で協議のうえ、採否を決定いたします。
(*講演大会時のシンポジウムとは異なります。)

シンポジウムの開催趣旨

金属学会シンポジウムは、話題性のあるトピックス等の特定のテーマに関心をもつ研究者が集まって、講演発表、相互討論を行い、問題への共通認識を深め、今後の研究の発展に資することを目的として実施する。

今回募集するシンポジウムの開催時期 2025年度(2025年3月1日～2026年2月28日)内に実施

応募要領

提出書類：提案書を下記提出先に送付して下さい。(提案書の様式はホームページよりダウンロードして下さい。)

提案締切：2024年10月7日(月)

応募から実施までの流れ

募集締め切り(10月)⇒セミナーシンポジウム委員会にて採択決定(10月頃)⇒事務局から採択通知と具体的実施準備の連絡⇒講師・プログラム・会場の決定(開催6か月前に確定必要)・会告⇒講師依頼⇒テキスト作成(開催2か月前に原稿必要)⇒参加者募集⇒開催

〈世話人〉

1. 講演者への内諾(内諾後、事務局から正式依頼いたします。)
2. プログラム日程案作成・会場手配(事務局と相談)
3. 開催当日の司会・進行

〈講師〉

事前の予稿集原稿(4頁程度)執筆と予稿

〈事務局〉

1. 費用支払い(会場費、旅費謝礼、昼食費等)
2. 予稿集編集・印刷
3. 講師依頼状配信
4. 関係学協会への協賛依頼

提案書提出先・問合先

日本金属学会 セミナーシンポジウム委員会宛

E-mail: stevent@jimm.jp ☎ 022-223-3685 ☎ 022-223-6312

2023, 2024年度会報編集委員会 (五十音順, 敬称略)

編集委員長	田中秀明					
編集副委員長	鈴木真由美					
委員	李誠鎬	池尾直子	石川史太郎	井田駿太郎	岩岡秀明	植木洸輔
	上田恭介	宇部卓司	大塚誠	岡弘	小笹良輔	川崎由康
	川西咲子	河野義樹	木口賢紀	北原弘基	北村一浩	國枝知徳
	小嶋隆幸	小島淳平	小山元道	齊藤雄太	佐々木秀顕	佐藤豊人
	篠原百合	新里恵多	鈴木賢紀	高橋弘樹	高山直樹	竹田修
	田辺栄司	Chang Tso-Fu Mark	塚田祐貴	圓谷貴夫	寺西亮	土井康太郎
	豊木研太郎	永井崇	永瀬文嗣	袴田昌高	長谷川誠	八田武士
	藤井進	細川明秀	本間智之	松浦昌志	松垣あいら	松本洋明
	三井好古	宮崎秀俊	宮部さやか	森谷智一	諸岡聡	山田亮
	山中謙太	山本知一	横井達矢	吉年規治	米田鈴枝	

まてりあ 第63巻 第10号(2024) 発行日 2024年10月1日 定価1,870円(本体1,700円+税10%)送料120円

発行所 公益社団法人日本金属学会

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312

発行人 谷山明

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

発売所 丸善雄松堂株式会社

〒104-0033 東京都中央区新川1-28-23



公益社団法人日本金属学会への入会のおすすめ

公益社団法人日本金属学会は、本多光太郎先生のご提唱により1937年2月14日に創設され、金属及びその関連材料分野の学術および科学技術の振興を目的として、学術誌や学術図書の刊行、講演会や講習会の開催、調査・研究、表彰・奨励の事業を行っています。社会基盤材料をはじめエネルギー材料、エコマテリアル、電子・情報材料、生体・福祉材料、材料と社会等の分野でご活躍の研究者、技術者、学生の皆様、当該分野に関心のある方の入会をお待ちしております。

会報「まてりあ」は、会員のみ提供されます。さらに、会員には、講演大会への会員参加費での参加及び登壇費の免除、刊行物の会員価格での購入、本会主催のセミナー・シンポジウム・講演発表会等への会員割引価格での参加特典があります。

最新の研究や技術の動向をいち早く得ることができます

- 会報「まてりあ」が毎月無料で配付されます(電子ジャーナルも閲覧できます)。まてりあでは、専門外の方のための入門講座や講義ノート、解説記事で分野の基礎を学ぶことができます。
- 機関誌や教科書等の刊行物を会員価格で購入できます。
- 英文論文誌「Materials Transactions」の投稿料の割引(刊行半年後からの電子ジャーナル閲覧は無料です。)
- 最新の研究成果が発表される年2回の講演大会に会員参加費で参加できます。
- 最新の研究や技術に関するシンポジウムに参加できます。
- 最先端の研究を討議する研究会が開催する研究集会に参加できます(新たな研究会を設立することも可能です)。

多様な研究者や技術者と交流ができます

- 様々な場で大学や企業の研究者や技術者と学術・技術の交流ネットワークを作ることができます。
- 各分野の専門家集団で構成される分科の活動に参加することができます。
- 最新の研究成果を発表する、春と秋の年2回開催される講演大会へ会員価格で参加できます(参加費には講演概要が含まれています)。
- 全国に8つの支部があり、身近な研究者や技術者と交流できます。

研究成果を発表、討議して、研究を深めることができます

- 講演大会で研究成果を発表して、分野の専門家と討議できます(非会員が講演するには大会参加費および登壇料が必要になります)。
- 研究成果を論文として日本金属学会誌や Materials Transactions 誌に発表できます。投稿された論文は分野の権威による査読を受けることができます。
- Materials Transactions の投稿料の割引が受けられます(日本金属学会誌の投稿は無料です)。

技術者・学生の能力開発や進路選択への支援が受けられます

- 教科書、データブック、セミナーテキスト等の学術図書類を会員価格で購入できます。
- 本会主催または本会協賛のセミナーや講習会、見学会等に会員価格で参加できます。
- 学生員は本会主催の企業説明会に参加できます。

表彰を受けられます

- 表彰・奨励制度があります。
- 本会外の表彰へ推薦することができます(各種の学術賞や奨励、助成等の候補の推薦団体に指定されています)。

[入会するには(入会手続き)]

本会ホームページの入会ページ(下記 URL)から入会申し込み下さい。

https://jimm.jp/member/member_info.html

ALLOYS & METALS

品名	純度	形状	品名	純度	形状	品名	純度	形状
純金属			高純度金属			中間合金		
高純度アルミニウム	99.99%	約1kgインゴット	アルミニウム	99.999%	粒状100g入	磷	P>14.5%	粒状
アルミニウム	>99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	シリコン	Si 15%	約1kgインゴット
アルミニウム3N粒	99.9%	粒状1kg入	ビスマス	99.9999%	粒状100g入	マンガン	Mn 25%	〃
アルミニウム4N粒	99.99%	〃	ビスマス	〃	約100g塊	マグネシウム	Mg 50%	約800gインゴット
アルミニウム粉	99.7%	粉末	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状	クロム	Cr 10%	約1kgインゴット
銀	99.99%	粒状	無酸素銅	99.99%	10×10×1mm	テルル	Te 50%	〃
ポロクリスタル	99.4%	3~8mm小塊	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25×25×2mm	コバルト	Co 10%	〃
ポロアモルファス	95~97%	粉末	ゲリウム	99.9999%	粒状25g入	ニッケル	Ni 30%	〃
ビスマス	99.99%	針状	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	鉄	Fe 100%	〃
コバルト粒(ロシア産)	99.3%	粒状	インジウム	99.999%	粒状100g入	チタン	Ti 50%	〃
電解コバルト(FB)	99.9%	約25×25×10mm	インジウム	〃	約100g塊	ジルコニウム	Zr 50%	〃
金属クロム	99%	塊状	インジウム	99.999%	薄片状	ボロン	B 2%	粒状
金属クロム	99%	薄片状	錫	99.999%	粒状100g入	アルミ	Cu 40%	約5~7kgインゴット
クロム粉	99%	粉末500g入	錫	〃	約100g塊	アルミ	〃	〃
電気	99.99%	約25×50×10mm	アンチモン	99.9999%	粒状100g入	アルミマグネシウム	Mg 20%	約2kgインゴット
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	小片状	アンチモン	〃	約100g塊	アルミマンガン	Mn 10%	約5kgインゴット
電解鉄(アトミロンYL)	〃	小片状25kg入	テール	99.9999%	粒状100g入	アルミニウム	Ni 20%	〃
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	テール	〃	約100g塊	アルミ	Cr 5%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	亜鉛	99.999%	粒状100g入	アルミ	Ti 5%	約4~5kgインゴット
電解鉄粉	99%	粉末1kg入	亜鉛	〃	約100g塊	アルミシリコン	Si 25%	〃
ハフニウム	99.6%	スポンジ小塊	亜鉛	99.9999%	約100g塊	アルミコバルト	Co 5%	〃
インジウム	99.99%	塊状	亜鉛	〃	5φ×150mm	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
マグネシウム200	99.9%	約200g塊	亜鉛	〃	塊状	アルミタングステン	W 2.5%	〃
マグネシウム100(プリン型)	99.9%	約100g塊	亜鉛	99.999%	〃	アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
電解マンガン	99.9%	薄片状	チタン	99.98%	〃	アルミ	Fe 50%	塊状
モリブデン粉	99.9%	粉末	高純度シリコンスクラップ	99.999%	塊状	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
ニオブグラニュー	99.9%	3~10mm小塊	レアアースメタル			アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
ニオブ粉	〃	粉末	イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミバナジウム	V 50%	3~10mm小塊状
電気ニッケル	99.99%	25×25×10mm	ランタン	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
ニッケルベレット	99.97%	6~12mm球状	プラセオジウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
レニウム粉	99.99%	粉末	ネオジウム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	1~30mm小塊状
ルテニウム粉	99.9%	〃	サマリウム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	塊状
アンチモン	99.9%	塊状	イッテルビウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	塊状
金属シリコン(中国産)	99%	〃	テルビウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	1~30mm小塊状
金属シリコン(ブラジル産)	〃	〃	ジスプロシウム	〃	〃	磷	P 5%	インゴット
錫インゴット	99.99%	約1kgインゴット	ホルミウム	〃	〃	Uアロイ(低融点合金)		
錫	〃	粒状	エルビウム	〃	〃	Uアロイ 47	融点47±2°C	約500gインゴット
タンタル	99.9%	3~10mm小塊	ガドリニウム	〃	〃	Uアロイ 60	60±2°C	〃
タンタル粉	〃	粉末	ツリウム	〃	〃	Uアロイ 70	70±2°C	〃
テルル	99.99%	小球状	ルテチウム	〃	〃	Uアロイ 78.8	78.8±2°C	〃
スポンジチタン	99.7%	スポンジ塊	セリウム	〃	〃	Uアロイ 91.5	91.5±2°C	〃
チタン板	JIS1種	250×250×1mm	ユーロピウム	〃	〃	Uアロイ 95	95±2°C	〃
バナジウム	99.7%	3~10mm小塊	ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φ×6mm200g入	Uアロイ 100	100±2°C	〃
バナジウム粉	〃	粉末	フェロアロイ			Uアロイ 124	124±2°C	〃
タングステン粉	99.9%	〃	フェロモリブデン	Mo 60%	3~10mm小塊状	Uアロイ 150A	150±2°C	〃
タングステンスクラップ	99%	板状	フェロニオブ	Nb 60%	10~30mm			
垂鉛インゴット	99.99%	約2kgインゴット	フェロバナジウム(太陽鋳工製品)	V75~85%	10~30mm			
垂鉛	〃	粒状	フェロボロン	B 20%	1~30mm			
ジルコニウム	>99.5%	スポンジ塊	カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小塊状			
			フェロホスホル(リン鉄)	P20~28%	塊状			

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

「社名」または「大学名」、および「所属と名前」、個人の方は「名前」
「郵便番号・住所・電話・FAX」・「商品名・純度・形状・希望数量」
見積・注文でお急ぎの場合は「至急」と明記して下さい。

FAX (03)
3294-9336

株式会社 **平野清左衛門商店**
〒101-0047 東京都千代田区内神田1丁目5番2号 TEL(03)3292-0811

商品の詳細はホームページでご覧になれます。
<http://1921seizaemon.jp/>

●土曜・日曜・祭日休業 ●手形取引はいたしません
●輸出はせず国内取引のみ



〈刊行物のご案内〉

**●日本金属学会誌（月刊）** <https://www.jstage.jst.go.jp/browse/jinstmet/-char/ja/>

オンラインジャーナルは、全論文フリーダウンロード可能。投稿・掲載費用無料。各種データベース搭載（Web of Science, CrossRef..）。レビュー・オーバービューの定期的な掲載。速報論文等早期公開のカテゴリも充実（受付から掲載まで最短 40 日で公開）。

**●共同刊行欧文誌：Materials Transactions（月刊）** <https://www.jstage.jst.go.jp/browse/matertrans/-char/ja/>

材料系 15 学協会での共同刊行を実施。公開から 6 ヶ月経過した論文は、フリーダウンロード可能。さらに、2018 年 2 月より、公開後すぐにフリーダウンロード可能となるサービスを開始。各種データベース掲載（Web of Science, CrossRef...）。Review・Overview の定期的な掲載。Rapid Publication 等早期公開のカテゴリも充実（受付から掲載まで最短 40 日で公開）。

**●日本金属学会会報「まてりあ」（月刊）** <https://www.jim.or.jp/journal/m/>

会員の情報交換や啓発・教育を目的とした会報誌「まてりあ」。啓発を促す「最近の研究」・「講義ノート」、若手の活躍を紹介する「新進気鋭」「はばたく」「スポットライト」記事、大学・企業の現場を紹介する「研究室紹介」などバラエティに富んだ内容を毎月お届けしております。その他、「金属素描」「金属なんでもランキング!」など『金属』に視点を当てた記事も掲載しております。オンラインジャーナルでの閲覧も出来ます。是非、ご活用下さい。

〈学術図書類出版案内〉

- | | | |
|-------------|----------------|----------------|
| ●金属化学入門シリーズ | ●講座・現代の金属学 材料編 | ●講座・現代の金属学 製錬編 |
| ●金属工学シリーズ | ●セミナーテキスト | ●シンポジウム予稿集 |
| ●単行本 | | |

◇日本金属学会春秋講演大会 開催予定◇

- ★2024年 9 月18日（水）～20日（金） 大阪大学豊中キャンパス
高校生・高専学生ポスターセッション（オンライン別日）
- ★2025年 3 月 8 日（土）～10日（月） 東京都立大学南大沢キャンパス
高校生・高専学生ポスターセッション（オンライン別日）

〈多彩な学会活動〉

- 講演大会（年2回）・調査研究活動
- 高校生・高専学生ポスター発表（年2回）
- セミナー/シンポジウム・研究会・若手研究グループ活動
- オンライン教育講座
- 支部活動（全国8支部）
- 表彰事業（学会賞/論文賞/金属組織写真賞etc・・・）
- World Materials Day Award 事業
- 男女共同参画活動 等



熱気溢れるポスター発表

～ ご入会をお待ちしております。 <https://jim.jp/> ～

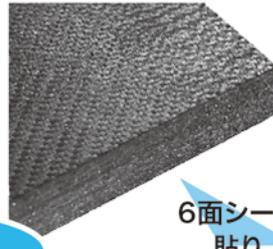
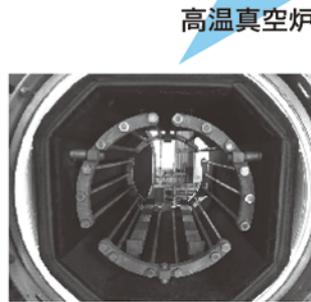
高断熱+省エネ

URL:<http://www.mechanical-carbon.co.jp/>

- 高純度カーボングラファイト部品(純度5ppm以下)
- C/C(カーボン・カーボン)材による精密加工
- カーボン成形断熱材、カーボンフェルト
- 回転式アルミ脱ガス装置用ローター
- 高温真空炉 炉内メンテナンス、カーボンヒーター
- メカニカルシール、パッキン等の摺動部品修理・改造



CO₂削減



メカニカルカーボン工業株式会社

本社:247-0061 神奈川県鎌倉市台5-3-25 TEL.0467-45-0101 FAX.0467-43-1680
 工場:新潟工場・本社工場・野村工場(愛媛)・広見工場(愛媛) 事業所:郡山・東京・大阪・松山・周南・福岡
 お問い合わせEメール mck@mechanical-carbon.co.jp



鉄、コバルト、ニッケルからチタン、ニオブまで



真空誘導溶解炉 ならお任せください!

コールドクルーシブル

耐火物ルツボ

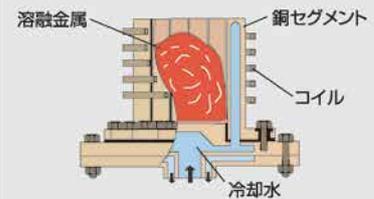
真空誘導溶解炉

水冷ロール(アモルファス)など、
様々な鑄造方式にも対応可能!

納入事例



コールドクルーシブルの原理



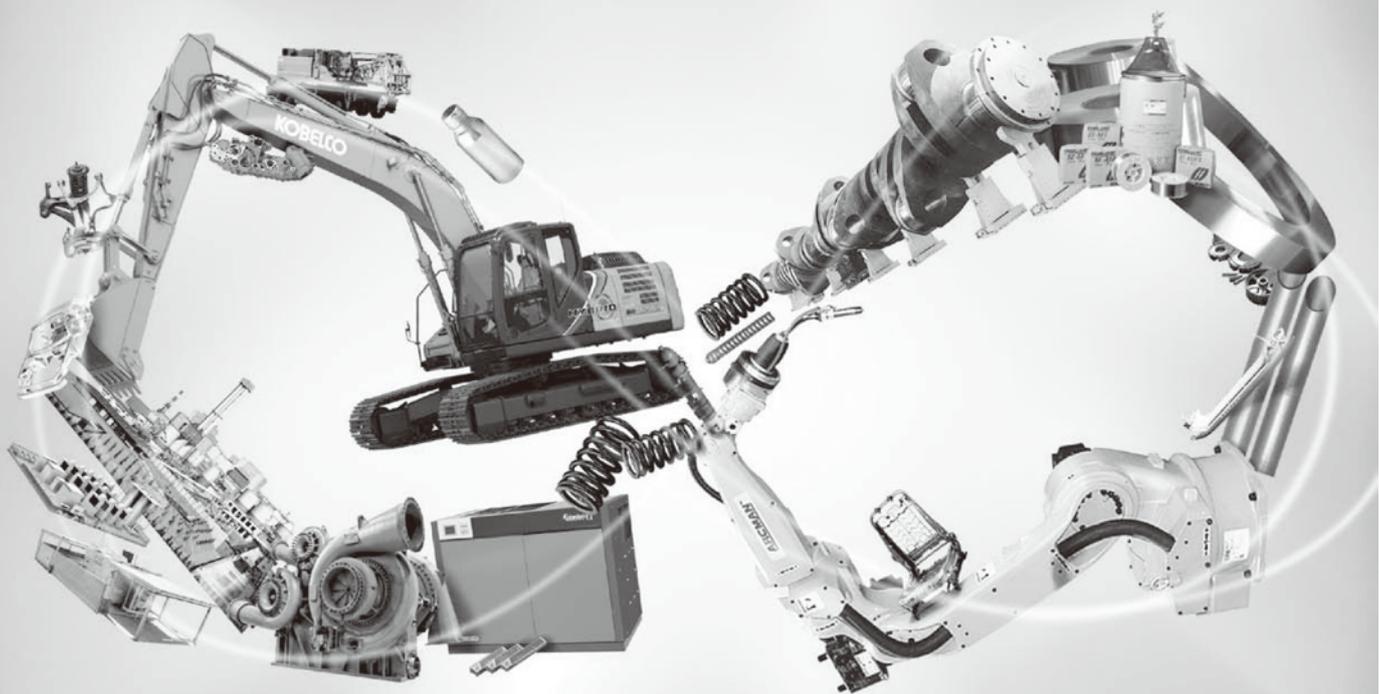
シンフォニアテクノロジー株式会社
 産業インフラ営業部
 〒105-8564 東京都港区芝大門1-1-30 芝NBFタワー
 ☎03-5473-1832

受託溶解はお任せください!

詳細は
こちら ▶



領域を超えると、
可能性は無限大。



乗り物の軽量化。工場の省エネ化。水素ビジネスの推進。電力の安定供給。
人々の暮らしを支え、社会の課題に挑んできた私たちの独自の「技術力」は、
幅広い事業分野それぞれが持つ、知見を掛け合わせることで磨かれてきました。
これからも、複合経営ならではの領域を超えた開発力を活かし、
「技術」の無限の可能性に挑んでいきます。

「素材」「機械」「電力」で、未来を切りひらく。

KOBELCO
神戸製鋼グループ