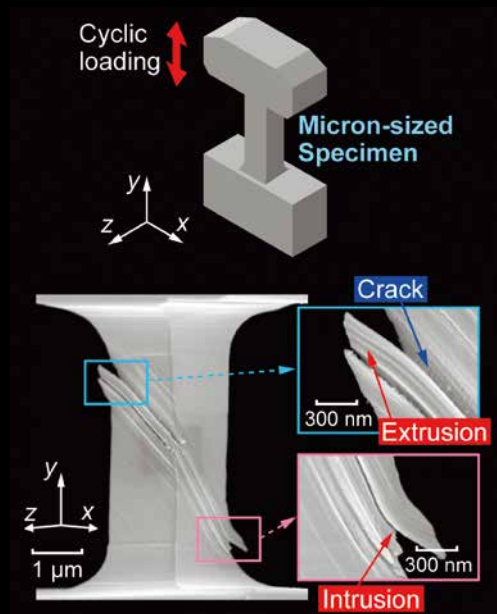
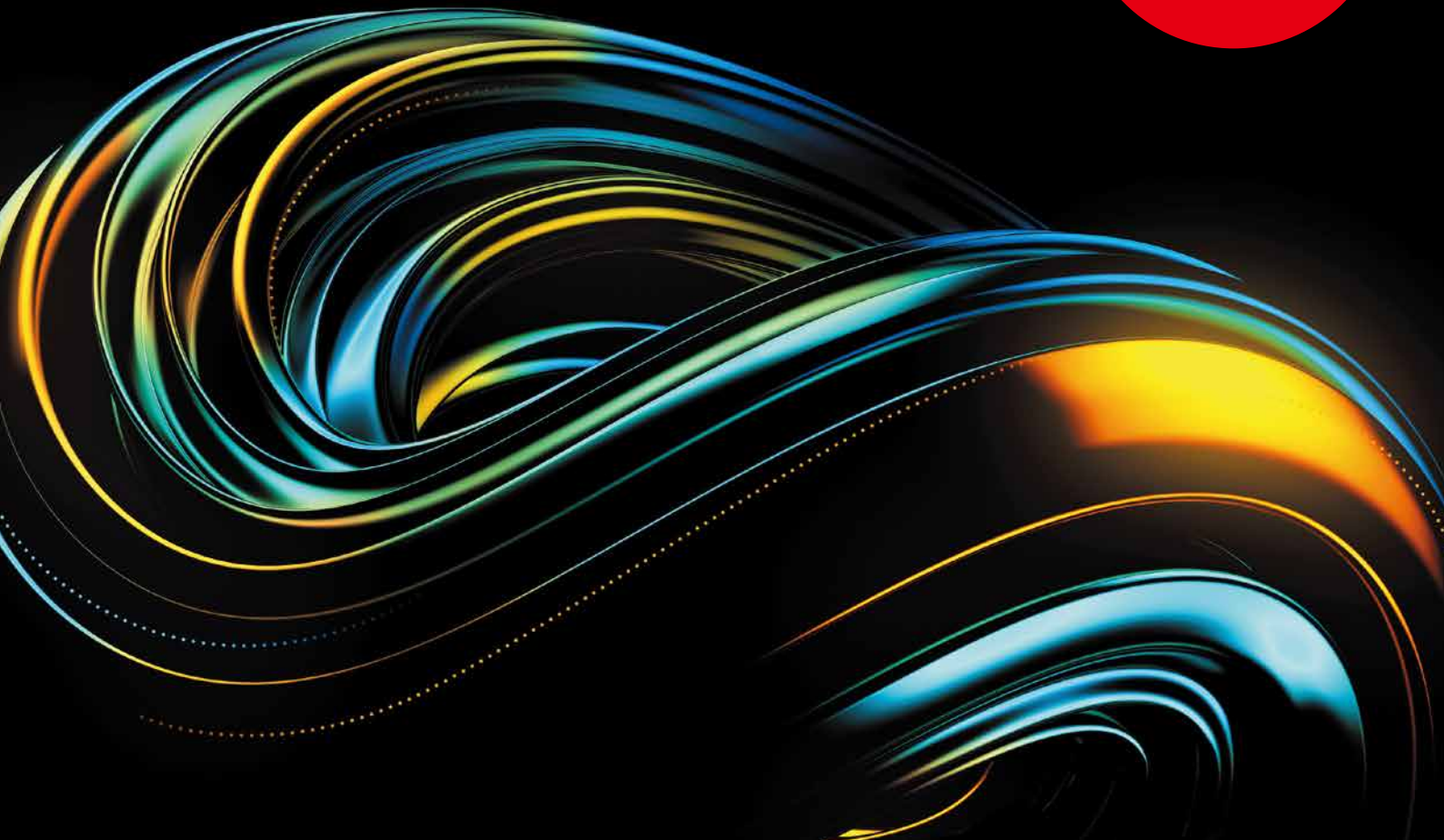


# Materia Japan

まてりあ Vol.63

MTERE2 63 (1) 1~86 (2024)

No.1  
2024



- 年頭のご挨拶
- 金属素描 ～カルシウム～

特集

## 「ナノスケール動的挙動の理解に基づく力学特性発現機構の解明 2」

講義ノート

電磁場の直接観察と相対性理論（第1回）  
～電磁場の観察と特殊相対性理論～

- 新技術・新製品
- 思い出の教科書，この一冊！
- 企業紹介



 NIPPON STEEL

日本製鉄株式会社

挑め、  
*Challenge*

NIPPON

*Japan*

から

*To the world*

世界へ



鉄の進歩は、世界の進歩であった。

困難なこと、うまくいかないこと、

失敗を繰り返す中から、

新しい技術を生み出し、時代を変えてきた。

鉄は、叩かれて強くなる。

ここから、世界に挑んでゆけ。

### インターンシップ情報

インターンシップの日程やプログラム内容の詳細がご覧になれます

<https://www.nipponsteel.com/internship/>



### 採用情報

会社情報や仕事情報、社員のインタビューなどの詳細がご覧になれます

<https://www.nipponsteel.com/recruit/>



# 1

2024  
Vol.63  
No.1

# まてりあ

巻頭言	年頭のご挨拶 榎 学	1
紹介	公益社団法人日本金属学会の組織と活動概況	2
金属素描	No. 32 カルシウム(Calcium) 大内隆成	5

## 特集「ナノスケール動的挙動の理解に基づく力学特性発現機構の解明 2」

企画にあたって

松本洋明 井田駿太郎 海瀬 晃 川崎由康 北原弘基 鈴木真由美 長谷川誠	7
機能マルチモーダル制御による高強度と高延性を兼ね備える軽合金展伸材設計 山崎倫昭 萩原幸司 松本龍介 眞山 剛 ハルヨ ステファヌス	9
ナノ・マイクロ金属の疲労学理の構築：マイクロ金属単結晶に対する疲労実験 澄川貴志	18
機械学習による物理ベース階層マルチスケールモデル構築の試み 梅野宜崇	24
塑性変形が引き起こす転位群パターンの構造安定性理論 島 弘幸	30
金属 3D プリンティングの特異界面形成によるカスタム力学機能制御学の構築 ～階層化異方性骨組織に学びつつ～ 中野貴由 石本卓也 松垣あいり 小笹良輔 ゴクチュカヤ オズカン 安田弘行 趙 研 小泉雄一郎 奥川将行 吉矢真人 藤井 進 多根正和 三好英輔 東野昭太	36
3DP 特異界面のナノ構造とその力学挙動 江草大佑 Chen Han Li Zehao 佐々木泰祐 阿部英司	42
計算力学による 3DP 特異界面に関連する力学現象の数値解析 眞山 剛 君塚 肇	49

講義ノート	電磁場の直接観察と相対性理論(第1回)～電磁場の観察と特殊相対性理論～ 進藤大輔	54
	アインシュタインとインフェルトの言葉を引用しながら、場の概念の重要性と電磁場の直接観察の意義を分かりやすく解説。特殊相対性理論に基づき、ローレンツ不変性を示す Maxwell の方程式の書き換えも紹介。	

新技術・新製品	ニッケル系ナノ粒子電析被膜の応用による省エネルギー型水素発生電極 菊池義治 赤松慎也	58
	低サイクル疲労特性に優れた Fe-Mn-Si 系合金の製造技術開発と建築用制振ダンパーへの応用 千葉悠矢 大塚広明 天野 智 犬塚純平 岩崎祐二 井上泰彦 本村 達 櫛部淳道 澤口孝宏 中村照美	60
	Si 添加型 1600 MPa 級省合金高強度ボルト用鋼の開発 安居尚志 松本洋介 内田辰徳 河盛 誠 村田祐也	63

読者の教科書、この一冊!	材料強度の考え方 木村宏(著) 諸岡 聡	66
--------------	----------------------	----

企業紹介	なぜ日亜化学が磁性材料の開発を手掛けるのか 久米道也	67
------	----------------------------	----

はばたく	電子顕微鏡での研究を通じて 河原康仁	69
------	--------------------	----

本会記事	会告	70	次号予告	83
	支部行事	79	新入会員	83
	掲示板	81	行事カレンダー	84
	会誌・欧文誌 1 号目次	82	訂正	85

<https://jim.jp>

【今月の表紙写真】 引張-圧縮繰り返し負荷後のマイクロ銅単結晶試験片の SEM 観察像。(澄川貴志 著 21頁 図7より改変掲載)

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 本会は、本誌掲載著作物の複写に関する権利を一般社団法人学術著作権協会に委託しております。本誌に掲載された著作物の複写をご希望の方は、(一社)学術著作権協会より許諾を受けて下さい。但し、企業等法人による社内利用目的の複写については、当該企業等法人が社団法人日本複写権センター((一社)学術著作権協会が社内利用目的の複写に関する権利を再委託している団体)と包括複写許諾契約を締結している場合にあっては、その必要はありません。(社外頒布目的の複写については、許諾が必要です。) 権利委託先 一般社団法人学術著作権協会 〒107-0052 東京都港区赤坂 9-6-41 乃木坂ビル 3F FAX 03-3475-5619 E-mail : info@jaacc.jp http://www.jaacc.jp/ 複写以外の許諾(著作物の引用、転載、翻訳等)に関しては、直接本会へご連絡下さい。

# Materia Japan

Volume 63 Number 1 January 2024

## Contents

<b>Top Article</b> 2024 New Year's Greeting	President of JIMM	Manabu Enoki	1
<b>Introduction</b> Organization & Activities of JIMM			2
<b>Sketch of Metals</b> No. 32 Calcium		Takanari Ouchi	5
<b>Special Issue on "Investigation of Development Mechanism Properties Based on Understanding of Nanoscale Dynamic Behavior 2"</b>			
Preface	Hiroaki Matsumoto, Shuntaro Ida, Akira Umise, Yoshiyasu Kawasaki, Hiromoto Kitahara, Mayumi Suzuki and Makoto Hasegawa		7
Developing Structural Lightweight Metallic Materials with High Strength and Large Ductility Based on Multimodal Microstructure Design Concept	Michiaki Yamasaki, Koji Hagihara, Ryosuke Matsumoto, Tsuyoshi Mayama and Stefanus Harjo		9
Construction of Nano-/Micro-scale Fatigue Theories —Fatigue Experiments on Micro-sized Single Crystalline Metals	Takashi Sumigawa		18
Building Physics-based Hierarchical Multiscale Models Using Machine Learning	Yoshitaka Umeno		24
Stability Theory of Dislocation Patterns Induced by Plastic Deformation	Hiroyuki Shima		30
Custom Mechano-Functional Control by Formation of Specific Interfaces via Metal 3D Printing —Learning from Hierarchical Anisotropic Architecture in Bone	Takayoshi Nakano, Takuya Ishimoto, Aira Matsugaki, Ryosuke Ozasa, Ozkan Gokcekaya, Hiroyuki Y. Yasuda, Ken Cho, Yuichiro Koizumi, Masayuki Okugawa, Masato Yoshiya, Susumu Fujii, Masakazu Tane, Eisuke Miyoshi and Shota Higashino		36
Nanostructure of 3DP Unique Boundary and Its Mechanical Behavior	Daisuke Egusa, Han Chen, Zehao Li, Taisuke Sasaki and Eiji Abe		42
Numerical Analysis of Mechanical Behavior Related to Various 3DP Interfaces	Tsuyoshi Mayama and Hajime Kimizuka		49
<b>Regular Articles</b>			
<b>Lecture Notes</b> Direct Observation of Electromagnetic Field and Theory of Relativity —1. Observation of Electromagnetic Field and Special Relativity—		Daisuke Shindo	54
<b>Novel Technologies and Products</b>			
Energy-saving Hydrogen Generating Electrode Based on Nickel-based Nano Plating Film	Yoshiharu Kikuchi and Shinya Akamatsu		58
Development of Fe–Mn–Si Alloy Manufacturing Technology with Excellent Low Cycle Fatigue Characteristics and Application to Vibration Damping Dampers for Construction	Yuya Chiba, Hiroaki Otsuka, Satoshi Amano, Junpei Inutsuka, Yuuji Iwasaki, Yasuhiko Inoue, Susumu Motomura, Atsumichi Kushibe, Takahiro Sawaguchi and Terumi Nakamura		60
Development of Si-Added 1600 MPa Class Low-alloy High-strength Steel for Bolts	Takayuki Yasui, Yosuke Matsumoto, Tatsunori Uchida, Makoto Kawamori and Yuya Murata		63
<b>My Memorable TextBook</b> The Way of Thinking on Materials Strength (Hiroshi Kimura)		Satoshi Morooka	66
<b>Welcome to My Company</b> Why Does NICHIA CORPORATION Develop Magnetic Materials?		Michiya Kume	67
<b>Portrait of Young Researcher</b> Lessons Through Electron Microscopy Experiments		Yasuhito Kawahara	69

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

### Notice for Making a Copy of This Publication

Please obtain permission from the Japan Academic Association for Copyright Clearance (JAACC) to which the copyright holder has consigned the management of the copyright regarding reprographic reproduction.

Japan Academic Association for Copyright Clearance (JAACC)

Address 9-6-41 Akasaka, Minato-ku, Tokyo 107-0052 Japan

Website <https://www.jaacc.org> E-mail [info@jaacc.jp](mailto:info@jaacc.jp) FAX +81-33475-5619

Users in countries and regions of which Reproduction Rights Organizations (RROs) are listed on the above website are requested to contact the respective RPOs directly to obtain permission.

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



# 年頭のご挨拶

公益社団法人 日本金属学会 会長 榎 学

新年、明けましておめでとうございます。皆様にはご健勝で新年をお迎えることとお慶び申し上げます。

新型コロナウイルスの大幅な拡大に伴い、あらゆる場面で社会変容が生じた約3年半の時期が過ぎて従来の日常に回帰しつつあるものの、コロナ禍の影響は大きく社会としてのコロナ後遺症に直面しているのではないかと思います。また、複数の場所での世界的な紛争の激化、地球沸騰化による環境変化などにより、我々の生活も色々な面で大きな影響を受けております。一方、工学をめぐる技術トレンドも、カーボンニュートラル、量子コンピューティング、生成AIなど、かつてないほど目まぐるしい展開を見せております。困難な社会課題の解決に対して我々の基盤である材料科学・工学を用いて、公益社団法人である本会としても社会的ミッションを果たすことが一層求められております。



東京大学での2023年春期講演大会では色々な場面で制約があったものの、富山大学での2023年秋期講演大会からは従来通りの形で開催することができました。講演件数、参加者数ともに増加傾向にあり、充実した議論とともに何よりも重要な会員間の交流ができたことが大きな成果だと思います。これら講演大会の開催にあたり、大変なご尽力をいただきました各大学の実行委員長をはじめとする実行委員の皆様方にこの場を借りて厚く御礼申し上げます。また、講演大会がより一層魅力的なものとなるように、特に本会の得意とする基礎学理の紹介に力を入れ、これからも人材育成の場としての役割を果たすことができるように、開催地や開催形態も含めて色々な議論を進めていきますので、皆様のご協力をよろしくお願い申し上げます。

国際連携に関しても、以前よりもより拡大した活動を開始しております。秋期講演大会において国際セッションを既に開始しておりますが、2023年は日本を含めて8カ国から22件の講演をしていただき活発な議論・交流を行いました。また、本会も共催したPRICM11(11/19-23, 韓国 Jeju)が開催され、講演件数は1000件を超え日本からも300名以上の参加者がありました。大変盛況な会になったことを、セッションオーガナイザー等でご協力いただいた皆様に改めて感謝する次第であります。この他にも、KIM(韓国)の年次大会、IIM(インド)の年次大会に本会からの派遣を行い、国際交流特にアジア地域での交流を進めました。これらの交流が一層活発になることが期待されます。

刊行事業は会員サービスの柱として学会活動の根幹をなすものでありますが、対外的にも本会のプレゼンスを示す非常に重要な事業であります。特に歴史のある欧文誌であるMaterials Transactionsの世界に向けた発信力を維持することが重要であり、世界的には学術誌のインパクトファクターが極端なインフレ傾向にあることは否めず、あまり数値に捕らわれることなく良質な論文を提供する取り組みが重要かと考えます。会員の皆様におかれましては、是非長期的にインパクトのある論文を欧文誌に投稿していただきますように、重ねてお願いする次第であります。

持続可能な開発目標(SDGs)に対する取り組みとして本会においても様々場面で推進に向けた活動を行っているところでありますが、一方学会単体での活動には限界があることも確かであり、日本学術会議等の場で他の材料系学会とも積極的な連携も進めていきたいと考えております。少子化対策・女性活躍推進は日本全体に突き付けられた喫緊の課題でありますので、本会でも会員の皆様のお知恵やご協力のもとに、課題解決に向けて前進できるように、企画を進めていきたいと思っております。特に、次世代の人材確保と教育に向けた取り組みに注力する所存です。

本年も公益社団法人として、引き続き公益目的事業を公正かつ適切に推進して参りますので、会員の皆様に於かれましては厚いご支援のほどよろしくお願い申し上げます。

最後になりましたが、本会会員の皆様の益々のご健勝とご発展を祈念いたしまして年頭のご挨拶とさせていただきます。

2024年1月1日

## 公益社団法人日本金属学会の組織と活動概況

公益社団法人日本金属学会は1937年に創設され、2023年2月末時点の会員数は国内外合わせて4,650名、156団体で、金属及びその関連材料に関する研究成果を世界に発信する学会として活動を展開しています。組織図に示すように、最高議決機関である「社員総会」、業務執行決定機関の「理事会」、業務監査機関の「監事」の下で、「委員会」、「支部」、「事務局」により、学術誌や学術図書の刊行、講演会や講習会の開催、調査や研究、表彰や奨励の事業を行っています。

新型コロナウイルス感染症(COVID-19)が5類感染症に移行したことにより、2023年は春期講演大会、秋期講演大会、研究集会を始め、大部分の活動が対面に復帰しました。その一方で、開催や参加に対する空間的、時間的な制約が少ないオンラインの利点を生かして、セミナーや講習会、会議等はオンラインと対面とを併用して実施しました。

刊行事業では、機関誌および学術図書類を刊行しています。

会員の情報交換や啓発・教育を目的として、2023年也会報「まてりあ」を毎月刊行し、会員に配布しました。「入門講座」、「講義ノート」といった学びの支援や、「特集」、「最近の研究」、「新技術・新製品」等のホットな研究や開発に関する解説に加えて、近年は魅力ある会報に向け、社会の中で見られる金属を紹介する「巻頭記事」、各金属元素の物理的や化学的特徴等を紹介する「金属素描」、物性等の金属にまつわる様々な数値をグラフにして可視化する「金属なんでもランキング」、「あのころ」のまてりあ、「実学講座」、「思い出の教科書、この一冊!」、「科学館めぐり」、優秀高校生ポスター賞等の受賞者に発表体験を通して感じたことなどを書いてもらう「スポットライト」、「先達からのお便り」等の多彩な記事を掲載しました。

論文誌として、和文の学術論文誌「日本金属学会誌」および英文の学術論文誌「Materials Transactions」を毎月刊行して、研究成果を国内外に広く発信しています。Materials Transactionsは日本の材料系学協会と共同刊行していますが、2023年に共同刊行学協会が15学協会になりました。日本金属学会誌では年間約30編の論文を掲載していますが、近年は投稿・掲載数の減少が続いており、2023年も冊子を2号ずつ合併して発行せざるを得ませんでした。Materials Transactionsでは年間約300編の論文を掲載しています。Materials Transactionsの2022年インパクトファクターは1.20と3年連続で1.2を越えました。

金属及び関連材料に関する専門書や教科書等の「学術図書類」を刊行しています。既刊図書の電子化を行って、一部は電子書籍として販売しています。また、電子化した図書は、一部を除いた37タイトルの電子書籍を会員へ無料公開しています。

講演会・講習会事業では、「講演大会」、「教育講座」、「シンポジウム」、「講習会」を開催しています。

最新の研究成果を発表・討議するとともに、会員間の交流

を図ることを目的として、春秋2回の「講演大会」を開催しています。2023年は4年ぶりに春期講演大会(東京大学)、秋期講演大会(富山大学)ともに対面で開催しました。春期講演大会は630件の講演、1,100名の参加で、秋期講演大会は1,000件の講演、1,560名の参加があり、COVID-19前の水準にはほぼ戻りました。講演大会では受賞記念講演、特別講演、一般口頭講演、ポスター発表、高校生ポスター発表、公募シンポジウム講演、企画シンポジウム講演、国際セッション講演、日本鉄鋼協会との共同セッション講演が行われました。学生の進路選択の参考にするために、春期公講演大会では「ランチタイム学生キャリアサポートセミナー」を開催し、秋期講演大会では「企業ポスター展示」をポスター会場にて開催しました。また、会場では機器メーカー等による「機器展示」、「ランチョンセミナー」を開催しました。

若い世代に材料に関する関心を高めてもらうきっかけとするために開催している「高校生・高専学生ポスター発表」は、発表者の利便性を考慮して、対面とオンラインを選択して発表できるようにして2日間開催しました。春期41件、秋期10件の発表がありました。

「セミナー・シンポジウム」では、2022年から開始した「オンライン教育講座」を2023年は5テーマ開催しました。さらに、録画した講座の見逃し配信やオンデマンド配信を開始しました。「金属学会シンポジウム」は1件を開催しました。

「国際会議」はこれまでに25件を本会主催で開催していますが、2023年の開催はありませんでした。なお、環太平洋の5か国が持ち回りで開催しているPRICM 11が韓国で開催され、本会は共催学会として、多くの研究者が参加し、講演を行いました。

調査・研究事業では、関連が深い専門分野の研究者や技術者が集う9つの「分科」で「調査研究委員会」の活動を行っています。ほかに、重要な運営に関する「企画委員会」や「戦略推進委員会」、「国際学術交流委員会」、「男女共同参画委員会」等が設置されています。

先端領域や学際的領域の研究を促進する目的で10件の「研究会」と3件の「若手研究グループ」が活動しており、「研究集会」等を開催しました。さらに分野を超えた取り組みを強化すべき課題に対して産・学が連携して取り組んでいくことを目的として、2022年に創設した「産学協創研究会」は、4テーマ(マテリアルズインテグレーション、カーボンニュートラル、アディティブ・マニファクチャリング、新材料・新機能創製)が活発に活動しています。また、学術・技術の発展や若手研究者の奨励を目的とした助成事業として「フロンティア研究助成」を行っており、2023年も10テーマの研究に助成金を交付しました。

さらに、金属及び関連材料分野の振興に向けた材料戦略活動、次世代を担う人材の教育や育成を目的とした「人材育成」活動、女性の社会進出を支援するための「男女共同参画」活



動を行っています。

国際学術交流活動として、米国 TMS との講演大会へ研究者の相互派遣、韓国 KIM との共同シンポジウム開催を再開しました。さらに2022年に開始した、インド・環太平洋諸国との連携を強化する目的の第2回「国際セッション」を秋期講演大会で開催し、インド、中国、韓国、オーストラリア、タイ、インドネシア、台湾、日本の講演者22名による講演発表が行われました。また、新たにインド IIM との講演大会への研究者の相互派遣を開始しました。

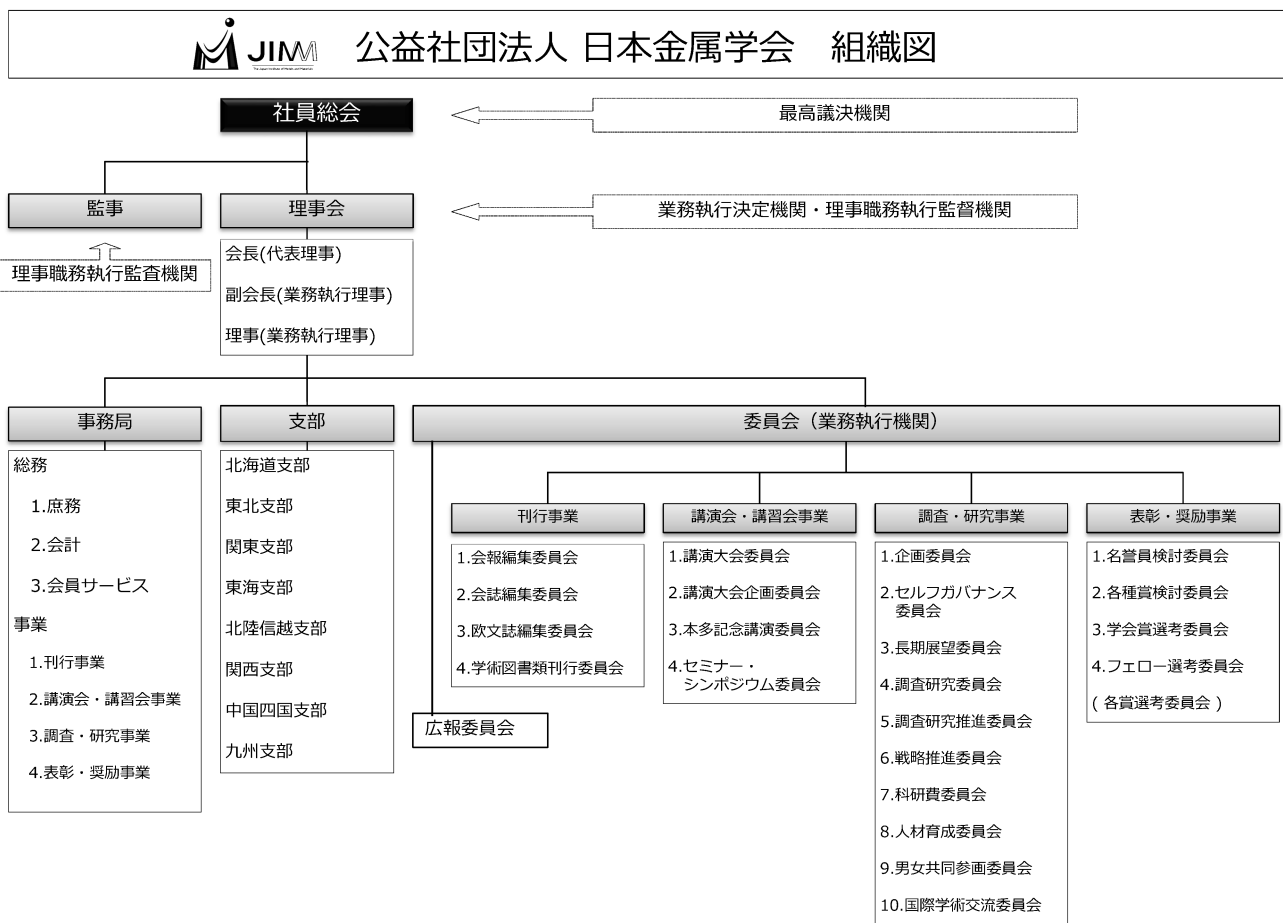
表彰・奨励事業では、「名誉員」や「学会賞」を始めとして、「各種賞」を授賞しています。

優れた研究や技術開発の成果を上げた者や当該分野の発展に寄与した者の表彰や今後の貢献が期待される者の奨励を目的として、2023年も例年通り17件の表彰・奨励を行いました。また、1名の金属学会フェローを認定しました。

全国の8つの「支部」での活動も再開し、各支部で講演会、講習会、研究会などを活発に実施しました。

日本金属学会は21世紀の日本を背負って立つ研究者や技術者の入会を大いに歓迎します。会報「まてりあ」は、会員にのみ提供されます。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の参加等の特典があります。

また、小中高校生や大学3年生相当までの若い世代の皆さんに金属材料に関する研究や開発の世界に触れてもらい、金属材料の面白さを知ってもらうことを目的に、入会金・年会費無料の「ユース会員」を設けています。会員になるといろいろな特典がありますので、会員の皆様のご子弟の方々にお知らせしていただき、ユース会員になっていただけるようにお勧めください。





## 〈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 14 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（J-STAGE）。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。各種データベース登録（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 3 月12日（火）～15日（金） 東京理科大学葛飾キャンパス  
高校生・高専学生ポスターセッション（オンライン別日）
- ★2024年 9 月17日（火）～20日（金） 大阪大学豊中キャンパス（予定）

## 〈多彩な学会活動〉

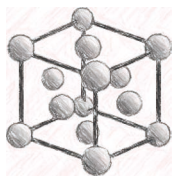
- 講演大会（年 2 回）・調査研究活動
- セミナー/シンポジウム・研究会・若手研究グループ活動
- オンライン教育講座
- 支部活動（全国 7 支部）
- 表彰事業（論文賞/金属組織写真賞etc・・・）
- World Materials Day Award 事業
- 男女共同参画活動 等



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/> ～

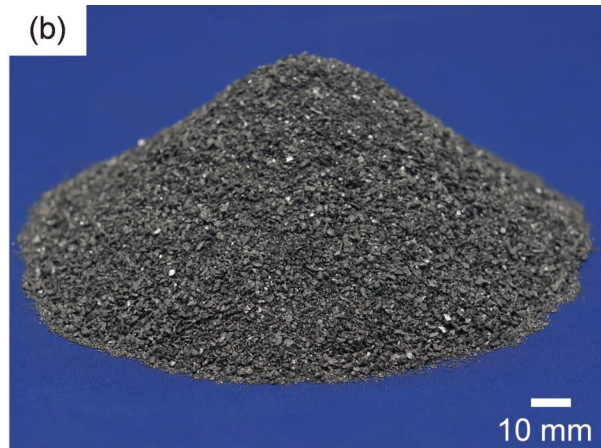
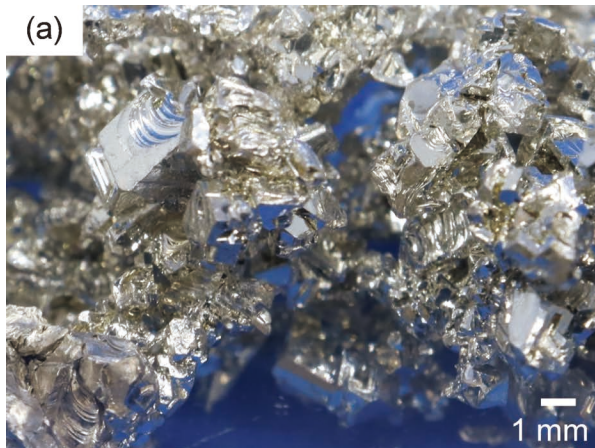




シリーズ「金属素描」

## No. 32 カルシウム (Calcium)

東京大学 大内隆成



元素名: Calcium, 原子番号: 20, 原子量: 40.078, 電子配置:  $[\text{Ar}]4s^2$ , 密度:  $1.540 \text{ Mg}\cdot\text{m}^{-3}$  (293 K), 結晶構造: 面心立方格子構造, 融点: 1116 K, 沸点: 1765 K<sup>(1)</sup>, 地殻存在量: 6.4 mass% (CaO 換算)<sup>(2)</sup> 【写真】 (a) カルシウム粒 (純度99.99%), (b) カルシウム-シリコン (Ca-Si) 合金.

カルシウム (Ca) は、地殻中の存在量が第5位の資源量の豊富な元素である。Ca 単体は銀白色の金属であるが、反応性が極めて高いため、自然界では炭酸カルシウム ( $\text{CaCO}_3$ )、硫酸カルシウム ( $\text{CaSO}_4$ )、フッ化カルシウム ( $\text{CaF}_2$ )、リン酸カルシウム ( $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ ) のような Ca 化合物を主成分とする方解石やドロマイト、石膏、蛍石、リン灰石として存在する。また、天然水、海水に多く含まれ、あらゆる生物の必須元素である<sup>(3)</sup>。

Ca を含む岩石として代表的なものは、 $\text{CaCO}_3$  を主成分とする石灰岩である。石灰岩を原料とする生石灰 ( $\text{CaO}$ ) や消石灰 ( $\text{Ca}(\text{OH})_2$ ) は紀元前から知られており、土木建築材料、鉄鋼、食品、医薬など幅広い分野で用いられてきた。

Ca は、一般的には金属材料としての認知が低いですが、私たちの豊かな生活や金属材料分野に大きく貢献している金属である。金属 Ca は酸素や窒素との親和性が高いため、真空装置内に残留空気を除くスカベンジャーとして利用されている。また金属 Ca は、還元力が極めて高く、希土類酸化物を還元できる数少ない金属の一つである。他にも、ウランやプルトニウムの製造プロセスにも用いられている。さらに、Ca-Si (シリコン) 合金などの合金は、鉄鋼産業における脱酸剤として、あるいは鋳鉄や鋼の脱硫剤として用いられる<sup>(3)</sup>。

1808年に Davy は、酸化水銀 ( $\text{HgO}$ ) と  $\text{CaO}$  の混合物を水銀 (Hg) 陰極を用いて電解することで Ca-Hg 合金 (アマルガム) を形成し、蒸留して Hg を除去することにより、金属 Ca を初めて単離した。金属 Ca の製造法として、その後塩化カルシウム ( $\text{CaCl}_2$ ) の熔融塩電解法が開発され、1900年代には工業的に実用化された。現在ではアルミニウム (Al) を還元剤として用いて  $\text{CaO}$  を還元する金属熱還元法が主流である。金属 Ca の製造プロセスは歩留まりが低く、消費エネルギー及び二酸化炭素 ( $\text{CO}_2$ ) 排出量が多い。また、プロセスコストが高いため、その生産量は年間数万 t 程度と少ないが、

近年の希土類金属の需要や鉄鋼添加剤としての需要の増加に呼応して年々増加している<sup>(4)</sup>。

金属熱還元法は、比較的簡単なプロセスで生産量の調整が容易であるが、歩留まりが低い。またバッチプロセスであり連続運転ができない。熔融塩電解法は発生する塩素ガスの取り扱いが必要であることや、電流効率が低いという課題がある。ただし、これらの課題が解決されれば、連続化が可能なプロセスであるという利点があるため、将来的に金属 Ca の需要が増大かつ安定した場合には、金属 Ca の製造方法として熔融塩電解法が見直される可能性もある。

金属 Ca の生産量は中国、ロシア、アメリカの順に多く、中国が世界生産量の70%以上を占める<sup>(4)</sup>。一方、金属 Ca の原料である石灰の生産量は中国、アメリカの順に多く、日本は6番目に位置する<sup>(5)</sup>。石灰岩は世界中に広く分布しているが、日本の石灰岩は其中でも不純物濃度が低く<sup>(6)</sup>、実は高純度の金属 Ca を製造するのに適している。

仮に金属 Ca を高効率に製造する新プロセスが開発されれば各種金属の製造・リサイクルプロセスにおいて金属 Ca の利用が促進されることが予想される。また、最近では豊富な資源量で、低い酸化還元電位を示す金属 Ca を二次電池の負極材料として利用する試みなども進んでおり<sup>(7)</sup>、金属 Ca への期待が膨らんでいる。

### 文 献

- (1) 金属データブック改訂4版: 日本金属学会, 丸善, (2004).
- (2) R. L. Rundnick and S. Gao: "The Crust", Elsevier Ltd. (2004), 1-64.
- (3) 元素大百科事典: 渡辺 正(監訳), 朝倉書店, (2007).
- (4) V. K. Kulifeev, *et al.*: Russ. J. Non-Ferr., **57** (2016), 7-13.
- (5) USGS: "Mineral commodity summaries 2023", (2023), 111.
- (6) M. Morioka: コンクリート工学, **52** (2014), 405-408.
- (7) T. Ouchi *et al.*: Nature Communications, **7** (2016), 10999.

次回! 金属素描 No. 33 サマリウム

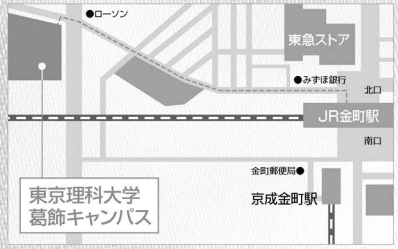
The Japan Institute of Metals and Materials

公益社団法人

# 日本金属学会

2024年春期  
第174回  
講演大会

会期 **2024年**  
**3月12日(火)~15日(金)**  
会場 **東京理科大学**  
**葛飾キャンパス**  
〒125-8585 東京都葛飾区新宿6丁目3-1



- 公募シンポジウム**
- S1: マルテンサイト変態「温故知新」**  
Martensite: Discover the future by studying past and present
  - S2: 特異反応場における時間/空間応答を利用した新材料構造創成V**  
Tailoring of novel-structured materials using spatio-temporal responses under exotic reaction fields V
  - S3: 超低損失軟磁性材料の開発動向  
~パワー半導体との共創による革新的なパワーエレシステムの実現に向けて~**  
Trends in the development of ultra-low loss soft magnetic materials  
~Toward realization of innovative power electronics technologies by co-creation with power semiconductors~
  - S4: 材料機能特性のアーキテクチャー構築シンポジウムV  
-さまざまな格子欠陥・相界面のアナロジー体系化による学理の再認識-**  
Architecture construction for functions and properties of materials V  
-Reconsidering the principles for various lattice defects and phase interfaces based on systematic classification by analogy-
  - S5: 材料表面の化学I -めっき・耐食性・耐酸化性・触媒研究の新展開-**  
Chemistry on Material Surfaces I:  
The state-of-the-art research in plating, aqueous and high temperature corrosion, and photocatalysis
- 企画シンポジウム**
- K1: 生体界面での材料の分解・劣化・安定化**  
Degradation and Stability of Materials at biointerfaces
  - K2: 産学共創シンポジウム・カーボンニュートラルを目指して1**  
Symposium Toward a Carbon Neutral Society 1

**講演申込締切**

- 一般
- 公募シンポジウム
- 共同セッション

2024年 **1月10日(水)** 17時

- ポスターセッション

2024年 **1月17日(水)** 17時

**事前参加申込締切: 2024年 2/22(木)** [参加方法の詳細はホームページで公開](#)

未来を先導する領域を開拓し、  
世界に発信する



**UACJ**  
Aluminum lightens the world  
アルミでかたえろ。軽やかな世界

**大同特殊鋼**  
DAIDO STEEL GROUP  
Beyond the Special

**UNICO**  
Glove box

問合先 公益社団法人  
**日本金属学会** 講演大会係

〒980-8544 仙台市青葉区一番町1丁目14-32  
TEL:022-223-3685 E-mail: annualm@jimm.jp

詳しくは  
ホームページをご覧ください <https://jimm.jp/>



## 企画にあたって

松本洋明<sup>1</sup> 井田駿太郎<sup>2</sup> 海瀬 晃<sup>3</sup> 川崎由康<sup>4</sup>  
北原弘基<sup>5</sup> 鈴木真由美<sup>6</sup> 長谷川 誠<sup>7</sup>

科学技術振興機構(JST)では2019年度より戦略的創造研究推進事業 CREST「革新的力学機能材料の創出に向けたナノスケール動的挙動と力学特性機構の解明」, さきがけ「力学機能のナノエンジニアリング」(両者, 略称「ナノ力学」)の研究領域を発足して, 現在多くの研究プロジェクトが遂行されている。これらの研究領域では, 種々の機能性材料のナノスケールの動的挙動とマクロの力学特性との関係を解明し材料共通の学理の構築, および革新的な新規機能性材料設計指針の導出を目的としている。これを受けて「まてりあ」(2021年4月号)では, 本事業が始動した直後でのいくつかの研究トピックスが紹介され, 力学機能を高度化するための新しい設計指針・指導原理が紹介された。本特集号では, その後の研究動向として2020年度以降に始動した3つの研究プロジェクト(CREST)から最新の研究動向を紹介頂いている。

熊本大学の山崎倫昭氏には, 「機能マルチモーダル制御による高強度と高延性を兼ね備える軽合金展伸材設計」と題して, 長周期積層構造型マグネシウム複相合金展伸材を用いたマルチモーダル組織制御による強度と延性の両立と, 強靱性の発現に向けたこれまでの研究や材料創製に関する取り組みを解説していただいた。記事中では, マルチモーダル組織の形成や力学特性発現機構に加え, 塑性異方性の強いマグネシウム合金において従来行われていた等方性を目指す材料設計とは逆の発想, すなわち強化相の塑性異方性を極限まで強調することで合金としての延性が発揮される, “Anisotropic Mechanical Property-Induced Ductillization(AMID)”の発現や, 構成相間でのすべり伝播の力学モデルの構築についても解説いただいている。

京都大学の澄川貴志氏には, 「ナノ・マイクロ金属の疲労学理の構築: マイクロ金属単結晶に対する疲労実験」と題して, SEM用引張-圧縮繰り返し変形試験装置の開発とマイ

クロ銅単結晶の繰り返し変形試験のその場観察結果が示され, マイクロサイズの試験片が示す特有の疲労挙動“マイクロ疲労”について解説していただいた。

東京大学の梅野宜崇氏には, 「機械学習による物理ベース階層マルチスケールモデル構築の試み」と題して, 力学特性の理解に重要なマルチスケール解析における階層間接続問題について解説していただき, それを克服するための機械学習を用いた新しい解析法の構築に向けた取り組みや課題, 今後の展望を紹介していただいた。

山梨大学の島弘幸氏には, 「塑性変形が引き起こす転位群パターンの構造安定性理論」と題して, 繰り返し負荷を受けた金属結晶で観察される転位群パターンの相変化を説明する分岐図を, 反応拡散論および構造安定性解析に基づいて導出した結果について解説していただいた。導出された分岐図と実際の実験結果との比較についても考察されている。

大阪大学の中野貴由氏には, 「金属3Dプリンティングの特異界面形成によるカスタム力学機能制御学の構築~階層化異方性骨組織に学びつつ~」と題して, 3Dプリンタ(金属粉末積層造形技術)を駆使したマクロ形状から, mm, メソ, nmスケールの界面構造まで含めた多階層界面構造最適化によるカスタム力学機能制御について最新の研究成果をご紹介頂いた。生体での骨組織を参考としながら, 金属材料における3Dプリンタプロセス由来での特異な界面性状, 形成機序とそれらのマルチスケールでの力学機能への影響を詳細に解説いただいた。

東京大学の江草大佑氏には, 「3DP特異界面のナノ構造とその力学挙動」と題して, L-PBF法により造形したBio-HEAを対象として, 電子顕微鏡法を主とした微細組織調査により見出した特異な界面構造および相分離挙動, 微細組織が材料の力学挙動に及ぼす影響について解説していただいた。

熊本大学の眞山剛氏には, 「計算力学による3DP特異

<sup>1</sup>香川大学創造工学部, <sup>2</sup>東北大学工学研究科, <sup>3</sup>東京工業大学科学技術創成研究院, 東京医科歯科大学生体材料工学研究所, <sup>4</sup>JFEスチール株式会社スチール研究所, <sup>5</sup>熊本大学先進マグネシウム国際研究センター, <sup>6</sup>富山県立大学工学部機械システム工学科, <sup>7</sup>横浜国立大学大学院工学研究院

Preface to Special Issue on “Investigation of Development Mechanism Properties Based on Understanding of Nanoscale Dynamic Behavior 2”; Hiroaki Matsumoto<sup>1</sup>, Shuntaro Ida<sup>2</sup>, Akira Umise<sup>3</sup>, Yoshiyasu Kawasaki<sup>4</sup>, Hiromoto Kitahara<sup>5</sup>, Mayumi Suzuki<sup>6</sup> and Makoto Hasegawa<sup>7</sup>  
Keywords: *nano mechanics, deformation, fatigue, dislocation, micro-nano structure, interface*

2023年11月13日受理[doi:10.2320/materia.63.7]

界面に関連する力学現象の数値解析」と題して、金属積層造形(AM)により導入される人工界面・自己組織化ラメラ界面が弾塑性変形挙動に及ぼす影響を連続体解析で調査するためのアプローチと、金属 AM 材のモデルである高濃度固溶体合金におけるすべり・転位運動の原子レベルの解析について解説していただいた。各空間スケールにおける現象の理解・予測そのものが重要であることと、数値解析のパラメータをより小さな空間スケールの解析から取得することにより、明確な物理的描像に基づく巨視的解析が可能になることが示されている。

以上の各記事から、実験研究および計算科学の多面的なアプローチから金属材料における「ナノ力学」に関わる最新の研究動向についてご紹介頂いた。ここではナノオーダーからマクروسケールに至るまで「力学」の作用機構・支配因子について、更には新規な機能の発現機構に至るまで極めて重要な研究成果についてご紹介頂いており、本誌の読者にとって「力学」の更なる理解の一助となれば幸いです。最後に、本特集の企画にあたり、記事のご執筆をご快諾下さいました著者の皆様に心より御礼申し上げます。

★★

**松本洋明**  
 1999年 東北大学大学院工学研究科修士課程修了  
 2006年 東北大学大学院工学研究科博士課程(社会人)修了  
 2013年10月- 現職  
 専門分野: 軽金属, 金属加工, 組織制御, 力学特性  
 ©Ti合金を中心とした軽金属合金の研究開発に従事。最近ではアディティブマニュファクチャリングを駆使した研究開発にも精力的に展開。  
 E-mail: Matsumoto.hiroaki@kagawa-u.ac.jp

★★



松本洋明      井田駿太郎      海瀬 晃      川崎由康



北原弘基      鈴木真由美      長谷川 誠

# 機能マルチモーダル制御による高強度と高延性を兼ね備える軽合金展伸材設計

山崎 倫昭<sup>\*1</sup> 萩原 幸司<sup>\*\*</sup> 松本 龍介<sup>\*\*\*</sup>  
眞山 剛<sup>2</sup> ハルヨ ステファヌス<sup>\*\*\*\*</sup>

## 1. はじめに

肥大化する消費社会を持続的に支え得る軽量構造用材料として、無機材料や高分子材料と比較して、高い耐熱性、熱伝導性を有し、強度と延性のバランスの良い軽金属材料は魅力であり、なかでも構造用金属材料として最軽量であるマグネシウム(Mg)合金の注目度が増している<sup>(1)</sup>。この流れは海外で特に顕著であり、環境問題に敏感な欧州、北米、Mg地金の生産を一手に担う中国等は、Mgを輸送機器の軽量化に資する戦略材料と位置づけて産学官での研究開発を精力的に進めている。しかしながら、Mg金属は変形に自由度を与えるり系が少なく延性・加工性に乏しい点が解決すべき大きな課題として残っている。輸送機器の構造部材としてのMg合金の利用拡大を目指すためには、素材開発側から輸送機器メーカー、すなわち素材ユーザーへの高強度かつ延性に富む展伸材の提供が急務と言える。このような状況下、既存の商用合金組成に捕らわれることなく新規な合金組成の開発が進められてきた結果、優れた耐熱性と高い降伏強度を兼ね備える長周期積層構造(Long-Period Stacking Ordered Structure; LPSO)型マグネシウム合金がKawamuraらによって見出された<sup>(2)</sup>。このLPSO型Mg合金は、急速凝固粉末冶金法により作製されたMg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>合金によって初めてその優れた機械的性質とLPSO相を有するという組織の特徴<sup>(3)</sup>との関連が指摘されたが、現在は、急速凝固法に限らず鋳造法で作

製された多くのMg-Zn-RE(RE:希土類元素)合金においても展伸材として優れた機械的特性を有することが明らかとなっている<sup>(4)-(8)</sup>。Mg-Zn-希土類(RE)合金に形成するLPSO相には、10H, 18R, 14H, 24Rといった様々なポリタイプが存在し、最密原子層の積層周期に応じて菱面体晶系(R)と六方晶系(H)が交互に現れるが、いずれのポリタイプにおいても最密原子面に形成された積層欠陥を挟んだ四原子層にL1<sub>2</sub>型Zn<sub>6</sub>RE<sub>8</sub>クラスタが配列するという積層変調と濃度変調が同期した珍しい構造をもつ<sup>(9)-(11)</sup>。図1に18R構造を有するMg-Zn-Y系LPSO相の電子顕微鏡像を示す。なお、18R-

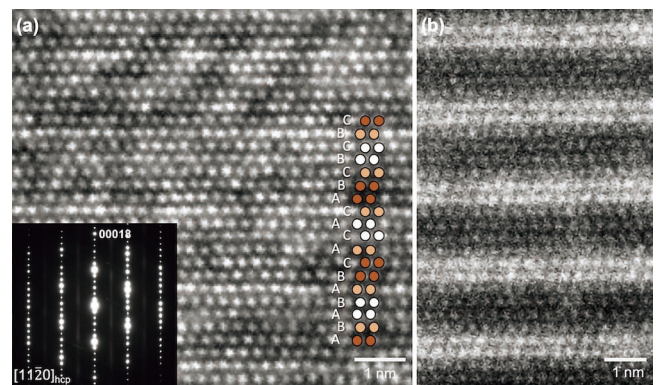


図1 Mg-Zn-希土類(RE)合金に形成する18R型LPSO相の電子顕微鏡像。(a) HR-TEM像、(b) HAADF-STEM像。(オンラインカラー)

\* 熊本大学先進マグネシウム国際研究センター；1)教授 2)准教授(〒860-8555 熊本市中央区黒髪2-39-1)

\*\* 名古屋工業大学大学院工学研究科；教授

\*\*\* 京都先端科学大学工学部；准教授

\*\*\*\* 日本原子力研究開発機構 J-PARC センター 中性子利用セクション；研究主幹

Developing Structural Lightweight Metallic Materials with High Strength and Large Ductility Based on Multimodal Microstructure Design Concept; Michiaki Yamasaki\*, Koji Hagihara\*\*, Ryosuke Matsumoto\*\*\*, Tsuyoshi Mayama\* and Stefanus Harjo\*\*\*\* (\*Magnesium Research Center, Kumamoto University, Kumamoto. \*\*Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya. \*\*\*Faculty of Engineering, Kyoto University of Advanced Science, Kyoto. \*\*\*\*Neutron Science Section, J-PARC Center, Japan Atomic Energy Agency, Ibaraki)

Keywords: structural lightweight metallic materials, magnesium alloy, strength, ductility, strain hardening, fracture toughness, multimodal microstructure, long-period stacking ordered structure

2023年10月13日受理[doi:10.2320/materia.63.9]

LPSO 相は菱面体晶の結晶対称性を示すが、菱面体晶は単位格子を三倍にとることにより六方晶としてみなすこともできる<sup>(12)</sup>。そこで本稿では18R-LPSO 相の結晶構造を六方晶系の表記で示す。このLPSO 相内に形成されたクラスタ配列層は、LPSO 相の迂り系を底面 $\langle a \rangle$ 迂りと、673 K 以上と比較的高い温度域での柱面 $\langle a \rangle$ 迂りのみに制限する<sup>(12)(13)</sup>。図2にhcp-MgとLPSO-Mgの迂り系の比較を示す。また、Mg金属によく見られる双晶変形が起きず、代わりに底面転位の活動によるキック変形が生じることも知られており、このキック変形に付随して生じる強化現象を利用した材料設計も提案されている<sup>(14)-(18)</sup>。

LPSO 相はそれ自身が合金の強化相になるだけでなく、 $\alpha$ Mg/LPSO 二相合金に塑性加工を施した際の $\alpha$ Mg母相の集合組織形成に大きな影響を与えることがわかっている。例えば、 $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2(\text{at}\%)$ 合金押出材は、LPSO相粒が繊維状

に分散するだけでなく、 $\alpha$ Mg母相が微細再結晶粒と強い集合組織を有する粗大加工粒にバイモーダル化することで、二相三領域からなるマルチモーダル微細組織が形成され、強度と延性という相反する特性が同時に発現することがわかってきた<sup>(8)</sup>。しかしながら、このマルチモーダル構造が複数の力学特性を同時に発現する機構についてはわからないことが多い。荷重負荷時における各領域の協調的応答の正体を解明すること、そして機械的特性に影響を与えるマルチモーダル組織における組織因子を解明することは、不均一組織を有する材料の変形機構に関する学理構築と力学特性創発を目指した材料創製の両面で極めて重要である。そこで本稿では、最初にMg-Zn-RE合金展伸材におけるマルチモーダル組織制御とはどのようなものかについて述べたのちに、JST-CREST「ナノ力学」の採択課題である「機能マルチモーダル制御の材料科学と材料創製」での取り組みについてその成果とともに紹介したい。

## 2. 強度と延性を両立させるマルチモーダル組織制御

$\alpha$ Mg/LPSO 二相合金に押出加工を施すと、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 繊維状集合組織を有するLPSO相加工粒領域と $\alpha$ Mg相加工粒領域、そしてランダム配向した $\alpha$ Mg相再結晶粒領域からなるマルチモーダル微細組織を形成し、前二者が強度を、後者が延性を担うことで高強度と優れた延性が両立する<sup>(8)</sup>。この組織制御と機械的特性の関係について、代表的な $\alpha$ Mg/LPSO二相合金である $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ 合金を例に挙げて紹介したい。

$\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ 合金はLPSO相が鋳造時に第二相として晶出する。図3に様々な冷却速度で鋳造した $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$ 合金とその押出材の光学顕微鏡像を示す。冷却速度の減少に伴い二次デンドライトアーム間隔(Secondary Dendrite Arm Spacing; SDAS)は $\sim 88 \mu\text{m}$ 、 $\sim 68 \mu\text{m}$ 、 $\sim 25 \mu\text{m}$ 、 $\sim 15 \mu\text{m}$ と減少していき、それに伴い押出材の組織も微細化されていく。図4に鋳造時のSDASが $88 \mu\text{m}$ と $15 \mu\text{m}$ であった押出材の $\alpha$ Mg相領域から得られた結晶方位マップと逆極点図を示す。 $\alpha$ Mg相は $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ が押出方向と平行となる繊維状集合組織を有する加工粒とランダム配向した再結晶粒にバイモーダル化していることがわかる。SDASが小さくなると再結晶粒の体積分率が増大し、逆に加工粒の体積分率が減少する。また、LPSO相加工粒は微細分散する傾向を示す。押出材の引張特性と再結晶粒の体積分率との関係、そして引張特性とLPSO相分散度との関係を調べてみると、図5に示す通り、再結晶粒の体積分率が増大するにつれて押出材の引張耐力と伸びが同時に増大する傾向を示した。一般的には、強度と延性はトレードオフの関係にあることが知られているが<sup>(19)</sup>、本合金においてはランダム配向した $\alpha$ Mg相再結晶粒の体積分率増大が延性向上を担い、LPSO相加工粒の分散度の向上が $\alpha$ Mg相加工粒の体積分率減少を補ってなお、強度発現に寄与したと考えられる。

立方晶系金属においても結晶組織のバイモーダル化を扱った研究が多く見られる。Wangらは純銅に90%程度の冷間圧

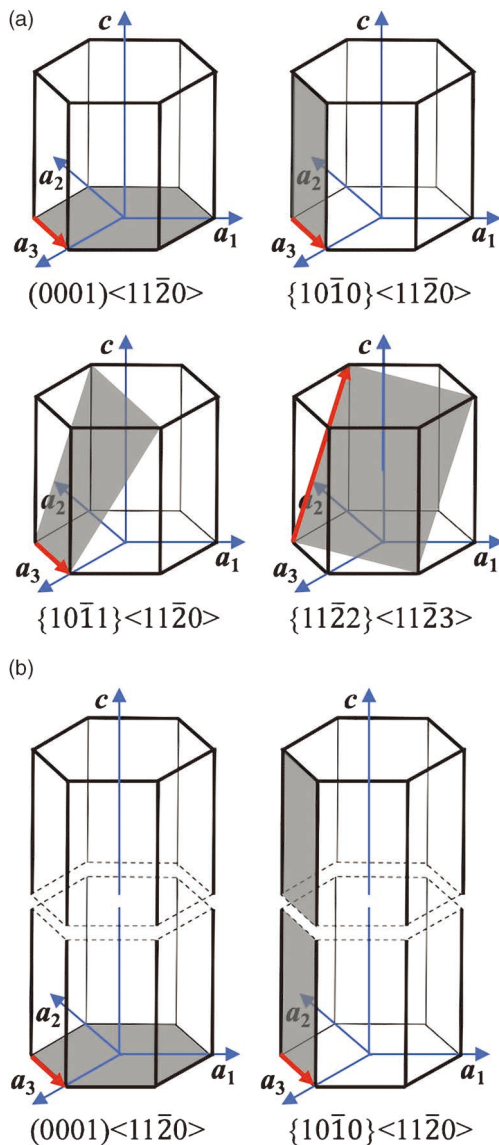


図2 (a) hcp-Mgで観察される迂り系と(b) 18Rおよび14H-LPSO-Mgで観察される迂り系。(オンラインカラー)



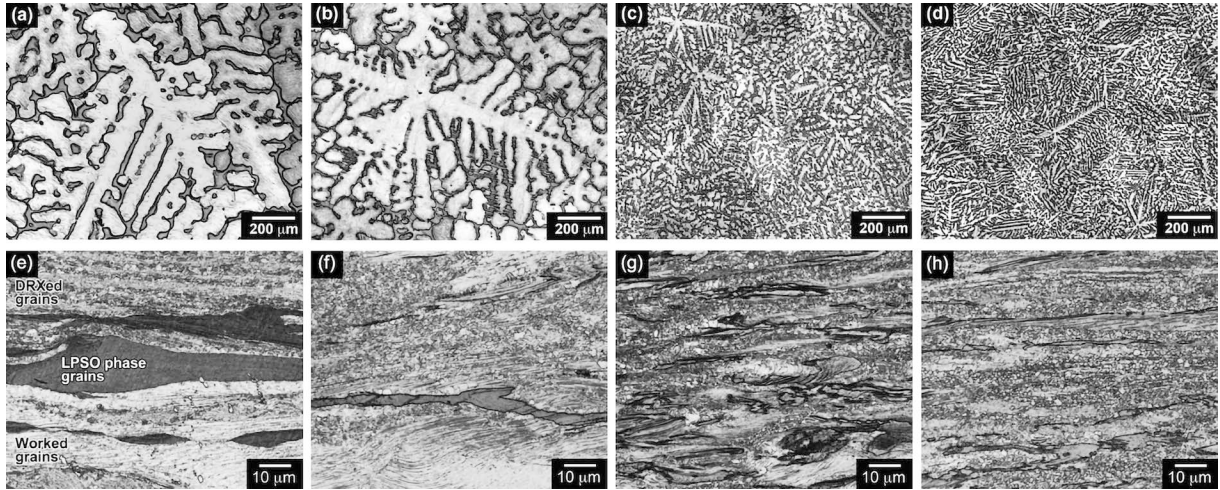


図3 様々な冷却速度で鋳造した  $Mg_{97}Zn_1Y_2$  合金とその押出材縦断面の光学顕微鏡像. (a, e) 0.06 K/s, (b, f) 0.18 K/s, (c, g) 5.7 K/s, (d, h) 9.6 K/s<sup>(8)</sup>.

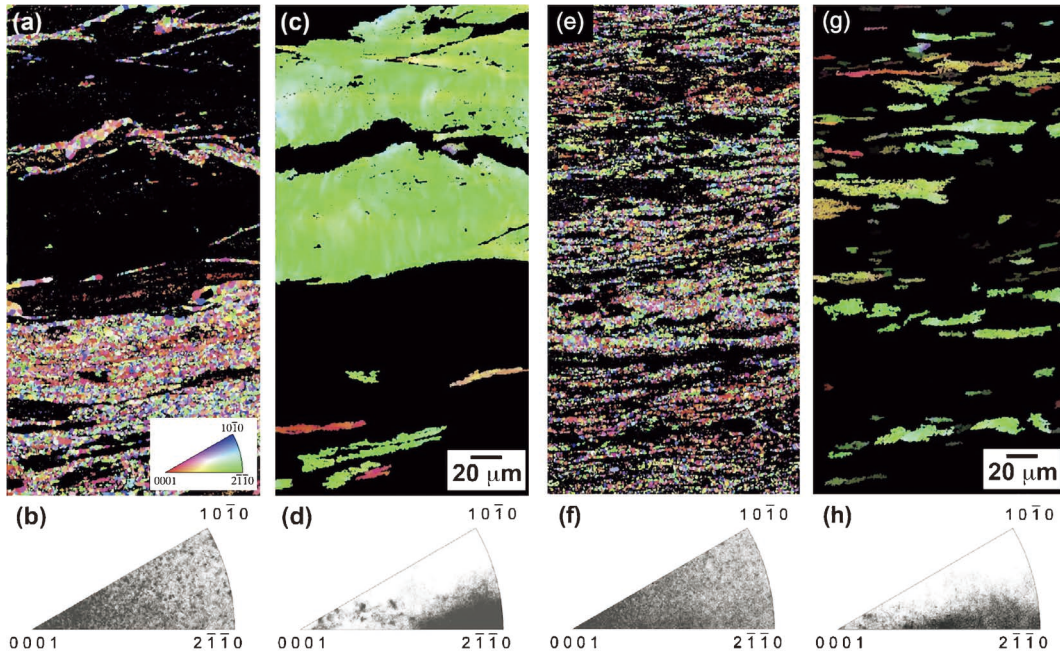


図4  $Mg_{97}Zn_1Y_2$  合金押出材縦断面の結晶方位マップと逆極点図. (a-d) 冷却速度0.06 K/s 徐冷鋳造押出材, (e-h) 9.6 K/s 鋳造押出材<sup>(8)</sup>. (オンラインカラー)

延加工を施した後に、所定の熱処理を施すことで平均結晶粒径300 nmの母相微細組織中に二次再結晶粒を分散させることで、強度を母相微細粒に、延性を二次再結晶粒に担わせることに成功している<sup>(20)(21)</sup>。一方、非立方晶系金属である $\alpha$ Mg/LPSO二相合金においては、繊維状集合組織を有する粗大粒が強度を担い、ランダム配向した母相微細粒が延性を担っていると考えられており、微細粒の働きが立方晶系金属と異なっている。hcp構造を有するMg金属において延性を向上させるためには、容易 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 系である底面 $\langle a \rangle$ 系以外の $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 系、所謂、非底面 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ の活動を活性化させる必要がある。Koikeらは結晶粒界に生じる compatibility stress によって非底面 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ の活動が活性化すること、その粒界の影響が結晶

粒全体に及ぼす臨界粒径よりも微細化することが室温延性発現に有効であることを示している<sup>(22)</sup>。 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 系の少ないhcp-Mgにおいて結晶粒の微細化は粒界強化による高強度化とともに延性向上にも有効である。 $\alpha$ Mg/LPSO二相合金押出材の再結晶粒径は0.8~4  $\mu$ mと比較的微細であることとランダム配向していることから、強度よりも延性を担う重要な組織となったと考えられる。

### 3. マルチモーダル組織形成におけるLPSO相の役割

LPSO相は強化相としての役割のみならず、押出過程におけるマルチモーダル組織形成にも大きな役割を果たすことが

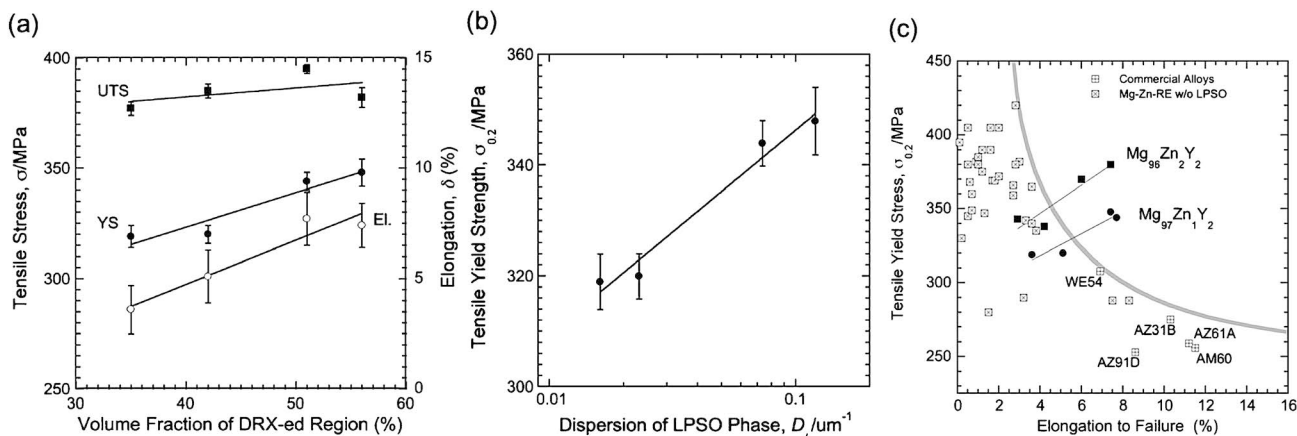


図5 Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>合金押出材の力学特性。(a)引張強度および延性と再結晶粒領域の体積分率の関係、(b)引張耐力とLPSO相分散度との関係、(c)様々なMg合金押出材の機械的特性<sup>(8)</sup>。

知られている<sup>(23)(24)</sup>。LPSO相が比較的粗大に存在する場合は、Particle Stimulated Nucleation (PSN)による隣接 $\alpha$ Mg粒領域での動的再結晶が促進される一方、極めて薄い板状にLPSO相が $\alpha$ Mg母相中に整合性を持って析出した場合、積層欠部の溶質濃化層が $c$ 成分をもつ非底面 $\bar{1}$ りを抑制することから、塑性加工時の格子回転の限定が生じ、繊維状集合組織形成を促す結果となる<sup>(25)</sup>。

ここでLPSO相が熱処理によって析出するMg-Zn-Gd合金<sup>(4)(26)</sup>を例にとって、LPSO相の形態が組織形成に及ぼす影響について述べたい。図6にMg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Gd<sub>2</sub>合金のTTT線図<sup>(26)</sup>と、铸造試料および様々な熱処理を施した試料のSEM像を示す。铸造凝固のままの組織中にはLPSO相は観察されず $\alpha$ Mg母相とMg<sub>3</sub>Gd相の二相組織を呈するが、溶体化処理を経て573 Kから773 Kの温度域において熱処理を施すことで14H-LPSO相が形成される。LPSO相の形態は熱処理温度により大きく異なり、低温で熱処理した場合は $\alpha$ Mg母相の底面に極めて薄くかつ広く板状のLPSO相が $\alpha$ Mg母相から析出するが、高温で熱処理した場合は $\alpha$ Mg母相の $c$ 軸方向に厚く成長したブロック状LPSO相が $\alpha$ MgとMg<sub>3</sub>Gdの包析反応によって形成される<sup>(27)</sup>。LPSO相晶出型のMg-Zn-Y系合金では、铸造時の冷却速度によりLPSO相形状が決まっていたが、LPSO相析出型のMg-Zn-Gd系合金では、押出前の熱処理によってLPSO相の存在形態を制御でき、結果として押出材におけるマルチモーダル組織の構成領域の体積分率もまた自在に制御することが可能となる。図7に押出前熱処理温度とマルチモーダル組織の各構成領域の体積分率変化を示す。微細な板状LPSO相の析出量が多い組織を持つ合金は、押出加工時の $\alpha$ Mg母相における再結晶が抑制されるとともにLPSO相による錐面 $\langle c+a \rangle$ 向きおよび双晶の発生が抑制され、底面 $\langle a \rangle$ 向きと柱面 $\langle a \rangle$ 向きにのみ限定される。このことから、図8に示すように、格子回転の限定によって押出方向に $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ が揃うLPSO相誘起集合組織を形成するため、 $\alpha$ Mg加工粒の体積分率が上昇する<sup>(23)(25)</sup>。一方、ブロック状LPSO相の析出量が多い組織を

持つ合金は、LPSO相粒によるPSNが生じ、結果として $\alpha$ Mg再結晶粒の体積分率が大きくなる。微細な板状LPSO相は、L1<sub>2</sub>型Zn<sub>6</sub>RE<sub>8</sub>クラスタが面内配列している溶質濃化層(Cluster-Arranged Layer; CAL)を有すること、これらCALの積層方向への周期がランダムであるという特徴からクラスタ配列ナノプレート(Cluster-Arranged Nanoplate; CANaP)という呼称が提案されており<sup>(28)</sup>、更にはMg-Zn-Y希薄合金において押出加工中に動的再結晶を促進させるための臨界CANaP厚さと間隔、逆にキック変形した加工粒を残存させるためのそれら条件が明らかになるなど、マルチモーダル組織制御をする上での重要な知見の蓄積が進んでいる<sup>(29)</sup>。

#### 4. 機能マルチモーダル制御の材料科学と材料創製

2020年11月よりJST-CREST「ナノ力学」の第二期公募において著者らの研究課題「機能マルチモーダル制御の材料科学と材料創製」を採択していただいた<sup>(30)</sup>。強度と延性の両立のみならず、強靱性発現に繋がるマルチモーダル組織制御を深化させ、「降伏後も発揮される強度」と「加工硬化を伴う延性」の機能マルチモーダル化による共存・両立による強靱化という新規概念に基づいた意図的な不均一組織の作り込み、すなわち組織マルチモーダル化という新規方法論による材料創製を目指している。先に紹介した $\alpha$ Mg/LPSO複相Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>合金のみならず、 $\alpha$ Mg擬単相合金(Mg<sub>99.2</sub>Zn<sub>0.2</sub>Y<sub>0.6</sub>希薄合金)、 $\alpha$ Mg単相合金(AZ31合金)という塑性異方性の異なるモデル合金をチーム共通の研究対象として、マルチモーダル組織を構成する各領域の単体力学特性の支配因子・作用機構に関する理解を離散的解析(松本グループ)によって深め、各領域における変形モードの集団的相互作用が重畳するマルチモーダル組織の力学特性発現機構を連続体的解析(萩原グループ)により統合的に理解することを目指すとともに、不均一系における変形機構の基礎的知見を持って、広くhcp金属材料に適用可能な「強靱化に有効な機能マルチ



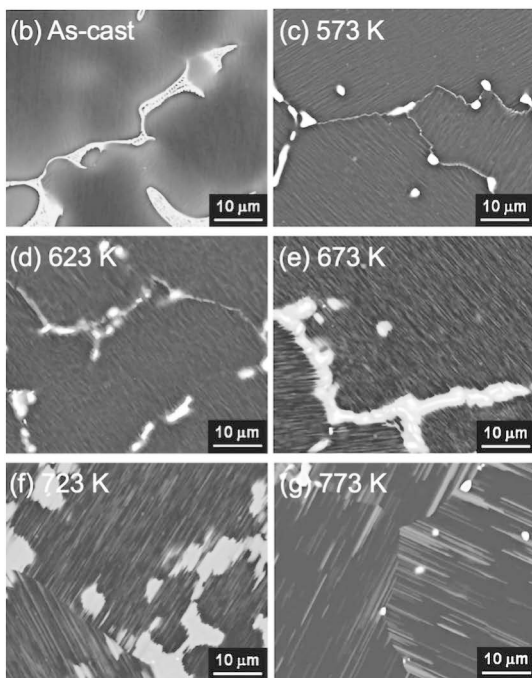
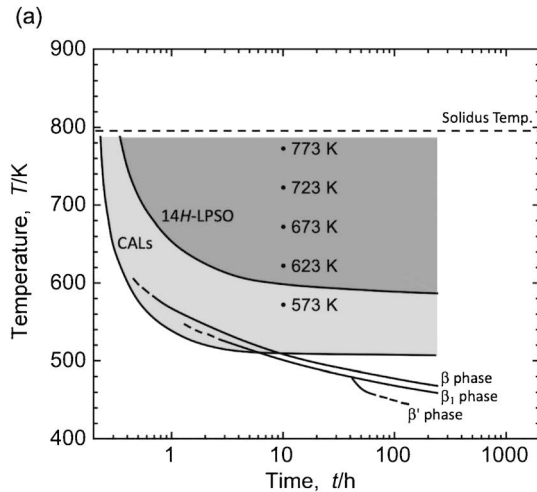


図6  $Mg_{97}Zn_1Gd_2$  合金の(a) TTT線図と、(b-g) 鑄造材および熱処理材のSEM像：(b) 鑄造材，(c) 573 K 10時間熱処理材，(d) 623 K 10時間，(e) 673 K 10時間，(f) 723 K 10時間，(g) 773 K 10時間<sup>(26)</sup>。

「マルチモーダル制御のための学理」を構築し、材料創製(山崎グループ)への応用展開を目指している。現在までに得られた成果の一部を紹介したい。

### (1) Anisotropic Mechanical Property-Induced Ductilization (AMID)の発現

マルチモーダル組織が変形する際の各結晶粒レベルでの結晶方位、粒形態に応じた活動変形機構変化を中性子線回折により得られる格子ひずみ発達評価により調査することで、各領域が担う変形・荷重について定量的に評価が可能となる<sup>(31)(32)</sup>。図9に $\alpha Mg/LPSO$  複相  $Mg_{97}Zn_1Y_2$  合金の鑄造まま材と二種類の押出材(押出比  $R5$ ,  $R12.5$ )の組織と引張応力-ひずみ曲線、中性子線回折によって得られた各結晶面

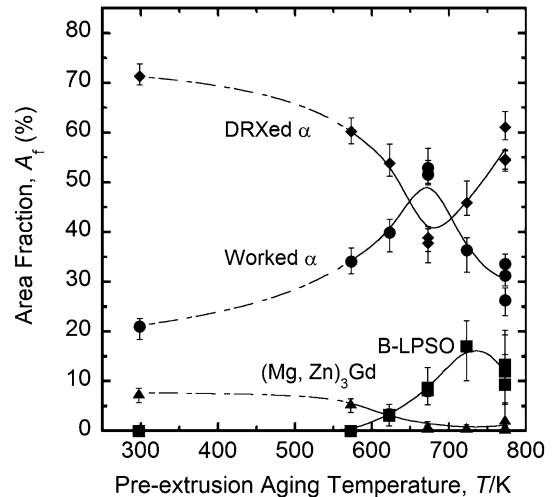


図7 押出前熱処理温度が  $Mg_{97}Zn_1Gd_2$  合金のマルチモーダル組織形成に及ぼす影響<sup>(23)</sup>。

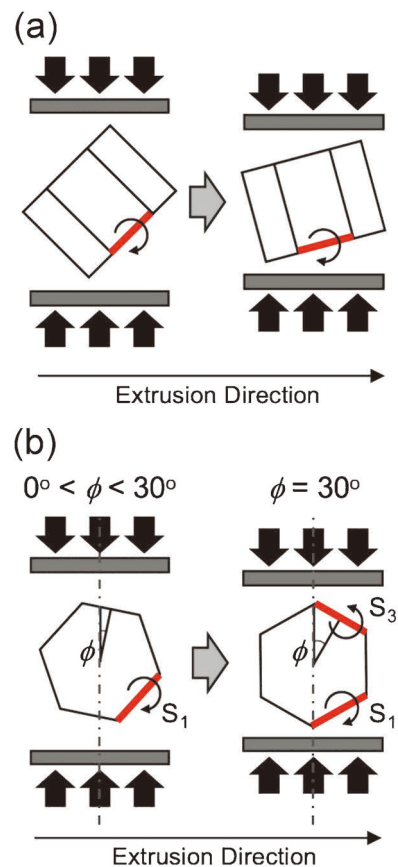


図8 押出加工時の底面 $\langle a \rangle$ 向きと柱面 $\langle a \rangle$ 向きによる格子回転と集合組織形成<sup>(25)</sup>。(オンラインカラー)

の格子ひずみと応力の関係を示す<sup>(33)</sup>。 $\alpha Mg$ 相が加工粒と再結晶粒にバイモーダル化している  $R5$  押出材が高い降伏強度を示し、 $\alpha Mg$ 相が全面再結晶した  $R12.5$  押出材は降伏強度が若干低いものの大きな延性を示した。引張その場中性子線回折実験の結果からは、再結晶粒における底面 $\langle a \rangle$ 向きによって微視的降伏が生じること、加工粒における柱面 $\langle a \rangle$ 向き

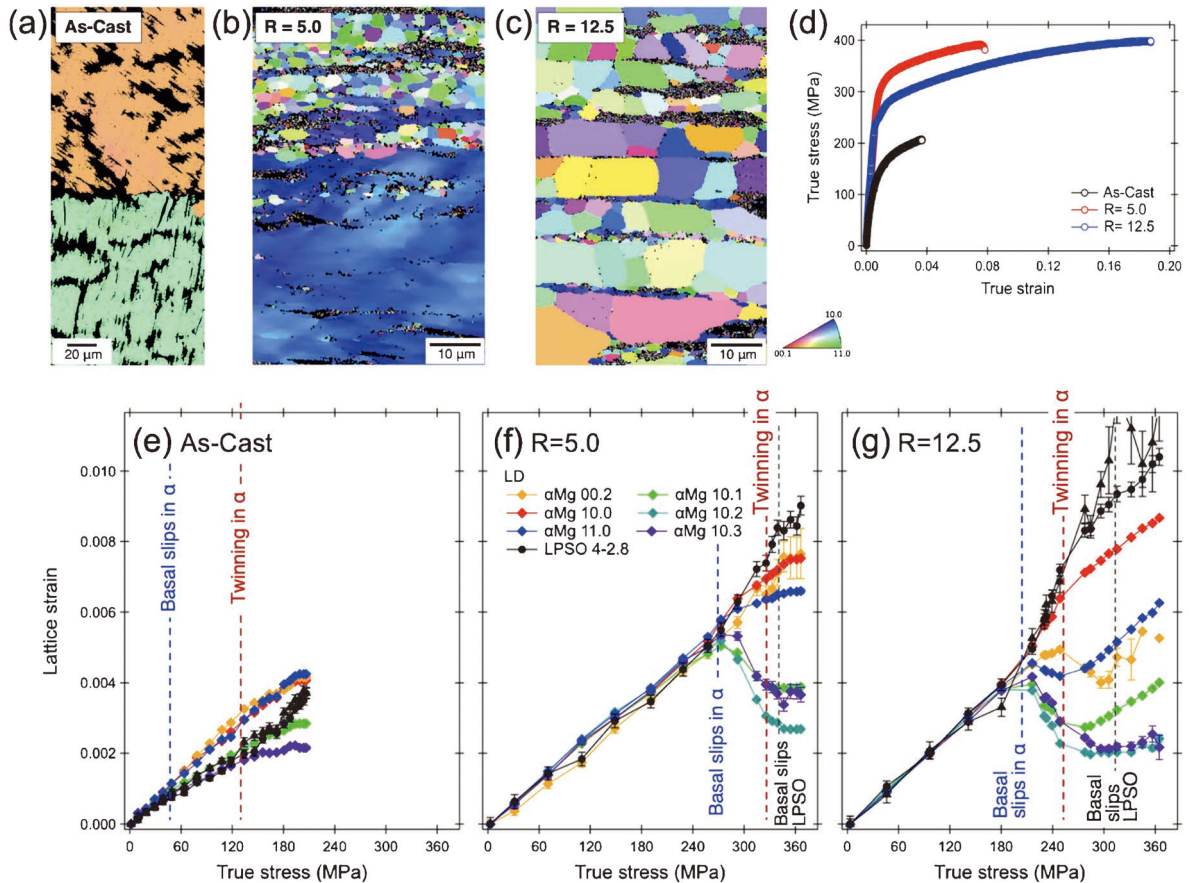


図9  $\alpha\text{Mg}/\text{LPSO}$  複相  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  合金の铸造まま材と二種類の押出材縦断面(押出比 $R5$ ,  $R12.5$ )の(a-c)結晶方位マップと, (d) 引張応力-ひずみ曲線, (e-g)中性子線回折によって得られた各結晶面の格子ひずみと応力の関係<sup>(33)</sup>. (オンラインカラー)

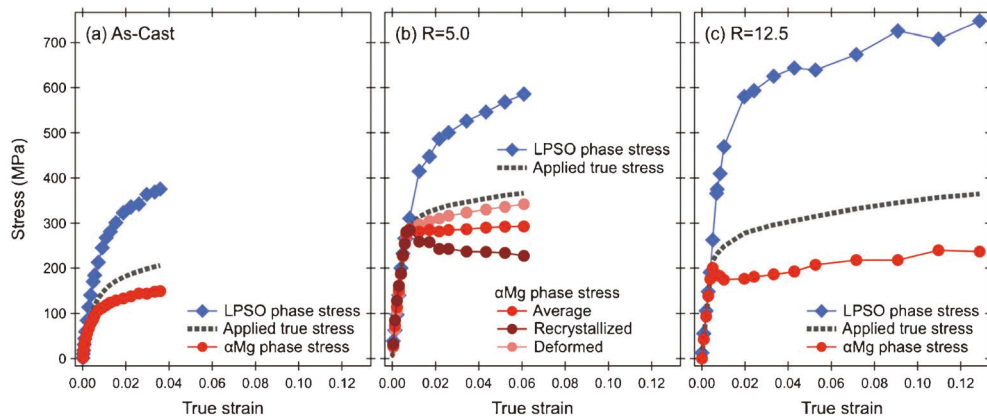


図10  $\alpha\text{Mg}/\text{LPSO}$  複相  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  合金の铸造まま材と押出材の引張変形中の印加応力に対する相応力と粒応力の変化<sup>(33)</sup>. (オンラインカラー)

および双晶変形により巨視的降伏が起こることが示唆された. 図10には  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  合金の铸造まま材と押出材の引張変形中の印加応力に対する相応力の変化を示す.  $\alpha\text{Mg}$  相が加工粒と再結晶粒にバイモーダル化している  $R5$  押出材については粒応力についても評価した. 図中に Deformed と記された加工粒の応力が再結晶粒のそれと比べ極めて大きいことがわかる. 図11には各領域の応力をそれぞれの体積分率で重み付けして評価した合金強度への寄与を示す. このような結

晶方位差による結晶粒間応力差が生じる現象は, composite-like load sharing<sup>(34)</sup>とも呼ばれるが, hcp 構造に由来し強い塑性異方性を持つ  $\text{Mg}$  合金に「粒応力」という概念を持ち込むことにより, 同じ  $\alpha\text{Mg}$  相であっても底面迂りが活動する再結晶粒と活動が抑制される加工粒にバイモーダル化することで, それぞれが軟質相, 硬質相として振る舞う複合材料的挙動を示すことが明確になった.

本研究では, LPSO 相に頼らない合金設計, すなわち加工



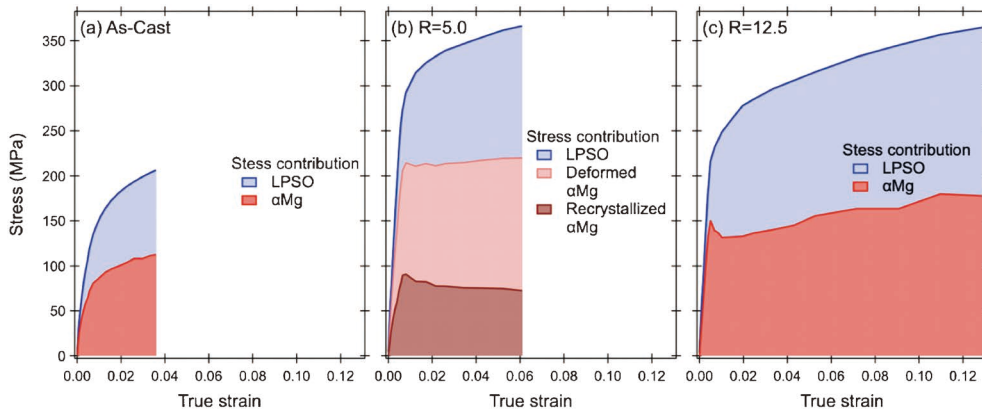


図11  $\alpha$ Mg/LPSO 複相  $Mg_{97}Zn_1Y_2$  合金の鋳造まま材と押出材における各領域の応力をそれぞれの体積分率で重み付けして評価した合金強度への寄与<sup>(33)</sup>。(オンラインカラー)

粒と再結晶粒を適切な形状・配置にて整列させた「マルチモーダル組織制御」による力学特性向上を目指していることから、 $\alpha$ Mg 単相合金へのマルチモーダル組織制御技術の適用も試みているが、単純なバイモーダル組織制御だけでは加工硬化を伴う延性の改善という点においては不十分であることもわかってきた。図12には、 $\alpha$ Mg/LPSO 複相合金、 $\alpha$ Mg 擬単相合金、 $\alpha$ Mg 単相合金を同一押出条件で加工した押出材の引張応力-ひずみ曲線と加工硬化率を示す。単相合金に比べ、LPSO 相を有する複相合金の加工硬化率が高いことがわかる。 $\alpha$ Mg/LPSO 複相合金においては、底面じりのみが活動する LPSO 相のシュミット因子を配向制御によってゼロに近づけることで合金としての加工硬化率が大きく上昇する。これは引張試験により測定・算出される LPSO 相の加工硬化率  $\Delta h_\sigma$  が粗い近似として、

$$\Delta h_\sigma = \Delta h_t / SF^2 \quad (1)$$

の関係に支配されるからである。ここで、 $\Delta h_t$  はせん断応力で規定される転位運動機構に由来する本質的な加工硬化率、SF は底面じりのシュミット因子である。言い換えると、引張延性をほとんど示さない LPSO 相であるが、その周りに軟質な  $\alpha$ Mg 相を配置することで破壊を抑制した条件下においては、LPSO 相それ自体の塑性異方性と集合組織形成が加工硬化率の大幅な増大をもたらす。結果として塑性不安定性発生の Considère の条件  $d\sigma/d\varepsilon < \sigma$  に従って、 $\alpha$ Mg/LPSO 複相合金押出材としての均一伸びを増大させることになる。従来の Mg 合金の力学特性制御に関する研究の多くは、最も容易な活動り系である底面じりの活動を抑制し、力学特性を等方的にすることを念頭に行われてきたが<sup>(35)-(37)</sup>、この結果を基に萩原は、従来の材料研究とは全く逆の発想、すなわち等方性を旨とするのではなく強化相の塑性異方性を極限まで強調することで合金としての延性を産み出すという“力学異方性誘起延性、Anisotropic Mechanical Property-Induced Ductilization (AMID)”機構を考案するに至っている<sup>(38)</sup>。

## (2) 粒界面におけるじり伝播の力学モデルの構築

連続体的解析グループによる引張・圧縮その場中性子線回

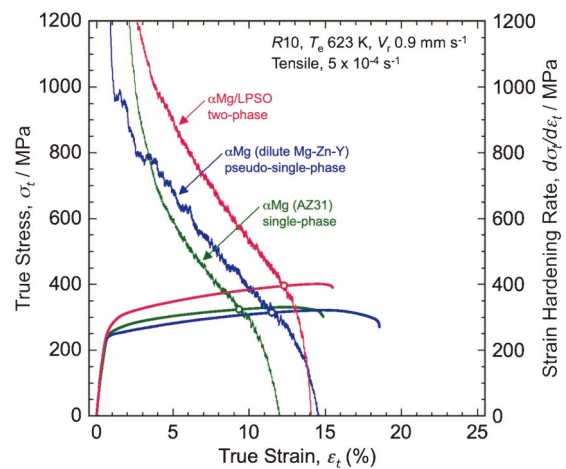


図12  $\alpha$ Mg/LPSO 複相  $Mg_{97}Zn_1Y_2$  合金、 $\alpha$ Mg 擬単相  $Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6}$  合金、 $\alpha$ Mg 単相 AZ31B 合金を同一押出条件で加工した押出材の引張応力-ひずみ曲線と加工硬化率。(オンラインカラー)

折実験や SEM-EBSD 観察の結果を統合して議論することにより、 $\alpha$ Mg/LPSO 複相合金押出材の変形過程の移り変わりが明らかになりつつあり、1) 応力-ひずみ曲線における降伏(巨視的降伏)が現れる前に再結晶粒における底面転位の活動によるマイクロ降伏を生じていること、2) 巨視的降伏においては特に加工粒において柱面転位が活動開始する、という具体的なシナリオをチーム内で共有することで、離散的解析グループにおける分子動力学シミュレーションによって各領域間の界面とパイルアップ転位列との相互作用を評価する研究を展開している<sup>(39)(40)</sup>。また、連続転位論と破壊力学に基づく理論モデルによって、じり伝播のメカニクスについて検討を行っている。具体的には、粒界を跨いで片方に底面、反対側に柱面を、粒界に対して垂直に配置し、両側で  $\langle a \rangle$  軸方向が粒界に対して垂直かつ、底面と柱面を並行に配置することで、再結晶粒/加工粒間の粒界を単純化した解析モデルを作成した。最初に、単一の転位と上記粒界との相互作用を解析し、粒界転位の役割や貫通挙動に関する基礎的な知見を獲得した(図13)。引き続き、解析モデルを大規模化

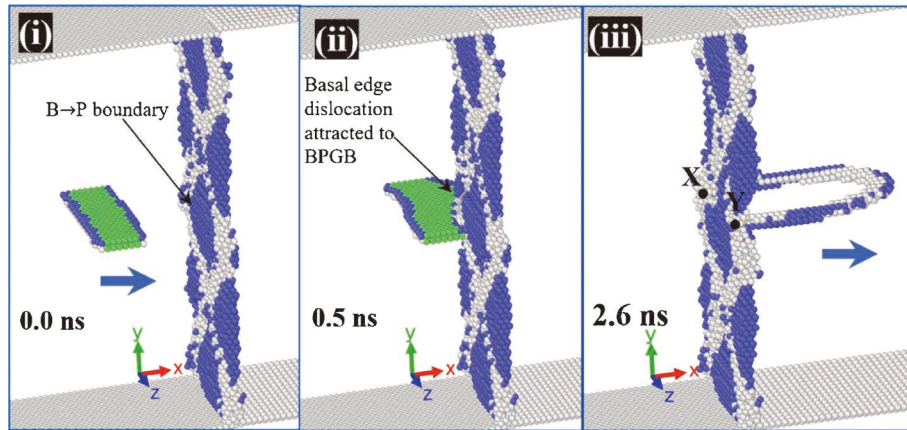


図13 底面 $\langle a \rangle$ 転位から柱面 $\langle a \rangle$ 転位への遷移時の粒界転位によるピンニング<sup>(39)</sup>. (オンラインカラー)

し、底面側にモードII型の変位拘束の境界条件を与えることで切り欠き底から刃状転位を次々と射出させることとした。結果、切り欠き底から射出された転位によって、粒界に向かって20個程度の転位のパイルアップが形成され、その後、転位が粒界を貫通した。この際、初期は一つ一つの転位が個別に貫通するが、その後、複数の転位による集団的な貫通と、一時的な貫通停止を繰り返す間欠的な挙動に変化することを明らかにした。迂り伝播挙動の遷移によって大きな応力変動や、隣接粒への多量の転位流入が生じることから、より大域的な転位の集団挙動のトリガーとなり得ることが考えられる。次に、パイルアップ転位がモードIIき裂として等価と考えられることに着目し、貫通の駆動力(エネルギー解放率)と、進展抵抗(貫通前後のエネルギー差)を評価したところ、粒界に形成されるステップ部のエネルギーとステップ幅の関係から、上記の貫通挙動の遷移が再現されることがわかった。本研究で対象としている二相三領域からなるマルチモーダル組織は、ここで紹介した再結晶粒(底面)/加工粒(柱面)の粒界に加えて、再結晶粒/LPSO相、加工粒/LPSO相等の粒界での迂り伝播が順次起動することで、高い延性と強度が得られていると考えられる。

## 5. おわりに

本稿では $\alpha\text{Mg}/\text{LPSO}$ 複相Mg-Zn-Y合金押出材を中心に、結晶塑性異方性を利用したMg合金のマルチモーダル組織制御とその機械的特性の向上についての研究例を紹介した。極めて強い結晶塑性異方性を有するLPSO相は強化相として働くだけでなく、AMID機構を通じて加工硬化を伴う延性の発現にも重要な役割を果たしていることが明らかになりつつある。実験による不均一組織の変形メカニズム解明という帰納的アプローチを経て、AMID機構の提案や迂り伝播の力学モデルの構築といった演繹的アプローチに繋がるメカニクス構築への展開が今まさに試みられている。今後、Mg合金以外においてもAMID機構が発現する新規構造材料が見出され、構造材料研究に新たな視点をもたらされるこ

とを期待している。

本研究は、JST・CREST「ナノ力学」(JPMJCR2094)、文科省・科研費補助金(20686050, 25289251, 17H03431, 18H05476, 18H05479, 22H01364)、及びJ-PARC・MLF実験課題(2019P0600, 2019I0019, 2021P0040, 2021I0019)の支援を受けて行われました。記して心より感謝申し上げます。

## 文 献

- (1) J. Song, J. She, D. Chen and F. Pan: *J. Magnes. Alloy.*, **8** (2020), 1-41.
- (2) Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue and T. Masumoto: *Mater. Trans.*, **42**(2001), 1172-1176.
- (3) E. Abe, Y. Kawamura, K. Hayashi and A. Inoue: *Acta Mater.*, **50**(2002), 3845-3857.
- (4) M. Yamasaki, T. Anan, S. Yoshimoto and Y. Kawamura: *Scr. Mater.*, **53**(2005), 799-803.
- (5) S. Yoshimoto, M. Yamasaki and Y. Kawamura: *Mater. Trans.*, **47**(2006), 959-965.
- (6) Y. Kawamura and M. Yamasaki: *Mater. Trans.*, **48**(2007), 2986-2992.
- (7) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H. Yasuda and Y. Umakoshi: *Acta Mater.*, **58**(2010), 6282-6293.
- (8) M. Yamasaki, K. Hashimoto, K. Hagihara and Y. Kawamura: *Acta Mater.*, **59**(2011), 3646-3658.
- (9) E. Abe, A. Ono, T. Itoi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: *Philos. Mag. Lett.*, **91**(2011), 690-696.
- (10) H. Yokobayashi, K. Kishida, H. Inui, M. Yamasaki and Y. Kawamura: *Acta Mater.*, **59**(2011), 7287-7299.
- (11) D. Egusa and E. Abe: *Acta Mater.*, **60**(2012), 166-178.
- (12) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H.Y. Yasuda and Y. Umakoshi: *Intermetallics*, **18**(2010), 1079-1085.
- (13) K. Hagihara, Y. Sugino, Y. Fukusumi, Y. Umakoshi and T. Nakano: *Mater. Trans.*, **52**(2011), 1096-1103.
- (14) 河村能人: *まてりあ*, **54**(2015), 44-49.
- (15) K. Hagihara, Z. Li, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: *Acta Mater.*, **163**(2019), 226-239.
- (16) K. Hagihara, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: *Mater. Sci. Eng. A*, **763**(2019), 138163.
- (17) K. Hagihara, R. Ueyama, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T.



# ナノ・マイクロ金属の疲労学理の構築： マイクロ金属単結晶に対する疲労実験

澄川 貴志\*

## 1. はじめに

一般的に個別の材料の機械特性(変形や強度特性)は寸法に依存せず一定として取り扱われており、小さなサンプル(試験片)で取得したデータを用いて様々な巨大構造物の信頼性設計を行うことができる。しかし、特定のケースでは材料寸法が機械特性に影響を及ぼす場合があり、とくにナノ～マイクロサイズの金属材料では、降伏応力や破壊強度が変化することが報告されている<sup>(1)-(3)</sup>。図1は、10  $\mu\text{m}$  よりも小さい銅単結晶について、降伏応力と試験片寸法(直径)との関係を模式的に示したものである<sup>(4)</sup>。シュミットの法則<sup>(5)</sup>が指摘するように、本来、金属単結晶の降伏応力(活動すべり系の臨界分解せん断応力)は寸法に寄らず一定であり、十分焼き鈍した銅単結晶では、その臨界分解せん断応力は数 MPa 程度として与えられている<sup>(6)</sup>。しかし、図1では、降伏応力は材料寸法の縮小とともに上昇し、100 nm の直径では1 GPa

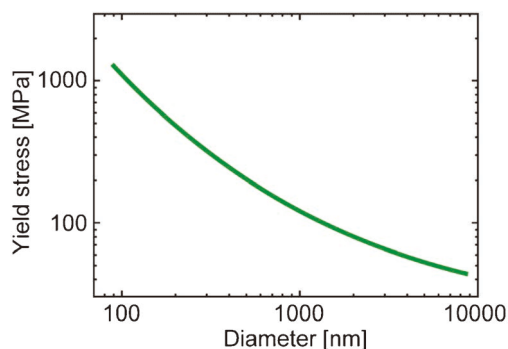


図1 ナノ～マイクロサイズの銅単結晶における寸法と降伏応力の関係<sup>(4)</sup>。(オンラインカラー)

に達している(“Smaller is stronger”).

ナノ～マイクロサイズの金属単結晶が示す寸法効果には様々な要因があり、主には①初期転位・転位源数の減少<sup>(7)</sup>、②転位源長さの縮小や single arm 転位源 (single arm dislocation source) の作用<sup>(8)(9)</sup> および ③ GN 転位 (geometrically necessary dislocation) などの存在<sup>(10)</sup> が挙げられる。①について、良く焼き鈍された金属の転位密度は  $10^{10} \sim 10^{12} \text{ m}^{-2}$  程度であることを考慮すると、1 マイクロ平方メートルあたりに転位は多くとも数本しか存在しない。完全結晶ではその降伏応力が理想強度に近づくことを考えれば、微小な材料が高い降伏応力を示すことは容易に想像できるであろう。②について、材料寸法が減少すると、両端がピン止めされたフランク・リード源よりも、片方の端のみがピン止めされもう一方の端は材料表面に抜け出た転位源のほうが存在し易くなる (single-arm dislocation source)。その臨界分解せん断応力は Stochastic dislocation source length model<sup>(8)(9)</sup> によって表され、材料寸法の減少に伴い降伏応力は上昇することが示されている。③については、金属材料がすべりによって変形すると、一部の転位は微視組織に蓄積される。この転位は、大きく SS 転位 (statically stored dislocations) および GN 転位 (geometrical necessary dislocations) に分類される。GN 転位は、塑性変形後の形状の成立に要する変形勾配がある箇所に存在すべき“幾何学的に必要な転位”である。例えば曲げ変形では、材料寸法が小さくなるほどひずみ勾配は大きくなり、この領域には極めて高い GN 転位密度を必要とする。このため、巨視的な降伏応力は高くなると考えられている。

一方、産業構造物の重大事故の大半は疲労破壊が原因である。近代社会を支える多くの電子デバイス中には、ナノ～マイクロサイズの無数の金属素子が存在している。プラントや自動車等の高負荷環境下での使用に伴って、微細な金属材料

\* 京都大学大学院エネルギー科学研究科；教授(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)

Construction of Nano-/Micro-scale Fatigue Theories—Fatigue Experiments on Micro-sized Single Crystalline Metals; Takashi Sumigawa (Graduate School of Energy Science, Kyoto University, Kyoto)

Keywords: *micro-sized metals, fatigue, tension-compression cyclic deformation, extrusion/intrusion, cracking*

2023年8月21日受理[doi:10.2320/materia.63.18]



の疲労強度に関する知見の重要度は益々高まっているが、疲労についても降伏応力と同様に寸法効果が存在すると考えられ、その現象やメカニズムに関する詳細な説明が求められている。

## 2. 金属の疲労下部組織

金属の疲労現象のメカニズムについては、これまで広く研究されてきた。特に1900年代中期における電子顕微鏡の発明によって、疲労した金属の内部を観察することが可能になり、繰り返し負荷によって生じる自己組織化転位構造に関する理解は飛躍的に深まった<sup>(11)-(15)</sup>。図2は、単一すべり方位に配向された銅単結晶に対する繰り返し変形試験から得られた繰り返し応力-ひずみ曲線を模式的に示す<sup>(14)</sup>。このグラフの縦軸と横軸は、それぞれ飽和分解せん断応力振幅と塑性せん断ひずみ振幅を表しており、曲線は3つの領域に分けられる。低塑性せん断ひずみ振幅(領域A)では、塑性ひずみ振幅の増加とともに飽和応力振幅は上昇する。このとき、材料の内部には、正負の刃状転位からなる転位双極子が束状に集合したベインおよび低転位密度領域(チャンネル)で構成された構造が現れる。転位の双極子が集まったベインは安定な構造であるため、その形成に伴って金属は繰返し加工硬化を示す。塑性ひずみ振幅が大きくなると、飽和応力振幅が塑性ひずみ振幅に依存しない領域(領域B, plateau 領域)が現れ、材料中の結晶学的なすべり変形は、狭いバンド内に局在化する。バンドの内部には、転位双極子で形成された転位壁が周期的に並んだ構造(はしご状転位構造)が存在する。このような塑性ひずみの局在化領域は、“PSB (Persistent slip band, 固執すべり帯)”と呼ばれ<sup>(15)-(18)</sup>、転位壁間では、らせん転位の活動によって高い塑性ひずみが受け持たれている。PSBは母相(ベイン+チャンネル)よりも柔らかいため、両者の境界では変形のミスマッチに起因した応力集中を生じる。さらに、PSB内におけるすべり変形の不可逆性は、材料表面に“突き出し/入り込み”と呼ばれる凹凸を生じ<sup>(19)-(23)</sup>、入り込みの底では形状に起因した応力集中が発生する。疲労き裂は、PSB-母相間の界面や入り込み底での応力集中に起因して発生するため、はしご状転位構造を持つ

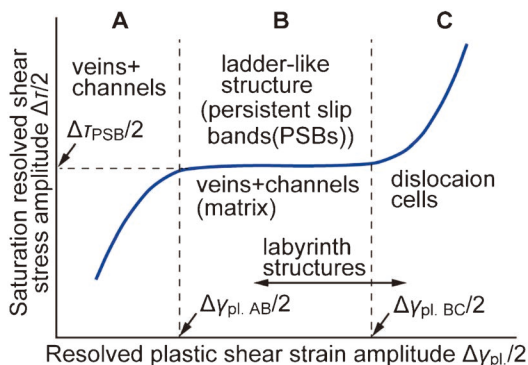


図2 単一すべり方位を有する銅単結晶の繰り返し応力-ひずみ関係<sup>(14)</sup>。(オンラインカラー)

PSBの出現は、疲労において重要な役割を果たす。実際、図2において、PSBの形成に必要な飽和応力振幅(図中「 $\Delta\tau_{PSB}/2$ 」)に達する塑性ひずみ振幅は、疲労き裂発生限界と一致する。さらに塑性ひずみ振幅が大きくなると(領域C)、飽和応力振幅は再び増加を始め、材料内部には微小な結晶方位差を有するセル構造が現れる。これら疲労組織の大きさは材料の寸法に依存せず、1~数マイクロメートルであることが知られている。このことは、マイクロメートルよりも小さい材料の内部には、上述の疲労組織を形成するスペースがなく、特有の疲労挙動が存在することを示唆している。

## 3. 微小材料に対する疲労試験

代表的なナノ~マイクロ材料として薄膜があるが、薄膜は厚さ方向のみが微小であるため、ここでは三次元的に微小な材料を対象とする。三次元的に微小な材料への負荷実験には、主に圧縮試験が採用されている。変形剛性が極めて低いナノ~マイクロサイズの試験片は、ハンドリングのみならず予ひずみの導入無しでの両端把持が極めて難しいが、圧縮試験では圧子の接触で負荷を与えることができ、その実施は比較的容易である。しかし、座屈の問題を含む圧縮変形では試験片に大きな負荷を与えることはできず、破断強度を取得することが難しい。このため、実験の難度は飛躍的に高まるが、先端をフック形状に加工した圧子に試験片の一端をはめ込む等の工夫をして、引張負荷を与える試験が行われている<sup>(4)</sup>。これらの実験手法の応用により、材料に対して片振り(圧縮-圧縮あるいは引張-引張)の繰り返し変形を与えることはできる。ただし、疲労強度に影響を与える因子として、重要度の高い順に①応力振幅、②平均応力、③応力勾配および④残留応力が挙げられる。材料の疲労挙動の基礎を得るためには、①のみを取り上げ、他の因子を排除した試験の実施が望ましい。②の平均応力を排除するためには、両振りでの試験を実施する必要がある。これまでに、マイクロサイズの金属単結晶に対して、フック形状に加工した圧子を用いて両振りの繰り返し曲げ変形試験を実施した例はある<sup>(24)</sup>。しかし、曲げ試験では、③の応力勾配の影響が現れる。また④の残留応力の影響を排除するためには、基板やサポート材等の保持を利用せず、材料単体の試験片に対して把持と負荷実験を行わなくてはならない。以上の問題をすべてクリアするためには、独立した微小試験片に対する両振りでの引張-圧縮繰り返し変形試験を実施する必要がある。しかし、予ひずみ(残留応力)の導入を排除した試験片把持や圧縮時の座屈を抑制するための厳密な軸調整を行う必要があり、その実現は困難とされてきた。

## 4. ナノインデーターを用いた引張-圧縮繰り返し負荷への挑戦

微小材料への負荷には、微小押し込み試験機(ナノインデーター)が広く用いられている。ナノインデーターは、薄膜やバルク材表面への押し込み試験に用いられ、材料のヤング

率<sup>(25)</sup>だけでなく、次元解析<sup>(26)</sup>を用いて構成式を取得することができる。ナノインデンターをSEM (Scanning electron microscope, 走査型電子顕微鏡)やTEM (Transmission electron microscope, 透過型電子顕微鏡)などに組み込み、ナノ～マイクロサイズの微小な材料への圧縮試験が行われている。電子顕微鏡内でのその場観察実験を行うことで、単なる荷重-変位関係の取得だけでなく、負荷中の材料の様相の変化を詳細に明らかにすることができる。

ここでは、SEM用ナノインデンター(Hysitron, PI85)を用いて、マイクロサイズの銅単結晶試験片への引張負荷繰り返し負荷を試みた結果を紹介する<sup>(27)</sup>。結晶粒の粗大化と残留応力の除去のために、真空環境下(800°C, 24 h)で熱処理を行った銅多結晶板(99.999%)に対して、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction Patterns, 電子線後方散乱回折法)解析を実施し、基板表面の結晶情報を特定した。所望の結晶方位を有する結晶粒から、FIB (Focused ion beam, 集束イオンビーム)加工装置を用いて土台部、試験部およびつかみ部からなるドッグボーン型微小試験片を作製した(図3(a))。試験部は、一辺が2 μmの正方形断面を有している。金属材料にFIB加工を施した場合、表面には数十nm厚さの加工層が残存する。これまでの検討から、この加工層の存在は疲労損傷に大きな影響を及ぼすことがわかっている。このため、加工層は超低エネルギーのアルゴンイオンミリング処理を施して除去した。図3(b)は、作製した試験片の結晶方位を示すステレオグラフおよび12のすべり系に対するシュミット因子を示す。面心立方金属である銅は、4つのすべり面({111}すべり面)にそれぞれ3つのすべり方向(<110>すべり方向)を有し、計12個のすべり系を持つ。図中では、SchmidとBoasの表記法に従い、4つのすべり面をA~D、6つのすべり方向を1~6で表している。この表記法の下で

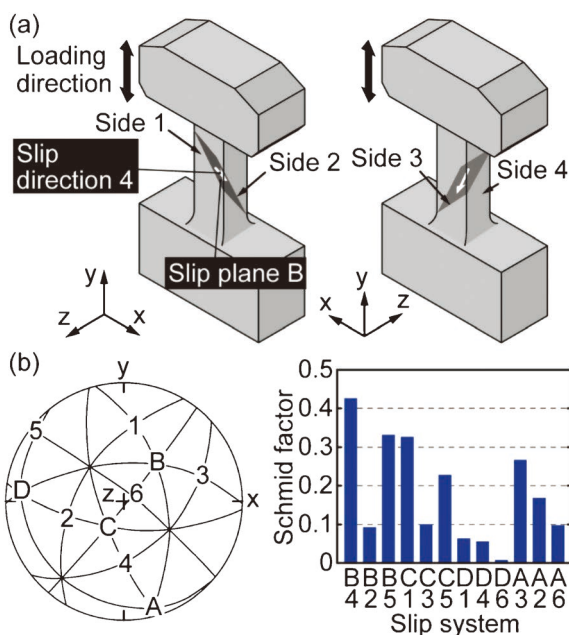


図3 単一すべり方位を有するマイクロ銅単結晶試験片<sup>(27)</sup>。(オンラインカラー)

は、主すべり系(最大のシュミット因子を有するすべり系)は、B4(すべり面Bとすべり方向4の組み合わせ)として表される。この単結晶試験片は、一つのすべり系が優先的に活動する単一すべり方位に配向されている。また、試験部の4つの側面をSide 1~Side 4と定義した。本試験片では、主すべり系の活動によるすべりが試験部を貫通する領域の幅は、約400 nmである。

事前検討として、ダイヤモンド製負荷チップの先端をFIBによってC型のフック形状に加工し、試験片のつかみ部にはめ込み、試験片軸方向に引張変位を与える実験を行った。図4(a)は、実験より得られた荷重-変位関係およびその場FE-SEM (Field emission-scanning electron microscope: 電解放出走査型電子顕微鏡)観察像を示す。荷重の増加に伴い、試験部には主すべり系の活動による微細なすべり線が現れ、試験終了時には試験部の広範囲に広がっていた。この荷重-変位曲線から得られる降伏荷重と、活動すべり系の幾何学的配置を考慮して分解せん断応力を算出すると、降伏応力を約58 MPaと見積もることができる。良く焼き鈍されたバルクの銅単結晶の降伏応力は数MPa程度であり<sup>(6)</sup>、マイクロサイズの試験片は、極めて高い降伏応力を示すことがわかる。降伏後、応力はさらに上昇を続け、約88 MPaに達すると不安定なひずみの急増(ひずみバースト)を生じた。図4(b)は、試験前後の試験片の形状変化および試験後の試験片内部をそれぞれFE-SEM観察およびTEM観察によって得た結果であり、内部には膨大な数の転位が存在している。負荷応力が臨界値を超え、試験片内部で転位の増殖が雪崩的に引き起こされた結果、ひずみバーストを生じたことがわかる。

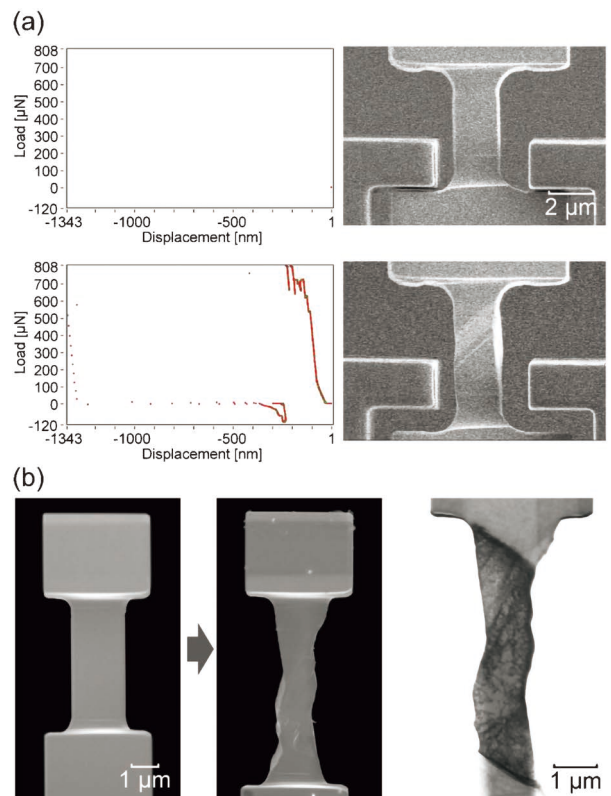


図4 マイクロ銅単結晶の引張試験の結果。(オンラインカラー)



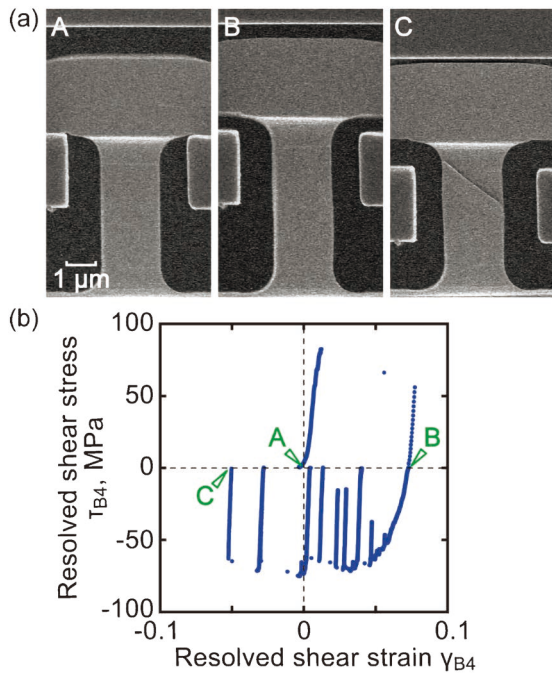


図5 マイクロ銅単結晶の引張-圧縮繰り返し変形試験における1サイクル目のその場観察像および応力-ひずみ関係<sup>(27)</sup>. (オンラインカラー)

同様の試験片を用意し、試験片に引張負荷を与えた後、圧子を逆方向へ移動させることによって圧縮負荷を試みた。この試験では、全ひずみ振幅が $7.5 \times 10^{-2}$ となるようサイクル毎に与える変位量を調整した。図5は、1サイクル目の(a)その場SEM観察像および(b)応力-ひずみ関係を示す。図中のA, BおよびCは、それぞれ負荷前、引張負荷後および圧縮負荷後に対応している。最初の引張負荷では、試験片は弾性変形を示した後、 $\tau = 56$  MPa 近傍で降伏を示し、その後 $\tau = 82$  MPaに達した際、ひずみバーストを生じた。これらの応力値は、事前に実施した引張試験の結果と等しく、良い再現性を示している。続く半サイクルの圧縮負荷では、最初に弾性変形を示した後、 $\tau = -31$  MPaで降伏した。この降伏応力は、1サイクル目の引張負荷時のそれよりも小さく、試験片は降伏点降下現象(ハウシンガー効果)を示した。さらに負荷を与えると、加工硬化を伴いながら変位振幅の急増と荷重振幅の急減を繰り返し、 $\tau = -75$  MPaで巨大なひずみバーストを生じた。

図6は、特定のサイクル終了時の試験片に対して、低スキャンスPEEDで取得したFE-SEM観察像を示す。1サイクル目の引張負荷でのひずみバーストによって試験部全体に薄いすべり線が生じ(図6(a))、続く圧縮負荷では局所的なすべりの集中(すべり帯)が見受けられる(図6(b))。2サイクル目のFE-SEM観察像(図6(c))では、1サイクル目で生じたすべり帯から約200 nm下の位置に局所的な太いすべり帯が新たに形成された。4サイクル目(図6(d)および(e))では、異なるすべり帯(図中矢印)が形成されていた。7サイクル目の引張変形終了時(図6(f))には、すべり帯に深い窪みが生じていた。

図7は、試験後の試験片に対するFE-SEM観察像を示

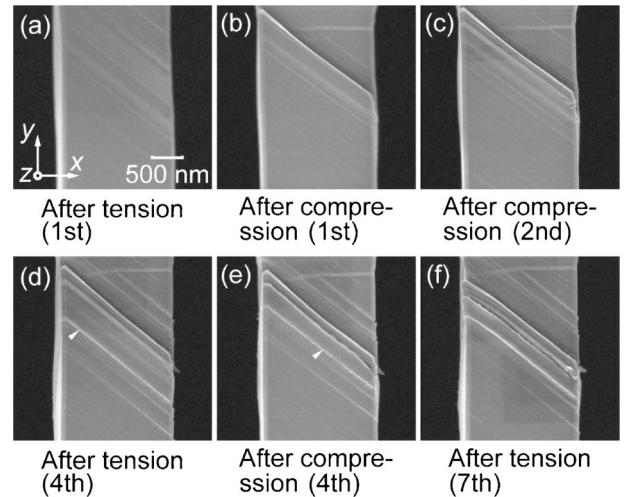


図6 特定のサイクル終了後の試験片に対する観察像<sup>(27)</sup>.

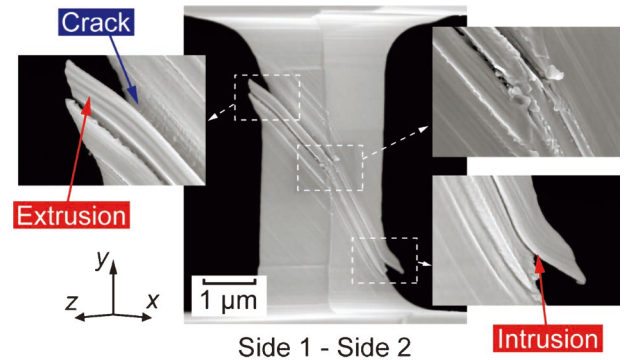


図7 試験後のマイクロ銅単結晶試験片の観察像<sup>(27)</sup>. (オンラインカラー)

す。主すべり系B4に沿った100~300 nmの厚さを有する結晶学的なプレートが試験部を貫通している。Side 1とSide 2では、高さ170~430 nmの突き出し/入り込みが形成されている。これらの突き出し/入り込みは、バルクの銅で観察されるもの(幅1 μm程度)と類似の外的特徴を有するが、その幅は狭い。また、突き出し底部では、すべり帯分離による疲労き裂の発生が確認できた。本試験片に与えたような高いひずみ振幅では、通常、試験片には複数のすべり系が活動し、疲労き裂は微細なすべり帯と交差する巨視的な変形帯との衝突によって発生する<sup>(28)</sup>ことから、マイクロスケールの試験片は、それとは異なる特有の疲労破壊挙動を示した。

## 5. 専用装置の開発とマイクロ金属の疲労挙動の解明

マイクロサイズの金属の疲労について一層の検討を進めていく上で、C型のフック形状を有する圧子を用いた手法では、微小な繰り返し変形を高サイクルで与えることは実質不可能であるため、専用の負荷装置を開発することとした。

図8(a)は、開発した引張-圧縮繰り返し変形試験装置を示す<sup>(29)</sup>。本装置は、圧電アクチュエータ、ロードセル、変位センサ(静電容量センサ)およびグリッパーから構成される。6つの小型モーターを内蔵しており、直交する三軸方向(x軸、



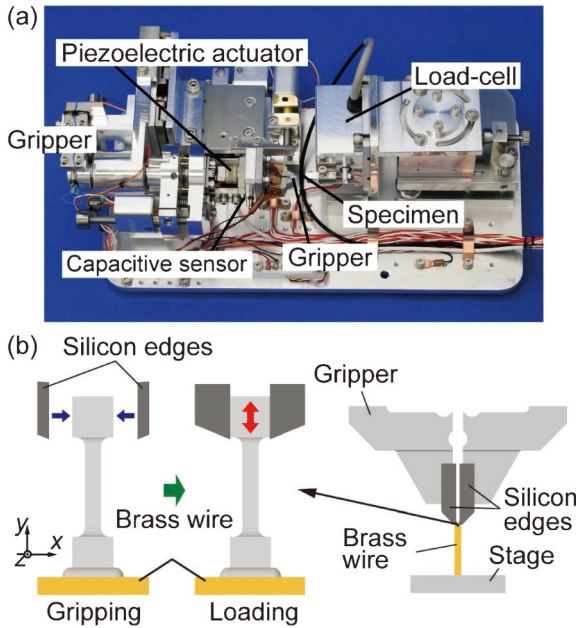


図8 開発した引張-圧縮繰り返し変形試験装置および試験片把持方法<sup>(29)</sup>。(オンラインカラー)

y軸, z軸)に対する並進移動と, 軸まわりの回転に関する調整が可能であり, 試験片に対する正確な軸調整を行うことができる. グリッパーには小型ピエゾアクチュエータが内蔵されており, マイクロサイズの試験片端部の把持および解放を自由に行うことができる(図8(b)参照). この負荷装置をFE-SEM内に設置することで, その場観察下で実験を行うことができる.

図9は, 開発した試験装置を用いて, 単一すべり方位を有するマイクロサイズの銅単結晶試験片(試験部: 幅 $2\mu\text{m}$ , 奥行き $2\mu\text{m}$ , 長さ $10\mu\text{m}$ )に対して両振りの引張-圧縮繰り返し変形を加えた際の疲労損傷の様子を示す. 繰り返し数が増加するにつれて, 試験片の形状はすべりによって不可逆的に変化し, バルクの銅と類似の突き出し/入り込みが生じる. 試験終了後(3500サイクル後)の観察では, 入り込みの底部から疲労き裂が発生していた.

図10は, 繰り返し数の増加に伴う突き出し/入り込みの高さ(深さ)の変化を示す. 図10(a)において, 正面から見て試験片右側面の突き出しは左側面では入り込みになっており, 逆に右側面の入り込みは左側面では突き出しとなっている. 図10(b)および(c)から, この突き出しと入り込みのペアの高さと深さは, 左右の側面で完全に連動していることがわかる. バルクの銅単結晶のPSBでは, 材料内部における正負の転位の反応に伴い原子空孔が形成され, 体積膨張が起こることで表面に突き出し/入り込みが発生する<sup>(30)</sup>. すなわち, バルク単結晶では片方の側面と対向する側面の突き出し/入り込みは対応しないが, このマイクロ試験片は異なる挙動を示した.

次に, 同じ試験片を複数本用意し, それぞれに異なる変位振幅を与える試験を実施した<sup>(31)</sup>. 応力-ひずみ関係から飽和時の応力振幅および塑性ひずみ振幅を求めた結果, プロットはバルクの銅単結晶の繰り返し応力-ひずみ曲線には乗ら

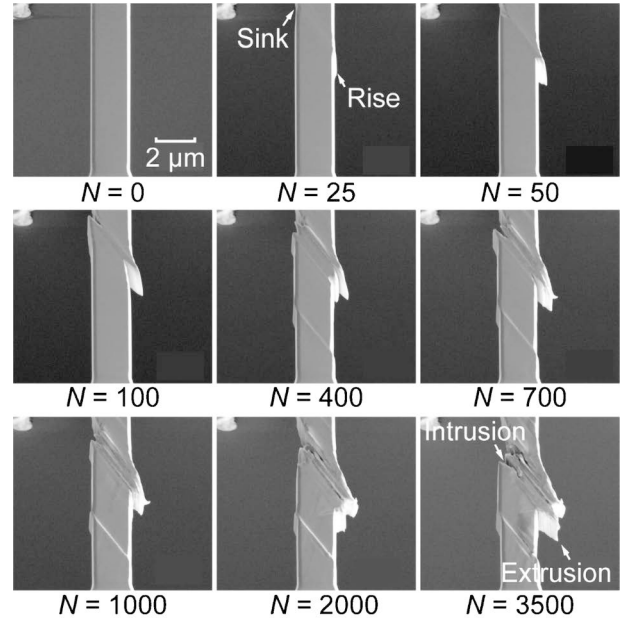


図9 開発装置を用いたマイクロ銅単結晶の引張-圧縮繰り返し変形試験におけるその場観察像<sup>(29)</sup>。

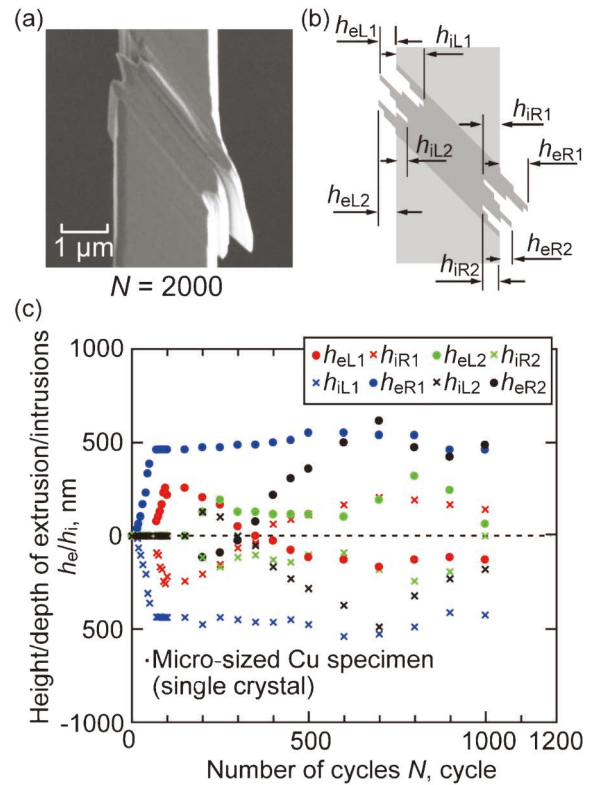


図10 突き出し/入り込みの高さ/深さの変化<sup>(29)</sup>。(オンラインカラー)

ず, バルクの疲労き裂発生限界( $27.5\text{MPa}$ <sup>(14)</sup>)より低い応力振幅であっても突き出し/入り込みの形成とともに疲労き裂を生じた(“Smaller is weaker”).

低応力振幅( $6\text{MPa}$ )での疲労試験後の試験片の内部をTEMによって観察した結果, 複数の転位が集まった自己組織化構造(幅約 $100\text{nm}$ の転位壁+チャンネル)の存在を確認した. この結果は, 引張試験で得られる降伏応力( $58\text{MPa}$ )



# 機械学習による物理ベース階層 マルチスケールモデル構築の試み

梅野 宜 崇\*

## 1. はじめに

物理現象のほとんどは微分方程式で記述されることが知られており、その支配方程式を数値積分することによって現象を計算機上で再現する数値シミュレーションは、以前から幅広い物理問題に適用されてきた。計算機能力の飛躍的な向上も相まってその適用範囲が大きく広がり、数値シミュレーションは今や材料強度分野のみならず、材料工学分野、熱流体工学分野、社会基盤工学分野など様々な分野で活用されている。例えば、材料工学分野においては第一原理計算による材料物性評価や材料探索が、熱流体工学分野では連続体あるいは格子モデルによる流体挙動解析が定着し、産業応用がなされるレベルにまで発展してきたことから、こうした分野での数値シミュレーションの「地位」は比較的高いといえることができる。一方、材料強度分野においては、固体材料の変形・破壊シミュレーションに対する学術的・工業的な取り組みが以前から行われているにも関わらず、強度設計のための本格的なシミュレーション活用までには至っていない。もちろん、実験のみでは難しい材料内部の力学的情報へのアクセスがシミュレーションを用いれば比較的簡単に行えることから、材料に対する力学実験を補完し学術的な知見を得るといった点で数値シミュレーションの果たす役割は小さくないが、産業応用が十分にできるほど技術的に成熟したものとはなっていない。

その理由の一つに、固体材料の変形・破壊問題は極めてマルチスケールの現象を扱う必要があるため、という点が挙げられるであろう<sup>(1)</sup>。例えばき裂進展問題においては、マクロな応力・ひずみ場は連続体モデルでよく記述されるものの、き裂先端近傍の力学状態は厳密には、分子動力学法

(Molecular Dynamics; MD)などナノレベルの精密なモデルで取り扱う必要がある。また塑性変形問題においては、結晶すべりを司る転位同士あるいは転位と種々の結晶欠陥などとの相互作用が重要であり、転位動力学法などのメゾスケールモデルで取り扱わねばならない。材料の変形・破壊においては、厳密にはこれらの大きく異なる空間スケールでの現象が互いに強い連成関係にあり、それぞれを独立に取り扱うことができないため、これらのモデルを組み合わせたマルチスケール解析が極めて重要となる。

本稿では、マルチスケール解析における階層間接続問題について述べるとともに、それを克服するための機械学習を用いた我々の新しい手法について解説する。具体例として、我々が現在取り組んでいる、繰り返し変形を受ける金属における転位組織形成問題への適用について紹介する。

## 2. スケール間接続の問題

マルチスケール解析は、同期的(concurrent)手法と階層的(hierarchical)手法の2つに分類される。前者はシミュレーションモデルを複数の領域に分割し、一部を解像度の高い下位スケールのモデルで、それ以外の部分を計算コストの低い上位スケールのモデルでハイブリッド的に解く方法である<sup>(1)</sup>。分割した領域間をできるだけ滑らかに接続するための方法に工夫が必要ではあるが、基本的には計算技術的(テクニカル)な問題である。但し、き裂進展問題のように上位・下位スケールで取り扱うべき領域が容易に区別可能な場合は良いが、そうでない場合には適用が難しい。一方後者は、異なるスケール域のシミュレーションを別々に行い、それぞれのモデルで得られた「そのスケールにおける」材料挙動を、隣接するスケールのそれと矛盾の無いように接続する方法

\* 東京大学生産技術研究所; 教授(〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1)

Building Physics-based Hierarchical Multiscale Models Using Machine Learning; Yoshitaka Umeno (Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo)

Keywords: *dislocation network, fatigue, persistent slip band, reaction diffusion model, inverse problem, artificial neural network, constitutive law*  
2023年8月21日受理[doi:10.2320/materia.63.24]



(scale bridging)である。

あるスケールのシミュレーションで得られた解析結果をもとに材料構成式などを構築し、それを隣接するより上位のスケールのシミュレーションに供する、というボトムアップ式のスケール間接続がよく行われている。例えば、第一原理計算によって求めた原子間ポテンシャルを分子動力学法解析に供し、その解析で得られた転位間相互作用の式を用いて転位動力学計算を行い・・・というように、マクロな連続体モデルまで多段階に接続していけば、ナノからマクロ域を繋いだ階層型マルチスケール解析が原理的には可能である。このようなボトムアップ型の接続法は、演繹的(Deductive)接続とも呼ばれる。

逆に、マクロにおける実験結果や計測を出発点とし、それに辻褄が合うような現象論的モデルを組み立てるという方法もある。これは上位スケールの情報をもとに下位スケールの物理法則を探りだすトップダウン型のスケール接続法と解釈でき、帰納的(Inductive)接続と呼ぶことができる。

演繹的階層間接続によるマルチスケール解析は、例えば疲労き裂進展問題などに適用が試みられ、実験値によるフィッティングなしに疲労寿命が予測できることが示されるなど、数々の成功例が報告されている<sup>(2)(3)</sup>。しかしながら、階層間接続の際に用いる構成式やそのパラメータに無視できない誤差が含まれる可能性は高く、多段階の階層間接続を繰り返してマクロ域まで達したとき、その誤差が蓄積することで現実の結果と大きく乖離してしまう恐れが本質的にある。一方、帰納的階層間接続は、これを多段階に繰り返してより下位のスケール域に降りていく、ということ自体が難しい。何故なら下位スケールのモデルは上位スケールのそれに比べ解像度が高く、構成式はより多くの情報を含むことになるため、未定係数が多すぎて決定が難しいからである。上位スケールでの材料挙動と辻褄が合うように下位スケールにおける直観的なモデル構築を行わねばならず、その信頼性を担保することが難しい。

### 3. 演繹的・帰納的方法の統合の試み

#### (1) 機械学習による階層間接続

上述のような階層型マルチスケールモデリングにおける階層間接続の問題を解決するため、我々は機械学習を取り入れることで、演繹的・帰納的方法を組み合わせた新たな枠組み(Deduction-Induction integrated Multiscale Simulation; DIMS)の構築に取り組んでいる<sup>(4)</sup>。

このコンセプト(図1)の核心部分は、あるスケール域を記述するモデルについて、入力情報(構成式に含まれるパラメータ)と出力情報(解析結果として得られる材料挙動などの情報)を人工ニューラルネットワーク(Artificial Neural Network)モデルにより対応(mapping)させることにある。これによって、そのスケールにおいて得られるべき解析結果からモデルに供したパラメータセットを「逆算」することが可能となる。

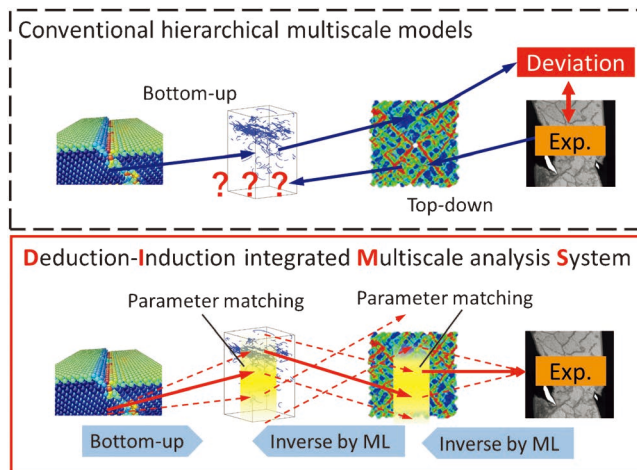


図1 従来の階層型マルチスケール解析(上)と物理ベース階層接続モデル DIMS(下)。(オンラインカラー)

例えば、実験観察・計測によって材料の振る舞いが定量的・定性的に分かっているとき、「どのようなパラメータを入力値として与えれば同様の材料挙動がシミュレーションで再現できるのか」を、このマッピングを利用することにより見つけ出すことができる。このようにして帰納的方法で選択したモデルパラメータ群と、原子スケールから演繹的に(ボトムアップ的に)導いたそれとが整合すれば、ナノスケールから実験スケール(マイクロ～マクロ)まで矛盾なく(すなわち「物理を失わずに」)繋がったマルチスケールモデルが構築できたことになる。

#### (2) 転位組織形成モデルに対する帰納的階層接続

ここでは、DIMS 構築の取り組みとして、繰り返し荷重を受ける金属材料における転位組織形成問題への適用を試みた例を紹介する<sup>(4)</sup>。

繰り返し荷重を受ける金属では、塑性ひずみを受け持つために線欠陥である転位が運動し、それらが相互作用をすることで転位ネットワークが形成される。ひずみ振幅に応じて、vein 構造, ladder-like 構造, cell 構造などと呼ばれる異なるパターンの転位自己組織が形成されることが知られており<sup>(5)</sup>、その形成機序を解明することが疲労き裂発生メカニズムを解明するために重要とされている。これまで、反応拡散理論に基づく現象論的な転位組織形成モデルが Walgraef と Aifantis によって提唱され広く用いられてきた<sup>(6)(7)</sup>。このモデルでは、単独で自由に運動できる可動(mobile)転位の密度分布  $\rho_m$  と、双極子群などにトラップされ易動度が低い(immobile)転位(不動転位と呼んでいるが、全く動かないわけではない)の密度  $\rho_i$  の時間変化が次のような偏微分方程式で表される(以後、WA 方程式と呼ぶ)。

$$\begin{aligned} \frac{\partial \rho_i}{\partial t} &= D_i \frac{\partial^2 \rho_i}{\partial x^2} + \alpha(\rho_{0i} - \rho_i) - \beta \rho_i + \gamma \rho_m \rho_i^2 \\ \frac{\partial \rho_m}{\partial t} &= D_m \frac{\partial^2 \rho_m}{\partial x^2} + \beta \rho_i - \gamma \rho_m \rho_i^2 \end{aligned} \quad (1)$$

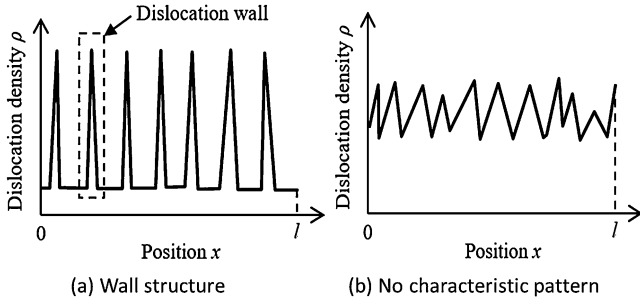


図2 1次元WA方程式求解によって得られる不動転位密度分布の模式図。(a)は転位壁構造の形成、(b)は転位パターンが発現しない場合に対応する。

但しここでは簡単のため1次元問題を考えており、密度分布は $x$ のみの関数としている。右辺第1項は転位の自己拡散を表し、 $\alpha(\rho_{0i} - \rho_i)$ は新たに生成される転位のピン止め( $\rho_{0i}$ は不動転位源密度であり、均等に分布すると仮定し $\rho_{0i} = 0.5 \mu\text{m}^{-2}$ と設定した)を表現する。 $\beta\rho_i$ は不動転位群からの転位の離脱(可動転位化)を、 $\gamma\rho_m\rho_i^2$ は可動転位が不動転位群にトラップされ不動化することを表現している。

我々はサブミクロン～ミクロン領域を司るモデルとしてWA方程式を採用し、解析結果として得られる転位密度分布 $\rho_i(x)$ と入力パラメータ群 $\{D_i, D_m, \alpha, \beta, \gamma\}$ をマッピングするANNの構築を行った。パラメータの値によって、図2に示すように転位の自己組織化(転位壁構造の形成に相当する)が起こる場合とそうでない場合が生じる。

まずANNの教師データ取得のため、モデルサイズ $l=1.0 \mu\text{m}$ として両端( $x=0, l$ )において密度勾配をゼロと仮定したうえで、パラメータ群を様々な値に設定したWA方程式を解析し、それぞれ転位構造を得るという作業を行う。このとき、5つのパラメータ $D_i, D_m, \alpha, \beta, \gamma$ は互いに独立でないため、すべてを任意に決めることはできない。Schillerら<sup>(8)</sup>によれば

$$\alpha = \frac{D_i}{l_i^2}, \gamma = \frac{v_m^2}{2\rho_{0i}^2 D_m} \quad (2)$$

( $l_i, v_m$ はそれぞれ不動転位の平均自由行程、可動転位の有効速度と定義され、ここでは $l_i = 0.01 \mu\text{m}$ ,  $v_m = 10 \mu\text{m/s}$ と設定する)の関係がある。そこで、 $\alpha, \gamma$ は従属変数として扱うこととし、 $D_i, D_m, \beta$ の値をそれぞれ三種類ずつ設定した。まず前者2つについては $D_i = 10^{-4}, 10^{-3.5}, 10^{-3} \mu\text{m}^2/\text{s}$ ,  $D_i/D_m = 0.002, 0.005, 0.01$ とした。 $\beta$ については、Spiliotisらの線形不安定解析<sup>(7)</sup>より与えられる二つの臨界値 $\beta_c, \beta_H$ を参照して決定する。 $\beta_H$ はHopf分岐値と呼ばれ、 $\beta > \beta_H$ のとき時間に伴って転位パターンが振動してしまう。また $\beta_c$  ( $< \beta_H$ )はTuring分岐値と呼ばれ、 $\beta > \beta_c$ で転位パターンが形成する。 $\beta_c, \beta_H$ は次のように与えられている。

$$\begin{aligned} \beta_c &= \left( \sqrt{\alpha} + \sqrt{\frac{cD_i}{D_m}} \right)^2 \\ \beta_H &= \alpha + c \\ c &= \gamma\rho_{0i}^2 \end{aligned} \quad (3)$$

これらを用いて、 $\beta$ については $\beta_1 = 0.9\beta_c, \beta_2 = \beta_c + \frac{\beta_H - \beta_c}{3}$ ,

$\beta_3 = \beta_2 + \frac{\beta_H - \beta_c}{3}$ の3つの値を採用した( $\beta_1 < \beta_c < \beta_2 < \beta_3 < \beta_H$ )。

ここで、WA方程式を解いて得られる最終的な転位パターンは、入力パラメータのみによって決まるのではなく、初期構造として与える転位密度分布( $\rho_i(x), \rho_m(x)$ の初期分布)にも依存することに注意せねばならない。そこで、単純に0から1の範囲で乱数を発生させ、それを $\rho_{i,m}(x)$ の初期値として与える方法(Scheme Aと呼ぶ)、およびあらかじめ設定したいくつかの波数と乱数で決めた振幅を持つsine関数の重ね合わせにより $\rho_{i,m}(x)$ の初期値を与える方法(Scheme Bと呼ぶ)の2種類の方法を採用した(Scheme Bの詳細はここでは割愛する。文献(4)を参照されたい)。結局、WAパラメータセットは $3 \times 3 \times 3 = 27$ 個であり、それぞれに対しSchemes AおよびBで各10種の初期構造を用いて計算を行った。

つぎに、こうして得られたWA方程式の解(十分時間経過後の $\rho_{i,m}(x)$ 分布)を、転位パターンを表現するようないくつかの数値に落とし込む必要がある。不動転位の分布 $\rho_m(x)$ は図2(a)に模式的に示すような形状を持つが、これが最終的に形成された転位パターンを表す。この分布関数の形状を分析し、 $p_1$ :パターン形成の有無(図2(a)の場合1, (b)の場合0),  $p_2$ :転位壁(ピーク)の数,  $p_3$ :転位壁の平均厚さ、の3つの値で数値表現する。

以上の手続きにより得られたデータ(WA方程式の入力パラメータ vs 転位パターン)を教師データとし、これを再現するANNモデルを構築する。ANNの構造(隠れ層の数、各層のノード数、活性化関数など)は任意であるが、ここでは各層のノード数を $5 \rightarrow 6 \rightarrow 6 \rightarrow 4 \rightarrow 3$ とし、活性化関数にはシグモイド関数を用いた。

ANNフィッティングの結果を図3に示す。ここで $p_1$ は値が0/1であり傾向がやや見えづらいため、 $p_2, p_3$ のみについてWA方程式の計算結果とANNによる予測値を比較して示す。個々のケースの結果は薄いシンボルにて、10個の初期構造に関して平均を取ったものを濃いシンボルにて示している。個々のケースについてはばらつきがみられるが、初期構造に対して平均を取れば極めて良い一致が見られることがわかる。図4は構築したANNモデルを、教師データに一定の偏差を加えたものをテストデータとして評価した結果である。ここで、偏差の大きさは教師データのパラメータ値を基準に0.1%, 1%, 10%とした。 $p_2$ についてはテストデータに対しても非常に良い精度で再現されていることがわかる。一方 $p_3$ については部分的に(グラフの右端付近)で無視できない乖離がみられた。しかしながら、これらの大きな乖離が現れるケースは、テストデータが教師データの範囲の外側であった場合に限られていた。ANNは物理モデルではなく単なる数理モデルであるため、外挿に対しては著しく精度が低下しがちであることが知られているが、ここでもそれを裏付ける結果となった。逆に、内挿に対しては非常に良い精度を

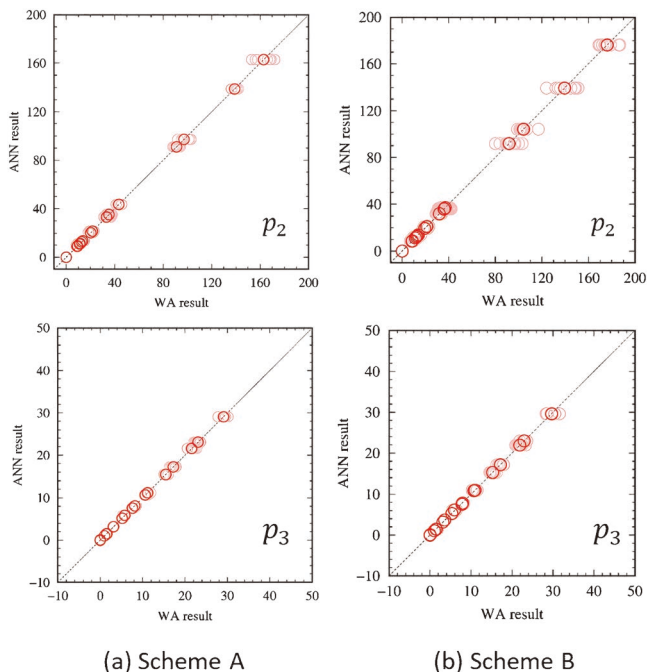


図3 転位構造を予測するANNの学習結果. 転位壁の数( $p_2$  [ $\mu\text{m}^{-1}$ ]), 転位壁の平均厚さ( $p_3$  [nm])ともに, 異なる初期構造 (Scheme A および B) に対してよく再現されている. (オンラインカラー)

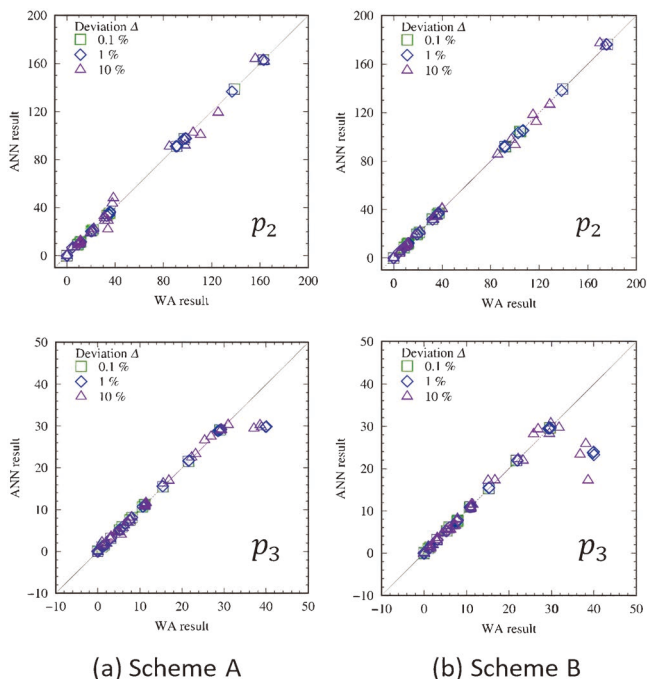


図4 転位構造を予測するANNの信頼性テスト結果. テストデータが学習データの範囲外となった点については,  $p_3$  に対して乖離がみられるが, 学習データ範囲内については精度は良好である. (オンラインカラー)

示していることから, 教師データを十分な範囲に取ることで信頼性の高いANN予測モデルが構築できると考えられる.

### (3) 演繹的パラメータ決定のためのモデル構築

前節の方法で, 帰納的(トップダウン)方法による最適パラメータの推定は簡単になるが, これが原子レベルから演繹的(ボトムアップ)に導かれるパラメータと整合している必要がある. このとき, 多くのパラメータから最適なものをふるい分けることが理想であり, 計算コストの低い演繹的方法の構築が望ましい. ここでは, 先のWA方程式で用いるパラメータのうち, 転位の拡散係数( $D_{i,m}$ )を演繹的に決定するためのランダムウォークモデル提案<sup>(9)</sup>について紹介する.

図5 (a)に示すような  $N$  個の刃状転位が含まれる  $L_x \times L_y$  の矩形領域に, せん断ひずみが繰り返し負荷されるとき, 転位の Burgers ベクトル方向への1次元的運動を考える. 矩形領域には転位トラップサイト(原子空孔などの結晶欠陥に対応する)が散在しており, 動き始めた転位は次のトラップサイトに会おうまで運動すると考える(理想結晶中に孤立した刃状転位の易動度が極めて高いとがMD解析によって確認でき, この仮定は妥当であると言える). すなわち, 転位の拡散の素過程は, 確率論的に選択された1個の転位が一定距離  $l$  (トラップサイト間距離)だけ運動するものと考えられる. ひずみ振幅  $\gamma_{\text{max}}$  のせん断ひずみを正と負の方向に与えることが1サイクルに相当する. これが繰り返されるこ

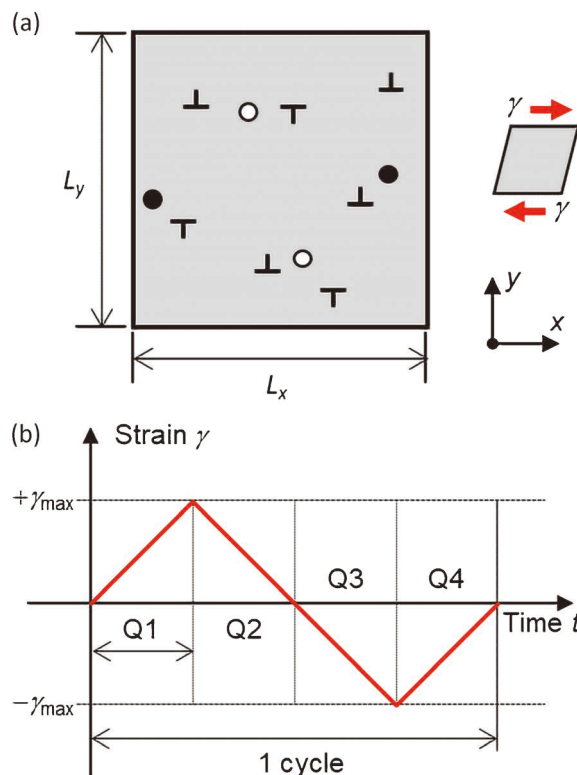


図5 (a) 転位拡散のランダムウォークモデルの模式図. ○, ●はそれぞれ転位トラップサイトとなる空孔, 不純物を表す. (b) 1サイクル内のひずみ変化. (オンラインカラー)



とで転位が拡散するが、この時の転位の変位量 $\xi$ の確率分布 $P_{\text{cycle}}(\xi)$ を理論的に導出することで転位の拡散係数 $D$ を算出する。

図5(b)は1サイクル中のひずみ変化を示す。まず、初期状態から最大ひずみ $\gamma_{\text{max}}$ までの1/4サイクル(図中Q1)について検討する。素過程において転位のうち1個だけが選択され運動すると考えると、ある転位が1回の素過程において $+l$ だけ動く確率は $1/N$ 、動かない確率は $1-1/N$ である。残りの過程Q2-Q4についても同様である(ただしQ2, Q4では逆方向に動く)ことから、ひずみ負荷に伴う転位の挙動は、この二項試行の列(ランダムウォーク)として記述される。なお、以下では確率分布を表す記号として、転位の運動回数 $k$ に対しては $p(k)$ を、転位の移動距離 $\xi$ に対しては $P(\xi)$ をそれぞれ用いる( $\xi=kl$ )。

1/4サイクルを構成する素過程の個数を $m$ とすると、各転位の1/4サイクルあたりの運動回数の確率分布 $p_{Q1}(k)$ は、発生確率 $1/N$ 、試行回数 $m$ の二項分布 $B(1/N, m)$ で与えられる。すなわちある転位が1/4サイクル中に $k$ 回だけ運動する確率 $p_{Q1}(k)$ は

$$p_{Q1}(k) = B\left(\frac{1}{N}, m\right) = \binom{m}{k} \left(\frac{1}{N}\right)^k \left(1 - \frac{1}{N}\right)^{m-k} \quad (4)$$

となり、de Moivre-Laplaceの定理を用いれば二項分布 $B(1/N, m)$ は正規分布 $N(\mu, \sigma^2)$ を用いて近似でき

$$p_{Q1}(k) \approx N(\mu, \sigma^2) = \frac{1}{\sqrt{2\pi\sigma^2}} \exp\left(-\frac{(k-\mu)^2}{2\sigma^2}\right),$$

$$\mu = \frac{m}{N}, \quad \sigma^2 = \frac{m}{N} \left(1 - \frac{1}{N}\right) \quad (5)$$

ここで、 $\mu$ および $\sigma^2$ は1/4サイクル当たりの転位移動量の平均値および分散を表す( $\sigma$ は標準偏差)。1/4サイクル当たりの転位移動量の総和 $\Delta$ は、剛完全塑性を仮定すれば $\Delta = L_x L_y \gamma_{\text{max}} / b$ で与えられ( $b$ はBurgersベクトルの大きさ)、 $m = \Delta / l$ より結局 $m = L_x L_y \gamma_{\text{max}} / lb$ を得る。転位の変位は $\xi = kl$ であるから、Q1における転位の変位の確率分布は

$$P_{Q1}(\xi_{Q1}) = N(\mu, l^2\sigma^2) = \frac{1}{\sqrt{2\pi l^2\sigma^2}} \exp\left(-\frac{(\xi_{Q1} - l\mu)^2}{2l^2\sigma^2}\right) \quad (6)$$

と求められる。同様にしてQ2-Q4については $P_{Q2}(\xi_{Q2}) = P_{Q3}(\xi_{Q3}) = N(-l\mu, l^2\sigma^2)$ 、 $P_{Q4}(\xi_{Q4}) = N(l\mu, l^2\sigma^2)$ が得られるから、1サイクル後の変位 $\xi = \xi_{Q1} + \xi_{Q2} + \xi_{Q3} + \xi_{Q4}$ の確率分布は

$$P_{\text{cycle}}(\xi) = N(0, 4l^2\sigma^2) = N(0, \zeta^2) \\ = \frac{1}{\sqrt{2\pi\zeta^2}} \exp\left(-\frac{\xi^2}{2\zeta^2}\right), \quad \zeta^2 := 4l^2\sigma^2 \quad (7)$$

となる( $\zeta^2$ は1サイクル後の変位の分散に相当する)。1次元拡散での拡散係数は $D = \zeta^2 / 2$ で与えられるから

$$D = \frac{\zeta^2}{2} = \frac{2\gamma_{\text{max}} l}{b\rho} \left(1 - \frac{1}{N}\right) \quad (8)$$

が得られる。ここで、 $\sigma$ は転位の数密度である。なお、ここで得られた拡散係数は1サイクル当たりの量であり、単位時間当たりの量として定義される通常の拡散係数とは異なることに注意されたい。

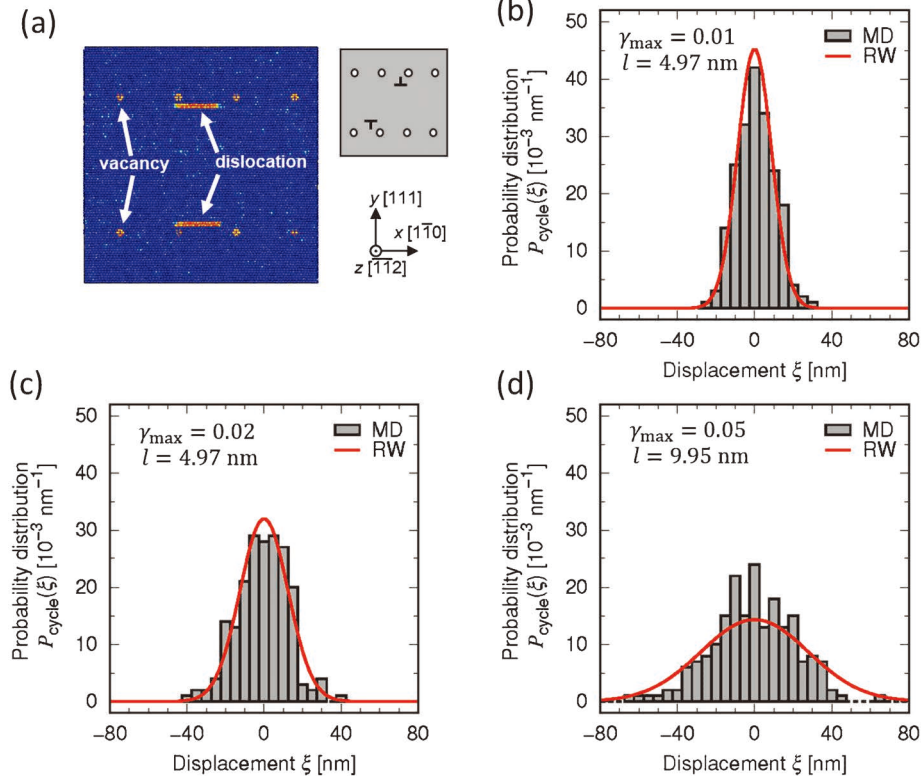


図6 転位拡散のランダムウォークモデルによる予測とMD計算結果の比較。(a)に示すMDモデルにより検証したところ、(b)~(d)いずれの条件に対しても、転位の変位確率密度分布 $P_{\text{cycle}}(\xi)$ が良好に再現できた。(オンラインカラー)



# 塑性変形が引き起こす転位群パターンの 構造安定性理論

島 弘 幸\*

## 1. 塑性変形と転位運動

塑性変形とは、材料に加えた力が大きすぎたために、その力を取り除いても材料の形状が元に戻らなくなる現象を指す。かつて超能力として話題をよんだ「スプーン曲げ」は、この塑性変形のわかりやすい例といえよう。ほかにも、伸びきったバネや、つぶれすぎたスポンジなど、材料の塑性変形は日常生活のいたるところで起こり得る。この塑性変形は、特に金属(銅・アルミニウムなど)やプラスチックなどの原素材を加工して有用な製品を作り出す際に、重要な役割を果たす。さらに、材料の物性は塑性変形の前で大きく変化することが多いため、その物性変化の微視的なメカニズムを深く理解することも重要である。

特に金属材料の塑性変形については、国内外で長い研究の歴史がある<sup>(1)</sup>。1934年に Taylor<sup>(2)</sup>と Orowan<sup>(3)</sup>がそれぞれ独立に「転位」という概念を導入して以来、転位の集団運動が金属結晶の塑性挙動を決定することが明らかとなった<sup>(4)</sup>。転位とは結晶欠陥の一種であり、原子配列の局所的な乱れが曲線状に並んだ構造を指す<sup>(5)(6)</sup>。多くの金属の場合、転位の発生は、原子スケールのせん断変形に由来する。すなわち、ある曲線に沿って並ぶ原子の集団が、特定の結晶面上を特定の方向に向かって原子一個分だけ一斉に移動することで、結晶内部に曲線状の欠陥が形成されるのである。こうした転位を含む金属材料に外力を加えると、材料内部にもともと存在していた転位が断続的にせん断変形を繰り返す、まるで尺取虫のように特定の方向へ移動する。それと同時に、加えた外力によって新たな転位も次々と発生する。こうしたマイクロなせん断変形の膨大な寄せ集めが、巨視スケールの塑性変形を引き起こすのである。

転位の集団運動を理解することが難しい理由の1つは、隣接する転位が互いに相互作用を及ぼしあうことにある<sup>(5)(6)</sup>。個々の転位の周囲では、転位の中心部からかなり長距離の範囲にわたって、ひずみ場と応力場が形成される。そのため、あるひとつの転位が作り出すひずみ場の中に、別の転位が入り込むと、両者の転位が作り出すひずみエネルギーの合計値を下げようとする向きの力が、それぞれの転位に作用する。このときに生じる力の向きと大きさは、ペアを組む転位の幾何学的な特徴に応じて多彩に変化し、引力にも斥力にもなる。さらに、複数の転位がある特定の距離を超えて互いに近接すると、強い引力によって互いの動きを束縛しあった結果、転位双極子や転位多極子などを形成することがある。こうした転位間の相互作用力と、金属試料に加えられた外力との兼ね合いによって、塑性変形の過程では多数の転位が複雑でダイナミックな運動を示すのである。

## 2. 金属疲労が引き起こす転位群パターン

針金の両端をつかんで曲げ伸ばしを繰り返すと、やがて針金はポキッと折れてしまう。このように、金属材料に繰り返し変形を長時間加えると、材料の力学強度が低下し、十分弱い力でも材料が破壊することがある。この劣化現象は金属疲労と呼ばれており、その本質は特定のすべり面でおこる転位集団の不可逆移動にある<sup>(7)</sup>。

金属疲労に対する学術的な興味のひとつは、主に面心立方格子を組む金属結晶で観察される、各種の転位群パターン(疲労転位構造とも呼ぶ)であろう<sup>(8)</sup>。繰り返し負荷を加える前の材料内部では、転位は空間的にほぼ均一に分布している。しかし繰り返し負荷を加えると、たまたま近くにいた転位どうしが互いに寄り集まり、空間的な秩序をもった転位群

\* 山梨大学大学院総合研究部；教授(〒400-8510 甲府市武田 4-4-37)

Stability Theory of Dislocation Patterns Induced by Plastic Deformation; Hiroyuki Shima (Department of Environmental Sciences, University of Yamanashi, Kofu)

Keywords: metal fatigue, cyclic loading experiment, Turing pattern, reaction-diffusion equation, linear stability analysis

2023年 8月17日受理[doi:10.2320/materia.63.30]



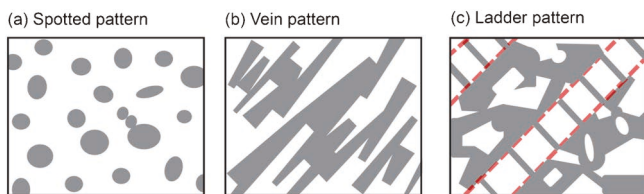


図1 繰り返し負荷実験で観測される転位群パターン(疲労転位構造)の模式図。(a), (b) Vein-Channel 構造。(c) はしご型構造。(オンラインカラー)

パターンが自発的に形成される。この転位群パターンの発生によって、金属試料の断面における転位密度の分布は、高密度領域と低密度領域のふたつに分離される。すなわち、転位が密集して出来たクラスター状の島々が、転位密度の低い大海のなかにぼつぼつと浮かんだような構造を示すのである。

興味深い点は、このクラスター(転位の高密度な集合体)の幾何形状が、繰り返し負荷の回数増加とともに徐々に変化する点である。たとえば銅の実験結果をみると<sup>(9)</sup>、負荷回数が少ない段階では、ベイン(Vein)と呼ばれる多数の縞模様(または斑点模様)の高密度領域が発生し、隣り合うベイン間の隙間をチャンネル(Channel)と呼ばれる低密度領域が埋める[図1(a), (b)]。負荷回数を中程度まで増やすと、高密度領域の一部に「はしご」のような形をした擬一次元秩序構造が現れる[図1(c)]。このはしご型構造の伸びる向きは、転位が移動しやすい特定のすべり面の向きと一致しており、この面に沿って固執すべり帯(Persistent slip band: PSB)とよばれる塑性ひずみの集中した領域が形成される。さらに負荷回数を増やすと、転位は異なる複数のすべり面を移動するようになるため、ラビリンス構造などの複雑なパターンを形成することになる。

では、こうした転位群パターンの相変化は、どのような仕組みで起こるのだろうか? もともと空間的に均一に分布していた転位が、クラスター化して局所的な高密度領域を作りだすための駆動力は、個々の転位が自分の周囲に作る弾性ひずみ場のはずである。したがって原理的には、多数の転位が作り出すひずみ場と応力場を線形に重ね合わせて、その場の中で実現される転位の集団運動を理論的に記述(または数値計算を用いて再現)できれば、負荷回数の増加に伴う転位群パターンの変化を解釈できたことになる。ただしその考察に必要な転位の数は膨大であり、熱擾乱の効果や転位間相互作用の時間変化までを考慮して各々の転位の運動を追跡することは、理論的に困難を極める。そうしたことも一因として、転位群パターンの相変化を司る物理的なメカニズムは、いまだ完全には解明されていない。

### 3. 転位群パターンの理論解析

転位群パターンの相変化を理論的に理解するための有望なアプローチのひとつは、転位密度の時空間変化を記述する反応拡散方程式の導出と、それに対する構造安定性解析の適用

である。以下では、これら二つの理論概念について、順を追って解説する。

#### (1) 物質の反応と拡散

転位群パターンの形成過程においては、個々の転位が周囲から様々な駆動力(熱擾乱、転位間相互作用、試料端効果など)を受けながら、かなりの程度ランダムに動いていると推察される。さらに、金属材料に繰り返し負荷を加えた場合、材料内部の転位に伝わる外部応力の向きは、負荷の一周期ごとに反転する。これらを勘案すると、転位の運動の向きと速度は、時々刻々と変化する。すなわち、繰り返し負荷実験で実現される転位の運動は、あたかも空気中の気体分子が示すような、乱雑な拡散運動に近いと考えてよいであろう。さらに、先にも述べた通り、複数の転位が隣接すると、相対運動の束縛や対消滅などの微視的な反応が起こりうる。すなわち転位の集団運動は、個々の転位の「拡散運動」と「微視的反応」に支配されると仮定できる。こうした系を取り扱える理論手法の代表例が、反応拡散方程式に基づく手法である。

一般に反応拡散方程式とは、系の空間構造が時間とともに変化するタイプの自然現象を記述するための、偏微分方程式の一種である<sup>(10)</sup>。その端緒は、1952年に Turing によって提唱された、生物の形態形成を記述するための数理モデルであった<sup>(11)</sup>(ちなみに Turing は、電子計算機の黎明期にチューリングマシンを定式化した業績から、コンピュータの父とも呼ばれている)。この数理モデルはしばらく当該分野で黙殺されていたが、近年ではシマウマの縞模様やヒヨウの網目模様など多様な動物の体表面パターンに適用され、高い注目を集めている<sup>(12)(13)</sup>。

反応拡散理論によると、系がある一定の条件を満たす場合には、秩序をもつ時空間パターンが自発的に形成される<sup>(14)(15)</sup>。たとえば、空間的な周期をもつ斑点模様や縞模様、時間的に系の明るさが振動する明滅運動など、空間または時間に関するパターンが何もない状態から自然に湧き上がってくるのである<sup>(16)(17)</sup>。こうしたパターンの自発形成は、拡散という概念が示すもともとの意味を考え直すと、非常に奇妙な現象だと言える。なぜなら、ふつう「物質の拡散」といえば、系を均一化する方向に向かわせる働きを示すからである。たとえば、水の中に垂らしたインクの拡散を考えてみよう。グラスに注いだ水の中に一滴のインクを落として、そのまま何もせずに観察すると、インクの塊が時間経過とともに広がって(つまり拡散して)、最終的に水全体が薄く濁る。つまり拡散というものは、通常は系を均質化するはずなのだ。Turing の慧眼は、この直観に反して、拡散が均質化とは真逆の方向に系を駆動する可能性を指摘した点にある。物質が周囲に散らばろうとする働きが、逆に物質を特定の一点に寄せ集める働きに変換され、きれいな模様ができる…というのである。この最終的な模様が出来るまでの物質濃度の時空間変化を教えてくれるのが、反応拡散方程式と呼ばれる偏微分方程式である。

反応拡散方程式を構成するうえで重要な項は、拡散項と反

応項である。一般に拡散とは、系を構成する微視的要素が濃度の濃い方から薄い方へ徐々に移動することで、系全体の濃度が均一化されるという現象を意味する。たとえば、位置  $\mathbf{r}$ 、時間  $t$  における物質の局所密度を  $\zeta(\mathbf{r}, t)$  と書くと、その物質の拡散度合いは微分演算子  $\nabla^2$  を用いて  $D\nabla^2\zeta$  で表せる。ここで  $D$  は拡散係数とよばれる物性値であり、単位時間あたりに単位面積を通過する物質の量によってその値が定義される。さらに反応拡散理論では、複数の種類の物質が同一の系に含まれることを前提としている。そのうえで、異なる種類の物質同士が局所的に反応しあい、お互いの物質の局所濃度を変化させると想定するのである。この物質間の局所的な反応を意味する項は、反応拡散方程式の中に反応項として取り込まれる。

## (2) 転位集団に対する反応拡散アプローチ

実際に転位集団の運動を反応拡散方程式で記述するには、いくつかの数学的な準備が必要となる。まず、金属結晶内部に散在する転位の空間分布(局所密度)を、空間  $\mathbf{r}$  と時間  $t$  の関数である連続場  $\rho(\mathbf{r}, t)$  で近似する。すると、外部からの繰り返し負荷と結晶内部における熱擾乱の両者を受けて運動する転位集団の密度変化は、拡散項  $D\nabla^2\rho$  で記述できる。

さらに、結晶内部に含まれる転位を、2つの種類に分別することを考える<sup>(18)</sup>。1つ目は、近接した複数の転位が互いの運動を束縛しあい、ほとんど移動できない種類の転位である。前述したとおり、ある種の転位同士がある閾値よりも近い距離まで近接すると、引力相互作用によって転位の双極子や多極子が形成される。こうした移動度の低い種類の転位を、以下では「不動転位」と称し、その局所密度を  $\rho_s$  で表す。2つ目の種類の転位は、周囲からの引力に苛まれることなく、不動転位たちの隙間を高速で飛び交う転位である。この種の転位は「可動転位」と呼び、局所密度を  $\rho_m$  で表すことにする。

以上の準備を踏まえると、不動転位と可動転位の時空間変化は、次に示す連立微分方程式で記述される<sup>(18)</sup>。

$$\begin{aligned}\partial_t\rho_s &= (D_{sx}\partial_x^2 + D_{sy}\partial_y^2)\rho_s + f(\rho_s, \rho_m), \\ \partial_t\rho_m &= (D_{mx}\partial_x^2 + D_{my}\partial_y^2)\rho_m + g(\rho_s, \rho_m)\end{aligned}\quad (1)$$

ここで  $\partial_t$  は時間に関する偏微分、 $\partial_x$  と  $\partial_y$  はそれぞれ  $x$  方向と  $y$  方向に関する偏微分を表す。拡散係数の添字  $s$  と  $m$  は、それぞれ不動転位と可動転位に対応する量であることを意味する。

注目すべきは、式(1)の右辺に含まれている二つの反応項  $f$  と  $g$  である。これらは、転位同士が織りなす微視的な反応を意味する関数である。すなわち実際の結晶内部では、不動転位と可動転位の空間密度が時間変化した結果、お互いの密度を局所的に増減させるような微視反応が起こるのである。反応項  $f$  と  $g$  の具体的な関数形は、転位間の反応や、転位の自己増殖、転位の対消滅などの微視的な詳細を考慮することによって決定される。この先しばらくは、一般論を展開するために、 $f$  と  $g$  の具体的な関数形は決めずに話を進める。

## (3) 支配方程式のベクトル-行列表現

解析的な議論を進めるために、式(1)が含む二つの反応項  $f(\rho_s, \rho_m)$  と  $g(\rho_s, \rho_m)$  を、空間的に一様な初期状態  $\rho_{s0}$  と  $\rho_{m0}$  の周りでテイラー展開しよう。そのうえで、時間発展に伴う初期状態からのずれを  $\rho_s^* = \rho_s - \rho_{s0}$  と  $\rho_m^* = \rho_m - \rho_{m0}$  で表し、 $\rho_s^*$  と  $\rho_m^*$  に関する1次までの項を集めるのである。すると、不動転位と可動転位の密度変化を記述する近似方程式を、次のようなベクトルと行列を用いて表現できる。

$$\partial_t \begin{bmatrix} \rho_s^* \\ \rho_m^* \end{bmatrix} = \partial_x^2 \begin{bmatrix} D_{sx}\rho_s^* \\ D_{mx}\rho_m^* \end{bmatrix} + \partial_y^2 \begin{bmatrix} D_{sy}\rho_s^* \\ D_{my}\rho_m^* \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} f_s & f_m \\ g_s & g_m \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \rho_s^* \\ \rho_m^* \end{bmatrix}\quad (2)$$

ここで、式(2)の最右辺の行列に含まれる行列要素( $f_s$  など)は、下に定義した偏微分係数(すなわち定数)である。

$$\begin{aligned}f_s &\equiv \left. \frac{\partial f}{\partial \rho_s} \right|_{\rho_s = \rho_{s0}, \rho_m = \rho_{m0}}, & g_s &\equiv \left. \frac{\partial g}{\partial \rho_s} \right|_{\rho_s = \rho_{s0}, \rho_m = \rho_{m0}}, \\ f_m &\equiv \left. \frac{\partial f}{\partial \rho_m} \right|_{\rho_s = \rho_{s0}, \rho_m = \rho_{m0}}, & g_m &\equiv \left. \frac{\partial g}{\partial \rho_m} \right|_{\rho_s = \rho_{s0}, \rho_m = \rho_{m0}}\end{aligned}\quad (3)$$

さらに、一様状態からのずれ  $\rho_j^*[j=s, m]$  の時空間依存性に対し、次のような Ansatz 解を適用する(その理由はすぐあとで説明する)。

$$\rho_j^*(x, y, t) \propto e^{\kappa t} e^{-i\mathbf{q} \cdot \mathbf{r}} \quad [j=s, m]\quad (4)$$

ここで二つのベクトル  $\mathbf{q} = (q_x, q_y)$  と  $\mathbf{r} = (x, y)$  は、それぞれ2次元空間内の波数ベクトルと位置ベクトルを意味する。式(4)を式(2)に代入すると、次のような永年方程式が得られる。

$$\det[J(\mathbf{q}) - \kappa \mathbf{I}] = 0,$$

$$J(\mathbf{q}) = \begin{bmatrix} -D_{sx}q_x^2 - D_{sy}q_y^2 + f_s & f_m \\ g_s & -D_{mx}q_x^2 - D_{my}q_y^2 + g_m \end{bmatrix}\quad (5)$$

ここで  $\det[\mathbf{X}]$  は行列  $\mathbf{X}$  の行列式を表す記号であり、 $\mathbf{I}$  は恒等行列を表す。 $\kappa$  は行列  $J(\mathbf{q})$  の固有値を指す。実は上記の永年方程式は、 $\kappa$  に関する二次方程式として次のように書き直せる。

$$\kappa^2 - \text{tr}[J(\mathbf{q})]\kappa + \det[J(\mathbf{q})] = 0\quad (6)$$

式(6)は、行列  $J(\mathbf{q})$  がもつ2つの固有値  $\kappa = \kappa_1, \kappa_2$  が、そのトレース  $\text{tr}[J(\mathbf{q})]$  と行列式  $\det[J(\mathbf{q})]$  によって決まるを意味している。このトレースと行列式の値は、式(5)から明らかとなっており、どちらも反応項  $f$  と  $g$  および拡散定数  $D_{ij}[ij = sx, sy, mx, my]$  の関数として決定される。つまり、行列  $J(\mathbf{q})$  がもつ二つの固有値  $\kappa_1, \kappa_2$  の値は、転位の拡散挙動と反応挙動の両者に左右されるのである。

パターン形成の有無を検討するうえで重要となるのは、行列  $J(\mathbf{q})$  の固有値の符号(正か? 負か?)である。もし固有値  $\kappa_1, \kappa_2$  の実部がともに負であれば、式(4)で与えた Ansatz 解  $\rho_j^*$  は、時間経過とともに指数関数的に減衰する。これはすなわち、転位密度の空間一様状態からのズレ  $\rho_j^*[j=s, m]$  は、(仮にあったとしても)時間とともに減り、十分長い時間が経てば一様状態に戻ることを意味する。つまり固有値  $\kappa_1, \kappa_2$  の実部がともに負のときは、空間パターン自発形成は起こり得ないのである。

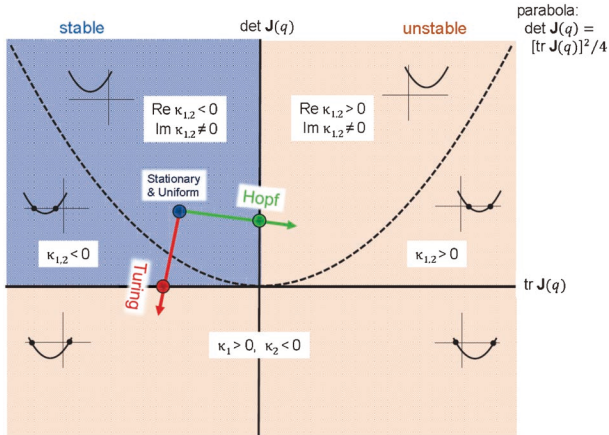


図2 反応拡散系におけるパターン発生条件を示す図。行列  $J(\mathbf{q})$  の性質如何で、空間一様状態の安定性が変化する。特に、青点で示した初期状態から赤線をたどって赤点を超えると、空間周期パターンが自然発生する。(オンラインカラー)

一方、もし2つの固有値のうち少なくとも1つが正の実部を持つならば、状況はガラリと変わる。例えば  $\text{Re}(\kappa_1) > 0$  の場合を考えると、この固有値  $\kappa_1$  に属する行列  $J(\mathbf{q})$  の固有ベクトルの成分  $\rho_j^*$  [ $j=s, m$ ] は、時間とともに指数関数的に増大する。すなわち、ある特定の波数  $\mathbf{q}$  で表される空間的な周期パターンが自発的に形成されるのである。したがって、パターン形成の発現有無を調べるためには、(実部が大きい方の)固有値  $\kappa_1$  の実部がどんな場合に正となるのか、を調べればよい。より具体的には、 $\kappa_1$  の実部が正となるために、反応項  $f, g$  と拡散定数  $D_{ij}$  が満足すべき条件を特定すればよいのである。

図2は、行列  $J(\mathbf{q})$  の固有値  $\kappa_1, \kappa_2$  の符号と、 $\text{tr}[J(\mathbf{q})]$  および  $\det[J(\mathbf{q})]$  の値との関係を図示したものである<sup>(19)</sup>。もし系がグラフの第二象限に位置している場合は、空間的に一様な初期状態が時間的に安定である。つまり、いくら時間が経過しても(仮に空間的な擾乱を故意に加えても)、系は一様状態を保つ。いっぽう、反応項  $f, g$  と拡散定数  $D_{ij}$  の値が変化することで、系がグラフ内の第三象限に移動した場合は、空間的に一様な初期状態は不安定となる。この場合は、ある波数  $\mathbf{q}$  をもつ空間周期パターンが発生する。すなわち、パターンの自発形成が起きるための条件は、反応項  $f, g$  と拡散係

数  $D_{ij}$  で決まる  $\text{tr}[J(\mathbf{q})]$  と  $\det[J(\mathbf{q})]$  が、次の不等式を満たす場合だとわかる。

$$\text{tr}[J(\mathbf{q})] < 0, \quad \det[J(\mathbf{q})] < 0 \quad (\mathbf{q} \neq 0) \quad (7)$$

#### 4. 転位反応項の定式化

ここまでの議論で、転位群パターンの形成条件を特定するための準備が整った。あとは、反応項  $f, g$  の具体的な関数形を定義することで、その形成条件に関わる物理因子を抽出することができる。反応項  $f, g$  の定義の仕方には諸々の流儀があるが、ここでは著者らの公表文献<sup>(19)</sup>に沿って、両者が次のような  $\rho_s$  と  $\rho_m$  のべき乗で与えられると仮定する。

$$f(\rho_s, \rho_m) = \xi(\rho_s) - \beta\rho_s + \gamma\rho_s^2\rho_m - b\rho_s^2 - 2c\rho_s^3 \quad (8)$$

$$g(\rho_s, \rho_m) = \beta\rho_s - \gamma\rho_s^2\rho_m + c\rho_s^3 \quad (9)$$

式(8)の右辺第一項で与えた関数  $\xi(\rho_s)$  は、繰り返し負荷に起因する転位の増殖を表す項である。これは、 $\rho_s$  に関する多項式展開を用いて  $\xi(\rho_s)$  を次のように定義される<sup>(19)</sup>。

$$\xi(\rho_s) \simeq \xi(\rho_{s0}) - \alpha(\rho_s - \rho_{s0}), \quad \alpha = -\left. \frac{d\xi(\rho_s)}{d\rho_s} \right|_{\rho_s = \rho_{s0}} \quad (10)$$

式(8)と(9)に含まれるパラメータ  $\beta$  は、転位双極子(=不動転位)を構成する2つの転位が、外部から強いせん断応力を受けることによって解離し、2つの独立した可動転位に変化する確率を表す[図3(a)]。外力によって双極子が分離することで、不動転位の密度は局所的に減少し、逆に可動転位の密度は局所的に増加する。

ちなみに実際の繰り返し負荷実験では、負荷回数の増加とともにせん断ひずみが徐々に増加することで、2次元状のベイン-チャンネル構造から擬1次元なはしご型構造への遷移が起こる。このせん断ひずみの増加は、双極子が解離する確率を高めるであろう。そこで以下の解析では、実験における負荷回数の増加と理論式におけるパラメータ  $\beta$  の増加が互いに相関すると考え、 $\beta$  の増加に伴う自発形成パターンの変化を調べることにする。

このほか、式(8)と(9)に含まれるパラメータ  $\gamma$  は、転位間の3体相互作用により、1個の可動転位が1個の転位双極子に捕捉されるという反応を表す[図3(b)]。転位双極子はその周囲に弾性的なひずみ場を発生させるため、ある特定の方向から接近した可動転位を捕捉することができる。パラメータ  $b$  と  $c$  は、それぞれ双極子と三重極子を構成する不動

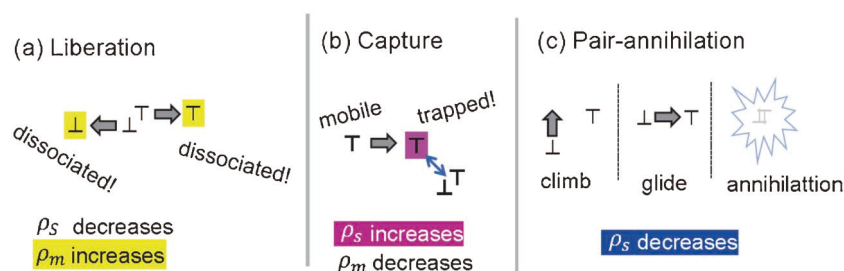


図3 繰り返し負荷を受ける金属内部で起こる転位間の相互作用。(a) 転位双極子の解離。(b) 不動転位周囲の弾性場による可動転位の捕捉。(c) 転位対の消滅。(オンラインカラー)



転位の対消滅を意味する。これらの転位は、外力や熱擾乱によって転位間の距離が極端に近づくと、互いに打ち消しあって消滅するためである[図 3(c)]。

## 5. 転位群パターンの弱非線形解析

前節で定義した反応項  $f, g$  の具体的な関数形を、もとの支配方程式 (2) に代入すれば、転位の時空間変化を追跡計算できることになる。ただし、得られる支配方程式は  $\rho_s^*$  と  $\rho_m^*$  に関して非線形となるので、そのままでは解析的に解くことができない。そこで、反応項  $f, g$  を  $\rho_s^*, \rho_m^*$  に関して 1 次までの範囲で展開すると、次のような線形の行列-ベクトル方程式が得られる。

$$\partial_t \rho^* = J(\mathbf{q}) \rho^*, \quad \rho^* = (\rho_s^*, \rho_m^*)^T \quad (11)$$

つまり、行列  $J(\mathbf{q})$  の固有値  $\kappa_1, \kappa_2$  の(少なくとも一方の)実部が正であれば、その固有値に属する固有ベクトル  $\mathbf{w}_1$  (または  $\mathbf{w}_2$ ) の振幅が指数関数的に増大し、その固有ベクトルに対応した転位群パターンが時間とともに成長するとわかる。ただし式 (11) はあくまで線形近似の範囲でなりたつ方程式であり、これをそのまま使うと、正の固有値に属する固有ベクトルは永久に成長し続けることになってしまう。実際の金属試料では、転位群パターンの成長は有限の時間で収束することから、より定量的な理論推算を行うには、パターンの成長を止める非線形項を導入する必要がある。

そこで以下の議論では、転位群パターン形成に対する非線形項の寄与を検証する。この目的のために、2 つの反応項のテイラー展開を 3 次までの範囲に拡張する。例えば  $f$  の展開は次のように書ける。

$$f(\rho_s, \rho_m) \simeq f(\rho_{s0}, \rho_{m0}) + \sum_{p=1}^3 \frac{1}{p!} \left( \rho_s^* \frac{\partial}{\partial \rho_s} + \rho_m^* \frac{\partial}{\partial \rho_m} \right)^p f(\rho_s, \rho_m) \Big|_{\rho_s = \rho_{s0}} \quad (12)$$

同様の展開を  $g$  にも適用すると、次のような非線形ベクトル・行列方程式が得られる：

$$\partial_t \rho^* = J(\mathbf{q}) \rho^* + N_{30}(\rho^*) + N_{21}(\rho^*) + N_{20}(\rho^*) + N_{11}(\rho^*) \quad (13)$$

式 (13) 右辺の  $N_{mn}$  は、与えられたベクトル(いまの場合は  $\rho^*$ ) を、それとは異なるベクトルに変換する関数である。特に式 (13) の場合は、変換後のベクトルの成分が、変換前のベクトル  $\rho^*$  の成分の関数として表現される。また、記号  $N_{mn}$  に付けた添え字  $mn$  は、変換後に得られるベクトルの成分が、 $\rho_s^*$  に関する  $m$  次項と  $\rho_m^*$  に関する  $n$  次項の積で与えられることを意味する。

式 (13) は非線形であるため、厳密解を解析的に求めることは望めない。そこで、以下の 2 つのステップで解析を進める。まず、状態ベクトル  $\rho^*$  は、時間経過とともに成長する固有ベクトル  $\mathbf{w}_1$  のスカラー倍で近似できると仮定する。すなわち、十分に長い時間が経過した後では、負の実部を持つ固有値  $\kappa_2$  に属する  $\mathbf{w}_2$  モードが減衰し、正の実部を持つ固有値  $\kappa_1$  に属する  $\mathbf{w}_1$  モードだけが生き残ると考えるのである。次に、式 (13) 右辺に含まれる 4 つのベクトル

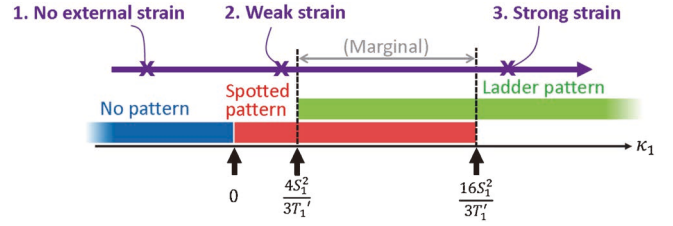


図 4 転位群パターンの分岐図。固有値  $\kappa_1$  の増加が繰返し負荷実験におけるせん断ひずみの増加に対応する。  $S_1$  と  $T_1'$  の定義については本文を参照。(オンラインカラー)

$N_{mn}(\rho^*)$  を、固有ベクトル  $\mathbf{w}_1$  と  $\mathbf{w}_2$  の線形結合で表現する。そのうえで、 $\rho^*$  の時間発展に伴い  $N_{mn}(\rho^*)$  が時間変化したときに、そこに含まれる  $\mathbf{w}_1$  成分がどんな影響を受けるのかを調べるのである。このように、最も速く成長する  $\mathbf{w}_1$  モードだけに注目することで、転位群パターン形成における低次の非線形効果を近似的に扱うことができる。

さらに数学的な準備として、以下の関係を満たす定数  $S_j$  と  $T_j$  [ $j=1, 2$ ] に注目する。

$$N_{20}(\mathbf{w}_1) + N_{11}(\mathbf{w}_1) = S_1 \mathbf{w}_1 + S_2 \mathbf{w}_2 \quad (14)$$

$$N_{30}(\mathbf{w}_1) + N_{21}(\mathbf{w}_1) = T_1 \mathbf{w}_1 + T_2 \mathbf{w}_2 \quad (15)$$

右辺の係数  $S_1$  と  $T_1$  は、式 (13) 右辺に含まれる 2 次と 3 次の非線形項が  $\mathbf{w}_1$  モードに寄与する度合いを表している(係数  $S_2$  と  $T_2$  も同様)。これらの設定のもとで、自発的に形成される転位群パターンの幾何形状を求めると、実はそのパターン形状は  $S_1$  と  $T_1$  の比によって決定されるのである。導出の詳細は文献<sup>(19)</sup>に譲り、次の節ではその結果のみを紹介する。

## 6. 転位群パターンの分岐図

図 4 は、固有値  $\kappa_1$  の値の変化に応じて、どのような幾何形状の転位網パターンが自律形成されるかを表した分岐図である。この図から、支配方程式 (13) で記述される反応拡散系が示すパターンには、4 つの種類が存在することがわかる。

$\kappa_1$  が負の場合は、空間一様状態が安定なのでパターンは生じない。しかし、繰返し負荷回数増加に伴う反応項や拡散項の変化により、 $\kappa_1$  が負から正に転じると、Vein-Channel 構造が自律的に形成される(図 4 では spotted pattern と記載されている)。さらに  $\kappa_1$  の値が増加すると、はしご型構造の発生が許され始める。こうした転位網パターンの遷移は、繰返し負荷実験での観測結果と定性的に一致している。

さらに図 4 からは、パターン遷移の閾値が、転位反応の非線形効果を表す係数  $S_1$  と  $T_1' (= -T_1)$  の比で表せることが分かる。したがって、固有値  $\kappa_1$  と負荷回数との関係を定式化できれば、具体的にどの種類の転位反応(解離・捕獲・対消滅など)がパターン遷移を駆動するのか、その微視的なメカニズムを考察するための手掛かりを与えるものと期待できる。

## 7. ま と め

本稿では、繰り返し負荷を受けた金属結晶で観察される転位群パターンの相変化を説明する分岐図を、反応拡散論および構造安定性解析に基づいて導出した。得られた分岐図では、異なる転位群パターンを分かつ閾値が、転位の微視反応を特徴づける2つのパラメータで記述されることを示した。さらにこの分岐図は、実際の実験結果と定性的に一致する点にも触れた。

ただし今回用いた理論手法は、転位の微視的振る舞いと、転位集団が示す巨視的なパターン形成を関連付けるための、概念的枠組みを提供するに過ぎない。つまり、実験結果との定性的な一致だけでは理論研究として十分ではなく、現実的なパラメータ値を探索することで、理論と実験の定量的な一致を目指す必要がある<sup>(20)</sup>。また、現実の実験では有限サイズの金属試験片が用いられることを踏まえ、試料の表面効果を考慮に入れる必要もあろう<sup>(21)-(23)</sup>。特に表面効果が顕著となるマイクロ/ナノ金属でどんな転位群パターンが発現するのか、理論と実験の両面から現在考察を進めている状況である。

本研究は、JST-CREST ナノ力学(採択課題名: ナノ・マイクロ疲労学理の開拓と超高疲労強度金属の実現, 課題番号: JPMJCR2092, 代表者: 澄川貴志)および科研費(21H04534[代表者: 澄川貴志], 23H01295[代表者: 梅野宜崇])の支援を受けて実施されたものです。東京大学生産技術研究所に所属する久保淳助教ならびに河合江美特任研究員との議論にも感謝いたします。

## 文 献

- (1) 丸川健三郎, 大村孝仁: 鉄と鋼, **100**(2014), 28-40.
- (2) G. I. Taylor: Proc. Roy. Soc., **145**(1934), 362.
- (3) E. Orowan: Z. Phys., **89**(1934), 634.
- (4) 竹内 伸: 結晶塑性論, 内田老鶴圃, (2013).
- (5) 鈴木秀次: 転位論入門, アグネ, (1967).
- (6) P. M. Anderson, J. P. Hirth and J. Lothe: Theory of Dislocations, Cambridge Univ. Pr., (2017).
- (7) S. Suresh: 材料の疲労破壊, 培風館, (2005).
- (8) G. Ananthakrishna: Phys. Rep., **440**(2007), 113-259.
- (9) P. Li, S. X. Li, Z. G. Wang and Z. F. Zhang: Prog. Mater. Sci., **56**(2011), 328-377.
- (10) 柳田英二: 反応拡散方程式, 東京大学出版会, (2015).
- (11) A. M. Turing: Phil. Trans. Roy. Soc. London. Ser. B, **237**(1952), 37-72.
- (12) S. Kondo and T. Miura: Science, **329**(2010), 1616-1620.
- (13) J. D. Murray: マレー数生物学入門, 丸善出版, (2014).
- (14) 三池秀敏, 山口智彦, 森 義仁: 非平衡系の科学<3> 反応・拡散系のダイナミクス, 講談社, (1997).
- (15) 桑村雅隆: パターン形成と分岐理論, 共立出版, (2015).
- (16) Q. Ouyang and H. L. Swinney: Nature, **352**(1991), 610-612.
- (17) B. Ermentrout: Proc. R. Soc. A: Math. Phys. Eng. Sci., **434**(1991), 413-417.
- (18) D. Walgraef and E. C. Aifantis: Int. J. Eng. Sci., **23**(1985), 1359-1364.
- (19) H. Shima, Y. Umeno and T. Sumigawa: Symmetry, **15**(2023), 1028.
- (20) Y. Umeno, E. Kawai, A. Kubo, H. Shima and T. Sumigawa: Materials, **16**(2023), 16.
- (21) T. Sumigawa, S. Uegaki, T. Yukishita, S. Arai, Y. Takahashi and T. Kitamura: Mater. Sci. Eng., **764**(2019), 138218.
- (22) E. Kawai, A. Kubo and Y. Umeno: Comp. Mater. Sci., **226**(2023), 112246.
- (23) A. Kubo, E. Kawai, T. Sumigawa, H. Shima and Y. Umeno: Model. Simul. Mater. Sci. Eng., **31**(2023), 065020.



島 弘幸

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
1999年3月 北海道大学大学院工学研究科修士課程  
修了  
1999年9月 北海道大学大学助手, 2012年4月 山  
梨大学准教授を経て, 2019年10月より  
現職  
専門分野: 学際物理学  
◎理論物理の手法を用いて多彩な分野(動植物・地  
形・スポーツ等)を横断的に俯瞰する「学際物理学」  
を推進・実践しています。  
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

# 金属 3D プリンティングの特異界面形成による カスタム力学機能制御学の構築 ～階層化異方性骨組織に学びつつ～

中野貴由<sup>1)†</sup> 石本卓也<sup>\*\*</sup> 松垣あいら<sup>2)</sup> 小笹良輔<sup>3)</sup> ゴクチェカヤ オズカン<sup>3)</sup>  
安田弘行<sup>1)</sup> 趙 研<sup>2)</sup> 小泉雄一郎<sup>1)</sup> 奥川将行<sup>3)</sup> 吉矢真人<sup>1)</sup> 藤井 進<sup>3)</sup>  
多根正和<sup>\*\*\*</sup> 三好英輔<sup>\*\*\*\*</sup> 東野昭太<sup>\*\*\*\*\*</sup>

## 1. はじめに

3D プリンティング (3DP), とりわけ粉末床溶融結合 (Powder Bed Fusion: PBF) 法はもはや, 従来の複雑三次元形状を持つ構造物の製造にとどまらず, 構造物内部の材質を作り込み, 材質に基づき機能を設計可能な手法<sup>(1)-(3)</sup>として, その学術的価値を高めつつある. なぜなら, 3DP にて作製される金属部材の内部には, mm オーダーから nm, 場合によってはサブ nm オーダーに至る種々の階層的な界面構造が人工的にもしくは自己組織化的に構築され(図 1 左), それらは単なる「模様」ではなく, 力学機能にスケールを跨いで寄与を及ぼす「強化因子」であることが最近の研究で明らかになりつつある<sup>(1)-(3)</sup>ためである. さらにこうした界面構造は, 3DP 特有の 100~数 100  $\mu\text{m}$  スケールの微小な溶融池を単位とする layer-by-layer (造形方向への積層), track-by-track (層内でのレーザ走査)での溶融凝固の積み重ねに基づくことから, ほとんどの場合, 特有の方向性, 異方性を示す. それは, 骨組織が主応力方向に対して階層的異方性構造を示しつつ, 同方向に特化した異方的な力学機能を発現している事実<sup>(4)</sup>と類似している(図 1 右).

しかしながら, 骨組織の持つ階層的異方性構造と, 3DP 特異界面との大きな違いは, 骨組織が, 遺伝子に組み込まれた細胞やサイトカインといった生体内因子の統制されたはたらきによって応力方向への異方性構造と高強度を言わば必然的に獲得している<sup>(5)(6)</sup>一方で, 3DP にて形成される金属部材内部の界面構造は, 現状, 偶発的な形成に依存しているという点である. 3DP 特異界面の形成を人為的に制御可能とすることで, 形状と材質の同時制御を実現し, 形状のみによ

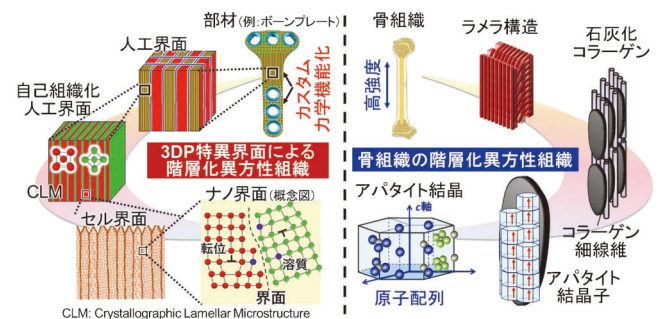


図 1 3DP 造形材中に導入される階層的特異界面と骨組織が持つ階層的異方性構造の類似性.

\* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻 & 大阪大学大学院工学研究科附属異方性カスタム設計・AM 研究開発センター; 1) 教授 2) 准教授 3) 助教 (\*〒565-0871 吹田市山田丘 2-1)

\*\* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 特任教授 & 富山大学先進アルミニウム国際研究センター; 教授

\*\*\* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 招聘教授 & 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 教授

\*\*\*\* 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 講師

\*\*\*\*\* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 招聘教員 & 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 助教

Custom Mechano-Functional Control by Formation of Specific Interfaces via Metal 3D Printing—Learning from Hierarchical Anisotropic Architecture in Bone; Takayoshi Nakano\*, Takuya Ishimoto\*\*, Aira Matsugaki\*, Ryosuke Ozasa\*, Ozkan Gokcekaya\*, Hiroyuki Y. Yasuda\*, Ken Cho\*, Yuichiro Koizumi\*, Masayuki Okugawa\*, Masato Yoshiya\*, Susumu Fujii\*, Masakazu Tane\*\*\*, Eisuke Miyoshi\*\*\*\* and Shota Higashino\*\*\* (\*Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering & Anisotropic Design and Additive Manufacturing Research Center, Osaka University, Suita. \*\*Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita & Aluminium Research Center, University of Toyama, Toyama. \*\*\*Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita & Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai. \*\*\*\*Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai. \*\*\*\*\*Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai)

Keywords: additive manufacturing, powder bed fusion, peculiar interfaces, hierarchy, anisotropy, mechanical functions, strengthening, crystallographic texture

2023年10月2日受理 [doi:10.2320/materia.63.36]



る力学機能制御の限界を打破するとともに、力学機能とそのカスタム性を飛躍的に向上させることが可能となると期待している。

この達成に向け、現在推進している『カスタム力学機能制御学の構築』においては、3DP 特異界面性状のナノ～マクロなキャラクター化に基づく界面の定義、3DP 特異界面形成機構の解明、3DP 特異界面と変形媒体(転位や双晶)との相互作用機序解明とマクロ力学機能への寄与解明、異方性カスタム力学機能化のための3DP 特異界面の設計と実造形体への界面導入に取り組んでいる。

## 2. 熔融池単位の凝固を示す PBF 法特有の代表的な自己組織化界面

3DP 特異界面には、人為的に導入されるマクロな人工界面の下階層に、熔融池単位での熔融凝固という3DPの特徴に基づき形成される自己組織化界面である、①セル界面、②熔融池界面、③会合界面、④ラメラ界面が代表的に存在する。図2には、レーザーPBF(LPBF)によって作製した、FCC構造を示すIN718とBCC構造を示すTi-15Mo-5Zr-3Al造形体の、熔融池横断面での組織写真と造形方向に投影したInverse Pole Figure(IPF)マップを示す<sup>(3)(7)</sup>。スキャンストラテジー(SS)は、SS\_Xを用いている。SS\_Xとは、X方向へのレーザーの往復走査をすべての層に対して行うものである<sup>(7)</sup>。組織写真中には、①～④の各界面の存在部位を示している。これら界面は、試料断面の化学腐食によって明確に観察可能となり、界面での化学的な不均質性が示唆される。結晶方位の観点から見ると、セル界面、熔融池界面にはほとんど結晶方位差は存在せず、会合界面にはわずかな方位差が、ラメラ界面には明確な方位差が存在する。下記にそれぞれの界面の特徴をまとめる。

①セルは、LPBFで生じる $10^7$  K/sにも及ぶ超急冷に基づ

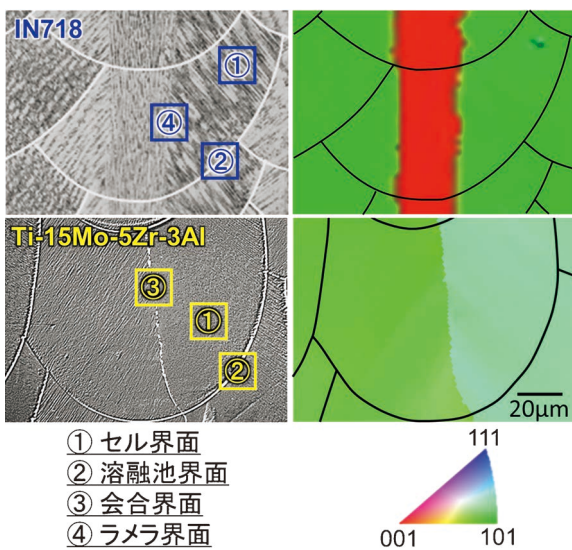


図2 3DP造形体材中に導入され得る、熔融池に基づく4つの代表的な界面構造。

き一次アーム間隔が微小化( $\sim 1 \mu\text{m}$ )したデンドライトであり、二次アームのないデンドライトとも呼ばれる。超急冷のため、通常の铸造プロセスで形成されるような凝固偏析が強く抑制されているものの、セル界面には溶質のマイクロ偏析が生じている<sup>(8)</sup>。さらには、セル界面には多数の転位が存在する。こうしたマイクロ不均一性を有するセル界面のナノ構造と、力学機能への寄与が明らかになりつつある。

②熔融池界面は、熔融池内での凝固の開始点、すなわち、固液界面の移動が熔融から凝固へと反転する部位である。したがって、熔融池界面では、高い温度勾配( $G$ )とLPBF造形中では特異的に小さい凝固速度( $R$ )という組成的過冷の生じ難い条件での凝固が生じ、平滑界面成長により局所的にセルが消滅する<sup>(8)</sup>とともに、下層や隣接する凝固部からのエピタキシャル成長が助長される。こうしたエピタキシャル成長は、後述の単結晶様集合組織やラメラ組織形成に必須である。

③会合界面は、熔融池の右半分、左半分から移動してきた固液界面が会合する部位である。会合界面はわずかな結晶方位差を含むが、単結晶様集合組織形成のカギとなる重要な界面であることが我々の研究から明らかになっている。すなわち、会合界面での結晶方位差が最小となるよう、積層にともなって結晶方位が自己調整される<sup>(9)</sup>ことで、強く配向化した結晶集合組織が形成される。図2の場合、立方晶の優先成長方位である $\langle 100 \rangle$ に伸長したセルが造形方向からおおよそ $\pm 45^\circ$ の角度(会合界面でおおよそ $90^\circ$ の角度関係)で安定化することで、造形方向に $\langle 011 \rangle$ が配向した集合組織を形成する。

④ラメラ界面は、造型方向に $\langle 011 \rangle$ が配向した主層と、 $\langle 100 \rangle$ が配向した副層が交互に配置したラメラ組織に基づく<sup>(3)</sup>。ラメラ組織の周期はレーザーの走査ピッチに対応し、 $100 \mu\text{m}$ 前後と微細な範囲で制御可能であることから、本ラメラ組織は他の加工技術によっては導入することができない、LPBF法特有の組織と言える。前項で示した単結晶の間に、熔融池中央部にて造形方向にセルが平行に伸長した副層が挿入されている。副層は、熔融池底部がより水平であるほど、熔融池底部での鉛直下向きの熱流が支配的となることで、造形方向への $\langle 100 \rangle$ 成長が生じる結果形成される<sup>(3)</sup>。

これら3DP特異界面は、それ自体が直接力学機能に寄与するものと、特異組織形成を通じて間接的に寄与するものがある。こうした界面の力学機能への寄与について、現状公表可能な範囲で紹介する。

## 3. ラメラ界面による強化に基づく力学機能異方性の発現

3DP特異ラメラ界面の存在が、金属材料の強化に寄与することが明らかになった<sup>(3)</sup>。図3(a)に、IN718のas builtでの単結晶様組織およびラメラ組織における造形方向( $0^\circ$ )への引張降伏応力を示す。荷重軸 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 011 \rangle$ におけるSchmid因子はいずれも0.41であることから、この降伏応力の差異をSchmid因子で説明することはできない。すなわち、主層/副層間の界面が、ラメラ試料での降伏応力の上昇の要因であ

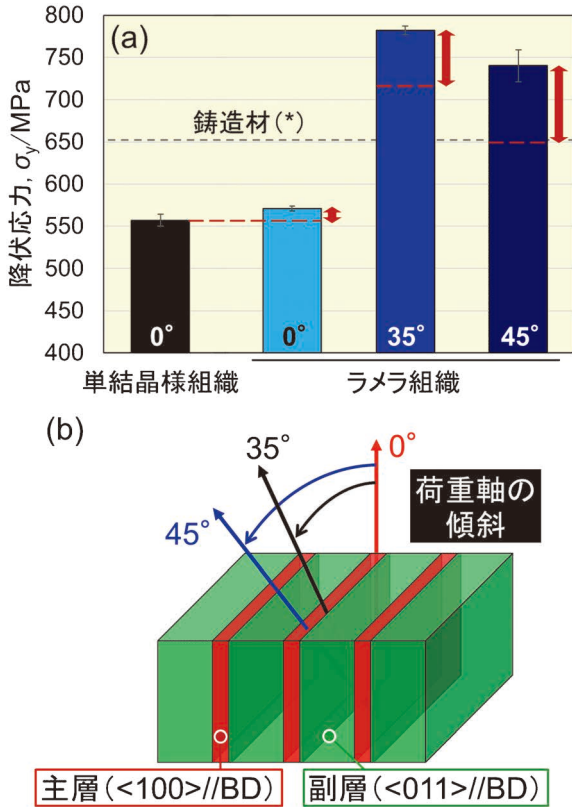


図3 IN718のas builtでの単結晶組織およびラメラ組織における引張降伏応力. 赤矢印でラメラ界面の効果による強化分を示す. \*は、均質化+溶体化+時効熱処理後であることを示す. (CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(3)から改変引用)

ることが示唆される. この証明のため, ラメラ組織について荷重軸をラメラの面内にて造形方向に対して35°, 45°に傾斜(図3(b))させた場合の降伏応力を図3(a)に併記する. 荷重軸の傾斜によって, 主層/副層に対する荷重軸はそれぞれ, おおよそ<011>/<100>@0°, <111>/<211>@35°, <√211>/<√211>@45°となるため, Schmid 因子の変化に対応して降伏応力は変化する. 単結晶組織にて算出した見かけの臨界分解せん断応力(CRSS)を用いて荷重軸の変化の影響を除去した, 界面の存在による降伏応力の増分を図3(a)に両矢印で示す. 同一の界面であるにもかかわらず, 荷重軸に依存してその降伏応力への寄与が変化した.

そこで, 隣接する結晶方位の異なる結晶 A-B 間での界面を通じたすべり変形の難易を示す応力伝達係数  $N_{ij}$  を式(1)<sup>(10)</sup>によって算出した. なお, 記号の意味と詳細は文献<sup>(10)</sup>を参照されたい.

$$N_{ij} = (e_i^A \cdot e_j^B)(g_i^A \cdot g_j^B) + (e_i^A \cdot g_j^B)(e_j^B \cdot g_i^A) \quad (1)$$

応力伝達係数が1に近いほどすべり変形が伝達しやすく, 1より小さいほど界面でのすべりが伝達しにくいいため, 強度の上昇につながる可能性がある. 単結晶の場合, 応力伝達係数は1であるが, ラメラ試料の場合, 荷重軸の傾斜ともない主層/副層での主すべり系が変化するため, 0.82@0°, 0.65@35°, 0.65@45°と変化する. 図3(a)に示す降伏応力の

増分は, 応力伝達係数の変化と良く対応した. LPBF によって特異的に導入されたラメラ界面は, Ni 基超合金の強化機構としてはたらくのみならず, すべり変形の伝達に対する抵抗を介して力学機能の異方性発現の要因にもなることが明らかになった.

さらに, LPBF 材は熱処理を施していない as built 状態であるにもかかわらず, 時効処理により強化相である  $L1_2-\gamma'$  ( $Ni_3(Ti, Al)$ ),  $D0_{22}-\gamma''$  ( $Ni_3Nb$ ) を析出させた鋳造材<sup>(11)</sup>よりも高い降伏応力を示し, 3DP 特異界面による力学機能への大きな寄与を明らかにした.

#### 4. 単結晶組織-多結晶組織の作り分けと人工界面の形成

一方で, ラメラ組織や単結晶組織といった高配向化組織と, ランダム配向を示す多結晶組織を作り分けることは, 力学機能の異方性-等方性の発現のみならず, 人工界面導入のための要素となる組織の獲得に不可欠である. 従来のレーザー条件を広範囲に網羅したプロセスマップの作成に基づくのではなく, サイバー空間でのシミュレーションを用いることで溶融池内での凝固挙動に基づき組織を予測することが可能となっている.

図4には, Ti-15Mo-5Zr-3Al におけるレーザー照射条件(レーザー出力  $P$  と走査速度  $v$ )と結晶集合組織形成との間をつなぐ凝固挙動(固液界面での温度勾配  $G$  と凝固速度  $R$ )を, 熱シミュレーションにて解析した結果<sup>(12)</sup>を示す. 同一の熱源関数を用い, 実際の  $P, v$  の条件にてレーザー照射した際の

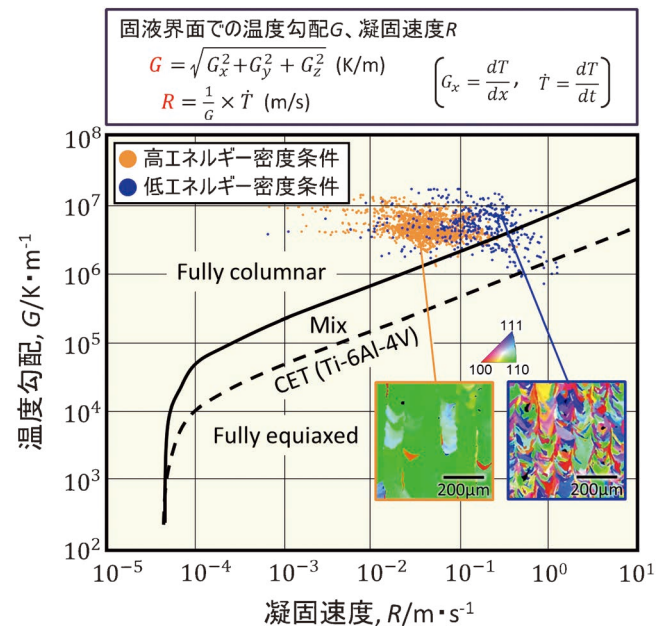


図4  $\beta$ 型チタン合金における2種の造形条件に対する固液界面での温度勾配, 凝固速度の分布と, 対応する造形方向に投影した結晶方位マップ. 参考のため, Ti-6Al-4V合金の柱状-等軸遷移線を併記. (CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(12)から改変引用)



熱伝導と熱伝達に基づく温度分布の変化を計算している。高エネルギー条件 ( $P=360\text{ W}$ ,  $v=1200\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) では強く配向化した単結晶様組織が、低エネルギー条件 ( $P=180\text{ W}$ ,  $v=1400\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) ではより無秩序に配向化した多結晶組織が形成された。高  $G$ ・低  $R$  の凝固条件は組成的過冷が生じず平滑界面が安定であり単結晶様組織の形成に適しており、一方、低  $G$ ・高  $R$  の条件では組成的過冷が大きくなり核生成頻度が上昇し等軸組織が得られやすい<sup>(13)</sup>。高エネルギー密度条件での  $G$ ,  $R$  の分布は、低エネルギー密度条件でのそれより相対的に左側(低  $R$  側)に位置し、単結晶様組織が得られやすい凝固条件になっており (Ti-6Al-4V 合金の柱状-等軸遷移線<sup>(14)</sup>を参照), これは、形成された結晶集合組織と良く対応する。こうした適切な凝固条件の下で、会合界面での結晶方位差の低減を駆動力とした結晶方位の自己調整が生じ、単結晶様の強い配向化が達成される<sup>(9)</sup>。したがって、会合界面は、それ自体は力学機能にほとんど寄与を及ぼさないと予想されるが、単結晶の形成を介して間接的に、後述のような力学機能異方性の発現に寄与する重要な 3DP 界面と言える。

このように、熱シミュレーションにより、造形パラメータ ( $P$ ,  $v$ ) と、実測が極めて困難な凝固挙動 ( $G$ ,  $R$ ) の関連性を構築することができ、結晶集合組織の形成を予測することが可能となった。この結果、種々の結晶集合組織を作り分けることが可能となり、**図 5** に示すように、組織に応じた力学機能 (この場合はヤング率) の異方性の発現を明らかにした<sup>(15)</sup>。さらに、こうした明確な集合組織の形成は、明瞭な人工界面の形成を可能とした。**図 6** に隣接する 2 つの区画でスキャンストラテジーを変化させ配向方位を変えることで、人工界面を導入した造形物の界面付近での結晶方位変化を示す。図 3 で示したラメラ界面に類似したシャープな界面が形成されている。このように、区画毎に異なる結晶集合組織を当てはめて種々の人工界面を形成可能であり、その組み合わせにより異なる弾性変形、塑性変形特性の設計が可能となると期待される。

一方で、単結晶生成に適した凝固条件であっても、凝固中に液相側で不均一核生成サイトが形成される場合には、単結晶が得られない。とりわけ、熔融池内部でも低温の熔融池底部、すなわち熔融池界面部にて等軸粒が生成する。この場合は、下層や隣接部からのエピタキシャル成長が阻害され、会合界面の形成も生じないため、単結晶は形成されない。**図 7** は、TiZrNbTaMo 生体用ハイエントロピー合金 (Bio High Entropy Alloy: BioHEA) での例を示すが、熔融池界面に沿った微細な等軸粒が形成され、熔融池上部は熱流に依存して熔融池中央部に向かい放射状に成長した比較的大きな伸長粒が形成している (**図 7(a)**)<sup>(16)</sup>。結果として、2 種の結晶粒形態と配向性を示すバイモーダル組織となる (**図 7(a-c)**)。本合金は、超急冷の LPBF 下での造形でさえ顕著な偏析を生じ (**図 7(d, e)**)、高融点元素が濃化したデンドライト部がレーザー照射による急速昇温により融け残り<sup>(17)</sup>、不均一核生成サイトとしてはたらいとえられる (**図 7(f)**)<sup>(16)</sup>。このよ

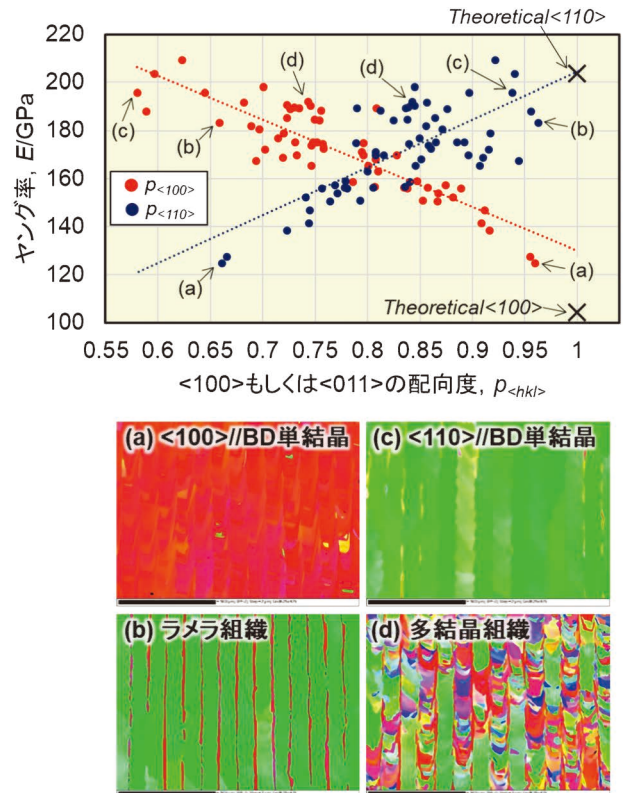


図 5 配向度とヤング率の関係、矢印で示した点(a-d)はそれぞれ下の IPF マップ(a-d)に対応している。(CC-BY 4.0 ライセンスのもとで出版されている文献<sup>(15)</sup>から改変引用)

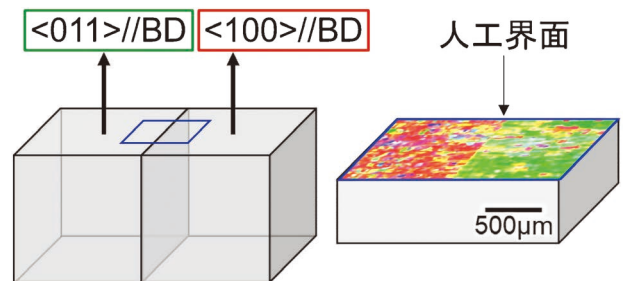


図 6 2 種の異なる単結晶様組織からなる人工界面。

うな材料の場合には、スキャンピッチを変化させることで微細粒の割合を変化させ、力学機能をカスタマイズすることが可能である<sup>(2)</sup>。一方、単結晶が必要な場合には、不均一核生成サイトを生じない合金設計が必要となる。

## 5. 3DP 特異界面による組織制御を念頭に置いた合金設計と高力学機能化の実現

カスタム力学機能制御の実現のためには、3DP 特異界面の形成を自在に操ることが必要である。そのためには、(i) レーザ条件やスキャンストラテジーといった 3DP プロセスパラメータの設計と、(ii) 合金設計を両輪とした組織制御が必須と言える。本項では、後者の取り組みでの成功例を紹介



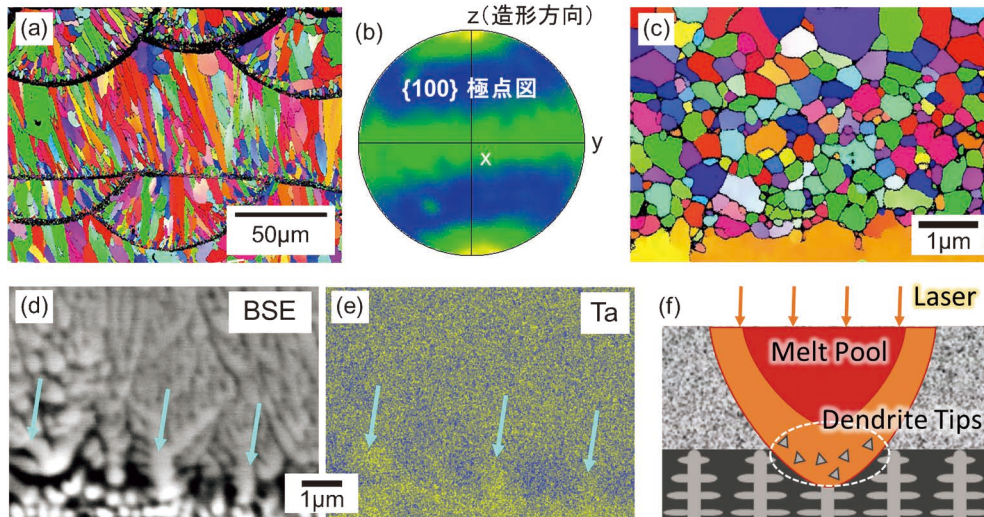


図7 LPBFで作製したTiZrNbTaMo BioHEA試料の微細構造。(a) yz断面で撮影したIPFマップと、(b) {100}がz方向に優先配向した繊維組織を表す極点図。IPFマップに見られる黒い線はクラックではなく、低倍率でのEBSD解析で菊池線が分析できなかった部分を示す。この部分には、(c)非常に微細な等軸結晶粒が存在する。等軸結晶粒形成の要因として、(d, e)顕著な偏析にともなう高融点元素(Nb, Ta, Mo)の濃化部が、(f)溶融時に融け残り不均質核生成サイトとしてはたらくことが考えられる。(CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(16)から改変引用)

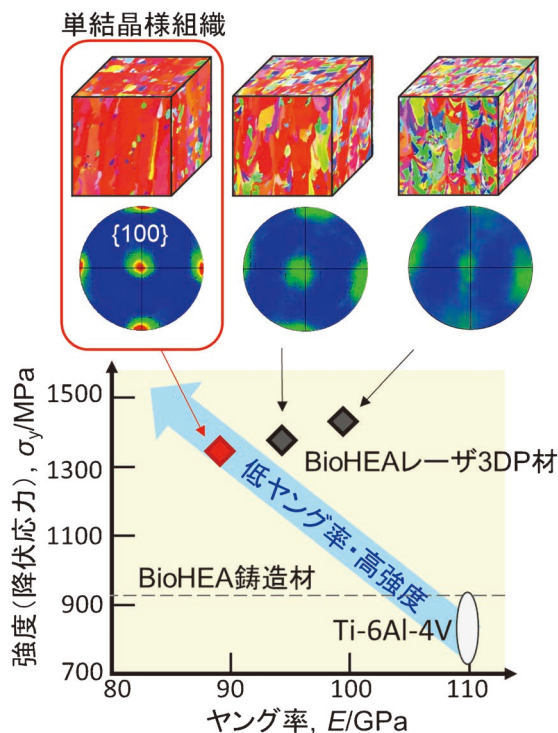


図8 偏析傾向を著しく低減する合金設計により、溶融池界面でのエピタキシャル成長を可能とし単結晶化を達成した。低ヤング率・高強度を同時に示すBioHEAが実現した。(CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(1)から改変引用)

する。

前項にて紹介したTiZrNbTaMo-BioHEAでは溶融池界面でのエピタキシャル成長が阻害され、会合界面の形成に至らないことで、単結晶化が実現されない。一方で、生体用金属材料に求められる低ヤング率は、単結晶化により<100>にお

いて達成可能である<sup>(18)</sup>。すなわち、溶融池界面でのエピタキシャル成長の阻害因子である不均一核生成サイト、すなわち偏析を抑制し単結晶化することが低ヤング率化の有効な戦略となる。

偏析傾向を最小限に抑えるため、液相線温度と固相線温度の差( $\Delta T$ )を小さく、さらに各元素の分配係数の1からの偏倚が小さくなるよう組成を設計し、上記組成にHfを添加したTiZrHfNbTaMo-BioHEAを提案した<sup>(1)</sup>。本合金はTiZrNbTaMo-BioHEAと比較し、 $\Delta T$ は200 Kから50 Kへと低下し、分配係数も1に近づいた。その結果、設計通り、溶融池界面での等軸粒の形成が生じず、レーザー条件に依存した単結晶様組織から多結晶組織までの結晶集合組織制御が実現された(図8)。単結晶試料においては、<100>にて低ヤング率を示した。加えて、偏析の抑制はより均一な固溶体の形成につながり、固溶強化により、偏析を有する鋳造材の約1.4倍の降伏応力を発現した。単結晶化により、低ヤング率と高強度を兼ね備えた生体用合金の創製に成功した。さらに、本合金において未知の微細な界面の存在が最近明らかになり、そのキャラクター化と力学機能への寄与について、最先端分析とシミュレーションを駆使して解明に取り組んでいる。

## 6. おわりに

本稿では、2019年度に発足したJST-CREST革新的力学機能材料の創出に向けたナノスケール動的挙動と力学特性機構の解明(ナノ力学)(研究総括:伊藤耕三)に採択された『カスタム力学機能制御学の構築~階層化異方性骨組織に学ぶ~』における取り組み内容と進捗状況の一部について紹介した。3DPのポテンシャルは今や、トポロジー最適化がター



## 3DP 特異界面のナノ構造とその力学挙動

江草大佑<sup>1)</sup> Chen Han<sup>2)</sup> Li Zehao<sup>1)</sup>  
佐々木泰祐<sup>3)</sup>,<sup>2)</sup>\* 阿部英司<sup>4)</sup>,<sup>3)</sup>\*

## 1. はじめに

近年、新しい種類の構造材料としてハイエントロピー合金 (HEA) が注目を集めている。HEA は典型的には 5 種類以上の元素から構成される合金であり、高い混合エントロピーに起因した固溶状態の形成により、優れた特性を発現すると期待されている<sup>(1)-(3)</sup>。特に、中野ら<sup>(4)</sup>によって報告されている Ti-Zr-Nb-Ta-Mo 合金は、生体為害性元素を含まないことから生体利用を目的とした HEA 材料 (BioHEA) として注目されており、種々の合金系が提案されている<sup>(5)-(8)</sup>。BioHEA は既存の生体利用金属材料と比較して遜色のない機械的特性および生体親和性を有するが、一般的な鋳造法で作製した場合には偏析に起因する相分離傾向を示し、HEA に期待される均一固溶状態は実現されていない。生体材料としての BioHEA の特性向上を実現するために、相分離傾向を抑制する合金設計およびプロセス開発が検討されている。中でも Additive manufacturing (AM) の一種である laser powder bed fusion (L-PBF) 法の適用は均一固溶状態を実現する組織制御手法として期待されている。L-PBF 法は金属原料粉末に対してレーザー照射により選択的に溶融・凝固させ、凝固領域を積層することにより三次元的な造形を実現する AM 手法であり、凝固時の冷却速度が最大で  $10^5 \sim 10^7$  K/s に到達するという特徴を有する<sup>(9)(10)</sup>。L-PBF 法を適用した BioHEA は相分離傾向の抑制によりミクロスケールでほぼ均一な組織を呈すると共に、鋳造法により作製した BioHEA と比較して優れた機械的特性および生体適合性を示す

ことが報告されている<sup>(11)-(13)</sup>。この特性向上は均一固溶状態の形成に由来するとされているが、その詳細なメカニズムは明らかとなっていない。近年の研究より一部の HEA 合金では原子スケールでの短距離化学秩序や転位への元素偏析などの微視的不均一構造の存在が示唆されている<sup>(14)(15)</sup>。本解説では L-PBF 法を適用した BioHEA を対象として、電子顕微鏡法を主とした微細組織調査により見出した特異な界面構造および相分離挙動について紹介する。

## 2. L-PBF 法を適用した BioHEA のミクロ組織

本解説では  $(\text{TiZr})_{1.4}(\text{NbTaMo})_{0.6}$  の組成とした BioHEA 粉末に対して L-PBF 法による積層造形を施した試料を対象とした微視組織解析結果を述べる。プロセス詳細については既報を参照頂きたい<sup>(11)</sup>。図 1(a) に造形方向に対して垂直な断面 (YZ 断面) より取得した SEM 反射電子像を示す。特徴的な鱗状の界面が観察されるが、これはレーザー走査時に形成された溶融池形状に対応している。溶融池近傍の拡大図を図 1(b) に示すが、溶融池界面から離れた領域では造形方向に伸長した柱状晶組織、界面近傍では微細な等軸粒組織を呈しており、バイモーダルな組織を有している。一般に AM により作製された HEA は、溶融池内の急速な溶融・凝固に起因した特徴的な微細組織を形成する。L-PBF 法を適用した場合、溶融池内の温度勾配および冷却速度が組織形成過程に影響を及ぼすことが報告されている<sup>(16)</sup>。観察されたミクロ組織の形成過程については、柱状晶領域の場合には溶融池内での温度勾配に沿って凝固が進展し、デンドライト成長に

\* 東京大学大学院工学系研究科；1) 助教，2) ポスドク，3) 講師，4) 教授 (〒113-8656 東京都文京区本郷 7-3-1)

\*\* 物質・材料研究機構 磁性・スピントロニクス材料研究センター ナノ組織解析グループ；1) ポスドク，2) グループリーダー，3) 招聘研究員

Nanostructure of 3DP Unique Boundary and Its Mechanical Behavior; Daisuke Egusa\*, Han Chen\*, Zehao Li\*\*, Taisuke Sasaki\*\*\* and Eiji Abe\*\*\* (\*Graduate School of Engineering, The University of Tokyo, Tokyo. \*\*Research Center for Magnetic and Spintronic Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: high entropy alloys, BioHEA, additive manufacturing, laser powder bed fusion, electron microscopy, thermodynamical calculations, machine learning

2023年9月27日受理 [doi:10.2320/materia.63.42]



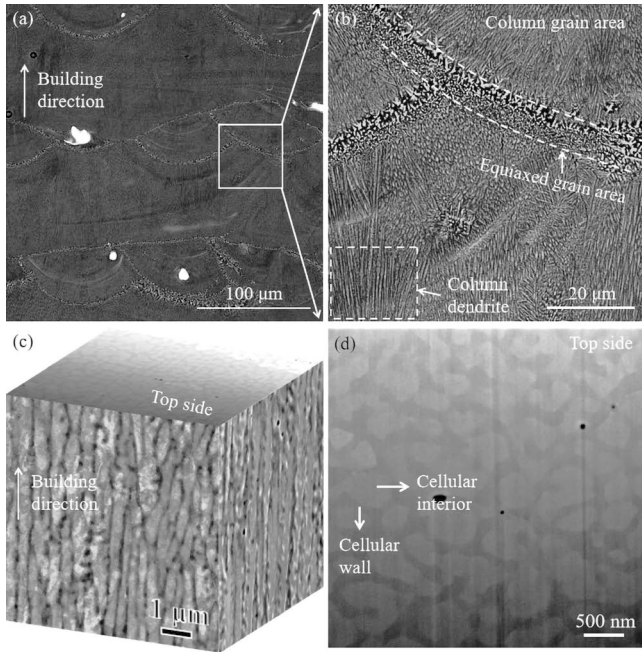


図1 L-PBF法により作製したTi-Nb-Ta-Zr-Mo HEAの微細組織：(a)造形方向に対して垂直な断面より取得したSEM反射電子像。(b)溶融池境界を含む領域の拡大像。(c)柱状晶領域に対応する模式的な三次元SEM反射電子像。(d)造形方向に平行な断面より取得したSEM反射電子像。矢印は像コントラストより推測されるセル壁とセル内の領域に対応。(a),(c)に示す白矢印は造形方向に相当。

より造形方向に伸長した組織を形成したと理解できる。また、溶融池界面近傍の等軸粒領域については、レーザー照射により一度凝固した領域が再溶融する際に、Nb・Mo・Taを多く含む高融点の領域が残存もしくは凝固中に析出し、核生成サイトとして働くことにより溶融池底部にて微細結晶粒組織を形成したと理解される<sup>(17)</sup>。実際の積層造形においては複数回のレーザー走査を施す際に、走査方向を調整する(スキャンストラテジー)ことにより凝固界面での優先結晶成長方位を変化させ、バルク造形体の集合組織を制御できることが報告されている<sup>(18)(19)</sup>。本材料の場合、溶融池界面近傍に形成した等軸粒組織が凝固界面における結晶方位の引継ぎを阻害するため、柱状晶領域は造形方向にのみ<001>方位が配向し、その他の方向には無配向な集合組織を形成することが確認されている<sup>(11)</sup>。溶融池内の柱状結晶粒領域より取得した三次元断面SEM反射電子像を図1(c)に示す。造形方向に垂直な断面では造形方向に伸長したデンドライト組織であるとともに、造形方向にはおよそ等軸のセル状組織であることが確認できる。セル組織の形態評価として、造形方向から取得した断面SEM反射電子像を図1(d)に示す。像コントラストの違いは局所的な組成の変化に対応しており、明暗がデンドライト組織におけるセルおよびセル壁に相当すると仮定すると、各領域の幅および面積率は、セル領域で幅400 nm程度かつ面積率57%、セル壁で幅200 nm程度かつ面積率43%と推定される。

SEM-EDSを用いて柱状晶領域より取得した元素マップを図2(a)に示す。Ti, Nb, Moはほぼ均一に分布している一方で、ZrとTaはわずかに偏析している。SEM反射電子

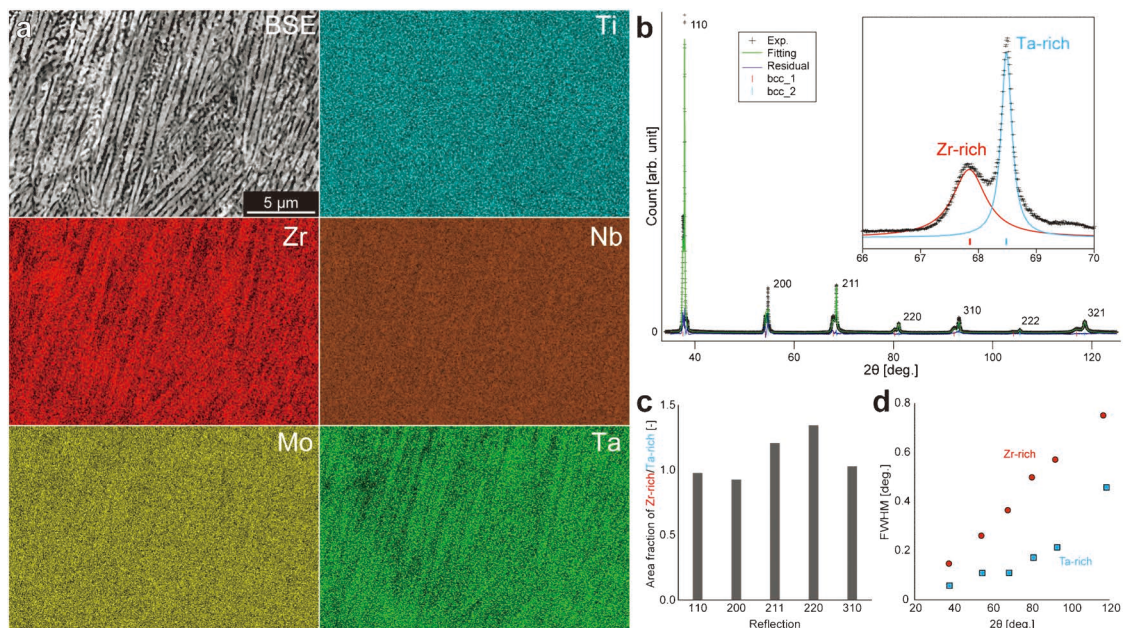


図2 (a)柱状晶領域の造形方向垂直断面より取得したSEM反射電子像およびSEM-EDSによる元素マップ。紙面上下方向が造形方向に相当。(b)バルク試料より測定したXRDプロファイルおよびリートベルト解析によるフィッティング結果。図内にbcc構造211反射近傍の拡大図を示す。偏析挙動に対応したピークの分裂が確認できる。(c)各反射におけるZr-rich領域/Ta-rich領域のピーク面積比率。(d)散乱角度に伴うZr-rich領域およびTa-rich領域に相当するピークの半値幅の推移。ピーク面積および半値幅の算出に際しては、ガウシアンによる2ピークフィッティングを用いた。(オンラインカラー)

像のコントラストとの対応から Zr はセル壁, Ta はセル内に濃化していることが確認でき, 偏析傾向が異なる. この合金系では凝固過程において, (Ti, Zr)-(Nb, Ta, Mo) 擬二元系で表現される相分離傾向を示すことが熱力学計算に基づいて報告されており<sup>(7)</sup>, 観察された偏析傾向に対応している. また, 観察領域での組成差はほぼ数 at% 程度であり, 既報<sup>(11)</sup>と同様の結果であった. 一般的な casting プロセスにて作製した BioHEA ではマクロな相分離および 10 at% を超える組成変化が確認されており, L-PBF 法を用いた急速冷却により相分離傾向が抑制されたと考えられる.

このような相分離傾向がバルク試料全体においてどのように存在しているかについて X 線回折 (XRD) を用いて検討した (図 2(b)). XRD 計測に際してはヨハンソン型分光器により単色化した Cu K $\alpha$ 1 線を用いた. プロファイルを見ると主要なピークはすべて bcc 構造として同定され, その他の化合物等は形成されていないことが確認できる. また, 拡大図に示す 211 ピークよりピークの分裂が確認でき, わずかに格子定数の異なる 2 種類の bcc 相が形成していることがわかる. リートベルト解析<sup>(20)</sup>を用いたフィッティングより, それぞれの bcc 相の格子定数は 0.338 nm および 0.335 nm と推定され, 約 0.8% の格子定数変化に相当した. 構成元素の金属原子半径を比較すると Zr > Ti  $\approx$  Nb  $\approx$  Ta > Mo であることから, セル壁に相当する Zr-rich 領域でわずかに格子が膨張した bcc 構造を取っていることが示唆される. 相分離傾向と格子定数変化の関係については後ほど詳細を述べる.

各 bcc 相のピーク形状を比較すると, Zr-rich 領域に相当する bcc 相ではピーク強度が低下しつつ, ピーク半値幅が増大している. ガウシアンフィッティングにより各 bcc 相に対してピーク面積比およびピーク半値幅を評価した結果を図 2(c), (d) に示す. ピーク面積比については, Zr-rich/Ta-rich 領域が 1 近傍を示していることから, 各相の体積率はおよそ同程度であると考えられる. 一方で半値幅については, Zr-rich 領域に相当するピークで明瞭に広がっており, 散乱角度の増加に対してはほぼ線形に増加している. ピークブロードニングの要因としては一般に転位等の格子欠陥の寄与として説明され, 2 種類の bcc 相の内 Zr-rich 領域に優先的に欠陥・格子ひずみが蓄積していることが推測される. この点については STEM 観察結果と合わせて後述する. 興味深いことに, 観測された bcc 相はブロードニングを伴うもののそれぞれほぼ単一の構造としてフィッティングされる. これは溶融池内の凝固における偏析現象が試料全体に渡ってほぼ同一の過程を経ていることを示唆している.

### 3. 柱状晶領域における界面分布

図 3(a) に dendrite 組織を呈する柱状晶を含む領域から SEM-EBSD により算出した IPF マップを, 図 3(b) に同領域における大角粒界 (黒線: 方位差 15 度以上) および小角粒界 (赤線: 方位差 2 度~15 度) の分布を示す. IPF マップは紙面奥行方向の結晶方位に対応している. IPF マップより

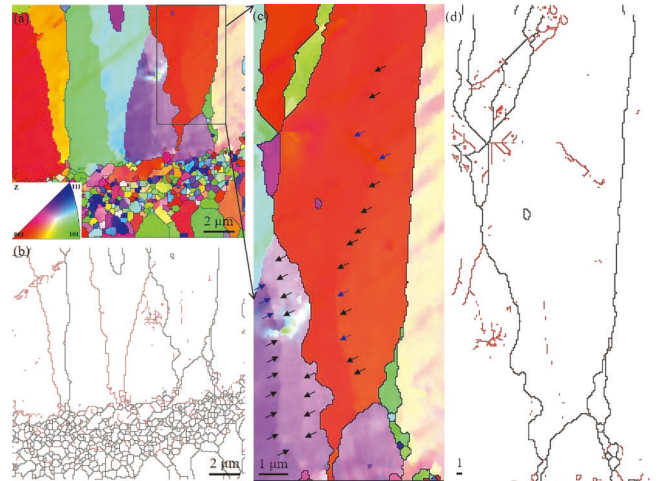


図 3 (a) 溶融池界面近傍の領域から取得した SEM-EBSD による IPF マップ. 造形方向は紙面上下方向, カラーリングにより示される結晶方位は紙面奥行き方向に相当. (b) (a) の領域における大角粒界 (黒線: 方位差 15 度以上) および小角粒界 (赤線: 方位差 2 度~15 度) 分布. (c), (d) (a) 内の四角領域に対応する IPF マップおよび結晶粒界分布図. (オンラインカラー)

柱状晶は伸長した結晶粒形状を呈しており, 造形方向には数十  $\mu$ m, 垂直方向には約 2.5  $\mu$ m 程度の幅を持つことが確認できる. また結晶粒内には造形方向に伸びた小角粒界が含まれている. 図 3(c), (d) 中に矢印で示す領域においては, IPF マップ中のグラデーションに対応する 2 度未満の方位差に相当すると考えられる亜粒界が確認できる. 微小方位差を有する界面の間隔は SEM-EDS 等で確認されたセル間隔とおおよそ対応しており, 偏析に対応するスケールで方位差を有する界面が導入されていることが示唆された. このような結晶方位差と重畳した偏析傾向を呈する微細組織の詳細については, STEM 法を用いて更に調査した.

図 4(a), (b) にはほぼ単一の結晶方位を有する柱状晶領域の造形方向より取得した高角環状暗視野 (HAADF) STEM 像および低角環状暗視野 (LAADF) STEM 像を示す. 環状検出器により検出される STEM 像のコントラストは散乱角度によって異なり, HAADF-STEM では原子番号に依存した Z コントラストを, LAADF-STEM 像では格子の乱れに相当するひずみコントラストを呈する<sup>(21)</sup>. HAADF-STEM 像に着目すると, 結晶粒内でわずかにコントラストが低下した領域が約 200 nm の幅で分布しており, SEM 反射電子像で観察されたセル壁に対応する. 同一領域から取得した LAADF-STEM 像より, 上記領域の界面近傍ではひずみの増大に相当するコントラストが多数確認される. 対応する領域から取得した原子分解能 STEM 像 (図 4(c)) より, このひずみコントラストは bcc 構造における刃状転位 ( $b = 1/2$  [111]) として同定される. 上記結果より, SEM-EBSD により観察された小角粒界は転位により構成される亜粒界として解釈できる.

図 5(a)-(f) に図 4(a), (b) と同一領域から取得した



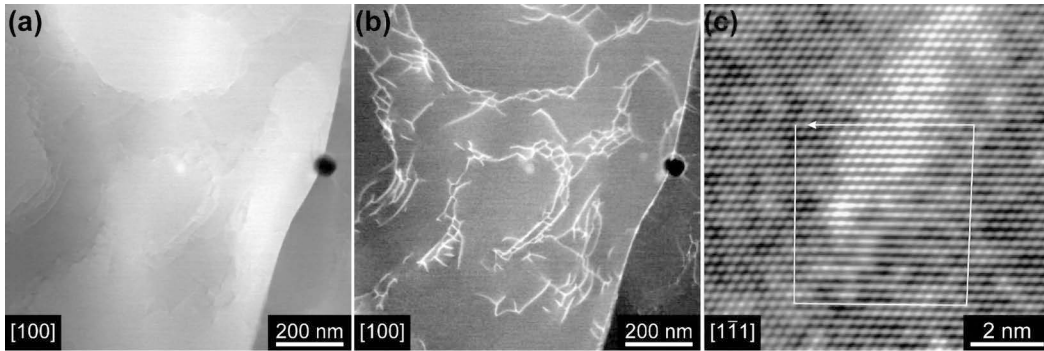


図4 (a), (b) 造形方向より取得した柱状晶領域の HAADF-STEM 像および LAADF-STEM 像. (c) LAADF-STEM 像中のひずみコントラストを示す領域の原子分解能 STEM 像. 図中の白線はバーガース回路に相当.

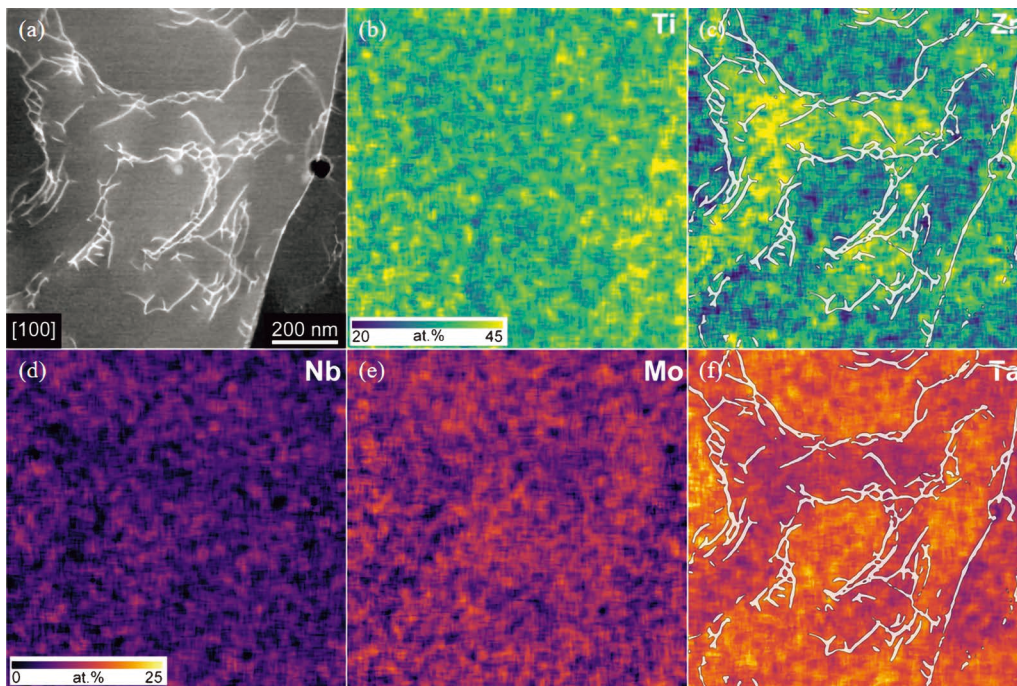


図5 STEM-EDSにより取得した柱状晶領域における元素マップ: (a)取得領域の LAADF-STEM 像, (b)-(f) Ti, Zr, Nb, Mo, Ta 元素マップ. 元素マップにおけるコントラストは Ti, Zr については(b), Nb, Ta, Mo については(d)に示す濃度スケールに対応する. (c), (f)では, LAADF-STEM 像で観察されるひずみコントラストが高い領域を白線として抽出し, 元素マップに重ね合わせた. (オンラインカラー)

LAADF-STEM 像および STEM-EDS による元素マップを示す. 元素マップを見ると, SEM-EDS と同様に Zr および Ta の偏析傾向が確認できるとともに, LAADF-STEM 像で観察される転位は偏析領域の境界近傍に存在していることが確認できる. また, 各領域の平均組成は Zr-rich 領域:  $\text{Ti}_{37}\text{Zr}_{38}\text{Nb}_5\text{Ta}_{12}\text{Mo}_9$  (at%) および Ta-rich 領域  $\text{Ti}_{37}\text{Zr}_{31}\text{Nb}_6\text{Ta}_{16}\text{Mo}_{10}$  (at%) であり, SEM-EDS による観察結果と対応する. この結果は凝固時の偏析に起因して格子定数の異なる bcc 相が形成され, bcc 相間のひずみを緩和するために転位を伴う小角粒界が導入されたことを示唆している.

#### 4. ミクロ相分離とひずみ分布

ランダム固溶状態の HEA の格子定数  $a_{\text{lat}}$  については以下の予測式が提案されている<sup>(22)</sup>.

$$a_{\text{lat}} \approx \frac{\sum_{i=1}^n a_{ii}^2 K_{ii} X_i}{\sum_{i=1}^n a_{ii} K_{ii} X_i}$$

$a_{ii}$ ,  $K_{ii}$ ,  $X_i$  は元素  $i$  の格子定数, 体積弾性率, 濃度[at%]に対応している. 第一原理計算による各元素の物性値 (Materials Project<sup>(23)</sup>) を参照し, STEM-EDS により推定した平均組成から各領域の格子定数を概算すると Zr-rich 領域: 0.340 nm, Ta-rich 領域: 0.337 nm となり, Zr-rich 領域では格子定数が約 0.6% 膨張すると推定される. 観察された相分離組織における格子定数変化について, STEM 像により



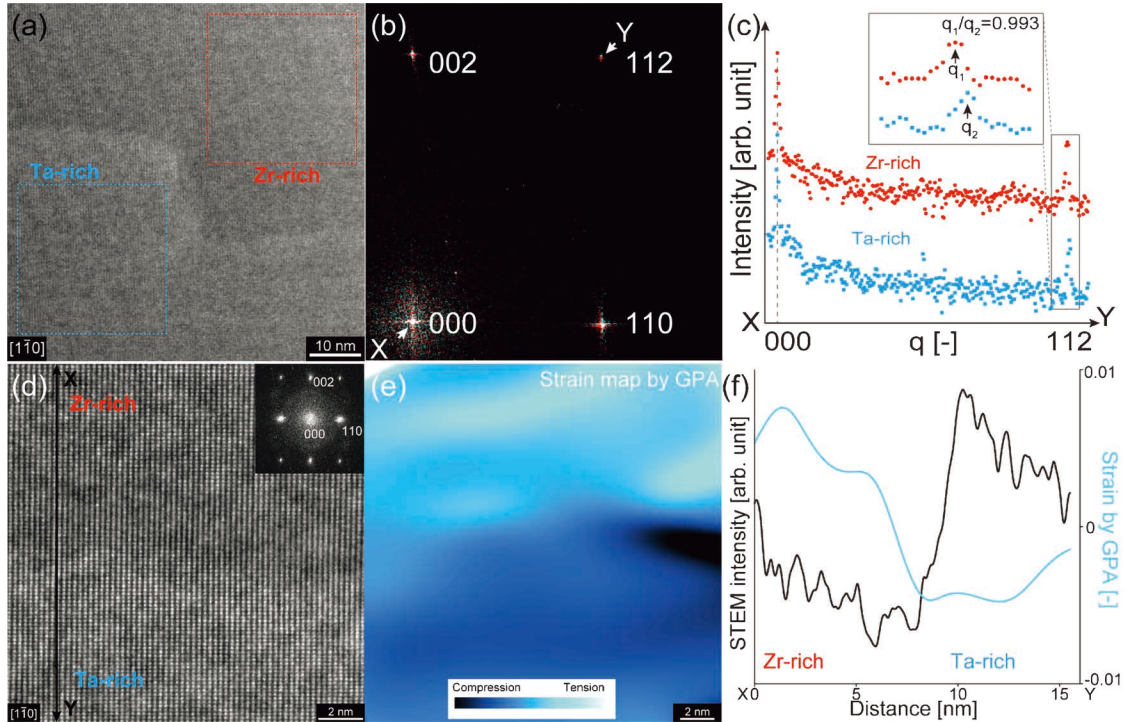


図6 (a)Zr-rich領域(上部)・Ta-rich領域(下部)の境界近傍より取得したHAADF-STEM像。(b)(a)中の点線で示す領域よりそれぞれ算出し、重ね合わせたFFTパターン。(c)(b)中のX-Y区間より取得した強度プロファイル。112反射近傍を图中拡大図に示す。(d)(a)中の境界近傍領域より取得した原子分解能HAADF-STEM像。(e)(d)の像よりGPAにより算出した境界に対して垂直方向のひずみ分布( $\epsilon_{yy}$ )。(f)(d)中のX-Y区間より取得したSTEM像強度プロファイルおよび対応する領域のひずみプロファイル。(オンラインカラー)

検証した。

図6(a)に相境界を含む領域から $[1\bar{1}0]$ 入射にて取得したHAADF-STEM像を示す。原子番号が大きいTaを含む領域でHAADF-STEM像強度が上昇することから、画像上部がZr-rich領域、下部がTa-rich領域に対応する。像中に点線で示す領域よりそれぞれ算出した高速フーリエ変換(FFT)パターンを重ね合わせた結果を図6(b)に示す。パターン上のピーク位置は取得領域によって異なっており、赤色で示されるZr-rich領域に由来するピーク位置は逆空間上で000にわずかに近いことが確認できる。000および112に対応するピークを結ぶ線上で測定したFFTパターンの強度分布を図6(c)に示す。112ピーク位置がわずかに変化しており、Zr-rich領域のピーク位置はTa-rich領域と比較して逆空間上の距離で0.993倍であり、実空間に換算してZr-rich領域は約0.7%膨張していることが示される。この格子定数変化はXRDによる推定値および局所組成から推定した格子定数変化と良く一致しており、異なるスケールで観察される相分離傾向がほぼ単一の現象として捉えられることを示唆している。また、格子定数の異なるbcc相間のひずみ分布について、相境界近傍より取得した原子分解能STEM像により検討した(図6(d))。相境界を含むSTEM像に対して幾何位相解析(GPA)<sup>(24)</sup>により算出したひずみ分布を図6(e)に示す。図内上部のZr-rich領域で格子の膨張、図内下部のTa-rich領域で格子の圧縮に相当するひずみが確認される。図6(f)に示すプロファイルより、同一領域におけるSTEM像強度

およびひずみの分布を比較すると、ひずみ分布の勾配が最も高い位置はSTEM像強度の変化に対して数nm程度ずれており、Zr-rich領域内に含まれている。この結果はbcc相境界において格子定数差を緩和する際に、Zr-rich領域が優先的に変形することを示唆している。

## 5. 機械学習および熱力学計算に基づく相分離過程の考察

XRDにおけるピーク半値幅および相境界近傍のひずみ解析により、格子定数の異なるbcc相のひずみ緩和が非対称に分布することが示唆された。本節ではSTEM観察結果への機械学習適用により相境界の詳細を検討するとともに、熱力学計算を用いた凝固時の偏析挙動解析により、相分離組織の形成過程を考察する。これまでの解析からbcc相境界を伴う柱状晶は3種類の領域、すなわちZr-rich領域・Ta-rich領域・相境界(Boundary)領域、に大別されると考えられる。図7(a)に相境界を交差する領域から取得したHAADF/LAADF-STEM像強度およびZr濃度のプロファイルを示す。HAADF-STEM像強度より、Zr-rich領域およびTa-rich領域がおおよそ識別できるとともに、LAADF-STEM像強度の上昇した領域がBoundary領域に相当する。3種類の領域を識別するために、強度プロファイルを取得した領域の実験データ(データ数2000点、STEM像強度2種類および元素濃度5種類)に対してk-means法( $k=3$ )による

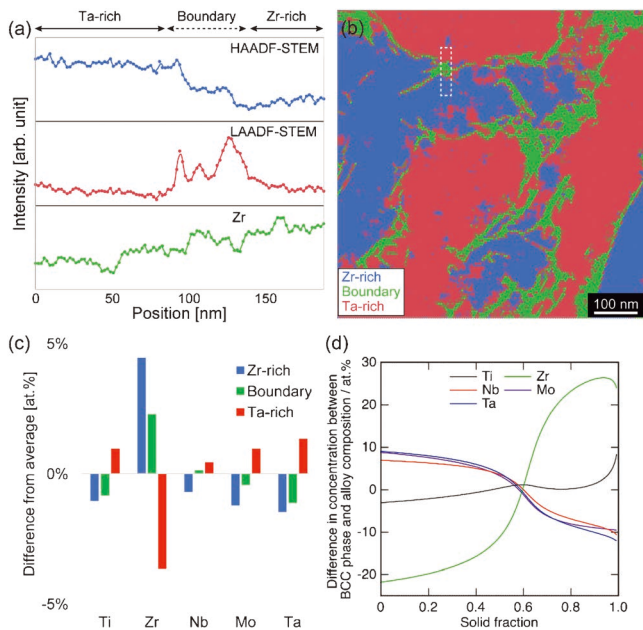


図7 (a) bcc 相境界を交差する領域から取得した HAADF/LAADF-STEM 像強度プロファイルおよび Zr 濃度分布. (b) クラスターリングにより推定した領域分布. 白点線で示す  $10 \times 100$  nm の領域より (a) に示すプロファイルを取得した. (c) 3 種類の領域における平均組成からの変化量 (at%). (d) 熱力学計算により予測される凝固過程における偏析挙動. (オンラインカラー)

クラスタリングを実施し、各領域を識別するモデルを構築した。構築モデルより 3 領域の分布を可視化した結果を図 7 (b) に示す。各 bcc 領域が明瞭に分割されているとともに、相境界において 10 nm 程度の幅を有する Boundary 領域が確認できる。分割結果を用いて 3 領域における組成を推定し、平均組成との差分を算出した (図 7 (c))。Zr において領域間の組成差が最も顕著であるとともに、Zr-rich 領域と Boundary 領域がほぼ同様の組成を有していることが確認できる。すなわち Boundary 領域は Zr-rich 領域の一部に相当し、相境界近傍で緩和を担っていると考えられる。

また、相分離組織が形成される過程を理解するために、Scheil-Gulliver モデル<sup>(25)(26)</sup>により凝固過程における偏析挙動の推移を推定した。本合金系の熱力学データについては Thermocalc ソフトウェア<sup>(27)</sup>を参照した。凝固条件として冷却速度  $10^8 \text{ K s}^{-1}$ 、セル間隔 200 nm とした場合、本合金系では凝固組織は bcc 相のみが形成されることを確認した。図 7 (d) に凝固過程における固相体積率の変化に伴う bcc 相の組成変化を示す。凝固初期においては、Nb, Mo, Ta が濃化し、凝固の進展に伴って Zr が濃化する傾向が確認された。また Ti については凝固過程に伴う偏析は顕著ではない。Zr と Ta の組成線の交点を偏析挙動が変化する条件と仮定すると、固相体積率がおよそ 60% の時点が該当する。この結果は SEM 観察により推定したセルおよびセル壁の面積率におよそ一致している。上記結果より、凝固過程においては初期に Ta-rich 領域に対応するセルが形成された後に、Zr-rich 領域に対応するセル壁が形成したと考えられる。格子定数の

異なる領域が最終的に凝固組織を形成する際には、軟質な Zr-rich 領域が優先的に緩和し、転位により構成される微小方位差界面を導入する。本材料の特徴として、巨視的には均一な組織を形成しつつ、デンドライト組織および内包されるセル組織により高密度な界面の導入が挙げられる。ナノ～ミクロスケールにおよぶ階層的組織形成の要因としては、L-PBF 法に由来する急速凝固により多様なスケールでミクロな相分離現象が誘起されたためであると考えられる。

L-PBF 法により導入された微細組織が材料の力学挙動に及ぼす影響については、鉄鋼材料<sup>(28)</sup>や HEA<sup>(29)</sup>を対象とした先行研究が報告されており、急冷凝固により導入されたセル組織が高強度化に寄与することが示されている。高強度化のメカニズムとしては、微細セル組織の導入によってセル界面密度が増加するとともにセル壁に含まれる転位密度が増大し、降伏強度の向上をもたらしたと結論されている。本論文で述べた BioHEA についても、L-PBF 法を適用した材料では鋳造法により作製した材料と比較して降伏強度が著しく向上 ( $1140 \text{ MPa} \rightarrow 1690 \text{ MPa}$ ) することが報告されており<sup>(11)</sup>、ナノ界面構造を伴う微細組織の形成に起因すると考えられる。また本論文で紹介した相分離を伴う微細組織は、合金設計・プロセス条件の調整によって、相境界のサイズ・分布を制御することが期待でき、近年では相分離を伴うナノスケールセル組織を導入した Al 合金において既存材料を大幅に凌駕する疲労特性を発現する、といった事例<sup>(30)</sup>も報告されている。

## 6. おわりに

L-PBF 法により造形した BioHEA を対象としてミクロ相分離およびナノ界面構造により特徴づけられる微細組織について概説した。AM プロセスにより導入される複雑な微細組織の解析において、観測スケールの異なる実験手法の組合せおよび広範なデータベースに基づく計算手法による検証の有効性を中心に紹介した。また、本材料において急速凝固により形成される階層的な組織は材料特性向上の手法として近年注目されており<sup>(31)</sup>、合金設計およびプロセス条件の制御により通常の凝固プロセスとは異なる新規材料の開発が期待される。

本研究の遂行に際しては、JST-CREST ナノ力学「カスタム力学機能制御学の構築 ～階層化異方性骨組織に学ぶ～」(Grant Number: JPMJCR2194)の支援を受けて実施された。また、一部の結果に関しては以下に示す方々に協力いただいた：富山大学 石本卓也教授 (XRD)、大阪大学 小泉雄一郎教授、奥川将行助教 (熱力学計算)。ここに改めて謝意を述べる。





# 計算力学による 3DP 特異界面に関連する 力学現象の数値解析

眞山 剛\* 君塚 肇\*\*

## 1. はじめに

粉末床溶融結合法 (Powder-bed fusion, PBF) 型の積層造形 (Additive manufacturing, AM/3D printing, 3DP) により造形される金属材料は、プロセスパラメータを制御することにより材料組織を制御することが可能である。Ishimoto ら<sup>(1)</sup>は、PBF プロセスの一種である選択的レーザー溶融法 (Selective laser melting, SLM) により生体適合金属材料である  $\beta$  型 Ti 合金 (Ti-15Mo-5Zr-3Al) の集合組織制御を試み、積層方向に  $\langle 001 \rangle$  方向および  $\langle 011 \rangle$  を強く配向させた単結晶様組織の制御技術を確立している。この配向制御技術を用いると、領域ごとに異なる結晶配向を与え、材料中に人工的な界面 (人工界面) を導入することが可能である。また、Gokcekaya ら<sup>(2)</sup>は、Ni 基超合金 Inconel718 を対象として PBF プロセスパラメータと造形材組織の関係を探索し、プロセスパラメータに依存して結晶配向性の強い単結晶様組織や結晶配向性の弱い多結晶組織が得られることに加えて、異なる結晶配向領域が約 100  $\mu\text{m}$  周期のラメラ状に自己組織化される自己組織化ラメラ組織を得ることができることを見出している。さらに、ラメラ組織中には 100 nm オーダーのセル組織が自己組織化されていることも確認されている。すなわち、100  $\mu\text{m}$  オーダー周期の結晶方位変化による界面 (自己組織化ラメラ界面) と 100 nm オーダー周期の溶質濃度変動による界面 (自己組織化セル界面) を含む組織を 1 つの単位ブロックとして、上記の配向制御により人工界面をも導入することにより、空間スケールが大きく異なる複数の 3DP 特異界面を含む階層構造を 3 次元的に造形することが可能である。一方で、従来の比較的均質な材料に対して用いられ

てきた解析手法を用いて、このように複雑な階層構造を持つ材料の力学特性発現機構を理解し、その変形挙動を予測することは困難であるため、電子・原子スケールから連続体スケールまでの計算力学的手法を駆使したアプローチが不可欠である。その際、各空間スケールにおける現象の理解・予測そのものが重要であることに加えて、巨視的な数値解析を実施する上で用いるパラメータをより小さな空間スケールの解析から取得することにより、明確な物理的描像に基づく巨視的解析が可能となる。

本稿では、まず人工界面を導入した構造体の巨視的な変形挙動に関する連続体解析について紹介した後に、プロセスパラメータにより制御される数百  $\mu\text{m}$  オーダーの集合組織を考慮した結晶塑性解析結果の一例を示す。さらに、金属 AM プロセスにおける超急冷により溶質元素が高濃度に強制固溶された固溶体合金における塑性変形の素過程 (主に、溶質元素の影響下での転位運動) に関する原子論的解析について紹介する。

## 2. AM 材の連続体解析

本章では AM 材の巨視的力学特性探索の一例として、仮想的な材料特性を仮定した連続体解析について示す。本研究で適用した解析手法は、速度依存型結晶塑性モデル<sup>(3)</sup>を構成式として導入した静的大変形陽解法有限要素法である<sup>(4)(5)</sup>。解析対象としては、場所ごとに異なる結晶配向を持たせることにより人工界面を導入した構造体 (AM 構造体) および自己組織化ラメラ界面を含む微視構造とし、(1)AM 構造体の弾性変形挙動、(2)AM 構造体の塑性変形挙動、および(3)自己組織化ラメラ構造の弾塑性遷移、それぞれについて予備的

\* 熊本大学先進マグネシウム国際研究センター; 准教授

\*\* 名古屋大学大学院工学研究科; 教授

Numerical Analysis of Mechanical Behavior Related to Various 3DP Interfaces; Tsuyoshi Mayama\* and Hajime Kimizuka\*\* (\*Magnesium Research Center, Kumamoto University, Kumamoto. \*\*Graduate School of Engineering, Nagoya University, Nagoya)

Keywords: additive manufacturing, finite element method, crystal plasticity, molecular dynamics, density function theory

2023年10月12日受理 [doi:10.2320/materia.63.49]

な解析を実施した結果を示す。

### (1) AM 構造体の弾性変形挙動

図 1(a)は、本解析で用いた AM 構造体モデルを示している。基本構成要素 (Building block) は、積層方向に [011]、レーザー走査方向に [100] が配向する Scan-strategy で造形される立方体形状とし、(i)x 方向または (ii)y 方向を走査方向とする 2 種類の配向いずれかを  $2 \times 2 \times 2$  領域に適用して得られる構造体を弾性変形解析の対象とした。ここで、結晶と配置の対称性により、明らかに多くの組合せは等価となるが、本解析では重複等は考慮せずに全組合せ ( $2^8 = 256$ 通り) を網羅的に調査した結果を示す。材料としては立方晶金属を想定し、異方性因子 A が 1.5 となる弾性係数 ( $c_{11} = 100$  GPa,  $c_{12} = 50$  GPa,  $c_{44} = 37.5$  GPa) を使用した。図 1(b)は、ヤング率の荷方位依存性を示しており、このような弾性異方性が AM 構造体に導入された人工界面における変形の不適合を引き起こす。

図 1(c)および(d)は、解析モデルに x, y, および z 方向の単軸荷重を与えて得られた AM 構造体としての巨視的ヤング率の頻度分布を示している。x 方向と y 方向は全く同じ分布となるため図 1(c)にまとめて示している。図 1(c)より、x 方向および y 方向のヤング率分布は、図 1(b)に示した [100] 方位と [110] 方位のヤング率の範囲に概ね収まっており、AM 構造体を構成する Building block の走査方向が適用された数に依存している。一方、図 1(d)に示した z 方向ヤング率分布は、図 1(b)に示した [110] 方向のヤング率以上の値で分布しており、人工界面を導入したことにより構造体として Building block 以上のヤング率を持ちうることを示している。今回は 2 種類の Building block からなる  $2 \times 2 \times 2$

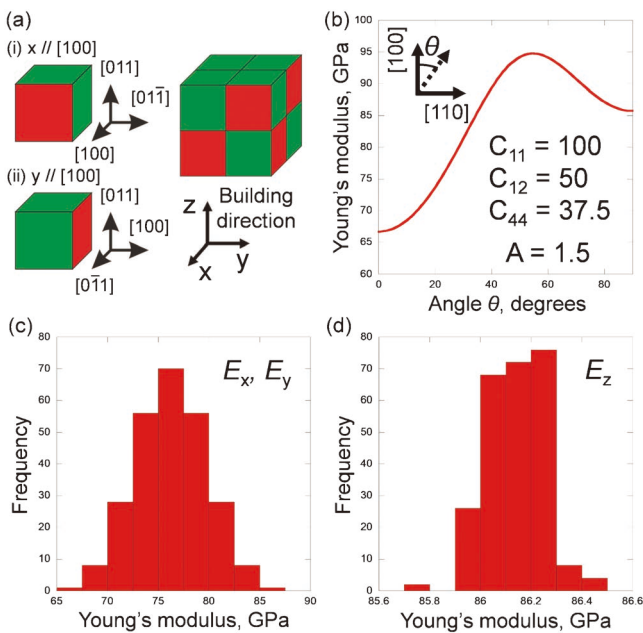


図 1 AM 構造体の弾性変形解析。(a) 解析モデル、(b) 仮想材の弾性異方性、(c) x 方向および y 方向ヤング率の頻度分布、(d) z 方向ヤング率の頻度分布。

の構造体を対象としたが、より多数の Building block や細かく領域分割された構造体では、特性の持ちうるバリエーションは膨大となる。そのような構造体の特性を制御・最適化するためには、メタヒューリスティックなアプローチや機械学習の適用が効率的である。

### (2) AM 構造体の弾塑性変形挙動

図 2(a)は、前節と同様の解析モデルを用いて塑性変形領域まで z 方向圧縮荷重解析を実施して得られた 0.2% 耐力の頻度分布を示している。本解析では、弾性特性としては前節と同じ値を用い、塑性変形機構としては FCC 金属の {111} <110> すべり系を考慮した。また、塑性変形領域の加工硬化挙動は次式の Voce 型の硬化則を用いて表現した。

$$\hat{\tau}^{(\alpha)} = \tau_0^{(\alpha)} + (\theta_0^{(\alpha)} - \theta_1^{(\alpha)} \Gamma) \left\{ 1 - \exp \left( -\frac{\tau_1^{(\alpha)}}{\theta_0^{(\alpha)}} \Gamma \right) \right\} \quad (1)$$

ここで、 $\tau_0^{(\alpha)}$ ,  $\tau_1^{(\alpha)}$ ,  $\theta_0^{(\alpha)}$ , および  $\theta_1^{(\alpha)}$  は、材料パラメータであり、本研究では非線形硬化を示す材料を仮定して、それぞれ 100 MPa, 100 MPa, 1000 MPa および 100 MPa を用いた。

図 2(a)の結果は、0.2% 耐力が Building block の組合せにより異なり得ることを示しているが、いずれの Building block も初期結晶方位に対するシュミットファクターが同一であることを考えると、材料の不均一変形に起因して 0.2% 耐力に差が生じていると考えられる。図 2(b)は最大 0.2% 耐力を示した組合せの模式図および圧縮ひずみ 1% 時の相当ひずみ分布を示しており、顕著な不均一変形が生じていることがわかる。図 2(c)は x 方向および y 方向応力の標準偏差と 0.2% 耐力の関係を示している。原点のプロットは、単一

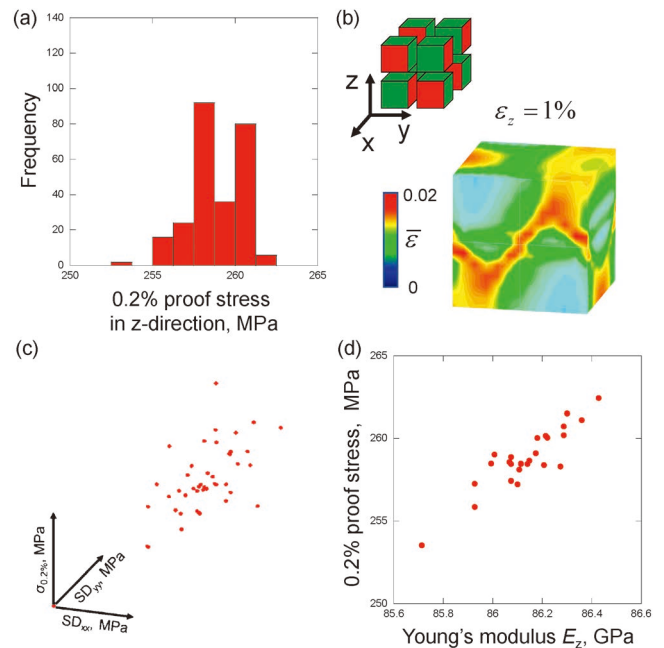


図 2 AM 構造体の塑性変形解析。(a) 0.2% 耐力の頻度分布、(b) 最大 0.2% 耐力を示す構造の 1% 圧縮時相当ひずみ分布、(c) 応力不均一性と 0.2% 耐力の関係、(d) z 方向圧縮時のヤング率と 0.2% 耐力の関係。

Building block で構成された構造体が一樣変形する場合の結果であり、応力の標準偏差がゼロを示している。これに対して、原点から離れて分布する2種類の Building block となる構造体の結果は、応力の不均一性が大きいほど高い0.2%耐力を示す傾向がみられる。さらに図2(d)は、z方向負荷時のヤング率と0.2%耐力の関係を示しており、両者は正の相関を持つことがわかる。これは今回想定した材料では弾性異方性と塑性異方性が顕著となる負荷方位が類似していることに関連するものと考えられる。

### (3) 自己組織化ラメラ構造の弾塑性遷移

図3は、異なる組織形態を持つ Inconel718 を想定して実施した引張負荷解析結果を示している。AMにより造形さ

れる Inconel718 は、レーザーパラメータに依存して多様な組織形態を示すことが知られており<sup>(2)</sup>、本解析モデルはその SEM / EBSD 観察像に基づき、自己組織化ラメラ構造 (CLM) および多結晶構造 (PCM) に対応するものとして作成した。本解析では、不均一変形に対する塑性変形の寄与を抽出するために、弾性特性としては異方性因子 A が 1 となる等方弾性挙動を示す弾性係数 ( $c_{11} = 100$  GPa,  $c_{12} = 50$  GPa,  $c_{44} = 25$  GPa) を用い、塑性パラメータについては前節と同じ値を用いた。

図3(a)はz軸引張1%における相当ひずみ分布を示している。CLMと比べてPCMではより不均一な変形が生じていることがわかる。図3(b)は巨視的なひずみの増加に対する変形の不均一性発達として、各モデルにおけるz軸方向ひずみの標準偏差の変化を示したものである。等方弾性体を仮定したことにより、変形初期においては両モデルとも標準偏差は0、すなわち一樣な変形が生じている。さらに巨視的降伏が生じて塑性ひずみの蓄積が開始する公称ひずみ0.3%から標準偏差が増加し、CLMに比べてPCMでは2倍程度大きなひずみのばらつきが生じていることがわかる。一方、CLMの変形に注目すると、今回の計算結果にはCLMの特徴的なラメラ構造とひずみ分布に顕著な対応が見られない。これは、本解析の計算手法には界面を構成する2結晶間のすべり伝達抵抗<sup>(6)</sup>を陽には考慮していないことも一因と考えられる。今後は実験事実との対応を確認しつつ、界面におけるすべり伝達抵抗を考慮した解析も実施する必要がある。

## 3. AM材を想定した高濃度固溶体合金の原子論的解析

合金に対してAM法による急冷凝固プロセスを適用した場合、非平衡相や溶質原子を強制固溶した過飽和固溶体が生ずる。これらは casting や powder metallurgy 等の従来工法により成形した場合とは異なる組織を示し、その中には従来合金には見られない特異で優れた力学特性、機能特性を示すものが発見されている。本研究では、高濃度固溶体合金を金属AM材に対する理想モデル系として位置づけ、その力学特性の支配因子を解明するための原子論的解析を進めている。具体的にはTi基体心立方(BCC)合金やNi基面心立方(FCC)合金を対象に、溶質濃度と合金の熱力学的安定性との関係、ならびに構成元素の原子サイズの違いにより不均一に歪んだ結晶格子が塑性変形挙動の素過程に与える影響を分子動力学法や電子状態計算等を用いて評価する。本章では、原子論的立場からみたTi-Nb合金およびNi-Fe-Cr合金における転位の運動過程の解析の一例を紹介する。

### (1) 局所的な組成/構造のゆらぎの影響

高濃度固溶体合金における原子レベルの転位運動の描像については、これまで主に高・中エントロピー合金に対するモデリング研究を通じて調査が進められてきた(例えば文献<sup>(7)(8)</sup>)。ランダム固溶体合金において nm スケールの微視

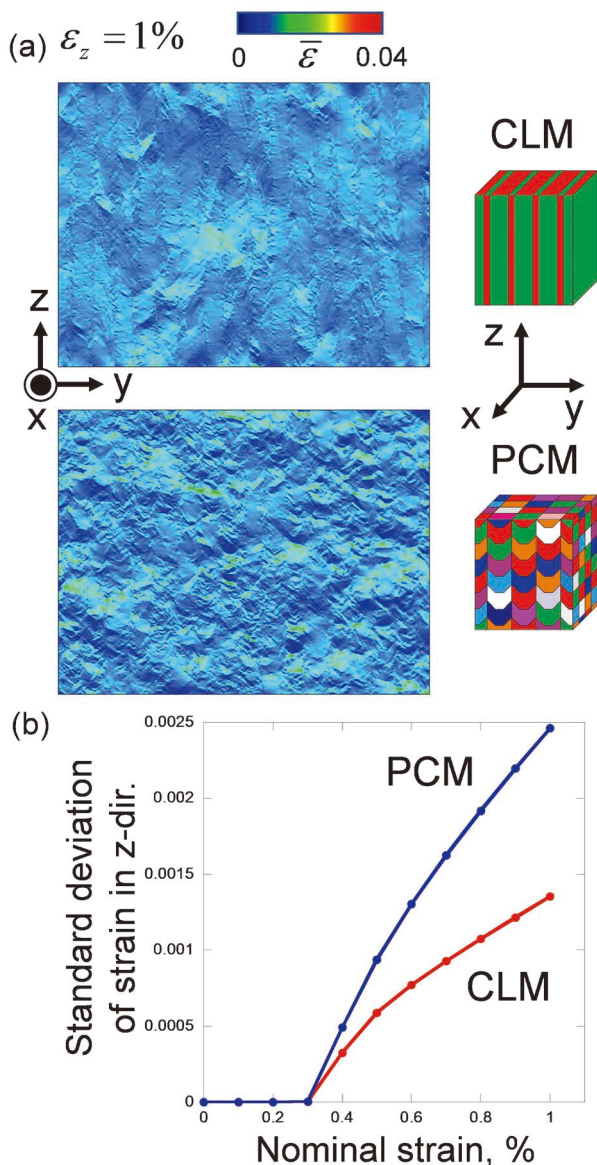


図3 自己組織化ラメラ構造 (CLM) および多結晶様構造 (PCM) の不均一変形挙動。(a) 1%変形時点における相当塑性ひずみ分布、(b) 変形に伴うひずみ分布の不均一性発達。



的領域に注目すると、その統計性から組成の局所的なゆらぎが不可避免的に生じる。格子定数、弾性定数、安定/不安定積層欠陥エネルギーなどはランダム合金の平均場表現に当たり、材料の局所的な組成・構造のゆらぎには依存しにくい一方、転位の移動性ならびに相互作用は局所的な組成・構造ゆらぎによって顕著な影響を受ける。例えば Ni 基合金の AM 材においては、セル界面近傍における溶質原子の濃化に伴い転位が集積する現象が観察されていることなどから、高濃度固溶体合金において転位の運動がどのようなメカニズムにより律速されるのかを明らかにすることが欠かせない。

## (2) 平均場表現に基づいた固溶合金のすべり特性

BCC 構造を有する Ti-Nb 合金を対象に、系の形成エネルギーおよび弾性定数の Nb 濃度依存性 (18.75~31.25 at%) を評価した。系のサイズは 128 原子とし、Special Quasirandom Structure 近似<sup>(9)</sup>に基づく配置を使用した。考慮した全ての濃度領域において系は弾性安定性を維持するものの、正方せん断弾性率  $((C_{11} - C_{12})/2)$  成分に相当) は明瞭に低い値を示すことが分かった。さらに、Nb 濃度が低くなるにつれて系の BCC 構造安定性は低下し、局所的な原子位置の緩和が進行することが確認された。これは、局所的に Nb 濃度が低い領域においては格子緩和が進行し、構造ゆらぎを伴う微小ドメイン ( $\omega$  構造等) が生じる可能性を示唆している。

BCC 構造を有する高濃度固溶体合金のすべり特性を評価するため、Ti-Nb 合金を対象に電子状態計算により一般化積層欠陥エネルギー ( $\gamma$  表面) を評価した (図 4)。図 4(a, b) を

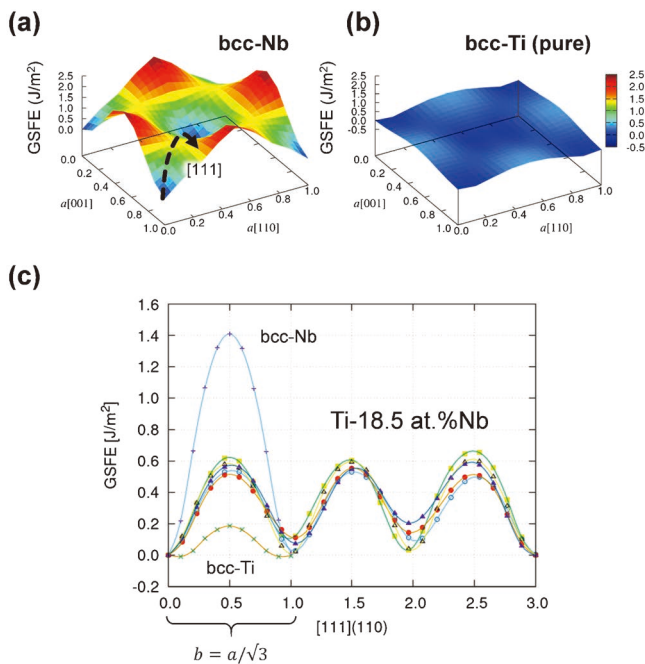


図 4 (a) 純 Nb, (b) 純 Ti および (c) Ti-Nb 合金の一般化積層欠陥エネルギー (BCC 構造, (110) 面). Ti-Nb 合金に関するプロット (計 5 ケース) は、それぞれ同じ組成を持つスーパーセルにおける異なる (110) 面に対する結果を表す。

参照すると、純 Nb では (110) 面において [111] 方向の障壁が最小であり、この方向のすべりが最も容易に生じることがわかる。一方、仮想的に評価した純 Ti (BCC 構造) の  $\gamma$  表面ではあらゆる方向の障壁が顕著に低く、さらに [111] 方向へのすべり経路の途中にはエネルギーの極小値が見られる。これは、BCC 構造を有する純 Ti は力学的に不安定であり、この方向のすべりに対して反力が働かずに変態する傾向にあることを示している。Ti-18.5 at%Nb 合金における一般化積層欠陥エネルギー (図 4(c)) を参照すると、その最大値は純 Nb のものと純 Ti のものの中間を示している。さらに、得られた  $\gamma$  表面に基づいて準離散 Peierls-Nabarro モデル<sup>(10)(11)</sup>により Peierls 応力を評価すると、上述の一般化積層欠陥エネルギーの大小関係を反映して、最も転位が移動しづらいのは純 Nb であり、Ti-Nb 合金では Nb 濃度の低下とともに転位が動きやすくなるという結果が得られた。しかし、このモデルの基礎となる一般化積層欠陥エネルギーは平均場的な表現に基づいているため、合金の局所的な組成/構造のゆらぎの影響を陽には採り入れていない。そのため、真のランダム合金における転位の描像を捉えるには、転位と溶質原子との相互作用を原子論的なモデルにより直接的に解析する必要がある。

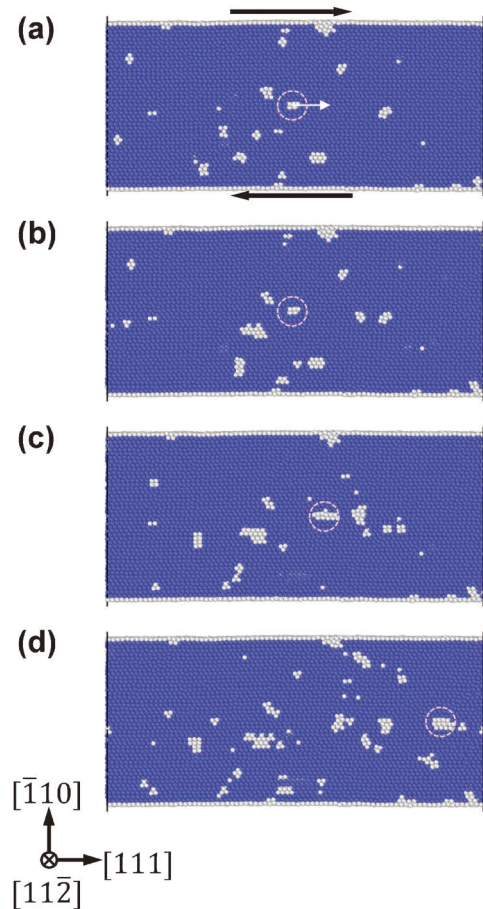


図 5 せん断ひずみ ( $\epsilon$ ) 下における Ti-25 at%Nb ランダム合金における刃状転位の移動過程. (a)  $\epsilon = 0.0\%$ , (b)  $\epsilon = 3.0\%$ , (c)  $\epsilon = 5.9\%$ , (d)  $\epsilon = 8.9\%$ .

### (3) 固溶合金における転位運動の原子論的解析

Ti-Nb 合金を対象に、せん断ひずみ下における<111>(110)刃状転位の運動形態を分子静力学法により評価した(図5)。原子間ポテンシャルには修正原子挿入法に基づくモデル<sup>(12)</sup>を適用した。通常のBCC金属(純Nb等)では転位はPeierls機構に基づきながら比較的滑らかにすべり面上を運動するのに対して、Nbを溶質原子として高濃度に含むTi合金では刃状転位はNbの局所的な濃度ゆらぎに強く影響を受ける。これにより、上述のような一般化積層欠陥エネルギーが示す傾向とは異なり、転位がTi-Nb合金中を移動する際は純Nb中よりもはるかに高い応力を必要とすることが確認された。特に、Nbが局所的に枯渇した領域において、格子位置が規則的なBCC構造から逸脱するほど転位は滑らかに運動することが難しくなり、進行と停止を繰り返すようなjerkyな運動を呈することが確認された。このような転位の運動形態の変化が、当該合金における塑性変形に対して影響を与えることが示唆される。

### (4) 転位のセル界面通過過程のモデル化

造形時の凝固・偏析過程を考えると、AM材におけるセル界面は2次アームを持たないデンドライトとして捉えることができる。これを便宜的に、同じ方位を持つ結晶中に局所的に溶質原子が濃化した領域としてモデル化する。セル界面近傍の溶質原子の偏析が変形抵抗に与える影響を調査するため、Ni基FCC合金(Ni-Fe-Cr系)を対象として溶質濃度に濃淡がある結晶中を転位が通過する様子を分子動力学法により模擬した。一般に、FCC金属中の刃状転位は2本の部分転位に拡張し、せん断応力の印加によって先行および後続の部分転位は互いに協調しながら運動する。一方で、高濃度FCC合金においては平均場的なPeierls障壁よりも溶質濃度の局所ゆらぎによるピンニングの影響の方が強くなるため、後続部分転位は先行部分転位に即座に追従する訳ではなく、刃状転位の移動過程において部分転位間の積層欠陥領域が顕著に拡大する挙動が見られた。さらに、同じ温度、せん断応力下において、数%程度の溶質濃度の変化がもたらす局所ゆらぎが転位の移動速度に対して顕著な影響を与えることが認められた。

## 4. ま と め

本稿では金属積層造形(AM)により導入される人工界面および自己組織化ラメラ界面が弾性および塑性変形挙動に及ぼす影響を連続体解析により調査するためのアプローチ例を示した。さらに、金属AM材のモデル系として位置付けた高濃度固溶体合金におけるすべり・転位運動の原子レベルの解析例についても紹介した。今後は異なる空間スケール間の現

象を繋ぐため、特徴的なパラメータの抽出や粗視化手法を開発・導入することにより、空間スケールの大きく異なる複数の3DP特異界面を含む複雑な階層構造を持つ金属AM材の力学現象を理解し、さらに特性を最適化する材料設計にも貢献したい。

本研究は、JST-CRESTナノ力学(Grant Number: JPMJCR2194)の支援を受けて実施したものである。

## 文 献

- (1) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S.-H. Sun and T. Nakano: *Scr. Mater.*, **132**(2017), 34–38.
- (2) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima and T. Nakano: *Acta Mater.*, **212**(2021), 116876.
- (3) D. Peirce, R. J. Asaro and A. Needleman: *Acta Metall.*, **31**(1983), 1951–1976.
- (4) T. Mayama, T. Ohashi, Y. Tadano, and K. Hagihara: *Mater. Trans.*, **56**(2015), 963–972.
- (5) T. Mayama, S. R. Agnew, K. Hagihara, K. Kamura, K. Shiraishi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: *Int. J. Plasticity*, **154**(2022), 103294.
- (6) T. R. Bieler, P. Eisenlohr, C. Zhang, H. J. Phukan and M. A. Crimp: *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **18**(2014), 212–226.
- (7) S. I. Rao, C. Varvenne, C. Woodward, T. A. Parthasarathy, D. Miracle, O. N. Senkov and W. A. Curtin: *Acta Mater.*, **125**(2017), 311–320.
- (8) B. Chena, S. Lia, H. Zong, X. Ding, J. Sun and E. Ma: *Proc. Natl. Acad. Sci.*, **117**(2020), 16199–16206.
- (9) A. Zunger, S.-H. Wei, L. G. Ferreira and J. E. Bernard: *Phys. Rev. Lett.*, **65**(1990), 353–356.
- (10) V. V. Bulatov and E. Kaxiras: *Phys. Rev. Lett.*, **78**(1997), 4221–4224.
- (11) S. H. Zhang, D. Legut and R. F. Zhang: *Comput. Phys. Commun.*, **240**(2019), 60–73.
- (12) R. C. Ehemann and J. W. Wilkins: *Phys. Rev. B*, **96**(2017), 184105 (13 pages).



眞山 剛

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
2001年3月 北海道大学大学院工学研究科修士課程修了  
2001年4月 北海道大学大学院工学研究科 助手  
2008年2月 熊本大学大学院先端機構 特任助教  
2017年4月～現職  
専門分野：材料力学、計算力学  
◎構造と材料の異方性に起因する力学現象を表現可能な解析手法の構築、およびその力学機能化への応用に従事。



君塚 肇

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
1997年3月 早稲田大学大学院理工学研究科修士課程修了  
1997年4月 株式会社日本総合研究所 研究技術職  
2006年9月 大阪大学大学院工学研究科博士後期課程修了  
2007年10月 大阪大学大学院基礎工学研究科 准教授  
2020年4月～現職  
専門分野：計算材料科学、計算力学  
◎電子論・原子論的解析を軸とした材料物性のモデリングと予測に関する研究に従事。  
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

## 電磁場の直接観察と相対性理論(第1回)

## ～電磁場の観察と特殊相対性理論～

進藤大輔\*

## 1.1 はじめに

筆者は、透過電子顕微鏡を用いた材料の評価研究に長く携わってきた。最近、電子線ホログラフィーによる電磁場の観察を行い、各種材料の電気的・磁気的特性の評価を実施している。電磁場の観察とその解析を進めながら、電磁場さらに重力場を数学的にテンソルを用いて記述し、場の概念を統一的に解釈する相対性理論の重要性をあらためて認識している次第である。

本講義ノートでは、この電磁場観察の原理やその応用例を紹介すると共に、その基礎となる相対性理論も説明しながら、この理論の普遍性と美しさに触れてみたい。この講義ノートは4回の予定で、下記の内容を紹介する。

- (1) 電磁場の観察と特殊相対性理論
- (2) 電子線ホログラフィーの原理と応用
- (3) 電子の集団運動の直接観察
- (4) 電子の波動性と一般相対性理論

上記の内容を紹介しながら、アインシュタインの貴重なメッセージも適宜引用したい。

## 1.2 電磁場とその観察の重要性

材料の微細構造を詳細に明らかにする上で、透過電子顕微鏡が広範に利用されている。以前、筆者は、本誌の入門講座で、「透過電子顕微鏡」の主な機能として、

- (a) 微細構造観察機能
- (b) 組成・状態分析機能
- (c) 電場・磁場可視化機能

の三つを取り上げ概説した<sup>(1)-(3)</sup>。ここでは、材料の電気的・磁気的な特性を理解するためには、(a)と(b)による材料の微細構造の理解に加え、(c)で説明した電子線ホログラフィーによる電磁場の観察が重要であることを指摘した。この電磁場の観察と関連して、「場の概念」の重要性を指摘したアインシュタインとインフェルトの言葉<sup>(4)</sup>を以下に引用したい。

「物理学に一つの新しい概念、すなわちニュートン時代以後の最も重要な発明としての場の概念が現れて来ます。物理現象の記述に対して本質的なものは、電気でも質点でもなく、電気並びに質点の間の空間における場であるということが実現されるのには、偉大な科学的想像力を要しました。場の概念は最大の成功を示し、電磁場の構造を記述し、かつ電気並びに光の現象を支配するところの、マクスウェルの方程式を形作らせました。

.....

相対性理論は場の問題から起こります.....」

上文の意味するところは、図1.1(a)に示すU字型磁石を例に理解できる。この磁石に、鉄などの磁性体を近づけると、磁石に引き寄せられる力を感じる。この力の発生は、磁石と磁性体間に存在する「場」つまり磁場の存在によって理解でき、こうした場の概念は、偉大な科学的想像力によってもたらされたことを上文では指摘している。図1.1(b)には、実際に磁石周辺に存在する磁束の分布を、マクスウェルの方

\* 理化学研究所チームリーダー、東北大学名誉教授、日本金属学会フェロー(〒351-0198 和光市広沢 2-1フロンティア中央研究棟306-2) Direct Observation of Electromagnetic Field and Theory of Relativity — 1. Observation of Electromagnetic Field and Special Relativity —; Daisuke Shindo\*(RIKEN Center for Emergent Matter Science, Wako)

Keywords: *electron holography, electromagnetic field, special theory of relativity, general theory of relativity, collective motion of electrons, wave-particle dualism, spinning linear wave*

2023年3月16日受理[doi:10.2320/materia.63.54]



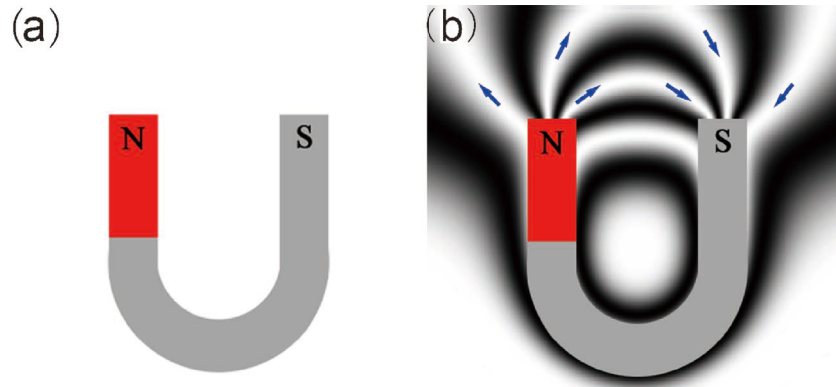


図1.1 U字型磁石 (a) と磁石周辺の磁束分布 (b). 矢印は、磁束の方向を示す.

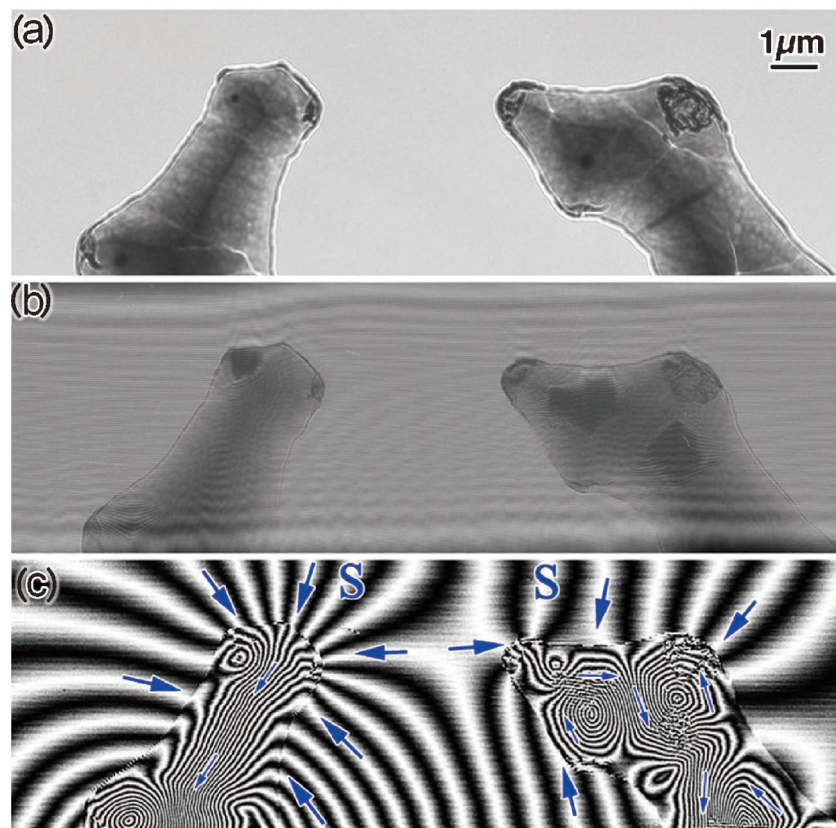


図1.2 (a) Co-Zr-O 磁性体の透過電子顕微鏡像. (b) 電子線バイプリズムを用いて得られた (a) 領域のホログラム. (c) フーリエ変換処理を (b) のホログラムに施して得られた磁束の分布を示す位相再生像.

程式に基づき計算によって求め表示してある。科学的想像力によりもたらされた、こうした磁場は、当時、肉眼や汎用の顕微鏡法を用いても直接観察することは困難であった。

一方、現在では、次回その原理を詳述する電子線ホログラフィーを用いて可視化でき、また定量的に磁束の分布を解析できる。図1.2(a)に、Co-Zr-O 磁性体の透過電子顕微鏡像を示す。この汎用の顕微鏡像では、薄片化された二つの領域が左右に確認できるのみである。この領域について、電子線バイプリズムを用いて、電場や磁場の情報を記録できる(b)のホログラムを作成する。このホログラムにフーリエ変換処

理を施し、磁場の情報を再生したものが、図1.2(c)である。(a)の透過電子顕微鏡像では、試料の外形しか観察できていないが、(c)の電子線ホログラフィーにより得られた位相再生像では、試料内部やその周辺の磁束の分布の様子が明瞭に可視化されている。次回詳述するように、(b)のホログラムに記録された干渉縞の曲がりの様子を調べることにより、磁束の大きさとその方向(矢印)も特定でき、二つの試料片はどちらもS極で、斥力が働いていることが分かる。

科学的想像力によって生み出された電磁場の存在を、現在は、先端の科学技術である電子線ホログラフィーにより、直

接可視化され定量的に解析が可能となっている。さらに、得られた実験データを通して、基礎理論と対比させながら、複雑な量子現象の理解への発展が期待されている。各種先端材料の電磁場の可視化例を、本講義第2回で紹介するが、本講義の第3回では、材料内外の電磁場のみならず、電子の集団運動の様子を、移動する電子により生じる電場の乱れを検出することで可視化できることを示す。最終の第4回の講義では、電子線ホログラフィーの結像原理と関連する電子の波動としての干渉現象が、一般相対性理論と密接に関連していることを指摘したい。

### 1.3 Maxwell の方程式と電磁ポテンシャル<sup>(5)</sup>

Maxwell の方程式で記述される電磁場と電磁ポテンシャルとの関係を知ることは、次回、電子線ホログラフィーによる電磁場の可視化原理を理解する上で、必須である。また次節で Maxwell の方程式を特殊相対論形式でより一般化して記述する上でも重要である。

Maxwell の方程式は、電荷密度  $\rho$  と電流密度を  $\vec{j}$  とすると SI 単位系を用いて以下のように、記述できる。

$$\operatorname{div} \vec{B} = 0 \quad (1.1)$$

$$\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} + \operatorname{rot} \vec{E} = 0 \quad (1.2)$$

$$\operatorname{div} \vec{D} = \rho \quad (1.3)$$

$$\operatorname{rot} \vec{H} - \frac{\partial \vec{D}}{\partial t} = \vec{j} \quad (1.4)$$

ここで、 $\vec{D}$  と  $\vec{E}$  は、電束密度と電場の強さ、また  $\vec{B}$  and  $\vec{H}$  は、磁束密度と磁場の強さを示し、以下の関係がある。

$$\vec{D} = \epsilon_0 \vec{E}, \quad \vec{B} = \mu_0 \vec{H} \quad (1.5)$$

ここで、 $\epsilon_0$  と  $\mu_0$  はそれぞれ真空の誘電率と透磁率に対応し、以下の関係がある。

$$\epsilon_0 \mu_0 = 1/c^2 \quad (1.6)$$

ここで、 $c$  は光速を示す。

式(1.1)と(1.2)より、 $\vec{B}$  と  $\vec{E}$  は、スカラーおよびベクトルポテンシャル  $\varphi$  と  $\vec{A}$  を用いて

$$\vec{B} = \operatorname{rot} \vec{A} \quad (1.7)$$

$$\vec{E} = -\frac{\partial \vec{A}}{\partial t} - \operatorname{grad} \varphi \quad (1.8)$$

と記述できる。式(1.7)と(1.8)を式(1.3)と(1.4)に代入することにより、

$$\square \varphi = \rho / \epsilon_0 \quad (1.9)$$

$$\square \vec{A} = \mu_0 \vec{j} \quad (1.10)$$

$$\left( \square \equiv \left( \frac{\partial}{\partial t} \right)^2 - \left( \frac{\partial}{\partial x} \right)^2 - \left( \frac{\partial}{\partial y} \right)^2 - \left( \frac{\partial}{\partial z} \right)^2 \right)$$

が得られる。式(1.9)と(1.10)は、以下のローレンツの条件 (Lorenz condition) で式(1.3) and (1.4) と等価となる<sup>(6)</sup>

$$\operatorname{div} \vec{A} + \frac{\partial \varphi}{\partial t} = 0 \quad (1.11)$$

これは、式(1.9)と(1.10)より

$$\square \left( \operatorname{div} \vec{A} + \frac{\partial \varphi}{\partial t} \right) = \mu_0 \left( \operatorname{div} \vec{j} + \frac{\partial \rho}{\partial t} \right) \quad (1.12)$$

が得られるが、この式の右辺は電荷保存則よりゼロとなるため、式(1.11)が成立することがわかる。

### 1.4 特殊相対性理論に基づく Maxwell 方程式の記述<sup>(5)</sup>

今、電荷をもった粒子が静止している場合、その周囲に形成される電場は、上述した Maxwell の方程式(1.1)-(1.4)の中の式(1.3)を用いて評価できる。しかし、粒子あるいは観測者が、等速運動する場合には磁場が形成されるため、式(1.4)を考慮する必要がある。

一方、特殊相対性理論においては、相対的に等速運動する慣性系間においては、物理法則はいかなる場合にも、同一の方程式で記述される(ローレンツ不変性)。この条件と、光速がいかなる慣性系でも等しいこと(光速度不変の原理)を踏まえると、Maxwell の方程式は以下のように記述できる。

時空の1点を示すのに、相対性理論では、4次元座標  $x^\mu$  ( $\mu=0, 1, 2, 3$ ) を用いる、つまり

$$x^0 = ct, \quad x^1 = x, \quad x^2 = y, \quad x^3 = z \quad (1.13)$$

右肩に添え字の付いた量は、反変成分と呼ばれる。

$x^\mu$  に近い点を取り、その点の座標を  $x + dx^\mu$  としよう。変位を示すこの4つの成分は、反変ベクトルと見做される。特殊相対性理論においては、以下に示される線素  $ds$  の長さは、座標系の選び方に無関係な量となりスカラー量と呼ばれる

$$(ds)^2 = (dx^0)^2 - (dx^1)^2 - (dx^2)^2 - (dx^3)^2 \quad (1.14)$$

議論を一般化するために、この式は、

$$(ds)^2 = \sum_{\mu=0}^3 \eta_{\mu\nu} dx^\mu dx^\nu \quad (1.15)$$

と記述される。ここで、記号  $\eta_{\mu\nu}$  はミンコフスキー空間の計量テンソルと呼ばれ

$$\eta_{\mu\nu} = \eta_{\nu\mu} = \begin{cases} 1 (\mu = \nu = 0) \\ 0 (\mu \neq \nu) \\ -1 (\mu = \nu = 1, 2, 3) \end{cases} \quad (1.16)$$

で与えられる。ここで、添え字が右下に付されたテンソルは、(2階の)共変テンソルと呼ばれる。Einstein の記載様式に倣い<sup>(7)</sup>、和の記号  $\sum$  を省略し、式(1.15)は、簡略して

$$(ds)^2 = \eta_{\mu\nu} dx^\mu dx^\nu \quad (1.17)$$

と記述する。この簡略化により、以下では、同じ添え字が上付きと下付きで表れた項では、いつも和は、0 から 3 まで取るものとする。

ここで、上述したスカラーとベクトルポテンシャルを用いて4元ポテンシャルを構成し、Maxwell の方程式を特殊相対性理論形式に書き換えてみよう。まず、反変ベクトル  $A_\mu$  は以下のように記述できる。

$$A^0 = \varphi/c, \quad A^1 = A_x, \quad A^2 = A_y, \quad A^3 = A_z \quad (1.18)$$

一方、共変ベクトル  $A_\mu$  は  $\eta_{\mu\nu}$  と反変ベクトル  $A^\nu$  を用いて

$$A_\mu \equiv \eta_{\mu\nu} A^\nu \quad (1.19)$$





# ニッケル系ナノ粒子電析被膜の応用による 省エネルギー型水素発生電極

菊池 義治<sup>1)</sup> 赤松 慎也<sup>2)</sup>

## 1. 緒 言

水素を活用する社会の構築は、持続可能なエネルギー源の確立、温暖化ガスの削減、エネルギー供給の安定化、新たな産業の創出、交通機関の電化による空気質の向上等々、多くの利点をもたらす社会変革に繋がる。

水を電気的に分解し、水素ガスと酸素ガスを生成するアルカリ水電解プロセスは、再生可能エネルギー源(太陽光、風力、水力など)から得られる電力を使用して水素を製造できるため二酸化炭素の排出を大幅に削減することが可能であり、クリーンで持続可能な水素の供給を実現できる意味からも技術の発展が期待されているが、電極表面に生成される気泡が電極表面に吸着し反応抵抗を増加させるという課題があり<sup>1)</sup>、電解効率向上のためには電極から気泡を素早く離脱させることが重要になる(図1)。

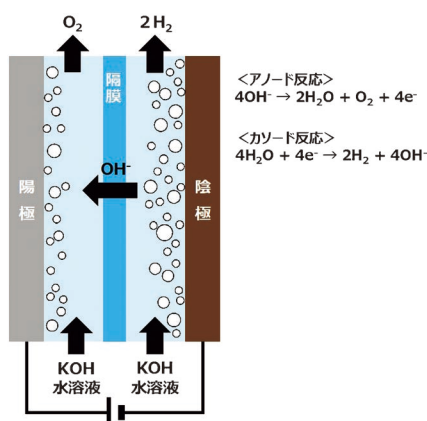


図1 アルカリ水電解の電極反応。

ユケン工業株式会社では、独自に考案した「湿式めっきによるニッケル系ナノ粒子電析被膜」を基礎技術として新たな水素発生電極の開発に取り組んでいる。

本稿では、現時点における開発の状況を紹介する。

## 2. ニッケル系ナノ粒子電析被膜の特徴

当社が独自に考案した「湿式めっきによるニッケル系ナノ粒子電析被膜」は、ニッケルイオンを含む酸性水溶液にピリジン系化合物を主体とした有機添加剤が適量配合された水系めっき液から電気めっきにより電析される。

この電析被膜は50 nm未満のアモルファス化していない金属結晶の集合体であり、連続的に均一な構造を積み上げられる点に大きな魅力がある(図2, 3, 4)。

本被膜の特徴は、「微細な水素ガスのスムーズなガス離れ」であり、その理由は、電析されたナノ結晶のそれぞれが水素発生点として振る舞い、且つ、それぞれが異なる配向を有することで水素ガスの発生方向が不均一になるため、その相互作用でガス離れが促進されると考えられる。現在、証明と理論化を大学および研究機関の協力を得ながら進めている。

図5にアルカリ水電解セルの電流電圧特性を示す。

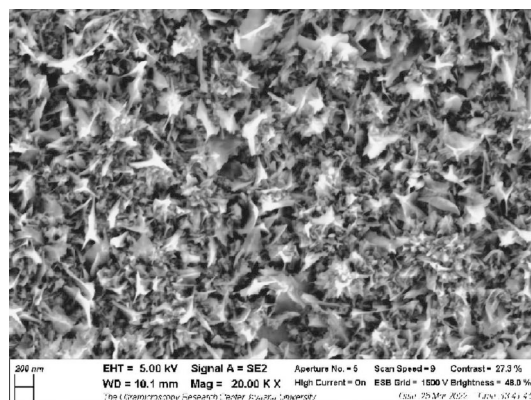


図2 SEMによるナノ粒子電析被膜の表面構造。  
(観察協力 九州大学大学院 中野博昭研究室)

\* ユケン工業株式会社 化学品事業部 新技術開発グループ  
1) グループ長 首席技師 2) 技師  
Energy-saving Hydrogen Generating Electrode Based on Nickel-based Nano Plating Film; Yoshiharu Kikuchi and Shinya Akamatsu (YUKEN INDUSTRY CO., LTD.)  
2023年10月9日受理[doi:10.2320/materia.63.58]

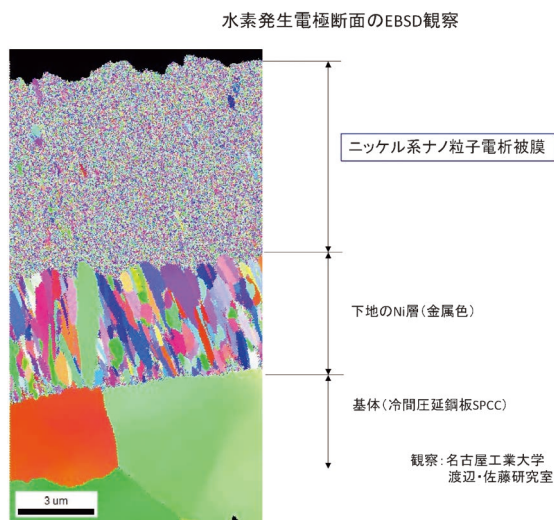


図3 EBSDによる断面構造解析.  
(観察協力 名古屋工業大学 渡辺義見・佐藤尚研究室)

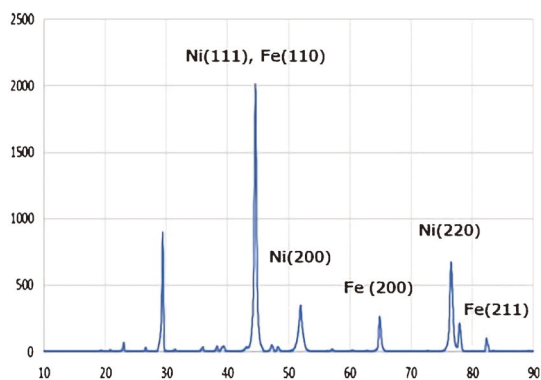


図4 XRDによるナノ粒子電析被膜の解析.  
(観察協力 名古屋工業大学 渡辺義見・佐藤尚研究室)

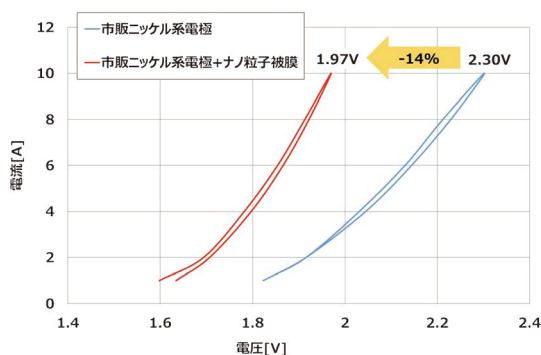


図5 電流電圧特性結果.(測定協力 あいち産業科学技術総合センター産業技術センター化学材料室)

比較材として、陽極と陰極には一般的に市販されているニッケル電極を採用し、ナノ粒子電析被膜の優位性を明らかにするために同陰極側のみに本電析被膜を施して性能差を確認した。本電析被膜が存在することで、14%の省電力化に成功している。更に図6に示すインピーダンス測定結果から本電析被膜が抵抗値を低下させる挙動も確認されている。

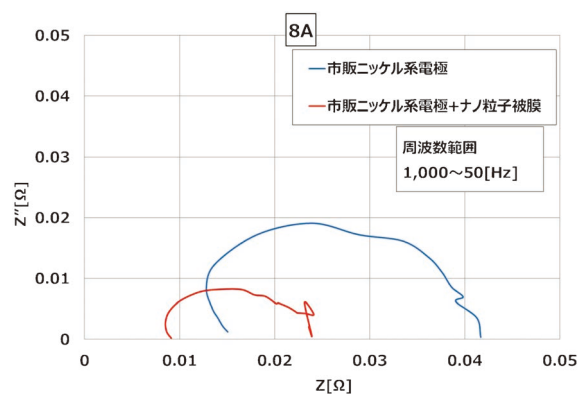


図6 インピーダンス測定結果.(複素インピーダンス平面プロット)  
横軸：インピーダンス実成分  $Z'$ 、縦軸：虚数成分  $Z''$   
(測定協力 あいち産業科学技術総合センター産業技術センター化学材料室)

### 3. 結 言

「湿式めっきによるニッケル系ナノ粒子電析被膜」をアルカリ水電解電極に応用する事で、14%少ないエネルギーで水素を生成できる。

本被膜は電気めっきにより安定したナノ構造を連続的に構成できるため、めっき業界が既に所有している設備を用いれば、低コスト且つ早期に量産に繋げられる可能性があり、工業的な実現性は極めて高い。また表面処理業に新たな販売市場を提供できるものとしても期待される。

更に、本被膜の電気化学的特性は水素発生電極のみならず幅広い分野への応用を想像させるため、現在、新たな用途に向けて研究機関や企業との連携を始めている。

### 4. 特 許

関連特許として以下2件を出願・登録している。

- ①特開2023-113347「水素発生方法、水素発生促進部材、および製造方法」
- ②特許7150327「亜鉛溶解促進部材、製造方法、および亜鉛溶解方法」

本研究にご協力いただいている、名古屋工業大学大学院 渡辺義見・佐藤尚研究室、九州大学大学院 中野博昭研究室、あいち産業科学技術総合センター産業技術センター化学材料室に感謝いたします。

### 文 献

- (1) 梅原大輔, 平井秀一郎: 日本機械学会論文集, 84(2018), 18-00040.

# 低サイクル疲労特性に優れた Fe-Mn-Si 系合金の製造技術開発と建築用制振ダンパーへの応用

千葉悠矢<sup>\*1)</sup> 大塚広明<sup>\*2)</sup> 天野 智<sup>\*1)</sup> 犬塚純平<sup>\*2)</sup>  
 岩崎祐二<sup>\*3)</sup> 井上泰彦<sup>\*1)</sup> 本村 達<sup>\*2)</sup> 櫛部淳道<sup>\*3)</sup>  
 澤口孝宏<sup>\*1)</sup> 中村照美<sup>\*2)</sup>

## 1. 背景・開発の経緯

地震頻発国の日本では地震に対する備えが重要なことは言うまでもない。建物の地震対策として地震時の変形を集中的に受けることで主要構造物の損傷を抑える制振ダンパー、中でもコスト・耐荷重・生産性の観点から鋼材系制振ダンパーが多く使われているが、2011年の東日本大震災では、震源地から離れた首都圏の超高層ビルで長周期地震動が続き、2016年の熊本地震では震度7の地震の翌日同震度の余震が起るなど、繰返し弾塑性変形に対する耐久性(耐低サイクル疲労特性)に優れた鋼材ダンパーの要求度が高まっている。

著者らは Fe-Mn-Si 系形状記憶合金の変形誘起マルテンサイトの可逆変態を利用し、低サイクル疲労寿命を従来鋼よりも10倍以上に飛躍的に高めた Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si 合金(mass%, 以降 FMS 合金)を開発<sup>(1)</sup>、2014年、特殊鋼の製造設備で溶製、圧延した本合金を芯材に用いた溶接構造のないせん断パネル型鋼材ダンパーを J P タワー名古屋に適用した<sup>(2)</sup>。しかし同設備による製造は 10 t と小規模であり、また広幅の圧延板を製造することが困難であったため、より低コストで量産でき広幅の圧延が可能な製造方法として、ステンレス鋼の連続铸造設備と厚板製造設備を用いた製造体制

の確立が必要であった。また、制振装置として最も汎用的な座屈拘束ブレースダンパー(塑性化部の断面が平型、および十字型)を製造するため、建築構造用鋼材との溶接、FMS 合金同士の溶接を可能とする溶接材料および溶接技術の開発、さらに建築分野における普及のためには、同合金板の国土交通大臣認定(基準強度 270 N/mm<sup>2</sup>)を取得することが必須であった。

## 2. 連続铸造からの FMS 合金圧延板の製造

FMS 合金は Cr 量が 10 mass% と多く、ステンレス鋼に近いが、Mn と Si を同時に多量に含む鋼種はないため、連続铸造可否判断のため、一旦溶融させ凝固した際の強度・延性を調べた。その結果、铸造時の引抜きに十分耐え得ると判断し、60 t のステンレス鋼連続铸造設備で溶解・铸造を行い、厚さ 8~34 mm × 幅 1400~1600 mm × 長さ 6~10 m の圧延板を JIS G 4304 の板厚基準内で製造することに成功した(図 1, 2)。表 1 に代表的な圧延板の機械的特性、シャルビ

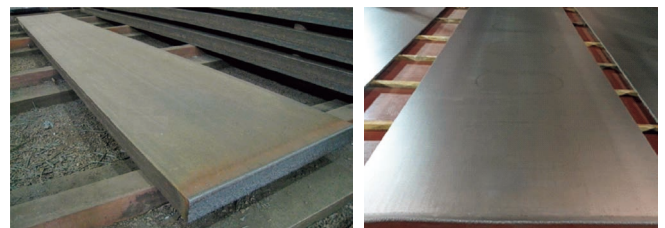


図 1 FMS 合金連続铸造スラブ。厚さ 140 mm × 幅約 1300 mm × 長さ約 10 m  
 図 2 FMS 合金圧延板。厚さ 22 mm × 幅 1600 mm × 長さ約 10 m

表 1 連続铸造プロセスで製造した FMS 合金圧延材の各種特性。

板厚(試験片)	0.2%耐力 N/mm <sup>2</sup>	引張強さ N/mm <sup>2</sup>	伸び	シャルビー 吸収エネルギー(0°C)	疲労寿命 (ひずみ振幅±1.0%)
8 mm (JIS 5号)	295	655	67 %	143 J (サブサイズ)	13,780 cycles
12 mm (JIS 5号)	284	671	66 %	354 J	13,344 cycles
16 mm (JIS 5号)	283	678	67 %	386 J	14,230 cycles
23 mm (JIS 1A号)	285	661	54 %	371 J	12,556 cycles
28 mm (JIS 1A号)	290	673	60 %	354 J	12,039 cycles
34 mm (JIS 1A号)	289	652	58 %	347 J	11,670 cycles

\* 淡路マテリア株式会社：1)課長, 2)部長

\*\* 日鉄ステンレス株式会社：1)主幹, 2)主幹, 3)主幹研究員

\*\*\* 株式会社竹中工務店：1)主任研究員, 2)研究主任, 3)研究部長

\*\*\*\* 国立研究開発法人物質・材料研究機構：1)グループリーダー, 2)ステーション長(現財団法人日本溶接協会)

Development of Fe-Mn-Si Alloy Manufacturing Technology with Excellent Low Cycle Fatigue Characteristics and Application to Vibration Damping Dampers for Construction; Yuya Chiba\*, Hiroaki Otsuka\*, Satoshi Amano\*\*, Junpei Inutsuka\*\*, Yuuji Iwasaki\*\*, Yasuhiko Inoue\*\*\*, Susumu Motomura\*\*\*, Atsumichi Kushibe\*\*\*, Takahiro Sawaguchi\*\*\*\* and Terumi Nakamura\*\*\*\* (\*Awaji Materia Co., Ltd., \*\*Nippon Steel Stainless Steel Corp., \*\*\*Takenaka Corp., \*\*\*\*NIMS.)

2023年9月27日受理[doi:10.2320/materia.63.60]



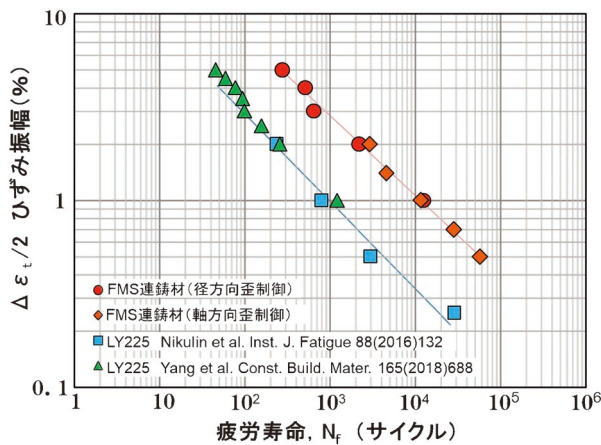


図3 FMS合金圧延板の低サイクル疲労寿命(LY225と比較)。

一吸収エネルギー、ひずみ振幅 $\pm 1.0\%$ の低サイクル疲労寿命の一例を示す<sup>(3)</sup>。

本方法で製造した厚さ8~34mmのFMS合金圧延板全13枚21か所のひずみ振幅 $\pm 1.0\%$ の引張圧縮試験での低サイクル疲労寿命は10,730~17,711回(平均13,556回)であり、小量溶解(数十kg)で製造した同合金と同等の疲労寿命を有する。

同設備で製造した厚さ23mmの圧延板でひずみ量 $\pm 0.5\sim\pm 5.0\%$ までの低サイクル疲労試験を行った。高ひずみ側( $\pm 2.0\sim\pm 5.0\%$ )では試験片が座屈しないように砂時計型試験片を用いて径方向ひずみ制御で行い、低ひずみ側( $\pm 0.5\sim\pm 2.0\%$ )では丸棒試験片を用いて軸方向ひずみ制御で行った。ひずみ振幅を $\Delta\epsilon_t/2$ 、寿命を $N_f$ とし両対数でプロットすると直線になり、従来材のLY225(低降伏点鋼)、FMS合金いずれもManson-Coffin則が成り立つ。FMS合金は、 $\pm 5.0\%$ の高ひずみまでLY225に比べ約10倍の疲労寿命が得られた(図3)。

機械的特性については、これまで製造した59枚の圧延板を調査した結果、L方向の0.2%耐力の平均値は286MPa、各データは規格値内ではほぼ $\pm 3\sigma$ の範囲に正規分布し、安定した機械特性値を有する圧延板の製造が出来、指定建築材料としての国土交通大臣認定取得に必要な工業製品として安定な品質の製品を製造できることを確認した。引張強さ、シャルピー吸収エネルギーについても同様であった。

### 3. 溶接技術の開発とダンパー製造

制振装置として最も汎用的な座屈拘束ブレースダンパーには、塑性化部(FMS合金芯材)の断面が平型と十字型のものがある。それぞれの設計例を図4<sup>(4)</sup>、図5<sup>(5)</sup>に示す。いずれのブレースも、芯材(FMS合金)は塑性化部(中央平行部)と両端の接合部(拡幅部)から成る。平型断面ブレースの場合、建物との接合部には建築構造用鋼材(SN490B)のリブを隅肉溶接する。一方、十字型断面ブレースでは芯材(FMS合金)同士を隅肉溶接する必要があり、塑性化部は、芯材と同様の疲労耐久性が必要なため、溶接部もFMS合金と同様の疲労耐久性が求められる。

著者らはFMS合金と一般鋼材、FMS合金同士それぞれ

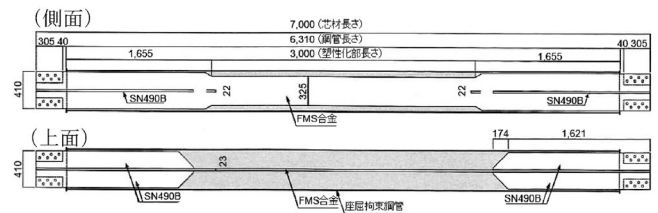


図4 平型断面ブレース型制振ダンパー設計例<sup>(4)</sup>。

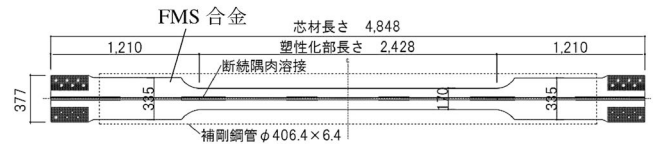


図5 十字型断面ブレース型制振ダンパー設計例<sup>(5)</sup>。

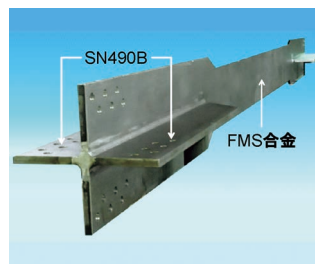


図6 平型断面ブレース芯材。

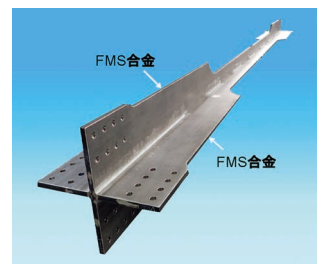


図7 十字型断面ブレース芯材。

の溶接に適した溶接材料および溶接技術を開発した<sup>(6)</sup>。前者は接合部としての強度が、後者は塑性変形に追従すること、かつ両者とも溶接金属が高温割れを起こさないことが求められる。前者については、溶接金属の凝固モードがFAモード(初相フェライトが晶出した後共包晶反応でオーステナイトが晶出、フェライト+オーステナイト2相で凝固完了)となるような成分の溶接材料である。後者については、凝固はAモードながら、溶接条件の最適化により高温割れを抑制することに成功し、おのおの図6(平型断面)および図7(十字型断面)に示すダンパー芯材を製造することが可能となった。

### 4. ブレースダンパー実大加力試験

図4に示す平型断面ブレースダンパーの繰り返し加力試験を最大荷重容量3,000kN級の軸載荷装置を用いてひずみ振幅 $\pm 0.5\%$ における低サイクル疲労試験を実施し、疲労耐久性を確認した。試験は、既存の鋼材系ブレースの疲労寿命の約2倍となる繰り返し数1,000サイクルを上限に、荷重速度は最大1mm/sec程度で実施した。繰返しによる最大荷重の変化は図8に示すように非常に緩やかで、1,000サイクルまではほぼ発生荷重が変化せず、優れた疲労耐久性および発生荷重の安定性を有することを確認した<sup>(4)(7)</sup>。

次に図5に示す十字型断面ブレースダンパーの繰返し加力試験を上記と同じ試験機でひずみ振幅 $\pm 1.5\%$ における低サイクル疲労試験を実施し、疲労耐久性を確認した。繰返しによる最大荷重の変化は図9に示す通りで、疲労寿命(荷重が最大荷重の80%まで低下した時点のサイクル数)は356回であり<sup>(5)</sup>、従来鋼材ブレースの平均値<sup>(7)</sup>の7倍以上であった。

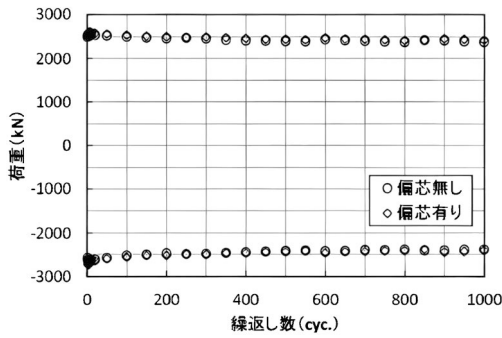


図8 繰返し数に対する最大・最小荷重の推移<sup>(4)</sup>。  
平型断面ダンパーひずみ振幅±0.5% (試験は1000  
回で終了)

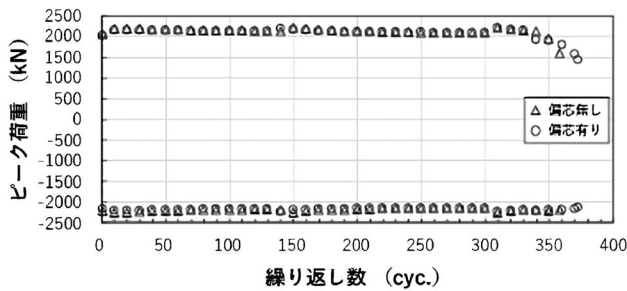


図9 繰返し数に対する最大・最小荷重の推移<sup>(5)</sup>。  
十字型断面ブレースダンパーひずみ振幅±1.5%

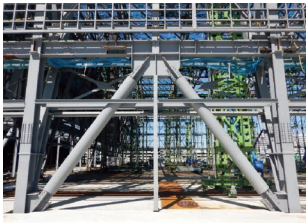


図10 愛知県国際展示場の実装  
された平型断面ブレース。



図11 中日ビルに実装された十  
字型断面ブレース。

## 5. 適用状況

接合部を建築構造用鋼と溶接した平型断面ブレースダンパー(芯材長さ約6m)は愛知県国際展示場(2019年竣工)に16基実装され(図10)<sup>(8)</sup>、FMS合金同士を溶接した十字型断面ブレースダンパー(芯材長さ5~6m)は中日ビル(2023年竣工)に32基が実装された(図11)。後者では、断面積増大により最大負荷荷重が増大し、従来鋼ダンパーを使用する場合に比べ設置数の低減にも寄与した<sup>(9)</sup>。

## 6. 材料認定, 特許, 新規開発状況

近年、適用件数増に伴い連続製造による製造実績が増えた

ため、本合金の一般材料認定の審査を申請し、2022年11月、建築基準法第37条2号指定建築材料として国土交通大臣認定を取得した(MSTL-0584, 基準値270 N/mm<sup>2</sup>)。特許については、国内第6182725号, 第6887642号, 欧州EP2940175, 韓国10-2144708が登録されている。また、本合金を使用したレンズダンパー<sup>®</sup>については日本ERI<sup>(株)</sup>により構造性能評価書が発行され(ERI-K21006)<sup>(10)</sup>、さらに、砂時計型<sup>(11)</sup>、H形<sup>(12)</sup>、U形<sup>(13)</sup>等様々な形状の制振ダンパーの性能試験が行われるなど本合金を用いたダンパーの開発が活発に行われている。

## 7. まとめ, 将来展望

金属材料の低サイクル疲労寿命が従来材の10倍になるという特筆すべきFMS合金を長周期地震動や巨大地震に対応した制振ダンパーとして世の中に普及させるべく、著者らは、同厚板の量産製造技術、普通鋼との溶接技術、およびFMS合金同士の溶接技術を確立し、さらに同厚板の国土交通大臣認定を取得した。これにより、建築事業者、設計者は、FMS合金を用いたせん断パネル型、ブレース型等、様々な形状の制振ダンパーを選択できるようになった。今後は超高層ビルの大型ブレースダンパーだけでなく、中低層ビルやマンション向け、一般住宅向けパネルダンパー等への普及が期待でき、さらに、土木・橋梁や他産業向けにも活用展開が期待される。

## 文 献

- (1) T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Ogawa, K. Sekido, S. Takamori, T. Maruyama, Y. Chiba, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: *Scr. Mater.*, **99**(2015), 49-52.
- (2) T. Sawaguchi, T. Maruyama, H. Otsuka, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: *Mater. Trans.*, **57**(2016), 283-293.
- (3) 大塚広明, 千葉悠矢, 澤口孝宏, 高森 晋, 櫛部淳道, 梅村建次, 井上泰彦: 日本金属学会秋期講演大会(2018), J76.
- (4) 梅村建次, 櫛部淳道, 井上泰彦, 水島靖典, 大塚広明, 千葉悠矢, 中村照美, 澤口孝宏: 日本建築学会梗概集(2018), 731-732.
- (5) 大須賀史朗, 河登健太郎, 櫛部淳道, 井上泰彦, 本村 達, 石田高義, 鶴ヶ野翔平, 梅村建次: 日本建築学会梗概集(2020), 943-944.
- (6) 中村照美, 澤口孝宏: 日本建築学会構造工学論文集, **67B**(2021), 633-641.
- (7) 日本建築学会, 鋼構造制振設計指針(2014), 37-38.
- (8) 櫛部淳道, 井上泰彦, 梅村建次, 中村照美, 澤口孝宏, 大塚広明, 千葉悠矢: 溶接技術, **2**(2020), 60-66.
- (9) 竹中工務店プレスリリース(2023.9.26).
- (10) レンズダンパー推進協議会プレスリリース(2022.9.2).
- (11) 飯田智裕, 木下貴博, 井上泰彦, 花井厚周, 黒川雄太, 本村達, 曾根孝行, 山本雅史: 日本建築学会梗概集(2021), 21262.
- (12) 井上泰彦, 河登健太郎, 吉野翔太, 本村 達, 梅村建次, 櫛部淳道: 日本建築学会梗概集(2023), 21158.
- (13) 坂本啓太, 阿部隆英, 久保田雅春: 日本建築学会梗概集(2023), 21160.

# Si 添加型 1600 MPa 級省合金 高強度ボルト用鋼の開発

安居尚志<sup>1)</sup> 松本洋介<sup>1)</sup> 内田辰徳<sup>1)</sup>  
河盛 誠<sup>2)</sup> 村田祐也<sup>3)</sup>

## 1. 緒 言

近年、カーボンニュートラル実現に向け、自動車分野では電動化の取組みが加速しているが、内燃機関の CO<sub>2</sub> 削減に向けた燃焼効率向上、軽量化技術開発も並行して進んでいる。内燃機関の高性能化において、高強度ボルトのニーズは絶えることなく、1600 MPa 級の高強度ボルトが実用化されている<sup>(1)(2)</sup>。

ボルトの高強度化における主要な課題は、遅れ破壊の克服と冷間鍛造性の確保である。鉄鋼各社は高強度化ニーズに応えるため、後述の成分設計に基づき各種高強度ボルト用鋼を開発してきた。一例を表 1 に示す。

一方、持続可能な社会の実現を目指し、高強度鋼に多用されてきたレアメタルの使用を制限した鋼材開発が求められる。

このような社会的背景から、我々は、省合金でありながら、耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600 MPa 級調質型高強度ボルト用鋼を開発した。本稿では、開発鋼の設計コンセプトや諸特性について述べる。

## 2. 従来開発鋼と本開発鋼の材料設計コンセプト

従来の高強度ボルト用鋼開発において、調質型ボルトの遅れ破壊では、旧オーステナイト粒界面での粒界破壊が特徴的

表 1 高強度ボルト用鋼の成分例(mass%)

強度	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	参照
1100MPa	0.41	0.20	0.72	0.013	0.010	-	1.01	0.18	-	-	-	-
1200MPa	0.34	0.28	0.37	0.008	0.005	-	1.26	0.40	-	-	0.026	(3)
1300MPa	0.42	0.06	0.53	0.007	0.004	0.54	1.00	0.97	0.07	0.05	-	(4)
1400MPa	0.40	減少	0.50	減少	減少	-	1.20	0.70	0.35	-	-	(5)
1600MPa	0.40	減少	0.50	減少	減少	-	-	2.00	0.15	-	-	(5)

\* 株式会社神戸製鋼所

1) 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 線材条鋼開発室

2) 技術開発本部 材料研究所 表面制御研究室; 主任研究員

3) 技術開発本部 応用物理研究所 物性制御研究室; 主任研究員  
Development of Si-Added 1600MPa Class Low-alloy High-strength Steel for Bolts; Takayuki Yasui, Yosuke Matsumoto, Tatsunori Uchida, Makoto Kawamori and Yuya Murata (Kobe Steel, LTD.)

2023年11月1日受理[doi:10.2320/materia.63.63]

であることから、耐遅れ破壊特性の向上には粒界強化が基本方針であり、表 2 に示す成分設計や図 1 に示す組織コンセプトは各種開発鋼共通である。特に、Mo や V を添加して高温焼戻しを行い、板状セメンタイトを球状化することで靱性を向上し、耐遅れ破壊特性の改善を図るとともに、Mo、V 系炭化物の二次硬化を活用して、高強度化も両立している点の特徴である。しかしながら、この設計では、高強度化に伴いレアメタルである Mo の添加量を増加せざるを得ない。また、製造性や合金コストの問題も発生し、高強度化には限界があった。

他方、高強度と耐遅れ破壊特性を両立する別の手段として、非調質型ボルトが開発されている<sup>(1)(6)</sup>。非調質型ボルトは、旧オーステナイト粒界を持たないため、高強度化しても脆化しにくいことが知られている。特殊な合金を添加せずとも、伸線加工により強化できる点もメリットだが、高強度材をボルト成形する技術に課題があり、広く普及するには至っていない。

以上より、本開発ではレアメタルである Mo を使用せず、

表 2 調質型の従来開発鋼と本開発鋼の材料設計コンセプト比較。

狙い	成分設計	
	従来開発鋼	本開発鋼
粒界不純物の低減		P, S減少
結晶粒微細化		Nb, Ti, V添加
靱性向上+高強度化	Mo, V添加 550°C以上の高温焼戻しによる ・粒界上の板状炭化物の低減 ・Mo, V炭化物の析出強化	Si添加 ・450°C以下の低温焼戻しによる 粒界上のセメンタイトの減少と微細化 ・低温焼戻しによる高強度化
水素トラップサイト形成	Mo, V添加(合金微細炭化物)	Si添加(Fe系微細炭化物)
水素侵入抑制	Ni添加	Ni, Cu添加

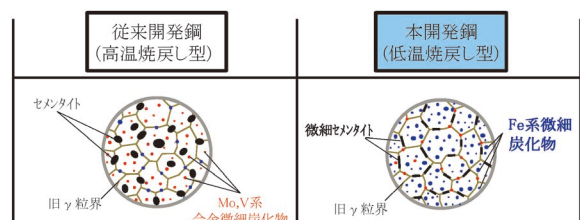


図 1 従来開発鋼と本開発鋼の組織コンセプト。



省合金でありながら、耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600 MPa 級調質型高強度ボルト用鋼の実現を目指した。

合金炭化物を活用せずに高強度化するには、焼戻し温度の低温化が考えられるが、低温化すると旧オーステナイト粒界に板状の粗大なセメンタイトが形成し、靱性が劣化する。

よって、低温焼戻し時の板状セメンタイトの生成、成長を抑制し、靱性を向上させることが重要と考えられ、我々は Si に着目した。Si は、セメンタイトの生成、成長を抑制させるため、実用鋼に広く活用されている。また、Si 添加鋼では400°C付近の焼戻しにおいて、水素トラップ効果が報告され、耐遅れ破壊特性の向上が期待できる<sup>(7)</sup>。一方、Si は冷間鍛造性や耐遅れ破壊特性を劣化させるため<sup>(4)(8)</sup>、従来の高強度ボルト用鋼では Si を低減する成分設計が一般的であったが、本開発では Si を積極活用し、省合金で強度と靱性を両立することを試みた。

また、遅れ破壊は環境からの水素侵入量が破壊限界を超えると発生すると言われている。高強度ほど限界値は低くなるため、水素侵入の抑制が重要になる。加えて、水素トラップの活用は水素侵入の促進が懸念される。本開発では、水素トラップと水素侵入を両立するため、水素侵入抑制に有効とされる Cu, Ni<sup>(9)</sup>を添加した。

本開発鋼の成分設計と組織コンセプトを表 2, 図 1 に示す。

### 3. 耐遅れ破壊特性に対する成分の影響

Si 活用による強度と靱性の両立という新概念を検証するため、表 3 に示す Si 添加量を変化させた鋼材を実験材とし、比較用として 1000~1200 MPa 級実用鋼 SCM435, SCM440 とともに遅れ破壊試験を行った。

図 2 に遅れ破壊試験結果を示す。実験材は、1200 MPa 超級の強度域において 1000~1200 MPa 級 SCM 鋼と同等の耐遅れ破壊特性を示した。更に、実験材を比較すると、Si 添加量が多いほど高強度域での特性が優れる結果となった。SCM 鋼は 1200 MPa 超の強度域で急激に耐遅れ破壊特性が劣化するのに対して、1.8% Si 鋼は 1600 MPa 級強度域で 1000~1200 MPa 級 SCM 鋼と同等以上の耐遅れ破壊特性を

表 3 遅れ破壊試験に使用した供試材の成分 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti
SCM435	0.35	0.18	0.72	-	-	1.05	0.16	-	-
SCM440	0.39	0.19	0.79	-	-	0.97	0.17	-	-
0.1%Si	0.39	0.10	0.15	添加	添加	1.11	-	添加	添加
0.5%Si	0.39	0.51	0.15	添加	添加	1.09	-	添加	添加
1.8%Si	0.40	1.78	0.18	添加	添加	1.05	-	添加	添加

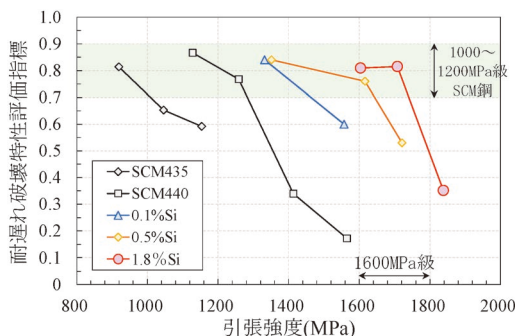


図 2 遅れ破壊試験結果。

有し、1600 MPa 級ボルト用鋼として実用可能性を示唆する結果が得られた。

次に、Si 添加による粒界破壊抑制効果を検証するため、TS1500~1600 MPa の SCM440 (1565 MPa) と 1.8% Si 鋼 (1604 MPa) の遅れ破壊試験後の破面観察を行った。結果を図 3 に示す。

SCM440 は明瞭な粒界破壊を呈しているが、1.8% Si 鋼には粒界破壊は認められず、擬へき開破面とディンプルが混在した破面であった。破面観察から、1.8% Si 鋼では 1600 MPa 級強度域において、粒界破壊が抑制されていることを確認した。

続いて炭化物析出への Si の影響を確認するため、実験材と SCM440 の金属組織観察と実験材の DSC 示差熱分析を行った。結果を図 4, 5 に示す。図 4(a)~(c) より、Si 量の増大と共に炭化物が微細化しており、旧オーステナイト粒界上の炭化物も微細化していた。また、1.8% Si 鋼と SCM440 を

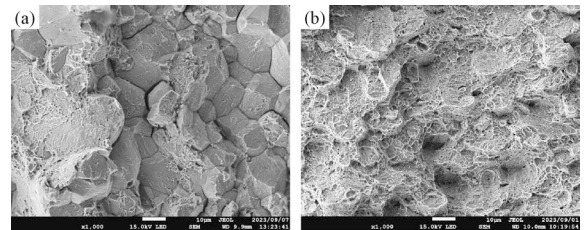


図 3 破面観察 (a) SCM440 (1565 MPa), (b) 1.8% Si 鋼 (1604 MPa)。

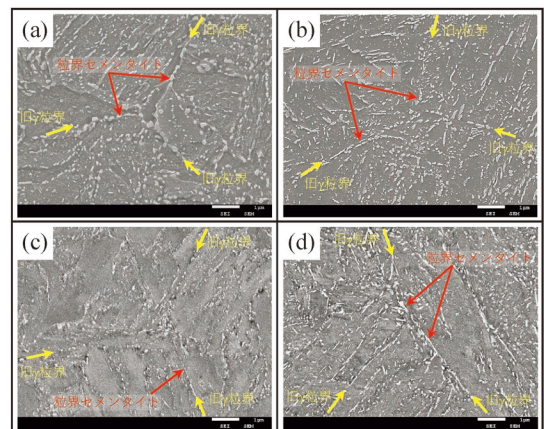


図 4 組織観察 (a) 0.1% Si 鋼, (b) 0.5% Si 鋼, (c) 1.8% Si 鋼, (d) SCM440。

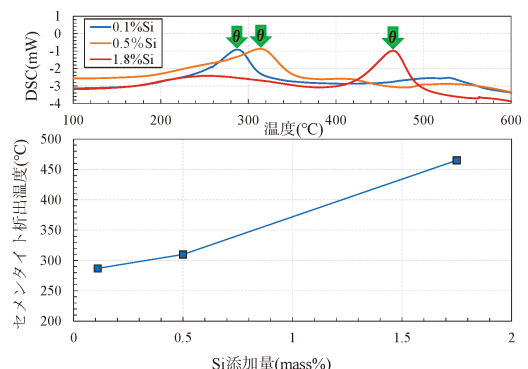


図 5 セメンタイト析出温度への Si 添加量の影響。

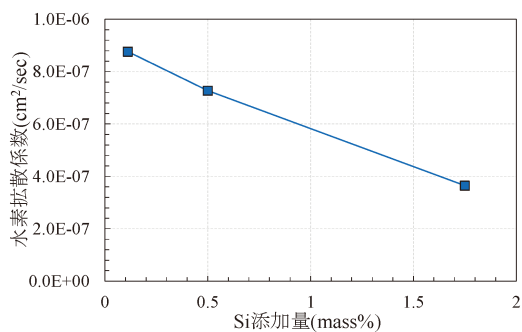


図6 水素拡散係数へのSi添加量の影響.

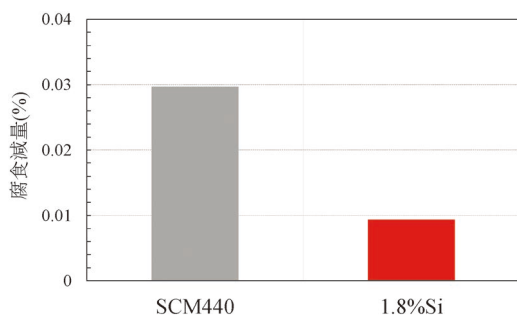


図7 耐食性評価結果.

比較すると、1.8%Si鋼の炭化物は、顕著に微細化していることを確認した。

図5より、Si量の増加と共にセメンタイトの析出温度は高温側にシフトし、1.8%Si鋼では400℃を超えることを確認した。1.8%Si鋼ではセメンタイトの析出が顕著に抑制され、炭化物が微細化したと考えられる。

図4で確認された炭化物微細化により、水素トラップ効果が発揮されている可能性を検証するため、水素拡散係数を測定した。結果を図6に示す。Si量増加と共に水素拡散係数が低下することから、炭化物微細化により水素トラップ効果が向上し、鋼中の水素拡散が顕著に抑制されたと考えられる。

更に、環境からの侵入水素量低減を狙ったCu、Niによる耐食性の向上を検証した。結果を図7に示す。1.8%Si鋼の腐食減量はSCM440の約1/3まで低減することを確認した。耐食性向上により、腐食に伴う水素侵入低減にも効果がある。

以上より1.8%Si鋼は、炭化物微細化による粒界炭化物の減少と水素トラップ効果の向上、またCu、Ni添加による耐食性向上に伴い水素侵入量が抑制されたことにより、耐遅れ破壊特性が向上したと推察される。

#### 4. ボルト試作評価

最終評価として、ボルト試作を行い、ボルト成形性と圧造荷重、ボルトでの耐遅れ破壊特性を評価した。

高Si添加による変態温度の変化を考慮して球状化焼鈍を施した上で、パーツフォーマでM8ボルトを3段打ちで圧造試作した。図8に試作ボルトの外観を示す。試作したボルトに割れ等の外観品質の問題はなかった。また、メタルフロームフランジ、首下部に異常はなく、成形性は良好であった。

図9に試作ボルトの圧造荷重を示す。1.8%Si鋼の圧造荷重はSCM435より高い傾向だが、最も高い3段目で8%程



図8 試作ボルトの外観写真.

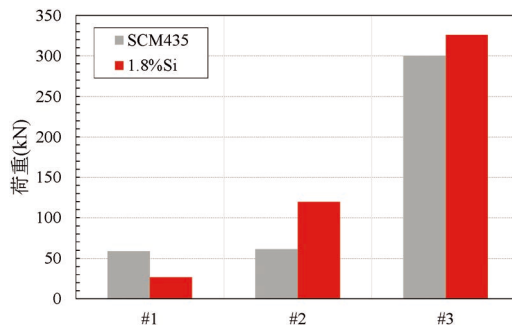


図9 試作ボルトの圧造荷重結果.

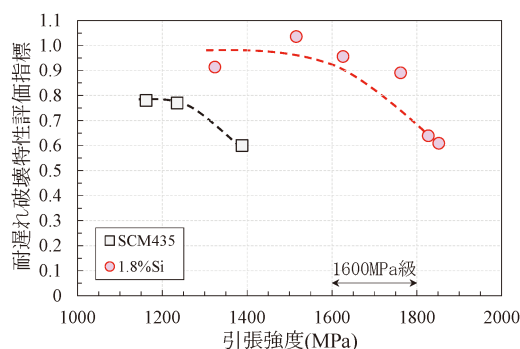


図10 試作ボルトの遅れ破壊試験結果.

度であり、問題なく成型できた。高Si添加鋼であっても球状化焼鈍条件の適正化により、実用上問題ない鍛造性を確保できる。

次に、試作ボルトの遅れ破壊試験を行った。結果を図10に示す。1.8%Si鋼は、1600MPa級強度域で1200MPa級SCM435以上の耐遅れ破壊特性を有し、ボルトの遅れ破壊試験においても、1600MPa級として実用可能性があることが検証された。

#### 5. まとめ

Siの積極活用により、省合金且つ耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600MPa級調質型高強度ボルト用鋼を開発した。本鋼種は量産を開始し、今後、カーボンニュートラル対応により高強度化が推進される分野での拡大が期待される。

尚、Si添加型1600MPa級省合金鋼に関する特許は、特許第5600502号、特許第6088252号の2件が登録されている。

#### 文 献

- (1) 高島光男ら：Honda R&D Technical Review, **15**(2003), 183-188.
- (2) 浜田孝浩ら：日産技報, **85**(2019), 30-37.
- (3) 松本斉ら：住友金属, **48**(1996), 207-209.
- (4) 並村裕一ら：R&D 神戸製鋼技報, **50**(2000), 41-44.
- (5) 真鍋敏之ら：日本製鉄技報, **412**(2019), 122-127.
- (6) 並村裕一ら：R&D 神戸製鋼技報, **54**(2004), 16-20.
- (7) 山崎真吾ら：新日鉄住金技報, **406**(2016), 37-42.
- (8) 星野俊幸ら：川崎製鉄技報, **23**(1991), 105-111.
- (9) 大村朋彦ら：材料と環境, **65**(2016), 467-475.

# 思い出の教科書、この一冊!

## “材料強度の考え方”

木村 宏(著) アグネ技術センター 1998年  
(改訂版 2002年)

日本原子力研究開発機構 諸岡 聡



### ■現有の教科書の表紙.

20年前に購入したため、表紙にわずかな痛みが見られるが、まだまだ使用することができる一冊.

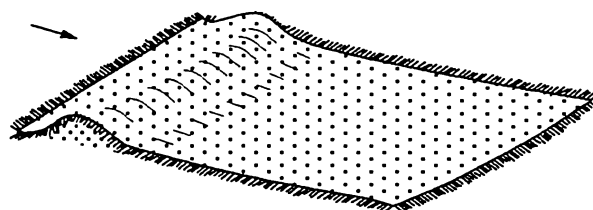
思い出の教科書、この一冊!の執筆にあたり、これまでに使用した様々な教科書が頭の中に思い浮かんだが、本書を選択した。本書は筆者が学部時代の講義で指定された1冊であり、大学生協で購入したものである。当時、進学先の学科は物質工学科という名称で、3年時に「材料」の選択科目の講義で使用し、恩師の講義の一つであったと記憶している。当時の思い出は、本書を用いて、ただただ講義の単位を取得するために必死に勉強した記憶しか残っていない。現在、学生時代を思い起こすと、筆者は応力-ひずみ線図の概念や転位の切り合いなど本書から学んだと思われる。その後、研究職に着くことができた筆者は、人の役に立つ、人が何らかの目的を持って使用または利用しようとするものが「材料」であること、材料の性質についての経験的知識を総合統一して、できる限り単純な原理に基づいて理解しようとする学問が「材料科学」であることなどを本書から学ぶことができた。

本書は11章で構成されている。まず、第1章では材料科学の説明と本書の構成が書かれている。特に、著者の本書に対する思い入れが書かれた部分は非常に情熱を感じ、読者を惹きつける部分であると感じている。その後、第2章では一般的に用いられている多結晶の金属材料を例にとり、引張時の変形と硬化について、また硬化した材料を加熱した際の軟化について書かれている。次に、第3・4章ではそのような変形挙動を示す多結晶材料を構成している結晶自体はどのように変形しているのか、原子の尺度で見るとどうなるのかについて書かれており、ここで転位と呼ばれる結晶中の原子配列の乱れた領域について、弾性論による取り扱いと結晶構造にどのように影響しているか述べられている(第5・6章)。続いて、材料の変形挙動の基本となる降伏と加工硬化について転位論の立場からの説明(第7・8章)、さらに、破壊における転位の役割(第9章)、合金の変形と強度(第10章)、高温変形(第11章)について記述された構成である。

本書の特徴は、変形と強度について基礎的な事柄を論理的に説明されており、この基礎的な事項を理解していれば、飛ばし読みしても困難なく読める。また、本書で取り扱いのな

い材料の変形と強度については、本書の基礎的な事項を理解することができているのであれば、他の書籍を読んで理解を進めることができる。さらに、本書は基礎的な転位論の知識で現象をいかに解明するかに重点を置いて書かれているので、自分の専門分野に直接関係のない方も、一読すれば、ものの考え方について何かを把握することができるようになる。特に、材料の変形と強度について考えるうえでは転位の運動が重要となるが、解釈が非常に難しい部分である。本書の転位の運動ですべりが起こることについて書かれている部分では、絨毯の移動に例えた説明から入り、実際に結晶中で起こる原子の移動とそれに伴うエネルギー変化からなる議論により、転位の運動を説明されており、このようなユニークかつ丁寧な説明がなされている点で読者を魅了しているであろう。

このように、本書は材料の変形と強度について、幅広い知識を得られるだけでなく、読了した読者に対して、本書で得られた基礎的な事柄をいかにものづくりに応用するのもも説明しており、このような教科書はあまりみられない。筆者は本書との出会いが学部時代の講義で指定された一冊であったことが理由であるが、これから金属・材料について学ぼうとしている高専・大学の学生や若い研究者・技術者にとって、本書は材料の変形と強度を知るだけでなく、材料科学の観点から深く理解することができるものであり、ぜひ一度本書を手にとっていただきたい。



### ■教科書に掲載された「転位の運動」を説明する概念図.

絨毯の端にしわを作ってそれを押していけば絨毯がずれる例えを用いた転位によるすべりの説明.

(2023年10月13日受理)[doi:10.2320/materia.63.66]





## なぜ日亜化学が磁性材料の開発を手掛けるのか

日亜化学工業株式会社 第三部門磁性材料開発室

主幹研究員 久米道也

「なぜ日亜化学が磁性材料の開発を手掛けるのか」

実に多くの方から寄せられる質問である。本当は大した答えはないのだが、この場を借りて質問に答えてみたい。

弊社の始まりは医薬品原料の無水塩化カルシウムの製造・販売で、今でも GMP (Good Manufacturing Practice : 医薬品の製造管理及び品質管理の基準) 対応の仕事に従事している者がいる。弊社が磁性材料の研究を始めた30年前の頃、蛇口をひねるとイオン交換水が出てきて、ケミアブ (Chemical Abstracts) が揃っていてかつ更新している会社は、急成長していたとはいえ田舎の中堅企業では相当珍しかったはずである。分析装置にしても最新鋭機を持ち、それを活用・運営していく人材を育てていた。ここまで書くのが難しいと思う人が多い会社と思われるかも知れないが、実際はその真逆。実に牧歌的な雰囲気の中で、老いも若きも男女も関係なく、それぞれがミッションと向き合っていた。おそらくこれが自由闊達な雰囲気という話で、そこから様々な材料開発へのチャレンジがなされてきた。照明蛍光体、TV 蛍光体、X 線蛍光体、触媒材料の次に、光半導体の研究に着手。そして、窒化物 LED (発光ダイオード)/LD (レーザーダイオード) の開発・量産化に至る。新材料への取り組みはさらに続き、それにはリチウムイオン電池の正極材料や磁性材料が含まれる、という説明では、納得される方も少ないだろう。

ここで、希土類元素について簡単に説明しておかなければならない。今となってはキドカラー®のキドが「希土類」の読みに由来するものだと説明しても、ブラウン管を知らない人がほとんどなので、話が噛み合わない。希土類元素の 4f 軌道が持つ不対電子とその局在性は発光材料として好適で、多くの蛍光体で希土類元素が重用された。弊社でも至るところに希土類の原料が置いてあり、その価格を聞いて心底驚いたこともある。弊社の主力商品である白色 LED の作製においても、希土類元素の使用が不可欠である。

30年前のわが上司は「日亜化学が希土類を扱うなら、磁性材料をやるのは当然だ」と言っていたが、どこまでの意味を込めていたのか、当時の若造には理解できるはずもない。磁性材料といっても、何の経験もない。評価測定方法さえ知らない。「VSM (Vibration Sample Magnetometer : 振動試料型磁力計) とは何ですか?」という状態。軟磁性と聞いて、豆腐みたいな磁性体があるのかと思う始末である。何が恐ろ

しいかと言って、NdFeB やセンダストやフェライトの完成度を全く理解していなかったことである。先達の妻さを知らなかったからこそ、磁性材料に取り組み始められたのだと私は確信する。しかし、これだと本稿冒頭で触れた質問の答えになっていないだろうとも思う。

やはり、1990年の Coey の発表と、それ以前から旭化成株式会社が研究していた希土類-鉄-窒素系の永久磁石が大きなきっかけであった。超電導騒動が一段落していたこともあって、フィーバーとまではいかないが、各企業や大学、研究所がこぞってこの系の研究を始めた。我々も盛り上がりに乗じたという答えが、ご納得いただけるレベルかと思う。窒素添加によって物質の磁化や保磁力が大きく変わることは、新参者に参戦のチャンスを与えてくれたことのみならず、物理学の新たな地平を開いたともいえる。個人的には今も、その感動にドライブされている。また、後発なりに差別化要因は考えた。窒化プロセスで特徴が出せるという点と、会社が持つ微粒子合成技術が生かせる。この二点は結果的に有効だった。

勢いで希土類-鉄-窒素系の磁性材料の研究を始めたのは良い。粉づくりの方は着実に前進していたが、想定していない壁に次々と直面した。壁の説明には、多少長くなるが、蛍光体と磁性体の違いを説明する必要がある。

蛍光体の商品形態は粉末であり、その粉末の性能が最終製品の性能に直結する。一方、磁性体では粉末そのものが商品になることはまずなく、ユーザーにもよるが、最終使用形態となって初めて評価の対象になる。また、粉末の性能がいかに高くとも、その後のプロセスで磁気性能は大きく左右される。「弊社には磁性材料の製造プロセス技術に関して蓄積はなく、適切な先生もいなかった。表面処理技術も成形技術も自社で開発する必要があった。」というのは不遜である。実に多くの社外の方が、プロセス開発を支援してくれた。おそらく、素人が面白そうなことをやっているなという印象は持ってくれたものと思う。

しかし、開発が進めば進むほどゴールが遠く。今でこそ永久磁石メーカーとして一部には認知されるようになったが、普通の企業では無理筋の仕事である。「なぜ日亜化学が磁性材料の開発に取り組むのか?」との質問には、多分にそのニュアンスが入っている。この無茶はオーナー企業でなければ、そして材料開発に関してオーナーの深い造詣がなければ、まず通らなかった。これが日亜で磁性材料の研究開発に取り組むに至った理由でもある。

資源問題は結果である。2010年の尖閣諸島中国漁船衝突事件をきっかけに希土類資源が戦略物資になって、我々も「希土類資源のバランスある消費」などと言っている。もちろん大真面目で言っているが、当初から考えたわけではない。当たり前の話だが、実際に何かを始めていなければ評論家になるしかない。

そして今、我々は軟磁性材料の研究開発を始めたところである。なぜ日亜は高周波対応材料の開発を手掛けるのかと問われそうだ。硬磁性材料の研究開発を通じて培った経験を生



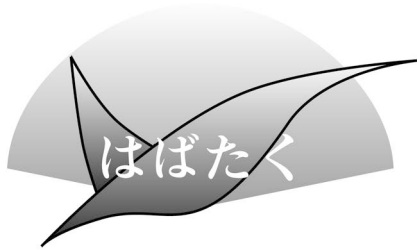
図1 高速道路工事が進む本社工場西側。  
(楕円形の建屋は社員食堂，写真右下では新棟を建設中)  
(オンラインカラー)

かそう，というのが一つの答えであるが，本質ではない．この答えは，未来の後輩たちに託したい．

さて，前半部分で田舎の中堅企業と書いたが，これは訂正しなければならない．2025年度の開通を目指し，徳島南部自動車道の阿南インターチェンジ(仮称)が日亜化学工業本社の至近(社員の観点では会社の敷地内)に建設中である(図1)．何十年か先にここが中央と直結した際にも，チャレンジスピリットは生き続けていると信じたい．

(2023年10月18日受理)[doi:10.2320/materia.63.67]

(連絡先：〒774-8601 徳島県阿南市上中町岡491)



## 電子顕微鏡での研究を通じて

九州大学大学院工学府材料工学専攻；特別研究員  
河原 康 仁

私は、2023年9月に九州大学大学院工学府材料工学専攻にて博士(工学)の学位を取得し、現在は九州大学にて特別研究員として勤務しております。学部から博士課程まで、金子賢治教授のご指導の下、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いた金属材料の微細構造解析に関する研究に取り組んできました。この度は光栄にも本稿を執筆する貴重な機会をいただきましたので、これまでの研究を振り返るとともに、今後の抱負について述べさせていただきます。

私の顕微鏡との初めての出会いは、中学生時代の生物の授業にまで遡ります。授業課題である光学顕微鏡での微生物の観察に加えて、課題とは関係の無い身の回りのものまで熱心に観察していたことを記憶しております。また、幼少の頃には、両親に「将来は旅人になる」と常に宣言していたらしく、私にとってミクロな世界の観察は一種の大冒険のようなもので、これに私は魅了されていったのかも知れません。その後、九州大学工学部に進学し、4年次に金子研究室に配属されることとなります。卒業研究では、「オーステナイト系ステンレス鋼における積層欠陥エネルギーに及ぼす窒素添加の影響の解明」というテーマで、TEMを用いた微細構造解析に取り組んでいました。研究室配属当初は博士課程に進学するつもりは全く無かったのですが、卒業研究を通してある特徴的な結晶欠陥構造に出会い、「もっと色々な微細構造を観察してみたい」という想いが芽生えていき、修士課程進学時に博士課程への進学を決意しました。そして、この時の感動や想いが今でも、私が研究を行う原動力であると感じております。

修士から博士課程にかけては、「鉄鋼材料中における炭素クラスターの微細構造解析」に関する研究に従事しました。鉄鋼材料において炭素は必要不可欠な元素であり、機械的特性に多大な影響を及ぼします。この炭素を上手く制御することで、鉄鋼材料を安価に高強度化することが出来ますが、強化メカニズムは非常に複雑であり、その詳細な解明が求められています。私は、TEM内で材料を変形させるその場引張TEM観察を行うことで、炭素クラスターが転位を強くピン止めする傾向を見出しました<sup>(1)</sup>。本結果は、鉄鋼材料中において、炭素をクラスター化させることが、炭素の有効活用手法の一つであることを示しています。また、炭素クラスターを原子スケールで解析することで、炭素クラスター部では炭素が1種の八面体空隙を占有した体心正方晶構造が発現し



図1 留学先で出会った友人たちと筆者(一番左)。顕微鏡の国際学会の時に再会し、一緒に写真を撮りました。

ていることが明らかとなりました<sup>(2)</sup>。

博士課程2年次には、金属材料中のクラスターの微細構造解析といったテーマ関連で、ノルウェー科学技術大学(Norwegian University of Science and Technology: NTNU)にて研究留学する機会に恵まれました。NTNUでは、Randi Holmestad教授<sup>(3)</sup>とCalin Daniel Marioara博士のご指導の下、4D-STEM法などを用いることでAl合金中のクラスターを可視化する研究に取り組みました<sup>(4)</sup>。留学して間もなくは、博士の同期達と意思疎通することも難しく、もどかしい毎日を過ごしていたことを記憶しております。しかし、スポーツや共通の趣味、研究と一緒に取り組むことで、徐々に円滑にコミュニケーションが取れるようになっていきました。言葉以外の手段も有効活用して積極的に交流を試みた5か月間の滞在でしたが、このような私に親切にご指導してくださったHolmestad教授やMarioara博士に巡り合い、また学内で良い友人(図1)に恵まれたからこそ、私は留学を乗り越えることができたと感じています。

振り返ってみると、研究室に配属されて博士課程修了までの間、非常に多くの好機に恵まれていたと思います。研究を通して多くの方々と関わりを持つことができたことも、私にとって大きな財産であると感じています。まだまだ未熟者ではありますが、これまでに経験した全てを糧にして、今後大いにはばたけるよう邁進したいと考えております。

最後になりますが、5年半の間、厳しくそして誠心誠意を持って鍛え上げてくださいました金子賢治教授に厚く御礼申し上げます。

## 文 献

- (1) Y. Kawahara, T. Maeda, K. Kinoshita, J. Takahashi, H. Sawada, R. Teranishi and K. Kaneko: *Mater. Character.*, **183** (2022), 111579.
- (2) Y. Kawahara, K. Kaneko, H. Sawada and J. Takahashi: *Acta Mater.*, **252**(2023), 118919.
- (3) <https://www.ntnu.edu/employees/randi.holmestad>, 2023年11月23日閲覧
- (4) R. Holmestad, E. Thronsen, Y. Kawahara, T. Bergh, J. A. Sørhaug, C. M. Hell, R. Bjørge, E. F. Christiansen, K. Kaneko and C. D. Marioara: *Microscopy and Microanalysis*, **29** (Suppl. 1) (2023), 305-306.

(2023年10月26日受理)[doi:10.2320/materia.63.69]  
(連絡先: 〒819-0395 福岡市西区元岡744)



# 本 会 記 事

会 告	2024年春期(第174回)講演大会参加ならびに講演申込みの募集	70
	2024年春期講演大会金属学会・鉄鋼協会合同懇親会参加募集	73
	2024年春期講演大会 各種シンポジウムのご案内	73
	第11回「高校生・高専学生ポスター発表」募集案内	74
	2024年春期講演大会関連広告募集	75
	第14回男女共同参画ランチョンミーティング開催案内	76
	2024年秋期講演大会公募・企画シンポジウムテーマ募集	77
	各賞推薦(自薦)のお願い(村上記念賞・村上奨励賞・奨励賞・新進論文賞・まてりあ賞)	77
	電子ジャーナル機関購読のご案内	77
	第5回日本金属学会フロンティア研究助成募集	78
	掲示板欄の新規掲載サービスについて	80
	会報編集委員会からのお知らせ	83
支部行事	次号予告	79 83
掲示板	新入会員	81 83
会誌・欧文誌1号目次	行事カレンダー	82 84

事務局 渉外・国際関係: secgnl@jimm.jp  
 会員サービス全般: account@jimm.jp  
 会費・各種支払: member@jimm.jp  
 刊行物申込み: ordering@jimm.jp  
 セミナー・シンポジウム参加申込み: meeting@jimm.jp  
 講演大会: annualm@jimm.jp  
 総務・各種賞: award@jimm.jp  
 学術情報サービス全般: secgnl@jimm.jp  
 調査・研究: stevent@jimm.jp  
 まてりあ・広告: materia@jimm.jp  
 会誌・欧文誌: sadoku@jimm.jp

- ・出版案内, 投稿規程, 入会申込等はホームページをご利用下さい。(https://jimm.jp/)
- ・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)

### 2024年春期(第174回)講演大会参加ならびに講演申込の募集

2024年春期講演大会を, 3月12日(火)から15日(金)まで, 東京理科大学葛飾キャンパスで開催します。ご講演ならびに皆様のご参加を下記の通り募集いたします。

高校生・高専学生ポスターセッションは, 3月12日(火)に東京理科大学葛飾キャンパスで, 3月19日(火)にオンラインで開催します。(選択された発表方法により開催日が変わります。)

参加申込みは, すべてインターネットでの申込みです。詳細は, 下記参加申込要領をご確認下さい。

#### 講演大会日程

日 時	行 事
3月12日(火)午後	ポスターセッション, 高校生・高専学生ポスターセッション
3月13日(水) 9:00~ 9:40 10:00~11:50 13:00~ 18:00~	開会の辞, 贈呈式 学会賞受賞記念講演, 本多記念講演 学術講演 懇親会
3月14日(木) 9:00~17:00	学術講演
3月15日(金) 9:00~16:30	学術講演
3月19日(火)	高校生・高専学生ポスターセッション(オンライン)

#### ◆懇親会

開催日時: 2024年3月13日(水)18:00~(予定)

開催場所: 東京理科大学葛飾キャンパス管理棟2階学生食堂(〒125-8585 東京都葛飾区新宿 6-3-1)

詳細: 本号73頁

## 講演大会参加申込について

### ◆申込の種別と申込期間

(1) 事前申込(2月22日(木)をもって事前参加申込終了となります)

申込期間：2023年11月27日(月)～2024年2月22日(木)

URL：https://www.jim.or.jp/convention/2024spring/

決済方法：クレジットカード，コンビニ支払，銀行振込



(2) 後期(当日)申込

申込期間：2024年2月29日(木)～3月19日(火)

URL：https://www.jim.or.jp/convention/2024spring\_after/

決済方法：クレジットカード



(3) 相互聴講(現地申込のみ)

申込期間：2024年3月12日(火)～15日(金)

URL：https://www.jim.or.jp/convention/2024spring\_after/

決済方法：クレジットカード

問合せ先：講演大会係 [annualm@jimm.jp](mailto:annualm@jimm.jp)

### ◆大会参加費(講演概要ダウンロード権含む)および登壇費 ※年会費とは異なります。

参加費・懇親会の消費税の取扱いは、ホームページ(一覧表 PDF)をご参照下さい。

会 員 資 格	事前参加申込	後期(当日)申込	相互聴講	登壇費
正員	10,000円	13,000円	—	—
非会員の維持員会社社員	10,000円	13,000円	—	10,000円
非会員のシンポジウム共催・協賛の学協会会員	10,000円	13,000円	—	10,000円
2024年3月1日時点で65歳以上の個人会員*1	無 料	無 料	—	—
学生員*2	6,000円	7,000円	—	—
ユース会員*3(中高生会員，高専専科1年生以下，大学3年生以下)	無 料	無 料	—	—*3
非会員*4 一般	24,000円	27,000円	—	10,000円
非会員*4 学生(大学院生含む)	14,000円	16,000円	—	5,000円
非会員の鉄鋼協会講演大会参加者(一般学生問わず) 講演者は選択できません。	—	—	6,000円	—

• お支払後の取消は、ご返金できませんのでご了承下さい。

• 領収書は、決済完了後に申込画面(「講演大会 MyPage」)からダウンロードし、印刷して下さい。

\*1 **65歳以上の個人会員**：会員情報に生年月日の登録がない場合は課金されます。会員情報に生年月日を登録していない方は、参加申込みの前に [annualm@jimm.jp](mailto:annualm@jimm.jp) まで会員番号・氏名・連絡先・生年月日をお知らせ下さい。

\*2 **学生員**：卒業予定変更等により登録されている会員種別が実際と異なる場合は、事前に会員種別の変更手続きを行ってから、大会参加を申込み下さい。会員情報に登録された卒業年次を超えると、自動で正員に変更されています。

\*3 **ユース会員が高校生ポスター発表以外で発表する場合は、登壇費5,000円が必要です。**

\*4 非会員は、講演申込サイトの各講演種別の「非会員はこちら」をクリックして、講演申込みをして下さい。非会員の参加申込者には、1年間の会員資格を付与します。ただし特典は重複して付与しません。

### ◆参加証

「講演大会 MyPage」で「参加証」を印刷し、当日持参して会場に入ってください(受付は不要です)。

\*「日本金属学会ロゴ入りストラップ付参加証ケース」をお持ちの方はご持参下さい。ケースが必要な方には受付で配布します。

### ◆講演概要の閲覧・ダウンロード

公開場所：講演大会ウェブサイト(ログイン必要)

公開日：講演大会2週間前の**2024年2月27日(火)**(特許関係の手続きは、公開日までに済ませて下さい。)

ログイン：ログイン用のIDとパスワードが必要です。

(事前参加申込の方)参加費を納入済みの方には、概要公開日にログイン用のIDとパスワードを配信します。

(後期(当日)申込の方)参加申込受理通知に記載の「登録番号」および「パスワード」がログイン用のIDとパスワードです。

### ◆講演概要集の購入

講演概要集は作成していません。全ての講演概要は、講演大会ウェブサイトで公開をします。これまで概要集のみを購入されていた場合は、大会への参加登録を行った後で、講演大会ウェブサイトから概要を閲覧して下さい。

### ◆相互聴講について(会期中のみ受付)

本会非会員で鉄鋼協会の講演大会に参加された方は、相互聴講料金で本会の講演大会を聴講できます。

申込方法：講演大会当日に鉄鋼協会講演会場の受付で参加証を受け取った後に、金属学会相互聴講申込サイトで申込みおよび決済完了後、決済済み画面と鉄鋼協会講演大会の参加証を日本金属学会受付に提示して下さい。確認後、参加証に「相互聴講」の押印をいたします。

(注)鉄鋼協会講演大会の相互聴講は事前申込みとなっています。金属学会の講演大会参加申込を完了した後、鉄鋼協会の相互聴講申込サイトで相互聴講の申込みと決済を行って下さい。

## 講演の申込について

### ◆申込期間(締切厳守!)

(1) 一般、公募シンポジウム、共同セッション：2023年11月27日(月)～**2024年1月10日(水)17時**

(2) ポスター、高校生・高専学生ポスター：2023年11月27日(月)～**2024年1月17日(水)17時**

\*講演申込と同時に参加申込が登録されます。

\*大会申込受付ホーム URL：<https://www.jim.or.jp/convention/2024spring/>

### 講演を申込み前に下記を確認して下さい

非会員も大会参加費と登壇費を支払えば、講演申込ができます(詳細は「講演申込要領」の「講演資格」参照。)

講演申込と同時に大会参加申込が必要です。参加申込後、期日までに参加費と必要に応じて登壇費を納入下さい。

期日までに参加費を納入しない場合は講演を認めず、欠講として取り扱います。

講演申込と講演概要提出は同時に行ってください。(同時に行わないと、講演申込は受理されません)

原則、講演申込者＝講演発表者であること。(「講演申込要領」5.を参照)

会員資格での申込みには会員番号とパスワードが必要です。パスワードを紛失または忘れた方は、本会ホームページより再発行を行ってください。セキュリティ上、電話やメールでの発行は出来ません。

### これから入会して講演申込をする方へ

下記の入会申込期限までに入会申込を行い、納入期限までに年会費を納入して下さい。

年会費納入期限までに会費の払込がない場合は講演を認めません。

下記の入会申込みサイトから手続きをして下さい。入会申込するとID(会員番号)とパスワードが即日メールで送信されます。

入会申込 URL：<https://www.jim.or.jp/member/mypage/application.php>

入会申込期限：2024年1月8日(月)

年会費納入期限：2024年1月31日(水)

入会・会費の問合せ先：会員サービス係 E-mail: [member@jimm.jp](mailto:member@jimm.jp)

## 講演申込要領

まてりあ62巻11号会告またはホームページ(イベント→講演大会→講演登録・参加申込のご案内)をご確認下さい。



## 2024年春期講演大会 日本金属学会・日本鉄鋼協会合同懇親会 参加募集

2024年春期講演大会における懇親会を日本鉄鋼協会と合同で下記の通り開催いたします。ご参加を希望される方は、期日までに下記要領にてお申し込み下さい。

開催日時 **2024年3月13日(水)18:00-20:00**

開催場所 東京理科大学葛飾キャンパス 管理棟2階学生食堂(〒125-8585 東京都葛飾区新宿 6-3-1)

**参加費** 予約申込 一般6,500円 同伴者(配偶者同伴の場合) 3,000円  
当日申込 一般8,000円 同伴者(配偶者同伴の場合) 3,000円

**予約申込期間** 2023年12月1日(金)～2024年2月22日(木)

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

※講演大会参加申込とは別になります。

### 支払方法

予約申込：上記申込サイトで登録後、受理通知メールに記載されているサイトにてクレジットカード決済またはコンビニ決済の手続きをして下さい。また同じURLより請求書をダウンロードすることができますので振込支払いも可能です。(ただし、2月22日(木)着金)

領収書は決済後、支払い通知メールに記載のURLよりダウンロードすることができます。

当日申込：現金のみでのお支払い

※お支払後の取消はご返金いたしかねますのでご了承下さい。

### 当日の参加方法について

〈予約申込み済の方〉

開催当日に懇親会会場の金属学会受付にお越し下さい。参加証と参加者名簿をお渡しいたします。

〈当日申込をされる方〉

開催当日に懇親会会場の当日受付にてお申込みとお支払いをして下さい。お支払いは現金のみとなりますのでご留意下さい。参加証と参加者名簿をお渡しいたします。

### 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 講演大会係

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312 E-mail: annualm@jim.or.jp

## 2024年春期講演大会 各種シンポジウムのご案内

### 公募シンポジウム

S1 マルテンサイト変態「温故知新」

S2 特異反応場における時間/空間応答を利用した新奇材料構造創成V

S3 超低損失軟磁性材料の開発動向～パワー半導体との共創による革新的パワエレシステムの実現に向けて～

S4 材料機能特性のアーキテクチャー構築シンポジウムVーさまざまな格子欠陥・相界面のアナロジー体系化による学理の再認識ー

S5 材料表面の化学Iーめっき・耐食性・耐酸化性・触媒研究の新展開ー

### 企画シンポジウム

K1 生体界面での材料の分解・劣化・安定化

K2 産学共創シンポジウム・カーボンニュートラルを目指して1

# 日本金属学会2024年春期(第174回)講演大会 第11回「高校生・高専学生ポスター発表」募集案内

申込締切日：2024年1月17日(水)

本会では最新の研究成果を発表・討議する場として毎年春秋2回の「講演大会」を開催しています。この講演大会では、若い生徒や学生に金属および材料学分野に対して興味や理解を高めてもらうため「高校生・高専学生ポスターセッション」を開催しています。2024年春期講演大会では、2024年3月12日(火)に「東京理科大学葛飾キャンパス」で、3月19日(火)に「オンライン」で、「第11回高校生・高専学生ポスターセッション」を開催します。

発表者は、2024年3月12日(火)に「東京理科大学葛飾キャンパス」で現地発表または3月19日(火)にオンライン発表のいずれかで発表をしていただきます。

ポスターセッションでは、研究成果の発表を大学の教授や企業の研究者等の専門家に直接聞いてもらい、質疑応答が受けられる貴重な機会であり、さらにポスターの内容や発表の応答などを審査して、優秀な発表には会長による賞を授与します。金属および材料学分野に興味があり、本講演大会でポスター発表をしていただける生徒は奮ってご応募下さい。

発表者と指導教員は講演大会に無料で参加でき、研究者の最新の研究成果の発表を無料で聴講することができます。詳細は、「高校生・高専学生ポスター発表要領」でご確認下さい。

また、高校生・高専学生ポスター発表をされた方全員に、ユース会員の資格を贈ります。

## 「高校生・高専学生ポスター発表」要領

学 会 名 日本金属学会2024年春期(第174回)講演大会

行 事 名 「第11回高校生・高専学生ポスター発表」

開催方法 3月12日(火)東京理科大学葛飾キャンパスおよび3月19日(火)オンライン

開催日時 2024年3月12日(火)午後または3月19日(火)午後2時間程度を予定

対 象 者 高校生および3年以下の高専学生

発表方法 2024年3月12日(火)に「東京理科大学葛飾キャンパス」、または3月19日(火)に「オンライン」のいずれか一方で発表

テ ー マ 材料に限定せず、フリーテーマです。(課題研究の成果、科学技術の取り組み等)

ポスター発表資料：作成要領は別途連絡します。

講演申込 <https://www.jim.or.jp/convention/2024spring>

講演概要原稿 不要

参加費および講演聴講

- ① 発表者、共同研究者および指導教員の参加費を免除し、講演大会の発表を聴講できる。
- ② 希望があれば、高校生・高専ポスター発表の関係者(親、友人)5名程度までの参加費を免除し、講演大会の発表を聴講することができる。
- ③ (現地開催の場合)指導教員は、事前に参加者リストを提出する。(別途用紙を送付予定)
- ④ 指導教員宛てに、参加者用IDとパスワードおよびプログラム1部を事前送付する。
- ⑤ 発表者全員に本会ユース会員の資格を贈呈する。

優秀ポスター賞 優秀な発表には最優秀ポスター賞および優秀ポスター賞を授賞します。

問合せ・連絡先：(公社)日本金属学会 講演大会係

〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: [annualm@jim.jp](mailto:annualm@jim.jp)

## オンライン発表でのリスクについての注意

下記の注意事項をご確認の上で講演のお申込みをお願いいたします。

講演大会での発表には、現地開催とオンライン開催とによらず、以下のようなリスクがあります。特にオンライン開催では、密室から参加することが可能で講演会場のような衆人監視が行われないこと、および講演がWeb上で配信されることから、これらのリスクが高まること懸念されます。本会では、リスクを低減するために、考える対策を取りますが、最後は参加者のモラルに訴えざるを得ません。これらを理解の上、十分に注意して講演の申し込み及び発表をしていただきますようお願いいたします。

・発表に伴うリスク

1. 研究情報を不正に取得される

不正聴講、講演の録画・録音・撮影(スクリーンショットを含む)が行われてしまう

※パスワード発行によって参加者を限定するとともに、録画・録音・撮影等の禁止を周知徹底しますが、最終的には参加者にモラルを守っていただくこととなります。

※本大会で使用するオンライン会議ツールでは録画機能は使えません。

2. 著作権を侵害してしまう

他人が著作権を持つ音声、映像、画像、写真の安易な使用(引用)により、著作権を侵害してしまう

※文献などはこれまでの講演大会と同様、適切な引用がされていれば問題ありません。

2024年春期講演大会 大会ホームページ・バナー広告, 大会プログラム広告,  
付設展示会, 誌上展示会(まてりあ5号), ランチョンセミナー 募集要領

本会2024年春期講演大会は、ポスターセッションを3月12日(火)に、一般講演、シンポジウム、共同セッションを3月13日(水)～15(金)の3日間、東京理科大学・葛飾キャンパスにて、また、高校生ポスターセッションを3月19日(火)にオンラインにて開催致します。本講演大会にて、各種広告、付設展示会、ランチョンセミナーを募集いたします。

### ■大会ホームページ・バナー広告

掲載期間 2024年1月～(会期終了後もアーカイブで閲覧できます)

アクセス数 291,485アクセス(約2ヶ月、前回参考値)

サイズ タテ80ピクセル×ヨコ160ピクセル(静止画)

データ形式 静止画のPNG(.png), JPEG(.jpg), GIF(.gif)  
リンク先アドレスも合わせてご指定下さい。  
バナーデータ(+リンク先指定)入稿後、1週間程度で掲載いたします。

掲載料金 1枠50,000円(税別) ※バナーデータ制作費は別途です。

※本会維持員様、プログラム広告掲載会社様、付設展示会出展社様は50%OFF。

申込 随時受付いたします。

申込最終締切 2月15日(木)

※講演大会がオンライン開催となった場合でもキャンセルはできません。

### ■講演大会プログラム広告(冊子+PDF版)

※オンライン開催となった場合は、PDF版のみ発行されます。

発行形態 まてりあ3月号同封(6,000部)、PDF版(大会ホームページに掲載)

発行予定日 3月1日(金)

原稿サイズ A4 1頁 天地260mm×左右180mm  
1/2頁 天地125mm×左右180mm

入稿形態 完全データ(グレースケール)

掲載料金 後付モノクロ1頁 ¥70,000(税別)

後付モノクロ1/2頁 ¥40,000(税別)

※広告データ制作費は別途です。

※付設展示会出展社様は50%OFF。

申込締切 1月31日(水)

広告データ締切 2月6日(火)

※講演大会がオンライン開催となった場合でもキャンセルはできません。

### ■付設展示会

展示会・会期 3月13日(水)～15日(金)9:00～17:00  
(15日は、14:00まで)

搬入日:3月12日(火) 14:00～16:00,

3月13日(水) 8:30～9:00(予定)

展示会場 東京理科大学・葛飾キャンパス

### 〈機器・書籍展示〉

研究開発用機器、書籍、ソフトウェア等の出展を募集いたします。

1コマ 間口1,800mm、奥行き900mm(予定)  
展示台(テーブル)、バックパネル(高さ2100mm×幅1800mm)、椅子をご用意します。  
※電気使用容量は制限がございます。(1コマ200Wまで)

出展料金 機器展示:1コマ 140,000円(税別)

書籍展示:1コマ 90,000円(税別)

※出版社様限定

申込締切 2月15日(木)

※規定数に達し次第、先着順に締切ります。

### 〈カタログ展示〉

展示部数 2点(A4サイズ、8頁以内)につき、30部以内

出展料金 2点につき30,000円(税別)(1点増すごとに10,000円(税別)追加)

申込締切 2月15日(木)

### ■まてりあ5号・誌上展示会

付設展示会のフォローアップ広告を募集致します。

発行予定日 5月1日(水)

掲載料金 1枠(1/4頁) ¥28,000(税別)

申込締切 3月29日(金)

広告原稿締切 3月29日(金)

※本広告企画は、付設展示会に出展されていない企業様も出稿できます。

### ■ランチョンセミナー

大会参加者に向けて、講演大会のお昼時間帯に昼食をとりながら、企業による最新の技術情報をご紹介頂く企画です。

開催予定日 3月14日(木)お昼時間帯40分間(質疑応答含む)

参加費用 一般料金 1枠 ¥100,000(税別)

+お弁当代(ドリンク付き):

@¥1,500(税別)×ご希望数(～50個程度)

展示会出展企業料金:1枠 ¥50,000(税別)

+展示料¥140,000(税別)

+お弁当代(ドリンク付き):

@¥1,500(税別)×ご希望数(～50個程度)

募集枠数 3枠(予定)

申込締切 1月25日(木)

※予定数に達し次第、先着順に締切ります。

### ■動画版技術セミナー

技術情報を解説したセミナー動画のリンクアドレス(テキスト)を大会ホームページに掲載いたします。

掲載期間 随時掲載開始～3月19日(火)



掲載料金 1 枠 ¥30,000(税別)

申込最終締切 2月15日(木)

### ■学生キャリアサポート・企業展示会

本大会ポスターセッション会場にて、学生キャリアサポート・企業展示会を開催いたします。本企画は、学生参加者に向け、各社の展示ブースにて、各社の会社概要、今後の採用情報、インターンシップ募集情報、研究開発動向等をご紹介頂く企画です。

開催予定日 3月12日(火)13:00~16:30

参加費用 1 コマ ¥50,000(税別)

※1 社様に付き1 コマ限定とさせていただきます。

※参加者の個人情報の提供はいたしません。

申込締切 2月15日(木)

※予定数に達し次第、先着順に締切ります。

### ■学生キャリアサポート・カタログ展示

本大会ポスターセッション会場にて、各社の会社案内等のカタログやパンフレットを展示いたします。

展示日時 3月12日(火)13:00~16:30

展示部数 1 点(A4 サイズ, 8 頁以内)につき, 30部以内

出展料金 1 点につき20,000円(税別)

申込締切 2月15日(木)

### ■動画版オンライン学生キャリアサポートセミナー

会社概要、今後の採用情報やインターンシップ募集情報、研究開発動向等を解説したセミナー動画のリンクアドレス(テキスト)を大会ホームページに掲載いたします。

掲載期間 随時掲載開始~3月19日(火)

掲載料金 1 枠 ¥30,000(税別)

申込最終締切 2月15日(木)

本講演大会がオンライン開催となった場合、諸事情により付設展示会が中止となった場合は、別途協賛メニューをご案内いたします。

### ■申込・問合せ先

〒104-0061 東京都中央区銀座 7-12-4(友野本社ビル 7F)

株式会社 明報社

(担当: 月岡太郎 または、営業担当者まで)

☎ 03-3546-1337 FAX 03-3546-6306

E-mail: [tsukioka@meihosha.co.jp](mailto:tsukioka@meihosha.co.jp)

(または営業担当のアドレスまで)

URL: <http://www.meihosha.co.jp>

## 第14回男女共同参画ランチョンミーティング 「金属材料分野での多様なキャリアパス」



金属材料分野でのキャリアパスとしてどのようなものがあるでしょうか。企業、大学、独法研究機関など様々です。また、一言で企業といっても様々な分野で活躍可能です。金属材料を学んだ先輩達がどのような進路で活躍しているか話を聞いてみませんか。

仕事のこと、キャリアの積み上げ方、家庭のこと、気になるいろいろなことを、気楽に質問してみてください。学生さん、若手の研究者、技術者の方、若い方にエールを送りたい方、大勢の方のご参加をお待ちしております。

主催 男女共同参画委員会日本金属学会・日本鉄鋼協会

日時 2024年3月15日(金)12:00~13:00

会場 東京理科大学葛飾キャンパス ※教室は決定し次第ホームページでご案内します。

参加費 無料 弁当30人分までは無料提供。

(講演大会参加申込の有無にかかわらず、このミーティングに参加できます!!)

プログラム

13:05~13:10 開会の挨拶

13:10~13:40 講演(講師選定中)

13:40~13:50 総合討論

13:50~13:55 閉会の挨拶



## 2024年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ募集

提案期限：2024年2月20日(火) 期日厳守

会員の研究活動一層の活性化を図ることを目的として、春秋大会において会員からの提案テーマによるシンポジウム講演を実施いたしており、活況を呈しております。明年の秋期大会の公募シンポジウムテーマを募集いたします。次の要領をご参照のうえ、活発な討論が期待できる有益なテーマを積極的にご提案下さい。(提案様式はホームページよりダウンロードして下さい。)

詳細 までりあ62巻12月号825頁またはホームページ→講演大会→2024秋

問合せ・照会先 E-mail: stevent@jimmm.jp

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

日本金属学会講演大会委員会宛

## 2024年秋期講演大会企画シンポジウムテーマ募集

提案期限：2024年2月20日(火) 期日厳守

最新の研究や技術を発信し、多くの研究者・技術者が集い交流する魅力ある講演大会を目指して、2017年秋期講演大会より企画シンポジウムを実施しています。従来の公募シンポジウムとは違い、企業の方に積極的に講演頂くため、講演概要原稿の提出は問いません。講演発表は、一般(応募)講演枠は設けず、依頼講演および基調講演に限定いたします。

次の要領をご参照のうえ、活発な討論が期待できる有益なテーマおよび他学会との連携企画等積極的にご提案下さい。(提案様式はホームページよりダウンロードして下さい。)

詳細 までりあ62巻12月号826頁またはホームページ→講演大会→2024秋

問合せ・照会先 E-mail: stevent@jimmm.jp

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

日本金属学会講演大会委員会宛

## 各賞推薦(自薦)のお願い

下記の推薦をお願いします。

### 第21回村上記念賞 候補者推薦のお願い

推薦資格 本会代議員による推薦

推薦締切 2024年2月29日(木)

詳細 までりあ62巻12号またはホームページ→各種賞

### 第4回新進論文賞 候補論文推薦(自薦)のお願い

推薦資格 本会代議員、会誌・欧文誌編集委員、当該論文の査読者による推薦または著者本人からの自薦

推薦締切 2024年2月29日(木)

詳細 までりあ62巻12号またはホームページ→各種賞

### 第21回村上奨励賞・第34回奨励賞 候補者推薦のお願い

推薦資格 本会代議員1名、講演大会委員1名または正員3名による推薦

推薦締切 2024年2月29日(木)

詳細 までりあ62巻12号またはホームページ→各種賞

### 第14回までりあ賞 推薦(自薦)のお願い

推薦資格 会報編集委員、正員3名による推薦または著者本人からの自薦

推薦締切 2024年2月29日(木)

詳細 までりあ62巻12号またはホームページ→各種賞

## 電子ジャーナル機関購読のご案内

機関(IPアドレス)認証による以下の電子ジャーナルのご購読が可能となっております。ご利用下さい。

対象誌 日本金属学会誌, Materials Transactions

年間購読料金 別途お知らせいたします。お問合せ下さい。

対象機関 大学類, 独立行政法人, 企業等

問合せ先 〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18 国際浜松町ビル

丸善雄松堂株式会社 学術情報ソリューション事業部

外国雑誌・eリソースセンター

☎ 03-6367-6114 FAX 03-6367-6184 E-mail: epro-j@maruzen.co.jp

## 第5回日本金属学会フロンティア研究助成募集

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主な目的として、金属及びその関連材料分野に関連する材料又はプロセスに関する研究に助成金を交付しますので、助成の対象となる研究を募集いたしますので、応募下さい。

**募集期間：2024年3月1日(金)～4月30日(火)まで**

### 募集要項

#### 1. 応募資格

応募者(代表者)は、2024年4月1日時点で45歳以下の日本の教育機関又は公的研究機関に所属し、日本国内で研究に従事する者(学生・大学院生及び企業との兼務者を除く)であること。ただし、共同研究者は国外でも可とする。

応募は一人一件とします。同一研究室からの複数応募は可能ですが、新規採択は1件とする。

活動開始時には、非会員は会員になることが望ましい。

過去に研究代表者として助成を受けた応募者であっても、研究期間が終了すれば下記のすべての条件を満たした場合、応募が可能です。

(1)助成を受けた研究の成果報告書の提出が完了していること。

(2)助成を受けた研究を本会講演大会又はセミナー・シンポジウムにおいて2件以上発表済みであること。

(3)助成を受けた研究の成果を本会の欧文誌(Materials Transactions)又は和文誌(日本金属学会誌)に投稿済みであること。(採否は問わない)

過去に採択されなかったテーマで再応募する場合は新たに申請書を提出する。

#### 2. 助成の対象となる研究

金属及びその関連材料分野に関連する材料又はプロセスに関する調査、試験、研究及び開発とする。

3. 研究期間：助成研究の実施期間は、原則2年間とする。研究開始日は原則、交付決定予定日(9月)以降で、かつ当該年度内とし、研究開始日から年度をまたいだ2年間とする。

4. 助成件数：年間15件以下

5. 助成金額：1件あたり、150万円以下

#### 6. 助成金の使途

フロンティア研究助成の助成金の使途は、申請者が申請した研究テーマの研究遂行に必要な費用に限定するものとし、大学や研究機関への間接経費の支出は想定していないが、特別な事情により、やむを得ず間接経費に充当する場合は必要最低限とし、直接経費の10%を上限とする。(研究代表者(申請者)からの求めに応じて所属機関へ「研究支援経費免除申請書」の発行可能)

#### 7. 助成金の交付方法及び交付期間

研究助成金の交付方法は、原則として、助成実施者が所属する組織に対する奨学寄付の形とする。共同研究者が別の組織に所属する場合は、複数の組織に交付することは可能です。

研究実施者は、速やかに助成金受領のために助成金交付の手続き(奨学寄附受付窓口の連絡等)を行うこと。

#### 8. 応募方法

(1)提出書類：所定様式の「研究助成金申請書」に必要事項を記入し、申込専用サイト(提出方法参照)からアップロードし提出する。申請書の様式は、本会のホームページからダウンロードできます。

必要事項：応募者、研究題名、研究分担者(共同研究者がある場合)、予算(費目、金額)、研究目的(背景、必要性、意義、価値、成果活用の見込み等)、研究計画(実施計画、成果目標等)、報告予定、該当する分科、金属学会での活動実績等

(2)作成要領

「研究助成金申請書」に記載された作成要領に従って日本語又は英語で作成すること。申請書については、作成要領に明記されたページ数制限(概ね4ページ程度)を遵守すること。制限ページ数を超えた申請は受け付けません。

(3)提出方法

申込専用サイト：<https://data.jim.or.jp/jim/fro/tou/>  
作成した研究助成金申請書をアップロードし提出して下さい。なお、ファイルはMS-Word形式として下さい。

郵送やE-mail、Faxでの申請は受け付けません。提出書類等は、採否にかかわらず返却しません。

#### 【遵守事項】

研究助成金の交付を受ける際には、研究実施者(応募者及び共同研究者)は、次の事項を遵守下さい。

①助成研究は、あらかじめ本会に提出した助成研究実施計画に従って実施すること。

②助成研究の実施過程において助成研究実施計画を変更する必要がある場合(中止する場合を含む)は速やかに報告し、重大な変更については本会と対応を協議すること。

③助成実施者が所属している組織から別の組織に異動する場合は、本会と対応を協議すること。

④研究終了6ヶ月後までに、終了報告書(A4様式1枚)及び成果報告書を日本語又は英語で作成し、原則としてE-mail添付にて提出すること。なお、成果報告書は“まてりあ”への成果報告(2頁)の投稿に代えるものとし、まてりあ及び金属学会ホームページに公表する。なお、成果報告は研究終了からおおむね1年後に“まてりあ”に掲載するものとする。

⑤研究成果は研究開始時から研究完了後1年までの間に、本会の講演大会又はセミナー・シンポジウムにおける発表2件以上、及び本会の欧文誌(Materials Transactions)又は和文誌(日本金属学会誌)に論文を必ず投稿しなければならない。

⑥本会から求められた場合は、実施状況を報告すること。ま



た本会が研究施設への訪問を希望した場合は、可能な範囲で対応すること。

- ⑦研究実施者又は研究実施者の所属する組織は、帳簿を備え、助成研究に係わる経理を他の経理と明確に区別し、本会から照会があった場合はこれに応ずること。
- ⑧研究成果を学会・学術論文誌・新聞等に発表する場合は、事前に本会に連絡するとともに、本会から資金援助を受けたことを明記すること。
- ⑨以下の場合、交付された研究助成金の全額を返還するものとする。
  - ・実施計画に記載した研究を実施しなかったとき。
  - ・提出期限後1年を経過しても研究成果報告書の提出及び本会の講演大会又はセミナー・シンポジウムにおける2件以上の発表及び本会の欧文誌 (Materials Transactions) 又は和文誌 (日本金属学会誌) への論文投稿がないとき。
- ⑩研究実施者が研究中断を申し出た場合は、交付された研究助成金の一部を返還するものとする。返還額は、調査研究委員会が決定する。

#### 【留意事項】

##### 1. 機器・設備等の帰属

助成金により取得された機器・設備等は、原則として研究実施者の所属する組織に帰属します。

##### 2. 助成研究の成果の帰属

助成研究の成果として得られた特許等の知的財産権は、原則として研究実施者に帰属します。

##### 3. 助成研究の成果の公表等

成果報告は、この法人の会報及びホームページ上で一般の閲覧に供します。

##### 4. 申請書記載情報の取り扱い

申請書に記載された研究情報については、審査・選考以外の目的には一切使用しません。

また、個人情報については、本会外へは一切漏洩しません。

##### 5. その他留意事項

- ①採否の事由は非公開とし、これに関する問い合わせにはお答えしません。
- ②研究助成金の申請後、何らかの理由により研究を実施できないことが判明した場合、速やかに本会に報告すること。

問合先 (公社)日本金属学会フロンティア研究助成係  
E-mail: stevent@jimmm.jp ☎ 022-223-3685

## 支部行事



### 金属材料談話会

【共催】 名古屋大学工学研究科附属材料バックキャストテクノロジー研究センター、名古屋大学未来社会創造機構マテリアルイノベーション研究所(予定)

韓国・Kookmin University (国民大学校)の教授4名が名古屋大学に来訪されます。それぞれのご専門を活かし「計算・データ科学」「複合材料・積層造形」の2部構成のセミナーを企画しましたので、奮ってご聴講下さいますようご案内申し上げます(聴講無料)。

日時 2024年1月26日(金) 13:00~16:50/  
意見交換会 17:30~19:00

場所 名古屋大学 ES 総合館 1階(名古屋市中種区不老町)  
意見交換会: ES 総合館内 シェジロー

参加費 無料

#### Program

- 13:00~13:10 Opening Remark  
Toshiyuki Koyama, Nagoya University
- 13:10~13:50 Development Endeavors of Microstructure Prediction Models at the ICAPE (Integrated Computer-Aided Process Engineering) Center for Structural Materials  
Pil-Ryung Cha, Kookmin University
- 13:50~14:30 Active Learning Approach in Designing Entropy Alloy Nanocatalyst  
YongJoo Kim, Kookmin University
- 休憩—
- 14:50~15:30 Strengthening of Aluminum by Non-Metallic Elements  
Hyunjoo Choi, Kookmin University
- 15:30~16:10 Anomalous Mechanical Behavior of Aluminum Alloys Produced by Additive Manufacturing  
Naoki Takata, Nagoya University
- 16:10~16:50 Additive Manufacturing Design for Bone Cancer Implants  
Hyokyung Sung, Kookmin University

\*概要はホームページをご覧ください。

イベント→支部行事

申込み 下記 URL フォームからお申し込み下さい。  
<https://forms.gle/257UFdheHuf3AV2e9>  
電子メールを利用の場合は、表題を「金属材料談話会申込み」とし、本文に「お名前、ご所属、連絡先 (E-mail)、意見交換会参加有無」を明記して、[tokai@numse.nagoya-u.ac.jp](mailto:tokai@numse.nagoya-u.ac.jp) 宛に 2024年1月17日(水)までにお申し込み下さい。

問合せ先 〒464-8603 名古屋市千種区不老町  
名古屋大学工学部マテリアル工学科内  
東海支部 E-mail: tokai@numse.nagoya-u.ac.jp  
本件担当：高田尚記  
E-mail: takata.naoki@material.nagoya-u.ac.jp  
☎ 052-789-3357



## 第55回「若手フォーラム」 —ポスターセッション併催—

[共催] 軽金属学会中国四国支部

日本金属学会・日本鉄鋼協会中国四国支部では、若手研究者および技術者の研究・開発への意欲向上ならびに議論を通じての支援のために、講演の場を提供することを実施しています。またポスターセッション(フリーテーマ)を開催しますので、意欲あふれる研究発表を期待しています。高校生や一般の方の発表や、聴講のみでも大歓迎です。

日 時 2024年2月10日(土) 10:00~16:00

場 所 ピュアリティまきび 3階 橋の間  
(<http://www.makibi.jp/>)

### プログラム

- 10:00~10:10 開会の挨拶 清水一郎(岡山理科大)
- 10:10~11:00 座長：清水一郎(岡山理科大)  
大面積パルス電子ビーム照射による金属AM造形物の表面平滑化  
岡山大 篠永東吾
- 11:00~11:10 一休憩—
- 11:10~12:00 座長：荒川仁太(岡山大)  
TiAl 基合金の組織制御による高温高強度化  
島根大 若林英輝
- 13:00~16:00 ポスターセッション(下記要領にてお申込下さい。件数により1~3部構成で行います。)

### 〈ポスター発表募集〉

申込方法 (a)題名、(b)所属・氏名(発表者に○印)を明記の上、E-mailで1月26日(金)までにお申し込み下さい。高校生の発表に対しては学会より認定書を発行いたします。

ポスターサイズ 横90cm×縦200cm以内

参加費 無料

企画世話人 竹元嘉利, 上森 武, 荒川仁太(岡山大), 宮岡裕樹(広島大), 清水一郎(岡山理科大)

申込・問合せ先 岡山大学工学部 竹元嘉利  
☎ 086-251-8027 FAX 086-251-8266  
E-mail: tanutake@okayama-u.ac.jp

## 掲示板欄の新規掲載サービスについて

本年より、書評欄とは別に会員ご自身(または共著)が書籍等を出版された際にまてりあの掲示板を通して(無料で)お知らせできるコーナーを設けることにいたしました。ご希望をされる方は、下記項目をご記入の上、事務局までお知らせ下さい。

### 〈記入項目〉

- 書籍名
- 執筆者/監修者(会員が含まれていれば良い), 所属名
- 出版社
- 発行年
- 体裁(版型, 頁数)
- 金額

〈依頼先〉 公益社団法人日本金属学会 会報編集委員会  
☎ 022-223-3685 E-mail: materia@jimm.jp

〈締切日と掲載号〉 毎月1日締切 翌月号1回掲載

### ◆掲示板(無料)のページを利用する◆

サンプル

《新刊案内》

### ◆下記書籍が出版されました!◆

実学講座 よくわかる! 金属実験のノウハウあれこれ  
金属太郎(金属大学教授)著  
公益社団法人日本金属学会 2024年1月1日 発行  
A5判 150頁 2,500円+税



# 掲 示 板

## 〈公募類記事〉

無料掲載：募集人員、締切日、問合先のみ掲載。

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@jimmm.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 目黒区駒場4-6-1  
(最寄り駅：駒場東大前、東北沢、代々木上原)  
<https://www.iis.u-tokyo.ac.jp/ja/access/>
- 参加登録・問い合わせ：岡部研 レアメタル研究会  
担当 宮寄智子(okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp)

■第109回 2024年1月12日(金) (2023年度 第4回)  
★貴金属シンポジウム(第11回)+新年会★(合同開催)

■第110回 2024年3月1日(金) (2023年度 第5回)

■第109回 2024年1月12日(金) 14:00～  
An棟2F コンベンションホール  
★貴金属シンポジウム(第11回)+新年会★ (合同開催)  
テーマ：貴金属の製錬・リサイクル  
午後2:00～

## 講演【敬称略】

★プログラムの順番等は変更することがあります★

- ・八戸製錬における貴金属の回収について  
八戸製錬株式会社 代表取締役社長 武田 哲 ◇ ◇ ◇
- ・住友金属鉱山における最近の貴金属湿式プロセスについて  
住友金属鉱山株式会社 金属事業本部東予工場 精金課  
課長 土岐典久

- ・Pbフリー抵抗ペーストの開発

田中貴金属工業株式会社 湘南工場 機能膜開発セクション  
岩野卓司

- ・JX 金属のサステナブル・カップービジョンとグリーンハ  
イブリッド製錬に向けた不純物対応(仮)

JX 金属製錬株式会社 佐賀関製錬所 製造部精金銀課 課長  
中嶋宏太

- ・白金族金属リサイクルにおける化学的/物理的前処理の  
研究開発動向

九州大学大学院 工学研究院 材料工学部門 准教授

谷ノ内勇樹

午後6:00～

ポスター発表+研究交流会・意見交換会(+新年会)

@An棟1F レストランアーベ

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

## お知らせ

### ◇第3回 Meet シリーズ「Material Meets Data」◇

科研費・学術変革領域(A)「データ記述科学」では、数学・  
データ科学・応用をつなぐ学際研究の活性化を目指して、集  
会「Meet シリーズ」を定期的に開催しております。対象は  
大学院生などの非専門家も含めますので、興味がある方は是  
非お気軽にご参加ください。第3回のアナウンスをさせて  
頂きます。

参加を希望される方は、参加登録ページから事前登録をお  
願い致します。

第3回 Meet シリーズ「Material Meets Data」

日 程 2024年2月2日

場 所 TKP ガーデンシティ PREMIUM 田町 カンファ  
レンスルーム 4E(JR 田町駅、地下鉄 三田駅)  
(<https://www.kashikaigishitsu.net/facilitys/gcp-tamachi/access/>)

様 式 ハイブリッド

詳細ページ <https://data-descriptive-science.org/meet/>

参加登録ページ <https://forms.gle/iyy2kvntUHQE7CxW9>



日本金属学会誌掲載論文  
Vol. 88, No. 1 (2024)

— 論 文 —

金属粉末レーザ積層造形法で作製したAlSi10Mg合金  
の熱処理による寸法変化 八百川盾 大石敬一郎  
董 樹新 原 昌司 増谷隆志 佐藤晴輝

マイクロ波励起高密度基材近傍プラズマによるTiC膜  
の作製 後 裕介 田中一平 原田泰典 荻巢高志

— 技術論文 —

ガス窒化およびガス軟窒化の環境下でのSUS304治具  
のマイクロ組織変化と破断  
ゴフィンキンルアン 山本 郁 奥山哲也 中山 勝  
工藤昌輝 小泉維昭

Materials Transactions 掲載論文  
Vol. 65, No. 1 (2024)

— Regular Article —

Materials Physics

Atomistic Defect Interactions in Aluminum, Cop-  
per and Nickel: Edge Dislocations and  $\langle 112 \rangle$ -Axis  
Symmetric Tilt Grain Boundaries  
Li Li, Lijun Liu and Yoji Shibutani

Fabrication and Electrical Properties of PSZT  
Piezoelectric Ceramic Ring for Ultrasonic Weld-  
ing Application Tran Van Hiep, Nguyen Dang Co,  
Phan Van Khai, Nguyen Huy Ngoc, Pham Thi Thanh,  
Tran Mau Danh, Nguyen Hai Binh, Vu Xuan Manh  
and Bui Dinh Tu

Microstructure of Materials

Phase Equilibria in Aluminium–Ruthenium–Sili-  
con System near 1200 Kelvin Koichi Kitahara,  
Hiroyuki Takakura, Yutaka Iwasaki and Kaoru Kimura

Mechanics of Materials

Selective Flotation of Copper Concentrates Con-  
taining Arsenic Minerals Using Potassium Amyl  
Xanthate and Oxidation Treatment  
Gde Pandhe Wisnu Suyantara, Hajime Miki,  
Tsuyoshi Hirajima, Keiko Sasaki, Daishi Ochi and Yuji Aoki

Design and Experiments of an *In Situ* Scratch  
Tester inside the Scanning Electron Microscope  
Haoliang Wu, Hu Huang, Xuan Li, Dayu Wei, Zhi Xu  
and Hongwei Zhao

Measurement of True Stress–True Strain Curve up  
to Large Strain Extent at Elevated Temperatures  
in Ti–6Al–4V Alloy with Image Analysis Tensile  
Test Method Atsushi Ito, Masatoshi Yamato  
and Shiro Torizuka

Materials Chemistry

Establishment of a Novel Recycling Process for  
Iridium Using “Dry Aqua Regia”  
Akihiro Yoshimura, Hisaaki Komatsuda  
and Yasunari Matsuno

Dye-Sensitized Solar Cells Using Carbon Aerogel  
with Silver Sulfide Structures as Counter Elec-  
trodes

Luis D. García-Flores, Eduardo. A. Morales-Reyes,  
Hortensia Reyes-Blas, Joel O. Herrera-Robles,  
Jesús M. Jáquez-Muñoz, Imelda Olivas-Armendáriz,  
Juan F. Hernández-Paz and Claudia A. Rodríguez-González

Kinetics Study of Adsorption Behaviors of Triva-  
lent Metal Ions onto Chelating Resin: Comparison  
between Scandium (III) and Other Metal Ions  
Hiroto Watanabe, Satoshi Asano and Kuniaki Murase

Volatile Separation and Recovery of Iridium from  
Oxygen Evolution Electrodes Using Calcium  
Oxide Kosuke Takahashi, Ryoji Sanekata  
and Takashi Nagai

Materials Processing

Reduction of Surface Crack by Modified Molten  
Metal Pouring Method on Al–Mg Alloy Strips  
Produced by Twin-Roll Casting  
Kazuki Yamazaki and Toshio Haga

Engineering Materials and Their Applications

Growth Behavior of Pores and Hydrogen Desorp-  
tion Behavior in Pure Aluminum and A6061 Alumi-  
num Alloys Shono Yaegashi, Kazuyuki Shimizu,  
Yasuhiro Kamada, Hiroyuki Toda, Hiro Fujihara,  
Masayuki Uesugi and Akihisa Takeuchi

— Rapid Publication —

Mg Alloy Rod Strengthened by Combined Process-  
es of Deformation-Restricted Forging and Extrusion  
H. Miura, Y. Oba, C. Watanabe  
and T. Benjanarasuth

Verification of Rank-1 Connection Model of Kink  
Band in Mg–Zn–Y Alloy Ryutaro Matsumura,  
Koji Hagihara and Tomonari Inamura

Local Plastic Deformation of Kink Band Opposing  
External Stress in Mg–Zn–Y Alloy  
Ryutaro Matsumura, Yuri Ueda, Koji Hagihara,  
Yuri Shinohara and Tomonari Inamura

Emergence of Disclination and Cooperative Deform-  
ation at the Intersection of Kink Interface and  
Slip Deformation  
Ryutaro Matsumura and Tomonari Inamura



## 新企画記事『What's 技術士?』はじまります

2024年2月（第63巻2号）より、隔号で企画記事「What's 技術士?」の連載が始まります。技術士法に基づく「技術士」は科学技術の応用面に携わる技術者にとって最高位の国家資格とされ、国家が科学技術に関する高度な知識、应用能力および高い技術者倫理を備えていることを認定していることとなります。1958年の創設で、21技術部門にわたって約10万人近くの有資格者を擁しながら、教育・研究の場での知名度は決して高くないこの資格。この連載では、技術士のうち一線で活躍する金属部門の方々を採り上げ、彼らがどのような理念の下にどのような活動をしているのかを、学術や研究とは異なる“現場的視線”から紹介していきます。



### まてりあ第63巻2号 予告

[最近の研究] 高感度電子線ホログラフィーによる触媒ナノ粒子の電荷量の計測 ……九大 麻生亮太郎 村上恭和 谷垣俊明  
 希土類置換型ビスマス系フェライトにおける反強誘電的構造 ……九工大 堀部陽一  
 光相変化材料としての応用へ向けたカルコゲナイド化合物の超高速光応答  
 ……東北大 谷村 洋 河口智也 岡本範彦 市坪 哲  
 [講義ノート] 電磁場の直接観察と相対性理論 (2) 電子線ホログラフィーの原理と応用 ……理化学研究所 進藤大輔  
 [実学講座] 2. 特性の計測評価 2-1 力学特性 2-1-6 ナノインデンテーション試験 ……大阪大 李 燕  
 [What's 技術士?] 技術士および日本技術士会について ……日本技術士会理事 渡邊喜夫  
 —他—

編集の都合により変更になる場合があります



## 新 入 会 員

(2023年10月21日～2023年11月20日)

### ユース会員

上田 悠人 兵庫県立宝塚北高等学校

橋本 昂明 長崎県立諫早高等学校

依田 明理 都立日比谷高等学校

### 正 員

板屋 杏奈 東京製鐵株式会社

折笠 勇 産業総合技術研究所

高岸真梨子 特許庁

大塚 亮 新日本電工株式会社

榊 一平 神鋼鋼線工業株式会社

森 健治 ヴァーダー・サイエンティフィック株式会社

### 学 生 員

大矢野静奈 早稲田大学

### 外国学生会員

Tropper Florian 物質・材料研究機構

# 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
<b>2024年1月</b>				
5, 2.2, 3.1	関西支部2023年度第1回 On-demand 講座「粉体成形の力学と FEM 解析事例」(オンライン)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansai@jstp.or.jp	3.1
9~2.4	日本金属学会オンライン教育講座「結晶学の基礎」(12号824頁)(オンデマンド配信)	日本金属学会	<b>TEL 022-223-3685 meeting@jimm.jp</b>	<b>1.12</b>
12	第109回レアメタル研究会(東大生産技研)(本号81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	
15~16	最近の化学工学講習会72「化学工学系流体シミュレーションの最前線 ~基礎・実践・将来展望~」(オンライン+早稲田大)	化学工学会関東支部	TEL 03-3943-3527 info@scej-kt.org http://www.scej-kt.org/	
16	第19回 SPring-8金属評価研究会/第97回 SPring-8先端利用技術ワークショップ(大阪)	SPring-8利用推進協議会他	TEL 0791-58-2785 suishin@spring8.or.jp https://www.jasri.jp/iuss/research_activity/2023/240116.html	80名
18	北海道支部2023年度日本金属学会・日本鉄鋼協会北海道支部合同冬季講演大会(北大)(12号827頁)	北海道支部	<b>jim_hokkaido@eng.hokudai.ac.jp</b>	<b>12.15</b>
18	表面科学技術研究会2024 カーボンニュートラルを目指して—太陽光発電と風力発電の現状と将来展望—(大阪+オンライン開催)	表面技術協会関西支部・日本表面真空学会関西支部	表面技術協会関西支部 TEL 075-781-1107 kansai-office@sfj.or.jp https://www.jvss.jp/chapter/kansai/hyomengijutsu2024/	1.10
19	第129回シンポジウム「カーボンニュートラルを実現する水素社会とアルミニウム」(芝浦工大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	100名
19	炭素繊維強化複合材料の疲労破壊特性の基礎と寿命評価技術(オンライン開催)	日本機械学会	TEL 03-4335-7610 https://www.jsme.or.jp/event/23-126/	
23	腐食防食部門委員会 第352回例会(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@office.jsms.jp http://www.jsms.jp/	1.16
23~24	第31回超音波による非破壊評価シンポジウム(東京)	日本非破壊検査協会	TEL 03-5609-4015 beppu@jsndi.or.jp https://sciences.jsndi.jp/	
23~24	第30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(Mate2024)(横浜)	スマートプロセス学会	TEL 0725-90-6512 mate@awesomenet.co.jp https://sps-mste.jp/mate/	
25~26	第45回安全工学セミナー(東京)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com https://www.jsse.or.jp/	
26	東海支部「金属材料談話会」(名大)(本号79頁)	東海支部	<b>TEL 052-789-3357 tokai@numse.nagoya-u.ac.jp</b> <b>https://forms.gle/257UFdheHuf3AV2e9</b>	<b>1.17</b>
26	第130回シンポジウム「軽量車両構体の信頼性を高めるための材料評価技術~難燃性マグネシウム合金を事例として~」(東京)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 https://www.jilm.or.jp/	定員 60名
26~27	第29回高専シンポジウム(長岡+オンライン)	高専シンポジウム協議会	TEL 0859-24-5162 https://kosen-sympo.org/	
30~31	第52回ガスタービンセミナー(東大+オンライン)	日本ガスタービン学会	TEL 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.org http://www.gtsj.org/	
<b>2024年2月</b>				
2	第34回軽金属セミナー「アルミニウム合金の組織—応用編(加工・熱処理による組織変化)」(第10回)(オンライン)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 https://www.jilm.or.jp/symposium/view?id=96	定員 40名
6~23	第435回講習会リバイバル企画「精密加工を実現する計測技術の取り組み」(オンライン開催)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 https://www2.jspe.or.jp/form/koshukai/koshukai_form.html	2.16
10	第55回若手フォーラム(岡山)(本号80頁)	中国四国支部	<b>TEL 086-251-8027 tanutake@okayama-u.ac.jp</b>	<b>1.26</b>
15~16	第16回トライボロジー入門西日本講座(ハイブリッド開催)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp/	1.31
19	第356回塑性加工シンポジウム「E-Axle 部品・変速機ギヤ等に関わる機能部品の現状と今後の展望」(同志社大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 80名
22	トライボシンポジウム第26回「トライボコーティングの現状と将来」(和光)	理化学研究所大森素形材工学研究室、トライボコーティング技術研究会	TEL 03-5918-7613 tribo@tribocoati.st http://www.tribocoati.st	定員 65名
27~28	第184回塑性加工学講座「塑性加工技術者のための熱処理の基礎と応用」(オンライン開催)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.jp	定員 70名
<b>2024年3月</b>				
4~5	ウィンタースクール「トポロジー最適化の基礎~積層造形によるものづくりへの応用~」(東京理科大)	日本計算工学会	TEL 03-3868-8957 office@jsces.org https://www.jsces.org/	2.22
5~7	2023年度量子ビームサイエンスフェスタ(水戸)	高エネルギー加速器研究機構物質構造科学研究所他	TEL 029-219-5300(内3709) qbsf2023-office@cross.or.jp https://www2.kek.jp/imss/qbsf/2023/	
7~8	LMP シンポジウム2024 レーザ加工技術の基礎・応用と最新動向(浜松+オンライン開催)	日本溶接協会	TEL 03-5823-6324 http://www-it.jwes.or.jp/lmp/	2.22

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
10	第110回レアメタル研究会(東大生産技研+オンライン開催)(本号81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	
12~15	日本金属学会春期講演大会(東京理科大学葛飾キャンパス)(本号70頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp https://www.jim.or.jp/convention/2024spring/	事前参加 2.22 講演 1.10 ポスター 1.17
13	懇親会(本号73頁)			
12, 19	日本金属学会春期講演大会高校生・高専学生ポスターセッション(オンライン)(本号74頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp	1.17
15	第14回男女共同参画ランチョンミーティング「金属材料分野での多様なキャリアパス」(東京理科大)(本号76頁)	男女共同参画委員会	TEL 022-223-3685	
2024年 5月				
16~17	第40回希土類討論会(松山)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 office@kidorui.org http://www.kidorui.org/	
2024年 7月				
3~5	第61回アイソトープ・放射線研究発表会(東京)	日本アイソトープ協会	TEL 03-5395-8081 happyoukai@jrias.or.jp https://www.jrias.or.jp/seminar/cat11/	
2024年 9月				
17~20	日本金属学会秋期講演大会(大阪大学豊中キャンパス)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp	63-5 会告予定
2025年 3月				
7~10	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



## 訂正

まてりあ第62巻(2023)第12号 772~775頁

巻頭記事 月探査に挑む

当該記事の下記箇所にて記述の誤りがありましたので訂正いたします。

• 773頁右段上から14行目から17行目

(誤)「SLIMの目的地には赤道付近が選定されたが、これはカメラによる科学観測に適しており、また着陸技術実証に適した地点であることが理由である。」

(正)「SLIMの目的地は赤道付近であるが、これは搭載したカメラで科学観測して新規の知見が得られそうな地点が赤道付近にあったためである。」

• 775頁左段上から4行目から8行目

(誤)「機体の宇宙空間に曝露されている箇所では、アルファ粒子や重粒子などの荷電粒子が電子回路に入ると、誤作動の原因となってしまう。」

(正)「機体は宇宙空間に曝露されるため、アルファ粒子や重粒子などの荷電粒子が電子回路に入ると誤動作の原因となる。」



まてりあ 第63巻 第1号(2024) 発行日 2024年1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 山村英明

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

〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町 10-10



## 日本金属学会誌・Materials Transactions の購読費改定のお知らせ

送料の値上げに伴い、誠に不本意ながら2024年1月より本会機関誌(日本金属学会誌, Materials Transactions)の購読費を下記の通り改定いたします。購読者の皆様には大変恐縮ではございますが、何卒ご理解のほどよろしくお願い申し上げます。

### ◆個人購読(2024年1月より)

\* 2024年は隔月で印刷

会員の区分	日本金属学会誌*	Materials Transactions
会員・非会員問わず一律	22,200円(税込) (本体19,800円+送料2,400円)	56,252円(税込) (本体51,500円+送料4,752円)

<海外発送>

送付方法	日本金属学会誌*	Materials Transactions
船 便	23,100円 (本体18,000円+送料5,100円)	56,200円 (本体47,000円+送料9,200円)
航 空 便	30,600円 (本体18,000円+送料12,600円)	65,000円 (本体47,000円+送料18,000円)

### ◆機関購読(2024年1月より)

\* 2024年は隔月で印刷

分 類	日本金属学会誌*	Materials Transactions
大学, 企業等	53,900円(税込) (本体51,500円+送料2,400円)	56,252円(税込) (本体51,500円+送料4,752円)

<海外発送>

送付方法	日本金属学会誌*	Materials Transactions
船 便	56,200円 (本体47,000円+送料5,100円)	56,200円 (本体47,000円+送料9,200円)
航 空 便	49,600円 (本体47,000円+送料12,600円)	65,000円 (本体47,000円+送料18,000円)

# 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

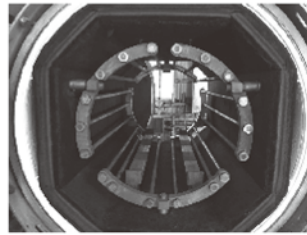
E-mail info@meihosha.co.jp HP www.meihosha.co.jp

# 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

高温真空炉



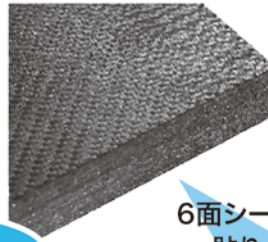
カーボンヒーター



シール



6面シート  
貼り



カーボンフェルト



## CO<sub>2</sub>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](mailto:mck@mechanical-carbon.co.jp)



 大同特殊鋼



CMはコチラ!

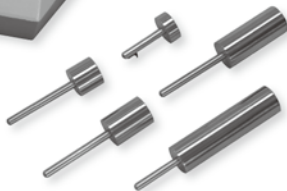


**研磨機・切断機  
期間限定キャンペーン中!!**  
詳細はお問い合わせください。



## 自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

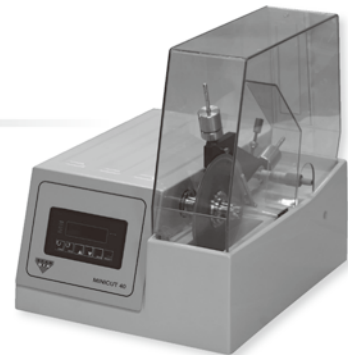
ヨーロッパ伝統の重錘を使った昔ながらのシンプルにして堅牢な研磨機。必要最低限の機能のみを搭載。それが経済的な価格を生み出しました。



- 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