

Materia Japan

- 受賞者紹介(春)
- 記念
講演 第二相や異相界面の結晶学とエネルギー論
- 記念
講演 アルミニウム合金のナノクラスタ制御と高性能化
- 高温変形機構の遷移による巨大伸び

まてりあ

Vol.56 MTERE2 56 (5) 313~380 (2017)

2017
5

OIM 7.3

A standard EBSD tool for microstructure analysis

OIM(Orientation Imaging Microscopy) は、EBSD法を用いたミクロな材料組織解析装置のスタンダードツールとして広く愛用されています。OIM7.3では、EBSDパターン像から反射電子像を構築するPRIAS法の機能を一段と充実させ、ますますミクロな材料組織解析装置として機能の充実をはかっています。

OIM Data Collection 7.3

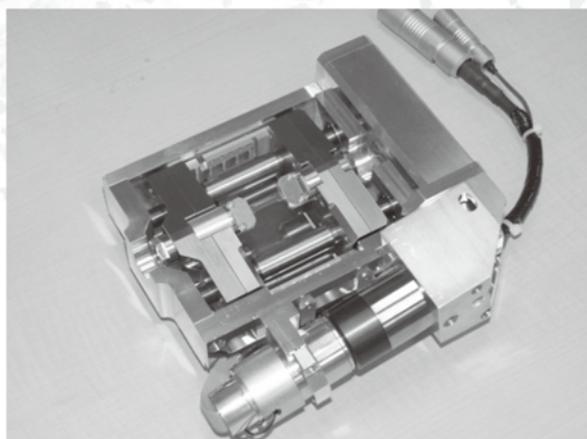
高速型検出器 Hikari Superは、定評のある3バンド法による指数付けを用い、最大測定可能速度1400ポイント/秒、実用レベルで600ポイント/秒の測定速度を実現しています。また、PRIAS法に用いるEBSDパターンの保存方法を改善し、PRIAS法をより使い易いものとなりました。

OIM Analysis 7.3

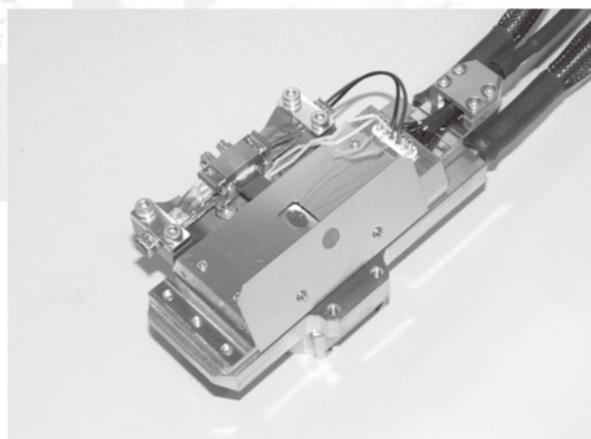
結晶方位差解析やHighlight機能、In-Situ測定データへの対応等の機能強化により、より多彩な材料のミクロ組織の解析が可能となりました。また、多種多様なEBSD測定データを読み込み、OIMのデータと同様に解析することも可能となりました。

In-Situ 実験装置

TSL ソリューションズでは、OIM と組み合わせて使用する、試料加熱装置、試料引張装置、試料曲げ装置などの開発・設計・製造・販売を行っています。試料加熱装置では、初めて試料加熱温度1000°Cにて安定したOIM観察を可能としました。また試料引張装置には圧縮試験用オプションジグも用意しました。



OIM 用試料引張装置(Max 1500N)



OIM 用試料加熱装置(Max 1100°C)



株式会社 TSL ソリューションズ
252-0131 神奈川県相模原市緑区西橋本5-4-30 SIC2-401
TEL: 042-774-8841, FAX: 042-770-9314
e-mail: info@tsljapan.com
Homepage: www.tsljapan.com

◎ 会告原稿締切：毎月1日



翌月号(1日発行)掲載です。

- 支部行事：shibu@jim.or.jp
- 本会記事：stevent@jim.or.jp
- 掲 示 板：materia@jim.or.jp

表彰	第62回学会賞受賞者……………313	第26回若手講演論文賞受賞者……………321
	第58回技術賞受賞者……………314	名誉員……………321
	第67回金属組織写真賞受賞者……………314	第28回優秀ポスター賞受賞者……………322
	第48回研究技術功労賞受賞者……………316	第25回奨学賞受賞者……………324
	第75回功績賞受賞者……………318	第67回金属組織写真賞受賞作品……………325
	第56回谷川・ハリス賞受賞者……………320	選評……………329
	第23回増本量賞受賞者……………321	

学会賞受賞記念講演	第二相や異相界面の結晶学とエネルギー論 加藤雅治……………331
	第二相の形態や母相との方位関係、異相界面の結晶学、応力誘起マルテンサイト変態におけるバリエーション選択などを決めている因子を考察。

本多記念講演	アルミニウム合金のナノクラスタ制御と高性能化の研究 里 達雄……………338
	アルミニウム合金の高強度・高延性化のために極めて微小なナノクラスタの制御が重要であることを実例をもとに紹介。

最近の研究	微細粒アルミニウム固溶体での高温変形中の粒界すべりと溶質雰囲気引きずり運動の共存 伊藤 勉 水口 隆……………346
	粒界すべりから溶質雰囲気引きずり運動への変形機構の遷移による超塑性的挙動に関する現象論的特徴について紹介。

新進気鋭	錯体水素化物の次世代全固体電池への実装：高エネルギー密度化のための基礎的検討 宇根本 篤……………354
-------------	---

はばたく	「融体物性研究」を通じて 渡邊 学……………358
-------------	----------------------------------

本会記事	会告……………359	掲示板……………372
	支部行事……………360	書評……………374
	2017年秋期講演大会講演および参加募集……………361	金属学会シンポジウム開催報告……………375
	会誌・欧文誌5月号目次……………370	2017年春期講演大会記録……………376
	次号予告……………371	行事カレンダー……………378
	新入会員……………371	

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

表紙デザイン：北野 玲
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つては、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。



新材料の観察・分析
技術課題解決のための支援を実施しています

ナノ構造解析は名古屋大学へ

<http://nanoplat.nagoya-microscopy.jp>

- ☞ 専任の電子顕微鏡技術者が観察を代行
- ☞ 学内の各専門分野の研究陣がサポート
- ☞ 万全の守秘体制で
成果公開・非公開の観察支援を実施



観察・分析支援手順



■集束イオンビーム加工機 (FIB-SEM) MI-4000L

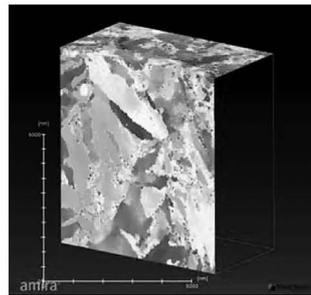


【仕様】

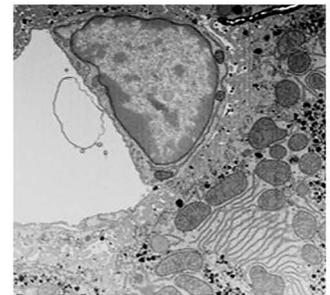
- ・FIB-SEM鏡筒:直交型
- ・FIB加速電圧:最大30kV
- ・SEM加速電圧:0.1~30kV
- ・Arイオンビーム:0.5~2kV
- ・マイクロサンプリング機能
- ・FE-SEM、EDS及びEBSD(OIM)機能
- ・STEM検出器装備

【用途】

- ・Cut & See(リアルタイムで実現)
- ・リアルタイムSEM・STEM観察
- ・リアルタイム3D-EDS、3D-EBSD

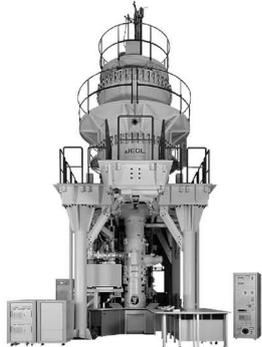


Cut & Seeによる3D-EBSD計測
鉄鋼材料(結晶粒・結晶方位分布)



生物系試料の断面SEM観察
ラットの肝臓細胞

■反応科学超高压走査透過電子顕微鏡 JEM-1000K RS

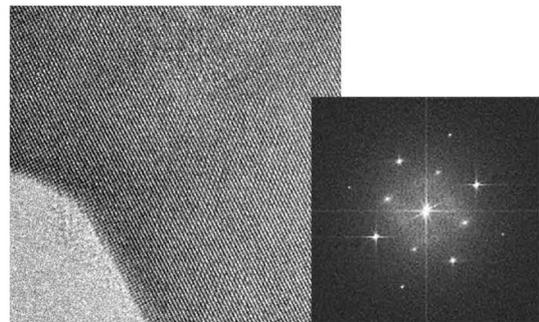


【仕様】

- ・超高压でのTEM/STEM観察
- ・TEM点分解能:0.15nm以下
- ・STEMプローブ径:1nm
- ・加速電圧:1000、800、600kV
- ・各種ガス環境雰囲気:最大0.1気圧
- ・EELSによる元素分析機能
- ・各種特殊ホルダーを整備

【用途】

- ・ガス環境下でのその場観察
- ・3D観察(生物系試料も可能)
- ・ハイコントラスト暗視野観察



金単結晶のガス中観察(ガス圧 11,000 Pa)

■超高分解能収差補正型 TEM/STEM JEM-ARM200FC

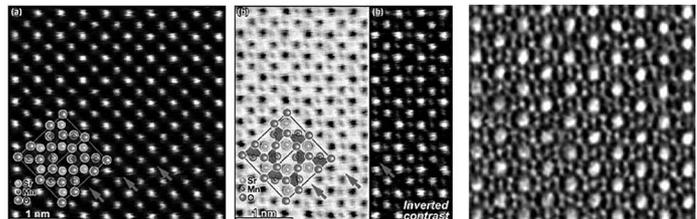


【仕様】

- ・TEM点分解能:110pm
- ・STEM-HAADF像分解能:78pm
- ・加速電圧:200、80kV
- ・照射レンズ系に収差補正機能を搭載
- ・冷陰極電界放射型電子銃
- ・STEM:HAADF、LAADF、ABF
- ・EDS、EELS(Dual EELS)

【用途】

- ・原子レベルでの構造観察、
元素分析、電子状態分析



HAADF-STEM

ABF-STEM

ゼオライト結晶の構造像

SrMnO_{2.5} 結晶の酸素欠損サイトの観察

■上記以外にも用途に応じた各種設備を整備

文部科学省 ナノテクノロジープラットフォーム 微細構造解析プラットフォーム
「高性能電子顕微鏡による反応科学・ナノ材料科学研究支援拠点」事務局
〒464-8603 愛知県名古屋市千種区不老町 名古屋大学 未来材料・システム研究所 超高压電子顕微鏡施設
Tel:052-789-3632 Fax:052-789-3174 E-MAIL: nanoplat@nagoya-microscopy.jp

～2017年3月15日(水) 首都大学東京南大沢キャンパスにおいて、下記の方々が受賞されました。
おめでとうございます。～

第62回 日本金属学会賞

(2017年3月15日)



新日鐵住金㈱顧問・東京工業大学名誉教授 加藤 雅 治 君

加藤雅治君は、1978年に東京工業大学大学院博士課程を修了後、ノースウエスタン大学博士研究員、ミシガン州立大学助教授、東京工業大学助教授、同教授を歴任した。2016年に東京工業大学を定年退職し、直ちに新日鐵住金株式会社顧問に就任して現在に至っている。君には、金属材料を理解するための基礎的諸現象を明らかにした次のような多くの研究業績がある。

- (1) 相変態と析出に及ぼす応力効果：鉄合金やジルコニアセラミックスでの応力誘起マルテンサイト変態では、外部応力はマルテンサイトの全形状変形ではなく、変態初期の格子形を変える変形に大きな効果をもつことを明らかにした。転位上での優先析出現象を、転位と析出物の弾性相互作用の観点から説明した。外力によって誘起される一次相変態の熱力学を定式化した。
- (2) 力学的性質：スピノーダル分解による強化機構を実験的、理論的に調べ、強化量は濃度変動の振幅に比例し、波長には無関係という理論式を導いた。周期的に変動する内部応力場中の転位の熱活性化運動過程を解析し、降伏応力の温度・ひずみ速度依存性を定式化した。疲労損傷蓄積過程を統計学的に議論し、Coffin-Manson 則や Palmgren-Miner 則を理論的に導出した。分散強化合金の中間温度脆化の原因が粒界すべりとその阻止効果にあることを明らかにした。LSI 金属配線のストレスマイグレーション現象を、高温変形と破壊の観点から説明した。第二相粒子を含む合金の疲労挙動と転位組織の関係を調べ、疲労転位組織図を構築した。fcc 超微細結晶粒材料での強度の特異な温度・ひずみ速度依存性を説明する転位の結晶粒界での熱活性化 depinning モデルを提唱した。
- (3) 格子欠陥：内部に周期的な eigen ひずみをもつ橢円体介在物問題を応用し、内部双晶を含む球状マルテンサイトの弾性ひずみエネルギーを評価した。変形と破壊の熱力学を定式化すると共に、拡散律速の変形と破壊の速度論を統一的に記述する基礎式を導き、刃状転位の上昇運動、拡散クリープ、粒界すべり、粒界ポイド成長などの速度論に適用した。教科書「入門 転位論」(裳華房)などを執筆して、初学者の理解を増進させた。
- (4) 第二相および薄膜の構造と結晶学：不変面変形理論に基づくマルテンサイト変態の結晶学的理論を微小変形理論を用いて解析的に再構築し、弾性ひずみエネルギー最小理論との等価性を証明した。第二相(相変態生成物や析出物など)の形態や方位を結晶学とエネルギー論によって考察し、これらが第二相と母相の格子ミスフィット、第二相の大きさ、硬さにどのように依存するかを明確にした。異種金属結晶間の界面およびヘテロエピタキシーにおいて、両結晶間の方位関係を簡単に予測できる「Mパラメーター」を提唱した。

加藤雅治君は、共同研究者に恵まれて以上のような業績を挙げる傍ら、Materials Science and Engineering A 誌の日本担当編集長を11年間にわたって務め、国際的なレベルで学界に貢献した。また、国内では、日本金属学会分科会運営委員会や日本鉄鋼協会論文誌編集委員会の活動を、まずは担当委員として、後には委員長として推進した。さらに、平成21年度には日本金属学会の会長、平成26、27年度には日本鉄鋼協会の会長として、我が国の金属材料分野を牽引した。



第 58 回 日本金属学会技術賞 受賞者 (3名)

(2017年3月15日)



[メタラジーを活用した高機能ステンレス鋼の開発]

新日鐵住金㈱鉄鋼研究所 主幹研究員 安達和彦君

受賞者は、鉄鋼メーカーの研究者として、結晶粒微細化、析出および窒素吸収等の強化を活用した金属材料の組織と特性の関係の調査および最適化、最適化した材料の安定製造、製造方法の合理化について検討し、メタラジーを活用した主に高機能ステンレス鋼板の研究から新商品開発に従事してきた。特に、結晶粒微細化による高疲労強度シリンダヘッドガスケット用準安定オーステナイト系ステンレス鋼板の研究開発を推進、実用化を多数達成しており、その内容は学術的にも工業的にも価値ある優れたものである。



[高温超伝導バルク材料の高性能化に関する技術開発]

新日鐵住金㈱先端技術研究所 主幹研究員 成木紳也君

受賞者は、熔融成長法で作製した高温超伝導バルク材料の製造プロセス、組織制御、高特性化に関して、基礎から応用までの技術開発に従事し、当該分野の発展に貢献した。中でも Gd 系、Eu 系及び Dy 系など、各種の希土類系超伝導材料に対し、微細組織制御による臨界電流密度の改善や、単結晶の大型化に取り組み、捕捉磁場等の特性を飛躍的に向上させた。これらの成果は、現在精力的に進められている大型フライホイール蓄電システムや小型 NMR など、超伝導バルク材料の実用化に向けた開発に大きく寄与するものである。



[介在物制御技術を活用したステンレス鋼製品の開発]

新日鐵住金ステンレス㈱研究センター 製鋼・厚板・棒線研究部長 福元成雄君

受賞者は、ステンレス鋼の介在物制御に関する研究開発に従事し、(1)計算熱力学的手法をいち早く適用した酸化物系介在物の組成予測とスピネルなど硬質相の生成防止による無害化、(2)EBR 溶解を活用した他に類のない超高清浄鋼の製造とステンレス極細線製造への適用、(3)脱酸制御など介在物を活用した新しい凝固組織微細化、(4)硫化物形態制御による熱間加工性および被削性改善など、介在物制御要因に関する基盤研究から高清浄ステンレス鋼製品の製造技術開発や特性向上まで幅広く貢献した。

第 67 回 日本金属学会金属組織写真賞 受賞者 (22名)

(2017年3月15日)

優秀賞 3件(22名)

[第 3 部門] 透過電子顕微鏡部門

1. $[\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{20}\text{In}_{30}]$ ホイスラー合金における逆位相界面での偏析現象]



理化学研究所
創発物性科学研究センター
特別研究員
新津甲大君



東北大学大学院
工学研究科
助教
許 晶君



東北大学
(現 YKK)
水口知大君



東北大学
金属材料研究所
助手
長迫 実君



物質・材料研究機構
計算構造材料設計グループ
グループリーダー
大沼 郁雄君



㈱日立製作所
研究開発グループ
研究員
谷垣 俊明君



九州大学大学院
工学研究院
教授
村上 恭和君



東北大学
多元物質科学研究所
教授
進藤 大輔君



東北大学大学院
工学研究科
教授
貝 沼亮介君

〔第4部門〕顕微鏡関連部門

2. [中性子イメージングによる塗膜下腐食鋼の水の動きのその場観察]



理化学研究所
中性子ビーム技術チーム
副チームリーダー
竹谷 篤君



理化学研究所
中性子ビーム技術チーム
研究員
若林 泰生君



理化学研究所
中性子ビーム技術チーム
チームリーダー
大竹 淑恵君



㈱コベルコ科研
材料ソリューション事業部
若林 琢巳君



㈱コベルコ科研
材料ソリューション事業部
河野 研二君



㈱神戸製鋼所
材料研究所
研究首席
中山 武典君



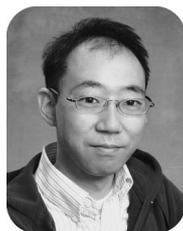
理化学研究所・
日本原子力研究開発機構
池田 裕二郎君

[第4部門] 顕微鏡関連部門

3. [結像型放射光 X 線 CT を用いた Al-10%Si 鋳造合金の損傷観察]



豊橋技術科学大学
古田将吾君



豊橋技術科学大学
准教授
小林正和君



高輝度光科学研究センター
研究員
上杉健太郎君



高輝度光科学研究センター
副主幹研究員
竹内晃久君



豊橋技術科学大学
教授
三浦博己君



豊橋技術科学大学
准教授
青葉知弥君

第48回 日本金属学会研究技術功労賞 受賞者 (10名) (2017年3月15日)



日新製鋼(株)ステンレス・高合金研究所 蛭濱修久君

受賞者は、入社以来33年間にわたり、ステンレス鋼の製造プロセスの研究開発業務に携わり、様々な新鋼種開発の推進および製造プロセスの開発に多大な貢献をしてきた。例として、ステンレス鋼の新鋼種開発において不可欠な基盤技術であるラボ溶製技術を確立し、試験用母材の安定供給を可能とすることによる新鋼種開発促進への貢献が挙げられる。プロセス改善において積極的に取り組み、柔軟な発想で創意工夫し、様々な技術を確立させて、数多くの研究開発につなげた功績は著しい。



日鉄住金テクノロジー(株)尼崎事業所 角谷孝義君

受賞者は、入社以来41年間、鉄鋼材料や非鉄金属材料の開発支援業務に従事してきた。特に、透過電子顕微鏡による観察や解析の成否に大きく影響する薄膜試料の作製に卓越した技術を有する。例として、軽量化および高強度化に有効な微細析出強化鋼の開発では微細析出物観察手法の確立や、高温材料の高温特性強化に必要な微細 γ' 相観察に最適な観察手法の確立に貢献した。これらを含め様々な材料の研究開発で必要とされた技術課題に積極的に取り組み、研究開発の進展に貢献した功績は顕著である。



東北大学多元物質科学研究所 釜谷 隆君

受賞者は、昭和57年に文部技官として選鉱製錬研究所(現多元物質科学研究所)に入所以来35年にわたり、走査形電子顕微鏡、電子線プローブマイクロアナライザー等を用いた表面のnmから μm 規模の形態変化、元素分析評価の中心的な存在として材料研究と教育を支えてきた。様々な創意工夫で技術的困難の克服に先導的役割を担い、特に試料ステージへの粉体試料固定法やNaなど大気暴露を嫌う試料用密閉容器の開発、金属蒸着なしで絶縁体観察可能なリターディング法導入など多様化する材料研究発展に多大な貢献を行った。



日鉄住金テクノロジー㈱君津事業所 黒木 勇二君

受賞者は、高炭素鋼線材の研究開発に係る試験業務に長年従事し、自らの創意工夫によって試験設備等の改良を進め、高炭素鋼線の水素脆化特性を安定的に評価する手法や電子顕微鏡画像のデジタル化によるミクロ組織の定量的解析手法の確立に貢献した。これらは高強度PCストランド用鋼線や長大橋に用いられる高強度橋梁用鋼線の開発等に活用され、同分野の発展に寄与した。作業の安全性にも考慮し、試験環境の改善にあまねく努力する受賞者の姿勢は、職場同僚からの信頼も厚く、後進の育成にも貢献している。



㈱日本製鋼所室蘭研究所 高橋 俊男君

受賞者は、入社以来34年間にわたり、水素貯蔵材料の高性能化を目的とした材料開発に従事し、応用製品の商品化などに大きく貢献した。特筆すべきは、水素圧力-組成-温度の相関関係や反応速度、繰返し耐久性といった特性を自動で測定できる装置を考案、設計し、測定精度の向上や作業効率の改善に大きく貢献したことであり、これにより数多くの貴重な水素貯蔵材料特性データが採取された。また、後進の育成や技能伝承にも積極的に取り組むなど、研究開発への功績は極めて顕著である。



長岡技術科学大学技術支援センター 程内 和範君

受賞者は、実験や解析等の教育・研究支援業務に41年間従事してきた。学生実験、実験試料作製、器具・装置改良、教育・研究上の安全対策などを通じて教員や学生の教育・研究活動に対して多大な貢献を行った。金属電極を用いた電気化学的手法による溶存イオン種の定量分析や透過電子顕微鏡ほかの大型分析装置の維持・管理に加え、創意工夫に満ちた確かな分析技術指導を行ってきた。また、技術支援センターの副技術長、技術長を歴任し、技術支援センター運営と共に、後進育成に多大な成果を挙げている。



新日鐵住金㈱広畑製鐵所生産技術部 堀江 勝一君

受賞者は、入社以来46年に渡り、自動車用鋼板、プリキなどの薄鋼板に関する研究開発業務に従事してきた。溶解・熱延・冷延・熱処理等の一貫試験工程に精通し、新しい実験課題への対応と効率化を自主的に進め、研究開発の多くのブレイクスルーに貢献した。特に、連続焼鈍再現熱処理において、卓越した技能と創意工夫で得られた試作鋼板は均質性や表面性状に優れ、迅速な商品開発に寄与した。また、長年培ってきた技能の伝承と後進の指導にも熱心に取り組むなどその功績は顕著である。



大同特殊鋼㈱技術開発研究所 前田 浩君

受賞者は、入社以来35年にわたり研究開発部門で、金属の組織観察、特性評価を担当し、様々な材料の観察・測定技術を確立させた。この技術は特にハードディスクにあるスピンドルモータのハブ素材となる快削ステンレス鋼DHS1の開発に大きく貢献した。また、近年は磁石開発の分野でも、錆やすい希土類磁石の防錆観察方法を独自に考案し、複雑な組織を解析することで磁石の高特性化にも寄与した。さらに、これらの卓越した技術を惜しみなく伝承し、若手を育成している。



新日鐵住金(株)技術開発本部鹿島技術研究部 村上 芳雄 君

受賞者は、入社以来 41 年間にわたり、製鉄および鋼板製造プロセスに関する研究・開発試験業務に一貫して従事し、評価解析業務を通じて組織・表面品質の造り込み技術確立に大きく貢献した。FE-SEM 等の最新分析機器を使いこなすだけでなく、サンプル採取や前処理方法等、独自の創意工夫で解析技能を高めることにより、例として、超微細粒鋼や高成形性ハイテンの製造技術確立を加速した。さらに、目的に応じて工夫する大切さを若手に伝承することにより、優秀な後進の育成にも貢献しており、功績は大きい。



日鉄住金テクノロジー(株)八幡事業所 山口 博 君

受賞者は、電磁鋼板の試験検定・研究開発に一貫して従事してきた。特に方向性電磁鋼板研究において、繊細な条件調節を必要とする二次再結晶組織現出作業を長年担当し、極めて鮮明なマクロ試料を作製できる腐食技術を確立し、二次再結晶機構に関わる多くの投稿論文や研究報告書の礎となる業績を残した。試料作製と言う派手さは無いものの、縁の下の力持ち的な重要業務に長年ひたむきに取り組み、電磁鋼板の研究開発と技術革新に多大な貢献をした。その功績は顕著であり研究技術功労賞に相応しい。

第 75 回 日本金属学会功績賞 受賞者 (8 名) (2017 年 3 月 15 日)

[物性部門]



[先進計算科学による格子欠陥の構造・機能解明と新物質探索]

東京工業大学科学技術創成研究院 教授 大場 史康 君

受賞者は、第一原理計算等の計算科学手法を駆使して、様々な半導体中の格子欠陥に起因した機能の発現機構を明らかにしてきた。さらに、その知見に基づいて酸化物系電子セラミックスや酸化物・窒化物半導体、太陽電池用化合物半導体の設計指針を提案するとともに、新物質の探索を進めている。希少元素を含まず、発光や吸光に適した直接遷移型のバンド構造を有する新規半導体 CaZn_2N_2 を発見するなど、新物質設計・探索の具体的な成果も得ており、今後の幅広い研究展開が期待される。

[組織部門]



[機能性材料における局所構造およびドメイン構造の透過型電子顕微鏡を用いた研究]

九州工業大学大学院工学研究院 准教授 堀部 陽一 君

受賞者は、様々な機能性材料において局所構造やナノ組織観察による機能性発現機構の解明に従事してきた。具体的には透過型電子顕微鏡法および X 線回折精密構造解析法を組合せた手法を用いて、①トポロジカルなドメイン構造の探索とそれに起因する新奇物性に関する研究、②強相関現象発現に伴う局所構造・ナノ組織変化と機能性発現メカニズムの解明等の研究を行っている。これらの研究成果は、様々な機能性発現に対する理解を深めるものとして、高い評価を受けている。

[組織部門]



[原子レベル計測、第一原理計算および情報科学手法を用いた物質のナノ構造解析]

東京大学生産技術研究所 准教授 溝口 照康 君

受賞者は、透過型電子顕微鏡、電子分光、第一原理計算、および情報科学手法を複合利用し、界面などのナノ構造を系統的かつ定量的に解析し、材料機能を制御および設計するための指針を得ることを目的とした研究を行っている。主な業績として、①一粒子・二粒子・多粒子理論に基づく電子分光の理論計算法の確立と材料学への応用、②情報科学手法を用いたナノ構造決定の高速化などがある。最近ではガラス、液体、および気体の高分解能解析と物理抽出に取り組んでおり、材料科学におけるナノ構造解析のさらなる高度化に貢献することが期待される。



[力学特性部門]

[結晶性材料の変形・靱性に関する研究]

九州大学大学院工学研究院 准教授 田中 將己 君

受賞者は、金属の変形・破壊力学物性を系統的に研究し、その力学特性向上のための原理原則の確立に取り組んできた。その業績として、例えば破壊靱性に及ぼす材料組織の影響に着目し、バルクナノメタルにおいて従来独立であると思われていた有効応力と非熱的応力の間に依存関係がある事を明らかにした事が挙げられる。また、鉄基合金の脆性-延性遷移挙動の添加元素依存性が、応力遮蔽理論に基き原子結合性と転位易動度の影響に着目して整理出来ることを明らかにしつつあるなど、結晶性材料における力学特性に関する学理の深化に貢献している。



[材料化学部門]

[ナノ構造制御した金属触媒の創成と新規機能発現に関する研究]

大阪大学大学院工学研究科 准教授 森 浩亮 君

受賞者は、ナノ構造触媒の創成と新規機能発現に重点を置き、金属ナノ粒子触媒、金属担持触媒、光触媒の開発で卓越した業績を挙げてきた。開発した触媒群は、水素製造、環境浄化、太陽エネルギー変換などの次世代の基幹プロセスに成り得る重要な化学変換反応において、既存の反応系を凌駕する活性を示すことを見出した。さらに、活性点の局所構造および作用機構を解明し、優れた触媒機能とナノレベルの構造との相関を明らかにした。これらの成果は先駆的で新しい複合領域を創出し、金属触媒分野の拡大に大きく貢献した。



[材料プロセッシング部門]

[組織形成・凝固に係る分子動力学研究の確立]

東京大学大学院工学系研究科 准教授 澁田 靖 君

受賞者は、長年現象論的解析手法が主流である組織形成・凝固研究分野に、率先して分子動力学法を導入し先駆的な研究成果を多数挙げてきた。主な功績として、①固液界面近傍全原子の動的挙動追跡による固液界面エネルギーやカイネティック係数などの高温物性値導出、②核生成・凝固・粒成長過程における原子の動的挙動解明、③粒成長過程における隣接粒方位依存関係の統計的理解などが挙げられる。最近ではスパコンを活用した超大規模計算を積極的に推進し、当該分野の新境地開拓に貢献している。



[工業材料部門]

[理論計算を駆使した界面制御及び熱特性起源の解明]

大阪大学大学院工学研究科 准教授 吉矢 真人 君

受賞者は、特に材料界面という観点から様々な理論計算法を開発・駆使し、多様な実材料に関する研究に従事してきた。具体的には、①ナノ界面内包層状熱電変換材料、②ガスタービン遮熱コーティング、③結晶粒界不純物偏析、④多バリエーション組織制御、⑤鉄鋼材料固相変態などについて、組織形成支配因子や特性発現メカニズム解明を行い、多様な実材料の特性向上指針を打ち立ててきた。これら一連の成果は有機的・相補的な実験との協働を可能にし、高い評価を受けている。最近では核生成をも含めた多階層構造制御による複数特性の同時最適化にも取り組んでいる。



[工業技術部門]

[Nb-TiNi 複相水素透過合金の作製と組織制御]

金沢大学理工研究域 教授 石川 和宏 君

受賞者は、bcc 系金属間化合物相の相平衡、規則-不規則変態、相安定性に関する研究に従事してきた。主な功績としては、スピントロニクス材料として注目されているホイスラー型合金の安定性が構成元素の電子濃度に強く依存することを明らかにしている。最近では、例えば Nb-TiNi 系など bcc 系規則相と不規則相を含む 2 相合金において、微細組織に及ぼす①合金組成、②圧延・熱処理、③アモルファス化と結晶化の効果について解明し、非 Pd 系水素透過合金の組織制御と工業化に取り組んでいる。



[合金状態図の決定と新型形状記憶材料の開発]

東北大学大学院工学研究科 教授 貝 沼 亮 介 君

受賞者は、主に Ti, Fe, Co, Ni, Cu 基系において未決定だった多くの 2 元系および 3 元系状態図を実験的に決定し、これら合金系における材料開発の基盤を整備した。また、決定した状態図に基づく合金設計や加工熱処理による組織制御を通し、数多くの新型形状記憶材料や超弾性材料を開発した。その中でも、Cu 系高加工性形状記憶合金の開発と製品化、Ni 系メタ磁性形状記憶合金の開発、Fe 系超弾性材料の開発、Co 系ホイスラー合金におけるリエントラント変態の発見等の業績は、世界的に高く評価されている。



[鉄鋼製錬プロセスの高効率化と低環境負荷化に関する基礎研究]

東北大学大学院環境科学研究科 教授 葛 西 栄 輝 君

受賞者は、製鉄原料塊成技術の高度化と環境汚染物質の排出削減、および塊成鉱の被還元性状向上など、鉄鋼製錬プロセスの高効率化と低環境負荷化に関する基礎研究に従事してきた。中でも鉄鉱資源の劣質化に柔軟に対応可能な予備処理プロセス、窒素酸化物やダイオキシン類の発生機構解明と排出抑制、酸化鉄の還元反応促進などに関する成果は、いくつかの工業的応用技術に発展している。さらに、日本学術振興会や多くの研究開発プロジェクトを通して関連研究分野の産学連携の発展に貢献している。



[マイクロ材料評価法の開発とその応用に関する研究]

熊本大学副学長・大学院先端科学研究部 教授 高 島 和 希 君

受賞者は、ミクロンサイズの微小試験片を用いる材料試験法を世界で初めて開発し、微小材料研究のフロントランナーとして同分野を牽引しているのみならず、その国際標準化を進めている。さらに、金属材料を構成している階層的微視組織から、微小試験片を切り出し、組織要素レベルでの局所的な変形メカニズムを解明し、大きな業績をあげている。これらの成果は、マクロとミクロの機械的性質をつなぐマルチスケール的な材料強化設計の基盤となるものであり、今後の材料設計を革新的に進化させるものと期待されている。



[構造材料の高温力学特性に関する研究]

九州大学大学院総合理工学研究院 教授 中 島 英 治 君

受賞者は、金属材料の高温変形を主軸として、広く構造材料の力学特性と微細組織に関して理論と実験の両面から研究に取り組み、数多の顕著な成果を挙げている。特に純金属、固溶体合金および分散強化合金の高温変形機構の理論体系を構築した。また、結晶粒界の構造解析や粒界エネルギー、粒界移動に関しても先見的な成果を残し、この知見は再結晶集合組織、超微細粒材料にも活かされている。高温強度と結晶粒界という研究テーマは、特に結晶方位解析を利用した耐熱鋼のクリープ損傷評価という形で卓越した応用展開を見せている。



第 23 回 日本金属学会増本量賞 受賞者 (1名)

(2017年3月15日)



[巨大ひずみ加工による高機能材料創出に関する研究]

九州大学大学院工学研究院 主幹教授 堀田善治君

受賞者は、金属間化合物やセラミックスのような高強度で低延性の材料でも、高圧下で巨大ひずみ加工をすることにより大量の格子欠陥を導入でき結晶粒をナノレベルに超微細化できることを示した。これより、安価な水素貯蔵合金として知られる B2 型構造の TiFe は、高温・高水素圧下での活性化処理が不要となり高性能化することができた。Al 基の Al-Fe 合金では、粗大な金属間化合物相を強制的にナノサイズに分断して Fe を過飽和状態にし、その後時効処理を施すことで、軽量・高強度・高導電率の多機能化を達成した。

第 26 回 日本金属学会若手講演論文賞 (受賞3編3名)

(2017年3月15日)



[Bulk-Type All-Solid-State Lithium Batteries Using Complex Hydrides Containing Cluster-Anions]

(Materials Transactions, Vol. 57, No. 9)

東北大学(現・株式会社日立製作所) ○宇根本 篤君

東北大学金属材料研究所 吉田浩二君

東北大学原子分子材料科学高等研究機構 池庄司民夫君

東北大学金属材料研究所 教授 折茂慎一君



[Comparison of Reverse Transformation Behaviors of Thermally-and Deformation-Induced ϵ -Martensite in Fe-28Mn-6Si-5Cr Shape Memory Alloy]

(Materials Transactions, Vol. 57, No. 10)

筑波大学大学院物質・材料工学専攻 ○田崎 亘君

筑波大学教授; 物質・材料研究機構 拠点長 土谷浩一君

物質・材料研究機構 グループリーダー 澤口孝宏君

物質・材料研究機構 主任研究員 高森晋君



[Quantitative Evaluation of Hydrogen Solubility and Diffusivity of V-Fe Alloys toward the Design of Hydrogen Permeable Membrane for Low Operative Temperature]

(Materials Transactions, Vol. 57, No. 10)

名古屋大学大学院工学研究科 ○鈴木飛鳥君

名古屋大学大学院工学研究科 助教 湯川宏君

鈴鹿工業高等専門学校 教授 南部智憲君

大分工業高等専門学校 教授 松本佳久君

名古屋大学大学院工学研究科 教授 村田純教君

日本金属学会名誉員 (1名)

(2017年3月15日)



立命館大学
特別招聘研究教授・
京都大学名誉教授
村上正紀君

銅合金における耐力力緩和特性と転位組織の関係 (P21)

茨城大学 **伊藤美優君**, 佐藤成男君,
三菱マテリアル 伊藤優樹君, 森 広行君,
松永裕隆君, 牧 一誠君,
東北大学 鈴木 茂君

ステンレス鋼 SUS304 の水素誘起双晶界面分離における変形誘起マルテンサイト変態の役割 (P59)

熊本大学 **植木翔平君**, 峯 洋二君,
高島和希君

強相関電子系 $\text{Ca}_{1-x}\text{La}_x\text{MnO}_3$ の無秩序状態に出現する Huang 散乱の起源 (P111)

早稲田大学 **遠藤智貴君**, 後藤崇将君,
井上靖秀君, 小山泰正君

Ti-22Nb-2Al 形状記憶合金における自己調整組織のメゾスケール解析 (P90)

東京工業大学 **長内大輔君**, 岡本岳大君,
篠原百合君, 田原正樹君, 細田秀樹君,
稲邑朋也君

摩擦圧接を利用した ADC12 ポーラスコア A1050 緻密パイプの圧縮特性の調査 (P43)

群馬大学 **織田澤俊介君**, 半谷禎彦君,
芝浦工業大学 宇都宮登雄君

Mo 中間層の有無による Nd-Fe-B/Fe 薄膜磁石の異方性発現機構の解明 (P114)

九州大学 **近藤政孝君**, 板倉 賢君,
西田 稔君,
山形大学 小池邦博君, 加藤宏郎君,
小林奎大君

ピロリン酸アノード酸化によるアルミニウム合金の超親水化・超撥水化 (P62)

北海道大学 **近藤竜之介君**, 中島大希君,
菊地竜也君, 夏井俊悟君, 鈴木亮輔君

黒体放射を用いた超高温熱分析装置の開発と Mo 系合金への適用 (P83)

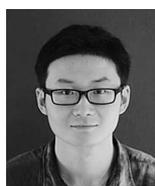
東北大学 **澤田龍伍君**, 中島治樹君,
大塚 誠君, 福山博之君, 富樫陽色君,
吉見享祐君

シアーセル法と安定密度配置を用いた液体 Sn の自己拡散係数測定 (P14)

早稲田大学 **椎木政人君**, 福田英士君,
安藤佑樹君, 鈴木進補君

高温電子照射した Cr_{23}C_6 単結晶の微細組織変化 (P92)

東北大学 **鈴江瞭平君**,
東京大学 叶野 翔君,
東北大学 松川義孝君, 佐藤裕樹君,
東京大学 阿部弘亨君

Mechanical and thermal properties of a Zr-Cu-Al alloy after solid-state amorphization by high-pressure torsion (P35)

物質・材料研究機構 **QIANG Jian 君**,
土谷浩一君

EBSD 法を用いた Cu-Cr-Zr 合金のクリープ疲労における転位組織変化の解明 (P5)

東京大学 **出口雅也君**,
宇宙航空研究開発機構 戸部裕史君,
佐藤英一君

 γ 線照射還元法を用いた多元系金属ナノ微粒子の合成 (P130)

大阪府立大学 **戸田晋太郎君**,
田中元彬君, 岩瀬彰宏君,
産業技術総合研究所 田口 昇君, 田中真悟君,
京都大学 徐ギョウ君,
大阪府立大学 堀 史説君

Co 合金における加工に伴うマルテンサイト相発達と転位増殖の強度への影響 (P133)

茨城大学 **中川真惟子君**, 小貫祐介君,
東北大学 山中謙太君,
仙台高等専門学校 森真奈美君,
東北大学 千葉晶彦君,
茨城大学 佐藤成男君

原子サイト分離光電子分光法で明らかにする混合原子価化合物の電子物性 (P124)

奈良先端科学技術大学院大学 **橋本由介君**,
田口宗孝君, 松井文彦君, 松田博之君,
高輝度光科学研究センター 松下智裕君,
奈良先端科学技術大学院大学 大門 寛君



種々の第4元素添加によるC40/C11_b複相シリサイドの組織制御(P50)
大阪大学 **樋口隆幹君**, 池西貴昭君,
萩原幸司君, 中野貴由君



プロトン伝導性酸化物BaZr_{0.8}Sc_{0.2}O_{3-δ}の水和反応と局所構造変化—*in situ* XASによる直接観察—(P77)
九州大学 **星野健太君**, 山本健太郎君,
兵頭潤次君,
佐賀県九州シンクロトロン光研究センター 瀬戸山寛之君,
岡島敏浩君, 九州大学 山崎仁丈君



マグネシウム合金の衝撃破壊靱性に対する溶質元素添加の効果(P76)
神戸大学 **干場太一君**, 川 智明君,
日本原子力研究開発機構 山口正剛君,
神戸大学 池尾直子君, 向井敏司君



高圧ねじり加工を施したFe₂VTa_xAl_{1-x}合金の超微細粒組織と熱電特性に及ぼす熱処理の影響(P103)
名古屋工業大学 **増田真也君**,
宮崎秀俊君, 西野洋一君,
物質・材料研究機構 土谷浩一君



炭素鋼ラスマルテンサイトにおける結晶学的疲労き裂進展機構の検討(P58)
熊本大学 **松村卓哉君**, 峯 洋二君,
高島和希君



Ti-Mo-Al-Zr合金ワイヤ材の<001>繊維集合組織に及ぼす断面減少率の影響(P137)
東京工業大学 **松本義規君**,
成田大樹君, 篠原百合君, 田原正樹君,
細田秀樹君, 稲邑朋也君



Formation of nanostructures and vacancy behavior: Their role in the rapid age-hardening in an Al-Mg-Cu alloy(P16)
東京工業大学 **三原麻未君**,
小林郁夫君,
SINTEF Calin D. Marioara 君,
CIFICEN Carlos Macchi 君,
Alberto Somoza 君



Ti-6Al-4Vを用いたレーザ積層造形材の微細組織と機械的特性に及ぼす熱処理効果(P31)
芝浦工業大学 **宮崎史帆君**,
物質・材料研究機構 草野正大君,
岸本 哲君, 渡邊 誠君,
芝浦工業大学 湯本敦史君



カーボン担持Co触媒におけるCo活性種の構造制御とその酸化反応特性(P7)
大阪大学 **吉井丈晴君**, 中塚和希君,
桑原泰隆君, 森 浩亮君, 山下弘巳君



ナノインデンテーション法を用いたMAX相Ti₂AlCにおける塑性変形開始挙動の方位依存性(P51)
東北大学 **和田悠佑君**, 関戸信彰君,
中村純也君,
物質・材料研究機構 大村孝仁君,
東北大学 吉見享祐君



Investigation of damping capacity in rolled AZ31 magnesium alloy after heat treatment(P26)
Pukyong National University **Juho KWAK 君**,
Changyong Kang 君, Hansang Kwon 君,
Kwonhoo Kim 君



第25回 日本金属学会・日本鉄鋼協会 奨学賞 受賞者 47名

(2017年3月)



北海道大学工学部
応用マテリアル工学コース
金根佑君



北海道大学工学部
応用マテリアル工学コース
仙田竜也君



室蘭工業大学工学部
機械航空創造系学科
小笠原隆人君



岩手大学工学部
マテリアル工学科
安里祐輝君



秋田大学工学部
材料工学科
坂本真人君



東北大学工学部
材料科学総合学科
川森弘晶君



東北大学工学部
材料科学総合学科
松本暢康君



東北大学工学部
材料科学総合学科
八木亮太君



茨城大学工学部
マテリアル工学科
齊藤明子君



筑波大学理工学群
応用理工学類・物性工学主専攻
田口貴寛君



東京大学工学部
マテリアル工学科
島田直治君



東京大学工学部
マテリアル工学科
白形優依君



東京工業大学工学部
金属工学科
岡田陽太郎君



東京工業大学工学部
金属工学科
永島涼太君



横浜国立大学理工学部
機械工学・材料系学科
宮澤大翼君



長岡技術科学大学工学部
機械創造工学課程
橋川雄至君



富山大学工学部
材料機能工学科
島野寛基君



豊橋技術科学大学工学部
機械工学課程
殿塚一希君



名古屋大学工学部
物理工学科・材料工学コース
崔敏君



名古屋大学工学部
物理工学科・材料工学コース
樋口佳祐君



名古屋工業大学工学部
環境材料工学科
正村将利君



京都大学工学部
物理工学科材料科学コース
服部和樹君



京都大学工学部
物理工学科材料科学コース
藤本誠君



大阪大学工学部
応用理工学学科
中西陽平君



大阪大学工学部
応用理工学学科
松村遼君



島根大学総合理工学部
物質科学科・物理分野
杉本有隆君



香川大学工学部
材料創造工学科
木谷七海君



愛媛大学工学部
機能材料工学科
阿部駿弥君



九州大学工学部
物質科学工学科
荒牧信助君



九州大学工学部
物質科学工学科
福田圭祐君



九州工業大学工学部
マテリアル工学科
稲田拓哉君



長崎大学工学部
工学科
花岡桜君



熊本大学工学部
マテリアル工学科
大塚聖良君



熊本大学工学部
マテリアル工学科
吉田拓矢君



大阪府立大学工学部
物質化学系学類 マテリアル工学課程
守家隆雄君



千葉工業大学工学部
機械サイエンス学科
高先純也君



東京理科大学基礎工学部
材料工学科
鈴木惇市君



芝浦工業大学工学部
材料工学科
蔵田菜緒君



東海大学工学部
材料科学科
長谷川綾乃君



金沢工業大学工学部
機械工学科
小林拓也君



関西大学化学生命工学部
化学・物質工学科
岡田晏佳君



近畿大学理工学部
機械工学科
植村強史君



鹿児島大学工学部
機械工学科
和田裕司君



群馬大学理工学部
機械知能システム理工学科
篠原亜門君



福井工業大学工学部
機械工学科
畑雄貴君



兵庫県立大学院工学研究科
材料・放射光専攻
野々村社紘君



鈴鹿工業高等専門学校
応用物質工学専攻
森唯人君

[第3部門] Ni₅₀Mn₂₀In₃₀ ホイスラー合金における逆位相界面での偏析現象

理化学研究所 新津 甲大 君
 物質材料研究機構 大沼 郁雄 君
 ㈱日立製作所 谷 垣 俊 明 君
 九州大学 村 上 恭 和 君
 理化学研究所・東北大学多元研 進藤 大輔 君
 東北大学工学研究科 許 晶 君 水口 知大 君 長迫 実 君 貝 沼 亮 介 君

原子配列の位相が逆のドメイン同士が会合する境界(APB:逆位相境界)近傍では、原子配列規則度が小さくなることが知られており、その結果として matrix とは異なる磁性が見出されている⁽¹⁾⁽²⁾。一方、このような局所領域での組成変調は、分解能や検出精度が課題となり実験検証が困難とされてきた。本研究では、主に HAADF-STEM (High Angle Annular Dark-Field Scanning Transmission Electron Microscopy) 像の像強度解析を通して APB での偏析現象の評価を試みた⁽³⁾。

ホイスラー ($L2_1$) 構造を有する Ni₅₀Mn₂₀In₃₀ 合金 (図 1(a)) では、APB 近傍にて図 1(b) のような原子配列を取る。edge-on 条件を十分満足する APB (図 1(c) 矢印部) を含む視野の HAADF-STEM 像を図 2(a) に示す。枠部 (図 3(a1) に抜粋) の FFT (fast Fourier transformation) パターン (図 3(a2)) において規則反射以外を遮蔽し (図 3(b2)) 逆フーリエ変換 (IFFT) 処理した像 (図 3(b1)) にて視野中心部を $\langle 100 \rangle$ 方向に横切る APB の存在が明確に認められる。同様に結晶構造由来の周期成分以外をフィルタリングした (図 3(c2)) IFFT 像を図 3(c1) に示す。これらの画像の各原子カラムに関し Gaussian fitting により像強度解析を行った。図 4(a), (b) に matrix および APB 位置の像強度分布をそれぞれ示す。強度解析に際しては、APB を排した粉末試料の X 線回折に対するリートベルト解析により matrix の原子規則度を決定し、シミュレーション像 (図 3(c2) 右枠内) の強度解析よりバックグラウンドの値を評価した。図 3(b1), (c1) における Y, Z サイトの原子規則度および各カラムの積分強度の変化を図 5 に示す。APB の中心に向かって原子規則度の落ち込み、積分強度の増大が認められる。HAADF-STEM 像強度は原子番号 Z に強く相関することから、この結果は APB 近傍で原子配列の規則性が失われるのに併せて、Ni ($Z=28$) や Mn ($Z=25$) に比べ大きな $Z(=49)$ を有する In が偏析していることを示唆している。EDS 分析の結果 (図 2(b), (c), (d), (e)) から、確かに APB 位置での In の増大と Mn の減少が確認された。図 6 に modified-BWG 近似によって得られた不規則構造 ($B2$) および規則構造 ($L2_1$) の自由エネルギー曲線を示す。粒界偏析の場合、matrix と粒界相の自由エネルギー曲線への平行接線則により評価されるが、APB での偏析についても同様の手続きによりその有無が説明され、化学的な規則度の変化だけでも偏析を惹起しうるということが明らかになった。

文 献

- (1) Y. Murakami, K. Niitsu, T. Tanigaki, R. Kainuma, H.S. Park and D. Shindo: Nat. Commun., **5** (2014), 4133.
- (2) Y. Murakami, K. Yanagisawa, K. Niitsu, H.S. Park, T. Matsuda, R. Kainuma, D. Shindo and A. Tonomura: Acta Mater., **61** (2013), 2095-2101.
- (3) K. Niitsu, K. Minakuchi, X. Xu, M. Nagasako, I. Ohnuma, T. Tanigaki, Y. Murakami, D. Shindo and R. Kainuma: Acta Mater., **122** (2017), 166-177.

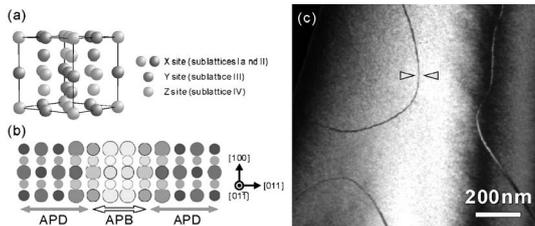


図 1 (a) $L2_1$ -ホイスラー合金の結晶構造 (b) $[01\bar{1}]$ 投影での APB 近傍での原子配列 (c) 111 超格子反射による暗視野像。

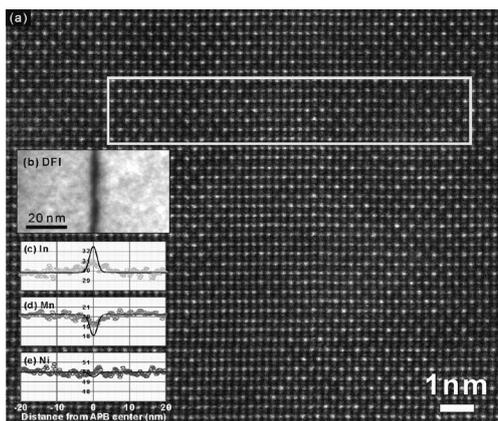


図 2 (a) APB を含む視野 (図 1(a) 目印部近傍) の HAADF-STEM 像。(b) 111 励起の暗視野像および同視野領域での (c) In, (d) Mn, (e) Ni (at%) の EDS 分析結果。(c-e) 中の黒線はフィッティング曲線の半値幅を APB 幅 (= 2.4 nm) に補正した曲線。

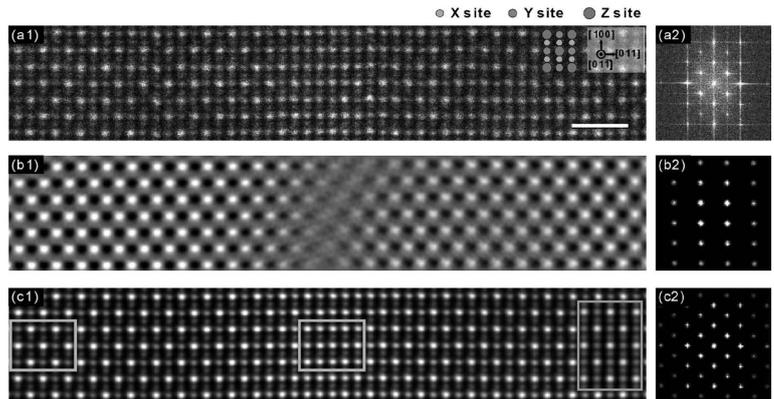


図 3 (a1) 図 2 枠部近傍の HAADF-STEM 像と (a2) FFT パターン。(b1) $L2_1$ 超格子反射以外をマスクした FFT パターンと (b2) その Inverse-FFT イメージ。(c1) $L2_1$ 格子反射以外をマスクした FFT パターンと (c2) その Inverse-FFT イメージ。右枠内は原子規則度 $\phi=0.75$ でのシミュレーション像。

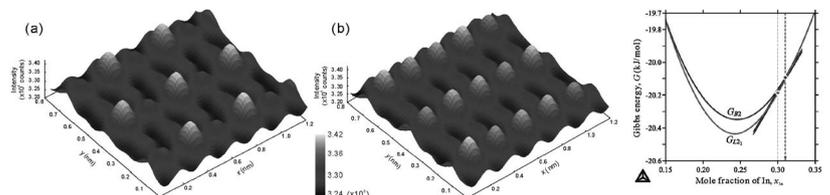


図 4 図 3(c1) 枠部 (a) matrix (b) APB の像強度分布。

図 6 873 K における $L2_1$, $B2$ 構造の自由エネルギー曲線と平行接線。

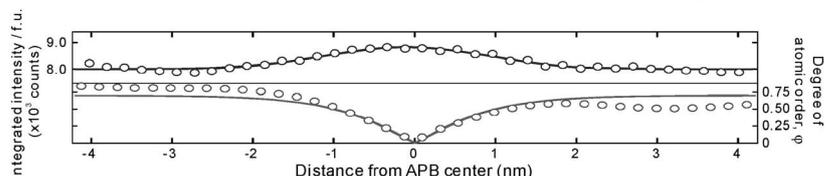


図 5 積分強度と原子規則度の APB からの距離依存性。

[第4部門] 中性子イメージングによる塗膜下腐食鋼の水の動きのその場観察

理化学研究所 竹谷 篤君 若林泰生君 大竹淑恵君
 ㈱コベルコ科研 若林琢巳君 河野研二君
 ㈱神戸製鋼所 中山武典君
 理化学研究所/日本原子力研究開発機構 池田裕二郎 君

インフラや自動車などに多用されている鋼材は、防食のため一般に塗装されるが、大気中で、雨や結露による濡れ過程で塗膜下に水が供給されると腐食が進行し、乾燥過程で水がなくなると腐食が止まることが、繰り返されていると考えられている。このため、塗装鋼材の腐食研究では、塗膜下の水の存在を知る必要があったが、水を直接観察したものではなかった。我々は、腐食の主要因である水に着目して、鋼材腐食の本質に迫るために、理研小型中性子源において中性子イメージング法で、塗膜下腐食中の水を非破壊で観察してきた⁽¹⁾⁽²⁾。

塗膜下腐食ふくれを成長させた普通鋼(図1)と耐食性合金鋼(図2)を飽和するまで含水処理を行い、水から引き揚げ後30分から、4時間後までの空気中での乾燥過程を連続で中性子透過画像の撮像をJ-PARC BL-10⁽³⁾で行った。乾燥状態と含水状態の画像を比較することによって、定量的な含水量分布を得た。図3, 4は普通鋼, 合金鋼にわけて含水量分布の時間変化を示し、水の量を両試料で同じスケールの画像の濃淡で表示している。

図3の普通鋼と図4の合金鋼について、(d)8000秒後を比較すると、普通鋼で少量の水が残っているが、合金鋼ではほぼ消失していることがわかる。また、時間経過を見ると、普通鋼では水の減っていく様子が場所ごとに違うのがわかる。特に図3(a)撮影開始直後と(b)500秒後の矢印で示した部分では顕著である。一方、図4の合金鋼では普通鋼に比べて含水量が少ないだけでなく、水が速やかにほぼ一様に減っていく様子が観察される。これらの挙動は、両鋼におけるふくれ内の生成さび層中のポイドや欠陥の差を示唆しており、合金鋼では、普通鋼に比べて腐食の直接原因となる水を保有しにくい性質があり、優れた塗装耐食性を有するものと考えられる。本手法によって、従来得られなかった塗装鋼材の耐食性メカニズムに資する多様な情報を取得できる。

文 献

- (1) M. Yamada, *et. al.*: Tetsu to Hagane, **100**(2014), 429.
- (2) A. Taketani, *et. al.*: ISIJ International, **57**(2017), 155.
- (3) K. Oikawa, *et. al.*: Nucl. Instr. and Meth. A, **589**(2008), 310.

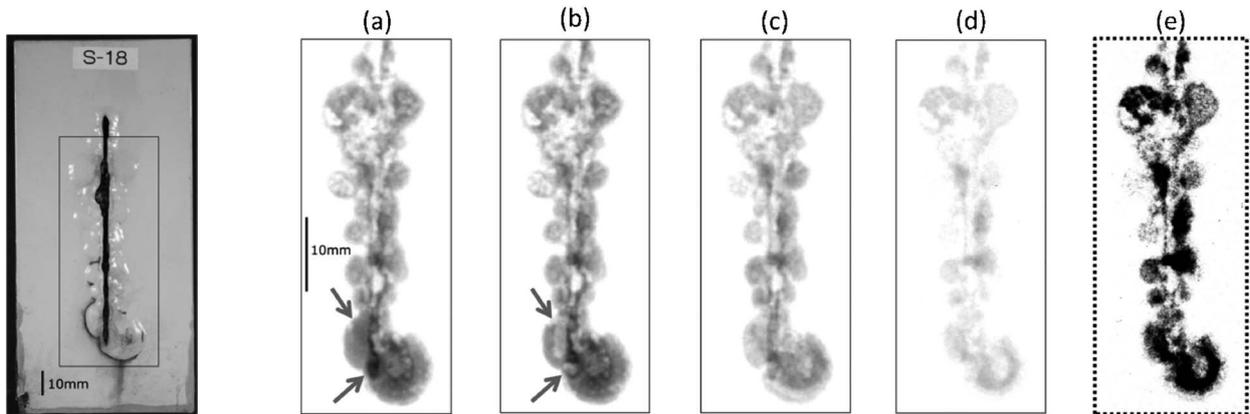


図1 普通鋼試料. 図3 普通鋼中の水の分布：(a)撮影開始直後、(b)500秒後、(c)2000秒後、(d)8000秒後、(e)8000秒後の10倍増感。

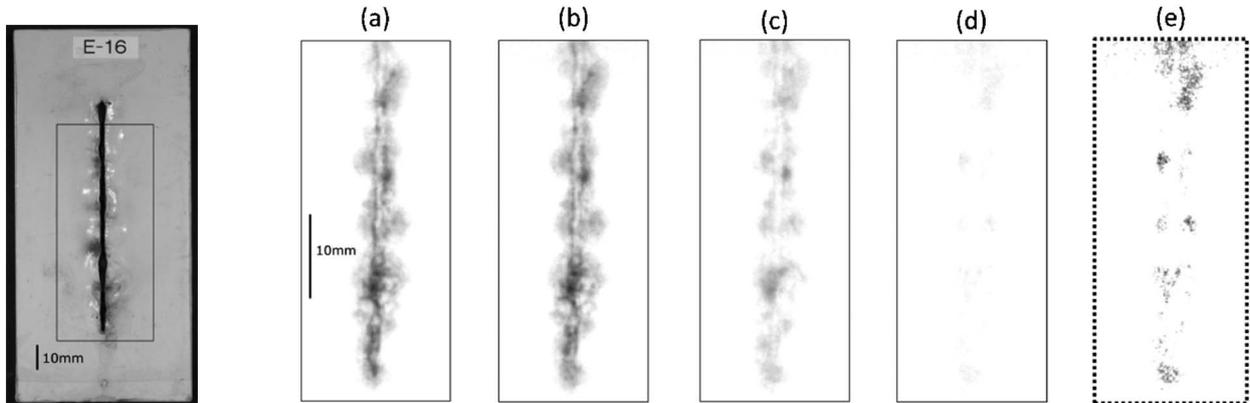


図2 合金鋼試料. 図4 合金鋼中の水の分布：(a)撮影開始直後、(b)500秒後、(c)2000秒後、(d)8000秒後、(e)8000秒後の10倍増感。

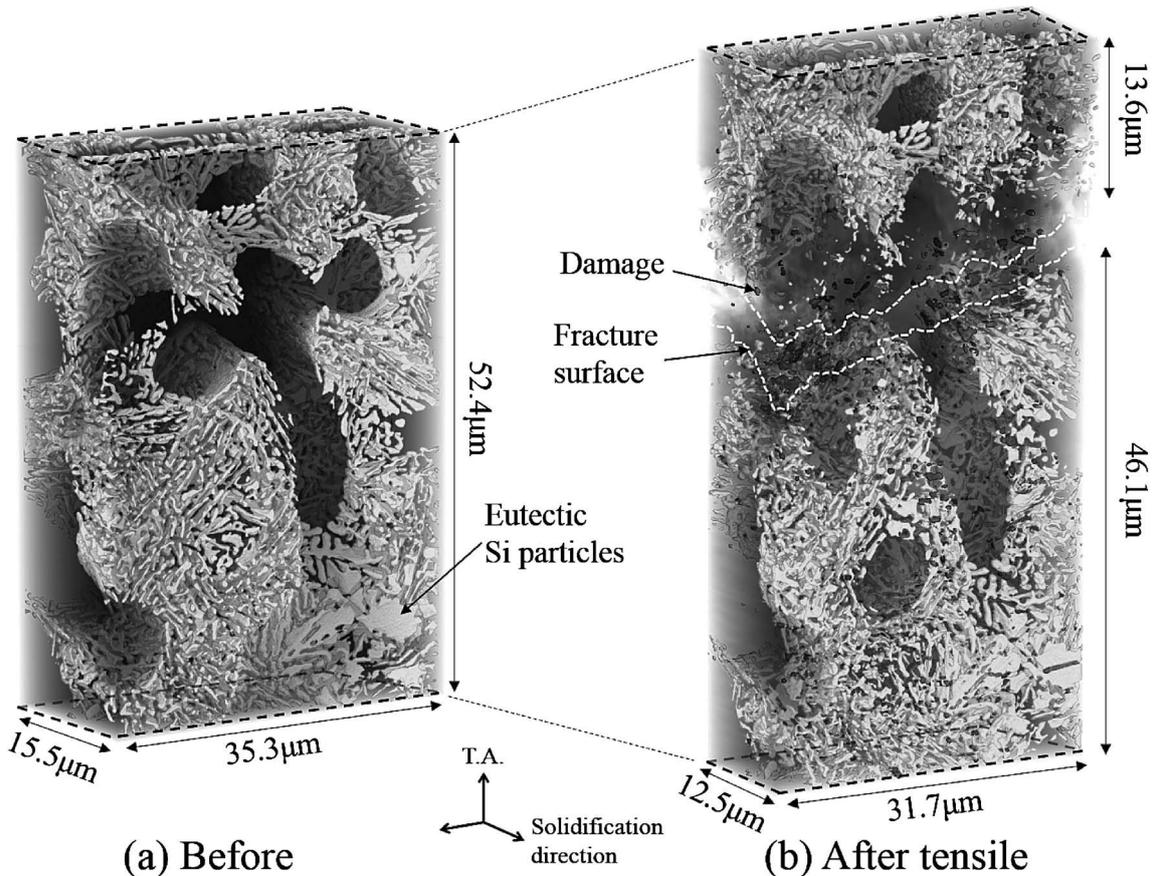
[第4部門] 結像型放射光 X 線 CT を用いた Al-10%Si 鋳造合金の損傷観察

豊橋技術科学大学 機械工学科 古田 将吾 君 小林 正和 君
 高輝度光科学研究センター(JASRI) 上杉 健太郎 君 竹内 晃久 君
 豊橋技術科学大学 機械工学科 三浦 博己 君 青葉 知弥 君

Al-Si 系合金は最も広く用いられている鋳造合金であり、一般的にその力学特性は初晶デンドライトアーム間隔や Si 粒子サイズによって整理されている。しかし、共晶 Si 粒子の形態や空間分布が力学特性にどのような影響を及ぼしているかは明らかではない。そこで、本作品では結像型放射光 X 線 CT を用いて、Al-10%Si 鋳造合金の引張破壊を調査した。試料は凝固方向を制御して鋳造した Al-10 mass%Si 鋳造合金とし、 $50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m} \times 10\ \text{mm}$ の試験片サイズに切断研磨し、放射光施設 SPring-8 の BL47XU にて、ボクセルサイズ 39.6 nm、分解能 160 nm の結像型 X 線 CT でトモグラフィ撮像を行った⁽¹⁾⁽²⁾。Al と Si は原子番号が隣で、X 線吸収のみでは十分な画像コントラストが得られないことから、Si 粒子を位相板を用いて可視化した⁽³⁾。(a)は引張負荷前の X 線 CT の三次元再構成画像である。母相の Al 相を排除し、共晶凝固で晶出した Si 相粒子のみを表示してある。共晶 Si 粒子のサイズは、おおよそ 500 nm 程度と小さく、結像型 X 線 CT こそ三次元形態を精密に捉えることができる。共晶 Si 粒子は一部が板状で、大部分は微細な棒状である。粒子の配列から初晶 Al 相デンドライトを避けるように成長している様子が見てとれる。(b)は引張破断後の三次元画像である。Si 粒子の割れや界面剥離などの損傷によって形成されたボイドを赤色で示している。破断はちょうど初晶 Al 相のデンドライト部で生じている。変形前後の画像からひずみ量を算出したところ、破断面を跨いで約23%であった。破断面近傍で多くの損傷が見られるが、破面から離れた領域においても粒子損傷は見られる。特に粗大な板状の Si 粒子や引張軸と平行に伸長した Si 粒子は損傷しやすいことがわかる。放射光 X 線 CT によって、ナノオーダーの鋳造合金の複雑なマイクロ組織が三次元可視化でき、損傷・破壊の同一視野観察も可能なことから、今後、各種金属材料においても局所的な破壊事象やその機構の解明が期待される。

文 献

- (1) A. Takeuchi, Y. Suzuki and K. Uesugi: AIP Conf. Proc., **1365**(2011), 301-304.
- (2) A. Takeuchi, K. Uesugi, H. Takano and Y. Suzuki: Rev. Sci. Instrum., **73**(2002), 4262-4249.
- (3) A. Takeuchi, K. Uesugi and Y. Suzuki: J. Phys. Conf. Ser., **186**(2009), 12020.



[第2部門] 水素脱離にともなう転位運動のその場電子チャネリングコントラスト観察

九州大学 小山元道君

Massachusetts Institute of Technology Cemal Cem Tasan 君

水素は転位運動の易動度を変化させることが知られている。この転位易動度の変化が水素脆化を助長するため、水素が転位易動度に及ぼす影響は金属物理学分野で歴史的に注目されている。しかし、水素は室温でも拡散性が高く、また、転位一本を可視化可能な空間分解能が要求されるため、現状、水素雰囲気中透過型電子顕微鏡観察が水素と転位易動度の関係を直接捉える唯一の観察手法であった。換言すれば、バルク試料による転位-水素相互作用の観察手法確立が求められていた。本画像は水素に由来する転位運動を走査型電子顕微鏡でとらえた画像である。

より具体的には、水素チャージをした試料の表面に存在している転位を Electron Channeling Contrast Imaging によって可視化し、水素脱離にともなう転位運動をその場観察した結果が Fig. 1 である。水素は室温においても拡散性が高いので、走査型電子顕微鏡内で時間とともに試料から水素が脱離する。本画像中、特に(a)にて太線でハイライトしてある転位に注目されたい。水素脱離とともに転位が運動し、転位の一部は表面に射出されることで消失していることが示されている。水素-転位相互作用の解析における走査型電子顕微鏡の有効性を示した本結果は、将来的に、より統計的な解析や、単純な力学場におけるその場観察が可能であることを示唆している。

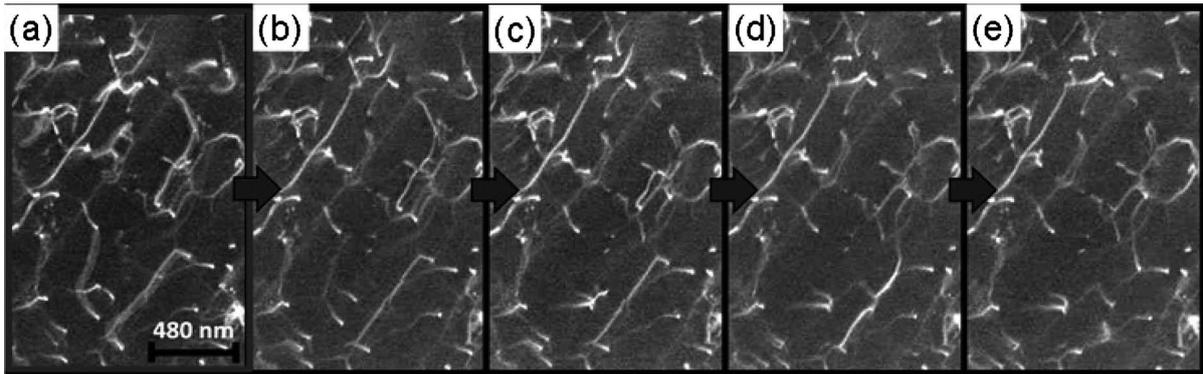


Fig. 1 水素脱離下その場チャネリングコントラスト観察像。試料を水素チャージ後に、それぞれ(a)1.0, (b)1.5, (c)2.0, (d)2.5, (e)3.0 時間走査型電子顕微鏡チャンバー内で室温保持後に観察。

[第3部門] イットリウム安定化ジルコニア粒界における溶質元素規則偏析

東京大学工学系研究科総合研究機構 フウビン 君 熊本明仁 君 幾原雄一 君 柴田直哉 君
大阪大学工学系研究科 横井達矢 君 吉矢真人 君

ジルコニアはイットリウム等の希土類元素を添加することで酸素イオン空孔が導入され、高い酸素イオン伝導性を示すことから、燃料電池の固体電解質に用いられている。添加した希土類元素は結晶内部に固溶する溶質元素であるが、粒界等の欠陥にも偏析し、イオン伝導特性に悪影響を及ぼすことが知られている。しかしながら、溶質元素の粒界への偏析構造を直接観察することは極めて難しく、偏析に伴うイオン伝導阻害メカニズムの本質は未だに不明である。そこで、本研究では原子解能を有する収差補正走査透過型電子顕微鏡(STEM)とシリコンドリフト検出器を2基搭載した超感度エネルギー分散型X線分光器(EDS)を高度に融合することにより、粒界における溶質元素分布を原子スケールで直接観察することを試みた。図1(a)に高角散乱環状暗視野(HAADF)-STEM法により得られたイットリウム添加ジルコニア粒界の原子構造像を示す。この像に示すように、カチオンサイト位置は容易に観察できるものの、元素種の判別は困難である。次に、原子分解能STEM-EDSマッピングの結果を図2に示す。(a)(b)はそれぞれZr-K線及びY-K線信号を用いて元素マッピングした像である。これらの像から明らかのように、粒界近傍の数ナノメートル領域においてイットリウム濃度が原子レベルで濃淡を繰り返す規則的な構造が形成されていることが明らかとなった。更にサイト交換モンテカルロ計算を用いた理論解析により、イットリウム、酸素空孔および粒界構造の相互作用によって実験で観察された規則構造が安定化されることが明らかとなった。この結果は、ジルコニアの粒界溶質偏析構造は粒界コア構造と密接に関連し、規則的な原子構造を形成する傾向にあることを示唆している。

文 献

- (1) B. Feng, *et al.*: Nature Communications, 7(2016), 11079. doi: 10.1038/ncom ms11079.

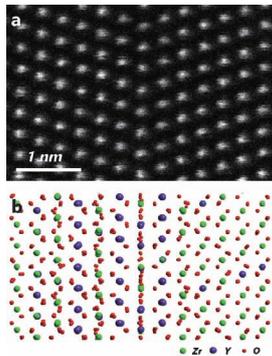


図1 (a)YSZ粒界のHAADF-STEM像。
(b)理論計算により予測される粒界最安定構造。

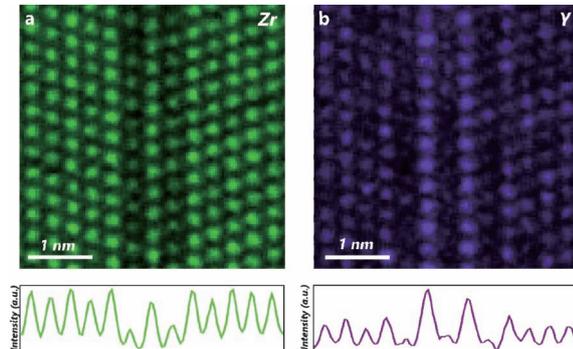


図2 粒界における組成分布。
(a)ZrのEDSマップ、および強度プロファイル。
(b)YのEDSマップ、および強度プロファイル。

第67回 金属組織写真賞応募作品選評

昨年度まで写真賞委員会として審議していたが、旅費の軽減、効率的な運営の目的で、今年度から Web による応募、ならびに審査を行うことになった。応募は従来通り 4 部門で行った。応募方法、審査方法が変更されることから、規則の改定が行われ、昨年度の写真賞委員会以後、E-mail による審議が行われた。その中で学術的価値、技術的価値、組織写真の価値を考え、評価が装置に依存したものにならないようにという確認があった。しかし、結果的には光学顕微鏡部門での入賞はなく、学術的価値がこれまで観察できなかったものを可能にしたことによる、装置に依存する部分が多くあるように思われる。

本年度の応募数は 1. 光学顕微鏡部門 4 件, 2. 走査電子顕微鏡部門 5 件, 3. 透過電子顕微鏡部門 3 件, 4. 顕微鏡関連部門 2 件の計 14 件であった。近年 20 件台の応募がある中で、昨年度は 12 件で、わずかに増えてはいるが横ばい傾向である。

Web での審査は審査員に順位点と 5 点満点での評価点を記載していただき、評価点を高くつけた作品にはその理由を記載していただいた。それらを集計し最優秀賞、優秀賞、奨励賞を規則に従って選んだ。その結果、最優秀賞に該当するものはなく、優秀賞 3 件、奨励賞 2 件が選ばれた。

優秀賞, 3 件(部門別, 受付番号順)のうち「**Ni₅₀Mn₂₀In₃₀ ホイスラー合金における逆位相界面での偏析現象**」は、第 3 部門に応募されたもので、結晶構造の変調を伴わない化学的な規則度変化のみでおこる微量な偏析を HAADF-STEM を用いて評価し、強度解析などにより観察結果から規則度・偏析という 2 つの化学情報を抽出している点は高く評価できる。

「**中性子イメージングによる塗膜下腐食鋼の水の動きのその場観察**」は、第 4 部門に応募されたもので、中性子イメージングという手法を用い、中性子線の特徴を活かして塗膜下の腐食進行を支配する水の動きを直接確認し、定量的に可視化している点は学術的、工学的にも評価される。水の動きを可視化したのは画期的であり、材料研究に

おける中性子線イメージングのインパクトがある。腐食に関与する水の浸漬状況が 3D で可視化できている点も高く評価できる。

「**結像型放射光 X 線 CT を用いた Al-10%Si 鋳造合金の損傷観察**」は、第 4 部門に応募されたもので、複雑な鋳造組織の 3 次元可視化および引張り変形による組織変化と破壊起点を見事に捉え、材料の損傷に関して説得力のあるデータである。変形前後の同一視野三次元観察により、大きな体積で 3D/4D 解析が行われたことで破壊の挙動が明確になったのは評価できる。今後、非破壊での三次元可視化技術の分解能の向上が、破壊機構の解明に有用であると期待される。

奨励賞, 2 件(部門別, 受付番号順)のうち「**水素脱離にともなう転位運動のその場電子チャネリングコントラスト観察**」は、第 2 部門に応募されたもので、これまで透過電子顕微鏡が唯一の手段であった転位の観察について、走査型電子顕微鏡による水素脱離のその場観察という点で興味深い成果が得られている。転位の性格なども組み合わせで示されればさらにより作品となったと考えられる。拡散性水素に由来する転位運動を走査型電子顕微鏡で直接とらえた世界で初めての画像として貴重である。

「**イットリウム安定化ジルコニア粒界における溶質元素規則偏析**」は、第 3 部門に応募されたもので、HAADF-STEM により粒界近傍についてイットリウム原子の分布を分析したものである。STEM を使用した原子レベルの EDS マッピングについては多くの報告がされているが、この作品は、イットリウム原子の粒界偏析と原子レベルの規則構造を鮮明にとらえている点で、撮影者の努力と技術、試料選定の優位性が感じられる。

選に漏れた作品の中にも、学術的にも技術的にも優れた作品が含まれており、今後も多くの優れた組織写真の応募を期待します。

金属組織写真賞委員会委員長 大庭卓也(島根大学)

日本金属学会各賞の概要

学会賞 The Japan Institute of Metals and Materials Gold Medal Award	金属及びその関連材料の学術および科学技術の振興に顕著な貢献をした国際的学者に対する授賞。
技術賞 The Japan Institute of Metals and Materials Industrial Achievement Award	工業技術の改良進歩に貢献した現場技術者に対する授賞。
金属組織写真賞 The Japan Institute of Metals and Materials Metallography Award (Best Prize, Excellent Prize, Fine Work Prize)	金属および周辺材料に関する学術上または技術上有益と認められる組織写真に対する授賞(最優秀賞, 優秀賞, 奨励賞). 1. 光学顕微鏡部門 2. 走査電子顕微鏡部門(分析, EBSD 等を含む) 3. 透過電子顕微鏡部門(STEM, 分析等を含む) 4. 顕微鏡関連部門(FIM, APFIM, AFM, X 線 CT 等)部門
研究技術功労賞 The Japan Institute of Metals and Materials Technical Skill Award	学校, 研究所, 工場において, 多年にわたり卓越した技術により他の方々の研究成果に大いに貢献した, いわゆる「かげの功労者」に対する授賞. 対象: 授賞時に満 50 歳以上で通算 30 年以上実務に従事した方.
功績賞 The Japan Institute of Metals and Materials Meritorious Award	金属学または金属工業技術の進歩発達に寄与する有益な論文を発表した方で, 将来を約束されるような新進気鋭の研究者, 技術者に対する授賞. 対象: 工業技術部門を除いて 5 月末時点で 45 歳以下の研究者. 部門: 物性, 組織, 力学特性, 材料化学, 材料プロセッシング, 工業材料, 工業技術.
谷川・ハリス賞 The Japan Institute of Metals and Materials Tanikawa-Harris Award	高温における金属学の基礎的分野または工業技術分野の発展に貢献した研究者, 技術者に対する授賞.
増本量賞 The Japan Institute of Metals and Materials Masumoto Hakaru Award	「機能材料」分野で卓越した新素材の発明発見ならびに貴重な研究業績を残され, 同分野に関する学理または技術の進歩発展に貢献した方に授賞する.
若手講演論文賞 The Japan Institute of Metals and Materials The Best Paper Award (Young Best Paper)	会誌, Materials Transactions の特集「講演精選論文」に掲載された学術上または技術上特に優秀な論文に対する授賞. 対象: 年齢 35 歳以下の春秋一般講演発表者およびポスター発表者.

～ 刊行物のご案内 ～



● **日本金属学会誌（月刊）** <http://www.jim.or.jp/journal/j/>

学術論文，技術論文，ラピッドパブリケーション，オーバービュー論文，レビュー論文，特集など多彩な論文を掲載。投稿掲載費用が無料です。



● **共同刊行欧文誌：Materials Transactions（月刊）** <http://www.jim.or.jp/journal/e/>

12学協会の共同刊行による英文の投稿学術論文誌です。海外からの投稿を含めたWorldwideな論文を数多く掲載。インパクトファクター上昇を目指します。Advance Viewシステムで論文をいち早く公開できます。



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

解説，最近の研究記事を主軸に，ミニ特集企画や講義ノートなど，会員の啓発を促すバラエティに富んだ論文，記事を掲載。

〈本会発行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 |
| ● 講演大会概要集DVD | ● 国際会議プロシーディングス | ● 金属博物館紀要 |
| | | ● 単行本 |

◇日本金属学会春秋講演大会 開催予定◇

★2017年9月6日（水）～8日（金）
北海道大学（札幌）

★2018年3月19日（月）～21日（水・祝）
千葉工業大学新習志野校舎



熱気溢れるポスター発表

～ ご入会をお待ちしております。 <http://jim.or.jp/> ～

第二相や異相界面の結晶学とエネルギー論*

加藤 雅 治**

1. はじめに

このたびは日本金属学会賞をいただくことになり、身に余る光栄に存じます。これもひとえに恩師、先輩、同僚、友人、後輩、元学生、そして日本金属学会を通じて知り合った多くの方々からの長年にわたるご指導とお力添えのおかげと深く感謝申し上げます。

私事で恐縮ですが、3年前に本会の本多記念講演の講師を仰せつかり、材料強度と熱活性化変形過程についてお話ししました⁽¹⁾。そこで、今回は話題を変えて、表題のような内容で講演させていただくことにしました。母相中に存在する固相第二相(析出物、マルテンサイト、変態生成物、介在物など)や基板/薄膜結晶系を扱います。そして、第二相の形状と方位、界面を挟んだ両側の結晶の方位関係、あるいは応力誘起マルテンサイト変態でのバリエーション選択などを議論の対象とします。話の展開上、大変形理論と微小変形理論⁽²⁾が順不同に使われますが、どうかご容赦下さい。

2. エネルギー論の熱力学的背景

速度論的な要因を除くと、母相に囲まれた固相第二相の形状を決める主要な因子としては、第二相の存在による弾性ひずみエネルギーと、母相と第二相の間の界面エネルギーが挙げられます。前者は第二相のもつミスフィットひずみや変態ひずみ(総称して eigen ひずみ⁽³⁾⁽⁴⁾とよぶことにします)由来します。弾性ひずみエネルギーは第二相の体積に比例するのに対し、界面エネルギーは表面積に比例するので、第二相の形態を決める因子としては、第二相が小さいときは界面エネルギーが優勢であり、大きくなると弾性ひずみエネルギーが優勢になります。

以下、温度一定の下での議論を行います。このとき、熱力

学的には、界面エネルギーや弾性ひずみエネルギーは、母相と第二相からなる物体のもつヘルムホルツエネルギーとして勘定されます⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。一方、物体に外力が作用している状況下での相変態や析出の議論には、物体のギブスエネルギーを考えます。これは、ヘルムホルツエネルギーに外力の位置エネルギーを加えたものです⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。これからの議論では、与えられた環境や状況の下で、これらの自由エネルギーがなるべく小さくなる方が熱力学的に都合がよいという考え方を大前提にしています。

3. 第二相の安定形状と結晶学

まず最初に、ヘルムホルツエネルギーをできるだけ小さくするように第二相の形状が決まっている場合を考えます。ヘルムホルツエネルギーのうち界面エネルギーが支配的な場合では、もし界面エネルギーに異方性がなければ、球状の形態が最も安定であり、異方性がある場合は、いわゆる Wulff の作図⁽⁷⁾から得られる多面体が最も安定であることはよく知られています。一方、弾性ひずみエネルギーが支配的な場合の第二相の安定形状を議論するには、少し考察が必要になります。

今、eigen ひずみをもつ第二相の形状を主軸の長さが $2a$, $2a$, $2\alpha a$ の回転楕円体とし、その主軸座標系を (ξ_1, ξ_2, ξ_3) とします。

$$\frac{\xi_1^2}{a^2} + \frac{\xi_2^2}{a^2} + \frac{\xi_3^2}{(\alpha a)^2} \leq 1 \quad (1)$$

正の実数 α はアスペクト比で、 $\alpha \rightarrow 0$ のときは板状(円盤状)、 $\alpha = 1$ のときは球状、 $\alpha \rightarrow \infty$ のときは針状(棒状)の回転楕円体で、その体積は $\Omega = 4\pi\alpha a^3/3$ になります。また、母相に固定した (x_1, x_2, x_3) 座標系で表した第二相のもつ eigen ひずみを

* 2017年3月15日、首都大学東京南大沢キャンパスにおける本会第160回春期講演大会において講演

** 新日鐵住金株式会社；顧問(〒293-8511 富津市新富20-1)

Crystallography and Energetics of Second Phases and Interfaces; Masaharu Kato (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Futtsu)
Keywords: crystallography, morphology, precipitate, martensite, thin film, interface, micromechanics, epitaxy, stress effects, orientation relationship

2016年11月8日受理[doi:10.2320/materia.56.331]

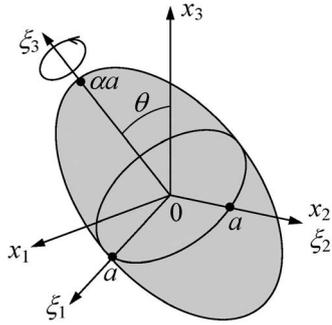


図1 回転楕円体形状の第二相．楕円体の ξ_3 回転軸は、母相座標系の x_3 軸に対して角度 θ 傾いているとする．

$$\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \varepsilon & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon & 0 \\ 0 & 0 & k\varepsilon \end{pmatrix} \quad (2)$$

とし、図1のように、楕円体座標系の ξ_3 軸は母相座標系の x_3 軸と角度 θ をなすものとし、式(2)では $\varepsilon_{11} = \varepsilon_{22} = \varepsilon$ という特別な eigen ひずみを考えていますが、実数 k の値を変化させることによって、種々の型の eigen ひずみを表現することができます．たとえば $k=1$ のときは等方的な eigen ひずみを、 $k=-2$ のときは体積変化がゼロでせん断型の eigen ひずみを表します．さらに、第二相の弾性係数 C_{ijkl}^* は母相の弾性係数 C_{ijkl} の f 倍 ($f \geq 0$) とします．

$$C_{ijkl}^* = f C_{ijkl} \quad (3)$$

そして、簡単のために、まずは等方体の弾性論を使うことにします．

以上のような問題設定をして、任意の α, k, f の組み合わせについて、弾性ひずみエネルギー E_{el} を Eshelby の楕円体介在物理論⁽⁸⁾を使って評価しました．ただし、 E_{el} が方位 θ に依存するときは、与えられた α, k, f で E_{el} が最小値 E_{min} をとるように θ を選びました．図2に(a) $k=1$, (b) $k=-2$ のときの3種の形状の第二相の弾性ひずみエネルギーを弾性係数比 f の関数として示します⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾．よく知られているように、等方的な eigen ひずみ ($k=1$) で、母相と第二相の弾性係数が等しいとき ($f=1$) には、弾性ひずみエネルギーは第二相の形状に依存しません．また、第二相が母相より軟らかいとき ($0 \leq f < 1$) は、eigen ひずみの型 k によらず、板が最も小さな弾性ひずみエネルギーをもち、第二相が母相より硬いとき ($f > 1$) は、硬さや eigen ひずみの型に依存して弾性ひずみエネルギーが最小となる形状が異なることがわかります．

このような評価を種々の α, k, f の組み合わせに対して行い、弾性ひずみエネルギー(ヘルムホルツエネルギー)が最小になる形状を求めました．その結果を図3に示します⁽¹²⁾．第二相が母相より軟らかい ($0 \leq f < 1$) ときは常に板状 ($\alpha \rightarrow 0$) の形態が安定なこと、また、球 ($\alpha=1$) が最も安定なのは、等方的なミスフィットひずみ ($k=1$) をもち、第二相の方が母相より硬い場合 ($f > 1$) だけ(図2(a)参照)であることなど

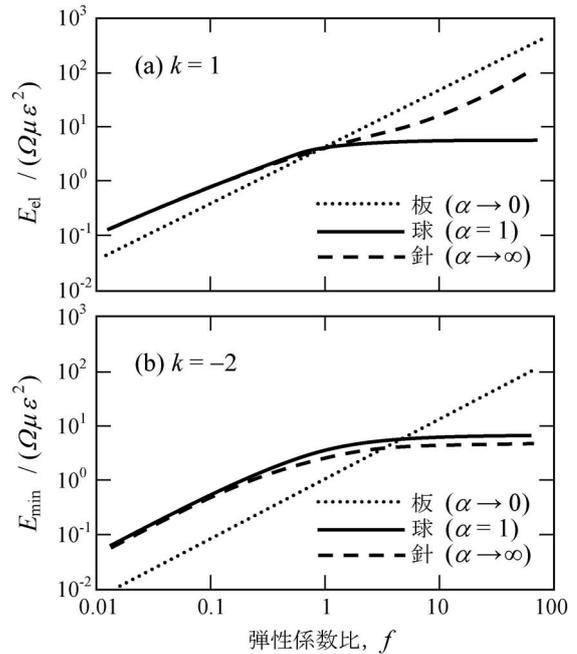


図2 3種の回転楕円体第二相の弾性ひずみエネルギー．(a) 等方的 eigen ひずみ ($k=1$) の場合、(b) せん断型 eigen ひずみ ($k=-2$) の場合． μ は剛性率、ポアソン比は $\nu=1/3$ とした．

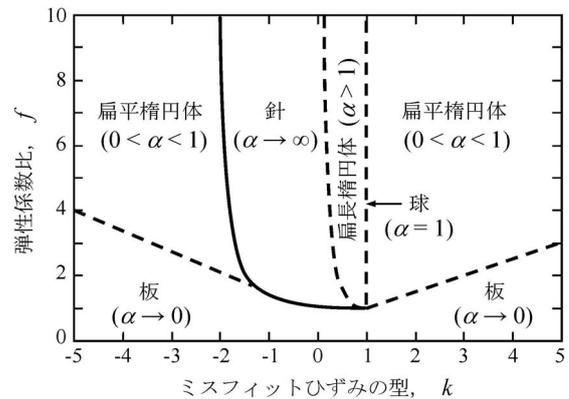


図3 回転楕円体第二相の安定形状図．破線の境界線ではアスペクト比は連続的に変化し、実線の境界線ではアスペクト比は不連続的に変化する．

がわかります．

ここまでは第二相の安定形状を弾性ひずみエネルギーの寄与のみを考慮して論じたものですが、このような研究は、立方晶の弾性異方性や母相との界面エネルギーまで考慮した第二相⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾などへも拡張されています．さらに、母相と整合な第二相のみならず、局所緩和によって非整合化した第二相の弾性状態も明らかにされています⁽¹⁰⁾⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾．とくに、非整合の板状第二相では、弾性ひずみエネルギーがゼロになること⁽¹⁰⁾⁽¹⁷⁾をここで申し添えておきます．このことは後の議論で使います．

我々はまた、一軸応力下での第二相の安定形状も議論しま

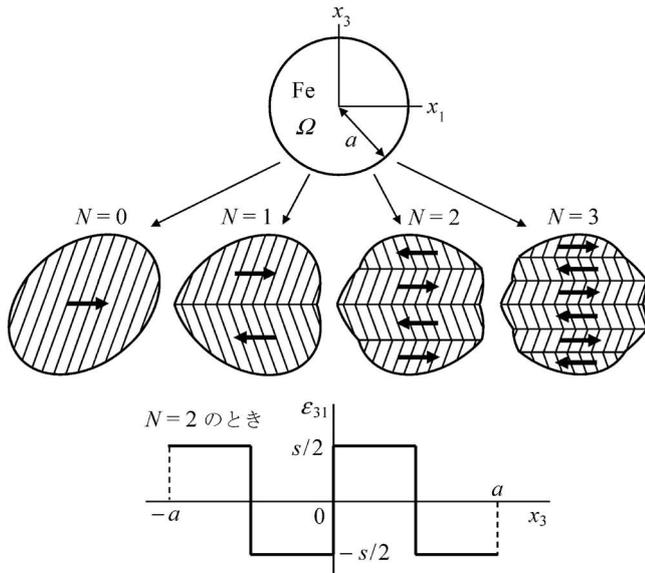


図4 内部に N 対の双晶ペアをもつ球状 Fe マルテンサイトの弾性ひずみエネルギーを評価するための模式図. 双晶対を互いに逆方向のせん断変形と考え、せん断量を $\pm s/2$ とした.

した⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾. この場合は、第2章で述べたように、ヘルムホルツエネルギーではなくギブスエネルギーの最小条件を使うことになります. 詳細は文献にゆづりますが、この議論からは、たとえば Ni 基超合金のクリープ変形で見られる γ' 相のラフト化現象⁽²¹⁾⁽²²⁾を考察することができました.

弾性ひずみエネルギー評価に関して、私にとって思い出深い研究をご紹介します. Cu 中に Fe を少量含む Cu 合金を溶体化処理後に時効すると、Cu 母相中に球状で準安定な整合 γ -Fe 粒子が析出します⁽²³⁾. この場合は $k=1, f>1$ なので、弾性ひずみエネルギーの寄与のみでも球状の形態が都合がよいことがわかります. この合金に一軸外部応力を加えると、 γ -Fe 粒子に $\gamma \rightarrow \alpha$ マルテンサイト変態が起こり、微細双晶を含む球状マルテンサイトが生成します⁽²³⁾. 私が大学院博士課程学生るとき、Eshelby 理論の発展として、内部に周期的な eigen ひずみをもつ楕円体介在物問題の解法が導出されました⁽²⁴⁾. そこで、これを応用して、Cu 母相中にある内部双晶を含む球状 α -Fe マルテンサイト粒子の弾性ひずみエネルギーを計算してみました⁽²³⁾⁽²⁴⁾. 具体的には、図4のように、内部双晶を正負の交互のせん断変形(せん断ひずみ $\epsilon_{31} = \epsilon_{13} = \pm s/2$)で表し、半径 a の球状領域に N 対の双晶が発生したときの弾性ひずみエネルギーを求めました. もともと複雑な理論式である上に、eigen ひずみ分布が図4のようなステップ関数になることもあって、等方かつ均一弾性体の弾性論を用いても、数値計算に頼るしかありません($N=0$ のときは Eshelby 理論そのもので、解析解が得られます.).

コンピューターによる計算結果⁽²³⁾を図5に示します. N が増えるにつれて弾性ひずみエネルギーが小さくなるのは、 α -Fe 粒子の形状が球に近づくことから納得できます. ただし、 N が増えると双晶境界の全面積も増えるので、双晶

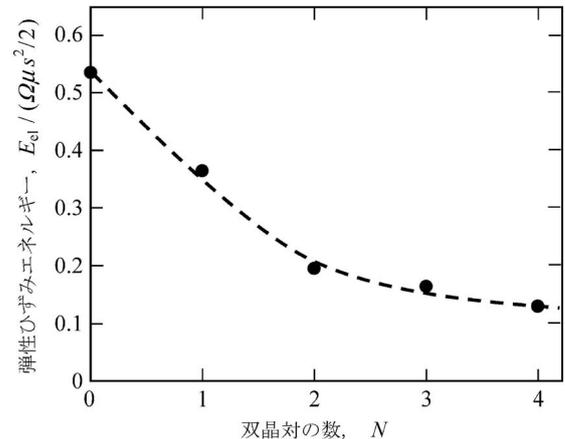


図5 内部双晶対の数 N の関数として、図4のモデルで数値計算した球状マルテンサイトの弾性ひずみエネルギー.

境界エネルギーは増加します. したがって、弾性ひずみエネルギーの減少と双晶境界エネルギーの増加のバランスで決まる平衡な双晶対の数 N_{eq} があり、それは粒子の大きさ a の増加関数になるということがいえ、実験結果を少なくとも半定量的に説明できました⁽²³⁾.

しかし、残された問題もあります. たとえば、図5で N を無限大にすると、弾性ひずみエネルギーがゼロになるのか、あるいはある値に漸近するのかが未解明です. 昔と違って今なら数値計算も格段に進歩しているので、やってみて、その結果の意味を科学的に明らかにする意義はあるように思います.

4. 平面状界面の結晶学とエネルギー論

板状マルテンサイトの晶癖面や基板結晶上にエピタキシャル成長した異種薄膜結晶など、平面状界面の結晶学を論じることがよくあります. ここでは、界面を挟んだ両側の結晶の間に特定の結晶方位関係が存在する場合、その方位関係がどのようにして決まるかについて考えてみます.

界面の結晶学を幾何学的に考察する理論の一つに、大変形理論⁽²⁾に基づく Bollmann の O 格子理論⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾があります. それによると、二つの結晶格子 I と II で形成される三次元 O 格子ベクトル \mathbf{X}^0 は次式で定義されます.

$$(\mathbf{I} - \mathbf{T}^{-1})\mathbf{X}^0 = \mathbf{b}^L \quad (4)$$

ここで、 \mathbf{I} は 3×3 単位行列、 \mathbf{T} は格子 I から格子 II への変換を表す行列、 \mathbf{T}^{-1} は \mathbf{T} の逆行列、 \mathbf{b}^L は格子 I の任意の並進ベクトルです.

二つの結晶格子の間の幾何学的なマッチングは、O 格子の単位胞サイズが大きいほどよいといわれています⁽²⁷⁾. これは、 $\mathbf{I} - \mathbf{T}^{-1}$ の行列式の絶対値、すなわち、 $|\det(\mathbf{I} - \mathbf{T}^{-1})|$ が小さいほどよいことと等価で、最もマッチングがよいのは $|\det(\mathbf{I} - \mathbf{T}^{-1})| = 0$ のときです. 数学的には、三次元行列 $\mathbf{I} - \mathbf{T}^{-1}$ の階数(rank)が 0, 1, 2 のいずれかのときです. ただ

し階数0の場合は \mathbf{T} が単位行列なので、格子 I と格子 II が同じ格子となってしまっ、ここでは興味がありません。一方、階数が1の場合は、 \mathbf{T} で表される変形はいわゆる不変面変形になり、階数が2の場合は不変線変形になります⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。不変面変形を扱う理論としては、マルテンサイト変態の結晶学的理論(現象論)⁽³⁰⁾⁻⁽³³⁾が有名で、解析によって得られる晶癖面は不変面(無ひずみ・無回転面)です。不変線変形としては、不変線方向のマッチングが結晶方位関係を決めているとする考え方があります⁽³⁴⁾。

次に微小変形理論に戻り、格子 I と格子 II の間のミスフィット eigen ひずみを考えます。eigen ひずみは、通常は式(2)のように母相の (x_1, x_2, x_3) 座標系で記述されますが、ここでは不変面に垂直な方向を ξ_3 軸にとった (ξ_1, ξ_2, ξ_3) 座標系(式(1)で $\alpha \rightarrow 0$ の板状第二相の座標系に相当)で ϵ_{ij}^{ξ} と記述することにします。このとき、不変面変形の定義から、不変面内の全ての eigen ひずみ成分はゼロ、すなわち

$$\epsilon_{11}^{\xi} = \epsilon_{22}^{\xi} = \epsilon_{12}^{\xi} = \epsilon_{21}^{\xi} = 0 \quad (5)$$

と書けるはずですが。一方、楕円体介在物理論によると、式(1)で板状介在物($\alpha \rightarrow 0$)の場合、単位体積あたりの弾性ひずみエネルギー E_0 は μ を剛性率、 ν をポアソン比として

$$E_0 = \left(\frac{\mu}{1-\nu} \right) \{ (\epsilon_{11}^{\xi})^2 + (\epsilon_{22}^{\xi})^2 + 2\nu(\epsilon_{11}^{\xi}\epsilon_{22}^{\xi}) + 2(1-\nu)(\epsilon_{12}^{\xi})^2 \} \quad (6)$$

で与えられます⁽⁴⁾。したがって、もし式(5)が成り立てば、式(6)の弾性ひずみエネルギーはゼロになります。このように、マルテンサイト変態の現象論をエネルギー論の立場で見ると、板状マルテンサイトが不変面晶癖面をもつことは、マルテンサイト変態を起こしても弾性ひずみエネルギーが発生しないという最も都合のよい状況にあることを意味しています。これは、現象論を微小変形理論によって解析的に書き換えた一連の仕事⁽³⁵⁾⁻⁽³⁸⁾でも明らかにされています。さらに、第3章で述べたことを思い出すと、不変面晶癖面をもつ板状マルテンサイトは、非整合第二相であるという理解も可能になります。

式(6)からもわかりますが、式(1)で $\alpha \rightarrow 0$ の板状第二相では、 $\epsilon_{31}^{\xi}, \epsilon_{32}^{\xi}, \epsilon_{33}^{\xi}$ はたとえ存在しても応力を作らず、弾性ひずみエネルギーにも寄与しません⁽⁶⁾。また、板状第二相内の応力成分は必ず $\sigma_{31}^{\xi} = \sigma_{32}^{\xi} = \sigma_{33}^{\xi} = 0$ の平面応力状態になります⁽³⁾⁽⁴⁾。このことは、式(6)は ξ_3 軸に垂直な基板/薄膜界面での弾性ひずみエネルギー評価にも適用できることを意味しています。

さて、対称行列であるひずみ行列は、適当な座標変換によって必ず対角化できますが、対角成分のみになったひずみ成分を主ひずみとよびます。格子 I と格子 II (母相/第二相や基板/薄膜など)の平面状界面での主 eigen ひずみを、ここで改めて $\epsilon_{11}^P = \epsilon_1^P, \epsilon_{22}^P = \epsilon_2^P$ と書くことにします。これらは主ひずみですので、式(6)は

$$E_0 = \left(\frac{\mu}{1-\nu} \right) \{ (\epsilon_1^P)^2 + (\epsilon_2^P)^2 + 2\nu(\epsilon_1^P\epsilon_2^P) \} \quad (7)$$

と簡略化されます。ここでポアソン比 ν は多くの物質で1/3

程度の値なので、

$$M \equiv (\epsilon_1^P)^2 + (\epsilon_2^P)^2 + \frac{2}{3} \epsilon_1^P \epsilon_2^P \quad (8)$$

で定義される M は、弾性ひずみエネルギーに近似的に比例する量になります。

我々は母相/第二相の界面や、基板/薄膜の界面など、種々の平面状異相界面のマッチングの程度と結晶方位関係を不変線形成条件と M パラメーターを用いて評価してきました⁽³⁹⁾⁻⁽⁴⁴⁾。そのときに使ったクライテリアは次のようなものです。

- (i) まず、界面を挟んだ二つの結晶間に適当な格子対応(面対応と方向対応)を定める。
- (ii) 格子対応から得られる二次元の主ひずみ $\epsilon_1^P, \epsilon_2^P$ が不変線形成条件⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾⁽³⁴⁾

$$\epsilon_1^P \epsilon_2^P \leq 0 \quad (9)$$

を満たすなら、不変線が形成されるように方位関係が決まる。式(9)を満たさないときは、格子対応する方向同士が平行になるように方位関係が決まる。

- () もしクライテリオン(ii)でも一義的に決まらない格子対応が複数あるときは、式(8)の M 値がより小さい界面が優先的に実現する。

以下にこのクライテリアを用いて基板/薄膜系の実験結果を説明した例を二つご紹介します。

室温まで外挿された γ -Fe の格子定数に非常に近い格子定数をもつ fcc Cu-47 at%Ni 固溶体合金の $(112)_f$ 基板面上に真空蒸着によって α -Fe 薄膜を形成させました⁽⁴⁵⁾。以下、添え字の f は fcc, 添え字の b は bcc を表します。

クライテリオン(i)として図6の Bain 対応⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾を考えます。これによると、 $(hkl)_f$ 面と $(pqr)_b$ 面の Bain 対応関係は

$$(p \ q \ r)_b = (h \ k \ l)_f \begin{pmatrix} 1/2 & 1/2 & 0 \\ -1/2 & 1/2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (10)$$

で、また、 $[abc]_f$ 方向と $[uvw]_b$ 方向の Bain 対応関係は

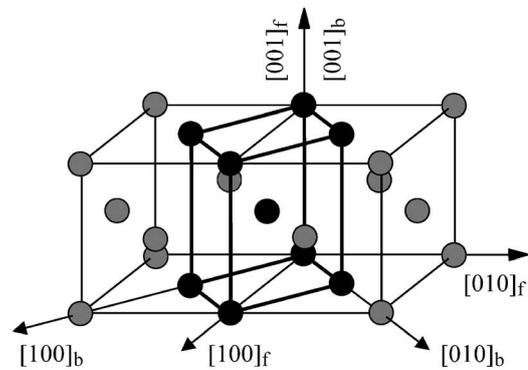


図6 fcc と bcc の Bain 対応。添え字の f と b はそれぞれ fcc と bcc を表す。図で $[001]_f$ 方向に圧縮、 $[100]_f$ および $[010]_f$ 方向に引張変形を与えれば、黒丸と太線で結んだ bcc 格子を fcc 格子に変換できる。

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_b = \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{bmatrix} a \\ b \\ c \end{bmatrix}_f \quad (11)$$

で表されます⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁸⁾. 式(10)から, $\{112\}_f$ 面に Bain 対応する bcc の面としては, $\{123\}_b$ 面と $\{012\}_b$ 面があることがわかります. 各々の対応する面上で互いに垂直な主ひずみの方向 $\mathbf{x}_f, \mathbf{y}_f, \mathbf{x}_b, \mathbf{y}_b$ ($\mathbf{x}_f \perp \mathbf{y}_f, \mathbf{x}_b \perp \mathbf{y}_b$ で, \mathbf{x}_f と $\mathbf{x}_b, \mathbf{y}_f$ と \mathbf{y}_b は互いに Bain 対応関係(式(11))にある.)が一義的に決まるので, ここから各々の Bain 対応についての主 eigen ひずみ $\epsilon_f^1, \epsilon_f^2$ が求められます⁽⁴⁵⁾. 得られた主 eigen ひずみに対してクライテリオン(ii)を適用すると, $\{112\}_f//\{123\}_b$ 対応と $\{112\}_f//\{012\}_b$ 対応のうち, 不変線形成条件である式(9)を満たすのは $\{112\}_f//\{123\}_b$ 対応だけであることがわかります. 以上のことから, Cu-Ni 合金の $(112)_f$ 基板面上には α -Fe の $(123)_b$ 面薄膜が優先的に形成されることが予想できますが, これは実際の実験結果と一致していました. さらに, 二つの結晶間の方位関係も不変線理論で非常によく説明できるものでした⁽⁴⁵⁾.

二番目の例は, 基板として α -Fe の $(001)_b, (101)_b, (111)_b$ 面を用い, その上に Cu 薄膜を蒸着した実験です⁽⁴⁹⁾. その結果, Fe $(001)_b$ 面上には Cu $(001)_f$ 面が, Fe $(101)_b$ 面上には Cu $(111)_f$ 面が, そして Fe $(111)_b$ 面上には Cu $(021)_f$ 面が形成されました. これらの基板/薄膜面同士はすべて Bain 対応関係にあるものです. また, 解析の結果, Fe $\{001\}_b//$ Cu $\{001\}_f$ 界面は不変線形成条件は満たしませんが, クライテリオン(i)の M 値によってよく説明できました. さらに, Fe $\{101\}_b//$ Cu $\{111\}_f$ 界面は不変線形成条件と M 値によって方位関係まで含めてよく説明でき, Fe $\{111\}_b//$ Cu $\{021\}_f$ 界面は不変線形成条件によってよく説明できるものでした⁽⁴⁹⁾. 他の研究者もコメントしています⁽⁵⁰⁾が, このように単純な幾何学とエネルギー論に基づくクライテリアで異種金属界面の構成と結晶学がよく説明できることは非常に興味深いと思っています.

なお, 不変線形成条件である式(9)と類似の不変面形成条件を議論することもできます. この議論は, 微小変形理論に基づくマルテンサイト変態の現象論の理解にも役立つものですが, これについては, 森による最近の講義ノート⁽⁵¹⁾を参照して下さい.

5. マルテンサイト変態に及ぼす応力効果

大学院生時代に恩師の森 勉先生と佐藤彰一先生(お二人とも現東工大名誉教授)からいただいた研究テーマは, 鉄合金の $\gamma \rightarrow \alpha$ 応力誘起マルテンサイト変態に関するものでした. Fe-23Ni-5Cr⁽⁵²⁾⁽⁵³⁾, Cu-1Fe⁽²³⁾, Fe-30Ni-0.5C⁽⁵⁴⁾(数字はいずれも mass%)の3種の fcc 合金単結晶を用い, 同一方向から引張または圧縮応力を付加することによって優先発生する bcc 応力誘起マルテンサイトのバリエーションを調べるという研究です. 外部応力の方向と向きに依存して特定のマルテンサイトバリエーションが優先的に発生すること(いわゆるバリエ-

ーション)は, それまでにもよく知られていました. ただ, 多くの研究は多結晶試料で行われていたので, 我々は単結晶試料を用いて, より単純化された状況で行おうとしました. 手先も不器用なために苦労しましたが, 実験に使える大きさの単結晶が育成できたときの喜びは, 今でもよく憶えています.

我々の研究より以前に, Fe-18Ni-14Cr 単結晶を用いたラス状マルテンサイトに関する Higo らの研究⁽⁵⁵⁾がありました. これも含めて上記4種の合金でのマルテンサイト変態は, fcc から bcc への格子変化という点は共通ですが, 形成されるマルテンサイトの形状は, それぞれ針状, 球状, 板状, ラス状と大きく異なります. ところが, 電子顕微鏡や X線回折(Weissenberg 写真)で調べた結果, ほぼ Kurdjumov-Sachs の方位関係⁽⁵⁶⁾で表される優先発生バリエーションは, 驚くことに, マルテンサイトの形状には依存せずに, どの合金でも同じでした.

当時, マルテンサイト変態に及ぼす応力効果は, おもに Patel と Cohen の熱力学的考察⁽⁵⁷⁾によって理解されていました. これは, 応力はマルテンサイト変態の全形状変形を助けるように作用すると考えるものです. 第4章で述べた大変形理論に基づくマルテンサイト変態の現象論⁽³⁰⁾⁻⁽³³⁾によると, 変態に伴う全形状変形を表す行列 \mathbf{T} は, fcc から bcc への格子変形(Bain 変形) \mathbf{B} , 格子形を変えないすべりや双晶による塑性変形(格子不変変形) \mathbf{P} , そして剛体回転 \mathbf{R} の行列積として,

$$\mathbf{T} = \mathbf{R}\mathbf{P}\mathbf{B} \quad (12)$$

と表せます. 上記4種の合金での応力誘起マルテンサイトでは, Bain 変形 \mathbf{B} は同一ですが, マルテンサイトの形状は全く違うので, \mathbf{T} はそれぞれのマルテンサイトで大きく異なります. それにもかかわらず, どの合金でも優先発生したマルテンサイトの方位関係バリエーションが同一であったという事実は, 外力は \mathbf{T} ではなく \mathbf{B} に大きな効果を及ぼすこと, すなわち, 外力効果はマルテンサイト変態の初期段階の格子形を変える変形に顕著に現れることを意味する, というのがこの一連の研究での我々の結論です.

fcc \rightarrow bcc 変態の場合, 大変形理論での Bain 変形は, fcc と bcc の格子定数 a_f, a_b を用いて, 図6の fcc 座標系で

$$\mathbf{B} = \begin{pmatrix} \sqrt{2}a_b/a_f & 0 & 0 \\ 0 & \sqrt{2}a_b/a_f & 0 \\ 0 & 0 & a_b/a_f \end{pmatrix} \quad (13)$$

と表されます. 一方, 微小変形理論⁽²⁾では, 式(13)に対応する Bain ひずみ ϵ_{ij}^B を下記のように書きます.

$$\epsilon_{ij}^B = \begin{pmatrix} (\sqrt{2}a_b/a_f) - 1 & 0 & 0 \\ 0 & (\sqrt{2}a_b/a_f) - 1 & 0 \\ 0 & 0 & (a_b/a_f) - 1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \epsilon_{11}^B & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_{22}^B & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{33}^B \end{pmatrix} \quad (14)$$

実際の γ -Fe と α -Fe の格子定数 a_f, a_b を用いれば,

$$\epsilon_{11}^B = \epsilon_{22}^B > 0, \quad \epsilon_{33}^B < 0 \quad (15)$$

であることがわかります. マイクロメカニクス⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁸⁾に

よると、外部応力 σ_{ij} と Bain ひずみの相互作用の単位体積あたりのギブスエネルギー G_1 は、

$$G_1 = - \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^B \quad (16)$$

と表されます。実験結果とその解析から得られた我々の結論は、規格化された応力あたりで見積もった G_1 が負で最も小さいようなバリエーションが優先発生するというものです。Bain ひずみをさらに二つの $\{111\}_f \langle 211 \rangle_f$ せん断系の組み合わせで近似した Bogers–Burgers 機構⁽⁵⁹⁾を用いて、各せん断系のシュミット因子を調べても本質的には同じ結論が得られます。なお、Patel–Cohen の考え方⁽⁵⁷⁾は、式(16)で Bain ひずみ ε_{ij}^B の代わりに全形状変形 \mathbf{T} を記述するひずみを使うことに対応しています。

相変態や析出において、応力が初期段階(マルテンサイト変態の場合は格子形を変える変形、時効・析出の場合は核生成の段階)に顕著な効果を及ぼすという結論に至った研究は他にもあります^{(60)–(63)}。さらに、転位上析出の現象では、式(16)の σ_{ij} を転位の周りの内部応力場、 ε_{ij}^B を析出物がもつ eigen ひずみと読み替えれば、式(16)によって転位上での優先析出バリエーションがよく説明できると結論した研究もあります^{(64)–(66)}。

この章で述べたマルテンサイト変態に及ぼす外力効果とは、外力があってもなくても発生するマルテンサイトの形状そのものには変化がなく(あるいは形状そのものの変化は無視できるほど小さく)、特定のバリエーションの優先発生のみにより外力が顕著な効果を及ぼすというものでした。すなわち、ギブスエネルギーのうちのヘルムホルツエネルギーでマルテンサイトの形状が決まってしまう、外力の位置エネルギーはバリエーションの選択だけに寄与するという、いわばバイアスとしての外力効果です。

一方、第二相の出現に及ぼす外力効果には、ここでのバリエーション選択よりさらに顕著なものもあります。ギブスエネルギーをなるべく小さくする第二相の形状がヘルムホルツエネルギーをなるべく小さくする形状とは大きく異なるようなときです。今回の例では、第3章で述べたラフト化現象などがその例ですが、応力誘起マルテンサイトにもあり得ます。単純冷却によって生じるマルテンサイトと応力誘起マルテンサイトの形状が異なる場合です。ラフト化についても⁽⁶⁷⁾、応力誘起マルテンサイトについても⁽⁶⁸⁾、すでに森によって詳細に論じられています。

6. おわりに

1973年に学部の物理学科から大学院の金属工学専攻へと進学してから四十数年が経ちました。その間に起こった実験、解析、計算の手法の発達には、目を見張るものがあります。私が在籍している会社でも、研究者たちは最先端の装置や手法を難なく使いこなして、昔では不可能であったような研究を行い、素晴らしい成果をどんどん出しています。それに比べて、本講で扱った実験や解析は、いささか旧態依然の

感があります。

しかしながら、金属学を支える基礎学問については、昔からそれほど大きくは変わっていないようにも思います。ある学問を深く理解するためには、自分で問題を作ることが大切とのことです⁽⁵⁾⁽⁵¹⁾。その意味では、本講演の内容の多くは、「問題を作って、それを解こうと努力した」結果の産物です。

応用研究や実用化研究とはかけ離れていて、あまり世の中のお役に立てる研究ではなかったにもかかわらず、今回の内容をまとめる機会を与えて下さった関係各位と日本金属学会の懐の深さに対して、今一度、厚く御礼申し上げます。

文 献

- (1) 加藤雅治：まてりあ, **53**(2014), 209–214.
- (2) 加藤雅治：まてりあ, **47**(2008), 256–261.
- (3) 村外志夫, 森 勉：マイクロメカニクス, 破壊力学と材料強度講座5, 培風館, 東京, (1976).
- (4) T. Mura: Micromechanics of Defects in Solids, second, revised edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands, (1987).
- (5) 加藤雅治：まてりあ, **47**(2008), 317–322.
- (6) 森 勉：まてりあ, **55**(2016), 416–420.
- (7) T. L. Einstein: Handbook of Crystal Growth, IA, Fundamentals, second edition, ed. by T. Nishinaga, Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, (2015), Chapter 5.
- (8) J. D. Eshelby: Proc. Roy. Soc., **A241**(1957), 376–396.
- (9) J. D. Eshelby: Prog. Solid Mech., **2**(1961), 89–140.
- (10) M. Kato, T. Fujii and S. Onaka: Mater. Sci. Eng. A, **211**(1996), 95–103.
- (11) M. Kato, T. Fujii and S. Onaka: Mater. Trans. JIM, **37**(1996), 314–318.
- (12) T. Fujii, S. Onaka and M. Kato: Scripta Metall., **34**(1996), 1529–1535.
- (13) S. Onaka, N. Kobayashi, T. Fujii and M. Kato: Intermetallics, **10**(2002), 343–346.
- (14) N. Kobayashi, S. Onaka, T. Fujii and M. Kato: Mater. Sci. Eng. A, **392**(2005), 248–253.
- (15) C. Kanno, K. Aoyagi, T. Fujii and M. Kato: Philos. Mag. Lett., **90**(2010), 589–598.
- (16) T. Mori, M. Okabe and T. Mura: Acta Metall., **28**(1980) 319–325.
- (17) M. Kato and T. Fujii: Acta Metall. Mater., **42**(1994), 2929–2936.
- (18) M. Kato, T. Fujii and S. Onaka: Acta Mater., **44**(1996), 1263–1269.
- (19) S. Onaka, Y. Suzuki, T. Fujii and M. Kato: Scripta Metall., **38**(1998), 783–788.
- (20) S. Onaka, T. Fujii, Y. Suzuki and M. Kato: Mater. Sci. Eng. A, **285**(2000), 246–252.
- (21) A. Pineau: Acta Metall., **24**(1976), 559–564.
- (22) F. R. N. Nabarro: Met. Mater. Trans. A, **27A**(1996), 513–530.
- (23) M. Kato, R. Monzen and T. Mori: Acta Metall., **26**(1978), 605–613.
- (24) T. Mura, T. Mori and M. Kato: J. Mech. Phys. Solids, **24**(1976), 305–318.
- (25) W. Bollmann: Philos. Mag., **16**(1967), 363–381.
- (26) W. Bollmann: Philos. Mag., **16**(1967), 383–399.
- (27) 橋本 敏：日本金属学会会報, **22**(1983), 151–157.
- (28) 加藤雅治：鉄と鋼, **78**(1992), 209–214.
- (29) M. Kato: Mater. Trans. JIM, **33**(1992), 89–96.
- (30) M. S. Wechsler, D. S. Lieberman and T. A. Read: Trans. AIME, **197**(1953), 1503–1515.
- (31) J. S. Bowles and J. K. Mackenzie: Acta Metall., **2**(1954), 129–

137.

(32) J. K. Mackenzie and J. S. Bowles: *Acta Metall.*, **2**(1954), 138–147.

(33) J. S. Bowles and J. K. Mackenzie: *Acta Metall.*, **2**(1954), 224–234.

(34) U. Dahmen: *Acta Metall.*, **30**(1982), 63–73.

(35) M. Kato, T. Miyazaki and Y. Sunaga: *Scripta Metall.*, **11**(1977), 915–919.

(36) K. Mukherjee and M. Kato: *J. de Phys., Colloq. C4*, **43**(1982), C4-297–C4-302.

(37) M. Kato and M. Shibata–Yanagisawa: *J. Mater. Sci.*, **25**(1990), 194–202.

(38) M. Shibata–Yanagisawa and M. Kato: *Mater. Trans. JIM*, **31**(1990), 18–24.

(39) M. Kato, M. Wada, A. Sato and T. Mori: *Acta Metall.*, **37**(1989), 749–756.

(40) M. Kato: *Mater. Sci. Eng. A*, **146**(1991), 205–216.

(41) M. Kato and H. Niwa: *Philos. Mag. B*, **64**(1991), 317–326.

(42) M. Wada, A. Fujii, T. Yoshida and M. Kato: *Philos. Mag. B*, **64**(1991), 485–494.

(43) T. Fujii, T. Mori and M. Kato: *Acta Metall. Mater.*, **40**(1992), 3413–3420.

(44) T. Fujii, T. Abe, S. Inoue and M. Kato: *Philos. Mag. A*, **74**(1996), 317–336.

(45) M. Kato and T. Mishima: *Philos. Mag. A*, **56**(1987), 725–733.

(46) E. C. Bain: *Trans. AIME*, **70**(1924), 25–46.

(47) J. S. Bowles and C. M. Wayman: *Metall. Trans.*, **3**(1972), 1113–1121.

(48) M. Kato, S. Fukase, A. Sato and T. Mori: *Acta Metall.*, **34**(1986), 1179–1188.

(49) M. Kato, T. Kubo and T. Mori: *Acta Metall.*, **36**(1988), 2071–2081.

(50) K. H. Westmacott, S. Hinderberger and U. Dahmen: *Philos. Mag. A*, **81**(2001), 1547–1578.

(51) 森 勉: *まてりあ*, **55**(2016), 528–531.

(52) M. Kato and T. Mori: *Acta Metall.*, **24**(1976), 853–860.

(53) M. Kato and T. Mori: *Acta Metall.*, **25**(1977), 951–956.

(54) A. Sato, M. Kato, Y. Sunaga, T. Miyazaki and T. Mori: *Acta Metall.*, **28**(1980), 367–376.

(55) Y. Higo, F. Lecroisey and T. Mori: *Acta Metall.*, **22**(1974), 313–323.

(56) G. Kurdjumov and G. Sachs: *Z. Phys.*, **64**(1930), 325–343.

(57) J. R. Patel and M. Cohen: *Acta Metall.*, **1**(1953), 531–538.

(58) 加藤雅治: *まてりあ*, **47**(2008), 375–380.

(59) A. J. Bogers and W. G. Burgers: *Acta Metall.*, **12**(1964), 255–261.

(60) 佐藤彰一, 加藤雅治: *鉄と鋼*, **69**(1983), 1531–1539.

(61) M. Shibata, M. Kato, H. Seto, T. Noma, M. Yoshimura and S. Somiya: *J. Mater. Sci.*, **22**(1987), 1432–1436.

(62) 加藤雅治, 藤居俊之, 星野安生, 森 勉: *日本金属学会誌*, **56**(1992), 865–872.

(63) R. Monzen and M. Kato: *ISIJ Int.*, **33**(1993), 898–902.

(64) M. Kato, S. Onaka and T. Fujii: *Sci. Tech. Adv. Mater.*, **2**(2001), 375–380.

(65) 藤居俊之, 小川仁志, 尾中 晋, 加藤雅治: *日本金属学会誌*, **66**(2002), 989–996.

(66) 藤居俊之, 尾中 晋, 加藤雅治: *まてりあ*, **43**(2004), 925–930.

(67) 森 勉: *まてりあ*, **55**(2016), 475–478.

(68) 森 勉: *まてりあ*, **42**(2003), 351–355.



加藤雅治

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1978年 東京工業大学大学院博士課程修了

1978年 ノースウエスタン大学工学部博士研究員

1979年 ミシガン州立大学工学部助教授

1983年 東京工業大学大学院総合理工学研究科助教授

1995年 同 教授

2016年4月–現職, 東京工業大学名誉教授

専門分野: 材料科学, 金属材料の力学的性質と相変態

◎製鉄会社の優秀な研究者・技術者から, 毎日新鮮な刺激を受けています。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

アルミニウム合金のナノクラスタ制御と 高性能化の研究*

里 達 雄**

1. はじめに

近年、環境・エネルギー問題がクローズアップされ、材料に対する様々な期待が寄せられている。中でも軽量で高性能の材料が注目され、新たな材料開発が精力的に展開されている。アルミニウム合金は軽量で耐食性に優れることから様々な構造材料や機能材料として利用され、用途が急速に拡大している。一方で、アルミニウム合金に対して、さらに高強度で高延性であること、加えて高成形性を有することなど様々なニーズが出されている。アルミニウム合金の高強度化・高延性化には析出現象を活用して析出相のサイズや分散状態を最適化することが最も有効な手法の一つである。

工業的に利用されている析出強化型アルミニウム合金の代表例として、Al-Cu-Mg系合金(2000系合金)、Al-Mg-Si系合金(6000系合金)、Al-Zn-Mg系合金(7000系合金)があげられる。これらの合金では時効熱処理によりGPゾーンや中間相などの準安定相が形成され、これらを的確に制御することにより高強度など優れた材料特性を得ている。焼入れされた過飽和固溶体から析出相が形成されるとき核生成挙動を把握し、制御することは重要である。析出強化によりアルミニウム合金のさらなる高強度化を図るためには析出初期に形成される溶質原子の微細な集合体、すなわち、クラスタ(あるいはナノクラスタ)の制御と異質核生成作用の活用が有用である⁽¹⁾⁽²⁾。また、微量添加元素(マイクロアロイング元素)を活用してナノクラスタの構造安定性や界面構造などを変化させ、これを活用した組織制御、すなわち、ナノクラスタ支援組織制御が重要である⁽¹⁾。

本稿では各種アルミニウム合金に形成されるナノクラスタの特徴や挙動について述べ、さらにこれらを活用した合金の高強度化や高延性化の重要性について概説する。

2. 時効硬化現象とGPゾーンの発見

(1) 時効硬化現象の発見

時効硬化現象は、1906年にWilm⁽³⁾によってAl-Cu-Mg系合金で初めて見出された。高温より焼入れた合金を室温で放置すると時間とともに硬さが増大する現象である。この合金がジュラルミンであり、時間とともに硬化する現象は時効硬化と呼ばれる。しかしながら、当時は時効硬化の原因が何であるのかは不明であった。

(2) 時効硬化機構の解明

時効硬化現象の理由については様々な検討されたものの永年不明確であった。1938年になって、GuinierとPrestonが独自にX線散漫散乱法を用いてAl-Cu合金でCu原子の集合体の存在を見出した⁽⁴⁾⁽⁵⁾。いわゆるGuinier-Preston Zone(GPゾーン)の発見である。このGPゾーンが時効硬化したAl-Cu合金中に母相と整合に存在することを明らかにした。その後、金属中の転位挙動の研究や電子顕微鏡による直接観察などを通じてAl-Cu系合金の時効硬化はGP(1)ゾーンやGP(2)ゾーン(θ'' 相)の形成によることが明らかにされた。また、他のアルミニウム合金でも同様にGPゾーンが見出され、時効硬化型アルミニウム合金におけるGPゾーンの重要性が認識され、今日まで基礎研究や合金開発が進展してきた。時効硬化の機構としては転位がGPゾーンなど析出

* 2017年3月15日、首都大学東京南大沢キャンパスにおける本会第160回春期講演大会において講演

** 株式会社神戸製鋼所 アルミ・銅事業部門；顧問、東京工業大学；名誉教授(〒141-8688 東京都品川区北品川5-9-12) Nanocluster Controlling to Achieve High Performance Aluminum Alloys; Tatsuo Sato (Aluminum & Copper Business, Kobe Steel, LTD, Adviser, Tokyo)

Keywords: aluminum alloys, age hardening, two-step aging, nanoclusters, 3-dimensional atom probe, mechanical strength

2016年12月14日受理[doi:10.2320/materia.56.338]

相と相互作用し、初期には転位によるせん断が、後期には転位の張り出しによる Orowan ループの形成がおり、強度が増大する。従って、GP ゾーンや析出相をより多く均一に分散させ、また、構造安定化することにより時効硬化はより大きくなる。GP ゾーンや析出相をより微細均一に形成させるために時効初期に形成されるナノクラスタに着目し、それらの制御と合金の高性能化について研究を行ってきた。

3. 溶質クラスタと焼入れ空孔

アルミニウム合金を高強度化、高延性化するためにもっとも有効な手法の一つが上述の析出組織を活用することである。時効熱処理により結晶内の析出相をできるだけ均一高密度に形成させることが重要であり、逆に不均一析出や粒界析出を抑制することが重要となる。そのために溶質クラスタ(単にクラスタと呼称するが、特に微小であることを強調するときはナノクラスタと呼称)に着目した。図1に過飽和固溶体からの析出の進行過程とナノクラスタの形成段階を示す。過飽和固溶体の相分解により GP ゾーンや中間相が形成され、最終的に安定相が形成される。ここで、過飽和固溶体の相分解初期に溶質原子や微量添加元素(マイクロアロイニング元素)の集合体としてナノクラスタが形成され、以降の析出挙動に大きな影響を及ぼす⁽¹⁾。

(1) 焼入れクラスタ

アルミニウム合金の時効初期にクラスタが急速に形成されることは、直接的な検証は難しかったものの、例えば電気比抵抗変化などから推測されていた⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾。例えば、Al-Cu 合金ではごく初期に急速に電気比抵抗が増加し、その後次第に増加速度は緩やかになる。これらの変化は GP ゾーンの形成に起因するもので、急速な変化を Fast reaction と呼んでいる。Fast reaction は焼入れされた凍結過剰空孔によって Cu 原子が低温でも十分に拡散できるために現れる。このように GP ゾーンが急速に形成されるのであれば、焼入れ時にすでに溶質原子の集合体が形成され、電気比抵抗を増大させている可能性がある。この焼入れ時に存在すると考えられる集合体を焼入れクラスタと呼んでいる。実際に電気比抵抗測定用線材の直径を小さくして焼入れすると線径の減少とともに電

気比抵抗値は小さくなる。これは焼入れ速度の増大により焼入れクラスタの形成が抑制されるためと解釈された。

(2) ナノクラスタと GP ゾーン

近年は三次元アトムプローブ(3DAP)の発達により、溶質原子の集合体を直接観察することができる⁽¹⁰⁾。図2は Al-10 mass%Zn 合金を焼入れ後、室温に保持(自然時効)したときの Zn 原子の集合過程を 3DAP で捉えたものである⁽¹¹⁾。各点は Zn 原子を表し、Al 原子は表示していない。Zn 原子は拡散して次第に集まって集合体を形成し、さらに集合体は成長する。Al-Zn 合金では従来から GP ゾーンが形成されることが知られており、クラスタと GP ゾーンをどのように区別するかが問題である。そこで、これらの集合体のサイズと Zn 濃度を調べ、サイズとともに濃度がどのような変化するかを調べた。図3に室温で各時間保持したときに観察される集合体のサイズと Zn 濃度の関係を示す⁽¹¹⁾。これより特徴的なことが分かる。すなわち、集合体のサイズが小さいときは Zn 濃度は振れ幅が大きい、大きくなると次第に Zn 濃度の振れ幅が小さくなり、約 7 nm 以上になると内部の Zn 濃度が約 60 mol% と一定になることが分かる。このことから、ある臨界の大きさ(いまの場合は約 7 nm)以下の場合をクラスタ、以上の場合を GP ゾーンと定義することができる。一定の Zn 濃度になるのは GP ゾーンが準安定溶解度ギャップに対応する濃度、すなわち、準安定状態に至るため

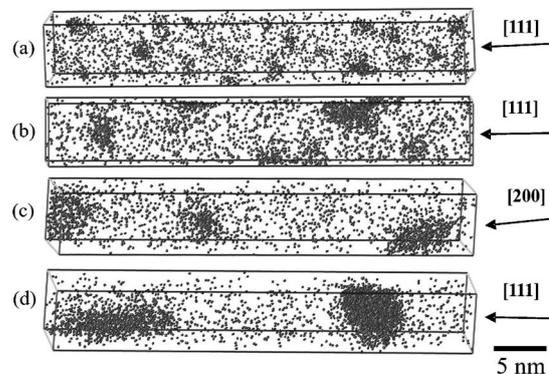


図2 Al-10%Zn 合金の室温時効による Zn 原子クラスタの形成過程の 3DAP 原子マップ⁽¹¹⁾。(a) 9 ks, (b) 21.6 ks, (c) 43.2 ks. (d) 108 ks.

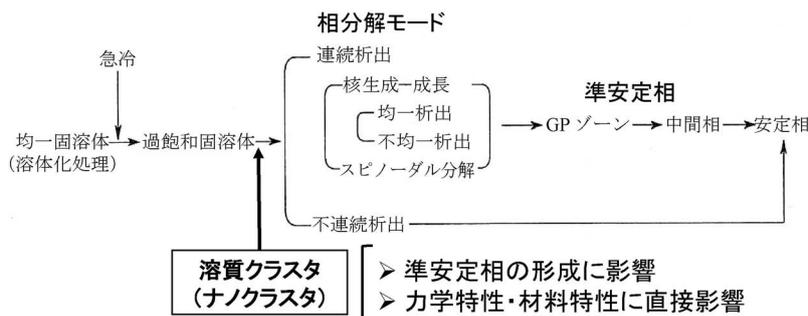


図1 均一固溶体からの析出の進行過程とナノクラスタ形成。

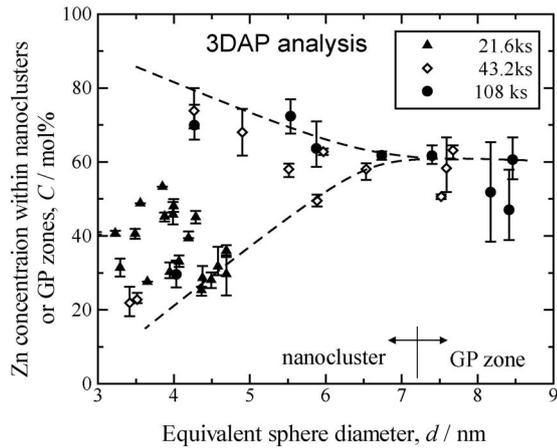


図3 Al-10%Zn合金の室温時効に伴う溶質集合体の大きさとZn濃度の関係⁽¹¹⁾。

ある。それ以前のクラスタの段階ではZn濃度の高いものと低いものが存在する。以上のようにしてクラスタとGPゾーンを区別できる。また、ここには示していないが、形状に関してもクラスタの段階では球状に近い不定形であるが、GPゾーンでは回転楕円体になっている⁽¹¹⁾。

4. ナノクラスタ制御と高性能化

(1) ナノクラスタの働き

Al-Zn合金を例にクラスタの存在やクラスタとGPゾーンの区別について述べた。次に、これらのナノクラスタの役割やナノクラスタを活用した組織制御、さらには材料特性の向上などについて述べる。ナノクラスタには様々な特徴や合金組織・特性への影響があり、その本質を把握し、制御すればアルミニウム合金の高性能化へ結びつけられる。ナノクラスタの役割・影響について図4に示す。例えば、ナノクラスタが形成されるとこれにより合金特性に直接的な影響を及ぼす。例えば、自然時効により強度や硬さが増大する現象(自然時効硬化)がある。これはナノクラスタと転位との相互作用により強度が増大する、いわゆるクラスタ強化である。また、そのために成形性にも影響を及ぼす。すなわち、曲げ加工性、プレス成形性、加工硬化、セレーションなどの現れ方が異なってくる。

一方、ナノクラスタは析出挙動や析出組織に大きな影響を及ぼす。GPゾーン形成などの低温時効硬化や二段時効硬化、また、結晶粒界近傍の無析出帯(PFZ)の形成に影響し、材料の強度や延性を左右する⁽¹⁾⁽²⁾。ナノクラスタを活用して組織制御し、材料特性を向上させることをナノクラスタ支援組織制御と呼んでいる。本稿では、主に後者について述べる。

(2) Al-Cu系合金

(a) ナノクラスタと微量添加元素

Al-Cu合金では時効によりGPゾーンが微細高密に形成されるため大きな時効硬化が得られる。これらのGPゾーン組

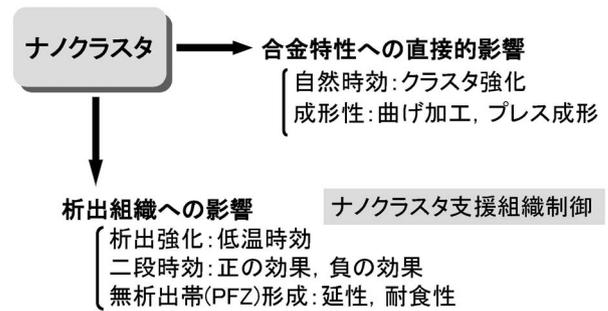


図4 ナノクラスタの影響ならびにナノクラスタ支援組織制御。

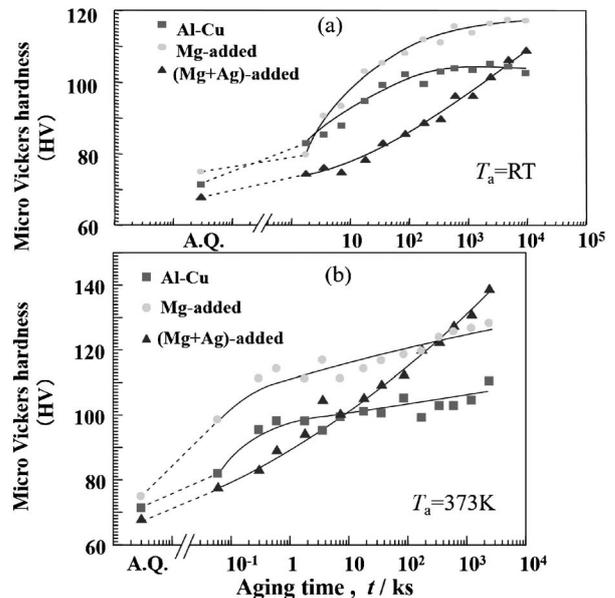


図5 Al-1.6 mol% Cu合金および微量添加元素合金(0.3 mol% Mg, 0.3 mol% Mg+0.3 mol% Ag)の時効硬化曲線⁽¹²⁾。(a) RT, (b) 373 K。

織をより微細高密にすることができれば、より大きな時効硬化が期待できる。そのためには様々な方法が考えられるが、有用な方法の一つに微量添加元素がある。GPゾーン形成を促進するナノクラスタを多く形成させればGPゾーンがより微細高密になる。図5にAl-1.6 mol% Cu合金ならびにMg添加合金(0.3 mol%), (Mg+Ag)複合添加合金(0.3 mol% Mg+0.3 mol% Ag)を焼入れ後、自然時効(RT)ならびに373 Kで時効したときの硬さの変化を示す⁽¹²⁾⁽¹³⁾。自然時効において、Mg添加合金では時効硬化が促進され、大きな硬さになる。また、373 K時効では、(Mg+Ag)複合添加合金では初期の時効硬化は緩やかであるが、途中から硬さが次第に大きくなり、ついには最も硬くなる。これらは、微量添加元素によりナノクラスタが形成され、GPゾーン形成に影響したためである。図6に各合金の析出組織の電顕写真と回折図形を示す。Al-Cu合金とMg添加合金の自然時効組織をみるとMg添加合金ではより微細高密にGP(1)ゾーンが形成されている。一方、Al-Cu合金と(Mg+Ag)複合添加合金の

373 K 時効の組織を見ると GP(1)ゾーンが明瞭に観察されるが、さらに詳しく見ると、(Mg+Ag)複合添加合金にはより微細な析出物が形成されていることが分かる。これらを高分解能電顕で観察したものを図7に示す。図7(a)は母相の{100}面上に形成された通常の GP(1)ゾーンを示す。一方、図7(b)では母相の{111}面上にゾーンが形成され、整合ひずみコントラストを呈している。これを GP₁₁₁ゾーンと呼んでいる。このような GP₁₁₁ゾーンは転位との相互作用が大き

く、析出強化により大きく寄与する。(Mg+Ag)複合添加合金において、このような GP₁₁₁ゾーンが形成される理由を知るため Ag 原子の挙動を 3DAP で観察した。373 K で0.6 ks および86.4 ks 時効したときの 3DAP 原子マップを図7(c)、(d)に示す。特徴的なことは、初期のクラスタ形成段階に Ag 原子が優先的に集合していることである。後述のように、Ag は Mg と強い引力作用があり、また、空孔とも引力作用がある。このために Mg/Ag/vacancy のクラスタが初期に形成され、また、図7(c)、(d)の 3DAP 原子マップに矢印で示すように母相の{111}面上に形成される。すなわち、(Mg+Ag)複合添加合金では初期から{100}面上ではなく、{111}面上に原子が集合するクラスタが存在する。これらが GP₁₁₁ゾーンになる。この GP₁₁₁ゾーンは時効の進行とともに Ω 相に遷移すると推察される。

(b) 原子間相互作用とナノクラスタ形成

アルミニウム中の各種原子間や原子と空孔間の相互作用の大きさを知るため、第一原理計算(KKR-Green 関数法)を行った⁽¹⁴⁾。図8に一例として、各種原子と Mg および空孔との2体間相互作用の大きさを示す。ここで、正の値は斥力を、負の値は引力を示す。これより、Cu と Mg は引力作用があり、Ag は Mg と空孔とも引力作用があることが分かる。このような引力作用のために、Cu/Mg ナノクラスタや Cu/Mg/Ag/vacancy ナノクラスタが形成されやすいことが理解できる。次に、これらの相互作用パラメータを用い、ナノクラスタ形成過程をモンテカルロシミュレーション法を用いて解析した。計算例として、図9に Al-Cu 合金および Mg 添加合金について、273 K の条件でモンテカルロステップとともにどのようにナノクラスタが形成されるかを示す⁽¹³⁾。図9には Al 原子は表示せず、Cu 原子、Mg 原子および空孔を表示してある。時間の経過(モンテカルロステップの経過)に伴い、原子が集合し、ナノクラスタを形成する

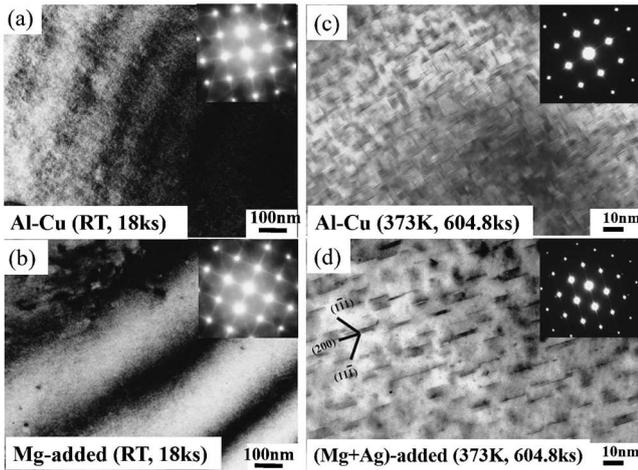


図6 Al-1.6 mol% Cu および微量添加元素合金(0.3 mol% Mg, 0.3 mol% Mg + 0.3 mol% Ag)の時効析出組織⁽¹²⁾。(a) Al-Cu (RT, 18 ks), (b) Mg-added (RT, 18 ks), (c) Al-Cu (373 K, 604.8 ks), (d) (Mg+Ag)-added (373 K, 604.8 ks)。

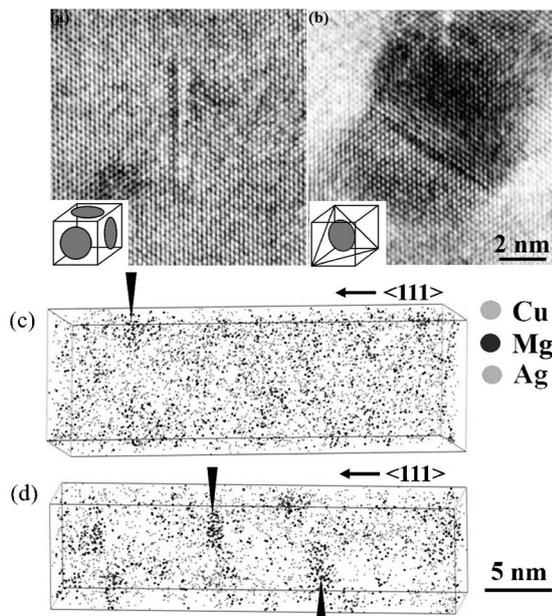


図7 (Mg+Ag)-added 合金の高分解能電顕組織ならびに 3DAP 原子マップ⁽¹⁾。(a) 373 K, 86.4 ks の GP(1)ゾーン、(b) 373 K, 86.4 ks の GP₁₁₁ゾーン、(c) 373 K, 0.6 ks の 3DAP 原子マップ、(d) 373 K, 86.4 ks の 3DAP 原子マップ。

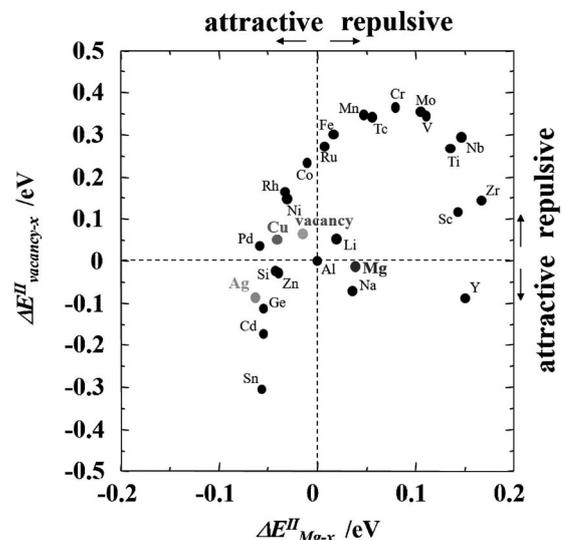


図8 アルミニウム中の各種原子と Mg および空孔との2体間相互作用⁽¹⁾。第一原理計算 KKR-Green 関数法により求めた。

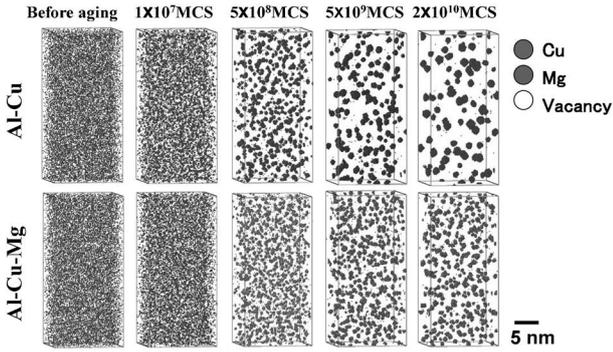


図9 Al-Cu および Mg 添加合金の相分解過程のモンテカルロシミュレーション⁽¹³⁾. MCS: モンテカルロステップ.

過程が再現される. ここで, ナノクラスタの形成挙動を両合金で比較すると特徴的なことが分かる. すなわち, Mg を微量添加するとクラスタがより微細高密になる. これは Mg 添加の効果であり, Mg 原子の添加によりナノクラスタの形成がより促進され, 数密度が増えることを示している. このように, 微量添加元素の効果により, ナノクラスタがより多く形成され, その結果, GP(1)ゾーンが微細高密になり, 時効硬化が大きくなることが理解できる.

(3) Al-Zn-Mg 系合金

Al-Zn-Mg 系合金は高強度合金であり, 航空機や高速鉄道車両の構造部材として広く利用されている. また, 自動車の軽量高強度材料としても活用されている. Al-Zn-Mg 系合金では, 時効初期に GP ゾーン(GP(1), GP(2))が形成され, その後中間相の η' 相が形成され, 大きな時効硬化がおこる. この η' 相は GP ゾーンを経て形成される場合は微細高密になるのに対し, GP ゾーンを経ないで形成される場合は粗大低密になる. また, GP ゾーンはナノクラスタから連続的に形成されると考えられるため, ナノクラスタの影響を受ける. Al-Zn-Mg 合金では Zn/Mg のナノクラスタが形成されるが, Ag を微量添加すると, 上述のように Ag は Mg および空孔と引力作用があるため, Zn/Mg/Ag/vacancy のナノクラスタが容易に形成される. その結果 GP ゾーンが高密になり, 従って, η' 相も高密になり, 大きな時効硬化が得られる. 図10に Al-4.9%Zn-1.8%Mg 合金ならびに0.3% Ag 添加合金 (mass%) の時効組織 (3DAP 原子マップ) ならびに無析出帯 (PFZ) 組織を示す⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁸⁾. 3DAP 原子マップから分かるように Ag 添加合金では GP ゾーンがより微細高密になっている. 一方, PFZ 組織では Ag 添加合金では PFZ 幅が大幅に狭くなっていることが分かる. すなわち, Ag 添加により GP ゾーンが微細高密に形成され, また, PFZ 幅が狭くなるため強度と伸びが増大する. ここで, Ag 添加の効果について, ナノクラスタ形成挙動の違いを模式図で説明する. 図11に Al-Zn-Mg 合金ならびに Ag 添加合金について, ナノクラスタの形成挙動と PFZ 形成挙動を示す. Al-Zn-Mg 合金ではナノクラスタは粒界近傍でも形成されるが

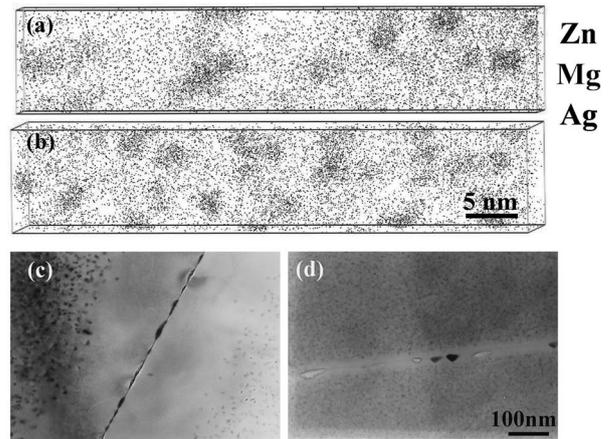


図10 Al-4.9%Zn-1.8%Mg および Ag-added (0.3%) 合金の時効組織および無析出帯 (PFZ) 組織 (mass%). (a) 373 K, 86.4 ks, (b) 373 K, 86.4 ks, (c) 433 K, 10.8 ks, (d) 433 K, 10.8 ks.

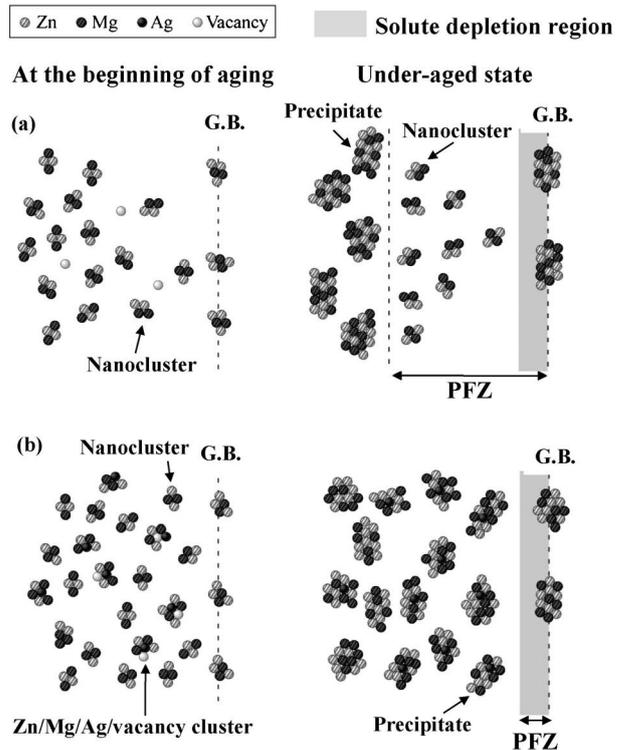


図11 Al-Zn-Mg および Ag-added 合金のナノクラスタ形成と PFZ 形成を示すモデル⁽¹⁵⁾. (a) Al-Zn-Mg 合金, (b) Ag-added 合金.

安定性が低く, また, 空孔も粒界に移動して消滅するため, η' 析出相に成長できずに PFZ となる. 一方, Ag 添加合金では, Zn/Mg/Ag/vacancy ナノクラスタが形成され, 安定性も高く, また, 空孔を含むため η' 析出相に成長する. 従って, 粒内には η' 析出相が高密に形成され, 粒界近傍では PFZ 幅が狭くなる. このように, Ag 添加によりナノクラスタの形成挙動が異なり, それにより析出組織が微細均一となり, PFZ 幅も狭くなる. ナノクラスタ支援組織制御の好例

といえる。

(4) Al-Mg-Si 合金

(a) 二段時効挙動

Al-Mg-Si 系合金は中強度の熱処理型合金であり、成形性や耐食性に優れることから自動車用ボディシート材として広く使用されている。また、より軽量化のニーズからさらなる高強度化や高成形性が求められている。自動車ボディシート材の場合、塗装焼付時の時効硬化、すなわち、塗装焼付硬化性（ベークハード性、BH 性）の向上が求められる。この合金には、室温保持（自然時効）してから人工時効する二段時効を行うと十分に時効硬化しないという、いわゆる二段時効の負の効果が知られている⁽¹⁾。Al-Zn-Mg 系合金の場合には自然時効してから人工時効すると強度がより大きくなる二段時効の正の効果が現れることは逆である。Al-Zn-Mg 系合金では自然時効中に形成されるナノクラスタが析出硬化に有効であるのに対して、Al-Mg-Si 系合金では有害となっている。従って、Al-Mg-Si 系合金において自然時効中に何が起きているのかを解明し、制御することが求められる。図12に Mg および Si 組成の異なる二種類の合金、8M7S 合金 (Al-0.78% Mg-0.70% Si 合金) および 6M9S 合金 (Al-0.62% Mg-0.93% Si 合金) (mass%) について、3 種類の方法で時効した場合の時効硬化曲線を示す⁽¹⁹⁾。すなわち、焼入れ後にすぐに 443 K で時効する場合 (Single aging)、焼入れ後に室温に 86.4 ks 保持後に 443 K で時効する場合 (NA-AA) および焼入れ後に 373 K に 18 ks 保持後に 443 K で時効する場合 (PA-AA) の 3 種類である。BH 処理の条件は、例えば、443 K, 1.2 ks などである。このような BH 処理の条件を考慮すると、いずれの合金とも NA-AA の条件では、Single aging に比べて硬さが低下している。すなわち、負の効果が現れている。一方、PA-AA の条件では負の効果は表れず、合金によっては正の効果が現れる。このように Al-Mg-Si 合金では一段目の温度条件により、二段時効での硬化量が異なる特徴を示す。これは、室温や 373 K 保持中に形成されるナノクラスタの違いによるものであることをこれまで明らかにしてきた⁽²⁰⁾⁻⁽²⁴⁾。

(b) ナノクラスタの特徴と分類

各組成の合金で形成されるナノクラスタを 3DAP 法で観

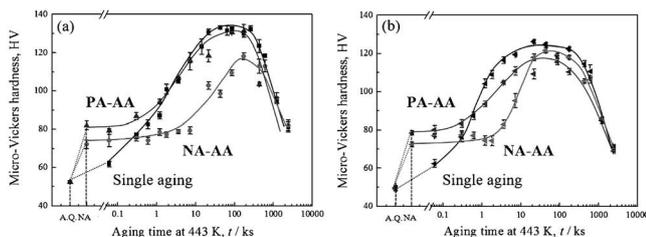


図12 Al-Mg-Si 合金の二段時効硬化挙動⁽¹⁹⁾。(a) 8M7S 合金、(b) 6M9S 合金 Single aging: 443 K, NA-AA: RT, 86.4 ks→443 K, PA-AA: 373 K, 18 ks→443 K。

測し、ナノクラスタのサイズや組成を解析した。図13に 6M9S 合金について、各クラスタの組成として Mg/(Mg+Si) の値を、サイズとして各クラスタ中に含まれる (Mg+Si) 原子の数をとり、両者の関係を示す⁽¹⁹⁾。図13から、RT の場合も 363 K の場合もクラスタのサイズが小さい場合には組成幅の振れが大きく、サイズが大きい場合には組成がある一定の範囲に収束することが分かる。さらに、363 K の場合には、RT に比べて一定の組成幅に存在するクラスタの数が多し。図13をもとに、Si の多いクラスタ、Mg-Si が同程度のクラスタ、Mg の多いクラスタに分け、それぞれのクラスタの数の違いに着目した。ただし、これらの 3 種類に分類する条件を必ずしも明確にできていないが、二段時効の正の効果と負の効果を理解する上で有効だと判断している。ここでは、次の条件に従って、分類している⁽¹⁹⁾。

- Si-rich クラスタ $0 \leq \alpha \leq 0.4$
- Mg-Si クラスタ $0.4 < \alpha \leq 0.6$
- Mg-rich クラスタ $0.6 < \alpha \leq 1.0$

ただし、 $\alpha = \text{Mg}/(\text{Mg} + \text{Si})$

著者らはこれまでの研究から、Si-rich クラスタは負の効果を、Mg-Si クラスタは正の効果をもたらすと考えている。なお、Mg-rich クラスタについては検討が十分には進んでいないが、負の効果をもたらすことはなく、正の効果に寄与するか、還元消滅すると考えている。

Al-Mg-Si 合金の二段時効挙動は合金組成によっても異なることがよく知られている。そこで、3 種類の組成の合金について自然時効したときのクラスタの特徴を 3DAP で調べた。図14に、8M7S, 7M8S (Al-0.73% Mg-0.81% Si) および 6M9S 合金について、RT, 108 ks で形成されるクラスタについて、サイズおよび組成の分布を示す⁽¹⁹⁾。これより、合金組成によってサイズ分布には大きな違いは認められないが、組成分布には明確な差異があることが分かる。従って、室温で形成されるクラスタの組成は合金組成の影響を受けることが明らかになった。これらの結果を解析し、上記のようにクラスタ分類を行い、それぞれ 3 種類のクラスタが時間とともにどのように変化するかを調べた。結果の一例を図15に示す⁽¹⁹⁾。6M9S 合金の自然時効では Si-rich クラスタは多

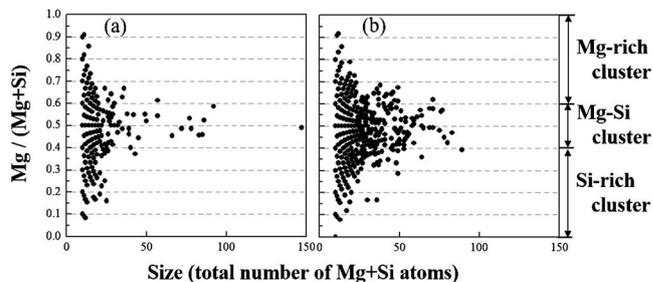


図13 6M9S 合金のナノクラスタの大きさ (Mg+Si 原子数) と組成の関係⁽¹⁹⁾。(a) RT, 108 ks, (b) 363 K, 18 ks. 3 種類のナノクラスタに分類。Si-rich cluster: $\alpha \leq 0.4$, Mg-Si cluster: $0.4 < \alpha \leq 0.6$, Mg-rich cluster: $0.6 < \alpha \leq 1.0$ 。

く形成されるが、8M7S合金では、Si-rich クラスタの数は少なく、Mg-Si クラスタが多いことが分かる。Si-rich クラスタが負の効果をもたらすのは、Si-rich クラスタが β'' 相にきわめて遷移しにくいためであると考えられるが、その理由は必ずしも明確ではない。Si-rich クラスタは高温でも安定で復元しにくいことから内部の結合力が強く、 β'' 相に構造変化することが難しいとも考えられる⁽²⁵⁾。一方、Mg-Si クラスタは安定ではあるものの復元もおこるため、 β'' 相に構造を組み替えることが容易であり、 β'' 相に容易に遷移すると考えられる。Al-Mg-Si合金においては、合金組成や一段目の温度条件などを考慮してSi-rich クラスタを抑制し、Mg-Si クラスタを促進するようにすれば、BH性をより高めることができる。なお、Mg-Si クラスタはある程度の大きさになると組成がほぼ一定となるため、3.(2)項で述べたことを踏まえれば、GPゾーンと呼称することは可能であろう。

(5) Al-Mg-Cu合金

Al-Mg系合金の場合、通常の展伸材のMg組成では時効硬化は生じないが、Cuをわずかに(1 mass%程度)添加する

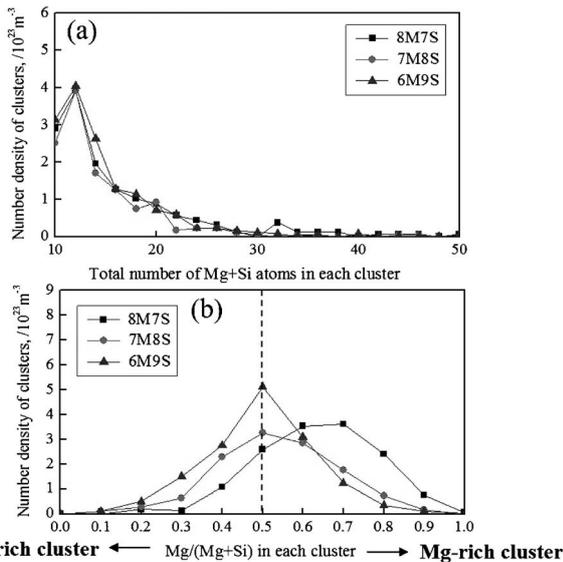


図14 3種類の合金のRT, 108 ks時効条件における(a)サイズ(Mg+Si原子数)および(b)組成分布⁽¹⁹⁾。

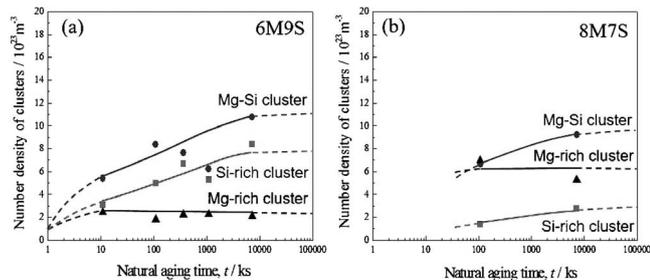


図15 6M9S, 8M7S合金の室温保持における各ナノクラスタ数の時間変化⁽¹⁹⁾。(a) 6M9S合金, (b) 8M7S合金。

と急速な時効硬化性が現れる。さらにAgを微量添加するとより顕著な急速時効硬化がおこる。図16にAl-3%Mg-1%Cu合金ならびにAgを0.4%添加した合金(mass%)の443 Kにおける時効硬化曲線を示す⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。ごく短時間(1~2分程度)で急速に時効硬化することが分かる。また、Ag添加合金ではより顕著に時効硬化する。図17に両合金の443 K時効の析出組織を示す⁽²⁸⁾。TEMでの観察ではAl-Mg-Cu合金では硬さのプラトー段階に明瞭な析出相は観察されず、ピーク硬さ直前の段階で複数の析出物(GPBゾーン, S'相, Z相)が観察される。一方、Ag添加合金ではプラトーが終了し、硬さが再び増大する段階で微細な球状の析出相が観察される。時効とともにこれらの析出相は成長するが、全体としては微細高密度である。このように、Ag添加により析出組織は大きく変化する。プラトー段階ではTEMでは析出相は観察されないが、3DAP観測によれば、この段階に極めて微細なナノクラスタが形成されていることが分かる⁽²⁶⁾。特に、Ag添加合金ではAgを含む球状のナノクラスタが存在して

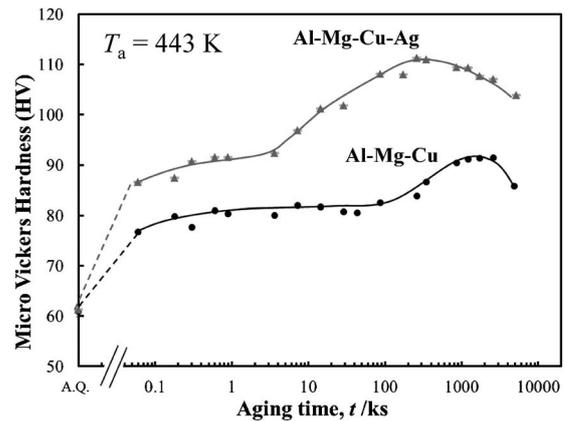


図16 Al-3%Mg-1%CuおよびAl-3%Mg-1%Cu-0.4%Ag合金(mass%)の443 Kにおける時効硬化曲線⁽²⁶⁾。

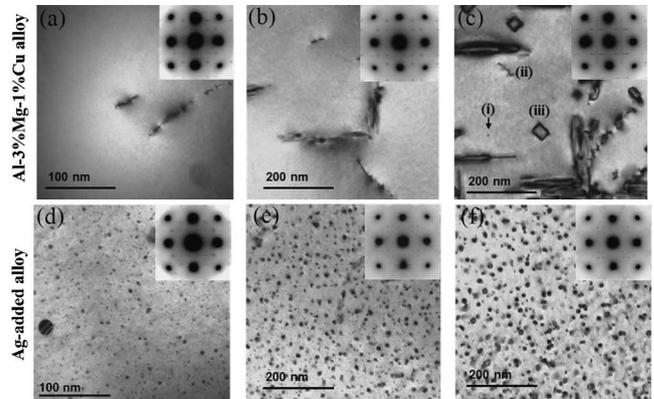


図17 Al-3%Mg-1%CuおよびAl-3%Mg-1%Cu-0.4%Ag合金の443 Kにおける析出組織⁽²⁸⁾。(a) 10.8 ks, (b) 432 ks, (c) 950.4 ks, (d) 10.8 ks, (e) 86.4 ks, (f) 950.4 ks 写真(c) : (i) GPBゾーン, (ii) S'相, (iii) Z相。

微細粒アルミニウム固溶体での高温変形中の 粒界すべりと溶質雰囲気引きずり運動の共存

伊藤 勉^{*,**} 水口 隆^{***}

1. はじめに

超塑性とは材料に大きな均一伸びを生じる現象のことである⁽¹⁾。日本では、2002年にJIS規格(H7007)⁽²⁾において超塑性に関する定義が制定された。JIS規格では、「多結晶材料の引張変形において、変形応力が高いひずみ速度依存性を示し、局部収縮(ネッキング)を生じることなく数百%以上の巨大な伸びを示す現象」と定義されている⁽²⁾。この現象は、今日、塑性加工が難しい材料の塑性加工法として活用⁽¹⁾⁽³⁾⁻⁽⁵⁾されている。

超塑性の発現機構として、微細結晶粒超塑性⁽¹⁾、内部応力超塑性⁽¹⁾⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾、Class I型固溶体における粒内変形支配の超塑性的挙動⁽¹⁾⁽¹⁰⁾⁻⁽¹⁹⁾がある。各超塑性の発現機構の詳細は文献に譲るとして、一般に超塑性と言えば微細結晶粒超塑性を指す。

超塑性の歴史は古く、青銅器時代初期(紀元前2500年頃)のトルコで用いられていた砒素を10%含んだ砒素青銅が、複雑形状を作る際に必要とされる微細構造を有する二相合金であったことから、微細結晶粒超塑性が発現したのではないかとGeckinliは推察している⁽¹⁾。また、超塑性的な特徴が研究された超高炭素鋼の化学組成と紀元前300年から19世紀後半まで使用されていたダマスカス鋼のそれが似ていることから、超塑性を示したのではないかと考えられている⁽²⁰⁾。しかし、当時は金属材料における超塑性現象に関心が払われることはなかった。

超塑性に関する論文として最古のものは、1912年にBengough⁽²¹⁾によって $\alpha+\beta$ 黄銅(Cu-Zn合金)が温度973 Kにおいて163%の最大伸びを示したとするものである。この論文の中でBengoughは、「ある特殊な黄銅を最適な条件で引張ると、まさにガラスのように振舞い、巨大な伸びを示した」と記述している。その後、1928年にJenkins⁽²²⁾は、加工熱処理を施したCd-ZnやPb-Snの共晶合金において、300~400%もの超塑性伸びを示した試験片外観写真をその証拠として掲載した。そして最も衝撃的な報告は、1934年にPearson⁽²³⁾がBi-Sn共晶合金において1950%もの巨大伸びを示したとするものである。しかし、このPearsonの発見は西側諸国に注目されることはなかったが、旧ソビエト連邦で注目されることとなる。旧ソビエト連邦の研究者BochverとSviderskayaは、1945年に発表した論文の中で、超塑性の語源となる“sverhplastichnost”という用語を用いた⁽²⁴⁾。その後、1959年に初めて“superplasticity”(超塑性)という用語が学術論文⁽²⁵⁾の中で用いられた。しかし、超塑性が世界的に関心を持たれるようになったのは今世紀に入ってからのものである。1960年代に入ると、米国の研究者Underwood⁽²⁶⁾により旧ソビエト連邦の研究論文の再調査が進められ、超塑性に関する興味深い論文が増加した。さらに、1970年代になると式(1)で表される、ひずみ速度感受性指数⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾(Strain Rate Sensitivity: m 値)を用いた超塑性変形機構の議論が行われるようになった。

$$m = \frac{\log \sigma}{\log \dot{\epsilon}} \quad (1)$$

* 香川高等専門学校機械工学科；准教授(〒761-8058 高松市勅使町355)

** 物質・材料研究機構 構造材料拠点エネルギー構造材料分野 耐熱材料設計グループ；NIMS 特別研究員(国立高等専門学校機構 派遣研究教員)

*** 愛媛大学大学院理工学研究科物質生命工学専攻；准教授

Coexistence of Grain Boundary Sliding and Solute Drag Creep during High-Temperature Deformation for Fine-Grained Aluminum Solid Solution Alloy; Tsutomu Ito^{*,**} and Takashi Mizuguchi^{***} (*Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology, Kagawa College, Takamatsu. **High Temperature Materials Design Group, Energy Infrastructure Materials Field, Research Center for Structural Materials (RCSM), National Institute for Materials (NIMS), Tsukuba. ***Graduate School of Science and Engineering, Ehime University, Matsuyama)

Keywords: *superplasticity, superplastic-like behavior, grain growth, grain boundary sliding, solute drag creep, deformation mechanism*

2017年1月27日受理[doi:10.2320/materia.56.346]

ここで、 σ は応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度である。1980年代になると、超塑性成形の実用化を目指し、超塑性変形中の空洞欠陥形成⁽¹⁾機構(キャビテーション)、高速超塑性発現を目指し、メカニカルアロイング⁽¹⁾により作製されるサブミクロンサイズの結晶粒径から成る材料を用いた研究に主眼が置かれた。さらに、1990年代初めには、複合材料における超塑性が確認されるようになった⁽¹⁾。また一方で、超塑性成形の成形速度向上およびエネルギーコスト削減のため、高速超塑性⁽¹⁾⁽²⁹⁾⁻⁽³¹⁾や低温超塑性⁽³²⁾⁻⁽³⁴⁾が注目された。これら超塑性の発現には結晶粒微細化が有効とされ、この頃から強ひずみ加工⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾(Severe Plastic Deformation: SPD)による組織制御が盛んに研究されるようになった。SPDとして、Equal Channel Angular Extrusion⁽³⁷⁾(ECAE)法、High Pressure Torsion⁽³⁸⁾(HPT)法、Accumulative Roll Bonding⁽³⁹⁾(ARB)法、Cyclic Extrusion Compression⁽⁴⁰⁾法、Bulk Mechanical Alloying⁽⁴¹⁾法、Asymmetric Rolling⁽⁴²⁾法、Cryogenic Rolling⁽⁴³⁾法、Multi Axial Forging⁽⁴⁴⁾法、Friction Stir Processing⁽⁴⁵⁾(FSP)法などが試みられている。

本稿では、超塑性発現を目的として5083アルミニウム合金にFSPを施し微細結晶粒組織を導入した。FSPを施すことで、本合金には10 μm 以下のほぼ等軸な微細組織が形成された。FSP材の超塑性の発現を確認するに先立ち、静的焼鈍を施しFSPで形成された微細組織の熱的安定性を調査した。その微細組織は熱的に不安定で結晶粒成長が生じやすいが、200%を超える巨大伸びが得られた。高温変形中の変形組織の観察から、変形初期は等軸的な組織を維持し粒界すべり⁽¹⁾が変形を支配しているが、ある変形量を超えると結晶粒が応力軸方向に伸長した組織が観察された。このように、変形とともに結晶粒が応力軸方向に伸長する組織の特徴は、いわゆるClass I型固溶体における粒内変形支配の超塑性的挙動でも観察される。5083アルミニウム合金は、Class I型固溶体の代表であるAl-Mg合金をベースとしている。そこで本稿では、熱的に不安定な微細結晶粒アルミニウム固溶体の高温変形における高温変形機構の遷移(スイッチング)による巨大伸び発現の現象論的特徴について紹介する。

2. 熱的に不安定な微細結晶粒アルミニウム固溶体の高温変形において見られたある特徴

(1) 供試材および組織制御

供試材として、板厚6 mmの5083アルミニウム合金O材の圧延板を用いた。表1にその分析化学組成を示す。本合金はAl-Mg合金をベースとする典型的なClass I型固溶体で

表1 分析化学組成。

元素	Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Cu	Ti	Al
質量%	4.54	0.68	0.19	0.13	0.11	0.02	0.02	残部
原子%	5.04	0.33	0.09	0.13	0.06	0.01	0.01	残部

ある。微細結晶粒組織を導入するため、FSPを本合金に施した。FSPとは1991年に英国溶接研究所(The Welding Institute: TWI)で開発された固相接合の1種である摩擦攪拌接合⁽⁴⁶⁾(Friction Stir Welding: FSW)を組織制御法として活用したものである。FSPは組織制御範囲が処理工具の寸法に依存するが、短時間で微細組織が得られる特徴がある。

FSPには日立設備エンジニアリング(株)(現在: 株日立パワーソリューションズ)製のFSW装置(SHH204-720)を用いた。処理工具寸法は、シヨルダール⁽⁴⁵⁾直径 $\phi 20$ 、プローブ⁽⁴⁵⁾径M6、プローブ長さ5.8 mm、プローブ先端はSR3の半球頭、工具材質はSKD51の焼入れ焼戻材である。FSP処理を施すため、圧延板から長さ250 mm、幅50 mmの短冊状の試験片を切出した。切出しは試験片長手方向と圧延方向(Rolling Direction: RD)が平行となるように行った。試験片の幅の中央部をRDと平行に距離200 mmの距離をFSPした。FSPは工具回転数⁽⁴⁵⁾(N_R)1200 rpm、工具移動速度⁽⁴⁵⁾(v)400 mm/min、工具挿入量⁽⁴⁵⁾(h)5.9 mm、工具傾斜角⁽⁴⁵⁾(θ)前進 3° 、位置制御方式⁽⁴⁵⁾で行った。

(2) 初期組織

図1に本合金の母材(Base Metal: BM)とFSP材攪拌部⁽⁴⁵⁾(以下、攪拌部と略記)の横断面マイクロ組織を示す。母材のマイクロ組織からは圧延により横方向に伸長した結晶粒が認められる。このことから、母材はO(焼鈍)材であっても再結晶は生じていない回復組織と考えられる。交点計数法⁽⁴⁷⁾により母材の結晶粒の横方向(Transverse Direction: TD)と法線方向(Normal Direction: ND)の平均切片長さ(l_{BM})を求め、それにFullman補正因子⁽⁴⁸⁾を乗じて算出した平均切片長さ(L)は、横方向と法線方向とでそれぞれ $L_{TD} = 98 \pm 19 \mu\text{m}$ と $L_{ND} = 8.8 \pm 0.3 \mu\text{m}$ である。母材の結晶粒の横方向と法線方向の切片長さの比(Grain Aspect Ratio: GAR = L_{ND}/L_{TD})は 12 ± 2 であり、結晶粒形状に強い異方性がある。これに対し、攪拌部(Stir Zone: SZ)のマイクロ組織からは等軸かつ微細な結晶粒が認められる。交点計数法により攪拌部の結晶粒の平均切片長さ(l_{SZ})を求め、それに補正因子1.74⁽⁴⁹⁾を乗じて平均結晶粒径(d)を算出すると $d_{SZ} = 7.4 \pm 0.2 \mu\text{m}$ で

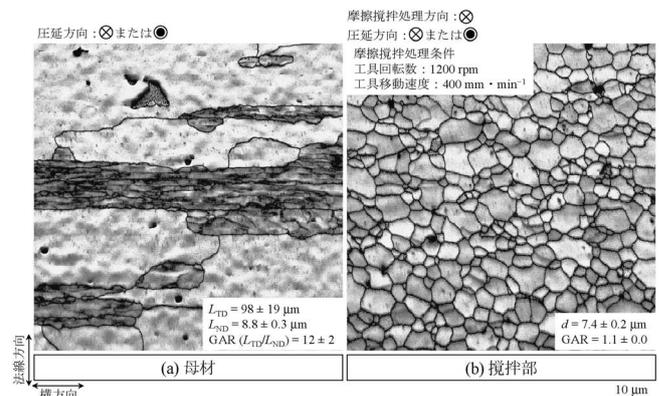


図1 母材および攪拌部のマイクロ組織(初期組織)。

ある．さらに，攪拌部のGARは 1.1 ± 0.0 であり，ほぼ等軸的な微細組織がFSPにより形成される．したがって，5083アルミニウム合金O材にFSPを施すことで，等軸的かつ $10 \mu\text{m}$ 以下の微細組織を形成させることができる．

(3) 攪拌部組織の熱的安定性

図2に攪拌部組織をマッフル炉にて573, 673, 773 Kの各温度で30 min間静的に焼鈍し組織凍結した後のマイクロ組織を示す．本合金のマイクロ組織は673 K以下では熱的に安定でFSP直後と同様に等軸的かつ微細組織を維持しているが，773 K以上で熱的に不安定となり顕著な結晶粒成長が生じている．本稿では，静的焼鈍試験を100 K間隔で荒く実験したため，実際に粒成長が生じ始める温度は673~773 Kの間にあるものと考えられる．

(4) 高温変形組織の特徴

図3に攪拌部の温度698 K，初期ひずみ速度 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ における高温変形組織を示す．上段は変形量(公称ひずみ：

ϵ_n)が50, 100, 150, 200%に達した時点で高温引張試験を中断したマイクロ組織であり，下段は上述の各変形量に達するのと同じ時間静的焼鈍を施したマイクロ組織である．攪拌部の初期粒径は約 $7.9 \mu\text{m}$ であるから，図3下段の静的焼鈍組織は初期粒径に比べ約 $5 \mu\text{m}$ ほど粒成長している．ただし，静的焼鈍組織の平均結晶粒径は，焼鈍時間(変形量)が増加しても $14 \mu\text{m}$ 程度で飽和し，かつほぼ等軸的な組織を呈している．一方，図3上段の高温変形組織は，平均結晶粒径(d)の値からも分かるように，粒成長は生じているものの，変形量50%まではほぼ等軸的な組織を維持しているが，変形量100%を超えると応力軸方向に伸長したマイクロ組織が認められる．微細結晶粒超塑性の発現条件の1つに $10 \mu\text{m}$ 以下の等軸微細組織が必要とされている⁽¹⁾．ところが，本合金はClass I型固溶体に分類される合金であるため，結晶粒径に依存することなく，粒内変形により超塑性的挙動を示すことも可能である⁽¹⁾⁽¹⁰⁾⁻⁽¹⁹⁾．よって，本合金では平均結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ を下回るような条件下では，微細結晶粒超塑性の主たる変形機構である粒界すべりが継続できるが，変形中の粒成長によって粒界すべりの継続が困難になると，Class I型固溶体の高温変形機構の主たる変形機構である溶質雰囲気引きずり運動(solute drag クリープ)へ遷移しているのではないかと予測される．そこで以下では，このような変形機構の遷移について考察を加えてゆく．

(5) 高温変形曲線

図4に本合金の攪拌部の応力-ひずみ曲線を代表して温度763 Kの高温変形(真応力-真ひずみ)曲線を示す．攪拌部の高温変形曲線は，一般的な高温変形の特徴である高温，低ひずみ速度ほど変形応力が低下する傾向を示している．特に注

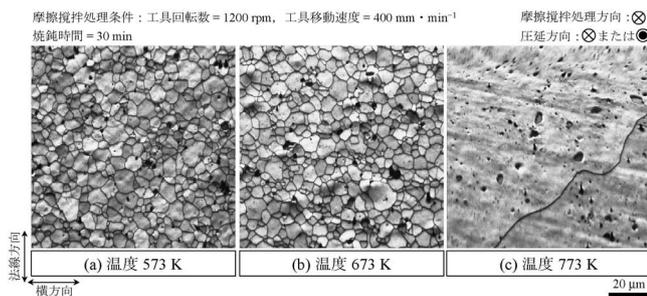


図2 静的焼鈍後の攪拌部のマイクロ組織．

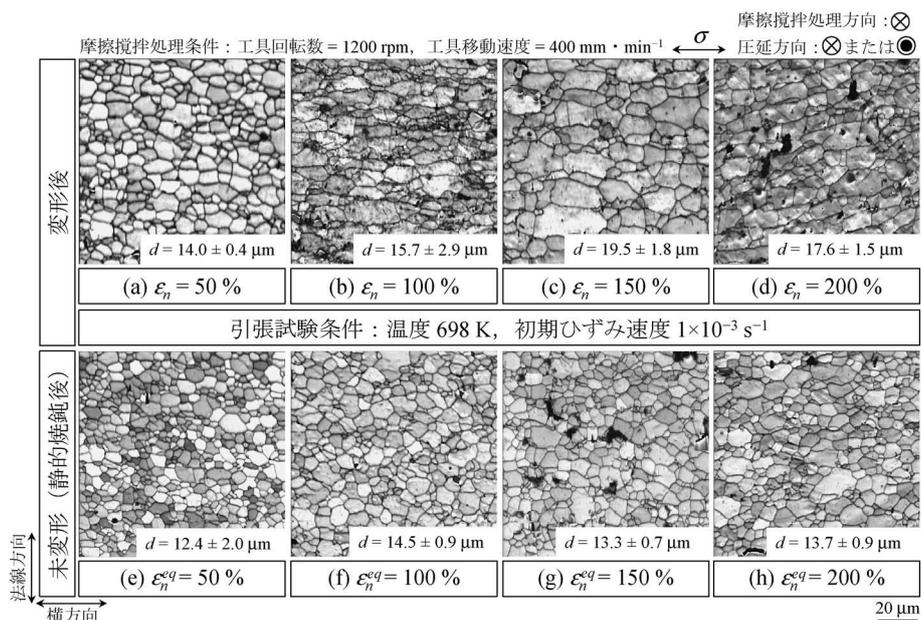


図3 攪拌部の高温変形組織(上段は温度698 K，初期ひずみ速度 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ での各変形量におけるマイクロ組織．下段は各変形量に達するのと同じ時間静的に焼鈍したマイクロ組織．)．

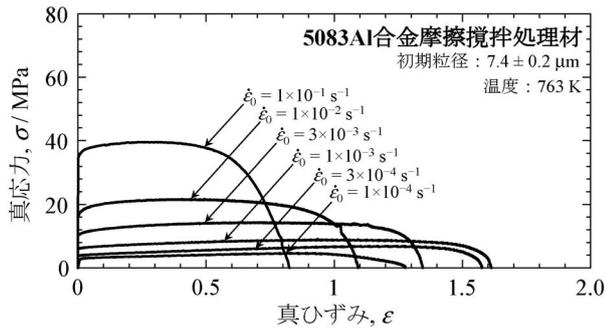


図4 攪拌部の温度763 Kにおける高温変形(真応力-真ひずみ)曲線.

目したいのは、攪拌部の高温変形曲線は、低ひずみ速度の変形条件において変形が進行するに連れ変形応力が緩やかに増加(加工硬化)している[†]。アルミニウム合金は積層欠陥エネルギー⁽⁵⁰⁾が大きいので、容易に回復が生じ、高温変形では加工軟化を生じることが多い。一方で、高温変形では結晶粒径が粗大なほど変形応力は大きくなるため、この変形の進行に伴う変形応力の増加は、変形中の結晶粒成長に伴う変形応力の増加によるものと考えられる。佐藤ら⁽⁵¹⁾⁻⁽⁵³⁾は、超塑性変形中の粒成長挙動について詳細に検討している。それによると、微細結晶粒超塑性変形中に生じる結晶粒成長には、変形誘起成分と時間に依存する静的成分に分離でき、静的成分は変形応力の増大をもたらすが、加工硬化による変形の安定性には寄与せず、変形誘起成分は変形硬化を介し変形を安定化させると結論づけている。高温変形中の結晶粒成長の変形誘起成分と静的成分の分離については今後の検討課題であるが、佐藤らの報告するAl-Mg-Mn合金⁽⁵²⁾では、変形量が真ひずみで最大0.6(公称ひずみに換算すると82%相当)までの範囲における解析であり、本稿で議論する変形量よりも小さい領域における現象を対象としている。

(6) 熱間延性

図5に攪拌部の破断伸びと初期ひずみ速度の関係を示す。比較として、図中に母材の773 Kと803 Kにおける破断伸びを併記している。破断伸びの誤差線は80%信頼区間を表している。攪拌部の熱間延性は、幅広いひずみ速度範囲において200%を超える巨大伸びが得られている。本稿での攪拌部の最大破断伸びは、温度763 K、初期ひずみ速度 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ において383%であった。一方、母材の破断伸びはいずれの条件も150%にも満たない。したがって、FSPにより微細組織を導入することで熱間延性が向上する。なお、図2に示した温度773 Kでの攪拌部の静的焼鈍試験後のマイクロ組織観察では、顕著な粒成長が認められたが、同温度での熱間延性は優れている。これは静的焼鈍と高温引張試験に用いた電気炉が異なるため、高温引張試験では図2ほどの顕著

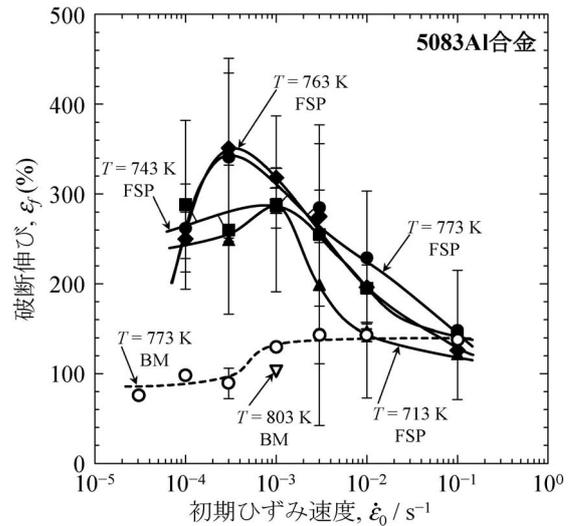


図5 熱間延性.

な粒成長が生じていないためと考えられる。

(7) 高温変形機構

高温変形機構を議論する際に式(2)で表されるDorn型の速度式⁽⁵⁴⁾が用いられる。

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (2)$$

ただし、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 A は材料定数、 σ は応力、 E はヤング率、 n は応力指数、 Q は変形の活性化エネルギー、 R は気体定数、 T は絶対温度である。

高温変形機構を議論する場合、式(2)に従いひずみ速度と応力を両対数関係で整理することで応力指数が求められ、さらに、アーレニウスプロットにより変形の活性化エネルギーが算出され、高温変形機構が同定される。昨今、超塑性に関するISO⁽⁵⁵⁾の改訂に伴い、超塑性変形機構の目安となるひずみ速度感受性指数(m 値： m 値は応力指数の逆数 $m=1/n$)の決定には、公称ひずみ10%における真応力と式(3)で表される真ひずみ速度⁽⁵⁵⁾を用いることが規定された。

$$\dot{\epsilon} = \frac{L_0}{L} \dot{\epsilon}_0 \quad (3)$$

ただし、 $\dot{\epsilon}$ は真ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ は初期ひずみ速度、 L_0 は試験片の初期平行部長さ、 L は公称ひずみ10%における試験片の平行部長さである。

図6に攪拌部と母材の公称ひずみ10%における真応力を式(4)で表される純アルミニウムのヤング率の実験式から算出される各温度に対応する E で除した規格化応力と真ひずみ速度の両対数関係を示す。

$$E \text{ (MPa)} = 8.04 \times 10^4 - 42.6 \times T \quad (4)$$

ここで、式(4)は純アルミニウムの剛性率(G)の実験式⁽⁵⁶⁾(5)を、剛性率からヤング率への換算式⁽⁵⁷⁾(6)を用いて決定した。

$$G \text{ (MPa)} = 3.022 \times 10^4 - 16 \times T \quad (5)$$

$$E \text{ (MPa)} = 2(1+\nu)G \quad (6)$$

[†] 真応力や真ひずみの算出は体積保存を仮定するため、塑性安定な変形範囲内で成立する。

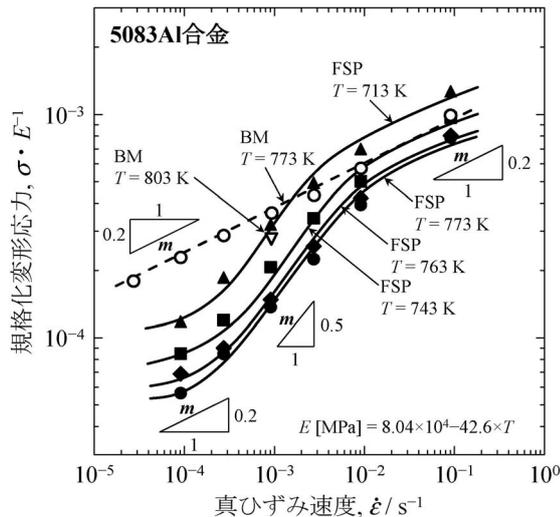


図6 規格化応力と真ひずみ速度の両対数関係。

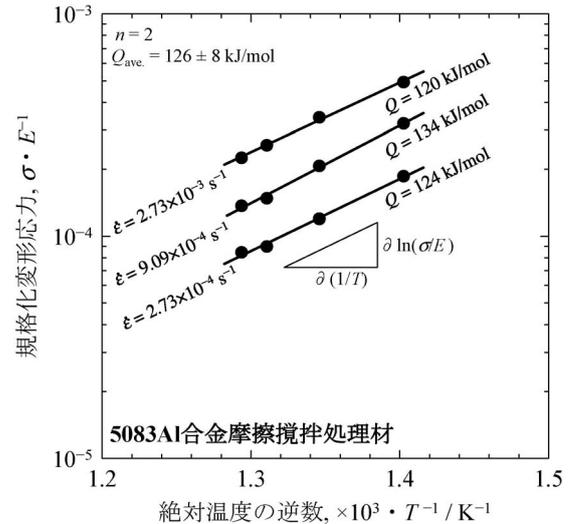


図7 攪拌部の変形の活性化エネルギー算出のためのアーレニウスプロット。

ここで、 ν はポアソン比で本稿では0.33を用いた。

一般に微細結晶粒材料の高温変形における応力とひずみ速度の両対数関係はS字曲線を示すことが知られている⁽⁵⁸⁾。攪拌部の応力とひずみ速度の両対数関係は、どの試験温度においてもS字曲線を描いている。また、高温変形の特徴である高温、低ひずみ速度域ほど変形応力が低下する傾向を示す。S字曲線の勾配がひずみ速度感受性指数 m 値を表す。攪拌部は中間ひずみ速度域において約0.5となり、高ひずみ速度域と低ひずみ速度域では約0.2となる。中間ひずみ速度域の m 値(約0.5)は粒界すべり⁽⁵⁹⁾の値と一致する。一方、高ひずみ速度の m 値(約0.2)は転位クリープのそれと一致する。低ひずみ速度域の m 値(約0.2)は、変形速度が遅いため、試験片が長時間高温環境下に晒されることで結晶粒成長が生じ、粒界すべりの発現が困難になることによる m 値の低下など諸説⁽⁶⁰⁾⁽⁶¹⁾あり詳細は分かっていない。 m 値が約0.5となる変形条件と熱間延性が200%を超える条件が良く一致していることから、本合金の巨大伸びの主たる変形機構は粒界すべりによるものと考えられる。一方、母材の温度773 Kにおける応力は、結晶粒径が攪拌部よりも大きいため、試験温度が高いにもかかわらず高い応力を示している。また、 m 値は全てのひずみ速度域において転位クリープの目安となる約0.2を示す。

攪拌部の高温変形機構をさらに議論するため、変形の活性化エネルギーを算出する。図7に変形の活性化エネルギーを算出するためのアーレニウスプロットを示す。図は m 値0.5 (n 値は2)の範囲内におけるひずみ速度 2.73×10^{-3} , 9.09×10^{-4} , $2.73 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ においてクロスカットした場合のアーレニウスプロットである。式(7)で表されるように、図7の直線の勾配に応力指数 n と気体定数 R を乗じることで変形の活性化エネルギーが算出できる。

$$Q = nR \frac{\partial \ln(\sigma/E)}{\partial (1/T)} \quad (7)$$

式(7)より算出した変形の活性化エネルギーは、クロス

カットしたひずみ速度 2.73×10^{-3} , 9.09×10^{-4} , $2.73 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ に対しそれぞれ120, 134, 124 kJ/molとなる。これらの算術平均を攪拌部の変形の活性化エネルギーとすれば、 $126 \pm 8 \text{ kJ/mol}$ となる。純アルミニウムの格子拡散と粒界拡散の活性化エネルギーの文献値⁽⁶²⁾⁽⁶³⁾はそれぞれ142 kJ/molと84 kJ/mol、アルミニウム中のマグネシウムの相互拡散の活性化エネルギーの文献値⁽⁶⁴⁾は126 kJ/molであるから、攪拌部の変形の活性化エネルギーはアルミニウム中のマグネシウムの相互拡散の値と良く一致する。以上より、本合金で得られる巨大伸びの主たる変形機構は、アルミニウム中のマグネシウムの相互拡散に律速された粒界すべりによるものと考えられる。しかし、上述で議論した高温変形機構は、公称ひずみ10%における応力を用いていることに注意しなければならない。図3に示した高温変形途中の組織のように、変形量50%では結晶粒成長は生じているものの、等軸的な組織を維持していることから公称ひずみ10%時点での主たる変形機構が粒界すべりであることは疑いようがない。しかし、変形量が100%以上での変形組織は応力軸方向に伸長しており、もはや粒界すべりが維持できていないと考えられる。そこで次節ではこの解釈について議論する。

(8) 熱的に不安定な微細結晶粒アルミニウム固溶体における高温変形

本稿では、熱的に不安定なマイクロ組織を有する微細結晶粒アルミニウム固溶体における高温変形について紹介してきた。その特徴として、変形初期(変形量が50%程度まで)は等軸的な組織を維持し、応力指数および変形の活性化エネルギーから主たる変形機構はアルミニウム中のマグネシウムの相互拡散に律速された粒界すべりによるものと考えられる。しかし、高温変形組織の特徴から、変形量が100%を越える頃より、結晶粒が応力軸方向へ伸長する様子が伺え、この組織の特徴は、Class I型固溶体で発現する粒内変形支配の超塑性的挙動のものと良く一致する。このことについて変形機

構領域図を用いて考察してみる。領域図の作図には、粒界拡散(Coble)クリープ⁽⁶⁵⁾⁽⁶⁶⁾、格子拡散(Nabaro-Herring)クリープ⁽⁶⁵⁾⁽⁶⁸⁾、ハーパー・ドーン(Harper-Dorn)クリープ⁽⁶⁹⁾⁻⁽⁷¹⁾、格子拡散に律速された粒界すべり⁽⁵⁹⁾⁽⁷²⁾、溶質雰囲気引きずり機構⁽⁷³⁾⁽⁷⁴⁾(solute drag クリープ)、転位の上昇運動律速の転位(累乗則)クリープ⁽⁶³⁾の6つの変形機構を仮定した。これらの変形機構の速度式を表2に示す。ただし、攪拌部の変形初期における主たる変形機構は、アルミニウム中のマグネシウムの相互拡散に律速された粒界すべりと考えられるが、これに対応する速度式が存在しない。そのため、表2に併記した純アルミニウムの格子拡散の拡散係数⁽⁶²⁾(D_L)、純アルミニウムの粒界拡散の拡散係数⁽⁶³⁾(D_{gb})および、アルミニウム中のマグネシウムの相互拡散の拡散係数⁽⁶⁴⁾(D_{sol})を比較すると、 D_L と D_{sol} は近い温度依存性を示すことから、本稿では純アルミニウムの格子拡散に律速された粒界すべりの速度式を用いた。変形機構領域図の作図に際し、表2に示した6つの変形機構は互いに独立と仮定した。図8に温度713 KにおけるAl-5 mol%Mg合金の変形機構領域図を示す。この化学組成は5083アルミニウム合金の組成に近似できる。図の縦軸は結晶粒径(d)をバーガースベクトル(b)で規格化した規格化粒径(d/b)、横軸は応力をヤング率で規格化した規格化応力(σ/E)の両対数関係で表している。図は、表2に仮定した6つの変形機構の領域に区別される。さらに、図中の細線は等ひずみ速度線を示している。また、図中の太い水平線は、平均結晶粒径(規格化平均粒径)の位置に、温度713 Kの高温引張試験から得られた公称ひずみ10%における真応力をヤング率で規格化した規格化応力範囲を示したものである。よって、公称ひずみ10%における実験条件では、純アルミニウムの格子拡散に律速された粒界すべりの変形機構の領域に属している。しかし、本合金のように熱的にマイクロ組織が不安定な材料では、変形中に結晶粒成長が生じるため、変形の進行とともに規格化粒径と規格化応力範囲を示す太い水平線は、領域図の右斜上方へと徐々にシフトしていくであろう。今の場合、純アルミニウムの格子拡散に律速された粒界すべりの右斜上方に存在する高温変形機構は、solute drag クリープまたは、累乗則クリープである。solute drag クリープは上述したように、Class I型固溶体における粒内変形支配の超塑性的伸びを生じさせる主たる変形機構である。一方、累乗則クリープはサブグレ

インやすべり線の形成により変形が局在化し大きな伸びは得られない。本稿では、粒界すべりに対する速度式を格子拡散律速に仮定しており、各変形機構の境界線の見積もりが不十分である。そのため、変形量が100%以降の規格化粒径と規格化応力範囲を示す太い水平線を領域図中に示さないが、得られた破断伸びを考慮すれば、本合金のようにマイクロ組織が熱的に不安定な微細結晶粒から成るClass I型アルミニウム固溶体の高温変形では、変形初期は微細結晶粒を維持できるため、主たる変形機構は粒界すべりにより変形が進行するが、結晶粒成長により粒界すべりの継続が困難になると、Class I型アルミニウム固溶体で発現する粒内変形支配の超塑性的挙動(いわゆる、solute drag クリープ)へと変形機構が遷移することで200%を越える巨大伸びが発現するものと考えられる。よって、今後の課題として、変形機構領域図のより厳密な作図が必要である。

他方で、佐藤らのAl-Mg-Mn合金における超塑性変形誘起粒成長の報告⁽⁵²⁾でも、真ひずみ0.6(公称ひずみ82%)を越えると結晶粒の引張方向への伸長が認められ、超塑性領域(いわゆる、粒界すべりの領域)を外れてしまったと論じてい

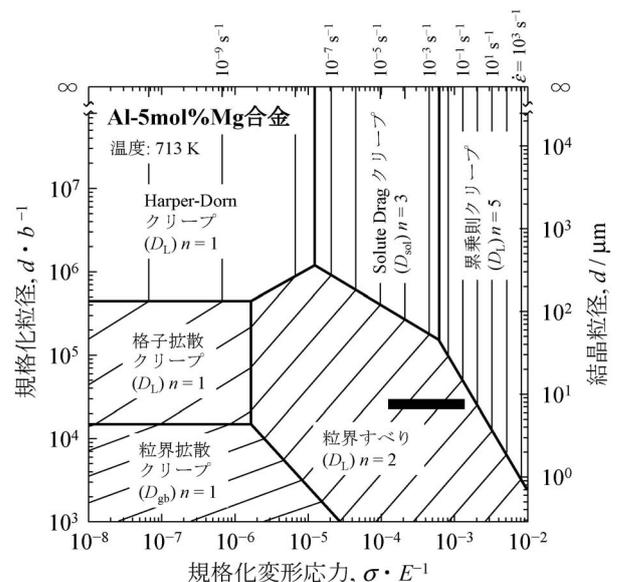


図8 Al-5 mol%Mg合金の温度713 Kでの高温変形機構領域図。

表2 高温変形機構領域図の作図に用いた各変形機構の速度式。

変形機構	速度式	文献
粒界拡散クリープ(粒界拡散律速)	$\dot{\epsilon} = 66.8 (EbD_{gb}/kT) (b/d)^3 (\sigma/E)$	(65)(66)
格子拡散クリープ(格子拡散律速)	$\dot{\epsilon} = 28 (EbD_L/kT) (b/d)^2 (\sigma/E)$	(65)-(68)
Harper-Dorn クリープ(格子拡散律速)	$\dot{\epsilon} = 1.5 \times 10^{-10} (EbD_L/kT) (\sigma/E)$	(69)-(71)
粒界すべり(格子拡散律速)	$\dot{\epsilon} = 1.5 \times 10^7 (EbD_L/kT) (b/d)^2 (\sigma/E)^2$	(59)(72)
Solute Drag クリープ(相互拡散律速)	$\dot{\epsilon} = (6.26/e^2c) (kT/Eb^3)^2 (EbD_{sol}/kT) (\sigma/E)^3$	(73)(74)
累乗則クリープ(格子拡散律速)	$\dot{\epsilon} = 3 \times 10^6 (EbD_L/kT) (\sigma/E)^5$	(63)

$E(\text{MPa}) = (8.04 \times 10^{10}) - (4.26 \times 10^7) \times T$, $D_L(\text{m}^2/\text{s}) = (1.7 \times 10^{-4}) \exp(-142000/RT)$, $D_{sol}(\text{m}^2/\text{s}) = (3.4 \times 10^{-5}) \exp(-126000/RT)$, $D_{gb}(\text{m}^2/\text{s}) = (8.74 \times 10^{-5}) \exp(-86000/RT)$

e : ミスフィットパラメータ, c : 溶質濃度, k : ボルツマン定数

る。このことから本稿で見られる現象は、佐藤らの報告する Al-Mg-Mn 合金でも観測されていたと考えられる。よって、本稿のような粒界すべりから solute drag クリープへの変形機構の遷移は Class I 型固溶体で特有の現象であるかもしれない。

3. おわりに

本稿では、熱的にマイクロ組織が不安定である微細結晶粒アルミニウム固溶体において観察された変形機構の遷移による巨大伸びについて、その現象論的特徴を紹介した。難加工材料の塑性加工法の1つとして超塑性成形が期待される中、成形速度や超塑性発現温度の低下の最善策として結晶粒微細化が注目されるようになり、強ひずみ加工法による組織制御が盛んに研究されているが、結晶粒微細化は何も超塑性特性を向上させるだけでなく、低温域ではホール・ペッチの関係⁽⁷⁵⁾⁽⁷⁶⁾にしたがい材料強度を向上させる。したがって、大きな寸法の微細結晶粒材料の創製が可能となれば、高温域では超塑性発現により熱間加工性に優れ、熱間加工後も微細結晶粒組織を維持できれば室温強度に優れた部材の創製が可能となることは言うまでもない。しかし、熱間域での塑性加工では、マイクロ組織が極めて安定、もしくは粒成長をピン止めするような第2相粒子の存在が無ければ、結晶粒成長を無視することは難しいと言える。

一方で、Class I 型固溶体の高温変形では、粒界すべりが困難な中間粒径から粒界すべりの影響を完全に無視できる単結晶でも粒内変形支配の超塑性的巨大伸びを示す。塑性加工のみを考えれば、Class I 型固溶体の塑性変形能は魅力的であるが、塑性加工後の室温強度までを含めれば粗大結晶粒組織は好ましくない。ところが、Class I 型固溶体合金では、初期結晶粒径を微細化し熱間加工中に微細結晶粒超塑性(粒界すべり)が継続困難な粒径に粒成長したとしても、粒内変形支配(solute drag クリープ)に変形機構が遷移することで優れた延性を確保できることを本稿の結果は表していると考えられる。また一方で、初期粒径が微細であれば粒成長の程度にもよるが、ほどほどの微細組織を維持した状態での熱間加工も可能となるであろう。幸いなことに、市販のアルミニウム合金やマグネシウム合金の中には Class I 型固溶体合金に分類されるものが多く含まれており、それら合金の組織微細化手法が確立され、本稿が熱間加工への一助となれば幸いである。

本研究の一部は、(一社)日本アルミニウム協会 平成22・23年度アルミニウム研究助成「摩擦攪拌接合を起源とした組織制御法によるアルミニウム合金の高機能化」、(国研)科学技術振興機構 研究成果展開事業 研究成果最適展開支援プログラム A-STEP フィージビリティスタディ 探索タイプ 平成25年度応募「粒界すべりと溶質雰囲気すべり機構との重畳効果による自動車部品用 Al-Mg 合金の新規高速超塑性の発現」、(一社)日本アルミニウム協会 平成27・28年度ア

ルミニウム研究助成「異なる変形機構の重畳による自動車用 Al-Mg 合金の超塑性特性向上」により賄われた。ここに甚大なる感謝の意を表します。

文 献

- (1) T. G. Nieh, J. Wadsworth and O. D. Sherby: Superplasticity in Metals and Ceramics, Cambridge University Press, (1997).
- (2) (一財)日本規格協会, (一財)大阪科学技術センター: JIS H7007, (一財)日本規格協会, (1995).
- (3) Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, A. J. Barnes and T. G. Langdon: Acta Mater., **48**(2000), 3633-3640.
- (4) J. Schroers: JOM, **57**(2005), 35-39.
- (5) A. J. Barnes: J. Mater. Eng. Perform., **16**(2007), 440-454.
- (6) P. Zwigl and D. C. Dunand: Acta Mater., **45**(1997), 5285-5294.
- (7) E. Sato and K. Kuribayashi: Acta Metall. Mater., **41**(1993), 1759-1767.
- (8) K. Kitazono and E. Sato: Acta Mater., **47**(1998), 135-142.
- (9) K. Kitazono and E. Sato: Acta Mater., **46**(1998), 207-213.
- (10) E. M. Taleff and P. J. Nevland: JOM, **51**(1999), 34-36.
- (11) 伊藤 勉, 大塚正久: までりあ, **43**(2004), 931-937.
- (12) 伊藤 勉: 軽金属, **62**(2012), 344-350.
- (13) 伊藤 勉, 佐伯潤也, 大塚正久: 日本金属学会誌, **67**(2003), 85-92.
- (14) 伊藤 勉, 石川真之, 大塚正久: 日本金属学会誌, **67**(2003), 27-33.
- (15) 伊藤 勉, 石川真之, 大塚正久: 日本金属学会誌, **66**(2002), 832-839.
- (16) 伊藤 勉, 駒 正幸, 柴崎 聡, 大塚正久: 日本金属学会誌, **66**(2002), 476-484.
- (17) 伊藤 勉, 柴崎 聡, 駒 正幸, 大塚正久: 日本金属学会誌, **66**(2002), 409-417.
- (18) T. Ito, K. Kawasaki and T. Mizuguchi: Mater. Sci. Forum, **838-839**(2016), 249-255.
- (19) M. Otsuka, S. Shibasaki and M. Kikuchi: Mater. Sci. Forum, **233-234**(1997), 193-198.
- (20) J. Wadsworth and O. D. Sherby: Prog. Mater. Sci., **25**(1980), 35-68.
- (21) G. D. Bengough: J. Inst. Metals, **7**(1912), 123-174.
- (22) C. H. M. Jenkins: J. Inst. Metals, **40**(1928), 21-32.
- (23) C. E. Pearson: J. Inst. Metals, **54**(1934), 111-123.
- (24) A. A. Bochvar and Z. A. Sviderskaya: Izv. Akad. Nauk. SSSR. Otdel. Tekh. Nauk., **9**(1945), 821-827.
- (25) M. G. Lozinsky and I. S. Simeonova: Acta Metall., **7**(1959), 709-715.
- (26) E. E. Underwood: J. Metals, **14**(1962), 914-919.
- (27) D. A. Woodford: ASM Trans. Quart., **62**(1969), 291-293.
- (28) J. W. Hutchinson and K. W. Neale: Acta Metall., **25**(1977), 839-846.
- (29) T. G. Nieh, L. M. Hsiung, J. Wadsworth and R. Kaibyshev: Acta Mater., **46**(1998), 2789-2800.
- (30) A. Inoue: Mater. Sci. Eng. A, **267**(1999), 171-183.
- (31) S. X. McFadden, R. S. Mishra, R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev and A. K. Mukherjee: Nature, **398**(1999), 684-686.
- (32) M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase and K. Higashi: Scripta Mater., **36**(1997), 681-686.
- (33) M. Mabuchi, K. Ameyama, H. Iwasaki and K. Higashi: Acta Mater., **47**(1999), 2047-2057.
- (34) M. J. Mayo: Nanostruct. Mater., **9**(1997), 717-726.
- (35) R. Z. Valiev, A. V. Korznikov and R. R. Mulyukov: Mater. Sci. Eng. A, **168**(1993), 141-148.
- (36) R. Z. Valiev, Y. V. Ivanisenko, E. F. Rauch and B. Baudalet: Acta Mater., **44**(1996), 4705-4712.
- (37) V. M. Segal: Mater. Sci. Eng. A, **271**(1999), 322-333.
- (38) A. P. Zhilyaev, S. Lee, G. V. Nurislamova, R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Scripta Mater., **44**(2001), 2753-2758.

(39) Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai: Acta Mater., **47**(1999), 579–583.

(40) M. Richert, H. J. McQueen and J. Richert: Can. Metall. Quart., **37**(1998), 449–457.

(41) O. Kobayashi, T. Aizawa and J. Kihara: Mater. Trans. JIM, **37**(1996), 1497–1504.

(42) Y. M. Hwang and G. Y. Tzou: Int. J. Mech. Sci., **39**(1997), 289–303.

(43) Y. Wang, T. Jiao and E. Ma: Mater. Trans., **44**(2003), 1926–1934.

(44) M. Noda, M. Hirohashi and K. Funami: Mater. Trans., **44**(2003), 2288–2297.

(45) R. S. Mishra and Z. Y. Ma: Mater. Sci. Eng. R, **50**(2005), 1–78.

(46) W. M. Thomas: Friction Stir Butt Welding, International Patent Application No. PCT/GB92/0220, (1991).

(47) H. Abrams: Metallography, **4**(1971), 59–78.

(48) R. L. Fullman: Trans. AIME, **197**(1953), 447–452.

(49) A. W. Thompson: Metallography, **5**(1972), 366–369.

(50) P. C. J. Gallagher: Metall. Trans., **1**(1970), 2429–2461.

(51) 佐藤英一, 栗林一彦, 堀内 良: 日本金属学会誌, **52**(1988), 1043–1050.

(52) 佐藤英一, 板谷一弘, 栗林一彦, 堀内 良: 軽金属, **39**(1989), 437–443.

(53) 佐藤英一, 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, **78**(1992), 1414–1421.

(54) A. K. Mukherjee, J. E. Bird and J. E. Dorn: Trans. ASM, **62**(1969), 155–179.

(55) ISO:20032, Method for Evaluation of Tensile Properties of Metallic Superplastic Materials, International Organization for Standardization, (2013).

(56) P. M. Sutton: Phys. Rev., **91**(1953), 816–821.

(57) 小原嗣郎: 基礎から学ぶ金属材料, 朝倉書店, (2012), 49–80.

(58) O. D. Sherby: ISIJ Int., **29**(1989), 698–716.

(59) H. Lüthy, R. A. White and O. D. Sherby: Mater. Sci. Eng., **39**(1979), 211–216.

(60) G. Rai and N. J. Grant: Metall. Trans. A, **6A**(1975), 385–390.

(61) O. A. Kaibyshev: Czech. J. Phys., **31**(1981), 223–227.

(62) T. S. Lundy and J. F. Murdock: J. Appl. Phys., **33**(1962), 1671–1673.

(63) H. J. Frost and M. F. Ashby: Deformation Mechanism Maps, Pergamon Press, (1982), 20–29.

(64) H. Oikawa, N. Matsuno and S. Karashima: Metal Sci., **9**(1975), 209–212.

(65) F. A. Mohamed and T. G. Langdon: Metall. Trans., **5**(1974), 2339–2345.

(66) R. L. Coble: J. Appl. Phys., **34**(1963), 1679–1682.

(67) F. R. N. Nabarro: Report of a Conference on the Strength of Solids, The Physical Society, (1948), 75–90.

(68) C. Herring: J. Appl. Phys., **21**(1950), 437–445.

(69) O. A. Ruano, J. Wadsworth and O. D. Sherby: Acta Metall., **36**(1988), 1117–1128.

(70) J. G. Harper, L. A. Shepard and J. E. Dorn: Acta Metall., **6**(1958), 509–518.

(71) J. Harper and J. E. Dorn: Acta Metall., **5**(1957), 654–665.

(72) O. D. Sherby and J. Wadsworth: Prog. Mater. Sci., **33**(1989), 169–221.

(73) J. Weertman: J. Appl. Phys., **28**(1957), 1185–1189.

(74) O. D. Sherby and P. M. Burke: Prog. Mater. Sci., **13**(1968), 323–390.

(75) E. O. Hall: Proc. Phys. Soc. Lond. B, **64**(1951), 747–753.

(76) N. J. Petch: J. Iron Steel Inst., **174**(1953), 25–28.

★★

伊藤 勉

2003年3月 芝浦工業大学大学院工学研究科地域環境システム専攻博士課程修了 博士(工学)

2003年9月 横浜国立大学エコテクノロジー・システム・ラボラトリー

2005年4月 茨城大学工学部附属超塑性工学研究センター

2009年9月 日本大学工学部総合教育物理学教室

2016年4月 現職 高松工業高等専門学校(現:香川高等専門学校)機械工学科
 現職 物質・材料研究機構構造材料研究拠点エネルギー構造材料分野 耐熱材料設計グループ 特別研究員(国立高等専門学校機構 派遣研究教員)

専門分野: 材料物理学, 材料強度物性学, 接合科学

©主に軽金属材料の高温変形・超塑性・固相接合に関連する研究に従事している。最近, 粉末冶金, 抗菌・消臭・抗ウイルス機能, 信頼性工学にも興味を持ち始めた。

★★



伊藤 勉



水口 隆

錯体水素化物の次世代全固体電池への実装： 高エネルギー密度化のための基礎的検討

宇根本 篤*

1. はじめに

リチウムイオン電池は、他の蓄電デバイスと比較して高いエネルギー密度を有しており、携帯用途や自動車など幅広い分野において応用が展開されている。携帯機器の消費電力の劇的な上昇、移動体航続距離の長距離化、再生可能エネルギーの有効利用などの要請を背景に、蓄電デバイス技術にかかる期待は高まる一方である。とりわけ、蓄電デバイスの重要な技術課題が、そのエネルギー密度の向上である。これを達成するためには、既存のデバイスコンセプトの延長線上にない、新しい電池の開発が強く望まれている。この候補のひとつが全固体リチウム硫黄電池である⁽¹⁾⁻⁽³⁾。

硫黄とリチウムは、以下の電気化学反応により放充電が進行する。



右への反応は放電を、左への反応は充電をそれぞれ表す。反応電位は 2.2 V (*vs.* Li/Li⁺) と、従来のリチウムイオン電池で使用されている LiCoO₂ (3.9 V *vs.* Li/Li⁺⁽⁴⁾) や LiFePO₄ (3.4 V *vs.* Li/Li⁺⁽⁵⁾) と比較すると低いものの、Li_xS₂ の *x* が 0 から 2 まで変化した場合、比容量(硫黄重量あたりの容量)は 1672 mAh g⁻¹ と既存の正極の 130–170 mAh g⁻¹ と比較すると 10 倍程度高い。このため、エネルギー密度を飛躍的に向上できる可能性がある⁽¹⁾⁻⁽³⁾。また、固体電解質を使用することにより、電池素子を電池パック内で多積層したバイポーラ構造化といった柔軟なデバイス設計が可能になる⁽⁶⁾。これによって、使用部材を減らすことができるため、結果としてエネルギー密度向上に寄与する。

硫黄とリチウムの反応生成物であるリチウム多硫化物(リチウムポリスルフィド)は有機溶媒へ可溶である⁽⁷⁾⁽⁸⁾。したがって、電解質として有機電解液を使用する既存の電池系に適用した場合、このリチウムポリスルフィドが電解質へ溶出する活物質の損失や負極の腐食などを引き起こし、電池の安定動作を阻害する⁽⁷⁾⁽⁸⁾。このため、繰り返し動作が可能な電解質の探索⁽³⁾や、電極の表面修飾法の開発⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾がすすめられている。これらの手法のうち、電解質を液体から固体に置き換えることで硫黄正極の溶出を防ぐのもひとつの手段である⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。高エネルギー密度化の観点から、硫黄正極と金属リチウム負極の併用が望ましい。しかしながら、金属リチウム負極に対して安定であり、電池動作に必要な 10⁻³ S cm⁻¹ 以上の高いリチウムイオン伝導率を有する固体電解質はごく一部である⁽¹³⁾。したがって、これまで広く検討がすすめられてきた酸化物や硫化物とは異なるイオン伝導メカニズム、電気化学的・熱力学的安定性を持ち、電池用固体電解質としての取り扱いが容易である、新しい固体電解質群の開拓が望まれている。

筆者らのグループではこれまで、水素をその結晶構造内に高濃度で含む材料である「錯体水素化物」がもつ、エネルギー材料としての高い機能性に先駆けて着目し、一連の材料の基礎物性評価や新規材料の開発に取り組んできた⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁷⁾。錯体水素化物は一般に、 $M(M'H_n)$ で表すことができる。 M は Li⁺ や Na⁺, Mg²⁺ といった金属カチオンを、 $(M'H_n)$ は [BH₄]⁻ や [NH₂]⁻, [AlH₄]⁻, [AlH₆]³⁻ といった錯イオンをそれぞれ表す。錯イオンでは、B や N, Al といった中心元素と水素が強く共有結合しており、これと金属カチオンがイオン結合して結晶を形成している。

* 東北大学原子分子材料科学高等研究機構(WPI-AIMR) (〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1), (現) 株式会社日立製作所 Complex Hydride Electrolytes for All-solid-state Lithium Rechargeable Batteries; Atsushi Unemoto (WPI-Advanced Institute for Materials Research (WPI-AIMR), Tohoku University, Sendai. *Current affiliation: Research and Development Group, Hitachi Ltd., Hitachi)

Keywords: complex hydride, solid-state electrolyte, lithium-sulfur battery, all-solid-state battery

2017年2月6日受理[doi:10.2320/materia.56.354]

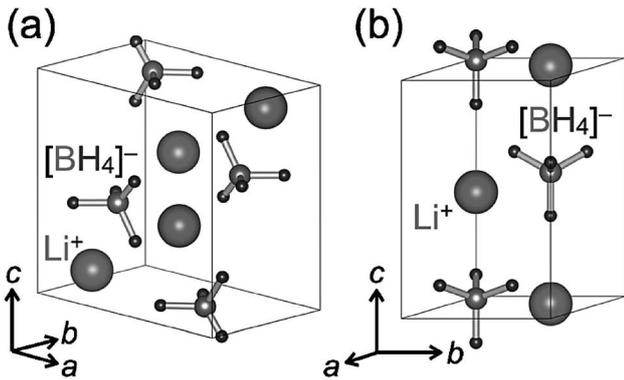


図1 LiBH_4 の結晶構造：(a)低温相 (S.G.: $Pnma$) および (b)高温相 (S.G.: $P6_3mc$)⁽¹⁸⁾. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA より許可を得て転載 (2014)⁽¹⁵⁾.

代表的な錯体水素化物である水素化ホウ素リチウム LiBH_4 は、室温では斜方晶(図1(a))をとるが、昇温に伴って 390 K 付近で六方晶(図1(b))へ構造相転移する⁽¹⁸⁾。2007 年に、Matsuo らによって、この高温相(六方晶)が $10^{-3} \text{ S cm}^{-1}$ を上回る高いリチウムイオン伝導率を有することを見出して以来⁽¹⁹⁾、これまでにさまざまな組成の錯体水素化物系リチウムイオン伝導体やナトリウムイオン伝導体⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾、マグネシウムイオン伝導体⁽²⁰⁾が開発されてきた。錯体水素化物固体電解質の電池応用には、以下の利点がある⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾。

- (1) 軽量である。構成元素に軽元素を選ぶことができる。このため、代表的な重量密度が 1 g cm^{-3} と、従来の酸化物や硫化物固体電解質と比較して小さい。
- (2) 金属電極が適用できる。錯体水素化物固体電解質は還元力が強いので、卑な酸化還元電位を有する高活性な金属リチウム電極や金属ナトリウム電極に対して安定である。
- (3) 高電位動作可能な電池が作製できる。適切な電極と電解質界面を設計することにより、 LiCoO_2 などの 4 V 級正極が適用できる。
- (4) 熱的安定性に優れる。結晶構造中の水素は中心元素との強い共有結合により安定化されており、例えば LiBH_4 は 150°C といった高温でも熱分解しない。
- (5) 加工性に優れる。錯体水素化物は“ろう”のように柔らかいため、室温での一軸加圧のみで電池が作製できる。

最近では、 LiBH_4 固体電解質、金属リチウム負極を使用した全固体リチウムイオン電池への実装例⁽¹⁵⁾⁽²¹⁾⁻⁽²⁸⁾や、電池の繰り返し動作を促す、電極と電解質の安定界面形成過程についての報告がなされる⁽²⁵⁾など、錯体水素化物固体電解質を利用した蓄電デバイスの研究開発が加速されており、注目度が高まっている。

本稿では、これらの報告のうち、著者らのグループでの研究開発の取り組みのひとつである、高エネルギー密度型全固

体リチウム硫黄電池に関する最近の研究開発の取り組みについて述べる。

2. 高エネルギー密度型全固体リチウム硫黄電池の開発

LiBH_4 は種々の化学プロセスにおいて還元剤として用いられるように還元力が強い。このため、最も卑な電位を有する金属リチウムと安定な界面を形成することができる。一方、 LiCoO_2 といった 4 V 級の高電位正極と組み合わせた電池構成では、充電中に LiCoO_2 と LiBH_4 が反応して繰り返し電池動作を阻害することが報告されている⁽²¹⁾⁽²²⁾。この課題に対しては、例えば LiNbO_3 といった固体電解質を nm オーダーでコーティングして直接接触を避けることにより、繰り返し動作が可能となることが報告されている⁽²¹⁾⁽²²⁾。この知見を手掛かりに、筆者らのグループでは、比較的反応電位の低い TiS_2 正極 ($\sim 2.5 \text{ V vs. Li/Li}^+$ ⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾) の適用を着想した。 LiBH_4 固体電解質を併用する本電池構成では、 TiS_2 正極と LiBH_4 固体電解質界面が安定化され、既報のような表面コーティングを施すことなく、少なくとも 300 回の繰り返し電池動作が可能であることを報告した。この安定界面形成メカニズムについての検討は既報を参考にされたい⁽²⁵⁾。

硫黄正極の平均放電電位は $2.2 \text{ V vs. Li/Li}^+$ ⁽¹⁾⁻⁽³⁾ と低いので、 LiBH_4 固体電解質と金属リチウム負極を組み合わせることにより、電池の高エネルギー密度化が達成可能であると考えた。硫黄は絶縁体であるため、電極活性が極めて低い。この課題を解決するためには、不足している電子導電率を補うための適切な炭素材料の選定、およびこの導電助剤と硫黄を均一に複合化する手法が必要である⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。これを実現する方法として、メカニカルミリングによる硫黄と炭素複合体の作製を試みた。ボールと容器との高速回転による衝突で資料の粉砕を繰り返して微粒子化する一方、硫黄と炭素が均一に混合されることにより、両者が相互に高分散されることで、硫黄と炭素の高密度界面が導入された複合体が得られると期待した。導電助剤にはケッチェンブラックと活性炭 (Maxsorb[®]) を利用した。前者は電子導電率が高く、後者は比表面積が大きな材料である。これらの混合導電助剤と硫黄をメカニカルミリング処理することにより、効率的に硫黄と導電助剤の界面量を増やし、電子導電率が補えると考えた。

作製した全固体リチウム硫黄電池の写真を図2に示した。硫黄を含み、厚みのある正極層であっても、硫黄正極との電池反応を促して高容量化するため、硫黄と炭素の複合体と固体電解質 LiBH_4 の粉末を混合して接触面積を増やしている。このような正極層と固体電解質 LiBH_4 の粉末を、室温で一軸加圧して二層からなるディスクを得たのち、正極層の反対側に金属リチウム負極を配置することで単セルとした。

正極層断面の電解放射型走査電子顕微鏡像と、硫黄と炭素の分布をそれぞれ図3に示した。メカニカルミリング処理した硫黄と炭素の複合体では、単一の硫黄-炭素複合粒子内部で両者のシグナルが均一に得られた。このことは、メカニカルミリング処理によって得られた複合体が、硫黄と炭素それ

それが数10から数100マイクロメートルオーダーの粒子からなる出発原料の単純な混合物になっているのではなく、両成分がナノメートルスケールで均一に高分散しており、これによって接触界面が高密度で導入されていることを示している。このような高密度接触界面が複合体粉末表面へ露出しており、後に変形しやすいLiBH₄と混合、加圧することによ

り強固に密着した、電荷移動を促す界面が形成されていることがわかった。このような界面が、厚みのある正極層内部で三次元的に拡がっており、この結果として、電池反応のスムーズな進行を促すものと期待される。

全固体リチウム硫黄電池の放電プロファイルを図4(a)に示した。硫黄正極あたりの初回放電容量は1140 mAh g⁻¹と、およそ70%の高い硫黄利用率が実現できた。また、20回目の放電容量も800 mAh g⁻¹を超えており、繰り返し放電充電に対して安定に動作することがわかった。45回目の放電時、放電プロファイルから見積もったエネルギー密度は、硫黄正極あたり1400 Wh kg⁻¹を超えていた。この値は、従来の電池で使用されている正極活物質と比較すると2~3倍程度の高い値である。

0.5C (~2.5 mA cm⁻²)で高速放電を行っても、放電容量とエネルギー密度はそれぞれ630 mAh g⁻¹と1110 Wh kg⁻¹と依然、高い値であった(図4(b))。このような高い値が達成できたのは、正極層内部において、硫黄と炭素の複合体粒子とLiBH₄固体電解質の間で良好な電荷移動界面が形成できたこと、金属リチウム負極が使用できたことが要因である。

Maekawaらは、LiBH₄とハロゲン化リチウム(LiI, LiBrおよびLiCl)からなる固溶体では、LiBH₄高温相が低温領域でも安定化されることを報告している⁽³¹⁾。なかでも、比較的酸化安定性に優れることが期待されるLiBH₄-LiCl系固体電解質では、相転移温度が373 K付近まで低下して5 × 10⁻⁴ S cm⁻¹程度のリチウムイオン伝導率を示す⁽³¹⁾⁽³²⁾。この固体電解質を使用することにより、373 K, 0.03Cにおいて、硫黄あたりの放電容量1377 mAh g⁻¹と高容量(エネルギー密度は2650 Wh kg⁻¹)を達成することができた⁽²⁷⁾。

以上のように、高いリチウムイオン伝導率を有し、金属リチウム負極や硫黄-炭素複合体正極と電気化学的に安定な界面を形成し、また、室温での加圧だけで電解質の緻密体や硫黄-炭素複合体と密着した界面が導入可能なほどに塑性変形性に優れる錯体水素化物固体電解質を使用することにより、既存の材料系では実現しにくかった構成での電池が開発できた。



図2 作製したバルク型全固体リチウム硫黄電池の写真。セル構成を明確にするため、リチウム負極の一部を意図的にはく離している。AIP Publishing LLC より、許可を得て転載(2014)⁽²⁶⁾。

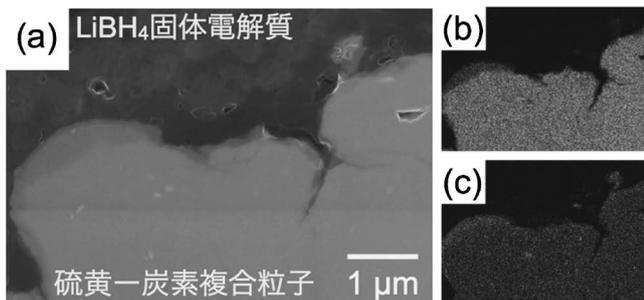


図3 正極層断面の(a)電解放射型走査電子顕微鏡像と、(b)硫黄および(c)炭素の元素分布。(b)および(c)からは、単一の硫黄-炭素複合粒子内部で両者のシグナルが均一に得られた。このことは、硫黄と炭素の両成分が均一に高分散しており、これによって接触界面が高密度で導入されていることを示唆している。AIP Publishing LLC より、許可を得て転載(2014)⁽²⁶⁾。

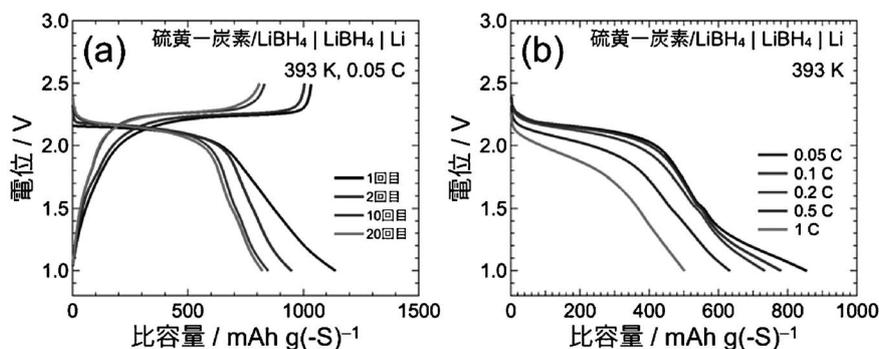
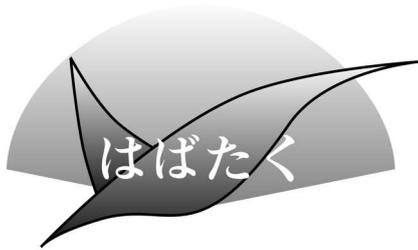


図4 バルク型全固体リチウム硫黄電池の放電プロファイル。(a) 393 Kにて0.05 C(理論容量1672 mAh g⁻¹を基準とし、満充電に20時間要する電流値に相当)にて評価した。本電池構成での0.05 Cは電流密度250 μA cm⁻²である。(b) 393 Kにて0.05-0.1 Cで放電した。充電は常に0.05 Cで行った。AIP Publishing LLC より、許可を得て転載(2014)⁽²⁶⁾。



「融体物性研究」を通じて

東北大学大学院 環境科学研究科 博士後期課程1年
渡邊 学

1. はじめに

私は、学習院大学理学部物理学科で学部時代を過ごした後、修士課程から東北大学多元物質科学研究所にて福山博之教授ご指導の下、浮遊法を用いた金属融体の物性研究をしています。この度、本稿を執筆する機会を頂きましたので、これまでの研究生生活を振り返るとともに、自身の研究内容を紹介させていただきます。

2. 研究活動

私が、この研究と最初に出会ったのは、学習院大学 渡邊研究室の学生としてJAXA 石川研究室の実験装置“静電浮遊炉”を拝見した時の事でした。そこでは、直径2 mmのZr融体が真球状に浮遊し、さらに融体に電磁パルスを励起すると、力学の講義で教わる“減衰振動”が、金属融体でも観察できることに感動し、研究を始めました。当時の研究テーマは、“Zr液滴の表面振動に対する溶存酸素の影響”でした。ほとんどの金属融体は高温の為、反応性に富んでおり、容器と試料間の反応により試料に汚染が生じるため浮遊法は非常に有用な方法です。しかし、静電浮遊法はクーロン力を用いるため、浮遊力としては微少であり、浮遊させるのは容易ではなく、物性測定以前に浮遊させるのが困難でした。約3か月の格闘の末、浮遊に成功した時の気持ちは格別でした。

修士課程では、静磁場印加電磁浮遊法を用いてFe-Ni融体の熱物性測定を行いました。Fe-Ni系は、ステンレス鋼やインパー等の主成分として重要な合金系です。これらの合金は、高い耐食性、高い耐熱性、高い透磁率、低い熱膨張係数等様々な優れた特性を示すため工業用合金として広く利用されています。これら合金の鑄造や溶接プロセスを最適化するために数値シミュレーションが用いられていますが、金属の融解や凝固を伴う高温下での複雑な現象をシミュレーション

するには溶融合金の高精度な熱物性値が必要です。しかし、溶融合金の熱物性値は、工業的に重要なFe-Ni系合金であっても測定精度や不純物混入等の理由から、十分に整備されていませんでした。当研究室で使用している静磁場印加電磁浮遊法は、静電浮遊法とは異なりローレンツ力を用いるため、浮遊は比較的容易です。また、従来の電磁浮遊法と異なり静磁場を印加することにより、試料の内部対流および振動を抑制できるため、密度、放射率、熱容量等様々な物性測定を正確に測定することができました。その中で、密度測定結果から興味深い結果を得ました。それは、混合のエンタルピー等の熱力学関数は負の値を持つため、FeとNi原子間に生じる相互作用は引力が強いはずであり、混合後の体積は、混ぜる前と比較して収縮することが予測されます。しかしながら、密度測定から得た、混合後と混合前の体積差で表される過剰体積の結果は正となり、従来の議論では説明できない結果を得ました。最初、測定ミス等を疑いつつも、本結果を国際会議での口頭発表、および論文として投稿したところ、海外の方を含め色々な意見を頂き、同様の傾向が他の測定方法でも測定されていることがわかり、非常に研究の自信になりました。しかし、なぜそうなるか理由を明らかにする事はできず、この問題点を明らかにせずに研究を離れることはできないという思いから、博士課程進学を決定しました。

現在の博士課程では、上記の問題を解決すべく研究を行っております。進捗状況としては、状態図中において液相直下で固溶体を形成する系(例: Fe-Ni, Cu-Au, Cu-Ni等)では過剰体積と熱力学関数が相反しやすいことがわかり、それらの二元系を中心に密度測定を行っているところです。今後の研究の展望としては、研究室に留まらずSPRING-8やJ-PARCといった外部の施設へ出張し、融体の構造解析を行い、原子間距離等を明らかにし、融体構造、熱力学関数および熱物性値の相関を明らかにし、新たな融体モデルを構築したいと考えています。

3. 研究生生活を振り返って

学習院大学卒業後“心地のよい環境に甘えては成長は無い”と思い、東北大学への入学を決めました。やはり、物理しか勉強してこなかった為、物理化学および材料科学の知識に乏しく、非常に厳しいことも多々ありますが、刺激的で有意義な研究生生活を行うことができます。今後も、常に向上心と探究心を持って研究を行ってまいります。

最後に、魅力的な研究の道へのきっかけをくださった、学習院大学 渡邊巨人教授、JAXA 石川毅彦教授、函館工業高等専門学校 水野章敏准教授、また普段から研究をお支え下さる東北大学 福山博之教授、大塚 誠准教授、安達正芳助教。そして、今回ご推薦くださった九州大学 齊藤敬高先生には、この場をお借りして深く感謝いたします。

(2017年3月23日受理)[doi:10.2320/materia.56.358]

(連絡先: 〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-12)

本 会 記 事

会 告 功績賞, 谷川・ハリス賞, 増本量賞, 技術賞, 研究技術功労賞候補者推薦依頼	359
2017年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	359
日本金属学会主催国際会議提案募集	359
欧文誌編集委員会からのお知らせ	359
2017年秋期講演大会講演募集および参加募集	361
2017年春期講演大会記録	376
支部行事	360
会誌・欧文誌 5号目次	370
まてりあ次号予告	371
新入会員	371
掲示版	372
シンポジウム開催報告	375
行事カレンダー	378

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

公益社団法人日本金属学会
〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312
<http://jim.or.jp/>

- ・ご連絡先住所変更等の手続きは、本会ホームページ [\[会員マイページ\]](#) からできます。
- ・オンラインジャーナルの発行や行事のご案内等の本会からのお知らせ E-mail の受信をご希望される方は、本会ホームページの [\[会員マイページ\]](#) → [\[会員情報の変更届\]](#) にて手続きして下さい。

- ・会告原稿締切：毎月1日で、翌月号掲載です。
- ・掲示板や行事のご案内は、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)

第76回功績賞, 第57回谷川・ハリス賞, 第24回増本量賞, 第59回技術賞, 候補者推薦依頼

下記の推薦をお願いします。

功 績 賞 (第76回) 谷川・ハリス賞 (第57回)

増 本 量 賞 (第24回) 技 術 賞 (第59回)

2018年3月開催の春期講演大会の折に授賞予定

推薦締切：各賞共通 2017年6月30日(金)

候補者：各賞共通 個人を対象とします。

推薦資格：各賞共通 本会社員(代議員)または3名以上連名の正員

* 候補者本人による推薦書の提出は認めておりません。

詳細：まてりあ4号303頁

第49回研究技術功労賞受賞候補者の推薦依頼

代議員の推薦締切日：2017年6月30日(金)

支部長の推薦締切日：2017年7月14日(金)

推薦者：本会社員(代議員)または支部長

詳細：まてりあ4号305頁

2017年秋期講演大会の外国人特別講演および 招待講演募集

推薦締切：2017年5月31日(水)

詳細：まてりあ4号305頁

日本金属学会主催国際会議提案募集

推薦締切：2017年5月31日(水)

詳細：まてりあ4号305頁

欧文誌編集委員会からのお知らせ

特集企画の投稿募集

■ Nanostructured Functional Materials and Their Applications II (ナノ構造を有する機能性材料とその応用 II)

今回提案する特集号は、2015年に vol.56, No.9 (40件の論文を掲載)として刊行した特集号の第2号に当たるものであり、前回以降の当該分野の進展に関する先端的な論文を募集する。

ナノ構造を有する金属やセラミックス等の材料はバルク材料とは異なる、特異な機能を発現するものが多数見いだされ、それらの機能を工学的に応用して広く社会に浸透してきている。現在までのナノ構造物質に関する研究成果を集約する共に、今後の更なるナノ構造を有する材料開発の発展に向けて、以下のトピックスを中心に成果を集める。

— ナノ構造を有する磁性体, 誘電体, 圧電体

— ナノ構造を有する半導体, 複合材料, フォトニクス材料

— ナノ構造物質の作成と評価技術

— ナノ構造を有する物質の応用

本特集号は、公募による論文と共に2017年11月にベトナム、ホーチミンにて開催する国際シンポジウム Satellite Symposium of 4th International symposium on Frontiers in Materials Science (2017年9月, ドイツ, グライフスワルド開催)の Selected Papers を掲載する予定である。

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 59巻4号 (2018年4月発行)に予定しております。多数ご投稿下さいますようお願いいたします。

掲載予定号：第59巻第4号(2018年)

原稿締切日：2017年10月2日

Development of Materials Integration in Structural Materials for Innovation (SIP「革新的構造材料」マテリアルズインテグレーションの開発)

内閣府 SIP「革新的構造材料」では、構造材料の開発時間短縮を目的に、マテリアルズインテグレーションの開発を進めている。構造材料は、プロセス、組織、特性に加え、環境と時間に依存する性能が重要となる。これらをつないで、開発時間短縮に資する技術を開発するには、飛躍的に向上する計算機の力を十分に活用し、実験、理論、経験、さらには、最新のデータ科学を融合する必要がある。この特集では、SIP マテリアルズインテグレーションの開発プロジェクトで得られつつある成果を発信し、新たな研究領域が開きつつあることを紹介したい。また、本分野の発展をねらって、SIP 以外からの研究論文についても幅広く募集する。

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 59巻5号(2018年5月発行)に予定しております。多数ご投稿下さいますようお願いいたします。

掲載予定号：第59巻第5号(2018年)

原稿締切日：2017年11月1日

- 投稿に際しては、日本金属学会欧文誌投稿の手引・執筆要領(本会 Web ページ)に従うこと。
- 通常の投稿論文と同様の審査過程を経て、編集委員会で採否を決定する。
- 著者は、投稿・掲載費用をご負担願います。(別刷50部寄贈)。

問合せ先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
(公社)日本金属学会欧文誌編集委員会
<http://jim.or.jp/>
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: editjt@jim.or.jp

支部行事



平成29年度日本金属学会・日本鉄鋼協会
両北海道支部

合同サマーセッション開催並びに講演募集のお知らせ

日本金属学会および日本鉄鋼協会両北海道支部共催の合同サマーセッションを下記のように開催いたしますので、会員各位の活発な討論の機会となりますよう多数のご参加をお願い申し上げます。

開催日 2017年7月14日(金)
場所 室蘭工業大学 S201講義室, 大学会館多目的ホール
(〒050-8585 室蘭市水元町27-1 ☎ 0143-46-5000)
連絡先 〒051-8505 室蘭市茶津町4番地
㈱日本製鋼所 室蘭研究所内
日本鉄鋼協会北海道支部事務局 垣原 肇
☎ 0143-22-0394 FAX 0143-22-4180
E-mail: hajime_kakihara@jsw.co.jp

参加費 一般3,000円, 学生1,000円

講演申込 詳細は、支部行事 → 北海道支部 をご覧下さい。

講演申込締切日 2017年6月8日(木)必着

(講演申込と講演概要原稿提出締切日は同一日です)



平成29年度日本金属学会九州支部学術講演会開催

〔共催〕日本鉄鋼協会九州支部, 軽金属学会九州支部

日時 2017年6月10日(土) 9:30~17:00
場所 熊本大学工学部
内容 シンポジウム講演「鉄鋼材料の基礎」
基調講演：東北大学 古原 忠教授
熊本大学 連川貞弘教授
一般講演：40件程度, ポスターセッション：60件程度
(プログラムはホームページに掲載)
参加費 無料(ただし, 懇親会 一般2,000円程度, 学生 無料)
参加申込 講演およびポスター発表の申込は終了。当日参加自由。
連絡先 〒860-8555 熊本県熊本市中央区黒髪2-39-1
熊本大学工学部マテリアル工学科
実行委員長 安藤新二
☎ 096-342-3724
FAX 096-342-3710
E-mail: shinji@msre.kumamoto-u.ac.jp
事務局 北原弘基
☎ 096-342-3708
FAX 096-342-3710
E-mail: kitahara@msre.kumamoto-u.ac.jp



～今年度の各支部事務所のご案内は次号でお知らせいたします。～



2017年秋期(第161回)講演大会講演募集

◎2017年秋期講演大会を下記の通り開催いたします。

会 期：2017年9月6日(水)～9月8日(金)

会 場：北海道大学(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)

講演申込受付・概要原稿提出を下記日程で行います。

講演を申込される前に下記をご確認下さい

非会員でも大会参加費と登壇費を前納すれば、講演申込ができます(詳細は「申込要領」の「講演資格」参照。)

- 講演申込と同時に大会参加の事前予約となります。期日までに参加費を納入下さい。
- 原則、講演申込者＝講演発表者であること。(「申込要領」5.を参照)
- 本会の会員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うこと。セキュリティ上、電話やメールでの発行は出来ません。

講演申込ホームページアドレス	http://www.jim.or.jp/convention/2017autumn/
講演申込および概要原稿提出期限(締切厳守！)	講演申込と講演概要提出は同時に行う。(同時に行わない場合は、講演申込として受理されない)
講演種別	全講演(公募シンポジウム、一般、ポスター、共同セッション)
講演申込・大会参加事前予約期間	5月10日(水)13時～6月22日(木)17時
講演についての問合せ先：公益社団法人日本金属学会 講演大会係 annualm@jim.or.jp 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1丁目14-32	

これから入会して講演申込をされる方へ

- 会員認定：期限内に入会手続きを行い、年会費を納入下さい。
- 年会費納入期日までに会費の払込がない場合は、プログラムに掲載されていても、講演不許可の措置をとります。
- インターネットで入会申込み下さい。入会申込確認後はID(会員番号)とパスワードが即日メール返信されます。

入会申込 URL	http://www.jim.or.jp/memberinfosys/member/
講演種別	全講演(公募シンポジウム、一般、ポスター、共同セッション)
入会申込期限	6月20日(火)
年会費納入期限	7月31日(月)
入会・会費の問合せ：会員サービス係 member@jim.or.jp	

講演申込要領

※一般講演およびポスターセッションを申込む際は、講演セッションキーワード一覧から、第1希望および第2希望のセッションキーワードを選択して下さい。キーワードへの申込数および内容を参考に最終的に組入れるセッションを確定させていただきます。

※申込方法について

すべての申込はWEB申込となります。

※講演時間・概要サイズについて

すべての概要原稿のサイズは仕上がり A4 版縦 1 ページです。(題目と共同研究者の部分 1/3+本文 2/3 頁)

講演種別	概要サイズ	申込方法	発表件数	講演資格	講演時間	討論時間
公募シンポジウム	A4 1頁	WEBのみ	いずれか 1人1件※	<ul style="list-style-type: none"> ・個人会員 ・非会員は登壇費が必要 	10分～20分	5分～10分
一般					10分	5分
ポスターセッション					…	…
共同セッション					15分	5分

※ [発表件数]：講演発表は、公募シンポジウム、一般講演、ポスターセッションのいずれか 1人、1件とし、講演種別を選択し申込をする。ただし、招待講演、受賞講演、基調講演等の特殊講演は上記の適用外とする。

1. 発表内容

- (1) 内容：未発表のもので、講演としてまとまったものに限る。
- (2) 言語：日本語もしくは英語。

2. 講演資格

講演者は、年会費および参加費納入済の本会個人会員(登壇料不要)、非会員および個人会員ではない維持員会社社員は下記大会参加費と登壇費の前納を条件とし、講演申込ができる。ただし、期日までに年会費の支払いのない場合は、申込の講演を不許可とする。

非会員の申込方法：

「講演申込」の各講演メニューにある「新規登録」の「非会員の方はこちらからお申込み下さい」から講演申込ができます。

		年会費	大会参加費	1講演登壇料	合計
非会員	一般	—	前納 19,000円	6,000円	25,000円
	学生	—	前納 14,000円	3,000円	17,000円
非会員(個人会員ではない維持員会社社員)	一般	—	前納 9,000円	6,000円	15,000円

3. 講演者が異なる連続講演の希望

申込備考欄に連続希望する講演の順番、発表者名、タイトル、(可能なら受理番号)を記入し、同一のセッションキーワード名で申込みすること。申込締切後の希望は受け付けない。

4. 講演日の希望

申込時に備考欄に記入のこと。ただし、セッションの日程上希望に添えないこともある。

5. 講演者変更および講演取消しについて

- (1) 申込後の安易な講演者変更や取り消しは認めない。
- (2) やむを得ない理由により講演者を変更する場合は、事前に事務局に連絡のこと。当日、変更が生じる場合は、座長の了解を得ること。ただし、変更する講演者は概要著者(共同研究者)であること。

6. 講演発表の際の注意事項

- (1) プロジェクターは全会場に設置する。ただし、パソコンは講演者で用意し、操作する。
- (2) プロジェクター接続ケーブルはRGBのみ用意あり、それ以外の接続コードは発表者で用意のこと。
- (3) 講演時間は厳守する。

7. プログラム

プログラムは7月中旬ホームページに掲載予定です(今回、会報付録プログラム冊子はありません。参加申込事前予約者に概要集DVDとともに冊子プログラムを送付いたします)。

ポスターセッションについて

1. 展示方法：ポスター1発表につきパネル1枚を準備します。ポスターボードのサイズなどは7月末にホームページに掲載の「ポスター作成要領」を参照下さい。

2. 優秀ポスター賞：エントリー制です。エントリーした発表を審査員が採点して優秀ポスターを選出し、「優秀ポスター賞」を贈呈します。

エントリーの要件

- ①発表時点で、30歳以下の学生および30歳以下の若手研究者。(年齢はポスター発表時点で、30歳以下の者)
- ②過去のこの賞の受賞の有無は問わない。

3. 選考対象外のポスター：①発表者が病欠等の場合、申し出があれば代理発表は可能。

②ポスターのみの掲示も可能だがその旨を事前に事務局へ連絡のこと。

上記については、優秀ポスター賞の授賞対象とはしない。

鉄鋼協会との共同セッションについて

本会と日本鉄鋼協会との連携強化の一環として下記の共同セッションを実施しています。ただし、講演件数や発表内容によっては関連する一般講演に移ることもあります。

発表に際しての注意：相互聴講参加申込による講演発表は不可。

プログラムは両会のプログラムに掲載。

- ①「チタン・チタン合金」(2017年秋の会場は金属学会会場)
- ②「超微細粒組織制御の基礎」(" 金属学会会場)
- ③「マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用」(" 鉄鋼協会会場)

講演概要原稿作成要領

講演申込と講演概要原稿は同時提出する。

(※同時に行わない場合は、講演申込として受理されない)

言語：日本語または英語。

原稿分量：仕上がり A4 判縦 1 頁(題目と共同研究者の部分 1/3 + 本文 2/3 頁)

講演概要集 DVD 発行・発送日：2017年8月23日(水)

※提出された概要原稿分量が規定サイズより大小する場合は、上記サイズに縮小または拡大して掲載いたします。

- (1) Word 形式(doc または docx)の原稿で提出(WEB 申込では画面上で原稿をアップロード)。
- (2) 発表者氏名の前に必ず○印を付ける(WEB 申込では画面上で講演者をチェックする)。
- (3) 原稿修正：提出期限を過ぎた原稿修正・差替は出来ない。
- (4) アップロードの際、文字、図表等の品質を確認する。
- (5) 原稿のサイズ：(全講演種別)仕上がり A4 縦 1 頁(右記参照)

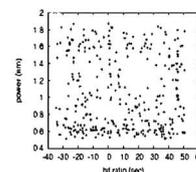
※WEB 申込の際は、演題と共同研究者部分を除いた本文のみの概要原稿を作成下さい。(大会受付システムトップページ(WEB 画面)の雛形をご利用下さい。)

A4 縦サイズで作成下さい。

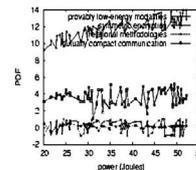
講演 ○○○○○○○○

所属機関 ○発表者氏名、共同研究者所属 氏名

【緒言】 * * * * *



【実験方法】 * * * * *



【結果】 * * * * *

講演大会概要の投稿要領

講演大会概要への投稿を公正かつ適切に行うため、投稿要件に従って講演概要を作成願います。

(投稿の要件)

- (1) 未発表でかつオリジナリティがあること。
- (2) 前項にかかわらず、この法人の査読規程に定める範囲において、概要発表内容の重複を認める場合がある。
- (3) 金属とその関連材料の学術および科学技術の発展に寄与するものであること。
- (4) 作成要領に準拠して作成された原稿であること。
- (5) 著作権をこの法人に帰属することに同意すること。
- (6) ミスコンダクトをしないことおよびミスコンダクトをした場合は、この法人の定めるところにより処分または措置を受けることに同意すること。
- (7) 宣伝や商用目的とする内容でないこと。

講演大会概要の査読

講演大会概要に投稿された全ての概要は、査読基準に基づいてその分野の専門家が査読を行います。査読結果が「掲載不適当」に該当する場合は、理由を示して著者に返却することになります。

(査読の基準)

- (1) 作成要領に準拠していること。
- (2) 科学的技術的に質の高い、興味ある内容が十分含まれていること。
- (3) 内容が正確で、記述に問題がないこと。
- (4) 題目が妥当であること。
- (5) 在来研究との関連が明示されていること。

「若手講演論文賞」の募集

春秋講演大会の一般講演発表およびポスター発表とその特集号(日本金属学会誌および Materials Transactions で年2回編集・発行している)の中で学術上、特に優秀な論文に授賞しております。奮ってご応募下さい。

申込条件

- (1) 講演大会講演申込時に「若手講演論文賞」応募と応募意思を明確にする。(座長推薦の優秀な講演発表も対象になります)
- (2) 年齢35歳以下の発表者を授賞対象者とする。
春期講演大会：9月1日時点で35歳以下の方
- (3) 一般講演発表者およびポスター発表者に限定する。
- (4) 2017年秋期大会講演精選論文(Selected Papers from JIM Fall Meeting(2017))に掲載の下記種別の論文を対象とする。
会誌：「学術論文」または「技術論文」
欧文誌：「Regular Article」または「Technical Article」

会誌2017年秋期大会講演精選論文原稿募集 欧文誌 Selected Papers from JIM Fall Meeting (2017)原稿募集

- ◎日本金属学会誌「2017年秋期大会講演精選論文」82巻4号および5号(2018年)掲載
Materials Transactions 「Selected Papers from JIM Fall Meeting (2017)」59巻4号および5号(2017年)掲載
- ◎予備登録締切 2017年10月23日(月)
- ◎原稿締切 2017年11月1日(水)
- ◎予備登録、投稿および審査方法は、一般投稿論文に準ずる(ホームページの会誌・欧文誌投稿の手引き・執筆要領参照)。
- ◎欧文誌掲載論文は投稿掲載費用(別刷50部寄贈)を必ず負担する。(会誌掲載論文は投稿掲載費用無料です)

日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会の 相互聴講のお知らせ

本会と日本鉄鋼協会との連携強化の一環として、相互聴講を実施いたします。ご活用下さい。

申込方法：当日受付

鉄鋼協会の講演を聴講する場合は、金属学会で従来の参加受付を済ませた後、鉄鋼協会受付で相互聴講の申込をする。
鉄鋼協会で発表し、金属学会で聴講のみされる場合、鉄鋼協会での従来の参加受付を済ませた後、金属学会受付で相互聴講の申し込みをして下さい。

(注)金属学会で講演発表(共同セッション含)する場合は、金属学会の正規大会参加申込が必要です。

発表は(鉄鋼)で かつ (金属の聴講)のみの場合



参加登録は(鉄鋼)とする。
相互聴講手続きは(金属)とする。

発表は(金属)で かつ (鉄鋼の聴講)のみの場合



参加登録は(金属)とする。
相互聴講手続きは(鉄鋼)とする。

聴講のみ(概要集 DVD 無し)	3,000円
聴講と概要集 DVD(1部)	6,000円

☆すべての講演申込がインターネット申込となりますので、
ご協力をお願い申し上げます。ご不明な点はお問い合わせ下さい。
連絡先：TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: annualm@jim.or.jp

(公社)日本金属学会 講演大会係

インターネットによる講演申込・概要原稿提出手順

入力された情報および登録された概要原稿は、プログラムおよび講演概要集 DVD にそのまま反映されますので、お間違えのないようにご登録下さい。

インターネットでの申込者は講演者本人に限る。ID(会員番号)、パスワードを使用して、金属学会「大会受付システムトップページ」(<https://www.jim.or.jp/convention/2017autumn/>)から申込み下さい。なお、申込締切日の3日前から申込みが集中殺到し、回線が混雑するので、できるだけ早目にお申込み下さい。

[秋期講演大会受付システムトップページ] → [ID 認証画面※1] → [講演申込] → [内容確認・修正] → [登録] → [メール通知(申込受理通知)]

※1: 本会員の ID(会員番号), パスワード

《講演内容の確認・修正》

講演大会プログラムに反映されるので、概要提出日までに WEB 画面から内容確認・修正で変更して下さい。

[秋期講演大会受付システムトップページ] → [講演大会 MyPage] → [ID 認証画面※2] → [内容確認・修正] → [登録] → [メール通知(修正受理通知)]

※2: 申込受理通知に記載された、秋期講演大会用の参加登録番号, パスワード

講演の分類	
セッション名 (一般, ポスターのみ)	セッション名は「まてりあ」第56巻第5号366頁の講演セッションキーワード一覧から第1希望(必須)および第2希望(必須)のセッションキーワードを選択して下さい。 セッションキーワードへの申込数および内容を参考に最終的に組入れるセッションを確定させて頂きます。
シンポジウム講演	「まてりあ」第56巻第5号367頁のテーマ要旨を参照の上、応募するシンポジウム番号を選択する。
キーワード	<ul style="list-style-type: none"> キーワードを1語以上入力する。(最大10語入力可。) 特に対象とする材料, 物質, 合金名をキーワードの中にも含める。
「若手講演論文賞」 応募	申込条件 (1)講演大会講演申込時に論文賞「若手講演論文」応募と応募意思を明確にする。 (2)年齢35歳以下の発表者を授賞対象とする。 秋期講演大会: 9月1日時点で35歳以下の者。 (3)一般講演およびポスターセッション発表者。 会誌または Materials Transactions の特集「講演精選論文」に掲載済の論文を対象とする。
申込研究者数 所属機関数	共同研究者人数: 最大15名まで, 所属機関数: 10施設まで。
申込研究者一覧	インターネット申込は, 「申込者」が「講演者」となるようにチェックする。 共同研究者は非会員でも可。
ローマ字氏名	名姓の順で, フルネームで記入する。
所属機関略称	慣用の略称で記入する。研究場所と現勤務先が異なる場合は両方記入する。 [例: 東北大工(現日立中研)] <ul style="list-style-type: none"> 大学院生と学生の区別: それぞれ(院生), (学生)と所属の後に表示する。 [例: 東北大工(学生) 東北大工(院生)]
講演題目	和文題目は150バイト(全角75文字)まで, 外国人講演の英文題目は200バイトまで。
要旨	プログラム編成の参考となる内容を記入する。 要旨欄に入力できるのは100文字(全角)まで。
概要原稿	全講演 A4 版 1 頁, Word 文書(雛形あり)で作成し, アップロードする概要原稿の内容と入力したフォームの内容が同じになるようにすること。 内容変更の場合は概要原稿の修正版を期日内に再提出する。
その他・備考欄	<ul style="list-style-type: none"> 連続講演を希望する場合は, 連続を希望する講演の順番, 発表者名, タイトル, (可能なら受理番号)を記入し, 同一のセッションキーワード名で申込みをすること。申込締切後の希望は受け付けない。 その他の連絡事項など。
会員番号	必ず会員番号(ID)を記入する。
著作権	同意できない場合は申込出来ない。
プログラム公開	同意できない場合は申込出来ない。

講演セッションキーワード一覧

(2017年秋期講演大会募集から適用)

大分類	セッションキーワード
材料と社会 Materials and Society	教育 Education 歴史 History 材料と社会 Materials and Society 環境 Environment
物性基礎 Materials Physics	水素関連物性・機能・プロセッシング Hydrogen Related Properties, Functions and Processing イオン伝導・輸送現象 Ionic Conduction and Transport Phenomena 磁気機能・磁気物性 Magnetic Functions and Properties 電気伝導・熱伝導 Electrical Conduction and Heat Conduction 電子・光物性 Electronic Properties and Optical Properties 薄膜・多層膜・超格子物性 Properties of Thin Films, Multilayer Films and Superlattices 微粒子・ナノ粒子物性 Properties of Fine and Nano Particles 量子ビーム科学 Quantum Beam Science
組織制御 Microstructure Control	拡散・相変態 Diffusion and Phase Transformations 再結晶・粒成長・集合組織 Recrystallization, Grain Growth and Texture 熱力学・状態図・相平衡 Thermodynamics, Phase Diagrams and Phase Equilibria マルテンサイト・変位型相変態 Martensitic and Displacive Transformations
力学特性 Mechanics of Materials	強度・力学特性 Strength and Mechanical Properties of Materials 高温変形・クリープ・超塑性 High Temperature Deformation, Creep and Superplasticity 格子欠陥・格子欠陥制御・プラストン Lattice Defects, Defect Control and Plastons 疲労・破壊 Fatigue and Fracture 粒界・界面 Grain Boundaries and Interfaces
材料化学 Materials Chemistry	高温酸化・高温腐食 High Temperature Oxidation and Corrosion 腐食・防食 Corrosion and Protection
表面・界面 Surfaces and Interfaces	表面処理・表面改質・コーティング Surface Treatments and Modification/Coatings 表面反応・分析 Surface and Interface Phenomena/Characterization 摩耗・トライボロジー Abrasion and Tribology
生体材料基礎 Fundamentals of Biomaterials	細胞機能・組織再生 Cell Functions and Tissue Regeneration 生体構造機能 Biostructural Function 生体表面機能 Biosurfaces and Biointerface Functions
分析・評価 Analysis and Characterization	分析・解析・評価・先端技術 Analysis/Characterization/Evaluation/Advanced Techniques
計算材料科学 Computational Materials Science	計算材料科学・材料設計 Computational Materials Science and Materials Design
材料プロセッシング Materials Processing	環境・リサイクル技術 Environment and Recycling 凝固・結晶成長・鋳造 Solidification, Crystal Growth and Casting 製造プロセス・省エネルギー技術 Manufacturing Processes and Energy Saving Technology 塑性変形・塑性加工 Plastic Deformation and Forming 非平衡プロセッシング Non-Equilibrium Processing マイクロ波応用プロセッシング Fundamentals and Applications of Microwave Processing 融体・高温物性 Molten Materials and High Temperature Properties 溶接・接合 Welding and Joining

大分類	セッションキーワード
エネルギー関連材料 Energy and Related Materials	エネルギー・電池材料 Energy and Battery Materials 水素化物・水素貯蔵・透過材料 Hydrides/Hydrogen Storage and Hydrogen Permeation Materials センサー材料 Sensor Materials 熱電材料 Thermoelectric Materials 触媒材料 Catalysts ジェットエンジン・ガスタービン耐熱材料 Heat Resistant Materials for Jet Engines and Gas Turbines 蒸気発電耐熱材料 Heat Resistant Materials for Steam Powered Generators 原子力材料 Nuclear Materials
磁性材料 Magnetic Materials	磁気記録材料 Magnetic Recording Materials スピントロニクス・ナノ磁性材料 Spintronics Materials and Nanomagnetic Materials ソフト磁性材料 Soft Magnetic Materials ハード磁性材料 Hard Magnetic Materials
電気・電子材料 Electric/Electronic Materials	太陽電池材料 Photovoltaic Materials 超伝導材料 Superconducting Materials 半導体材料 Semiconducting Materials 配線・実装・マイクロ接合材料 Interconnection, Packaging and Micro Joining Materials Cu・Cu合金 Copper and Its Alloys
生体・医療・福祉材料 Biomaterials, Medical Materials and Health Care Materials	生体・医療・福祉材料 Biomaterials, Medical Materials and Health Care Materials テーラード医療材料 Tailor-Made Medical Materials
基盤材料 Foundation Materials	鉄鋼材料 Iron and Steel Al・Al合金 Aluminum and Its Alloys Mg・Mg合金 Magnesium and Its Alloys Ti・Ti合金 Titanium and Its Alloys 自動車用材料 Materials for Automobiles 航空機用材料 Materials for Aircraft 金属間化合物材料 Intermetallics 超微細粒材料(バルクナノメタル) Ultrafine-Grained Materials (Bulk Nanometals)
萌芽・先進材料 Emerging and Advanced Materials	形状記憶材料 Shape Memory Materials スマート・インテリジェント材料 Smart and Intelligent Materials MEMS デバイス用材料 Materials for MEMS Devices セラミックス材料 Ceramics 粉末・焼結材料 Powder and Sintering Materials 複合材料 Composite Materials ポーラス材料 Porous Materials ナノ・萌芽材料 Nanomaterials and Emerging Materials アモルファス・準結晶材料 Amorphous Materials and Quasicrystals
元素戦略 Elements Strategy	元素戦略・希少資源代替材料 Elements Strategy/Substitute Materials for Rare Resources レアメタル Rare Metals

2017年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ要旨

秋期講演大会(北海道大学)におけるテーマ公募によるシンポジウム講演は、下記9テーマで実施することになりました。講演申込要領は前記のとおりです。多数の有益な講演と活発な討論を期待いたします。

S1 金属間化合物材料の新たな可能性 New Perspectives in Structural and Functional Intermetallics Alloys

TiAl, 遷移金属シリサイドといった高温構造材料としての金属間化合物ならびに形状記憶合金といった機能性金属間化合物は、用途は異なるものの、その力学特性ならびに機能特性は、化合物特有の規則原子配列, 相安定性, 格子欠陥といった共通の因子に支配されている。このような特性と組織の相関は、原子直視電子顕微鏡法, 計算材料科学のみならず3D積層造形法など新たなプロセス技術の発展によって近年急速に理解が深まり、金属間化合物の研究に新たな展開が生まれている。内閣府SIPプロジェクトやJST-ALCAプロジェクトでも、金属間化合物材料が主たる研究対象となっている場合が多い。本シンポジウムは、金属間化合物のキャラクターゼーション, 計算機シミュレーションに関して広く講演を募り、大学、企業、研究所の研究者の活発な議論の場を提供するとともに、これら研究者の有機的連携を促進することを目的としている。我が国の研究のアクティビティを一層高めるとともに、従来の構造用金属間化合物のみならず、金属間化合物がその特性を存分な発揮できる新しい研究領域を開拓することを狙って企画した。本シンポジウムは、2002年秋期大会以来16年連続の企画である。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

京都大学大学院工学研究科教授 乾 晴行

E-mail: inui.haruyuki.3z@kyoto-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東工大 竹山雅夫 北大 三浦誠司 東北大 吉見享祐

阪大 安田弘行 東工大 木村好里

S2 触媒材料の金属学 Metallurgy for advanced catalytic materials

触媒はグリーン・イノベーションのキーマテリアルであり、近年、脱貴金属化や貴金属代替合金触媒の開発は最重要課題の一つとなっている。触媒材料として金属・合金は古くから利用されてきた。特に、合金化による触媒性能の向上は枚挙に暇がない。しかし、意外なことにこれら合金化効果と触媒機能に関する原理・原則は未だ確立されていない。その最大の要因は、金属・合金触媒において金属学の視点で深く議論されることが無かったからである。そこで、本(ミニ)シンポジウムでは、金属・合金の触媒作用を金属学の観点から理解するとともに、新たな触媒材料の学理を構築し実際の調製法に繋げることを目的とする。金属材料分野を中心とした幅広い分野(触媒化学、材料物性・解析、物性理論、表面・電気化学など)から講演を募り、研究者間での意見・情報交換、活発な討論を行う。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学多元物質科学研究所准教授 亀岡 聡

E-mail: kameoka@tagen.tohoku.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) : NIMS 許亜

S3 電子・磁性・情報材料のプロセス・アシストによる高性能化(2) Practical tuning of electronic, magnetic and IT materials assisted by processing

電子・磁性材料などの材料機能は、発現原理を問う基礎学理と実装のための工学技術にギャップがあると、いわゆる死の谷を迎え最終的に世の中に出ない。この際、材料自体の“筋の良し悪し”の問題もあるが、実用性状化に特化した特徴的なプロセス技術にアシストが要諦になることも多い。構造材料などでは、プロセスが実装を支える例などは枚挙に暇がないが、一方、いわゆる機能性材料では、プロセス・実装技術まで含めた俯瞰的な視座が乏しい。本シンポジウムでは、実用性に裏打ちされた融合に焦点をあて、機能を犠牲に

しない「ものづくり」のための材料科学について議論する。このために、例えば劇的な新展開を示した磁気テープメディア、医療用デバイスとして近年実用化されたCuAlMn超弾性合金、電池用電極などに活用されるMg合金、熱電材料の実装を目指した技術など、実用化あるいは実用間近な出口研究が進行しているケースを中心に基調講演を計画し、プロセス・実装技術を横串とした視点から、本分野の活発化を語る。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

産業技術総合研究所チーム長 藤田麻哉

E-mail: asaya-fujita@aist.go.jp

(シンポジウム co-chairs) :

名工大 西野洋一 東北大 貝沼亮介 産総研 千野靖正

S4 ナノ構造情報のフロンティア開拓—材料科学の新展開 Exploration of nanostructure-property relationships for materials innovation

結晶の表面、界面、点欠陥等に局在した特徴的な原子配列や電子状態=ナノ構造が、材料特性に決定的な役割を担う例は極めて多い。近年ナノ構造における個々の原子を直接観察し、その定量的情報を直接的に得るための実験および理論計算に格段の進歩があった。本シンポジウムでは、ナノ材料科学のフロンティア開拓にさらなる弾みを付けるとともに、獲得されるナノ構造情報を具体的な材料設計・創出に活かすことを目指して、材料科学、応用物理、固体化学、触媒化学、情報科学など様々な分野からナノ構造の評価・設計、材料・機能創製に関する発表を募り、横断的な議論を行う。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

名古屋大学未来材料・システム研究所教授 武藤俊介

E-mail: s-mutoh@nucl.nagoya-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

阪大 吉矢真人 名大 中村篤智 京大 世古敦人

S5 ナノ・マイクロ造形構造体の材料学III Material Science in Nano/Micro-scale 3D Structures

複雑形状構造体への革新的ものづくり法として粒子やレーザー光などを用いた積層型造形が発表されて久しい。デバイスの極小化に伴い μm から nm スケールにも展開が求められておりボトムアップ的な「励起反応場」およびトップダウン的手法が候補概念として提案できる。しかし材料学的には原子・分子規模の非平衡反応、成長・造形機構解明や組織制御、残留応力緩和、諸特性相関の把握など課題が多く、関連分野の研究者および企業での開発者が一同に会して問題点を抽出・議論することが必要な時期にきている。本シンポジウムでは励起反応場およびその他特異な手法を用いて創成する μm から nm 規模の造形構造体に関わる最近の成果と問題点を材料学的な観点から論じる。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

筑波大学数理物質系物質工学域准教授 谷本久典

E-mail: tanimoto@ims.tsukuba.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

大阪府立大 岩瀬彰宏 阪大 山本孝夫 京大 馬淵 守

東北大 加藤秀実 中村貴宏 田中俊一郎

S6 分野融合による機能性ホイスラー合金材料研究の新展開 Exploration of new research field and collaboration in functional Heusler alloys

ホイスラー合金は、構成元素の豊富さとそれらの多様な組み合わせにより、磁氣的・電氣的・熱的特性が大きく変化し、高スピン偏極率・低磁気緩和、高磁気異方性、高磁気形状記憶効果、高熱電特性など様々な高い機能性を示す「機能性材料の宝庫」である。しかしながら、いずれの機能応用に関しても実用レベルには到達しておらず、基礎から応用への”死の谷“を越えるブレークスルーが強く求められている。本シンポジウムでは、各分野のホイスラー合金研究の第一人者を講演者として招き、近年の研究の進展と、直面する課題について情報共有し議論する。さらに、計算と光電子分光等の解析を専門とする研究者を招き、第一原理計算による材料・機能デザインや微細組織・電子構造解析等の観点からも新たな手法を提案頂く。従来の分野の枠を超えた新分野の創生と新規的発想による課題解決のブレークスルーを生み出すシンポジウムとすることを目指す。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

大阪大学教授 浜屋宏平

E-mail: hamaya@ee.es.osaka-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

NIMS 宝野和博 広島大 木村昭夫

S7 生体材料の表界面構造制御と生体組織・細胞反応 Control of surface/interface structure in biomaterials and the subsequent cell/tissue reaction on the surface

超高齢社会を迎えたわが国において、生体機能の維持や早期回復のために、生体材料の表界面構造制御とそれに基づく生体材料と生体組織/細胞の表界面反応に関する学理構築が不可欠である。生体材料の *in vivo*・*in vitro* 利用においては、生体材料自体の耐食性、毒性、疲労特性、耐摩耗性などの化学的・機械的な特性に加え、生体材料と生体組織間に形成される表界面構造が、細胞、産生タンパク質、産生基質などとの反応や短長期の生体適合性に多大な影響を与える。一方、近年において、材料に抗菌性や親菌性、硬・軟組織適合性、抗炎症性など各種性質を付与するための材料開発ならびにそれらの製造・表面改質プロセスの開発も盛んに行われるようになってきている。表面改質素材としては、金属・合金だけでなく、セラミックス、ポリマー、さらにはその複合体と多岐にわたる。加えて、レーザーなどの周辺技術の進歩は精緻な表界面形状設計を可能としている。本シンポジウムでは、生体材料を体内に埋入する際に避けて通ることができない生体材料/生体組織の表界面構造や制御に注目し、その物理的結合から化学的結合までを幅広く議論することで、能動的な表界面機能付与も含め生体材料の表界面制御の現状と今後の方向性について議論する場を提供する。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

名古屋大学准教授 黒田健介

E-mail: kkuroda@numse.nagoya-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

名工大 小幡亜希子 阪大 中野貴由 東北大 成島尚之

愛媛大 小林千悟 関西大 上田正人 東北大 野村直之

S8 水素エネルギー材料—VII Hydrogen Energy Materials—VII

地球温暖化抑制およびエネルギーセキュリティの観点から、水素エネルギーの社会への導入に向けた取り組みが加速しつつある。これまでに開催された「水素エネルギー材料 I~VI」では、水素の製造、輸送・貯蔵、利用に係る材料学的課題について活発な議論が交わされた。シリーズとして開催される本シンポジウムは、「エネルギーとしての水素」および「材料開発・機能設計のための水素」に関する材料研究の進展を目指し、材料合成、構造解析、計算科学、組織制御等の研究者間の情報交換・議論を促進するとともに、新たな材料科学の萌芽も期待するものである。基調講演では、進行するプロジェクトの成果等をご紹介いただくとともに、本研究分野の今後の活性化に向けた展開についてもお話しいただく予定である。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

産業技術総合研究所総括研究主幹 中村優美子

E-mail: yumiko.nakamura@aist.go.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東北大 折茂慎一 金沢大 石川和宏 豊田中研 三輪和利

広島大 市川貴之 九大 李海文

S9 マテリアルズ・インテグレーション Materials Integration

理論・実験・解析・シミュレーション・データベースなどの材料科学の知見と最新の情報科学を融合することで、材料の研究開発を支援・加速することを目指す新たなツールがマテリアルズ・インテグレーションです。マテリアルズ・インテグレーションの実現には、多様な素材・プロセスにおける組織形成過程を予測するモジュール群、材料の組織情報から様々な性能を予測するモジュール群、これらモジュール群とデータを融合する手法、更にはこれら複数のモジュール群をシームレスに統合するシステムの整備・開発が不可欠です。

本シンポジウムでは、マテリアルズ・インテグレーションを構成する様々なモジュールや手法に関する新たな知見を共有することで、未来の材料開発の描像を広く議論することを目的とします。また、材料分野に限らず情報分野を主導する研究者にも登壇頂くことで、次世代の材料開発を担う人材の発掘・育成も目指します。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東京大学准教授 井上純哉

E-mail: inoue@material.t.u-tokyo.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東大 小関敏彦 榎学 名大 小山敏幸

東大 出村雅彦 南部将一

2017年秋期(第161回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

今秋講演大会は、9月6日(水)から8日(金)まで北海道大学(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)を会場として開催いたします。大会懇親会は9月6日(水)に行われます。以下のご案内と申込要領をご参照の上、お早めにお申込み下さい。
尚、参加申込みは、すべてインターネット申込となります。詳細は、下記申込要領をご覧ください。

日 程

日 時	行 事	場 所
9月6日(水) 9:00～9:40 10:00～17:00 12:30～17:00 18:00～20:00	各賞贈呈式 学術講演会 ポスターセッション 懇親会	工学部オープンホール 工学部、情報科学研究科棟 フロンティア応用科学研究棟 キリンビール園本館中島公園店
9月7日(木) 9:00～17:00 12:05～12:45	学術講演会 企業ランチョンセミナー	工学部、情報科学研究科棟
9月8日(金) 9:00～16:30	学術講演会	工学部、情報科学研究科棟

参加申込要領

インターネットによる事前の大会参加申込みおよび懇親会参加の申込み : <登録期間> 5月10日(水)～8月7日(月) 17:00

大会参加申込み URL <http://www.jim.or.jp/convention/2017autumn/>

予約申込締切後、予約申込者へ大会参加証引換券、講演概要集 DVD を送付します。懇親会参加申込をされた方には、懇親会参加券もあわせてお送りします。なお、領収書は、決済完了後に申込画面から各自印刷して下さい(WEB画面:講演大会 MyPage よりダウンロード)。8月8日以降は当日申込となります。当日申込をご希望の方は、会場受付にて直接お申込下さい。

◆大会参加費(講演概要集 DVD 代含む)※年会費とは異なります。

参加費・講演概要集 DVD・懇親会の消費税扱については、ホームページ(一覧表 PDF)をご参照下さい。

予約申込締切日	8月7日(月)(申込および入金期日)	
会員資格	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (大会会場受付・現金払いのみ)
正員・維持員会社社員	9,000円	10,000円
学生員*	6,000円	6,500円
非会員 一般	19,000円	20,000円
非会員 学生(大学院生含む)	14,000円	15,000円

*お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承下さい。

※ [学生員]: 卒業予定変更等により会員種別に相違がある場合、事前に会員種別の変更手続きを行ってから、大会参加をお申込下さい。

◆懇親会費(消費税込み)

予約申込締切日	8月7日(月)(申込および入金期日)	
種 別	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (懇親会会場受付・現金払いのみ)
一般	5,000円	6,000円
学生	3,500円	4,000円
同伴者(ご夫人またはご主人)	3,500円	4,000円

*席数に限りがございます。

*お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承下さい。

◆支払方法

事前予約のお支払いはクレジットカードおよびコンビニ振込決済をご利用頂けます。また、入金後のご返金は致しかねます。8月7日(月)の入金日をもって予約申込完了となります。

◆講演概要集 DVD のみ購入する場合

件名を「2017年秋期講演大会講演概要集 DVD 購入申込」とし、①申込者氏名②会員資格(会員番号も併記)③申込数④住所をご記入の上、E-mail: ordering@jim.or.jp 宛にお申込み下さい。8月23日の発行後、請求書を添えて送付いたします。

会員価: 本体3,810円+税 定価: 本体10,000円+税 送料: 360円

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

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 81, No. 5 (2017)

—レビュー—

鉛フリーはんだの粘度測定の実状および今後の課題
橋本康孝 西 剛史 太田弘道

—論文—

Sn/Cu 2相めっき界面に生成する金属間化合物の生成とウィスカの発生の相関性に関する研究

坂本佳紀 竹村沙友理 山崎 中 志村将臣 石原外美

E₂-(Co, Ni)₃AlCを強化相とするCo基耐熱合金において二相組織形態が機械的性質に及ぼす影響

笠倉麻未 木村好里

鍛造型Ni基超合金におけるγ'相の析出形態に及ぼすTiおよびAl添加量の影響

久澤大夢 寺田芳弘

無容器プロセスを用いたFe-Cu二相分離合金の凝固過程と微細構造

小林 旦 永山勝久

Sn-Ag合金の凝固現象に及ぼす微量添加したZnの影響

吉村 龍 江阪久雄 篠塚 計

Sn-Ag合金の固液界面エネルギーに及ぼすZnの微量添加の影響

吉村 龍 江阪久雄 篠塚 計

Cr-Mo-N被膜の硬度および摩擦摩耗特性に及ぼすCu添加の影響

鈴木優太 須藤祐司 安藤大輔 小池淳一

高Sc濃度を有するMg-Sc-Zn系合金の引張変形挙動に及ぼす初期組織の影響

竹内悠太 小川由希子 安藤大輔 須藤祐司 小池淳一

塩化鉄を利用するニッケルコバルト混合硫化物の塩素浸出

小林 宙 庄司浩史 浅野 聡 今村正樹

ガスブローIH窒化を施したTi-6Al-4V合金の表面特性に及ぼすガス流速の影響

武末翔吾 菊池将一 曙 紘之 小茂鳥 潤 深沢剣吾 三阪佳孝

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 58, No. 5 (2017)

—Regular Articles—

Materials Physics

Performance of Alkali-Resistant Glass Fibers Modified with Refused Coal Ore

Ji-Sun Lee, MiJai Lee, Tae-Young Lim, Youngjin Lee, Dae-Woo Jeon, Soong-Keun Hyun and Jin-Ho Kim

Microstructure and Mechanical Properties of Friction-Welded A6063 and A2017 Alloys

Eun Hye Kim, Kazuhiro Nakata and Kuk Hyun Song

Temperature Dependence of the Magnetic Hysteresis Curves in Magnetic Multilayers

M. Yoneda, S. Obata, M. Niwa and M. Motohashi

Enhancement of the Phase Formation Rate during In-Field Solid-Phase Reactive Sintering of Mn-Bi

Daiki Miyazaki, Yoshifuru Mitsui, Rie Y. Umetsu, Kohki Takahashi, Satoshi Uda and Keiichi Koyama

Microstructure of Materials

Enhanced Hydrogen Generation Properties of Al-Ga-In-Sn Alloy in Reaction with Water by Trace Amount of AlTi₅B Additives

Zhixiong Xie, Shijie Dong, Ping Luo and Huihu Wang

Improvement of Strength-Elongation Balance of Al-Mg-Si Sheet Alloy by Utilising Mg-Si Cluster and Its Proposed Mechanism

Ken Takata, Kohsaku Ushioda, Ryutaro Akiyoshi, Ken-ichi Ikeda, Jun Takahashi, Satoshi Hata and Kenji Kaneko

Effect of TiB₂ on Microstructure of 7075 Al Alloy Semi-Solid Slurry at Different Solid Fraction

Guisheng Gan, Chunhong Zhang, Donghua Yang, Mingbo Yang, Xin Jiang and Yun-long Shi

Ion Species/Energy Dependence of Irradiation-Induced Lattice Structure Transformation and Surface Hardness of Ni₃Nb and Ni₃Ta Intermetallic Compounds

H. Kojima, Y. Kaneno, M. Ochi, S. Semboshi, F. Hori, Y. Saitoh, N. Ishikawa, Y. Okamoto and A. Iwase

Mechanics of Materials

Evaluation of Ion-Irradiation Hardening of Tungsten Single Crystals by Nanoindentation Technique Considering Material Pile-Up Effect

Eva Hasenhuettel, Ryuta Kasada, Zhexian Zhang, Kiyohiro Yabuuchi, Yen-Jui Huang and Akihiko Kimura

Effect of Shot Peening on Mechanical Behavior of Zr-Based Bulk Metallic Glasses under Monotonic and Cyclic Loading Mode

Ran Wei, Liangbin Chen, Juan Tao, Shuai Guo, Zhenhua Han and Fushan Li

Materials Chemistry

Electrolysis Oxidation of Chalcopyrite and Molybdenite for Selective Flotation

Hajime Miki, Hidekazu Matsuoka, Tsuyoshi Hirajima, Gde Pandhe Wisnu Suyantara and Keiko Sasaki

Mechanism of Intergranular Corrosion of Brazed Al-Mn-Cu Alloys with Various Si Content

Michihide Yoshino, Shohei Iwao, Masakazu Edo and Hajime Chiba

Hydrogenation of Propyne Verifying the Harmony in Surface and Bulk Compositions for Fe-Ni Alloy Nanoparticles

Takayuki Kojima, Shun Fujieda, Genichiro Kato, Satoshi Kameoka, Shigeru Suzuki and An-Pang Tsai

The Application of Etched Aluminum Wires as Catalyst Supports for Methanol Steam-Reforming

Hiromi Hiramatsu, Makoto Sakurai and Hideo Kameyama

Effect of Sodium Carbonate on Phase Transformation of High-Magnesium Laterite Ore

Shiwei Zhou, Jingcheng Dong, Chao Lu, Bo Li, Fan Li, Bing Zhang, Hua Wang and Yonggang Wei

Electrocapillary Deformation and Electric Voltage Induced Flow of Liquid Wood Alloy in NaOH Aqueous Solution

Qiaoli Lin and Guodi Zhang

Materials Processing

Thermal and Mechanical Properties of Commercial-Purity Aluminum Fabricated Using Selective Laser Melting

Takahiro Kimura and Takayuki Nakamoto

Deposition of DLC Films onto Oxynitriding-Treated V4E High Vanadium Tool Steel through DC-Pulsed PECVD Process

Shih-Hsien Chang, Wei-Chen Wu, Kuo-Tsung Huang and Chung-Ming Liu

Effect of Bias Sputtering on Magnetostrictive Property of Sm-Fe Thin Film

Shota Sakano and Yoshihito Matsumura

Engineering Materials and Their Applications

Morphology Evolution of γ' Precipitates during Isothermal Exposure in Wrought Ni-Based Superalloy Inconel X-750

Hiromu Hisazawa, Yoshihiro Terada and Masao Takeyama

Improvement of Coercivity of Nd-Fe-B Powder by Nd-Cu Sputtering

Ami Iijima, Masashi Matsuura, Nobuki Tezuka, Satoshi Sugimoto, Yasuhiro Une, Hirokazu Kubo and Masato Sagawa

Environment

Recovery of Silver from the Nitrate Leaching Solution of a Spent Ag/ α -Al₂O₃ Catalyst by Solvent Extraction and Reduction

Pan-Pan Sun, Bong-Jo Rho and Sung-Yong Cho

—Rapid Publications—

Manufacturing of Carbon Nanotube Preform with High Porosity and Its Application in Metal Matrix Composites

Yongbum Choi, Zhefeng Zu, Kazuhiro Matsugi, Kenjiro Sugio and Gen Sasaki

EBSD Observation of Pure Iron with Near-Cube Orientation Fabricated by Cold Rolling and Annealing

Daisuke Okai, Masatoshi Yae, Atsushi Yamamoto and Toshiya Doi

Properties and Morphologies of Epoxy Resin Based Composites Reinforced by Polyurethane and Graphene Oxide

Bin Chen, Jijun Tang, Gaitong Zhang, Suqin Chen and Jing Zhang

Erratum

まてりあ 第56巻 第6号 予告

[新役員紹介] 2017年新役員紹介
[巻頭言] 会長就任のご挨拶
[材料教育] 高等学校理科教科指導における特異材料を用いた付加価値付与 ……………仲野純章 木村久道

[新進気鋭] 鋼材の切削トライボロジー—移着層形成と摩擦摩耗特性に及ぼす合金元素の影響— ……間曾利治
—他—
～編集の都合により変更になる場合がございます～



(2017年2月21日～2017年3月21日)

正 員

小泉 勉 昭和電線ケーブルシステム株式会社 林 裕 希 東英工業株式会社 村山 聖子 株式会社東芝
鈴木 亮平 花王株式会社 藤 沢 明 彦 TDK 株式会社
中村 芳明 大阪大学 邑 瀬 邦 明 京都大学

学 生 員

大塚 聖 良 熊本大学 坂本 真 人 秋田大学 中島 賢 也 東北大学
岡村 崇 史 東京工業大学 島野 寛 基 富山大学 吉田 拓 矢 熊本大学
蔵田 菜 緒 芝浦工業大学 杉本 有 隆 島根大学
呉 思 綺 愛媛大学 相馬 智 紀 北海道大学

外国一般会員

Pengting Li Dalian University of Technology

掲 示 板

〈公募類記事〉

無料掲載：募集人員、締切日、問合せのみ掲載。
 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；15,000円＋税
 ・ホームページのみ掲載；10,000円＋税
 〈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
 ・原稿提出方法：電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)
 ・原稿送信先：FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

◇東北大学大学院工学研究科 教員公募◇

公募人員 助教1名
所 属 金属フロンティア工学専攻 創形創質プロセス工学講座
 計算材料構成学分野
専門分野 金属およびその関連素材から部品・デバイス等を製造するための合金設計、材料組織制御およびそれらの特性評価に関し、計算と実験を併用した教育・研究を行う
応募資格 当該分野の教育・研究に意欲と熱意があり、博士の学位を有する、または着任までに取得見込みの方
担当授業科目 「学部」材料科学総合学実験等
 「大学院」：(前期)金属フロンティア工学修士研修等、(後期)金属フロンティア工学博士研修等

任 期 5年(再任可)

公募締切 2017年6月17日(金)

着任時期 2017年10月1日(日)(又は 決定後できるだけ早く)

提出書類 (1)履歴書、(2)学位論文題目、(3)研究業績概要(A4版2頁以内)と主要論文5編の別刷り(コピー可)、(4)研究業績リスト(学術論文、参考論文、著書、特許(出願件数：申請中を含む、登録件数、主要特許10件前後のリスト(特許出願・公開・公告No、発明者氏名、発明題目))等)、(5)獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的な研究機関に所属の場合)、(6)受賞、(7)招待講演等、(8)教育業績(担当科目等)、(9)所属学会、(10)学会活動歴(委員会等)、(11)研究活動、(12)社会活動等に関する一覧表、(13)今後の研究計画(A4版2頁以内)、(14)教育活動に関する抱負(A4版2頁以内)、(15)照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所、電話、E-mail)、(16)応募者の連絡先(住所、電話、E-mail)(マテリアル・開発系のホームページ(<http://www.material.tohoku.ac.jp/news/jobs.html>)上に掲載した「公募提出書類作成の注意点」に留意して書類を作成すること)

書類送付先 〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02
 東北大学大学院工学研究科、マテリアル・開発系長
 三原 毅

問い合わせ先 金属フロンティア工学専攻 専攻長 及川勝成
 ☎&FAX: 022-795-7345
 E-mail: k-oikawa@material.tohoku.ac.jp

※封筒に「教員公募(金属フロンティア工学専攻・計算材料構成学分野 助教)」と朱書きし、郵送の場合は書留とすること。なお、応募書類は返却致しませんのでご了承下さい。

◇東北大学金属材料研究所 計算材料学研究部門 助教公募◇

募集人員 助教1名
専門分野 第一原理計算、分子動力学法、第一原理分子動力学法、粗視化分子動力学法などの計算科学・理論科学。材料、化学、物理、金属、バイオ、機械など広範な分野の出身の方から募集いたします。

応募資格 博士の学位を有する方(2018年3月までに学位取得予定の方を含む)

着任時期 決定後、できるだけ早い時期

任 期 7年(審査により再任1回3年可)

提出書類 (1)履歴書(写真添付)
 (2)研究業績の要旨(A4用紙2枚程度)
 (3)研究業績リスト(原著論文、国際会議プロシーディングス、解説・著書、受賞、その他に分類)
 (4)研究と教育に関する抱負(A4用紙各1枚程度)
 (5)主要論文別刷3編程度(コピー可)
 (6)作成した計算科学プログラムまたはサブルーチンの説明(A4用紙500字程度)
 (7)照会可能者2名の氏名及び連絡先

公募締切 2017年7月14日(金)必着

書類送付先 〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1
 東北大学金属材料研究所 計算材料学研究部門 教授
 久保百司

※応募書類は、封筒表面に「計算材料学研究部門 教員応募書類在中」と朱書きし、書留で郵送して下さい。なお、応募書類の返却は致しませんのでご了承下さい。

問合せ先 教授 久保百司 ☎ 022-215-2050
 E-mail: momoji_at_imr.tohoku.ac.jp(_at_を@に変える)
<http://www.simulation.imr.tohoku.ac.jp>
 公募の詳細は下記 URL をご参照下さい。
http://www.imr.tohoku.ac.jp/ja/op_list.html#2017n01

◇国立研究開発法人物質・材料研究機構 定年制職員(正職員) 公募◇

公募人数

研究職 分野別公募 各1名(6分野)
 物質・材料一般(分野不問) 若干名(女性枠あり)
エンジニア職 分野別公募 各1名(6分野)

専門分野

研究職
 ①物質・材料一般、②物質・材料一般(女性のみ応募可)、③超伝導線材、④光学・半導体単結晶開発、⑤高エネルギー変換・貯蔵の理論計算科学、⑥非破壊評価、⑦先端電子顕微鏡法の開発と先進材料への展開、⑧機械学習

エンジニア職

①構造材料の組織解析、②塑性加工(鍛造)・機械工学、③データベース、④図書館情報学、⑤X線回折、⑥微細加工施設の管理・運営・技術支援

応募締切 2017年6月15日(木)予定
 業務(研究)内容、応募資格、応募方法などの詳細は当機構のホームページを参照。

<http://www.nims.go.jp/employment/permanent-staff.html>

問合せ先 〒305-0047 茨城県つくば市千現1-2-1
 国立研究開発法人物質・材料研究機構
 人材部門 人材開発・大学院室
 ☎ 029-859-2555
 E-mail: nims-recruit@nims.go.jp

◇九州大学大学院工学研究院機械工学部門 教員募集◇

募集人員 准教授 1名

所属 九州大学 大学院工学研究院 機械工学部門 材料力学講座

教育研究分野 材料力学, 破壊力学, 材料強度学などに基づく構造・機能材料の信頼性の評価や力学的性質の評価と制御

担当科目 学部: 工学部機械航空工学科機械工学コースにて, 材料力学, 弾性力学に関する講義科目, 実験・実習科目などを担当
大学院: 工学府機械工学専攻にて, 材料強度学などの科目を担当

着任時期 2018年4月1日

勤務形態 常勤(任期なし)

応募資格 博士の学位を有し, 大学・大学院で教育・研究指導を行う能力を持ち, 当該研究分野において優れた業績のある方。新しい研究分野を基礎的見地から積極的に開拓する意欲のある方。英語による講義のできる方。

提出書類 (1)履歴書(写真貼付, 学歴, 職歴, 資格を記載。連絡先とE-mailを明記)
(2)研究業績(学術論文, 国際会議 Proceedings, 原著・編著書, 総説, 学術資料, 特許等に分類。主要論文の別刷(コピー可)を5編添付)
(3)科学研究費・共同研究費・受託研究費, その他の研究費の獲得状況(代表者分のみ)
(4)教育実績
(5)所属学協会および社会における活動歴
(6)受賞歴
(7)これまでの主要研究の概要(2,000字以内)
(8)今後の研究計画(2,000字以内)
(9)応募の動機ならびに教育と研究についての抱負(1,000字以内)
(10)応募者について意見を伺える方2名以上の氏名, 所属および連絡先

選考方法 書類による1次審査後, 面接(プレゼンテーションを含む)による2次審査実施

公募締切 2017年7月10日(月)必着

応募書類提出先および問合せ先

〒819-0395 福岡市西区元岡744

九州大学 大学院 工学研究院 機械工学部門

教授 戸田裕之

☎ 092-802-3246 FAX 092-802-0001

E-mail: toda@mech.kyushu-u.ac.jp

※「応募書類在中」と朱書きし, 簡易書留で郵送下さい。なお, 応募書類は返却いたしませんので, 予めご了承下さい。

備考 機械工学部門の詳細は, <http://www.mech.kyushu-u.ac.jp/j/>を参照下さい。九州大学では, 男女共同参画社会基本法(平成11年法律78号)の精神に則り, 教員の選考を行っています。また, 九州大学は文部科学省科学技術人材育成費「女性研究者養成システム改革加速」事業を実施しており, 女性が採用される場合, 全学の研究戦略委員会による審査を経て, 同事業の支援対象となる場合があります。なお, 選考に関わる旅費等の経費は, 自己負担となります。

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 岡部 徹 教授

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
東京大学生産技術研究所 持続型エネルギー・材料統合研究センター
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 2F コンベンションホール

(〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1)

(最寄り駅: 駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)

■参加登録・お問合わせ

東京大学 生産技術研究所

岡部研究室 レアメタル研究会事務担当 宮崎智子

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

〈平成29年度 レアメタル研究会開催予定のご案内〉

(2017.3.31現在)

■第76回 2017年7月28日(金)

■第77回 2017年9月15日(金)

■第78回 2017年11月17日(金)または11月24日(金)

■第79回 2018年1月12日(金)

★貴金属シンポジウム(第5回)+新年会★(合同開催)

■第80回 2018年3月9日(金)

★前田正史教授が熱く語る特別シンポジウム+慰労会★(合同開催)

■第76回 2017年7月28日(金)14:00~ An棟2F コンベンションホール

テーマ: 金属鉱物資源, レアメタル情勢, 非鉄金属業界の動向

時 間: 午後2:00~

講 演:

・鉄鋼業古今東西, 資源開発なめ読み(60分)

独立行政法人石油天然ガス・金属鉱物資源機構 JOGMEC

理事長 黒木啓介 講師

・レアメタルに関する最近の話題(45分)

東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師

・鉱山・製錬・リサイクルの複合~DOWA メタルマインの事業展開~(仮)(60分)

DOWA メタルマイン株式会社 代表取締役社長

(DOWAホールディングス株式会社 執行役員) 関口 明 講師

午後6:00~ 研究交流会・意見交換会 (An棟2F ホワイエ)

■第77回 2017年9月15日(金)14:00~ An棟2F コンベンションホール

テーマ: 非鉄業界の動向

時 間: 午後2:00~

講 演: 講師依頼中(60分)

・非鉄産業界に対する新しい展開と期待(45分)

東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師

・理論創りからもの造り, そして思いの橋渡し(60分)

住友金属鉱山株式会社

取締役・専務執行役員 資源事業本部長 土田直行 講師

午後6:00~ 研究交流会・意見交換会 (An棟2F ホワイエ)

■第78回 2017年11月17日(金)または24日(金)14:00~

An棟2F コンベンションホール

テーマ: チタンおよび製造が難しいレアメタル

時 間：午後2：00～
講 演・講師依頼中
午後6：00～ 研究交流会・意見交換会(An棟2F ホワイエ)

助 成

(公財)泉科学技術振興財団
平成29年度研究助成等の募集

■第79回 2018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5回)+新年会★(合同開催)
テーマ：貴金属の製錬・リサイクル
時 間：午後2：00～
講 演：
・貴金属の製錬・リサイクル技術に関する講演
午後6：00～ ポスター発表 兼 研究交流会
(An棟1F レストラン アーベ(予定))

1. 研究助成 (高度機能性材料およびこれに関連する科学技術の基礎研究分野における真に独自の発想に基づく新しい研究に対する助成)
助成金額 1件100万円以下, 40件.
 2. 研究集会スタートアップ助成
助成金額：1件30万円～80万円, 5件以内.
- 募集期間 2017年4月1日～2017年6月15日(必着).
応募方法 詳細は下記 HP をご参照下さい.
連絡先：〒531-0072 大阪市北区豊崎3-9-7
公益財団法人 泉科学技術振興財団
<http://www.izumi-zaidan.jp/>
☎ 06-6373-1811 E-mail: info@izumi-zaidan.jp

■第80回 2018年3月9日(金)14：00～ An棟2F コンベンションホール
★前田正史教授が熱く語る特別シンポジウム+慰労会★
(合同開催)
テーマ：前田先生の研究と活動, 非鉄業界と研究の将来展望
時 間：午後2：00～
講 演：
・講師依頼中
・演題未定(60分) 東京大学 生産技術研究所 教授 前田正史 講師
午後6：00～ 研究交流会・意見交換会(An棟2F ホワイエ)

レアメタル研究会ホームページ
http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/rc40_j.html

★備考：関連研究会
〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉
■RMW13 Workshop on Reactive Metal Processing (Reactive Metal Workshop)
March 16 (Fri)–17 (Sat), 2018, Cambridge, MIT
Reactive Metal Workshop のHP
<http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/core-to-core/rmw/>



書 評

Fundamentals and Applications of Magnetic Materials

K. Krishnan 著

磁性に関しては本会,あるいは関連学会の研究者による優れた著書がこれまでに幾つも出版されている。本書に対する印象は「磁性の領域へ専門を切り替えた逸材が,要点をかみ砕いて,わかり易く説明している」という点であろうか。著者の Krishnan 教授は,若かりし頃は電子顕微鏡の分野で多くの成果を取っていたが,Washington大学の教授に就任してからは磁性微粒子の合成と工学・医学分野への応用へと舵をきった方である。この書評を書いている筆者も,電子顕微鏡の観察対象として30代後半から磁性材料の研究を始めたが,専門家との議論に必要な知識・概念が貧弱で,磁性という主要分野への参入に少なからず敷居の高さを感じていた。その当時のことを思い出しながら Krishnan 教授の著書を紐解くと,なかなか痺いところに手の届く内容で,800ページ程の大作は入門者の気持ちを十分に理解した書きぶりとなっている。

構成としては,まず磁気を記述する道具立てとして古典電磁気学

がコンパクトに述べられている。それを通り過ぎると,磁性の根幹的理解に必要な各種相互作用や磁気構造等の説明が,固体電子論や量子力学の立場から次第に掘り下げられて行く。定石通りの流れであるが,重要な式の展開が丁寧な点と,概念図が豊富に盛り込まれている点が大いに理解を助けてくれる。(実は,著者は絵画の才能をお持ちで,概念図の心地よさは芸術センスに由来しているのかもしれない。)中盤からは次第に実用的な内容となり,磁気異磁性,磁化過程,磁区構造の説明の他,磁気イメージングやマイクロマグネティクス等の解析技術にも言及している。終盤はハード・ソフトの磁性材料,磁気記録,スピントロニクス,磁性微粒子等の応用分野にそれぞれ章を割いている。重要な点が網羅された大著で,学生を交えた輪講にも活用できる。

(九州大学工学研究院 村上恭和)

[2016年 Oxford Univ. Press 800頁 65ポンド]

金属学会シンポジウム開催報告

高温物性値測定技術の最前線と ものづくりへのアプローチ

(第II分科企画)

開催日 2017年1月24日

場所 東工大・コラボレーションルーム(東京)

材料創製プロセス中に生じる種々の現象の機構説明や支配要因影響の明確な把握のカギを握るのが「高温物性値」であり、これまで多くの物質の熱物性値が測定され、整備されてきた。しかし、これらの物性値をものづくりのプロセスに直接結びつけて考える試みが包括的になされてきたとは必ずしも言えず、また、新たな測定方法についても系統的な整理はこれからの展望と思われる。そこで本シンポジウムでは、より精緻な測定のための最新技術および高温物性値に深く関連したものづくりプロセスについての最新の技術・研究について知見を共有し、幅広い討論を行うため、各界の第一線の講師にお越しいただき、「高温物性値測定技術の最前線とものづくりへのアプローチ」に関する討論会を開催した(平成29年1月24日、東京工業大学・コラボレーションルーム、参加者25名)。なお、本シンポジウムは、(一社)日本鉄鋼協会、(一社)日本熱物性学会、(一社)日本機械学会の協賛を得て行われた。

安齋正博(芝浦工大)は、近年開発・進歩が著しい Additive Manufacturing である 3D プリンターをものづくりの最前線技術の一つとして取り上げ、「3D プリンティング技術の基礎と応用」と題する講演を行った。本技術のメリットと限界をよく理解しながら、適用する対象製品を考える必要があること、射出成形技術と切削加工技術の良さを融合させることで、はるかに効率的で精度の高い製作が可能になることが説かれた。いずれにしても、熱を利用して溶かす、逃して固める、冷却を制御することで、熱をコントロールすることが重要であると述べられた。

福山博之(東北大)は、熱容量、熱伝導度、放射率などの複数の高温物性値を一つの装置で測定できる「超高温熱物性計測システム(PROSPECT)」について、誘導電流と磁場の作用により浮揚して金属を溶解しながら、静磁場の利用により対流を抑制することにより精緻な測定が可能になったことを、各物性値の理論方程式の導出も合わせて解説し、複相融体や雰囲気の影響を考慮したさらなる測定の展開について述べた。

須佐匡裕(東工大)は、鉄鋼生産プロセスにおける熱現象を理解・利用するためのサーマルマネージメントに着目し、「鉄鋼生産プロセスに関する熱伝導率・熱流束の測定」と題して、鉄鋼材料表面に生じる酸化鉄皮膜の熱伝導度や皮膜の厚さや性質に由来する冷却水への抜熱を評価するために開発した新たな熱流実験法の紹介を行った。真の熱物性値とともに実プロセスに適用可能な工学的物性値の重要性についても触れた。

森川淳子(東工大)は、熱伝導度の測定法の原理を「刺激・応答・位置」という一連の概念で関連付けて解説し、位相遅れと振幅減衰から導出する方法論より、熱拡散率の精緻な測定法を示した。また、赤外線カメラを用いた熱イメージングの手法による発熱現象検知や材料欠陥検査などへの応用について述べるとともに、より高温に展開することにより、鉄鋼製造プロセスのような実生産現場への適用可能性についても示唆があった。

齊藤敬高(九大)は、製鋼プロセスの連続鋳造に用いるモールドフラックスの結晶化挙動に着目し、「電気容量を用いた結晶化度測定」と題し、これまで視覚的方法に頼ってきた結晶化度の評価に電気容量測定という新たな手法を導入した経緯を含め、二混相の物性について講演された。回転坩堝の速度の影響やフラックスの融体構造の観点から解析を進め、今後の界面二重層容量と融体の抵抗値の分離への展開可能性を示した。

田中敏宏(阪大)は、「液体金属の物理化学」と題して講演を行い、これまでのバルクの性質を記述するための物性から視点を移し、界面に特徴的な反応や現象の理解、そしてサイズ効果の評価の重要性を指摘し、キャピラリー現象に代表される濡れ効果や、ナノ金属の熱力学を取り上げて、新たな領域の理解を深めることの意義を説いた。

総合討論においては、各高温物性値の領域における最新研究や技術・成果を「ものづくり」の各プロセスで応用を試みたいという企業側からの意見や、是非ニーズの発信をお願いしたいという大学側からの声があり、エンジニアリングメリットの観点からさらなる産学連携が示唆された。また、マクロ物性からミクロ物性への性質の転換点や、微量でも界面物性に大きな影響を及ぼす元素についてなど、さらなるサイエンスの深化も重要であるとの認識を深めた。(文責：小林)

(企画世話人：東工大科創研 小林能直、

兵県大工学研究科 松尾直人)

2017年春期(第160回)講演大会記録

2017年春期講演大会は、3月15日から17日の期間、首都大学東京南大沢キャンパスにおいて開催した。

- 3月15日(9:00~9:40) 開会の辞、大韓金属・材料学会代表挨拶、TMS代表紹介、各賞贈呈式(6号館110)
- (9:50~11:40) 学会賞受賞記念講演、本多記念講演(6号館110)
- (13:00~16:10) 一般講演、受賞講演(1号館)
- (12:30~17:00) ポスターセッション(8号館1階、9号館1階)
- (18:00~20:00) 懇親会(国際交流会館)
- 3月16日(13:00~17:55) 一般講演、シンポジウム講演、受賞講演、Young Leader International Scholar 講演、共同セッション(1号館)
- 3月17日(9:00~16:45) 一般講演、シンポジウム講演、受賞講演、共同セッション(1号館)
- 3月15日~3月17日 総合受付、金属組織写真展示、付設機器・カタログ展示会(1号館1階)

開会の辞

白井泰治会長より開会の挨拶があった。

大韓金属・材料学会代表挨拶(3月15日)

本会と大韓金属・材料学会との学術交流協定にもとづき、Dong Joon Min 会長が来日し挨拶した。



開会の挨拶：白井会長。



KIM Dong Joon Min 会長の挨拶。

TMS 代表紹介(3月15日)

本会とTMSとの国際交流促進協定にもとづき、TMSから第12回 Young Leader International Scholar として来日した代表者 Kinga A. Unocic 氏が紹介された。

贈呈式(3月15日)

白井泰治会長の式辞に続き、下記の贈呈式を行った。

第62回学会賞贈呈式 加藤雅治君に対して賞状ならびに賞牌贈呈。

(受賞者；本誌313頁)

第58回技術賞贈呈式 3名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者；本誌314頁)。

第67回金属組織写真賞贈呈式 優秀賞3件に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者；本誌314頁)。(応募作品を講演大会期間中掲示した。)

第48回研究技術功労賞贈呈式 10名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者；本誌316頁)。

第75回功績賞贈呈式 8名(物性部門1名、組織部門2名、力学特性部門1名、材料化学部門1名、材料プロセス部門1名、工業材料部門1名、工業技術部門1名)に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者；本誌318頁)。

第56回谷川・ハリス賞贈呈式 4名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者；本誌320頁)。

第23回増本量賞贈呈式 1名に対し賞状ならびに副賞贈呈(受賞者；本誌321頁)。

第26回若手講演論文賞贈呈式 3名に対し賞状贈呈(受賞者；本誌321頁)。

名誉員推薦式 新名誉員1名に対し推薦状ならびに名誉員章贈呈(受賞者；本誌321頁)。



受賞者の皆さんです：おめでとうございます！



学会賞受賞受賞者：加藤雅治先生。



新名誉員：村上正紀先生。

第62回学会賞受賞記念講演(3月15日)

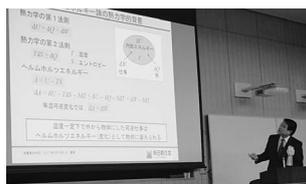
「第二相や異相界面の結晶学とエネルギー論」

新日鐵住金顧問・東京工業大学名誉教授 加藤雅治 君

第62回本多記念講演(3月15日)

「アルミニウム合金のナノクラスタ制御と高性能化の研究」

東京工業大学名誉教授 里 達雄 君



学会賞：加藤先生によるご講演。



本多記念講演：里先生によるご講演。

懇親会(3月15日)

国際交流会館1階フレンチレストラン「ルヴェソンヴェール」において日本鉄鋼協会と合同で開催(参加者は269名、本会への申込者・招待者107名)。

開会の辞・司会

首都大学東京教授 笈 幸次

来賓挨拶

首都大学東京学長 上野 淳

日本金属学会会長挨拶

京都大学名誉教授 白井泰治

日本鉄鋼協会会長挨拶・乾杯 JFE スチール ㈱代表取締役副社長

丹村洋一

懇 談

閉会の辞

東京理科大学副学長 住吉孝行



首都大学東京上野学長によるご挨拶。



賑やかな懇親会風景。

大会参加者 1,240名(一般679名、学生員383名、非会員一般60名、非会員学生11名、相互聴講107名)



TMS Young Leader: Kinga A. Unocic 氏(中央)を囲んで。

学術講演会(3月15日~17日)

最終講演件数689件

欠講0件

学会賞受賞記念講演1件, 本多記念講演1件

公募シンポジウム講演4テーマ71題(基調講演26題, 応募講演45題)

一般講演456題(功績賞受賞講演8題, 谷川・ハリス賞受賞講演4題, 増重量賞受賞講演1題, 技術賞受賞講演2題, Young Leader Scholar 講演1題含む)

共同セッション18題

ポスターセッション142題

講演会場 17会場

第28回ポスターセッション(3月15日)(受賞者; 本誌322頁)

3月15日12:30~17:00の時間に8号館と9号館1階吹き抜け廊下で142件のポスター発表が行われ, そのうち優秀ポスター賞にエントリーおよび審査対象となっている124件の内容・発表について審査が行われた。

第1部(12:30~14:30)76件, 第2部(15:00~17:00)66件の二部構成で開催。

一般講演は15時で終了とし, 多数の聴講者がポスターセッション会場へ足を運んでいた。

3月16日「優秀ポスター賞」26名が決定し, 受賞者を本会ホームページおよび金属学会受付に掲載した。

講演番号	発表者
P5	出口 肇也
P7	吉井 文雄
P14	橋本 政人
P16	三原 麻未
P21	伊藤 美穂
P26	Juho KWAK
P31	西崎 支帆
P35	QIANG Jiao
P43	嶋田 啓介
P50	樋口 隆幹
P51	和田 悠希
P58	松村 卓哉
P59	橋本 翔平
P62	近藤 竜之介
P76	干場 大
P77	藤野 健太
P83	津田 龍臣
P90	長内 大輔
P92	伊江 剛平
P103	堀田 真也
P111	海藤 智典
P114	近藤 政孝
P124	橋本 由行
P130	戸田 真太郎
P133	中川 真穂子
P137	松本 颯規



熱気あふれるポスター会場。

おめでとうございます。

金属学会・鉄鋼協会共同セッション

「チタン・チタン合金」14題(金属12題, 鉄鋼2題)は3月16日, 金属学会O会場で開催した。

「超微細粒組織制御の基礎」7題(金属6題, 鉄鋼1題)は3月17日, 鉄鋼協会第15会場で開催した。

第12回 JIM/TMS Young Leader International Scholar Program (3月16日)

若手研究者の活動の活性化と TMS との国際交流促進を目的に2006年より設けられた Joint JIM/TMS Young Leader International Scholar Program として, TMS から派遣された代表者 Kinga A. Unocic 氏が「ジェットエンジン・ガスタービン耐熱材料・蒸気発電耐熱材料」セッションにおいて Young Leader International Scholar 講演発表後, 座長より賞状が授与された。



Kinga A. Unocic 氏による一般講演。



寺田座長と一緒に。

第3回企業ランチョンセミナー(3月16日)

昼休み時間帯に昼食をとりながら, 講演大会参加者に最新の技術情報を聴講いただく, ランチョンセミナーを開催した。

以下の5社が各5会場で30分程度のセミナーを行い, 参加者数は5社で合計176名であった。

参加者および参加企業共に好評であった。

(参加企業)

オックスフォード・インストゥルメンツ㈱

日本エフイー・アイ㈱

テクノプラス㈱

㈱日立ハイテクノロジーズ

㈱TSL ソリューションズ

第9回男女共同参画ランチョンミーティング(3月17日)

「金属材料分野での多様なキャリアパス」をテーマに東京工業大学の宮嶋陽司氏が講演を行った。

参加者22名



宮嶋講師(左)によるご講演。



講演後のディスカッションの風景。

付設機器・カタログ等展示会(第38回)

機器展示13社, カタログ展示1社より出展の協力を得た。展示会場は1号館1階2室で開催した。各社のご好意に感謝いたします。

託児室

3月15日(水)~17日(金)子供2名に対してシッター2名体制のもと支障なく終了した。

【大会雑記】

首都大学東京での開催は初めてとなる。

講演会場は1号館1階~2階と同一建物の中にまとまった会場であったため, 会場移動がスムーズであった。同建物3階には鉄鋼協会の講演会場の一部があり, 鉄鋼協会の受付や講演会場のある6号館も建物が近く, 両学協会の講演を聴講する参加者には比較的スムーズであった。

キャンパスが広いので, ポスターセッション会場のある8号館9号館や懇親会会場の国際交流会館までの案内表示を構内いくつか設置し, 参加者の便をはかった。

大会前日に開催した第3回の企業説明会は企業42社, 学生84名の参加があり, 盛会裡に終了した。また, 今回より説明会終了後に企業の担当者と参加学生との交流会(立食懇談会)を行い, 大変好評であった。

例年より1週間程度開催時期が早かったため, まだ少し冬の寒さが残る中での開催であったが, 3日間無事に講演を終了することができた。

首都大学東京寛幸次先生および北園幸一先生, また職員関係者ならびに事務関係者の皆様にはお忙しい中を諸般にわたり終始, 万端のご配慮をいただき, ご協力に対し心から厚く御礼申し上げます。



次回秋の学会は、北海道大学(札幌)です。

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・担当	問合せ先	締切
5月				
5.13～ 11.11	セラミックス大学2017(CEPRO2017)(東工大他)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp	定員 120名
14～19	第8回先端的な電子顕微鏡に関する国際会議(沖縄)	EDGE2017 Organizing Committee	TEL 03-5452-6320 EDGE2017@nims.go.jp http://www.nims.go.jp/EDGE2017/	
15	腐食防食部門委員会第316回例会(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp	
15～16	第33回希土類討論会(鳥取)	日本希土類学会 (阪大内)	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/	参加 5.1
15～17	トライボロジー会議2017春 (東京)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	4.28
16～17	第87回(平成29年)マリンエンジニアリング学術講演会(東京海洋大)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-6453-9453 staff@jime.jp http://www.jime.jp	講演 1.25
18	2017電気化学セミナー2「初心者のための電気化学測定法-基礎編」(東京理科大)	電気化学会	TEL 03-3234-4213 ecsj@electrochem.jp http://electrochem.jp/promotion/index.html	5.10
19～21	軽金属学会第132回春期大会(名大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	予約申込 4.20
23～26	第53回真空技術基礎講習会(和泉)	大阪府技術協会他	TEL 0725-53-2329 g-kyoukai@dantai.tri-osaka.jp http://www.vacuum-jp.org/	5.15
26	第2回マルチスケール材料力学シンポジウム(第22回分子動力学シンポジウム・第10回マイクロマテリアルシンポジウム)(名城大)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	講演 2.17
30～6.1	日本顕微鏡学会第73回学術講演会(札幌)	日本顕微鏡学会	TEL 011-272-2151 jsm73@c-linkage.co.jp http://www.c-linkage.co.jp/jsm73/	
31～6.2	第22回計算工学会講演会(さいたま)	日本計算工学会	TEL 03-3868-8957 office@jcses.org http://www.jcses.org/koenkai/22/	
6月				
2	第103回シンポジウム「次世代自動車の車体軽量化における材料・加工技術の開発トレンドⅢ」～マルチマテリアル車体時代を担う材料たちの現状と将来展望～(日本大学)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	定員 100名
7	第229回西山記念技術講座「鋼材の性能を引き出す溶接技術の最先端」(東京)	日本鉄鋼協会・榎岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/	
8～9	平成29年度溶接入門講座(東京)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 50名
8～10	平成29年度塑性加工春季講演会(岐阜)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
9	第72回技術セミナー(東京)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp http://www.jcorr.or.jp/	定員 70名
10	平成29年度日本金属学会九州支部学術講演会(九大)(本号360頁)	日本金属学会 九州支部	TEL 096-342-3708 kitahara@msre.kumamoto-u.ac.jp	
14～15	第22回動力・エネルギー技術シンポジウム(豊橋)	日本機械学会	TEL 03-5360-3505 sakurai@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/pes/Event/symposium.html	講演 2.17
27～29	第63回表面科学基礎講座(東京理科大)	日本表面科学会	TEL 03-3812-0266 shomu@sss.org http://www.sssj.org	6.21
7月				
5	第230回西山記念技術講座「鋼材の性能を引き出す溶接技術の最先端」(大阪)	日本鉄鋼協会・榎岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/	
6	日本真空学会関西支部&日本表面科学会関西支部合同セミナー2017「水素の挙動と物質科学—最近の展開—」(阪大)	日本真空学会関西支部・日本表面科学会関西支部(関西学院大)	TEL 079-267-4921 moritani@eng.u-hyogo.ac.jp http://www.vacuum-jp.org/	7.5
6～7	第27回電子顕微鏡大学(東大)	日本顕微鏡学会	jsm-denken@bunken.co.jp	6.19
10～11	第151回塑性加工学講座「板材成形の基礎と応用～基礎編～」(名大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 45名
12～14	講習会「粉末 X線解析の実際」(東京理科大)	日本結晶学会	FAX 03-3368-2827 crsj-xray@bunken.co.jp http://www.crsj.jp/	
14	平成29年度日本金属学会・日本鉄鋼協会両北海道支部合同サマーセッション(室蘭工大)(本号360頁)	日本鉄鋼協会 日本金属学会・垣原(日本製鋼所)	TEL 0143-22-0394 hajime_kakihara@jsw.co.jp	講演申込 6.8

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
19~21	サーモテック2017 ー第7回 国際工業炉・関連機器展ー(東京)	日本工業炉協会	TEL 03-3262-8446 http://www.thermotec-expo.com info@thermotec-expo.com	
20~21	平成29年度 MLF 産業利用報告会(東京)	J-PARC MLF, 総合科学研究機構 中性子科学センター他・宮崎	TEL 029-219-5300(代表) t_miyazaki@cross.or.jp	
21	第45回薄膜・表面物理セミナー(2017)エネルギーハーベスティングのための薄膜・表面技術(東京)	応用物理学会 薄膜・表面物理分科会	TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp http://www.jsap.or.jp/	定員 100名
27~28	第51回 X線材料強度に関するシンポジウム(神戸)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp	講演 3.10
28	第76回 レアメタル研究会(東大生産研)(本号371頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研岡部研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
8月				
17~19	2017年真空・表面科学合同講演会 第37回表面科学学術講演会・第58回真空に関する連合講演会(横浜市大)	日本表面科学会, 日本真空学会	taikai17@sss.org http://www.sssj.org	
27~9.1	The 15th International Conference on Advanced Materials (IUMRS-ICAM2017)(京大)	日本MRS	TEL 045-263-8538 meeting@iumrs-icam2017.org http://www.iumrs-icam2017.org/	
28~30	日本実験力学会2017年度年次講演会(東工大他)	日本実験力学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp	
29~31	平成29年度工学教育研究講演会(東京都市大)	日本工学教育協会・川上	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp https://www.jsee.or.jp/	5.8
9月				
6~8	日本金属学会秋期講演大会(北海道大学)(札幌)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
16~18	第30回計算力学講演会(近畿大)	日本機械学会	cmdconf17@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp	
19~21	日本セラミックス協会第30回秋季シンポジウム(神戸大)	日本セラミックス協会・山口	TEL 03-3362-5232 fall30@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/ig-syuki/30th/	
26~30	資源・素材&EARTH 2017(札幌)	資源・素材学会	info@mmij.or.jp	
29 or 15	第77回 レアメタル研究会(東大生産研)(本号371頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研岡部研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
10月				
11~13	1st International Conference on Energy and Material Efficiency and CO ₂ Reduction in the Steel Industry (EMECCR2017)(神戸)	日本鉄鋼協会	emecr2017@issjp.com	
13	第15回 機械・構造物の強度設計, 安全性評価に関するシンポジウム(京都)	日本材料学会	FAX 075-761-5325 design15@jsms.jp/ http://www.jsms.jp/	講演 7.3
13~14	第12回材料の衝撃問題シンポジウム(京都)	日本材料学会	ymda@nda.ac.jp http://www.jsms.jp	
18~20	ADMETA Plus 2017(Advanced Metallization Conference 2017: 27th Asian Session)(東大)	応用物理学会	TEL 03-6801-5685 jimukyoku@admeta.org	
26~27	第53回 X線分析討論会(徳島大)	日本分析化学会 X線分析研究懇談会	TEL 088-656-7263 takashi-yamamoto.ias@tokushima-u.ac.jp http://web.ias.tokushima-u.ac.jp/xbun53/	事前参加 10.13
11月				
1~4	The 12th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (12th ISEM '17-Kanazawa)	日本実験力学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp www.jsem.jp	
5~10	第18回材料集合組織国際会議 18th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 18)(St George, Utah, USA)	ICOTOM 18・井上(大阪府立大)	TEL 072-254-9316 inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp http://event.registerat.com/site/icotom2017	アブストラクト 2016.11.15
10	第20回ミレニアム・サイエンスフォーラム(東京)	ミレニアム・サイエンス・フォーラム	TEL 03-6732-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
12~16	第11回亜鉛および亜鉛合金めっき表面処理鋼板に関する国際学会(Galvatech2017) 11th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (Galvatech2017)(東京)	GALVATECH2017・事務局	TEL 03-5657-0777 galvatech2017@jtbcom.co.jp http://www.galvatech2017.jp/	
14~16	日本磁気科学会 第12回年会(京大)	日本磁気科学会	TEL 075-753-4723 MSSJ2017kyoto@gmail.com http://www.device.energy.kyoto-u.ac.jp/ mssj12/index.html	
17 or 24	第78回 レアメタル研究会(東大生産研)(本号371頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研岡部研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
20~24	Plasma Conference 2017(姫路)	応用物理学会他	TEL 052-735-3185 mnhrmt@meijo-u.ac.jp	
12月				
3~8	第11回新物質及び新デバイスのための原子レベルキャラクタリゼーションに関する国際シンポジウム(ハワイ)	日本学術振興会マイクロビームアナリシス第141委員会	alc17@jsps141.surf.nuqe.nagoya-u.ac.jp http://alc.surf.nuqe.nagoya-u.ac.jp/alc17/	
2018年1月				
12	第79回 レアメタル研究会(東大生産研)(本号371頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研岡部研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
2018年3月				
10	第80回 レアメタル研究会(東大生産研)(本号371頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研岡部研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
19~21	千葉工業大学新習志野キャンパス(本年11号会告予定)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 stevent@jim.or.jp	

「まてりあ」特集今後の予定

〈特集テーマ〉

- ◇リチウムイオン二次電池材料開発の近年の進展と展望 56巻7号
- ◇計算科学を用いたマグネシウムの合金設計・変形・組織形成研究の最前線 56巻9号
- ◇金属系材料の超精密3次元積層造形技術の最前線 56巻12号

～編集の都合により、変更になる場合もございます。～



事務局からのお知らせ

- 今秋開催の講演大会は、通年の時期より早めの設定となっております(本号会告361頁をご覧ください.)
各種申し込みに際しましては、締切日等のご確認を宜しくお願いいたします。
- 2018年春期講演大会開催日程のお知らせ
日程：2018年3月19日(月)～21日(水・祝)
場所：千葉工業大学新習志野キャンパス(習志野市)
詳細は、まてりあ11号会告にてご案内申し上げます。



まてりあ 第56巻 第5号 (2017) 発行日 2017年5月1日 定価(本体1,700円+税)送料120円
年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

発行所 公益社団法人日本金属学会 発行人 山村英明
〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32 印刷所 小宮山印刷工業株式会社
TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 発売所 丸善雄松堂株式会社
〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

高純度 GfG

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

汚れや飛散のないカーボン材料

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

- カーボンヒーター
- 炭素繊維断熱材
- 炉内サポート治具
- 機械用カーボン
- 連続鑄造ノズル
- ホットゾーン改修工事



メカニカルカーボン工業株式会社

本社・工場：〒247-0061 神奈川県鎌倉市台 5-3-25 TEL.0467(45)0101 FAX.0467(43)1680代
事業所：東京 03(5733)8601 大阪 06(6586)4411 福岡 092(626)8745
周南 0834(82)0311 松山 0899(72)4860 郡山 024(962)9155
工場：広見工場 0895(46)0250 野村工場 0894(72)3625 新潟工場 0254(44)1185
<http://www.mechanical-carbon.co.jp> E-mail: mck@mechanical-carbon.co.jp

EAG

LABORATORIES

各種表面分析受託サービスなら

ナノサイエンス株式会社(EAGの日本支社)にお任せください。

GDMS分析 世界シェア No.1



高感度不純物分析手法 GDMS ICPとは異なり固体のまま最小限の試料処理で直接分析ができます。

測定対象試料

高純度金属	合金・超合金	特殊金属	レアメタル・レアアース
カーボン及び黒鉛製造品	酸化物・炭化物・窒化物・硫化物などのセラミックス	各種半導体材料	太陽電池用シリコン

“世界の分析リーダー”の技術を日本で——

NAN ナノサイエンス株式会社

〒170-0013 東京都豊島区東池袋1-10-1 住友池袋駅前ビル7F

TEL.03-5396-0531(代) FAX.03-5396-1930

[E-mail] analysis@eag.com

お問い合わせ・見積り・分析お申込みはHPから… <http://www.nanoscience.co.jp>

まずは www.carbolite-gero.jp にアクセス!

必ず見つかる!あなたが必要とする**電気炉とオープン**
最高温度3000°Cの電気炉

75年以上の歴史を持つ英国カーボライト社と特殊高温炉のドイツゲロ社が一緒になり、カーボライト・ゲロになりました。金属・セラミック粉末射出成形用炉、真空・加圧炉、各種管状炉等、材料研究に最適な30°C~3000°Cの電気炉を600機種以上を取り揃えています。カスタマイズも承りますので、お気軽にご連絡ください。



カーボライト・ゲロ 電気炉とオープン 製品一覧



水平開閉式チューブ炉
EST12(最高温度1200°C)



小型モジュラー3ゾーンチューブ炉
EVA12(最高温度1200°C)



真空・加圧実験炉
LHT



灰化炉
AAF12/18



超高温チャンバー炉
HTF(最高温度1800°C)



脱脂&焼結炉
PDS



昇降式高温電気炉
BLF17/3(最高温度1700°C)



高真空チューブ炉
HVTT12/80



水平開閉式3ゾーンチューブ炉
HZS12/900



灰化炉
CF24



真空チャンバー炉
HTK



高温クリーンルーム用オープン
HTCR(最高温度600°C)



高温管状炉(チューブ炉)
STF(最高温度1600°C)



トップローディング型チャンバー炉
VCF12/5



シリコンカーバイドヒータ式
高温チャンバー炉HRF16/35



垂直開閉式チューブ炉
VST17/32/250



全自動昇降炉
HTBL



各種
終端フランジ



金属製放射熱
シールド



画像式灰溶融性試験炉
CAF G5 BIO

ヴァーダー・サイエンティフィック株式会社

本社:〒160-0022 東京都新宿区新宿5-8-8
 Tel:03(5367)2651 Fax:03(5367)2652
 E-mail:info@verder-scientific.co.jp
 大阪:〒550-0013 大阪府大阪市西区新町4-19-3東洋ビル1F
 Tel:06(6534)0621 Fax:06(6534)0622

CARBOLITE
GERO 30-3000°C
 part of **VERDER**
 scientific