

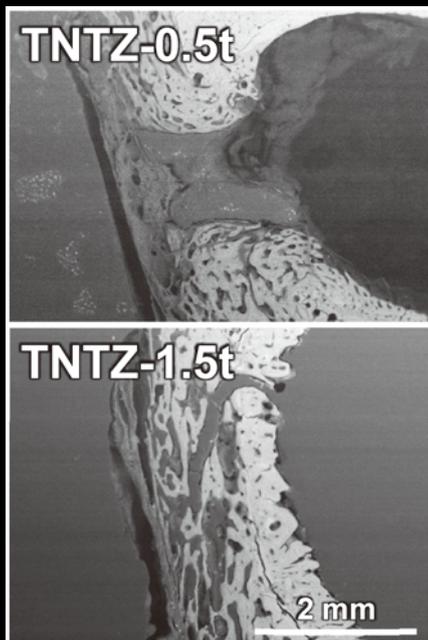
Materia Japan

まてりあ Vol.60

MTERE2 60 (5) 249 ~ 330 (2021)

No.5

2021



巻頭
記事

まてりあ 60 巻記念企画 : Back to 1962

・ 金属素描 ~モリブデン~

表彰

受賞者紹介 (春)

記念
講演

高力学的生体適合性金属系バイオマテリアルの
さらなる展開

記念
講演

金属間化合物を利用した高温構造材料の状態図に
基づいた組織設計指導原理と結晶粒界の役割

・ 講義ノート 金属製錬反応の速度論Ⅳ
— プロセスシミュレーション —

・ 2021 年秋期講演大会講演募集

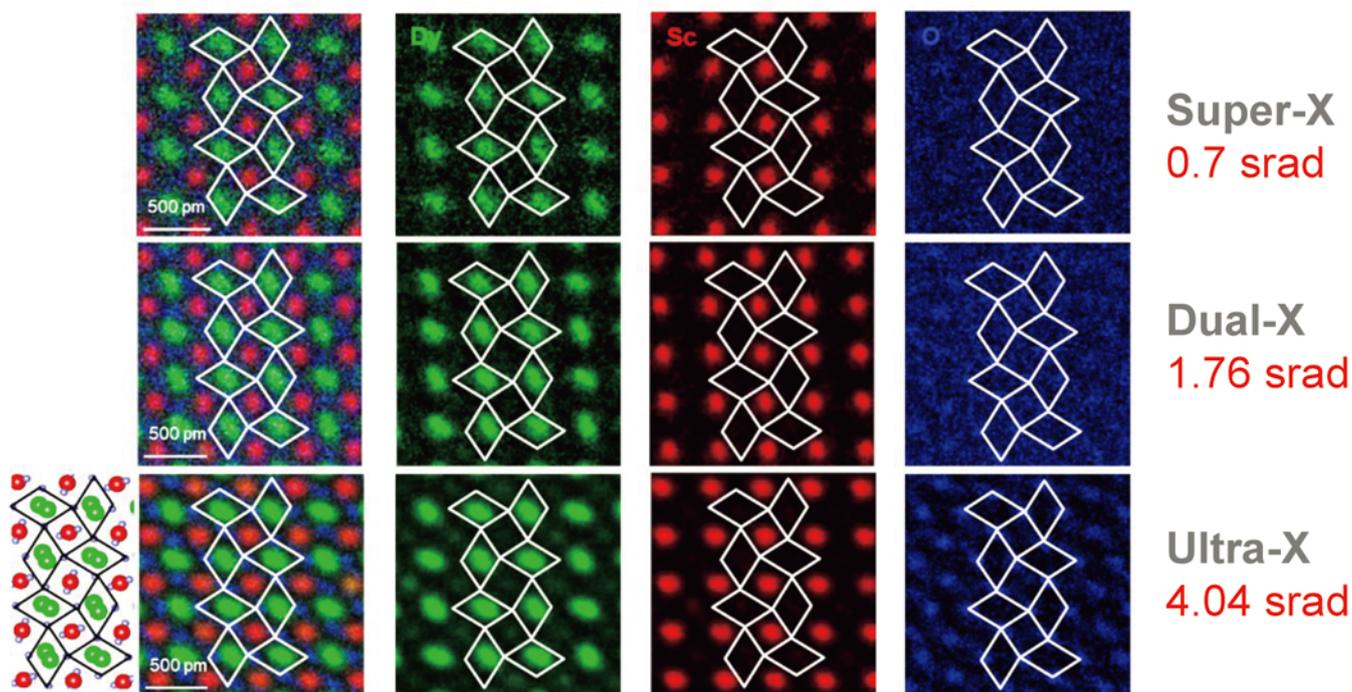
Spectra Ultra S/TEM

EDS検出と高速加速電圧変更の新時代の幕開け

立体角4.04 sradという超大型Ultra-X EDS検出器(試料ホルダーなしの場合4.45 srad)が元素マッピングの速度と感度の新時代を切り開きます。他のどのSTEM-EDS検出器よりも2倍以上の立体角、超高速カウントレートおよび高品質スペクトル取得により、Ultra-Xはより多様な材料に対して強力なEDS解析を実現します。

革新的な次世代コンスタントパワーレンズ設計は従来4時間以上掛かっていた加速電圧変更後の安定化待機時間を30 kVから300 kVの範囲で僅か5分に短縮できます。これにより1回の測定で、目的の実験に合わせて最適な加速電圧を使用することが出来ます。

50 pmのSTEM分解能で様々なオプションをご利用いただけます。



この300 kVで取得されたフィルターなどの処理がない生データのEDSマップの品質を比較すると、Ultra-X EDSの感度の優位性が明確に分かります。これらはSuper-X、Dual-XおよびUltra-Xを用いて同じ電子線量($8.28 \times 10^8 \text{ e}/\text{\AA}^2$)、3分以下の取得時間で取得されたDyScO₃のEDSマップです。大幅なS/N比の改善が見られています。加えて、Super-XやDual-Xでは明瞭に見ることが出来ない酸素の格子もUltra-Xでは直接捉えられています。

データ取得: Cigdem Ozsoy-Keskinbora. サンプル提供: L.F. Kourkoutis, Cornell University.

Find out more at thermofisher.com/spectra-ultra

ThermoFisher
SCIENTIFIC

5

2021
Vol.60
No.5

まてりあ

まてりあ 60巻記念企画

巻頭企画	Back to 1962 : 国産旅客機 YS-11が完成/米国初の有人地球周回飛行に成功.....249
金属素描	No. 16 モリブデン(Molybdenum) 井田駿太郎253
表彰	第66回学会賞受賞者.....254 第4回フェロー認定者.....263 第62回技術賞受賞者.....255 第36回優秀ポスター賞受賞者.....263 第71回金属組織写真賞受賞者.....256 第5回高校・高専学生ポスター賞受賞者.....265 第52回研究技能功労賞受賞者.....258 日本金属学会春賞の概要.....267 第79回功績賞受賞者.....260 第29回奨学賞受賞者.....268 第60回谷川・ハリス賞受賞者.....261 第71回金属組織写真賞受賞作品.....269 第27回増本量賞受賞者.....261 選評.....272 新名誉員.....262
学会受賞記念講演	高力学的生体適合性金属系バイオマテリアルのさらなる展開 新家光雄.....273
本多記念講演	金属間化合物を利用した高温構造材料の状態図に基づいた組織設計指導原理と結晶粒界の役割 竹山雅夫 281
講義ノート	金属製錬反応の速度論Ⅳ—プロセスシミュレーション— 北村信也289 鉄鋼製錬における真空脱ガス処理と溶銑脱リン処理を例に、反応速度と攪拌混合を考慮したプロセスシミュレーションモデルを紹介。
新進気鋭	高酸素腐食促進試験法の開発とコンクリート中鉄筋腐食研究への応用 土井康太郎.....296
談話室	研究発表における「ねらい」と述語 田中浩司301
思い出の教科書、この一冊!	見方・考え方 合金状態図 三浦憲司, 福富洋志, 小野寺秀博(共著) 三井好古302
スポットライト	Beautiful Metallic Flower! ~2次元的金属結晶の形成~ 武田春維 富永ひすい 仲田姫菜.....303
美しい金属の写真	Mater. Trans., 57(2016), 1418-1423; Figure 4304
本会記事	会告.....305 会誌・欧文誌5号目次.....325 2021年秋期大会講演募集.....305 次号予告.....326 研究集会.....321 新入会員.....326 掲示板.....321 金属学会講習会開催報告.....327 2021年春期講演大会記録.....323 行事カレンダー.....328

今月の表紙写真

ウサギ大腿骨に人工的に導入した欠損部のチタン合金製プレートによる3週間固定後の骨治癒状況。(新家光雄 著 279頁 図21より抜粋)

表紙デザイン: ビーコン コミュニケーションズ株式会社 グラフィックスタジオ

複写をご希望の方へ

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

Back to **1962**

『まてりあ』が創刊された60年前の1962年、日本では戦後初の国産旅客機YS-11が初飛行し、米国ではマーキュリー・アトラス6号で米国人宇宙飛行として初の地球周回を成功させた。当時のイノベーションを振り返るとともに、新たな未来を展望する。



初飛行を目前に控え、地上滑走試験に向かうYS-11初号機
(新三菱重工業 名古屋航空機製作所) (共同通信社)

国産旅客機YS-11が完成

日本の技術を結集した 戦後初の国産旅客機

1962年8月30日、国産旅客機YS-11が名古屋空港（現・名古屋飛行場）で初飛行した。官民共同出資会社の日本航空機製造が開発した全長26 m、全幅32 mの双発プロペラ機であった。YSとは輸送機設計研究協会の略称、11はエンジンと主翼の設計番号の組み合わせに由来している。

第二次世界大戦前・戦中の日本は航空機大国であり、非常に高い技術力をもって帝国海軍零式艦上戦闘機「零戦」をはじめとする航空機を造っていた。しかし戦後、GHQ（連合国軍最高司令官総司令部）によって航空禁止令が出され、日本による航空機の研究・設計・製造・運行はすべて禁止され、そのため、航空機開発に携わっていた研究者や技術者は活躍の場を高速鉄道や自動車を開発・製造する産業分野などに求めざるを得なくなった。

こうした中、1952年に転機が訪れた。サンフランシスコ講和条約が発効し、日本が

主権を回復したことに合わせて、航空法や航空機製造事業法が施行された。朝鮮戦争（1950～53年）において、米軍機の修理・整備などが求められていたことがその背景にある。さらに1954年には、廃止されていた東京大学の航空学科も再開された。純国産の航空機を造ろうという機運が高まり、経済産業省の前身である通商産業省が中心となつての国産旅客機製造計画が開始された。

国産旅客機の基礎設計は1957年、東京大学第2駒場キャンパス内に設立された輸送機設計研究協会が始まった。そして、1959年に設立された日本航空機製造により、1200 mの短滑走路でも使える60人乗りのプロペラ旅客機YS-11の開発・製造が進められた。その開発には、「零戦」の堀越二郎（新三菱重工業（現・三菱重工業））、同陸軍三式戦闘機「飛燕」の土井武夫（川崎航空機（現・川崎重工業））、同海軍戦闘機「紫電／紫電改」の菊原静男（新明和興業（現・新明和工業））、同陸軍一式戦闘機「隼」の太田稔（富士重工業（現・SUBARU））、航空研究所試作長距離機（航研機）の木村秀政（日本大学）ら、日本の名

機の設計者たちの英知が結集された。

1962年に初飛行に成功したYS-11は、1964年の東京五輪で聖火の輸送に使われるなど、戦後復興の象徴となった。1973年の製造終了までに182機が生産され、世界12か国に輸出された。各地の旅客便や海上保安庁で活躍し、2006年まで国内の定期航路を飛び続けた。1998年に引退した量産初号機は国立科学博物館によって整備・保管されているほか、日本機械学会の機械遺産、日本航空協会の重要航空遺産にそれぞれ認定されるなど、YS-11を後世に語り継ぐための一般公開プロジェクトが進められている。



写真提供：国立科学博物館

YS-11量産初号機

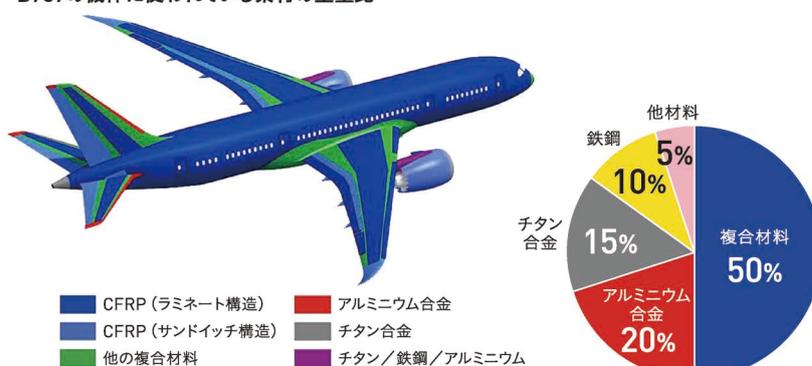
茨城県筑西市のテーマパーク「ザ・ヒロサワ・シティ」に移設され、一般公開の準備が進められている。



国際共同開発航空機ボーイング787(B787)

日本の航空機部品生産額の70%以上を生産する中部地域に、B787など国際共同開発航空機の生産に対応できる体制「アジアNo.1航空宇宙産業クラスター形成特区」が整備され、生産機能の拡大・強化が図られている。

B787の機体に使われている素材の重量比⁽³⁾



世界の大空を飛ぶ 最新鋭機B787の材料技術

実は、軍用機を開発・製造できるメーカーは世界に多いが、民間旅客機に関しては非常に限られている。その中であって、日本のメーカーが自らの技術でYS-11を開発した意義は大きい。この経験が現在でも、海外製造会社からの機体構造の製造受注につながっている。2011年に就航したボーイング787 (B787, 通称ドリームライナー) では、主翼のほか、ボディや翼を取り付ける部分を富士重工業 (現・SUBARU)、川崎重工業、三菱重工業の3社が担当するなど、日本メーカーが機体の全部品の35% (重量比) を占めている。

さらに、メイド・イン・ジャパンのテクノロジーは素材においても大きく関わっている。空を飛ぶ航空機にとって、機体の軽量化は永遠の課題である。1930年代初期からアルミニウム合金が使われ始め、1936年には日本の住友伸銅所 (のちの住友金属工業、現・日本製鉄) が超々ジュラルミンを開発し、

零戦に採用された。超々ジュラルミンの強度の高さに驚いたアメリカでは、アルコア社が1943年に超々ジュラルミンの応力腐食割れ防止に効果のあるクロムを添加して、7075合金を完成させた。以来、7075合金は代表的な航空機材料として用いられてきた。YS-11において、機体の材料はすべてアルミニウム合金であった⁽¹⁾が、使用されたのはアメリカ製の材料だった。⁽²⁾

21世紀に入り、CFRP (炭素繊維強化樹脂) を含めたマルチマテリアルの時代を迎えた。

旧モデルのB767では機体全体の重量に占める割合で3%程度しかCFRPを使っていなかったが、B787では50%にまで拡大し、20%もの燃費効率向上を実現した。樹脂材料は一般的に圧縮方向の強度は高いが、引張方向への強度が低い。一方、炭素繊維は圧縮方向の強度は低い、引張方向

の強度は高い。これらを一体化したCFRPは、比重が鉄の4分の1で比強度は約9倍に達する。この画期的な素材開発で重要な役割を果たしたのが、日本の東レである。

複合材料とともに使用量が伸びたのが、チタン合金である。B787では、それまでの機体重量の数%から十数%にまで増加した。機体構造材料だけでなく、エンジン材料も進化している。航空機の燃費の向上には高効率のジェットエンジンが不可欠であり、燃焼ガスを高温にして高効率を実現するため、耐熱材料の開発が行われている。ジェットエンジンのうち比較的低温の部品にはチタン合金が使用されるが、燃焼室やタービンなどの高温部分にはニッケル基やコバルト基の超合金などが使われている。

イノベーションが世界の空をどのように変えていくのか。メイド・イン・ジャパンのテクノロジーに期待が寄せられている。

文 献

- (1) YS-11物語。エアライナークラブ編, JTB/パブリッシング (2006)
- (2) 吉田英雄: 軽金属, 65 (2015), 432-440
- (3) William G. Roeseler, Branko Sarh, Max U. Kismarton, "COMPOSITE STRUCTURES: THE FIRST 100 YEARS", 16TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS (ICCM-16), Kyoto, Japan, (2007)

Back to 1962

今から60年前、人類は未知の世界だった
宇宙への飛行を目指して試行錯誤を始めた。
先人たちのチャレンジが起点となって、
宇宙開発の歴史が着々と進んでいった。

ワシントンの航空宇宙博物館に展示されている
宇宙船マーキュリーの前でポーズを取るジョン・
グレン氏（当時は上院議員）。20年前にこの宇
宙船に乗って、米国人として初めて地球の軌道
周回飛行を行った。（UPI=共同）

米国初の 有人地球周回飛行に成功

未知の世界に飛び立った 宇宙飛行士たち

1962年2月、米国ケープカナベラル空軍基地から宇宙船が打ち上げられた。宇宙船の名は「マーキュリー・アトラス6号」で、米国初の有人地球周回飛行を目指した。乗員は元海兵隊戦闘機パイロットのジョン・グレンであった。

第二次世界大戦後、ソ連（現・ロシア）とアメリカは人間を宇宙に送り出すことを目指して、壮大な競争を開始した⁽¹⁾。

先手を打ったのはソ連である。1961年4月、ソ連は人類初の有人宇宙船ヴォストーク1号を打ち上げた。搭乗した宇宙飛行士ユーリ・ガガーリンは人類で初めて1時間48分の宇宙飛行に成功し、「地球は青かった」という名言で世界中を興奮させた。ソ連に先を越されたアメリカは、1961年5月、アメリカ人初の宇宙飛行士であるアラン・シェパードが弾道飛行に成功した。弾道飛行とは、宇宙船が地球周回軌道に到達した後、地球の重力に引かれて自然に落下する飛行である。僅か15分で終わったこの飛

行がいわゆる「マーキュリー計画」の始まりとなり、以後、多くの飛行計画が実行されていった。

そして1962年2月、マーキュリー計画3人目の宇宙飛行士であるジョン・グレンが、有人周回飛行に挑戦した。発射後、地球周回軌道に達すると、地球を3周飛行後、大気圏に突入して大西洋に着水した。

こうしてマーキュリー計画の地球周回飛行は成功したが、実はこれ以前の1961年8月にソ連のゲルマン・チトフが1日間の飛行に成功していたため、惜しくも「世界初」の栄誉は得られなかった。マーキュリー計画では1963年5月までにさらに3度の発射が行われ、最後の飛行では1日に地球を22周し、その翌月にヴォストーク5号は約5日間で地球を82周する当時の最長記録を打ち立てた。

マーキュリー計画では、1963年に終了するまで合計6機の宇宙船が打ち上げられた。この計画に参加した7人の宇宙飛行士たちは「ライトスタッフ」と呼ばれ、後にこの計画を題材にした映画も制作された。ジョン・グレンは僅かな時間で帰還した弾道飛行ではなく、米国人初の地球の周回軌道飛行を

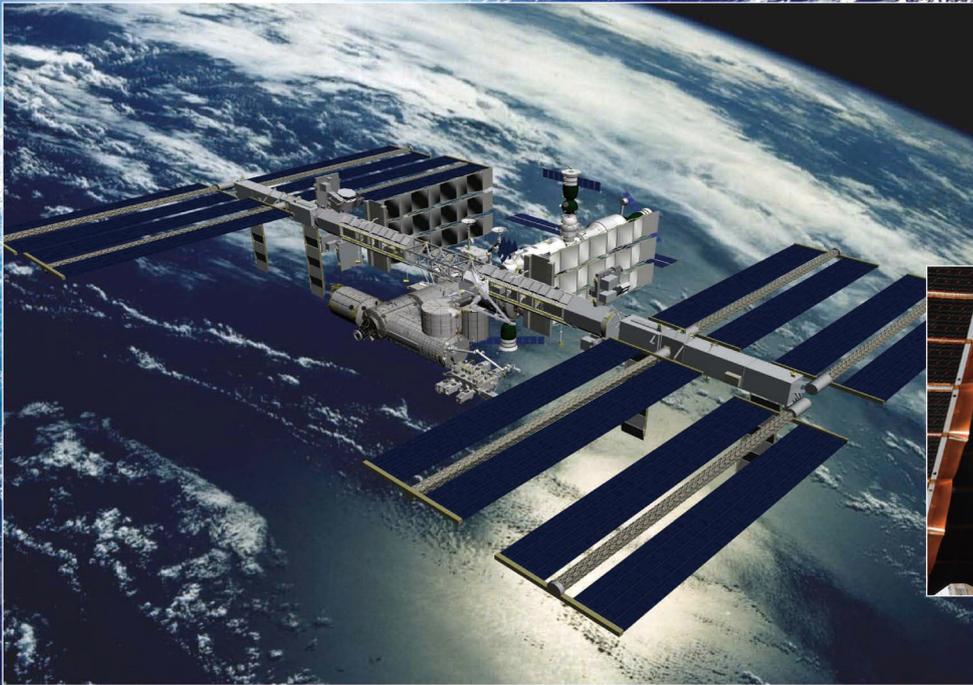
するという画期的な業績を挙げ、一躍米国のヒーローとなったという。彼はその後、実業家に転身し、さらにアメリカ議会上院議員になった。77歳となった1998年にはスペースシャトルのディスカバリー号により再び宇宙へ出て9日間滞在し、宇宙飛行の最長記録を打ち立てて多くの人を驚かせた。

当時の宇宙船は円錐形をしていた。機体のサイズは高さ3.3 m、直径1.8 m、全体的な高さは7.9 mであったが、居住空間は飛行士一人が入るのが精一杯という狭さだった。機体の重量は、マーキュリー計画中で最も重かったもので1400 kgだった。船体の外殻は高温に耐えられるように、Rene41（R41、UNS N7041）という時効硬化型のニッケル-コバルト合金（650~980°Cの温度範囲で高い強度を保つ）⁽²⁾ で作られた。

競争の時代から 国際協調の時代へ

米ソの宇宙開発競争によって、宇宙開発は急速な進歩を遂げた。

1960年代は米ソが有人宇宙活動で競い



国際宇宙ステーション組み立てフライトでの船外活動(2011年) ©JAXA/NASA

ISS(国際宇宙ステーション)とモジュール

ISSの大きさはサッカーフィールドとほぼ同じ、地球を約90分で一周する。巨大な太陽電池パネルを持つトラス構造の中心部に、実験モジュールや居住モジュールが結合されている。モジュールの外殻構造はアルミニウム合金(A2219)でできており、表面はリブを残して他の箇所を削り取って、軽量化と剛性保持を図ったアイソグリッド構造となっている。©JAXA



月面基地のイメージと有人圧ローバー
出典：トヨタ自動車HP

合い、有人初飛行、初宇宙遊泳などでソ連がリードしたが、1969年のアポロ11号による初の月面着陸により、米国が初めてソ連を追い抜いた。1970年以降は東西冷戦の緊張緩和が進むにつれ競争は停滞し、ソ連は地球低軌道での宇宙ステーションの開発を進め、米国は再使用可能なスペースシャトルを開発した。

1984年、米国のレーガン大統領はISS(国際宇宙ステーション)の建設を世界各国に呼び掛け、高度約400kmの地球周回軌道上での有人宇宙施設の建設に着手した。ISSは宇宙の特殊な環境を利用して、例えば、微小重力環境下での半導体結晶成長や、静電浮遊炉の技術実証などの材料科学を含めた様々な研究⁽³⁾を長期間にわたって行うことができる施設であり、そこには日本からも多くの宇宙飛行士が参加している。

その後、各国の宇宙開発も進み、経済や科学技術の成長の著しい中国は有人宇宙活動に取り組んでいる。現在ではさらに、民間企業による商業利用も進んでいる。

月面基地建設への挑戦と水素利用

最近の宇宙開発で注目されるトピックスの一つが、「月面基地建設」である。

地球に住む我々人類にとって、月は最も身近な天体である。月の表面はおよそ10~1000 μm 程度の細かい粒子(レゴリス)で覆われており、ここには鉄やアルミニウム、ケイ素など、豊富な資源が存在している。

また、月には水も存在している。これまで、月の水は太陽光の当たらない低温の地域に氷の形で存在することが知られていたが、最近の観測により、従来考えられていたより多くの水分子が存在する可能性がある、との発表がなされた。

しかし、人類が月面に基地を建設し、生活することを想定した場合、昼と夜の温度差が大きいことや、空気や重力など地球とは環境が異なり、克服しなければならない課題は多く残っている。

2020年9月、JAXA(宇宙航空研究開発機構)とトヨタ自動車は、2030年代中にも月面基地を建設する基本構想を発表した⁽⁴⁾。

この構想には、2035年を目標に燃料工場を建設することも含まれている。この工場では月面に存在する水を分解して得られる水素を、基地で燃料電池などに使用する。一方、2018年から両社は共同で、月面を移動する車両「有人圧ローバー」の開発を進めている。

現在、地球上でも、脱炭素社会を実現するキーテクノロジーとして水素利用への期待が高まっている。水素は、水を分解することによって得られるクリーンなエネルギー媒体である。水素を製造する技術だけでなく、貯蔵、輸送の際に使われる高圧タンクや水素吸蔵合金、水素ステーション用の水素脆化の虞がない鋼管など、水素利用を支える材料開発も進められている。

果たして、月面基地はいつ現実のものとなるのか。宇宙への新たな船出は、私たちに忘れていたアドベンチャーを思い出させてくれる。

文 献

- (1) <https://iss.jaxa.jp/kids/you-jin/you-jin.html>
- (2) <https://www.alloywire.jp/products/rene-41/>
- (3) <https://humans-in-space.jaxa.jp/kibouser/subject/science/>
- (4) https://www.jaxa.jp/press/2019/03/20190312a_j.html
<https://global.toyota.jp/newsroom/corporate/26986678.html>

付設展示会(オンライン版) レポート



日本金属学会2021年春期講演大会は、昨年の秋期大会に続き、新型コロナウイルス感染症の影響を踏まえ、オンライン開催となった。開催期間は、3月16日から19日の4日間であった。大会参加数は1,200名を上回り、前回と同様に盛会となった。大会のオンライン開催に伴い、付設展示会を大会ホームページ上にてオンライン版として開催し、8社の出展(掲載)があった。

続いて、出展内容を紹介する。

・アドバンスソフト(株)

第一原理計算ソフトウェア、ナノ材料解析統合GUI、ニューラルネットワーク分子動力学システムを資料と操作方法の動画を交えて紹介。技術セミナーでの詳細な解説もあった。

・(株)池上精機

精密試料の自動仕上げ研磨機を紹介。動画での操作説明もあった。

・伊藤忠テクノソリューションズ(株)

熱力学計算ソフトウェアの紹介。各種資料やセミナー情報も紹介した。

・オックスフォード・インストゥルメンツ(株)

最先端の電子顕微鏡用分析機器3点を紹介。技術セミナーでも詳細な解説があった。

・(株)TSLソリューションズ

OIM結晶方位解析装置・EBSD観察用insituステージ他を紹介。

・日本テクノプラス(株)

共振法応用の弾性率、内部摩擦、疲労試験などの総合物性測定装置を紹介。

・(株)モルシス

材料設計支援統合システムを中心に分子シミュレーションソフトウェアを紹介。チュートリアル動画紹介やWeb面談も実施した。

・(株)UNICO

国産のステンレス製グローブボックスやガス循環精製装置を紹介。

新型コロナウイルス感染症の収束が見えない中、前回に続き「オンライン展示」という開催方法となった。

今回の展示会ページは、製品、ロゴ等画像掲載や動画の埋め込み等の新しい掲載要素を加え、より閲覧率や製品・サービスの訴求力を向上させる仕掛けを施した。

オンライン展示会には下記のメリットもある。

- ・時間や場所の制約を受けない=参加者のアクセスが容易(展示会場に出向かなくてよい)
 - ・出展コストが抑えられる(人件費、ブース装飾、他経費)
 - ・天候や災害の影響を受けにくい
- 等があげられる。

当面は大会のオンライン開催が予想される中、各企業は厳しい状況の中、コロナ禍における営業活動を模索し続けており、その一助となれば幸いである。

また今後、リアル展示会に移行してゆくにしても、主催者・出展社共に「感染症対策」が求められ、オンライン出展と併用となった場合、今般の経験が必ず活かせるものである。

次頁からは、「誌上展示会」として、材料研究に役立つ機器等の情報を掲載する。

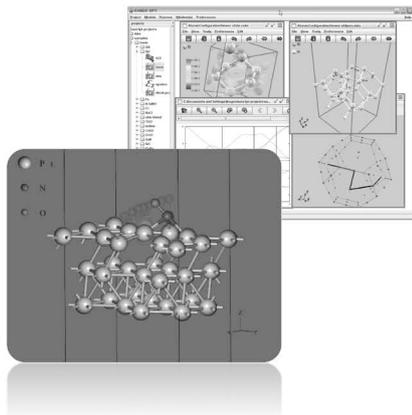
大会ホームページの展示会ページもご参照頂き、今後の研究開発にお役立て頂きたい。

付設展示会(オンライン版)

<https://confit.atlas.jp/guide/event/jim2021spring/exhibitorslist/ja>



まてりあ「誌上展示会」



お試しください！！

トライアルライセンス(1ヶ月、無料)をお送り致します。

- ・第一原理計算ソフトウェア Advance/PHASE
- ・ナノ材料解析統合 GUI Advance/NanoLabo

アドバンスソフト株式会社

東京都千代田区神田駿河台四丁目3番地 TEL/FAX: 03-6826-3971/03-5283-6580
URL: <http://www.advancesoft.jp/> E-mail: toba@advancesoft.jp



自動低負荷試料作製システム IS-POLISHER ISPP-3000

試料に過度な負荷を与えずに自動で加工できる新発想の試料作製システムです

「できる人を増やしたい」

にお応えします

【特長】

- 柔らかい金属を歪みなく加工できます
- EBSD観察用試料が作製できます
- 特定部位を消失させないように、削り量を1 μ m単位で設定できます
- 包埋せずに試料を直接保持でき、作業時間を大幅に短縮できます
- 研磨条件をすべて数値化でき、人による仕上がりの差をなくします

株式会社 池上精機

〒223-0057 神奈川県横浜市港北区新羽町 543-1-2F TEL.045-717-5136 FAX.045-717-5137
URL: <https://is-polisher.com> E-mail: sales3@ikegamiseiki.co.jp



公式HP



体験セミナー



統合型熱力学計算ソフトウェア Thermo-Calc

合金開発を効率化!“合金の地図”と言われる「状態図」を簡単に作成

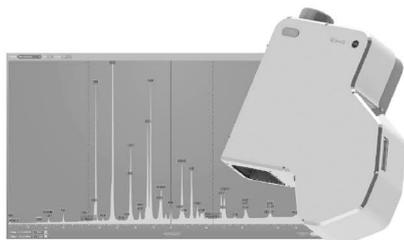
- ・ Thermo-Calcは熱力学平衡計算および状態図作成ツールです。
- ・ 電気抵抗、粘性などの物性値も計算可能になりました。(一部のデータベース)

【Thermo-Calcの特徴】

- 目的、用途、材料系に応じた種々のデータベースを用意
- 拡張モジュールにより拡散や析出のような速度論の計算も可能
- フェーズフィールド法と連携し、ミクロスケールの組織変化を予測可能

伊藤忠テクノソリューションズ株式会社

〒141-8522 東京都品川区大崎1-2-2 アートヴィレッジ大崎セントラルタワー
URL: <https://www.engineering-eye.com/THERMOCALC/index.html>
TEL/FAX: 03-6420-2544/03-3494-194 E-mail: thermo-calc@ctc-g.co.jp



波長分散型 X 線分析システム「AZtecWave」

AZtecWaveはWDSの微量元素検出性能と、EDSの高速分析性能を組み合わせたX線分析装置です。定評のあるAZtecプラットフォームに統合され、正確な定量分析を実現します。主要元素をEDSで定量分析するとともに、数十ppmレベルの微量元素やピークオーバーラップする元素をWDSで定量分析することができます。SEMとEDSの情報からWDSの分析条件を自動計算する機能を内蔵し、初心者の方から熟練された方まで、どなたでも正確な定量分析を実行できます。最大6つまでの分光結晶を搭載できるWDSスペクトロメーターは、Si K α <2eV, Fe K α <25eVの優れたスペクトル分解能が得られ、難しい試料でも容易に分析することができます。金属や電子工学、セラミックス、鉱物学から法科学など、幅広い分野でご使用いただくことができます。

オックスフォード・インストゥルメンツ株式会社

〒140-0002 東京都品川区東品川3-32-42 ISビル URL: nano.oxinst.jp
TEL.03-6732-8967 FAX.03-6732-8939 E-Mail: na-mail.jp@oxinst.com

まてりあ「誌上展示会」

Velocity 検出器



EBSD測定は時間がかかるという今までの概念を覆す、CMOSセンサー搭載の高速型EBSD検出器です。最大測定スピードは1秒間に4500点となります。高速処理を目的とした測定ソフト「APEX」との組み合わせによりEDAX社製EDS検出器との同時分析がより一層、簡便になります。

また、解析機能がさらに向上した「OIMAnalysis8.6」がリリースされました。EBSDパターンの再指数付け機能の追加、パターンが弱いピクセルを周りのピクセルで補完し再指数付けする“NLPAR”、シミュレーションパターンを使用した指数付け“OIMMatrix”など新機能が多数追加されております。

また、自社開発のSEM内EBSD用1000℃加熱ステージ、1500N引張ステージにも対応しております。

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5-4-30SIC2-401 URL : <https://www.tsljapan.com/>
TEL.042-774-8841 E-mail : info@tsl-japan.com

共振式弾性率等物性測定装置一覧



- 汎用型高精度ヤング率／剛性率、内部摩擦測定装置 JE,JG型
- 高温弾性率等同時測定装置 EG型：高温測定で威力発揮
- 薄板・細線ヤング率、内部摩擦測定装置 TE型：数十μm厚、径まで
- インパクト式ヤング率・内部摩擦測定装置 IE型：大型試料や現場測定に
- 縦共振式ヤング率、内部摩擦測定装置 VE型：数cmの円柱や角柱測定に
- メカニカルスペクトロメーター MS型：強制振動式内部摩擦測定
- 共振式薄板疲労試験装置 RF型：数百μ厚・径の薄板・細線の疲労試験に

日本テクノプラス株式会社

〒532-0012 大阪市淀川区木川東 3-5-21 第三丸善ビル TEL/FAX : 06-6390-5993/06-6390-4698
URL : <http://www.nihon-tp.com> E-mail : info@nihon-tp.com

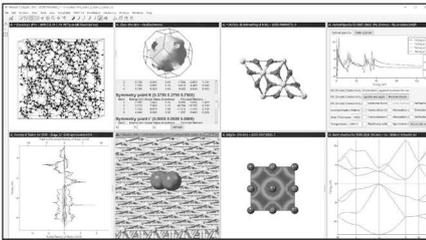
材料設計支援統合システム MedeA

MedeAは、原子スケールのシミュレーションによって材料開発を行うための統合環境です。

第一原理計算や分子動力学計算を基に、構造評価・機械特性・熱力学特性・電子伝導性・磁性といった材料の様々なプロパティを予測することができます。

■MedeAで評価できる物性例

- 機械特性：弾性定数、ヤング率、ピッカース硬さ、音速
- 熱力学特性：自由エネルギー、フォノン振動、線膨張係数
- 電子状態：バンド構造、電気伝導率、ゼーベック係数、磁性



株式会社モルシス

〒104-0032 東京都中央区八丁堀3-19-9 ジョ八丁堀 URL : <https://www.molsis.co.jp/>
TEL/FAX : 03-3553-8030/03-3553-8031 E-mail : support@molsis.co.jp

大気圧型グローブボックス UL-1000AC + 不活性ガス循環精製装置 BX 3zero

「ハイスペック・ローコスト」露点-80℃ (0.5ppm) 以下対応のハイエンドモデル。

UNICOの大気圧型グローブボックスは特許取得の高気密性キャッチクリップ機構により、窓枠部を“工具なし”で簡単に開放することが可能です。大型機器の搬入時、窓枠取外し作業に100本近くのボルトを1つ1つ工具を使って取る必要はありません。

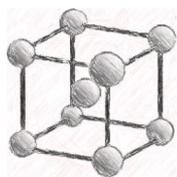
搬入する機器が正面ガラスの面積以内であれば、コストのかかる大型フランジ等を加工する必要もありません。また、-80℃以下の超低露点雰囲気、大容量プロアーによりスピーディーに。酸素濃度1ppm以下の雰囲気は、独自の酸素除去技術により最短約120分で作り上げることができる最新鋭システムです。

【寸法(mm)】 UL-1000AC：幅1000×高さ725×奥行650 BX 3zero：幅1000×高さ720×奥行710



株式会社 UNICO

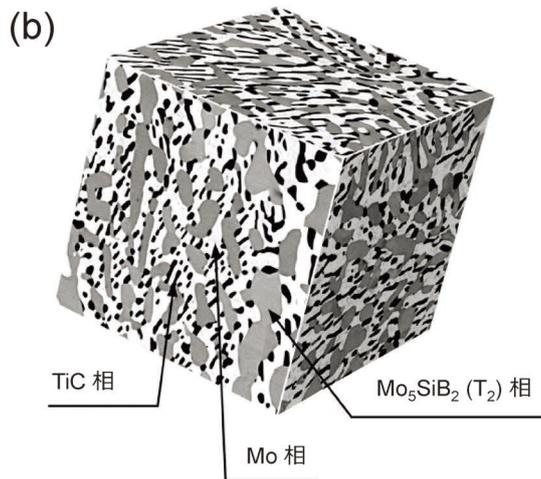
茨城県守谷市緑 2-25-10 TEL/FAX : 0297-44-6123/0297-44-6124
URL : <http://www.glovebox.co.jp> E-mail : sales@glovebox.co.jp



シリーズ 「金属素描」

No. 16 モリブデン (Molybdenum)

東北大学 井田 駿太郎



元素名：Molybdenum, 原子番号：42, 質量数：95.94, 電子配置：[Kr]4d⁵5s¹, 密度：10.222 Mg·m⁻³(293 K), 結晶構造：体心立方, 融点：2903 K, 沸点：5100 K⁽¹⁾, 地殻存在量：0.8 μg·g⁻¹⁽²⁾ 【写真】(a) Mo 板, 純度99.95% (特アライドマテリアル写真提供), (b) MoSiBTiC 合金 (Mo-5Si-10B-10Ti-10C (at %)) の1800°C, 24 h 熱処理後の反射電子像。

モリブデン(ドイツ語 Molybdän)は、漢字では水鉛と書き、ギリシャ語で鉛の意のMolybdosに由来する。モリブデンの代表的な鉱物である輝水鉛鉱(MoS₂)が、方鉛鉱(PbS)と似ていることから名付けられた。

その輝水鉛鉱は、銅鉱床の副産物として産出されることが多い。そのため、モリブデンと銅の鉱石生産量には相関がある。例えば、2017年のモリブデン鉱石生産量上位4カ国である中国(45%)、チリ(20%)、米国(15%)、ペルー(9%)は、銅の鉱石生産量上位4カ国でもある⁽³⁾。したがって、モリブデン精鉱の生産量は、銅鉱山の操業状況に依存する。モリブデン精鉱は、銅精鉱と分離され、焙焼することにより三酸化モリブデン(MoO₃)となる。このMoO₃を、テルミット反応によりフェロモリブデン(Fe-Mo)とする。あるいは、MoO₃を昇華させ回収し、最終的に高純度金属モリブデンを得る。

モリブデンは世界で、2017年に253.1千t消費されており、これは、同じ高融点金属であるニオブの58.9千t、タングステンの66.0千tよりも多い⁽³⁾。その国別の割合は、中国(36%)、欧州(25%)、日本(10%)そして米国(9%)の順である。

モリブデンの特徴は、非常に高い融点(2623°C)である。さらに高融点金属の中では、比較的低い密度(10.2 g·cm⁻³)と優れた加工性を有する。また、室温で優れた機械的性質や剛性を有している。他にも、優れた耐腐食性、高い熱伝導性、低い熱膨張係数を有する。一方で、酸化雰囲気下では、MoO₃が形成する。これは約750°C以上で顕著に昇華し、材料の肉厚を大きく減少させることが問題となる。

モリブデンの大半は、合金鋼、ステンレス鋼や工具鋼などに対し、Fe-MoやMoO₃の形で添加される。また、線材、棒材、板材とすることが可能であるため、高温炉のリフレクターや工具、金型などにも使用される。TMZ(Ti-Zr-Mo)やMHC(Mo-Hf-C)は、モリブデンに遷移金属炭化物を強化相として加えた実用合金であり、これらは熱間加工のダイスや鍛造金型などに用いられている。

モリブデンの今後を見据える上で、超高温材料としての利用が注目されている。これまで、次世代超高温材料としてMo-Si-B基合金が長年にわたり研究されてきた。この合金は主にMo固溶体相とMo₅SiB₂(T₂)相から構成され、優れた高温強度を有しているが、低い室温破壊靱性が問題となっ

ている。例えば、溶解鋳造法によって作製されたMo-Si-B基合金の室温破壊靱性値は14 MPa(m)^{1/2}よりも低い⁽⁴⁾。この問題を解決するため開発されたのが、TiCを添加したMoSiBTiC合金である。図(b)に溶解鋳造法によって作製されたMoSiBTiC合金(Mo-5Si-10B-10Ti-10C(at%))のミクロ組織を示す。この合金の構成相は、延性相のMo相(明るいコントラスト)と強化相のT₂相(中間のグレーのコントラスト)およびTiC相(暗いコントラスト)である。本合金の室温破壊靱性値は15 MPa(m)^{1/2}を超えている⁽⁵⁾。さらに、本合金のクリープ強度はNi基超合金のみならず、Mo-Si-B基合金をも凌駕している⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

室温破壊靱性向上の要因は、TiCの添加による組織変化やTiC相自体にあると考えられている⁽⁵⁾⁽⁷⁾。本合金では、延性相であるMo相が連続相となっている(図(b))。これは、共晶反応組成がTiCの添加によりMo相側にシフトし、凝固組織が変化したこと起因する。また、MoSiBTiC合金の破面ではMo相だけでなく、TiC相にもリバーパターン(破面に認められる川のような模様)が認められる。これは、Mo相だけでなく、TiC相も塑性変形し、破壊抵抗相として作用したことを示唆している。

現状のMoSiBTiC合金の耐酸化性は十分でないため、大気雰囲気下での使用は大きく制限されている。しかし、室温破壊靱性、高温(クリープ)強度、そして耐酸化性を兼ね備えた次世代MoSiBTiC合金の開発に成功すれば、熱機関や高温構造体のシステム等に大きなブレイクスルーを起こすことは間違い無い。

文 献

- (1) 金属データブック改訂4版：日本金属学会, 丸善, (2004).
- (2) R. L. Rundnick, *et al.*: "The Crust", Elsevier Ltd. (2004), 1-64.
- (3) Japan Oil, Gas and Metals National Corporation: 鉱物マテリアルフォー2018.
- (4) J. A. Lemberg, *et al.*: *Adv. Mater.*, **24**(2012), 3445-3480.
- (5) T. Moriyama, *et al.*: *Intermetallics*, **84**(2017), 92-102.
- (6) S. Y. Kamata, *et al.*: *Sci. Rep.*, **8**(2018), 10487.
- (7) 吉見享祐, 関戸信彰, 井田駿太郎: *まてりあ*, **58**(2019), 363-370.

次号 金属なんでもランキング! No. 14 中性子散乱長

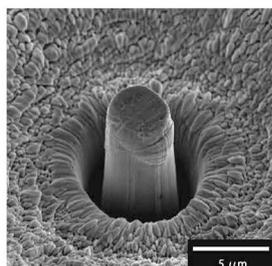
顕微鏡 & 関連製品ガイド

“はかる”技術で未来を創る

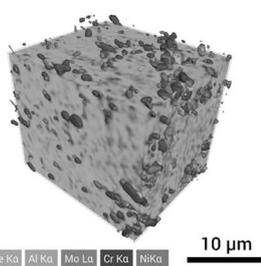
Xe プラズマ FIB-SEM システム

TESCAN AMBER X

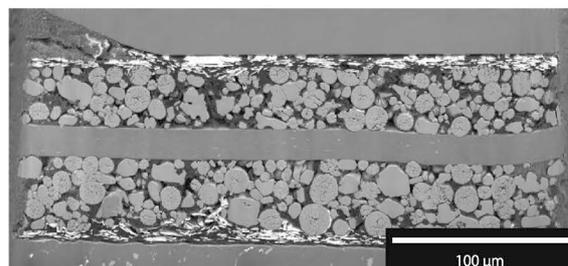
- 最大 1mm 幅の FIB 断面加工が高速で実現
- Ga フリーでの微小試料作製
- カーテニング等のアーティファクトを抑制する Rocking Stage をはじめとする独自技術
- 超高分解能、フィールドフリー SEM イメージング
- インカラム検出器による二次電子 / 反射電子検出
- ナビゲーションを容易にする広い観察視野
- FIB を一次イオン源とした ToF-SIMS を搭載可能
- 共焦点ラマン顕微鏡との融合が可能



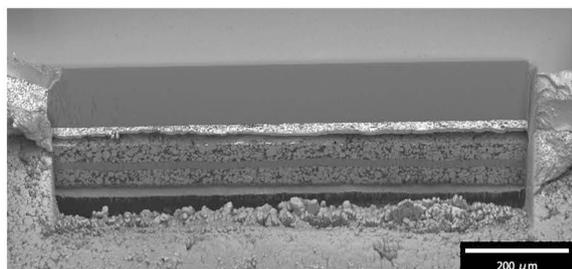
超微細粒アルミニウムから微小化されたマイクロピラー



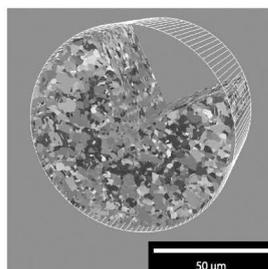
高合金鋼中の析出物の 3D-EDS 像



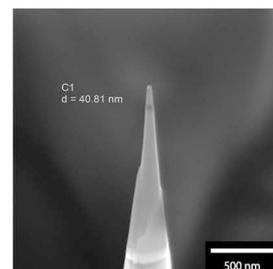
Rocking Stage を用いて研磨されたリチウムイオン電池電極断面



1mm 幅で作製されたリチウムイオン電池電極の加工断面



90 μm 径の銅線断面 3D-EBSD 像



アトムプローブ用試料の作製



東陽テクニカ

www.toyo.co.jp/microscopy



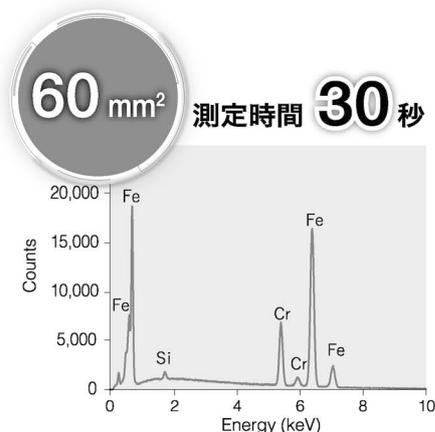
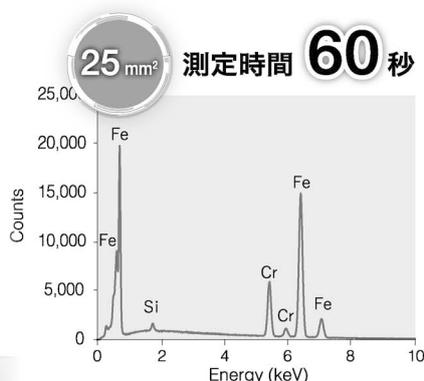
株式会社 東陽テクニカ
ライフサイエンス&マテリアルズ
〒103-8284 東京都中央区八重洲 1-1-6
TEL.03-3279-0771 E-Mail: bunseki@toyo.co.jp

大阪支店 〒532-0003 大阪府大阪市淀川区宮原1-6-1 (新大阪ブリックビル) TEL.06-6399-9771
名古屋営業所 〒460-0008 愛知県名古屋市中区栄2-3-1 (名古屋広小路ビルディング) TEL.052-253-6271
宇都宮営業所 〒321-0953 栃木県宇都宮市東宿郷2-4-3 (宇都宮大塚ビル) TEL.028-678-9117

顕微鏡 & 関連製品ガイド

JSM-IT200用EDS ドライSD™60検出器

大口径のEDSでJSM-IT200の元素分析がより便利に



試料 : SUS430 加速電圧 : 15 kV

半分の時間で従来のEDSと同クオリティのスペクトルが得られます。
多点分析も、より効率よく分析を行うことが可能です。

検出素子面積	エネルギー分解能	検出可能元素
60 mm ²	131 eV 以下	Be ~ U

JEOL 日本電子株式会社

本社・昭島製作所 〒196-8558 東京都昭島市武蔵野3-1-2 TEL:(042)543-1111(大代表) FAX:(042)546-3353 www.jeol.co.jp ISO 9001・ISO 14001 認証取得

JEOLグループは、「理科学・計測機器」「産業機器」「医用機器」の3つの事業ドメインにより事業を行っております。

「理科学・計測機器事業」電子光学機器・分析機器・計測検査機器 「産業機器事業」半導体関連機器・産業機器 「医用機器事業」医用機器

公益社団法人 日本金属学会

The Japan Institute of Metals and Materials

2021年
秋期

第169回講演大会

会期：2021年9月14日（火）～17日（金）
オンライン開催

付設展示会（オンライン版）、
大会プログラム広告等を募集予定。

詳細は、下記までお問合せ下さい。
株式会社 明報社 TEL：03-3546-1337
www.meihosha.co.jp

～2021年3月16日(火), 下記の方々が本会の賞を受賞されました。おめでとうございます。今回は賞状の発送をもって、贈呈式に代えさせていただきます。～

第66回 日本金属学会賞受賞者

(2021年3月16日)

大阪大学 特任教授・東北大学 名誉教授 新家光雄君



新家光雄君は、金属材料の中でも、特にチタン合金に関し、加工熱処理を駆使したマイクロ組織制御と強靱化の研究に邁進し、実際に材料を開発するなど、金属学分野に多大な貢献をして来ている。特に生体用合金では、新合金の開発、製造・加工技術、熱処理・加工熱処理による組織制御と高性能化を行い、さらに実用化に必須の生体組織親和性や細胞毒性などの性能評価にも幅広く成果を挙げている。以上の中で特筆すべき代表的な研究開発成果は、次のようである。

(1) 生体用低弾性率チタン合金の創製

毒性およびアレルギー性等の生体為害性のない構成元素からなる骨のヤング率に類似した低ヤング率を有し、超弾性機能を発現する骨構造用チタン合金である β 型 Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ) 合金をd電子合金設計法により設計・創製している。続いて、TNTZ合金の低弾性率を維持したままでの高力学的生体適合化を冷間強加工を組み入れた加工熱処理による微細構造制御により達成している。本合金の低弾性率の有効性についても、動物実験により、初めて実証に成功している。また、本合金の生体機能化のための表面修飾に関しても多くを報告している。

(2) 生体用ヤング率自己調整機能型 β 型チタン合金の創製

脊柱固定器具用ロッド等では、骨吸収の抑制や良好な骨のリモデリングをもたらす全体が低弾性率で、変形後に高い形状維持機能をもたらす変形部のみが高弾性率となるチタン合金が有望で、それを満たすためには、変形部に高弾性率相である ω 相が誘起されれば良いと考え、 β 型 Ti-12Cr合金組成を見出し、変形後に15%以上のヤング率の増大に成功している。さらに、Ti-12Cr合金のCr量および酸素量を制御することにより、TWIP(双晶誘起塑性)を発現させ、1,000 MPa以上の引張り強度で20%以上の伸びを得ている。

(3) 生体用低コスト低弾性率 β 型チタン合金の開発

TNTZを含め、これまでの生体用低弾性率 β 型チタン合金はNb, Ta, Mo, Zr等の高コスト元素を多量に含有しているため、それらで構成されるインプラントは高額となるため、低コストなインプラントの需要も生じている。このため、資源が豊富で、毒性の低いMnに着目し、生体用低コスト低弾性率 β 型 Ti-Mn合金の開発に成功している。

(4) 歯科精密鑄造用チタン合金の創製と歯科精密鑄造技術の開発

TNTZは、歯科精密鑄造により、歯科補綴物への適用が可能であるが、融点が一般的なチタン合金と比較すると著しく高いため、生体為害性のない低融点である歯科精密鑄造用チタン合金が望まれている。このため、TNTZ合金から高融点であるTaを排除し、全率型固溶元素であるZrを増加させ、低融点金属で、かつ低コストであるCr, FeやSiを加えた歯科精密用チタン合金を設計開発している。TNTZ合金だけでなく、従来の歯科精密鑄造用チタン合金の融点は高く、チタン合金に適した歯科精密鑄造技術の開発が望まれている。このため、カルシアを用いた高融点鋳型の開発を行い、2層カルシアコーティング法を開発し、この方法により、上記歯科精密鑄造用チタン合金による歯冠を始めとする種々の歯科補綴物の歯科精密鑄造に成功している。

(5) 生体用Co-Cr-Mo合金の高力学的適合化

ASTM規格生体用Co-28Cr-6Mo(CCM)合金は、高強度であることから、脊柱矯正器具用ロッド等に適用すれば、ロッド径を小さくすること(ロープロファイル化)ができ日本人の体格に適したインプラントとすることが可能である。このためには、CCM合金のさらなる高強度化が望まれる。そこで、CCM合金に強歪加工法である高圧振り加工法(HPT)を施した後、短時間時効処理を施し、安定化した超微細 γ 組織とすることにより、高強度・高延性・高疲労強度化を達成している。

(6) 歯科用低カラット貴金属合金に関する研究

我が国特有の歯科用低カラット貴金属合金であるAg-Pd-Au-Cu-Zn合金に関して、種々の熱処理を施した場合の疲労特性、機械的性質、摩擦摩耗特性とマイクロ組織との関係を明確とし、本合金の熱処理による高力学的機能化へ貢献しているが、特に本合金の特異強化の解明での業績が顕著である。本合金は、溶体化・時候処理により高強度化するが、一定温度範囲からの溶体化のみで著しく高強度化する、いわゆる特異強化が生じる。この現象は、一般の金属材料では、見られない。本合金では、溶体化時に、ナノオーダーの β' 相が析出し、高強度化に寄与することを明確とした。この析出がスピノーダル分解に起因していることを予測している。

日本金属学会の運営に関しては、会長等多くの重職を務め、Materials Transactions, 日本金属学会誌およびまてりあでの特集号、セミナー、シンポジウム等で数多くの企画担当も務めている。また、チタン世界会議国際組織委員日本代表として2007年に第11回チタン世界会議JIMIC5を京都で開催した。他関係学会である日本バイオマテリアル学会、軽金属学会、日本機械学会、日本鉄鋼協会、TMS(米国)等にも理事・監事・評議委員・委員等を務め日本の金属学の発展のために貢献して来ている。

(50音順)

[アルミニウム・高熱伝導セラミックス一体型基板の開発]



DOWA パワーデバイス㈱ 常務取締役開発部長 小山内 英 世 君

受賞者は、金属-セラミックス接合基板の研究者として、製品や材料、製造技術開発に従事してきた。近年は金属-セラミックス基板とベース板を一体化した基板を開発し、新エネルギーや鉄道用パワーモジュールの小型化、高効率化に貢献。さらに放熱フィンまでを一体化した基板の開発に成功し、電気自動車用パワーモジュールの高信頼性、小型化に貢献。工業面のみならず、学術的にも、金属やセラミックス、異種材料の界面科学、接合体の熱サイクル負荷時の変形、 casting・凝固プロセスなど、重要な課題を解決してきた。

[量子ビームを活用した先進的組織解析技術の開発]



日本製鉄㈱先端技術研究所 首席主幹研究員 谷 山 明 君

受賞者は、X線や中性子線、電子線などの量子ビームを活用した先進的な組織解析技術の開発に従事してきた。溶融亜鉛めっき皮膜の合金化挙動や炭素鋼の相変態挙動の解明、電磁鋼板の磁区観察などに動的観察技術を適用し、最近では、相変態や再結晶挙動などを直接観察可能な、高温その場結晶組織解析装置の開発に成功している。これらの研究成果は、金属・鉄鋼材料の組織解析技術の発展のみならず、材料の機能・特性発現メカニズムに基づく製造プロセス提案や商品開発にも貢献するものである。

[ステンレス鋼の製造メタラジーに関する研究開発と実用化]



日鉄ステンレス㈱研究センター シニアフェロー 柘 植 信 二 君

受賞者は、鉄鋼メーカーの研究者として、極低S化・微量元素制御によるラインパイプ用二相系ステンレス鋼の熱間加工性改善、高純度フェライト系ステンレス鋼へのオキサイドメタラジー活用による鋳片の凝固組織微細化を通じた薄鋼板の加工特性向上、Mo, Ni含有量を節減した省資源型二相系ステンレス鋼の鋼種開発と厚板および薄板製品への実用化等の実績を挙げてきた。ステンレス製品の製造コスト低減、機能向上、レアメタル使用量削減に向けた研究成果は学術的にも工業的にも価値の高い優れたものである。



最優秀賞 1件(15名)

【第3部門】透過電子顕微鏡部門

「Al-Zn-Mg-Cu合金における結晶粒界無析出物帯中の溶質クラスタ」



富山大学学術研究部
教授
松田健二君



富山大学大学院
材料機能工学専攻修士課程
(現三菱アルミニウム株)
安元透君



富山大学大学院
ナノ新機能物質科学専攻
博士課程
Bendo Artens 君



富山大学学術研究部
助教
土屋大樹君



富山大学学術研究部
准教授
李昇原君



富山大学学術研究部
教授
西村克彦君



富山大学学術研究部
教授
布村紀男君



SINTEF 材料ナノテクノロジー部門
主任研究員
Marioara Calin 君



NTNU 大学院
物理学専攻
博士後期課程
Lervik Adrian 君



NTNU 大学院自然科学部
教授
Holmestad Randi 君



九州大学工学研究院機械工学部門
教授
戸田裕之君



日本原子力研究開発機構
システム計算科学センター
研究主幹
山口正剛君



北海道大学工学研究院
材料科学部門
准教授
池田賢一君



長岡技術科学大学
機械創造工学専攻
准教授
本間智之君



富山大学
名誉教授
池野進君

優秀賞 2件(13名)

【第2部門】走査電子顕微鏡部門

「入射電子エネルギー 1 eV での SEM 観察による複相鋼組織の分離可視化」



JFE スチール㈱
スチール研究所
主任研究員
青山朋弘 君



JFE スチール㈱
スチール研究所
主任研究員
(現 ISI of the Czech Academy of
Science, Electron Microscopy
Dept. Group Leader)
Šárka Mikmeková 君

【第3部門】透過電子顕微鏡部門

「高精度位相シフト電子線ホログラフィーによる n 型 GaN のドーパント濃度分布」



ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所
主席研究員

山本和生 君



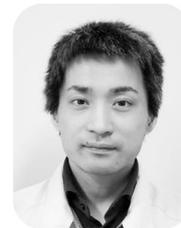
ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所

仲野靖孝 君



ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所

松本実子 君



ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所
上級研究員

穴田智史 君



ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所
主席研究員

石川由加里 君



ファインセラミックスセンター
ナノ構造研究所
副所長

平山 司 君



名古屋大学
未来材料システム研究所
特任准教授

田中敦之 君



名古屋大学
未来材料システム研究所
准教授

本田善央 君



名古屋大学工学研究科
電子工学専攻
博士後期課程

安藤悠人 君



名古屋大学工学研究科
電子工学専攻
博士前期課程

小倉昌也 君



名古屋大学
未来材料システム研究所
教授

天野 浩 君

(50音順)

東北大学工学部・工学研究科技術部 助手 赤尾 昇君



受賞者は、1990年の奉職以来、共通実験施設の薄膜作製・表面分析装置の維持・管理および運用を行い、合金薄膜や化合物複合被覆プロセス開発に貢献するとともに、多くの学生・研究者の材料分析支援を行った。特に、X線光電子分光法による自己修復性防食機能を有する金属・酸化物薄膜の機能発現評価に成果をあげた。また、分析装置間のデータ比較が可能なソフトウェアを自主開発するなど、研究者が求める材料表面組成・状態分析技術の高度化に取り組み続けており、学術研究の進展に貢献した功績は顕著である。

日鉄ステンレス㈱研究センター 東方和之君



受賞者は、入社以来38年間にわたりステンレス鋼の物理分析および腐食試験に従事し、高加工性フェライト系ステンレス鋼や省合金2相ステンレス鋼等、数多くの新商品開発および実用化に大きく貢献してきた。例として、X線回折装置を用いた集合組織測定における独自の試料調整技術の開発、電子線マイクロアナライザーにおける窒素分析精度の向上、棒鋼試料に対する定荷重応力腐食試験方法の確立等が挙げられる。また、部下・後輩への指導・育成にも熱心に取り組み、ステンレス鋼の発展への功績は顕著である。

パルステック工業㈱技術部 主席 伊藤 晴久君



受賞者は、入社以来34年にわたり、大容量光ディスク検査装置と $\cos \alpha$ 法による携帯型迅速X線応力測定装置の動作に必須のソフトウェア設計・製作を、卓越した創意工夫で推進してきた。100GB級大容量光ディスク装置では独自の検査アルゴリズムが業界標準に認定され、携帯型X線応力測定装置では光ディスク信号処理の経験から現場作業性に優れたソフトウェア開発に貢献した。これらは材料物性や計算状態図などのデータベース構築、品質管理などに必須で、鉄鋼・非鉄材料分野の材料科学発展に顕著な功績が認められる。

造幣局研究所研究開発課 作業長 植田 晃之君



受賞者は、入局以来38年間、貨幣製造工程の一つである圧延及び成形作業に従事後、研究開発部門に在籍し、貨幣等への微細加工に関する研究開発などを行い、例として、マシニングセンタによる貨幣用金型への加工技術について、CAD/CAMシステムの導入、開発、実用化に至るまで長きにわたって貢献を続けてきた。新たなマシニングセンタによる微細加工技術は、潜像技術など貨幣に対する国民の信頼維持には欠かせない偽造防止技術の高度化に寄与するなど、貨幣製造に関する研究開発及び社会貢献への功績は顕著である。

福井工業大学 センター管理課 永見 順一君



受賞者は、11年間企業で培った高度の金属加工技術を基に、25年間、学生への技術教育や研究用実験装置の製作などで貢献してきた。日々の学生指導における優しい人柄から、親しみを感じる学生、教職員が多いだけでなく、技能検定に挑戦する学生に対しては熱意ある指導を行い、毎年合格者を排出する優れた指導力も有している。また、製作された研究用実験装置の機能・性能は製作依頼者の期待を上回ることも多い。以上のように、研究開発の為に基盤形成・発展に果たした役割は、非常に大きく、その功績は顕著である。

日鉄テクノロジー㈱尼崎事業所材料評価部 専門主幹 星野 信也君



受賞者は、入社以来35年間にわたり、耐候性材料の評価ならびに耐食性改善の研究開発支援業務に従事してきた。屋外暴露をはじめ長期にわたる耐食性の試験評価の中で、安定して信頼性の高いデータを提供することに優れた能力を発揮し、表面処理鋼板の研究開発に大きく貢献した。さらに、若手の技能系社員や技術者の育成にも力を注ぎ、研究環境整備と体制構築に大きな貢献を果たした。これらは、耐食材料開発の陰の功労者として高く評価される功績である。



日本製鉄㈱技術開発本部 係長 星野剛吏君

受賞者は、入社以来 39 年間にわたり、油井管、ラインパイプ等の鋼管材料の研究開発の支援業務に従事してきた。特に、高温・高圧の硫化水素環境のような過酷な腐食環境用の材料開発のため、実環境を模擬した数々の難度の高い腐食試験技術を確立し、多くの高性能鋼管の実用化を支えてきた。その試験技術は業界の標準試験法制定に貢献したのもあり、社外からの評価も高い。試験職場の指導者として人材育成にも大きく貢献しており、その多岐にわたる研究開発への功績は顕著である。



大同特殊鋼㈱技術開発研究所 松尾一成君

受賞者は、入社以来 40 年間にわたり、星崎工場製造部門に加え、研究開発部門にて塑性加工技術に関する研究開発の試作業務に従事してきた。特に、高合金材料の温間高速鍛造技術の基礎研究や実機を模擬した温熱間鍛造金型の損傷試験を再現性高く運用するため鍛造設備の安全性担保や改良に尽力し、温熱間鍛造金型損傷メカニズムの解明につなげた功績が挙げられる。現在も現場で培った経験や技能を駆使し、研究所全体の安全活動に携わっており、その多岐にわたる研究開発への貢献と功績は顕著である。



旭川工業高等専門学校技術創造部 技術職員 三田村均君

受賞者は、本校採用以来 CNC フライス盤等を用いた高い工作技術により、多くの教員研究に大変大きく貢献してきた人物である。加えて、科学研究費奨励研究として採択された“女子にも優しい鋳もの作り応援装置の開発と技法研究”，および“明るい老後を過ごすためのお年寄りに優しい「畑作業のお助け機械」の試作”，あるいは学生向けの学習教材として、缶の高さや材質の違いにより流すレーンを適切に制御する飲料缶用コンベアラインの作成にも取り組んでおり、地域社会や学生教育への貢献も顕著である。



東京大学生産技術研究所物質環境系部門 技術専門員 築場豊君

受賞者は、奉職以来 30 年に渡って教員の研究教育活動を技術的に支援し、大学院生への技術指導、また、共同して実験研究を行ってきた。例として、硬質・脆性材料の破壊靱性の新たな評価方法を考案し、成果として主著論文 15 編を上梓した。

また、各種分析機器の操作や技術支援に貢献してきた。特に、固体核磁気共鳴装置の管理者として、大学院生や教員へ操作指導、測定法の改良や構造解析に携わり、非晶質酸化物等を対象に 29 編の共著論文となるなど、材料科学における研究教育への貢献は顕著である。



(部門別 50 音順)

[学術部門]

[酸化物が示す機能の微視的起源に関する研究]

九州大学大学院工学研究院 准教授 佐藤 幸生 君



受賞者は、酸化物が示す機能の微視的起源に関する研究を行ってきた。代表的な成果として、酸化亜鉛セラミックスの結晶粒界における非線形電流—電圧特性発現メカニズムの解明、圧電体単結晶における強誘電ナノドメイン電場応答のリアルタイム直接観察、電場印加その場電子顕微鏡法の確立・高度化ならびにその応用などがある。これらの成果は機能性セラミックスの特性発現メカニズム解明ならびに新材料開発に大きく資するものとして国内外から高く評価されており、今後の更なる発展が期待される。

[鉄鋼材料の相変態と破壊挙動に関する研究]

物質・材料研究機構構造材料研究拠点 グループリーダー 柴田 暁伸 君



受賞者は、鉄鋼材料のミクロ組織と破壊挙動に関する基礎研究を継続的に行ってきた。特に、マルテンサイト変態などの相変態におけるミクロ組織形成機構を電子顕微鏡や中性子回折を駆使して明らかにしている。最近では、組織学的な視点からのき裂伝播挙動を破壊力学と関連付けるような新たな研究を行っており、マルテンサイト鋼における水素脆性破壊の結晶学的特徴やき裂伝播挙動と破壊特性の相関を解明している。これらの成果は鉄鋼材料研究の発展に大きく貢献しており、今後の幅広い研究展開が期待される。

[鉄鋼材料の強靱化を目指した組織と力学特性に関する研究]

東京工業大学物質理工学院 准教授 中田 伸生 君



受賞者は、一貫して鉄鋼材料の組織と力学特性に関する研究に従事している。合金設計と加工熱処理による組織制御を得意としながら、転位論やマイクロメカニクスにも通じており、次の課題において大きな研究業績を残している。bcc-fcc 逆変態の熱力学と速度論、複合組織の不均一変形、組織形成と力学特性に及ぼす内部応力の効果。これらの成果は、鉄鋼材料の強靱化を探索する基礎的なものであり、その遂行は材料科学だけでなく、産業界が必要とする工学分野にも大きく貢献するものである。

[金属合金の凝固・変形その場観察を利用した溶接・铸造欠陥形成機構の解明]

物質・材料研究機構構造材料研究拠点 主幹研究員 柳 樂知也 君



受賞者は、高輝度 X 線を利用した金属合金の凝固現象、固液共存体の変形挙動のその場観察手法を開発し、結晶成長・相変態などの組織形成機構や固液共存体の変形時に生じる凝固割れの形成機構の解明に取り組んできた。近年では溶接・接合現象へと研究を展開し、高輝度 X 線を利用したアーク溶接での凝固割れの発生・伝播機構や固相接合中の組織形成機構の解明など独自性の高い優れた研究成果を挙げつつある。今後も先駆的な研究手法により溶接・接合分野においてさらなる研究の発展と活躍が期待される。

[交差相関効果の制御による磁気機能性材料の開発]

大阪大学大学院工学研究科 准教授 藤 枝 俊 君



受賞者は、磁性と熱量もしくは弾性との交差相関効果を磁気機能性材料の開発に取り入れた。具体的には、鉄基化合物の遍歴電子メタ磁性転移に伴う巨大磁気熱量効果を制御して、応用上注目される磁気冷凍用材料を開発した。また、同化合物のメタ磁性転移に伴う大きな等方体積磁歪に着目して、従来材料に必須の結晶方位制御が不要の巨大磁歪材料として有望であることも示した。さらに、最近では鉄基合金の逆磁歪効果の振動発電への応用に取り組み、優れた発電特性の実証およびその発現機構の解明に成功しており、上記材料分野でさらなる活躍が期待される。

[技術部門]

[極限環境下での使用に耐えうる新規材料の技術開発]

大同特殊鋼(株) 技術開発研究所耐食・耐熱材料研究室 室長 小柳 禎彦 君



受賞者は、金属材料の極限性能が要求される分野に関する研究開発に従事し、これまでに Ni 合金、TiAl 合金、Ti 合金などで微細組織制御を基軸とした材料設計やプロセス改善により、数多くの製品開発に成功してきた。特に、Ni 合金では特異組織を有する Ni-Cr-Al 合金の組織形成過程を詳細に調査し、従来の Ni 合金とは異なる強化機構を解明した。また、TiAl 合金や Ti 合金については材料の基盤研究だけでなく製造技術の発展にも貢献するなど、学術的な視点だけでなく工業的な製造技術の発展まで幅広い分野で貢献した。

第 60 回 日本金属学会谷川・ハリス賞 受賞者(2名) (2021年3月16日)

(50音順)

[LPSO型マグネシウム合金に関する研究]

熊本大学 先進マグネシウム国際研究センター センター長 河村 能人 君



受賞者は、高強度と高耐熱性と難燃性を有する画期的な LPSO 型(長周期積層構造型)マグネシウム合金を開発し、シンクロ型 LPSO 構造という新奇な原子配列構造とキンク強化という新しい材料強化機構を発見するとともに、LPSO 型マグネシウム合金の溶解・精製技術、铸造技術、塑性加工技術、接合技術などの工業的に重要なモノづくり技術を開発して、マグネシウム合金に関する構造材料分野の学術および工業技術の発展に貢献した。

[軽量構造材料の変形挙動に関する研究]

東北大学大学院工学研究科 教授 小池 淳一 君



受賞者は、軽量構造材料の変形・破壊機構の研究に従事し、従来の理解を覆す成果を次々に発表してきた。特に、マグネシウム合金多結晶材料において、強い塑性異方性によって発生する粒界での集中応力・ひずみに着目し、新たな変形・破壊機構を見出して当該分野の学術的発展に貢献した。また、チタン合金やアルミニウム合金の超塑性変形において変形誘起による相変化や粒界における融解現象を見出すなど新規かつ重要な知見を明らかにし、学術的にも工業技術的にもその貢献は大きい。

第 27 回 日本金属学会増本量賞 受賞者(1名) (2021年3月16日)

[機能性材料としての骨微細構造配向化機構の解明とそれに基づく骨金属インプラントに関する研究]

大阪大学大学院工学研究科 教授 中野 貴由 君



受賞者は、生体骨の多様な機能発現を結晶配向性等の金属学を基軸に解明し、先駆的な成果を挙げ、学際領域における異方性骨材料学を構築した。骨微細構造配向性を骨質指標に、骨再生や骨疾患形成機序の解明、創薬支援等を可能とし、骨系細胞・遺伝子レベルでの配向核形成因子の発見、配向化機構解明、配向化制御法を樹立、歯科・股関節・脊椎金属インプラントの臨床応用をも実現した。一連の成果はスカラーからベクトル・テンソルへと骨医療を根底から変革するものであり、世界的に高く評価されている。

(50音順)



岩谷産業(株)中央研究所 技術顧問・大阪大学 名誉教授 中嶋 英雄 君

中嶋英雄君は、1977年東北大学大学院工学研究科博士課程修了後、米国レンスレー工科大学博士研究員、東北大学金属材料研究所助手、助教授、岩手大学工学部教授を経て1996年大阪大学産業科学研究所教授に就任した。2012年に退職後、(公財)若狭湾エネルギー研究センター所長に、2019年に岩谷産業(株)中央研究所技術顧問に就任し、現在に至っている。この間、日本学術会議第22～23期会員・材料工学将来展開分科会委員長、日本金属学会主催ポラス金属・発泡金属国際会議(JIMIC-4)組織委員長などを歴任し、材料工学の発展に貢献した。

主な研究業績は、金属および化合物における拡散、ロータス型ポラス金属の製法、物性および応用開発、人工超格子・ナノ中空球の作製などの基礎物性から材料開発に至る幅広い分野において多数の先駆的研究を行ったことである。

浮遊帯熔融法を用いて従来育成の困難であった大きなチタンの単結晶を作製し、チタン中での遷移金属原子の高速拡散機構を明らかにした。また、L12型およびL10型金属間化合物や準結晶における拡散機構を世界に先んじて解明した。

ガス雰囲気下の溶解凝固法でロータス金属を開発し、連続鋳造法によってロータス金属の低コスト・量産化を実現し工業化への道を拓いた。ロータス金属の特異な機械的性質、衝撃エネルギー吸収特性、吸音性、熱伝導度などの発現機構を解明し、ポラス材料学の確立に貢献した。さらにロータス金属を用いた高性能ヒートシンクを開発することに成功し、応用の道を開きつつある。国外でも強い関心をもたれ、ロータス金属の基礎、応用研究が展開されるに至っている。

これらの研究業績に対して本会においては学会賞、増本量賞、村上記念賞、功績賞、谷川・ハリス賞、論文賞、学術功労賞、ジェフリース賞などを受賞し、また日本金属学会副会長を務め、本会の発展のために大いに貢献した。

東北大学 名誉教授 丸山 公一 君



丸山公一君は、1976年に東北大学大学院博士課程を単位取得退学後、同年東北大学助手に採用され、1993年教授に就任し、2013年には東北大学名誉教授となった。

この間、主として高温構造材料に関する研究や人材育成に従事してきた。TiAl合金は有望な軽量高温材料であり、その高強度化には2相層状組織の最適化が不可欠である。同君らは、系統的な実験研究に基づいて、TiAl合金層状組織の設計および安定化指針を提案し、TiAl合金の高温強度向上に貢献した。耐熱Mg合金は、自動車等の軽量化をとおして地球環境問題に貢献できる魅力ある材料である。ただし、高温強度の向上と延性改善に課題がある。同君らは、耐熱Mg合金の材料設計の基本的考え方、粒界すべりの寄与による延性の向上などを提案し、耐熱Mg合金の発展に寄与した。10万時間を超える長期に渡って使用する高温構造材料では、短時間の試験結果を外挿して長時間性能を高精度評価する手法の確立が不可欠である。同君らは、高温材料の破壊に至る組織損傷プロセスに立脚した長時間強度評価法を提案し、耐熱鋼の長時間強度の高精度評価を可能にした。最近も同君は、10万時間を超える時間域での耐熱鋼の強度特性評価に関する学術論文の執筆を続けている。

同君は、教科書「高温強度の材料科学-クリープ理論と実用材料への適用」や「金属便覧」、「鉄鋼便覧」、「Creep resistant steels」などの本での高温クリープ変形・破壊に関する節の執筆をとおして、高温材料の研究者や技術者の育成にも貢献した。また、JIMICやJIMISなど、本会が主催する国際会議の運営をとおして、本会の国際活動も支援した。

これらの業績に対し、本会より谷川ハリス賞、増本量賞、功労賞、村上記念賞などが授与されている。同君は、日本金属学会副会長、理事として、本会の発展にも尽力した。

(50音順)



東北大学
マイクロシステム融合研究
開発センター
教授
鈴木 茂君



九州大学
名誉教授
東田賢二君

第36回 優秀ポスター賞受賞者 30名

(2021年3月16日授賞)
(五十音順)



多孔質Siを用いた流体透過型熱電変換
デバイスの作製とその特性 (P53)
茨城大学 あべ松雄太郎君,
橋本康孝君, 日山洋平君, 永野隆敏君,
池田輝之君



高周波マグネトロンスパッタ法による生
体適合性 Ti-Ca 膜の作製と評価 (P87)
名古屋大学 加藤敦士君, 稗田純子君



ナノポーラス金アクチュエータを用いた
周期的引張刺激の細胞シートの配向性へ
の影響 (P29)
京都大学 呉 裴征君, 澤木祥伍君,
袴田昌高君, 馬淵 守君



レーザー肉盛法による NbC 粒子分散型
Ni₃(Si, Ti) 合金肉盛層の作製と特性評価
(P18)
大阪府立大学 神谷咲良君, 金野泰幸君,
産業技術総合研究所 山口拓人君,
萩野秀樹君,
東北大学 千星 聡君



Al-Fe 二元系過共晶合金積層造形体の高
温における組織変化 (P90)
名古屋大学 王 文苑君, 高田尚記君,
鈴木飛鳥君, 小橋 眞君,
あいち産業科学技術総合センター 加藤正樹君



蓄熱用 Zn-Al 系合金相変化マイクロカ
プセルの開発 (P99)
北海道大学 川口貴大君, 坂井浩紀君,
能村貴宏君



SUS310S ステンレス鋼の低温度域にお
ける塑性変形と水素との相互作用による
脆化促進 (P74)
九州工業大学 小笠原佑衣君,
横山賢一君



耐熱 Ti 合金三次元積層材の力学特性に
対するマイクロ組織の影響 (P42)
芝浦工業大学, 物質・材料研究機構 黒田知暉君,
増山晴己君,
物質・材料研究機構 戸田佳明君,
物質・材料研究機構, 東京大学 松永哲也君,
富山県立大学 伊藤 勉君,
物質・材料研究機構 渡邊 誠君,
大阪大学 小笹良輔君, 石本卓也君,
中野貴由君,
芝浦工業大学 下条雅幸君,
物質・材料研究機構, 東京大学 御手洗容子君



方向性電磁鋼板のユニモルフ U 字型振
動発電デバイスへの応用 (P58)
大阪大学 岡田 拓君, 藤枝 俊君,
東北大学 柗修一郎君, 石山和志君,
鈴木 茂君,
大阪大学 清野智史君, 中川 貴君,
山本孝夫君



Effect of Zirconium addition on the mechanical strength and thermal diffusivity of ODS-Cu (P47)

Tohoku university **GAO Zimo 君**,
LIU Yuchen 君, 余 浩君,
近藤創介君, 笠田竜太君



イオンビーム分析を用いたリチウムイオン伝導性ガラスセラミックスの水素同位体吸収過程の解明 (P52)

名城大学 **小寺 拓君**, 宇佐見太毅君,
加藤 僚君, 五十嵐勝生君, 土屋 文君



Al 合金/合金化溶融亜鉛めっき鋼板接合界面の反応相形態 (P24)

茨城大学 **佐近隆介君**, 岩本知広君,
黒木颯仁君, 清水優歌君,
大阪大学 松田朋己君, 小椋 智君,
佐野智一君, 廣瀬明夫君



塑性異方性に依存するバウシニング効果の支配的機構 (P70)

熊本大学 **佐藤将義君**, 眞山 剛君,
山崎倫昭君, 河村能人君



摩擦攪拌点接合された Al 合金/合金化溶融亜鉛めっき鋼板接合界面の組織解析 (P79)

茨城大学 **清水優歌君**, 岩本知広君,
黒木颯仁君, 佐近隆介君,
大阪大学 松田朋己君, 小椋 智君,
佐野智一君, 廣瀬明夫君



TiB₂ 焼結体特性に及ぼす機械的合金化助剤の影響 (P43)

東北大学 **陣場優貴君**, 近藤創介君,
余 浩君, 奥野泰希君, 野上修平君,
笠田竜太君



パルス磁場を印加された Fe-29.5Ni (at%) 合金におけるマルテンサイト変態の臨界磁場及び組織 (P10)

大阪大学 **宋 雨鑫君**, 鳴海康雄君,
萩原政幸君, 杉山昌章君, 寺井智之君,
福井工業大学 掛下知行君



鉄合金マルテンサイトのバリエーション結合則に及ぼす格子不変変形の影響 (P63)

東京工業大学 **高橋 希君**, 篠原百合君,
稲邑朋也君,
日本製鉄株式会社 田中泰明君



Ni-Fe 合金の結晶粒微細化挙動および力学特性に及ぼす Fe 含有量の影響 (P8)

豊橋技術科学大学 **田崎陽斗君**, 藤田嶺君,
佐藤宏和君, 足立 望君, 戸高義一君



硝酸電解液パルス陽極酸化における NiTi 合金上への耐食皮膜成長 (P32)

北見工業大学 **谷保大樹君**, 山崎華子君,
舘 佳純君, 古仲雄亮君, 大津直史君



走査型電気化学顕微鏡を用いて評価した Pt 単結晶表面の水素酸化反応および過酸化水素生成特性 (P76)

東北大学 **富森 雄君**, 林 謙汰君,
轟 直人君, 和田山智正君



ナノ構造 Pd の水素応答特性 (P103)

東京理科大学 **長谷川修也君**,
石黒 孝君, 片木実緒君



第一原理計算と機械学習による低ヤング率ハイエントロピー合金の探索 (P16)

大阪大学 **林 源太君**, 佐藤和則君,
兵庫県立大学 藤井 将君



ボールミリングによる fcc-Ti 相形成に及ぼす添加元素の影響 (P41)

豊橋技術科学大学 **原 輝君**, 亀谷長諒君,
戸高義一君, 足立 望君,
CIMAV Tejada Ochoa Armando 君,
Martin Herrera Jose 君,
CINVESTAV Cabanas-Moreno J. Gerardo 君



Ti-Ni 合金における Clausius-Clapeyron 型関係式に関する実験的考察 (P9)

東京工業大学 **堀 勇一君**, 邱 琬婷君,
東京工業大学, 東京医科歯科大学 海瀬 晃君,
東京工業大学 田原正樹君, 細田秀樹君



Ti₃SiC₂MAX 相セラミックスにおけるキック組織形成と変形機構の相関 (P19)

千葉工業大学 **松井大輝君**,
物質・材料研究機構 森田孝治君,
千葉工業大学 寺田大将君,
北海道大学 池田賢一君, 三浦誠司君



複数の底面すべりにより形成されたキンクバンドの結合状態の解析 (P39)
東京工業大学 **松村隆太郎君**, 深堀恒輔君, 篠原百合君, 稲邑朋也君



1723 K における Al_2O_3 -CaO-SiO₂-Cu₂O 系スラグ中の Pd と Pt 金属粒子の粒成長 (P81)
早稲田大学 **村田 敬君**, 山口勉功君



マクロフェージ/幹細胞共培養下における金属イオンの骨形成に対する影響 (P82)
名古屋工業大学, 産業技術総合研究所 **安江 光君**, 産業技術総合研究所 李 誠鎬君, 名古屋工業大学 小幡亜希子君, 春日敏宏君



Study on creep behaviors of Fe-Mn-Cr-Al-C austenitic steels by small punch creep test (P48)
Tohoku University **LIU Jiarui 君**, **WANG Haoran 君**, **YU Hao 君**, **KONDO Sosuke 君**, **KASADA Ryuta 君**, Aomori Prefecture Quantum Science Center **TOKUNAGA Toko 君**, Hokkaido University **ONONO Naoko 君**



ニホウ化チタンの高温酸化性に及ぼすアルミニウム浸漬処理の影響 (P95)
東北大学 **若旅航基君**, 陣場優貴君, 近藤創介君, 余 浩君, 奥野泰希君, 笠田竜太郎

第 5 回高校生・高専学生ポスター賞受賞者(最優秀賞 2 件, 優秀賞 12 件)

(2021 年 3 月 16 日発表)

最優秀賞

1. 自己修復性を有する金属防食用電着塗装の開発 (HSP4)

旭川工業高等専門学校

高田りん君, 千葉 誠君(指導教員)



2. スティックスリップ現象における理論周期の導出と検証 (HSP11)

岡山県立津山高等学校

荒田祐希君, **仁木心音君**, **保田千代君**, **仲達大輔君**(指導教員)

優秀賞



1. 焔めきの銅葉~電析による銅薄膜の形成条件を探る~ (HSP1)

茨城県立水戸第二高等学校

鈴木香里奈君, **高橋万葉君**, **富澤英士君**(指導教員)



2. アルミニウム合金表面に形成したスクラッチシールド皮膜と合金元素の耐食性に対する影響 (HSP2)

旭川工業高等専門学校

黒田啓介君, 千葉 誠君(指導教員)



3. アルミニウム合金のアノード酸化とこれによるクラック形成 (HSP3)

旭川工業高等専門学校

齋藤向葵君, 千葉 誠君(指導教員)



4. 二層構造を有するアルミニウム合金防食用自己修復性塗膜 (HSP5)

旭川工業高等専門学校

古川沙姫君, 千葉 誠(指導教員)



5. ルミノール反応における触媒の濃度と照度・時間の発光時間の関係(HSP6)
 岩手県立水沢高等学校
小倉 紫君, 石川憂菜君, 梅原彩奈君, 小原未夕君, 高橋一成君(指導教員)



9. ビスマス結晶の色彩・性質に関する研究～塩基性環境下における結晶の変化～(HSP20)
 北海道旭川西高等学校
内海優羽君, 高田紗良君, 尾田孝広君(指導教員)



6. アルミ缶を原料とした人工宝石の合成(HSP7)
 福島県立福島高等学校
廣居桜子君, 三澤春果君, 溝井敬大君, 辻本理恵君(指導教員)



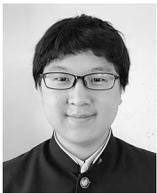
10. リンゴの酵素的褐変防止について(HSP22)
 奈良県立青翔高等学校
譽田友也君, **田口直弥君**, 井上達也君(指導教員)



7. Effect of improving fuel efficiency by reducing the weight of high-speed trains and electric vehicles(HSP8)
 Chongqing Weiming School (high school), China
KIM SEONGJUNE 君,
 KIM IJUNE 君, (Middle school) KIM GYUMIN 君, JI CHEN 君(指導教員)



11. 電気分解における電極中の気体の挙動の考察(HSP23)
 岡山県立津山高等学校
菅原壮太君, 牧 祐太君, 河野春馬君, 長尾修志君, 栗栖冬翔君, 井上直樹君(指導教員)



8. 菌糸の獲得と成長～カンゾウタケの子実体栽培を目指して～(HSP16)
 宮崎県立宮崎北高等学校
 小山佳那君, 高山奨真君, **山口勘護君**, 永野堯夫君(指導教員)



12. 絹繊維の判別の研究(HSP24)
 宮城県立仙台第三高等学校
渡邊 律君, 齋藤悠敏君, 麦嶋大地君, 細谷海心君, 森 愛斗君, 松原 啓君(指導教員)



◇日本金属学会春賞の概要◇

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	金属及びその関連材料に関する工業技術の進歩発展に貢献した者に対する授賞。
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
研究技能功労賞 The Japan Institute of Metals and Materials Technical Skill Award	多年にわたり卓越した技術により金属の試験及び研究上欠くべからざる装置の製作, 資料調整, 測定及び分析などを通じて他の方々の研究成果に大いに貢献した, いわゆる「かけの功労者」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もの。
功績賞 The Japan Institute of Metals and Materials Meritorious Award	金属学及びその関連材料分野の学術又は工業技術の進歩発達に寄与する有益な論文を発表したもの又は有益な特許を取得したもので, 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: 技術部門を除いて5月末時点で45歳以下の研究者 部門: 学術部門, 技術部門
谷川・ハリス賞 The Japan Institute of Metals and Materials Tanikawa-Harris Award	構造材料分野又は高温プロセスに関連する金属及び関連材料分野の学術又は工業技術の発展に貢献することが大であると認められたものに対する授賞。
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創出又は発明により貴重な研究業績を上げて, 同分野の学理又は技術の進歩発展に貢献することが大であると認められたものに授賞する。
日本金属学会・日本鉄鋼協会 奨学賞 The Japan Institute of Metals and Materials & The Iron and Steel Institute of Japan Young Student Award	材料分野の発展への貢献が期待できる学生(大学は学士課程4年に在学する学生, 高等専門学校は専攻科2年に在学する学生)の奨励を目的に日本金属学会・日本鉄鋼協会が奨学賞を設け, 授賞。
優秀ポスター賞 The Japan Institute of Metals and Materials The Best Poster Award	ポスターセッション発表者を対象に, 優秀なポスターおよび発表者に対して授賞する。
高校・高専学生ポスター賞 The Japan Institute of Metals and Materials The Best High School Poster Award	高校生・高専学生ポスターセッション発表者を対象に優秀なポスターおよび発表者に対して授賞する。

第63回技術賞, 第80回功績賞, 第61回谷川・ハリス賞,
第28回増本量賞, 受賞候補者推薦依頼

～Webフォームによる推薦になりました～

技術賞, 功績賞, 谷川・ハリス賞, 増本量賞, の各受賞候補者の推薦をお願いいたします。本会では多数の優秀な候補者を表彰し奨学に資したいという考えから, 広く一般会員からの推薦(3名連名の正員)を求めています。下記要領により積極的にご推薦下さい。

* 候補者本人による推薦書の提出は認めておりません。

推薦を求める賞(2022年3月に受賞予定)

技 術 賞(第63回) 功 績 賞(第80回) 谷 川 ・ ハ リ ス 賞(第61回) 増 本 量 賞(第28回)

推薦締切 各賞共通 2021年6月30日(水)

候補者 各賞共通 個人を対象とします。

推薦資格 各賞共通 本会代議員1名または, 正員3名による推薦

推薦方法 Webフォームより推薦内容を入力下さい。

問 合 先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32

(公社)日本金属学会 各種賞係 ☎ 022-223-3685 ☎ 022-223-6312 E-mail: award@jim.or.jp

第29回 日本金属学会・日本鉄鋼協会 奨学賞 受賞者 47名 (2021年3月)

(50音順)



室蘭工業大学工学部
荒木勇磨君



芝浦工業大学工学部
石原 奨君



東北大学工学部
岩下翔太君



富山大学工学部
岡田真悟君



九州大学工学部
小川大樹君



早稲田大学基幹理工学部
加藤慎一君



九州大学工学部
川津孝介君



金沢工業大学工学部
北村鈴香君



名古屋大学工学部
熊谷風雅君



京都大学工学部
黒岩省吾君



群馬大学理工学部
小坂豪志君



千葉工業大学工学部
駒澤雄飛君



島根大学総合理工学部
小宅雄真君



大阪大学工学部
齋藤悠宇君



秋田大学理工学部
齋藤佑樹君



仙台高等専門学校専攻科
佐藤優斗君



京都大学工学部
塩谷太基君



長崎大学工学部
清水裕紀君



兵庫県立大学工学部
鈴木雄裕君



東京工業大学物質理工学院
高橋あまね君



名古屋工業大学工学部
武井悠朔君



金沢大学理工学域
竹中崇一郎君



豊橋技術科学大学工学部
田崎陽斗君



東京大学工学部
谷 和樹君



近畿大学理工学部
谷川慎太郎君



長岡技術科学大学工学部
豊場亮太君



鈴鹿工業高等専門学校専攻科
中川遼一君



東京大学工学部
長原颯大君



愛媛大学工学部
難波 絃君



北海道大学工学部
西 侃君



東海大学工学部
西脇圭亮君



大阪大学工学部
能勢和史君



北海道大学工学部
橋本明賢君



名古屋大学工学部
浜島明宏君



九州工業大学工学部
林 亮佑君



茨城大学工学部
星 翔太君



大阪府立大学工学部
真下理彩君



熊本大学工学部
増永隆佑君



東北大学工学部
松尾直樹君



岩手大学理工学部
松川奈愛君



横浜国立大学理工学部
宮下大輝君



茨城大学工学部
山川海斗君



香川大学工学部
吉岡遼太君



関西大学化学生命工学部
吉田湧太君



東京理科大学基礎工学部
吉成朝子君



東京工業大学物質理工学院
劉 宇星君



東北大学工学部
渡邊直樹君

〔第3部門〕 Al-Zn-Mg-Cu 合金における結晶粒界無析出物帯中の溶質クラスタ⁽¹⁾

富山大学 松田健二君 安元透君(現・三菱アルミニウム㈱)

Bendo Artenis 君 土屋大樹君 李昇原君 西村克彦君 布村紀男君 池野進君
SINTEF Marioara D. Calin 君 NTNU Lervik Adrian 君 Holmestad Randi 君
九州大学 戸田裕之君 日本原子力研究開発機構 山口正剛君
北海道大学 池田賢一君 長岡技術科学大学 本間智之君

超々ジュラルミンとして知られる Al-Zn-Mg 合金は、強度と延性の改善の目的で Cu が添加される。この合金では平衡相は η -MgZn₂ であり、Cu を含むことから S 相 (Al₂(Cu, Mg)) 等の析出も予想される。一方で Cu は結晶粒界に化合物を形成するあるいは偏析するとされ、耐食性を劣化させる原因ともされている。本実験では Zn/Mg=2 を含む Al-MgZn₂ 合金に対する Cu の効果について調査する目的で行われた。TEM は TOPCON 002B を加速電圧 120 kV で、HAADF-STEM は cold-FEG Jeol ARM-200F を 200 kV で使用した。図 1 は 473 K で 0.96 ks 時効した Al-3.7 mol.% Zn-1.8 mol.% Mg-1.0 mol.% Cu (ZM42HC) 合金の結晶粒界近傍の HAADF-STEM 像である。ここで測定される結晶粒界を挟む一般的な無析出物帯 (con-PFZ) の幅は約 400 nm であり、結晶粒内は主として中間相 η' と平衡相 η が存在した。図 2 は図 1 中で白四角点線で示した A 領域の拡大像である。この倍率で結晶粒界から片方の結晶に対して約 35 nm 程度離れた箇所から結晶粒内側に向かって析出物らしきコントラストが確認された。図 3 (a) は、図 1 中の B 領域、図 2 中の PFZ 内の白四角点線で示した領域をさらに高倍率で観察した画像を示す。白矢印で示した部分は溶質クラスタと考えられ、それらの典型例を画像処理して拡大した画像を図 3 (b) と (c) に示す。さらにこの高倍率での EDS マップと点分析によって、これらのクラスタには Zn の強度は大変低く、主として Mg と Cu が対応することを確認したので、これらの模式図をそれぞれ図 3 (d) と (e) に示す。なお、粒界析出物は Cu を含まない 2 元系 Mg-Zn 化合物であった。図 3 (d) と (e) は著者らが時効硬化型 Al 合金の初期構造として提案した Mg-Si(-Al), Mg-Si-Cu, Mg-Al-Cu, Mg-Al-Zn という第 2 クラスターの構造⁽²⁾に類似している。さらに Kovarik と Mills⁽³⁾ が Al-Cu-Mg 3 元系合金の GPB-II の HAADF-STEM 像として示した peanuts pattern と酷似している。以上の結果から、本合金では結晶粒界から片側約 35 nm、平均の PFZ の幅としては約 70 nm がいわゆる無析出物帯 (n-PFZ) であり、そこから結晶粒内に向かっては主として Mg-Al-Cu 系クラスター (GPB-II) が存在し、そして結晶粒界から片側約 200 nm、平均の PFZ の幅として約 400 nm 付近からは η'/η が主たる結晶粒内の析出物として存在すると考えられた。

文 献

- (1) K. Matsuda, *et. al.*: Mater. Trans., **60** (2019), 1688-1696.
- (2) K. Matsuda, *et. al.*: Mater. Trans., **58** (2017), 167-175.
- (3) L. Kovarik and M. J. Mills: Acta Mater., **60** (2012), 3861-3872.

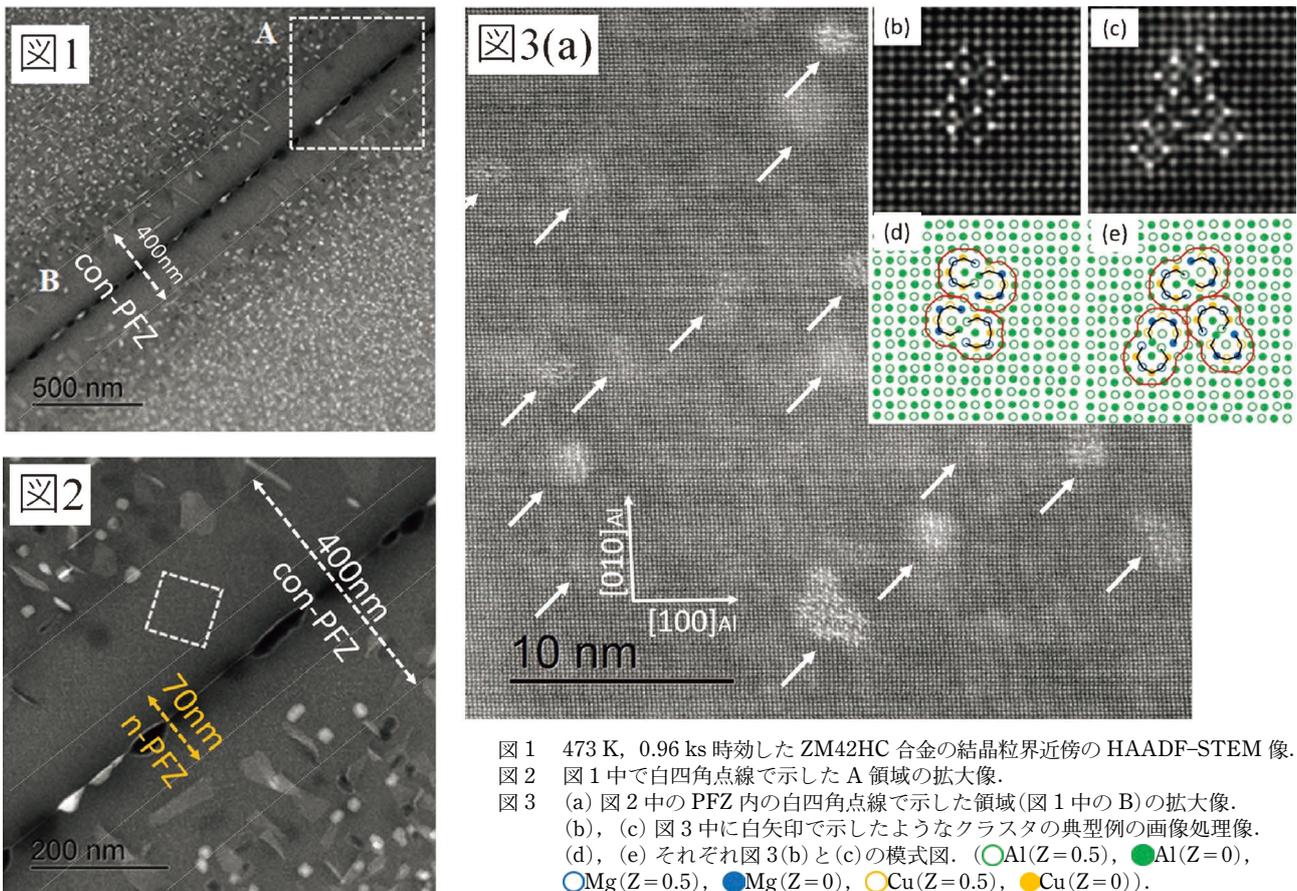


図 1 473 K, 0.96 ks 時効した ZM42HC 合金の結晶粒界近傍の HAADF-STEM 像。
図 2 図 1 中で白四角点線で示した A 領域の拡大像。
図 3 (a) 図 2 中の PFZ 内の白四角点線で示した領域 (図 1 中の B) の拡大像。
(b), (c) 図 3 (a) 中に白矢印で示したようなクラスタの典型例の画像処理像。
(d), (e) それぞれ図 3 (b) と (c) の模式図。 (○) Al (Z=0.5), (●) Al (Z=0), (○) Mg (Z=0.5), (●) Mg (Z=0), (○) Cu (Z=0.5), (●) Cu (Z=0)。

〔第2部門〕入射電子エネルギー 1 eV での SEM 観察による複相鋼組織の分離可視化

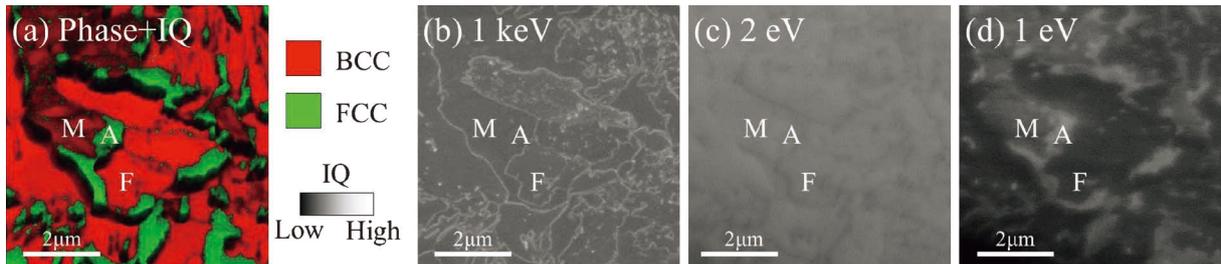
JFE スチール㈱ 青山朋弘 君

JFE スチール㈱(現 ISI CAS) Šárka Mikmeková 君

近年、自動車用鋼板は強度と加工性の両立のため、鉄鋼組織の複相化と微細化が進み、エッチング組織を走査電子顕微鏡(SEM)観察する従来方法による解析が困難になってきた。本研究では、試料に加速電圧と同程度の電圧をかけて入射電子を数 eV まで減速した超低加速での SEM 観察により、複相鋼の組織を分離可視化することを試みた。図(a)は、電子線後方散乱回折法(EBSD)の相マップと Image Quality マップの重畳マップであり、赤の領域がフェライト(F)相、緑の領域がオーステナイト(A)相、赤黒い領域がマルテンサイト(M)相にあたる。1 keV(図(b))や 2 eV(図(c))の SEM 像では、粒内のコントラストは一律で各相の識別はできなかったが、1 eV にすると各相を異なる明度で識別できた(図(d))。これは、各相の仕事関数の違いにより生じた表面電位差によって電子反射量が変わったためと考えられる⁽¹⁾。本手法は、鉄鋼材料のみならず、これまで識別が困難であった材料の組織観察に応用できると期待される。本研究は国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託事業未来開拓研究プロジェクトの一環による成果です。

文 献

- (1) T. Aoyama, Šárka Mikmeková, H. Hibino and K. Okuda: Ultramicroscopy, **204** (2019), 1-5.



〔第3部門〕高精度位相シフト電子線ホログラフィーによる n 型 GaN のドーパント濃度分布

(一財)ファインセラミックスセンター 山本和生 君 仲野靖孝 君 松本実子 君 穴田智史 君
石川由加里 君 平山 司 君
名古屋大学 田中敦之 君 本田善央 君 安藤悠人 君 小倉昌也 君 天野 浩 君

位相シフト電子線ホログラフィーは、高い空間分解能と高い計測精度を両立できる位相計測法である。今回、n 型 GaN 内部のドーパント濃度分布をクリアに観察することに成功した⁽¹⁾。図(a)に示すように、単結晶 GaN 基板上にドーパント(Si)の濃度を一桁ずつ変化させたサンプルを作製した。冷却 FIB を用いて、歪みや異物をできるだけ抑制した断面 TEM 試料を作製した(図(b))。結像系に搭載した2本の電子線バイプリズムを用いて、フレネル縞が重畳しないようなホログラム(図(c))を撮影できるレンズ条件を採用し、さらに、照射系に搭載した電子線バイプリズムを用いて、高い精度で干渉縞のみをシフトさせた50枚のホログラムを撮影し位相像の再生を行った。図(d)に再生位相像、図(e)に1次元の位相プロファイルを示す。濃度の異なるすべての層をはっきりと区別することができる。

文 献

- (1) K. Yamamoto, K. Nakano, A. Tanaka, Y. Honda, Y. Ando, M. Ogura, M. Matsumoto, S. Anada, Y. Ishikawa, H. Amano and T. Hirayama: Microscopy, **69** (2020), 1-10.

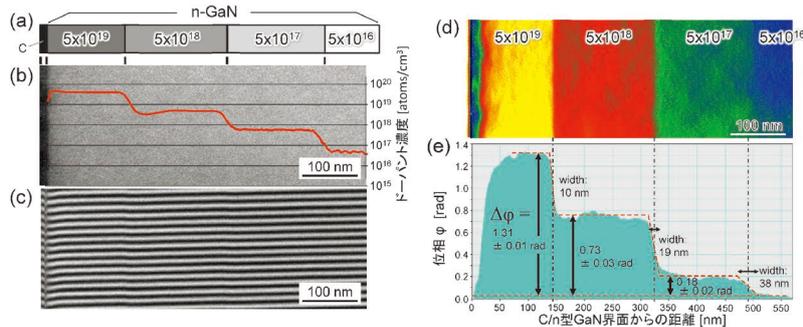


図 (a) n 型 GaN サンプルの模式図, (b) 断面 TEM 像と SIMS によるドーパント濃度分布, (c) 電子波干渉縞(ホログラム), (d) 位相シフト再生法によって再生された位相像, (e) 水平方向の1次元位相プロファイル。

〔第1部門〕 Weck's 試液を用いた組織観察における試液温度の影響

東京工業大学 Lei Simin 君 原田陽平 君 熊井真次 君

アルミニウム合金組織のマイクロ偏析は EPMA などを用いた微小領域の分析によって調べられてきたが、Weck's 試液を用いた腐食により、定性的ではあるが広範囲のマイクロ偏析を光学顕微鏡により短時間で可視化できる。今回、腐食時間を12秒間と一定とし、試液温度を種々に変化させた。図(a)ではアルミニウム母相と共晶 Si 相の形態やサイズの情報のみ得られる。一方、図(b)-(e)では初晶アルミニウム相の内部や共晶領域にカラーコントラストが観察される。呈色メカニズムは、試液の主原料である KMnO_4 が Al と反応することで MnO_2 被膜を形成し、その厚さや被膜直下の基材表面粗さが可視光の干渉に影響を及ぼすと考えられている。組織中の溶質濃度分布によって腐食のされ方が異なり、基材表面の粗さや被膜の厚さが変わることによって種々の色に呈色する。今回、腐食時間のみならず試液温度もカラーコントラストに大きな影響を及ぼすことが確認された。

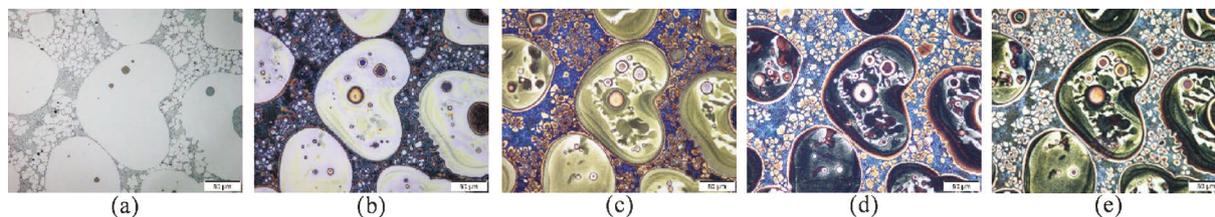


図 A356(Al-Si-Mg系)アルミニウム合金のセミソリッドダイカスト材の光学顕微鏡写真；(a) 研磨まま，(b)-(e) Weck's 試液による腐食，試液温度(b) 15°C，(c) 20°C，(d) 25°C，(e) 30°C。

〔第4部門〕 Nb 添加鋼の相界面で重畳した偏析と析出の 3DAP 観察

東北大学金属材料研究所 張 咏杰 君 宮本吾郎 君 古原 忠 君
東北大学工学研究科(現：中国・清華大学) 董 浩 凱 君

強炭化物生成元素を添加した鋼のフェライト変態時に、移動するフェライト(α)/オーステナイト(γ)界面で生じる元素偏析およびそれに伴う合金炭化物の相界面析出が広くモデル化されてきたが、実験的な証拠が乏しい現状がある。図(a)は、Nb 添加低炭素鋼の 750°C-30 s 部分変態材における α/γ 相界面近傍の 3DAP 測定結果である。 α 側においてシート面上に分布したナノサイズの NbC 相界面析出が特定な方向より観察される一方、それと同時に α/γ 相界面における Nb の偏析も確認される。図(b)と(c)にそれぞれ、シート面または相界面の直上から観察した Nb 原子の分布と濃度コンタープロットを示す。Nb の偏析が生じた相界面においても、合金炭化物の生成初期に対応する濃化領域がコンタープロットにより可視化され、相界面で重畳した Nb の偏析と析出の直接証拠となる。

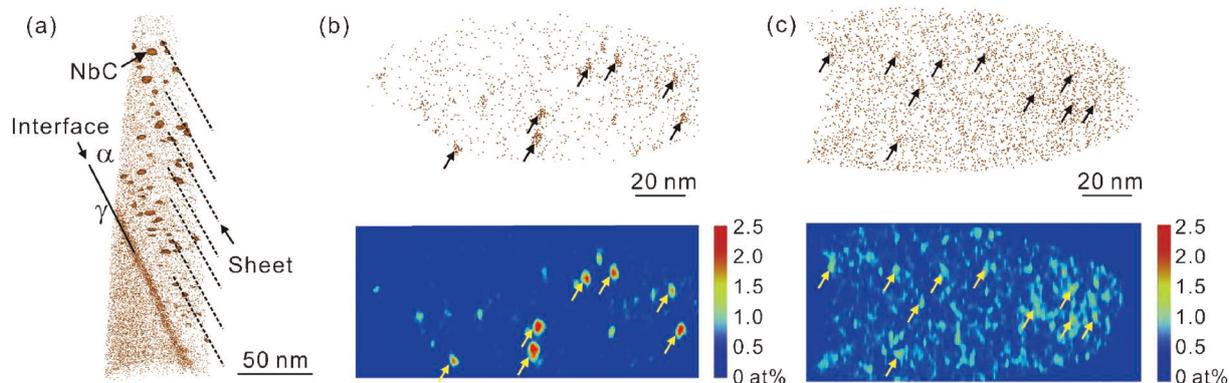


図 (a) Fe-0.1C-0.06Nb 合金(mass%)の750°C，30 s 変態材における α/γ 相界面近傍の Nb 原子マップ。(b)と(c)はそれぞれ(a)に示した相界面析出のシート面内または相界面内の Nb 原子マップと濃度コンタープロット。

第71回 金属組織写真賞応募作品 選評

本年度の応募件数は1. 光学顕微鏡部門2件, 2. 走査電子顕微鏡部門2件, 3. 透過電子顕微鏡部門5件, 4. 顕微鏡関連部門1件の計10件であった。

選考委員会での事前評価結果を理事会において報告し, 金属組織写真賞規則に従って, 最優秀賞1件, 優秀賞2件, 奨励賞2件の授賞を決定した。部門の内訳は光学顕微鏡部門1件, 走査電子顕微鏡部門1件, 透過型電子顕微鏡部門2件, 顕微鏡関連部門1件であった。

Web 審査を踏襲し, 選考委員20名に順位点と評価点(5点満点), および評価の高い作品については選定理由の記載を依頼した。その結果, 最優秀賞1件, 優秀賞1件, 奨励賞2件が選ばれた。

最優秀賞「Al-Zn-Mg-Cu 合金における結晶粒界無析出物帯中の溶質クラスタ」(3. 透過電子顕微鏡部門)は, 既存の時効硬化型アルミニウム合金の結晶粒界近傍領域に存在するPFZ内部をTEM, 電子回折, HAADF-STEM法等によるマルチスケールでの精緻な観察と解析を行うことにより, PFZ内に溶質クラスタを発見し, そしてその形態・分布を明らかにした成果は材料学的に極めて優れており, 学術的価値の高い作品として評価された。

優秀賞(部門別, 受付番号順) 1件目「入射電子エネルギー1 eVでのSEM観察による複相鋼組織の分離可視化」(2. 走査電子顕微鏡部門)は, これまで誰も手掛けてこなかった入射電子エネルギー1 eVでのSEM観察により, 試料の電子構造を反映した新しいコントラストを利用して, 複相鋼中のフェライト相, オーステナイト相, マルテンサイト相の同定が, SEMのコントラストで可能であることを実証した先駆的な成果であることが評価された。

優秀賞2件目「高精度位相シフト電子線ホログラフイーによるn型GaNのドーパント濃度分布」(3. 透過電子

顕微鏡部門)は, 空間分解能と位相計測精度を両立した「位相シフト電子線ホログラフイー」により, n型窒化ガリウム中のドーパント濃度が明瞭に可視化されており, 技術的にも学術的にもレベルの高い作品として評価された。今後の半導体分野における研究開発において有用な研究方法となることが期待される。

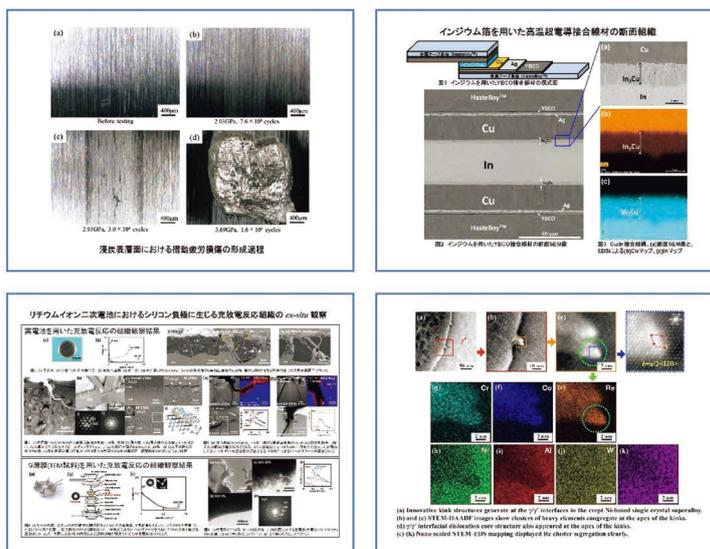
奨励賞(部門別, 受付番号順) 1件目「Weck's 試液を用いた組織観察における試液温度の影響」(1. 光学顕微鏡部門)は, アルミニウム合金の腐食による光学顕微鏡像の変化と腐食温度との関係を系統的に調査したもので, 微細組織内の溶質濃度に対するコントラストの変化からマイクロ偏析を明瞭に可視化することに成功している。光学顕微鏡を用いた組織観察の教材や組織写真集における光学顕微鏡法の応用例としても利用できる優れた作品であると評価された。

奨励賞2件目「Nb添加鋼の相界面で重畳した偏析と析出の3DAP観察」(4. 顕微鏡関連部門)は, 相界面析出を3DAP法により偏析と析出を観察し, 従来観察することが大変困難であったフェライト・オーステナイト相界面に現れる析出物の分布状態を明らかにした点, さらに実験条件を制御して炭化物のクラスタの空間分布の解明とした点が評価された。

今回の選に惜しくも漏れた作品もレベルの高い力作が多かった。他の学会に類を見ない独自性と学術性を重んじてきた金属組織写真賞の継続と発展のために, 今後ますます優れた組織写真の応募を大いに期待したい。

金属組織写真賞委員会委員長 松田健二(富山大学)

～第71回日本金属学会組織写真賞 応募作品～



高力学的生体適合性金属系バイオマテリアルのさらなる展開*

新家光雄**

1. はじめに

骨に代表される硬組織代替器具(インプラント)の構成材料としては、金属材料(金属系バイオマテリアル)が多用され、近年では、その中で最も生体親和性に優れるとされるチタン合金系バイオマテリアルへの注目度が高く、それらの実用化も進んで来ている。生体用チタン合金では、一般構造用チタン合金の生体用への転用から生体為害性の無い構成元素で構成される合金の研究開発へと進み、さらに近年では、生体骨類似機能をも考慮した合金の研究開発が精力的に行われるようになってきている。著者らのグループでは、生体骨への応力遮蔽を抑制することが重要と考え、生体為害性の無い元素からなり、生体骨への応力遮蔽の抑制に有効と考えられる骨類似のヤング率を有する生体用低弾性率 β 型チタン合金であるTi-29Nb-13Ta-4.6Zr(TNTZ)合金を設計・提案し⁽¹⁾、基盤となる力学的生体適合性の評価および改善、動物や細胞を用いた生物学的生体適合性の評価を行ってきた⁽²⁾⁻⁽⁹⁾。本稿では、それらに続いて著者のグループが新たに展開した高力学的生体適合性チタン合金、すなわち TNTZ 合金を中心とする生体用低弾性率 β 型チタン合金の研究開発成果について紹介する。

2. 高力学的機能化

低弾性率金属系バイオマテリアルの高力学的機能化が要求されるが、低弾性率を維持したままで高力学的機能を付与することが望まれる。これには、なるべく弾性率を上昇させないで溶体化・時効処理を施す方法⁽¹⁰⁾、溶体化処理後に汎用的な加工法である圧延、鍛造、スウェーjing等による強加

工を施す方法⁽¹¹⁾が簡易的であるが、さらに高強度化すると共に生物学的生体適合性をも改善する方法、不純物元素を利用する方法等もある。

(1) 強歪加工

金属材料では、ECAP(Equal Channel Angular Pressure)、ARB(Accumulative Roll-Bonding)、HPT(High Pressure Torsion)等に代表される強歪加工を施すことにより超微細粒が得られ強度の著しい改善が可能である。

生体用低弾性率型 β 型チタン合金である TNTZ 合金に対して溶体化処理後圧下率80%の強圧延を施し種々の回転数(N)でHPTを施した場合(TNTZ_{HPT}(N=1~60))および溶体化処理後圧下率80%の強圧延を施した場合(TNTZ_{CR})の強度と延性との関係を図1⁽¹²⁾に示す。1回の回転数(N)にて引張り強さが1000 MPaに至り、伸びが低下するものの10%を超え

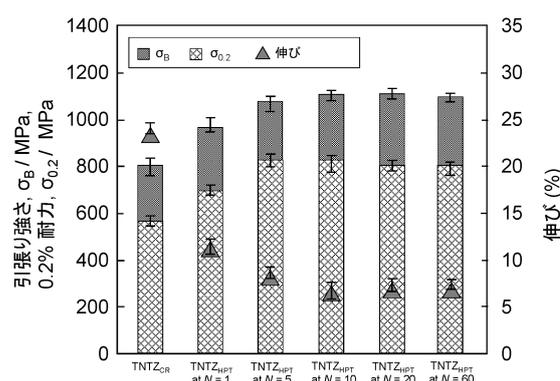


図1 溶体化処理後強圧延した TNTZ(TNTZ_{CR}) および溶体化処理後強圧延し回転数(N)を1~60でHPTを施した TNTZ(TNTZ_{HPT} at N=1 to 60)の力学的特性。

* 2021年3月17日、オンラインにおける日本金属学会第168回春期講演大会にて講演。

** 東北大学名誉教授、大阪大学特任教授

Further development of mechanically biocompatible metallic biomaterials; Mitsuo Niinomi* (*Professor Emeritus, Tohoku University, Specially Appointed Professor, Osaka University, Suita)

Keywords: mechanical biocompatibility, biological biocompatibility, β -type titanium alloy, low Young's modulus, oxygen, severe plastic deformation, low cost, bioactive surface modification, bioactive ceramic, blood compatible polymer

2020年11月24日受理[doi:10.2320/materia.60.273]

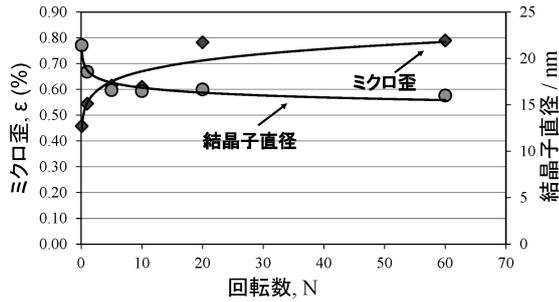


図2 結晶子直径およびミクロ歪と回転数(N)との関係.

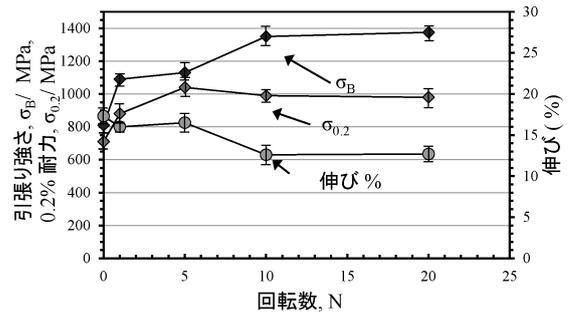


図4 溶体化処理後時効処理した TNTZ(TNTZ_{AT})に HPT を施した場合の力学的特性と HPT の回転数(N)との関係.

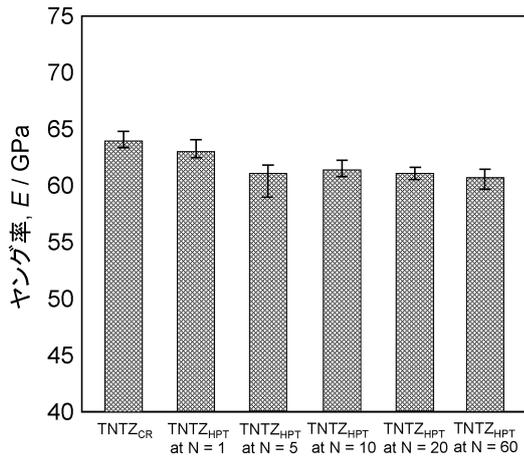


図3 溶体化処理後強圧延した TNTZ(TNTZ_{CR})および溶体化処理後強圧延し回転数(N)を1~60で HPT を施した TNTZ(TNTZ_{HPT} at N=1~60)のヤング率.

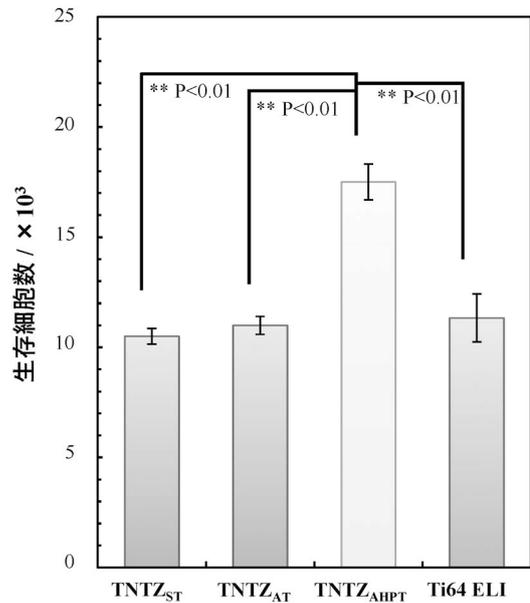


図5 溶体化処理した TNTZ(TNTZ_{ST}), 溶体化処理後時効処理を施した TNTZ(TNTZ_{AT}), 溶体化処理後時効処理を施した後 HPT を施した TNTZ(TNTZ_{AHPT})および Ti64 ELI 合金表面にてヒト骨芽細胞を307 Kにて、6 h 培養後の生存細胞数.

る値を維持している。さらに回転数を10回に増大させると、引張り強さは、1200 MPa 程度となり、伸びがさらに低下するが6%程度を保っている。溶体化あるいは強圧延加工を施した場合に比べ、引張り強さは、大幅に増加している。

図2⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾に HPT を TNTZ_{CR} に施した場合の結晶子直径およびミクロ歪と HPT での回転数との関係を示す。TNTZ_{CR} に HPT を施すことにより結晶子直径がナノオーダー化し、回転数と共に低下する。HPT を施すことによりミクロ組織(結晶粒)の超微細化が達成され、強度が著しく改善することがわかる。種々の回転数にて HPT を TNTZ_{CR} に施した場合のヤング率を図3⁽¹²⁾に示すが、回転数を増大させることによりヤング率は、低下傾向を示す。HPT を施すことにより、集合組織がより強く形成されることが原因と考えられる。

溶体化後にヤング率が低弾性率とみなされる80 GPa程度⁽¹⁰⁾に維持出来る範囲にて時効処理を施し、HPT を適用すると(TNTZ_{AHPT})、図4⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾に示すように、さらに引張り強さが増大し、10回以上の回転数にて引張り強さが約1400 MPa 程度となり、伸びも12%が維持されている。その場合、ヤング率が上昇するが約87 GPaで、生体用として広く用いられて来ている(α+β)型 Ti-6Al-4V ELI (Ti64 ELI)合金のヤング率である110 GPa⁽²⁾⁻⁽⁹⁾に比べて低く、低ヤング率が維持されている。

溶体化処理後の TNTZ 合金(TNTZ_{ST})、溶体化処理後時効処理を施した TNTZ 合金(TNTZ_{AT})、溶体化処理後時効処理を施し HPT を施した TNTZ 合金(TNTZ_{AHPT})および Ti64 ELI 合金表面でヒト骨芽細胞を6 h 培養した後、接着した生存細胞数を評価した結果を図5⁽¹⁶⁾に示す。TNTZ_{AHPT}での接着細胞数が最も大きいことがわかる。これは、結晶粒の微細化による結晶粒界の増大に起因する表面エネルギーの増大により濡れ性が増大し、ヒト骨芽細胞の接着性がより良好となったためと考えられる。したがって、結晶粒を微細化することで生物学的生体適合性も改善されることが期待される。

(2) 不純物元素の利用

チタン合金では、従来酸素(O)は、チタン合金の脆化の原因となることから、不純物元素とみなされ、出来るだけO含有量を低下させることが一般的である。しかし、最近では、

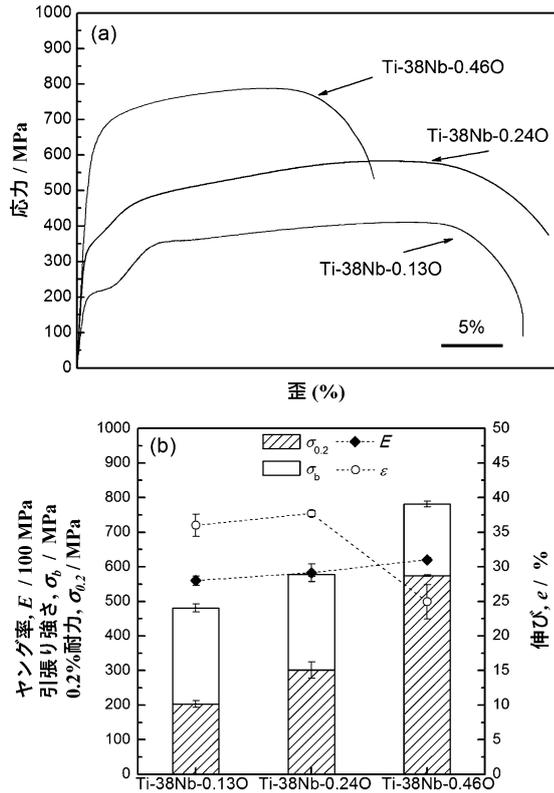


図6 Ti-38Nb-(0.13, 0.24, 0.46)O合金の(a)引張り応力-歪曲線および(b)力学的特性。

Oが低コストで生体為害性も無く、豊富に存在しており、かつ侵入型軽元素でチタン合金への固溶量が多いことから、チタン合金の固溶強化による力学的生体適合性の改善(高強度化)および低コスト化に利用されるようになって来ている。

図6⁽¹⁷⁾にOを0.13, 0.24および0.46 mass%含有する生体用 β 型Ti-38Nb合金(それぞれTi-38Nb-0.13O, Ti-38Nb-0.24Oおよび0.46Ti-38Nb-0.46O)の引張り応力-歪曲線(図6(a))および力学的特性(0.2%耐力, 引張り強さ, 伸びおよびヤング率)(図6(b))を示す。図6(a)に示す引張り応力-歪曲線では、Ti-38Nb-0.13Oで見られる変形誘起 α'' マルテンサイト起因する2段階降伏現象がOの増大と共に消滅し、強度が上昇して行く。図6(b)に具体的に示すように、O含有量の増加と共に強度(0.2%耐力および引張り強さ)が上昇し、伸びは減少することが明白にわかる。この傾向は、チタン合金における一般的な傾向であるが、O含有量が0.46 mass%と高濃度になっても伸びは、約25%と良好な値を保っている。このO含有量で、引張り強さは、約800 MPaとなっており、Ti64 ELI合金のそれに匹敵するようになる。一方、ヤング率は、図6(b)に示すように、O含有量の増大に伴い、若干上昇するが、Ti-38Nb合金では、高濃度Oにて、低ヤング率を維持したままで良好な強度延性バランスを得ることが可能である。

同じく生体用 β 型チタン合金であるTNTZ合金でも、0.4 mass%程度のO含有量までTi-38Nb合金の場合と同様な強度、伸びおよびヤング率の傾向を示す(図7および8⁽¹⁸⁾)。

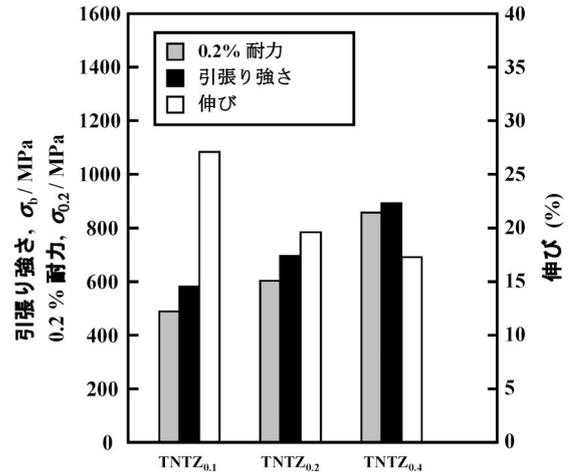


図7 溶体化処理を1063, 1073および1093 Kで3.6 ks施した酸素含有量が0.1, 0.2, 0.4 mass%のTNTZ(それぞれTNTZ_{0.1}, TNTZ_{0.2}およびTNTZ_{0.4})の力学的特性。

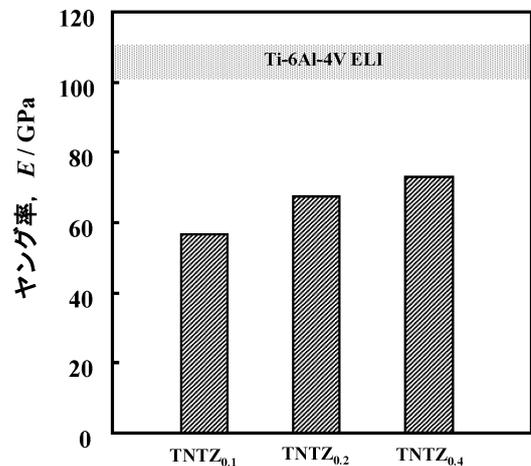


図8 溶体化処理を1063, 1073および1093 Kで3.6 ks施した酸素含有量が0.1, 0.2, 0.4 mass%のTNTZ(それぞれTNTZ_{0.1}, TNTZ_{0.2}およびTNTZ_{0.4})のヤング率: Ti-6Al-4V ELI合金のヤング率も併記してある。

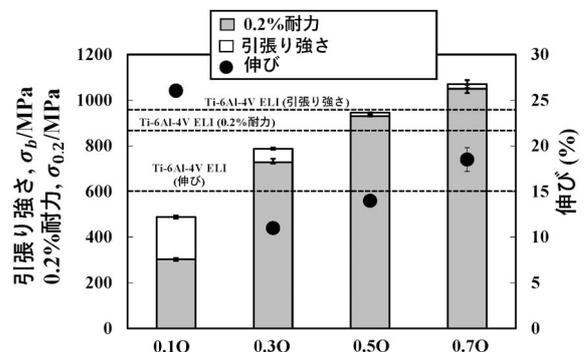


図9 溶体化処理を施した酸素含有量が0.1, 0.3, 0.5および0.7 mass%のTNTZ合金(それぞれ、0.10, 0.30, 0.50および0.70)の力学的特性: Ti-6Al-4V ELI合金の力学的特性も併記してある。

さらに、TNTZ合金では、通常では、低応力破壊傾向となるような高濃度のOを含有させることにより、低ヤング率を維持したままで、強度および延性の両者が増大する異なる

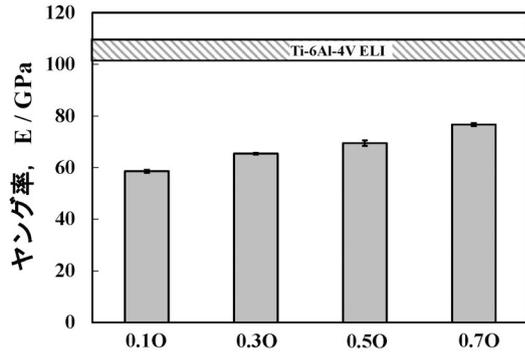


図10 溶体化処理を施した酸素含有量が0.1, 0.3, 0.5および0.7のTNTZ合金(それぞれ0.10, 0.30, 0.50および0.70)のヤング率: Ti-6Al-4V ELI合金のヤング率も併記してある。

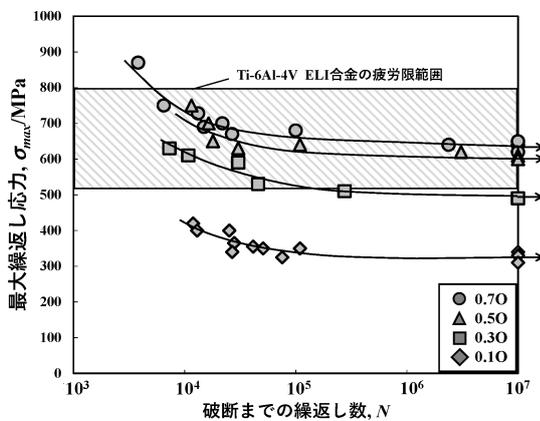


図11 溶体化処理を施した酸素含有量が0.1, 0.3, 0.5および0.7のTNTZ合金(それぞれ0.10, 0.30, 0.50および0.70)のS-N曲線: Ti-6Al-4V ELI合金の疲労限範囲も併記してある。

現象を示す。図9⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾にTNTZにOを0.1(0.10), 0.3(0.30), 0.5(0.50)および0.7(0.70)mass%を含有させ、溶体化処理を施した場合の力学的特性(0.2%耐力, 引張り強さおよび延性(伸び))を示す。強度(0.2%耐力および引張り強さ)は、O含有量の増大と共に増大している、これは、チタン合金における一般的な傾向である。一方、伸びは、0.3mass%のO含有量にて低下するチタン合金で一般的に理解されている傾向を示すが、それ以上のO含有量では、O含有量と共に増大する特異な傾向を示す。このような強度および延性の変化は、O含有量に伴う変形様式の変化により生じると考えられる⁽²⁰⁾。そこで、0.10, 0.30および0.70の変形挙動を解析したところ、0.10では、{332}<113>双晶変形および変形誘起 α'' マルテンサイト変形による変形が支配的で、これらの変形およびすべり変形の組み合わせにより、大きな伸びが発現することが示されている。一方、0.30および0.70では、すべり変形が支配的であるが、前者では直線的な単一すべり変形が支配的で粒界破壊傾向が見られ、後者ではより均一な多重すべり変形が支配的で粒界への歪の局所集中が緩和されることで加工硬化率が大きくなり、大きな伸びが得られる。一方、ヤング率は、図10⁽¹⁹⁾に示すように、

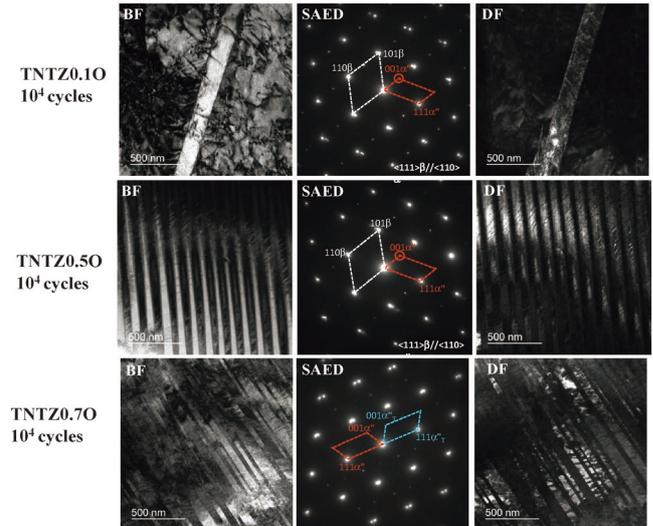


図12 溶体化処理を施した酸素含有量が0.1, 0.3, 0.5および0.7のTNTZ合金(それぞれ0.10, 0.50および0.70)の繰返し数が10⁴でのTEM明視野像写真(BF), 制限視野回折図形(ASED)および暗視野像写真(DF)。(オンラインカラー)

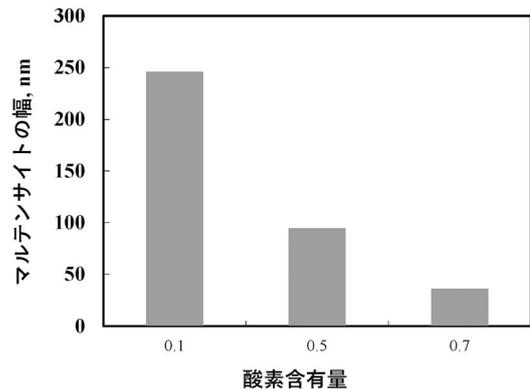


図13 溶体化処理を施した酸素含有量が0.1, 0.5および0.7のTNTZ合金の繰返し数が10⁵で誘起された α'' マルテンサイトの幅と酸素含有量との関係。

O含有量と共に上昇するが、0.70においても、低ヤング率の指標となる80 GPa以下⁽¹⁰⁾となっており、Ti64 ELI合金の場合に比べて、かなり低いヤング率となっている。

TNTZ合金の疲労強度も高O含有量により改善される。図11⁽²⁰⁾に0.10, 0.30, 0.50および0.70の最大繰返し応力と破断までの繰返し数との関係(S-N曲線)をTi64 ELI合金の疲労限範囲と共に示す。O添加量の増大と共に疲労強度が上昇し、0.50および0.70の疲労強度がTi64 ELI合金の疲労限のレベルに達している。この場合、繰返し応力により α'' マルテンサイトが誘起されており、図12⁽²⁰⁾に繰返し数が10⁴での0.10, 0.50および0.70の透過電子顕微鏡観察で得られた明視野像, 電子回折パターンおよび暗視野像を示すように、その幅がO添加量の増大と共に減少する。繰返し数が10⁵での各合金の α'' マルテンサイトの幅を数値化して図13⁽²⁰⁾に示す。明らかに α'' マルテンサイトの幅がO含有量の増大と共に減少することがわかる。このOを含有させるこ

とによる疲労強度の上昇は、Oの固溶強化および結晶粒微細化強化の両強化メカニズムに因ると考えられる。

3. 低コスト低弾性率β型チタン合金

TNTZ合金等の力学的および生物学的生体適合性に優れるとされる生体用β型チタン合金は、高コストであるNb, TaやMoを多量に含有している場合が多いことから、それらの元素を低コスト元素であるMnやCrで置き換えた低コスト低弾性率β型チタン合金が提案されるようになって来ている。

その一つであるTi-Mn合金については、歯科用合金としての研究開発例⁽²²⁾⁽²³⁾があるが、生体用低弾性率合金を目指して研究開発が進められるようになったのは比較的最近のことである。低弾性率を獲得するために準安定β相となるMn含有量を決定する必要がある。

Ti-Mn 2元系合金にてMn含有量を6~18 mass%と変化させ、溶体化後の相構成を検討した結果では、Mn含有量が8~9 mass%以上でβ相単相となることが判明している⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾。このことから、低弾性率を得ることが出来るβ相単相とするためには、Mn含有量を9 mass%以上とすることが望ましいと考えられる。Ti-(6~13)Mn合金のヤング率をTi64 ELI合金のそれと比較して図14⁽²⁵⁾に示す。Ti-9Mn合金のヤング率が最も低いが、この場合低弾性率チタン合金としてはやや高めのヤング率となっている。ただし、Ti64 ELI合金のヤング率に比べてかなり低くなっている。Ti-6Mn合金のヤング率は、Ti64 ELI合金の場合と比べて、かなり高くなることから、Ti-(9~18)Mn合金の力学的特性を図15⁽²⁵⁾に示す。ヤング率の最も低いTi-9Mn合金においては、引張り強さおよび伸びがそれぞれ約1000 MPaおよび20%となっており、Ti64 ELI合金の強度および延性バランスに匹敵している。

図16⁽²⁵⁾にコントロールとしてのPS(polystyrene)、工業用純チタン(CP-Ti)、Ti-(6~18)Mn合金、工業用純マンガン(CP-Mn)およびTi64 ELI合金表面においてMC3T3-E1

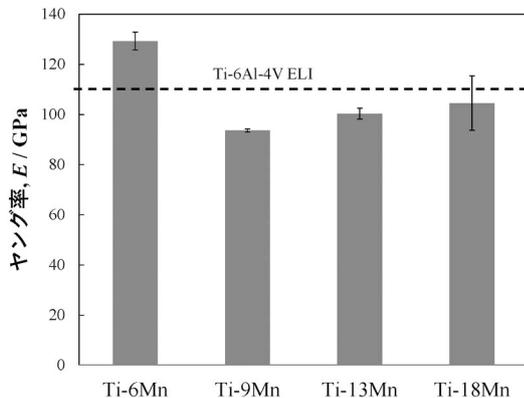


図14 溶体化処理を施したTi-(6~18)Mn合金およびTi-6Al-4V ELI合金のヤング率の比較。

細胞を24および72 h培養後にその生存数と培養細胞数との比を評価した結果を示す。24 hの培養では、PS以外の合金間で生存細胞数に有意差は認められない。しかし、72 h培養後では、Ti-18MnおよびCP-Mnでの生存細胞数が他の場合に比べて低くなっている。したがって、Mn含有量が13 mass%までは、Ti-64 ELI合金の場合と同等の細胞適合性を有していると判断される。

4. 生物学的生体適合性の付与

チタン合金は、金属系バイオマテリアルの中で最も生体適合性に優れるが、生体機能性に乏しい。チタン合金に生体機能性を付与するためには、生体活性セラミックス修飾や血液適合性ポリマー修飾が有効である。

生体活性セラミックス修飾では、骨との早期癒合を達成することが主目的であり、ハイドロキシアパタイト(HAp)に代表されるリン酸カルシウム修飾が最も一般的である。チタン合金への代表的なHAp修飾法としては、アルカリ処理、電気化学処理、インポートガラスディープコーティング処理、プラズマ溶射、スパッタリング、化学蒸着(CVD: Chemical

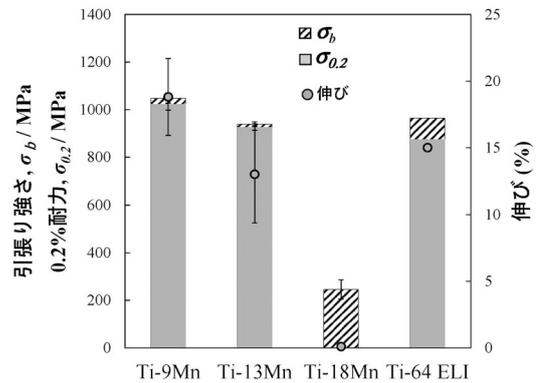


図15 溶体化処理を施したTi-(6~18)Mn合金およびTi-6Al-4V ELI合金の力学的特性の比較。

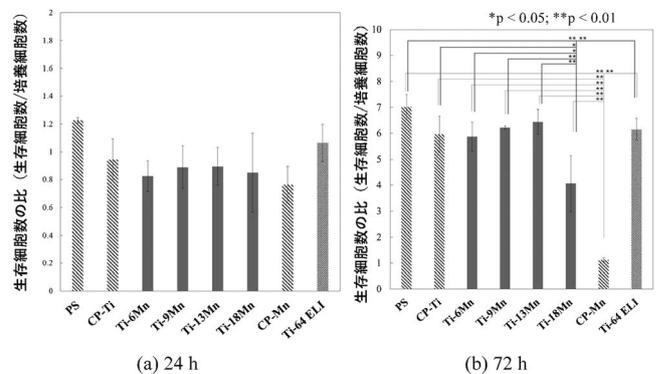


図16 PS(polystyrene: コントロール)、工業用純チタン(CP-Ti)、Ti-(6~18)Mn合金、工業用純マンガン(CP-Mn)およびTi-6Al-4V ELI (Ti64 ELI)合金表面においてMC3T3-E1細胞を(a)24および(b)72 h培養後の生存細胞数と培養細胞数との比。

Vapor Deposition), 物理蒸着(PVD: Physical Vapor Deposition), 有機金属化学蒸着(MOCVD: Metal Organic Chemical Vapor Deposition)等が挙げられる⁽²⁶⁾.

TNTZ 合金では, 比較的多量の Nb および Zr を含有するために, アルカリ処理法等では HAp の析出がこれらの元素を含有しない純チタンや Ti64 ELI 合金の場合等と比較して遅延する傾向を示す⁽²⁷⁾. これに対して, アルカリ処理での溶液(水酸化ナトリウム(NaOH)溶液)濃度および温度やそれへの浸漬時間を増大させたりすることで対処可能であるが, アルカリ処理後に塩化カルシウム(CaCl₂)処理を施し, その後焼成し, 水処理を行うことでより簡便に対処可能である⁽²⁸⁾. その場合, 塩化カルシウム処理後の TNTZ 合金表面にチタン酸水素カルシウム(Calcium Hydrogen Titanate)が形成され, 焼成によりチタン酸カルシウム(Calcium Titanate)とルチル(Rutile: TiO₂)とに変化する. さらに, 水処理を施すことによりチタン酸カルシウム中に H₃O⁺ が取り込まれ Ca²⁺ の移動度が高まり, HAp の形成能が増大する. 図 17⁽²⁸⁾ に CaCl₂ 処理を施し, 疑似体液(SBF)中に 24 h 浸漬後の CP-Ti, TNTZ 合金ならびに Nb および Zr を比較的多く含有する生体用(α+β)型 Ti-15Zr-4Nb-4Ta 合金表面の電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM)写真を示す. この図で, ACaH600W および ACaH700W は, それぞれアルカリ処理後, CaCl₂ 処理を施し, 600°C および 700°C で焼成後, 超純水に浸漬したことを示している. CP-Ti では, ACaH600W および ACaH700W を施したいずれの場合にも表面全体が HAp で覆われていることがわかる. 一方, TNTZ 合金および Ti-15Zr-4Nb-4Ta 合金では, ACaH700W を施した場合に表面全体が HAp で覆われていることがわかる.

ストロンチウムイオン(Sr²⁺)が骨芽細胞の増殖および分化を促進する一方, 破骨細胞の増殖および分化を抑制する. この点に着目し, アルカリ処理後にリン酸ストロンチウム(SrPO₄)被覆をすることで CP-Ti の場合と同様に TNTZ 合金の新生骨形成能を上昇させることが出来る⁽²⁹⁾. 図 18⁽²⁹⁾ に同処理を施した場合と施していない場合での TNTZ 合金および CP-Ti (それぞれ SrPO₄-TNTZ, SrPO₄-CP-Ti, TNTZ および CP-Ti)表面で人骨芽細胞を 3 日間培養後の生存骨芽細胞数を示す. いずれの場合にも同処理を施した場合に生存骨芽細胞数がより大きいことがわかる. これは,

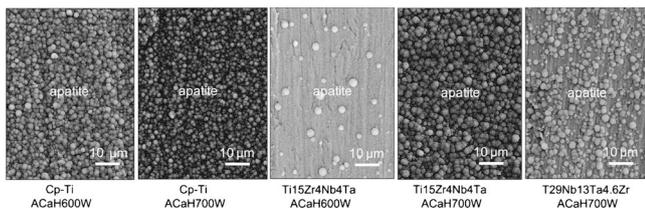


図 17 CaCl₂ 処理後 600 および 700°C で焼成し, 疑似体液(SBF)中に 24 h 浸漬後の工業用純チタン(Cp-Ti), TNTZ 合金(Ti29Nb13Ta4.6Zr) および Ti-15Zr-4Nb-4Ta 合金(Ti15Zr4Nb4Ta)表面の電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM)写真.

Sr²⁺ の放出に起因する.

金属系バイオマテリアルに軟組織適合性を付与する手段として血液適合性ポリマーであるセグメントポリウレタン(SPU: Segmented Polyurethane)を修飾する方法がある⁽³⁰⁾. チタン合金表面に SPU を修飾することでチタン合金を人工腱, 人工臓器等へ適用することが期待される. SPU をチタン合金表面へ強固に修飾するためには, シランカップリング処理を施すことで達成可能である. シランカップリング剤として, γ-MPTS (Methacryloxypropyltrimethoxysilane), APS (Aminopropyltriethoxysilane) および γ-MPS (Mercaptopropyltriethoxysilane)を用いて SPU を TNTZ 表面に修飾し, 純水中に 30 日間浸漬前後の SPU のせん断接着強さを図 19⁽³⁰⁾ に示す. いずれのシランカップリング剤でも

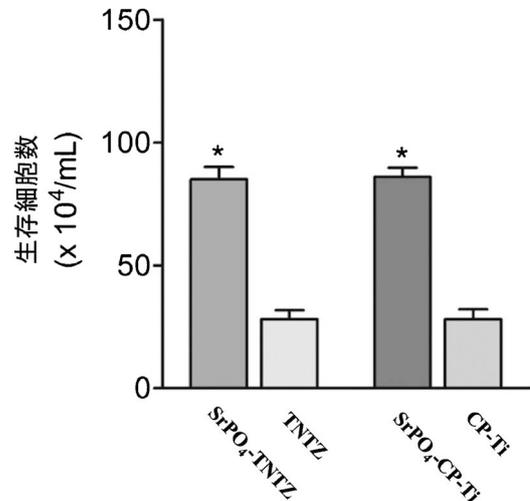


図 18 SrPO₄ 被覆した TNTZ 合金(SrPO₄-TNTZ) および CP-Ti(SrPO₄-CP-Ti)ならびに TNTZ 合金および CP-Ti 表面での生存骨芽細胞数.

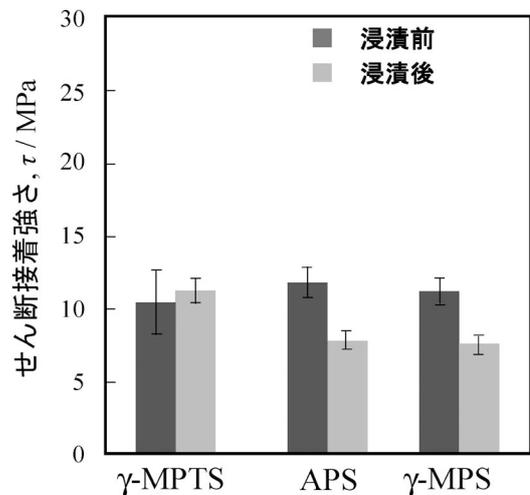


図 19 シランカップリング剤に γ-MPTS (Methacryloxypropyltrimethoxysilane), APS (Aminopropyltriethoxysilane) および γ-MPS (Mercaptopropyltriethoxysilane)を用いて SPU を TNTZ 表面に修飾し, 純粋中に 30 日間浸漬前後の SPU のせん断接着強さ.

純水中への浸漬前では、SPUのせん断接着強さは、約10～12 MPaとなっており、これは無処理の場合の約10倍の値である。純水中に浸漬後では、シランカップリング剤にAPSおよび γ -MPSを用いた場合には、浸漬前の場合に比べて低下している。一方、 γ -MPTSを用いた場合には、低下していない。したがって、 γ -MPTSがシランカップリング処理剤として適していると判断される。

埜⁽³¹⁾が報告している人工歯根における骨形成機能性付与のための表面処理および表面修飾(改質)技術の進歩にて、骨形成機能性付与のための表面処理および表面修飾に関する研究に着目すると、現在、上述した技術を含む第3段階から骨形成に関与する生体分子等を表面修飾する技術の研究を行う第4段階まで進展して来ており、今後は幹細胞や生体組織等を表面修飾し、生物機能表面を金属系バイオマテリアルに形成させる研究が展開される第5段階への展開が進むとされている。

5. 低弾性率チタン合金のインプラントへの実用化の展望

生体用低弾性率 TNTZ 合金の低弾性率が応力遮蔽を低減し、骨の応力に応じた改変(良好な骨のリデリング)をもたらすことは動物実験にて実証出来ている⁽²⁾⁻⁽⁹⁾。しかし、実用化においては、人においても同様に低弾性率が有効であると実証することが要求されている。その試みとして、脊柱矯正器具を長期間埋入した場合、それを構成するロッドに低弾性率チタン合金である TNTZ 合金を用いることが隣接間障害を抑制することに有効であるかどうかを有限要素解析した例が報告されている⁽³²⁾。その場合、Co-Cr 合金、Ti64 合金および TNTZ 合金製ロッドおよびスクリュー(ヤング率は、それぞれ58, 127および220 GPa)から構成される脊柱矯正器具で腰椎を固定した場合としない場合の屈曲・伸展、回旋および側屈に対す腰椎の剛性比が図20⁽³²⁾⁽³³⁾のように解析されている。いずれの動作においても Co-Cr 合金、Ti64 合金および TNTZ 合金製ロッドおよびスクリューの順に腰椎の剛性が低下する傾向となっている。このことから、ロッドおよびスクリューが低ヤング率であるほうが腰椎の柔軟性が増し、隣接間障害をより抑制出来ると考えられる。また、脊柱固定器具の剛性も低弾性率ロッドおよびスクリューで構成したほうがより低下する。このことは、脊柱矯正器具の破損の抑制に繋がると共に隣接間障害の抑制にも有効であると考えられる。

一方、異なるヤング率の骨固定プレートを短期間ウサギ大腿骨に人工的に導入した半欠損部に埋入し、その治癒状況を検討した例を示す。すなわち、厚さ0.5 mmのTi64 ELI合金製プレート(Ti64-0.5t)、厚さ0.5 mmのTNTZ合金製プレート(TNTZ-0.5t)および厚さ1.5 mmのTNTZ合金製プレート(TNTZ-1.5t)で欠損部を3週間固定した後の欠損部の治癒状況を図21⁽³³⁾に示す。図21(a)および(b)に示す同一厚さ(0.5 mm)のプレートでは、ヤング率の高いTi64-0.5t

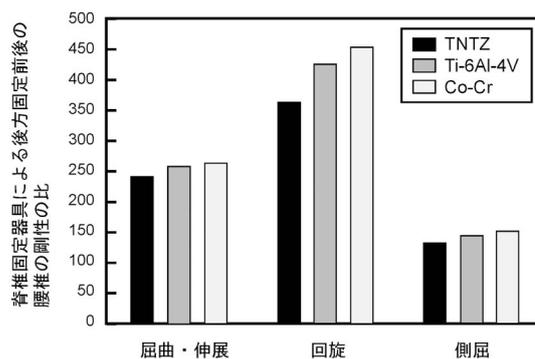


図20 脊柱固定器具により後方固定した腰椎の剛性に及ぼすロッドおよびスクリュー材料の影響。

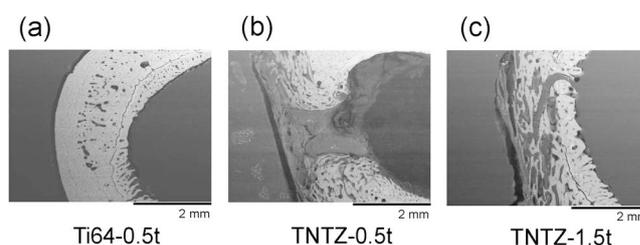


図21 ウサギ大腿骨に人工的に導入した欠損部の、チタン合金製プレートによる3週間固定後の骨治癒状況；(a)厚さ0.5 mmのTi-6Al-4V ELI合金製(Ti64-0.5t)、(b)厚さ0.5 mmのTi-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ)合金製(TNTZ-0.5t)および(c)厚さ1.5 mmのTi-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ)合金製(TNTZ-1.5t)。

では骨治癒が完了しているのに対して、TNTZ-0.5tでは欠損が残存している。さらに、図21(b)および(c)に示す同一材料で(TNTZ合金)厚さの異なるプレートの場合では、厚さが大きいTNTZ-1.5tのほうがTNTZ-0.5tに比べて欠損部の治癒が進んでいる。これらのことは、プレートのヤング率が高いほうが骨治癒の進行が速いことを示している。

以上より、早期骨癒合達成と長期間埋入による良好な骨のリモデリングの達成とでは、低ヤング率 β 型チタン合金の有効性が異なる可能性があると思われる。この点に関してのさらなる検討が望まれる。

6. まとめ

生体用金属材料に関する研究開発は、分野を超えて盛んに行われているが、生体用金属材料の生体機能をより高めるための表面修飾、細胞や生体との相互作用等の研究開発が増大している一方、チタンおよびチタン合金、Co-Cr-Mo合金、ステンレス鋼等の基盤となる生体用金属材料それ自体に関する研究開発が減少して来ている状況にあると思われる。今後も生体用基盤金属材料の研究開発が積極的に展開されることを祈念し、本稿がそれに寄与出来れば幸いである。

現在の研究に至る基盤を得る機会を与えて頂いた学生時代の恩師名古屋大学名誉教授 安達健吾先生(学部4年次)、佐

金属間化合物を利用した高温構造材料の状態図に基づいた組織設計指導原理と結晶粒界の役割*

竹山 雅夫**

1. はじめに

材料の中で著者が「神様からの贈り物」と考えている素材が2つある。一つは「鉄」であり、もう一つは「Ni₃Al」である。鉄は地球上に酸化鉄として豊富に存在し、鉄としての利用が終ればまた酸化鉄に戻る究極のエコ材料である。また、人類が鉄を手に入れてから現在に至るまでこれほど文明・文化の発展に深く関わっている材料は他にはない。特に産業革命以降、エネルギー、経済、社会インフラなど社会基盤の構築や科学と技術の発展に貢献している素材は唯一鉄のみといっても過言ではない。鉄がこれほど素材としての優位性を示すのは α -Fe/ γ -Fe変態にある。ほんの少し熱処理を工夫すれば変幻自在に組織が変わり、様々な特性を発現させることができる。その道標が状態図であり、恒温変態(TTT, time-temperature-transformation)線図、連続冷却変態(CCT, continuous cooling transformation)線図である。世の中に非常に多くの鉄鋼材料が存在するのは、学問として材料設計の基礎となる状態図と相変態を深化させてきた先人達のお陰である。ここでいう「設計」とは材料の組織設計であり、したがって、優れた材料を開発するためには、まず平衡論に基づいた信頼性ある状態図の構築と理解が必要であり、次に速度論に基づいた相変態機構の理解とそれを利用する組織制御の知恵が必要となる。相変態を利用した組織制御という観点ではTiもそうである。本稿で述べるTiAl基合金もbcc/hcp変態を利用した組織制御により特性発現が可能な素材である。

さて、もう一つのNi₃Alは金属間化合物の代表として象徴的に挙げたものであり、本稿で取り扱うものではない。敢えて言うならば、耐熱材料の王様であるNi基超合金は、ほとんどがこの「贈り物」を強化相として開発されており、いつまでもこれだけに頼っていると発想が陳腐化し頭打ちになろう。そろそろ別な金属間化合物を利用する新たな発想がでてきて良いのではないかと考えている。

著者はこれまで、鉄でどこまで高温化が図れるか⁽¹⁾、という視点と、TiAlを中心とした金属間化合物の相変態と組織制御⁽²⁾⁽³⁾、という観点から、高温材料の組織設計と高強度化に関する研究に携わってきた。何れも金属間化合物相が深く関与している。本稿では、安心安全な社会インフラとして更なる高温化高強度化が期待され、今後も重要な材料であり続けるジェットエンジン部材としてのTiAl基合金および発電部材としてのオーステナイト系耐熱鋼を例に、今後計算材料科学の発展の基礎となり、かつ、日本発世界初の材料開発に資する組織設計指導原理について概説する。また、高温材料の高強度化にとって避けては通れない結晶粒界デザインとその役割について述べる。

2. 設計哲学と原理

高温材料の宿命は、使用中に時々刻々と組織が平衡状態に向かって変化することにある。このことは、すなわち、その合金の機械的性質(主にクリープ強度)が徐々に劣化する方向に進むことを意味する。したがって、高温材料の高強度化を計る組織設計の原則は、使用温度よりも可能な限り高温で組

* 2021年3月17日、オンラインにおける日本金属学会第168回春期講演大会にて講演。

** 東京工業大学物質理工学院材料系；教授(〒152-8552 東京都目黒区大岡山2-12-1, S8-8)

Phase Diagram-based Microstructure Design Principle of High-temperature Structural Intermetallic/Metallic Materials and the Role of Grain Boundaries in Strengthening; Masao Takeyama (Department of Materials Science and Engineering, School of Materials and Chemical Technology, Tokyo Institute of Technology, Tokyo)

Keywords: *microstructure design, phase stability, free energy, lattice stability ratio, three-phase coexisting region, titanium aluminide, austenitic Laves steels, grain-boundary precipitation strengthening, grain-boundary area fraction, creep, grain size dependence on minimum creep rate*
2021年1月28日受理[doi:10.2320/materia.60.281]

織を作り込み、使用温度での組織変化を抑制することにある。その組織設計の基礎となるのは状態図であることは言うまでもない。状態図とは、ある温度、ある組成において、その合金がどのような相から構成されるかを教えてくれるものであると、我々は教わる。しかし、状態図は、ある組成の合金の相変態経路も教えてくれる。したがって、状態図は、その見方、読み方、使い方のみならず作り方も知っておくと、相の存在情報のみならず、相変態およびそれを利用した組織制御の方法までも提供してくれる有用なツールとなる。

ではその状態図をどう作るか。高温材料の大半は多くの元素が添加された多元系であるが、その基本は主構成元素からなる3元系状態図にある。特に重要な点は、その3元系において互いに平衡する3相共存領域の特定であり、さらに重要な点は、その領域の温度に伴う変化である。この情報が正確でなければ組織設計はできない。既に状態図が存在し、それが信頼するに十分であれば、それを使えば良い。しかし、大半は信頼性に欠けるものが多く、存在すらしていないものも多々ある。著者も、報告されている状態図を信頼してこれまで何度も痛い目にあった。最近、計算材料科学が重要視されているが、計算だけでは信頼性ある状態図を得ることはできない。必ず実験による検証が必要である。図1に合金設計の基礎となる3元系状態図の作成方法を模式的に示す。ここで重要な点は、図の右のフローチャートの出口に示すように、使用温度(T_{tgt})における平衡状態図である。この温度における平衡状態図は、使用部材にもよるが、原子の拡散が比較的遅いため、実験的に決定するのは一般的には困難である。そこで、まず、拡散が速く平衡状態が得られ易い複数の高温(T_1, \dots, T_n)域において、図1の左上に示すように、主構成相(例えば、母相を β 相とし、2種類の析出相を α 相と γ 相とする)が互いに共存する領域を示す等温断面図を実験的に決定する。次に、実験によって決定した複数の温

度における3相共存領域を以下の式を用いて熱力学計算によって再現させる⁽⁴⁾。

$$G^\beta = \sum_i x_i G_i^\beta + RT \sum_i x_i \ln x_i + EXG^\beta \quad (1)$$

$$EXG^\beta = EXG_{bin}^\beta + EXG_{ter}^\beta \quad (2)$$

ここで、式(1)の G^β は正則溶体モデルによる β 相の自由エネルギーであり、右辺第1項はエンタルピー項、第2項はエントロピー項、 G_i^β は β 相と同じ結晶構造を有する純粋な i 元素の自由エネルギー、 x_i は β 相中の i 元素(3元系であれば M_1, M_2, M_3 : M は遷移金属元素)の濃度、 R はガス定数、 T は絶対温度である。 EXG^β は β 相の過剰自由エネルギー項であり、3元系であれば、式(2)に示すように、 β 相に含まれる2元素間(EXG_{bin}^β)および3元素間(EXG_{ter}^β)の相互作用パラメータの和となる。この相互作用パラメータには組成依存項と温度依存項があり、2次の組成依存項を無視すると、3元系では9個、4元系になれば24個のパラメータが存在する(4元素間のパラメータは考慮しない)。ここでは β 相を固溶体相として正則溶体モデルを例に示したが、 α 相や γ 相が金属間化合物相の場合は副格子モデルを用いて自由エネルギーを記述することになる。その自由エネルギーの詳細な計算方法は別報⁽⁵⁾に譲るとして、3相共存領域における頂点、すなわち3相が互いに平衡する組成は、図1の左下に示すように、各相の組成/自由エネルギー曲面における共通接面の解であり、平衡条件($G^\alpha = G^\beta = G^\gamma$)を用いれば解ける。

実験的に決定した複数の温度における等温断面図上の3相共存領域を熱力学計算によって再現するには、この相互作用パラメータを決定する必要がある。これが再現できれば、その相互作用パラメータの組成および温度依存項を用いて、実験が困難な温度域、すなわち使用温度での等温断面図を計算によって求めることが可能となる。このパラメータの決定は、計算結果を実験結果に合わせ込むように最適化するが、第一原理計算の利用が有用である。以上、新たな合金設計や

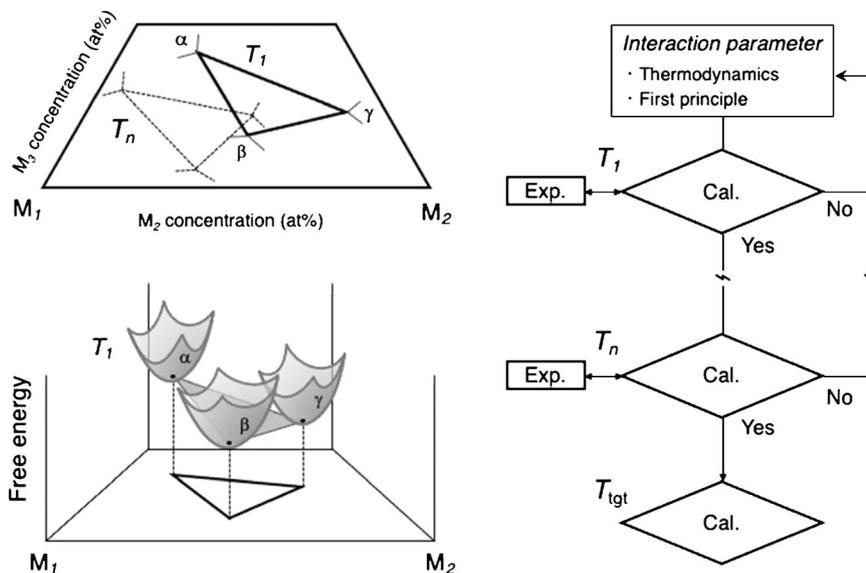


図1 耐熱合金の組織設計において最も重要となる M_1 - M_2 - M_3 3元系における3相間(α , β , γ)の相平衡およびその相平衡の計算による再現法の手順。

組織設計をする上において、その系における実験状態図は言うまでもなく、それを計算によって再現する熱力学データベース(DB)の構築は非常に重要となる。次章では、著者らが行ってきたTi-Al-M 3元系およびFe-Ni-M 3元系をベースとした合金設計・組織設計の実例を示すが、研究を始めた当時はこれらの系の実験状態図すらまともなものが存在していなかった。ましてや、その系の熱力学的DBは、存在はしていたものの、全くもって信頼性に欠けるものであった。

3. TiAl 基合金の組織設計

Ti-Al 2元系の40~50 at%Al 近傍の状態図は、Fe-C 系状態図を鏡に映したようなものである。違いは、前者の共析反応(α -Ti $\rightarrow\alpha_2$ -Ti₃Al + γ -TiAl) 温度が後者の共析変態(γ -Fe $\rightarrow\alpha$ -Fe + θ -Fe₃C) 温度より約400°C高いことである。したがって、TiAl 基合金はより高温において相変態を利用した組織制御ができるため、高温材料として非常に有利な材料である。

TiAl 基合金は、比重がNi 基合金の約半分であり、ジェットエンジン用Ni 基合金の代替材料となり得る軽量高比強度な耐熱材料として1980年代後半から実用化研究が精力的に行われ、約20年の開発期間を経て、2012年からB787型機のジェットエンジン GEnx の低圧タービン動翼(LPT)に適用された高温材料である。この材料の特徴は、高温の α -Ti (hcp) 相領域からの冷却による $\alpha\rightarrow\gamma$ -TiAl(L1₀) 変態によって形成される α_2/γ ラメラ組織にある。開発された合金組成はTi-48Al-2Cr-2Nb(at%) であり、その組織は基本的にラメラ組織を呈するが、Cr, Nb などの β -Ti (bcc) 安定化元素が添加されたために組織中に β 相が認められるにも関わらずその存在は無視され、組織設計は2元系状態図に基づいて行われる、というおかしな議論がなされていた。我々は1990年代前半からTi-Al-M 3元系(M: β 安定化元素) 状態図の系統的な研究を行い⁽²⁾⁽⁶⁾⁻⁽¹²⁾、 $\beta+\alpha+\gamma$ 3相共存領域の存在とその温度に伴う変化から、 γ 相は β 相とも平衡することを明らかにし、当たり前のことであるが、多元系の組織形成は多元系状態図に基づいて議論すべきであることを指摘してきた。

図2にその一例としてTi-Al-Cr 3元系の実験的に決定した $\beta+\alpha+\gamma$ 3相共存領域の温度に伴う変化を示す。3相共存領域は温度の低下に伴い低Al, 低Cr-側に移動しながらその相領域を拡大する。この3相共存領域の温度に伴う変化は、純Tiが α/β 同素変態($T=1155$ K) を有することから、 α -Fe (bcc) / γ -Fe (fcc) 相間のMの添加に伴う相安定性の変化と同様、式(3)に示すように、純Tiと純Mの β (bcc) / α (hcp) 相間の格子安定度の比 $A_{M/Ti}^{\alpha/\beta}$ および α (hcp) / γ (fcc) 相間の比 $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}$ の温度依存性の違いに起因する⁽²⁾⁽⁸⁾ :

$$A_{M/Ti}^{\alpha/\beta} = \Delta^\circ G_{Ti}^{\alpha/\beta} / \Delta^\circ G_{Ti}^{\alpha/\beta} \quad (3)$$

例えば、図3にTi-Al-M 3元系の α/γ 相間の相平衡を模式的に示す。この図において、両相の相境界線は便宜上両相の自由エネルギーが等しくなる交線の軌跡(T_0 線)で示してあり、図中の (x_{Ti}^t, x_{Al}^t) および (x_{Ti}^b, x_{Al}^b) はそれぞれ2元系お

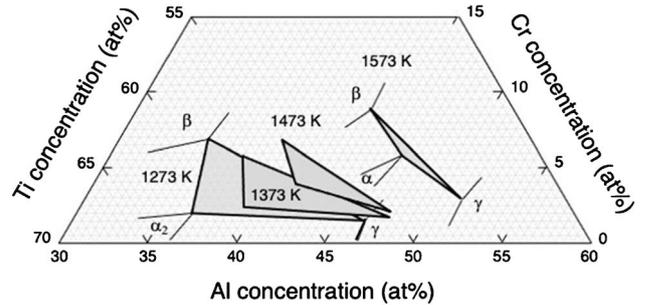


図2 Ti-Al-Cr 3元系における $\beta+\alpha(\alpha_2)+\gamma$ 3相共存領域の温度に伴う変化。

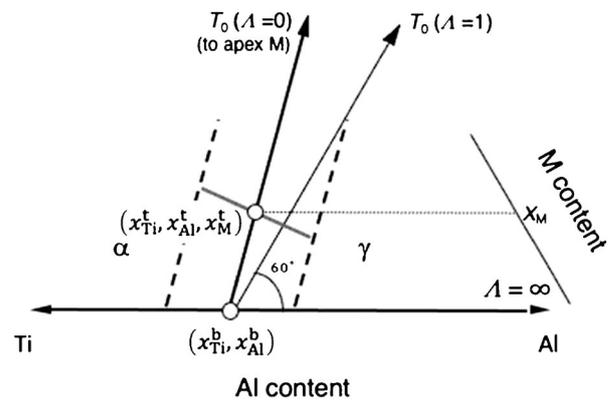


図3 Ti-Al-M 3元系における α/γ 相境界線と格子安定度比(Λ)との関係を示す模式図(太実線: $\Lambda=0$ の場合の T_0 線, 細実線: $\Lambda=1$ の場合の T_0 線, 太点線:実際の $\alpha/\alpha+\gamma$ および $\alpha+\gamma/\gamma$ 相境界線, T_0 線: α 相と γ 相の自由エネルギーが等しくなる組成の軌跡(仮想的な相境界線)).

よび3元系における α/γ 相間の平衡組成である。相境界線の傾きは、过剩エネルギー項を考慮しない場合には、その平衡条件から、 $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}$ を用いて、以下の式で表すことができる。

$$\frac{\Delta X_{Ti}}{\Delta X_{Al}} = \frac{\frac{X_{Ti}^b}{X_{Al}^b} + A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}}{1 - A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}} \quad (4)$$

ここで、 $\Delta X_{Al} (=x_{Al}^t - x_{Al}^b)$ および $\Delta X_{Ti} (=x_{Ti}^t - x_{Ti}^b)$ はそれぞれ2元系および3元系の平衡組成におけるAlおよびTi濃度の差である。相境界線は、 $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha} = 0$ の場合($\Delta X_{Ti} / \Delta X_{Al} = (x_{Ti}^b) / (x_{Al}^b)$)には2元系の平衡組成からM濃度100%を結ぶ線となり、 $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha} = 1$ の場合($\Delta X_{Al} = 0$)には等Al濃度線となる。すなわち、相境界線は $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}$ の値が大きい程高Al濃度側に傾くことになる。同様の図を β/α 相間においても描き、熱力学DBより純Tiと純Mのbcc, hcp, fcc (γ 相の結晶構造をfccとみなす) 構造の $\Delta^\circ G$ から $A_{M/Ti}^{\beta/\alpha}$ と $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}$ を計算すると、前者は後者に比べて約一桁大きく、かつ、温度の低下に伴って大きく増大するのに対し後者の値はほとんど変化しない。 $A_{M/Ti}^{\beta/\alpha}$ が強い温度依存性を示すのは、M元素がbcc安定化元素であり、純Ti同素変態温度に近づくにつれて式(3)の分母が0に近づくためであり、一方、 $A_{M/Ti}^{\gamma/\alpha}$ が温度依存性を示さないのは、hcpとfccが共に最密充填構造で

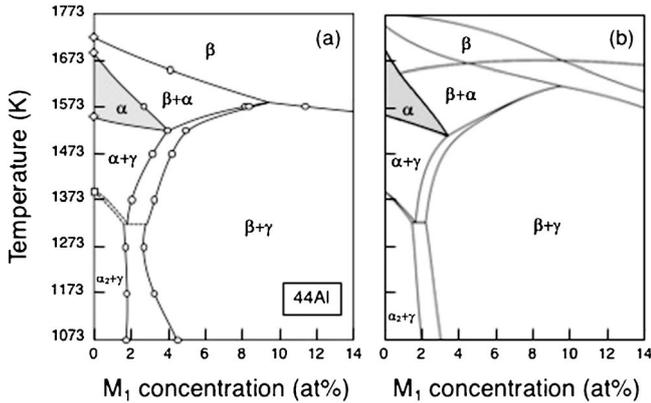


図4 Ti-Al-Cr 3元系の等Al濃度(44 at%Al)縦断面図：(a)実験, (b)計算。

あることにほかならない。3相共存領域は β/α 相境界線と α/γ 相境界線の交点の組成近傍に存在し、かつ、2元系におけるそれらの相境界の組成は温度の低下に伴って低Al側にシフトすることから、3相共存領域は温度の低下に伴って低Al低M濃度側に大きく移動するのである。

図4に、図2に示す3相共存領域の温度に伴う変化から実験的に求めた44 at%Alの縦断面図を、我々が構築した熱力学DBを用いて計算した結果と併せて示す。実験結果と計算結果は非常によい一致を示す。この縦断面図から特筆すべき点を2つ挙げる。一つ目は、Crの添加による α 相領域の低温側への拡大、二つ目は、2元系には存在しない3元系特有の反応経路の存在である。前者は、Crが α_2 相に対して α 相を安定化する効果を有する元素であり、3相共存領域の温度の低下に伴う変化($\beta+\alpha+\gamma \rightarrow \beta+\alpha_2+\gamma$)が α 相の規則化による2次の相変態($\alpha \rightarrow \alpha_2$)ではなく、温度不変反応($\alpha \rightarrow \beta+\alpha_2+\gamma$)を伴う1次の相変態によって生じることを意味する。後者は、2~4 at%Crの組成領域に以下の相変態経路が存在し、 $\beta+\alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \beta+\alpha+\gamma \rightarrow \beta+\alpha_2+\gamma$ 、 β 相は高温および低温側では熱力学的に安定に存在するがその中間の温度域では存在しないことが分かる。

これらの相変態経路を利用すると、 β 相を利用した様々な組織設計、プロセス設計が可能となる⁽³⁾⁻⁽¹⁰⁾⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾。例えば、高温側の β 相を利用すれば容易に熱間鍛造でき、その後 $\beta+\alpha \rightarrow \alpha$ 変態を利用してその β 相を取り除いた後に $\alpha \rightarrow \alpha+\gamma$ 変態を利用すれば組織をフルメラ化でき、また、さらに低温側の $\beta+\alpha_2+\gamma$ 3相共存領域で時効すると、そのラメラ界面に β 相粒子を析出させた組織、また、セル状反応($\alpha_2+\gamma \rightarrow \beta+\gamma$)を利用すれば、図5に示すように、ラメラ粒界を β/γ ラメラ組織で被覆する組織制御も可能となる⁽¹⁶⁾。この組織を有するTiAl基合金はラメラ組織を有する実用鋳造合金Ti-48Al-2Cr-2Nbよりも優れた破壊靱性、き裂進展特性を示すことを実証している⁽¹⁷⁾。

上述した状態図およびそれを利用した相変態に関する研究から、我々は世界で始めて高靱性鍛造TiAl基合金のプロセス設計を提案した。しかし、残念ながらこの研究成果にいち

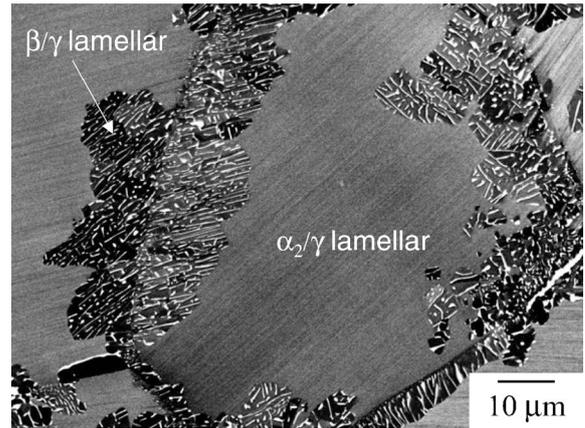


図5 3元系特有の相変態経路を利用した2段熱処理(第1段: 1553 K/48 h \rightarrow W.Q., 第2段: 1273 K/6 min \rightarrow W.Q.)により α_2/γ ラメラ粒界を β/γ ラメラセルで被覆したTi-44Al-4Crの組織(β 相, α_2 相, γ 相はそれぞれ白色, 灰色, 黒色のコントラスト)。

早く着目したのは欧州の企業と大学であり、彼らは鍛造合金TNM(Ti-45Al-5Nb-1Mo-B(at%))の開発に成功し、2016年にA320neo型機のギアードターボファンエンジンPW1100GのLPTに使用され、商用飛行を始めた。我々も国家プロジェクトSIP(戦略的イノベーション創造プログラム)⁽¹⁸⁾にてTNMよりも優れた鍛造TiAl合金を開発したが、商用化には至っていない。しかし、今後開発される新型エンジンには全てTiAl基合金の導入が予定されており、いずれ商用化されるものと期待している。

4. オーステナイト系耐熱鋼の組織設計

「金属間化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼の設計は可能か?」。著者が約20年前にこの研究を始めた動機は、電力の安定供給とCO₂削減の両立を図るために蒸気温度を700°Cとする先進超々臨界圧(A-USC)発電プラントの実現に向けた新材料開発研究にある⁽¹⁹⁾。プラントの実現には700°C/10万時間クリープ破断強度100 MPa以上となる新材料が必要であり、開発の中心は金属間化合物 γ' -Ni₃Alを強化相とする改良型Ni基合金であった。炭化物を強化相とする既存のオーステナイト系耐熱鋼では強度目標は満たし得ない、というのがその理由である。これが冒頭の一文に繋がり、実現できればコスト面でも大きなメリットがあることは言うまでもない。そこで当初以下の4つ方法を提案した⁽²⁰⁾⁽²¹⁾：(1)既存のオーステナイト系耐熱鋼の改良、(2)既存のNi基合金の改良、(3)マルエージ鋼の高温展開、(4)Kurnakov型金属間化合物(GCP, Geometrically Close-packed相)の利用。結論は「可能であり、実現した」である。しかし、その手法は上記の何れでもなく、図1に示した手法であり、強化相に有害相と見なされていたFe₂Nb Laves相を用いるという全く新しい手法である⁽²²⁾。

金属間化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼が存

在しなかった最大の理由は Fe_2M Laves 相である。Laves (hP12, cF24) 相は、 $\sigma\text{-FeCr}$ (tP30) や $\mu\text{-Fe}_7\text{W}_6$ (hR13) 相と同様、結晶構造が複雑であるが故にほとんど塑性変形能を示さない TCP (Topologically Close-Packed) 型の金属間化合物である。この TCP 相は機械的性質を劣化させる有害相と見なされ、通常その生成を避ける成分設計がなされてきた。それ故か、著者が調べた限り、 Fe_2M Laves 相が γ (fcc) 母相にどのように核生成・成長し、機械的性質を劣化させるか、を系統的に調べた研究は一切なかった。実施しても結果が見えており、学術的な価値以外に工業的な利用への展開は期待できないと思われていたからに違いない。無いならやるしかない。そこで、まず Laves 相の析出を明らかにすべく $\gamma/\text{Fe}_2\text{M}$ 2 相領域の特定を目的に用いたのが Fe-Ni-M 3 元系である。M は $\alpha\text{-Fe}$ 安定化元素であるため、 $\gamma\text{-Fe}$ 安定化元素の Ni を用いる必要があったが、当時はこの単純な 3 元系状態図すらなかった。

図 6 に、図 1 の方法にて決定した Fe-Ni-Nb 3 元系の 1373 K における実験等温断面図 (a) と 973 K の計算等温断面図 (b) を示す⁽²³⁾。ここで強調すべき点は、1373 K において $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ (C14) 相および GCP 相の $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ (D_{0a}) 相と平衡する γ 相の組成 (Ni/Fe \approx 1) が 973 K において著しく Fe-rich 側 (Ni/Fe \approx 0.2) になることである。すなわち、 $\gamma+\epsilon+\delta$ 3 相共存領域は温度の低下に伴い Fe-rich 側に大きく拡大する。これは、 δ 相の γ 相に対する相安定性が温度の低下により著しく向上する、すなわち、 γ 相と δ 相の自由エネルギーの差 $\Delta G^{\delta/\gamma} (=G^\gamma - G^\delta)$ が増大 (≥ 0) するためである。なお、1373 K においてこの 3 相共存領域のほぼ中央に存在する hP24 型構造の GCP 相は約 1210 K にて 3 相に分解 ($\text{hP24} \rightarrow \gamma + \epsilon + \delta$) する。この 3 相共存領域の温度に伴う変化は、973 K において $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ (TCP) と $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ (GCP) という 2 種類の金属間化合物相を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼の設計が可能であることを示唆するものである。そこで、この Fe-Ni-Nb 3 元系において構築した熱力学 DB と既報の Fe-Ni-Cr 3 元系の DB を連結して計算により設計した Fe-Ni-Cr-Nb 4 元系合金が世界初の金属間化合物強化型オーステナイト系耐熱鋼 Fe-20Cr-30Ni-2Nb (at%) である^{(22) (24)}。

図 7 および図 8 に、この鋼の TTP 図とその代表的な組織を示す。この鋼の組織的な特徴は、母相 fcc と結晶構造の大きく異なる $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ 相と fcc の派生型である $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相の核生成サイトと析出速度の違いを巧みに利用する点にある。すなわち、図 7 に示すように、 $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ Laves 相の析出のノーズ温度は約 1273 K にあり、この相はまず結晶粒界に優先析出し (図 8)、その後約 1 オーダー遅れて粒内に析出し始める。一方、 $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相の析出のノーズ温度は約 973 K にあり、安定相である δ 相の析出に先立って準安定相である $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ (D_{022}) 相が結晶粒内に微細分散析出する (図 8)。この鋼の GCP 相の上限温度は約 1023 K であるが、計算状態図から $\gamma+\epsilon+\delta$ 3 相共存領域を求めて Nb の過飽和度を適切に制御すれば、GCP 相の上限温度や両化合物相の析出のノーズ温度および時間を自在にコントロールすることが可能

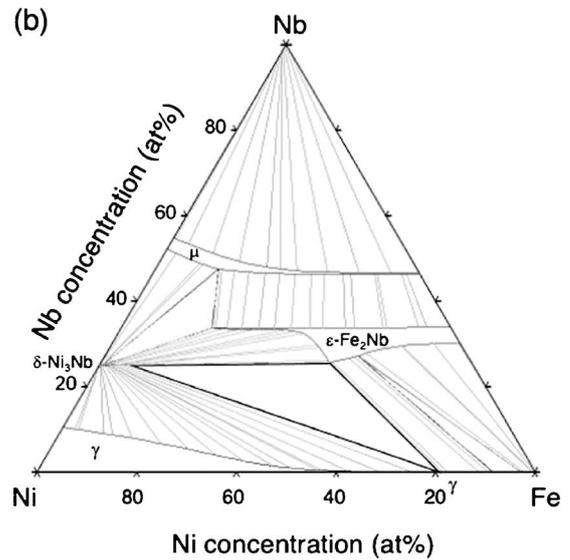
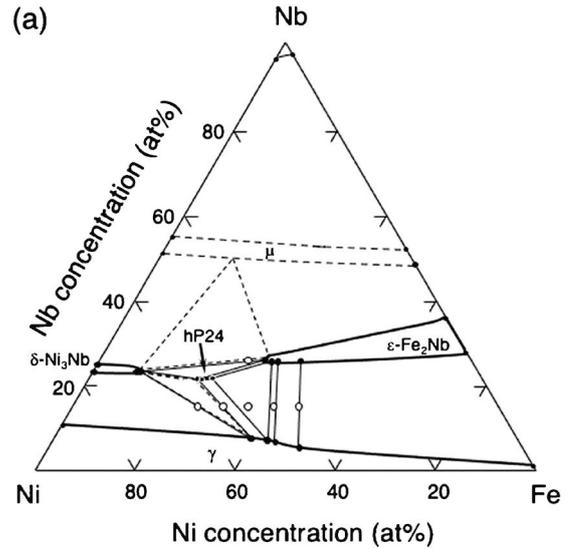


図 6 Fe-Ni-Nb 3 元系の等温断面図：
(a) 実験, 1373 K, (b) 計算, 973 K.

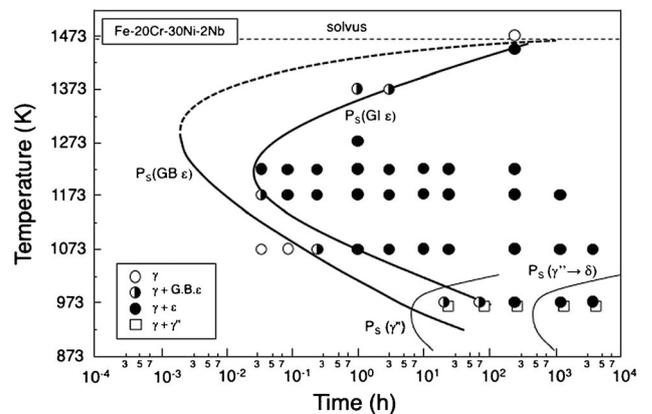


図 7 Fe-20Cr-30Ni-2Nb の $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ 相および γ'' -, $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相の析出に対する TTP 図 ($P_s(\text{GB } \epsilon)$, $P_s(\text{GI } \epsilon)$, $P_s(\gamma')$, $P_s(\gamma' \rightarrow \delta)$ はそれぞれ粒界 ϵ 相, 粒内 ϵ 相, 粒界 γ'' 相の析出開始線, $\gamma'' \rightarrow \delta$ 変態開始線を表す)。

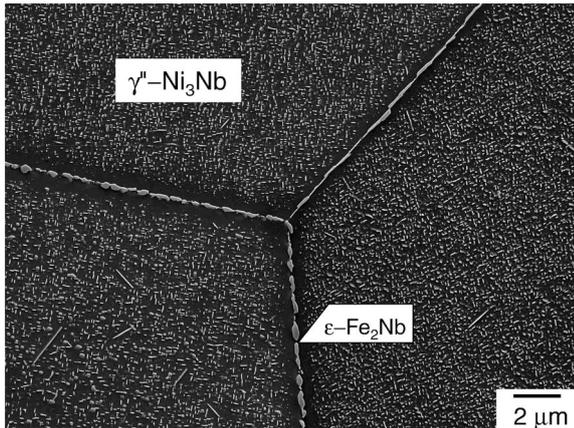


図8 改良型 Fe-20Cr-30Ni-2Nb の973 K/2000 h 時効後の組織.

である.

以上より、高温で弱因子となる粒界の大半を TCP 相により被覆することによって粒界を強化する「粒界析出強化 (GBPS: Grain-boundary Precipitation Strengthening)」⁽²⁵⁾⁻⁽³⁰⁾ と GCP 相による粒内析出強化を組み合わせるよう成分設計した鋼(我々はこの鋼を Laves 相強化型オーステナイト系超耐熱鋼(ALS: Austenitic Laves Steel)と命名した)は A-USC 用の材料に求められる強度条件を満たし、現在その耐用温度が約750°Cに達し、Ni 基候補合金に匹敵するクリープ強度が得られることを実証している⁽³⁰⁾⁽³¹⁾.

5. 高温変形における粒界と粒界析出強化

前章までは、鍛造 TiAl 基合金および金属間化合物強化型オーステナイト系耐熱鋼を例に、世界初となる合金開発に資する組織設計指導原理を中心に述べてきたが、高温材料の高強度化にはその指導原理を用いた粒界の組織設計、すなわち、粒界を析出物で被覆する「粒界析出強化(GBPS)」が重要となる。そこで本章では高温変形における粒界と高強度化をもたらす GBPS について述べる。

粒界析出強化は、粒界を析出相で被覆すると下記の式にしたがってクリープ抵抗が向上する強化法である⁽²⁵⁾⁻⁽³⁰⁾.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0(1 - \bar{\rho}) \quad (5)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ はクリープ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ は粒界が全く被覆されていない場合のクリープ速度、 $\bar{\rho}$ は平均の粒界被覆率である。この粒界被覆はクリープ抵抗の増加に寄与するだけでなく、クリープ延性の向上にも大きく寄与する。その一例を図9および図10に示す。図9は、Fe-20Cr-30Ni-2Nbを $\gamma + \epsilon$ 2相域となる1173 K(図7参照)で時効して $\bar{\rho} = 98\%$ に制御した試料(b)と、この鋼から Nb を除去して γ 単相とした試料(a)の組織である。両試料の結晶粒径は約300 μm としてある。さてどちらが優れたクリープ延性を示すか。図10は、両鋼のクリープ速度がほぼ同じオーダーとなる応力条件を選んで1073 Kにて試験をしたクリープ速度/ひずみ曲線である。結果は一目瞭然、 γ 単相材($\bar{\rho} = 0\%$)のは僅か7%であるの対

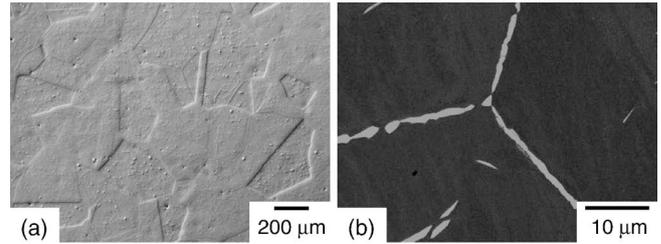


図9 (a) Fe-20Cr-30Ni の γ 単相組織($\bar{\rho} = 0\%$)および(b) Fe-20Cr-30Ni-2Nb を $\gamma + \epsilon$ 2相域で熱処理し結晶粒界を $\epsilon\text{-Fe}_2\text{Nb}$ Laves 相で被覆した組織($\bar{\rho} = 98\%$).

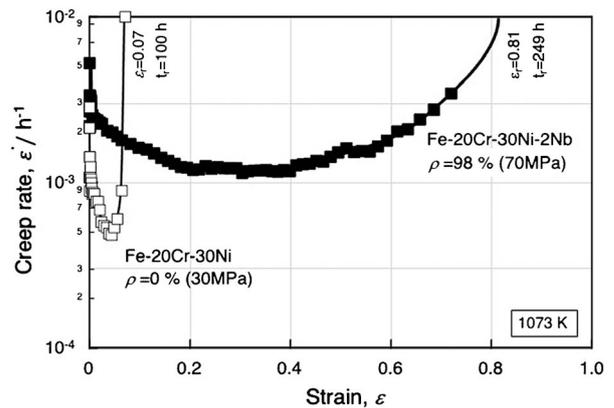


図10 図9に示す初期組織を有する鋼のクリープ速度/ひずみ曲線.

し、 $\bar{\rho} = 98\%$ 材は81%もの破断延性を示す。単相材と高被覆材($\bar{\rho} = 80\%$)のクリープマクロひずみ数%に相当する領域から得た電子線後方散乱回折(EBSD)による GROD (Grain Reference Orientation Distribution: 結晶粒の中心付近の最も小さな方位差を基準として粒内の方位差求める方法)解析結果(図11)から、クリープ変形は、 $\bar{\rho}$ の大小に関わらず、粒界近傍で優先的に生じることは明らかである。しかし、単相材はほぼ最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を示す時点において既に長さ数10 μm のき裂が生じており、その近傍領域では大きなひずみ(青色領域)の蓄積が生じている(図11(a))。一方、高被覆材では、被覆されていない粒界近傍においてひずみの蓄積は認められるものの(図11(b))、ひずみが30%を越えるまでは粒界ポイドすら認められない。これらの結果は、粒界近傍で変形が優先的に生じる領域を mantle、それ以外の領域を core と考えれば、Laves 相による粒界被覆が粒界での空洞の発生および消滅を抑制し、mantle 領域を core 領域に変える効果があると推察される。このことは、式(5)の被覆率を平均として記述しているが、実は結晶粒界毎の局所的な被覆率が重要であり、クリープ加速の原因は被覆されていない粒界近傍で生じる局所的な変形・回復領域の粒内への拡大によって生じることを示唆する。すなわち、 $\bar{\rho}$ が高ければ高い程加速の開始が抑制されて長い遷移域を示すことになる。事実、TiAl 基合金のクリープにおいても、図5に示すように、ラメラ粒界をセルにより被覆する組織制御をした合金で

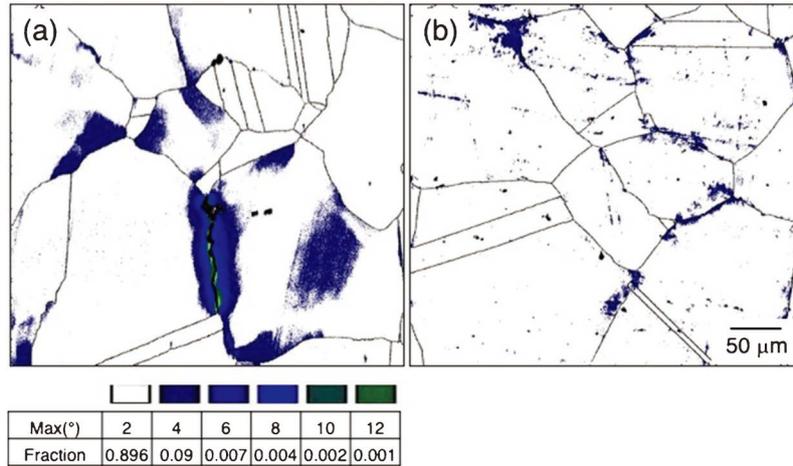


図11 (a) Fe-20Cr-30Ni ($\bar{\rho}=0\%$) および (b) Fe-20Cr-30Ni-2Nb ($\bar{\rho}=80\%$) のマクロクリープひずみ (a) 4%, (b) 6% の領域の EBSD による GROD 解析: (a) 1073 K/20 MPa, (b) 1073 K/70 MPa.

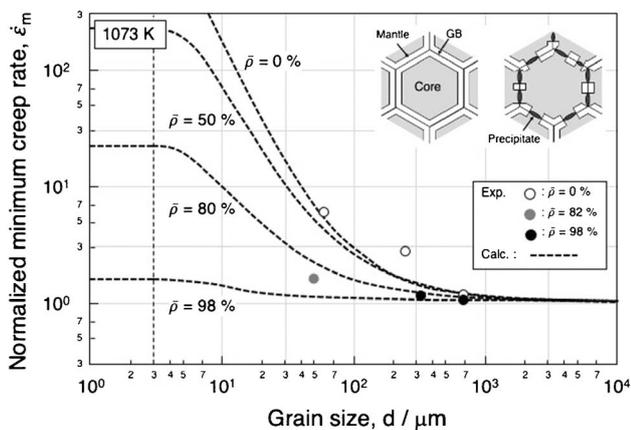


図12 粒界被覆率 ($\bar{\rho}$) を種々に変化させた鋼の最小クリープ速度の結晶粒径依存性 (シンボル: 実験, 破線: core-mantle モデルを用いた計算).

は、著しく長い遷移域を示すと同時に大きなクリープ破断延性を示すことを確認している。

上述した粒界析出相のクリープ変形に及ぼす役割に対する考えが妥当であるならば、 $\bar{\rho}$ の高い試料における $\dot{\epsilon}_m$ の結晶粒径依存性は抑制される筈である。そこで GBPS における $\dot{\epsilon}_m$ の結晶粒径依存性を調べた。その結果を図12に示す。この図の縦軸は、粒径依存性を示さない粗大粒の $\dot{\epsilon}_m$ で規格化してある。図中のシンボルは実験結果、破線は変形が mantle のみで生じると仮定して Core-mantle モデル⁽¹⁾⁽³²⁾⁽³³⁾ に基づいた以下の式から求めたクリープ速度である。

$$\dot{\epsilon}_m = C[\sigma_a - \sigma_i\{\bar{\rho} + (1 - 2\delta/d)^3(1 - \bar{\rho})\}]^n \quad (6)$$

ここで、 σ_a は荷重応力、 σ_i は内部応力、 δ は mantle 領域の粒界からの幅、 d は結晶粒径、 n はクリープの応力指数、 C は材料固有の定数であり、 n と δ は実験からそれぞれ 4, 3 μm とした。 $\bar{\rho}=0$ の単相材のクリープの粒径指数 $p=-1$ となり、強い粒径依存性を示すのに対し、 $\bar{\rho}=98\%$ 材では粒径依存性をほとんど示さず、計算結果と非常によく一致を示す。

以上の結果から、粒界に存在する Laves (TCP) 相がき裂

発生の起点となりクリープ強度や延性を劣化させる、という従来の見解は誤りであり、GBPS により得られる優れたクリープ強度および延性は、粒界近傍で優先的に生じる変形の抑制に起因することは明らかである。粒界をしっかりと被覆することが強度のみならず延性の向上に有効であることをあらためて指摘しておく。

6. おわりに

本稿では、組織設計の基礎となる状態図およびそれを利用した相変態による組織制御の観点から、金属間化合物を利用した高温材料の開発に資する組織設計指導原理について、ジェットエンジン材料としての TiAl 基合金と発電材料としてのオーステナイト系耐熱鋼を中心に述べた。また、高温材料として最も重要であるクリープの高強度化の観点から粒界の役割と粒界析出強化の重要性について述べた。紙面の都合上カバーし切れなかった点は多々あるが、そこは参考文献を参照して頂ければと思う。

昨今、材料開発に対するコスト削減と開発期間の短縮に向けて計算材料科学を利用する動きが活発化している。欧米の MGI (Materials Genome Initiative) や ICME (Integrated Computational Materials Engineering)、また、我国の MI (Materials Informatics, Materials Integration) がそれである。特に我国では、企業側からの要求、すなわち、実用化に必要な特性を満足する材料開発を、それを製造するプロセス技術までも含めて計算科学で行う逆問題 MI 基盤の構築に関する研究が進められている⁽³⁴⁾。しかし、既存の材料の中から材料選択をするならまだしも、新たな材料開発を計算科学で実現するには、順問題すなわち実験により信頼性ある DB を構築することは不可欠である。信頼性のある状態図の構築はまさにその代表である。

逆問題 MI 基盤の構築には、まず要求特性を満足するための組織因子が何かを特定する「特性予測モジュール」の構築が必要であり、そのためには個々の組織構成要素から機械的

金属製錬反応の速度論Ⅳ

—プロセスシミュレーション—

北村 信也*

7. プロセスシミュレーション

ここでは、これまでに紹介した事項に基づき、鉄鋼製錬分野で作られた具体的なプロセスシミュレーションモデルのいくつかを紹介する。

7.1 真空精錬プロセスモデル⁽¹⁾

前節で紹介したRH以外にも、取鍋を真空タンクに装入しArガスで攪拌する取鍋脱ガス法や、一本足の大径浸漬管を用い鍋底から吹き込まれるArガスで鋼浴を循環させるREDA法がある。前節ではRHを2槽モデルで解析する例を紹介したが、反応速度に対しては簡単な仮定で表していたので、一般的な真空精錬プロセスをシミュレートできるものではない。

ここでは、図7.1に概念図を示す、真空脱炭反応のプロセスシミュレーションモデルを紹介する。このモデルでは、内部脱炭、表面脱炭、気泡脱炭という3つの反応機構を考慮し、さらに、真空槽溶鋼、取鍋内バルク溶鋼、及び、取鍋内デッドゾーン溶鋼とを循環させる3槽モデルになっている。

7.1.1 内部脱炭

脱炭反応とその平衡関係は式(7.1)で表されるが、真空処理に先立って大気圧下で行われる転炉での脱炭精錬により、CO分圧(P_{CO})が1での平衡値に近い値まで炭素と酸素が溶鋼に溶解している。これを、真空にすることで P_{CO} が低下し溶解して(7.1)の反応が進む。ここで、 a は活量、 f は活量係数である。

$$[C] + [O] = CO(g) \quad K = \frac{P_{CO}}{a_O \times a_C} = \frac{P_{CO}}{[\%C] \times [\%O] \times f_C \times f_O} \quad (7.1)$$

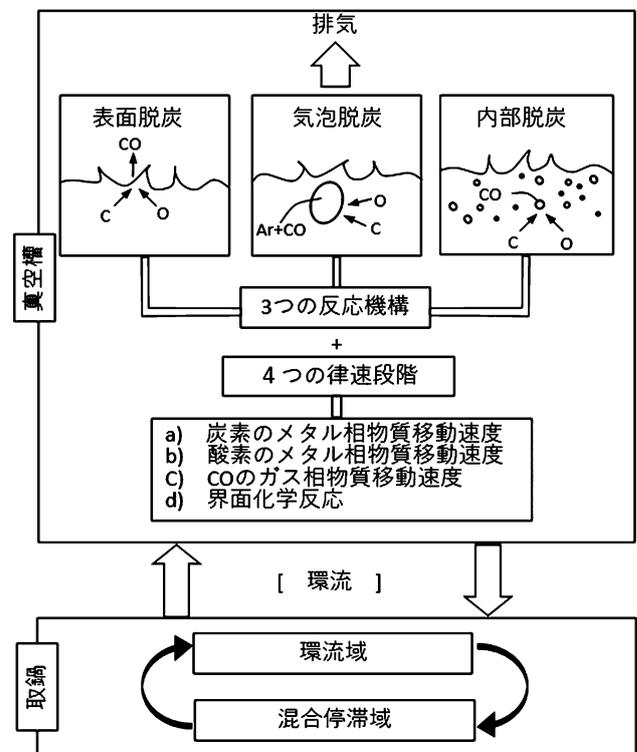


図7.1 真空脱炭のプロセスシミュレーションモデル⁽¹⁾。

この反応が進行するには P_{CO} を低下させる、つまり真空度を上げることが駆動力になる。

溶鋼の炭素と酸素の濃度から式(7.1)を用いて計算される P_{CO} が、静圧(溶鋼静圧と真空下での気圧の和)よりも充分に低くなると式(7.1)の反応が起こる。このような脱炭反応を内部脱炭⁽¹⁾、又は、自然脱炭⁽²⁾と呼ぶ。この反応が起こる条件は式(7.2)で表される。ここで、 P_v は真空度(Pa)、 ρ は溶鋼密度(kg/m³)、 g は重力加速度(m/s²)、 h は溶鋼深さ(m)、

* 東北大学名誉教授

Kinetics of Metal Smelting ReactionⅣ —Process Simulation—; Shin-ya Kitamura (Emeritus Professor, Tohoku University, Sendai)

Keywords: process simulation model, vacuum degasser, hot metal pretreatment, surface reaction, flux injection

2020年6月29日受理[doi:10.2320/materia.60.289]

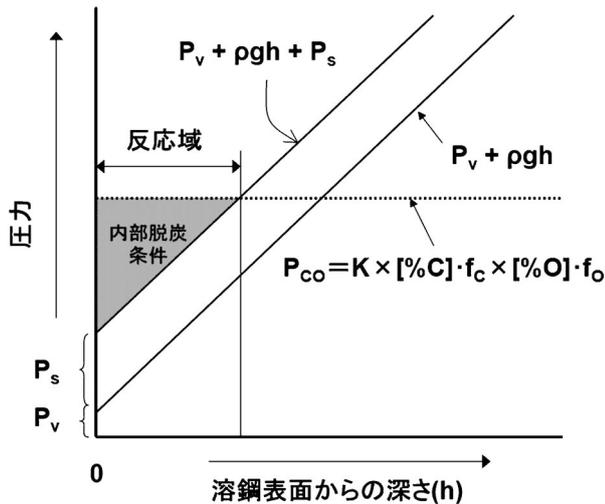


図7.2 内部脱炭の条件⁽³⁾.

P_s は過飽和圧(Pa)である。

$$P_{CO} > (P_v + \rho gh + P_s) \quad (7.2)$$

内部脱炭がおこる式(7.2)の条件を、模式的に図7.2⁽³⁾に示すが、式(7.2)の右辺は、溶鋼の内部で溶鋼深さが大きくなるほど増加するのに対して、左辺は溶鋼組成で決まる一定値のため、式(7.2)が成立する領域は、ある深さ位置までになる。これを反応域と呼ぶが⁽⁴⁾、反応域は真空度低下速度が大きいほど大きくなる。内部脱炭は炭素や酸素の物質移動は律速せず、式(7.2)が成り立つ場所でCO気泡が発生する事で進行する。また、浴内でCO気泡が核発生するため過飽和度(P_s)が必要となるが、その値は2~5 kPa程度とされている⁽⁴⁾。

7.1.2 気泡脱炭

鋼浴に吹き込まれたAr気泡は P_{CO} が低いため式(7.1)の反応が進行するサイトである。気泡脱炭では、炭素、酸素の液側物質移動速度に加え、COのガス側物質移動速度、界面化学反応速度を、それぞれ式(7.3)~式(7.6)で記述し、この内で最も遅い反応によって律速されると考えている。

$$N_1 = (A\rho_m/100/12) \times k_C \times ([\%C] - [\%C]^*) \quad (7.3)$$

$$N_2 = (A\rho_m/100/16) \times k_O \times ([\%O] - [\%O]^*) \quad (7.4)$$

$$N_3 = -(A/(RT)) \times k_g \times (P_{CO} - P_{CO}^*) \quad (7.5)$$

$$N_4 = (A\rho_m/100/12) \times k_r \times ([\%C]^* \times [\%O]^* - P_{CO}^*/K) \quad (7.6)$$

ここで、 N は物質移動流束(mol/s/m²)であり、 A は界面積(m²)、 ρ_m は溶鋼密度(kg/m³)、 k_C 、 k_O 、 k_g は、それぞれ、炭素、酸素の液側物質移動係数(m/s)、COのガス側物質移動係数(m/s)であり、 k_r は界面化学反応定数(m/(%・s))である。また、 K は式(7.1)で示した平衡定数で、上添えの*は界面濃度を表す。

式(7.3)と式(7.4)は式(3.1)や式(3.40)と同じ形式で、液側境界膜内の物質移動速度を表し、式(7.4)は式(4.37)と同じ形式で分圧差を駆動力としたCOの気相側境界膜内の物質移動

速度を表す。また、式(7.5)は式(4.27)と同様の形である。

気泡脱炭を計算するには、 k_C 、 k_O 、 k_g 、及び、 k_r と、界面積 A を求めるための気泡径と、浴内の気泡滞留時間を求めるための気泡の上昇流速 v_{bubble} (m/s)の値が必要になる。

上昇気泡に対する物質移動係数は、3節でも述べたように浸透説がよく適用されているため、炭素と酸素の溶鋼内での拡散係数 D_C 、 D_O を用いて式(7.7)で書くことができる。

$$k_C = 2 \sqrt{\frac{D_C}{\pi\tau}}, \quad k_O = 2 \sqrt{\frac{D_O}{\pi\tau}} \quad (7.7)$$

ここで、 τ はエレメントの表面滞在時間であるが、気泡径を d_B (m)、気泡上昇速度を u_B (m/s)として $\tau = d_B/u_B$ とした。 k_g は同様にCOガスの気相内拡散係数を用いて計算した。

また、 k_r は界面活性元素濃度の関数として、式(4.36)や式(4.42)と同じ形式の式(7.8)が報告されているので⁽⁵⁾、その値を用いた。

$$k_r = \frac{40}{(1 + 80[\%O] + 0[\%S])^2} \quad (7.8)$$

一方、浴中の気泡径については数多くの報告があるが、気泡がノズルを離脱する時の径(出口径)と、気泡が浮上している時の安定気泡径とは、適用できる式が全く異なる点と、単一気泡として上昇する場合と気泡群として上昇する場合でも適用式が異なる点に注意する必要がある⁽⁶⁾。ここでは、気泡群として上昇する時の安定気泡径を求める式(7.9)を適用した⁽⁷⁾。

$$d_B = 0.091 \times 10^{-2} \times \left(\frac{\sigma \times 10^{-3}}{\rho_L \times 10^3} \right)^{0.5} \times (V_S \times 10^2)^{0.44} \quad (7.9)$$

ここで、 σ は液の表面張力(N/m)、 ρ_L は液の密度(kg/m³)、 V_S は空塔速度(m/s)である。

気泡の上昇速度は、液体に対する相対速度(u_B)と液体の上昇速度(u_L)とを考慮する必要がある。ここでは、相対速度として乱流域での終末速度を表す式(7.10)を用いて式(7.7)を計算した。また、液体の上昇速度は、ガス攪拌の場合には気泡塔内液体の上昇速度を表す式(7.11)⁽⁸⁾を用い、RHの上昇管の場合は、環流速度を上昇管断面積で割った値を用いた。気泡の浴内滞留時間を計算する場合は、式(7.10)の値に、液体の上昇速度を加えて気泡上昇速度とした。

$$u_B = (g \times d_B/2)^{0.5} \quad (7.10)$$

$$u_L = 19.9 \times \frac{q_g}{d_V} \times \left(\frac{g \times d_V^5}{q_g^2} \right)^{0.24} \times \left(\frac{h_V}{d_V} \right)^{0.20} \quad (7.11)$$

ここで、 q_g はガス流量(Nm³/s)、 h_V は浴深(m)、 d_V は浴直径(m)である。

気泡反応で留意すべきは、Arガスが吹き込まれた直後で、Ar気泡中にCOが少ない状態では溶鋼静圧が高く必ずしも P_{CO} が低いわけではないという点である。酸素濃度が高く、炭素の移動が律速すると仮定し、単一気泡中のCOとArのモル比を上記の各式を用いて計算した例を図7.3に示す⁽⁹⁾。これより、COの比率(つまり脱炭量)が増加するのは表面に近づき静圧が小さくなった場合のみであり、吹き込み深さを深くして滞留時間を長くしても脱炭が促進されるわけではないこと

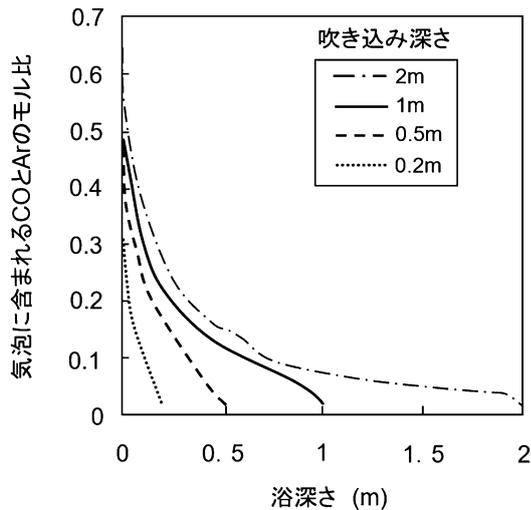


図7.3 単一気泡による気泡脱炭挙動⁽⁹⁾.

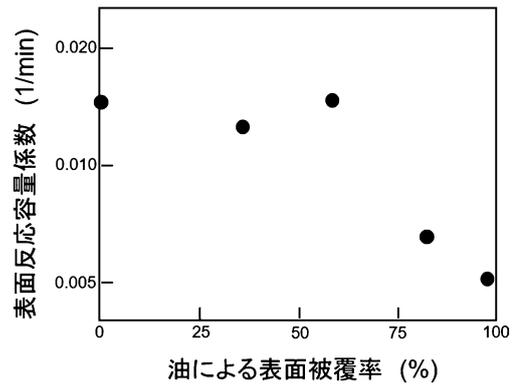


図7.4 表面反応に対するブルームアイの寄与⁽¹³⁾.

がわかる。同様の計算は窒素に対してもなされている⁽¹⁰⁾。

7・1・3 表面脱炭

自由表面は最も静圧が小さいため式(7.1)の反応が進行するサイトである。内部脱炭との大きな違いは、表面脱炭の場合にはCO気泡の発生を伴わないため、反応速度は気泡反応を同じように式(7.3)～式(7.6)で記述できる点である。

表面脱炭を計算するのにも k_c 、 k_0 、 k_g 、 k_r と A の値が必要になる。 k_r は式(7.8)を用い、他のパラメータは実験的に決定した。

底吹きガスで攪拌された自由表面でのガス/メタル反応の容量係数(物質移動係数×反応界面積)を評価するため、水モデル実験が行われている^{(11)~(13)}。例えば、酸素飽和にした円筒容器内の水へArガスを底吹きし、その時の水中の酸素濃度の変化速度を測定する実験が報告されている⁽¹³⁾。しかし、測定される酸素濃度変化は、Ar気泡が上浮中の反応(気泡反応)と自由表面での反応(表面反応)の合計となる。そこで、同じ底吹き条件で、上部空間の雰囲気気をArとした場合と空気とした場合で2回測定し、その差を評価する。つまり、上部空間の酸素分圧が変わる事で表面反応の駆動力が変化するが、気泡反応には影響がないため、これにより気泡反応の寄与を相殺し、表面反応のみを抽出する事ができる。この方法を溶鋼へ適用する場合は、界面活性元素濃度が十分に低い溶鋼への窒素の吸収(又は放出)速度を、上部空間の窒素分圧を変えて測定すれば良い。

表面反応はスラグに覆われていない自由表面で起こるが、なかでも、鋼浴に吹き込まれたArガス気泡が自由表面で破泡する領域が大きな影響を持つ。この領域をブルームアイと呼ぶが、水モデルで、自由表面の一部を油で被覆した時の影響を調査した結果、図7.4⁽¹³⁾のように、油で自由表面の一部が被覆されてもブルームアイが被覆されない限り気液反応速度はあまり低下しないのに対して、ブルームアイが覆われると急激に低下している。これらの結果から、表面脱炭の容量

係数として式(7.12)が得られている⁽¹³⁾。

$$(k_L A) = 40 \times \Pi \times D_L^{1/2}, \quad \Pi = (A_{NA} + \alpha A_A) \times \left(\frac{P_0}{P}\right)^{2/3} \times u_L \quad (7.12)$$

ここで、 k_L 、 D_L は溶液内における溶質の物質移動係数(m/s)と拡散係数(m²/s)、 P_0 は大気圧で P は雰囲気圧力(Pa)、 u_L は式(7.11)で求められる液体の上昇流速(m/s)である。また、 A_{NA} 、 A_N はブルームアイ以外とブルームアイの幾何学的表面積(m²)であり、 α はブルームアイとブルームアイ以外の単位面積当たりの容量係数の比であり、水モデルでは4.8、溶鋼系では10.5という値が得られている。

シミュレーションモデルでは $k_c \times A$ 、 $k_0 \times A$ を上記の式で求め、 k_g も $k_g \times A$ としてCOガスの気相内拡散係数を用いて計算した。

7・1・4 環流特性

RHの場合には前節の式(6.23)のように環流速度を計算する事ができるが、鍋底からArガスを吹き込んで攪拌する場合には、この式は適用できない。

そこで、均一混合時間 t'_m (s)と比環流速度(R : s⁻¹)との関係を利用した。比環流速度とは環流速度(Ω : k_g/s)を液体体積(W : k_g)で割った値である。均一混合時間は、液中に添加されたトレーサー濃度の時間変化から測定され、完全混合後のトレーサー濃度に対して測定される濃度の変動が± i %以内になるのに要する時間である。 t_c を、浴内を液体が1回循環するのに要する時間とすると、式(7.13)の関係があり⁽¹⁴⁾、例えば濃度が±5%以内になるのに要する時間を均一混合時間とすると、 $3t_c$ 、つまり浴内を液体が3回循環するのに要する時間に相当する値となる。

$$t'_m = t_c \ln \frac{100}{i} \quad (7.13)$$

比環流速度は $1/t_c$ に相当するため、式(7.14)が成り立つ。

$$R = \frac{1}{t_c} = \frac{3}{t'_m} \quad (7.14)$$

均一混合時間は攪拌エネルギー密度(ϵ : W/t)と浴深(h_V : m)、浴直径(d_V : m)を用いて式(7.15)で表される⁽¹⁴⁾。

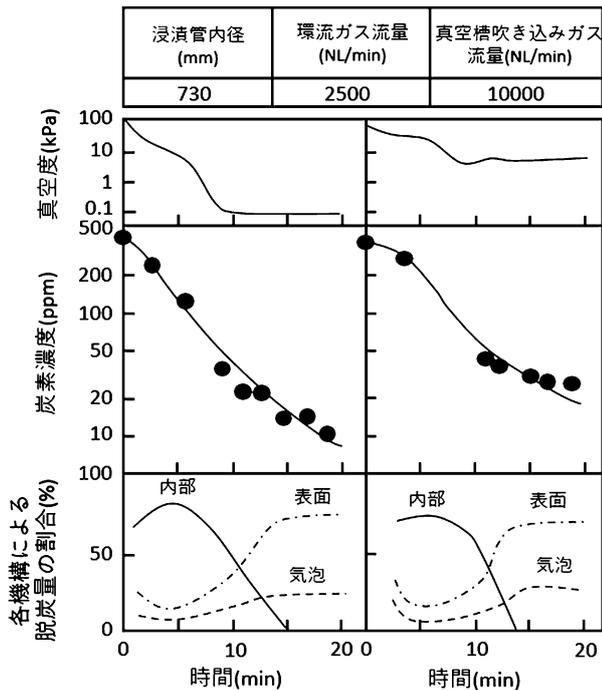


図7.5 真空脱炭モデルの適用例⁽¹⁾。

$$t_m = 100 \left\{ \frac{(d_v^2/h_v)^2}{\varepsilon} \right\}^{0.337} \quad (7.15)$$

尚、攪拌エネルギー密度については文献(15)を参照されたい。

7.1.5 計算結果の例

図7.5⁽¹⁾にRHの操業へ上記モデルを適用した結果を示す。図中には内部脱炭、表面脱炭、気泡脱炭の寄与率を示しているが、脱炭初期には内部脱炭が主体であるが、炭素濃度が低下した脱炭末期には表面脱炭が主体になる事がわかる。

7.2 フラックスインジェクション精錬

鉄鋼製錬における脱リンや脱硫はスラグ/メタル間反応である。一般には、トップスラグと呼ばれる、比重差により溶鉄の上に存在しているスラグを用いた精錬がなされるが、より効率を高めるため、フラックス粒子を気体(搬送ガス)とともに溶鉄内部に吹き込むインジェクション精錬が行われる場合がある。この場合、トップスラグとの反応をパーマメント反応、インジェクションされた粒子が浮上中に引き起こす反応をトランジトリー反応と呼ぶ。ここでは、図7.6⁽¹⁶⁾に概念図を示す、トピードカーを反応容器とした溶銑予備処理プロセスシミュレーションモデルを紹介する。このモデルでは、パーマメント反応とトランジトリー反応に加え、上吹きされた酸素による反応を考慮している。

7.2.1 パーマメント反応

トップスラグと溶銑との反応は3・3で説明した競合反応モデルで計算している。考慮した反応を以下に示す。

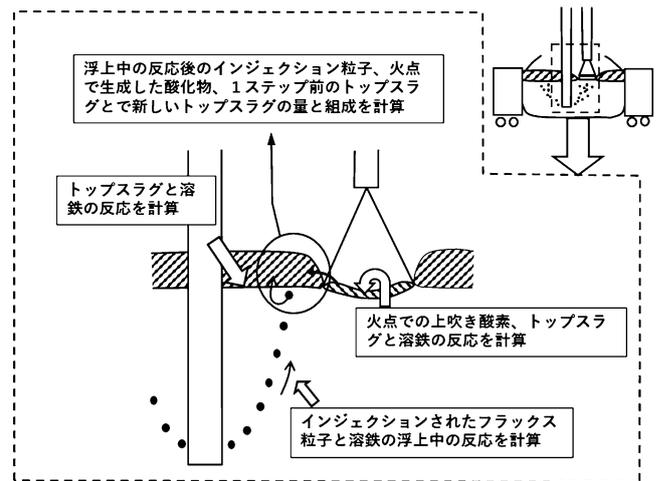
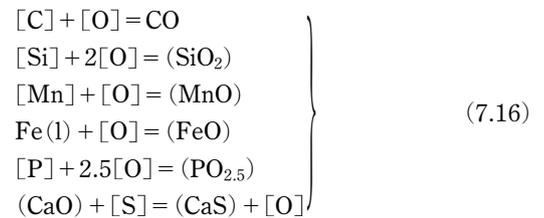


図7.6 フラックスインジェクション精錬モデルの概要⁽¹⁶⁾。



競合反応モデルの解法は3・4・2に説明した方法と基本的には同じであり、溶鋼中のFeとスラグ中のOは十分に濃度が高いため、それ自体の物質移動流束は考慮せず、溶鋼中でのOの物質移動流束とスラグ中でのFeの物質移動流束がバランスすると考えた。溶銑中の元素Mの酸化反応を式(7.17)のように表すと、物質移動流束は式(7.18)に、界面での平衡関係は式(7.19)になる。



$$\begin{aligned} J_M &= \left(k_m \times \frac{\rho_m}{100M_M} \right) \{ [\%M]^b - [\%M]^* \} \\ &= \left(k_s \times \frac{\rho_s}{100M_{MO_n}} \right) \{ (\%MO_n)^* - (\%MO_n)^b \} \end{aligned} \quad (7.18)$$

$$\begin{aligned} E_M &= (\%MO_n)^* / \{ [\%M]^* \times a_0^n \} \\ &= 100 \cdot C_{TM} \cdot N_{MO_n} \cdot f_M \cdot \frac{K_M}{\rho_s \cdot \gamma_{MO_n}} \end{aligned} \quad (7.19)$$

ここで、 J_M は溶質Mのモル流束($\text{mol} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$)、 k_m と k_s は溶銑中、スラグ中の[M]又は (MO_n) の物質移動係数($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)、 ρ_m と ρ_s は溶銑とスラグの密度($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)、 M_M と M_{MO_n} はMの原子量と MO_n の分子量であり、 a_0 は酸素活量で、 C_{TM} はスラグ中に含まれる各化合物の総モル数、 f は溶銑中溶質の活量係数、 γ_{MO_n} はスラグ中 MO_n の活量係数で、 K_M は式(7.17)の平衡定数である。また、上付きのbと*は、それぞれバルクと界面を表す。MはSi, Mn, Pであり、(FeO)と[O]については式(3.35)、式(3.36)と同じ取り扱いになる。一方、[S]は仮想的にCaOとCaSの交換反応を考え、スラグ中CaOの活量は1で、その物質流束は考慮しないとすると、式(7.20)、式(7.21)で表される。

$$J_S = \left(k_m \times \frac{\rho_m}{100M_S} \right) \{ [\%S]^b - [\%S]^* \}$$

$$= \left(k_s \times \frac{\rho_s}{100M_{CaS}} \right) \{ (\%CaS)^* - (\%CaS)^b \} \quad (7.20)$$

$$E_S = (\%CaS)^* \times a_0^* / [\%S] = 100 \cdot C_{TM} \cdot N_{CaS} \cdot f_s \cdot \frac{K_S}{\rho_s \cdot \gamma_{CaS}} \quad (7.21)$$

これらに対して、炭素の酸化反応は生成物が気体のため、物質移動流束は、界面でのCO分圧(P_{CO}^*)と大気圧の差を駆動力と仮定して式(7.22)で表し、界面での平衡関係は式(7.23)になる。ここで、 G_{CO} ($\text{mol} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$)はスラグとの反応によるCOガスの発生速度定数である。

$$J_C = \left(k_m \times \frac{\rho_m}{100M_C} \right) \{ [\%C]^b - [\%C]^* \} = G_{CO} (P_{CO}^* - 1) \quad (7.22)$$

$$E_C = P_{CO}^* / \{ [\%C]^* \times a_0^* \} = K_C \cdot f_c \quad (7.23)$$

これらの式を式(3.27)や式(3.37)で示した電気的中性の式である式(7.24)に入れる事で界面酸素活量を数値解として求めることができる。

$$\sum J_M = 2J_{Si} + J_{Mn} + 2.5J_P + J_{Fe} + J_C - J_O - J_S = 0 \quad (7.24)$$

実際の計算では、メタル側、スラグ側の物質移動係数(k_m , k_s), 脱炭速度定数(G_{CO}), 反応界面積(A)と、各反応の平衡分配比を規定するための活量係数を決めなければならない。溶鉄内の溶質の活量は1 mass%基準で表され、活量係数はWagnerの式で整理されているため、既存のデータブック⁽¹⁷⁾から計算することができる。また、スラグ成分の活量係数は正則溶液モデル⁽¹⁸⁾で計算している。反応界面積は炉断面積を用い、メタル側物質移動係数は実験結果の回帰式である式(7.25)⁽¹⁹⁾で計算し、スラグ側物質移動係数は、メタル側物質移動係数の1/10としている。しかし、脱炭速度定数(G_{CO})は測定値が無いのでフィッティングパラメータとしている。

$$\log k_m = 1.98 + 0.5 \log \left((\varepsilon \times 1000) \left(\frac{h_V^2}{d_V} \right) \right) - \frac{125000}{2.3RT} \quad (7.25)$$

7.2.2 トランジトリー反応

工業的には、生石灰や酸化鉄など、いくつかの精錬剤を混合して窒素ガスを搬送ガスとして吹き込んでいる。また、搬送ガスに酸素を混合させる場合もある。モデルでは、フラックスは均一に混合され溶融しているものと仮定し、酸素ガスはFeOに換算して混合させた。

考慮した反応と競合反応モデルによる反応速度の計算方法はパーマネント反応と同じである。メタル側の物質移動係数(k_m)は、上昇気泡に対する物質移動係数と同様に浸透説を用い式(7.7)と同じ形で計算し、スラグ側(フラックス側)物質移動係数は、メタル側物質移動係数の1/10としている。反応界面積は、フラックス粒子を球形と仮定し計算し、粒子径をフィッティングパラメータとした。また、脱炭速度定数(G_{CO})はパーマネント反応と同じ値を用いた。

フラックスの浮上速度は気泡塔内液体の浮上速度と等しいとして式(7.11)で求め、吹きこみ深さを浮上速度で除して滞在時間(t_R)を計算している。

7.2.3 上吹き酸素による反応

上吹き転炉では、上吹きされた酸素ガスが浴面に接触する領域(火点)は2000°C以上の温度になる。このモデルでも、火点域でのスラグ/メタル反応を考慮した。つまり、火点域の面積を、ノズルから吐出された上吹き酸素が片側12度で広がると仮定して計算し、火点域に存在するスラグが溶鉄と反応する状況を想定した。

考慮した反応と競合反応モデルによる反応速度の計算方法はパーマネント反応と同じであるが、上吹きされた酸素は、直接、界面での電気的中性条件の式に加えた(式(7.26))⁽²⁰⁾。ここで、 G_{O_2} は上吹き酸素流量を火点面積で割って $\text{mol} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ の単位に換算した値である。

$$\sum J_M = 2J_{Si} + J_{Mn} + 2.5J_P + J_{Fe} + J_C - J_O - J_S - 2G_{O_2} = 0 \quad (7.26)$$

但し、界面での平衡を表す式(7.19)、式(7.21)、式(7.22)における平衡定数は2623 Kで計算した。また、脱炭速度定数(G_{CO})はパーマネント反応で用いた値を、実験的に得られている G_{CO} の温度依存性⁽¹⁹⁾を用いて2623 Kに外挿した。一方、メタル側とスラグ側の物質移動係数は、パーマネント反応で用いた値を用いた。これは、高温の火点は界面のみで、境界層はバルクと同じ温度であるという仮説に基づく。

7.2.4 計算フローと計算結果

計算フローを図7.7⁽¹⁶⁾に示す。まず単位時間で吹きこまれたフラックスの浮上中のトランジトリー反応を、フラックスの滞留時間を50分割した時間ステップで計算し、これと並行して火点反応を計算する。次いで、浮上したフラックスと火点域でのスラグをトップスラグに加え、新たなトップスラグ組成を計算する。最後にパーマネント反応を計算するというものである。実機操業への合わせこみ例を図7.8に示す。

現在では、これを転炉精錬に応用し、スクラップの溶解速度、生石灰の滓化速度、スラグ中での固相の晶出に加え、熱収支も組み込んだ汎用モデルも開発されている⁽²¹⁾。

7.3 その他のモデル

スラグ/メタル反応を競合反応モデルで記述したプロセスシミュレーションモデルは、転炉精錬(転炉を用いた溶鉄予備処理を含む)⁽²¹⁾⁽²²⁾や取鍋精錬⁽²³⁾⁽²⁴⁾で多くの報告がある。一方で、FactSageが汎用化された状況もあり、これを利用したプロセスシミュレーションモデルが盛んに報告されている⁽²⁵⁾⁻⁽²⁷⁾。これは、実効的平衡領域(Effective Equilibrium Reaction Zone)モデルと称され、FactSage Macro処理で計算される。ここでは、スラグや溶鋼をいくつかのゾーンに分け、ゾーン間での物質移動や熱移動を計算してプロセス全体の組成変化や温度変化をシミュレートしている。例えばスラグ/メタル反応に対しては、図7.9⁽²⁶⁾に示すように、両相の

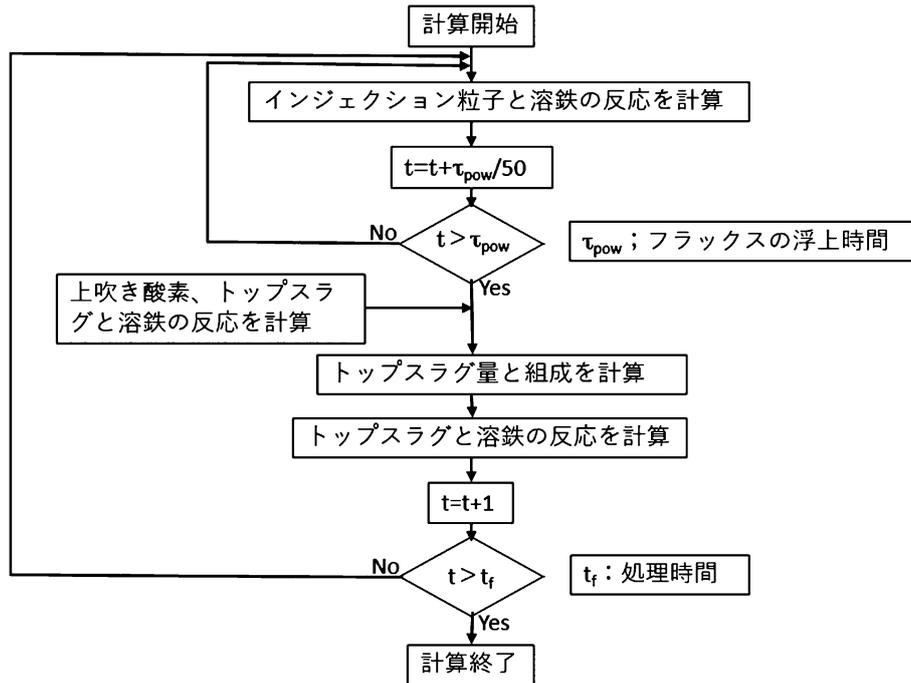


図7.7 精錬モデルの計算フロー⁽¹⁶⁾.

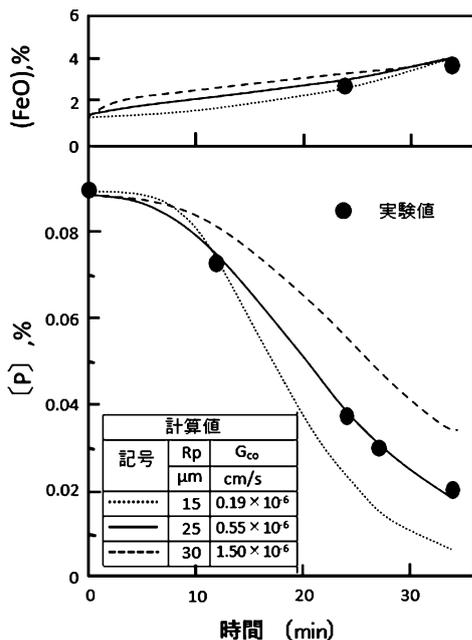


図7.8 精錬モデルの適用例⁽¹⁶⁾.

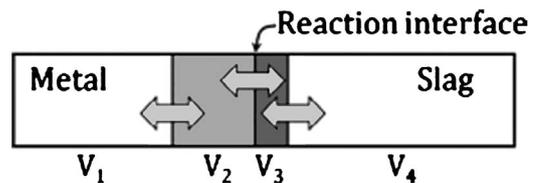


図7.9 実効的平衡領域(Effective Equilibrium Reaction Zone)モデル⁽²⁶⁾.

8. 結 言

金属製錬反応を改善する目的は反応効率向上によるコスト改善と反応速度向上による生産性向上にある。いずれにせよ、素過程(物質移動, 化学反応)を把握し、律速段階を見出す事が重要であり、その結果、反応界面積, 界面平衡, 物質移動速度等のうちで、どの変数を向上させるべきかが決まる。

操業結果を熱力学で解析する事は、現象の理解を深めるためには重要であるが、上記の目的を達成するには反応速度を制御する必要がある。7章で紹介したようなプロセスシミュレーションモデルは、出力を原単位に換算し単価を掛ければコスト計算も簡単に可能になり、プロセス開発ツールとして非常に有用である。

近年、コンピューターの性能が飛躍的に向上したため、熱力学計算も流体力学計算も汎用ソフトで可能になった。一方、反応速度を考慮した汎用のプロセスシミュレーションコードとしては、METSIM⁽²⁸⁾があるものの、あまり普及はしていない。今後、この分野の益々の発展が期待される。

(完)

文 献

- (1) 北村信也, 矢野正孝, 原島和海, 堤 直人: 鉄と鋼, **80** (1994), 213-218.
- (2) D. Anghelina and G. A. Irons: Proc. ISS Tech 2003, Warrendale, USA, (2003), 529-540.
- (3) 北村信也: ふえらむ, **15** (2010), 270-279.
- (4) T. Kuwabara, K. Umezawa, K. Mori and H. Watanabe: Trans. ISIJ, **28** (1988), 305-314.
- (5) 原島和海, 溝口庄三, 梶岡博幸: 鉄と鋼, **74** (1988), 449-456.
- (6) 北村信也: ふえらむ, **15** (2010), 504-512.
- (7) 佐野正道, 森 一美, 藤田康久: 鉄と鋼, **65** (1979), 1140-1148.
- (8) 沢田郁夫, 大橋徹郎: 鉄と鋼, **73** (1987), 669-676.
- (9) S. Kitamura, T. Matsumiya, H. Nogami and F. Lazard: Proc. 5th European Oxygen Steelmaking Conf., Stahlinstitut VDEH, Dusseldorf, Germany, (2006), 329-336.
- (10) 佐野正道: 鉄と鋼, **76** (1990), 1986-1995.
- (11) S. Taniguchi, Y. Okada, A. Sakai and A. Kikuchi: Proc. 6th Int. Iron and Steel Congress, (1990); ISIJ, Tokyo, **3**, 394-401.
- (12) D. Guo and G. A. Irons: Metall. Trans. B, **31B** (2000), 1447-1455.
- (13) 北村信也, 宮本健一郎, 辻野良二: 鉄と鋼, **80** (1994), 101-106.
- (14) 佐野正道, 森 一美: 鉄と鋼, **68** (1982), 2451-2460.
- (15) 北村信也: ふえらむ, **15** (2010), 554-561.
- (16) S. Kitamura, T. Kitamura, E. Aida, R. Sakomura, T. Kaneko and T. Nuibe: ISIJ Int., **31** (1991), 1329-1335.
- (17) Japan Society for the Promotion of Science, the 19th Committee on Steelmaking, 2010, Thermodynamic data for steelmaking, Sendai, Tohoku Univ. Press.
- (18) S. Ban-ya: ISIJ Int., **33** (1993), 2-11.
- (19) S. Kitamura, T. Kitamura, K. Shibata, Y. Mizukami, S. Mukawa and J. Nakagawa: ISIJ Int., **31** (1991), 1322-1328.
- (20) S. Ohguchi, D. G. C. Robertson, B. Deo, P. Grieveson and J. H. E. Jeffes: Ironmaking & Steelmaking, **11** (1984), 202-213.
- (21) 北村信也, 伊藤公久, パレバニ フェルシッド, 森 正樹: 鉄と鋼, **100** (2014), 491-499.
- (22) W. Knoop, B. Deo, A. Snoeijer, G. Une and R. Boom: Proc. 4th Inter. conf. on molten slags and fluxes, ISIJ, Tokyo, (1992), 302-307.
- (23) K. J. Graham and G. A. Irons: Proc. 3rd Inter. Conf. of Process Development in Iron and Steelmaking (SCANMET III), MEFOS, Sweden, (2008), vol. 1, 385-396.
- (24) A. Harada, N. Maruoka, H. Shibata and S. Kitamura: ISIJ Int., **53** (2013), 2110-2217.
- (25) M. A. Van Ende, Y. M. Kim, M. K. Cho, J. H. Choi and I. H. June: Metall. Mater. Trans. B, **42B** (2011), 477-489.
- (26) M. A. Van Ende and I. H. June: ISIJ Int., **54** (2014), 489-495.
- (27) M. A. Van Ende and I. H. June: Metall. Mater. Trans. B, **48B** (2017), 28-36.
- (28) METSIM International: <https://metsim.com/> (最終閲覧日 2021.6.27).



北村信也

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1980年 東北大学大学院工学研究科修士課程修了
1980年4月—2003年9月 新日本製鉄
1991年1月 九州大学より学位授与 (工学博士)
2003年10月—2005年3月 新日鉄住金ステンレス
2005年4月—2020年3月 東北大学多元物質科学研究所
2020年4月— 東北大学名誉教授
専門分野: 鉄鋼製錬
◎製鋼プロセスの開発とそれに関する基礎研究に従事。熱力学や反応速度論を使ったプロセス解析やスラグの利用技術の開発等を行った。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

高酸素腐食促進試験法の開発と コンクリート中鉄筋腐食研究への応用

土井 康太郎*

1. はじめに

金属材料は強度などの機械的性質に優れるため、自動車や鉄道、建築物、インフラ構造物に代表される多くの構造物に使用される。一方で、金属材料の長期信頼性は腐食により徐々に損なわれていく。腐食は、電気化学反応により母材金属が溶解・減肉し、孔を生じたり材料強度を低下させる現象である。一般に腐食により構造物に致命的な損傷が及ぶまでには非常に長い期間を要するため、実験室環境で腐食を再現し腐食メカニズムの解明や材料の耐食性向上に関する研究を行うには「腐食加速試験法」が必要となる。これまで、代表的な腐食加速試験法として材料にアノード電流や電位を付与し強制的に腐食を促進させるアノード溶解⁽¹⁾や、屋外における降雨や晴天のサイクルを模擬し、材料周囲の温度や湿度を変化させる乾湿繰返し試験法⁽²⁾、工業環境における腐食を再現するガス腐食試験法⁽³⁾などの試験法が用いられてきた。しかし、一部の環境、例えばコンクリート内部の鉄筋などにおいて、効果的な腐食加速が得られない、生成する鉄さびが実環境と異なる(腐食プロセスが実環境と異なる)などの課題が存在する⁽⁴⁾。我々の研究グループは、このような課題を解決するため、材料表面に高圧の酸素ガスを供給し腐食を加速させる「高酸素腐食促進試験法(Hyperbaric-Oxygen Accelerated Corrosion Test, HOACT)」を開発した⁽⁵⁾。本稿では、高酸素腐食促進試験法のメカニズムおよび本試験法を用いてコンクリート中の鉄筋腐食を検討した例を解説する。

2. 高酸素腐食促進試験法のメカニズム

高酸素腐食促進試験法のメカニズムを説明するため、まず

は金属材料表面における腐食反応を考える。例として鉄鋼材料の腐食反応は以下に示す電気化学反応で表される。



式(1)はアノード反応と呼ばれる母材金属の溶解(酸化)反応であり、アノード反応とともに電子が生じる。式(2)および式(3)はカソード反応と呼ばれる酸素の還元反応および水素の発生反応であり、カソード反応ではアノード反応で生じた電子が消費される。アノード反応で生じる電子量とカソード反応で消費される電子量は等しくなければならないため、腐食とは電荷的に等しい量のアノード反応とカソード反応が金属表面で同時に生じる反応と言い換えることができる。pH 4程度の弱酸性からアルカリ性までの環境では酸素還元反応が、pH 4以下の酸性環境では水素の発生反応がカソード反応としてそれぞれ生じることが知られている⁽⁶⁾。

これまでの腐食加速試験は上記の腐食反応のうち、アノード反応の促進に着目したものがほとんどであった。しかし、実環境における腐食は、弱酸～アルカリ環境では酸素が材料表面に届く速度(酸素の拡散速度)に支配される酸素還元律速反応であるため、従来法では試料表面の溶存酸素が供給不足となり実環境の腐食を再現できていなかった。そこで、高酸素腐食促進試験法ではアノード反応の促進に加えカソード反応の促進に着目した。本試験法では、図1に示すような耐圧容器内に試料を設置し、外部より高圧の酸素ガスを供給することで試料表面の溶存酸素量を増加させて酸素還元反応を促進する。図1(a)のように耐圧容器内を一定の湿度に保持しコンクリート中鉄筋の腐食や構造物の大気腐食挙動の検討に用いたり、図1(b)のように耐圧容器内を溶液で満たし水溶液腐食試験および各種電気化学測定を行うことが可能であ

* 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点; 独立研究者(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)

Development of Hyperbaric-Oxygen Accelerated Corrosion Test and Application to Study on Corrosion of Reinforcing Steel in Concrete; Kotaro Doi* (*Independent Scientist, Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: corrosion, accelerated corrosion test, reinforcing steel, concrete, infrastructure, oxygen reduction

2021年1月26日受理[doi:10.2320/materia.60.296]

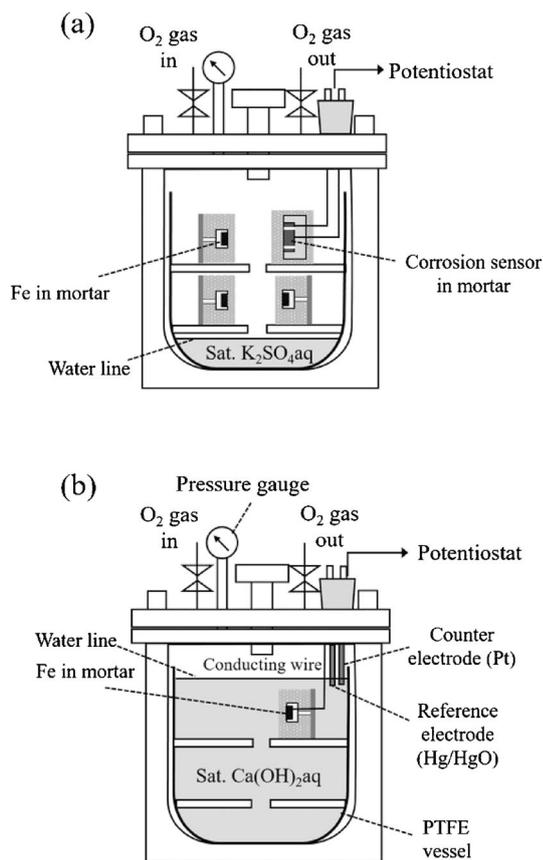


図1 高酸素腐食促進試験法概略図⁽⁷⁾。

る。さらに、従来の腐食試験と同様に塩化物イオンの供給や電位・電流の付与によるアノード反応の促進を同時に行うことで、実環境におけるアノード反応・カソード反応双方を促進させ、効率的な腐食加速および腐食再現を可能にした。

高酸素腐食促進試験法における酸素還元反応の促進の例として、モルタル中に埋設した純鉄表面における酸素還元反応を測定した例を紹介する。本測定では、かぶりを5mmとしたモルタル中に純鉄を埋設し耐圧容器内に設置した後、0.02MPa(大気開放状態における酸素分圧に相当)から2.1MPa(大気中酸素分圧の105倍に相当)までの酸素ガスを供給した。酸素ガス供給による酸素還元反応の変化のみを測定するため、モルタル内への塩化物イオンの練り込みなどアノード反応の促進は行っていない。酸素還元の多寡を示す指標として、カソード分極曲線で得られたTafel勾配の外挿線と自然電位の交点を酸素還元電流密度とし、各供給酸素圧に対してプロットした。カソード分極曲線測定では、飽和Ca(OH)₂溶液中にモルタル埋設純鉄試料を設置し、参照電極はHg/HgO電極(0.098V vs. SHE at 25°C)、対極としてPt線を用いた。電位掃引速度は20mV/minとした。図2に示す通り、2.1MPaまでは、酸素拡散電流密度は供給酸素圧に比例して増加した。このことは、高圧の酸素ガスを供給することで材料表面のカソード反応を促進でき、その促進率は供給酸素圧により制御できることを示している⁽⁷⁾。次項からは高圧酸素ガス供給によるカソード反応促進に加えアノード反応も促進することで、腐食加速試験として実際に鉄鋼材料の腐食研

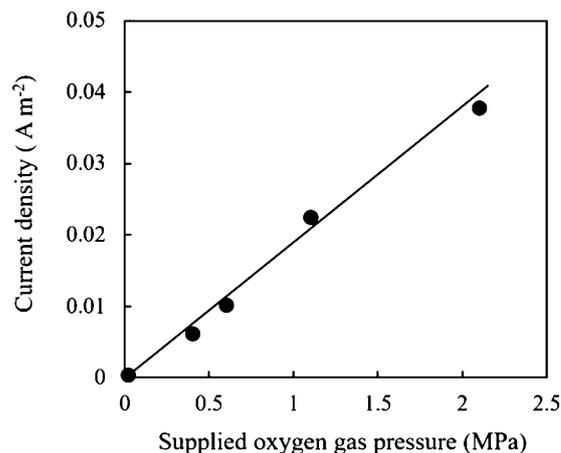


図2 大気開放状態および加圧酸素ガス中に設置したモルタル中の純鉄表面における酸素還元電流密度⁽⁷⁾。

究に適用した例を紹介する。

3. 高酸素腐食促進試験法のコンクリート中鉄筋腐食への応用

(1) コンクリート中における鉄筋の腐食

コンクリートは圧縮には強いが引張に弱いという性質を持つため、多くのコンクリート中には引張強度向上を目的として鉄筋が埋設される。鉄筋を埋設したコンクリート構造物の寿命は長く、耐用年数は短いものでも30年程度、一般的には50~60年と言われており、建築後100年が経過しようとする構造物も少なくない。コンクリート構造物の寿命を左右する一番の要因は鉄筋の腐食である。鉄筋が腐食することにより鉄さびが生じ、もとの鉄筋よりも膨張するためにコンクリートは内部よりひび割れ劣化していく。我が国では、1950年代から1970年代までに高度経済成長期を迎え、特に1964年の東京オリンピックを開催に合わせ多数のコンクリート構造物が建設された。それから50年以上経過した現在、コンクリートの剥離や崩落などの事故がしばしば報告され、これらの構造物の多くが、補修・更新、あるいは建替えを必要としている。既存のコンクリート構造物の維持管理および新しい構造物の建築には、その環境で鉄筋がどのように腐食するかを理解が重要である。しかし、数十年以上の寿命を持つコンクリート構造物の劣化速度は、研究者にとって実験室環境で現象を再現するには極めて小さい。そこで、鉄筋の腐食速度やコンクリートのひび割れ発生腐食量の評価のために腐食促進試験が用いられてきた。しかし、先述の通り、従来の腐食加速試験法はアノード反応の促進のみに着目したものがほとんどであるため、酸素還元によるカソード反応が追いつかずカルシウムイオンや過剰な塩化物イオンを含んだ鉄さびが生成することが報告された⁽⁴⁾。これら塩化物イオンを含んだ鉄さびは実環境で生成する鉄さびと体積膨張率が大きく異なるため、例えば鉄筋腐食量とコンクリートのひび割れ発生の関係を定量的に評価できない。そこで、高酸素腐食促進試験法を用いて、鉄筋の腐食を促進させつつ実環境の鉄さびの再

現を試みた。

本試験では、純鉄をモルタルに埋設した試験体を作製し、高酸素腐食促進試験に供した。モルタルのかぶり厚は5 mmとし、モルタル打設の際に0, 0.62 mol/L, 2.06 mol/LのNaCl水溶液を練り混ぜ水として使用した。作製した試験体を耐圧容器内に設置し、0.02 MPaから2.1 MPaまでの酸素ガスを供給した。試験期間は14日間とした。

図3に高酸素腐食促進試験後の鉄試料表面の光学顕微鏡像を示す。まず、塩化物イオンの練り込みをなしとした試料(図3上段)では、いずれの供給酸素圧においても腐食は認められなかった。これは、試料表面の不動態皮膜によりアノード反応が抑制されたためであり、試料表面における酸素還元反応が促進されてもアノード反応を促すものがないと腐食促進には寄与しないことを示している。実環境でも塩化物イオンの侵入や二酸化炭素による中性化がなければ鉄筋の腐食は発生しないため、高酸素腐食促進試験法が実環境と乖離した試験法ではないことを示す一例と言える。一方で、0.62 mol/L, 2.06 mol/Lの塩化物イオンを練り込んだ試料では、大気開放状態よりも高圧酸素ガスを供給した条件でより腐食が促進された(図3中段および下段)。しかし、供給酸素圧に比例して腐食が促進され続けるわけではなく、どちらの練り込み塩化物イオン量においても最も腐食が促進される供給酸素圧が存在することが明らかとなった。図4に示した各試料上に生成した鉄さびの厚みからもわかるように、練り込み塩化物イオン濃度が0.62 mol/Lの場合では0.1 MPa, 2.06 mol/Lの場合では0.6 MPaが最も効率的に腐食促進できる酸素圧であった。試料表面における酸素還元反応は図2の結果より供給酸素圧に比例して増加するのに対し、腐食はある酸素圧を境に抑制される理由を明らかにするために、各酸素圧における試料の腐食抵抗を電気化学的インピーダンス法を用いて電荷移動抵抗を測定することにより求めた。図5における電気化学的インピーダンススペクトルのNyquist plotsに示されたとおり、2.1 MPa酸素ガス下にあるモルタル埋設鉄試料の電荷移動抵抗は、酸素ガス供給期間が長いほど増加する傾向にあった。また、それぞれの酸素圧における電荷

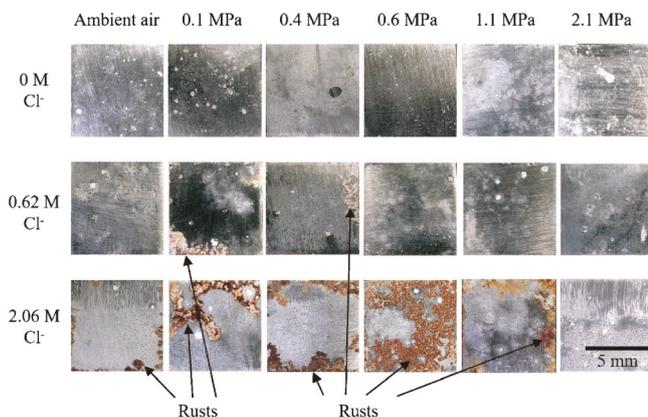


図3 種々の供給酸素圧において高酸素腐食促進試験を行ったモルタル埋設鉄試料の表面光学顕微鏡像⁽⁷⁾。(オンラインカラー)

移動抵抗変化を図6に示す。電荷移動抵抗の増加は供給酸素圧が大きいほど顕著となることが明らかとなった。コンクリートのような高アルカリ環境中に置かれた鉄系材料は表面が不動態化し高耐食性を発揮する。不動態皮膜は鉄酸化物および鉄水酸化物からなるため、過剰な酸素ガスの供給により塩化物イオンによる不動態皮膜の破壊を抑制した、あるいは破壊された不動態皮膜の自己再生(再不動態化)を促進したために高酸素圧側では腐食の抑制が生じたと考えられる。これらの結果より、高酸素腐食促進試験法では、アノード反応とカソード反応それぞれを促進するための最適な条件が存在することが明らかとなった。

高酸素腐食促進試験法のコンクリート中鉄筋腐食への適用の課題として、実環境で生成する鉄さびの加速再現を挙げた。そこで、モルタル中に埋設し、0.6 MPaの酸素ガスを供給した鉄試料表面の腐食生成物をレーザーラマン分光法により解析した。比較対象には、長崎県端島(通称、軍艦島)のコンクリート構造物より採取した鉄さびを用いた。軍艦島に残る建物は大部分が大正時代から昭和時代初期に建築され、

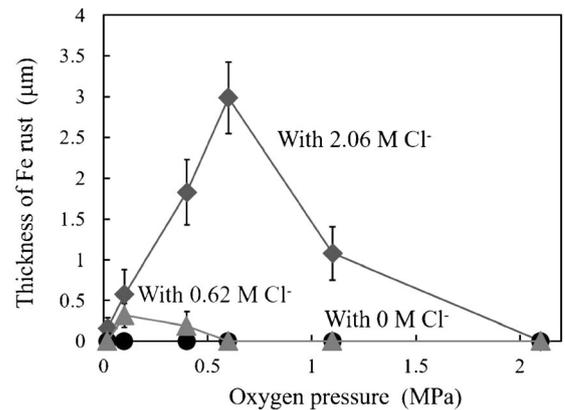


図4 種々の供給酸素圧において高酸素腐食促進試験を行ったモルタル埋設鉄試料の鉄さび厚さ⁽⁷⁾。

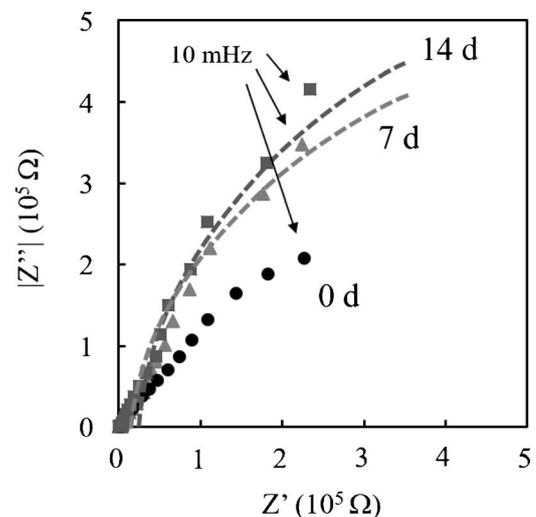


図5 2.1 MPaの高圧酸素ガスを供給したモルタル埋設鉄試料の電気化学的インピーダンス測定におけるNyquist plots⁽⁷⁾。

建築後100年が経過しても崩落していない世界的にも歴史的価値の高いコンクリート構造物群である。図7に示したとおり、酸素加圧下で生成した鉄さびは Fe_3O_4 および $\alpha\text{-FeOOH}$ 、 $\gamma\text{-FeOOH}$ であり、実構造物から採取したコンクリート構造物中の鉄さびと同様のスペクトルを示した⁽⁸⁾⁽⁹⁾。また、従来の腐食加速試験で報告されたような塩化物イオンやカルシウムイオンを含んだ鉄さびは検出されなかった。これらの結果より、高酸素腐食促進試験で実環境と同様の鉄さびを加速再現できることが明らかとなった。

(2) より実環境に即した試験条件における鉄筋腐食挙動の検討

コンクリート中鉄筋腐食に関する既往の研究は、特に腐食メカニズムに関する検討を行う場合、研磨された平板や磨き丸棒を使用することがほとんどであった。これは、試料表面の不動態皮膜生成および破壊プロセスの考察や腐食試験後の試料表面観察が容易であるからであると考えられる。一方で、実構造物に使用される鉄筋は、ミル・スケール(通称、黒皮)と呼ばれる熱間圧延時に形成される厚い酸化皮膜に覆われている⁽¹⁰⁾。これまで鉄筋上の黒皮が腐食に及ぼす影響について数例の報告がなされているが、統一的な見解は確立されていなかった。特に、黒皮は保護皮膜の役割を果たすために鉄筋の耐食性を高めるという研究結果⁽¹¹⁾と、黒皮付き

の鉄筋では黒皮なしの鉄筋と比較してより大きな腐食電流が測定されたために耐食性に劣るという研究結果⁽¹²⁾⁽¹³⁾の矛盾した報告がなされていた。そこで本研究では、黒皮付き鉄筋を埋設したモルタル試験体を高酸素腐食促進試験法に供することで、黒皮付き鉄筋の腐食メカニズムを検討した。

19 mm Φ のSD345鋼異形鉄筋(黒皮付き鉄筋と表記)およびこの鉄筋を電解研磨し表面の黒皮を除去した鉄筋(黒皮なし鉄筋と表記)をモルタルに埋設し試験体とした。かぶり厚は5.5 mmとした。モルタル打設の際には2.06 mol/LのNaCl水溶液を練り混ぜ水として使用した。高酸素腐食促進試験では0.6 MPaの酸素ガスを供給した。供給した塩化物イオン量および酸素ガス圧は、3.1で報告した最も効率的な腐食加速が得られた条件である。図8に高酸素腐食促進試験前および14日間の試験後の試験体断面光学顕微鏡像を示す。黒皮付き鉄筋では、腐食が発生し黒皮と下地鋼材の間で鉄さびが生成していた。一方で、黒皮なし鉄筋では腐食の発生は認められなかった。このように黒皮は鉄筋の耐食性を低下させることが明らかとなった⁽¹⁴⁾。より詳細に黒皮が鉄筋腐食に及ぼす影響を検討するため電子顕微鏡を用いて黒皮付き鉄筋の断面を観察すると、図9に示すとおり黒皮と下地鋼材の間には幅数 μm の空隙が存在すること、黒皮には所々傷(初期欠陥と呼ぶ)が存在し、外部とのパスになっている部分があることがわかった⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。そこで、全面が黒皮に覆われた鉄

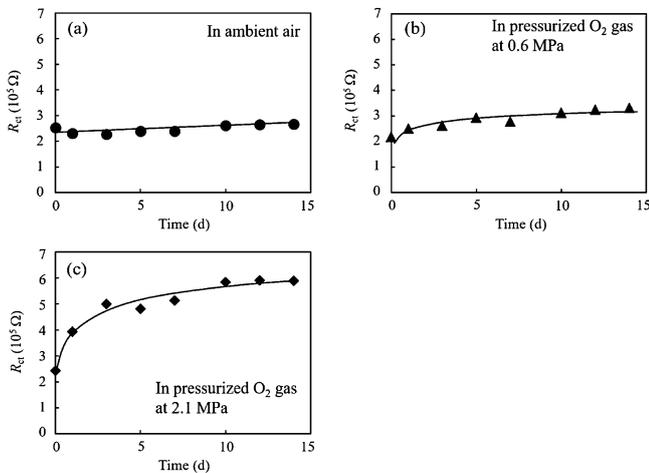


図6 電気化学的インピーダンス法で測定したモルタル埋設鉄試料の電荷移動抵抗変化：(a) 大気開放，(b) 0.6 MPa 酸素供給，(c) 2.1 MPa 酸素供給⁽⁷⁾。

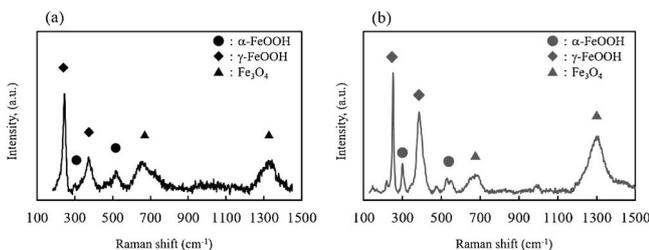


図7 鉄さびのレーザーラマンスペクトル：(a) 高酸素腐食促進試験法で生成，0.6 MPa 酸素ガス供給⁽⁸⁾⁽⁹⁾，(b) 実環境(軍艦島のコンクリート構造物)から採取。

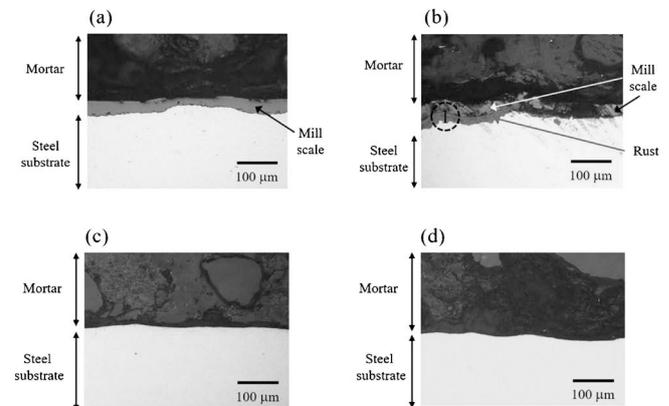


図8 黒皮付き鉄筋および黒皮なし鉄筋の高酸素腐食促進試験後の断面光学顕微鏡像⁽¹⁴⁾：(a) 黒皮付き：試験0日 (b) 黒皮付き：試験14日，(c) 黒皮なし：試験0日 (d) 黒皮なし：試験14日。

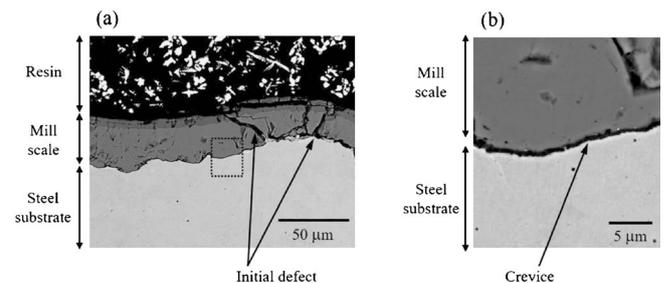


図9 黒皮付き鉄筋の断面SEM像⁽¹⁴⁾：(a) 黒皮および黒皮の初期欠陥，(b) 黒皮と下地鋼材のすき間((a)の点線部の拡大図)。

研究発表における
「ねらい」と述語

大同大学工学部機械工学科；教授

田中浩司

1. はじめに

大学教員になって3年になるが、私には企業で研究開発に携わった30年が染みついている。その私が学生の卒業研究の発表を聞いて、いつも同じようなことをやかましく指導している。それは話す時の、最後の述語の選び方である。

3年次になるとたいてい専門の学生実験がある。ここでは結果を簡潔にまとめ、客観的な考察を加えれば合格がもらえる。ところが、研究発表ではそうは行かないと思うのである。異論数多を覚悟して述べさせて頂くと、発表には研究者の「思い」がこもっていなければならない。以下は企業で叩き込まれたものだから学生諸君に強要するものではないが、ゆっくり・はっきりしゃべる以上に聞き手に言いたいことが伝わる術だと自負しているので、拙文にお付き合い願えれば幸いである。

2. ねらいと目的

研究開発には、どんな小さな課題であれ「ねらい」がある。わざわざ括弧でくくったのは、ねらいと目的を区別するためである。材料やプロセスを開発しようとする論文の緒言をじっくり読んで欲しい。背景があって、従来の研究とその課題があって、本研究の目的がある。この背景と課題のどこかに「ねらい」が潜んでいることが多く、それは次に述べる目的を達したら、何が可能になるのかを指す。

例えば、A現象が可視化できればB量の測定が可能になる、B量を抑制できればC特性が向上する可能性がある、C特性が向上すればD成分を代替できるかも知れないといった具合である。開発系のテーマは終始この繰り返しであって、いまどのフェーズにいるのかをはっきり伝えなければ報告にならない。「たら・れば」は仮定の意で学術論文には相応しくない、というご意見もあろう。その通り、客観的であらねばならない文章で多用してはいけない。しかし口頭発表では、まず「ねらい」を聴衆に伝えることが出発点だと思っている。

発表の初めに「ねらい」が伝わると何がうれしいか。それは聴衆がその道の専門家であるほどご利益が出てくる。つまり、類似の研究開発を経験してきたベテランは、「ねらい」が分かれば本研究でどこにたどり着こうとしているのか推測がつくのである。したがって、次に話者が言う目的がその「ねらい」に近づくものかどうか、達せられたら第一歩なのか大きな進歩なのかもおおよそ理解してもらえる。これは、その後の話し方が拙くても、図をきれいに描いておけばおのずと伝わる状態であって、発表の半分は成功したようなものである。

3. 述語の選び方

さて本記事の主題は、発表を控えた学生へのアドバイスである。ねらいと目的をうまく理解してもらえたら、聞いている人は「あなたは何をしたいのか」を分かっている。そうすると、結果がどちら(増加か減少)に変化すればハッピーなのかも予想がついている。発表する時には、この「したいこと」をずっと頭に留めていて欲しい。先の例で説明しよう。

B量を抑制できればC特性が向上する。だからねらいはC特性の向上で、目的はB量の抑制である。ある考えで条件1を変えて実験した結果、首尾よくB量が減少したとしよう。あなたの考えが当たっていた。話が前後するが、「考え」はあなたのコンセプトであり、目的とともに前に述べておかねばならない。ともかく、良い結果に「コンセプトの実証」という箔がついた。あなたはこの結果を話すとき、客観的に「B量が減少しました」と言うのだろうか。

良い結果にC特性を向上させたいという思いがこもっていれば、「B量を抑制することができました」と言ってしまう。「減少した」は正しい学術用語であり、悪いところは何もない。ただ「抑制できた」と言い換えると、「したいこと」が何だったか、初めに聞いたねらいが蘇って感慨深く伝わってくる。

では条件2を変えたけどB量が全く変化しなかった場合はどうするか。ねらった結果が得られず、コンセプトが崩れた。初めての発表で練習をせよと、このような場合に「～してしまった」などの言葉が出てきて、失敗談のように聞こえる。そんな時は、時間切れで検証する時間はなかったけど、「条件2ではなく条件1を制御する必要性が示唆された」と言うのである。話術に過ぎないが、少しでもあなたが向かっている方向、目指すところが伝わる。今後の進め方について会場からコメントもしやすい。研究では良い結果が出なくても無駄ではない。コンセプトを立て直す、違った視点で考え直すという、次の段階に行ける結果なのだから。

4. 図表にも工夫を

前述の通り、「ねらい」が伝われば結果がどちらに変化すれば良いのか、鋭い聴衆は予め考えている。図表を見た瞬間にグラフが右上がりか、結晶粒が微細化しているか、分布が変化したかどうか、説明がなされる前に目を走らす。と言うことは、赤く塗ったり大きいフォントにしたり比較対象を明確にしたりして、言いたいことが一目で分かるように作成してあれば図表の説明は最低限で済む。そして、言いたいことに熱が入れば、述語を選び、話し方に強弱が付き、またポイントでどこを指してどう動かすか、おのずと演じることができはるはずである。

5. おわりに

最初から学会発表に慣れている学生はいないだろうし、何度やっても緊張するだろう。前節で「減少した」と「抑制できた」では、主語が変わっていることに気が付いただろうか。論文では普通、事象を客観的に書くから、モノが主語で述語は受動態が多い。しかし口頭発表はあなたが主役である。発表は最初が肝心。考えをしっかりと伝え、思いを込めて述語を選び、聴衆の反応を感じ取れるようになって欲しい。

(2021年3月15日受理) [doi:10.2320/materia.60.301]

(連絡先 〒457-8530 名古屋市南区滝春町10-3)



見方・考え方 合金状態図

三浦憲司, 福富洋志, 小野寺秀博(共著)
オーム社 2003年

鹿児島大学大学院理工学研究科 三井好古

本書は、「見方・考え方」合金状態図という名の通り平衡状態図についての教科書である。しかしながら、筆者は本書を状態図だけでなく金属材料についてこれから勉強するに人のための入門書、のように感じており、今回、本企画「教科書、この1冊」の1冊として紹介させていただく。

筆者の本書との出会いについては、おそらく10年程前である。しかし、残念ながら、詳細を正確には覚えていない。筆者は、学部から大学院修士課程まで強磁場下でのエックス線回折測定に関する研究に取り組んでいたが、博士課程に進学した際、強磁場中の平衡状態図に関する研究に取り組む事になった。ちょうどその時期、平衡状態図の勉強をしないといけない、と一念発起した際、本書に出会ったのかもしれない(筆者が所持している本書は第1版第6刷(2008年)であり、時期的には合致した)。現在も本書を参照することが多く、座右の一冊である。

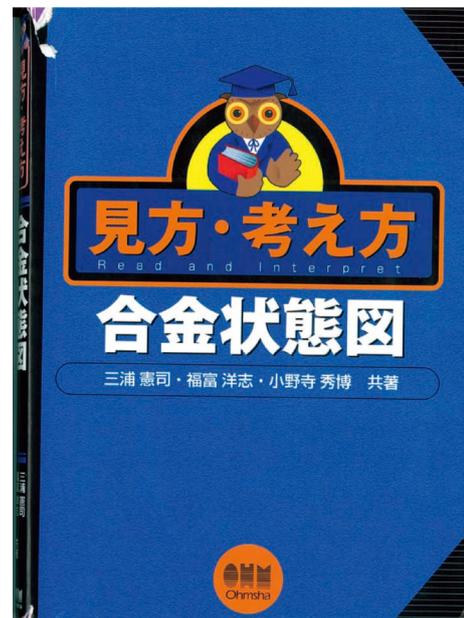
ここで本書の構成についてふれる。本書は、全8章で構成されている。まず第1章では、金属材料の組織や特性について解説されている。熱処理の重要性や、組織や配向が磁気特性や力学特性にどのような影響を及ぼすかについて、鉄鋼材料やアルミニウム合金を例に紹介されている。続く第2章では二元平衡状態図の基礎として「相とは」「固溶体とは」「金属間化合物とは」といった基本的な事項を取り扱っている。第3章では、結晶構造や回折現象について解説されている。この章は、全8章のなかで最大の分量となっている。点群や、fcc構造とhcp構造の相関といった結晶構造間の関係など結晶に関する事項について状態図の教科書の1項目として取り扱っているのは本書の特徴の1つであろう。続いて、第4章では、相の自由エネルギーの考え方と相平衡について記載されている。相の自由エネルギーと平衡状態図がどのように関係するかについて、自由エネルギーの組成依存性が実際にいくつかの温度で計算され、平衡状態図がどのように対応しているかについて示されている。第5、第6章では、それぞれ2元系、3元系状態図の見方について取り扱っており、不変系反応の種類や、2元系と3元系状態図の関係等が解説されている。最後に、状態図の活用方法(第7章)や計算状態図(第8章)と続き、状態図計算を用い

た材料開発など、状態図に関する発展的なトピックについて解説されている。巻頭言によれば、第1章や第7,8章について、教科書の内容が「将来どのようなことに役に立つか」について配慮したとの記述がなされている。

これらの項目のうち、筆者は状態図に関する章はもちろんであるが、はじめの第1章、第2章で取り扱っている、熱処理組織と特性について、また相や固溶体についての考え方が特に大事だと感じている。元素置換や、添加といった“結晶由来”の特性だけでなく、熱処理や、それによって得られる結晶配向、粒径、析出物といった結晶(粒)の集合体としての特性もまた、バルク材料としての特性を制御しうることを見識することは重要なことと感じている。また、第2章で取り扱う相や固溶体については、筆者自身、学生時代、実際に状態図上で液相と化合物相の二相平衡の際、化合物の結晶がどうなっているか等、イメージに困ったことが思い出される。

筆者は、金属材料に関する入門書としてここ数年、本書を研究室のセミナーで輪講していた。本企画の主旨の一つである、「座右の書の思い出を紹介する」、という点からは少々外れてしまうかもしれないが、教科書についての思い出を現在作っているところである。

工学分野だけでなく、理学分野を含め、幅広い分野の若い方に、ぜひ手にとってもらいたい一冊である。



■本書外観。

(2021年3月26日受理)[doi:10.2320/materia.60.302]

スポットライト

～第4回「高校生・高専学生ポスター発表」優秀賞～

Beautiful Metallic Flower !

～2次元的金属結晶の形成～

茨城県立水戸第二高等学校 3年SSクラス

武田春維 富永ひすい 仲田姫菜

本校はSSH(スーパーサイエンスハイスクール)指定の女子生徒のみが在籍する普通科高校です。学年8クラスのうち1クラスがSSクラスとして、「海外セミナー」や「サイエンスイングリッシュ」など、科学に関する様々な取組をしております。中心科目である「SS課題研究」では、班ごとにテーマを持って研究に臨んでいます。私たちの班は、金属葉について研究をしました。

金属葉は、金属塩水溶液と有機溶媒の境界面付近で電析を行う際に、境界面に沿って形成される金属薄膜結晶です。ある条件下においては、まるで花が咲いたような美しい平面状の金属結晶を析出することがありますが、実験条件とその形態の関係性については解明されていない点が多くあります⁽¹⁾⁽²⁾。私たちは、恒温槽により金属塩水溶液 50 mL を 313 K に保ち、電源は中村理工工業株式会社直流安定化電源装置 PS-5x を用い、有機溶媒として酢酸ヘキシル 5 mL を金属塩水溶液の上部に敷きました。陽極は金属塩水溶液中の金属イオンと同金属、陰極は白金線または炭素(鉛筆の芯)を用いました。可動式の陰極を下ろしていき、電流が流れ始めたところで固定したため、陰極の金属塩水溶液への浸漬は 1 mm 程度となります(図1)。金属葉の成長とともに電流は大きくなり、実験開始から3分後、最大 3 A 程度の電流が流れました。この条件下で、亜鉛(Zn)の金属葉形成と電圧の関係、金属葉形成と金属のイオン化傾向の関係、金属葉形成と金属塩水溶液の pH の関係について研究しました。

Zn の金属葉形成と印加電圧の関係において、高電圧ほど金属葉の形成速度は速くなりますが、金属葉形成のための最低電圧は約 0.6 V で、それ未満の電圧において Zn の金属葉を形成することはありませんでした(図2)。この最低電圧は浴抵抗に消費される電圧と考えられます。

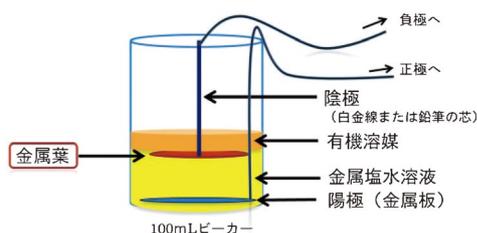


図1 金属葉形成に用いた実験装置概略図。(オンラインカラー)

一方、1.0 V、2.0 V、3.0 V、4.0 V の各電圧において ZnSO_4 aq 濃度を $0.50 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ 、 $1.0 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ 、 $2.0 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ と変えて Zn の金属葉形成実験を 3～5 回実施しましたが、金属葉の形態と電圧の間には明確な規則性を見出すことはできませんでした(図3)。Zn の金属葉の形態は、水溶液や電極が受ける外部からの振動、電極の種類や深さ、有機溶媒の種類などに起因するものと推察しています。

次に、金属葉形成と金属のイオン化傾向との関係性を探るため、 ZnSO_4 、 $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ 、 NiSO_4 、 CuSO_4 、 AgNO_3 の 5 種類の $0.50 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ 金属塩水溶液で電析を試みましたが、Zn の金属葉の他に金属葉を形成したのは CuSO_4 aq が一度のみ薄膜結晶を形成しました(図4)。濃度や電圧を変え何度か Cu の金属葉形成を試みましたが、Cu の金属葉を再び形成することはできませんでした。本研究では調整することができなかった何らかの条件が関係していると思われます。

また、各金属塩水溶液の初期 pH 測定値は、 $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ (pH : 1)、 NiSO_4 (pH : 3)、 CuSO_4 (pH : 3)、 ZnSO_4 (pH : 4)、 AgNO_3 (pH : 6) となり、金属塩水溶液の pH が低いと金属葉は形成しにくくなる傾向が明らかとなりました。1.0

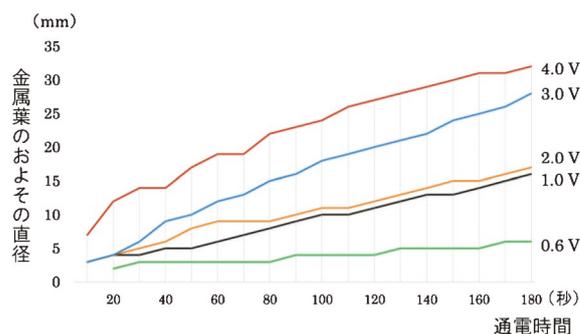


図2 各印加電圧に対する Zn の金属葉成長速度。(オンラインカラー)

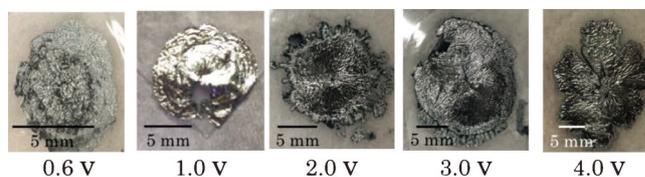


図3 Zn の金属葉形態の電圧依存性。(オンラインカラー)

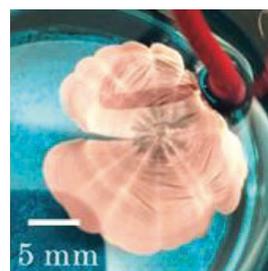


図4 酸性条件下で一度だけ形成された Cu の金属葉。(オンラインカラー)

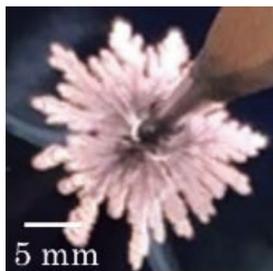


図5 塩基性条件下で形成されたCuの金属葉。(オンラインカラー)

$\text{mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{H}_2\text{SO}_4$ aqにおける陰極の水素過電圧は、 $\text{Pt} < \text{Au} < \text{Ni} < \text{Fe} < \text{Ag} < \text{Cu} < \text{Pb} < \text{Zn} < \text{Hg}$ の順に大きくなることが知られています⁽³⁾。過電圧は、陰極に金属が析出する場合は0 Vに近いですが、気体が発生する場合は余分に必要となる電圧となります。電析初期に白金電極にZnが析出し、Znが電極として作用するため、水素過電圧が大きいZnの金属葉は形成しやすくなるのではかと推測しております。逆に、水素過電圧が小さな金属は、結晶が析出しにくくなるものと思われま。なお、Ag結晶は水溶液中へ樹状に析出しますが、比重が大きいため金属葉としては成長せず、液底への落

下が観察されました。 CuSO_4 aq(初期pH: 3)に NH_3 aqを加え、 $[\text{Cu}(\text{NH}_3)_4]_2 + \text{aq}$ (pH: 9)とした場合、容易にCuの金属葉を形成することが明らかとなりました(図5)。これらのことから、pHが低い金属塩水溶液では、陰極付近で発生する H_2 が金属の析出を阻害している可能性が高いと推測できます。

私たちの研究では、Cuの金属葉形成や電極、溶液中の陰イオンの作用等について十分な知見を得ることができませんでした。現在は、SSコースの後輩たちが私たちの研究を引き継いでくれています。高校卒業後も、課題研究をはじめとする母校の様々な活動に協力をしていきたいと考えております。

文 献

- (1) 教師と学生のための化学実験, 日本化学会編, 東京化学同人, (1987), 21-26.
- (2) 金見紘征: 日本金属学会会報, **30**(1991), 985-992.
- (3) 卜部吉庸: 理系大学受験 化学の新研究, 三省堂, (2013), 344.

(2021年2月9日受理)[doi:10.2320/materia.60.303]
(連絡先: 〒310-0062 水戸市大町 2-2-14)



～美しい金属の写真～

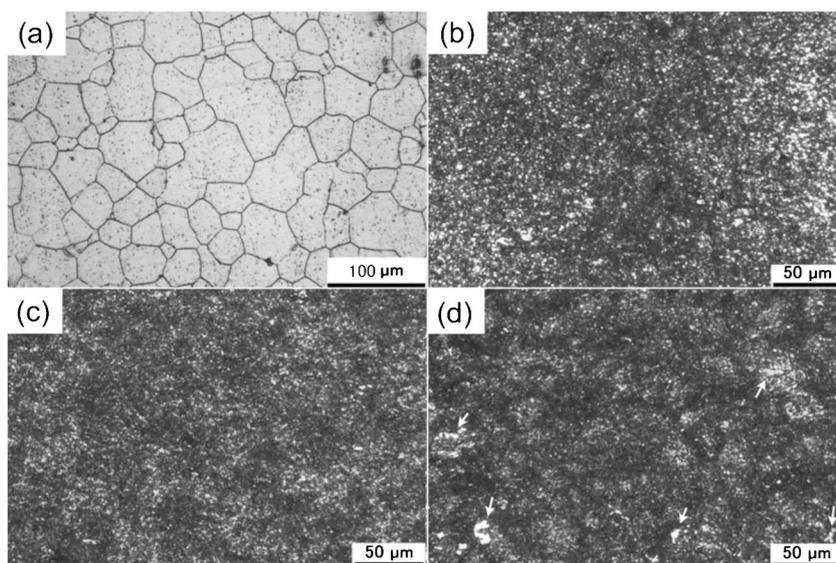


Fig. 4 Optical microstructures of samples (a) before multi-directional forging and after multi-directional forging to a cumulative strain of $\Sigma\Delta\varepsilon = 1.5$ at strain rate of (b) $3.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $3.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, (d) $3.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Arrow marks in (d) indicate newly developed coarse grains.

<H. Miura, M. Kobayashi and T. Benjanarasuth: "Effects of Strain Rate during Multi-Directional Forging on Grain Refinement and Mechanical Properties of AZ80Mg Alloy" Mater.Trans., **57** (2016), 1418-1423 より転載>

本 会 記 事

会 告	2021年度秋期講演大会講演募集および参加募集	305
	日本金属学会新ロゴマーク募集	320
	研究集会	321
	2021年春期講演大会記録	323
	金属学会講習会開催報告	327
掲示板	新入会員	326
会誌・欧文誌5号目次	行事カレンダー	328
まてりあ次号予告		326

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
	調査・研究	stevent@jim.or.jp
	まてりあ・広告	materia@jim.or.jp
	会誌・欧文誌	editjt@jim.or.jp

・投稿規程・出版案内・入会申込はホームページをご利用下さい。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

2021年秋期(第169回)講演大会講演募集

◎2021年秋期講演大会を下記の通り開催いたします。

尚、予告をしておりました期日と開催方法が変更になりましたのでご確認下さい。

会 期：2021年9月14日(火)～9月17日(金)

開催方法：オンライン開催(Zoom 利用)

ご注意：共同セッションの締切は、6月18日(金)です。

オンライン開催の場合、通常とは異なる発表形式となります。

下記注意事項をご確認頂き、十分ご注意頂き講演のお申込みをお願いいたします。

オンライン開催に伴うリスクについての注意

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

・発表に伴うリスク

1. 研究情報を不正に取得される

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

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

※本大会で使用するオンライン会議ツールでは録画機能は使えません。

2. 著作権を侵害してしまう

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

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

下記事項もご確認頂き、お申込下さい。

- ① 「一般講演」に限り、2件申込することができます。
- ② 最新の概要原稿フォーマットを利用し、PDF 変換後、アップロード下さい。
- ③ 同一研究室の3件以上の連続講演は認められておりません。
- ④ 事前参加申込者(講演者含む)へは参加申込み締切後に、参加者用 ID とパスワードを配信いたします。

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。).

講演申込は同時に大会参加の事前予約が必要です。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	https://www.jim.or.jp/convention/2021autumn/
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	講演申込・大会参加申込期間
一般・ポスター・公募シンポジウム	5月25日(火)13時～7月2日(金)17時
共同セッション	5月25日(火)13時～6月18日(金)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1-14-32	

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2021年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。
- インターネットでの入会申込み下さい。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	https://www.jim.or.jp/member/mypage/application.php
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30日(水) (共同セッションは6月16日(水))
年会費納入期限	7月30日(金)
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の申込は、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する。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する。

※申込方法について

すべて **WEB 申込** とする。

※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 A4 版縦 1 ページ。

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 版 1 頁	WEB のみ	一般講演のみ 2 件可。それ以外は全種別のうちで 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]: 公募シンポジウム, ポスターセッション, 共同セッション 1 人 1 件とする。一般講演に限り 1 人 2 件応募可。ただし、一般講演 1 件と他の講演種別 1 件のトータル 2 件は不可。講演種別を選択し申込をする。ただし、受賞講演, 基調講演, 招待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、講演としてまとめたものに限る。
- (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(登壇費不要)、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、個人会員で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。

会 員 資 格	事前参加申込 (5月25日～8月27日)	後期(当日)申込 (9月2日～会期最終日)
正員・維持員会社社員, シンポジウム共催・協賛の学協会会員・鉄鋼協会会員 (本会非会員)	10,000円	13,000円
個人会員で2021年3月1日時点で65歳以上の方*	無 料	無 料
学生員**	6,000円	7,000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。

* [65歳以上の個人会員]: 会員情報に生年月日のご登録がない場合は、課金されますのでご注意ください。会員情報に生年月日をご登録させて頂きませぬので、大会参加登録の前に annualm@jim.or.jp まで会員番号・お名前・ご連絡先・生年月日をお知らせ下さい。

** [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。

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講演登壇費	合計
非会員	一般	—	前納 24,000円	10,000円	34,000円
	学生	—	前納 14,000円	5,000円	19,000円
非会員(個人会員ではない維持員会社社員)	一般	—	前納 10,000円	10,000円	20,000円

※非会員(個人)の(有料)参加申込者には、1年間の会員資格を付与します。ただし特典は重複して付与いたしません。

3. 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する。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(共同研究者で且つ会員)であること。

4. 連続講演の希望について(下記条件全てを満たす申込のみ配慮する。)

- (1) 同一のセッション名で申込みすること。
- (2) 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)を記入する。
- (3) 申込締切前の希望であること。(備考欄に記入であること。)
- (4) 原則、同一研究室内で3件以上の連続講演は認めない。

5. 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。申込締切後の希望は受付けない。

6. 講演発表の際の注意事項

- (1) 講演時間はご自身で管理し、厳守する。
- (2) 発表者マニュアルに沿って講演を行うこと。

7. プログラム

プログラムは8月3日頃ホームページに掲載予定

ポスターセッションについて

1. 発表方法：8月にホームページに掲載の最新の「ポスター発表資料作成要領」参照。
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」を贈呈する。

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過去のこの賞の授賞者は授賞対象外とする。
3. 選考対象外のポスター：発表者が病欠等の場合、申し出があれば代理発表は可能。
その旨を事前に事務局へ連絡する。ただし、優秀ポスター賞の授賞対象から外れる。

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下記の共同セッションを実施している。

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。

今回はすべて金属学会会場で行います。(Zoom利用)

- ①「チタン・チタン合金」
- ②「超微細粒組織制御の基礎」
- ③「マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用」

講演概要の WEB 公開について

期日までに参加申込をし、参加費を納入された方へは、概要公開日に参加者個別認証 ID とパスワードをメール配信いたします。

特許関係のお手続きは、公開日までにお済ませ下さい。

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) 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。
- (3) 軍事研究であると判断される内容を含んでいないこと
- (4) 作成方法に基づい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、査読基準に基づき、その分野の専門家が査読する。査読者は次の項目を考慮し、採否を判定する。査読結果が「掲載不相当」に該当する場合は、理由を示して著者に返却する。

(査読の基準)

- (1) 講演大会概要の投稿の要件に準拠していること。
- (2) 内容が正確で、記述に問題がないこと。
- (3) 軍事研究であると判断される内容を含んでいないこと。
- (4) 題目が妥当であること。
- (5) 研究不正行為及び不適切行為をしていないこと。
- (6) 誹謗中傷に類する内容を含まないこと。

会誌2021年秋期大会講演精選論文原稿募集 欧文誌 Selected Papers from JIM Fall Meeting (2021)原稿募集

◎日本金属学会誌「2021年秋期大会講演精選論文」86巻4号および5号(2022年)掲載

◎Materials Transactions「Selected Papers from JIM Fall Meeting(2021)」63巻4号および5号(2022年)掲載

◎原稿締切 **2021年11月12日(金)**

◎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を必ず負担する。(会誌掲載論文は投稿掲載費用無料)

☆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。ご不明な点はお問合せ下さい。

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/2021autumn/>)から申込みする。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、早目に申込み下さい。

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：本会会員のID(会員番号)、パスワード

《講演内容の確認・修正》

概要提出日までに WEB 画面の内容確認・修正で変更した場合、講演大会プログラムに反映される。

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	
セッションキーワード (一般、ポスターのみ)	セッション名はまてりあ第60巻第5号311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する。 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する。
シンポジウム講演	まてりあ第60巻第5号314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含める。
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。 概要原稿の題目と同一のもの。
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、PDF(雛形あり)で作成し、アップロードする概要原稿の内容と申込欄に入力した題目・著者名が同じになるようにすること。ファイルを PDF 形式へ変換する際は、フォント埋め込み作業を必ず行う。 内容変更の場合は概要原稿の修正版を期限内に再提出する。
その他・備考欄	<ul style="list-style-type: none"> 連続講演を希望する場合(条件有り)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。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	講演者は必ず会員番号(ID)を記入する。 共著者はわかる範囲で可。
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。
講演概要の WEB 公開	講演概要の WEB 公開に同意できない場合は、申込出来ない。 公開は開催日 2 週間前に参加申込者のみに公開。

講演大会セッション（委員専門分野）

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード
1分野	1.材料と社会	材料と社会	1.1	教育	専門教育、共通教育、企業での教育、生涯教育、小・中・高校生への教育、カリキュラム、授業の実際、教材・教育の評価、社会人教育
			1.2	歴史・材料考古学	金属学・材料科学の歴史、金属技術の歴史・変換、材料考古学、文化財保存
			1.3	技術革新・技術伝承	IoT、マテリアルインターフェース、マテリアルソフトウェアエンジニアリング、材料情報、知的所有権、その他の金属学・材料学に関連した新分野・境界分野
			1.4	環境	LCA、リスクマネージメント、資源経済、環境・資源政策、材料の環境信頼性評価、製造物責任、環境低負荷材料、易リサイクル材料・設計、易解体設計、マテリアルセレクション、省材料設計、高寿命材料・設計、材料のリサイクルシステム、材料資源環境システム、再資源化用途開発、土壌浄化、環境修復
			1.5	ダイバーシティ	男女共同参画、LGBTI、国際化、学際協力、世代間・業種間融合
			1.6	新領域・その他	
	12.先進機能材料	先進機能材料	12.1	萌芽材料	
		12.2	新領域・その他		
2分野	2.物性	物性	2.1	磁気機能・磁気物性	磁気的性質、磁気光学的性質、電子状態、熱磁気効果（スピンゼーベック効果、異常ネルスト効果、磁気熱量効果、磁気ハイパーサーミア等）、核物性等
			2.2	半導体機能・電気物性	誘電的性質、光学的性質、電子輸送、薄膜・表面・界面物性、熱的性質（ゼーベック効果、ヘルチエ効果等）、原子輸送、金属絶縁体転移等
			2.3	構造物性	結晶成長、結晶構造、準結晶構造、非晶質固体構造、格子ダイナミクスと安定性、相転移（変態）、不整合・整合構造、格子欠陥、粒界等
			2.4	物性評価	照射効果、ナノスケール量子効果、トンネル効果、メスパウアー効果、核磁気共鳴、分光・発光・回折一般等
			2.5	新領域・その他	
	9.電気・磁気関連材料	電気・電子・光関連材料	9.1	伝導・実装材料	電気伝導材料、電極材料、電子実装材料、配線材料、マイクロ接合材料、フラーレン、カーボンナノチューブ、熱伝導材料等
			9.2	半導体・誘電体材料	半導体材料、誘電体材料、圧電体材料、センサー材料、太陽電池、High-k材料、低次元物質、ナノ粒子・（超）微粒子、原子クラスター等
			9.3	光・電磁波関連材料	光学結晶材料、光記録材料、液晶材料、光ファイバー材料、光学ガラス材料、テラヘルツ等
			9.4	強相関電子系材料	超伝導材料、トポロジカル絶縁体、強相関電子系材料、マルチフェロイック材料等
		磁性材料	9.5	ソフト・ハード磁性材料	ソフト磁性材料（高透磁率材料（合金系、フェライト系、アモルファス、ナノ結晶等）、永久磁石材料（希土類系、合金系、フェライト系等）、電波吸収体・ノイズ抑制体材料等
			9.6	スピントロニクス・ナノ磁性材料	磁気抵抗効果（AMR、GMR、TMR等）材料、スピンメモリー・センサー材料、スピンカロリトロニクス材料、スピン注入技術、スピン流制御技術、スピン（軌道）トルク制御技術、磁気記録・磁気デバイス用材料、磁性（超）薄膜・多層膜・磁性金属人工格子、磁気スキルミオン等
			9.7	磁気機能材料	磁歪材料、磁気冷凍材料、フラストレーション材料、反強磁性材料、相転移誘起材料（磁場誘起相変態等）等
			9.8	新領域・その他	
			9.9	新領域・その他	
3分野	3.組織	相安定性・相変態	3.1	熱力学・状態図・相平衡	熱力学、状態図、相平衡、準安定、非平衡、相転移、金属間化合物、規則-不規則転移、磁気転移等
			3.2	拡散・相変態	拡散、偏析、析出、拡散変態、規則-不規則変態、不連続析出、粒界・相界面上析出等
			3.3	マルテンサイト変態・変位型相変態	マルテンサイト変態、変位型相変態（ベイナイト変態含む）、形状記憶・超弾性材料、磁性形状記憶合金、TWIP、TRIP、エージング・テンパリング、双晶変形、熱・応力・磁場・電場誘起相変態、組織制御、組織形成と機械的性質、プロセス（粉末冶金・複合材料含む）、SMAアクチュエータ・応用、マルテンサイト変態に関わる材料機能（タンピング、磁気・弾性熱量効果等）
			3.4	合金・アモルファス・準結晶	アモルファス、金属ガラス、準結晶、高エントロピー材料等
		組織制御	3.5	組織制御技術	時効・析出、熱処理、加工、加工熱処理、合金元素添加、急冷凝固、メカニカルアロイング、界面接合強さ、複合化、多層化、薄膜、積層造形、ミルフィーユ構造、コーティング、シミュレーション等
			3.6	再結晶・粒成長・集合組織	回復・再結晶、集合組織、粒成長、粒界、異相界面、双晶等
			3.7	組織観察・分析	電子顕微鏡、STM、AFM、FIM、3次元アトムプローブ、X線・中性子線回折、EPMA、XPS、イメージング・マッピング技術、放射光等
		分析・解析・評価	3.8	計算材料科学・材料設計	理論、シミュレーション等
			3.9	新領域・その他	
	11.計算科学	データ科学	11.1	計算材料科学・材料設計	計算材料科学・材料設計、第1原理電子論計算、分子シミュレーション、分子動力学法、モンテカルロ法、CALPHAD法、フェーズフィールド法、有限要素法、境界要素法、セルラーオートマトン、マルチスケール解析、マルチフィジックス解析等
11.2			データ科学	マテリアルズインフォマティクス、マテリアルズインテグレーション、機械学習、深層学習、強化学習、転移学習、逆問題、データ同化、ニューラルネットワーク、最適化、データベース、ビッグデータ、人工知能等	
11.3			新領域・その他		

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード
4分野	4.力学特性	力学特性の基礎	4.1	強度・力学特性	力学（格子欠陥、弾性、塑性、破壊力学、有限要素法、分子動力学、マイクロメカニクス等）、転位の基本的特性（運動、増殖、相互作用等）、転位と各種格子欠陥の相互作用、変形（弾性、擬弾性、塑性、粘性、粒界、変形双晶等）、各種強化機構、破壊機構（き裂やポイド発生・成長・合体等）
			4.2	塑性・疲労・破壊	延性、韌性、静的および動的破壊、破壊靱性値、疲労、応力腐食割れ、水素脆性、遅れ破壊、寿命
			4.3	高温変形・クリープ・超塑性	高温変形、クリープ、クリープ疲労、超塑性
			4.4	力学特性評価	力学特性の評価法、力学的挙動の予測（応力-ひずみ曲線、クリープ曲線等の予測、寿命予測等）、合金設計、複合材料（材料システム）設計、データベース
		力学特性と組織	4.5	欠陥と組織	転位組織、転位セル、変形帯、強加工、双晶、ポイド、亀裂
			4.6	多結晶組織	粒成長、再結晶、双晶、偏析、粒界析出、粒界反応型析出
			4.7	金属間化合物	金属間化合物、規則相、高温変形
			4.8	超微細粒組織	微細粒、バルクナノメタル、強化機構
			4.9	新領域・その他	プラストン、キック変形、ディスクリネーション、ミルフィーク構造
5分野	5.材料化学	耐食性・耐酸化性	5.1	腐食・防食	水溶液腐食、電気化学測定、表面皮膜、腐食環境解析、孔食、すき間腐食、応力腐食割れ、大気腐食、高温高圧水腐食、水素脆化、異種金属接触腐食、エロージョン・コロージョン、腐食事例、耐食合金、耐食コーティング、腐食抑制・防錆剤、電気防食、等
			5.2	高温酸化・高温腐食	高温ガス腐食、溶融塩腐食、水蒸気酸化、エロージョン・コロージョン、超臨界環境等、耐熱材料、耐熱コーティング、超合金、金属間化合物、セラミクス材料、酸化物の特性
		表面・界面・触媒	5.3	湿式表面処理・湿式めっき	電解・無電解めっき、アノード酸化、エッチング、化成処理、イオン液体、電気化学的な成膜、ぬれ性、摩擦・摩耗・潤滑等
			5.4	気相プロセス・薄膜・厚膜作製技術	PVD、CVD、スパッタリング、プラズマプロセス、イオン注入・イオン打込み、イオンミキシング、コーティング、クラスター制御、表面処理、表面改質等、エッチング、アッシング、リソグラフィ、マイクロ・トライボロジー、マイクロ・マシニング、マイクロ・ボンディング、ケミカルメカニカルポリッシング（CMP）、溶射、肉盛り、拡散浸漬処理、ぬれ性、摩擦・摩耗・潤滑等
			5.5	表界面反応・分析	表面物性・反応、表面の構造と結晶学、吸着・脱離、表面の熱・統計力学、表面の電子状態およびエネルギー・計算科学、電気化学反応、表面・界面の作製技術、表面分析法（各種化学分析・機器分析、極微量分析、極小領域分析、状態分析、プローブ顕微鏡、顕微分光、環境やプロセスのその場分析、成分画像解析等、各種分析装置の開発、化学センサー、モニタリング法等）、コロイド材料
			5.6	触媒材料・触媒反応	触媒材料（貴金属・卑金属触媒、金属間化合物触媒、ナノ構造触媒、規則性多孔体、有機金属、光触媒等）、触媒反応（酸化、水素製造、C-H活性化、クロスカップリング、界面分子変換、排気ガス浄化等）、触媒技術と反応プロセス開発、触媒理論
			5.7	新領域・その他	
6分野	6.材料プロセス	環境・リサイクルプロセス	6.1	環境・リサイクル技術	LCA、リスクマネジメント、資源経済、環境・資源政策、材料の環境信頼性評価、製造物責任、事故解析、材料安全など、環境低負荷材料、易リサイクル材料、易リサイクル設計、易解体設計、マテリアルセレクトシオン、省材料設計、高寿命材料、高寿命設計など、分離プロセス、再資源化プロセス、材料のリサイクルシステム、材料資源循環システム、リサイクル化学、クローズドプロセス、再資源化用途開発など、
			6.2	製・精錬の物理化学	資源・原料、各種および新製・精錬法、冶金熱力学、化学反応工学、移動速度論、高温プロセス解析、数値流体力学、高純度化、分離・回収・精製、環境・リサイクル等
		溶融・凝固プロセス 高温プロセス	6.3	融体・高温物性	熱力学的諸量、融体物性、モデリング等
			6.4	凝固・結晶成長・ casting 技術	結晶成長、過冷却、非晶質、準結晶、輸送現象、高純化、鑄造、鋳物、ダイキャスト、単結晶製造技術、半溶融加工、溶射、反応性溶射、溶射素過程、等
			6.5	塑性変形・塑性加工技術	塑性加工、高ひずみ速度加工、強加工プロセス、極限環境プロセス等
		固相プロセス 固相・溶接プロセス	6.6	粉末・焼結・造形技術	粉末製造、超微粉、粉体成形・粉末冶金（焼結プロセスを含む）、メカニカルアロイング、焼結合成プロセス、粉末射出成形（金属射出成形、セラミック射出成形）、3次元造形（3Dプリンター）、コールドスプレー、スプレーフォーミング、エアロゾルデポジション、アトマイズ等
			6.7	接合・溶接・実装・接着・複合技術	メカニカルプロセス、常温接合、拡散接合、超音波接合、摩擦圧接、摩擦攪拌接合、爆発圧接、電磁圧接、溶接、ろう付け、接着、精密接着、メッキ・プロセス、はんだ付け、実装、マイクロ接合、力学特性、信頼性等
		材料評価、プロセス評価技術	6.8	材料評価技術	非破壊検査、非破壊定量評価、残留応力解析、センシング技術、信頼度評価等、各種プロセス・シミュレーション、テラヘルツ
		6.9	新領域・その他		

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード
7分野	7. 生体・医療・福祉	生体材料基礎・生体応答	7.1	細胞機能・組織再生	細胞機能、細胞間相互作用、シグナル伝達、細胞・生体組織評価、細胞増殖・分化、組織修復 (Tissue Engineering)、DDS (Drug Delivery System)、ゲノム解析・編集、細胞適合性、細胞配向、代謝回転、恒常性、石灰化、各種臓器・骨・歯牙、血管、骨芽細胞、破骨細胞、OCY (オステオサイト)、骨系細胞、細胞外基質、がん、細胞小器官、RNA、DNA、遺伝子組み換え、細胞培養、骨形態計測法、染色法、足場材料、機能性タンパク質等
			7.2	構造生体機能化	機能発現、バイオメカニクス、計算科学、金属組織・組織制御、弾性・塑性変形機構、力学機能発現 (弾性率、強度、延性、疲労、破壊)、スキャフォールド、インプラント、双晶変形、生体組織、組織配向性、人工関節、人工歯根、熱処理、多孔化、機能・組織評価法、Co-Cr合金、ステンレス鋼、生体用セラミックス、リン酸カルシウム系材料、PEEK、整形外科用材料等
			7.3	表界面生体機能化	生体/材料界面、表面修飾、ナノ表面・界面、感染防御・制御、表界面機能、骨伝導・骨誘導、バイオセンサー、抗菌性、タンパク質吸着、コーティング、化学処理、表面分析・評価、PVD、CVD、コーティング材料等
		生体材料設計開発・臨床	7.4	生体・医療・福祉材料	バイオマテリアルサイエンス、生体情報・計測、リハビリテーション医学、ユニバーサルデザイン、バリアフリー、生体機能代替、福祉用具・支援機器、ウェアラブル、IoT、AI、非磁性・低磁性、低弾性・高弾性、生体活性ガラス、生分解性材料、耐摩耗性材料、歯科用合金、生体用ハイエントロピー合金等
			7.5	生体用Ti・Ti合金	Ti・Ti合金、低弾性率、形状記憶、超弾性、オッセオインテグレーション、集合組織、人工骨・関節、相変態・組織制御、機能評価法、電子顕微鏡、β型Ti合金、ユビキタス元素、計算機シミュレーション等
			7.6	Additive Manufacturing・テララーメイド医療材料	付加製造、3Dプリンタ、金属積層造形、金属粉末、異方性/等方性、形状/組織制御、力学特性、残留応力、生体モデリング、形状計測、格子構造、薬物送達システム、マイクロマシン、マスカスタマイゼーション、テララーメイド医療、遠隔地診療、レーザービーム、電子ビーム、順シミュレーション・逆問題解析、溶融池シミュレーション、リアルタイムモニタリング等
			7.7	生体安全性・有効性評価	医用画像・バイオイメージング、生体シミュレーション、レギュラトリーサイエンス、生体情報・計測、医療技術倫理、細胞毒性、疾病、代謝異常、骨吸収、金属アレルギー、耐食性、疲労、疾病治療、医療機器、臨床研究、臨床応用、GLP等
			7.8	新領域・その他	
8分野	8. 構造材料	金属材料	8.1	Fe・Fe合金	Fe・Fe合金の原理・原則、鉄鋼材料、ステンレス合金、相変態 (パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、マツプ等)、組織制御、力学特性、計算材料科学
			8.2	Cu・Cu合金	Cu・Cu合金の原理・原則、配線材料、熱伝導材料、相変態、組織制御、力学特性、計算材料科学
			8.3	Ti・Ti合金	Ti・Ti合金の原理・原則、相変態、組織制御、強化機構、成型性、ゴムメタル、耐食性、表面処理、計算材料科学
		軽金属材料	8.4	Mg・Mg合金	Mg・Mg合金の原理・原則、相変態、長周期積層構造、組織制御、強化機構、キンク変形、ミルフィーユ構造、成型性、集合組織、耐食性、計算材料科学
			8.5	Al・Al合金	Al・Al合金の原理・原則、相変態、GPゾーン、クラスター、組織制御、強化機構、成型性、集合組織、耐食性、計算材料科学
		セラミックス材料	8.6	セラミックス材料	セラミックス材料の原理・原則、相変態、構造相転移、焼結、組織制御、機能材料、強化機構、破壊、成型性、耐熱性、計算材料科学
		耐熱材料	8.7	ジェットエンジン・ガスタービン耐熱材料	耐熱鋼、超合金、耐熱合金、高融点金属、金属間化合物、セラミックス、超高温材料、金属基複合材料、金属間化合物基複合材料、セラミックス基複合材料、プラスチック基複合材料、炭素繊維強化型複合材料、SiC繊維強化型複合材料、ジェットエンジン、ガスタービン、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
			8.8	蒸気発電耐熱材料	耐熱鋼、超合金、耐熱合金、蒸気タービン、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
			8.9	耐熱特性	耐熱合金、耐熱セラミックス、超高温材料、耐熱複合材料、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、熱機関、燃焼、熱伝導、熱膨張、熱衝撃、熱遮蔽、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
		機能性構造材料	8.10	機能性構造材料	アモルファス材料、金属ガラス材料、準結晶材料、制振材料、インテリジェント・スマートマテリアル、積層造形、計算材料科学
		複合材料	8.11	複合材料	複合材料、スポーツ用品材料、積層造形、接合、組織制御、トポロジー最適化、力学特性、熱特性、電磁気特性、計算材料科学
			8.12	ポーラス材料	ポーラス材料、積層造形、接合、組織制御、トポロジー最適化、力学特性、熱特性、電磁気特性、計算材料科学
			8.13	新領域・その他	
9分野	10. エネルギー関連材料	原子力材料	10.1	原子力材料	原子炉材料、核融合炉材料、ビーム関連材料、照射損傷、照射効果
		熱電材料	10.2	熱電材料	熱電変換、熱電素子、ゼーベック効果、ペルチェ効果、熱伝導、電気伝導、など
		水素・電池関連材料	10.3	電池材料・イオン伝導材料	電極材料、電解質材料、イオン伝導材料、電池設計、電池関連物性、など
			10.4	水素化合物・水素貯蔵・水素透過・水素関連物性	金属水素化合物、錯体水素化合物、水素貯蔵、水素透過、水素脆化、水素利用、水素関連物性、機能・プロセッシング、金属-水素相互作用、同位体効果、など
		新領域・その他	10.5	新領域・その他	センサー材料、熱伝導材料、など

2021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(オンライン開催におけるテーマ公募によるシンポジウム講演)は、下記10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 機能コアの材料科学Ⅱ New Materials Science On Nanoscale Structures and Functions of Crystal Defect Cores, II

多くの先進材料において、材料内部に存在する点欠陥や粒界、界面、転位等の結晶欠陥が、機能発現の起源となっている。したがって、結晶欠陥を高度に制御し、その機能を最大限に引き出すことができれば、材料研究における大きなブレークスルーとなると期待できる。また、近年のナノ計測技術や理論計算における分解能や精度の著しい進歩により、結晶欠陥の電子・原子レベル構造とそこに局所する機能に関する新規な知見が次々と得られるようになってきた。この流れを受け、結晶欠陥の特異な機能と各種外場との相互作用に着目し、令和元年から新学術領域「機能コアの材料科学」が立ち上がった。2回目となる本シンポジウム「機能コアの材料科学Ⅱ」では、結晶欠陥(機能コア)に関する最新の研究成果を議論し、今後の課題と方向性について意見交換する場とした。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

大阪大学大学院基礎工学研究科教授 中村篤智

E-mail: nakamura@me.es.osaka-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

名大 松永克志 東大 柴田直哉 溝口照康

阪大 吉矢真人 東工大 平山雅章 名大 丹羽 健

S2 ミルフィーユ構造の材料科学Ⅳ Materials Science of Mille-feuille Structure IV

最近の研究により、硬質層と軟質層が積層した「ミルフィーユ構造」を有する金属・高分子・セラミックス材料に対して、キンクを導入すると、顕著な強度上昇が発現(キンク強化)することが明らかとなってきた。キンク強化の発現機構の解明と理論構築が進展すれば、我が国発の材料強化手法が確立でき、新たな学問分野の創出が期待できる。そこで、本シンポジウムでは、金属はもとより、セラミックス、高分子をも対象材料とし、過去3回の公募シンポジウムでの議論をさらに発展・深化させ、ミルフィーユ構造を有する多様な材料のキンク強化の議論を深めたい。

本シンポジウム開催にあたっては、数件の基調講演とともに、広く会員からの一般講演を募ることとしている。また、本シンポジウムを本会「キンク研究会」の活動の一環としても位置づけ、研究会活動の活性化も図りたい。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

大阪大学准教授 萩原幸司

E-mail: hagihara@mat.eng.osaka-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東大 阿部英司 熊本大 河村能人

九大 中島英治 北大 三浦誠司 JAEA 相澤一也

東工大 藤居俊之 東京農工大 斎藤 拓

S3 ハイエントロピー合金の材料科学(VI) Materials Science and Technology in High-Entropy Alloys (VI)

近年、ハイエントロピー合金(HEA)が世界的な注目を集め、その研究が盛んに行われている。2004年に HEA の基礎概念が考案されて以降、関連する出版物の数は急増しており、各国で大型プロジェクトが立ち上がっている。我が国でも、新学術領域研究「ハイエントロピー合金」が継続中であり、この分野における最新知見の共有および情報発信は、日本金属学会の会員にとって有益と考える。本研究テーマにて2018年秋期講演大会以降、系統的にシンポジウムを開催しており、今回がその第6弾となる。本公募シンポジウムを開催して HEA の基礎・応用、実験・理論など幅広い研究トピックの講演を募り、研究者間の活発な議論の場を堅持する。コロナ禍において希薄になりつつある学術連携の再強化をはかり、HEA 研究を通して材料科学の更なる発展に寄与する。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学金属材料研究所教授 加藤秀実

E-mail: hikato@imr.tohoku.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

京大 乾 晴行 東北大 古原 忠 京大 辻 伸泰

阪大 尾方成信 名大 小山敏幸

S4 材料変形素過程のマルチスケール解析(Ⅳ) Multi-scale analysis of elementary processes in plasticity (Ⅳ)

近年、ナノ・マイクロ機械試験法や原子分解能電子顕微鏡法をはじめとする最先端の実験手法、第一原理計算を中心とした計算材料科学の急速な発展により、材料の変形・破壊挙動を支配する転位や変形双晶といった塑性変形の素過程について、実験、理論の両面においてマルチな時間・空間スケールでの横断的な解析が行われ、様々な興味深い現象が見出されるようになってきている。本公募シンポジウムは2018年秋期大会(第1回)、2019年秋期大会(第2回)、2020年秋期大会

(第3回)において開催された。毎回多くの参加者と活発な議論が交わされており、同テーマに関する第4回シンポジウムを企画する。本シンポジウムでは、引き続き各種材料の塑性変形の素過程に関する最新の実験・理論研究に関して特に若手研究者を中心に広く講演を募り、大学、研究所、企業の研究者間の塑性変形に関する議論の場を提供するとともに、これら研究者間の新たな連携を促進することを目的とする。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

九州大学教授 田中将己

E-mail: tanaka.masaki.760@m.kyushu-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

京大 岸田恭輔 金沢大 下川智嗣

名大 君塚 肇 高田尚記

S5 超高温材料の科学技術Ⅱ

Science and Technology of Ultra-High Temperature Materials II

高融点金属やその金属間化合物、耐熱セラミックス、さらにそれらをベースとした複合材料などのいわゆる「超高温材料」は、極限耐環境性能が求められる究極の材料システムの一つである。それ故に超高温材料は、未来の高効率エネルギー変換や宇宙航空技術の鍵を握る。そこで本シンポジウムでは、学協会の壁を越え、超高温材料の合成や材料プロセス、原子からマイクロ構造、材料特性、さらに超高温環境下での材料特性測定・計測・評価方法等について、実験・理論・計算研究からの多角的視点で課題を洗い出し、その解決策と特性や現象の解明について議論する場を創成する。また、求められる出口特性の明確化や、新規超高温材料システムの創造にも議論を広げることによって、「超高温科学」を創成し体系化するための礎となる材料科学を、日本金属学会を中心に他の学協会にも協力を要請しながら展開していく。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学大学院工学研究科教授 吉見享祐

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

(シンポジウム co-chairs) :

熊本大 連川貞弘 横国大 中尾 航

物材機構 森田孝治 東北大 関戸信彰

物材機構 下田一哉

S6 ナノ・マイクロスペーステイラリングⅥ

Tailoring of Nano/Micro-Space for Advanced Functions VI

高温・高圧・高エネルギー照射などの極限場下では非平衡状態となり、熱平衡では実現できない散逸構造化が生じる。このような現象を利用してナノ～マイクロオーダーで空間制御した材料の創成・新規物性発現の発展に向け、これまでも公募シンポとして関係する作製手法から評価方法まで幅広く

継続討論してきており、直前の2021年春期大会でも基調2件と一般9件の講演申し込みがあった。今回は基調講演でのソフト材料でのナノマイクロ構造の分析法及び機械学習を利用した新規物性ナノマイクロ構造形成に関する最新情報をも踏まえ、新規ナノ・マイクロスペースでの構造テイラリング技術や新機能発現について検討する。

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) :

東北大 森戸春彦 GCEインスティテュート 中村貴宏

大阪府立大 堀 史説

東北大 田中俊一郎 若狭湾エネ研 岩瀬彰宏

S7 水素エネルギー材料Ⅸ

Hydrogen Energy Materials—IX

地球環境・温暖化問題に加えてエネルギーセキュリティー確保の視点から、水素エネルギーの有効利用にかかわる技術開発が進められている。これまで開催されてきた公募シンポジウム「水素エネルギー材料(I～VIII)」では、これらの技術開発の基盤となる水素の製造・貯蔵・輸送・利用などにかかわる材料科学的課題に加えて、近年、世界的に研究が活性化している「材料開発・機能設計のための水素」も対象とし、関連する多彩な材料・技術について幅広く議論を進めてきた。本公募シンポジウムでも過去の公募シンポジウムに引き続き、最新の研究成果に関する講演を募集し、基礎と応用の両面から活発な討論を行うことで水素科学の深化を目指す。最新・最先端の研究動向から新たな水素科学の萌芽までを俯瞰することで、本研究分野の今後の更なる活性化に向けた展開や、新しい連携の可能性を議論することも本公募シンポジウムの重要な目的の一つに設定する。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

量子科学技術研究開発機構 席研究員 齋藤寛之

E-mail: saito.hiroyuki@qst.go.jp

(シンポジウム co-chairs) :

金沢大 石川和宏 産総研 浅野耕太 北大 磯部繁人

関西大 近藤亮太 東北大 高木成幸

早稲田大 花田信子

S8 コロナ禍の記録とポストコロナの材料戦略

Activity records of experiments, education and industries under the COVID-19 disaster and material strategy in post-corona society

COVID-19の世界的な感染拡大により、我々の生活はあらゆる点で急激な変化を求められた。このシンポジウムでは、金属材料分野に関わるコロナ禍の記録を研究・教育・産業など出来るだけ多角的な視点から残し、後世に活かす事を目的

とする。また、ポストコロナの社会で求められる材料戦略について議論する。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

奈良女子大学准教授 松岡由貴

E-mail: matsuoaka@cc.nara-wu.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東北大 杉本 諭 物材機構 戸田佳明

愛知教育大 北村一浩 東京海洋大 盛田元彰

S9 ワイドギャップ結晶の材料学と高温プロセスⅢ

Materials Science and high temperature processing of widegap materials III

ワイドギャップ結晶は、省エネ・環境負荷低減に寄与するパワーデバイスや短波長光デバイスへの研究開発が進められ、特に SiC デバイスは本格的な量産へと進み、GaN もパワーデバイス用基板の生産が進められつつある。今後の各デバイスの加速的な応用展開には、高品質結晶の育成技術の確立とデバイス化技術のさらなる効率化を行う必要がある、これまで2回のシンポジウム開催で最新動向を議論してきた。

そこで本シンポジウムでも引き続き、SiC や窒化物材料、酸化物材料等ワイドギャップ結晶について、①結晶育成プロセス設計に必須な高温物性とシミュレータ開発ならびに結晶育成の基礎検討、②結晶中の欠陥とその分析・制御技術に焦点を当て、金属材料学・冶金学の観点からのワイドギャップ材料へのアプローチを検討することを目的とする。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東京大学生産技術研究所准教授 吉川 健

E-mail: t-yoshi@iis.u-tokyo.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東北大 福山博之 名大 宇治原徹

信越化学工業 美濃輪武久

S10 マテリアルズ・インテグレーション(Ⅳ)—社会実装に向けた取り組み—

Materials Integration (IV) —Endeavors toward social implementation—

マテリアルズ・インテグレーションでは、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、材料プロセスから構造、更には特性や性能の連関を順方向にシームレスに繋ぎ、予測仕切るプラットフォームの構築してきました。近年ではこのプラットフォームを更に発展させ、欲しい性能から材料・プロセスをデザインする逆問題へ拡張してきました。本シンポジウムでは、様々な材料開発における逆問題の事例を通して、社会実装に向けた取り組みを紹介したいと思います。また、本シンポジウムを通し、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 榎 学 物材機構 出村雅彦 東大 南部将一



日本金属学会2021年秋期(第169回)講演大会 第6回「高校生・高専学生ポスター発表」募集案内

申込締切日：2021年7月9日(金)

本会では最新の研究成果を発表・討議する場として毎年春秋2回の「講演大会」を開催しており、2021年9月14日(火)～17日(金)にオンラインにて2021年秋期(第169回)講演大会を開催します。

この講演大会に於いて、若い学生に金属および材料学分野に対して興味や理解を高めてもらうため「高校生・高専(3年生以下)学生ポスター発表」のセッションを開催いたします。

ポスター発表は、生徒の研究成果の発表を大学の教授や企業の研究者等の専門家に直接聴いてもらい、質疑応答が受けられる貴重な機会であり、さらにポスターの出来栄や発表の受け答えなどを審査して、優秀な発表には会長による賞を授与します。金属および材料学分野に興味があり、本講演大会でポスター発表していただける生徒がおられましたら、奮ってご応募下さい。

発表者と指導教員には本大会の参加費を無料で参加いただき、研究者の最新の研究成果の発表を聴講いただけます。詳細は、「高校生・高専学生ポスター発表要領」でご確認下さい。

「高校生・高専学生ポスター発表」要領

学 会 名 日本金属学会2021年秋期(第169回)講演大会

行 事 名 「高校生・高専学生ポスター発表」

開催方法 オンライン

開催予定日時 2021年9月14日(火) 13:00～17:30の間で2時間程度を予定

対 象 者 高校生および3年以下の高専学生

発表方法 オンライン (Zoom 利用)

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

ポスター発表資料作成について：別途連絡

講演申込 <https://www.jim.or.jp/convention/2021autumn>

講演概要原稿 不要

参加費および講演聴講

- ① 発表者、共同研究者および指導教員の参加費を免除し、講演大会の発表を聴講できる。
- ② 希望があれば、高校生・高専ポスター発表の関係者(親、友人)5名程度までの参加費を免除し、講演大会の発表を聴講することができる。
- ③ 指導教員宛てに、参加者用 ID とパスワードおよびプログラム1部を事前送付する。

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

問合せ・連絡先：公益社団法人日本金属学会 講演大会係

〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

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



〈2019年秋期講演大会より〉

2021年秋期(第169回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

秋期講演大会は、9月14日(火)から17日(金)までオンラインにて開催いたします。

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
9月14日(火)	ポスターセッション、高校生・高専学生ポスターセッション、懇親会(ポスター賞発表)
9月15日(水) 9:00~17:00	学術講演
9月16日(木) 9:00~17:00	学術講演
9月17日(金) 9:00~17:00	学術講演

2021年秋期講演大会 開催予定の各種シンポジウム

公募シンポジウム10テーマ

- S1 機能コアの材料科学Ⅱ
- S2 ミルフィーユ構造の材料科学Ⅳ
- S3 ハイエントロピー合金の材料科学(Ⅵ)
- S4 材料変形素過程のマルチスケール解析(Ⅳ)
- S5 超高温材料の科学技術Ⅱ
- S6 ナノ・マイクロスペースステイリングⅥ
- S7 水素エネルギー材料Ⅹ
- S8 コロナ禍の記録とポストコロナの材料戦略
- S9 ワイドギャップ結晶の材料学と高温プロセスⅢ
- S10 マテリアルズ・インテグレーション(Ⅳ)―社会実装に向けた取り組み―

企画シンポジウム4テーマ

K1 材料化学におけるイノベーションの役割と工業製品への展開Ⅱ

Innovations in materials chemistry and their effects on industry II

この企画シンポジウムは、毎年春の講演大会で開催している「水溶液腐食」「高温酸化」「陽極酸化」「めっき・化成処理」「触媒」の各学術分野を包括した公募シンポジウムと対をなし、工業製品としての金属材料の開発・生産の最前線における「材料化学」の役割と研究・開発事例や課題を、主に企業研究者に講演していただくことを趣旨として、2020年度よりシリーズ化している。今年度も、前年度と同様の企画シンポジウムを開催する。材料化学は、溶液や気体などと金属表面との化学反応を扱う学問分野であるが、応用範囲は、めっき、化成処理、腐食、高温酸化、触媒など広範囲にわたっている。そこで、各産業分野で直面している課題や将来展望を議論することで、基盤となる学理を進展させるヒントや、産学官の連携強化のきっかけとしたい。

K2 次世代パワエレ実用化に向けた酸化物軟磁性材料の現状と課題

～さらなる性能向上に向けたマテリアルデザイン～

Current states and issues of soft magnetic oxide materials for next-generated power electronics devices ~Material design for further performance improvement~

SiC, GaN といった次世代パワー半導体を利用したパワーエレクトロニクスデバイスの実用化に向けて、それらのデバイスに組み込むための既存および新規軟磁性材料に関して、現状と課題を整理しながらそれらの材料開発を進めていくことが強く望まれている。本シンポジウムでは、パワエレデバイスの一環を担っていくことが期待される酸化物軟磁性材料として、その代表的な材料であるソフトフェライト(バルクから薄膜まで)に焦点を当てる。ソフトフェライト材料の特長および最新動向を整理しながら、さらなる性能向上に向けたマテリアルデザインの視点での課題を整理するとともに、また、若手研究者へ新たに本材料の研究に参加しやすい動機付けを提供したい。加えて、デバイス応用の視点から、本材料を含めた軟磁性材料について話題を提供する。

K3 若手科学者へ贈る研究のヒントⅣ～未踏領域へ到達するために～

Gifts from pioneers to young scientists IV: ~To hitch your wagon to star~

第3回までは第1、第2分野と共同で開催を行ってきた、人材育成を趣旨とする啓蒙的な内容の企画シンポジウムの第4弾であり、今回はさらに第3、第8分野とも共同で開催する。独創的な研究成果に到達するためには、どのような姿勢で研究に臨むべきか、また、転機をどのように向かえ成功へ導くのか、著名なベテランにご講演頂き、そのヒントを得ることを目的とする。会員、特に若手研究者への刺激になれば幸いである。講演では、講演者ご自身の研究に触れつつ、研究者としての心構えや外部資金の獲得に関する話題など、シンポジウム全体として独創的な研究成果に到達するための必要条件を浮き彫りにする。講演後は双方向性の仕掛けとしてパネルディスカッションを設ける。

K4 自動車の大変革を担う材料技術の最新動向

The latest trend of the materials R&D for the revolution of the Automotive

近年の自動車を取り巻く環境は、従来からの課題である環境負荷低減、軽量化、燃費などに加え、電動化、安全性、自動運転などに代表される革新技術への対応も求められ、より複雑化、高度化している。日本金属学会では、多くの材料を利用し日々進化している自動車技術に焦点を当て、その技術の革新を基盤から支える材料技術における最新の動向について、日本鉄鋼協会、自動車技術会と合同でシンポジウムを2018年度から企画してきた。本シンポジウムでは日本金属学会からの講演者に加え、自動車技術会および日本鉄鋼協会から自動車および鉄鋼メーカーの製造関係者ならびに材料研究者も迎えて最新の研究動向を講演していただき、自動車用材料技術の方向性を共有するとともに、講演大会参加者の研究における一助となることを目的とする。

参加申込要領

インターネットによる大会参加申込期間および URL :

(事前申込)2021年 5 月 25 日～8 月 27 日

<https://www.jim.or.jp/convention/2021autumn/>

(後期(当日)申込)2021年 9 月 2 日～9 月 17 日

https://www.jim.or.jp/convention/2021autumn_after/

参加申込締切後、参加方法や講演概要ダウンロードについては、下記をご参照下さい。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)。

◆大会参加費(講演概要ダウンロード権含む)※年会費とは異なります。

参加費・懇親会の消費税抜については、ホームページ(一覧表 PDF)をご参照下さい。

会 員 資 格	事前参加申込 (締切日：8月27日)	後期(当日)申込 (9月2日～会期最終日) クレジット決済のみ
正員・維持員会社社員、シンポジウム共催・協賛の学協会会員・鉄鋼協会会員 (本会非会員)	10,000円	13,000円
個人会員で2021年3月1日時点で65歳以上の方*	無 料	無 料
学生員**	6,000円	7,000円
非会員*** 一般	24,000円	27,000円
非会員*** 学生(大学院生含む)	14,000円	16,000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。

* **65歳以上の個人会員**：会員情報に生年月日のご登録がない場合は、課金されますのでご注意ください。会員情報に生年月日をご登録させていただきますので、大会参加登録の前に annualm@jim.or.jp まで会員番号・お名前・ご連絡先・生年月日をお知らせ下さい。

** **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。

*** 非会員の(有料)参加申込者には、1年間の会員資格を付与します。ただし特典は重複して付与いたしません。

◆支払方法

事前申込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が、後期(当日)申込はクレジット決済のみとさせていただきます。また、入金後のご返金は致しかねます。事前予約申込は8月27日(金)の入金日をもって事前参加申込完了となります。

◆参加方法および講演概要の WEB 公開

講演概要の公開日は、大会 2 週間前の2021年 8 月 31 日(火)です。

講演大会公開サイトにログイン後、講演概要の閲覧ができます。特許関係のお手続きは、公開日までにお済ませ下さい。

(事前参加申込みの方)参加申込みをされ、参加費を納入された方へは、概要公開日にオンライン参加に必要な参加者個別認証 ID とパスワードを配信いたします。

(後期(当日)申込の方)参加申込受理通知に記載の「登録番号」および「パスワード」が講演概要閲覧に必要な個別認証 ID とパスワードになります。

◆講演概要集購入について

講演概要集 DVD は作成いたしません。全講演概要は、本大会 Web サイトで公開をします。これまで概要集 DVD のみ購入をされていた方も、通常の参加登録をして頂き、概要の閲覧をお願いします。

◆(金属学会単独開催)オンライン懇親会開催案内

開催日時 9月14日(火) 18:30～

開催方法 オンライン会議ツール Remo(予定)

参加費 無料

参加登録期間 事前登録(5月25日(火)～8月27日(金))および当日申込

登録方法 大会参加申込みの際、「懇親会に参加する」で申込下さい。

申込者へは、9月上旬に会場 URL と参加方法の案内を配信します。

*この懇親会で、ポスター賞の発表(表彰)を行います。

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

日本金属学会新ロゴマーク募集のご案内

日本金属学会では、会員バッジのデザインとして1949年に応募された右図のものをこれまでロゴマークとして使用してきましたが、N.K.G.の文字の意味が海外では理解されない、他の学協会のロゴマークと比べて目立たない、正式なロゴマークとして制定されていないため改変された異なるデザインが存在するなど、いくつかの不具合が指摘されています。そこで、広報推進WG(ワーキンググループ)では、当学会の活動を内外により積極的に発信するため、様々な学会活動を通じて使用する新たなロゴマークを広く一般から募集したいと考えております。募集要項は下記のとおりで、本会のホームページにより詳細な公募要領をご案内しております。皆様のご応募を心よりお待ちしております。

広報推進WG 委員長 柴田直哉



◇新ロゴマークデザイン募集概要◇

1. 応募資格 会員，非会員を問わない
2. 締め切り 2021年7月30日(金)
3. 賞金 最優秀賞：30万円(1点)，優秀賞：10万円(数点)
4. 著作権 最優秀賞，優秀賞作品は本会に帰属する
5. 新ロゴでお伝えしたいキーワード
金属・マテリアル，伝統，協創，挑戦，変革，未来
6. 作品について
下記の①・②を1作品1セットとしてご応募下さい。
 - ① ロゴマークデザイン案
用紙サイズ : A4 判横位置 2枚
(フルカラー印刷用 1枚，同デザインのモノクロ印刷用 1枚)
デザイン形式 : ロゴマーク縦横比は，3：4 から 4：3 の範囲とする
データ形式・容量：JPG・2MB 以内・解像度300 dpi 以上・CMYK カラー
※日本金属学会を表す言葉(金属学会，JIM 等)を含む必要は必ずしもありません。
 - ② ロゴマークのデザインコンセプト(200字以内 WORD 形式)
 - ③ 未発表オリジナルの作品に限る (他者の著作権を侵害しないことを確認すること)
7. 作品提出先 当学会事務局(担当：山村英明)までメールにてご応募下さい。
宛先：secgnl@jim.or.jp
8. 応募者情報 お名前(ふりがな)，ご連絡先(住所，電話番号，E-mail アドレス)をご記入下さい。

～ たくさんのご応募をお待ちしております。～

第一回 状態図・計算熱力学研究会

近年、カルファド法に代表される状態図・計算熱力学分野は急速に進化を遂げています。それは理論計算手法の高度化、マテリアルズ・インフォマティクスの提唱、データ科学手法の導入、実験手法の高度化など多岐にわたっています。本研究会では、この計算熱力学分野における最新の研究を共有するとともに、議論を深めることを目的としています。第一回研究会に参加をご希望の方は下記要領にてお申し込み下さい。

(研究会代表世話人 物質・材料研究機構 阿部太一)

日時 2021年6月28日(月)

場所 オンライン開催

参加費 無料

定員 50名程度

参加申込締切 2021年6月21日(月)

申込方法 申込先まで件名を「第一回研究会」として、①氏名、②所属、③E-mail アドレスを明記してお申し込み下さい。

申込・問合せ先 物質・材料研究機構 阿部太一
E-mail: abe.taichi@nims.go.jp

〈公募類記事〉

無料掲載：募集人員、締切日、問合先のみ掲載。

有料掲載：1/4頁(700~800文字)程度。

・「まてりあ」とホームページに掲載；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(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

公 募

◇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

物質・材料一般(分野不問) 数名(女性枠あり)

分野指定公募 各1名(8分野)

エンジニア職

分野指定公募 各1名(5分野)

専門分野

研究職

①物質・材料一般(材料工学(構造材料を含む)、応用物性学、材料化学、材料データ科学、他、物質・材料に関する研究であれば分野を問わない。特に、以下を専門とする応募者を歓迎(量子マテリアル、水素脆性、蓄電池材料、人工知能材料、テラヘルツ材料、データ科学、有機材料、バイオ関連材料))、②物質・材料一般(女性のみ応募可)、③水素製造用触媒材料技術、④熱電材料およびデバイス創製、⑤電池材料解析、⑥スピнкаロトリロニクス、⑦計算熱力学、⑧高性能鉄鋼材料、⑨先端電子顕微鏡材料解析、⑩データ駆動機能性材料研究

エンジニア職

①液体水素基盤技術の開発、②オペランド計測装置の開発と応用、③インフラストラクチャ・アーキテクト又はITスペシャリスト、④ITサービスエンジニア、⑤材料データ利用技術

公募締切 2021年6月上旬～中旬頃

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

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

問合せ先

〒305-0047 つくば市千現 1-2-1

国立研究開発法人物質・材料研究機構

人材部門 人材開発室

☎ 029-859-2555

E-mail: nims-recruit@nims.go.jp

◇大阪大学接合科学研究所 教員公募◇

1. 募集人員 教授 1名

(大阪大学は男女共同参画を推進しています。
女性研究者の積極的な応募を歓迎します。)

2. 所 属 大阪大学接合科学研究所 接合評価研究部門
接合設計学分野

3. 職務内容 実験と数値解析をマルチスケールに展開しながら、溶接・接合構造物の信頼性・安全性の評価手法ならびに最適な継手設計の評価手法に関する研究開発、講義および研究指導(対象学生は大学院生ならびに学部生)

4. 応募資格 博士の学位または外国のPh.D.を有すること
上記専門分野における十分な研究実績があること

業務遂行に支障のないレベルの日本語と英語の能力があること

5. 着任時期 2021年10月1日以降、可能な限り早い時期

6. 任 期 期間の定めなし

7. 選考方法 書類審査(必要に応じて面接を実施)

8. 応募要領

(1)必要書類(原本1部とコピー5部を提出して下さい。)

- 履歴書(写真貼付)
- 研究業績目録(査読付原著論文、国際会議論文、著書、総説・解説、特許、その他に区分し、区分毎に新しい年度から順に通し番号を付して記載する。また、原著論文には、インパクトファクターと被引用件数を併記)
- 主要論文別刷(10編以内、コピー可。また、インパクトファクター、被引用件数、概要、意義、応募者の貢献内容を、A4用紙1枚以内で簡略に記載し、各論文の表紙とする。)
- これまでの研究業績の概要(A4用紙2枚程度、研究テーマ別に記載)
- 着任後の研究・教育活動の計画と抱負(A4用紙2枚程度)
- 科研費等外部資金の獲得状況(代表者あるいは分担者を明記)
- その他の特記事項(受賞、国内外での学会活動、社会活動、産学官連携など)
- 推薦書(2名)または応募者について所見を伺える方の氏名と連絡先(2名)

(2)応募締切日 2021年6月30日(水)必着

(3)応募書類の提出先

〒567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘11-1

大阪大学 接合科学研究所 庶務係長宛

(封筒の表に「接合評価研究部門 接合設計学分野 教授
応募書類在中」と朱書きし、書留郵便で送付のこと。

応募書類については返却いたしません。)

9. 本件に関する問合せ先

大阪大学接合科学研究所長 田中 学

E-mail: tanaka # jwri.osaka-u.ac.jp (#の箇所を@に置き換えて下さい。)

☎ 06-6879-8640

詳細は当研究所のホームページ(<http://www.jwri.osaka-u.ac.jp>)をご参照ください。

以上

助 成

(公財)泉科学技術振興財団
2021年度研究助成等の募集

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, 38件

研究集会スタートアップ及びその飛躍への助成
助成金額:1件50万円以内/年, 5件以内

募集期間 2021年4月1日~6月15日(必着)

応募方法 詳細は下記ホームページをご参照下さい

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



2021年春期(第168回)講演大会記録

2021年春期講演大会は、3月16日(火)から19日(金)の間、オンライン(Zoom)で開催した。

- 3月16日(火) 10:00~16:15 第36回ポスターセッション,
第5回高校生・高専学生ポ
スターセッション
18:30~20:30 オンライン懇親会
- 3月17日(水) 9:00~9:05 開催の辞
9:05~10:05 第66回学会賞受賞記念講演
10:20~11:20 第66回本多記念講演
12:00~12:40 第11回技術セミナー
13:00~14:40 第1回R&Dセミナー
13:00~17:00 一般講演, 各種シンポジウム講
演, 受賞講演
- 3月18日(木) 9:00~17:05 一般講演, 各種シンポジウム講
演, 受賞講演, 共同セッショ
ン, 技術セミナー, R&Dセミ
ナー
- 3月19日(金) 9:00~16:45 一般講演, 各種シンポジウム講
演, 受賞講演, 共同セッショ
ン, 技術セミナー
常時開設 オンライン展示会

開催にあたって(3月17日)

高梨弘毅会長より春期講演大会オンライン開催にあたっての挨拶があった。

第66回学会賞受賞記念講演(3月17日)

「高力学的生体適合性金属系バイオマテリアルのさらなる展開」 大阪大学特任教授, 東北大学名誉教授 新家光雄 君

第66回本多記念講演(3月17日)

「金属間化合物を利用した高温構造材料の状態図に基づいた組織設計指導原理と結晶粒界の役割」

東京工業大学教授 竹山雅夫 君

贈呈式 オンライン開催のため下記授賞の贈呈式は開催しなかった。

第66回学会賞 1名(受賞者; 本誌254頁)

第62回技術賞 3名(受賞者; 本誌255頁)

第71回金属組織写真賞 最優秀賞1件, 優秀賞2件(受賞者; 本誌256頁)

第52回研究技能功労賞 10名(受賞者; 本誌258頁)

第79回功績賞 6名(学術部門5名, 技術部門1名)(受賞者; 本誌260頁)

第60回谷川・ハリス賞 2名(受賞者; 本誌261頁)

第27回増本量賞 1名(受賞者; 本誌261頁)

新名誉員推薦者 2名(受賞者; 本誌262頁)

第4回フェロー認定者 2名(受賞者; 本誌263頁)

オンライン懇親会(オンライン会議ツール Remo 使用)

日時 3月16日(火)18:30~20:30

参加者 64名

開会の辞 日本金属学会会長 東北大学教授 高梨弘毅
歓談

優秀ポスター賞授賞者発表

講演大会委員会委員長 東京大学教授 御手洗容子

懇談

開会の辞 日本金属学会副会長 東京大学教授 森田一樹

大会参加者

1,217名(一般676名 学生334名 非会員60名(一般34名 学生26名), 協賛学協会参加者19名, 名誉員・65歳以上62名, 非会員基調講演者21名, 高校生ポスター参加者12名, オンライン展示企業・技術セミナー・R&Dセミナー企業14名)
※オンライン開催のため日本鉄鋼協会との相互聴講は実施しなかった。

※前大会より3月1日時点で65歳の会員は参加費無料とした。

学術講演会(3月17日~19日)

最終講演件数632件

欠講1件(講演番号: 一般講演 No.289)

第66回学会賞記念講演1題

第66回本多記念講演1題

公募シンポジウム講演7テーマ142題

企画シンポジウム2テーマ 15題

一般講演321題(功績賞受賞記念講演6題, 谷川・ハリス賞受賞講演2題, 増本量賞受賞記念講演1題, 技術賞受賞記念講演3題, 招待講演2題含む)

共同セッション10題

ポスターセッション105題

高校生ポスター 24題

講演会場 15会場(A~O会場)

第36回ポスターセッション(3月16日)

第1部 10:00~11:30

第2部 13:00~14:30

105件のポスター発表を2部制の時間帯に分けて行い, 優秀ポスター賞審査対象となっている95件の内容・発表についてオンラインにより審査が行われた。ポスターは事前に発表者から提出されたポスター画像をポスター掲示システム上に掲載し, 当日はポスターの閲覧をし, 各講演ルームへ訪れた聴講者に発表を行った。

3月16日「優秀ポスター賞」30名が決定し, オンライン懇親会にて受賞者を発表するとともに3月17日に受賞者を本会春期講演大会公開プログラムサイトに掲載した。

第5回高校生ポスターセッション(3月16日) 14:45~16:15
24件の高校生・高専学生(3年生以下)ポスター発表は同時に審査も行われた。審査結果は3月16日に最優秀賞2件、優秀賞12件が決定し、3月17日に受賞者を本会春期講演大会公開プログラムサイトに掲載した。

オンラインによる発表でありながらも、しっかりとした研究内容の発表がなされており、審査員や聴講者は興味深く質疑する様子が見受けられ、盛況であった。ポスターセッションと同様、事前に発表者から提出されたポスター画像をポスター掲示システム上に掲載した。

金属学会・鉄鋼協会共同セッション

「チタン・チタン合金」7題(金属3題、鉄鋼4題)は3月19日に金属学会G会場で開催した。

「超微細粒組織制御の基礎」6題(金属4題、鉄鋼2題)は3月18日に鉄鋼協会12会場(オンライン会議ツールWebex利用)で開催した。

「高温熔融体の物理化学的性質」10題(金属3題、鉄鋼7題)は3月18日に金属学会L会場で開催した。

オンライン機器・カタログ等展示会(第49回)

機器展示8社の出展の協力を得た。各社のご厚意に感謝いたします。

第11回技術セミナー(現地開催時の名称：企業ランチオンセミナー)

(3月17日~19日)

講演大会参加者に最新の技術情報を聴講いただく、企業セミナーを開催した。

以下の企業がオンライン会場で40分程度のセミナーを行った。

(参加企業・団体)

3/17(水)

- オックスフォード・インストゥルメンツ㈱

3/18(木)

- アドバンスソフト㈱
- 新興精機

3/19(金)

- アドバンスソフト㈱

第1回R&Dセミナー(3月17日~18日)

各社の研究開発動向を解説頂くセミナーを開催した。

以下の企業がオンライン会場で40分程度のセミナーを行い、参加者数はのべ合計43名であった。

(参加企業・団体：参加数)

3/17(水)

- 日立金属㈱：14名
- 三菱マテリアル㈱：15名

3/18(木)

- 東邦チタニウム㈱：11名(午前5名、午後6名)
- トピー工業：4名

大会雑記

本来は東京大学駒場キャンパスでの春期講演大会開催であったが、新型コロナウイルス感染拡大防止のため、2020年秋期講演大会に引き続きオンライン会議ツールZoomを利用したオンライン形式での開催となった。前回からの変更点として、ポスターセッションをZoom発表だけではなく、オンライン上でポスターを閲覧できるシステムを導入した。また、オンライン会議ツールRemoで交流室(談話室)を用意し、参加者同士の交流の場を設けた。Remoを使用し、初めてオンラインによる懇親会を行い、優秀ポスター賞の授賞発表を行った。受賞者はオンライン上のステージに登壇し、御手洗講演大会委員長から祝辞をもらった。初の試みではあったが、懇親会は参加者には大変好評であった。

2021年春期講演大会オンライン開催にあたり、座長、会場係の皆様、また参加者の皆様には事前のマニュアル確認や事前操作テストなど万全な準備を行いご参加くださり誠にありがとうございました。無事に開催できましたこと、衷心より厚くお礼申し上げます。



日本金属学会誌掲載論文
Vol. 85, No. 5 (2021)

—論文—

多層 Si-DLC/DLC 膜の機械的特性と摩耗特性の比較調査
小林幸央 西本明生

アルミニウムフレーク充填エポキシ樹脂複合材料の力学特性に及ぼすフレーク表面処理の影響
迫優太郎 黒瀬 隆 石神 明 伊藤浩志

リチウムイオン電池における単結晶シリコン負極の充電反応によるリチウム化の大気非暴露電子顕微鏡観察
島内 優 池本 祥 大森滋和 糸井貴臣

電子ビーム溶融法によって作製されたチタンアルミ合金の機械的特性に及ぼす組織配向の影響
井上佳奈 笥 幸次

—技術論文—

リマニュファクチャリングのための浸炭歯車の損傷評価
金澤智尚 早川正夫 吉本光宏 田原佑規
畑 典仁 目黒 奨 廣戸孝信 松下能孝 菅原道雄

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 62, No. 5 (2021)

—Regular Article—

Materials Physics

Theoretical Prediction of Grain Boundary Segregation Using Nano-Polycrystalline Grain Boundary Model
Kazuma Ito, Hideaki Sawada and Shigenobu Ogata

Hydrogen-Trapping Energy in Screw and Edge Dislocations in Aluminum: First-Principles Calculations
Masatake Yamaguchi, Mitsuhiro Itakura, Tomohito Tsuru and Ken-ichi Ebihara

Fabrication of Metal Matrix Composite Containing Manganese Nitride Showing Giant Negative Thermal Expansion by Compressive Torsion Processing
Koshi Takenaka, Kentaro Otsuka, Yoshihiko Okamoto, Yuji Kume and Makoto Kobashi

Microstructure of Materials

Effects of Alloying Elements on Microstructure, Hardness and Growth Rate of Compound Layer in Gaseous-Nitrided Ferritic Alloys
Fanhui Meng, Goro Miyamoto and Tadashi Furuhashi

Nanostructure Distribution and Strengthening Mechanisms in the Interface Regions of Al-Zn/Al-Mg Multilayered Composites
Shan Lin, Hiroshi Okuda, Katsushi Matsumoto, Masahiro Yamaguchi and Kazufumi Sato

Multi-Directional Forging and Warm Extrusion of AZ80Mg Alloys
Hiromi Miura, Keiichiro Minami, Masakazu Kobayashi and Chihiro Watanabe

A Novel Al_{0.5}CuFeNiV High Entropy Alloy: Phase Analysis, Microstructure and Compressive Properties
Jiaojiao Yi, Lu Wang, Fuyang Cao, Lin Yang and Mingqin Xu

Nano-Indentation Creep Behavior of the Vacuum Electron Beam Weldment of 12Cr10Co3W2MoNiVNbNB Heat Resistant Steel
Jiankun Xiong, Jianping Yang, Haiyan Zhao, Guijun Mao, Fen He, Lin Yang and Yanyan Huang

Mechanics of Materials

Effects of Defects and Inclusions on the Fatigue Properties of Inconel 718 Fabricated by Laser Powder Bed Fusion Followed by HIP
Manatsu Ogawahara and Shinya Sasaki

Assessment of Hydrogen Accumulation Behavior in Al-Zn-Mg Alloy under Strain with Kelvin Force Microscopy
Hiro Fujihara, Hiroyuki Toda, Makoto Arita, Kazuyuki Shimizu, Akihisa Takeuchi and Kentaro Uesugi

The Local Rearrangement of Tension Deformation in AlSi Amorphous Alloy: A Molecular Dynamics Study
Ye Li, Hongyu Liang, Yinzhu She and Yulin Wang

Evaluation of Local Gelation Behavior of Aqueous Methylcellulose Solution Using Quartz Crystal Microbalance
Kenji Yamaoka, Yoshihisa Fujii and Naoya Torikai

Materials Chemistry

Evaluation of Chloride Ion Concentration and pH on Depassivation of Steel Rebar in Concrete Investigated by Electrochemical Impedance Measurement of Probe Electrodes
Yoshinao Hoshi, Shuhei Watanabe, Hiroyuki Tokieda, Isao Shitanda and Masayuki Itagaki

Evaluation of Magnesium Tin Silicide Sintered Bodies Prepared by Liquid-Phase Pressure-Less Sintering
Hiroyuki Inoue, Masahiko Kato, Haruhiko Uono and Takehide Kobayashi

Materials Processing

Analysis of Residual Stress in Steel Bar Processed by Cold Drawing and Straightening
Satoru Nishida, Souichiro Nishino, Masahiko Sekine, Yuuki Oka, Stefanus Harjo, Takuro Kawasaki, Hiroshi Suzuki, Yukio Morii and Yoshinobu Ishii

Evaluation of Vermicularity of Compacted Graphite Iron Based on Multiple Characteristic Points of Thermal Analysis
Ailong Jiang, Xuelei Tian, Hongda Song, Guili Gao, Qiang Wu, Dequan Shi, Zhenyu Xu and Yubin Wu



まてりあ 第60巻6号 予告

[新役員紹介] 2021年新役員紹介

[巻頭言] 会長就任のご挨拶

[金属なんでもランキング!] No. 14 中性子散乱長

[最近の研究] 顕微軟 X線発光分光法を用いた固体の化学結合状態分析

[新進気鋭] アルミニウム溶湯処理プロセス中の環境負荷低減技術開発

[実学講座] 金属材料実験の手引き

1-2 汎用走査電子顕微鏡を用いた組織観察(続き)

.....名大 徳永智春

—他—

編集の都合により変更になる場合があります

新 入 会 員

(2021年2月20日～2021年3月19日)

正 員

飴谷彰洋 株式会社ハイレックスコーポレーション
小山内英世 DOWA パワーデバイス株式会社
金森圭治 日本軽金属株式会社
静 杏奈 サンデン・アドバンステクノロジー株式会社

谷口誠典 株式会社シマノ
土井大輔
並木和彦
星 雅己

柳沢智子 田中貴金属工業株式会社
吉川 明 株式会社野村総合研究所
呂 明哲
和田憲幸 鈴鹿工業高等専門学校

学 生 員

小坂豪志 群馬大学
澤原馨登 東海大学
内藤悠貴 東京工業大学
半田祥樹 名城大学

彦坂 元 東京工業大学
平賀知輝 国立研究開発法人物質・材料研究機構
福田理佳子 東京工業大学
松川奈愛 岩手大学

横山塔子 東京工業大学
吉岡遼太 香川大学
渡邊海香 九州工業大学

外国学生会員

equbal ashif 京都大学
Zhu Chengfei Nanjing Tech University
韓 恕 京都大学

朴 盛賢 大阪大学
YU JIANHUI 東京工業大学
劉 宇星 東京工業大学

王 植 京都大学

✉ 住所変更等の手続きは、ホームページ：入会・会員→会員マイページをご利用下さい。

金属学会講習会開催報告

熱力学と組織形成の基礎

(セミナー・シンポジウム委員会企画)

開催日 2021年3月18日, 3月19日

開催場所 オンライン開催(春期講演大会 A 会場)

本講習会の内容に関する報告をさせていただく前に、金属学会講習会について説明させていただきたい(たまたま筆者が、セミナー・シンポジウム委員会委員長、および本講習会の講師であったため、両立場にて以下説明させていただきます)。日本金属学会は2013年に公益社団法人へ移行し、定款において、講演会・講習会事業が明記され、それまで、講演大会委員会の下部組織であったセミナー・シンポジウム委員会が独立した委員会となった。セミナー・シンポジウム委員会が担当する講演会・講習会事業は、金属学会セミナー、金属学会シンポジウム(以前の名称は分科会シンポジウム)、および金属学会講習会である。それぞれの相違点は、以下のようによまとめられる。金属学会セミナー: 研究者・技術者に対する啓発また教育・育成活動が目的、金属学会シンポジウム: 専門家同士の研究発表および討論の場、金属学会講習会: 各種の実践的ノウハウの習得、また教育・研究に関するスキルアップ。

そこで今回、熱力学の基礎、計算熱力学(CALPHAD法)、および材料組織形成の計算機シミュレーション(フェーズフィールド法)を対象とし、実践的ノウハウの習得を目的に、「熱力学と組織形成の基礎」と題した講習会を、セミナー・シンポジウム委員会主催として企画させていただいた。金属学会に役立つ実践的ノウハウの解説に重点を置いた講習会であるため、特に学生や若手研究者・技術者を主たる対象と考え、開催日程に関しては、日本金属学会2021年春期(第168回)講演大会のセッションが終了した17時~18時の1時間を使わせていただき、2日間(3月18日-19日)にわたって開催することとした。オンラインの講演大会スケジュールに、そのまま継続した形での講習会開催となったことも幸いし、参加者数は両日100名以上と非常に盛況であった(なお今回、講演大会に連動したオンライン環境での講習会としたため、参加者を講演大会参加者に限定し、講習会費は試行的

に無料とした)。

講習会の内容は、初日が「熱力学の数学的構造」で、二日目が「CALPHAD法からフェーズフィールド法へ」である。まず「熱力学の数学的構造」に関しては、非常に多くの変数、多様な熱力学的関数、および各種の偏微分関係式からなる熱力学の体系を、多変数・多次元の記憶図に基づき統一的に理解する方法論を解説した。これは、熱力学という学問に対する実践的ノウハウと捉えることができる、いわば“学問に対する講習会”を意図した内容である。次に「CALPHAD法からフェーズフィールド法へ」では、状態図計算と組織形成シミュレーションに関する実践的ノウハウの解説を行った。状態図の計算科学は、近年、CALPHAD法の名の下に広く活用されているが、つい数年前まで初学者が自由に実践できる状況になかった。しかしここ数年で計算環境は劇的に変化し、今回の講習では、状態図計算ソフトウェアや、ギブスエネルギーの熱力学データの入手に始まり、2成分系および3成分系状態図を、パソコン上で、自在に計算できることを実演した。ソフトウェアのお試しバージョン(もちろん無料)で、3成分系の状態図が計算でき、かつギブスエネルギーの熱力学データ(tdbファイル)も無料でダウンロードできるので、現在、明らかに状態図は計算しながら学習する時代に入ったと思われる。続いて、ここで説明した状態図の熱力学的パラメータを用いて、相分離シミュレーションを、フェーズフィールド法にて行う手順を解説した。今回、計算環境をPythonとしたため、計算環境は簡単に構築でき、プログラムは、著者が公開しているホームページからダウンロードできる。したがって、Pythonをインストールして、ソースコードを読んで実行するとその場で相分離シミュレーションを実施できる(こちらも全て無料)。またソースコード内を見れば、状態図のギブスエネルギー内の熱力学データが、どこに書かれているかも一目瞭然である。

ネット環境とパソコンさえあれば、だれでも気軽に状態図計算から組織シミュレーションまでを実行しながら学習できる時代が到来した。もちろん状態図も相変態も奥が深く、きちんとした解析には十分な知識・知見が必要である。初学者が当該計算分野を学ぶ障壁が、現在全く無くなったことを直接伝える場として、講習会形式は非常に有益であったと思われる。

(文責: 小山)

(企画世話人: 名古屋大 小山敏幸)



行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2021年5月				
15~11.6 (全7回)	セラミックス大学2021(CEPRO2021)(Web開催)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@ceramic.or.jp http://www.ceramic.or.jp/	
15~16	軽金属学会第140回春期大会(Web開催)	軽金属学会	https://www.jilm.or.jp/convention/index	事前 4.15 5.10
19~20	第7回岩崎コンファレンス(Web開催)	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 msj@bj.wakwak.com	4.30
19~20	第37回希土類討論会(松山)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/	発表 1.22
20	ナノ学会第19回大会(名大)	ナノ学会	nano19@mtg-officepolaris.com https://mtg-officepolaris.com/nano19/	
21, 28	第6回マルチスケール材料力学シンポジウム(Web開催)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	
24~26	トライボロジー会議2021 春 東京 (Web開催)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.co.jp http://www.tribology.jp/	
24~30	第414回講習会「製造現場でのIoT活用術—今日から始めるひと工夫—」(Web開催)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 https://www2.jspe.or.jp/	
26~28	第26回計算工学会講演会(北九州)	日本計算工学会	TEL 03-3868-8957 conf.office@jsces.org http://www.jscs.org/koenkai/26/	
28	腐食防食部門委員会第335回例会(Web開催)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp https://www.jsms.jp	5.21
2021年6月				
2~3	2021年度溶接入門講座(Web開催)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	100名
3~4	第37回現代コロイド・界面化学基礎講座(Web開催)	日本化学会コロイドおよび界面化学部会	TEL 011-706-7110 https://colloid.csj.jp/	
3~5	2021年度塑性加工春季講演会(Web開催)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
14~16	日本顕微鏡学会第77回学術講演会(つくば)	日本顕微鏡学会	TEL 03-6457-5156 jsm-post@microscopy.or.jp http://conference.wdc-jp.com/microscopy/conf2021/index.html	
28	第一回状態図・計算熱力学研究会(Web開催)本号321頁	研究会 No. 85・阿部(物材機構)	abe.taichi@nims.go.jp	
30	第241回西山記念技術講座 先端鉄鋼製精錬プロセス技術における基礎と実践研究(Web開催)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/	
2021年7月				
5~8	The 7th International Conference on the Characterization and Control of Interfaces for High Quality Advanced Materials (ICCCI2022)(富士吉田)	粉体工学会	http://ceramics.ynu.ac.jp/iccci2022/index.html iccci2022@ynu.ac.jp	
26~27	第25回動力・エネルギー技術シンポジウム(Web開催)	日本機械学会	TEL 03-5360-3505 https://www.jsme.or.jp/	
27~30	第56回真空技術基礎講習会(大阪)	日本表面真空学会	TEL 0725-53-2329 g-kyoukai@dantai.tri-osaka.jp https://www.jvss.jp/	7.19
2021年8月				
19	2021茨城講演会(茨城大)	日本機械学会関東支部	TEL 0294-38-5046 ibakouen@ml.ibaraki.ac.jp	
25~27	日本実験力学会2021年度年次講演会(弘前大)	日本実験力学会	TEL 0172-39-3553 annual21@jsem.jp http://www.jsem.jp/	
2021年9月				
14~17	日本金属学会秋期講演大会(オンライン開催)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	共同セ 6.18 講演 7.2 事前参加申込 8.27
8~10	2021年度工学教育研究講演会(信州大)	日本工学教育協会・川上	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp http://www.jsee.or.jp/	
2021年11月				
3~6	The 16th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (Vietnam)	日本実験力学会・小林(新潟大)	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp http://isem16.imech.ac.vn/	
28~12.2	The 9th International Symposium on Surface Science (ISSS-9)(高松)	日本表面真空学会	iss9@jvssjp https://www.jvss.jp/iss9/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2021年12月				
1～3	EcoDesign2021(奈良)	エコデザイン学会 連合	ecodesign2021_secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/ed2021/	
8～10	第47回固体イオニクス討論会(徳島)	日本固体イオニクス学会	TEL 088-656-7577 nakamura.o.koichi@tokushima-u.ac.jp https://www.ssi-j.org/symp/ssij47/index.html	
13～17	Materials Research Meeting 2021(MRM2021)(横浜)	日本 MRS	TEL 03-6264-9071 info_mrm@jmru.org https://mrm2021.jmru.org/	
2022年9月				
4～8	第18回アルミニウム合金国際会議(ICA18)(富山)	軽金属学会	http://www.icaa18.org/	



お知らせ

- ◇ 新型コロナウイルス(COVID-19)感染の拡大を鑑みて、当初予定をしていた2021年秋季講演大会の開催期日は変更になりました。また、開催方法もオンライン形式で行うこととなりました。今後のスケジュールは本号会告305頁をご確認下さい。
- ◇ 本会の新ロゴマークを公募により募集することになりました(本号会告320頁参照)。皆様の積極的な沢山のご応募をお待ちしております。



2021, 2022年度会報編集委員会 (五十音順, 敬称略)

委員長	竹田 修					
副委員長	田中 秀明					
委員	池尾直子	石川史太郎	井田駿太郎	植木 洸 輔	宇部 卓 司	大塚 誠
	大野直子	岡田周祐	川西 咲子	木口賢紀	北村一浩	國枝知徳
	小嶋隆幸	小島淳平	小柳 禎彦	小山元道	齊藤雄太	近藤亮太
	齊藤信雄	篠原百合	佐々木秀顕	佐藤豊人	芹澤 愛	鈴木賢紀
	鈴木真由美	田辺栄司	高島克利	高山直樹	堤 祐介	趙 研
	塚田 祐貴	寺本武司	圓谷貴夫	寺西 亮	轟 直人	土井康太郎
	徳永透子	長岡 亨	豊木研太郎	永井 崇	長谷川 誠	永瀬丈嗣
	袴田昌高	本間智之	春本高志	藤井 進	松本洋明	松浦昌志
	松垣あいら	宮崎秀俊	眞山 剛	三井好古	諸岡 聡	宮部さやか
	盛田元彰	山本剛久	山崎由勝	山中謙太	吉年規治	山本知一
	横井達矢	李 誠 鎬				

まてりあ 第60巻 第5号(2021) 発行日 2021年5月1日 定価1,870円(本体1,700円+税10%)送料120円

発行所 公益社団法人日本金属学会

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

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

発行人 山村英明

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

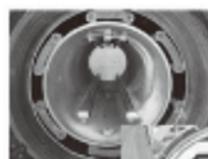
発売所 丸善雄松堂株式会社

〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町 10-10

高温真空 3000℃への挑戦

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

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



炉の改修

ハイブリット成形断熱材



高断熱+省エネ



6面シート
貼り



カーボンフェルト



カーボンヒーター、カーボン断熱材、高温真空炉内治具、消耗品等のご相談はスペシャリストにお任せください。



メカニカルカーボン工業株式会社

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

日本金属学会発行誌 広告のご案内

まてりあ (会報)

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

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

※表紙回り、カラー料金等お問い合わせ下さい。

春・秋期講演大会プログラム

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

広告ご掲載についてのお問い合わせ・お申込み

株式会社 明 報 社

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4 友野本社ビル
TEL (03) 3546-1337 FAX (03) 3546-6306
E-mail info@meihosha.co.jp HP www.meihosha.co.jp

ナノ構造解析は名古屋大学へ



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

観察手法の相談

試料の作製

電子顕微鏡の選定

観察

分析

解析

評価

利用相談は随時受けつけています ※ 装置利用の料金はHPにてご確認ください
まずは、Webサイトをごらんください

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

観察・分析支援手順

利用相談

利用申請書
提出

課題選定
・承認

試料作製
観察・解析
コンサルティング

利用成果
報告

- ☛ 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



■集束イオンビーム加工機 (FIB-SEM) MI-4000L

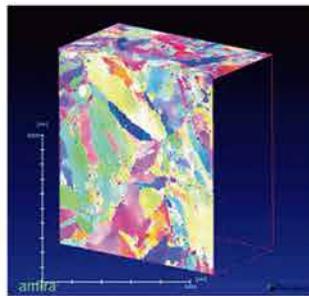


[仕様]

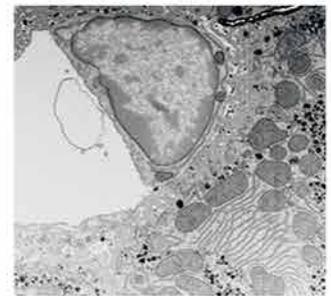
- ・FIB-SEM鏡筒:直交型
- ・FIB加速電圧:最大30kV
- ・SEM加速電圧:0.1~30kV
- ・Arイオンビーム:0.5~2kV
- ・マイクロサンプリング機能
- ・FE-SEM, EDS及びEBSD(OIM)機能
- ・STEM検出器装備

[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

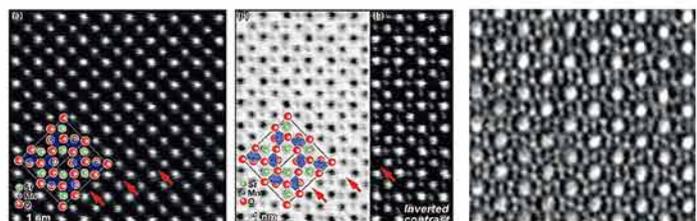


[仕様]

- ・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
SrMnO_{2.5} 結晶の酸素欠損サイトの観察

ゼオライト結晶の構造像

■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 エコトピア科学研究所 超高压電子顕微鏡施設
Tel:052-789-3631 Fax:052-789-3174 E-MAIL: nanoplat@nagoya-microscopy.jp