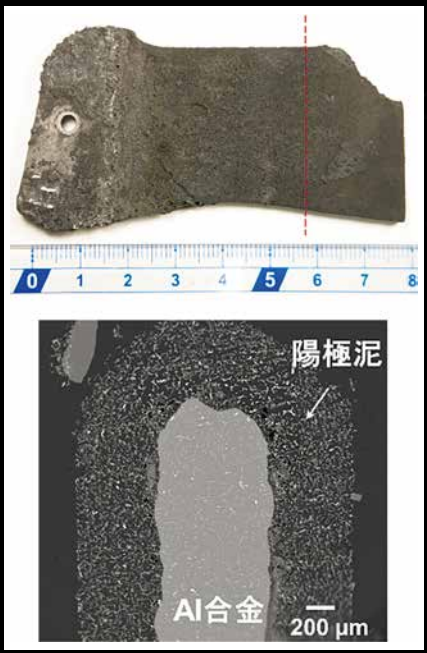
Materia Japan

まてりあ Vol.62

MTERE2 62 (4) 215～274 (2023)

No.4
2023



- 金属なんでもランキング！
  酸化物の標準生成ギブス自由エネルギー

巻頭記事　金属と生体との不調和　金属アレルギー

- 溶融塩電解を用いた Al のアップサイクル
- 溶接構造を可能とした新耐疲労合金の開発

講義ノート　金属腐食の概要と局部腐食　IV
～ステンレス鋼の局部腐食～

実学講座　金属材料実験の手引き　2. 特性の計測評価
2-1　力学特性　　2-1-1　引張試験

- 科学館めぐり　灘浜サイエンススクエア（神戸市）

https://jimm.jp/　https://www.jim.or.jp/journal/m/［オンラインジャーナル］
日本金属学会会報 2023年4月1日発行（毎月1回1日発行）Vol.62 No.4 ISSN 1340-2625

ボールミルといえば、レッチェ
全13種類

レッチェでは掲載製品のほかにも多数のボールミルを取り扱っております。必要な容量や粒度に合わせてお選びいただけます。

Retsch®
MILLING SIEVING ASSISTING

www.retsch.jp

温度重視

冷却も加熱もできる
レッチェ ミキサーミル MM500 コントロール

-100℃ ~100℃の温度コントロール

▶ 粉砕ジャーのサイズ：50 ml ～ 125 ml

パワー重視

ミキサーミル最大級 35Hz の粉砕力
レッチェ ミキサーミル MM500 NANO

長時間粉砕（最長 99 時間）にも対応しメカノケミストリー、メカノケミカルなどの反応系の用途に最適

▶ 粉砕ジャーのサイズ：50 ml ～ 125 ml

処理量（少）重視

複数サンプル同時粉砕
レッチェ ミキサーミル MM500 VARIO
＊2個架けタイプの MM400/200 もございます

粉砕ジャーを最大6個同時にセット。生体試料や細胞破壊にも適しています。

▶ 粉砕ジャーのサイズ：1.5 ml ～ 50 ml

温度重視

凍結粉砕に特化
レッチェ 凍結粉砕機 クライオミル

液体窒素で常に -196℃の凍結粉砕

▶ 粉砕ジャーのサイズ：5 ml ～ 50 ml

パワー重視 + 温度重視

メカニカルアロイングやナノレベルの微粉砕に最適
レッチェ 高エネルギーボールミル Emax

水冷式クーリングシステムの採用で、試料の過熱を防ぎながら、強力なエネルギーで連続的に粉砕。

▶ 粉砕ジャーのサイズ：50 ml ～ 125 ml

処理量（中～多）重視

ボールミルのクラシック
レッチェ 遊星ボールミル PM 100
＊2個架け PM200、4個架け PM400 もございます

公転と自転を組み合わせた遠心力で、従来のボールミルでは実現不可能な強力な粉砕力

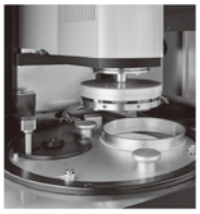
▶ 粉砕ジャーのサイズ：12 ml ～ 500 ml

大型サンプル用研磨
ポリッシング装置 XL シリーズ

QATM の製品ラインナップの中には、大型サンプルを処理できる製品が充実しています。

QATM
QUALITY ASSURED

Q グラインド XL



Q グラインド XL

Q グラインド XL は、研磨砥石で効率よく平面研磨を行う床上型の頑丈な平坦 (面出し) 研磨専用装置です。

< 主な特徴 >

- 床上型の頑丈な粗研磨専用装置
- 強力な中央荷重研磨ヘッド
- 研磨ヘッドの回転数を選択可能
- 研削量制御：0.1 ～ 5mm (表示精度：0.1mm)
- 砥石を定期的に自動ドレッシング
- プロセスの効率化を推進する自動サンプル洗浄システム (オプション)
- タッチパネル式ユーザーインターフェイス
- 強固なアルミニウム筐体と粉体塗装

Q ポル XL

Q ポル XL

Q ポル XL は、Φ 300~350 mm の作業ホイールが使用できる自動研磨・ポリッシング装置です。特に大型サンプルの研磨・ポリッシング作業に適した構造および機能が充実しています。

< 主な特徴 >

- Φ 300~350mm 作業ホイールの使用が可能なパワフルな駆動
- ステンレス鋼で保護された作業領域
- 正確で効率の良い作業を可能にする研削量測定システム
- プロセス中に左右に往復移動可能なポリッシング・ヘッド
- 最適な研磨剤供給システムの構築が可能なモジュール方式
- 大型サンプルに対応できる広範囲の荷重 (50 ～ 750N)
- プロセスの効率化を推進する自動サンプル洗浄システム (オプション)
- 研磨剤を均一に供給する可動式供給アーム

VERDER scientific

ヴァーダー・サイエンティフィック株式会社

東京本社 〒160−0022 東京都新宿区新宿5-8-8
TEL:03-5367-2651 FAX:03-5367-2652
info@verder-scientific.co.jp

名古屋営業所：〒460-0003愛知県名古屋市中区錦2-9-14伏見スクエアビル5F
TEL：03-5367-2651（東京本社）Fax：03-5367-2652（東京本社）

大阪営業所：〒559-0031 大阪市住之江区南港東8丁目2番52号
TEL：06-6655-0003 Fax：06-6629-8080

Materia Japan

https://www.jim.or.jp/journal/m/

4

2023
Vol.62
No.4

まてりあ

金属なんでもランキング！ No. 21 酸化物の標準生成ギブス自由エネルギー ……215

巻頭記事 金属と生体との不調和 金属アレルギー ……216

最近の研究 溶融塩電解によるアルミニウムスクラップのアップサイクル
盧 鑫 竹田 修 朱 鴻民 ……221

アルミニウム新地金製造の半分以下のエネルギー消費で，アルミニウムスクラップから新地金の純度に匹敵できる再生地金までのアップサイクルを実現する溶融塩電解法を紹介．

高疲労耐久性を有する溶接組立制振ダンパーを実現する Fe–Mn–Cr–Ni–Si 合金の開発 吉中奎貴 澤口孝宏 高森 晋 江村 聡 中村照美
柳樂知也 櫛部淳道 井上泰彦 本村 達 ……229

建造物の耐震化に寄与する新鋼材の開発に関する取り組みを紹介．卓越した塑性疲労耐久性と溶接時に凝固割れを生じない凝固特性を兼備した新世代の Fe–Mn–Si 合金の合金設計指針を解説．

講義ノート 金属腐食の概要と局部腐食 Ⅳ ～ステンレス鋼の局部腐食～ 篠原 正 ……237

ステンレス鋼の局部腐食について，発生・進展機構を含め解説．その場観察や溶液化学的検討あるいは金属組織学的検討などについても紹介しつつ，今後の課題についても取り上げた．

実学講座 金属材料実験の手引き
2. 特性の計測評価 2–1 力学特性 2–1–1 引張試験 堀川敬太郎 ……244

科学館めぐり 灘浜サイエンススクエア（神戸市） 池尾直子 ……253

スポットライト おがくず培地におけるヌメリツバタケの子実体形成
石﨑ひなた 加藤実莉 佐々木星空 水元菜南 ……255

本会記事
会告 ……257
掲示板 ……267
会誌・欧文誌 4 号目次 ……269
次号予告 ……270
新入会員 ……271
書評 ……271
行事カレンダー ……272

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

今月の表紙写真 使用した陽極（AC2A 鋳造合金）の電解後の写真および電解後陽極断面（上図の赤線で示す位置）の SEM 画像．
（盧 鑫 竹田 修 朱鴻民 著 226頁 図 6 より改編）

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複写に関する権利を再委託している団体）と包括複写許諾契約を締結している場合にあっては，その必要はありません．（社外頒布目的の複写については，許諾が必要です．）
権利委託先 一般社団法人学術著作権協会
〒107–0052 東京都港区赤坂 9–6–41 乃木坂ビル 3F FAX 03–3475–5619 E–mail：info@jaacc.jp http://www.jaacc.jp/
複写以外の許諾（著作物の引用，転載，翻訳等）に関しては，直接本会へご連絡下さい．

Materia Japan

Volume 62 Number 4 April 2023

CONTENTS

Rankings of Metals No. 21 Standard Gibbs Free Energy of Formation of Metal Oxides 215
Top Article Disharmony between Metals and the Human Body — Metal Allergy 216
Recent Research
Upcycling of Aluminum Scrap by Molten Salt Electrolysis Xin Lu, Osamu Takeda and Hongmin Zhu 221
Development of Fe–Mn–Cr–Ni–Si Alloy for Weld Seismic Dampers with High Fatigue Durability
Fumiyoshi Yoshinaka, Takahiro Sawaguchi, Susumu Takamori, Satoshi Emura, Terumi Nakamura, Tomoya Nagira, Atsumichi Kushibe, Yasuhiko Inoue and Susumu Motomura 229
Lecture Notes Corrosion and Protection of Metals IV ～Localized Corrosion of Stainless Steels～
Tadashi Shinohara 237
Practical Courses
Experimental Guides for Metallic Materials 2. Measurement and Evaluation of Material Properties
2–1 Mechanical Properties 2–1–1 Tensile Test Keitaro Horikawa 244
Welcome to Science and Technical Museums NADAHAMA SCIENCE SQUERE (Nadahama Kobe)
Naoko Ikeo 253
Spotlights Fruiting Body Formation of Mucidula Mucida on Sawdust Medium
Hinata Ishizaki, Minori Kato, Seira Sasaki and Nanami Mizumoto 255

Published by THE JAPAN INSTITUTE OF METALS AND MATERIALS
1–14–32, Ichibancho, Aoba–ku, Sendai 980–8544, Japan
https://www.jim.or.jp/journal/m/ (in Japanese)

©2023 The Japan Institute of Metals and Materials

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

Japan Academic Association for Copyright Clearance (JAACC)
Address 9–6–41 Akasaka, Minato–ku, Tokyo 107–0052 Japan
Website https://www.jaacc.org E–mail info@jaacc.jp FAX +81–33475–5619

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

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

The front–cover, designed by Beacon Communications k.k. Graphic Studio

金属なんでもランキング！
No.21 酸化物の標準生成ギブス自由エネルギー

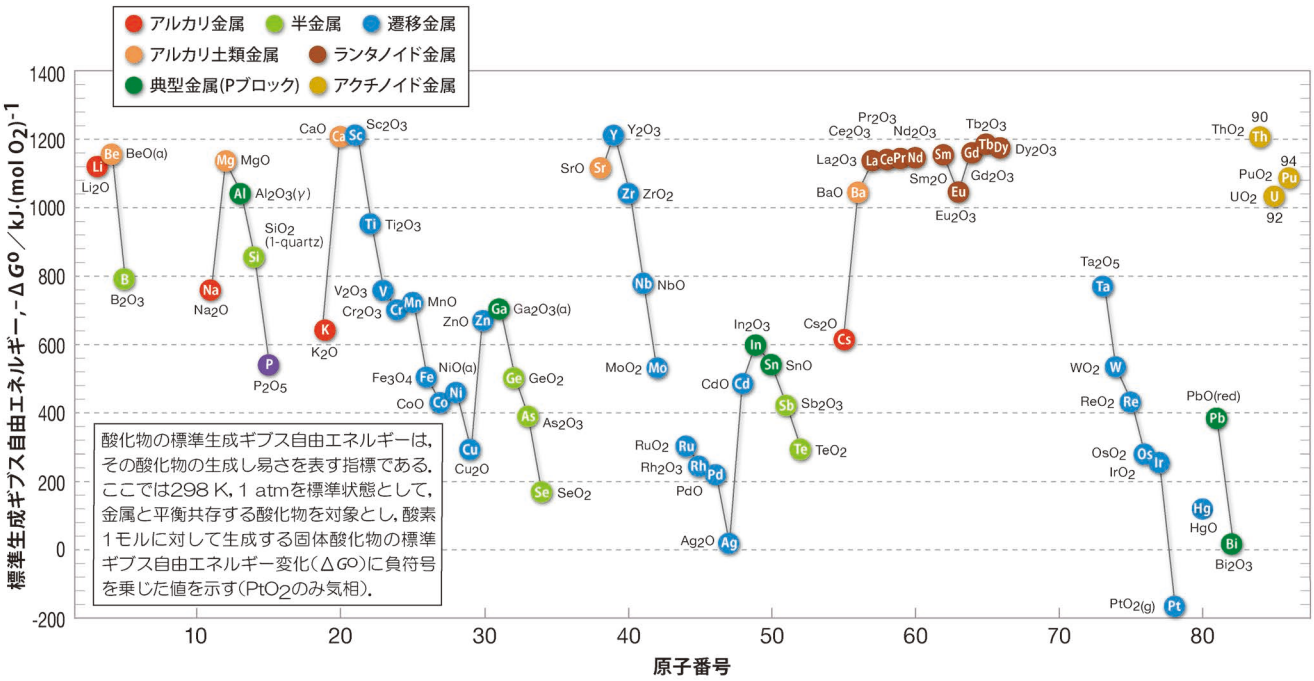


図1 各元素の酸化物に対する標準生成ギブス自由エネルギー[(1)-(5)]．

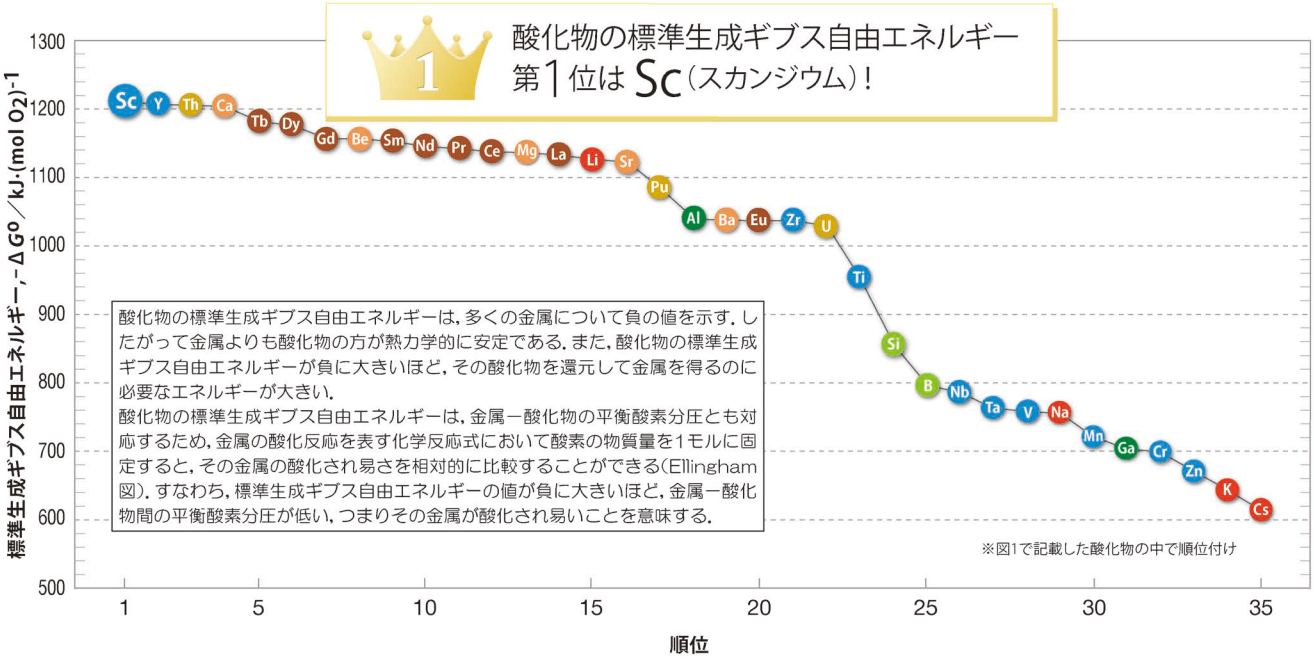


図2 酸化物の標準生成ギブス自由エネルギーに対するランキング（上位35位まで）．

参考文献：

（1） O. Kubaschewski and C. B. Alcock: Metallurgical Thermochemistry, 5th ed., rev. and enl. Pergamon Press, (1979).
（2） H. S. C. O'Neill and J. Nell: Geochim. Cosmochim. Acta, **61**(1997), 5279–5293.
（3） JANAF Thermochemical Tables, NIST Standard Reference Database, (1998).
（4） 日本金属学会編：金属化学入門シリーズ1　金属物理化学，丸善，第2刷(2000).
（5） M. Aspiala, D. Sukhomlinov and P. Taskinen: Therm. Acta, **573**(2013), 95–100.

次号！金属素描 No.28　ロジウム

金属と生体との不調和

金属アレルギー

私たちの身近な装飾品や医療用材料として，金属は広く使われている．
一方で気になるのは，金属アレルギーの存在である．
金属アレルギーの発症の仕組みを知り，装飾品や医療用材料に
金属をうまく利用していくことが必要である．

表1　金属アレルギーの主な原因

原因	アレルギーの原因となる金属元素
ピアス，時計などの装飾品	ニッケル，コバルト，クロムなど
金属製歯科用デバイス（インプラント，クラウン，義歯） 金属製生体埋入型デバイス（ステント，人工関節，プレート）	パラジウム，金，ニッケル，コバルト，クロム
皮革製品（皮なめしの際にクロム溶液を用いる）	クロム

金属アレルギーとは何か

私たち人間の体には，自分の体の成分と違う物（例えば細菌，ウイルス，食物，ダニ，花粉など）が体の中に入ると，これを異物として認識して，攻撃し排除する仕組みがある．これを免疫と呼ぶ．アレルギー反応は免疫反応の一部であるが，異物に対して反応する際に自分の体を傷つけてしまう反応を「アレルギー反応」と呼んでいる[1]．

金属に対してアレルギーが起こる場合もある．金属アレルギーとは，金属に触れた場合に起こる接触性の皮膚炎である．金属が触れた部分に発赤，発疹，水疱などが出現し，痒みを伴うのが一般的な症状であり，ピアスやイヤリング，ネックレスといった金属製のアクセサリーが原因で発症する場合のあることが知られている．金属アレルギーの主な原因は，アクセサリーのほか，金属製歯科用デバイス，生体埋入型デバイスなどがある**（表1）**．

1928年にFleisschmannが水銀による口内炎を報告した[2]．1963年，GellとCoombsがアレルギー反応の4つの型を提案した[3]．例えば，I型アレルギーには花粉症，アレルギー性鼻炎，アナフィラキシーショックなどがあり，即時型アレルギーとされる．金属アレルギーは，IV型アレルギーに分類される．これは，抗原*1への感作*2によって生じる病原性T細胞*3による組織障害であり，抗原接触から24時間以上経過した後に発症することから，遅延型アレルギーと言われる．原因となる金属と接触してから24時間以上経過してから発症するため，何が原因かよく分からず，治療が難しいことも多い．

金属イオンからアレルギー抗原へ

金属アレルギーの発症は，以下のようなプロセスをたどると考えられている**（図1）**．

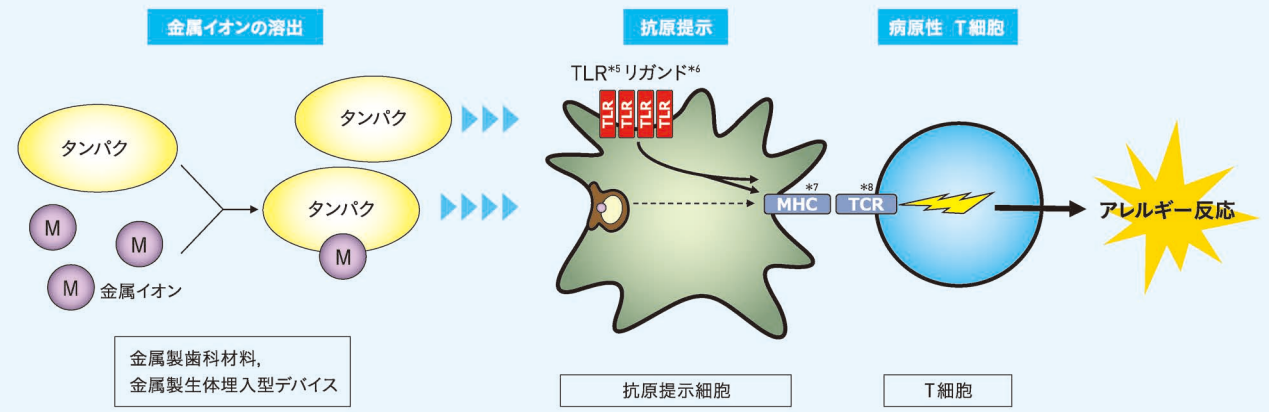
まず，アクセサリーや金属製生体材料に使われている金属がイオンとなって溶出し，身体内に取り込まれる．この金属イオンが身体の中のタンパク質と結合して，アレルギーの抗原となる．次に，アレルギー物質を身体内の抗原提示細胞*4が取り込み活性化することにより，病気の原因となるT細胞が活性化する．このT細胞が，痒みや発赤などのアレルギー症状を引き起こす．ただ，アレルギー抗原が不明であるため，金属イオンと身体の中のタンパク質がそれぞれ抗原提示細胞に取り込まれた後にアレルギー抗原となる可能性も考えられている．

このように，金属アレルギーの発症プロセスには，①金属の取り込み，②アレルギー物質の生成，③自然免疫の活性化（抗原提示細胞の活性化），④病原性T細胞の活性化，の4段階があり，この免疫反応が連続的に起こる．一般的には，このようなステップをとると考えられているが，ニッケルにおいては，ニッケルイオンが，抗原提示細胞の受容体に直接結合するという報告[4]もある．

日本では1974年，中山らにより「歯科金属による感作の可能性について」の論文[5]が発表され，これが金属アレルギーに関する日本初の論文だと思われる．

1994年には，日本接触皮膚学会がジャパニーズスタンダードアレルゲンのガイドライン[6]を策定した．このガイドラインでは，金属，ゴム，化粧品などのアレルギーの原因のうち代表的な物質が挙げられ，これ以降，これらの物質によるパッチテストによりアレルギーの原因を判断するようになった．パッチテストとは，皮膚の上に原因物質や原因物質を含む水溶液を貼付して，実際にアレルギー反応（主にかぶれ症状）が現れるかどうかをみる検査であり，これによって，金属を原因とするアレルギーを判断できるようになった．

図1　金属アレルギーの発症プロセス



*1 抗原：アレルギー反応を起こす原因となる物質．アレルゲンともいう．
*2 感作：ある抗原に対し，アレルギー反応をおこしやすい状態にすること．
*3 T細胞：T cell．白血球の中のリンパ球の一種で，免疫機構の中心を担う重要な細胞．リンパ球には，T細胞，抗体を産生するB細胞，ウイルス感染細胞を殺すNK細胞などがある．T細胞は，自己の抗原に反応しないように胸腺（Thymusから名前をとってT細胞と呼ばれる）で教育を受ける．多くの免疫反応の司令塔として働くとともに，ウイルス感染細胞などを直接殺す作用ももつ．T細胞の表面には提示された抗原を認識するT細胞受容体（TCR）があり，この構造がT細胞ごとに異なっている．そのため，あらゆる抗原を認識し，攻撃することができる．金属アレルギーでは，T細胞が悪さをすることが知られている．
*4 抗原提示細胞：体内に侵入してきた細菌や，ウイルス感染細胞などの断片を抗原として自己の細胞表面上に提示し，T細胞を活性化する細胞．抗原提示細胞は，細胞表面上に主要組織適合抗原分子（MHC分子）を持ち，これに抗原を載せて提示を行う．
*5 TLR：Toll Like Receptorの略．ウイルスDNA，細菌外膜のリポ多糖などを認識して，初期の免疫応答（自然免疫）に重要な受容体．ニッケルイオンがTLRに結合して，炎症サイトカインを産生することが知られている．
*6 リガンド：受容体の相方．TLRリガンドは，TLRに結合する物質を示す．ウイルスDNA，細菌外膜のリポ多糖などはTLRリガンドとされる．ヒト細胞では，ニッケルイオンもTLRリガンドである．
*7 MHC：Major Histocompatibility Complex, 主要組織適合性遺伝子複合体．抗原ペプチドをのせている分子で白血球の血液型であるとともに，抗原ペプチドを提示する働きがある．T細胞の免疫反応は，MHCと抗原ペプチドが，T細胞受容体に認識されることによりおこる．MHCにはクラスⅠとクラスⅡの2種類がある．どちらも，白血球の血液型であるとともに，抗原ペプチドを提示する働きがある．
*8 TCR：T Cell Receptor，T細胞受容体．MHCと抗原ペプチドを認識する受容体．一つのT細胞には，1種類のT細胞受容体（α鎖とβ鎖のペア）しか存在しないため特異的反応が起こる．

現代社会と金属アレルギー

それでは，どんな金属がアレルギーを起こす原因となるのだろうか．

金属アレルギーの3大原因物質はニッケル，コバルト，クロムと言われているが，その理由は明らかになっていない．なぜこの3つかといえば，それはパッチテストによる炎症反応が現れるからである．アレルギーの原因物質の判定はパッチテストによる炎症反応に頼るしかないが，調べたい金属の検査薬がないと検査ができない．最近ではパッチテストの精度が向上し，以前は見過ごされていた疾患がかなり捕捉できるようになっている．

生体材料において，金属が最も多く使われている分野は歯科治療であろう．今回は，特に歯科治療における金属アレルギーに注目して紹介する．光沢を有する金属は見映えがすることから，昔から人々が身に付けてきたが，歯科治療でも例外ではない．歯科では特に，高齢者で金歯や銀歯を入れる人が多かった．歯科技術の向上により金属を口腔内に使用する機会が増えたことも，金属アレルギーが増えた原因の一つではないかと考えられる．

現在，歯科治療において多く使われている素材は金銀パラジウム合金である．その材料組成は金12%以上，銀40%以上，パラジウム20%以上（質量基準）と決められており[7]，本来は銀パラジウム金合金であるが，歯科業界では慣例的に「金銀パラジウム合金」「金パラ」と呼ばれている．基本的には銀合金で，昔はそこに金を混ぜていたが，金の価格が高いため，代わりにパラジウムを増やすようになった．

最近のデータでは，パラジウムによる金属アレルギーの患者が多い傾向がみられる．パラジウムは自動車排気ガス用触媒などの産業用途が多く，人が直接接するような用途は歯科治療の他には無い．とすれば，歯科治療で使われるパラジウムが金属アレルギーを引き起こす原因となっている可能性がある．

現代を生きる私たちの身の回りで，金属アレルギーが起こりやすくなっている可能性は否定できない．昔の人に比べ現代人は大変清潔であり，皮膚などにいる細菌成分が少ない．

金属アレルギーの発症の段階で，抗原提示細胞が活性化するためには，細菌成分が必要である．これが反応しやすくなっているためにアレルギーが起こりやすいのではないかと考えられ，一種の現代病といえるかも知れない．

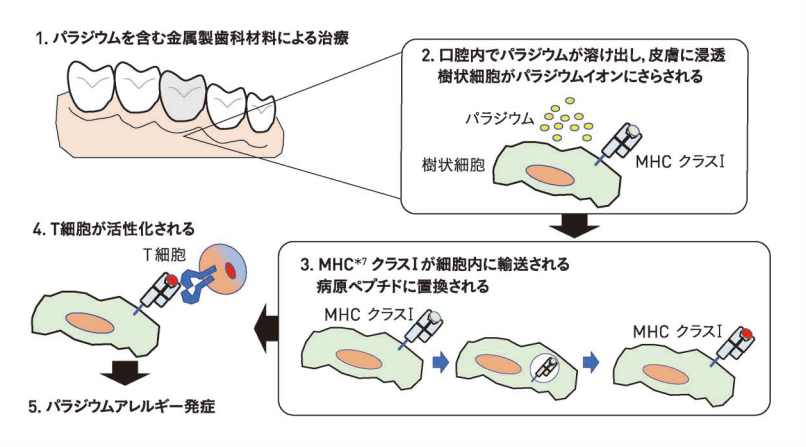
金属イオンの溶出を防止する

段階的に反応が起こることで発症するとされる金属アレルギーを防止する方法として，金属イオンが身体内に溶出しないように表面処理を行う方法が考えられる．

一例として，インプラントの表面にリン酸カルシウムをコーティングする方法がある．これは，インプラントと骨との結合を促進するのが主な目的であるが，金属イオンの溶出防止にも効果が期待できる．また，陶材やレジンへの置き換えや，ガラス素材によるコーティングなどの方法もある．

白い歯を好む傾向が高まった最近では，素材に陶材やレジンを選択し，3Dスキャンのデータを基にCAD/CAMシステムを用いて精緻に加工することが広く行われるようになった．一方で，クラウンなどの加工においては，金属をロストワックス法などで精密鋳

図2　パラジウムによる金属アレルギー誘導機構[8]



細菌成分と共存しない環境を求めて

INTERVIEW

歯科医療で不可欠な生体金属材料

歯は自己修復できないので，他の材料で修復する必要がある．歴史的に使われてきたのが金属であり，現代において，生体金属材料が最も多く使われているのが歯科分野である．口腔内は，熱い物，冷たい物，酸性の食べ物など，温度や酸（種類やpH）の変化に加え，噛み合わせによる強い力が加わることから，歯と同程度の硬さで温度変化，pH変化にも強く，かつ粘り強い素材となると，やはり金属が適している．また，金属は装飾品に使われるほど美しいことも，歯科治療に使われている要因である．

このように，生体金属材料は広く利用されて患者のQOLを高めているが，稀に金属アレルギーなど患者に不利益な症状を引き起こすことがある．有益なことの多い生体金属材料だが，医療という観点から考えると，稀にでも起こる有害事象は注目されてしまう．私たちは，細菌の成分が金属アレルギーを引き起こす物質の一つであることを明らかにしてきた．細菌成分と金属イオンが共存しないような環境を作れば，ほとんどの場合，アレルギーを引き起こさないと考えられるので，皮膚や口腔内にある常在菌をうまくコントロールすることが重要である．こうして生体金属材料を安全に使うことによって，より金属材料の利用が広がってほしいと考えている．

小笠原 康悦 さん
東北大学　加齢医学研究所　教授

造する方法に代わり，3Dスキャンのデータを元にCAD/CAMシステムを用いて，積層や切削などの加工をする方法が普及している．

パラジウムの新たなふるまいを発見

最近のソリューション例として，パラジウムイオンにより生成されるアレルギー抗原の発現機構に関する研究を紹介する．

これまで歯科金属アレルギーはパラジウムが一因であるとされてきたが，パラジウムは材料学的に安定な貴金属であり，なぜアレルギーの原因となるのかは不明だった．

東北大学加齢医学研究所の小笠原康悦教授らは，パラジウムイオンにより生成されたアレルギー抗原のタンパク質の特定を試みた[8]．アレルギー抗原は9つ程度のアミノ酸であり，タンパク質が明らかになれば新たな治療法の開発につなげることができる．

実験では，培養細胞にパラジウムの溶液を加えたところ，免疫反応に重要な役割を果たす抗原提示細胞（MHC*7 クラスI）が一時的に細胞内に取り込まれ，その後再び細胞表面へ出現することが分かった．実は，パラジウムが一過性で細胞に内在することにより，MHC クラスIの上に提示される抗原ペプチドが置き換わっていたのである．さらに，抗原ペプチドの置き換わりによりアレルギー抗原が発現し，アレルギー性T細胞が活性化して，金属アレルギーが発症すると思われる**(図2)**．このように，MHC クラスIの細胞の内在化を抑制することができれば，金属アレルギーの予防や治療法の開発につながるものと期待されている．

今後期待される研究

現在取り組みが進んでいる金属アレルギーの研究テーマとしては，病原性T細胞の特定などによる新規診断法の開発や，新規治療法の開発などが挙げられる．また，金属アレルギーの抗原となるニッケルなどを含まない合金の開発なども進んでいる．

先に述べたように，金属アレルギーを予防する方法は確立されていない．私たちが生活の中でできる金属アレルギーの予防法は，金属イオンと細菌成分が共存しない環境を作ることである．

しかしながら，私たちの身体には多様な常在菌（人の身体に常に存在する細菌）があり，皮膚や口の中にも多く存在する．皮膚や口腔内を清潔に保ち，常在菌を少なくしておくことによって，抗原提示細胞の反応をブロックすることができる．

生体適合材料としての金属は，QOLを向上する重要な役割を担っている．私たちは，金属アレルギーについて正しい知識を持ち，予防を行いながら，これからも金属を適切に利用していくことが重要である．

文　献

(1) 日本アレルギー学会HP：アレルギーを知ろう．参照先: https://www.jsa-pr.jp/html/knowledge.html　(accessed, Feb. 6th, 2023)
(2) P. Fleischmann : Frage der Gefährlichkeitkleinster Quecksilbermengen. Dtsch Med Wochenschr, **54**(1928), 304-307.
(3) P.G.H. Gell, and R.R.A. Coombs: The classification of allergic reactions underlying disease.
R.R.A. Coombs, P.G.H. Gell (Eds.): Clinical Aspects of Immunology, Blackwell Science, (1963).
(4) M. Schmidt, et al.: Crucial role for human Toll-like receptor 4 in the development of contact allergy to nickel, Nat. Immunol., **11**(2010), 814-819.
(5) 中山秀夫,村田真道,森戸百子:歯界展望,**43**(1974),382-389.
(6) https://www.jscia.org/jpn_std_allergen2015.html　(accessed, Feb. 27th, 2023)
(7) JIS T 6106:2011「歯科鋳造用金銀パラジウム合金」.(2021.10.25確認)
(8) 東北大学加齢医学研究所プレスリリース https://www.tohoku.ac.jp/japanese/2021/12/press20211227-01-mhc.html　(accessed, Feb. 6th, 2023)

FRITSCH “NANO 領域”

遊星型ボールミル “PREMIUM LINE”
モデル P-7 新型

特色

1. 従来弊社 P-7 と比べて 250%の粉砕エネルギー UP。
   自転公転比 : 1 : -2. Max 1,100/2200rpm
   粉砕エネルギー : Max 94G（現状 P-7 : 46.08G）
2. 容器は本体内に。
   外部に飛び出す危険は無し。
3. 搭載容器も 20、 45、 80ml の3種類。
   材質は従来どおり多様。
   雰囲気制御容器も各種用意。

従来型ボールミル “CLASSIC LINE”

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

フリッチュ社が開発した
遊星型シリーズの
パイオニア機種。

P5

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
ベストセラー機種

P6

少量試料を対象にした
パワフルな機種

P7

全機種共通の特長

- ●雰囲気制御容器以外の通常容器、ボールの材質は、ステンレス、クローム、タングステンカーバイド、メノー、アルミナ、ジルコニア、窒化ケイ素、プラスチックポリアミドの8種類。
- ●乾式、湿式の両粉砕も可能。
- ●ISO9001、CE、TÜVの国際基準をクリア

カタログおよび価格表は弊社にお問い合わせください

フリッチュジャパン株式会社

URL http://www.fritsch.co.jp
E-mail info@fritsch.co.jp

本　　社　〒231-0023 横浜市中区山下町252　TEL 045-641-8550　FAX 045-641-8364
大阪営業所　〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-2-7　TEL 06-6390-0520　FAX 06-6390-0521

SCANDIA
MATERIALOGRAPHIE

研磨機・切断機
期間限定キャンペーン中!!
詳細はお問い合わせください。

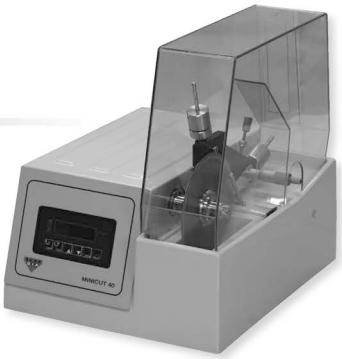
自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

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

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

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリー

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

- 試料への密着性が高い常温硬化剤。硬化時間はわずか5分
- 構成は粉末硬化剤と液体硬化剤。これを10:6の比率で混合

その他各種有効な消耗品を用意してございます。

カタログおよび価格表は弊社にお問い合わせください

フリッチュ・ジャパン株式会社

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

本　　社　〒231-0023 横浜市中区山下町252　Tel (045)641-8550　Fax (045)641-8364
大阪営業所　〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-2-7　Tel (06)6390-0520　Fax (06)6390-0521
福岡営業所　〒819-0022 福岡市西区福重5-4-2　Tel (092)707-6131　Fax (092)707-6131

創業1921年

2023.3改

ALLOYS & METALS

純金属

品名	純度	形状
高純度アルミニウム	99.99%	約1kgインゴット
アルミニウム	>99.7%	〃
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入
アルミニウム粉	99.7%	粉末
銀	99.99%	粒状
ボロンクリスタル	99.4%	3～8mm小塊
ボロンアモルファス	95～97%	粉末
ビスマス	99.99%	針状
コバルト粒（ロシア産）	99.3%	粒状
電解コバルト（FB）	99.9%	約25×25×10mm
金属クロム	99%	塊状
電解クロム	99%	薄片状
クロム粉	99%	粉末500g入
電気銅	99.99%	約25×50×10mm
電解鉄（アトミロンMP）	99.9%	小片状
電解鉄（アトミロンYL）	〃	小片状25kg入
電解鉄（アトミロンFP）	〃	〃
電解鉄（アトミロンXL）	〃	〃
電解鉄粉	99%	粉末1kg入
ハフニウム	99.6%	スポンジ小塊
インジウム	99.99%	塊状
マグネシウム200	99.9%	約200g塊
マグネシウム100（プリン型）	99.9%	約100g塊
電解マンガン	99.9%	薄片状
モリブデン粉	99.9%	粉末
ニオブグラニュール	99.9%	3～10mm小塊
ニオブ粉	〃	粉末
電気ニッケル	99.99%	25×25×10mm
ニッケルペレット	99.97%	6～12mm球状
レニウム粉	99.99%	粉末
ルテニウム粉	99.9%	〃
アンチモン	99.9%	塊状
金属シリコン（中国産）	99%	〃
金属シリコン（ブラジル産）	〃	〃
錫インゴット	99.99%	約1kgインゴット
錫粒	〃	粒状
タンタル塊	99.9%	3～10mm小塊
タンタル粉	〃	粉状
テルル	99.99%	小球状
スポンジチタン	99.7%	スポンジ塊
チタン板	JIS 1種	250×250×1mm
バナジウム	99.7%	3～10mm小塊
バナジウム粉	〃	粉末
タングステン粉	99.9%	〃
タングステンスクラップ	99%	板状
亜鉛インゴット	99.99%	約2kgインゴット
亜鉛粒	〃	粒状
ジルコニウム	>99.5%	スポンジ塊

高純度金属

品名	純度	形状
アルミニウム	99.999%	粒状100g入
アルミニウム	〃	約100g塊
銀	99.999%	粒状
ビスマス	99.9999%	粒状100g入
ビスマス	〃	約100g塊
高純度クロム（4N5）	99.995%	薄片状
無酸素銅	99.99%	10×10×1mm
鉄（マイロンSHP）	99.99%	25×25×2mm
ガリウム	99.9999%	粒状25g入
ゲルマニウム	99.999%	約50g塊
インジウム	99.999%	粒状100g入
インジウム	〃	約100g塊
マンガン	99.999%	薄片状
錫	99.999%	粒状100g入
錫	〃	約100g塊
アンチモン	99.9999%	粒状100g入
アンチモン	〃	約100g塊
テルル	99.9999%	粒状100g入
テルル	〃	約100g塊
亜鉛	99.999%	粒状100g入
亜鉛	〃	約100g塊
亜鉛	99.9999%	粒状100g入
亜鉛	〃	約100g塊
チタン	99.8%	5φ×150mm
高純度シリコンスクラップ	99.999%	塊状

レアアースメタル

品名	純度	形状
イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状
ランタン	〃	〃
プラセオジム	〃	〃
ネオジム	〃	〃
サマリウム	〃	〃
イッテルビウム	〃	〃
テルビウム	〃	〃
ジスプロシウム	〃	〃
ホルミウム	〃	〃
エルビウム	〃	〃
ガドリニウム	〃	〃
ツリウム	〃	〃
ルテチウム	〃	〃
セリウム	〃	塊状のみ
ユーロピウム	〃	〃
ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φ×6mm200g入

フェロアロイ

品名	純度	形状
フェロモリブデン	Mo 60%	3～10mm小塊状
フェロニオブ	Nb 60%	10～30mm 〃
フェロバナジウム（太陽鉱工製品）	V75～85%	10～30mm
フェロボロン	B 20%	1～30mm 〃
カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小塊状
フェロホスホル（リン鉄）	P20～28%	塊状

中間合金

品名	純度	形状
燐銅	P>14.5%	粒状
シリコン銅	Si 15%	約1kgインゴット
マンガン銅	Mn 25%	〃
マグネシウム銅	Mg 50%	約800gインゴット
クロム銅	Cr 10%	約1kgインゴット
テルル銅	Te 50%	〃
コバルト銅	Co 10%	〃
ニッケル銅	Ni 30%	〃
鉄銅	Fe 10%	〃
チタン銅	Ti 50%	〃
ジルコニウム銅	Zr 50%	〃
ボロン銅	B 2%	粒状
アルミ銅	Cu 40%	約5～7kgインゴット
アルミマグネシウム	Mg 20%	約2kgインゴット
アルミマンガン	Mn 10%	約5kgインゴット
アルミニッケル	Ni 20%	〃
アルミクロム	Cr 5%	〃
アルミチタン	Ti 5%	約4～5kgインゴット
アルミシリコン	Si 25%	〃
アルミコバルト	Co 5%	〃
アルミモリブデン	Mo 5%	〃
アルミタングステン	W 2.5%	〃
アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
アルミ鉄	Fe 50%	塊状
アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
アルミバナジウム	V 50%	3～10mm小塊状
アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
ニッケルボロン	B 15%	1～30mm小塊状
ニッケルニオブ	Nb 60%	塊状
ニッケルマグネシウム	Mg 50%	塊状
コバルトボロン	B 15%	1～30mm小塊状
燐錫	P 5%	インゴット

Uアロイ（低融点合金）

品名	純度	形状
Uアロイ 47	融点47±2℃	約500gインゴット
Uアロイ 60	60±2℃	〃
Uアロイ 70	70±2℃	〃
Uアロイ 78.8	78.8±2℃	〃
Uアロイ 91.5	91.5±2℃	〃
Uアロイ 95	95±2℃	〃
Uアロイ 100	100±2℃	〃
Uアロイ 124	124±2℃	〃
Uアロイ 150A	150±2℃	〃

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

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

FAX (03) 3294-9336

株式会社 平野清左衛門商店（ヒラノセイザエモン）

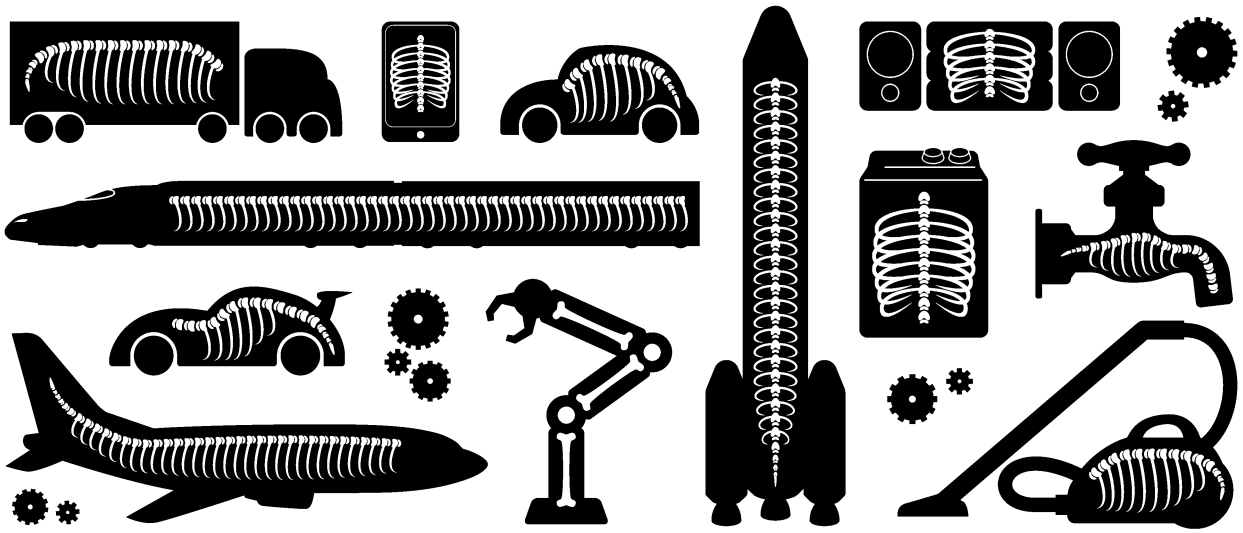
〒101-0047 東京都千代田区内神田1丁目5番2号 TEL（03）3292-0811

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

●土曜・日曜・祭日休業 ●手形取引はいたしません
●輸出はせず国内取引のみ

DAIDO STEEL GROUP
Beyond the Special

外からは見えませんが、骨のある会社です。



多彩なフィールドで、フロンティアを目指しています。

大同特殊鋼の素材は、暮らしや産業を支える多彩な製品や部品に使われています。
私たちはこれからも、素材の力で新たな価値創造に貢献していきます。

大同特殊鋼

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

公益社団法人日本金属学会への入会のおすすめ

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

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

最新の研究や技術の動向をいち早く得ることができます

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

多様な研究者や技術者と交流ができます

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

研究成果を発表，討議して，研究を深めることができます

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

技術者・学生の能力開発や進路選択への支援が受けられます

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

表彰を受けられます

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

［入会するには(入会手続き)］

本会ホームページの入会ページ(下記 **URL**)から入会申し込み下さい．

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

最近の研究

溶融塩電解によるアルミニウムスクラップのアップサイクル

盧　鑫[*1)]　竹田　修[*2)]　朱　鴻民[*3)]

1. はじめに

アルミニウム(Al)の単体は1807年，イギリスの電気化学者H. Davyにより単離され，1886年，アメリカのC. M. HallとフランスのP. Héroultが発明した電解製錬法(ホール・エルー法)の確立によって工業生産が始まった[(1)-(3)]．同じベースメタルでも，紀元前から使われてきた鉄や銅に比べると，アルミニウムは，工業化されてからわずか130年の若い金属である．しかし，アルミニウムは高比強度で，比較的耐食性が高く，易加工性である等，優れた特長を持つため，短期間に社会に急速に普及した．現在は，鉄に次ぐ生産量第二位の金属として，様々な製品に使用されている．

アルミニウム鉱石からアルミニウムを製錬するプロセスを図1に示す[(1)-(6)]．アルミニウムは地殻中に存在する金属元素のうち最も存在量が多い元素であり，自然界に豊富に存在している．アルミニウム製錬の原料として使用されるのは，ボーキサイトと呼ばれる鉱石であり，オーストラリア，ブラジル，中国等で多く産出される．天然資源量の視点からは，アルミニウムのサステイナブルな供給は全く問題ない．

しかし，ボーキサイトからアルミニウムを抽出する製錬プロセスには，膨大なエネルギーが必要であり[(7)]，大量の温室効果ガスも排出する[(8)]．図1に示すように，アルミニウム電解原料のアルミナは主にバイヤー法により製造されている[(2)(3)]．この方法は，ボーキサイトを苛性ソーダ(NaOH)水溶液で高温処理し，その中のアルミナ(Al_2O_3)分を抽出して，$Al(OH)_3$として回収，最後に焙焼しAl_2O_3を得る[(2)(3)]．アルミニウム電解製錬プロセス(ホール・エルー法)には，原料のAl_2O_3を$NaF-AlF_3$系の溶融塩に溶解させ，それを電気分解することにより，カソードにAlを，炭素アノードにCO_2を発生させ，溶融状態のAlを製造する[(1)]．Al_2O_3の理論分解電圧は1.2 Vであるが，電解浴の電気抵抗や電極反応の過電圧等によって，実際のアルミニウム電解槽の電圧は大幅に上がる[(4)]．50年前の工業電解槽では，槽電圧が5 V以上だった．その後，電解槽の設計および電解操作の改善等によって，近年では4.2 Vまで下がった[(9)(10)]．それでも，1 tのアルミニウムを電解製錬する場合，日本の平均的な家庭およそ10世帯分の年間電気消費量に相当する162 MJもの膨大なエネルギーを消費する[(7)]．そのため，アルミニウムは「電気の缶詰」と言われる．過去には，日本国内にもアルミニウム電解製錬プロセスが存在したが，電力消費が大きい等の理由で，2014年には全ての電解工場が閉鎖された[(2)-(4)]．現在，日本で使用されるアルミニウム新地金は，完全に海外か

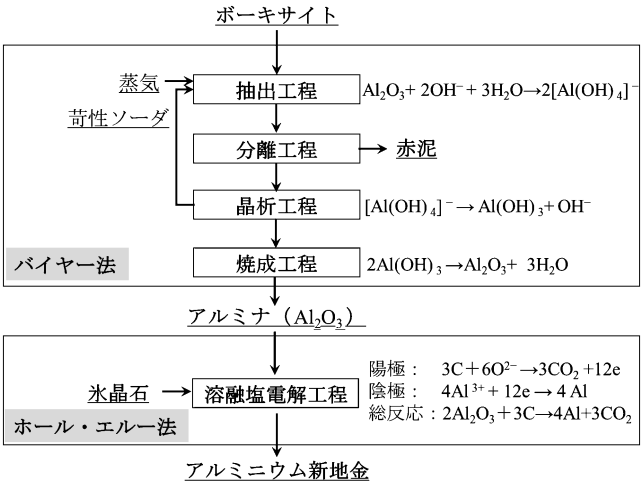


図1　アルミニウム鉱石(ボーキサイト)からアルミニウム新地金までの製錬プロセス[(1)-(3)]．

* 東北大学大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻；1)助教　2)准教授　3)教授(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02-304)
Upcycling of Aluminum Scrap by Molten Salt Electrolysis; Xin Lu*, Osamu Takeda*, Hongmin Zhu*(Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai)
Keywords: *upcycling, aluminum, solid-state electrode, molten salt electrolysis, low-energy consumption, true sustainability*
2022年10月20日受理[doi:10.2320/materia.62.221]

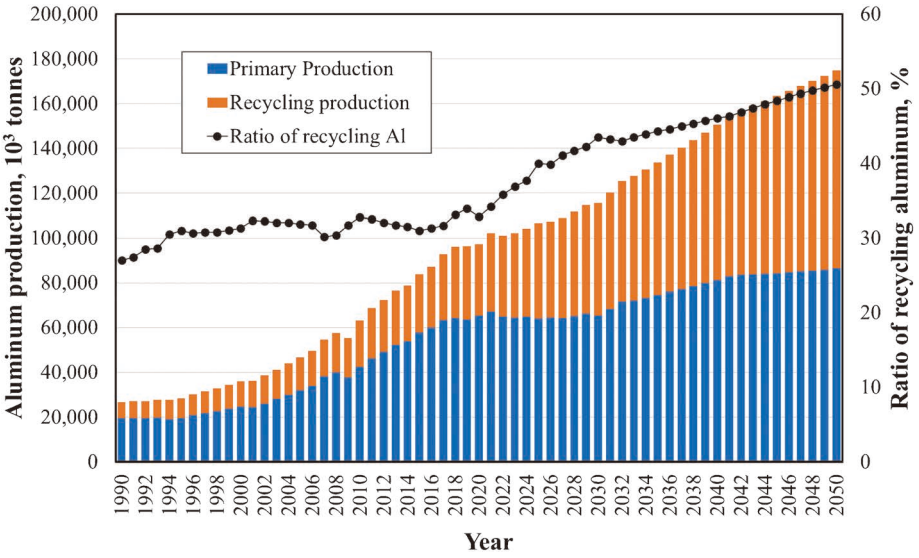


図２　世界アルミニウム新地金およびスクラップからの再生地金生産量の推移および予測[15]．（オンラインカラー）

らの輸入に依存している．

高エネルギー消費，高環境負荷で製造されるアルミニウム新地金の代わりに，アルミニウムのリサイクルが重視され，その促進と研究が世界各地で行われている[11]-[14]．**図２**に国際アルミニウム協会が集計・予測した世界アルミニウム新地金およびスクラップからリサイクルされる再生地金の生産量の推移を示す．今後，新地金の増加に伴って，スクラップからのアルミニウムリサイクル量も急速に増加すると考えられる[15]．具体的には，下記を読み取ることができる．

- 自動車の軽量化等によって，アルミニウムの世界需要は更に増加する傾向と見込まれる．2021年の生産量（1.02億ｔ）と比較し，2040年にはその1.5倍（1.51億ｔ），更に2050年にはその1.7倍（1.75億ｔ）まで増加すると予測されている．
- アルミニウムの全体供給のうち，スクラップからリサイクルされる部分が大幅に増加すると見込まれている．リサイクルされるアルミニウムの割合は，2021年の34.2％から2025年の40.0％，2023年の43.5％まで増加すると計算されている．更に，2048年以後，リサイクルされるアルミニウムの量は新地金を上回ると予測されている．

日本国内の新地金製錬がないため，アルミニウムリサイクルは更に重要視されている．2020年，日本で使用された327.5万ｔのアルミニウムのうち，55％の179.1万ｔはリサイクルされた再生地金である[16]．スクラップからのアルミニウムリサイクルは，アルミニウムのサステナビリティを実現するための重要手段とし，今後も世界規模での拡大および加速が期待される[11]-[14]．

2.　従来のアルミニウムリサイクル法およびその課題

アルミニウムはリサイクルの優等生と言われている[17]．鉄よりもはるかに融点が低く（純アルミニウムで660℃），表面に薄く緻密な酸化被膜を形成するため燃焼しにくいことから，回収したアルミニウムスクラップを加熱溶解することだけでアルミニウム再生地金を製造できる[1]．再溶解によるアルミニウムリサイクルは，ボーキサイトからアルミニウム新地金を製造する時必要なエネルギーのわずか３％で済むため，各地で積極的に推進されている．世界規模のアルミニウムリサイクル率は既に50％を超えており[18]，個別の産業の例では，日本国内のアルミニウム飲料缶のリサイクル率は90％を超えている[16]．

しかし，現行の再溶融でのアルミニウムリサイクルはアルミニウム品質の劣化を伴ったダウングレードリサイクルであり，資源効率に大きな問題がある．高強度化などの特性改善のため，社会で使用されるアルミニウム材料は，基本的に純アルミニウムではなく，銅（Cu），シリコン（Si），鉄（Fe），マグネシウム（Mg），亜鉛（Zn）等，様々な合金元素を添加したアルミニウム合金である．アルミニウム合金は，用途に要求される性質によって，展伸材用合金と鋳物・ダイカスト材用合金に大別される．添加した合金元素の総量は合金種によって異なるが，展伸材の場合，おおよそ５％である．一方，鋳物・ダイカスト材の場合，展伸材より遥かに高い６～27％の範囲にあり，合金濃度の許容度も展伸材より格段に高い[19]．添加した様々な合金元素は，最終的にアルミニウムスクラップに混入し，アルミニウムとともにリサイクル工程に戻される．

アルミニウムは化学的に活性であり，そのスクラップを再溶解する際，酸化物系または塩化物系フラックスを使っても合金元素の分離除去は非常に困難である[19][20]．そのため，アルミニウムはリサイクル回数が増えるほど合金元素の蓄積が起こる．従って，展伸材スクラップにせよ，鋳造材スクラップにせよ，リサイクルされる再生地金は成分規格に厳しい展伸材を製造することが難しく，もっぱら合金濃度許容度が

高い鋳造材に利用されている[21]．

今後，自動車の電動化により，自動車エンジン等に使用されている鋳物・ダイカストの需要が大幅に減少すると見込まれている．そのため，現行の再溶解でのリサイクル法のままであれば，将来，スクラップを使用しきれなくなり，使用できない「デッドメタル（dead metal）」が発生する恐れがある[11][22]．我々の試算では，2040年の世界総量は，日本のアルミニウム年間需要量を超える約360万トンのアルミニウムスクラップが使用できなくなり，デッドメタルになる[11]．このアルミニウムクライシスを回避するために，合金元素を有効に分離除去できるアルミニウムのアップサイクル技術の開発が急務である．

3. アルミニウムの精製法

アルミニウムアップサイクルを実現するためには，スクラップから合金元素を効率よく分離除去することが必要である．ただし，活性金属であるアルミニウムから他の元素を選択的に除去することは容易ではなく，工業化されている技術は，三層電解法および偏析法の2種類しかない[5][6][23]．日本国内では偏析法が多く用いられているが，海外では三層電解法の方が主なアルミニウム精製法である．

三層電解法は，1901年に米国W. Hoopesの試みに始まり，1919年ALCOA社によって工業化された[23]．本法は，陽極のアルミニウム–銅合金（密度：約3.0 g·cm^{-3}），電解浴の溶融塩（密度：約2.7 g·cm^{-3}）および陰極の精製アルミニウム層（密度：約2.3 g·cm^{-3}）を密度差で積層・維持し，溶融塩電解により不純物元素を分離する精錬法である[5][6]．密度を維持するために，最下層の陽極合金層は30～40％の銅を含有するアルミニウム合金を使用し，中間層である電解浴層は密度が大きなBaF_2等を溶解させた溶融塩を使用する．陽極合金中のアルミニウムは電解によって，中間層の溶融塩を介して陰極側へ移行，析出し，純アルミニウムが得られる．三層電解法は各元素の異なる溶解・析出電位を利用し，不純物を効率よく分離できる．一般的にホール・エルー法で製造された新地金（99.5～99.9％）を原料とし，99.99～99.999％の高純度アルミニウムを製造することを目的とし，世界中で広く使用されている[5][6]．しかし，不純物が少ない新地金の純度を更に上げるには有効であるが，三層電解法はアルミニウムスクラップのリサイクルには使用できない．主な理由としては，スクラップ中に大量に含まれるシリコンがアルミニウムとほぼ同じ密度を持つため密度差での分離は困難であること，スクラップ中にアルミニウムの他銅等の合金元素が十数パーセント含まれること，三層電解法の原料として利用すると陽極組成の許容範囲をすぐに超えることが挙げられる．

一方，偏析法は合金の凝固の際の合金元素の偏析現象を利用したアルミニウムの純化法である．三層電解法より比較的新しく，工業化されたのは1970年代後半であり，日本国内においては1981年のことである．大別すると，晶出した初晶を分離，集める分別結晶法と，冷却凝固面で成長させる一方向凝固法になる[5][6]．偏析法を用いた合金元素の除去効果は，その元素の平衡している液相と固相における平衡分配率に決定される．Fe, Si, Cu等のような平衡分配率が1より小さい場合，その元素を含む溶融アルミニウムを冷却すると純化された初晶が晶出する．なお，Ti, Zr, V等のような平衡分配率が1より大きい場合，その元素を含む溶融アルミニウムを冷却すると逆に固相中に濃縮され，効率的な分離ができない．また，より高純度のアルミニウムを得るためには，溶融と徐冷の操作を繰り返す必要があり，効率が非常に悪い．更に，一部の高純度アルミニウムを凝固させた後，合金元素が濃縮された残湯を排出しなければならないため，アルミニウムの歩留まりが低い．仮に合金元素を十数パーセント含む鋳造材スクラップを偏析法で精製した場合，その合金元素を濃縮した大量なアルミニウムが使えなくなる．そのため，偏析法も三層電解法と同様に，基本的にアルミニウム新地金を更に高純度化する技術であり，アルミニウムスクラップのリサイクルには適用しない．

アルミニウムスクラップをアップサイクルするには，新たなアルミニウム精錬技術が必要である，これまでも様々な研究が行われてきた．特に，アルミニウムの化学的活性を踏まえて，電解法は長年にわたって注目されてきた．1995年にSchwartzとWendtは特殊な隔壁を使用した溶融アルミニウム合金の電解精錬法を提案した[24]．原料であるアルミニウム合金と精製したアルミニウムが両方液体であることは，上記の三層電解法と同様であるが，電解浴が通過する多孔質セラミック製（典型例としてAl_2O_3）隔壁を利用することで，陽極と陰極を鉛直に立てて隔壁の左右に設置することができた．合金元素を効率よく分離することが実現できたが，電解浴の通過性や抵抗，強度，コスト等様々な面を考慮した工業生産に耐えられる隔壁の開発や，濃縮した合金元素との分離等，様々な課題が残されている．

アルミニウムを液体として取り扱う電解の代わりに，近年，アルミニウムを固体のままで直接電解するプロセスの開発も注目されている．その中で，特にイオン液体[25]–[29]あるいは$AlCl_3$リッチ無機塩[30]–[34]を電解質として利用した低温電解プロセスが数多く研究されている．約150℃の低温で電解できるため，エネルギー消費の低減につながると期待されている[29]．しかし，イオン液体を電解浴として利用した場合，その低電気伝導率や高い調達コスト等は工業化の障害となっている[11]．典型例として，多用されるイオン液体の一つであるEMIC（1–ethyl–3–methylimidazolium chloride）に60 mol％$AlCl_3$を添加した電解浴の電気伝導度は1.7 S·m^{-1}であり，アルミニウム工業電解等に使用する溶融塩の電気伝導率より2桁以上低い[35]．そのため，イオン液体を電解浴とした電解では，浴のジュール加熱によって膨大な量のエネルギー損失が発生する恐れがある．また，ジュール加熱による電解浴の昇温を避けるため，電解電流はあまり上げられない欠点もある．さらに，現時点ではイオン液体の製造コストが非常に高く，大規模のアルミニウムリサイクル工業的応用には適用できない．

コストが安く，電気伝導率も高い等の利点から，$AlCl_3$ リッチ無機塩を電解浴とした電解プロセスも注目されている．組成として，主に $NaCl-AlCl_3$ と $KCl-AlCl_3$ の二元系，あるいは $NaCl-KCl-AlCl_3$ の三成分系が検討されている．状態図からわかるように，150℃程度の低温で利用するため，$AlCl_3$ を 50 mol%以上に添加する必要がある．しかし，$AlCl_3$ は揮発性が非常に高いため，50 mol%以上混合した NaCl や KCl を電解浴利用する場合，$AlCl_3$ の蒸発損失が発生しやすく，電解浴組成の維持が困難である．例えば，Xu らは 56.5 mol%$AlCl_3$–43.5 mol%NaCl を電解浴とし，170℃においてアルミニウムスクラップの電解精製を行った[32]．4 時間の電解後，高純度アルミニウムが陰極上に析出したが，$AlCl_3$ が大量に揮発し，反応容器の蓋の底面に付着した[32]．$AlCl_3$ の揮発問題に対して，電解時電極の交換等の操作や密閉性を確保する電解槽の設計等のハードルも高い．そのため，$AlCl_3$ リッチ無機塩を利用したアルミニウムスクラップの電解精製の工業応用も困難である．

4. 溶融塩電解を利用した固体電極でのアルミニウムアップサイクル法（Solid–state electrolysis, SSE）の開発

当研究室では，上記の各精製技術の弱点を克服する新たなアルミニウムリサイクルプロセスの開発を行っている．提案したプロセスの概念図を**図 3** に示す．溶融塩を電解浴とするが，電極は固体のままで電解するため，Solid–state electrolysis（SSE）と名付けた[11]．現在工業的に応用されている銅の電解精製と同様に，電極を鉛直に立てて並列に設置し，直流電源を用いて電解を行う[36]．活性なアルミニウムを電解精製の対象とするため，電極浴は水溶液ではなく，アルカリ金属やアルカリ土類金属のハロゲン化物を利用する．アルミニウムスクラップから製造した電極を陽極とし，溶融塩電解精錬による合金元素を分離し，純アルミニウムとして陰極の表面に析出する．その際の電極反応を以下に示す．

陽極反応：Al(in scrap)→Al^{3+} + 3e

陰極反応：Al^{3+} + 3e→Al

総反応：Al(in scrap)→Al

本プロセスでは，アルミニウムと各合金元素の酸化還元電位の差を利用して，合金元素の効率的な分離を行う．上述したように，アルミニウムは化学的に活性であるため，既存の再溶解法でリサイクルする際，合金元素の優先的な酸化或いは蒸発を利用する精製は困難である．一方，三層電解法やイオン液体，$AlCl_3$ リッチ無機塩等を利用した電解リサイクル法で実証されているように，アルミニウムと各合金元素の酸化還元電位の差を利用すれば，アルミニウムと合金元素が理論的に分離できる．**図 4** に500℃において，アルミニウムおよび汎用アルミニウム合金に添加された典型的合金元素の平衡電極電位を示す[37]．アルミニウムと比較して，マグネシウムの平衡電極電位は，はるかに負に位置にする一方，銅や鉄，シリコン，亜鉛などの合金元素の平衡電極電位はアルミニウムより正に位置している．合金元素を含むアルミニウムスクラップを陽極として電解する際，スクラップの主成分であるアルミニウムは電気化学的に溶解し，アルミニウムイオンの形で溶融塩に入る．同時に，アルミニウムイオンは陰極の表面に析出し，回収される．その際，平衡電極電位の差から，原理上，アルミニウムより平衡電極電位が負のマグネシウムも陽極から溶解するが，電解浴にアルミニウムイオンが十分ある限りに陰極の表面には析出しない．一方，銅等アルミニウムより平衡電極電位が正にある合金元素は電気化学的に溶解しないため，陽極泥として残り，アルミニウムから分離される．

アルミニウムスクラップから合金元素の効率的な分離を実現するため，単に電位差を利用することだけではなく，電極の配置や電解浴の選定も重要である．図 3 に示すように，本プロセスにおいて，電極を電解浴の上部に設置し，銅，シリコン等陽極泥に入る合金元素は電解浴に底部に沈んで，アルミニウムスクラップから分離される．上述のように，三層

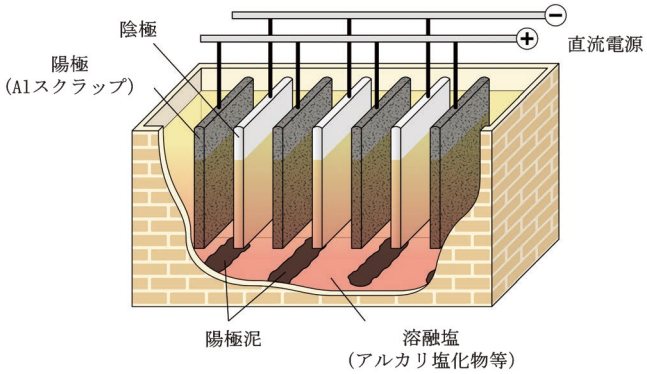


図 3　提案した溶融塩電解に基づいたアルミニウムアップサイクルプロセス概念図[11]．（オンラインカラー）

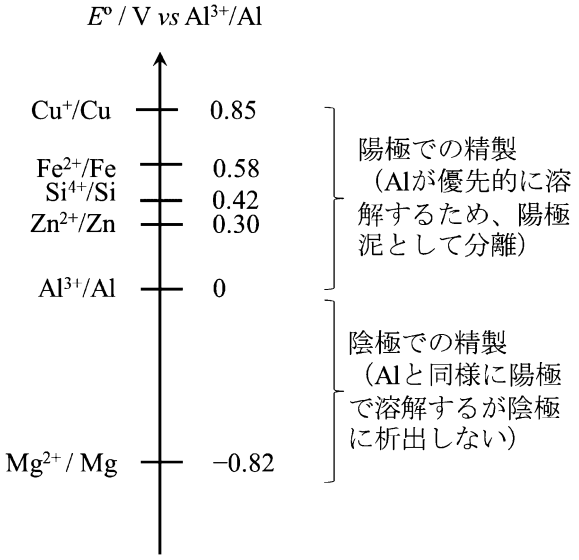


図 4　アルミニウムおよびその典型的な合金元素の標準電極電位（500℃，塩化物における電位）[37]．

電解法の場合，密度差を利用し陽極，電解浴と陰極を分離したため，密度がアルミニウムに近いシリコンによる汚染が発生しやすい．本プロセスはアルミニウムより密度が小さい電解浴を利用するため，シリコンも底部に沈んでアルミニウムから分離される．

電解浴の選定は電解精錬プロセスにとって最も重要なものの一つである．本プロセスではアルミニウムスクラップのアップサイクルを実現するため，電解浴は少なくとも以下の条件を満たす必要がある．

(1) アルミニウムスクラップより融点が低いこと．図3に示す電解方式を維持するため，電極を固体の状態で電解する必要がある．汎用アルミニウム鋳造・ダイカスト合金は主にAl−Si−Cu系合金であり，その融点は約580℃程度である．そのため，融点が580℃以下の溶融塩を使用する．

(2) 電気伝導度が高いこと．電解時ジュール加熱によるエネルギー損失を低減するため，電気伝導度が高い電解浴が必要となる．

(3) 安定かつ操作しやすいこと．$AlCl_3$リッチ無機塩のように蒸発によって連続的に電解しにくいことに対して，蒸気圧が低い，保管や使用しやすい電解浴の選定が重要である．

(4) アルミニウム析出に使える十分広い電位窓を持つこと．上述したように，アルミニウムは化学的活性であるため水溶液中での電解は不可能である．そのため，電位窓が十分広く，析出電位がアルミニウムより負のカチオンで構成する電解浴の使用が必要となる．

以上のことを踏まえて，著者らは電解温度を500℃とし，溶融LiCl−KCl（LiCl−41.4 mol％KCl：353℃）と$MgCl_2$−NaCl−KCl（$MgCl_2$−30.2 mol％NaCl−22.7 mol％KCl：385℃）を電解浴として利用した[11]．また，電解する際の構成成分揮発の問題を回避するため，$AlCl_3$（沸点：180℃）の代わりに蒸発性がはるかに低いAlF_3（沸点：1260℃）を初期アルミニウムイオン源として5 mol％添加した．AlF_3を電解浴中に溶解すると，Al^{3+}とF^-に解離するが，Al^{3+}のイオン半径は電解浴中他のカチオン半径に比べるとはるかに小さいことから（Al^{3+}（0.50 nm）＜Mg^{2+}（0.72 nm）＜Li^+（0.76 nm）＜Na^+（1.02 nm）＜K^+（1.38 nm）），F^-は優先的にAl^{3+}に配位すると考えられる．注意すべきこととして，初期アルミニウムイオン源としてAlF_3を添加するが，電解の進行に伴って，アルミニウムイオンは陽極のアルミニウムスクラップから供給され，浴中のアルミニウムイオン濃度は維持される．

スクラップからアルミニウムをアップサイクルする際，陽極からアルミニウムおよび各合金元素の溶解挙動を解明することが重要である．各合金元素の溶解挙動を解明するため，基礎研究として，線形掃引ボルタンメトリー（Linear Sweep Voltammetry, LSV）を用いて，共晶組成のLiCl−KCl溶融塩におけるアルミニウムおよび典型合金元素の陽極分極曲線を測定した．その結果を**図5**に示す[11]．結果から，上述した理論的な電位関係と同様に，シリコン，銅，亜鉛，マンガン，鉄の溶解電位はアルミニウムよりも高いため，電解する際スクラップからアルミニウムは優先的に溶解し，これらの元素は陽極泥の形で分離される．溶解するアルミニウムイオンは，陰極の表面に析出し，リサイクルされる．マグネシウムは同様に溶解するが，その電位がアルミニウムよりも低いため，陰極表面に析出しない．

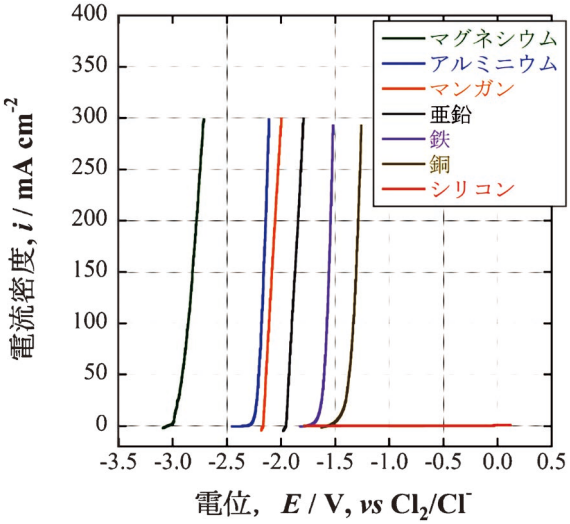


図5　溶融LiCl−KCl中のアルミニウムおよび典型的な合金元素（マグネシウム，マンガン，亜鉛，鉄，銅，およびシリコン）の陽極分極曲線[11]．（オンラインカラー）

そこで，典型的なアルミニウム鋳造合金であるAC2A合金（Al：90.18％；Si：5.05％；Cu：3.75％；Fe：0.57％；その他：0.45％（いずれもmass％））で製造した電極を陽極とし，溶融した$MgCl_2$−NaCl−KCl−5 mol％AlF_3とLiCl−KCl−5 mol％AlF_3を使用して500℃で電解精製実験を行った[11]．溶融$MgCl_2$−NaCl−KCl−5 mol％AlF_3を用いた電解前後陽極の写真，および電解後陽極断面のSEM（scanning electron microscopy）画像を**図6**に示す[11]．電解前と比べると，電解後，AC2A鋳造合金陽極の表面は黒色の陽極泥になったことが分かった．また，電解後陽極の断面のSEM画像より，陽極の外側が多孔質になったことが分かった．これは，アルミニウム鋳造合金中の主成分であるアルミニウムが溶解した後，残った他の成分で形成されていると考えられる．多孔質の部分は非常に脆く，電解後，陽極の表面から簡単に掻き落すことができる．工業的に長時間電解する際，表面に残す陽極泥は機械的な強度が弱いため，電解に伴って電解浴の底部に落ちて，回収できると考えられる．

また，合金元素の溶解挙動を更に分析するために，EPMA（electron probe micro analyzer）を用いて電解前後の陽極の元素分布を測定した結果を**図7**に示す[11]．EPMA分析結果から，電解前のAC2Aアルミニウム鋳造合金中には主にアルミニウムマトリクス相，シリコン相および銅と鉄等が濃縮した相であることが分かった．主成分であるアルミニウム，銅とシリコンだけを考えると，実験で使用したAC2A鋳造合金はAl−5.05％Si−3.75％Cu合金と近似するこ

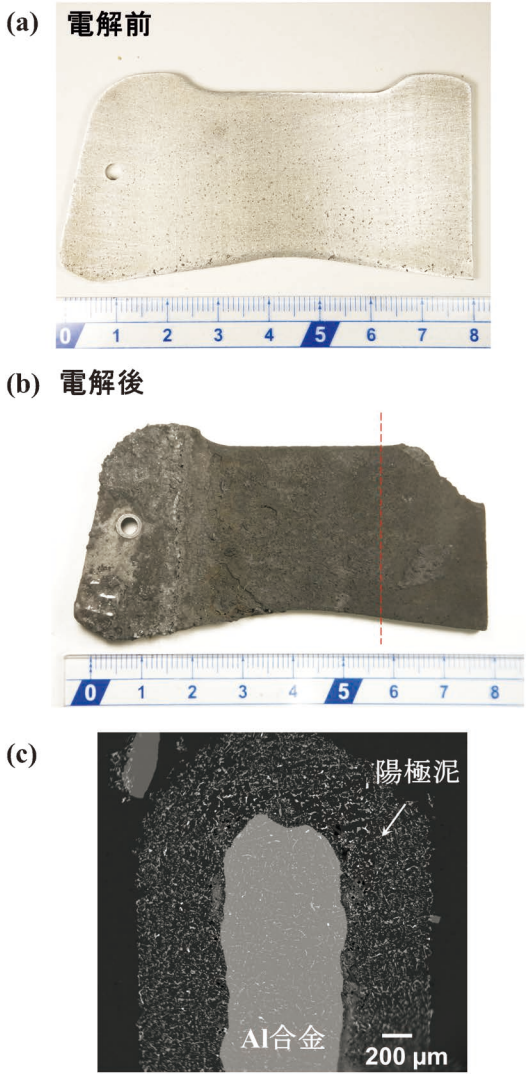


図6　使用した陽極(AC2A 鋳造合金)の(a)電解前と(b)電解後の写真；(c)電解後陽極断面((b)の赤線で示す位置)のSEM画像[11]．(オンラインカラー)

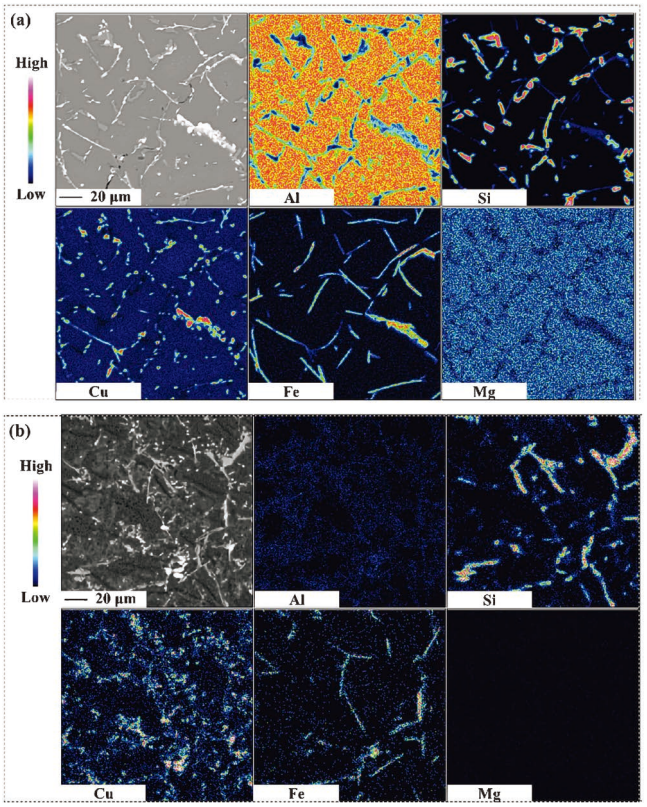


図7　EPMAを用いた(a)電解前の陽極(AC2A 鋳造合金)と(b)電解後電極表面に残す陽極泥の元素分布マッピング[11]．(オンラインカラー)

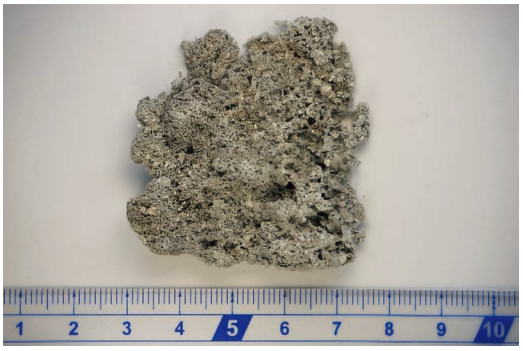


図8　電解後陰極表面から回収したアルミニウムの様子[11]．(オンラインカラー)

とができる．Al–Si–Cu三元系のアルミニウム隅の状態図によると，この組成はα(Al)固溶体とシリコンで構成されるが，偏析によりAl_2Cuも晶出する[38]．α(Al)固溶体の中に銅，シリコン，マグネシウム等が少量に固溶しているが，シリコン相はほとんど純シリコンである．また，電解温度の500℃において，Al_2Cu相はα(Al)固溶体相中へ固溶するが，その固溶化には長時間を要す[38]．そのため，電解時も陽極中の相分布は図7(a)に示した結果と近い，α(Al)固溶体相，シリコン相およびAl_2Cu相と考えらる．一方，電解後，アルミニウムマトリクス(α(Al)固溶体相)がなくなる一方，シリコン相および主にAl_2Cuで構成した相が残された．上記の分極曲線からわかるように，固体の純シリコンは電場を受けないため電気化学的に溶解しない．銅，鉄等の溶解電位が高いため，電解時も溶解せず，陽極泥に残される．電解後陽極泥のEPMA結果からも，同じ結論に達した．ただし，固溶体中に固溶する少量な合金元素の電気化学的な溶解挙動は，その元素の濃度にも依存するため，更なる研究が必要である．

陽極から溶解したアルミニウムイオンは陰極の表面で析出し，アルミニウムとして回収される．**図8**に電解後陰極表面から回収したアルミニウムの様子を示す．実証実験では，陰極の表面に析出したアルミニウムを掻き落とし，再溶解することによってアルミニウムインゴットを製造した．ICP–AES(Inductively Coupled Plasma–Atomic Emission Spectroscopy)を用いてその組成を分析し，アルミニウム純度が99.9％以上であることが分かった[11]．電解によって，純度が90％程度のアルミニウム合金から，新地金の純度を匹敵

できる純アルミニウムまでのアップサイクルを実現できた．

SSE プロセスの工業化応用のため，陰極表面に析出したアルミニウムの形状の制御も重要な課題である．溶融塩等の電解浴から析出したアルミニウムの形状は，電解条件(電解温度や電流密度，イオン濃度等)，電解方式(定電流やパルス電流等)，陰極材質と形状，電解浴組成(添加剤の有無等)等に大きく依存する．イオン液体等の電解浴におけるアルミニウムイオンの電気化学的な析出挙動に関しては，数多くの研究は行われている[39][40]．それらを参考しながら，SSE プロセスにおける陰極析出物の制御に関する研究も重要である．

5. SSE 法の評価および脱炭素かつ持続可能なアルミニウム産業への貢献

提案した SSE 法は，既存のダウングレードリサイクル法を一部代替し，スクラップから新地金の純度に匹敵する再生地金を製造することによって，「デッドメタル」の発生を避けつつ，真のアルミニウムサステイナブルシステムの構築に貢献すると期待される．**図 9** では，SSE 法と，現在の工業的な新地金電解製造(ホール・エルー電解法)，精製(三層電解プロセス)，およびリサイクル(再溶解プロセス)との比較を示す[11]．ホール・エルー電解プロセスは，アルミナを還元して，純度99.5～99.8％のアルミニウム新地金を製造する．この新地金は，高純度アルミニウムを製造するため，三層電解プロセスの原料として使用される．新地金の電解プロセスと三層電解プロセスには不純物元素が少なくなるが，再溶解プロセスによる現在のリサイクルには不純物元素が蓄積する．これらの 4 つのプロセス中，SSE プロセスはアルミニウム鋳造スクラップをアップグレードできる唯一のリサイクルプロセスである．

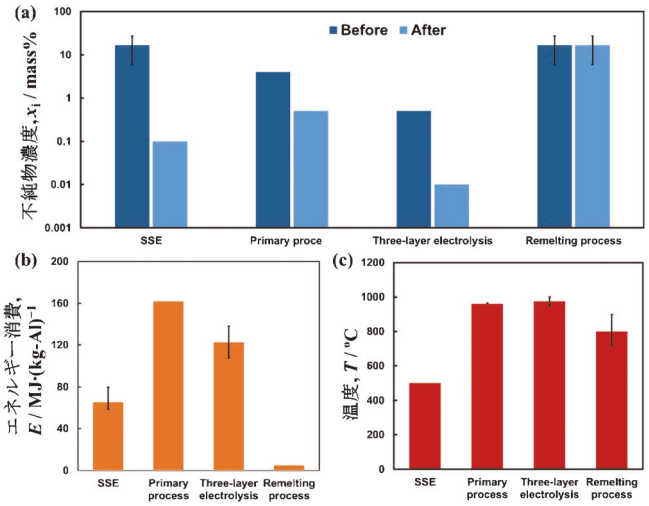


図 9　SSE 法と，アルミニウム新地金電解製造(ホール・エルー電解プロセス)，三層電解精製法，および既存再溶解リサイクル法との (a) 不純物濃度の変化，(b) エネルギー消費，および (c) 温度の比較[11]．(オンラインカラー)

SSE プロセスのもう 1 つの利点は，エネルギー消費量がアルミニウム新地金の電解製造プロセスの半分以下であることが挙げられる．ホール・エルー電解プロセスの実際の槽電圧を参照すると，SSE 工業プロセスの実際の槽電圧は約 2.22 V(1.94～2.80 V)であると推計された[11]．スクラップの溶解，電極への鋳造，SSE で析出したアルミニウムの再溶解を含む SSE プロセス全体に必要な総エネルギーは，65.4(58.4～79.9)MJ·(kg-Al)$^{-1}$ と推計された[11]．電解槽の設計，低い理論槽電圧(約 0 V)，低い電解温度(500℃)，および電解質の高い導電率等は，エネルギー消費の低減につながる．

溶融塩電解の原理に基づいて提案された SSE プロセスは，工業的応用に大きな可能性がある[11]．工業用溶融塩電解は現在，チタン電解精製および希土類元素電解の 5～10 kA から，マグネシウム電解およびアルミニウム三層電解法の 100～200 kA，さらにアルミニウム新地金電解の最大 600 kA まで，さまざまな規模で運用されている．これらの工業的溶融塩電解は，SSE プロセスのスケールアップと産業応用の指針になっている．

SSE プロセスは，アルミニウムスクラップのアップサイクルを実現でき，アルミニウムループを量と質の両方を確保して閉じることができると期待される．また，SSE プロセスによってアップグレードされたアルミニウムを使用することにより，同量の新地金の生産に関連する温室効果ガス排出量が大幅に削減される．将来のアルミニウム産業発展が直面する脱炭素や持続可能等の様々な課題を考慮すると，提案された SSE プロセスは，真の持続可能なアルミニウムへの道を開き，工業界でのサステナビリティを実現するモデルとして機能すると期待される．

6. おわりに

2020年，日本アルミニウム協会は，「アルミニウム VISION2050」を発表し，アルミニウムの資源循環の確立を国内アルミニウム産業発展の最も重要な目標の一つとして掲げた[16]．その中で，アルミニウム循環使用率(アルミニウム原料のリサイクル材使用率)の増加等によって2050年のアルミニウム産業の CO_2 排出量を78％まで削減すると宣言した[16]．アルミニウム鋳造材の循環使用率では現在でもほぼ100％であるが，展伸材の循環使用率は僅かに10％しかない．その主な理由は，上述したように，既存の再溶解法でのリサイクルプロセスではアルミニウムの品質の劣化が避けられないためである．

アルミニウム産業の脱炭素，持続可能な目標を実現するためには，アルミニウムスクラップのアップサイクルができる新技術の開発は不可欠である．ここで紹介した溶融塩電解浴を利用したアルミニウムスクラップを固体のままとした電解法(SSE)は，アルミニウムおよび各合金元素の電位差を利用し，アルミニウムのアップサイクルを実現できる[11]．更に，新地金の品質に匹敵できる再生地金を製造するためのエ

ネルギー消費は新地金の半分以下になると試算された．工業的応用まで，アルミニウムおよび各合金元素の電気化学的溶解・還元挙動の解明や，電解槽の設計等の課題が残されているが，既に工業化されている多くの溶融塩電解プロセスの知見を生かせば，早期の工業化が期待される．そして，現行のアルミニウム循環システムを大きく変え，アルミニウム産業の脱炭素およびサステイナブル発展に大きく貢献できると考えられる．

文　　献

（1）日本アルミニウム協会：現場で生かす金属材料シリーズ：アルミニウム，丸善出版，(2011), 171–184.
（2）村上智矢：まてりあ，**58**(2019), 553–556.
（3）松村浩幸：まてりあ，**60**(2021), 399–403.
（4）増子　昇，眞尾紘一郎：軽金属，**65**(2015)，66–71.
（5）渡邉　亨：軽金属，**39**(1989), 403–414.
（6）土橋倫男：軽金属，**44**(1994), 406–417.
（7）International Aluminium Institute (IAI): Addendum to the life cycle inventory data and environmental metrics for the primary aluminium industry, (2018), https://international-aluminium.org / resource / life-cycle-inventory-data-and-environmental-metrics/.
（8）N. Ding, N. Liu, B. Lu, and J. Yang: J. Ind. Eco., **25**(2021), 1657–1672.
（9）W. Haupin: Light Met., (1998), 531–537.
(10) H. Kvande and W. Haupin: JOM, **52**(2000), 31–37.
(11) X. Lu, Z. Zhang, T. Hiraki, O. Takeda, H. Zhu, K. Matsubae and T. Nagasaka: Nature, **606**(2022), 511–515.
(12) D. Raabe, et al.: Prog. Mater. Sci., **128**(2022), 100947.
(13) S. Capuzzi and G. Timelli: Metals, **8**(2018), 249.
(14) G. Gaustad, E. Olivetti and R. Kirchain: Resour., Conserv. Recycl., **58**(2012), 79–87.
(15) International Aluminium Institute: Global Aluminium Cycle (2021), https://alucycle.world-aluminium.org/public-access/#regional.
(16) 日本アルミニウム協会：https://www.aluminum.or.jp/.
(17) 平木岳人：まてりあ，**59**(2020), 575–575.
(18) B. K. Reck and T. E. Graedel: Science. **337**(2012), 690–695.
(19) K. Nakajima, O. Takeda, T. Miki, K. Matsubae, S. Nakamura and T. Nagasaka: Environ. Sci. Technol., **44**(2010), 5594–5600.
(20) T. Hiraki, T. Miki, K. Nakajima, K. Matsubae, S. Nakamura and T. Nagasaka: Materials, **7**(2014), 5543–5553.
(21) G. Liu, C. E. Bangs and D. B. Müller: Nat. Clim. Change., **3**(2013), 338–342.
(22) H. Hatayama, I. Daigo, Y. Matsuno and Y. Adachi: Resour., Conserv. Recycl., **66**(2012), 8–14.
(23) M. Kondo, H. Maeda and M. Mizuguchi: JOM, **42**(1990), 36–37.
(24) V. Schwarz and H. Wendt: J. Appl. Electrochem., **25**(1995), 34–40.
(25) B. Wu, R. G. Reddy and R. D. Rogers: Recycling of Metals and Engineered Materials,John Wiley & Sons, (2000), 845–856.
(26) V. Kamavaram, D. Mantha and R. G. Reddy: J. Min. Metall. B, **39**(2003), 43–58.
(27) V. Kamavaram, D. Mantha and R. G. Reddy: Electrochim. Acta, **50**(2005), 3286–3295.
(28) D. Pradhan, D. Mantha and R. G. Reddy: Electrochim. Acta, **54**(2009), 6661–6667.
(29) 兒島洋一，津田哲哉，宇井幸一，上田幹人，三宅正男：軽金属，**69**(2019), 15–21.
(30) J. P. Pemsler and D. Michael: National Science Foundation (NSF/CPE-81012, PB81-243693), (1981), 1–23.
(31) J. Xu, J. Zhang and Z. Shi: High Temp. Mater. Processes, **32**(2013), 367–373.
(32) J. Xu, J. Zhang, Z. Shi, B. Gao, Z. Wang and X. Hu: Trans. Nonferrous Met. Soc. China, **24**(2014), 250–256.
(33) S. Huan, Y. Wang, J. Peng, Y. Di, B. Li and L. Zhang: Miner. Eng., **154**(2020), 106386.
(34) S. Huan, Y. Wang, K. Liu, J. Peng and Y. Di: J. Electrochem. Soc., **167**(2020), 103503.
(35) G. Zhu, M. Angell, C. J. Pan, M. C. Lin, H. Chen, C. J. Huang, J. Lin, A. J. Achazi, P. Kaghazchi, B. J. Hwang and H. Dai: RSC Adv., **9**(2019), 11322–11330.
(36) 佐々木秀顕，二宮裕磨，岡部　徹：銅の電解精製とアノード不動態化：J. MMIJ, **136**(2020), 14–24.
(37) X. Lu, K. Watanabe, O. Takeda and H. Zhu: Light Met., (2022), 1046–1050.
(38) 北岡山治，藤倉潮三，神尾彰彦：軽金属，**38**(1988), 426–446.
(39) Y. Zhao and T. J. VanderNoot: Electrochim. Acta, **42**(1997), 3–13.
(40) K. K. Maniam and S. Paul: Coatings., **11**(2021), 80.

盧　鑫

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2015年　東北大学大学院工学研究科博士課程修了
同年　日本学術振興会(JSPS)特別研究員 PD
2016年 4 月–現職
専門分野：金属リサイクル，溶融塩電気化学，産業エコロジー
◎再溶融や溶融塩電解プロセスなどを用いた金属リサイクルに関する熱力学的基礎研究およびプロセス開発に従事.
E-mail: xin.lu.a5@tohoku.ac.jp
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

竹田　修

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2006年　東京大学大学院工学系研究科博士課程修了
2006年　東北大学大学院工学研究科助手
2015年　東北大学大学院工学研究科准教授現在に至る
専門分野：非鉄金属製錬学，融体物性学，溶融塩電気化学
E-mail: takeda@material.tohoku.ac.jp
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

朱　鴻民

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1989年　東北大学大学院工学研究科博士課程修了
2001年　北京科技大学教授
2013年　東北大学大学院工学研究科教授現在に至る
専門分野：非鉄金属製錬学，金属リサイクル，溶融塩電気化学，機能性材料
E-mail: hzhu@material.tohoku.ac.jp
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

最近の研究

高疲労耐久性を有する溶接組立制振ダンパーを実現するFe–Mn–Cr–Ni–Si合金の開発

吉中奎貴[*1)] 澤口孝宏[*2)] 高森 晋[*1)] 江村 聡[*3)] 中村照美[*2)]
柳樂知也[*3)] 櫛部淳道[**1)] 井上泰彦[**2)] 本村 達[**3)]

1. 背 景

阪神・淡路大震災の経験以来，建築物を地震から守る方策として最も基本的な耐震に加えて，免震・制震化が推し進められるようになった．耐震が構造部(柱や梁，壁，床など)の剛性を高めて倒壊・損壊を防ぐ構造であるのに対し，免震では建物と地盤の間に免震装置を設置することで揺れが建築物本体に伝わることを防ぎ，制震では制振装置を建物内部に組込むことで揺れのエネルギーを吸収し本体が深刻なダメージを受けることを防ぐ．

制震は，地震の揺れに加え，風なども含めた振動を低減するという意味で制振とも呼ばれ，制振ダンパーがエネルギー吸収部材として働くことで，建物本体の揺れの軽減と柱，梁等の主要構造部材のダメージを最小化する構造設計である．いまや制振構造は鋼構造の高層建築物の7割以上に採用されている．免震構造は建物が地盤から絶縁されている構造であるから地震に対して最も安全が確保できる設計ともいえるが，制振に比べるとコスト高である．また，免震装置は引抜方向の荷重に弱く，超高層ビルや特殊な形状デザインの建物では免震構造をとることができない場合がある．そのため，これらの建築物の地震対策は耐震・制振に頼ることとなる．

さらに超高層ビルについては，長周期地震動による長時間の大きな揺れが問題となることが広く認知されるようになってきた[(1)]．地震動は様々な周波数成分からなり，その中でも周期が長いゆっくりとした大きな揺れが長周期地震動である．超高層ビルは固有周期が長いため長周期成分に共振し長時間にわたり大きな揺れが生じる．長周期地震動は大地震において顕著に生じ，震源から離れた場所まで強さを保ったまま伝播する特徴がある．実際に，東日本大震災では大阪府においても超高層ビルの大揺れが観測された．建築基準法で示される極めて稀な地震動は再現期間が500年級とされるが，東日本大震災以降も熊本地震や北海道胆振東部地震の発生や30年以内の南海トラフ地震の発生予測など，巨大地震は現実的な問題として差し迫っている．そのため超高層ビルについても複数回の巨大地震および長周期地震動を経験する前提での対策が不可欠であり，その中核をなす制振ダンパーについても高耐久化が重要な開発ターゲットとなっている．

制振ダンパーは作動原理によって鋼材ダンパー，粘性ダンパー，オイルダンパーなどに分類できる．これらのうち鋼材ダンパーは芯材として用いられる鋼材の繰返し弾塑性変形により地震動のエネルギーを吸収することを作動原理とする(**図1**)．鋼材ダンパーは低コストかつ剛性を有し，さらにメンテナンスフリーである点において他に優越するものの，作動原理上，弾塑性疲労の発生が避けられず疲労耐久性の点で課題がある．特に，長周期地震動に対しては大振幅の疲労サイクルを経験することから，鋼材ダンパーは長周期地震動への対策技術には適さない．一方，実際の建築物においては複数種のダンパーを適切に配置することにより全体として優れた制振構造をなすように用いる．しかし，長周期地震動への対応のため粘性ダンパー，オイルダンパーを多用せざるを得なくなるとダンパー本体のコスト増大のほか，これらは剛性

* 物質・材料研究機構：1)主任研究員 2)グループリーダー 3)主幹研究員(〒305–0047 つくば市千現1–2–1)
** 竹中工務店技術研究所：1)未来・先端研究部長 2)主任研究員 3)研究員
Development of Fe–Mn–Cr–Ni–Si Alloy for Weld Seismic Dampers with High Fatigue Durability; Fumiyoshi Yoshinaka*, Takahiro Sawaguchi*, Susumu Takamori*, Satoshi Emura*, Terumi Nakamura*, Tomoya Nagira*, Atsumichi Kushibe**, Yasuhiko Inoue** and Susumu Motomura**(*National Institute for Materials Science, Tsukuba. **TAKENAKA CORPORATION Research & Development Institute, Inzai)
Keywords: *alloy design, fatigue, welding, solidification mode, seismic damper, earthquake*
2022年12月22日受理[doi:10.2320/materia.62.229]

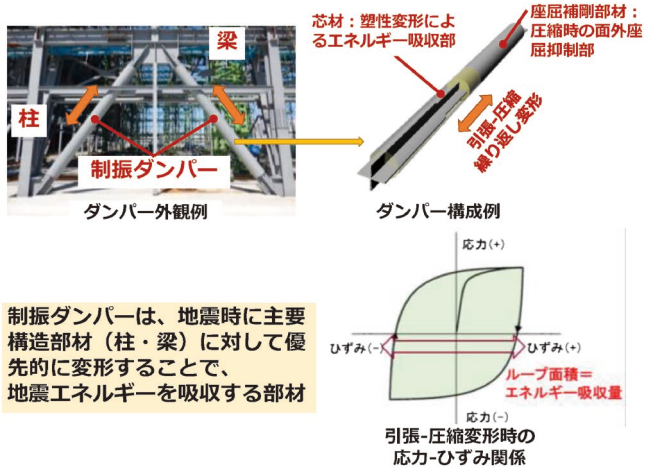


図１　鋼材ダンパーの概要と動作原理．（オンラインカラー）

に乏しいため構造部についても高剛性化に伴うコストが発生する．以上を背景として長周期地震動に対応可能な鋼材ダンパーの開発需要が高まり，その実現のためには高い疲労耐久性の獲得が求められていた．

そこでNIMS，竹中工務店，淡路マテリアは産学共同体制を構築し，鋼材ダンパーの芯材としての活用を前提とした新鋼材（あるいは鉄系合金）としてFe-Mn-Si系合金の開発に取組み，既存鋼材の約10倍の疲労寿命を発揮するFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si合金（第１世代FMS合金）を開発した[(2)(3)]．さらに，本合金を芯材として用いる長周期地震動対策としての高耐久性鋼材ダンパーを実現し，一例目の実用事例として超高層ビル（名古屋市：JPタワー名古屋），二例目として大型展示場（常滑市：愛知県国際展示場）への適用など社会実装を進めている[(4)(5)]．

一方，上記第一例目の実用化に際しては，この時点ではFMS合金に関する溶接技術は必ずしも確立されておらず，切削加工によるせん断パネル型ダンパーを採用し，機械的接合（ボルトナット）による組立てを行った．これに対し，第二例目の実用化においては，長尺・大型化・コストダウンを目的として，FMS合金と建築構造用鋼材との溶接を可能とする溶接ワイヤを開発するとともに連続鋳造圧延プロセスを確立した．本技術開発によりブレース（筋交い）型ダンパーを開発・適用した．溶接接合は変形量の小さいブレースと建物本体との接合部となるFMS合金と建築構造用鋼材の異材十字断面の形成のみに限定されるものの，溶接技術によりFMS合金ダンパー技術の汎用性は向上した．

二例目までに用いた技術範囲での問題点はFMS合金本体に比べて溶接部が疲労に対し脆弱化してしまう点にある．つまり，溶接部に疲労変形が加わる設計とするとFMS合金本来の疲労耐久性が発揮できなくなることから，疲労変形部は溶接接合を伴わないFMS合金単体の平板形状（一字型）とせざるを得ず，断面形状に自由度がない点に技術限界があった．これに対し，超高層ビルに適用されるブレース型ダンパーについては大荷重を保持する必要があり，疲労変形部の十字，H型断面による大面積化が不可欠である．すなわち，疲労寿命に優れ高耐力が得られる断面形状を可能とするためにはFMS合金同士の共金溶接技術の確立が必要となる．詳細については後述するが第１世代FMS合金については凝固割れを生じやすい組成を有し，溶接部の疲労寿命確保は困難であった．そのため，第１世代と同等の疲労耐久性を保持しつつ，共金溶接において凝固割れを生じない第２世代FMS合金の開発に取組んできた[(6)]．

本記事では疲労耐久性と凝固割れを生じない凝固特性を両立する第２世代FMS合金の合金設計について解説する．図２は第２世代FMS合金の設計の概略である．詳細については後述するが，第１世代FMS合金の優れた疲労耐久性は初期組織であるFCC構造のγオーステナイトが疲労サイクル中にHCP構造のεマルテンサイトに変形誘起変態し，さらにこの変態過程が可逆的に生じることにより発現する．近年ではこのような双方向変態を伴う変形メカニズムはB-TRIP（bi-directional transformation induced plasticity）と呼ばれ注目を集めている．B-TRIPを活用した耐疲労合金設計については，初期組織γオーステナイトと変形により生じうるマルテンサイト（HCPのεマルテンサイトおよびBCCのα'マルテンサイト）の相安定性が重要である．特に，γ-ε間の熱力学的相安定性をGibbs自由エネルギー$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$によ

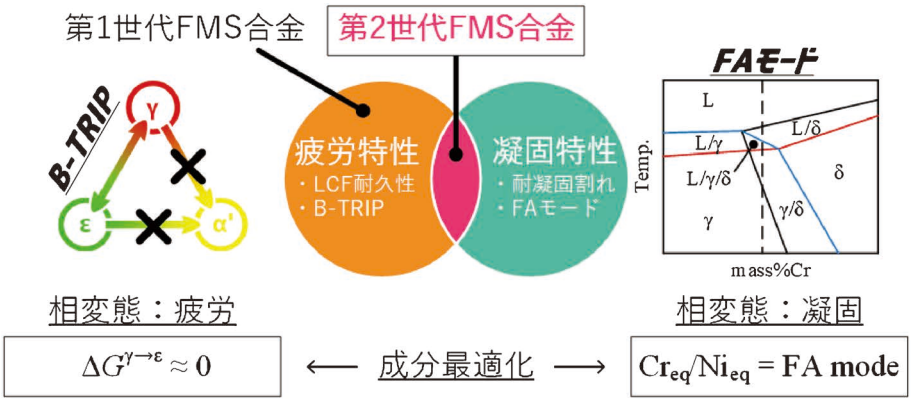


図２　第２世代FMS合金の設計指針．（オンラインカラー）

り定量表示し設計基準として用いている．一方，凝固割れを生じさせないためには液相から固相までの凝固過程における相変態パス，すなわち凝固モードの制御が重要である．凝固割れ感受性を低減させるためにはδフェライト→γオーステナイトの順で凝固・変態が進行するFAモードとすることが有効であることが知られている[6]．また，凝固モードに与える化学成分の影響についてはフェライト安定化元素量をCr当量(Cr_{eq})，オーステナイト安定化元素をNi当量(Ni_{eq})として評価される．そのためCr_{eq}/Ni_{eq}が凝固特性に関わる合金設計基準として適用可能である．以上のように，疲労特性および凝固特性における合金成分の影響をそれぞれ$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$および$Cr_{eq}/Ni_{eq}$により表示し，これらを同時に最適化することで，疲労過程および凝固過程の双方における相変態挙動を制御することを第2世代FMS合金の設計指針とした．

以降では，疲労および凝固メカニズムそれぞれの観点における合金設計指針を説明し，次に実際に開発された第2世代FMS合金の疲労特性および凝固特性を示す．また，最後に新合金を活用した将来展望についても述べる．

2. 合金設計指針

(1) B-TRIPを活用した耐疲労合金設計

一般に金属疲労といえば，弾性変形の範疇の比較的小さな荷重を多数回(10^5～10^7回)経験することで破壊を生じる高サイクル疲労を指す．これに対し，巨視的な塑性変形を伴う荷重を繰返し受ける場合，金属材料は破断までの繰返し数が10^4～10^5回以下の比較的短い寿命域で破壊する低サイクル疲労を生じる．低サイクル疲労は大型機械の起動停止時や，高い応力集中が生じる継手部等で問題になるほか，巨大地震においては低サイクル疲労を原因とする建築物の損傷・破壊が多数報告されており，低サイクル疲労は耐震設計基準としても重要な位置づけにある．

低サイクル疲労の発生を想定して有限寿命設計を適用するとき材料の疲労耐久性としては疲労寿命が重要となる．低サイクル疲労では一般に巨視的な降伏応力を超える荷重が加わるため，疲労サイクル中の応力-ひずみ関係はヒステリシスループを描き応力に対しひずみが一意に定まらないため，疲労寿命はひずみに対して整理されることが多い．そのため，通常の低サイクル疲労試験は全ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_t$(＝塑性ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_p$＋弾性ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_e$)を制御値としたひずみ制御試験により行われる．低サイクル疲労に関する寿命則は種々提案されているが，疲労寿命N_fと塑性ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_p$が両対数軸上で線形関係をなすというCoffin-Manson則が最もよく知られる[7]．前述した通り，低サイクル疲労試験の制御パラメータには一般に全ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_t$が用いられ，また，付与するひずみ量が十分大きい場合には$\Delta\varepsilon_p \gg \Delta\varepsilon_e$となるから$\Delta\varepsilon_p \approx \Delta\varepsilon_t$としてCoffin-Manson則が適用されることも多い．また，$\Delta\varepsilon_t$を用いることは保守側の評価となる．一方，Hatanakaは成分や熱処理履歴の異なる9種類の鋼材について低サイクル疲労試験を実施し，疲労寿命N_fが全ひずみ範囲$\Delta\varepsilon_t$に対し式(1)に従うことを示した[8]．

$$(\Delta\varepsilon_t - 0.00251)N_f^{0.53} = 1.03 \qquad (1)$$

式(1)は低サイクル疲労寿命には材質の影響が現れにくいことを示している．一方，近年では一部のTRIP(transformation induced plasticity)/TWIP(twinning induced plasticity)鋼といった先進高強度鋼(advanced high-strength steel: AHSS)や高エントロピー合金(high entropy alloy: HEA)のようなFCC(face centered cubic)合金は従来の鉄鋼材料に対して優れた低サイクル疲労寿命を示すことが報告されるようになった[9]-[16]．たとえばShaoらはFe-18Mn-0.6C TWIP鋼の低サイクル疲労特性を調べた．Fe-18Mn-0.6Cは$\Delta\varepsilon_t = 1\%$において$N_f = 4500$ cyclesの寿命を示すが，これは式(1)により求められる一般鋼材の2倍程度に相当する[14]．AHSSやHEAの優れた疲労寿命の源は積層欠陥エネルギー(stacking fault energy: SFE)が低いことにあると指摘されている[17][18]．ここで，金属疲労における転位運動あるいは変形の可逆性の重要性が予てより指摘されている．転位運動/変形可逆性が高い場合，疲労損傷の蓄積が緩和され疲労耐久性の向上に寄与すると考えられる．金属疲労における変形可逆性について，Mughrabiはひずみ量が大きくなるほど変形可逆性が損なわれることや，交差すべりの発生は変形可逆性の低下原因であることを指摘している[19]．TRIP/TWIP鋼やHEAにおいては交差すべりが生じにくく転位がプラナー化することで転位運動の可逆性が高いために優れた疲労耐久性を示すと説明される．

近年，TRIP/TWIP合金の中でもFCCのγオーステナイトがHCP(hexagonal closed packing)のεマルテンサイトとの間での双方向$\gamma\leftrightarrow\varepsilon$マルテンサイト変態による新たなTRIP効果が報告されている[20][21]．Luらはこのような TRIP効果をB-TRIPと呼称している[21]．また，かねてより変形で生じる正方向の$\gamma\to\varepsilon$マルテンサイト変態ののち，加熱により正変態と同じ経路で$\varepsilon\to\gamma$変態が生じることが知られており，この可逆相変態を形状回復メカニズムとして活用するFe-Mn-Si鉄系形状記憶合金が開発されている[22]．

前述のAHSSやHEAの優れた低サイクル疲労寿命の発現メカニズムを踏まえると，B-TRIPにおける転位運動の可逆性は疲労損傷蓄積の緩和(＝疲労耐久性の向上)に極めて有効であると考えられる．筆者らのうち澤口らは鉄系形状記憶合金Fe-30Mn-6Siについて引張で生じたεマルテンサイトが，さらに圧縮が加わることによってγオーステナイトに逆変態することを観察した[23]．すなわち，一軸引張について報告されるB-TRIPに対し，引張-圧縮荷重の加わる疲労サイクルにおいても双方向$\gamma\leftrightarrow\varepsilon$マルテンサイト変態が生じることを報告した．

ここで，双方向$\gamma\leftrightarrow\varepsilon$マルテンサイト変態が生じるには，$\gamma$オーステナイト-$\varepsilon$マルテンサイト間の相安定性が熱力学的に釣り合う必要がある．このことを$\gamma\to\varepsilon$マルテンサイト変態におけるギブス自由エネルギー差$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$により記述すると，$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon} \approx 0$がB-TRIPを実現するための条件となる[24][25]．$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$は式(2)のように分割表記でき，

$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}{}_{\mathrm{chem}}$ の項は合金元素 i についてそのモル分率 xi とモルギブス自由エネルギー $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}{}_i$ および合金元素 i と j の間の相互作用パラメータ $\Delta\Omega^{\gamma\to\varepsilon}{}_{ij}$ から算出され，$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}{}_{\mathrm{mag}}$ は磁気自由エネルギーである．$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ は化学成分および温度に依存する．$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の具体的な算出ついては既報[25]にて報告している．

$$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}=\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}_{\mathrm{chem}}+\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}_{\mathrm{mag}}$$

$$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}_{\mathrm{chem}}=\sum_i x_i\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}_i+\sum_{ij} x_i x_j\Delta\Omega^{\gamma\to\varepsilon}_{ij} \qquad (2)$$

さらに，これまでに FMS 合金が十分な疲労耐久性を得るためには二段階 $\gamma\to\varepsilon\to\alpha'$ マルテンサイト変態によって生成される BCC の α' マルテンサイトを抑制する必要があることを報告している[6][24]．また，Si 添加が疲労特性に与える影響を調べ，上記の条件を満たしつつ 4 mass%程度の Si を添加することで疲労寿命が向上することを報告している[26]．

以上のように，従来鋼材に比べて低 SFE の FCC 合金は優れた低サイクル疲労特性を発現し，とりわけ第 1 世代 FMS 合金を含む B-TRIP 鋼は卓越した疲労特性を獲得しうる．B-TRIP 鋼は AHSS の中でも新しいカテゴリーに属する種であり，今のところ引張特性の改善を念頭に置く研究がいくつか見られる程度である．これに対し，FMS 合金は B-TRIP を疲労特性改善に活用する設計思想に基づくものであり，長周期地震動に対応可能な制振ダンパー鋼材として十分な疲労耐久性を発揮する．

(2) 凝固モード制御による凝固割れ感受性低減

アーク溶接は溶融溶接技術を代表し，材料の構造体化において必要不可欠な技術である．一方，アーク溶接は溶融再凝固を伴うプロセスであるから凝固時に割れが生じると構造の著しい強度劣化や破壊を招く．そのため，アーク溶接の適用を図るうえで，合金設計の観点からは凝固割れ感受性を小さくすることが求められる．ステンレス鋼においては化学成分に応じて凝固過程でいくつかの凝固モードを示し，凝固モードを制御することによって凝固割れや偏析を低減することが可能である．

ここで，本報において対象とする「FMS 合金」はステンレス鋼と類似した化学成分を有する．ステンレス鋼では以下の凝固プロセスをたどる 4 つの凝固モードが知られている[27][28]．

- オーステナイト(A)モード：L→L+γ→γ
- オーステナイト-フェライト(AF)モード：L→L+γ→L+γ+δ→γ+δ
- フェライト-オーステナイト(FA)モード：L→L+δ→L+δ+γ→δ+γ
- フェライト(F)モード：L→L+δ→δ

(L：液相，γ：オーステナイト，δ：フェライト)

これらのうち，A モードはオーステナイトのデンドライト樹間に不純物元素や合金元素が偏析し融点が低下することで液相が残留し，粒界全体が液膜で覆われるため凝固割れ感受性が高いことが知られている．一方，FA モードではフェライトの成長中にオーステナイトが晶出する．この時，液膜が粒界に島状に形成されることやオーステナイトよりフェライトの方が凝固割れ感受性を助長する P や S といった不純物元素の固溶度が大きいため，最終凝固部での偏析量が低減するなどの理由により，凝固割れ感受性が減少する．

ステンレス鋼の凝固モードについてはフェライト安定化元素量を Cr 当量(Cr_{eq})，オーステナイト安定化元素を Ni 当量(Ni_{eq})とし，その比である Cr_{eq}/Ni_{eq} をパラメータとした予測手法がよく用いられている．Cr_{eq}/Ni_{eq} の算出式については複数提案されているが，代表的な Schaeffler によるものは以下のとおりである[29]．

$$Cr_{eq}=[\mathrm{mass\%Cr}]+[\mathrm{mass\%Mo}]+1.5[\mathrm{mass\%Si}]+0.5[\mathrm{mass\%Nb}] \qquad (3)$$

$$Ni_{eq}=[\mathrm{mass\%Ni}]+0.5[\mathrm{mass\%Mn}]+30[\mathrm{mass\%C}] \qquad (4)$$

また，Peng らは多量の Mn(12–27 mass%)を含有する鋼種について以下を提案している[28]．

$$Cr_{eq}=[\mathrm{mass\%Cr}]+1.5[\mathrm{mass\%Si}] \qquad (5)$$

$$Ni_{eq}=[\mathrm{mass\%Ni}]+1.164[\mathrm{mass\%Mn}]+22[\mathrm{mass\%C}] \qquad (6)$$

Schaeffler 図は横軸を Cr_{eq}，縦軸を Ni_{eq} としステンレス鋼の溶接金属組織(フェライト含有量)の予測によく用いられるが，Schaeffler 図上に各凝固モード間の境界線を引くことができ，Cr_{eq}/Ni_{eq} と凝固モードの関係については以下の通り報告されている[30]．

A モード：$Cr_{eq}/Ni_{eq}<1.35$
AF モード：$1.35<Cr_{eq}/Ni_{eq}<1.50$
FA モード：$1.50<Cr_{eq}/Ni_{eq}<1.95$
F モード：$1.95<Cr_{eq}/Ni_{eq}$ (7)

すなわち「第 2 世代 FMS 合金」については凝固モードを FA とすることが溶接の観点からの合金設計指針であり，その目安としては$1.50<Cr_{eq}/Ni_{eq}<1.95$を満たせばよい．一方で，多量 Mn を含有する合金種についての凝固モードと組成の関係を報告した例は多くなく，式(3)，(4)あるいは式(5)，(6)により算出される Cr_{eq}/Ni_{eq} と凝固モードの対応が上述のものと合致しないことが予想される．そのため「第 2 世代 FMS 合金」の開発においては Cr_{eq}/Ni_{eq} を系統的に変化させた 4 種類の合金を新たに製造し，「第 1 世代 FMS 合金」を含めて 5 種類の合金について凝固過程の予測および実際の凝固組織の解析を行った．

3. 第 2 世代 FMS 合金の開発

第 2 世代 FMS 合金の開発に当たっては公称組成 Fe-15Mn-(10+2X)Cr-(8-X)Ni-4Si(X=0, 0.5, 1, 2, 3)なる合金を試作した[6]．本合金は第 1 世代 FMS 合金(X=0)から $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ がほとんど一定となるような比率で Cr/Ni 比を変化させたものである．これにより，第 1 世代 FMS 合金の優れた疲労特性の源である $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}\approx 0$ を保持しつつ，凝固モードをフェライト優位なものに変化させることを狙った．これらの合金について X の値を用いて X0，X05 のように表記す

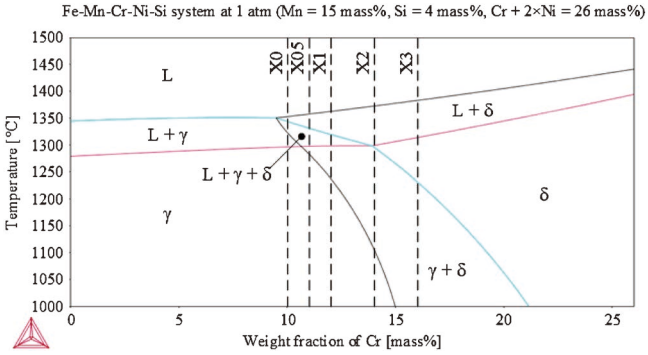


図3　Fe–Mn–Cr–Ni–Si 系合金の計算状態図．（オンラインカラー）

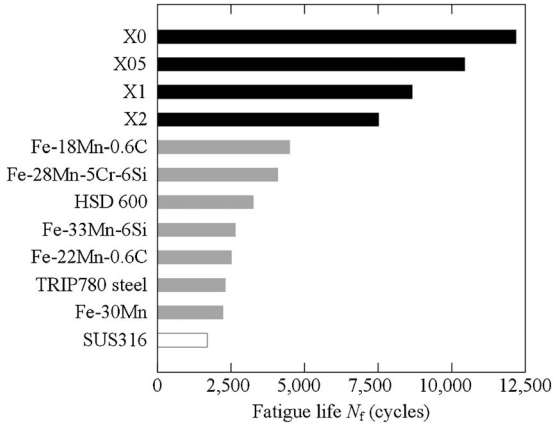


図4　低サイクル疲労寿命（ひずみ比 $R_\varepsilon = -1$，全ひずみ振幅 $\varepsilon_{t,a} = 1\%$）[9][11]–[16]

る．公称組成について $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の値はXの小さい順に−61.5（X0），−61.7（X05），−58.6（X1），−53.1（X2），−48.2（X3）であり，第1世代FMS合金（X0）とほぼ同一の値である．また，Cr_{eq}/Ni_{eq} の値は式（3），（4）を用いると1.03（X0），1.13（X05），1.24（X1），1.48（X2），1.76（X3）となり，式（7）の区分に従うのであればXの増加に伴い凝固モードがA→FAとなるような組成である．一方，**図3**はThrmo-Calc（TCFE9データベース）を用いて計算した状態図である．各合金の凝固経路は図中に点線で示している．計算状態図によればX0（第1世代FMS合金）の凝固経路はL→L＋δ→L＋γ＋δ→L＋γ→γであり純粋なAモードとは異なるものの，ここではAモードとして取り扱う．一方，Cr_{eq}/Ni_{eq} の増加によりX05では凝固モードがFAモードとなると予測された．

材料はAr環境で溶解したのち，熱間鍛造，熱間圧延し，1000℃×1時間のち水冷の熱処理を施した．得られた材料の実際の化学組成を**表1**に示す．表には成分の実測値に基づいて計算された $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の値も記載した．X0–X2の室温組織はγ単相であったが，X3についてはγ/δ二相組織となっており，さらに圧延時に割れを生じた．X3は多量のCrを含有するためσ相の影響により脆化したものと考えられる．そのため，これ以降の検討からはX3を除いた．

試作合金の疲労特性を調べるため，ひずみ制御低サイクル疲労試験を実施した．試験は軸ひずみ制御により定格容量100 kNの油圧サーボ疲労試験機を用いて行った．試験環境は室温大気環境である．疲労試験片には直径8 mm×長さ13 mmの平行部を有する丸棒試験片を用いた．制御波形は三角波とし，最大ひずみと最小ひずみの比であるひずみ比 $R_\varepsilon = -1$ とした．全ひずみ振幅 $\varepsilon_{t,a} = 1\%$ とし，ひずみ速度は0.4%/sとした．なお，全ひずみ振幅1%は極めて稀な地震動におけるダンパーの変形を想定して決定している．得られた疲労寿命 N_f を**図4**に示す．図中には比較対象として代表的なオーステナイト鋼であるSUS316の疲労寿命，TRIP/TWIP鋼の文献値[9][11]–[16]を併せて示している．なお，TRIP/TWIP鋼については見つけられる範囲で $R_\varepsilon = -1$ および $\varepsilon_{t,a} = 1\%$ の条件下で良好な低サイクル疲労を示すものを選んでいる．図4の通り，X0–X2は他鋼種に比べて卓越した疲労寿命を示した．このことは，B–TRIPが低サイクル疲労寿命の改善に有効であることを示している．一方，Xが増加するに伴い N_f が若干減少する傾向が見られた．

疲労破断後の試験片について，疲労変形組織の解析を行った．観察にはFE–SEM（JEOL JSM–7900F）を用いた．またEBSD（electron backscatter diffraction）測定はTSL DVC5 EBSD systemを用いて行った．測定試料は破断後の試験片の平行部から荷重軸と平行な断面（縦断面）を切出して採取した．測定試料表面には#180–#1200の耐水研磨式による湿式研磨ののち，過塩素酸エタノール溶液による電解研磨を施した．**図5**は疲労破断後のX0–X2の組織分析結果をまとめたものである．(a)–(d)はEBSD測定によるPhaseマップである．これらのマップにおける相割合は(e)の通りである．疲労破断後はいずれの相も多量のεマルテンサイトが形成されていた．εマルテンサイト量はXが増加するに伴い増加する

表1　Fe–15Mn–(10＋2X)Cr–(8–X)Ni–4Siの化学成分．

	Fe (mass%)	Mn (mass%)	Cr (mass%)	Ni (mass%)	Si (mass%)	$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ [J/mol]	Cr_{eq}/Ni_{eq} Eq. 3, 4	Cr_{eq}/Ni_{eq} Eq. 5, 6
X0	Bal.	15.3	10.2	8.18	3.99	−55.3	1.02	1.51
X05	Bal.	15.0	11.0	7.53	4.00	−60.9	1.13	1.70
X1	Bal.	15.2	12.2	7.16	3.86	−49.2	1.22	1.86
X2	Bal.	16.0	14.0	6.09	3.94	−42.5	1.41	2.28
X3	Bal.	15.0	16.2	5.05	3.91	−43.4	1.76	2.94

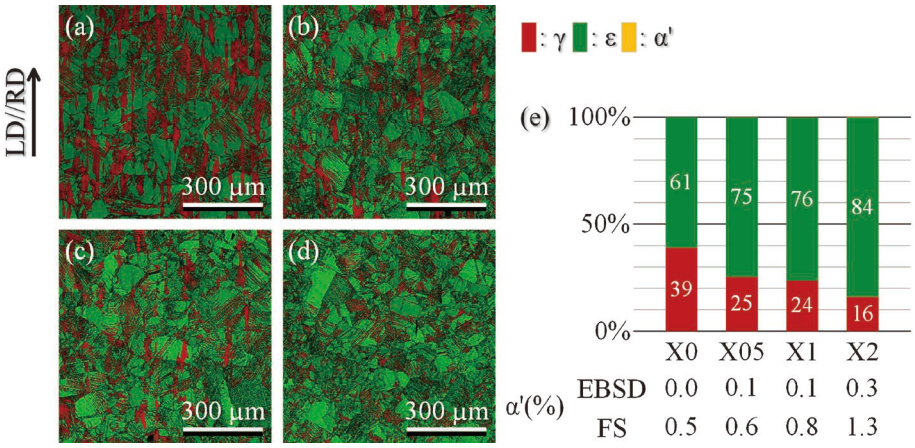


図 5　疲労組織分析：(a)X0，(b)X05，(c)X1，(d)X2 に関する Phase map および(e)各鋼種における相割合．（オンラインカラー）

傾向が見られた．また X05–X2 では微量の α' マルテンサイトが検出された．ここで α' マルテンサイトについてはステップサイズによる測定限界のため EBSD では適正に検出されなかった可能性がある．そこで，フェライトスコープ(Fischer FERITSCOPE FMP30)により別途計測を行った．EBSD およびフェライトスコープ(FS)による計測値は図(e)内に記した．X の増大に伴い α' マルテンサイトの形成量が増加する傾向が見られた．そのため，X の増加による疲労寿命の低下は X すなわち Cr/Ni の増加に伴い α' マルテンサイトの抑制が不十分となり，双方向 $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態の頻度が減少したために生じたと思われる．

以上の通り，X05 は第 1 世代 FMS 合金に次ぐ疲労寿命を示した．また，X1 および X2 についても一般鋼材や文献に見られる TRIP/TWIP 鋼に比べると長寿命が得られた．一方，Cr/Ni の増加に伴う寿命低下および α' マルテンサイト形成量の増加が認められた．

試作合金の凝固特性を調べるため，それぞれの合金について溶接ワイヤを用いずに共金 TIG 溶接し隅肉溶接継手を作製した．溶接条件は電流200–300 A，速度1.67 mm/s として行った．**図 6** (a)および(b)は X0 および X05 の隅肉部の組織観察像である．X0 ではデンドライトに沿うように凝固割れが発生していたのに対し，X05 では凝固割れが見られず良好な凝固組織が得られた．また，(c)および(d)は X0 および X05 の溶接再凝固部における Fe に関する EDS 測定結果である．(c)の通り X0 ではデンドライト状に著しい偏析が見られたのに対し，(d)の通り X05 では偏析が軽減された．以上の観察結果と図 6 に示した計算状態図を踏まえると，X0 では A モード凝固を生じることで顕著な偏析を生じ凝固割れ感受性が高い一方，X05 ではわずかな Cr/Ni の増加により凝固モードが FA に変化し，偏析が低減されるとともに凝固割れ感受性が抑制されたと考えられる．

表 1 に示される Cr_{eq}/Ni_{eq} について式(7)に従って凝固モードを予測すると，Schaeffler の式(3)，(4)によれば X0 と X05 はともに A モードと判定される．一方，Peng らの式(5)，(6)を用いると X0 は AF モード，X05 は FA モードと判定される．そのため，今回対象とする大量 Mn を含む材料の凝固モード予測においては Peng らの式が有効であることが確かめられた．

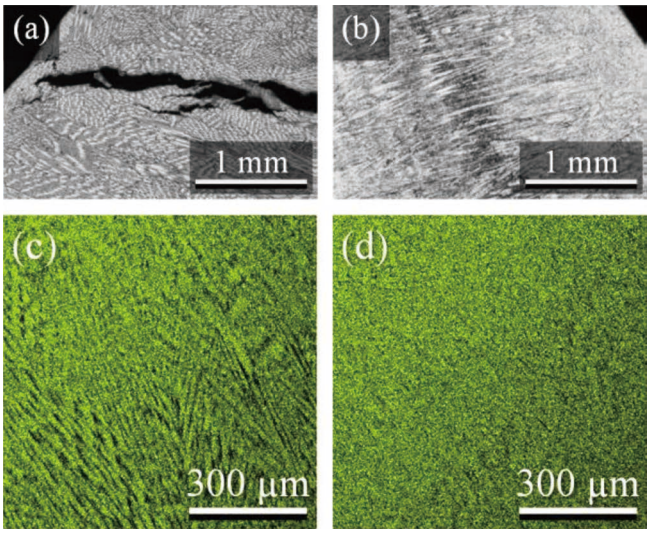


図 6　溶接結果：(a)X0，(b)X05 の隅肉部光学観察像および EDS による(c)X0，(d)X05 の Fe マップ．（オンラインカラー）

上記の検討においては，計算状態図および Cr_{eq}/Ni_{eq} に基づく判定，あるいは偏析と凝固割れの状態から X0 と X05 の間で凝固モードが A から FA に変化したと推定した．しかし，凝固過程における結晶成長および相変態挙動の詳細については不明である．一方，筆者らの一人は大型放射光施設 SPring-8 を用いた放射光 X 線イメージング技術により溶接凝固過程の直接観察技術を構築し，凝固組織の発達や凝固割れの形成挙動を明らかにしてきた[31][32]．そこで，同技術を FMS 合金に適用し，アークスポット溶接における凝固過程を観察した．さらに，in-situX 線回折測定を併用することにより，相変態挙動(凝固モード)を同定した[33]．

実験は SPring-8 のビームライン BL20XU 第二実験ハッチにて行った．観察システムは X 線光路上に上流側から順

に高速度カメラ，試料ステージおよび試料，トーチ，回折X線用フラットパネル検出器，透過X線用検出器により構成される．高速度カメラはアークスポット溶接中の試料温度測定に用いた．測定はX0およびX05について行った．測定試料には十分なX線透過量を得るために板厚0.2 mmの薄板を用いた．X線エネルギーは28 keVとし，観察視野2×2 mmをピクセルサイズ1 μm/pixel，フレームレート50 fpsで測定した．アークスポット溶接は電流6 A，Arガス流量8 l/minとし，直径約2.5 mmの溶融池を形成させたのち，アークを消弧して凝固させた．

図7(a)–(c)にX0，(d)–(f)にX05の溶融凝固過程のX線透過像を示す．X0においては，(a)まず多数の柱状デンドライトが溶融池周辺から溶融池中央に向け競合しつつ成長し，(b)中央部で対峙したのち，(c)中央部において凝固割れが生じ，低強度であるデンドライトの一次アーム間に沿う凝固割れの進展が観察された．一方，X05においては，(d)柱状デンドライトが溶融地周辺から中央に向け成長するものの，(e)固液界面前方における複数の等軸デンドライトの晶出が見られ，これらの等軸デンドライトの成長が生じることから，(f)凝固割れは柱状デンドライト側へ進展しなかった．**図8**にX05に関する凝固過程における回折パターンの経時的変化を示す．(a)–(c)のいずれにおいても液相の存在を示すハローパターンが検出されている．同図(b)の通り，凝固開始直後に(200)，(211)のδ相の回折ピークが検出された．すなわち，最初に晶出した柱状デンドライトはフェライト相であると同定できる．一方，図7(e)に見られる等軸デンドライトの晶出タイミングにおいては図8(c)の通り(200)，(220)のγ相の回折ピークが現れた．これらのγ相である等軸デンドライトは液相中から核生成により晶出したと考えられる．一方，X0においてはδ相が現れず，γ相のみで凝固が完了する観察結果が得られた．以上より，X05ではFAモード凝固が生じることで凝固割れが抑制されることが明らかとなった．

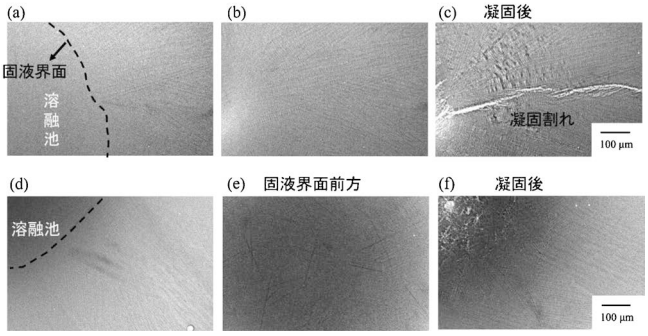


図7　(a)–(c)X0および(d)–(f)X05における凝固過程のX線透過像．

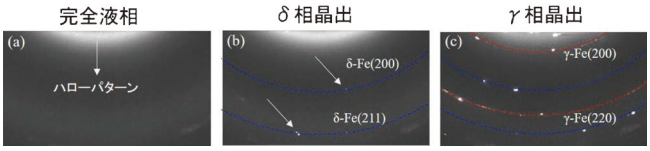


図8　X05における凝固過程のX線回折パターンの変化．（オンラインカラー）

以上のように，X05(Fe–15Mn–11Cr–7.5Ni–4Si)は良好な疲労耐久性を有しつつ，凝固割れ感受性を低減した材料であり，第2世代FMS合金として求められる性能を満足する．

4.　第2世代FMS合金を活用した将来展望

これまで，長周期地震動対策としてFMS合金を用いた制振ダンパーの社会実装・普及を目指し，FMS合金の開発に加えて，その溶接と大型圧延材の製造プロセスなどの工業化技術に産学連携にて取り組んできた．これにより，二例の実建物への社会実装に成功し，更に三例目以降の社会実装に向けた具体的取り組みも進行中であり，着実に普及が進みつつある．

一方，超高層建物に求められる耐荷重性を高めるために，ダンパー芯材の疲労変形部を溶接組立によって大断面化することが求められる．しかし，第1世代FMS合金同士の溶接は，凝固割れが生じやすく，緻密な溶接施工条件の構築と施工管理が必要とされてきた．そこで，高い荷重を負担する大断面の高耐力ダンパーの活用展開を加速するために，溶接しても割れが発生せず，溶接施工性がよい第2世代FMS合金を開発した．

現在，第2世代FMS合金を活用して，超高層建物にて汎用的に鋼材ダンパーに求められる最大負担荷重4,000 kN以上の高い耐力を有するとともに，複数回の巨大地震および長周期地震動への対応可能とする既存鋼材ダンパーの10倍以上の疲労耐久性を有する唯一の鋼材ダンパーの開発および社会実装を目指している．また，力学・疲労性能のみならず，溶接凝固モードの制御による凝固割れ感受性の低減によって部材の溶接施工および補修処理などが容易となり，多くの鉄骨ファブリケータにおける部材製造が可能となったと言える．すなわち，本研究開発成果が耐疲労制振ダンパー技術の汎用性の向上と低コスト化に寄与し，多様なダンパー部材の開発につながること，さらには本稿によって建築分野を超えた疲労課題解決への展開を期待する．

文　　献

（1）佐々木茅乃，永野正行，堀愛里香，野津　厚，川辺秀憲：日本建築学会技術報告集，**24**(2018)，75–80.
（2）I. Nikulin, T. Sawaguchi, A. Kushibe, Y. Inoue, H. Otsuka and K. Tsuzaki: Int. J. Fatigue, **88**(2016), 132–141.
（3）F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, N. Ilya, S. Takamori and N. Nagashima: Procedia Struct. Integr., **19**(2019), 214–223.
（4）Y. Inoue, A. Kushibe, K. Umemura, Y. Mizushima, T. Sawaguchi, T. Nakamura, H. Otsuka and Y. Chiba: Japan Architect. Rev., **4**(2021), 76–87.
（5）T. Sawaguchi, T. Maruyama, H. Otsuka, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: Mater. Trans., **57**(2016), 283–293.
（6）F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, S. Takamori, T. Nakamura, G. Arakane, Y. Inoue, S. Motomura and A. Kushibe: Script.

Mater., **197**(2021), 113815.
(7) Y. Murakami and K. Miller: Int. J. Fatigue, **27**(2005), 991–1005.
(8) K. Hatanaka: JSME Int. J. Ser. 1 Solid Mech. Strength Mater., **33**(1990), 13–25.
(9) T. Hilditch, H. Beladi, P. Hodgson and N. Stanford: Mater. Sci. Eng. A, **534**(2012), 288–296.
(10) Y. Wen, H. Peng, D. Raabe, I. Gutiérrez–Urrutia, J. Chen and Y. Du: Nat. Commun., **5**(2014), 1–9.
(11) C. Shao, P. Zhang, R. Liu, Z. Zhang, J. Pang and Z. Zhang: Act. Mater., **103**(2016), 781–795.
(12) M. W. Klein, M. Smaga and T. Beck: Metals, **8**(2018), 832.
(13) P. Guo, L. Qian, J. Meng, F. Zhang and L. Li: Mater. Sci. Eng. A, **584**(2013), 133–142.
(14) C. Shao, P. Zhang, Y. Zhu, Z. Zhang, J. Pang and Z. Zhang: Act. Mater., **134**(2017), 128–142.
(15) F. Yoshinaka and T. Sawaguchi: Int. J. Fatigue, **130**(2020), 105271.
(16) W. Tasaki, T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Sekido and K. Tsuchiya: Mater. Trans., **57**(2016), 639–646.
(17) K. Lu, A. Chauhan, M. Walter, A. S. Tirunilai, M. Schneider, G. Laplanche, J. Freudenberger, A. Kauffmann, M. Heilmaier and J. Aktaa: Script. Mater., **194**(2021), 113667.
(18) S. A. A. Shams, J. W. Bae, J. N. Kim, H. S. Kim, T. Lee and C. S. Lee: J. Mater. Sci. Tech., **115**(2022), 115–128.
(19) H. Mughrabi: Metall. Mater. Trans. B, **40**(2009), 431–453.
(20) Y.–K. Lee: Metall. Mater. Trans. A, **32**(2001), 229–237.
(21) W. Lu, C. H. Liebscher, G. Dehm, D. Raabe and Z. Li: Adv. Mater., **30**(2018), 1804727.
(22) A. Sato, E. Chishima, Y. Yamaji and T. Mori: Acta Metall., **32**(1984), 539–547.
(23) T. Sawaguchi, L.–G. Bujoreanu, T. Kikuchi, K. Ogawa, M. Koyama and M. Murakami: Script. Mater., **59**(2008), 826–829.
(24) T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Ogawa, K. Sekido, S. Takamori, T. Maruyama, Y. Chiba, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: Script. Mater., **99**(2015), 49–52.
(25) T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Ogawa, S. Takamori, F. Yoshinaka, Y. Chiba, H. Otsuka, Y. Inoue and A. Kushibe: Acta Mater., **220**(2021), 117267.
(26) I. Nikulin, T. Sawaguchi, K. Ogawa and K. Tsuzaki: Acta Mater., **105**(2016), 207–218.
(27) N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Metall. Trans. A, **11**(1980), 717–725.
(28) H. Peng, Y. Wen, Y. Du, J. Chen and Q. Yang: Metall. Mater. Trans. B, **45**(2014), 6–11.
(29) P. Guiraldenq and O. H. Duparc: Metall. Res. Tech., **114**(2017), 613.
(30) D. L. Olson: ASM handbook, Volueme 6: Welding, Brazing, and Soldering, ASM International, (1993).
(31) T. Nagira, D. Yamashita, M. Kamai, H. Liu, Y. Aoki, H. Fujii, K. Uesugi and A. Takeuchi: Mater. Charact., **167**(2020), 110469.
(32) T. Nagira, D. Yamashita, M. Kamai, H. Liu, Y. Aoki, K. Uesugi, A. Takeuchi and H. Fujii: J. Mater. Sci., **56**(2021), 10653–10663.
(33) T. Nagira, T. Nakamura, F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, Y. Aoki, M. Kamai, H. Fujii, A. Takeuchi and M. Uesugi: Script. Mater., **216**(2022), 114743.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

吉中奎貴

2018年3月　北海道大学 大学院工学院 博士後期課程修了
2018年4月　現職
専門分野：金属疲労
◎放射光CTや真空中疲労試験による鉄鋼・チタン合金の超高サイクル疲労に関する研究を経て，現在は主に低サイクル疲労への耐久性を念頭に置いた鋼材開発に従事している．

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

澤口孝宏

高森　晋

江村　聡

中村照美

柳樂知也

櫛部淳道

井上泰彦

本村　達

講義ノート

金属腐食の概要と局部腐食 Ⅳ
～ステンレス鋼の局部腐食～

篠　原　　正*

4.1 は じ め に

前回の講義[1]では，腐食が不均一に進む場合の腐食挙動や耐食性について述べ，その中でステンレス鋼の局部腐食として，孔食と粒界腐食について解説した．本稿では，すきま腐食および応力腐食割れを中心に，ステンレス鋼の局部腐食について発生・進展機構を含め解説する．

4.2 す き ま 腐 食

4.2.1 孔食と比較したすきま腐食の特徴

ステンレス鋼の自由表面に個体が接触している構造を『すきま』といい，すきま部で生じる腐食をすきま腐食という．すきま腐食の発生と成長の模式図を孔食（前回講義[1]の図3.12）と比較し，図4.1に示す．孔食は自由表面上で起こるため，比較的厳しい環境（高 Cl^- 濃度，高電位）でないと発生しない（図4.1(b)）．また，成長性食孔においては，深くなるにつれ濃厚溶液が薄まりにくくなり，多少電位が下がっても

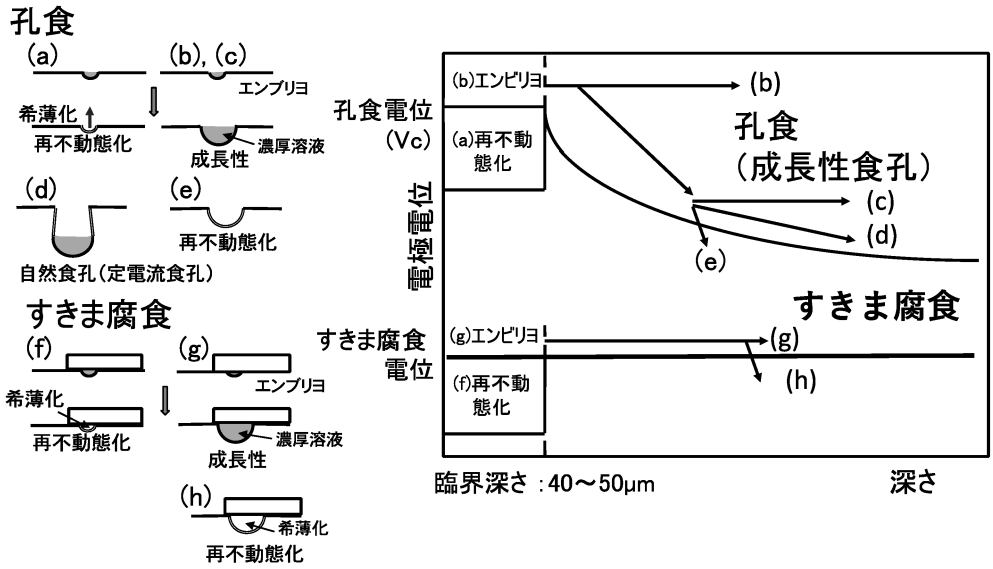


図4.1　孔食とすきま腐食の模式図.

* 元，物質・材料研究機構
Corrosion and Protection of Metals Ⅳ　～ Localized Corrosion of Stainless Steels ～; Tadashi Shinohara*(*Formerly, National Institute for Materials Science, Tsukuba)
Keywords: *stainless steel, localized corrosion, pit, pitting, crevice corrosion, solution chemistry, stress corrosion cracking, SCC*
2022年 6 月20日受理［doi:10.2320/materia.62.237］

成長を維持できる(図4.1(c),(d)).すなわち,食孔が再不動態化する電位(再不動態化電位)は食孔が深くなるほど低くなり(図4.1(e)),(孔食腐食電位)>(食孔再不動態化電位)となる.これに対してすきまでは,もともと溶液が濃縮しやすい構造であるので,より温和な環境(低 Cl^- 濃度,低電位)においても腐食(すきま腐食)が発生・成長できる(図4.1(g)).また濃縮度合いあるいは濃厚溶液の薄まりやすさに対する腐食深さの影響も小さいので,(すきま腐食電位)=(すきま再不動態化電位)が成り立つとされる(図4.1(h)).

こうしたすきま構造は,フランジ接合部やボルト/ナット等,構造上避けられないことから,実機では大きな問題となっている.

すきま腐食が起こる条件を見出すのに再不動態化法[(2)-(4)]が用いられている.これは,いったん腐食環境を厳しくしてすきま腐食を起こした後,環境を温和化してすきま腐食が停止する(再不動態化する)条件を決定する,というものである.電位(E),温度(T)および Cl^- 濃度(C)について求めた臨界値をそれぞれ再不動態化電位(E_R),再不動態化温度(T_R),および再不動態化濃度(C_R),という.これより温和な条件($E<E_R$, $T<T_R$ あるいは $C<C_R$)に持っていけば,すきま腐食を停止させることができる.すなわち,すきま腐食の心配をせずに材料を使うことができる.E_R 測定法については,2002年に JIS G 0592として規格化された.

ジェット水流で緯糸を挿入する方式の織機において,ヘルドと呼ばれる13Cr ステンレス鋼製部品で腐食が生じたことが報告されている[(4)].ジェット水流には水道水や地下水が用いられている.**図4.2**は2枚のヘルドからなる金属/金属-すきまでの E_R と C_R の測定結果である.両手法で求めた結果は同じ直線上に乗っており,再不動態化法によってすきま腐食の有無の境界が求められることを示している.また,水道水の条件は測定結果の右上にあり($E>E_R$, $C>C_R$),当該腐食損傷は,すきま腐食であることが確認できた.

すきま構造では溶液が濃縮しやすいため,より温和な環境(低 Cl^- 濃度,低電位)においても腐食(すきま腐食)が発生・成長する.しかし,すきま間隙が大きくなるとすきま内溶液と沖合溶液との入れ替えが容易になって,希薄化しやすくなる.すきま間隙が10～40 μm を超えると E_R が急激に高くなる[(5)]ことから,この間隙(10～40 μm)がすきま構造としての閾値と考えられる.

4.2.2 すきま腐食の発生

304鋼/PMMA-すきまにおけるすきま腐食挙動について,デジタルカメラによるその場観察[(6)]を行い,すきま腐食部(アノード)がどのように広がって行くかについて検討した.観察例を**図4.3**に示す.当初すきま内部に溶解点が発生し(図4.3(a)中の矢印),この溶解点は開口部方向へ拡大した.腐食が開口部付近に到達すると,開口部に沿って回り込むように進展し,黒色の腐食生成物が生成した.最初の溶解点を含む SEM 観察(図4.3(b),(c))によると,すきま腐食は起点となったところで必ずしも深くまで進展するわけではなく,発生と進展とでおのおの機構が異なっていることが確認できた.

4.2.3 すきま腐食の成長挙動

80℃の3%NaCl 水溶液中における高純度18Cr-14Ni 鋼/ガラス-すきまにおけるすきま腐食をその場測定した結果[(7)]によると,成長性画素(PE(II))および再不動態化性画素(PE(IR))の侵食の経時変化は,以下のようにまとめられる:

- 成長性画素(PE(II))
  比較的速い溶解(Ⅰ段階)→臨界深さ(h_2^*=30～40 μm)→(遷移段階)→定常成長(Ⅱ段階)
- 再不動態化性画素(PE(IR))
  比較的速い溶解(Ⅰ段階)→臨界深さ(h_R^*=15～35 μm)→再不動態化

ここで,h_2^* はすきま腐食の成長性に関する臨界深さである.また,Ⅰ段階の溶解速度(V_I),Ⅱ段階の溶解速度(V_{II})のいずれもすきま内位置,すきま奥行き(ジオメトリー)に依存せず決定できる特性値であると言える.また,V_I が電位に依存しないのに対して,V_{II} は電位依存性が大きいことがわかった.このことは,Ⅰ段階とⅡ段階とは溶解機構を異に

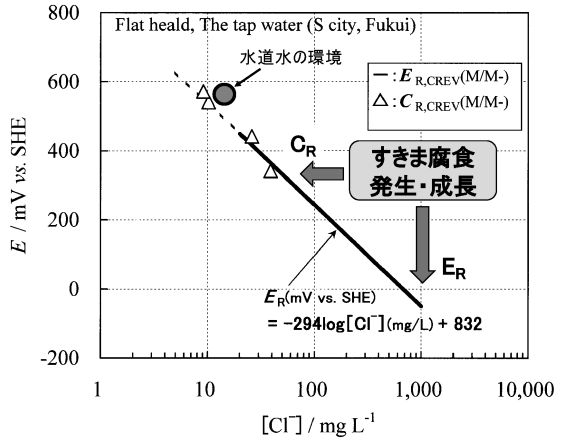


図4.2 2枚のヘルドからなる金属/金属-すきまにおける E_R と C_R の測定結果.(文献(4)を編集)

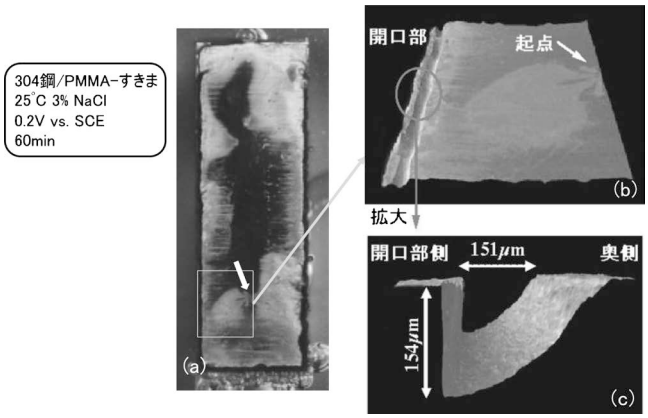


図4.3 すきま腐食部の SEM 観察結果.(文献(6)を編集)

し，電極電位に依存する場合のすきま腐食特性はⅡ段階に求められること，を示している．

4.2.4　局部腐食部での濃厚溶液

(a)　Cr^{3+}–H_2O 系での pH と[Cr^{3+}]との関係

従来から，ステンレス鋼の孔食やすきま腐食部の濃厚溶液の pH は Cr^{3+} の加水分解反応で決まるとされてきた．$CrCl_3$ は以下のように解離する：

$$CrCl_3 \rightarrow CrCl_2^+ + Cl^- \rightarrow CrCl^{2+} + 2Cl^- \rightarrow Cr^{3+} + 3Cl^-$$

（第１段）　（第２段）　（第３段）

ここで，第３段の解離反応は非常に遅く，pH 測定でも値が安定するまでに２週間以上かかることもあった．そこで 500 h 後の値を平衡に達した pH として採用した[(8)(9)]．実測 pH と $CrCl_3$ 濃度（[$CrCl_3$]＝C_0）との関係を $CrCl_3$ 水溶液中の平衡状態図中に○で示す（**図4.4**[(8)]）．

すきま内液の pH 考察では，次式の反応（１）の標準化学ポテンシャル（式（２）），あるいは溶解度積（[Cr^{3+}][OH^-]＝$10^{-30.3}$）（式（３））から計算されてきた：

$$Cr^{3+} + 3H_2O \rightarrow Cr(OH)_3 + 3H^+ \quad (1)$$

$$pH = 1.52 - (1/3)\log[Cr^{3+}] \quad (2)$$

$$pH = 3.90 - (1/3)\log[Cr^{3+}] \quad (3)$$

しかし，いずれも pH 実測値と異なった[(8)]．そこで，$CrOH^{2+}/Cr^{3+}$ の平衡反応（式（４））を考える．平衡定数は文献(10)によった：

$$Cr^{3+} + H_2O \rightarrow CrOH^{2+} + H^+$$

$$K_1 = [CrOH^{2+}][H^+]/[Cr^{3+}] = 10^{-3.9} \quad (4)$$

反応式（４）について電気的中性条件と質量保存則を考慮して，pH は以下のように求められる：

$$pH = -\log\{-K_1 + (K_1^2 + 4K_1C_0)^{1/2}/2\} \quad (5)$$

図4.4中に式（５）を併記すると，低濃度側で両者は極めてよく一致する．したがって，低濃度側での pH は $CrOH^{2+}/Cr^{3+}$ の平衡により決定されると考えられる．

次に，$CrCl^{2+}$ 安定域での pH を考える．$CrCl^{2+}/Cr^{3+}$ の平衡は以下の式で表される：

$$Cr^{3+} + Cl^- \rightarrow CrCl^{2+}$$

$$K_3 = [CrCl^{2+}]/[Cr^{3+}][Cl^-] = 2.31^{(8)} \quad (6)$$

$CrCl^{2+}$ 安定域では $CrOH^{2+}$ はほとんどがないので，

$$[CrOH^2] = [H^+] \ll [Cr^{3+}], [CrCl^{2+}] \quad (7)$$

が成り立ち，Cr に関する質量保存則および[$CrOH^{2+}$]/[Cr^{3+}]の平衡は以下のように表される：

$$[Cr^{3+}] + [CrCl^{2+}] = [CrCl_3] = C_0 \quad (8)$$

$$K_1 = [CrOH^{2+}][H^+]/[Cr^{3+}] = [H^+]^2/[Cr^{3+}] = 10^{-3.9} \quad (9)$$

式（６）および（８）と電気的中性条件，および式（７）の条件を考慮することで，

$$[Cr^{3+}] = \{-A_{C0} + [A_{C0}^2 + 4K_3C_0]^{1/2}\}/2K_3 \quad (10)$$

$$A_{C0} = (2K_3C_0 + 1),\quad C_0 = [CrCl_3]$$

を得る．これを式（９）に代入し，

$$pH = -(1/2)\log(K_1[Cr^{3+}]) \quad (11)$$

として pH を求めることができる．図4.4中には式(11)も併記した．高濃度側で pH の測定値は関係式（式（５）および式(11)）より大きく低下している．これは，H^+ の活量係数が大きく増大するためと考えられる[(8)(9)]．

4.2.5　すきま内模擬溶液の pH

モデル計算において pH を推定するためには，すきま内溶液に相当する溶液の組成と pH との関係を求めておく必要がある[(8)(9)]．304鋼についてのすきま内模擬水溶液における pH と[$CrCl_3$]との関係を**図4.5**[(8)]に示す．図中には $CrCl_3$ 水溶液における pH と[$CrCl_3$]との関係も併せて示した．濃度が上がるほど pH が急激に低下するのは，$CrCl_3$ だけでなく $FeCl_2$ および $NiCl_2$ によって H^+ の活量係数が極めて増大するためと考えられる[(8)(9)]．pH の推定式は以下のように表される．

$$pH = -0.50x + 1.97 \quad (12)$$

$$([CrCl_3] < 0.03\ mol/L)$$

$$pH = -1.09x^2 - 3.90x - 0.707 \quad (13)$$

$$([CrCl_3] > 0.03\ mol/L)$$

$$x = \log[CrCl_3]$$

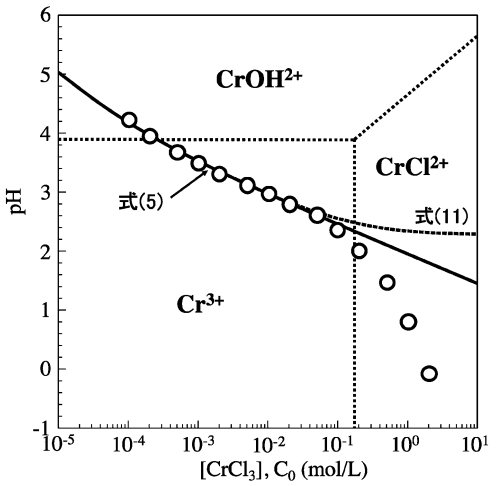


図4.4　$CrCl_3$ 水溶液中の平衡状態図．（文献(8)，(9)を編集）

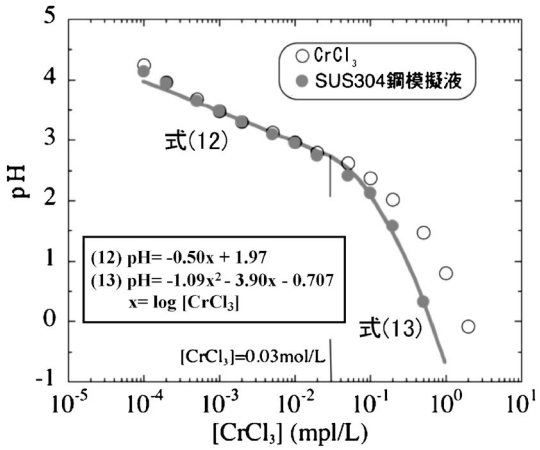


図4.5　すきま内模擬水溶液における pH の近似式．（文献(8)を編集）

こうした共存イオンの影響については，熱力学データをもとに H^+ の活量係数（$Y_{H^+}=Y_{all}$）を算出し，pH を求めることが可能となってきている[9]．またこれらを使って，発生後のすきま腐食挙動について，かなり精度よくシミュレーションできるようになってきている[11]．

4.3 オーステナイト系ステンレス鋼における塩化物応力腐食割れ（塩化物 SCC）

4.3.1 SCC 発生機構

(a) SCC の発生形態

オーステナイト系ステンレス鋼は，耐食性だけでなく加工性に優れ，極低温まで靱性を保持しているので，きわめて広い範囲の用途がある．しかしその最大の欠点は塩化物環境下で応力腐食割れ（塩化物応力腐食割れ，塩化物 SCC）を起こしやすいことである．応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking, SCC）は，き裂の進行という形をとる構造材料の劣化過程である．

表4.1は，オーステナイト系ステンレス鋼の塩化物応力腐食割れについて，SCC 発生起点と環境との関係[12]としてまとめたものである．これによると，実験室加速試験液として用いられてきた沸騰，濃厚 $MgCl_2$ 試験液環境におけるき裂発生状況は直接貫入型（Type Ⅰ：**図4.6**(a)）である．しかしながら，このような酸性環境は，本来ステンレス鋼が使用されるべき環境ではない．実環境で経験される応力腐食割れ事例のほとんどは局部腐食経由型（Type Ⅱ, Type Ⅲ：図4.6(b)）のものである．辻川ら[13]あるいは篠原ら[14]によれば，安定オーステナイト系ステンレス鋼である310S 鋼と15～35％$MgCl_2$ 溶液とを組み合わせた系（310S 鋼/$MgCl_2$ 溶液-系）においては，これら三種類の起点の異なる SCC を再現できる．

表4.1　塩化物環境下におけるステンレス鋼の SCC 発生状況．（文献(12)を編集）

形態		試験環境	実際の環境
Type Ⅰ	直接貫入型	高温、濃厚$MgCl_2$	
Type Ⅱ	食孔経由型	濃厚$MgCl_2$ 濃厚NaCl+酸化剤	濃厚塩化物水溶液
Type Ⅲ	すきま腐食経由型	低濃度NaCl+すきま	低濃度塩化物水溶液

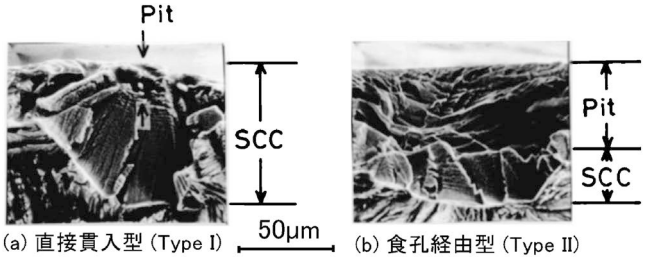


図4.6　SCC き裂断面の SEM 像．

(b) 各種因子の影響

310S 鋼/$MgCl_2$ 溶液-系を用いて，三種類の起点の異なる塩化物 SCC を発生させつつ，それらの挙動について系統的に検討した[13]-[15]．SCC は，直接貫入型（Type Ⅰ）では $\sigma>195$ MPa で，食孔経由型（Type Ⅱ）では $\sigma>135$ MPa で，またすきま腐食経由型（Type Ⅲ）ではすきまとなる切り欠き底での応力拡大係数（K_I）が $K_I>2.5$ MPa·m$^{1/2}$ で，それぞれ発生した[15]．Type Ⅰの下限界応力（195 MPa）は310S 鋼の0.2％耐力（$\sigma_{0.2}$）＝209 MPa とほぼ等しい．これに対して，Type Ⅱの下限界応力（135 MPa）は $\sigma_{0.2}$ よりかなり小さい（65％程度）．食孔も応力集中部として働くので，口直径2a，深さ h の食孔を応力と垂直な面に投影して得られる半楕円形表面き裂とし，食孔底に相当する表面き裂最深点での K_I を算出した．SCC は付与した応力に関わらず，$K_I>2.5$ MPa·m$^{1/2}$ で発生した．この SCC 発生のための下限値 $K_I=2.5$ MPa·m$^{1/2}$ は，Type Ⅲでの下限値（$K_{ISCC}=2.5$ MPa·m$^{1/2}$）と等しい．このように，Type Ⅱと Type Ⅲの割れ発生条件は，食孔底あるいは切欠底での K_I を用いることで統一的に整理でき，$K_{ISCC}=2.5$ MPa·m$^{1/2}$ である[15]．

また，SCC が発生する十分に大きな力学条件下（Type Ⅰ：$\sigma>195$ MPa, Type Ⅱ, Type Ⅲ：$K_{ISCC}>2.5$ MPa·m$^{1/2}$）では，割れ速度は，温度のみに依存し，SCC 発生形態や Cl^- 濃度，電位，力学条件（σ や K_I）によらず一定であることが確認された[13]-[17]．

(c) SCC き裂発生に関する溶解・割れ両速度競合概念

Type Ⅱおよび Type Ⅲに関する SCC 試験結果を，試験電位に相当する溶解速度（縦軸）と $MgCl_2$ 濃度（横軸）で整理し[14]，**図4.7**に示す．割れ速度は，発生形態，電位，$MgCl_2$

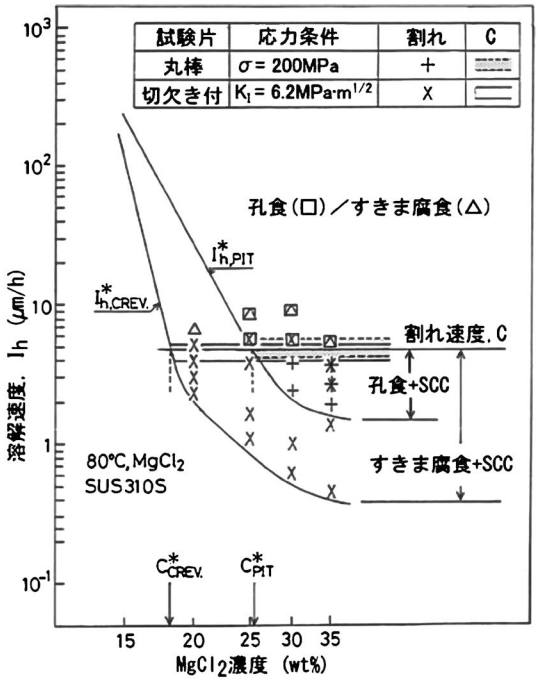


図4.7　SCC 試験結果の試験電位に相当する溶解速度（縦軸）と $MgCl_2$ 濃度（横軸）での整理．（文献(14)を編集）

濃度のいずれにも依存しないので，図中では斜線ハッチで示した水平線で表される．

SCCは，「金属が溶解し，かつそこでの割れ速度(C)が溶解速度(i_w)より大きいときに限り」発生する．すなわち，SCC発生条件は

$$i_w^* < i_w < C$$

と書け，SCC発生電位域にいいかえると

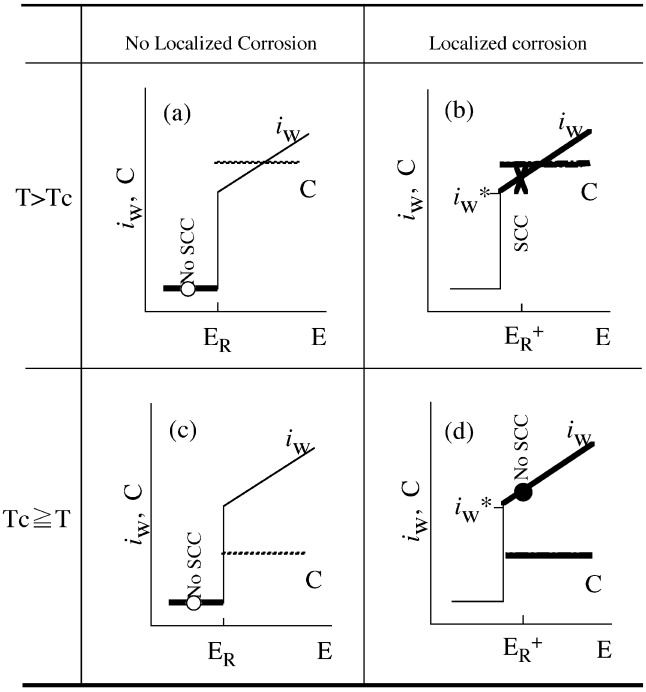
$$E_R < E < E^V$$

となる．ここでi_w^*はE_R直上の電位での溶解速度−溶解速度の下限値で，脱不動態化維持を保証する溶解速度−，およびE^Vは溶解速度と割れ速度が等しくなる電位である．これをSCC発生に関する溶解・割れ両速度競合概念[13][14][16][17]という．

SCC発生は高温ほど起こり易いことが知られている．**表4.2**は，304鋼および316鋼のSCC臨界温度について，事例調査[18]とSCC試験[19]-[21]の結果をまとめたものである[16]．事例調査[18]によれば，SCC臨界温度−Tc：この温度以下ではSCCが生じない−は，Cl^-濃度がおよそ10 ppm以上であればCl^-濃度によらず，304鋼で50℃，および316鋼で100℃である．また，SCC試験によればこのTcは，304鋼で40～60℃[19]あるいは50℃[20][21]であり，316鋼で70℃[21]である．競合概念に基づき，SCC発生について局部腐食発生の有無と温度とで整理した模式図を**図4.8**に示す．割れ速度は，電位に依存しないことから図中では水平線として表される．まず，電位(E)がE_Rより低い場合(図中(a)，(c))には，き裂発生起点となる成長性局部腐食が発生しないことから，SCCは生じない．SCCが発生するのはE_Rより電位が高く，き裂発生条件($i_w < C$)を満たす電位域である(図中(b))．Cの温度依存性はi_w^*のそれより大きいので，特定の温度以下では$C < i_w^*$となる(図中(d))．この場合には，き裂発生条件($i_w < C$)を満たす電位域がないため，すきま腐食は起こるがSCCは発生しない．すなわち，図中(d)のような関係となる最も高い温度−$C = i_w^*$となる温度−がSCC臨界温度(Tc)である．

表4.2　304鋼および316鋼のSCC臨界温度に関する事例調査[18]とSCC試験[19]-[21]のまとめ．(文献(16)を編集)

鋼種	文献	溶液	試験片	温度(℃) 40	50	60	70	80
304	18	>6ppm Cl-	熱交換器	○←|→ ×				
	19	NaCl 100, 1000ppm Cl-	スポット溶接試験片	○	−	×	−	×
	20	3% NaCl	スポット溶接試験片	−	○	×	−	−
	21	NaCl 50ppm Cl-	スポット溶接試験片	−	○	×	−	−
316	18	>7ppm Cl-	熱交換器	←○→up to 100℃				
	19	NaCl 1000, 21000ppm Cl-	スポット溶接試験片	○	−	× (軽度)	−	×
	21	NaCl 50ppm Cl-	スポット溶接試験片	−	−	−	○	×



Tc: SCC発生臨界温度
C: 割れ速度
E: 電極電位
E_R: 局部腐食再不動態化電位
E_R+: E_R直上の電位
i_w: 局部アノードでの溶解速度
i_w*: E_R+でのi_w

図4.8　SCC発生について局部腐食発生の有無と温度とで整理した模式図．(文献(16)を編集)

4.3.2　塩化物SCCの進展機構

(a)　冷間加工の影響[22]

従来の研究は，溶体化処理された試験片が使われていた．しかし，実機では受け入れまま(冷間加工されたまま)で使われていることが多い．そこで，溶体化処理(HT)および受け入れまま(CW)の304鋼丸棒に80℃，35％$MgCl_2$溶液中−360 mVで200 MPaの荷重を付加させ，孔食起点のSCCを発生させた．両者のき裂長さの経時変化を**図4.9**に示す．溶体化処理材のき裂進展速度は，$V_{HT} = 7.0$ μm/hであり，安藤ら[17]の報告6.5～8.8 μm/hとほぼ等しい．これに対して，受け入れまま材のき裂速度は$V_{CW} = 16$ μm/hと2倍以上に大きくなった．これは冷間加工による金属組織の変化の影響と考えられ，今後は金属組織学的検討[23]も加えて行く必要がある．

(b)　電位の影響[22]

SCCき裂内にも試験液が入り，そこでの物質移動が制限されるから，き裂そのものも腐食すきまとして働くと考えられる．そこで，304鋼丸棒に80℃，35％$MgCl_2$溶液中−360 mVで孔食起点のSCCを発生させた後に所定の時間(t(h))成長させた．続いて電位(E)を所定の値($E < -360$ mV)に変え，そこで24 h保持した．溶体化処理材での結果を**図4.10**にまとめた．−380および−370 mVではき裂長さは等し

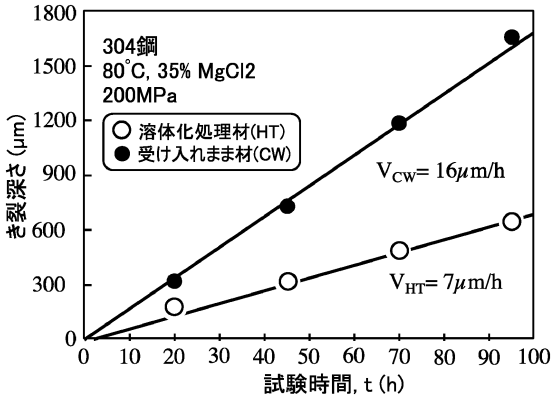


図4.9　溶体化処理材(HT)および受け入れまま材(CW)の SCC き裂進展挙動．(文献(22)を編集)

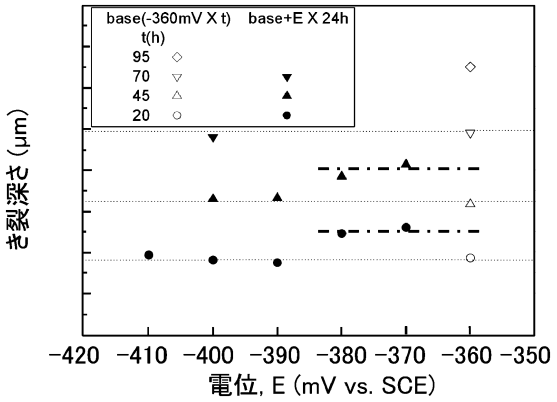


図4.10　SCC き裂進展におよぼす電位の影響(−360 mV×t(h)→E×24 h)．(文献(22)を編集)

く，−360 mV より大きくなっている．すなわち，この電位範囲ではき裂は成長し，その成長速度は電位に依存しない．それに対して，E < −390 mV ではき裂長さは −360 mV と等しく，停止している．すなわち，き裂成長にはき裂内部での金属の溶解が必要であり，それに伴う pH の低下が生じている．

Masuda[24]は SCC き裂先端部には水素が蓄積していることを報告しており，金属の溶解に伴う金属イオンの加水分解反応で生成された H^+ がき裂内部(すきま内部)での還元反応として H となってき裂表面に吸着し，それが金属内に侵入してき裂先端に蓄積したと考えられる：

$$H^+ + e^- \rightarrow H(\text{き裂表面吸着}) \rightarrow H(\text{き裂先端})$$

き裂成長が水素の侵入，すなわち電気化学反応に依存しているにもかかわらず，き裂速度は電位に依存しないとされており，この機構解明も必要である．

4.4 ま　と　め

すきま腐食および応力腐食割れを中心に，ステンレス鋼の局部腐食について発生・進展機構を含め解説した．

その場観察や溶液化学的な検討から，すきま腐食の発生から進展に至る過程がかなり解明されてきた．さらに，それらを利用して，発生後のすきま腐食挙動をかなり精度よくシミュレーションできるようになってきている．とはいえ，実機の稼働初期においては，すきま内も不動態化しているであろうから，不動態状態から『すきま腐食が，いつ，どこで，どのように発生するか』というすきま腐食発生の機構解明が今後の大きな課題となろう．

SCC 発生条件は，「金属が溶解し，かつそこでの割れ速度(C)が溶解速度(i_w)より大きいときに限り発生する」という「SCC 発生に関する溶解・割れ両速度競合概念」によって説明できる．き裂成長に対してもき裂内部での金属の溶解が必要であり，それに伴う pH の低下とき裂先端部への水素の蓄積が指摘されている．き裂成長が水素の侵入，すなわち電気化学反応に依存しているにもかかわらず，き裂速度は電位に依存しないとされており，この機構解明が必要である．また，き裂成長に対しては冷間加工による金属組織の変化も影響されるので，今後は金属組織学的検討も加えて行く必要がある．

4.5 講義ノートを終えるにあたって

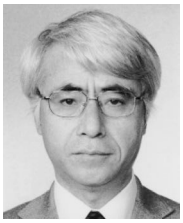
筆者は40年以上にわたって腐食防食の研究に携わってきた．そうした経験を踏まえつつ，4 回にわたって腐食の基礎のからステンレス鋼の局部腐食まで解説してきた．省資源の観点から見て，材料の有効活用につながる腐食防食はますます重要になっていく．本稿が，材料の研究に携わっている方々の参考になり，将来の研究への一助となれば幸いである．

(完)

文　　献

(1) 篠原　正：まてりあ(第 3 回講義ノート)，**62**(2023), 187–193.
(2) 腐食防食協会編：腐食防食ハンドブック，丸善，(2000), 575–576.
(3) 篠原　正：ふぇらむ，**13**(2008), 798–803.
(4) 中津美智代，野村光司，深谷祐一，篠原　正：材料と環境，**56**(2007), 309–313.
(5) 腐食防食協会編：腐食・防食ハンドブック，丸善，(2000), 51–65.
(6) 深谷祐一，篠原　正：第53回腐食防食討論会予稿集，CD-ROM, C-209(2006).
(7) 篠原　正，辻川茂男，増子　昇：防食技術，**39**(1990), 238–246.
(8) 篠原　正，深谷祐一：第56回材料と環境討論会予稿集，CD-ROM, B-305(2009).
(9) 深谷祐一，篠原　正：第66回材料と環境討論会予稿集，(2019), 109–112.
(10) G. シャルロー：“定性分析化学Ⅱ”，共立全書，(1958), 253.
(11) 天谷賢治，八鍬　浩，早房敬祐，山本涼太郎：第67回材料と環境討論会予稿集，(2020).
(12) 腐食防食協会編：腐食・防食ハンドブック，丸善，(2000), 102–104.
(13) 辻川茂男，篠原　正，久松敬弘：防食技術，**29**(1980), 512–516.
(14) 篠原　正，辻川茂男，久松敬弘：防食技術，**34**(1985), 283–290.
(15) 杉下隆雄，篠原　正，辻川茂男，久松敬弘：防食技術，**36**(1987), 781–786.

(16) 篠原　正，新谷嘉弘，辻川茂男：材料と環境，**46**(1997)，695–701.
(17) 安藤　修，辻川茂男，久松敬弘：防食技術，**27**(1978)，580–582.
(18) 化学工学協会編：多管式ステンレス鋼熱交換器の応力腐食割れ，化学工学社，(1984).
(19) 増尾　誠，小野　寛，大橋延夫：防食技術，**28**(1979)，577–583.
(20) S. Tsujikawa, T. Shinohara and L. Wenn: Application of Accelerated Corrosion Tests to Service Life Prediction of Materials, ASTM STP1194, Ed. by G. Cragnolino and N. Sridhar, ASTM, (1994), 340–354.
(21) 足立俊郎：材料と環境，**43**(1994)，126–133.
(22) F. Liu, T. Shinohara and Y. Su: Proc. 60th Japan Conf. Materials and Environments, JSCE, (2013), 137–140.
(23) R. Wakinaga, N. Koga, O. Umezawa, M. Morita, S. Motoda and T. Shinohara: Key Engineering Materials, **810**(2019), 64–69.
(24) H. Masuda: ECS Transactions, **16**(2009), 247–253.



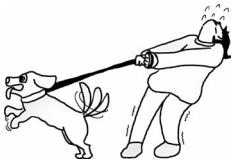
篠原　正

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1985年　東京大学大学院工学系研究科博士課程修了
1985年　東京大学工学部金属材料学科　助手，講師
1992年　同学部金属工学科助教授
2002年　物質・材料研究機構材料研究所　ディレクター，材料信頼性センター　グループリーダー等を経て2015年　同機構定年退職，
2015年　同機構　特別研究員
2020年　同機構　退職，現在に至る．
専門分野：ステンレス鋼の局部腐食，金属材料の大気腐食
◎40年以上にわたり，金属材料の腐食・防食の研究に従事．腐食問題の解決にあたるとともに，腐食研究の重要性を積極的に発信．
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

実学講座

金属材料実験の手引き

2. 特性の計測評価
2-1 力学特性
2-1-1 引張試験



堀 川 敬太郎*

1. はじめに

金属材料の基本的な機械的特性を調べるための材料試験として引張試験(Tensile Test)があります．本稿では，引張試験装置の仕組みと装置を使った評価・解析方法，ならびに特殊な引張試験装置などを概説します．

2. 引張試験

2-1 試験装置

一般的な準静的速度の引張試験装置は，試験機筐体，支柱，クロスヘッド，試験ジグ，ロードセル(荷重計測装置)，制御装置で構成されています(**図1**)．代表的なクロスヘッドの駆動方式としては歯車式と油圧式があり，定速試験では歯車式が多く，荷重を連続的に変動させるような試験(例えば疲労試験など)では，油圧や空気圧駆動のものが用いられます．定速試験で広く使われる歯車式の引張試験機の概念図を**図2**に示します．試験機全体の構造から，試験材料に付加できる最大の荷重容量が決定されます．試験材料に作用する荷重を計測するロードセルの容量は，試験材料の材料強度(最大付加荷重)との関係で決定されます．金属材料の引張試験で用いられるロードセルは，試験片の形状やサイズにも依存しますが，大学等の研究機関で行われる引張試験の場合では，最大容量100 kNオーダまでのものを使用することが多いです．引張試験機の荷重の校正方法はJIS B 7721[(1)]で定められています．

引張試験ではクロスヘッドの移動速度を一定にして，材料に引張負荷を与えながら，試験開始時刻から試験片破断時までのロードセルから出力される電圧信号を連続的に取得します．変形速度の可変レンジは試験機ごとに異なりますが，標準的な準静的引張試験のクロスヘッド速度としては，最大でも10 mm/minオーダまでで行われることが多いです．

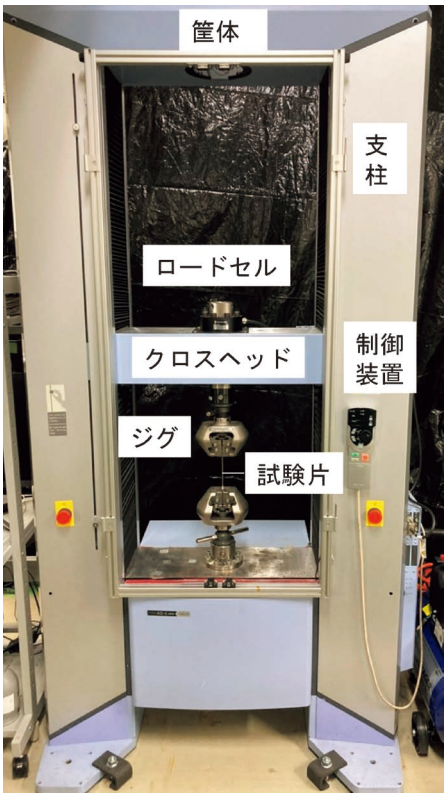


図1 引張試験装置(島津オートグラフ)．

2-2 引張試験片[(1)]

金属材料の引張試験に用いる引張試験片は日本工業規格JIS Z 2241 : 2022，それに対応する国際規格ISO 6892-1 : 2019(MOD)に規定されています．形状は板状，棒状，管

* 大阪大学大学院基礎工学研究科機能創成専攻；准教授(〒560-8531 豊中市待兼山町1-3)
Experimental Guides for Metallic Materials 2. Measurement and Evaluation of Material Properties 2-1 Mechanical Properties 2-1-1 Tensile Test; Keitaro Horikawa*(*Graduate School of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)
Keywords: *tensile test, mechanical property, stress-strain curve, deformation, fracture*
2023年1月16日受理[doi:10.2320/materia.62.244]

状，円弧状，線状などの試験片が用いられます．対象とする試験材料の厚さや外径，材質に応じて推奨される試験片が**表1**のように定められています．機械的特性を正確に求めるために標準的試験片を用いることが推奨されており，それぞれの試験片について寸法の規定が定められています．**表2**に示すように寸法が固定された定型試験片とサイズに応じて寸法を可変できる比例試験片があります．定型試験片の一例として，板厚6 mm以下の板材では**図3**や**図4**に示すような外観と**表3**に示すような寸法を持つ5号や13号試験片が指定されています．ただし，機械的特性の相対比較のために実施される引張試験の場合では，必ずしも規格通りの試験片を使用しない場合もあります．その場合でも，試験片肩部への応力集中の影響を抑えるために，試験片の平行部長さを大きくすることや，試験片肩部の曲率半径は大きくすることが望ましいです．

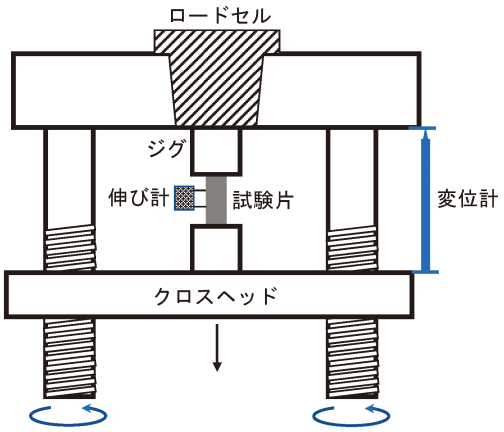


図2　歯車式引張試験の概念図．

2-3　試験方法[1]

金属材料の引張試験方法については金属材料引張試験方法（JIS Z 2241 : 2022, ISO 6892-1 : 2019（MOD））として室温（10–35℃）での引張試験の手順が決められています．

2-4　引張試験片の準備

前節2-2の中から選択された引張試験片の平行部に事前に伸びの基準となる評点を設定し，伸び率を計測するため

表1　試験片の分類[1]．

試験片の形状	板状試験片	棒状試験片	管状試験片	円弧状試験片	線状試験片
比例試験片	14B号	2号,14A号	14C号	14B号	
定形試験片	1A号,1B号, 5号,13A号, 13B号	4号,10号, 8A号,8B号, 8C号,8D号	11号	12A号, 12B号, 12C号	9A号,9B号
注記　1B号試験片は,表**2**に示す試験片を用いることが適切でない場合に用いるものである。					

表2　試験片の使用区分[1]．

材料		試験片		注記	対応する附属書
区分	寸法	比例	定形		
板・平・形・帯	板厚40mmを超えるもの	14A号	4号,10号	棒状試験片採取の場合	附属書D
		14B号	-	板状試験片採取の場合	
	板厚20mmを超え40mm以下	14A号	4号,10号	棒状試験片採取の場合	
		14B号	1A号	板状試験片採取の場合	
	板厚6mmを超え20mm以下	14B号	1A号,5号		
	板厚3mmを超え6mm以下		5号,13A号, 13B号		
	板厚3mm以下	-			附属書B
棒	-	2号,14A号	4号,10号	-	附属書C 附属書D
線	-	-	9A号,9B号	-	
管	管の外径が小さいもの	14C号	11号	管状試験片採取の場合	附属書E
	外径50mm以下	14B号	12A号	円弧状試験片採取の場合	
	外径50mmを超え170mm以下		12B号		
	外径170mmを超えるもの		12C号		
	管径200mm以上のもの	14B号	5号	板状試験片又は円弧状試験片採取の場合	
	厚肉のもの	14A号	4号	棒状試験片採取の場合	
鋳造品	-	14A号	4号,10号	-	-
	-	-	8A号,8B号, 8C号,8D号	伸び値不要の場合に用いる 試験片用に鋳造した供試材から採取する	
鍛造品	-	14A号	4号,10号	-	-

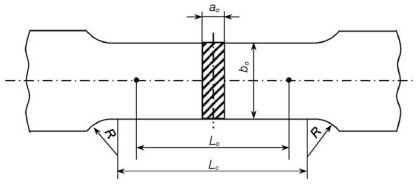


図3　5号試験片[1].

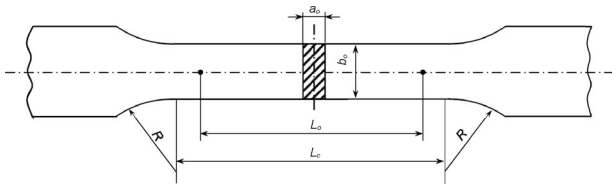


図4　13号試験片[1].

表3　試験片の寸法[1].

単位 mm

試験片の種類	平行部の幅 b_o	平行部の寸法変化許容差 c)	試験片の原標点距離 L_o	肩部の半径 R	平行部長さ L_c 下限値	平行部長さ L_c 推奨値	帯状試験片のつかみ間の距離下限値	国際規格における試験片の種類 d)
13B 号	12.5±0.5 b)	0.06	50	20～30	57	75	87.5	1
13A 号	20±0.7 b)	0.10	80	20～30	90	120	140	2
5 号	25±0.7 b)	0.10	50 a)	20～30	60 a)	-	規定なし	3

注記　従来の規格では,原標点距離 L_o は,標点距離 L と表記していた。以降の試験片の形状・寸法に関する附属書についても同様に,原標点距離 L_o の表記としている。

注 a)　5号の L_o/b_o の比は,13B号及び13A号に比べて非常に小さい。その結果,特に,この試験片を用いて得られる破断伸びの測定結果(絶対値及びばらつきの範囲)は,ほかの種類の試験片と異なる。

b)　それぞれの試験片の種類が許容する幅の範囲(試験片は,この許容差の範囲で作製されなければならない。)

c)　試験片の平行部長さ(L_c)の全長にわたって許容する寸法変化の最大値である。

d)　ISO 6892-1のAnnex B で規定される試験片の種類の番号。

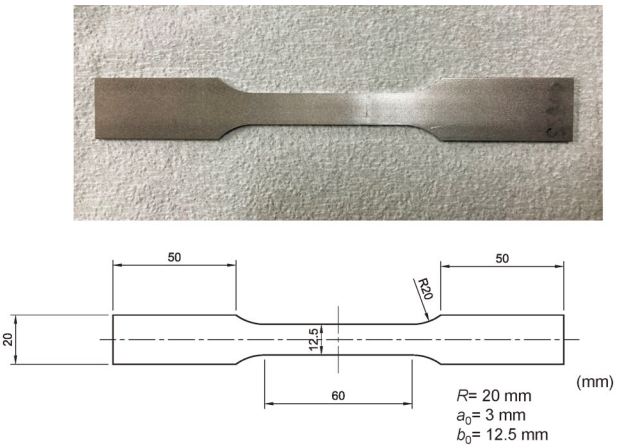


図5　13B 号試験片.

に，標点間距離(L_0)をあらかじめ計測します．標点は，ダイヤモンドスクライバーあるいはマーカーを用いて罫書き線として入れます．例えば，**図5**に示す13B 号試験片の場合では，平行部長さ 60 mm の間に標点間距離 L_0 = 50 mm を目標として設定し，その値を測定して記録します．また応力評価のために試験片の初期断面積を求める必要があるので，試験片平行部の厚さと幅も計測します．断面積の計測では，試験片平行部の加工誤差が反映されることがあるため，万能投影機やマイクロスコープなどを用いて，平行部の複数点で計測を行い，その平均値を用いることが望ましいです．

図6　試験ジグ(手動式くさび型つかみ具).

2-5　引張試験片の取り付け

引張試験機の制御装置を起動します．制御装置の手動制御で，引張試験機のクロスヘッド間の距離を調整することで，引張試験片を取り付けやすくしておきます．その後，試験片を引張試験機の 2 つのジグに取り付けます．試験ジグには**図6**に示すような手動式のくさび形つかみ具をはじめ，様々

なタイプが存在しますが，それぞれの取り付け方法の手順書に従って試験片を設置します．試験片をジグへ装着する間，試験片には引張，圧縮，曲げ，ねじりなどの負荷がかからないように注意を払う必要があります．

2-6　引張試験機の作動

引張試験機の制御装置を起動します．試験制御装置で，クロスヘッドの移動速度 V(mm/s)を設定します．クロスヘッド速度と試験片の標点間距離 L_0(mm)より初期ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})が $\dot{\varepsilon}=V/L_0$ として求められます．初期ひずみ速度は，試験開始直後から1秒後の間の平均ひずみ速度に相当します．引張試験中のひずみ速度を求めるためには，試験片の標点間位置に伸び計を設置することが必要になります．伸び計は，試験片標点部に直接接触させるタイプや，ビデオ式の非接触タイプがあります．近年では，伸び計を用いずに，試験片表面の組織変化を追尾して計測するデジタル画像相関法[(2)]が活用される場合もあります．試験制御装置では，通常，試験機のロードセルから出力される荷重とクロスヘッドの変位速度，伸び計からの情報が電圧信号で出力されています．それぞれの電圧に対応する荷重と変位の電圧信号を記録します．電圧信号の記録では，データロガーを用いることが一般的であり，記録速度については，引張試験速度との関係から設定します．試験速度の大小に応じて，データロガーのサンプリング速度を変化させる必要があります．クロスヘッド速度の設定を行った後，試験片周辺の状況を確認した上で，データロガーの計測と同時に試験機の駆動を開始します．多くの引張試験機はパソコン(PC)で制御されるため，試験機の駆動開始はPCからの指令で行います．引張試験を開始すると，試験片に対する負荷荷重の上昇が確認できます．試験片が破断したら，試験制御装置を停止させるとともに，データロガーも停止させ，データを保存します．

2-7　データの評価・解析[(3)-(6)]

引張試験で得られる荷重―変位曲線から，試験片寸法とクロスヘッド変位の移動量の情報を用いて，応力―ひずみ曲線に変換します．応力とひずみの表現として，公称応力(σ_n)，公称ひずみ(ε_n)(式(1))，および真応力(σ_t)，真ひずみ(ε_t)の表現(式(2))があります．

$$\sigma_n=\frac{P}{A_0},\quad \epsilon_n=\frac{L-L_0}{L_0} \tag{1}$$

$$\sigma_t=\frac{P}{A},\quad \epsilon_t=ln\frac{L}{L_0} \tag{2}$$

ここで，Pは荷重(N), A_0, A(mm^2)はそれぞれ引張試験前，試験中の断面積，L_0, Lはそれぞれ引張試験前，試験中の標点間距離(mm)，を表します．最大引張応力までの均一塑性変形の範囲では，以下の体積一定条件(式(3))が成り立ちます．

$$A_0L_0=AL \tag{3}$$

公称応力と真応力，公称ひずみと真ひずみの相互関係は式(1)-(3)を用いて次式(4)(5)のように表されます．

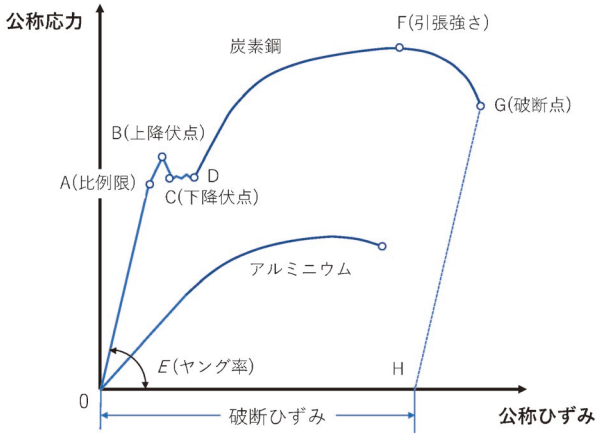


図7　応力-ひずみ曲線．

$$\sigma_t=\sigma_n(1+\epsilon_n) \tag{4}$$

$$\epsilon_t=ln(1+\epsilon_n) \tag{5}$$

引張試験中の塑性変形量の小さい範囲では公称応力(公称ひずみ)と真応力(真ひずみ)の差は小さいですが，塑性変形量が大きい領域では，その差が大きくなります．なお，1Nの荷重を1mm^{2}の断面積で割った応力の単位1N/mm^{2}は1MPaと等しいため，金属材料の応力換算をする上で便利です．

図7に一例として代表的な構造用材料である炭素鋼とアルミニウムの室温引張試験から得られる典型的な公称応力―公称ひずみ関係の概略図を示します．いずれの材料でも，引張試験開始後，負荷応力の小さい範囲では，応力とひずみの関係は比例関係(フックの法則)を保ち，弾性変形を生じます．その勾配はヤング率(縦弾性係数)と呼び，Eで表されます．

炭素鋼では，その後負荷応力を増加すると応力とひずみの関係が比例関係から逸脱する点Aが現れます．この点を比例限と呼びます．比例限からさらに負荷応力を増加させると，点Bにおいて極大点が生じます．この極大点Bの応力は上降伏点と呼ばれます．上降伏点を超えると，応力が点Cのレベルまで低下します．この点Cの応力を下降伏点と呼びます．上降伏点は炭素鋼に含まれる炭素原子の転位固着作用[(5)]に影響を強く受けるため，同一材料間であっての値のばらつきを生じることがあります．一方，下降伏点は，転位のすべり運動を持続する応力であり，個体差のばらつきの影響は小さいです．したがって，文献等で降伏応力と記載されている場合は，下降伏点のことを指すことが多いです．この下降伏点は，構造部材として材料を用いる際の設計の基準応力の1つにもなります．点C以降，暫く応力は変動しながらほぼ一定を保ったままでひずみだけが増加する領域が観察されます．この間に生じる変形を降伏点伸びと呼びます．降伏点伸びを生じると，試験片の表面では，応力集中の大きい試験片の掴み部から平行部に遷移する肩部の表面ですべり帯が発生します．このすべり帯は一般にリューダースバンドと呼ばれます．このリューダースバンドが試験片平行部全体に伝播すると，それ以降，試験片全体が均一的に塑性変形するこ

とになり，点D以降で再び応力の増加が生じます．点Dから点Fに至る領域では試験片は体積を一定に保持したまま塑性変形を生じており，均一塑性変形領域と呼ばれます．

均一塑性変形領域の応力—ひずみ関係を表現する構成式はいくつか存在しますが，よく用いられる構成式に式(6)で表される真応力と真ひずみを用いたn乗硬化則があります．

$$\sigma_t = C\varepsilon_t^n \tag{6}$$

ここでnは加工硬化係数(Work Hardening Coefficient, n-value)と呼ばれます．n値が大きいとその材料は加工硬化の程度が大きいことを意味します．またCは材料定数です．n値の求め方は規格JIS Z 2241:2022で定められています．具体的には，降伏点伸びの終点から最大荷重点に達するまでの公称応力と公称ひずみを5点以上計測します．これらの測定値を式(4)(5)を使って真応力と真ひずみに換算し，式(6)に代入することで，n値を求めることができます．

最大荷重点Fにおける応力を引張強さ(Tensile Strength, σ_B)あるいは最大引張応力(Ultimate Tensile Stress, UTS)と呼びます．最大引張応力以降では，試験片の平行部にくびれ(ネッキング)を生じることで，塑性変形が均一変形から局部変形に移行します．くびれが発生する前後の引張荷重の負荷状況は**図8**の模式図のように考えることができます．局所的に変形が生じて，試験片の平行部の長さLが$L+\mathrm{d}L$($\mathrm{d}L>0$)となり，断面積が$A+\mathrm{d}A$($\mathrm{d}A<0$)に減少したとします．一方，この領域の変形を継続させるために真応力がσ_tから$\sigma_t+\mathrm{d}\sigma_t$と増加したとしますと，くびれ発生(塑性不安定)条件を式(7)の関係のようにすることができます．

$$(\sigma_t+\mathrm{d}\sigma_t)(A+\mathrm{d}A) \leq \sigma_t A \tag{7}$$

式(7)において，微小寸法の積の項を無視することで，塑性不安定条件は式(8)と表されます．

$$A\mathrm{d}\sigma_t + \sigma_t \mathrm{d}A \leq 0 \tag{8}$$

一方，式(2)，(3)，(8)を用いると，塑性不安定条件は真応力と真ひずみを用いた関係式(9)として表現できます．

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_t}{\mathrm{d}\varepsilon_t} \leq \sigma_t \tag{9}$$

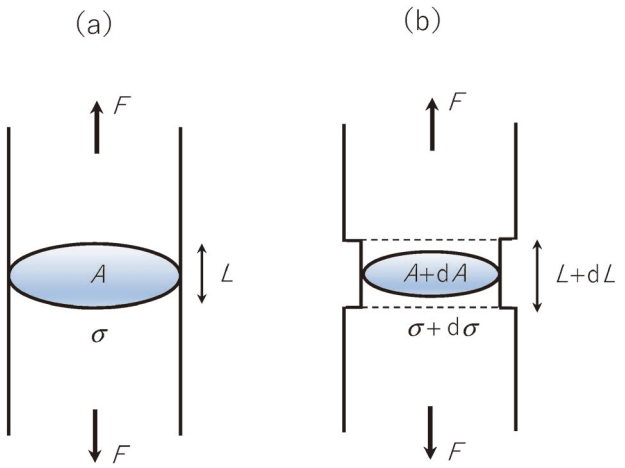


図8　くびれ発生時の試験片の模式図．(a)くびれ発生直前，(b)くびれ発生直後．

一方，n乗硬化則(6)の両辺をε_tで微分すると，

$$\frac{\mathrm{d}\sigma_t}{\mathrm{d}\varepsilon_t} = nC\frac{\varepsilon_t^n}{\varepsilon_t} = n\frac{\sigma_t}{\varepsilon_t} \tag{10}$$

と表せます．

式(9)と式(10)を関係づけることによって，塑性不安定を生じる際の真ひずみε_t^*が加工硬化係数nと等しくなることがわかります(式(11))．

$$\varepsilon_t^* = n \tag{11}$$

すなわち，加工硬化係数nが大きい材料ほどくびれが発生しにくくなり，大きな均一塑性変形能を持つことがわかります．

局部変形段階では，試験片内部で破壊の起点となる空洞(ボイド)が形成されることで，体積一定での変形から逸脱し，くびれを生じた材料内部では応力状態が単軸から3軸状態に遷移します．くびれを生じる局部変形段階に移行すると，その後の塑性変形領域がくびれ部に集中するとともに，材料内部ではボイドが成長・合体することで，荷重を保持するための有効断面積が更に減少し，その部位で最終破断に至ります(図7の点G)．このとき荷重が急低下する際の荷重(P_f)を初期段面積(A_0)で除した応力の表現を公称破断応力(σ_{fn})，試験片の真の破断面積(A_f)で除した応力を真破断応力(σ_{ft})と呼びます．それぞれの応力は式(12)(13)で表されます．

$$\sigma_{fn} = \frac{P_f}{A_0} \tag{12}$$

$$\sigma_{ft} = \frac{P_f}{A_f} \tag{13}$$

なお，真の破断面積A_fを正確に求めるためには，光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡などを用いて破断後の表面積を計測します．破断後の試験片の断面積A_fと初期断面積A_0から，くびれの大きさは次の式(14)で表します．

$$RA(\%) = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \tag{14}$$

この値は絞り，あるいは断面減少率(Reduction in area, RA(%))と呼ばれ，局部変形量が大きい試験片ほど大きな値となります．

試験片が破断した後，分離した2つの試験片の平行部表面の標点間距離を付き合わせて，破断伸び($L_f - L_0$)を求めます．破断ひずみε_fは，破断伸び($L_f - L_0$)を初期標点間距離L_0で除した次式(15)より求めます．

$$\varepsilon_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \tag{15}$$

以上は，炭素鋼の室温引張試験を想定した解析の手順になります．炭素鋼では，弾性変形から塑性変形に移行する際に上降伏点や下降伏点，降伏点伸びなどが見られますが，ほかの金属材料(アルミニウムや銅など)では，必ずしもそのような応答は見られない場合が多いです．このように弾性変形から塑性変形への遷移点を決定づけるのが困難となる場合は，弾性変形の応力—ひずみ線図の傾きの直線を基準として**図9**に示すように0.2%のオフセットひずみ分だけ平行移動させて

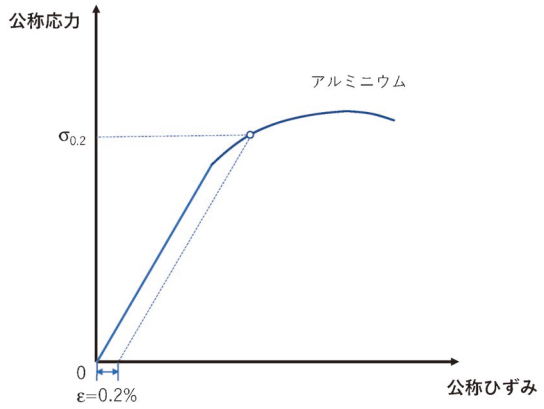


図9　0.2%耐力の求め方(オフセット法).

応力ひずみ線図と再び交わる点の応力の大きさを0.2%耐力($\sigma_{0.2}$, 0.2% Proof Stress)として表現します．0.2%耐力は，炭素鋼のような上下降伏現象がみられない金属材料の降伏応力を表します．

3.　特殊な引張試験

前章までに説明した内容は，一般的な金属材料を対象とした室温大気環境かつ準静的速度の引張試験とその解析の方法です．一方，材料が実際に使用される環境での機械的特性を保証するためには，それに即した試験環境を模した特殊引張試験が実施される場合もあります．ここでは，試験速度を変えた特殊引張試験について簡単に紹介します．

3-1　低速(低ひずみ速度)引張試験[7][8]

前章で説明した引張試験では，ひずみ速度域として概ね10^{-4}～10^{-1} s^{-1}程度までの範囲で行われます．それよりも遅い速度で引張試験を行うと，試験時間が長くなることで，材料表面が試験環境と接触する時間が長くなり，引張特性に対する環境雰囲気の影響(環境特性)を抽出することができます．歯車駆動型の引張試験装置の減速比を大きくした試験装置に低ひずみ速度引張試験装置(Slow strain rate testing, SSRT)があります．SSRTは水素脆性や応力腐食割れの加速試験としても用いられる試験でもあります．SSRTの作動の基本原理や荷重や変位の計測の方法については，前章で紹介した試験方法と同様です．低ひずみ速度引張試験で設定されるひずみ速度の範囲は概ね10^{-5} s^{-1}オーダ以下です．図10にアルミニウム合金のSSRTの一例(公称応力―公称ひずみ関係)[7]を示します．高強度の7075-T6アルミニウム合金(Al-Zn-Mg系)は，ひずみ速度10^{-7}～10^{-6} s^{-1}でSSRTを行うと，試験環境の相対湿度が90%と高い場合に，破断ひずみが大きく低下することがわかります．一方，中強度の6061-T6アルミニウム合金(Al-Mg-Si系)では，そのような変化はみられません．これらの比較より，7075-T6合金のSSRTでは，試験環境中に含まれる水蒸気成分が合金表面に影響を及ぼすことで引張特性を低下(環境脆化)させていることがわかります．またこの両合金の比較から，合金の種類によって，環境脆化の感受性が異なることもわかります．このSSRT法では，環境条件を変えることが可能であり，他の計測法とも組み合わせることも容易です．図11は著者が開発したSSRTに対して試験環境を制御できる密閉試験容器と水素検出器，表面観察装置を組み込んだシステムの一例[8]です．図12に示すように，Al-Zn-Mg系合金を湿潤Arガス環境でSSRT(ひずみ速度：3.3×10^{-6} s^{-1})を行うと，塑性変形中に合金表面で発生した水素が内部に侵入することで表面亀裂発生を促進し，破断ひずみの低下(水素脆性破壊)を生じ

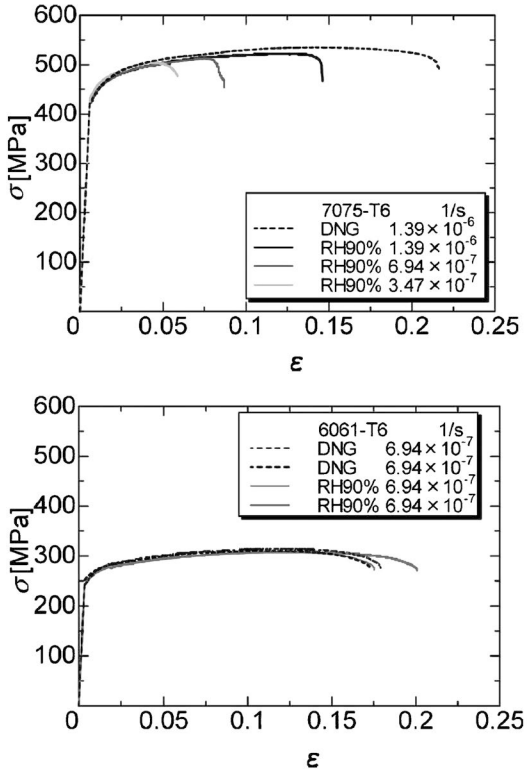


図10　SSRT結果の一例(アルミニウム合金)[6]．DNG：乾燥窒素中，RH 90%，相対湿度90%大気中.

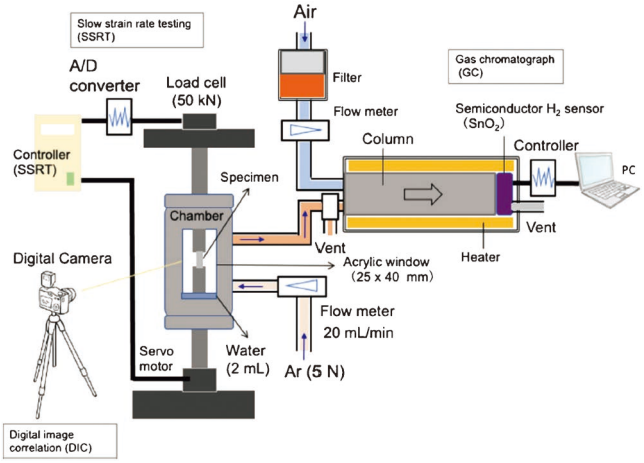


図11　環境制御型，水素検出機能付き．低速(低ひずみ速度)引張試験装置(SSRT)の模式図[7].

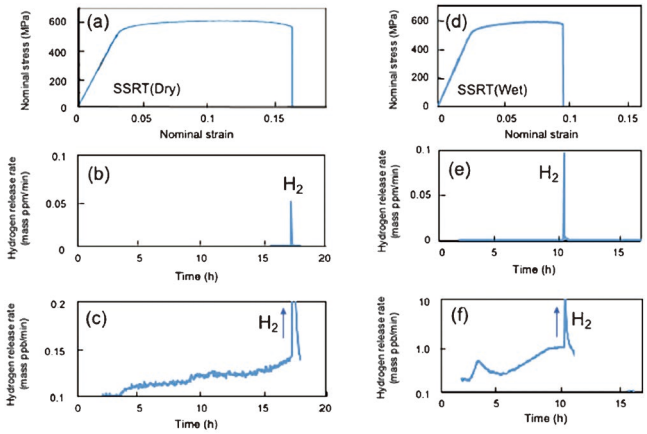


図12　SSRT 結果と水素放出検出例(7075–T6 アルミニウム合金)[7]．(a–c) 乾燥アルゴン中，(d–f) 湿潤アルゴン中，(a, d) 応力ひずみ線図，(b, e) 破壊時の水素放出，(c, f) 変形中の水素放出の拡大図．

させていることがわかります[7]．なお，合金表面での水素の発生は SSRT の過程で表面露出したアルミニウム新生面が環境中の水分と反応して酸化することで生じます．

3-2　高速(衝撃)引張試験[9]–[11]

前節までに紹介した準静的速度の引張試験では，変形速度が小さく，慣性力の影響を無視できるため，試験片とロードセルを直列に配置して負荷する方法で，簡便に荷重を測定することができます．しかしながら，変形速度が大きく，試験片に対するひずみ速度が約 $10^2\ \mathrm{s}^{-1}$ 以上，すなわち衝撃的な試験になると，慣性力の影響を強く受けるため，ロードセルを使った計測が困難になります．ロードセルを用いずに精度良く高速での引張試験を可能とする方法にスプリット・ホプキンソン棒(Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB)法があります．この方法では，試験片に接続された 2 本の細長い弾性棒を応力測定のためのセンサーとして用いることで，精度よく衝撃引張試験を行うことができます[9]．JIS 規格；JIS Z 2205 : 2019「スプリット・ホプキンソン棒法を用いた高変形速度試験方法」，として手順が定められています．SHPB 引張試験機の外観と全体構造の模式図を**図13**と**図14**にそれぞれ示します．この SHPB では，弾性棒の中を伝播する応力を縦波(応力波)として捉え，1 次元の弾性波伝播理論を用いることで，応力，ひずみ速度，ひずみの測定ができます[10]．

図15に SHPB 引張試験装置の弾性棒内のひずみパルス伝播の関係図(x—t 線図)を示します．空気圧などで加速された打出し管が入力棒の端部に設けたヨークに衝突すると，入力棒に持続時間 $2L/C_0$(L：打出し管の長さ，C_0：縦波の伝播速度)のひずみパルス(入射波：ε_i)が伝播します．入射波が試験片の左端に到達すると，この一部は試験片内部に伝わり，残りのひずみパルスは入力棒に反射(入射波：ε_r)します．試験片に伝わったひずみパルスは試験片を変形させながら右端に到達し，一部は出力棒に透過(透過波：ε_t)し，残りは反射されます．この反射したひずみパルスは試験片の左端に到達すると，再び一部が試験片に反射し，残りは入力棒に伝播することになります．弾性棒内の縦波の伝播は一次元の波動方程式を用いて，式(16)のように表すことができます．

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c_0^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \tag{16}$$

ここで u は棒の軸座標に沿った変位を表します．変位

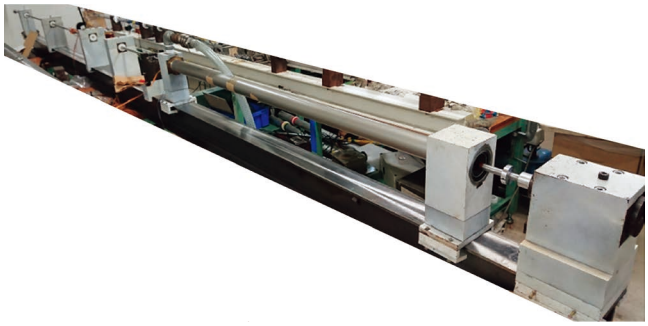


図13　高速(衝撃)引張試験装置の外観．(スプリット・ホプキンソン棒(SHPB)法)．

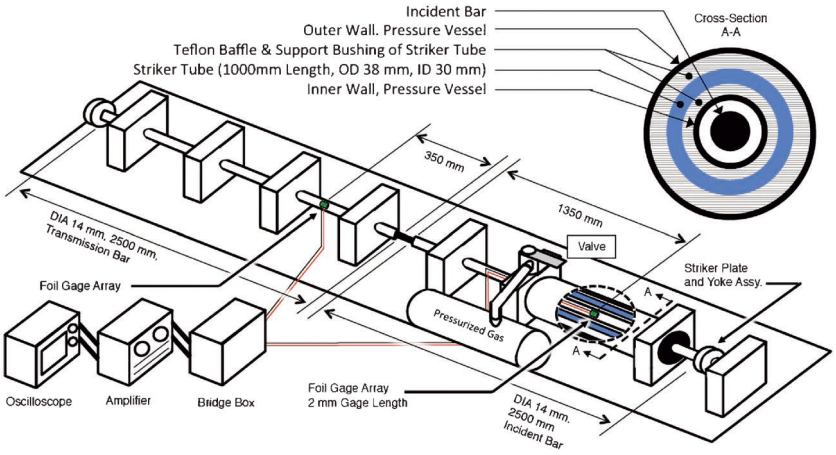


図14　高速(衝撃)引張試験装置の模式図(SHPB 法)[10]．

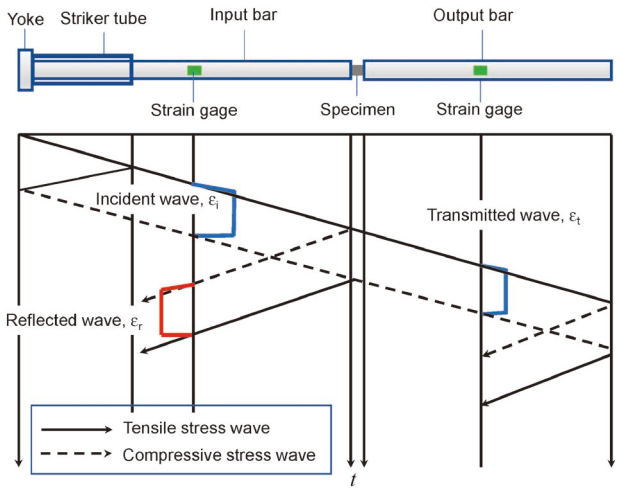


図15　SHPB 引張試験における弾性棒内のひずみパルス伝播の模式図.

$u(x, t)$の一般解は，ダランベールの解法により式(17)のように表すことができます.

$$u(x, t) = f(x - c_0 t) + g(x + c_0 t) \tag{17}$$

ここで，f, g は任意の関数で，初期条件と境界条件により決定されます．右辺の第一項は右に進行する変位波，第二項は左に進行する変位波を表します.

公称ひずみは，定義より次式(18)のように表されます.

$$\varepsilon(x, t) = \frac{\mathrm{d}u}{\mathrm{d}x} = \{f'(x - c_0 t) + g'(x + c_0 t)\} = \varepsilon_i + \varepsilon_r \tag{18}$$

引張ひずみパルスの伝播において，試験片の両端での変位 u は入出力棒内を伝播する入射，反射，透過の各ひずみパルスによって，それぞれ式(19)(20)のように表示できます.

$$u_1(t) = c_0 \int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t)]\mathrm{d}t \tag{19}$$

$$u_2(t) = c_0 \int_0^t \varepsilon_t(t)\mathrm{d}t \tag{20}$$

変位 u の添字 1 は**図16**の試験片の左端，添字 2 は右端を示します．式(19)はひずみ波頭を一致させて重ね合わせています．試験片内の公称ひずみ，公称ひずみ速度は定義から次式(21)(22)のように表されます.

$$\varepsilon(t) = \frac{u_1(t) - u_2(t)}{l_s} = \frac{c_0}{l_s}\int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)]\mathrm{d}t \tag{21}$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c_0}{l_s}[\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] \tag{22}$$

ここで l_s は試験片の標点間距離を表します．試験片の両端に作用する軸荷重 P は式(18)に基づき，次式(23)(24)のように表されます.

$$P_1(t) = AE[\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)] \tag{23}$$

$$P_1(t) = AE\varepsilon_t(t) \tag{24}$$

試験片内の平均公称応力は次式(25)となります.

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_1(t)}{2A_s} = \frac{AE}{2A_s}[\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \tag{25}$$

ここで A_s は試験片平行部の段面積を表します．試験片内の

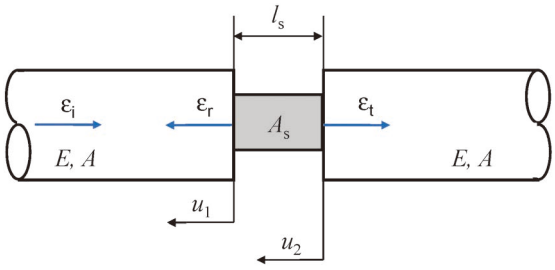


図16　SHPB 引張試験における 2 本の弾性棒（入力棒と出力棒）の間の挟まれた試験片の概略図.

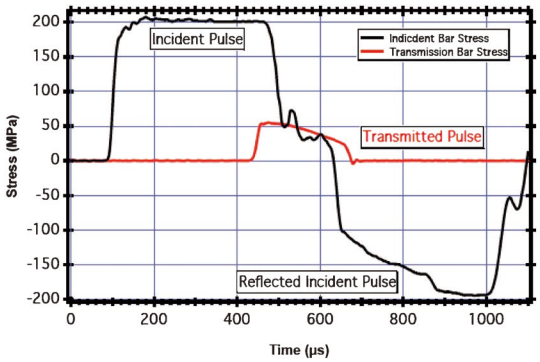


図17　応力棒を伝播する応力波の計測例（SHPB 法）[10].

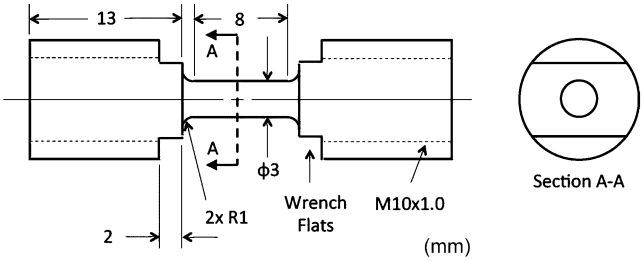


図18　高速（衝撃）引張試験片（SHPB 法）[10].

応力，ひずみ状態が一様であるには，試験片両端の軸荷重が一致するこることが必要です．すなわち，$P_1(t) = P_2(t)$ が成立することが必要条件となります．式(23)(24)から，式(26)が得られます.

$$\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) = \varepsilon_t(t) \tag{26}$$

したがって，式(26)が成立するならば，式(21)(22)(25)より，ひずみ，ひずみ速度，応力を次式(27)-(29)のような簡単な形で表すことができます.

$$\varepsilon(t) = \frac{2c_0}{l_s}\int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_t(t)]\mathrm{d}t \tag{27}$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c_0}{l_s}[\varepsilon_i(t) - \varepsilon_t(t)] \tag{28}$$

$$\sigma(t) = \frac{AE}{A_s}\varepsilon_t(t) \tag{29}$$

式(29)を元に描いた公称応力―時間曲線の計測例[11]を**図17**に示します．なお，SHPB 衝撃引張試験では，入射波，反射波，透過波のデータから式(26)の条件が満たされている

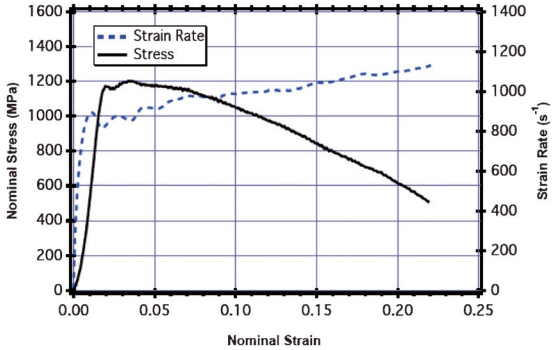


図19　SHPB引張試験結果の一例（ステンレス鋼）[10].

必要があります．ひずみパルスの計測は，応力棒表面に添付したひずみゲージで行います（図14, 15参照）．主に箔ゲージで行いますが，透過波は応力棒と試験片の断面積比や試験片の材料強度によっては，非常に小さい値になるため，ゲージ率の高い半導体ひずみゲージを用いる場合もあります．SHPB衝撃試験での試験片形状については，JIS Z 2205：2019に準拠した丸棒あるいは板状の試験片が使用できます．SHPB試験用の丸棒試験片の例[11]を**図18**に示します．前章で紹介した準静的引張試験片と比べると，サイズが小型であること，応力波伝播の分散を抑制するために，試験片の肩部半径が1 mmと小さいことなどがSHPB試験片の特徴になります．この試験片を使って行われたSHPB引張試験結果をもとに，式(27)–(29)を合わせて整理された公称応力—ひずみ曲線[11]は**図19**のようになります．高速引張変形特性が得られるとともに，変形中の公称ひずみ速度変化も計測できます．応力やひずみに対する機械的特性の評価については，前章で説明した準静的引張試験と同様の手法が適用できます．

4. おわりに

本稿では，標準的な金属材料の引張試験とその評価・解析法を概説しました．手順の詳細については，最新のJIS規格ハンドブック[1]を参照ください．また後半では試験速度を大きく変えた特殊引張試験についても紹介しました．特殊引張試験については，ここで紹介したものの他に，例えば，電子顕微鏡内（SEM, TEM）で実施される微小引張試験[12][13]，高エネルギーX線計測と組み合わせた引張試験[14][15]，超高真空環境[16]や高圧環境中[17]での引張試験，多軸の引張試験[18]，など様々なものが考案されています．そのような特殊引張試験機に興味を持たれる方は，それぞれ関連の文献や専門書籍を参照ください．

文　献

（1）JISハンドブック3非鉄，日本規格協会，(2022).
（2）M. A. Sutton, J–J. Orteu and H. W. Schreier: Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements, Springer (2009), 120–127.
（3）J. Ashby: Engineering Materials 1 An introduction to Microstructures, Processing and Design, Third Edition, Butterworth, (2006).
（4）W. D. キャリスター，入戸野修 監訳：材料の科学と工学[2] 金属材料の力学的性質，培風館，(2002), 1–38.
（5）北田正弘：新訂 初級金属学，内田老鶴圃，(2006), 91.
（6）加藤雅治，熊井真次，尾中　晋：材料強度学，朝倉書店，(1999), 45–50.
（7）大﨑修平，池田　淳，木下勝之，佐々木侑慥：軽金属，**56** (2006), 721–727.
（8）K. Horikawa: Scr. Mater., **199** (2021), 113853.
（9）林　卓夫，田中吉之助：衝撃工学，日刊工業新聞社，(1988), 169–201.
（10）小川欽也：実験力学，**2** (2002), 89–96.
（11）T. Lebrun, K. Tanigaki, K. Horikawa and H. Kobayashi: Mech. Eng. J., **1** (2014), 1–13
（12）金武直幸，野村正裕，長　隆郎：日本金属学会誌，**58** (1994), 1073–1079.
（13）A. M. Beese, D. Papkov, S. Li, Y. Dzenis and H. D. Espinosa: Carbon, **60** (2013), 246–254.
（14）H. Toda, H. Oogo, K. Horikawa, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki, M. Nakazawa, Y. Aoki and M. Kobayashi: Metall. Mater. Trans. A, **45** (2014), 765–776.
（15）平田雅裕，岩田晃一，岡井大祐，足立大樹：軽金属，**71** (2021), 343–348.
（16）菅野幹宏，岡田　浩，伊藤吾朗：日本金属学会誌，**59** (1995), 296–302.
（17）西原正夫：高圧力，**7** (1969), 1820–1829.
（18）久保雅寛，吉田博司，上西朗弘，鈴木清一，中澤嘉明，浜孝之，宅田裕彦：鉄と鋼，**105** (2019), 86–95.

堀川敬太郎

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1999年　東京大学大学院　工学研究科　博士課程修了
1999年4月　徳島大学工学部　機械工学科　助手
2003年10月　大阪大学大学院　基礎工学研究科　助教授–現職
2014年4月　マサチューセッツ工科大学　原子力工学科　客員研究員
専門分野：構造金属材料，破壊，水素脆性，表面物性
◎軽金属材料の力学特性評価に関する研究に従事．水素の動的可視化手法を用いた脆性破壊のモニタリングなどを展開中．
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

科学館めぐり

灘浜サイエンススクエア（神戸市）

文責：神戸大学　池尾直子

（2023年2月訪問）

今回は，神戸市灘区にある灘浜サイエンススクエアを紹介する（**図1**）．灘浜サイエンススクエアは，「製鉄・発電・エネルギー・環境」をテーマに，遊びながら現象の不思議さを体感し科学に対する好奇心を育む場として，2004年に株式会社神戸製鋼所が神戸線条工場に隣接した地に設立した地域交流施設である．当施設は，メインとなる屋内の展示室に加え，屋外には草木や池といったビオトープが設置されており，上述の4つのテーマを結ぶ科学の広場として，小学校高学年を中心に小さい子供から高齢者まで幅広い年代まで楽しむことができる施設となっている．

メインとなる展示室は「製鉄とエネルギー」・「環境」・「発電とエネルギー」・「エナジータワー」のゾーンに分かれている．展示室の入り口には，本施設でカギとなる鉄鉱石と石炭の実物が展示されており，鉄鉱石がどのように鉄になるのか，また石炭と電気がどのようにつながっているのかを問いかけることで，来館者の興味を惹きつけている．展示の中心となる「製鉄とエネルギー」ゾーンでは，「鉄ができるまで」と称して，モデルと映像を使いながら銑鋼一貫製鉄の流れをわかりやすく説明している（**図2**）．当施設に隣接する神戸線条工場は近隣の神戸製鋼所加古川製鉄所から半製品の供給を受け，ばねやボルトなどの材料となる線材や棒鋼に圧延する工程を行う工場として稼働しているが，2017年までは高炉を擁し，銑鋼一貫製鉄を行う神戸製鉄所として稼働していた．現在高炉は休止されているが，かつての高炉を含む神戸製鉄所のミニチュア模型も展示されており，銑鋼一貫製鉄に必要な建物や工場の広大さを一目で実感することができる（2023年度中のリニューアルにともない展示変更予定）．さらに，神戸線条工場で作られている棒鋼や線材の実物や，それらが自動車のどの部分に使用されているかが一目でわかるスケルトンモデルも設置されており，材料としての鉄に興味を惹かれる展示となっている．このゾーンには，鉄鋼の様々な性質を体験しながら理解することができる10程度のブースも設置されている（**図3**）．糸電話の糸を鉄のバネに変えることで音が長時間伝えることができることを体験できる「エコーバネ」や，鉄の棒の長さが変わることで振動の仕方が変わり音の高さの変化を実感できる「鉄楽器」，温度を上昇させて鉄が赤熱する様子を見学できる「温度と色」等，ゲーム感覚で「鉄の様々な性質」を目の当たりにすることができるため，子供たちにとっては鉄に興味を持ってもらう良い機会になるのではないだろうか．

もう一つ展示の中心となっている「発電とエネルギー」ゾーンでは，神戸発電所の説明をはじめとして，電気についてわかりやすく展示されている．一例として，磁場の中で電線を動かしたり，電線の周りで磁石を動かしたりすることで電気が発生する現象について，ハンドルを回すと電球が光る仕掛けを使って体験してもらうことで理解を促進している．また，一定時間ハンドルを上下することで発生する電気の量を競う展示もあり，電気についてもゲーム感覚で学ぶことができる．

図1　灘浜サイエンススクエアの外観．

図2　銑鋼一貫製鉄に関する展示．

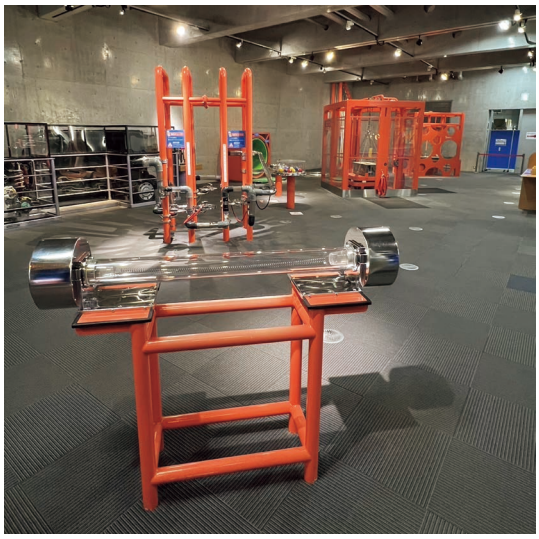


図3　鉄鋼製品に関する複数展示．手前にあるのはエコーバネである．

☞科学館で見つけた金属材料！“鉄の鑑定テーブル”

「製鉄とエネルギー」ゾーンの展示の一つに「鉄の鑑定テーブル」という体験コーナーがある(**図 4**)．このコーナー，鉄・アルミニウム・ステンレス鋼・銅・チタンの 5 種類の金属が準備されており，重さ・電気の流れやすさ・さわった感触・叩いた時の音の違い・磁石に対する反応という 5 つの実験をすることで，どれが鉄なのかを当てる，といったものだ．例えば電気の流れやすさでは「鉄はチタンよりも電気を流しやすい！」「いちばん電気を流しにくいのはステンレス！」「アルミニウムは銅の半分くらいだよ！」といったヒントが書かれており，一つ一つの金属にテスターを当てることで，それぞれの金属が何なのかを紐解いていく．子供達にとっては，金属といってもたくさんの種類があること，またそれらの性質がすべて異なることを，楽しみながら実感することができるであろう．この展示に限らず，本施設の特徴は解説や説明を最小限に抑えている事である．「工夫する楽しさ」「挑戦するおもしろさ」「発見する喜び」があふれる体験型展示となっており，説明を読んで理解するのではなく，目の前の現象を自分自身でしっかり考えながら科学に触れることが可能であり，子供に「自ら考える」ことを学ばせるのにうってつけの施設である．もちろん見ただけでは使い方や遊び方が難しい展示もあるため，不思議や疑問のヒントがたくさん書かれている「ヒントの本」(100円で販売，神戸市発行の「のびのびパスポート」所有者は無料)も考える一助として準備されている．他にも小学校低学年でも楽しめる物理系実験教室や小学校高学年から大人までを対象とした科学実験講座が土日を中心に開催されており，世代問わず科学の楽しさに触れることができる施設となっている．是非ご家族・友人と足を運んでいただきたい．

図 4　金属(鉄・アルミニウム・ステンレス鋼・銅・チタン)に関する体験コーナー．

(2023年 2 月17日受理)[doi:10.2320/materia.62.253]

灘浜サイエンススクエアへのアクセス

(〒657–0863 神戸市灘区灘浜東町 2)

＊阪神電車「大石」駅から南へ徒歩約12分

＊JR 神戸線「摩耶」駅から南東へ徒歩約20分，「六甲道」駅から南西へ徒歩約25分

URL

https://www.kobelco.co.jp/nadahama/science/index.html

◇　◇　◇

スポットライト

～第７回「高校生・高専学生ポスター発表」優秀賞～

おがくず培地における ヌメリツバタケの子実体形成

宮崎県立宮崎北高等学校　３年
石﨑ひなた　加藤実莉　佐々木星空　水元菜南

1. は じ め に

私たちは，宮崎県に自生するヌメリツバタケ(*Mucidula mucida*)というキノコの子実体[菌糸が胞子形成をするために作る，複合的な構造]形成を研究しています．ヌメリツバタケは晩春から秋にかけて照葉樹林の倒木に生息し，傘に粘性(ぬめり)があり，柄につばがついた形状をしているためヌメリツバタケと呼ばれています(**図１**)[1]．宮崎県の山間部では餅のようなキノコを意味する「モチナバ」の愛称で親しまれ，みそ汁などに入れて食べられています．

ヌメリツバタケの研究を始めた動機は，栽培方法が確立していないヌメリツバタケの栽培方法を見つけ出し，宮崎県の特産品として市場に出回らせることで，宮崎県のキノコ産業を宣伝できると考えたからです．キノコの栽培にはキノコの種となる種菌(しゅきん)の獲得と子実体形成の２つのステップがあります[2]．本研究では先輩の残したヌメリツバタケの種菌をおがくず培地に植菌(しょっきん)して，先輩たちが達成していない子実体形成を目的としました[3]．今回は，寒天培地を用いた種菌の継代培養(けいだいばいよう)[培養容器内で増殖した細胞を，新しい容器に移し替えて，継続して培養すること]とおがくず培地を用いた子実体形成に分けて報告します．

2. 寒天培地を用いた種菌の継代培養

まず，おがくず培地に植菌するための種菌となる菌糸を継代培養しました(**図２**)．継代培養の種菌として，本校卒業生が残したヌメリツバタケ野生株から得た菌糸を使用しました．クリーンベンチの中でポテトデキストロース寒天(Potato Dextrose Agar, PDA)培地に菌糸を植菌し，８サンプル作製しました．植菌済みの寒天培地を26℃に設定した低温培

図１　ヌメリツバタケ(採取地：宮崎県五ヶ瀬町)．(オンラインカラー)

図２　継代培養の様子．(オンラインカラー)

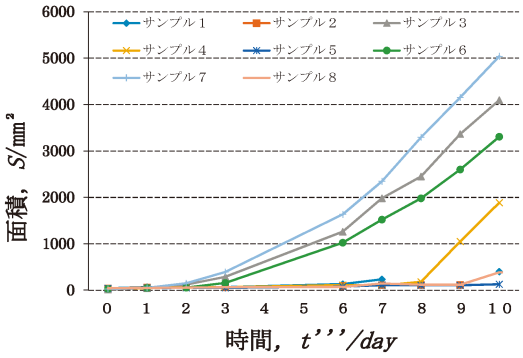


図３　寒天培地での菌糸の成長．(オンラインカラー)

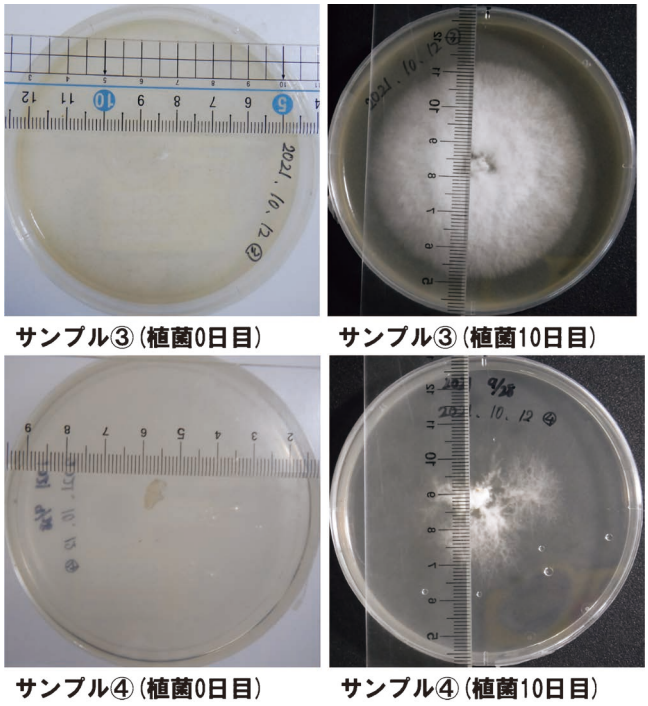


図４　菌糸成長の様子．(オンラインカラー)

養器に入れた後，菌糸が直径 85 mm に広がるまで観察しました．その結果，菌糸の成長速度に大きな差がみられました(**図 3**)．観察したところ，成長が早い菌糸は，菌糸の層が薄く，寒天が黄色を帯びていました(**図 4**)．同じ条件で菌糸を観察したにもかかわらず，成長に大きく差が見られたため，環境以外にも原因があると考えました．今回の実験で菌糸の成長速度に差が見られたのは，植菌する菌糸の質量を一定にできていなかったからではないかと考えました．

3.　おがくず培地を用いた子実体形成

次いで，おがくず培地を用いて子実体の形成実験を行いました[4]．おがくずは最外径約 2 mm と 5 mm の異なる大きさのおがくずを準備しました．おがくずと栄養源として米ぬかを**表 1** の割合で混ぜ合わせ，蒸留水を適量加えた後，キノコ栽培バッグに入れて固めました．おがくず 2 mm とおがくず 5 mm，米ぬかの比率が 1：1：2 の培地をおがくず培地①とし(表 1)，比率が 1：1：3 の培地をおがくず培地②としました．固めたキノコ栽培バッグを121℃で 150 min オートクレーブで保持しました．クリーンベンチ内で継代培地後の寒天培地から菌糸を 20 mm 四方で切り取り，おがくず培地に植菌しました．これを20℃に設定した低温培養器に入れ，菌糸の広がりを観察しました．約 1 か月後におがくず培地①に子実体が形成しました．子実体は傘の部分が茶色く，裏側が白くふわふわとしていました．しかし，子実体が成長しきる前にしおれたので子実体の特徴からはヌメリツバタケとは断定できませんでした．ヌメリツバタケの子実体形成には湿度を90％以上の高湿度に保たなければなりませんが，低温培養器内の湿度と温度を測定したところ，低温培養器内で換気が行われており湿度や温度が一定に保たれていませんでした(**図 5**)．そのため，子実体が成長しきる前にしおれた可能性があります．そこで，低温培養器内の湿度と温度を一定に保つために発泡スチロールに水を入れて蓋をつけた簡易装置を作成しました．発泡スチロール内の湿度と温度を測定すると温度が一定となり，湿度は90％以上の高湿度に維持することができました(**図 6**)．現在は，発泡スチロール製の簡易装置内のおがくず培地で菌糸を培養し，高湿度で子実体が形成されるか調査しています．また，低温培養器で保存していた 6 つのおがくず培地のうち，偶然日光が当たっていた 1 つの培地からのみ子実体が形成していたことから子実体の形成には光による刺激が関係すると考えているので，今後これについても調査を進めていきたいです．

表 1　おがくず培地の配合質量比率．

おがくず培地	おがくず (2 mm)	おがくず (5 mm)	米ぬか
①	1	1	2
②	1	1	3

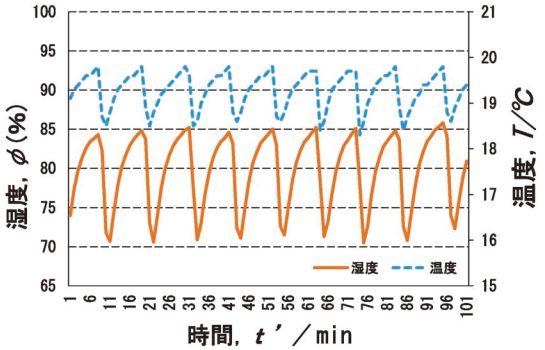


図 5　簡易装置による対処前の湿度と温度．(オンラインカラー)

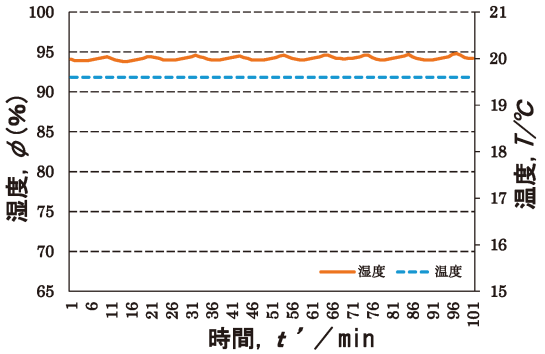


図 6　簡易装置による対処後の湿度と温度．(オンラインカラー)

4.　さ　い　ご　に

今回の研究では，実食できるヌメリツバタケは得られませんでした．培地のおがくずと米ぬかの比率や培養条件の検討が必要だと考えます．

今回の金属学会では様々な分野の発表をみることや異分野の研究者に向けて発表をすることができました．その中で，おがくず培地への添加物として，椎茸に多く含まれるカリウム塩を加えるアイデアをいただきました．異分野間の交流がなければ気が付かない視点であり，大変有意義な発表となりました．

文　　献

(1) 黒木秀一：宮崎のきのこ，鉱脈社，(2015), 252.
(2) 大賀祥治：九州大学農学部演習林報告，**85**(2004), 11–45.
(3) 田村優太，岩堀勝樹，吉野里哉，永迫誠心：令和 2 年度科学探究論文集，(2020), 23–29.
(4) 北本　豊：日本応用きのこ学会誌，**5**(1997), 5–11.

(2022年 7 月22日受理)[doi:10.2320/materia.62.255]

(連絡先：〒880–0124 宮崎市新名爪4567)

本　会　記　事

会　　告　第87回定時社員総会開催案内 ……257
第65回技術賞，第30回増本量賞，第63回谷川・ハリス賞，第82回功績賞，第55回研究技能功労賞受賞候補者推薦依頼 ……258
2023年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集 ……260
第18回 JIM/TMS Young Leader International Scholar Award 募集案内 ……261
日本金属学会主催国際会議企画提案募集 ……261
第４回日本金属学会フロンティア研究助成募集 ……262
2024年度金属学会シンポジウムのテーマ募集 ……263
2023年度日本金属学会オンライン教育講座各講義要旨 ……264
日本金属学会オンライン教育講座開催案内 ……265

掲示板 ……267　新入会員 ……271
会誌・欧文誌４号目次 ……269　行事カレンダー ……272
次号予告 ……270

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

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

会　告（ホームページもご参照下さい）

第87回定時社員総会開催案内

第87回定時社員総会を下記の通り開催いたします．
社員総会の構成員は定款上の社員である「代議員」となります．

日　時　2023年４月21日（金）13：30～13：50
場　所　エッサム神田ホール１号館（東京都千代田区神田鍛冶町 3-2-2）および web
報告事項
1.　2022年度事業報告及び事業報告の附属明細書の報告の件
協議事項
第１号議案　2022年度決算承認の件
第２号議案　2023, 2024年度代議員選任の承認の件
第３号議案　2023, 2024年度理事および補欠理事一括選任の承認の件
第４号議案　2023, 2024年度理事および補欠理事の選任の件
第５号議案　2023, 2024年度監事の選任の件
第６号議案　定款改訂の件
第７号議案　会員に関する規程改訂の件
問合先　（公社）日本金属学会　☎ 022-223-3685　E-mail: secgnl@jimm.jp

今後の講演大会開催予定

- 2023年秋期（第173回）講演大会
日程　2023年９月19日（火）～22日（金）
会場　富山大学五福キャンパス（予定）
（まてりあ５号会告予定）

- 2024年春期（第174回）講演大会
日程　2024年３月12日（火）～15日（金）
会場　東京理科大学葛飾キャンパス（予定）

- 2024年秋期（第175回）講演大会
日程　2024年９月17日（火）～20日（金）
会場　大阪大学豊中キャンパス（予定）

第65回技術賞，第30回増本量賞，第63回谷川・ハリス賞，第82回功績賞，第55回研究技能功労賞受賞候補者推薦依頼

～Web フォームによる推薦です～

技術賞，増本量賞，谷川・ハリス賞，功績賞，研究技能功労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)を求めております．下記要領により積極的にご推薦下さい．

推薦を求める賞(2024年 3 月に受賞予定)

技　術　賞(第65回)　増　本　量　賞(第30回)　谷川・ハリス賞(第63回)
功　績　賞(第82回)　研究技能功労賞(第55回)

推薦締切　各賞共通　2023年 6 月30日(金)
候補者　各賞共通　個人を対象とします．
推薦資格　各賞共通　本会代議員※1 名または，正員 3 名による推薦
※2021年・2022年度代議員の方は2023年 4 月21日までにご推薦下さい．

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　FAX 022-223-6312
E-mail: award@jimm.jp

■第65回技術賞　推薦要領

主　旨　金属およ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授賞するものです．受賞対象者は所属および年齢に制限が設けられております．

候補者の対象　2024年の 4 月 1 日時点で46歳以上かつ勤務先が民間企業の研究者・技術者．

推薦資格　本会代議員 1 名または，正員 3 名による推薦

推薦方法　下記 URL の推薦フォームにより入力して下さい．

1. **推薦フォーム**
   - 推薦者資格を選択する．
   - 入力項目は，全て必須．
   - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する．
   - 本会活動への貢献：本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する．
2. **業績の大要と推薦理由**　1,000字以内にまとめ，入力する．
3. **論文リストおよび特許リスト**
   ①論文リスト：特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，論文題目，発表誌名，巻号頁，全ての著者を入力する．
   ②特許リスト：特に主要な取得済特許の番号，題目，発明者，登録日を入力する．

審査基準　この賞の審査基準は，下記の通り

(1) 工業技術の改良進歩などに大きな業績を残したか
(2) 工業技術の改良進歩などに大きく貢献する特許を取得したか
(3) 有用な技術を実用化したか
(4) その技術の社会への影響度は大きいか
(5) その技術は社会に広まっているか

登録完了　推薦者のメールアドレス宛に登録完了通知を送信します．

推薦締切　2023年 6 月30日(金)

推薦 URL　https://gijutsushou.jim.or.jp/entry

■第30回増本量賞　推薦要領

主　旨　機能材料分野で卓越した新素材の創出または発見により貴重な研究業績を挙げて同分野の学理または技術の進歩進展に貢献することが大であると認められた者に授賞するものです．受賞対象者には年齢制限が設けられております．
また，谷川・ハリス賞と同時に受賞することはできません．

候補者の対象　2024年の 4 月 1 日時点で46歳以上の研究者．

推薦資格　本会代議員 1 名または，正員 3 名による推薦

推薦方法

1. **推薦フォーム**
   - 推薦者資格を選択する．
   - 入力項目は，全て必須．
   - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する．
   - 本会活動への貢献：本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する．
2. **業績の大要と推薦理由**　1,000字以内にまとめ，入力する．

※候補者の業績が，過去に候補者が受賞した谷川・ハリス賞と同一の業績と認められる場合は候補者となりません．

3. **論文リスト**　ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，計20編以内を選び，論文題目，発表誌名，巻号頁，全ての著者を入力する．

審査基準　この賞の審査基準は，下記の通り

(1) 機能材料分野で卓越した新素材の発明・発見をしたか
(2) 当該分野で学理または技術の進歩発展に貢献したか
(3) 当該分野で学術上の意味が大きい論文を発表したか
(4) 当該分野で効果が大きい重要な発明をしたか
(5) 金属学会の活動に貢献しているか

登録完了　推薦者のメールアドレス宛に登録完了通知を送信します．

推薦締切　2023年６月30日(金)

推薦 URL　https://masumoto.jim.or.jp/entry

■63回谷川・ハリス賞　推薦要領

主　　旨　次の各号に該当する優れた研究業績で構造材料分野または高温プロセスに関連する金属および関連材料分野の学術また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者に授賞するものです．受賞対象者には年齢制限が設けられております．

また，増本量賞と同時に受賞することはできません．

(1)鉄鋼，非鉄等金属の製錬・精錬
(2)金属材料の熱処理に関連する研究
(3)金属および非金属の耐熱材料に関する研究
(4)構造材料分野またはその他高温プロセスにおける金属学に関する工業的あるいは基礎的研究

候補者の対象　2024年の４月１日時点で46歳以上の研究者．

推薦資格　本会代議員１名または，正員３名による推薦

推薦方法

1. **推薦フォーム**
   - 推薦者資格を選択する．
   - 入力項目は，全て必須．
   - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する．
   - 本会活動への貢献：本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する．
2. **業績の大要と推薦理由**　1,000字以内にまとめ，入力する．

※候補者の業績が，過去に候補者が受賞した増本量賞と同一の業績と認められる場合は候補者となりません．

3. **論文リスト**　ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，計20編以内を選び，論文題目，発表誌名，巻号頁，全ての著者を入力する．

審査基準　この賞の審査基準は，下記の通り

(1) 構造材料分野で金属および関連材料の学術および工業技術に関して格段の業績をあげたか
(2) 高温に関連する製錬・精錬，熱処理，耐熱材料，高温物性，高温における金属学等における金属および関連材料の学術および工業技術に関して格段の業績をあげたか
(3) 当該分野で学術または技術の進歩発展に貢献したか
(4) 当該分野で学術上の意義が大きい論文を発表したか
(5) 当該分野で効果が大きい重要な発明をしたか
(6) 金属学会の活動に貢献しているか

登録完了　推薦者のメールアドレス宛に登録完了通知を送信します．

推薦締切　2023年６月30日(金)

推薦 URL　https://tanikawa-harris.jim.or.jp/entry

■第82回功績賞　推薦要領

主　　旨　金属およびその関連分野の学術また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または有益な特許を取得したもので，しかも将来を約束されるような新進気鋭の研究者・技術者に授賞するものです．「学術」部門の受賞対象者には年齢制限が，「技術」部門の受賞対象者には所属の制限が設けられております．

候補者の対象

「学術」部門：受賞年度の2024年４月１日時点で45歳以下の研究者．

「技術」部門：企業の研究者または技術者

対象部門　学術部門，技術部門の２部門

推薦資格　本会代議員１名または，正員３名による推薦

推薦方法

1. **推薦フォーム**
   - 推薦者資格を選択する．
   - 入力項目は，全て必須．
   - 応募部門：２部門から該当する部門を選択する．
   - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する．
   - 本会活動への貢献：本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する．
2. **業績の大要と推薦理由**　1,000字以内にまとめ，入力する．
3. **論文リストおよび特許リスト**

①論文リスト：ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，計15編以内を選び，論文題目，発表誌名，巻号頁，全ての著者を入力する．

②特許リスト：ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な取得済特許の番号，題目，発明者，登録日を入力する．

※**学術部門**は，論文リスト計15編以内を入力する．**技術部門**は，論文リストおよび特許リスト計15編以内を入力する．

審査基準　この賞の審査基準は，下記の通り

学術部門

(1) 創造性・独創性に富み，卓越した研究業績を上げているか

(2) 学術の進歩につながる学術上特に優れた成果(論文等)を上げたか
(3) 工業技術の発展につながる有益な発明をしたか
(4) 将来更なる研究の発展が見込まれ，世界をリードする研究者に成長すると期待されるか
(5) 金属学会の活動に貢献しているか.

技術部門
(1) 新規性・進歩性の高い卓越した業績を上げているか
(2) 工業技術の発展につながる特に優れた製品や製造方法等を開発したか
(3) 工業技術の発展につながる有益な発明をしたか
(4) 将来更なる発展が見込まれ，世界をリードする技術者に成長すると期待されるか
(5) 金属学会の活動に貢献しているか.

登録完了 推薦者のメールアドレス宛に登録完了通知を送信します.

推薦締切 2023年6月30日(金)

推薦 URL https://kouseki.jim.or.jp/entry

■第55回研究技能功労賞 推薦要領

主　旨 装置の製作，試料調整，測定及び分析などにおいて卓越した技術や技能を有しており，多年にわたり金属及び関連材料の試験及び研究や並びに開発に関する支援業務に従事してきた，いわゆる「かげの功労者」に対して授賞するものです．受賞対象者には年齢制限が設けられております.

候補者の対象
- 通算30年以上にわたり金属及び関連材料の試験及び研究や並びに開発に関する支援業務に従事してきた方.
- 研究遂行上，かげの功労者として多年にわたり功績が著しい方.「かげの功労者」とは，装置の製作，試料調整，測定及び分析などにおいて卓越した技術や技能を有している方.
- 2024年の4月1日時点で50歳以上の方.

推薦資格 本会代議員または支部長

推薦方法
1. **推薦フォーム**
   - 推薦者資格を選択する.
   - 入力項目は，全て必須.
2. **推薦理由ならびに実務における功労** 1,000字以内にまとめ，入力する.

審査基準 この賞の審査基準は，下記の通り
1) 試験および実験装置等の制作，試料の調整，測定および分析などにおいて卓越した技術や技能を有するか.
2) 長年にわたり金属及び関連材料の試験及び研究並びに開発に関する支援業務に従事してきたか.
3) 創意工夫や粘り強い取り組みをもって支援業務に従事してきたか.

登録完了 推薦者のメールアドレス宛に登録完了通知を送信します.

推薦締切 2023年6月30日(金)

推薦 URL https://data.jim.or.jp/jim/shou/k/sui/

2023年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集

春秋講演大会における外国人研究者による特別講演と招待講演については会員からの推薦をもとに，国際学術交流委員会において審議採択し，講演実施細目については講演大会委員会で決定いたします．2023年秋期講演大会の特別講演と招待講演を募集いたしますので，下記要領によりご推薦下さい.

特別講演
- 講演者：著名な外国人研究者とする.
- 講演時間：30分(討論10分)
- 採択件数：3～4件
- 滞在費補助：10,000円×5日(上限日数)
- その他：大会参加費免除，懇親会招待

招待講演
- 講演者：有益な講演が期待される国内に滞在する外国人研究者とする.
- 講演時間：15分(討論5分)
- 採択件数：5件程度
- 滞在費補助：なし
- その他：大会参加費免除

推薦用紙

所定様式(ホームページからダウンロード下さい)により，下記メールアドレス宛に「外国人特別講演推薦」と明記しお送り下さい．送信後2～3日過ぎても受理メールの無い場合はお問合せ下さい.

推薦書提出期日 2023年5月6日(土)

照会・推薦書提出先

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

第18回 JIM/TMS Young Leader International Scholar Award 募集案内

本会では，若手研究者及び技術者の活動の活性化を図り，併せてTMSとの国際交流を促進させることを目的にJIM/TMS Young Leader International Scholar Programを設けており，TMSへの派遣者を募集いたします．

決定した派遣者は，金属学会のYoung Leader International Scholar Award**受賞者**として，2024年TMS Annual Meeting（2024年3月3日～3月7日：米国Florida州Orlando）に派遣し，講演発表するとともにTMSから表彰を受けていただきます．また，大会前後に関連機関の訪問も可能です．

募集要領

応募資格　①日本金属学会の正会員で派遣時点に満35歳以下であり，本会の活動に熱意を持っている人．
②日本金属学会の機関誌に論文が掲載されたか，または講演発表した経験があり，かつ英語で講演発表ができる人．
③日本金属学会の若手世代の代表として，責任ある行動がとれる人．

派遣人数　若干名（1～2名）/1回

応募手続　応募（推薦）申請書（所定の用紙）に記入の上，事務局までE-mailで送信下さい．

応募書類　応募（推薦）申請書
①候補者情報
②応募理由（400字程度）
③論文および講演発表のリスト：5編程度
　国際会議等での口頭発表リスト：5編以内
④TMS Annual Meetingで発表予定の講演のタイトルとアブストラクト（英語で400word程度）．
⑤研究内容と研究者として今後の抱負（英語で400word程度）．
⑥TMS Annual Meetingへの参加・発表で期待される成果（英語で300word程度）．
⑦米国の大学・研究所・企業などへの訪問計画と目的（先方との事前コンタクトは不要）．

本会補助　派遣費用上限45万円．ただし，TMSへの派遣に合わせて北米内の大学・研究機関・企業等を訪問する場合は上限60万円．

応募締切日　2023年5月8日（月）

提出先　〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
（公社）日本金属学会「Young Leader」係
☎ 022-223-3685　E-mail: stevent@jimm.jp

日本金属学会主催国際会議企画提案募集

本会が主催する国際会議の企画提案を募集します．2024年度以降開催の国際会議が対象です．期日までにご提案下さいますようお願いいたします．

提案締切日　2023年5月31日（水）

提案要項　下記事項を記載した提案書（A4版，ホームページよりダウンロードして下さい）を，本会会長宛で申請して下さい．

(1) 会議の名称（和文名・英文名）
(2) 会期
(3) 開催地・会場予定
(4) 会議の目的・特徴
(5) 日本開催の経緯と意義
(6) 計画概要
　a. 協賛，後援団体
　b. 主要準備日程
　c. 使用語
　d. 参加予定国（国名・国数）
　e. 参加予定者数（国内外）
　f. 著名な国内外参加予定者（氏名・所属・役職）
　g. パラレルセッション数およびポスターセッションの有無
　h. プロシーディングスの出版（出版元・予定頁数，製作部数・頒価・配布方法）
　i. 予算（収入・支出明細）
(7) 準備委員会委員（氏名・所属・役職）
(8) 提案（連絡）責任者（氏名・所属・役職・住所・電話・E-mail）

詳細はホームページをご確認下さい
本会ホームページ
https://jimm.jp　→「イベント」→「国際会議」

提案書送付先　〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
（公社）日本金属学会 国際会議募集係
E-mail: stevent@jimm.jp

第４回日本金属学会フロンティア研究助成募集

教育・研究機関での金属及びその関連材料分野の学術研究及び技術研究の発展や若手研究者の育成や奨励を主な目的として，金属及びその関連材料分野に関連する材料又はプロセスに関する研究に助成金を交付しますので，助成の対象となる研究を募集いたしますので，応募下さい．

募集期間：2023年３月１日(水)～４月30日(日)まで

募集要項

1.　応募資格

応募者(代表者)は，2023年４月１日時点で45歳以下の日本の教育機関または公的研究機関に所属し，日本国内で研究に従事する者(学生・大学院生および企業との兼務者を除く)であること．ただし，共同研究者は国外でも可とする．

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

活動開始時には，非会員は会員になることが望ましい．

過去に助成を受けた方も，研究期間が終了していれば応募可能．

過去に採択されなかったテーマで再応募する場合は新たに申請書を提出する．

2.　助成の対象となる研究

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

3.　研究期間：助成研究の実施期間は，原則２年間とする．研究開始日が年度途中となる場合は，年度をまたいだ２年間とする．

4.　助成件数：年間10件以下

5.　助成金額：１件あたり，150万円以下

6.　助成金の使途

研究等に直接必要な費用及び所属組織の必要最低限の間接経費(ただし，直接経費の10％を上限とする)に充当すること．研究者の人件費(臨時雇用の研究補助者等の費用を除く)には充当できないものとする．

7.　助成金の交付方法および交付期間

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

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

8.　応募方法

⑴提出書類：所定様式の「研究助成金申請書」に必要事項を記入し，申込専用サイト(提出方法参照)からアップロードし提出する．申請書の様式は，本会のホームページからダウンロードできます．

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

⑵作成要領

「研究助成金申請書」に記載された作成要領に従って日本語(専門語等で部分的に外国語を使用することは可)で作成すること．申請書については，作成要領に明記されたページ数制限(概ね４ページ程度)を遵守すること．制限ページ数を超えた申請は受け付けません．

⑶提出方法

申込専用サイト：https://data.jim.or.jp/jim/fro/tou/

作成した研究助成金申請書をアップロードし提出して下さい．なお，ファイルはMS-Word形式として下さい．

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

【遵守事項】

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

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

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

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

④研究終了６ヶ月後までに，終了報告書(A4様式１枚)及び成果報告書を日本語(専門語等で部分的に外国語を使用することは可)で作成し，原則としてE-mail添付にて提出すること．なお，成果報告書は“まてりあ”への成果報告(２頁)の投稿に代えるものとする．なお，成果報告は研究終了からおおむね１年後に“まてりあ”に掲載するものとする．

⑤本会から求められた場合は，実施状況を報告すること．また本会が研究施設への訪問を希望した場合は，可能な範囲で対応すること．

⑥研究実施者又は研究実施者の所属する組織は，帳簿を備え，助成研究に係わる経理を他の経理と明確に区別し，本会から照会があった場合はこれに応ずること．

⑦研究成果は研究開始時から研究完了後１年までの間に本会の講演大会またはセミナー・シンポジウムにおける発表２件，及び本会の欧文誌又は会誌に論文を投稿しなければならない．

⑧研究成果を学会・学術論文誌・新聞等に発表する場合は，事前に本会に連絡するとともに，本会から資金援助を受けたことを明記すること．

⑨実施計画に記載した研究を実施しなかった場合，提出期限後１年を経過しても研究成果報告書の提出がない場合又は研究実施者が研究中止の申し出をした場合には，研究助成金の全額又は残額を返還すること．

【留意事項】

1.　機器・設備等の帰属

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

2．　助成研究の成果の帰属

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

3．　助成研究の成果の公表等

成果報告は，この法人の会報及びホームページ上で一般の閲覧に供します．

4．　申請書記載情報の取り扱い

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

また，個人情報については，本会外へは一切漏洩しません．

5．　その他留意事項

①採否の事由は非公開とし，これに関する問い合わせにはお答えしません．

②研究助成金の申請後，何らかの理由により研究を実施できないことが判明した場合，速やかに本会に報告すること．

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

2024年度金属学会シンポジウムのテーマ募集

提案期限：2023年９月１日(金)　厳守

会員の研究活動の一層の活性化を図ることを目的として，春秋大会とは別に個別にシンポジウムを実施しております．この度，広く会員からシンポジウムのテーマを募集することにいたしました．つきましては，2024年度開催のシンポジウムテーマ(講演大会とは別)を募集いたします．下記の募集要領をご参照のうえ，活発な討論が期待できる有益なテーマを積極的にご提案下さい．セミナーシンポジウム委員会で協議のうえ，採否を決定いたします．

シンポジウムの開催趣旨

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

今回募集するシンポジウムの開催時期

2024年度(2024年３月１日～2025年２月28日)内に実施

応募要領

提出書類　提案書を下記提出先に送付して下さい．
(提案書の様式は HP(https://jimm.jp/event/symposium/)よりダウンロードして下さい．)

提案締切　**2023年９月１日(金)**

応募から実施までの流れ

募集締め切り(９月)⇒セミナーシンポジウム委員会にて採択決定(10月頃)⇒事務局から採択通知と具体的実施準備の連絡⇒講師・プログラム・会場の決定(開催６か月前に確定必要)・会告⇒講師依頼⇒テキスト作成(開催２か月前に原稿必要)⇒参加者募集⇒開催

〈世話人〉

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

〈講師〉

事前の予稿集原稿(４頁程度)執筆と予稿

〈事務局〉

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

提案書提出先・問合先

下記宛てに E-mail で送付して下さい．２，３日過ぎても受理の通知が届かない場合はご連絡下さい．

日本金属学会　セミナーシンポジウム委員会宛

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

2023年度日本金属学会オンライン教育講座　各講義要旨

新型コロナウイルス感染症が拡大する中，日本金属学会ではwithコロナ時代を見据えたセミナーやシンポジウムのあり方を検討し，会員向けサービスの向上や，若手や学生の教育・育成を目的とした基礎教育講座を2022年度より完全オンラインで始動いたしました．本会ではこれまでに刊行した教材や会報「まてりあ」に掲載された講義ノート・入門講座・解説記事などを有効に活用し，執筆者やフェローによる講義をシリーズで開催いたします．皆様のご参加をお待ちしております．

1.　医療用金属材料の基礎(5月11日(木)，12日(金)開催)

講師：大阪大学特任教授，東北大学名誉教授 新家光雄
東京医科歯科大学教授(2023年4月以降　大阪大学大学院工学研究科特任教授，神戸大学未来医工学研究開発センター客員教授，東京医科歯科大学　名誉教授) 塙　隆夫
コーディネーター：東北大学教授 野村直之

医療における診断と治療には多くの材料が使用されており，特に金属材料の進歩と治療技術の進歩には密接な関係があります．本セミナーでは，医療用金属材料の特色と必要性，用途について紹介し，生体環境において要求される金属材料の特性とその評価方法，生体反応と表面の関係について解説します．さらに具体的な医療用金属材料としてのステンレス鋼，コバルトクロム合金，チタン・チタン合金等を例に，それぞれの開発の歴史や特徴，生体組織から要求される力学特性とその材料学的な制御法について学習します．

2.　弾性異方性の考え方(5月25日(木)，26日(金)開催)

講師：神戸大学教授 田中克志
コーディネーター：物質・材料研究機構主幹研究員 上路林太郎，豊橋技術科学大学教授 戸高義一

多くの力学特性や組織変化の基本的要因の一つである弾性異方性の基本的な考え方とその利用例を講義する．結晶構造の対称性と物性，巨視的な弾性と微視的な弾性の関係，弾性定数の測定方法，組織形成と弾性異方性について基礎から解説を行います．

3.　金属材料の耐環境性⑵高温酸化・高温腐食の基礎―熱力学・速度論・高温強度―(6月6日(火)，7日(水)開催)

講師：北海道大学名誉教授 黒川一哉
株式会社荏原製作所 野口　学
長岡技術科学大学教授 南口　誠
東京工業大学物質理工学院准教授 上田光敏
コーディネーター：北海道大学教授 林　重成，大阪大学准教授 土谷博昭

耐熱金属材料の使用環境は近年，益々高温化し，金属材料にとって非常に厳しい環境となるため，材料の高温特性向上が強く求められています．また高温酸化・腐食の原理原則に基づき高温酸化・腐食現象を正しく把握して，適切な材料選定や防食対策に活かすことが要求されます．本講座では，熱力学，速度論及び高温強度を中心に，高温酸化・腐食の基礎を学習することで，業務で高温酸化・腐食に携わる研究者・技術者として必要な素養を醸成することを目標とします．

4.　工業材料の応力・歪測定(10月26日(木)，27日(金)開催)

講師：東北大学教授 田中俊一郎
コーディネーター：東北大学准教授 森戸春彦，大阪大学教授 小泉雄一郎

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

5.　構造材料⑴鉄鋼材料編(12月7日(木)，8日(金)開催)

講師：早稲田大学名誉教授 中江秀雄
金沢大学特任教授 潮田浩作
九州大学鉄鋼リサーチセンター教授 植森龍治
元九州大学鉄鋼リサーチセンター教授 菊池正夫
コーディネーター：熊本大学教授 山崎倫昭，JEFテクノリサーチ㈱経営企画部長 船川義正

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

～日本金属学会オンライン教育講座　開催案内～

New!!

『弾性異方性の考え方』

日　時　一日目　2023年５月25日(木)13：00～16：30
　　二日目　2023年５月26日(金)13：00～16：30

多くの力学特性や組織変化の基本的要因の一つである弾性異方性の基本的な考え方とその利用例を講義する．結晶構造の対称性と物性，巨視的な弾性と微視的な弾性の関係，弾性定数の測定方法，組織形成と弾性異方性について基礎から解説を行います．

講　師　神戸大学教授　田中克志 先生

［講師紹介］ 1986年３月大阪大学基礎工学部物性物理工学科卒業，1991年３月大阪大学大学院基礎工学研究科博士課程修了，同年３月工学博士(大阪大学)．同年４月京都大学工学部助手．2002年10月香川大学工学部助教授．2005年４月京都大学大学院工学研究科助教授．2007年４月同准教授．2010年10月神戸大学大学院工学研究科教授，現在に至る．

参加方法　オンライン(Zoom)による講義．申込者へは３日前までに参加方法をご連絡いたします．

受 講 料

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

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

※2022年度および2023年度開催のオンライン教育講座を複数申込される場合，２講座目からは割引料金となります．一日目，二日目の区分ではありません．

申込締切(事前予約のみ)　2023年５月15日(月)

参加申込方法　WEB 申込　https://www.jim.or.jp/seminersymposium/　よりお申込み下さい．

事前配布資料　事前配布資料があれば，開催３日前頃までにメール配信いたします．

受講料支払方法　①カード決済　②コンビニ決済　③銀行振込

問合先　〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
(公社)日本金属学会　セミナー・シンポジウム参加係
E-mail: meeting@jimm.jp　☎ 022-223-3685　FAX 022-223-6312

〈プログラム〉

一日目　５月25日(木)

13：00～14：00 巨視的な弾性(フックの法則の一般化から対称性の影響まで)
14：00～14：15 ―休　憩―
14：15～15：15 微視的な弾性(そもそもなぜ弾性が生じるのか原子間結合から考える)
15：15～15：30 ―休　憩―
15：30～16：30 実在する結晶の弾性定数(金属から半導体までどのように弾性的特徴があるのか)

二日目　５月26日(金)

13：00～14：00 弾性定数の測定方法いろいろ(異方性があると測定するのも一苦労)
14：00～14：15 ―休　憩―
14：15～15：15 弾性異方性に寄与する力(何が異方性の大きさを左右するのか)
15：15～15：30 ―休　憩―
15：30～16：30 弾性異方性が組織形成に及ぼす影響(固相反応の多くが弾性異方性の影響を受けている)

［協賛予定］ エネルギー資源学会，応用物理学会，金属材料研究開発センター，軽金属学会，軽金属製品協会，合金状態図研究会，資源・素材学会，自動車技術会，ステンレス協会，素形材センター，電気化学会，電気学会，日本アルミニウム協会，日本 MRS，日本化学会，日本ガスタービン学会，日本機械学会，日本材料科学会，日本材料学会，日本磁気学会，日本自動車工業会，日本セラミックス協会，日本塑性加工学会，日本チタン協会，日本鋳造工学会，日本鉄鋼協会，日本物理学会，日本分析化学会，粉体粉末冶金協会

～皆様のご参加をお待ちしております．～

『医療用金属材料の基礎』

日　時　一日目　2023年5月11日(木)13：00～16：10，二日目　5月12日(金)13：00～16：10

医療における診断と治療には多くの材料が使用されており，特に金属材料の進歩と治療技術の進歩には密接な関係がある．本セミナーでは，医療用金属材料の特色と必要性，用途について紹介し，生体環境において要求される金属材料の特性とその評価方法，生体反応と表面の関係について述べる．さらに具体的な医療用金属材料としてのステンレス鋼，コバルトクロム合金，チタン・チタン合金等を紹介し，それぞれの開発の歴史や特徴，生体組織から要求される力学特性とその材料学的な制御法について学ぶ．

講師：大阪大学特任教授　**新家光雄先生**，東京医科歯科大学教授(2023年4月以降　大阪大学大学院工学研究科　特任教授，神戸大学未来医工学研究開発センター　客員教授，東京医科歯科大学　名誉教授)　**塙　隆夫先生**

［講師紹介］ **新家光雄先生**：1978年名古屋大学大学院工学研究科博士課程後期満了，1979年工学博士(名古屋大学)，1988年–1999年カーネギーメロン大学客員助教授，1995年豊橋技術科学大学生産システム工学系教授，1998年7月–1998年12月デイトン大学客員教授，米国国防総省ライトパターソン材料研究所外国人研究員，2003年博士(歯学)(愛知学院大学)，2005年東北大学金属材料研究所教授，2009年–2012年東北大学学際科学国際高等研究センターセンター長，2009年–2014年東北大学金属材料研究所所長，2010年–現在　天津大学(中国)名誉教授，2014年–2015年日本金属学会会長，2016年–現在　東北大学名誉教授，大阪大学大学院工学研究科特任教授，東北大学(中国)名誉教授，2022年–現在　日本チタン学会会長

塙隆夫先生：1981年北海道大学工学部金属工学科卒業，1981年北海道大学歯学部助手，1989年歯学博士(北海道大学)，1986年～1988年　米国ベイラー歯科大学　客員研究員，1993年徳島大学歯学部助教授，1998年博士(工学)(東北大学)，1998年科学技術庁金属材料技術研究所生体材料研究チームリーダー，2001年独立行政法人物質・材料研究機構生体材料研究センター副センター長，2003年–2004年　東北大学金属材料研究所　教授(併任)，2004年–現在　東京医科歯科大学生体材料工学研究所教授，2009年–2015年東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻教授(併任)，2011年–2014年　東京医科歯科大学生体材料工学研究所所長，2015年–2017年東京医科歯科大学副理事(研究担当)，2020年–現在　神戸大学未来医工学研究開発センター特命教授，2020年–現在　大阪大学大学院工学研究科招へい教授，2020年–現在　日本学術会議会員

［協賛予定］ エネルギー資源学会，応用物理学会，金属材料研究開発センター，軽金属学会，軽金属製品協会，合金状態図研究会，資源・素材学会，自動車技術会，ステンレス協会，素形材センター，電気化学会，電気学会，日本アルミニウム協会，日本MRS，日本化学会，日本ガスタービン学会，日本機械学会，日本材料科学会，日本材料学会，日本磁気学会，日本自動車工業会，日本セラミックス協会，日本塑性加工学会，日本チタン協会，日本鋳造工学会，日本鉄鋼協会，日本物理学会，日本分析化学会，粉体粉末冶金協会

参加方法　オンライン(Zoom)による講義.申込者へは3日前までに参加方法をご連絡いたします．

受 講 料

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

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

※2022年度および2023年度開催のオンライン教育講座を複数申込される場合，2講座目からは割引料金となります．一日目，二日目の区分ではありません．

申込締切(事前予約のみ)　2023年4月27日(木)

参加申込方法　WEB申込　https://www.jim.or.jp/seminersymposium/　よりお申込み下さい．

事前配布資料　事前配布資料があれば，開催3日前頃までにメール配信いたします．

受講料支払方法　①カード決済　②コンビニ決済　③銀行振込

問合先　(公社)日本金属学会　セミナー・シンポジウム参加係　E-mail: meeting@jimm.jp　☎ 022–223–3685

〈プログラム〉

一日目　5月11日(木)

13：00～14：30　生体材料としての金属材料
14：30～14：40　―休　憩―
14：40～16：10　生体反応と表面処理

二日目　5月12日(金)

13：00～14：30　医療用金属材料の特徴と機能制御(1)
14：30～14：40　―休　憩―
14：40～16：10　医療用金属材料の特徴と機能制御(2)

～皆様のご参加をお待ちしております．～

掲示板

◇東北大学大学院工学研究科教員公募◇

公募人員　准教授　1名

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

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

応募資格　当該分野の教育・研究に意欲と熱意があり，博士の学位を有する，または着任までに取得見込みの方で，日本語と英語で講義のできる方

担当授業科目

「学部」：数学物理学演習Ⅰ，粉体加工学，材料科学総合学実験，材料科学総合学基盤研修，材料科学総合学卒業研修等

「大学院」：(前期)応用粉体加工学，マイクロシステム学セミナー，材料システム工学修士研修等，(後期)マイクロシステム学特論，マイクロシステム学特別研修，材料システム工学博士研修等

任　　期　なし

公募締切　2023年5月8日(月)17：00

着任時期　2023年10月1日(日)

提出書類　⑴履歴書，⑵学位論文題目，⑶研究業績概要(A4版2頁以内)，⑷主要論文5編の別刷り(コピー可)，⑸研究業績リスト：学術論文，参考論文，著書，特許(出願件数：申請中を含む，登録件数，主要特許10件前後のリスト(特許出願・公開・公告No，発明者氏名，発明題目))等，⑹獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的研究機関所属の場合)，⑺受賞，⑻招待講演等，⑼教育業績(担当科目等)，⑽所属学会，⑾学会活動歴(委員会等)，⑿研究活動，⒀社会活動等に関する一覧表，⒁今後の研究計画(A4版2頁以内)，⒂教育活動に関する抱負(A4版2頁以内)，⒃照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所，電話，E-mail)，⒄応募者の連絡先(住所，電話，E-mail)，⒅応募者の研究業績等に関するデータベースのURL(Scopus, KAKEN等)

書類送付先　東北大学大学院工学研究科 マテリアル・開発系長　武藤　泉
E-mail: depthead@material.tohoku.ac.jp

問合せ先　東北大学大学院工学研究科材料システム工学専攻長　山本雅哉
☎・FAX 022-795-7303
E-mail: masaya@material.tohoku.ac.jp

※件名を「教員公募書類(材料システム工学専攻　マイクロシステム学講座　准教授)」として電子メールで送付して下さい.

※詳細：http://www.material.tohoku.ac.jp/news/files/jobs_20230206.pdf

◇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　⑴研究職：物質・材料一般(分野不問，女性枠あり)数名
分野指定公募(9分野)各1名
⑵エンジニア職：分野指定公募(6分野)各1名

専門分野

⑴研究職

①物質・材料一般　(材料工学，固体物理，材料化学，材料データ科学，他，物質・材料に関する研究であれば分野を問わない．以下を専門とする応募者を歓迎；量子マテリアル，水素関連材料，蓄電池材料，人工知能材料，テラヘルツ材料，データ科学，金属・無機材料，有機材料，バイオ関連材料，高分子材料，計算材料科学，先端材料解析技術)
②物質・材料一般　(女性枠)
③エネルギー貯蔵・変換のマルチスケール現象の計算科学
④化合物半導体エピタキシャル素子
⑤磁気ストレージ材料・超高速磁化ダイナミクス
⑥溶接・接合
⑦表界面やナノ構造を基軸とした光機能材料の開拓
⑧循環型プラスチック材料科学
⑨固体NMRによる先進材料分析
⑩量子ビーム回折・分光
⑪計算科学データとデータ駆動科学を用いた新材料設計

⑵エンジニア職

①元素定量に関する分析・計測と技術開発
②水素社会を支える材料信頼性評価と技術開発
③ICTシステム全搬(開発系)
④HPC構築・運用技術
⑤研究成果の橋渡し企画
⑥化学物質管理

公募締切　2023年5月17日(水)

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/index.html

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

九州大学　大学院総合理工学研究院　物質科学部門 准教授公募

募集人員　准教授1名

締 切 日　2023年5月12日(金)

問 合 先　九州大学大学院総合理工学研究院 物質科学部門 教授 飯久保 智
E-mail: iikubo.satoshi.472@m.kyushu-u.ac.jp

お知らせ

◇第64回本多記念賞，第20回本多フロンティア賞及び第44回本多記念研究奨励賞受賞者◇

公益財団法人　本多記念会

本多記念会は，令和５年２月３日開催の第193回理事会において，令和５年度の第64回本多記念賞，第20回本多フロンティア賞，第44回本多記念研究奨励賞の受賞者を決定しましたので，お知らせいたします．

なお，贈呈式は，**令和５年５月26日(金)13時20分より，東京・神田　学士会館**で行う予定です．

1.　第64回本多記念賞(本賞　金メダル，副賞　200万円)

受賞対象研究	磁性と伝導及びスピンエレクトロニクスの基礎的研究
氏　　名	理学博士　前川（まえかわ）　禎通（さだみち）
現　　職	(国研)理化学研究所創発物性科学研究センター特別顧問

2.　第20回本多フロンティア賞(褒賞金　各50万円)

受賞対象研究	硬度変化のない完全接合継手を実現する新規摩擦接合法の開発
氏　　名	博士(工学)　藤井（ふじい）　英俊（ひでとし）
現　　職	大阪大学接合科学研究所副所長・教授

受賞対象研究	新規シンチレータ結晶の開発および社会実装
氏　　名	博士(理学)　吉川（よしかわ）　彰（あきら）
現　　職	東北大学金属材料研究所教授

3.　第44回本多記念研究奨励賞(褒賞金　各30万円)

受賞対象研究	スピンカロリトロニクスの開拓と展開
氏　　名	博士(理学)　内田（うちだ）　健一（けんいち）
現　　職	(国研)物質・材料研究機構グループリーダー

受賞対象研究	金属磁性スピンダイナミクスの新概念素子応用
氏　　名	博士(工学)　金井（かない）　駿（しゅん）
現　　職	東北大学電気通信研究所准教授

受賞対象研究	チタン合金の内部組織と形状記憶特性に関する研究
氏　　名	博士(工学)　田原（たはら）　正樹（まさき）
現　　職	東京工業大学科学技術創成研究院准教授

受賞対象研究	表面ナノ構造制御による電気化学エネルギー・物質変換触媒の開発
氏　　名	博士(工学)　轟（とどろき）　直人（なおと）
現　　職	東北大学大学院環境科学研究科准教授

受賞対象研究	局所的な結晶構造制御による新奇超伝導体の開発
氏　　名	博士(工学)　水口（みずぐち）　佳一（よしかず）
現　　職	東京都立大学大学院理学研究科准教授

助　成

◇JFE21世紀財団　2023年度　技術研究助成　募集要項◇

公益財団法人 JFE21世紀財団

1.　助成対象となる研究

鉄鋼技術研究：鉄鋼材料，製造プロセス，鉄鋼副産物を対象とする基礎/応用研究
計測・制御・分析・計算科学・数値解析等で鉄鋼を対象とする関連技術や生産技術の研究を含む．

地球環境・地球温暖化防止技術研究：地球環境保全と地球温暖化防止を目的とした技術開発を対象とするエンジニアリング(工学)に関係する基礎，応用技術の研究

＊研究分野の範囲は，財団ホームページ掲載の募集要項別紙「研究分野分類表」をご覧下さい．

2.　助成件数と助成金額

件数　28件(原則) (200万円/件)	鉄鋼技術研究	概ね14件
	地球環境・地球温暖化防止技術研究	概ね14件

3.　研究期間

原則１年間(2024年１月研究開始・同年12月終了・2025年１月報告書提出)　但し，１年間を上限として延期・延長は可(その場合2026年１月報告書提出)

4.　応募資格

日本の国公私立大学または公的研究機関に勤務(常勤)する研究者であって国籍は問わない．なおグループでの研究の場合，代表研究者以外の共同研究者は３名以内で，大学院生および外国の大学，日本の他の大学や公的研究機関に所属する研究者も可とする．2020～2022年度の本研究助成を代表研究者として受領した者は，代表研究者としての応募はできない．

5.　申請の手続き

本財団ホームページ(HP)の申請様式に記入し，HP 内の申請画面から財団に送信する．

財団 HP：http://www.jfe-21st-cf.or.jp
受付開始：４月17日(月)　**締切：６月26日(月)**

6.　審査・選考と助成研究(者)の公表

本財団委嘱の審査委員会による審査・選考を経て，財団理事長が決定し，９月末頃に応募者に結果を通知の後，財団 HP 等で公表する．

以上

＊詳細は財団 HP：http://www.jfe-21st-cf.or.jp をご覧下さい．
＊お問合せ先(財団事務局)
☎ 03-3597-4652　E-mail: zai21c@jfe-21st-cf.or.jp

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 87, No. 4（2023）

――特集「固体中の水素と材料特性Ⅴ」――

特集「固体中の水素と材料特性Ⅴ」によせて
市川貴之　宮岡裕樹　日野　実　堀川敬太郎　金谷輝人

高圧水素環境における 18Cr–4.8Ni–0.03C ステンレス鋼の機械的性質および回転曲げ疲労特性
川上　遼　窪田和正

Al–4％Ge 合金の疲労強度に及ぼす表面層と水素の影響
金谷輝人　日野　実　堀川敬太郎　永田教人　中川恵友

表面亜鉛成膜による Al–Zn–Mg 系合金の環境水素脆性の抑制　堀川敬太郎　鍬田英樹　福室直樹　日野　実

三点曲げ試験および回転曲げ疲労試験による無電解 Ni–P めっき処理した 6061–T6 アルミニウム合金の水素脆性の評価
日野　実　進野諒平　川上滉太　桑野亮一　門田宏治　佐藤雅亮　小田幸典　堀川敬太郎　金谷輝人

高強度鋼の水素脆性に及ぼす Zn–Ni 合金めっき膜に形成されるマイクロクラックの影響
日野　実　小田智也　進野諒平　川上滉太　堀川敬太郎

――論　　文――

Pt 電極触媒のアンモニア酸化活性に及ぼす Mo の添加効果　佐藤ひかる　佐々木一心　福本倫久　高橋弘樹

型温を変えた自動車用ダイクエンチ鋼のビッカース硬さと電磁気的性質の相関
沼倉恭平　大高一将　村上　武　清水一行　鎌田康寛　妹尾　武　岩瀬義孝　張　鐘植

酸化物シード層による hcp–$Co_{80}Pt_{20}$ 薄膜の垂直磁気特性の向上　山根治起　長谷川崇　安川雪子　小林政信

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 64, No. 4（2023）

――*Special Issue on Kink-Strengthening of Mille-Feuille Structured Materials*――

PREFACE
Eiji Abe, Toshiyuki Fujii and Yoshihito Kawamura

Two-Directional Micro-Laue Diffraction Mapping to Observe Kink Deformation in Long-Period Stacking-Ordered Mg–Zn–Y Alloys under Compression
Shigeru Kimura, Kazushi Sumitani and Kentaro Kajiwara

Unified Understanding of Strengthening Mechanisms Acting in Mg/LPSO Two-Phase Extruded Alloys with Varying LPSO Phase Volume Fraction
Koji Hagihara, Toko Tokunaga, Kazuki Yamamoto, Michiaki Yamasaki, Tsuyoshi Mayama, Takumi Shioyama, Yoshihito Kawamura and Takayoshi Nakano

Microstructure Evolution and Local Hardness of Mg–Y–Zn Alloys Processed by ECAE
Motohiro Yuasa, Ryoichi Sato, Takao Hoshino, Daisuke Ando, Yoshikazu Todaka, Hiroyuki Miyamoto and Hidetoshi Somekawa

Synchronized Formation of Kink Bands in Al/Al_2Cu Mille-Feuille Structured Alloy
Takayuki Shiraiwa, Naoya Hamada, Fabien Briffod, Manabu Enoki and Koji Hagihara

Kink Formation and Strengthening Effects in TiNi–V Eutectic Alloys with Mille-Feuille Structure
Naoya Maki, Yoji Miyajima and Kazuhiro Ishikawa

Local Structural Analysis around Solute-Element in Annealed $Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6}$ Alloy Using X-ray Fluorescence Holography
Koji Kimura, Daisuke Egusa, Koji Hagihara, Naohisa Happo, Naomi Kawamura, Hiroo Tajiri, Kouichi Hayashi and Eiji Abe

Relationship between Cluster-Arranged Nanoplate Formation and Mechanical Properties of Dilute Mg–Y–Zn Alloys Prepared by Combination of Low-Cooling-Rate Solidification and Extrusion Techniques
Seitaro Ishizaki, Michiaki Yamasaki, Koji Hagihara, Soya Nishimoto, Taisuke Nakamura and Yoshihito Kawamura

Effect of Extrusion Ratio in Hot-Extrusion on Kink Deformation during Compressive Deformation in an αMg/LPSO Dual-Phase Magnesium Alloy Monitored by *In Situ* Neutron Diffraction
Stefanus Harjo, Wu Gong, Kazuya Aizawa, Takuro Kawasaki, Michiaki Yamasaki, Tsuyoshi Mayama and Yoshihito Kawamura

Effects of High-Pressure Press on the Tensile Properties and Morphology of Polypropylene
Yukino Ito, Shotaro Nishitsuji, Hironari Sano, Masaru Ishikawa, Takashi Inoue and Hiroshi Ito

Microstructure Evolution in $Mg_{98.6}Y_1Zn_{0.4}$ Alloys and the Development by Hot Deformation Examined by Synchrotron Radiation Small- and Wide-Angle Scattering
Hiroshi Okuda, Yoshiaki Maegawa, Kento Shimotsuji, Shin-ichi Inoue, Yoshihito Kawamura and Shigeru Kimura

Kink Modeling and Simulations Based on Field Theory of Multiscale Plasticity (FTMP) Part I: Explicit Kink Model and Double Compression Test
Kota Mizutani, Yuta Nawa and Tadashi Hasebe

Kink Modeling and Simulations Based on Field Theory of Multiscale Plasticity (FTMP) Part II: Implicit Kink Model and Scale-Free Treatment
Tadashi Hasebe and Kota Mizutani

Orientation Dependence of High Temperature Compressive Behavior of Textured Ti_3SiC_2
Yuji Shirakami, Ken-ichi Ikeda, Seiji Miura, Koji Morita, Tohru S. Suzuki and Yoshio Sakka

DFT Calculation of High-Angle Kink Boundary in 18R-LPSO Alloy
Mitsuhiro Itakura, Masatake Yamaguchi, Daisuke Egusa and Eiji Abe

Numerical Analysis of Disclinations in Connecting Kink Bands Formed by Multiple Basal Shear
Ryutaro Matsumura, Yuri Shinohara and Tomonari Inamura

Effects of a Preannealing Process on the Morphology of Developed Kinks in Mille-Feuille Structured Cu/A5052 Alloy Fabricated by Accumulative Roll Bonding: Criteria for Kink Formation
Moeko Yamazaki, Kazuhiro Ishikawa, Toshiyuki Fujii and Yoji Miyajima

——*Regular Article*——

Materials Physics

Morphology and Thermoelectric Properties of $Mg_{3+\delta}Sb_2$ Foams Manufactured Using Combustion Synthesis Takashi Koga and Takashi Itoh

$Fe_{20}Mo_{20}Ni_{20}Rh_{20}Ru_{20}$ and $Fe_{14}Mo_{35}Ni_{15}Rh_{15}Ru_{21}$ Ultrahigh-Mixing-Entropy Alloys with Single Hexagonal Close-Packed Structure
Akira Takeuchi, Takeshi Wada, Kenji Amiya, Hidemi Kato and Takeshi Nagase

Microstructure of Materials

Influence of Cu Concentration on Structure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Ti–Ni–Cu Shape Memory Alloy Ribbons
Kieu Xuan Hau, Nguyen Hai Yen, Nguyen Huy Ngoc, Truong Viet Anh, Pham Thi Thanh, Nguyen Van Toan and Nguyen Huy Dan

Mechanics of Materials

Study on Machinability of Lead-Free $\alpha + \beta$ Brass 62.5Cu–1Si–Zn Alloy Koichi Suzaki, Hiroki Goto, Tomokazu Tabuchi, Hiroyuki Mori and Keiichiro Oishi

Research on Sound Absorption Properties of Tri-Periodic Minimal Surface Sandwich Structure of Selective Laser Melting Titanium Alloy
Kong Xiang-nan, Liu Bin, Li Zhong-Hua, Zhang Peng-Fei and Shi Chao

Mechanical Characteristics of Boron and Cerium Added NiCrMo Non-Precious Dental Casting Alloys Ali Haider, Syed Husain Imran Jaffery, Aamir Nusair Khan, Najam Ulqadir and Xiubing Jing

Stabilization of Equiatomic Solutions Due to High-Entropy Effect Taichi Abe, Kwangsik Han, Yumi Goto, Ikuo Ohnuma and Toshiyuki Koyama

Materials Chemistry

Real-Time Imaging of Brass Cross-Section with Dezincification Corrosion by Electrochemical Measurement Combined with Video Observation
Yoshinao Hoshi, Yoshiyuki Otake, Yukihiro Uchisawa, Hikari Watanabe, Isao Shitanda and Masayuki Itagaki

Effect of Microwave Irradiation to Kinetics of Carbothermic Reduction of NiO
Kazuhiro Nagata and Shin-ichiro Fukada

Role of $KMnO_4$–NaF Treatment in Galvanic Corrosion Resistance of AA5083 Coupled to Steel
Takumi Kosaba, Izumi Muto, Masashi Nishimoto and Yu Sugawara

Production of Titanium Hydride Powder from Titanium Tetrachloride Using Magnesium Metal in Hydrogen Gas Atmosphere
Sung-Hun Park, So-Yeong Lee, Dae-Hyeon Lee, Jungshin Kang and Ho-Sang Sohn

High-Temperature Oxidation Behavior of Ni/Al_2O_3 Composites with Various Ni Content
Phanuwat Khlaisongkhram, Yen-Ling Kuo, Makoto Nanko and Daisuke Maruoka

Materials Processing

Effect of Mn Content on Fatigue Limit of Various Flake Graphite Cast Irons
Yilagaqi, Kazumichi Shimizu, Kenta Kusumoto, Ken Sasaki, Koji Sato and Hiroshi Horie

Engineering Materials and Their Applications

Acceptable Concentrations of Cu and Ni in Corrosion Resistance of Mg–6 mass% Zn Alloy
Taiki Morishige, Koki Ezumi, Masato Ikoma, Tetsuo Kikuchi, Ryuichi Yoshida and Toshihide Takenaka

Low-Temperature Oxidation-Sintering Behaviors of Cu Fine Particles
Nobuaki Takeuchi, Daisuke Ando, Koike Junichi and Yuji Sutou

——*Express Rapid Publication*——

Mechanical Properties of Solderable Polymer Composites with Low- and High-Melting-Point Solder Mixed Filler Min Jeong Ha, Sangil Kim, Won Chul Cho, Jong-Min Kim and Byung-Seung Yim

Erratum
Announcement

まてりあ第62巻5号　予告

［紹　　介］2023年春　受賞者紹介
［学会賞受賞記念講演］
構造用金属材料の特性を柱とする研究歴と科学技術人材育成への思い ……三島良直
［本多記念講演］
金属人工格子を基軸とした先進磁性材料開発と新展開 ……高梨弘毅
［入門講座］永久磁石の保磁力メカニズム　第1回～非一様な磁化反転～ ……広沢　哲
―他―

（都合により変更になる場合がございます）

新入会員

（2023年１月21日～2023年２月20日）

ユース会員

石橋怜輝
角田　翔　栃木高等学校
永山正一郎　花園高等学校
李　慶翔　東北大学

正　員

安達裕司　愛知製鋼株式会社
石川　誠　富士通株式会社
亀谷紀香　進工業株式会社
兒山友香　株式会社シマノ
鍾　祥玉　東北大学
洲河優作　ヒノデホールディングス株式会社
近田拓未　静岡大学
袴田健斗　田中貴金属工業株式会社
平本雄一　株式会社木村鋳造所
山崎貴大　東京理科大学

学生員

植田大地　島根大学
大石純乃介　京都大学
奥田昂平　室蘭工業大学
下神尭誠　金沢工業大学
坪井政樹　北海道大学
吉野敦仁　北見工業大学
米本海斗　北見工業大学
渡辺海斗　名古屋大学

外国一般会員

JIN Huixin

住所変更などのお手続きは，ホームページ：入会・会員→会員マイページをご利用下さい．

◇　◇　◇

書評

マルチフィジックス計算による腐食現象の解析

山本正弘　著

マルチフィジックス計算とは，電磁気学・流体力学・伝熱現象・化学反応などを扱う際に用いられる様々な方程式を連成し，同時に起こる複数の物理現象を数値解析することを意味する．馴染みがないとハードルが高い印象を受けるが，市販のソフトを利用すれば初学者でもわりと簡単に扱える．本書の筆者は有限要素解析ソフトCOMSOL Multiphysicsを使用しており，巻末でもこのソフトが簡単に紹介されている．ただし，本書はソフトの手引書ではない．腐食の理解に必須となる電気化学の基礎から始まり，腐食現象の実例が挙げられたのちに，有限要素法の概要が述べられる．最後に，筆者の経験にもとづく腐食試験の解析例が紹介されている．

材料の表面で電気化学反応が起こり，イオンが水溶液中を移動する腐食現象は，マルチフィジックス計算が有用性を発揮する好例である．本書では，電解液中の電位を支配するラプラス方程式や電極反応の速度を表すバトラー・ボルマーの式が計算に組み込まれるだけでなく，溶液の流動やイオン間の化学反応までも考慮した解析例が示されている．言うまでもないことだが，本書で説明されるマルチフィジックス計算は，腐食以外の現象の解析にも応用が可能である．腐食は誰もが日常で目にする現象なので，それ自体を扱わない研究者・技術者にとっても本書は数値計算を始めるための足掛かりになると思う．

特に印象深かったのは，金属の腐食試験において，想像とは異なる部位が激しく消耗したという事例の解析である．直感的なイメージとは異なる現象が観察された場合に，マルチフィジックス計算が理解の助けになることが示されている．試験結果を説明するために不確かな推論を与えるのではなく，数値計算によって定性的にでも現象を解釈できれば遥かに心強い．実験屋や計算屋といった垣根を作らずに，実験で確かめて計算で理解することで研究開発を発展させてほしいという筆者の強い思いが込められた一冊である．

（愛媛大学大学院理工学研究科　佐々木秀顕）

〔2022年 A5 判　近代科学社 Digital　144頁　本体1,900円＋税〕

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	問合先	締切
2023年 4 月				
18	**2023年度春季講演会（オンライン）（3 号209頁）**	**九州支部**	**tsuchiyama.toshihiro.178@m.kyushu-u.ac.jp**	
21	**第87回定時社員総会（東京＋オンライン）（本号257頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 secgnl@jimm.jp**	
2023年 5 月				
11～12	**日本金属学会オンライン教育講座「医療用金属材料の基礎」（オンライン）（本号266頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685　FAX 022-223-6312 meeting@jimm.jp**	**事前 4.27**
12～14	軽金属学会第144回春期大会（香川大）	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 https://www.jilm.or.jp/	
13～11.4（全 7 回）	セラミックス大学2023（CEPRO2023）（オンライン開催）	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@ceramic.or.jp https://www.ceramic.or.jp/ikyoiku/cepro2022/index.html	
15～19	IEEE International Magnetics Conference（Intermag 2023）（仙台）	IEEE Magnetics Society	intermag2023@congre.co.jp	
16～6.2	第429回講習会「熟練者の技能伝承のデジタル化～最先端技術から応用事例まで～」（Web 開催）	精密工学会	TEL 03-5226-5191 https://www2.jspe.or.jp/form/koshukai/koshukai_form.html	
23	第242回研究会「宇宙空間で使われる磁気技術」（オンライン）	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 https://www.magnetics.jp/	
24，6.6	第247・248回西山記念技術講座「サステナブルな社会を支える高機能厚板の技術進展と将来展望」（大阪・東京）	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933　educact@isij.or.jp https://isij.or.jp/	
25～26	**日本金属学会オンライン教育講座「弾性異方性の考え方」（オンライン）（本号265頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685　FAX 022-223-6312 meeting@jimm.jp**	**事前 5.15**
28	第 8 回マルチスケール材料力学シンポジウム（つくば）	日本材料学会	http://www.jsms.jp	
29～31	トライボロジー会議2023　春　東京（東京）	日本トライボロジー学会	TEL03-3434-1926　jast@tribology.co.jp https://www.tribology.jp/	
30	第28回日本磁気学会初等磁気工学講座（講義と演習による基礎講座）（東京）	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 msj@bj.wakwak.com https://www.magnetics.jp/education/fs_028/	5.16
30～31	第39回希土類討論会（札幌）	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp https://www.kidorui.org/	発表 1.31
31～6.2	第28回計算工学講演会（つくば）	日本計算工学会	TEL 03-3868-8957　office@jsces.org http://www.jsces.org/koenkai/28/	
31～6.2	第46回日本磁気学会サマースクール（東京）	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 msj@bj.wakwak.com https://www.magnetics.jp/education/ss_046/	5.16
2023年 6 月				
6 ～ 7	2023年度 溶接入門講座（ハイブリッド開催）	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp https://www.jweld.jp/	5.26
6 ～ 7	**日本金属学会オンライン教育講座「金属材料の耐環境性（2）高温酸化・高温腐食の基礎―熱力学・速度論・高温強度―」（オンライン）（本号264頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685　FAX 022-223-6312 meeting@jimm.jp**	**事前 5.26**
9 ～11	2023年度塑性加工春季講演会（名工大）	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
20	日本機械学会オンライン講習会「機械材料・材料加工のシミュレーションと計測（第 3 回：金属 AM の応用と潮流）」（オンライン）	日本機械学会	ishizawa@jsme.or.jp https://www.jsme.or.jp/	定員 80名
26～28	日本顕微鏡学会第79回学術講演会（松江）	日本顕微鏡学会	TEL 03-6457-5156 jsm-post@microscopy.or.jp http://conference.wdc-jp.com/microscopy/conf2023/index.html	
2023年 7 月				
5 ～ 7	第60回アイソトープ・放射線研究発表会（東京）	日本アイソトープ協会	TEL 03-5395-8081 happyoukai@jrias.or.jp http://www.jrias.or.jp/seminar/cat11/	
20～21	第57回 X 線材料強度に関するシンポジウム（甲府）	日本材料学会	TEL 075-761-5321　jimu@office.jsms.jp https://www.jsms.jp/meeting/xsym_regist.html	
30～8.4	第 26 回 IUPAC 化学熱力学国際会議（ICCT-2023）（豊中）	日本熱測定学会他	icct2023_office@chem.sci.osaka-u.ac.jp https://www.chem.sci.osaka-u.ac.jp/lab/micro/ICCT2023/index.html	定員 500名
2023年 8 月				
27～31	The International Conference on Sintering 2023（Sintering 2023国際会議）（岐阜）	日本セラミックス協会	info@sintering2021.org https://www.sintering2021.org/	参加 2.15
29～31	日本実験力学会2023年度年次講演会（和歌山）	日本実験力学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp https://jsem.jp/event/Annual23/index.html	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合先	締切
2023年 9 月				
6 ～ 8	2023年度工学教育研究講演会（広島大）	日本工学教育協会	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp https://www.jsee.or.jp/	
19～22	**日本金属学会秋期講演大会（富山大学五福キャンパス）（2023年 5 号会告予定）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp**	
25～30	ITC Fukuoka 2023（9th International Tribology Conference, Fukuoka 2023）（福岡）	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 https://www.itc2023.jp/	
2023年10月				
25～27	第10回構造物の安全性・信頼性に関する国内シンポジウム（東京）	日本学術会議	jcossar2023@ml-jsce.jp https://www.jcossar2023.jp/	
26～27	**オンライン教育講座「工業材料の応力・歪測定」（オンライン）（本号264頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 meeting@jimm.jp**	**事前 10.16**
2023年11月				
10	第25回ミレニアム・サイエンス・フォーラム（東京）	ミレニアム・サイエンス・フォーラム運営委員会	TEL 03-6732-8966 msf@oxinst.com https://www.msforum.jp	
13～16	28th IFHTSE Congress in Yokohama（横浜）	第28回熱処理国際会議組織委員会	TEL 03-6661-7167 ifhtse2023office@jsht.or.jp https://jsht.or.jp/ifhtse2023/index.html	
13～17	HYPERFINE2023（奈良）	HYPER-FINE2023実行委員会	https://confit.atlas.jp/guide/event/hfi2023/top?lang＝en	
17～18	第74回塑性加工連合講演会（富山）	日本塑性加工学会	TEL 03-3435-8301 http://www.jstp.jp/	
19～23	PRICM-11（The 11th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Prosessing）	KIM	TEL ＋81-2-573-6207 info@pricm11.org	
26～12.1	International Gas Turbine Congress 2023 Kyoto（IGTC2023 Kyoto）（京都）	日本ガスタービン学会	TEL 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.or.jp https://igtc2023.org/	
2023年12月				
7 ～ 8	**日本金属学会オンライン教育講座「構造材料（1）鉄鋼材料編」（オンライン）（本号264頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 meeting@jimm.jp**	**事前 11.27**
11～16	The 3rd Materials Research Meeting（MRM2023） The 24th IUMRS-International Conference in Asia（IUMRS-ICA2023）（京都）	日本 MRS	TEL 03-6667-0922 info_mrm@jmru.org https://mrm2023.jmru.org/	
2024年 3 月				
12～15	**日本金属学会春期講演大会（東京理科大学葛飾キャンパス）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp**	
2024年 9 月				
17～20	**日本金属学会秋期（第175回）講演大会（大阪豊中キャンパス）（本号257頁）**	**日本金属学会**	**TEL 022-223-3685 annualm@jimm.jp**	

◇ ◇ ◇

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 小畠淳平 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 髙島克利 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62巻 第 4 号（2023） 発行日 2023年 4 月 1 日 定価1,870円（本体1,700円＋税10%）送料120円

発行所 公益社団法人日本金属学会
〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32
TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312

発行人 山村英明
印刷所 小宮山印刷工業株式会社
発売所 丸善雄松堂株式会社
〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町 10-10

日本金属学会誌投稿の手引き

日本金属学会誌への投稿は，次の要件を満たさなければならない．

(1) 和文であり，未掲載および他のジャーナルに投稿中でないことかつオリジナリティがあること(日本金属学会誌審査及び査読規程に定める範囲において，重複を認める場合がある)．
(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) 投稿規程に合致するものであること．
(4) 軍事研究であると判断される内容を含んでいないこと．
(5) 別に定める執筆要領に準拠して作成された原稿であること．
(6) 論文の著作権を本会に帰属することに同意すること．
(7) 研究不正行為および研究不適切行為をしないことならびに研究不正行為をした場合は本会の定めるところにより処分を，研究不適切行為をした場合は本会の定めるところにより措置を受けることに同意すること．
(8) 投稿原稿を作成する基となった生データ，実験・観察・研究ノート，実験試料・試薬等の研究成果の事後の検証を可能とするものを論文掲載後5年間保存することに同意すること．

1. 日本金属学会誌に投稿可能な論文

(1) 学術論文(10頁以内)

金属及びその関連材料の理論，実験並びに技術などに関する学術上の成果を報告し，考察した原著論文で，科学・技術的に質の高い，新規な興味ある内容(結果，理論，手法等)が十分含まれている論文．

Materials Transactions の Regular Article または Express Rapid Publication に Web 掲載後2年以内であれば，著者および内容が基本的に同一の場合に限り，和訳した論文を投稿できる．その事を脚注に明記する．ただし査読の結果，返却もあり得る．なお，著者が迅速掲載を希望し，追加費用を負担する場合は，査読期間短縮を含め迅速掲載のための処理を行う．

(2) レビュー(15頁以内)

各専門分野の研究開発の背景や最近の状況および今後の展望等について，重要な文献を引用して，各専門分野の専門家のみならず他分野の専門家や学生等も対象に，その概要を公正にかつわかりやすく解説する論文．

Materials Transactions に Web 掲載後2年以内であれば投稿ができる．その事を脚注に明記する．また，Materials Transactions 掲載論文と異なる部分がある場合は，その事を脚注に明記する．なお，論文題目中に「レビュー」等を含めることが望ましい。

(3) オーバービュー(15頁以内)

単なる一般的な review ではなく，執筆者独自の考えに立って review し，取り上げた問題点の中において自説の位置付けを明確にした論文．ただし，事前に「タイトル」「氏名」「要旨」を編集委員会に提出し，了承を得た後，投稿する方式とする．Materials Transactions に Web 掲載後2年以内であれば投稿ができる．その事を脚注に明記する．また，Materials Transactions 掲載論文と異なる部分がある場合は，その事を脚注に明記する．なお，論文題目中に「オーバービュー」等を含めることが望ましい。

(4) 技術論文(10頁以内)

金属及びその関連材料の実験技術，製造技術，設備技術，利用技術など，技術上の成果，基準，標準化，データベースなど，及び関連する事柄の調査，試験結果を報告した原著論文．

Materials Transactions に Web 掲載後2年以内であれば，著者および内容が基本的に同一の場合に限り，和訳した論文を投稿できる．その事を脚注に明記する．ただし査読の結果，返却もあり得る．

(5) 最近の研究動向(10頁以内)

特集企画や受賞論文等を対象にした最近の研究動向について，関連論文を引用し，Graphical Abstract 等を利用しながら，その概要をわかりやすく紹介する論文．

(6) 速報論文(4頁以内)

速報を要する短い論文．すなわち，新規性のある研究成果，技術開発に関する新知見，新アイディア，提案等．最短2週間で審査を完了する．

(7) オピニオン(2頁以内)

日本金属学会誌に掲載された論文に対する意見，討論またはそれに対する著者からの回答とする．科学・技術的な発展に貢献できる内容であること．

(8) その他理事会で決議した分類

2. 投稿の方法

日本金属学会誌への投稿は https://data.jim.or.jp/cgi-bin/jim/jentrytest1.cgi にて原稿を提出する．

英文掲載済み論文の和訳論文の場合には，英文掲載済み論文 PDF も送付する．

3. 原稿

執筆要領に従って原稿を作成し，指定のファイル形式に変換したものを提出する．

3.1 記載内容

①題目・著者名・研究機関，②英文概要・Keywords，③本文，④謝辞，⑤文献，⑥ Appendix，⑦表・図説明一覧，⑧その後に各別紙の表・図を添付する．

3.2 単位

SI 単位を使用する．

3.3 引用文献・脚注

通し番号で[1,2]，あるいは[3–6]のように表し，本文の末尾に一括記載する．著者名，誌名はすべて英語表記する(特に決まっていないものはローマ字表記する)．

4. 審査

投稿された論文は会誌編集委員会の独自の審査を経て会誌に掲載される．編集委員会から原稿の修正を求められ，あるいは返却されることがある．

5. 校正

初校は著者の責任で行う．著者校正は原則として1回とし，誤植の修正に限る．

6. 投稿者負担金

6.1 投稿・掲載費用は，無料とする．(別刷の寄贈はありません．)

6.2 カラー図掲載を希望する場合は実費を負担する．
(1図表当り1,100円税込み)

※オンラインジャーナルのみ(冊子・別刷はすべてモノクロ表示)．

6.3 学術論文の迅速掲載費用：11,000円税込み

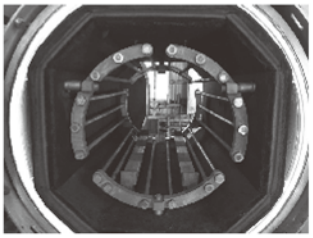
6.4 別刷購入希望の場合は，別途費用を負担する．

公益社団法人日本金属学会　会誌編集委員会

高断熱＋省エネ

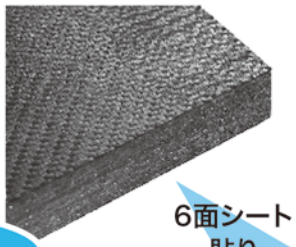
URL:http://www.mechanical-carbon.co.jp/

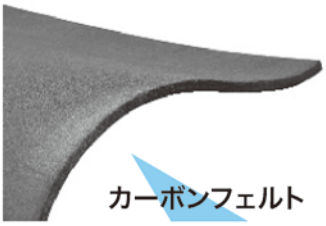
■高純度カーボングラファイト部品（純度5ppm以下）
■C/C（カーボン・カーボン）材による精密加工
■カーボン成形断熱材、カーボンフェルト
■回転式アルミ脱ガス装置用ローター
■高温真空炉 炉内メンテナンス、カーボンヒーター
■メカニカルシール、パッキン等の摺動部品修理・改造


高温真空炉

カーボンヒーター

シール


6面シート貼り


カーボンフェルト

CO_2削減

M.C.K

メカニカルカーボン工業株式会社

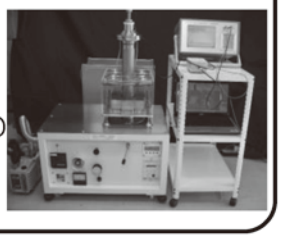
本社：247-0061 神奈川県鎌倉市台5-3-25　TEL.0467-45-0101　FAX.0467-43-1680
工場：新潟工場・本社工場・野村工場（愛媛）・広見工場（愛媛）　**事業所：**郡山・東京・大阪・松山・周南・福岡
お問い合わせEメール　mck@mechanical-carbon.co.jp

広い温度領域・各種形状試料・特殊測定に対応します。

等方体や単結晶の弾性率と共に弾性定数 Cij の測定で、最先端研究に大きく寄与

電磁共振式弾性率・弾性定数測定装置
CCⅡ-型　(RT 室温用、HT 高温用、LT 低温用)

○より詳細な力学特性測定
　弾性定数(弾性スティフネス Cij) から求めるヤング率、剛性率、ポアソン比は高精度
○新素材研究時の小試料で測定できます。
　5mm 程度の直方体や円柱の測定。
○単結晶、多結晶
○最高温度 1200℃
○**自動解析ソフト開発中**
　現在、等方体と立方晶の解析まで完成。順次他の結晶に対応します。



室温や比較的低温で**最も信頼性の高い装置**

自由共振式弾性率、内部摩擦測定装置
JE-型/JG-型　(RT 室温用、HT 高温用、LT 低温用)

○高精度・簡単操作
　高再現性・迅速測定
○板状、線材の単純形状
○最高温度：1000℃

弾性率と内部摩擦の**高温測定で最高の装置**

高温弾性率等同時測定装置
EG-型　(HT 高温用、LT 低温用)

○最も信頼性の高い高温測定
○ヤング率、剛性率、ポアソン比
　内部摩擦同時自動測定
○最高温度 1200℃

共振法応用の弾性率や内部摩擦等の物性測定・試験・計測装置の開発専門企業

日本テクノプラス株式会社　https://nihon-tp.jp　(株)神戸工業試験場グループ

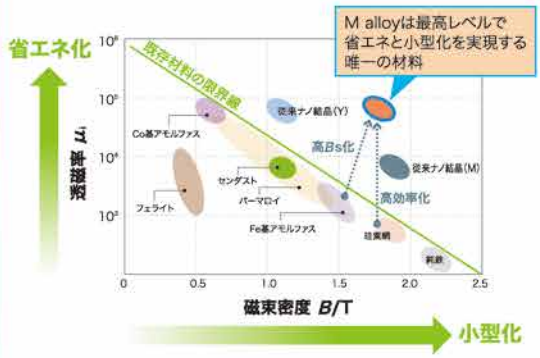
06-6390-5993　info@nihon-tp.com　〒532-0012 大阪市淀川区木川東 3-5-21 第 3 丸善ビル

世界最高の磁束密度と軟磁気特性を兼備した革新的軟磁性材料

M alloy

エム アロイ

世界に先駆けて2009年に東北大学牧野研究室が開発した新しいFe基ナノ結晶材料（FeSiBPCu）は、軟磁性材料分野で長年希求され、従来は両立が非常に難しいとされてきた高い磁束密度と優れた軟磁気特性を兼備しています。本材料をコア材とすることで、大幅な高効率化、省エネ化や小型化が可能となりました。



磁束密度	(B)～1.7T
保 持 力	(Hc)～0.6-2A/m
透 磁 率	(μ@1kHz)>40000
板　　厚	14～25μm（公差2μm以内）
板　　幅	20～210mm
コ ス ト	Fe基アモルファス合金及び高級ケイ素鋼とほぼ同等、従来のナノ結晶材料（Y）の半分以下

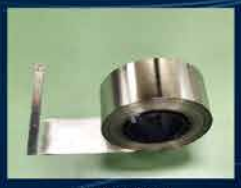
先の発明から10年を経て、**安価な原料で優れた磁気特性が安定的に得られる新たな材料組成【M alloy】が誕生。**モータ、トランスや磁性部品向けの巻きコア、板といった多様な部材においても、高価な高純度原料を用いた材料以上の磁気特性と安定供給可能な材料製造法と、ナノ結晶化新規熱処理法の確立に至りました。

株式会社Makinoは、広範な製品に用いることのできるM alloyで軟磁性材料分野において新たなイノベーションを起こし、カーボンニュートラル社会実現に貢献いたします。

M alloyの販売

M alloy（アモルファス、ナノ結晶状態）は少量から販売しています。用途に合わせたサイズ調整も可能です。また、当社が独自開発したナノ結晶化熱処理技術について所定の条件にて供与します。

- M alloy薄帯（AsQ、アモルファス）の販売
- M alloy薄帯（ナノ結晶化済）のトロイダルコア、シートの販売（任意形状）
- 共同研究開発、熱処理技術の有償供与、その他技術相談



幅広リボン

自動化された単ロール液体急冷法による連続大量生産が確立されています

トロイダルコア
φ18×φ14×H5

トロイダルコア
φ30×φ20×H10

トロイダルコア（Φ18×φ14×H5）を**1点無償にてサンプル提供**しております。（国内発送のみ）サンプルのご用命や技術相談は下記までお問合せください。

Key Materials for Carbon Neutrality

株式会社 **Makino**

〒989-3204
宮城県仙台市青葉区南吉成6丁目6-3 LABO・CITY仙台
TEL:022-343-6877　E-mail:info@akmakino.com
https://www.akmakino.com