

Materia Japan

- ミニ特集 「過酷環境下でも性能を発揮する
構造用金属材料」
- 古代の金のマイクロ接合・粒金
- 講義ノート マイクロメカニクスⅡ
～Ni基超合金に現れる問題～

まてりあ

Vol.55 MTERE2 55 (10) 447~500 (2016)

2016 **10**

高温弾性率の重要な問題

従来から超音波や縦共振法による室温ヤング率や剛性率が高めに出ることがある、といわれていました。高温測定になるとその差が顕著に出ることが多く、ひずみ速度(振動数)依存性といわれていました。この原因を考察しますと、材料中に粘性成分があるとその部分の弾性振動は粘性によって時間遅れが生じ小さなひずみとして検出されます。弾性率=応力/ひずみの式の分母を小さく測定していることとなります。結局高速振動ほど粘性の影響を受けやすく、高温軟化によって粘性が多くなるほど測定誤差が増える、ということとなります。従来の超音波(数 MHz)や縦共振(数十 kHz)で測定した高温測定データは見直す必要がありそうです。

弊社の EG-HT は静的測定法に近い数十 Hz で測定しますので、粘性の影響は最小の動的測定法といえます。加えて本測定機構は高温における自由共振法の複雑振動や超音波の乱反射などのような乱れがないため難共振状態になる高温測定でも安定して測定できる装置で、自信を持ってお勧めできる強力な高温弾性率と内部摩擦測定装置となっています。

金属関係へお勧めの製品

室温や比較的低温で最も信頼性の高い装置 自由共振式ヤング率、内部摩擦測定装置 JE-RT

- 高精度・簡単操作・高再現性・迅速測定
非接触加振、非接触検出
試料も置くだけ
- 幅広い試料形状(室温装置)
短冊状でも細線・丸棒でも
薄く・小さいものから厚く長いものまで

JE-RT
& JG



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-HT

- 最も信頼性の高い高温測定が可能。
粘性による振動数依存誤差が最小。
- 強力共振機構で難共振材に対応。
難共振時の偽振動が最少。
- 多くの測定条件、測定項目に対応。
ヤング率、剛性率測定
ポアソン比算出
温度依存性、ひずみ依存性
2種の内部摩擦測定
- 最高 1200°C EG-HT<

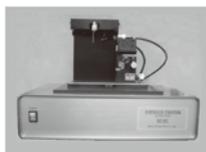


破断までの疲労過程も監視できる操作簡便な
画期的な疲労試験装置です

共振式薄板疲労試験装置 RF-RT

- 破断までのヤング率の変化を計測。
- ギガサイクルも短時間で試験。
物性に变化の少ない 500Hz 以下で試験します。
- 発熱による物性変化がありません
- 試験の再現性がよいです。
- 静音、小型、小電力、安価
- 200°C (RF-HT)

RF-RT



他の試料形状や測定目的に対応

その他の製品

- ▼自由共振式剛性率測定装置 JG シリーズ
- ▼縦共振式ヤング率測定装置 VE シリーズ
- ▼圧電共振式弾性定数測定装置 CC シリーズ
- ▼電磁共鳴式弾性定数測定装置 CC2 シリーズ
- ▼インパクト式ヤング率測定装置 IE シリーズ
- ▼強制振動式内部摩擦測定装置 MS シリーズ
(メカニカルスペクトロメータ)
- ▼イメージングプレート式ラウエカメラ

CC2-HT



VE-RT



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 <http://www.nihon-tp.com/>

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

◎ 会告原稿締切：毎月1日



翌月号(1日発行)掲載です。

- 支部行事：shibu@jim.or.jp
- 本会記事：stevent@jim.or.jp
- 掲示板：materia@jim.or.jp

ミニ特集「過酷環境下でも性能を発揮する構造用金属材料」

| | |
|---|-----|
| 企画にあたって 森戸春彦 | 447 |
| 海外の重貨物鉄道で使われる高耐摩耗レール 木村達己 本庄 稔 長谷和邦 | 448 |
| 高効率火力発電ボイラ用高強度高延性 Ni 基鋼管 HR6W のクリープ強度と組織 仙波潤之 岡田浩一 | 453 |
| 核融合炉用極低温構造材料 西本健太 | 457 |
| 摩擦攪拌接合(FSW)用ツール合金 平野 聡 | 461 |
| 高強度・高耐食性ステンレス鋼および析出硬化型 Ni 基合金 成田修二 | 464 |

解説

古代の金のマイクロ接合・粒金

大橋 修 成井美穂 相原健作 原田一敏 穂坂雅喜 稲垣 肇 津屋 修

金のマイクロ接合・粒金の紹介。粒金技法は「古代のモノづくりの技」であり、現代でも真似のできない「ろう接のハイテク技術」でもある。

講義ノート

マイクロメカニクスⅡ ～Ni 基超合金に現れる問題～ 森 勉

Ni 基超合金に見られる事項をマイクロメカニクスの手法で解析する。

新進気鋭

走査透過型電子顕微鏡像の定量解析とその応用 石川 亮

企業紹介

若手技術者に期待すること 朽木智大

談話室

アメリカ留学体験記 石田洋平

本会記事

| | | | |
|-------------|-----|---------|-----|
| 会告 | 486 | 新入会員 | 495 |
| 支部行事 | 487 | 追悼 | 495 |
| 掲示板 | 490 | 行事カレンダー | 496 |
| 会誌・欧文誌10号目次 | 493 | 書評 | 499 |
| 次号予告 | 494 | | |

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

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

本会は、本誌掲載著作物の複写に関する権利を一般社団法人学術著作権協会に委託しております。本誌に掲載された著作物の複写をご希望の方は、(一社)学術著作権協会より許諾を受けて下さい。但し、企業等法人による社内利用目的の複写については、当該企業等法人が社団法人日本複写権センター((一社)学術著作権協会が社内利用目的の複写に関する権利を再委託している団体)と包括複写許諾契約を締結している場合にあっては、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

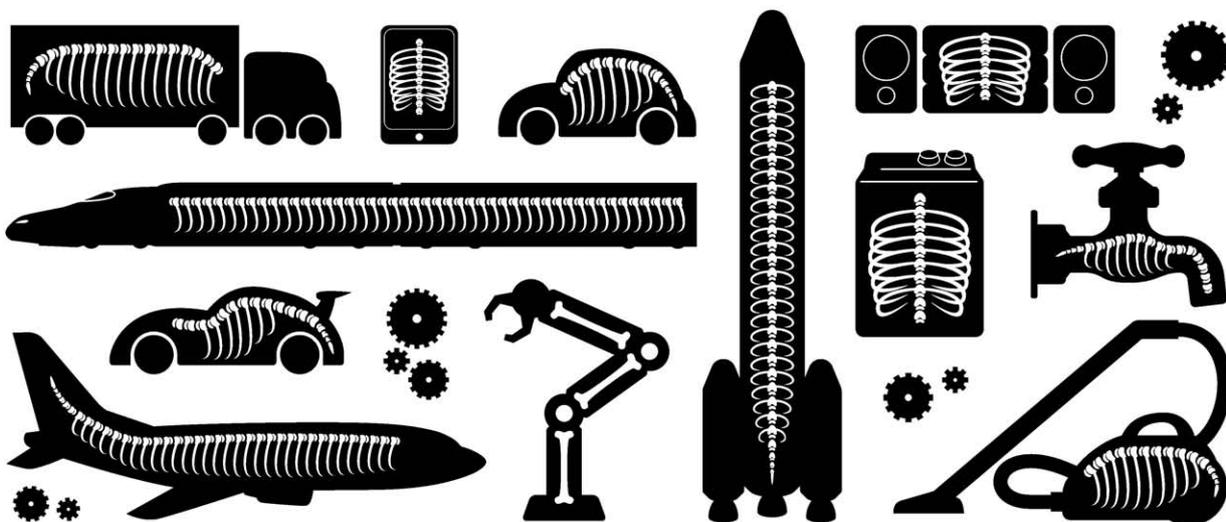
〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル3F

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。

外からは見えませんが、骨のある会社です。

100th
SINCE 1916



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。



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 1/2P ￥60,000

後付) 1色1P ￥95,000 1/2P ￥55,000

※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 1/2P ￥40,000

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



Your partner
for materialography

Made in Germany



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、パフを含めて定価100万円(税別)

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリ



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

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

フリッチュジャパン株式会社

本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-12-5

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

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

遊星型ボールミル “PREMIUM LINE”

モデル P-7 **新型**



容器がセットされる様子。

特色

1. 従来弊社P-7と比べて250%の粉碎エネルギーUP。
自転公転比：1：-2. Max 1,100/2200rpm
粉碎エネルギー：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併せて
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。



▲P-5/4

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
昨年度のベストセラー機種



▲P-6

少量試料を対象にした
パワフルな機種



▲P-7

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、窒素ケイ素、プラスチックポリアミドの8種類。
- 乾式、湿式の両粉碎も可能。
- ISO9001、CE、TÜVの国際安全基準をクリアー

フリッチュジャパン株式会社

本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-12-5

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

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

企画にあたって

森戸春彦*

地球環境問題への意識が高まる中、輸送機関や発電プラントにおいて、省エネルギー化や高効率化へ向けた材料開発が活発に行われている。輸送機のエンジンや発電プラントなどの熱機関においては、より高い温度での稼働が効率の向上へとつながるが、機関の稼働温度領域は、そこで使用される構造材料の使用限界に制限されることが多い。高効率なエネルギー利用のためには、従来以上に過酷な温度環境においても所定の性能を発揮できる耐熱構造材料の開発が求められている。過酷な使用環境をもたらす要因は温度だけとは限らない。生産や加工を担う機械産業においては、過酷な荷重荷重や摩耗環境に耐え得る機械的特性に優れた構造材料が熱望されている。機械の高寿命化や摩耗損失の低減は、省エネルギー化や作業の効率化を達成していくうえで考慮しなければならない要素である。より過酷な環境下で性能を発揮できる構造材料の開発は、各種機関の稼働範囲の拡大や高効率化に大きく貢献することが期待される。

以上のような背景を踏まえ、本企画では「過酷環境下でも性能を発揮する構造用金属材料」について特集を組むことにした。構造用金属材料と言っても、その種類は多岐に渡り、使用される環境も様々である。そこで、金属材料を取り扱う企業に対し、用途は限らずに上記のテーマで記事の執筆を依頼したところ、計5件の記事が集まった。各企業で開発に取り組んでいる構造用金属材料について、現状の課題や開発動向などを解説頂くとともに、各社が開発した構造用材料を紹介して頂いた。

木村達己氏ら(JFE スチール㈱)には、重貨物鉄道用の高耐摩耗レールについて執筆して頂いた。重い荷物を運搬する重貨物鉄道では旅客鉄道に比べてレールの摩耗が極めて激しいため、高軸荷重環境に堪え得る耐摩耗性に優れたレールの開発が進められている。本稿では、重貨物鉄道レールのミクロ組織の制御指針について解説頂き、著者らが開発した高耐摩耗レールについて、その基本性能と使用性能について紹介して頂いた。仙波潤之氏ら(新日鐵住金㈱)には、火力発電用の耐熱合金について執筆して頂いた。高効率な火力発電の実現のためには、高温に曝される構造材料の耐熱性の向上が不可欠である。さらに、高温高压の蒸気を輸送する配管には耐熱性とともにより優れた機械的強度も要求される。本稿では、著者らによって開発されたNi基鋼管HR6Wの成分設計や、本合金における組織とクリープ強度の関係について解説して頂いた。西本健太氏(㈱日本製鋼所)には、核融合炉用の極低

温構造材料について執筆して頂いた。核融合炉では超伝導コイルが用いられるため、液体ヘリウム温度においても所定の強度と靱性を有する構造材料が求められる。本稿では、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316LNを組成改良することによって開発されたJJ1鋼について紹介して頂いた。平野聡氏(㈱日立製作所)には、摩擦攪拌接合(FSW)用ツールについて執筆して頂いた。鉄鋼やチタン合金などのFSW接合では、赤熱状態や無潤滑という過酷な環境に曝される。本稿では、FSW用ツール材が曝される過酷な環境条件を実験データとともに解説頂くとともに、ツール材に用いられている各種合金について紹介して頂いた。成田修二氏(大同特殊鋼㈱)には、高強度で高耐食を示す構造用金属材料について執筆して頂いた。本稿ではステンレス鋼の高強度化・高耐食化の例として、窒素添加を利用したオーステナイト系およびマルテンサイト系ステンレス鋼について解説して頂いた。また、最近の開発材として高硬度、高耐食性を有する析出硬化型Ni-Cr-Al合金の特性と用途例についても紹介して頂いた。

いずれの記事も、構造用金属材料における、現状の課題や最新の材料開発についてわかりやすく解説されている。過酷環境下における構造用材料では、強度や靱性などの機械的特性に加え、耐食性や耐酸化性などの化学的安定性も考慮に入れるなど高次バランスが取れた材料開発が重要になってくる。また、特性の向上もさることながら、製造コストの低減や安全性・信頼性の確保、環境への配慮といった社会的ニーズに応えた材料開発に努めなければならない。本特集において紹介された材料設計指針や組織制御技術は、構造用材料開発の基本技術であり、読者の今後の材料研究の一助となれば幸いです。

最後に、本特集を企画するにあたり、ご執筆を頂いた先生方および多大なご尽力を頂いた第5分科2グループの編集委員に対し、この場を借りて厚く御礼申し上げます。



森戸春彦

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2007年 東北大学大学院工学研究科博士後期課程修了
2007年 8月 東北大学多元物質科学研究所助教
2016年 6月- 現職
専門分野: 材料工学
◎アルカリ金属を用いた新規物質探索と新規材料合成法の開発に従事。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

* 東北大学金属材料研究所; 准教授(〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)
Structural Materials Having High-performances under Harsh Conditions; Haruhiko Morito(Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)
Keywords: structural material, temperature-resistant material, abrasion-resistant material, mechanical property, chemical stability, harsh condition
2016年 8月 25日 受理 [doi:10.2320/materia.55.447]

海外の重貨物鉄道で使われる 高耐摩耗レール

木村達己¹⁾ 本庄 稔¹⁾ 長谷和邦²⁾

1. はじめに

19世紀初めにイギリスで開通して以来、鉄道は人や物資を運搬する重要な輸送手段としての役割を担ってきた。輸送手段が多様化した現在でも、地球温暖化抑制や環境汚染抑制の観点から鉄道輸送の重要性は見直されている。鉄道は旅客鉄道と貨物鉄道に分類され、それぞれの目的に応じて異なる特性が要求される。旅客鉄道では、より早く快適に移動するための高速化、騒音や振動抑制などの乗り心地向上などが求められる。一方、貨物鉄道の場合には、大量に物資を輸送することが重要であり、積載重量の増大(高軸重化)や長編成化(マイルトレイン)が図られている。特に、北米の大陸横断貨物鉄道、鉄鉱石や石炭を運搬するオーストラリアやブラジルの鉱物鉄道ではレールの耐久性向上が求められている。

海外重貨物鉄道におけるレールの使用環境を国内の旅客鉄道と比較し表1に示す。軸重とは、車軸一本に負荷される最大荷重を示し、左右両輪にかかる荷重(輪重)の和である。また、1年間当たりの通トン数とは、1年間に通過する累積車両重量のことである。重貨物鉄道では軸重が最大40トン、通トン数も最大200 MGT(百万通トン)であり、国内の旅客鉄道と比較して数倍高い。こうした高軸重化はレールと車輪の接触環境を過酷化させレール摩耗損傷の原因となっている。特に遠心力が付加される曲線区間は直線区間比べて摩耗が著しく、レール交換頻度やメンテナンスコストを増加させている。図1は北米重貨物鉄道の曲線区間に敷設・供用されたブリネル硬さ(HB)が370級の熱処理レールの摩耗状況である。供用期間がわずか2年と短期間にもかかわらずレ

ール頭頂部が20 mm以上摩耗し、レールの交換寿命に達している。こうした摩耗損傷の著しい環境下で用いられるレールには、特に優れた耐摩耗性が求められる。そのためマイクロ組織最適化による耐摩耗性向上の検討が進められてきた⁽¹⁾⁻⁽³⁾。

レールには共析組成(炭素量:0.8 mass%)のパーライト組織を有する鋼が一般的に使われている。さらなる耐摩耗性向上の観点から以下のパーライト組織の高硬度化が行われている。一つ目は炭素量の増加による硬質セメントタイト量の増加であり⁽⁴⁾、炭素量を1%程度まで増加させた過共析レールが開発されている⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。二つ目の手法は、ラメラ間隔の微細化である。この手法はセメントタイト量の増加(炭素量の増加)によらず高強度化が図れ、耐摩耗性向上に有効である⁽⁸⁾が、合金設計と製造過程での加工熱処理の最適化が重要となる。

ここでは、重貨物鉄道レールのマイクロ組織の制御指針について述べるとともに、パーライトラメラ組織の微細化を追求した高耐摩耗レール(SP3: Super Pearlite Type 3)を開発⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾したので、その基本性能並びに使用性能について紹介する。

表1 レールの使用環境の比較。

| | 軸重 (ton) | 通トン数 (MGT/年) | 摩耗量 (mm/年) |
|---------|-------------|-----------------|---------------|
| 国内旅客鉄道 | ~16 | ~30 | ~2 |
| 海外重貨物鉄道 | ~40 | ~200 | ~12 |

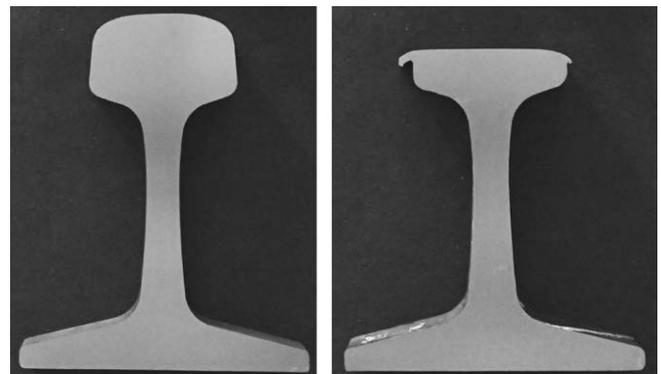


図1 重貨物鉄道におけるレール摩耗状況。

* JFE スチール株式会社 スチール研究所鋼材研究部; 1)主任研究員 2)部長(〒712-8511 倉敷市水島川崎通1丁目)
High Wear Resistance Rail for Heavy Haul Railways; Tatsumi Kimura, Minoru Honjo and Kazukuni Hase(Steel Products Research Department, Steel Research Laboratory, JFE Steel Co., Kurashiki)
Keywords: rail, heavy haul railways, wear, pearlite, eutectoid steel, lamellar spacing, hardness
2016年6月7日受理[doi:10.2320/materia.55.448]



図2 摩耗試験に供したレール鋼のマイクロ組織.

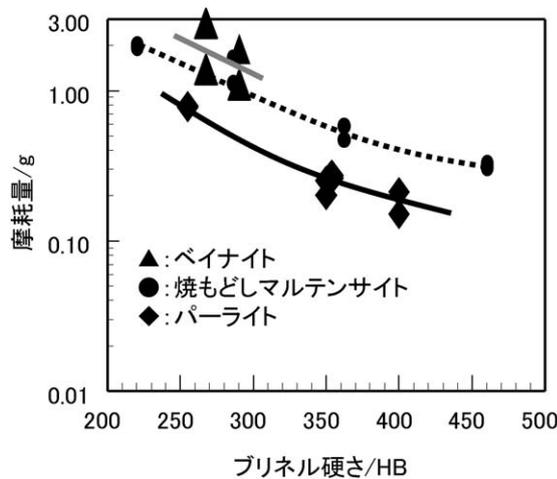


図3 ミクロ組織の異なるレール鋼のブリネル硬さと摩耗量の関係(8.1×10⁴回転後).

2. 耐摩耗性に及ぼすマイクロ組織の影響

レールの最適マイクロ組織を導出するため、図2に示すようにマイクロ組織をパーライト、焼もどしマルテンサイト、ベイナイトと変化した試験片を作製し、2円筒式のすべり摩耗試験を行った。試験片のブリネル硬さと摩耗量の関係を図3に示す。いずれの組織においても硬さの増加とともに摩耗量は減少した。一方、同一ブリネル硬さで比較した場合、ベイナイト、焼もどしマルテンサイト、パーライトの順で摩耗量は減少し、パーライト組織を有する鋼の耐摩耗性が最も優れていた。レールの耐摩耗性は摩耗試験後の表面硬さと一義的な相関があることが知られており⁽²⁾、初期硬さが同じであっても、摩耗試験中の加工硬化能の高いパーライト組織を有する鋼は、ベイナイトや焼もどしマルテンサイトを有する鋼よりも高い耐摩耗性能を示す。そのため、一層の耐摩耗性向上には、優れた加工硬化特性をもつパーライト組織をさらに硬くすることが重要である。

3. パーライトラメラ微細化による耐摩耗性向上

パーライト組織は、板状の軟質なフェライトと硬質なセメ

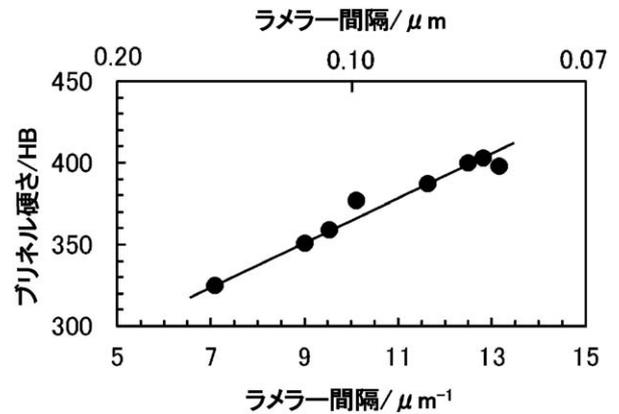


図4 共析鋼の硬さに及ぼすラメラ間隔の影響.

ンタイトが層状をなすラメラ構造であり、ラメラが同一方向であるコロニー、ラメラの方向は異なるがフェライトの結晶方位が同一となるブロックで構成される⁽¹¹⁾。パーライトの硬さを上昇させるための組織因子としては、ラメラ間隔の微細化が有効であることが知られている⁽¹²⁾。図4に共析鋼の硬さに及ぼすラメラ間隔の影響を示す。硬さとラメラ間隔には相関があり⁽¹³⁾、ラメラ間隔を微細化することにより硬さを上昇させることができる。しかしながら、オーステナイトからパーライトが生成する際、変態に伴う体積的な自由エネルギー(式(1))は減少するが、フェライト/セメンタイト界面を形成するために、界面エネルギー(式(2))は増加する⁽¹⁴⁾。

$$\text{体積的な自由エネルギー} : \Delta H \cdot V_M \cdot \left(\frac{T_E - T}{T_E} \right) \cdot \lambda \cdot \delta \cdot dx \quad (1)$$

$$\text{界面エネルギー} : 2\sigma\delta dx \quad (2)$$

ここで、 ΔH はパーライト変態のエントルピー変化、 V_M はパーライトのモル体積、 λ はラメラ間隔、 δ はラメラの厚さ、 dx はパーライトラメラが成長した距離、 $\lambda \cdot \delta \cdot dx$ はパーライト変態を完了した部分の体積(図5)、 σ は単位面積当たりの界面エネルギー、 T_E はパーライト平衡変態温度、 T はパーライト変態温度である。体積的な自由エネルギーよりも界面エネルギーが大きくなると、ラメラは成長しなくなるため、ラメラ間隔の微細化には限界がある⁽¹⁵⁾。

フェライト/セメンタイトの界面エネルギーに費やすこと

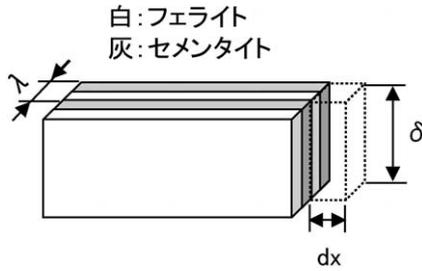


図5 パーライトラメラ成長の模式図。

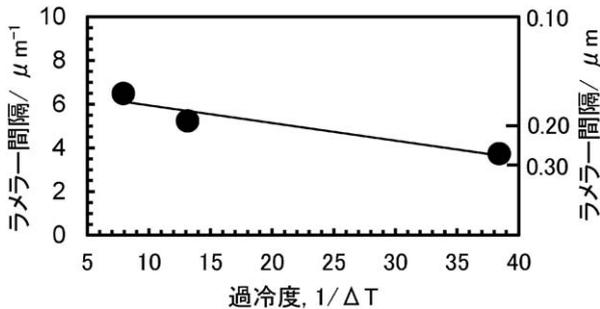


図6 過冷度とパーライトラメラ間隔の関係。

のできるエネルギーは、パーライト変態の駆動力の大きくなる。化学的な駆動力の大きさは、パーライト平衡変態温度 (T_E) からの過冷度 (ΔT) に比例する。そのため、ラメラ間隔は下記式 (3) で記述できる⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。

$$\lambda = \frac{2\sigma}{\Delta H \cdot V_M} \left(\frac{T_E}{T_E - T} \right) = \frac{2\sigma}{\Delta H \cdot V_M} \cdot \frac{1}{\Delta T} = a \cdot \frac{1}{\Delta T} \quad (3)$$

式 (3) より、ラメラ間隔を微細化するためには、 ΔT の増加が有効である。過冷度とパーライトラメラ間隔の関係を図6に示す。 $1/\Delta T$ が減少、すなわち ΔT が増加すると、ラメラ間隔は微細化している。このように、ラメラ間隔微細化のためには ΔT の増加が有効である。

次に ΔT を最大化するための考え方を示す。式 (4) に示すように、 ΔT はパーライト平衡変態温度 (T_E) とパーライト変態温度 (T) の関数であるため、 T_E の上昇、もしくは T の低下により ΔT が増加する。

$$\Delta T = \left(\frac{T_E - T}{T_E} \right) = \left\{ 1 - \left(\frac{T}{T_E} \right) \right\} \quad (4)$$

T_E は合金元素に依存するため、 T_E を上昇させる Cr などの合金成分の添加が有効⁽¹⁰⁾⁽¹⁷⁾ である。図7に600°Cおよび650°Cで恒温変態させた共析鋼のパーライトラメラ組織を示す。ラメラ組織は変態温度 T を低下することにより微細化した。

図8に共析鋼の連続冷却変態曲線 (CCT) の模式図を示す。冷却速度が速くなると、パーライト変態温度 T は低下する。そのため ΔT は増加するので、ラメラは微細化する。図9にラメラ組織に及ぼす圧延後の冷却方法の影響を示す。ラメラ組織は熱間圧延後、エア圧力や冷却時間を最適化させた衝風冷却 (Slack quenching) にて加速冷却を行

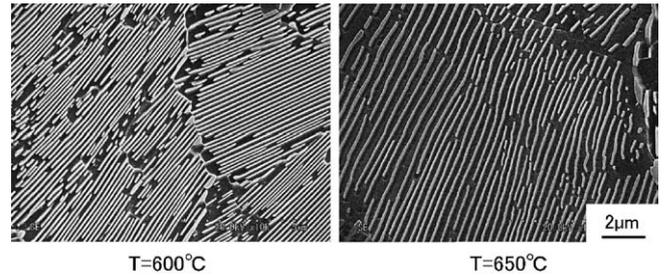


図7 600°Cおよび650°Cで恒温変態させた共析鋼のパーライトラメラ組織。

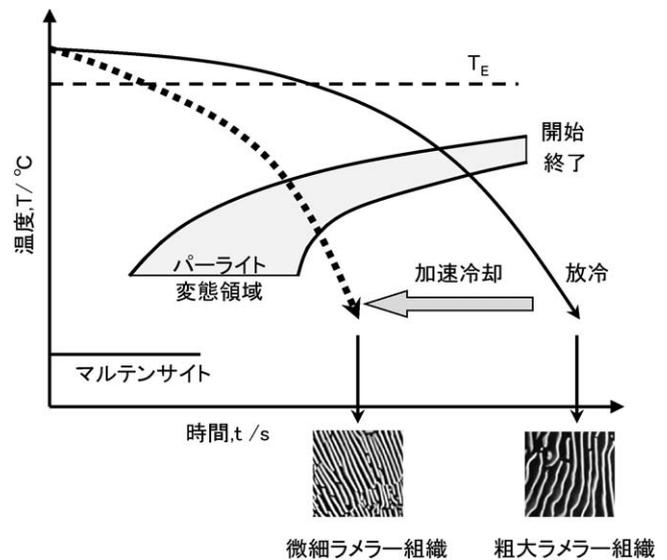


図8 共析鋼の連続冷却変態曲線 (CCT) の模式図。

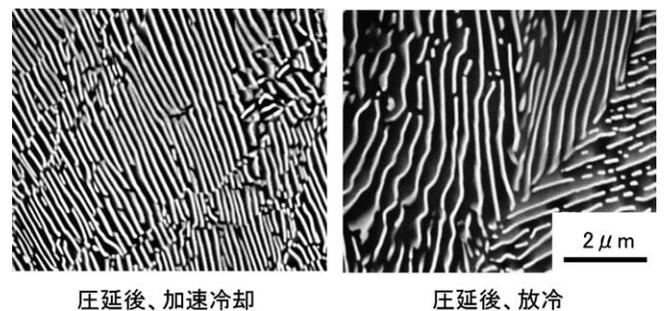


図9 ラメラ組織に及ぼす圧延後の冷却方法の影響。

うことにより微細化できる。

以上述べたように、レールの ΔT を最大化する Cr などの成分設計と熱間圧延後、加速冷却を行うことで、微細パーライトラメラ組織を有する高耐摩耗レールを開発した。

4. 微細ラメラ組織を有する高耐摩耗レール (SP3)

開発レールのマイクロ組織を図10に示す。開発レールは微細なパーライト組織であり、そのパーライトラメラ間隔は表面でおよそ $0.07 \mu\text{m}$ である。これは重貨物鉄道で主に使わ

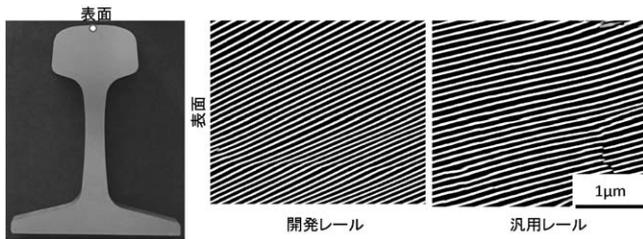


図10 パーライトラメラ組織の比較.

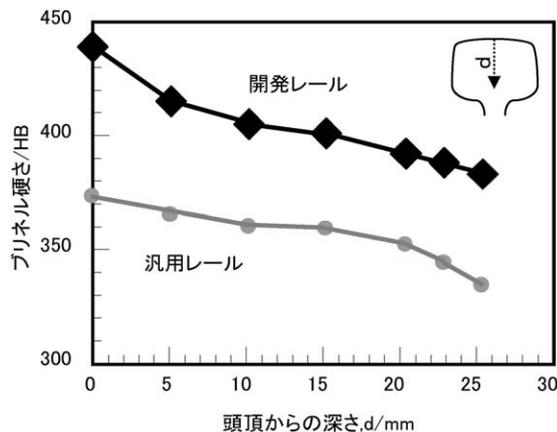


図11 開発鋼の硬さ分布.

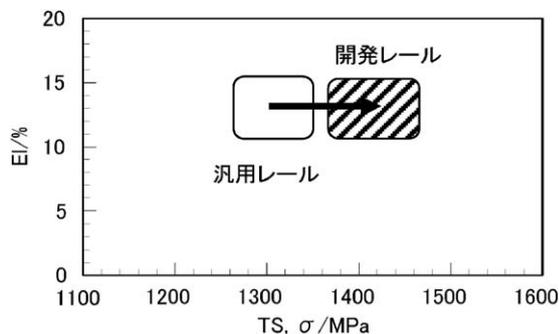


図12 開発鋼の強度と延性.

れている HB370級熱処理レール(汎用レール)のラメラ間隔よりも細かい. その結果, 図11にレールの頭部表面から深さ方向のブリネル硬さ分布を示すように, 開発レールは汎用レールと比較して HB50ポイント硬さが上昇した. 強度と延性の関係を図12に示す. 開発レールは汎用レールと比べて引張強さが 100 MPa 上昇したが伸びの低下は見られなかった.

北米の重貨物鉄道に開発レールを敷設し, 実環境でレールの摩耗量をモニターした結果を図13に示す. 開発レールの摩耗量は汎用レールよりも少なく, レール寿命は25%(6か月)向上した⁽¹⁰⁾. 北米の運輸技術センター(TTCI: Transportation Technology Center, Inc.)が保有するプエブロ実験線にて行われた敷設試験においても, 開発レールは優れた耐摩耗性を示した⁽¹⁸⁾. 開発レールは, 既に重貨物鉄道用高耐摩耗レールとして実用に供されており, 適用拡大を進めている.

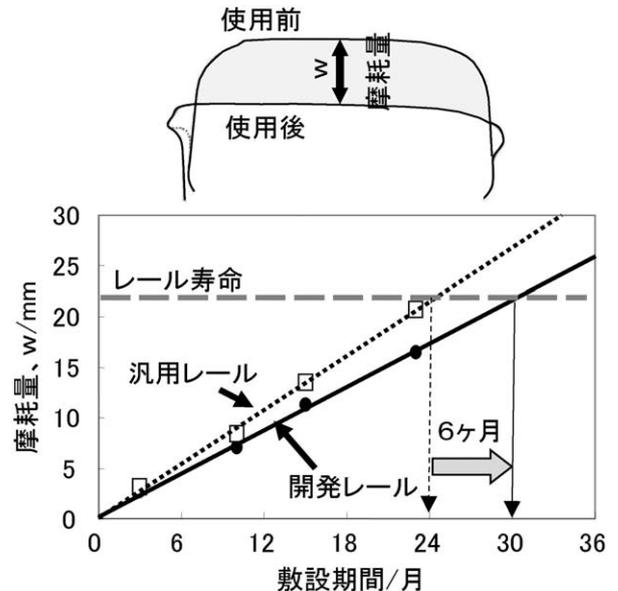


図13 実使用環境におけるレール摩耗量の比較.

5. まとめ

海外の重貨物鉄道に用いられるレールは, 高軸重の過酷な使用環境で用いられるため, 優れた耐摩耗性が求められる. そこで, レールの耐摩耗性に焦点を当て, パーライトラメラの微細化を追求した高耐摩耗レールを開発し, その基本性能並びに使用性能について研究開発の一端を紹介した.

レールには耐摩耗性以外に転動疲労特性(Rolling Contact Fatigue: RCF)や腐食耐食性など使用される環境に応じて要求される性能は様々である.

今後, 積載重量の増大(高軸重化)や長編成化により, レールの使用環境はますます厳しくなることが想定され, より安全で耐久性に優れたレールの開発が必要である.

文 献

- (1) Y. Kataoka, J. Furukawa, M. Ueda, T. Horita and H. Yamanaka: 1992 Rail Steels Symposium Proceedings, (1992), 11-16.
- (2) 杉野和男, 榎本引毅, 西田新一, 浦島親行, 影山英明, 服部正善: 製鉄研究, **303**(1980), 23-38.
- (3) 横山泰康, 三田尾真司, 酒井潤一, 山本定弘: 鉄と鋼, **86**(2000), 417-424.
- (4) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀: 鉄と鋼, **90**(2004) 1023-1030.
- (5) 上田正治, 佐藤琢也, 山本剛士, 狩峰健一: ふえらむ, **17**(2012), 40-45.
- (6) 上田正治, 松下公一郎, 岩野克也, 小林 玲, 山本剛士, 宮崎照久, 高橋 淳, 小林由起子: 新日鉄住金技報, **395**(2013), 64-72.
- (7) A. Joerg, B. Eisenkolb, J. Goriupp, A. Zlatnik, R. Hochfellner, S. Scheriau and H. P. Brantner: 11th International Heavy Haul Association Conference, (2015), 710-717.
- (8) P. Clayton and D. Danks: Wear, **135**(1990), 369-389.
- (9) 木村達己, 竹正峰康, 本庄 稔: JFE 技報, No. 26, (2010年8月), 11-16.

- (10) T. Kimura, M. Honjo, S. Mitao, M. Takemasa and R. Matsuoka: 10th International Heavy Haul Association Conference, (2013), 51-56.
- (11) T. Takahashi, M. Nagumo and Y. Asano: J. Jpn. Inst. Met., **42** (1978), 708.
- (12) 例えば, 田代 均, 佐藤 洋: 日本金属学会誌, **55** (1991), 1078-1085.
- (13) A. R. Marder and B. L. Bramfitt: Met. Trans. A, **7A** (1976), 365-372.
- (14) C. Zener: Trans. AIME, **167** (1946), 550-595.
- (15) 山本定弘: 第161・162回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, 東京, (1996), 215-239.
- (16) H. K. D. H. Bhadeshia and S. R. Honeycombe: Steels (Third Edition), Elsevier, Butterworth-Heinemann, UK, (2006), 53.
- (17) M. Honjo, T. Kimura, K. Hase, K. Okushiro, H. Kijima, R. Matsuoka and M. Takemasa: 11th International Heavy Haul Association Conference, (2015), 718-722.
- (18) D. Szablewski, D. Glitscher, J. LoPresti and S. Kalay: 10th International Heavy Haul Association Conference, (2013), 43-50.

★★

木村達己

1985年 久留米工業高等専門学校金属工学科卒

1985年 川崎製鉄株式会社(現 JFE スチール株式会社)入社

専門分野: 鉄鋼材料

◎建築・土木分野へ用いられる形鋼, 厚鋼板および鉄道レールなどの鉄鋼材
料の研究・商品開発に従事。

★★



木村達己



本庄 稔



長谷和邦

高効率火力発電ボイラ用高強度高延性 Ni 基鋼管 HR6W のクリープ強度と組織

仙波潤之¹⁾ 岡田浩一²⁾

1. 緒 言

石炭火力発電は発電コストや燃料となる石炭の可採埋藏地の偏りが少ない点などから、世界的にみて重要なエネルギー源であり、中国やインドをはじめ、東南アジアなど経済成長を遂げる新興国において新設が続いている。既に世界の発電電力の約 4 割を占めており、わが国においても約 3 割を占め将来に亘っても重要な電源と位置付けられている。しかしながら、石炭火力発電は LNG 火力発電など他の発電方法と比較して単位発電電力量あたりの CO₂ 排出量が多いため、発電効率を向上させ相対的に排出量を削減することが最重要課題の一つとなっている。従来火力発電の蒸気温度は長らく 538°C ~ 566°C であったが、わが国においては世界に先駆け、1990 年代に蒸気温度 600°C 級の高効率石炭火力発電である超々臨界圧(USC, Ultra Super-Critical)ボイラを実用化している⁽¹⁾⁽²⁾。USC ボイラの実現は主蒸気管等の大径厚肉管に適用可能な 9%Cr 系耐熱鋼や当社で開発した伝熱管用の 18Cr-9Ni-3Cu-Nb-N 鋼(火 SUS304J1HTB, ASME SA213 S30432), 25Cr-20Ni-Nb-N 鋼(ASME SA213 TP310HCbN)等、新耐熱鋼管の寄与も大きい。

USC ボイラの送電端熱効率は 42% 程度であるが、近年、蒸気温度を 700°C に高め送電端効率を 46~48% 程度に向上させる先進超々臨界圧(A-USC, Advanced Ultra Super-Critical)ボイラの実現を目指した技術開発がわが国をはじめ、欧州、中国、韓国などで推進されている⁽³⁾⁻⁽⁵⁾。A-USC ボイラを実現するためには、さらに過酷な高温環境下で使用可能なボイラ用鋼管の開発が不可欠である。ボイラで発生した高温高压の蒸気をタービンへ導入する配管(管寄せ、主蒸気管等)の厚肉部材には熱疲労抑制の観点から USC ボイラでは線熱膨張係数の小さいフェライト系耐熱鋼が使用されている。しかし、蒸気温度 700°C ではクリープ強度や耐水蒸気酸化性の観点から 9~12%Cr フェライト系耐熱鋼の適用は困難であり、クリープ強度と線熱膨張係数の点で有利な Ni 基合金の

適用が必要となる。当社では A-USC ボイラに対応可能な Ni 基合金として HR6W: Ni-23Cr-7W-25Fe(ASME SB167 CC2684)の開発実用化を進めている⁽⁶⁾。わが国では 2008 年度から経済産業省の補助を受けて 2016 年度までの 9 年間にわたる「先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発」プロジェクトが開始され、HR6W も高温長時間特性の評価および施工技術の確立を図るとともに 700°C 蒸気による実缶試験に供されている⁽⁷⁾。本報ではその成分設計、金属組織、強度と諸特性について述べる。

2. 成分設計

Alloy617 など従来の高強度 Ni 基合金では γ' 相(Ni₃(Al, Ti))による整合析出強化が広く活用されているが、HR6W の成分設計にあたっては、A-USC ボイラ用鋼管として、クリープ強度だけでなく、クリープ延性、大径厚肉管の製造性や耐熱疲労特性を重視し、Fe を 25 mass% 程度含有した上で γ' 相の析出強化によらない合金設計を行った。まず、Cr 量については蒸気温度が 700°C となる A-USC ボイラで要求される耐食性とオーステナイト組織の安定性の観点から 23% を最適含有量と判断し、状態図計算および Ni-Fe-Mo-W 系モデル合金を用いてクリープ強度と金属組織の検討を行った。その結果、Mo を単独添加した場合、700~750°C で 1 万時間を越える長時間クリープ中に脆化相である σ 相が大量に析出してクリープ強度とクリープ破断延性が著しく劣化する一方、W を単独添加した場合は Fe を 25 mass% 程度まで含有しても(残部 Ni は 45 mass% 程度)、長時間のクリープ変形中においても σ 相は析出せず、安定なオーステナイト組織が保持されることを確認した。7 mass% 程度の W を含有すると、比較的微細な Fe₂W 型の Laves 相がクリープ中に析出してクリープ抵抗に大きく寄与することも確認した。最終的に主要成分は Ni-23Cr-7W-25Fe とした⁽⁸⁾⁽⁹⁾。ASME 規格に登録された HR6W の成分仕様を表 1 に示す。W 添加に加え、C, Ti, Nb, B を添加して微細炭化物による強

* 新日鐵住金株式会社 技術開発本部鉄鋼研究所鋼管研究部；1) 上席主幹研究員 2) 主幹研究員(〒660-0892 尼崎市扶桑町 1-8)
Creep Strength and Microstructure of Ni-Base HR6W Tubes & Pipes for High Efficiency Fossil Power Plant; Hiroyuki Semba and Hirokazu Okada(Pipe & Tube Research Lab., Steel Research Laboratories, Research & Development, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Amagasaki)
Keywords: A-USC(advanced ultra super-critical), creep, Laves, ductility, SR(stress relaxation) cracking
2016年7月19日受理[doi:10.2320/materia.55.453]

表1 HR6W 鋼管の ASME 規格の成分仕様.

(mass%)

| ASME SB167 Code Case 2684 | C | Si | Mn | Cr | Fe | W | Ti | Nb | B | N | Ni |
|------------------------------|-------|------|-------|-----------|-----------|---------|-----------|-----------|--------------|-------|-----------|
| | ≤0.10 | ≤1.0 | ≤1.50 | 21.5~24.5 | 20.0~27.0 | 6.0~8.0 | 0.05~0.20 | 0.10~0.35 | 0.0005~0.006 | ≤0.02 | Remainder |



図1 750°C, 3000 h 時効材の抽出レプリカ組織⁽⁹⁾.

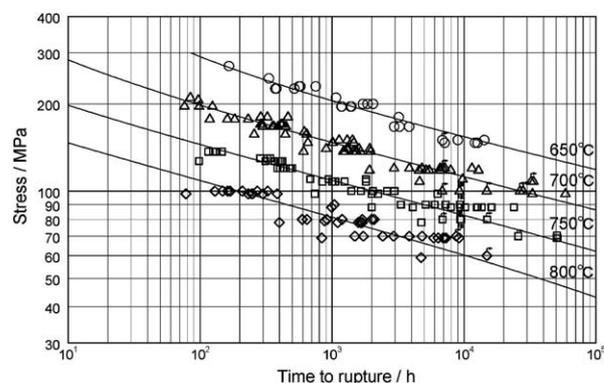


図3 HR6W のクリープ破断強度⁽⁶⁾.

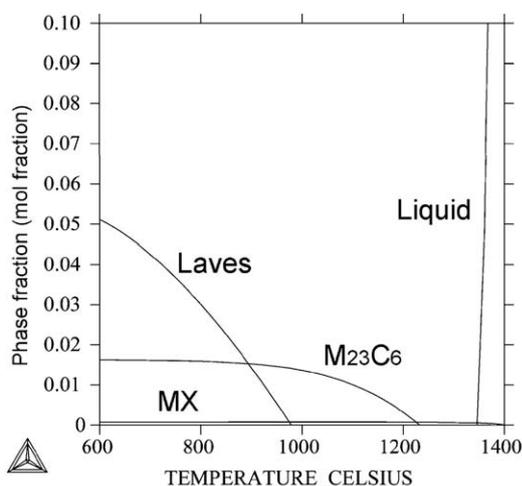


図2 Thermo-Calc[®]により計算した HR6W の平衡析出量⁽⁹⁾.

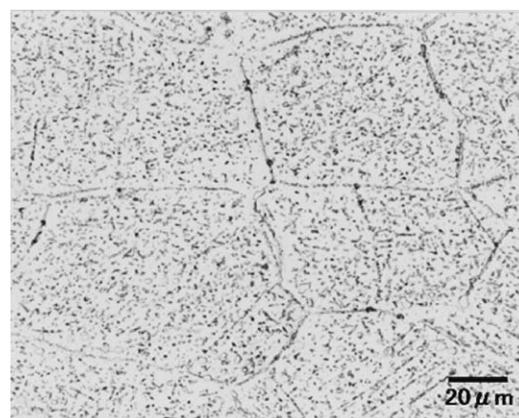


図4 クリープ破断材の光学顕微鏡組織⁽⁶⁾. (700°C, 98 MPa, 58798 h)

化も活用している。

図1はHR6Wの750°C, 3000 h時効材の抽出レプリカの透過電子顕微鏡組織である⁽⁹⁾。長時間の時効後もσ相は認められず、1~3 μm程度の棒状のLaves相およびM₂₃C₆炭化物が析出している。図2はHR6Wの平衡析出量をThermo-Calc[®]により計算した結果である⁽⁹⁾。Laves相は750~800°Cにおいても安定に析出し、A-USCボイラ用鋼管として使用される温度域のクリープ強化に寄与すると判断される。

3. クリープ破断強度と組織

図3にHR6Wのクリープ破断強度を示す⁽⁶⁾。最長6万時間を越えるクリープ破断データを含め、応力-クリープ破断時間線図の勾配はAlloy617などと比較して緩やかであり、650~800°Cの長時間側において安定かつ高いクリープ破断強度であることを確認した。ASME SB167 CC2684の許容

引張応力値から逆算した10万時間平均クリープ破断強度は、120 MPa (650°C), 87 MPa (700°C), 63 MPa (750°C), 44 MPa (800°C)である。また、長時間側においても、良好なクリープ破断延性を示すことを確認している⁽⁹⁾。

図4に700°C, 98 MPaにおいて58798 hで破断したHR6Wの光学顕微鏡組織(試験片平行部)を示す⁽⁶⁾。粒界、粒内に多数の析出物が観察される。これらは主としてCr系炭化物(後述の透過電子顕微鏡組織にてM₂₃C₆と同定)であり、σ相等の塊状の脆化相は認められなかった。また、組織観察を実施した破断材のクリープ破断伸びは39%であり、破断部近傍の組織では、結晶粒も十分変形していた。同じ試料の抽出レプリカの透過電子顕微鏡組織を図5に示す⁽⁹⁾。粒界析出物はM₂₃C₆、粒内析出物は図1と同様にLaves相およびM₂₃C₆と同定された。透過電子顕微鏡組織においても、σ相は確認されなかった。図5の粒内に多量に観察される約1~3 μmの析出物は、Laves相と同定された。700°C, 58798 h破断材においてもLaves相の極端な粗大化は認められなかった。図6にThermo-Calc[®]で求めたLaves相の平衡析出

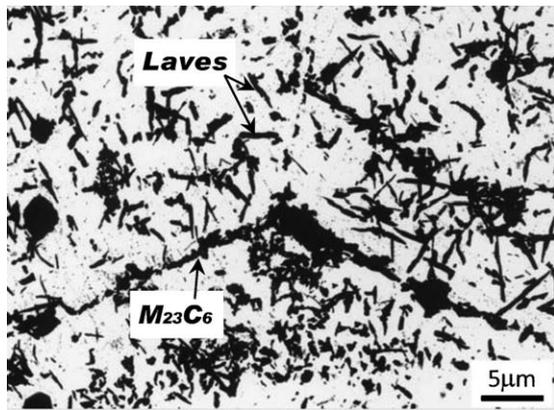


図5 クリープ破断材の抽出レプリカ組織⁽⁹⁾。
(700°C, 98 MPa, 58798 h)

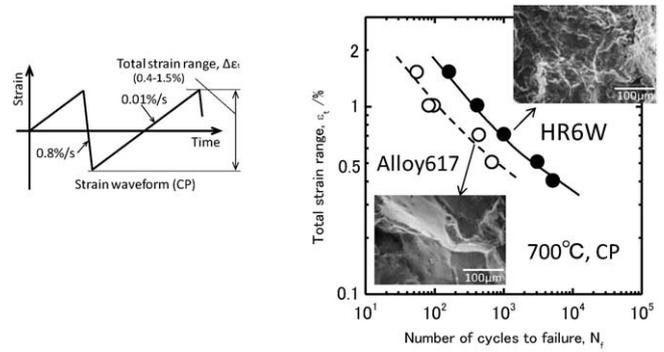


図7 HR6W と Alloy617のクリープ疲労特性⁽¹¹⁾。

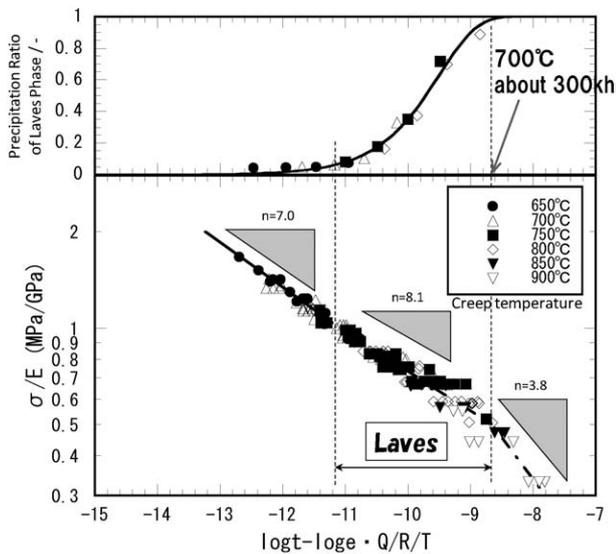


図6 Laves 相の計算平衡析出量に対する実析出量の比および規格化クリープ破断応力の Orr-Sherby-Dorn パラメータ依存性⁽¹⁰⁾。

量に対する抽出残渣で求めた実際の析出量の比の Orr-Sherby-Dorn パラメータ依存性とヤング率で規格化したクリープ破断応力の同パラメータ依存性を示す⁽¹⁰⁾。Orr-Sherby-Dorn パラメータはアレニウス型の温度依存性を記述できる時間-温度パラメータである。W を含む Fe₂W 型の Laves 相は、時間とともに徐々に析出し、平衡析出量に達するまでの時間が非常に長い。このため700°Cの長時間側においても Laves 相は比較的微細であり、安定して析出強化に寄与しているものと推定される。

4. 実用性能

700°Cにおける HR6W のクリープ疲労特性を、γ'析出強化型 Ni 基合金の Alloy617と比較して図7に示す⁽¹¹⁾。試験を行う歪波形が CP 波形(低速(C)側: 0.01%/s, 高速(P)側: 0.8%/s)の場合, HR6W のクリープ疲労寿命は Alloy617より長い。一般に CP 波形のクリープ疲労寿命は、クリープ破断延性との相関性が知られている。先述の通り

HR6W のクリープ破断延性が高いことから、耐クリープ疲労特性も良好であると推察される。図中にクリープ疲労試験後の破面の SEM 像を示す。Alloy617では、破断面の全面が粒界破壊しているのに対し、HR6W では、粒内破壊が多く観察された。Alloy617に比べ、HR6W は破断延性が高く、破壊形態からも HR6W の耐クリープ疲労特性の優位性が示唆される。

Alloy617に代表される γ'析出強化型の高強度 Ni 基合金は、高温での使用中に溶接残留応力が緩和する過程で生じる割れ (Stress Relaxation Cracking, SR 割れ) 問題が顕在化しており⁽¹²⁾、A-USCプラント実現における課題の一つとなっている。SR 割れ感受性は、応力緩和が生じる高温における材料の延性と密接に関連している。JIS に準拠した高温引張試験(耐力後の歪速度 $1.25 \times 10^{-3}/s$ 程度)では、Alloy617も良好な延性を示し、HR6W と大きな差は認められない。SR 割れが生じる低歪速度下での高温変形を再現するため、歪速度を通常の高引張試験の $1/1000 (1.0 \times 10^{-6}/s)$ とした極低歪速度引張試験を実施した。破断後の絞りを図8に示す⁽¹³⁾。A-USC ボイラ用鋼管として使用される温度域 700~750°C において、HR6W は、高い破断延性を示すことが分かる。実際の SR 割れ感受性を評価するために、大径厚肉管相当の結晶粒径に調整した小径管を拘束溶接し、700°C, 1000 h の時効を施した後、溶接部近傍の断面を光学顕微鏡にて観察した。その結果、HR6W には SR 割れは認められなかったが、Alloy617では、顕著な SR 割れが認められた⁽¹³⁾。本結果から極低歪速度引張試験による延性が、SR 割れ感受性と相関が高いと考えられ、HR6W は優れた耐 SR 割れ感受性を有するものと判断された。

図9に650°Cで実施した合成石炭灰による高温腐食試験結果を示す⁽⁶⁾。HR6W は、USC ボイラ用鋼管として広く使われている HR3C: 25Cr-20Ni-Nb-N (ASME SA213 TP310HCbN) とほぼ同等の良好な耐高温腐食性を有している。HR6W は熱間加工性にも優れており⁽¹⁴⁾、これまでに多数の実用サイズの大径厚肉管を試作製造し、良好な製造性を有することを確認した。図10にその一例を示す。本試作大径厚肉管(外径 635 mm, 肉厚 72 mm)は経済産業省のプロジェクトにおいて再熱器の管寄せ部分のモックアップ製作用に提供され、ボイラメーカーで機械加工や溶接などの観点から管寄せに適用できることが確認された。

先述の「先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発」プ

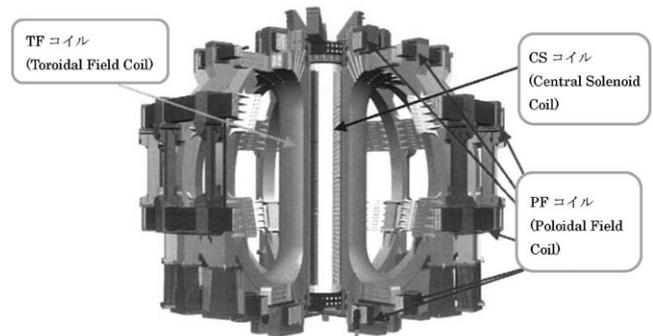
核融合炉用極低温構造材料

西本 健太*

1. はじめに

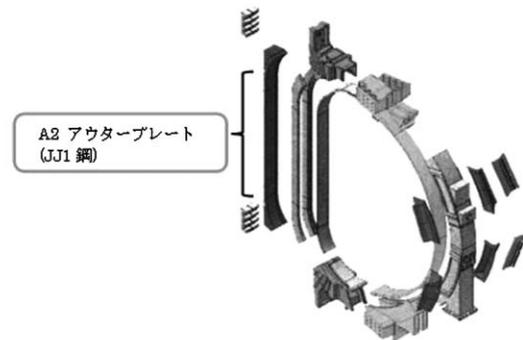
現在、フランス南部のカダラッシュにおいて国際熱核融合実験炉 (ITER, International Thermonuclear Experimental Reactor) が2025年の運転開始に向けて建設が進められている。核融合発電は核融合反応エネルギーによって発電するため、核分裂時に発生するエネルギーを利用する原子力発電とはまったく異なる発電方法である。その特徴としては、非放射性燃料を利用することや高レベル放射性廃棄物を生じないなどがあるが、核融合反応を起こすための1億2000万度という超高温のプラズマを発生させなければ核融合反応が止まるため、核分裂の連鎖反応のような暴走が起らないことなどがある。後者を換言すると、超高温のプラズマ状態を維持しなければ、安定的に核融合反応を起こすことはできないため、強力な磁場で特定の空間にプラズマを維持する手法がとられる。ITERでは図1に示すコイル構造体を使用される⁽¹⁾。構造体はプラズマを真空容器内に閉じ込めるTF (Toroidal Field)、発生したプラズマに電流を流すCS (Central Solenoid) コイル、プラズマ形状の安定のために用いられるPF (Poloidal Field) コイルから形成される。各コイルにはNb₃Snの超伝導体が組み込まれ、運転時に超伝導体は極低温(液体ヘリウム温度、4 K)に冷却され、超伝導状態がつくられる。そのため、コイルに使用される構造材料は極低温において所定の強度と靱性を有しつつ、非磁性であることが求められる。

当社は、1980年代前半にJAERI(旧日本原子力研究所(現QST/量子科学技術研究開発機構))と共同で、核融合炉の超伝導マグネット用構造材料の開発に取り組んだ。本材料の開発目標は極低温である液体ヘリウム温度(4 K)における0.2%耐力が1200 MPa以上、破壊靱性値(K_{IC})が200 MPa \sqrt{m} 以上であり、この目標値を満足する材料として12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-0.2N (mass%)を基本組成とするJJ1鋼が開発された⁽²⁾。本鋼は図2⁽¹⁾に示すTFコイルケース中で使用条件が最も厳しいA2アウタープレートと呼ばれる部位で使用される。本稿では、JJ1鋼が上記組成に至った開発経緯および



(ITER 機構及び国立研究開発法人量子科学技術研究開発機構 提供)

図1 ITERコイル構造体概略図⁽¹⁾。



(ITER 機構及び国立研究開発法人量子科学技術研究開発機構 提供)

図2 TFコイルケース材料レイアウト⁽¹⁾。

JJ1鋼製A2アウタープレートの製造工程について概説する。

2. JJ1鋼の開発

オーステナイト系ステンレス鋼は優れた強度-靱性バランスを示す。過去の研究において、SUS304とSUS316の4 Kにおける引張特性ならびにシャルピー衝撃特性に及ぼすMoやC, Nの影響について調査されている。Moを2~3 mass%含むSUS316は、Moを含まないSUS304と同等レ

* 株式会社日本製鋼所 室蘭研究所; 研究員(〒051-8505 室蘭市茶津町4番地)
Cryogenic Structural Materials for Fusion Reactor; Kenta Nishimoto(The Japan Steel Works, Ltd., Muroran)
Keywords: *alloying element, strength, toughness, cryogenic, non-magnetic*
2016年6月1日受理[doi:10.2320/materia.55.457]

ベルの靱性を有しながら、高い0.2%耐力を有し、CよりもNの方が低温強度に対する寄与が大きいことから、SUS316LにNを添加したSUS316LN鋼が低温用鋼としてより有用であることが示されている⁽³⁾。一方で、Moの添加により δ フェライトが析出しやすくなるため、それを抑制するために、SUS316LNからCr量を低減した12Cr-12Niをベースとした試験鋼塊を用いて、低温の機械的特性に及ぼすMo、MnおよびNの影響を調査している⁽²⁾。

(1) 機械的特性に及ぼすMoの影響

図3に12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の77 Kにおける引張特性に及ぼすMo量の影響を示す。0.2%耐力はMo量の増加に伴って上昇するが、これは固溶強化によるものと推察される。伸びは5 mass%までは増加するが、7 mass%以上になると著しく低下する。図4にシャルピー衝撃特性に及ぼすMo量の影響を示す。衝撃値は5 mass%までは増加するが、7 mass%以上になると著しく低下した。図5にMoを7.7 mass%と9.9 mass%含む12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Moのマイクロ組織を示す。Mo量が5 mass%まではオーステナイト単相であるのに対して、7 mass%以上添加した試料では析出物が認められた。抽出した残渣のX線回折による分析の結果、これら析出物はLaves相、R相、 χ 相の3種の金属間化合物であることが判明した。この金属間化合物の析出が伸び及び衝撃値の低下の原因であると考えられる。以上の結果より、最適なMo量は5 mass%と判断した。

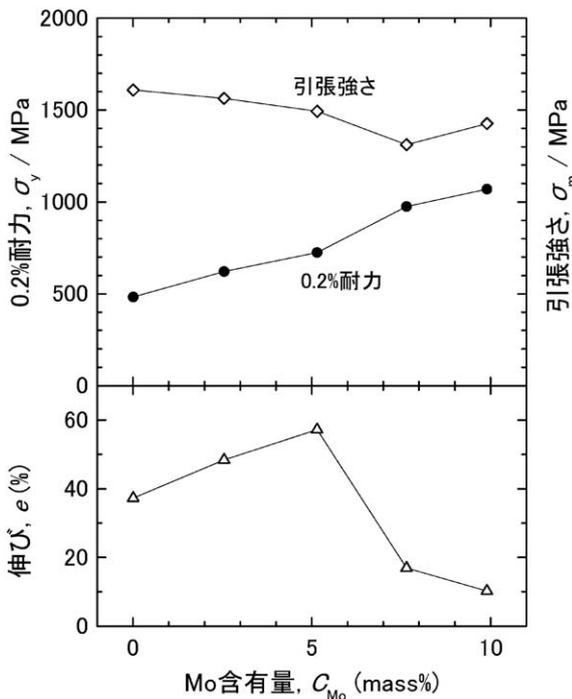


図3 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の77 Kにおける引張特性に及ぼすMo量の影響。

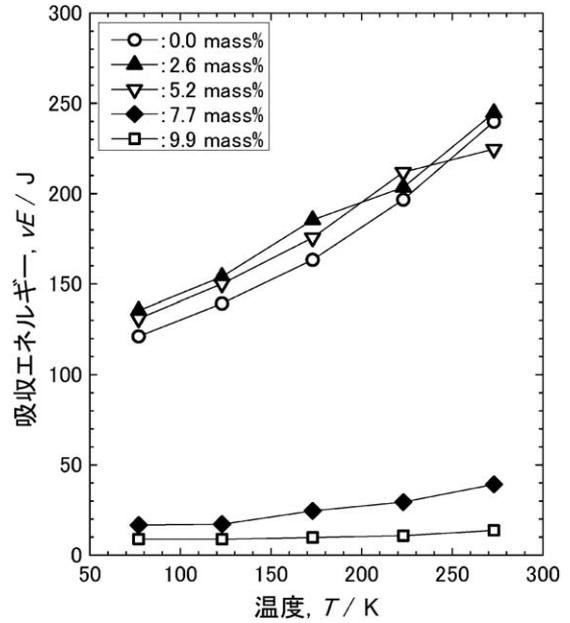
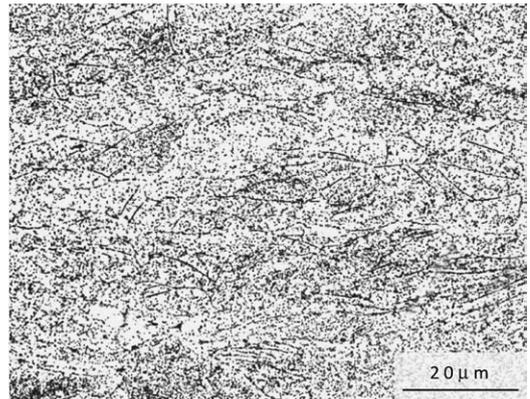
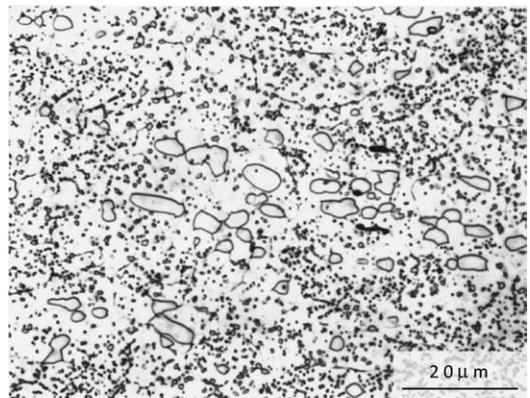


図4 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼の衝撃特性の温度依存性。



(a) Mo量 : 7.7 mass%



(b) Mo量 : 9.9 mass%

図5 12Cr-12Ni-1.2Mn-0.1N-Mo鋼のマイクロ組織。

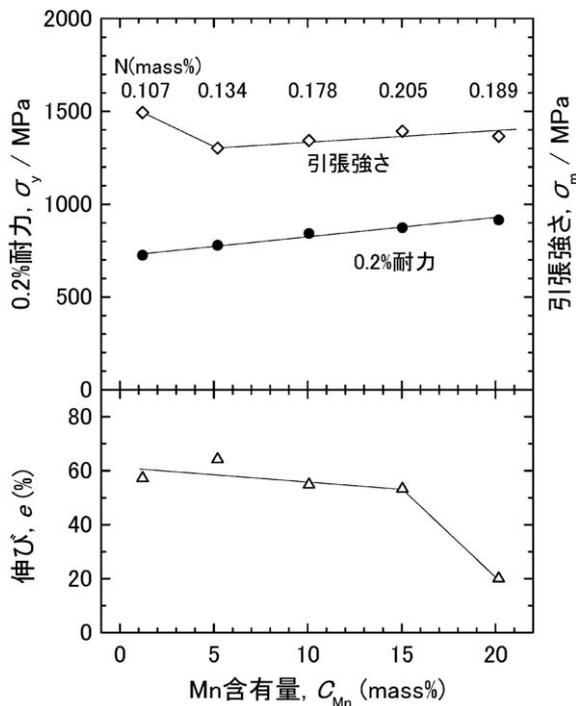


図6 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の 77 K における引張特性に及ぼす Mn 量の影響.

(2) 機械的特性に及ぼす Mn の影響

図6に12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の77 Kにおける引張特性に及ぼす Mn 量の影響を示す. 0.2%耐力と引張強さは Mn 量の増加に伴って上昇した. この強度の上昇は Mn 添加の効果と, Mn 添加に伴う N の溶解度増加により母相中の固溶 N 量が増加したためと推察される. 1 mass%で最も引張強さが高かったのは, オーステナイトが準安定で, 加工誘起マルテンサイトが形成されやすかったと考えられる. 一方, 伸びは Mn 量が 15 mass%を超えると著しく低下した. 図7に衝撃特性に及ぼす Mn 量の影響を示す. 10 mass%までは衝撃値に及ぼす影響は小さいが, 15 mass%以上の添加では衝撃値は著しく低下した. 図8に最も衝撃値が低かった Mn 量 15 mass%のマイクロ組織を示す. Mn 量が 10 mass%まではオーステナイト単相であるのに対して, 15 mass%以上添加した試料では, χ 相および Laves 相の2種類の析出物が認められた. Mn 量が 15 mass%以上での伸びと衝撃値の低下は, これらの金属間化合物の析出が原因であると推察される. 以上より, 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼においては, Mn は 10 mass%までなら靱性への影響は少なく, 強化元素である N の溶解度を高めることができるので, Mn 量を 10 mass%として高 N 化による強度上昇を図ることとした.

(3) 機械的特性に及ぼす N の影響

図9に12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-N 鋼の4 Kにおける引張特性に及ぼす N の影響を示す. 0.2%耐力と引張強さは N 量

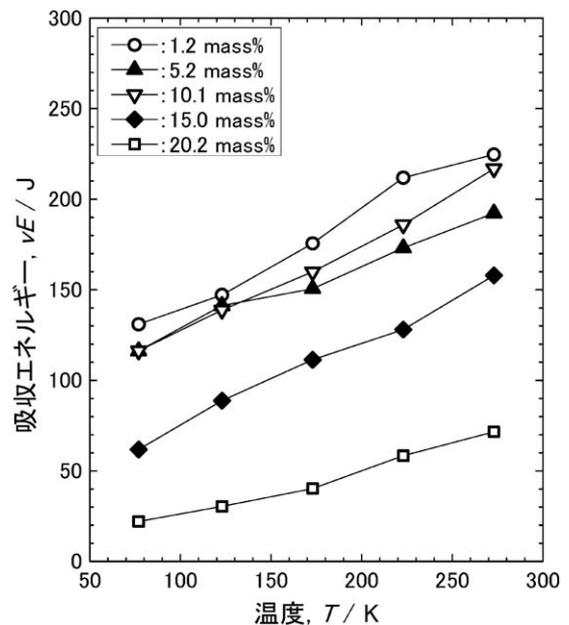


図7 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼の衝撃特性の温度依存性.

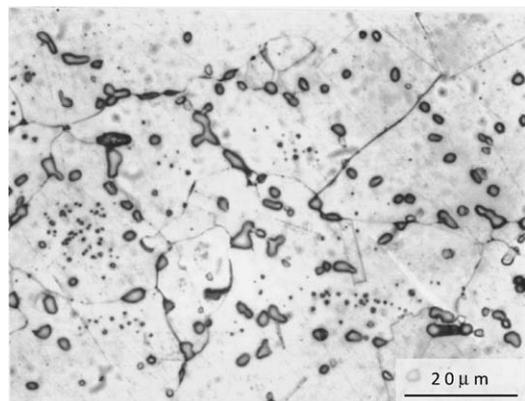


図8 12Cr-12Ni-5Mo-0.15N-Mn 鋼のマイクロ組織. (Mn 量: 15 mass%)

の増加に伴って上昇した. 開発目標である 4 K での 0.2%耐力 1200 MPa 以上を満足するためには, 0.2 mass%以上の N 量が必要であることが明らかとなった. 図10に衝撃特性に及ぼす N 量の影響を示す. 4 K で試験を実施した結果, N 量の増加に伴って衝撃値が上昇した.

以上の結果より, 4 K における 0.2%耐力が 1200 MPa 以上で高靱性を有する極低温用構造材料として 12Cr-12Ni-10Mn-5Mo-0.2N の組成が有望であることが明らかとなった. この組成を有する 50 kg 小型鋼塊を用いて 4 K における破壊靱性試験を実施した結果, 開発目標 $K_{IC} \geq 200 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を満足していることが確認された.

3. JJ1 鋼製 A2 アウタープレートの製造

JJ1 製の TF コイルケース部材/A2 アウタープレートを

摩擦攪拌接合 (FSW) 用ツール合金

平野 聡*

1. はじめに

摩擦攪拌接合⁽¹⁾ (以下, FSW : Friction Stir Welding) は接合材料を固相状態で線接合できる特殊な接合技術である。アルミニウム合金や銅合金に対して, 実用化^{(2)~(6)}が進んでいる。アルミニウム合金や銅合金は600°C程度で容易に塑性変形するため, FSW ツール(以下, ツール)に工具鋼が使用できたことも実用化が進んだ一因とも考えられる。

一方, 鉄鋼材料のFSWでは接合部の温度は900°C以上⁽⁷⁾になるとされており, この場合, 工具鋼製のツールは使用できない。これまでに, 鉄鋼やチタン合金など融点の高い材料(以下, 高融点材料)に対し, 高温耐久性の高い材料でツールを製作し, FSWする試みが報告されている。ここでは, FSW ツールが使用される過酷な環境を実験データに基づいて紹介するとともに, これまでに試験されているFSW ツール材料の情報をまとめてみた。

2. ツールが曝される環境

図1にFSWの概念図を示す。FSWは回転するツールと接合材との摩擦熱および加工熱で接合部を局部的に加熱し, これによって材料が容易に塑性変形できる状態にしている。塑性変形能が高まった接合部の材料はツールの回転で攪拌され, 接合界面が破碎されると同時に新生面が現れて金属結合すると考えられている。

図2にCo合金製のツール⁽⁸⁾で炭素鋼(SS400)をFSWしたときの写真を示す。接合欠陥等が発生しない典型的な接合条件でFSWした場合の例であるが, 接合材料と接しているツール先端部が赤熱状態になっていることが確認できる。

図3に同じくCo合金製のツールでTi-6Al-4V合金をFSWした際の攪拌部の温度を浸漬型光ファイバ温度計で測定した結果⁽⁹⁾を示す。接合深さ約6mmの接合で, 深さ6mm温度測定位置は突合せ面の測定位置は図中の230~1170秒が定常接合に当たるが, このときの攪拌部温度は約900~

1000°Cであった。この接合でツールは1000°C近くの温度に約940秒(約16分)曝されていたことになる。また, この接合において同時に測定したツール押し付け荷重(垂直方向荷重)は26kN程度であった。このように, 高融点系材料のFSWでツールは高温環境で大きな力学的負荷を受けている。これに加え, 化学的な摩耗も顕在化すると考えられる。

図4に図3の接合前後のツール形状測定結果を示す。プ

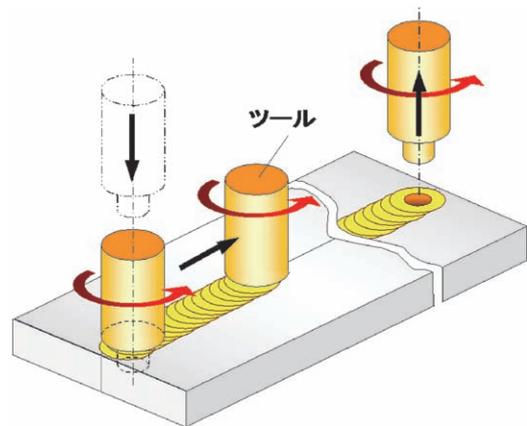


図1 FSW 概念図.

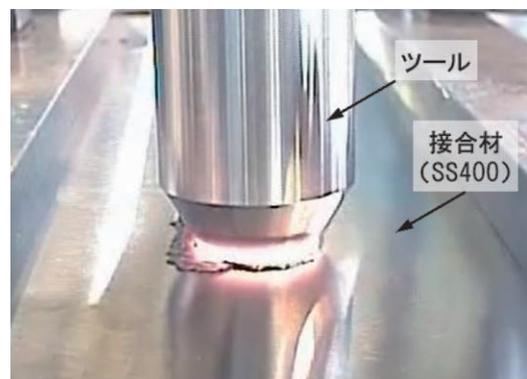


図2 炭素鋼 FSW 中の写真.

* 株式会社製作所 研究開発グループ材料イノベーションセンタ材料応用研究部; 主任研究員(〒319-1292 日立市大みか町 7-1-1) Alloys for Friction Stir Welding Tool; Satoshi Hirano(Hitachi, Ltd. Research & Development Group, Center for Technology Innovation-Materials, Material Application Research Department, Hitachi)
Keywords: friction stir welding (FSW), tool material, high temperature, wear
2016年8月18日受理[doi:10.2320/materia.55.461]

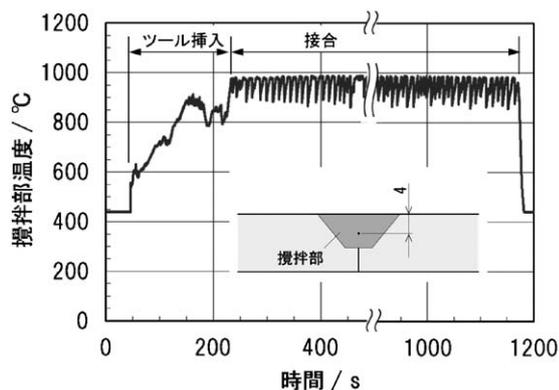


図3 Ti-6Al-4V合金FSWにおける攪拌部温度.

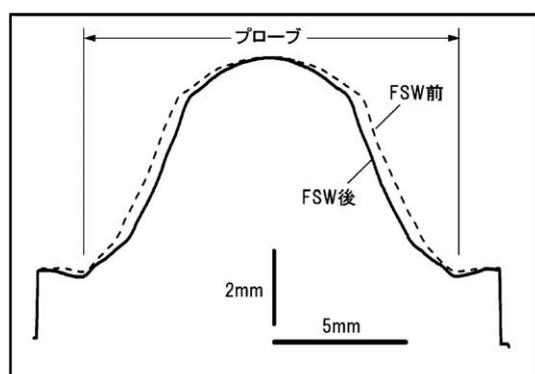


図4 FSW 前後のツール形状測定結果.

ローブの長さはほとんど変化していないが、径方向に約 0.5 mm ほぼ一様に摩耗していた。この摩耗量が大きいのか否かは一概には判断できないが、金属製ツールがこのような過酷環境下に長時間さらされた後であることを考えると、優れた素材であると思われる。

3. 高融点材料の FSW とツール材料開発

これまでに、炭素鋼、ステンレス鋼、チタン合金などの高融点材料に対して、種々の材料で FSW ツールを製作して、接合した結果が報告されている。表 1 に高融点材料 FSW に使用されたツール材料を示す。ツール材料はセラミックス系（または、焼結体系）と金属基系に大別できる。

セラミックス系では pcBN (Polycrystalline Cubic Boron Nitride) が報告例も多く、代表的な材料といえる。pcBN は硬質の cBN 粒を AlN や AlB₂ をバインダーとして焼結したもの（以下、単に pcBN）と W と Re からなるマトリックスに体積率で 60～80% の cBN を分散した複合材（以下、pcBN/W-Re）が開発されている。pcBN 製ツールを使用し、炭素鋼、ステンレス鋼⁽¹²⁾、Ni 基超合金⁽¹⁹⁾などの材料を FSW した報告がある。Ni 基超合金 (alloy 600) は高温強度が高い材料であるが、このような材料を FSW したことより、pcBN の高温強度の高さが推察される。

表 1 高融点材料 FSW に使用されたツール.

| No. | 材 質 | 機械的特性 | 接合材, 厚み(*) |
|-----|-------------------------------|----------------------------------|--|
| 1 | Sialon 系 ⁽¹⁰⁾ | | • 炭素鋼 (SPCC), 0.5 t |
| 2 | WC 系 (超硬) ⁽¹¹⁾ | | • 高張力鋼板 (590～1180 MPa), 1.6 t |
| 3 | pcBN ⁽¹²⁾ | | • 炭素鋼 (SS330 相当), 6 t • SUS304L, 6 t, 接合長: 8～30 m |
| 4 | W-Re 合金 ⁽¹³⁾ | 引張強度 275 MPa (1926°C) | • 高張力鋼板 (80 psi), 19 t • Ti-6Al-4V, 25 t |
| 5 | Ir 基合金 ⁽¹⁴⁾ | 0.2% 耐力 250 MPa (1200°C) | • SUS304, 1.5 t |
| 6 | Ni 基超・超合金 ⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾ | 0.2% 耐力 800～1000 MPa (1000°C) | • SUS430, 1.5 t |
| 7 | Co 基合金 ⁽⁸⁾⁽¹⁶⁾ | 0.2% 耐力 190～440 MPa (1000°C) | • 高炭素鋼ほか, 2.0 t • cp-Ti, Ti-6Al-4V, 6.0 t |
| 8 | Ir 添加 Ni 基合金 ⁽¹⁷⁾ | 0.2% 耐力 400 MPa (1000°C) | • SCM440, 6.0 t • SUS304, 6.0 t |
| 9 | W 基合金 ⁽¹⁸⁾ | | • SUS304, 1.7 t (プローブ長) |

*: 接合材の厚みは接合深さに同じ。

金属基ツールとして W-25 mass% Re 合金⁽¹³⁾、W-20 mass% Re-10 mass% HfC 合金⁽¹³⁾、Ir 基合金⁽¹⁴⁾、Ni 基超・超合金⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾、Ir 添加 Ni 基合金⁽¹⁷⁾、Co 基合金⁽⁸⁾などが報告されている。これらの材料は FSW ツールへの適用を意図して開発されたものが多い。金属基ツールは鋳造、機械加工などの加工技術が適用できるため、ツール寸法や形状の制約が低減すると同時に、コスト低減にも有効と考えられる。これらのツールにより、炭素鋼、ステンレス鋼、チタン合金などが FSW 可能であり、板厚も最大 25 mm (チタン合金) 可能となっている。これらの合金は固溶強化型と γ' 強化型に大別される。

W-Re 合金、Ir 基合金は固溶強化型に類する。W-Re 合金は Re 添加により W が高温環境下で粒成長して脆化するのを抑制している。高温での引張強度は W-25 mass% Re 合金が 143 MPa (1926°C)、この材料に 2 mass% の HfC を添加した合金が 275 MPa (1926°C) と報告されている。Ir 基合金は主に Re 添加で固溶強化した合金で、10 at% の Re 添加で 0.2% 耐力が約 250 MPa (1200°C) と報告されている。

Ni 基超・超合金、Ir 添加 Ni 基合金、Co 基合金などは γ' 強化型に類する。Ni 基超・超合金は Co₃(Al, W) の γ' 相を析出させ、1000°C での 0.2% 耐力が 800～1000 MPa などと報告されている。Ir 添加 Ni 基合金は Ir₃(Al, W) の γ' 相を析出させ、1000°C での 0.2% 耐力が 400 MPa と報告されている。Co 基合金は Co₃(Al, W) の γ' 相を析出させ、1000°C での 0.2% 耐力が 190～440 MPa 程度と報告されている。

Co 合金に関しては、合金組成を変更して、0.2% 耐力、ツール温度 (シオルダの表面近傍)、 γ' 分解温度、硬質相の大

きさと体積率などとツール摩耗量の関係が報告^{(21)–(24)}されている。0.2%耐力との関係では、0.2%耐力の上昇に伴いツール摩耗量が減少する傾向が見られる。同一データに対し γ' 分解温度との関係も示されており、0.2%耐力と同様、 γ' 分解温度が高くなるに伴い、ツール摩耗量が減少する傾向が見られる。ツール温度との関係では、ツール温度の上昇に伴い、ツール摩耗量が増加する傾向が見られる。これに関しては、 γ' 分解温度および高温強度が影響していると考察されている。硬質相の体積率との関係では、硬質相の体積率の増加に伴い、ツール摩耗量が減少する傾向が見られる。硬質相の大きさに関しては、平均値が3 μm 近傍にツール摩耗量が最も小さくなる傾向が見られる。

4. おわりに

鉄鋼やチタン合金などの高融点材料のFSWで使用されるツールは、高温、高荷重という過酷な環境にさらされる。この過酷環境下に耐える様々なツール材料が開発され、高融点材料をFSW可能なことが実証されている。近い将来、高融点材料FSWの実用化が期待できる水準になったと考えられる。

この成果の一部は、新構造材料技術研究組合(ISMA)と共に実施した、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託事業、未来開拓研究プロジェクトの結果得られたものです。

文 献

- (1) W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needhan, M. G. Murch, P. Temple-Smith and C. J. Dawes: International Patent Application PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8, UK Patent Office, London, December 6, (1991).
- (2) T. Kawasaki, K. Makino, S. Todorii, H. Takai, M. Ezumi and Y. Ina: Proceedings of 2nd International Symposium on FSW (2000). (CD-ROM)
- (3) M. R. Johnsen: *Welding Journal*, **78**(1999), 35–39.
- (4) K. Okamoto, M. Doi, S. Hirano, K. Aota, H. Okamura, Y. Aono and T. C. Ping: Proceedings of 3rd International Symposium on FSW (2001). (CD-ROM)
- (5) 朴 勝煥, 平野 聡, 佐藤章弘, 岡本和孝, 南里圭介, 小林裕一: 溶接学会全国大会講演概要, **85**(2009), 242–243.
- (6) 外木達也: 溶接学会誌, **72**(2003), 516–519.
- (7) S. Hirano, K. Okamoto, K. Aota and M. Inagaki: Proceedings of 5th International Symposium on FSW (2004). (CD-ROM)

- (8) Y. S. Sato, M. Miyake, H. Kokawa, T. Omori, K. Ishida, S. Imano, S. H. C. Park and S. Hirano: TMS 2011 140th Annual Meeting Proceedings, Friction Stir Welding and Processing VI (2011), 3–9.
- (9) 上野泰弘, 石井伸治, 山中善吉: 溶接学会誌, **81**(2012), 577–581.
- (10) 青田欣也, 池内建二: 溶接学会論文集, **26**(2008), 54–60.
- (11) 松下宗生, 木谷 靖, 池田倫正, 小野守章, 藤井英俊, 鄭永東: 溶接学会論文集, **27**(2009), 360–370.
- (12) J. Perrett, J. Martin, J. Peterson, R. Steel and S. Packer: TMS 2011 140th Annual Meeting Proceedings, Friction Stir Welding and Processing VI (2011), 65–72.
- (13) B. Thompson and S. S. Babu: *Welding Journal*, **89**(2010), 256s–261s.
- (14) 宮澤智明, 岩本祐一, 丸子智弘, 藤井英俊: 溶接学会論文集, **28**(2010), 203–207.
- (15) 東 靖子, 金野泰幸, 高杉隆幸: 溶接学会論文集, **28**(2010), 116–122.
- (16) 杉本一等, 佐藤章弘, 平野 聡, 佐藤 裕, 大森俊洋, 粉川博之, 石田清仁: 溶接学会全国大会講演概要, **97**(2015), 28–29.
- (17) 仲沢達也, 田中邦弘, 坂入弘一, 佐藤 裕, 大森俊洋, 粉川博之, 石田清仁: 溶接学会全国大会講演概要, **97**(2015), 272–273.
- (18) 辻 あゆ里, 山崎繁一, 上西 昇, 池ヶ谷明彦, 佐藤 裕, 薄田真一, 粉川博之, 石塚 浩, 森口秀樹: 溶接学会全国大会講演概要, **96**(2015), 62–63.
- (19) Yutaka S. Sato, Pisuit Arkom, Seung Hwan C. Park, Hiroyuki Kokawa, Tracy W. Nelson and Russell J. Steel: Proceedings of The 15th Int. Offshore and Polar Eng. Conf., Seoul, Korea, (2005).
- (20) S. Shibuya, Y. Kaneno, M. Yoshida and T. Takasugi: *Acta Mater.*, **54**(2006), 861–870.
- (21) 三宅将弘, 佐藤 裕, 粉川博之, 高久佳和, 大森俊洋, 石田清仁, 今野晋也, 朴 勝煥, 平野 聡: 溶接学会全国大会講演概要, **90**(2012), 158–159.
- (22) 三宅将弘, 佐藤 裕, 粉川博之, 高久佳和, 大森俊洋, 石田清仁, 今野晋也, 朴 勝煥, 平野 聡: 溶接学会全国大会講演概要, **91**(2012), 190–191.
- (23) 佐藤 裕, 三宅将弘, 粉川博之, 大森俊洋, 石田清仁, 今野晋也, 朴 勝煥, 平野 聡: 溶接学会全国大会講演概要, **94**(2014), 58–59.
- (24) 薄田真一, 三宅将弘, 佐藤 裕, 粉川博之, 大森俊洋, 石田清仁, 今野晋也, 朴 勝煥, 杉本一等, 平野 聡: 溶接学会全国大会講演概要, **95**(2014), 18–19.



平野 聡

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1987年 長岡技術科学大学大学院工学研究科修士課程修了
1987年 朝日製作所 入社
2006年 東北大学大学院工学研究科博士課程修了 博士(工学)
専門分野: 鑄造, 摩擦攪拌接合
◎連続鑄造, 熱間圧延設備など鉄鋼生産関連設備の開発に従事。その後, 接合関連技術開発で特に摩擦攪拌接合技術の開発を中心に活動。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

高強度・高耐食性ステンレス鋼および析出硬化型 Ni 基合金

成田 修二*

1. はじめに

各種産業分野において、材料の高強度化による軽量化や、耐熱性、耐食性の向上による熱効率改善、長寿命化、耐久性向上のニーズが高まっている。使用環境の過酷化や多様化に伴い、従来の JIS や ASTM などの規格鋼の使用では特性が不足するケースが顕在化しており、適材適所な新材料開発が求められることも少なくない。本稿では過酷環境下でも性能を発揮する金属材料として、まずステンレス鋼の高強度化・高耐食化の例として、窒素添加を利用したオーステナイト系およびマルテンサイト系ステンレス鋼を説明し、次に最近の開発材として高強度、高耐食性を有する析出硬化型 Ni-Cr-Al 合金の特性と用途例について紹介する。

2. ステンレス鋼における窒素の有効性

窒素(N)は鉄鋼材料の強度、耐食性、耐熱性を同時に高めるのに有効な合金元素であることが知られており、これまでも N を添加した様々な鋼種が開発され実用化に至っている⁽¹⁾。

図 1 にオーステナイト系ステンレス鋼に及ぼす合金元素の固溶強化効果を示す⁽²⁾。侵入型固溶元素である N, C は 1 at%あたりの固溶強化量が他の置換型固溶元素よりも大きいことがわかる。また、N 添加により加工硬化も増大することが報告されている⁽³⁾。

図 2 に各種オーステナイト系ステンレス鋼の固溶化熱処理材および 70%冷間加工材の 0.2%耐力と N 濃度の関係を示す。SUS836L: 20Cr-25Ni-6Mo-0.15N と DSN9: 6Mn-23Cr-10Ni-2Mo-0.5N は通常の大気圧下の溶解で製造された N 添加オーステナイト系ステンレス鋼である。溶鋼中の N 溶解度を高め、多量の N を添加する技術として、加圧窒素雰囲気下で溶解・鋳造を行う加圧溶解法がある⁽⁴⁾⁽⁵⁾。10Mn-21Cr-2Mo-0.8~1N 鋼は加圧溶解法で製造された鋼種であ

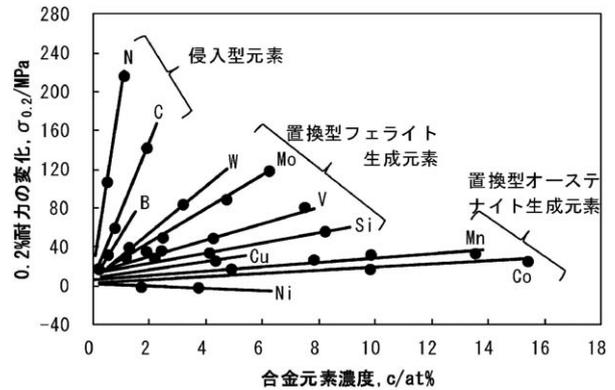


図 1 Cr-Ni オーステナイト系ステンレス鋼の 0.2% 耐力に及ぼす固溶元素の影響⁽²⁾。

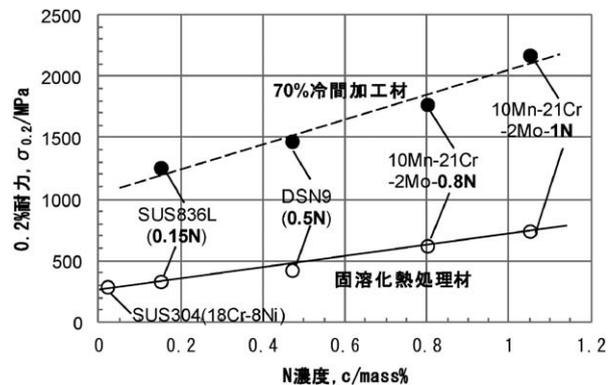


図 2 オーステナイト系ステンレス鋼の固溶化熱処理材、および 70%冷間加工材の 0.2% 耐力に及ぼす N 濃度の影響。

り、0.8~1 mass% の N が添加されている。N 濃度の増加に伴い、固溶化熱処理材の 0.2% 耐力は増大する傾向を示す。70%冷間加工材については、N 濃度増加に伴う強度上昇量が固溶化熱処理材よりも大きくなっており、N の固溶強化に加え、加工硬化を複合的に利用することが有効であること

* 大同特殊鋼株式会社 特殊鋼研究部 耐食・耐熱材料研究室；主任研究員(〒457-8545 名古屋市南区大同町 2-30) Stainless Steels and Precipitation Hardening Ni-based Alloy with High Strength and High Corrosion Resistance; Shuji Narita (Corrosion/Heat-resistant Alloys Research sect. Special Steel Research lab., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd., Nagoya)

Keywords: high nitrogen stainless steel, austenitic stainless steel, martensitic stainless steel, precipitation hardening nickel-based alloy, corrosion resistance, high strength

2016年5月27日受理[doi:10.2320/materia.55.464]

がわかる。

また、Nは耐食性、特に耐孔食性や耐すきま腐食性などの塩化物環境における耐局部腐食性への寄与が知られている。耐局部腐食性を簡便にランク付けするための指標として耐孔食性指数 (PRE: Pitting Resistance Equivalent) : $PRE = \%Cr + 3.3(\%Mo) + 16(\%N)$ が古くから用いられている⁽⁶⁾。PRE が大きいほど、耐孔食性に優れることを示しており、NはPREに対する係数が最大の固溶元素である。Nの効果機構については、未だ確固たる結論は得られていないが、Nがピットあるいはすきま内でアンモニウムイオンを生成しpHの低下を防止することで再不働態化を容易にするなど、様々な仮説がある⁽⁷⁾。

3. 高窒素オーステナイト系ステンレス鋼

Nの固溶強化および加工硬化を利用した高窒素オーステナイト系ステンレス鋼の用途例として石油掘削用非磁性ドリルカラーと自動車用エンジンの排気ガスケットを紹介する。

(1) 非磁性ドリルカラー用ステンレス鋼

1960年代以降、石油掘削の手法は、それまでの垂直方向の掘削から、陸上と沖合油田をつなぐ傾斜掘削が採用されるようになった。ドリルカラーとは、掘削用のドリル刃の直上に設置される外径100~300mm程度、長さ9~10mのパイプ形状部品であり、ドリル刃の正確な位置を地球の磁場を測定することにより特定するための精密機器が内蔵されている。そのため、精密機器に影響を与えないよう非磁性が求められる。また、薄肉化のため高い強度が必要であり、硫化水素が活性な掘削環境下で用いられることもあることから、高い耐食性も求められる。これらの要求に対応するため、DNM110 : 15Mn-3Ni-18Cr-0.8Mo-0.4N, DNM140 : 16Mn-3Ni-19Cr-0.8Mo-0.5Nを開発した⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾。DNM110, DNM140は溶鋼中のN溶解度を高めるCr, Mnを利用し、0.4~0.5 mass%のNを含有している。また、製品鍛造時の変形抵抗の抑制と歪付与による加工硬化を両立するため、適正な温度で温間加工を行っている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。表1に製品の代表的な機械的性質を示す。DNM110, DNM140はN添加による固溶強化と温間加工による加工硬化を複合的に利用することで、それぞれ、758 MPa(110ksi), 965 MPa(140ksi)以上の0.2%耐力を確保している。また、加工率80%の冷間加工後においても透磁率は1.005より小さく、オーステナイト相が安定である。

表1 非磁性ドリルカラーの機械的性質。

| 鋼種 | 0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ /MPa | 引張強さ σ_{TS} /MPa | 伸び El (%) | 絞り Ra (%) | 硬さ HBW | 2mm Vノッチ吸収 エネルギーQ/J |
|--------|-------------------------------|----------------------------|--------------|--------------|-----------|---------------------------|
| DNM110 | 862 | 986 | 36 | 75 | 302 | 273 |
| DNM140 | 979 | 1089 | 30 | 66 | 331 | 183 |

(2) 自動車エンジン排気ガスケット用ステンレス鋼

自動車エンジンの排気ガスケットは、エンジンのエキゾーストマニフォールドからマフラーまでの締結部に使用されるシール部品で、高温でのばね特性の他、冷間加工性や、耐食性などが求められる。近年、自動車エンジンは、触媒早期活性化による排気浄化性能の向上と燃焼効率改善によるCO₂排出量低減の両立のため、排気系部品の温度が上昇している。

従来の排気ガスケット材であるSUS301 : 17Cr-7Niの冷間圧延材では673Kを超えると回復により急激に軟化し、シール性を保てなくなる。図3に高窒素オーステナイト系ステンレス鋼DSN9 : 6Mn-23Cr-10Ni-2Mo-0.5Nの723~823K, 3.6ks時効後の硬さに及ぼす冷間加工率の影響を示す。40%以上の冷間加工で時効硬化が認められ、加工率60%以上で時効硬化量は増加する。このことは、冷間加工により製造された製品が723~823Kの環境で軟化せず、むしろ時効硬化することで硬さが維持されることを示している。組織解析の結果から、冷間加工後の時効硬化機構として、ひずみ時効が考えられている⁽¹²⁾。本材を用いたガスケットは873Kまでのシール性が維持されることが確認され⁽¹³⁾、量産エンジンで実用化されている。

4. 高窒素マルテンサイト系ステンレス鋼

マルテンサイト相を主相とする鋼種では、マルテンサイト変態点を高くする必要があるため、N固溶度の増加には有効だがマルテンサイト変態点を下げるCr, Mnなどの合金元素量が限定される。従って添加可能なN量も制限され、通常の大気圧下の溶解で添加可能なN量は高く0.15 mass%前後である。マルテンサイト系ステンレス鋼においてもNは耐食性向上に有効であり、また、Cの代わりにNを添加することで粗大な共晶炭化物の生成が抑制されるため、大気圧溶解でNを添加した鋼種が実用化されている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。

DSR40N : 0.4C-15.5Cr-1.8Mo-0.17Nは適切な量のC, Cr, Moを添加することで、大気圧溶解での溶鋼中のN溶解

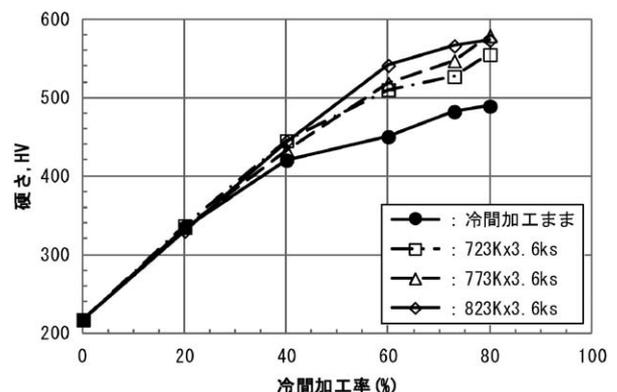


図3 DSN9の時効硬さに及ぼす冷間加工率の影響。

度を確保し、SUS440C : 1C-16Cr に近い硬さと SUS440C より高い耐食性が得られるよう設計された鋼である⁽¹⁶⁾。DSR-PN : 0.3C-16Cr-1Mo-0.4N-0.2V は先述の加圧溶解法を用い N を 0.4 mass% まで添加することで、高硬度かつ大気圧溶解材よりも高い耐食性を有している⁽¹⁷⁾。

図 4 に DSR40N と DSR-PN の焼戻硬さを SUS440C とあわせて示す。DSR40N、DSR-PN は焼入れ-サブゼロ-焼戻し処理によって、SUS440C 同等の 58HRC 以上の硬さが得られる。また、図 5 に DSR40N と DSR-PN の塩水噴霧試験

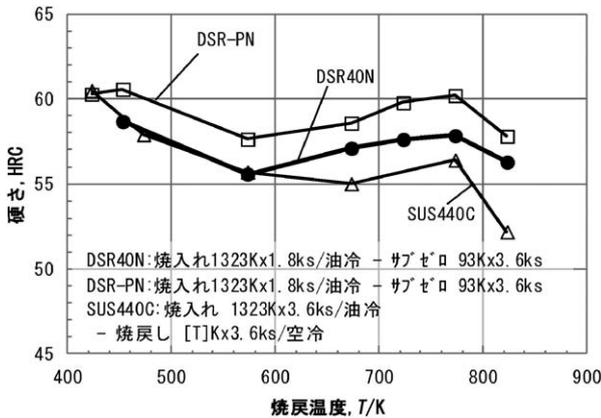
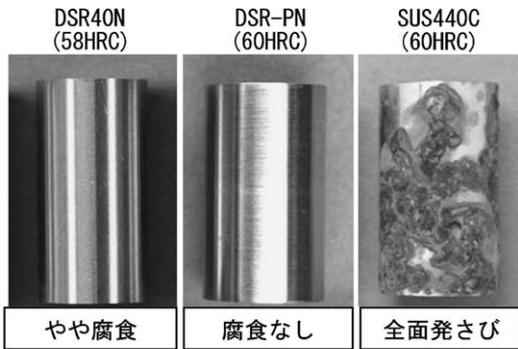


図 4 マルテンサイト系ステンレス鋼の硬さに及ぼす焼戻温度の影響。



DSR40N : 焼入れ1323Kx1.8ks/油冷-サブゼロ93Kx3.6ks-焼戻し453Kx3.6ks/空冷
 DSR-PN : 焼入れ1323Kx1.8ks/油冷-サブゼロ93Kx3.6ks-焼戻し453Kx3.6ks/空冷
 SUS440C : 焼入れ1323Kx3.6ks/油冷-焼戻し423Kx3.6ks/空冷

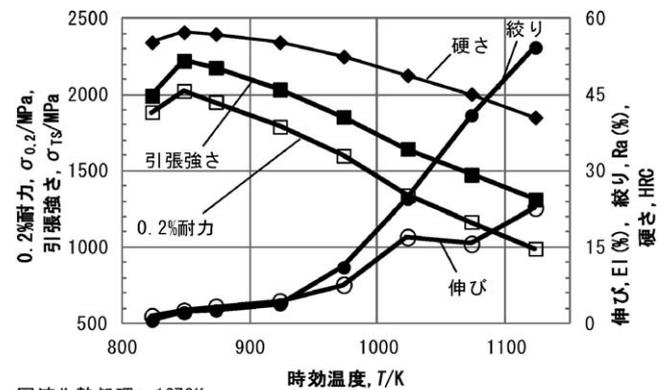
図 5 マルテンサイト系ステンレス鋼の塩水噴霧試験後の外観。(JIS Z2371 5%NaCl, 308 K×346 ks)

試験後の外観写真を示す。DSR40N と DSR-PN は SUS440C より優れた耐食性を有しており、SUS440C では耐食性が問題になるような腐食環境中での軸受として使用されている。

5. 析出硬化型 Ni-Cr-Al 合金

前章で示した通り、50~60HRC レベルの高硬度が得られる耐食材料にはマルテンサイト系ステンレス鋼があげられ、中性塩化物水溶液環境での耐食性向上に対しては、N 添加などが有効である。しかしながら、酸環境や高温環境などの過酷環境ではマルテンサイト系ステンレス鋼の耐食性では不十分であることが多い。そこで、高硬度かつ高耐食の特性をもつ析出硬化型 Ni 基合金 DSA760 : Ni-38Cr-3.8Al を開発した⁽¹⁸⁾。γ'相 (Ni₃Al) と αCr 相を複合的に析出させることで高硬度が得られ、良好な高温強度・耐高温腐食性および非磁性の特徴を有する。図 6 に 1373 K で 3.6 ks 固溶化熱処理後に 848 K で 86.4 ks 時効熱処理を行った素材のマイクロ組織を示す。組織はラメラ状の αCr 相と微細 γ'相を含んだ γ 母相から成る。

時効熱処理材の室温での機械的性質を図 7 に示す。848 K 前後で硬さと強度のピークが得られ、最大硬さは約 57HRC、引張強さは約 2200 MPa を示す。ピーク硬さ近傍での伸びと絞りにはほぼゼロであるが、時効温度の上昇に伴い、硬さと強度は低下し伸びと絞りは増大する。



固溶化熱処理 : 1373K
 時効処理 : [T]Kx86.4ks

図 7 DSA760 の機械的性質に及ぼす時効温度の影響。

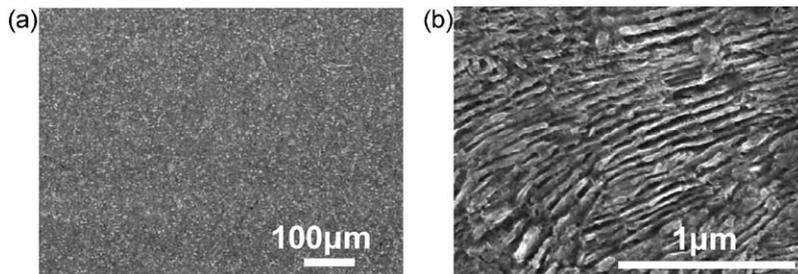


図 6 DSA760 の時効処理後のマイクロ組織。
 (a) 光学顕微鏡写真 (b) SEM 像

古代の金のマイクロ接合・粒金

大橋 修* 成井美穂** 相原健作***₁₎ 原田一敏***₂₎
 穂坂雅喜**** 稲垣 肇****₁₎ 津屋 修****₂₎

1. はじめに

最近、美術館で紀元前の金製装飾品の展示会がよく開催される。「ツタンカーメン展～黄金の秘宝と少年王の真実～」(2012. 8. 14～2012. 12. 9, 上野の森美術館), 「黄金伝説展, ～古代地中海の秘宝～」(2015. 10. 16～2016. 1. 11, 国立西洋美術館), 「黄金のアフガニスタン～守りぬかれたシルクロードの秘宝～」(2016. 4. 12～2016. 6. 19, 東京国立博物館)等が行われてきた。金の装飾品は、金の板を鍛金で成形して一部接合して組み立てられている。

展示会では、その中に粒金技法を駆使した金の装飾品を見ることができる。「粒金」とは、英語の「granulation」の訳で、金板上に微細な金粒を大量に、連続・立体的に配置する装飾技法である。粒金技法の特色は、粒が微細であるため、自由な絵画的な表現に加えて、積み重ねることによって立体的な表現が可能である。その結果、粒の規則性、粒のシルエットの美しさを保ちながら、集合体としての造形美からも芸術性が高い。この接合技法の伝承は途絶え、今日でも謎とされ、粒金技法での接合法は、現在十分明らかになっていない。

長年、金属の接合研究に携わったことから、粒金での接合法に興味を持ち、金工展を度々見学してきた。金工展で発売される図録の写真の性能が良いことから、図録の写真を数倍に拡大すると接合部を観察でき、古代の巧の「接合の技」を垣間見ることができる。また、接合部の欠陥からは、古代の接合法を推測もできる。これまで、金粒を接合する技法を解明する目的で、古代の粒金作品を金属学観点から観察してきた⁽¹⁾。

本稿では、①美術全集や美術展図録等の文献に見られる粒金作品の接合部の検討、②粒金作品(MIHO MUSEUM 所蔵)の実地調査、③文献に見る金粒の接合技法、④金粒の接合の実際から、古代の金粒の接合法について解説する。また、古代の接合技術は、現代でも真似のできない「ろう接のハイテク技法」であることも述べる。

2. 文献に見られる粒金作品の接合

粒金作品の写真の転載には、所蔵美術館へ個々に許可を取る必要がある。本手続きに不慣れなため、本論文では該当写真をデッサンで示す。詳しくは、明記した出典で確認された。

粒金作品で最も古いものは、図1に示した「三日月型耳飾り」である⁽²⁾。(A)は全体図、(B)は(A)内の枠の拡大図である。この作品は金製、高さ29 mm、幅16 mm、重さ10.5 g、BC2550～2400年である。アナトリア(現在のトルコ)トロイの遺跡で、シュリーマンによって発掘された⁽²⁾。National Archaeological Museum of Athens(アテネ国立考古学博物館)の所蔵である。三日月形状の表面に金粒(粒径0.3～0.6 mm)が曲線状に、端部には大きな金粒が接合されている。これら三日月形状の部材が3列並んで接合されている。金粒部を拡大して観察すると、ろう材が溶融して母材への濡れが発生して、ろうの表面張力で母材の隙間を埋め、フレット(母材間の隙間でろう材の流れ)が形成されていることが分かる。当時トロイには高い宝飾技術があり、これを支える技術集団の存在が伺える。

「微細の金粒を接合する粒金技法」は、当時メソポタミヤ

* WELLBOND; 代表(東京理科大学; 客員教授)(〒300-2436 つくばみらい市絹の台6-5-3)

** 文化学園大学; 金工研究室; 助教

*** 東京藝術大学: 1) 社会連携センター; 研究員 2) 大学美術館; 教授

**** 山梨県立宝石美術専門学校; 准教授

***** MIHO MUSEUM; 1) 総務部長・主任研究員 2) 学芸員

Ancient Micro Bonding of Gold; Granulation; Osamu Ohashi*, Miho Narui**, Kensaku Aihara***, Kazutoshi Harada***, Masaki Hosaka****, Hajime Inagaki***** and Osamu Tsuya; *WELLBOND (Tokyo University of Science) Tsukubamirai. **Bunka Gakuen University, Tokyo. ***Tokyo University of the Arts, Tokyo. ****Yamanashi Prefectural Institute of Gemology and Jewelry Art, Koufu. *****MIHO MUSEUM, Koka.

Keywords: *micro bonding, granulation, gold, ancient*

2016年7月15日受理[doi:10.2320/materia.55.468]

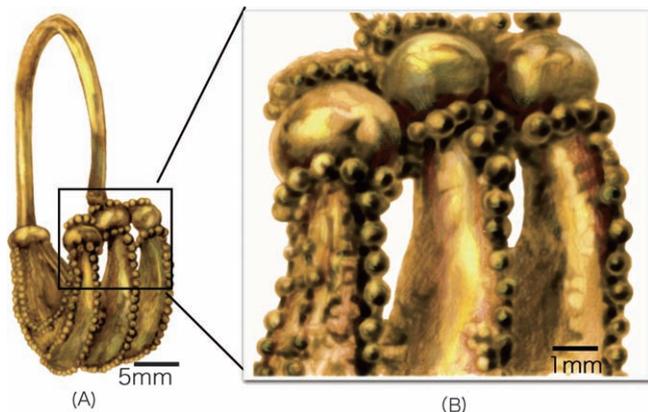


図1 (A)：三日月型イヤリングの全体図⁽²⁾，(B)：図(A)の杵の拡大図．BC2550～2400年，トロイ(トルコ)，金製，高さ29 mm，質量10.5 g，National Archaeological Museum (Atens)所蔵．



図2 (A)：ペンダント付き首飾り全体図⁽³⁾(全長；430 mm)，(B)：ペンダント部(直径；36 mm)．紀元前19～18th，ディルバット，Ur近郊，イラク The Metropolitan Museum of Art 所蔵．

にはなかったが⁽²⁾，500年ほど時代が下った，ウル(現代名ディルバット)で発掘された「ペンダント付き首飾り」⁽³⁾に粒金技法を見ることができる．図2の(A)は全体図，(B)はペンダント部である．首飾りは金製で全長430 mmある．ペンダントは直径36 mm，周囲には同心円上に3列で微細な金粒が整然と配列装飾されている．その内側には，9個のバラの花模様が金粒を積層して表現されている．The Metropolitan Museum of Art(アメリカ，NY)所蔵で，紀元前19～18世紀の作品である⁽³⁾．

このペンダント上部の拡大図を図3に示す．拡大図では外周部に金粒が同心円状に3列に配列している．拡大した写真から外側，中央，内側にある金粒の個数と直径を測定した．

図4には，外側，中央，内側に配列された金粒について，横軸に金粒の直径，縦軸にその個数を示す．金粒の直径は配列した場所には関係なく，ほぼ0.95 mmで粒径が揃っている．また，金粒が脱落した箇所がある．この間隙は，金粒2個分に相当する．また，脱落した金粒の箇所には，大きな塑性変形を伴った痕跡も見られる．また，金粒と基材間，金粒同士間でもフィレットが観察される．

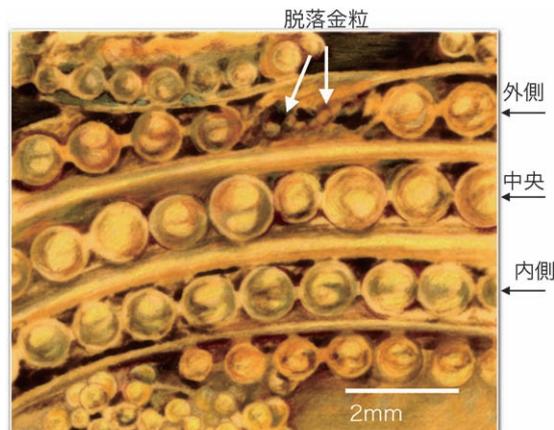


図3 ペンダント(図2-B)杵部の拡大図．

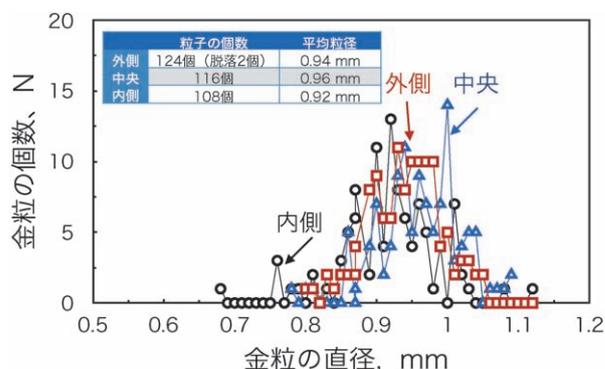


図4 ペンダント部を飾る金粒の粒度分布．

以上のように，直径1 mm以下の金粒のサイズと位置を制御して，これら金粒の接合箇所ではフィレットが観察され，加工技術の高さが伺える．

3. MIHO MUSEUMでの粒金作品の接合部の実際

国内で粒金作品を所蔵する美術館の一つとして，MIHO MUSEUMがある．MIHO MUSEUMでの作品を，デジタル顕微鏡で観察した結果を紹介する．

図5に，金帯-1を示す．(A)は全体写真，(B)は金帯端部の粒金装飾部，(C)は粒金部の拡大写真である．金製で，サイズは横571 mm，縦39 mm，質量は134.5 g．国(地域)は，メソポタミヤまたはイラン西部で，紀元前8世紀～紀元前6世紀の作⁽⁴⁾である．

金の細線を編んだ端部には分厚い金の板が配置されている．その表面には粒金細工で三角形を一行に配置している．粒金加工での金粒の直径は揃っていない(0.36～0.49 mm)で，金粒の脱落箇所もある．脱落箇所には，ろう接の破断箇所の痕跡は見られず，金粒間にはろう接時のフラックス残留の可能性も予想された．

図6も金帯-2で，(A)は全体写真，(B)は金帯端部の粒金装飾部，(C)は粒金部の拡大写真である．金製で，サイズは



図5 (A)：金帯-1の全体図⁽⁴⁾，(B)：金帯端部の粒金装飾部，(C)：粒金部の拡大写真．金製，紀元前8世紀～紀元前6世紀，サイズは横571 mm，縦39 mm，質量は134.5 g．国(地域)はメソポタミヤまたはイラン西部，MIHO MUSEUM 所蔵．

横515 mm，縦95 mm，質量は278.5 gである．国(地域)は，メソポタミヤまたはイラン西部で，紀元前8世紀～紀元前6世紀の作⁽⁴⁾である．

金の細線を編んだ端部には，三角形の粒金を2列に並べた細工が施されている．この金帯では金粒の直径が揃っていることから，金粒を配列した三角形の図柄も美しい．三角形部の金粒を拡大した図6-(C)中の数字は，金粒の直径を示す．直径が0.6～0.63 mmで揃っていることが分かる．金粒間にろう接時のフィレットが確認できる箇所には白矢印，空隙部には黒矢印を記した．金粒の接触箇所の1/3が未接合部，2/3が接合部で，その接合部にはフィレット形成が見られる．この金帯のろう接接合技術は，前者の金帯よりも高い．

図7は，帯鉤で，(A)は全体写真，(B)は(A)内の枠の拡大図で龍の頭部，(C)は(B)内の枠の拡大写真で顎である．金製で一部トルコ石も用いて装飾され，地域は中国で，時代・年代は漢時代，紀元前3世紀～紀元3世紀⁽⁴⁾の作である．

打ち出しで立体的に成形した金の座金に粒金と金線で，一頭の大龍と7頭の小龙を作り出している．親龍のまわりに子龍がまといつく様子が表現され，大きい粒金で龍の背骨の

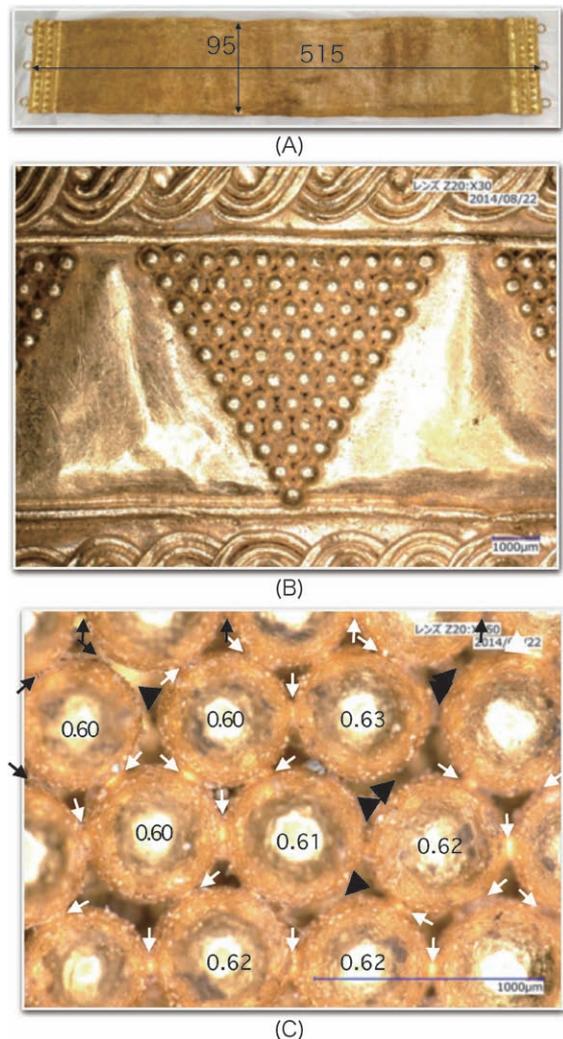


図6 (A)：金帯-2の全体図⁽⁴⁾，(B)：金帯端部の粒金装飾部，(C)：粒金部の拡大写真．金製，紀元前8世紀～紀元前6世紀，サイズは横515 mm，縦95 mm，質量は278.5 g，国(地域)は，メソポタミヤまたはイラン西部，MIHO MUSEUM 所蔵．

稜線を表現している．親龍の頭部を拡大した(B)には，大小の金粒と金線を使用しているのが分かる．口の箇所を拡大した(C)では，唇を表現した金粒が見事に接合され，フィレットも美しい．

今まで記述した作品の他，代表的な粒金作品について，時代，金粒のサイズ，接合部の状況等を観察した結果を，表1に示す．紀元前に非常に小さな金粒を立体的に配置する粒金技術が発達していた事が分かる．

4. 文献にみる金粒の接合法

紀元前4000年頃に，孔雀石 $\text{Cu}_2\text{CO}_3(\text{OH})_2$ は加熱で金属銅になることが発見され，鉱石から金属が精錬される最初の事例となる．この発見は金属鉱石の探査を促進し，精錬，鋳造などの冶金術を発展させた⁽⁸⁾．

表1 古代の粒金作品の粒径，接合部の状況.

| 装身具 | 場所 | 時代 | 粒径 線径 | 接合部の状況 | 文献 |
|------------|--------|---------------|---|----------------------------------|--------|
| 三日月型イヤリング | トロイ | BC 2550~2400 | 粒径：0.3~0.6 mm | ○金粒径の制御 ○ろう付け部 | (2) |
| ペンダント付首飾り | メソポタミア | BC 19~18th | 粒径：0.4~1.1 mm | ○金粒径の制御 ○ろう付け部 ○ろう付け破断部の痕跡 | (3) |
| 蜂のペダント | ギリシャ | BC 19~18th | 飾り部の粒径：0.7 mm, 目部の粒径：0.4 mm | ○金粒径の制御 ○ろう付け部 ○ろう付け破断部の痕跡 | (5) |
| 黄金の短剣 | エジプト | BC 1350 | 粒径：0.6 mm | ○金粒径の制御 ○待ち手の全周のろう付け | (6) |
| 耳飾り | エトルリア | BC 6th | 粒径：0.1~0.5 mm | ○各種径の金の配列 ○ろう付け | (5)(7) |
| 金帯-1 | 西アジア | BC 8~6th | 粒径：0.3~0.5 mm | ○金粒のサイズ不揃い ○ろう付け不完全 | (4) |
| 金帯-2 | 西アジア | BC 8~6th | 粒径：0.6 mm | ○金粒径の制御 ○ろう付け | (4) |
| たいこう 帯鉤 | 中国 | BC 3th~AC 3th | 粒径，目：1.4 mm, 顎：0.8 mm, その他：0.4~0.6 mm, 金線：0.2~0.3 mm | ○ろう付け ○フィレットが美しく，技術力高い. | (4) |

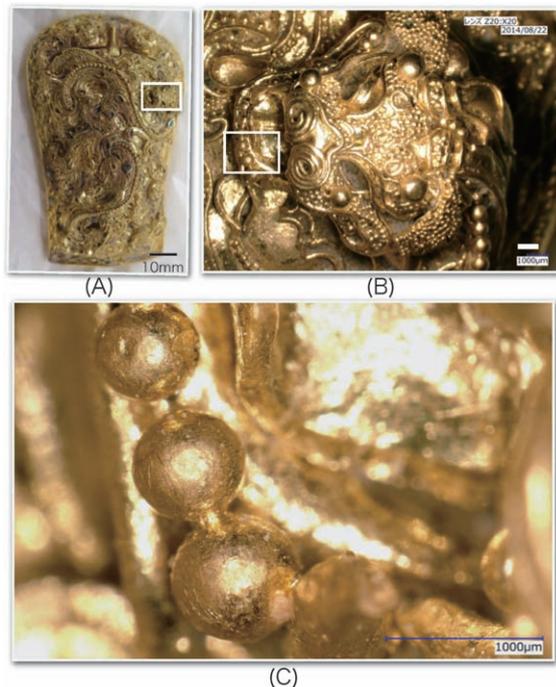
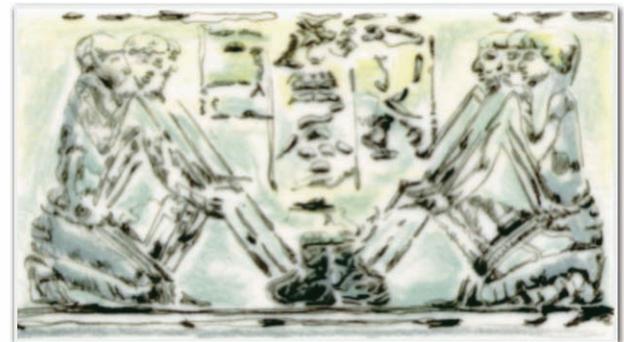


図7 (A)：帯鉤の全体図⁽⁴⁾，(B)：親龍の頭部，(C)：唇部。中国，漢時代，紀元前3世紀~紀元後3世紀，材質：金，トルコ石，長さ9.5 cm，幅5.9 cm，厚2.3 cm，国(地域)：中国，MIHO MUSYUM 所蔵。



(A)



(B)

図8 古代の金細工工房(A)：BC2300年頃(メレルウカーの墓壁画⁽⁹⁾)，(B)：BC1450年頃(レクミラ墓壁画⁽⁹⁾)。

エジプトの壁画，メレルウカーのmastaba墳の第3室東壁の浮彫り(古王国，第6王朝，紀元前2300年頃)には，金細工工房の場面が描かれている⁽⁹⁾。その中の一部図8(A)には，火吹き筒を口にくわえた6人の男たちが，向かい合っ

て座りながら火を吹き，鉱物を熔融している様子を示す。この壁画では，この他天秤を用いて計量する様子やその計量結果を筆記する様子，溶解した金属を鋳型に流す様子，叩いて加工している様子も描かれている。

時代が下ったエジプトのレクミラの墓壁画(新王国, 第18王朝, 紀元前1450年頃)では, 鋳物職人の作業の様子が描かれている⁽⁹⁾. この中に描かれている足踏み「ふいご」を図8(B)に示す. 足踏みの「ふいご」を巧みに使用して火力を上げ, 青色で表された炉から勢いよく炎が上がっている. 炉のそばには, 火を起こすための木炭が山積みになされ, それらを入れた壺も描かれている. 足踏みの「ふいご」は, 手にとった引き綱で袋に空気を入れ, 両足で交互に踏み, 「ふいご」の口に取り付けられた菅を通して, 炉心に空気を送る仕組みになっており, 図がよくその仕組みを表している. 火吹き筒から足踏み「ふいご」へ変わると炉心温度も上昇して, 大型の装飾品の加工も可能になったと考えられる.

これらの壁画は, 天秤を用いた計量技術, 「ふいご」を用いた金属の鋳造・加工技術など, 紀元前の金属を精錬・加工する技術の高さを示している.

金を接合する際に使用されていた「鋳物」が, ギリシャ語でクリソコラ(化学組成: $\text{Cu}_2\text{H}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_{4-n}\text{H}_2\text{O}$, 日本名: 珪孔雀石)と呼ばれていた. ギリシャの哲学者「テオプラストス」が, 金を接合するろう材という意味の鋳物名「クリソコラ」を, 紀元前315年に最初に記述したとされる⁽⁸⁾.

金を接合するという意味を持つ鋳物名の存在は, 金の接合技術の存在を物語っている.

ほぼ同時期の古代ローマの博物学者「プリニウス」(22~79年)が編纂した百科全書, 「プリニウスの博物誌」の中の章「金細工師の金鑑」⁽¹⁰⁾で, 次のような記載がある.

「金のろう材の組成は, キプロス銅, 緑青, 子供の尿, ソーダ, ほう砂の混合物を, キプロス製の乳鉢の中で銅製の棒で砕いて, これを金のろう付けに使用する」キプロス銅は,

珪孔雀石・クリソコラ($\text{Cu}_2\text{H}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_{4-n}\text{H}_2\text{O}$), 孔雀石($\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$)と考えられる. 現在のろう付けでは, フラックスとして, 塩類, ほう砂が使用されることから, フラックスの基本組成は大差がない.

金粒を接合する技術の伝承が途絶え⁽¹¹⁾, 最近では宝飾作家等がその技法⁽¹²⁾⁻⁽¹⁵⁾を公開している. 表2に, 古代と現代の粒金技法を示す. 粒金技法については, 宝飾作家が独自に行っている. しかし, 古代の粒金作品の接合技法については, いまだ十分明らかになってはいない. これは粒金作品を所蔵する博物館が分析装置を所有していないことが多いことから, 粒金の接合部のろう材, フラックス等の分析が十分に行われていないことにもよる.

紀元前には, 「ふいご」を使用した金属加工技術が高度に発達していた. ろう材としての銅化合物と, フラックスとしてのほう砂や粘着性の有機物とを混合したペーストを作成する. この混合ペーストを貴金属粒の表面に塗布後, 木炭中で加熱して粒金接合が行われたと推察される.

5. 金粒の接合法の実際

ろう付けの技法は, 紀元前から使用されていた⁽¹⁶⁾. 粒金技法の接合機構については, 明確にはなっていない.

そこで, 筆者らは Cu_2O あるいは CuO を木炭と混合して, TGAによる熱分析を窒素雰囲気中で行った. その結果, 600~700°Cで質量変化が発生し, この温度以上に加熱した木炭20%以上含有する試料では, X線回折で金属銅に還元されていることを確認した. また, CuO とほう砂を用いて銀粒子を接合した場合, 780°Cの共晶温度近傍⁽¹⁶⁾で反応を確

表2 古代と現代の粒金技法.

| 文献・作家 | 年代 | 粒金組成 | ペースト ろう | | 加熱装置 | 文献 |
|-----------------------|------------|----------------------------|---|---|--------------------|------|
| | | | ろ う | フラックス等 | | |
| テオプラストス | BC 371~287 | | 珪孔雀石 | $\text{Cu}_2\text{H}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_{4-n}\text{H}_2\text{O}$ | | (8) |
| プリニウス博物誌 | 22~79 | 金 | $\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$ | 尿, ソーダ, 礬砂 | 木炭中 | (10) |
| Rosenberg/ Treskow | 現代 | 金 900/1000 | 粒を作成した時 形成されるカーバイト | 炭水化合物, 唾液(澱粉分解酵素, ブチアリン), サルビアの絞り汁(澱 粉糖化酵素, アミラーゼ) | 還元炎トーチ 還元雰囲気炉 | (12) |
| Miller | 現代 | 金 750/1000 | CuO | トラガカントゴム, 礬砂 | 木炭の上で 還元炎トーチ | (12) |
| Littledale | 現代 | 金 750/1000 | $\text{Cu}(\text{OH})_2$ | トラガカントゴム | 還元炎トーチ 890°Cで加熱 | (12) |
| Wilm/Roethel | 現代 | 金 750/1000, 585/1000 | CuCl , CuCl_2 , CuO , Cu_2O | 礬砂 | 還元炎トーチ | (12) |
| 高木 紀子 三木 稔 | 現代 | 金 K20, K18 | CuO , CuO_2 , $\text{Cu}(\text{OH})_2$ | アラビア糊, 焼礬砂 | — | (13) |
| Harold O'connor | 現代 | 金 | $\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$ | トラガカントゴム 硬ろう付け用フラックス | — | (14) |
| Carles Cordina | 現代 | 金 | $\text{Cu}_2(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$ | トラガカントゴム 硬ろう付け用フラックス | — | (15) |

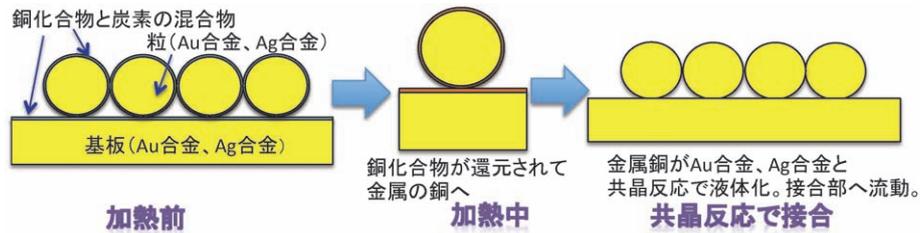


図9 粒金接合技法での接合機構。

認した。

図9に粒金での接合機構を示す。銅化合物と有機物・炭素などの混合物ペーストを、貴金属の粒表面上に塗布して乾燥。このペースト乾燥過程で、金の粒子を有機物で基板に固定する。混合ペーストを乾燥後、木炭中(ガスバーナー)等の還元雰囲気中で加熱すると、銅化合物が還元されて金属銅へ変化し、共晶温度889°C⁽¹⁷⁾で液相が発生し、この液相が接触部へ流動し、この共晶温度で金粒(純金の融点1063°C)が接合できると考えられる。

次に、金及び銀を用いて、粒金技法を試みた結果を述べる。まず、貴金属の粒作成について述べる。線材を一定長さに切断できる工具を自作して、直径0.8mmの線材を長さ7mmに切断した。次に、切断した切片をC型形状に丸め、引き続きカーボンブロック上に電動工具で作成した半球状の窪み内へ、1個ずつ並べた。ガスバーナーでこれら切片をゆっくりと加熱し、切片が熔融・球状化することを確認して、加熱を停止して貴金属の粒を作成した。

純銀、Ag-2Cu、Ag-5Cu合金について、作成した個々の粒の最大直径と最小直径を測定した。その結果を、図10に示す。純銀では作成した60個、Ag-2Cuでは56個、Ag-5Cuでは53個の粒について測定した結果を示す。最初に作成した粒は純銀であるが、最大径と最小径との差が少なく、最も真球性が高い。純銀では「表面に酸化物が形成されない」ためである。

現在、貴金属の線材はダイスを通しての線引きで製作され、断面が一定の円形状であり切断切片の質量の変動がほとんど見られない。例えば、図6、7での帯部での金線材を拡大して観察すると、線材の形状は一様ではない。古代では、薄い金板を「そば」を切るように切断後、それを成形して線材を作成していることから⁽¹⁸⁾、一様な線材直径を作成することが困難で、直径が一定な粒を作成することが困難と推察された。

図11に、実際銅化合物ペーストを用いて、銀粒、金粒のろう付けを行った結果を示す。(A)は貴金属細線を試作切断治具での切断の様子。(B)には金粒に銅化合物ペーストを塗布の様子。銅化合物を塗布した金粒を基板上に置き乾燥後、(C)はガスバーナーで加熱してペーストの熔融を確認後冷却。(D)には銀板上に銀粒を、(E)には金板上に金粒を接合した結果を示す。これら接合後の試料をボンディングテスタ(レスカ; PTR-1101)で測定した結果、基板が変形するほ

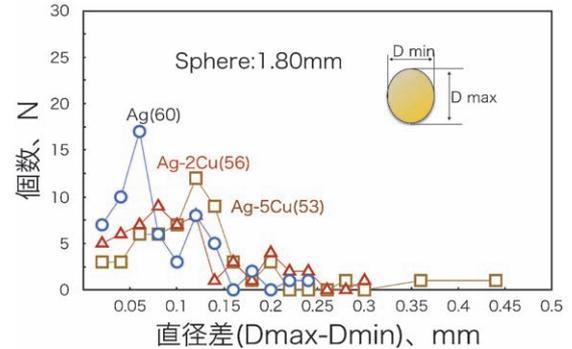


図10 各種銀合金の線材切片を熔融凝固して作成した粒の真球性。

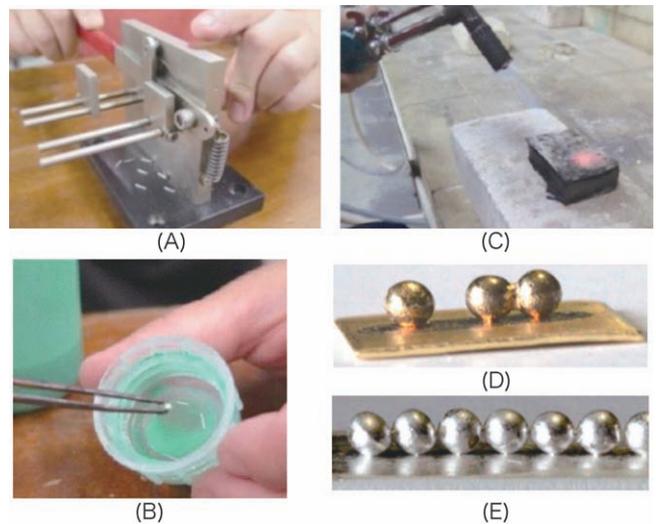


図11 (A): 線材の切断, (B): 粒上に接合ペーストの塗布, (C): ガスバーナーで加熱してペーストの熔融を確認して冷却, (D): 接合した金粒, (E): 接合した銀粒。

ど、接合部の強さが高かった。

最近、酸化粒子を用いて、ろう接合の低温化を目指す研究が多い。酸化銀粒子を加熱すると、還元されて銀ナノ粒子が形成され、低い温度で銀ナノ粒子の焼結が促進され、従来よりも低い温度で接合でき、半導体デバイス等の接合に利用できる⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。また、Cu₂O₂ 酸化物を、還元ガス雰囲気中で加熱すると、345°Cで還元できる。また銅化合物を挟ん

マイクロメカニクスⅡ ～Ni 基超合金に現れる問題～

森 勉*

2. Ni 基超合金に現れる問題

この10年位, Ni 基超合金(γ - γ' 合金)の研究に携わってきた. その仕事の幾つかには, マイクロメカニクスの応用が効いた. 以下に, それらを議論する.

2.1 実用合金に現れる γ' 粒子の形と配列

実用 Ni 基超合金では, 70%程度の体積比をもつ γ' 粒子は cuboid 状の形を持ち, $\langle 001 \rangle$ 方向に大体配列する. ここで二つの問題が作れる. 実は, 二つは密接に関係しているが,

2.2.1 なぜ cuboid になるのか

第1章(第1回)で, eigenstrain の周期配列が作る応力を検討した. そして, 弾性エネルギーをどう算出するかも調べた. 析出物の形の効果を調べることは, この方法の恰好の問題である. γ' 粒子は母相 γ 相に対し

$$\varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_0 \delta_{ij} (= \varepsilon_{ij}^T) \quad (2.1)$$

なる eigenstrain (misfit) を持つ. 応力が存在していない時の γ 相の格子定数 a_0 と, 同じく応力が存在していない時の γ' 相の格子定数 a を用いれば, ε_0 は,

$$\varepsilon_0 = (a - a_0) / a_0 \quad (2.2)$$

で定義される. 式(1.20)を用いると一辺 $2d$ の cuboid が, その中心が原点にあるときの eigenstrain の $\bar{\varepsilon}_{ij}^*$ 表示は

$$\bar{\varepsilon}_{ij}^*(\xi) = (1/\pi)^3 \frac{\sin(\xi_1 d) \sin(\xi_2 d) \sin(\xi_3 d)}{\xi_1 \xi_2 \xi_3} \varepsilon_0 \delta_{ij} \quad (2.3)$$

となる. 式(1.22)より, 変形勾配 $u_{i,j}$ は,

$$u_{i,j}(\mathbf{x}) = \left(\frac{1}{\pi}\right)^3 \int_{-\infty}^{\infty} d\xi_1 \int_{-\infty}^{\infty} d\xi_2 \int_{-\infty}^{\infty} d\xi_3 \frac{N_{im}(\xi)}{D(\xi)} \xi_j \xi_n C_{mnpq} \\ \times \frac{\sin(\xi_1 d) \sin(\xi_2 d) \sin(\xi_3 d)}{\xi_1 \xi_2 \xi_3} \varepsilon_0 \delta_{pq} \exp(i\xi \cdot \mathbf{x}) \quad (2.4)$$

となる. 応力は,

$$\sigma_{kl}(\mathbf{x}) = C_{kl ij} \{u_{i,j}(\mathbf{x}) - \varepsilon_0 \delta_{ij}\} \quad (2.5)$$

から求まる.

これによる弾性エネルギーは,

$$E = - \int_V \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^* / 2dV \quad (2.6)$$

から算出される. ここで少し工夫して, 式(2.4)の積分を変える. まず,

$$\xi_1 = \xi \sin \theta \cos \varphi, \xi_2 = \xi \sin \theta \sin \varphi, \xi_3 = \xi \cos \theta \quad (2.7)$$

と置き,

$$\int_{-\infty}^{\infty} d\xi_1 \int_{-\infty}^{\infty} d\xi_2 \int_{-\infty}^{\infty} d\xi_3 = \int_0^{\infty} d\xi \int_0^{\pi} d\theta \int_0^{2\pi} d\varphi \xi^2 \sin \theta \quad (2.8)$$

までやって, あとは数値積分をする(計算力のある方々, 短い計算法に直して下さい).

昔やった計算をのせた file をなくしているが, こんなことをして, γ' 粒子が cuboid の場合, 球形の場合より, 5% から10%弾性エネルギーが小さくなったと記憶している. こんなことで, γ' 粒子が cuboid になる理由は理解できるが, 実は, 弾性エネルギーをもっと小さくする γ' 粒子の形がある. それは, $\{001\}$ 面に平行な板状形態である. この場合は, 応力, 弾性エネルギーは1.4節(第1回)の結果を使え

* 防衛大学校研究協力者

Micromechanics II ~Structure of Ni Superalloy~; Tsutomu Mori (National Defence Academy, Yokosuka)

Keywords: γ' precipitate, rafting, interaction energy

2016年2月7日受理[doi:10.2320/materia.55.475]

ば、解析的に表現できる。{001}面に平行な板状形態とは、 γ - γ' 合金で、raft化が完全的に達成された時の γ' 相の形である。また、cuboidの γ' 粒子による弾性エネルギーの算出も、もっと簡単に済ませる方法があることに気がついたのであとで述べる。ただし、 γ' 粒子二つの、そして沢山の γ' 粒子間の間の相互作用の結果である。一つの γ' 粒子の形がcuboidであることは、 γ' 粒子がmisfitを持つためだが、配列効果も相互作用も同じ相互作用のためである。

2.2.2 γ' 粒子がcuboidになるもう一つの理由

Ni超合金では、 γ' 粒子(析出物)が<001>方向に配列するという。 γ' 粒子間の相互作用の弾性エネルギーが、このように配列すると小さくなるためである。そこで、適当な計算方法を使えば、式(1.48)を利用して定量的に議論ができる。私の知っている一つの方法は、Mura-Chengによる、楕円体介在物の外側の応力表現である⁽¹⁾。しかし、この導出は難しい。しかも、数値積分を要し、せいぜい二つの粒子間の相互作用を調べることにしか使えない。実在のNi超合金には沢山の γ' 粒子が配列している。これらの γ' 粒子間の相互作用を調べるには使えない。しかし工夫すると、かなり議論のことができる。それは、第3回目に議論する。

Ni超合金中の γ' 粒子はcuboid状になるという。この問題は比較的容易に議論できる。Muraの本で勉強したのだが⁽²⁾、最近になってやっと理解できるようになったHillの理論⁽³⁾を使う手である。それは、eigenstrain ϵ_{ij}^* を持つある領域 V の界面 ∂V でひずみと応力がjumpするとき、界面のすぐ内側の V 中の応力 $\sigma_{kl}(in)$ を使って、界面のすぐ外側の応力 $\sigma_{kl}(out)$ を算出する方法である。これを導くのは論理的に簡単だが、かなり紙面を使う。そこで結果だけをまず書く。(Muraを見て分からない方は、筆者に連絡して下さい。出かけて説明します)それは、

$$\sigma_{pq}(out) = \sigma_{pq}(in) - C_{pqij} \{ C_{ikmn} \epsilon_{mn}^* n_k n_j N_{il}(\mathbf{n}) / D(\mathbf{n}) - \epsilon_{ij}^* \} \quad (2.9)$$

である。 n_k は界面 ∂V で外側へ立てた単位法線vector, $N_{il}(\mathbf{n})$, $D(\mathbf{n})$ は、1.2節(第1回)で定義した $N_{ii}(\xi)$, $D(\xi)$ の中身の ξ を \mathbf{n} で置き換えたものである。これを、平板状領域の応力やEshelby tensorの表現、式(1.32), (1.34)

$$\sigma_{kl} = C_{klij} \left\{ \frac{N_{im}(\mathbf{n})}{D(\mathbf{n})} n_j n_n C_{mnpq} \epsilon_{pq}^* - \epsilon_{ij}^* \right\} \quad (2.10)$$

$$\{ \epsilon_{mn}^* n_k n_j N_{il}(\mathbf{n}) / D(\mathbf{n}) \} C_{mnpq} = S_{ijpq} \quad (2.11)$$

と比べる。すると、界面 ∂V のすぐ外側の応力は、界面 ∂V のすぐ内側の応力から

$$\Delta \sigma_{pq} (= \sigma_{pq}(out) - \sigma_{pq}(in)) = -C_{pqij} (S_{ijmn} \epsilon_{mn}^* - \epsilon_{ij}^*) \quad (2.12)$$

だけ変わっていることが分かる。これは素晴らしい結果である。

ここで、有用かつ面白いことに気がつく。

(C1) 平板状領域の応力表現を知っておけば、eigenstrainを持つ領域のすぐ外側の応力は、中の応力からすぐ求まる。符号が逆転しているが、このことは、考えれば分かる。

(C2) γ - γ' 合金に話をとりあえず限定する。 γ' 粒子の析出初

期はおそらく球形であろう。球の場合、その中の応力は一様であり、場所に依存しない。そこで、界面 ∂V の動きを決める応力の場所(方向)依存は、上の式(2.12)だけで議論できる。問題の提出が前後して申し訳ないが、界面に働く力 f_N の場所(方向)依存だけなら、次節で調べるように、式(2.12)だけで議論できる。つまり、単位面積あたり、

$$f_N(\mathbf{n}) = -C_{pqij} (S_{ijmn}(\mathbf{n}) \epsilon_{mn}^* - \epsilon_{ij}^*) \epsilon_{pq}^* / 2 \quad (2.13)$$

だけ界面 ∂V に力が働いていると考える。力は球領域の外側へ向けて正ととる。(ここでは式(2.14), (2.15), (2.16)を利用して)右辺、 $-C_{pqij} (S_{ijmn}(\mathbf{n}) \epsilon_{mn}^* - \epsilon_{ij}^*) \epsilon_{pq}^* / 2$, は \mathbf{n} に垂直な平べったい領域(単位体積あたりに割り付けられる)の弾性エネルギーである。よく知られているように、 $\epsilon_{ij}^* = \epsilon_0 \delta_{ij}$ の場合、このエネルギーは、 \mathbf{n} が<111>の時最大、 \mathbf{n} が<001>の時最少である。(たいていの立方晶での $C_{11} - C_{12} < 2C_{44}$ を仮定)界面の動く速さは、 γ 相の過飽和度や合金元素の拡散速度に依存するだろうが、力の大きい場所が速く成長すると言える。すると、球形の γ' 粒子は<111>方向へ速く成長すると言える。つまり、 γ' 粒子が小さいときは球状だが、成長するとcuboidになるという観察結果を説明していると考えられている。

力はエネルギーの変化分から定義される。(第1回目、1.5節参照)したがって、 γ' 粒子の成長の仕方の議論は、もとを正せば、エネルギーの増し分の議論から来ていることに留意したい。以上では、面倒くさい議論をしているが勘弁して欲しい。

2.2.3 γ - γ' 合金でのraft化の開始

Ni基超合金には、cuboid状の γ' 粒子が大体<001>方向に配列している。この状態に塑性変形が入り、かつ拡散時間が十分にあると、 γ' 粒子が合体して、raft組織をつくる。raft化は、界面を動かそうとして働く界面に働く力による。熱力学的力である。この力は、Eshelbyのenergy momentum tensor⁽⁴⁾を用いて表現するのが普通である。これは難しいし、界面でのエネルギーと一種のひずみのjumpを含むので、以下にやさしくこの力を求めてみる⁽⁵⁾。

misfitを持つ γ' 粒子のある界面 ∂V を考える。界面を動かす際にする応力のする仕事を求めるという仮想変位なる概念を使う。界面 ∂V を通ると、応力がjumpする。そこで、仮想変位も界面の上下または左右双方への動きにとり、この二つの動きを考慮して、界面を動かさんとする力とする。この導出法からも分かるように、この力は界面に垂直である。仕事は、応力が界面の動きに対して行うものである。 γ' 粒子の界面 S が成長する向きに δl だけ動いた場合、応力のする仕事は、

$$\delta W^+ = \sigma_{ij}(out) \epsilon_{ij}^* \delta l S \quad (2.14)$$

である。 γ' 粒子が小さくなる向きに動いた場合の仕事は、

$$\delta W^- = -\sigma_{ij}(in) \epsilon_{ij}^* \delta l S \quad (2.15)$$

である。ここで力は単位面積あたり

$$f = \frac{\delta W^+ - \delta W^-}{2lS} = \frac{\sigma_{ij}(out) + \sigma_{ij}(in)}{2} \epsilon_{ij}^* \quad (2.16)$$

で定義できる。Eshelby の表現をやみくもに使っている場合と形が違うが、析出物と母相の弾性係数が同じ場合には、両者は一致していることは証明済である⁽⁵⁾。

式(2・16)は形がいい。金属屋は転位に働く力 σb (Peach-Koehler force) になれている。 σ は力を生じる原因である。 b は力を受ける転位の性格を表す。式(2・16)の応力項は力を生じる原因であり、 ε^* は成長または縮退する析出物の性格を表している。また、ある特定の応力の効果を調べるのには、全部を入れなくても、その応力だけを式(2・16)に入れればすむので、都合がいい。

式(2・16)を使って、塑性変形によって生じた応力(内部応力)が γ' 粒子の界面に働く力を求める。まず、多くの Ni 基超合金に共通しているらしい、 γ' 粒子の misfit ε_0 ($\varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_0 \delta_{ij}$) が負の場合を仮定する。 γ' 粒子の体積比 F は 0.7 程度であり、 γ 領域は、平べったい形で存在している。これらの領域を γ channels と呼ぶ。(001), (100), (010) に平行な三種の channels がある。[001] 方向に引っ張り応力を与えて塑性変形を与える場合を考える。

すでに知られているように、そして後で詳しく論じるように、負の misfit と引っ張り方向の条件から、(001) channels のみが塑性変形する。(001) γ channels 内の塑性歪は、

$$\varepsilon_{33}^p = \varepsilon_p (>0), \quad \varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{22}^p = -\varepsilon_p/2 \quad (\varepsilon_p >0) \quad (2\cdot17)$$

である。まず、一個の(001) channel のみが存在しているときのその中の応力状態を調べる。薄いということから、channel を平板状領域とみなす。今の問題の場合、計算に必要な Eshelby tensors は $S_{3333} = 1, S_{3311} = S_{3322} = C_{12}/C_{11}$ だけである。これを使って式(2・17)の eigenstrain を持つ一個の(001) channel 内の塑性変形による応力を求めると、

$$\sigma_{33}^0 = 0, \quad \sigma_{11}^0 = \sigma_{22}^0 = \frac{\alpha + \beta}{2} \varepsilon_p \quad (2\cdot18)$$

$$\alpha = \frac{(C_{11} + C_{12})(C_{11} - C_{12})}{C_{11}}, \quad \beta = \frac{C_{12}(C_{11} - C_{12})}{C_{11}} \quad (2\cdot19)$$

となる。すべての(001) channels による平均応力は、平均場の方法⁽⁶⁾⁽⁷⁾を使って、(001) channels の中では、

$$\langle \sigma_{ij} \rangle_{f_3} = (1 - f_3) \sigma_{ij}^0 \quad (2\cdot20)$$

それらの外では、

$$\langle \sigma_{ij} \rangle_{D-f_3} = -f_3 \sigma_{ij}^0 \quad (2\cdot21)$$

と求める。 f_3 は(001) channels の体積比 ($f_3 = (1 - F)/3$), $D - f_3$ はそれら以外の領域の体積比である。(平均場の方法は別名でよく使われるので、後で導いておく。)

式(2・16)に、(2・20), (2・21)を入れると、 γ' と γ の界面(top 面)には、(001) γ channel へ向かって、

$$f_N = \frac{(1 - 2f)(\alpha + \beta)}{2} \varepsilon_p \varepsilon_0 \quad (2\cdot22)$$

なる力が働いていることを知る。 γ' と γ の界面の横方向の面(side 面)には、例えば(100) γ channel へ向けて、

$$f_S = -f \frac{(\alpha + \beta)}{2} \varepsilon_p \varepsilon_0 \quad (2\cdot23)$$

なる力が働いているのである。 $\varepsilon_0 < 0$ なので、

$$f_N < 0, \quad f_S > 0 \quad (2\cdot24)$$

となる。これより side 面は成長し、top 面が収縮することが分かる。このことが raft 化の原因である。

以下に、平均場の方法を説明する。いま、同じ形をした粒子群 (V 群) が沢山存在しているとする。粒子は misfit を持つとする。(粒子が楕円体なら簡単だが、楕円体でなくても、一つの粒子内の平均応力を考えれば良い)このため、我々が対象としている物体 D は内部応力状態にある。内部応力 σ_{ij} の体積積分はゼロなので、やみくもに平均をとれば、

$$(1 - f) \langle \sigma_{ij} \rangle_M + f \langle \sigma_{ij} \rangle_V = 0 \quad (2\cdot25)$$

である。 f は粒子群の体積比、 M は粒子群を除いた部分(しばしば母相と呼ぶ)の領域のことである。非常に沢山の粒子を含む物体を対象としているので、仮想的に一個の粒子を導入しても、上式は変わらない。この仮想的粒子はもともと母相が存在している領域に入れるのだから、この中の応力は

$$\langle \sigma_{ij} \rangle_V = \sigma_{ij}^0 + \langle \sigma_{ij} \rangle_M \quad (2\cdot26)$$

として良い。 σ_{ij}^0 は、ほかに粒子がなくこの仮想的粒子が一個だけあった時のその中の応力である。式(2・24)と(2・25)から、式(2・19)と(2・20)がでる。これが平均場の方法とか、平均場近似(mean field method, mean field approximation)と呼ばれるものの原型である。文献(6), (7)を良く引用されるが、実際に読んで自分のものにしていない人は少ないと想像している。これは、現代の風潮である。

2・2・4 Raft のくずれ、raft 面方位の変化

γ - γ' 合金では塑性変形(クリープ)初期に、そして時間さえかければ、 γ' 粒子が界面を{001}に保ったまま平たくなる(raft 化)。クリープが進行すると、Tanaka 等が解析したように、raft 面が{001}面からずれてくるようである⁽⁸⁾。私の現在のボスは、あまり簡単には考えないが、内部応力を作る γ' の misfit ひずみとクリープひずみが重なって、 γ'/γ の界面が{001}からずれたほうが、弾性エネルギーが低くなると考えれば、この現象は理解できる。そこでここでは、この線に沿った議論をする。白状すると、Tanaka 等の解析法、その結果が良く分からないこともあり、結果にも釈然としないところがあるからでもある。

前と同じように、 $\varepsilon_0 < 0$ の場合を考える。(この前提は本質的ではない)このため、[001]方向の引っ張りでは、塑性変形の初期は(001) channels のみに塑性ひずみが入る。Raft 化が進んだ状態では、(100), (010) channels に塑性ひずみが入る理由がない。そこで、すべての γ 領域に一樣な塑性ひずみが入るとする。

$$\varepsilon_{33}^p = \varepsilon_p, \quad \varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{22}^p = -\varepsilon_p/2, \quad \text{in all } \gamma \text{ domains} \quad (2\cdot27)$$

γ' には misfit strain $\varepsilon_0 \delta_{ij}$ が入っている。物体全体に存在する一樣な eigenstrain は応力を作らない。そこで、物体全体に応力を作らない一樣な

$$\varepsilon_{33}^p = -\varepsilon_p, \quad \varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{22}^p = \varepsilon_p/2 \quad (2\cdot28)$$

を重ねる。この結果、解くべき問題は平べったい γ' 領域にのみ

$$\varepsilon_{ij}^* = \begin{pmatrix} \varepsilon_0 - \varepsilon_p & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_0 + \varepsilon_p/2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_0 + \varepsilon_p/2 \end{pmatrix}, \text{ in flat } \gamma' \quad (2.29)$$

が入っている状態となる。

こうすれば、1・4節で調べた平板状領域が使え、応力は式(1・32)から(1・34)で表せ、弾性エネルギーは式(1・26)から、掛け算から最終表現として出てくる。形式的にこれを書くと、

$$E = E(\mathbf{n}, \varepsilon_p, \varepsilon_0) \quad (2.30)$$

となる。原理的には、この極値を作る条件は数式で求まる。しかし、実際上は、それを解くのは面倒である。いやらしいのは、計算に必要な $D(\mathbf{n})$, $N_{ij}(\mathbf{n})$ に立方晶対称の弾性係数が入ってくることであり、分子にある $N_{ij}(\mathbf{n})$ だけならまだ良いが、分母 $D(\mathbf{n})$ にも \mathbf{n} があって、極値を求めるのが面倒である。そこで現代的に $n_1 = \sin \theta \cos \phi$, $n_2 = \sin \theta \sin \phi$, $n_3 = \cos \theta$ とおき、 θ , ϕ を振って式(2・30)が極小になるところを調べてみた。恥ずかしいような、数値計算のゴリゴリである。問題の対称性から、(2・30)の極小値は $\phi = 0$ 、または、 $\phi = \pi/4$ で起こることは想像できる。(実際に計算してみると、Tanaka 等の絵と違って、極小値は $\phi = 0$ で起こることが分かる。 $\phi = \pi/4$ では、ある θ のところでは、 $\partial E / \partial \theta = 0$, $\partial E / \partial \phi = 0$ となって E は停留値をとることがわかる。しかしここでは、 $\partial^2 E / \partial \theta^2 > 0$, $\partial^2 E / \partial \phi^2 < 0$ となっている。つまり、弾性エネルギーは鞍部となっていることを知る。)

なお、 $0 \leq \varepsilon_p \leq -2\varepsilon_0$ では、弾性エネルギーの極小は($\theta = 0$, $\phi = 0$)、つまり γ' 板が[001]に垂直の時に起こる。この範囲

では、弾性エネルギーは ε_p の減少関数であり、 $\varepsilon_p = -2\varepsilon_0$ でゼロとなる。これらのことは、式(2・29)と1・4節での結果から理解できる。この範囲を越すと、弾性エネルギーは ε_p の増加関数となり、板面法線が[001]から[101]方向へと傾いたとき極小となる。この極小位置と極小値は弾性係数に依存する。 $0 \leq \varepsilon_p \leq -2\varepsilon_0$ での挙動は、弾性係数と無関係である。

(次号へつづく)

文 献

- (1) T. Mura and P. C. Cheng: J Appl. Mech., **44**(1979), 591-594.
- (2) T. Mura: Micromechanics of Defects in Solids, Martinus Nijhoff, (1987), 38-40.
- (3) R. Hill: Progress in Solid Mechanics, North-Holland, (1961), 245-276.
- (4) T. Mura: Micromechanics of Defects in Solids, Martinus Nijhoff, (1987), 311-314.
- (5) N. Ratel, H. A. Calderon, T. Mori and P. J. Withers: Philos. Mag., **90**(2010), 585-597.
- (6) T. Mori and K. Tanaka: Acta Metall., **21**(1973), 571-574.
- (7) L. M. Brown: Acta Metall., **21**(1973), 879-885.
- (8) K. Tanaka, K. Ichitsubo, K. Kishida, H. Inui and E. Matsubara: Acta Mater., **56**(2008), 3786-3790.



森 勉

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1957年 東京工業大学卒業(金属工学科)

1957年 東京工業大学助手(金属工学科)

1968年 東京工業大学助教授(金属工学科)

1975年 東京工業大学教授(材料科学専攻)

1995年 リョービ 嘱託(研究部)

1996年以降、幾つかの大学・研究所への行脚と修行
2013年- 現在に至る

専門分野：金属材料の力学的性質

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

走査透過型電子顕微鏡像の 定量解析とその応用

石川 亮*

1. はじめに

走査透過型電子顕微鏡 (STEM: Scanning Transmission Electron Microscopy) は原子の大きさ程度まで収束した電子線をプローブとして、試料上を走査し、試料下面から射出された電子線強度を各位置において計測する結像手法である。検出する角度や領域によって異なる情報が得られるが、環状暗視野法 (ADF: annular dark-field) は原子番号に依存した ($\sim Z^{1.7}$) 像強度が得られるため、様々な先端材料の原子構造解析に用いられてきた⁽¹⁾⁽²⁾。収差補正装置に代表される電子光学の高度化や顕微鏡筐体の安定化に伴って、原子レベルでの解析が比較的容易に行われるようになった。一方で、得られた像強度の定量的な取り扱い、理論と実験の間に齟齬があり⁽³⁾⁽⁴⁾、長年に渡って解決困難な課題であった。LeBeau-Findlay らは STEM の環状検出器の感度不均一性を理論計算に組み込んだ Frozen Phonon モデルを用い、実験と理論において見事な整合性を示した⁽⁵⁾。しかし、提案された方法は実験条件に厳しい制約が課せられており、多種多様な材料の解析にはより一般的かつ柔軟な実験手法が必要とされる。本稿では、バックグラウンドに存在する遊動電子を精密に計測し、得られる像強度を電子数に変換する定量解析手法について紹介する⁽⁶⁾。また本手法を用いた単原子ドーパントの拡散機構の解析についても合わせて紹介する⁽⁷⁾。

2. バックグラウンドの計測

試料下面から射出された高速電子はシンチレータ (YAP)

でフォトンに変換され、ミラーや光ファイバで集光し、カップリングした光電子倍增管 (PMT) で増幅され光電流として取り出される。A/D 変換を介して、最終的には電圧として計測される⁽⁸⁾。この間、実験では PMT のゲインとブライトネス (オフセット電圧) が可変量である。特にゲインは試料の組成や試料厚により頻繁に変更するため、検出器の線形応答領域に入るよう適切に選択する必要がある (ブライトネスはゲインに応じて一定の関係を通常は用いる)。STEM 像のバックグラウンドとなる要因として、(i)過度な電子線の照射によるシンチレータのランダムな光放射 (検出器の温度上昇)、(ii)外的な光、(iii)検出回路上に存在するショットノイズなどが挙げられる。これらを計測するために、真空中 (試料なし) で ADF STEM 像を系統的な条件下で取得した: (1) PMT ゲイン ($G = 2^{14}, 2^{15}, \dots, 2^{20}$), (2) 計測時間 ($T = 1, 2, 4, \dots, 32 \mu\text{s}/\text{pix}$), (3) 加速電圧 ($E_0 = 60, 200 \text{ kV}$), (4) 電子線のオン/オフ。図 1(a) に電子線をオフの状態 ($G, T, E_0 = (2^{17}, 8, 200)$) の条件で取得した像を示す (挿入図)。一見、ただの雑音像であるが、像の平均値とゲインには図 1(a) に示すような線形の関係がある。外挿すると、 $G = 0$ の場合においても微小なオフセットがあり (DC レベル, $DCL^\mu(E_0)$)、バックグラウンドの信号レベル ($DCL^\mu(E_0)$) は次のように表される。

$$B^\mu(G, E_0) = DCL^\mu(E_0) + k_\mu^\mu(E_0) \cdot G \quad (1)$$

ここで、指標 μ は電子線のオン/オフ、 k_μ^μ は装置定数であり、実験値の線形フィットから得られる傾きである。像の取得に際して、回路上で時間平均を行うためバックグラウンド像の平均値は計測時間に依存性がない。図 1(a) に示すように、電子線をオンにすると微小な差であるものの信号量の増

* 東京大学総合研究機構; 助教 (〒113-8656 東京都文京区弥生 2-11-16)

Materials Characterization with Quantitative Electron Microscopy; Ryo Ishikawa (Institute of Engineering Innovation, The University of Tokyo, Tokyo)

Keywords: atomic-resolution STEM (scanning transmission electron microscopy), depth resolution, single dopant, point defect, EELS (electron energy-loss spectroscopy), EDS (energy dispersive spectrometry)

2016年4月7日受理 [doi:10.2320/materia.55.479]

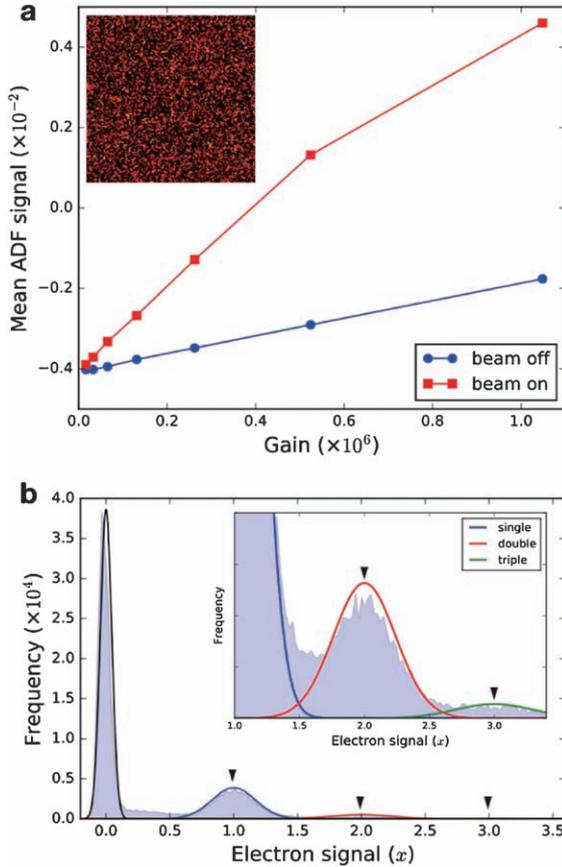


図1 (a)電子線オン/オフにした状態で撮影されたバックグラウンド像と平均値のゲイン依存性. (b)電子線オンのバックグラウンド像のヒストグラム. 実線は式(4)から予想される数個の電子が作る(single, double, triple)信号の分布. 右上は(b)の一部を拡大した図である.

加が見られた. この原因を明らかにするため, バックグラウンド像のヒストグラムを解析した⁽⁶⁾. 電子線がオフの場合には, DCレベルに対応した位置にのみ単一の鋭いピークが見られるが, 電子線をオンにした場合には矢印で示す等間隔の離散位置に新たなピーク群が出現する. 詳細な解析の結果, これらはADF検出器へ飛散した1, 2, 3個に相当する遊動電子であることが分かった. これらの遊動電子は, 電子プローブを形成する過程において絞りやチューブとの衝突により, 高角に散乱されたと考えられる. 次に, 単電子の信号強度を算出するために, 系統的な条件下でバックグラウンド像のヒストグラムに出現したピークをGaussianによる非線形フィットを行った. その結果, 単電子の信号強度($S(G, T, E_0)$)は次のように表されることが分かった.

$$S(G, T, E_0) = k_s(E_0) \cdot (G/T) \quad (2)$$

ここで, k_s は装置定数である. 計測時間に反比例するのは, 回路上で時間平均を行っていることに由来する. 式(1), (2)を用いると, 実験で得られた信号強度像(I_r)を電子数像(I_e)に変換することができる.

$$I_e = \{I_r - B^u(G, E_0)\} / S(G, T, E_0) \quad (3)$$

変換したバックグラウンド像のヒストグラムを図1(b)に示す. 得られたバックグラウンド像の離散ピークが電子数に対応した位置へ変換されていることが分かる. したがって, 各装置の $B^u(G, E_0)$ および $S(G, T, E_0)$ を決定すれば, 任意のゲインおよび計測時間で取得したADF像を電子数へ変換できることが分かる.

遊動電子の数は各ピクセルにおいて数个程度であるので, ポアソン分布に従う. 平均の遊動電子数は $(k_p^{\text{on}} - k_p^{\text{off}}) \cdot (T/k_s)$ 程度である. 単電子の与える信号がPMTで増幅される過程で, ガウシアン分布の広がりを持つ(σ_m). したがって, ν 個の遊動電子が飛散している実験条件下において, m 個の電子が検出される確率分布は次のように与えられる.

$$D(x, m, \nu) = \left(\frac{\Delta x_h}{\sqrt{2\pi}\sigma_m} \right) \cdot \left(\frac{\nu^m \cdot e^{-\nu}}{m!} \right) \cdot \exp\left[-\frac{(x-m)^2}{2\sigma_m^2} \right] \quad (4)$$

ここで, x は信号強度, Δx_h はヒストグラムの幅である. 図1(b)に示すように, この確率分布が実験で得られたヒストグラムを良く再現している. 以上より, バックグラウンドを精密に計測することで, ADF信号像を電子数へ変換できることが明らかとなった. したがって, 入射電子数(プローブ電流)を計測することで, 実験像を規格化でき, 理論計算像との比較が可能となる.

3. 検出器の不均一性と入射電子数の計測

広く普及している環状検出器は帯電を防ぐために中心にライナーチューブが通っており, シンチレータで変換された光の検出を妨げるため, 低角側に影ができて検出器の感度が不均一になる(最近ではライナーレスの検出器も販売されている). YAPなどの絶縁体であるシンチレータの表面には, 導電性を確保する目的でAlなどの金属薄膜が蒸着されており, 透過・散乱電子が検出器の表面で後方散乱を起こす⁽⁸⁾. そのため, 収集効率は平均で80%程度となる. このような検出器の不完全性が実験と理論との像強度に齟齬を引き起こす. LeBeauらはすべての計測をADF検出器のみで行った. すなわち, 検出器の不均一性を計測するために, 検出器を電子プローブで走査し, これを入射電子線の強度とした. その後, 全く同一の条件で試料の観察を行い, 得られた散乱強度を入射電子線の強度で規格化することで像の定量化ができる. 熱電界放出型の電子銃は電流量が常に一定に保たれているため, LeBeauらの手法でも像の定量解析は可能である. ところが, 冷陰極電界放出型の電子銃は時間と共に電流量が変化するため, 入射電子線の強度を計測する際に, 毎度検出器を走査しなければならず, 実際には実行が極めて困難である. 著者らのグループは, バックグラウンドの計測により任意の状態における単電子の変換効率をすでに知っている. したがって, 何らかの方法で入射電子数を計測すれば良い. そこで, 試料後方にある電子エネルギー損失分光器(EELS)のプリズムをオフにし, ドリフトチューブに電流計を接続し

ロープ電流量を計測した。実験像の取得前後で電子プローブを真空中にセットすることで、自由に電流量の計測ができる。また、著者らのグループの方法では ADF 検出器で電流量を計測しないため、ハイゲインや大電流量の電子プローブを用いた場合でも検出器の強度が飽和しないため、定量解析が可能となる。

4. 原子数カウントおよび非弾性散乱平均自由行程の計測

電子顕微鏡像は二次元に投影された構造像であるため、三次元情報の抽出は一般に困難であるが、像強度の定量解析により部分的に可能となる。その一例として、原子レベルでの試料厚の計測を示す。図 2(a) に示すように、統計誤差を低減するために高速走査像を多数取得し、相互相関関数を用いて各像の位置を揃えた後、平均化処理を行い、ショットノイズを抑制した。その結果、バックグラウンド計測時に決定し

た系統誤差を含めた誤差関数が 1% 以下であり、精度の高い試料厚の計測が可能となった。次に、検出器の不均一性を考慮するため、図 2(b) に示す ADF 検出器の効率マップを取得し、Frozen Phonon モデルによる理論計算を行った。図 3 にウルツ鉱型の窒化アルミニウム (w -AlN) から得られた ADF 像を示す。試料厚は 10–90 nm の領域から取得しており、 ± 1 –3 atoms の精度で見積もることが可能である。各像の右下に埋め込まれた理論計算像と良い一致を示していることが分かる。

これら ADF 像と同一の領域で EELS による log-ratio 法を用いて相対試料厚の計測を行った。log-ratio 法は非弾性散乱の平均自由行程が未知数である場合が多く、絶対試料厚は 20% 程度の誤差を含んでいる。一方、ADF 像から見積もった試料厚と EELS の相対試料厚には相関がある。実際に良い相関を示し、その傾きが平均自由行程に相当し、200 kV での観察における w -AlN の場合 105.7 nm であることが決定された。平均自由行程を一度決定すれば、その物質の試料厚は log-ratio を使って精度良く計測することが可能となる。

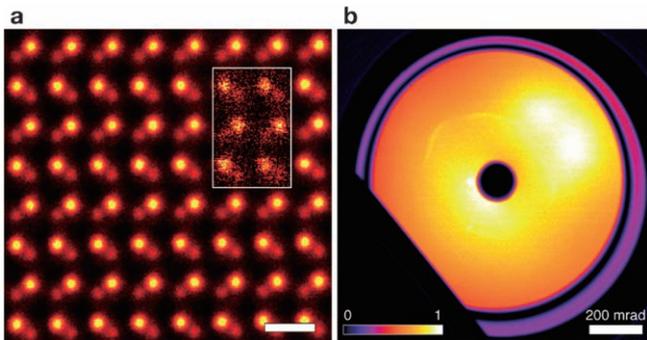


図 2 (a) 高速走査像 30 枚を重ねあわせた w -AlN の ADF STEM 像および 1 枚の像 (右上), (b) ADF 検出器の実効効率マップ. (a) のスケールバーは 3 Å (0.3 nm).

5. トラッキングによる単原子ドーパント拡散の直接観察⁽⁷⁾

光物性や電子物性などの機能性を半導体に付与する手法のひとつとして不純物元素のドーピングがある。これらドーパントの材料中での振る舞いの理解には高温での拡散挙動を明らかにする必要がある。拡散は材料科学における古典的な問題であり、濃度勾配下においてトレーサー原子の移動量を計測する手法により拡散係数が求められてきた。ところが、高温では様々な拡散機構が誘起され複雑になるため、拡散機構の同定は従来の計測では難しい。単原子の拡散はすでに走査プローブ顕微鏡によって観察されているが、これは表面に限られてきた⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。著者らのグループは固体中での単原子ドーパントの拡散を明らかにするため、電子顕微鏡を用いて Ce および Mn をドーピングした w -AlN を観察した。高エネルギーに加速された電子 (200 keV) と原子の弾性衝突により、Al や Ce 単原子には最大でそれぞれ 18.2 eV, 3.5 eV のエネルギーが転送される。拡散に必要な活性化エネルギーよりも大きなエネルギーが転送されるため (散乱断面積の大きさを考慮する必要あり)、試料を加熱することなく室温で局所的に拡散を促進することが可能となる。図 4 に同一領域から 30 枚連続して撮影した ADF STEM 像を示す (4 秒/フレーム)。矢印で示す明るいコントラストは Ce 単原子の位置を示しており、Ce 単原子が拡散していることが分かる (電子プローブが戻るまでの間に起こる Ce 拡散は観察出来ない)。原子位置の解析から (i) ベーサル面 (basal-plane), (ii) ピラミダル面 (pyramidal-plane), (iii) 格子間位置を介する 3 つの拡散機構に分解できる。Ce 単原子がある Al サイトから隣接する Al サイトへ拡散した後、もとの Al サイトへ戻る拡散が度々観察された。これは観察された拡散がランダムなブラウ

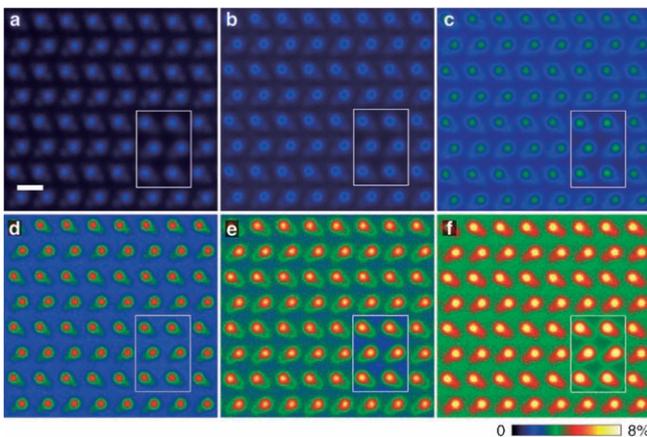


図 3 w -AlN の $[11\bar{2}0]$ 入射から得られた ADF STEM 実験像および計算像 (各右下)。試料厚 (原子数) はそれぞれ (a) 33 ± 1 , (b) 52 ± 1 , (c) 96 ± 2 , (d) 113 ± 2 , (e) 218 ± 3 , (f) 280 ± 3 。スケールバーは 3 Å (0.3 nm)。

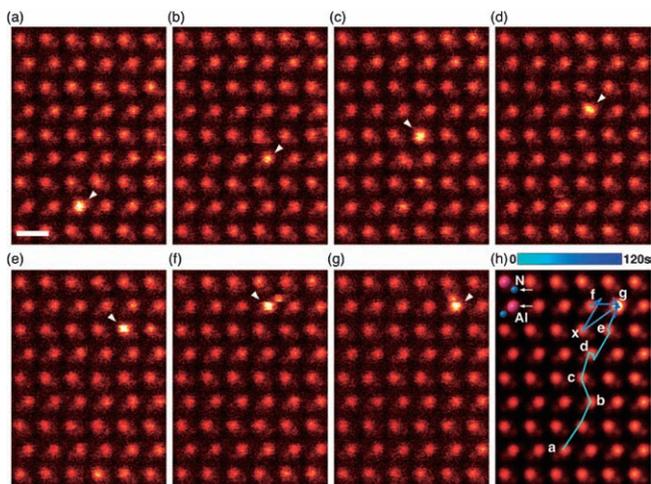


図4 (a)-(g) w -AlN の $[11\bar{2}0]$ 入射の ADF STEM 像. 各パネルの矢印で示す明るい輝点は Ce 単原子の位置. (h) Ce 単原子の軌跡.

ン運動ではなく、原子空孔を介した相関運動 (correlated motion) であることが推察される。また、図 4(f), (g) に見られる格子間位置は kick-out 機構による拡散であると考えられる。これらを明らかにするため、第一原理計算により活性化エネルギーを求めた (図 5)。計算の結果、Ce と Al の直接交換には 10 eV 必要であるが、Ce と原子空孔が交換する場合に必要なエネルギーは 0.5 eV 程度まで抑制され (Kirkendall 機構)、入射電子ビームにより拡散が容易に誘起されることが分かる。Al 原子が格子間位置にいる場合には Ce が kick-out 機構により Al サイトから叩き出しに必要なエネルギーは 3 eV とかなり高いが、理論計算の結果から可能であることが分かる。一方、Al や Mn が空孔を介した拡散に必要なエネルギーは Ce の場合よりも遙かに高く 2 eV 以上必要となる。実際、Mn の拡散はほとんど観察されなかった。重い元素である Ce が Mn よりも高い移動度を示すという逆説的な結果を理解するために、仮想的に格子を広げ Ce の拡散に必要な活性化エネルギーを第一原理計算により求めた。その結果、格子定数の増大に伴い、活性化エネルギーが増大し拡散が抑制される傾向にあることが分かった。通常、表面や粒界などのバルクよりも空間が広い領域では化学結合が弱くなるため、拡散が促進される。Ce の場合は次のように考えることができる。Ce は w -AlN の格子と比較すると原子半径の大きく、母格子とのサイズミスマッチが大きい。したがって通常の方法ではドーブできないが、著者らのグループは高温・高圧下での単結晶の合成を行い、強制的に Ce を w -AlN 中にドーブした (欠陥形成エネルギーは 3 eV)⁽¹¹⁾。Ce は Al サイトで最も安定になるが、深い安定ではないため、拡散に必要な活性化エネルギーは極めて低くなる。一方、Mn の場合には格子とのミスマッチが小さいため Al サイトで深い安定となり、活性化エネルギーが高く拡散が抑制されることが分かる。

最後に、Ce 単原子の拡散が表面かバルク中であることを区

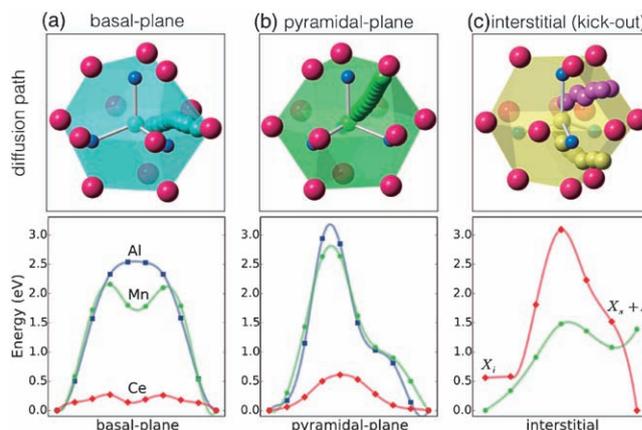


図5 第一原理計算により得られた Ce と隣接する Al サイト空孔の拡散パスおよび形成エネルギー. 構造モデルでは、Al (赤)、N (青)、Ce (淡青、緑、淡赤) を用いた. 図中の記号は X_1 (格子間ドーパント)、 X_2 (置換したドーパント)、 I (格子間 Al 原子) を示す.

別するために、ADF STEM 像の定量解析を行った⁽¹²⁾。像強度の定量解析を行うことで、ドーパントの三次元位置の解析が可能であり、その結果、表面ではなくバルク中を拡散していることが明らかとなった。

6. おわりに

バックグラウンドにおける遊動電子の精密な計測に基づいた ADF STEM 像の定量解析を試みた。ADF 検出器のキャリアレーションと Frozen Phonon モデルによる理論計算を通して、試料厚や平均自由行程などの基本的な物理量が高い精度で計測可能であることを示した。本手法の利点は、検出器のキャリアレーションを一度行えば、観察時に最適な条件を選択でき、ADF のみならず、BF や ABF などにも適応可能である。また、PMT の性能が向上すれば、パルスカウンタによる電子数の直接計測が可能となり、単電子レベルでの精密計測がより一般的となることが期待される。定量解析の応用例としてドーパントの拡散機構の解析を紹介したが、今後の応用としては、組成ゆらぎの分布、表面における原子構造、原子空孔の分布などの解析が期待される⁽⁷⁾⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。

本稿で紹介した研究は、オークリッジ国立研究所の A. R. Lupini 博士、R. Mishra 博士、S. T. Pantelides 博士、モナッシュ大学の S. D. Findlay 博士、NIMS の谷口尚博士、シンガポール大学の S. J. Pennycook 博士との共同研究により遂行されました。また、東京工業大学の大場史康博士、東京大学の柴田直哉博士、幾原雄一博士には大変有益な議論を頂きました。本研究は JSPS 海外学術派遣および文部科学省の新学術領域研究“ナノ構造情報のフロンティア開拓”による助成の下遂行されました。

文 献

- (1) S. J. Pennycook and L. A. Boatner: Nature, **336**(1988), 565–567.
- (2) S. J. Pennycook and P. D. Nellist: Scanning Transmission Electron Microscopy Imaging and Analysis, Springer, (2011).
- (3) M. J. Hÿtch and W. M. Stobbs: Ultramicroscopy, **53**(1994), 191–203.
- (4) A. Howie: Ultramicroscopy, **98**(2004), 73–79.
- (5) J. M. LeBeau, S. D. Findlay, L. J. Allen and S. Stemmer: Phys. Rev. Lett., **100**(2008), 206101.
- (6) R. Ishikawa, A. R. Lupini, S. D. Findlay and S. J. Pennycook: Microsc. Microanal., **20**(2014), 99–110.
- (7) R. Ishikawa, R. Mishra, A. R. Lupini, S. D. Findlay, T. Taniguchi, S. T. Pantelides and S. J. Pennycook: Phys. Rev. Lett., **113**(2014), 155501.
- (8) G. F. Knoll: Radiation Detection and Measurement, Wiley, (1989).
- (9) D. Gohlke, R. Mishra, O. D. Restrepo, D. Lee, W. Windl and J. Gupta: Nano Lett., **13**(2013), 2418–2422.
- (10) S.–Kitamura, T. Sato and M. Iwatsuki: Nature, **351**(1991), 215–217.
- (11) R. Ishikawa, A. R. Lupini, F. Oba, S. D. Findlay, N. Shibata, T. Taniguchi, K. Watanabe, H. Hayashi, T. Sakai, I. Tanaka, Y. Ikuhara and S. J. Pennycook: Sci. Rep., **4**(2014), 3778.
- (12) R. Ishikawa, A. R. Lupini, S. D. Findlay, T. Taniguchi and S. J. Pennycook: Nano Lett., **14**(2014), 1903–1908.
- (13) R. Ishikawa, N. Shibata, F. Oba, T. Taniguchi, S. D. Findlay, I. Tanaka and Y. Ikuhara: Phys. Rev. Lett., **110**(2013), 065504.
- (14) R. Ishikawa, A. R. Lupini, Y. Hinuma and S. J. Pennycook: Ultramicroscopy, **151**(2015), 122–129.



石川 亮

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2011年3月 東京大学工学系研究科博士課程修了
2011年4月 東京大学総合研究機構 博士研究員
2012年10月 日本学術振興会海外博士研究員 (米国
オークリッジ国立研究所)
2014年4月 現職
専門分野: 電子顕微鏡, 機能性セラミックス
◎先端電子顕微鏡法を用いた点欠陥などの局所構造解
析に従事.
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



若手技術者に期待すること

中越合金鋳工株式会社 製造部；部長 朽木智大

1. 会社紹介

私たちの会社は、眼前に雄大な立山連峰をのぞむ富山県の立山町に本社・工場を構え、銅合金鋳物の製造・販売を行っています。お客様の様々なニーズに応えるオリジナル材の材料開発から、原材料の溶解、鋳造、押出、鍛造、熱処理、機械加工完成品までの一貫製造ラインを構築した、銅合金業界でも数少ない会社です。銅合金は耐摩耗性、耐食性に優れ、熱及び電気伝導性が良好といった特長を活かし、1949年の創業以来、自動車・ベアリング・油圧建機・鉄鋼・造船・一般産業機械・家電・水栓といった幅広い分野のお客様にご愛顧頂いています。

2. 若手技術者に期待すること

さて、本記事の筆者である私自身は、技術部門での実務経験がなく、残念ながら技術者としての経験談を皆様に紹介することはできませんので、私たちの会社が技術者、特に若手技術者に期待していることについて、僭越ながら紹介させていただきます。

(1) 一番を目指す

技術者としての神髄は、やはりその分野における深奥な知識、能力だと思います。若手技術者が知識豊富な将来を担う立派な技術者へと成長する過程において、日々自ら勉強に励むこと無しにそれを成し遂げることはできないでしょう。私たちの会社では、そんな若手技術者への動機付けとして、どんな些細なことでも構わないので、とにかく一番を目指して欲しいと伝えています。これは、技術者に〇〇については自分が一番詳しく、他の誰にも負けないという得意分野を身に付けてもらうことで、〇〇のことなら彼に聞けばすぐに解決できるというように、上司や製造現場はもちろん、お客様からも信頼される技術者としての実感を得て欲しいからです。実際に、私が若手技術者にそういった相談を持ちかけた場合には、とても澁刺で誇らしげに答えてくれるのが印象的です。一番の程度についても、最初から高いハードルを目指そ

うとしている訳ではありません。まずは、自分のチームの中で一番を目指そう、次は会社の中で一番、その次は業界で一番というように、段階的に上を目指せばよいと言っています。自ら目標を定め、高みを目指すことができるようになれば、技術者としての未来は明るいと言っています。

(2) 人付き合いを大切に

鋳物造りにおいて、品質不良の撲滅は長きに渡っての課題です。この品質不良の多くは、製造現場で発生しています。一方で、その不良の原因は上流の設計上、技術上の問題である場合も多々あります。この場合、品質保証部、技術部、製造部が力を合わせて問題解決に当たるわけですが、特に技術者には、実際に問題が発生している製造現場に足繁く通い、その現場の方との人付き合いを大切にしてくださいと伝えています。製造現場には気難しい現場責任者や、無口な職人気質のベテランもいたりするものです。そんなとき、現場の方の協力が得られず、現場で起こっている真実を正確に聞き出すことができなければ、決して問題解決に辿り着くことはできません。技術者と言えども、研究室・実験室に籠りがちにならず、人付き合いを大切に、何でも話し合える風通しのよい人間関係を築いて欲しいのです。現場の休憩所で皆と雑談しながら一緒にコーヒーを飲んでいる、そんな技術者が理想です。

(3) 説明が上手い

私たちの会社では、入社間もない若手技術スタッフから、技術課長までを対象に、年2回「技術発表会」と称して現在自分が取り組んでいるテーマについて、経営層に対して発表する場を設けています。この発表会は経営層への業務報告というよりも、銘銘になりがちな技術部門の各テーマのベクトル合わせと、技術者としての説明力を磨く場と位置付けています。どれだけ知識が優れていても、説明した内容が人に伝わらなければその知識は活かせません。また、説明が上手い技術者は往往にして試験・研究の計画、実行、まとめの段取りも上手なものです。きっと自身の頭の中をしっかりと整理しているので、先を見ることができ、行動も説明も上手なのでしょう。説明が上手くなって欲しいという期待は、単に人に伝える能力を高めて欲しいだけでなく、頭の中を整理する能力も自ずと高まることを狙っています。

今回紹介させていただいた若手技術者への期待は、私たちの会社にしか通用しない部分であったり、釈迦に説法であったりしたかもしれませんが、企業への就職を志す学生の皆さんにとって、企業が求める技術者像の一例として僅かでも参考になれば幸いです。

(2016年7月8日受理)[doi:10.2320/materia.55.484]

(連絡先：〒930-0298 富山県中新川郡立山町西芦原新1-1)

談話室

アメリカ留学体験記

北海道大学大学院
工学研究院；助教 石田洋平

1. はじめに

文部科学省の「科学技術人材育成のコンソーシアムの構築事業」に、北海道大学、東北大学、名古屋大学の3大学グループが採択されている。この事業で行っている「次世代研究者育成プログラム」の留学支援を受け、米国 The University of Texas at San Antonio(以下、UTSA)へ2015年夏期に約3ヶ月間の短期留学、訪問研究を行った。UTSAは総学生数約30000人の大きな総合私立大学で、テキサス州の南側に位置する。

訪問したのは、Department of Physics and AstronomyのRobert L. Whetten教授のグループである。Whetten教授は、金属原子(特に金: Au)数~数十個からなる超微粒子である“金属クラスター”という新しい学問領域を世界に先駆けて展開してきた科学者であり、本留学ではその技術、哲学を学ぶため研究留学した。Whetten教授は科学者としてのみならず人格的にも素晴らしい先生で、名前も顔も知らない私からのメールでのオファーを快く受け入れて下さり、留学期間中にも大変親切にして頂いた。研究内容の詳細を述べる前に、まずWhetten教授に心よりの感謝を申し上げたい。留学期間の後半ではWhetten教授のご自宅の一室に住まわせていただき、公私ともに充実した留学生生活を過ごさせていただいた。

2. UTSAでの研究について

私が本留学で目指したのは、次世代研究者育成プログラムの研究課題に用いる新しい金属クラスター材料の合成である。私はこれまで主に有機分子を扱う研究に従事しており、それらの超分子構造を制御することで光エネルギーを化学的に利用可能な人工光合成系の構築を行ってきた。本研究課題では、これまでとは全く異なる試みとして金属クラスターを用いた人工光合成系を新規に提案すべく、その合成技術の習得を目指しUTSAへ留学した。新しい分野で1からの研究

だったため苦勞も多かったが、どうにか留学期間に私の人工光合成系に用いる新規金属クラスターの合成に成功した。

研究設備はやはり北大をはじめとする日本の大学の方がリードしていると感じた。しかし、UTSAではProfessorはそれぞれ独立の研究グループを持つものの、それらの共同研究や装置の共同利用は日本よりもはるかに頻繁に行われていた。特に、私の留学したDepartment of Physics and Astronomyと、隣のDepartment of Chemistry, Department of Biologyとの共同研究はとても活発で、日常の研究Meeting(日本でいうゼミのようなもの)も学科を超えたFaculty membersで行われていた。これは日本ではあまり見られない文化で、短いながらもアメリカの柔軟な研究方針に触れることができ、また異分野の科学者と頻繁な議論ができたことは私にとって大きな財産になった。

3. 生活について

UTSAはテキサス州の南に位置しており、メキシコとの国境まで車で3時間ほどである。(特に私の訪問した学科では)学生や教員の半数以上はメキシコ出身であった。そのため、研究室の公用語は半分英語、半分スペイン語といった感じで、スペイン語が全くわからない私は学生との意思疎通に多少苦勞する場面もあった(英語が堪能でない学生もいる)。

食事は、アメリカはどの州にもある通りMacDonald, Subway, Whataburger, Panda Express(中華料理のファストフード)などが学内や近隣にあり、もちろんWal-Martもあった(4kmほど大学から離れていたため毎週日曜日は友人に車で連れて行ってもらっていた)。さらに、やはりメキシコ近くということもありメキシカンレストランが多く(MacDonaldとSubwayを合わせた数より多い)、私はこの留学期間ですっかりメキシコ料理に慣れた。北海道とは全く気候が異なるため生活に適応するのに苦勞したが(日中は45°Cまで上がる日もあった)、全般に生活面でも過ごし易い留学であった。

4. おわりに

非常に有意義な留学をさせていただき、次世代研究者育成プログラムをサポートして下さっている皆様に心から御礼申し上げます。また、繰り返しになるが素晴らしい経験をさせて下さったWhetten教授に改めて御礼申し上げます。

(2016年7月28日受理)[doi:10.2320/materia.55.485]

(連絡先: 〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)

本 会 記 事

| | | |
|-------------|------------------------------|-----|
| 会 告 | 会費の自動振替制度のご案内 | 486 |
| | 第25回奨学賞の推薦校募集について | 486 |
| | 2017年春期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集 | 487 |
| | 第40回技術開発賞募集 | 487 |
| | 第67回金属組織写真賞作品募集 | 487 |
| | 平成29・30年度代議員候補者の立候補者募集 | 489 |
| | 平成29・30年度の監事候補者の立候補者募集 | 490 |
| | 本会の代議員選挙管理委員会委員募集 | 490 |
| 支部行事 | 新入会員 | 495 |
| 掲示板 | 追悼 | 495 |
| 会誌・欧文誌10号目次 | 行事カレンダー | 496 |
| 次号予告 | | 494 |

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

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

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

- ・会告原稿締切：毎月1日で、翌月号掲載です。
- ・掲示板や行事のご案内は、ホームページにも掲載しております。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

会費の自動振替制度のご案内

2017年度会費自動振替制度のご案内を下記の通り申し上げます。お手続きを宜しくお願いいたします。

ホームページ：会員制度のご案内 → 年会費・論文誌購読費の価格・お支払方法について → 会費自動振替制度のご案内

2016年会費自動払込申込締切 2016年10月7日(金)
 問合せ・申込書送付先 〒980-854 仙台市青葉区一番町 1-14-32
 (公社)日本金属学会 会員サービス係 宛
 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
 E-mail: member@jim.or.jp

日本金属学会・日本鉄鋼協会 第25回奨学賞の推薦校募集について

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

奨学賞募集要項

1. 教育機関の募集
 - ・国内の材料系の学科又はコース等を有する大学および高等専門学校
 - ・同一の教育機関(1校)の応募数は、関係する材料系の学科又はコース等に拘らず1件とします。
2. 教育機関における候補者の対象
 - ・大学は学士課程4年に在学する学生。
 - ・高等専門学校は専攻科2年に在学する学生。

3. 推薦校の推薦者資格
 - ・教育機関の代表専攻長(代表学科主任)
同一教育機関の応募窓口は事前にご調整願います。
 - ・下記の全国大学材料関係教室協議会の参加大学には、推薦校の資格が与えられます。
4. 手続き 所定の応募用紙(本会 HP よりダウンロードできます)により必要事項を記入の上、ご応募下さい。
5. 応募締切 2016年11月1日(火)
6. 申込問合せ先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目 14-32
 (公社)日本金属学会 奨学賞係
 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
 E-mail: gaffair@jim.or.jp

7. 2016年全国大学材料関係教室協議会の参加大学(33校)

| 大 学 名 | | |
|-------------|-------------|-----------|
| 1 北海道大学 | 12 富山大学 | 23 長崎大学 |
| 2 室蘭工業大学 | 13 豊橋技術科学大学 | 24 熊本大学 |
| 3 岩手大学 | 14 名古屋大学 | 25 大阪府立大学 |
| 4 秋田大学 | 15 名古屋工業大学 | 26 石巻専修大学 |
| 5 東北大学 | 16 京都大学 | 27 千葉工業大学 |
| 6 茨城大学 | 17 大阪大学 | 28 東京理科大学 |
| 7 筑波大学 | 18 島根大学 | 29 芝浦工業大学 |
| 8 東京大学 | 19 香川大学 | 30 東海大学 |
| 9 東京工業大学 | 20 愛媛大学 | 31 金沢工業大学 |
| 10 横浜国立大学 | 21 九州大学 | 32 関西大学 |
| 11 長岡技術科学大学 | 22 九州工業大学 | 33 近畿大学 |

2017年春期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集

推薦書提出期日：2016年11月25日(金)

2017年春期講演大会における特別講演と招待講演を募集いたしますので、ご推薦をお願いします。

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
- 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

詳細 までりあ 9号430頁

問合せ・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 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

- ②写真データはPDFまたは画像ファイル(jpgなど)で提出すること。(それ以外はプレビュー表示出来ない)
- ③写真と図の組み合わせでも提出は可(写真，図への挿入文字は小さすぎないこと)。
- ④作品には，応募者名，共同研究者名を記載しない。
- ⑤応募作品数には制限を設けない。
- ⑥他学協会等の同様の賞を受賞してない作品であること。

詳細 までりあ 8号392頁 or ホームページ：表彰(賞の募集)

申込 URL <http://picture.jim.or.jp/entry>

送付・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 金属組織写真賞係
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

支部行事



第26回学生による材料フォーラム 開催のお知らせ

日時 2016年11月15日(火)

場所 名古屋大学 ES 総合館(〒464-8603 名古屋市中千種区不老町)
ES ホール(特別講演会)，ES 会議室およびエントランス
(ポスターセッション)，レストラン花の木(交流討論会)

アクセス MAP

<http://www.nagoya-u.ac.jp/access-map/higashiyama/congre.html>
プログラム

12:00~12:50 ポスター準備

13:00~14:00 特別講演会(ポスター発表者は必ず聴講のこと)
生物に学ぶものづくり

静岡理科大学 志村史夫 教授

14:10~16:10 ポスターセッション

16:10~16:30 ポスター撤去

16:30~18:00 交流討論会 [レストラン花の木] (ポスター発表者は必ず参加)

内容 学生および若手企業会員によるポスターセッション形式の研究成果発表

見学者 東海地区の金属学会および鉄鋼協会会員ならびに関係企業の技術者，研究者

その他

◆展示はポスターボードのみ。

◆ポスターの大きさは 横90 cm×縦180 cm

◆ポスターの搬入と撤去は発表者の責任において行うこと。

◆ポスターの搬入と展示は当日の12:00~12:50に完了のこと。

◆ポスターセッションのみの参加は認めません。ポスター発表者は特別講演を必ず聴講のこと。

◆ポスター撤去は当日終了後の16:10~16:30に行うこと。それ以降は廃棄致します。

◆発表学生と指導教員の方は，必ず交流討論会にご出席下さい(参加費無料)。

◆審査の上，優秀なポスターには，交流討論会にて奨励賞を贈呈します(東海支部のみ)。

◆発表者および指導教員への旅費の支給は行いません。

参加申込方法 発表および参加の申込書につきましては，下記 URL よりダウンロードいただけます。

10月14日(金)までに，E-mailにて，下記宛てにお申し込み下さい。

申込書ダウンロード

<http://www.numse.nagoya-u.ac.jp/tokai/zairyoforum/>

発表・参加申込先 tokai@numse.nagoya-u.ac.jp

第40回技術開発賞「新技術・新製品」記事募集

応募締切：2016年10月31日(月)

賞の名称 第40回公益社団法人日本金属学会技術開発賞

賞の対象 までりあ「新技術・新製品」記事に掲載された記事が選考対象となります。

原稿問合せ までりあ係 E-mail: materia@jim.or.jp

詳細 までりあ 8号391頁 or ホームページ：表彰(賞の募集)

問合せ 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会各賞係
☎ 022-223-3685 E-mail: gaffair@jim.or.jp

第67回金属組織写真賞作品募集

Web 申込になりました!!

応募締切：2016年10月20日(木)

賞の名称 第67回公益社団法人日本金属学会組織写真賞

募集部門 下記4部門で行っております。

「写真賞部門」

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

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

申込要領

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

【写真作品】

- ①写真データの解像度は，A2版サイズを前提に400 dpi以上とする。

〒464-8603 名古屋市千種区不老町
名古屋大学大学院工学研究科マテリアル理工学専攻材料工学分野内
日本金属学会・日本鉄鋼協会 東海支部事務局
☎/FAX 052-789-3372
E-mail: tokai@numse.nagoya-u.ac.jp



第59回 材質制御研究会 —軽金属材料の高機能化技術—

アルミニウム、マグネシウム、チタンに代表される軽金属が、これまで基幹素材として広く使用されてきた鉄鋼材料に代わり、軽量化が求められる様々な部位に適用されている。さらにチタンは、水素貯蔵、形状記憶、超弾性などの機能を有しており、今後、軽金属材料の需要は、益々増大すると予想されます。

本研究会では、軽金属材料に対する高機能化技術を中心に最近の話題を取り上げておりますので、奮ってご参加下さい。

日時 2016年10月14日(金)11:00~16:40
場所 広島工業大学 新8号館309室(広島市佐伯区三宅2-1-1)
アクセス <http://www.it-hiroshima.ac.jp/>

1. 開催の挨拶(広島工大 日野 実)
11:00~11:10
2. 研究会
11:10~12:00 座長 広島工大 桑野亮一
①マグネシウム合金へのカーボン添加と機械的性質の向上
広島工大 ○日野 実 ㈱STU 橋本嘉昭 ㈱日本製鋼所 齊藤 研
岡山県工技セ 村上浩二 岡山理科大 金谷輝人
12:00~13:00 一休 憩一
13:00~13:50 座長 広島工大 土取 功
②難燃性マグネシウム合金展伸材の MIG 溶接
大阪府立大 ○瀧川順庸 木ノ本伸線 上田光二 木ノ本 裕
大阪府立大 上杉徳照 東 健司
13:50~14:00 一休 憩一
14:00~14:40 座長 岡山県工技セ 築山訓明
③アルミニウム合金の疲労強度に及ぼす表面析出組織と水素の影響
岡山理科大 ○金谷輝人 ㈱サーテック永田 永田教人
広島工大 日野 実 阪大 堀川敬太郎
岡山理科大 中川恵友 福原 実
岡山県工技セ 村上浩二
14:40~14:50 一休 憩一
14:50~15:40 座長 広島大大学院 市川貴之
④アルミニウム合金の陽極電解処理
岡山県工セ ○築山訓明 村上浩二 ㈱サーテック永田 永田教人
岡山理科大 金谷輝人 広島工大 日野 実
㈱山本金属製作所 廉本 寧 松田 亮 河合真二 山本泰三
15:40~15:50 一休 憩一
15:50~16:40 座長 広島工大 日野 実
⑤Ti 系合金を利用した水素昇圧と耐久性性能

参加申込 氏名・所属・連絡先(電話番号・E-mail アドレスなど)
を明記のうえ、10月7日(金)までに FAX または E-mail などにて下記へお申込下さい。

参加費 無料
世話人 日野 実(広島工大), 金谷輝人(岡山理科大), 市川貴之(広島大大学院)
申込・問合せ先 広島工業大学工学部機械システム工学科 日野 実
☎/FAX 082-921-4454
E-mail: hino@me.it-hiroshima.ac.jp



H28年度秋季講演会

[共催] 日本鉄鋼協会九州支部

日時 2016年10月21日(金) 12:50~17:00
場所 長崎大学 総合教育研究棟3階大講義室(〒852-8521 長崎市文教町1-14)

- 講演
- 12:50~13:50 (1) 本多記念講演会(日本金属学会九州支部主催)
ナノマニピュレーションによる次世代磁性材料の開発 長崎大 福永博俊
- 13:50~14:50 (2) 湯川記念講演会(日本鉄鋼協会九州支部主催)
遍歴磁性とスピンゆらぎ: 実験と理論 京都大 吉村一良
- 15:00~17:00 (3) 講演討論会(日本金属学会/日本鉄鋼協会九州支部共催)
テーマ: 機能性金属材料の最前線
- 15:00~15:40 (1) パワー半導体接合用高温鉛はんだ代替材料の開発 イサハヤ電子 木下慎也
- 15:40~16:20 (2) 金属基複合材料の機械的性質 長崎大 山本将貴
- 16:20~17:00 (3) 磁気光学 Kerr 効果を用いた永久磁石材料の磁区構造観察 九工大 竹澤昌晃

参加料 無料
定員 約80名
問合せ先 長崎大学工学部化学・物質工学コース 近藤慎一郎
☎/FAX 095-819-2635
E-mail: kondou@nagasaki-u.ac.jp



公益社団法人日本金属学会の
平成29年度・30年度代議員候補者の立候補募集

平成29年度・30年度の代議員の選挙を次の要領で実施しますので、立候補希望者はご応募願います。

会長 白井泰治

1. 地区別代議員候補者改選数

| 地区 | 定員 | 留任* | (改選数)新任** |
|--------|-----|-----|-----------|
| 北海道地区 | 3名 | 1名 | 2名 |
| 東北地区 | 8名 | 4名 | 4名 |
| 関東地区 | 30名 | 14名 | 16名 |
| 東海地区 | 9名 | 4名 | 5名 |
| 北陸信越地区 | 4名 | 2名 | 2名 |
| 関西地区 | 14名 | 7名 | 7名 |
| 中国四国地区 | 5名 | 2名 | 3名 |
| 九州地区 | 5名 | 3名 | 2名 |
| 総計 | 78名 | 37名 | 41名 |

代議員の任期

* 留任：定時社員総会の選任日(2016年4月25日)から、2回目に終了する事業年度に関する定時社員総会の終結まで。

** 新任：定時社員総会の選任日(2017年4月24日予定)から、2回目に終了する事業年度に関する定時社員総会の終結まで。

(各地区の選挙定員は2016年2月28日現在の会費納入正員数に基づいて決定しています)

2. 立候補受付期間 2016年10月1日～10月25日(当日消印有効)

3. 立候補応募方法

所定の用紙(ホームページにあります)に「日本金属学会代議員選挙の〇〇地区の代議員候補者に立候補します。」と記載し、住所、氏名(押印)、勤務先および連絡先(TEL, FAX, E-mail)をご記入の上、上記期日までに郵送下さい。

4. 応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人日本金属学会「代議員選挙管理委員会 御中」

5. 注意事項

- 1) 本会ホームページの「情報公開」の「主要規程」に公開してある「代議員選挙規程」を予め承知願います。
- 2) 次の方は代議員に立候補出来ません。
本会名誉員、永年会員、留任代議員(平成28年度選任)、学生員、外国会員、2016年度会費未納者、会員資格停止中の方。
- 3) 代理人(本会の正員に限る)が立候補を届出する場合は、代理人の住所、氏名(押印)、勤務先および連絡先(TEL, FAX, E-mail)もご記入下さい。
- 4) FAXやE-mailなど文書以外の手段による届出は無効であり、受け付けません。
- 5) 選挙投票用紙の立候補者名は受け付け順に記載されます。

6. 問合せ 公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員

事務局 斎藤 E-mail: gaffair@jim.or.jp

◎代議員選挙日程(予定)

平成29年度・30年度の代議員選挙は、平成28年12月1日～12月31日を予定しておりますので、ご承知おき願います。

2017年度代議員候補者に加え
(留任代議員および2期継続代議員)

◎下記の留任代議員および2期継続就任代議員の方は立候補できません

北海道地区

鶴飼重治 北海道大学 平井伸治 室蘭工業大学

東北地区

貝沼亮介 東北大学 高梨弘毅 東北大学
福山博之 東北大学
山口勉功 岩手大学

関東地区

相浦直 ㈱神戸製鋼所 浅沼博 千葉大学
石黒孝 東京理科大学 伊藤公久 早稲田大学
今井潔 ㈱東芝 遠藤裕寿 日立金属㈱
王 昆 日本冶金工業㈱ 岡本和孝 ㈱日立製作所
北園幸一 首都大学東京 木村薫 東京大学
小林政信 千葉工業大学 篠嶋 妥 茨城大学
神保至 東海大学 須佐匡裕 東京工業大学
瀬戸一洋 JFEスチール㈱ 土谷浩一 物質・材料研究機構
堤祐介 東京医科歯科大学 錦織貞郎 ㈱IHI
原卓也 新日鐵住金㈱ 廣澤渉一 横浜国立大学
松崎健嗣 三井金属鉱業㈱ 水上英夫 新日鐵住金㈱
御手洗容子 物質・材料研究機構 森田一樹 東京大学
山口周 東京大学 吉永直樹 新日鐵住金㈱

東海地区

伊崎昌伸 豊橋技術科学大学 小山敏幸 名古屋大学
高橋裕 三重大学 西野洋一 名古屋工業大学
浜谷秀樹 新日鐵住金㈱ 松本章宏 産業技術総合研究所
森元秀 トヨタ自動車㈱

北陸信越地区

岸陽一 金沢工業大学 榊和彦 信州大学
佐藤一則 長岡技術科学大学 松田健二 富山大学

関西地区

渥美寿雄 近畿大学 飴山 恵 立命館大学
乾晴行 京都大学 垣辻 篤 大阪府立産業技術
鴨志田真一 日新製鋼㈱ 総合研究所
白井泰治 京都大学 河野佳織 新日鐵住金㈱
三浦永理 兵庫県立大学 田中敏宏 大阪大学
山名幹也 山陽特殊製鋼㈱ 森茂生 大阪府立大学

中国四国地区

大庭卓也 島根大学 佐々木 元 広島大学
竹元嘉利 岡山大学 陳 中春 鳥取大学

九州地区

中島英治 九州大学 堀田善治 九州大学
松村 晶 九州大学

公益社団法人日本金属学会の
平成29年度・30年度の監事候補者の立候補募集

平成28事業年度に関する定時社員総会(平成29年4月24日開催予定)で選任される監事の候補者は、細則では立候補制で正員による選挙を実施することができるものと定めており、監事選挙を次の要領で実施しますので、立候補希望者は応募願います。

1. 監事候補者選挙数：1名

2. 監事候補者対象地区：東北地区在住

3. 監事の職務および権限(定款第25条)

第25条 監事は、理事の職務の執行を監査し、法令で定めるところにより、監査報告を作成する。

2 監事は、いつでも、理事及び使用人に対して事業の報告を求め、この法人の業務及び財産の状況の調査をすることができる。

3 監事は、理事会に出席し、必要があると認めるときは、意見を述べなければならない。

4 監事は、理事が不正の行為をし、若しくはその行為をするおそれがあると認められるとき、又は法令若しくは定款に違反する事実若しくは著しく不当な事実があると認めるときは、これを理事会に報告しなければならない。

5 監事は前号の報告をするため必要があるときは、会長に理事会の招集を請求することができる。ただし、その請求があった日から5日以内に、2週間以内の日を理事会とする招集通知が発せられない場合は、直接理事会を招集することができる。

6 監事は、理事が社員総会に提出しようとする議案、書類その他法令で定めるものを調査し、法令若しくは定款に違反し、又は著しく不当な事項があると認めるときは、その調査の結果を社員総会に報告しなければならない。

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

8 監事は、監事に認められた法令上の権限を行使することができる。

4. 立候補受付期間：2016年10月1日～10月25日(当日消印有効)

5. 立候補応募方法：

所定の用紙(ホームページにあります)に「日本金属学会監事立候補者」と記載し、住所、氏名(押印)、勤務先および連絡先(TEL、E-mail)をご記入の上、上記期日までに郵送下さい。

6. 応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人 日本金属学会「監事選挙管理係 御中」

7. 注意事項

①監事候補者は東北地区在住の方に限ります。

②立候補届出時に2016年度正員会費を納入していない正員の届出は無効になります。

③郵送以外のFAXやE-mailでの届出は無効です。

④選挙投票用紙の立候補者名は受付順に記載します。

8. 問合せ先：公益社団法人 日本金属学会 監事選挙係

事務局 斎藤 E-mail: gaffair@jim.or.jp

◇監事選挙日程(予定)◇

平成29年度・30年度の監事選挙は平成28年12月1日～12月31日を予定しておりますので、ご承知おき願います。

公益社団法人日本金属学会の
代議員選挙管理委員会委員募集

受付期間 2016年10月1日～10月25日(当日消印有効)

応募方法 応募用紙(ホームページに公開します)に「日本金属学会の代議員選挙の選挙管理委員会委員に応募します」と記載し、住所、氏名、勤務先および連絡先(TEL、FAX、E-mail)をご記入の上、郵送で上記期日までに応募下さい。

募集人数 3名

応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32

公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員会

問合せ先 公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員会事務局

斎藤 E-mail: gaffair@jim.or.jp

掲 示 板

〈公募類記事〉

無料掲載：募集人員、締切日、問合せのみ掲載。

有料掲載：1/4頁(700～800文字)程度。

・「まてりあ」とホームページに掲載；15,000円＋税

・ホームページのみ掲載；10,000円＋税

〈その他の記事〉 原則として有料掲載。

・原稿締切・掲載号：毎月1日締切で翌月号1回掲載

・原稿提出方法：電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)

・原稿送信先：FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

◇兵庫県立大学大学院工学研究科 教授 公募◇

公募人員 教授1名

(兵庫県立大学では男女共同参画を推進していますので女性研究者の応募を歓迎します。)

所 属 大学院工学研究科 材料・放射光工学専攻

専門分野 再生エネルギー関連材料工学分野(例えば、光電変換素子へ応用されている、または今後、応用が期待される半導体、金属、等の材料・素子研究)

応募資格 ①博士学位取得者、②上記専門分野において優れた研究能力を有し、且つ、学部、大学院の講義を担当できる。

着任時期 2017年4月1日(任期なし)

提出書類 本学ホームページ

(<http://www.eng.u-hyogo.ac.jp/outline/koubo/index.html>)を参照。

応募締切 2016年10月25日(火)(必着)

選考方法 書類審査および面接(模擬授業を含む)。

書類送付先 〒671-2280 兵庫県姫路市書写2167

兵庫県立大学姫路工学キャンパス 総務課気付

大学院工学研究科長 川川喜弘 宛

*封筒に「材料・放射光工学専攻 教授 応募書類在中」と朱書きし、簡易書留で送付すること。応募書類は原則、返却しません。

問合せ先 材料・放射光工学専攻長 松尾直人

☎ 079-267-4907

E-mail: koubo176@eng.u-hyogo.ac.jp

◇兵庫県立大学大学院 材料・放射工学専攻
教員 公募◇

- 募集人員** 助教1名
専門分野 材料強度学に関連する分野
担当科目 機械工作実習, 機械・材料工学実験, 材料工学実験 I, II, III, 機械システム設計製図 I, 材料工学特別演習 I, II, 科学英語など
応募資格 着任時期までに博士の学位を有し, 上記専門分野の教育と研究に熱意と意欲がある方, 日本語で講義ができること。
任期 5年(再任する場合は1回を原則とし, 再任後の任期は5年とする)
着任時期 2017年4月1日
応募書類 1. 履歴書(写真貼付, 学歴は高等学校卒業以降, 職歴, 賞罰等): 様式1
2. 研究業績(著書, 論文等): 様式2 および主要論文別刷り(3編まで, コピー可)
3. 教育歴および学会・社会における活動等: 様式3
4. これまでの主要な研究概要(1,000字程度): 様式4
5. 教育・研究への抱負(1,000字程度): 様式5
6. 推薦書1通または応募者に対して意見を伺える方1名の氏名・役職と連絡先を記載した書類
*様式1から様式5は, 以下の URL からダウンロードして下さい。
<http://www.eng.u-hyogo.ac.jp/outline/koubo/index.html>
応募締切 2016年11月10日(木)
選考方法 書類審査および面接による
書類提出先 〒671-2280 兵庫県姫路市書写2167
兵庫県立大学姫路書写キャンパス 総務課気付
大学院工学研究科長 川月喜弘 宛
*封筒に「材料・放射工学専攻助教(材料強度学)応募書類在中」と朱書きし, 簡易書留で送付すること。応募書類は原則として返却しません。
問合せ先 材料・放射工学専攻 鳥塚史郎
☎&FAX: 079-267-4905
E-mail: koubo172@eng.u-hyogo.ac.jp
その他 工学研究科では, 次世代エネルギー, 高度生産加工技術および医用工学に関わる分野の教育・研究を推進しており, 着任後, これらの分野で貢献できる人材を歓迎します。

集 会

◇レアメタル研究会◇

- 主 催 レアメタル研究会
主宰者: 東京大学生産技術研究所 岡部 徹 教授
■協 力 (一財)生産技術研究奨励会(特別研究会 RC-40)
■共 催 東京大学マテリアル工学セミナー
レアメタルの環境調和型リサイクル技術の開発研究会
東京大学生産技術研究所 持続型エネルギー・材料統合研究センター
東京大学生産技術研究所 非鉄金属資源循環工学寄付研究部門(JX 金属寄付ユニット)
協 賛 (一社)資源・素材学会他
■開催会場 東京大学生産技術研究所
An棟 2F コンベンションホール(〒153-8505 東京都目黒区駒場4-6-1)
(最寄り駅: 駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)
■参加登録・お問合わせ
東京大学 生産技術研究所
岡部研究室 学術支援専門職員 宮崎智子
FAX 03-5452-6313 E-mail: okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp

〈平成28年度 レアメタル研究会のご案内〉(2016.8.26現在)

- 第73回 2016年11月22日(火)(平成28年度 第3回)
■ 第74回 2017年1月6日(金)(平成28年度 第4回)
★貴金属シンポジウム(第3回)+新年会★(合同開催)
■ 第75回 2017年3月10日(金)(平成28年度 最終回)
★中村崇教授が熱く語る特別シンポジウム+慰労会★(合同開催)

- 第73回 2016年11月22日(火)14:00~ An棟2F コンベンションホール
(★曜日と開始時間にご注意下さい。)

テーマ: チタン製錬・リサイクル

時 間: 午後2:00~

講 演:

- チタンの新製錬研究の進捗状況(仮)(30分)
京都大学大学院工学研究科材料工学専攻 教授 宇田哲也 講師
- クロール法のその場観察の試み(仮)(20分)
京都大学大学院工学研究科材料工学専攻 博士課程 D3 岸本章宏 講師
- チタンの還元やリサイクルプロセスに関する最近の話題(仮)
~マグネシウムを用いるチタンの還元と脱酸~(45分)
東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師
- チタンおよびチタン合金粉末について(仮)(45分)
株式会社 大阪チタニウムテクノロジーズ 執行役員 大橋善久 講師
- チタンのEB溶解とスクラップのリサイクル化について(仮)(45分)
東邦チタニウム株式会社 常務取締役 滝 千博 講師

★ポスター発表を企画中

午後6:00~研究交流会・意見交換会(An棟2F ホワイエ)

- 第74回 2017年1月6日(金) 13:30~An棟2F コンベンションホール
特別・合同シンポジウム(第4回貴金属シンポ)
貴金属の製錬・リサイクル技術の最前線(レアメタル研究会(第74回))

非鉄金属資源循環工学寄付研究部門(JX金属寄付ユニット),
持続型エネルギー・材料統合研究センター, レアメタル研究会(第74回レアメタル研究会)による特別・合同シンポジウム

■日 程: 2017年1月6日(金) 講演会 13:30-18:20

ポスター発表 兼 交流会 18:30-

■開催場所: 東京大学 生産技術研究所 An棟2F コンベンションホール(〒153-8505 目黒区駒場4-6-1)(最寄

駅：駒場東大前，東北沢，代々木上原)

■会費：資料代 3,000円(企業会員・学生等は無料)

■参加登録・お問い合わせ・ポスター発表の申込み：

岡部研 学術支援専門職員 宮寄智子

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

■プログラム【敬称略】

- 13:30-13:40 所長挨拶 東京大学 生産技術研究所 所長 藤井輝夫
13:40-13:50 開会の挨拶
東京大学 生産技術研究所 JX 金属寄付ユニット 特任教授 前田正史
13:50-14:20 佐賀関での貴金属/レアメタル回収プロセス(仮)
JX 金属株式会社 佐賀関製錬所製造部精金銀課 課長 後田智也
14:20-14:50 竹原製錬所における廃基板処理と貴金属の回収
三井金属鉱業株式会社 竹原製錬所 金属工場 工場長代理 小野俊昭
三井金属鉱業株式会社 竹原製錬所 金属工場 工場長 武田 哲
14:50-15:20 直島製錬所におけるセレン回収について
三菱マテリアル株式会社
中央研究所 都市資源リサイクル研究部 部長 岡田 智
15:20-15:50 酸化鉛-白金族金属酸化物間の複合酸化物を利用した白金族金属の分離・回収
千葉工業大学 先端材料工学科 准教授 永井 崇
15:50-16:10 一休 憩一
16:10-16:40 溶媒抽出による白金族分離研究の最前線(仮)
国立研究開発法人産業技術総合研究所環境管理研究部門
資源精製化学研究グループ 研究グループ長 成田弘一
16:40-17:10 硝酸溶液からの貴金属の分離と回収
田中貴金属工業株式会社化学回収カンパニー
製造技術部 マネージャ 武富昭人
17:10-17:40 北米における金銀精錬(仮)
アサヒプリテック株式会社 技術統括部 田中仁志
17:40-18:10 ポスター発表者によるショートプレゼン(希望者)
18:10-18:20 閉会の挨拶
東京大学 生産技術研究所
持続型エネルギー・材料統合研究センター
センター長 岡部 徹

18:30- ポスター発表 兼 交流会
(会場：An 棟 1F レストラン アーベ)

レアメタル研究会ホームページ

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

★備考：関連研究会

〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉

■RMW12 Workshop on Reactive Metal Processing (Reactive Metal Workshop)

March 3 (Fri)-4 (Sat), 2017, Cambridge, MIT

<http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/core-to-core/rmw/>

助 成

◇一般財団法人 熱・電気エネルギー技術財団◇
第24回研究助成募集要綱(平成28年度)

1. 研究助成分野(平成28年度)：合計10件程度

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

2. 研究助成対象者

- 大学，学会および企業に所属する研究者個人を対象とする。
- ただし，連続採択は3年まで，不連続採択は5回までとする。

3. 申込み方法

別紙申込書(3種類)と今までの研究成果を代表する論文(1種類)を各々2部(正本1，副本1)，下記財団宛郵送のこと(平成28年10月28日必着)。

※1 正本はホッチキス留めをしないで下さい。

※2 e-mailでの申し込みを希望される方は必ず事前にご連絡下さい。注意事項があります。また，ワードファイルを希望される方は事前にe-mailでご連絡下さい。折り返し添付いたします。

4. 募集期間等

- ①募集期間：平成28年8月26日～平成28年10月28日
- ②決定時期：平成28年12月13日

5. 選考方法等

○当財団の選考委員会(委員長：高橋亮人 大阪大学名誉教授)で選考の後，理事会・評議員会で承認を得て決定。(選考結果については助成対象者本人に文書で通知)

6. 助成金等

- ①助成金：平成28年度 総額 1,000万円
- ②給付時期：平成28年12月下旬以降(目録贈呈式：平成28年12月13日午後5時頃予定)
- ③使途：研究に直接必要な経費を対象とします。

7. その他

- ① 助成対象者は，研究成果報告書及び会計報告書(領収書の複写または所属大学・学会・企業の支払い証明書を添付)を平成29年12月末までに提出して下さい。
- ② 研究成果について，一般財団法人熱・電気エネルギー技術財団主催の研究会，セミナー等での発表をお願いすることがあります。
- ③ 応募書類は返却いたしませんので予めご了承下さい。
- ④ 来日中の外国人応募者は，向こう1年間の日本滞在を証明できる書類を添付して下さい。

8. 問い合わせ・申込書等提出先

〒100-0011 東京都千代田区内幸町1-1-1 帝国ホテルタワー13階

☎ 03-3503-7722 FAX 03-3503-7799 E-mail: info@teet.or.jp

一般財団法人 熱・電気エネルギー技術財団 担当：五十嵐，桜井

※ホームページ(<http://www.teet.or.jp/>)から，申込書，添付別紙1，2をプリントアウトして必要事項をお書き込みの上，論文とともに財団宛に郵送又は電子メールにて添付送信して下さい。提出書類はすべてA4縦方向でお願いします。

※応募書類の個人情報は，研究助成の選考及びその後のご連絡，当財団からのご案内のみに利用します。



日本金属学会誌掲載論文
Vol. 80, No. 10 (2016)

オーバービュー

マテリアルキュレーション—材料情報を俯瞰して分野横断的に活用する—
吉武道子

論文

高温平面ひずみ圧縮変形下で AZ31 マグネシウム合金に生ずる特異な結晶粒組織と集合組織の繰返し変化

朴 亨均 金 卷熙 岡安和人 長谷川 誠 福富洋志

高炭素低合金鋼における加工オーステナイトの静的再結晶挙動に及ぼす合金元素の影響

久保田 学 小林由起子 潮田浩作 高橋 淳

低合金鋼における加工オーステナイトの静的再結晶挙動に及ぼす炭素量の影響および合金元素による再結晶抑制機構

久保田 学 小林由起子 潮田浩作 高橋 淳

熱間押出法による炭素繊維配向制御 Al 基複合材料の作製およびその熱伝導率評価

徳永透子 高橋晃一 大野宗一 佐々木克彦
今西輝光 松浦清隆

Fe-Cr-Al-Nb-W 合金中の $Fe_2(Nb, W)$ Laves 相形成に対する Nb/W 比の影響

山形遼介 吉見享祐

DP 鋼の繰返し硬化-軟化挙動に及ぼす微細析出物の効果

桜田栄作 樋渡俊二 潮田浩作

スパッタ薄膜の内部応力に及ぼす基板温度の影響

橋本真希 豊田椋一 松村義人

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 57, No. 10 (2016)

—Regular Articles—

Materials Physics

Extension of Structure Integration to Magnetic System
Kazuhito Takeuchi, Takashi Ishikawa,
Ryohei Tanaka and Koretaka Yuge

Flattening the Solidification Front by Varying the Wall Thickness of the Mould in Directional Solidification Technology
Yuanyuan Lian, Dichen Li and Kai Zhang

Ligand-Driven Exchange Coupling in Graphene-Based Magnetic Materials
Nguyen Van Thanh, Nguyen Anh Tuan,
Phạm Thi Tuan Anh, Nguyen Viet Cuong and Dam Hieu Chi

Effect of Trace Ge on Wettability and High-Temperature Oxidation Resistance of Sn-0.7Cu Lead-Free Solder
Qing-meng Wang, Gui-sheng Gan,
Yunfei Du, Donghua Yang, Guoqi Meng,
Huaishan Wang and Yi-ping Wu

Microstructure of Materials

Enhanced Ductility of *In Situ* Synthesized (TiB + La_2O_3)/IMI834 Composite by TRIPLEX Heat Treatment
Jiuxiao Li, Yuanfei Han, Liqiang Wang,
Liangyu Chen and Weijie Lu

Detection of Rhenium-Rich Particles at Grain Boundaries in Nickel-Base Superalloy Turbine Blades
KeeHyun Kim and Paul Withey

Comparison of Reverse Transformation Behaviors of Thermally- and Deformation-Induced ϵ -Martensite in Fe-28Mn-6Si-5Cr Shape Memory Alloy
Wataru Tasaki, Koichi Tsuchiya, Takahiro Sawaguchi and
Susumu Takamori

Texture Development of α - Al_2O_3 Ceramic Coatings by Aerosol Deposition
Makoto Hasegawa, Kota Akiyama, Yosuke Oki,
Makoto Tanaka, Satoshi Kitaoka and Yutaka Kagawa

Microstructure and Mechanical Properties of ARB Processed Aluminium with Different Purities
Naoya Kamikawa and Nobuhiro Tsuji

Correcting the Ultrasonic Scattering Attenuation Coefficient of a Metal Using an Equivalent Medium Layer
Xiaoqin Han, Xiongbing Li, Yongfeng Song,
Peijun Ni and Yiwei Shi

Improved Combination of Strength and Ductility in Zirconium-Added Al-Zn-Mg-Cu Alloy Processed with High-Pressure Torsion
Hiroyuki Kawabata,
Ichiro Aoi, Keiichiro Oh-ishi, Takanori Nakagaki,
Yoshihiro Shimizu and Shigeru Kuramoto

Mechanics of Materials

Fatigue Crack Initiation Simulation in Pure Iron Polycrystalline Aggregate
Fabien Briffod,
Takayuki Shiraiwa and Manabu Enoki

Salicylic Acid Complex Imprinted Polymer Membranes: Preparation and Separation Characteristics
Yan Dong, Lifang He, Xiahong Zhang
and Xiorong Jiang

Materials Chemistry

High Pressure Acid Leaching of Co Matte Converted from Co Concentrate
Gunha Kim, Ga-hee Kang, Sangjun Kim, Sookyung Kim,
Jeongsoo Sohn and Kyungjung Kwon

An Aluminum/Polycarbonate (Al/PC) Joint by Homogeneous Low Voltage Electron Beam Irradiation (HLEBI) to PC Prior to Lamination Assembly and Hot-Press
Masataka Tomizawa,
Chisato Kubo, Masae Kanda, Michael C. Faudree,
Itaru Jimbo and Yoshitake Nishi

Adsorption and Photocatalysis Performance of $Bi_4Ti_3O_{12}$ Nanoparticles Synthesized via a Polyacrylamide Gel Route
Z. M. Cui, H. Yang, M. Zhang, H. M. Zhang, J. Y. Su
and R. S. Li

Thermodynamics of Oxygen in the Fe-Nd-O System for Production of Dy Free Nd-Fe-B Magnet

Takahiro Oshino, Yoshinao Kobayashi, Taichi Abe and Toshiyuki Koyama

Effect of Confinement Layer on Laser Ablation and Cavitation Bubble during Laser Shock Peening

Tomoki Takata, Manabu Enoki, Pornthep Chivavibul, Akinori Matsui and Yuji Kobayashi

Materials Processing

Effect of Reaction between Alloying Element and VGCFs on Mechanical and Electrical Properties of PM Copper Alloy Composites Dispersed with VGCFs

Hisashi Imai, Kuan-Yu Chen, Katsuyoshi Kondoh, Junko Umeda and Hung-Yin Tsai

Influence of Cooling Roll Roughness on Nucleation and Growth of Primary Crystals in Strip Cast NdFeB Alloy

Kazuhiko Yamamoto, Shinya Tabata and Takuya Onimura

Characteristics of Hypoeutectic Cu-Zr Alloy Rods Manufactured by Vertically Upwards Continuous Casting

Naokuni Muramatsu and Masaaki Akaiwa

Surface Modification of Carbon Steel by Atmospheric-Controlled IH-FPP Treatment Using Mixed Chromium and High-Speed Steel Particles

Shumpei Ota, Hiroyuki Akebono, Shoichi Kikuchi, Kazue Murai, Jun Komotori, Kengo Fukazawa, Yoshitaka Misaka and Kazuhiro Kawasaki

Layered Microstructure Distribution and Forming Mechanism of Laser-Processed Ni-Fe-B-Si-Nb-C Amorphous Composite Coatings

Shujin Chen, Ruifeng Li, Qichi Zheng and Zhuguo Li

Effect of Surface Deposits on Nitriding Layer Formation of Active Screen Plasma Nitriding

Akio Nishimoto, Takahiro Fukube and Toshiya Tanaka

Formation of Al-Ni Intermetallic Layers Lining Microchannels Produced by Powder-Metallurgical Process Using Aluminum Sacrificial Cores

Tatsuya Ohmi and Naoya Hayashi

Engineering Materials and Their Applications

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

A. Suzuki, H. Yukawa, T. Nambu, Y. Matsumoto and Y. Murata

High-Pressure Synthesis of New Magnetic Compound in Mn-Li-N System

Itsuki Matsushita, Atsunori Kamegawa and Satoshi Sugimoto

Mobility of Twin Boundaries in Fe-Pd-Based Ferromagnetic Shape Memory Alloys

Federico Guillermo Bonifacich, Osvaldo Agustín Lambri, José Ignacio Pérez-Landazábal, Damián Gargicevich, Vicente Recarte and Vicente Sánchez-Alarcos

Phase Stability of Nickel-Base Single Crystal Superalloys Containing Iridium Substituting for Ruthenium

Yuhi Mori, Tadaharu Yokokawa, Toshiharu Kobayashi, Hiroshi Harada and Shinsuke Suzuki

Rapid Publications

Investigations of Join-Ability and Energy Absorption of Clinched Joints in Titanium and Aluminum-Lithium Sheet Materials

Xiaocong He, Tongxin Yu, Aifeng Gao and Yue Zhang

Effect of Al Composition on the Corrosion Resistance of Mg-14 mass% Li System Alloy

Taiki Morishige, Yutaro Obata, Takayuki Goto, Tomoki Fukagawa, Eiji Nakamura and Toshihide Takenaka

Editor's Announcement



まてりあ 第55巻 第11号 予告

[受賞者紹介]
[最近の研究] 金属液体の中で形成する共連続型ポーラス金属
.....加藤秀実 和田 武
[講義ノート] マイクロメカニクスⅢ
~平板状領域の応用問題~森 勉

[新 進 気 鋭] 中性子透過ブラッグエッジ法による金属組織情報のイメージング佐藤博隆
[研究所紹介] 東北大学金属材料研究所の紹介
—他—

編集の都合により変更になる場合がございます。

新 入 会 員

(2016年7月21日～2016年8月22日)

正 員

木村俊樹 ジェー・ピー・エス・リミテッド株式会社 福田 匠 地方独立行政法人 山口県産業技術センター 廣中智久 大同特殊鋼株式会社

学 生 員

満 延 慧 国立研究開発法人物質・材料研究機構 坪井仁美 東海大学 梅田旭洋 大阪大学
道原健人 京都大学 梅原峻大 大阪府立大学
塚越麗仁 東海大学 石原勇貴 近畿大学

外国一般会員

Quoc Manh Nguyen Hung Yen University of Technology and Education Choi Yong-Jin Korea Institute of Industrial Technology (KITECH) 徐 雅欣 National Institute for Materials Science
Chen Cheng China University of Mining and Technology

外国学生会員

Mohd Noor Abdul Muizz Toyohashi University of Technology



追 悼 本会元会長、名誉員 西澤泰二 先生を偲んで



本会元会長、名誉員、東北大学名誉教授 西澤泰二先生は、2016年8月29日、享年86歳をもって逝去されました。ここに先生の御業績を偲び、謹んで哀悼の意を表します。

先生は1930年に仙台でお生まれになり、1952年に東北大学工学部金属工学科をご卒業されました。その後同大学金属工学科の助手、助教授を経て、1969年4月に同大学工学部材料物性学科の教授になられ、1993年3月に定年退官されるまで実に36年間金属材料の研究者としてまた教育者として君臨されました。この間、1964年より2年間に在外研究員としてスウェーデン王立工科大学に出張されました。この時に状態図をコンピュータで予測・計算する手法を世界に先駆けて開発されました。この方法はカルファド法と呼ばれその後世界中で研究が活発に行われ材料開発になくてはならない手法として、現在も多くの研究者や技術者によって引き継がれております。先生の御研究の中でもこの状態図に関する研究は常に世界をリードする内容であり、特に鉄、ニッケル、コバルトなど磁性を有する材料では、この磁気によって水と油の様に2種類の相に分離する現象が起ることを理論と実験により確認されました。この現象は、西沢ホーンと称されており、数少ない日本人の名前がついた御業績であります。先生の御業績は、ほかにも多岐にわたり相平衡・相変態の熱力学解析、材料の結晶粒成長、

鉄鋼中の炭化物や硫化物の組織制御などに卓越した業績を挙げられております。又本会から2005年に“ミクロ組織の熱力学”を、ASMからこの英文版“Thermodynamics of Microstructures”が発刊され世界中で材料組織学の教科書として高い評価が得られています。これらの御業績に対し、例えば、1998年に本多記念賞、2001年に日本金属学会賞、2005年に日本鉄鋼協会俵賞を受賞されています。また海外でも、1989年スウェーデン王立工科大学工学名誉博士、1994年米国ギブストライアングル賞、2007年にイギリス材料学会よりヒュームロザリー賞など国際的にも権威ある賞を受賞されておられます。又1988年から1992年にわたり日本鉄鋼協会副会長、1991年から1992年まで日本金属学会会長を歴任され更に国際誌や国際学会の委員も数多く務められました。定年退官されてからは10年以上にわたり住友金属工業株式会社の技術顧問をされ特に若手技術者の育成にご尽力されました。

長年にわたり金属学の研究、教育に大変御尽力されました先生の偉大な御功績を偲び、ここに謹んで御冥福をお祈り申し上げます。

行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

| 開催日 | 名称・開催地・掲載号 | 主催・担当 | 問合せ先 | 締切 |
|------------|---|-------------------------------|---|------------|
| 10月 | | | | |
| 3～6 | EcoBalance 2016 第12回エコバランス国際会議(京都) | 日本 LCA 学会・末次 | TEL 03-3503-4681 ecobalance2016@sntt.or.jp http://www.ecobalance2016.org | |
| 6～7 | 第6回 結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会(福山)(9号432頁) | 研究会 No. 67・井上(大阪府立大) | TEL 072-254-9316 FAX 072-254-9912 inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp | |
| 11～12 | 第27回初心者のための疲労設計講習会(京都) | 日本材料学会 | TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp | 定員 40名 |
| 11～14 | 第2回材料 WEEK(京都) | 日本材料学会 | TEL 075-761-5325 http://jsms.jp/jsmsweek/kaikoku2.htm | |
| 12～14 | トライボロジー会議2016秋 新潟(新潟) | 日本トライボロジー学会 | TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp | |
| 13 | 日本学術会議シンポジウム「社会インフラ、グリーン・エネルギー分野における材料工学の展望」(東京)(9号433頁) | 日本学術会議 材料工学委員会他・松宮(金沢大) | matsumiya.tooru@gmail.com | |
| 14 | 第59回材質制御研究会—軽金属材料の高機能化技術—(広島工大)(本号488頁) | 中国四国支部・日野(広島工大) | TEL/FAX 082-921-4454 hino@me.it-hiroshima.ac.jp | 10.7 |
| 14 | 早稲田大学各務記念材料技術研究所オープンセミナー(早大) | 早稲田大学各務記念材料技術研究所 | TEL 03-3203-4782 zaikenjimuj@list.waseda.jp | 10.7 |
| 14 | 第14回フラクトグラフィシンポジウム(京都) | 日本材料学会 | fractosym@jsms.jp http://www.jsms.jp/ | 講演 7.1 |
| 15 | セラミックス大学2016(CEPRO2016)(東京大) | 日本セラミックス協会 | TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp | 定員 120名 |
| 16～21 | 第7回実用表面分析国際シンポジウム(PSA-16)(韓国) | 表面分析研究会・高橋(島津製作所) | TEL 0463-88-8502 secretary-psa16@sasj.jp http://psa16.com | |
| 17～19 | 第63回材料と環境討論会(大阪) | 腐食防食学会 | TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp | |
| 18～19 | 第62回表面科学基礎講座(阪大) | 日本表面科学会 | TEL 03-3812-0266 shomu@sss.jp http://www.sss.jp | 10.12 |
| 19 | 平成28年度材料セミナー「技術者のための鉄鋼材料入門」(大阪)(8号390頁) | 関西支部 | TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp | 定員 55名 |
| 19～21 | ADMETA Plus 2016 (Advanced Metallization Conference 2016; 26th Asian Session)(東大) | ADMETA 委員会・吉田 | TEL 03-6801-5685 jimukyoku@admeta.org | |
| 20～21 | 日本マリンエンジニアリング学会技術者継続教育2016年度「基礎コース」講習会(神戸) | 日本マリンエンジニアリング学会 | TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp | 定員 25名 |
| 21 | H28年度秋季講演会(長崎)(本号488頁) | 九州支部・近藤(長崎大) | TEL/FAX 095-819-2635 kondou@nagasaki-u.ac.jp | 定員 80名 |
| 21 | 第209回研究会「反強磁性が拓くマグネティクスの新展開」(中央大) | 日本磁気学会 | TEL 03-5281-0106 http://www.magnetics.jp/event/research/topical_209/ | |
| 21 | 第13回ヤングメタラジスト研究交流会(東大)(東京)(9号433頁) | 関東支部・白山(東大) | TEL 03-5841-7107 shirayama@material.t.u-tokyo.ac.jp | 参加 9.16 |
| 21 | 日本セラミックス協会 資源・環境関連材料部会講演会「ナノ粒子、ナノ構造の作製とその特性」 | 日本セラミックス協会・石塚 | mishitsuka@soc.co.jp http://www.ceramic.or.jp/bgenryo/ | 定員 50名 |
| 22～26 | The 8th International Symposium on Surface Science (ISSS-8)(つくば) | 日本表面科学会 | iss8@sss.jp http://www.sss.jp/iss8 | 参加 9.1 |
| 24～26 | 第86回マリンエンジニアリング学術講演会(姫路) | 日本マリンエンジニアリング学会 | TEL 03-3539-5920 staff@jimje.jp http://www.jime.jp | 講演 6.26 |
| 26 | 第68回白石記念講座「変形・強化機構を極めて、新規材料創出に挑め！」(早大) | 日本鉄鋼協会・榎岡 | TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/mu2ntcijv | |
| 26～27 | 第44回日本ガスタービン学会定期講演会(酒田) | 日本ガスタービン学会 | TEL 03-3365-095 gtsj-office@gtsj.org http://www.gtsj.org/ | |
| 26～28 | 第52回 X線分析討論会(筑波大東京キャンパス) | 日本分析化学会 X線分析研究懇談会・桜井(NIMS) | FAX 029-859-2801 sakurai@yuhgiri.nims.go.jp | |
| 26～29 | 第57回高圧討論会(つくば) | 日本高圧力学会 | TEL 070-5658-7626 touronkai57@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/57forum/ | 事前 9.23 |
| 27～28 | 第33回金属のアノード酸化皮膜の機能化部会(ARS)熱海コンファレンス(熱海) | 表面技術協会・金属のアノード酸化皮膜の機能化部会(ARS) | TEL 042-677-2842 ars@sfj.or.jp | 10.7 |
| 27～28 | 第9回トライボロジー入門西日本講座—トライボロジーの基本知識と考え方—(名城大) | 日本トライボロジー学会 | TEL 03-3434-1926 http://www.tribology.jp | 10.14 |
| 29～30 | 日本銅学会第56回講演大会(東海大) | 日本銅学会 | TEL 03-3836-8801 m-kurihara@copper-brass.gr.jp https://www.copper-brass.gr.jp/ | |
| 11月 | | | | |
| 1～2 | SIP「革新的構造材料」マテリアルズインテグレーション シンポジウム2016(東大駒場) | 科学技術振興機構(JST)・橋田 | http://www.jst.go.jp/sip/event/k03/k03_sympo20161101.html | |

| 開催日 | 名称・開催地・掲載号 | 主催・担当 | 問合せ先 | 締切 |
|-------|--|---|---|--------------|
| 1～4 | The 11th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (11th ISEM '16-Ho Chi Minh) (Vietnam) | 日本実験力学会・小林(新潟大) | nmtam@hcmut.edu.vn TEL +84-8-38-647-256 ext. 5590 http://www.jsem.jp/ | |
| 4 | 日本希土類学会第34回講演会(吹田市) | 日本希土類学会 | TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/lecture.html | 参加 10.21 |
| 5～6 | 軽金属学会第131回秋期大会(茨城大) | 軽金属学会 | TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/ | 予約 10.6 |
| 7～8 | 平成28年度材料セミナー「金属材料の腐食損傷の基礎とその評価」(阪大)(8号390頁) | 関西支部 | TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp | 定員 18名 |
| 7～10 | 第1回ICMCアジア会議-CSSJ50周年記念合同国際会議(東京) | 低温工学・超電導学会 | TEL 03-3818-4539 LDJ04246@nifty.com http://csj.or.jp/ | |
| 7～10 | 第31回高速度イメージングとフォトリソグラフィに関する国際会議(大阪) | 第31回高速度イメージングとフォトリソグラフィに関する国際会議組織委員会 | TEL 06-6879-8750 arikawa-y@ile.osaka-u.ac.jp http://www.ichip-31.org/index.html | |
| 9 | 第227回西山記念技術講座「鉄鋼の製造プロセスを革新し続けるセンシング技術」(大阪) | 日本鉄鋼協会・植岡 | TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/muuf2jb1t | |
| 10 | 関西支部第18回塑性加工基礎講座「入門 結晶塑性シミュレーション」(京大) | 日本塑性加工学会 関西支部 | TEL 090-9280-0383 kansosei@mail.doshisha.ac.jp | 10.27 |
| 11 | 第19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・黒澤 | TEL 03-6732-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/ | |
| 11～12 | 第33回疲労シンポジウム第1回生体・医療シンポジウム(赤穂) | 日本材料学会 | TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp | |
| 12 | セラミックス大学2016(CEPRO2016)(上智大) | 日本セラミックス協会 | TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp | 定員 120名 |
| 15 | 第26回学生による材料フォーラム開催(名大)(本号487頁) | 東海支部 | TEL/FAX 052-789-3372 tokai@numse.nagoya-u.ac.jp http://www.numse.nagoya-u.ac.jp/tokai/zairyoforum/ | 10.14 |
| 15～17 | 日本磁気科学会 第11回年会, International Workshop on Recent Progress of Magneto-Science ~ 10th Anniversary of The Magneto-Science Society of Japan~(物材機構) | 日本磁気科学会・廣田(NIMS) | TEL 029-863-5619 MSSJ2016@nims.go.jp | |
| 16 | 第45回 薄膜・表面物理基礎講座(2016)オペランド分光解析～動作環境下での解析技術の新展開～(東京大) | 応用物理学会 薄膜・表面物理分科会 | TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp http://www.jsap.or.jp/ | 参加 10.28 |
| 16 | 平成28年度溶接工学専門講座ものづくり力伝承講座(東京) | 溶接学会 | TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/ | 定員 50名 |
| 16～18 | 第37回 超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(韓国・釜山) | 超音波エレクトロニクス協会・小野寺(東工大) | TEL 045-924-5598 onodera@iuse.or.jp http://www.use-jp.org | 講演 8.3 |
| 17 | 第42回腐食防食入門講習会(東工大) | 腐食防食学会 | TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp | |
| 17 | 実用表面分析セミナー2016(神戸大) | 日本表面科学会 関西支部・廣瀬(堀場製作所) | TEL 075-325-5004 jun.hirose@horiba.com http://www.sssj.org/Kansai/kansai_jitsuyou19.html | |
| 19～22 | 第11回亜鉛および亜鉛合金めっき表面処理鋼板に関する国際会議(東大) | 日本鉄鋼協会・宮本 | TEL 03-5657-0777 galvatech2017@jtbcom.co.jp | |
| 21 | 女子大学院生・ポスドクと産総研女性研究者との懇談会(つくば) | 産総研ダイバーシティ推進室 | http://unit.aist.go.jp/diversity/ja/event/161121_div_event.html | |
| 21～22 | 第10回状態図・熱力学セミナー(東工大田町)(9号435頁) | 日本学術振興会 産学協力研究委員会 合金状態図第172委員会・阿部(物材機構) | TEL 029-859-2628 ABE.Taichi@nims.go.jp | 定員 40名 |
| 22 | 第73回 レアメタル研究会(東大生産技研)(本号491頁) | レアメタル研究会・宮崎(東大生産技研岡部研) | TEL 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html | |
| 22 | 日本学術会議材料工学委員会バイオマテリアル分科会主催シンポジウム「イノベーションプラットフォームとしてのバイオマテリアル」(福岡) | 日本学術会議材料工学委員会バイオマテリアル分科会・中野(阪大) | TEL 06-6879-7505 nakano@mat.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kokuhoken.jp/jsb2016/ | |
| 24～25 | 2016年度技術者継続教育「先進コース」講習会(岡山) | 日本マリンエンジニアリング学会 | TEL 03-6453-9453 staff@jime.jp http://www.jime.jp | |
| 24～25 | 平成28年度材料セミナー「透過型電子顕微鏡(TEM)による微細組織解析の基礎と応用」(堺)(8号390頁) | 関西支部 | TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp | 定員 12名 |

| 開催日 | 名称・開催地・掲載号 | 主催・担当 | 問合せ先 | 締切 |
|----------------|---|----------------------------|--|--------------|
| 24～25 | 第48回溶融塩化学討論会(新潟大) | 電気化学会溶融塩委員会・大鳥(新潟大) | TEL 025-262-6212 ms48.electrochem@gmail.com http://msc.electrochem.jp/ | 参加予約 11.7 |
| 25 | 第384回講習会「ぶらり技術さんぽ～品川区中小企業めぐり～」(東京) | 精密工学会 | TEL 03-5226-5191 http://www2.jspe.or.jp/ | 定員 20名 |
| 25 | 第228回西山記念技術講座「鉄鋼の製造プロセスを革新し続けるセンシング技術」(大阪) | 日本鉄鋼協会・樋岡 | TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/muuf2jb1t | |
| 25 | 第15回日本金属学会東北支部研究発表大会(秋田大)(9号433頁) | 東北支部・大笹(秋田大) | TEL 018-889-2411 sasa@gipc.akita-u.ac.jp | |
| 25～26 | 第27回新構造・機能制御と傾斜機能材料シンポジウム(FGMS-2016)(日本大) | 傾斜機能材料研究会 | TEL 047-469-5428 fgms@aero.cst.nihon-u.ac.jp http://www.fgms.net/ | 事前 9.30 |
| 28 | 第99回シンポジウム「加工と熱処理による優先方位制御」(加工と熱処理による優先方位制御研究会シンポジウム)(日大) | 軽金属学会 | TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/ | 定員 100名 |
| 28～30 | 第37回日本熱物性シンポジウム(岡山大) | 日本熱物性学会・春木(岡山大) | TEL 086-251-8048 haruki@okayama-u.ac.jp http://www.jstp2016.ss.oka-pu.ac.jp/ | 事前参加 9.30 |
| 29～12.1 | 2016年真空・表面科学合同講演会 第36回表面科学学術講演会・第57回真空に関する連合講演会(名古屋) | 日本表面科学会, 日本真空学会 | TEL 03-3431-4395 ofc-vs@vacuum-jp.org http://www.vacuum-jp.org/ | |
| 12月 | | | | |
| 1～2 | 第24回新粉末冶金入門講座(京都産業大) | 粉体粉末冶金協会 | TEL 075-721-3650 info@jspm.or.jp | 11.18 |
| 1～2 | 電気加工学会全国大会(2016)(名工大) | 電気加工学会・後藤(静岡理工科大) | a-goto@me.sist.ac.jp TEL 0538-45-0127 http://www.jsme.or.jp/ | |
| 1～2 | 第49回安全工学研究発表会(つくば) | 安全工学会 | TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com | |
| 4～7 | The 3rd International Symposium on Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials(LPSO2016)(京都) | 国際会議 LPSO2016 実行委員会・河村(熊大) | TEL 096-342-3547 内線3547 lpsol@kumamoto-u.ac.jp http://www.msre.kumamoto-u.ac.jp/LPSO2016/ | |
| 5～7 | 第42回固体イオニクス討論会(三重大) | 固体イオニクス学会・小林(三重大) | TEL 059-231-9419 ssij42@chem.mie-u.ac.jp | |
| 5～8 | 第23回国際アコースティック・エミッションシンポジウム(京都) | 日本非破壊検査協会・塩谷(京大) | TEL 075-383-3494 info@iiaae.org http://iiaae.org/ | |
| 7 | エコデザイン・プロダクト&サービスシンポジウム(EcoDePS) 2016(東京理科大) | エコデザイン学会連合・宇野 | secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/EcoDePS2016/ | |
| 7～9 | 第43回炭素材料学会年会(千葉大) | 炭素材料学会 | FAX 03-3368-2827 tanso-desk@bunken.co.jp | 講演 8.22 |
| 8～9 | 第54回高温強度シンポジウム(松山) | 日本材料学会 | TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp/ | |
| 8～9 | 表面分析実用化セミナー '16—日常的な分析業務における JIS 並びに ISO 規格の利用(東京) | 表面分析研究会・山内(矢崎総業) | yasuo.yamauchi@jp.yazaki.com http://www.sasj.jp/seminar/iso-seminar16/index.html | 定員 30名 |
| 8～9 | キャビテーションに関するシンポジウム(第18回)(九大) | 日本学術会議第三部・安東(九大) | TEL 092-802-3449 cav18@nams.kyushu-u.ac.jp http://www.nams.kyushu-u.ac.jp/~cav18/ | |
| 10 | 2016年度計算力学技術者(CAE技術者)の資格認定試験(東京) | 日本機械学会・石澤 | TEL 03-5360-3506 caenintei@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/cee/cmintei.htm | |
| 14 | 第21回資源循環型ものづくりシンポジウム(名古屋) | 第21回資源循環型ものづくりシンポジウム実行委員会 | TEL 052-736-5680 ims@nipc.or.jp http://www.nipc.or.jp/sansien/symposium/index.html | |
| 14 | 第100回シンポジウム「押出加工および鍛造の予測技術」～工程・工具設計のためのシミュレーション技術～(日大) | 軽金属学会 | TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/ | 定員 80名 |
| 14～16 | 走査型プローブ顕微鏡(30)&ICSPM24(Hawaii) | 応用物理学会・小田 | TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp http://dora.bk.tsukuba.ac.jp/event/ICSPM24/ | |
| 15～16 | 2016年度技術者継続教育「先進コース」講習会(神戸) | 日本マリンエンジニアリング学会 | TEL 03-6453-9453 staff@jime.jp http://www.jime.jp | |
| 15～16 | 第29回信頼性シンポジウム—安心・安全を支える信頼性工学の新展開(東京理科大) | 日本材料学会 | TEL 075-761-5321 RESYMPO2016@jsms.jp | |
| 2017年1月 | | | | |
| 6 | 第74回 レアメタル研究会(東大生産技研)(本号491頁) | レアメタル研究会・宮崎(東大生産技研岡部研) | TEL 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html | |
| 12～13 | 第55回 セラミックス基礎科学討論会(岡山) | 日本セラミックス協会 基礎科学部会・難波(岡山大) | TEL 086-251-8896 kiso55@ecm.okayama-u.ac.jp http://ecm.okayama-u.ac.jp/kiso55/ | |

| 開催日 | 名称・開催地・掲載号 | 主催・担当 | 問合せ先 | 締切 |
|-----------------|--|------------------------|--|-----------------------|
| 24~25 | Symposium on Surface Science & Nanotechnology —25th Anniversary of SSSJ Kansai—(京都) | 日本表面科学会・大塚(阪大) | TEL 06-6850-5401 sssn_office@chem.sci.osaka-u.ac.jp | |
| 26~27 | 2016年度技術者継続教育「先進コース」講習会 | 日本マリンエンジニアリング学会 | TEL 03-6453-9453 staff@jime.jp http://www.jime.jp | |
| 28 | 第22回高専シンポジウム in MIE(鳥羽商船高専) | 高専シンポジウム協議会他 | TEL 0599-25-8402 soumu-kikaku@toba-cmt.ac.jp http://www.suzuka-ct.ac.jp/ | |
| 2017年3月 | | | | |
| 10 | 第75回 レアメタル研究会(東大生産技研)(平成28年度最終回)(本号491頁) | レアメタル研究会・宮嶋(東大生産技研岡部研) | TEL 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html | |
| 15~17 | 日本金属学会春期講演大会(首都大学東京南大沢キャンパス)(八王子) | 日本金属学会 | annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 | |
| 2017年9月 | | | | |
| 6~8 | 日本金属学会秋期講演大会(北海道大学)(札幌) | 日本金属学会 | annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 | |
| 2017年10月 | | | | |
| 11~13 | 1st International Conference on Energy and Material Efficiency and CO ₂ Reduction in the Steel Industry (EMECR2017)(神戸) | 日本鉄鋼協会 | emecr2017@issjp.com | |
| 2017年11月 | | | | |
| 5~10 | 第18回材料集合組織国際会議 18th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 18)(St George, Utah, USA) | ICOTOM 18・井上(大阪府立大) | TEL 072-254-9316 inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp http://event.registerat.com/site/icotom2017 | アブストラクト 2016.11.15 |
| 20~24 | Plasma Conference 2017(姫路) | 応用物理学会他 | TEL 052-735-3185 mnhmrt@meijo-u.ac.jp | |

書評

金属の歴史：学問・技術・社会

山部 恵造 著

採鉱・冶金など金属関連技術を扱った技術史書には、世界的に有名な G. アグリコラの「デ・レ・メタリカ」や宋応星の「天工開物」などがある。また我が国では、増田半蔵方綱と丹羽桃溪による「鼓銅図録」や下原重仲の「鉄山必要記事」、近年では西尾銈次郎の「日本鉱業史要」を始めとした名著・良著が多数刊行されている。

本書は金属が主体の二部から成る技術史書で、第一部では宇宙の始まりから紀元前までの、原子の誕生から金属元素への変遷や地球における鉱床の生成、そして人類と金属との関わりの歴史が述べられている。また人類の進化過程における科学・技術との関わりや、各時代の社会環境・文化などが簡潔にまとめられている。第二部では紀元0年から現在までの金属関連技術を主軸にして、さらに一般の科学・技術や時々の社会情勢・文化などが、対比形式で年表にまとめられている。

従来出版された技術史書の多くは、当時の鉱工業技術について述べているか、或いは対象国や地域の鉱工業技術の発達について記述したものである。

一方本書は、

- 宇宙の創生から現代までの超長期の観点で述べている
- 世界中の金属関連技術を対象としている
- 金属関連技術に加えて一般科学・技術や社会情勢・文化を併記している

ことが特徴である。

個々の内容に関しては若干希薄である感が否めないが、金属や関連技術発達過程の大局をつかむ上で、キーワード検索や辞書として十分活用が図れる。また読者個々人の関心に合わせて、例えば国・地域別や鉄または非鉄といった元素毎、或いは X 線関連技術といった項目別にピックアップして、技術の変遷や時々の社会情勢との関連を調べるなどの多彩な楽しみ方もでき、著者から読者への問いかけやメッセージが伝わってくる書籍である。

(榎特殊金属エクセル 池田大亮)

[2016年 A5判 けやき出版 220頁 2,000円+税]

まてりあ 第55巻 第10号 (2016) 発行日 2016年10月1日 定価(本体1,700円+税) ¥120円
年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

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

ALLOYS & METALS

| 品名 | 純度 | 形状 | 品名 | 純度 | 形状 | 品名 | 純度 | 形状 |
|--------------|--------|-------------|-----------------|----------|-------------------|--------------------|------------|-------------|
| 純 金 属 | | | 高純度金属 | | | フェロアロイ | | |
| 高純度アルミニウム | 99.99% | 約1kgインゴット | アルミニウム | 99.999% | 粒状100g入 | フェロモリブデン | Mo 60% | 塊 状 |
| アルミニウム | 99.7% | 〃 | アルミニウム | 〃 | 約100g塊 | フェロニオブ | Nb 60% | 〃 |
| アルミニウム粒 | 99.99% | 粒状1kg入 | 銀 | 99.999% | 粒 状 | フェロバナジウム | V 80% | 〃 |
| アルミニウム粉 | 99.97% | 粉末末 | ビスマス | 99.9999% | 粒状100g入 | フェロボロン | B 20% | 〃 |
| 銀 | 99.99% | 粒 状 | ビスマス | 〃 | 約100g塊 | カルシウムシリコン | Ca30%Si60% | 小 塊 状 |
| ボロンクリスタル | 99.4% | 小 塊 状 | 高純度クロム(4N5) | 99.995% | 薄片状 | 中間合金 | | |
| ボロンアモルファス | 95~97% | 粉末末 | 無酸素銅 | 99.99% | 10X10X1mm | 燐 | P>14.5% | 粒 状 |
| ビスマス | 99.99% | 針 状 | 鉄(マイロンSHP) | 99.99% | 25X25X2mm | シリコン | Si 15% | 約1kgインゴット |
| バルト | 99.3% | 粒 状 | ガリウム | 99.9999% | 粒状25g入 | マンガ | Mn 25% | 〃 |
| 電解コバルト(FB) | 99.9% | 約25X25X10mm | ゲルマニウム | 99.999% | 約50g塊 | マグネシウム | Mg 50% | 〃 |
| 金属クロム | 99% | 塊 状 | インジウム | 99.99% | 粒状100g入 | クロム | Cr 10% | 〃 |
| 電解クロム | 99% | 薄片状 | インジウム | 〃 | 約100g塊 | テ | Te 50% | 〃 |
| 電口ム粉 | 99% | 粉末500g入 | マンガン | 99.999% | 薄片状 | コバルト | Co 10% | 〃 |
| 電気銅 | 99.99% | 約25X50X10mm | 錫 | 99.999% | 粒状100g入 | ニッケル | Ni 30% | 〃 |
| 銅 | 99% | 粉末500g入 | アンチモン | 99.9999% | 約100g塊 | 鉄 | Fe 10% | 〃 |
| 電解鉄(アトミロンMP) | 99.9% | 小片状 | アンチモ | 〃 | 粒状100g入 | チ | Ti 50% | 〃 |
| 電解鉄(アトミロンYL) | 〃 | 〃 | アンチモ | 〃 | 約100g塊 | ジルコニウム | Zr 50% | 〃 |
| 電解鉄(アトミロンFP) | 〃 | 〃 | テ | 99.9999% | 約100g塊 | ボロン | B 2% | 粒 状 |
| 電解鉄(アトミロンXL) | 〃 | 〃 | ル | 〃 | 約100g塊 | アルミ | Cu 40% | 約5kgインゴット |
| 電解鉄粉 | 99% | 粉末1kg入 | 亜鉛 | 99.999% | 約100g塊 | アルミマグネシウム | Mg 20% | 〃 |
| ハフニウム | 99.8% | スポンジ小塊 | 鉛 | 〃 | 約100g塊 | アルミマンガン | Mn 10% | 〃 |
| インジウム | 99.99% | 塊 状 | 鉛 | 99.9999% | 粒状100g入 | アルミニウム | Ni 20% | 〃 |
| マグネシウム | 99.9% | 約200g塊 | 鉛 | 〃 | 約100g塊 | アルミクロム | Cr 5% | 〃 |
| 電解マンガン | 99.9% | 薄片状 | 鉛 | 〃 | 約100g塊 | アルミチタン | Ti 5% | 〃 |
| モリブデン粉 | 99.9% | 粉末末 | 亜鉛 | 〃 | 約100g塊 | アルミシリコン | Si 25% | 〃 |
| ニオブグラニュー | 99.9% | 小 塊 状 | チ | 99.9% | 5φX150mm | アルミコバルト | Co 5% | 〃 |
| ニオブ | 〃 | 粉末末 | レアアースメタル | | | アルミモリブデン | Mo 5% | 〃 |
| 電気ニッケル | 99.99% | 25X25X10mm | イットリウム | 99.9% | 塊状、削状、粉状 | アルミタングステン | W 2.5% | 〃 |
| ニッケルペレット | 99.97% | 球 状 | ランタン | 〃 | 〃 | アルミベリリウム | Be 2.5% | 約50gインゴット |
| ニッケル粉 | 99.8% | 粉末1kg入 | セリウム | 〃 | 〃 | アルミ鉄 | Fe 50% | 塊 状 |
| レニウム粉 | 99.99% | 粉末末 | プラセオジウム | 〃 | 〃 | アルミジルコニウム | Zr 5% | 約5kgインゴット |
| ルニウム粉 | 99.9% | 〃 | ネオジウム | 〃 | 〃 | アルミボロン | B 4% | 約200gインゴット |
| アンチモン | 99.9% | 塊 状 | サマリウム | 〃 | 〃 | アルミバナジウム | V 50% | 小 塊 状 |
| 金属シリコン | 99% | 〃 | イッテルビウム | 〃 | 〃 | アルミストロンチウム | Sr 10% | 約100gインゴット |
| 錫 | 99.99% | 約1kgインゴット | テルビウム | 〃 | 〃 | アルミカルシウム | Ca 10% | 約2.5kgインゴット |
| タンタル塊 | 99.9% | 小 塊 状 | ジスプロシウム | 〃 | 〃 | ニッケルボロン | B 15% | 塊 状 |
| タンタル粉 | 〃 | 粉末末 | ホルミウム | 〃 | 〃 | ニッケルニオブ | Nb 60% | 〃 |
| テ | 99.99% | 小 球 状 | エルビウム | 〃 | 〃 | ニッケルマグネシウム | Mg 50% | 約1.5kgインゴット |
| スポンジチタン | 99.7% | スポンジ塊 | ガドリニウム | 〃 | 〃 | コバルトボロン | B 15% | 塊 状 |
| チタン板 | JIS 1種 | 250X250X1mm | ユーロピウム | 〃 | 〃 | 燐 | P 5% | インゴット |
| バナジウム | 99.7% | 小 塊 状 | ツリウム | 〃 | 〃 | Uアロイ(低融点合金) | | |
| バナジウム粉 | 〃 | 粉末末 | ルテチウム | 〃 | 〃 | Uアロイ 47 | 融点47±2℃ | 約500gインゴット |
| タングステン粉 | 99.9% | 〃 | ミッシュメタル | TRE>97% | 5.4φX6mm 200g入 | Uアロイ 60 | 60±2℃ | 〃 |
| タングステンスクラップ | 99% | 板 状 | | | | Uアロイ 70 | 70±2℃ | 〃 |
| 亜鉛 | 99.99% | 約2kgインゴット | | | | Uアロイ 78.8 | 78.8±2℃ | 〃 |
| 鉛 | 〃 | 粒 状 | | | | Uアロイ 91.5 | 91.5±2℃ | 〃 |
| ジルコニウム | 99.6% | スポンジ塊 | | | | 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」

FAX (03)

3294-9336

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

- 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

ガラス物性データベース SciGlass 7.7

価格(税別) ¥700,000.- (一般向け) ¥400,000.- (教育機関向け)

■ガラス

252,000件の酸化ガラス、15,860のハロゲン化ガラス、3,3808のカルコゲナイドガラスなど338,101件のガラス。

■物性

1,000,000件以上の実測値と合成法、測定法の情報。

■物性推測計算

100通り以上の推測法で16種類の物性を推測。実測値との比較プロット。

■最適ガラスの検索

■光学スペクトルデータ (UV, NIR)

| Glass # | SiO ₂ | Na ₂ O | CaO | d, g/cm ³ | α _D , 10 ⁻⁶ /°C | α _D , 10 ⁻⁶ /°C | α _D , 10 ⁻⁶ /°C | T _g , °C | M _w |
|---------|------------------|-------------------|-----|----------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|---------------------|----------------|
| 14575 | 65.12 | 40.18 | - | 2.552 | 154 | 157 | 60 | 40 | - |
| 14580 | 47.55 | 44.25 | - | 2.579 | 179 | 197 | 66 | 49 | - |
| 14581 | 47.71 | 42.37 | - | 2.558 | 173 | 180 | 62 | 58 | - |
| 14582 | 46.92 | 41.14 | - | 2.562 | 166 | 172 | 62 | 58 | - |
| 14583 | 48.29 | 38.48 | - | 2.548 | 157 | 155 | 47 | 52 | - |

| Comp | % |
|--------------------------------|-------|
| SiO ₂ | 29.68 |
| B ₂ O ₃ | 18.74 |
| La ₂ O ₃ | 5.82 |
| BeO | 20.94 |
| CoO | 3.10 |
| TiO ₂ | 16.83 |
| ZrO ₂ | 3.40 |

システムプラットフォーム: Windows 2000/XP/Vista/7

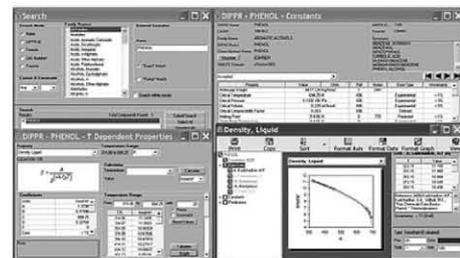
化学プロセス用の物性データベース DIPPR with DIADEM pro (Design Institute for Physical Property Data)

価格(税別) ¥350,000.- (一般向け) ¥60,000.- (教育機関向け)

2,280化合物についての49種類の熱物性値(実測値)、複数の推算式、原文献データと15種類の温度依存物性には推算式の係数などのデータベースです。AIChE推奨のインターフェイスソフトウェア(DIADEM)付きのスタンドアロンシステムです。

おもな機能 (DIADEM)

- 検索対象: Name, Formula, CAS番号、物性データ
- 物性値: 実測値、推算式による予測値
- データ表示: テーブルとグラフプロット
- 複数化合物データの重ね合わせプロット
- MDL Chimeプラグインによる構造式の立体表示
- ユーザーデータベースの作成



システムプラットフォーム: Windows Xp/Vista/7 (AIChE DIPPR Project 801)

25,000件のセラミックス状態図データベース ACerS-NIST Phase Equilibria Diagrams, Version 4.1

価格(税別) ¥160,000.- マルチユーザー ¥260,000.-

検索条件

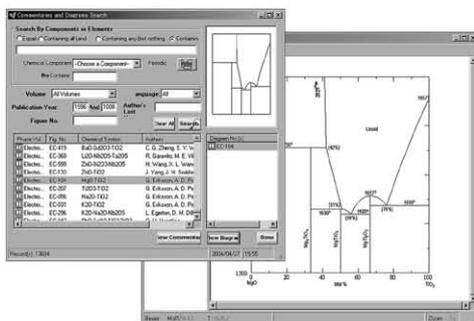
- 成分系、元素記号
- 著者、出典誌名、出版年
- 状態図番号

データ表示

- ◆モル百分率 ↔ 重量百分率
- ◆Lever rule計算
- ◆ズームアップ/ズームダウン

データソース/新データ2,500件を追加

- Phase Diagrams for Ceramists (Volumes I - III, Annual Volumes '91, '92 and '93, High Tc Superconductor monographs (two), Phas Diagrams for Zirconium + Zirconia Systems and Phase Diagrams for Electronic Ceramics Vol.15)

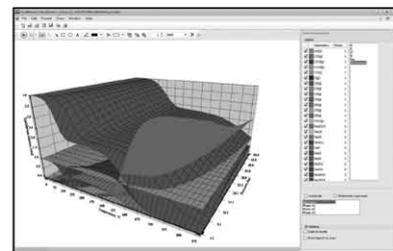


システムプラットフォーム: Windows XP/Vista/7

化学反応/平衡計算ソフトウェア HSC Chemistry for Windows, Ver.9.0

価格(税別) ¥650,000.-/¥280,000.- (一般/教育)

約28,000種についてのエンタルピー、エントロピー、熱容量のデータベースを基に化学反応の計算やGIBBSまたはSOLGASMIXのルーチンによる化学平衡を計算します。反応、熱平衡、分子量計算などの一般的なモジュールの他、電気化学セル平衡と相安定性、腐食の研究に使われるEh-pH(プールベ)状態図の作成などユニークなモジュールを持ち合わせています。計算結果のテーブルと状態図はクリップボードにコピーできます。SIM Flowsheetモジュールもあり、複数のユニットプロセスからなるプロセス全体のシミュレーションとモデリングができます。



システムプラットフォーム: Windows 7/8/10 (Outototec Research Oy. 製作)

株式会社 デジタルデータマネジメント

東京都中央区日本橋茅場町1-11-8 紅萌ビル 〒103-0025
TEL.03-5641-1771 FAX.03-5641-1772 <http://www.ddmcorp.com>

NEW! サーモ理工の新製品!

超高温スーパーRTA装置 SR1800G

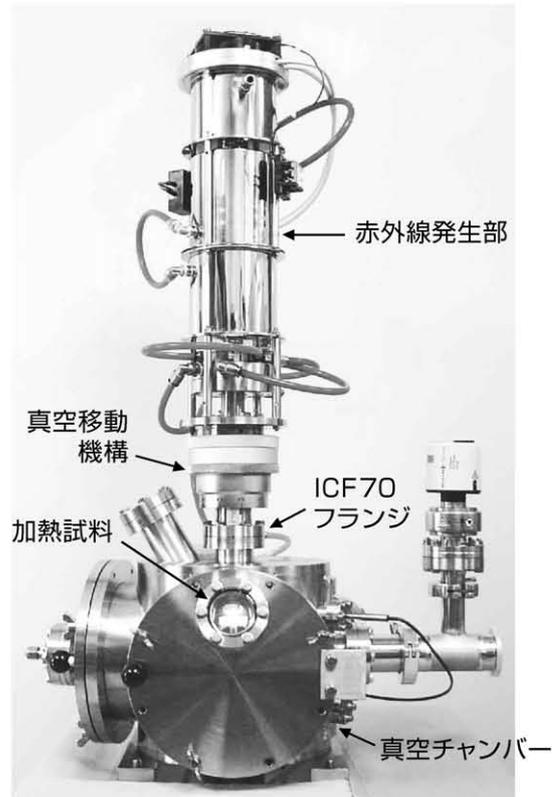
- ◆ 超高速昇温 1800°Cまで30秒以内
- ◆ 真空、ガスパージ、ガスフロー中熱処理
- ◆ 赤外線ランプ電力 わずか2kW
- ◆ 垂直移動機構を簡易化し操作性に向上、低価格も実現した新製品!



雰囲気ガスの流れは、炉心管の下部より上昇、試料表面をフローし、その後支持管内を通り、外へ流出します。試料は上方からの赤外線集光照射を受け短時間で超高温に到達します。

赤外線導入加熱装置 GVL298N

- ◆ 1500°Cまで1分で昇温
- ◆ 周りを加熱せず試料のみクリーン加熱
- ◆ 研究室保有の真空システム ICF70 フランジに取り付けできる
- ◆ 真空中、ガス雰囲気中に昇温もできる



【真空チャンバーへの取付例】

下部真空チャンバー内加熱試料は上部から赤外線照射を受け昇温します。赤外線放出口は真空移動機構により上下移動可能です。

★ 依頼試験も受け付けております。下記にお問合せください。



熱と共に歩む

株式会社 **サーモ理工**

〒181-0013

東京都三鷹市下連雀8-7-3 三鷹ハイテクセンター

TEL.0422-76-2511 FAX.0422-76-2514

E-mail : sekigai@thermo-r.co.jp

HP・お問合せ



高純度 GfG

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

汚れや飛散のないカーボン材料

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

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

試験雰囲気ガス中の酸素濃度のコントロール・測定に!!

高濃度 (10^5PaO_2) から極低濃度 (10^{-25}PaO_2) まで酸素をコントロール測定します。

酸素分圧 & 雰囲気制御試験炉



NEW

管状炉付酸素分圧
コントローラー

SiOAF-200C

- 簡便な GUI によりタッチパネル、ネットワーク、PC から容易に温度、雰囲気、酸素分圧等のプログラムパターン運転が可能です。
- 酸素分圧コントロールユニット (オプション) の付加により高濃度 (10^5Pa) から極低濃度 (10^{-25}Pa) までの酸素分圧を制御できます。
- 最大3ガス種までの雰囲気ガスを接続し、任意のタイムプログラムにて雰囲気調整できます。
- 均熱長 120mm / 1ゾーン制御炉から均熱長 300mm の3ゾーン制御炉まで対応できます。

SiOC-200CB
(循環型)



酸素分圧コントローラー

- 本装置はジルコニア式酸素ポンプに不活性ガスを流し、ガス中の酸素濃度を制御します。
- 酸素濃度のコントロールは酸素ポンプと酸素センサーを組み合わせた PID 式フィードバック回路により制御されます。
- 不活性ガス中の酸素濃度は $10^5 \sim 10^{-25} \text{PaO}_2$ (タイプ C 循環式) の範囲で制御します。

特注品(流量、試料処理部付/イメージ炉、真空チャンバー)などにも対応します。

SiOS-200C
(コンパクトタイプ)



高感度酸素センサー

- 極低酸素分圧領域 $10^5 \sim 10^{-25} \text{Pa}$ における研究開発に使用できます。
- 高分解能測定回路の採用により、測定レンジの切替をせずに、広範囲酸素分圧をダイレクト測定できます。
- 測定ガスサンプリングポンプを付属したタイプ (SiOS-200P) も揃えています。



エステーラボ株式会社

E-mail: info@stlab.co.jp / URL: <http://www.stlab.co.jp>
 TEL: 029-219-5675 FAX: 029-219-5676



技術で世界を輝かせる。

世界が求めるニーズはより多様化し、複雑に進化し続けています。

私たちはその一つひとつの声を叶えるために、技術を磨いてきました。

そのなかで培われた、世界をリードする素材・機械ビジネス。

私たちは、いち早くニーズに応えるというだけでなく、

技術で驚きや感動を与えることを大切にしています。

私たちがつくる、より強くしなやかな素材から、新たな価値が生まれる。

私たちがつくる、より低燃費の機械が働くことで、

ある国の礎が築かれる。

私たちは技術で社会や人を繋げ、より輝く世界へと、

導いていくために、挑み続けていきます。

<http://www.kobelco.co.jp/>

KOBELCO