

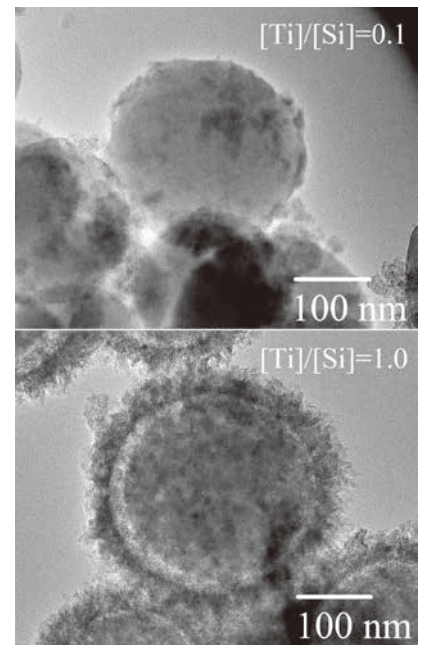
Materia Japan

- 粒子表面への酸化物のナノコーティング
- ナノ結晶合金における粒界安定性の役割
- 入門講座 拡散接合 その2
—金属を接合するには、接合装置、接合面積の増加過程、接合面の皮膜の挙動—
- 先達からのお便り 坂 公恭 (名古屋大学名誉教授)

まてりあ

Vol.57 MTERE2 57 (10) 471~522 (2018)

2018 **10**



全自動シリアルセクションング 3D顕微鏡

Fully-automated serial sectioning 3D microscope

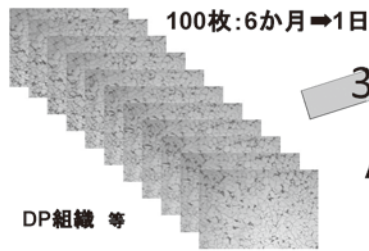
Genus_3DTM

効率的な材料内部組織の三次元可視化！
マテリアルズインフォマティクスによる
材料ゲノムの解析との連携！

Nakayamadenki Co.,Ltd.

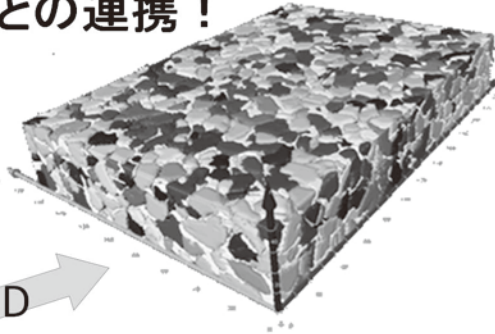


Genus_3Dによる逐次研磨像



100枚:6か月⇒1日

3D



AIによる高速処理

更に高度な追加処理

組織特徴の数値化

- | 3D | 2D |
|------|------|
| ・粒径 | ・粒径 |
| ・体積率 | ・面積率 |
| ・表面積 | ・真円度 |
| ・数密度 | ・凸度 |
| ・連結性 | |
| ・分岐性 | |
| ・曲率等 | |

国内総発売元



株式会社 新興精機

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

大阪営業所

〒564-0052

大阪府吹田市広芝町7-26 米澤ビル第6江坂301号

TEL:06-6389-6220 FAX:06-6389-6221

営業窓口:池内 oosaka@shinkouseiki.co.jp

断熱材

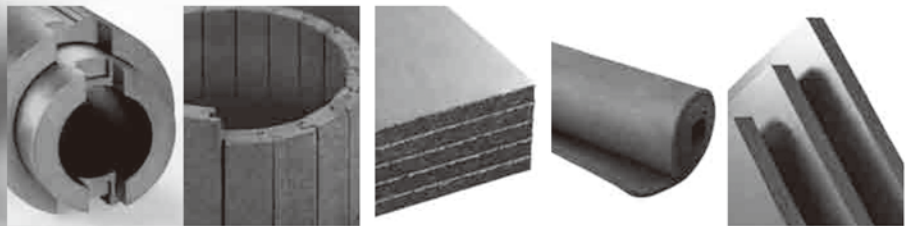
高温真空 3000℃へ

www.LC-MATERIALS.COM

省エネルギー

CO₂削減

CALCARB[®]
MERSEN



- 繊維線径が細く、ピッチ系繊維より熱伝導率が低い
- 原料が環境に優しい天然素材のレーヨンを使用
- 特殊な製法により緻密で均一な空間構造で高断熱性
- 豊富なバリエーションで多様性に対応

ル・カーボン・マテリアルズ株式会社

東京本社 〒105-0012 東京都港区芝大門1-1-11 プレイス860

TEL 03-5733-8608 FAX 03-3431-8622

西予工場 〒797-1212 愛媛県西予市野村町野村8-135-4

貴金属がもたらす

ゆとりある豊かな社会の実現へ

近代から現代に至るまで、

産業の発達を根底から支え続ける貴金属。

これからも新しい領域を拓いていきます。

あなたのチャレンジをサポートします。



募集 2018年度 貴金属に関わる研究助成金

貴金属が関係している
テーマであれば応募可能

助成金は奨学寄附金
扱いになります

研究や成果を
拘束することはありません

募集要項

田中貴金属記念財団では、「貴金属が拓く新しい世界」に向けて、
貴金属が貢献する新しい技術や製品の実用化に向けた研究・開発テーマを募集いたします。

応募資格 国内の教育機関あるいは公的研究機関に所属
されている方

募集期間 2018年9月3日(月)～2018年11月30日(金)

研究助成金 プラチナ賞 500万円 (1件)
ゴールド賞 200万円 (1件)
シルバー賞 100万円 (4件)
萌芽賞※ 100万円 (2件)
奨励賞 30万円 (複数件)

※2017年4月1日現在で37歳以下の方が対象となります。

主催者 一般財団法人 田中貴金属記念財団

お問い合わせ先 「貴金属に関わる研究助成金」事務局

E-mail:joseikin@ml.tanaka.co.jp

〒100-6422

東京都千代田区丸の内2-7-3

東京ビルディング 22階

田中貴金属工業株式会社

新事業カンパニー マーケティング部 内

TEL.03-6311-5596

10

2018
Vol.57
No.10

まてりあ

◎ 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

最近の研究 液相法によるナノ粒子表面への金属酸化物のナノコーティング 大野智也471

ナノレベルでの粒子表面への金属酸化物のコーティング技術と、その利用方法について紹介。複合金属酸化物のコーティングにも成功。

電析バルクナノ結晶 Ni 合金における粒界安定性と機械的特性の関係

松井 功 尾村直紀 山本剛久 瀧川順庸479

低温熱処理による電析バルクナノ結晶合金における粒界安定性の制御とその機械的特性への影響と新たな溶質添加手法について紹介。

入門講座 拡散接合 その2 —金属を接合するには、接合装置、接合面積の増加過程、接合面の皮膜の挙動— 大橋 修487

拡散接合の基礎過程について、そのポイントを解説。

新進気鋭 温泉バイナリー発電所におけるスケール問題とその抑制材料の開発 盛田元彰493

先達からのお便り E pur si muove —肉食系老学徒の逆襲— 坂 公恭498

はばたく これまでの研究を振り返って 余 浩503

トピックス (第4分科活動報告)第4分科「他医歯薬系学協会への若手研究者派遣活動の報告」 堤 祐介 小林千悟 中野貴由504

本会記事	会告507	次号予告517
	支部行事512	新入会員517
	掲示板513	行事カレンダー518
	会誌・欧文誌10号目次516	

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

今月の表紙写真 (上)[Ti]/[Si]=0.1, (下)[Ti]/[Si]=1.0の際の $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ 粒子の TEM 観察像。(大野智也：本号471頁 図1より抜粋)

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

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

弾性定数 C_{ij} 測定の実状と今後

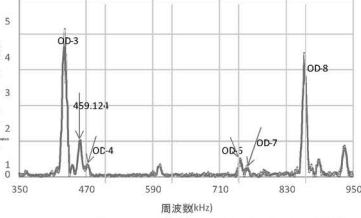
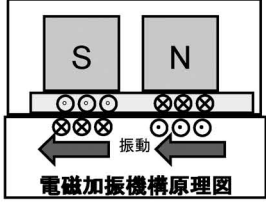
弾性定数(弾性スティフネス C_{ij})の測定法は数種類あります。新素材開発時点で要求される小試料測定で最適な装置が電磁超音波共鳴(EMAR)式弾性率、弾性定数測定装置 CC II シリーズです。従来の RUS 法に比べて振動モードを特定して測定できることから、弊社では測定の可能性を以下のように順次拡大しています。

結晶構造：立方晶→正方晶→六方晶→斜方晶→多結晶

試料形状：立方体→直方体→円柱→小円薄板

試料材質：磁性金属→比磁性金属→セラミックス→樹脂→木材

この進展には測定子構造、振動発生機構、解析手法などが複雑に絡んでいますが、材料組織と弾性の基本技術を高度に意識しながら解析する必要があります。組織構造のわずかな変化、不純物の混入などによる力学定数の変化から組織構造などを解明する方向への研究にも利用されそうな予測があります。これらの前進には、材料の最先端研究者と装置メーカーとの連携は欠かせません。ぜひとも最先端研究においてご利用いただきつつ、ご指導いただきますと幸いです。

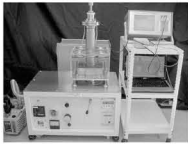


10φ x 2mm アルミ合金の振動

Cij 測定は力学特性から組織解明を可能に

電磁超音波共鳴式 弾性率・弾性定数装置 CC II-シリーズ

- 異方性単結晶から多結晶まで
- 弾性定数(弾性スティフネス C_{ij})も弾性率も
- 5mm 程度の立方体、直方体から円柱、円板、薄板(0.2mm)まで
- 室温用、高温用
(常用 1000℃ 最高 1200℃)
- 阪大基礎工 平尾・荻研開発



CC2-HT

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℃ EG-HT<



室温や比較的低温で最も信頼性の高い装置

自由共振式弾性率、内部摩擦測定装置 JE-RT(ヤング率)& JG-RT(剛性率)

- 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

他の試料形状や測定目的に対応

その他の製品

- ▼ 薄板・細線用弾性率測定装置 TE, TG 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
- ▼ 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)
- ▼ 共振式薄板疲労試験装置 RF シリーズ

IE, VE を除き、
高温用 (**-HT) あります。



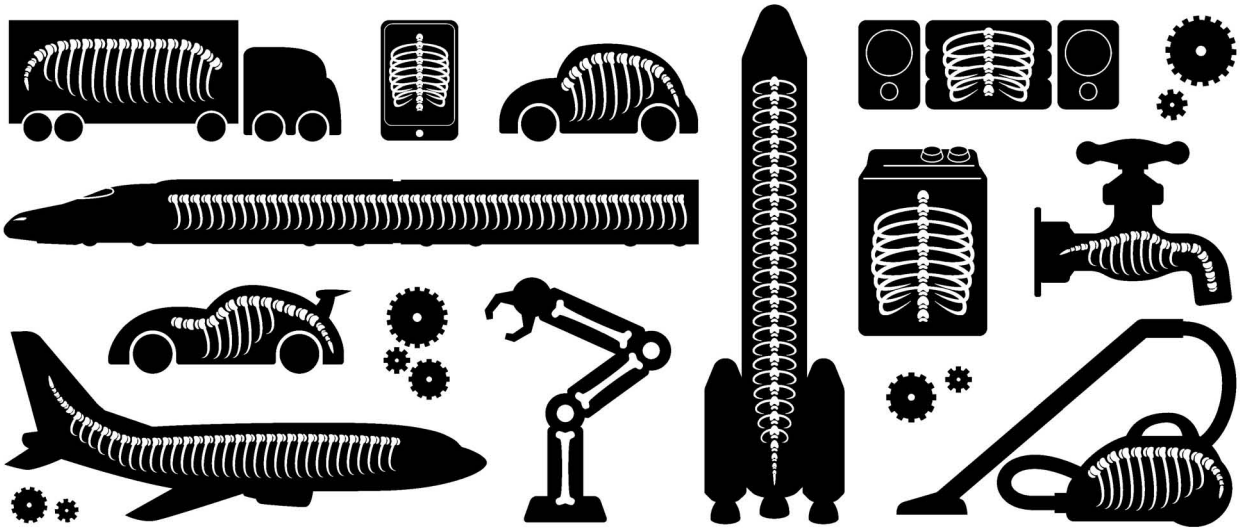
RF-RT

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

外からは見えませんが、骨のある会社です。



多彩なフィールドで、フロンティアを目指しています。

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



世界の材料科学・工学をリードする第一線の研究者・技術者に向けて

2019年春期（第164回）講演大会
3/20（水）～3/22（金）
東京電機大学 東京千住キャンパス

付設展示会
大会プログラム広告
講演概要集DVDジャケット広告
ランチョンセミナー

募集のご案内

付設展示会（機器・ソフトウェア・書籍）

・1コマ ¥140,000（税別）

大会プログラム広告

・1色1頁 ¥70,000（税別） ・1色1/2頁 ¥40,000（税別）

講演概要集DVDジャケット

・表4カラー ¥75,000（税別） ・表2カラー ¥50,000（税別）

ランチョンセミナー

・1枠 ¥100,000（税別） 出展の場合は、1枠 ¥20,000（税別）

2019年秋期（第165回）講演大会
9/11（水）～9/13（金）岡山大学 津島キャンパス

広告掲載・ご出展のお問い合わせ・お申込み

MEIHOSHA
ADVERTISING AGENCY

株式会社 明報社

〒104-0061 東京都中央区銀座七丁目12-4 友野本社ビル
TEL (03)3546-1337 FAX (03)3546-6306
E-mail info@meihosha.co.jp ホームページ www.meihosha.co.jp

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



自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

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



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

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリ



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

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

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**



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。



容器がセットされる様子。

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

液相法によるナノ粒子表面への 金属酸化物のナノコーティング

大野 智也*

1. はじめに

ナノ粒子は、電子材料、光学材料、触媒材料など多くの分野で利用される材料形状であり、ナノ粒子の合成方法、特性評価方法などについて様々な研究成果が報告されている⁽¹⁾⁽²⁾。このようなナノ粒子のさらなる特性向上のための手法として、薄膜の積層構造で利用されているようなナノレベルでの複合化が考えられている⁽³⁾⁽⁴⁾。しかしながら、この技術をナノ粒子形状のままの複合化に応用すると、それぞれの粒子の凝集、分散そして付着の制御が必要となり、ナノレベルでの均一な複合化が非常に困難となる。そのためナノ粒子形状での複合化は、粒子同士ではなく粒子表面への他材料のナノコーティングが必要となる。

ナノ粒子への他材料のコーティングは、これまで液相法を中心とする研究例が報告されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。本稿では、このようなコーティングの例として、シリカ単分散粒子表面へのチタニアのコーティングを紹介する⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾。またこれまでのコーティングに関する研究報告例では、複合金属酸化物のコーティングを対象とした実施例はほとんどない。しかし、例えば電子材料などで使用する酸化物材料は、誘電体であればチタン酸バリウム(BaTiO_3)であったり、酸化物導電体であれば($\text{La,Sr})\text{MnO}_3$ であったりと、その多くは複合金属酸化物である。そのため複合金属酸化物をコーティングすることが可能となれば、その用途は劇的に広がり、新たな材料を提案する事が可能となる。そこで本稿では、チタニアのシリカ粒子表面へのコーティングの実施例以外に、複合金属酸化物の中から、電子材料および触媒材料として注目されているチタン酸バリウムを、有機粒子にコーティングした実施例についても示す⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。

2. 不均一核生成を利用したチタニアのコーティング

ナノ粒子の合成方法は、固相法・液相法・気相法による様々な手法が提案されているが、固相法の場合はジェットミルなどを使用した特殊な粉砕プロセスを必要とし、また気相法ではコストパフォーマンスに課題が残る。そのため多くの場合、液相法によりナノ粒子は合成される。一般的に液相法では、過飽和溶液を作製し液相全体で均一核生成を起こすことで結晶核(粒子核)を生成する。そして、その後の核成長プロセス(粒成長プロセス)により、目的とするナノ粒子を得る。この時、核生成段階と核成長段階を分離する事で、粒子径が均一な単分散ナノ粒子の合成も可能である。しかし均一核生成に基づく一般的なナノ粒子合成のメカニズムでは、溶液の全領域において均一に粒子が生成してしまうため、本稿で目的とする粒子表面に他材料をコーティングする場合、この考え方を利用することは出来ない。すなわち粒子表面にのみ選択的に他材料を析出させるためには、不均一核生成を利用する必要がある。このような不均一核生成を利用する手法として加水分解速度を制御したゾルゲル法や液相析出法がある。本稿では、これらの中から液相析出法を用いたコーティング手法を例として紹介する。液相析出法は薄膜作製技術として提案され、平坦な基板表面で不均一核生成を起こさせ、材料を基板上に析出させる手法である。しかし曲率を有した材料に対して本手法を適用する場合、コーティングを行う元となる粒子(コア粒子)表面に、コーティング剤の液相析出が可能化学種(例えば水酸基など)を存在させる必要がある。この工夫により、平坦な基板と同様に粒子表面上へも、不均一核生成を介して金属酸化物を析出させる事が可能、すなわち粒子表面への均一なコーティングが期待できる⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。一般的

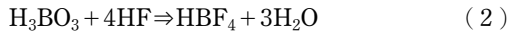
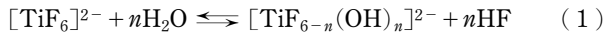
* 北見工業大学工学部地球環境工学科；教授(〒090-8507 北見市公園町165)

Metal Oxide Nano-coating on the Surface of Nano-particles by Chemical Solution Deposition; Tomoya Ohno (Kitami Institute of Technology, Kitami)

Keywords: nano-coating, nano-particle, chemical solution deposition, metal oxide, complex metal oxide, ceramic, catalyst

2018年6月1日受理[doi:10.2320/materia.57.471]

な濡れ性を利用したコーティング手法の場合、曲率を持つコア材料にコーティングを行うと、重力などの影響によりコーティング層の膜厚が不均一になる事が多いが、本手法の場合は化学的にコア粒子表面から他材料を析出させるため、このような問題は発生しない。また液相析出法によるコーティングの場合、コア粒子表面に親水基が存在していれば、金属酸化物セラミックス粒子だけではなく、カーボン粒子や有機粒子に対しても均一なコーティングが可能である。液相析出法における反応メカニズムについて、チタニアを例に示す。



液相析出法では、出発原料としてフッ化物系の材料を選択することが多く、チタニアのコーティングの場合では、ヘキサフルオロチタン酸アンモニウムを使用する。ここで式(1)は平衡反応であるため、粒子表面に析出させる $[\text{TiF}_{6-n}(\text{OH})_n]^{2-}$ を液相内で作製するためには、式(1)を右方向に進行させる必要がある。そのためフッ素捕集剤としてホウ酸を添加する事で、系内のHFを消費させ(式(2))、目的とする前駆体成分($[\text{TiF}_{6-n}(\text{OH})_n]^{2-}$)を作製する。チタニアの前駆体である $[\text{TiF}_{6-n}(\text{OH})_n]^{2-}$ はOH基を有しているため、ナノ粒子表面の親水基と反応することが可能であり、これにより粒子表面に選択的にチタニアを析出させる事ができる。すなわち前駆体成分のOH基と粒子表面の親水基(OH基など)が、脱水重縮合反応により結合し、コア粒子表面にチタニアの結晶核が生成し、その後核成長するため、曲率を持つ材料に対しても均一なコーティングが可能となる。

図1にシリカ粒子表面にチタニアをコーティングした際の、チタニアの出発原料の投入量による、チタニアのコーティング層の膜厚への影響を示す。本稿では、チタニアの出発原料の投入量を、コア粒子となるシリカ粒子のSi元素のモル量に対する、出発原料中のTi元素のモル比($[\text{Ti}]/[\text{Si}]$)として定義した。また $[\text{Ti}]/[\text{Si}] = 0.1$ および 1.0 の際の TiO_2 - SiO_2 粒子のTEM (Transmission Electron Microscope, 透過型電子顕微鏡)観察像を併せて示す。液相析出法をナノ粒子へのコーティング手法として採用する場合、前述した理由

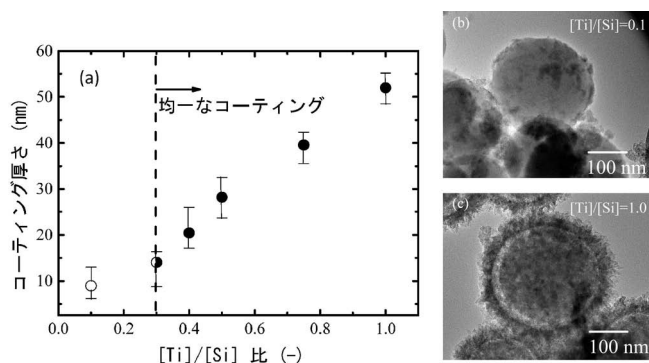


図1 (a)コーティング剤の投入量によるコーティング層の膜厚への影響および、(b) $[\text{Ti}]/[\text{Si}] = 0.1$ 、(c) $[\text{Ti}]/[\text{Si}] = 1.0$ の際の TiO_2 - SiO_2 粒子のTEM観察像。

およびTEM観察像からも明らかなように、曲率を持つ材料に対しても、基板など平坦な材料に対するコーティングと同様に、均一なコーティング層を得る事が出来た。しかし均一にコーティングするために必要な量のチタニア前駆体が前駆体溶液中に十分存在しない場合、 $[\text{Ti}]/[\text{Si}] = 0.1$ のTEM観察像でも示されるように、粒子表面に点在してチタニアが析出する。しかし均一にコーティングするために十分な量のチタニア前駆体成分が溶液中に存在する場合、チタニアの出発原料の投入量によりコーティング層の膜厚を制御する事が可能であり、比較的自由に、設計どおりのハイブリッド粒子を作製する事が出来る⁽⁷⁾。

また液相析出法は平衡反応の制御によるコーティング技術であるため、液相析出時の反応温度および反応時間はチタニアの析出量に影響する。そのためチタニアのコーティング層の膜厚は、これらのプロセスパラメーターによっても制御できる。例えば、投入するヘキサフルオロチタン酸アンモニウムを一定量にした状態でチタニアをコーティングする際の、反応時間と反応温度の違いによるチタニアのコーティング層の膜厚への影響を図2および図3に示す。図2より、投入したチタン源の量が一定の場合でも、反応温度が変化すると

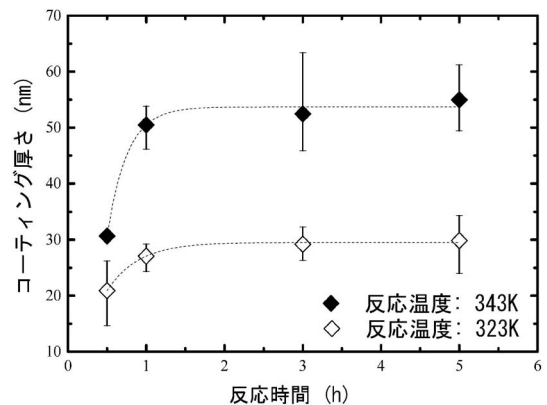


図2 反応時間による析出したチタニアコーティング層の膜厚への影響。

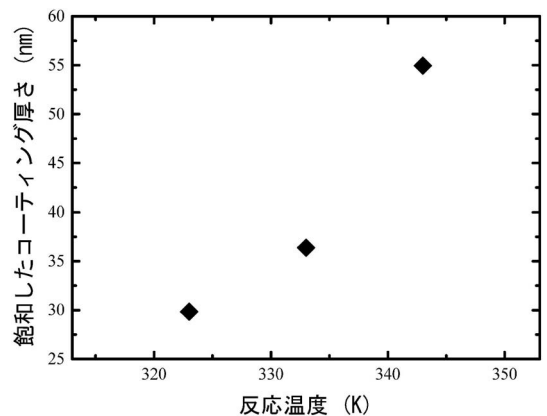


図3 反応温度の違いによるチタニアコーティング層の飽和膜厚への影響。

コーティング層の膜厚も異なる事が確認出来る。しかし反応温度が異なる場合でも、反応時間1時間程度でコーティング層の膜厚は一定となった。すなわち、液相析出法によりチタニアをコーティングする際、コーティングに必要な時間は反応温度に関わらず1時間程度であることが推測出来る。さらに図3で示すように、反応温度の違いによる飽和膜厚への影響を調査したところ、反応温度を上昇させることで膜厚が増加する。すなわち、効率の良い粒子表面へのコーティングが実施可能となることが分かった。しかし溶媒の沸点近傍まで反応温度を上げた場合、溶媒の蒸発が進行し前駆体溶液濃度自体が変化してしまうことで、目的どおりのコーティングが得られなかった。そのため還流管を使用し沸点以上での反応が可能な実験装置を採用しない場合、前駆体溶液の沸点よりも20~30度低い温度でコーティング反応を実施する条件が、均一なコーティング層を得るために最適であった⁽⁹⁾。

一般的な液相法によりチタニアを作製する場合、チタニアの前駆体成分を焼成することで結晶化させる。しかし液相析出法によりチタニアをコーティングする場合、焼成を行わずに結晶化したチタニア(アナターゼ型)を、粒子表面に析出させることが可能であった。そのため、理論的には析出した段階でチタニアとしての特性を使用できる。しかしその結晶性は低く、コーティング層内に残留しているアモルファス相の影響、またコーティング層中に水分を多く含むため、焼成し結晶化させたチタニアと同様の特性は発現しない。そのため実際にチタニアとしての特性を使用するためには、作製したTiO₂-SiO₂粒子を焼成し、残留するアモルファス相の結晶化および水成分の除去を行ない、コーティング層のチタニアの結晶性を向上させる必要がある。そして焼成温度を変化させる事でチタニアの結晶子径は変化し、図4に示すように、高温で焼成するとコーティング層の膜厚とチタニアの結晶子径は一致する。すなわち焼成条件を最適化すれば、コーティングしたチタニアの結晶子径の制御を、チタニアコーティング層の膜厚により制御することも可能である。

また、粒子表面にコーティングした材料の特性は、一般的なバルク体の特性とは大きく異なる。基板上に材料を薄膜化した場合、その薄膜の諸特性は基板との界面の影響や基板か

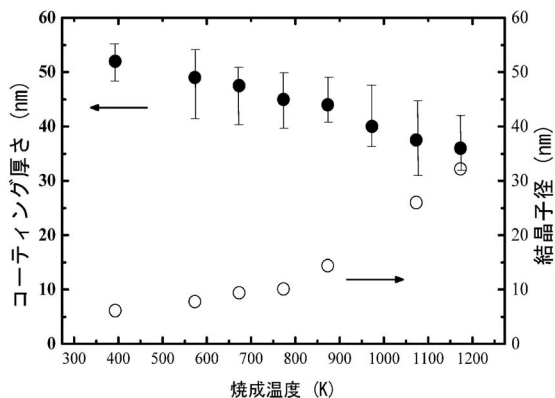


図4 焼成温度によるチタニアコーティング層の膜厚およびチタニア結晶子径への影響。

らの拘束力により、バルク体の特性とは大きく異なる事が広く知られている。すなわち粒子表面に材料をコーティングした場合でも、薄膜と同様にコア粒子からの影響を大きく受けることが想定できる。図5にチタニア粒子および、TiO₂-SiO₂粒子の焼成温度の違いによる結晶構造への影響を示す。液相合成したアモルファス状態のチタニア前駆体を結晶化させる場合、低温で焼成した場合はアナターゼ構造をとるが、高温で焼成した場合はルチル構造となる。すなわち図5(b)で示すように、液相合成したチタニア前駆体は、焼成温度を873 K以上になるとアナターゼ相以外にルチル相の存在が確認され、焼成温度1173 Kではルチル単相となった。これに対してTiO₂-SiO₂の場合では(図5(a)), 1373 Kで焼成を行なった場合でもアナターゼ単相となっており、アナターゼ相の温度に対する安定性が非常に高い事を示している。これは粒子表面に析出したチタニア(アナターゼ相)がコア粒子であるシリカ粒子表面のシラノール基と化学結合を作っており、チタニアがコア粒子から拘束されているため、ルチル相への結晶相転移が起こらなかった事が考えられる。コア材料からの拘束により、コーティングした材料の結晶相転移温度が上昇する現象は、薄膜材料において報告されている⁽¹⁵⁾。本稿で紹介したシリカ粒子にチタニアをコーティングした場合でも、平坦な基板上にコーティングを行なった薄膜と同様の現象が起こったと考えられる。またコア粒子との化学的な結合については、以下に述べるようにバンドギャップエネルギーからも類推することができる。

図6に、作製したTiO₂-SiO₂粒子の吸収端より算出したバンドギャップの、TiO₂バルク体のバンドギャップからのブルーシフト量を示す。チタニアの結晶子径が臨界径(critical size)以下の場合、量子サイズ効果によってバンドギャップはブルーシフトすることがAnpo等により報告されており、結晶子径の違いによるブルーシフト量の変化が示されている⁽¹⁶⁾。しかし図6で示すように、TiO₂-SiO₂粒子におけるチタニアの結晶子径によるバンドギャップのブルーシフト量では、Anpo等が報告している以上のブルーシフト量が観測された。またGartner等は、TiO₂-SiO₂複合体のバルク体を作製し、そのバンドギャップを測定したところ、Ti-O-Si結合の影響によりバンドギャップがブルーシフトすることを報告しており、そのシフト量は0.13 eV程度であると示している⁽¹⁷⁾。この報告を参考にして、今回のTiO₂-SiO₂粒子の

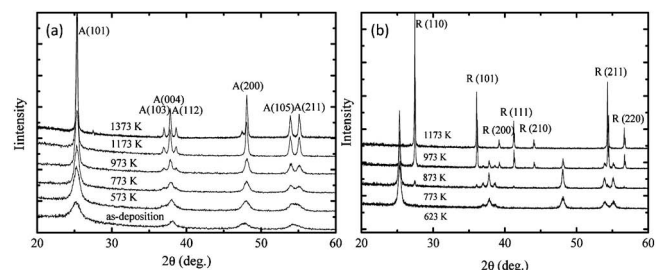


図5 焼成温度の違いによるチタニア結晶相への影響。(a)TiO₂-SiO₂粒子、(b)TiO₂粒子。

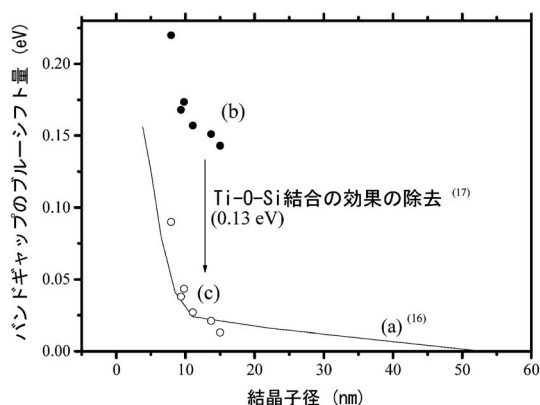


図6 コーティングしたチタニア結晶子径の違いによるバンドギャップエネルギーのブルーシフト量への影響. (a) TiO_2 の報告値, (b) $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ 粒子の測定値, (c) Ti-O-Si の効果によるブルーシフト量を除いた $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ 粒子の測定値.

バンドギャップのブルーシフトが、量子サイズ効果以外に Ti-O-Si 結合による効果 (0.13 eV) があると想定すると、Anpo 等の量子サイズ効果によるブルーシフト量と今回の結果はほぼ一致することが確認出来た。すなわち液相析出法によりチタニアをコア粒子にコーティングした場合、コーティング材料のみの特性が得られるのではなく、コア粒子とコーティング材料間の化学結合の影響を大きく受けることが示された。

3. 固相法の考え方を取り入れた複合金属酸化物のコーティング

緒言で述べたように、近年多くの産業分野では複合金属酸化物が材料として用いられており、ナノ粒子形状での複合金属酸化物との複合化、すなわち複合金属酸化物のコーティング技術の開発が強く求められている。そこで本稿では、前項で示した液相析出法によるチタニアのコーティング技術を利用した、チタン酸バリウムのコーティングについて紹介する。チタン酸バリウムのような二種類以上の金属元素を含む複合金属酸化物をコーティングする場合、ダブルアルコキシドのような目的組成どおりの金属元素を含む前駆体を液相合成して、それをコーティングする事で目的を達成できる。しかしダブルアルコキシドを合成するためには、出発原料となる二種類以上の金属アルコキシドの加水分解速度をそれぞれ厳密に制御する必要があり、このような複合金属酸化物の前駆体溶液の分子設計には様々なノウハウを必要とする。そのため本稿では、比較的容易に実施可能な、固相法の考え方を取り入れたコーティング手法、すなわち熱拡散を利用した複合金属酸化物のコーティングについて示す⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。この手法は、複合金属酸化物の合成に必要な金属成分を個別にコーティングし、焼成によりそれぞれの金属成分を熱拡散させて複合金属酸化物をコーティングするため、溶液内で目的組成

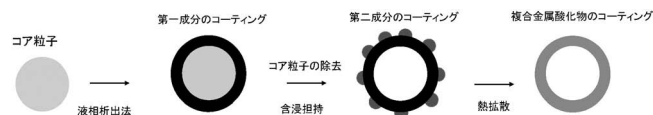


図7 テンプレート粒子への複合金属酸化物ナノコーティングを利用した中空粒子合成の模式図.

の前駆体を合成するという厳密な意味での液相法の考え方は少し異なる。

本稿ではこの手法の実施例として、テンプレート粒子を利用したチタン酸バリウム中空粒子の合成例を紹介する。すなわち図7の模式図で示すように、有機粒子表面に液相析出法を用いてチタニアをコーティングした後に、有機粒子を熱分解しチタニアの中空粒子を作製する。そしてバリウム成分を、触媒分野で一般的に用いられる含浸担持法によりチタニア中空粒子表面に付着させ、熱処理時の熱拡散を利用してチタン酸バリウム中空粒子を作製した。また作製したチタン酸バリウム中空粒子の使用法の一例として、この材料を水素製造プロセスであるメタン水蒸気改質プロセスに、触媒材料として適用した例を紹介する。

最終的な材料形態を中空粒子とするため、今回使用するコア粒子は、前項で紹介したシリカ粒子ではなく、テンプレートとして熱分解可能な有機粒子を用いた。そこで、乳化重合により容易に有機ナノ粒子の合成が可能なポリスチレン (PS) を、コア粒子の材料として選択した。しかしスチレンのみをモノマーとして乳化重合し PS 粒子を作製する場合、作製した PS 粒子表面には、チタニアの液相析出を可能とする親水基が存在しない。そのため粒子表面に親水基を付与するため、N-ヒドロキシルメチルアクリルアミド (HMAM) をモノマーとして選択し、スチレンと同時に乳化重合を行なった。更に作製した PS 粒子にヘキサノールを含浸させる事で、液相析出法に適用可能な、最表面に十分な量の親水基を持つ有機コア粒子を合成した (模式図: 図8)⁽¹⁸⁾。図9に $\text{TiO}_2\text{-PS}$ ハイブリッド粒子、623 K での熱処理により PS コア粒子を除去した TiO_2 中空粒子、873 K での熱処理により PS コア粒子を除去した TiO_2 中空粒子の TEM 観察像を示す。図9より、有機粒子に対しても表面改質により親水基を粒子表面に導入することで、シリカナノ粒子の場合と同様にチタニアのコーティングが可能であることを確認した。また PS は 623 K 程度の熱処理で容易に熱分解可能である事が広く知られているため、コア粒子を除去するため 623 K で熱処理を行なったところ、PS 粒子が一部残留している様子も確認出来たが、ほとんどの粒子において中空化した形状が得られた。また、より完全に PS 粒子を除去するため 873 K で熱処理した試料では、図9で示すように、623 K で熱処理した試料よりもチタニアの結晶成長が進み、チタニア層が比較的大きなチタニア結晶で構成されたチタニア中空粒子を得ることが出来た。

次に、ここで得られたチタニア中空粒子に対して、バリウ

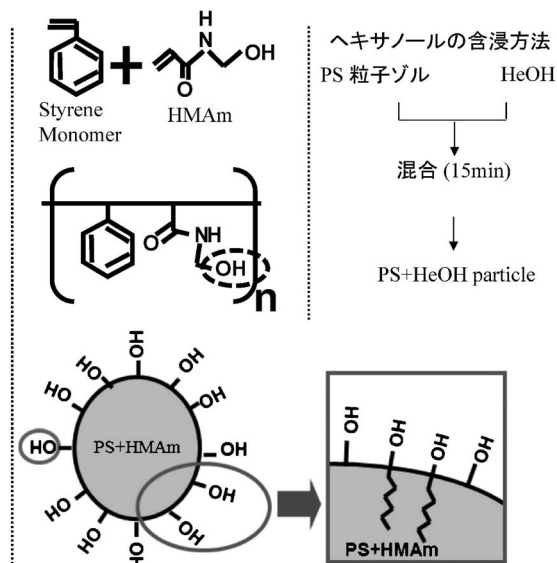


図8 親水基を表面を持つPS粒子合成の模式図。

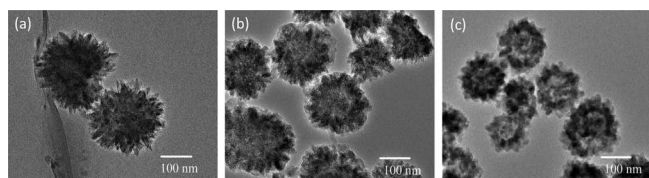


図9 異なる温度でテンプレート粒子を除去したTiO₂中空粒子および除去前のTiO₂-PS粒子のTEM観察像。(a)TiO₂-PS粒子、(b)623 Kで熱処理したチタニア中空粒子、(c)873 Kで熱処理したチタニア中空粒子。

ムエトキシドをエタノール溶媒に溶解させたバリウム前駆体溶液を用いて、バリウム成分をチタニア中空粒子表面に含浸担持した。そしてその後、バリウム成分の熱拡散が期待できる1073 Kで焼成し、目的とするチタン酸バリウム中空粒子を作製した。図10に、それぞれ異なる熱処理条件で作製したチタニア中空粒子のXRD(X-ray diffraction, X線回折)パターンおよび、それらのチタニア中空粒子を用いて作製したチタン酸バリウム中空粒子のXRDパターンを示す。図10(b)より熱処理623 Kで作製したチタニア中空粒子を用いた場合、水洗除去可能なBaF₂の存在が一部確認出来るものの、ペロブスカイト相のチタン酸バリウムを示すXRDパターンが得られた。これに対して873 Kで熱処理したチタニア中空粒子を用いた場合、BaF₂およびチタン酸バリウム以外に、Ba₂TiO₄、炭酸バリウム、チタニアの結晶相の存在を示すピークが検出された。この理由は、前駆体となったチタニア中空粒子を構成するチタニアの結晶子径の違いによるものである。図10(a)より、チタニア中空粒子を作製するための熱処理温度を上昇させることで、それぞれのピークの半値幅が狭くなる、すなわちチタニアの結晶子径が増加していることが確認できる。これは図9のTEM観察像からも明らかである。本稿で紹介する技術は、バリウム成分を粒子表面に含浸

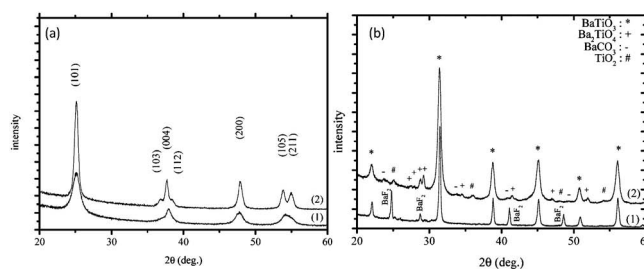


図10 (a)異なる温度((1): 623 K, (2): 873 K)で熱処理したチタニア中空粒子のXRDパターンと、(b)それらのチタニア中空粒子を用いて作製したBaTiO₃中空粒子のXRDパターン。

担持させ、熱拡散によりチタン酸バリウムを合成する固相法の考え方に基づく手法である。そのためチタニアの結晶子径が増加すると、チタン酸バリウムの作製に必要な拡散距離が長くなり、目的生成物を作製するためには、より高温での熱処理が必要となる。ここで、今回の熱処理温度は1073 Kであり、一般的な固相法での焼成温度と比較して低温であった。そのため、チタニアの結晶子径が大きな873 Kで熱処理したチタニア中空粒子を用いた場合、粒子表面に存在する含浸担持させたバリウム成分が、チタニア中空粒子のチタニア層全体に拡散できなかったと考えられる。そのためバリウム成分の偏析が発生し、目的とするチタン酸バリウム以外にも、バリウムリッチであるBa₂TiO₄、バリウムが拡散されなかった領域のチタニア、反応に使用されなかったバリウムが変化した炭酸バリウムが混在した結果となった。またいずれのチタニア中空粒子を出発原料として用いた場合でも、BaF₂の生成が確認出来た。これは、チタニアをコーティングする際に使用したヘキサフルオロチタン酸アンモニウムのフッ素成分がチタニア層に残留しており、これがバリウム源と優先的に反応して生成したと考えられる。しかしBaF₂は水溶性の材料であるため、水洗により除去可能であり、最終的にペロブスカイト単相のチタン酸バリウム中空粒子の作製が可能であった⁽¹²⁾。

さらに含浸担持させるバリウム成分の最適な添加量を評価するため、コーティングしたチタニアのモル量に対してバリウム添加量のモル比を変化させ、チタン酸バリウム中空粒子を合成した。得られた中空粒子のXRDパターンを図11に示す。[Ba]/[TiO₂]=0.9では、チタニアに対してBa添加量が少なかったため、チタンリッチ相であるBaTi₂O₅が析出していることを確認した。これに対して[Ba]/[TiO₂]=1.1では、バリウムリッチ相の存在は確認できず、ペロブスカイト単相となっていることを確認した。図11は、後述する水洗浄および酸洗浄後のチタン酸バリウム中空粒子のXRDパターンであるため、[Ba]/[TiO₂]=1.1の条件では、過剰なバリウム源が炭酸バリウムとして析出していると考えられるが、酸洗浄により除去されたため、バリウム添加量が過剰な条件でもペロブスカイト単相のチタン酸バリウム中空粒子が得られたと考えられる。

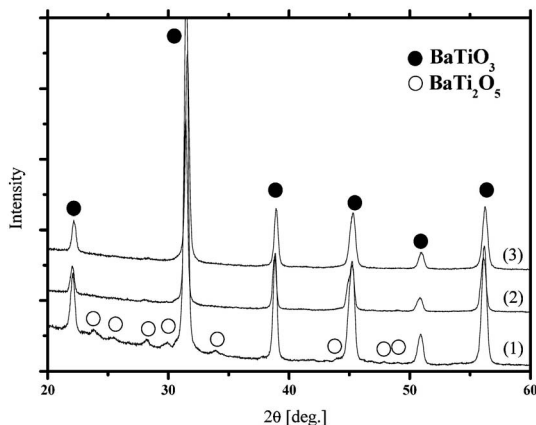


図11 バリウム添加量を変化させて作製したチタン酸バリウム中空粒子のXRDパターン(1)[Ba]/[TiO₂]=0.9, (2)[Ba]/[TiO₂]=1.0, (3)[Ba]/[TiO₂]=1.1.

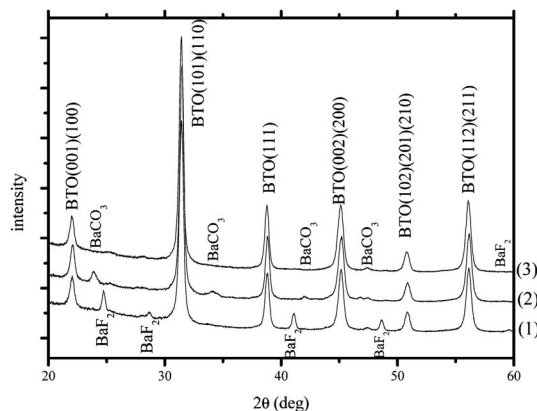


図13 [Ba]/[TiO₂]=1.0の条件で作製したチタン酸バリウム中空粒子の水洗浄および酸洗浄による結晶相への影響(1): as-deposition, (2): 水洗浄のみ, (3): 水洗浄+酸洗浄.

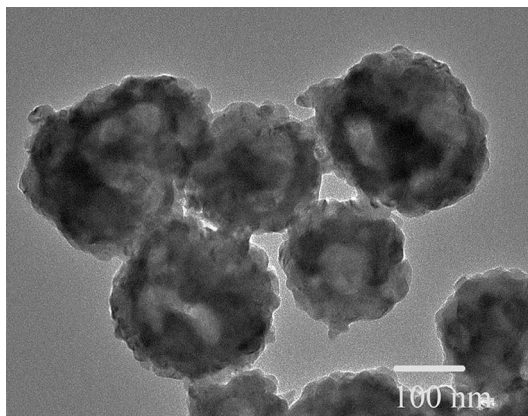


図12 水洗浄および酸洗浄を行なったチタン酸バリウム中空粒子のTEM観察像.

図11の[Ba]/[TiO₂]=1.0の条件で作製したチタン酸バリウム中空粒子のTEM観察結果および作製後の水洗浄および酸洗浄の効果を、図12および図13に示す⁽¹¹⁾。図12より、粒子径200~300 nm程度のチタン酸バリウム中空粒子が得られたことが確認できた。また図13より、水洗浄によりBaF₂の除去が可能であること、またBaF₂に覆われていたと考えられる僅かな量のBaCO₃も酸洗浄により除去可能であり、最終的にペロブスカイト単相のチタン酸バリウムのXRDパターンが得られた。すなわち固相法の考え方を取り入れたコーティング技術により、熱分解可能な有機粒子をコア粒子として用いる事で、複合金属酸化物であるチタン酸バリウムの中空粒子が得られる事を確認した。

4. チタン酸バリウム中空粒子の使用例

中空粒子形状の材料は、通常の粒子に比べて表面積が大きくなるため、触媒材料のように大きな表面積を必要とする材料としての応用が期待されている。特に、本稿で紹介したチ

タン酸バリウムのようなペロブスカイト型酸化物の場合、固相法で作製した粒子では比較的平坦な表面を持っているため、その表面積は4 m²/g以下と非常に小さい事が知られており、実用触媒として使用する事が難しい。しかし近年、水素製造を目的とした炭化水素の水蒸気改質プロセスに対して、ペロブスカイト型酸化物が触媒担体として非常に有効であることが報告されている。これは、ペロブスカイト型酸化物の格子酸素が動きやすい事を利用して、反応プロセス中に触媒表面に析出する炭素成分を、格子酸素の移動によって酸化させ除去可能であるため、長寿命触媒としての可能性が示されたためである⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾。

また炭化水素の水蒸気改質プロセスでは、メタン水蒸気改質プロセスに対して実用化されているNi/アルミナ触媒のように、金属成分(Ni)を金属酸化物粒子(アルミナ)表面に含浸担持させた触媒材料が使用されている。アルミナ粒子は酸化物粒子の中では比較的 surface area が大きく、また含浸担持させたNi金属成分も粒径5 nm以下となり、非常に高い分散性を維持した状態で担持される(図14(a))。しかしペロブスカイト型酸化物は前述したように、比較的平坦な表面を持つため、金属成分を含浸担持させると、図14(b)で示すように金属成分は数10 nmの塊として担持され、金属成分の分散性は低下する。すなわち、長寿命触媒としての可能性は示されているが、表面積および金属成分の分散性の観点から、ペロブスカイト型酸化物粒子の高表面積化が求められていた。

前項で紹介したチタン酸バリウム中空粒子の表面積は、窒素吸着法で表面積を測定したところ13 m²/gと、固相法により作製したチタン酸バリウム粒子の報告値の約3倍の値を示すことを確認した⁽¹²⁾。そのため、これまでペロブスカイト型酸化物触媒の課題であった表面積の問題を解決できると考え、作製したチタン酸バリウム中空粒子をメタン水蒸気改質プロセスの触媒として適用した例を紹介する。

作製したチタン酸バリウム中空粒子に金属触媒成分であるNiを含浸担持させるため、硝酸ニッケルを水に溶解させた

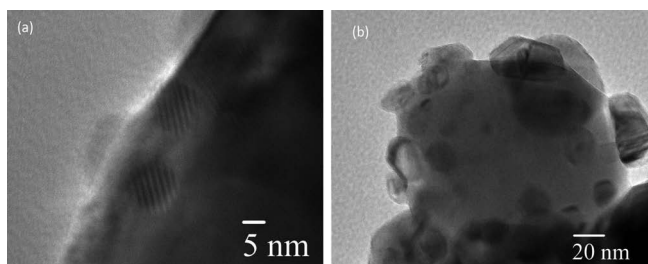
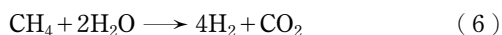
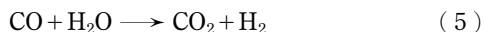
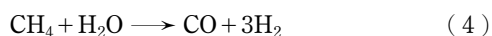


図14 金属触媒成分 Ni をコア粒子に含浸担持した粒子の TEM 観察像 (a) Ni/Al₂O₃, (b) Ni/BaTiO₃.

Ni 前駆体溶液中に、作製したチタン酸バリウム中空粒子を分散させ、343 K の条件でゆるやかに蒸発乾固させることで、チタン酸バリウム中空粒子表面に Ni 金属前駆体を含浸担持した。そして 773 K にて空气中で焼成する事で、チタン酸バリウム粒子表面に NiO を生成した。その後水素還元処理により目的とする Ni/チタン酸バリウム触媒を得た。この際、Ni 金属触媒成分の担持量により触媒特性は大きく変化する。今回は他研究グループが報告している固相合成したチタン酸バリウム触媒粒子の触媒活性と比較するため、Ni 担持量を同一の 10 wt.% とした。またメタン水蒸気改質プロセス条件についても、他グループの報告値と比較するため、報告と同一のプロセス条件で測定を実施した。すなわち固定床流通式反応装置を用いて、触媒重量 0.05 g、メタンガス流速 11.32 mL/min、[H₂O]/[CH₄]=2.0、反応温度を 1073 K とした。メタン転化率は式(3)を用いて計算し、触媒活性の評価を行なった。

$$\left[1 - \frac{C_{\text{CH}_4}}{C_{\text{CH}_4} + C_{\text{CO}_2} + C_{\text{CO}}} \right] \times 100 (\%) \quad (3)$$

ここで C_{CH₄}, C_{CO₂}, C_{CO} は、それぞれ反応プロセス後のガス中のメタン、二酸化炭素、一酸化炭素のモル比を示している。メタンの水蒸気改質プロセスは式(4)の水蒸気改質反応と、式(5)の水性ガスシフト反応により進行するため、一般的には式(6)として示される。



そのため、式(3)を用いてメタン転化率を計算する事で、作製した触媒の触媒活性を評価する事が出来る⁽¹⁹⁾。

図15にチタン酸バリウム中空粒子を触媒として用いた場合の、メタン水蒸気改質プロセスにおけるメタン転化率の経時変化および、固相法により作製したチタン酸バリウム触媒を使用した場合の報告値を示す。Ni 金属触媒の担持量、そして反応プロセス条件を統一して触媒特性の評価を実施しているため、チタン酸バリウム粒子の表面積の違いによる触媒特性への影響を図15で確認することができる。Urasaki 等の報告では、固相法で作製したチタン酸バリウム粒子の表面積は非常に小さいため、このプロセス条件ではメタン転化率は 10% 以下になることを示している⁽¹⁹⁾。しかし中空粒子化しチタン酸バリウム粒子の表面積を増加させることで、同じ材

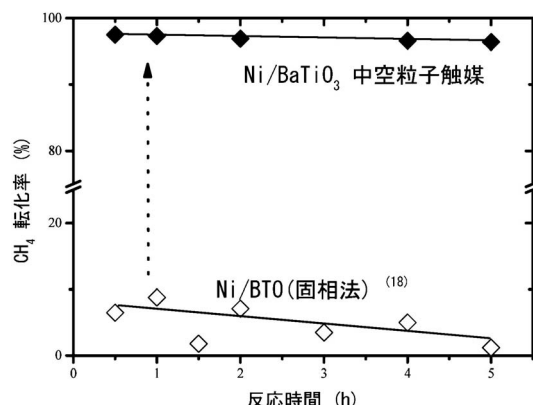


図15 Ni/BaTiO₃ 中空粒子および Ni/BaTiO₃ (報告値) のメタン水蒸気改質プロセスにおけるメタン転化率の経時変化。

料を触媒材料として用いても、メタン転化率は反応 5 時間後においても 96.4% と非常に高い水準を維持した。本プロセス条件の平衡転化率は 99.2% であるため、ほぼ平衡転化率に等しい触媒活性が得られたと考えられる。すなわちコーティング技術を利用した中空粒子化により、表面積の課題を解決する事ができ、材料が本来もつ高い特性を発揮する事が出来たと結論づけた。

5. まとめ

ナノ粒子表面への酸化物材料のコーティングは、液相法における不均一核生成を利用することで達成できる。そして、コーティング反応の条件を制御することでコーティング厚さを制御でき、焼成条件によりコーティングした材料の結晶子径の制御が可能である。また粒子表面にコーティングした材料の諸特性は、バルク体で報告されている特性とは異なり、母粒子との界面の影響や、薄膜の場合と同様に母粒子からの拘束力の影響を受ける。

さらに固相法の考え方を取り入れることで、複合金属酸化物材料の粒子表面へのコーティングも可能であり、熱分解可能な有機粒子などにコーティングを実施することで、最終的に中空形状の粒子の作製も可能であった。固相法の考え方を利用して複合金属酸化物を粒子表面にコーティングする場合、熱処理時の拡散距離は非常に重要な因子であり、拡散距離を短くすることが可能となるような材料設計、すなわちコア粒子にコーティングした第一成分の材料の結晶子径を小さくする必要がある。

本稿では、コーティングを利用した材料を触媒材料として適用した例を紹介したが、本技術はナノレベルで粒子表面へのコーティングが可能な手法であるため、コーティング剤とコア粒子の種類を変更することで、光学材料や電子材料など様々な分野への応用も期待できる。またコア粒子の保護膜を、酸化物コーティングにより作製することも可能であり、本技術の適用範囲は非常に広い。このような背景から、今後

ナノ粒子表面へのコーティング技術の更なる発展が期待される。

本研究の一部は JSPS 科研費15K17894, ホソカワ粉体工学振興財団, 日揮・実吉奨学会, スズキ財団の助成を受けたものです。ここに謝意を表します。

文 献

- (1) A. B. Dani and K. Okuyama: Adv. Powder Technol., **22**(2011), 1-19.
- (2) N. Wakiya, M. Yamasaki, T. Adachi, A. Inukai, N. Sakamoto, D. S. Fu, O. Sakurai, K. Shinozaki and H. Suzuki: Mater. Sci. Eng. B, **173**(2010), 195-198.
- (3) F. Magnus, T. Warnatz, G. K. Palsson, A. Devishvili, V. Ukleev, J. Palisaitis, P. O. Å. Persson and B. Hjorvarsson: Phys. Rev. B, **97**(2018), 174424.
- (4) T. Ohno, H. Yanagida, K. Maekawa, T. Arai, N. Sakamoto, N. Wakiya, H. Suzuki, S. Satoh and T. Matsuda: Thin Solid Films, **585**(2015), 91-94.
- (5) H. Suzuki, K. Yamaguchi and H. Miyazaki: Composites Sci. Technol., **67**(2007), 3487-3490.
- (6) C. Takai, F. Kawajiri and M. Fuji: Colloids and Surface A, **463**(2014), 78-84.
- (7) T. Ohno, K. Numakura, H. Itoh, H. Suzuki and T. Matsuda: Mater. Lett., **63**(2009), 1737-1739.
- (8) T. Ohno, S. Tagawa, H. Itoh, H. Suzuki and T. Matsuda: Mater. Chem. Phys., **113**(2009), 119-123.
- (9) T. Ohno, K. Numakura, H. Itoh, H. Suzuki and T. Matsuda: Adv. Powder Technol., **22**(2011), 390-395.
- (10) T. Ohno, K. Numakura, H. Suzuki and T. Matsuda: Mater. Chem. Phys., **134**(2012), 514-517.
- (11) T. Ohno, T. Sugiwa, S. Watanabe, H. Suzuki and T. Matsuda: J. Ceram. Soc. Jpn., **121**(2013), 80-83.
- (12) 大野智也, 増田哲大, 杉浦知幸, 渡邊眞次, 松田 剛, 坂元尚紀, 脇谷尚樹, 鈴木久男: 粉体工学会誌, **51**(2014), 337-342.
- (13) S. Deki, N. Yoshida, Y. Hiroe, K. Akamatsu, M. Mizuhata and A. Kajinami: Solid State Ionics **151**(2002), 1-9.
- (14) S. Deki, A. B. Béléké, Y. Kotani and M. Mizuhata: Mater. Chem. Phys., **123**(2010), 614-619.
- (15) K. J. Choi, M. Biegalski, Y. L. Li, A. Sharan, J. Schubert, R. Uecker, P. Reocje, Y. B. Chen, X. Q. Pan, V. Gopalan, L. Q. Chen, D. G. Schlom, C. B. Eom: Science, **306**(2004), 1005-1009.
- (16) M. Anpo, T. Shima, S. Kodama and Y. Kubokawa: J. Phys. Chem., **91**(1987), 4305-4310.
- (17) M. Gärtner, V. Dremov, P. Müller and H. Kisch: Chem. Phys. Chem., **6**(2005), 714-718.
- (18) S. Watanabe, R. Ikeda, H. Kitagawa, N. Nurata and Y. Masuda: Macromol. Chem. Phys., **201**(2000), 896-901.
- (19) K. Urasaki, Y. Sekine, S. Kawabe, E. Kikuchi and M. Matsukata: Apl. Catal. A, **286**(2005), 23-29.
- (20) K. Urasaki, K. Tokunaga, Y. Sekine, E. Kikuchi and M. Matsukata: Chem. Lett., **34**(2005), 668-669.
- (21) K. Urasaki, K. Tokunaga, Y. Sekine, M. Matsukata and E. Kikuchi: Catal. Commun., **9**(2008), 600-604.



大野智也

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2004年3月 静岡大学大学院理工学研究科 博士後期課程修了
 2005年4月 北見工業大学機能材料工学科 助手
 2011年4月 北見工業大学マテリアル工学科 准教授
 2017年4月より現職
 専門分野: 液相合成・粉体工学・圧電体薄膜・触媒材料
 ◎液相合成による粒子複合化技術の開発に従事。
 粉体工学的手法を用いたナノ粒子のハンドリング技術や応用を中心に活動。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

電析バルクナノ結晶 Ni 合金における 粒界安定性と機械的特性の関係

松井 功¹⁾ 尾村 直紀²⁾
山本 剛久^{**} 瀧川 順庸^{***}

1. はじめに

金属材料において、強度と延性はトレードオフの関係にあり、このトレードオフバランスの打開は普遍的な研究課題であるとともに、様々な試みが続けられている⁽¹⁾⁽²⁾。このような中において、約30年間に渡ってナノ結晶金属⁽³⁾の研究が盛んに行われてきた。ナノ結晶金属は、100 nm 以下の結晶粒により構成された多結晶金属材料であり、結晶粒微細化による高強度化と粒界構造を介した変形メカニズムの発現による高延性化が期待される材料である。1990年代は、ナノ結晶金属の作製手法が開発されるとともに、結晶粒サイズと硬さの関係が報告されている⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾。結晶粒が 10-20 nm まで微細化すると硬さが低下する逆ホールペッチ現象も注目度の高いトピックとなった⁽⁸⁾。2000年以降は、作製手法の発展により、試料における形状のバルク化・欠陥フリー化が進み、引張試験の実施が可能になるとともに、年を経るごとに延性が向上していった⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾。実際に、近年、我々の研究グループが作製した電析バルクナノ結晶 Ni 合金においては、引張強度 1.4-1.6 GPa、伸び10-15%程度という優れた特性が実現されている⁽¹³⁾⁻⁽¹⁷⁾。これらの高強度と高延性を両立するための電析プロセスにおける条件決定指針や原理は、既に、まてりあ第55巻(2016)に「新進気鋭」⁽¹⁸⁾として報告している。

これらのマクロフィックな機械的特性評価と平行して、ナ

ノ構造解析が推し進められ、粒界構造を介した変形メカニズムも明らかにされてきた。例えば、粒界からの転位放出⁽¹⁹⁾、粒界すべり⁽²⁰⁾、結晶粒の回転⁽²¹⁾、粒界運動⁽²²⁾などである。各メカニズムの詳細については、Ovid'ko らの解説記事⁽²³⁾を参照されたい。すでに、先述の逆ホールペッチ現象が発現する結晶粒 10-20 nm を境に、従来の変形メカニズムである転位運動から粒界構造を介した変形メカニズムに遷移することが明らかにされている⁽²⁴⁾。さらに、20 nm 以下の微細なナノ結晶粒を有した材料における支配的な変形メカニズムは、その材料の粒径および変形時の温度、応力、ひずみ速度によって決定されると考えられており、これらを反映した変形メカニズムマップが提案されている⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾。今後、これらの変形メカニズムマップを精査していくことによりナノ結晶金属における変形機構を理解・制御することが可能になると思われていたが、ごく最近、Hu ら⁽²⁶⁾が変形メカニズムに影響を与える新たな因子として“粒界安定性”を報告した。

作製ままの状態のナノ結晶金属における粒界は、しばしば、過剰体積などを含む非平衡な構造となっている⁽²⁷⁾⁻⁽²⁹⁾。粒界の非平衡構造は、比較的低温の熱処理を行うことにより、結晶粒サイズや配向性に影響を与えることなく、平衡状態に遷移させることができる⁽²⁷⁾。これらの粒界緩和は、粒界の大角化⁽³⁰⁾や硬さの向上⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾をもたらすことが知られている。同時に、熱処理によって粒界拡散が起きるため、粒界緩和とともに溶質や不純物の粒界偏析が起き

* (国研)産業技術総合研究所構造材料研究部門；1)研究員 2)グループ長(〒463-8560 名古屋市守山区下志段味穴ヶ洞2266-98)

** 名古屋大学工学研究科材料デザイン工学専攻；教授

*** 大阪府立大学工学研究科物質・化学系専攻マテリアル工学分野；教授

Connecting Grain Boundary Stability With Tensile Behavior in Electrodeposited Bulk Nanocrystalline Ni Alloys; Isao Matsui*, Naoki Omura*, Takahisa Yamamoto**, Yorinobu Takigawa***(*Structural Materials Research Institute, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST), Nagoya. **Department of Materials Design Innovation Engine, Nagoya University, Naogya. ***Department of Materials Science, Osaka Prefecture University, Sakai)

Keywords: nanocrystalline metals, electrodeposition, Ni alloys, grain boundary stability, tensile properties

2018年8月2日受理[doi:10.2320/materia.57.479]

る。これらの粒界緩和と粒界偏析の切り分けには、3次元アトムプローブを用いた局所構造解析などが不可欠であり⁽³³⁾、これには労力を要するため、Huら⁽²⁶⁾はナノ結晶メタルにおける粒界緩和状態と偏析状態を包括的に粒界安定性と表現し、定性的に議論を行っている。(念の為申し添えるが、一般に、作製ままの状態が、粒界安定性が低く、熱処理後の状態が、粒界安定性が高い。)彼らは⁽²⁶⁾、電析ままのナノ結晶 Ni-Mo 合金において、粒界構造を介した粒界運動が支配的な変形メカニズムであるのに対して、熱処理後においては粒界構造を介した変形メカニズムが抑制され部分転位による変形が支配的になることを報告している。このように、ナノ結晶メタルは、同程度の粒径を有していたとしても、その粒界安定性によって強度や変形メカニズムが大きく異なる可能性が示された。本稿においては、この提唱されて間もない「粒界安定性」を視点として、これまで我々が開発してきた電析バルクナノ結晶 Ni 合金の引張特性について議論を行う。加えて、電析バルクナノ結晶合金の粒界構造制御において鍵となり得る溶質の微量添加技術について紹介する。

2. 熱処理による粒界安定性の調整

典型例として、図1⁽³⁴⁾に熱処理前後の電析 Ni-W 合金の透過型電子顕微鏡(TEM)観察像を示す。上段が電析ままの状態を、下段が300°C、24 h 熱処理した後の状態を示している。図1(a)は、電析 Ni-W 合金が、30 nm 程度の結晶粒により構成されたナノ結晶組織を有していることを示している。また、高分解能像(図1(b))は、粒界上に析出物やアモルファス層が存在していないことを明らかにしている。これは、熱処理後も同様である(図1(d))。また、熱処理前後の明視野像(図1(a), 1(c))を比べると、熱処理によって若干の

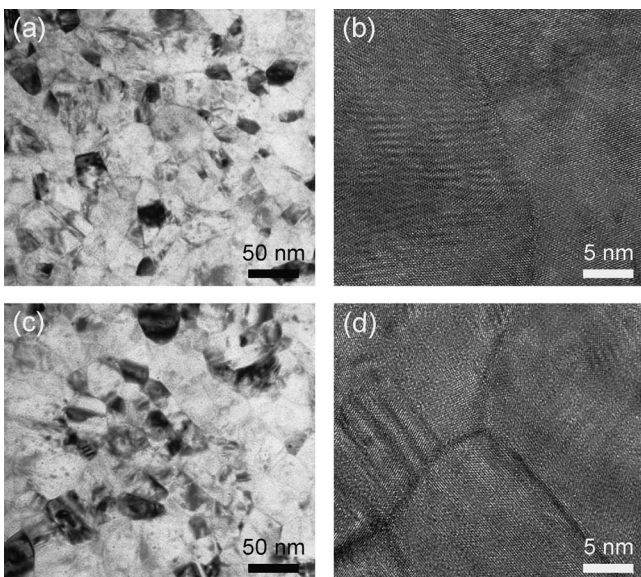


図1 (上段)電析ままおよび(下段)熱処理後の Ni-W 合金の TEM 観察像：(a) and (c)明視野像，(b) and (d)高分解能像⁽³⁴⁾。

粒成長が起きているように見える。さらに、熱処理前後の高分解能像(図1(b), 1(d))の比較においては、電析ままの状態においては極端に言えば粒界が波打っているのに対して、熱処理後には粒界がより直線的になっていた。このような、熱処理後の粒界の明瞭・直線化は、他の文献においても報告されている⁽³³⁾⁽³⁵⁾。前章において述べたとおり、これらの粒界構造の変化は、熱処理による粒界緩和⁽²⁷⁾によるものと考えられる。高分解能 TEM 観察により、粒界構造変化を捉えることは可能であるが、観察像から対象のナノ結晶材の粒界安定性を定量化する方法について言及された例は、著者が知る限り今のところない。

電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金に対して熱処理を施して硬さ測定を行った。結果を図2(a)に示す。各熱処理温度における熱処理時間は24 h である。Ni-W 合金の電析ままの硬さは4.77 GPa であり、熱処理温度の上昇とともに硬さが増加し、300°Cの熱処理後に最大値の5.19 GPa に達した。熱処理温度が350°Cになると大幅な硬さ低下が確認された。これは、粒成長に起因するものと考えられる。これらの挙動は、過去の Rupertら⁽³¹⁾や Huら⁽²⁶⁾の報告と一致するものである。本結果に示すように、ナノ結晶メタルに対して粒成長を引き起こさないような温度域において熱処理を加えることにより粒界安定性が向上し、硬さが増加する。また、粒界安定性は粒成長をもたらす一歩手前の温度により最大になると考えられる⁽²⁶⁾。我々は、熱処理前後における硬さ測定が

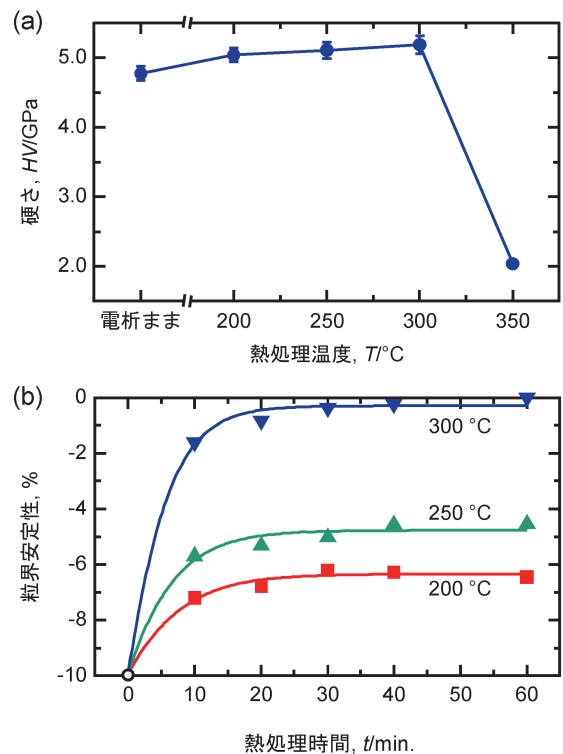


図2 (a)電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金における硬さと熱処理温度の関係。各温度における熱処理時間は24 h。(b)電析 Ni-W 合金における粒界安定性と熱処理時間の関係。(オンラインカラー)

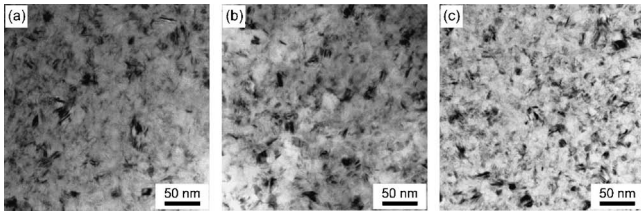


図3 電析バルクナノ結晶 Ni-Fe 合金の TEM 像⁽³²⁾. プロピオン酸の添加量は (a) 0, (b) 1.0, (c) 3.0 g/L である.

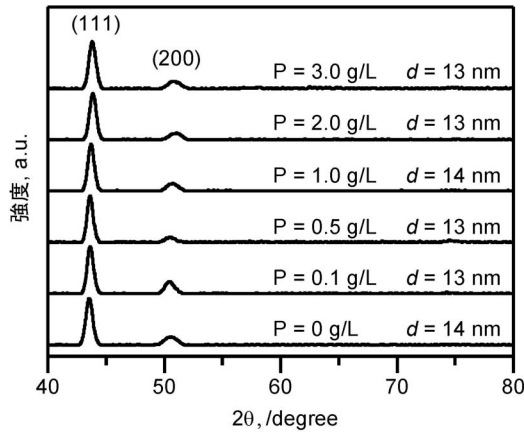


図4 電析バルクナノ結晶 Ni-Fe 合金の XRD パターン⁽³²⁾. 図中の P はプロピオン酸添加量を, d は半値幅から算出した粒径を示す.

ナノ結晶メタルの粒界安定性を知る簡便な方法だと感じている。それゆえ、便宜上ではあるが、硬さを用いた粒界安定性、 G_S の定量化を提案する。

$$G_S(\%) = -(1 - HV/HV_{\max}) \times 100 \quad (1)$$

ここで、 HV は測定した硬さであり、 HV_{\max} は熱処理後の最大の硬さである。式(1)を用いて算出した粒界安定性と熱処理時間の関係を図2(b)に示す。電析ままの状態において、粒界安定性は約-10%であり、熱処理温度・時間が増加するとともにその値はゼロに近づいていった。各温度において、10分の熱処理により粒界安定性は大きく変化しており、粒界安定性の精密な制御には低温かつ短時間の熱処理が必要だと分かる。また、Huら⁽²⁶⁾の報告においては、粒界安定性は結晶粒の微細化とともに低下する傾向が報告されている。

加えて、電析条件が粒界安定性に影響を与える例⁽³²⁾を示す。図3と図4は、0-3.0 g/L の範囲においてプロピオン酸を添加しながら作製した電析 Ni-Fe 合金の微細組織と X 線回折(XRD)パターンである。TEM 像(図3⁽³²⁾)や XRD パターンから概算された粒径(図4⁽³²⁾)からは、一見、プロピオン酸の影響は確認されない。一方で、図5⁽³²⁾に示すとおり Ni-Fe 合金の硬さは、プロピオン酸の添加量が増加するとともに、4.2から 5.0 GPa に大幅に増加している。さらに、これらの試料に対して200°Cの熱処理を施すと、プロピオン酸

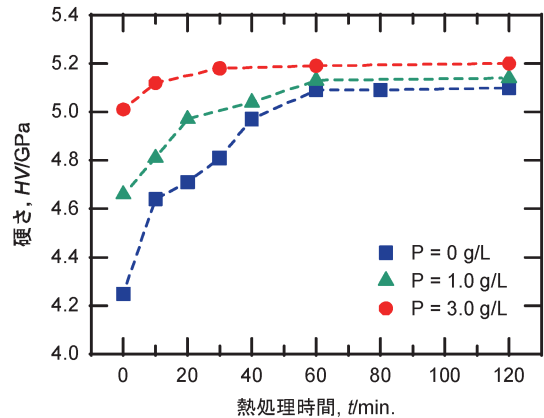


図5 電析バルクナノ結晶 Ni-Fe 合金における硬さと熱処理時間の関係⁽³²⁾. 熱処理温度は、200°Cである。また、図中の P は、プロピオン酸の添加量を示している。(オンラインカラー)

無添加材は、大きく硬さが上昇する。一方で、3.0 g/L のプロピオン酸を添加して作製した Ni-Fe 合金の硬さは、熱処理によってほとんど上昇しない。2 h の熱処理によって各試料の硬さは 5.1-5.2 GPa とほぼ同程度の値に達している。これらの実験結果は、プロピオン酸が電析 Ni-Fe 合金の粒界安定性を増加していると考えたと納得がいく。プロピオン酸無添加材は、電析ままの状態においては、粒界安定性が低いいため硬さも低い値となる。一方で、プロピオン酸添加材は、電析ままの状態においても粒界安定性が高いため、無添加材の熱処理後と同等の硬さを発現可能としている。改めて、図3の明視野像を比較するとプロピオン酸を 3.0 g/L 添加している図3(c)が最も粒界が明瞭となっているようにも見える。残念ながら、プロピオン酸が粒界安定性を増加させる機構については明らかにできていない。粒界安定性に対する添加剤の影響解明については、今後の課題である。

3. 引張特性と粒界安定性の関係

電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金の熱処理前後における代表的な応力-ひずみ曲線を図6⁽³⁴⁾に示す。引張試験片のサイズは主に、平行部 12 mm, 幅 3 mm, 厚さ 1 mm である。ここで、各試料に対する熱処理時間は 24 h である。また、得られた引張強度および0.2%耐力、全伸びと熱処理温度の関係を図7に示している。0.2%耐力は、熱処理によって 1.03 から 1.28-1.37 GPa に増加し、引張強度も 1.44 から 1.57-1.62 GPa に増加した。電析 Ni-W 合金は、電析ままの状態においては、12.3%という優れた伸びを示した。また、200と250°Cの熱処理後においては、それぞれの伸びは、10.8%と9.4%であり良い伸びを維持した。一方で、300°Cの熱処理により伸びは5.1%まで大きく減少した。電析まま材と300°C熱処理材の破断面を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察したが、図8に示すとおり両試験片において延性破壊時に見られるディンプルパターンを形成していた。このことか

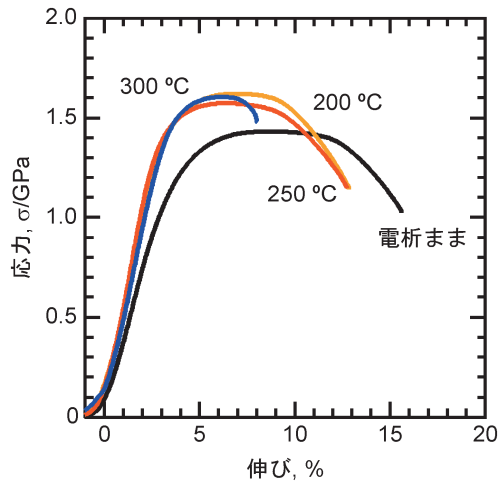


図6 代表的な電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金における熱処理前後のS-Sカーブ⁽³⁴⁾. 各温度における熱処理時間は、24 h. (オンラインカラー)

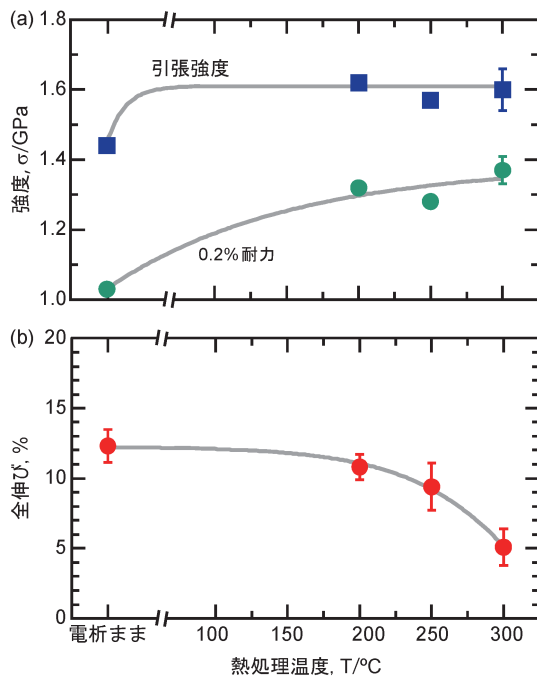


図7 電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金における(a)引張強度、0.2%耐力および(b)全伸びに対する熱処理温度の影響⁽³⁴⁾. (オンラインカラー)

ら、本熱処理による伸び低下は、粒界破壊などの脆性的な破壊への遷移によるものではないと考えられた。

各特性値の変化の要因については過去に報告⁽³⁴⁾しており、こちらを参照されたい。ここでは、特に、粒界安定性との関係について議論を行う。図9に電析バルクナノ結晶(a)(b)Ni-W合金と(c)(d)Ni-Fe合金の引張特性を粒界安定性に対してプロットした。Ni-Fe合金は、過去に報告したNi-Fe合金電析プロセス⁽¹⁴⁾をベースに作製した試料であり、逆ホールペッチ領域に位置する材料である。それゆえ、Ni-W合金に比べて、電析ままの状態においては、より低い粒界安

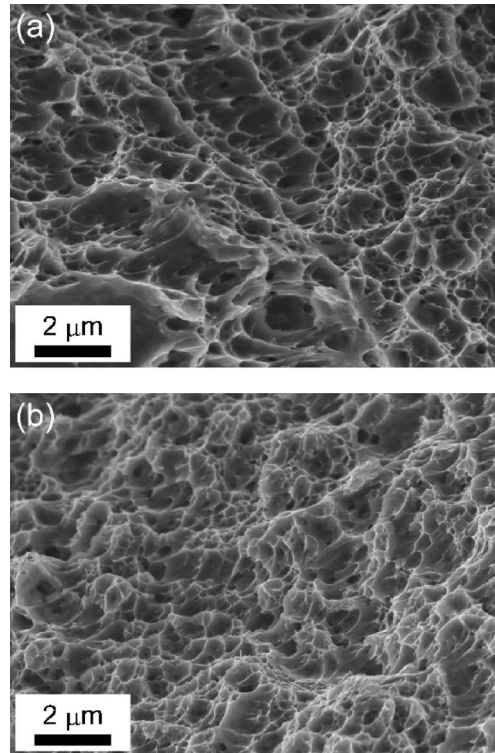


図8 SEMにより観察した引張試験後の破断面⁽³⁴⁾. (a)電析ままのNi-W合金、(b)300°C、24 hの熱処理を施したNi-W合金。

定性(約23%)を有している。両合金において、粒界安定性の増加とともに0.2%耐力が増加し、伸びが減少する傾向が示された。一見、引張特性と粒界安定性には関連があるように思われるが、一方で、Ni-W合金とNi-Fe合金の粒界安定性は大きく異なっている。さらに、その変化量は、それぞれ約8%と約3%と違いが見られた。

先述のとおり、電析ナノ結晶Ni-Fe合金においては、添加剤を用いることにより電析ままの状態においてより高い粒界安定性を有した試料の作製が可能となっている(図5)。そこで、粒界安定性向上の手法である熱処理とプロピオン酸添加の引張特性に対する影響について調査を行った結果を図10⁽³²⁾に示す。通常のNi-Fe合金に比べて、電析浴にプロピオン酸を添加して作製したNi-Fe合金は、引張強度が約0.1 GPa向上し、引張伸びも10%程度と同程度の値を示している。一方で、熱処理材(200°C、2 h)も引張強度は約0.1 GPa増加したが、引張伸びが5%程度と明確な低下が確認された。

ここまで、粒界安定性の観点から、電析バルクナノ結晶Ni合金の引張特性について紹介を行ってきた。各合金において共通しているのは、高い粒界安定性が0.2%耐力の増加をもたらす点である。高強度化においては、粒界安定性の増加は有効な手段であると考えられる。一方で、伸びに対しては、粒界安定性の大小に依らず、熱処理の有無が大きく影響を与えている結果となっている。繰り返しになるが、先行研究⁽²⁶⁾においては、粒界安定性によってナノ結晶メタルの変形メカニズムが変化することが示されている。しかしなが

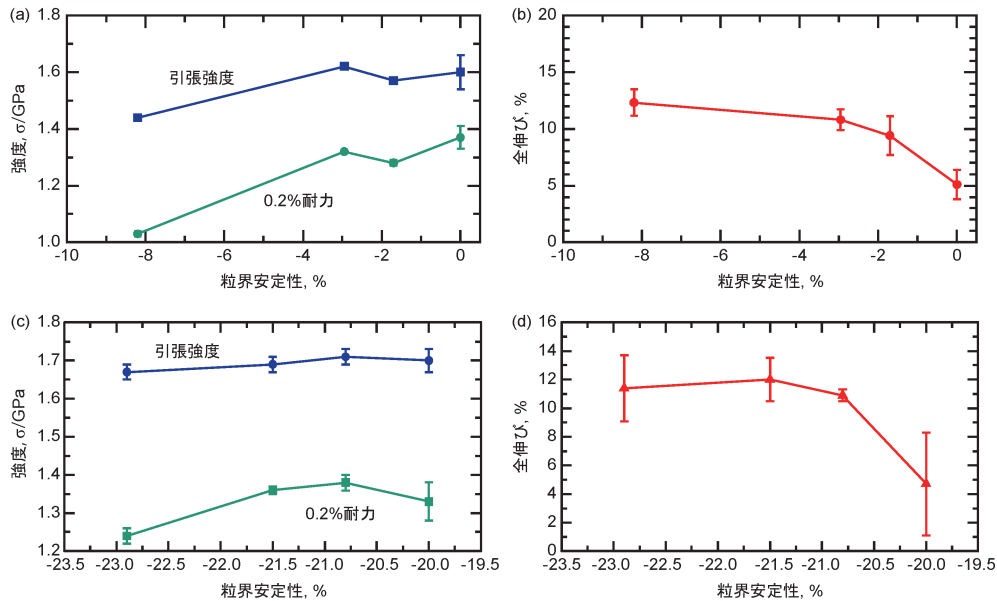


図9 電析バルクナノ結晶(a)(b)Ni-W合金と(c)(d)Ni-Fe合金における引張特性と粒界安定性の関係。(オンラインカラー)

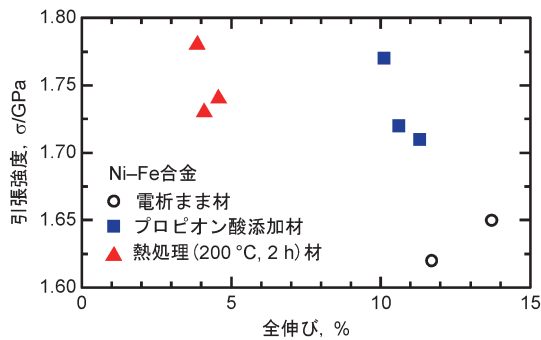


図10 電析バルクナノ結晶 Ni-Fe合金における熱処理とプロピオン酸添加による粒界安定性向上の引張特性に対する影響⁽³²⁾。(オンラインカラー)

ら、本研究の結果からは、粒界安定性の大小によって引張伸びが決定されるわけではないことが示唆されている。高分解能 TEM などにより観察される組織変化から提案された既存の変形メカニズムが、実際の引張伸びを決定するものなのか、今後、さらに検討を進めていく必要があるように感じる。また、これらの件に関連して、Brook ら⁽³⁶⁾が興味深い報告を行っている。彼らは、粒径 10–80 nm の種々の電析バルクナノ結晶 Ni と Ni-Fe 合金を用いて引張試験を行っており、その中において、粒径や Fe 含有量に関わらず、均一伸びが約 4.3% になることを示している。我々が過去に報告した⁽³⁴⁾⁽³⁷⁾電析バルクナノ結晶 Ni-W 合金も同様の水準を示している。

4. 電析における溶質の微量添加技術：断続添加法⁽¹³⁾

粒界安定性をキーワードに電析バルクナノ結晶 Ni 合金の機械的特性を評価した結果、改めて、粒界の状態が、ナノ結

晶メタルの特性を決定する重要な因子であることが示された。もちろん、粒界安定性という指標が提案される以前より、粒界偏析⁽³⁸⁾や粒界緩和⁽³⁰⁾など粒界の状態について多くの研究がなされている。ただその一方で、依然としてナノ結晶メタルにおいて高強度化・高延性化を実現していくうえで明瞭な材料設計指針が示されていないように感じる。2016年に発行された Pineau ら⁽³⁹⁾の解説記事においても言及されているが、この主な要因は、プロセス由来の欠陥がアキレス腱のごとく存在していることにある。本稿において対象としている電析バルクナノ結晶 Ni 合金では、10%前後の優れた引張伸びの発現を可能にしているのは、Ni-Fe 合金⁽¹⁴⁾⁽³⁶⁾⁽⁴⁰⁾ならびに Ni-W 合金⁽¹⁷⁾⁽³⁴⁾⁽³⁷⁾、Ni-Co 合金⁽⁴¹⁾の3種類程度である。他の合金系は依然としてプロセス上の課題を抱えており⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾、バルクナノ結晶合金の作製手法としては依然として改善が必要とされている。同時に、一般的な電析プロセスは水溶液を用いるため、アルミニウムのように水素に比して非常に碑な元素はその析出を得ること自体が困難である。このイオン化傾向に関連した制限の打開には、非水溶液溶媒の発展が必要である⁽⁴⁴⁾⁻⁽⁴⁶⁾。電析バルクナノ結晶 Ni における粒界偏析の影響実証においては、さらなる電析プロセスの発展が不可欠である。本章においては、特に、水溶液プロセスにおける合金元素種が限定される原因の一つである溶質供給源となる試薬の不安定性に着目していきたい。

一般に、Ni, Ni 合金電析において、ホウ素による合金化を行うために、ホウ素供給源としてジメチルアミン-ボランやトリメチルアミン-ボラン(TMAB)が用いられる。残念ながら、これらのホウ素化合物は、酸性浴において加水分解し、水素ガスの発生をもたらすことが知られている⁽⁴⁷⁾。実際に、我々が過去に試みた Ni-W-B 合金電析においては、TMAB が浴中において早期に加水分解するため、試料の成

長方向に対してホウ素が不均一に存在する結果となった⁽⁴⁸⁾。加えて、加水分解時に水素ガスが発生するため、これに起因した欠陥が電析皮膜中に導入され、特性の低下が起きた。このような分解性の高い試薬を溶質供給源として用いるための電析技術として、我々は、新たに“断続添加法”を開発した。図11に一般的な電析プロセスと断続添加法の比較を示す。従来法では、ホウ素供給源であるTMABを電析溶液に建浴時に添加している。対して、断続添加法では、TMABは建浴時には添加せず、電析中に断続的に添加する手法である。この断続添加は、装置による自動添加を容易にするため、TMABを水に溶かしこみ、チュービングポンプにて浴槽への滴下を行っている。また、チュービングポンプをデジタルタイマにより制御することで、その滴下間隔・量を調整した。以降においては、従来法と断続添加法で作製した電析Ni-B合金を比較する。

従来法と断続添加法によって電析Ni-B合金の厚さ1.4 mm程度バルク材を作製した。図12は、グロー放電発光分析(GD-OES)によって得られたホウ素の深さ方向プロファイルである。従来法では、試料の厚さが増すにつれ、ホウ素量が減少している(図12(a))。さらに、表面側からの測定に

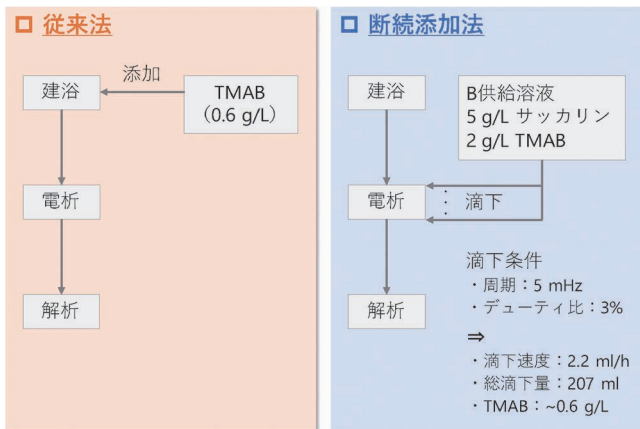


図11 従来法と断続添加法の比較。従来法では溶質供給源を電析前にすべて添加。断続添加法では、溶質供給源を電析中に断続的に添加。(オンラインカラー)

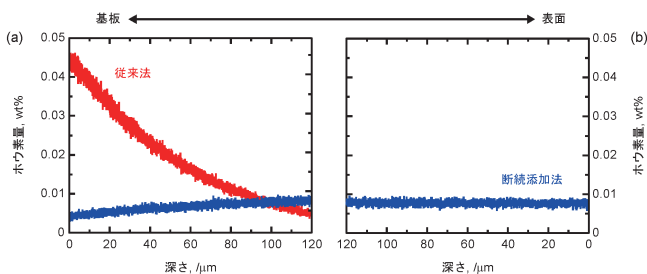


図12 GD-OES から得られたホウ素の深さプロファイル⁽¹³⁾。GD-OESは、試料の(a)基板側からと(b)表面側から実施。従来法で作製した試料では、表面側からの分析においてホウ素が検出されていない。(オンラインカラー)

おいては、ホウ素が検出されてなかった(図12(b))。対して、断続添加法では、0.007 mass% (0.04 at%)のホウ素が試料の基板側および表面側からの分析において均一に検出された。この結果は、断続添加法により分解性の高い試薬を溶質供給源として適用した場合においても、均一なバルク材の作製が可能であることを示すものである。

図13に、各電析バルクNi-B合金のXRDパターンを示している。膜厚方向の均一性を評価するために、XRD測定と機械研磨を繰り返し実施した。図中のLは、XRD測定を行った箇所の基板からの距離を示している(図13(c))。従来法では、基板近傍では、(111)面に配向しており、また、ピークもブロードしていた。表面側に近づくにつれ、(111)面から(200)面に配向が移り変わっていき、ピークもシャープになっていた。これに対して、断続添加法では、膜厚方向による変化はなく、試料全体において、(200)面に配向し、ピークもブロードしていた。ピークのブロード変化については、図13(d)を確認して頂きたい。半値幅から算出した粒径と基板からの距離の関係を示している。この図からも従来法では、試料が成長方向に対して不均一なのに対して、断続添加法では、均一であることがよく分かる。また、断続添加法により作製したNi-B合金の粒径は約28 nmであった。電析Ni合金の粒径は、電析条件などの影響もあるが、主に溶質や不純物濃度によって決定される⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾。本Ni-B合金のホウ素量は、0.04 at%とわずかであるが、粒径を28 nmまで微細化しており、ホウ素の高い微細化能が示されている。過去の報告⁽⁵¹⁾においても同程度の値が報告されている。

図14⁽¹³⁾は、各電析Ni-B合金の応力-ひずみ曲線を示す。

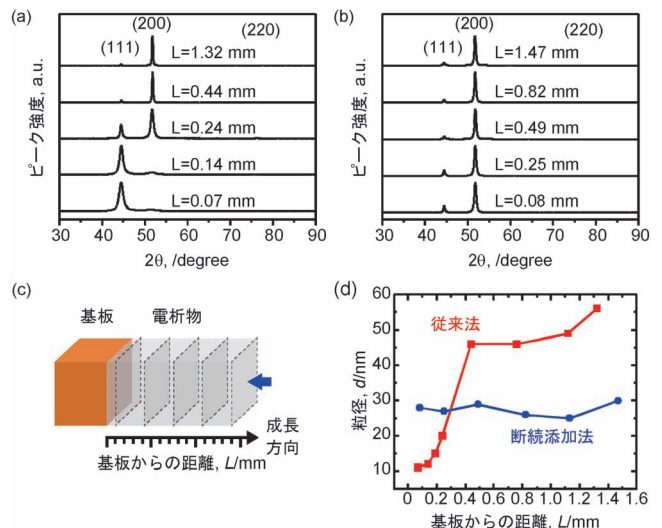


図13 (a) 従来法および(b)断続添加法により得られた電析Ni-B合金のXRDパターン。(c) XRD解析実施方法のイメージ図。矢印は、測定方向を示している。(a)、(b)に示すデータはXRD測定と機械研磨を繰り返すことで得た。図中のLは基板からの距離を示している。(d)得られたXRDパターンより算出した粒径と基板からの距離との関係⁽¹³⁾。(オンラインカラー)

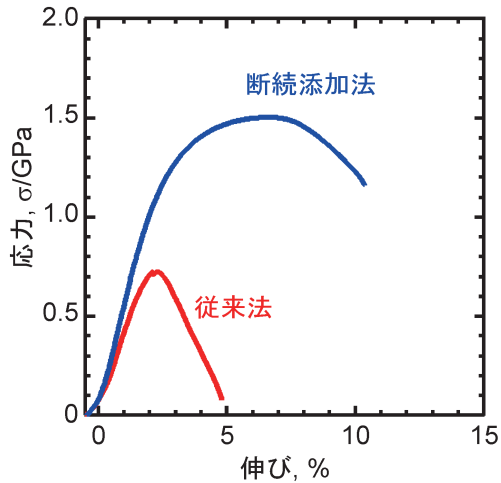


図14 従来法および断続添加法で作製した電析 Ni-B 合金の応力-ひずみ曲線⁽¹³⁾。(オンラインカラー)

従来法から得られた Ni-B 合金は、引張強度 0.75 GPa、伸び 4.5%程度であった。図14からも分かるとおり、従来法により作製した試料は、加工硬化せずに破断した。これに対して、断続添加法により得られたバルクナノ結晶 Ni-B 合金は、引張強度 1.45 GPa、引張伸び 7.6%程度と優れた特性を示した。過去に報告された Ni-B 合金⁽⁵²⁾に比べて、引張伸びにおいて十分な改善が得られた。

これら引張試験片の破断後の平行部ならびに破断面の SEM 像を図15⁽¹³⁾に示す。左側が従来法、右側が断続添加法である。右側の図から、断続添加法から得られた合金は、明確にネッキングしており、破断面に延性破壊時に見られるディンプルパターンが形成していることがよく分かる。対して、左側の図からは、従来法から得られた合金は、十分なネッキングが起きておらず、また、(c)と(e)の図中に赤い破線で示す通り、脆性的な破面と延性的な破面の二相になっている。これは、図12に示したとおり、従来法においては、ホウ素が試料全体で均一でなく Ni-B 合金と純 Ni の二相から成っており、特に、Ni-B 合金層において脆性的な挙動を示したものであると思われる。この主な要因は、先述の通り、TMAB の加水分解時に水素ガスが発生することにある。水素ガスは、電析皮膜への侵入と脱離を繰り返すことで、皮膜中に欠陥を形成もしくは大きな内部応力を発生させる。このようなプロセスに起因した欠陥を含んだ Ni-B 合金層において、引張試験の早期にクラックが形成し、応力集中が起きることで加工硬化を生じることなく破断したものと考えられる。一方で、断続添加法においては、TMAB の添加量は、従来法とトータルでは同じであるが、断続的に添加することで分解時の水素ガスなどが非常に微量に抑えられており、これにより試料欠陥が形成しなかったものと考えられる。

5. まとめ

粒界の緩和状態と偏析状態を包括的に表現した粒界安定性

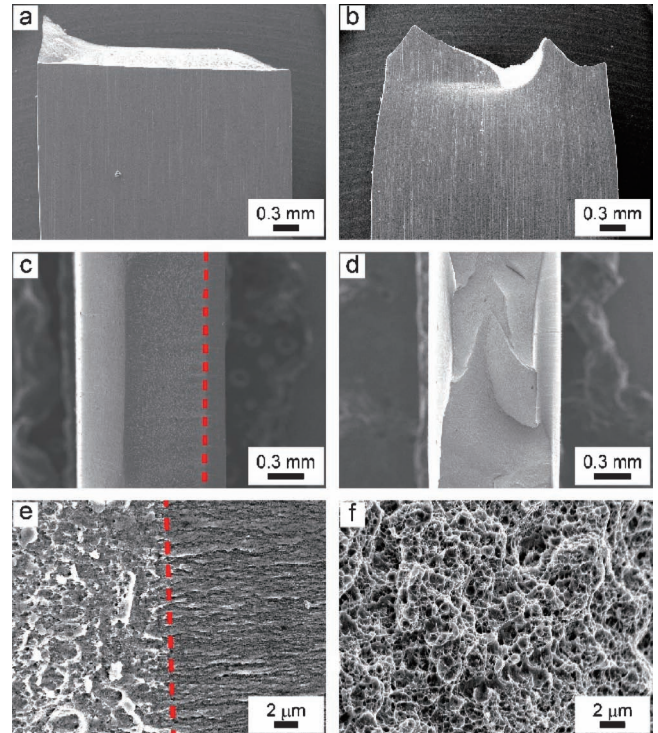


図15 (a), (b) 破断後の平行部および(c)-(f) 破断面の SEM 像：(左側) 従来法、(右側)断続添加法。(c), (e) 図中の赤色の破線は、Ni-B 合金と純 Ni の境界を示している。図中の破線右側が Ni-B 合金、左側が純 Ni である⁽¹³⁾。(オンラインカラー)

が提案されるなど、近年においても、ナノ結晶メタルの特性発現メカニズムに関わる基礎的研究は盛んに行われている。これまでの報告では、粒界安定性と機械的特性の関係は、硬さ測定を通して行われてきた。本稿においては、我々がこれまでに作製してきた高強度と高延性を示す電析バルクナノ結晶 Ni 合金を用いることで、粒界安定性と引張特性の関係について言及を行った。粒界安定性と0.2%耐力との間には相関が見られたが、引張伸びとの間には明確な関係は確認されなかった。実際に、引張伸びの大小に影響を及ぼしているのは熱処理の有無であった。この結果は、電析ままの状態の電析合金において特有の微細組織があり、これが伸びを支配している可能性を示しているのかもしれない。他方、電析プロセスを用いたバルクナノ結晶 Ni 合金の作製においては、その作製プロセス固有の課題があり、種々の溶質種による合金化が困難であり、比較試験の実施が難しい状況にある。この状況を打開すべく、分解性が高い試薬を溶質供給源に適用可能とする断続添加法を紹介した。本手法を用いることで、従来は作製が困難であったバルクナノ結晶 Ni 合金の作製が期待される。

本研究の一部は、公益財団法人永井科学技術財団の研究助成によって実施されました。また、TEM 観察は、名古屋大学微細構造解析プラットフォームの支援を受けて実施されました。

拡散接合 その2

—金属を接合するには、接合装置、 接合面積の増加過程、接合面の皮膜の挙動—

大橋 修*

2・1 金属を接合するには

2・1・1 理想的な接合実験

母材(接合される材料)を溶融する融接法の教科書では、溶融凝固すると当然接合するものとして、「母材を溶融するとなぜ接合するか」の記述がない。溶融に伴って発生する付随的な現象、例えば「溶着金属の特性」や「熱影響部に発生する現象」については、述べられている。

固相接合法は、母材の融点以下の温度で行う接合であることから、固相接合部の接合状態に疑問を抱く人が多い。同種金属や異種金属を固相状態で接合した場合、どの程度の接合強さが得られるかについて、理論的にはまだ明らかではない。

透過型電子顕微鏡内で格子像を観察しながら、接合現象が観察されている⁽¹⁾。図2.1は、金のチップ同士をピエゾ素子で駆動して得られた格子像を示している。図(a)は接触前の格子像、図(b)は接触直後の格子像で、境界での表面原子拡散でネック成長が生じ、二つの金属が接合する。さらに接近すると、図(c)に見られるようにネックが塑性変形して原子の接合箇所が増加している。図(d)は逆に金属同士を引き剥がす際の写真である。このような微視的な接合部の観察から、清浄面をもつ金の接合と破断は界面近傍の数原子層だけが関与していることなどが分かる。

清浄な金属同士が接近すると、溶融しなくとも常温で容易に原子的な接合部が形成できる。拡散接合では、「原子的な接合部の形成過程と増加過程」が重要となる。

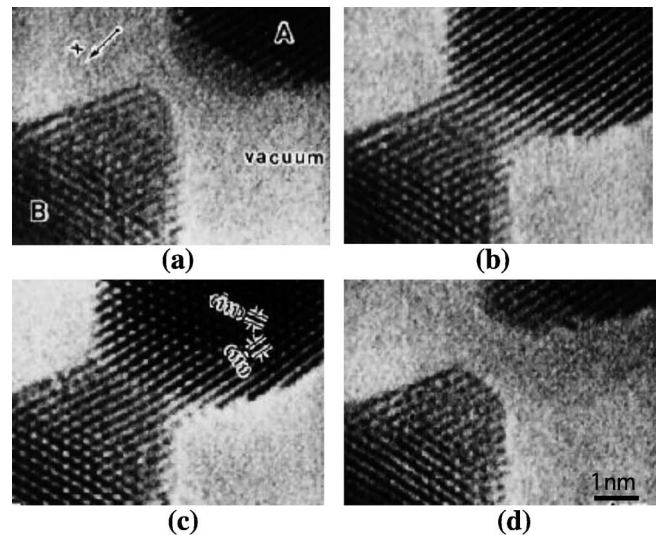


図2.1 透過型電子顕微鏡内での接合実験。(a)近接、(b)接触、(c)さらに近接、(d)引き離し。

2・1・2 金属の接合開始温度

各種金属の丸棒を突き合わせて大気中で加圧・加熱して接合させる。この際、大きな変形が生じることなく接合が開始する接合可能温度とその材料の融点の関係を、図2.2に示す⁽²⁾。縦軸は接合可能温度(K)/融点(K)の比である。接合可能温度は材料の融点(T_M)に関係なく、 $(0.4\sim 0.6)T_M$ である。

金属中の自己拡散係数(拡散のしやすさ)は、金属の結晶構

* WELLBOND ; 代表(東京理科大学・客員教授)

Diffusion Welding —Making of Metallic Bond, Equipment, Forming of Bonded Area and Behavior of Surface Film—; Osamu Ohashi (WELLBOND (Visiting Professor, Tokyo University of Science), Tsukubamirai)

Keywords: *diffusion welding, diffusion bonding, metallic bond, equipment, surface film, bonded area*

2018年7月2日受理[doi:10.2320/materia.57.487]

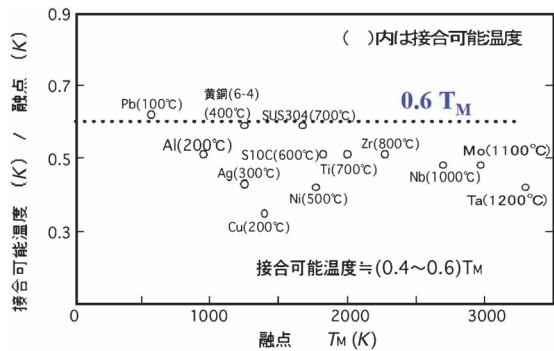


図2.2 各種金属を大気中で接合した際の、接合可能温度と融点の関係。(オンラインカラー)

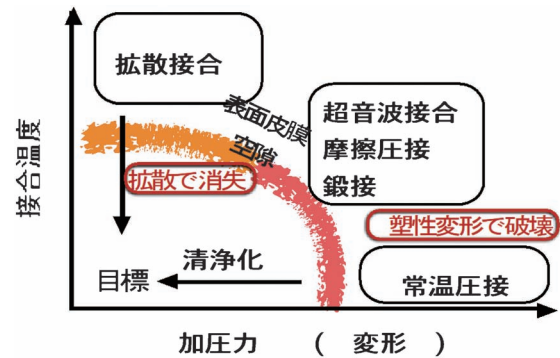


図2.4 各種固相接合法での加圧力と接合温度との関係。(オンラインカラー)

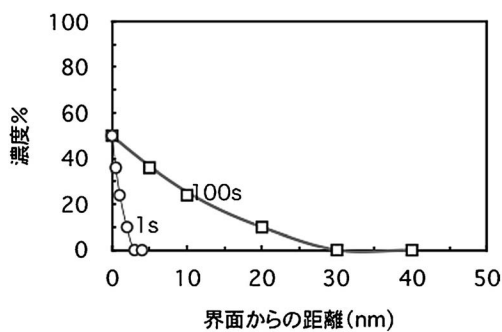


図2.3 接合温度 $0.6T_M$ での拡散距離.

造が同じであれば、加熱温度(K)/融点(K)と密接に関係する⁽³⁾。例えば、接合可能温度 $=0.6T_M$ では、結晶構造が同じであれば、自己拡散係数が同程度である。この値を用いて、金属が接合した際接合界面からのおおよその濃度分布を計算できる。

図2.3は、 $0.6T_M$ でのFCC金属の拡散係数($10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$)を用いて、加熱時間が1sと100sでの、原子の拡散結果である。接合が可能となる $0.6T_M$ 温度領域では、原子の拡散が活発で、図2.2に示した同種金属の接合では、相互拡散が発生している。さらに接合温度の上昇と時間の経過で、拡散量が増大して、接合現象が進行することになる。

2.1.3 各種固相接合法を比較

「常温圧接法」は、常温で加圧して、接合部に大きな変形を与えて接合する方法で、アルミニウムや銅などは、常温で簡単に圧接・接合できる。

「摩擦圧接法」は、接合物面間の摩擦を利用して、接合面の皮膜を取り除き、同時に摩擦熱と加圧力で接合する。超音波圧接法や爆発圧接では、超音波や爆圧を利用して接合面の皮膜を取り除き、接合部を形成する。

接合するには、清浄面を原子オーダーで密着させる必要がある。各接合法とも、接合工程中に接合面の清浄化過程と密着化過程とが含まれ、同時にその過程が進行することになる。拡散接合では、拡散を利用して、接合面の清浄化と密着化を行う。アルミニウムのように、酸化皮膜の残留で接合面の清

浄化が困難な材料では、拡散接合は難しくなる。

固相状態で接合するには、接合面を近接する必要がある。接合面の近接には、結晶内での「すべり変形」と「拡散」によるしかない。図2.4は、接合するために必要な温度と加圧力の関係を示している。

常温圧接では大きな加圧力によって、接合面で大きな塑性変形を発生させ、すべり変形で表面皮膜の破壊と空隙を消失させる。一方、拡散接合では、小さな圧力を加えながら高温で加熱する。加圧力が小さいことから、接合体の形状変化が少ない。加熱温度が高いことから拡散が活発であり、拡散で接合面の表面皮膜と空隙を消失させる。

2.2 拡散接合装置

2.2.1 接合装置の概要

接合面が酸化しないような接合雰囲気内で、加熱・加圧する必要がある。以前接合雰囲気として、アルゴンガスが使用されたこともあるが⁽⁴⁾、接合部の空隙内でアルゴンガス残留の恐れから、現在では、真空が使用されることが多い。接合材を真空に保持するため、接合材を大きな接合室内に設置して行う「全真空式」がほとんどである。以前、接合材をステンレス鋼製容器内に入れた後、容器内を真空に排気しながら、このステンレス容器を大気中で外部から加圧・加熱する「レトルト方式」が使用されていた⁽⁵⁾。しかし、現在ではほとんど使用されていない。

加熱方法として、ヒーター(モリブデン、カーボン等)を用いて接合体を輻射熱で加熱する「傍熱加熱法」と、高周波誘導加熱や直接通電で接合体を直接ジュール熱で加熱する「直接加熱法」とがある。工業的加熱法としては前者、実験室的加熱法としては後者が使用される。

加圧法としては、油圧やモーター等を利用して機械的に加圧される。また、熱膨張を利用した接合ジグを用いた加圧法もある。本方法は、接合面積の増大とともに、接合ジグ材に大きな強度が要求される。接合ジグ材の材料特性から、加圧面がB4サイズより小さい接合体の接合に限定される傾向にある。

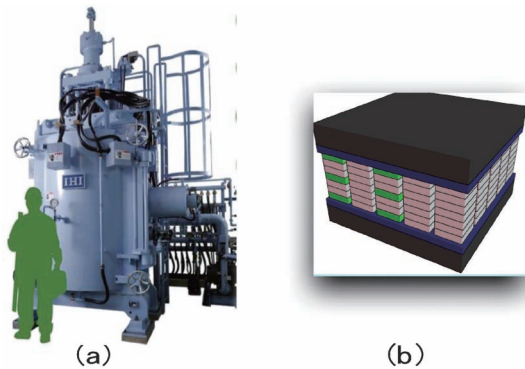


図2.5 工業用拡散接合装置の(a)外観図と、(b)装置内の接合体の配置方法。(オンラインカラー)

2・2・2 工業用拡散接合装置

図2.5は、工業用拡散接合装置⁽⁶⁾の一例である。接合温度：550～1300℃、接合体の最大質量：510 kg、最大サイズ：(L)500×(W)500×(H)600である。加熱・冷却に際しては、高速化や均熱化の目的で、ガス導入、ファンの駆動などが取られる。

接合に際しては、図2.5(b)に示すように、接合装置内に多くの接合体を配置する際、次の事柄が重要となる。

- 均一加熱するための、電気炉内への配置方法。
- 均一加圧するための、電気炉内への配置方法。
- 接合体の変形を制御するための配置方法。
- 冷却速度を速くする方法。
- 接合体と加圧治具との剥離材。接合材同士の剥離材。

接合体の生産に関わるこれらの問題は、拡散接合企業が独自に解決している現状がある。

図2.6は、大型のホットプレス装置の生産台数の年代別推移を示す。加熱・加圧できるホットプレス装置には、カーボン容器内で粉末を焼結する「焼結装置」とカーボン容器を使用しない「拡散接合装置」とがあり、両者の生産台数の推移を示している。近年、拡散接合装置の生産台数の増加が著しく、拡散接合法が注目されていることがわかる。

2・2・3 拡散接合時での加圧方法

加圧法として、油圧や熱膨張加圧ジグが利用される。拡散接合研究では、接合部の解析の必要性から、一定加圧力下での実験がほとんどである。工業製品の接合では、双方が利用されている。

接合体の加圧ジグに黒鉛、セラミック等が使用されることから、最大荷重はこれら部材を破損しない荷重以下となる。熱膨張を利用した接合ジグでは、ジグ材料として金属材料を使用すれば、接合面に非常に大きな接合圧力を加えることができる。

図2.7に熱膨張を利用した接合ジグを用いた拡散接合⁽⁷⁾について述べる。図中に示すような熱膨張加圧ジグで、接合体(銅棒とステンレス鋼棒の突き合せ)を固定した後、電気炉内

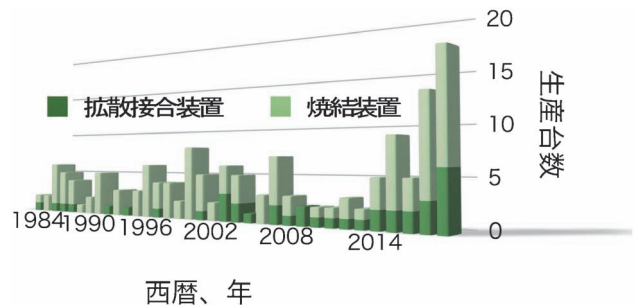


図2.6 大型ホットプレスの納入実績(A社)。(オンラインカラー)

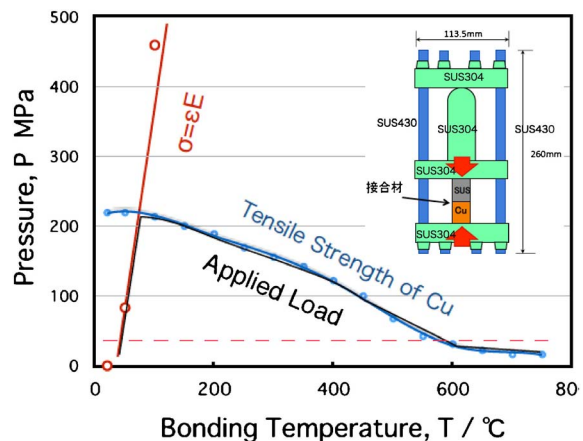


図2.7 熱膨張を利用した接合ジグで、SUS304ステンレス鋼と無酸素銅を接合した際の、接合面での圧力と接合温度の関係。(オンラインカラー)

で全体を昇温する。熱膨張係数の小さなステンレス鋼SUS430で拘束すると熱膨張係数が大きいSUS304の膨張で、接合体に自動的に加圧力が加わる。加熱開始時の歪みと銅のヤング率から計算される応力は、100℃程度の温度上昇で、銅の引張強さに到達し、接合面が密着する。さらに接合温度が上昇すると、銅の降伏応力が低下するので、常に降伏応力相当の接合力が接合面に加わり、接合ジグと接合材料の形状と熱膨張係数で、接合体の変形量が決まる。

一定加圧接合法では、接合体の高温での機械的特性と、接合装置の温度分布等で接合体の変形量が決まり、この変形量の制御が困難である。熱膨張加圧ジグを用いた接合法では、専用の拡散接合装置がなくとも、加熱装置のみで接合できることから、接合試料サイズ・材質によってはコストを抑えた拡散接合品の製作が可能となる。

2・3 接合面積の増加過程

2・3・1 接合面積の増加機構

接合面積の増加過程は、図2.8のように考えられている⁽⁸⁾。図(a)は常温で接合面を突き合わせた様子を示す。接合の第1段階(図b)では加熱・加圧で、接触した突起部がク

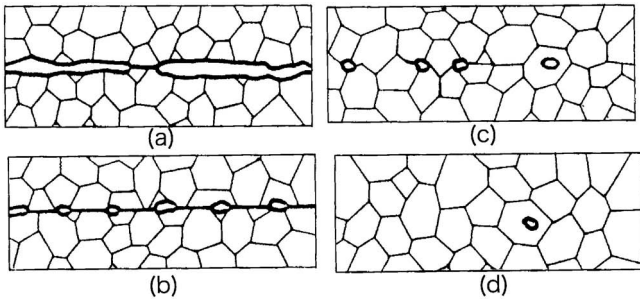


図2.8 接合面積の増加過程. (a) : 加熱前, (b) : 接合面の凹凸がクリープ変形する過程, (c) : 空隙が消失する過程, (d) : 粒界移動する過程.

クリープ変形して密着面積が増加する. これと併行して接合の第2段階(図c)では, 空隙が収縮・消失して, 一部の接合境界の移動が生じる. また, 多くの材料では密着部での酸化皮膜が拡散で消失して, 接合部となる. 第3段階(図d)では, 拡散の進行で結晶粒内に取り残された空隙と接合境界が消失する過程である. これらの各段階が重なり合って進行する.

先に述べた図2.2の接合可能温度の結果は, 本図での第2段階に相当する.

2・3・2 接合面積の数値計算

微視的な凹凸のある接合面を接触させて, 接合体を加熱・加圧すると, 接合材料では密着部が接合部となる. 接合面での接合面積(S)は, 微視的な塑性変形, クリープ変形と拡散で成長する.

全接合面積(S)は, 塑性変形(S_p), クリープ変形(S_c), 原子の拡散(S_D)に基づく接合面積の和で, 数値計算⁽⁹⁾できる方法が提案されている.

無酸素銅を接合面の加工法を変えて, 接合面の粗さ R_z を変化させて接合した. 接合面の粗さは 90 nm (ダイヤモンド切削), 0.5 μm (旋盤加工後バフ研磨), 1.5 μm , 4.4 μm , 14 μm (旋盤加工) と幅広い粗さ範囲で変化させた. この接合部の引張試験破面から測定した接合面積割合と数値計算で得られる接合面積割合とを比較すると, 両者はほぼ一致する⁽¹⁰⁾. 高温での材料の物性値が明らかな銅, 銀, ニッケルでは, 接合条件から接合面積を計算できる.

図2.9には全接合面積(S)に占める各機構の面積を示している. (a)は接合面の粗さ(R_z)が 5 μm の計算結果で, 塑性変形(S_p), クリープ変形(S_c)の機構が寄与している. (b)は接合面の粗さ(R_z)が 0.5 μm での結果で, 大半が原子の拡散(S_D)に基づく接合面積である.

接合面粗さが 5 μm (旋盤機械加工) では, 接合面積はクリープ変形(S_c)が支配的である. この時には, 接合圧力が必至で, 接合圧力によるクリープ変形で接合面積が増加する. その結果, 接合体も変形して形状が変化する. 一方, 接合面粗さが 0.5 μm では, 原子の拡散(S_D)が支配的である. 無荷重での加熱で接合面積が増加し, 少ない接合体の形状変化で接合できる. 接合面積の増加には, 接合面の粗さを 0.5 μm 以

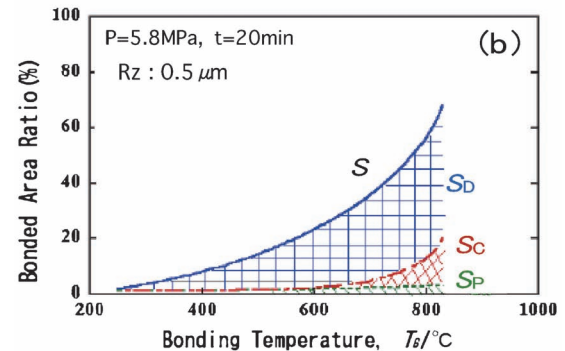
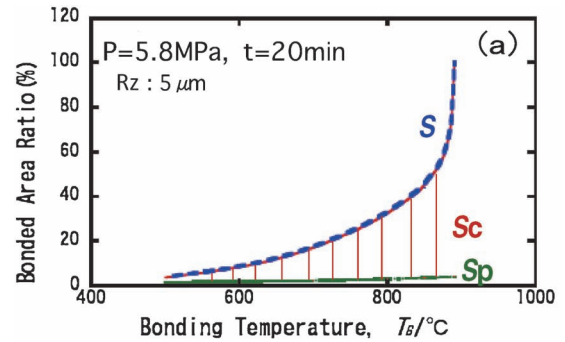


図2.9 接合面積(S)に占める塑性変形(S_p), クリープ変形(S_c), 拡散(S_D)機構. (a) : 接合面粗さ 5 μm , (b) : 接合面粗さ 0.5 μm . (オンラインカラー)

下の鏡面状態が良い.

2・4 接合面の酸化皮膜の挙動

2・4・1 真空中加熱での表面組成の変化

材料を真空中で加熱すると, 接合面の表面組成は温度によって変化する. 図2.10は, オージェ電子分光分析装置内で SUS304 ステンレス鋼を加熱しながらの分析結果である. 本分析法は, 表面数原子層の組成を示す. 加熱温度が低いと, 材料表面は酸素や炭素で覆われている. 700°C 以上になると, 表面の炭素, 酸素が減少して, 材料自体の組成となる⁽¹¹⁾.

各種金属(ステンレス鋼, 銅, チタン)のオージェ電子分光分析測定と同時に, 装置内の残留ガスの分析から, 次のことが明らかとなった. 鉄鋼材料の加熱時には, 酸化皮膜の減少と同時に, CO ガスの増加が認められた. この結果から, 鉄鋼材料の酸化皮膜は, 材料中の炭素による還元で消失する. チタンでは CO ガスの発生がないことから, 酸化皮膜中の酸素の材料内への固溶で, 酸化皮膜が消失する⁽¹²⁾.

2・4・2 空隙部での介在物の形成

図2.11は, SUS304 ステンレス鋼の表面を SEM 観察した結果を示す. 酸化皮膜の挙動を観察しやすくするため, 400°C の大気中で加熱して, 薄い酸化皮膜が形成され金色の光沢をしたステンレス鋼の結果である. また, 拡散接合部の

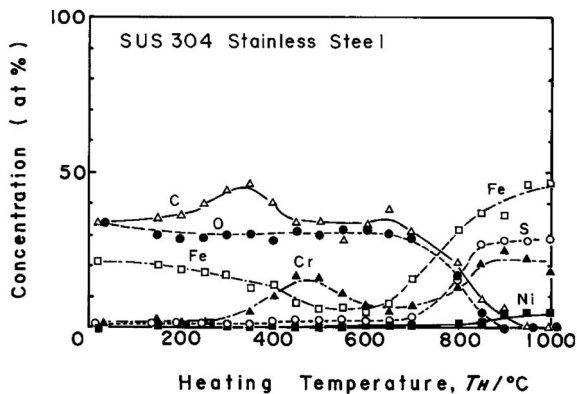


図2.10 SUS304ステンレス鋼をオージェ電子分光分析装置内で加熱しながら分析し際の、表面組成と加熱温度の関係。

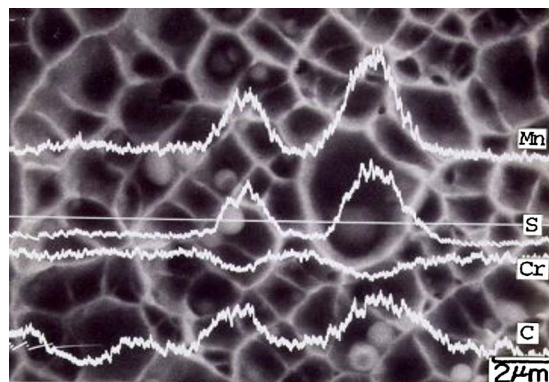


図2.12 SUS304ステンレス鋼の拡散接合破面の線分析。矢印線の Mn, S, Cr, C の分析。(オンラインカラー)

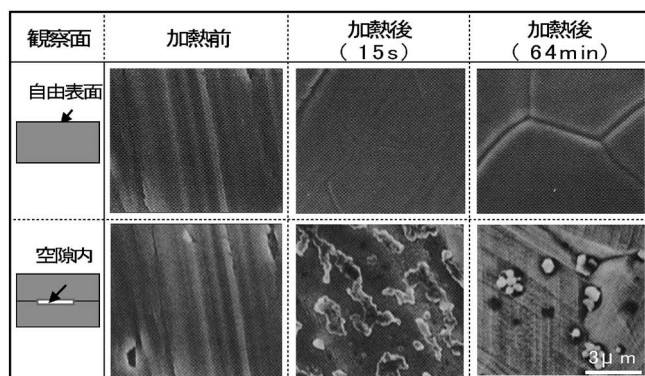


図2.11 SUS304ステンレス鋼の自由表面と空隙内面の加熱による変化。

空隙を模擬するため、丸棒(直径 12 mm)と窪み(直径 6 mm, 深さ 0.4 mm)を持つ丸棒(直径 12 mm)を接合した。この接合部の引張後の模擬空隙部を観察した。

本材料を1100°Cの真空中で 15 s 加熱すると、自由表面では結晶粒界が見え始め、64 min 加熱で熱腐食が進み結晶粒界が明瞭になる。一方、模擬空隙面では、15 s 加熱で酸化皮膜が凝集した介在物の形成が見られ、加熱時間の増加でその量が減少する。

自由表面では、酸化皮膜が炭素で還元されて CO ガスを発生する。この発生ガスが真空ポンプで排気されることで、還元反応が促進される。拡散接合の空隙部では、外部から孤立した空隙となり、空隙内部の発生ガスが排気されないことから、酸化皮膜の消失が、金属材料への固溶のみで、介在物の消失が遅れる⁽¹³⁾。

実際の SUS304ステンレス鋼接合部の引張破面の観察結果を、図2.12に示す。引張破面ではディンプルが形成され、ディンプルの底部には、介在物が観察される。接合面の介在物には硫化物もあるが、多くは酸化物である。

ステンレス鋼を真空中で加熱すると表面の酸化皮膜は消失する。接合面を接触させずに離して加熱しながら接触させると、酸化皮膜が消失していることから接合開始温度が低くな

る。

接合面を接触させて加熱加圧する拡散接合では、接合面の酸化皮膜が凝集して介在物を形成する。その結果、介在物の量は、酸化皮膜厚さの減少と接合時間の増加で減少する。介在物の組成は、安定酸化物へと変化する。介在物は、 $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeO} \rightarrow \text{Cr}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{MnO} \rightarrow \text{SiO}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$ と変化して、接合時間の長い接合部には、少量の酸化物 MnO, SiO₂, Al₂O₃ となる⁽¹⁴⁾。

2・4・3 接合面の酸化皮膜の挙動

拡散接合部の表面皮膜の挙動については、オージェ電子分光分析装置、透過型電子顕微鏡などを用いて明らかにされている。

接合面は酸化皮膜や汚染皮膜で覆われている。拡散接合部の表面皮膜の挙動は、オージェ電子分光分析装置を用いた、接合前後の表面組成の変化の観察から検討された。その結果、図2.13のように次の3つの型に分類される⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾。

- **チタン型**：接合面の酸化皮膜が拡散接合の初期に消失し、酸化皮膜が接合部にはほとんど影響しない。チタンおよびチタン合金がこの型に属する。
- **銅、鉄型**：拡散接合の初期段階に接合面の酸化皮膜が消失して、空隙内面および接合部に介在物を形成する。接合の進行とともに凝集が進み、また母材への酸素の拡散で介在物が減少する。銅、鉄鋼材料がこの型に属する。介在物は、鉄鋼材料の場合には、材料内に含まれる Al, Si, Mn などの不純物元素の酸化物、硫化物である。
- **アルミニウム型**：酸化皮膜が非常に安定で、拡散接合中に消失しない。接合部の変形によって清浄面が露出し、わずかな接合箇所が得られる。アルミニウムがこの型に属する。

接合界面の酸化皮膜の挙動は、金属の酸素の固溶度に関係し、酸素固溶度の減少とともに、チタン型、銅鉄型、アルミニウム型へと変化する。表2.1に、各種金属の融点、酸素固溶度⁽¹⁵⁾を示す。純 Al は酸素固溶度が極端に少ない。他の金属では酸素固溶度に差があり、酸化皮膜の消失のし易さの差が発生するが、多くの金属は拡散接合できる。

温泉バイナリー発電所におけるスケール問題とその抑制材料の開発

盛田 元 彰*

1. はじめに

地熱発電は再生可能エネルギーの中でも24時間発電が可能であることからベース電源として期待されており、日本においてもその発電量拡大に向けた調査・研究・開発が進められている。低温域の地熱流体を利用した小規模地熱発電においては、2011年の代替フロン等の不活性ガスを媒体とした300 kW未満のバイナリー発電設備ではボイラー・タービン主任技術者の選任や工事計画届出等を不要とする規制緩和と2012年の再生可能エネルギー固定価格買取制度(FIT)が開始して以降、温泉地を中心に多くのバイナリー発電所が開所されてきた。中でも、蒸気を熱源とする発電は事業性が高く、蒸気が豊富な地域では積極的に発電利用されている⁽¹⁾。その一方で、地熱熱水(温泉水)を利用した発電システムの導入は進んでいない。その主な要因の1つが温泉水中に地下深くで溶解状態にあった鉱物相が析出することによるスケールリングである。スケールリングは温泉水が流動する発電所内のあらゆる要素部品で生じ、発電量の低下を引き起こす。スケールリングを抑制する代表的な手法にpH調整やインヒビター注入などの化学的処理があり、それらは効果的である。しかし、小規模地熱発電では発電規模に対しスケール対策やメンテナンスに必要な費用が高く事業が成り立たなくなることが多い⁽¹⁾。また、温泉水を利用する小規模地熱発電にとって、化学処理することによる環境汚染の懸念や発電後の二次利用に配慮した新たなスケール対策手法が求められてきた。このような背景から著者はこれまで材料面からスケールリングを抑制する手法について研究開発を進めてきた。本稿では、小規模地熱発電でのスケール問題と著者のこれまでの研究開発成

果についてまとめた。

2. 温泉バイナリー発電におけるスケール

(1) 温泉バイナリー発電システム

温泉バイナリー発電では、高温熱源水の熱を使って100°C以下で沸騰する低沸点媒体を加熱・蒸発させ、その蒸気でもってタービンを回し発電する⁽¹⁾⁽²⁾。温泉水を利用して発電する場合は一度タンクに貯湯した後、一次熱交換器で真水と熱交換させ、その真水でもって低沸点媒体を加熱・蒸発させる(図1)。これは、日本で市販されているバイナリー発電機は少なくとも不純物の少ない真水を熱源として使用することが前提となっているため、スケールが発生してしまう温泉水を直接バイナリー発電機内の蒸発器へ送れないためである。スケールの問題は主に高温熱源側で生じ、特に問題となる箇所はスケール量が多い貯湯タンク前の配管部分(図1中A)と、スケール量が小さくとも熱交換量に大きな影響が出る熱交換器(図1中C)である。詳細について次項で述べる。スケ

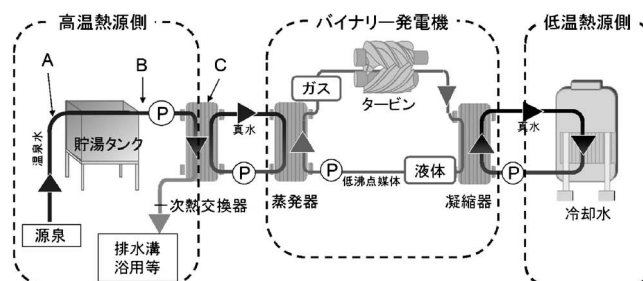


図1 温泉水を用いたバイナリー発電システムの例⁽¹⁾⁽²⁾。

* 東京海洋大学学術研究院海洋電子機械工学部門；准教授(〒135-8533 東京都江東区越中島 2-1-6)
Scaling Problem at Binary Cycle Power Plant by Geothermal Water and Development of Material for Inhibiting Scaling; Motoaki Morita (Tokyo University of Marine Science and Technology, Tokyo)
Keywords: hot spring water, scale, calcium carbonate, silica, silicate, geothermal power generation
2018年7月24日受理[doi:10.2320/materia.57.493]

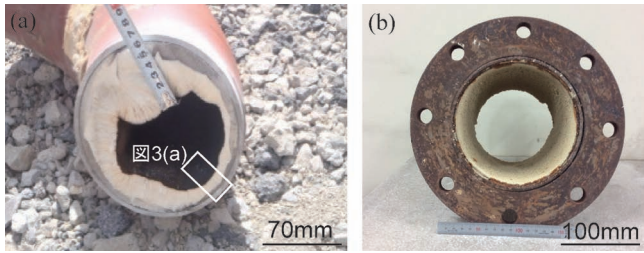


図2 3.5ヶ月の間、実際の温泉バイナリー発電所で設置されていた(a)曝気・脱炭酸前の配管(図1中のA)と(b)曝気・脱炭酸後の配管(図1中のB)(5)-(7)。

ールとなる鉱物相の種類は多いが、発電用として使用される地熱資源ではシリカ・シリケートスケールと炭酸カルシウムスケールが問題となることが多い。

(2) 各種要素部品におけるスケール

図2は長崎県雲仙市小浜温泉のバイナリー発電所における発電実証実験にて約3ヶ月半の間使用されていた配管である。源泉から貯湯タンクまでに設置されたL字配管では、スケール厚さは15~80mmであった(図2(a))。スケール速度は同じ温泉地域でも源泉によって異なる。小浜温泉における浴用配管システムのメンテナンス間隔は平均2.5ヶ月であり、中には2週間に1度清掃する必要がある源泉もある。また、地域によっては毎日清掃する場所もある。一般的にスケール速度が速い箇所は温度や圧力の急激な低下や脱ガスが生じる貯湯タンク前であり、貯湯タンクにおいて温泉水を十分に曝気・脱炭酸することにより熱水の性状を安定化させ、貯湯タンク経由後のスケール速度を小さくできる。すなわち、炭酸カルシウムの析出に大きく影響する温泉水中に溶存している二酸化炭素の散逸⁽³⁾⁽⁴⁾を同タンクで発生させることにより、タンク後の配管系統や熱交換器で炭酸カルシウムが析出しにくくさせられる。加えて、貯湯タンクの設置には、スケールとなる各種鉱物の粒子を成長させることによりタンク内に沈殿させるという効果もある。この手法のことを滞留槽法と呼ぶ。この効果は実証実験でも十分に見られ、曝気・脱炭酸後の配管ではスケール量が小さい(図2(b))。一方、曝気・脱炭酸前の配管系統や熱交換器でのスケールの問題はシステム設計だけで解決することが難しく、大規模地熱発電では薬注法が使用されるが、小規模地熱発電にとって薬注法は費用面で難があるため、ここにスケールを抑制する材料へのニーズがある。

3. スケール抑制材料開発に向けたスケールの組織解析

(1) スケールの基本層構造⁽⁵⁾⁽⁶⁾

スケールを抑制する材料を開発するためにはスケールの組織を明確にする必要がある。材料表面全面をスケールが覆ってしまった後では、材料からのスケール抑制効果は失われてしまうだろう。そのため、材料設計を行う上で初期

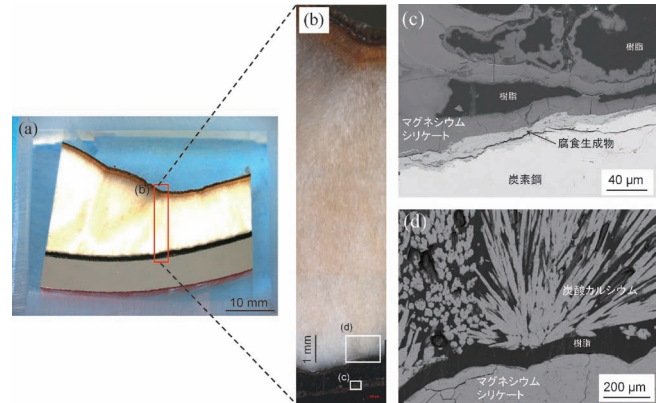


図3 図2(a)からサンプリングした曝気・脱炭酸前配管の(a)スケール試料外観、(b)組織解析箇所、(c)-(d)反射電子像⁽⁵⁾⁽⁶⁾。

のスケールを抑制することが重要である。ほとんどの温泉地域でスケールの主成分は明らかであるが、実は初期に材料表面でスケールする相については明確でない。例えば、長崎県雲仙市小浜温泉では炭酸カルシウムが主成分としてスケールする有名な地域であり、炭酸カルシウムの析出を抑制する熱水輸送システムが適用されてきた。しかし、初期にスケールした相は炭酸カルシウムでない。図3は図2(a)の配管からスケールが剥離しないように注意しながらサンプリングしたスケールの配管内壁表面近傍の組織写真である。炭素鋼表面上にはまず全面を覆うように鉄系腐食生成物が形成されており、その腐食生成物上にマグネシウムシリケートが層状にスケールしていた。さらにそのマグネシウムシリケート上に針状組織の炭酸カルシウム(アラゴナイト)が付着しており、炭酸カルシウムはスケール全体の90%以上の体積を占めていた。雲仙市小浜温泉以外にも炭酸カルシウムがスケールの主成分として報告されている岐阜県高山市奥飛騨温泉のスケール層構造についても調査したが、初期スケール層はマグネシウムシリケート層であった。図4は著者のこれまでの研究成果に基づき構成した炭酸カルシウムスケールの基本層構造である。泉質によりその他のスケールが含まれたり、湧出量等の条件変化により複層構造になったりすることもあるが、基本的には材料最表面にはシリカ・シリケートが付着し、その後炭酸カルシウムが付着する層構造であった。また、貯湯タンク以降の配管と熱交換器では先述した脱炭酸の効果により炭酸カルシウムの析出が抑制され、シリカ・シリケートスケールが主なスケールとなり⁽⁷⁾、初期スケールもシリカ・シリケートスケールであった。

(2) スケールの形成過程⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁸⁾

図5はこれまでの研究開発成果を踏まえ、温泉水が流動する炭素鋼管内壁に付着するスケール形成過程を模式化した図である。炭素鋼管内を温泉水が流動していると、最初に管内壁で腐食が生じ(図5(a)-(b))、腐食生成物が生成される(図5(c))。腐食生成物はマグネシウムシリケート形成の不均一

核生成サイトを与え、腐食生成物を覆うようにマグネシウムシリケートが形成される(図5(d))。初期に付着したマグネシウムシリケートは純度が高いが、浸漬時間が長くなるにつれてCaやNaといった様々な元素の濃度が上昇していく⁽⁸⁾。結果として、マグネシウムシリケート層内で炭酸カルシウムが成長を開始する(図5(d)-(e))。マグネシウムシリケートは様々な陽イオンに対してイオン交換特性を有するため⁽⁹⁾、Ca濃度がマグネシウムシリケート内で増すことは説明できるが、炭酸カルシウムとして発生・成長する機構は分かっていない。炭酸カルシウムの結晶成長は熱流方向に沿って成長し、炭酸カルシウムの成長により分離された温泉水流動側のマグネシウムシリケートは剥離することも多い(図5(e)-(f))。小浜温泉にてスケールの経時変化を観察したが、初期スケールである1mm厚さ以下のマグネシウムシリケート層の形成には約1ヶ月を要するのに対し、その後形成

する炭酸カルシウム層は約1ヶ月の間で10mm以上の厚さに急速成長した。これらの結果から長崎県雲仙市小浜温泉や岐阜県高山市奥飛騨温泉ではシリカ・シリケートのスケール抑制を抑制することができればメンテナンス間隔を大きく延長できると考えられる。今後、炭酸カルシウムスケールが問題となっているその他の温泉地域においてもスケール組織とその形成機構の解明に向けた研究を進め、本知見がどの程度適用できるか検討を進めていく。併せて、スケール抑制材料のシーズ発掘に向けた研究開発として、フィールド環境のスケールをラボ環境で模擬する実験手法の確立を目指している。

4. 炭酸カルシウムスケール抑制材料の開発

(1) 溶出イオンを利用したスケール抑制手法⁽¹⁰⁾

日本の温泉スケールの多くが炭酸カルシウムスケールであると言われており、実際に多くの温泉でスケールの主成分が炭酸カルシウムである報告がなされている⁽¹¹⁾。炭酸カルシウムスケールの形成過程において先にシリカ・シリケートスケールが付着することがあることを前章で紹介したが、泉質によっては炭酸カルシウムが配管最表面に付着する温泉地域もあると考えられる。材料に直接付着する場合における炭酸カルシウムスケールの形成過程は、炭酸カルシウム結晶の表面付着(核発生)、付着した結晶の転移や結晶成長、およびその剥離、によって説明されるが、従来のスケール抑制材料の設計は表面付着させないことに主眼をおいてなされてきた。しかし、ナノオーダーの粒子を付着させないことは実際には難しく、著者らは表面付着は許容し、材料表面から溶出したイオンを利用することにより結晶の成長を抑制する手法について研究してきた。図6はポリ塩化ビニル、炭素鋼、ステンレス鋼、Cu、各種めっき処理(Cu, Zn, Ni, Ni-P, Ni-W-P)を施した炭素鋼を供試材とし、炭酸カルシウムスケール抑制試

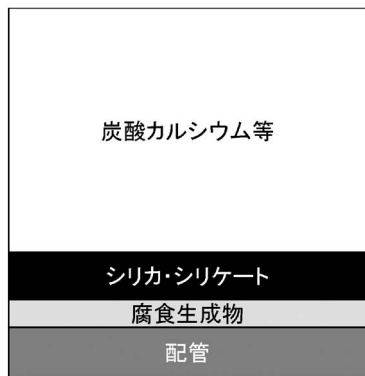


図4 スケールの基本層構造(長崎県小浜温泉⁽⁵⁾⁽⁶⁾、岐阜県奥飛騨温泉の場合)。

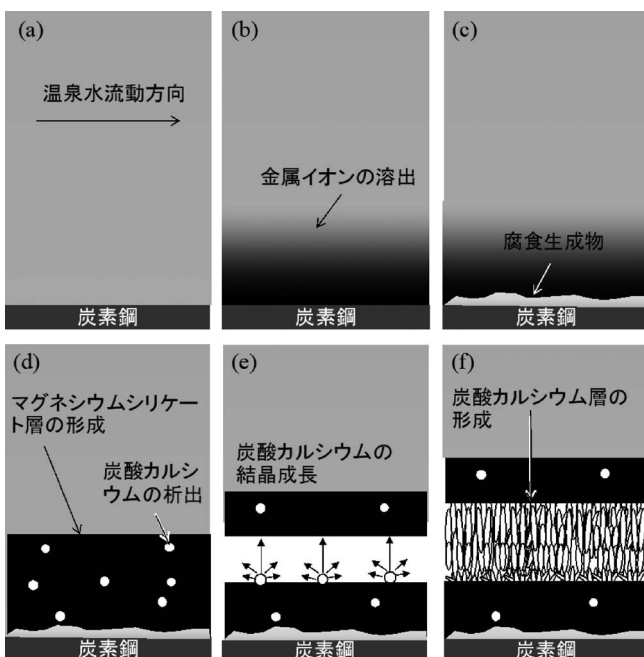


図5 スケールの形成過程(小浜温泉)⁽⁵⁾⁽⁶⁾。

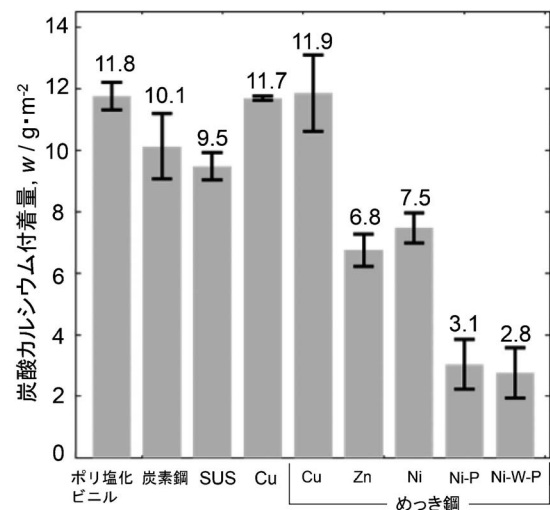


図6 炭酸カルシウムスケール抑制試験における各種材料上の炭酸カルシウム付着量⁽¹⁰⁾。

験を行い、各種材料の炭酸カルシウム付着性を実験前後の重量差 w により評価した結果である。ポリ塩化ビニル、炭素鋼、ステンレス鋼、Cu、Cuめっき鋼と比較して、Znめっき鋼、Niめっき鋼、Ni-Pめっき鋼、およびNi-W-Pめっき鋼の炭酸カルシウム付着量は小さかった。特に、Ni-Pめっき鋼とNi-W-Pめっき鋼の付着量は小さく、実際に溶出イオンにより種々材料上の付着量に差が見られた。

(2) スケーリング抑制機構⁽¹⁰⁾

この付着量の差が産まれた要因は材料表面から溶出したイオンが炭酸カルシウムの結晶転移と結晶成長に影響を及ぼしたからである。炭酸カルシウムには3つの結晶型：カルサイト、アラゴナイト、バテライトがある⁽¹²⁾。これらの結晶型の結晶体の形状はそれぞれ菱面体、針状、花状あるいは球状であり、電子顕微鏡において形状を見ることでいずれの結晶型が主に付着しているか評価できる。各金属イオンには相転移を促進あるいは抑制する効果があり、各種金属材料で主に付着する結晶型は異なる。材料表面に付着した炭酸カルシウム結晶を図7に示す。ポリ塩化ビニル・炭素鋼・ステンレス鋼・Cu・Cuめっき鋼では、カルサイトが主に付着しており、Znめっき鋼・Niめっき鋼・Ni-Pめっき鋼・Ni-W-Pめっき鋼ではアラゴナイトが主に付着していた。なお、炭素鋼、Ni-PめっきやNi-W-Pめっきでは、形状から多形を判別できない結晶が存在しているため、XRDを用いた解析からも各種材料上での各結晶型の生成割合を評価している⁽¹⁰⁾。常温常圧下ではカルサイトが安定相であり、その他の結晶型はカルサイトへ転移し得る⁽¹²⁾。カルサイトはバテライトとアラゴナイトよりも溶解しにくい⁽¹³⁾、カルサイトが主に付着する材料では付着量が増加傾向にあるが大きな効果ではない。しかし、溶出イオンの結晶転移促進・抑制効果も抑制材の開発にとって重要である。なぜならば、各種金属溶出イオンにより結晶成長抑制される結晶型とされない

結晶型があるためである。25°Cから90°Cまで加熱することによりスケーリングさせた実験では、 Fe^{2+} はカルサイト、 Zn^{2+} はアラゴナイト、 Ni^{2+} はカルサイト、 PO_4^{3-} はアラゴナイトとカルサイトの結晶成長を抑制し、 Ni^{2+} はアラゴナイトの結晶成長を助長した。 Fe^{2+} 、 Zn^{2+} 、 Ni^{2+} は成長抑制できる結晶型が1種しかないため、それらの金属イオンを溶出できたとしても表面の合金系によっては転移に変化が生じ、効果が得られないことが想定される。このように、発生する結晶型と成長を抑制したい結晶型を考慮し炭酸カルシウム付着を抑制する材料の組織を設計する必要がある。また、各種イオンが及ぼす結晶転移と結晶成長への影響は温度域によっても異なることにも注意しなければいけない。例えば、溶液を25°Cから90°Cまで加熱した実験では Ni^{2+} はアラゴナイトの結晶成長を促進したが、溶液温度35°Cで保持した場合 Ni^{2+} はアラゴナイトの結晶成長を阻害することが報告されている⁽¹⁴⁾。

Ni-Pめっきは大きな炭酸カルシウム付着抑制効果を示した。そこで、P含有量を変化させたNi-Pめっきを作製し、P濃度の影響を評価した⁽¹⁵⁾。その結果、P濃度が5~8 mass%で顕著な抑制効果が得られ、P濃度が高い場合は抑制効果が小さくなった。これはPの含有量が大きくなることによって耐食性が大きくなり⁽¹⁶⁾、溶出したイオン量が十分でなかったためと考えられる。溶出したイオンを利用し適当なスケール抑制効果を得るためには、イオン溶出の度合い(腐食量)も制御しなければならず、今後長期試験等により組織設計する。また、めっき厚さにも限界があり、母材にスケーリング抑制効果を付与する材料の開発も進めていく。

5. ま と め

炭酸カルシウムスケールに対しては、材料表面溶出イオンを利用することでスケール量を低減できる材料シーズを見出

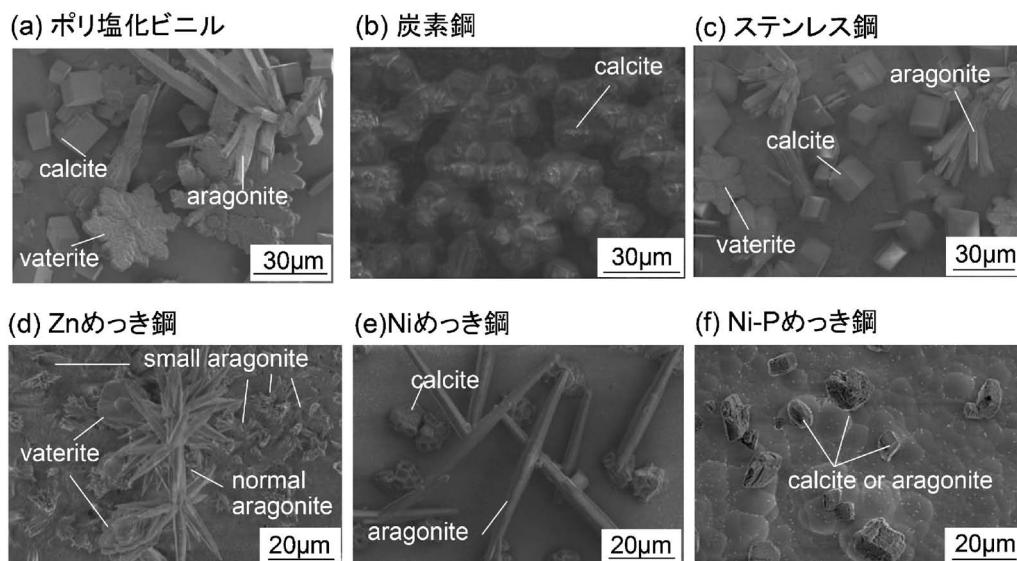


図7 各種材料表面に付着した炭酸カルシウム結晶のSEM写真⁽¹⁰⁾。

せた。一方で、炭酸カルシウムの発生が初期のシリカ・シリケートの付着により支配されている温泉では、初期のシリカ・シリケートのスケーリング抑制に焦点を絞った材料の探索と実証が必要である。

本稿の内容は、長崎県雲仙市小浜温泉の方々、特に、一般社団法人小浜温泉エネルギー 本多宣章代表理事、佐々木裕事務局長にご協力頂いた。ここに深く感謝する。また、内容の一部は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託業務の結果得られたものである。厚く御礼申し上げます。

文 献

- (1) 国立研究開発法人石油天然ガス・金属鉱物資源機構，一般財団法人エンジニアリング協会：平成26年度小規模地熱発電プラント設計ガイドライン，(2015)，1-38(online).
- (2) 高橋和男，松田治幸，藤澤 亮，松村昌義，成川 裕，足立成人：神戸製鋼技報，**63**(2013)，2-5.
- (3) 上田 晃，加藤耕一，阿部香織，古川考文，茂木克己，石見一雄：日本地熱学会誌，**22**(2000)，249-258.
- (4) 山本大介，植木 決，高橋知行：金属表面技術，**29**(1978)，231-236.
- (5) 盛田元彰，梅澤 修：日本金属学会誌，**80**(2016)，309-316.
- (6) M. Morita and O. Umezawa: Mater. Trans., **57**(2016)，1652-1659.

- (7) 盛田元彰，後藤優介，元田慎一，藤野敏雄：日本地熱学会誌，**39**(2017)，191-201.
- (8) M. Morita, W. Shinohara, R. Hashimoto and S. Motoda: ECS Trans., **75**(2017)，9-17.
- (9) I. M. El-Naggar and M. M. Abou-Mesalam: Desalination, **259**(2010)，228-234.
- (10) 橋本凌平，盛田元彰，梅澤 修，元田慎一：日本金属学会誌，**81**(2017)，89-96.
- (11) 北野 康：温泉工学会誌，**2**(1964)，45-49.
- (12) 荒井康夫，安江 任：石膏と石灰，**No. 228**(1990)，291-302.
- (13) L. N. Plummer and E. Busenberg: Geochimica et Cosmochimica Acta **46**(1982) 1011-1040.
- (14) 城之園恵子，永島聡子，植田 潔，前田秀明，加藤昭夫：無機マテリアル，**4**(1997)，238-245.
- (15) M. Morita, A. Yamaguchi and S. Motoda: J. JIME, **53**(2018)，95-100.
- (16) 清水 泰，石橋 知：金属表面技術，**19**(1968)，418-423.



盛田元彰

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2012年3月 横浜国立大学大学院工学府博士課程後期
修了
2012年4月 東京海洋大学大学院海洋科学技術研究科
助教
2018年4月—現職
専門分野：塑性変形，金属疲労，スケーリング(水垢
等)
©低コストチタン合金の塑性変形挙動，ステンレス鋼
の応力腐食割れ，温泉スケール抑制に関する研究に
従事。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

先達からのお便り

E pur si muove —肉食系老学徒の逆襲—

(Counterattack of an old carnivorous scholar)

愛知工業大学総合技術研究所；客員教授 坂 公 恭
名古屋大学名誉教授

「まてりあ」に掲載された花田修治先生のエッセー「先達からのお便り：人生100年時代と研究者—シルバー研究のすすめ—」⁽¹⁾を拝読し、先生の退官後の華麗な変身とご活躍に感心しました。と同時に、一瞬、悪い予感が走りました。その予感が的中し、今回同じようなエッセーを執筆するようにとの編集部からの白羽の矢が立ちました。多くの先輩を差し置いて、僭越ではございますが、大変名誉なことですので、自信はありませんが、とにかく筆を進めます。

振り返れば、私が名古屋大学工学部金属学科に入学したのが1960年、4年生から卒業研究が始まりましたから、研究という名のものに従事したのは1963年になります。卒業研究の題目は「Fe-Cr合金の475°C脆性の電子顕微鏡的研究」でした。修士課程(以下MCと省略。今でいう博士課程前期課程)のテーマは「17-7PHステンレス鋼の時効硬化の電子顕微鏡的研究」で、爾来、55年の長きに亘って電子顕微鏡(以下TEMと略称)による結晶(欠陥)の研究に従事してきたこととなります。この間、色々と思議なことを経験しましたので、皆様にご披露してご批判を仰ぎたいと思います。

博士課程(以下DCと省略。今でいう博士課程後期課程)時代の恩師の井村教授に教えていただいた最大の教訓は「材料の実験的研究においては以下の3点のうち少なくとも一つを満足していなければならない。すなわち、①材料が新しい、②実験方法が新しい、③発想が新しい。」ということである。

①に関して言えば、飯島澄男教授のCNTや高温超伝導体などが思い浮かぶが、私のDCの時期は、それまで転位論の研究は主としてCuなどのFCC金属が主体であったのがFeなどのBCC金属に関心が切り替わった時期に一致する。その後BCC中の転位の研究は隆盛を極めるのであるが、これは正に世にいう銅鉄主義に他ならない。銅鉄主義とは、「銅で行っていた研究を鉄でやってみたらこうなった」とやや侮蔑的に言われるが、実際に転位論における銅から鉄への転換は大きな発展であった。

②に関して言えば、最大の貢献はCambridge学派による転位の直接(動)観察であろう⁽²⁾。これを契機に材料の研究は一変し、Cambridge学派を率いたP. B. Hirsch⁽³⁾(現Oxford

大学名誉教授)は一躍、時代の寵児になる。当時は転位そのものの存在すら疑問視されており、その存在を証明したHirschはSeeing is believingの威力を天下に知らしめ、その回顧録⁽⁴⁾で「We converted people.(我々は人々を改宗させた)」と誇らしげに語っている。ちなみに同じ回顧録でHirschは電顕を操作することは彼の学生Mike Whelan(現Oxford大学名誉教授)によって禁じられていたと告白している。それでも、Cambridge学派のリーダとして回折理論を構築したのは彼の非凡さを物語っている。

③に関して言えば、世界の大発見といわれるものは殆どこの範疇に入る。これは英語では金鉱を掘りあてると称されるが、ここで思い浮かぶのがserendipityとオポチューンである。serendipityについては高温超伝導体の発見の際に世間の耳目を集めたが、高温超伝導体の発見は周到な準備の元で進められていたようで一概にserendipityとはいえない。

幸運に出会ったとき、多くの人はそれと気づかずに見逃してしまう。上田良二先生はその著『雑文抄』⁽⁵⁾でギリシャ神話のオポチューンの話をしておられる。オポチューンは幸運の神ではあるが、前髪は長くて誰も気が付かない。しかし過ぎ去ってみると後頭部は剥けていてよく目立つ。慌てて追いかけても剥げのため捕まえることができないということである。私の研究態度は「なんでも見てやろう」⁽⁶⁾(今では「とにかく見てみよう」)であるが、目的としている観察事項以外に何か変わったものに出くわさないかと常に気を配ったものである。

学生に研究テーマを与えるときに一応その目的を説明するのだが、学生はその通りに行かないとすまなさそうに「先生、うまくいきません」と来る。学生には申し訳ないが、私はこれを待っていたのである。予想通りに行かないということは、その背景となる理論が間違っている可能性がある。ここから新しい学問が拓かれる可能性がある。

【余談】我が国の学問発展のためにDCの振興が叫ばれて久しい。しかし、多くの工科系の学生はMCを終えると企業に就職する。彼らは修士論文を仕上げる際に一応の研究の進め方をマスターしている。しかし就職先ではMCで研究したテーマとは異なる分野に従事させられることがほとんどである。ここで彼らは悩むわけであるが、その中で、研究がマルチ化する。また、幾人かの学生は、大学院時代の研究に若干でも関係が在りそうなテーマの場合にはその恩師に相談に来る。これが大学における新しいテーマとつながっていく。まさに産学共同の草の根運動である。

話は本題に戻るが、1980年代の後半から行った固液界面の高分解能観察はInSb中の拡張転位の拡張幅の温度依存性を調べようとしてTEM内加熱実験を行ったのがそもそものきっかけである。昇温中に黒いぶつぶつが現れた(転位は全く変化なし)。Sbの蒸気圧はInよりはるかに高いため、TEMの真空中でInSbを加熱すると、Sbが蒸発し、In rich側に組成がずれる(化学量論から外れる)。その結果、液体In(Inの融点は~156°C)が晶出したためである。ここで、転位の拡張幅の温度依存性への関心は吹っ飛んだ。固液界面の

方がはるかに something new である。最終的には InSb(固体)/In(液体)の固液界面の高分解能観察に成功したが、これは Sb が TEM(この場合、設置間もない新品の HVEM の H-1250ST)内で蒸発するわけであり、レンズ周りが汚染する。当時、たまたま名大に奉職されていた日立の上野武夫さん(現：山梨大学客員教授)がレンズ周りをクリーニングしてくれて、実行委員会のメンバーにはお許しを頂いたが、もう少し安全な合金系がないかと状態図を見ていると Al-In 系が条件にぴったりである。

当時、井村研では、非晶質の研究が行われていて、twin roll の急冷装置があった。この装置を用いて Al-In 合金を急冷したところ Al 母相中に In の微結晶が見事に分散している試料が作製できた(図1)⁽⁷⁾。(ちなみに、このようなサンプルの作製に成功したのはこの初回の実験のみで、その後はいくら繰り返しても成功しなかった。全く Beginner's Luck としか言いようがない)。Al-In 系ならばいくら加熱しても問題はない。固液界面の原子レベルの観察はもちろん、微粒子の融点と直径とともに上昇するというそれまでの常識と正反対の結果が出た、メダタシ・メダタシである。これを契機に液体の TEM 観察に方向転換し、合金化熔融亜鉛メッキや半田付の過程のその場観察へと突き進んだ。当時は大航海時代に突入⁽⁶⁾と粋がったものであるが、今では液体内の TEM 内その場観察はかなり普及している。Philos. Mag. の Editor-in-chief であった Mike Stobbs 博士に「お前(坂)が液体の研究をするとは思わなかった。」と言われたときに、上記の説明をしたら納得してくれた。

【余談】合金化熔融亜鉛メッキは当然のことながら、Zn がメッキされている。Zn の蒸気圧は非常に高いため、昇温中に Zn が飛ばないように分厚いカーボンでコートする。それでも、昇温にモタモタしていると Zn が融点に達する前に蒸発してしまうので、一気に500°Cくらいまで加熱する必要がある

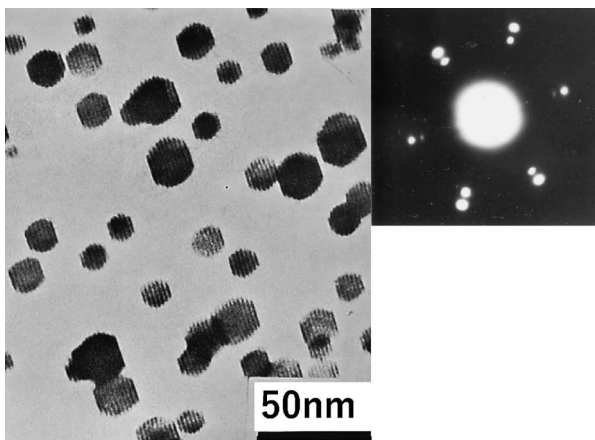


図1 液体急冷法によって作製した Al-In 合金。In の微粒子(この場合結晶であることがモアレ縞からわかる)が Al マトリックスに均質に分散している。右側は回折図形。外側のやや強い斑点が Al 母相からのもので、内側のやや弱い斑点が結晶 In からの斑点(文献(7)から許可を得て転載)。

ある(Zn の融点は $\sim 419.5^{\circ}\text{C}$)。もちろん分厚いカーボンコートを通して観察するので、HVEM を用いることが必須である。実際に用いた HVEM は当時既にかなり老朽化していて私以外の user はほとんどいなかった、いわば私の専用機であった HU-1000D である(この HVEM を保守していただいた荒井重勇技官(当時、現在名大特任准教授)に感謝する)。それでこのような荒っぽい実験が可能になったのである。それでも首尾よく熔融亜鉛と基板の Fe の間の反応を観察できたのは数回である。その後、佐々木勝寛君(現在株式会社 UACJ)が新しい H-1250ST を用いて追試したが、結局成功しなかったようである。後述のように、佐々木君は TEM の名手であり、その彼が成功しなかったということは HU-1000D の真空度が適当に悪く、Zn が飛びにくかったためであろうか。あるいは top-entry タイプの加熱ホルダーが微妙に幸いしたのか謎である。

合金化熔融亜鉛メッキの研究に関連して、Fe-Zn 系の金属間化合物の単相(多結晶)の育成を試みた。これは韓国からの国費留学生、洪文憲さん(現在 POSCO)が担当した。既に述べたように Zn は蒸気圧が高く、しかも Fe-Zn 系の金属間化合物は包晶反応であるため、その育成はきわめて困難であった。彼も何度も失敗を繰り返し、一時はあきらめて帰国しようと思えたらしい。しかし、ある時、いつものように X 線でチャートを取りながら、ついウツラウツラして目が覚めたら Fe-Zn の Γ 相の単相が育成されていることを発見して「涙が出るほど嬉しかった」と述懐している。その後、洪さんは Γ 相のほかに、 Γ_1 , δ_{1p} , δ_{1k} , η 相のすべての単相試料を作製することに成功したが、洪さんが帰国したら、もう誰も成功しなかった。当時、Philosophical Magazine のコンサルタント編集者であった Bryan Coles 博士(Imperial college, P.M. のコンサルタント編集者は2人いて、もう一人は Sir Nevill Mott)から、試料を譲ってくれないかとの依頼があったが、洪さんが既に名大を離れていて、残念ながらお断りせざるを得なかった。いずれにしても、この難しい結晶育成に成功した洪さんもちろん偉いが、韓国からの博士課程の国費留学生に何か八かの研究をやらせた指導教官(すなわち私)も偉い(?)と、ひそかに思っている。

また、高温超伝導体フィーバーの際にもわれわれも御多分にもれず早手を染めた(今にして振り返ってみると流行に流された感がして、いささか後ろめたい)。とにかくマッフル炉を購入し、(素人のくせに)、まずは状態図の作成とばかりに組成を変化させた試料を種々溶かしてみた。そうすると驚くことに YBaCuO の見事な単結晶(7 mm \times 7 mm で厚さは 0.1 mm 程度)が育成された⁽⁸⁾。しかもスラッジはポートから這い出して、単結晶はスラッジから完全に浮き上がり、ポートのへりに支えられており、ピンセットで簡単に取り出すことができた。まさに嘘ではないかと思うような結果であった(図2)。用いたポートも研究室に転がっていたアルミナのありふれたものである。ところがである、この単結晶はマッフル炉内のある位置においてのみ成長した。しかもその good な領域は次第に小さくなっていき、最終的には成長し

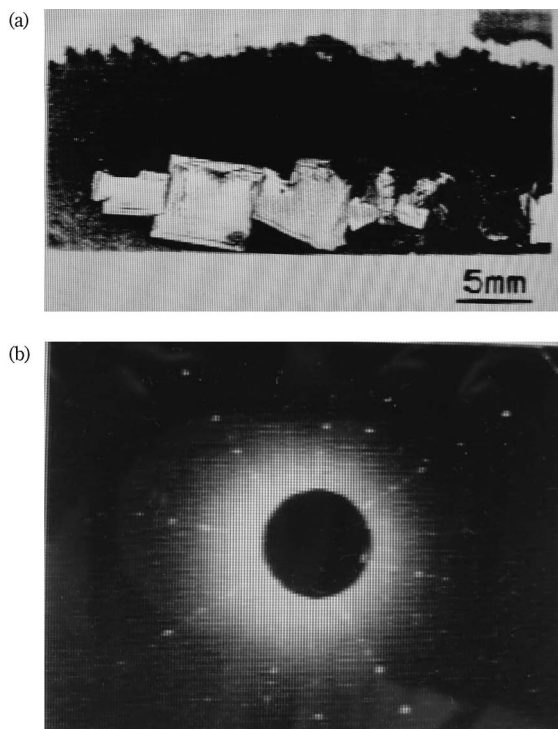


図2 (a)YBaCuOの単結晶．アルミナのボートの縁に乗っかっている．(b)X線ラウエ写真．単結晶であることがわかる．

なくなった．新しい(同じ型式の)マッフル炉を購入して試みたが、この場合には単結晶は始めから全く成長しなかった．マッフル炉内の微妙な温度勾配が効いていたのか、今となっては全く見当もつかない．佐々木君はこの単結晶を用いて Bristol 大学で Bitter pattern で磁束の観察に成功している⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾(図3)．Bitter pattern は結晶表面が非常に滑らかでないと観察できない．この単結晶がいかに完全であったかという証拠である．

また、私が Oxford 大学に留学していた時(1977~79)の共同研究者であった Glyn Taylor 博士が私の帰国直後に日本学術振興会の招聘で名古屋大学を訪れ1年間研究を共にした．私の Oxford での研究は Li-Mg (BCC) 合金単結晶の塑性変形であったが、GT はもともと Nb の研究で名を成しており、名古屋での研究はその Nb を用いて異常迄りを HVEM 内でその場観察することであった．彼は Oxford から Nb の単結晶を持ってきており、それを彼が Oxford で用いていた電解液(90/10 H₂SO₄/HF @45°C, 10V)⁽¹³⁾で研磨したところうまくいかない．どなたか失念してしまったが、別の研磨液(15% H₂SO₄/メタノール@-40°C, 40V)を教えていただきそれを用いると研磨できた⁽¹⁴⁾．ちなみに、GT は英国に帰国後、この電解液を用いて研磨したところ成功せず、彼の元の研磨液だとうまくいったと言っている．

このようなミステリアスな例でなく、理由がはっきりしているが追試実験で再現することがほぼ無理であろうという事例もある．佐々木君が Al マトリックス中に埋め込まれた In の融解過程を高分解能観察でその場実験をした．その例を図

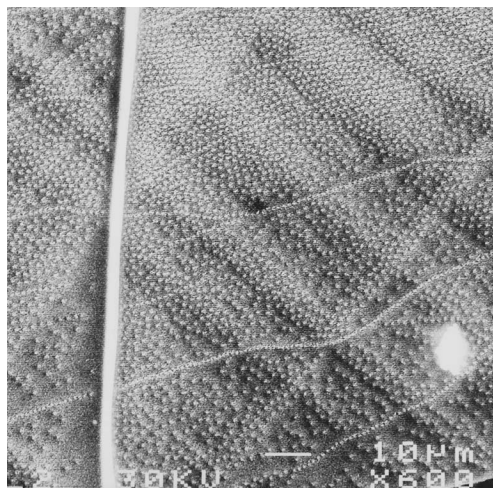


図3 図2に示した YBaCuO 単結晶で得られた Bitter pattern(佐々木博士提供)．

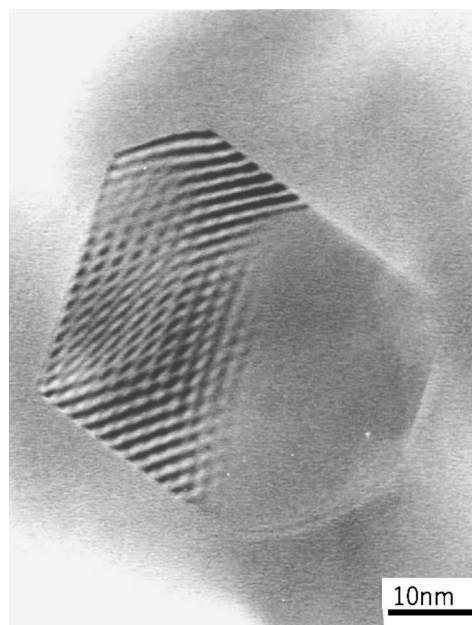


図4 In 微粒子中の固液界面高分解能 TEM 写真(文献⁽¹⁵⁾から許可を得て転載)．

4に示す⁽¹⁵⁾．左半分の縞模様は Al 結晶と In 結晶のモアレ縞である．つまり In は固体である証拠である．右半分はモアレがないので In が液体になった証拠である．この場合、純 In を観察しているので、融解反応は不変反応であり、自由度は 0 である．つまり融点より少しでも温度が高ければ全面的に液相となり、低ければ固体となるはずである．そのような条件下で、固液界面を観察する(しかも直径100 nm の微粒子内で)ことは至難の業であろう．しかもこの写真は銀塩のフィルム上に記録されている．露出は2-3秒である．想像であるが、おそらく世界中のだれが追試を試みても成功は難しいのではないかと思う．佐々木君の超絶技巧(Paganini 並み(?))のなせる業であろう．

以上、私が経験した不思議な事例について紹介させていただいた。「誰がどこで追試しても同じ結果が出る。」ということが再現性の定義だとすると、いささか考えさせられる。逆に言えば、再現性すれすれの実験こそ実験屋の腕の見せ所で、実験の醍醐味とも言えるのかもしれない。誰でも再現できるような実験では腕の見せようがないではないか。

私事で恐縮ですが、私の父は生前、子供の私たちに「いつまでもあると思うな親と金、無いと思うな事故と○。」と教訓を垂れていた。この○は何かと思いますか？それは「運」です。何事もあきらめずに頑張ればいつかは運に当たるかもしれない。この教えが最近、まさに的中した。この起こりは愛知工業大学と浜松ホトニクスとの共同研究に参加させていただいたことである。愛工大の岩田博之先生と浜ホトの河口大祐さんがSiのステルスダイシングについて共同研究をされていた。そこに私が仲間入りしたということである。ステルスダイシングとはSiウエハの内部に赤外線レーザーを集光させ、そこで応力集中などの特異点を発生させ、それを起点としてウエハを細かく破断(dicing)する技術である。破断面はSEMで観察されており、レーザーの焦点近傍でポイドが生成されていることは既に確認されていた。このポイド生成の機構として、焦点近傍での熱膨張のために発生する高圧のために、Siの高圧相(非晶質の他に何種類かの結晶相が存在するがダイヤモンドシリコン(DS)より密度が~10%高い程度)が生成し、その密度の差がポイドとなるという説がオランダおよびオーストラリアの研究者によって提唱された⁽¹⁶⁾。この説はTEM観察で裏付けられたと著者は主張するが、私にとっては納得しがたいところがあり、さらなるTEM観察を丁寧に行う必要があると判断した。

破断したサンプルの観察では、破断時にポイドの一部がデブリとして脱落している可能性がある。厚い試料を用いて、破断する前のレーザー照射部を丸ごとTEMで観察しようという計画した。こうなったら我が国のお家芸、オランダ人やオーストラリア人に名を成させてなるものかとばかりに文部科学省のナノプラットフォーム(名大: 微細構造解析プラットフォーム)に応募して、HVEM観察した。図5はその一例である。ポイドの周りには転位など観察されず、ポイドは忽然と発生したとしか言いようがない。詳しいことは原著論文⁽¹⁷⁾⁻⁽¹⁹⁾を参照していただくとして、質量保存則の破綻を可視化することができたのだと勇み立っている。

しかしこれを論文にして公表するには大変苦勞した。特に第1報は国内外のjournalに投稿したが、ほとんど門前払いである。いわく、「non-sense」、「we publish only scientifically valid papers」云々…しかし、これで私はこの研究のoriginalityが本物であるとの自信を深めた。しかし、とにかくpriorityを確保するため2017年の金属学会の秋期講演大会(北大、札幌)に出かけて発表した。最終的には日本顕微鏡学会の欧文誌(Microscopy)に掲載され、priorityは確保できた。科研費にも応募したが、結果は目も当てられない評価であった(不採択、しかも不採択の中でも最低レベルの評価[c])。ちなみに、上記の論文は内外の友人に送付して感想・

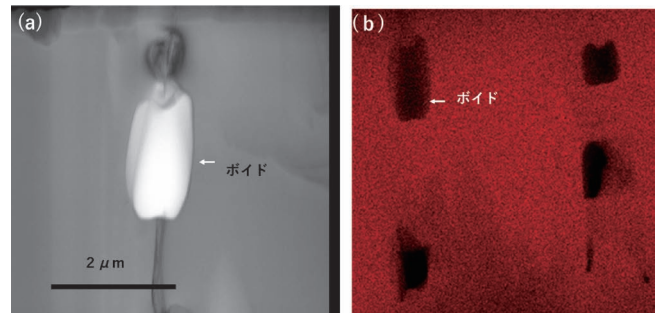


図5 レーザを照射したSi内部のポイド。(a)は通常のリフレクトコントラスト。ポイドの周辺に歪、転位などは存在しない(文献(18)から許可を得て掲載)(b)はSiのEDXマッピング。ポイドが文字通り空乏であることがわかる。(オンラインカラー)

意見を求めた。誰もポイド生成の機構を説明できていない。「What amazing results」、「I wonder ?????」、「You are obviously mining a splendid field」などが代表的なコメントである(科研費審査員諸兄の評価とは雲泥の差である!)。果たして第2の「Seeing is believing. We converted people.」になりうるか?

俗に「運・鈍・根」が大事という。私は現在76才であり、愛工大では岩田先生と実際にTEM(2010と2100plus)を用いて観察している。このこと自体がluckyと言えるが、やはり永年研究しておれば運に当たる(犬も歩けば棒に当たる)確率も増えるということであろう。つまり時間軸を伸ばすということである。成功の確率を $A \exp(-G/kT)$ で表せるとすれば、そのpre-exponential term Aを稼ぐにはこれしかないということであろうか。まだまだ「肉食系老学徒のパワー衰えず」で頑張りたいと思っている。

せっかくの機会ですので、私の座右の銘を紹介させていただきます。それは王陽明の「いかに広くともため池であるよりはたとえ狭くてもこんこんとわき出でてやまぬ泉でありたい。」これは、中央公論社の「世界の歴史」第9巻「最後の東洋的社会」⁽²⁰⁾に出ていたもので、私が学部あるいはMC時代に出くわし、「これだ!」と心に決めた言葉である。

最後に、若い現役の諸君には非常に陳腐ではありますが「少年老い易く学成り難し。」の言葉をお贈りしたいと思います。皆様、「一寸の光陰軽んずる」ことなく研究に励んで下さい。

文 献

- (1) 花田修治: まてりあ, 57(2018), 120.
- (2) 例えば, M.J. Whelan: The early observations of defects in metals by transmission electron microscopy, Understanding Materials, ed. by C.J.Humphreys, Maney, London, (2002). MJWは当時, Cambridge大学Cavendish研究所の研究学生(research student)でHirschの下で転位の観察に打ち込んでいた。Mr.R.W(Bob) HorneとともにAlの箔(ハンマーで叩いて打ち伸ばした試料)を観察中に転位が動くのを初めて観察

した。狂喜した彼は Mott 教授室に駆け込んで「先生、転位が動いてます！」と報告した。時に1956年5月3日の午後である。筆者は、転位観察の50周年(つまり2006年5月3日)にはお祝いのメールを打とうと心に決めていた。ところがウツカリして、気が付いたときは日付が変わって、すでに5月4日になっていた。しかし、これは日本時間である。イギリスのグリニッチ標準時間ではまだ5月3日である。すんでのところで間に合った。Hirsch教授からは「Let's celebrate. But how did you know that Mike Whelan observed the first motion of dislocations on 3rd, May?」という返事をいただいた。かの有名な真珠湾奇襲攻撃も我が国では「本八日未明...」であるが米国では12月7日の早朝である。論文の priority を競うときに論文受理の日付をもって判断すると、日本の journal は半日からほぼ1日損をすることになる。しかし、ポージョレー・スヴォーは世界に先駆けて楽しむことができる。

- (3) Professor Sir Peter Hirsch が正式な呼び方。
- (4) https://authors.library.caltech.edu/5456/1/hrst.mit.edu/hrs/materials/public/Hirsch/Hirsch_interview.htm
- (5) 上田良二：雑文抄，(1982)。
- (6) 坂 公恭：何でも見てやろう，電子顕微鏡，42，No.1，(2007)，1。
- (7) H. Saka, Y. Nishikawa and T. Imura: Philos. Mag. A, 57 (1988), 895-906.
- (8) K. Sasaki, K. Fujii, J. Inagaki, Y. Zhu, K. Kuroda, H. Saka and T. Imura: Proc. of Special Symposium on Advanced Materials, Tokyo, ed. by Imura and Fujita, Joint committee for advanced materials research, (1988), 97-106.
- (9) I. V. Grigorieva, K. Sasaki and J. W. Steeds: Physica B, Condensed Matters, 194(1994), 1841-1842.
- (10) I. V. Grigorieva, K. E. Bagnall, P. A. Midgley, K. Sasaki and J. W. Steeds: Physica C, 199(1992), 73-83.
- (11) I. V. Grigorieva, J. W. Steeds and K. Sasaki: Phys. Rev. B, 48 (1993), 16865-16868.
- (12) K. Sasaki, I. Grigorieva, K. Bagnall, P. Midgley, T. Mori, J.

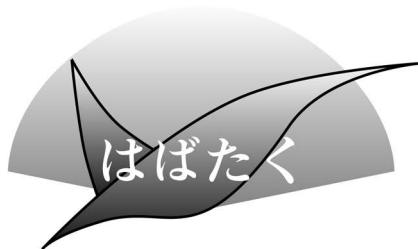
- Wilson and J. Steeds: Jpn. J. Appl. Phys., 32(1993), L990-L993.
- (13) G. Taylor and J. W. Christian: Philos. Mag., 15(1967), 893-929.
- (14) G. Taylor and H. Saka: Philos. Mag. A, 64(1991), 1345-1354.
- (15) K. Sasaki and H. Saka: Philos. Mag. A, 63(1991), 1207-1220.
- (16) P. C. Verburg, L. A. Smillie, G. R. B. E. Römer, B. Haberil, J. E. Bradby, J. S. Williams and A. J. Huis in't Veld: Appl. Phys. A, 120(2015), 683-691.
- (17) H. Iwata, D. Kawaguchi and H. Saka: Microscopy, 66, No.5 (2017), 328-326.
- (18) H. Iwata, D. Kawaguchi and H. Saka: Microscopy, 67, No.1 (2018), 30-36.
- (19) H. Saka, H. Iwata and D. Kawaguchi: Microscopy, 67, No.2 (2018), 112-120.
- (20) 田村実造(責任編集)：世界の歴史，第9巻，最後の東洋的社会，中央公論社，(1961)，149.

(2018年6月11日受理) [doi:10.2320/materia.57.498]
(連絡先 : saka@nagoya-u.jp)



坂 公恭

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1966年3月 名古屋大学大学院工学研究科博士課程
 単位取得退学(工学博士)
 1988年11月 名古屋大学工学部助手
 1977年9月 英国オックスフォード大学留学(ブリティッシュ・カンセル・スカラー)
 1979年9月 名古屋大学工学部助教授
 1988年4月 名古屋大学教授
 2005年3月 名古屋大学退職
 同年, 4月 名古屋大学名誉教授
 名古屋大学特任教授, 愛知県知の拠点嘱託研究員を経て, 現在, 愛知工業大学客員教授
 専門分野 : 材料科学
 ◎ I ♥ TEM.
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



これまでの研究を振り返って

東北大学金属材料研究所
原子力材料工学研究部門；助教
余 浩 (Yu Hao)

私は2017年3月に北海道大学大学院工学院材料科学専攻にて、鶴飼重治教授の下で博士(工学)の学位を取得後、林重成准教授の下で博士研究員として積層構造材に使用される合金粉末の酸化および窒化挙動の研究に従事させて頂きました。2018年4月より東北大学金属材料研究所原子力材料工学研究部門(笠田研究室)にて助教として研究を行っております(図1)。この度「はばたく」へ寄稿する光栄な機会を頂きましたので、これまでの研究生活を振り返りつつ、現在の研究活動をご紹介させて頂きたいと思っております。

私は、中国中部の武漢市で育ちました。武漢市は中国の重要な工業基地であり、鉄鋼産業、冶金産業、自動車製造業など完全な工業体系を有し、「中国車都」とも呼ばれています。学部生の時に参加した自動車産業工場の見学をきっかけとして、材料開発に関する研究は工業生産に不可欠な存在ということを知りました。身近に感じられる材料開発の魅力が「材料工学」を専攻に選んだ最初の理由だと思っております。修士課程を通じて3年間、中国重慶の西南大学で微細 WC-10% Co 超硬合金の開発を行いました。WC-Co 系超硬合金は代表的な焼結硬質合金であり、主として切削工具材料として実用化されています。これら超硬合金ならびにサーメットの力学特性を向上させる目的で、結晶粒径の微細化に注目しました。VC, TaC, NbC 添加による WC-10%Co 超硬合金の結晶粒微細化と微細組織形成過程を解明しました。修士2年時に初めて日本を訪れ、住友化学株式会社材料研究部門のインターンシップに参加した際は、日本の材料研究者の方々の研究開発技の堪能さや、様々な実験装置レベルの高さに驚くばかりであり、自分の研究認識が非常に小さいものを感じました。日本に素晴らしい研究をしている方々が大勢いることを肌で感じたことは、その後の日本で博士後期課程に進学への大きな励みとなりました。2013年10月1日、新しい世界への挑戦の第一歩として最先端技術を学ぶために、日本行の飛行機に乗りました。留学した当初は日本語を喋れず、初めての研究手法や専門用語が一杯あり、新しい環境に付いていくので精一杯でした。特に、私の日本第一の師である鶴飼重治先生には研究のみならず非常に多くのことを教えていただき心より感謝いたしております。博士後期課程に頂いた研究テーマは「革新的 Co 基酸化物分散強化(ODS)超合金の研究」でした。ODS 超合金は修士期間の WC-Co 系超硬合金と同

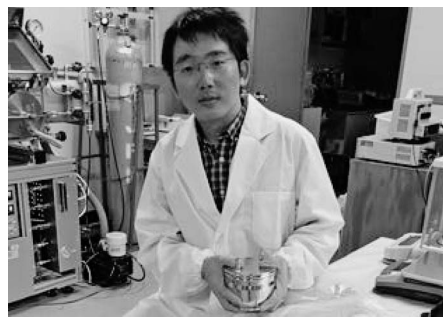


図1 メカニカルアロイング実験中の筆者。

じで粉末冶金方法で作られますが、汎用な Co 基耐熱材料の強化法は固溶強化と炭化物析出強化で、適用温度は800°C以下です。私の研究では Co 基 ODS 合金について1000°C以上で使用されるガスタービン動翼への適用を想定し、1000°C以上でも母相に溶けず熱的に安定な Y_2O_3 を用いました。耐酸化性を確保するため、適正な Cr, Al 添加により有効な Al_2O_3 スケール生成も目指しました。開発された Co-20 wt%Cr-(5-10)wt%Al ODS 超合金の耐酸化性は ODS でない汎用 Co 合金より大幅に優れ、Ni 基 ODS 合金と同等であることを示しました。博士後期課程において、使用出来る様々な実験装置や材料プロセスがどんどん増えることは非常に楽しいことでした。その過程においては実験結果をプレゼンテーションや論文としてとりまとめることを学びました。博士課程修了後、博士研究員として林准教授の指導で新しい分野・課題へ挑戦する機会をいただき、積層構造材に使用される Ni 合金粉末の酸化および窒化挙動の研究を行いました。合金粉末はバルク材に比べ比表面積が大きく活性で、造形中で真空や不活性ガスの雰囲気を使っていますが、融点以上の高温で酸素の溶解度が上がると酸化物が形成しやすくなります。レーザービーム・電子ビーム積層造形中の合金に混入した酸素・窒素を模擬するため、真空中で酸化した粉末とスパークプラズマ焼結した材料を用いて、電子顕微鏡から詳細に酸化量を計算しました。

現在は、東北大学金属材料研究所笠田竜太教授の下で、メカニカルアロイングを用いた新たな ODS 合金材料製造・加工プロセスの開発に関する研究に携わっており、FeCrAl-ODS 合金に形成されたアルミナ被膜の照射耐性を評価しております。酸化物粒子を含まない合金のアルミナ被膜に照射をすると、粒界へのボイド蓄積による寸法増加や被膜剥離が起こります。しかし、FeCrAl-ODS 合金に形成したアルミナ被膜は酸化物粒子を含み、この照射耐性は全く研究されていない未知の領域であります。ODS 合金のアルミナ被膜安定化メカニズムとその耐照射性の原理を明らかにすることを目指し、日々研究に邁進しています。

2013年に日本に留学してから、新しい環境において自分の力を伸ばしながら課題を解決する貴重な経験を頂いたことは、今後の研究活動に生かせると信じております。この4月から新環境となり助教として研究のみならず教育も行わなければならないかもしれませんが、まだまだ勉強しなければならないことが沢山あると痛感しています。これからも多くの新たな知見を得て、視野を広げていきたいと思っています。

(2018年8月1日受理)[doi:10.2320/materia.57.503]

(連絡先：〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)



(第4分科活動報告)

第4分科「他医歯薬系学協会への若手研究者派遣活動の報告」

堤 祐介* 小林千悟** 中野貴由***

第4分科は2017年度、分科(分野)活動の一環として若手研究者を対象とした医学系・歯学系などの他学協会への派遣活動を行った。この活動は、当分科(分野)に所属する若手研究者が生体材料や福祉材料に関連した研究を実施するにあたり、これらの製品を実際に取り扱う立場である医師や歯科医師にとっての材料の考え方を理解し、また、医療現場におけるニーズを探索する機会を提供することを目的としている。

2017年度は4名の新進気鋭の若手研究者(助教および博士課程大学院生)を日本補綴歯科学会、日本側彎症学会、日本整形外科学会、日本脳神経外科学会の主催する講演大会に派遣することで、医歯工連携を促した。派遣した若手研究者からの報告の抜粋を以下に紹介する。

派遣者：倉科佑太(慶應義塾大学・助教)

派遣先：日本補綴歯科学会第126回学術大会(2017年7月1日～2日、パシフィコ横浜)(図1～3)

日本補綴歯科学会では、主にバイオマテリアル、有床義歯、インプラント、ポスター発表、海外特別講演などの講演を拝聴しました。パシフィコ横浜の会場は、とても広く一般講演であっても席の数が300～400席ほどあり、非常に多くの方が来場しておりました。発表はみなさん原稿を準備しており、厳かな雰囲気でした。今回の発表では、補綴歯科学会ということもあり、インプラントよりもクラウンブリッジをトピックとした発表が多く、盛んに行われていました。また、有床義歯のセッションの入れ歯安定剤についての発表では、肯定派と否定派の研究者が活発に議論するなど、治療に直結するためか、発表した手法が良いか悪いかとはっきり議論していることが多く見られました。海外特別講演は、同時

通訳も備えていたことから1000席あるメインホールでも立ち見がでるほど盛況でした。内容は、欧州での高齢者へのインプラント適応についてでしたが、超高齢社会に突入した日本でも重要なトピックであると思い、今後は高齢者とインプラントの適応についても着目して研究するべきだと思いました。



図1 大会の会場となったパシフィコ横浜。(大久保力廣 大会長よりご提供)

派遣者：山中謙太(東北大学・助教)

派遣先：第51回日本側彎症学会学術集会(2017年8月24日～25日、札幌プリンスホテル国際館パミール館)

本講演大会は招待講演、一般講演、ポスターセッション、ワークショップ、セミナー等から構成され、多くの医療関係者が参加していました。口頭発表は思春期突発性側弯症や検査・評価法といったテーマごとに5～10件程度の講演後、一括討議を行う形式で進められていました。1つの会場でじっくり討論を行うのが側彎症学会の伝統的なスタイルとのこと

* 東京医科歯科大学生体材料工学研究所金属生体材料科学分野；准教授(〒101-0062 東京都千代田区神田駿河台 2-3-10)

** 愛媛大学大学院理工学研究科物質生命工学専攻；教授

*** 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻；教授

Activity Report from the 4th Sectional Committee on the Delegation Program for Young Researchers to Medical and Dental Conferences; Yusuke Tsutsumi*, Sengo Kobayashi** and Takayoshi Nakano*** (*Department of Metallic Biomaterials, Institute of Biomaterials and Bioengineering, Tokyo Medical and Dental University, Tokyo. **Materials Science and Biotechnology, Department of Materials Science and Engineering, Ehime University, Matsuyama. ***Division of Materials & Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita)

Keywords: young researchers, delegation, medical conference, dental conference

2018年8月3日受理[doi:10.2320/materia.57.504]

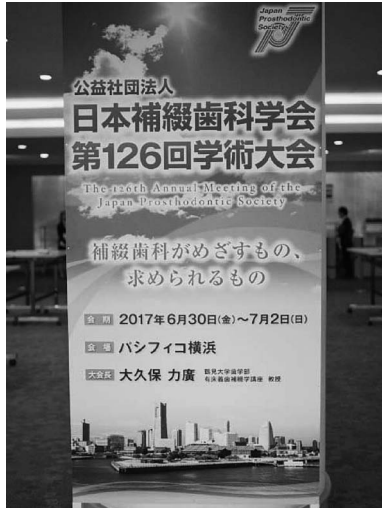


図2 日本補綴歯科学会第126回学術大会の様子1.
(大久保力廣大会長よりご提供)

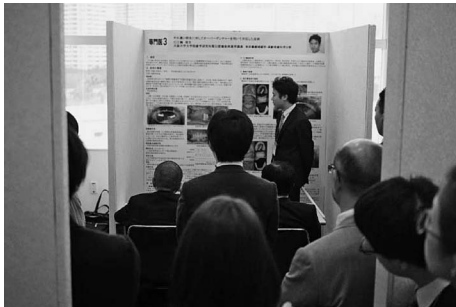


図3 日本補綴歯科学会第126回学術大会の様子2.
(大久保力廣大会長よりご提供)



図4 イブニングセミナーの様子1.
(伊藤学会長よりご提供)



図5 イブニングセミナーの様子2.
(伊藤学会長よりご提供)

派遣者：島袋将弥(東京医科歯科大学・博士課程大学院生)
派遣先：第32回日本整形外科学会基礎学術集会(2017年10月26日～27日, 沖縄コンベンションセンター)

でしたが、フロアからも積極的に質問がなされ、活発な議論が行われていたのが印象的でした。内容は症例報告が中心でしたが、診断技術の開発やチーム医療の必要性を指摘するものまで、あらゆる観点から研究発表がなされていました。1日目には東京医科歯科大学 塙先生、大阪大学 中野先生によるイブニングセミナーも行われました(図4, 5)。脊椎分野で用いられているチタン・コバルト合金の特徴や骨配向性といった材料学的視点に立った講演内容でしたが、参加者からは多くの質問がなされ、高い関心があるように感じられました。ポスターセッションでは以前私自身が取り組んだロッド折損に関する発表も多くあり、新材料開発や医工連携研究の重要性を改めて感じました。

本学術集会では、現在の整形外科基礎研究の諸問題に関する729題が集められ、多くの医療関係者が参加していました。一般講演では、骨再生、軽部腫瘍、画像解析、生体材料、感染症など、幅広い研究分野の多岐に渡るプログラムで構成されており、発表後には活発な議論が見受けられました。また実用化を目指した研究も多く、整形外科医の新規材料・手法に対する期待・要望を改めて認識しました。加えて若手の整形外科 MD による発表が多く、医工連携の契機の間としても非常に有効な学術集会であったと感じました。

私自身は電気化学的処理による金属材料表面への抗菌性付与に関する研究を行っているため、本学術集会における生体材料・感染症に関する発表が非常に参考になりました。特に整形外科医が研究に採用している様々な *in vitro* の抗菌性評価手法が興味深く、また同時に生体材料の抗菌効果を一律に比較するためには、生体材料のための規格化された抗菌性評価手法の確立が必要であると感じました。

派遣者：海瀬 晃(東京工業大学/東京医科歯科大学クロス
アポイントメント・助教)

派遣先：13th International Conference on Cerebrovascular
Surgery (2017年10月27日～29日, キャッスルプ
ラザ名古屋)

本講演大会では、招待講演、一般講演、シンポジウム、セミナー、看護師による講演があり、国際学会ということもあり、外国人医療関係者が多く参加していました。講演の中で最も多く取りあげられていたのは、AVM(脳動静脈奇形)に関するものでした。一般講演では、各発表後の質疑応答のほかにセッションの最後にセッション全体を通しての一括討論を行う時間があり、フロアからの質問が非常に積極的であり、この時間が一番盛り上がりを見せていたのが印象的でした。講演、ポスターを通して、症例の報告、手術方法についての発表がほとんどであり、やはり生体材料そのものに着目したものはほとんどありませんでした。また、セミナーが非常に多くあり、セミナーごとに企業がホストを務め、その企業の測定装置や手術道具を用いた講演が行われており、各セミナーとも大盛況でした。招待講演をされていた先生と話をさせていただく機会があり、私は普段、ステント等の体内に留置するX線造影性の高い生体用超弾性合金の研究を行っているため、そのことについて話を伺ったところ、体内に留置するものというのは、最初の設置よりも、新しいものに取

り換える際の付け替えの手術の方が難しいらしく、ベテランの先生方でも苦手としている人が多く、そういったことから、生体親和性、耐食性が高く、付け替えの手術が少なくすむ材料を望んでいるということでした。また、現在は技術を持ったベテランの先生が多い一方で、若手の先生方が手術をする機会が減ってきているようで、X線造影性の高い生体用の材料というのは、若手の先生方でも少ないレントゲン撮影回数で、容易な手術ができるようになるので期待しているというお言葉をいただきました。普段、生体用金属材料の研究をしているものの、臨床系の先生から話を伺う機会は少なかったため、今回の学会は非常に良い機会でした。

いずれの派遣者からも、本活動に対する謝辞とともに、大会への参加が非常に有意義な体験であった旨の報告を受けた。筆者もかつて初めて臨床系の学会に参加し、講演や質疑討論を聴講した際、材料にとって最も重要とされる特性や、研究展開についての考え方が、臨床家と工学系研究者の間でややベクトルを異にしていることに気づくとともに、「患者のため」という言葉の重さの違いを認識させられた。いずれが正しい、優れているということではなく、両者の相互理解と知識や技術の共有が必要であり、将来、革新的な生体材料や福祉材料を開発するにあたって、欠かすことのできない要素の一つであると考えている。第4分科では若手研究者への支援活動のあり方についても常に議論しており、今後もこういった活動を継続して取り組んでいくことを予定している。

本 会 記 事

会 告	平成30年自然災害における会費免除の特例措置について	507
	第27回奨学賞の推薦校募集について	507
	フェロー推薦募集	508
	2019年度春期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	508
	第42回技術開発賞募集	509
	第69回金属組織写真賞作品募集	509
	若手研究グループ集会	509
	2019・2020年度代議員候補者の立候補募集	510
	2019・2020年度の監事候補者の立候補募集	511
	2019・2020年度代議員選挙管理委員会委員募集	511
	欧文誌編集委員会からのお知らせ	511
支部行事	次号予告	512
掲示板	新入会員	517
会誌・欧文誌10号目次	行事カレンダー	518

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

会 告 (ホームページもご参照下さい)

「平成30年北海道胆振東部地震」で被災された皆様に心からお見舞いを申し上げます。

北海道胆振東部地震により被災された皆様およびご家族の皆様に心からお見舞い申し上げます。亡くなられた方々にお悔やみ申し上げますとともに、被災地の一日も早い復旧と被災された皆様の安全を心からお祈り申し上げます。

平成30年大阪府北部地震及び平成30年7月豪雨並びに平成30年北海道胆振東部地震による被災者の会費免除の特例措置について

平成30年大阪府北部地震及び平成30年7月豪雨並びに平成30年北海道胆振東部地震で被災された皆様に心からお見舞い申し上げます。本会では、被害に遭われた会員の方に対し、会費を免除する特例措置を講じます。つきましては、被災地域に在住され、個人住居や勤務先研究施設などで重大な損害を受けられ、会費免除に該当する会員は、会員番号、氏名、電話番号、メールアドレス、被災場所(個人住居・勤務先の別)、住所、罹災の状況を明記してE-mail、FAX、郵送のいずれかでお送り下さい。

特例措置 平成30年分会費の免除(平成30年会費既納の場合は、平成31年会費に充当する)

申請先 〒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 会員サービス 担当: 早坂
 E-mail: member@jim.or.jp FAX 022-223-6312



日本金属学会・日本鉄鋼協会 第27回奨学賞の推薦校募集について

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。

奨学賞募集要項

- 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。
- 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。
- 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。
- 手続き：所定の応募用紙(本会ホームページ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。
- 応募締切：2018年11月1日(木)
- 申込問合せ先：〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
(公社)日本金属学会 奨学賞係
☎ 022-223-3685 E-mail: gaffair@jim.or.jp
- 2018年全国大学材料関係教室協議会の参加大学(34校)

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

公益社団法人日本金属学会フェロー推薦募集の案内

推薦締切：2018年11月30日(金)

本会では、本会の代表的会員として、金属およびその関連分野における学術・科学技術・産業、教育・人材育成等に造詣の深い会員であって、自らが積極的に本会の事業に参画・活動することが期待されるものに対して日本金属学会フェローを授与いたします。

下記の募集要項をご確認いただき、積極的にご推薦下さい。

募集要項

【推薦方法】

- 推薦は、フェロー、理事、代議員、支部長、各種委員会委員長、維持員もしくは候補者と所属機関が異なる3名以上の正員による。
- 所定の推薦書に、必要事項を記入の上、提出する。
- 必要事項は以下の通り。

(1) 候補者

(2) フェローの責務を果たすことの承諾および活動

注：候補者本人の承諾を得た上、責務を果たすことの確認と果たすことができる責務・活動を記入する。果たすべき責務は下記【責務】に示すとおり。

(3) 候補者の略歴

(4) 推薦タイトルとカテゴリー

(5) 業績や貢献の内容と推薦理由

(6) 推薦者

【責務】

- フェローを得た会員は、金属およびその関連材料分野を先導し、若手研究者・技術者の目標をなすことを自覚し、当該分野の発展に一層寄与するとともに、本会の代表的会員として本会事業へ積極的に参画し、本会の目的の達成に率先して努力する責務を負うものとする。
- フェローは次のいずれかの活動を行うものとする。
 - (1) 若手研究者および若手技術者の啓発・人材育成
 - 「まてりあ」への入門講座・講義ノート・実学講座・新技術・新製品開発裏話等の啓発記事の執筆
 - 「まてりあ」への若手研究者・技術者を対象とした論文執筆のコツ・テクニック・注意事項等の啓発記事の執筆
 - 学校・企業等への出前講義等
 - (2) 知識・技術の伝承
 - 本会機関誌へのレビュー・オーバービュー・解説の執筆
 - 教科書等の書籍の執筆
 - 講演会・講座・セミナー・シンポジウム・チュートリアル講演等の講師

- フェローは必要に応じて、技術相談、論文執筆相談、機関誌の特集記事の企画提案、研究費申請相談の活動を行うものとする。
- フェローは、当該年度の活動報告および次年度の活動計画を作成するものとする。
- フェローは、本会正員として会費を支払うものとする。
注：フェローとして活動するに際しては、本会の謝礼規程および旅費支給規程に従って謝礼や旅費の支払を受けることができるものとする。

【フェローの要件】

- フェローの対象となる者は、フェローの責務を積極的に負える者であって、金属およびその関連分野における学術・科学技術・産業、教育・人材育成等に造詣の深い会員であること。

【フェローの数】

- フェローの人数は本会正員の1%を上限とする。

【審査・認定】

- フェローの選考は、フェロー選考委員会あたり、理事会で授与候補者を決定する。
- 授与を決定した者に、春期講演大会時に開催される表彰式でフェローを授与する。
- 授与者にはフェローの認定証書を贈呈する。
- 適切な候補者がいない場合は、その年度は授与しない。

【任期】

- フェローの任期は5年とする。ただし、再任することができる。
- フェローが本会会員でなくなったとき、あるいは名誉員や永年会員となった場合はフェローを返上するものとする。
- フェローの責務を果たすことが困難等の理由で、本人から返上の申し出があったときは、フェローの称号の返上を認めるものとする。

申請先：申請書(ホームページよりダウンロードして下さい)を下記E-mailアドレスに送付して下さい。2, 3日過ぎても受理返信通知のない場合はご連絡下さい。

問合せ：(公社)日本金属学会 フェロー係

E-mail: gaffair@jim.or.jp ☎ 022-223-3685

2019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：2018年11月20日(月)

2019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。

特別講演

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

招待講演

- 講演者：有益な講演が期待される国内に滞在する外国人研究者とする。
- 講演時間：15分(討論5分)
- 採択件数：5件程度

- 滞在費補助：なし
- その他：大会参加費免除

推薦用紙：所定様式(ホームページからダウンロードして下さい)

詳細 まてりあ9号455頁

推薦書提出期日 2018年11月20日(火)

照会・推薦書提出先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 国際学術交流委員会宛

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: gaffair@jim.or.jp

第42回技術開発賞
「新技術・新製品」記事募集

応募締切：2018年10月31日(水)

賞の名称 第42回公益社団法人日本金属学会技術開発賞
賞の対象 あたりあ「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。

表彰 2019年9月の秋期講演大会
原稿問合せ あたりあ係 E-mail: materia@jim.or.jp
詳細 あたりあ 8号406頁 or ホームページ：本会賞の募集
申込要領 下記 URL の申込フォームよりご応募下さい。
申込 URL <http://gijyutsu.jim.or.jp/entry>
問合せ先 (公社)日本金属学会各賞係
☎ 022-223-3685 E-mail: gaffair@jim.or.jp

第69回金属組織写真賞作品募集

応募締切：2018年10月20日(土)

賞の名称 第69回日本金属学会金属組織写真賞
募集部門

「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織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。
- 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いない作品であること。

詳細 あたりあ 8号407頁 or ホームページ：本会賞の募集
申込 URL <http://picture.jim.or.jp/entry>
問合せ先 (公社)日本金属学会 金属組織写真賞係
☎ 022-223-3685 E-mail: gaffair@jim.or.jp

若手研究グループ集会

若手研究グループ No.03

第2回若手研究グループ
「多様な先端観察・測定法を用いた組織の定量と力学特性解析への適用」

現在, 各種先端観察・測定法が開発され, それぞれの分野でさらなる高度化とその適用範囲の拡大が進められています。本研究会では, 構造用材料に対して各手法を相補的に適用し, 新たなシナジー効果を創出する為の基礎指針の確立を検討しています。第2回研究会では, 先端観察・測定法の各種材料への適用を目指し, 新規材料における課題や具体例の紹介を通じて各技術の相互活用について議論を行います。参加ご希望の方は下記までお申込み下さい。

日時 2018年11月2日(金)14:00~19:30 (受付開始13:30)
場所 新日鐵住金株式会社 コミュニケーションセンター2F
ゲストルームC(〒870-0992 大分市大字西ノ洲1番地)
アクセス: JR 大分駅からタクシーで約20分

プログラム

- 14:00~14:10
(1) 挨拶 金沢大理工 宮嶋陽司
14:10~15:10 座長 宮嶋陽司
(2) 招待講演
ハイエントロピー合金とその可能性(60) 京大工 辻 伸泰
15:20~16:20 座長 紙川尚也
(3) レーザ積層造形技術が生み出す金属造形体の特異な組織形成の理解(60) 名大工 高田尚記
16:30~17:00 座長 高田尚記
(4) その場電気抵抗測定を用いた転位密度の導出(15) 金沢大理工 宮嶋陽司
(5) 小角X線散乱測定によるCu合金中析出粒子のサイズ解析(15) 東工大物質理工 宮澤知孝
17:10~19:00 総合討論

企画責任者 宮嶋陽司(金沢大), 宮澤知孝(東工大),
首藤洋志(新日鐵住金)

参加費 無料

申込・問合せ先 10月10日(水)までに E-mail にて氏名・所属・電話番号・メールアドレスを明記してお申し込み下さい。
E-mail: miyazawa.t.ab@m.titech.ac.jp



公益社団法人日本金属学会の
2019・2020年度代議員候補者の立候補募集

会長 杉本 諭

2019・2020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、応募願います。

1. 地区別および本部枠代議員候補者改選数

地区	定員	非改選数*(留任)	改選数**(新任)
北海道地区	4名	2名	2名
東北地区	10名	8名	2名
関東地区	38名	19名	19名
東海地区	12名	5名	7名
北陸信越地区	5名	2名	3名
関西地区	19名	11名	8名
中国四国地区	7名	4名	3名
九州地区	5名	3名	2名
本部枠	4名	2名	2名
総計	103名	56名	47名

地区別代議員の定員

事業年度末の当該地区正員数を40で割り、端数を四捨五入して算出(細則第3条代議員定員)

(各地区の選挙定員は2018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)

代議員の任期

*非改選：定時社員総会の選任日(2018年4月23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。

**改選：定時社員総会の選任日(2019年4月23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。

2. 立候補受付期間 2018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)の候補地区名等の欄に、地区名、本部枠の区分を記載し、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 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」を予めご承知願います。
- 2) 次の方は代議員に立候補出来ません。
留任代議員(2018年度選任)、学生員、外国会員、2018年度会費未納者、会員資格停止中の者。本部枠代議員は、維持員から正員資格付与者として指名された正員以外の者。
- 3) 代理人(本会の正員、本部枠代議員は維持員の連絡担当者に限る)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などの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

◇代議員選挙日程(予定)◇

2019・2020年度の代議員選挙は2018年12月1日～12月31日を予定しております。

2019年度代議員に加えない方
◎代議員候補者の対象に加えない方

(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

佐伯 功 室蘭工業大学 高橋 英徳 北海道立総合研究機構

東北地区

阿部 世嗣 電磁材料研究所 加藤 秀実 東北大学
蔡 安邦 東北大学 坂本 昌 新日鐵住金(株)
佐藤 裕之 弘前大学 柴田 浩幸 東北大学
杉本 諭 東北大学 武藤 泉 東北大学
山村 英明 日本金属学会

関東地区

梅澤 修 横浜国立大学 遠藤 裕寿 日立金属(株)
王 昆 日本冶金工業(株) 岡本 和孝 (株)日立製作所
尾中 晋 東京工業大学 笈 幸次 首都大学東京
加藤 徹 新日鐵住金(株) 弓野健太郎 芝浦工業大学
篠嶋 妥 茨城大学 柴田 直哉 東京大学
竹山 雅夫 東京工業大学 田村 隆治 東京理科大学
土谷 浩一 物質・材料研究機構 堤 祐介 東京医科歯科大学
長滝 康伸 JFE スチール(株) 廣澤 渉一 横浜国立大学
藤田 雅 (株)本田技術研究所 細田 秀樹 東京工業大学
松野 泰也 千葉大学 丸山 俊夫 東京工業大学
三木 祐司 JFE スチール(株) 山口 周 東京大学
吉田 英弘 物質・材料研究機構

東海地区

足立 吉隆 名古屋大学 上宮 成之 岐阜大学
勝村 龍郎 JFE スチール(株) 川上 博士 三重大学
西野 洋一 名古屋工業大学 浜谷 秀樹 新日鐵住金(株)

北陸信越地区

榎 和彦 信州大学 佐藤 一則 長岡技術科学大学

関西地区

渥美 寿雄 近畿大学 荒木 秀樹 大阪大学
大谷 浩昭 山陽特殊製鋼(株) 岡本 明 大阪産業技術研究所
小嶋 啓達 新日鐵住金(株) 新保洋一郎 福田金属箔粉工業(株)
辻 伸泰 京都大学 中井 光一 (株)島津製作所
中野 貴由 大阪大学 春名 匠 関西大学
平藤 哲司 京都大学 藤本 慎司 大阪大学
松尾 直人 兵庫県立大学

中国四国地区

岡田 達也 徳島大学 川越 崇史 日新製鋼(株)
清水 一郎 岡山理科大学 高島 稔 JFE スチール(株)
陳 中春 鳥取大学 秦野 正治 新日鐵住金ステンレス(株)
松木 一弘 広島大学

九州地区

石丸 学 九州工業大学 波多 聡 九州大学
村上 恭和 九州大学

本部枠代議員

岡村 一男 新日鐵住金(株) 渋谷 和久 (株)UACJ

公益社団法人日本金属学会の
2019・2020年度の監事候補者の立候補募集

2018事業年度に関する定時社員総会(2019年4月23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、理事および使用人に対して事業の報告を求め、この法人の業務およ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：2018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 1-14-32

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以外のその他の地区在住の方に限ります。

②立候補届出時に2018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)◇

2019・2020年度の監事選挙は2018年12月1日～12月31日を予定しておりますので、ご通知お願います。

公益社団法人日本金属学会の
2019・2020年度代議員選挙管理委員会委員募集

受付期間 2018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, 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

欧文誌編集委員会からのお知らせ

特集企画の投稿募集

■Frontier Researches Related to Interconnection, Packaging and Microjoining Materials and Microprocessing for Such Materials —Part II—

(電子実装材料に関するフロンティア研究 —Part II—)

現代情報化社会を牽引する各種電子機器や電子部品に使用される配線・実装・マイクロ接合材料には、銅、アルミニウム、ニッケル、金、錫などの金属材料から導電性接着剤にいたるまで様々な材料が利用されている。電子部品の接合用材料として主として使用されてきたはんだ材料は、鉛フリーはんだの普及が進み、一般的な電子機器への適用が進められた。また、配線および電極材料には、微細めっき技術が適用されてきた。これらの材料については、車載用デバイスやパワー半導体用などのより高温環境への対応が求められている。そのため、高温鉛フリーはんだ、銀ナノペースト、導電性接着剤などの候補材料の研究開発が進められている。また、実装材料の多様化に伴い、生成する異相界面における機械的・熱的・電気的特性の調査、それらの特性の損失評価、界面における物理化学的現象および信頼性評価に関する研究も重要になっており、異相界面科学の研究も進められている。さらに、2.5D/3D実装や微小電気機械システム(MEMS)に使用される材料やそれらの微細加工も電子部品の実装には欠かせない技術となっている。これらの背景を踏まえ、本特集では、電子実装材料およびその接合・微細加工に関する最先端の研究およびオーバービュー論文を広く募集する。内容としては、以下のものを想定している。

- 電子実装材料の材料組織および諸特性
- 接合および積層界面の構造および界面の特性と信頼性
- 界面における物理化学的現象
- 2.5D/3D および MEMS 用材料およびその微細加工技術
- 電子実装材料に関する理論・計算・シミュレーションなどの研究

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 60巻6号(2019年6月発行)に予定しております。多数ご投稿下さいますようお願いいたします。

掲載予定号：第60巻第6号(2019年)

原稿締切日：2018年12月3日

Development and Application of Advanced Electron Microscopy Techniques for Materials Science (材料科学のための先進電子顕微鏡法の開発と応用)

電子顕微鏡は、材料の微細な組織を観察するための必須の評価技術である。構造を評価する上での電子顕微鏡本体の分解能の向上に加え、試料内外の電磁場の観察技術も精力的に開発されている。こうした状況の中、集束イオンビームを用いた試料形状の高精度での制御や電子顕微鏡内での温度変化や電流印加を通してその場観察も大きな進展を見せている。本特集では、こうした電子顕微鏡本体とその周辺技術の開発とその応用について、最新の研究成果を発信頂き、当該分野の専門家だけでなく、広く材料開発を行なっている研究者にも最近の電子顕微鏡技術の発展を知らせ、日本金属学会を通して、今後の共同研究への展開を期待したい。

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 60巻10号(2019年10月発行)に予定しております。多数ご投稿下さいますようお願いいたします。

掲載予定号：第60巻第10号(2019年)

原稿締切日：2019年4月1日

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

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

支部行事

東北支部

第17回 東北支部研究発表大会

日時 2018年11月22日(木) 13:30~18:00
場所 岩手大学 復興祈念銀河ホール(理工学部内)
(〒020-0066 盛岡市上田 4-3-5)

参加費 無料

プログラム 13:00~13:10 支部長挨拶
13:10~15:50 基調講演
16:00~17:30 ポスター発表
18:00~19:30 懇親会

懇親会費 3,000円(学生2,000円)程度を予定しています(当日徴収)

講演申込締切 10月26日(金)

参加申込締切 11月16日(金)(懇親会参加の有無もお知らせ下さい)

講演申込要項

募集講演 ポスター発表

申込方法 下記内容を E-mail でお知らせ下さい。

1. 題目
2. 氏名・所属(全員、発表者に○印)
3. 連絡先・電話・E-mail アドレス
4. 懇親会の参加の有無

申込締切 10月26日(金)

予稿原稿締切 11月13日(火)

予稿原稿作成

A4版1頁(PDF ファイルを E-mail でご送付下さい)
作成要領は発表者に後日連絡いたします。

ポスターサイズ

A0(縦)を超えないこと

講演申込・予稿原稿送付先

〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1
東北大学多元物質科学研究所 中川原淳子
☎ 022-217-5177
E-mail: j-gawara@tagen.tohoku.ac.jp

問合せ先 東北大学多元物質科学研究所 篠田弘造
☎ 022-217-5624
E-mail: shinoda@tagen.tohoku.ac.jp

東海支部

東海支部若手材料研究会 第74回「金属3次元積層造形法による 新たなものづくり」

日本金属学会・日本鉄鋼協会東海支部若手材料研究会では、「金属3次元積層造形法による新たなものづくり」と題しまして、下記の要領で研究会を開催致します。多数の皆様のご出席を賜りたく、ご案内申し上げます。

日時 2018年11月8日(木) 13:00~17:30
場所 オフィスパーク名駅プレミアホール&会議室 4F403AB 会議室
(http://www.officepark-net.jp/conference/nagoya_premiahall/u.ac.j)

プログラム

13:30~13:35 開会の挨拶
13:35~14:25 金属 AM を用いた金型製作の現状と課題
金沢大理工研究域 古本達明
14:25~15:15 マルエージング鋼の積層造形プロセスの開発
鳥取大 陳 中春

15:15～15:30 —休憩—
 15:30～16:20 マルチレーザーコーティング法における材料表面への機能性付与と熔融金属ダイナミクスの観察
 大阪大接合科学研 佐藤雄二
 16:20～17:10 レーザ積層造形技術が生み出すアルミニウム合金造形体の特異な組織形成の理解
 名大大学院工 高田尚記
 17:10～17:15 閉会の挨拶
定員 80名(定員になり次第, 締切)
参加費 無料
懇親会 本研究会終了後, 名古屋駅近くにて開催予定(詳細は当日連絡)
申込み方法 下記の申込み先へメールにて, **10月25日(木)**までに, 所属, 氏名, E-mail, TEL および懇親会の出欠をメールの本文に明記の上, お申込み下さい. また, メールの内容は「第74回若手材料研究会参加申込み」と記載して下さい.

申込み・問合せ先
 〒466-8555 名古屋市昭和区御器所町
 名古屋工業大学大学院工学研究科物理工学専攻
 宮崎怜雄奈
 E-mail: miyazaki.reona@nitech.ac.jp
 ☎ 052-735-5505
担当幹事 新日鐵住金株式会社 虻川玄紀,
 名古屋工業大学 宮崎怜雄奈



平成30年度秋季講演会

[共催] 日本鉄鋼協会九州支部

日時 2018年10月12日(金)13時00分～
場所 鹿児島大学 学習交流プラザ2階 学習交流ホール
講演
 1. 本多記念講演会:「結晶性材料の高温変形」 九大 中島英治
 2. 湯川記念講演会:長時間のクリープ破断時間の評価とその根拠
 東北大 丸山公一
 3. 講演討論会
 テーマ:高温変形・強度/耐熱材料の最前線(仮題)
 窒素含有フェライト系耐熱鋼の創製とその特性 九大 光原昌寿
 18Cr-9Ni-3Cu-Nb-N 鋼のクリープ破断強度のヒート間差
 三菱重工 駒井伸好
 A-USC ボイラ用 Ni 基合金の合金設計と強度・組織
 新日鐵住金 仙波潤之
参加料 無料
定員 112名
問合せ先 鹿児島大学 学術研究院理工学域工学系 機械工学専攻
 駒崎慎一
 ☎/FAX 099-285-8245
 E-mail: komazaki@mech.kagoshima-u.ac.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して下さい)
 ・原稿送信先:☎ 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

公募

◇兵庫県立大学 材料・放射光工学専攻 材料組織学 教員 公募(194号)◇

募集人員 教授1名
 (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 材料・放射光工学専攻
専門分野 材料組織学
教育担当 大学院:〈博士前期〉材料組織学, 物質解析学, 材料工学特別演習 I, II, III, IV
 〈博士後期〉材料組織・設計学講義, 材料組織・設計学セミナー
 学部:マテリアル科学への招待, 基礎材料工学 I および II, 金属材料学 I および II, 機械材料工学概論, 卒業研究, その他関連分野の講義を担当する場合がある.
応募資格 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
着任時期 2019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(10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(2,000字程度):様式4
 5. 教育・研究への抱負(2,000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2名の氏名・役職と連絡先を記載した書類
応募締切 2018年10月31日(水)
選考方法 書類審査および面接(模擬授業を含む)による
書類提出先 〒671-2280 兵庫県姫路市書写2167
 兵庫県立大学姫路工学キャンパス 総務課気付
 大学院工学研究科長 川月喜弘 宛
 *封筒に「第194号 材料・放射光工学専攻教授(材料組織学)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・放射光工学専攻 専攻長 鳥塚史郎
 ☎ 079-267-4905
 E-mail: koubo194@eng.u-hyogo.ac.jp
公募の URL :
<http://www.eng.u-hyogo.ac.jp/outline/koubo/index.html>

◇兵庫県立大学 材料・放射光工学専攻
量子材料工学 教員 公募(201号)◇

募集人員 教授 1名
(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 材料・放射光工学専攻

専門分野 量子材料工学

教育担当 大学院：〈博士前期〉計算物理，材料工学特別演習Ⅰ，Ⅱ，Ⅲ，Ⅳ

〈博士後期〉量子ナノ工学セミナー

学部：力学Ⅰ，力学Ⅱ，現代物理学，マテリアル科学への招待，機械材料工学概論，卒業研究，その他関連分野の講義を担当する場合がある。

応募資格 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

着任時期 2019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(10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(2,000字程度)：様式4
5. 教育・研究への抱負(2,000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2名の氏名・役職と連絡先を記載した書類

応募締切 2018年10月31日(水)

選考方法 書類審査および面接(模擬授業を含む)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「第201号 材料・放射光工学専攻教授(量子材料工学)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・放射光工学専攻 専攻長 鳥塚史郎

☎ 079-267-4905

E-mail: koubo201@eng.u-hyogo.ac.jp

公募の URL :

<http://www.eng.u-hyogo.ac.jp/outline/koubo/index.html>

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 (公社)日本金属学会他

開催会場 東京大学生産技術研究所

An 棟 2F コンベンションホール

(〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1)

(最寄り駅：駒場東大前，東北沢，代々木上原)

参加登録・お問合せ

東京大学 生産技術研究所

岡部研究室 レアメタル研究会事務担当 宮崎智子

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

〈平成30年度 レアメタル研究会開催予定のご案内〉(2018.8.16現在)

■第83回 2018年11月9日(金)←次回(平成30年度 第2回)

★チタン関係シンポジウム★(合同開催)

(関連シンポジウム：寄付ユニット特別シンポ「E-scrap シンポジウム」11月30日(金))

■第84回 2019年1月11日(金)(平成30年度 第3回)

★貴金属シンポジウム(第6回)+新年会(合同開催)

■第85回 2019年3月8日(金)(平成30年度 最終回)

★佐藤修彰教授と藤田豊久教授が熱く語る特別シンポジウム+慰労会★(合同開催)

■第83回 2018年11月9日(金)14:00~ An 棟 2F コンベンションホール

★チタンシンポジウム★(合同開催)

テーマ：チタンの過去，現在，未来，そして私の夢

時 間：午後2:00~

講 演：

・大阪チタニウムテクノロジーズの過去，現在，未来，そして私の夢(仮)(40分) 大阪チタニウムテクノロジーズ

代表取締役社長 杉崎康昭 講師

・中国におけるチタン業界の状況と，私が取り組んでいる新製錬法(仮)(40分) 東北大学大学院工学研究科 金属フロンティア工学専攻

教授 朱 鴻民 講師

・日本のチタン業界に対する期待と，私が取り組んできたチタン製錬の研究(仮)(40分)

東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師

・チタンの金属 Additive Manufacturing に関する現状と将来(仮)(40分) 大阪大学大学院 工学研究科 マテリアル生産科学専攻 教授

中野貴由 講師

・世界における国内非鉄産業について(チタン，銅を中心に)(仮)(40分) 東邦チタニウム株式会社 代表取締役社長 西山佳宏 講師

午後6:00~ ポスター発表 兼 研究交流会・意見交換会

(An 棟 2F ホワイエ)

関連シンポジウム：寄付ユニット特別シンポ「E-scrap シンポジウム」11月30日(金)

■第84回 2019年1月11日(金)14:00~ An 棟 2F コンベンションホール

★貴金属シンポジウム(第6回)+新年会★(合同開催)

テーマ：貴金属の製錬・リサイクル

時 間：午後2:00~

講 演：

・貴金属の製錬・リサイクル技術に関する講演(30分)(例年通り，数件の講演を予定)

講師依頼中

午後6:00~ ポスター発表 兼 研究交流会

(An 棟 1F レストラン アーベ(予定))

■第85回 2019年3月8日(金)14:00~ An 棟 2F コンベンションホール

★佐藤修彰教授と藤田豊久教授が熱く語る特別シンポジウム+慰労会★(合同開催)

テーマ：ご卒業講演：佐藤先生，藤田先生の研究と活動，非鉄業界と研究の将来展望

時 間：午後2:00~

講 演：

・稀有なレアメタル実験室(60分)

東北大学 多元物質科学研究所 教授 佐藤修彰 講師

・講師依頼中(40分)

・演題未定(60分)

東京大学 工学系研究科 システム創成学専攻 教授 藤田豊久 講師
午後6:00~ 研究交流会・意見交換会(An 棟 2F ホワイエ)

◇E-scrap シンポジウム2018◇

- 主 催 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 東北大学 多元物質科学研究所 非鉄金属製錬環境科学研究部門(住友金属鉱山共同研究ユニット)
京都大学 大学院工学研究科 材料工学専攻 非鉄製錬学講座
(一社)資源・素材学会, (公社)日本化学会, (公社)日本金属学会
- 協 力 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, レアメタル研究会

■日 程 2018年11月30日(金)

シンポジウム 10:25—17:00

交流会 17:30—19:30

- 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 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)

- 会 費 シンポジウム:資料代として3,000円(一部企業関係者), 交流会:無料

■参加登録・お問合せ

東京大学 生産技術研究所
岡部研究室 レアメタル研究会事務担当 宮崎智子
E-mail: okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
FAX 03-5452-6313

■講演【敬称略】:

- E-scrap の輸出入に及ぼす新バーゼル法の影響
独立行政法人日本貿易振興機構 アジア経済研究所 小島道一
- Circular Economy から見た E-scrap リサイクル
公益財団法人日本生産性本部 喜多川和典
- リサイクル事業における E-scrap の位置づけ
リバーホールディングス株式会社 今井佳昭
- 鉱業協会における E-scrap の取り扱い規程 日本鉱業協会 坂井敏彦
- 三菱マテリアル(株)における E-scrap 処理と今後の展開
三菱マテリアル株式会社 金属事業カンパニー 製錬事業部 リサイクル部 高木真言
- 小坂製錬(株)における E-scrap リサイクルの取り組み
小坂製錬株式会社 生産管理部 徳本哲朗
- JX 金属グループにおける E-scrap 処理
JX 金属株式会社 環境リサイクル事業本部 技術部 部長 池田 亮
- 小型電子機器リサイクル法の現状
環境省 リサイクル推進室 加地淳志
- 金属資源政策から見た E-scrap 経済産業省 鉱物資源課 大東道郎
- シンポジウムを終えて
東京大学生産技術研究所 副所長・教授 岡部 徹

17:30-19:30 交流会

東京大学 生産技術研究所 An棟1階 レストラン アーベ

助 成

◇2018年度宇宙科学奨励賞公募◇

宇宙科学の分野で優れた業績を挙げた若手研究者を対象として宇宙科学奨励賞の公募を行います。

推薦締切 2018年10月31日(水)必着

詳細 公益財団法人宇宙科学振興会

E-mail: admin@spss.or.jp

<http://www.spss.or.jp>

◇2019年度笹川科学研究助成の公募◇

「海洋学および関連科学」ならびに「船舶および船舶関連科学」など『海に関係する研究』は重点として支援しております。

締切 2018年10月16日(火)

詳細 公益財団法人日本科学協会

<https://www.jss.or.jp/ikusei/sasakawa/>

◇平成31年度日本ボイラ協会ボイラー・
圧力容器等研究助成課題の募集◇

ボイラー・圧力容器に関連した調査・研究に対して助成を行っております。

締切 2018年11月30日(金)

問合せ 一般社団法人日本ボイラ協会技術普及部

☎ 03-5473-4510

<http://www.jbanet.or.jp/committee/subsidy/>



◎掲示板は本会ホームページにも掲載しておりますのでご活用下さい。

<http://jim.or.jp/> → 掲示板



日本金属学会誌掲載論文

Vol. 82, No. 10 (2018)

— 論 文 —

鍛造Ni基超合金 Udimet 720Liにおける析出相形態
の定量的評価 山口義矢 久澤大夢 寺田芳弘

熱分析・XRD測定による鋳造スリーブの発熱量挙動
評価 神戸健志郎 西 剛史 太田弘道 ゴ ニュ ホアン

急冷処理による酸素過剰添加チタン材の延性向上とそ
の機構解明 刈屋翔太 梅田純子 Ma Qian 近藤勝義

高熱伝導放熱シートの熱拡散率分布測定
林 健 西 剛史 太田弘道 羽鳥仁人 野口秀則

ステンレス鋼-B₄C溶融混合物の系統的な粘度測定を
目指したニッケルおよびステンレス鋼の粘度測定
小久保宏紀 西 剛史 太田弘道 山野秀将

プラズマ表面改質窒化ホウ素と環動高分子を用いた高
熱伝導タフコンポジット開発：プラズマ表面改質がお
よぼす効果

後藤 拓 飯田雅樹 タン ヘレン 劉 暢 眞弓皓一
前田利菜 北原功一 畠山一翔 伊藤剛仁 清水禎樹
横山英明 木村 薫 伊藤耕三 伯田幸也 寺嶋和夫

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 59, No. 10 (2018)

— Overview —

High-Strength Ti-Based Alloys Containing Fe as
One of the Main Alloying Elements

Dmitri V. Louzguine-Luzgin

— Regular Article —

Materials Physics

On the Optimal Glass-Forming Composition of Al-
Co-Y Amorphous Alloys Xianzhong Xiong, Jiaojiao

Yi, Lingti Kong, Michael Ferry, Jinfu Li and Yaohe Zhou

Microstructure of Materials

Effect of Dissolved Impurities on the Rate of
Recovery and Recrystallization in an A1050 Alumi-
num Hot-Rolled Sheet

Hideo Yoshida, Yuko Tamada, Mineo Asano and
Yoshimasa Ookubo

Martensitic Transformation Induced in Ti-15V-
7Al Alloy at Low and High Temperatures

Yoshito Takemoto, Miyu Tsunekawa, Yuji Manabe,
Soushi Itano and Yuji Muraoka

Characterization of Antiphase Boundary-Like
Structure of B33 Martensite in Zr-Co-Pd Alloy

Mitsuhiro Matsuda, Yoshimasa Shinagawa,
Kazuki Takashima, Masatoshi Mitsuhara and
Minoru Nishida

Mechanics of Materials

Characterization of CrN-Based Hard Coating
Materials with Addition of GaN

Yusei Mizuno, Tadachika Nakayama, Hisayuki Suematsu
and Tsuneo Suzuki

Materials Processing

Prediction of Shrinkage Cavity in Heavy-Section
Ductile Cast Iron Using CAE Considering Volume
Change during Solidification

Yutaka Miyamoto and Haruki Itofuji

Cladding of Al Layer onto Mild Steel Substrate
Using Al Powder and Its Structure and Properties

Fumitaka Otsubo and Hidenori Era

Comparison of Microstructure and Tribological
Properties of Plasma, High Velocity Oxy-Fuel and
Detonation Sprayed Coatings from an Iron-Based
Powder

Lu Xie, Yue-Ming Wang, Xiang Xiong and
Zhao-Ke Chen

Microstructural Characteristics and Properties of
Adding Vanadium Carbide Powders to Vanadis 4
Tool Steel through Vacuum Sintering and Heat
Treatments

Kuo-Tsung Huang, Shih-Hsien Chang,
Kuang-Yao Lee and Ming-Wei Wu

Imposition Time Dependent Microstructure For-
mation in 7150 Aluminum Alloy Solidified by an
Electromagnetic Stirring Technique

Mingjun Li, Yuichiro Murakami, Isao Matsui, Naoki Omura
and Shuji Tada

Densification and Grain Growth of Large-Sized
Polycrystalline Al₂O₃ during a Two-Step Pulsed
Electric Current Sintering Process

Hien H. Nguyen and Makoto Nanko

Influence of Processing Conditions for Nickel Par-
ticles Prepared by Pulsed Microwave Heating in
Liquid

Keisuke Yasuda, Naoto Koshizaki and Yoshie Ishikawa

Engineering Materials and Their Applications

Thermoelectric Generation System Using the Ex-
haust Heat of Generators

Hideo Wada and Masahiro Haga

Features of Crack Size Distribution- and Voltage
Probe Spacing-Dependences of Critical Current
and *n*-Value in Cracked Superconducting Tape,
Depicted by Simulation

Shojiro Ochiai, Hiroshi Okuda and Noriyuki Fujii

Effective Decrease of the Thermal Conductivity Caused by Hf in Fe (V_{0.955-x}Hf_{0.045}Ti_x)Sb Half-Heusler Phase

K-vin Delime-Codrin, Ghodke Swapnil, Dogyun Byeon, Robert Sobota, Masaharu Matsunami and Tsunehiro Takeuchi

Magnetic and Structural Properties of MnCoGe with Minimal Fe and Sn Substitution

Masahira Onoue, Ryota Kobayashi, Yoshifuru Mitsui, Masahiko Hiroi, Kohki Takahashi, Akihiro Kondo, Koichi Kindo, Yoshiya Uwatoko and Keiichi Koyama

Precipitation of Oxide Particles in Oxide Dispersion Strengthened (ODS) Ferritic Steels

Naoko Oono and Shigeharu Ukai

Environment

Transfer Behavior of Fe Element in Nickel Slag during Molten Oxidation and Magnetic Separation Processes

Yingying Shen, Ziniu Huang, Yanyun Zhang, Junkai Zhong, Wenjuan Zhang, Yan Yang, Min Chen and Xueyan Du

Removal of Heavy Metals from Tailing in Citrate Solution with Ferric Chloride

Tam Thi Nguyen, Kyoungkeun Yoo, Manis Kumar Jha, Jayhyun Park, Uikyu Choi, Hongil Choe and Jae-chun Lee

～ 日本金属学会誌および Materials Transactions のオンライン・ジャーナル化のお知らせ ～

日本金属学会誌および Materials Transactions は、将来的な論文のマルチメディア対応を視野に、2019年1号より、オンライン・ジャーナル化することが決定いたしました。これにより、冊子は購読希望者に実費にて頒布することとなり、購読費、掲載論文のカラー図表および別刷の取り扱いについて、下記のように変更いたします。

■購読費について

会誌

冊子

(個人) 1冊1,500円(年間18,000円)(税別・送料込み)
(機関) 年間52,400円(税・送料込み, 価格据え置き)

電子

(個人) 無料
(機関) 大学等: 80,000円, 企業: 160,000円(税込み, 価格据え置き)

Materials Transactions

冊子

(個人) 1冊4,000円(年間48,000円)(税別・送料込み)
(機関) 年間52,400円(税・送料込み, 価格据え置き)

電子

(個人) 正員: 7,000円 学生員: 4,000円(税別)
(機関) 大学等: 機関ごとの価格設定となりますので、お問い合わせ下さい。
企業: 200,000円(税込み, 価格据え置き)

■カラー図表について

オンライン・ジャーナル: カラー表示希望の場合、1図表あたり1,000円をご負担いただきます。

冊子・別刷: オンライン・ジャーナルがカラー表示の場合でも、すべてモノクロ印刷となります。

■別刷について 寄贈分は廃止。希望者に下記表の金額にて頒布します(投稿・掲載費用は従来通り)。

別刷料金表(税別, 表紙は一律10,000円)

	4頁以内	5頁	6頁	7頁	8頁	9頁	10頁
1セット(50部)	7,000円	8,000円	9,000円	10,000円	11,000円	12,000円	13,000円

まてりあ 第57巻 第11号 予告

[受賞者紹介]

[最近の研究] 内殻電子励起による界面固相反応制御

.....佐藤和久

[入門講座]

拡散接合 その3—清浄化・密着化からの改善策, 異種金属の接合, 液相拡散接合—

.....大橋 修

—編集の都合により変更になる場合がございます—



(2018年7月21日～2018年8月20日)

正 員

西川 倫 功 新日鐵住金株式会社
池田 実 中越合金鋳工株式会社

吉崎 寛 SOLIZE Products 株式会社
猿渡 直 洋 地方独立行政法人東京都産業技術研究センター

奥出 裕 亮 地方独立行政法人東京都産業技術研究センター

学 生 員

原井 智 広 東北大学

小川 真 優 芝浦工業大学

白鳥 遥 芝浦工業大学

外国学生会員

wang zhenyu central south university

Ariande AFT 芝浦工業大学

行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
10月				
4～5	第9回社会人のための表面科学ベーシック講座(東京理科大)	日本表面科学会	TEL 03-3812-0266 office@jvss.jp https://www.jvss.jp	9.27
4～5	第11回トライボロジー入門西日本講座(兵庫県立大)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	定員 65名
4～5	平成30年度材料セミナー「電子顕微鏡による組織観察・分析の基礎と応用」(大阪府大)(7号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 12名
5	平成30年度第2回講演会「微粒子・粉体の塗装技術最先端を学んで次世代への展開を考えよう!!」(東京)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp	
5	第109回シンポジウム「金属学研究者と技術者のための3Dプリンタ科学・技術・造形事例」(千葉工大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	定員 60名
6, 12.8	CEPRO2018関西(龍谷大他)	日本セラミックス協会教育委員会他	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp	
9～12	EcoBalance 2018 第13回エコバランス国際会議(東京)	日本LCA学会	TEL 045-228-7696 ecoBalance2018@ilcaj.org http://www.ecobalance2018.org/	
10～11	第46回ガスタービン学会定期講演会(鹿児島)	日本ガスタービン学会	gtsj-desk@gtsj.org http://www.gtsj.org/	
10～12	第37回電子材料シンポジウム(EMS-37)(長浜)	電子材料シンポジウム運営実行委員会	TEL 06-6879-7548 tatebaya@mat.eng.osaka-u.ac.jp http://ems.jpn.org/	
12	平成30年度秋季講演会(鹿児島大)(本号513頁)	九州支部・駒崎(鹿児島大)	TEL/FAX 099-285-8245 komazaki@mech.kagoshima-u.ac.jp	定員 112名
12	第37回エレクトロセラミックスセミナー(川崎)	日本セラミックス協会	TEL 093-695-6025 tmiya@life.kyutech.ac.jp http://www.ceramic.or.jp/bdenshi/	定員 60名
14～18	第9回材料電磁プロセッシング国際シンポジウム(EPM2018)(兵庫)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5932 ryo@isij.or.jp http://www.epm2018.org/index.html	
15	NIMS 学術シンポジウム(東京)	物質・材料研究機構	nimsweek@nims.go.jp http://www.nims.go.jp/nimsweek/	
16	NIMS ショーケース(東京)	物質・材料研究機構	nimsweek@nims.go.jp http://www.nims.go.jp/nimsweek/	
16～17	第34回疲労シンポジウム(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://fatigue.jsms.jp	
16～19	第4回材料WEEK(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://jsms.jp/	
17	第235回西山記念技術講座 特殊鋼棒線の技術開発と今後の展望(名古屋)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/	
17	第2回EBSD法による損傷評価講習会(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp/	8.24 定員 40名
17～18	第33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 50名
18～19	第66回表面科学基礎講座(阪大)	日本表面真空学会	TEL 03-3812-0266 office@jvss.jp http://www.jvss.jp/	10.11
18～19	キャビテーションに関するシンポジウム(第19回)(北大)	日本学術会議第三部	TEL 011-706-6430(直通) masao.watanabe@eng.hokudai.ac.jp http://cavitation19.sakura.ne.jp/index.html	講演 6.4
19	NIMS ラボ公開(つくば)	物質・材料研究機構	nimsweek@nims.go.jp http://www.nims.go.jp/nimsweek/	
19	第15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 7.6
19～20	第77回塑性加工技術フォーラム「金型寿命向上に向けたセンシング技術採用の方向性」(諏訪)	日本塑性加工学会・諏訪圏工業メッセ2018実行委員会	http://www.jstp.or.jp	定員 70名
24	第236回西山記念技術講座 特殊鋼棒線の技術開発と今後の展望(東京)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/	
25	早稲田大学各務記念材料技術研究所2018年度教育プログラム(早大)	早稲田大学各務記念材料技術研究所	TEL 03-3203-4782 http://www.waseda.jp/zaiken/index.html zaikenjimuj@list.waseda.jp	定員 50名
25～26	第54回X線分析討論会(東京理科大)	日本分析化学会X線分析研究懇談会	TEL 03-5228-8266 inakai@rs.kagu.tus.ac.jp	講演 7.27
25～27	結晶塑性の原子過程に関する国際シンポジウムー結晶強度の定量的理解に向けてー(東大)(3号130頁)	日本学術振興会産学協力第133委員会	TEL 03-5452-6111 yasushi@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.apcp.iis.u-tokyo.ac.jp	
26	日本金属学会東北支部地区講演会(弘前大)(9号460頁)	東北支部	TEL 017-735-3362 kobatake@hirosaki-u.ac.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
27~28	第69回塑性加工連合講演会(熊大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.jp/	
29~31	第65回材料と環境討論会(富山)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp https://www.jcorr.or.jp/	8.22
29~31	第39回 超音波エレクトロニクス基礎と応用に関するシンポジウム(同志社大)	超音波エレクトロニクス協会	TEL 042-443-5166 h.nomura@uec.ac.jp http://www.use-jp.org/	講演 7.23
30	E-scrap シンポジウム2018(東大生産技研)(本号514頁)	東大生産技研 非鉄金属資源循環工学寄付研究部門	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
30~11.2	The 13th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(Taiwan)	日本実験力学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp http://2018-13th-isem.webnode.tw/	
31~11.2	第47回結晶成長国内会議(JCCG-47)(仙台)	日本結晶成長学会	TEL 070-5047-3339 jccg-47@jacg.jp http://www.jacg.jp/jp/event/2018/jccg-47/	
11月				
2	第2回若手研究グループ「多様な先端観察・測定法を用いた組織の定量と力学特性解析への適用」(大分)(本号509頁)	若手研究グループ No. 3	miyazawa.t.ab@m.titech.ac.jp	10.10
2	平成30年度日本セラミックス協会 資源・環境関連材料部会講演・討論会「これからの社会を支える『低環境負荷技術』を考える」(東京)	日本セラミックス協会	TEL 092-925-7722 sakamoto@fitc.pref.fukuoka.jp	
2~4	日本銅学会第58回講演大会(東京理科大)	日本銅学会	TEL 03-6803-0587 kazu@copper-brass.gr.jp https://www.copper-brass.gr.jp/	
3~4	第25回機械材料・材料加工技術講演会(山形大)	日本機械学会	TEL 0238-26-3197 furukawa@yz.yamagata-u.ac.jp http://www.jsme.or.jp/conference/mpdconf18/	
3~7	International Symposium & School on Crystal Growth Fundamentals(ISSCGF2018)(仙台)	ISSCGF2018組織委員会	TEL 088-656-7415 yoshis@tokushima-u.ac.jp http://www.nsc.nagoya-cu.ac.jp/~miurah/ISSCGF2018/	
3~8	第8回実用表面分析国際シンポジウム(PSA-19)(札幌)	表面分析研究会	secretary-psa19@sasj.jp http://www.sasj.jp/PSA/PSA19/index.html	
6~7	第158回塑性加工工学講座「塑性加工屋にわかる材料知識~鉄系編~」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 60名
7	日本希土類学会第36回講演会(東京)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/lecture.html	10.17
7~9	トライボロジー会議2018 秋 伊勢(伊勢)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	
8	若手材料研究会第74回「金属3次元積層造形法による新たなものづくり」(名古屋)(本号512頁)	東海支部・宮崎(名工大)	TEL 052-735-5505 miyazaki.reona@nitech.ac.jp	80名
9	レアメタル研究会(東大生産技研)(本号513頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
9	第21回ミレニアム・サイエンスフォーラム(東京)	ミレニアム・サイエンス・フォーラム	TEL 03-6732-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
9~11	軽金属学会第135回秋期大会(芝浦工大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	参加予約 10.4
11~16	第14回核破砕材料技術国際ワークショップ(14th International Workshop on Spallation Materials Technology, IWSMT-14)(いわき)	J-PARC センター	TEL 099-285-8265 ksato@mech.kagoshima-u.ac.jp	
12	第15回ヤングメタラジスト研究交流会(横浜)(9号460頁)	関東支部	yutaro_ota@ihi.co.jp https://rme.mm.t.u-tokyo.ac.jp/ym2018/	
12~14	第13回日本磁気科学会年会(東北大)	日本磁気科学会	TEL 022-215-2017 mogi@imr.tohoku.ac.jp http://www.magneto-science.jp/index.html	
13	第50回 エンジニアリングセラミックスセミナー「航空機および発電用耐熱・耐環境部材の現状と将来展望」(東工大)	日本セラミックス協会他	TEL 052-871-3500 http://www.ceramic.or.jp/bkouon/index_j.html	
13	平成30年度材料セミナー「技術者のための鉄鋼材料入門」(大阪)(7号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 55名
13~14	第12回状態図・熱力学セミナー(東京)(9号461頁)	日本学術振興会第172合金状態図委員会	TEL 029-859-2628 abe.taichi@nims.go.jp http://www.nims.go.jp/CSMD/members/Seminar/12thPDSeminar.htm	
13~15	第39回日本熱物性シンポジウム(名古屋)	日本熱物性学会	TEL 03-5734-2435 jstp@op.titech.ac.jp http://jstp-symp.org/symp2018/index.html	事前参加 9.28

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
14～15	第50回溶融塩化学討論会(京都市大)	電気化学会溶融塩委員会	TEL/FAX 06-6368-1867 mscj@electrochem.jp http://msc.electrochem.jp/touron.html	
15	第232回塑性加工技術セミナー「超高張力鋼板・アルミニウム板材成形シミュレーションの最前線」(東工大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
15	実用表面分析セミナー2018(神戸大)	日本表面真空学会 関西支部	TEL 06-6466-6483 suehiro@scas.co.jp http://www.sssj.org/Kansai/kansai_jitsuyou21.html	
16	関西支部第20回塑性加工基礎講座「入門 結晶塑性シミュレーション(実習付き)」(京大)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansosei@mail.doshisha.ac.jp	11.2
16	第47回 薄膜・表面物理基礎講座(2018)データサイエンスを活用した固体材料・表面研究の最前線(東京理科大)	応用物理学会 薄膜・表面物理分科会	TEL 03-3828-7723 igarashi@jsap.or.jp http://www.jsap.or.jp/	定員 100名
19～20	女子大学院生・ポスドクのための産総研所内紹介と在職女性研究者との懇談会(つくば)	産業技術総合研究所総務本部ダイバーシティ推進室	diversity-event-office-ml@aist.go.jp https://unit.aist.go.jp/diversity/ja/event/181119_div_event.html	
19～21	2018年日本表面真空学会学術講演会(神戸)	日本表面真空学会	taikai2018@jvss.jp https://www.jvss.jp/	9.14
22	第17回日本金属学会東北支部研究発表大会(岩手大)(本号512頁)	東北支部・篠田(東北大)	TEL 022-217-5624 shinoda@tagen.tohoku.ac.jp	10.26
26	第70回白石記念講座「AI(人工知能), ビッグデータが拓く鉄鋼の未来を考える」(早稲田大)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/muriv6uyn	
26～28	第59回高圧討論会(岡山理科大)	日本高圧力学会	TEL 070-5545-3188 touronkai59@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/59forum/	講演 7.10
27	第398回講習会 つながる工作機械～JIMTOF2018に見るものづくり技術の進化～	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 80名
27～28	国際シンポジウム「先進自動車製造技術における接合技術」JAAA2018(Joining Technologies in Advanced Automobile Assembly 2018)(北九州)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jaa2018@tg.rim.or.jp http://www.jwri.osaka-u.ac.jp/~conf/jaa2018/index.html	申込 11.12
28～29	第159回塑性加工学講座「板材成形の基礎と応用～応用編～」(東京電機大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 45名
29～30	第26回新粉末冶金入門講座(京都工芸繊維大)	粉体粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 inoue@jspm.or.jp	11.16
29～30	第51回安全工学研究発表会(金沢)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com http://www.jsse.or.jp	
29～30	電気加工学会全国大会(2018)(阪大)	電気加工学会	watanabe@tri-osaka.jp TEL 0725-51-2954 http://www.jsme.or.jp/	
29～30	平成30年度材料セミナー「材料系のための第一原理マテリアルデザイン入門」(大阪大)(7号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 20名
30	平成30年度溶接工学専門講座(阪大東京プラント)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 50名
30	第22回生体関連セラミックス討論会(東工大)	日本セラミックス協会	seitai_21_entry@bio.ceram.titech.ac.jp http://www.ceramic.or.jp/bseitai/symposium/22th_Symp.html	講演 10.1
30	関西支部第31回技術研修会「バリ取り・エッジ・表面仕上げの基礎と最前線」(大阪)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansosei@mail.doshisha.ac.jp	11.16
12月				
5	第399回講習会 今こそ現場で熱処理再入門—上島熱処理工業所(東京)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 30名
5	エコデザイン・プロダクツ&サービスシンポジウム2018(EcoDePS2018)(早稲田大)	エコデザイン学会 連合	secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/EcoDePS2018/	
5～7	第44回固体イオニクス討論会(京大)	日本固体イオニクス学会	TEL 075-753-6850 yamamoto.kentaro.4e@kyoto-u.ac.jp https://ssi2018.symposium-hp.jp	
6～7	平成30年度磁性流体連合講演会(藤沢)	磁性流体研究連絡会	yukinori.noguchi@ichinen-chem.co.jp http://jsmfr.on.arena.ne.jp/jsmfr2018.html	
6～7	第56回高温強度シンポジウム(石垣)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp/	講演 9.10
10～11	日常的な分析業務における JIS 並びに ISO 規格の利用—表面分析実用化セミナー'18—	表面分析研究会	nagatomi.td@om.asahi-kasei.co.jp http://www.sasj.jp/	11.23
11～12	第15回ノートパソコンで出来る原子レベルのシミュレーション入門講習会～分子動力学計算と電子状態計算～(東大生産技研)	日本材料学会	075-761-5321 jim@jsms.jp http://www.jsms.jp	11.9
14	第8回日本バイオマテリアル学会九州ブロック講演会(九工大)	日本バイオマテリアル学会九州ブロック	TEL 093-695-6025 http://kokuhoken.net/jsbm/event/kyusyu_2018.html tmiya@life.kyutech.ac.jp	
14	第5回初心者にもわかる信頼性工学入門セミナー(熊大)	日本材料学会	http://sinrai.jsms.jp/	
15～16	部門・支部合同講演会—九州支部第5回学術講演会・総会/第31回信頼性シンポジウム—(熊大)	日本材料学会	TEL 075-761-5325 http://www.jsms.jp/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2019年1月				
11	レアメタル研究会(東大生産技研)(本号514頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
25~26	第24回電子デバイス界面テクノロジー研究会— 材料・プロセス・デバイス特性の物理—(三島)	応用物理学会薄膜・表面物理分科 会他	nakatuka@alice.xtal.nagoya-u.ac.jp http://www.edit-ws.jp/	定員 200名
26	第24回高専シンポジウム in Oyama(小山高専)	高専シンポジウム 協議会他	TEL 0285-20-2141 senkou@oyama-ct.ac.jp	
29~30	Mate2019第25回「エレクトロニクスにおけるマ イクロ接合・実装技術」シンポジウム(横浜)	スマートプロセス 学会他	TEL 06-6878-5628 mate@sps-mste.jp http://sps-mste.jp/mate/	
30~31	第26回超音波による非破壊評価シンポジウム(東 京)	日本非破壊検査協 会(東京)	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp	
2019年2月				
22	第34回塗料・塗装研究発表会(東大生産研)	日本塗装技術協会	TEL 03-66228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp	発表 10.5
2019年3月				
8	レアメタル研究会(東大生産技研)(本号514頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
18~19	第22回 磁粉・浸透・目視部門・電磁気応用部 門・漏れ試験部門合同シンポジウム「表面探傷技 術による健全性診断, 品質検査」(東北大)	日本非破壊検査協 会	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	参加 3.4
20~22	日本金属学会春期講演大会(東京電機大学東京千 住キャンパス)(東京)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	
2019年6月				
2~7	世界水素技術会議2019(東京)	水素エネルギー協 会	TEL 029-861-8712 org@whtc2019.jp http://whtc2019.jp	
2019年8月				
18~22	国際会議(PRICM-10)(中国西安)(8号405頁)	中国金属学会	pricm10@csm.org.cn http://www.pricm10.com/	概要 12.1 論文 3.1
2019年9月				
11~13	日本金属学会秋期講演大会(岡山大学津島キャン パス)(津島)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	



2017, 2018年度会報編集委員会 (五十音順, 敬称略)

委員長	山本剛久					
副委員長	大塚誠					
委員	赤瀬善太郎	足立望	安達正芳	池尾直子	池田賢一	石本卓也
	上田恭介	梅津理恵	榎木勝徳	大野直子	大森俊洋	小幡亜希子
	木口賢紀	北村一浩	高坂典晃	近藤亮太	齊藤敬高	榭浩司
	佐々木秀顕	佐藤紘一	佐藤幸生	下島康嗣	杉浦夏子	杉田一樹
	芹澤愛	高木成幸	竹田修	武田雅敏	田中智仁	田中秀明
	田中康弘	田辺栄司	趙研	佃論志	堤祐介	寺井智之
	寺西亮	寺本武司	土井康太郎	永井崇	長岡亨	中川鉄水
	中島孝一	仲村龍介	野山義裕	萩沢武仁	長谷川誠	春本高志
	本間智之	水本将之	宮崎秀俊	宮澤知孝	森田敏之	盛田元彰
	森戸春彦	諸岡聡	山中謙太	横山賢一	吉矢真人	吉年規治
	李海文	和田武				

まてりあ 第57巻 第10号 (2018) 発行日 2018年10月1日 定価(本体1,700円+税)送料120円
年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

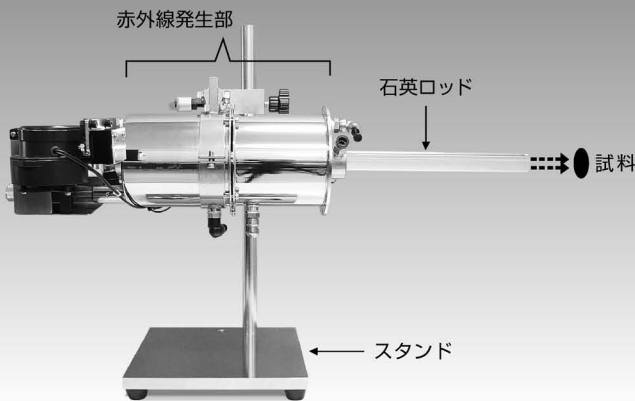
発行所 公益社団法人日本金属学会 発行人 山村英明
〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32 印刷所 小宮山印刷工業株式会社
TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 発売所 丸善雄松堂株式会社
〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町 10-10

超高温・高速昇温・真空・ガス雰囲気中試料の加熱に！

赤外線ポイント加熱装置 GA 298

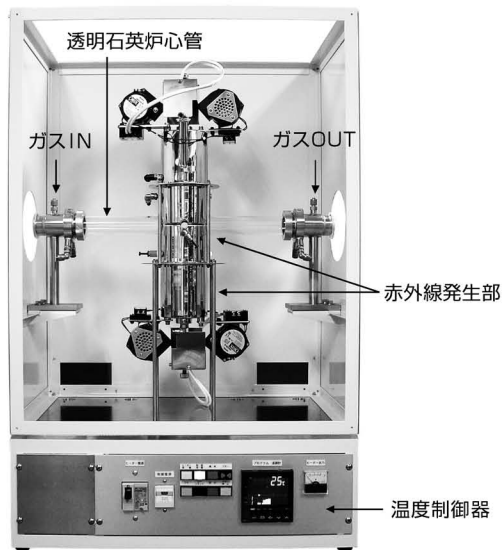
石英ロッド先端より赤外線ビームを試料に照射・昇温。
周りを加熱しないポイント加熱。
磁場中、回転中、熱衝撃試験試料の非接触加熱。

- ◆最高到達温度：1500℃ ◆加熱距離：石英ロッド長
- ◆加熱面積：φ20mm 以内 ◆ランプ最大定格：2kW



対面照射式 赤外線真空炉 IVF298CV

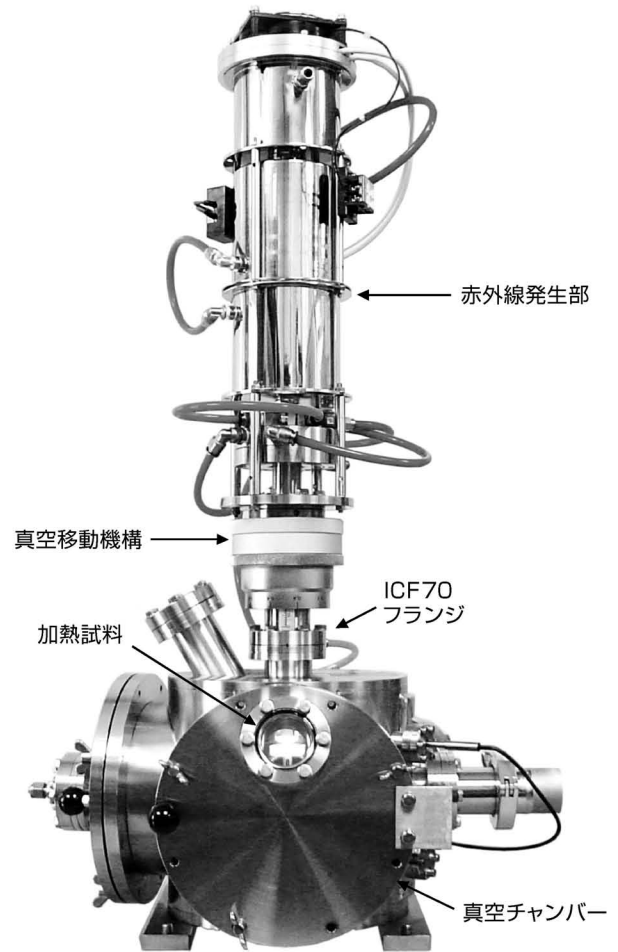
- ◆超高温・超高速熱処理 ◆立体状試料も均一加熱
- ◆ヒートサイクル試験可能 ◆4kWの電力で1700℃



新型 赤外線導入加熱装置 GVL298N

高真空中試料の超高速昇温。クリーン加熱が可能。
真空チャンバー前面扉の開閉により、試料の出し入れ可能。

- ◆1500℃まで1分で昇温。
- ◆周りを加熱せず試料のみクリーン加熱。
- ◆熱源と試料は非接触。強制冷却も可能。
- ◆XPS等、研究室内真空システムに取付可能。

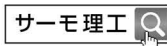


★昇温試験も受け付けております。
下記にお問合せください。



株式会社 サーマ理工

〒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
<http://thermo-r.co.jp/>



HP・製品詳細



分子／結晶模型モデル (組み立て用キット)

プラスチックの原子と結合を使った教育学習用の分子／結晶構造のモデルです。原子は色で区別され、正しい角度に設定された分枝を持ち、決められた長さの結合長で繋ぎ合わされます。直径1cmと6mmの原子を使う2種類のモデルサイズがあります。

基本セット

- Basic Structure (1cmモデル) Class Set ¥10,000.-
硫酸、塩化ナトリウム、ダイヤモンド、グラファイト、金属、酸と塩基、洗剤、ナイロン、アモルファス構造の学習用(原子515個)
- Lattice (1cmモデル) Class Set ¥10,500.-
ダイヤモンド、グラファイト、塩化ナトリウム、8および12配位金属、塩化セシウム、セ閃亜鉛鉱、ウルツ鉱、ルチル、氷構造の学習用(原子380個)
- Organic and Inorganic Chemistry (1cmモデル) Class Set ¥8,800.-
アルカン、アルケン、アルキン、環構造、酸素／窒素／硫黄／リンの官能基、ベンゼン環、ポリマー、複素結晶の学習用(原子500個)



結晶セット

- Carbon Nanotube (原子150個) ¥3,100.-
- Diamond (原子450個) ¥7,000.-
- Beta-Quartz (原子1,400個) ¥13,600.-
- Mica (原子1,550個) ¥25,200.- その他、多数あり

(製作 : Cochranes of Oxford Ltd.)

化学プロセス用の物性データベース

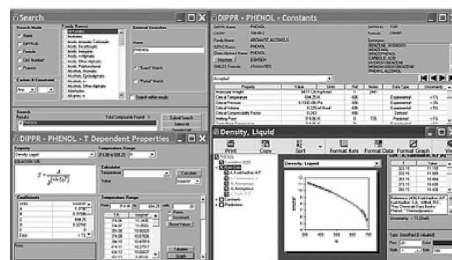
DIPPR with DIADEM pro (Design Institute for Physical Property Data)

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/7/8 (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 4.2

価格(税別) ¥160,000.- マルチユーザー ¥260,000.-

検索条件

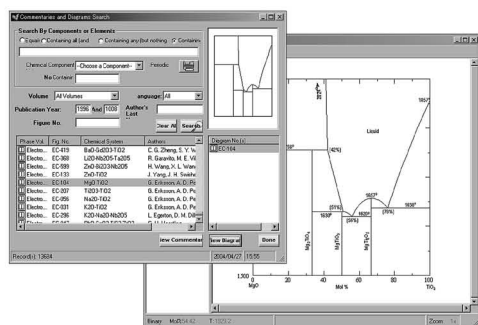
- 成分系、元素記号
- 著者、出典誌名、出版年
- 状態図番号

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)



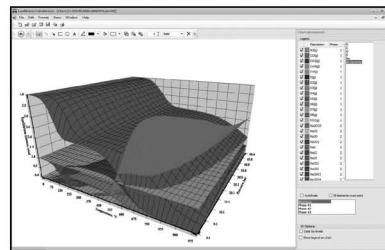
システムプラットフォーム : Windows XP/Vista/7

化学反応／平衡計算ソフトウェア

HSC Chemistry for Windows, Ver.9.4

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>

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			中間合金		
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	燐銅	P>14.5%	粒状
アルミニウム	>99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	シリコン銅	Si 15%	約1kgインゴット
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入	銀	99.999%	粒状	マンガン銅	Mn 25%	〃
アルミニウム粉	99.7%	粉末	ビスマス	99.9999%	粒状100g入	マグネシウム銅	Mg 50%	約800gインゴット
銀	99.99%	粒状	ビスマス	〃	約100g塊	クロム銅	Cr 10%	約1kgインゴット
ボロンクリスタル	99.4%	3~8mm小塊	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状	テルル銅	Te 50%	〃
ボロンアモルファス	95~97%	粉末	無酸素銅	99.99%	10X10X1mm	コバルト銅	Co 10%	〃
コバルト粒(ロシア産)	99.93%	針状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25X25X2mm	ニッケル銅	Ni 30%	〃
電解コバルト(従来品)	99.9%	粒状	ガリウム	99.9999%	粒状25g入	鉄	Fe 10%	〃
電解コバルト(FB)	99.9%	フレーク状	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	チタン銅	Ti 25%	〃
金属クロム	99%	約25X25X10mm	インジウム	99.999%	粒状100g入	ジルコニウム銅	Zr 50%	〃
電解クロム	99%	塊状	インジウム	〃	約100g塊	ボロン銅	B 2%	粒状
クロム粉	99%	薄片状	マンガン	99.999%	薄片状	アルミ銅	Cu 40%	約5~7kgインゴット
電気銅	99.99%	粉末500g入	錫	99.999%	粒状100g入			
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	約25X50X10mm	錫	〃	約100g塊	アルミマグネシウム	Mg 20%	約2kgインゴット
電解鉄(アトミロンYL)	〃	小片状	アンチモン	99.9999%	約100g塊	アルミマンガン	Mn 10%	約5kgインゴット
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	アンチモン	〃	約100g塊	アルミニウム	Ni 20%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テール	99.9999%	約100g塊	アルミニッケル	Cr 5%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テール	〃	約100g塊	アルミクロム	Ti 5%	約4~5kgインゴット
電解鉄粉	99%	粉末1kg入	亜鉛	99.999%	約100g塊	アルミシリコン	Si 25%	〃
ハフニウム	99.8%	スポンジ小塊	亜鉛	〃	約100g塊	アルミコバルト	Co 5%	〃
インジウム	99.99%	塊状	亜鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
マグネシウム	99.9%	約200g塊	鉛	〃	約100g塊	アルミタングステン	W 2.5%	〃
電解マンガン	99.9%	薄片状	鉛	〃	約100g塊	アルミベリリウム	Be 2.5%	約500gインゴット
モリブデン粉	99.9%	粉末	チ	99.9%	5φX150mm	アルミ鉄	Fe 50%	塊状
ニオブグラニュー	99.9%	3~10mm小塊				アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
ニオブ粉	〃	粉末	レアアースメタル			アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
電気ニッケル	99.99%	25X25X10mm	イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミバナジウム	V 50%	小塊状
ニッケルペレット	99.97%	6~12mm球状	ランタン	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
レニウム粉	99.99%	粉末	プラセオジウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
ルテニウム粉	99.9%	〃	ネオジウム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊状
アンチモン	99.9%	塊状	サマリウム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
金属シリコン	99%	〃	イッテルビウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
錫	99.99%	約1kgインゴット	テルビウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊状
タンタル塊	99.9%	粒状	ジスプロシウム	〃	〃	燐	P 5%	インゴット
タンタル粉	〃	3~10mm小塊	ホルミウム	〃	〃			
テタル	99.99%	粉末	エルビウム	〃	〃			
スポンジチタン	99.7%	小球状	ガドリニウム	〃	〃			
チタン板	JIS 1種	スポンジ塊	ツリウム	〃	〃			
バナジウム	99.7%	250X250X1mm	ルテチウム	〃	〃			
バナジウム粉	99.9%	3~10mm小塊	セリウム	〃	〃			
タングステン粉	99.9%	粉末	ユーロピウム	〃	〃			
タングステンクラップ	99%	板状						
亜鉛	99.99%	約2kgインゴット	ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φX6mm 200g入			
亜鉛粒	〃	粒状						
ジルコニウム	>99.5%	スポンジ塊						
			フェロアロイ			Uアロイ(低融点合金)		
			フェロモリブデン	Mo 60%	塊状	Uアロイ 47	融点47±2°C	約500gインゴット
			フェロニオブ	Nb 60%	〃	Uアロイ 60	60±2°C	〃
			フェロバナジウム	V 80%	〃	Uアロイ 70	70±2°C	〃
			フェロボロン	B 20%	〃	Uアロイ 78.8	78.8±2°C	〃
			カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小塊状	Uアロイ 91.5	91.5±2°C	〃
						Uアロイ 95	95±2°C	〃
						Uアロイ 100	100±2°C	〃
						Uアロイ 124	124±2°C	〃
						Uアロイ 150A	150±2°C	〃

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

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

FAX (03)
3294-9336

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

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

●土曜・日曜・祭日休業 ●手形取引はいたしません
 ●輸出はせず国内取引のみ

高温真空 3000°Cへの挑戦

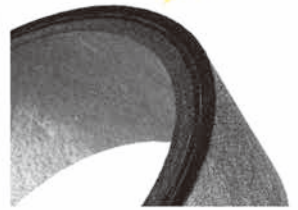
URL:<http://www.mechanical-carbon.co.jp/>

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

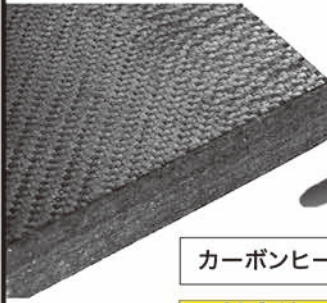


炉の改修

ハイブリット成形断熱材



高断熱+省エネ



カーボンフェルト

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

6面シート
貼り



メカニカルカーボン工業株式会社

本社:247-0061 神奈川県鎌倉市台5-3-25 TEL.0467-45-0101 FAX.0467-43-1680

工場:新潟工場・本社工場・野村工場(愛媛)・広見工場(愛媛) 事業所:郡山・東京・大阪・松山・周南・福岡

お問い合わせEメール mck@mechanical-carbon.co.jp

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(10⁵PaO₂)から極低濃度(10⁻²⁵PaO₂)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



SiOAF-200C

NEW

管状炉付酸素分圧
コントローラー

- 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(10⁵ Pa)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 10⁵ ~ 10⁻²⁵ PaO₂ (タイプ C 循環型) 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 10⁵ ~ 10⁻²⁵ 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。

STLAB エスティーラボ株式会社

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動くことで、

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