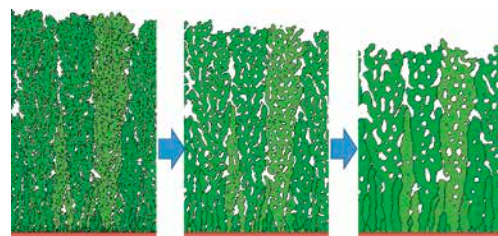


Materia Japan

- 金属素描
- ミニ特集「超合金を凌駕せよ！次世代を狙う
耐熱材料と皮膜の現状と将来展望」
- 入門
講座 放射光による工業材料評価
～1. 放射光と放射光施設～

まてりあ



Vol.58 MTERE2 58 (7) 361~420 (2019)

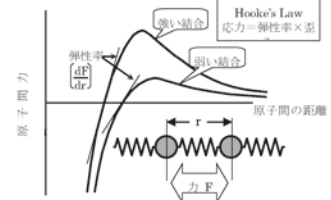
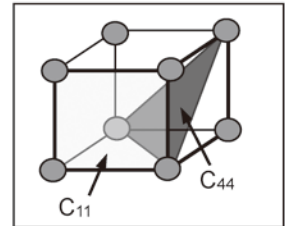
2019

弾性定数 C_{ij} 測定

弾性率(ヤング率や剛性率、ポアソン比等)は試料全体の力学特性を示します。この弾性率は原子間の電氣的ばね力の総合的な値です。その弾性率は結晶間のばね定数=弾性定数=弾性スティフネス C_{ij} から成り立っています。近年は異方性試料や原子レベルでのミクロの動きからの材料研究が進み、この弾性定数測定のご要望が増えてきています。弊社ではその測定に圧電素子での加振、検出を応用した RUS 法装置(CC 型)と電磁共鳴法を利用した EMAR 法装置(CC2 型)を開発して大学を中心としてご利用いただいています。

従来は簡単な構造の単結晶のみを測定解析していましたが、試料形状も立方体、直方体、円柱、小円薄板と進み、単結晶、多結晶と応用範囲を広げています。

また、試料材質も金属からセラミックス、樹脂等へと拡大しています。これからの材料研究にはミクロな弾性力を視野に入れた物性研究へと進んでいるようです。弊社はこのような最先端技術へトライシ、新素材研究へのお手伝いをさせていただきます。

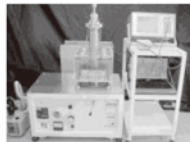


C_{ij} 測定は力学特性から組織解明を可能に

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体まで
- 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



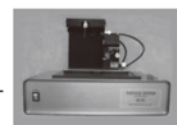
他の試料形状や測定目的に対応

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

7

2019
Vol.58
No.7

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。)

金属素描 No. 4 コバルト (Cobalt) 大森俊洋361

ミニ特集「超合金を凌駕せよ！次世代を狙う耐熱材料と
皮膜の現状と将来展望」

企画にあたって 長谷川 誠	362
Mo-Si 基金属間化合物から MoSiBTiC 合金への展開 吉見享祐 関戸信彰 井田駿太郎	363
Nb を中心とした耐火金属高濃度固溶体基耐熱合金の開発と今後の展望 三浦誠司	371
セラミックス複合材料の最近の進歩 香川 豊 七丈直弘	376
熱遮蔽コーティングの最近の研究・技術動向 松原秀彰	382
環境遮蔽コーティングの現状と将来展望 北岡 諭	387

入門講座 放射光による工業材料評価 ～1. 放射光と放射光施設～ 廣沢一郎391

新進気鋭 相変態を利用した高性能マグネシウム合金の開発 小川由希子395

学会・研究会だより 第13回本会派遣 JIM/TMS Young Leader International Scholar 出張報告
川西咲子401

はばたく 共同研究の中で学んだこと 永田達己402

本会記事	会告	404	新入会員	415
	支部行事	413	追悼	417
	掲示板	413	書評	417
	会誌・欧文誌 7 号目次	414	行事カレンダー	418
	次号予告	415		

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

【今月の表紙写真】 特徴的な多孔質構造の焼結・粒成長のシミュレーション。(松原秀彰 本号386頁 図3)

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

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

権利委託先 一般社団法人学術著作権協会
〒107-0052 東京都港区赤坂 9-6-41 乃木坂ビル 3F FAX 03-3475-5619 E-mail : info@jaacc.jp <http://www.jaacc.jp/>
複写以外の許諾(著作物の引用、転載、翻訳等)に関しては、直接本会へご連絡下さい。

公益社団法人 The Japan Institute of Metals and Materials

日本金属学会

未来を先導する領域を開拓し、
世界に発信する

2019年 秋期 第165回 講演大会

2019年
会期 9月11日(水)~13日(金)

会場 岡山大学
津島キャンパス

講演概要がWEB公開に変わります!(DVDは廃止となります。)
「参加証引換券」は参加申込者が各自ダウンロード印刷して頂き、
大会受付へ提出となります!

主なシンポジウムテーマ

- S1: ハイエントロピー合金の材料科学 II
- S2: 材料変形素過程のマルチスケール解析(II)
- S3: キンク強化の材料科学 II
- S4: 水素エネルギー材料—Ⅷ
- S5: 先進ナノ構造解析に基づく材料科学の新展開 II
- S6: ナノ・マイクロスペーステイリング II
- S7: 医療・福祉のための Additive Manufacturingの材料科学 III
- S8: マテリアルズ・インテグレーション(III) —順問題から逆問題へ—

- K1: 高性能軟磁性材料の現状と課題
- K2: 若手科学者へ贈る研究のヒント II —未踏領域へ到達するために—
- K3: 自動車の大変革に貢献する材料技術の最新動向
(自動車技術会・日本鉄鋼協会との合同シンポジウム)



演題登録締切日

2019年 7月5日(金)

事前参加予約締切日

2019年 8月27日(火)

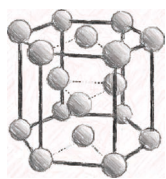
問合せ

公益社団法人 日本金属学会 講演大会係
〒980-8544 仙台市青葉区一番町1丁目14-32
TEL:022-223-3685 E-mail:annualm@jim.or.jp

詳しくはホームページをご覧ください

<https://jim.or.jp/>

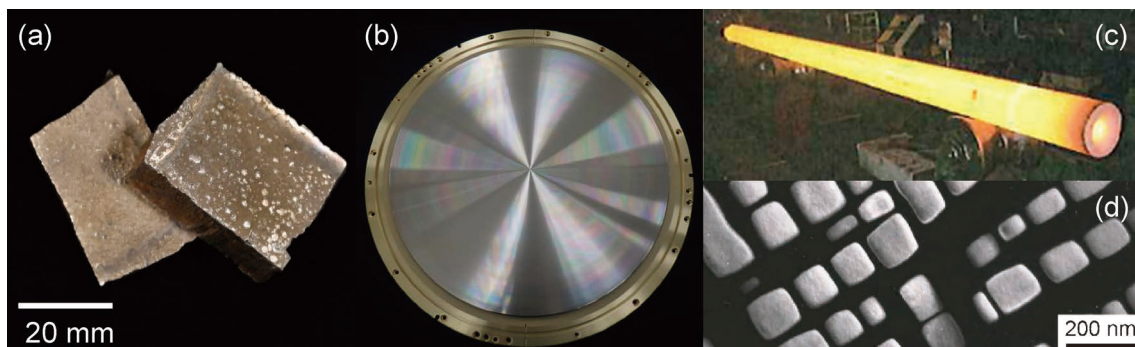




シリーズ「金属素描」

No. 4 コバルト (Cobalt)

東北大学 大 森 俊 洋



元素名：Cobalt, 原子番号：27, 質量数：58.93, 電子配置：[Ar] 3d⁷ 4s², 密度：8.80 Mg·m⁻³ (293 K), 結晶構造： α -Co 六方晶 (室温～690 K), β -Co 立方晶 (690 K～融点), 融点：1765 K, 沸点：3150 K, 地殻存在量：26.6 $\mu\text{g}\cdot\text{g}^{-1}$ 【写真】 (a) 電気 Co, 純度99.99% (著者所有物), (b) Co スパッタリングターゲット, 外径400～500 mm, 純度99.999% (JX 金属 写真提供), (c) Co 基 γ' 析出型超耐熱合金棒の鍛造の様子 (出典：NEDO 平成21～23年度成果報告書 省エネルギー革新技術開発事業「耐温度800℃級蒸気タービン用新鍛造材料の開発」), (d) Co-9 at% Al-7.5 at% W 合金の TEM 暗視野像 (出典：J. Sato, T. Omori, K. Oikawa, I. Ohnuma, R. Kainuma and K. Ishida: *Science*, **312** (2006), 90–91)

コバルトは銅やニッケルの副産物として採取されることが多く、コバルトの生産量は銅やニッケルに左右される。地殻中の存在量は約 27 ppm で金属元素中20番目であり、アルミニウムや鉄に比べるとその量は多くはない。しかし、コバルト・アルミニウムの酸化物の深く鮮やかな青色であるコバルトブルーは4千年以上前から顔料として用いられており、現代では、様々な工業製品において欠かせない役割を果たしている。

コバルトの近年の国内最大需要先は、リチウムイオン電池の正極材である。スマートフォンやパソコン、デジタルカメラなどの幅広い電子機器に利用されている。しかし、コバルトは材料コストが高く、さらに電気自動車の普及などで需要が増加すればコバルトの供給が不足してしまう懸念があり、コバルト代替技術の開発も行われている⁽¹⁾⁽²⁾。リサイクル技術開発も重要であり、より多くの循環利用が望まれる。

また、コバルトは、構造材料の主要構成元素や添加元素としても従来から用いられている。例えば、高速度鋼などの工具鋼やマルエージング鋼などの特殊鋼の添加元素として利用されている⁽³⁾。工具や金型などで使用される超硬合金は、炭化タングステン(WC)をバインダーであるコバルトと混合させて焼結したものである。コバルトは、航空機のジェットエンジンや発電機のタービンなどに利用されるニッケル基超合金に添加されるほか、コバルト基超合金も利用されている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。一般に、コバルト基超合金はニッケル基超合金に比べて高温強度が低いが、近年、Co₃(Al,W)- γ' 相により強化された材料の開発も行われている。また、耐摩耗性に優れる特徴も有している。コバルトは、690 K (417℃) 付近で高温の FCC 構造から低温の HCP 構造へ同素変態し、これが耐摩耗性や加工性に関係していると考えられている⁽⁵⁾。耐摩耗

性に優れる性質に加え、比較的高い濃度のクロムを含み耐食性にも優れることから、人工関節や歯科材料、ステントなど、生体材料としての利用にも発展している⁽⁶⁾。

コバルトの特徴のひとつは強磁性元素であることであり、キュリー温度は 1394 K (1121℃) と非常に高く、磁気モーメント 1.7 μ_B を有する。サマリウムコバルトはキュリー温度が高い優れた永久磁石である。Slater-Pauling 曲線において、Fe-Co 合金の40%Co 付近の組成で最も磁気モーメントが大きくなり、パーメンジュール(Fe-Co-V)として知られている。このように、コバルトは磁性材料としても重要な元素である⁽⁷⁾。

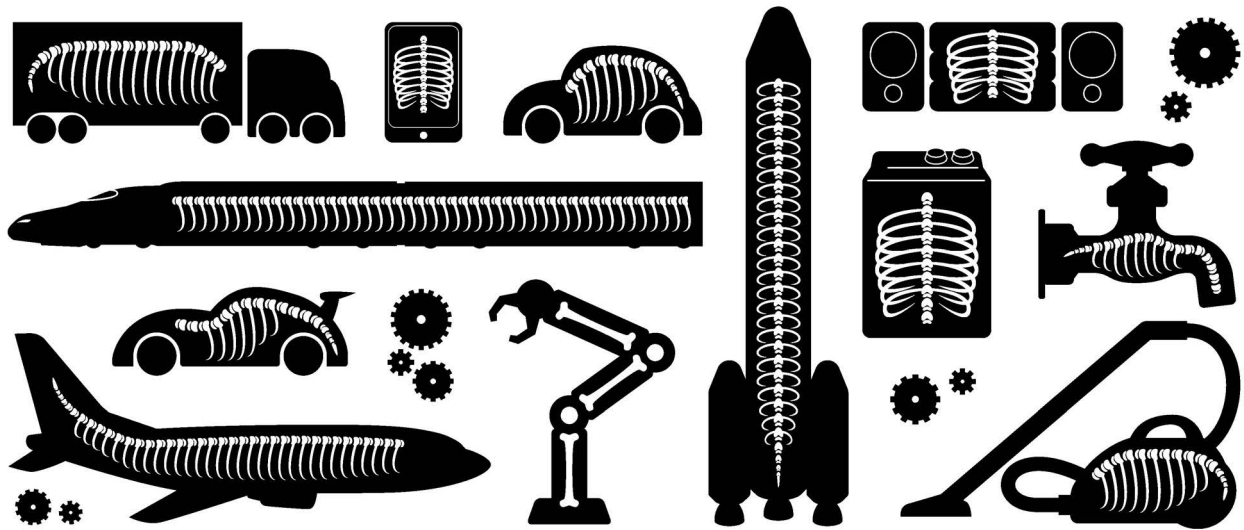
その他、顔料、触媒としても利用されており、古代から鮮やかな青色で人々を魅了してきたコバルトは、現代の産業を支え、情報化社会や地球環境技術において注目される元素として存在感を示している。

文 献

- (1) 林 克也：エレクトロニクス実装学会誌 **16** (2013), 443–449.
- (2) 田中 保：まてりあ, **38** (1999), 484–487.
- (3) 日本鉄鋼協会編集：鉄鋼材料及合金元素, 日本鉄鋼協会, (2015), 443–452.
- (4) ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys, ASM International, (2000), 68–91.
- (5) ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys, ASM International, (2000), 362–370.
- (6) 浜中人士：まてりあ, **37** (1998), 834–837.
- (7) 近角聡信, 太田恵造, 安達健五, 津屋 昇, 石川義和：磁性体ハンドブック, 朝倉書店 (2006).

次号 金属なんでもランキング! No. 4 導電率

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。

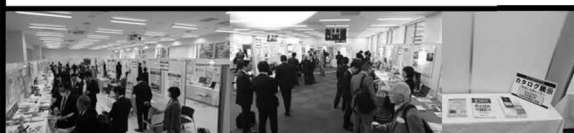
大同特殊鋼の素材は、暮らしや産業を支える多彩な製品や部品に使われています。
私たちはこれからも、素材の力で新たな価値創造に貢献していきます。



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

付設展示会 大会プログラム広告 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）

ランチョンセミナー

・1枠 ￥100,000（税別）

※付設展示会ご出展の場合は、1枠 ￥20,000（税別）

日本金属学会・講演大会 開催予定

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

2020年春期（第166回）講演大会
3/17（火）～3/19（木）
東京工業大学 大岡山キャンパス

ご出展・広告掲載のお問い合わせ・お申込み

MEIHOSSHA
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

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／結晶構造の模型です。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

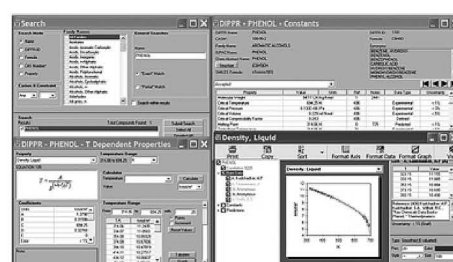
■物性値 : 実測値、推算式による予測値

■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

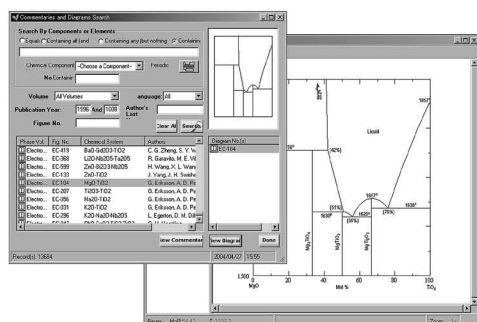
◆モル百分率↔重量百分率

◆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)



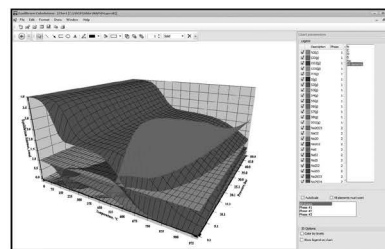
システムプラットフォーム : Windows XP/Vista/7

化学反応／平衡計算ソフトウェア

HSC Chemistry for Windows, Ver.9.8

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>

企画にあたって

長谷川 誠*

2011年における東日本大震災以降の日本国内における全発電量の割合は、太陽光、風力を中心に、自然エネルギーの割合が年々大きくなっているものの(2018年においては17%程度)、依然として、火力による発電量は全体の80%程度と大きく、主要な電源となっている。2016年に「パリ協定」が発効し、日本では「2030年度の温室効果ガスの排出を2013年度の水準から26%削減すること」が目標となっており、火力発電においてもCO₂排出量低減のための熱効率の向上は急務となっている。火力発電のなかで最も効率の良い発電手法は、ガスタービンと蒸気タービンを組み合わせたコンバインドサイクル発電と言われており、近年では熱効率が60%程度にも達していると言われている。さらなる高効率化のためには、より高い温度での動作が求められているが、既存の材料のみでの対応は難しい状況となってきた。

近年、科学技術振興機構における先端的低炭素化技術開発(ALCA)や、内閣府の戦略的イノベーション創造プログラム(SIP)、革新的構造材料などにおいて、再び、耐熱材料が注目されてきている。特に、従来の耐熱材料の主力である耐熱鋼やニッケル基超合金の次を狙う、1000℃をはるかに超える温度域での利用を想定する新規耐熱材料および環境保護皮膜については、新たな局面を迎えている。例えば、すでに航空機用エンジンメーカーの1つであるGE社は、ターボファンエンジンの高温部位をニッケル基超合金製からセラミックス複合材料製に置き換えつつあることが報道されている。そこで本ミニ特集では、次世代の耐熱材料と目される材料系およびコーティングを対象として、組織設計原理や相安定性、構造安定性、力学特性などについて解説をいただいた。

前半の3件は、ニッケル基超合金を代替あるいは凌駕する耐熱材料に関する記事である。吉見享祐教授ら(東北大学)には、「**Mo-Si 基金属間化合物から MoSiBTiC 合金への展開**」と題して、Mo-Si-B 3 元系合金から Ti を添加した Mo-Ti-Si-B 4 元系合金の研究動向についてご紹介をいただくとともに、Mo 相の連続性向上にともなう Ductile Phase Toughening 機構の発現を狙った TiC を添加した Mo-Ti-Si-B-C 5 元系合金(モシブチック合金)について、微細組織形成とそれにとともなう高靱化について解説をいただいた。三浦誠司教授(北海道大学)には、「**Nb を中心とした耐火金属高濃度固溶体基耐熱合金の開発と今後の展望**」と題して、解説いただいた。MASC(metal and silicide composite)合金に範を取られ、靱性を担う耐火金属基固溶体(BCC 固溶体)と相平衡する T2 型金属間化合物を高強度化するための強化相

として選択されるとともに、耐酸化コーティングとして B2 アルミナイドを選定され、互いに平衡する相で構成されるように合金設計されているが、膨大な探索範囲の中から複数の拘束条件によりその範囲を狭める方策についてご紹介をいただいた。香川豊教授ら(東京工科大学)には、「**セラミックス複合材料の最近の進歩**」として、酸化物系 CMC および非酸化物系 CMC における開発状況をご紹介いただくとともに、CMC における製造・プロセス技術や時間依存性までを含めた力学特性および材料の特性や損傷の理解のための計測技術などについて解説いただいた。

後半の2件については、耐熱材料を使用環境から保護するためのコーティングに関する記事である。松原秀彰教授(東北大学)には、「**熱遮蔽コーティングの最近の研究・技術動向**」として、これまでの TBC に関する材料およびプロセス技術の研究・開発動向をお示し頂くとともに、TBC の使用にともなう劣化および寿命(膜の剥離)の現状の理解について解説いただき、ご自身の TBC 膜の組織変化による特性変化にともなう性能劣化および寿命予測のシミュレーション研究についてご紹介いただいた。北岡諭氏(ファインセラミックスセンター)には、「**環境遮蔽コーティングの現状と将来展望**」と題して、最近の EBC に関する技術動向をご紹介いただいた。さらには、EBC の設計手法として、EBC 候補材料中の物質移動データに基づいたコーティングの環境遮蔽性および構造安定性の評価手法や、より苛酷な環境における適応を検討した輻射熱反射機能を有する新規 EBC についても解説をいただいた。

最後に、本特集を企画するにあたり、ご多忙にもかかわらず執筆をご快諾頂きました著者の先生方および企画の実現にご協力頂きました第1分科の編集委員の皆様に対して、この場をお借りして心より御礼申し上げます。



長谷川 誠

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2002年3月 横浜国立大学大学院工学研究科博士後期課程修了
2004年5月 東京大学 大学院工学系研究科・先端科学技術研究センター 助手
2006年4月 横浜国立大学大学院工学研究院 助手・特別研究教員
2010年12月- 現職
専門分野：材料強度学、高温変形、集合組織、コーティング
◎金属間化合物や合金の高温加工や力学特性評価、セラミックス皮膜の創成に関する研究に従事。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

* 横浜国立大学大学院工学研究院 システムの創生部門；准教授(〒240-8501 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)

Preface to Special Issue on Present Status and Future Perspectives of Next-Generation Heat Resistant Materials and Coatings Superior to Superalloys; Makoto Hasegawa (Division of Systems Research, Faculty of Engineering, Yokohama National University, Yokohama)

Keywords: high temperature structural materials, intermetallic compounds, ceramic matrix composites, thermal barrier coatings, environmental barrier coatings, solid solution, phase diagram, equilibrium, diffusions, mechanical properties

2019年6月4日受理[doi:10.2320/materia.58.362]

Mo-Si 基金属間化合物から MoSiBTiC 合金への展開

吉見享祐¹⁾ 関戸信彰²⁾ 井田駿太郎³⁾

1. はじめに

Mo-Si 基金属間化合物は、耐熱性の高い金属材料として注目されてきた。MoSi₂ はスーパーカンタルという商品名で知られる発熱体の主成分として実績があり、その耐熱性能には一定の評価が得られている⁽¹⁾⁽²⁾。残念ながら、低温側の破壊靱性が乏しいため、MoSi₂ が構造部材、とりわけその耐熱性を活かしたエネルギー変換部材として用いられた実績は、筆者が知る範囲において無い。また、MoSi₂ は400–600℃の中温域で、ペスト現象と呼ばれる極めて脆弱な酸化挙動を示すことがよく知られている⁽³⁾。ペスト現象を抑制するには、Al の添加⁽⁴⁾や材料欠陥の制御⁽⁵⁾などが有効であるとされている。MoSi₂ の作製に関しては、発熱体への実用化の経緯から粉末焼結法が主である。しかし、シリサイド粉末の表面には SiO₂ 不動態皮膜が生成しているため、焼結プロセスの過程で非晶質 SiO₂ が粉末境界に凝集し、高温下でのクリープ強度を低下させるという問題が生じる⁽²⁾。一方向凝固法などの特殊凝固法によりこの問題は解消され、良好な高温強度を示すこともよく知られている。近年、萩原らは、C11_b 構造の MoSi₂ と C40 構造の NbSi₂ からなる二相ラメラ構造体の高温圧縮クリープ強度を調査し、ラメラ界面の配向とクリープ挙動の関係についても明らかにしている⁽⁶⁾。

Mo-Si 基金属間化合物の大きな課題は、破壊靱性の改善である。MoSi₂ の破壊靱性値はせいぜい 4 MPa(m)^{1/2} 程度である⁽¹⁾。これに対して、耐熱部材として要求される室温の破壊靱性値は 15 MPa(m)^{1/2} と言われており⁽¹⁾⁽⁷⁾、Mo-Si 基金属間化合物の耐熱部材への応用には大きな壁となっていた。したがって、Mo-Si 基金属間化合物の研究開発の歴史は、致命的な破壊靱性の克服の歴史と言っても過言では無い。MoSi₂ の破壊靱性値 4 MPa(m)^{1/2} はセラミックス材料と同程度である。しかしこれは、Mo-Si 基金属間化合物に限らず耐熱性の高い多くの基金属間化合物が同様の破壊靱性値を示すことから、基金属間化合物分野共通の課題でもあった。その中で考えられた効果的な高靱化機構が、延性金属相の導入に

よる Ductile Phase Toughening 機構⁽⁸⁾である。ところが、少なくとも Mo-Si 二元系平衡状態図上では、MoSi₂ は金属相とは相平衡しない⁽⁹⁾。そこで、第 3, 4 元素のマクロ添加と Mo:Si 組成の検討によって金属相の導入を含めた低靱性克服のための材料研究が進められた。

その大きな契機となったのが、ホウ素(B)添加の効果である。1996年、米国の Iowa 州立大学 Ames 国立研究所の Meyer と Akinc は、適量の B を加えることで、それまで壊滅的と考えられていた Mo₅Si₃ 基金属間化合物の耐酸化性が劇的に改善することを見出した⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。この研究成果の重要な点は、酸化機構に対する B の役割である。酸化初期において、Mo と Si と B は同時に酸化され酸化物になるが、Mo は MoO₃ となって揮発する。一方、基材上では SiO₂ に B が溶け込んだ流動性の高いホウケイ酸ガラスが生成し、これが基材表面を直ちに覆うことで良好な耐酸化性が発現すると考えられた⁽¹²⁾。しかもこのホウケイ酸ガラスは、実用上重要となる 600–800℃においても比較的良好な流動性を示すため、この温度範囲の脆弱な耐酸化性に対しても効果を発揮することが見出された。この B 添加の効果は、Mo-Si 基金属間化合物の酸化抵抗の本質的な改善というよりは、生成する酸化物の改質であったため、他の Mo-Si 基金属間化合物に対しても有効であると考えられ、研究対象は直ちに Mo-Si-B 系へと拡張した。そこで注目を集めたのが Mo₅SiB₂ 相である。Mo₅SiB₂ は、Mo-Si-B 三元系状態図中に存在する唯一の三元化合物であり⁽¹³⁾、高温強度が著しく高く⁽¹⁴⁾、Mo₅Si₃ 相で問題となった熱膨張係数の結晶学的異方性も小さい⁽¹⁵⁾。しかし最も重要だったのは、金属 Mo 相と相平衡することである。Mo₅SiB₂ 相と金属 Mo 相の複合化によって、Mo-Si 基金属間化合物類で Ductile Phase Toughening 機構による高靱化の可能性が示唆された。しかし後述するように、金属 Mo 相による Mo₅SiB₂ 相の高靱化は粉末プロセスによるマイクロ組織制御で辛うじて達成された⁽¹⁶⁾が、近年の著者らの研究によって見出された TiC のマクロ添加効果に至るまでは困難を極めた。

そこで本稿ではまず Mo-Si-B 三元系の状態図に基づいた

* 東北大学大学院工学研究科知能デバイス材料学専攻；1)教授 2)准教授 3)助教(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-02)
Recent Research Progress from Mo-Si-based Intermetallics to MoSiBTiC Alloy; Kyosuke Yoshimi, Nobuaki Sekido and Shuntaro Ida
(Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai)
Keywords: molybdenum, ultra-high temperature materials, intermetallic compounds, titanium carbide
2019年4月8日受理[doi:10.2320/materia.58.363]

相平衡やマイクロ組織について紹介し、なぜ金属 Mo 相による Ductile Phase Toughening 機構が Mo_5SiB_2 相に対して効果的に機能しなかったのかを述べる。次いで、Mo-Si-B 系に Ti をマクロ添加した Mo-Ti-Si-B 四元系合金の研究動向を紹介する。これは、Yang と Chang⁽¹⁷⁾ や Sakidja ら⁽¹⁸⁾ が初めて Mo-Si-B 系に対する Ti 添加の効果論文発表した当時、どこまでその可能性を見極めていたのか定かでは無いが、結果的には高靱化、さらには耐酸化性の向上といった観点から、Ti のマクロ添加は有望な合金系への進化と見ることができる。そして最後に、著者らが到達した Mo-Ti-Si-C-B 五元系合金、いわゆるモシブチック合金を、特にマイクロ組織形成とそれによる高靱化の観点から紹介し、本稿をまとめたい。

2. Mo-Si-B 三元系合金のマイクロ組織と破壊靱性

Mo-Si-B 三元系状態図が初めて報告されたのは、1957 年の Nowotny らの論文⁽¹³⁾であると考えられている。彼らは 1600°C の等温断面図を報告しているが、その後約 40 年の時を経て、Nunes らが若干の変更を加えて 1600°C の等温断面図と液相面投影図を報告した⁽¹⁹⁾。1600°C の等温断面図と液相面投影図はその後、さらに細部に若干の変更が加えられたものが数件報告されている^{(20)–(22)}。2012 年に、Ha らは 1800°C の Mo 過剰側の Mo-Si-B 三元系等温断面図を報告した。図 1 に、Ha らが報告した Mo 過剰側の 1800°C の Mo-Si-B 三元系等温断面図を示す⁽²³⁾。1800°C の等温断面図は 1600°C のものと大きな違いは見られないが、特徴的な点として Mo_5SiB_2 単相域が Mo_5SiB_2 の化学量論組成を含んでいないところが興味深い。このことは、Yang と Chang が提唱した Mo- Mo_5SiB_2 組成断面図⁽²²⁾とも良く一致している。またこのとき、 Mo_3Si や Mo_5SiB_2 と相平衡する Mo 固溶体中の Si 濃度はおよそ 1.6–3.4 at% となっており、この Si の固溶によって金属 Mo 相が顕著に固溶強化されるとの指摘がある⁽²⁴⁾。しかし、Si による金属 Mo 相の固溶強化と合金の破壊靱性については、明瞭な因果関係は見出されていない。

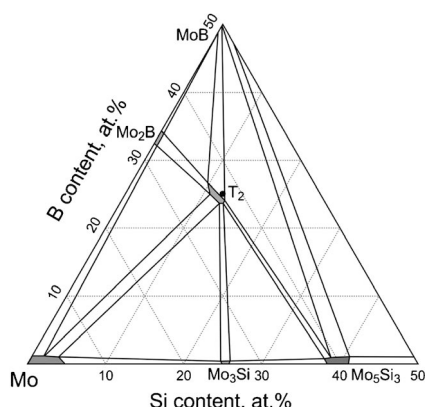


図 1 1800°C における Mo 過剰側の Mo-Si-B 三元系等温断面図⁽²³⁾。

近年、我々の研究グループは、この Ha の Mo-Si-B 三元系状態図を参考に、液相面投影図を再考した。その結果、Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相共晶点(不変反応点; E_1)が、これまで報告されてきた液相面投影図とは異なることを明らかにした^{(25) (26)}。従来の液相面投影図の中には、Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相共晶点は Mo-Si-B 三元系状態図中の Mo_3Si - Mo_5SiB_2 二相組成域に隣接するように描いているものがあり、そのため共晶組織は金属 Mo 相の体積率が著しく小さく、ほぼ Mo_3Si と Mo_5SiB_2 の二相共晶であるかのように考えられてきた。しかし実際の共晶点(E_1)は、図 2 に示すように Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相三角形内に存在しており、共晶内の金属 Mo 相の体積率も相応となることが理解される。このことは、特に溶解鋳造法による凝固マイクロ組織制御において極めて重要である。なぜならば、前節で述べたように、Ductile Phase Toughening 機構を機能させるためには適度な金属 Mo 相の分散が必要になるからである。

図 3 に、(a) Mo-15Si-8B, (b) Mo-16.5Si-7.8B, (c) Mo-8.7Si-15.7B(at%) の鋳造マイクロ組織を示す⁽²⁶⁾。各組成点は、図 2 中に a, b, c でそれぞれ示している。(a) と (b) は、各々 Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相共晶点(E_1)近傍にて、Mo 初晶と Mo_5SiB_2 初晶となる組成に対応しているため、少量の各初晶に加えて Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相共晶が生成する。(c) は初晶が Mo_2B で、Mo と Mo_5SiB_2 が液相 + Mo_2B から分解反応にて生成する反応点(U_1)近傍にあるため、初晶 Mo_2B 、Mo- Mo_5SiB_2 共晶、さらに少量の Mo- Mo_3Si - Mo_5SiB_2 三相共晶が生成する。これに対して、図 4 に図 3 (a)–(c) の各合金を 1800°C, 24 時間熱処理した後のマイクロ組織を示す⁽²⁶⁾。ここで注目すべきことは、いずれの合金も金属 Mo 相が均一に分散しているものの、連続相となる母相は Mo_3Si や Mo_5SiB_2 といった脆性相であるという点である。これは、共晶反応点 E_1 が Mo_3Si 組成に、また U_1 点は Mo_5SiB_2 組成に非常に近いことに由来する。言い換えれば、脆性相が連続相となるマイクロ組織の形成は、Mo-Si-B 三元系状態図と液相面投影図の関係から、冷却速度を多少変化させ

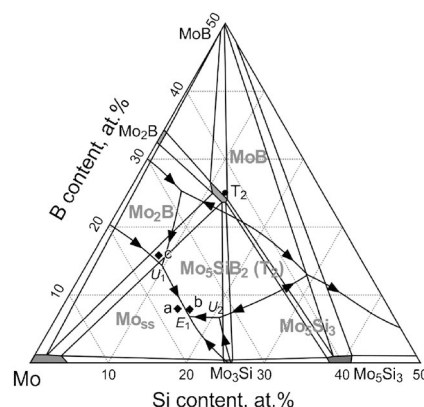


図 2 1800°C における Mo 過剰側の Mo-Si-B 三元系等温断面図⁽²³⁾と液相面投影図⁽²⁶⁾。灰色で表した相の化学式は凝固過程における初晶領域を示す。

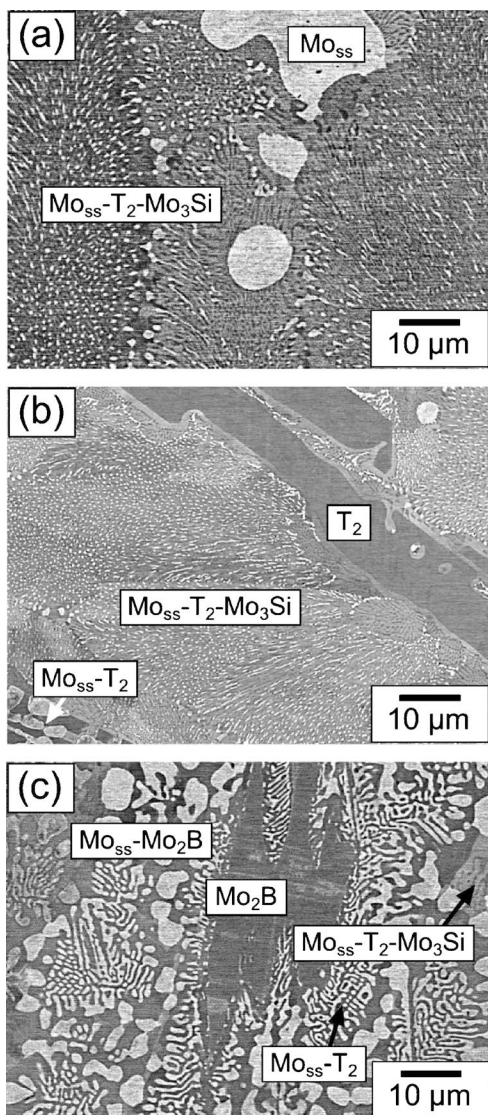


図3 Mo-Si-B 三元系合金の鋳造ミクロ組織の走査型電子顕微鏡 (SEM) 反射電子 (BSE) 像⁽²⁶⁾. (a) Mo-15Si-8B, (b) Mo-16.5Si-7.8B, (c) Mo-8.7Si-15.7B(at%).

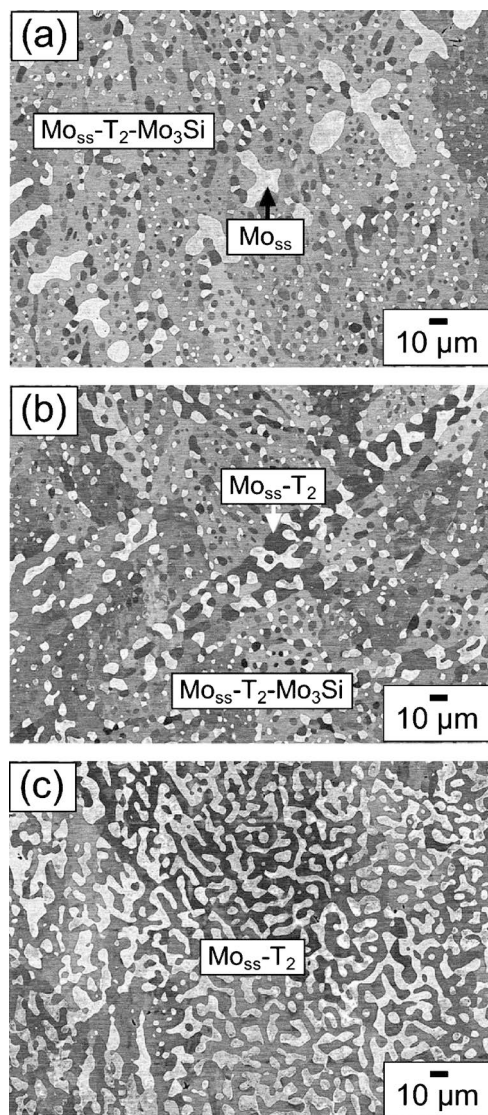


図4 1800°C, 24時間熱処理後の Mo-Si-B 三元系合金の走査型電子顕微鏡 (SEM) 反射電子 (BSE) 像⁽²⁶⁾. (a) Mo-15Si-8B, (b) Mo-16.5Si-7.8B, (c) Mo-8.7Si-15.7B(at%).

たところで変わりようの無い不可避な現象であると理解できる。したがって、Schneibel らが粉末プロセスによって行った金属 Mo 相を連続相とするようなミクロ組織の形成⁽¹⁶⁾は、溶解鋳造法では達し得ない。

図5は、Lemberg と Ritchie によってまとめられた Mo-Si-B 三元系合金ならびに一部添加元素を含む四元系合金の室温の破壊靱性値と、金属 Mo 相の体積率との関係⁽²⁷⁾を図示している。Lemberg と Ritchie のレビュー論文に集録されている破壊靱性値はすべてコンパクト・テンション (CT) 試験法や曲げ試験法によって得られたもので、インデンテーション試験で得られたものは除外されている。Schneibel らの破壊靱性値⁽¹⁶⁾は、金属 Mo 相の体積率が38%でありながら、粉末プロセスによって金属 Mo 相を連続相とするミクロ組織制御がなされた結果、14.8 MPa(m)^{1/2}を示している。

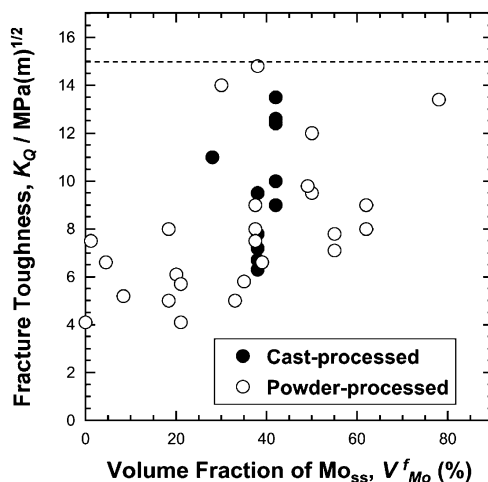


図5 Lemberg と Ritchie によってまとめられた Mo-Si-B 系合金の室温破壊靱性値と金属 Mo 相の体積率との関係⁽²⁷⁾.

この値は、これまで報告されたきた Mo-Si-B 系合金の破壊靱性値としては最も高い。一方、溶解鋳造法で作製された Mo-Si-B 系合金の中にも、金属 Mo 相の体積率が 42% でありながら $13.5 \text{ MPa (m)}^{1/2}$ に達するものが示されている⁽²⁸⁾。この合金には約 1 at% の Zr が合金元素として添加されており、この Zr 添加が高靱化に寄与したものと理解されている。しかしいずれにしても、開発目標である $15 \text{ MPa (m)}^{1/2}$ に到達した例は報告されていない。

3. Mo-Ti-Si-B 四元系合金のミクロ組織と高温強度

Mo-Si-B 系の相平衡に対する Ti 添加の効果は、2005 年の Yang と Chang による熱力学計算⁽¹⁷⁾にまで遡る。彼らは、Mo-18Si-9B(at%) 合金の Mo を 32.5 at% の Ti で置き換えることによって、金属 Mo と Mo_5Si_2 、 Mo_5Si_3 、 Ti_5Si_3 の四相が平衡することを実験的に示した。この Ti 添加によって、 Mo_5Si_3 や Ti_5Si_3 は安定化し、相対的に Mo_3Si が不安定化することでその生成は抑制される。このことを図 1 の Mo-Si-B 三元系状態図で定性的に説明すれば、 Mo_3Si の消失により Mo と Mo_5Si_3 (+ Ti_5Si_3) が相平衡する組成範囲が出現するため、合金中の Si 濃度を上昇させて Mo_5Si_3 (+ Ti_5Si_3) の生成により耐酸化性を改善しながら、金属 Mo 相の体積率も増加させて破壊靱性の改善を図るミクロ組織制御が可能となる。事実、Yang らの論文⁽¹⁷⁾中に示された 1600°C 、150 時間熱処理を施した Mo-18Si-9B-32.5Ti には、伸長した粗大な Mo_5Si_2 を取り囲むように微細な Mo- Mo_5Si_3 - Ti_5Si_3 組織が形成しており、その中では前節の Mo-Si-B 三元系では見られなかった金属 Mo 相の体積増加と連続化が観察されている。

ほぼ同時期に、Sakidja らも Mo-Si-B 合金に対する Ti のマクロ添加の効果を報告している⁽¹⁸⁾⁽²⁹⁾。彼らは、Mo-20Si-10B(at%) 合金の Mo を 40 ないしは 50 at% の Ti で置き換えた合金を溶解鋳造法で作製した後、 1600°C 、100 時間熱処理し、そのミクロ組織を観察している⁽²⁹⁾。彼らの合金中には Mo_5Si_3 が存在していない。これは、Yang と Chang が熱力学計算によって求めた (Mo-18Si-9B)-Ti 擬二元系状態図⁽¹⁷⁾に基づけば、Ti 添加量が過剰であったため Mo- Mo_5Si_2 - Ti_5Si_3 三相領域組成になったことが原因であると考えられた。加えて同論文の中で、Ti のマクロ添加によって合金密度も大幅に低減できることも指摘されている。

その後、Schliephake らも Mo-9Si-8B(at%) 合金の Mo を 29 at% の Ti で、また Mo-12.5Si-8.5B(at%) 合金の Mo を 27.5 at% の Ti で置き換えた場合の熱力学計算を行い、Mo- Mo_5Si_2 - Mo_5Si_3 三相平衡の可能性を示した上で、実験的にその確認を試みた⁽³⁰⁾。しかしながら、 1600°C 、150 時間の熱処理後も Mo-9Si-8B-29Ti 合金では Mo- Mo_5Si_2 - Ti_5Si_3 の三相平衡、Mo-12.5Si-8.5B-27.5Ti 合金では Mo- Mo_3Si - Mo_5Si_2 - Ti_5Si_3 の四相平衡となり、 Mo_5Si_3 相は生成・相平衡しないことがわかった。以上のことから、 Mo_5Si_3 相を含んだ Mo- Mo_5Si_2 - Mo_5Si_3 の三相平衡あるいは Mo- Mo_5Si_2 - Mo_5Si_3 - Ti_5Si_3 四相平衡が実現される温度-組成ウ

ィンドウはかなり狭いものと考えられた。ここで、正方晶を基本とする規則構造を有する Mo_5Si_3 相は熱膨張係数の結晶学的異方性が大きく、a 軸と c 軸の熱膨張係数 α_a と α_c の比 (α_c/α_a) は室温近傍でおよそ 2.2 である⁽³¹⁾。このことによって、熱応力が強く発生しバルク内部でマイクロクラックの発生などが懸念された。六方晶を基本とする規則構造を有する Ti_5Si_3 相の熱膨張係数の結晶学的異方性はまだ大きく、 $\alpha_c/\alpha_a \sim 4.1$ と報告されている⁽³²⁾。(Ti_5Si_3 相の熱膨張係数の結晶学的異方性は ~ 2.7 程度であるとの報告⁽³³⁾もある。)これによって発生する熱応力で Ti_5Si_3 相内に多量のマイクロクラックが発生することが報告されており⁽³⁴⁾、これを抑制するためのミクロ組織制御が必要となる。一方、Schliephake らは同論文⁽³⁰⁾の中で、Mo-9Si-8B-29Ti 合金の 1200°C における高温圧縮クリープ強度を調査しており、同合金がそれまで報告されてきた Mo-Si-B 系合金と比較して良好な高温クリープ強度を発揮することを報告している。

以上のように、Mo-Si-B に対する Ti のマクロ添加は、合金密度の低減を図りながら、 Mo_3Si 相の生成を抑制することで金属 Mo 相の体積率の増加と合金全体の Si 濃度の増加が同時に達成される合金設計を可能にするものである。しかしながら、破壊靱性への効果はまだ明らかになっていない。

4. モシブチック (MoSiBTiC) 合金の合金設計と機械的性質

(1) モシブチック合金のミクロ組織

近年、著者らの研究グループは、Mo-Si-B 系合金にとって長年の課題であった室温破壊靱性の問題を解決するため、TiC のマクロ添加を試みた⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾。その根拠となったのは、Mo-TiC 共晶合金である。栗下らは、Mo-Ti-C 状態図⁽³⁷⁾中の Mo-TiC 共晶反応に注目し、アーク溶解法で作製した Mo-TiC 共晶合金の機械的性質を調査した⁽³⁸⁾。この論文で、Mo と TiC による微細なラメラ状の共晶組織を有すること、また 1500°C であっても 400 MPa 前後の比較的高い変形応力を維持することなどを報告した。一方、Mo-TiC 擬二元系状態図 (図 6)⁽³⁷⁾を見てみると、Mo-TiC 共晶点はおよそ Mo-20 mol% TiC (およそ Mo-17 at% Ti-17 at% C) にて 2175°C であると報告されている。これは、TiC の融点が約 3160°C 、Mo の融点が約 2620°C であることから考えると大幅な融点降下であり、このことが微細なラメラ構造の生成に強く影響を及ぼしているものと考えられた。しかも、共晶組成は Mo 濃度の方が TiC 濃度よりも高いため、天秤の法則から微細なラメラ構造は金属 Mo 相の体積率の方が TiC よりも高くなることが予想された。これは、第 2 節で論じた Mo-Si-B 三元系の凝固過程における金属 Mo 相と脆性相の体積率の関係とは真逆である。そのため、TiC を Mo-Si-B 合金にマクロ添加することによって、凝固経路の変化や凝固ミクロ組織の変化がもたらされるものと期待された。

図 7⁽³⁵⁾に、Mo- Mo_5Si_2 二相組成に該当する Mo-6.25Si-12.5B (mol%) 合金に 10 mol% 相当の TiC をマクロ添加した

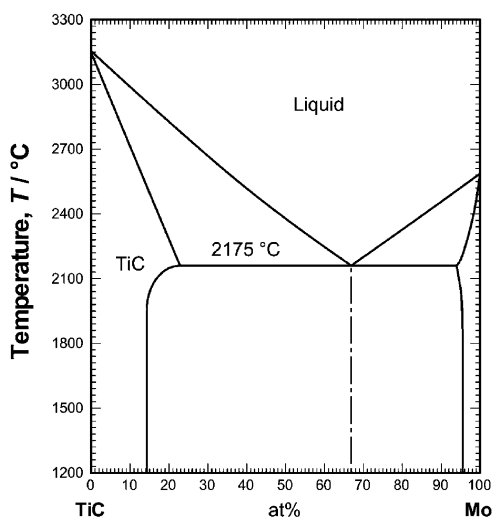


図6 TiC-Mo 擬二元系状態図⁽³⁷⁾.

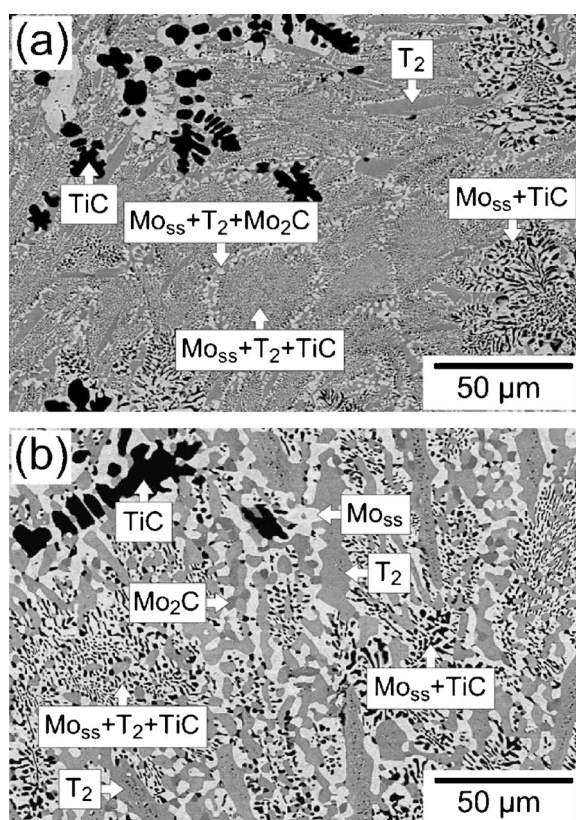


図7 第1世代モシブチック合金 Mo-5Si-10B-10TiC (mol%) のマイクロ組織 (SEM-BSE 像)⁽³⁵⁾. (a) 铸造マイクロ組織. (b) 1800 °C, 24 時間熱処理後のマイクロ組織.

Mo-5Si-10B-10TiC (mol%) 合金の铸造マイクロ組織と、铸造材を1800 °C, 24 時間, アルゴンガス雰囲気中で熱処理した後のマイクロ組織を示す. この合金は, 図7(a)に示すように, 初晶としてTiC相が晶出し, 次いでMo-TiC二相共晶が晶出する. 次いで, 細長いMo₅SiB₂相がわずかに晶出した後に, 微細なMo-Mo₅SiB₂-TiC三相共晶が晶出, そして最後

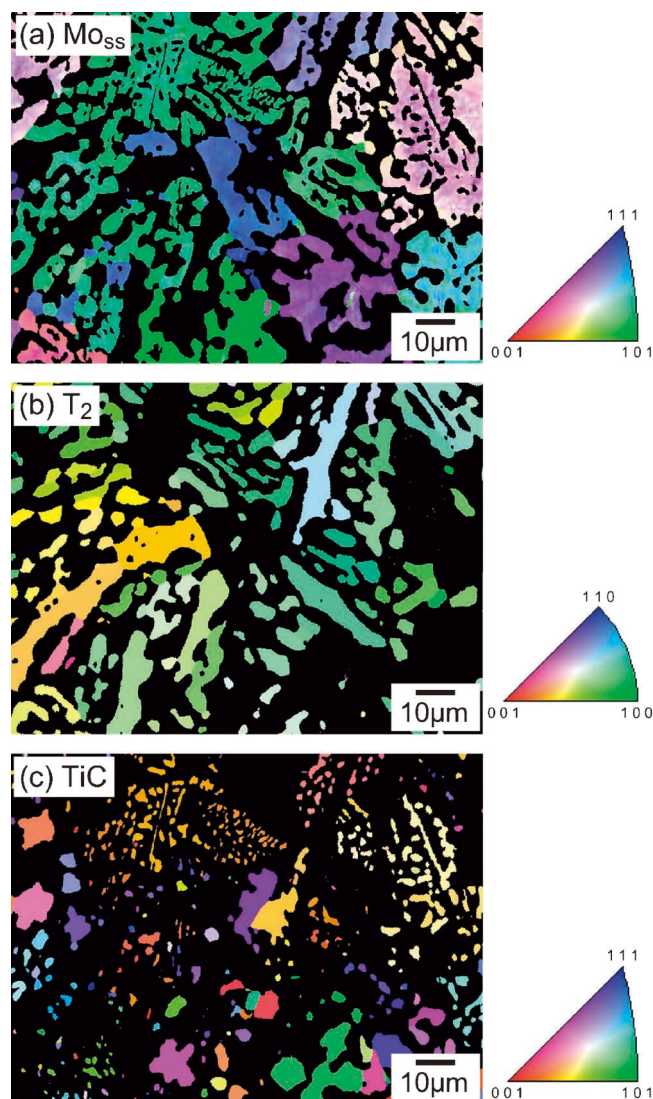


図8 電子線後方散乱回折 (EBSD) で得られた第1世代モシブチック合金 Mo-5Si-10B-10TiC (mol%) の逆極点方位 (IPF) マップ⁽³⁹⁾. (a) 金属 Mo 相, (b) Mo₅SiB₂ (T₂) 相, (c) TiC 相.

に微細な Mo-Mo₅SiB₂-Mo₂C 三相共晶で凝固が完了する. これを1800 °C, 24 時間熱処理すると, 図7(b)に示すように, 初晶 TiC 以外はマイクロ組織が顕著に粗大化する. 熱処理材を電子線後方散乱回折法 (EBSD) で観察した結果を, 図8⁽³⁹⁾に示す. 図8(a)の金属 Mo 相と図8(b), (c)のMo₅SiB₂ (T₂)相ならびにTiC相の逆極点方位 (IPF) マップを比較すると, 第2節で紹介した Mo-Si-B 三元合金とは明らかに異なり, 連続性の高い金属 Mo 相が形成していることがわかる. このように, Mo-Si-B 合金にTiCをマクロ添加することによって, 溶解铸造法で作製した Mo-Si-B 系合金の凝固マイクロ組織を大きく改善できる. 上記の Mo-5Si-10B-10TiC (mol%) 合金は, 後述するように良好な室温破壊靱性と優れた高温強度を有することから, 新規な超高温材料として第1世代モシブチック (MoSiBTiC) 合金と呼ばれるようになった.

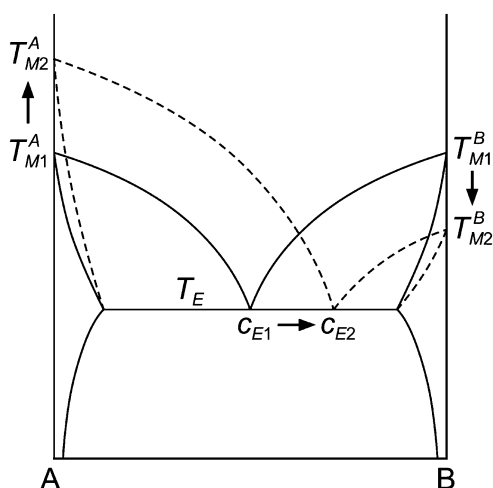


図9 共晶反応を有するA-B二元系状態図の模式図⁽⁴⁰⁾. T_E は共晶温度. C_{E1} は元素AとBの融点(T_{M1}^A , T_{M1}^B)がほぼ同じである場合の共晶組成. C_{E2} は元素Aの融点(T_{M2}^A)が元素Bの融点(T_{M2}^B)に比べて著しく高い場合の共晶組成.

溶解鋳造法によって作製されたモシブチック合金で金属Mo相の連続性が向上した理由は、以下のように理解される。モシブチック合金の構成相の融点に関しては、純物質あるいは化学量論組成において金属Moが $\sim 2620^\circ\text{C}$ 、 Mo_5SiB_2 が $\sim 2200^\circ\text{C}$ 、TiCが $\sim 3160^\circ\text{C}$ 、 Mo_2C が $\sim 2530^\circ\text{C}$ である。また、Mo-Si-B三元合金の構成相の1つである Mo_3Si の融点は $\sim 2020^\circ\text{C}$ である。これらが共晶反応する場合、共晶組成は構成相の融点と因果関係がある。例えばA-B二元系共晶を考えた場合(図9⁽⁴⁰⁾)、AとBの融点がほぼ同じであるならば、両相中の溶質の固溶限によって多少変化するだろうが、共晶点は概ねA:B=1:1の組成となるはずである。ところが、AとBの融点が大きく異なる場合、液相線が共晶温度に到達するまでの温度差も大きく異なるため、共晶点は融点の低い元素の側に移動する。その結果、天秤の法則から、生成する共晶組織は融点の低い相の体積率が高まり、連続性も高くなる。Mo-Si-B三元合金の場合、最も融点が高い相は金属Moであり、次いで Mo_5SiB_2 、そして最も融点の低い相は Mo_3Si であるため、反応組成はMo-Mo₅SiB₂共晶反応では Mo_5SiB_2 に近く、またMo-Mo₃Si-Mo₅SiB₂共晶反応では Mo_3Si に近い。したがって、脆性相である Mo_3Si や Mo_5SiB_2 の体積率と連続性がおのずと高くなる。一方、モシブチック合金の場合、最も融点が高いのはTiC相であるため、Mo-TiC共晶部では金属Mo相の体積率が高まり連続性も高まる。Mo-Mo₅SiB₂-TiC三相共晶部では、この考え方からすれば Mo_5SiB_2 相の体積率が最も高いと考えられる。事実、Miyamotoらの透過型電子顕微鏡(TEM)観察結果⁽³⁵⁾では、第1世代モシブチック合金の鋳造材においては Mo_5SiB_2 (T₂)相の体積率が最も高い。ところが 1800°C 、24時間の熱処理によって Mo_5SiB_2 相が粗大に伸長する。この過程で、Mo-Mo₅SiB₂-TiC三相共晶部やMo-Mo₅SiB₂-Mo₂C三相共晶部では、相対的に金属Mo相の連続性が高ま

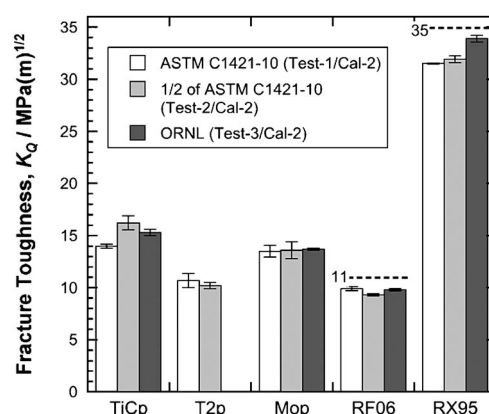


図10 3種類の異なる曲げ試験法で見積もられたモシブチック合金の室温破壊靱性値, K_Q ⁽³⁹⁾. TiCpは第1世代モシブチック合金, T2pとMopは組成の異なるモシブチック派生合金. 比較のために、市販の超硬合金RF06とRX95(サンアロイ工業株製)も同じ試験法にて評価した.

る。その結果、合金のマイクロ組織全体で金属Mo相の連続性が高まったものと考えられる。

(2) モシブチック合金の室温破壊靱性と高温クリープ強度

第1世代モシブチック合金の密度は $\sim 8.8 \text{ g/cm}^3$ であり⁽³⁵⁾、Ni基単結晶超合金と同レベルまで軽量化が達成された。また、室温のヤング率は純Moと純Wの中間の $\sim 360 \text{ GPa}$ であり⁽³⁹⁾、金属材料としては非常に剛性の高い素材である。そこで、前4(1)節で述べた溶解鋳造法で作製した第1世代モシブチック合金のマイクロ組織が、機械的性質、とりわけ開発課題であった室温破壊靱性に対して、期待通りの効果を発揮しているか否かが注目されるところである。著者らは、第1世代モシブチック合金を含む組成の異なる3種類のモシブチック合金をアーク溶解法で作製し、熱処理後に形状やサイズの異なる角棒試験片にシェブロン・ノッチを導入して、3点ないしは4点曲げ試験にて室温破壊靱性を評価した。その結果を図10に示す⁽³⁹⁾。図中TiCpと表示されているのが第1世代モシブチック合金の結果であり、T2pと表示されているのはSiとBの濃度を高めたことにより Mo_5SiB_2 を初晶とした合金、Mopと表示されているのはMo濃度を高めたことにより金属Mo相を初晶とした合金の各々の結果である。第1世代モシブチック合金(TiCp)の室温破壊靱性は、試験法や試験片サイズによって若干のばらつきはあるものの、平均で $15.2 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ という高い値を示し、世界で初めて $15 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ の壁を超えた。期待通りに金属Mo相の連続性を高めた効果が得られたものと考えられる。

上記3つのモシブチック合金に対しても、室温破壊靱性値と金属Mo相の体積率の関係を図5中にプロットした。それを図11⁽³⁹⁾に示す。モシブチック合金の破壊靱性値は、赤、青、緑で色付けしたopen symbolで示す。図11では、金属Mo相が連続的であるか不連続的であるかを、LembergとRitchieの評価⁽²⁷⁾に基づいて区別した。第1世

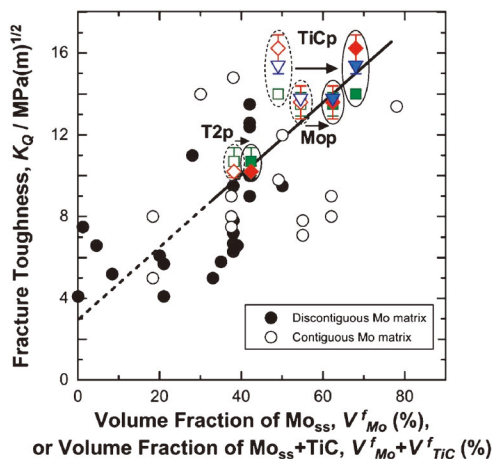


図11 Lemberg と Ritchie によってまとめられた Mo-Si-B 系合金の室温破壊靱性値と金属 Mo 相との関係⁽²⁷⁾と、第1世代モシブチック合金(TiCp)ならびに T2p, Mop の室温破壊靱性値と金属 Mo 相の体積率, V_{Mo}^f , および金属 Mo 相と TiC の体積率の和, $V_{Mo}^f+V_{TiC}^f$, の関係⁽³⁹⁾. 金属 Mo 相の体積率, V_{Mo}^f , に対しては赤, 青, 緑色の open symbol, 金属 Mo 相と TiC の体積率の和, $V_{Mo}^f+V_{TiC}^f$, に対しては solid symbol で示す.

代モシブチック合金である TiCp は, Mop よりもわずかながら金属 Mo 相の体積率が低い. それにもかかわらず, 第1世代モシブチック合金は Mop よりも高い破壊靱性値を示していることがわかる. 金属 Mo 相の体積率に関しては Mop の方が第1世代モシブチックよりも高いが, 凝固組織の変化によって Mop 中では金属 Mo 相の連続性がやや低下している. このことから, モシブチック合金の破壊靱性は, 金属 Mo 相の体積率と共にその連続性が重要な役割を果たしていることが理解される. さらに興味深いことは, TiC 相の役割である. 図11中に, 金属 Mo 相と TiC 相の体積率の和に対しても, 上記3つのモシブチック合金の室温破壊靱性値を, 赤, 青, 緑で色付けした solid symbol でプロットしている. TiC の体積率を加味することで, モシブチック合金の破壊靱性値と金属 Mo 相と TiC 相の体積率の和の間には良好な直線関係が発現する. しかも, この直線関係を金属 Mo 相と TiC 相の体積率の和がゼロになるところまで外挿すると, 破壊靱性値約 3 MPa(m)^{1/2} が得られる. この値は, Mo₂C 相の体積率が極めて低いことからその影響を無視すれば, Mo₅SiB₂ 単相の破壊靱性値に相当し, それは過去の報告例⁽⁴¹⁾とも良く一致する. このことから, モシブチック合金の破壊靱性値は金属 Mo 相の体積率と共に, TiC 相の体積率にも依存すると見ることができる. その場合の TiC の役割は, TiC そのものが高靱化したとする見方と, TiC の体積率の上昇が金属 Mo 相の連続性を高めたとする見方がある. しかし, 先述の議論に基づけば, 後者の金属 Mo 相の連続性を高めたと考えた方が妥当かもしれない. いずれにしても, TiC のマクロ添加はモシブチック合金の高靱化には不可欠である.

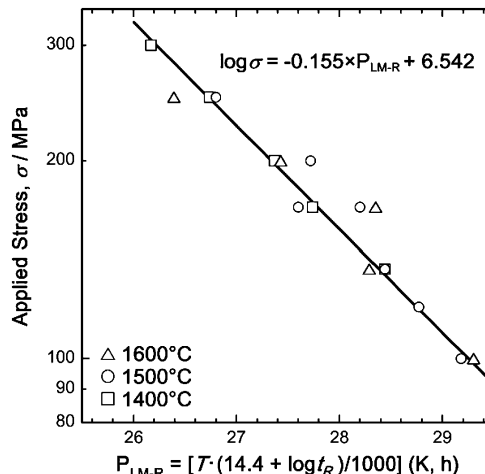


図12 第1世代モシブチック合金のクリープ破断時間に対するラーソン・ミラー・プロット⁽⁴⁴⁾. 試験温度は1400–1600°C, 負荷応力は100–300 MPa, 定数項は最適化により14.4を適用.

最後に, 第1世代モシブチック合金の高温強度について簡単に触れておく. 第1世代モシブチック合金から TiC を除いた母合金の組成は Mo–6.25Si–12.5B (at%) であり, それと直接比較できる強度データは無いが, 比較的近い組成と金属 Mo 相の体積率を有する Mo–Mo₅SiB₂ 二相合金との比較から, 第1世代モシブチック合金は1400°Cまでの温度範囲で明らかに高強度化していることがわかる⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾. また著者らは, 第1世代モシブチック合金の高温引張クリープ強度を報告している⁽⁴⁴⁾. 得られた破断寿命から, 最適なラーソン・ミラー因子を求め, ラーソン・ミラー・プロットしたものを図12に示す. 試験応力とラーソン・ミラー因子 ($C = 14.4$) の間には, 非常に良い直線性が見られる. これを定式化すると, 図中に示されているように $\log \sigma = -0.155 \times P_{LM-R} + 6.542$ となった. この関係式を使って寿命予測してみると, 1400°Cでは約390時間, 1300°Cでは約4660時間, 1200°Cになると約78480時間という驚異的な強さとなっていることがわかった. 第1世代モシブチック合金のクリープ変形機構に関しては, 現在調査中であるが, 固溶体金属のクリープ変形の要素と複合材料のクリープ変形の要素をあわせ持った挙動となっているようである. 今後の解析に期待するところである.

5. お わ り に

第1世代モシブチック合金は, Mo-Si 基金属間化合物材料の課題であった低温での乏しい破壊靱性を解決し, しかも優れた高温(クリープ)強度を発揮する新規な超高温材料となった. 第1世代モシブチック合金の現在の課題は, 高温の耐酸化性である. 第1世代モシブチック合金の機械的性質は, 耐熱モリブデン合金としてよく知られている析出強化型の TZM や MHC 合金をすでに超えている. 一方, TZM や MHC 合金は耐酸化性に必要な Cr, Al, Si などを含んでい

本稿の一部は、(国研)科学技術振興機構(JST)の戦略的創造研究推進事業 先端的低炭素化技術開発(ALCA)によって助成された「MoSiB 基超高温材料の先進的デザインと casting プロセスの確立」の成果を含む。

- (1) R. Mitra: *Int. Mater. Rev.*, **51**(2006), 13-64.
- (2) A. K. Vasudévan and J. J. Petrovic: *Mater. Sci. Eng. A*, **155** (1992), 1-17.
- (3) D. A. Berztiss, R. R. Cerchiara, E. A. Gulbransen, F. S. Pettit and G. H. Meier: *Mater. Sci. Eng. A*, **A155**(1992), 165-181.
- (4) K. Yanagihara, T. Maruyama and K. Nagata: *Intermetallics*, **4** (1996), S133-S139.
- (5) K. Kurokawa, H. Houzumi, I. Saeki and H. Takahashi: *Mater. Sci. Eng. A*, **261**(1999), 292-299.
- (6) K. Hagihara, T. Ikenishi, H. Arai and T. Nakano: *Sci. Rep.*, **7** (2017), 3936.
- (7) 小型セラミックガスタービン, 高田浩之 監修, ㈱日本ガスタービン学会編, エス・ティール・エス, (2003), 12-27.
- (8) M. F. Ashby, F. J. Blunt and M. Bannister: *Acta Metall.*, **37** (1989), 1847-1857.
- (9) *Binary Alloy Phase Diagram* 2nd edition, ed. T. B. Massalski, ASM International, Materials Park, OH, USA, **3**(1990), 2664-2666.
- (10) M. K. Meyer and M. Akinc: *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(1996), 938-944.
- (11) M. K. Meyer and M. Akinc: *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(1996), 2763-2766.
- (12) M. K. Meyer, A. J. Thom and M. Akinc: *Intermetallics*, **7** (1999), 153-162.
- (13) H. Nowotny, R. Kieffer and F. Benesovsky: *Planseeber. Fuer Pulvermetall.*, **5**(1957), 86-93.
- (14) T. Hayashi, K. Ito, K. Ihara, M. Fujikura and M. Yamaguchi: *Intermetallics*, **12**(2004), 699-704.
- (15) K. Ito, K. Ihara, K. Tanaka, M. Fujiwara and M. Yamaguchi: *Intermetallics*, **9**(2001), 591-602.
- (16) J. H. Schneibel, M. J. Kramer, Ö. Ünal and R. N. Wright: *Intermetallics*, **9**(2001), 25-31.
- (17) Y. Yang, Y. A. Chang, L. Tan and W. Cao: *Acta Mater.*, **53** (2005), 1711-1720.
- (18) R. Sakidja and J. H. Perepezko: *Metall. Mater. Trans. A*, **36A** (2005), 507-514.
- (19) C. A. Nunes, R. Sakidja and J. H. Perepezko: *Structural Intermetallics*, eds. M. V. Nathal, R. Darolia, C. T. Liu, P. L. Martin, D. B. Miracle, R. Wagner and M. Yamaguchi, TMS, Warrendale, PA, USA, (1997), 831-839.
- (20) R. Sakidja, J. Myers, S. Kim and J. H. Perepezko: *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, **18**(2000), 193-204.
- (21) S. Katrych, A. Grytsiv, A. Bondar, P. Rogl, T. Velikanova and M. Bohn: *J. Alloy. Comp.*, **347**(2002), 94-100.
- (22) Y. Yang and Y. A. Chang: *Intermetallics*, **13**(2005), 121-128.
- (23) S.-H. Ha, K. Yoshimi, K. Maruyama, R. Tu and T. Goto: *Mater. Sci. Eng. A*, **552**(2012), 179-188.
- (24) P. Jain and K. S. Kumar: *Sripta Mater.*, **62**(2010), 1-4.

- (25) S.-H. Ha, K. Yoshimi, J. Nakamura, T. Kaneko, K. Maruyama, R. Tu and T. Goto: *J. Alloy. Comp.*, **594**(2014), 52–59.
- (26) K. Yoshimi, T. Iizawa, S. Yamamoto, J. Nakamura, K. Maruyama, H. Katsui and T. Goto: *Proc. Int. Gas Turbine Cong.* 2015 Tokyo, (2015), 319–327.
- (27) J. A. Lemberg and R. O. Ritchie: *Adv. Mater.*, **24**(2012), 3445–3480.
- (28) J. H. Schneibel, R. O. Ritchie, J. J. Kruzic and P. F. Tortorelli: *Metall. Mater. Trans. A*, **36A**(2005), 525–531.
- (29) R. Sakidja, J. H. Perepezko, S. Kim and N. Sekido: *Acta Mater.*, **56**(2008), 5223–5244.
- (30) D. Schliephake, M. Azim, K. von Klinski-Wetzel, B. Gorr, H. J. Christ, H. Bei, E. P. George and M. Heilmaier: *Metall. Mater. Trans. A*, **45A**(2014), 1102–1111.
- (31) F. Chu, D. J. Thoma, K. McClellan, P. Peralta and Y. He: *Intermetallics*, **7**(1999), 611–620.
- (32) L. Zhang and J. Wu: *Scripta Mater.*, **38**(1997), 307–313.
- (33) J. H. Schneibel and C. J. Rawn: *Acta Mater.*, **52**(2004), 3843–3848.
- (34) M. Zhao, S. Nakayama, T. Hatakeyama, J. Nakamura and K. Yoshimi: *Intermetallics*, **90**(2017), 169–179.
- (35) S. Miyamoto, K. Yoshimi, S.-H. Ha, T. Kaneko, J. Nakamura, T. Sato, K. Maruyama, R. Tu and T. Goto: *Metall. Mater. Trans. A*, **45A**(2014), 1112–1123.
- (36) K. Yoshimi, J. Nakamura, D. Kanekon, S. Yamamoto, K. Maruyama, H. Katsui and T. Goto: *JOM*, **66**(2014), 1930–1938.
- (37) V. N. Eremenko and T. Ya Velikanova: *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Metals Park, OH, USA, **6**(1995), 7085–7096.
- (38) 栗下裕明, 吉永日出男, 高尾文雄, 後藤正治: *日本金属学会誌*, **44**(1980), 395–403.
- (39) T. Moriyama, K. Yoshimi, M. Zhao, T. Masnou, T. Yokoyama, J. Nakamura, H. Katsui and T. Goto: *Intermetallics*, **84**(2017), 92–102.
- (40) 吉見享祐: *溶射*, **55**(2018), 73–79.
- (41) K. Ihara, K. Ito, K. Tanaka and M. Yamaguchi: *Mater. Sci. Eng. A*, **329–331**(2002), 222–227.
- (42) K. Yoshimi, S. Nakatani, N. Nomura and S. Hanada: *Intermetallics*, **11**(2003), 787–794.
- (43) 山本詩歩, 吉見享祐, 金正旭, 横山健太郎: *日本金属学会誌*, **80**(2016), 51–59.
- (44) S. Y. Kamata, D. Kanekon, Y. Lu, N. Sekido, K. Maruyama, G. Eggeler and K. Yoshimi: *Sci. Rep.*, **8**(2018), 10487.
- (45) 畠山友孝, 関戸信彰, 吉見享祐: *日本ガスタービン学会誌*, **46**(2018), 486–494.

1990年3月 東北大学大学院工学研究科博士前期課程修了
1990年6月より 東北大学金属材料研究所助手，助助教授
2003年4月より 東北大学大学院環境科学研究科助教授
2012年4月より 東北大学大学院工学研究科准教授
2013年4月より 現職

専門分野：金属物性，超高温材料，格子欠陥制御工学
◎金属間化合物学研究で培われた学理を発展させ，高融点金属と金属間化合物，セラミックスの三相平衡に基づいた超高温材料の設計・組織制御，材料プロセスングや超高温材料試験技術，表面処理技術を中心に研究。



井田駿太郎

Nb を中心とした耐火金属高濃度 固溶体基耐熱合金の開発と今後の展望

三 浦 誠 司*

1. 緒 言

二酸化炭素排出量の低減のためには高温での燃焼が必須であるが、タービンプレードにおいて、冷却による熱効率のロスが無視できない段階に立ち至っている⁽¹⁾。冷却の低減、さらには無冷却への飛躍のためには、高融点の物質からなる相を主たる構成要素とする耐熱材料が必須である。迅速な実用化のためには現在のタービン構成を大きく変更しないことが求められるが、そのためにはニッケル基超合金と大きくは変わらない物性を有する、金属基合金からのステップアップが一つの選択肢と考えられる。

耐火金属材料はNiと比べて遙かに高い融点を持つが、その中でもMo、Nbは密度も小さく、好適である⁽²⁾。またこれらは現時点で存在する手段で大型の鋳塊作製ができるぎりぎりの融点を持つことから、プロセス上からも実用化の条件が整っていると言える。

MoやNbに関しては1950年代から固溶体合金や炭化物分散型の合金の研究開発が積み重ねられてきているが^{(2)–(5)}、耐酸化性など、克服すべき課題はいまだ少なくない。特に、さらなる高強度化は必須の目標である。GEによって提案されたMASC(metal and silicide composite)合金⁽⁶⁾ではNb固溶体とNb₅Si₃化合物を組み合わせ、CrやHfなどによる耐酸化性付与をコンセプトとしている。一方、耐酸化コーティングとして、SiO₂を形成する金属ダイシリサイドが提案されてきた。しかしながら、金属ダイシリサイドは、NbやMoなどを主相とし、T₂相を強化相とする多元系においてこれらと相平衡しがたい。このことは、使用中にコーティングと母材との間の相反応進行を意味しており、SRZ(secondary reaction zone)形成による力学特性劣化の恐れが大きい。高温で用いる部材には相平衡状態で使用することが望ましく、構成相間の相平衡を追求する必要がある。そのためには多元系における相平衡を追求していく必要がある。

固溶体合金の高性能化というニーズに対し、近年、多数の構成原子からなる高エントロピー合金(HEA)が提案されて

きている。初期におけるHEAの定義は、5つ以上の元素をそれぞれ等モル比で含む、であったものの、複相化による物性向上を目指す、相平衡の上でこの条件はまずまちがいに満たされない。そのため本稿では「高濃度固溶体」と呼称し、複相化による物性向上との関係を概説したい。このような高濃度固溶体は、上述のような相平衡の追求に関しては手段が増えることを意味すると共に、無制限に等しい候補の絞り込みという問題をもたらすことにもなる。

耐火金属として知られるCr、Mo、W、V、Nb、TaおよびそれらとBCC連続固溶体を形成するTi、Zr、Hfを組み合わせたBCC固溶体の機械的特性に関しては、Senkovらのグループを中心として精力的な研究が進められてきており、それら合金の詳細な知見は合金開発の上でたいへん有用である。

図1はそれらの知見の中から特徴的な二つの合金に関して行った追試験の結果である⁽⁷⁾⁽⁸⁾。Alloy1はTi、Zr、Hf、Nb、Taを20at%ずつ含む、常温での高い強度と、圧延変形も可能な高い変形能を示すことから、耐火金属基HEAの可能性の広がり示す好例と言える。一方、Hfを削除し、Taを半減

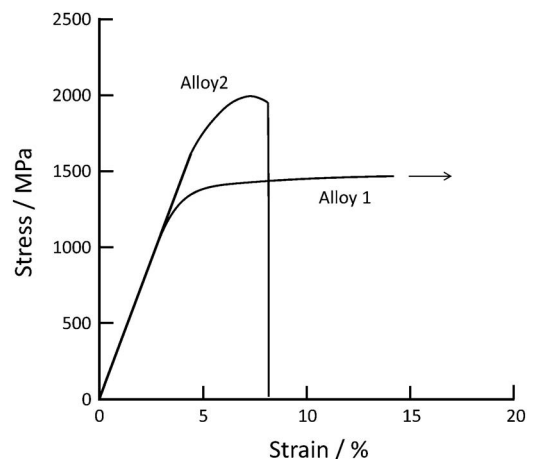


図1 二種類の高エントロピー合金 (Alloy 1: TiZrHfNbTa⁽⁷⁾ および Alloy 2: TiZrNbTa_{0.5}CrMo_{0.5}⁽⁸⁾) の圧縮試験結果。

* 北海道大学大学院工学研究院 材料科学部門；教授(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)

Alloy Design Concept for the Development of Refractory Metal Based High Temperature Materials; Seiji Miura (Division of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

Keywords: phase diagram, phase stability, equilibrium, refractory metals, solid solution, silicide, aluminide, laves phase

2019年4月8日受理[doi:10.2320/materia.58.371]

してCr, Moを加えた Alloy2は非常に高い強度を示すが、変形能が劣る。これはCrを主体とするLaves相が含まれているためであり、高濃度固溶体合金の可能性を引き出すためには、適切な組成選択と組織設計が必要であることを示している。

既に述べたように、高強度化と耐酸化性付与は必須である。耐火金属基固溶体(BCC固溶体)によって靱性を、相平衡する金属間化合物や炭化物・窒化物などによって高強度を、そしてコーティングによって耐酸化性を付与するという合金設計をこの合金系に適用する際に、MASC合金に範を取り、幅広くBCC固溶体と相平衡する金属間化合物 M_5Si_3 型 T_2 相を強化相候補とし、また、ニッケル基超合金のコーティングとしての実用実績があるB2アルミナイドを耐酸化コーティング候補として選択することとした。図2はそれら三相の多元系状態図内での関係を模式的に示したものである。周期表において右に位置するNiやCoなど遷移金属元素群はアルミニウムとB2アルミナイドを形成し、左に位置する耐火金属元素群RMはそのほとんどが互いに全率固溶することからBCC固溶体を形成する。さらにSi+B軸上に $M_5(S, B)_3$ 型 T_2 相を配することで形成される三相平衡が、強度-靱性-耐酸化性を与えることが期待できる。一方で、RM内にはNbCr₂のようにLaves相を形成する組み合わせも存在し、さらに、B2アルミナイドと耐火金属基固溶体の間には、例えばNiAlとNbの間のように三元系Laves相Nb(Ni, Al)₂が形成されるケースもある。また、Si+B軸上にはMo₃SiのようなA15化合物やCrB₂のようなホウ化物が安定相として存在しうる。以下ではそれぞれの相平衡上の課題と現状を説明したい。

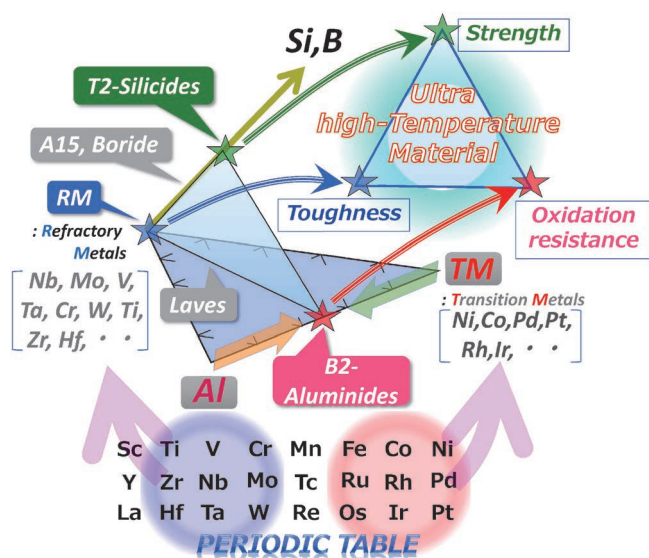


図2 T_2 シリサイドおよびB2アルミナイドによる耐火金属基高温材料の組織構成の可能性と問題点。

2. BCC 固溶体

耐火金属基BCC連続固溶体の機械的特性に関しては、低濃度固溶体に関しては古くはNASAを中心とした研究、近年では国内でも精力的な研究がなされた⁽²⁾⁻⁽⁵⁾。しかしながら、これらを含む高濃度多元合金の強度に関しての統一的な理解はいまだ不十分と思われる。さらに、いくつかの耐火金属基固溶体合金ではBCC-BCCなどの二相平衡が出現していることが報告されている⁽⁷⁾。耐火金属原子間の相互作用は必ずしもゼロではなく、例えばV-Nbはプラス(斥力的)である一方で、Ta-W間ではマイナス(引力的)であり、これらの結果として、実験的には十分検証されていない低温域での二相分離やB2化合物形成の可能性が指摘されている⁽⁹⁾。このような相互作用の違いは、スピノーダル分解や短範囲規則など、点欠陥よりも大きなスケールのローカルな構造を導入する可能性を秘めており、これらの総合的な理解が合理的な組成選択に必要であると考えられる。

耐火金属基固溶体におけるLaves相形成傾向は原子サイズ、電子原子比などのいくつかの因子によって支配されると考えられるが、Zhuらは多種多様なLaves相の生成エンタルピーと AB_2 型Laves相の原子サイズ比を調べ、原子サイズ比はLaves相形成傾向をよく説明することを示した⁽¹⁰⁾。さらに置換挙動の傾向もよく説明することから、多元系合金中におけるLaves相形成の制御にはこれが大切な指標となる⁽¹¹⁾。

Nb基合金ではTiの添加による延性の向上が知られているが⁽¹²⁾、相平衡の観点からは同じ第4族元素Hf添加によりB2アルミナイドではなくNb₂HfAlといった $L2_1$ ホイスラー相を安定化することから、Ti添加でもこれが形成される可能性がある。B2アルミナイドと比べてAlが少ないホイスラー相がAl-reservoir相として機能するかについては、現状では十分な知見はなく、B2アルミナイド導入を目指した相平衡の観点からは第4族添加は大きく制限される可能性が高い。

3. T_2 相

Nb, Mo, Cr, Taなどの元素種はSiやBと組み合わせることで T_2 型金属間化合物を形成する⁽¹³⁾。BCC固溶体相の組成を選択する上で、 T_2 相との相平衡を主軸とし、他の相の出現を制御する上で、これらの関係を整理する必要がある。図3には、Cr-B系、Nb-Si系の各二元系状態図およびMo-Si-B系状態図の縦断面図、およびCr-Mo-Nb三元系状態図と、Cr-Nb-Mo-Si-B五元系における T_2 相安定組成断面を示した⁽¹⁴⁾。Cr-Mo-Nb三元系状態図からわかるように、広いBCC域が存在するが、Cr-Nb辺にNbCr₂-Laves相が存在する。また、Crと相平衡する T_2 相はCr₅B₃、Moと相平衡する T_2 はMo₅SiB₂であることから、 T_2 相安定組成断面においては、平衡するBCC相のCr:Mo:Nb比の変化に伴

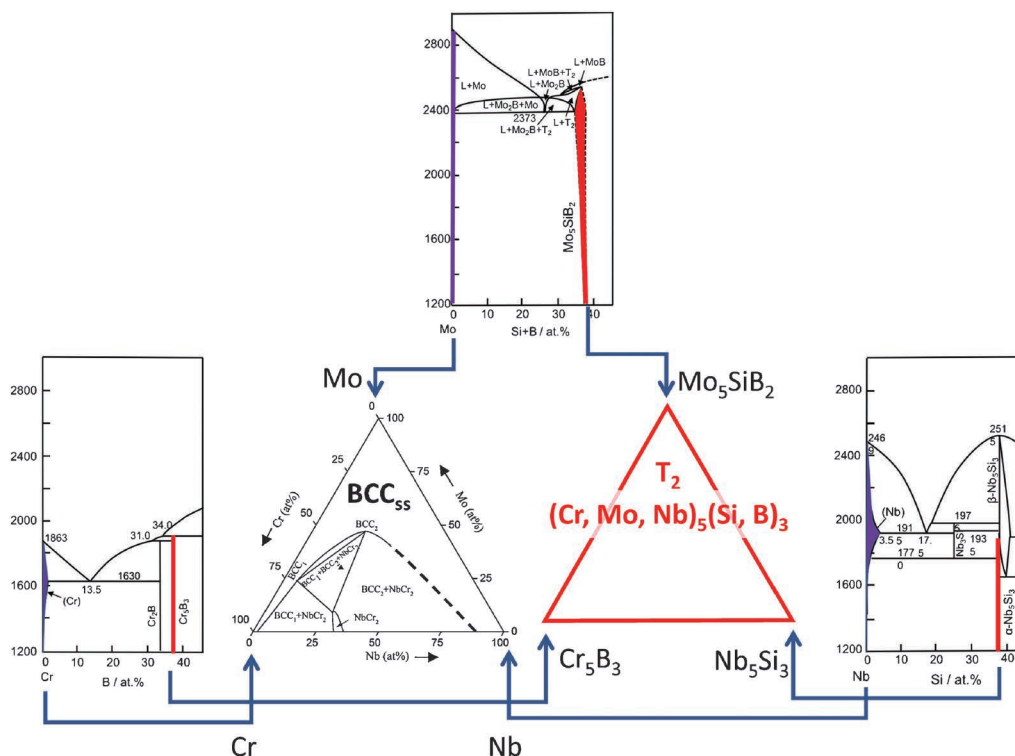


図3 Cr-Mo-Nb-Si-B 五元系における BCC-T₂ 二相平衡探索. (オンラインカラー)

って T₂ 相の B/Si 比も変化すると考えられる. この系は五元系であることから, 特定の三元系断面への投影を用いて単純化しないと記述ができない. 図4はその一例として, Cr-Nb-Mo を一点 M に縮退させ, M-Si-B 三元系断面への投影として記述したものである⁽¹⁴⁾. M コーナー周辺に平衡相として集約されている BCC 相に対する B や Si の固溶は小さく, 一方, これと平衡する T₂ 相は幅広い B/Si 比を有している. また, CrB₂ や NbCr₂, A15 などの相が共存する組成域が存在することが判る. このような単純化をいくつか重ねることで初めてすべての情報を図示化できることになるが, このような図面であっても, 共存相の制御のための組成選択に有用な知見・方針を提供できることが判る.

MASC 合金などにおいては, T₂ 相は BCC 固溶体相との共晶を利用した組織制御によって導入される⁽⁶⁾. 一方, 靱性値が低いことから, 常温靱性の確保のためには球状化も選択肢の一つと考えられる. Nb-Si 系を基本とした Nb₅Si₃ 相の球状化の手段としては, 以下の二つが考えられる.

- (1) Nb₃Si 相の共析分解
- (2) Nb-Nb₅Si₃ 共晶組織に熱処理を加えることでの球状化

Nb₃Si の共析分解は非常に遅いことが報告されている⁽¹⁵⁾が, 100 ppm オーダーの Mg 添加によって加速される⁽¹⁶⁾. 一方, Nb₃Si の相安定性は Ta, Ti などによって向上し, Mo, W などによって低下するが, シェフラーの組織図と同じ考え方を適用することで, Nb₃Si の相安定性を適切に制御しつつ, 添加元素量を確保することが可能である⁽¹⁷⁾.

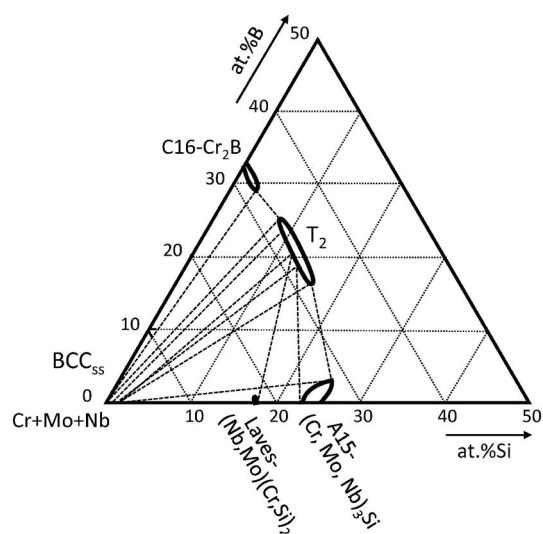


図4 Cr-Mo-Nb-Si-B 五元系状態図の二次元への投影図.

他方, Nb₃Si の相安定性を落として Nb-Nb₅Si₃ 共晶を実現し, 熱処理による球状化を行うことを視野に入れるには, 添加元素が相構成に及ぼす影響の理解が必要である. その調査調結果から, Au や Pt のわずかな添加が Nb-Nb₅Si₃ 共晶実現とその後の球状化に大きく寄与することが明らかとなった⁽¹⁸⁾. これらの知見を有効に使うことで, 多元系合金においても組織設計が可能となると期待される.

4. 耐酸化性コーティング相の選択

耐酸化コーティングとして金属間化合物相を検討する際に必須な観点は、母相との相平衡、金属間化合物相の融点並びに母材と組み合わせた場合の液相生成温度(共晶温度など)、表面に形成する酸化物相の種類およびそれとの熱膨張係数のマッチングが挙げられる。

Al を大量に含み、Nb 固溶体相と相平衡する相として Nb₃Al が挙げられるが、Nb-Al 系において十分な Al₂O₃ スケールを形成するために必要な Al 量は 50 at% を越えていることから⁽¹⁹⁾、Nb₃Al は耐酸化コーティング相としては不十分と考えざるを得ない。これに対し、Ni-Al 系における必要量は 25 at% Al 程度であり、B2-NiAl は十分に機能する。同様に、各種 B2 アルミナイドも十分な量の Al を含むことから表面に Al₂O₃ を形成する Al-Reservoir として機能することが期待される。また B2 アルミナイドは、Ni や Co のみならず、Ru や Rh など、多彩な遷移金属元素の組み合わせで形成できる点が魅力である。一方、既に述べたように Nb と B2 アルミナイドの相平衡を検討すると、その間に Nb(Ni, Al)₂ などの Laves 相が形成されることから、Nb 基合金に NiAl をコーティングすると、界面に Laves 相が形成される可能性がある。これに対し、Mo と NiAl の間には中間相は存在しない。よって、多彩な BCC 高濃度固溶体と B2 アルミナイドのマッチングを図る上で、三元系 Laves 相の形成傾向を明らかにすることは、合理的な組成設計を可能とすると考えられる。

Laves 相の相安定性を原子サイズに基づいて整理すると、Nb と Cr の間には二元系 NbCr₂-Laves 相が現れるが、Mo と Cr の間には現れない。これは原子サイズ比の観点から、Nb が Mo より大きく、それらより小さい Cr との間で Laves 相を安定化する適切な原子サイズ比を有するためと解釈できる。一方、Cr-Mo-Nb 三元系では、NbCr₂ の Nb サイトを Mo が置換するが、置換できる量は大きくはない⁽²⁰⁾。このような原子サイズ比による整理は二元系 Laves 相では成功しているが、三元系 Laves 相の相安定性を同じように説明することは必ずしも成功していなかった。著者らのグループは、Ni や Ni₃Al、NiAl 中における Al の部分モル体積が純 Al のモル体積と比べて遙かに小さいことに着目し、純 Ni と純 Al のモル体積の平均ではなく、B2-NiAl のモル体積を用いて整理することで、三元系 Laves 相においても二元系 Laves 相と同様に原子サイズ比による整理が可能であることを示した(図 5)⁽¹¹⁾。B2-NiAl のモル体積は Cr とほぼ等しく、よって、Nb とは Nb(Ni, Al)₂-Laves 相を形成するが、Mo とは Mo(Ni, Al)₂-Laves 相を形成しがたいことが二元系と同様に説明できる。表 1 はこれを各種元素・B2 化合物で検証した結果であり、左下に行くにつれて原子サイズ比が Laves 相を安定化することが、状態図上での出現と対応していることが判る⁽¹¹⁾。このように、BCC 固溶体と B2 アルミナイドの間で Laves 相を形成しない条件が確立

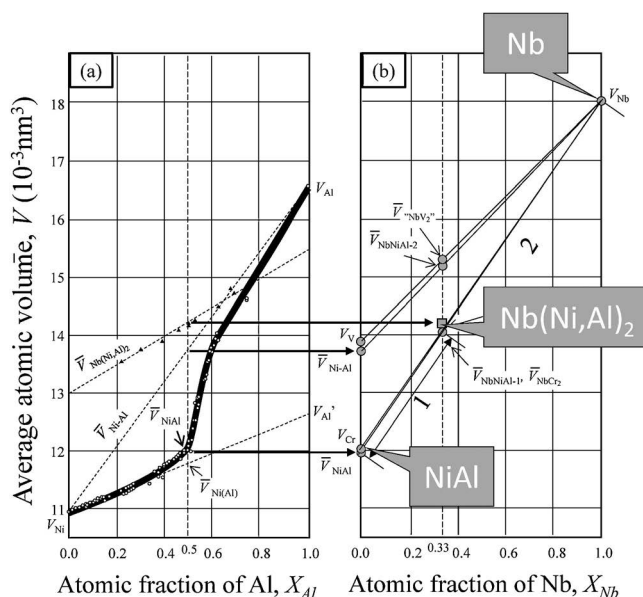


図 5 (a) Ni-Al 二元系における平均原子体積 (V) の Al 濃度依存性. (b) Ni-Al-Nb 三元系における NiAl から Nb にかけての平均原子体積 (V) の Nb 組成依存性⁽¹¹⁾.

表 1 純物質 A および B の組み合わせにおける Laves 相の報告の有無と原子サイズ比 D_A/D_B (B2 アルミナイドの場合は平均原子サイズ) および VEC 値 (括弧内) の比較⁽¹¹⁾.

		Smaller D_B												D_A/D_B (VEC)
A \ B		CoAl	NiAl	Cr	FeAl	RhAl	IrAl	RuAl	V	PdAl	PtAl	Mo	ScAl	
		1.01 (6.0)	1.00 (6.3)	-	0.99 (5.7)	0.97 (6.0)	0.97 (6.0)	0.96 (5.7)	0.95 (5.3)	0.95 (6.3)	0.94 (6.3)	0.92 (6.0)	0.84 (4.0)	
V		1.06 (5.7)	1.05 (6.0)	1.05 (5.7)	1.04 (5.3)	1.02 (5.7)	1.01 (5.7)	1.01 (5.3)	-	0.99 (6.0)	0.98 (6.0)	0.96 (5.7)	0.88 (3.7)	
		1.10 (6.0)	1.09 (6.3)	1.09 (6.0)	1.08 (5.7)	1.06 (6.0)	1.05 (6.0)	1.05 (5.7)	1.04 (5.3)	1.03 (6.3)	1.02 (6.3)	-	0.92 (4.0)	
Mo		1.10 (6.0)	1.10 (6.3)	1.10 (6.0)	1.09 (5.7)	1.06 (6.0)	1.06 (6.0)	1.05 (5.7)	1.05 (5.3)	1.04 (6.3)	1.03 (6.3)	1.01 (6.0)	0.92 (4.0)	
		1.15 (5.7)	1.15 (6.0)	1.14 (5.7)	1.13 (5.3)	1.11 (5.7)	1.11 (5.7)	1.10 (5.3)	1.09 (5.0)	1.08 (6.0)	1.07 (6.0)	1.05 (5.7)	0.96 (3.7)	
Nb		1.15 (5.7)	1.15 (6.0)	1.14 (5.7)	1.13 (5.3)	1.11 (5.7)	1.11 (5.7)	1.10 (5.3)	1.09 (5.0)	1.08 (6.0)	1.07 (6.0)	1.05 (5.7)	0.96 (3.7)	
		1.15 (5.7)	1.15 (6.0)	1.14 (5.7)	1.13 (5.3)	1.11 (5.7)	1.11 (5.7)	1.10 (5.3)	1.09 (5.0)	1.08 (6.0)	1.07 (6.0)	1.05 (5.7)	0.96 (3.7)	
Ta		1.17 (5.3)	1.16 (5.7)	1.16 (5.3)	1.15 (5.0)	1.12 (5.3)	1.12 (5.3)	1.11 (5.0)	1.11 (4.7)	1.10 (5.7)	1.09 (5.7)	1.06 (5.3)	0.97 (3.3)	
		1.26 (5.3)	1.25 (5.7)	1.25 (5.3)	1.24 (5.0)	1.21 (5.3)	1.21 (5.3)	1.20 (5.0)	1.19 (4.7)	1.18 (5.7)	1.17 (5.7)	1.15 (5.3)	1.05 (3.3)	
Hf		1.28 (5.3)	1.27 (5.7)	1.27 (5.3)	1.26 (5.0)	1.23 (5.3)	1.23 (5.3)	1.22 (5.0)	1.21 (4.7)	1.20 (5.7)	1.19 (5.7)	1.17 (5.3)	1.07 (3.3)	
		1.28 (5.3)	1.27 (5.7)	1.27 (5.3)	1.26 (5.0)	1.23 (5.3)	1.23 (5.3)	1.22 (5.0)	1.21 (4.7)	1.20 (5.7)	1.19 (5.7)	1.17 (5.3)	1.07 (3.3)	
Zr		1.28 (5.3)	1.27 (5.7)	1.27 (5.3)	1.26 (5.0)	1.23 (5.3)	1.23 (5.3)	1.22 (5.0)	1.21 (4.7)	1.20 (5.7)	1.19 (5.7)	1.17 (5.3)	1.07 (3.3)	
		1.28 (5.3)	1.27 (5.7)	1.27 (5.3)	1.26 (5.0)	1.23 (5.3)	1.23 (5.3)	1.22 (5.0)	1.21 (4.7)	1.20 (5.7)	1.19 (5.7)	1.17 (5.3)	1.07 (3.3)	
		Stoichiometric Laves			Non-stoichiometric Laves			No Laves			No phase diagram			

され、合金組成選択の幅を絞り込むことができた。

B2 アルミナイドの選択における状態図的な要件としては、BCC 相と組み合わせた際の融点がある。Cr-NiAl や Mo-NiAl などの擬二元系状態図から知られるように、これら両相は共晶系を形成する場合が知られていることから、二相組織における溶融温度(共晶温度)は構成相の融点より低くなるものと考えられる。共晶温度を上昇させるには、構成相の融

セラミックス複合材料の最近の進歩

香 川 豊* 七 丈 直 弘**

1. セラミックス複合材料を取り巻く環境

近年, CMCs (Ceramic Matrix Composites)の実用化への気運が高まり, 国際的なレベルで実用化へ向けての研究開発が行われるようになった. (英文では CMCs と記述されることが普通であるが, 日本では CMC と記述されるので, 以後 CMC と記述する). 以前は, セラミックス単体(モノリシックセラミックス)に対してマトリックス中に異なる相(マトリックスと異なる相: 例えば粒子や短繊維)を複合化したものが CMC と言われていた. しかし, 近年では長い連続状のセラミックス繊維(長繊維)をセラミックス中に複合化したものが CMC と呼ばれている.

過去に行われていた CMC の目的はモノリシックセラミックスに欠けている破壊靱性の向上を目指す「高靱化(toughening)」と呼ばれる機構に関することにあった⁽¹⁾. 近年の CMC は破壊靱性の向上という概念ではなく, 連続繊維をセラミックスと複合化することにより強度は犠牲にするが損傷許容性を付与することが複合化の目的になっている. このために, モノリシックセラミックスとは異なる性質を利用する材料の通称が CMC と呼ばれるようになっていく. 機能発現機構としては, 損傷許容性を付与するために CMC 中で微小な脆性破壊を数多く発生しても CMC 全体としては破壊に至ることがなく荷重負担能力が消失することはないことが重要である. 図 1 は CMC の概念を模式的に示したものである. CMC は構成材料自体も全てセラミックスであることから耐熱性が金属系の耐熱合金よりもはるかに優れていることも材料としての魅力である. ここでは, CMC の中から工業的に重要であると考えられているものについて最近の状況を解説する.

CMC は材料中に小さなクラックを蓄積することができる特徴を有している. このために, 材料組織が良好に制御されたセラミックス繊維をセラミックスマトリックス中に複合化し, 損傷許容性を発現させるために複合化組織を複雑なものにしている. 図 2 は, CMC に見られる代表的な複合化組織を示したものである⁽²⁾. これは代表的な SiC/SiC であり,

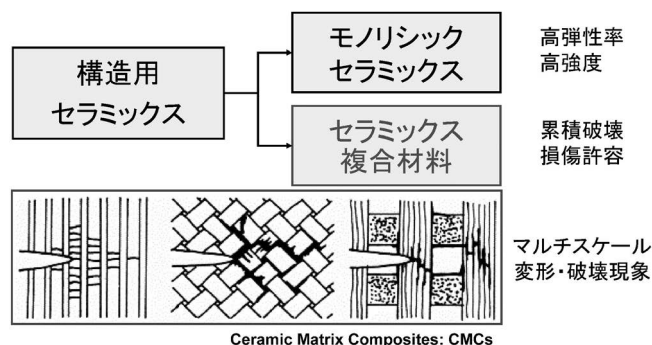


図 1 CMC の特徴をモノリシックセラミックスと比較した図.

CMC に見られる代表的な複合化組織を示している. SiC 繊維束が平織りと呼ばれる織物状になっており, その中にはマトリックスの未含浸部分, ランダムな方向や繊維束中の繊維とマトリックス間に沿ったマトリックスクラックが観察される. クラックの発生要因は繊維とマトリックス間の熱膨張係数の差に基づく熱応力や製造時の残留応力によるものである. また, 数 mm オーダーのポア(マトリックスの未複合化部分)が存在することもある. 繊維とマトリックス間界面には界面の特性を最適化するためにコーティングが施される組織を持つ.

2. CMC の分類と実用材料としての開発状況

CMC は大別して, ①酸化物系 CMC (Ox(繊維)/Ox(マトリックス)と記述される: Ox は Oxide(酸化物セラミックス)の略)と②非酸化物系 CMC に大別される. 図 3 は工業的な利用が考えられている CMC を構成材料の種類や複合化の方法から分類したものである. 図 4 は利用温度から見た CMC の特徴を示したものである⁽³⁾. 既存の耐熱材料の中では, 耐熱金属材料に取って替わる軽量材料として位置付けられる. なお, CMC 用の繊維の開発は各国で行われているがここでは, 割愛する. Ox/Ox CMC は構成材料自体の特性から, 1000~1100℃以下の温度レンジを使用ターゲットとして開

* 東京工科大学; 教授, 副学長, 片柳研究所; 所長(〒192-0982 八王子市片倉町1404-1)

** 東京工科大学コンピュータサイエンス学部; 教授

Recent Progress of Ceramic Matrix Composites; Yutaka Kagawa*, Naohiro Shichijo**(*Katayanagi Advanced Research Laboratories, Tokyo. **Tokyo University of Technology, Hachioji)

Keywords: ceramic matrix composites (CMC), SiC/SiC, Ox/Ox, microstructure, mechanical properties, high temperature structural materials, application, virtual test, mechanical properties, time dependent properties

2019年3月19日受理[doi:10.2320/materia.58.376]

発されている。

非酸化物系 CMC の SiC/SiC は 1200℃ 級と 1400～1500℃ 級に分類される。炭素繊維を SiC 系のマトリックスに複合化したもの (C/SiC と記述) は酸化雰囲気でない場合で短時

間に 2000℃ となるような用途や、大気中では短時間だけ高温になる耐摩耗材料としての用途がある。この他にも、様々な繊維とマトリックスの組み合わせが考えられるが、実用化を対象として研究開発対象となっている大多数の CMC は①か②のどちらかである。

(1) Ox/Ox 複合材料

酸化物系 CMC は、 Al_2O_3 繊維やムライト繊維を Al_2O_3 系などの酸化物形マトリックスと複合化したものである。Ox/Ox の製造にはセラミックスの焼結を利用した方法が用いられる。米国には、すでに 1 m～1.5 m 以上の大型部材形状を持つ Ox/Ox CMC を製造することができる企業がある。ドイツでは、主に自動車用として数 mm オーダーの薄い複雑な形状を持つものが製造されている。これらの Ox/Ox に用いられる繊維は米国 3M 社のものが多い。国内 Al_2O_3 系繊維の多くは生産中止になったが、現在のところ国内で構造物材料としての Ox/Ox 用に用いられる繊維としてニチビ粉のものがある。国内でも航空機用エンジン部材として Ox/Ox CMC がすでに開発され、部材の形状を持つものまでが試作されるレベルまで達している⁽⁴⁾。

Ox/Ox では繊維とマトリックスともに酸化物系セラミックスであるために高温下では繊維とマトリックスが焼結するとともに、繊維と CMC 特有の損傷許容性を発現できなくなる。このために、繊維とマトリックス間の界面制御は非常に重要である。界面のコーティング材料に関しては過去に米国で空軍を中心に膨大な実験が行われ、モナザイトなど数種類の実用化材料に収束している⁽⁵⁾。Ox/Ox では高温環境下で繊維の結晶粒成長や繊維中でのポアの生成による繊維強度の低下が最大の問題である。しかし、これらの問題は、過去から指摘され続けてきており、 Al_2O_3 系繊維の性能向上しかこ

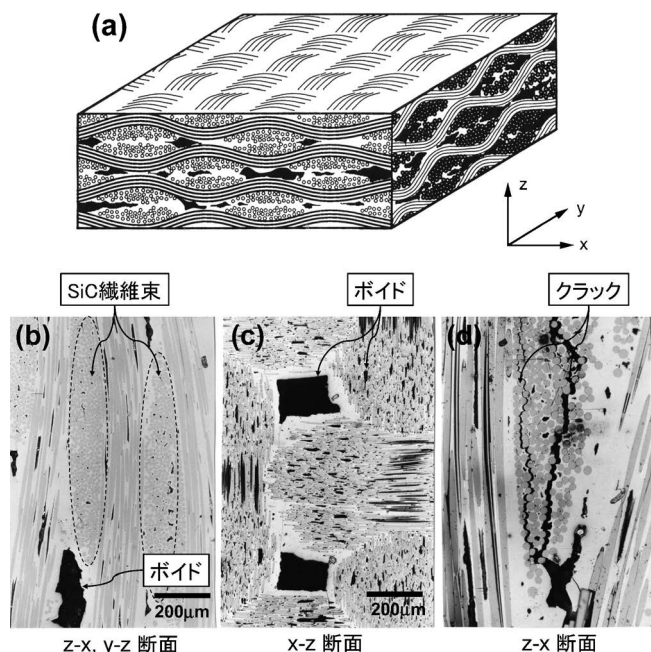


図2 CMCの代表的な複合化組織。CVI法により作成されたSiC/SiCの組織の模式図と座標軸の定義(a)。クラックの存在、ポアが存在などを許容するとともに、繊維の分布状態も不均一性を持っていることが特徴である。SiC/SiCの複合化組織例(b), (c), 及びSiC/SiC中に熱ショックにより発生したクラックの例(d)。

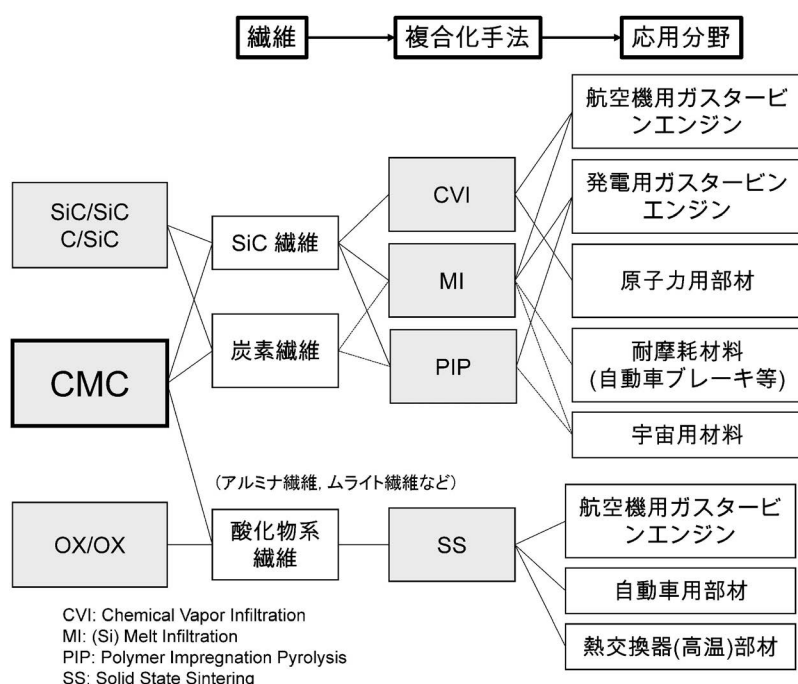


図3 工業的に利用されることが考えられているCMCの分類例。製造方法は図中に示した。

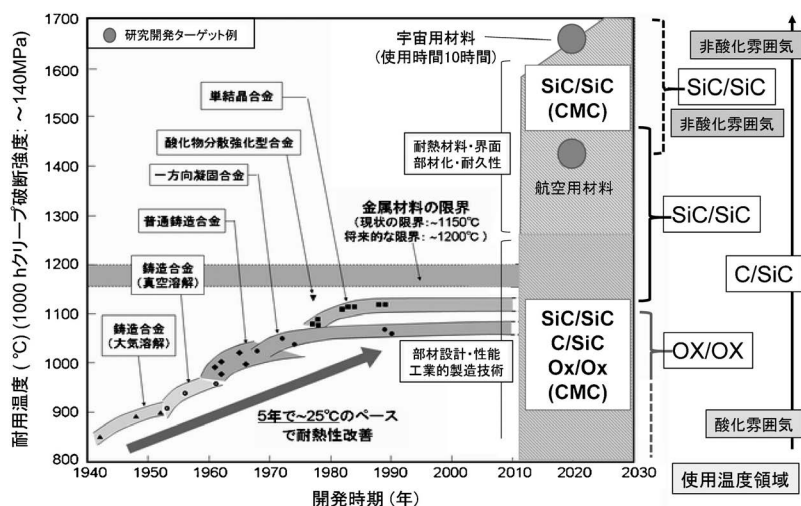


図4 耐熱材料の変遷とCMCの位置付け及び代表的なCMC(図3中に示したCMC)の使用温度領域。現状での各種CMCの重要研究開発ターゲット及び課題。1200°C以下の温度域とそれ以上の温度域では用いられるCMCが異なり、異なる研究開発として分類される。

の問題を解決することは難しいと断定して支障ない。

(2) 非酸化物系複合材料

C/SiC系CMCは自動車ブレーキローターや苛酷環境用の耐摩耗材料としてすでに実用化されている⁽⁶⁾。また、軽量で高温での摩耗特性が安定していることから高速車両のブレーキへの応用も行われている。国内でも同様なものが製造されている⁽⁷⁾。炭素繊維を用いることから耐酸化特性は犠牲となるが、軽量であることからドイツや米国では短時間超高温が必要とされる用途や宇宙関連機器に応用が考えられている。

SiC/SiCは1990年くらいから軍用機の熱シールドパネルとして使用されてきており、2014年には民間航空機用エンジンの一部に適用される段階に達した⁽⁸⁾。SiC/SiCの研究開発では米国及びヨーロッパ(フランスとドイツ)の研究開発が世界をリードしている。米国ではジェネラル・エレクトリック(GE)社及びプラット・アンド・ホイットニー(P&W)社により民間航空機用エンジン材料としての用途展開が検討されている。GE社では、社内でSiC繊維及びSiC/SiC部材製造技術を開発し、外部からの調達が必要な段階に達している。プラット・アンド・ホイットニー(P&W)やロールスロイス(RR)では社内での研究開発も進んでいるようである。米国内にはCMCの製造を行うベンチャー企業が何社が存在し、CMCの製品化と製造を行なっている。このように欧米を中心にGEが先頭を走り、他のCMCのユーザー企業が研究開発を加速しているという状況である。SiC/SiCは原子力発電の燃料被覆管やチャンネルボックスへの応用も考えられている。高温で使用するSiC/SiCではBNの繊維表面へのコーティングが用いられ、原子力用では炭素コーティングが用いられる点が大きな相違点である。なお、SiC/SiCという記述から、材料の種類は一つであると言う誤解を受けることがある。SiC/SiCは素材としてはSiC繊維をSiCマトリックスと複合化したものを示すが、製造方法、繊維表面のコーティング、繊維の織物構造、マトリックスの組織などの点で極めて多くの種類の材料が存在する⁽⁹⁾。

SiC/SiCを用いた部材製造では、①部材の設計、②SiC繊維、③繊維織物、④繊維表面コーティング、⑤マトリックスとの複合化、⑥検査、の過程があり、これらを通することで初めて部材として使用できる条件が整う。どれも欠かすことができず、個々の技術要素毎に実用材料レベルに対応できるものまで高められているが必要になる。①部材の設計にはCMC固有の力学特性や劣化現象を理解することが必要であり、材料技術だけではなく使用環境下での必要特性や劣化に伴う性能低下なども設計に反映する必要がある。米国やフランスに対して国内では、実仕様環境下での経験が浅いため、現状では十分なレベルには達していない。②のSiC繊維に関しては、現在のSiC/SiCに利用されるものが全て国産のものであるという程度に高い技術を有している。国内は日本カーボン(株)と宇部興産(株)が繊維を製造することができるが、日本カーボンの繊維は米国GE社とフランスのサフラン社との企業形態となり、米国内には国内工場と同じ生産ラインのものが建設中である。④の繊維表面コーティングとしてはBN系材料の利用が重要であるが、国内では限られた企業しか施工できない状況である。国際的にも、このコーティングがSiC/SiCの長時間劣化を食い止めるためには重要であるという認識のもと、旺盛な研究開発が続けられている。SiC/SiCの場合には、現在のところBNコーティングが最良と考えられているが、新しい材料の探索も引き続き行われている。BNコーティングを行ったSiC/SiCの破断面の一例を図5に示す⁽⁹⁾。破断面を観察したときにBNコーティングがSiC繊維表面に残っている場合の方が耐久性が良好であると考えられている。破断面に繊維の引き抜け(プルアウト)があると良好な複合化が行われているということがあがるが、プルアウト長さは複合化後の繊維の強度や強度のバラツキ、界面剥離抵抗と剥離後の滑り抵抗などの多くのパラメータで決定されるために単純な解釈には注意が必要である。

⑤のマトリックスとの複合化では、部材の最高使用温度が高い順にCVI (Chemical Vapor Infiltration), MI (Melt Infiltration), PIP (Polymer Impregnation Pyrolysis)が用いら

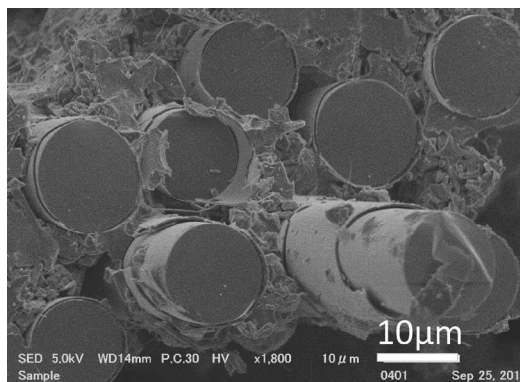


図5 熔融Si含浸法(MI法)により作製したSiC/SiC(MI)の破断面のSEM観察例。繊維表面のコーティングはBN。

れる。固相での反応を利用するSR (Solid State Reaction)も利用されている実績がある。実際には、製造する部材に要求される性能に応じてこれらの製造方法を適宜組み合わせる方法が用いられる。マトリックスとの複合化として工業的に多用されているものはCVIとMIである。SiC/SiCで使用温度域の高いものではマトリックスのSiCとしても耐熱性に優れたものが求められるのでCVI法によるものが適していると考えられている。また、MI法を利用した場合には製造方法の原理上残存する未反応Si(あるいはSi合金や金属間化合物)の影響を最小にすることが求められる。このため、Siの合金化や化学反応と同時にSiが含まれる過程などの基礎研究も行われている⁽¹⁰⁾。⑥の検査技術については、製造後の部材の性能を保証する技術と、使用中に安全性を保証する技術、が求められるが現状では十分に研究開発が進んでいるとは言いがたい。CMCを部材として製造・販売しなければならない我が国のCMCメーカーのビジネスモデルを実現するには、検査技術の早急な開発が求められる。この分野では、後述するバーチャルテストや人工知能技術への期待が高まっている。

上記の①～⑥の要素技術に関しては米国、フランスがリードしている状況といえる。世界中のCMCの分野で用いられているSiC繊維の製造技術は日本にあるが、その利用技術では一部の企業を除けば欧米に遅れを取っている。一方、製造時検査技術や使用時検査技術に関しては欧米でもいまだに手法は確立されてない段階である。SiC繊維は国外への輸出が規制されているとともに、国外で製造されたCMCの日本への輸入も制限されている。国内のCMC分野の開発ではSiC繊維が入手可能性を利点として活かしたCMC部材製造技術を強化する必要がある。

3. CMC関連の研究開発状況

(1) CMC用素材及び製造技術

CMC製造に用いられる構成材料の研究開発は、継続されている。アメリカやドイツでは、新しい繊維の研究開発が精

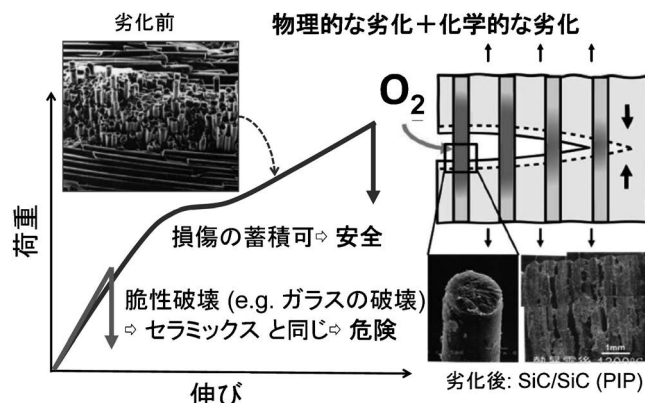


図6 SiC/SiCのクラックブリッジングに見られる高温下での化学的劣化現象(a)及び高温で化学的応答を生じた場合の応力-ひずみ曲線の変化と破断面の例(PIP法で作製したSiC/SiC: SiC/SiC(PIP))。

力的に行われている。SiC繊維表面で用いられるBNコーティングは、BNの微細組織が繊維の高温特性に大きく影響を与えることが知られており、引き続き研究の必要な分野である。複合化プロセスに関しても引き続き研究開発が進められているが、基本となるプロセスはすでに開発されており、根本的に変えるようなものは提案されていない。最近の傾向としては、製造技術の研究開発に計算機科学を利用し、最適な条件を決定することや、実験では得られない現象を解明することが行われている⁽¹¹⁾。

現在利用されているSiC繊維やプロセス技術は過去20～30年間で開発されたものである。現在のSiC/SiC開発はこれら過去の成果に基づくものであることは注意すべきである。すなわち、現在のSiC/SiC分野における基礎基盤研究とは全く新しいSiC繊維自体やプロセス自体を考えることか、開発途中で発生した新たな基礎技術課題を解決することに限られる点である。特に、これからCMCの研究を行う場合には注意が必要であろう。

(2) CMCの力学特性

CMCの力学特性に関して、20～25年前にはセラミックス材料の高靱化機構としてのセラミックス繊維によるセラミックス中に発生したクラックブリッジングとR曲線挙動が研究の対象となっていたが、近年ではクラックを多数含有する場合の変形や破壊挙動に注目が集まっている。すなわち、一つの素過程を考えることから多くのクラックの存在を認め、その相互作用と破壊現象を考えることが重要になった。

最近では、使用環境下での劣化現象に注目が集まっている。図6はSiC/SiCを高温環境に置いたときにクラックをブリッジしたSiC繊維が酸化現象により劣化する場合の模式図である。同様の繊維によるマトリックスクラックブリッジモデルは過去に多くの研究対象となった。化学的な劣化を伴わない損傷の解析では一つのクラックから多数の異なる種類のクラックを持つ場合に移行している。一方、高温での化

学反応を伴う場合の解析では引き続き一つのクラックブリッジングが対象であるが、CMC 特有の高温化学反応を解析に取り込もうとする試みも行われている⁽¹¹⁾。

SiC 繊維は酸化による劣化と同時に繊維のクリープや SiC 繊維表面に施行された BN コーティングの酸化や繊維とマトリックス間の相対滑りによる摩耗、繊維自身のクリープ現象などが同時に発生する極めて複雑な劣化現象である。この劣化現象により、応力-ひずみ曲線はモノリシックセラミックスに類似した挙動を示すことになる。このとき、図中に示した SiC/SiC(PIP)の破断面の観察結果から材料中に大きなボイドができたり、SiC 繊維の表面が酸化劣化していることがわかる。この結果は、CMC の研究開発では高温長時間保持後の特性変化を調べるのが重要であることを示している。すなわち、CMC を製造してから、まず、高温・長時間保持を行い CMC が高温で使えるかを調べる必要がある。

(3) CMC の時間依存特性

CMC の実用化が近づくにつれて使用時の CMC の特性を部材の設計に利用する場合にも劣化現象を考慮しなければならないことも指摘されている。CMC では内部に損傷が累積されるとコンプライアンスが大きくなるため、厳密に言えば部材の共振周波数などが異なる可能性もある。図 7(a)は SiC/SiC の高温疲労試験時の負荷-除荷曲線の傾きから求めた傾きの変化(図 7(b))を 1 回目の負荷時の傾きで割った値と負荷サイクル数の関係を示している⁽¹²⁾。図中の応力値は疲労試験時の負荷応力である。この図を見ると、コンプライアンスの変化は負荷応力が大きなほど大きく、負荷応力が少ないほど変化が小さく、疲労破断までの繰り返し負荷数も多くなることがわかる。このような損傷許容性ゆえに、部材作製前にその特性を詳細に調べる必要がある。また、安全な損傷と危険な損傷の区別を明確にし、その結果を CMC

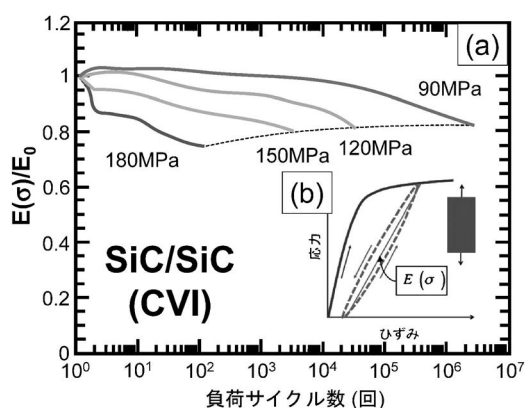


図 7 SiC/SiC(CVI) の高温疲労試験時に生じるコンプライアンスの変化(a)。初期の引張ヤング率(E_0)で繰り返し引張-除荷時のヤング率($E(\sigma)$: σ は負荷応力)を規格化した値。疲労試験時のコンプライアンスの変化を求めるために用いたヒステリシス挙動の模式図。

の非破壊検査にも利用していくことが必要である。また、高温疲労やクリープが同時に働く環境下での使用時の時間依存特性の解析や評価が重要である。

(4) 計測技術分野

設計に用いる力学特性をマルチスケールで考え、特性を理解するための計測技術も進歩した。これに伴い、1500℃で SiC 繊維 1 本の破断現象を観察できる手法⁽¹³⁾や、1500℃までの高温で CMC のひずみを計測する技術⁽¹⁴⁾や SiC 繊維や Al_2O_3 繊維のひずみを計測する技術⁽¹⁵⁾、CMC のマクロな状況とミクロな現象であるマトリックスクラックが同時に観察できる装置⁽¹⁶⁾の開発も行われた。

(5) 計算機科学の利用技術

従来の研究手法と異なるものとしては、計算機科学を利用した CMC 関連技術の進展がある。CMC は他の複合材と異なり、ミクロ組織の構造不均一が高い傾向にあるため、ミクロな空隙が一様に分布していることを仮定した従来の均質化法では部材設計に有益な結果を得ることができない。そこで、実際の CMC の構造を CT によって取得し、その構造を模擬したモデルを計算機中に再現し、このモデルに対して使用条件を模擬した環境下での負荷を加え、CMC や CMC に耐環境コーティングを施工した部材での応力、ひずみ、損傷の分布を得ることを目的とした「バーチャルテスト技術」が試みられている⁽¹⁷⁾。バーチャルテストでは詳細かつ膨大な情報が得られるが、その評価には多大な労力を要する。この軽減を目的として、バーチャルテストの結果を AI(人工知能)で評価する検査方法の研究も開始されている⁽¹⁸⁾。図 8 はバーチャルテストの一例として、0°/90°積層構成を持つ

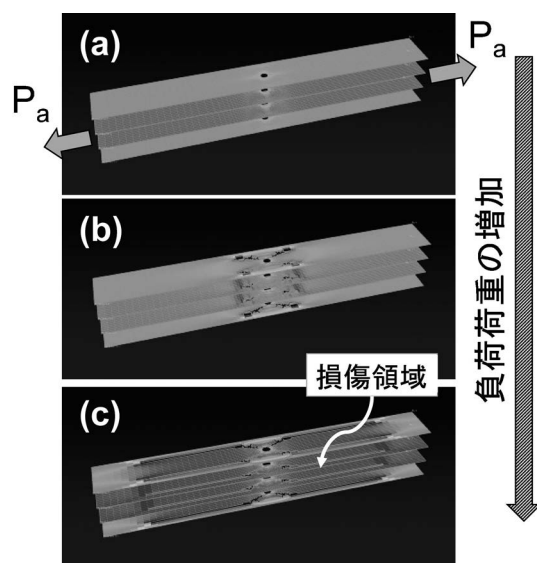
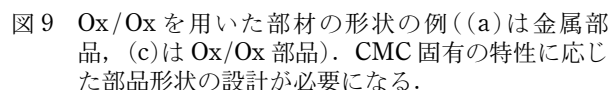


図 8 バーチャルテストの一例として 0°/90°構成の CMC に「穴を開けたものを引張った時の損傷の進展を計算した例。穴の周囲に損傷領域が進展している様子を示している。 P_a は引張荷重の負荷方向。



CMC 試験片を模した有孔試験片に対する引張試験時の損傷の発展をシミュレーションしたものである。CMC の構成要素の特性を基に、CMC 特有の応力-ひずみ挙動を計算機の中に再現することは難しかったが、最近では、使用環境の影響までも考慮した理論計算も試みられている⁽¹⁷⁾。なお、CMC では図 9 に一例を示したように、従来の金属系材料の部材を置き換える場合でも、使用する CMC の特性に応じた部材設計が必要である⁽⁴⁾ことを付け加えておく。

4. 終 わ り に

CMC の開発が急速に進む中で新たに多くの研究課題が生まれている。このような状況下で、行うべき課題と行わなくても良い課題の選別がより重要になっている。筆者らの考えでは、現在の開発に用いる主要技術はすでに過去に行われたものの組み合わせによって行うことが可能なものである。このような状況下で、CMC の分野が将来発展していくためには、CMC の実用化をまず達成し、その後に再び新規課題にチャレンジし、現在開発している CMC をはるかに凌ぐ材料を実現するというシナリオが好ましい。

近い将来の CMC 実用化に対しては、過去の研究開発の成果の蓄積の上に成り立っており、具体的な内容や方針が既に決まっている内容が多い。これから CMC の研究開発に着手しようとする場合には、過去の研究を少しか変えた研究を行わずに、CMC の現状と CMC が発展したと考えた時の姿を見通して研究開発を進展させることを期待している。

国内の CMC 実用化を推進するために東京工科大学に国と関連企業の支援を受けて「CMC センター」が設立された。CMC の研究開発について必要な情報がある場合には問い合わせさせていただきたい。なお、本解説では具体的な応用例については割愛した。例えば文献(19)には世界各国で行われている実用化例が掲載されているので参考にして頂きたい。

文 献

- (1) 香川 豊, 八田博志: セラミックス基複合材料, アグネ承風社, (1990), 1-301.
- (2) Y. Kagawa: Composite Sci. Technol., **57**(1997), 607-611.
- (3) 香川 豊: 応用物理, **86**(2017), 467-473.
- (4) 牛田正紀, 福島 明, 野上龍馬, 田麥あづさ, 西川紘介, 栗村隆之, 松本峰明, 垣澤英樹, 長谷川良雄, 桑田和弘: 日本セラミックス協会講演概要集, (2018), 秋季大会.
- (5) R. J. Kerans, R. S. Hay, T. A. Parthasarathy and M. K. Cinibulk: JACerS, **85**(11)(2002), 2599-2632.
- (6) W. Krenkel: IJACT, **1**(2004), 188-200.
- (7) ENDLESS ADVANCE Co., Ltd., Racing MONO6GT & MONO4GT CMC ローターカタログ, https://endless-sport.co.jp/products/brake_caliper/index_CMCKit.html (retrieved March 18, 2019).
- (8) B. Dix: 東京工科大学 CMC センター設立記念シンポジウム「CMC が拓く日本の航空機産業未来」(2018).
- (9) 香川 豊: FC Report, **35**夏(2017), 100-104.
- (10) 佐藤光彦: 戦略的イノベーション創造プログラム「革新的構造成材料」C42領域 2018年度研究成果報告書, 内閣府(2018).
- (11) 七丈直弘: 戦略的イノベーション創造プログラム「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」C5領域研究計画書(公開版), 内閣府(2018).
T. A. Parthasarathy, B. N. Cox, O. Sudre, C. Przybyla and M. K. Cinibulk: JACerS, **101**(2017), 973-997.
- (12) 例えば, S. Zhu, M. Mizuno, Y. Kagawa, Y. Mutoh: Composite Sci. Technol., **59**(1999), 833-851.
- (13) A. Haboub, H. A. Bale, J. R. Nasiatka, B. N. Cox, D. B. Marshall, R. O. Ritchie and A. A. MacDowell: Review of Scientific Instruments, **85**(2014), 083702.
- (14) Y. Dong, H. Kakisawa and Y. Kagawa: Meas. Sci. Technol., **25**(2013), 025002.
- (15) R. J. Young, A. B. L. Broadbridge and C.-L. So: J. Microscopy, **196**(1999), 257-265.
- (16) 例えば, N. P. Bansal and J. Lamon eds.: Ceramic Matrix Composites: Materials, Modeling and Technology, Wiley (2014).
- (17) B. N. Cox, et al.: Ann. Rev. Mater. Res., **44**(2014), 479-529.
- (18) N. Shichijo, M. Sato, Y. Tanaka, C. Fujiwara, H. Hatta, T. Ohkubo, M. Furui, K. Goto, E. Sato and Y. Kagawa: HTCCMC: High Temperature Ceramic Matrix Composite, (2019), 発表予定.
- (19) 例えば, Ceramic Matrix Composites: Materials, Modeling and Technology, Eds. N. P. Bansal and J. Lamon: the American Ceramic Society, John Wiley and Sons., Inc., (2015), など.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
香川 豊

早稲田大学大学院理工学研究科博士後期課程修了。東京大学教授(生産技術研究所, 先端科学技術研究所, 大学院工学系研究科)を経て2016年東京工科大学教授, 東京大学名誉教授, 2017年4月より現職

専門分野: 材料強度学, 複合材料学, コーティング

◎材料強度に関する実験及び理論解析, 異種材料界面力学の特性評価・解析などを中心とした研究開発。対象材料は金属基複合材料, セラミックス基複合材料, TBCやEBCなどの耐熱コーティングなど。



香川 豊



七丈直弘

熱遮蔽コーティングの 最近の研究・技術動向

松 原 秀 彰*

1. はじめに

ガスタービンとは、軽油や灯油などの燃料を、高温・高圧下で燃焼(爆発)させて動力を得るエンジンの一種であり、航空機のエンジンや火力発電所の発電機に広く用いられている。現在、世界中で運航しているジェット機は約3万機と言われ、また世界中で稼働しているガスタービン発電機はおそらくその何倍もの数と想像される。したがって、ガスタービンは地球規模のエネルギー・環境問題に大きな影響をおよぼす機械システムと言える。ガスタービンの熱効率は燃焼温度が高いほど向上することから、いわゆる耐熱材料の研究がシステム全体の性能向上に極めて重要な役割を果たしている。特に高温・高圧部品である動翼、静翼、燃焼器等には、Ni基超合金の単結晶材(ジェットエンジン)あるいは一方向凝固材(発電タービン)が用いられ、いずれも極めて高価な部材となっている。

タービン入り口温度(Turbine Inlet Temperature, TIT)は年々上昇し、現在では1600℃を越えたTITのシステムが動いている。そのようなTITはすでに超合金の融点を越えており、高価な部材の保護のために高度で複雑な冷却システムが施されている。その一つは空気(フィルム)冷却と呼ばれるもので上記部材への複雑な加工技術(空気穴等)が発展してきた。そしてもう一つの冷却技術が、本稿の主題となる熱遮蔽コーティング(Thermal Barrier Coating, TBC)である。TBCは、ジェットエンジンのほぼすべてに、また発電用タービンも高温作動の高効率型のすべてに施されている。TBCはす

でに確立された技術とも言えるが、その性能、つまり熱遮蔽性や耐久性(寿命)などの改良のための研究開発はいまだに盛んである。本稿では、そのような最近のTBC研究の状況を解説する。

2. TBC技術の整理

1980年代からTBCの研究は活発化し、Anthony G. Evans[†]が研究を始めてから、優れた実験のおよび理論的な論文が多数報告されるようになった。そしてTBCの全体像がよく理解できる解説も多く書かれている⁽¹⁾⁻⁽¹²⁾。これらの解説等を参考にして、TBCに関する技術の整理を行ってみたい。

(1) TBCの材料やプロセスに関する技術

(a) トップコート

表1では、TBCの施工に関する技術について、まずはジェットエンジン用か発電用かという観点(用途)を設定し、分類としてはトップコート、ボンドコート、基材に分けて整理してみた。まず、トップコートに関して述べる⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾⁽¹³⁾⁻⁽²¹⁾。用途によらない内容として、トップコートの役割、組織、材種において、低熱伝導率(熱遮蔽性)、基材に近い熱膨張係数、小さな弾性係数が求められることから、多孔質の7YSZ(ZrO_2 -7 mass% Y_2O_3)が広く用いられていることがあげられる。YSZ以外の材種の関しての研究は活発に行われており、熱伝導率の低い物質の研究が盛んである⁽³⁾⁽⁷⁾。YSZの熱伝導率は、多孔質～緻密な材料で1.2-2.3

* 東北大学大学院環境科学研究科；教授(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-20)

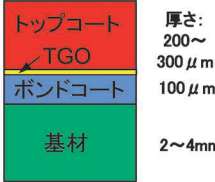
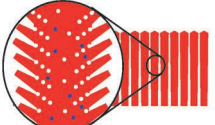
Recent Attitude of Study and Technology on Thermal Barrier Coating ; Hideaki Matsubara (Tohoku University, Graduate School of Environmental Studies, Sendai)

Keywords: thermal barrier coating, gas turbine, jet engine, ceramics, sintering, computer simulation

[†] A. G. Evansの思い出を書かせていただきたい。2000年前後、岸輝雄先生を中心にして我が国と米国でコーティング(TBC)の共同研究計画が進められた。Evansをリーダーとする米国の派遣団がファインセラミックスセンター(JFCC)を訪問することになり、私はたいへん緊張しながらJR熱田駅まで一行を迎えに行ったことを今でも鮮明に覚えている。その後、日本側でもNEDOのTBC開発に関するプロジェクトが開始され、また彼がリーダーを務めていたTBCのMURI(Multidisciplinary University Research Initiative)Programの会合にも我々は何回か出席することを許してもらい、最先端の研究結果と深い議論を直接知ることができた。その会議とは別に、本当に偶然に米国のある地方空港で彼が待合室でマックのコンピューターに向かって仕事をしている姿(これは会議中での彼の決まったスタイルである)を発見し恐る恐る声をかけたら、私を覚えてくれていたことが嬉しかった。また、彼には日本のプロジェクト成果報告会に来てもらい、何故だったかは忘れたが、東京の小さなレストランで二人だけで会食し研究の話をする機会も得た。その時、私の焼結のシミュレーションはTBCの焼結とか剥離に適用するとの良いという意見ももらうと共に、その場で国際電話をしてエンジンメーカー(確かR社の仲間)に私の共同研究を先方に勧めてもらった。その話は実現しなかったが、いつかR社を訪ね、あの電話のことを聞きたいと思っている。Evansは2009年、66才で亡くなった。香川豊先生にそれを聞いた時、かなりショックを受けた。彼を知る者はみな、「巨人逝く」と感じたに違いない。

2019年4月23日受理[doi:10.2320/materia.58.382]

表1 TBCの施工に関する技術の整理．(オンラインカラー)

分類		ジェットエンジン用		発電用	
トップコート	役割、組織、材種	低熱伝導率(熱遮蔽性) 基材に近い熱膨張係数 小さな弾性係数		7YSZ 多孔質構造	
	部材の大きさ	小型	大型		
	稼働の特徴	温度変動 (熱サイクル)	温度一定		
	多孔質構造	柱状・羽毛状構造	積層(ラメラ)構造		
	プロセス	⇒ 電子ビームPVD	⇒ プラズマ溶射		
ボンドコート	役割、組織	トップコートと基材の結合 ⇒ 緻密な組織 熱成長酸化物(TGO) 酸素の遮蔽 ⇒ 保護膜(Al ₂ O ₃)の形成			 柱状・羽毛状構造
	材種	NiCoCrAlY, Pt-Al, Ni-Al-Ptなど			
基材	役割、組織、材種	部材全体の維持 強度、耐クリープ			 積層(ラメラ)構造
	材料の粒界	単結晶材	一方向凝固材		

W/mKであるのに対して、1 W/mKを切る低熱伝導の酸化物が報告されている．トップコート材には、できるだけ熱応力(剥離の原因の一つ)が生じないように、基材であるNi基超合金の熱膨張係数($16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)とできるだけ近い熱膨張係数を有することが求められる．YSZは $10.7 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ であるのに対して、他の候補材料(低熱伝導率酸化物)はなかなかそれを越えられない．また後に詳しく述べるが、トップコートが緻密であると多孔質状態に比べてヤング率が高くなるので、熱応力の抑制には不利となる．これらのことを踏まえると、多孔質YSZを上回るトップコート材を実用化することは慎重にならざるをえない．さらに補足すると、YSZの最大の特徴は酸化物の中で最も高強度、高靱性であることも重要であると思われる．ただし、多孔質膜でそれらの特徴がどのように活かされているのかも実はよく分かっていない(例えば耐エロージョン性)．

トップコートに関して、ジェットエンジン用か発電用かの違いははっきりしていると判断される．ジェットエンジン用では、温度変動、すなわち熱サイクルに対する耐久性が求められることから、プロセスとして電子ビームPVD法がもっぱら用いられ、柱状でかつ羽毛状の特異な多孔質構造が最適であると理解される．また、部材そのものがジェットエンジンの方が発電用に比べて小さいことも、電子ビーム電子ビーム物理蒸着(ED-PVD)法が有利であることの要因となっている．発電用ではプラズマ溶射がプロセスとして適しているのは、層状(ラメラ)構造が可能で、それは熱伝導(膜厚方向)が低いことを重視しているためと考えられる．プラズマ溶射法でも、縦方向の割れを導入することが可能で、膜方向の熱応力緩和、ひいては剥離寿命の向上に寄与する改良技術もなされている．発電用はジェットエンジン用に比べて部材そのものが大型であることも、プラズマ溶射が有利であることの要因となっている．

(b) ボンドコートと基材

ボンドコートに関しては、トップコートと基材の結合(ボンド)という役割と、酸素の遮蔽の役割のために緻密な構造(組織)が求められる⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾⁽⁸⁾．ボンドコートのトップコート側には熱酸化物(TGO)が生成するが、TGOは非常に重要な役割を果たすことになる．とくに酸素遮蔽は、基材を酸化から守る(トップコートは多孔質なので酸素は通過)という意味では、耐環境コーティングの役割をボンドコートが果たすことになる．酸素遮蔽性に最も重要なことは、TGOとしてできるだけ純度の高い Al_2O_3 が生成し保護膜として維持できるかが重要となる．トップコートの施工時にボンドコート表面の僅かな酸化によって Al_2O_3 膜を形成させるとか、薄い Al_2O_3 膜をコーティングさせるという方法も有効である．高温使用の時間が長くなるにつれてTGOは成長し、かつAl以外の元素も酸化され、TGOは複酸化物に変化していく．ボンドコートの材種は、MCrAlY(ここでMはNi, Coあるいはその両方)、Pt-Alなどが実用化されている．高価なPtの使用はTGOにおける Al_2O_3 生成を促進し、ジェットエンジン用への応用が多いようである．また、ボンドコートのプロセスとしては、表には書かなかったが、プラズマ溶射(減圧や高速フレイム)、Al拡散法などが用いられる．ジェットエンジン用には電子ビームPVDをボンドコートにも適用しているようである．ボンドコートの材種やプロセスについては、トップコートに比べて、はっきりとした用途別の整理は難しく、またノウハウ的な要素が強いように感じられる．

基材についても簡単に触れると、まず用途によらず共通的な内容として、部材全体の維持、強度、耐クリープ性などを実現させるため、Ni基超合金の規則相析出効果があげられる．また、材料の粒界に関して、ジェットエンジン用では粒界が存在しない単結晶材、発電用では一方向凝固材が用いられている．トップコート、ボンドコート、基材のいずれについても共通して言えることは、ジェットエンジン用では多少

高価であっても安全性を重視した設計内容となっていることである。

(2) TBC の劣化と寿命

すでに TBC 施工(材料とプロセス)の整理の項でも触れているように、ガスタービンシステムをジェットエンジンや発電用に使う時の性能を見込んだ設計が、すでに施工時にいくつも施されている。それでも、ガスタービンの高温高圧部品では劣化が進行する訳であるが、劣化を如何に抑えるかは言うまでもなくシステムの維持管理に極めて重要な技術となる。高温高圧部品の表面に施工された TBC は、いわば劣化の最前線に置かれている訳であり、TBC の劣化の速度は速い。

表 2 には、TBC の劣化と寿命の内容を整理してみた。劣化の要因には内在的なものと外来的なものに分けて考えることが有効である⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。要因の中身としては組織変化と性能の劣化という整理が可能であろう。まず、内在的要因としては、ガスタービンの定常的な運転(高温、高圧、酸化)によって、トップコートの多孔質構造の変化、すなわち焼結現象が生じ、それによって熱遮蔽性が劣化(熱伝導率が上昇)する。ボンドコートの酸化の進行によって、TGO が成長し、かつ体積膨張を起こすので変形(湾曲、rumpling)も生じる。ボンドコートは基材との反応・拡散を生じ、ボンドコートそのものが変形しやすくなってしまう。

外来的な要因による劣化も生じる⁽³⁾⁽⁹⁾。CMAS は Ca, Mg, Al, Si を成分(氧化物)とする火山灰や塵などがトップコート上に付着し、反応することにより形成され、この存在によりトップコートの焼結や強度低下などを引き起こす。また、物理的な損傷として、比較的大きな外来物(FOD (foreign object debris)、例えば鳥とか石の小片など)がトップコートを損傷させてしまうこともありうる。さらには比較的小さな外来物(固体だけでなく液体も)では、トップコート表面のエロージョンが起こっていることが考えられる。

このように TBC の劣化は非常に多様で複合的(複雑)である。そして、いうまでもないが、その劣化の速度を少しでも遅らせることが、実用的な観点からは重要な目標となり、様々な材料やプロセスの研究開発が行われてきており、いまだ進行中と言える。そして、そのような研究開発と同じくらい

重要となるのが、TBC 劣化の評価技術の研究である。赤外イメージング、ラマン分光法、インピーダンス分光法、サーモグラフィ、アコースティックエミッション、発光センシングなどの手法が報告されている⁽⁶⁾。そして、それらの評価技術を通して、TBC の寿命に関する評価や判断をすることが、実用的にも学問的にも TBC 研究にとって最も重要な対象といえることができる。それでは、TBC の寿命とは何かを考えた場合、TBC の膜の剥離(delamination, spallation)というのが広く認められている考え方である⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。ただ、TBC の膜は一度に完全に剥離するのではなく、部分的な剥離が生じ、それらが連結していくと考えられるので、TBC の寿命とは、膜の剥離が始まった時点を示しているのではないと思う。実際の航空機会社や電力会社の点検では、高価な基材の損傷や破壊に至らないように(そうするとエンジンそのものの損傷になってしまう)、TBC の膜のある臨界的な程度を決めて、それを TBC の寿命としていると考えられる。寿命がくれば、TBC 膜はいったんブラスト処理などによって剥がされ、そのあとリコーティング処理がエンジンメーカーで行われている。

3. TBC の劣化と寿命のシミュレーション研究

TBC のプロセス、材料、組織、特性と言った初期(施工時)の状態が、ガスタービンの使用環境下で組織変化による特性変化が生じ、TBC としての性能が劣化し、最終的には剥離という寿命に至る過程は、これまでの研究でかなりの部分が明らかになっている。とくに、Evans をはじめとした材料の破壊力学の研究者たちが、TBC の剥離のメカニズムを明らかにしたことは、TBC の耐久性(durability)を各段に向上させることに大いに役立った⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。以下では、セラミックスコーティングに関して、著者らが我が国のプロジェクト(SIP の革新的構造材料)において、計算機シミュレーションを使って初期組織の形成過程から、組織変化による特性変化にともなう性能劣化および寿命予測を行う研究開発の内容を紹介することにしたい。

(1) TBC を研究対象とした動機

計算機シミュレーションによる材料設計の技術開発は、マテリアルインテグレーション(MI)と呼ばれ、材料のデータベース等との連携を行うことにより、新材料設計の強力な支援技術となることが期待されている。MI は、SIP の革新的構造材料のプロジェクトにおいても主要課題として取り扱われており、金属、高分子、セラミックスに関する研究課題が設定されている。これまで著者らは、セラミックスやサーメット等の焼結材料に関するシミュレーションを開発してきている⁽²²⁾⁽²³⁾。そして、TBC はジェットエンジンや発電用のガスタービンシステムの構造材料として着実に実績を残しているセラミックス技術であるので、また多くの研究によって TBC に関するプロセス、材料、組織、特性、性能に関する多くのデータや剥離のメカニズム等が明らかになっているの

表 2 TBC の劣化と寿命の整理.

要 因	組織の変化や性能の劣化の内容		結 末
内在的 (Intrinsic)	トップコートの 多孔質構造 変化(焼結)	熱遮蔽性の劣化	⇒ 剥 離 または 寿 命 ↓ リコーティング
	ボンドコートの 酸化 基材との 反応・拡散	TGO の 成長と変形 ボンドコート の変形	
外来的 (Extrinsic)	CMAS 外来物の飛来 (FOD) 摩滅(Erosion)	⇒ 主にトップ コートの劣化	

で、TBCのMI技術への展開が最も効果的と判断される。

図1にはTBC劣化と寿命の予測のためのシミュレーション研究の手法と流れ(シナリオ)を示す。まずここでは、特徴的な多孔質構造の形成と変化、とくに焼結について、モンテカルロ(MC)法によるシミュレーションを行う。次に、焼結(気孔率の減少)に伴う特性の変化としてヤング率の上昇を取り扱うことにより、有限要素法(FEM)による熱応力の計算に連携させ、剥離によるエネルギー解放率(G)の計算を行う。そして G は時間(ある温度で保持した時間)の関数で計算することが可能で、実験で求められた界面破壊靱性値(Γ)の時間関数の曲線と比較することにより、 G と Γ の交点が剥離する時間、すなわち寿命の予測値とすることができる。そして、新材料として焼結が抑えられるTBCができた場合に旧材料に対して寿命がどれだけ向上させられるかが計算予測できるというシナリオが書ける。著者らは、TBCのYSZ膜にLaなどを添加すると焼結が抑えられるというデータを得ているので⁽¹⁶⁾⁽¹⁹⁾、そのような焼結抑制による剥離寿命の向上への寄与をシミュレーションによって予測したいということも本研究の動機の一つである。さらに付記すると、従来の研究において膜の剥離はTGO成長が最も主要な要因とするメカニズムで説明されており、TBC膜の焼結の影響は指摘はされているが⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、定量的な解析は行われていないということも本研究を進めようとした動機の一つである。

(2) TBCの計算機シミュレーションの成果例

以下では上記のシナリオに基づいて得られたシミュレーション成果のいくつかを紹介する^{(24)–(26)}。まず図2には、柱状晶かつ羽毛状構造を有する特徴的な多孔質構造の形成プロセスの結果を示す。ジェットエンジン用の電子ビームPVD

法を想定し、基材の回転を導入し、かつ3次元の計算を行った結果例である。蒸着の初期には、基材表面には小さな粒子が数多く発生するが、膜厚が厚くなるに連れて柱状晶の太さは大きくなること、すなわち粒子の数は減少(競合成長)する過程が再現されていることなどが分かる。

図3には、特徴的な多孔質構造を加熱したとき(高温でTBCとして使用したとき)の焼結と粒成長の組織変化をMCシミュレーションした結果を示す。ここで注目したいのは、基材の近い部分では気孔が消滅し焼結が進み、かつ粒成長も生じるが、基材に遠い部分では、気孔は粗大化はするが焼結は起こらないことである。つまり、TBC膜の焼結などの組織変化が膜厚方向で異なった状況で生じることが示されている。このことは実際と同様な状況になっていることを実験研究で確かめている。焼結が起これば膜の横(面)方向のヤング率が上昇してしまい、使用時の高温からの冷却過程で熱応力が発生することになるが、ヤング率上昇が膜中の場所によって異なることが示される。

図4には、FEM法を用いて冷却過程に生じる熱応力にTBC膜が剥離する説明図と、それを計算するためにTBC

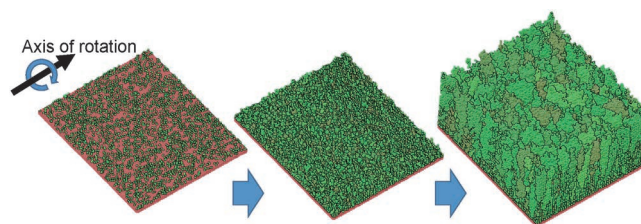


図2 特徴的な多孔質膜(柱状・羽毛状構造)の形成プロセスのシミュレーション。(オンラインカラー)

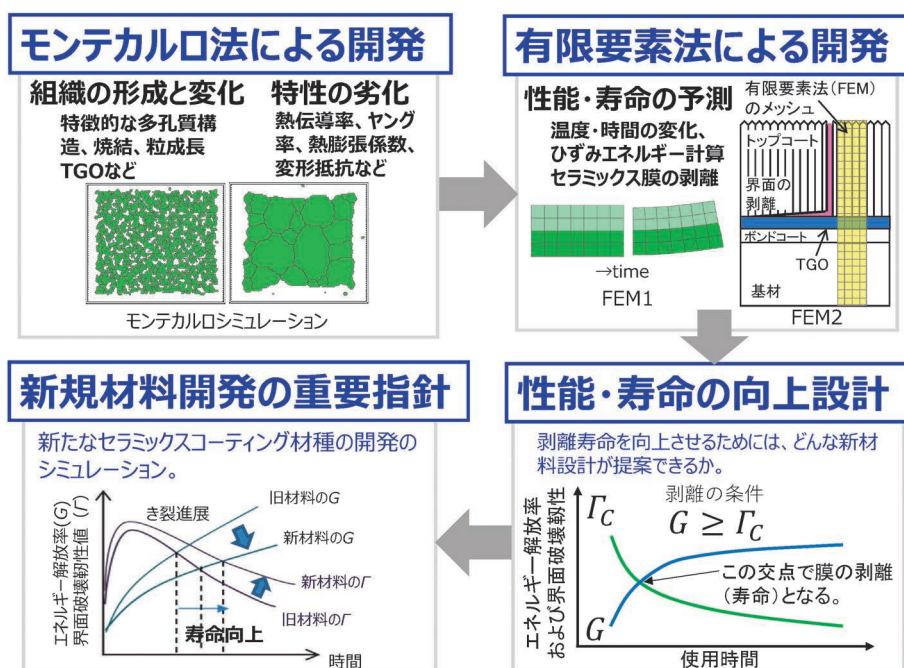


図1 TBC劣化と寿命の予測のための研究の手法と流れ(シナリオ)。(オンラインカラー)

環境遮蔽コーティングの現状と
将来展望

北 岡 諭*

1. は じ め に

航空機エンジンのタービン入口温度の高温化は、燃焼効率向上(CO₂排出量削減)に有効な手法の一つである。しかし、ノズルやブレード等のタービン部材は、その耐用温度を遙かに超える高温の燃焼ガスに曝されるため、大量の圧縮空気による冷却が不可欠となる。そのため、燃焼制御技術に加えて、耐熱性に優れる部材を用いることにより、部材冷却効率の向上を図ることでエンジン燃費の削減とNO_xの発生を抑制する取り組みが精力的になされてきた。中でも、SiC繊維強化SiCマトリックス複合材(SiC_f/SiC_m)は、現用の耐熱合金よりもはるかに軽量で耐熱性に優れることから、次世代航空機エンジン部材の切り札としてその適用が世界レベルで検討されている。近年、SiC_f/SiC_mが民間機用航空機エンジンのホットセクション部品の一部に搭載され始め、今後もさらに多くの部位への適用が計画されていることから⁽¹⁾⁽²⁾、時代はまさに金属からSiC_f/SiC_mへの“材料変革期”に入ったといっても過言でない。しかし、SiC_f/SiC_mを約1100℃以上の水蒸気を含む燃焼環境下に曝すと、SiC_f/SiC_mの酸化により生成したシリカが揮散・消失するため、部材の著しい減肉が進行する⁽³⁾⁽⁴⁾。そのため、SiC_f/SiC_mを上記部品に適用するためには、環境遮蔽コーティング(EBC: Environmental Barrier Coating)が不可欠となる。また、SiC_f/SiC_mを構成する耐熱性SiC繊維の耐用温度は約1400℃であるため、SiC繊維がそれ以上の高温環境下に曝される場合は、SiC_f/SiC_mといえども冷却が必須となる。したがって、部材の耐久性を向上させ、しかも、冷却空気量のさらなる低減によりエンジン燃費を飛躍的に削減するためには、EBCにおいても部材内への熱の流入を抑える遮熱コーティング(TBC: Thermal Barrier Coating)機能を併せ持つことが望まれる。

しかし、EBC性能が“素材”と“微細組織(プロセス制御因子)”に強く依存するにも関わらず、そもそも“素材固有の環境遮蔽性”に関する情報が決定的に不足しているため、性能向上に対する取り組みは未だ試行錯誤的である。我々

は、膜中の物質移動機構を明らかにするため、モデル膜として焼結体から切り出した多結晶体ウェハを用いて高温環境下において酸素透過試験を実施し、酸素ポテンシャル勾配($d_{\mu O}$)下における酸化物中の物質移動を評価・解析してきた⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾。モデル膜を使用することにより、膜を介した $d_{\mu O}$ や拡散距離が一定となることに加えて、物質移動に大きな影響を及ぼす微量成分の制御が容易になるため、膜本来の環境遮蔽性能を正確に把握することができる。また、酸素透過試験の場合は、膜の上下面が気相と接することから、基本的に高酸素分圧($P_{O_2}(hi)$)側表面においては酸素分子の解離・吸着が進行し、低酸素分圧($P_{O_2}(lo)$)側表面ではその逆反応が進行するため、より単純化して物質移動を考えることができる。

本稿では、SiC_f/SiC_m用のEBCに関する最近の技術動向について紹介する。また、EBC候補素材中の物質移動データを基に環境遮蔽性と構造安定性に優れるEBCを設計する方法について述べるとともに、より過酷環境下にSiC_f/SiC_mを適用する際に要求される新たなEBC機能について紹介する。

2. EBCの技術動向

EBCには優れた環境遮蔽性や熱機械的耐久性を併せ持つことが要求される。そのため、通常、EBCを多相積層構造にすることで各層毎に機能を分担させてEBC全体として優れたパフォーマンスを発現させる手法がとられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。例えば、近年実用化されたEBCは、SiC_f/SiC_m基板側から順に、結合層/熱応力緩和層/酸素・水蒸気遮蔽層として機能させる目的でSi層/[BSAS(Barium-strontium alumino-silicate)—ムライト混合層/BSAS層]からなる多相積層構造を有する⁽²⁾。しかし、このBSAS系EBCはプラズマ溶射法により形成されており多孔質であるため、燃焼環境中の腐食種(酸素や水蒸気)がEBC中の空隙を介して高速拡散し、下地Si結合層を酸化させてシリカを生成する。このシリカが上層中のBSAS相と接触すると、1300℃付近で共融点を有す

* 一般財団法人ファインセラミックスセンター；主幹研究員(〒456-8587 名古屋市熱田区六野 2-4-1)

Current State and Future Prospects of Environmental Barrier Coatings; Satoshi Kitaoka (Japan Fine Ceramics Center, Nagoya)

Keywords: environmental barrier coatings, thermal barrier coatings, diffusions, grain boundary calcium-magnesium alumino-silicate (CMAS), thermal energy reflection

2019年2月18日受理[doi:10.2320/materia.58.387]

る融液が生成するため、その温度以上の燃焼ガス環境下に EBC が曝されると、高速ガス流により EBC が吹き飛ばされるときともに、EBC 内に融液が浸透し積層構造の崩壊に至る⁽¹¹⁾。このことは、融液生成温度以上の環境下において EBC を使用するのには困難であることを示唆する。

そこで、我々は耐熱性 SiC 繊維の耐用温度(1400℃)で実用的に使用可能な EBC の開発に取り組んでいる。EBC 構成相の選定において重要なのは、1400℃を越える燃焼ガス環境下における化学的安定性と SiC_f/SiC_m 基板との熱膨張係数差を把握することである。Klemm⁽¹²⁾は、様々な耐熱材料に対して実際の燃焼ガス環境を模擬したバーナーリグ試験を実施し、燃焼ガス中の水蒸気による供試材の揮散・減肉速度と熱膨張係数との関係を定量的に評価した。その結果、Yb シリケート (Yb₂SiO₅, Yb₂Si₂O₇) が耐水蒸気揮散性に優れ、特に Yb₂SiO₅ が非常に優れることを示すとともに、Yb₂Si₂O₇ の熱膨張係数は SiC_f/SiC_m 基板と同等であるが、Yb₂SiO₅ のそれは若干大きいことを明らかにした。また、Yb シリケートは室温から高温まで体積変化を伴う相転移が無い。以上のことから、Yb シリケートは EBC の水蒸気遮蔽層として極めて有望であると考えられている。

酸素遮蔽性に優れた多相積層構造 EBC を設計する場合、上述した素材適合性の観点に加えて、構成する各酸化物層の酸素遮蔽性や層中の物質移動機構を理解しておくことも重要である。高温 d_{μO} 下に曝された酸化物層においては、Gibbs-Duhem 式に従い、酸化物イオンには P_{O₂}(hi) 側から P_{O₂}(lo) 側方向に移動する駆動力が、カチオンにはその逆方向の駆動力が作用する。その結果、酸化物層を介した酸素透過は、酸化物イオンの移動だけでなく、カチオンの移動によっても進行しうる。カチオンの移動は、相分解と多相積層構造の崩壊をもたらすことから、EBC の構造安定性を向上させるには、カチオンの移動を抑制することが極めて重要となる。

我々は、代表的な耐熱性酸化物 (Yb シリケート、ムライト、アルミナ) に対して、酸素トレーサー (¹⁸O₂) を用いた酸素透過試験を実施し、試験後の層断面を二次イオン質量分析法にて ¹⁸O の分散状態を評価した結果、いずれも粒界を介して酸化物イオンが高速拡散することを確認した。そこで、本稿では、試験片形状や結晶サイズに依存せず、粒界特性にのみ依存するパラメータの「単位粒界長さ当たりの酸素透過係数」を用いて議論する。また、酸素透過データ⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾を基に、任意の温度、d_{μO} 下における酸素透過係数を計算で求める手法も構築しており、単層の酸素透過係数の計算値が実測値とよい対応を示すことを確認した。図 1 に、P_{O₂}(hi)/P_{O₂}(lo) = 10⁵ Pa/10⁻⁸ Pa のときの耐熱性酸化物の酸素透過係数 (計算値) と温度との関係を示す。1400℃付近での使用を想定した場合、酸素遮蔽性に最も優れるのはムライトであるのがわかる。また、酸素透過係数の酸素分圧勾配依存性データ⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾より、酸化物層中を移動するカチオン種とその価数を決定することができ、アルミナとムライトの場合は Al³⁺ イオンが、Yb シリケートの場合は Yb³⁺ イオンが移動することを明らかにした。Yb シリケートとムライトの主構成

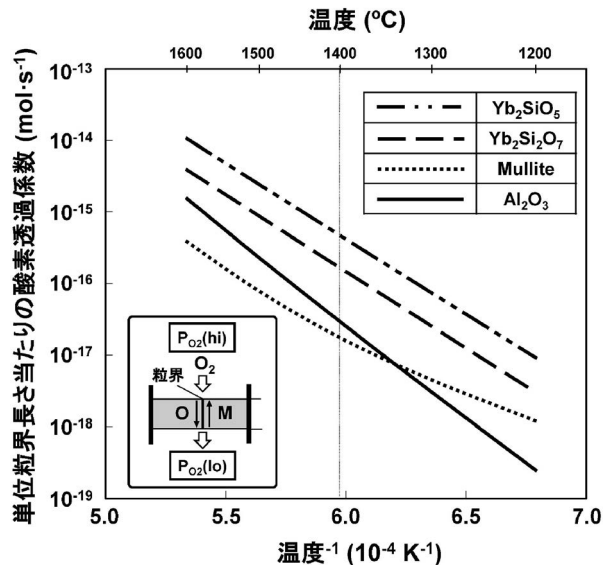


図 1 酸素ポテンシャル勾配下に曝された酸化物層の単位粒界長さ当たりの酸素透過係数の温度依存性: $P_{O_2}(hi)/P_{O_2}(lo) = (10^5 \text{ Pa}) / (10^{-8} \text{ Pa})$, O = 酸化物イオン, M = カチオン。

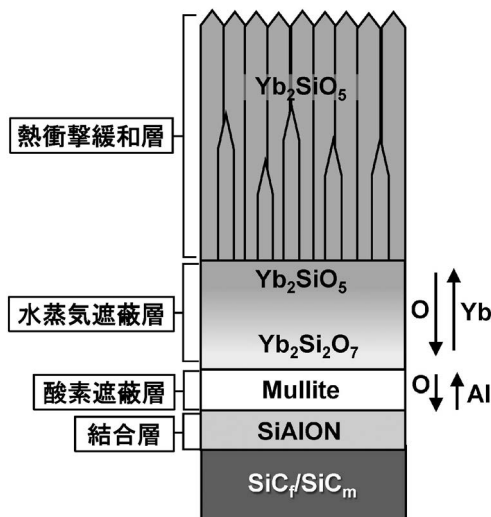


図 2 開発 EBC の積層構造模式図。

分である Si⁴⁺ イオンの拡散は、その他のイオン種に比べて十分に遅く、酸素透過にはほとんど寄与しない。さらに、任意の温度、d_{μO} 下に曝された酸化物層内の構成イオン種の化学ポテンシャル、酸素透過に関与する構成イオン種の粒界拡散係数と流速を推定することも可能である⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾。したがって、これらの物質移動パラメータを用いれば、EBC の酸素遮蔽性と構造安定性に関する要求性能を満たすための構造情報 (例えば、結晶粒径、層厚等) を得ることができる。

以上の情報を基に、我々が提案した EBC 構造 (図 2) は、SiC_f/SiC_m 基板側から順に、結合層/酸素遮蔽層/水蒸気遮蔽層/熱衝撃緩和層 (遮熱層) としての機能を付与した、SiAlON 層/ムライト層/Yb₂Si₂O₇-Yb₂SiO₅ 傾斜層/セグメント構造を

有する Yb_2SiO_5 層からなる．ここで， Yb_2SiO_5 は耐水蒸気揮散性に非常に優れ，かつ，現行の耐熱合金用遮熱コーティング素材の Y_2O_3 添加 ZrO_2 よりも低熱伝導であることから遮熱層としても有望であるが^{(13)–(15)}，その熱膨張係数は図2のEBC構成層の中で最大である⁽¹²⁾．そこで，多相積層EBCの最表面層(トップコート)の Yb_2SiO_5 遮熱層を多孔質セグメント(縦割れ)構造にすることで，エンジンの起動・停止に伴う厚さ方向の急峻な温度変化に伴い誘起されるひずみの緩和を図っている．一方，ガス遮蔽性が要求される下地の水蒸気遮蔽層や酸素遮蔽層は緻密質でなければならない．そこで，水蒸気遮蔽層には，耐水蒸気揮散性が比較的良好で熱膨張係数が $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ に近い $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ を基板側に配置し，トップコート側が Yb_2SiO_5 になるように傾斜組成にした．さらに，下地の酸素遮蔽層には，EBC構成層の中で最も酸素遮蔽性に優れるムライトを配置した．高温の $d_{\text{H}_2\text{O}}$ 環境下にムライト層を曝すと層中を Al イオンが外方向に拡散するために，下地結合層側において Al 成分が欠乏しムライト層が分解する⁽⁶⁾．そこで，ムライト層の構造安定化を図るために，Si よりも耐熱性に優れ，かつ，Al イオンの供給機能を有する SiAlON を結合層に配置した．また， SiAlON 層に含まれる窒素の存在により， SiAlON 中の Al が欠乏しても結晶構造が維持されるため， SiO_2 (Cristobalite)の生成を抑制することが期待できる．ちなみに，Cristobalite は β (高温相) $\rightarrow \alpha$ (低温相) 転移により大きな体積変化を伴うことから，Cristobalite 層の成長は EBC の剥離を誘発するため避けなければならない．なお，図2のEBCにおいては， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層—ムライト層界面の共晶温度が最も低く 1500°C であるが， 1400°C の想定使用温度よりも十分に高いことから耐熱性については問題ない．

図2のEBCを構成する複合酸化物は，それを構成する2種酸化物の蒸気圧が大きく異なる(incongruent 蒸発)．例えば，Yb—Si—O系の場合， SiO の平衡蒸気圧は YbO のその約5桁も大きい．そのため，プラズマ溶射法のように原料を一旦溶解させたものを基板に照射してコーティングすると，得られる膜の組成が原料と大きく異なることが問題となる．例えば， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 粉末を大気圧プラズマ溶射すると，得られる膜は $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ と Yb_2SiO_5 からなる混相組織となり⁽¹⁶⁾，ムライトの場合は，アルミナとムライトの混相組織となる．

EBCの環境遮蔽性は，微細組織(プロセス制御因子)に強く依存する．我々は，構成する2種酸化物の蒸気圧の独立制御が可能なダブル電子ビームPVD法(図3)を用いて，図2の多相積層EBCの各構成層に要求される微細組織を高度に制御する技術を開発した．例えば， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層を形成する場合，2種類の多孔質焼結体(Yb_2O_3 ， SiO_2)を電子ビームにより独立に溶解させることで，各焼結体溶解面からの揮散ガスの発生量を任意制御し，基板上に $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層を形成した⁽¹⁷⁾．この際，基板をレーザー等により 1000°C 以上に加熱しながらコーティングすることで，緻密質の結晶相にしている．また， Yb_2SiO_5 トップコートのセグメント構造は，蒸着速度を高め安定結晶面に優先配向させることで形成すること

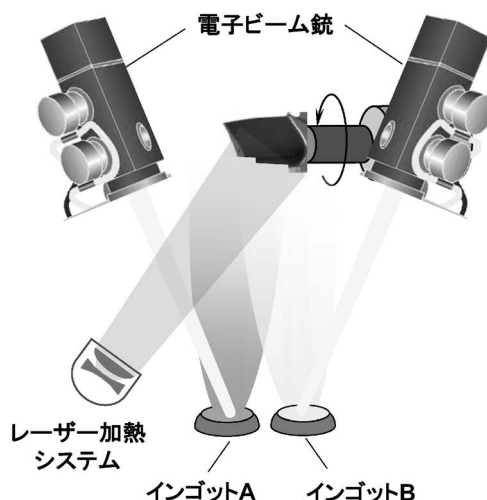


図3 レーザー加熱機構付きダブル電子PVD成膜装置の概念図．

ができる．さらに，基板を回転しながら成膜することで，Shadowing効果によりセグメントの間隙を広くし，かつ，各セグメントを多孔質にすることができる(遮熱性の向上)．実際に，これらの方法により形成した多相積層EBCは，優れた熱サイクル性を有することが実証されている．

近年では，タービン入口温度の高温化に伴い，EBCに火山灰・砂等の溶融物(CMAS: Calcium-magnesium aluminosilicate)に対する耐性も要求されている．トップコート表面に付着したCMASはトップコートと反応し，その一部がセグメント間隙に浸透する．EBC冷却時には，トップコート表面—CMAS固化層間やセグメント間がCMAS反応層を介して強固に融着する．CMAS固化層や緻密質浸透層の破壊靱性は共に小さいため，冷却時に浸透層界面付近において誘起されるひずみによりき裂が生成・伝播し，その結果として，熱サイクル毎にトップコートが減肉すること等が問題となる⁽¹⁰⁾． Yb_2SiO_5 の耐CMAS性は，BSASや $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ よりも優れることが知られている⁽¹⁰⁾．これは， Yb_2SiO_5 層がCMASと反応しCa成分を多く含むApatite等を形成することで，CMAS中の融液残量が大幅に低減するため，セグメント間隙へのさらなる融液の浸透が抑制される．その結果として，熱サイクルに伴うトップコートの減肉量が低減し耐CMAS性が向上する．しかし， Yb_2SiO_5 の耐CMAS性は耐熱合金用TBC素材の $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ よりも劣ることから⁽¹⁰⁾，図2のEBCにおいても，耐CMAS性により優れた素材をトップコートに付与する必要があると考えている．

3. EBCの将来展望

EBCに高温熱源からの輻射熱エネルギーを効果的に反射する機能を付与できれば，EBC内への熱の流入を抑え $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 内温度の上昇を防ぐことが可能となり，その結果として， $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ の酸化劣化を飛躍的に抑制できるものと期待

放射光による工業材料評価

～1. 放射光と放射光施設～

廣 沢 一 郎*

1・1 はじめに

放射光は物性物理学や地球科学、生命科学などの学術研究ばかりでなく、多数の民間企業が製品や製造工程の改善・改良に向けて放射光を活用している。現在は国内に複数の放射光施設が稼働し、各施設の特徴を生かした多様な放射光実験が行われるようになった。このように放射光実験は以前より身近になったが、分析技術としての認知度は高いとは言えない。本入門講座では、工業材料評価等に応用された放射光利用事例等の紹介を通じて放射光実験未経験者の方がご自身も放射光利用実験に踏み出す端緒になることを目的とする。

各放射光施設には実験目的に応じた多様なビームラインが複数あり⁽¹⁾⁻⁽⁸⁾、例えば格子振動を測定できる高分解能非弾性散乱(図1.1)⁽⁹⁾や元素ごとの磁化がわかる磁気円偏向二色性測定⁽¹⁰⁾、軟 X 線を用いた高精度な電子分光⁽¹¹⁾等々、種々の実験が行われている。これらはいずれも、放射光の特徴を最大限に活用した先進的な実験であるが、本入門講座では最も普及している硬 X 線を用いた散乱・回折(図1.2)と XAFS を中心に紹介する。その他の放射光技術にご興味がある方は、日本分析化学会機関紙「ぶんせき」の2015年発行の各号に専門家による入門記事が掲載されているので、そちらをご覧ください⁽¹²⁾。

“放射光実験は難しそうで手が出ない”と感じておられる方も多いと思うが、初めて実験される方でも所望のデータが得られるように装置整備が行われている。また、“放射光実験を行いたいけどどこから手をつければよいのかわからない”と戸惑っておられる方には、お近くの放射光実験経験者に相談されることをお奨めしたい。身近に経験者がいない方は最初の相談先の検討に本稿をご活用いただければ幸甚である。

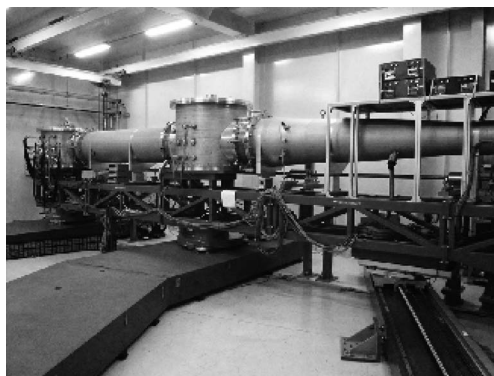


図1.1 SPring-8 BL35XU に設置されている高分解能非弾性散乱測定装置の写真。試料(写真の右側・画面から外れた位置にある)から非弾性散乱された X 線は画面を左右に横断している真空パイプを通りパイプの左端で検出される。真空パイプは測定条件に応じて試料位置を中心に水平面内を走査する。非弾性散乱にともなう X 線のエネルギー(運動量)変化を精密に測定するため、試料から検出器までは約10 m である。

1・2 放射光施設⁽¹³⁾

日本国内には(西から東の順に)佐賀県立九州シンクロトロン光研究センター(SAGA-LS)、広島大学 放射光科学研究センター(HiSOR)、大型放射光施設 SPring-8、兵庫県立大学 高度産業科学技術研究所 ニュースバル放射光施設(NewSUBARU)、立命館大学 総合科学技術研究機構 SR センター(以下 立命館大学 SR センターと略記)、あいしシンクロトロン光センター(Aichi SR)、自然科学研究機構 分子化学研究所 極端紫外光研究施設(UVSOR)、高エネルギー

* 公益財団法人高輝度光科学研究センター；産業利用推進室長(〒679-5498 兵庫県佐用郡佐用町光都 1-1-1)
Synchrotron Radiation as Analytical Tools for Industrial Materials ~Synchrotron Radiation and Synchrotron Facilities~; Ichiro Hiroswawa (Japan Synchrotron Radiation Research Institute (JASRI), Sayo-gun, Hyogo)
Keywords: synchrotron radiation, brilliance, synchrotron facilities, hard X-ray, industrial materials
2018年3月30日受理[doi:10.2320/materia.58.391]



図1.2 SPring-8 BL19B2に設置されている回折装置．散乱X線パターンは弧状に配置された1次元半導体検出器で測定される．試料交換，試料位置調整，散乱パターン計測の一連の測定作業が連続的に全自動で行われる．

一加速器研究機構 物質科学研究所 放射光科学研究施設 (PF)の8施設が稼働している．以上の施設のうち硬X線を用いた放射光実験が定期的に行われている施設は，SAGA-LS，SPring-8，立命館大学SRセンター，AichiSR，PFの5か所である．

放射光は，高速(高運動エネルギー)で進行する荷電粒子(通常は電子，もしくは陽電子)を磁場で曲げる際に発生するX線から赤外線までの幅広いエネルギー帯域の電磁波(シンクロトロン光)で⁽¹⁴⁾ある．多くの実験室系X線装置はターゲット元素の特性X線を利用しているため，使用するX線のエネルギー(波長)が固定されているが，放射光では実験に適したエネルギーを有するX線を任意に選択することができる．更に，荷電粒子の運動エネルギーや磁場の強さに応じて放射光のスペクトルが変化するため，施設ごとに特徴が異なる光源を利用することができる．

X線エネルギー選択の自由度に加えて高輝度な光源であることも放射光X線の特徴である．図1.3に示すようにSPring-8のX線の輝度は実験室装置の回転対陰極光源よりも5桁以上高い⁽¹⁵⁾．放射光の特徴を表すパラメーターである“輝度(brilliance)”は一定のエネルギー幅(0.1%幅，10 keVでの幅は10 eV)において，光源単位面積(1/mm²)から発生する放射光のうち，一定の立体角範囲内(1/rad²)に収まる光子数で定義されるため，輝度が高いことがそのままX線強度が高いことを意味するとは限らない．全光子数が同じ場合，図1.4(a)のように発光部，発散角が大きい光源(可視光ではハロゲンランプなど)よりも(b)のように発光部，発散

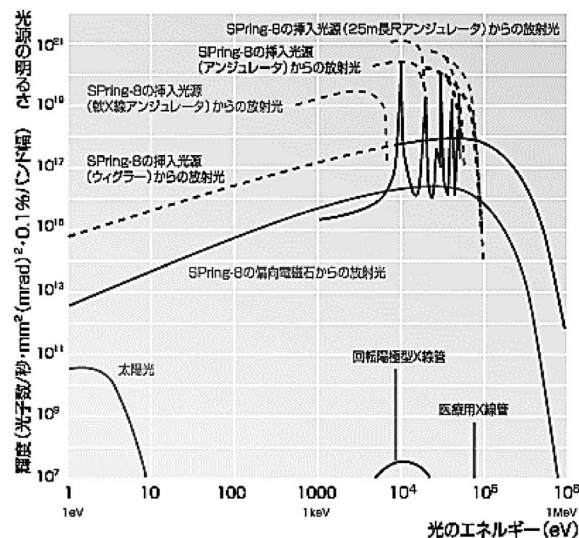


図1.3 SPring-8の輝度スペクトル⁽¹⁵⁾．

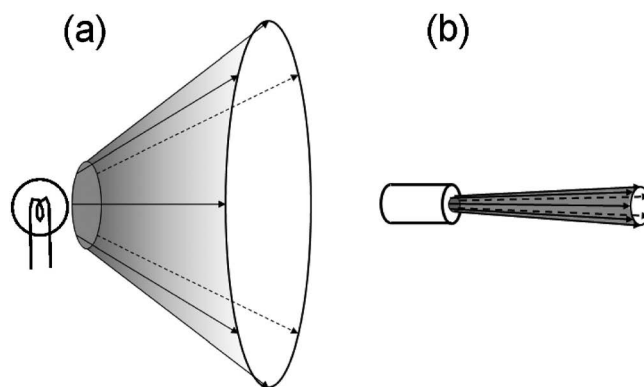


図1.4 (a)輝度が低い光源と(b)輝度が高い光源．

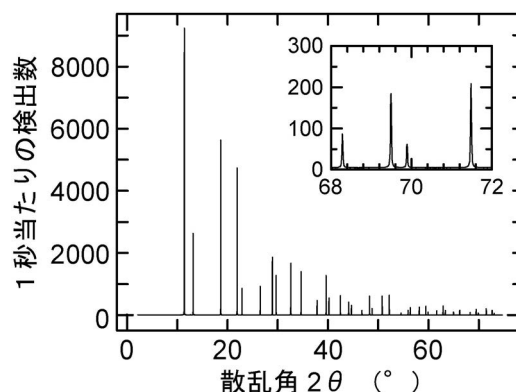


図1.5 BL19B2に設置された回折装置(図1.1)で測定したCeO₂の回折パターン．挿入図は高角度域の拡大図．

角が小さい光源(レーザーポインタなど)が高輝度な光源となる．

図1.5はSPring-8のBL19B2で測定したCeO₂の回折プロファイルである．この測定は直径0.1 mmのガラスキャピ

ラリに封入した0.1 mgの試料に20 keVのX線を照射して行った。約120秒の積算でCu K α 光源のX線回折装置では測定できない高波数域まで明瞭に分離した回折ピークが観測されている。(散乱角を 2θ , X線のエネルギーをE(keV単位)とした場合、波数は $2\pi E \sin\theta / 1.23986$ (nm⁻¹)である。Cu K α 光源は約8 keVであるため、20 keVでの散乱角が47.2°を越える領域は測定することができない。)このように輝度が高い光源は微量もしくは微小な試料に適した光源と言える。

しかし、輝度の高い光源が全ての測定に適した光源とは限らない。図1.6はSPring-8のBL46XUにおいて測定したSi基板上のポリイミドフィルム(PMDA-ODA、全膜厚約100 nm)表面近傍の002回折プロファイルである。測定開始7.6時間後の回折ピーク(●)は、測定開始直後(○)の2/3程度にまで低下し、連続的なX線照射により試料表面付近の構造が変化することがわかる。こように、高輝度光源を用いた場合は測定のためのX線照射が試料を変性させてしまう場合があるので、測定の目的や試料の性質に応じた“最適な放射光施設”の選択が大変重要となる。

しかし、最適な放射光施設を選択することは案外と難しい。施設選択において検討する項目は、上記の1) 輝度、に加えて2) 光源の安定性、3) 設置されている測定機器の種類や仕様、4) 試料環境制御のための周辺機器の仕様、5) 試料調製もしくは試料搬送のための装置や設備、6) 施設の所在地、7) 実験提案受付の頻度、8) 施設の運転期間、9) 利用料金 等々多岐にわたり、実験の目的によって優先順位が異なる。例えば、急速な試料温度変化に対する時分割応答の観測では1)から4)の検討が必須であるが、複数の施設で実施可能な測定を一刻も早く行いたい場合は5)や6), 7), 8)のような利用制度が優先されるであろう。技術的事項の紹介は本入門講座の第2, 3回で行うこととして、硬X線を用いた実験を行っている5施設の利用制度概要を紹介する。

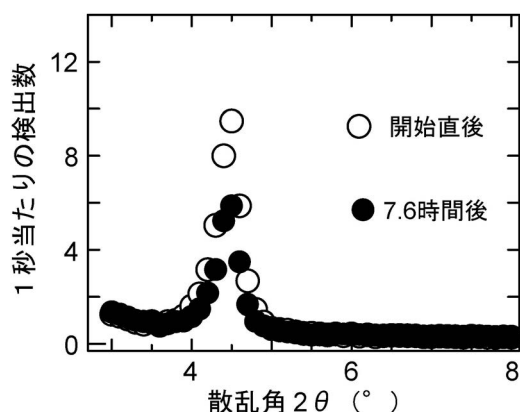


図1.6 SPring-8 BL46XUで測定したSi基板上ポリイミドフィルムの002回折プロファイル。X線エネルギーは10 keVとし、入射X線及び散乱X線の試料面に対する角度は0.120°に設定した。

1・3 硬X線域の放射光施設の利用制度

1・3・1 各施設共通事項

実験は放射線管理区域で実施するため、実験者が所属する機関から教育・訓練の受講や健康診断の受診が法令で義務付けられている放射線業務従事者として認定されていることが必須である。放射線業務従事者の認定や教育・訓練についてわからない場合は、各放射光施設にお問合せいただきたい。

1・3・2 佐賀県立九州シンクロトロン光研究センター (SAGA-LS)

問い合わせ <http://www.saga-ls.jp/?page=9>

riyou@saga-ls.jp

佐賀県鳥栖市に立地し、放射光の産業利用を目指した応用研究により新しい産業の創造や地域産業の高度化に生かすことを目的とした施設で、6本の県有ビームライン(硬X線域は4本)を火曜日から金曜日に10時から21時の1日単位で利用することができる。利用の募集は年3期ごとに各期の利用開始日の3ヶ月程度前からホームページを通じて告知され、利用希望の前々月15日が締切である。利用情報公開が必要なトライアル利用、公共等利用、探索先導利用、先端創成利用、公開が不要な一般利用の5つの利用区分があるが、所属機関と利用目的に応じて利用料金や審査方法が異なるので詳しくは<http://www.saga-ls.jp/?page=56>で知ることができる。

1・3・3 SPring-8

問い合わせ https://user.spring8.or.jp/?page_id=120

sp8jasri@spring8.or.jp

兵庫県西部にある国内最大の放射光施設で共用ビームライン26本のうち23本で硬X線を用いた様々な実験が可能である。多様な課題種が設定され利用制度はやや複雑であるが、主な課題種は1) 有償で成果公開の義務がない成果専有課題、2) 論文誌掲載等による成果公開が必要な無償成果非専有課題、3) 競争的資金を獲得した研究を行う有償の成果公開優先利用課題である。このうち、成果非専有課題は実験計画の審査が課せられる。年2回の利用期ごとに募集が行われるが一部のビームラインでは年6回の募集を行っている。利用期には8時間を単位として24時間連続で実験が行われるが、一部のビームラインでは施設職員が実験者に代わって2時間単位で測定を行う測定代行課題(成果専有課題)も随時受付している。利用制度の詳細な説明は<https://user.spring8.or.jp/>に掲載されている。

1・3・4 立命館大学SRセンター

問い合わせ <http://www.ritsumei.ac.jp/acd/re/src/guide.html>
srl@st.ritsumei.ac.jp

立命館大学の草津キャンパスにある軟X線域の実験を主な対象とした施設で同大学の研究・教育活動に利用されると

ともに、学外ユーザーの利用も活発に行われている⁽¹⁶⁾。硬 X 線域では 2 本のビームラインが XAFS 測定に対応し、4.5 時間を 1 単位とし、1 日 2 単位、月曜から金曜に実験が行われている。成果公開型の利用の他に、利用者と同施設が個別に契約して行う研究委託や共同研究、職員が測定を行う委託分析、利用者が測定を行うスポット利用の制度があり、これらは利用成果公開の義務がない。利用料金等の詳細は冒頭の web ページに記載されている。

1・3・5 あいちシンクロトロン光センター(Aichi SR)

問い合わせ <http://www.astf-kha.jp/synchrotron/about/coordinator.html>

aichisr@astf.or.jp

愛知県瀬戸市にある国内で最も新しい放射光施設で産業利用が主たる目的である。日中 8 時間(4 時間単位 2 回)週 4 日の利用が可能で、硬 X 線実験に対応したビームラインが 7 本設置されている。利用は原則有料で一般利用、中小企業利用、公共等利用、トライアル利用の 4 つの区分がある。公共等利用のみ成果公開が必要で定期利用申込は年 6 回、長期利用申込は年 2 回受け付けている。申込先着順にビームタイムが配分されるが、実験者の所属機関や利用区分に応じて利用料金が異なっている。その他、施設職員が実験者に代わって測定を行う測定代行も実施している。利用制度の詳細は <http://www.astf-kha.jp/synchrotron/userguide/about/> より知ることができる。

1・3・6 高エネルギー加速器研究機構 物質科学研究所 放射光科学研究施設(PF)

問い合わせ 共同利用係 kyodo1@mail.kek.jp

産業利用 共用促進リエゾン pkyoyo@pfqst.kek.jp

1983年に茨城県つくば市で稼働を開始した歴史ある放射光施設で硬 X 線を利用した種々の実験が 20 を超える実験ステーションで行われている(利用期は 24 時間連続運転)。大学共同利用機関であるため主として大学や公的研究機関の研究者(科研費申請資格を有する民間企業の研究者も含む)を対象とした共同利用実験が行われている。共同利用実験は複数の申請区分が設定され、年 2 回募集される G 型、S2 型、T

型と随時申請を受け付ける U 型、P 型、S1 型がある。いずれの区分も審査を経て採択された課題は無償で実験ができる。その他、民間企業の研究者の利用を念頭においた施設利用や共同研究、競争的資金を獲得した研究を遂行するための優先施設利用などの有償利用の制度も設けられている。これらの利用制度の詳細は <https://www2.kek.jp/imss/pf/use/program/> をご覧いただきたい。

1・3・7 研修等

以上の放射光施設では施設や学会等が主催して、利用経験が少ない方への研修や教育を目的とした測定実習や講習会を開催している。測定実習は特に有用で参加を強くお奨めしたいが、不定期に開催されることが多いため受講されたい方は各施設のホームページを定期的にご確認いただきたい。

文 献

- (1) http://www.spring8.or.jp/ja/about_us/whats_sp8/facilities/bl/map/
- (2) <http://www.saga-ls.jp/?page=11>
- (3) http://www.hsrc.hiroshima-u.ac.jp/storagering_beamlines/beamlines.html
- (4) <http://www.lasti.u-hyogo.ac.jp/NS/facility/>
- (5) <http://www.ritsumei.ac.jp/acd/re/src/beamline.html>
- (6) <http://www.astf-kha.jp/synchrotron/userguide/gaiyou/>
- (7) https://www.uvsor.ims.ac.jp/about/beamlines_list.html
- (8) <http://www2.kek.jp/imss/pf/apparatus/bl/>
- (9) S. Tsutsui, H. Uchiyama, J. P. Sutter, A. Q. R. Baron, M. Mizumaki, N. Kawamura, T. Uruga, H. Sugawara, J. Yamaura, A. Ochiai, T. Hasegawa, N. Ogita, M. Udagawa and H. Sato: Phys. Rev. B, **86**(2012), 195115.
- (10) N. Kawamura, S. Tsutsui, M. Mizumaki, N. Ishimatsu, H. Maruyama, H. Sugawara and H. Sato: J. Phys. Conf. Ser., **190**(2009), 012020.
- (11) T. Wakita, *et al.*: Phys. Rev. B, **95**(2017), 085109.
- (12) <http://www.jsac.or.jp/bunseki/bunmokuji.html>
- (13) 後藤俊治: ぶんせき, 2015 年 1 号, (2015), 2-7.
- (14) 廣沢一郎: ぶんせき, 2015 年 10 号, (2015), 416-421.
- (15) http://www.spring8.or.jp/ja/about_us/whats_sr/sp8_features/
- (16) M. Oishi, K. Yamanaka, I. Watanabe, K. Shimoda, T. Matsunaga, H. Arai, Y. Ukyo, Y. Uchimoto, Z. Ogumi and T. Ohta: J. Mat. Chem. A, **4**(2016), 9293-9302.

相変態を利用した 高性能マグネシウム合金の開発

小 川 由希子*

1. はじめに

昨秋、第28回日本金属学会奨励賞を戴きましたこと、改めて関係者の皆様に感謝申し上げます。この度、寄稿の機会をいただきましたので、奨励賞受賞対象である相変態を利用した新規マグネシウム合金の開発に関する研究についてご紹介させていただきます。本研究成果は、主に東北大学大学院博士課程在籍時に得られたものであり、本研究の遂行にあたり多大なるご指導・ご助言をいただきました、東北大学 小池淳一 教授、須藤祐司 准教授、安藤大輔 助教をはじめ関係者の皆様に深く御礼申し上げます。

2. マグネシウム合金の現状と本研究の着想

マグネシウム(Mg)は実用金属の中で最軽量であり、その密度は 1.74 gcm^{-3} と、軽量金属に分類されるアルミニウム(Al)およびチタン(Ti)の約2/3、1/3である。この軽さを利点とし、これまでに自動車用部品やノートパソコンの筐体に使用されてきた。一方、Mgの持つ欠点の一つに冷間加工性の乏しさが挙げられ、これに伴う任意形状への成形性の問題から、用途は制限されているのが現状である。この欠点の大きな要因はMgの結晶構造にある。Mgは異方性の高い六方晶(hcp)構造をとるため、独立なすべり系が少なく、かつ室温においては主すべり系である底面すべりが他のすべり系に比べ圧倒的に活動しやすい。従って、すべり変形のみでは等方変形を生じることが困難であり、この変形の不均一性を補うため、変形双晶が導入される。しかしながら、現在最も汎

用されているMg合金AZ31において、この変形双晶が起点となり結果的に早期破断に至るとの報告がなされている⁽¹⁾。そこで、この難加工性向上のため、結晶配向性の制御や結晶粒径微細化による粒界すべりの利用といった方法に加え、すべりによる等方変形が可能な結晶構造の導入が試みられてきた。Mgにリチウム(Li)を約20 at%以上加えると、その結晶構造はhcp構造から体心立方(bcc)構造へと変化する⁽²⁾。よって、Mg-Li合金においては、bcc(β)相を利用することにより加工性の大きな向上に成功し⁽³⁾、世界最軽量(2018年5月現在)ノートパソコンの筐体にも使用されている。

これまでに報告されている二元系状態図によると、Mgリッチの組成域、すなわちMg-X二元系合金においてbcc構造を取りうるXの候補としてはLiの他にスカンジウム(Sc)がある⁽⁴⁾。Mg-Sc合金におけるhcp(α)相もScを最大で20 at%程度固溶する。一方、両者の二元系状態図には α/β 相境界の入り方に違いがある⁽²⁾⁽⁴⁾。Mg-Li状態図における α/β 相境界は組成依存性をほとんど持たないが、Mg-Sc状態図においては、高温域でのみ β 相が得られ、 β 単相域は高温ほど低Sc濃度側へと張り出しているため、その α/β 相境界は組成依存性を持つ。このことから、Mg-Sc合金においては、Mg系ではこれまで例のない相変態を利用し、熱処理条件に応じた組織制御が可能であると予測できる。しかしながら、Mg-Sc合金の機械的特性に関する研究報告は α 単相へのSc添加効果に限られ⁽⁵⁾、 β 相を利用した研究はなされていなかった。そこで、本研究ではMg-Sc合金における α/β 相変態に着目し、機械的特性の向上に加え新たな機能性付与を試みってきた。

* 国立研究開発法人 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点；研究員(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)
Development of High Performance Magnesium Alloy Through Phase Transformation; Yukiko Ogawa (Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)
Keywords: *magnesium alloy, phase transformation, mechanical property, age hardening, shape memory alloy, martensitic transformation*
2019年2月27日受理[doi:10.2320/materia.58.395]

3. Mg-Sc 二元系状態図の再検討と組織

Mg-Sc 二元系状態図はいくつかの報告があるが、各々に異なる点がある⁽⁴⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾。一方、相変態による組織制御を行うためには、正確な状態図が必要となる。ここで、既報の状態図の $\alpha+\beta$ 二相域に注目すると、実験的には、組織観察により単相・二相を分類し、その作り込み組成をプロットすることでのみ推定されており、各々の状態図ではその形状が大きく異なる。そこで、本研究を開始するにあたり、正確な二相域の決定を行った。この際、拡散対法および合金法の二種類を用いた。図1に再検討した状態図を示す。得られたデータ点は B. J. Beaudry と A. H. Daane によって報告された状態図上にプロットしており⁽⁴⁾、図中黒色丸は拡散対法、灰色丸は合金法において β 単相であった試料、白丸は合金法において $\alpha+\beta$ 二相であった試料の Sc 濃度測定結果を示している。なお、濃度測定には電子線マイクロアナライザ (EPMA) を使用した。黒の実線で示したのが、本実験において得られた二相境界であり、既報状態図における相境界は全て点線で記してある。図1より、本実験にて得られた二相域は既報の状態図よりも低 Sc 濃度側に存在し、その傾向は高温ほど強いことが分かった⁽⁸⁾。

再検討した状態図を基に、同一組成を有する Mg-Sc 合金において熱処理温度により組織が実際に変化するかを調査した。この際、使用した合金の組成は、Mg-20.5 at% Sc であり、本研究では主に本組成の合金を用いている。図2に示す通り、690°Cで10分間熱処理後水冷した場合、 β 単相が得られ、625、600°Cで10分間熱処理後水冷した場合は $\alpha+\beta$ 二相であった。また、600°Cで熱処理した場合は625°Cに比べ α 分率が増加していた。従って、図2より、 α 分率は熱処理温度の低下とともに増加し、その組織は熱処理温度により制御可能であることが確認できた。

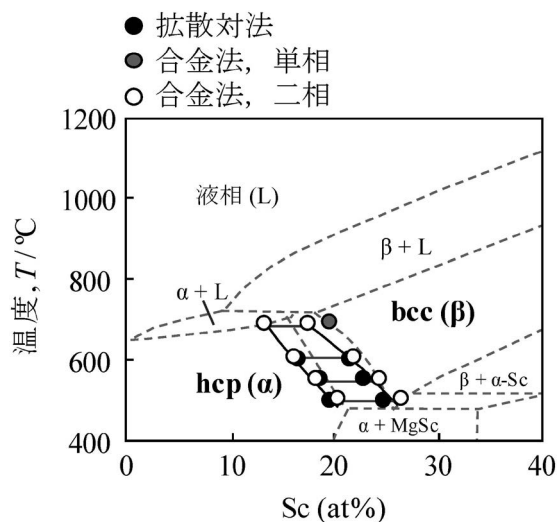


図1 Mg-Sc 二元系状態図⁽⁴⁾。

4. Mg-Sc 合金の機械的特性

β 相の導入による冷間加工性への効果を調査するため、 β 単相および $\alpha+\beta$ 二相組織を有する試料の冷間圧延における圧延限界を評価した。 β 単相および $\alpha+\beta$ 二相組織は、各々690°Cにて30分および600°Cにて1時間熱処理後、水冷することにより得た。本実験に使用した合金は、Mg-20.5 at% Scであり、反射電子像にて解析した結果、 $\alpha+\beta$ 二相試料における α 分率は37.1%であった。ここで、冷間加工性 W は、焼鈍を行わずに圧延を続けた際に圧延板の端に明瞭なクラックが入るまでの合計圧下率(圧延限界)とし、 $W = (t_0 - t_{\text{crack}}/t_0) \times 100(\%)$ と定義した。 t_0 は冷間圧延前の板厚、 t_{crack} はクラックが生じた際の板厚を示す。また、1パス当たりの圧下率は約2%とした。図3にMg-Sc合金の冷間加工性を示す。比較材として、純MgおよびAZ31の冷間加工性も示した。純Mg, AZ31の値は参考文献⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾より引用しており、これらの1パスあたりの圧下率は約1%, 1.5%であった。従って、本実験における圧延条件は図3に示した純Mg, AZ31よりも厳しいものである。しかしながら、Mg-Sc合金の β 単相、 $\alpha+\beta$ 二相試料の合計圧下率は42, 45%といずれも高い冷間加工性を示した。純Mg, AZ31と比較すると、その値は約2倍であった。更に、 $\alpha+\beta$ 二相試料は β 単相とほぼ同等の冷間加工性を示すことが明らかとなった。こ

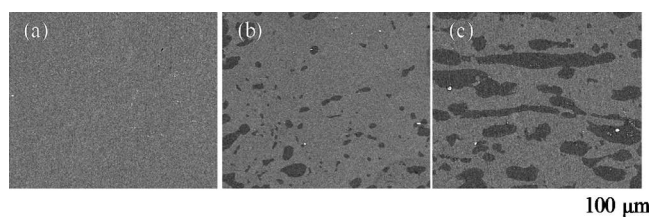


図2 様々な熱処理温度における Mg-20.5 at% Sc の組織、熱処理温度：(a) 690°C、(b) 625°C、(c) 600°C、熱処理時間：10分間、熱処理後水冷。

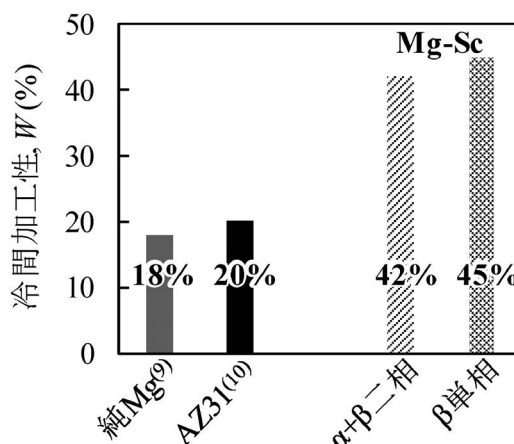


図3 β 相を有する Mg-20.5 at% Sc の冷間加工性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

のことから、Mg-Sc 合金における α 相は高い加工性を示すと考えられる。そこで、次に α 単相における冷間加工性を調査した。また、Mg-Sc 合金における α 相は β 相への変態を用いることでその集合組織を制御可能である⁽¹¹⁾。このため、集合組織と冷間加工性の関係も併せて調査した。

本実験では、下記の2つの熱処理履歴(A, B)により、異なる集合組織を持つ2種の α 単相試料を作製した。A では、600°C で1時間熱処理後水冷し $\alpha + \beta$ 二相とした後、500°C で144時間熱処理後水冷し当軸粒を有する均質な α 単相を得た。一方、B においては690°C で30分間熱処理後水冷し β 単相とした後、500°C で144時間熱処理後水冷し当軸粒を有する均質な α 単相を得た。熱処理履歴 A, B を経た α 単相試料の(0001)極点図を図4(a), (b)に示す。ここで RD は圧延方向、TD は圧延直角方向を表している。図4(a)から、A を経た場合には極が TD 方向に広がった弱集合組織を持つことが分かる。一方で B を経た場合、ランダムな集合組織を有することが(b)より明らかである。これら α 単相試料の冷間加工性は図4(c)に示した。A を経た試料の合計圧下率は34%であり、B を経た場合は40%まで向上することが分かる。従って、Mg-Sc 合金の α 単相は純 Mg や AZ31 に比して高い冷間加工性を示し、ランダム配向を有する場合、その冷間加工性は β 単相と比べても遜色ないものであることが明らかとなった。また、弱集合組織を持つ A を経た α 単相試料においても30%以上の高い値が得られた一因として、hcp 構造の軸比 c/a の変化があると考えられる。Mg に Li を添加すると、添加量の増加とともに延性は向上することが知られているが、この Li の添加により α 相の c/a が低下し非底面すべりの臨界分解せん断応力(critical resolved shear stress, CRSS)は低下する一方、底面すべりの CRSS は上昇するとの報告がある⁽¹²⁾⁻⁽¹⁶⁾。実際に、A を経た α 単相試料中の c/a は、その XRD 測定結果より1.615と算出できる($a = 0.3229$ nm, $c = 0.5215$ nm)。この値は、純 Mg (1.624) や AZ31 (1.625) より小さい値であり⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾、Sc 添加により c/a が低下したと考えられる。以上より、 α 単相試料において得

られた高い冷間加工性は、 $\beta \rightarrow \alpha$ 相変態により弱化またはランダム化した集合組織と c/a の低下によるものであると結論付けられる。

図5には、様々な組織を有する Mg-20.5 at% Sc および実用軽量合金の機械的特性をプロットした⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾。縦軸は比強度、横軸は引張試験における延性である。ここで、Mg-20.5 at% Sc の比重は Mg, Sc の密度から約2.01と推定され、比強度の算出にはこの値を利用した。図5に示した Mg-20.5 at% Sc の詳細な機械的特性および熱処理条件は表1にまとめた。また、 β 相を有する Mg-Sc 合金を低温で時効すると、微細な針状または板状の α 相が β 相内に析出しその硬度が著しく上昇する⁽¹⁹⁾⁽²²⁾。そこで、初期組織を β 単相および $\alpha + \beta$ 二相とし時効処理を施した試料の引張特性を調査した結果、 β 単相を初期組織とした場合にはほぼ弾性域で破断し、非常に脆いことが分かった⁽¹⁹⁾。このため、図5には初期組織を $\alpha + \beta$ 二相とした場合の時効硬化後の引張特性のみ示してある。図5より、本研究において得られた Mg-Sc 合金は実用 Mg, Al 合金に比して高延性かつ高比強

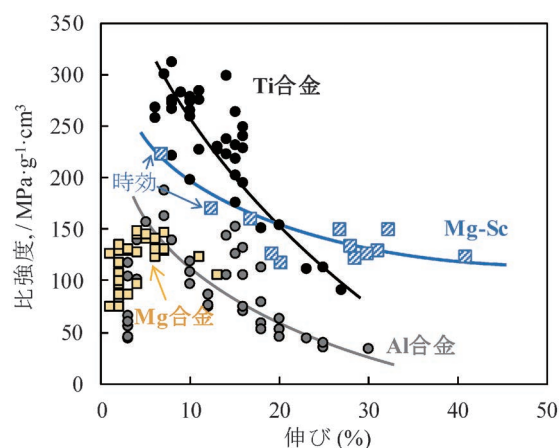


図5 Mg-Sc 合金・実用軽量合金の比強度と延性⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾。

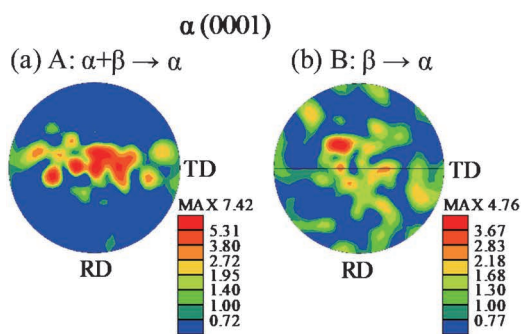


図4 (a)熱処理履歴 A を経た α 単相 Mg-20.5 at% Sc の(0001)極点図, (b)熱処理履歴 B を経た α 単相 Mg-20.5 at% Sc の(0001)極点図, (c) α 単相 Mg-20.5 at% Sc の冷間加工性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

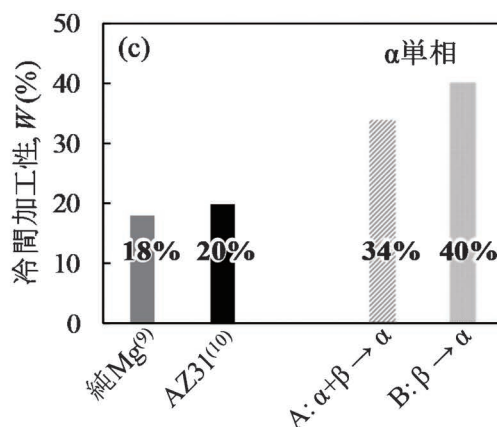


表 1 様々な熱処理条件における Mg-20.5 at%Sc の機械的特性⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾.

熱処理条件	伸び (%)	最大引張強度 (MPa)	比強度 (MPa・g ⁻¹ ・cm ³)
500℃ 10分	27	314	149.5
550℃ 10分	16.9	333	158.6
600℃ 10分	32.4	312	148.6
625℃ 10分	19.4	265	126.2
690℃ 10分	28.6	254	121.0
690℃ 30分	41	257	122.4
690℃ 30分 →500℃ 4時間	30	263	125.2
690℃ 30分 →550℃ 48時間	31.3	271	129.0
690℃ 30分 →600℃ 24時間	20.4	244	116.2
600℃ 1時間	28.2	280	133.3
600℃ 1時間 →200℃ 4時間(時効)	12.5	357	170.0
600℃ 1時間 →200℃ 5時間(時効)	6.9	465	221.4

度を示すことが分かる．更に，高延性を有する試料においては実用 Ti 合金よりも高い比強度を示すと考えられる．

5. Mg-Sc 合金における超弾性効果・形状記憶効果

Ti 合金は α/β 相変態を用いた組織制御により用途に応じて機械的特性を適正化できる．中でも， β -Ti 合金はマルテンサイト変態を起こし，形状記憶特性(超弾性効果，形状記憶効果)を示すため，様々な製品への利用が期待されている．また， β -Ti 合金は時効処理を施すと β 相へ微細な α 相が析出しその硬度が著しく上昇することが知られているが，この時効硬化現象およびその組織は Mg-Sc 合金にて確認されたものと酷似している⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾．そこで， β 型(β 単相)Mg-Sc 合金においてもマルテンサイト変態が生じ，形状記憶特性が得られる可能性があると考え，調査を行った．

まず，超弾性効果について得られた結果を述べる．超弾性効果は様々な温度下で負荷-除荷引張サイクル試験を行い，調査した．本実験に用いた合金は Mg-20.5 at% Sc であり，690℃で熱処理後水冷し β 単相を得た．サイクル試験では，歪みが一定の値に達するまで引張応力を加えた後除荷し，これを 1 サイクルとした．与える歪みについては，1 サイクル目は 1%，2 サイクル目は 2%とし，その後 1%ずつ増やしながら破断に至るまで負荷・除荷を繰り返した．図 6 に室温(20℃)，-100℃，-150℃における 4 サイクル目の応力-歪み曲線を示す．ここで，降伏応力や超弾性歪みといった超弾性特性は結晶粒径に依存することが報告されている⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾．なお，試験片厚さ方向に存在する結晶粒の影響を考慮する必要があるため，結晶粒径 d を試験片厚 t で除した d/t を各試験片に対して算出し，図 6 には d/t が近い試験片の結果を示している($0.66 \leq d/t \leq 0.72$)．室温および -100℃において

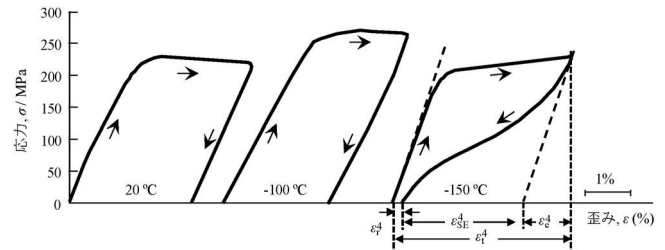


図 6 負荷-除荷引張サイクル試験における Mg-20.5 at% Sc の応力-歪み曲線(4 サイクル目)．

は，加えた応力を除荷しても形状回復は確認されなかった．また，-100℃における降伏応力は室温よりも高く，温度の低下とともに降伏応力が上昇したことがみてとれる．従って，室温および -100℃においてはすべりによる塑性変形が生じたことが示唆される．一方，-150℃においては，応力を除荷するとその形状はほぼ元の位置まで大きく回復し超弾性合金に典型的なフラッグ状の応力-歪み曲線を描いた．以上より，Mg-20.5 at% Sc 合金は低温下にて超弾性効果を示すことが明らかとなった⁽²⁸⁾．ここで， i サイクル目の超弾性歪み ϵ_{SE}^i は $\epsilon_{SE}^i = \epsilon_t^i - \epsilon_e^i - \epsilon_r^i$ (ϵ_t^i : 与歪み， ϵ_e^i : 弾性歪み， ϵ_r^i : 残留歪み)で定義され，形状回復率(%)は $\{\epsilon_{SE}^i / (\epsilon_t^i - \epsilon_e^i)\} \times 100$ より算出される．以上より，-150℃における最大超弾性歪みは 4.4% (8 サイクル目)，最大形状回復率は 94.5% (3 サイクル目)であった．図 7 (a)に各試験温度における形状回復率(3 サイクル目)を示した．この図から，70℃から -100℃の温度範囲では形状回復は生じない一方，-125℃以下では，形状回復が確認され超弾性効果を示すことが確認できる．また，図 7(b)には試験温度と降伏応力の関係を示した．-100℃以上では，温度の低下とともに降伏応力は上昇しており，-100℃以上では塑性変形が生じると結論付けられる．反対に，-125℃以下では，温度の低下とともに降伏応力は低下していることから，-125℃以下では応力誘起マルテンサイト変態が生じたと考えられ，応力誘起マルテンサイト変態が生じる臨界温度は -100℃と -125℃の間に存在すると推測される⁽²⁸⁾．また，図 7(b)において，応力誘起マルテンサイト変態に必要な臨界応力がゼロとなる地点での温度，すなわち黒破線で示した近似直線を応力ゼロまで外挿した際の横軸との交点がマルテンサイト変態開始温度 M_s と定義できる．しかしながら，図 7(b)においてその交点は 0 K 以下となり，Mg-20.5 at% Sc の M_s 点は 0 K 以上には存在しないことが分かった．このことは，Mg-20.5 at% Sc は熱的なマルテンサイト変態を生じず，従って，熱的に回復する形状記憶効果を示さないことを示唆している．実際に，液体窒素内(-196℃)で Mg-20.5 at% Sc を変形させると超弾性効果を示すことを確認しており，少なくとも -196℃以上では形状記憶効果を示さないことが明らかである．

そこで，Mg-20.5 at% Sc よりも低 Sc 組成の合金にて形状記憶効果を調査した．図 8 に Mg-18.3 at% Sc の形状記憶効果観察結果を示す．試験片を液体窒素内で変形後，徐々に

昇温しながら形状変化の様子を撮影した．図 8(a), (b) に示した -50°C , -30°C では形状変化はみられない．しかしながら，(c) -10°C では形状が回復し始めており，(d) 18°C でほぼ元の形状まで回復した⁽²⁸⁾．以上より， β 型 Mg-Sc 合金は超弾性効果および形状記憶効果を発現するが，そのマルテンサイト変態温度は Sc 濃度に大きく依存し Sc 濃度の低下とともに上昇することが明らかとなった．

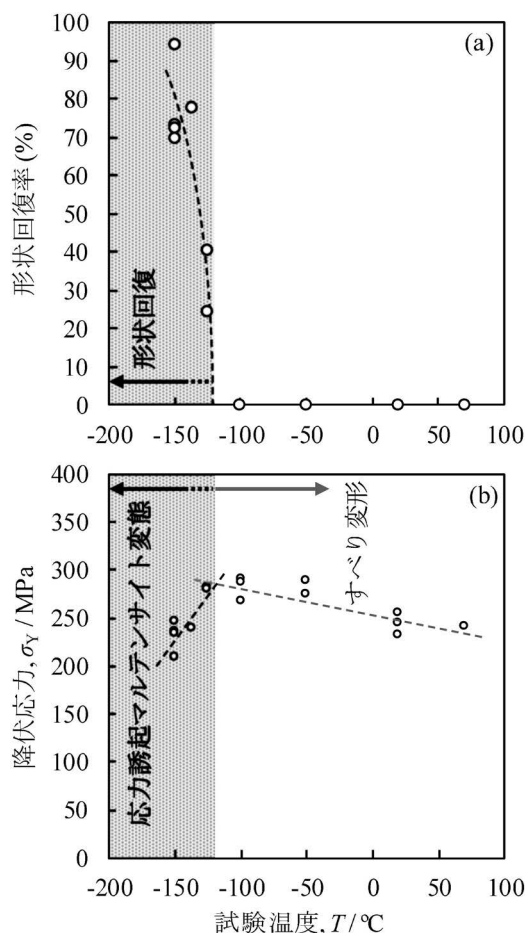


図 7 Mg-20.5 at% Sc の (a) 形状回復率，(b) 降伏応力とサイクル試験温度の関係．

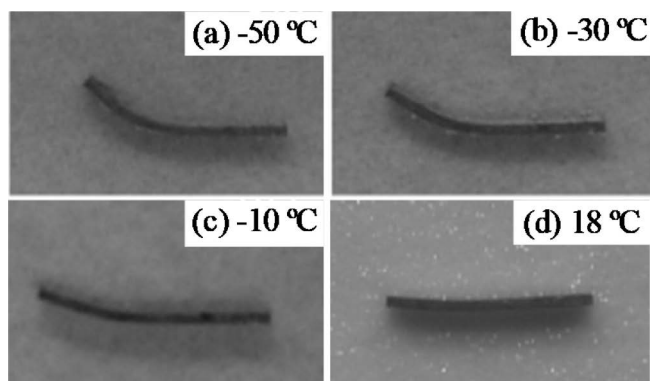


図 8 Mg-18.3 at% Sc における形状記憶効果，試料サイズは長さ 7 mm，幅 1.2 mm，厚さ 0.3 mm．

6. Mg-Sc 合金のマルテンサイト変態に伴う結晶構造変化

マルテンサイト変態による結晶構造変化については，温度を変えながらの *In-situ* XRD 測定にて調査した．また，本実験には，Mg-19.2 at% Sc を使用した．図 9 に各温度における XRD 測定結果を示す⁽²⁹⁾．なお，得られた全てのピークが降温および昇温時に高角および低角へシフトしているのは温度変化に伴う格子の収縮膨張に起因する．まず， 20°C から -190°C まで降温していくと， 110_{β} のピーク強度が低下するとともに 32.7° 付近のピーク強度は上昇し 34.4° , 36.1° , 36.3° 付近に新たなピークが出現した．次に， -190°C から 20°C まで昇温していくと，降温によって低下・上昇した 110_{β} および 32.7° 付近のピーク強度は元の値に戻り，新たに出現した 3 本のピークは消滅した．以上の結果から， 32.7° , 34.4° , 36.1° , 36.3° 付近のピークはマルテンサイト相に起因するものであり，Mg-19.2 at% Sc においては熱的なマルテンサイト変態および逆変態が生じると結論付けられる^{(28) (29)}．更に，降温過程において -70°C の時点ではマルテンサイト相に起因するピークは存在しないのに対し，昇温過程では -70°C でマルテンサイト相に起因するピークが確認できる．このことは，変態ヒステリシスの存在を示唆している．また，マルテンサイト相に由来するピークのピーク位置は β -Ti 合金のマルテンサイト相のものと酷似していた⁽³⁰⁾．よって， β -Ti 合金のマルテンサイト相の結晶構造は直方晶 (orthorhombic) であることから，Mg-Sc 合金におけるマルテンサイト相の結晶構造も直方晶であると推測され，図 9 においては直方晶としてマルテンサイト相に由来するピーク

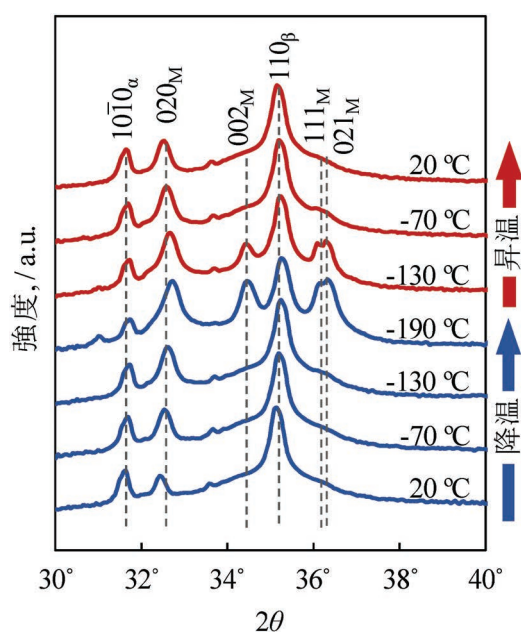


図 9 Mg-19.2 at% Sc の *in-situ* XRD 測定結果．(オンラインカラー)

の指数付けを行った。ここで、20°Cにおいて、 β 相に起因するピークの他に31.6°および32.7°付近にピークが確認できる。31.6°付近のピークはその強度が温度に依存しないことから α 相に由来するものであると考えられ、実際に β 単相化後の試料において焼入時に形成されたとみられる少量の α 相が β 相の粒界付近に存在することを確認している。32.7°付近のピークは温度変化に伴う強度変化からマルテンサイト相に起因すると結論づけたが、20°Cにおいてもそのピークが得られたのは、焼入時にマルテンサイト相がわずかに形成されたためと考えられる。

7. ま と め

本稿では、 β 相を導入し相変態を利用することで得られたMg-Sc合金の機械的特性や形状記憶特性の概要を紹介した。本研究の開始にあたり、Mg-Sc二元系状態図における α/β 相境界を拡散対法および合金法により再調査した。その結果、本研究にて得られた二相域は既報状態図上に記されているよりも低Sc濃度域に存在し、この状態図を使用しMg-Sc合金の組織が熱処理条件に応じて制御可能であることを確認した。

β 相を有するMg-Sc合金は優れた冷間加工性を示し、その値は純Mg・AZ31の2倍以上であった。また、Mg-Sc合金の α 相は、 β から α への相変態を用いることで集合組織の弱化・ランダム化が可能であり、この集合組織変化およびSc添加による c/a の低下により、 α 相においても高い加工性が得られることが分かった。また、本研究にて作製したMg-Sc合金は実用のMg合金やAl合金に比べ、比強度・延性ともに高い値を示した。更に、高い延性を示すMg-Sc合金は同等の延性を示す実用のTi合金よりも高比強度を有することが示唆された。

β 型Mg-Sc合金はマルテンサイト変態を起こし、超弾性効果・形状記憶効果を発現することが示された。本合金は現状、最軽量の形状記憶合金である。また、マルテンサイト変態温度はSc濃度に大きく依存し、Sc濃度が低いほどその変態温度は上昇した。Mg-Sc合金におけるマルテンサイト相の結晶構造は、*in-situ* XRD測定結果より直方晶であると推測された。

本研究では、Mgにおける相変態の利用を可能にし、機械的特性の向上・新機能(形状記憶特性)の付与を実現した。これにより、Mg合金の用途の拡大が期待できる。一方、未だ更なる強度の向上や形状記憶特性発現温度域の制御等、解決すべき課題が残されている。本研究がMg合金および軽金属材料の研究における新たな一歩となり、更なる広がりを生むことを期待したい。

本研究はJSPS科研費16J04175, 17J10094, 18K14032および東北大学学際高等研究教育院の助成を受けたものです。

文 献

- (1) D. Ando, J. Koike and Y. Sutou: Acta Mater., **58**(2010), 4316-4324.
- (2) A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark: Phase diagrams of binary magnesium alloys, ASM International, (1988).
- (3) T. G. Byrer, E. L. White and P. D. Frost: NASA Contractor Report, Battelle Memorial Institute, (1963), 117-154.
- (4) B. J. Beaudry and A. H. Daane: J. Less-Common Met., **18** (1969), 305-308.
- (5) L. L. Rokhlin: Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals, Taylor & Francis Ltd, (2003).
- (6) A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark: Bull. Alloy Phase Diagrams, **7**(1986), 574-577.
- (7) H. Okamoto: J. Phase Equilib. Diff., **30**(2009), 660-661.
- (8) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou, K. Yoshimi and J. Koike: Mater. Sci. Eng. A, **670**(2016), 335-341.
- (9) 大森梧郎, 松尾 茂, 麻田 宏: 軽金属, **17**(1967), 34-37.
- (10) 伊藤吾朗, 伊勢野陽平, 本橋嘉信: 日本金属学会誌, **66** (2002), 16-21.
- (11) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: Scripta Mater., **128** (2017), 27-31.
- (12) F. E. Hauser, P. R. Landon and J. E. Dorn: Trans. ASM, **48** (1956), 986-1002.
- (13) F. E. Hauser, P. R. Landon and J. E. Dorn: Trans. ASM, **50** (1958), 856-883.
- (14) S. R. Agnew, J. A. Horton and M. H. Yoo: Metall. Mater. Trans. A, **33A**(2002), 851-858.
- (15) Q. Yang, B. Jiang, J. Li, H. Dong, W. Liu, S. Luo and F. Pan: Int. J. Mater. Form., **9**(2016), 305-311.
- (16) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Trans. JIM, **4**(1963), 134-141.
- (17) M. H. Yoo: Metall. Trans. A, **12A**(1981), 409-418.
- (18) J. Y. Lee, Y. S. Yun, S. H. Jung, W. T. Kim and D. H. Kim: Mater. Trans., **55**(2014), 742-744.
- (19) 小川由希子, 安藤大輔, 須藤裕司, 小池淳一: 日本金属学会誌, **80**(2016), 171-175.
- (20) 日本金属学会: 金属データブック 改訂4版, 丸善出版, (2004).
- (21) 日本マグネシウム協会: マグネシウム技術便覧, カロス出版, (2000).
- (22) D. Ando, Y. Ogawa, T. Suzuki, Y. Sutou and J. Koike: Mater. Lett., **161**(2015), 5-8.
- (23) C. G. Rhodes and N. E. Paton: Metall. Trans. A, **8A**(1977), 1749-1761.
- (24) T. Inaba, K. Ameyama and M. Tokizane: ISIJ International, **31** (1991), 792-798.
- (25) H. P. Ng, E. Douguet, C. J. Bettles and B. C. Muddle: Mater. Sci. Eng. A, **527**(2010), 7017-7026.
- (26) 本橋嘉信, 大沢圭一, 星屋泰二, 岡本芳三, 大森宮次郎: 日本金属学会誌, **55**(1991), 132-140.
- (27) Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma and K. Ishida: Acta Mater., **61** (2013), 3842-3850.
- (28) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: Science, **353** (2016), 368-370.
- (29) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou, H. Somekawa and J. Koike: Shap. Mem. Superelasticity, **4**(2018), 167-173.
- (30) H. Y. Kim, S. Hashimoto, J. I. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Mater. Trans., **45**(2004), 2443-2448.



小川由希子

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2017年3月 東北大学大学院工学研究科博士課程修了
 2017年4月 日本学術振興会特別研究員-SPD
 2017年9月 現職
 専門分野: 材料組織学
 ◎Mg合金の機械的特性向上・新機能付与に従事。
 相変態を利用した組織制御による特性改善を中心に活動。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



第13回本会派遣 JIM/TMS Young Leader International Scholar 出張報告

東北大学多元物質科学研究所；助教
川西 咲子

この度、JIM/TMS Young Leader International Scholar として選出していただいた。TMS(The Minerals, Metals & Materials) Society の年次大会(TMS2019)への参加と、そこでの受賞講演、ならびにアメリカ合衆国内で希望する研究所を訪問する機会をいただいたので、この場をお借りしてその出張報告を行う。

TMS2019は、テキサス州サンアントニオにおいて、3月10日から14日の5日間開催された。これに先立ち、3月7日にはボストンのマサチューセッツ工科大学(MIT, Massachusetts Institute of Technology)を、3月8日にはニューヨーク郊外の Stony Brook 大学をそれぞれ訪問した。日本からのフライトを終え到着したボストンは季節外れの寒さで、夜には気温 -10°C の凍てつく寒さを実感したのが記憶に蘇る。MIT では冶金プロセスを専門とする Antoine Allanore 博士の研究室を訪問した(図1)。筆者は高温冶金学をベースとした研究に取り組んでおり、これまでに Allanore 博士の来日時に何度か言葉を交わす機会があった。いつか博士の研究室を訪問したいと願っていたため、念願を果たす機会となった。研究室には様々な装置がずらりと並んでいたが、独自に構築された坩堝フリーでの集光加熱式の超高温物性測定装置は特に印象的であった。2000 $^{\circ}\text{C}$ を超える超高温の物性測定のための趣向を凝らした工夫が詰まっており、様々な取り組みを知ることができた。見学時にはロータリーポンプの分解・洗浄作業を行う所属学生とも遭遇し、原理や構造の理解と労を惜しまない志こそが最先端のものづくり研究を生み出すのではないかと感じた。続いて訪問したのは、ロングアイランド島の中ほどに位置する Stony Brook 大学の Michael Dudley 博士の研究室である(図2)。博士は放射光を使った結晶評価の専門家であり、国際学会で筆者の結晶成長過程の高温その場観察に関する講演を聴講して下さったのをきっかけに、しばしば議論をする事があった。今回の訪問では、結晶成長過程に及ぼす結晶欠陥の影響について、筆者がその場観察した動画を交えながら十分な時間をかけて議論することができた。互いの強みを生かした共同研究への発展を視野にお話しさせていただく事ができたのが、直接の訪問により得られた何よりの財産である。訪問から2ヶ月が経過した今、具体的な共同研究に向けて試料の調整を開始しており、今後の研究の発展に期待を膨らませている。

ボストンとニューヨークには路肩に雪が残っていたが、TMS2019の開催地であるサンアントニオに移動すると、その高温湿潤な環境に思わず異国に降り立ったようにさえ感じた。学会参加者は4,500名にのぼり、各セッションでは活発

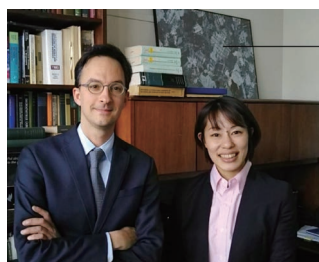


図1 Allanore 博士と共に。



図2 Dudley 博士と共に。



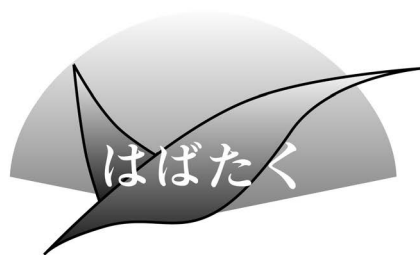
図3 授賞式での Hemker 会長との一コマ。

な議論がなされていた。参加者の誰もが大変な盛況ぶりを感じた事であろう。筆者は Jin Nakano 博士がメインオーガナイザーを務めたシンポジウム“Advanced Real Time Imaging”にて受賞講演を行う場を提供していただいた。“An approach for solubility measurement of SiC in molten silicon and its alloy by real-time interference observation”というタイトルで筆者らが独自に確立したその場観察システムを用いた新規の物性計測手法の提案について講演した。質疑応答や休憩時間にも、多くの参加者と意見交換し、主に提案した手法の応用の可能性について多くの議論をすることができた。その翌日の夜には、TMS-AIME Honors & Awards Ceremony が執り行われ、各賞の授賞者の紹介と表彰がなされた。スポットライトの当たる壇上に上がるのは講演以上に緊張を感じる瞬間であったが、司会の Kevin Hemker 氏(2018年 TMS 会長)の温かい笑顔に迎えられ、心を落ち着かせることができた(図3)。壇上にいたのは30秒ほどの短い時間であったと思うが、その時間は筆者の今後の人生においてもかけがえのないものになるであろう。

本賞は“若手研究者の活動の活性化を図ること”を第一の目的に設けられたものであり、“これからもっと研究に励みなさい”というメッセージが込められたものと認識している。今回得た様々な出会い、経験は何ものにも代え難いものであり、本会ならびに TMS の事務局関係者のご尽力への感謝は筆舌に尽くし難い。訪問先の先生方や学生との交流では研究そのものだけでなく、研究に対する姿勢や振る舞いにも大いに刺激を受けることができた。今回のような貴重な機会をいただいたことに心より御礼を申し上げる。

(2019年5月14日受理)[doi:10.2320/materia.58.401]

(連絡先：〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1)



共同研究の中で学んだこと

関西大学大学院 理工学研究科
博士課程後期課程 1 年
永田 達己

1. はじめに

私は2019年3月に関西大学大学院理工学研究科化学生命工学専攻の博士課程前期課程を修了し、4月から後期課程に進学しました。学士から現在に至るまで、液相還元法で合成した金属ナノ粒子を触媒として用いた有機合成を研究しています。触媒有機化学研究室に所属し、共同研究でのご縁から本稿を執筆する機会を頂きましたので、これまでの研究の紹介、他分野交流について感じたことを書かせていただきます。

2. これまでの研究

まず私は冒頭にもありますように、有機合成化学を専攻し研究者生活をスタートしました。そのため、NMR(核磁気共鳴)やIR(赤外分光)での解析が主となり、材料科学では当たり前のXRD(X線回折)、SEM(走査電子顕微鏡)、XPS(X線光電子分光)などの分析機器の知識はほとんどありませんでした。研究室配属では、ナノ粒子の特異な性質と触媒反応に興味をもちました。我々の研究室では大きく分類すると固体触媒、ナノ粒子触媒、均一系触媒を用いるグループに分かれ新規触媒反応を探索しております。そのため金属の知識も錯体化学、有機金属化学(金属-炭素結合を有する化合物を研究する分野)から勉強しました。

材料科学の視点からの金属に関する知識の必要性を強く感じたのは修士1年生の時です。私が取り組んだナノ粒子触媒が固体触媒とも錯体触媒とも異なる独特の活性を示したとき、それまでの有機化学的知見からは説明が難しくなりました。所属研究室では金属前駆体溶液を*N,N*-ジメチルホルムアミド(以降DMF)中で加熱還元する(液相還元法)と、保護剤を添加せずとも金属ナノ粒子が合成できること、この方法によって合成した金属ナノ粒子(Pd, Ir, Cu, Fe, Au)が溶液中で行うクロスカップリング反応などに高い触媒活性を示すことを報告していました⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。私は新たにルテニウムナノ粒子を合成し、ゲルベ反応(β -分岐アルコール生成反応の一種

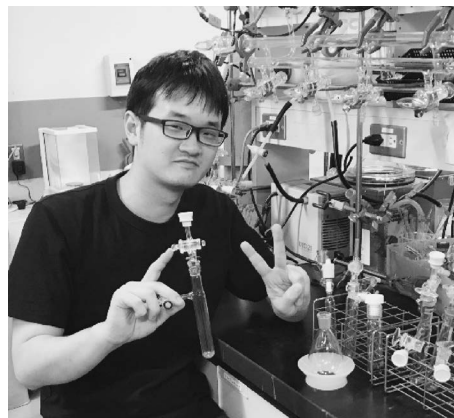


図1 著者と主に使用する実験機器。

であり、触媒存在下で二分子の原料アルコールが脱水反応を伴い反応が進行する。)を試しました。この反応には従来の固体触媒では高温高压条件による副生成物の制御が困難であり、錯体反応系では高価な金属と反応制御剤が必須という課題が残されています。新たに合成したルテニウムナノ粒子触媒で実験を行うと選択性、反応条件、触媒金属価格のすべての課題を解決し、かつ触媒量はごく少量で目的の反応が進行することがわかりました。反応後のガスクロマトグラフのチャートを見たとき相当舞い上がっていたのを今でも覚えています。高い触媒活性、特に選択性を説明するため触媒の詳細なキャラクター化に取り掛かりました。有機化学では反応の収率さえ高ければよいという時代もありましたが、昨今では触媒の詳細な分析がなければ論文としては評価されません。XPSによるルテニウムの電子状態の評価は我々の主張や想定反応機構をより盤石なものとするため必須となります。ところが液相法でナノ粒子を合成しますと、実験操作としては非常に簡単ですが分析の際には逆に溶媒が問題となります。特に用いた溶媒の沸点が高く、適切なデータを得るためかなり試行錯誤しました。試料調製のノウハウもなく依頼測定をしても解釈に悩まされ、研究が行き詰まっていました。その時、本学で現在水素貯蔵材料を研究されており、当研究室と共同研究を行っている近藤亮太准教授に材料・表面分析に必要な知識、サンプル調製、測定と解析について相談に乗っていただき難しかった測定をやり遂げることができました。バルクの金属を取り扱うサンプル調製は有機化学者からすると、気を付けなければいけない点、器具がかなり違うので新鮮で楽しいものでした。XPS測定するとナノ粒子の最表面ルテニウムは原料から還元された状態にあることが判明しました。この結果と他の実験と組み合わせ反応機構を詳細に提案でき、研究が大きく前進しました(図1)。

先生とのお話の中で印象に残っているのは「自分の頭で測定原理、装置の構成をよく理解し、試料調製に必要なことをよく考えること」です。問題を明確にして、解決するプロセスを専門分野から離れて他分野との間で経験できたことは今後の研究者人生を豊かにしてくれると感謝しております。共同研究でディスカッションする中で、改めて自身のそれまで

測定してきたデータを他分野の人に説明し、解釈、情報の伝え方を考えなおす場面も多々ありました。一般的な説明の必要性を感じた一方、異分野交流は過去の経験からくる先入観もなく、疑問や興味深い点をやり取りできる機会であり、新しいアイデアや工夫が生まれやすいと感じたため、今後も積極的に他分野との交流をしたいと考えております。

3. 研究生生活を振り返って

ナノ材料の面白さとその利用法を探索していくテーマに惹かれ現在の研究室を選択しました。振り返ってみると研究開始半年に満たないうちから、ずいぶん生意気に先輩や先生に意見し、「聞くは一時の恥、聞かぬは一生の恥」と恥ずかしげもなく分からないことは聞き、時には叱られ学べたことが現在の自分を作っていると思います。この研究テーマは必要な測定が非常に多く、設備面や知識等を考えると自分の努力だけではどうにもならない部分がありました。これほどまでに自由にアイデアを試させてもらえ、意見もいただける現在の環境というのは大変貴重に感じます。

博士課程の抱負として、金属触媒も反応も自分オリジナルのものを見つけたい熱意があります。物理化学や材料科学の

知識もまだまだ足りないと感じますが、自分のアイデアを認めてもらうための工夫・努力を惜しまないことを忘れずに、研究者として思いを達成できればと考えております。最後にこの場をお借りしまして普段研究をご指導いただいております関西大学大洞康嗣教授、研究の遂行に普段から大変お世話になっており今回の寄稿を薦めていただきました近藤亮太准教授、共同研究にかかわる皆様に深く御礼申し上げます。

文 献

- (1) M. Hyotanishi, Y. Isomura, H. Yamamoto, H. Kawasaki and Y. Obora: *Chem. Commun.*, **47**(2011), 5750–5752.
- (2) K. Oikawa, S. Itoh, H. Yano, H. Kawasaki and Y. Obora: *Chem. Commun.*, **53**(2017), 1080–1083.
- (3) Y. Isomura, T. Narushima, H. Kawasaki, T. Yonezawa and Y. Obora: *Chem. Commun.*, **48**(2012), 3784–3786.
- (4) R. Azuma, S. Nakamichi, J. Kimura, H. Yano, H. Kawasaki, T. Suzuki, R. Kondo, Y. Kanda, K. I. Shimizu, K. Kato and Y. Obora: *Chem. Cat. Chem.*, **10**(2018), 2378–2382.
- (5) H. Yamamoto, H. Yano, H. Kouchi, Y. Obora, R. Arakawa and H. Kawasaki: *Nanoscale*, **4**(2012), 4148–4154.

(2019年5月14日受理)[doi:10.2320/materia.58.402]
(連絡先: 〒564-8680 吹田市山手町 3-3-35)

本 会 記 事

会 告	2019年秋期(第165回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて	404
	2019年秋期講演大会会場周辺のご案内	406
	第17回 World Materials Day Award 募集	407
	2019年秋期講演大会機器・書籍・カタログ展示会出展募集	
	および大会プログラム広告募集	407
	2019年秋期講演大会託児室設置のご案内	408
	2020年春期講演大会公募/企画シンポジウムテーマ提案募集	408
	「若手研究グループ」/「研究会」新規・更新申請募集	410
	若手研究グループ集会	412
	金属学会シンポジウム	416
支部行事	次号予告	415
掲示板	新入会員	415
会誌・欧文誌7号目次	行事カレンダー	418

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

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

- ・投稿規程・出版案内・入会申込はホームページをご利用下さい。
- ・会告原稿締切: 毎月1日で、翌月号掲載です。
- ・掲示板や行事のご案内は、ホームページにも掲載しております。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

2019年秋期(第165回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

会 期: 2019年9月11日(水)～9月13日(金)

会 場: 岡山大学津島キャンパス(〒700-8530 岡山市北区津島中 2-1-1)

日 程:	9月11日(水)	各賞贈呈式, 学術講演会, ポスターセッション(高校生ポスター予定), 懇親会(ビュアリティまきび)
	9月12日(木)	学術講演会, 企業ランチョンセミナー
	9月13日(金)	学術講演会, 女性会員のつどい

大会参加予約申込締切: 2019年8月27日(火) 事前参加申し込みは、すべてインターネット申込となります。詳細は、申込要領をご覧ください。

開催予定の各種シンポジウム: (プログラムは7月末公開予定)

公募シンポジウム

- S1 ハイエントロピー合金の材料科学Ⅱ
- S2 材料変形素過程のマルチスケール解析(Ⅱ)
- S3 キング強化の材料科学Ⅱ
- S4 水素エネルギー材料—Ⅷ
- S5 先進ナノ構造解析に基づく材料科学の新展開Ⅱ
- S6 ナノ・マイクロスペーステラリングⅡ
- S7 医療・福祉のための Additive Manufacturing の材料科学Ⅲ
- S8 マテリアルズ・インテグレーション(Ⅲ)—順問題から逆問題へ—

企画シンポジウム(依頼講演のみ)

K1 高性能軟磁性材料の現状と課題

電動自動車の普及拡大などを背景に、各種磁性材料の高性能化が求められており、現に永久磁石の高性能化・希少元素低減に関しては、産業界からの課題提示を反映したナショプロが推進されるなど、基礎研究を含めた研究開発が活性化している。他方、軟磁性材料に着目すると、珪素鋼板・アモルファス材料・ナノ結晶材料・圧粉磁心などの多くの材料が自動車をはじめとした各種製品の高性能化・高機能化に貢献しているものの、これらの材料について応用を踏まえた現状と課題を俯瞰する機会はほとんどない。そこで、本シンポジウムでは、実用化されている各種軟磁性材料の現状と課題について主に産業界から話題を提供していただき、金属学会に関わる研究者が貢献可能な課題を発掘するための一助とする。

K2 若手科学者へ贈る研究のヒントⅡ～未踏領域へ到達するために～

第2分科提案、第1分科と共同開催による人材育成を趣旨とする啓蒙的な内容の企画シンポジウムの第二弾。独創的な研究成果に到達するためには、どのような姿勢で研究に臨むべきか。著名なベテランにご講演頂き、そのヒントを得ることを目的とする。会員、特に若手研究者への刺激になれば幸いである。講演では、ご自身の研究に触れつつ、研究者としての心構えや組織・国からの視点について述べて頂き、シンポジウム全体として独創的な研究成果に到達するための必要条件を浮き彫りにする。講演1方向の欠如モデル型だけでなくサイ・コミュ型の双方向性の仕掛けとしてパネルディスカッションも行う。

K3 自動車の大変革に貢献する材料技術の最新動向(自動車技術会・日本鉄鋼協会との合同シンポジウム)

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

参加申込要領

インターネットによる事前の大会参加申込みおよび懇親会参加の申込み：〈締切〉 8月27日(火)

大会参加申込み URL <https://www.jim.or.jp/convention/2019autum/>

予約申込締切後、大会参加証、講演概要ダウンロードについては、下記をご参照下さい。なお、領収書は、決済完了後に申込画面から各自印刷して下さい(WEB画面：講演大会 MyPage よりダウンロード)。8月28日以降は当日申込となります。当日申込をご希望の方は、会場受付にて直接お申込下さい。

◆大会参加費(講演概要ダウンロード権含む)※年会費とは異なります。

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

予約申込締切日	8月27日(火)(申込および入金期日)	
会員資格	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (大会会場受付・現金払いのみ)
正員・維持員会社社員	10,000円	13,000円
学生会員※	6,000円	7,000円
非会員 一般	24,000円	27,000円
非会員 学生(大学院生含む)	14,000円	16,000円

・お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承下さい。

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

※ 非会員の(有料)参加申込者には、1年間「まてりあ」を寄贈するとともに、会員価格でイベント等(講演大会以外)に参加できる特典を付与いたします。ただし特典は重複して付与いたしません。

◆懇親会費(消費税込み)

会場：ビュアリティまきび「孔雀の間」(〒700-0907 岡山市北区下石井 2-6-41 ☎ 086-232-0511)

予約申込締切日	8月27日(火)(申込および入金期日)	
種 別	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (懇親会会場受付・現金払いのみ)
一般	6,000円	8,000円
同伴者(ご夫人またはご主人)	4,000円	4,000円

・お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承下さい。

・懇親会ご参加申込の方には、9月上旬に懇親会参加証を郵送申し上げます。

◆支払方法

事前予約のお支払いはクレジットカードおよびコンビニ振込決済をご利用頂けます。また、入金後のご返金は致しかねます。
8月27日(火)の入金日をもって予約申込完了となります。

◆参加証

事前予約された際の大会マイページにて「参加証引換券」をダウンロード印刷し、会期当日受付で参加証とお引換え下さい。

◆講演概要の WEB 公開

講演概要の公開日は、大会2週間前の2019年8月28日(水)です。事前予約をされ、参加費を納入された方には、概要公開日に概要ダウンロード用パスワードを配信いたします。当日申込の方へは申込の際に概要ダウンロード用パスワードをお渡しいたします。

特許関係のお手続きは、公開日までにお済ませ下さい。尚、公開日より1年後はフリーアクセスとなります。

◆講演概要集購入について

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

参加申込・問合せ先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32 (公社)日本金属学会

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

～ ★ 皆様のご参加をお待ちしております。～

2019年秋期(第165回)講演大会会場周辺のご案内

2019年秋期講演大会 実行委員会

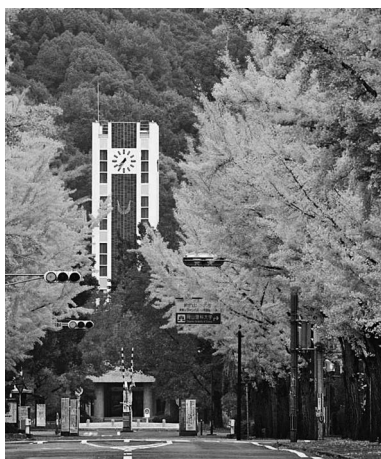
今年の秋期講演大会は、9月11日(水)から9月13日(金)までの3日間にわたり、日本鉄鋼協会と合同で岡山大学津島キャンパスにて開催されます。中国四国地区ではこれまで広島と愛媛で開催されてきましたが、岡山でははじめての開催となります。岡山大学津島キャンパスは岡山駅から北に約2.5kmの所にあり、9学部と図書館、一般教育棟などを有する街中にある広大なキャンパスです。ここはもともと陸軍歩兵連隊のあったところで、今でも当時の建物がいくつか残っています。なお、岡山駅から南に約1.5km行くと鹿田キャンパス(医・歯)があります。津島キャンパスまでのアクセスは岡山駅や天満屋バスステーションからの路線バスが主となりますが、岡山は平坦な地形が多いため、最も便利なのは自転車の利用です。市内には「ももちゃり」と呼ばれる貸し自転車があり、津島キャンパスにも4カ所ほどももちゃりポートがありますので、交通系ICカードをお持ちの方は登録されると観光にも便利かも知れません。

岡山は気候と地勢に恵まれ、古代より吉備国として栄え、各所に古墳が点在する地域です。現代でも交通の要衝として発展を続け、30年前に瀬戸大橋が開通したことで東西だけでなく山陰と四国を結ぶ交通の要となっています。岡山といえば「桃太郎」があまりにも有名で、伝説にまつわる史跡(吉備津神社や鬼ノ城など)や白桃、きびだんごなどが知られています。最近では鬼役の温羅(うら)の踊り「うらじゃ」も盛り上がっています。また岡山は「晴れの国おかやま」を謳うほど晴れの日が多く、地震や台風などの災害も少ない所ですが、昨年は倉敷市真備町で西日本豪雨による多くの犠牲者を出すことになりました。しかし全国から多くの温かい励ましや応援をいただき、復興も進んでおります。学会時期にはマスカットやピオーネなどが最盛期となり皆様を迎えることができると思います。

食に関しては、ママカリやえびめしが有名?ですが、あまり知られていないので、この機会に是非試してみてください。岡山駅周辺から東南の方向にホテルや飲食店が多い繁華街となっています。観光には倉敷美観地区、岡山城(烏城)と後樂園がおすすめです。そんな岡山を余すことなくお楽しみ下さい。



岡山城と後樂園

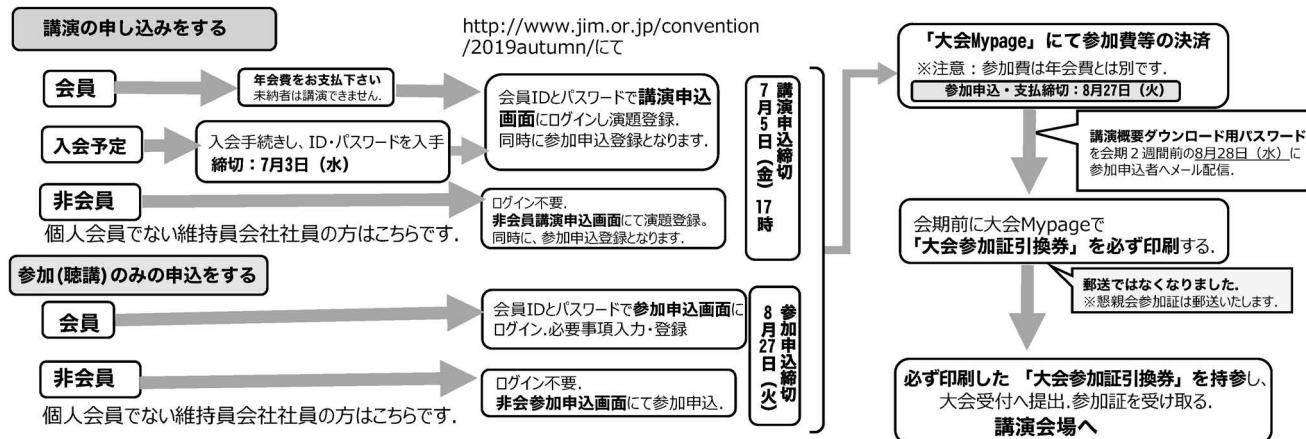


岡山大学中央図書館



岡山大学Jテラスカフェ

講演申込・事前参加申込～参加までの流れ



第17回 World Materials Day Award 募集

材料系国際学協会連携組織である IOMMMS (International Organization of Materials, Metals and Minerals Societies) では、国際連携活動の一環として、材料系分野のプレゼンス向上のため World Materials Day を制定し (毎年11月の最初の水曜日)、この日に世界同時に、「材料に関する知識とその重要性を社会や若者に啓発する活動」に貢献があった学生を顕彰しております。11月6日(水)に顕彰いたします。

募集要項

- 対象となる活動**：次の3部門で募集します。
第1部門：社会における材料の重要性を示すホームページ
第2部門：学園祭やキャンパスオープンデー等での該当する展示物、作品等
第3部門：その他(材料教育プロジェクト、青少年対象の材料実験等)
- 応募資格者**
日本在住の学部学生、修士課程大学院生(グループも可)。
日本金属学会の会員でなくても応募できるが授賞決定後には会員になることが望ましい。
- 展示方法**
日本金属学会秋期講演大会(2019年9月11～13日、岡山大学)において、応募作品を展示する。
・展示場への作品の搬入および搬出は応募者が行う。
・展示パネルと電源は準備しますがそれ以外の備品などは応募者各自が準備すること。
- 審査方法**
・審査員が展示場で審査する。
・材料啓発活動への寄与度、内容の新鮮さ、表現力、意欲などの個別項目を採点し総合点で審査する。
- 授賞**
① World Materials Day Award :
優秀作品1作品(または1グループ) 副賞5万円
② 各部門賞：各部門1作品に表彰、賞状のみ。
贈呈は World Materials Day に受賞者の所属する機関で行う。
- 応募要領**
・メールによる申込み記載事項(応募者名、住所、所属、作品名、応募分野・部門、展示方法(web、実物、写真、ビデオ等)、展示必要スペース・重量などを明記して応募下さい。

申し込み：下記アドレス宛にお申込下さい。

(応募様式はホームページからダウンロード下さい)

応募期間：2019年7月1日～8月30日

7. 参考

昨年の受賞者による体験記事を「まてりあ」に紹介しておりますので、ご参考にして下さい(まてりあ58巻1号～3号)。

申込・問合せ 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
(公社)日本金属学会 World Materials Day 募集係
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp



2019年秋期講演大会 機器・書籍・カタログ展示会出展募集 および大会プログラム広告募集

2019年9月11日(水)～13日(金)の3日間岡山大学津島キャンパスにて開催される秋期講演大会会場で機器・書籍およびカタログの有料展示会を開催いたします。あわせて講演大会プログラム掲載の広告の募集もいたします。

■機器・書籍展示

研究開発用機器、書籍、ソフトウェア等の出展を募集します。

1小間 間口1,800 mm、奥行き750 mm(予定)
展示台(テーブル)、椅子をご用意します。
*電源を使用する場合は、予め、必要電気容量(W)をお知らせ下さい。

出展料金 機器展示：1小間140,000円(税別)

書籍展示：1小間 90,000円(税別)

申込締切 2019年8月1日(木)

■カタログ展示

展示部数 2点(A4サイズ、8頁以内)につき、30部以内

出展料金 2点につき30,000円(税別)(1点増すごとに10,000円(税別)追加)

申込締切 2019年8月1日(木)

■講演大会プログラム広告

発行予定日 2019年9月1日(日)

原稿寸法 A4版 1P 天地260 mm×左右180 mm
1/2P 天地125 mm×左右180 mm

入稿原形態 完全データ(グレースケール)

広告料金

掲載場所	頁	掲載料金
普通頁 後付	1 1/2	70,000円 40,000円

○上記の料金には消費税は含まれておりません。

○原稿制作費は別途ご請求させていただきます。

申込締切 2019年7月31日(水)

原稿締切 2019年8月7日(水)

■申込・問合せ先

〒104-0061 東京都中央区銀座 7-12-4
株式会社 明報社 担当 月岡太郎
☎ 03-3546-1337(代) FAX 03-3546-6306
E-mail: tsukioka@meihosha.co.jp
URL : http://www.meihosha.co.jp/

2019年秋期講演大会会期中の託児室設置のお知らせ

2019年秋期講演大会期間中、日本金属学会と日本鉄鋼協会が共同で託児室を開設いたします。利用ご希望の方はホームページ掲載の託児室利用規約をご確認の上「託児室利用申込書」に記入頂き、下記シッター会社へ直接お申し込み下さい。

■設置期間および利用時間(開始、終了時間は予定です)

設置期間	利用時間
2019年9月10日(火)	13:00~18:30
2019年9月11日(水)	8:30~17:30
2019年9月12日(木)	8:30~17:30
2019年9月13日(金)	8:30~16:30

■場所 岡山大学津島キャンパス内(お申し込みの方へ直接ご連絡いたします)

■対象・利用料金

0歳~2歳 お子様1人につき 2,000円/1日
 3歳~学童まで お子様1人につき 1,500円/1日
 ※利用時間外の場合 500円/1時間の追加料金がかかります。
 ※兄弟割引あり 下のお子さん(弟もしくは妹)は上記金額の半額となります。

ご利用者は利用当日、シッターの方(保育スタッフ)に利用料金をお支払い下さい。

なお、申込締切後のキャンセルはキャンセル料を頂く場合がありますので、あらかじめご了承下さい。

■利用シッター会社：㈱マイスタイル

■お申込み方法

- 日本金属学会・日本鉄鋼協会ホームページ託児室案内の託児室利用規約をご確認の上、「利用申込書」をダウンロードし、必要事項を記入の上、下記シッター会社へE-mailにてお申し込み下さい。
- 申込の際は、件名に「秋期講演大会の託児室予約」とご記入の上、利用申込書を添付して下さい。

※申込受領後3営業日以内に、㈱マイスタイルより返信メールをお送りします。

■申込期間 2019年8月1日(木)~9月3日(火)16:00まで
 (定員に達し次第締め切らせて頂きます)

■申込・問合せ先

㈱マイスタイル
 保育サービス事業部マネージャー
 家守(ケモリ)悠奈
 ☎ 086-226-3043(代表) ☎ 086-226-2614
 E-mail: ss@my-style.bz
 URL: http://www.my-style.bz/

*託児室利用規約・託児室利用申込書は、ホームページからダウンロードして下さい。

2020年春期講演大会 公募シンポジウム テーマ提案募集

提案期限：2019年8月30日(金) 期日厳守

会員の研究活動一層の活性化を図ることを目的として、春秋講演大会において会員からの提案テーマによるシンポジウム講演を実施いたしており、活況を呈しております。明年の春期講演大会の公募シンポジウムテーマを募集いたします。次の要領をご参照のうえ、活発な討論が期待できる有益なテーマを積極的にご提案下さい。(提案様式はホームページよりダウンロードして下さい。)

【募集対象の大会】

2020年春期講演大会(東京工業大学大岡山キャンパス)

【実施要領】

- 境界領域を取り込むもの、最新の情報を含むもの、適時な討論展開ができるもの。
- 一般会員、若手・中堅研究者の、斬新なアイディアによる提案を期待する。
- これまでの金属学会になかったテーマを歓迎する。一つのシンポジウムの講演件数は10件以上であることを目安とする。
- 採択したテーマは、公募シンポジウムとして、講演申込を募集会告する。
- 採択された場合、提案者(企画責任者)はテーマ責任者として、積極的に講演募集を行い、また講演プログラムを編成する。シンポジウムの企画に積極的な方々が将来、分科会・講演大会などで主導的に活躍されることを期待する。

- 講演の種類：基調講演と応募講演
- 提案書の内容：①テーマ、②テーマ英語名、③趣旨、④基調講演の予定題目と講演者、⑤推定講演数、⑥関連分野*(関連分野複数記入可)、⑦提案者所属・役職/氏名、⑧通信先住所・TEL・FAX、E-mail

- * 第1分野：材料と社会
 第2分野：物性
 第3分野：組織
 第4分野：力学特性
 第5分野：材料化学
 第6分野：材料プロセス
 第7分野：生体・医療・福祉
 第8分野：構造材料
 第9分野：電気・磁気関連材料
 第10分野：エネルギー関連材料
 第11分野：計算科学
 第12分野：先進機能材料

- 提案書送付先：下記宛てE-mailで送付して下さい。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。
- テーマの選定：講演大会委員会で選定し、結果は提案者に通知します。
- 採択テーマの告知と講演募集：「まてりあ」11号2020年春期講演大会講演募集会告ならびに本会ホームページで行う。
- 講演申込締切日：2020年1月8日(水)予定
- 講演プログラム：テーマ責任者がプログラム編成し、講演大会委員会へ提出する。

- 講演時間：
 応募講演：15~25分(+討論時間5~10分=合計20~35分)
 基調講演：30分(+討論時間10分=合計40分)
- 講演概要原稿分量：A4判1ページ(応募講演、基調講演とも)

【公募シンポジウム企画の採択基準】

- 企画責任者(シンポジウム chair)およびテーマ責任者(シンポジウム co-chair)

- ①企画責任者は会員であること。
 - ②テーマ責任者は複数テーマを兼任しないこと。
 - ③企画責任者またはテーマ責任者には、了解を得た講演大会委員が入っていること。
 - ④講演大会委員(専門分野)リストはホームページに掲載し、連絡先等は事務局に問合せする。
- (2) 講演大会委員会でテーマ責任者(代理者可)は企画提案の説明を行うこと。
- (3) 継続テーマの採択条件(上記に追加)
 今後も同一テーマのシリーズ化で公募シンポジウムを希望する場合は、会員の研究活動一層の活性化を図ることを目的とした下記の採択基準の条件を満たす提案が求められます。
- ①全講演数の半数以上の応募講演数が見込まれること。
 - ②基調講演の非会員枠は原則、1~2件とし、会員の発表の場とすること。
 - ③提案書の趣旨にどのような科学的知見が得られるかの記載があること。
 - ④継続テーマ提案が採択条件を満たさない場合、採択を否決する。否決テーマに対しては、一般講演を容認することもある。

〔参考〕2019年春期講演大会における公募テーマ

S1	ミルフィーユ構造の材料科学Ⅱ
S2	ワイドギャップ結晶の材料学と高温プロセッシング
S3	プラストンの材料科学Ⅵ
S4	ナノ・マイクロスペーステイラリング
S5	材料技術史から見るこれからの技術展開Ⅱ
S6	金属表面の材料化学Ⅱ—めっき・耐食性・耐酸化性・触媒研究の最新展開—
S7	材料機能特性のアーキテクチャー構築シンポジウムⅠ—マルチスケールにおける相界面の役割—

問合・照会先 E-mail: stevent@jim.or.jp
 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
 (公社)日本金属学会 講演大会委員会宛

2020年春期講演大会 企画シンポジウム
 テーマ募集

提案期限：2019年8月30日(金) 期日厳守

最新の研究や技術を発信し、多くの研究者・技術者が集い交流する魅力ある講演大会を目指して、2017年秋期講演大会より企画シンポジウムを実施しています。従来の公募シンポジウムとは違い、企業の方に積極的に講演頂くため、講演概要原稿の提出は問いません。講演発表は、一般(応募)講演枠は設けず、依頼講演および基調講演に限定いたします。

次の要領をご参照の上、活発な討論が期待できる有益なテーマおよび他学会との連携企画等積極的にご提案下さい。(提案様式はホームページよりダウンロードして下さい。)

【実施要領】

1. 企画責任者：企画責任者は会員であること
2. 共同責任者：公募シンポジウムの co-chair と重複してもよいが、同時開催の企画シンポジウム責任者と重複しないこと。
3. 講演の種類：依頼講演および基調講演(一般会員からの講演募集は行わない)
4. 講演時間：15分、20分、25分、基調講演(30分)
5. 質疑応答時間：5分または10分
6. 概要原稿：A4 サイズ1枚(他の講演種別と同じ) または 提出不要
7. 非会員講演者の取扱い：参加費、交通費、謝金は公募シンポジウムに準ずる。
8. テーマの決定：講演大会委員会において採択を決定し、結果は提案者に通知します。
 テーマ責任者(代理者可)は、講演大会委員会で企画提案の説明を行うこと。
9. 採択テーマの案内：「まてりあ」ならびに本会ホームページで行う。
10. 講演プログラム：企画責任者がプログラム編成し、講演大会委員会へ提出する。
11. 提案書送付先：下記あて E-mail で送付して下さい。2、3日過ぎても受理通知のない場合はご連絡下さい。

問合せ・照会先 E-mail: stevent@jim.or.jp
 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
 (公社)日本金属学会 講演大会委員会宛

各締切日等：下記表参照

	2020年春期講演大会
企画募集案内	7月1日(7号会告)
応募締切	2019年8月30日
企画テーマの決定	2019年9月10日
プログラム提出期日	2020年1月上旬予定
講演大会企画委員会(会場決定)	2020年1月下旬予定
プログラム公開	2020年1月末予定

- 講演時間(討論時間)：15分~30分(5分~10分)
- 非会員の取扱い(参加費、交通費、謝金)：公募シンポジウムに準ずる。
- プログラム編成および送付方法：テーマ責任者が WORD で作成し事務局にメール添付で送付する。

公益社団法人日本金属学会
「2020年度若手研究グループ」申請募集

若手および調査・研究事業を活性化することを狙いとして、若手主体の研究グループを2018年度より設置しております。若手研究グループの登録申請を希望される方は下記を参照の上、若手研究グループ申請用紙でお申込下さい。(申請用紙はホームページよりダウンロードして下さい。)

申請締切：2019年9月2日(月)

【実施要領】

- (1)概要 研究会又は新規研究テーマの開拓に向けた課題の抽出や目標の明確化のための調査の実施や構成員による討論会や会議の開催等を行う。目的・目標・活動計画を明確にし、機関誌等での活動報告を義務化した上で、活動費を支給する。
- (2)対象者 申請者および構成員は40才以下の研究者であること。申請代表者は正会員であること。申請時には、構成員は5名以上であり、非会員を構成員とすることができるが、過半数は正会員であること。構成員に最低1名は産業界のメンバーが入っていることが望ましい。活動開始時には、非会員の構成員は会員になること。
- (3)活動費 年間50万円を上限とする。(税金分を含む)
- (4)活動期間 2020年3月1日～2022年2月28日の2年間とし、原則として延長は認めない。
- (5)活動報告 研究成果報告として、講演大会において講演(若手研究グループの企画セッション等が望ましい)を行う。1年経過後および活動終了後に報告書を調査研究委員会に提出する(必要な場合は説明いただく)。活動終了後、6ヶ月以内に「まてりあ」に研究会の活動に関する記事を掲載する。
- (6)採択件数 2020年度の採択数は5件以内とする。
- (7)応募方法 名称、申請代表者、構成員、申請理由、活動の概要、活動計画、予算、成果の報告予定、関連分野を記載した申請書を提出する。
- (8)審査 調査研究推進委員会(分科会)で審査の後、理事会で決定する。必要に応じ、面談等を行うことがある。
- (9)備考 その他は研究会の規程に準ずる。
活動費の使途は、会議費(会場費、会議中のお茶代・弁当代)、旅費交通費、通信運搬費、消耗品費、印刷製本費等の運営費用とする。本会規程に基づく旅費・交通費の支給は可とする。ただし、講演大会中および講演大会と連続する日程で開催される構成員の会議等の旅費は不可。
会計担当者を置き、年度予算の消化状況の管理を行う。会計担当は、収入および支出を現金出納帳に記載するとともに、活動費の残金および参加等収入等の現金ならびに領収書を管理する。会計処理方法の詳細は会計マニュアルに定める
- (10)審査基準
- ・研究会への発展や新規研究テーマの開拓に貢献できるか。
 - ・研究会に類似のテーマはないか。
 - ・構成員は適切であるか。
 - ・必要性が高いか。
 - ・目的や目標が明確にされているか。
 - ・成果を広く周知する活動報告が計画されているか。
- (11)問合申請先 申請書を下記 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。(公社)日本金属学会 若手研究グループ係
E-mail: stevent@jim.or.jp ☎ 022-223-3685

公益社団法人日本金属学会
「研究会」新規・更新申請募集

研究会の登録を希望される方は、研究会実施要領および下記規則をご参照の上、お申込下さい。

新規申請の研究会は新規申請用紙、継続延長申請の研究会は継続更新申請用紙でお申込下さい。(申請用紙はホームページよりダウンロードして下さい。)

申請締切：2019年9月2日(月)

【実施要領】

研究会の目的：研究会は先端領域又は学術領域における研究会を効率的に推進するために活動することを目的とする。

- (1) 年間運営費 10万円
- (2) 活動期間 新規申請の場合1期5年間以内、継続更新の場合は、延長期間1期3年以内。
最長活動期間は2期8年以内
- (3) 新規申請書の内容 ①研究会名称、②活動目的、③活動期間、④代表世話人、⑤世話人(複数可)、⑥構成員名簿
- (4) 継続更新申請書の内容 ①研究会名称、②継続理由、③延長期間、④代表世話人、⑤世話人、⑥構成員、⑦これまでの成果報告、⑧今後の活動計画書
- (5) 年間採択数 新規2件以内、継続(延長)申請は2件以内
- (6) 研究会の審査 調査研究推進委員会で1次審査をし、理事会で最終審査を行う。
- (7) 審査基準
 - ・学術貢献出来る研究会が望ましい。
 - ・類似の研究会に属しない。
 - ・構成員は適切か。
 - ・そのテーマの研究会が必要か。
 - ・研究会活動期間中に講演大会公募シンポジウムや金属学会シンポジウムを計画しているか。
- (8) 現在活動中の研究会の留意事項
 - ・2020年2月に終了する研究会で、過去に継続(延長)の申請をしている研究会は、現在の活動期間で終了となります。
 - ・2020年2月に終了する研究会で、これまで継続(延長)の申請をしていない研究会は、1期3年の継続(延長)の申請が出来ます。ただし、研究会の審査により2件以内の採択となります。
- (9) 問合申請先 申請書を下記 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。
(公社)日本金属学会 研究会係
E-mail: stevent@jim.or.jp
☎ 022-223-3685

公益社団法人日本金属学会 研究会規則

(規則の目的)

第1条 この法人の研究会規程を公正かつ適切に運用するため、調査研究委員会の決議により、この規則を定める。

(運営費)

第2条 研究会規程第14条第1項によるこの法人の運営費の限度額は100,000円とする。

- 2 この法人の運営費以外の運営は参加費等収入で充当する。
- 3 企業からは原則として分担金を徴収しない。
- 4 前項に定める同系統のテーマで継続的活動を目的とする更新申請の承認にあたっては、会告や会場の手配などの支援はするが活動支援金を提供しない場合もある。

(研究会の申請)

第3条 研究会の新規申請書ならびに継続更新申請書は9月上旬までに調査研究委員会に申請するものとする。

- 2 調査研究推進委員会は申請書を審査の上、調査研究委員会の議を経て、理事会の承認を得るものとする。
- 3 研究会の年間採択数は新規は2件以内、継続更新は2件以内とする。
- 4 新規に採択された研究会は3年経過後に継続する目処がたたなくなった場合は研究会を解散することが出来る。
- 5 研究会は活動期間中に、1回以上春秋公募シンポジウムを開催しなければならない。

(研究会の新規申請)

第4条 新規申請は代表世話人が所定の研究会申請書を期日までに調査研究委員会委員長に提出する。

- 2 新規応募の申請書に記載する事項は次の通りとする。
 - (1) 研究会の名称および活動目的
 - (2) 代表世話人(氏名, 所属, 役職名, TEL, E-mail)
 - (3) 世話人の名簿
 - (4) 構成員の名簿
 - (5) 活動期間は1期5ヵ年以内とする

(更新申請)

第5条 1期5年終了後、さらに活動を継続する場合、代表世話人は更新申請書を期日までに調査研究委員会に提出する。

- 2 更新申請に記載する事項は次の通りとする。
 - (1) 研究会の名称および継続理由
 - (2) 代表世話人(氏名, 所属, 役職名, TEL, Email)
 - (3) 世話人の名簿
 - (4) 構成員の名簿
 - (5) これまでの成果報告書
 - (6) 今後の活動計画書
 - (7) 延長期間1期3ヵ年以内とする
 - (8) 最長活動期間は2期8ヵ年以内とする

(研究会の構成員)

第6条 この法人の会員は当該代表世話人に申し込むことで、その研究会の定常的構成員になることができる。

- 2 代表世話人は新たに参加した構成員を事務局に通知する。
- 3 研究会の定常的構成員は少なくともその2/3以上をこの法人の会員で構成されなければならない。
- 4 同一人が複数の研究会に登録しても差し支えないものとする。

(研究会の審査)

第7条 研究会の新規および継続更新の審査は、下記による。

- 2 調査研究推進委員会で1次審査をし、理事会で最終審査を行う。
- 3 研究会の審査は次の基準による。
 - (1) 学術貢献出来る研究会であるか
 - (2) 類似の研究会に属しないか
 - (3) 構成員は適切か
 - (4) そのテーマの研究会が必要か
 - (5) 本会の講演大会公募シンポジウムや金属学会シンポジウムを開催出来るか

(研究集会の開催)

第8条 研究集会を催す場合は、下記による。

- 2 研究集会は、会告により会員に公開する。ただし、緊急の会合の場合は前項の定常的構成員のみに通知することもあり得る。
- 3 春秋大会会期中の研究集会は、原則として開催は認めない。

(研究会の運営)

第9条 研究会の運営に関する事務処理は代表世話人のもとで行う。

- 2 研究会が内外の学協会と共催または協賛のもとにシンポジウムまたは国際会議等を開催しようとする場合は、研究会の代

表世話人が所定の手続きを経て理事会に申請するものとし、その可否は理事会の決議を要する。

(研究会の活動および成果報告)

第10条 研究会の活動および成果報告は、下記による。

- 2 活動期間中の研究会の代表世話人は2月中旬までに、その年度の活動報告書を調査研究委員会に提出しなければならない。また、2月中旬までにその年度の経費の使用明細書(領収書添付)を事務局に提出しなければならない。
- 3 研究会を終了する代表世話人は2月中旬までに成果報告(A4版1頁:講演大会やシンポジウム開催報告)を調査研究委員会に提出し、金属学会ホームページに公表しなければならない。
- 4 最終成果報告書は欧文誌、会誌の投稿または、まてりあ特集号に掲載しなければならない。

(委員会の関与)

第11条 この規則に疑義が生じた場合は、調査研究推進委員会で協議する。

(規則の改廃)

第12条 この規則を改廃する場合は、調査研究委員会の決議を要する。

2019年度活動中の研究会				
10テーマ研究会				
	No.	名 称	活動期限	代表世話人
1	70	プラストンに基づく変形現象研究会*	2013年3月～2021年2月	乾 晴行(京 都 大 学)
2	72	水素化合物に関わる次世代学術・応用展開研究会*	2014年3月～2022年2月	折茂 慎一(東 北 大)
3	75	キンク研究会	2015年3月～2020年2月	中島 英治(九 大)
4	76	高温変形の組織ダイナミクス研究会	2015年3月～2020年2月	佐藤 裕之(弘 前 大)
5	77	高度超塑性成形研究会	2016年3月～2021年2月	佐藤 英一(宇宙航空開発機構)
6	78	触媒材料の金属学研究会	2017年3月～2022年2月	亀岡 聡(東 北 大)
7	79	金属・無機・有機材料の結晶方位解析と応用技術研究会	2017年3月～2022年2月	高山 善匡(宇 都 宮 大)
8	80	高エネルギー環境用材料評価研究会	2018年3月～2023年2月	橋本 直幸(北 大)
9	81	材料機能特性のアーキテクチャー研究会	2018年3月～2023年2月	木村 好里(東 工 大)
10	82	微小領域の力学特性評価とマルチスケールモデリング研究会	2019年3月～2024年2月	大村 孝仁(物・材機構)

* 期間延長研究会

これまで設置された研究会	
1. 高融点金属基礎研究会	(1977.2～1982.3)
2. 高温質量分析研究会	(1977.9～1982.3)
3. アモルファス金属に関する研究会	(1977.9～1982.3)
4. チタン研究会	(1977.9～1982.3)
5. マルテンサイト変態に関する研究会	(1978.2～1983.3)
6. 核融合炉研究会—総合評価のための—	(1978.5～1983.3)
7. 材料照射研究会	(1978.5～1983.3)
8. 磁石材料研究会	(1978.5～1983.3)
9. 結晶粒界研究会	(1981.2～1986.3)
10. 高温変形および破壊研究会	(1981.9～1986.3)
11. 金属間化合物の機械的性質研究会	(1983.2～1988.3)
12. 材料重照射研究会	(1984.2～1989.3)
13. ステンレス鋼研究会	(1984.2～1989.3)
14. 形状記憶合金の基礎と応用に関する研究会	(1985.2～1990.3)
15. エレクトロニクス材料の物理化学研究会	(1985.2～1990.3)
16. 気相急冷非平衡合金研究会	(1985.2～1990.3)
17. 計算機支援による材料設計研究会	(1986.2～1991.3)

18. 金属とセラミックスの接合研究会	(1986.2～1991.3)
19. 高温強化研究会	(1987.3～1992.2)
20. 高純度金属研究会	(1988.3～1991.2)
21. 破壊の物理と化学研究会	(1988.3～1991.2)
22. ベイナイト研究会	(1988.3～1991.2)
23. 結晶粒界研究会	(1991.3～1994.2)
24. 水素機能研究会	(1991.3～1994.2)
25. 照射材料評価研究会	(1992.3～1995.2)
26. 金属と社会研究会	(1992.3～1997.2)
27. めっき膜の構造および物制御研究会	(1993.3～1998.2)
28. 高純度ベースメタル研究会	(1993.3～1998.2)
29. 集合組織と材料特性研究会	(1994.3～1999.2)
30. 相安定性・相変態研究の新技法研究会	(1994.3～1999.2)
31. 金属系バイオマテリアル研究会	(1994.3～1998.2)
32. 結晶性材料の高温強度特性研究会	(1995.3～2000.2)
33. チタン合金の基礎物性研究会	(1995.3～2000.2)
34. コンピューターシミュレーションによる原子・電子レベルでの材料創成研究会	(1995.3～2000.2)
35. 界面の原子論研究会	(1996.3～1999.2)
36. 拡散研究会	(1998.3～2003.2)
36. ハイパフォーマンス・バイオマテリアル研究会	(1998.3～2001.2)
38. 超高純度金属研究会	(1998.3～2003.2)
39. 材料集合組織研究会	(1999.3～2002.2)
40. 高温材料設計研究会	(2003.3～2005.2)
41. ストラクチャーダイナミクス研究会	(2000.3～2003.2)
42. 機能的薄膜研究会	(2000.3～2003.2)
43. 可逆的インターコネクション研究会	(2001.3～2004.2)
44. ナノプレーティング研究会	(2002.3～2005.2)
45. 水素新機能研究会	(2002.3～2005.2)
46. エキゾチック金属間化合物の構造・相安定性と物性研究会	(2003.4～2005.2)
47. 強ひずみ加工微細組織制御研究会	(2004.3～2008.2)
48. 照射場材料制御研究会	(2004.3～2009.2)
49. 次世代軽負荷マグネシウム研究会	(2004.3～2009.2)
50. 超高純度ベースメタル研究会	(2004.3～2007.2)
51. 先進材料の高温強度と組織研究会	(2005.3～2009.2)
52. ベリリウム金属間化合物研究会	(2005.3～2008.2)
54. ナノプレーティング研究会	(2006.3～2013.3)
56. 結晶方位と組織の制御研究科	(2006.3～2011.2)
57. 変位型相変態を利用した構造・機能的材料研究会	(2007.3～2012.2)
58. 機能的ポーラス材料研究会	(2008.3～2013.3)
59. 機能的チタン合金研究会	(2008.3～2013.3)
60. 格子欠陥制御工学研究会	(2008.3～2013.3)
61. 核融合システム・材料統合研究会	(2009.3～2012.2)
62. 励起反応場を用いた低次元ナノ材料創成研究会	(2009.3～2015.2)
63. 計算材料科学研究会	(2009.3～2012.2)
64. 触媒材料研究会	(2009.3～2015.2)
65. 高温強度と組織形成の材料科学研究会	(2010.3～2015.2)
66. 熱電変換材料研究会	(2011.3～2014.2)
67. 結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会	(2011.3～2017.2)
68. シンクロ型 LPSO 構造研究会	(2011.3～2014.2)
69. エレクトロニクス薄膜材料研究会	(2013.3～2018.2)
71. グリーンエネルギー材料のマルチスケール創製研究会	(2013.3～2018.2)
73. 水素誘起超多量空孔研究会	(2014.3～2019.2)
74. チタン製造プロセスと材料機能研究会	(2014.3～2019.2)

若手研究グループ集会

若手研究グループ No. 5

第1回 若手研究グループ 「次世代高性能磁性材料研究会」

磁性材料は現代社会に欠かせない材料であり、その更なる高性能化が求められております。第1回研究会では、産業界の若手研究者を中心に7名の招待講演者が磁性材料の現状と課題について紹介し、現状の認識と次世代の磁性材料開発の方針を議論します。

日 時 2019年7月26日(金)10:00～16:30

場 所 エッサム神田ホール1号館4階401大会議室(東京都千代田区神田鍛冶町3-2-2)

<http://www.essam.co.jp/hall/sp/access/>

プログラム

10:00～10:10 開会挨拶と研究グループの紹介 東北大 松浦昌志
10:10～12:10 ハード磁性 座長 東北大 松浦昌志
10:10～10:50 大同特殊鋼 日置敬子
10:50～11:30 愛知製鋼 山崎理央
11:30～12:10 日立金属 山本将貴
13:20～15:00 ソフト磁性 座長 大同特殊鋼 宇根康裕
13:20～14:00 トヨタ自動車 近田 滋
14:00～14:40 JFE スチール 高下拓也
15:00～16:20 モータおよびその周辺技術 座長 産総研 平山悠介
15:00～15:40 ダイキン工業 中田知希
15:40～16:20 秋田大 吉田征弘

16:20～16:30 総合討論

企画責任者 松浦昌志(東北大)

参加費 無料

申込・問合先 氏名・所属・連絡先を明記の上、E-mailまたはFaxにて、下記宛までお申し込み下さい。

東北大学大学院工学研究科

知能デバイス材料科学専攻 松浦昌志

☎/FAX 022-795-7333

E-mail: m-matsu(at)material.tohoku.ac.jp

*研究会終了後、「次世代高性能磁性材料研究グループ」の運営委員会を開催いたします。

*研究会終了後、会場近郊で懇親会(会費自己負担)を開催します。ご参加頂ける方は、7月19日(金)まで、東北大・松浦(上記連絡先)までお申し込み下さい。





関東支部講習会
「高強度金属材料の機能発現機構
—転位論の基礎から材料強度化まで—」

金属材料の変形を担う転位論は、金属材料の強化機構を理解する上で、古くから金属工学を支えてきました。最近では、古典的な転位論に加え、シミュレーションを用いた材料の変形挙動の解析も進み、新たな知見も得られるようになってきました。この度関東支部では、金属材料の強度発現のための機構を理解するために、転位論の基礎と転位に関するシミュレーションに関する基礎講義と、実際に使われている身近な金属材料の強化方法を解説する講習会を企画いたしました。多くの皆さまの参加をお待ちしております。

日時 2019年9月4日(水) 10:00~17:05

場所 東京大学(本郷キャンパス)
工学部4号館3階 419・42講義室

プログラム

座長 日本製鉄 小林由起子

10:00~10:05 支部長挨拶 関東支部長 早稲田大 伊藤久久
10:05~11:35 ミクロな転位運動からマクロな塑性変形挙動を理解
解 東工大 村石信二

11:35~13:00 一昼食休憩—

座長 横国大 中尾 航

13:00~14:30 強度-延性-破壊じん性; 三方一両得成らず
—転位やき裂と相互作用する界面近接場の分子動力学シミュレーション— 阪大 渋谷陽二

14:30~14:45 —コーヒーブレイク—

座長 NIMS 大出真知子

14:45~15:30 自動車用高強度鋼板への強化機構の適用
JFE スチール研究所薄板研究部 田路勇樹

15:30~16:15 アルミニウム合金の高強度化と強化機構の並立
横国大 廣澤渉一

16:15~17:00 マグネシウム合金の高強度発現機構の検討—
Mg/LPSO 二相合金を例にして 阪大 萩原幸司

17:00~17:05 閉会の挨拶 実行委員会代表 御手洗容子

17:15~18:30 意見交換会 工学部4号館3階 43講義室

参加費 (テキスト代を含む)

会員10,000円(協賛学会協会員も同額)、非会員20,000円、学生3,000円、意見交換会参加費 1,000円

申込方法 メールにて下記申込書(および参加費振込日)を添えて
8月19日(月)までに下記宛にお申込み下さい。
(定員80名になり次第、申込みを締め切ります)

申込先 〒113-8656 東京都文京区本郷7-3-1
東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻
日本金属学会関東支部事務局 中屋宛
E-mail: nakaya@wood3-staff.t.u-tokyo.ac.jp
☎/FAX 03-5841-7107

関東支部工場見学会

下記の通り見学会を実施いたします。奮ってご参加下さい。

場所 JR 東日本大宮総合車両センター

日時 10月4日(金)13:30~(3時間程度、現地集合)

対象者 関東支部を主とする金属学会会員、および関東圏大学の学生・院生。20~30名。

申込み 参加希望者は9月2日(月)17時までにE-mailにて氏名、所属を明記の上関東支部事務局宛てにお申し込み下さい。定員となり次第、締め切ります。

E-mail: nakaya@wood3-staff.t.u-tokyo.ac.jp

掲示板

〈公募類記事〉

無料掲載: 募集人員、締切日、問合先のみ掲載。

有料掲載: 1/4頁(700~800文字)程度。

・「まてりあ」とホームページに掲載; 15,000円+税

・ホームページのみ掲載; 10,000円+税

〈その他の記事〉 原則として有料掲載。

・原稿締切・掲載号: 毎月1日締切で翌月号1回掲載

・原稿提出方法: 電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)

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

公募

◇愛媛大学大学院理工学研究科 助教 公募◇

募集人員 助教 1名(テニユア教員育成制度適用)

<http://ts.adm.ehime-u.ac.jp/>

専門分野 新しい金属材料またはセラミックス・ガラス材料の開発、構造及び特性に関する研究

担当科目 物理や数学の演習科目および講義科目、物理学実験やPBLなどの実験実習科目

応募資格 (1)博士あるいはPh. D. の学位を有する方または取得見込みの方
(2)機能材料工学に関する優れた研究業績を有する方
(3)工学科材料デザイン工学コースおよび物質生命工学専攻・機能材料工学コースの教育および管理運営に熱意がある方

着任時期 2020年4月1日

雇用条件 給与は、年俸制を適用する。

提出書類 (1)履歴書
(2)研究業績
(3)教育業績
(4)その他の業績
(5)今後の活動の抱負
(6)これまでに獲得した研究助成一覧
(7)主要な研究業績の別刷(5編以内)
(8)応募者について所見を求め得る方3名以内の氏名・役職・連絡先

*公募の詳細については、必ず以下のホームページを参照すること
<http://www5.eng.ehime-u.ac.jp/about/kyoinkoubo/index.html>

応募期限 2019年10月18日(金)必着

面接審査 一次審査(書類選考)の合格者に対して令和元年11月頃
に実施予定。面接審査に伴う旅費の支給はありません。

書類送付および問合せ先

〒790-8577 松山市文京町3番

愛媛大学大学院理工学研究科物質生命工学専攻
機能材料工学コース コース長 教授 青野宏通

E-mail: aono.hiromichi.mf@ehime-u.ac.jp

☎/FAX 089-927-9856

※封筒に「教員応募書類在中」と朱書の上、簡易書留にて送付して下さい。

※(1)~(6)は、郵送とは別に電子ファイル(Word)を上記メールアドレスへ提出。

コースホームページ <https://www.mat.ehime-u.ac.jp/>

日 本 金 属 学 会 誌 掲 載 論 文

Vol. 83, No. 7 (2019)

——論 文——

Dual-Phase 鋼における擬脆性的な水素助長損傷の発達
熊本 翼 小山元道 佐藤紘一 津崎兼彰

調和組織制御された純 Ni の機械的性質に及ぼす微細組織の影響
永田勝也 堀川直樹 川畑美絵 飴山 恵

硫酸銀を用いた湿式還元法による単分散銀粒子の合成および粒子特性
小寺喬之 荻原 隆

Mg₂Si の化学的負圧状態を誘起するための置換元素に関する探索的研究

今井庸二 平山尚美 山本 淳 飯田 努 財部健一

固体王水による白金リサイクル時の塩化アンモニウムを用いた回収率向上
吉村彰大 松野泰也

訂正

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 60, No. 7 (2019)

——*Special Issue on Severe Plastic Deformation for Nanomaterials with Advanced Functionality*——

PREFACE Kaveh Edalati and Zenji Horita

Grain Refinement of AZ31 and AZ61 Mg Alloys through Room Temperature Processing by UP-Scaled High-Pressure Torsion

Takahiro Masuda and Zenji Horita

Comparisons of Microstructures and Mechanical Properties of Heterogeneous Nano-Structure Induced by Heavy Cold Rolling and Ultrafine-Grained Structure by Multi-Directional Forging of Cu–Al Alloy

Hiromi Miura, Yu Iwama and Masakazu Kobayashi

Severe Plastic Deformation to Achieve High Strength and High Ductility in Fe–Ni Based Alloys with Lattice Softening (Overview)

Shigeru Kuramoto and Tadahiko Furuta

The Contribution of Severe Plastic Deformation to Research on Superplasticity (Overview)

Megumi Kawasaki and Terence G. Langdon

Bulk-State Reactions and Improving the Mechanical Properties of Metals through High-Pressure Torsion (Overview)

Jae-Kyung Han, Jae-il Jang, Terence G. Langdon and Megumi Kawasaki

Finite Element Modelling of High-Pressure Torsion: An Overview (Overview)

Pedro Henrique R. Pereira and Roberto B. Figueiredo

Strain Induced Segregations in Severely Deformed Materials (Review)

Xavier Sauvage, Amandine Duchaussoy and Ghenwa Zaher

Room Temperature Superplasticity in Fine/Ultra-fine Grained Materials Subjected to Severe Plastic Deformation (Overview)

M. Demirtas and G. Purcek

Severe Plastic Deformation of Semiconductor Materials Using High-Pressure Torsion (Overview)

Yoshifumi Ikoma

High Pressure Tube Twisting for Producing Ultra Fine Grained Materials: A Review (Review)

Laszlo S. Toth, Cai Chen, Arnaud Pougis, Mandana Arzaghi, Jean-Jacques Fundenberger, Roxane Massion and Satyam Suwas

Severe Plastic Deformation of Polymers

(Overview) V. Beloshenko, Iu. Vozniak,

Y. Beygelzimer, Y. Estrin and R. Kulagin

Development of Metal Oxide High-Pressure Phases for Photocatalytic Properties by Severe Plastic Deformation (Review)

Hadi Razavi-Khosroshahi and Masayoshi Fuji

Behavior of Nb and Cu–Nb Composites under Severe Plastic Deformation and Annealing

(Overview) V.V. Popov and E.N. Popova

Metallurgical Alchemy by Ultra-Severe Plastic Deformation via High-Pressure Torsion Process

(Overview) Kaveh Edalati

Lattice Defects and Their Influence on the Mechanical Properties of Bulk Materials Processed by Severe Plastic Deformation

(Overview) Jen- Gubicza

Corrosion Behavior of Severely Deformed Pure and Single-Phase Materials (Overview)

Hiroyuki Miyamoto, Motohiro Yuasa, Muhammad Rifai and Hiroshi Fujiwara

High-Pressure Torsion Deformation Induced Phase Transformations and Formations: New Material Combinations and Advanced Properties

(Overview) Andrea Bachmaier and Reinhard Pippan

Saturation of Grain Refinement during Severe Plastic Deformation of Single Phase Materials: Reconsiderations, Current Status and Open Questions (Overview)

O. Renk and R. Pippan

Severe Plastic Deformation of Amorphous Alloys (Overview)

Ádám Révész and Zsolt Kovács

High-Pressure Phase Transformations under Severe Plastic Deformation by Torsion in Rotational Anvils (Review)

Valery I. Levitas

Grain Boundaries and Diffusion Phenomena in Severely Deformed Materials (Overview)

Gerhard Wilde and Sergiy Divinski

An Overview on the Continuous Severe Plastic Deformation Methods (Overview)

Ghader Faraji and Hesam Torabzadeh

Deformation Heterogeneities in Equal Channel Angular Pressing (Overview)

Werner Skrotzki

Recent Developments in the Application of Surface Mechanical Attrition Treatments for Improved Gradient Structures: Processing Parameters and Surface Reactivity (Overview)

Thierry Grosdidier and Marc Novelli

Developing Nanostructured Metals for Manufacturing of Medical Implants with Improved Design and Biofunctionality (Overview)

Ruslan Z. Valiev, Evgeny V. Parfenov and Lyudmila V. Parfenova

Critical Temperature in Bulk Ultrafine-Grained Superconductors of Nb, V, and Ta Processed by High-Pressure Torsion (Overview)

Terukazu Nishizaki, Kaveh Edalati, Seungwon Lee, Zenji Horita, Tadahiro Akune, Tsutomu Nojima, Satoshi Iguchi and Takahiko Sasaki

—Regular Article—

Materials Physics

Characterisation of the Effect of Al_2O_3 on the Liquidus Temperatures of Copper Cleaning Furnace Slags Using Experimental and Modelling Approach

Taufiq Hidayat, Peter C. Hayes and Evgueni Jak

Engineering Materials and Their Applications

Magnetic Properties of SmFe_3 -Type Sm-Zr-Fe-Co-Ti Melt-Spun Ribbons

Tetsuji Saito, Toru Horita and Daisuke Nishio-Hamane

—Technical Article—

Effects of Factors on Contact Forces Analysis between Die and Casting and Validation Using Die-Cast Product

Shoji Ueda and Shinji Sannakanishi

—Rapid Publication—

Comparison of Microstructure, Fracture Mode and Formability of Ultra-High-Strength DP1180/DP590 Tailor Welded Blanks

Fei Xing, Xiaoming Qiu, Cui Luo, Ye Ruan and Dengfeng Wang

Announcement

まてりあ 第58巻 第8号 予告

「プロムナード」 大学における産学官連携の取り組み
.....東北大学 正橋直哉
「最近の研究」 DPC STEM による局所電磁場の直接観察
.....東京大学 柴田直哉
次世代電池にむけて再注目される酸化物系ナトリウムイオン伝導体九州大学 林 克郎

「新 進 気 鋭」 機械学習を活用したアーク溶接現象数法則式の導出と知識抽出物産機構 北野萌一
「入 門 講 座」 放射光による工業材料評価 2. 放射光による回折・散乱測定
.....高輝度光科学研究センター 廣沢一郎
—他—

(都合により変更になる場合がございます)



(2019年4月23日～2019年5月20日)

正 員

金 谷 康 平 株式会社ジェイテクト
福 士 大 輔 東芝マテリアル株式会社

新 垣 翔 東京都立産業技術研究センター
徳 永 和 俊 九州大学

南 秀 和 JFE スチール株式会社
福 田 嘉 和 あいち産業科学技術総合センター

学 生 員

上之原 勝 大阪大学
伊 藤 俊 亮 茨城大学
三 崎 紗 良 近畿大学

小 林 星 司 山形大学
高 橋 知 己 山形大学
上杉真太郎 名古屋大学

永 野 花 歩 鹿児島大学

外国一般会員

zhao xiao Central Iron and Steel Research Institute

外国学生会員

SALMI ABDALLAH University Djillali Liabes of Sidi Bel-Abbes, Algeria

包 力 東北大学
邵 箏 東北大学

陽に陰にオリンピック・パラリンピックを支える材料工学

日本金属学会「セミナー・シンポジウム委員会」企画

[協賛予定] (一社)日本鉄鋼協会, (一社)軽金属学会, (一社)日本機械学会, (一社)日本計算工学会, 日本学術振興会第176委員会

ご存知のように, 2020年に東京オリンピック・パラリンピックが, 我が国で開催される. スポーツの祭典であるが, 各種素材の最先端を競う場ともみることができる. 特に金属材料は, 歴史的に現在にいたるまで, 陽に陰にオリンピック・パラリンピックを支えてきた材料の一つであろう.

そこで本シンポジウムでは, オリンピック・パラリンピックを, 金属材料を中心とした材料工学の観点からとらえ, 両者の関わりをあらためて問い直し, スポーツ関連材料分野における金属材料の未来の可能性について, 様々な視点から討論を行い, 当該分野が今後進むべき方向性について理解を深めたい.

(企画世話人 愛知教育大 北村一浩)

日 時 2019年9月20日(金)13:10~17:00

場 所 エッサム神田ホール 1号館301号室(〒101-0045 東京都千代田区神田鍛冶町 3-2-2)

募集定員 70名

受講料・受講資格(テキスト代含む・税込 [半日企画の料金]):

受講資格	(テキスト代含む・税込)	
	事前申込	当日申込
正 員	8,000円	10,000円
学 生	4,000円	5,000円
非会員	12,000円	15,000円

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

申込要領 E-mail で meeting@jim.or.jp 宛お申し込み下さい. 申込項目は以下のとおりです.

- ① 送信 subject に「陽に陰にオリンピック・パラリンピックを支える材料工学」と記入,
- ② 氏名,
- ③ 会員・非会員・学生の区別(本会会員は会員番号も)
- ④ 勤務先・所属,
- ⑤ 通信先住所(テキスト等送付先と電話番号)を記入の上送信下さい. 申込受理確認の E-mail を返信します.

事前申込締切 2019年9月2日(月)着信

テキストの送付 事前に申し込まれた方には, 開催10日前までに参加証等を関係資料とともにお送りいたします.

受講料払込方法 お申込受理後, 請求書を送付いたします.

問 合 先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 シンポジウム参加係

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

プログラム

13:10~13:15 趣旨説明

愛教大 北村一浩

13:15~13:55 持続可能社会へのレガシーとしての都市鉱山メダル

物質・材料研究機構 原田幸明

13:55~14:35 ゴルフと金属学・チタンの進化(仮題)

大同特殊鋼 小柳禎彦

— 休 憩 —

14:50~15:30 スケートブレードの金属学(仮題)

物質・材料研究機構 村上秀之

15:30~16:10 材料から眺めたオリンピック・パラリンピック

名大 小山敏幸

16:10~16:50 パラリンピックへのスポーツ工学の貢献

東工大 中島 求

16:50~17:00 総合討論

(各講義には10分程度の質疑応答時間を含む)

* 本会支部行事, 研究集会等のご案内はホームページ → イベント にも掲載しておりますのでご覧下さい.

追悼 本会元副会長、名誉員 根本 實 先生を偲んで



本会元副会長、名誉員、九州大学名誉教授 根本 實先生は2019年3月23日にご逝去されました。享年81歳でした。会員の皆様にご報告申し上げますとともに、先生のご生前のご功績を偲び、謹んで哀悼の意を表します。

先生は、1960年に東北大学工学部金属工学科を卒業され、同大学院で学位取得後、1969年に同大学の助教授に就任されました。1982年には九州大学工学部教授に昇任され非鉄冶金学講座を担当されました。1999年から2004年まで佐世保工業高等専門学校の第8代校長を、2004年から2006年まで久留米工業大学の第5代学長を務められ、教育研究に尽力されました。

先生は、東北大学工学部では材料組織学を専門に、透過電子顕微鏡を使った組織解析に独自の感性で取り組みられました。先生撮影の組織写真は世界の誰もが魅了されたものです。特に、その場解析は世界に先駆けて進められ、国内外の多くの研究者が感銘を受けました。九州大学では超高压電子顕微鏡室の第3代室長を務められるとともに、自身で電子顕微鏡を操作する姿勢は崩されず、Al-Li合金やNi基合金の研究開発に取り組みされました。また、金属間化合物中の不規則相析出などユニークな発想のもとに国家プロジェクトに参画して精力的に研究を推進されました。これら先生のご業績は、複数回にわたる日本金属学会論文賞の受賞者となっており、1980年には日本金属学会功績賞、1994年には谷川・ハリス賞、2003年には学術功労賞を受賞されました。この他、日本鉄鋼協会でも副会長を務められ、軽金属学会では理事や九州支部長を務めるなど活発な行動力で学会活動に尽力されました。2014年には瑞宝中綬章を受章されています。

このように長期にわたり学術発展に貢献され、後進の育成には情熱を注がれ多くの方々から敬愛されました。ここに、先生のご遺徳を偲び、心よりご冥福をお祈り申し上げます。



書評

材料の熱力学 入門

正木匡彦 著

熱力学は、材料科学に携わる者として必須の学問である。それ故、材料系学科に入学した大学生が最初の専門科目として学ぶ(であろう)授業でもある。本書はその点に考慮し、第1章「物理の復習」、第2章「化学の復習」の章を設けて、高校で学習した内容からのスムーズな導入を心がけている。特に各章の最後には「物理から熱力学へ」、「化学から化学熱力学へ」という節を設けて、“エントロピー”、“エンタルピー”、“自由エネルギー”の必要性を説明することで、これから始まる大学での材料の熱力学へと導いてくれる。第3章は「熱力学で使用する数学の準備」として、大学で学習する偏微分や全微分について説明している。

第4章からいよいよ本書のメインパートである材料の熱力学へと進んでいく。第4章「内部エネルギーと熱力学第一法則」、第5章「エントロピーと熱力学第二法則」、第6章「化学ポテンシャル」、第7章「自由エネルギー」、第8章「相平衡」、第9章「化学平衡」、第10章「溶液」という章構成となっており、熱力学の基礎が十分に学習できる。

多数の熱力学に関する著書がある中で、本書の特徴の一つは章末

問題である。通常は計算だけの演習が多い中、あえて明確な答えの出ない問題を掲載している。これまでの受験勉強では必ず明確な解答のある問題を解いてきた学生にとって、大学での学問、延いてはこれからの研究の一端を垣間見ることができると思う。もう一つの特徴としては、これもやはり学生に少しでも理解してもらおうという配慮からなのだが、本書で扱った多くのグラフをフリーソフト(gnuplot)を用いて作成しており、加えて、これらの図を作る際のスク립トを無料でダウンロードできるようにしてある点である。数式の理解には、自分自身でその数式をグラフに書き出し、さらに変数を変化させるとグラフがどのように変化するかを体験するのが一番の近道である、と著者も述べている通りである。

このように、本書は大学や高等専門学校での初学者(学生)に対して、高校から大学での熱力学へとストレス無くつなげる、最適な教科書の一つである。

(東北大学大学院工学研究科 上田恭介)

[2019年 A5版 コロナ社 240頁 3200円+税]

行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2019年7月				
1～5	第3回アジア赤外線サーモグラフィコンファレンス(QIRT-Asia2019)(東京)	日本非破壊検査協会(東京)	TEL 03-5609-4011 sec@qirtasia2019.com	
4～5	第29回電子顕微鏡大学(東大)	日本顕微鏡学会	jsm-denken@bunken.co.jp http://microscopy.or.jp/univ/	6.14
5	日本表面真空学会関西支部合同セミナー2019「GaN 系半導体デバイスの最近の話題」(阪大)	日本表面真空学会 関西支部	TEL 0749-28-8371 yanagisawa.j@e.usp.ac.jp http://www.sssj.org/Kansai/goudou190705.html	7.4 定員 180名
5	日本塑性加工学会・日本鍛圧機械工業会 産学連携企画(第80回塑性加工技術フォーラム)「板材成形技術の最前線」(東京)	日本塑性加工学会・日本鍛圧機械工業会	http://www.jstp.or.jp	定員 150名
5	2019年度日本金属学会・日本鉄鋼協会 両北海道支部合同サマーセッション開催のお知らせ(北大)(6号279頁)	北海道支部	TEL 0143-47-2651 FAX 0143-47-2760 mu-tekkyo@jo.nipponsteel.com	
11～12	第60回塗料入門講座 後期(東大生産技研)	色材協会	TEL 03-3443-2811 admin@jscm.or.jp http://www.shikizai.org/	定員 100名
11～12	第53回X線材料強度に関するシンポジウム(大阪)	日本材料学会	TEL 078-795-3212 nishida@kobe-kosen.ac.jp http://www.jsms.jp	講演 3.15
12	粉末冶金入門講座(東京)	粉体粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 info@jspm.or.jp	
17～19	日本結晶学会講習会「粉末X線解析の実際」(東工大)	日本結晶学会	crsj-xray@bunken.co.jp http://xrd2019.analytsci.org/	7.1
18～19	2019年度J-PARC MLF 産業利用報告会(東京)	J-PARC センター 他	TEL 029-284-3008 fujii.misono@jaea.go.jp https://neutron.cross.or.jp/ja/events/190718-19/	
22～26	第8回対称性・群論トレーニングコース(英語)(つくば)	日本結晶学会	http://pfwww.kek.jp/trainingcourse/	定員 20名
22～24	第25回結晶工学スクール(2019年)(大阪大)	応用物理学会	TEL 03-3828-7723 igarashi@jsap.or.jp https://annex.jsap.or.jp/kessho	7.1
24～26	2019年度溶接工学夏季大学(阪大)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 60名
26	自動車産業における最新の接合技術Ⅱ(東京)	日本溶接協会	TEL 03-5823-6324 http://www.jwes.or.jp/	定員 80名
26	第1回 若手研究グループ「次世代高性能磁性材料研究会」(東京)(本号412頁)	若手研究グループ No. 5	TEL 022-795-7333 m-matsu@material.tohoku.ac.jp	7.19
26	第403回講習会 表面を革新するハードコーティング技術と展開(東理大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 jspe_koushu@jspe.or.jp http://www.jspe.or.jp/	定員 60名
26	第79回技術セミナー: 腐食を理解するための電気化学入門(東京)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 naito-113-0033@jcorr.or.jp https://www.jcorr.or.jp/	
29～8.2	第8回対称性・群論トレーニングコース(日本語)(つくば)	日本結晶学会	http://pfwww.kek.jp/trainingcourse/	定員 35名
31～8.2	第46回コロロジョン・セミナー「電気化学測定に基づいた腐食反応評価・解析の理解」(北九州)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 naito-113-0033@jcorr.or.jp https://www.jcorr.or.jp/yotei/46.html	
2019年8月				
5	日本学術会議公開シンポジウム「SDGsのための資源・材料の循環使用に関するシンポジウム」(東京)	日本学術会議 材料工学委員会他	TEL 03-3402-0541 info@mmij.or.jp https://www.mmij.or.jp/events/6142.html	7.26
7	機械の日・機械週間記念行事(東京)	日本機械学会	TEL 03-5360-3512 kikainohi@jsme.or.jp https://www.jsme.or.jp/event_project/machine-day/	
9	表面分析実践講座2019～実践! 最新走査電子顕微鏡実習 実際の作業を通して身につける最新技術～(東京)	日本表面真空学会	TEL 03-3812-0266 office@jvss.jp https://www.jvss.jp	7.26
18～22	国際会議(PRICM-10)(中国西安)(57-8号405頁)	中国金属学会	pricm10@csm.org.cn http://www.pricm10.com/	
20～22	第235回塑性加工技術セミナー「はじめての塑性力学(準備編・基礎編・応用編)」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 70名
22	2019年茨城講演会(茨城大)	日本機械学会関東支部	TEL 0294-38-5046 ibakouen@ml.ibaraki.ac.jp	論文 7.1
22～23	第11回「役に立つ真空技術入門講座」(大阪電気通信大)	日本表面真空学会 関西支部	TEL 06-6879-7778 office@jvss-kansai.jp https://www.jvss.jp/	定員 100名
26～27	2019年度JCOM若手シンポジウム(和歌山)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 JCOM2019wakate@jsms.jp http://compo.jsms.jp/	
30～31	SPRING-8 シンポジウム2019(岡山大)	SPRING-8 ユーザー協同体 (SPRUC)他	TEL 0791-58-2785 sp8sympo2019@spring8.or.jp http://www.spring8.or.jp/ja/science/meetings/2019/sp8sympo2019/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2019年9月				
1～3	日本実験力学会2019年度年次講演会(徳島大)	日本実験力学会	TEL 088-656-7387 JSEM2019@ml.tokushima-u.ac.jp http://www.jsem.jp/event/Annual19/index.html	
2～3	2019電気化学セミナー3「初心者のための電気化学測定法—実習編」(東工大)	電気化学会	TEL 03-3234-4213 ecsj@electrochem.jp https://electrochem.jp/post_seminar/2842/	8.19
2～4	第22回 XAFS 討論会(京大)	日本 XAFS 研究会	TEL 075-753-6850 yamamoto.kentaro.4e@kyoto-u.ac.jp http://www.moleng.kyoto-u.ac.jp/~moleng_04/event/jxafs22/	
3～4	第34回初心者のための疲労設計講習会(東京都市大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp	定員 60名
3～4	第35回分析電子顕微鏡討論会(幕張メッセ)	日本顕微鏡学会	TEL 011-706-6768 bunseki@eng.hokudai.ac.jp http://labs.eng.hokudai.ac.jp/lab/LIFM/bunseki/	事前参加 8.30
3～4	第236回塑性加工技術セミナー「伸線(引抜き)加工の基礎技術」(関西大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 200名
4	2019年度 日本金属学会関東支部 講習会「高強度金属材料の機能発現機構—転位論の基礎から材料強度化まで—」(東大)(本号413頁)	関東支部	nakaya@wood3-staff.t.u-tokyo.ac.jp	事前 8.19
4～6	第162回塑性加工学講座「有限要素法入門セミナー」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 30名
4～6	2019年度工学教育研究講演会(東北大)	日本工学教育協会	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp https://www.jsee.or.jp/	
5～6	第41回安全工学セミナー物質危険性講座(東京)	安全工学会	TEL 03-6206-2840 jsse-2004@nifty.com http://www.jsse.or.jp	
5～6	第44回複合材料シンポジウム(岡山理科大)	日本複合材料学会	TEL 03-5981-6011 jscm@asas-mail.jp https://www.jscm.gr.jp/	
8～10	第13回インキュベーションホール(御殿場)	応用物理学会プラズマエレクトロニクス分科会	TEL 042-677-2749 s-uchida@tmu.ac.jp http://annex.jsap.or.jp/plasma/PE_files/PE_SS_2019	定員 60名
10～12	日本計算工学会サマースクール2019 in 東京「非線形有限要素法による弾塑性解析の理論と実践」(中央大)	日本計算工学会	TEL 022-795-7417 nonlinearfem@grp.tohoku.ac.jp http://msd.civil.tohoku.ac.jp/nonlinearfem2019/	8.30
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)(岡山)(本号404頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	講演 7.5 参加 8.27
12～14	第21回日本感性工学会大会(芝浦工大)	日本感性工学会	TEL 03-3666-8000 jske@jske.org https://www.jske.org/taikai/jske21	
16～18	第32回計算力学講演会(東洋大)	日本機械学会	https://www.jsme.or.jp/	
17～21	国際トライボロジー会議2019 仙台(仙台)	日本トライボロジー学会	TEL 022-722-1311 itc2019@convention.co.jp http://www.tribology.jp/	
18～19	第47回ガスタービン学会定期講演会(函館)	日本ガスタービン学会	TEL 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.org http://www.gtsj.org/	
19～20	軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造技術」(掛川)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	定員 50名
20	金属学会シンポジウム「陽に陰にオリンピック・パラリンピックを支える材料工学」(東京)(本号416頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 meeting@jim.or.jp	事前 9.2
22～27	20th International Symposium on Boron, Borides and Related Materials(第20回ホウ素・ホウ化物および関連物質国際会議)(新潟)	第20回ホウ素・ホウ化物および関連物質国際会議組織委員会	TEL 0258-47-9714 takeda@mech.nagaokaut.ac.jp http://sogalabo.jp/isbb2019	
23～25	高温変形の組織ダイナミクス研究会「2019年度夏の学校」(金沢)(6号279頁)	研究会 No. 76	TEL 0172-39-3643 mineta@hirosaki-u.ac.jp	参加 7.26
2019年10月				
27～11.1	The 13th Pacific Rim Conference of Ceramic Societies(PACRIM13)(沖縄)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 jim-ask@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/pacrim13/	
3～4	第10回社会人のための表面科学ベーシック講座(東京理科大)	日本表面真空学会	TEL 03-3812-0266 office@jvss.jp https://www.jvss.jp/	9.26
4	関東支部 工場見学会(さいたま)(本号413頁)	関東支部	nakaya@wood3-staff.t.u-tokyo.ac.jp	9.2
6	2019年度秋期第74回学術講演会「先端技術・材料にフォーカスした矯正歯科治療のさらなる可能性を探る!」(長崎大)	日本歯科理工学会	TEL 03-3947-8891 gakkai30@kokuhoken.or.jp	
9～11	ADMETA Plus 2019(Advanced Metallization Conference 2019: 29th Asian Session)(東大)	ADMETA 委員会・吉田	TEL 03-6801-5685 jimukyoku@admeta.org	
9～11	第38回電子材料シンポジウム(EMS-38)(檀原)	電子材料シンポジウム運営・実行委員会	TEL 082-424-7649 ytominag@hiroshima-u.ac.jp http://ems.jpn.org/	
12～13	第70回塑性加工連合講演会(習志野)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.jp/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
17～18	第35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 36名
18	第16回 機械・構造物の強度設計, 安全性評価に関するシンポジウム(京都)	日本材料学会	design16@jsms.jp http://www.jsms.jp/	講演 7.1
19	日本機械学会関東支部山梨講演会(山梨大)	日本機械学会関東支部	TEL 055-220-8445 tsuyoshi-s@yamanashi.ac.jp http://society.me.yamanashi.ac.jp/jsme/2019/	
20～25	第12回新物質及び新デバイスのための原子レベルキャラクターゼーションに関する国際シンポジウム(京都)	日本学術振興会 マイクロビームアナリシス第141委員会	alc19@alc.jsps141.org https://alc.jsps141.org/alc19	
23～25	第60回高圧討論会(札幌)	日本高圧力学会	TEL 070-5545-3188 touronkai60@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/60forum/	講演 7.9
24～25	第51回溶融塩化学討論会(北大)	電気化学会溶融塩委員会	072-751-9426 mscj@electrochem.jp http://msc.electrochem.jp/touron.html	
28～30	第40回日本熱物性シンポジウム(長崎)	日本熱物性学会	TEL 03-5734-2435 jstp@op.titech.ac.jp http://jstp-symp.org/symp2019/index.html	事前参加 8.30
2019年11月				
1～3	軽金属学会第137回秋期大会(東京農工大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	参加予約 9.30
1～4	The 14th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(つくば)	日本実験力学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp http://jsem.jp/	
8	微小領域の力学特性評価とマルチスケールモデリング(軽井沢)(6号342頁)	研究会 No. 82	https://www.nims.go.jp/group/sdg/micromech-jim/	
11～14	NACE EAP Conference 2019 腐食科学と防食技術(横浜)	NACE EAP	http://www.nace-tokyosection.org/	
17～22	国際ガスタービン会議2019Tokyo (IGTC2019 Tokyo)(東京)	日本ガスタービン学会	http://www.gtsj.org/english	
20～22	第19回破壊力学シンポジウム(福島)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp/	
21～22	電気加工学会全国大会(2019)(金沢大)	電気加工学会	TEL 0538-45-0127 goto.akihiro@sist.ac.jp http://www.jseme.or.jp	
22	第22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/	
25～27	第40回 超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(明大)	超音波エレクトロニクス協会	TEL 042-443-5166 h.nomura@uec.ac.jp	講演 8.9
25～27	EcoDesign 2019国際会議(横浜)	エコデザイン学会連合他	ecodesign2019_secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/ed2019/	
26～28	第45回固体イオニクス討論会(九大)	日本固体イオニクス学会	TEL 092-802-6711 atakagak@cstf.kyushu-u.ac.jp http://www.cstf.kyushu-u.ac.jp/~ishihara-lab/ionics/	
28～29	粉末冶金基礎・実用講座(京都工芸繊維大)	粉体粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 info@jspm.or.jp	
2019年12月				
10～14	日本 MRS 創立30周年記念国際会議(横浜)	日本MRS	TEL 045-263-8538 info_mrm2019@jmru.org https://mrm2019.jmru.org	
2020年3月				
8～11	COMPSAFE2020(第3回安心・安全・環境に関する計算理工学国際会議)(神戸)	COMPSAFE2020 実行委員会	secretary@compsafe2020.org http://www.compsafe2020.org	
17～19	日本金属学会春期講演大会(東京工業大学大岡山キャンパス)(東京)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	



まてりあ 第58巻 第7号 (2019) 発行日 2019年7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

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

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

発行人 山村英明

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

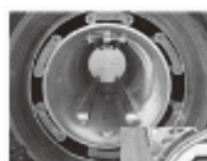
発売所 丸善雄松堂株式会社

〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町 10-10

高温真空 3000℃への挑戦

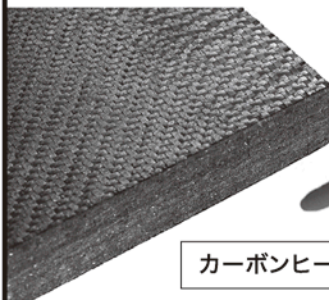
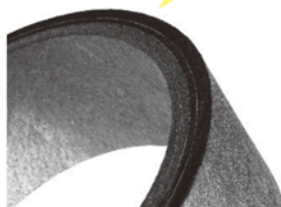
URL: <http://www.mechanical-carbon.co.jp/>

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



炉の改修

ハイブリット成形断熱材



カーボンフェルト

高断熱+省エネ

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



各種表面分析受託サービスなら
ナノサイエンス株式会社(EAGの日本支社)にお任せください。

GDMS分析
世界シェア No.1



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

測定対象試料.....

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

“世界の分析リーダー”の技術を日本で——

NAN ナノサイエンス株式会社

〒171-0021 東京都豊島区西池袋1-21-7 住友不動産池袋西口ビル7F

TEL.03-5396-0531(代) FAX.03-5396-1930

[E-mail] analysis@eag.com

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

Retsch
Solutions in Milling & Sieving

高エネルギーボールミル Emax



ナノ粉碎・メカニカルアロイングに

- 革新的な水冷方式により、温度制御可能
- 2000rpm の高速回転で、粉碎時間の短縮
- 高エネルギー粉碎による、メカノケミカルの促進

CARBOLITE
IGERO 30-3000°C

不活性ガス雰囲気チャンバー炉 GPCMA



AMS 2750E 対応 金属 3D プリント製品の焼結に

- 250mm × 250mm のビルドプレートが収まる
- 過熱面が作業者に向かない、安全なドア構造
- 全自動ガスコントロール

自動車技術展
人とくるまのテクノロジー展
2019 名古屋
AUTOMOTIVE ENGINEERING EXPOSITION 2019 NAGOYA

人とくるまのテクノロジー展 2019 名古屋 @ ポートメッセ名古屋

日時 2019年7月17日(水)～19日(金)
10:00～18:00 ※19日(金)は10:00～17:00

ブース番号：第3展示会場 **215**

出展します

Retsch
TECHNOLOGY
Solutions in Particle Sizing

画像式粒度分布測定装置 CAMSIZER X2



粒度分布、粒子形状測定に

- 乾式・湿式に対応
- カメラのレンズ交換等のハードウェア調整を行う必要なく、0.8μm～8mmの粒子を測定
- 顕微鏡と同様の画像解析

ATA
ADVANCED MATERIALOGRAPHY

卓上型自動/手動切断機 Brillant 240



様々な切断に柔軟に対応

- X 軸方向の自動 / 手動送り、Z 軸方向の自動送りが可能。
- 手動切断レバーは片手でも容易に操作可能。
- スライド式の扉カバーにより試料の着脱が容易。

ヴァーダー・サイエンティフィック株式会社

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



VERDER
scientific