

Materia Japan

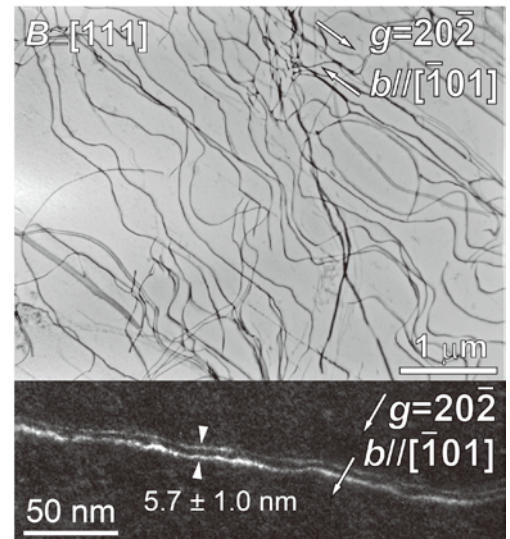
- ミニ特集「ハイエントロピー合金の研究最前線」
- 水素昇温脱離解析のモデリング

まてりあ

Vol.57 MTERE2 57 (7) 311~368 (2018)

2018

7



弾性定数 C_{ij} 測定の実況と今後

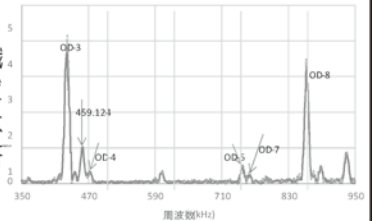
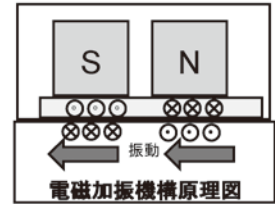
弾性定数(弾性スティフネス C_{ij})の測定法は数種類あります。新素材開発時点で要求される小試料測定で最適な装置が電磁超音波共鳴(EMAR)式弾性率、弾性定数測定装置 CC II シリーズです。従来の RUS 法に比べて振動モードを特定して測定できることから、弊社では測定の可能性を以下のように順次拡大しています。

結晶構造：立方晶→正方晶→六方晶→斜方晶→多結晶

試料形状：立方体→直方体→円柱→小円薄板

試料材質：磁性金属→比磁性金属→セラミックス→樹脂→木材

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



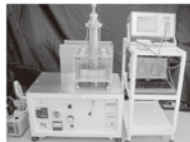
10φ x 2mm アル合金の振動

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°C 最高 1200°C)
- 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°C 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



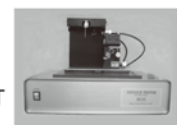
他の試料形状や測定目的に対応

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

2018
Vol.57
No.7

まてりあ

ミニ特集「ハイエントロピー合金の研究最前線」

企画にあたって 乾 晴行 辻 伸泰	311
FCC 型等原子量ハイエントロピー合金の平均原子変位と強度特性 岡本範彦 弓削是貴 乾 晴行	312
ハイエントロピー合金におけるマイクロ組織制御の可能性 辻 伸泰 朴 魯謹 李 翔 Rajeshwar Reddy Eleti 吉田周平 Tilak Bhattacharjee 白 玉 Pinaki Prasad Bhattacharjee 黒川 修	317
陽電子寿命測定と第一原理計算から視えてきたハイエントロピー合金 CoCrFeMnNi 中の空孔形成と移動のエンタルピー 杉田一樹 水野正隆 荒木秀樹 白井泰治	323
金属積層造形によるハイエントロピー合金の造形 桑原孝介 尾越周平 大坪靖彦 陳 美伝 藤枝 正	328
メカニカルアロイングによる CoCrFeMnNi ハイエントロピー合金粉末の作製と その放電プラズマ焼結 朱 修賢 和田 武 加藤秀実 Hong Soon-Jik Kim Hyoung Seop	333

最近の研究	鉄鋼材料における水素昇温脱離解析のモデリングの現状と課題 海老原健一	338
<small>水素昇温脱離曲線から鋼材中の水素の存在状態を推定するために有用な数値シミュレーションモデル, およびその最近の適用例を紹介.</small>		

新進気鋭	β チタン形状記憶合金におけるマルテンサイト単結晶の塑性変形挙動 田原正樹	345
------	--	-----

はばたく	新・転位密度解析手法確立への挑戦 増村拓朗	349
------	-----------------------------	-----

スポットライト	人力飛行機における CFRP の利用 山家椋太	350
---------	-------------------------------	-----

本会記事	会告	351	次号予告	363
	支部行事	359	新入会員	363
	掲示板	360	書評	363
	会誌・欧文誌 7 号目次	361	行事カレンダー	364

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

今月の表紙写真 77 K で圧縮変形したバルク多結晶試料の(111)すべり面内の転位組織の(上)TEM 明視野像および(下)ウィークビーム暗視野像。(岡本範彦 弓削是貴 乾 晴行: 本号313頁図2より抜粋・改変)

表紙デザイン: 北野 玲
複写をご希望の方へ

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

2018年秋期（第163回）講演大会
9/19（水）～9/21（金）
東北大学 川内北キャンパス

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
講演概要集DVDジャケット広告
ランチョンセミナー
募集のご案内**

付設展示会（機器・ソフトウェア・書籍）

・ 1コマ ￥140,000（税別）

大会プログラム広告

・ 1色1頁 ￥70,000（税別） ・ 1色1/2頁 ￥40,000（税別）

講演概要集DVDジャケット

・ 表4カラー ￥75,000（税別） ・ 表2カラー ￥50,000（税別）

ランチョンセミナー

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

まてりあ11月号では、「誌上展示会」も掲載！

・ 1枠 ￥28,000（税別）



締切日等の詳細は、下記へご参照下さい。

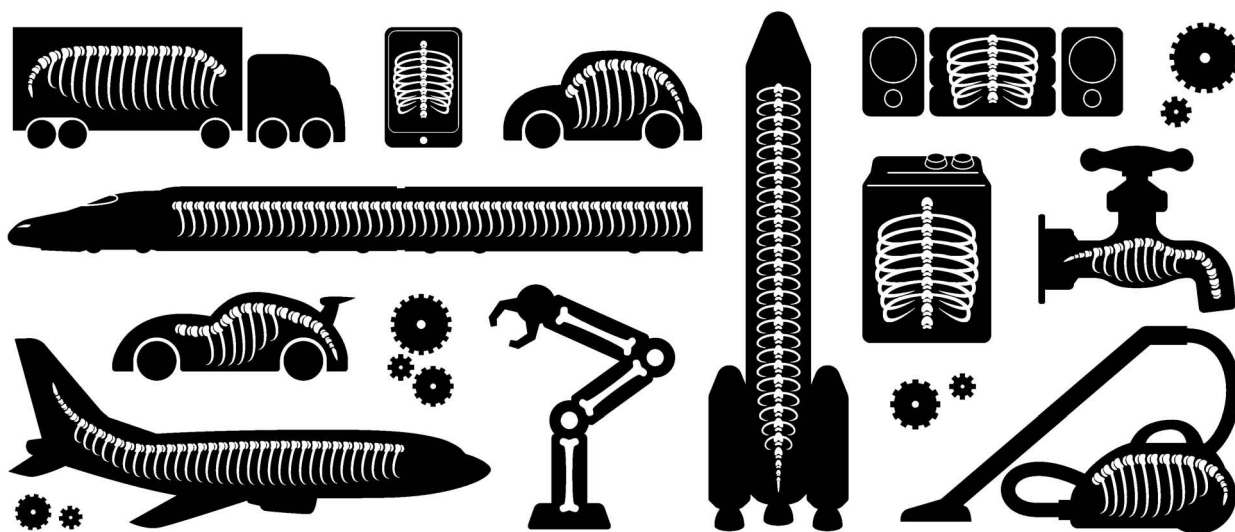
広告掲載・ご出展のお問い合わせ・お申込み

株式会社 明 報 社

MEIHOSHA
ADVERTISING AGENCY

〒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

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。



まてりあ8月号 (8/1発行)

2018 プレビュー! JASIS2018

広告掲載のご案内

「JASIS2018」ご出展に向け、事前PRにご活用下さい!

スペース	サイズ	掲載料金(消費税別)	入稿形態
特集頁・カラー1頁	天地260mm×左右180mm	¥170,000	完全データ (出力見本添付)
特集頁・1色1頁	天地260mm×左右180mm	¥100,000	
特集頁・1色1/2頁	天地125mm×左右180mm	¥60,000	

※上記以外のスペースもございます。お問合せ下さい。 ※広告データ制作費は別途です。

広告掲載のお問い合わせ・お申込み

株式会社 明報社

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4 友野本社ビル

TEL(03)3546-1337 FAX(03)3546-6306

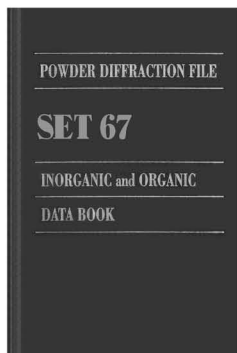
E-mail info@meihosha.co.jp ホームページ http://www.meihosha.co.jp



粉末回折データベース
PDF Book Form (Set67)

価格(税別) ¥155,000.- (データブック)各¥75,000.- (インデックスブック)
 (データブックとインデックスとのセット割引、教育機関向け割引等あり、要問い合わせ)

JCPDS-ICDDから毎年9月に発売されるデータブックとインデックスブックです。データブックには無機1,900/有機600の回折パターンが追加収録されます。インデックスには無機用のAlphabetical IndexとHanawalt Index、有機用のOrganic Indexの計3点があります。

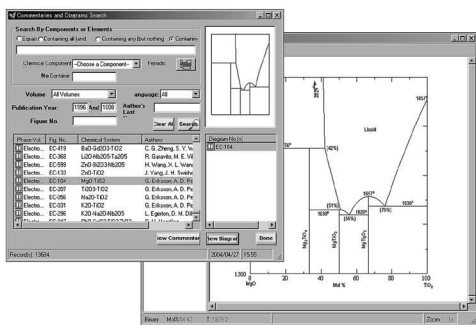


26,500件のセラミックス状態図データベース
ACerS-NIST
 Phase Equilibria Diagrams, Version 4.2

価格(税別) ¥160,000.- マルチユーザー ¥260,000.-

- | | |
|--------------|----------------|
| 検索条件 | データ表示 |
| ■成分系、元素記号 | ◆モル百分率↔重量百分率 |
| ■著者、出典誌名、出版年 | ◆Lever rule計算 |
| ■状態図番号 | ◆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)



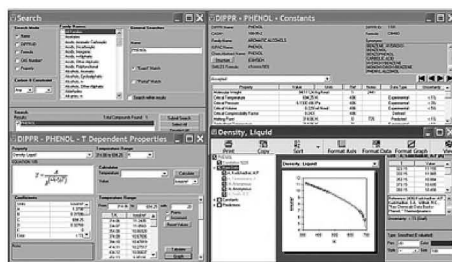
システムプラットフォーム : Windows XP/Vista/7

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

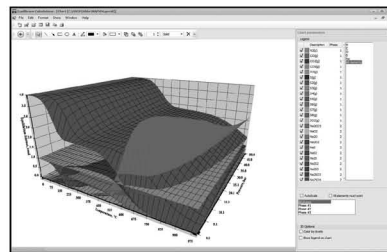


システムプラットフォーム :
 Windows Xp/Vista/7/8 (AIChE DIPPR Project 801)

化学反応/平衡計算ソフトウェア
HSC Chemistry for
Windows, Ver.9.4

価格(税別) ¥650,000.-/¥280,000.- (一般/教育)

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



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

株式会社 **デジタルデータマネジメント**

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

FCC 型等原子量ハイエントロピー合金の 平均原子変位と強度特性

岡本 範彦¹⁾ 弓削 是貴²⁾ 乾 晴行³⁾

1. はじめに — ハイエントロピー合金の固溶強化

ハイエントロピー合金 (High Entropy Alloy: HEA) とは、5 種類以上の元素から構成される等原子量もしくはほぼ等原子量の組成を有する合金であり、ギブス自由エネルギーに対する配置エントロピーの寄与が大きいこと、金属間化合物の形成を伴わずに FCC (面心立方)、BCC (体心立方) や HCP (六方最密) 構造などの単純な結晶構造を有する単相固溶体を形成しやすいと考えられている⁽¹⁾。単相固溶体でありかつ短範囲規則化がない場合、HEA の強度を支配する主たる強化機構は固溶強化であると考えられる。既往の固溶強化理論では、溶媒原子と溶質原子の原子サイズミスフィットおよび剛性率ミスフィットに起因して溶質原子周りに形成された格子ひずみ場と運動転位の応力場との相互作用力を求めることにより固溶強化量を表式化している (図 1(a))⁽²⁾⁻⁽⁶⁾。しかし HEA では、(i) 溶質、溶媒元素の区別ができない、(ii) 原子サイズミスフィットや剛性率ミスフィットの定義が困難である、(iii) 溶質原子周りの格子ひずみ場同士が重畳し、その見積もりが困難である、(iv) 溶質濃度が高い (20 at% : 5 元

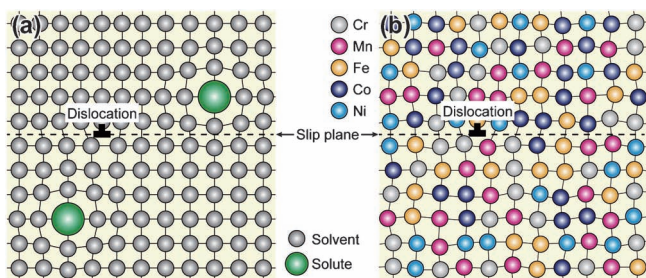


図 1 (a) 希薄固溶体および (b) HEA における結晶構造の模式図。希薄固溶体では溶質原子周りにのみ格子ひずみが存在するが、HEA では至るところで格子が歪んでいる⁽⁸⁾。(オンラインカラー)

系等原子量 HEA)、などの理由により、2 元系希薄固溶体合金を基に確立された従来の固溶強化理論⁽²⁾⁻⁽⁶⁾を多元系高濃度固溶体合金である HEA に適用し、その固溶強化量を予測することは不可能である。ゆえに、HEA の固溶強化量を記述しうる、従来固溶強化理論を代替するアプローチが必要である。HEA では、多かれ少なかれ原子半径の異なる多種元素が混合して結晶を構成しているため、いずれの原子も理想的な格子位置から変位しており、結晶の至るところに格子ひずみが存在すると考えられる (図 1(b))。しかし、その格子ひずみ量を各元素の原子半径から直接見積もるのは容易ではない。そこで我々は、結晶全体の平均原子変位量を放射光 X 線回折により精密に実測するとともに、第一原理計算による見積もりを行い、格子ひずみの大きさと強度の相関を調査してきた。

本稿では、マイクロピラー試験法による FCC 型 CrMnFeCoNi 等原子量 HEA の臨界分解せん断応力 (CRSS) 測定および塑性変形挙動解析⁽⁷⁾の概要と、構成元素の平均原子変位量が FCC 型等原子量ハイエントロピー合金の強度予測パラメータになりうること⁽⁸⁾を紹介する。

2. 単結晶マイクロピラー圧縮変形試験法による CRSS 測定と塑性変形挙動

単結晶マイクロピラー試験法は、多結晶材の各結晶粒から μm サイズの単結晶試験片を集束イオンビーム (FIB) 法により切削加工し、その CRSS のピラーサイズ依存性からバルク CRSS を見積もる手法であり、バルク単結晶が得られない場合に大変有効な強度測定法である⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁴⁾。冷間圧延 (圧下率 60%) および再結晶 (1,373 K, 3 h) により作製した FCC 型 CrMnFeCoNi 等原子量 HEA 多結晶材について、電子後方散乱 (EBSD) により結晶方位解析を行った後、 $[\bar{1}26]$ および $[\bar{1}23]$ の結晶方位を有する単結晶マイクロピラーを FIB 法により作製した。ダイヤモンドフラットパンチを備

* 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 1) 助教 (現: 東北大学金属材料研究所; 准教授) (〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1) 2) 准教授 3) 教授

Atomic Displacement and Strength Properties in Equiatomic High Entropy Alloys with the FCC Structure; Norihiko L. Okamoto*, Koretaka Yuge and Haruyuki Inui (Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Kyoto) (*Present: Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)

Keywords: high entropy alloys, atomic displacement, crystal disorder, solid solution strengthening, critical resolved shear stress (CRSS), plastic deformation, dislocation, synchrotron x-ray diffraction, focused ion beam (FIB), micropillar compression

2018年3月27日受理 [doi:10.2320/materia.57.312]

えたナノインデンテーション装置を用いて、定歪速度(初期歪速度: $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)で室温圧縮試験を行った。いずれの方位でも(111)[$\bar{1}01$]すべりの活動を確認した。0.2%耐力を降伏応力とみなして求めた(111)[$\bar{1}01$]すべり系のCRSSは、ピラーサイズが小さくなるにつれて増加している(図2(a))。両方位単結晶間ではCRSSの大きさもピラーサイズ依存性も実質的に等しく、方位依存性はない。CRSSはほぼべき乗則に従っており、多くのFCCおよびBCC金属単結晶マイクロピラーで同様の傾向が報告されている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁷⁾。CrMnFeCoNi等原子量HEAのべき指数(傾き)は-0.63であり、純FCC金属で観察されたべき指数の範囲(-1.0~-0.5)に収まる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁸⁾⁻⁽²¹⁾。バルクCRSS値は、マイクロピラー単結晶CRSSのべき乗曲線をピラーサイズ20~30 μm まで外挿することによって得られることが、Ni, CuやAlなどの純FCC金属で報告されている⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾⁽²²⁾⁽²³⁾。この手法により求めた本HEAのバルク

CRSS値は $38 \pm 5 \text{ MPa}$ であり、純NiのバルクCRSS値(3.2 MPa)⁽²⁴⁾の10倍以上も高い⁽⁷⁾。

HEAの高強度の原因を探るべく、塑性変形前後の組織観察を行った。透過電子顕微鏡、電子回折や三次元アトムプローブによって、いかなるサイズスケールにおいても偏析や短範囲規則化が変形前にないことを確認している。図2(b)は77 Kで圧縮したバルク多結晶試料の典型的な転位組織の透過電子顕微鏡(TEM)明視野像である。TEM試料は、変形した多結晶試料から(111)すべり面に平行になるように切り出した。ほとんどの転位は(111)面内で特定の方向に優先的に配向することなく滑らかに湾曲しており、刃状およびらせん転位の易動度にほとんど異方性がないことがわかる。このことから、パイエルスポテンシャルが高いBCC金属等とは異なり、多くのFCC純金属・固溶体合金と何ら変わりのない転位組織を示す。ウィークビーム暗視野法観察により得られたShockley部分転位の分解幅(積層欠陥幅)から、本HEAの積層欠陥エネルギーは $30 \pm 5 \text{ mJ/m}^2$ と見積もられた(図2(c))。この値はCu⁽²⁵⁾, Ni⁽²⁶⁾やAl⁽²⁷⁾などの純FCC金属よりも比較的小さく、バーガースペクトルで規格化したShockley部分転位の分解幅は純FCC金属よりも相当広い⁽⁷⁾。以上のような低い積層欠陥エネルギーおよび広い分解幅のために、交差すべりが生じにくく(図2(b))、また低温で双晶変形が生じやすいと考えられ⁽²⁸⁾、それらが優れた低温靱性⁽²⁹⁾⁻⁽³¹⁾に寄与していると考えられる。

Basinskiら⁽³²⁾によって、二元系FCC合金の室温および低温(77 K)での強度比が合金系や溶質濃度に依らず一定であるという“Stress Equivalence”なる概念が提唱されている。CrMnFeCoNi等原子量HEAの強度レベルは極めて高いものの、他のFCC合金と同様の強度比を示し、“Stress Equivalence”に従う。このことからCrMnFeCoNi等原子量HEAの塑性変形挙動は、通常のFCC金属・合金と何ら変わりなく、通常のFCC合金の範疇に含まれると言える。それではなぜHEAの強度は極めて高いのであろうか?。原子半径の異なる多種元素が混合し局所格子ひずみが大きいことに起因しているのではないかと考え、次節以降、CrMnFeCoNi等原子量HEAおよびその派生四元系、三元系等原子量合金における格子ひずみ量と強度の相関について述べる。

3. 平均原子変位量

(1) 放射光 X 線回折実験

HEAでは、多かれ少なかれ原子半径の異なる元素がランダムに混合しているため、全ての原子は理想的な格子点位置から変位し、有限温度ではその平衡位置を中心として熱振動している(図3(a))。一般に、平衡位置の格子点からの変位量(static disorder)と平衡位置周りでの熱振動量(dynamic disorder)の自乗和、すなわち原子変位パラメータ(ADP: atomic displacement parameter)が大きいほど、高角側でのX線回折強度の減退が顕著となる⁽³³⁾。熱振動の寄与をでき

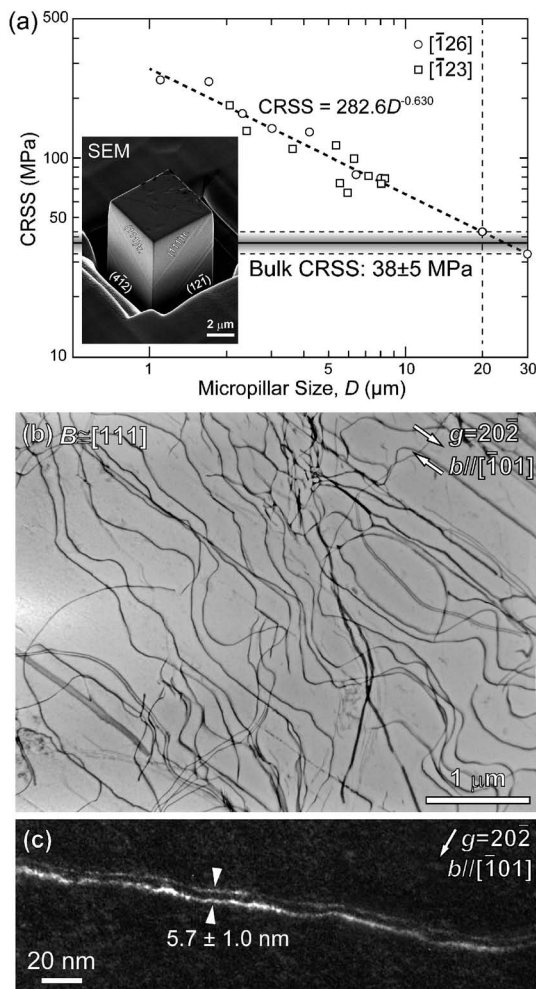


図2 (a)CrMnFeCoNi等原子量HEA単結晶マイクロピラーのCRSSのピラーサイズ依存性⁽⁷⁾。挿入写真は、圧縮試験後のマイクロピラーのSEM二次電子像。77 Kで圧縮変形したバルク多結晶試料の(111)すべり面内の転位組織の(b)TEM明視野像および(c)ウィークビーム暗視野像⁽⁷⁾。

るだけ抑えるために、極低温での X 線回折測定を行った。前述の CrMnFeCoNi 等原子量 HEA の再結晶試料から直径約 18 μm 、長さ約 20 μm の円柱状単結晶試料を FIB 加工したのち、先端を鋭くしたガラスキャピラリーに取り付け、SPring-8 のビームライン BL02B1 での放射光 X 線回折実験に供した。入射 X 線エネルギーは 25.18 keV (X 線波長 0.04928 nm)、測定温度は 25 K とした。全元素の ADP は等しいと仮定し、SHELXL ソフトウェア⁽³⁴⁾を用いて精密化を行ったところ、5 元素平均の ADP は 23.5 pm^2 と求めた⁽⁸⁾。得られた ADP は、熱振動成分を含まない静的な原子変位量であるとみなせる。一方、各元素の ADP を独立に変化させて解析すると収束せず、また K 吸収端近傍での異常分散を用いた実験を行っても各元素の ADP を高い統計精度

をもって決定することはできなかった。そこで、各元素の原子変位量を求めるべく、また本実験結果の妥当性を確認するため、以下の第一原理計算を行った。

(2) 第一原理計算

固溶体の第一原理計算を行う際に「限られた原子数で不規則配列をいかに表現するか?」という問題がある。本研究では、有限の原子数で理想的なランダム固溶体の構造を可能な限り模倣する Special Quasirandom Structure (SQS) モデル⁽³⁵⁾を採用した。FCC 単位胞の $5 \times 4 \times 4$ 倍のサイズの 5 元素等原子量ランダム固溶体合金の SQS (320 原子) を、第 5 近接までの 2 体相関関数の理想値との差ができるだけ最小になるようにモンテカルロ法により探索した。SQS を構築後、VASP コード⁽³⁶⁾により構造緩和し(磁性を含めず)、各元素の原子変位量 (FCC 格子点からの変位量の平均二乗値、Mean-square atomic displacement: MSAD) を得た (図 3(b))。5 元素の平均原子変位量は 25.2 pm^2 であり、X 線回折実験により得られた値 (23.5 pm^2) と良く一致している。この値は、多くの希薄・高濃度二元系合金のそれよりも 2 倍以上高いことを確認している。各元素の原子変位量は原子番号の増加とともに減少しているが、この理由については既報文献 (8) を参照されたい。

次節において FCC 型等原子量固溶体合金の強度と格子ひずみの大きさとの相関を調査する。そこで CrMnFeCoNi 等原子量 HEA から元素を 1 種類および 2 種類取り除いた派生 4 元および 3 元系等原子量合金の平均原子変位量を、5 元系等原子量 HEA の場合と同様に求めた。4 元および 3 元系等原子量合金についてそれぞれ FCC 単位胞の $4 \times 4 \times 4$ 倍 (256 原子) および $3 \times 4 \times 4$ 倍 (192 原子) のサイズの SQS を探索・構築し、構造緩和を行い平均原子変位量を得た。図 3(c) に 5 元系等原子量 HEA および派生 4 元、3 元系等原子量合金の平均原子変位量を示す。平均原子変位量が最も大きいのは、Fe を除いた 4 元系の CrMnCoNi 等原子量合金であり、元素数が多いほど原子変位量が大きくなるわけではなく、元素の組み合わせに大きく依存することがわかる。

4. 平均原子変位量と強度の相関

Wu および George ら⁽³⁷⁾によって、ほぼ同一の結晶粒径 ($\sim 30 \mu\text{m}$) の CrMnFeCoNi 等原子量 HEA およびその派生 4 元、3 元系等原子量合金の降伏強度の温度依存性が報告されている。4 元系合金は 5 種類の組合せ (${}_5C_4$) が考えられるが MnFeCoNi, CrFeCoNi, CrMnCoNi の 3 種のみが、3 元系合金は 10 種類の組合せ (${}_5C_3$) が考えられるが CrCoNi, MnFeNi, MnCoNi, FeCoNi の 4 種のみが単相 FCC 組織を示す。各合金の強度を比較するため、Wu ら⁽³⁷⁾が行っているように降伏強度の温度依存性を指数関数で近似し、0 K における降伏強度を算出した (図 4(a))。元素数の最も多い 5 元系等原子量 HEA の強度が最も高いわけではなく、4 元系の CrMnCoNi および 3 元系の CrCoNi 等原子量合金が最も

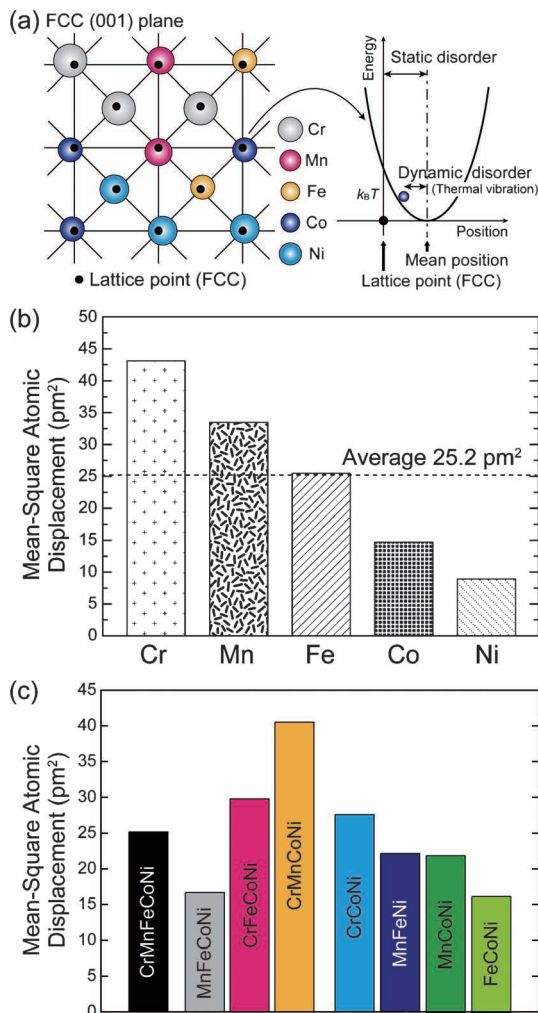


図 3 (a)FCC 型 HEA の (001) 原子面 (左) および格子点から変位した平衡位置を中心に熱振動する原子のポテンシャル (右) の模式図⁽⁸⁾。(b) 第一原理計算により求めた CrMnFeCoNi 等原子量 HEA の各元素の原子変位量、およびその平均値 (点線)⁽⁸⁾。(c) 第一原理計算により求めた 5 元系等原子量 HEA およびその派生 4 元、3 元系等原子量合金の平均原子変位量⁽⁸⁾。(オンラインカラー)

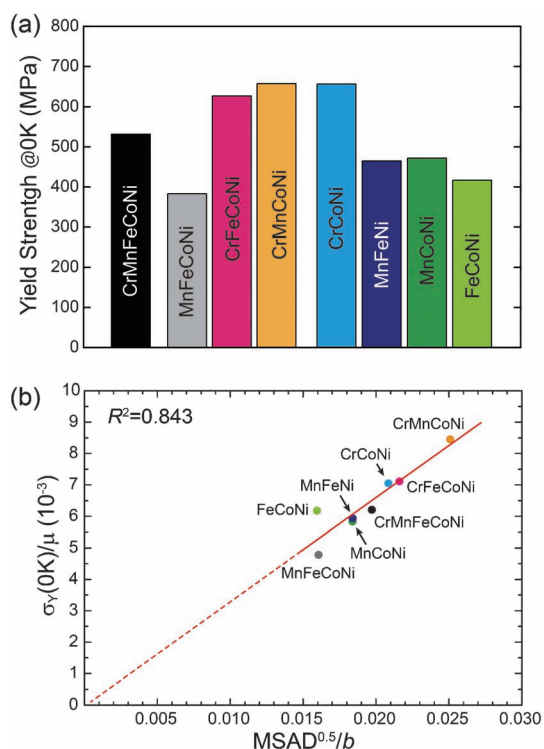


図4 (a) 5元系等原子量HEA およびその派生4元, 3元系等原子量合金の0Kにおける降伏強度⁽³⁷⁾. (b)規格化降伏強度と規格化原子変位量の相関⁽⁸⁾. (オンラインカラー)

高い強度を示し、元素の組み合わせが重要であることがわかる。

0Kでの降伏強度を多結晶剛性率で規格化し、また平均原子変位量(MSAD)の平方根をバーガースペクトルの大ききで規格化した。このような規格化強度と規格化原子変位量の間には強い正の相関があり(図4(b)), かつ近似直線はほぼ原点を通り、比例関係にあることがわかる⁽⁸⁾。このことから、原子変位量は固溶体合金(特にHEAや等原子量合金など)の強度予測パラメータとなり得ると考えられる。運動転位が固溶体中の溶質原子から受ける抵抗は、結晶が平均してどれだけ歪んでいるか、つまり構成原子が格子点から平均的にどの程度変位しているかによって決まることを意味している。また逆に、平均原子変位量を計算することで、等原子量組成からどのようにすれば最も高い強度が得られるのかを予測することが可能であろう。

5. おわりに

強度と原子変位量の比例関係は、多元系高濃度のHEAや等原子量合金だけでなく2元系合金(高濃度か希薄に関わらず)においても成立し、原子変位量が、転位運動の摩擦応力が小さいFCC固溶体などの種々の合金における普遍的な固溶強化予測パラメータとなりうると考えている。既往の固溶強化理論では、固溶強化量の溶質濃度(c)依存性は $c^{1/2}$ 則(Fleischerモデル: $c < 0.1 \text{ at}\%$)⁽³⁾⁽⁴⁾や $c^{2/3}$ 則(Labuschモデル

ル: $c < \text{数 at}\%$)⁽⁵⁾⁽⁶⁾のように溶質濃度範囲によって異なり統一的な解釈がない。溶質原子周りに形成される格子ひずみ場は、溶媒原子と溶質原子の原子サイズミスフィット(動径方向の変位に相当)および剛性率ミスフィット(円周方向の変位に相当)を使って解析的に見積もられているが、溶質および溶媒の純金属単体の格子定数や剛性率から見積もられるミスフィット値が、実際の固溶体におけるそれと等しいかは定かではない。一方、格子全体の平均原子変位量は、動径および円周方向の変位を内含し、格子ひずみを表す単一パラメータであると考えられる。もしこれが正しければ、原子変位量の溶質濃度依存性ひいては固溶強化量の溶質濃度依存性は、単一のべき指数で表され得ないことを示唆する。2元系FCC合金についても広い溶質濃度範囲に亘って強度と原子変位量の比例関係が成り立つか否かを現在調査中である。

本稿で紹介した研究は、Easo P. George教授(テネシー大学/オークリッジ国立研究所)、田中克志教授(神戸大学)、河村麻莉乃氏、神原佑季氏、陳正昊氏と共同で行われました。また、日本学術振興会科学研究費助成事業(科研費番号15H02300, 16H04516, 16K14373, 16K14415)、文部科学省元素戦略プロジェクト構造材料元素戦略研究拠点および科学技術振興機構端の低炭素化技術開発(ALCA)の助成を受けて行われました。放射光実験は、高輝度光科学研究センターSPring-8のビームラインBL02B1にて行われました(課題番号2014B1228, 2014B1553, 2015A1468, 2016B1096)。ここに謝意を表します。

文 献

- (1) J. W. Yeh, S. K. Chen, J. Y. Gan, S. J. Lin, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: *Metall. Mater. Trans. A*, **35** (2004), 2533–2536.
- (2) N. F. Mott and F. R. N. Nabarro: *Report of the Conference on Strength of Solids*, (1948), 1.
- (3) R. L. Fleischer: *Acta Metall.*, **11**(1963), 203–209.
- (4) R. L. Fleischer: *The Strengthening of Metals*, edited by D. Peckner, Reinhold Pub. Co. Ltd., New York, (1964).
- (5) R. Labusch: *Phys. Status Solidi*, **41**(1970), 659–669.
- (6) R. Labusch: *Acta Metall.*, **20**(1972), 917–927.
- (7) N. L. Okamoto, S. Fujimoto, Y. Kambara, M. Kawamura, Z. M. T. Chen, H. Matsunoshita, K. Tanaka, H. Inui and E. P. George: *Sci. Rep.*, **6**(2016), 35863.
- (8) N. L. Okamoto, K. Yuge, K. Tanaka, H. Inui and E. P. George: *AIP Advances*, **6**(2016), 125008.
- (9) M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando and W. D. Nix: *Science*, **305**(2004), 986–989.
- (10) M. D. Uchic, P. A. Shade and D. M. Dimiduk: *Annu. Rev. Mater. Res.*, **39**(2009), 361–386.
- (11) N. L. Okamoto, M. Inomoto, H. Adachi, H. Takebayashi and H. Inui: *Acta Mater.*, **65**(2014), 229–239.
- (12) Z. H. M. T. Chen, N. L. Okamoto, M. Demura and H. Inui: *Scr. Mater.*, **121**(2016), 28–31.
- (13) S. Korte and W. J. Clegg: *Philos. Mag.*, **91**(2011), 1150–1162.
- (14) R. Soler, J. M. Molina-Aldareguia, J. Segurado, J. Llorca, R. I. Merino and V. M. Orera: *Int. J. Plast.*, **36**(2012), 50–63.
- (15) D. Kiener, C. Motz, T. Schoberl, M. Jenko and G. Dehm: *Adv. Eng. Mater.*, **8**(2006), 1119–1125.
- (16) A. S. Schneider, D. Kaufmann, B. G. Clark, C. P. Frick, P. A.

Gruber, R. Monig, O. Kraft and E. Arzt: Phys. Rev. Lett., **103** (2009), 105501.

(17) S. Brinckmann, J. Y. Kim and J. R. Greer: Phys. Rev. Lett., **100** (2008), 155502.

(18) J. R. Greer and J. T. M. De Hosson: Prog. Mater. Sci., **56** (2011), 654–724.

(19) A. T. Jennings, M. J. Burek and J. R. Greer: Phys. Rev. Lett., **104** (2010), 135503.

(20) D. M. Dimiduk, M. D. Uchic and T. A. Parthasarathy: Acta Mater., **53** (2005), 4065–4077.

(21) J. R. Greer, W. C. Oliver and W. D. Nix: Acta Mater., **53** (2005), 1821–1830.

(22) D. M. Dimiduk, C. Woodward, R. LeSar and M. D. Uchic: Science, **312** (2006), 1188–1190.

(23) J. R. Greer and W. D. Nix: Phys. Rev. B, **73** (2006), 245410.

(24) P. Haasen: Philos. Mag., **3** (1958), 384–418.

(25) C. B. Carter and I. L. F. Ray: Philos. Mag., **35** (1977), 189–200.

(26) C. B. Carter and S. M. Holmes: Philos. Mag., **35** (1977), 1161–1172.

(27) L. E. Murr: Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, Addison-Wesley, Reading, Massachusetts, (1975),

(28) F. Otto, A. Dlouhy, C. Somsen, H. Bei, G. Eggeler and E. P. George: Acta Mater., **61** (2013), 5743–5755.

(29) B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E. H. Chang, E. P. George and R. O. Ritchie: Science, **345** (2014), 1153–1158.

(30) Z. J. Zhang, M. M. Mao, J. W. Wang, B. Gludovatz, Z. Zhang, S. X. Mao, E. P. George, Q. Yu and R. O. Ritchie: Nat. Commun., **6** (2015), 10143/1–10143/6.

(31) G. Laplanche, A. Kostka, O. M. Horst, G. Eggeler and E. P. George: Acta Mater., **118** (2016), 152–163.

(32) Z. S. Basinski, R. A. Foxall and R. Pascual: Scr. Metall., **6** (1972), 807–814.

(33) J. D. Dunitz, V. Schomaker and K. N. Trueblood: J. Phys. Chem., **92** (1988), 856–867.

(34) G. M. Sheldrick: Acta Crystallogr. A, **64** (2008), 112–122.

(35) A. Zunger, S. H. Wei, L. G. Ferreira and J. E. Bernard: Phys. Rev. Lett., **65** (1990), 353–356.

(36) G. Kresse and J. Furthmuller: Phys. Rev. B, **54** (1996), 11169–11186.

(37) Z. Wu, H. Bei, G. M. Pharr and E. P. George: Acta Mater., **81** (2014), 428–441.

★★

岡本範彦

2003年9月 日本学術振興会 特別研究員(DC1)
 2006年3月 京都大学大学院工学研究科 博士後期課程修了 博士(工学)学位取得
 2006年4月 日本学術振興会 特別研究員(PD)
 2006年6月 米国カリフォルニア大学デイヴィス校 博士研究員
 2008年2月 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻 助教
 2017年6月～ 現職

専門分野: 金属物性, 結晶塑性, 結晶学

©金属や金属間化合物における結晶欠陥と物理・力学特性の相関解明に従事。

★★



岡本範彦



弓削是貴



乾 晴行

ハイエントロピー合金における マイクロ組織制御の可能性

辻 伸泰¹⁾ 朴 魯謹^{**} 李 翔²⁾
Rajeshwar Reddy Eleti²⁾ 吉田周平²⁾ Tilak Bhattacharjee^{***}
白 玉³⁾ Pinaki Prasad Bhattacharjee^{****} 黒川 修⁴⁾

1. はじめに

最近世界的に活発に研究が行なわれているハイエントロピー合金(High Entropy Alloy: HEA)とは、5種類以上の元素をほぼ等原子量ずつ混ぜ合わせて作製される、高い配置のエントロピーを有し単一固溶体相を示す合金と狭義には定義される⁽¹⁾⁻⁽³⁾。一方、Multi-Principal Elements Alloy(MPEA)や Compositionally Complex Alloy(CCA)といった用語も用いられ、研究が進展するにつれその研究対象は複相組織を有する合金等にも拡大されるようになってきている⁽⁴⁾。固溶体相の安定化には高い配置のエントロピーが重要であるとはいえ、任意の異なる5元素を等原子量混ぜ合わせれば必ず単相固溶体が得られるわけではないことから明らかなように、ハイエントロピー合金においても元素の組合せ(あるいはエンタルピー)の重要性は明白であり、狭義の定義にこだわる必要性は高くはないと考えられる。本稿では、MPEAやCCAなどを含めた高濃度合金全般を、広くハイエントロピー合金と呼ぶことにする。状態図の化学組成空間における中心近傍の組成を有するこうした合金は、ある特定の金属に相対的に少量の合金元素を加えることで作製されてきた従来合金(例えば、鉄合金(鉄鋼材料)、アルミニウム合金、チタン合金など)とは、概念が大きく異なるものである。ハイエントロピー合金が示す種々の特異な物性・特性・現象は、材料科学の基礎の観点から大変興味深く、金属材料学の新たな発展をもたらすであろう。またいくつかのハイエントロピー合金が示す優れた高温強度⁽⁵⁾⁽⁶⁾、高い室温強度と延性⁽⁶⁾⁽⁷⁾、際立った低温破壊靱性⁽⁸⁾などは、実用の観点からも注目に値する。

ハイエントロピー合金という言葉と概念が提起されたのは

2004年のことであり⁽⁹⁾⁻⁽¹⁴⁾、ハイエントロピー合金は金属材料の長い歴史の中では非常に若い新しい材料群である。これまでのハイエントロピー合金の研究は、実験室レベルで少量の合金を溶解・铸造し、得られた試料をそのまま、あるいはせいぜい均質化熱処理を施して用いられることが多かった。一方、金属材料の重要な特徴の一つはマイクロ組織を有する点にあり、加工や熱処理によってマイクロ組織を制御すると、同一化学組成であってもその特性を幅広く変化させることができる。従来金属・合金の工業生産において熱間・冷間加工や熱処理が種々の順序・組み合わせで施されるのは、素材の形状を制御することだけが目的ではなく、内部のマイクロ組織を変化させ特性を制御するためである。ハイエントロピー合金の場合にも、加工熱処理(Thermo-mechanically Controlled Process: TMCP)を適用してマイクロ組織を制御すれば、铸造ままに近い状態で試験されてきた初期の研究とは異なる結果が得られ、より優れた特性を実現することが可能であると考えられる。我々の研究室ではそうした観点から、ハイエントロピー合金の加工熱処理を通じたマイクロ組織および特性制御を目指した基礎研究を行なっている⁽¹⁵⁾⁻⁽²³⁾。本稿ではFCC固溶体を主相として示すハイエントロピー合金に関する研究成果を紹介する。

2. CoCrFeMnNi合金の熱間加工

CoCrFeMnNi等原子量合金は、ハイエントロピー合金の最初の例として2004年に報告され⁽⁹⁾、報告者の名前をとってCantor合金とも呼ばれている。CoCrFeMnNi合金はFCC単相固溶体が安定な合金であり、最も数多く研究がなされている。従来金属・合金の製造工程においては、铸造に

* 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 1)教授 2)大学院生 3)助教 4)准教授(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)

** 京都大学大学院工学研究科材料工学専攻; 日本学術振興会外国人特別研究員。現: 大韓民国・嶺南大学材料工学院; 助教

*** 京都大学構造材料元素戦略研究拠点; ポスドク研究員

**** インド工科大学ハイデラバード校; 准教授

Possibility of Microstructure Control in High Entropy Alloys; Nobuhiro Tsuji* Nokeun Park**, Xiang Li*, Rajeshwar Reddy Eleti*, Shuhei Yoshida*, Tilak Bhattacharjee***, Yu Bai*, Pinaki Prasad Bhattacharjee**** and Shu Kurokawa* (*Department of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Kyoto University, Kyoto. **Department of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Kyoto University, Kyoto. Present: School of Materials Science and Engineering, Yeungnam University, Gyeongsan, Republic of Korea. ***Elements Strategy Initiative for Structural Materials (ESISM), Kyoto University, Kyoto. ****Indian Institute of Technology Hyderabad, Hyderabad, India)

Keywords: high entropy alloys, microstructure control, thermomechanically controlled process, recrystallization, grain growth, sluggish diffusion

2018年5月8日受理[doi:10.2320/materia.57.317]

より作成されたインゴットは、高温での鍛造や圧延といった熱間加工工程によって形状を整えられるとともに、鍛錬効果によって铸造欠陥が除去され、またマイクロ組織が制御される。CoCrFeMnNi合金の熱間変形挙動とそれに伴う組織形成を、加工熱処理物理シミュレーター(富士電波工機製・Thermecmator-Z)を用いて調べた⁽²⁰⁾。高純度な構成純金属をアーク溶解・铸造することにより、直径80mm、厚さ20mmの円盤状インゴットを得た。インゴットを1100℃で6h均質化熱処理後、800℃で圧下率30%の熱間鍛造を行なった。熱間鍛造材から直径8mm、高さ12mmの円柱状試験片を切り出し、加工熱処理シミュレーターによる高温加工熱処理プロセスに供した。試験片を加熱速度20℃s⁻¹で1000℃まで加熱し、900s等温保持したのち、1000℃~800℃の種々の温度で圧下率60%(真ひずみ0.92)の一軸圧縮加工を種々のひずみ速度(10⁻³s⁻¹~10⁰s⁻¹)で行なった。1000℃加熱後、加工温度までの冷却が必要な場合は20℃s⁻¹の冷却速度で冷却し、各温度で10s保持後に熱間圧縮を行なった。圧縮後直ちに試験片を窒素ガスにより冷却した。これらのプロセスは真空チャンバー中で行ない、試験片の加熱・冷却は高周波誘導加熱により制御した。

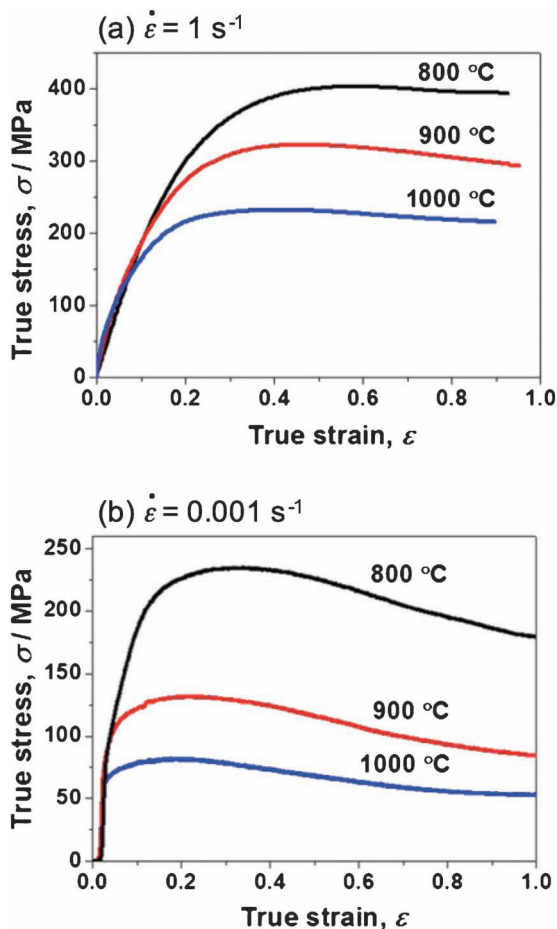


図1 種々の温度で熱間圧縮されたCoCrFeMnNi合金の応力-ひずみ曲線⁽²⁰⁾。(a)ひずみ速度1s⁻¹。(b)ひずみ速度0.001s⁻¹。(オンラインカラー)

図1は、種々の温度でひずみ速度10⁰s⁻¹または10⁻³s⁻¹で圧縮試験を行なった場合の真応力-真ひずみ曲線である⁽²⁰⁾。通常の金属・合金と同様に、変形温度が高くなるほど、またひずみ速度が低くなるほど変形応力は低くなる。ひずみ速度10⁰s⁻¹の場合は変形初期の加工硬化後変形応力がほぼ一定となり、ひずみ速度10⁻³s⁻¹の場合には変形初期の加工硬化後ピーク応力を示しその後は変形応力が低下している。変形応力の低下は、後述する動的再結晶によるものと考えられる。こうした応力ひずみデータから、例えばひずみ0.9における変形応力(σ)とひずみ速度(ε̇)、温度(T)の関係について、以下のような構成式を得ることができた。

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$A = 2.36 \times 10^{15}$$

$$\alpha = 0.0035$$

$$n = 5.3$$

$$Q = 350 \text{ kJ mol}^{-1}$$

ここでRはガス定数である。得られた高温変形の見かけの活性化エネルギーの値(350kJmol⁻¹)は、CoCrFeMnNi合金中で最も拡散の遅い元素(Ni)の拡散の活性化エネルギー(317.5kJmol⁻¹)の値⁽²⁴⁾に近い。こうした構成式は、同合金の熱間加工プロセスを制御する上で、また高温材料としての特性を考える上で重要になる。

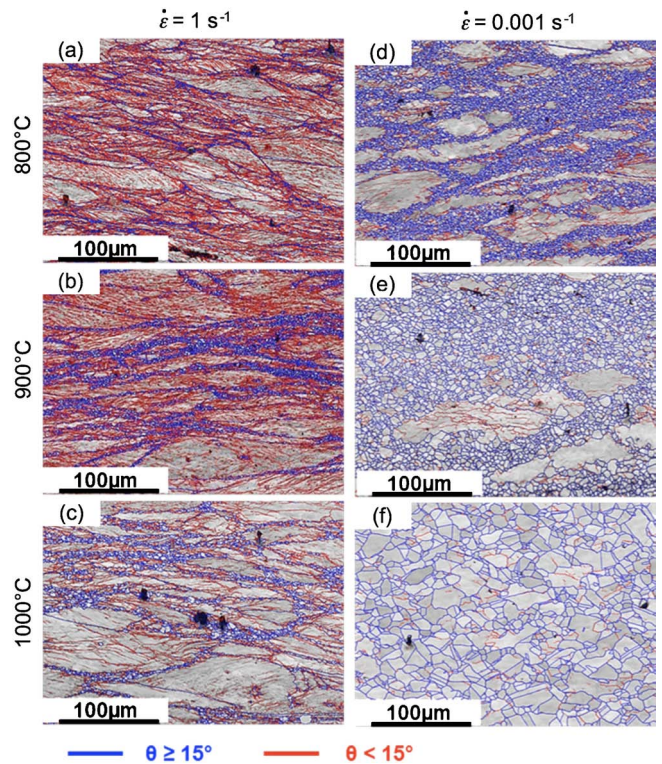


図2 種々の温度・ひずみ速度で60%熱間圧縮されたCoCrFeMnNi合金のEBSD像(IQマップ+粒界マップ)⁽²⁰⁾。(a),(b),(c)ひずみ速度1s⁻¹。(d),(e),(f)ひずみ速度0.001s⁻¹。(a),(d)変形温度800℃。(b),(e)変形温度900℃。(c),(f)変形温度1000℃。(オンラインカラー)

種々の温度・ひずみ速度で圧縮変形された試料の EBSD (electron back-scattering diffraction) 測定により得られた組織を図 2 に示す⁽²⁰⁾。図は、IQ (image quality) マップに粒界マップを重ねたものである。方位差 15° 未満の小角粒界は赤色で、方位差 15° 以上の大角粒界は青色で描かれている。組織観察は試料中央部付近の圧縮軸に並行な断面で行なった。ひずみ速度 10^{-3} s^{-1} 変形材において明確であるが、圧縮方向に垂直に伸長した初期結晶粒の粒界近傍に、大角粒界に囲まれた多数の微細な等軸結晶粒がネックレス状に形成されている。これらは高温変形中に生じた動的再結晶粒であり、図 1 の応力-ひずみ曲線に見られた変形応力の低下と対応している。動的再結晶により形成されたネックレス構造は、ひずみ速度 10^0 s^{-1} 変形材においても観察される。動的再結晶率および動的再結晶粒径は、変形温度が高いほど、ひずみ速度が低いほど増大しており、これらは従来金属・合金の動的再結晶で報告されている傾向と同じである⁽²⁵⁾。 $1000^\circ\text{C} \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 変形材においてはほぼ全面で動的再結晶が生じており、その粒径は他の試料よりも大きい。平均粒径は約 $5 \mu\text{m}$ であり、高温での動的再結晶により得られる粒径としては微細である。低温・高ひずみ速度条件下では、部分再結晶状態ではあるが粒径 $1 \mu\text{m}$ 以下の超微細粒組織が形成されている。こうした微細粒径は、ハイエントロピー合金において提唱されている 4 つの核心的効果 (core effect)⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾ の一つである、拡散の起こりにくさ (sluggish diffusion) を反映している可能性がある。本研究の結果は、CoCrFeMnNi 合金の熱間加工性は良好であり、熱間加工を通じて微細粒組織が比較的容易に得られる可能性を示すものである。

3. CoCrCuFeNi 合金および CoCrNi 合金の巨大ひずみ加工と焼鈍に伴う組織変化

CoCrFeMnNi 合金熱間加工材において微細な動的再結晶粒が観察されたように、拡散の起こりにくさ (sluggish diffusion)⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾ がハイエントロピー合金に共通する特徴の一つであれば、微細粒組織を安定に保つことができると考えられる。そこでいくつかの等原子量合金に対して加工と焼鈍を施し、超微細粒組織が得られるかどうかを確認した⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾⁽²¹⁾。Cantor 合金の Mn を Cu に置き換えた CoCrCuFeNi 等原子量合金は、やはり FCC 単相固溶体を示すという予測がある⁽²⁶⁾。CoCrCuFeNi 合金に対して、室温で High Pressure Torsion (HPT)⁽²⁷⁾ 法による巨大ひずみ加工と、種々の温度での焼鈍熱処理を施した⁽¹⁶⁾。同合金の鋳造材に対して、 1100°C で 12 h の均一化熱処理を施し、出発材 (starting material) とした。出発材から直径 10 mm、厚さ 0.8 mm のディスク状試験片を切り出し、HPT による巨大ひずみ加工に供した。HPT によるねじり加工は、室温で 7.5 GPa の圧縮応力下、回転速度 0.2 rpm で種々の回転角 (種々のせん断ひずみ量) まで行なった。 1800° (5 回転) HPT 加工材に対しては、 $500^\circ\text{C} \sim 650^\circ\text{C}$ で 1.8 ks の焼鈍熱処理を施し、組織観察等を行なった。 1800° HPT 加工の場合に試

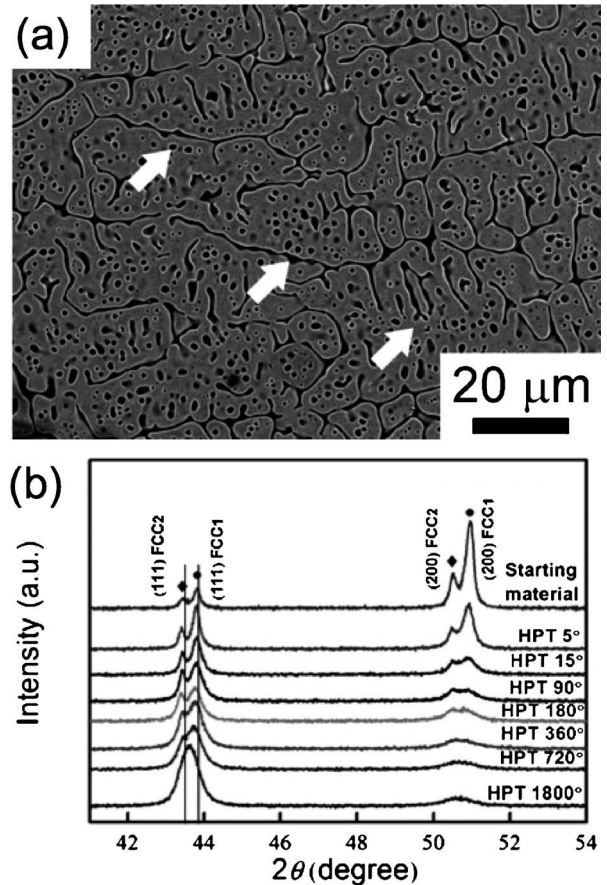


図 3 (a) CoCrCuFeNi 合金出発材 (鋳造 + 1100°C , 12 h) の SEM-BSE 像⁽¹⁶⁾。(b) CoCrCuFeNi 合金出発材およびその HPT 加工材の X 線回折プロファイル⁽¹⁶⁾。

験片に付与される (ディスク状試験片端部における) 最大せん断ひずみは 196 である。

図 3(a) は、CoCrCuFeNi 合金の出発材の SEM-BSE 像である⁽¹⁶⁾。 1100°C の均一化熱処理後ではあるがセル状の凝固組織が観察され、セル間の最終凝固部と思われる領域はマトリクスとは異なる暗いコントラストを示している (白矢印)。図 3(b) に出発材および種々の回転数 (種々のせん断ひずみ量) まで HPT 加工を施した試料の X 線回折結果を示す⁽¹⁶⁾。出発材は 2 つの異なる FCC 相の回折ピークを示している。規則相に対応する超格子反射の回折ピークは確認されなかった。SEM-EDS 分析の結果、図 3(a) の灰色のマトリクス部は Cu 量の少ない (9.4 at% Cu) FCC 固溶体 (図 3(b) の FCC 1) であり、図 3(a) において白矢印で示した暗いコントラストの部分は Cu-rich な (85.7 at% Cu) FCC 固溶体 (FCC 2) であることが明らかとなった⁽¹⁵⁾。FCC 1 相の格子定数は 0.35859 nm 、FCC 2 相の格子定数は 0.36148 nm であった⁽¹⁵⁾。本合金を構成する 5 種類の元素からなる 2 元系合金の混合のエンタルピー変化 (ΔH_{mix}) を調べたところ、Cu と他の 4 種類の元素の間の ΔH_{mix} が常に正の値を示す一方、Cu 以外の 4 元素間の組み合わせの場合は、 ΔH_{mix} がゼロも

しくは負の値であった⁽¹⁵⁾。すなわち、Cuは他の4元素と互いに反発する相互作用を有しており、相分離する傾向があると考えられる。以上のように、Cantor合金のMnをCuに置き換えたCoCrCuFeNi合金の casting・均一化熱処理材は、単相固溶体組織は示さず、濃度と格子定数の異なる二種類のFCC固溶体からなる特異な組織を有することが明らかとなった。

図3(b)が示すとおり、HPT加工が進行するとともに、2つのFCC相の(200)回折ピークの強度は減少し、一方(111)回折強度は増大する。これはHPT加工時のねじり変形(ディスク状試験片の円周方向の単純せん断変形)に伴い、FCC結晶のせん断集合組織が形成されるためである。また、HPTによる巨大ひずみ加工の進行に伴い、FCC 1相の回折ピークとFCC 2相の回折ピークが近づき、1800°HPT加工材においては単一のFCCピークのみが観察された。1800°HPT加工材の(111)回折ピークの位置は、出発材のFCC 1相(マトリクス)の(111)回折ピークの位置より明らかに低角側に移動しており、これが単一の相の回折ピークであるとすると、格子定数が増加したことを示唆している。実際に組織観察と3D-AP(三次元アトムプローブ)法による元素分析を行なったところ、1800°HPT加工材は五種類の元素がほぼ均一に混合した単一FCC固溶体を示すことが明らかとなった。これは巨大ひずみ加工時のメカニカル・アロイング(機械的合金化)効果⁽²⁸⁾⁻⁽³²⁾により、Cu-richなFCC 2相が分解してマトリクスに固溶したことによると考えられる。巨大ひずみ加工によるメカニカル・アロイングはいくつかの合金系において確認されており、強制(過飽和)固溶体だけでなくCu-Zr系などでは非晶質相が形成されることも明らかとなっている⁽³⁰⁾⁻⁽³³⁾。本合金HPT加工材は、せん断ひずみ約30以上で大きな硬化を示したが⁽¹⁶⁾、これはFCC 2相の分解・強制固溶によるものと考えられる。

1800°HPT加工時のメカニカル・アロイング効果によりCoCrCuFeNi合金が単相固溶体に変化するが、HPT加工材を焼鈍すると、再び二相分離が生じることが明らかとなった。1800°HPT加工後650°Cで1.8 ks焼鈍した試料の3D-AP分析結果を図4に示す⁽¹⁶⁾。Co, Fe, Ni, Crの4元素は試料中にほぼ均一に分布しているが(図4(a)~(d))、Cuの分布は不均一であることがわかる(図4(e))。図4(f)は、50 at%Cuの等原子量界面を示す図、図4(g)は(f)中の一部領域のCu濃度プロファイルである。10 nm以下のCu-rich領域が形成されていること、Cu-rich領域のCu濃度は70 at%以上に達しており、Cu-rich領域の側にはCuがほぼ枯渇した領域が形成されていることが分かる。すなわちCoCrCuFeNi合金中のCuは強い相分離傾向を有している。ところで、CoCrCuFeNi合金に比べると単一固溶体相が安定に存在するCantor合金(CoCrFeMnNi合金)においても、低温で熱処理すると σ 相などの第二相が析出することが最近明らかとなっている⁽²²⁾⁽³⁴⁾。これはGibbsの自由エネルギーの定義($G \equiv H - TS$)が示すように、ハイエントロピー合金においても低温ではエントロピーの効果は小さくなり、エンタルピー

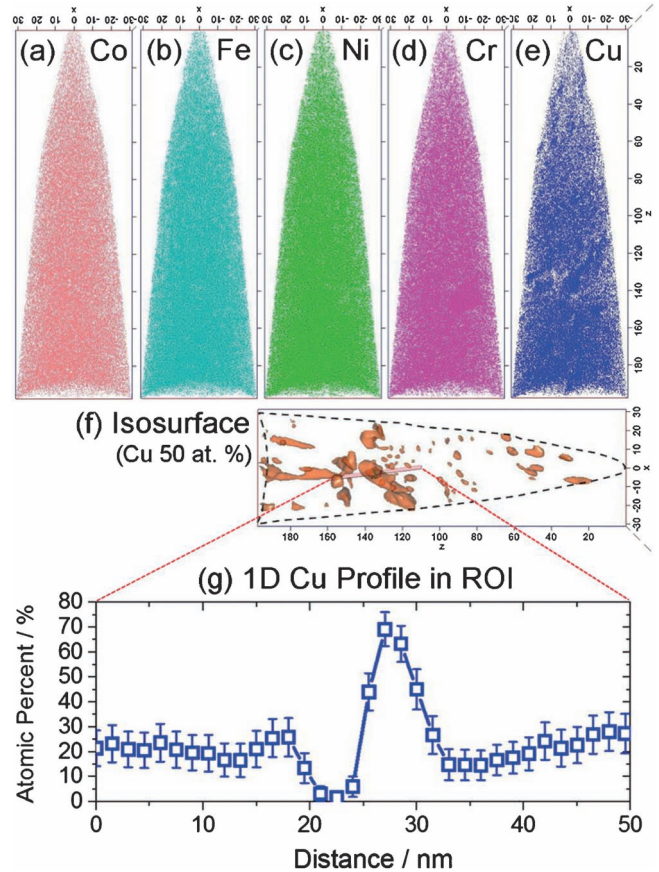


図4 室温で1800°HPT加工後650°Cで1.8 ks焼鈍されたCoCrCuFeNi合金の3D-AP分析結果⁽¹⁶⁾。(a)~(e) Co, Fe, Ni, Cr, Cu各元素の分布マップ。(f) 50 at%Cu等濃度界面マップ。(g) (f)中の特定領域のCu濃度プロファイル。(オンラインカラー)

(元素間の相互作用)が組織形成に大きな影響を及ぼすことを示している。しかし従来合金においても微細析出物などの第二相を利用して材料特性の向上が図られてきたことを考えると、材料特性の観点からは、ハイエントロピー合金の狭義の定義、すなわち単相固溶体にこだわる必要性は必ずしもない。実際に今回用いたCoCrCuFeNi合金においても、一旦強制固溶されたマトリクスから形成されたナノサイズのCu-rich相は、マトリクスの超微細粒組織の粗大化を妨げ、その結果高い室温引張強度を維持できることが判明している⁽³⁵⁾。

CoCrCuFeNi合金においてはCu-rich第二相の形成が生じたことから、より広い温度範囲でFCC単相が安定な合金において、巨大ひずみ加工と焼鈍による結晶粒超微細化を試みた。図5には、FCC単相組織が広範囲で安定であったCoCrNi 3元素等原子量合金の結果を示す⁽²¹⁾。こうした合金は、配置のエントロピーが5元素合金ほど高くないことから、中エントロピー合金(medium entropy alloy: MEA)とも呼ばれている。特にCoCrNi合金は、5元素合金と比べても優れた強度-延性バランスを示すことが知られている⁽³⁶⁾。この合金の出発材(casting後、90%冷間圧延と1200°・12 hの熱処理を施したもの)、および室温で1800°までのHPT巨大ひ

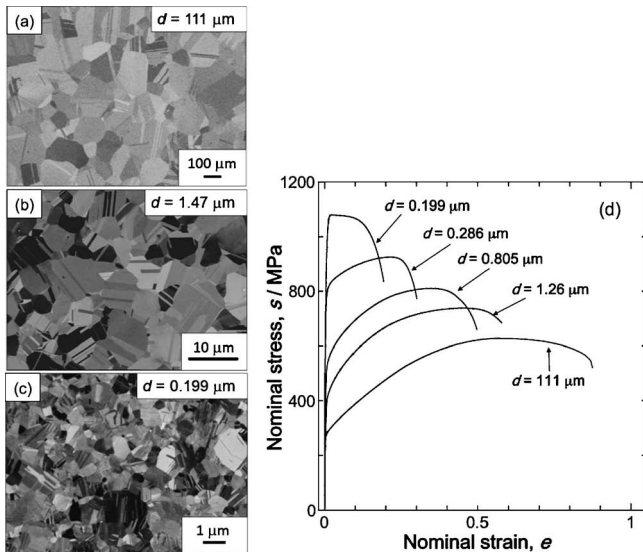


図5 種々の平均粒径のCoCrNi合金の(a), (b), (c) SEM-BSE像および(d)室温引張試験により得られた公称応力-公称ひずみ曲線⁽²¹⁾。(a)出発材(铸造+90%冷間圧延+1200°C, 12 h 焼鈍)。(b)出発材+1800°C HPT加工+900°C, 1.2 ks 焼鈍。(c)出発材+1800°C HPT加工+700°C, 1.8 ks 焼鈍。

ずみ加工を施し、種々の条件で焼鈍を施した試料のSEM-BSE像を図5(a)~(c)に示す⁽²¹⁾。いずれも等軸形状で多数の焼鈍双晶を含む完全再結晶組織を示している。HPT+焼鈍材は微細な完全再結晶組織を有しており、特に700°C焼鈍材は(双晶境界を含む)平均粒径199 nmという、完全再結晶組織としては驚くべき超微細粒組織を示している。最近、平均粒径1 μm以下の完全再結晶組織がいくつかの合金系で実現されているが⁽³⁷⁾⁻⁽⁴¹⁾、本CoCrNi合金における粒径は其中でも際立って微細である。図5(d)には、種々の平均粒径(d)を有するCoCrNi合金の室温引張試験により得られた公称応力-公称ひずみ曲線を示す⁽²¹⁾。粗大粒材はFCC金属・合金の常として降伏強度が低いが、結晶粒超微細化によって降伏強度は大きく増大し、199 nm材の降伏応力は1 GPa以上に達している。こうしたデータをもとに、本合金やハイエントロピー合金における強度の基本となる摩擦応力(friction stress)を議論することができる⁽²¹⁾⁽⁴²⁾。特筆すべき点は、CoCrNi合金が結晶粒を超微細化しても十分な引張延性を示すことである。超微細粒金属材料はHall-Petch効果によって大変高い強度(特に降伏強度)を示すが、塑性不安定条件の早期発現によって均一伸びが限られることが多い⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾。図5(d)の応力-ひずみ曲線の形状からも明らかのように、CoCrNi合金は平均粒径が286 nmまで微細化しても、降伏後十分大きな加工硬化を示している。その結果、塑性不安定の達成が遅延され、大きな引張延性が得られるのである。ハイエントロピー合金・中エントロピー合金におけるこうした優れた加工硬化特性は、これら合金が示す高い強度と大きな延性・靱性の根源であり、多元系高濃度合金における加工硬化の本質の理解が望まれる。

4. おわりに

ハイエントロピー合金の加工熱処理による組織制御研究の初期の成果として、CoCrFeMnNi合金の熱間加工、およびCoCuCrFeNi合金とCoCrNi合金の巨大ひずみ加工と焼鈍に伴う組織形成例を示した。固溶体を主たる組織とするハイエントロピー合金は、通常の金属・合金と同等以上の熱間・冷間加工性を有する場合が多いと考えられる。また熱間加工の見かけの活性化エネルギーの値が大きいこと、微細な動的・静的再結晶粒組織が得られることなどが判明し、これらは従来から言われているハイエントロピー合金における拡散の起りにくさ(sluggish diffusion)を反映している可能性がある。合金系と熱処理履歴によっては第二相が現れるが、これらを用いて材料特性を向上させることも可能であると考えられる。FCC単相ハイエントロピー合金においてしばしば見られる優れた加工硬化特性は、高強度と高延性・靱性をもたらす原因として重要である。加工熱処理を通じた組織制御によって(広義の)ハイエントロピー合金の材料特性を大きく向上させることが可能であると考えられ、重要な研究分野になるものと考えられる。

本稿で紹介した研究は、文部科学省元素戦略プロジェクト・構造材料元素戦略研究拠点および日本学術振興会科学研究費助成事業(科研費番号15H05767, 18J20766)の援助により行なわれました。ここに謝意を表します。

文 献

- (1) B. S. Murty, J. W. Yeh and S. Ranganathan: High-Entropy Alloys, Butterworth-Heinemann, Elsevier (2014).
- (2) J. W. Yeh: JOM, **65**(2013), 1759-1771.
- (3) Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw and Z. P. Lu: Prog. Mater. Sci., **61**(2014), 1-93.
- (4) D. B. Miracle and O. N. Senkov: Acta Mater., **122**(2017), 448-511.
- (5) O. N. Senkov, G. B. Wilks, J. M. Scott and D. B. Miracle: Intermetallics, **19**(2011), 698-706.
- (6) Y. Lu, Y. Dong, S. Guo, L. Jiang, H. Kang, T. Wang, B. Wen, Z. Wang, J. Jie, Z. Cao, H. Ruan and T. Li: Sci. Rep., **4**(2014), 6200.
- (7) Y. F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C. T. Liu and Y. Yang: Mater. Today, **19**(2016), 349-362.
- (8) B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E. H. Chang, E. P. George and R. O. Ritchie: Science, **345**(2014), 1153-1158.
- (9) B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight and A. J. B. Vincent: Mater. Sci. Eng. A, **375-377**(2004), 213-218.
- (10) J. W. Yeh, S. K. Chen, J. W. Gan, S. J. Lin, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: Metall. Mater. Trans. A, **35**(2004), 2533-2536.
- (11) J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: Adv. Eng. Mater., **6**(2004), 299-303.
- (12) T. K. Chen, T. T. Shun, J. W. Yeh and M. S. Wong: Sur. Coat. Technol., **188-189**(2004), 193-200.
- (13) C. Y. Hsu, J. W. Yeh, S. K. Chen and T. T. Shun: Metall. Mater. Trans. A, **35**(2004), 1465-1469.
- (14) P. K. Huang, J. W. Yeh, T. T. Shun and S. K. Chen: Adv. Eng.

陽電子寿命測定と第一原理計算から視えてきた ハイエントロピー合金 CoCrFeMnNi 中の空孔形成と 移動のエンタルピー

杉田一樹¹⁾ 水野正隆²⁾ 荒木秀樹³⁾ 白井泰治⁴⁾,**

1. はじめに

これまでの金属材料の設計思想とは異なる、全く新しい概念を持った金属材料として High Entropy Alloy (HEA) が近年注目されている。HEA は 5 種類以上の元素がそれぞれ 5 ~ 35 at% の組成で配合された固溶体合金で FCC 単相および BCC 単相もしくはその混相と定義されている⁽¹⁾。従来の固溶体合金の設計思想は、ある一種類の金属元素を母相とし、そこに少量の合金添加元素を加えて固溶させ、母材の特性を改善するというものであるが、HEA は配合する元素の種類を増やすことによる高エントロピー効果により、全く新しい特性を持った固溶体合金を作り出すというコンセプトに基づいている。大格子ひずみ、低拡散性、元素のカクテル効果等によって、高強度、高靱性、優れた高温特性などの発現が期待されている。

HEA 中の拡散については、放射性トレーサーや拡散対を用いた実験により研究が進められている。Tsai らは拡散の活性化エネルギー Q を融点 T_m で規格化した Q/T_m が HEA では純金属や従来の固溶体合金と比較して有意に高いこと⁽²⁾を報告しており、低拡散性 (sluggish diffusion) の論拠になっている。一方で活性化エネルギーや拡散係数を直接比較した場合は大きな差が見られないことが指摘されており⁽³⁾、HEA 中の原子拡散が本当に遅いのかどうかについては議論の余地がある。

本稿では、Cantor 合金として広く知られる、典型的な FCC 単相固溶体 HEA である等モル $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (以降、CoCrFeMnNi) 合金中の原子空孔の移動エンタルピー、形成エンタルピーを決定し、CoCrFeMnNi 合金中の原子拡散についての基礎的理解が可能になったので紹介する。

2. 陽電子寿命法による原子空孔挙動の解析

(1) 原子空孔の移動エンタルピーの評価

CoCrFeMnNi 合金と、比較用に準備した 3 元系の $\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{45}\text{Ni}_{40}$ (以降、CrFeNi) 合金をアーク溶製した。いずれも FCC 単相組織を有していた。溶製後 1100°C 34 h 溶体化処理を行った試料に対して電子線照射を施した。CoCrFeMnNi 合金、CrFeNi 合金の溶体化材に対する照射量はそれぞれ 1.8×10^{-4} dpa, 1.3×10^{-4} dpa であり、照射中に温度が上昇しないよう試料は水冷した。電子線照射された試料に対して、100°C から 25°C ごと 1 h の等時焼鈍を施し、回復挙動を陽電子寿命法により調査した。図 1 に電子線照射後の回復焼鈍材の平均陽電子寿命を示す。CoCrFeMnNi 合金、CrFeNi 合金の溶体化材の平均陽電子寿命はそれぞれ 108, 107 ps であった。この陽電子寿命は構成元素の完全結晶における陽電子寿

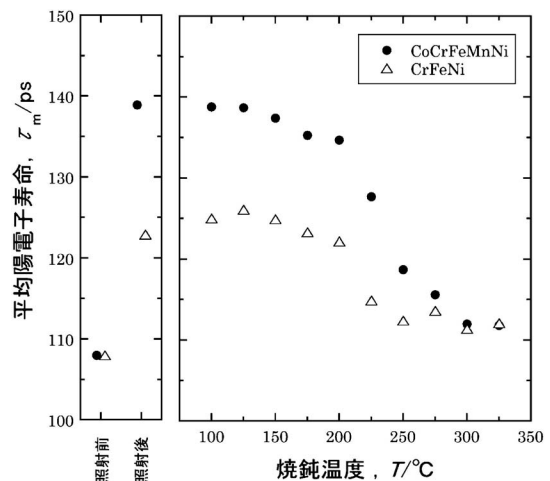


図 1 CoCrFeMnNi 等モル HEA 合金および $\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{45}\text{Ni}_{40}$ 合金の電子線照射材の等時焼鈍過程における平均陽電子寿命変化。

* 大阪大学大学院工学研究科 ; 1) 助教 2) 准教授 3) 教授 4) 名誉教授 (〒565-0871 吹田市山田丘 2-1)

** 京都大学名誉教授

Evaluation of Vacancy Formation and Migration Enthalpies in CoCrFeMnNi High-entropy Alloy using Positron Lifetime Measurements and First-principles Calculations; Kazuki Sugita*, Masataka Mizuno*, Hideki Araki* and Yasuharu Shirai*,** (*Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita. **Kyoto University, Kyoto)

Keywords: high entropy alloys, positron annihilation, first-principles calculations, vacancy, defect

2018年 5月17日受理 [doi:10.2320/materia.57.323]

命(純 Fe 107 ps, 純 Ni 105 ps)とほぼ等しいことから, これらの陽電子寿命を CoCrFeMnNi 合金中の格子欠陥フリー状態での陽電子寿命 τ_f として以降の空孔濃度評価に用いた. 電子線照射材では平均陽電子寿命が溶体化材と比較して顕著に増加している. これは電子線照射によって, 試料中に原子空孔が導入されたことを示している. 電子線照射された試料の陽電子寿命スペクトルを2成分解析して得られる長寿命成分が, 空孔中で消滅する陽電子の寿命 τ_v と考えられる. CoCrFeMnNi 合金では $\tau_v = 195$ ps, CrFeNi 合金では $\tau_v = 187$ ps であった. このとき, CoCrFeMnNi 合金中でも他の金属と同様にトラッピングモデル⁽⁴⁾が成り立つと考えられるので, 空孔濃度 C_v と平均陽電子寿命 τ_m との間には, 式(1)の関係が成立する.

$$\kappa = \mu C_v = \frac{1}{\tau_f} \frac{\tau_m - \tau_f}{\tau_v - \tau_m} \quad (1)$$

ここで κ は陽電子捕獲速度, μ は陽電子捕獲速度と欠陥密度との比率を表す, 比捕獲速度である. 実験結果から得られた τ_m, τ_f, τ_v を式(1)に代入することで CoCrFeMnNi 合金, CrFeNi 合金の陽電子捕獲速度 κ はそれぞれ $\kappa = 5.0 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}, 2.7 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$ と求められる. ここで CoCrFeMnNi 合金や CrFeNi 合金中の原子空孔の比捕獲速度として, 構成元素であり, 同じ FCC 構造を持つ, 純 Ni の単空孔の比捕獲速度 $2.2 \times 10^{15} \text{ s}^{-1}$ ⁽⁵⁾ を仮定すると, CoCrFeMnNi 合金, CrFeNi 合金の電子線照射後に残留していた原子空孔濃度はそれぞれ $C_v = 2.3 \times 10^{-6}, 1.2 \times 10^{-6}$ と推定される. 図1に示すように, 電子線照射による原子空孔の導入により平均陽電子寿命は顕著に増加したが, その後の回復焼鈍過程では平均陽電子寿命の減少が観測されており, この過程では原子空孔濃度が減少している. 原子空孔が消滅するためには粒界や表面などの消滅場所(sink)への拡散が必要であるから, 回復過程における平均陽電子寿命変化は原子空孔の移動速度の情報を含んでいる. CoCrFeMnNi 合金, CrFeNi 合金どちらの合金においても200–250°Cの温度域で平均陽電子寿命が顕著に減少しており, 原子空孔の移動ステージがほぼ一致している. 両合金中の原子空孔の移動エンタルピーに顕著な差がないことは, この結果から明らかである. 次に両合金の移動エンタルピーを, Dryzek らの方法⁽⁶⁾を参考にして, 回復過程における原子空孔の濃度比の変化から算出した. 単空孔換算の空孔濃度比の変化は等温焼鈍過程における陽電子寿命測定結果を用いて式(2)のように求められる.

$$\frac{C_v(t, T)}{C_v^0} = \frac{\tau_m(t, T) - \tau_f}{\tau_m^0 - \tau_f} \frac{\tau_v - \tau_m^0}{\tau_v - \tau_m(t, T)} \quad (2)$$

ここで $C_v(t, T)$ は時間 t , 絶対温度 T における等時焼鈍後の原子空孔濃度, C_v^0 は回復焼鈍前, ここでは電子線照射ままの試料の原子空孔濃度である. τ_f は溶体化材の平均陽電子寿命値を用い, 空孔成分の陽電子寿命 τ_v については各温度の焼鈍後の空孔成分の陽電子寿命値を用いた. 以上のパラメータを代入することにより, 空孔濃度比の温度変化は図2のように求められる. 次に式(3)に示す, Dryzek らの板状試験片でのモデル式⁽⁶⁾⁽⁷⁾を用いることによって空孔の移動エンタ

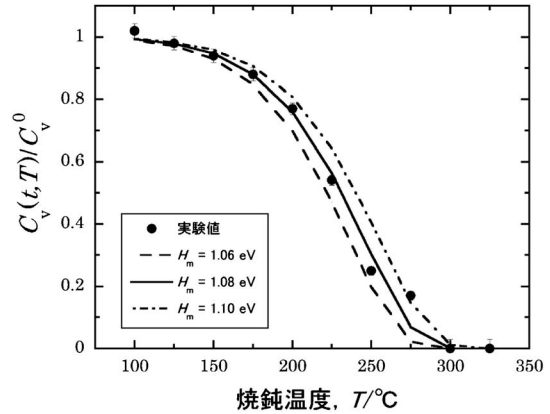


図2 CoCrFeMnNi 合金の空孔濃度比の焼鈍温度による変化.

ルピー H_m を評価した.

$$\frac{C_v(t, T)}{C_v^0} = \frac{6}{\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n^2} \exp \left\{ -D_0 \exp \left(-\frac{H_m}{k_B T} \right) \frac{n^2 \pi^2 t}{r^2} \right\} \quad (3)$$

ここで n は整数, r は有効結晶粒半径(sink までの距離), k_B はボルツマン定数である. D_0 は拡散係数の前指数項であり, Le Claire の提唱する以下の式⁽⁸⁾を用いて求めた.

$$\ln(D_0(a^2 v_0)) = 0.22Q/RT_m \quad (4)$$

ここで a は格子定数, v_0 はデバ依振動, R はガス定数である. 上記の式に $k_B = 8.62 \times 10^{-5} \text{ eV/K}$, $t = 3600 \text{ s}$, $v_0 = 10^{13} \text{ s}^{-1}$, $R = 8.314 \text{ J/K} \cdot \text{mol}$ として代入した. 融点 T_m については文献値を用い, CoCrFeMnNi 合金については $T_m = 1553 \text{ K}$ ⁽⁹⁾, CrFeNi 合金については $T_m = 1697 \text{ K}$ ⁽²⁾ とした. 拡散の活性化エネルギー Q については CoCrFeMnNi 合金中の各元素で 270–313 kJ/mol⁽³⁾ と報告されていること, Cr_{17.4}Fe_{39.4}Ni_{43.2} 合金の各元素の重みつき平均が 302 kJ/mol⁽¹⁰⁾ と報告されていることから, 両合金ともに 300 kJ/mol と仮定した. R と a はそれぞれ光学顕微鏡観察, X 線回折測定により求め, CoCrFeMnNi 合金については $r = 20 \mu\text{m}$, $a = 3.59 \text{ \AA}$ (0.359 nm), CrFeNi 合金については $r = 30 \mu\text{m}$, $a = 3.57 \text{ \AA}$ (0.357 nm) とした. 以上のパラメータを式(4)に代入することで, 拡散係数の前指数項 D_0 は CoCrFeMnNi 合金, CrFeNi 合金についてそれぞれ $D_0 = 2.2 \times 10^{-4}, 1.3 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ と見積もられた. 純 Ni 中の自己拡散係数の前指数項 D_0 は $(0.3-3.4) \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ ⁽¹¹⁾ と, CoCrFeMnNi 合金中では $10^{-5}-10^{-3} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ ⁽⁴⁾ と報告されており, 式(4)から見積もられた値と良く一致する. 次に実験で得られた空孔濃度変化が式(3)の理論曲線を最も良く再現するように空孔の移動エンタルピー H_m を決定すると, CoCrFeMnNi 合金では $H_m = 1.08 \text{ eV}$, CrFeNi 合金では $H_m = 1.09 \text{ eV}$ であった. これらの空孔の移動エンタルピーは, Cr_{17.4}Fe_{39.4}Ni_{43.2} 合金についての電気抵抗測定による実験値 1.17 eV⁽¹⁰⁾, SUS321 鋼中の陽電子消滅ガンマ線ドップラー幅広がり法による実験値 1.215 eV⁽⁶⁾ と比較して僅かに小さいものの, 概ね良く似た値である. また, 純 Ni では空孔の移動エンタルピーは 0.98, 1.04 eV⁽¹²⁾ と報告されており, CoCrFeMnNi 合金の値はこ

これらの合金よりは多少小さいものの、合金元素の数の増加によりそれほど顕著には変化していない。以上の結果より、CoCrFeMnNi合金の空孔の移動エンタルピーは、CrFeNi合金や純Niと比較して顕著な差が見られないことが明らかになった。

(2) 空孔形成エネルギーの評価

前節と同様にCoCrFeMnNi合金、CrFeNi合金の溶体化材を準備した。溶体化材を石英管中に封入した後に1100–1250°Cで1h加熱後、氷水中で破碎し急冷することで熱平衡空孔を凍結した。焼き入れ材に機械研磨、電解研磨を施した後に陽電子寿命測定を行った。図3に焼き入れ材の平均陽電子寿命の測定結果を示す。CrFeNi合金の場合、1100°Cにおいては溶体化材と同等の平均陽電子寿命を示しているが、焼き入れ温度の上昇とともに平均陽電子寿命は顕著に増加し、1250°Cからの焼き入れでは50 psもの増加が見られた。陽電子寿命スペクトルの2成分解析を行った結果、単空孔に相当すると考えられる180 ps前後の欠陥成分が増加していることが明らかになった。このことからCrFeNi合金においては高温熱処理・急冷による単空孔の凍結が確認された。このときの原子空孔濃度は、式(1)を用いて評価することができる。アレニウスプロットを用いてCrFeNi合金の空孔濃度の焼き入れ温度依存性から空孔形成エンタルピー H_f^v を見積もると、 1.86 ± 0.4 eVであった。この値は純Niで報告されている1.73⁽¹³⁾、1.76⁽¹⁴⁾ eVと比べて顕著な違いはない。

一方でCoCrFeMnNi合金では、焼き入れ温度が変化しても平均陽電子寿命の有意な増加は見られず、凍結空孔は検出されなかった。このことは融点直下である1250°Cにおいても熱平衡空孔濃度が検出下限界(10^{-7})以下であることを示唆している。CrFeNi合金と同等の空孔形成の前指数項を仮定した場合、空孔形成エンタルピーはおおよそ2.1 eV以上であると推測される。以上の結果から、CoCrFeMnNi合金は

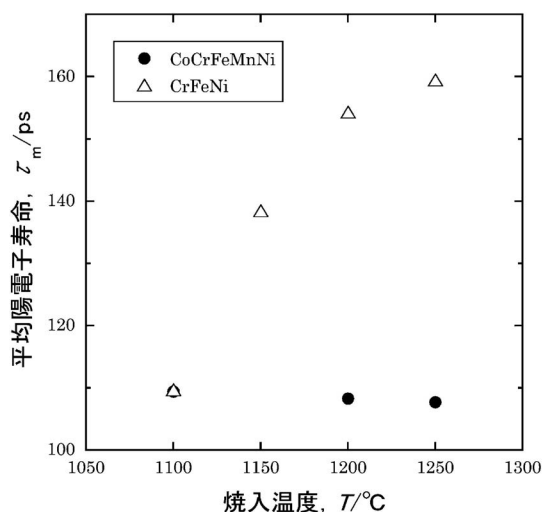


図3 CoCrFeMnNi合金およびCr₁₅Fe₄₅Ni₄₀合金の焼入温度と平均陽電子寿命の関係。

CrFeNi合金と比較して高い空孔形成エンタルピーを示すことが明らかになった。

3. 第一原理計算による原子空孔挙動の解析

(1) 空孔形成エンタルピーの第一原理計算

本稿ではSpecial Quasi-random Structure (SQS)⁽¹⁵⁾を用いてCoCrFeMnNi合金における空孔形成エンタルピーの第一原理計算を行った。ある固溶体合金において、近接原子の原子種の分布状態は平均的にその固溶体合金の組成と一致すると考えられる。SQSは限られた原子数の周期的なモデルで近接原子の平均的な分布状態を固溶体合金の組成に近づけることによりランダムな分布状態を再現する手法である。SQSはなるべく少ない原子数でランダムな分布状態を再現させるためにプリミティブ・セルを基にした非等方なセルになっている場合が多い。スーパーセルを利用した欠陥の計算を行う場合、スーパーセル間の欠陥同士の相互作用を少なくするため、計算可能な範囲で大きなサイズのスーパーセルを用いることが望ましく、欠陥の分布を等方向にするため、スーパーセルの形状は等方的なものがよい。そこで本稿ではFCC構造のプリミティブ・セルを各方向に5倍した125原子からなるスーパーセルを用いて、5元系合金のSQSのモデルの構築を行った。CoCrFeMnNi合金にはFe原子などスピン分極を示す原子が含まれているため、スピン分極を考慮した計算が必要になるが、熱平衡空孔が導入される温度域ではスピンの向きが乱れた常磁性状態になっていると考えられる。そこで、同じく125原子のスーパーセルを用いて作成した2元系のSQSモデルを用いて、初期のスピン配置としてUpとDownをランダムな状態で配置した。空孔形成エンタルピーを計算するには、空孔として取り除いた原子の化学ポテンシャルを求める必要がある。本稿では5元系から1元素を抜いた各4元系の計算を同様の方法で行い、求めるべき構成元素を抜いた4元系との相平衡を考えて、化学ポテンシャルが濃度に比例すると仮定して計算した。第一原理計算には平面波擬ポテンシャル基底を用いたプログラムであるVASPコード⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾を利用し、交換相関ポテンシャルにはPerdew–Burke–Ernzerhof (PBE)⁽¹⁸⁾を用いた。各原子のポテンシャルには全電子計算の手法であるBlochのPAW法⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾を用いて、平面波のカットオフ・エネルギー350 eVで計算を行った。図4に本稿で作成した125原子のSQSモデル(SQS125)と、Zaddachらによる20原子のSQSモデル(SQS20)⁽²¹⁾における原子体積と全エネルギーの関係を示す。CoCrFeMnNi合金は38 Kまで強磁性であり、スピングラスの状態を経て93 K以上で常磁性になるとの報告がある⁽²²⁾。20原子のSQS(図4(a))では原子数が少ないため強磁性と常磁性の差が上手く表現できていないが、125原子のSQSは、強磁性が基底状態となる結果を再現している。表1に各元素のスピン分極の平均値を示す。強磁性の計算は、全ての原子のスピンが同じ向きになっている状態が初期値となっているが、Crは強磁性の場合でも反転するスピが多

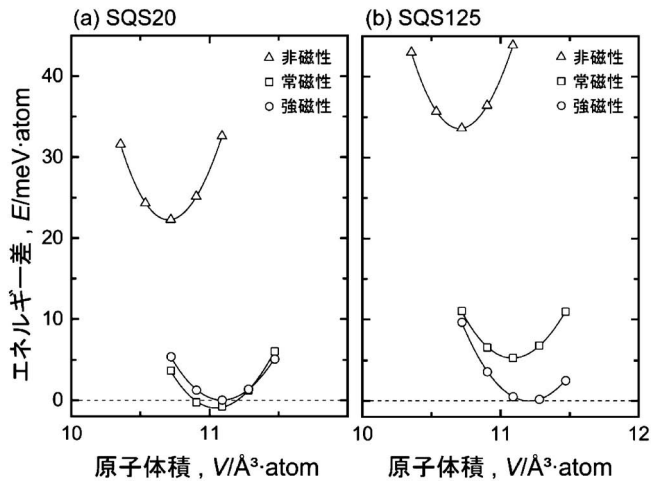


図4 CoCrFeMnNi合金における体積とエネルギーの関係：(a) 20原子のSQSモデル⁽²⁰⁾，(b) 125原子のSQSモデルを利用した場合。

表1 CoCrFeMnNi合金における各元素の平均磁気モーメント。

	平均磁気モーメント (μ_B)			
	強磁性		常磁性	
	Up	Down	Up	Down
Cr	0.399	0.868	0.327	0.451
Mn	1.167	0.943	1.123	0.854
Fe	1.797	0.164	0.742	1.009
Co	0.653	0.016	0.207	0.319
Ni	0.189	0.007	0.025	0.081

表2 CoCrFeMnNi合金における空孔形成エンタルピー。

	空孔形成エンタルピー (eV)	
	分布範囲	平均値
Cr	1.62-2.41	2.01
Mn	1.81-2.38	2.03
Fe	1.65-2.29	2.00
Co	1.69-2.25	2.00
Ni	1.90-2.22	2.04

数存在し、Mnも半分程度のスピンの反転している。Feは最も大きいスピン分極を示すが、反転するものは少なく、CoとNiはスピン分極が小さい。この結果は強磁性の状態においてもCrやMnは周辺の原子とスピン分極が反平行になる傾向がありCrはその傾向がより強いことを示している。

表2にCoCrFeMnNi合金における空孔形成エンタルピーの理論計算値を示す。純金属では空孔形成エンタルピーは融点に比例して大きくなることが知られており、CoCrFeMnNi合金の構成原子の融点はCrが1907°Cで最も高く、原子番号が増えるとともに低くなり、Niで1455°Cとなっている。報告されている空孔形成エンタルピーの実験値や理論計算値もおおよそこの傾向に従っているが、

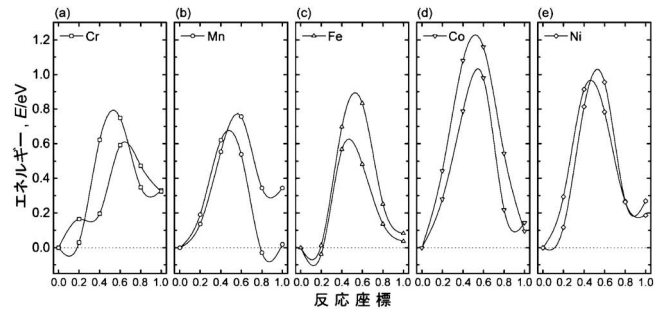


図5 CoCrFeMnNi合金における空孔への移動に伴うエネルギー変化：(a) Cr, (b) Mn, (c) Fe, (d) Co, (e) Niが隣接する空孔に移動した場合。

CoCrFeMnNi合金では各元素の空孔形成エンタルピーの平均値は2.00~2.04 eVとほぼ一定の値を示している。空孔形成エンタルピーの分布幅はNiが0.33 eVと最も小さく、Crが0.79 eVと最も大きくなっている。表1に示したようにNiはスピン分極が小さいため、空孔形成エンタルピーの分布は主に近接原子種の分布により生じていると考えられる。一方、Crはスピンの近接原子と反平行になる傾向があり、空孔形成時に周辺のスピン分極に影響を与えるため、より大きな空孔形成エンタルピーの分布幅を持つと考えられる。Feも同様に分布幅が広がっているが、これはFeのスピン分極が大きいに起因していると考えられる。

(2) 移動エンタルピーの第一原理計算

125原子からなるSQSモデルの全てのサイトについて原子空孔を導入した計算を行ったが、それらの中には原子空孔の移動の始点と終点になり得る組み合わせが150経路存在する。それらの中の10経路について、第一原理計算を用いたNEB (Nudged Elastic Band) 法⁽²³⁾⁽²⁴⁾により計算した隣接する原子空孔への移動に伴うエネルギー変化を図5に示す。経験的なポテンシャルを利用した計算ではCoやNiの移動に伴うエネルギー障壁が高く、Mnが低いとの報告がある⁽²⁵⁾。本研究の結果も同様の傾向が現れており、CrやMnに比べCoやNiの移動エンタルピーが高くなっている。第一原理計算により得られた10経路についてのエネルギー障壁の高さの平均値は0.89 eVであり、陽電子寿命測定から得られた空孔の移動エンタルピー1.08 eVと比較するとやや低い値となっているが、実験値との定量的な比較を行うには他の経路についても計算を行っていく必要がある。

4. おわりに

本稿では陽電子寿命法と第一原理計算を用いて、典型的なHEAであるCoCrFeMnNi合金について、原子空孔の移動エンタルピー、形成エンタルピーを求めた。陽電子寿命法により求めたCoCrFeMnNi合金の(平均)空孔移動エンタルピーには、CrFeNi合金や純Niと比較しても顕著な差が見られなかったが、第一原理計算による結果では空孔の移動を担

金属積層造形による ハイエントロピー合金の造形

桑原孝介¹⁾ 尾越周平¹⁾ 大坪靖彦²⁾
陳美伝¹⁾* 藤枝 正²⁾*

1. 緒 言

近年の資源採掘環境の過酷化による耐食部品の長寿命化や、化学プラント機器の長寿命化による操業コスト低減のニーズに応えるため、ステンレス鋼に代表される耐食合金にはさらなる高強度化と高耐食化の両立が求められている。このような強度、耐食性などに優れた材料へのニーズに応える新材料として、ハイエントロピー合金が注目されている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。ハイエントロピー合金は5種以上の元素が等量含まれる合金として定義され、過半を占める主要元素が存在しないことが特徴である。これまでに面心立方構造(Face Centered Cubic, FCC)を有する3d系(CrMnCoFeNiなど)、体心立方構造(Body Centered Cubic, BCC)を有する耐火金属系(WMoTaNbVなど)、希土類系の構成元素からなる六方最密構造(Hexagonal Close Packing, HCP)のハイエントロピー合金が報告されている⁽⁴⁾。ハイエントロピー合金は当初は原理通りに各元素が等モル量含まれる材料を中心に検討されてきたが、各元素の量比を等モル量から離れて制御し、混相も許容する多種主要元素合金(Multi-Principal-Element Alloy)の概念も提唱され⁽⁵⁾、強度や耐食性、耐摩耗性に優れた合金が報告されている⁽⁶⁾。本報で扱うハイエントロピー合金にはこのより広い概念の多種主要元素合金を含むものとする。

一方、ハイエントロピー合金の固溶相は自由エネルギーのエントロピー項が大きくなる高温域で安定となる傾向があり、より低温で観察される相は製造条件によって異なることが指摘されている⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。この生成相が製造条件に依存する

という課題に対し、筆者らは粉末を局部的に溶融して急速に凝固できる金属積層造形プロセスを適用することとした。例えば、金属積層造形プロセスの代表例である粉末床(パウダーベッド)積層造形(図1)では原料である金属粉末を薄い一定厚に敷き詰め、予め生成した3次元設計データ(CAD)に合わせてレーザー、電子線などの収束熱源を照射する⁽⁷⁾⁻⁽¹⁰⁾。照射部位の粉末は瞬間的に溶融し、再び凝固することで造形物の一部となる。粉末の供給と熱源の照射を繰り返してCAD上の各層の形状を積上げることで最終的な造形物を得る。現在用いられている金属積層造形装置では直径0.1mm前後の熱源を1000mm/s程度の速度で高速走査することから、通常の casting プロセスなどと比較すると温度勾配は大きな値となる。積層造形装置への入力パラメータで制御できる加熱特性と、大きな温度勾配による急速冷却がハイエントロピー合金の組織制御に有利に寄与すると考えた。また、一般に高強度材料は難加工材である。求める部品に近いニアネットシェイプ形状を得られる金属積層造形は後加工を軽減できるという利点もある。

本報では金属積層造形により造形したハイエントロピー合金の組織と特性について報告する⁽¹¹⁾⁻⁽¹³⁾。用いるハイエントロピー合金はこれまでに高耐食性と強度を兼ね持つ系として報告されている $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ とした⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。積層造形プロセスは粉末床積層造形である電子ビーム積層造形(Selective Electron Beam Melting, SEBM)と粉末レーザー積層造形(Selective Laser Melting, SLM)の2方式を用い、それぞれの積層造形材の特性を比較した。なお、本稿で扱う合金は等モル量比からは外れて析出相を含むが、多種主要元素

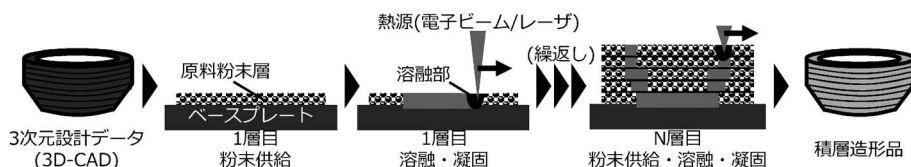


図1 粉末床(パウダーベッド)積層造形法の工程模式図。

* 日立金属株式会社 グローバル技術革新センター; 1)主任研究員 2)主管技師(〒360-8577 熊谷市三ヶ尻5200)

** 株式会社日立製作所 研究開発グループ 材料イノベーションセンター; 1)研究員 2)主任研究員

Additive Manufacturing of High Entropy Alloys; Kosuke Kuwabara*, Shuhei Ogoshi*, Yasuhiko Otsubo*, Meichuan Chen** and Tadashi Fujieda* (*Global Research and Innovative Technology Center GRIT, Hitachi Metals Ltd., Kumagaya. **Center for Technology Innovation-Materials, R&D Group, Hitachi Ltd., Hitachi)

Keywords: high entropy alloys, additive manufacturing, selective electron beam melting, selective laser melting, nano-precipitates

2018年3月12日受理[doi:10.2320/materia.57.328]

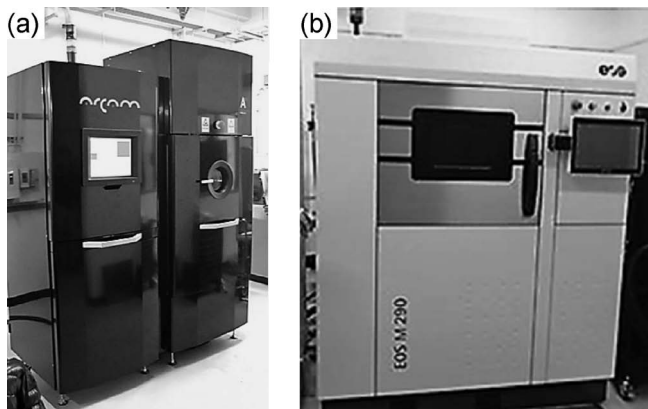


図2 本研究で用いた金属積層造形設備. (a) SEBM (Arcam社 A2X), (b) SLM (EOS社 M290).

から成り FCC を主相とする点でハイエントロピー合金の設計思想に沿うものである.

2. 積層造形プロセス

原料には目標組成の $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ の組成を持つガスアトマイズ粉を用い, SEBM には平均粒径 $70\ \mu\text{m}$, SLM には平均粒径 $36\ \mu\text{m}$ の粉末をそれぞれ用いた.

SEBM プロセスは A2X (Arcam 社) (図 2(a)) にて実施した. 造形チャンバを $7 \times 10^{-1}\ \text{Pa}$ のヘリウムガスで満たし, 基板(スタープレート)上に供給した粉末を電子線のラスタスキャンにて $1223\text{--}1253\ \text{K}$ に予熱した. その後, 造形物の各層の断面形状に合わせて電子ビームで走査して粉末を熔融した. 新たな粉末層の供給, 予熱, 熔融の各工程を繰り返すことで, 角型試験片 ($20 \times 20 \times 16\ \text{mm}^3$), 棒状試験片 ($\phi 14 \times 85\ \text{mm}^3$) を得た.

SLM プロセスには EOS-M290 (EOS 社) (図 2(b)) を用いた. 造形雰囲気は酸素濃度 0.1% 以下のアルゴンガス雰囲気とした. $353\ \text{K}$ で一定保持した基板(ベースプレート)上に粉末を供給し, 造形物の各層の断面形状に従いレーザーを走査して熔融部を形成した. 新たな粉末層の供給とレーザー走査を繰り返すことで, 角型試験片 ($10 \times 10 \times 10\ \text{mm}^3$), 棒状試験片 ($15 \times 15 \times 65\ \text{mm}^3$) を得た. また, 比較材として同組成のアーク溶解材 ($50 \times 80 \times 18\ \text{mm}^3$) を作製した.

3. ミクロ組織

表 1 に原料とした粉末と SEBM, SLM それぞれの手法で製造した試験片(以下, SEBM 材, SLM 材と呼ぶ)の組成を示す. 何れも粉末組成からの大きな変化はなく, 狙い通りの組成が得られていることを確認した.

図 3 にそれぞれの試験片から得た X 線回折プロファイルを示す. いずれの材料も主相は FCC 相であった. また, SEBM 材では金属間化合物の Ni_3Ti (η 相) に対応するピークが検出されたが, SLM 材と溶体化処理した積層造形材では

表 1 原料粉末と造形材の化学組成(高周波誘導結合プラズマ発光分析法(ICP-OES)).

(mass%)	Co	Cr	Fe	Ni	Ti	Mo	O	
目標組成	27.8	16.4	17.6	27.7	7.5	3.0		
SEBM	原料粉末	27.2	16.8	17.8	27.8	7.4	3.0	0.024
	SEBM 材	27.9	16.3	17.4	27.8	7.3	2.9	0.029
SLM	原料粉末	28.0	16.9	17.3	27.2	7.6	3.1	0.031
	SLM 材	27.5	16.8	17.4	27.7	7.6	3.0	0.045

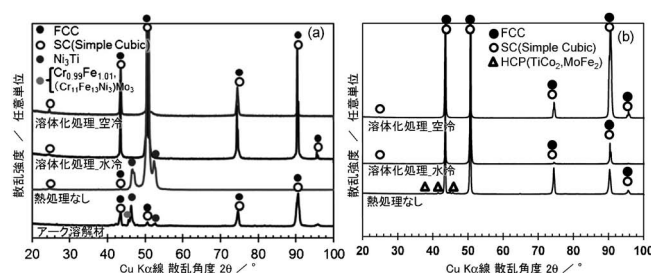


図 3 得られた試験体の XRD スペクトル. (a) アーク溶解材と SEBM 造形体, (b) SLM 造形体.

η 相のピークは検出されなかった. また, FCC の規則相と見られる単純立方格子のピークもわずかに検出された.

各試験片のミクロ組織を図 4 に示す. アーク溶解材には多くのクラックが生じ, 断面の電子線プローブ微小分析法 (Electron Probe Micro-Analysis, EPMA) による評価で粗大な金属間化合物が確認された(図 4(a)). 一方, SEBM 材では母相と一定の方向性を有する板状の η 相が多く生じた(図 4(b)). Thermo-calc (データベース: SSOL4) による計算からは SEBM における予熱温度帯 ($1223\text{--}1253\ \text{K}$) で η 相が安定に存在すると算出され, SEBM の予熱時に母相の FCC 相から η 相が析出したと考えられる. FCC 単相が安定と予測される $1393\ \text{K}$ での溶体化処理を施すことによりこの板状の析出物は消失した. 溶体化処理後の組織はミクロレベルでは均質であったが, 高分解能走査透過電子顕微鏡におけるエネルギー分散 X 線分光 (Scanning Transmission Electron Microscopy — Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy, STEM-EDS) を用いた元素マッピング像(図 4(c) (d))において, Ti と Ni が濃化した円状の領域が観察された. 制限視野電子線回折図形では図中に丸印で示した FCC 起因のピークを 2 分する位置の規則化ピークが見られることから, この濃化した領域は母相と結晶格子を共有する γ' 相 (L_{12} 相, Ni_3Al 型) の微小な析出物と考えられる. この微小析出物は溶体化後の冷却速度が遅い空冷材でより大きく成長する傾向が見られた.

SLM における造形工程には予熱工程がなく, SLM 材には板状の析出物は見られなかった. STEM-EDS による元素マッピングでは SLM 材には微細な相分離が見られ, 回折図形には規則化ピークが確認された(図 4(e)). 溶体化処理材

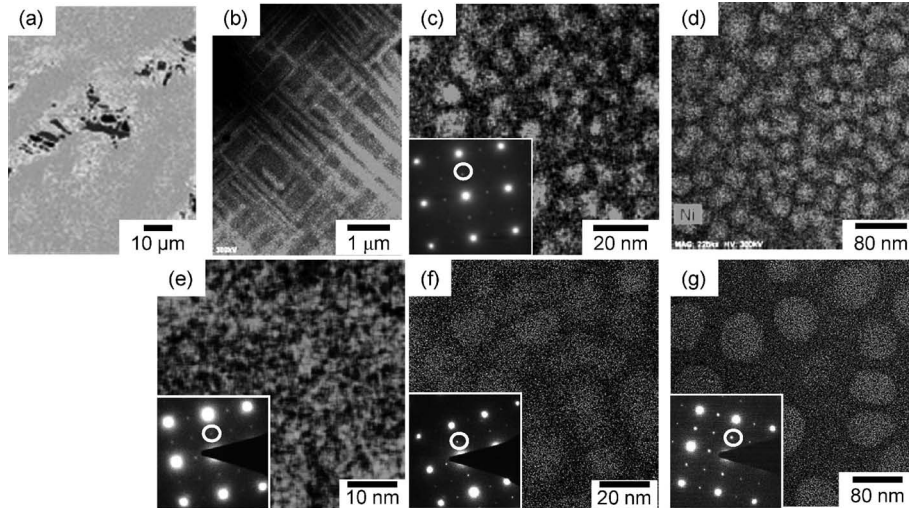


図4 得られたハイエントロピー合金($\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$)のマイクロ組織(Ni元素分布像), (a)はEPMA, 他はSTEM-EDSにて取得した。(c), (e)~(g)の左下の挿入図は該当部分の制限視野電子線回折図形である。(a)アーク溶解材, (b)SEBM材(熱処理なし), (c)SEBM材(溶体化処理後に水冷処理), (d)SEBM材(溶体化処理後に空冷処理), (e)SLM材(熱処理なし), (f)SLM材(溶体化処理後に水冷処理), (g)SLM材(溶体化処理後に空冷処理)。

表2 評価合金の平均粒径ならびに析出物平均直径。

	SEBM材		SLM材			
	溶体化*1		溶体化*1			
	水冷	空冷	水冷	空冷	空冷	
平均粒径(μm)	111	85	150	51	74	73
析出物平均直径(nm)	—	3.8	15.7	<2	8.6	30.3

*1 1393 K-3時間。

においてはSEBM材と同様にTiとNiが濃化した γ' 相と見られる明確な析出物が生じた(図4(f)(g))。

SLM材, SEBM材のマイクロ組織を特徴づける平均結晶粒径と微小析出物の平均直径を表2に示す。熱処理を施す前の平均粒径はSEBM材よりもSLM材の方が小さくなる傾向が見られた。また, 溶体化処理で得られる微小析出物はSLM材の方がSEBM材よりも大きくなる傾向があった。以上のように, 今回検討した積層造形材(SEBM材, SLM材)では溶製材に見られた粗大な金属間化合物が生じず, 微細かつ均一な分布を持つ析出物を有することが確認された。析出物のサイズは造形方法や熱処理によって調整可能であった。

4. 機械的特性

前節でマイクロ組織を評価した各材料の機械的特性を示す。図5に各材料の室温引張試験時の応力-ひずみ曲線を示す。アーク溶解材は粗大な析出物を起点として低い荷重で破断した。SEBM材は板状の η 相と母相の界面を起点に破断したが, 他のSEBM材, SLM材は15%以上の破断伸びと1000

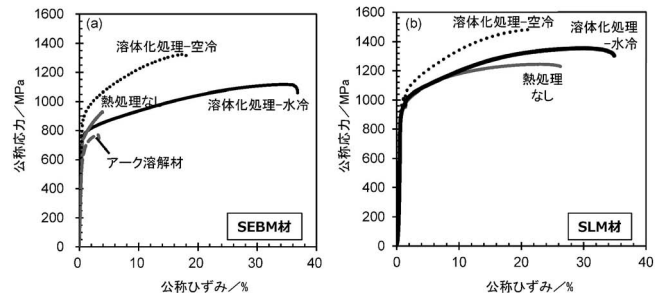


図5 得られたハイエントロピー合金($\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$)の応力-ひずみ曲線, (a)アーク溶解材およびSEBM材, (b)SLM材。

MPa以上の高い引張強度を示し, 積層造形の適用によって機械的特性が改善されることが示された。積層造形材の機械特性を比較すると, SEBM材は延性, SLM材は強度が優れる傾向にある。この特性は前節で示した微小析出物のサイズとの相関があり, 析出サイズが大きくなるほど高強度, 低延性となる傾向が見られた。

5. 耐食性

高腐食環境下を用いる材料の代表的指標として, 高温塩水(353 K, 3.5% NaCl)中の分極曲線と5%沸騰硫酸中の重量減少曲線を取得した。図6の分極曲線を見ると, 試料電位の増加に対して腐食電流密度が急上昇する電位で定義される孔食電位はマイクロレベルの η 相析出物を含むSEBM材に比べ, SLM材, 各種溶体化処理材で改善された。SLM材と各種溶体化処理材については何れも0.80 V vs. Ag/AgCl以上の高い値となった。今回作成した積層造形材は全般に高い孔食

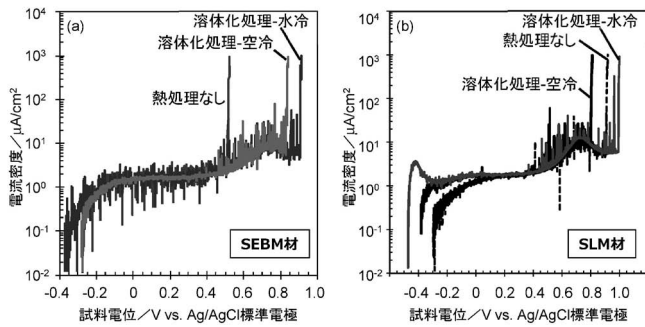


図6 得られたハイエントロピー合金 ($\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$) の分極曲線 (353 K, 3.5% NaCl 水溶液中). 参照電極は Ag/AgCl (飽和 KCl 水溶液中) を用いた. (a) SEBM 材, (b) SLM 材.

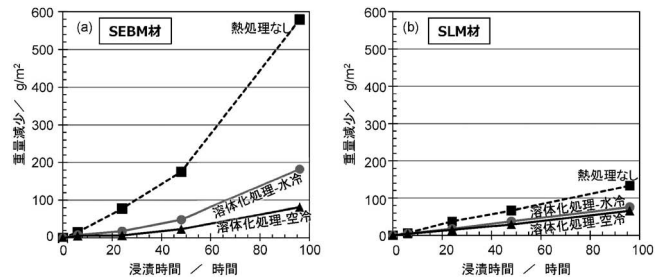


図7 得られたハイエントロピー合金 ($\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$) の5% 沸騰硫酸中の重量減少. (a) SEBM 材, (b) SLM 材.

表3 評価したハイエントロピー合金の特性.

	開発材(ハイエントロピー合金)								Alloy718	
	アーク溶解材	SEBM 材				SLM 材				圧延材
		溶体化*1		溶体化*1		溶体化*1		溶体化*1		
	—	—	水冷	空冷	—	水冷	空冷	—	時効処理*2	
室温引張特性	0.2%耐力(MPa)	665	743	759	867	888	888	939	1169	
	引張強度(MPa)	775	932	1139	1323	1225	1345	1471	1321	
	破断伸び(%)	3.0	4.0	35	17	22	29	17	27	
シャルピ衝撃値(J/cm²)*3	—	4.4	61.3	30.4	44.5	90.7	37.3	—	90	
孔食電位 V_{C100} (V vs. Ag/AgCl)	—	0.50	0.90	0.84	0.91	0.96	0.80	—	0.62	
5%沸騰硫酸中腐食速度(g/m²·h)*4	—	3.66	1.02	0.49	1.39	0.79	0.61	—	1.16	

*1 1393 K-3 時間, *2 1339 K-10 時間の溶体化処理後に649°C-8 時間の時効処理を経た後に空冷.

*3 V ノッチ試験片にて JIS Z 2242 に準拠して実施, *4 48 時間浸漬後の重量減少から算出.

耐性を示した.

また, 沸騰硫酸中の重量減少速度(図7)についても溶体化処理材において重量減少速度が低減した. SEBM 材は母相と η 相の界面が腐食起点となって腐食速度が高くなったと考えられる. SLM 材の耐食性が劣る原因としては造形で生じた残留応力の影響が示唆されるが, 詳細はさらなる調査が必要である.

本報で報告した開発材の物性を表3に纏める. 前述のように積層造形材はアーク溶解材では実現しなかった優れた機械特性を実現し, 耐食性にも優れることが確認された. 特に溶体化処理材においては比較材の Alloy718 よりも優れた強度, 耐食性を有する特性を有することが確認された. 積層造形材の特性を活かした本材料を用いた部品試作も既に示されており, 早期の実用化が可能と期待される⁽¹⁶⁾. また, 溶体化処理により生じる微小析出物の形態で機械特性を調整できる点など組織と特性の関連についても興味深い点が多く, 相変態挙動のより詳細な理解に向けて今後も評価を継続する.

6. 結 言

ハイエントロピー合金の製造方法として金属積層造形(電子ビーム積層造形, 粉末レーザー積層造形)を検討した. 高耐食性と強度を兼ね持つ系として過去に報告されている $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ に対し, 熱処理による微小析出物の形態制御を加えることにより高い機械的特性を得られることが確認された. 得られた造形物はアーク溶解材と比較して延性, 強度共に優れ, 既存のニッケル基合金よりも高い機械特性ならびに耐食性を示した. 今後は微小領域での相分離挙動や, ハイエントロピー合金中の微細組織と機械特性, 耐食性との相関について詳細な検討を継続する.

本研究の一部は東北大学金属材料研究所の千葉晶彦教授との共同研究にて推進しました. また, 本研究で実施したマイクロ組織評価は文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム事業の支援により, 北海道大学の渡辺精一教授のご協力にて実施しました. 本研究にご協力頂いた皆様に謝意を表します.

文 献

- (1) J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: Adv. Eng. Mater., **6**(2004), 299-303.
- (2) B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight and A. J. B. Vincent: Mater. Sci. Eng. A, **375-377**(2004), 213-218.
- (3) Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang Z, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw and Z. P. Lu: Prog. Mater. Sci., **61** (2013), 1-93.
- (4) F. Tian, L. K. Varga and L. Vitos: Theoretical design of single phase high-entropy alloys, LAP Lambert Academic Publishing, (2017), 1-16.
- (5) 竹内 章：日本金属学会誌, **79**(2015), 157-168.
- (6) M. C. Gao, J.-W. Yeh, P. K. Liaw and Y. Zhang: High-Entropy Alloys Fundamentals and Applications, Springer International Publishing Switzerland, (2016), 181-265.
- (7) W. E. Frazier: J. Mater. Eng. Perform., **23**(2014), 1917-1928.
- (8) A. Bandyopadhyay and S. Bose: Additive Manufacturing, CRC Press, (2015), 97-142.
- (9) 小泉雄一郎, 千葉晶彦, 野村直之, 中野貴由: までりあ, **56** (2017), 686-690.
- (10) 中本貴之, 木村貴広, 四宮徳章: までりあ, **56**(2017), 704-707.
- (11) T. Fujieda, H. Shiratori, K. Kuwabara, T. Kato, K. Yamanaka, Y. Koizumi and A. Chiba: Mater. Lett., **159**(2015), 12-15.
- (12) H. Shiratori, T. Fujieda, K. Yamanaka, Y. Koidzumi, K.

Kuwabara, T. Kato and A. Chiba: Mater. Sci. Eng. A, **656** (2016), 39-46.

- (13) T. Fujieda, H. Shiratori, K. Kuwabara, M. Hirota, T. Kato, K. Yamanaka, Y. Koizumi, A. Chiba and S. Watanabe: Mater. Lett., **189**(2017), 148-151.
- (14) Y. L. Chou, J. W. Yeh and H. C. Shih: Corr. Sci., **52**(2010), 2571-2581.
- (15) Y. L. Chou, J. W. Yeh and H. C. Shih: Corrosion, **67**(2011), 085002.
- (16) 株式会社日立製作所ニュースリリース, 2016年2月15日付.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 桑原孝介

2002年 京都大学大学院工学研究科修士課程 修了
 2002年-2013年 株式会社日立製作所 日立研究所 材料研究センター 研究員
 (2008年-2011年 京都大学大学院工学研究科博士課程)
 2013年-2017年 株式会社日立製作所 研究開発グループ 材料イノベーションセンター 主任研究員

2017年4月- 現職
 専門分野: 金属積層造形, 金属材料プロセス技術
 ◎金属積層造形の特性を活かす材料制御技術とその応用に従事.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



桑原孝介 尾越周平 大坪靖彦 陳美伝 藤枝正

メカニカルアロイングによる CoCrFeMnNi ハイエントロピー合金粉末の作製とその放電プラズマ焼結

朱 修賢¹⁾ 和田 武²⁾ 加藤 秀実³⁾
Hong Soon-Jik^{**} Kim Hyoung Seop^{***}

概 要

メカニカルアロイング (MA) および放電プラズマ焼結 (SPS) を用いて CoCrFeMnNi ハイエントロピー合金を作製した。MA 時間, SPS 温度および MA に伴う不純物混入が CoCrFeMnNi ハイエントロピー合金の組織に及ぼす影響を調査した。その結果, MA によって FCC 固溶体相が生成し, MA 時間を増加させることで FCC 相の安定性が增大することが分かった。MA 粉末中のナノ結晶 FCC 相は 900°C および 1100°C での SPS においても維持されたが, SPS の条件によっては, 焼結型に由来する炭素不純物の影響で焼結体表面に炭化クロムが生成した。

1. 背 景

鉄, チタン, アルミニウムに代表される従来合金のほとんどは 1 種類もしくは 2 種類の主成分を有しており, これに様々な元素を添加することによって特性が改善されてきた。一方でハイエントロピー合金はこれらの従来合金とは異なり主成分を有さず, 5 元素以上で構成され, 各元素濃度が 5~35 at% の範囲にある。従来合金とは異なる性質を呈することから最近注目され研究が活発になっている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。

ハイエントロピー合金では配置エントロピーを大きくすることで化合物形成が抑制され, BCC や FCC の固溶体単相が生成しやすい特徴を有する。これは全ての多成分合金に当てはまるわけではないが, ハイエントロピー合金において単相固溶体が形成することは様々な応用に対して好都合であり, このことが最近ハイエントロピー合金の研究が注目を集めている理由である⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。

ハイエントロピー合金開発の先行研究の多くは, アーク溶解⁽⁷⁾, 高周波溶解⁽⁸⁾, ブリッジマン法⁽⁹⁾などの液相法を用い

てきた。一方でボトムアップ手法である粉末冶金法は固相法でありニアネットシェイプ品の作製が可能であることから, 液相法で通常必要となる仕上げ加工が不要となり, コストの低減にもつながる。また, メカニカルアロイング (MA) 法では液相法では得ることが困難なナノ結晶や非平衡相の金属粉末を作製することが可能であり, 放電プラズマ焼結 (SPS) を併用することで結晶粒微細材料や非平衡材料のバルク体の作製が可能である。この利点に着目し, これまで, MA 法と SPS 法を用いてハイエントロピー合金バルク材料の作製が試みられてきた⁽¹⁰⁾⁻⁽¹⁴⁾。しかしながらこれらの先行研究ではハイエントロピー合金生成およびその組織に及ぼす金属粉末サイズ, MA 混入不純物の影響に対する十分な研究がなされてこなかった。

様々なハイエントロピー合金の中で, Co, Cr, Fe, Mn, Ni が当原子比率で含まれる Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ は室温ではもちろんのこと, むしろ低温において優れた機械的性質を発揮することで注目されている⁽⁴⁾⁽⁷⁾⁽¹⁵⁾⁻⁽²⁰⁾。本稿では Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ ハイエントロピー合金を MA および SPS で作製した際の, MA 時間, SPS 温度および MA 不純物が組織および機械的性質に及ぼす影響を系統的に調査した結果を報告する。

2. 実 験 方 法

原料として粒径 300 ミクロン以下の高純度金属粉末 (Co : >99.0 mass%, Cr : >99.99 mass%, Fe : >99.9 mass%, Mn : >99.9 mass%, Ni : >99.9 mass%) を用いた。これらの 5 元素が等原子比率となるように電子天秤で秤量し, この金属粉末と直径 5 mm のジルコニアボールをミル容器に挿入し, 容器内をアルゴンガスで満たした。ジルコニアボールと金属粉末の重量比は 10 : 1 とした。この容器を遊星ボールミル装置にセットして毎分 1000 回転で 20 分もしくは 60 分保

* 東北大学金属材料研究所; 1) 助教 2) 准教授 3) 教授 (〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

** Kongju National University; Professor

*** Pohang University of Science and Technology; Professor

Spark Plasma Sintering of CoCrFeMnNi High-entropy Alloy Powders Produced by Mechanical Alloying; Soo-Hyun Joo*, Takeshi Wada*, Hidemi Kato*, Soon-Jik Hong** and Hyoung Seop Kim*** (*Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. **Division of Advanced Materials Engineering & Institute for Rare Metals, Kongju National University, Cheonan, South Korea. ***Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology, Pohang, South Korea)

Keywords: *high entropy alloy, mechanical alloying, spark plasma sintering, chromium carbide, microstructure*

2018年3月16日受理 [doi:10.2320/materia.57.333]

持した。

MA 後の粉末の形態は走査型電子顕微鏡 (SEM, COXEM CX-200) で観察した。粒子サイズおよび真球度は画像処理法 (SYMPATEC QICPIC RODOS/L Analyzer) により統計的に決定した。MA および SPS 後の試料の結晶構造は X 線回折 (XRD, RIGAKU D/MAX-2500) によって決定した。作製した MA 粉末の組成及び混入不純物は ICP-AES によって分析した。

MA 後の粉末は SPS 装置 (Dr. Sinter-3.20 MK, SCM) を用いてアルゴン雰囲気下で 900 もしくは 1100 °C において 50 MPa の応力で 8 分間保持して焼結した。得られた試料の組成は SEM-EDX (FE-SEM, Zeiss Ultra55, EDX: Buker-AXS Xflash Detector 4010) により分析した。試料の硬度をピッカース硬度計 (島津 H MV) を用いて測定した。荷重および保持時間はそれぞれ 200 g, 10 秒とした。

3. 結果と考察

(1) メカニカルアロイング

図 1 (a) および (b) は 20 分および 60 分間 MA を施した試料の SEM 像である。以降、これらの試料を 20MA および 60MA と略して呼ぶこととする。20MA の粉末粒径は 60MA の粉末粒径に比べて大きいことが分かるが、いずれの試料に

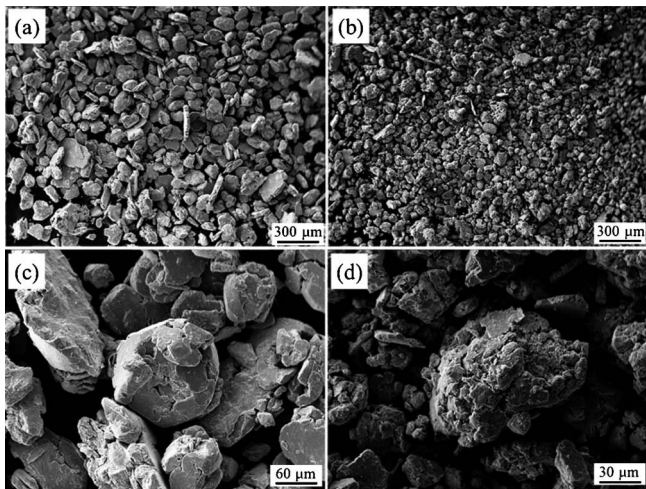


図 1 MA を施した試料の SEM 像。(a), (c) MA 時間 20 分, (b), (d) MA 時間 60 分。

おいても球状およびフレーク状の粉末が存在していることが分かる。

ボールミルによる MA では、粉末の平坦化、積層接合、破壊、再接合が繰り返して起こり、衝撃力によって粉末が強加工されることが知られている²¹⁾。図 1 (c) および (d) における高倍での観察結果より、強加工されたフレーク形状の微細な一次粒子が重なり合って接合し二次粒子を形成していることが分かる。60MA についても同様な粉末形態が観察されたが、60MA が粉末表面の凹凸が大きくなっており、また、一次粒子および二次粒子の何れも 20MA に比べて小さくなっていることが確認された。

図 2 (a) および (b) はそれぞれ MA 後の粒子サイズおよび真球度分析の結果を示している。MA20 および MA60 の体積平均径はそれぞれ 90.3 および 51.2 μm となっており、粒子サイズは MA 時間の増加によって減少することが統計的分析結果からも確認できた^{(21) (22)}。一方で粒子サイズ分布については MA20 および MA60 で中央値が異なっているが、どちらの試料でも類似した粒度分布形状となっている。

図 2 (b) に示す真球度の粒径依存性についても 20MA と 60MA の試料で同様の分布形状となった。すなわち、いずれの試料においても 8.5 μm 以下の粉末では 0.88 の高い真球度となっており、粒径が 18.5 μm までは真球度が 0.75 まで単調に減少した。

Benjamin と Volin はメカニカルアロイングにおける粉末の変化は①粒子の平坦化、②平坦粒子積層接合、③等軸粒子の形成、④粒子ランダム方位接合、⑤定常状態の段階を経ると報告している⁽²³⁾。20MA と 60MA では粒子径や真球度の値に違いがあるものの、両者は粒子形態、粒度分布、真球度が互いに類似している。それゆえ、20MA および 60MA は④粒子ランダム方位接合と⑤定常段階の間に状態に位置し、粒子の破壊や接合が平衡状態に達し始めた段階たにあると考えられる。

図 2 (c) は MA 前および 20MA, 60MA の試料の X 線回折パターンである。MA 処理 20 分後ですでに FCC 相が主相となっており、それに加えて ZrO₂ の弱い回折パターンも確認できる。ZrO₂ は MA のボール由来の不純物であると考えられ、同様の現象は過去にも多数報告されている⁽²⁴⁾⁻⁽²⁶⁾。一方で原料粉末である未反応の Cr や Mn の弱いピークも確認できる。しかし 60 分後の試料ではこれらの原料粉末のピークは観測されず、FCC 相と ZrO₂ のピークのみとなった。

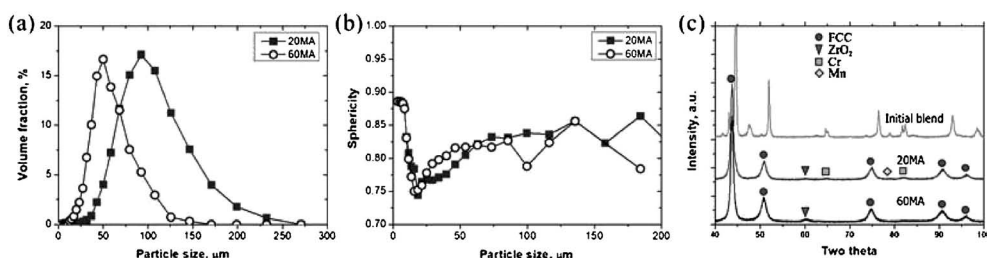


図 2 MA を 20 分間および 60 分間施した試料の (a) 粒度分布, (b) 真球度, (c) X 線回折パターン。

ZrO₂ のピーク強度は20分の場合に比べて高くなっており、MA時間の増加とともにZrO₂の混入量も増加していることが示唆された。過去の研究によって、ZrO₂粒子が混入することで金属粉末の局所的な塑性変形により加工硬化が進行する結果、破断が促進することが報告されている⁽²¹⁾。従って、図2(a)に見られるようにMA60ではZrO₂量が増加することによって破断が促進され粒子サイズは低下したと考えられる。同様に、ZrO₂量が増大することによって原料粉末により大きな変形が生じることで、FCC相への元素固溶が促進されるためMA60では原料CrやMnのピークが観察されなかったと考えられる。

加工による欠陥密度の増大もハイエントロピー合金の形成を促進すると考えられる。ICP-AES分析結果によればZrO₂の混入量はMA20で1.3 at%でありMA60では5.1 at%と増大した。ZrO₂粒子はメカニカルアロイング粉末中に不均一に分散しており、延性金属中で脆性強化粒子として作用している。延性金属は加工により変形するが、脆性材であるZrO₂粒子は加工によって破断し断片化し、金属粉末表面に分散する。断片化したZrO₂粒子はハイエントロピー粒子同士がメカニカルアロイングにより接合する際に粒子界面に分散すると考えられる。

(2) 放電プラズマ焼結

図3はSPS後の試料のX線回折パターンである。図中の各試料名の末尾の数字はSPS温度を示している。図2(c)に示したようにSPS前の20MA粉末はFCC主相と、未加工Cr, Mnを含んでおり、60MAではFCC相となっていた。SPS後には60MA900以外の試料においてFCC固溶体相に加えてCr炭化物が生成していることがX線回折から確認できる。また、すべての試料においてSPS後にもFCC相は存在しているが、回折ピーク幅がSPS後にはシャープになる傾向が見られ、これはSPSの加熱による熱活性化によって試料の内部エネルギーが放出され結晶性が向上した結果であると考えられる。

20MA900の試料ではFCC主相と微量のZrO₂相に加えてCr₂₃C₆相の生成が確認できる。SPSに用いた黒鉛製焼結型によって粉末焼結体の最表面が汚染され⁽²⁷⁾、合金構成元素であるCo, Cr, Fe, Mn, Niの中で炭素と最も反応性が高いCr

がこれと反応して炭化物が形成したと考えられる。Crと炭素を含むハイエントロピー合金を熱処理することでCr炭化物が生成することが文献で報告されており、本研究結果と一致している⁽²⁸⁾⁻⁽³⁰⁾。

一方で、20MA1100および60MA1100の試料には900℃の場合とは異なり、Cr₇C₃相が生成していることが分かる。Stepanov等によればCoCrFeMnNiC_{0.1}ハイエントロピー合金はLiquid→Liquid+FCC→Liquid+FCC+M₇C₃→FCC+M₇C₃の相変態を生じる⁽³⁰⁾。M₂₃C₆は800℃以上の熱処理によって相変態するが、M₇C₃は1100℃においても変態せず、M₂₃C₆よりも安定である。またFe-Al-Mn-Cr-C合金においては焼結温度を高くすることでCr₂₃C₆からCr₇C₃への相変態が生じることも報告されている⁽³¹⁾。本研究で確認されたSPS温度の違いでCr₂₃C₆とCr₇C₃の異なる炭化Cr相が生じる現象は、過去の文献報告とよく一致していた。

60MA900においては炭化物の生成によるピークはほとんど確認できない。20MAにおいてはMA不十分で原料Crが残留していることがX線回折により確認できたが、この原料Crは汚染炭素と容易に反応し、Cr₂₃C₆を形成したと考えられる。一方で、60MAでは原料Crの残留は無く、CrはほとんどがFCC相中に固溶しているためより安定であり、汚染炭素と接触しても反応し難く、炭化物の生成が抑制されたと考えられる。

また、MA時間も炭化物の成長に影響していると考えられる。MA時間増加によって不混和元素同士の固溶度が増大することが文献で報告されているが⁽³²⁾、同様の現象によって20MAと60MAではハイエントロピー相の安定性も異なっていると考えられる。60MAではより大きなMA加工が施されているため、FCC固溶体相中の合金元素の固溶度が20MAに比べて大きくなっていると考えられ、これによってFCC相からのCr分解が抑制されていると考えることができる。その結果60MA900では炭化Crの生成は抑制され、また、60MA1100ではCr₇C₃の生成量が20MA1100に比べて減少したと考えられる。

図4はSEM-EDXで観察したSPS試料表面のCrの分布を示している。20MA900においてはCr₂₃C₆の粒径は1 μm以下と微細あるが、20MA1100ではCr₇C₃は数ミクロンまで粗大化している。画像解析から得られた各試料中のCr-rich

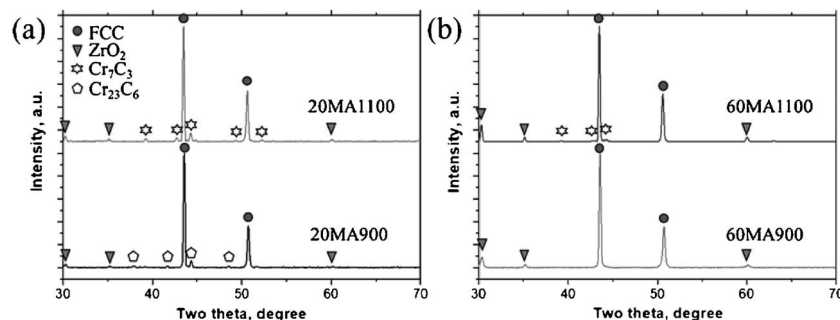


図3 (a) 20MA および(b) 60MA 粉末を用いてSPSした試料のエクス線回折パターン。

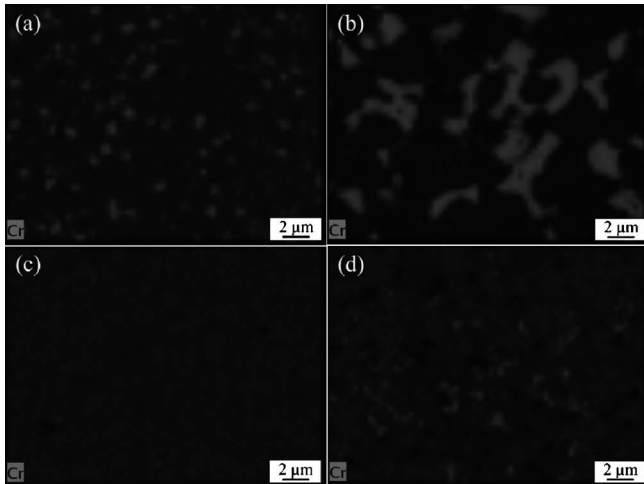


図4 (a) 20MA900, (b) 20MA1100, (c) 60MA900 and (d) 60MA1100の各試料の表面におけるCr分布像.

表1 画像解析によって算出した各SPS試料のCr-rich相体積分率.

試料	20MA 900	20MA 1100	60MA 900	60MA 1100
Cr-rich region, %	5.2±0.7	17.6±0.2	0.1±0.0	1.6±0.6

相の体積率を表1にまとめた。20MA1100が17.6%の最も高い体積率を示しており、同一のSPS温度で比較した場合は20MAの試料よりも多くのCr炭化物が形成していることが明らかになった。

60MA900中のCr炭化物の形成はSEM像からはほとんど確認されないが、60MA1100中の Cr_7C_3 の生成は顕著である。1100°Cの高温においては拡散が活性化されるとともに、焼結体が熱膨張するため黒鉛型との密着度が高くなるためSPS型からの炭素汚染と合金中のCr相互作用が大きくなり、その結果ハイエントロピーFCC相からより多くのCr炭化物を生じたと考えられる。SEM-EDXで調べた20MA1100中のFCC相および Cr_7C_3 相の組成を表2にまとめた。 Cr_7C_3 相の生成によってFCC相中Cr濃度が大きく低下しており、一方で、 Cr_7C_3 相中にはMnやFeが固溶していることが明らかとなった。

Cr_7C_3 の量はSPS試料の表面から内部に向かうにつれて減少しており、炭素で汚染された層は表面から約200 μm厚さであった。炭化Cr相は硬度が高いため材料の耐摩耗性を向上させることが知られている。本研究で作製したSPS試料の表面および内部の硬度を測定したところ表面で347±10 HV、内部で246±2 HVとなり表面硬度が増大していることが分かった。このことから本試料においても耐摩耗性の向上などの表面改質効果が期待されるが、SPS試料の炭化Cr生成による表面特性への影響をさらに調査する必要がある。

表2 20MA1100試料におけるFCC相および Cr_7C_3 相の組成分析結果(at%)。

	Co	Cr	Fe	Mn	Ni	Zr
FCC相	23.1±0.2	9.3±0.7	22.8±0.1	19.8±0.1	24.8±0.4	0.2±0.1
Cr_7C_3 相	3.9±0.2	76.2±1.0	8.0±0.4	10.2±0.2	1.5±0.1	0.2±0.2

4. 結 論

MAおよびSPSを用いたCoCrFeMnNiハイエントロピー合金の作製において、MA時間、SPS温度、不純物が組織および機械的性質に及ぼす影響を系統的に調べた。得られた結果を以下にまとめる。

(1) 20MA試料ではFCC固溶体相が生成したが、未加工の原料CrおよびMnが残留した。60MA試料では未加工CrおよびMnは確認されなかった。MA時間を大きくすることでボールからの ZrO_2 の混入量が増大した。

(2) SPS後もFCC相は維持されたが黒鉛型からの汚染によって、主に表面層において、Cr炭化物が生成した。60MA試料ではCr炭化物の生成は抑制されていたことから60MA試料のハイエントロピー相の安定性が20MAのそれよりも高いことが示唆された。

文 献

- (1) J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau and S. Y. Chang: *Adv. Eng. Mater.*, **6**(2004), 299-303.
- (2) J. W. Yeh: *Ann. Chim. -Sci. Mat.*, **31**(2006), 633-648.
- (3) Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw and Z. P. Lu: *Prog. Mater. Sci.*, **61**(2014), 1-93.
- (4) B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E. H. Chang, E. P. George and R. O. Ritchie: *Science*, **345**(2014), 1153-1158.
- (5) O. N. Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang and P. K. Liaw: *Intermetallics*, **18**(2010), 1758-1765.
- (6) O. N. Senkov, J. M. Scott, S. V. Senkova, D. B. Miracle and C. F. Woodward: *J. Alloys Compd.*, **509**(2011), 6043-6048.
- (7) P. P. Bhattacharjee, G. D. Sathiaraj, M. Zaid, J. R. Gatti, C. Lee, C.-W. Tsai and J.-W. Yeh: *J. Alloys Compd.*, **587**(2014), 544-552.
- (8) T.-T. Shun and Y.-C. Du: *J. Alloys Compd.*, **478**(2009), 269-272.
- (9) Y. Zhang, X. Yang and P. K. Liaw: *JOM*, **64**(2012), 830-838.
- (10) K. B. Zhang, Z. Y. Fu, J. Y. Zhang, W. M. Wang, S. W. Lee and K. Niihara: *J. Alloys Compd.*, **495**(2010), 33-38.
- (11) S. Praveen, B. S. Murty and R. S. Kottada: *Mater. Sci. Eng. A*, **534**(2012), 83-89.
- (12) W. Chen, Z. Fu, S. Fang, H. Xiao and D. Zhu: *Mater. Des.*, **51**(2013), 854-860.
- (13) Z. Fu, W. Chen, H. Xiao, L. Zhou, D. Zhu and S. Yang: *Mater. Des.*, **44**(2013), 535-539.
- (14) W. Ji, W. Wang, H. Wang, J. Zhang, Y. Wang, F. Zhang and Z. Fu: *Intermetallics*, **56**(2015), 24-27.
- (15) N. D. Stepanov, D. G. Shaysultanov, M. S. Ozerov, S. V. Zhrebtsyanov and G. A. Salishchev: *Mater. Lett.*, **185**(2016), 1-4.

鉄鋼材料における水素昇温脱離解析の モデリングの現状と課題

海老原 健 一*

1. はじめに

近年、低炭素社会の実現のため、水素を化石燃料の代替とする水素社会を目指す動きが活発になっている。特に、燃料電池車の実用化・普及は目前であり、水素貯蔵タンクの材料開発・選定が急がれている。しかし、一方で、水素による金属材料の劣化、いわゆる水素脆化が喫緊の問題となっている⁽¹⁾。水素脆化は、水素貯蔵タンクの材料の劣化のみならず、軽量化や経済性のため強度を増した高力ボルトなどの高強度材料での遅れ破壊⁽²⁾や、溶接により熱影響を受けた箇所における冷間割れ⁽³⁾などの原因としても知られている。そして、このような現象を予測・予防するために水素脆化機構の解明が望まれている。

水素脆化は、製造時や使用時に侵入した水素原子が、応力集中部に集まり、その部分の原子状態を変化させることで起こると考えられている。ジルコニウム合金のように集まった水素が水素化物をつくり脆化が起こる場合⁽⁴⁾もあるが、鉄鋼やアルミニウム合金などでは、材料中の空孔や転位、粒界、界面などの欠陥と水素原子との相互作用によって水素脆化が起こると広く考えられている。主な水素脆化の機構として、水素が転位の発生や移動を助長することによって局所的な塑性変形が促進され延性破壊をもたらすとする水素助長局所塑性(Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity: HELP)機構、粒界やすべり面などに偏析した水素が母材原子の凝集エネルギーを低下させることで微視的なき裂の発生や進展を促進し、大域的な破壊に至るとする水素格子脆化(Hydrogen-Induced Decohesion: HIDD)機構、水素が変形に伴う空孔の発生を安定化し、凝集を助長して延性破壊を導くとする水素助長歪み誘起空孔(Hydrogen-Enhanced Strain-Induced

Vacancies: HESIV)機構が提案されている⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。しかし、それぞれにおいて議論の余地が残されており、今なお精力的に研究が進められている。

水素脆化機構を理解するには、応力や温度、材料組織などのさまざまな条件において、材料中のどこに水素が存在するか、また条件の変化でそれがどのように変わるかを知ることが重要である。このような材料内部での水素の状態、いわゆる水素存在状態を推定するために有用な実験方法として、水素昇温脱離分析(Thermal Desorption Analysis: TDA)が広く用いられている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。TDAでは、水素を含有する試料を一定の割合で過熱しながら水素の脱離を測定し、試料温度に対する水素脱離割合の関係である水素熱脱離曲線を得る。材料中で水素は各種の欠陥に異なる強さで捕らわれているため、欠陥から水素が放出される温度はその強さに依存し、捕獲される水素量も欠陥の種類や量に依存する。このことから、水素熱脱離曲線は試料中の水素を捕らえる欠陥の種類や量を反映し、特に水素を多く捕獲している欠陥に関しては熱脱離ピークが現れる。よって、水素熱脱離曲線の形状やピーク温度などを調べることで、水素を捕らえている欠陥の種類や捕らわれている水素量の推定が可能である。つまり、試料中の水素存在状態を推定することができる。近年では、液体窒素温度程度からの測定を可能とした低温水素昇温脱離分析装置⁽⁹⁾が開発され、比較的弱く水素を捕らえる欠陥に関する情報も得られるようになってきている⁽⁶⁾。

水素熱脱離曲線は、水素をトラップしている欠陥の情報を反映しているが、試料の形状や大きさ、昇温割合などの実験条件の違いによっても大きくその形状を変化させる。さらに、昇温開始前の試料内部での水素の分布、つまり、水素添加の方法や水素が添加された試料の昇温開始までの保持温度や保持時間にも影響される。そのため、同じ内部組織の材料

* 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構；研究主幹(〒319-1195 那珂郡東海村大字白方2-4)
Current Status and Problems of Modeling of Thermal Desorption Analysis of Hydrogen in Steel Materials; Ken-ichi Ebihara (Center for Computational Science & e-System, Japan Atomic Research Agency, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki)
Keywords: *thermal desorption analysis, hydrogen embrittlement, modeling, numerical simulation*
2018年3月30日受理[doi:10.2320/materia.57.338]

でも、測定の条件によって水素熱脱離曲線の形状が大きく異なることがあり、実験で得られた熱脱離曲線から水素存在状態を推定することはそれほど容易ではなく、水素熱脱離過程のモデリングによるシミュレーションが、熱脱離曲線の解釈に必要となってくる。

本稿では、水素熱脱離曲線の数値計算によるシミュレーションに焦点を当て、文献(10)を基にモデルやその適応例について解説し、さらに最近の進展について記述する。

2. 水素昇温脱離解析のモデリング

以下では、体心立方(BCC)格子の鉄鋼を例として水素昇温脱離解析のモデリングについて解説する。図1に示すように、欠陥のトラップサイトに捕獲されている水素は、試料温度の上昇とともに熱活性化過程によりトラップサイトから放出され、格子間サイト(BCC鉄の場合は四面体格子間サイト)を移動し、試料表面から脱離する。水素添加時などでは、逆に試料外部から侵入した水素は格子間サイトを移動し、欠陥のトラップサイトに捕獲される。格子間サイトにおける水素の移動は巨視的には水素拡散と見なされるが、水素拡散の影響の強さによって水素昇温脱離解析のモデルは主に三種類に分類される。1つは、水素の拡散速度が速い場合や試料サイズが小さい場合、つまり、欠陥における水素の捕獲・放出(トラップ・デトラップ)過程に対し水素拡散過程が無視できる熱脱離律速過程のモデル、1つは、逆に拡散過程が水素放出過程より遅い拡散律速過程のモデル、最後は、熱脱離過程における律速条件を仮定しないモデルである。以下では、それぞれのモデルについて解説する。

(1) 熱脱離律速に基づくモデル

このモデルは、水素拡散の影響を無視したモデルであるため、欠陥からの水素デトラップのみを考慮した以下の式で表される。

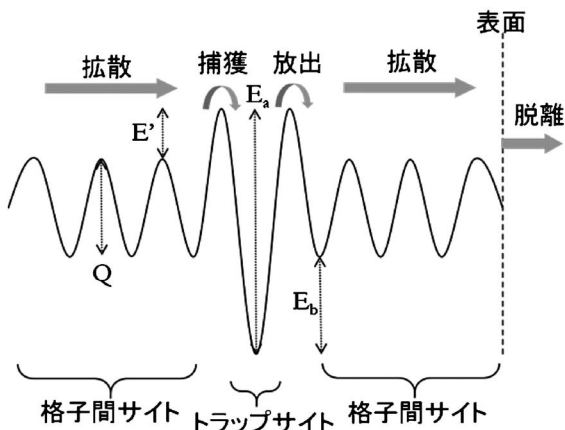


図1 エネルギー状態図と水素挙動: Q, E_a, E_b は、それぞれ、拡散の活性化エネルギー、デトラップ活性化エネルギー、結合エネルギーを表し、 E' は $E_a - E_b - Q$ である。

$$\frac{dX}{dt} = A(1-X) \exp\left(-\frac{E_a}{RT(t)}\right), \quad X = \frac{C_0 - C(t)}{C_0} \quad (1)$$

ここで、 $C(t)$ 、 C_0 は、それぞれ時刻 t 及び初期時刻での欠陥トラップサイトの水素濃度、 A は脱離の強さを表す定数を表す。また、 E_a はデトラップ活性化エネルギーを、 R は気体定数を表す。この式は、Kissinger⁽¹¹⁾によって提案され、Choo と Lee⁽¹²⁾によって純鉄の水素熱脱離曲線の解釈に適用されている。また、文献(13)においてもこのモデルは用いられている。このモデルは、水素拡散の影響を除いているため、試料サイズに依存する熱脱離曲線への適用は適切ではない。しかし、Wei ら⁽¹⁴⁾や Cheng ら⁽¹⁵⁾によって、式(2)のように定数 A に水素の拡散係数や試料形状の影響を含めることによって、ある程度の拡散の影響が見られる熱脱離曲線へ適用できるように拡張されている。

$$A = \frac{cD_0N_L}{a^2N_t} \quad (2)$$

ここで、 N_L 、 N_t は、それぞれ、水素拡散サイト濃度、水素トラップサイト濃度を、 D_0 は拡散係数の温度に依存しない係数を、 a は試料サイズ(平板の場合は厚さの1/2、球や丸棒の場合は半径)を表す。また、 c は試料形状に依存した係数であり、平板、丸棒、球、それぞれに対し $\pi^2/4$ 、 $\pi^2/1.71$ 、 π^2 の値をとる。式(1)に式(2)を組み入れたモデルによる計算例を図2に示す。文献(15)では、トラップサイト濃度、デトラップ活性化エネルギーなどの値にも依存するが、初期水素量が少ない場合ほど再現性がよくなると報告されている。文献(16)では、拡張したモデルを高純度鋼中の炭化チタンによる水素トラップの評価に用いている。

Choo と Lee は式(1)を変形し、以下の式を導いている⁽¹²⁾。

$$\frac{\partial \ln(\phi/T_c^2)}{\partial(1/T_c)} = -E_a/R \quad (3)$$

ここで、 T_c はピーク温度を、 ϕ は初期温度 T_0 からの温度変

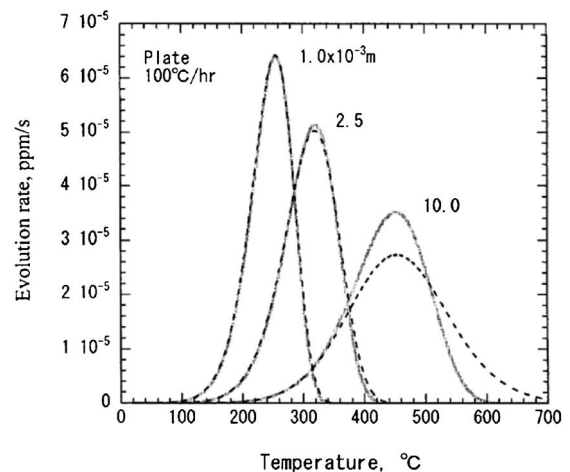


図2 拡張した熱脱離律速モデルによる計算例⁽¹⁵⁾: 実線が拡張した熱脱離律速モデルによる結果、破線は律速条件を仮定しないモデルによる計算結果を示す。

化を $T(t) = T_0 + \phi t$ と表したときの昇温割合を表す。式(3)は、 $(1/T_c, \ln(\phi(T_c^2)))$ の関係をプロットした場合の傾きが E_a と関係していることを表している。つまり、昇温割合の異なるいくつかの水素熱脱離曲線のピーク温度からデトラップ活性化エネルギーを見積もることができることを示しており、水素をトラップする欠陥の種類を特徴づける結合エネルギーの評価を可能とする非常に有用な関係である。また、ここのプロットは Choo-Lee プロットと呼ばれることもある。

(2) 拡散律速に基づくモデル

このモデルは、Oriani⁽¹⁷⁾による局所平衡仮説に基づく。局所平衡仮説は、トラップサイトと拡散サイト間で水素が局所的に平衡となっていると仮定するものであり、冷間加工された鉄鋼における水素拡散係数が、加工の割合によって大きく散らばることを説明するモデルとして導入された。この仮説に基づき欠陥による水素トラップの影響を考慮した水素拡散係数が得られ、その拡散係数を組み入れた拡散方程式によって拡散律速に基づくモデルは表される。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \hat{D} \Delta C, \quad \hat{D} = \frac{D_0 \exp(-Q/RT)}{1 + (N_t/N_L) \exp(E_b/RT)} \quad (4)$$

ここで、 E_b は水素と欠陥の結合エネルギーを表し、 $E_a = E_b + Q + E'$ の関係がある。Yamaguchi と Nagumo⁽¹⁸⁾ が、この式を鉄鋼の水素熱脱離曲線へ適用し、その特性を調べている。文献⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾でも、このモデルによる水素熱脱離曲線の解釈がなされている。最近、Kirchheim⁽²¹⁾は、局所平衡を仮定した場合のトラップ水素量、結合エネルギー、拡散サイト水素量の関係を直接拡散方程式に組み入れ、熱脱離過程における試料表面での水素流束を計算するモデルを提案している。このモデルでは、拡散サイトと平衡となる複数のトラップサイトを導入できるため、式(4)のモデルが一種のトラップサイトのみの場合を扱うことに対し、複数のピークをもつ熱脱離曲線への適用が可能となっている(図3)。さらに、提案されたモデルを用い、熱脱離曲線から Choo-Lee プロットで見積もったデトラップ活性化エネルギーの解析的な評価も行っている。また、文献(22)では、Kirchheim と同様の考えに基づいた解析により、デトラップ活性化エネルギーとトラップ密度の空間に、最大流束及びその温度に関する等高線マップを作成し、浅いトラップと深いトラップに関連した領域にマップを分割できることを示している。

しかし、Kirchheim のモデルも、式(4)のモデルと同様、文献(23)で言及されているように、水素拡散が非常に速い場合や試料サイズが小さい場合の拡散律速が成り立たない条件では、熱脱離曲線の再現性が悪くなる。図4には、熱脱離曲線の試料サイズ依存性について、このモデルの計算結果と次節の律速条件を仮定しないモデルの計算結果との比較を示している。この図において、試料サイズ 5 mm の場合、両モデルの計算結果はほぼ同じであるが、サイズが小さくなるにしたがって、律速条件を仮定しないモデルではサイズ依存性が小さくなり、両者の差が大きくなるが見られる。

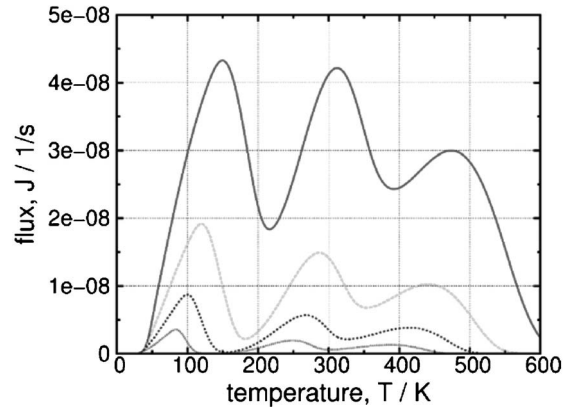


図3 Kirchheim のモデルによる2つのトラップサイトを仮定した場合の水素昇温脱離曲線の計算例：トラップサイトの結合エネルギーは、それぞれ、30 kJ/mol、50 kJ/molであり、トラップサイト濃度は、ともに、拡散サイト濃度に対して 1×10^{-4} である。曲線の違いは昇温割合の違いに対応する。また、初期水素量は、拡散サイト濃度に対し 1×10^{-4} である。この結果は筆者が文献(21)を基に作成したコードによって計算した。

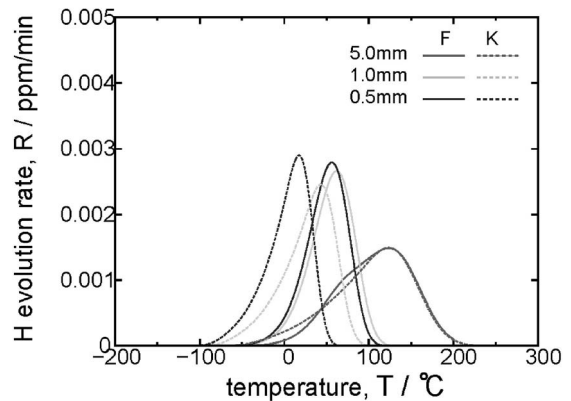


図4 試料サイズ依存性の水素量温脱離曲線における Kirchheim のモデル(K)と律速条件を仮定しないモデル(F)の比較：計算条件は、初期水素量 0.1 ppm、 $Q = 3.9$ kJ/mol、 $D_0 = 4.2 \times 10^{-8}$ m²/s、 $N_t = 2 \times 10^{26}$ /m³、 $E_b = 32$ kJ/mol、 $p_0 = 6.3 \times 10^2$ 、 $k_0 = 1.2 \times 10^{-27}$ m³/s を用いた。

(3) 律速条件を仮定しないモデル

このモデルは、以下の反応拡散方程式の形で表される。

$$\begin{aligned} \frac{\partial C}{\partial t} + N_t \frac{\partial \theta}{\partial t} &= D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \Delta C, \\ \frac{\partial \theta}{\partial t} &= k_0 \exp\left(-\frac{Q+E'}{RT}\right) C(1-\theta) - p_0 \exp\left(-\frac{Q+E_b+E'}{RT}\right) \theta \end{aligned} \quad (5)$$

ここで、第一式の左辺第二項は、トラップサイトによる水素のトラップ及びデトラップを表しており、トラップサイトの種類が複数の場合には $\sum_i N_{ti} \frac{\partial \theta_i}{\partial t}$ となる。第二式の右辺第一

項はトラップ項、第二項はデトラップ項を表し、 θ はトラップサイトの水素占有率を表す。トラップサイトが水素で満たされている場合 $\theta=1$ となる。トラップ項及びデトラップ項の前置数因子は、それぞれ、 k_0 、 p_0 で表されている。式(5)の形が、冷間加工された鉄鋼の水素拡散係数の異常な散らばりを説明するために McNabb と Foster⁽²⁴⁾によって提案された式に類似していることから、このモデルは McNabb-Foster モデルと呼ばれることが多い。しかし、水素熱脱離曲線のシミュレーションモデルとして、式(5)の特性を調べたのは Turnbull ら⁽²⁵⁾が最初と思われ、また、このモデルと同様の考え方で、水素熱脱離曲線の解釈の試みもある⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。

このことから、本稿では、式(5)のモデルを水素熱脱離の基本モデルと呼ぶこととする。Turnbull ら以降、この基本モデルは、さらに水素熱脱離曲線の解釈に用いられている⁽²⁸⁾⁻⁽³⁰⁾。

水素熱脱離曲線のシミュレーションにおいて、広く一次元近似が用いられる。つまり、式(5)の ΔC を $\partial^2 C/\partial x^2$ や $\partial^2 C/\partial r^2 + \partial C/r\partial r$ で置き換えた式が用いられる。これらは、平板試料の広がりに対して厚さが小さい場合や丸棒試料の長さに対して直径が小さい場合に対応している。計算では、水素の添加条件に対応した初期水素分布を設定し、これらの一次元の式を差分法で解き、表面境界での水素流束や内部水素量の変化から水素脱離割合を算出し、水素熱脱離曲線を得る。この計算では、昇温に伴って拡散係数が変化するため各時間ステップで拡散係数が異なり、それに伴う誤差が生じる。純鉄の拡散係数⁽³¹⁾を用いた場合、その誤差は -200°C から 400°C の範囲で最大1%程度と見積もられている⁽¹⁰⁾。

基本モデルは、律速条件による仮定を設けていないため、前述の他の2つのモデルに比べ複雑となり、必要な計算パラメータが多くなるが、律速過程があらかじめ分からない水素熱脱離曲線の再現や予測に用いることも可能である。以下では、基本モデルによるシミュレーションに関して、文献(10)以降の進展について紹介する。

3. 最近の進展

(1) 初期水素分布の影響

TDAの実験では、水素侵入を促進する溶液への浸漬や陰極電解などにより水素を添加した試料を用いることが多い。BCC格子の鉄鋼では、格子中の水素拡散が早いことから短時間で均一に水素が添加されると考えられるが、面心立方(FCC)格子の鉄鋼では、拡散が遅いため、長時間添加しても水素が試料表面付近に偏って分布する場合がある。そして、そのような偏りは水素熱脱離曲線の形状に影響する。文献(32)では、マルテンサイト鋼の計算パラメータを用い、その影響を調べている。図5のように、昇温開始前に試料表面に水素が偏って分布している(図5(a)(b))と、昇温中に拡散サイトの水素が内部方向に拡散(図5(e))し、トラップ水素による脱離ピークとは別の脱離ピークが現れる(図5

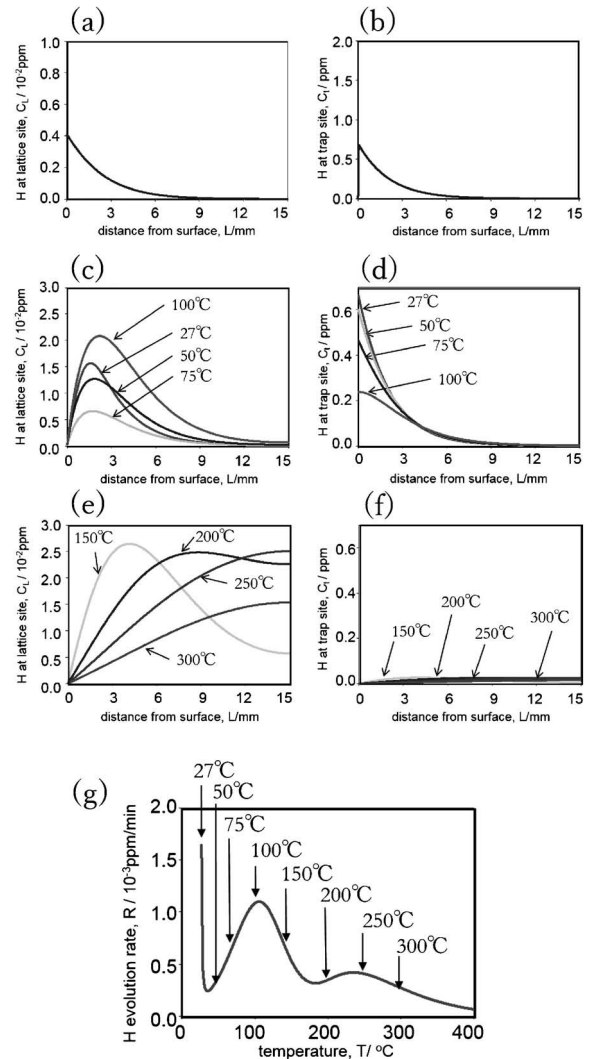


図5 初期水素分布の偏りの昇温脱離曲線への影響。(a)拡散サイト及び(b)トラップサイトの初期水素分布、(c)(e)拡散サイト及び(d)(f)トラップサイトの温度に対する水素量変化、(g)水素熱脱離曲線を示す。

(g))。この結果は、直径30mmの丸棒試料を設定し、拡散の影響が顕著となるように計算しているが、同様の結果は、格子中の水素拡散が遅いステンレス鋼でも計算及び実験で確認されている⁽³³⁾。

文献(29)では、異なる水素添加方法による初期水素分布の違いが、同一試料において異なる形状の水素熱脱離曲線を生じさせることを数値シミュレーションによって示している。予ひずみを与えたマルテンサイト鋼に対して 50°C 20% NH_4SCN 水溶液への浸漬で水素添加した場合とサイクル腐食試験で水素添加した場合は、得られる熱脱離曲線の形状が異なる(図6(a)(b))。前者では 125°C 付近の脱離ピークの高温側に新たな肩形状のピークが現れ、後者では、 250°C 付近に新たなピークが現れる。計算では、元の転位に関するトラップの他に、予ひずみにより新たな欠陥が生成したとして、転位と新たな欠陥に対する二種類のトラップサイトを仮

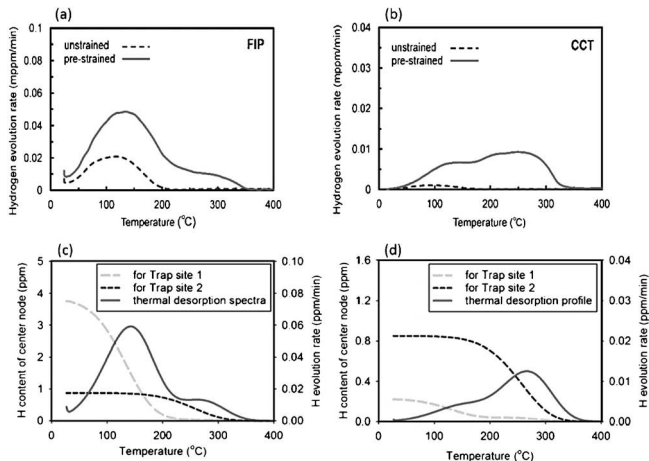


図6 (a)水溶液浸漬の場合と(b)サイクル腐食試験の場合の実験水素熱脱離曲線：破線は無ひずみ材，実線は予ひずみ材，(c)水溶液浸漬の場合と(d)サイクル腐食試験の場合の計算水素熱脱離曲線及び各トラップサイトの水素量変化：実線は熱脱離曲線，破線は各トラップサイトの水素量変化を表している。

定し，添加水素量を実験値に合わせた数値シミュレーションによって，それぞれの熱脱離曲線を再現している(図6(c)(d))．さらに，各トラップサイトの水素量変化を評価することで，どちらの添加方法でも，新たなトラップサイトは飽和状態であるが，サイクル腐食試験は添加水素量が少ないため，転位に関するトラップサイトに多くの水素が入らないこと，一方，浸漬添加では多くの水素が添加されるため，転位に関するトラップサイトに十分な水素が入ることにより，両者の間に熱脱離曲線の違いが現れたことが示されている。

(2) Choo-Lee の方法の適用性の評価

デトラップ活性化エネルギーを水素熱脱離曲線から見積もる Choo-Lee の方法は，熱脱離律速条件つまり水素拡散を無視したモデルに基づいている．しかし，実際は必ず水素拡散を伴い，その影響は試料サイズに依存する．つまり，試料サイズが大きくなると見積もられたデトラップ活性化エネルギーの本来の値からのずれが大きくなる．文献(34)では，純鉄に対してそのずれの大きさを数値シミュレーションで評価している(図7)．また，文献(35)では，マルテンサイト鋼に対して実験および数値シミュレーションでずれを評価している(図8)．純鉄の場合は，概ね直径2 mm 程度までは本来の値からのずれが小さいが，8 mm 程度を超えると見積もった値が拡散の活性化エネルギー Q になる．この傾向は，初期水素量に依存する．一方，マルテンサイト鋼の実験では，直径1 mm 程度から徐々に見積もった値が小さくなるが，測定範囲において拡散の活性化エネルギーの値まで小さくはならない．その傾向は計算によっても概ね再現されている．また，昇温開始前に等温で水素を抜いた場合には，直径10 mm 程度まではずれが小さい．同様の傾向は文献(36)でも

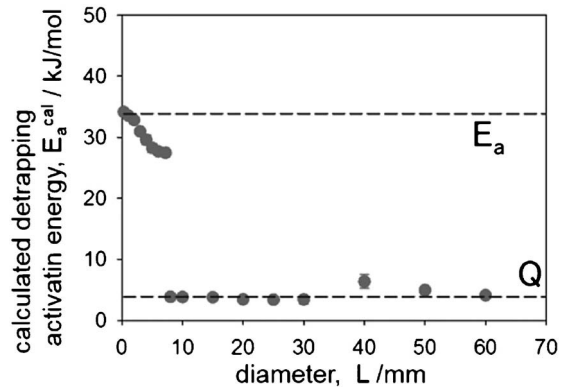


図7 純鉄における試料直径に対する Choo-Lee の方法で見積もられたデトラップ活性化エネルギー：破線で示される E_a ， Q は数値シミュレーションで用いたデトラップ活性化エネルギー及び拡散の活性化エネルギーを示す。

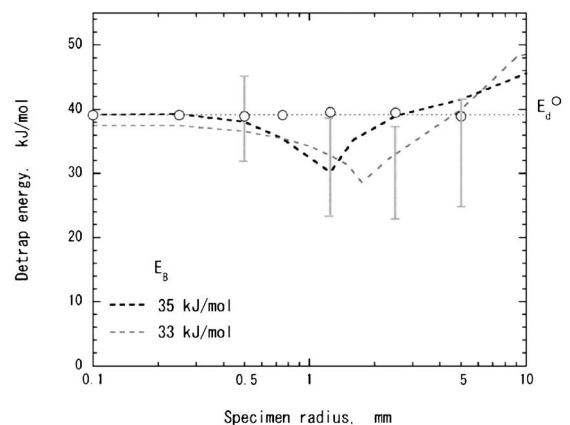


図8 マルテンサイト鋼における試料直径に対する Choo-Lee の方法で見積もられたデトラップ活性化エネルギー⁽³⁵⁾：実験値及び計算値は，それぞれ垂直誤差線及び破線で示されている．細い水平破線は $E_B = 35$ kJ/mol の場合のデトラップ活性化エネルギーを示す． E_B は結合エネルギーを表す．また，○は昇温前に等温で脱水素した場合の計算を表す。

報告されている．純鉄とマルテンサイト鋼の違いは，トラップサイト密度が，約4桁程度異なることに起因している．

(3) トラップ・デトラップ項の前指数因子について

水素熱脱離の基本モデルにおいて，トラップ・デトラップ項の前指数因子 k_0 ， p_0 は，熱脱離ピークの形状や位置に影響するパラメータである．式(5)の第二式で $\partial\theta/\partial t = 0$ としたとき局所平衡に関する式が成り立つとすることで， $p_0/k_0 = N_L$ の関係を得ることができるが，トラップサイト密度やトラップエネルギーのように TDA 以外の方法で同定できる量ではなく，これまで多くの計算では熱脱離曲線を再現するためのフィッティングパラメータとして用いられている．そのため，基本的には，対象とした熱脱離曲線に特化したパラ

メータとなってしまふ．ここでは，なるべく広範囲で使える前指数因子を決定する試みについて紹介する．

文献(37)では，式(1)の係数 A を p_0 として，式(3)を導出する過程で得られる関係

$$\ln\left(\frac{\phi}{T_c^2}\right) = -\frac{E_a}{RT_c} + \ln\left(\frac{p_0 R}{E_a}\right) \quad (6)$$

に基づき，Choo-Lee プロットにおける T_c の高温極限，つまり，式(6)の $\ln(p_0 R/E_a)$ から p_0 を評価する方法を提案し，数値シミュレーションを用い，得られる p_0 に対する試料直径の影響を純鉄及びマルテンサイト鋼について調べ，直径 0.3 mm 以上で本来の値とのずれが生じるとしている．また，文献(35)では，丸棒マルテンサイト鋼試料の実験熱脱離曲線から上記の方法で p_0 を決定し，直径 1 mm, 2.5 mm, 5 mm, 10 mm の試料の熱脱離曲線のピーク温度を再現できるようにその p_0 を調節し，実験熱脱離曲線の再現を試みている

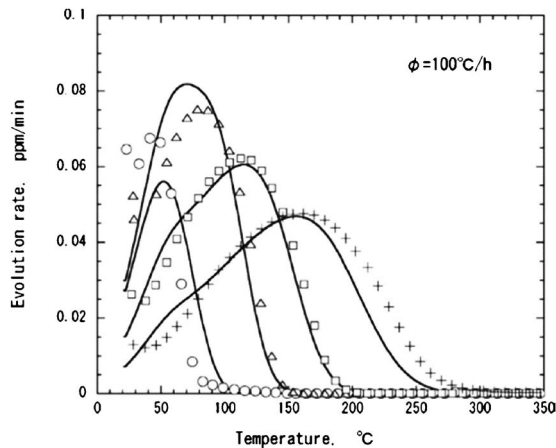


図9 文献(35)における水素熱脱離曲線の試料サイズ依存性に対する実験結果と計算結果の比較：実線は計算結果，○，△，□，+は，それぞれ，直径1 mm, 2.5 mm, 5 mm, 10 mm の場合の実験結果を表す．

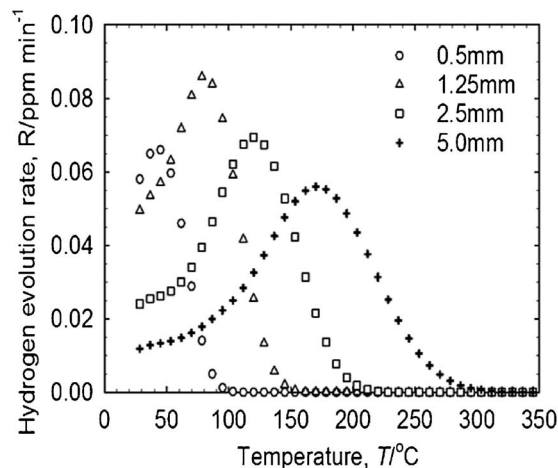


図10 厚さ 0.5 mm 以下の平板試料の実験水素熱脱離曲線から決めた前指数因子を用いた計算結果⁽³⁸⁾．

る(図9)．このとき， k_0 は $p_0/k_0 = N_L$ から決定し，Choo-Lee の方法で得た E_a についてはピーク温度を再現できるように調節した値を用いている．一方，文献(38)では，厚さ 0.3 mm の平板マルテンサイト鋼試料の実験熱脱離曲線から p_0 を決定し，その後，厚さ 0.2 mm, 0.3 mm, 0.5 mm の試料に対する熱脱離ピークの厚さ依存性を用いて調節した p_0 と k_0 を決定している．得られた前指数因子と Choo-Lee の方法で得た E_a を用いて，薄い試料の実験熱脱離曲線を再現すると共に，文献(35)の実験熱脱離曲線をよりよく再現している(図10)．この結果は，水素拡散の影響が少ない試料(サイズが小さい試料)から決めた前指数因子は，鋼種が同じ場合，形状やサイズに関係なく利用できる可能性を示している．

試料形状によらない前指数因子が実験熱脱離曲線から得られるも，基本モデルによる水素熱脱離曲線のシミュレーションの信頼性及び汎用性の向上には，TDA 測定以外の実験や計算による前指数因子の同定が望まれる．デトラップに関する前指数因子については，微視的な議論において，一般に，格子振動に関する振動数 $10^{14}/s$ 程度の値が用いられることが多い⁽³⁹⁾ が，基本モデルによる再現シミュレーションでは， $10 \sim 10^5$ 程度の値が用いられ，それらは対象とする鋼材やトラップサイトの種類によっても異なる⁽⁴⁰⁾．この微視的な議論との差に関する明確な考察は見られない．また，トラップに関する前指数因子については，トラップエネルギーやトラップサイト濃度の選び方にも依存するが，実験熱脱離曲線の再現において，必ずしも $p_0/k_0 = N_L$ の関係が保たれることはないようである．これらのことから，今後，前指数因子の特性や根拠について考察することは，基本モデルによるシミュレーションの信頼性を向上させる上で重要である．

(4) 基本モデルの拡張

これまで，基本モデルの計算パラメータは，主として定数として扱われている．しかし，最近，計算パラメータを可変としたシミュレーションが試みられている．文献(41)では，水素誘起格子欠陥⁽⁴²⁾である空孔を含むマルテンサイト鋼の水素熱脱離曲線について，空孔トラップサイトの濃度やトラップエネルギーを計算中に変化させるモデルによる再現を試みている．また，文献(43)では，残留オーステナイト相を含むマルテンサイト鋼の水素熱脱離曲線に対して，二次元領域に BCC 格子の場合とは水素拡散係数が異なる FCC 格子の相が含まれるモデル，つまり，拡散係数が領域によって異なるモデルを提案している．このようなモデルは，基本モデルの拡張と見ることができ，これまでより複雑な熱脱離過程の再現を目指したものである．

4. おわりに

本稿では，TDA のシミュレーションモデルのうち熱脱離律速条件によらない基本モデルに関する研究例を中心に解説した．TDA の水素熱脱離曲線を解釈し水素存在状態を推定

するために基本モデルによるシミュレーションは有用である。しかし、基本モデルやその拡張の計算結果は、信頼できる計算パラメータや材料内における素過程の理解を通じた仮定や近似に基づいている。そして、それらは基本的に微視的考察に基づいて得られることが多い。さらに、そのような仮定や近似を用いた計算結果は実験熱脱離曲線による検証が必要である。これらのことから、第一原理計算や分子動力学などの原子スケールでの計算結果、多様な手法による材料組織や水素の詳細な観察やTDAのよく制御された測定⁽⁴⁴⁾などの情報は、数値シミュレーションによる水素熱脱離曲線の解釈に非常に重要であり、今後ますます、そのような研究との連携が不可欠になると考えられる。

文 献

- (1) 大村朋彦, 小林憲司, 宮原光雄, 工藤赳夫: 材料と環境, **55** (2006), 139-145.
- (2) 松山晋作: 鉄と鋼, **80**(1994), 679-684.
- (3) 石川信行, 末吉仁, 鈴木裕士, 秋田真一: 溶接学会論文集, **29**(2011), 218-224.
- (4) D. O. Northwood and U. Kosasih: International Metals Review, **28**(1983), 92-121.
- (5) M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, M. L. Martin, B. P. Somerday and P. Sofronis: Int. J. Fract., **196**(2015), 223-243.
- (6) K. Takai: Sanyo Technical Report, **22**(2015), 14-20.
- (7) 南雲道彦: まてりあ, **50**(2011), 205-211
- (8) 南雲道彦: 材料と環境, **55**(2006), 42-50.
- (9) 高井健一: 材料と環境, **60**(2011), 230-235.
- (10) K. Ebihara and H. Kaburaki: ISIJ Int., **52**(2012), 181-186.
- (11) H. E. Kissinger: Anal. Chem., **29**(1957), 1702-1706.
- (12) W. Y. Choo and J. Y. Lee: Metall. Trans. A, **13**(1982), 135-140.
- (13) J. Abrefah, D. R. Olander and M. Balooch: J. Appl. Phys., **67** (1990), 3302-3310.
- (14) F. G. Wei, M. Enomoto and K. Tsuzaki: ISIJ Int., **51**(2012), 322-330.
- (15) L. Cheng, M. Enomoto and F. G. Wei: ISIJ Int., **53**(2013), 250-256.
- (16) F. G. Wei and K. Tsuzaki: Metall. Mater. Trans. A, **37**(2006), 331-353.
- (17) R. A. Oriani: Acta Metall., **18**(1970), 147-157.
- (18) T. Yamaguchi and M. Nagumo: ISIJ Int., **43**(2003), 514-519.
- (19) K. Ono and M. Meshii: Acta Metall. Mater., **40**(1992), 1357-1364.
- (20) E. Abramov and D. Eliezer: Metall. Mater. Trans. A, **25** (1994), 949-959.
- (21) R. Kirchheim: Metall. Mater. Trans. A, **47**(2016), 672-696.
- (22) A. Raina, V. S. Deshpande and N. A. Fleck: Acta Mater., **144** (2018), 777-785.
- (23) K. Ebihara, H. Kaburaki, T. Suzudo and K. Takai: ISIJ Int., **49** (2009), 1907-1913.
- (24) A. McNabb and P. K. Foster: Trans. Metall. Soc. AIME, **227** (1963), 618-627.
- (25) A. Turnbull, R. B. Hutchings and D. H. Ferriss: Mater. Sci. Eng. A, **238**(1997), 317-328.
- (26) K. L. Wilson and M. I. Baskes: J. Nucl. Mater., **76&77**(1978), 291-297.
- (27) M. Iino: Metall. Trans., **18**(1987), 1559-1564.
- (28) M. Enomoto, D. Hirakami and T. Tarui: Metall. Mater. Trans. A, **43**(2012), 572-581.
- (29) K. Ebihara, T. Iwamoto, Y. Matsubara, H. Yamada, T. Okamura, W. Urushihara and T. Omura: ISIJ Int., **54**(2014), 153-159.
- (30) C. Hurley, F. Martin, L. Marchetti, J. Chene, C. Blanc and E. Andrieu: Int. J. Hydrogen Energy, **41** (2016), 17145-17153.
- (31) H. Hagi: Mater. Trans. JIM, **35**(1994), 112-117.
- (32) 海老原健一, 蕪木英雄: 水素脆化研究の基盤構築 中間報告会 (6), 社団法人日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会, 東京(2012), 27-34.
- (33) M. Enomoto, L. Cheng, H. Mizuno, Y. Watanabe, T. Omura, J. Sakai, K. Yokoyama, H. Suzuki and R. Okuma: Metal. Mater. Trans. E, **1**(2014), 331-340.
- (34) K. Ebihara, H. Kaburaki and K. Takai: International Hydrogen Conference (IHC 2012), ASME Press (2014), 553-562.
- (35) M. Enomoto and D. Hiragami: ISIJ Int., **55**(2015), 2492-2498.
- (36) 海老原健一, 蕪木英雄, 高井健一: CAMP-ISIJ, **26**(2013), 976.
- (37) 海老原健一, 蕪木英雄, 高井健一: CAMP-ISIJ, **27**(2014), 418.
- (38) K. Ebihara, K. Saito and K. Takai: International Hydrogen Conference (IHC 2016), ASME Press (2017), 470-477.
- (39) T. Suzudo and M. Yamaguchi: J. Nucl. Mater., **465**(2015), 695-701.
- (40) 土田豊, 海老原健一: 鉄と鋼, **103**(2017), 653-659.
- (41) 海老原健一, 斉藤圭, 高井健一: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会 中間報告会 (10), 社団法人日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会, 東京(2016), 30-35.
- (42) T. Doshida, H. Suzuki, K. Takai, N. Oshima and T. Hirade: ISIJ Int., **52**(2012), 198-207.
- (43) M. Enomoto: Int. J. Hydrogen Energy, **42**(2017), 10579-10590.
- (44) 高井健一: ふえらむ, **21**(2016), 639-644.



海老原健一

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1992年3月 千葉大学理学研究科修士課程修了
 1992年4月 特殊法人日本原子力研究所 入所
 2004年11月 博士(工学) 筑波大学
 2016年4月 国立研究開発法人日本原子力研究開発機構-現職
 専門分野: 計算材料科学
 ◎水素昇温脱離解析の数値シミュレーションのほか、原子レベル計算に基づく不純物偏析シミュレーションに従事。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

β チタン形状記憶合金における マルテンサイト単結晶の塑性変形挙動

田原正樹*

1. はじめに

生体用金属材料としてのTi合金はその優れた生体適合性と特異な機械的性質により、近年活発に研究開発が行われている⁽¹⁾⁽²⁾。特に形状記憶・超弾性を示す β 型Ti合金は従来のTi-Ni系合金に替わる新しい生体用形状記憶合金として注目を集めている⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。Ti-Ni系合金は優れた形状記憶特性を有し、医療分野でも安全に使われているが、Niを多量に含有している。そのため、Niを含まない新たな生体用形状記憶合金が求められており、 β -Ti系形状記憶合金の開発が盛んに行われてきた。 β -Ti系形状記憶合金における形状記憶効果と超弾性は β 相(母相, bcc)と α' 相(マルテンサイト相, orthorhombic)間のマルテンサイト変態とその逆変態によって生じる。これまでにより優れた形状記憶特性の発現を目指した材料設計⁽³⁾⁽⁴⁾(添加元素の選定や加工熱処理プロセスの最適化など)やマルテンサイト変態に関連する様々な基礎研究⁽⁵⁾⁽⁶⁾が行われてきた。現時点における β -Ti系形状記憶合金の最も大きな問題の一つはすべり臨界応力(塑性変形開始応力)が低いことである。 β -Ti系形状記憶合金においては応力誘起マルテンサイト変態中に塑性変形が容易に生じるため、形状回復歪みが小さくなる⁽⁴⁾とともに繰り返し変形による著しい機能劣化が起こってしまう⁽⁷⁾。これまでですべり臨界応力の向上を目的として様々な試みが行われてきたが、そもそも β -Ti系形状記憶合金において活動する塑性変形モードについての報告は非常に少ない。Ti合金の β 相における塑性変形についてはこれまでに単結晶を用いた精緻な研究が多数ある⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾。しかし、通常の形状記憶合金における塑性変形は再配列、もしくは応力誘起したマルテンサイトにおいて生じるため、形状記憶・超弾性の観点からはマルテンサイト相における塑性変形も重要となる。これまでに α'

マルテンサイト相における塑性変形機構としては転位すべり⁽¹²⁾(バーガースベクトル $\mathbf{b} // \langle 110 \rangle_0$)と $\{130\}_0 \langle \bar{3}10 \rangle_0$ 変形双晶⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾が数件報告されているのみである。(本稿では下付き'o'と'b'はそれぞれマルテンサイト相と母相を表す。)このように報告例が少ないことの一因として、塑性変形機構の研究に重要となる単結晶試料の作製が α' マルテンサイト相では困難なことが挙げられる。母相単結晶を冷却によりマルテンサイト変態させてもマルチバリエーションからなる自己調整組織を形成するため単結晶は得られない。そこで著者は母相単結晶からの応力誘起変態による α' マルテンサイト単結晶の作製を試みた。一軸応力を負荷することで生成するマルテンサイトバリエーションを一種類に制限する方法であり、これを用いてOtsukaら⁽¹⁵⁾はCu-Al-Ni合金において単結晶マルテンサイトを作製することに成功している。本稿では、このようにして作製した α' マルテンサイト単結晶における塑性変形機構についての著者らの最近の研究⁽¹⁶⁾について紹介する。

2. 応力誘起変態による α' マルテンサイト単結晶の作製

室温で β 相であり、 α' 相が応力誘起によって生成することが報告⁽¹⁷⁾されているTi-27 mol%Nb合金の単結晶を光学式浮遊帯域溶融法にて作製した。表1及び図1(a)に示すように圧縮方向を変化させた11種類の試験片(2 mm × 2 mm × 5 mm)を用意し、室温にて圧縮試験を行った。試験片側面のうち、隣り合う2面について光学顕微鏡(OM)を用いて圧縮変形中その場観察を行ったところ、全ての試料において応力誘起マルテンサイトによる表面起伏が観察された。例として図2に#3の試料における応力-歪み曲線と変形中の試料表面のOM写真を示す。いずれの試料においても応力誘起したマルテンサイトには内部双晶の起伏は観察されなかった。従

* 東京工業大学科学技術創成研究院；助教(〒226-8503 横浜市緑区長津田町4259-R2-27)
Plastic Deformation Behavior of Single Crystalline Martensite in β -Titanium Shape Memory Alloy; Masaki Tahara (Institute of Innovative Research, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)
Keywords: stress-induced martensitic transformation, shape memory alloy, titanium alloy, slip, deformation twinning, single crystal
2018年5月7日受理[doi:10.2320/materia.57.345]

表1 実験に用いた11種類の試料についての β 相及び応力誘起した α'' 相での圧縮軸, 観察された晶癖面と対応するCV, α'' 相のすべり変形開始応力(σ_{slip})⁽¹⁶⁾.

試料番号	β 相での圧縮軸	観察された晶癖面	応力誘起したCV	α'' 相での圧縮軸	σ_{slip} (MPa)
#1	$[\bar{1}28]_b$	$(0.45, 0.57, 0.68)_b$	CV5	$[0.98, 0.06, 0.18]_b$	267
#2	$[\bar{1}25]_b$	$(0.50, 0.52, 0.70)_b$	CV5	$[0.95, 0.09, 0.28]_b$	315
#3	$[\bar{1}48]_b$	$(0.47, 0.51, 0.72)_b$	CV5	$[0.94, 0.17, 0.29]_b$	343
#4	$[\bar{1}23]_b$	$(0.55, 0.51, 0.66)_b$	CV5	$[0.89, 0.14, 0.44]_b$	375
#5	$[\bar{1}34]_b$	$(0.46, 0.45, 0.77)_b$	CV5	$[0.88, 0.21, 0.43]_b$	335
#6	$[\bar{7}811]_b$	$(0.49, 0.52, 0.70)_b$	CV5	$[0.82, 0.04, 0.56]_b$	455
#7	$[001]_b$	$(0.52, 0.49, 0.70)_b$	CV5	—	—
		$(0.54, 0.50, 0.68)_b$	CV6		
#8	$[013]_b$	$(0.49, 0.52, 0.70)_b$	CV5	—	—
		$(0.53, 0.48, 0.70)_b$	CV6		
#9	$[035]_b$	$(0.54, 0.47, 0.70)_b$	CV5	—	—
		$(0.49, 0.48, 0.73)_b$	CV6		
#10	$[\bar{1}211]_b$	$(0.51, 0.50, 0.70)_b$	CV5	—	—
		$(0.46, 0.47, 0.75)_b$	CV6		
#11	$[\bar{1}11]_b$	$(0.69, 0.49, 0.53)_b$	CV2	—	—
		$(0.59, 0.65, 0.47)_b$	CV3		
		$(0.50, 0.48, 0.73)_b$	CV5		

って本合金の応力誘起マルテンサイトプレートは1種類の格子対応バリエーション(Lattice Corresponding Variant, CV)のみで構成されていることがわかる。2面解析により応力誘起マルテンサイトの晶癖面を実験的に求め、これをマルテンサイト変態の結晶学的理論(Phenomenological Crystallographic Theory of Martensitic Transformation, PTMC)により求めた晶癖面と比較することで誘起したマルテンサイトのCVを同定した(表1)。#7~11の試料では複数のCVが同時に生成したが、#1~6の試料では変形の進行に伴いCV5のみが成長し、試料全面がCV5で覆われた。このことは#1~6の試料において、応力誘起変態によりCV5のマルテンサイト単結晶が得られたこと意味している。マルテンサイト単結晶(CV5)となったときの圧縮軸を表1と図1(b)に示す。なお、#1~6の試料のうち、#1と#6の試料では除荷による β 相への逆変態は起こらず、応力誘起した α'' 相が完全に残留した。組成分析の結果、これら2つの試料ではNbと不純物酸素の濃度が他の試料と比べて低く、マルテンサイト変態温度がやや高かったことが α'' 相残留の原因であると考えられる。マルテンサイト変態温度にわずかな差はあるものの、塑性変形挙動には大きな影響を与えないと考え、マルテンサイト単結晶となった#1~6の試料において更に圧縮応力に加え塑性変形(2~3%程度)させた。観察された塑性変形の詳細について次に記す。

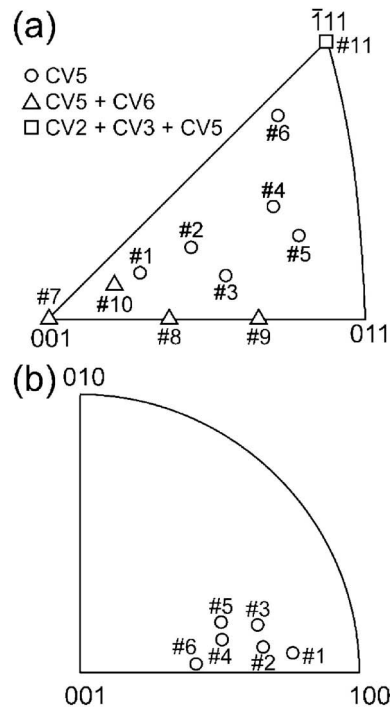


図1 (a) β 相と(b)応力誘起により生成した α'' 相単結晶における圧縮軸⁽¹⁶⁾.

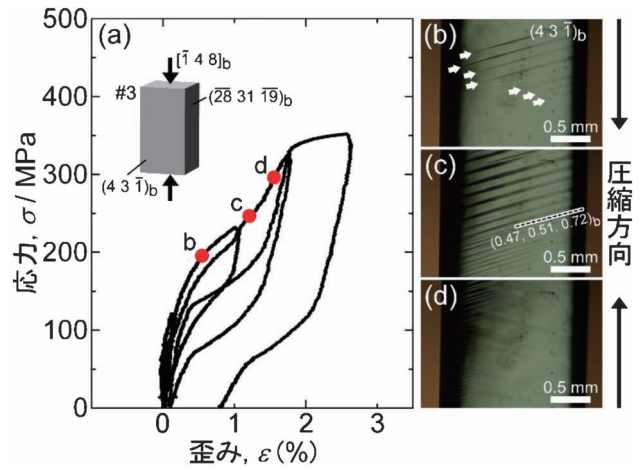


図2 (a)試料#3における応力-歪み曲線。(b)-(d)圧縮変形中のその場OM写真。(a)中のb-dに対応⁽¹⁶⁾。(オンラインカラー)

3. α'' マルテンサイト単結晶の塑性変形挙動

(1) すべり変形

#1~6の全ての試料で図3(a)に示すようなすべり線が観察された。変形中その場OM観察の結果、これらのすべり線は試料全体が α'' 相単結晶になった後に導入され、除荷による逆変態後もそのまま残留していることがわかった。多くのすべり線が波状であったが、試料エッジ部分の比較的直線であったすべり線(図3(b))を用いて2面解析を行い、 α'' 相単結晶試料におけるすべり面を同定した。#1~6の試料において観察されたすべり面を大円として001₀ステレオ投影図に示す(図4(a))。様々なすべり面が観察されたがそれらは

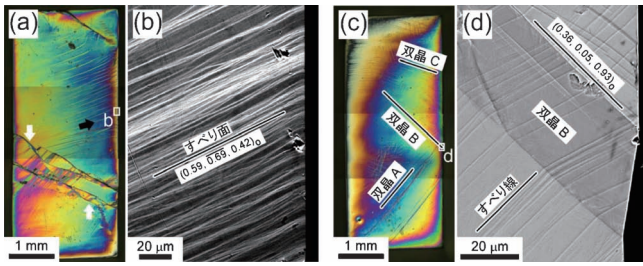


図3 圧縮変形後の試料#4(a, b)と試料#1(c, d)における組織観察結果。(a, c)微分干渉 OM 写真と(b, d)走査電子顕微鏡写真⁽¹⁶⁾。

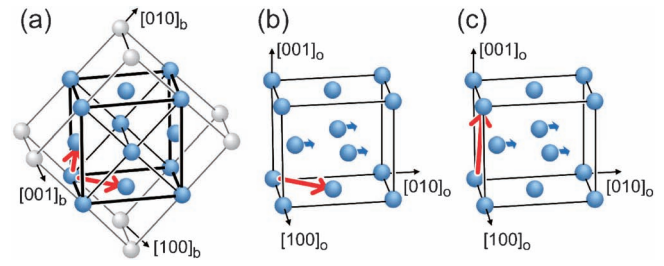


図5 (a)<111>_b すべり, (b)[110]_s すべり, (c)[101]_s すべりのバーガースベクトル⁽¹⁶⁾。

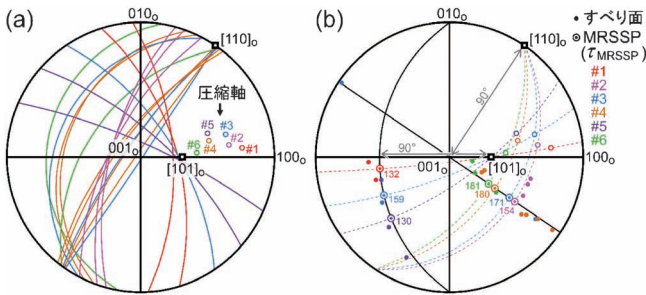


図4 α'' 相におけるすべり変形についてのトレース解析の結果。(a)観察されたすべり面。(b)MRSSPと τ_{MRSSP} (単位はMPa)⁽¹⁶⁾。

いずれも[110]_s 晶帯もしくは[101]_s 晶帯に属していた。このことはこれらの2つの晶帯軸がすべり方向であることを意味している。主に#2, 4, 6の試料では[110]_s すべりが、#1, 5の試料では[101]_s すべりが観察された。いずれのすべり方向も β 相へ逆変態させた場合、 β 相におけるすべり方向である<111>_bに対応する。観察されたすべり線が波状を呈していたこと、後述する塑性変形応力の方位依存性とあわせて考えると、 α'' 相のすべり変形は母相である β 相のすべり変形の特徴を強く引き継いでいることが示唆される。

図4(b)の001_oステレオ投影図中に各試料における圧縮軸とすべり方向([110]_sもしくは[101]_s)を結ぶ大円を破線で示す。各すべり方向から90°の角度をなす大円とこの破線の交点が最大分解せん断応力面(Maximum Resolved Shear Stress Plane, MRSSP)の極点に対応する。[110]_s すべりにおいては観察されたすべり面とMRSSPとのばらつきは大きい、[101]_s すべりのすべり面はMRSSPから比較的近くに位置していた。応力-歪み曲線から決定した α'' 相のすべり変形開始応力(表1の σ_{slip})を用いてMRSSPへの分解せん断応力(τ_{MRSSP})を求め、図4(b)にプロットした。[110]_s すべりにおいては圧縮軸が[001]_oに近づくほど τ_{MRSSP} が大きくなる方位依存性($\tau_{MRSSP}^{\#2} < \tau_{MRSSP}^{\#3} < \tau_{MRSSP}^{\#4} < \tau_{MRSSP}^{\#6}$)が認められた。同様の現象はTi合金の β 相をはじめ、多くのbcc金属において見出されており、らせん転位の芯構造に起因した方位依存性(圧縮変形の場合: 双晶方向<001>_b, 反双晶方向<110>_b)として理解されている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。 α'' 相の[110]_s すべりにおいては、 τ_{MRSSP} が最も低い#2では β 相での圧縮軸が[001]_bに近く、 τ_{MRSSP} が高くなった#3, 4, 6の圧縮軸は[011]_bもしくは[$\bar{1}11$]_bに近づいている(図1(a))。従って、

α'' 相における τ_{MRSSP} の異方性はbcc金属におけるそれと同様の機構で発現した可能性が高いと考えられる。

上述のように α'' 相単結晶の圧縮試験で活動した2つのすべり系は β 相へ逆変態させると<111>_b すべりに対応する。また、 α'' 相において観察されたすべり変形の特徴の多くが β -Ti合金をはじめとしたbcc金属のそれと一致した。本合金の α'' マルテンサイト相はorthorhombicではあるが、 β 相からの格子変形歪みが小さく、その結晶構造は比較的bccに近い⁽¹⁷⁾。そのため、 β -Ti合金で報告されている<111>_b すべりに対応するすべり変形が活動したものと考えられる。

観察された2つのすべり系のうち、[110]_s すべりはこれまでに報告⁽¹²⁾があるが、[101]_s すべりは本研究で初めて見出されたものである。図5に β 相の<111>_b すべりと α'' 相の[110]_s すべり、[101]_s すべりのバーガースベクトルを示す。[101]_s すべりのバーガースベクトルは α'' 相における底面((001)_o面)のシャッフリング方向<010>_oと直交するため、完全転位のバーガースベクトルの大きさは<111>_b すべりや[110]_s すべりと比較して2倍程度になる。このように大きなバーガースベクトルを有する完全転位が活動するとは考えにくい。変形後の単結晶試料(除荷後も α'' 相が残留した試料#1)を用いて詳細な透過電子顕微鏡観察を行ったところ、この完全転位は2本の部分転位に分解し、部分転位間には α'' 相のシャッフリング位相が反転した面欠陥が形成していることがわかった。

(2) 双晶変形

いずれの α'' 相単結晶においても主たる塑性変形機構は転位すべりであったが、試料#1においてのみ複数の変形双晶も観察された(図3(c))。2面解析により K_1 面(双晶面)を同定したところA~Cの3種類の双晶が形成していることがわかった。双晶Aと双晶Cの K_1 面はそれぞれ($\bar{1}30$)_oと(130)_oであったことからこれらの双晶はこれまでに報告されている{130}_o< $\bar{3}10$ >_o双晶⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾と一致する。一方、双晶Bの K_1 面は(103)_oとなった(図3(d))。これまでに(103)_oを K_1 面とするような双晶はチタン合金の α'' 相をはじめ、orthorhombic構造を有する他の金属(Ti-Ni系合金のB19マルテンサイト相や α -U)でも報告されていない。そこで本研究で新しく発見したこの変形双晶(双晶B)について、その他の双晶要素(η_1 , K_2 , η_2 , s)を図6に示すように実験的方法⁽¹⁸⁾によって決定した。隣り合う2面について双晶変形による試料表面の傾きを求め、マトリクス(M)と双晶(T)部分の試

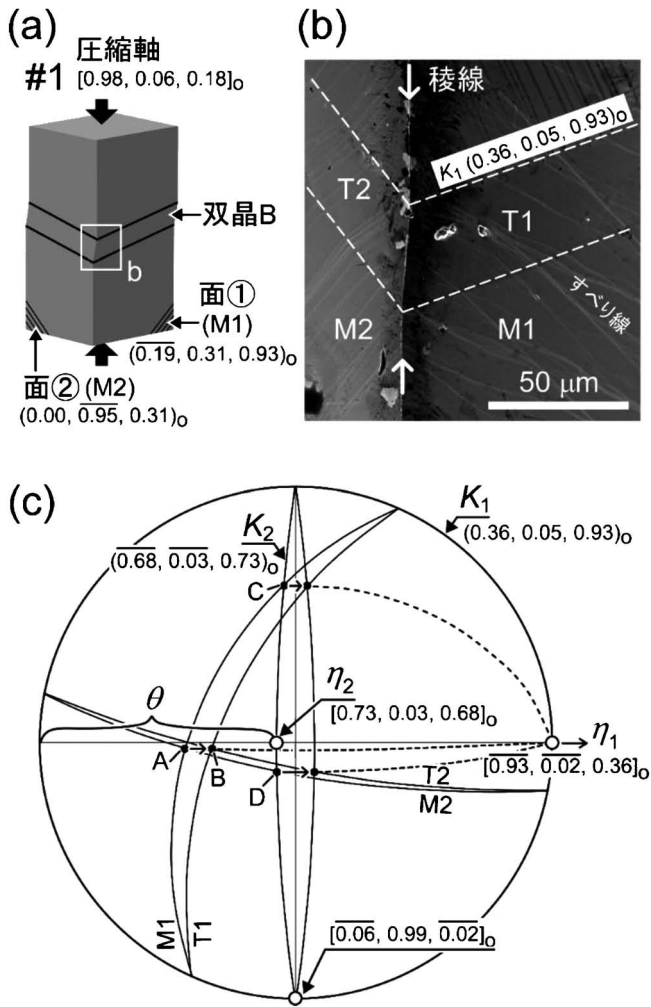


図6 試料#1で観察された双晶Bの双晶要素の同定⁽¹⁶⁾。

料表面をステレオ投影図(投影面は K_1 面)に大円として描いた(図6(c))。双晶変形に伴うせん断により、点Aは点Bへと移動している。ステレオ投影図から η_1 、 K_2 、 η_2 を決定し、角度 θ から s を求めたところ($s=2 \cot \theta$)、以下ようになった： $\eta_1=[\bar{3}01]_o$ 、 $K_2=[\bar{1}01]_o$ 、 $\eta_2=[101]_o$ 、 $s=0.3327$ 。

除荷後の試料#1を室温から373 Kまで加熱したところ、 β 相への逆変態に伴う起伏が確認されたが、すべり線や変形双晶の起伏には変化がなかった。 β 相と α'' 相(CV5)の格子対応から双晶Bの K_1 面である $(103)_o$ を元の β 相へ変換したところ、 $(3\bar{3}\bar{2})_b$ となる。従って本研究で発見した $\{103\}_o$ 、 $\langle\bar{3}01\rangle_o$ 双晶も既に報告されている $\{130\}_o$ 、 $\langle\bar{3}10\rangle_o$ 双晶⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾(双晶A、C)と同様に β 相の $\{332\}_b$ 、 $\langle11\bar{3}\rangle_b$ 双晶に対応するものであることがわかる。また、 $\{130\}_o$ 、 $\langle\bar{3}10\rangle_o$ 変形双晶の形成には複雑な構造シャッフルが必要であることが指摘されているが⁽¹³⁾、本研究で見出した $\{103\}_o$ 、 $\langle\bar{3}01\rangle_o$ 双晶の場合は η_1 方向がマルテンサイトの底面シャッフルリング方向($=\langle 010\rangle_o$)と直行するため、 $\{130\}_o$ 、 $\langle\bar{3}10\rangle_o$ 双晶以上により複雑な構造シャッフルが必要であることが予想される。従って $\{103\}_o$ 、 $\langle\bar{3}01\rangle_o$ 双晶の形成機構の解明のためには双晶界面近傍の詳細な組織観察をはじめとしたさらなる研究が必要となる。

4. おわりに

本稿では β -Ti系形状記憶合金の α'' マルテンサイト相単結晶における塑性変形挙動を紹介した。これまでに多結晶で報告されていた転位すべりと変形双晶に加え、新たに2つの塑性変形モードを発見することができた。しかし、本研究では試料のマクロな塑性変形として観察されたものを取り扱った。応力誘起変態中の晶癖面の移動に伴うすべり変形など、より形状記憶・超弾性特性に直結するであろうミクロな塑性変形挙動の解明が今後の重要な課題である。

本稿で紹介した研究は東京工業大学細田秀樹教授、稲邑朋也教授のご指導、ご助言のもと院生の岡野奈央氏(現 新日鐵住金)と共同で遂行されました。また本研究は科学研究費補助金(若手B 26870194、若手A 17H04959、基盤S 26220907、基盤B 15H04143)および日本チタン協会チタン研究助成の支援により実施されました。ここに深く感謝の意を表します。

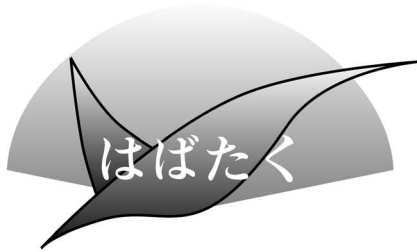
文 献

- (1) M. Niinomi: Mater. Sci. Eng. A, **243**(1998), 231-236.
- (2) D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato and T. Yashiro: Mater. Sci. Eng. A, **243**(1998), 244-249.
- (3) S. Miyazaki, H. Y. Kim and H. Hosoda: Mater. Sci. Eng. A, **438-440**(2006), 18-24.
- (4) H. Y. Kim and S. Miyazaki: Mater. Trans., **56**(2015), 625-634.
- (5) T. Inamura, J. I. Kim, H. Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Philos. Mag., **87**(2007), 3325-3350.
- (6) Y. W. Chai, H. Y. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **56**(2008), 3088-3097.
- (7) M. Tahara, H. Y. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **57**(2009), 2461-2469.
- (8) S. Hanada and O. Izumi: Metall. Trans. A, **11**(1980), 1447-1452.
- (9) S. Hanada, M. Ozeki and O. Izumi: Metall. Trans. A, **16**(1985), 789-795.
- (10) K. Hagihara, T. Nakano, H. Maki, Y. Umakoshi and M. Niinomi: Sci. Rep., **6**(2016), 29779.
- (11) Y. Kamimura, S. Katakura, K. Edagawa, S. Takeuchi, S. Kuramoto and T. Furuta: Mater. Trans., **57**(2016), 1526-1534.
- (12) H. Tobe: Ph. D thesis, University of Tsukuba (2012).
- (13) H. Tobe, H. Y. Kim, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **64**(2014), 345-355.
- (14) E. Bertrand, P. Castany, Y. Yang, E. Menou and T. Gloriant: Acta Mater., **105**(2016), 94-103.
- (15) K. Otsuka, C. M. Wayman, K. Nakai, H. Sakamoto and K. Shimizu: Acta Metall., **24**(1976), 207-226.
- (16) M. Tahara, N. Okano, T. Inamura and H. Hosoda: Sci. Rep., **7**(2017), 15715.
- (17) H. Y. Kim, Y. Ikehara, J. I. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **54**(2006), 2416-2429.
- (18) A. B. Greninger and A. R. Troiano: Trans. AIME, **185**(1949), 590-598.



田原正樹

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2011年3月 筑波大学大学院数理工学研究所 博士後期課程修了
 2011年4月 東京工業大学精密工学研究所 助教
 2016年4月 現職
 専門分野：金属組織学、形状記憶合金
 ◎Ti系合金を中心に新規形状記憶合金の研究開発に従事。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



新・転位密度解析手法確立への挑戦

九州大学鉄鋼リサーチセンター；特任助教
増村拓朗

私は九州大学材料工学部門の高木節雄教授の研究室に学部4年生で配属されて以来、修士、博士課程を経て今では特任助教として鉄鋼材料の研究に従事させていただいています(図1)。未だに高木研究室をはばたいたことのない私ですが、これまで、そしてこれからの研究について少しお話させていただきたいと思います。

学生の時に頂いた研究テーマは「準安定オーステナイト系ステンレス鋼のマルテンサイト変態挙動に及ぼす炭素および窒素の影響の相違」でした。鉄鋼中での炭素と窒素の影響を見ることは高木研究室における王道テーマの一つであり、オーステナイト鋼に限らず、様々な鉄鋼材料における両者の影響を重要視してきました。金属材料の研究者の方々には炭素・窒素の重要性や両者を区別する必要性をすぐに理解していただきましたが、異分野の方には鉄・炭素・窒素というインパクトのなさを指摘されることも多々あり、この研究のなかに重要で新しいのかを説明するのにいつも四苦八苦していたのを覚えています。幸いにも私の研究では炭素と窒素でマルテンサイト変態挙動に明瞭な相違が現れ、その研究の重要性を証明することができたと思います。このテーマで学位を授与していただいたのですが、同時に高木教授の下で指導を受けた最後のドクターにもなり大きな責任を感じています。

現在は、オーステナイト鋼の転位密度解析に関する研究を主に行っています。この研究も、今更のような研究テーマですが、意外にもオーステナイト鋼ではほとんど転位密度解析が行われていません。転位密度解析法の一つとしてX線回折を用いたWilliamson-Hall法がありますが、FCC構造のオーステナイト鋼では回折面ごとの弾性異方性が強く、WH法を適用することは困難です。近年ではこの問題を解消した新手法(Modified WH/WA法)が開発されてきましたが、理論の難しさ、フーリエ変換を必要とするなどの解析の難しさがあり、独学で始めるにはハードルが高い手法です。高木教授は回折ヤング率比という弾性異方性を補正できるパラメータによりWH法を補正する「Direct Fitting法⁽¹⁾」という手法を2年前に考案されました。理論的にはまだまだ未完成



図1 九州大学学位授与式にて(2017年3月24日)。
右：高木節雄教授(当時64歳)，左：筆者(今はもっと痩せています)。

な手法ですが、Direct Fitting法により得られた結果と材料の強度に良い相関があることから、工学的に有用な手法であることは明らかです。非常にシンプルな解析手法であり、いずれの金属材料にも適用できる手法(HCP金属については検討中)ですので、皆様にも是非お使いいただきたく存じます。私はこの手法の理論構築や計算手法の確立などのお手伝いをさせていただいています。学生のころは組織観察をメインにしていたため、数メガバイトはあったプレゼン用スライドが、今では点や線だけの数百キロバイトに激減したことに不安を感じながらも国内では何度か発表する機会を頂きました。また、高木教授の広報活動の甲斐もあって、ありがたいことに国内ではDirect Fitting法が徐々に認知されているように感じます。昨年には満を持してヨーロッパでの国際学会に当研究室から3件の発表を持って行きましたが、結果は惨敗でした。時代に逆行した解析手法だ、Modified WH/WA法を知らないのか、とネガティブな反応ばかりで、新たな手法を確立する難しさを痛感させられました。今後は解析データを蓄積し、材料の強度特性を評価するのに有効な手法であるということアピールしていかなければならないと思っています。そして、Direct Fitting法をスタンダードなものにすることが最大の目標であり、大きな置き土産を残してくださった高木先生への恩返しになると勝手に考えております。

最後に、柔軟な発想と豊富なアイデアで常に教科書を書き換えるような研究を行ってきた高木教授に深く御礼申し上げます。また、高木研を引き継いだ土山教授とともに、鉄鋼材料の発展に貢献すべく精進し、今後大きくはばたけるための土台をつくっていきたくと考えています。

文 献

- (1) S. Takaki, F. Jiang, T. Masumura and T. Tsuchiyama: ISIJ Int., 58(2018), 769-775.

(2018年4月13日受理)[doi:10.2320/materia.57.349]

(連絡先：〒819-0395 福岡市西区元岡744)

スポットライト

～第15回 World Materials Day Award[†] 受賞～

人力飛行機における CFRP の利用

北海道大学理学部物理学科 山家 椋太

1. はじめに

北海道大学 Northern Wings(工学部同好会鳥人間研究会)では人力飛行機を製作しています(図1(a)). 人力飛行機とは人間の筋力のみを動力とする飛行機です. 現在私達が制作している飛行機では, 体重 58 kg のパイロットが 216 W の出力で巡航速度 7.0 m/s の飛行を実現することを目標としています. この目標を達成するためには機体(翼幅 32 m, 胴体長 7.3 m)の重量が 37 kg と軽量でなくてはなりません. さらに, 人が安全に乗れるように高強度であることも当然必要です.

しかしただ軽く高強度なだけでは人を乗せることは可能でも, まだまだ高性能な飛行機にはなりません. 例えば安定した飛行のためには, 主翼には風を受けて反り上がり, ある程度たわむようなしなやかさが必要です.

こういった出力, 安全性, 安定性の観点から主翼に課される3つの制限「軽量であること・高強度であること・たわみ量を確保すること」を実現するために私達は主翼の主要部材である桁の材料として CFRP(Carbon Fiber Reinforced Plastics)を採用しています. World Materials Day Award では主翼桁に用いる CFRP パイプの製作設計及び各種試験について発表しました.

2. 発表内容

CFRP パイプはプリプレグをアルミパイプに積層して製作しているため, 設計ではプリプレグの種類や積層構成を決めます. 設計の際に参考にするのは定常飛行時における揚力分布下での垂直応力分布, 破壊試験のデータを参考に決めた許容応力, 翼のたわみ量, パイプ重量等です. 30 m に及ぶ主翼桁は 9 分割して製作し, それぞれを接合することで完成します. 破壊試験では分割された桁の強度を調べ, 荷重試験では接合した桁の強度とたわみ量を調べます.

分割された状態の桁の破断応力は破壊試験(図1(b))で測定し, 得た値から安全率を 3 とした許容応力を求め設計の妥当性を評価します. 今年度の試験では許容応力の設計値

[†] World Materials Day Award ; 材料系国際学協会連携組織である IOMMMS では, 材料系分野のプレゼンス向上のため「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」に貢献した学生を顕彰している.



図1 (a)Northern Wings の人力飛行機.
(b)破壊試験と(c)荷重試験の様子.

120MPaである桁に対し 137 MPa の測定値を得ました. これより分割された状態で桁は強度面の目標を達成していると判断できます.

荷重試験(図1(c))では定常飛行時における荷重分布に従い, 62 kg 相当の荷重をペットボトルで製作した88個の重りに分割し接合後の桁に掛け, たわみ量を測定することで強度と飛行時の安定性を同時に確認します. 実際の飛行では静的負荷試験と違い動的負荷を受けるため, 動的負荷に耐えることが可能か調べるために定常飛行時の1.5倍の荷重を作用させる試験も実施しています. 定常飛行時で桁は 1.4 m たわむ設計となっていますが, 測定値は 1.7 m と余分にたわみました. 原因の一つとしては接合部の影響があると考えています. この問題は例年見られ, 接合部の構造および設計・試験方法の見直しの必要を感じています.

3. 発表と活動を振り返って

私達の活動には二つの目的があります. 一つはより良い人力飛行機を製作し, 飛行距離を毎年更新していくことです. もう一つは専攻等に関わらず様々な人にとって, 活動を通じて材料や工学について興味を持ち, 学ぶことができる場所であることです. 実際, 文系も含め多様な学部の人が所属しています. 私も理学部に所属していますが, 活動を通して材料を始めとする工学の知識, 技術等を学べました. 今回の発表においても得るものは多く, 改めてこういった場所の大切さを再認識しました. これからも多くの人に材料に関わる機会を提供できる場所であり続けたいです.

最後に, 今回の発表と執筆の機会を与えて下さった金属学会と, 賞への応募を勧めてくださった柴山環樹教授, 日々の活動を支えてくださる加藤博之准教授にこの場をお借りして御礼申し上げます.

(2018年3月16日受理)[doi:10.2320/materia.57.350]

(連絡先: ☎060-8628 札幌市北区北13条西8丁目
北海道大学工学部 R310)

本 会 記 事

会 告	2018年秋期(第163回)講演大会講演募集	351
	2018年秋期(第163回)講演大会ご案内ならびに参加申込について	352
	2018年秋期(第163回)講演大会会場周辺のご案内	353
	第16回 World Materials Day Award 募集	354
	2018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・DVD ジャケット広告 募集	354
	2018年秋期講演大会託児室設置のご案内	355
	2019年春期講演大会公募シンポジウムテーマ募集	355
	2019年春期講演大会企画シンポジウムテーマ募集	356
	2019年度若手研究グループ申請募集	356
	「研究会」新規・更新申請募集	357
支部行事	次号予告	363
掲示板	新入会員	363
会誌・欧文誌7号目次	行事カレンダー	364

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

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

- ・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、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)

2018年秋期(第163回)講演大会講演募集

◎ただ今、下記の通り講演募集を行っております。ご確認の上、お申し込み下さい。

会 期: 2018年9月19日(水)～9月21日(金)

会 場: 東北大学川内北キャンパス(〒980-8576 仙台市青葉区川内41)・仙台国際センター(〒980-0856 仙台市青葉区青葉山無番地)

共 催: 東北大学工学研究科, 環境科学研究科, 金属材料研究所, 多元物質科学研究所

協 賛: 公益財団法人仙台観光国際協会

非会員でも大会参加費と登壇費を前納すれば、講演申込ができます(詳細は「申込要領」の「講演資格」参照.)。

講演申込は同時に大会参加の事前予約となります。8月17日(金)までに参加費を納入下さい。

講演申込 URL	http://www.jim.or.jp/convention/2018autumn/
講演申込および概要原稿提出期限(締切厳守!)	
講演申込と講演概要提出は同時に行う。(同時に行わない場合は、講演申込として受理されない)	
講演種別	全講演(公募シンポジウム, 一般, ポスター, 共同セッション)
講演申込・大会参加事前予約期間	5月25日(金)13時～7月6日(金)17時

講演についての問合せ 公益社団法人日本金属学会 講演大会係 annualm@jim.or.jp

これから入会して講演申込をされる方へ

インターネットで入会申込み下さい。入会申込確認後は ID(会員番号)とパスワードが即日メール返信されます。

会員認定: 期限内に入会手続きを行い、年会費を納入下さい。→期日までの払込がない場合は講演不許可の措置をとります。

入会申込 URL	http://www.jim.or.jp/memberinfosys/member/
入会申込期限 7月4日(水)	年会費納入期限 7月31日(火)

入会・会費の問合せ 会員サービス係 member@jim.or.jp

◎プログラム公開 プログラムは7月末頃ホームページに掲載予定です(会報付録は9号)。

◎ポスター発表展示サイズ ポスターボードのサイズは8月にホームページに掲載します。



2018年秋期(第163回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

会 期：2018年9月19日(水)～9月21日(金)

会 場：東北大学川内北キャンパス(〒980-8576 仙台市青葉区川内41)・仙台国際センター(〒980-0856 仙台市青葉区青葉山無番地)

共 催：東北大学工学研究科，環境科学研究科，金属材料研究所，多元物質科学研究所

協 賛：公益財団法人仙台観光国際協会

大会参加予約申込締切：2018年8月17日(金)

参加申込みは、すべてインターネット申込となります。詳細は、下記申込要領をご覧ください。

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：〈登録期間〉5月25日(金)～8月17日(金)

大会参加申込み URL <http://www.jim.or.jp/convention/2018autumn/>

予約申込締切後、予約申込者へ大会参加証引換券、講演概要集 DVD を送付します。懇親会の参加申込者には、懇親会参加券もあわせてお送りします。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18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(講演概要集 DVD 代含む)※年会費とは異なります。

参加費・講演概要集 DVD・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17日(金)(申込および入金期日)	
	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)
会員資格		
正員・維持員会社社員	10,000円	13,000円
学生員※	6,000円	7,000円
非会員 一般	24,000円	27,000円
非会員 学生(大学院生含む)	14,000円	16,000円

・お支払後の取消は、ご返金致しかねますのでご了承下さい。

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

※ 非会員の(有料)参加申込者には、1年間「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)

懇親会：9月19日(水)18:30～20:30 於 ホテルメトロポリタン仙台(〒980-8477 仙台市青葉区中央1丁目1-1)

予約申込締切日	8月17日(金)(申込および入金期日)	
	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)
種 別		
一般	8,000円	10,000円
同伴者(ご夫人またはご主人)	5,000円	5,000円

・お支払後の取消は、ご返金致しかねますのでご了承下さい。

◆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17日(金)の入金日をもって予約申込完了となります。

◆参加証・概要集 DVD 発送

事前予約をされ、参加費を納入された方には、概要集発行日9月5日に順次、「参加証引換券」、「概要集 DVD」、「懇親会参加証」を発送いたします。

◆講演概要集 DVD のみ購入する場合

件名を「2018年秋期講演大会講演概要集 DVD 購入申込」とし、①申込者氏名 ②会員資格(会員番号も併記) ③申込数 ④住所をご記入の上、E-mail: ordering@jim.or.jp 宛にお申込み下さい。9月5日の発行後、請求書を添えて送付いたします。

会員価：本体4,000円+税 定価：本体10,000円+税 送料：360円

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

2018年秋期(第163回)講演大会会場周辺のご案内

2018年秋期講演大会 実行委員長 貝沼亮介

今年の秋期講演大会は、9月19日(水)から9月21日(金)までの3日間にわたり、日本鉄鋼協会と合同で東北大学川内(北)キャンパスおよび仙台国際センターにて開催されます。東北大学では1997年秋期(第121回)講演大会以来21年ぶりの開催となります。東北大学は10学部、15の研究科、6つの研究所および約20の研究センターなどからなる総合大学であり、片平、星陵、青葉山および川内の4つのキャンパスにおいて教育と研究が行われています。講演会場となる川内キャンパスは、仙台城二の丸跡地にあり、キャンパス北側は全学部学生が入学から2年間学ぶ全学教育に利用されていて、講義室の配置がコンパクトであり移動が容易です。今回の秋期講演大会では、講演に当てる時間を増やすため、従来2回に分けて行われていたポスターセッションを1回にまとめることを試行します。そのために、数年前に完成したばかりの仙台国際センター展示棟をポスターセッション会場として利用することと致しました。講演会場から多少離れてはいますが、散歩にはちょうど良い距離であり、たとえ悪天候でも地下鉄を利用することで移動が可能です。

さて、東北大学や仙台を取り巻く環境として21年前の大会から大きく変化した点としては、仙台空港アクセス線(2007年)や仙台地下鉄東西線(2016年)の開業が挙げられます。特に東西線は、沿線に片平、川内、青葉山キャンパスがあり、仙台駅や中心部(飲み屋街)からのアクセスが格段に向上しました。今回会場となる川内北キャンパスと国際センター展示棟は共に、東西線「川内駅」および「国際センター駅」に隣接しており、仙台中心部からのアクセスはこれ以上ないほどに恵まれています。また、空港アクセス線を利用すれば、仙台空港から仙台駅まで約25分ほどであり、遠方から参加される方にとっても便利になりました。東北大学は、近年各キャンパスの景観整備に努めており、以前は殺伐としていた川内キャンパスも今は見違えるようにきれいになりました。また、会場からは、東北大学付属植物園、仙台城址、仙台市博物館や宮城県美術館が近く、講演の息抜きに徒歩での見学が可能です。

懇親会は、日本鉄鋼協会と合同で仙台駅に隣接したホテルメトロポリタン仙台にて催されます。大会会場から懇親会会場へは、地下鉄東西線を利用して10分程度と非常に便利です。ビジネスホテルは仙台駅周辺に数多くあるので、これらのホテルをご利用いただければ懇親会前にホテルでリフレッシュすることもできます。仙台駅は、松島、山寺、蔵王山、平泉、秋保温泉といった観光地へのアクセスの拠点です。また、市内観光バス「るーぶる仙台」をご利用頂くことで、瑞鳳殿、仙台城本丸、大崎八幡宮といった伊達政宗ゆかりの地をめぐる半日観光もできます。講演大会前後の日程を利用して、気持ちの良い東北・仙台の秋を是非お楽しみ下さい。皆様のご参加をお待ち申し上げます。



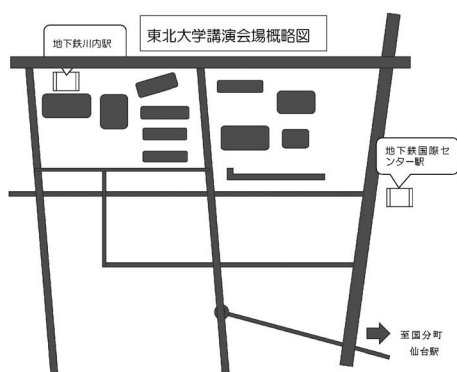
川内北キャンパス講義棟。



川内キャンパスメイン通り。



仙台城大手門隅櫓付近より仙台国際センターを望む。



◎会場地図の詳細は、ホームページおよび講演大会プログラムにて公開予定です。

第16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。本年は、11月7日(水)に顕彰いたします。

募集要項

1. 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)
2. 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。
3. 展示方法
日本金属学会秋期講演大会(2018年9月19~21日、東北大学)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。
4. 審査方法
 - ・審査員は理事会で決定し、展示場で審査する。
 - ・審査の観点：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5点法で採点し総合点で審査する。
5. 授賞
 - ① World Materials Day Award :
最優秀作品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。
6. 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：2018年7月1日～8月31日

7. 参考

昨年の受賞者による体験記事を「あたりあ」にて紹介しておりますのでご参考にして下さい(あたりあ57巻5号～7号)。

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 各種賞係
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

2018年秋期講演大会 機器・書籍・カタログ展示会出展募集 大会プログラム広告および講演概要集 DVD ジャケット広告募集

2018年9月19日(水)～21日(金)の3日間東北大学川内北キャンパスにて開催される秋期講演大会会場内で機器・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、講演概要集 DVD ジャケット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900 mm(予定)
展示台(テーブル), 椅子, 電源(100 V 1 kW まで)をご用意します。
*電気容量の追加は1 kW 毎に10,000円(税別)をご負担下さい。
- 出展料金 機器展示：1小間140,000円(税別)
書籍販売：1小間 90,000円(税別)
- 申込締切 2018年8月2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 2018年8月2日(木)

■講演大会プログラム広告

- 発行予定日 2018年9月1日(土)
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	1	70,000円
後付 後付	1/2	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 2018年7月26日(木)
原稿締切 2018年8月2日(木)

■講演概要集 DVD ジャケット広告

- 発行予定日 2018年9月5日(水)
原稿寸法 天地120 mm×左右121 mm
入稿形態 完全データ(4色カラー)

広告料金

掲載場所	頁	掲載料金
表紙 2カラー	1	50,000円
表紙 4カラー	1	75,000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。

申込締切日 2018年8月2日(木)
原稿締切日 2018年8月2日(木)

■申込・問合せ先

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4(友野本社ビル7F)
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/>

2018年秋期講演大会会期中の託児室設置のお知らせ

2018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申込要領をご確認の上「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
2018年9月19日(水)	8:30~17:30
2018年9月20日(木)	8:30~17:30
2018年9月21日(金)	8:30~16:30

■場所 仙台国際センター内(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
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：㈱マザーズありすサポート

■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メール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、㈱マザーズありすサポートより返信メールをお送りします。

■申込期間 2018年8月1日(水)~9月7日(金)

(定員に達し次第締め切らせて頂きます)

■申込・問合せ先 ㈱マザーズありすサポート 担当 佐藤

☎ 022-380-1117(代表) E-mail: alice@mother-s.jp

2019年春期講演大会 公募シンポジウム テーマ募集

提案期限：2018年9月1日(土) 期日厳守

会員の研究活動の一層の活性化を図ることを目的として、春秋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上、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。)

【募集対象の講演大会】

2019年春期講演大会(東京電機大学東京千住キャンパス)

【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。

1. 講演の種類：基調講演と応募講演
2. 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関連分科*(関連分科複数記入可)、⑦提案者所属・役職/氏名、⑧通信先住所・TEL・FAX、E-mail
* 第1分科：エネルギー材料、第2分科：エコマテリアル
第3分科：電子・情報材料、第4分科：生体・福祉材料
第5分科：社会基盤材料、第0分科：材料と社会
3. 提案書送付先：下記宛てにE-mailで送付して下さい。2,3日過ぎても受理返信通知のない場合はご連絡下さい。
4. 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。
5. 採択テーマの告知と講演募集：「まてりあ」11号2019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。
6. 講演申込締切日：2019年1月8日(火)予定
7. 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。
8. 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)
9. 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】

- (1) 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】2018年春期講演大会における公募テーマ

S1	プラスチックの材料科学V
S2	医療・福祉のための Additive Manufacturing の材料科学II
S3	金属表面の材料化学—めっき・耐食性・耐酸化性・触媒研究の新展開—
S4	照射欠陥形成制御機構の解明と耐照射性材料開発への新展開
S5	グリーンエネルギー材料のマルチスケール創製シンポジウムIII
S6	ナノ・マイクロ造形構造体の材料科学IV
S7	ミルフィーユ構造の材料科学I

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

2019年春期講演大会 企画シンポジウム
テーマ募集

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)

提案期限：2018年8月1日(水)

【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. テーマの選定：講演大会企画委員会で書面審査を行い、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。
9. 採択テーマの告知：「まてりあ」11号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：下記宛てに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。

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



公益社団法人日本金属学会
「2019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、2018年度より若手主体の研究グループを設置いたしました。若手研究グループの登録を希望される方は下記を参照の上、申請用紙(ホームページにあります)でお申込下さい。

申請締切：2018年9月1日(土)

- (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なう。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。なお、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。また、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。
- (4)活動期間 2019年3月1日～2021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(研究グループの企画セッション等が望ましい)を行うこと。および、1年経過後および活動終了後の7月に報告書を調査研究推進委員会に提出すること(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こと。
- (6)採択件数 2019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。
活動費の用途は、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、予算の消化状況の管理を行なうこと。予算の使用状況は半年毎に実績報告を行なうこと。費用の支出は、活動費申請書を事務局に提出して請求し、事務局が送金する。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。年度末に、決算書および出納簿、領収書を事務局に提出すること。これらの会計処理方法の詳細は会計マニュアルに定める(分科活動費会計処理に準ずる)。
- (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)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。
- (12)問合せ先 (公社)日本金属学会 若手研究グループ係
E-mail: gaffair@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：2018年9月1日(土)

【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：100,000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
 - ・2019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。
 - ・2019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) 申請書送付先：下記宛に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。
- (10) 問合・照会先：E-mail: gaffair@jim.or.jp
☎ 022-223-3685
(公社)日本金属学会 研究会係

※調査研究推進委員会：旧分科会企画委員会
調査・研究委員会：旧分科会委員会



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 研究会の活動期間中に春秋公募シンポジウムを1回以上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) 活動計画
 - (3) 期待される成果
 - (4) 代表世話人(氏名、所属、役職名、TEL、E-mail)
 - (5) 世話人の名簿
 - (6) 構成員の名簿
 - (7) 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、E-mail)
 - (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の開催を計画しているか

(研究会の開催)

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と協議する。

(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。

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. バイナイト研究会	(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. 機能性薄膜研究会	(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・機能性材料研究会	(2007.3~2012.2)
58. 機能性ポーラス材料研究会	(2008.3~2013.3)
59. 機能性チタン合金研究会	(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)

2018年度活動中の研究会
11テーマ研究会

No.	名 称	活動期限	代表世話人
1 70	プラスチック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	水素化物に関わる次世代学術・応用展開研究会	2014年3月~2019年2月	折茂 慎一(東 北 大)
3 73	水素誘起超多量空孔研究会	2014年3月~2019年2月	藤浪 真紀(千 葉 大)
4 74	チタン製造プロセスと材料機能製研究会	2014年3月~2019年2月	成島 尚之(東 北 大)
5 75	キンク研究会	2015年3月~2020年2月	中島 英治(九 大)
6 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)
7 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)
8 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)
9 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)
10 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)
11 81	材料機能特性のアーキテクトチャー研究会	2018年3月~2023年2月	木村 好里(東 工 大)

* 期間延長研究会

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)

支部行事



関東支部講習会 材料データベースの最前線 —何がどこにどれだけあるの?—

オープンサイエンスの普及の観点からも、世界的に金属材料を中心とした材料、素材の基礎特性を多面的に収録した材料データベースが公開、販売されています。これらの情報は、今後のデータサイエンスと材料科学の連携に必要なだけでなく、マルチマテリアル化などにおいても極めて有効なツールとなってきています。本支部では、広く公開されている材料の基礎特性データベースの紹介、利用方法の説明および収録されているデータの信頼性など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 2018年9月5日(水) 9:45~17:15
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
<http://www.material.t.u-tokyo.ac.jp/contact.html>
 最寄駅: 本郷三丁目駅(東京メトロ丸の内線・都営大江戸線) 徒歩15分
 根津駅(東京メトロ千代田線) 徒歩9分
 東大前駅(東京メトロ南北線) 徒歩7分

プログラム

座長 JFE スチール 木村英之
 9:45~9:50 支部長挨拶 関東支部長 東大 山口 周
 9:50~10:50 NIMS 物質・材料データベース(MatNavi)とその他の材料情報 NIMS 桑島 功
 10:50~11:35 ICSDをはじめとする結晶構造データベースの紹介 化学情報協会 藤井久美子
 11:35~12:50 一昼食—
 座長 NIMS 大出真知子
 12:50~13:50 熱力学データベースの紹介 材料設計技術研究所 橋本 清
 13:50~14:50 DICTRA を用いた鋼の相変態挙動解析およびその mobility データについて JFEスチール 山下孝子
 14:50~15:00 一休憩—
 座長 東芝 藤田敏之
 15:00~16:00 NIMS クリープデータシートの概要及び活用事例と注意点 NIMS 木村一弘
 16:00~17:00 NIMS 疲労データシートの収録データ、活用方法、注意点 NIMS 古谷佳之
 17:00~17:05 閉会の挨拶 実行委員会代表 NIMS 御手洗容子

定員 80名

申込方法 申込書(ホームページ)を添えて 8月20日(月)までに下記宛てに申込下さい。

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



平成30年度材料セミナー

■テーマ1「電子顕微鏡による組織観察・分析の基礎と応用」
開催日時 2018年10月4日(木)~5日(金)/10:00~16:30(両日)
開催場所 大阪府立大学中百舌鳥キャンパス B5棟3階3B-34号室
 (堺市中区学園町1-1)

(プログラム)
 [10月4日(木)]
 10:00~10:55 【講義】 走査型電子顕微鏡を用いたマイクロ組織観察と元素分析の基礎
 11:05~12:00 【講義】 透過型電子顕微鏡の仕組みと電子線回折と結像の基礎
 13:00~16:30 【実習】
 課題1:(EPMA) 金属材料のマイクロ組織観察と定性・定量分析
 課題2:(TEM) 金属・鉄鋼材料の高分解能 TEM/STEM 観察
 [10月5日(金)]
 10:00~12:00 【講義】 高分解能 TEM/STEM 法の基礎と応用
 13:00~16:30 【実習】
 課題1:(EPMA) 金属材料のマイクロ組織観察と定性・定量分析
 課題2:(TEM) 金属・鉄鋼材料の高分解能 TEM/STEM 観察
 (注:実習は2班に分かれ、1日と2日で課題を入れ換えます)

■テーマ2「技術者のための鉄鋼材料入門」
開催日時 2018年11月13日(火) 9:30~17:30
開催場所 (一財)大阪科学技術センター4階405号室(大阪市西区靱本町1-8-4)

(プログラム)
 9:30~11:30 【講義】 鉄鋼材料基礎 ~鉄鋼材料の魅力とその科学 (京都大学 辻先生)
 12:45~14:45 【講義】 鉄鋼材料の力学特性 ~変形の基礎と高強度鋼 (千葉工業大学 寺田先生)
 15:00~17:00 【講義】 鉄鋼の熱処理と相変態 ~拡散変態とマルテンサイト変態 (京都大学 柴田先生)
 17:00~17:30 【質疑・応答】

■テーマ3「材料系のための第一原理マテリアルデザイン入門」
開催日時 2018年11月29日(木)10:00~17:00
 30日(金)9:00~17:00
開催場所 大阪大学大学院工学研究科 材料開発・物性記念館(R4棟)2階研修室(吹田市山田丘2-1)

(プログラム)
 [11月29日(木)]
 10:00~10:45 【講義】 第一原理計算の基礎 (大阪大学 佐藤先生)
 10:50~12:30 【講義】 計算機マテリアルデザイン研究事例 (大阪大学 濱田先生 福島先生 北海道大学 國貞先生)
 13:30~17:00 【演習】 MedeA チュートリアル (MOLSIS 社講師)
 [11月30日(金)]
 9:00~9:45 【講義】 スピントロニクス材料のデザイン講義 (大阪大学 佐藤先生)
 9:50~12:30 【演習】 スピントロニクス材料のデザイン演習 (大阪大学 佐藤先生, 福島先生)

13:30~14:15 【講義】表面吸着系のマテリアルデザイン講義
(大阪大学 濱田先生)

14:20~17:00 【演習】表面吸着系のマテリアルデザイン演習
(大阪大学 濱田先生 北海道大学 國貞先生)

申込み・問合せ先 〒550-0004 大阪市西区靱本町 1-8-4
(一財)大阪科学技術センター ニューマテリアルセンター内
(一社)日本鉄鋼協会(公社)日本金属学会関西支部 材料セミナー係
☎ 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310
E-mail: n-kansai@ostec.or.jp
詳細は、本会ホームページ → 関西支部行事をご覧ください。

問合せ先 材料システム工学専攻長 佐藤 裕
☎・FAX 022-795-7352
E-mail: ytksato@material.tohoku.ac.jp
※封筒に「教員公募(材料システム工学専攻 微粒子システムプロセス学分野 教授)」と朱書きし、郵送の場合は書留とすること。なお、応募書類は返却いたしませんのでご了承下さい。

掲 示 板

〈公募類記事〉
無料掲載：募集人員、締切日、問合せのみ掲載。
有料掲載：1/4頁(700~800文字)程度。
・「あたりあ」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

◇東北大学大学院工学研究科 教員 公募◇

公募人員 教授 1名
所 属 材料システム工学専攻 マイクロシステム学講座 微粒子システムプロセス学分野
専門分野 微粒子・粉体を創製し、その活用による材料の創形や新機能の創出に関する教育と研究を行う。
応募資格 博士の学位を有し、当該分野の教育・研究に意欲があり、日本語と英語で講義のできる方
担当授業科目 「学部」粉体加工学、材料破壊力学、材料システム工学コース研修等
「大学院」(前期)応用粉体加工学、疲労と破壊の材料学、弾塑性力学等、(後期)材料システム工学博士研修等

任 期 なし
公募締切 2018年8月31日(金)
着任時期 2019年4月1日(月)
提出書類 (1)履歴書、(2)学位論文題目、(3)研究業績概要(A4版2枚以内)と主要論文5編の別刷り(コピー可)、(4)研究業績リスト(学術論文、参考論文、著書、特許(出願件数：申請中を含む、登録件数、主要特許10件前後のリスト(特許出願・公開・公告No、発明者氏名、発明題目)等)、(5)獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的な研究機関に所属の場合)、(6)受賞、(7)招待講演等、(8)教育業績(担当科目等)、(9)所属学会、(10)学会活動歴(委員会等)、(11)研究活動、(12)社会活動等に関する一覧表、(13)今後の研究計画(A4版2枚以内)、(14)教育活動に関する抱負(A4版2枚以内)、(15)照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所、電話、E-mail)、(16)応募者の連絡先(住所、電話、E-mail)(マテリアル・開発系ホームページ(<http://www.material.tohoku.ac.jp/news/jobs.html>)上に掲載の「公募提出書類作成の注意点」に留意して書類を作成すること)

書類送付先 〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02
東北大学大学院工学研究科 マテリアル・開発系系長 三原 毅

◇金沢大学 理工研究域 機械工学系 教員公募◇

公募人員 准教授 もしくは テニユアトラック(TT)助教 1名
所 属 理工研究域 機械工学系
<http://www.me.se.kanazawa-u.ac.jp>
専門分野 機械材料、構造・機能材料等の分野で、金属学を基礎に研究活動できる方
教育担当 理工学域 機械工学類、フロンティア工学類、大学院自然科学研究科博士前期課程
機械科学専攻、大学院自然科学研究科博士後期課程 機械科学専攻(准教授のみ)
担当科目 学類・大学院での上記専門分野に関する科目、ならびに製図、実験などの実習科目
勤務形態 准教授常勤(任期なし)、TT助教常勤・任期5年(任期中にテニユア付与の審査有り)
給 与 年俸制
応募資格 着任時に博士の学位を有する研究者。研究、教育に熱意を有し、産学連携等への積極性があること。
着任時期 2019年4月1日
提出書類 (1)履歴書
(2)研究業績
(3)主要論文の別刷(5編以内、コピー可)
(4)学会および社会における活動
(5)科学研究費補助金、受託研究、共同研究、寄附金などの外部資金の獲得状況
(6)これまでの研究活動および教育活動とその状況
(7)教育・研究に対する抱負
(8)応募者に関して意見を伺える方1名以上の氏名、連絡先
応募締切 2018年10月19日(土)必着
応募書類提出先 〒920-1192 石川県金沢市角間町
金沢大学理工研究域機械工学系 系長 教授 木綿隆弘
問合せ先 金沢大学理工研究域機械工学系 教授 渡邊千尋
☎ 076-234-4677
E-mail: chihiro@se.kanazawa-u.ac.jp

※応募書類は、封筒表面に「材料工学分野教員公募書類」と朱書きの上、簡易書留にて郵送して下さい。なお、応募書類は原則として返却しません。

※詳細な情報は以下のURLをご覧ください。

<https://www.se.kanazawa-u.ac.jp/researcher/koubo.html>

助 成

宇宙科学振興会 助成事業 公募

(1) 国際学会出席旅費の支援
(2) 国際学会開催の支援
応募締切 2018年8月31日、2019年2月28日
応募要領 <http://www.spss.or.jp> をご覧ください。
問合せ先 公益財団法人宇宙科学振興会
☎ 042-751-1126 E-mail: admin@spss.or.jp

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 82, No. 7 (2018)

—論文—

鋼中 MnS の優先析出サイトとして作用するアルミナ
クラスター介在物の形態的特徴

上島良之 竹林聖記 山本研一 宮寄雅文 水上和実

Ti-Nb 合金の高温酸化挙動と酸化被膜の構造

小川裕也 三浦永理

エッチングアルミニウムワイヤー触媒担体のメタノー
ル改質反応への応用

平松宏美 桜井 誠 亀山秀雄

Mg-Ca 合金圧延材の室温成形性および制振性に及ぼ
すカルシウム濃度の影響

野口智之 鈴木一孝 黄 新勝 斎藤尚文
塚田祐貴 小山敏幸 千野靖正

Ti-42 mass%Nb 合金のマルテンサイト変態に伴う電
気抵抗変化

竹元嘉利 丸山拓也 井尻政孝

超伝導加速空洞用高純度ニオブの再結晶挙動と集合組
織

山口裕太 泉 拓水 湯浅元仁 宮本博之 山中 将

陽極酸化により形成した自己組織化ナノホール構造を
有する SUS316L ステンレス鋼上での細胞挙動評価

宮部さやか 末廣隆史 藤永悠志
土谷博昭 廣本祥子 藤本慎司

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 59, No. 7 (2018)

—Special Issue on Thermoelectric Conversion
Materials X—

Roles of Carrier Doping, Band Gap, and Electron
Relaxation Time in the Boltzmann Transport Cal-
culations of a Semiconductor's Thermoelectric
Properties Yukari Katsura, Hidenori Takagi and
Kaoru Kimura

Synthesis of High-Density Bulk Tin Monoxide and
Its Thermoelectric Properties

Shimpei Kuwahara, Sora-at Tanusilp, Yuji Ohishi,
Hiroaki Muta, Shinsuke Yamanaka and Ken Kurosaki

Thermoelectric Properties of *p*-Type Half-Heusler
Compounds $\text{FeNb}_{0.9}\text{M}_{0.1}\text{Sb}$ ($M = \text{Ti, Zr, Hf}$)

Wanthana Silpawilawan, Yuji Ohishi, Hiroaki Muta,
Shinsuke Yamanaka and Ken Kurosaki

Observation of Interface between Thermoelectric
Material Zn_4Sb_3 and Electrodes by Resistance
Scanning and Seebeck Coefficient Mapping Tech-
niques

H. Kunioka, H. Obara, A. Yamamoto and T. Iida

Fabrication and Thermoelectric Properties of Al/
 Mg_2Si Composite Materials

Yuta Hayashibara,
Kei Hayashi, Ikumi Ando, Masataka Kubouchi,
Yohei Ogawa, Wataru Saito and Yuzuru Miyazaki

—Special Issue on Nanostructured Functional
Materials and Their Applications II—

PREFACE

Tomoyuki Yamamoto

Nanostructure Analysis

Crystalline Approximant of Amorphous Fe-Si-B
Structures

Akihiko Hirata

Crystallographic Relationship between the ν ($\text{Mn}_{82}\text{Si}_{18}$)
and H ($\text{Mn}_7\text{Si}_2\text{V}$) Phases in the Mn-Si-V Alloy
System

Kei Nakayama, Daichi Kurihara and Yasumasa Koyama

Advanced Ab Initio Simulations

Ab-Initio Multiplet Calculations Using Iterative
Algorithms for X-ray Absorption Spectra at Tran-
sition Metal $L_{2,3}$ -Edges

Masato Urasaki and Hidekazu Ikeno

First-Principles Calculations of Ionic Conduction
in Olivine-Type Li_xFePO_4

Ippei Kishida, Shota Koyama and Yoshiyuki Yokogawa

Nanomaterials with Highly Correlated Electron Systems

Crystal Structure and Magnetic Properties of
 $\text{La}_{0.8}\text{R}_{0.2}(\text{Fe}_{0.88}\text{Si}_{0.12})_{13}$ ($\text{R} = \text{Sm}$ and Tb) Com-
pounds

Vuong Van Hiep, Nguyen Khac Thuan,
Do Thi Kim Anh and Hoang Nam Nhat

Enhancements of Critical Current Density in the
Bi-Pb-Sr-Ca-Cu-O Superconductor by Na Substi-
tution

Duc H. Tran, Tien M. Le, Thu H. Do,
Quynh T. Dinh, Nhan T. T. Duong, Do T. K. Anh,
Nguyen K. Man, Duong Pham and Won-Nam Kang

Dynamical Susceptibility and Elementary Excita-
tions in Monolayer Ferroic Films Described by XZ
Heisenberg Model

Niem T. Nguyen, Thao H. Pham,
Giang H. Bach and Cong T. Bach

Advanced Spectroscopy

Role of Gap Size and Gap Density of the Plasmonic
Random Gold Nanoisland Ensemble for Surface-
Enhanced Raman Spectroscopy

Oanh T. T. Nguyen, Dat Tran, Quynh N. Nguyen,
Nghia X. Nguyen, Lien H. Nghiem, Thang D. Dao,
Tadaaki Nagao and Chung V. Hoang

Interaction of Arachidic Acid Langmuir Monolay-
ers with Trivalent Ions La^{3+} and Fe^{3+} Studied by
Vibrational Sum-Frequency Spectroscopy

Nguyen Thi Hue, Nguyen The Binh and Nguyen Anh Tuan

Advanced Processing of Nanomaterials

Fabrication of Microsized Magnetic Materials by
Ink-Jet Printing

L. V. Cuong, N. K. Thuan and P. D. Thang

Synthesis and Properties of Fe₃O₄/Polyaniline Nanomaterial and Its Ability of Removing Arsenic in Wastewater

Vu Q. Trung, Nguyen T. H. Trang,
Tran M. Thi, Khongvilay Vorayuth, Nguyen M. Nghia and
Mai A. Tuan

Application of Nano-Ag Fabricated by the Electrical Spark Discharge Method for Restraining *Aspergillus Niger*

Kuo-Hsiung Tseng, Meng-Yun Chung and Juei-Long Chiu

An Investigation of Silver Nanoparticles Formation under Presence of Graphene Quantum Dots as Reducing Reagent and Stabilizer

Hoang Vinh Tran, Anh Duc Chu, Tuan Van Nguyen,
Nghia Duc Nguyen, Thu Dieu Le and Chinh Dang Huynh

Synthesis of ZnTiO₃ and Ag/ZnTiO₃ and Their Antibacterial Performances

Le H.T. Anh, Nguyen Tri, Nguyen T.T. Van and
Huynh K.P. Ha

Photoactivity of Reducing Graphene Oxide and Titanium Dioxide Composite for Cinnamic Acid Degradation

Nguyen Phung Anh,
Huynh Thi Kim Chi, Nguyen Tri and Hoang Thi Kim Dung

—Regular Article—

Microstructure of Materials

Effects of Tempered Microstructure and Hydrogen Concentration on Hydrogen-Induced Embrittlement Susceptibility of 10B21 Screws at Low Temperature

Kuan-Jen Chen, Fei-Yi Hung,
Truan-Sheng Lui and Chien-Hao Tseng

Mechanical Properties and Fatigue Behavior of Cast/Forged Al-1.2%Mg-1.0%Si-1.0%Cu Aluminum Alloys

Teng-Shih Shih and Jia-Wey Lin

Determination Approach of Dislocation Density and Crystallite Size Using a Convolutional Multiple Whole Profile Software

Kodai Murasawa, Masato Takamura, Masayoshi Kumagai,
Yoshimasa Ikeda, Hiroshi Suzuki, Yoshie Otake,
Takayuki Hama and Shinsuke Suzuki

Effect of Rotary Forging on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-3Al-1Zn Magnesium Alloy

Shan Jiang, Chengrong Wu and Taibin Wu

Mechanics of Materials

Texture and Mechanical Properties of Al-Mg Alloy with Unimodal and Bimodal Grain-Structures Formed by Accumulative Roll Bonding and Annealing

Keizo Kashihara and Nobuhiro Tsuji

Characterization of All Solid State Batteries with LiPON Thin Films Obtained with Different Substrates and RF Sputtering Times

Chaomin Zhang,
Linjun Wang, Xin Ji and Guishun Li

Analysis of Microstructure and Its Effect on Yield Strength of Pure Alpha-Titanium Consolidated by Equal Channel Angular Pressing

Peng Luo

Materials Chemistry

Formation of Corrosion-Resistant Films on Al-Zn-Mg Alloy by Steam Coating Using Acidic Zn(NO₃)₂ Aqueous Solutions

Tetsuya Yokomizo, Yuta Shimada, Mika Tsunakawa,
Ai Serizawa and Takahiro Ishizaki

Effects of Solution Treatment on Corrosion Properties of Mg-6 mass % Al-1 mass % Zn-2 mass % Ca (AZX612) and Mg-6 mass % Al-1 mass % Zn (AZ61) Alloys

Motohiro Yuasa, Xinsheng Huang,
Kazutaka Suzuki, Naobumi Saito and Yasumasa Chino

Reduction of Nickel and Iron from Low-Grade Nickel Laterite Ore via a Solid-State Deoxidization Method Using Methane

Bo Li, Zhiguang Ding,
Yonggang Wei, Shiwei Zhou and Hua Wang

Materials Processing

Influence Factors for the Determination of Vermicular Graphite Ratio in Cast Iron Measured by Ultrasonic Method

Qingyi Liu, Ailong Jiang,
Junbo Wang and Dequan Shi

Joining of Metals by Super-Spread Wetting on Surface Fine Crevice Structure Created by Reduction-Sintering Copper Oxide Powder

Jaebong Yeon, Yuya Ishida, Masashi Nakamoto and
Toshihiro Tanaka

Formation of Multiscale Protrusions on Commercially Pure Titanium and Stainless Steel by Two-Stage Sputter Etching Using Different Cathode Disks

Keijiro Nakasa, Akihiro Yamamoto,
Takashi Kubo, Rongguang Wang and Tsunetaka Sumomogi

—Rapid Publication—

Effects of Milling Time and Process Control Agent on the Austenite Stability of Nanocrystalline Fe-10%Mn Alloy Obtained via Spark Plasma Sintering

Keunhak Kim, Seung-Jin Oh, Dongsung Park,
In-Jin Shon and Seok-Jae Lee

Sterilization by a Pulsed Electric Field with Den-dritic Gold Electrodes

Soichiro Deguchi, Masataka Hakamada and
Mamoru Mabuchi

Erratum



[巻頭記事] 貨幣をつくる金属材料

[最近の研究] 酸化物系セラミックのフラッシュ焼結と今後の進展山本剛久 吉田英弘
新規酸化物強誘電体 BaAl₂O₄ の低エネルギーフォノンと構造相転移石井悠衣

液相法によるナノ粒子表面への金属酸化物のナノコーティング大野智也
—他—

—編集の都合により変更になる場合がございます。—

新 入 会 員

(2018年4月21日～2018年5月21日)

正 員

森 英 明 独立行政法人造幣局	江藤徹二郎 久留米工業大学	屋代如月 岐阜大学
和田正弘 三菱マテリアル株式会社	西村美郎 あいち産業科学技術総合センター	阿部一彦 宮城県産業技術総合センター
森川勝美 黒崎播磨株式会社	梯伸一郎 三菱マテリアル株式会社	

学 生 員

高野宏大 北海道大学	中田 匠 京都大学	安岡 佑 大阪大学
鈴木陽大 北海道大学	津田和人 富山高等専門学校	野口晃輔 東京工業大学
岩井 愛 北海道大学	長尾哲郎 東北大学	藤本 誠 京都大学
加藤勇一 京都大学	楠木啓介 東北大学	内田勇樹 新居浜工業高等専門学校
牧 伸浩 横浜国立大学	工藤大輔 東北大学	

外国一般会員

Kim Jaewoong Korea Institute of Industrial Technology	Li Peng Dalian University of Technology
---	---

外国学生会員

Kingkam Wilasinee Harbin Engineering University	REN Yongsheng 東京大学
---	--------------------

書 評

バイオマテリアルサイエンス—基礎から臨床まで—(第2版)

山岡哲司 大矢裕一 中野貴由 石原一彦 著

2003年、高分子を学ぶ大学学部用の教科書として「バイオマテリアルサイエンス」が出版された。その後、幹細胞研究の急速な進歩、医薬品・医療機器等に関する法律や認可制度の変革等により、バイオマテリアルを取り巻く状況が大きく変化する一方で、金属材料やセラミック材料の重要性が再認識されるようになった。これに対応すべく、本書では、高分子に加え、金属やセラミックスに関する内容を充実させ、バイオマテリアル全般において基礎事項がわかりやすく刷新された。臨床応用を念頭においた、この第2版では、「—基礎から臨床まで—」というサブタイトルが付けられている。

本書は、全12章で構成されている。1章では、生体の仕組みについて解説され、臓器・組織の構造・機能の大枠を捉えることができる。2～4章では、バイオマテリアルの具体的な例が、金属、セラミックス、高分子の諸特性と関連付けて詳細に解説されている。ここでは、細胞や組織も生体由来バイオマテリアルとして扱われている。5章では、成形加工技術、6章では、血液凝固反応等の生体応答、7

章では、人工臓器・医療デバイスの構造・機能、8章では、ドラッグデリバリーシステム、9章では、再生医療の変遷について、広く解説されている。また、10、11章では、バイオマテリアルの評価技術、医療現場で診断や検査に利用されるバイオマテリアルについて解説されている。最後の12章では、バイオマテリアルの実用化において避けて通れない、医薬品、医療機器等の品質、有効性および安全性の確保等に関する法律や許認可制度、生物学的安全性評価について紹介されている。

多岐にわたる内容が非常にコンパクトにまとめられている。これからバイオマテリアルの研究をスタートさせる学部生、大学院生はもとより、これまで金属やセラミックスを中心に研究してきた方々が、高分子化学や生物学に立脚したバイオマテリアルを学ぶ1冊目の教科書として最適と思われる。

(関西大学 化学生命工学部 上田正人)

[2018年 A5版 東京化学同人 212頁 2600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
7月				
1～6	6th International Indentation Workshop (IIW6) (北大)	IIW6 実行委員会	TEL 029-851-3354(6426) iiw6_2018@nims.go.jp	
2～3	平成30年度「デジタルラジオグラフィに関する技術講習会」(大阪)	日本溶接協会	TEL 03-5823-6324 http://www.jwes.or.jp/	
3～4	第28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/	6.15
3～5	第21回X線分析講習会 蛍光X線分析の実際(東京理科大)(第10回)	日本分析化学会 X線分析研究懇談会	TEL 03-5228-8266 inakai@rs.kagu.tus.ac.jp http://www.a-chem.eng.osaka-cu.ac.jp/xbun/	
4	日本表面真空学会関西支部合同セミナー2018「物質中を探る科学と技術—溶液や機能性材料のその場観察—」(阪大)	日本表面真空学会 関西支部	TEL 06-6879-7855 sv2018@ap.eng.osaka-u.ac.jp http://www.vacuum-jp.org/	定員 180名
9～12	The 6th International Conference on the Characterization and Control of Interfaces for High Quality Advanced Materials (ICCCI2018)(倉敷)	紛体工学会	TEL 045-339-3959 http://ceramics.ynu.ac.jp/iccci2018/ iccci2018@ml.ynu.ac.jp	
12	第188回腐食防食シンポジウム「化学プラント設備における外面腐食」～保温材下腐食を中心に現状とその管理や検査技術について～(東京)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 70名
12	第59回塗料入門講座 後期(東大駒場)	色材協会・関東支部	TEL 03-3443-2811 adminr@jscm.or.jp http://www.shikizai.org/	定員 100名
12～13	第52回X線材料強度に関するシンポジウム(静岡)	日本材料学会	TEL 055-243-6111 yatsushiro-vvm@pref.yamanashi.lg.jp	講演 3.9
13	平成30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(札幌)(5号236頁)	北海道支部(北大)	TEL/FAX 011-706-6352 jim_hokkaido@eng.hokudai.ac.jp	
18～20	スマートエンジニアリング TOKYO2018(東京)	化学工学会・日本能率協会	TEL 03-3434-1988 set@jma.or.jp	
20	第328回塑性加工シンポジウム「塑性加工シミュレーションを活用した最適設計法とその適用事例」(名工大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 80名
23～24	平成30年度J-PARC MLF 産業利用報告会(東京)	J-PARC MLF 他	TEL 029-219-5300 m_shiraishi@cross.or.jp	
23～25	平成30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 70名
24	腐食防食部門委員会第323回例会(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp	
27	平成30年度アンコール大阪講演会「塗装の新時代!壁を越えた、塗装技術の新たなチャレンジ」(大阪)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp	
27	第76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	
27	第395回講習会 見学会付き基礎講座「難削材切削加工～基礎から最新技術まで～」(東京電機大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 60名
27	レアメタル研究会(東大生産技研)(6号294頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
27	第46回 薄膜・表面物理セミナー(2018)ダイヤモンドの形成技術から応用・未来技術—センシングからグリーン・パワーデバイスまで—(東京)	応用物理学会 薄膜・表面物理分科会	TEL 03-3828-7723 igarashi@jsap.or.jp http://www.jsap.or.jp/	参加 7.5
30～31	第48回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	7.20
30	日本学術会議公開シンポジウム「SDGs時代における資源開発後の鉱山環境対策のあり方」(東京)	日本学術会議 材料工学委員会他	TEL 03-3402-0541 info@mmij.or.jp http://www.mmij.or.jp/events/4236.html	
31～8.2	第24回結晶工学スクール(2018年)(東京農工大)	応用物理学会	TEL 03-3828-7723 divisions@jsap.or.jp http://annex.jsap.or.jp/kessho/index.html	7.9
8月				
1～3	第45回コロージョン・セミナー「サステナブル社会を支える腐食防食エキスパートを目指して」(幕張)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 naito-113-0033@jcorr.or.jp	
2	精密加工の次世代スタイルを垣間見る—株式会社入管精密(入間)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 20名
3	第219回研究会/第82回ナノマグネティックス専門研究会「ひずみと磁性の相関における新展開」(中央大)	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 https://www.magnetics.jp/event/research/topical_219/	
5～8	15TH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS—Structural Sector Approaches for New Functionalities and Durability—(北九州)	傾斜機能材料研究会	TEL 052-735-5293 fgms_2018@f-jast.or.jp http://www.fgms.net/isfgms2018	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
7～8	第31回 DV-X α 研究会(長岡)	DV-X α 研究会	TEL 0258-47-9345 tagaya@mst.nagaokaut.ac.jp http://mst.nagaokaut.ac.jp/nanobio/ 2018DVXa.html	
8～12	6th International Solvothermal & Hydrothermal Association Conference (ISHA2018)(東北大)	東北大学 多元物質科学研究所	TEL 022-217-6322 isha2018@grp.tohoku.ac.jp http://www2.tagen.tohoku.ac.jp/general/ event/ISHA2018/	発表 2.28
20～21	第48回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	7.20
21～23	第230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	2018年茨城講演会(茨城大学)	日本機械学会関東支部	TEL 03-5360-3500 kt-staff@jsme.or.jp	
23～24	第10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 06-6397-2279 shinku-kansai@prec.eng.osaka-u.ac.jp http://www.jvss.jp/	定員 100名
25～26	SPring-8 シンポジウム2018 動き出した「将来への取り組み」(姫路)	SPring-8 ユーザー協同体 (SPRUC)他	TEL 0791-58-2785 sp8sympo2018@spring8.or.jp http://www.spring8.or.jp/ja/science/ meetings/2018/sp8sympo2018/	
27～29	日本実験力学会2018年度年次講演会(山梨大)	日本実験力学会	TEL 055-220-8673 yasumii@yamanashi.ac.jp http://www.jsem.jp/event/Annual18/ index.html	
29～31	第157回塑性加工工学講座「有限要素法入門セミナー(名古屋)」	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 25名
29～31	平成30年度工学教育研究講演会(名工大)	日本工学教育協会 他	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp https://www.jsee.or.jp/	
30～31	金属・無機・有機材料の結晶方位解析と応用技術研究会(堺)(5号235頁)	研究会 No. 67・ 高山(宇都宮大)	TEL 028-689-6033 FAX 028-689-6078 takayama@cc.utsunomiya-u.ac.jp	6.15
9月				
3～5	第21回 XAFS 討論会(北大)	日本 XAFS 研究会	TEL 011-706-9113 xafs@pcat.cat.hokudai.ac.jp https://pcat.cat.hokudai.ac.jp/xafs	事前 8.10
3～5	第12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	http://annex.jsap.or.jp/plasma/PE_files/ PE_SS_2018/	定員 60名
4～5	2018電気化学セミナー3「初心者のための電気化学測定法一実習編」(東工大)	電気化学会	TEL 03-3234-4213 ecs@electrochem.jp http://electrochem.jp/promotion/index. html	8.20
4～5	第34回分析電子顕微鏡討論会(幕張メッセ)	日本顕微鏡学会	TEL 0774-38-3057 bunseki34@eels.kuicr.kyoto-u.ac.jp http://eels.kuicr.kyoto-u.ac.jp/bunseki2018/	事前参加 8.24
4～6	サマースクール2018 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 03-3868-8957 nonlinearfem@grp.tohoku.ac.jp http://www.jsces.org/	8.21
4～6	第20回日本感性工学会大会(東京大)	日本感性工学会	TEL 03-3666-8000 jske@jske.org http://www.jske.org/taikai/jske20	事前 7.13
5	関東支部講習会 材料データベースの最前線—何がどこにどれだけあるの?—(東大)(本号359頁)	関東支部	nakaya@wood3-staff.t.u-tokyo.ac.jp TEL/FAX 03-5841-7107	定員 80名
5～7	高温変形の組織ダイナミクス研究会「平成30年度 夏の学校」(武雄)(6号291頁)	No. 76: 高温変形の組織ダイナミクス研究会	TEL/FAX 0172-39-3643 mineta@hirosaki-u.ac.jp	発表 7.13 参加 8.3
5～7	日本セラミックス協会第31回秋季シンポジウム(名工大)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5232 fall31@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/ig-syuki/31/	
6～7	第9回塗装入門講座(東京)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp	
10～12	平成30年度資源・素材関係学協会合同秋季大会(福岡)	資源・素材学会	info@mmij.or.jp https://confit.atlas.jp/guide/event/ mmij2018b/top?lang=ja	
13	第231回塑性加工技術セミナー「金属材料の組織解析と表面分析の基礎(装置見学付)」(東工大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 40名
13～14	第43回復合材料シンポジウム(富山)	日本複合材料学会	TEL 03-5981-6011 jscm@asas-mail.jp http://www.jsms.jp	
14	レアメタル研究会(東大生産技研)(6号294頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
18～19	第40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	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
19~20	第32回初心者のための疲労設計講習会(東京)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jsms.jp http://www.jsms.jp	定員 60名
19~21	日本金属学会秋期講演大会(東北大学川内北キャンパス・仙台国際センター)(仙台)(6号287頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	講演 7.6 参加 8.17
26~28	第6回若手研究者および技術者のための高温強度講習会(実習付き)(神戸)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jsms.jp http://www.jsms.jp/	申込 7.20
10月				
4~5	平成30年度材料セミナー「電子顕微鏡による組織観察・分析の基礎と応用」(大阪府大)(本号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 12名
9~12	EcoBalance 2018 第13回エコバランス国際会議(東京)	日本LCA学会	TEL 045-228-7696 ecoBalance2018@ilcaj.org http://www.ecobalance2018.org/	
10~11	第46回ガスタービン学会定期講演会(鹿児島)	日本ガスタービン学会	gtsj-desk@gtsj.org http://www.gtsj.org/	
10~12	第37回電子材料シンポジウム(EMS-37)(長浜)	電子材料シンポジウム運営実行委員会	TEL 06-6879-7548 tatebaya@mat.eng.osaka-u.ac.jp http://ems.jpn.org/	
14~18	第9回材料電磁プロセッシング国際シンポジウム(EPM2018)(兵庫)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5932 ryo@isij.or.jp http://www.epm2018.org/index.html	
16~17	第34回疲労シンポジウム(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jsms.jp http://fatigue.jsms.jp	
17	第2回EBSD法による損傷評価講習会(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jsms.jp http://www.jsms.jp/	8.24 定員 40名
17~18	第33回初心者のための疲労設計講習会(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jsms.jp http://www.jsms.jp	定員 50名
18~19	キャビテーションに関するシンポジウム(第19回)(北大)	日本学術会議第三部	TEL 011-706-6430(直通) masao.watanabe@eng.hokudai.ac.jp http://cavitation19.sakura.ne.jp/index.html	講演 6.4
19	第15回フラクトグラフィシンポジウム(京都)	日本材料学会	fractosym@jsms.jp http://www.jsms.jp/	講演 7.6
25~26	第54回X線分析討論会(東京理科大)	日本分析化学会 X線分析研究懇談会	TEL 03-5228-8266 inakai@rs.kagu.tus.ac.jp	講演 7.27
25~27	結晶塑性の原子過程に関する国際シンポジウム—結晶強度の定量的理解に向けて—(東大)(3号130頁)	日本学術振興会産学協力第133委員会	TEL 03-5452-6111 yasushi@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.apcp.iis.u-tokyo.ac.jp	
27~28	第69回塑性加工連合講演会(熊大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.jp/	
29~31	第65回材料と環境討論会(富山)	腐食防食学会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp https://www.jcorr.or.jp/	8.22
29~31	第39回超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(同志社大)	超音波エレクトロニクス協会	TEL 042-443-5166 h.nomura@uec.ac.jp http://www.use-jp.org/	講演 7.23
30~11.2	The 13th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(Taiwan)	日本実験力学学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp http://2018-13th-isem.webnode.tw/	
11月				
3~4	第25回機械材料・材料加工技術講演会(山形大)	日本機械学会	TEL 0238-26-3197 furukawa@yz.yamagata-u.ac.jp http://www.jsme.or.jp/conference/mpdconf18/	
9	レアメタル研究会(東大生産技研)(6号294頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/index_j.html	
9	第21回ミレニアム・サイエンスフォーラム(東京)	ミレニアム・サイエンス・フォーラム	TEL 03-6732-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
11~16	第14回核破砕材料技術国際ワークショップ(14th International Workshop on Spallation Materials Technology, IWSMT-14)(いわき)	J- PARC センター	TEL 099-285-8265 ksato@mech.kagoshima-u.ac.jp	
12~14	第13回日本磁気科学学会年会(東北大)	日本磁気科学学会	TEL 022-215-2017 mogi@imr.tohoku.ac.jp http://www.magneto-science.jp/index.html	
13	平成30年度材料セミナー「技術者のための鉄鋼材料入門」(大阪)(本号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 55名
13~15	第39回日本熱物性シンポジウム(名古屋)	日本熱物性学会	TEL 03-5734-2435 jstp@op.titech.ac.jp http://jstp-symp.org/symp2018/index.html	事前参加 9.28

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
16	第47回 薄膜・表面物理基礎講座(2018)データサイエンスを活用した固体材料・表面研究の最前線(東京理科大)	応用物理学会 薄膜・表面物理分科会	TEL 03-3828-7723 igarashi@jsap.or.jp http://www.jsap.or.jp/	定員 100名
26~28	第59回高圧討論会(岡山理科大)	日本高圧力学会	TEL 070-5545-3188 turonkai59@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/59forum/	講演 7.10
29~30	電気加工学会全国大会(2018)(阪大)	電気加工学会	watanabe@tri-osaka.jp TEL 0725-51-2954 http://www.jseme.or.jp/	
29~30	平成30年度材料セミナー「材料系のための第一原理マテリアルデザイン入門」(大阪大)(本号359頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 20名
12月				
5	エコデザイン・プロダクツ&サービスシンポジウム2018(EcoDePS2018)(早稲田大)	エコデザイン学会 連合	secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/EcoDePS2018/	
5~7	第44回固体イオニクス討論会(京大)	日本固体イオニクス 学会	TEL 075-753-6850 yamamoto.kentaro.4e@kyoto-u.ac.jp https://ssi2018.symposium-hp.jp	
6~7	第56回高温強度シンポジウム(石垣)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp/	講演 9.10
2019年1月				
11	レアメタル研究会(東大生産技研)(6号294頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
26	第24回高専シンポジウム in Oyama(小山高専)	高専シンポジウム 協議会他	TEL 0285-20-2141 senkou@oyama-ct.ac.jp	
2019年3月				
8	レアメタル研究会(東大生産技研)(6号294頁)	レアメタル研究会	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/index_j.html	
20~22	日本金属学会春期講演大会(東京電機大学東京千住キャンパス)(東京)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	
2019年6月				
2~7	世界水素技術会議2019(東京)	水素エネルギー協 会	TEL 029-861-8712 org@whtc2019.jp http://whtc2019.jp	
2019年9月				
11~13	日本金属学会秋期講演大会(岡山大学津島キャンパス)(津島)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	



～事務局より～

- 第16回 World Materials Day Award の募集をしております。毎年秋期講演大会期間中に発表、審査を行い授賞する賞です。学生の皆様、こちらにも Try してみませんか? エントリーをお待ちしております(本号354頁)。
- 本号では「若手研究グループ」「研究会」等の申請募集を行っておりますので、皆様の積極的な活動をご申請下さい(本号356, 357頁)。

まてりあ 第57巻 第7号(2018) 発行日 2018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



〈刊行物のご案内〉



● **日本金属学会誌（月刊）** <http://www.jim.or.jp/journal/j/>

オンラインジャーナルは、全論文フリーダウンロード可能。投稿・掲載費用無料。各種データベース搭載（Web of Science, CrossRef, Chemport..）。レビュー・オーバビューの定期的な掲載。ラピッドパブリケーション、エクスプレ斯拉ピッドパブリケーション等早期公開のカテゴリも充実（受付から掲載まで最短 42 日で公開）。



● **共同刊行欧文誌：Materials Transactions（月刊）** <http://www.jim.or.jp/journal/e/>

材料系 14 学協会での共同刊行を実施。公開から 6 ヶ月経過した論文は、フリーダウンロード可能（J-STAGE）。さらに、2018 年 2 月より、公開後すぐにフリーダウンロード可能となるサービスを開始。各種データベース登録（Web of Science, CrossRef, Chemport, Materials Journal Portal Site...）。Review・Overview の定期的な掲載。Rapid Publication, Express Rapid Publication 等早期公開のカテゴリも充実（受付から掲載まで最短 43 日で公開）。



● **日本金属学会会報「まてりあ」（月刊）** <http://www.jim.or.jp/journal/m/>

会員の情報交換や啓発・教育を目的とした会報誌「まてりあ」。啓発を促す「最近の研究」・「講義ノート」、若手の活躍を紹介する「新進気鋭」「はばたく」記事、大学・企業の現場を紹介する「研究室紹介」などバラエティに富んだ内容を毎月お届けしております。オンラインジャーナルでの閲覧も出来ます。是非、ご活用下さい。

〈学術図書類出版案内〉

- 金属化学入門シリーズ
- 講座・現代の金属学 材料編
- 講座・現代の金属学 製錬編
- 金属工学シリーズ
- セミナーテキスト
- シンポジウム予稿集
- 講演大会概要集DVD
- 単行本

◇日本金属学会春秋講演大会 開催予定◇

- ★2018年9月19日（水）～21日（金） 東北大学～川内北キャンパス～
- ★2019年3月19日（火）～21日（木） 東京電機大学～東京千住キャンパス～
- ★2019年9月11日（水）～13日（金） 岡山大学～津島キャンパス～

〈多彩な学会活動〉

- 講演大会（年 2 回）・分科会活動
- セミナー/シンポジウム・研究会・若手研究グループ活動
- 支部活動（全国 7 支部）
- 表彰事業（論文賞/金属組織写真賞etc・・・）
- World Materials Day Award 事業
- 男女共同参画活動 等



熱気溢れるポスター発表

～ ご入会をお待ちしております。 <http://jim.or.jp/> ～

高温真空 3000℃への挑戦

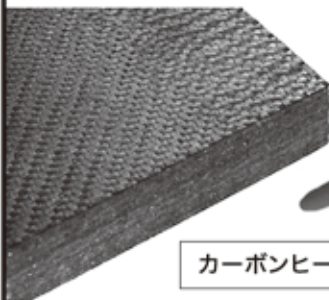
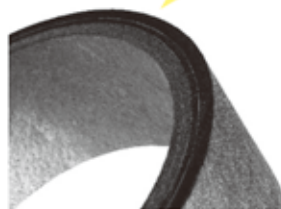
URL:<http://www.mechanical-carbon.co.jp/>

- 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



6面シート
貼り



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。



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

EAG
LABORATORIES

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——



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

part of **VERDER**
scientific

粉碎につきものなのが発熱問題。Emaxなら空冷のための中断が必要がありません。

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

part of **VERDER**
scientific

酸素濃度は、ガスの排出口に設置されたセンサーにより常に、モニターングすることが可能で、約 30 ppm に抑えることができます。

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

Retsch[®]
TECHNOLOGY

Solutions in Particle Sizing

part of **VERDER**
scientific

画像式粒度分布測定装置 CAMSIZER X2



- 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
- 粒子形状測定(例:アスペクト比、真円度、表面凹凸度、透明度)
- 顕微鏡と同様の画像解析

ATA
ADVANCED MATERIALOGRAPHY

part of **VERDER**
scientific

卓上型自動/手動切断機 Brillant 240



- 切断テーブルは、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 (Y 軸方向) は電子制御ブレーキにより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。また、開閉時に冷却水が滴り落ちる心配が最少。
- 多機能の試料取付バイスが豊富。(オプション)

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: 〒5500013 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