

Materia Japan

- ミニ特集「材料の高強度化・高機能化を実現する凝固プロセス技術と解析技術の最前線」
- 規則合金ナノ粒子の原子的構造と相変態
- 講義ノート 材料の組織形成とその理論 第3回
～組織粗大化過程の総合的解析～

まてりあ

Vol.53 MTERE2 53 (10) 449~502 (2014)

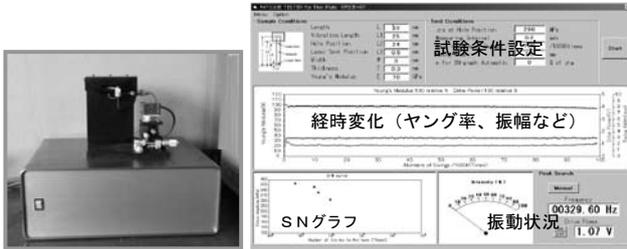
2014 **10**

弾性率と内部摩擦(減衰性能)測定装置の総合、専門メーカー 日本テクノプラス株式会社

新製品 共振式薄板疲労試験装置

弊社の共振技術を応用した薄板の疲労試験装置を開発。
従来の疲労試験にない次のような特徴があります。

- 破壊前の疲労経過をヤング率変化で把握が可能
- 2000万回でも2日以内と短期間試験が可能
500cycle/sec程度と適正な繰り返し速度
- 発熱が非常に少ないので被験材の物性変化がない
- 静音で小型、軽量なので事務所でも試験可能
- マイコン内臓でパソコンにS/Nグラフも即表示
- 試験試料作成が容易(短冊状)
- 疲労個所を特定可能→破壊前の組織観察が可能
- 付加機能、仕様変更など細かな対応も可能



多様な弾性率測定、内部摩擦測定装置

高温弾性率、内部摩擦測定装置 EG シリーズ

高温での群を抜く測定の容易さ。(左下写真)

高精度自由共振式弾性率、内部摩擦測定装置 J シリーズ

なんといっても高精度。

インパクト式ヤング率、減衰率測定装置 IE シリーズ

現場での品質管理や大型試料のヤング率などの簡易測定。

薄板、細線用弾性率、内部摩擦測定装置 T シリーズ

縦共振式ヤング率測定装置 VE シリーズ

横共振測定が困難な場合に活用

弾性定数、弾性率測定装置 CC シリーズ

弾性率(E, G, ν)だけでなく弾性定数(Cij)も測定。

典型的な異方性試料の単結晶。多結晶 Cij も測定(CC2 型)

解析ソフトも単独販売。

メカニカルスペクトロメーター MS シリーズ

強制振動式内部摩擦測定装置。低周波の周波数依存性測定。

電磁超音波共鳴装置 (EMAR) EM シリーズ

高粘度物質絶対粘度測定装置 HV シリーズ

低粘度測定装置の外挿値では心配。標準試料作成に力を発揮。

連絡先 大阪市淀川区木川東 3-5-21 第3丸善ビル (新大阪付近)

電話 = 06-6390-5993 E-mail = ntp@nihon-tp.com

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

どこにもないモノへの挑戦

TOYO TANSO
Inspiration for Innovation

特殊黒鉛製品 (等方性黒鉛)

等方的な構造・特性をもった黒鉛

- 2,000°C以上の超高温下で安定使用が可能
- 金属材料に比べ、かさ密度が低く軽量
- 機械加工性に優れ精密な加工が容易

【製品例】



工業炉用ヒーター



ホットプレス用鋳型
(カットモデル)



連続製造用ダイス



真空蒸着用つぼ

C/Cコンジット製熱処理製品

様々な形状に加工可能な複合材料

- 金属製と比較して、高温強度が高く変形しません
- 処理量アップの提案でトータルコストの削減に貢献

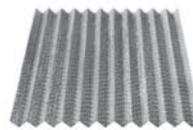
【製品例】



ベアストレイ(グリッド)



バスケット



波形トレイ



スプリング

東洋炭素 等方性黒鉛

検索

その他、用途に応じたきめ細かなご提案をいたします。

東洋炭素株式会社

【本社】〒555-0011 大阪市西淀川区竹島5-7-12 Tel 06-6472-5842 Fax 06-6472-6011 www.toyotanso.co.jp

◎ 会告原稿締切：毎月1日



翌月号(1日発行)掲載です。

- 支部行事：shibu@jim.or.jp
- 本会記事：stevent@jim.or.jp
- 掲 示 板：materia@jim.or.jp

ミニ特集「材料の高強度化・高機能化を実現する凝固プロセス技術と解析技術の最前線」

企画にあたって 佐藤 尚	449
電磁場を利用した凝固組織制御 岩井一彦	450
Czシリコン単結晶の凝固プロセス中に水素を添加することで達成できる プロセスゾーンの拡大 杉村 渉 小野敏昭 宝来正隆 東田賢二	454
フェーズフィールド・シミュレーションによる凝固組織解析の進展 大野宗一	458
铸造・凝固シミュレーションの動向と課題 大中逸雄	462
放射光 X 線イメージングを利用した炭素鋼の凝固現象の解明 柳楽知也 安田秀幸 吉矢真人	467

最近の研究	強磁性 L1 ₀ 型規則合金ナノ粒子の原子的構造と相変態 佐藤和久 今野豊彦 弘津禎彦	471
	合金ナノ粒子における規則格子形成・粒径依存性とは？収差補正電顕を用いた原子分解能イメージングを中心に紹介。	

講義ノート	材料の組織形成とその理論—第3回—～組織粗大化過程の総合的解析～ 宮崎 亨	479
	組織粗大化過程においては、析出粒子の粗大化と均一微細化が生じる。このような事がなぜ生じるかを安定性の分岐理論で説明する。	

紹 介	九州大学超顕微解析研究センター 松村 晶	485
-----	----------------------	-----

はばたく	ガラス特性への計算科学的アプローチに携わって 宮崎成正	486
------	-----------------------------	-----

本会記事	会告	487	材料系学協会情報コーナー	497
	支部行事	491	新入会員	497
	掲示板	492	行事カレンダー	498
	会誌・欧文誌10号目次	496	書評	501
	次号予告	497	新刊案内	502

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参照下さい。
<http://jim.or.jp/>

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

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

遊星型ボールミル “PREMIUM LINE”

モデル P-7 **新型**



容器がセットされる様子。

特色

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



従来型ボールミル “CLASSIC LINE”

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



フリッチュ社が開発した
遊星型シリーズの
パイオニア機種。



▲P-5/4

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
昨年度のベストセラー機種



▲P-6

少量試料を対象にした
パワフルな機種



▲P-7

全機種共通の特長

- 雰囲気制御容器以外の通常容器、ボールの材質は、ステンレス、クロム、タンガステン、カーバイド、メノー、アルミナ、ジルコニア、窒素ケイ素、プラスチックポリアミドの8種類。
- 乾式、湿式の両粉碎も可能。
- ISO9001、CE、TÜVの国際安全基準をクリアー

フリッチュジャパン株式会社

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

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

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



Your partner
for materialography

Made in Germany



自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

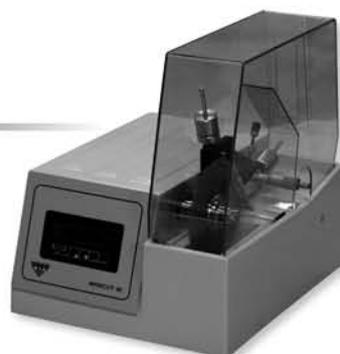
ヨーロッパ伝統の重錘を使った昔ながらのシンプルにして堅牢な研磨機。必要最低限の機能のみを搭載。それが経済的な価格を生み出しました。



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

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリ



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

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

フリッチュジャパン株式会社

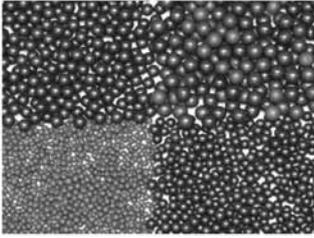
本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-12-5

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

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

特小窒化珪素ボール＋各種粉碎ボール

特小の窒化珪素ボール φ2、φ3、φ4、φ5mmを新発売!!



硬度約1,600HV*以上を達成した窒化珪素(Si₃N₄ 92~93%)製ボールです。

以前よりご要望の多かった特小のφ2、φ3、φ4、φ5mmのサイズを新発売致しました。

*JIS R 1610 に準ずる硬度測定による。

炭化ホウ素粒 (B₄C、円柱形)

ダイヤモンド、窒化ホウ素に次ぐ硬度を持つ、炭化ホウ素の粉碎用粒状媒体です。

粒の形状は短い円柱状で、サイズは、約φ7mm×5.5mmです。

硬度：Hv 2769

炭化ホウ素の他にも、鉄芯の入ったテフロン、ナイロン、ポリウレタン、ポリエチレンなどの樹脂製ボールがあります。その他、メノー、タングステンカーバイド、クローム鋼、ステンレス(SUS304)、高純度アルミナ、ジルコニア、炭化珪素、石英などの各種材質が揃っていますので、目的に応じた材質とサイズをお選び下さい。



※粉碎機のレンタルもあります



株式会社 伊藤製作所

〒103-0022 東京都中央区日本橋4-6-7 TEL:03-3270-9901 FAX:03-3270-9906
www.itoh-mill.com/ E-mail:itousei@wonder.ocn.ne.jp



ハガネのスペシャリスト、という名の会社。  大同特殊鋼

企画にあたって

佐藤 尚*

近年の材料製造技術の発達に伴い、機械的性質や機能に優れた材料が数多く開発されている。このような優れた特性を有する材料の製造に用いる現象は相変態など様々であるが、凝固という現象はすべての材料の製造に関わる重要な現象である。さらに、凝固は、一般的に铸造をイメージされがちであるが、溶接や溶射などにも大きく関わっている。そのため、凝固を理解することは、優れた材料や機械部品を製造する上で極めて重要である。

これまで、凝固に関する多くの研究は、構造材料における铸造を中心になされてきた。また、これらの研究は、主に铸造材の結晶粒微細化や凝固過程の解析を対象とした研究が多い。たとえば、古くから行われているアルミニウム铸造材の結晶粒微細化に関する研究に、Al-5%Ti合金あるいはAl-5%Ti-1%B合金のような結晶粒微細化剤を用いた研究がある⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。これらの結晶粒微細化剤は、アルミニウム溶湯中に少量の微細化剤を添加することによってアルミニウム铸造材の結晶粒を微細化することが可能である。過去の研究において、これらの結晶粒微細化剤による微細化メカニズムは、数多く報告されてきた。その際、結晶粒微細化メカニズムとして、異質核説⁽¹⁾、包晶反応説⁽²⁾やHulk理論⁽³⁾など数多くの理論が提案されている。しかし、結晶粒微細化剤による微細化メカニズムがどの理論に従っているのかについては、未だに不明な状況である。このように、凝固に関する分野は、習熟した分野と思われがちであるが、铸造材の結晶粒微細化について触れただけでも、まだまだ研究の余地が残されていることが明らかである。

最近の凝固に関する研究を鑑みると、铸造材の組織微細化に関する研究では、新たな異質核物質を有する新規微細化剤の開発⁽⁵⁾、超音波⁽⁶⁾や電磁場を用いた凝固組織の微細化技術⁽⁷⁾などが挙げられる。また、凝固に関するシミュレーションの研究では、湯流れや凝固過程を精度良く解析し、铸造技術のめざましい発展を担っている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。さらに、凝固中のその場観察を行うことによって、金属の凝固過程も明らかになってきた⁽¹⁰⁾。これらから分かるように、近年の凝固分野における研究の進展は著しい。

本ミニ特集では、材料の高強度化および高機能化を実現するための凝固に関する最新の研究について取り挙げることにした。凝固において、材料の高強度化および高機能化を実現するためには、組織微細化、铸造欠陥の低減および生産効率

の向上などが挙げられる。また、これらのことを達成するためには、凝固現象を正しく理解するための解析も必要であろう。そこで、铸造材の新しい組織微細化技術として、電磁場を用いた凝固組織制御について岩井氏(北海道大学)に解説して頂く。また、機能性材料の一つであるSiの凝固に関する技術について杉村氏(株SUMCO)に説明を頂くことにした。さらに铸造欠陥の低減や生産効率の向上を実現する研究として铸造・凝固シミュレーションの動向と課題を大中氏(大阪大学)に、フェーズフィールド・シミュレーションを用いた凝固組織解析の進展を大野氏(北海道大学)に解説して頂く。柳楽氏ら(大阪大学)には、年々利用が増えている放射光X線を用いた凝固現象の解析技術について解説をお願いした。

本ミニ特集をきっかけに、少しでも凝固に関する研究に興味を持って頂ければ幸甚である。また、本特集を企画するにあたり、ご執筆を頂いた先生方および多大なご尽力を頂いた第5分科-2の編集委員に対し、この場を借りて御礼を申し上げる。

文 献

- (1) A. Cibula: J. Inst. Metals, **76**(1949-1950), 321-360.
- (2) F. A. Crossley and L. F. Mondolfo: Trans. AIME, **191**(1951), 1143-1148.
- (3) L. Bäckerud and S. Yidong: Aluminium, **67**(1991), 780-785.
- (4) 神尾彰彦: 軽金属, **52**(2002), 479-488.
- (5) 渡辺義見, 佐藤 尚: 軽金属, **64**(2014), 157-163.
- (6) 大澤嘉昭: 軽金属, **61**(2011), 220-225.
- (7) S. Kawai, Q. Wang, K. Iwai and S. Asai: Mater. Trans., **42**(2001), 275-280.
- (8) 大中逸雄: 铸造工学, **78**(2006), 602-608.
- (9) M. Ohno and K. Matsuura: Acta Mater., **58**(2010), 5749-5758.
- (10) 柳楽知也, 安田秀幸, C. M. Gourlay, 杉山 明, 吉矢真人, 上杉健太郎, 梅谷啓二: まてりあ, **51**(2012), 561-568.



佐藤 尚

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2004年 東京工業大学大学院 総合理工学研究科 博士課程修了
 2004年-2005年 マックスプランク鉄鋼研究所 博士研究員
 2005年-2009年 名古屋工業大学 大学院工学研究科 助教
 2009年- 現在 名古屋工業大学 大学院工学研究科 准教授
 専門分野: 材料組織学, 材料強度学
 ◎鉄鋼材料の相変態に関する現象解明や傾斜機能材料の開発に従事。また、電子線後方散乱回折法を用いた鉄鋼材料の組織解析や表層巨大ひずみ加工組織の解析を中心に研究を行っている。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

* 名古屋工業大学准教授; 大学院工学研究科(〒466-8555 名古屋市昭和区御器所町)
 Preface on Special Issue for Recent Advances of Solidification Processing-Techniques and Analysis Techniques for Improvement of Mechanical and Functional Properties of Materials; Hisashi Sato(Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)
 Keywords: *solidification, casting, grain refinement, simulation, solidification analysis*
 2014年7月20日受理[doi:10.2320/materia.53.449]

電磁場を利用した凝固組織制御

岩井一彦*

1. はじめに

磁場は、静磁場、交流磁場、移動磁場などに分類される。これらの磁場を液体金属などの媒質に印加すると、応力、発熱が生じる。これらの大きさ、分布状態は、磁場の強度、周波数等の空間的、時間的分布ばかりではなく、媒質の形状、サイズや、電気伝導度、透磁率などの物性値より決定される。従って、応力、発熱を制動、流動、昇温などとして工業的に利用するためには目的に相応しい磁場を選択することが必須である。例えば、鋼の連続铸造では、静磁場、移動磁場等が適宜利用されている。また、連铸プロセスにおける溶鋼

通電技術も開発されつつある⁽¹⁾。通電や磁場を工業的に利用可能な環境が整いつつある一方、これらの凝固プロセスへの適用、特に電流と磁場との重畳印加による凝固組織制御はC. Vivès⁽²⁾やA. Radjai, K. Miwa⁽³⁾等により多くの研究がなされてきている。ここでは、電流と磁場との重畳印加を中心に著者が行ってきた凝固組織制御について紹介する。

2. いつ、どこで、微細化は起きる？

静磁場と交流電流とをSn-10 mass%Pb合金に重畳印加しつつ凝固させた試料の組織写真を図1に示す。通電していない試料((a), (b))は微細化されておらず、ミクロ的にはデン

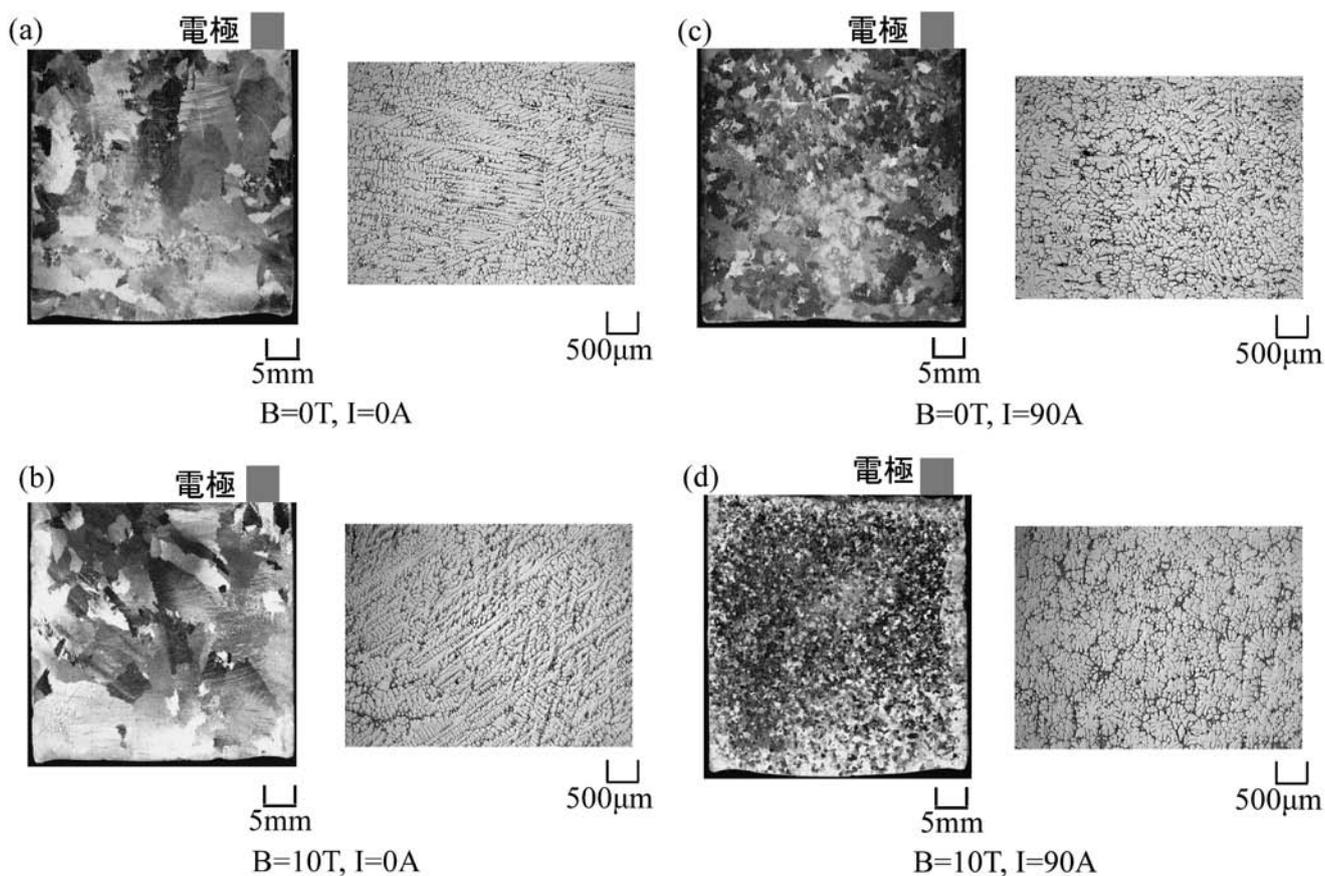


図1 磁場、電流の有無によるマクロおよびミクロ組織の違い⁽⁴⁾。

* 北海道大学教授；大学院工学研究院(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)
 Solidified Structure Control Using Electromagnetic Fields; Iwai Kazuhiko (Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)
 Keywords: solidification, magnetic field, electrical current, vibration
 2014年5月30日受理[doi:10.2320/materia.53.450]

ドライトを呈している。一方、交流電流通電、あるいは電流と磁場との重畳印加試料((c), (d))は微細化されている。すなわち電磁的に与えた振動は凝固組織に影響を及ぼすことが分かる。

溶融した試料(Sn-10 mass%Pb 合金)を入れた矩形容器の左側面と右側面に温度差をつけた状態で冷却するとき静磁場を印加すれば、対流が抑制されるので温度差が維持される(図2)⁽⁵⁾。試料の一部が液相線(219°C)以下の215°C以下になったときに通電を開始すると、磁場強度が1 Tのときには試料内の温度差が減少するとともに引き続き温度低下してゆくことから、対流は誘起されるものの核生成は誘起されないことが分かる。一方、磁場強度が5 Tと強ければ通電開始直後に温度低下が止まることから、核生成が誘起されるこ

とが分かる。従って、微細化の機構は印加電磁場の強度により異なる。

微細化が行われる箇所を特定するために、先ほどの容器に金網を入れて凝固実験を行ったときの組織を図3に示す⁽⁵⁾。金網を境界として、電極を含む領域と電極を含まない領域との組織の違いが一目瞭然である。ここで示した結果は、電極を低温側側面の近傍に挿入した結果であるが、電極挿入位置を高温側にしても、電極を含まない領域は dendrite であることから、微細化は電極近傍で行われることがわかった。上述の振動印加による流動誘起と併せて考えると、微細化された固相粒子が電極から遠く離れた領域まで対流によって運ばれることが理解できる。

電磁振動の印加時期が Sn-10 mass%Pb 合金の微細化に与

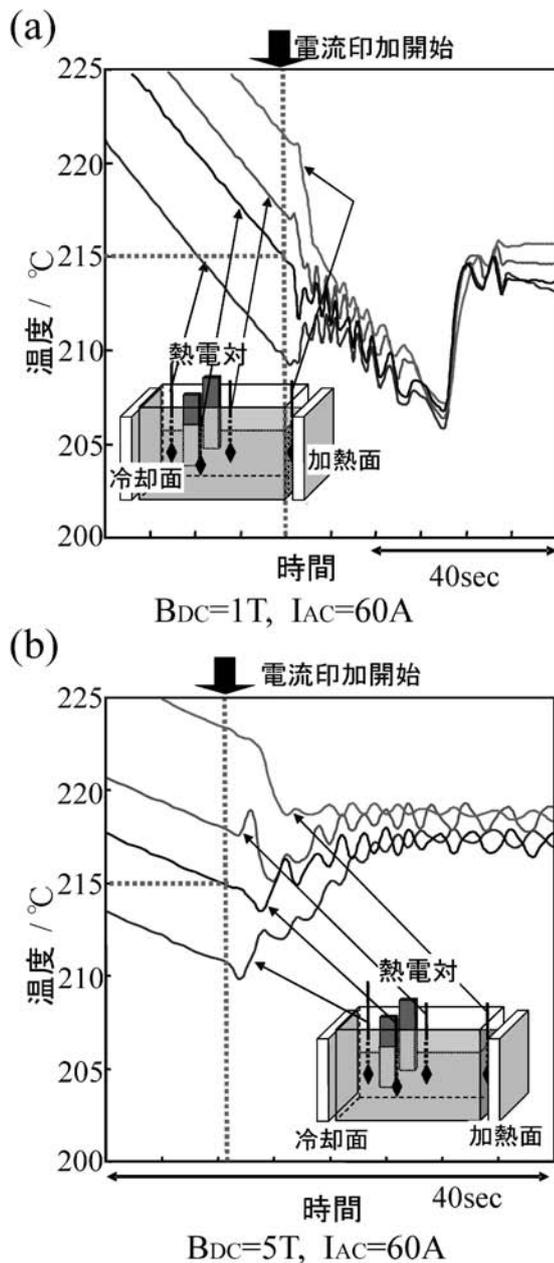


図2 過冷試料に電磁場印加したときの温度変化⁽⁵⁾。

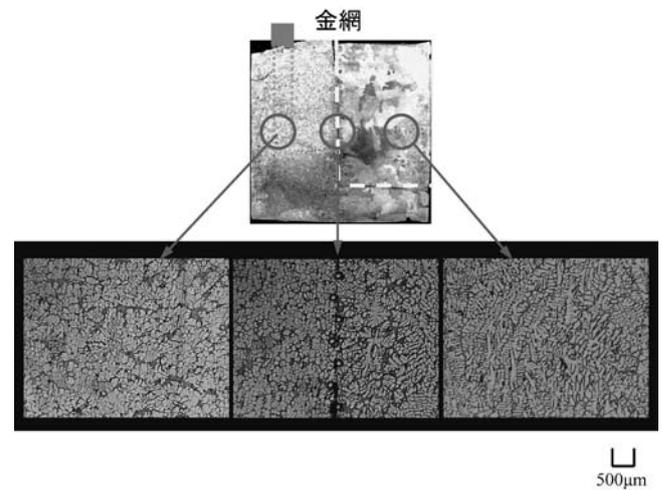


図3 金網を入れた容器で、電流と磁場とを重畳印加した試料のマイクロ組織⁽⁵⁾。

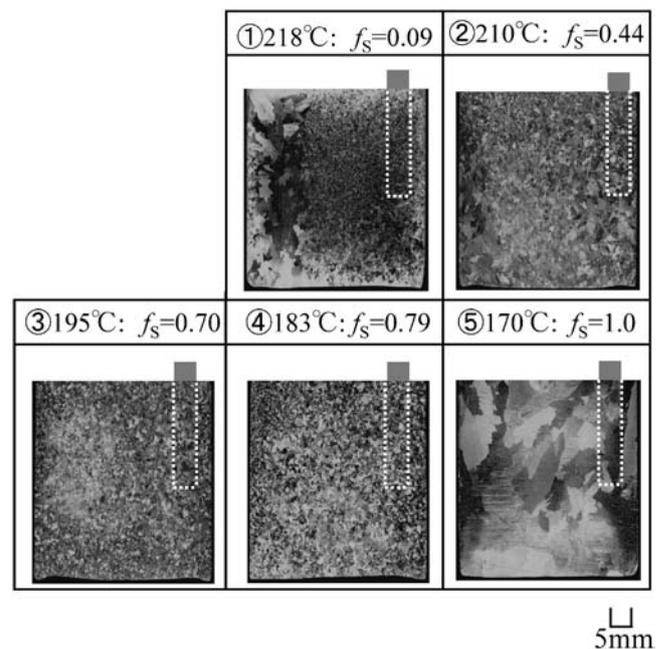


図4 通電時期がマクロ組織に与える影響⁽⁶⁾。

える効果を調査した結果を図4に示す⁽⁶⁾。図中の①から⑤は試料番号を表している。いずれの試料に対しても磁場は常に印加されており、かつ試料⑤以外の通電開始温度は液相線より高温の250℃である。試料⑤はリカレッセンス終了後から通電を開始し、凝固が完全に終了した170℃で通電を終了した。図中には通電終了時の固相率が示してある。試料①から④の組織は大部分が微細化されているものの、リカレッセンス終了後から通電開始した試料⑤は微細化されていない。従って、凝固初期に微細化されることが分かる。

3. 使い方は？

(1) 通電による微細化

凝固初期の電磁場印加で微細化可能であることから、溶解るつばから鋳型へ鋳込む流路で通電したときの組織変化を調査した。鋳造用Al合金であるAC4C合金のマクロ組織をみると、ポロシティは通電により減少することが見て取れる(図5⁽⁷⁾)。また、全ての領域ではないものの、デンドライトが粒状化している(図6⁽⁷⁾)。

(2) 金属間化合物の分断

Mg-Si 過共晶合金を凝固させたときに晶出する長く伸びた初晶Mg₂Si(図7(a)⁽⁸⁾)は機械特性低下の原因となる。そこで、交流電流を通電しながら凝固させたところ、初晶形態が大きく変化し、長く伸びたMg₂Siが消失した(図7(b)⁽⁸⁾)。通電凝固は合金ばかりではなく金属間化合物の形態改質にも適用可能である。

(3) 結晶配向

強磁場は結晶配向機能を有する。そこで、第一段階として凝固の初期に電流と磁場との重畳印加により結晶を増殖させる。次に、通電を中止して静磁場のみを印加し続けると、結

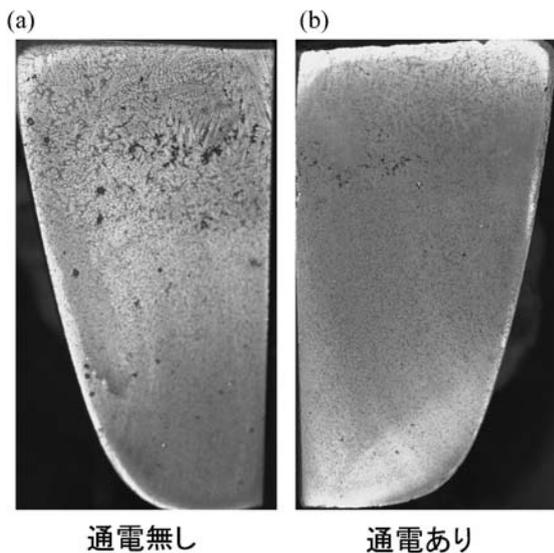


図5 流路内通電の有無による、アルミ合金マクロ組織の違い⁽⁷⁾。

晶に磁気異方性があれば液相内で磁気エネルギーを減少させる向きに回転する。従って、結晶軸あるいは結晶面がある特定の向きに揃った多結晶体を作製可能である。Sn-10 mass%Pb合金の結晶配向の程度をXRDにより評価した結果を図8に示す⁽⁹⁾。図中の主なピークは初晶Snによるものであり、それぞれ指数を示してある。Sample Iは磁場を印加せず、凝固の最初から最後まで通電した試料、Samples II, III, IVは凝固開始から終了まで磁場印加しつつ、液相状態で通電開始した試料であり、通電終了時期が異なる。Sample IIはリカレッセンスによる温度回復から10秒後に通電を終了、Sample IIIは40秒後に通電を終了、Sample IVは凝固終了まで通電し続けた試料である。磁場を印加しなかったSample Iの第一ピークは(101)であるものの、Samples II, III, IVのいずれも磁気エネルギーの観点から安定である(200)が第一ピークとなっている。また、凝固初期に通電を止めることで、結晶配向の度合いが向上する。この方法を使

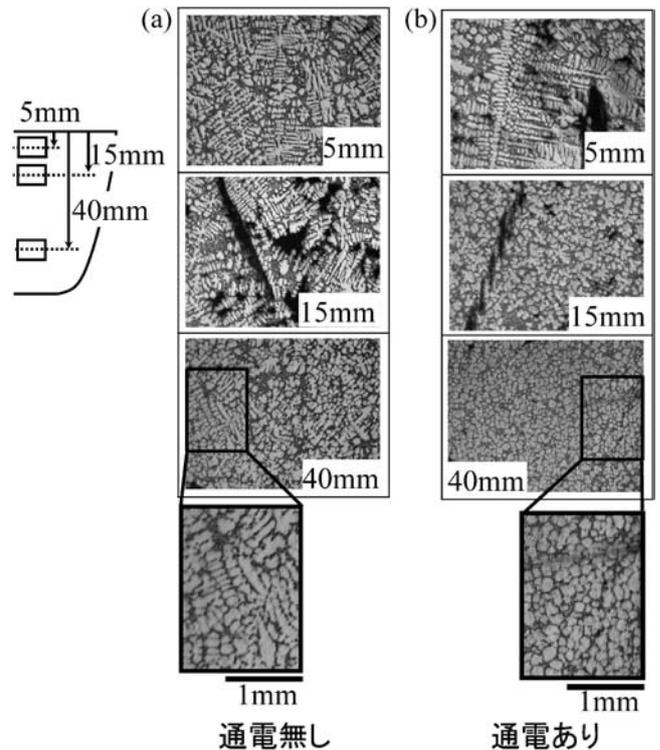


図6 流路内通電の有無による、アルミ合金のマイクロ組織の違い⁽⁷⁾。

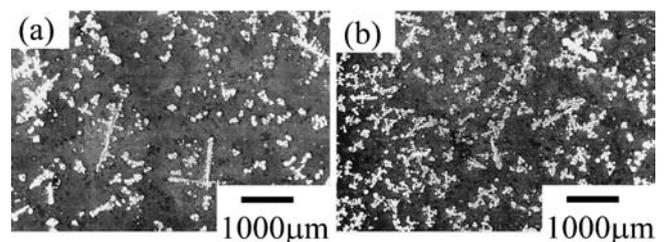


図7 過共晶Mg-Si合金のマイクロ組織。(a) 通電無し (b) 通電あり(770-740℃)⁽⁸⁾。

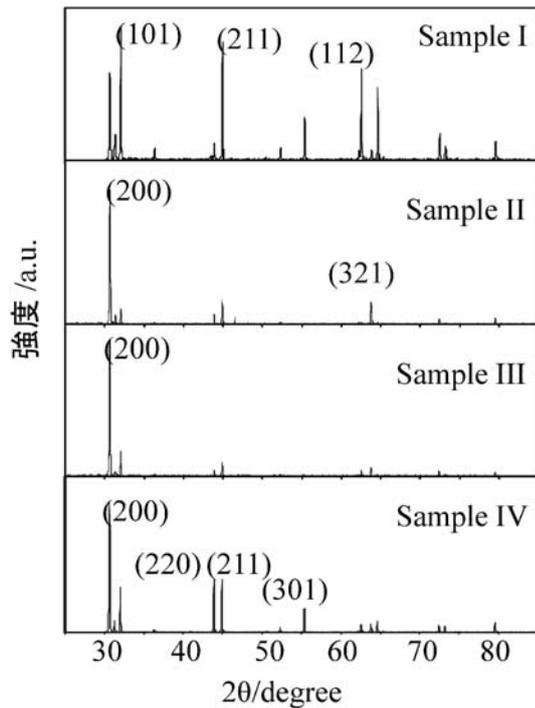


図8 Sn-10 mass%Pb合金のXRDによる結晶配向評価⁽⁹⁾.

えば、結晶軸の方向が揃った鋳造製品の製造が可能である。

4. 終わりに

電磁場を利用した凝固組織制御について述べた。冒頭にも述べたが、電磁場を高温環境下で工業的に使う環境は整いつ

つあり、本分野の更なる進展を願うものである。実験結果の羅列で非常にまとまりのない文章になってしまい、読者の方々に申し訳ない気がするがご容赦いただきたい。当時所属していた名古屋大学の先生方、凝固を含めていろいろとお教えいただいた他大学の先生方、学生の方々、秘書の方々、学会の事務関係者等、多くの方々にお世話になりました。紙面を借りて改めて感謝申し上げます。

文 献

- (1) 加藤 徹, 塚口友一, 川本正幸, 武藤章史, 太田晃三: 材料とプロセス, **22**(2009), 1.
- (2) C. Vivès: Metall. Mater. Trans. B, **27B**(1996), 445-455.
- (3) A. Radjai and K. Miwa: Metall. Mater. Trans. A, **33A**(2002), 3025-3030.
- (4) S. Kawai, Q. Wang, K. Iwai and S. Asai: Mater. Trans., **42**(2001), 275-280.
- (5) K. Sugiura and K. Iwai: ISIJ Int., **45**(2005), 962-966.
- (6) K. Sugiura and K. Iwai: ISIJ Int., **44**(2004), 1410-1415.
- (7) K. Iwai and J. Wan: Mater. Trans., **50**(2009), 1493-1498.
- (8) J. Du and K. Iwai: Mater. Trans., **50**(2009), 622-630.
- (9) M. Usui, K. Iwai and S. Asai: ISIJ Int., **47**(2007), 1613-1617.



岩井一彦

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1993年 名古屋大学大学院工学研究科博士課程修了
 名古屋大学助手 名古屋大学助教授
 2012年7月一現職
 専門分野: 電磁場などを用いたプロセス開発
 ©電磁場を用いた液相制御, 凝固制御, セラミックスの結晶配向制御等に従事。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

Cz シリコン単結晶の凝固プロセス中に 水素を添加することで達成できる プロセスゾーンの拡大

杉村 渉^{1),1)} 小野 敏昭²⁾ 宝来 正隆³⁾ 東田 賢二^{2)*}

1. はじめに

微小な欠陥を含まない無欠陥シリコン結晶を育成するプロセス開発は、半導体デバイスの微細化に伴い極めて重要な課題である。ここでの欠陥は、凝固界面で結晶に取り込まれた空孔や格子間シリコンが、結晶の冷却過程で凝集し形成されるポイドや転位クラスターをさす。空孔および格子間シリコンを一次欠陥と呼ぶのに対し、ポイドや転位クラスターを二次欠陥と定義し、一般には結晶の成長速度 v を固液界面近傍の温度勾配 G で割った v/G 値の大小で、二次欠陥の種類が決定される⁽¹⁾。

図1に直径200mmのシリコン結晶を育成した時の二次欠陥の種類と v/G の関係を示す。同一のCz炉(Czochralski炉)であれば G は一定となるので、横軸は結晶の成長速度と同じ指標となる。 v/G が大きい場合には、固液界面からの空孔の供給量が格子間シリコンと比較し、相対的に多くなる。その結果、シリコン中に空孔が優勢的に取り込まれ、結晶の冷却過程で過飽和の空孔が凝集し、ポイドや酸素析出の核を形成する。一方、 v/G が小さい場合には、格子間シリコンが優勢状態となり、過飽和となった格子間シリコンが転位クラスターを形成する。空孔と格子間シリコンの供給が中立的な v/G を選択すると、二次欠陥を含まない結晶を育成することができる。これが無欠陥結晶育成のコンセプトである。厳密には完全に無欠陥となる v/G は1点のみであるが、空孔や格子間シリコンが熱平衡濃度に満たない場合には凝集せずに残存することになるので、二次欠陥が形成しない成長速度の範囲が存在する。そのため無欠陥結晶を育成する v/G はある幅を持つことになる。これを我々は無欠陥結晶のプロセスゾーンと呼んでいる。今後、結晶の大口径が進展していく中で、無欠陥結晶のプロセスゾーンはますます狭くなることが予測され、プロセスゾーンを拡大するアプローチはCz結晶の歩留まり改善や高品質化へと繋がると考えられる。以上のような背景で、我々は、空孔や格子間シリコンと

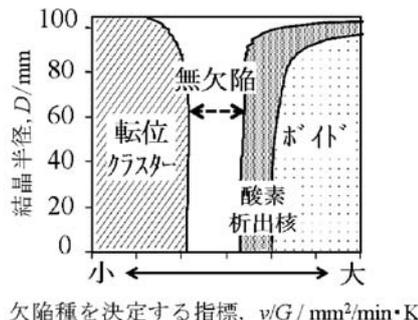


図1 シリコン中の二次欠陥と v/G との関係。

強い相互作用を有する水素に着目し、Czシリコン単結晶を育成する装置の中に水素ガスを導入することで、プロセスゾーンの拡大可否を検討した。

古くからシリコン中の水素の挙動は精力的に研究されている。例えば高温で存在する点欠陥は容易に水素と複合体を形成し、かつ熱的に安定して存在することが、水素雰囲気中で焼鈍急冷させたシリコン片の赤外光吸収測定から示されている⁽²⁾⁽³⁾。この事実は複合体の形成により点欠陥の過飽和度を下げることができれば、シリコン中の二次欠陥の形成を抑制する可能性があることを示唆している。一方、水素を結晶育成プロセス雰囲気中に供給することで品質への弊害が報告されている。T. H. Wangらは、水素濃度10 vol%雰囲気中でFZ(Floating Zone)シリコン結晶を育成すると、転位クラスターの形成が抑制されるが、結晶中に巨大な欠陥が形成することを報告している⁽⁴⁾。水素起因の巨大欠陥が発生するメカニズムについては詳細な記述はない。また杉田らは水素濃度40 vol%で育成したFZシリコンの特定領域に水素起因の欠陥が発生することを指摘している⁽⁵⁾。このようにシリコン中の水素は結晶の凝固過程で様々な振る舞いをするのが予測されるため、水素添加による品質への弊害有無を調査した上で、プロセスゾーンの拡大効果を検証する必要がある。

本報告は、まず水素添加による無欠陥結晶のプロセスゾーンの拡大効果を検証した結果について述べる。次に水素が

* 株式会社 SUMCO 評価・基盤技術部；1)担当課長 2)課長 3)技師長(〒849-4256 伊万里市山代町久原1-52)

** 九州大学大学院工学研究院材料工学部門；1)社会人博士課程 2)教授

The Effects of Hydrogen Doping on Expansion of a Process Zone of Cz Silicon Single Crystals; Wataru Sugimura, Toshiaki Ono, Masataka Hourai, Kenji Higashida(*SUMCO Corporation, Imari. **Department of Materials and Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Keywords: silicon, hydrogen, doping, defect, crave, COP, dislocation

2014年5月21日受理[doi:10.2320/materia.53.454]

Cz 結晶の品質に及ぼす影響について、水素起因の欠陥形成有無について調査した結果を述べる。

なお本稿中では、空孔が優勢な領域で無欠陥結晶ができる領域を Pv 領域 (Vacancy-rich Pure silicon region), 格子間シリコンが優勢な領域で無欠陥結晶ができる領域を Pi 領域 (Interstitial-rich Pure silicon region) と区別して表記する。

2. 実験条件

Cz 炉の水素分圧を制御し、直径 155 mm, 結晶長さ 800 mm, 酸素濃度 12×10^{17} atoms/cm³ ~ 15×10^{17} atoms/cm³ ($2 \text{ mol/m}^3 \sim 2.5 \text{ mol/m}^3$) [Old ASTM], 結晶軸 $\langle 100 \rangle$ の n 型シリコン結晶を育成した。水素ガスは Cz 炉内へ供給する前に、あらかじめアルゴンガスと混合させてから供給した。水素分圧は 120 Pa から 320 Pa の範囲で制御し、複数の単結晶を育成した。

水素添加による二次欠陥の形成挙動に与える影響を調査するため、育成した結晶を成長軸方向にカットしてウェーハを切り出し、900°C 30 min の Cu 修飾処理後、XRT 法 (X-ray Topography 法) で転位クラスターやポイドなどの欠陥分布を評価した。ポイドの密度とサイズについては赤外線トモグラフィ法により計測した。Grown-in の酸素析出核の形成挙動については、1100°C 30 min の酸素雰囲気熱処理により酸素析出核を顕在化させて、同様に XRT 法で欠陥の分布を評価した。

水素起因の欠陥評価は、原子間力顕微鏡 (セイコー・インスツルメンツ製 SPA360), 集束イオンビーム (セイコー・インスツルメンツ製 SMI9800), 透過型電子顕微鏡 (JEOL 製 JEM2010) を用いて、欠陥の実体を調査した。

3. 実験結果と考察

(1) 水素添加によるプロセスゾーンの拡大効果

図 2 に水素分圧を制御して育成した結晶の二次欠陥の分布を示す。横軸は結晶長を示し、左側が Cz 結晶のトップ側に相当する。結晶の育成速度は、OSF (Oxidation-induced Stacking Fault) リングと呼ばれる Grow-in の酸素析出核の集合体⁽⁶⁾が、結晶半径の半分の位置に形成されるように、成長速度を一定に保持した。水素ガスは、狙いの成長速度に到達後、十分に成長速度が安定している結晶長 165 mm の位置から供給を開始し、結晶長 465 mm の位置で水素ガスの供給を停止した。水素ガスを供給している間は水素分圧を結晶長 165 mm ~ 265 mm の位置で 320 Pa, 265 mm ~ 365 mm の位置で 240 Pa, 結晶長 365 mm ~ 465 mm の位置で 120 Pa と、3 段階に変化させた。図 2 の矢印 A は転位クラスターが完全に消滅する結晶位置 (256 mm) を示し、矢印 B は転位クラスターが出現する結晶位置 (441 mm) を示している。水素ガスの供給を開始した結晶位置と転位クラスターが完全に消滅する結晶位置がずれる理由は、シリコン融液中で転位クラスターの消滅に有効な水素濃度に到達するまでに時間差

があるからである。位置ずれに相当する結晶長と成長速度から、水素分圧 320 Pa の条件で水素がシリコン融液中の飽和濃度に到達するまで 2 時間以上の時間を要する。いずれにせよ水素ガスの供給により転位クラスターの形成が抑制される。この現象は、水素がシリコン中の格子間シリコンと強く相互作用することを示唆している。

次に水素分圧を 240 Pa 一定に保持しながら、結晶の成長速度を低速から高速へと徐々に速くして育成した結晶の二次欠陥分布を図 3 に示す。比較のため、水素ガスを供給せずに育成した結晶の欠陥分布を、並べて示す。水素の供給有無以外はすべて同一の結晶育成条件である。水素分圧 240 Pa で制御した結晶は、転位クラスターの形成が抑制され、無欠陥結晶を育成する速度領域の幅が拡大している。拡大した無欠陥領域の幅に着目すると、結晶の中心から外周にかけて一様に拡大している。この現象はシリコン融液を介して結晶中に

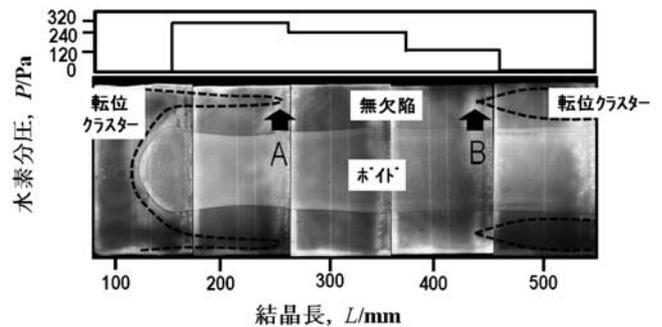


図 2 シリコン中の二次欠陥分布。水素分圧は 320 Pa (165~265 mm), 240 Pa (265~365 mm), 120 Pa (365~465 mm)。

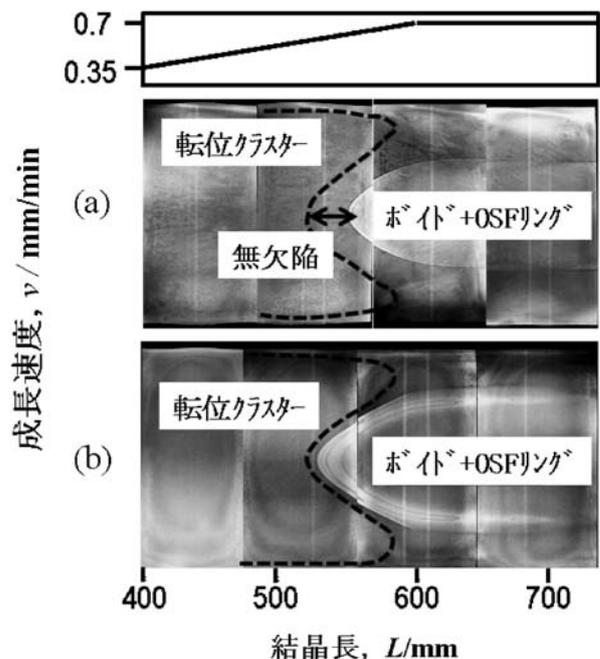


図 3 シリコン中の二次欠陥分布と成長速度の関係。(a) 水素分圧 240 Pa, (b) 水素供給無し。

取り込まれた水素と格子間シリコンとの相互作用が、欠陥抑制の支配的要因であることを意味している。なぜならシリコン中の水素の拡散長は、Van らが導出した実験式⁷⁾から試算すると、1200°C×1hの熱処理で拡散長は8mmであり、凝固した後で結晶の外皮から導入されたのでは、結晶の中心まで水素は到達しないからである。

次に水素と空孔との相互作用を調査するため、OSFリングのXRT像を比較した。水素供給の有無でOSFリングの形成挙動に差異があれば、水素と空孔との相互作用が示唆される。図4に結果を示す。水素分圧240Pa下で育成した結晶は、OSFリングの径が収縮し、またOSFリングの幅が狭くなっている。この結果から、シリコン中の水素は格子間シリコンのみならず、空孔とも相互作用していることが明らかとなった。これら水素と点欠陥が二次欠陥を形成する前の高温の温度域から相互作用しているというCzの実験結果は、水素とシリコンの複合体が高温のシリコン中で安定に存在しているという末澤ら³⁾の報告と一致する。

さらに水素がボイドの形成挙動に与える影響を精査するため、結晶長630mm位置でのボイド密度とサイズ分布を比較した。結果を図5に示す。水素分圧240Pa下で育成した結晶に含まれるトータルのボイド個数は、水素供給無しの結晶のボイド個数と比較し増加するが、ピークサイズは小サイズ側にシフトする。これら密度とサイズ分布の結果をもとに、ボイドに消費される空孔の数を試算すると、水素供給により空孔の数は2割減少することが明らかとなった。空孔

と水素の複合体がボイド形成時の温度まで安定して存在し、結果、ボイド形成に寄与する空孔の数が減ると考えることで定性的には説明できる。

以上の結果を整理すると、シリコン中の水素はイントリンシックな欠陥である空孔および格子間シリコンと強く相互作用する。水素と点欠陥の複合体が熱的に安定して存在するのであれば、二次欠陥の形成温度領域における点欠陥の過飽和度が下がり、結果、欠陥形成が抑制される。このモデルが正しいと仮定すると、点欠陥との結合に関与する水素の量が増加すれば、二次欠陥の形成挙動がさらに変化するのはである。

そこで、Cz炉内の水素分圧を120Pa, 240Pa, 320Paおよび水素供給無しの4条件で結晶を育成し、成長軸方向の二次欠陥分布の評価から、二次欠陥の形成挙動の水素分圧依存性を調べた。プロセスゾーンの拡大効果を精査するため、ボイドを含む速い成長速度から転位クラスターを含む遅い成長速度へ結晶の成長速度を徐々に下げ、1本の結晶にすべての二次欠陥を含むシリコン単結晶を育成した。なお水素を添加する技術のCzプロセスへの適用を視野に入れ、結晶面内の温度勾配Gを最適化したCz炉を用いて、結晶を育成した。

図6に結晶中心位置における無欠陥結晶を育成する速度範囲と水素分圧との関係を示す。縦軸は結晶の成長速度を規格化した値であり、成長速度 v を水素添加していない結晶の速度中立点である速度 v_{cn} で割った商を定義している。水素分圧の上昇とともに無欠陥領域は拡大し、かつ速度範囲は低速側にシフトしていく。特にPi領域が顕著に拡大することが水素添加技術の大きな特徴である。以上から、無欠陥結晶育成プロセスの課題であった狭いプロセスゾーンを、水素添加により拡大できることがシリコン中の二次欠陥分布の評価から明らかとなった。

(2) 水素添加による結晶品質への影響

次に、シリコン中の水素が結晶品質に与える影響について調査した。二次欠陥および無欠陥領域を含むウェーハを用いて、欠陥のサイズ分布を調べた。結果を図7に示す。二次欠陥分布とサイズ分布は、軸対称に表記している。水素分圧240Paで育成した結晶のボイド領域には、シグナルサイズ 1×10^{-6} を超える巨大な欠陥が形成されている。水素を添加し

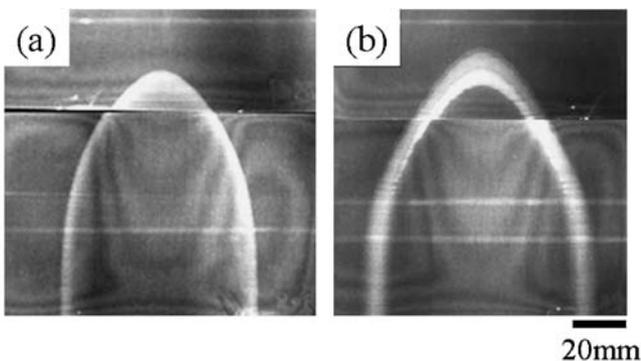


図4 OSFリングの形成挙動の比較。
(a) 水素分圧240Pa, (b) 水素供給無し。

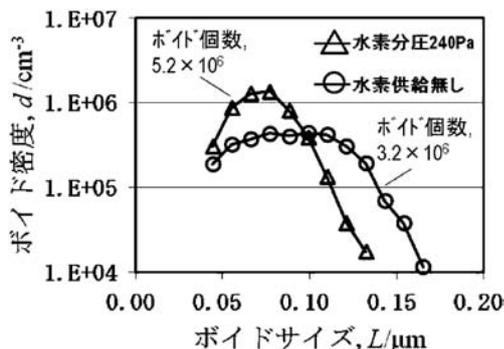


図5 ボイドの密度とサイズ分布。

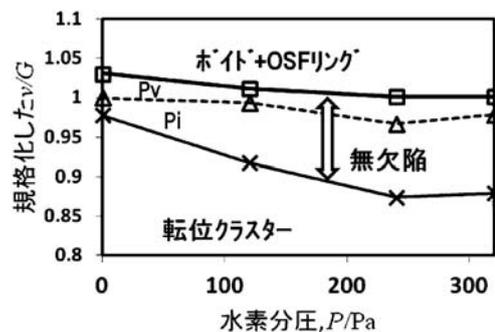


図6 二次欠陥の速度範囲と水素分圧との関係。
Pv; 空孔優勢の無欠陥領域, Pi; 格子間シリコン優勢の無欠陥領域。

フェーズフィールド・シミュレーション による凝固組織解析の進展

大野 宗一*

1. はじめに

凝固組織の形成過程を理解し、高精度に制御することは、
 鑄造・凝固の分野における古くからの重要課題である。特に
 近年では、様々な場面で、高度な凝固組織制御法の発展に対
 する期待と要求が高まっている。しかしながら、凝固は、溶
 質拡散、熱拡散、液相中の流動などが関与するマルチフィジ
 ックスの現象であり、複数の不均一場のダイナミクスと組
 織との関係を実験のみから解析することが一般には難しく、
 理論によって取り扱える範囲も限られる。したがって、シミ
 ュレーション研究がこの分野の発展の一翼を担ってきた⁽¹⁾。

凝固組織をシミュレートする手法として、front tracking
 method⁽²⁾, boundary integral method⁽³⁾, cellular automaton
 method⁽⁴⁾, そしてフェーズフィールド法⁽⁵⁾⁻⁽¹¹⁾などが発展し
 てきた。これらの中でも、フェーズフィールド法は、計算アル
 ゴリズムが単純で、多種の現象への適用性や拡張性が高い
 ことから、最も注目され、最も高度化されてきた手法の一つ
 である。しかし、一口にフェーズフィールド法といっても、
 この手法の応用範囲は、凝固の他、粒成長、拡散型および無
 拡散型の固相変態、規則-不規則相転移、そして転位ダイナ
 ミクスなど、多岐にわたり⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾、これらの対象に応じて
 手法の発展段階は異なる。例えば、パラメーター・フィッテ
 ィングによって実験結果を模擬するという段階のものもあれ
 ば、現象論に起因する任意性を排除し、測定可能な物性値の
 みを用いて一意的な結果を算出できる高度なモデルもある。
 凝固分野のフェーズフィールド法は後者の段階まで進んでい
 る。その高度な手法は、定量的フェーズフィールド法と呼ば
 れる。本稿では、定量的フェーズフィールド法を用いた解析
 例を紹介する。

2. 定量的フェーズフィールド法

組織形成モデリングにおける中心的課題の一つは、界面移
 動の記述である。界面移動には、(1)バルク相中の熱・溶質拡

散、(2)界面移動に伴うエネルギーおよび質量の保存則、そし
 て(3)Gibbs-Thomson 効果が関与する。これらの物理を考慮
 して界面移動を追跡する問題を、自由境界問題と呼ぶ。

Ivantsov の解、組成的過冷却理論、Mullins-Sekerka の摂動
 論やマイクロ偏析モデルなどの解析解や理論⁽¹²⁾は、凝固分野
 において重要な役割を果たしているが、これらは上記(1)-(3)
 の関係式(の一部)に近似や仮定を導入して導かれたものに相
 当する。したがって、自由境界問題を望みの条件下で解くこ
 とが、凝固組織シミュレーションにおける主たる課題となる。

凝固分野のフェーズフィールド法は、自由境界問題を解く
 ための数値計算手法として発展してきた。この手法は、
 Kobayashi によるデンドライト成長のシミュレーショ
 ン⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾を契機に、現在までに多くの研究者によって発展と
 応用が進められてきた。Wheeler, Boettinger, McFadden ら
 による合金凝固のモデル(WBM モデル)⁽¹⁵⁾, Kim, Kim,
 Suzuki による界面物性と濃度場のデカップリングを可能に
 した合金凝固のモデル(KKS モデル)⁽¹⁶⁾, Steinbach らによる
 界面三重点のエネルギー・バランスを再現する多相凝固のモ
 デル(マルチ・フェーズフィールド・モデル)⁽¹⁷⁾などがこの
 手法の発展において重要な役割を果たしてきた。そして、
 Karma らは、純物質凝固を対象に thin-interface limit に基
 づくモデルを提案した⁽¹⁸⁾。この thin-interface limit に基
 づくモデルが定量的フェーズフィールド法と呼ばれるもので
 あり、二元系合金⁽¹⁹⁾や多元系合金⁽²⁰⁾における単相凝固のモ
 デル、さらに多相凝固のモデル⁽²¹⁾へと拡張されてきた。た
 だし、これらの定量的モデルは、固相拡散が無視できる系のみ
 に適用可能であり、平衡凝固が再現できない、マイクロ偏析が
 予測できない、固相/固相界面の移動が扱えない、といった
 欠点があった。そこで、著者らは固相拡散を考慮した定量的
 モデルを開発した⁽²²⁾⁻⁽²⁴⁾。では、なぜこの定量的モデルが
 重要なのかを次に簡単に説明する。

フェーズフィールド法は、diffuse interface に基づいて組
 織の時間変化を計算する。つまり、この手法において、界面
 は sharp ではなく有限の幅をもっており、その有限の界面幅
 のもとで組織形成がモデリングされる。この際、フェーズフ

* 北海道大学准教授；大学院工学研究院(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)
 Advances in Phase-field Simulation of Solidification Microstructure; Munekazu Ohno(Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)
 Keywords: *phase-field model, solidification, microstructure, dendrite, microsegregation*
 2014年5月29日受理[doi:10.2320/materia.53.458]

フィールド法は現象論であるために、係数の数や種類、そして関数形の選び方に自由度、または任意性が生じる。そのような任意性は、この手法の方程式と、良く知られた物理法則との整合性をもとに排除することになる。その良く知られた物理法則というのが、上記の自由境界問題における関係式である。従来のモデルは、界面幅が0の極限(sharp-interface limit)において、その解が自由境界問題の解と一致するよう定式化されている。しかし、この手法において界面幅は有限である。特に、計算コストの観点から界面幅は任意の値に設定される。すなわち、従来のモデルの計算結果は、自由境界問題の解と完全には一致しない。この致命的な問題を解決したのが、定量的モデルであり、このモデルは、有限の界面幅において、自由境界問題と符合する一意的な結果を算出する。そして、このモデルはフィッティング・パラメーターを必要とせず、測定可能な物性値のみでシミュレーションを可能にする。その具体的な方程式等の詳細は、文献(10)や(11)などを参照していただきたい。

3. 凝固組織の解析例

(1) デンドライト成長過程における定量的フェーズフィールド法の精度

まず、定量的モデルと従来のモデルの結果を比較し、定量的モデルの精度について議論する。図1は、定量的モデルによるデンドライト成長の計算結果である。紙面の制約のため、詳しい計算条件を記さないが、二元系合金の等温凝固を計算したものである。優先成長方向($\langle 100 \rangle$)にデンドライトが成長し、複雑形態の組織が形成している。既に述べたように、このような複雑形態はバルク中の拡散と界面移動に伴う溶質濃度の保存則、そしてGibbs-Thomson効果の結果として生じる。したがって、シミュレーションにおいてこれらの関係が正しく成立していなければ、当然、その結果に妥当性があるとはいえない。図2は、デンドライト先端の界面におけるGibbs-Thomson効果の誤差を算出したものである。横軸は計算に用いた界面幅に相当し、キャピラリー長 d_0 で無

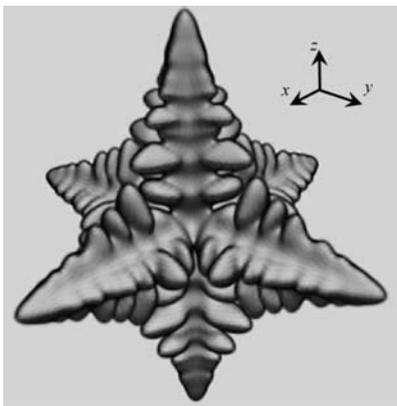


図1 二元系合金の等温凝固におけるデンドライト成長の計算結果。

次元化している。なお、2次元計算でも3次元計算でも同様の傾向が示されることから、ここには2次元計算の結果を示した。黒色のプロットが定量的モデルの結果であり、白色のプロットは従来のモデルの計算結果である。従来のモデルでは、Gibbs-Thomson効果に誤差が生じ、その大きさは界面幅に依存している。そして、ここには示さないが、界面の移動速度、界面形状、濃度プロファイルも同様に界面幅に依存してしまう。既に述べたように、フェーズフィールド法においては、界面幅は任意の値に設定される。つまり、従来のモデルには、計算結果の一意性が欠如している。たとえ、高精度な物性値を用い、プロセスの境界条件を適切に設定できたとしても、従来のモデルでは定量的に意味のある結果を算出することができない。これに対し、定量的モデルでは、解の一意性が保証されている。図2において、定量的モデルでは、どの界面幅においてもGibbs-Thomson効果の関係式が高精度に成立していることがわかる。そして、界面の移動速度、界面形状、濃度プロファイルもまた界面幅に依存しない。つまり、与えられた物性値・境界条件のもとで、定量的に意味のある一意的な結果を算出できる。この事実こそ、定量的モデルが、凝固組織シミュレーション法の主流になりつつある所以である。

なお、単純な差分方程式による数値計算を考えると、3次元フェーズフィールド・シミュレーションの計算コストは界面幅の -5 乗に比例する。例えば、界面幅を3倍大きくすると、計算コストは、約 $1/240$ 倍まで減少する。定量的モデルの界面幅をどこまで大きく設定できるのかについては、現在のところ明確な基準が求められていないが、著者の経験上、組織形成中に現れる最小の界面曲率半径よりも(定数倍だけ)小さく設定する限り、高精度な結果を算出する。

(2) ミクロ偏析の解析

著者らが開発した固相拡散を考慮した定量的モデル⁽²²⁾⁻⁽²⁴⁾によって、包晶反応などの固相中の界面移動に伴う現象やミクロ偏析の解析が可能になった。ここでは、ミクロ偏析の解析例を紹介する。

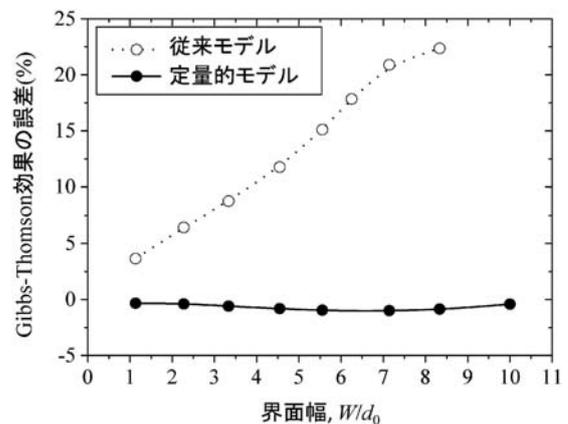


図2 フェーズフィールド・シミュレーションにおけるGibbs-Thomson効果の精度。

マイクロ偏析はデンドライト・レベルの濃度の不均一性であり、鋳片品質に直結する重要な因子である。マイクロ偏析を予測する解析モデルは過去に複数提案されており、数値計算による解析も行われてきた。しかし、マイクロ偏析に対する組織変化の影響については十分に議論されてきたとは言い難い。ここでは、定量的モデルを用いた等軸デンドライト成長の2次元シミュレーションによって、マイクロ偏析挙動を解析した例を紹介する。

対象としたのは、Fe-0.04 mass% C-1.0 mass% Mn 三元系合金である。温度は空間的に均一として、一定速度 10 K/s で冷却する条件を想定した。また、初期条件として球形の固相を中心に配置し、周期的境界条件を課して、単一デンドライトの成長から凝固終了までをシミュレートした。凝固終了直後の Mn のマイクロ偏析パターンを図 3(a) に示す。Mn 濃度の低い領域は凝固初期に固相に変態した領域である。そして、凝固末期まで液相として残っていた領域において Mn 濃度が高くなっている。つまり、このパターンは組織の時間変化を直接反映したものに相当する。また、ここで詳細を説明することはできないが、このマイクロ偏析パターンの形成には、凝固中のタイライン・シフトが影響を及ぼしており、その影響の大きさは組織変化と密接に関係している。

図 3(b) に示したのは、同じ合金系において同じ条件で計算した Mn 偏析の結果である。ただし、この計算では潜熱発生に伴う復熱の効果を導入している。その結果、冷却は全体として緩慢になり、粗大な組織が成長した。それに伴いマイクロ偏析パターンも異なっている。Mn 濃度のピーク位置とピーク値が図 3(a) とは異なり、最大の偏析量は図 3(b) の方が大きい。図 3 は、冷却条件の変化に対する組織の応答にマイクロ偏析パターンが著しく影響を受けることを示した例である。このように、定量的モデルによってマイクロ偏析と組織形態との関係について高精度な解析が可能になっており、今後、詳細な調査を予定している。

(3) 大規模計算への展開

フェーズフィールド法が種々の実用問題に応用される際には、大規模計算が重要な役割を果たすと考えられる。その点について、ここで触れておきたい。凝固現象がマルチフィジ

ックスの問題であることを既に述べたが、凝固組織のシミュレーションでは、一般に数桁異なる(時間と)空間スケールを同時に取り扱う必要がある。簡単のため、合金の一方向凝固における定常状態を対象とし、流動の影響を無視すると、このプロセスは熱拡散長 l_T と溶質拡散長 l_D といった特性長さによって特徴づけられる。 l_T は温度勾配の方向(凝固方向)における液相線温度と固相線温度間の距離であり、固液二相共存領域の長さに関係する。 l_D は固液界面前方に生じる溶質富化層の長さを表すものであり、固相間の競合成長が l_D のスケールで生じる。 l_T は温度勾配に、 l_D は成長速度に依存する。そして、これら凝固条件(と合金系)によって決まる長さに加えて、キャピラリー長 d_0 は組織の最小サイズに関わる重要な特性長さである。したがって、凝固組織シミュレーションにおける最小長さ(グリッド間隔 Δx) と最大長さ(システム長)は、これら三つの特性長さを同時に扱えるように設定する必要がある。これらの特性長さは合金系と凝固条件によって異なるが、一般に、 d_0 は 10^{-8} m 程度、 l_D は 10^{-6} ~ 10^{-3} m の範囲、 l_T は 10^{-4} ~ 10^{-2} m の範囲であることが多い。つまり、 10^{-8} ~ 10^{-2} m のスケールをシミュレーションで同時に扱わなくてはならない。実際には、最小の空間スケールは d_0 そのものではなく、固液界面の最小の曲率半径で決まるため、 d_0 よりも一桁、または二桁大きな Δx を設定できることがあるが、それでもシステム長はその 1000 ~ 10000 倍以上の長さに設定することが求められる。したがって、現在までシミュレーションが対象とできる領域や条件に大きな制約があった。しかし、この状況は年を追うごとに著しく改善している。

図 4 に示したのは、凝固シミュレーションの計算規模の年次推移である。白色のプロットは、1980年から2000年の国際会議“Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes(MCWASP)”の proceedings に掲載されている大規模な凝固シミュレーション(伝熱・溶質拡散のマクロ・シミュレーションなど)のうち、空間格子点数の上位三つの値を示したものである⁽²⁵⁾。時間ステップ数が考慮されていないため、やや正確さに欠けるが、計算規模が年々増加していることがわかる。そして、図 4 における二つの実線は、これらのデータ点から求めた外挿線であり⁽²⁵⁾、

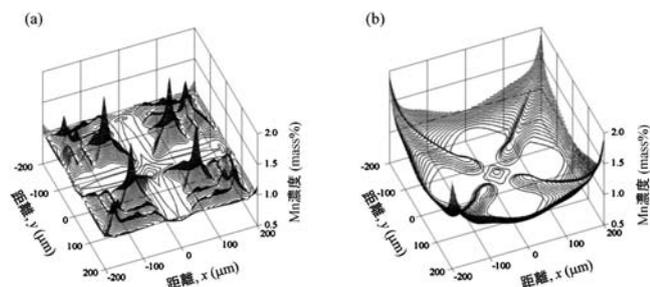


図 3 Fe-C-Mn 合金における等温凝固後の Mn 濃度のマイクロ偏析パターン。(a) 潜熱の効果なし、(b) 潜熱の効果あり。

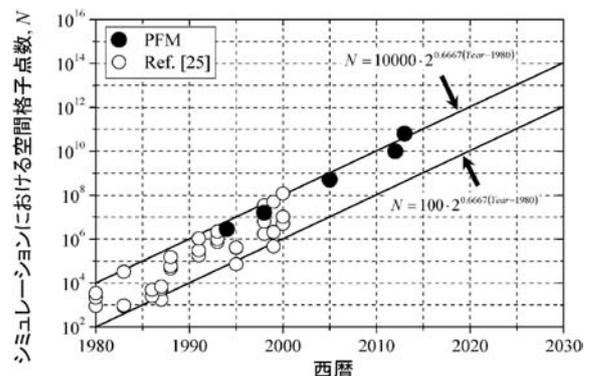


図 4 凝固シミュレーションの計算規模の年次推移。

これらは1.5年で2倍という増加率を示している。ここで、黒色のプロットがフェーズフィールド・シミュレーションのデータであり⁽¹⁴⁾⁽¹⁸⁾⁽²⁶⁾⁻⁽²⁸⁾、著者が把握している大規模計算のデータをプロットしたものである。フェーズフィールド・シミュレーションの計算規模も同様の速度で年々増加していることがわかる。2013年に Takaki らが報告した大規模計算においては、格子点数が約 7×10^{10} 個であり、一辺が数 mm の3次元システムを対象にして、Al-Si合金の一方方向凝固におけるデンドライト競合成長がシミュレートされている⁽²⁸⁾。こういった大規模計算によってシミュレーションから得られる知見が一層豊富になっている。また、図4から将来の計算規模を予想してみると、例えば、2020年頃には 10^{12} 、2030年頃には 10^{14} 個の格子点数まで増加し、これは数百 nm のグリッド間隔を用いて、一辺が数 cm の3次元システムや一辺が数 m の2次元システムを計算できる規模になる。こういった大規模計算によって凝固組織シミュレーションの有用性が飛躍的に向上することから、凝固組織の大規模計算の取り組みは HPCI 戦略プログラム分野2においても鋭意進められている⁽²⁹⁾。また、こういったスーパーコンピュータ・レベルの進展に加えて、一般のサーバ機も近年では並列計算指向の開発が進められており、計算能力の向上が著しいことを付記しておく。

4. お わ り に

本稿では、定量的フェーズフィールド法による凝固組織シミュレーションについて紹介した。このモデルの発展により、現象論に起因する任意性を排除することができ、一意的な結果を算出することが可能になった。ただし、定量的フェーズフィールド法は、現在においても発展途上にある。例えば、現状のモデルは、濃度分配に関する局所平衡が成立する条件でのみ適用可能である。つまり、急速凝固で問題となる solute trapping を記述することはできない。この点を含めて、現在、モデルの高度化が精力的に進められている。モデルの高度化と計算技術・計算機能力の向上により、凝固組織シミュレーションがさらに有効なものに進化すると期待している。

文 献

(1) M. Asta, C. Beckermann, A. Karma, W. Kurz, R. Napolitano, M. Plapp, G. Purdy, M. Rappaz and R. Trivedi: Acta Mater., 57(2009), 941.

(2) D. Juric and G. Tryggvason: J. Comput. Phys., 123(1996), 127.
(3) R. Almgren, W.-S. Dai and V. Hakim: Phys. Rev. Lett., 71(1993), 3461.
(4) Ch.-A. Gandin and M. Rappaz: Acta Mater., 45(1997), 2187.
(5) T. Suzuki, M. Ode, S. G. Kim and W. T. Kim: J. Cryst. Growth, 237-239(2002), 125.
(6) W. J. Boettinger, J. A. Warren, C. Beckermann and A. Karma: Annu. Rev. Mater. Res., 32(2002), 163.
(7) I. Steinbach: Modell. Simul. Mater. Sci. Eng., 17(2009), 073001.
(8) T. Takaki: ISIJ Int., 54(2014), 437.
(9) 高木知宏, 山中晃徳: 機械の研究, 61(2009)~63(2010).
(10) 小林 亮, 高木知弘, 小山敏幸, 大野宗一, 松浦清隆, 竹澤晃弘: 計算工学, 15(2010), 2287-2308.
(11) 小山敏幸, 大野宗一, 松浦清隆, 大出真知子: 金属, 80(2010), 92-108.
(12) W. Kurz and D. J. Fisher: Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, (1992).
(13) R. Kobayashi: Physica D, 63(1993), 410.
(14) R. Kobayashi: Exp. Math., 3(1994), 59.
(15) A. A. Wheeler, W. J. Boettinger and G. B. McFadden: Phys. Rev. A, 45(1992), 7424.
(16) S. G. Kim, W. T. Kim and T. Suzuki: Phys. Rev. E, 60(1999), 7186.
(17) I. Steinbach and F. Pezzolla: Physica D, 134(1999), 385.
(18) A. Karma and W.-J. Rappel: Phys. Rev. E, 57(1998), 4323.
(19) A. Karma: Phys. Rev. Lett., 87(2001), 115701.
(20) S. G. Kim: Acta Mater., 55(2007), 4391.
(21) R. Folch and M. Plapp: Phys. Rev. E, 72(2005), 011602.
(22) M. Ohno and K. Matsuura: Phys. Rev. E, 79(2009), 031603.
(23) M. Ohno and K. Matsuura: Acta Mater., 58(2010), 5749.
(24) M. Ohno: Phys. Rev. E, 86(2012), 051603.
(25) V. R. Voller and F. Porté-Agel: J. Comput. Phys., 179(2002), 698.
(26) T. Pusztai, G. Bortel and L. Gránágy: Mater. Sci. Eng. A, 413-414(2005), 412.
(27) T. Shimokawabe, T. Aoki, T. Takaki, A. Yamanaka, A. Nukada, T. Endo, N. Maruyama and S. Matsuoka: SC '11 Proceedings of 2011 International Conference for High Performance Computing, Networking, Storage and Analysis, (2011), Article No. 3.
(28) T. Takaki, T. Shimokawabe, M. Ohno, A. Yamanaka and T. Aoki: J. Cryst. Growth, 382(2013), 21.
(29) <http://www.cms-initiative.jp/>



大野宗一

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2004年3月 北海道大学 大学院工学研究科 博士課程修了
2004年4月 クラウスタール工科大学 金属材料研究所 博士研究員
2006年2月 北海道大学 量子集積エレクトロニクス研究センター 博士研究員
2007年10月 北海道大学 大学院工学研究科 助教
2009年11月- 現職
専門分野：計算材料科学, 金属組織学
◎合金材料の拡散相変態や粒成長の組織形成シミュレーション法の開発と応用に従事。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

鑄造・凝固シミュレーションの 動向と課題

大 中 逸 雄*

1. ま え が き

鑄型空隙部に溶湯を注入して、複雑な形状の金属製品を製造する型鑄造法は、5000年以上の歴史を有するが、今後とも重要な金属加工法の一つである。鑄造法の近年における革新的な進歩は、鑄造シミュレーションの発達であろう。これにより、芸術とも言われてきた経験的鑄造技術が科学を基本とした先進的技術に変身しつつある。すなわち、鑄造シミュレーションと経験を組み合わせることにより、鑄造品のより合理的な開発・設計、製造、評価等が可能になり、高品質化、軽量化、高機能化、製造コストや納期の低減、省エネルギー、環境負荷の低減等に役立っている。

鑄造には、種々の方法や多くの工程があり、必要なシミュレーションは非常に多い。ここでは、その内、品質や機能に大きく影響する鑄込み時の流動および凝固シミュレーションの最近の世界的動向と今後の課題について述べる。なお、2006年位までの動向は文献(1)などを参照されたい。

2. 湯流れシミュレーション

(1) 重力鑄造法、ダイカスト法などの湯流れシミュレーション

鑄型内空隙部を溶湯が充満する過程のシミュレーション(湯流れシミュレーション)は、鑄造欠陥の発生や凝固組織、すなわち、鑄造品の品質や性能に大きく影響するため、非常に重要である。

このシミュレーションには、流れを層流と近似したものと κ - ϵ モデルなど乱流モデルを使用したもの⁽²⁾があるが、層流モデルによるシミュレーションの研究・実用化はほぼ終了している。しかし、溶湯の乱流現象は、溶湯が高温で不透明なため、本質的進展はこの数十年ほとんどない。従って、そのシミュレーション精度は明確ではなく、乱流モデルの必要性も含めて、今後の課題となっている。また、熔融金属は表面張力が大きいので、表面張力の取り扱いが重要であり、表面張力を考慮した市販ソフトもあるが、詳細や精度が必ずしも明確ではない。

湯流れシミュレーション精度は、湯流れの直接観察結果と比較しないと分からない。直接観察法としては、X線および透明鑄型を利用した観察がある⁽³⁾⁻⁽⁵⁾。この両者による観察結果を比較した数少ない例では、両者はほぼ同じであった⁽⁶⁾。しかし、流動現象は鑄型空隙部の形状や流速、溶湯とガラスの濡れの程度等で異なるので一般的に同等と言えるかどうかは疑問である。

シミュレーション結果とX線による直接観察結果の厳密な比較例も多くはないが、鑄型空隙部の大体の充満挙動はほぼ一致している⁽³⁾⁻⁽⁵⁾。しかし、湯先の乱れはシミュレーション結果とかなり異なっている⁽⁷⁾。市販ソフトでも、湯のスプラッシュや充満時間などはプログラムで異なっている⁽⁸⁾。湯先挙動は鑄造欠陥に直結するガスや酸化物(のろ)の巻き込みの推定精度にも関係する重要なものであり、この精度向上が今後の重要課題である。

なお、湯流れ時の温度変化には、溶湯と鑄型間の熱抵抗が大きく関係する。熱抵抗は溶湯流速分布、鑄型からのガス発生、鑄型物性値等で変化するが、合理的推定法に関する最近の進歩はほとんどない。

(2) 種々の鑄造法の湯流れシミュレーション

鑄造法によってはプロセス特有の現象を考慮する必要がある。

例えば、遠心鑄造の場合、遠心力やゲート位置の移動⁽⁹⁾を考慮する必要がある。水平遠心鑄造に対して、水平軸の僅かな傾斜や鑄型粗さ⁽¹⁰⁾、軸方向の熱による歪や鑄型の振動等⁽¹¹⁾を考慮した報告がある。特に薄肉パイプの製造で均一な肉厚や組織を得るにはこのような種々の鑄造パラメータの微妙な最適化が必要である。これをシミュレーションで決定するには計算時間の短縮を含め、さらなる改善が必要である。

消失模型鑄造法では、発砲樹脂模型のガス化による背圧の上昇により、普通鑄造法とは非常に異なる湯流れとなる(図1⁽¹²⁾)。そして、溶湯と模型間の伝熱係数で模型のガス化が律速されるというモデルでの開発、実用化が進みつつある⁽¹²⁾。このようなシミュレーションではガス化残渣物の巻き込み欠陥などに影響する湯面での消失模型特有の乱れ⁽¹³⁾を

* 大阪大学名誉教授

The State of the Art of Casting and Solidification Simulation; Itsuo Ohnaka (Professor Emeritus of Osaka University, Toyonaka)

Keywords: *shape casting simulation, solidification, fluid flow, casting defects, shrinkage, porosity, segregation, hot tear*

2014年5月7日受理[doi:10.2320/materia.53.462]

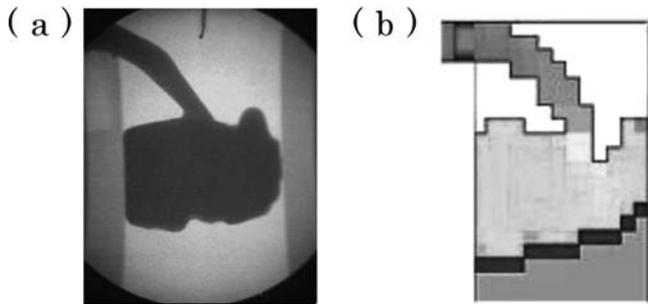


図1 湯流れのX線観察結果(a)とシミュレーション結果(b)の比較例(消失模型鑄造)⁽¹²⁾.

予測できない。予測のためには、模型ガス化域の実態把握が重要であるが、X線では模型、ガス、模型の液化相などの区別が困難である。また、耐熱ガラスなどの透明鑄型を使用しても、通気性や濡れ性が影響するので問題である。

3. 凝固シミュレーション

固相の移動がない場合の温度・固相率分布を推定する凝固シミュレーションはほぼ完成しており、実用化されている。しかし、推定精度に大きく関係する溶湯と鑄型間の熱抵抗推定法の進歩はあまりない。金型の場合、鑄型および鑄物の変形をシミュレーションすることで熱抵抗を推定することは不可能ではない⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。しかし、砂型では添加物や粘結剤から発生するガスの影響が大きく、より困難である。現状ではこのような計算を鑄物毎に実施するには、大変なコスト、時間がかかる。さらに、関連する物性値等の誤差も明確でない場合が多いので、結果の精度は疑問である。

また、固相率と温度の関係は、2元合金等ではある程度分かっているが、実用合金についての精度の高いデータは少ない。このデータ蓄積が課題である。組成から計算で求める市販ソフトも存在するが、その精度に疑問がある場合も少なくないし、微量元素の違いで大きく変化する場合もあるので、注意が必要である。また、固相率にはマイクロ偏析が関係するので、厳密には固相率は温度だけでなく冷却速度にも依存する。

一方、Al合金等のマイクロ凝固組織形成のシミュレーションは研究としては非常に進み、一部実用化されている。これらについては、本誌でも他の解説(本号458頁)があるのでここでは割愛する。マクロ組織形成シミュレーションについては「4.(4)偏析」を参照されたい。

4. 鑄造欠陥のシミュレーション

最近の関心は単なる湯流れ、凝固シミュレーションから、鑄造欠陥の直接シミュレーションに移ってきている。

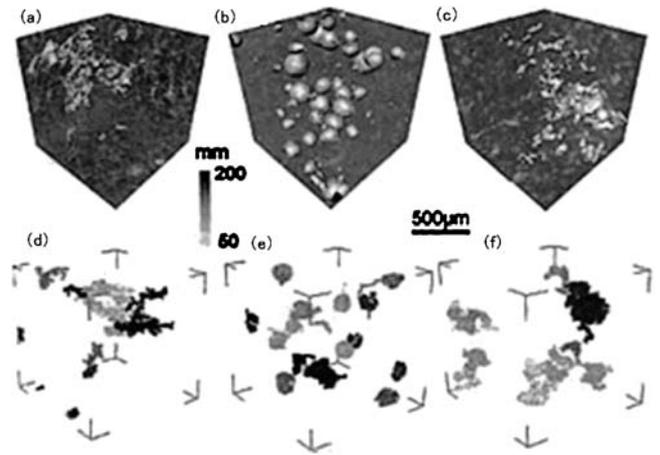


図2 ミクロ組織予測と連成させたマイクロポロシティ欠陥予測例⁽²⁰⁾。(a)~(c)はそれぞれAl-4%Cu, Al-7%Si, W319 alloys 合金欠陥部のCT像, (d)~(f)はそれぞれ(a)~(c)に対応したシミュレーション結果。

(1) 引巣, ポロシティ欠陥

鑄造欠陥の代表的なものであり、古くから多くの研究がある。

(a) Al合金, 鑄鋼等

これらの合金鑄物に発生する引巣やポロシティ欠陥の形成機構はかなり明らかになっている⁽¹⁶⁾。また、凝固遅れ部近傍に生じる引巣の定性的推定法(温度勾配やNiyama指数などの欠陥判定指数を使用する)はほぼ確立している。最近では、より定量的な推定方法の開発に関心が移っており、吸収ガス量や凝固収縮流を考慮してシミュレートする研究^{(17)~(19)}が進み、一部実用化されている。また、ミクロ組織予測と組み合わせ、ポロシティの形態・寸法まで推定する方法も提案⁽²⁰⁾され(図2参照)、一部実用化されている。ただし、一般的実用化にはその計算負荷、精度等でまだ問題がある。さらに研究ではフェイズ・フィールド(PF)法による気孔の成長シミュレーションも試みられている⁽²¹⁾⁽²²⁾。

しかし、實際上重要な気孔生成の核の取り扱いについては極めて不十分である。気孔の核となる酸化物を多く含む汚れた溶湯ではポロシティが多く発生することは良く知られた事実である。また、Campbellを中心とした研究者達⁽²³⁾は、湯流れ時に生成あるいは巻き込まれる酸化被膜の考慮は引け巣やポロシティ欠陥の正確な推定に極めて重要であることを指摘している。しかし、このような気泡核を考慮したソフトはほとんどない。また、2.(1)の湯流れで述べたように湯面での酸化物の巻き込みに関する湯先挙動の予測精度は未だ十分ではなく、引け巣やポロシティ推定精度の向上にはさらなる努力が必要である。

また、固液共存域での凝固収縮によるダルシー流れを解く場合、固液共存域での透過率が重要であり、ミクロ組織予測を基に透過率を計算する試みは多数あるが、工場毎に組成が

微妙に変化する実用合金に対する透過率を計算することは容易ではない。

(b) 球状黒鉛鋳鉄

本合金は凝固時に膨張する点で、他の合金とは異なっており、その引巣生成機構がまだ十分理解されていない。このため、推定精度はAl合金等に比較して良くない。筆者ら⁽²⁴⁾は早く凝固する部分(鋳物周囲)における黒鉛晶出による膨張が内部の未凝固部の圧力を低下させるため、気泡が生成するとしている。しかし、これを考慮したソフトは少なく、多くの市販ソフトでは、引巣推定指標に黒鉛膨張を考慮した実験式を使用している。この場合、実験に近い条件からはずれると推定精度が低下する。一方、鋳物内部の圧力場を計算する方法の場合、現在の市販ソフトでは、鋳型の影響が十分には考慮されていない。しかし、欠陥生成に大きく影響する鋳物内部の圧力は鋳型の強度、変形にも関係するので、鋳型を含む応力解析が望まれる。さらに、これらの変形により、鋳型・鋳物間の熱抵抗が変化し、凝固の進行も変化する。従って、最終的には熱移動、凝固、変形解析を鋳型を含め全て連成させることが必要であろう。

この他、球状黒鉛鋳鉄の場合も、Al合金等と同様に含まれるガス量や酸化物などの引け巣の核の推定が重要であるが、これも今後の課題である。

(2) 外引け

外引けは、鋳物表面近傍の強度が鋳物内部圧力の低下に耐えられないと発生する。従って、その直接シミュレーションには、凝固と粘弾塑性解析を連成させる必要があるため、あまり進展はない。このような連成問題に粒子法⁽²⁵⁾⁻⁽²⁸⁾の適用も興味深い。粒子法は要素分割が不要でもあり、このような連成問題への対応が期待されるが、使用する粒子属性と実際の物性値や界面現象との関係を明確にすることと計算時間の短縮が課題である。

(3) 巻込み、ドロスの生成

ドロスの生成、巻込みは機械的性質や耐食性を損じるのみならず、引け巣生成の原因にもなり極めて重要であるが、従来あまりシミュレーションされていない。これらについての本質的シミュレーションや予測は少ないが、ドロスが酸素の拡散境界膜厚さで律速されて球状に成長するなどの仮定でのシミュレーション⁽²⁹⁾がある。

(4) 偏析

(a) ミクロ偏析

セルオートマトン(CA)法やPF法によるデンドライト成長とミクロ偏析生成のシミュレーションが進んでいる。例えば、2D解析ではあるが、CA法を鋼に適用し、デンドライト樹間の二重点より三重点の方がはるかにSiが濃化することを示した報告⁽³⁰⁾がある。また、PF法による対流を考慮したデンドライト成長とミクロ偏析生成のシミュレーション⁽³¹⁾や放射光測定結果との比較⁽³²⁾などが報告されている。

これらの結果はミクロ組織や偏析にも対流の影響が少なくなことを示しており、平衡状態での固相率と温度の関係を使用する場合には注意が必要である。

(b) マクロ偏析

マクロ偏析は特に大型鋳鋼品で問題となる。多くの研究があるが、ミクロ偏析と流動、固相移動などに関係する非常に複雑な現象であり、未だに発展の途中である。側面から一方方向冷却される単純な矩形モデルでも、偏析線の数(チャンネル数)やチャンネル内の濃度はソフト毎に異なり、メッシュサイズを小さくしても結果が収束しないという問題がある⁽³³⁾。また、より複雑なモデル化が進んでいる。例えば、柱状晶、等軸晶、デンドライト固相、周囲の液相などを考える5相モデル⁽³⁴⁾や微細化剤の粒度、分布、流動などをモデル化してミクロ組織とマクロ偏析に及ぼす影響を調べた結果⁽³⁵⁾などが報告されている。

また、マクロ偏析生成機構の解明が有機材料における凝固現象のより詳細な観察と共に進んでおり、これまでのシミュレーションでは予想できていない対流構造が見出されている(図3参照⁽³⁶⁾)。さらに、放射光により固液共存域でのせん断状況を観察し、そのモデル化が試みられている⁽³⁷⁾。この現象は、鋼塊のV偏析や半凝固ダイカストにおけるバンド状偏析などのマクロ偏析の生成に関する重要なものであるが、そのシミュレーションは遅れている。

型鋳造におけるマクロ偏析は、形状や冷却制御等で制御できるが、大型インゴット鋳造の場合、対応が限られるのでシミュレーションできても利用が限られる。合金の最適設計まで可能になれば役立つであろうが、現状では容易でない。

(5) 高温亀裂(鋳造割れ)

高温亀裂の生成機構やシミュレーションが特に欧州で進んだ。これは、高温亀裂が型鋳造だけでなく、Al合金の連続鋳造などでも問題になるためであろう。均質体としての応力解析では推定精度に限界があり、ミクロ組織シミュレーションと連成させる取組みが始まっている。

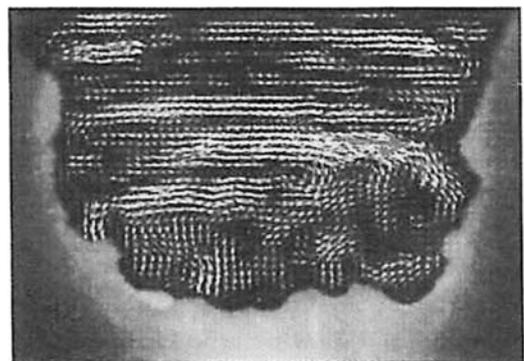


図3 粒子画像流速計(PIV)による29.5% $\text{NH}_4\text{Cl-H}_2\text{O}$ の凝固過程における対流観察例⁽³⁶⁾。

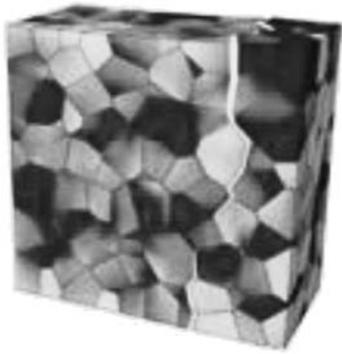


図4 多面体粒子モデルによる高温亀裂発生シミュレーション例⁽³⁸⁾.

例えば、多面体要素を利用した有限要素法を使用し、液相中では溶質は完全混合、固相では拡散、液相移動はダルシー流れ、液相は完全塑性・低降伏応力、固相は弾塑性体として凝固および応力場を解いた例がある(図4)⁽³⁸⁾。そして、結晶粒、ポロシティ量、透過率、パーコレーション(系内を連続する液相流路が存在すること)、流動応力、冷却速度などと亀裂発生との関係を調べ、高温亀裂が結晶粒の微細化で生じにくくなる理由を明らかにしている。実用化には膨大な要素数の計算が必要になるので、時間がかかるであろうが、興味深い結果である。

(6) その他の欠陥

鋳造法により、湯回り不良、鋳型変形、型落ち、砂かみ、侵食、焼付き、差込み、破断チル層、ハードスポット、湯じわ、バンド状欠陥などの種々の欠陥が問題となるが、湯回り不良や焼付き、差し込み欠陥以外のシミュレーションの報告はほとんどない。湯流れ不良予測も10年位前までは報告があったが、最近では少ない。

さらに、寸法不良や変形も欠陥であるが、これらの欠陥は、プロセス特有のもの以外に、鋳物、鋳型の温度変化に起因するものがある。後者は、凝固シミュレーション結果を利用して、予測可能になりつつあるが、弾塑性あるいは粘弾塑性解析は高温域での機械的性質データが少ないこと、計算負荷が大きいことなどから一般的利用は限定的である。

5. 物性・強度・性能予測および統合化計算材料エンジニアリングあるいはプロセス一貫シミュレーション

鋳造品の設計や応力解析には、機械的性質や残留応力が分布しているという事実があまり考慮されていない。これらを考慮しないと、鋳造品の性能変化、真のリスク、さらなる軽量化などに役立てることができない。しかし、機械的性質は、鋳造工程だけでなく、その後の熱処理や機械加工(残留応力が発生する)などで変化する。従って、最終的には溶解から仕上げ工程までの全工程のシミュレーションが必要であ

る。そこで、湯流れ・凝固シミュレーション、組織シミュレーション、熱処理シミュレーション、残留応力シミュレーションなどを全て実施し、機械的性質を推定することが一部の自動車メーカーで試みられている⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾。

これらのポロシティを含むマイクロ凝固組織および熱処理時のマイクロ組織変化予測などから機械的性質や性能を予測するシミュレーションは統合化計算材料エンジニアリング(Integrated computational material engineering)あるいはプロセス一貫シミュレーション(Through process simulation)と呼ばれている。

強度や性能予測問題は、マイクロな凝固組織から製品寸法まで数オーダー異なる多重スケール問題でもある。現状では、サブメッシュの利用でマイクロな解析をしているが、マクロ偏析などではマイクロ領域とマクロ領域の連成の程度が大きいのでこのような単純な方法には限度があるであろう。何らかのブレイクスルーが必要である。

なお、機械的性質予測には実験データが不可欠である。従来、膨大なデータが企業や大学等で取られているが、多くのデータは利用するのが困難である。それは利用するのに必要なデータが欠けているためである。そこで、Al合金の場合の実験ガイドラインの提案がある⁽⁴¹⁾。折角の実験データが無駄にならぬよう、少なくともこのガイドラインを考慮した実験が望まれる。

6. おわりに

鋳造シミュレーションの最終目的は鋳造品の受注、設計から最後の品質保証までの工程を最適化することである。このためには、設計から出荷までを最適化するための種々のソフトウェアの開発と効率的統合化が必要である。また、個々のプロセスシミュレーションはまだ十分ではなく、改良の余地が大きい。研究・開発すべき課題は極めて多い。

本特集のテーマである「高強度化・高機能化」には、最高値と保証する値という視点がある。実際に鋳造品を使用する場合には、最高値ではなく、保証値(通常最低値)とコストで評価される。鋳造品の場合、均質にすることは非常に困難であり、ばらつきは避けられない。従って、ばらつきを減らし、保証値を上げることが、高強度化、高機能化ともなる(高機能化にはより複雑形状のものをより低コストで製造することも含まれる)。そこで、ここで概観したような種々のシミュレーションの開発と効果的な利用が必要である。このためには、学術的レベルでの研究、商業的レベルでのソフト開発等に対する研究開発者、鋳造工場、鋳造資材企業、鋳造品のユーザ・消費者が協力することが不可欠である。

また、この研究・開発には、狭い「金属学」だけでは不可能であり、熱および物質移動、化学反応、粉体工学、欠陥材料の粘弾塑性学等、多くの学際的知識が必要である。シミュレーション利用者にも同様に学際的知識と鋳造経験が要求される。これに対する最近の日本での対応は、大学における研究・教育も含めて極めて心もとない。このままでは、産業技

放射光 X 線イメージングを利用した 炭素鋼の凝固現象の解明

柳 楽 知 也¹⁾ 安 田 秀 幸^{**} 吉 矢 真 人²⁾

1. はじめに

一般的に金属材料は、凝固過程において、デンドライト成長、デンドライトの競合、デンドライトアームの溶断と粗大化および体心立方格子から面心立方格子への相変態などの様々な組織変化を経て、最終的な凝固組織に至る。また、成分元素が不均一の偏析や割れなどの铸造欠陥は、それらの凝固現象の中で形成される。そのため、凝固後の組織観察や化学分析だけでなく、凝固の組織形成過程を観察するその場観察からも、凝固組織の形成機構が検証されてきた。低融点の金属合金や金属と類似した凝固形態を有する透明有機物などのモデル材料を対象とした凝固その場観察は古くから行われ、凝固理論の構築や铸造欠陥機構の解明に大きく貢献してきた⁽¹⁾⁻⁽³⁾。凝固現象をありのままに観察できるその場観察は、組織形成に関する実証的な知見を与える非常に強力なツールの一つである。ただし、モデル材料では、実際の高融点の金属材料との物性値の違いなどから正確に組織形成を模擬することは困難である。近年、高融点の金属合金を対象としたその場観察技術の開発が進んでおり、例えば、レーザー顕微鏡を利用した鉄鋼材料の試料表面の凝固その場観察が報告されている⁽⁴⁾。

一方、SPring-8などの第三世代大型放射光施設において、硬 X 線単色光の X 線イメージングを利用した金属合金の凝固その場観察が盛んに行われるようになってきた。これまでに Sn 合金、Al 合金、Zn 合金を対象にデンドライト成長・粗大化、デンドライトアームの溶断などの時間分解その場観察が実施され、凝固の基礎現象の検証が行われている⁽⁵⁾⁻⁽¹⁴⁾。また、固体と液体が共存した組織にせん断を付与した時の変形現象⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁷⁾や静磁場下での組織形成⁽¹⁸⁾のその場観察など、適用範囲は拡大している。また、1500°Cを越える高融点の鉄鋼材料を対象にその場観察技術も構築され、炭素鋼⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁴⁾から铸铁⁽¹⁹⁾に至る幅広い炭素濃度の鉄鋼材料における凝固その場観察が可能となっている。本稿では、放

射光 X 線イメージングを利用した炭素鋼の凝固その場観察手法およびその場観察によって得られた炭素鋼のデンドライトや包晶凝固の特徴について紹介する。

2. 放射光 X 線を利用した時間分解その場観察

図 1 は、鉄鋼材料の凝固その場観察装置の外観である⁽¹²⁾。真空チャンバー内に設置されたカーボンヒータの炉内に試料セルが配置されている。このセル内で試料が液相においても均一な厚さ(100-200 μm)で保持されている。試料セルの詳細については、文献(12)を参照されたい。上流側から X 線の経路上にスリット(整形用)、イオンチャンバー(X 線強度の測定)、真空チャンバー、X 線検出器が配置されている。真空チャンバーの観察窓から試料セル内の観察試料を透過した X 線は、後方に配置された X 線検出器に到達し、透過像が撮像される。

ここで、X 線イメージングによる透過像の撮影原理について簡単に述べる。透過 X 線の強度 I は、入射 X 線強度 I_0 、線吸収係数 μ 、試料の厚さ t を用いて次式で表される。

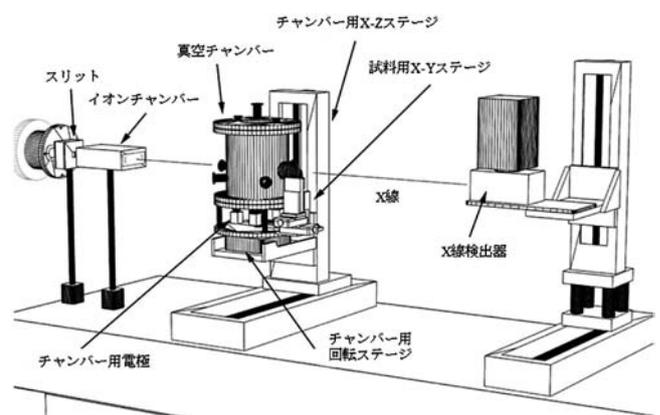


図 1 X 線イメージングを利用した鉄鋼材料の凝固その場観察装置⁽¹²⁾。

* 大阪大学大学院工学研究科知能・機能創成工学専攻；1)助教 2)准教授(〒565-0871 吹田市山田丘 2-1)

** 京都大学教授；大学院工学研究科材料工学専攻

In Situ Observation of Solidification Behaviors in Carbon Steels Using Synchrotron X-ray Imaging; Tomoya Nagira*, Hideyuki Yasuda** and Masato Yoshiya* (*Department of Adaptive Machine Systems, Osaka University, Suita. **Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Keywords: *in-situ observation, steel, X-ray imaging, dendrite growth, peritectic solidification*

2014年 7月 2日 受理[doi:10.2320/materia.53.467]

$$I = I_0 \exp(-\mu t) \quad (1)$$

また、線吸収係数は、構成元素 i の質量吸収係数 $(\mu/\rho)_i$ と質量密度 ρ_i 、平均密度 $\bar{\rho}$ 、質量分率 ω_i を用いて、次式となる。

$$\mu = \sum_i \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_i \rho_i = \bar{\rho} \sum_i \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_i \omega_i \quad (2)$$

式(1)、(2)から、試料中の構成元素の質量吸収係数と質量密度の積の差、すなわち濃度もしくは密度変化によって吸収コントラストを得ることができる。炭素鋼の場合、炭素の X 線吸収係数は鉄に比べて無視できるほど小さいため、濃度変化に応じたコントラストの画像を得ることができない。従って、液相と固相の約 4% の密度差によって吸収コントラストを観察する必要があり、X 線エネルギーや試料の厚さの最適化により、その場観察は実現可能となっている。

その場観察の実験は、大型放射光施設 SPring-8 のイメージングのビームラインである 20B2 および 20XU で行われている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。ピクセルサイズが約 5 μm 角、観察視野が約 5 mm 角の比較的マクロな観察では最大 250 fps (露光時間 4 ms) の観察が可能であり、デンドライト成長や後述する包晶凝固における δ/γ 界面の移動のその場観察に利用されている。さらに、輝度の高いアンジュレーターと呼ばれる光源を利用した場合には、ピクセルサイズが 0.5–1 μm 角、フレームレートが約 10 fps (露光時間 0.1 s) の高空間分解能観察も可能であり、デンドライト先端の曲率測定やデンドライトアームの溶断過程の観察などに利用されている⁽²²⁾。

3. 炭素鋼のデンドライトの観察例

図 2 に一例として (a) 極低炭素鋼 (Fe–25 ppmC) と (b) 高炭素鋼 (Fe–0.45 mass% C) のデンドライト成長のスナップショットを示す⁽¹²⁾。極低炭素鋼のデンドライトの特徴として、二次アームに比べて一次アームが太い。溶質濃度が低いので、デンドライトアームの粗大化が急速に進行する。一方、高炭素鋼の場合、デンドライトの一次アームは細く、先端の曲率半径も小さくなる。また、二次アームが十分に発達している。このように炭素濃度によって、デンドライトの形態は大きく影響を受ける。つまり、金属合金は、デンドライト成長する点では同じであるが、偏析などの铸造欠陥の形成に関係するスケールや形状は、合金種・濃度に強く依存している。そのため、従来の有機物などのモデル材料ではなく、注

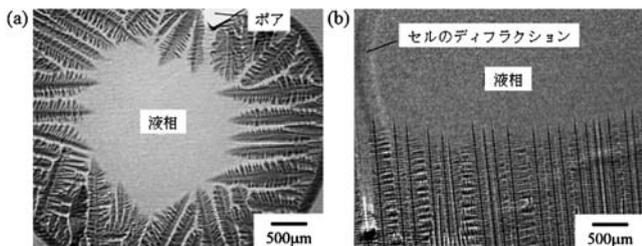


図 2 (a) 極低炭素鋼 (Fe–25 ppmC) および (b) 高炭素鋼 (Fe–0.45 mass% C) のデンドライト成長のスナップショット⁽¹²⁾。

目している金属材料の組織の形成過程をモデル実験であるその場観察により直接把握できる意義は大きい。

また、X 線イメージングのもう一つの特徴として、透過 X 線強度から、濃度分布をリアルタイムで測定できることが挙げられる。透過 X 線強度は、試料の線吸収係数と厚さに依存 (式(1)) するが、線吸収係数は、結晶構造に関係なく、密度と組成により決まる (式(2))。例えば、デンドライト前方に排出される溶質濃度の変化を時間分解で評価することができる。Fe–Si 合金における液相中の Si 濃度の計測が行われており、溶質濃化層がデンドライト成長に及ぼす影響が検証されている⁽²³⁾。

4. 包晶凝固のその場観察

Fe–C 系での包晶凝固では、 δ 相から γ 相への変態において約 1% の体積収縮が起こる。数 100 K の熱収縮に相当する体積変化であり、この急激な体積変化は、連続铸造法において铸片の表面縦割れなどの铸造欠陥と関係していると指摘されている⁽²⁴⁾。

δ – γ 変態の組織形成に関する基礎的な知見を得るために、X 線イメージングを利用して、炭素鋼の δ – γ 変態のその場観察が行われている。図 3 は Fe–0.45 mass% C 合金における冷却速度 (a) 0.16 K/s および (b) 0.83 K/s の場合に観察された δ – γ 変態のスナップショットである⁽¹⁴⁾。冷却速度 0.16 K/s の場合 (図 3(a))、初品の δ 相のデンドライトが成長 (111s) し、固液共存領域において、 δ 相のデンドライトが観察領域内の下部から上部に向けて、 γ 相へと変態 (133s) 後、 γ 相の成長 (160s) が観察された。このように固液共存領域で γ 相が形成される形態は、一般的な包晶反応・変態である。一方、冷却速度 0.83 K/s の場合 (図 3(b))、通常の包晶反応・変態とは異なるモードの変態過程が観察された。 δ 相のデンドライトが成長 (23s) し、包晶温度近傍では γ 相は生成せず、ほぼ完全に δ 単相で凝固 (145s) した後、 δ 相から γ 相へおよそ 1 秒以内でマッシブ的に変態 (146s) した。変態直後の組織は、体積変化によって形成された多数の窪んだ白い領域やブラッグの反射条件を満たす多数の黒い領域が観察されている。

図 4 は、Fe–0.3 mass% C 合金において、液相線から約 80 K 過冷した時に起こった δ – γ 変態過程の δ/γ 界面の移動を 250 fps で高速撮影した X 線透過像である⁽¹⁴⁾。図中の線が δ/γ 界面を表している。 δ 単相から δ – γ 変態が起こり、 δ/γ 界面が観察領域内の右上から左下へと約 25 mm/s の速度で移動している。移動速度はおよそ数 10 mm/s から 200 mm/s の範囲内であり、 γ 相の成長速度は、 δ 相のデンドライトの成長速度 (数 100 $\mu\text{m}/\text{s}$) よりも著しく速いことが分かる。変態時に δ 相は平衡状態図上で γ 相の単相領域に位置しており、 δ 単相から γ 相への変態は、溶質の再分配を必要としない。

δ 単相で凝固する低炭素鋼だけでなく、亜包晶、過包晶組成においても、冷却速度に依存することなく、マッシブ的な

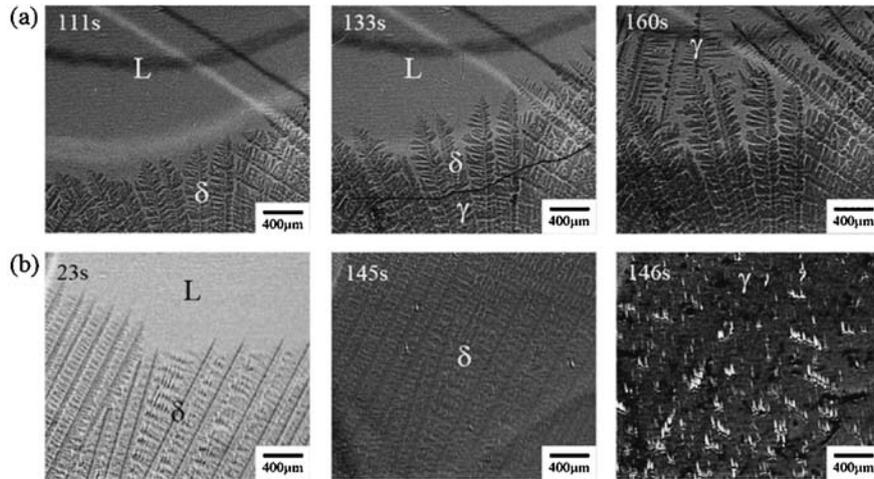


図3 Fe-0.45 mass% C の δ - γ 変態のその場観察 (a) 冷却速度 0.16 K/s, 通常の包晶反応・変態 (b) 冷却速度 0.83 K/s, マッシブ的な変態⁽¹⁴⁾.

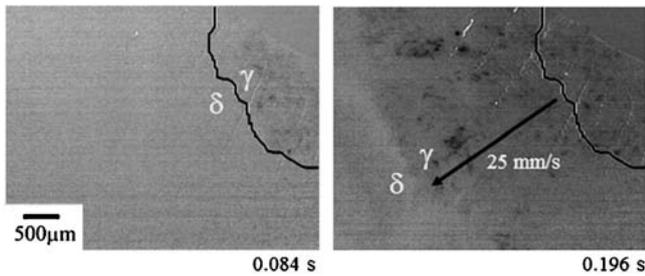


図4 Fe-0.3 mass% C のマッシブ的な変態過程における δ/γ 界面の移動⁽¹⁴⁾.

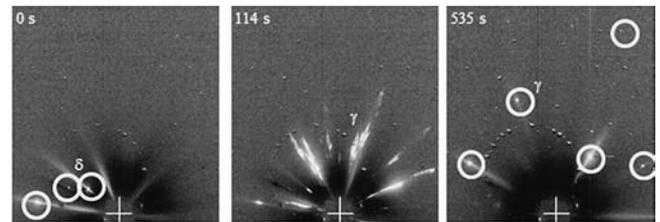


図5 Fe-0.45 mass% C のマッシブ的な変態過程における δ 相と γ 相のラウエ回折パターン⁽¹⁴⁾.

変態が観察されている。 δ 相は、液相線から100°C以上過冷して、マッシブ的な変態が起こる場合もあり、 γ 相の核生成は、非常に困難であることを示唆している。さらに γ 相の核生成に関する δ/γ 界面エネルギー(0.7 J/m²)は、L/ δ の界面エネルギー(0.2 J/m²)とL/ γ の界面エネルギー(0.3 J/m²)の和よりも大きい⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。つまり、 δ 相は、 γ 相の優先的な核生成サイトでない可能性があり、 γ 相の核生成が困難であれば、通常の包晶反応・変態が起こりにくいことになる。

5. X線イメージング/X線回折によるその場観察・結晶方位測定

結晶学的な観点からマッシブ的な変態の特徴を調査するために、X線イメージングの δ - γ 変態のその場観察と同時に時間分解白色X線回折(ビームライン 28B2)が行われている。X線のビームサイズは、300×300 μm^2 である。図5は、Fe-0.45 mass% C合金における δ - γ 変態の時間分解X線回折のラウエパターンである⁽¹⁴⁾。0 sにおいて丸印で示される回折点が、 δ 相のデンドライトを示している。114 sで δ 相単相からマッシブ的な変態が起こった時、 δ 相の回折点が完全に消失し、5-10°に広がった γ 相の回折点が出現した。その後、冷却過程において、 γ 相の粗大化が進行し、535 s後

には、丸印で示しているように、歪みがほとんどない球形に近い別の γ 相の回折点へと遷移していた。それぞれの相の回折点より、 δ 相の最密面の{110}面と γ 相の最密面の{111}面が一致する傾向にあったが、マルテンサイト変態に見られるK-S関係のような方位関係は存在していない。

X線イメージングと白色X線回折のその場観察・結晶方位測定の組み合わせは、組織形成過程の理解だけでなく、結晶方位の時間発展や結晶方位関係なども把握することができる。従来の凝固組織観察に比較して、より多くの実証的データに基づいて組織や铸造欠陥の形成を理解できる。

6. おわりに

炭素鋼の凝固その場観察は、Fe-C系において、 γ 相が δ 相と液相の反応により生成する包晶凝固以外にも組織形成のルートがあることを明らかにした。凝固後の組織観察から推定した凝固過程には、ブラックボックス的な部分があり、材料組織の制御やプロセスにおいて、常識とされてきた凝固の基礎現象を検証する重要性や未知なる凝固現象の発見の可能性など、その場観察が担う役割は大きい。さらに、凝固その場観察に基づいた熱物性値の推定⁽²²⁾、物理モデルの構築⁽²⁷⁾など凝固シミュレーションの基礎となる知見も得られつつある。

強磁性 L1₀ 型規則合金ナノ粒子の 原子的構造と相変態

佐藤和久¹⁾ 今野豊彦²⁾ 弘津禎彦^{**}

1. 緒 言

近年、マルチメディアの発展により取り扱うデータ量が急激に増大し、情報ストレージ技術の中心的な役割を果たしているハードディスクドライブ(HDD)のさらなる大容量化が進んでいる(2012年時点で750 Gbit/inch²)。これは垂直磁気記録媒体の導入だけでなく、トンネル磁気抵抗(TMR)効果を利用した磁気ヘッドの開発をはじめ、関係する諸技術の飛躍的向上によるものである⁽¹⁾。90年代以降、高い結晶磁気異方性エネルギーを有し、磁化が熱的に安定な新しい磁気記録材料探索が進められてきた⁽²⁾。その結果、L1₀型規則構造を有するFePt系規則合金が注目を集め、様々な手法によるナノ粒子組織形成をはじめ、磁気特性評価、規則相低温合成など多方面から研究がなされてきた⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。これは本合金系が現行の磁気記録媒体と比較して約3倍高い飽和磁化、1桁以上高い結晶磁気異方性エネルギーを有することから、極薄・極微小結晶粒サイズにおいても室温で強磁性が安定に保持されると考えられるためである(L1₀型規則合金ナノ粒子に関する研究動向の一端は文献(7)を参照されたい)。

上記のような背景のもと、著者らは粒径分布・組成分布を極力抑制したL1₀型FePt, CoPt, FePd規則合金ナノ粒子方位配向組織の創製に取り組み、電子線構造解析と磁性評価を行ってきた⁽³⁾⁽⁸⁾⁻⁽¹²⁾。これら合金系の優れた硬磁気特性は、正方晶規則格子による高い軸結晶磁気異方性エネルギーに起因することから⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾、ナノ粒子内での規則格子形成が室温での優れた硬磁気特性発現のための重要因子と言える。著者らは電子回折強度測定、回折強度計算、電子線ホログラフィー法を組み合わせ、規則合金ナノ粒子における長範囲規則度を決定する新しい方法(制限視野電子回折(SAED)およびナノビーム電子回折(NBED)に適用可能)を確立し

た⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾。この手法を用いて、個々のFePdナノ粒子(粒径約6-12 nm)における規則度とその粒径依存性(8 nm以下で規則度が約25%低下)を明らかにし⁽¹⁸⁾、保磁力の粒径依存性の起源を規則度低下による結晶磁気異方性エネルギーの低下に求めた⁽¹⁹⁾。本手法の詳細は原論文⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾または解説⁽²⁰⁾⁽²¹⁾を参照されたい。

最近に至り、より微細な粒径2~3 nmサイズのFePt, CoPtナノ粒子の原子的構造に関心が集まっており、高分解能透過電子顕微鏡(HRTEM)をはじめX線回折(放射光)や計算機シミュレーションにより種々研究がなされている⁽²²⁾⁻⁽²⁶⁾。しかしながら、これら超微細原子クラスターを対象とした場合、従来型電顕ではHRTEM観察時のデフォーカスによるアーティファクト(偽像)の発生をはじめ、ナノプローブ径や収束角(平行度)などNBEDにおいても種々の制約があり、精密な構造解析が難しい。このようなクラスター構造解明には、収差補正HRTEMによる原子的構造の直接観察が有効である⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。

著者らの研究により、FePdナノ粒子はFePtナノ粒子と比較して単一バリエーション粒子を形成しやすく、したがって粒子形態が単純なことから規則構造観察に有利であることが判明している⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾。一方、粒径2~3 nmサイズの微細粒子の合成と磁気特性に関して、近年CoPtナノ粒子に関する研究報告が増加しており、その詳細な原子的構造解明が望まれる⁽²²⁾⁻⁽²⁶⁾。本稿では、粒径2~10 nmサイズのL1₀型FePdならびにCoPt合金ナノ粒子における規則格子形成とその原子的構造について、収差補正HRTEM観察に基づく著者らの最近の研究結果を中心に紹介する。

2. 実験方法

FePdおよびCoPt合金ナノ粒子の作製には超高真空電子

* 東北大学金属材料研究所 1)准教授 2)教授 ** 大阪大学名誉教授

Atomic Structure and Phase Transformation of Ferromagnetic L1₀-type Ordered Alloy Nanoparticles; Kazuhisa Sato*, Toyohiko J. Konno*, Yoshihiko Hirotsu**(*Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. **Emeritus Professor, Osaka University, Suita)

Keywords: magnetic nanoparticles, atomic ordering, L1₀-type ordered structure, high-resolution transmission electron microscopy, aberration correction

2014年6月20日受理[doi:10.2320/materia.53.471]

ビーム蒸着法($\sim 10^{-7}$ Pa)を用いた。FePd ナノ粒子では Pd と Fe の逐次蒸着により、673 K に保持した単結晶 NaCl (001) 基板上にナノ粒子を形成した。Fe 蒸着後、ナノ粒子の固定と保護(酸化防止)を図るため Al_2O_3 を蒸着し、ナノ粒子表面を非晶質 Al_2O_3 膜にて覆った。CoPt ナノ粒子膜についても同様の方法で作製したが、Pt, Co 逐次蒸着の基板温度は 653 K とした。作製した試料薄膜を蒸留水に浸して NaCl 基板を除去し、 $\phi 3$ mm Cu メッシュもしくは Mo マイクログリッド(高温対応)に掬い取り、透過電子顕微鏡(TEM)観察用試料とした。蒸着したままの試料は Fe(bcc) と Pd(fcc)あるいは Co と Pt(ともに fcc)のナノ複合粒子であり、蒸着後の 873–973 K での熱処理により合金化・規則化を図った。このとき、NaCl 基板除去後の試料薄膜について、真空炉($< 2 \times 10^{-5}$ Pa)を用いて熱処理を行った。単結晶 NaCl(001)基板上での蒸着金属のエピタキシャル成長に起因して、規則化熱処理後の方位関係は $\langle 100 \rangle_{\text{L1}_0} \parallel \langle 100 \rangle_{\text{NaCl}}$, $\{001\}_{\text{L1}_0} \parallel \{001\}_{\text{NaCl}}$ である⁽⁷⁾。また、平均組成はそれぞれ Fe–49 at% Pd, Co–61 at% Pt である(いずれも TEM に搭載したエネルギー分散 X 線分光装置(EDX)による分析値)。

ナノ粒子の原子構造観察には、結像系に収差補正装置を搭載した 300 kV 電界放射型 TEM (FEI TITAN80–300, 東北大学百万ボルト電子顕微鏡室)を用いた。またナノ粒子組織と電子回折パターンの観察には従来型 300 kV–TEM (JEOL JEM–3011)も用いた。収差補正 TEM 観察に先立ち、通常の光軸調整操作の後、非晶質カーボン薄膜を用いて残留収差の補正を行った。このとき、非晶質膜の厚さ・平坦性と事前の照射系光軸調整が、Zemlin tableau⁽²⁹⁾を利用した残留収差補正プロセスの収束性に大きく影響することが経験的に明らかとなっている(註：入射電子線を 20–30 mrad 程度傾斜し、方位角も変化させながらアモルファス薄膜を高倍率(通常、直接倍率 30 万倍以上)で観察する。得られた一連の画像のフーリエ変換(FFT)パターンを傾斜角・方位角に対して 2 次元的に表示したものを Zemlin tableau と呼び、パターンの精円度や対称性をもとに収差補正を行う)。マルチスライス法による HRTEM 像シミュレーションには MACTEMPAS (Total Resolution LLC)と QSTEM⁽³⁰⁾を用いた。合金組成は TEM に搭載したエネルギー分散 X 線分光器(EDX)により分析した。

本手法で作製した合金ナノ粒子には、粒径分布だけでなく組成分布も存在するが、この組成分布範囲はナノビーム EDX 分析によって明らかにした。粒径分布は対数正規分布で近似され、標準偏差($\ln \sigma$)は約 0.2 前後である(例えば平均粒径 11 nm の場合、粒径は 5 nm から 18 nm の間に分布)⁽¹²⁾。組成分布に関しては、平均組成 Fe–58 at% Pd(直径 $1.2 \mu\text{m}$ の広領域での分析結果)を有する試料の場合、個々の粒子毎の合金組成は 50 at% Pd から 62 at% Pd の間に分布し、平均値 58 at% Pd(広領域での分析結果と一致)、標準偏差は 4 at% Pd であり、標本中 45% の粒子が平均組成を有していた(計 53 個のナノ粒子を分析、積分強度統計誤差は Fe– $K\alpha$ 線について約 2% 以下)⁽¹⁸⁾。さらに、少なくとも粒径 6.5

nm 以上のナノ粒子において合金組成は粒径に依存しないことも判明している⁽¹⁸⁾。

本稿では、上記のような範囲で粒径分布・組成分布を有する規則合金ナノ粒子集団を対象に、その原子構造と規則格子形成について HRTEM 観察に基づいて得られた実験結果を述べ、合金ナノ粒子における規則–不規則変態に関する最近の研究の一端を紹介する。

3. L1_0 型 FePd および CoPt ナノ粒子規則構造の粒子サイズ・熱処理による変化

(1) 結像系収差補正電顕による FePd ナノ粒子の原子構造観察

図 1 (a) に 10 nm サイズの FePd ナノ粒子(平均組成: Fe–49 at% Pd)の HRTEM 像と FFT パターン(左下)を示す⁽³¹⁾。熱処理条件は 873 K にて 3.6 ks 保持、冷却速度 0.167 K/s (10 K/min) である。著者らの以前の研究によると、本熱処理条件で生成する L1_0 型規則格子は規則度 $S \approx 0.8$ に相当する(等比組成換算)。粒子は周囲を非晶質 Al_2O_3 に囲まれている。観察条件は、3 次球面収差係数 $C_s = -340$ nm(表示値)、ディフォーカス $\Delta f = -13$ nm(オーバーフォーカス)であり、入射方位は L1_0 型構造の $[001]$ である。ディフォーカス量は非晶質 Al_2O_3 膜での FFT パターンの解析により見積もった。規則格子の (110) に対応した原子配列が白い輝点として見られる。 L1_0 型構造では $[001]$ 方向に Fe

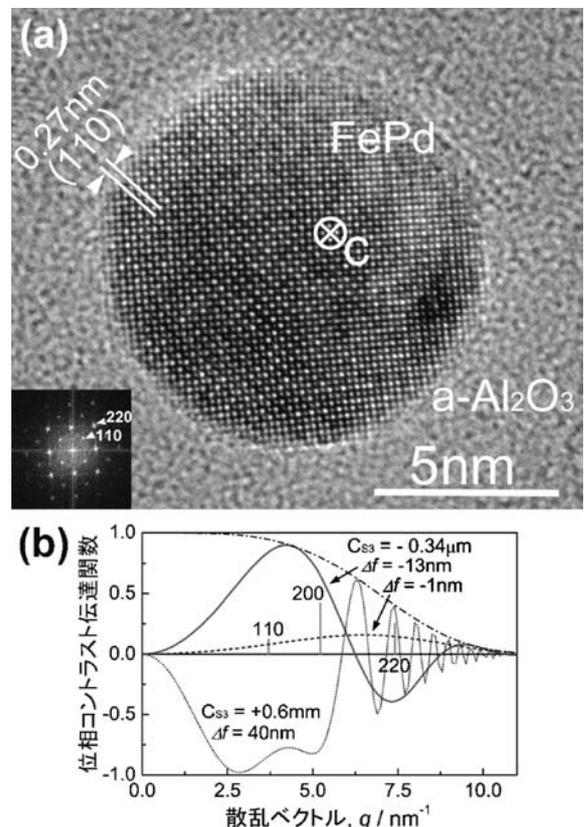


図 1 (a) L1_0 型 FePd ナノ粒子の HRTEM 像とナノ粒子(結晶)領域の FFT パターン(左下), (b) 位相コントラスト伝達関数。

(001)とPd(001)が交互に積層しており、このとき{220}面も<110>方向にFeとPd原子面の交互配列に起因して像強度の変調を有する。FFTパターンに見られる110規則格子反射は、この<110>方向へのFeとPd原子面の交互配列に起因する。図1(a)のHRTEM像を見ると、粒子内部のみならず非晶質Al₂O₃膜との界面付近の原子配列も明瞭に観察できていることがわかる。これは収差補正により、最適ディフォーカス(Scherzer focus)が正焦点近傍となり、エッジ部分でのアーティファクトが低減されるためである。

図1(b)に位相コントラスト伝達関数(PCTF)を示す。実線は図1(a)のHRTEM像観察条件に対応している。また破線はC_s = -340 nmの場合の最適ディフォーカス(Δf = -1 nm)におけるPCTFを、一点鎖線は包絡関数を示す。情報限界はヤングフリンジテストに基づいて10 nm⁻¹とした。今回の観察条件下では、(1)PCTFは広い空間周波数帯域で正の値を取り散乱ベクトルq = 4.2 nm⁻¹で最大となること、(2)110反射、200反射に対し220反射の位相が反転していることが特徴である。ここでq = 2 sin θ/λ = 1/d_{hkl}である(θ, λ, d_{hkl}はそれぞれBragg角、電子線波長、面間隔)。図2にL1₀型規則構造の[001]入射シミュレーション像のディフォーカスによる変化を示す(厚さ7 nmで計算、粒子厚さの見積りは電子線ホログラフィーを用いた以前の研究結果に基づく⁽¹⁸⁾)。最適ディフォーカス(Δf = -1 nm)における緩やかなPCTFでの計算像と比較して、今回の観察条件下(Δf = -13 nm)での像の方がより明瞭な規則構造のコントラストが得られている(原子位置は明るいコントラストで投影)。さらに、Fe原子コラムとPd原子コラムのコントラストの強弱が原子番号の大小(投影ポテンシャルの大小)を定性的に反映していることがわかる(原点がFe原子)。比較のため、C_s値を-2 μmに設定し、Scherzer focus (Δf = -3 nm)にて像観察を行ったところ、図1(a)と同様のHRTEM像が得られたが(この場合、図1(b)破線と同様、110, 200, 220反射位置でPCTFは全て正值を取り、緩やかに変化する)、ナノ粒子内(結晶領域)の像コントラストが図1(a)の像と比べて低下

しており、像シミュレーションで得られた傾向を再現した。したがって、220反射の位相が反転した本観察条件の方が、反転させない場合よりもFe原子位置、Pd原子位置のコントラストを引き立たせ、より明瞭な規則構造のコントラストを与える。すなわち、本観察条件(C_sとΔfの組み合わせ)のもとでは、Fe, Pd原子コラム像が高いコントラストで観察されると同時に、ナノ粒子界面近傍のアーティファクトがほぼ消えることが判明した。

分解能の観点からは、FePdの(110), (200)面等の観察には従来型電顕の性能でも十分可能である。従来型電界放射型電顕(300 kV, C_s = 0.6 mm, Δf = 40 nm(アンダーフォーカス))におけるPCTFを図1(b)(点線)に示す。110, 200を含む広い空間周波数帯域にわたって|sin χ(q)| ≈ 1が成り立っていることがわかる(χ(q)は収差関数)。しかしながら収差補正電顕ではC_sを含め多くの高次収差が補正されていることから、ナノ粒子界面近傍を含め、より良い像質が得られている。特に収差補正電顕ではビーム傾斜、シフト、収束角等、照射系光軸がある程度変化しても、波面収差をもたらさないことが指摘されており、収差補正の実用上の利点の1つと言える⁽³²⁾。一方、従来型電顕とは異なり、C_sが小さい収差補正電顕では、わずかなディフォーカス量でもPCTFが大きく変動する(収差関数のΔf項の位相角への寄与が大きい、Fig. 1(a)の観察条件ではΔf項の位相変化への寄与(Δf = 1 nmあたり)はC_s項の約10³倍)ことから、より複雑な結晶の構造像を観察する場合には特に注意が必要と言える(実際にΔfのわずかな変化に応じて、図2に示したシミュレーション像のコントラストも変化していることがわかる)。このほか、本研究ではナノ粒子内での格子歪が明瞭に観察された(図1(a)のHRTEM像においても格子が連続的に緩やかに湾曲していることがわかる)。収差補正により、界面付近を含め非常に明瞭に局所的な原子配列の観察が可能となったため、このような格子歪の存在も容易に検出できるようになったものと考えられる⁽³¹⁾⁽³³⁾。

(2) FePd 規則合金ナノ粒子における高温相(不規則相)の凍結

前節と同一の試料(平均組成Fe-49 at%Pd)を用いて、種々の粒径を有するFePdナノ粒子のHRTEM像観察を行った(負のC_s, わずかにオーバーフォーカス条件)。その例を図3に示す。粒径はそれぞれ(a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 5 nm, (d) 5 nm, (e) 6 nm, (f) 9 nmである。粒径2-5 nmサイズの微細なナノ粒子においても、原子的構造が明瞭に観察されている。しかしながら、これらの微細粒子では、規則格子は粒子内で部分的に観察されるのみであり、規則格子反射強度も極めて弱い。一方、粒径が約6 nm以上のナノ粒子ではL1₀型規則構造が明瞭に観察される(図3(e), (f))。このとき、図3(b)に示す粒子は(c), (d)に示す粒子よりも粒径がわずかに小さいものの、(110)面に対応した規則格子のコントラストならびに規則格子反射(FFTパターン中の矢印)は(b)の粒子の方が明瞭に観察される。このようなわずかな相違は、粒子ごとの組成変動に起因すると推察される。著者らの経験では、粒径約5 nm以下の粒子からナノビームEDXを用い

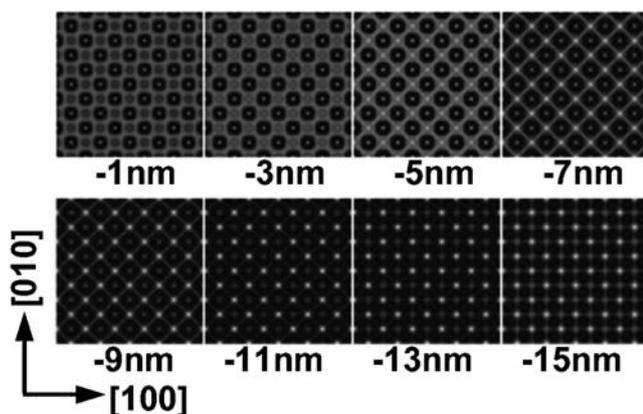


図2 L1₀型FePd規則合金における[001]入射HRTEM像のマルチスライスシミュレーション像(L1₀構造を5×5で表示)。試料厚さ7 nmにおける計算結果(C_s = -340 nm)。各計算像下の数値はディフォーカス量(アンダーフォーカスを正值とする)。

て合金組成を定量評価することはX線強度(S/N)の観点から困難であった. 本稿冒頭で述べたように, 粒子ごとの合金組成分布はおおよそ ± 4 at%の範囲に収まること, 本試料において粒径約5 nm以下の粒子はいずれも同様の弱い規則格子コントラストを示すことから, 組成による多少の変動はあるものの, 全体として粒径5 nm以下の粒子では規則格子形成が不十分であると考えられる(規則度が極めて低い). 以前のNBEDに基づく規則度定量解析結果によると, 十分に熱処理を行った試料(873 Kにて36 ks保持, 冷却速度0.167 K/s)においても粒径8 nm以下で規則度Sの低下が検出されている. 例えば, 粒径7.1 nmの粒子において $S=0.60$, 粒径8.6 nmの粒子では $S=0.83$ という値が得られている(ナノビーム元素分析での組成はともにFe-58 at%Pdであり, 規則度の相違は粒径の違いに起因する)⁽¹⁸⁾.

粒径3-4 nmサイズのFePdナノ粒子に関するPanらの研究によると, バルク合金の規則-不規則変態温度(本稿では以下 T_c と表記)以上で熱処理(1073 K-14.4 ks)した試料において室温で不規則相の存在が報告されている⁽³⁴⁾. 一方, AllyeauらはCoPt合金ナノ粒子について, バルク合金の T_c (1098 K)と比較して相対的に低温(773 K)で長時間(57.6

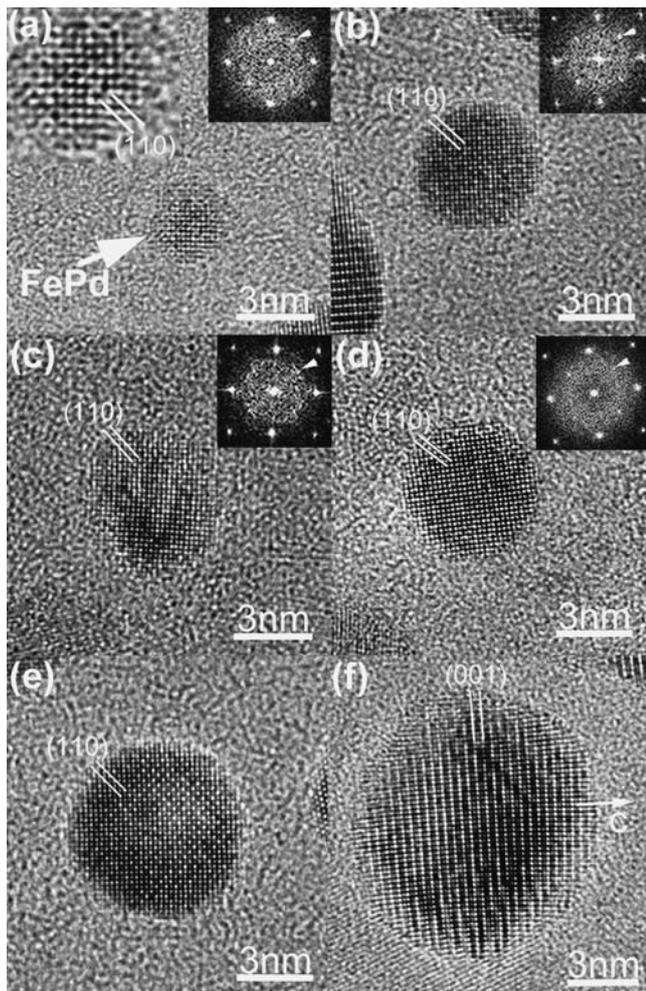


図3 FePdナノ粒子のHRTEM像とFFTパターン. 粒径はそれぞれ(a) 2 nm(FePdナノ粒子の拡大像を左上に示す), (b) 4 nm, (c) 5 nm, (d) 5 nm, (e) 6 nm, (f) 9 nm.

ks)熱処理した2-3 nmサイズのCoPtナノ粒子において, $L1_0$ 型規則構造の形成を報告している(彼らは923 Kで熱処理した場合には規則相が得られたなかったと述べている)⁽²⁵⁾. また, Cu_3Au ナノ粒子での実験(平均粒径4-20 nm)⁽³⁵⁾および計算結果⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾によると, T_c は粒径減少に伴い低下する. 現時点では粒径5 nm以下の微細なFePdナノ粒子を用いた規則-不規則変態の直接観察例はないものの, 平均粒径10-14 nmの範囲において著者らは電顕内加熱実験によって T_c の低下を観察している(この粒径範囲ではバルク合金の T_c と比較して T_c 低下幅は最大80 K程度に留まる)⁽³³⁾⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾. バルクのFe-Pd合金では, $L1_0$ 型規則相は最大約48.5-60.5 at%Pdの組成範囲で形成され, 合金組成に応じて変態温度 T_c が約878 K(48.5 at%Pd)から 1063 ± 20 K(58 at%Pd)の範囲で変化する⁽⁴⁰⁾. したがって, FePdナノ粒子では等比組成近傍の粒子の方が T_c 低下の影響を受けやすい.

以上のような既往の研究報告を考慮すると, 規則化熱処理後に徐冷する, あるいは粒径に依存した T_c 以下で熱処理することにより, 規則化が進行すると考えられる. この様子を模式的に図4に示す⁽⁴¹⁾. ここで注意すべき点は, $L1_0$ -A1変態はバルク合金では1次変態であるが, ナノ粒子に関する理論計算では温度に対する連続的な規則度変化が多数報告されていることである⁽²³⁾⁽⁴²⁾⁻⁽⁴⁴⁾. このため, 図4においてもナノ粒子規則度の連続的な温度変化を仮定しているが, その実験的検証には粒径分布・組成分布を排した理想的なナノ粒子集団を用いた加熱観察等の実験が必要であり, 未だ実現には至っていない. 図4に示すように粒径減少に伴い T_c が低下し, やがて室温付近あるいは室温以下にまで達した場合, もはや熱処理による規則化は望めず, 準安定不規則相が凍結されることになる⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾(合金ナノ粒子におけるマルテンサイト変態の場合には, 変態は極低温でも進行する⁽⁴⁵⁾). 図3(a)-(d)の粒子において観察された弱い規則格子コントラストは, 定性的にはあるが, このような T_c の粒径依存性に

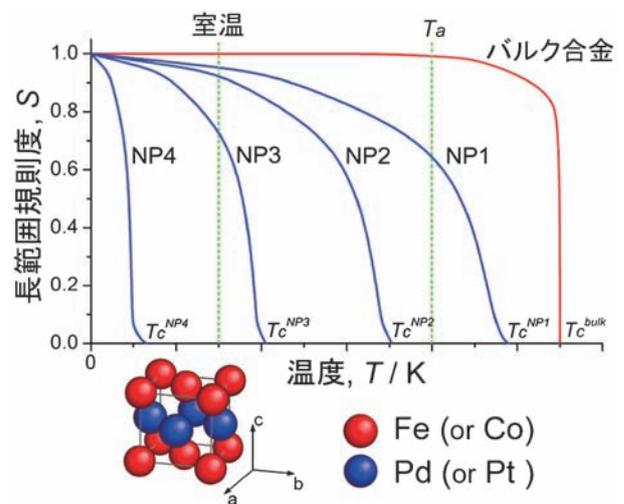


図4 粒径減少に伴う規則-不規則変態温度(T_c)の低下を示す模式図. $NP_1 > NP_2 > NP_3 > NP_4$ の順に粒径が小さい. T_a は熱処理温度を表す.

伴う冷却過程での部分的規則化あるいは凍結された不規則相中の短範囲規則構造と推察される。そこで、規則化に及ぼす熱処理温度と冷却速度の影響について検討することとした。次節では、粒径2-3 nmサイズのCoPt ナノ粒子について得られた結果を述べる。L₁₀型CoPtはFePdと同様に高い結晶磁気異方性エネルギーを有し⁽²⁾、粒径5 nm以下の極微細粒子においても室温で強磁性が保持されうると考えられることから、近年研究報告が実験・計算ともに増加しつつある⁽²²⁾⁻⁽²⁶⁾。なお、合金ナノ粒子における規則-不規則変態とその粒径依存性に関する過去の報告例については、文献(7)の5.3節を参照されたい。

(3) CoPt ナノ粒子の規則化に及ぼす粒径と冷却速度の影響

本研究では平均粒径4 nmのCoPt ナノ粒子を作製し、粒径分布(約2 nm~7 nmの間に分布)を利用して規則化に及ぼす粒径と冷却速度の影響を調べた。比較のため、規則化熱処理後の冷却速度を1.83 K/s (110 K/min, 以下、急冷)および0.025 K/s (1.5 K/min, 以下、徐冷)とした。作製した試料の明視野TEM像と対応したSAED図形を図5に示す⁽⁴⁶⁾。熱処理条件は、(a)873 K-3.6 ks, 徐冷, (b)873 K-3.6 ks, 急冷, (c)973 K-3.6 ks, 急冷である。また、それぞれに対応した粒径分布ヒストグラムを(a')-(c')に示す。熱処理条件に関わらず規則格子反射が現れており、いずれの試料においても粒径4 nmサイズの方位配向L₁₀型CoPt規則合金ナノ粒子が生成していることがわかる(合金組成はCo-61 at%Pt)。ここで、規則格子反射001と110はそれぞれc軸が膜面内方向、膜面垂直方向に配向した規則相粒子に起因する(それぞれa-, c-ドメインと呼称)。

図6に粒径4-5 nmサイズ(平均粒径付近)のCoPt ナノ粒子のHRTEM像とFFTパターンを示す⁽⁴⁶⁾。C_s値は4

μm, アンダーフォーカスで観察した。熱処理条件は(a)873 K-3.6 ks, 徐冷, (b)873 K-3.6 ks, 急冷, (c)973 K-3.6 ks, 急冷であり、左右の像はそれぞれ粒径約5 nm, 4 nmの

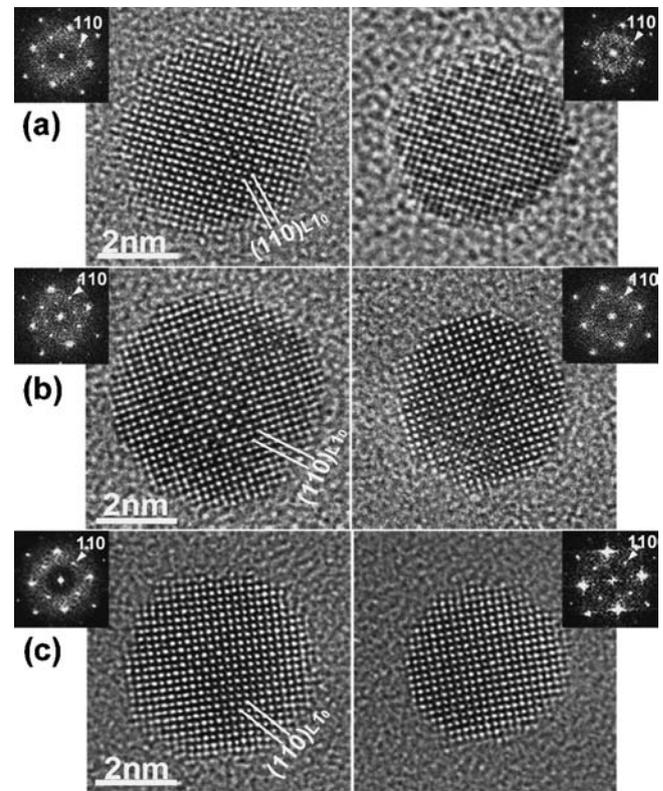


図6 粒径4-5 nmサイズのCoPt ナノ粒子のHRTEM像とFFTパターン。熱処理条件および粒径はそれぞれ(a) 873 K-3.6 ks(徐冷), 4.5 nm(左), 4 nm(右), (b) 873 K-3.6 ks(急冷), 5 nm(左), 4 nm(右), (c) 973 K-3.6 ks(急冷), 4.5 nm(左), 4 nm(右)。

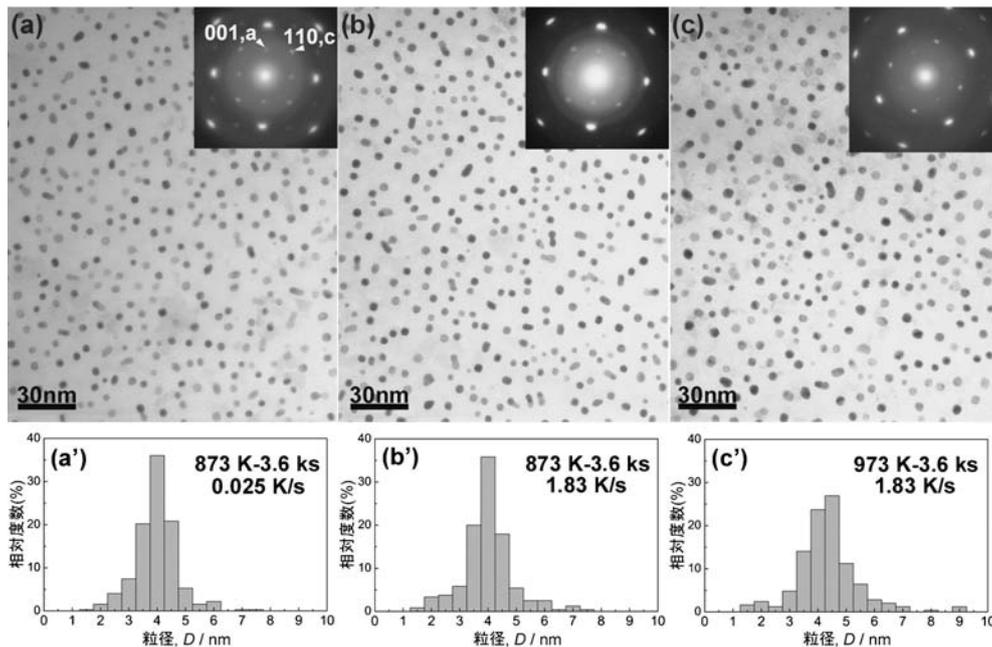


図5 CoPt ナノ粒子の明視野TEM像と対応したSAEDパターン。熱処理条件はそれぞれ(a) 873 K-3.6 ks(徐冷), (b) 873 K-3.6 ks(急冷), (c) 973 K-3.6 ks(急冷)。(a')-(c')は対応した粒径分布ヒストグラム。

粒子における観察結果である。いずれの場合にも、 $L1_0$ 型規則構造が形成されていることが像およびFFTパターンからわかる。また、粒子中心部と比較して周縁部では(110)面に対応した規則格子のコントラストがやや弱くなっている。この起源について次節でモデルクラスターを用いた像シミュレーションに基づいて述べる。

図7に粒径約3 nmサイズのCoPtナノ粒子のHRTEM像とFFTパターンを示す⁽⁴⁶⁾。熱処理条件は(a)873 K-3.6 ks(徐冷), (b)873 K-3.6 ks(急冷), (c)973 K-3.6 ks(急冷), である。これらのナノ粒子は粒径分布ヒストグラムの下限付近に相当する。873 Kで熱処理後徐冷した試料では $L1_0$ 型規則格子が生成しており, 図7(a)左では規則格子の(001)面による倍周期の格子縞が, 図7(a)右では(110)格子縞が見られる。このとき, 前図6に示した粒径4-5 nmサイズの粒子と同様に, 粒子周縁部で規則格子のコントラストが徐々に低下していることがわかる。さらに, 対応したFFTパター

ン上で001あるいは110規則格子反射の強度は極めて弱く, 規則度は低いと考えられる。本試料において規則格子が観察された最小粒径は約2 nmであった。

一方, 873 K, 973 Kいずれからの急冷試料においても, これら規則格子に起因した像強度の変調やFFTでの規則格子反射は全く見られず, 不規則相(AI, FCC構造)であることが判明した(図7(b), (c))。この観察結果は, 粒径3 nmサイズのCo-61 at%Pt合金ナノ粒子における規則-不規則変態温度は873 K以下(バルク合金では $T_c \sim 1023$ K)⁽⁴⁰⁾であることを示している。したがって, 熱処理後に徐冷することにより冷却過程で規則化する(図7(a), ただし規則度は低い)。一方, 急冷した場合には不規則相が凍結されることになる(図7(b), (c))。また, 粒子サイズをパラメータとした急冷試料に関する不規則相粒子の存在割合は, 873 K熱処理の場合, 全体の14%であり(図7(d)), 一方, 973 K熱処理の場合には24%であった。このように, T_c の粒径依存性が顕在化する粒径範囲のナノ粒子では, 冷却速度が規則化を支配する重要な因子であることが判明した。これらの結果は, Alloyeauらの低温時効による規則化の報告と一致する⁽²⁵⁾。また, Co-Pt合金における相互拡散係数の文献値⁽⁴⁷⁾を用いて拡散距離を見積もると, 873 Kで3.2 nm, 773 Kではわずか0.3 nmとなる(拡散時間3.6 ks)。粒径減少による変態温度の低下・規則度の連続的な温度変化とともに, このような速度論的制約により, 規則度の低いナノ粒子が生成し易いことがわかる。

4. 観察結果に対するHRTEM像シミュレーションからの考察

粒径3-5 nmサイズのCoPtナノ粒子において, 粒子中心部と比較して周縁部では(110)面に対応した $L1_0$ 型規則格子のコントラストがやや弱くなっていることを前節で述べた(図6, 図7(a))。この起源が粒子形態に起因するものであるか, あるいは粒子表面近傍での規則度低下によるものかを明らかにする目的で, 構造モデル(切頭八面体, $L1_0$ 型構造, 規則度 $S=1$)を用いた像シミュレーションを行った(結像条件は, $C_s=1 \mu\text{m}$, $\Delta f=1.7 \text{ nm}$, 加速電圧300 kV)。このとき, 粒径の異なる2種類の $L1_0$ 型構造モデルについて, それぞれ[001]入射および[100]入射にて計算を行った。構成原子数はそれぞれ8,000個($\text{Co}_{4032}\text{Pt}_{3968}$, 粒径は[100]方向に5.7 nm, [001]方向に5.5 nm)ならびに1,289個($\text{Co}_{657}\text{Pt}_{632}$, 粒径は[100]方向に3 nm, [001]方向に2.9 nm)である。まず, 粒径5.7 nmの構造モデルについて[001]入射で得られた計算結果について述べる。図8(a)は構造モデルの模式図(赤がPt, 青がCo)を, 図8(b)はそのシミュレーション像を示す。図8(b)を見ると, 粒子中心部から{100}あるいは{111}ファセットに近づくにつれて像コントラストが弱くなっていることがわかる。それぞれのファセット方向についての像強度プロファイルと対応した構造モデル断面模式図を図8(c), (d)に示す。プロファイルA-A'({100}ファセット間)と比較して, B-B'({111}ファセット間)において

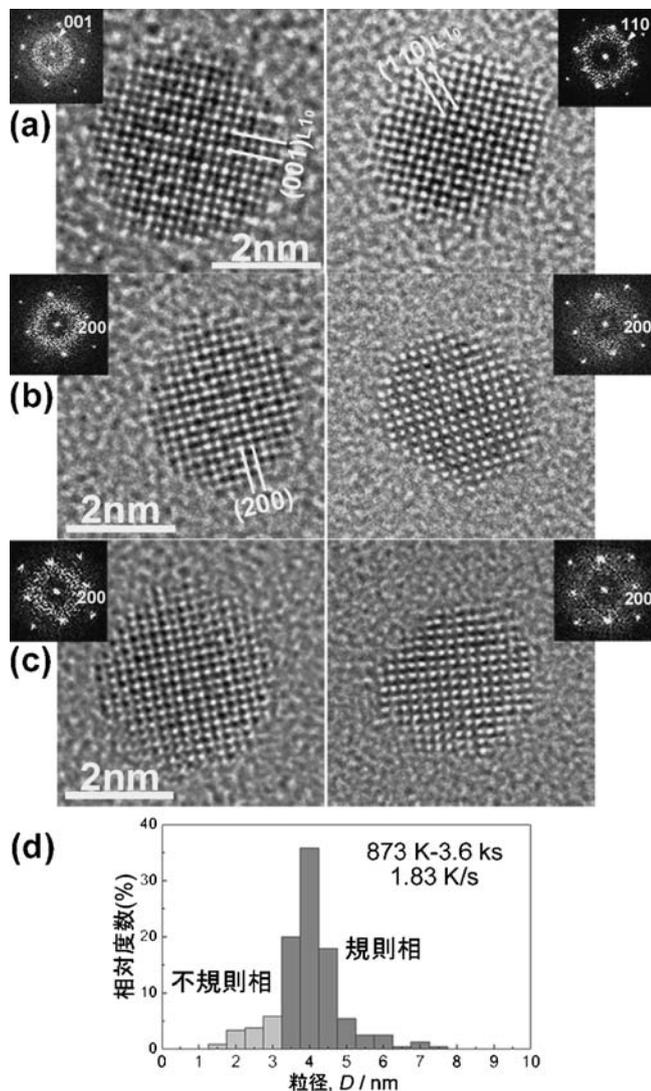


図7 粒径約3 nmサイズのCoPtナノ粒子のHRTEM像とFFTパターン。熱処理条件と粒径はそれぞれ(a)873 K-3.6 ks(徐冷), 3.5 nm(左), 3 nm(右), (b)873 K-3.6 ks(急冷), 3 nm(左), 3 nm(右), (c)973 K-3.6 ks(急冷), 3.5 nm(左), 3 nm(右)。 (d)粒径分布ヒストグラム(873 K-3.6 ks熱処理, 急冷)。

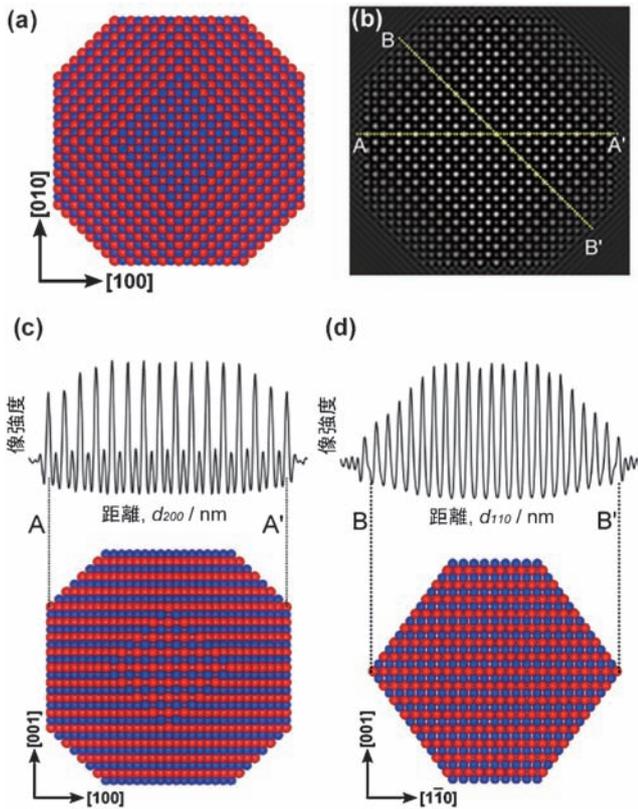


図8 (a)[001]方向から投影した切頭八面体構造モデル(L₁₀型構造, Co₄₀₃₂Pt₃₉₆₈, 赤がPt, 青がCo)と(b)シミュレーション像. (c){100}ファセット間(A-A')での像強度プロファイル($d_{200}=0.19$ nm), (d){111}ファセット間(B-B')での像強度プロファイル($d_{110}=0.27$ nm).

顕著なPt位置での像強度の低下が見られ, 規則構造像コントラストが低下している. このとき, ファセット近傍での厚さ変化(減少)は{111}ファセットにおいて著しい. すなわち, 本研究で観察された粒子周縁部での規則格子コントラストの低下は, 粒子形態(厚さ減少)による像強度変化により説明可能である. [100]入射の場合にも全く同様の傾向が見られた. 回折強度計算によると, L₁₀型規則合金では試料厚さと共に多重散乱の影響で規則格子反射が増大する(例えばCoPt[001]入射の場合, 厚さ約3~12 nmの範囲で規則格子反射強度が増加). これにより, 相対的に試料の厚い領域は薄い領域に比べて見かけ上, より高い規則構造像コントラストを与えると考えられ, 観察結果を説明できる.

図9に粒径3 nmのCo₆₅₇Pt₆₃₂構造モデルについて得られた像計算結果を示す. 図9(a)は[001]入射, (b)は[100]入射である. 入射方向によらず, この場合にも粒子周縁部での規則格子コントラストの低下が観察される. 図8(b)と同様, {111}ファセット近傍での像強度低下が著しい. さらに, 晶帯軸からのわずかな試料傾斜(9 mrad (=0.5°))により規則格子のコントラストは大きく変化し, 像およびFFTパターンからの規則格子の識別が困難になることも判明した.

以上の結果から, 本研究で観察された粒子周縁部での規則格子コントラストの低下は, 粒子形態(厚さ)による像強度変化により定性的に説明できることが明らかとなった.

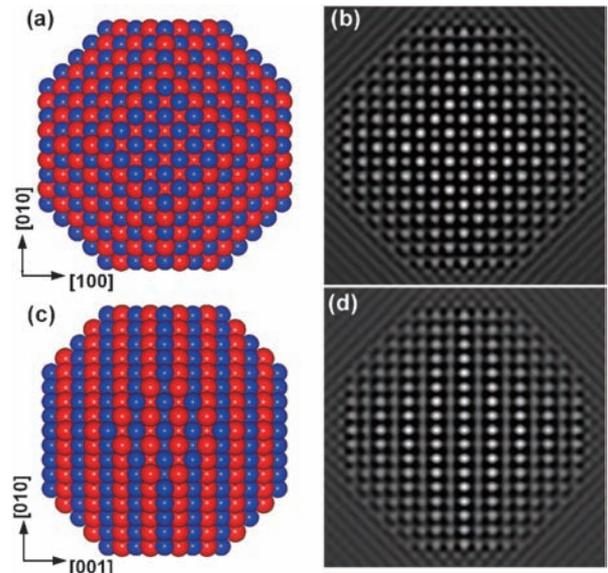


図9 粒径3 nmサイズの構造モデル(Co₆₅₇Pt₆₃₂)とシミュレーション像. (a)[001]入射, (b)[100]入射.

5. おわりに

本稿では, L₁₀型強磁性規則合金ナノ粒子における最近の研究について, 原子的構造と規則-不規則変態に焦点を絞りその一端を紹介した. 規則合金ナノ粒子において, 粒径低下に伴う不規則構造の出現やその粒子サイズについて, 合金系や粒子形成手法による相違など, これまでに数多くの実験結果が報告されてきた. この現象はバルク合金における規則化と対比して, 有限の原子数で構成された孤立粒子における規則化の駆動力(自由エネルギー変化)という観点から理解が可能である. 本研究では統計熱力学的要因に加え, 冷却速度という速度論的観点から, 従来の実験結果を説明できることを示した. このとき, 高々1.8 K/s程度の冷却速度でも顕著な急冷効果が生じる点が合金ナノ粒子の特徴と言え, このような実験結果を説明する速度論的解釈が必要となっている.

本稿においては, 結像収差補正HRTEMがナノ粒子構造観察手法として重要であることを示した. この手法の利点として以下の3点が挙げられる. すなわち, (1)正焦点近傍での像観察が可能となったこと(アーティファクトの軽減, 界面・粒界・ナノクラスターの観察に有利), (2) C_s を始め多くの高次収差が補正されていること(分解能・像質の飛躍的向上), (3)試料の高角度傾斜と超高分解能の両立(例えば本研究で用いた電顕では, 通常2軸傾斜試料ホルダーにて±35°の傾斜が可能), である. これら3要素はいずれも従来型電顕には無く, 材料科学の研究において極めて重要な意味を持つ. 収差補正電顕と付属分析技術による原子的構造と微細組織・組成の解明は, 新しい材料創製や現象の解明に資するところが大きいと期待される.

最後に, 本研究の遂行に際しお世話頂いた, 東北大学先端

材料の組織形成とその理論—第3回—

～組織粗大化過程の総合的解析～

宮崎 亨*

5. 組織の粗大化過程の総合理論

5.1 析出物の粒径と平衡濃度(Gibbs-Thomson の関係)

ゾーンであれ析出物であれ、形成された相分解組織は粗大化の過程に入る。粒子が形成された直後では、粒子の周囲に過飽和に固溶している溶質原子がまだ十分残存するので、これを吸収することにより粒子は粗大化する。しかし、ある期間この状態が続くと、地相中の溶質濃度は固溶限度近くまで減少し、地相中から溶質原子を集めることが困難になる。この段階では、すでに微細な粒子が多数形成されているので、今度は全表面エネルギーを減少させるよう粒子は集合し、粗大化する。勿論この期間、粒子数は減少して行く。この粗大化過程において、小さい粒子は地相中へ再固溶し、原子状態で地相中を拡散して大きな粒子の表面へ再析出する過程をとる。このような粗大化現象を理解する上に最も重要な関係式は、粒子径と粒子界面における平衡溶質濃度の関係を表わしたギブス・トムソン(Gibbs-Thomson)の式⁽¹⁾である。

$$c(r) \cong c_c(\infty) \left(1 + \frac{2\gamma_s V_m}{RT r} \right) \quad (5.1)$$

ここで $c(r)$ および $c(\infty)$ は、それぞれ半径が L と ∞ の析出粒子の界面における溶質の平衡濃度、 γ_s は単位面積当りの表面エネルギー、 V_m は析出粒子のモル体積、 R はガス定数、 T は温度である。この式の意味するところは、析出物の粒径 r によってその界面で平衡する溶質濃度が異なり、粒径が小さいほど平衡濃度が高いことである。このことは図5.1より容易に理解できよう。 α 相中に粒径の異なる2つの β 粒子が存在する場合、粒径の小さい粒子の方が粒子表面の曲率が大きいので表面エネルギーが大きくなり、その分だけ全エ

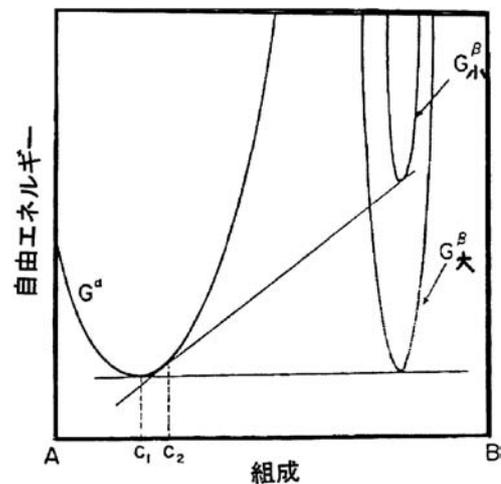


図5.1 粒子サイズによる界面平衡濃度の差異. $G_{\beta小}^{\beta}$, $G_{\beta大}^{\beta}$ はそれぞれ小粒子と大粒子の G^{β} を示している。

ネルギーが増加し小粒子の β 相の自由エネルギーは高くなる($G_{\beta小}^{\beta}$ と表示)。その結果として、 α 相との平衡濃度は c_2 となり、粒径が大きい場合の c_1 よりも高濃度側へずれる。

さて式(5.1)の関係を用いて、粒径の違いによる粒子の安定性を考えよう。粒子が形成された直後では、図5.2(a)のように全ての粒子の平衡溶質濃度 $c(r)$ は地相濃度 $c_M (\approx c_0)$ より低いので地相から粒子へ溶質の流入が生じ、各粒子は粗大化する。この過程における粒径の粗大化速度 \dot{r} は、時間 t の約 $(1/2)$ 乗に比例することが知られている。その後、時間経過して地相濃度 c_M が減少すると、図(b)のように粒径の小さい粒子では、その平衡濃度 $c(r_1)$ が c_M より高くなり、この粒子では溶質は逆に地相へ流出し粒子は小さくなる。一方、

* 名古屋工業大学名誉教授(〒470-8555 名古屋市昭和区御器所町)

The Formation of Microstructure in Materials and Its Theoretical Basis (III) ~Synthetic Analysis of Microstructure Coarsening~; Toru Miyazaki (Emeritus Professor, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)

Keywords: stability bifurcation of coarsening of precipitates, synthetic analysis of microstructure coarsening, elastic interaction energy, splitting of precipitate particle

2014年3月27日受理[doi:10.2320/materia.53.479]

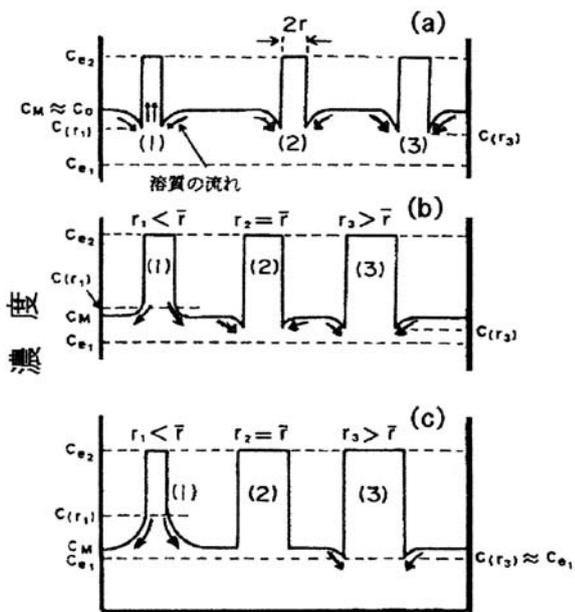


図5.2 Gibbs-Thomson の式に基づく析出粒子界面における溶質原子の流れ。

粒径の大きな粒子では $c(r) < c_M$ であるため溶質は流入し粗大化する。この段階では平均粒径 \bar{r} を持つ粒子は、図(b)の中央の粒子のようにまだ粗大化傾向にある。したがって、粒子の体積比はこの段階ではまだ増加している。さらに時間が経過すると地相濃度 c_M はほぼ平衡組成 c_{e1} にまで減少する。この段階に至ると平均半径の粒子の $c(\bar{r})$ は c_M と等しく、消滅も粗大化も生じないが、 $r < \bar{r}$ の粒子は粗大化する。この時、大きい粒子の粗大化は、溶解した小さい粒子の溶質原子が大きな粒子へ固相中を拡散することによってまかなわれる。したがって、この図(c)段階では析出物の地相に対する体積比 f_V はほぼ不変である。この過程を繰り返すことにより平均粒径は徐々に大きくなる。この図(c)のような粗大化過程をオストワルド成長(Ostwald ripening)と呼び、析出が完了した後の粒子の粗大化機構である。

5.2 オストワルド成長(Ostwald ripening)

オストワルド成長は、析出粒子と地相との間の界面積を減らすことにより全界面エネルギーを減少させるようとする結果生じる。オストワルド成長の理論としてよく知られているのが、Lifshitz と Slyozov⁽²⁾ および Wagner⁽³⁾ が提案した、いわゆる LSW 理論であり、析出粒子成長を考える上では、今日まで常に基本となって来た。この理論が示唆する重要なポイントは次の2点に集約される。

(1) 時間 t における粒子の平均サイズ $\bar{r}(t)$ は、

$$\bar{r}(t)^m - \bar{r}(0)^m = Kt \quad (5.2)$$

または、事実上 $\bar{r}(0) = 0$ であるから

$$\bar{r}(t) = Kt \frac{1}{m} \quad (5.3)$$

で表わされる。 K は速度定数である。成長が原子の体拡散に支配されているならば、 $m=3$ となる。すなわち、

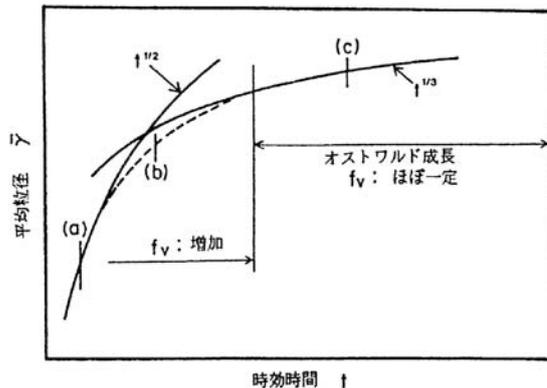


図5.3 時効時間の経過に伴う粒子成長則の変化。

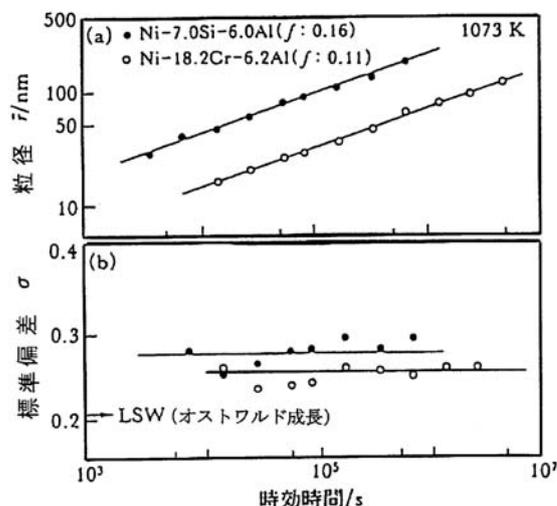


図5.4 弾性拘束の弱い合金に於ける γ' 粒子の成長粗大化挙動(オストワルド成長)。

$$\bar{r}^3 - r_0^3 = \frac{8D_B \gamma_s c(\infty) V_m^2}{9kT} (t - t_0) \quad (5.4)$$

以上のことを平均粒径 \bar{r} の時効時間 t に対する変化で示すと、図5.3のように最初ほぼ $t^{1/2}$ に比例して粗大化した粒子は過渡的段階を経て、 $t^{1/3}$ に比例するオストワルド成長段階へ到達する。図中の(a), (b), (c)は図5.2の三つの段階にそれぞれ対応している。

(2) 平均粒子で規格化された粒子のサイズ分布 $f(r, t)$ は、成長粗大化が進んでも変化しない。すなわち、サイズ分布には自己相似性があり、式(5.5)で表わされるサイズの分布関数 $f(r, t)$ は、粒子の平均半径 $\bar{r}(t)$ によりスケールが可能である。

$$f(r, t) = \left[\frac{n(t)}{\bar{r}(t)} \right] \cdot P_0(\rho) \quad (5.5)$$

ここで $n(t)$ は粒子数、 $\bar{r}(t)$ は平均半径、 ρ は平均半径で規格化した粒子半径 $r(t)/\bar{r}(t)$ で、 $P_0(\rho)$ はスケールされたサイズ分布関数であり時間 t に無関係である⁽²⁾。

LSW 理論を支持する実験結果は多い。その例として、Ni 基合金の γ' 析出物の粗大化⁽⁴⁾ を図5.4に示す。図(a)は時効

時間 t と粒子の平均サイズ(半径) \bar{r} の関係を示したもので、 $\log t$ と $\log \bar{r}$ の間には直線関係が認められ、その傾きは、ほぼ $1/3$ で、LSW 理論の $\bar{r} \propto t^{1/3}$ の関係が成立している。図(b)は γ' 粒子のサイズ分布の広がりを示す標準偏差 σ で、粒子が粗大化しても σ の値はほぼ一定である。このことは組織に自己相似性があること、言い換えれば、平均粒子サイズ \bar{r} に関するスケール則が成り立っていることを意味している。

しかしながら、LSW 理論では説明できない実験結果も多く、成長速度が $t^{1/3}$ 則に従わない例もかなり多い。特にサイズ分布については、ほとんどの合金系において LSW 理論の予想と一致していない。これらの不一致は、LSW 理論が本来、粒子の体積分率の極めて低い、広い粒子間隔でまばらに分布している粒子の成長を対象とした理論であることに起因している。つまり、多数の粒子からの拡散フラックスの相互干渉を考慮していないことに起因する。

5.3 弾性拘束系における析出粒子成長の分岐

LSW 理論あるいは修正を施した MLSW 理論でも説明できない粒子の成長挙動は多い。その代表的な現象は、(1)同一合金系でも合金組成によって成長速度が、図5.5に見るように大幅に異なる事、(2)粒子径によって成長速度が異なり、大粒径では成長が極めて遅く停止する場合がある事、(3)(2)の現象に連動して粒径分布が大きく変化する事、(4)これらの現象は弾性拘束が大きい合金系で著しい、ことなどである⁽⁵⁾。これらの現象は界面エネルギー支配のオストワルド成長理論では全く説明できない現象で、完全に別の成長機構が生じていると考えざるを得ない。以下に、新しく導入された析出粒子の粗大化現象についての総合的な理論を記述する。これによって、析出粒子のオストワルド成長挙動と説明不可能であった粗大化現象を統一的に理解することができる。

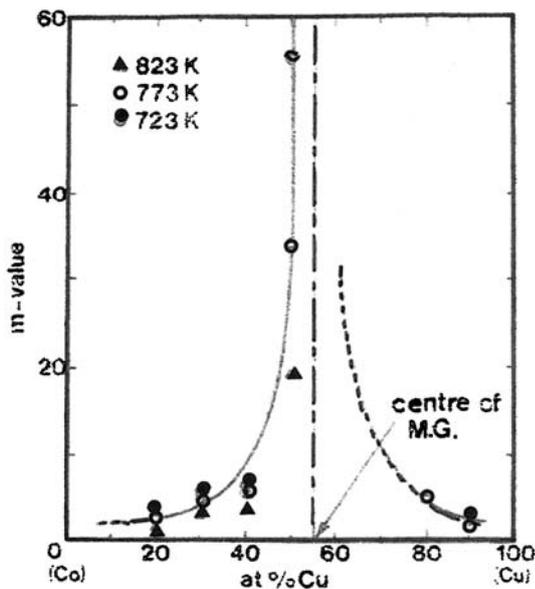


図5.5 Cu-Co 合金における粗大化速度指数 m 値 ($\lambda^m = Kt$) の組成依存性。

5.3.1 析出粒子の成長分岐理論

LSW 理論では粗大化の駆動力は界面エネルギーのみであると考えられてきた。しかしながら、析出粒子の粗大化は弾性歪を生じやすい合金でも生じることは紛れもない事実であり、弾性的な拘束が固体中の析出粒子の成長挙動に影響を及ぼすと考えることは当然のことである。したがって、合金においては、析出粒子の成長に関する理論を展開する上で、界面エネルギーに加えて弾性歪エネルギーをも考慮する必要がある。

(1) 組織モデル

組織の安定性を論ずるには、その組織自由エネルギーを評価しなければならない。時効、析出により形成された組織には多数の析出粒子が関連するので、本来、エネルギー評価は多体問題として取り扱われなければならない。しかし、そのような計算は複雑なので、最も簡単なモデルとして、非等方弾性体の地相中に、地相と弾性係数の異なる2個の球状析出粒子 α と β (体積は各々 V_α, V_β) が、距離 L を隔れて対になって存在している組織を考えよう。 $V_\alpha + V_\beta = V$ (一定) という条件下で両粒子のサイズが変化する時、相対的なサイズの違いを示すパラメータ R ⁽⁶⁾ を式(5.6)にて定義する。

$$R = \frac{r_\alpha - r_\beta}{r_\alpha + r_\beta} \quad (5.6)$$

ここで r_α と r_β はそれぞれ α および β の半径であり $-1 \leq R \leq 1$ である。 $R=0$ で $r_\alpha = r_\beta$ となり、 α と β が同じサイズ(すなわち平均半径 \bar{r}) で存在する状態を表わしている。 R が 0 から +1 へ増加することは、 α 粒子が大きくなり β 粒子が小さくなることを、逆に R が 0 から -1 へ減少することは、 β 粒子が成長し α 粒子の方が消滅していくことを意味している。 $R = \pm 1$ では α, β 粒子のいずれか一方のみが存在する。

いま析出組織が、距離 L を周期として分布している多数の粒子からなっていると仮定すれば、 α, β の2体粒子は、地相中で $2L^3$ の体積を持った領域を占有していると考えられることができる。したがって、粒子の体積分率は $f = V/2L^3$ である。 V は両粒子の体積の和で一定であるから、

$$V = \frac{4\pi}{3} (r_\alpha^3 + r_\beta^3) = 2 \left(\frac{4\pi}{3} \right) \bar{r}^3 \quad (5.7)$$

である。したがって、粒子の平均直径 $2\bar{r}$ で規格化した粒子間距離 $d (= L/2\bar{r})$ を導入すれば、結局次式が得られる。

$$f = \frac{V}{2L^3} = 2 \left(\frac{4\pi}{3} \right) \bar{r}^3 \frac{1}{2L^3} = \frac{\pi}{6} \left(\frac{2\bar{r}}{L} \right)^3 = \frac{\pi}{6d^3} \quad (5.8)$$

よって、 f は V に依存せず、 d のみの関数である。

(2) 径の異なる粒子間の弾性相互作用エネルギー

α, β 粒子を含む系の組織自由エネルギー E_{sys} は式(5.9)で表される。

$$E_{\text{sys}} = G_c + E_{\text{str}} + E_{\text{int}} + E_{\text{surf}} \quad (5.9)$$

このうち、ここで設定されている粒子の体積比と形状が変わらない条件下では、相対的粒径 R が変化しても、 G_c と E_{str} はほとんど変化しない。したがって、 $E_{\text{int}} + E_{\text{surf}}$ のみを考慮

すればよい。

α, β 両粒子間の弾性相互作用エネルギー E_{int} は幾人かの研究者⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾によって示されている。ここではハチャトリアン (Khachaturyan)⁽⁸⁾の方法を示す。

$$E_{\text{int}}(\mathbf{L}) = \frac{1}{V_0} \sum_{\mathbf{q}} F_{\alpha\beta}(\mathbf{n}) S_{\alpha}(\mathbf{q}) S_{\beta}(-\mathbf{q}) \exp(i\mathbf{q} \cdot \mathbf{L}) \quad (5.10)$$

ここで、 V_0 は α, β 粒子を含む系全体の体積、 \mathbf{n} はフーリエ波数ベクトル \mathbf{q} に沿った単位ベクトル、 \mathbf{L} は α, β 粒子の中心間の位置ベクトルである。式(5.10)の $F_{\alpha\beta}(\mathbf{n})$ はフーリエ空間における弾性エネルギー関数で、式(5.11)を用いて計算できる。太字は3次元表記である。

$$F_{\alpha\beta}(\mathbf{n}) = \Omega_{\alpha\beta} - \Phi_j^{\alpha}(\mathbf{n}) G_{jk}^{-1}(\mathbf{n}) \Phi_k^{\beta}(\mathbf{n}) \quad (5.11)$$

$$\Phi_j^{\alpha}(\mathbf{n}) = C_{jklm} \eta_{lm}^{\alpha} n_k$$

$$\Omega_{\alpha\beta} = C_{jklm} \eta_{jk}^{\alpha} \eta_{lm}^{\beta}$$

$$G_{jk}(\mathbf{n}) = C_{jklm} n_l n_m$$

η_{ij} は変形勾配テンソルで、ここでは

$$\eta^{\alpha} = \eta^{\beta} = \eta \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & t \end{pmatrix} \quad (5.12)$$

$$\eta = e_{11}^T \quad t = \frac{e_{33}^T}{e_{11}^T}$$

のような対角化した形となる。 η は歪の大きさを表わすスカラー量である。 t は歪場の正方晶比で、 α, β いずれの粒子も a 軸もしくは b 軸方向の t 倍の歪が c 軸方向に生じている事を示している。このような正方晶歪場を導入すると、一般形状の粒子が持っている異方性歪場を近似的に計算することができる。式(5.10)の $S_{\alpha}(\mathbf{q})$ は、フーリエ空間における形状関数で、

$$S_{\alpha}(\mathbf{q}) = \theta_{\alpha}(\mathbf{q}) \{1 - \delta(\mathbf{q})\} \quad (5.13)$$

と示される。 $\delta(\mathbf{q})$ はフーリエ空間の原点で1、他の領域では0となる関数である。また $\theta_{\alpha}(\mathbf{q})$ は形状関数で、 $q (= |\mathbf{q}|)$ の変域は、 α を格子定数とした時、

$$\frac{4\pi}{3} q_{\text{max}}^3 = 32 \frac{\pi}{a^3} \quad (5.14)$$

から、その最大値 q_{max} が定義される。また形状関数の具体的式は次式にて与えられる。

$$\theta^{\alpha}(\mathbf{q}) = 3V_{\alpha} \frac{\sin(\mathbf{q}r_{\alpha}) - \cos(\mathbf{q}r_{\alpha})}{(\mathbf{q}r_{\alpha})^3} \quad (5.15)$$

(3) 界面エネルギー

α, β 両粒子の界面エネルギーの和 E_{surf} は、

$$E_{\text{surf}} = \gamma_S (s_{\alpha} + s_{\beta}) \quad (5.16)$$

で与えられる。 γ_S は粒子の単位表面あたりの界面エネルギーで、 s_{α} と s_{β} はそれぞれ α 粒子と β 粒子の表面積である。

5.3.2 析出粒子安定性に対する分岐図⁽⁵⁾

図5.6は、Cu中の $\langle 100 \rangle$ 方向に並んだ一対の球状Co析出粒子について、2体粒子の相対的なサイズパラメータ R を変化した場合、弾性相互作用エネルギーが粒子間距離 d に対してどのように変化するかを示している。いずれの R 値

においても、両粒子がわずかに離れている位置で弾性相互作用が最大となる。さらに、その値は R が0に近づく程小さくなる。すなわち、二つの粒子が同サイズの時に弾性相互作用は強く、両粒子のサイズの差が大きくなるにつれて弾性相互作用は弱くなる。

次に、2粒子の平均サイズを $\bar{r} = 100 \text{ nm}$ に固定した時の両粒子が持っている全エネルギーの R 依存性を見よう。粒子間距離 d をパラメータとして求めた結果が図5.7である。二つの粒子が離れている時 ($d = 2.5$) には、エネルギーの最大が $R = 0$ に、最小が $R = \pm 1$ の所に現われている。しかし、粒子の間隔が狭くなる ($d = 1.6$) と、 $R = 0$ の所が窪み、エネルギーの極小が現われる。さらに粒子が接近する ($d = 1.1$) と $R = 0$ におけるエネルギーの落ち込みは大きくなり、ついには $R = \pm 1$ に代わって $R = 0$ の状態がエネルギー最小となる。つまり、1個の粒子よりもその粒子が分裂して2個の粒子になった方がエネルギー的に安定になる。この図ではパラメータとして粒子間距離 d をとったが、 d と粒子の体積比 f との間には式(5.8)の関係があるので、 f をパラメータとしても

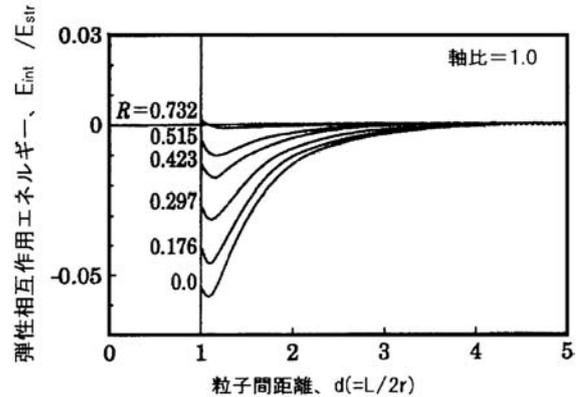


図5.6 相対粒径パラメータ R による2体粒子間の $\langle 100 \rangle$ 方向の弾性相互作用エネルギーの変化。

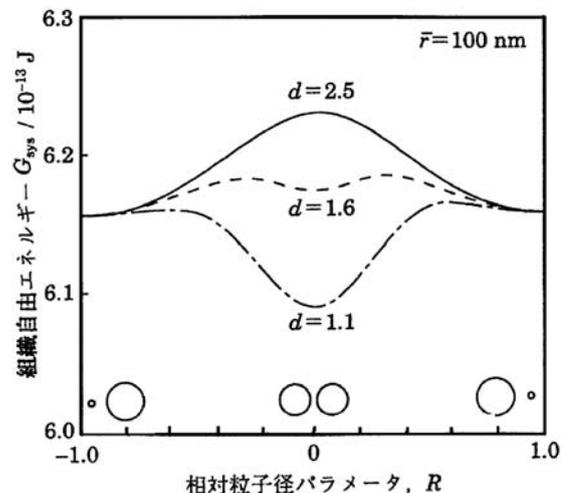


図5.7 粒子間距離の異なる2体粒子の組織自由エネルギーの R 依存性。

同様の議論ができる。すなわち、 f が増えれば $R=0$ におけるエネルギーの落ち込みは大きくなる。

R および d (または f)が変化する時の全エネルギーの変化を、立体的に表わしたのが図5・8の模式図である。図中の太実線はエネルギー面の尾根を示している。この図はRegion II(領域II)と呼ばれる影をつけた領域と、その外側に広がっているRegion I(領域I)と呼ばれる領域から成り立っている。領域Iでは、エネルギーの最小は、 $R=\pm 1$ の所にあるためエネルギーは黒矢印で示す方へ向けて下がっている。一方領域IIでは、 $R=0$ に沿ってエネルギーが極小となる谷が存在する。このようなエネルギーの谷ができるのは、粒子サイズの均一化に伴って粒子間弾性相互作用が大きくなり界面エネルギーの増分を上回った結果である。さらに f が大きくなるにつれて全エネルギー極小の谷はますます深くなり、ついには $R=\pm 1$ のレベルよりも低くなってエネルギー最低となる。

図5・9は図5・8を底面に投影したもので、実線は $\bar{r}=100$ nm、点線は $\bar{r}=50$ nmの分岐図で、粒径の増加によって領域IIが拡大することがわかる。これは平均粒径の増加によって弾性相互作用が増加したことによるものである。この分岐図形は R 、 d (または f)および r から構成されているので、これらの3軸空間で記述すると判りやすい。図5・10はそれを示しており、弾性相互作用が支配する領域IIは、粒子径 r と f が共に大きい領域にワインカップ状に存在する。領域IIの広がり、析出粒子と地相の格子ミスフィットが大きい合金ほど広い。この3次元分岐図形から、体積率 f の大きな合金

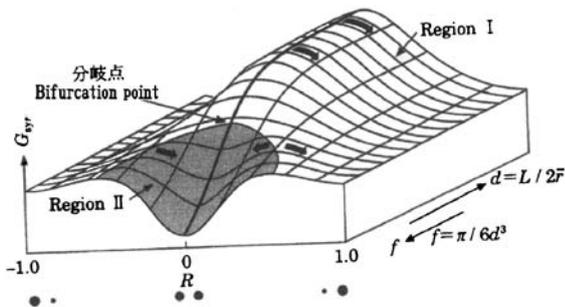


図5・8 相対粒径パラメータ R と粒子間距離 d に対する G_{sys} の局面。

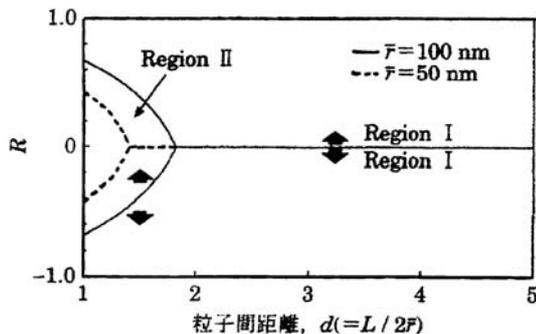


図5・9 組織分岐図形の平均粒径 \bar{r} による差異。

ほど粒径均一化領域IIに入りやすい事が判る。

5・3・3 分岐理論から予測される析出粒子の挙動

(1) 粒子径の均一化と成長粗大化の停止⁽¹⁰⁾

Ni-Mo合金中の Ni_4Mo 析出物について、平均サイズ \bar{r} と時効時間 t との関係は、図5・11(a)のようになる。時効初期には $t^{1/3}$ 則に従い粒子は成長するが、分岐図形の領域IIに入ると成長速度は遅くなり、ついには成長がほとんど停止する。それに伴って、サイズ分布の標準偏差 σ の値は、時効が進むにつれて徐々に小さくなる(図5・11(b))。つまり、粒子の成長が停止すると共に、粒子サイズのばらつきも少なくなって来る。したがって、この合金系の場合、多くの粒子が30~40 nmのサイズに揃って来る。すなわち、組織の均一化が起こる。同様の現象は多くの合金で観察されている。この粒子成長の速度論についての理論的計算は川崎、榎本⁽¹¹⁾が行っており、粒子成長の粗大化の停止がよく再現されている。

このように、弾性拘束が強く弾性エネルギーが支配的な系では、成長速度に関する $t^{1/3}$ 則およびサイズ分布に関するスケール則の両者ともに成立せず、LSW理論あるいはその修正理論は全く役に立たない。さらにTEM観察で明らかとな

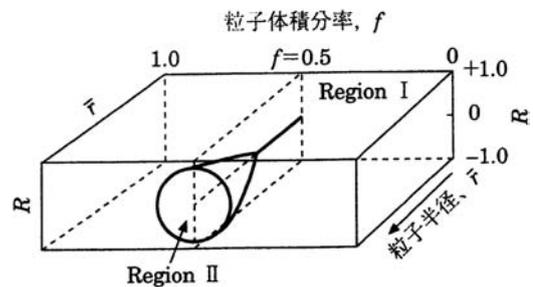


図5・10 領域(Region II)の立体表示。

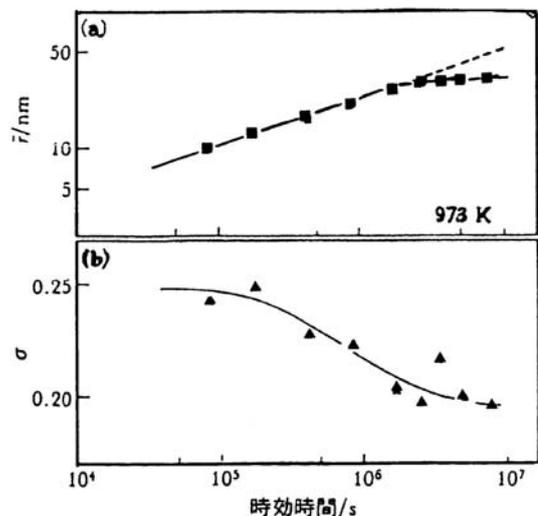


図5・11 弾性拘束が強いNi-Mo合金中の Ni_4Mo 粒子の成長挙動(平均サイズと標準偏差)。

九州大学超顕微
解析研究センター九州大学工学研究院；教授
九州大学超顕微解析研究センター長
松村 晶

標題のセンターは、本年(2014年)4月1日に、本学超高压電子顕微鏡室を改組して新たな学内共同利用施設として発足した。本誌の“紹介”記事では組織変更についても扱うこととなっており、編集委員より寄稿のお声がけをいただいた。学部や大学院など学会員に大きく関わる改組を主に対象としているのではと思うが、折角頂いた機会なので九州大学での電子顕微鏡共同利用体制についてご紹介したい。

九州大学の超高压電子顕微鏡室は、1975年に本学に超高压電子顕微鏡が設置されたことによって発足し、先端的な電子顕微鏡を用いた研究環境を学内の研究者に提供することを使命として運営されてきた。開所当初から全学的な共同利用と協力体制が構築され、関係者の努力によって逐次先端的な研究設備のキャッチアップが進められ、物質の微細構造に関する新しい研究の実施を可能にしてきた。九州大学は、2005年度から福岡市西区元岡に新たに造成した伊都キャンパスへの統合移転を進めているが、2005年5月にはいち早く新キャンパスにオメガ型電子分光エネルギーフィルターを内蔵した新規超高压電子顕微鏡の設置を開始するとともに、その後も収差補正高分解能電子顕微鏡や超伝導マイクロカロリメーター X 線分光器を装備した走査電子顕微鏡等の特色ある設備の整備が行われ、現在ではそれぞれ特徴ある機能をもつ11台の透過電子顕微鏡と走査電子顕微鏡、集束イオン加工装置等の周辺機器を配備した施設となっている⁽¹⁾。

超高压電子顕微鏡を核とする同様の共同利用施設は国内主要大学に設置されているが、九州大学の特徴としては利用者が学内の様々な部局に広がっていることが挙げられよう。最大利用部局の工学研究院においても、物質系に限らず機械系、環境系も含めたほとんどの部門が利用しており、専門が閉じていない。新しく開設された部局・センターからの利用も少なくなく、新任の研究者による新たな研究開始にも本施設は有効に活用されており、利用登録者は年々増加している。

このような先端的な研究施設の共用システムは、機関内に限らず我が国の研究振興の上で極めて重要とされている。現在、文部科学省はナノテクノロジー材料分野の研究振興のために「ナノテクノロジー・プラットフォーム」事業⁽²⁾を進めており、本センターはその一つの「微細構造解析プラットフォーム」⁽³⁾に国内の主要な9機関とともに参画して、学外の研究者にも利用されている。さらに、北大、名大、阪大と協力して「超高压電子顕微鏡連携ステーション第2期」事業⁽⁴⁾を進めて、我が国の独自技術である超高压電子顕微鏡の利用を国内の研究機関に開放している。この他にも、九州大学学術研究都市推進機構(OPACK)と連携して主として民間企業との産学連携研究を推進する自主事業「超高压電子顕微鏡フォーラム」⁽⁵⁾も実施しており、本施設は学外者に対しても開かれた共同研究、研究支援、ならびに産学連携研究を推進し



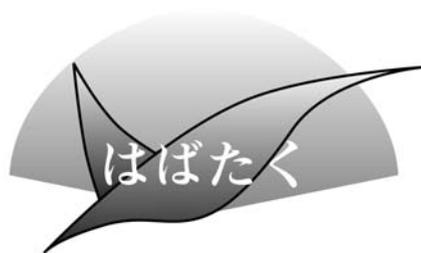
図1 九州大学に設置されているオメガ型電子エネルギーフィルターを内蔵した超高压電子顕微鏡 JEM-1300NEF(左)と超伝導マイクロカロリメーター XEDS を装着した走査電子顕微鏡 ULTRA55(右)。

ている。

このような研究施設の開放的共用運営は、単に先端的な研究設備を利用開放するだけでは達成できない。先端装置を新しい研究の可能性を拓く“栄養素”に例えるならば、栄養素の“摂取”(開発と導入)とともに、それを“消化”する活動、すなわち先端装置を利用した課題解決に向けた実践的解析手法の確立を進めるとともに、そこで得られた“エネルギー”を必要としているところに運ぶ“血液”の役割(新技術の普及、研究協力支援、講習教育活動)があって初めて、先端的な研究施設の共用による研究先導が可能になる。同施設では、主要な学内利用者によってそれぞれが培った研究成果を基に、相互に技術提供や相互協力による装置開発、教育研究の先進化を進めてきた。しかしながら、昨今の急速な研究動向の変化や発展に対応するには、装置の先端性に合致した研究開発機能の充実と高度化がますます求められており、ボランティア的な学内協力だけでは対応が難しくなっている。海外でも主要な大学や研究機関で電子顕微鏡施設の共用化とネットワーク化が急速に進んでおり、そこでは先端装置の重点的設置だけでなく、それと併せて運営する研究体制の充実も進められて多様化する先端研究のニーズへの迅速な対応を可能にしている。ここでのキーワードは装置の先鋭化とそれに見合った人的体制の構築である。たとえ装置が最先端であっても、それに見合った研究展開力がないと宝の持ち腐れになりかねない。今回の改組は、このような顕微解析研究の動向を背景にして、電子顕微鏡による先端的な物質材料研究を推進しながら、同施設の共同利用の運営に携わる教授2名のポストが配置されたことによる。もちろん、高々2名の教員配置だけで事が済むわけではなく、これを核にしてさらに体制を充実させていかねばならない。引き続き多くの方々に関心を持っていただければ幸いである。

文 献

- (1) URL: <http://www.hvem.kyushu-u.ac.jp>
- (2) URL: <https://nanonet.go.jp>
- (3) URL: <http://www.nims.go.jp/acnp/>
- (4) URL: <http://www.uhvm.osaka-u.ac.jp/jp/st/>
- (5) URL: <http://www.hvem.kyushu-u.ac.jp/forum.html>
(2014年6月30日受理) [doi:10.2320/materia.53.485]
(連絡先: 〒819-0395 福岡市西区元岡744)



ガラス特性への計算科学的アプローチに携わって

大阪大学大学院基礎工学研究科 博士後期課程2年
宮崎 成正

私は、大阪大学大学院基礎工学研究科機能創成専攻の博士後期課程2年に在籍し、同専攻尾方成信教授にご指導いただき、金属ガラスの変形能や形成能に関するモデリングおよびシミュレーションに取り組んでいます。本稿を執筆する貴重な機会を与えて頂き感謝申し上げます。この機会を利用して、現在の研究経過とともに研究に携わって感じたことについて述べさせて頂きたいと思います。

私の所属する尾方研究室では主に、電子・原子論に立脚したマルチスケール・マルチフィジクスモデリング手法を用いて、拡散や転位といった材料変形の素過程が、種々の材料のマクロな変形様式や強度や靱性などの機械的特性に与える影響およびそのメカニズムの解明を行っています。私が学部4年生での配属先選択時には、計算機を使うのが得意だからというのと、幼い頃より身近にあったゲーム機やパソコンが動く仕組みを知っておきたいとの思いで、単純に尾方研究室を希望しました。配属して最初に頂いた研究テーマは、加速分子動力学法を用いた金属ガラスの過冷却液体の緩和メカニズムの検討でした。原子モデリング法の代表である分子動力学法を用いて直接解析することができる時間窓はフェムト秒～数ナノ秒です。したがって、この研究のカギとなる点は、通常分子動力学法では捉える事のできない長い時定数(数秒～数時間)を有するガラスの動的な緩和現象を、どのようにして分子動力学法で捉えるかという点にあります。時間スケール問題を克服する方策として、1つは計算機の高速度化が挙げられます。計算機の性能はこの10年でも約100倍も向上しており、特に近年はCPUの複数のコアを並列計算する技術が進歩しています。またスパコンでも数万コアでの並列により1秒あたり1京回以上もの演算処理が可能な時代になりました。このように計算機の高速度化は著しいものの、上記のような長い時定数に対して分子動力学解析を為し遂げるには至りません。2つ目に、モデリング手法や理論の発展が挙げられ、分子動力学法を時間粗視化して加速する種々の手法が近年多く提案されております。そのひとつにABC (Autonomous Basin Climbing) 法と呼ばれる、相互作用する原子モデル系のポテンシャルエネルギー極小点付近にブースト

エネルギーを加え状態遷移を強制的に起こすことで、現象を加速するとともに熱活性化過程の詳細を明らかにする手法があります。私は、このABC法を用いて金属ガラスの緩和過程の温度依存性の解析を行うため、まず既存の分子動力学法の計算コードに本手法をインプリメントすることから始めました。プログラムの作成を通して、計算ループや順序を少し変えることで並列計算効率は何倍にもなることなど実感しました。学部の演習の授業では並列化効率や計算効率までを考えてプログラム作成をしていませんでしたので、このとき身についたプログラミングの知識や技術が、その後の計算機を用いた研究において大変な力となりました。その後、緩和過程の解析に成功し、翌年度に成果をまとめて無事論文として発表することができました。この年度より金属ガラスの原子論に造詣の深い譯田真人助教が尾方研究室に赴任され、執筆に際して金属ガラスの実験的・原子論的背景に関して様々な観点からアドバイスを頂くことができたのも幸いでした。また、その後も現在に至るまで、先生方の人脈を通じて、海外留学や国際会議での発表、各種金属ガラスの研究会やプライベートなミーティングにも同行させて頂き、駆け出しの学生にとっては最先端の議論に触れる多くの良い経験を与えていただきました。

学部の卒業研究のまとめが終わるころ、尾方先生より博士課程への進学を勧められました。当初は就職を考えており1度はお断りしましたが、ちょうど少し前に出身の高校に立ち寄り籍時の担任の先生から、「もしも教授が博士課程進学を勧めるなら、それは1つのチャンスと思って勝負してみるのも悪くないよ。」といった言葉を頂いていたのを思い出しました。後日、博士課程進学のことを伝えた際、尾方先生より「ガラスの緩和のモデリングについては修士終了までに世界のトップで通用する専門性を持つつもりでやりなさい。博士課程修了時にはPh.D. すなわち哲学博士と呼ばれる学位を持つのだから、材料モデリングや力学だけでなく幅広い領域でプロフェッショナルとしての仕事ができるようにしなさい。」といったアドバイスを頂きました。以降、後輩への指導や関連するテーマの論文や学会発表のチェックを通し、自身で研究課題を設定できる力を涵養するよう努めております。

金属ガラスに限らず固体材料の変形ダイナミクスは、原子・電子スケールでのエネルギー論的な観点からみると、多次元の複雑なエネルギー曲面上での振る舞いであるため、分からない事が多く、それ故にやりがいのある研究と感じております。変形ダイナミクス現象と同じく、私の研究にも数多くのエネルギー障壁が存在しており、再三それにぶつかり立ち止まった状態になります。そこから研究室の先生方、学生や家族などの周囲のサポートに助けられながらなんとか山を越え、そして再び谷に落ちるといった、山あり谷ありの経路を歩む毎日です。しかし、博士課程修了後には、独り立ちして自力で山を越え、次の道を切り開いていけるように、日々全力で研究に取り組みたいと考えています。

(2014年7月4日受理)[doi:10.2320/materia.53.486]

(連絡先: 〒560-8531 豊中市待兼山町1-3)

本 会 記 事

会 告	講演大会講演申込および参加申込システムリニューアルのお知らせ	487
	2015年春期講演大会における企業説明会への学生参加者募集	488
	2015年春期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	488
	第23回奨学賞の推薦校募集について	488
	第38回技術開発賞募集	488
	第65回金属組織写真賞作品募集	488
	平成27・28年度代議員候補者の立候補者募集	489
	平成27・28年度の監事候補者の立候補者募集	489
	平成27・28年度代議員選挙管理委員会委員募集	489
	金属学会セミナー	490
	会誌編集委員会からのお知らせ	490
	欧文誌編集委員会からのお知らせ	490
支部行事	材料系学協会情報コーナー	491
掲示板	新入会員	492
会誌・欧文誌10号目次	行事カレンダー	496
次号予告	新刊案内	497

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/>

・会告原稿の締切は毎月1日で、翌月号掲載となります。

- ・投稿規程・刊行案内・入会申込は、ホームページをご利用下さい。
- ・ご連絡先住所変更等の手続きは、本会ホームページ [マイページ](#) からできます。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

講演大会講演申込および参加申込システムリニューアルのお知らせ

2015年春期講演大会の申込より、講演および参加の WEB 申込システムが新しくなります。これにより、講演申込と同時に参加申込が可能となります。是非、ご活用下さい。

2015年春期講演大会申込期間

2014年 11月10日	11月25日	12月5日	12月15日	2015年 1月31日	2月20日	3月4日
公募シンポジウム講演申込期間						
	一般・ポスター・共同セッション講演申込期間					
講演大会参加申込期間						
				会費納入期日		概要 DVD 発行

リニューアル内容

- ・講演申込と同時に同画面で参加申込(大会参加費支払)登録・決済が出来ます。
- ・聴講のみの方も参加申込(大会参加費支払)登録・決済が出来ます。
- ・非会員の方は、登壇料と非会員参加費の事前納付を条件に、WEBで講演申込登録・決済が出来ます。

参加申込システムにマイページ機能(申込者専用ページ)を導入

- ・大会マイページに、参加登録番号とパスワードでログインし、参加申込状況や参加費の支払い状況を即座に確認でき、申込内容の変更や参加費の決算、見積書・請求書・領収書の印刷発行が申込者自身で行えます。
- ・クレジットカード決済およびコンビニ決済が出来ます。(クレジットカード決済、コンビニ決済を推奨いたします。)

2015年春期講演大会における企業説明会への 学生参加者の募集(予告)

2015年春期講演大会に合わせ、キャリアサポートの一環として
本会主催による企業説明会を開催します。本説明会は、学生にでき
るだけ多くの素材・材料関連企業に接してもらい、進路選択に役立
ててもらおうというものです。講演大会に参加する学生を対象に募
集しますので、奮ってご応募下さい。

開催日時 2015年3月17日(火)(春期講演大会の前日)
10:00~16:30

開催場所 東京大学 駒場キャンパス

主催 日本金属学会

協賛 東京大学キャリアサポート

参加企業 素材, 材料関連の企業約30社

スケジュール 10:00~13:45 企業プレゼンテーション
13:45~14:15 特別講演「材料を学ぶ学生に期待
するもの(仮)」
14:30~17:00 企業ブース説明

応募資格 金属学会の春期講演大会の参加学生

応募方法 2015年春期講演大会の参加申し込み期間中にネット上
で申し込みをする。

募集期間 2014年11月10日(月)~2015年2月10日(火)(予定)

問合先 (公社)日本金属学会 企業説明会係
E-mail: gaffair@jim.or.jp

2015年春期講演大会の外国人特別講演および 招待講演募集

- 1. 特別講演**
 - ・講演者: 著名な外国人研究者とする。
 - ・講演時間: 30分(討論10分)
 - ・採択件数: 3~4件
 - ・滞在費補助: 10,000円
 - ・その他: 大会参加費免除, 懇親会招待
- 2. 招待講演**
 - ・講演者: 有益な講演が期待される国内に滞在する外国人研究者と
する。
 - ・講演時間: 15分(討論5分)
 - ・採択件数: 5件程度
 - ・滞在費補助: なし
 - ・その他: 大会参加費免除
- 3. 推薦用紙**

所定様式(ホームページからダウンロード下さい)により, 下記メ
ールアドレス宛に「外国人特別講演推薦」と明記しお送り下さい。
送信後2~3日過ぎても受理メールの無い場合はお問合せ下さい。
- 4. 推薦書提出期日** 2014年11月20日(木)
- 5. 照会・推薦書提出先**

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32
(公社)日本金属学会 国際学術交流委員会宛
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

第23回奨学賞の推薦校募集について

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

奨学賞募集要項

教育機関の募集

- ・国内の材料系の学科又はコース等を有する大学および高等専
門学校
- ・同一の教育機関(1校)の応募数は, 関係する材料系の学科又
はコース等に拘らず1件とします。

教育機関における候補者の対象

- ・大学は学士課程4年に在学する学生。
- ・高等専門学校は専攻科2年に在学する学生。

推薦校の推薦者資格

- ・教育機関の代表専攻長(代表学科主任)
同一教育機関の応募窓口は事前にご調整願います。
- ・全国大学材料関係教室協議会の参加大学はこれまで通り, 推
薦校の資格が与えられます。

手続き 所定の応募用紙(本会ホームページよりダウンロードでき
ます)により必要事項を記入の上, ご応募下さい。

応募締切 2014年11月1日(土)

申込問合先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32
(公社)日本金属学会 奨学賞係
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

第38回技術開発賞募集

応募締切 2014年10月31日(金)

賞の名称 第38回公益社団法人日本金属学会技術開発賞

選考 本賞は「まてりあ」の「新技術・新製品」に掲載された
記事が選考対象となります。

新技術・新製品記事の問合先

まてりあ係 E-mail: materia@jim.or.jp

申込送付先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
(公社)日本金属学会 各賞係

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

詳細 まてりあ8号377頁 ホームページ → 表彰

第65回金属組織写真賞作品募集

応募締切 2014年10月31日(金)

申込送付先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
(公社)日本金属学会 金属組織写真賞係

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

詳細 まてりあ8号378頁 ホームページ → 表彰



**公益社団法人日本金属学会の
平成27年度・28年度代議員候補者の立候補者募集**

平成27年度・28年度の代議員の選挙を次の要領で実施しますので、立候補希望者は、ご応募願います。

会 長 新家光雄

1. 地区別代議員候補者改選数

地 区	定 員	留 任*	(改選数)新任**
北海道地区	3名	1名	2名
東北地区	9名	4名	5名
関東地区	32名	15名	17名
東海地区	9名	4名	5名
北陸信越地区	4名	2名	2名
関西地区	15名	8名	7名
中国四国地区	6名	2名	4名
九州地区	5名	3名	2名
総 計	83名	39名	44名

代議員の任期

* 留任：定時社員総会の選任日(2014年4月23日)から、2回目に終了する事業年度に関する定時社員総会の終結まで。

** 新任：定時社員総会の選任日(2015年4月24日予定)から、2回目に終了する事業年度に関する定時社員総会の終結まで。

(各地区の選挙定員は2014年2月28日現在の会費納入正員数に基づいて決定しています)

2. 立候補受付期間 2014年10月1日～10月25日(当日消印有効)

3. 立候補応募方法

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

4. 応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人日本金属学会「代議員選挙管理委員会 御中」

5. 注意事項

- 1) 本会ホームページの「情報公開」の「主要規程」に公開してある「代議員選挙規程」を予めご承知願います。
- 2) 次の方は代議員に立候補出来ません。
本会名誉員、永年会員、留任代議員(平成26年度選任)、学生員、外国会員、2014年度会費未納者、会員資格停止中の者
- 3) 代理人(本会の正員に限る)が立候補を届出する場合は、代理人の住所、氏名(押印)、勤務先および連絡先(TEL, FAX, E-mail)もご記入下さい。
- 4) FAXやE-mailなど文書以外の手段による届出は無効であり、受付けません。
- 5) 選挙投票用紙の立候補者名は受付順に記載されます。

6. 問合せ先 公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員会
事務局 斎藤 E-mail: gaffair@jim.or.jp

**公益社団法人日本金属学会の
平成27年度・28年度の監事候補者の立候補者募集**

平成27年度事業に関する定時社員総会(平成27年4月中旬開催見込み)で選任される監事の候補者は、細則では立候補制で正員による選挙を実施できると定めており、監事選挙を次の要領で実施しますので、立候補希望者は応募願います。

1. 監事候補者選挙数：1名

2. 監事候補者対象地区：東北地区

3. 監事の職務および権限(定款第25条)

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

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

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

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

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

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

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

8 監事は、監事に認められた法令上の権限を行使することができる。

4. 立候補受付期間 2014年10月1日～10月25日(当日消印有効)

5. 立候補応募方法

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

6. 応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人日本金属学会「監事選挙管理係」御中

7. 注意事項

- ① 監事候補者はその他の地区(東北地区在住以外の方)に限ります。
- ② 立候補届出時に2014年度正員会費を納入していない正員の届出は無効になります。
- ③ 郵送以外の FAX や E-mail での届出は無効です。
- ④ 選挙投票用紙の立候補者名は受付順に記載します。

8. 問合せ先

公益社団法人日本金属学会 監事選挙係(gaffair@jim.or.jp)

◇監事選挙日程(予定)◇

平成27年度・28年度の監事選挙は、平成26年12月1日～12月31日を予定しておりますので、ご承知お願います。

**公益社団法人日本金属学会の
平成27年度・28年度代議員選挙管理委員会委員募集**

受付期間 2014年10月1日～10月20日(当日消印有効)

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

募集人数 **3名**

応募先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員会

問合せ先 公益社団法人日本金属学会 代議員選挙管理委員会事務局

斎藤 E-mail: gaffair@jim.or.jp

材料における拡散—基礎および鉄鋼材料における拡散と関連現象

日時 2014年10月24日(金)9:30~17:00
 場所 東京工業大学 田町地区 キャンパスイノベーションセンター(CIC)2階 多目的室2(東京都港区芝浦3-3-6)
 募集定員 50名
 申込 事前申込締切 2014年10月10日(金)着信
 詳細 までりあ8号376頁またはホームページ→セミナー
 問合先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32
 (公社)日本金属学会 セミナー参加係
 E-mail: meeting@jim.or.jp
 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

プログラム

9:30~10:30 拡散の原子論 大阪府大 沼倉 宏
 10:30~12:00 拡散の現象論:多成分系における拡散と多相拡散 阪大 南埜宜俊
 12:00~13:00 (昼食)
 13:00~13:50 鉄中の自己拡散と溶質原子の拡散 大阪府大 沼倉 宏
 13:50~14:40 鉄中の水素の拡散とトラッピング 上智大 高井健一
 14:40~15:00 (休憩)
 15:00~15:50 鉄鋼における拡散型相変態の解析 JFE スチール 山下孝子
 15:50~16:40 鉄鋼の高温酸化 東工大 林 重成
 16:40~17:00 質問・技術相談 等



日本金属学会誌の投稿・掲載費用を無料化いたします

2014年10月1日
 日本金属学会誌編集委員会
 委員長 白井泰治

日本金属学会誌編集委員会では、2013年1月1日から個人の研究目的使用に限定して電子ジャーナルのフリーアクセス化を実施し、日本金属学会誌の読者の便を図りましたが、このたび日本金属学会誌への投稿者の便を図るため、2014年10月1日受付原稿から、投稿・掲載費用を無料化することにいたしました。何卒日本金属学会誌にご投稿いただき、研究成果の情報発信にご活用下さい。

なお、著者希望によるカラー印刷費用および別刷費用につきましては、従来通り実費をご負担いただきます(下記ご参照願います)。
http://jim.or.jp/PUBS/thesis_j/j_index.html

投稿者負担金(すべて税別表記)

1. 投稿・掲載費用は、無料とする。(別刷の寄贈はありません。)
2. カラー図面の掲載を希望する場合は、別途実費を負担する。(刷上り1頁当たり 35,000円)
3. 別刷購入希望の場合は、別途費用を負担する。

別刷料金

部数	50部	100部	150部	200部	250部
料金	4,000円	8,000円	12,000円	16,000円	20,000円

※別刷に表紙を希望する場合には、上記の他に表紙代として12,000円を負担する。

■Nanostructured Functional Materials and Their Applications(ナノ構造を有する機能性材料とその応用)

ナノ構造を有する金属やセラミックス等の材料はバルク材料とは異なる、特異な機能を発現するものが多数見出し出され、それらの機能を工学的に応用して広く社会に浸透してきている。現在までのナノ構造物質に関する研究成果を集約すると共に、今後の更なるナノ構造を有する材料開発の発展に向けて、以下のトピックスを中心に成果を集める。

- ナノ構造を有する磁性体、誘電体、圧電体
- ナノ構造を有する半導体、複合材料、フォトンクス材料
- ナノ構造作製技術
- ナノ構造を有する物質の応用

本特集号は、公募による論文と共に2014年10月にベトナム、ハノイにて開催される国際シンポジウム International symposium on nano-materials, technology, and applications (<http://www.uet.vnu.edu.vn/nanomata2014/>)の Selected Papers を掲載する予定である。

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 56巻8号(2015年8月発行)に予定しております。多数ご寄稿下さいますようお願いいたします。

実施予定号: 第56巻第8号(2015年)
 予備登録日: 2014年12月1日
 原稿締切日: 2015年2月2日

本会 Web ページにて①論文題目(仮題でも可)、②投稿予定日、③著者名、④登録者の氏名および所属、住所、電話番号、⑤概要など

をご入力の上、予備登録を行って下さい。

- 執筆に際しては、日本金属学会欧文誌投稿の手引・執筆要領(本会 Web ページ)をご参照ください。
- 通常の投稿論文と同様の審査過程を経て、編集委員会で採否を決定します。
- 著者は、投稿・掲載費用をご負担願います。(別刷50部寄贈)。

予備登録・原稿提出先

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

支部行事



平成26年度総会・連合講演会開催のお知らせ

共催 日本鉄鋼協会北陸信越支部

日時 2014年12月6日(土)(9:00~17:00)

場所 新潟工科大学(柏崎市藤橋1719番地)

プログラム

- 9:00~9:05 開会の挨拶
9:10~12:00 一般講演
13:00~13:15 支部総会
13:15~14:00 本多光太郎記念講演(日本金属学会)
講演題目:「材料の熱力学物性の電子論計算と状態
関計算への応用」
東北大多元研 教授 大谷博司

14:15~17:00 一般講演

17:20~19:20 懇親会

参加費等 概要集代・参加登録費 2,000円,
懇親会会費 一般4,000円, 学生2,000円

講演申込締切 講演申込 2014年10月23日(木)
講演概要提出 2014年11月3日(月)
懇親会参加申込 2014年11月27日(木)

申込方法 以下の URL より Web にて申し込みをお願いします
<http://hlab.eng.niigata-u.ac.jp/hpjin2014/>

問合せ先 〒950-2181 新潟市西区五十嵐2の町8050
新潟大学 工学部 機能材料工学科 原田修治
☎ 025-262-6763
E-mail: sharada@eng.niigata-u.ac.jp



第11回ヤングメタラジスト研究交流会

日時 2014年10月31日(金)10:00~19:30

場所 東京工業大学 すすかけ台キャンパス 大会館2階 集会
室(〒226-8502 横浜市緑区長津田町4259)

プログラム

- 開会の挨拶 10:00~10:10 関東支部 支部長 福富洋志
座長: 高田尚記(東工大)
[基調講演] 10:10~11:00 透過型電子顕微鏡の基礎と応用
東工大物質科創造 三宮 工
(休憩10分)
[基調講演] 11:10~12:00 透過型電子顕微鏡を用いた最新の分析
技術 日本電子 安原 聡
(休憩90分)

座長: 小島真由美(東大)

- [一般講演] 13:30~14:00 理研小型中性子源 RANS を使った鋼
材内部腐食の可視化研究
理化研中性子ビーム技術開発チーム 山田雅子
[一般講演] 14:00~14:30 Spring-8 における回折・散乱を用い
た金属材料評価技術の紹介
東工大理工材料工 宮澤知孝
[一般講演] 14:30~15:00 巨大ひずみ加工により作製した超微細
粒材料の力学特性とその改善
千葉工大機械サイエンス 寺田大将
(休憩15分)

座長: 高久 茜(IHI)

- [一般講演] 15:15~15:45 成形性に優れた1.2 GPa 級冷延鋼板の
開発 新日鐵住金君津技研 川田裕之
[一般講演] 15:45~16:15 改良 9Cr-1Mo 鋼の相変態挙動
IHI 技開本部基盤技研材料研 田中勇太
[一般講演] 16:15~16:45 隣接するオーステナイト粒の結晶方位
関係が粒界フェライトの核生成および
結晶方位におよぼす影響
JFE スチールスチール研薄板研 田中孝明
(休憩15分)

司会: 宮嶋陽司(東工大)

[ポスターセッション] 17:00~18:00

[懇親会・表彰式] 18:00~19:30

参加費 無料

参加申込締切 2014年10月24日(金)

申込・問合せ先 東京工業大学
高田尚記 E-mail: ntakata@mtl.titech.ac.jp
☎03-5734-3585
宮嶋陽司 E-mail: miyajima.y.ab@m.titech.ac.jp
☎045-924-5864



技術交流フォーラム『画像処理・パターン認識が発展させる生物科学と材料工学』開催のお知らせ

材料工学の発展は異分野の進歩にも支えられており、分野を超えた交流はヒントも多く、ますます重要になっています。そこで、画像処理・パターン認識の進歩とその生物科学への適用について解説いただき、視点を変えた材料工学へのアプローチと応用例をご紹介します。

日時 2014年12月4日(木)13:30~16:30

場所 名古屋工業大学 2号館3階0232講義室
名古屋市昭和区御器所町

(<http://www.nitech.ac.jp/access/index.html>)

プログラム

- (1) 画像処理・パターン認識の進歩と生物科学への応用
横田秀夫(理化学研究所 画像情報処理研究チーム)
- (2) 材料内部の3次元観察システムの開発と画像処理・幾何形状処理を用いた組織の数値解析とデータベース構築
山下典理男(理化学研究所 画像情報処理研究チーム)

参加費 無料

定員 100名

参加申込方法 11月24日(月)までに、所属、氏名、TEL、FAX、E-mail を明記の上、下記申込み先へご連絡下さい。なお、定員になり次第締め切らせていただきます。

問合せ先・申込み先 日本金属学会・日本鉄鋼協会 東海支部
事務局 松永憲一
E-mail: tokai@numse.nagoya-u.ac.jp

テーマ2「金属材料の腐食損傷の基礎とその評価」

日時 2014年11月13日(木)10:00~17:00
~11月14日(金)9:30~17:00

場所 大阪大学工学研究科材料開発・物性記念館(R4棟)2階研修室
プログラム

【11月13日(木)】

10:00~12:00 【講義】水溶液腐食の基礎 (藤本)
13:00~14:30 【講義】電気化学測定 of 基礎 (土谷)
14:30~17:00 【実習1】基本的な電気化学測定 (土谷, 宮部)

【11月14日(金)】

9:30~11:30 【講義】金属材料の腐食損傷の評価法 (春名)
12:30~15:00 【実習2】孔食電位の測定 (土谷, 宮部)
15:00~16:30 【講義・演習】材料損傷データの確率・統計処理 (藤本)

16:30~17:00 【質疑・応答】講師全員

講師 阪大工 藤本慎司教授
土谷博昭准教授 宮部さやか助教
関西大工学 春名 匠教授

募集人員 18名

参加費用 会員30,000円, 非会員40,000円, 学生3,000円
(テキスト代・消費税込み)

テーマ3「材料における拡散—基礎および鉄鋼材料における拡散と関連現象」

日時 2014年12月5日(金)9:30~17:00

場所 大阪科学技術センター 8階小ホール

プログラム

9:30~10:30 【講義】拡散の原子論 (沼倉)
10:30~12:00 【講義】拡散の現象論: 多成分系における
拡散と多相拡散 (南埜)
13:00~13:50 【講義】鉄中の自己拡散と溶質原子の拡散 (沼倉)
13:50~14:40 【講義】鉄中の水素の拡散とトラッピング (高井)
15:00~15:50 【講義】鉄鋼における拡散型相変態の解析 (山下)
15:50~16:40 【講義】鉄鋼の高温酸化 (林)
16:40~17:00 【質疑・技術相談等】講師全員

講師 大阪府立大工 沼倉 宏教授
大阪大学工学 南埜宜俊教授
上智大理工 高井健一教授
東工大理工 林 重成准教授
JFE スチールスチール研 山下孝子主任研究員

募集人員 40名

参加費用 会員15,000円, 非会員20,000円, 学生6,000円
(テキスト代・消費税込み)

※テーマ3は10月24日(金)に東京で開催される日本金属学会のセミナーと同じ内容のものです。詳しくは、日本金属学会のウェブサイトを <http://jim.or.jp/> をご参照下さい。

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

申込書はホームページにあります。

*テーマ1「技術者のための鉄鋼材料入門」10月3日(金)
の詳細はホームページをご覧ください。

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.

• 「まてりあ」とホームページに掲載; 15,000円+税
• ホームページのみ掲載; 10,000円+税

〈その他の記事〉 原則として有料掲載.

• 原稿締切・掲載号: 毎月1日締切で翌月号1回掲載

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

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

◇茨城大学工学部・物質工学領域 教員 公募◇

募集人員 1名 助教または准教授

所属 工学部・物質工学領域

研究分野 材料のナノレベルでの制御に関する分野.

授業担当科目 マテリアル実験, マテリアル工学演習. 他に, 工学部共通の数学または物理学の科目, 教養科目や他学科及び他専攻の科目を担当していただく場合があります.

応募資格

- (1) 博士の学位, または外国で取得可能な同等の学位を有する方, または着任までに取得見込みの方.
- (2) 学部および大学院の教育に熱意を持って取り組める方.

着任時期 2015年4月1日

提出書類

- (1) 履歴書
- (2) 研究業績リスト(著書, 解説等, 学術誌論文, 国際会議論文, および特許に分類)
- (3) 主要学術論文5編以内
- (4) これまでの外部資金獲得実績
- (5) 所属学会, 社会における活動および国際的活動状況
- (6) 受賞の実績がある場合, その名称と内容
- (7) これまでの研究概要と成果
- (8) 今後の研究計画および教育・研究に関する抱負
- (9) 応募者に関して意見をお聞きできる方, 2名の氏名の所属・連絡先

応募締切 2014年10月30日(木)(必着)

選考方法 第一次選考 書類審査

第二次選考 第一次選考通過者を対象とした面接(交通費の支給はありません)

書類提出先 〒316-8511 茨城県日立市中成沢町 4-12-1

茨城大学工学部 工学部長 米倉達広

問合せ先 物質工学領域 マテリアル工学科長

教授 鈴木徹也

☎ 0294-38-5073 FAX 0294-38-5226

*詳細は茨城大学工学部採用案内のページ

<http://www.eng.ibaraki.ac.jp/employment/> をご覧ください。

◇大阪大学大学院工学研究科 教員公募◇

募集人員 助教および特任助教 若干名

所属 マテリアル生産科学専攻・マテリアル科学コース 構造機能制御学講座

専門分野 社会基盤構造材料(鉄鋼・非鉄材料, 耐熱合金, 金属間化合物等)の力学特性と組織制御

応募資格 (1) 博士の学位を有すること, または着任時点で取得見込みであること.

(2) 「3. 専門分野」の研究に意欲的に取り組めること.

着任予定時期 2015年4月1日

給与等 助教の場合は国立大学法人大阪大学教職員給与規定(ただし、現在検討中の年俸制が適用される可能性があります)、特任助教の場合は国立大学法人大阪大学任期付年俸制教職員給与規程による。

提出書類

- (1) 履歴書(写真添付, 連絡先, 電子メールアドレスを明記)
- (2) 業績リスト(原著論文, 国際会議報告, 解説, 著書, 特許, 受賞, その他(獲得研究費等)に分類)
- (3) 主要論文の別刷3編以内(コピー可)
- (4) 所属学協会および同学協会における活動状況
- (5) 現在までの研究概要(A4用紙1ページ以内)
- (6) 着任後の教育と研究に関する抱負(A4用紙1ページ以内)
- (7) 照会可能者の氏名・所属・連絡先(2名)

応募締切 2014年11月10日(月)17時必着

書類提出先 〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1
大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻
マテリアル科学コース コース長 荒木秀樹

*封筒の表に「教員応募書類(構造機能制御学講座)」と朱書の上, 簡易書留にて上記に郵送して下さい。なお, 提出書類の返却には応じられません。

選考方法 書類審査による第一次選考の後, 必要に応じて面接による第二次選考を行います。

問合せ先 マテリアル生産科学専攻(構造機能制御学講座)
安田弘行
☎ 06-6879-7497 FAX 06-6879-7495
E-mail: hyyasuda@mat.eng.osaka-u.ac.jp

その他 大阪大学は男女共同参画を推進しています。

(10) 応募者について意見を伺える方2名以上の氏名, 所属および連絡先
選考方法 書類による1次審査後, 面接(プレゼンテーションを含む)による2次審査実施
公募締切 2014年11月17日(月)必着
応募書類提出先および問合せ先
〒819-0395 福岡市西区元岡744
九州大学大学院工学研究院 機械工学部門
教授 戸田裕之
☎ 092-802-3246 FAX 092-802-0001
E-mail: toda@mech.kyushu-u.ac.jp

※「応募書類在中」と朱書し, 簡易書留で郵送下さい。
なお, 応募書類は返却いたしませんので, 予めご了承下さい。
備考 九州大学では, 男女共同参画社会基本法(平成11年法律78号)の精神に則り, 教員の選考を行っています。なお, 九州大学は文部科学省科学技術人材育成費「女性研究者養成システム改革加速」事業を実施しており, 女性が採用される場合, 全学の研究戦略委員会による審査を経て, 同事業の支援対象となる場合があります。
機械工学部門の詳細は, <http://www.mech.kyushu-u.ac.jp/index-j.html> を参照下さい。

◇熊本大学大学院自然科学研究科
産業創造工学専攻 マテリアル工学講座
女性教員公募◇

公募人員 助教1名(任期5年, 審査により再採用可, なお再採用は1回までとする)
ただし, 業績が優れていると認められた場合には, 当初より准教授(任期なし)または教授(任期なし)としての採用もあり得ます。

専門分野 材料科学および材料工学全般に関する分野
採用予定日 2014年度内の出来るだけ早い時期
応募締切 2014年10月31日(金)17:00必着
応募資格, 選考方法, 提出書類等公募内容の詳細:
下記 URL をご参照下さい。
http://www.kumamoto-u.ac.jp/daigakujouhou/saiyou/index_file/koubou659.pdf

書類送付先 〒860-8555 熊本市中央区黒髪2丁目39-1
熊本大学大学院自然科学研究科産業創造工学専攻マテリアル工学講座
講座主任 松田元秀

*封筒に「教員応募書類」と朱書の上, 必ず郵便書留にて送付して下さい。

◇九州大学大学院工学研究院機械工学部門 教員 募集◇

募集人員 准教授 1名
所属 九州大学 大学院工学研究院 機械工学部門 材料力学講座
教育研究分野 材料力学, 破壊力学, 材料強度学などに基づく構造・機能材料の信頼性の評価や力学的性質の評価と制御
担当科目 学部: 工学部機械航空工学科機械工学コースにて, 材料力学に関する講義科目, 実験・実習科目などを担当(例えば, 材料力学, 弾性力学など)
大学院: 工学府機械工学専攻にて, 構造材料関連の科目を担当
着任時期 採用決定後, できるだけ早い時期
勤務形態 常勤(任期なし)
応募資格 博士の学位を有し, 大学・大学院で教育・研究指導を行う能力を持ち, 当該研究分野において優れた業績のある方。新しい研究分野を基礎的見地から積極的に開拓する意欲のある方。

提出書類 (1) 履歴書(写真貼付, 学歴, 職歴, 資格を記載。連絡先とE-mailを明記)
(2) 研究業績(学術論文, 国際会議 Proceedings, 原著・編著書, 総説, 学術資料, 特許等に分類。主要論文の別刷(コピー可)を5編添付)
(3) 科学研究費・共同研究費・受託研究費, その他の研究費の獲得状況(代表者分のみ)
(4) 教育実績
(5) 所属学協会および社会における活動歴
(6) 受賞歴
(7) これまでの主要研究の概要(2,000字以内)
(8) 今後の研究計画(2,000字以内)
(9) 応募の動機ならびに教育と研究についての抱負(1,000字以内)

◇豊橋技術科学大学 機械工学系 教員 公募◇

募集人員 助教 1名
所属 材料・生産加工分野
専門分野 各種構造・機能材料におけるナノレベルでの材料設計および破壊特性評価に関する分野
担当科目 工学実験, 機械創造実験, プロジェクト研究などに関する科目
応募資格 当該専門分野に関する教育・研究に優れた業績を有すること, 着任時に博士または Ph. D の学位を有すること
※本学は, 男女共同参画を積極的に推進しています。
任期条件 5年(ただし, 審査により任期の定めない教員となる可能性あり)
採用予定 2015年4月1日以降のできるだけ早い時期

提出書類

- (1) 履歴書(写真貼付, 生年月日, 国籍(日本の場合, 記入不要), 現住所, 連絡先と電話番号, 電子メールアドレス, 学歴(大学卒業以降), 学位, 資格, 職歴を記入)
- (2) 研究業績目録:
 - A 論文等に係る業績: 学術誌に発表した査読付論文(インパクトファクター明記), 著書, 国際会議プロシーディングス, 解説・総説, 作品, 招待講演, その他(特許・発明・考案等)に分類し, 全著者名を掲載順に記載
 - B 競争的外部資金の獲得実績: 科学研究費補助金(代表と分担に分ける), 共同研究・受託研究(代表のみ), 公募研究資金(代表のみ)に分類して記載(研究題目, 研究期間, 獲得金額を明記)
 - C 所属学協会およびそこの活動, 社会貢献実績(産学連携を含む), 受賞等
- (3) 最近5年間の主要論文3件の写し各1部
- (4) 採用された場合の研究計画(2,000字程度)
- (5) 教育における実績と今後の抱負(1,000字程度)
- (6) 本人について参考意見を伺える方2名の氏名・所属・連絡先(電話, E-mailを含む)

提出期限 **2014年12月31日(水)必着**

提出方法 封筒表面に「材料・生産加工分野教員公募」と朱記し, 書留で郵送して下さい。応募書類は原則として返却いたしません。なお, 応募書類は教員選考の目的以外には使用いたしません。

その他 選考に際して面接を実施する場合があります。その際, 交通費等は支給できませんのでご了承下さい。

応募書類の送付先および問合せ先

送付先: 〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1
豊橋技術科学大学機械工学系
教授 福本昌宏(系長) ☎ 0532-44-6692

問合せ先: 教授 伊崎昌伸(コース長) ☎ 0532-44-6694

豊橋技術科学大学機械工学系ホームページ
<http://www.me.tut.ac.jp/>

集会

◇東京大学 生産技術研究所 非鉄金属資源循環工学寄付研究部門 (JX 金属寄付ユニット) E-scrap シンポジウムと見学会のご案内◇

- 主催 東京大学 生産技術研究所 非鉄金属資源循環工学寄付研究部門(JX 金属寄付ユニット)
- 協力 東京大学 生産技術研究所 サステナブル材料国際研究センター, レアメタル研究会, 東北大学 多元物質科学研究所, 独立行政法人 産業技術総合研究所
- 協賛 (一社)軽金属学会, (一社)資源・素材学会, (公社)日本化学会, (一社)日本鉄鋼協会, (公社)日本金属学会

E-scrap シンポジウム

■日程 2014年11月6日(木)

シンポジウム 10:00~17:30

交流会 17:30~20:00

■開催会場 東京大学 生産技術研究所

An棟2F コンベンションホール

〒153-8505 目黒区駒場4-6-1(最寄り駅:駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)

■会費 無料(シンポジウム), 未定(交流会)

■プログラム【敬称略】

司会 東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹

10:00~10:05 開会の挨拶

東京大学 生産技術研究所 JX 金属寄付ユニット 特任教授
(東北大学 多元物質科学研究所 教授) 中村 崇

10:05~10:45 最近の鉱物資源をめぐる状況

経済産業省 鉱物資源課 萩原崇弘

10:45~11:15 E-scrap リサイクルの現状と方向性

東京大学 生産技術研究所 JX 金属寄付ユニット 特任教授,
東北大学 多元物質科学研究所 教授 中村 崇

11:15~11:45 E-scrap の収集とリサイクル

DOWA エコシステム株式会社 狩野信吾

11:45~13:00 一休憩—

司会 東京大学 生産技術研究所 客員教授 大和田秀二

13:00~13:30 連続製銅プロセスを利用した貴金属リサイクルの
イノベーション 三菱マテリアル株式会社 田中史人

13:30~14:00 JX 日鉱日石金属の E-scrap リサイクル

JX 金属環境株式会社 鈴木義昭

14:00~14:30 ビジネスと E-scrap リサイクル

ハリタ金属株式会社 張田 真

14:30~15:00 宅配システムを利用した廃小型電子の収集

リネットジャパン株式会社 黒田武志

15:00~15:20 一休憩—

司会 東京大学 生産技術研究所 特任教授 中村 崇

15:20~15:50 E-scrap リサイクルのターゲットとしての ELV

東京大学大学院 工学系研究科 村上進亮

15:50~16:30 小型家電リサイクルの取組の現状

環境省 リサイクル推進室 櫻井義夫

16:30~17:10 リサイクルに関する取組について

経済産業省 リサイクル推進課 信田哲宏

16:30~17:10 閉会の挨拶

東京大学 生産技術研究所 JX 金属寄付ユニット

特任教授(東京大学 理事・副学長) 前田正史

17:30~20:00 交流会

東京大学 生産技術研究所 An棟1階 カボ ペリカーノ

リサイクル施設見学会

■開催日 2014年11月7日(金)

■集合場所 東京大学 生産技術研究所 13号館(正門正面の建物)の前

■対象 全国の非鉄製錬・リサイクルに関心を持つ学生(4年生, M1, D1, D2)および公的機関の若手研究者(ただし, 当日東京からの往復です, 東京までの旅費は各自負担下さい)

■参加費 2,000円程度(変更となる可能性あり)

■行程

8:15 東京大学生産技術研究所 13号館(正門正面の建物)の前に集合 下記サイトのキャンパスマップを参考

<http://www.iis.u-tokyo.ac.jp/access/campusmap.html>

8:30 貸切バスでつくばへ移動

10:00~11:00 産業技術総合研究所 戦略的都市鉱山研究拠点(SURE) 施設見学

11:00~ 日立へ移動, 昼食

12:30~16:30 JX 日鉱日石金属 HMC 工場ならびに日鉱記念館見学

16:30~ 東京へ移動

18:00 東京駅にて解散

■当日の緊急連絡先

佐々木秀顕(東京大学・前田研・助教)

☎ 090-2124-7301 E-mail: hideakis@iis.u-tokyo.ac.jp

飯塚 淳(東北大学・中村研・助教)

☎ 080-6165-4210 E-mail: iizuka@tagen.tohoku.ac.jp

■参加登録・お問い合わせ

東京大学 生産技術研究所 岡部研究室 学術支援専門職員
宮寄智子

E-mail: tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp FAX 03-5452-6313

集 会

◇レアメタル研究会◇

- 主 催 レアメタル研究会
主宰者：東京大学生産技術研究所 岡部 徹 教授
- 協 力 (一財)生産技術研究奨励会(特別研究会 RC-40)
- 共 催 東京大学マテリアル工学セミナー
レアメタルの環境調和型リサイクル技術の開発研究会
- 協 賛 (一社)軽金属学会, (一社)資源・素材学会, (公社)日本化学会, (公社)日本金属学会, (一社)日本チタン協会, (一社)日本鉄鋼協会, (五十音順)
- 開催会場 東京大学生産技術研究所
An 棟 2F コンベンションホール
(〒153-8505東京都目黒区駒場 4-6-1)
(最寄り駅：駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)
- 参加登録・お問い合わせ
東京大学 生産技術研究所
岡部研究室 学術支援専門職員 宮寄智子
FAX 03-5452-6313 E-mail: tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp

平成26年度 レアメタル研究会のご案内(予定) (2014年 8月28日現在)

- 第63回 2014年11月28日(金)
- 第64回 2015年 1月 9日(金)
★貴金属シンポジウム(第2回)+新年会★(合同開催)
- 第65回 2015年 3月13日(金)(平成26年度 最終回)

- 第63回 2014年11月28日(金) 15:00～ An 棟 2F コンベンションホール
テーマ：非鉄金属製錬の発展に向けて
午後3:00～
・アルミニウムの工業電解の歴史と将来展望(仮)(60分)
日本軽金属株式会社 代表取締役社長 岡本一郎 講師
(変更となる可能性あり)
- ・チタンの資源の現状とチタン鉱石のアップグレード法などについて(仮)(60分)
東京大学 生産技術研究所 姜 正信(JungshinKang)講師
- ・マグネシウム新時代の到来(仮)(60分)
熊本大学 先進マグネシウム国際研究センター・センター長,
自然科学研究科 マテリアル工学専攻・教授(併任)
河村能人 講師
午後6:30～ 研究交流会・意見交換会 (An 棟 2F ホワイエ)

■第64回 2015年 1月 9日(金)

★貴金属シンポジウム(第2回)+新年会★(合同開催)

特別合同シンポジウム：貴金属の製錬・リサイクル技術の最前線

10:00～

非鉄金属資源循環工学寄付研究部門(JX 金属寄付ユニット)とサステイナブル材料国際研究センターとの特別・合同シンポジウム

テーマ：貴金属製錬・リサイクル

午前10:00～

★企業の活動や研究を中心にプログラムを組む予定★

★ポスター発表会も開催予定★

午後6:30～ 研究交流会・意見交換会(An 棟 1F カポペリーノ)

■第65回 2015年 3月13日(金) 15:00～ An 棟 2F コンベンションホール

(平成26年度 最終回)

テーマ：非鉄金属の未来

午後3:00～

午後6:30～ 研究交流会・意見交換会 (An 棟 2F ホワイエ)

研究会ホームページ

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

〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉

Workshop on Reactive Metal Processing
(Reactive Metal Workshop)

■RMW10 March 20 (Fri)-21 (Sat), 2015, Cambridge, MIT

詳しくは Reactive Metal Workshop の HP 参照:

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

募 集

高校生のための先進的科学技术体験合宿プログラム
「ウインター・サイエンスキャンプ'14-'15」
参加者募集

開 催 日 2014年12月21日～2015年 1月 7日の期間中の2泊3日
～3泊4日

対 象 高等学校, 中等教育学校後期課程(4～6 学年)または高等専門学校(1～3 学年)

応募締切 2014年10月24日(金)必着

応募・問合せ先 サイエンスキャンプ本部事務局

(公財)日本科学技術振興財団

☎ 03-3212-2454

E-mai: camp-boshu25@jsf.or.jp

◎講演大会概要集 DVD の販売について◎

春秋講演大会の概要集 DVD を発行および販売しております。ご購入希望の方は、E-mail または FAX にて下記要領によりお申込下さい。①件名：○年○期講演大会講演概要集 DVD 購入申込 ②申込者氏名 ③会員の場合は会員資格(会員番号併記) ④申込数 ⑤送付先住所 をご記入下さい。

ホームページに申込書がございます。

会員特価：3,810円+税 定価：10,000円+税 送料：360円

申込先：E-mail: ordering@jim.or.jp FAX 022-223-6312

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 78, No. 10 (2014)

論文

チタン粉末積層造形形成体への Mg-Zn 合金および Mg-Al 合金の自発的溶浸

山口 篤 富田友樹 福本信次

オーステナイト系ステンレス鋼中の加工誘起マルテンサイトの組織形態と磁気特性の相関

三浦滉大 小林 悟 鎌田康寛
小貫祐介 Jerzy A. Szipuniar

種々のマグネシウム合金における AE によるき裂進展検出と破壊じん性評価

武藤有輝 松元光輔 白岩隆行 榎 学

微粒子ショットピーニングによるガス浸炭材の表面改質挙動に及ぼす投射材硬さの影響

澤田俊之

1173 K における $\text{Na}_2\text{O}-\text{B}_2\text{O}_3$ 系 溶融塩 の Fe_2O_3 , Cr_2O_3 の溶解度測定

土岐隆太郎 土井教史 大塚伸夫

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 55, No. 10 (2014)

—Regular Articles—

Materials Physics

Effect of Doping for Epitaxial $(\text{Ba}_{1-x}\text{Yb}_x)(\text{Fe}_{0.2}\text{Zr}_{0.8})\text{O}_{3-\delta}$ Thin Films with Yb

Ryoichi Shinoda, Norie Hirao, Yuji Baba, Akihiro Iwase and Toshiyuki Matsui

Mechanics of Materials

Effects of Temperature and Strain Rate on Plastic Deformation of Ultrafine-Grained Copper Prepared by Equal-Channel Angular Pressing

Satoshi Okubo, Hiroki Abe, Yoji Miyajima, Toshiyuki Fujii, Susumu Onaka and Masaharu Kato

Peierls Barrier of Screw Dislocation in bcc Iron at Finite Temperature

Hideki Mori

Materials Chemistry

Preparation of Iron Doped Hydroxyapatite Microsphere by Mist Process

Mitsutaka Sato and Atsushi Nakahira

The Effect of Surface Machining on the High-Temperature Oxidation of a Single Crystal Ni-Based Superalloy

Nairong Sun, Lanting Zhang, Zhigang Li, Feng Sun, Xianping Dong and Aidang Shan

Nano Structure and Electrochemical Behavior of the Rust Formed on Ni Bearing Steel after Exposure Tests in a Tropical Indian Environment

T. Nishimura and N. Rajendran

Materials Processing

In-Situ Monitoring of Oxide Ion Induced Breakdown in Amorphous Tantalum Oxide Thin Film Using Acoustic Emission Measurement

Takashi Tsuchiya, Kaita Ito, Shogo Miyoshi, Manabu Enoki and Shu Yamaguchi

Mechanical Properties and Tool Life of Friction-Stir-Welded DP590 Using the Si_3N_4 Tool

Young-Gon Kim, In-Ju Kim, Ji-Sun Kim and Jae-Hyun Park

Tensile Strength of Al/ABS-CFRP Joint Reinforced by Nickel Coated Carbon Fiber Cloth

Kazuma Shiraiishi, Shigehito Inui, Sho Ishii, Yoshihito Matsumura and Yoshitake Nishi

Microstructural Evolution of As-Cast 3.5% NiCrMoV Steel Containing Centimeter-Scale Grain Structure during Reheating and Plastic Deformation

Wen Long Zhao and Qing Xian Ma

The Effects of Fe_2P and Fe_3P Intermediate Equilibrium Phases on Glass-Forming Ability of $\text{Fe}_{76}\text{Si}_9\text{B}_{10}\text{P}_5$ Bulk Metallic Glass

Akira Takeuchi and Akihiro Makino

Engineering Materials and Their Applications

Effect of Annealing on Magnetic Properties of Ultrafine Jet-Milled Nd-Fe-B Powders

Michihide Nakamura, Masashi Matsuura, Nobuki Tezuka, Satoshi Sugimoto, Yasuhiro Une, Hirokazu Kubo and Masato Sagawa

Shear Strength of Adhesive Lamination Joint of Aluminum and CFRP Sheets Treated by Homogeneous Low Energy Electron Beam Irradiation Prior to Lamination Assembly and Hot-Press

Takumi Okada, Masae Kanda, Michael C. Faudree and Yoshitake Nishi

—Express Regular Articles—

Computer Simulations on Barkhausen Effects and Magnetizations in Fe Nano-Structure Systems

Shuji Obata

Two-Dimensional Observation of Grain Boundary Sliding of ODS Ferritic Steel in High Temperature Tension

Hiroshi Masuda, Satoshi Taniguchi, Eiichi Sato, Yoshito Sugino and Shigeharu Ukai

Effects of O_2 and N_2 Flow Rate on the Electrical Properties of Fe-O-N Thin Films

Yukiko Ogawa, Daisuke Ando, Yuji Sutou and Junichi Koike

The Kinetics of Isothermal Hydrogen Reduction of Nanocrystalline Fe_2O_3 Powder

Geon-Yong Lee, Joon-Phil Choi, Jun-Il Song, Sung-Soo Jung and Jai-Sung Lee

Corrosion Behavior of Superalloys in a LiCl-Li₂O Molten Salt

Jong-Ho Lim and Woo-Jin Jung

—Rapid Publication—



まてりあ 第53巻 第11号 予告

〔受賞者紹介〕

小特集「励起反応場を用いた多次元ナノ材料創成」

- (1) 企画にあたって 田中俊一郎
- (2) keV 級イオン励起反応場でのナノ・マイクロ材料創成 田中俊一郎
- (3) 単一粒子反応場を用いたナノ材料創成 佃 諭志 関 修平 田中俊一郎 杉本雅樹
- (4) 電子照射による元素・電子軌道・サイト・方位選択的原子操作 保田英洋
- (5) 放射線照射反応場でのナノ材料創成 山本孝夫 中川 貴 清野智史

- (6) レーザー励起反応場でのナノ構造創成 中村貴宏 佐藤俊一
- (7) 単色可視光照射によるサイズ選択的六角板銀ナノ粒子の形成—光励起場を利用した金属ナノ粒子の形態制御に向けて— 谷本久典
- (8) 超音波・マイクロ波励起反応場でのナノ・マイクロ材料創成 林 大和
- (9) 化学反応場制御による低次元ナノ構造酸化物の創成と高次機能 関野 徹 田中俊一郎 一他—

(編集の都合により変更になる場合がございます。)

“材料系学協会情報コーナー”

〈軽金属 第64巻10号 (10月30日発行) 予定〉
 研究論文 Al-Mn 系合金のクリープ挙動に及ぼす固溶 Mn および Fe 量の影響/安藤 誠, 鈴木義和, 新倉昭男, 伊藤吾朗
 金型铸造した Al-10%Si-0.3%Mg 系合金の二段時効特性/才川清二, 森岡竜一, 松田健二, 寺山清志, 池野 進
 結晶粒径の異なる 1100 アルミニウムにおける In-situ X 線回折法を用いた引張変形中の転位密度測定/足立大樹, 宮嶋陽司, 佐藤真直, 辻 伸泰
 Mg-Al 系合金の不連続析出挙動とミクロ組織/竹下哲史, 渡邊千尋, 門前亮一, 才川清二
 解説 アルミニウムのポーラス型アノード酸化皮膜とナノアプリケーション/菊地竜也, 中島大希, 西長 理, 夏井 俊, 鈴木亮輔

LM レビュー 試見 日本における“アルミニウム”語の変遷/宮木美光
 連載講座 その場加熱実験と環境電子顕微鏡法/佐々木勝寛, 荒井重勇, 着本 享, 坂 公恭

〈ふえらむ 第19巻 第10号 予定〉
 エポックを作った人物紹介-8 電子顕微鏡鉄鋼科学研究を築いた井村 徹先生/坂 公恭
 エポックを作った人物紹介-9 カンの操業から科学的計測操業へ/本多 敏
 入門講座 鋼の凝固入門 各種铸造法 II: 精密铸造法の品質制御/岡 照恭
 躍 動 物質の世界を探検するこころ/江場宏美
 解 説 研究会成果報告 高温鋼材の急速冷却時における過渡沸騰現象/大久保英敏

新 入 会 員

(2014年7月25日~2014年8月22日)

正 員

池田亜矢子 独立行政法人 物質・材料研究機構 鈴木基純 株式会社フコク 山田晋也 大阪大学
 斉藤英生 日産自動車株式会社 森 賢一 並木精密宝石株式会社

学 生 員

今倉伸浩 神戸大学 奥村真彦 東北大学 村上将大 弘前大学



行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
10月				
2～3	講習会「もう一度学ぶ機械材料学」機械・製造技術者のための基礎講座(東京)	日本機械学会・石澤	TEL 03-5360-3506 http://www.jsme.or.jp/mpd/	定員 60名
5～8	International Sympoium on Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials 2014 (LPSO2014) (熊本)	LPSO2014 熊大・河村	TEL 096-342-3547 内線3547 lpsol@kumamoto-u.ac.jp http://www.msre.kumamoto-u.ac.jp/ LPSO2014/	
7	第52回材質制御研究会「複合材料の加工・組織制御と高機能化(鳥取大)	中国四国支部・赤尾(鳥取大)	TEL/FAX 0857-31-6760 akao@mech.tottori-u.ac.jp	
9～10	第9回高崎量子応用研究シンポジウム—暮らしに役立つ量子ビーム—(高崎)	日本原子力研究開発機構	taka-sympo@jaea.go.jp http://www.taka.jaea.go.jp/	
9～10	研究集会「第4回結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会」(軽井沢)(9号435頁)	研究会 No. 67・井上(大阪府大)	TEL 072-254-9316 FAX 072-254-9912 inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp	申込 9.30
10	第17回「拡大 M&P サロン」見学会&ワークショップ(東京)	日本機械学会・石澤	TEL 03-5360-3506 http://www.jsme.or.jp/	定員 50名
11～13	第65回塑性加工連合講演会(岡山大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
17	H26年度秋季講演会(熊本大)(9号436頁)	九州支部・高島(熊本大)	TEL 096-342-3716 takashik@gpo.kumamoto-u.ac.jp	定員 80名
17～18	第59回塑性加工技術フォーラム「微細粒鋼材開発の最新線と医療用途への期待」(諏訪)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 60名
21～22	第10回固体潤滑シンポジウム(東京理科大)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 http://www.tribology.jp	定員 90名
22～23	第42回日本ガスタービン学会定期講演会(熊本)	日本ガスタービン学会	TEL 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.org http://www.gtsj.org/	
23～24	2014年度技術者継続教育「基礎コース」講習会(岡山)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
23～24	第7回トライボロジー入門西日本講座—トライボロジーの基本知識と考え方—(同志社大)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 http://www.tribology.jp	10.10
23～24	ADMETA Plus 2014 (Advanced Metallization Conference 2014: 24th Asian Session) (東大)	応用物理学会・吉田	TEL 03-6801-5685 jimukyoku@admeta.org http://www.admeta.org/	
24	第66回白石記念講座「枯渇する金属資源に「今」我々ができること・すべきこと～金属資源確保と材料設計の元素戦略～」(早大)	日本鉄鋼協会・植岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp http://www.isij.or.jp/mupjrwng	
24	金属学会セミナー「材料における拡散—基礎および鉄鋼材料における拡散と関連現象」(東工大)(9号435頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 meeting@jim.or.jp	事前 10.10
27～30	EcoBalance 2014 第11回エコバランス国際会議(つくば)	日本 LCA 学会・末次	TEL 03-3503-4681 ecobalance2014@sntt.or.jp http://ilcaj.sntt.or.jp/EcoBalance2014/	
30～31	第50回 X線分析討論会(東北大)	日本分析化学会 X線分析研究懇談会・篠田	TEL 022-217-5624 shinoda@tagen.tohoku.ac.jp http://res.tagen.tohoku.ac.jp/~x50/	
31	「新たな価値を創るイノベーション塗装・塗料技術」(東京)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp/	
31	平成26年度溶接工学専門講座 ものづくり力伝承講座(東京)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 50名
31	第42回溶接学会東部支部実用溶接講座(見学会&講演会)「鉄道車両製造工場見学と車両製造における最新の溶接技術」(横浜)	溶接学会東部支部・東工大(三田尾)	jwseast@ide.titech.ac.jp	10.22
31	第205回塑性加工技術セミナー「成形シミュレーションと成形限界」(大同大学)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
31	第11回ヤングメタラジスト研究交流会(東工大)(本号491頁)	関東支部・高田 or 宮嶋	TEL 03-5734-3585 ntakata@mtl.titech.ac.jp	参加 10.24
11月				
1～6	The 9th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (New Delhi)	日本実験力学会・林(岡山理科大)	office-jsem@mech.ous.ac.jp TEL 086-256-9615 http://jsem.jp/ISEM9/	
2	世界結晶年記念講演会	世界結晶年実行委員会	www.iycr2014.jp/	
2～6	The 7th International Symposium on Surface Science (ISSS-7) (松江)	日本表面科学会	TEL 0743-72-6021 iss7@sss.org http://www.sssj.org/iss7	講演 '14.6.27
5	第17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 03-6372-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
5～8	トライボロジー会議2014秋 盛岡(盛岡)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 http://www.tribology.jp	
6	E-scrap シンポジウムと見学会(東大生産研)(本号494頁)	東京大学生産技術研究所非鉄金属資源循環工学寄付研究部門(JX 金属寄付ユニット)・宮崎	tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp FAX 03-5452-6313	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
6～7	第4回若手研究者および技術者のための高温強度講習会(実習つき)(神戸)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimuj@jsms.jp http://www.jsms.jp/	10.1
6～8	第44回結晶成長国内会議(NCCG-44)(東京)	日本結晶成長学会・安部	TEL 03-5950-4741 jacg@words-smile.com http://www.jacg.jp/jacg/japanese.top.html	参加 10.10
6～8	第34回表面科学学術講演会(松江)	日本表面科学会	TEL 03-3812-0266 taikai14@sssj.org http://www.sssj.org	
6～8	第32回疲労シンポジウム第3回日中合同疲労シンポジウム(高山)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp	
7	関西支部第27回技術研修会「塑性加工における熱処理技術の最新動向」(大阪)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansai@jstp.or.jp	10.17
7	平成26年度材料科学基礎講座「医療機器開発のための材料科学」(東京)	日本材料学会	TEL 03-3262-9166 mssj@shokabo.co.jp http://www.mssj.gr.jp	10.31
8～9	日本銅学会第54回講演大会(横浜国大)	日本銅学会	TEL 03-3836-8801 kazu@copper-brass.gr.jp https://www.copper-brass.gr.jp/	
11	第22回国際アコースティック・エミッションシンポジウム(東北大学)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	
11～14	第22回 AE 国際シンポジウム(東北大)	日本非破壊検査協会	TEL 022-795-7996 iaea22@ml.jsndi.or.jp	
12～14	グリーン・イノベーション EXPO2014 (東京)	日本能率協会・大森	TEL 03-3434-1988 green@convention.jma.or.jp http://www.jma.or.jp/green/	
13～14	平成26年度材料セミナー「金属材料の腐食損傷の基礎とその評価」(阪大)(本号492頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 18名
13～14	第46回溶融塩化学討論会(木更津)	電気化学会溶融塩委員会・岩館(千葉大)	TEL 043-290-3433 ohkubo.takahiro@faculty.chiba-u.jp http://msc.electrochem.jp/	
14	第312回塑性加工シンポジウム「金型耐久性を向上させる表面処理技術と素材開発の現状と未来」(東京)	日本塑性加工学会 他	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
14	日本希土類学会第32回講演会(東京)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/lecture.html	
14	第13回フラクトグラフィシンポジウム(立命館大)	日本材料学会	fractosym@jsms.jp http://www.jsms.jp/	講演 7.14
16～18	第40回固体イオニクス討論会(東工大)	日本固体イオニクス学会・山口研(東大)	TEL 03-5841-7140 ssij@alto.material.t.u-tokyo.ac.jp http://www.ssi-j.org/index.html	講演 9.2
16～19	ENGE 2014 (Jeju.Korea)	KIM	http://www.enge2014.org	
17	第43回 薄膜・表面物理基礎講座(2014)3Dプリンター技術の基礎と今後の発展—薄膜・表面物理技術で拓がる可能性—(筑波大東京キャンパス)	応用物理学会薄膜・表面物理分科会・小田	TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp https://annex.jsap.or.jp/	参加 11.11
18	第219回西山記念技術講座「材料設計を先導する物理解析技術・計算科学—活用事例と今後への期待—」(大阪)	日本鉄鋼協会・榎岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp http://www.isij.or.jp/	
18～20	第55回真空に関する連合講演会(大阪府立大)	日本真空学会	TEL 03-3431-4395 ofc-vs@vacuum-jp.org http://www.vacuum-jp.org	
18～21	Plasma Conferene 2014 (PLASMA 2014)(新潟)	日本物理学会他	plasma@jspf.or.jp	
19～21	第84回マリンエンジニアリング学術講演会(下関)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
20	第370回講習会「切削・研削の高付加価値加工～最前線から学ぶ微細・超精密加工～」(東京理科大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www2.jspe.or.jp/	定員 60名
20	第24回学生による材料フォーラム(名工大)(9号436頁)	東海支部	TEL 052-735-5124 koyama.toshiyuki@nitech.ac.jp http://tkoyama.web.nitech.ac.jp/tokai/zairyoforum.html	10.20
20～21	キャビテーションに関するシンポジウム(第17回)(東大生産研)	日本学術会議第三部・加藤(東大生産研)	TEL 03-5452-6190 cav17@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.iis.u-tokyo.ac.jp/~cav17/	講演 7.25
22～24	第35回日本熱物性シンポジウム(東工大)	日本熱物性学会・元祐(東京理科大)	TEL 03-5876-1826 jstp2014@rs.tus.ac.jp http://www.rs.tus.ac.jp/jstp2014/	参加 10.17
22～24	第55回高圧討論会(徳島大)	日本高圧力学会	TEL 070-5658-7626 tounonkai55@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/55forum/	講演 7.18
25	第206回塑性加工技術セミナー「有限要素の基礎と実践」(東工大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
25	第220回西山記念技術講座「材料設計を先導する物理解析技術・計算科学—活用事例と今後への期待—」(早大)	日本鉄鋼協会・榎岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp http://www.isij.or.jp/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
25~27	第27回国際超電導シンポジウム(ISS2014)(東京)	国際超電導産業技術研究センター	TEL 044-850-1612 http://www.istec.or.jp/ISS	
28	日本表面科学会関西支部主催 実用表面分析セミナー2014(神戸大)	日本表面科学会関西支部・高橋(コベルコ科研)	TEL 078-992-6143 takahashi.shin@kki.kobelco.com http://www.sssj.org/Kansai/kansai_jitsuyou17.html	
28	第63回レアメタル研究会(東大)(本号495頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
29~30	第11回材料の衝撃問題シンポジウム(豊橋技科大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp jimu@jsms.jp	
12月				
3~5	第35回超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(明治大)	超音波シンポジウム運営委員会・小野寺(東工大)	TEL 045-924-5598 terry@ip.titech.ac.jp http://use-jp.org	講演 8.4
4	技術交流フォーラム『画像処理・パターン認識が進展させる生物科学と材料工学』(名工大)(本号491頁)	東海支部・松永	tokai@numse.nagoya-u.ac.jp	定員 100名
4~5	2014年度「先進コース」≪船用燃料とその燃焼>講習会(東京)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
4~5	第6回つくば国際コーティングシンポジウム(つくば)	産総研, 物材機構・村上(物材機構)	TEL 029-859-2560 murakami.hideyuki@nims.go.jp	
4~5	第22回新粉末冶金入門講座(京都産業大)	粉末粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 inoue@jspm.or.jp	11.21
4~5	第52回高温強度シンポジウム(函館)	日本材料学会	TEL 075-761-5325 http://www.jsms.jp/	講演 9.8
5	第51回 X線材料強度に関する討論会テーマ「非破壊評価の最前線」(名古屋)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 x51-touron@jsms.jp	
5	平成26年度材料セミナー「材料における拡散-基礎および鉄鋼材料における拡散と関連現象」(大阪)(本号492頁)	関西支部	TEL 06-6443-5326 FAX 06-6443-5310 n-kansai@ostec.or.jp	定員 40名
6	平成26年度総会・連合講演会(新潟工科大)(本号491頁)	北陸信越支部・原亜(新潟大)	TEL 025-262-6763 sharada@eng.niigata-u.ac.jp http://hlab.eng.niigata-u.ac.jp/hpjin2014/	講演 10.23
8~10	第41回炭素材料学会年会(福岡)	炭素材料学会	TEL 03-5389-6359 tanso-desk@bunken.co.jp http://www.tanso.org/contents/event/conf2014/	講演 8.25
10	第19回資源循環型ものづくりシンポジウム(名古屋)	第19回資源循環型ものづくりシンポジウム実行委員会	TEL 052-736-5680 ims@nipc.or.jp	
11~12	第28回信頼性シンポジウム-安心・安全を支える信頼性工学の新展開-(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 RESYMPO2014@jsms.jp http://www.jsms.jp/	講演 9.12
12	関西支部第16回塑性加工基礎講座「金属薄板の成形性試験(実習付き)」(京都工芸繊維大)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansai@jstp.or.jp	11.27
20	2014年度計算力学技術者(CAE技術者)「1・2級」認定試験・講習会(東京)	日本機械学会・関根	TEL 03-5360-3506 caenintei@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp	
20	平成26年度 高専女子フォーラム in 中国(広島)	国立高等専門学校機構他・白井(呉高専)	TEL 0823-73-8200 kikaku@kure-nct.ac.jp http://www.kosen-k.go.jp/kosengirl/jyoshi-forum/	
23	平成26年度 高専女子フォーラム in 関西(神戸)	国立高等専門学校機構他・端無(奈良高専)	TEL 0743-55-6012 s-soumu@jimu.nara-k.ac.jp http://www.kosen-k.go.jp/kosengirl/jyoshi-forum/	
2015年 1月				
8~9	第53回セラミックス基礎科学討論会(京都)	日本セラミックス協会基礎科学部会・藤井(龍谷大)	TEL 077-543-7466 ifujii@rins.ryukoku.ac.jp http://www.chem.ryukoku.ac.jp/kiso53	
9	第64回レアメタル研究会(第2回貴金属シンポジウム)(東大)(本号495頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
10	第20回高専シンポジウム in 函館	高専シンポジウム協議会, 函館工業高等専門学校・神山(函館高専)	TEL 0138-59-6312 sohmucho@hakodate-ct.ac.jp http://www2.hakodate-ct.ac.jp/site1_symp/	発表 10.31
15	講習会「薄膜結晶の評価:基礎と応用」(東京)	日本結晶学会	TEL 03-5389-6372 crsj-desk@bunken.co.jp	
15~16	2014年度「先進コース」≪推進軸系>講習会(神戸)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
2月				
13	走査型プローブ顕微鏡の最新活用術(川崎)	神奈川県科学技術アカデミー	TEL 044-819-2033 ed@newkast.or.jp http://www.newkast.or.jp	定員 20名
26~27	2014年度「先進コース」◀機装設計Ⅱ>講習会(高松)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
3月				
5	第30回塗料・塗装研究発表会(東大)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 toso-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp	
13	第65回レアメタル研究会(東大)(本号495頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
17	2015年春期講演大会・企業説明会(東大)(本号488頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 gaffair@jim.or.jp	11.10~ 2.10
18~20	日本金属学会春期講演大会(東京大学駒場キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
7月				
7~10	The Fifth International Conference on the Characterization and Control of Interfaces for High Quality Advanced Materials (ICCCI2015)(富士吉田)	粉体工学会・多々見(横国大)	iccci2015@ml.ynu.ac.jp http://ceramics.ynu.ac.jp/iccci2015/	
9月				
16~18	日本金属学会秋期講演大会(九州大学伊都キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
10月				
5~8	Asia Steel International Conference 2015(Asia Steel 2015)(横浜)	日本鉄鋼協会	asiasteel2015@issjp.com http://www.asiasteel2015.com	

書評

X線・中性子の散乱理論入門

竹中章郎 藤井保彦 共訳 D. S. Sivia 著

本書は、タイトルの通り X 線・中性子散乱実験と解析に取り組もうと志す初学者向けの教科書と位置付けることができる。金属材料の評価・解析手法として X 線・中性子の利用は欠かせないものとなっており、日本語による参考文献の少ない現状において貴重な教科書である。

第 1 章は原子・分子の構造とこれを観測する手法について述べ、X 線・中性子散乱への導入となっている。第 2 章は、散乱実験を物理的に理解する基礎となる波の性質とフーリエ変換の数学的取扱いを述べている。第 3 章では、いよいよ原子による X 線・中性子散乱の基礎的概念が解説される。第 4~7 章は、様々な弾性散乱実験(反射率、小角散乱、高エネルギー回折・全散乱、回折)を紹介している。第 8, 9 章では非弾性散乱実験が扱われている。

X 線散乱と中性子散乱は、実験施設や科学者コミュニティ等、外見的には差異を感じさせる面もあるが、原理や解析手法には共通する部分が多く、ユーザーは両者の使い分けに戸惑いを覚えがちで

ある。本書は X 線・中性子を同時に扱うことで両者の解析上の共通点と差異を明瞭にしている。実験技術としても、反射率等の弾性散乱だけでなく非弾性散乱に至るまでが統一的な視点で解説されており、理解の助けとなっている。初学者向けとはいえ、各実験技術の解析上の要点は網羅されているため、本書を丁寧に読み進めるだけで、実際のデータの解析手法を理解できるようになるだろう。より実用的な解析を行うためには他の専門的な文献等へステップアップすることになるだろうが、本書はその入口に適した一冊である。

金属材料への応用のみを対象とした本ではないため、金属研究者は自らの分野に合わせて語句を読み替える必要がある。また、汎用的な教科書のため、解析の目的を見失いがちになるので、読者には解析によって得られる情報の意味を意識して読むことが求められる。

(京都大学原子炉実験所 大場洋次郎)

[2014年 212頁 3,600円+税 森北出版株式会社]



まてりあ 第53巻 第10号 (2014) 定価(本体1,700円+税) ¥120円
年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

発行所 公益社団法人日本金属学会

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

TEL 022-223-3685

FAX 022-223-6312

郵便振替口座 02210-2-5592

発行日 2014年10月1日

発行人 梶原義雅

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

発売所 丸善株式会社

〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

『バイオマテリアル研究の最前線』

—2014年10月発行予定—



- ◆ 日本発の最新バイオマテリアル研究がこの一冊に濃縮！
- ◆ 金属系バイオマテリアルを中心にセラミックス系，高分子系，細胞，計算機シミュレーションまで広くカバー！
- ◆ 手元には非置いておきたい渾身の一冊！

成島尚之・中野貴由編

版型・頁 A4判 約300頁

定価 (5,900円+税)国内送料 700円

発行 公益社団法人日本金属学会

日進月歩のバイオマテリアル研究を行うには，学問分野や研究領域を越えた広く深い理解が必要である．そのため研究の最前線を理解することは必ずしも容易ではない．本書は2000年以降の日本発の最先端・最重要研究である116報の原著論文と9冊の書籍を取り上げ，83名の新進気鋭の研究者の手で，それぞれのエッセンスを2ページに凝縮し，その後の進展も踏まえつつ解説することでバイオマテリアル研究のバイブルとした．

本書は，(第1章)総合書にみるバイオマテリアル研究の基礎と最前線，(第2章)チタン系バイオマテリアル研究の最前線，(第3章)コバルト-クロム系バイオマテリアル研究の最前線，(第4章)その他の金属系バイオマテリアル研究の最前線，(第5章)セラミックス系・高分子系バイオマテリアル研究の最前線，(第6章)表面処理・形状制御研究の最前線，(第7章)骨組織・骨組織再生研究の最前線，(第8章)細胞ならびに細胞外基質制御研究の最前線，(第9章)バイオマテリアルならびに生体組織への計算機シミュレーション研究の最前線，により構成されている．初心者から専門家まで教科書・参考書として幅広く活用できるおすすめの一冊となっている．

申込方法：書名，部数，送本先，氏名を明記の上，E-mailまたはFAXにてお申し込み下さい．代金は送本時に請求させていただきます．

申込・問合せ先：〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

公益社団法人日本金属学会 企画・会員サービスグループ

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

E-mail: ordering@jim.or.jp

「バイオマテリアル研究の最前線」予約申込書

お名前	
会員番号(会員の方のみ)	
送付先住所/所属機関	〒
TEL/FAX	
メールアドレス	
ご購入冊数	冊

創業1921年

ALLOYS & METALS

品名	純度	形状	品名	純度	形状	品名	純度	形状
純 金 属			高純度金属			フェロアロイ		
高純度アルミニウム	99.99%	約1kgインゴット	アルミニウム	99.999%	粒状100g入	フェロモリブデン	Mo 60%	塊 状
アルミニウム	99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	フェロニオブ	Nb 60%	〃
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入	銀	99.999%	粒 状	フェロバナジウム	V 80%	〃
アルミニウム粉	99.7%	粉末末	ビスマス	99.9999%	粒状100g入	フェロボロン	B 20%	〃
銀	99.99%	粒 状	ビスマス	〃	約100g塊	カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小塊状
ポロニクリスタル	99.4%	小塊状	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状			
ポロニアモルファス	95~97%	粉末末	無酸素銅	99.99%	10X10X1mm			
ビスマス	99.99%	粒 状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25X25X2mm			
コバルト	99.3%	針 状	ガリウム	99.9999%	粒状25g入	中間合金		
電解コバルト(FB)	99.9%	約25X25X10mm	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	燐	銅	P>14.5%
金属クロム	99%	塊 状	インジウム	99.999%	粒状100g入	シリコン	銅	Si 15%
電解クロム	99%	薄片状	インジウム	〃	約100g塊	マンガン	銅	Mn 25%
電気銅	99.99%	粉末500g入	インジウム	〃	薄片状	マグネシウム	銅	Mg 50%
銅	99%	約25X50X10mm	インジウム	〃	粒状100g入	クロム	銅	Cr 10%
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	粉末500g入	アンチモン	99.9999%	約100g塊	テルル	銅	Te 50%
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	アンチモン	〃	約100g塊	コバルト	銅	Co 10%
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テール	99.9999%	粒状100g入	ニッケル	銅	Ni 30%
電解鉄粉	99%	粉末1kg入	テール	〃	約100g塊	鉄	銅	Fe 10%
ハフニウム	99.8%	スポンジ小塊	亜鉛	99.999%	約100g塊	チタン	銅	Ti 50%
インジウム	99.99%	塊 状	亜鉛	〃	粒状100g入	ジルコニウム	銅	Zr 50%
マグネシウム	99.9%	約200g塊	亜鉛	99.9999%	約100g塊	ボロン	銅	B 2%
電解マンガン	99.9%	薄片状	亜鉛	〃	粒状100g入	アルミニウム	銅	Cu 40%
モリブデン粉	99.9%	粉末末	亜鉛	〃	約100g塊	アルミマグネシウム	Mg 20%	〃
ニオブグラニュー	99.9%	小塊末	タ	99.9%	5φX150mm	アルミマンガン	Mn 10%	〃
ニオブ粉	〃	〃				アルミニウム	Ni 20%	〃
電気ニッケル	99.99%	25X25X10mm	レアアースメタル			アルミククロム	Cr 5%	〃
ニッケルベレット	99.97%	球 状	イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミチタン	Ti 5%	〃
ニッケル粉	99.8%	粉末1kg入	ランタン	〃	〃	アルミシリコン	Si 25%	〃
レニウム粉	99.99%	粉末末	セリウム	〃	〃	アルミコバルト	Co 5%	〃
ルテニウム粉	99.9%	〃	セラセオジウム	〃	〃	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
アンチモン	99.9%	塊 状	ネオジウム	〃	〃	アルミタングステン	W 2.5%	〃
金属シリコン	99%	〃	サマリウム	〃	〃	アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
錫	99.99%	約1kgインゴット	イッテルビウム	〃	〃	アルミ鉄	Fe 50%	塊 状
タンタル塊	99.9%	粒 状	テールビウム	〃	〃	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
タンタル粉	〃	小塊状	ニッケル	〃	〃	アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
スポンジチタン	99.99%	小球状	ジスプロシウム	〃	〃	アルミバナジウム	V 50%	小塊状
チタン粉	99%	スポンジ塊	ホルミウム	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
チタン板	JIS 1種	250X250X1mm	エルビウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
バナジウム粉	99.7%	小塊状	ガドリニウム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊 状
タングステン粉	99.9%	〃	ユーロビウム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
タングステンクラップ	99%	板 状	ツリウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
亜鉛	99.99%	約2kgインゴット	ルテチウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊 状
鉛	〃	粒 状	ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φX6mm 1kg入	燐	P 5%	インゴット
ジルコニウム	99.6%	スポンジ塊				Uアロイ(低融点合金)		
						Uアロイ 47	融点47±2°C	約500gインゴット
						Uアロイ 60	60±2°C	〃
						Uアロイ 70	70±2°C	〃
						Uアロイ 78.8	78.8±2°C	〃
						Uアロイ 91.5	91.5±2°C	〃
						Uアロイ 95	95±2°C	〃
						Uアロイ 100	100±2°C	〃
						Uアロイ 124	124±2°C	〃
						Uアロイ 150A	150±2°C	〃

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

「社名」または「大学名」、および「所属と名前」、個人の方は「名前」
「郵便番号・住所・電話・FAX」・「商品名・純度・形状・希望数量」

FAX (03)
3294-9336

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

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

ガラス物性データベース SciGlass 7.7

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

■ガラス

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

■物性

1,000,000件以上の実測値と合成法、測定法の情報。

■物性推測計算

100通り以上の推測法で16種類の物性を推測。実測値との比較プロット。

■最適ガラスの検索

■光学スペクトルデータ (UV, NIR)

Glass #	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	log ₁₀ I	log ₁₀ I ₀	log ₁₀ I ₀ /I	log ₁₀ I ₀ /I ₀	T _g (°C)	M _w
14976	48.12	48.18	-	2.572	184	157	460	48	
14880	47.88	44.25	-	2.670	175	187	465	49	
14881	47.25	42.37	-	2.658	175	183	462	50	
14882	46.30	41.14	-	2.632	180	171	462	50	
14852	46.25	38.48	-	2.649	187	169	470	52	

Comp	Tc
SiO ₂	29.68
B ₂ O ₃	18.74
La ₂ O ₃	5.82
BaO	20.94
CaO	3.10
TiO ₂	16.83
ZrO ₂	3.40

システムプラットフォーム: Windows 2000/XP/Vista/7

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

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

2,030化合物についての49種類の熱物性値(実測値)、複数の推算式、原文献データと15種類の温度依存物性には推算式の係数などのデータベースです。AIChE推奨のインターフェイスソフトウェア(DIADEM)付きのスタンドアロンシステムです。

おもな機能 (DIADEM)

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



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

25,000件のセラミックス状態図データベース

ACerS-NIST

Phase Equilibria Diagrams, Version 4.0

価格(税別) ¥160,000.- マルチユーザー ¥260,000.-

検索条件

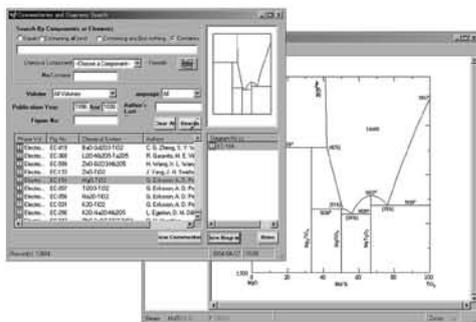
- 成分系、元素記号
- 著者、出典誌名、出版年
- 状態図番号

データ表示

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

データソース/新データ2,500件を追加

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



システムプラットフォーム: Windows XP/Vista/7

化学反応/平衡計算ソフトウェア

HSC Chemistry for Windows, Ver.7

価格(税別) ¥300,000.-

約25,000種についてのエンタルピー(H)、エントロピー(S)、熱容量(Cp)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、エリಂಗム状態図、Eh-pH(プルベ)状態図、T_{pp}とL_{pp}の相安定性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 モジュールによ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、Excel上でのHSC計算が可能になるExcelAdd-In関数、プライベートデータベースを作成するための熱化学データからH、S、Cpを計算する変換機能などもあります。



システムプラットフォーム: Windows2000/XP/Vista/7 (Outokumpu Research Oy 製作)

株式会社 デジタルデータマネジメント

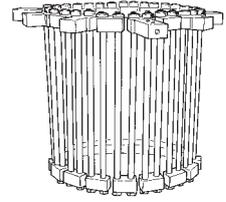
東京都中央区日本橋茅場町1-11-8 紅萌ビル 〒103-0025
TEL.03-5641-1771 FAX.03-5641-1772 <http://www.ddmcorp.com>

高純度 GfG

汚れや飛散のないカーボン材料

最高温度2,800℃

純度5PPM以下



■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

本社・工場：〒247-0061 神奈川県鎌倉市台 5-3-25 TEL.0467(45)0101 FAX.0467(43)1680代

事業所：東京 03(5733)8601 大阪 06(6586)4411 福岡 092(626)8745

周南 0834(82)0311 松山 0899(72)4860 郡山 024(962)9155

工場：広見工場 0895(46)0250 野村工場 0894(72)3625 新潟工場 0254(44)1185

http://www.mechanical-carbon.co.jp E-mail: mck@mechanical-carbon.co.jp

試験雰囲気ガス中の酸素濃度のコントロール・測定に!!

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

酸素分圧 & 雰囲気制御試験炉



SiOAF-200C

NEW

管状炉付酸素分圧
コントローラー

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

SiOC-200CB
(循環型)



酸素分圧コントローラー

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

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

SiOS-200C
(コンパクトタイプ)



高感度酸素センサー

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



技術で世界を輝かせる。

世界が求めるニーズはより多様化し、複雑に進化し続けています。

私たちはその一つひとつの声を叶えるために、技術を磨いてきました。

そのなかで培われた、世界をリードする素材・機械ビジネス。

私たちは、いち早くニーズに応えるというだけでなく、

技術で驚きや感動を与えることを大切にしています。

私たちがつくる、より強くしなやかな素材から、新たな価値が生まれる。

私たちがつくる、より低燃費の機械が働くことで、

ある国の礎が築かれる。

私たちは技術で社会や人を繋げ、より輝く世界へと、

導いていくために、挑み続けていきます。

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

KOBELCO