

Materia Japan

- バルク熱電材料のナノ構造化
- 局所力学挙動解析による材料特性評価
- 形状記憶合金のマルテンサイト変態組織

まてりあ

Vol.53 MTERE2 53 (7) 307~344 (2014)

2014

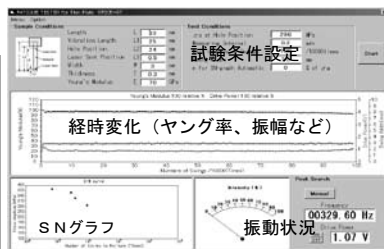
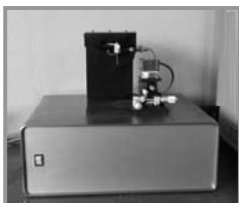
7

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
- マイコン内蔵でパソコンに S/N グラフも即表示
- 試験試料作成が容易(短冊状)
- 疲労箇所を特定可能→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

なんととっても高精度。

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>



ハガネのスペシャリスト、という名の会社。

★ 大同特殊鋼

7

2014
Vol.53
No.7

まてりあ

◎ 会告原稿締切：毎月 1 日



翌月号(1 日発行)掲載です。

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

最近の研究	バルク熱電材料のナノ構造化 池田輝之307	
	熱電材料の高性能化に組織制御の材料科学はどのように貢献できるかを考察する。	
	局所力学挙動と材料特性—nm スケール力学挙動解析による未踏領域への挑戦— 大村孝仁312	
	マクロ変形挙動の素過程であるナノスケールの力学挙動を直接的に測定する手法を紹介。TEM 内その場変形では、転位の動的挙動と力学応答の同時観測に成功。	
	β チタン形状記憶合金を通じて見るマルテンサイト変態組織 稲邑朋也321	
	マルテンサイト変態組織に関する最近の話題を β チタン合金を例に紹介。	
談話室	ねじりの効果 その3 古井光明328	
はばたく	私の研究経歴 濱岡 巧329	
本会記事	会告330	材料系学協会情報コーナー340
	掲示板335	新入会員340
	会誌・欧文誌 7 号目次339	行事カレンダー341
	次号予告340	会報編集委員一覧344

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あっては、その必要はありません。(社外頒布目的の複写については、許諾が必要です。)

権利委託先 一般社団法人学術著作権協会

〒107-0052 東京都港区赤坂 9-6-41 乃木坂ビル 3F

FAX 03-3475-5619 E-mail: info@jaacc.jp <http://www.jaacc.jp/>

複写以外の許諾(著作物の引用、転載、翻訳等)に関しては、直接本会へご連絡下さい。

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、3,380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	Na ₂ O	CaO	g/cm ³	μ _D 10 ¹⁰	μ _D 10 ¹²	μ _D 10 ¹⁴	μ _D 10 ¹⁶	μ _D 10 ¹⁸	μ _D 10 ²⁰	T _g °C	M _w
10076	45.12	45.18	-	-	2.572	184	157	465	46	-	-	-	-
14002	47.58	44.25	-	-	2.570	175	137	455	49	-	-	-	-
14001	47.75	42.17	-	-	2.568	175	133	462	50	-	-	-	-
14002	46.92	41.14	-	-	2.562	165	171	462	52	-	-	-	-
14003	46.25	38.48	-	-	2.549	157	155	470	52	-	-	-	-

Comp	%
SiO ₂	29.68
B ₂ O ₃	18.74
Al ₂ O ₃	5.82
BeO	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

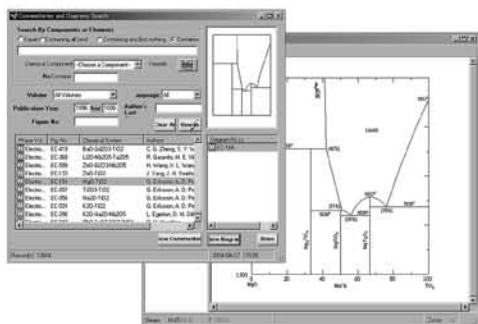
- 成分系、元素記号
- 著者、出典誌名、出版年
- 状態図番号

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), Phase 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、エリンガム状態図、Eh-pH(ブールベ)状態図、TppとLpp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>

バルク熱電材料のナノ構造化

池田 輝之*

1. はじめに

世界で生産されるエネルギーの60%以上が、ほぼ「廃熱」として捨てられている⁽¹⁾。熱電材料は廃熱から電気エネルギーを生産できる優れた機能をもつことから、今日のエネルギー問題解決のための重要な鍵の一つとして、今後益々重要性を増すと考えられる。

熱電半導体材料に温度勾配を与えると、図1に示すように低温側にキャリアが集まり電位差が生まれる。これがゼーベック効果である。逆に電流を流すと温度勾配を生む現象はペルティエ効果と呼ばれる。

熱電材料によるエネルギー変換は、可動部がなくメンテナンスを要さないという特徴がある。原子力電池と呼ばれる放射性同位元素の崩壊熱を熱電材料で電気に換える装置は、宇宙空間や僻地での発電に利用されてきた。特に木星以遠の太陽光のエネルギー密度の低い宇宙では代替のきかない技術として確固たる地位を獲得している⁽²⁾。1977年に打ち上げられたボイジャー1号、2号は、2013年9月にNASA (National Aeronautics and Space Administration: アメリカ航空宇宙局) がすでに太陽系外に到達していると発表し⁽³⁾話題ともなった。現在でもなお情報を地球に発信し続けており信頼性の高さを証明している。また、熱電デバイスは小型であり静謐に動作するという特徴もあり、この点はペルティエ効果を利用した小型の冷蔵庫や局部冷却器に生かされている。

熱電変換がエネルギー問題の解決の一助となるためには、現在捨てられている大量の熱を電気エネルギーとして回収できるシステムが普及する必要がある。例えば、自動車における廃熱を利用した発電システム⁽⁴⁾、あるいは廃棄物燃焼炉からの廃熱エネルギー回収への利用⁽⁵⁾などが検討されている。今後廃熱発電デバイスが広く普及するためには、有害元素を含まず安価な熱電材料の開発と発電効率の向上という二つの課題を克服しなければならない。熱電材料の特性向上のためにとられてきた方策の一つがナノ構造化である。本稿では、

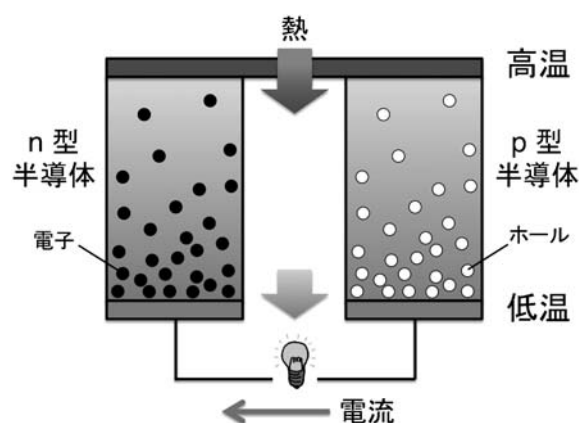


図1 ゼーベック効果を利用した発電デバイスの作動原理。

ナノ構造化研究に焦点を当て、熱電変換効率向上のための取り組みの現状を紹介する。

2. ナノ構造化による格子熱伝導率の低減

(1) 研究の位置付け

熱から電気への変換効率の最大値 $\zeta_{\max}$ は、次式で表される⁽²⁾。

$$\zeta_{\max} = \frac{T_H - T_L}{T_H} \frac{\sqrt{1 + Z\bar{T}} - 1}{\sqrt{1 + Z\bar{T}} + \frac{T_L}{T_H}} \quad (1)$$

ここで、 T_H , T_L はそれぞれデバイスの高温側、低温側の温度、 $\bar{T}$ は平均温度($= (T_H + T_L)/2$)である。 Z は熱電性能指数と呼ばれ、熱電材料のデバイスにおける温度勾配下での S (ゼーベック係数)、 σ (電気伝導率)、 κ (熱伝導率)の平均値で表される。

$$Z = \frac{S^2 \sigma}{\kappa} \quad (2)$$

$\zeta_{\max}$ は Z の単調増加関数であるため、変換効率の向上のため

* 茨城大学教授；工学部マテリアル工学科(〒316-8511 日立市中成沢町4-12-1)

Nanostructured Bulk Thermoelectric Materials; Teruyuki Ikeda (Department of Materials Science and Engineering, Ibaraki University, Hitachi)

Keywords: solid state phase transformation, thermal conductivity, nanocomposites, nonequilibrium process, interface density

2014年3月12日受理[doi:10.2320/materia.53.307]

めには Z を増大させる必要がある。 Z は上式からわかるように材料に依存するため、大きい Z を示す熱電材料の開発が望まれる。式(2)に温度 T をかけた ZT は無次元量であり無次元性能指数と呼ばれる。現状で高い性能指数をもつ材料では、例えば $ZT=1$ の場合、カルノー効率(式(1)の $(T_H - T_L)/T_H$ の部分)が0.5(例えば $T_H=600\text{ K}$, $T_L=300\text{ K}$)の条件下で効率は0.11と計算される。熱伝導率 κ は、電子成分 κ_E と格子成分 κ_L の和であるので、 $\kappa=\kappa_E+\kappa_L$ と書ける。ヴィーデマン-フランツ則により、熱伝導率の電子成分 κ_E は電気伝導率 σ と比例関係にあり $\kappa_E=L\sigma T$ (L はローレンツ数)と書ける。これらの関係を使うと、無次元性能指数は

$$ZT = \frac{S^2}{L} \frac{1}{1 + \frac{\kappa_L}{\kappa_E}} \quad (3)$$

と整理することができる⁽⁶⁾。ローレンツ数は自由電子近似で $2.44 \times 10^{-8} \text{ W}\Omega\text{K}^{-2}$ であり、実際の物質ではこれと異なるものの大きさは変わらない。したがって、 ZT を大きくするには、大きなゼーベック係数 S を与えるバンド構造を有する物質において、 κ_L/κ_E ができるだけ小さいことが求められる⁽⁶⁾。この理由により、大別すると大きなゼーベック係数あるいは大きなキャリア易動度を得るための研究と、格子熱伝導率を低減させる研究が行われてきた。なお、これまで熱電性能指数を温度勾配下での平均値と定義したが、 S, σ, κ はいずれも温度の関数であり、材料の研究においては温度の関数としての熱電性能指数を用いるより詳細な議論がなされることが多い。ここでは、デバイスの熱電性能指数 Z と区別し、小文字の z を用い $z=S^2\sigma/\kappa$ (S, σ, κ は温度の関数)⁽⁷⁾と定義する。

格子熱伝導率は格子比熱 C 、フォノンの群速度 v_g 、フォノンの平均自由行程 l ($l=v_g\tau$; τ は散乱の緩和時間)の積で表され、より一般にはフォノンの角振動数 ω ごとにおける各量の積の ω についての積分値

$$\kappa_L = \frac{1}{3} \int_0^{\omega_{\max}} C_s(\omega) v_g(\omega)^2 \tau(\omega) d\omega \quad (4)$$

である⁽⁸⁾。ただし、上式で C_s は $C_s d\omega$ の形で比熱の次元を持つように角振動数ごとに分けられたスペクトル量である。

格子モル比熱はデュロン=プティの法則により高温で $3R$ (R は気体定数)に近く、熱発電用のデバイスに用いる熱電材料はデバイ温度以上で用いられることが多く、 $3R$ に近いモル比熱をもつ。したがって、式(4)中の比熱を操作するのは難しい。一方、フォノン群速度 v_g は、フォノンの分散関係により決まる。長波長のフォノンの v_g は弾性率の平方根に比例する⁽⁹⁾ため、基本的に弾性的に軟らかい結晶を選ぶことが格子熱伝導率の低減につながる。また、単位構造の大きなすなわち複雑な結晶構造をもつ物質は、フォノン分散関係の折り畳みの効果により、単位構造の小さい結晶構造の物質に比べ、光学分枝(v_g が小さい)が増える一方で、その分、音響分枝(v_g が大きい)が減少する。このため低い熱伝導率を示すことが知られている⁽¹⁰⁾。

フォノン散乱の緩和時間の逆数(=頻度)は、さまざまな様式 i の散乱頻度の和で表される。

$$\tau^{-1} = \sum_i \tau_i^{-1} \quad (5)$$

完全結晶では、ウムクラップ散乱のみを考慮すればよいが、この様式の散乱は、ブリルアンゾーン境界付近の波数をもつフォノンに起こりやすい。結晶欠陥が入るごとにフォノンの散乱様式は増える。不純物原子等の点欠陥による散乱(あるいは合金散乱ともよぶ)、ラトリング原子による散乱、界面散乱などである。ラトリング(rattling)とは、スクッテルダイトやクラスレート化合物⁽¹¹⁾に見られるような結晶構造のもつ大きな空隙に入った不純物原子(rattler)が、空隙の中を振動することである。このような格子熱伝導率低減効果を得るには特有の結晶構造をもつことが必要条件である。一方、合金散乱や界面散乱(この場合の界面とは粒界や異相界面をさす)(図2)は、特殊な結晶構造は要求されず、汎用性の高いフォノン散乱様式である。短波長のフォノンは点欠陥にはよく散乱される一方で、長波長のフォノンには鈍感である。このことは、理論的には合金散乱の緩和時間が振動数の -4 乗に比例する⁽¹²⁾ことに見て取れる。一方で、界面散乱の緩和時間は単純に d/v_g (d は界面間の間隔)であり振動数には依存しない。よって、ウムクラップ散乱や合金散乱などの高振動数フォノンをよく散乱する様式で散乱されなかった長波長のフォノンの散乱に有効である⁽¹⁰⁾⁽¹³⁾。このように、合金散乱およびウムクラップ散乱と界面散乱は相補的な関係にある。ナノ構造の導入は長波長のフォノンの散乱により格子熱伝導率の低減に寄与する。

(2) これまでの研究の経緯

2001年以降薄膜熱電材料中に形成された超格子構造が熱電材料の zT の向上に大きく寄与することが相次いで報告された⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾。しかしながら、薄膜材料には製造コストが高い、小さいがゆえに相対的に接触抵抗が大きいといった問題がある⁽¹⁷⁾。発電用の熱電デバイスとしては、現在のところバルク熱電材料の性能向上が当面の課題と考えられる。この

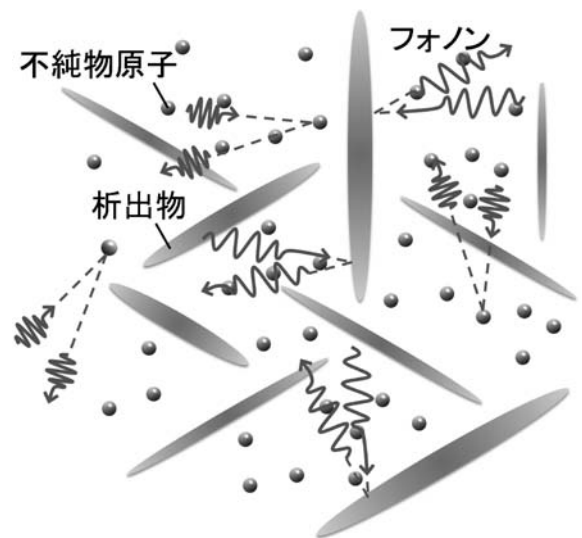


図2 フォノンの不純物原子および異相界面における散乱の模式図。

ことは、バルク材料のナノ構造化の研究への契機となった。その後、理論的研究と実験的研究の両輪の上にこの分野の研究は進展していく。

超格子構造が zT の向上に寄与するのはフォノンがその構造によって散乱され、 κ_L が低下することによるところが大きいと解釈された⁽¹⁸⁾。その後、Hsuら(2004)によりナノドット構造⁽¹⁹⁾を有するPbTe-AgSbTe₂系のPbTe基(いわゆるLAST (lead-antimony-silver-telluride)系)バルク材料が発表された。格子熱伝導率が非常に小さいことが特徴で、 $zT \sim 1.8$ (700 K)と当時としては最高の性能指数を示した。この報告を契機にナノ構造化バルク熱電材料の研究が盛んに行われるようになった。さらに、超格子構造をもつ薄膜材料が高いフォノン散乱能をもっているのは、超格子の規則性のためではなく高い界面密度によるという見解が示される⁽²⁰⁾。すなわちバルク材料でランダムに導入されるナノ構造でも熱伝導率の低下に寄与すると理解されるようになった。また、フォノンの分散関係を再検討した上での詳細な理論的解析⁽⁶⁾が行われ、熱伝導を担うフォノンの平均自由行程には大きな分布があり、比較的大きな(物質によってはマイクロメートルオーダーの)構造でも κ_L の低下に寄与する余地があることが明らかになった。その後、 κ_L 低減のためにナノ構造を導入する上で最も重要な因子の一つが界面密度(単位体積あたりの界面積)であることがモンテカルロシミュレーションにより示された⁽²¹⁾。また、上記LAST材料中のナノドットは母相に対して整合に存在しており、このことは電気伝導率を低下させない一つの要因と考えられている⁽⁷⁾。固相析出以外の熱電材料の相変態も研究されており、スピノーダル分解⁽²²⁾や共析変態⁽²³⁾⁽²⁴⁾による異相界面の導入による格子熱伝導率の低下が報告されている。

(3) 界面密度の制御

さて、高密度の界面の存在が格子熱伝導率の低減に有効であることが示唆されてきたが、その効果を大きくするには、上述のシミュレーションで明らかにされたように、界面密度を上げなくてはならない。界面密度 A_V は、3次元においては単位体積あたりの界面積であり、(長さ)⁻¹の次元をもつ。この量は、3次元空間でランダムな方向に直線を引いたとき、直線と界面との交点間の平均距離 L_P と $L_P = 2/A_V$ の関係にある⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。すなわち、界面で散乱されたフォノンが次の界面に遭遇するまでの行程である。したがって、 L_P すなわち A_V はフォノンの平均自由行程と密接な関係にある。

ここで重要なのは、 A_V の評価と制御である。筆者らはPbTe基材料の固相相変態を制御しつつ、熱伝導率への影響を研究してきた。PbTe-Sb₂Te₃系を例にとると、次の2種類の固相相変態が利用できる。高温のみで安定な中間化合物Pb₂Sb₆Te₁₁がPbTeとSb₂Te₃に分解する共析反応⁽²³⁾、あるいはPbTeリッチ側でのPbTe相へのSb₂Te₃の固溶度の温度依存性を利用した固相析出反応⁽²⁷⁾である。これらを制御するには、材料科学にはこれまで金属・合金の研究で培われてきた膨大な研究があるのでそれを利用すればよい。共析変態については、反応初期のラメラ間隔 ILS_0 ⁽²⁸⁾は、界面エ

ネルギー γ_0 、共析変態温度 T_E 、モル体積 V_m 、変態のエンタルピー ΔH 、過冷却 ΔT を用いて次式で表され、

$$ILS_0 = \frac{2\gamma_0 T_E V_m}{\Delta H \Delta T} \quad (6)$$

その後の時間発展についても多くの研究⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾がある。PbTe中には、板状のSb₂Te₃が固相析出するが⁽²⁷⁾、その反応初期の核生成密度を支配していると考えられるのは核生成頻度である。核生成頻度 I は、古典核生成理論では

$$I = NA^*v \exp \left(-\frac{\Delta F_A + \Delta F^*}{kT} \right) \quad (7)$$

$$\Delta F^* = \frac{16}{3} \frac{\pi \gamma^3}{(\Delta F_C + \Delta F_E)} \quad (8)$$

と表され、定性的に実際の固相相変態と一致する⁽³¹⁾。ここで、 $N, A^*, v, \Delta F_A, \Delta F^*$ は、それぞれ体積あたりの格子サイト数、臨界核表面の格子サイト数、原子振動数、原子ジャンプの活性化エネルギー、界面を横切る原子ジャンプの活性化エネルギーである。また、 $\gamma, \Delta F_C, \Delta F_E$ はそれぞれ界面エネルギー、反応の化学的駆動力、歪みエネルギーである。PbTe-Sb₂Te₃系の共析反応⁽³²⁾⁽³³⁾、固相析出反応⁽²⁶⁾においては、それぞれ式(6)、式(7)-(8)、あるいは反応後の時間発展を記述する式に基づいてラメラ間隔あるいは析出物の数密度を制御することができ、それを通して A_V を制御することができる。このように制御した試料の熱電特性測定から、細かい組織、すなわちより高い界面密度がより低い熱伝導率に結びつくことが確認された。

さて、固相析出反応を利用する場合、あらかじめ高温のみで安定な固溶状態を作っておき、それが非平衡状態である低温で焼鈍することにより相分離を促す(図3(a))。式(8)の化学的駆動力は、さらに溶解熱 ΔH_s と変態温度 T_s を使って

$$\Delta F_C = -\Delta H_s \frac{\Delta T}{T_s} \quad (9)$$

と書ける⁽³⁴⁾。与えられた物質系において共析変態や固相析出反応を制御するには、温度や化学組成を変化させることにより核生成頻度を制御することができるが、このことは ΔT

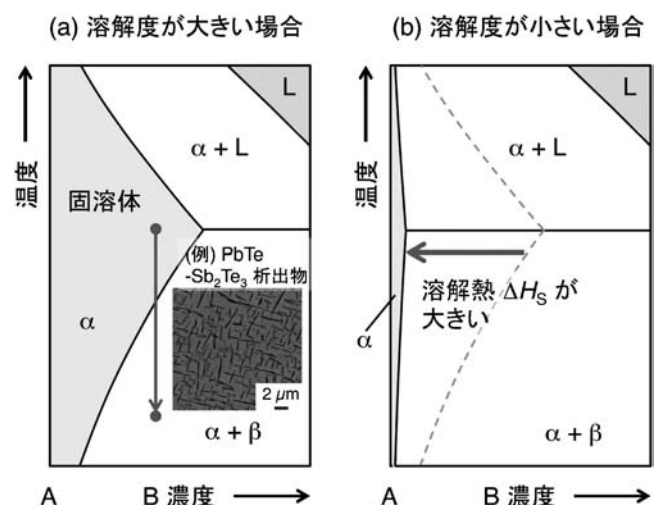


図3 溶解熱が中程度の系(a)、および大きい系(b)の平衡状態図。

を変化させることにより式(8)の ΔF_G を変化させることに
対応する。では、より細かい組織を得るには他にどのような
戦略が成り立つだろうか？ ΔH_s の大きい物質系
を選ぶことは一つの方向性だろう。実際にPbTe-Sb₂Te₃系
よりも溶解熱の大きいPbTe-Ag₂Te系では、細かい組織が
得られる⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾。ただし、溶解熱がより大きいことは固溶状態が
エネルギー的により不安定であることを意味するので、
必然的に溶解度は低下する。究極には「ラインコンパウンド」
となり(図3(b))、通常の熱処理では析出反応を利用するた
めの前提である固溶体の形成自体が難しくなる。そこで筆者
らは、状態図上に安定な固溶体が存在するかに関わらず非平
衡固溶体を形成させ、その状態から相分離反応を起こさせる
方法を提案した(図4)⁽³⁷⁾。この方法では、高エネルギーボー
ールミリングにより、試料を一時的に自由エネルギーが非常
に高い状態にし、それを介して過飽和固溶体を作製し、その
後、平衡状態へ遷移(相分離)させる。このプロセスでは、
「固相相変態により高密度異相界面を導入する」というスト
ラテジーの汎用性が高まるだけでなく、平衡状態への遷移の
駆動力が大きいことに起因し非常に微細な構造が得られ、一
挙両得である。この実験では、Mg₂Si中に直径が7 nmにピー
クをもつSiの析出粒子を分散させることに成功している
(³⁷)。

3. これからの課題

ナノ構造化は、主として格子熱伝導率の低減により zT の
向上に寄与する。一つの大きな流れとなりつつあるが、いろ
いろと課題もある。一つは、ナノ構造の高温安定性である。
これまでの研究は、ナノ構造の zT への効果を中心に行われ
てきた。ナノ構造の長時間の安定性の問題に正面から焦点を
当てた研究は少ないが、実際に使用する上で非常に重要な課
題である。ここで取り扱っているナノ構造化は高界面密度化
のことであり、必然的に体積あたりの界面エネルギーが高い

状態になることは避けられない。解決には、速度論的、熱力
学的、あるいは両方からのアプローチが必要である。例え
ば、次のようなものである。

(1) 使用温度に比べ十分に高い融点をもつ物質を選び、使
用温度よりも十分に高い温度での熱処理により相分離反応
(ナノ構造化)を起こさせる。

(2) 異相界面を安定化させる。これには、元素偏析を利用
したり、界面の格子の整合性がよく歪みエネルギーが小さ
い、あるいは化学的界面エネルギーが小さい異相界面をつく
る方法などがあろう。

また、 zT の向上のためにはどのような界面が最適かとい
う課題は、まだ解決していない。電気伝導率を低下させず
に、格子熱伝導率を効率よく低下させる界面である。以前か
ら、界面の整合性が電気伝導率を低下させないための重要な
因子であると指摘されている⁽⁷⁾⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾。最近も、PbTe中に
周囲に歪みを伴う整合析出物SrTeを分散させた系において、
析出物の存在により電力因子(式(2)の分子)が低下するこ
となく格子熱伝導率が低下すると報告されている⁽⁴⁰⁾。
さらに、合金散乱、ナノ析出物による界面散乱に、メゾスケ
ールの粒界における界面散乱を加えた「階層構造」の効果に
より格子熱伝導率を最大限に低下させるとともに、通常高温
で zT 低下の原因となる両極拡散効果を抑えることにより
 $zT=2.2(900\text{ K})$ が達成された⁽⁴¹⁾。これは、現在バルク熱電
材料としては最高値である。系統的な実験と理論の両面から
理解がより深まることを期待したい。

バルク熱電材料で10 nmを切る「シングルナノ」メート
ルサイズの構造が実現できるいま、格子熱伝導率の低減にと
どまらず、新しい機能を発現によりさらなる zT の向上に結
びつく可能性もある。ナノサイズの障壁によりエネルギーの
高い電子のみを電気伝導に寄与させることにより出力因子
($S^2\sigma$)を向上させる電子フィルタリング⁽⁴²⁾、分散させたナノ
サイズの第二相にドーピングし、そこからしみ出した電子に
電気伝導を担わせることにより、ドーピングによる電子易動

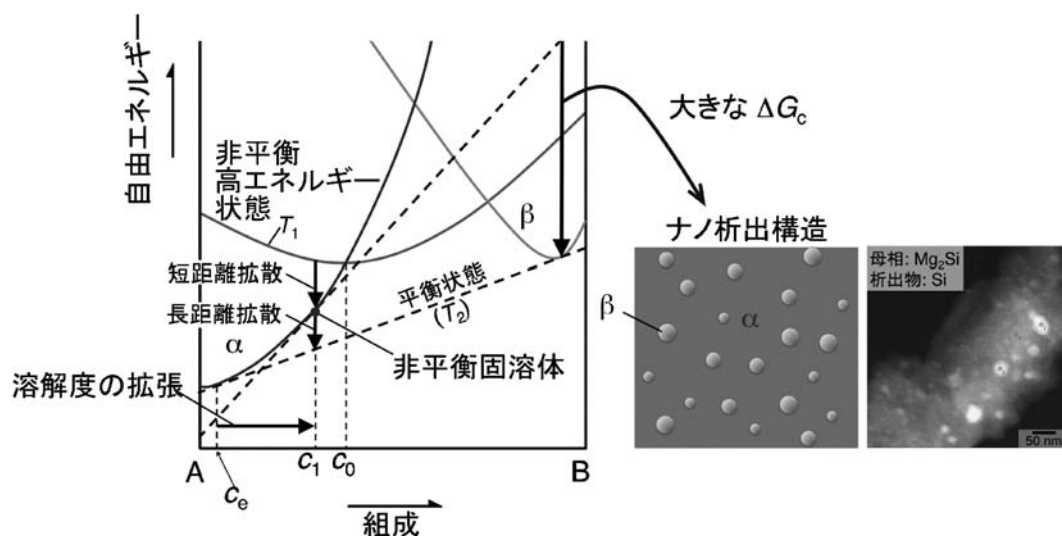


図4 A-B二元系の自由エネルギー模式図。“energized state(高エネルギー状態)”はMA後の非平衡状態である。 α 相の自由エネルギー曲線の勾配が大きければ(ラインコンパウンド等)、過飽和固溶体を得るため高いエネルギーが必要である一方、平衡状態へ遷移する駆動力が大きいため、細かい構造が得られる。

局所力学挙動と材料特性

—nm スケール力学挙動解析による 未踏領域への挑戦—

大 村 孝 仁*

1. は じ め に

実構造物の部材の特性は、mm から m 程度のサイズで発現することが求められるのに対し、材料を構成する微視組織は、nm から μm 程度のスケールで制御される。材料研究者にとっては、肉眼と顕微鏡というレンズの違いこそあれ、どちらもリアリティーのあるスケールとして実感できる対象であるが、それらのスケールのギャップは、実に 10^6 オーダーである。 10^6 オーダーのギャップとは、例えば、地球の直径（約 13000 km）に対するゴルフ場のグリーン程度の大きさということになる。グリーンの大きさは実感できても、地球の直径を実感できる人は、そう多くはないはずである。鉄鋼などの構造材料の多くにおいて、このスケールのギャップは、特性発現機構の理解や性能向上を目指す上で極めて大きなハードルである。

もう一つの大きなハードルは、微視組織と力学挙動の関係である。nm から μm の組織は、最先端のあらゆる観察・解析機器で詳細に捉えることができつつあるが、それと同じスケールの力学挙動を直接的に捉えることは未踏領域である。塑性変形を定量的に記述する方法の一つとして、我々は転位論をしばしば用いるが、個々の転位の振る舞いは電子顕微鏡などで実験的に観察することはできても、応力-ひずみ応答との関係を直接的に計測することは極めて難しい。nm スケールにおける微視組織と力学挙動の関係解明は、 10^6 のギャップを乗り越えることと同様に重要な課題である。

未踏領域である nm スケールにおける力学挙動を直接的に計測できる技術として期待されているのが、ナノインデンテーションやマイクロピラー変形である。

ナノインデンテーション法は、すい型の圧子を μN 単位の荷重で試料表面に押し込み、nm 単位で侵入深さを計測して変形抵抗を測定する技術である。形成される圧痕の大きさは、水平方向に数10～数100 nm、深さは数 10 nm 程度である。圧痕サイズを精度良く測定するため、圧子が試料へ侵入する深さ（押込深さ）を変位計によって測定し、圧子の幾何学的形状を介して圧痕の面積を求める方法を採用している。特にその測定原理を強調して、depth-sensing indentation と呼ばれる場合もある。この技術のさらに詳しい内容は、文献 (1) (2) を参照願いたい。

マイクロピラー変形は、FIB 加工技術の発達に伴って急速に発展している手法で、直径が 100 nm～ μm オーダーの柱状試料を、走査型電子顕微鏡 (SEM) や透過型電子顕微鏡 (TEM) の中で圧縮または引張変形させ、その際の荷重-変位関係を定量的に測定する技術である。TEM 内その場観察の場合は、転位組織の変化を観察することに重点が置かれる場合が多いが、力学応答を同時に計測する技術も開発されている。試料は、バルクからピラー形状に切り出す方法に加え、ワイヤー状のナノ材料を対象にする技術も発達してきている。

本稿では、これらの先端的な局所力学挙動解析技術による応用例を紹介し、マクロ材料特性の発現機構解明への展望について述べる。

* 物質・材料研究機構 元素戦略材料センター 構造材料ユニット；副ユニット長(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)
Local Mechanical Behavior Related to Materials Properties —A Grand Challenge through Nano-Mechanical Characterization—;
Takahito Ohmura (National Institute for Materials Science, Tsukuba)
Keywords: *nanindentation, transmission electron microscopy, dislocation, mechanical behavior, plastic deformation*
2014年4月11日受理[doi:10.2320/materia.53.312]

2. ナノインデンテーション法による塑性変形開始挙動の解析

ナノインデンテーション法の特徴として、対象とする領域のサイズが μm 以下の微小領域であることを述べたが、もう一つの利点は、荷重-変位関係を逐次測定することによって、負荷や除荷の過程における基礎的な変形挙動を捉えることができる点である。その代表的な例は、負荷過程に現れる pop-in と呼ばれる変位バースト現象である。図1は、Fe合金の測定で得られる典型的な荷重-変位曲線であり、図中の破線矢印で示された部分に変位の不連続点が明確に確認できる。図1の測定は荷重制御で行われたものであり、変位バーストは変形抵抗の急激な低下として理解される。同じ現象を変位制御で測定する場合には、荷重の急激な低下として発現する⁽³⁾。図1における荷重-変位データの取り込み速度は1秒間に200点であり、pop-inの途中では測定点が記録されないことから、0.005秒間よりも短時間に発生する瞬時の現象であると判断される。

この現象に関しては、発見当初は試料表面の酸化被膜の破壊現象などの説が唱えられたが⁽⁴⁾、その後、金などの酸化抵抗の高い貴金属でも発現すること⁽³⁾や、同じ材料でも初期転位密度が低い場合に起こりやすいこと⁽⁵⁾⁽⁶⁾などから、塑性変形の本質的な挙動としての理解が進んでいる。重要な知見の一つは、pop-in現象は、弾性変形から弾塑性変形への遷移に対応し、発生時の荷重から算出される圧子下のせん断応力が、理想強度のオーダーに近い値になる点である⁽⁷⁾。以下、図1を例にして定量的に述べる。pop-inが発生する臨界荷重を P_c とすると、 P_c よりも低い荷重域では、荷重 P と押込深さ h の実測値が、図中の破線で示される以下のヘルツ接触のモデル⁽⁸⁾に良く一致している。

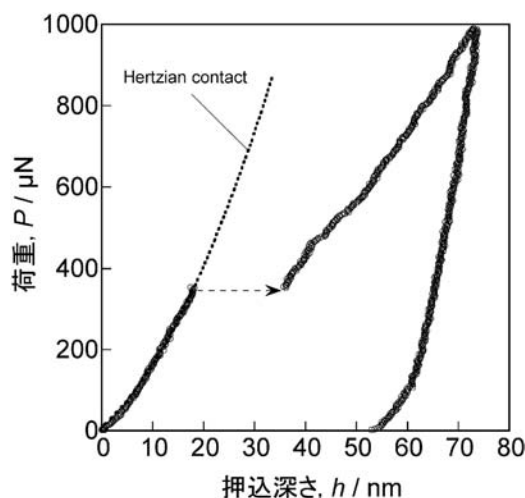


図1 Fe合金のナノインデンテーションで得られる荷重-変位曲線。破線矢印は pop-in 現象による変位バーストを示す。点線は Hertz の接触モデルによる弾性変形曲線を表す⁽¹⁰⁾。

$$P = \frac{4}{3} E^* R^{1/2} h^{3/2} \quad (1)$$

ここで、 R は圧子先端の曲率半径、 E^* は以下の式で与えられる複合ヤング率である。

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_i^2}{E_i} + \frac{1-\nu_s^2}{E_s} \quad (2)$$

このことから、pop-in 発生以前の力学挙動は、弾性変形挙動が支配的であると判断できる。また、圧子下の最大せん断応力 $\tau_{\max}$ は以下の式で与えられる⁽⁸⁾。

$$\tau_{\max} = 0.18 \left(\frac{E^*}{R} \right)^{2/3} P^{1/3} \quad (3)$$

P として、図1より $P_c = 300 \mu\text{N}$ とすると、 $\tau_{\max}$ は約 11.3 GPa と算出される。鉄の剛性率を 83 GPa とすると、 $\tau_{\max}$ は剛性率の約 1/7 と求められ、 $\tau_{\max}$ は理想強度に近い値であることがわかる。このことから、pop-in 現象は、転位が存在しない領域から転位が生成する挙動に基づく塑性変形の開始であると理解できる。ただし、pop-in の発生が転位の生成と同時に限らないとする指摘もある。TEM 中 *in-situ* インデンテーションの結果⁽⁹⁾によると、純 Al において、pop-in の発生以前に転位が生成する現象が確認されている。このことは、転位の生成に引き続いておこる何らかの過程、例えば増殖などが重要であることを示唆している。

転位の増殖過程が力学挙動とどのように関係するのかを示す例として、筆者らのグループが行った TEM *in-situ* 圧縮変形の結果を示す。試料は Fe-3 mass% Si 単結晶の柱状圧縮試験片であり、圧縮軸は $\langle 110 \rangle$ に平行である。圧縮変形中の荷重-変位関係を同時に計測する手法により、力学応答と転位組織変化を同期させることができる。図2は、記録された動画から抽出されたスナップショットであり、変形中の転位組織の変化を示している⁽¹⁰⁾。(a)は pop-in 直前を、(b)は直後を示している。(b)では明確な転位密度の上昇が観察され、pop-in 発生時に転位の増殖が起こったことを示している。また、(a)(b)の時間差は 1/30秒であることから、転位増殖が極めて短時間に起こったことがわかる。(c)はリアルタイムで計測された荷重-変位曲線を示しており、pop-in の瞬間は破線矢印の荷重の急激な低下に対応している。本実験は変位制御で行われたため、荷重制御で現れる変位バーストとは挙動が異なっているが、いずれも変形抵抗が劇的に低下する挙動であり、本質的には同じ現象と考えてよい。この結果は、塑性ひずみが急激に増大する変形挙動においては、転位の増殖が重要な素過程であることを示している。転位の増殖と塑性ひずみの関係は、第4節でさらに検討を行う。

局所的な塑性変形の開始挙動を支配する因子をさらに理解するため、結晶構造の異なる種々の単結晶を用いた系統的な解析を行った。試料表面の垂直方向はすべて $\langle 001 \rangle$ に統一した。図3は、pop-in 荷重 P_c から式(3)を用いて算出される最大せん断応力 $\tau_{\max}$ と、除荷曲線から求められるヤング率から変換した剛性率 G との関係をプロットしたものである⁽¹⁰⁾。測定を行ったすべての材料で両者は良い直線関係にあり、その係数は $1/2\pi$ から $1/10$ 程度の値と求められる。

一方、すべり面における完全結晶の摩擦応力を定式化したモデルの一つは以下の式で与えられる。

$$\tau = \frac{b}{h} \frac{G}{2\pi} \sin\left(\frac{2\pi x}{b}\right) \quad (4)$$

ここで、 b はバーガースベクトルの大きさ、 h はすべり面間距離、 x はすべり方向の相対変位である。 $b \sim h$ と近似して得られる応力の最大値は、 $x=1/4b$ のとき $G/2\pi$ である。これは、図3で実験的に求められた値と極めて近い値である。

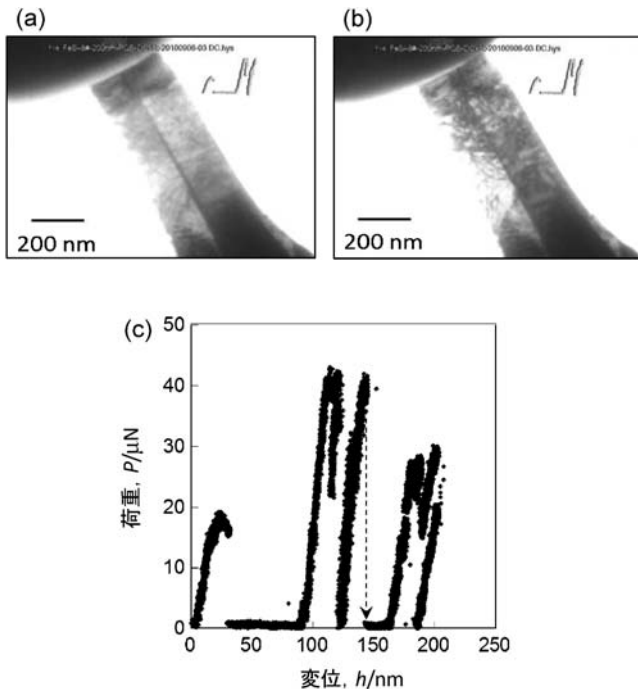


図2 Fe-3 mass%Si 単結晶の TEM 内その場圧縮変形 で得られた動画から抽出した TEM 像。(a)pop-in 直前、(b)pop-in 直後。転位密度が pop-in 後に大幅に増加している。(c)は同時に測定された 荷重-変位曲線で、pop-in は破線矢印で示した 荷重の急激な低下として発現している⁽¹⁰⁾。

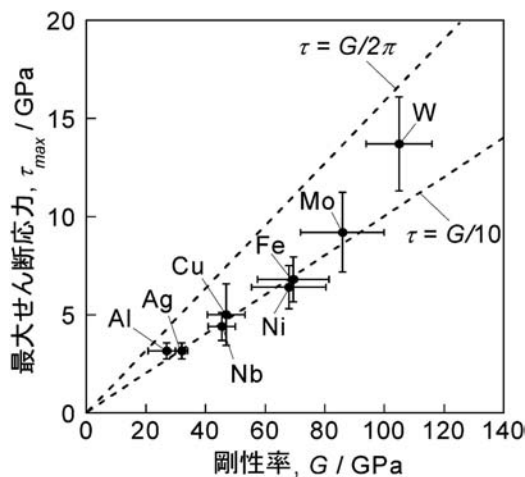


図3 種々の単結晶金属の圧入変形における最大せん断 応力 τ_{max} と剛性率 G の関係⁽¹⁰⁾。

この結果は、pop-in 挙動が発現する応力レベルは、結晶構造に依らず、理想強度に近い値であることを示す有力な証拠であり、臨界応力は局所的な剛性率に強く依存することを示している。

3. 局所変形挙動に及ぼす格子欠陥の影響

塑性変形の開始挙動に対して、粒界や固溶元素などの格子欠陥の影響について解析した例を次に述べる。

粒界による強化機構の議論には、しばしば結晶微細化強化のモデルが用いられる。結晶粒微細化強化は、実験結果から定式化された次のホール・ペッチの関係⁽¹¹⁾⁽¹²⁾で記述される場合が多い。

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (5)$$

ここで σ は流動応力、 σ_0 は定数、 k はロッキング・パラメーター、 d は結晶粒径を表す。これを説明する粒界強化のモデルとしてパイルアップモデル⁽¹¹⁾⁽¹²⁾や転位源モデル⁽¹³⁾などが示されている。両モデルを端的に表現すると、前者は転位運動に対する抵抗の働きとして、後者は転位の生成を促進する働きとして理解されており、一見すると矛盾しているように思える。これらのモデルを検証するためには、例えば単独の粒界と転位との相互作用を直接的に捉える実験が有効であるが、従来は透過電子顕微鏡による組織観察などに限定され⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁸⁾、力学的性質との定量的な関係は不明である。この課題に対して筆者らは、一つの粒界の近傍にナノスケールの変形を加え、その挙動からこれら二つのモデルの検証を行った。その例を以下に述べる。

供試材は、Ti 添加 Interstitial Free 鋼 (IF 鋼) で、試料の平均結晶粒径は数 100 μm である。実験方法の詳細は、文献⁽¹⁹⁾を参照されたい。測定位置は、粒界の直上および粒界から離れた粒内の 2 つのケースを設定した。図4は、ナノインデントーション測定で得られる荷重-変位曲線の例であ

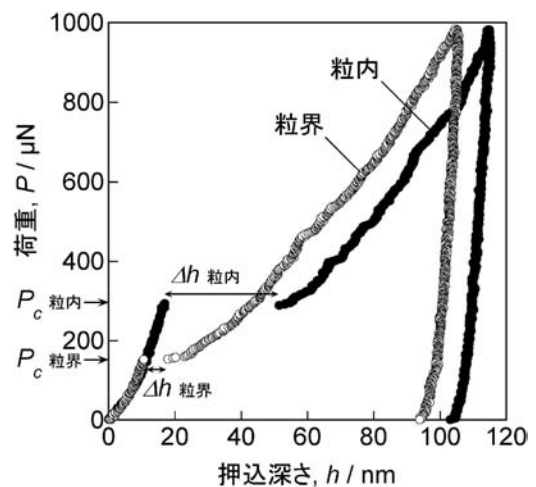


図4 Interstitial Free (IF) 鋼における粒界および粒内 に対するナノインデントーション測定で得られる 荷重-変位曲線⁽¹⁹⁾。

る。粒界(白丸)と粒内(黒丸)の両方の負荷曲線上には、pop-in が明瞭に現れている。

図5は、粒界と粒内の2つのケースについて臨界荷重 P_c と pop-in の深さ Δh の関係を示したものである。図中の右下には試料表面のSPM(Scanning Probe Microscope)像を示しており、粒界とその直上に形成された圧痕が観察される。粒界を形成する2つの結晶粒を図のように grain 1, grain 2 とし、各結晶粒内を測定して得られたデータはそれらを区別してプロットしている。粒界上の測定値を含め、合計3種類について各10点のプロットが示されている。粒界上の場合では、 P_c が100~200 μN の比較的低い領域に集中しているのに対し、粒内では最高600 μN 程度まで分散している。粒内よりも粒界における臨界荷重が低いことは、粒界が有効な転位源として働くことを示唆している。また、粒内のデータについては、 P_c が高いほど Δh も高くなる傾向にあることが一つの特徴である。これについては、pop-in の際に発生する塑性変形を prismatic loop 転位で担うモデル⁽²⁰⁾から導出される以下の関係ではば理解できる⁽¹⁹⁾。

$$P_c = \left(\frac{1}{0.18} \right)^3 \left(\frac{R}{E^*} \right)^2 \left(\frac{2G}{a} \Delta h + \mu\gamma \right)^3 \quad (6)$$

ここで、 a は圧痕の水平方向の大きさ、 γ は pop-in 後に残留する弾性ひずみを表す。図中に破線で示した曲線は、それぞれの結晶粒のプロットにフィッティングさせて描いたものであり、 P_c と Δh の関係は式(6)をはほぼ満たし、 P_c が高いほど、すなわち蓄積される弾性ひずみエネルギーが大きいほど pop-in 時の塑性ひずみが大きくなることを示している。

さらに、 P_c が100~600 μN の範囲に分散する理由について考察したい。本実験で用いた IF 鋼は、前節で示した単結晶試料よりもインデンテーション実験前の転位源密度が高い可能性がある。初期転位源密度が低い場合は、既存の転位源における圧入応力が転位源活性化の臨界応力に達しないた

め、完全結晶領域から転位を生成して塑性変形が開始される必要があるのに対し、転位源密度が高い場合には、生成を必要とせずに既存の転位源の活性化によって塑性変形が開始する機構が支配的と考えられる。初期転位源密度がある程度高い場合に P_c が広範囲に分布する理由としては、第一に、圧入によって導入される応力場には分布があるために転位源に加わる応力が位置によって異なることである。式(3)で示した最大せん断応力は、圧子直下のある一点に発生する応力であり、転位源の位置がこれに一致することはむしろ稀であって、この点から離れるほど応力は低くなる。第二に、転位源が同じ位置であっても活性化される臨界応力が異なることが考えられる。転位源として例えばフランク・リード(FR)源を仮定すると、活動に必要な臨界応力は、 Gb/l (l は FR 源の長さ)であり、この l は種々存在するであろう。

一方、ナノインデンテーション測定では、最大荷重に対応する圧痕深さから従来と同様に硬さの算出も可能であり、粒界と粒内ではそれぞれ 2.8 ± 0.16 , 2.2 ± 0.05 GPa と算出された。粒界の変形抵抗は、粒内よりも30%程度高い値である。これは、粒界では粒内よりも低い荷重値で塑性変形が開始するという図5で述べた挙動と対照的に興味深い。すなわち、単独の粒界は、有効な転位源として働くことで塑性変形の開始を容易にする一方で、塑性変形が進行して粒界以外の転位源が活性化されると、粒界に向かって移動する転位のすべり運動に対する抵抗としての働きがより大きくなり、あるひずみ以上で顕著に強化に寄与するものと考えられる。

次に、固溶元素や初期転位密度が塑性変形の開始挙動に与える影響について述べる。

図6は、0.004 mass%のCが固溶する ULC(Ultra-Low-carbon)鋼と Ti 添加 IF 鋼において得られた荷重-変位曲線の例を示したものである⁽²¹⁾。どちらも明瞭な pop-in 挙動が現れているが、各材料の数10点の測定から求められる臨界荷重 P_c の平均値を比較すると、IF 鋼の112 μN に対して ULC 鋼は590 μN と算出され、ULC 鋼の方が大幅に高い値

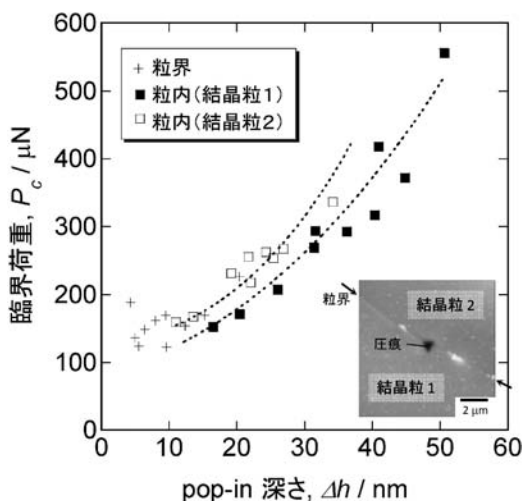


図5 図4の荷重-変位曲線上に現れる pop-in 挙動の臨界荷重 P_c と pop-in 深さ Δh の関係。右下は、試料表面の走査プローブ顕微鏡像で、粒界とその直上に形成された圧痕が観察される⁽¹⁹⁾。

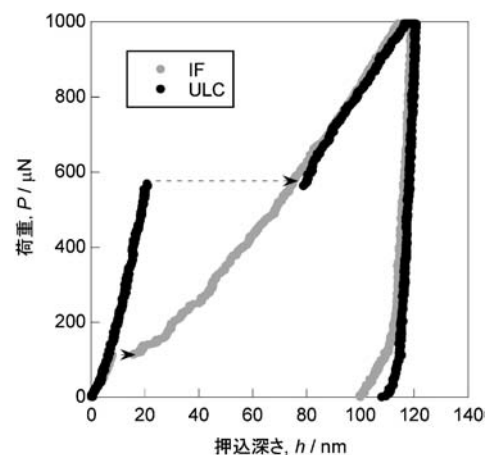


図6 0.004 mass%のCが固溶する ULC(Ultra-Low-carbon)鋼と Ti 添加 IF 鋼において得られた荷重-変位曲線の例⁽²¹⁾。

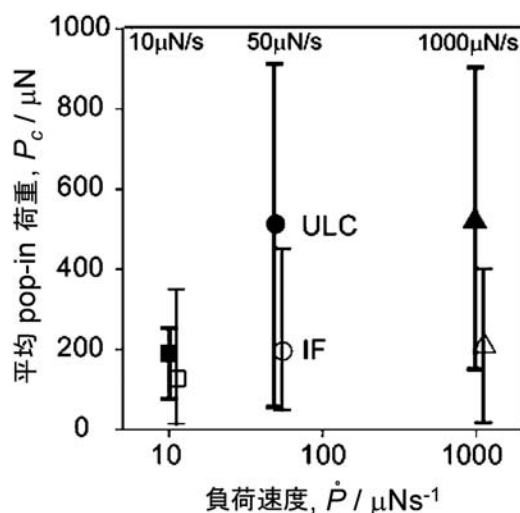


図7 ULC鋼とIF鋼における臨界荷重 P_c の負荷速度依存性⁽²¹⁾.

を示す．固溶炭素が寄与する機構を明確にするため，荷重負荷速度を変化させた際の pop-in 挙動を示したのが図7である．負荷速度を10～1000 $\mu\text{N/s}$ の範囲で変化させた場合，IF鋼の P_c は負荷速度にほとんど依存しないのに対し，ULC鋼の場合は負荷速度が遅い条件において P_c が低下する傾向を示す．ULC鋼の P_c が負荷速度，すなわちひずみ速度に依存することは，pop-inの発生機構に何らかの熱活性化過程が関係することを示唆している．固溶炭素が関わる機構としては，炭素の周辺に形成される短範囲の応力場と転位の相互作用である．前述のように，pop-inに対応する塑性変形の開始と転位運動の関係は，既存転位の運動開始ではなく，無転位領域からの転位生成から始まるものと理解できるが，転位生成に固溶炭素が熱活性化過程を通じて寄与する描像は描きにくい．一方，第2節で述べたように，pop-inが転位の増殖に対応する挙動であるとする，転位生成から増殖までの間に固溶炭素と転位の相互作用が発生すると考えるのが妥当である．機構解明までにはさらに時間を要すると思われるが，この新しい手法が炭素による固溶強化の理解に寄与することを望む．

図8は，ULC鋼とIF鋼において，引張変形による予ひずみを与えた試料の荷重-変位曲線の例である⁽²²⁾．図6と比較すると P_c の値が極端に低く，固溶元素の影響も不明瞭である．図6で示した試料の転位密度は 10^{11} m^{-2} のオーダーであるのに対し，図8の場合は 10^{14} m^{-2} である．転位の平均間隔に換算すると，3 μm 程度から100 nmに狭まることになり，圧子下に形成される応力場内に既存転位が存在する確率が，図8の場合は極端に高い条件と判断される．したがって，理想強度近くの応力を必要とする無転位からの転位生成を経ずに，既存転位の運動または既存の転位源の活性化が塑性変形開始を支配し，その応力は理想強度に比べて桁違いに低いと考えられることから， P_c の値が低く現れるものと考察される．この結果は，粒界における平均の P_c が低いこ

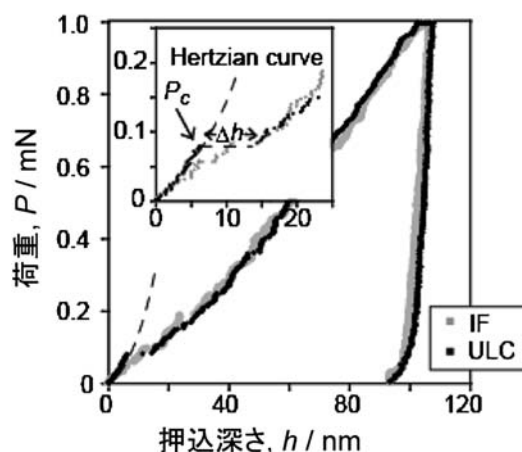


図8 ULC鋼とIF鋼において，引張変形による予ひずみを与えた試料の荷重-変位曲線の例⁽²²⁾．

と類似しており，転位源の存在条件が塑性変形の開始挙動に関係することを示している．

4. 試料サイズ効果と塑性変形の素過程

あるすべり面において塑性変形が開始する臨界せん断応力 τ_y を決める因子の一つは，結晶構造の周期性に起因して転位の自己エネルギーが変化するパイエルス・ポテンシャルである． τ_y は，熱的な助けを受けずにパイエルス・ポテンシャルの一つのヤマを越えるに必要な応力(パイエルス応力)として理解される． τ_y は，剛性率 G ，格子面間隔 h ，バーガース・ベクトルの大きさ b を用いて次の形に表されることが多様な材料について実験的に示されている⁽²³⁾⁽²⁴⁾．

$$\tau_y = \alpha G \exp \left(-\beta \frac{h}{b} \right) \quad (7)$$

ここで， α, β は定数である． τ_y を G で規格化すると， τ_y/G は h/b の値のみに依存するので，結晶構造と格子定数が決まれば，臨界せん断応力がほぼ決まることを意味している．このように，高純度結晶の場合，特に金属以外の結晶やbcc金属の低温変形においては，転位のすべり運動に対する結晶のイントリンシックな因子が支配して降伏応力が決まると理解されている．

以上の解釈は，単結晶のマクロな降伏現象を1本の転位の運動で理解しようとするモデルである．換言すれば，すでに結晶中に存在する可動転位を想定し，その運動が支配するというモデルである．

ここで1つの疑問が発生する．降伏前の結晶において，その可動転位はどこからやって来るのか？ いわゆるgrown-in転位なのか，それとも，変形過程において生成または増殖して生まれた転位なのか？

ウィスカーの高い強度は，当初は無欠陥であることが理由とされていたが，強度が試料太さに強く依存することから⁽²⁵⁾，結晶が細くなるほど転位源長さの長い転位源が試料内に存在する確率が減少するためと理解されている⁽²⁶⁾．最

近では、Uchic ら⁽²⁷⁾が、0.5～数10 μm の様々なサイズの円柱状の単結晶試料による系統的な研究において、圧縮試験で測定される降伏応力が円柱の直径が小さいほど高くなることを示した。その理由として、試料サイズが小さいほど内包される初期の可動転位の数が低下するためであると考察している。降伏応力が試料寸法に依存することは、すなわち、あるすべり面の臨界せん断応力が、応力場に含まれる転位数または転位源数に依存することを示しており、大変興味深い。このことは、例えば、結晶粒微細化強化における強化機構に新たなヒントを与える可能性がある。これまでの結晶粒微細化強化の機構モデルは、粒界強化、すなわち粒界における転位のすべり運動の障害が素過程として考えられていたが、それに加えて、粒内の降伏応力がサイズ効果で上昇することを検討に加える必要がある。筆者らが行った IF 鋼および純 Al の超微細粒材料に対する局所力学測定では、結晶粒サイズに応じて、マクロ硬さのみならず、粒内の硬さも変化する結果が得られている⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。結晶粒内の降伏応力が結晶粒サイズに依存することは、式(5)において、粒径に依らず材料定数と考えられていた σ_0 項が一定値ではないことを意味しており、強化機構に関する重要な示唆を含んでいる。

強度の試料サイズ依存性においても一つ重要な点は、可動転位密度だけでなく、転位源密度も関係している点である。転位論において、ある瞬間における転位密度が一定の場合、ひずみ速度は転位の平均易動度 $\bar{v}$ で支配されるモデルで表現され、以下となる。

$$\dot{\gamma} = \rho b \bar{v} \quad (8)$$

この関係は、オロワンが最初に導入したのでオロワンの式とも呼ばれている。このモデルは、転位の易動度を粘性運動による有限の速度とすることにより、その速度が温度に依存することに基づいて変形の熱活性化過程を説明するのに都合が良い。マクロな塑性ひずみを議論する上では、多数の転位の平均速度、または1本の転位が長距離を運動する間の平均速度として捉えればよいので、統計力学的なアプローチを可能にする。一般的な熱活性化過程の解析は、このモデルに立脚している場合が多い。

一方、生成または増殖した転位が瞬時に一定の移動距離を運動する飛行運動の場合、ひずみ速度は以下で与えられる。

$$\dot{\gamma} = \rho b \bar{v} \quad (9)$$

この場合、移動距離はある力学的な平衡位置までの距離か、または表面までの距離と考えられ、短時間では一定とみなせる。したがって、ひずみ速度はある瞬間における転位の増殖速度 $\dot{\rho}$ に支配される。材料の変形を局所的に、あるいは短時間的な視点で捉えれば、塑性変形の素過程としてはこのモデルが現実に近いと考えられる。実際に、第2節の図2で示したように、極めて短時間に転位密度が急激に増加し、発生した転位は直ちにある場所まで移動する挙動が明確に観察されている。また、バルク材に対しても、pop-in の間に導入される転位組織については以下のような結果が得られている⁽³⁰⁾。図9は、IF 鋼に対するナノインデンテーションによって形成された(a)試料表面の圧痕像、それらに対する(b)

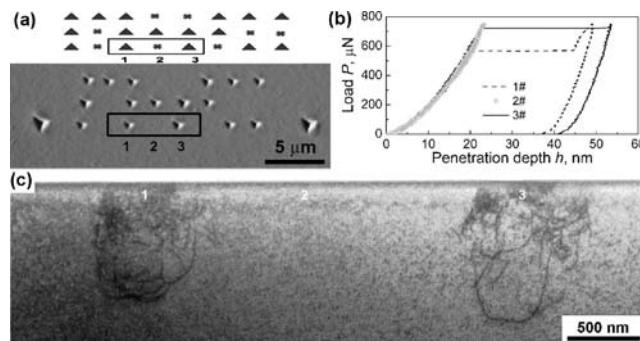


図9 IF 鋼における、(a)ナノインデンテーション試験後の試料 AFM 像、(b)3 つの場合分けされる荷重-変位曲線の例、および(c)その転位組織の断面 TEM 像⁽³⁰⁾。

荷重-変位曲線、(c)圧痕直下の転位組織の断面 TEM 像である。(a)に示されるように、3×8 個の規則的に並んだ場所に圧入荷重を加えても、場合によっては圧痕が形成されないケースが発生する。例として、最下列の1～3に着目すると、それらに対応する荷重-変位曲線が(b)の1～3である。ケース2では、(a)において圧痕が全く形成されておらず、それに対応する(b)の荷重-変位曲線は負荷と除荷の曲線が重なる完全弾性変形を示しており、(c)の TEM 像でも転位は観察されない。一方、ケース3は、(b)の荷重-変位挙動によると pop-in 直後に除荷が開始されており、したがって(c)に観察される転位は、ほぼすべてが pop-in 時に導入されたものと判断される。pop-in 後に塑性変形が進行したケース1と比較すると、ケース1と3の転位組織は分布範囲や多数の複雑な転位線が観察される点などにおいて大きな違いはない。これら3つのケースの比較から、pop-in の瞬間に多数の転位が発生してある程度の距離までそれぞれ運動し、その後の変形では徐々に転位組織が発達しながら変形が進行するものと考察される。すなわち、pop-in の瞬間は式(9)の増殖支配型の変形が、その後は式(8)の移動度支配型の変形が進行するものと考えられる。

2つのモデルの関係に議論の余地はあるものの、どちらのモデルも塑性変形の機構を議論する上で非常に重要である。従来は、個々の転位運動を直接的に捉えることは難しく、平均的な取り扱いをせざるを得なかった面があったため、式(8)のモデルに基づく議論が多かったように思われる。これに対して、最近の新しい観察・解析技術は、ミクロンまたはそれ以下の微小スケールにおける挙動に迫ることが可能になり、より精緻な素過程解析が可能になりつつある。従来の知見と先端的な研究アプローチによる新知見とがどう整合するのか、あるいは整合しないのか、固定概念にとらわれずに検証することが必要である。

5. 体心立方結晶構造における転位易動度と力学挙動

体心立方結晶中の $1/2\langle 111 \rangle$ らせん転位は、原子配列の特

異性や転位芯構造によってパイエルス力が大きくなることが指摘されており^{(31)–(33)}、刃状転位に比べて著しく易動度が低いとされる。実験的には、bcc 単結晶中の変形後の転位組織において、直線的ならせん転位が圧倒的に多いことが観察されており、これが一つの根拠となっている。この挙動は、低温域において bcc 結晶が fcc 結晶よりも降伏応力が高くなること、あるいは降伏応力の温度依存性が大きいことや、CRSS がせん断方向に依存する塑性異方性を示す (Schmid 則の不成立) ことなどの理由として理解されている。

一般に、転位の易動度 $\bar{v}$ と外力 τ の関係は、Johnston-Gilman の理論で取り扱われているように以下の式で表現される⁽³⁴⁾。

$$\bar{v} \propto \tau^m \quad (10)$$

指数 m は結晶などによって異なる値であり、半導体やイオン結晶では比較的小さく、金属材料は大きな値となる。式 (8) と式 (10) より、ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ と応力 τ の関係は、

$$\dot{\gamma} \propto \rho b \tau^m \quad (11)$$

と表現されるので、変形中の転位密度 ρ が一定の条件においては、 m が小さい場合はひずみ速度依存性が大きくなり、転位の移動度が降伏応力を支配する。これが、らせん転位の易動度が低いことが、bcc 結晶の降伏応力の温度依存性が高いことの一つの理解である。

この転位の易動度と応力の関係を、筆者らは Fe 合金単結晶を用いた TEM *in-situ* マイクロピラー圧縮変形解析によって直接的に捉えた⁽³⁵⁾。

図10(a), (b)は、TEM *in-situ* 圧縮試験中の変形の様子を記録した動画から抽出したスナップショットである。(c)には、観察と同期して記録された荷重-変位のデータを示しており、転位の挙動と力学応答の関係を知ることができる。ピラーの圧縮軸は $\langle 110 \rangle$ に平行で、バーガースベクトルとして取り得る2つの $\langle 111 \rangle$ 方位を紙面に投影した方向を図10(a), (b)中に矢印で示している。 $\langle 111 \rangle$ バーガースベクトルの方向から転位の成分を大まかに判断すると、ピラーの圧縮軸に平行な転位線はらせん成分が支配的であり、垂直な転位線は刃状転位が支配的である。図10(a)に示された転位は、その転位線方向から刃状成分が支配的と判断される。図10(a)に示される2つの画像(a1), (a2)は、1/30秒間隔で撮影されたものであり、その間に刃状転位は図中の左端から右に瞬時に移動していることから、移動速度が極めて高い運動であることがわかる。この様子が観察された瞬間に対応する力学挙動は、図10(c)の荷重-変位曲線上の矢印1で示される点であり、応力が比較的低い変形の前半である。これに対して(b)に示される転位は、転位線が $\langle 111 \rangle$ にほぼ平行であることから、らせん成分が支配的と判断できる。(a)と同様に動画から移動速度を検討するため約3秒間隔で撮影された(b1), (b2)を比較すると、(a1), (a2)の10倍近い時間間隔であるのに対してその間に移動した距離はわずかであり、らせん成分が支配的な場合は刃状転位に比べて低速度であることがわかる。この瞬間に対応する力学挙動は、(c)の矢印2で示される位置であり、(a)の刃状転位の場合よりも応力が高

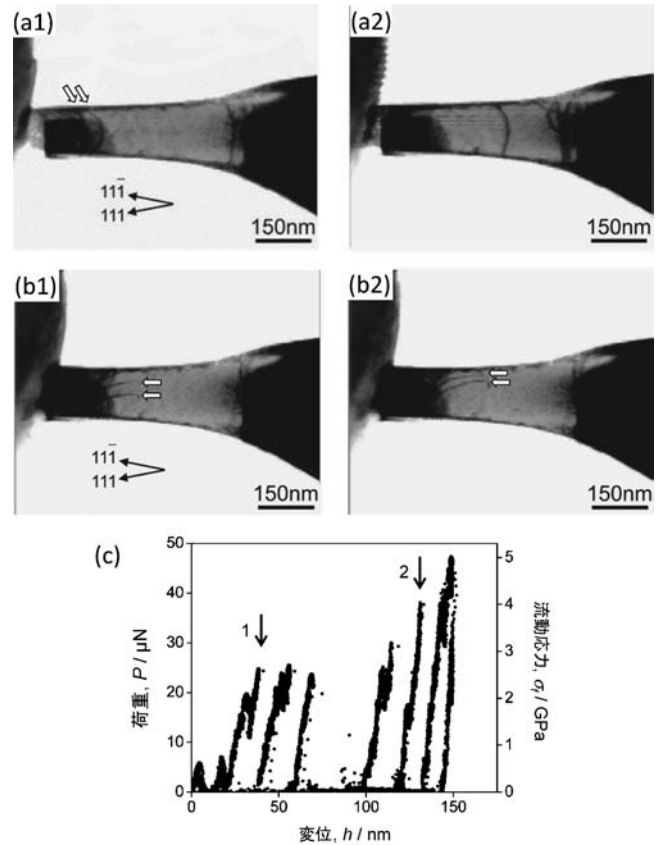


図10 Fe-3 mass% Si 単結晶における TEM *in-situ* 圧縮試験中の動画から抽出した TEM 像。(a)は刃状転位を(b)はらせん転位の運動の様子を表す。(c)は同時に測定された荷重-変位曲線。(a), (b)が観察された条件は矢印 1, 2 にそれぞれ対応する⁽³⁵⁾。

い。これらの結果は、bcc 金属において、らせん転位の易動度が刃状転位に比べて極端に低いこと、またそれによって流動応力が高くなることを実測した例である。

また、IF 鋼に対する TEM *in-situ* 変形解析では、圧倒的にらせん転位が多い条件における転位密度と流動応力の関係を動的に捉えることに成功した⁽³⁶⁾。試料は、高さと幅が約 600 nm で厚さが 80 nm 程度のブレード状の形状である。図 11(a)は、TEM 観察と同時に測定された真応力-真ひずみ曲線で、再現性を示すために 2 例を示している。(b)~(f)は、TEM その場変形によって記録された動画から抜き出したスナップショットである。圧縮軸は水平方向で、図の左側からダイヤモンドのパンチが試料に荷重を负荷している。(b)に示されるように、降伏前の転位密度は極端に低い。また、(a)から求められる降伏応力は 1.0 GPa を超えており、バルクの降伏応力よりも桁違いに高い。これは、4 節で述べたサイズ依存性の挙動と一致している。降伏後、応力は徐々に低下する傾向を示す。それと同時に、転位密度も徐々に増加していることが観察されている。これら流動応力と転位密度の関係を以下に考察する。この条件の場合、図 2 のケースとは異なり、転位密度の増加はゆるやかであることから短時間

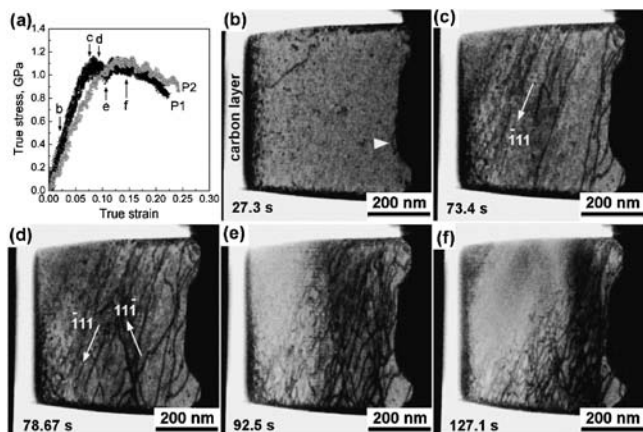


図11 IF鋼の単結晶におけるTEM *in-situ* 圧縮試験中の動画から抽出したTEM像。(a)は同時に測定された荷重-変位関係から求めた真応力-真ひずみ曲線。(b)~(f)はひずみの増加とともに転位密度が増加する様子を表す⁽³⁶⁾。

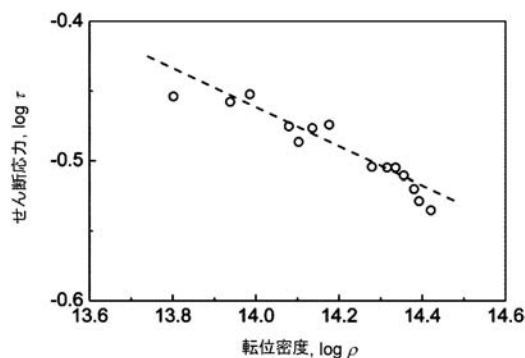


図12 図10の結果から求めた流動応力 τ と転位密度 ρ の関係⁽³⁶⁾。

における転位数は一定と見なすことができ、増殖支配ではなく易動度支配の変形と判断され、マクロな塑性ひずみ速度と転位密度の関係は、式(8)で議論すべきである。転位の易動度と外力の関係は式(10)で与えられるので、塑性変形を担う転位の移動速度 $\bar{v}$ が同一の条件においては、せん断応力 τ と転位密度 ρ の関係は以下に整理される。

$$\log \tau \propto A - \frac{1}{m} \log \rho \quad (12)$$

ここで、 A は定数である。IF鋼の動的観察において求められた流動応力と画像から求めた転位密度の変化を式(12)でフィットしたものが図12である。このプロットから、指数 m 値が約7と求められた。文献(37)によると、Fe-Si合金においてせん断応力と刃状転位の移動速度の関係を実験的に求めた結果から得られた m 値は、40程度とされている。これに対して図12の結果は1/6程度の低い値である。これは、bcc中のらせん転位の易動度が刃状転位よりも低いことに起因していると考えられ、これまでのらせん転位の易動度に関する理解と整合する。さらに、この応力指数 m の値に関して、以下の考察を行った。式(11)において、転位密度が一

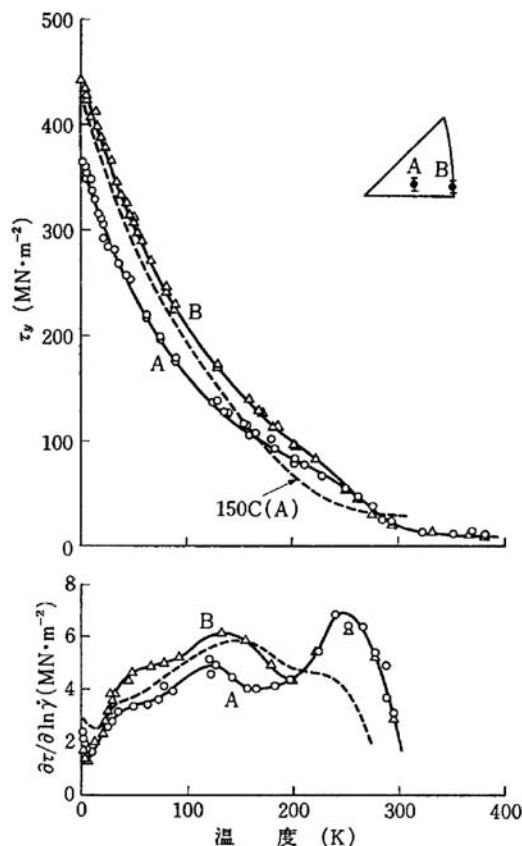


図13 純鉄単結晶における降伏応力とそのひずみ速度以前性の温度変化⁽³⁸⁾。

定の条件下においては、ひずみ速度と応力の関係を以下の式に表現できる。

$$\frac{\partial \ln \dot{\gamma}}{\partial \tau} = \frac{m}{\tau} \quad (13)$$

一方、純鉄単結晶の降伏応力およびそのひずみ速度依存性について、図13の結果が示されている⁽³⁸⁾。室温における降伏応力とそのひずみ速度依存性は、それぞれ20 MPaと3 MPaと読み取ることができる。これを式(13)を用いて m 値を求めると、およそ7と算出された。この値は、図11のプロットから得られる値とよく一致しており、興味深い。これらの結果は、転位密度と流動応力の関係を表現したJohnton-Gilmanモデルをリアルタイムで実証した初めての例であり、これも新たな観察・解析技術によって転位挙動と力学応答の関係の素過程に迫るものと言えよう。

6. おわりに

ナノスケールにおける力学挙動を直接的に解析する方法であるナノインデンテーションや、転位運動との関係をリアルタイムで捉えるTEM *in-situ* 変形解析の紹介を行った。新しい解析方法により、ナノスケールにおける挙動を詳細に捉えることができるようになり、これまで明確でなかった粒界の転位源としての働きや、粘性運動以外の転位運動が関係す

本稿を執筆するにあたり、竹内 伸先生(前東京理科大学長、東京大学名誉教授)に多くのご助言をいただきました。深く感謝いたします。

- (1) 大村孝仁, 津崎兼彰: まてりあ, **46**(2007), 251-258.
- (2) 大村孝仁: 軽金属, **63**(2013), 65-72.
- (3) T. Ohmura, S. Matsuoka, K. Tanaka and T. Yoshida: Thin Solid Films, **385**(2001), 198-204.
- (4) W. W. Gerberich, J. C. Nelson, E. T. Lilleodden, P. Anderson and J. T. Wyrobek: Acta. Mater., **44**(1996), 3585-3598.
- (5) T. Ohmura, K. Tsuzaki and S. Matsuoka: Philos. Mag. A, **82**(2002), 1903-1910.
- (6) A. A. Zhib and D. F. Bahr: Metall. Mater. Trans., **38A**(2007), 2249-2255.
- (7) A. Gouldstone, H.-J. Koh, K.-Y. Zeng, A. E. Giannakopoulos and S. Suresh: Acta Mater. **48**(2000), 2277-2295.
- (8) K. L. Johnson: Contact mechanics, Cambridge University Press, Cambridge, UK, (1985), 84-106.
- (9) A. M. Minor, S. A. S. Asif, Z. Shan, E. A. Stach, E. Cyrankowski, T. J. Wyrobek and O. L. Warren: Nat. Mater. **5**(2006), 697-702.
- (10) T. Ohmura, L. Zhang, K. Sekido and K. Tsuzaki: J. Mater. Res., **27**(2012), 1742-1749.
- (11) E. O. Hall: Proc. R. Soc., **B64**(1951), 747-753.
- (12) N. J. Petch: J. Iron Steel Inst., **174**(1953), 25-28.
- (13) J. C. M. Li: Trans. AIME, **227**(1963), 239-247.
- (14) J. J. Hauser and B. Chalmers: Acta Metall., **9**(1961), 802-818.
- (15) W. E. Carrington and D. McLean: Acta Metall., **13**(1965), 493-499.
- (16) Z. Shen, R. H. Wagoner and W. A. T. Clark: Acta Metall., **36**(1988), 3231-3242.
- (17) K. J. Kurzydowski, R. A. Varin and W. Zielinski: Acta Metall.,

- 32(1984), 71-78.
- (18) T. C. Lee, I. M. Robertson and H. K. Birnbaum: Met. Trans., **21A**(1990), 2437-2447.
- (19) T. Ohmura, K. Tsuzaki and F. Yin: Mater. Trans., **46**(2005), 2026-2029.
- (20) Y. Shibutani and A. Koyama: J. Mater. Res., **19**(2004), 183-188.
- (21) K. Sekido, T. Ohmura, L. Zhang, T. Hara and K. Tsuzaki: Mater. Sci. Eng. A, **530**(2011), 396-401.
- (22) K. Sekido, T. Ohmura, T. Hara and K. Tsuzaki: Mater. Trans., **53**(2012), 907-912.
- (23) S. Takeuchi and T. Suzuki: *Strength of Metals and Alloys*, eds. P. O. Kettunen, T. K. Lepisto and M. E. Lehtonen, Pergamon Press, Oxford, (1989), p. 161.
- (24) T. Suzuki and S. Takeuchi: Lattice Defects in Ceramics, eds. S. Takeuchi and T. Suzuki, Publication Office of Jpn. J. Appl. Phys., Tokyo, (1989), p. 9.
- (25) S. S. Brenner: J. Appl. Phys., **27**(1956), 1484.
- (26) 竹内 伸: 結晶塑性論, 内田老鶴圃, 東京, (2013), 82-83.
- (27) M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando and W. D. Nix: Science, **305**(2004), 986.
- (28) T. Ohmura, K. Tsuzaki, N. Tsuji and N. Kamikawa: J. Mater. Res., **19**(2004), 347-350.
- (29) L. Zhang, T. Ohmura, S. Emura, N. Sekido, F. Yin, X. Min and K. Tsuzaki: J. Mater. Res., **24**(2009), 2917-2923.
- (30) L. Zhang and T. Ohmura: Physical Review Letters, **112**(2014), 145504.
- (31) 鈴木秀次: 転位論入門, アグネ, 東京, (1967), 238.
- (32) M. S. Duesbery and V. Vitek: Acta. Mater., **46**(1998), 1481.
- (33) 鈴木敬愛, 竹内 伸: まてりあ, **40**(2001), 164-171.
- (34) 加藤雅治: 入門転位論, 裳華房, 東京, (1999), 116.
- (35) L. Zhang, T. Ohmura, K. Sekido, T. Hara, K. Nakajima and K. Tsuzaki: Scripta Mater., **67**(2012), 388-391.
- (36) L. Zhang, N. Sekido and T. Ohmura: Mater. Sci. Eng. A, accepted.
- (37) D. F. Stein and J. R. Low: J. Appl. Phys., **31**(1960), 362.
- (38) Y. Aono, E. Kuramoto and K. Kitajima: Rep. Res. Inst. Appl. Mechanics, Kyu-shu Univ., XXIX, (1981), 127.



大村孝仁

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1996年 東京大学大学院工学系研究科博士課程修了
科学技術庁金属材料技術研究所入所

2001年 物質・材料研究機構研究員

2002-2003年 カリフォルニア大学バークレー校客員
研究員

2013年- 現職

2014年- 九州大学連係大学院教授

専門分野：ナノインデンテーション技術における評価
手法と応用に従事。

◎鉄鋼材料をはじめとする構造材料の局所力学特性
とマクロ特性の関係に関する研究を展開。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

β チタン形状記憶合金を通じて見る マルテンサイト変態組織

稲 邑 朋 也*

1. はじめに

Ti-Ni 合金は、室温近傍で優れた形状記憶・超弾性特性を示すが、近年急速に進んでいる低侵襲医療への応用では、Ni アレルギーの危険性が指摘されており⁽¹⁾、人体に安全な元素から構成された、生体用形状記憶・超弾性合金の開発が望まれている⁽²⁾。一部の準安定 β チタン合金では、 β (bcc) 相域から室温近傍まで急冷すると図 1 に示す $\beta \rightarrow \alpha''$ (C-orthorhombic) マルテンサイト変態が起こり⁽³⁾、それによる形状記憶効果と超弾性が得られることから、生体用合金として注目されている⁽²⁾。

β チタン合金の形状記憶効果は、1971年に Baker⁽⁴⁾が Ti-Nb 合金で発見して以来、Duerig ら (Ti-V-Fe-Al)⁽⁵⁾、Sugimoto ら (Ti-Al-Sn-Zr-Mo) によっても報告され⁽⁶⁾、Sasano らが Ti-Mo-Al で超弾性 (但し室温以下) を見だしている⁽⁷⁾。また木村らは、 β チタン合金の生体用形状記憶合金としての利用にいち早く着目し、Ti-V-Fe-Al 合金の形状記憶効果に及ぼす添加元素や熱処理の効果を研究し

た⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾。ところが、結晶構造、マルテンサイト変態組織と変態挙動に関する十分な基礎データが得られていなかったこともあり、これらの研究は、形状記憶合金の研究者からも、チタン合金の研究者からも、今日ほどの注目を集めなかった。しかし1990年代中頃から、Ni などの有害元素を含まない新しい生体用形状記憶・超弾性合金の有望な候補材料として β チタン合金に強い関心が集まりはじめ⁽¹²⁾、2000年前後から添加元素や加工熱処理が力学特性や変態挙動に及ぼす影響が、我が国を中心に本格的に研究され⁽¹³⁾⁻⁽¹⁷⁾、集合組織制御⁽¹⁸⁾⁻⁽²¹⁾や格子変形歪みの組成依存性⁽²²⁾を利用して、Ti-Ni に匹敵する回復歪みを発生する合金が開発されており⁽²³⁾、力学特性や相変態挙動に関しては本誌でも概説されている⁽²⁴⁾。

こうした研究の流れの中で、筆者は2003年から β チタン形状記憶合金のマルテンサイト変態組織に関する研究を行っている。それらは、 β チタン合金固有の諸問題に関する研究と、マルテンサイト変態組織に潜む普遍的性質を β チタン合金の組織を通じて捉えようとする研究に大別される。本稿では、前者に属するものの1つとして、30年以上に渡り明確な結論が出ていなかった、 β チタン形状記憶合金の α'' マルテンサイト相の規則化の有無と逆位相境界 (APB) 状欠陥に関する話題⁽²⁵⁾をとりあげ、後者に対応するものとして、マルテンサイトの自己調整組織に対する理解の深化⁽²⁶⁾についてご紹介する。

2. α'' マルテンサイトの規則化の有無と APB 状欠陥

β チタン (bcc) は不規則構造であるから、無拡散変態によって生じる α'' マルテンサイトも不規則構造となるのが自然である。Brown らは Ti-20 mol%Nb 合金において、 α'' 相の

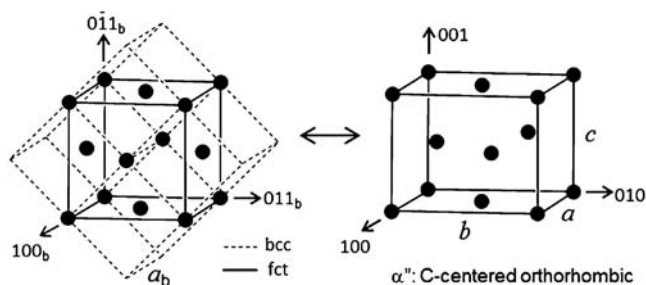


図 1 β (bcc) $\rightarrow$ α'' (C-ortho.) の格子対応。

* 東京工業大学准教授；精密工学研究所 (〒226-8503 横浜市緑区長津田町4259)

Microstructure of Martensite: Viewing through β -titanium Shape Memory Alloy; Tomonari Inamura (Precision and Intelligence Laboratory, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)

Keywords: crystallography, microstructure, martensite, self-accommodation, titanium alloy, shape memory alloy

2014年4月28日受理 [doi:10.2320/materia.53.321]

空間群は $Cmcm$ であり、4c サイト (0, y, 1/4) を Ti, Nb 原子が不規則に占めており $y=1/5$ であることを、X 線回折によって明らかにした⁽³⁾。以下では、下付 b は母相 (β : bcc) を示し、 α'' 相の諸量に対しては下付文字を原則として付けないで表記する。

ところが、Ti-Mo⁽²⁷⁾、Ti-Mn⁽²⁸⁾、Ti-V-Al⁽²⁹⁾、Ti-Nb⁽³⁰⁾ のマルテンサイトにおいて、規則・不規則変態に伴って形成される逆位相境界 (APB) に似た形態を呈する面欠陥 (以下、APB 状欠陥) の存在が透過型電子顕微鏡 (TEM) により明らかにされた。また Pak ら⁽²⁹⁾、Ahmed ら⁽³⁰⁾ は、APB 状欠陥に加えて、規則格子反射を観察したことから、 α'' 相が規則化していると結論した。さらに Pak らは⁽²⁹⁾、 α'' マルテンサイト内部に高密度の線状コントラストも観察しており、理論的には発生が困難な、高密度な (101) 複合双晶であると推察している。この様に、 α'' マルテンサイト相の構造や下部組織については諸説ある状況であった。

筆者らはまず、規則格子反射が観察されている過去の報告は、いずれも電子回折を用いている点に注目し、多重回折を無視できる X 線回折によって消滅則を吟味した。図 2 は Ti-22Nb-3Al (mol%) 合金から得られた $\theta-2\theta$ X 線回折パターンと、過去報告された規則構造からの回折パターン (Rietan-FP⁽³¹⁾ によるシミュレーション) を比較している。図 2 より明らかに Pak ら、Ahmed らが報告した規則構造や、母相 bcc に B2 型規則度が発生した場合に現れるであろう B19 型規則構造の回折パターンは実験結果と全く一致しない。実験で得られた回折パターンは $a=316.0\pm0.2$ pm, $b=480.7\pm0.2$ pm, $c=465.4\pm0.2$ pm の C 底心斜方晶で矛盾なく指数付けされ、消滅則は $hkl: h+k=\text{odd}, 0kl: k=\text{odd}, h0l: h \text{ or } l=\text{odd}, hk0: h+k=\text{odd}, h00: h=\text{odd}, 0k0: k=\text{odd}$,

$00l: l=\text{odd}$ であり、Brown の報告通り $Cmcm$ のものに一致する。

次に格子不変変形 (LID) を必要とせず格子変形だけで不変面条件を達成できる⁽²²⁾ Ti-23Nb-3Al (mol%) を用いて TEM 観察を行った。図 3 の様に種々の方位から電子回折図形を解析した結果、映進面に起因した消滅則が、電子線の多重回折によって、あたかも破れているかのように見えることが分かった。例えば、 $[110]$ 入射パターンでは消滅するはずの $00l: l=\text{odd}$ がはっきりと見えているが、 001 軸周りに傾斜して得られる $[010]$ 入射パターンでは $00l: l=\text{odd}$ は消滅している。注意深く電子回折図形を解析した結果、Pak ら⁽²⁹⁾、Ahmed ら⁽³⁰⁾ が規則格子反射として報告した反射は、全て多重回折であったと考えれば、彼らの実験結果も $Cmcm$ の消滅則で矛盾無く説明されることがわかっている^{(22)*}。以上より、規則化を示す証拠はなく、 α'' 相は不規則構造であると考えられる。

その一方で、同じ試料で観察された全ての α'' 晶には、APB 状欠陥が見られた。図 4 (a) は晶癖面からはほぼ垂直な方向から見た明視野像、図 4 (b)~(f) は同じマルテンサイトプレートを種々の入射方位から、図中表示した g^* の二波条件下で撮影した暗視野像である。図 4 (a), (b) ではリボン状のコントラストが見えるが、入射方位と回折条件を変化させるとまるで全く異なる欠陥があるかのように見える。特に図 4 (c), (e) では Pak らが報告した様に、微細な双晶が存在するかの様なコントラストを呈している。しかし本合金は LID を必要としないので⁽²²⁾、これらの APB 状欠陥は変形によって生じたものではない。また β 相 (母相) には APB 状欠陥は一切観察されないことから、本欠陥は変態時の格子変形そのものによって形成されたことになる。種々の方位からの観察と、シングルトレース解析の結果、面欠陥は図 5 に示す様な、晶癖面に垂直に伸びたチューブ状であることが分か

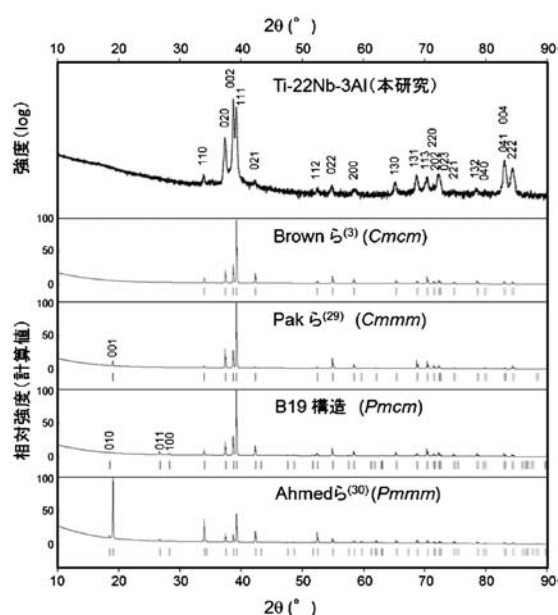


図 2 Ti-22Nb-3Al の XRD 回折パターンと、これまで提唱されてきた規則構造の回折パターン (計算値) の比較。

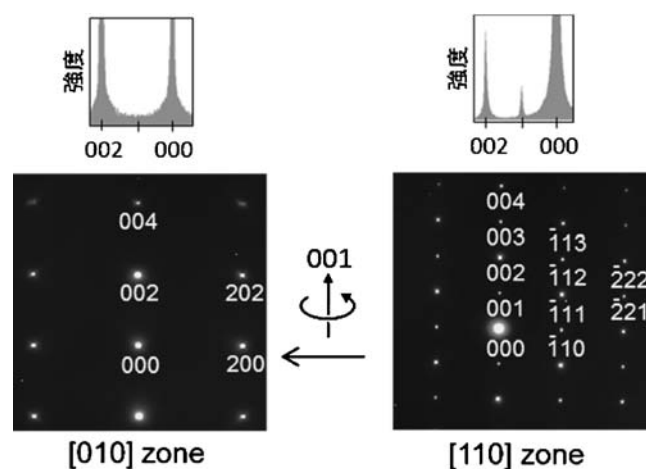


図 3 $00l (l=\text{odd})$ 反射が多重回折であることを示す電子回折図形の一例。

* 以前は、規則構造であることは形状記憶効果が発現するための必要条件とする見方もあったので、強い先入観が解析時に目を曇らせたのではないかと想像する。

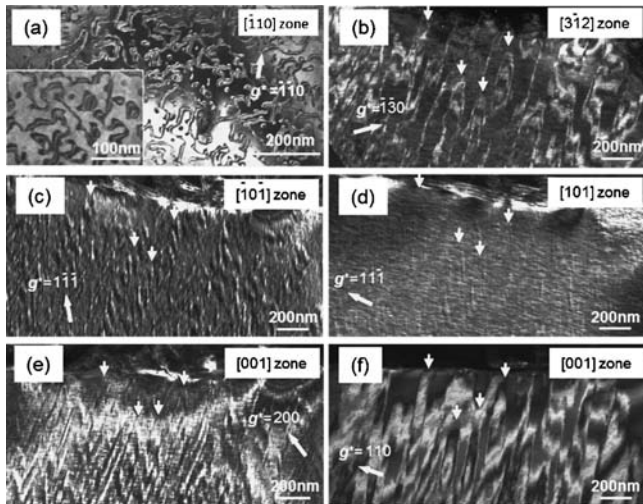


図4 Ti-23Nb-3AlにおけるAPB状欠陥のTEM像 (a) 晶癖面にはほぼ垂直な方位からの明視野像, (b) $g^* = \bar{1}\bar{3}0$, (c) $g^* = 1\bar{1}\bar{1}$, (d) $g^* = \bar{1}11$, (e) $g^* = 200$, (f) $g^* = 110$ の二波条件下で撮影した同一視野の暗視野像。

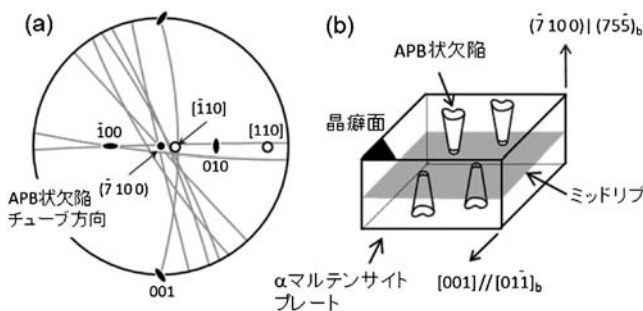


図5 APB状欠陥の(a)チューブ方向のシングルトレース解析, (b)模式図。

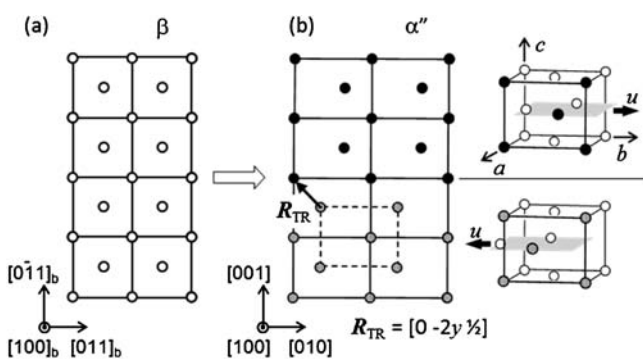


図6 変態時に生じるShuffling方向の不均一性による変位ベクトル R_{TR} 。

った。51種類の回折条件下でコントラスト実験を行った結果、面欠陥の変位ベクトル $R = [R_x, R_y, R_z]$ は、 $R_z = 1/2$, $R_x + R_y \sim$ 半整数, $2R_x + 4R_y \sim$ 整数を満たすことが分かった⁽²⁵⁾。

図6は α'' マルテンサイト変態の格子変形と原子shufflingの模式図である。図6(a)は格子変形前の母相(bcc), 6(b)は格子変形とshufflingが生じて α'' マルテンサイト相になった

もので、上下の α'' 結晶は、格子変形歪みは同じだが大きさ $(1/2-y)$ のshufflingの向きが異なっており、両者の間には $R_{TR} = [0, -2y, 1/2]$ の変位が存在する。この型の変位ベクトルは、 α'' マルテンサイトと同じ格子対応とshufflingモードを持つ別の合金系において実際に観察されている。BanerjeeらはTi-6.5Al-3.3Mo-1.5Zr-0.25Si (mass %)の α' (hcp)マルテンサイトにおいて観察されるAPB状欠陥のコントラストを上記 R_{TR} で説明した⁽³²⁾。また松田らは、Ti-Pd合金のB19マルテンサイト相においても同様の変位ベクトルをもった面欠陥を見だしている⁽³³⁾。本研究においても、 $R_z = 1/2$ であるから、面欠陥の変位ベクトルの主成分は R_{TR} と考えられる。ところが図4(e)が示す通り、 $g^* = 200$ でも欠陥のコントラストは明瞭に観察されており、本合金においてはゼロでない R_x 成分を持っていることがわかる。したがって面欠陥の変位ベクトルは R_{TR} になんらかの微小な変位ベクトルを加えたものとするのが妥当に思われる。

変態前の β 相には、拡散を必要とせずに形成される、ナノサイズのathermal ω 相(六方晶)が均一に分散形成している。しかし α'' 相に変態するとathermal ω 相は消失する。詳細は参考文献⁽²⁵⁾に譲るが、特定のathermal ω 相バリエーションによる原子変位が R_{TR} に重なっていると考えることによって、コントラスト実験の結果を極めてうまく説明でき、 $R = [-3/50, -23/50, 1/2]$ と決定できた。この結果は、 α'' マルテンサイト変態時の原子運動が、特定の ω 相バリエーションと何らかの相互作用を持っていることを示唆している。

この様に、過去に報告された、 α'' マルテンサイトの規則化の証拠とされてきた過去の実験結果、即ち消滅則の破れとAPB状組織は、いずれも規則化とは関係のない現象に由来することが明らかになり、 α'' マルテンサイト相は不規則構造であることが明確になった。

APB状欠陥は、マルテンサイトの晶系が異なるTi-Ni系合金^{(34),(35)}においても発見されており、格子変形に伴うシャフリングに等価な複数の方向が存在するマルテンサイト変態では一般的に起こることが、明らかにされつつある。

3. 自己調整組織に対する理解の深化

外場の無い状態で形状記憶合金をマルテンサイト変態させると、不変面条件(IP条件)を満たしたマルテンサイトプレート(晶癖面バリエーション:HV)が形成されるが、各HVの体積率は等しくなり、巨視的には僅かな体積変化以外の形状変化を伴わない。しかし微視的には、結晶学的に等価な特定のHVが互いに連結したクラスター(HVクラスター)から成る「自己調整組織」が形成されている⁽³⁶⁾。形状記憶合金の駆動1サイクルは、①自己調整組織の変形(再配列)→②加熱による逆変態→③冷却によるマルテンサイト変態に伴う自己調整組織の形成、の3段階に分けられる。①のプロセスは双晶変形によるHV同士の相互変換によってなされるが、このプロセスにおいて転位によるすべり変形が生じると、形状記

憶特性が劣化する。また転位の発生は、変態温度のシフト等を引き起こしてしまうので、駆動サイクルの各段階において可能な限り転位の発生を抑制させることが重要である。一般的には合金の強度を上昇させて転位の発生を抑制するが、開発途上の新合金では、例えば β チタン形状記憶合金の様に加工硬化が小さく、かつ有効な析出硬化法が見いだされていない合金系も存在する。また既存合金においても、転位の発生しにくい変態組織を形成させることでさらなる高性能化を計ることもできる。従って、自己調整組織の形態やマルテンサイト同士の結合界面の構造を決定する支配因子を明らかにし、自己調整組織自体を制御することは、重要な課題であると筆者は考えている。この目的を達するためには、自己調整組織の構造と支配因子に対する理解を、現状以上に深化させる必要がある。

従来の考え方では、HV のもたらす全形状変化の変形勾配を $\mathbf{P}$ とし、 $\mathbf{P}$ の算術平均が単位行列に近いほど、変態歪みがより緩和された優先形態であるとされる⁽³⁶⁾。 $\mathbf{P}$ の算術平均は、実験結果をある程度説明できるが、空間平均を取っていることと同じであり、特定の HV 同士の結合界面に関する情報は失われてしまう。またしばしば、高頻度に出現する組織形態を説明することができない⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾。よって自己調整組織に対する理解をより深める為には、別の考え方が必要となる。

Ball と James は、HV 同士が結合する場合には、結合部で物体の連続性を保つ条件として Kinematic Compatibility (KC) 条件が要求されることを示した⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾。

$$\mathbf{Q}\mathbf{P}_i - \mathbf{P}_j = \mathbf{m} \otimes \mathbf{p} \quad (1)$$

ここで $\mathbf{P}_i, \mathbf{P}_j$ は i, j 番目の HV の均一な形状変化を表す変形勾配行列、 $\mathbf{Q}$ は 3 次元回転行列、 $\mathbf{m}$ と $\mathbf{p}$ は 3 次元列ベクトルである。式(1)を満足する $\mathbf{Q}, \mathbf{m}$ および $\mathbf{p}$ が存在しない場合、HV 同士の無歪み結合は不可能となり、ミスフィットが発生し格子欠陥の形成を起こす。また式(1)が解を持っていたとしても $\mathbf{Q} \neq \mathbf{I}$ ($\mathbf{I}$ は単位行列)の場合には、晶癖面の IP 条件を破らなければ HV 結合部にミスフィットが発生してしまうので、格子欠陥や歪みエネルギーを発生させてしまう。従って HV 同士の結合面の幾何学・結晶学は形状記憶特性に大きな影響を与えているはずである。実際に、ZnAuCu 合金においては、KC 条件を満足したマルテンサイト界面だけから成る組織が出現するように、格子定数を合金組成によってチューニングでき、その組成では熱サイクルに伴う変態温度シフトが極めて小さくなることが報告されている⁽³⁹⁾。

しかしながら、組織中のすべての界面で KC 条件を満足できる合金系は極めて限定的であり、むしろ $\mathbf{Q} \neq \mathbf{I}$ の場合にいかなる組織やマルテンサイトの結合界面が形成され、それらが力学特性にどのような影響を与えるのか解明する必要がある。最近筆者らは、 $\mathbf{Q}$ と自己調整組織の関係を、 β チタン形状記憶合金⁽²⁶⁾、TiNi⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾、TiAu⁽⁴³⁾において明らかにしつつある。以下、 β チタン形状記憶合金において得られてい

る結果⁽²⁵⁾を概説する。

(1) KC 条件の評価

Ti-23Nb-3Al では LID が消失するので⁽²²⁾、本来 24 通りある HV は 2 重縮退して 12 個となり、理論的にも実験的にも解析しやすい。便宜上 HV を整数 $k=1 \sim 6$ として $k(+)$ 、 $k(-)$ の様に書く。以後、特定の HV に関する量であることを示す場合には、下付で $k(+)$ を添付する。全 HV の全形状変化 $\mathbf{P}_{1(+)} \sim \mathbf{P}_{6(-)}$ を PTMC によって求め、式(1)に代入して KC 条件を成立させるための $\mathbf{Q}$ を計算した。 $\mathbf{Q} = \mathbf{I}$ ならば、IP 条件と KC 条件が同時に満たされ、体積変化以外の歪み成分が全て緩和しきった HV クラスタが形成され得る。

解析の結果、全ての HV の組み合わせで KC 条件を満足させる $\mathbf{Q}, \mathbf{m}$ および $\mathbf{p}$ が存在するが、 $\mathbf{Q} = \mathbf{I}$ となる組み合わせは存在しないことが明らかになった。即ち、IP 条件と KC 条件は、同時に成立できないので、晶癖面か HV 結合面のいずれか(もしくは両方)では、必然的にミスフィットが発生し転位が導入される。よって体積変化以外の歪み成分が全て緩和された HV クラスタは実現不可能である。また HV 同士の方位関係を、 $\mathbf{P}$ を用いて評価してみると、IP 条件を満たした HV 同士は、実は厳密な双晶関係にはなっておらず、双晶関係からの偏差 $\mathbf{W}$ をもつことが分かった。さらに $\mathbf{W}$ と $\mathbf{Q}$ を比較してみると、あらゆる組み合わせで $\mathbf{Q} = \mathbf{W}^{-1}$ となっており、結合部での KC 条件と双晶関係は同時に成立することが分かった[†]。つまり IP 条件を満たしながら成長している 2 つの HV が(偶然)結合しても、回転 $\mathbf{Q}$ によっていずれかの HV の IP 条件を破らない限り、結合部では KC 条件はおろか、実は双晶関係すらも満足しないということである。

解析結果を表 1 にまとめた。I、II と記された組み合わせでは、 $\mathbf{Q}$ 回転角と、同時に成立する双晶関係が、それぞれ I : $0.686^\circ / \{111\}$ 第一種双晶、および II : $0.574^\circ / \langle 211 \rangle$ 第二種双晶であり、他の組では全て $\mathbf{Q}$ 回転角は $3^\circ \sim 6^\circ$ である。高々 1° の偏差ではあるが、このミスフィットを緩和するためには、 β 相の $a/2 \langle 111 \rangle_0$ 転位で概算すると、約 20 nm 間隔で転位が配列する必要がある。

(2) 高頻度に発生する HV クラスタと $\mathbf{Q}$ の関係

図 7 は透過型電子顕微鏡(TEM)による明視野像である。まず 2 つの HV からなるクラスタの発生頻度を解析したところ、表 1 において I、II で示された HV クラスタが圧倒的な頻度で形成していた。HV が $\{111\}$ Type I 双晶関係で結合した I 型(表中 I、例えば 1(+) と 5(+))か、 $\langle 211 \rangle$ Type II 双晶関係で HV が結合した II 型(表中 II、例えば 1(+) と 4(-))である。表 1 中の、I、II 以外の組み合わせは

[†] 本合金では LID が存在しないためにあらゆる組み合わせで $\mathbf{Q} = \mathbf{W}^{-1}$ となるのだが、各 HV が LID としての内部双晶を含む Ti-Ni などでは限られた HV の組み合わせだけが HV 結合部での KC 条件と双晶関係を同時に満足できる。

表1 HV ペアの KC 条件による分類.

	1(+)	1(-)	2(+)	2(-)	3(+)	3(-)	4(+)	4(-)	5(+)	5(-)	6(+)	6(-)
1(+)					I			II	I			II
1(-)						II	I			II	I	
2(+)						I	II		II			I
2(-)					II			I		I	II	
3(+)	I			II					I		II	
3(-)		II	I							II		I
4(+)		I		II					II		I	
4(-)	II			I						I		II
5(+)	I		II		I		II					
5(-)		II		I		II		I				
6(+)		I	II		II		I					
6(-)	II		I			I		II				

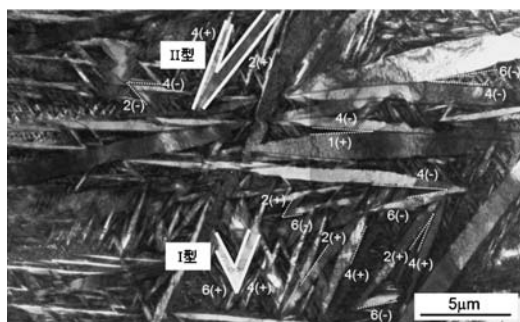


図7 Ti-23Nb-3Al 合金の自己調整組織の TEM 像.

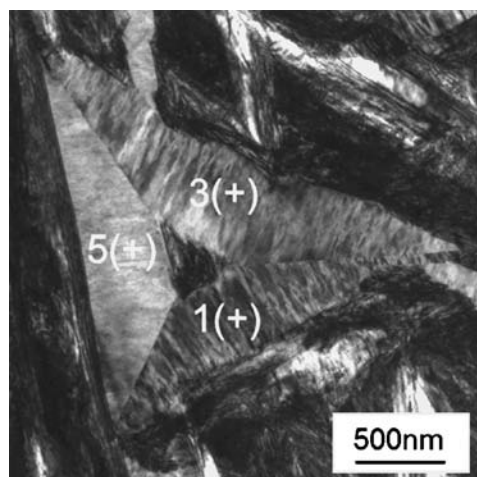


図8 T 型クラスター.

TEM 観察した範囲では見つけることができなかった. また I 型は代表的な形態として知られていたが⁽⁴⁴⁾, II 型はこれまで報告されていなかった.

前述した, 変形勾配の算術平均で考えると, 立方晶-斜方晶変態では図 8 に示す様な三角形の HV クラスター(T

型)の方が, I 型や II 型よりも単位行列により近い変形勾配をもたらすので, より変態歪みの緩和に有利な形態とされる⁽⁴⁵⁾. ところが KC 条件の評価からは, 逆の結論が導かれる. T 型を形成するためには, I 型(1(+)-5(+))に第三の HV(3(+))を結合させて, 結合面を 3 つ形成しなくてはならないのだが, それぞれの結合面で要求される Q が異なるために, 回転軸を $[111]_b$ とした 1.9° の楔形部分回位を形成しなければ三角形を作ることができない. 図 7 の視野で 156 個のクラスターに対して発生頻度を解析したところ, I 型 49%, II 型: 42%, T 型 9% であり, 明らかに T 型の発生頻度は低くなっている. このことから HV 結合面での KC 条件が組織形態を決定づけていると考えられる. Q 回転が大きい HV 結合ほど, 結合部もしくは晶癖面で発生するミスフィットが大きく, 歪みエネルギーが高くなる. それゆえに, 高頻度に出現する HV クラスターの形態を Q 回転の大きさによって明快地整理できるのだと考えられる.

(3) KC 条件と IP 条件の競合

説明は参考文献(26)に譲るが, 本合金では $Q = W^{-1}$ なので, HV 同士の双晶関係からの偏差を TEM で実測すれば, それこそが KC 条件からの偏差である. 図 9 は菊池線を用いて HV 同士の方角関係を解析した結果の 1 例である. 電子線入射方向が $\langle 211 \rangle$ 第二種双晶の η_1 方向 ($[211]_{1(+)} // [2\bar{1}\bar{1}]_{6(-)}$) のため, 制限視野回折図形は重なって見えるが, 菊池線で解析すると, 結合面にはほぼ垂直な軸を回転軸として, 厳密な双晶関係から 0.4° の方位差が認められる. この軸は II 型の Q 回転軸に近い方位を向いている. 12 個の II 型を同様に解析したが, $\langle 211 \rangle$ 第二種双晶関係からの偏差 ($0.1^\circ \sim 0.5^\circ$) が認められ, それらの回転軸は全て II 型の Q 回転軸に近かった⁽²⁶⁾. 従って II 型では晶癖面の IP 条件が優先されて, その引き替えに結合部では KC 条件が破れていると考えられる. ところがほとんどの I 型は $\{111\}$ 第一種双晶関係か

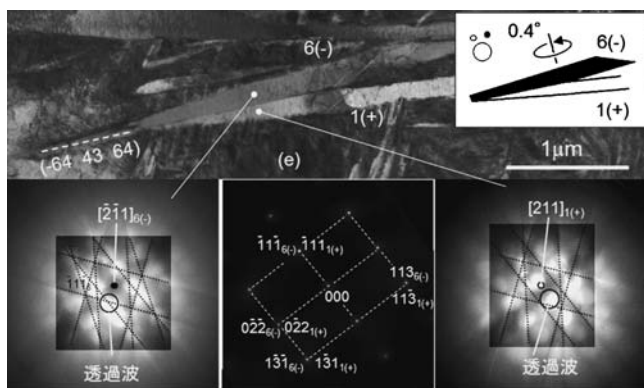


図9 II型クラスター結合面での $\langle 211 \rangle$ 第二種双晶からの偏差(=KC条件からの偏差).

らの偏差が 0.1° 以下であり, KC条件ではなく晶癖面のIP条件が破られていた⁽²⁶⁾. この様に, LIDが消失してHVが12種しか存在しない単純な系においてすらも, マルテンサイト同士の界面にはKC条件とIP条件の競合関係がもたらす多様性が現れる. Ti-Niなどの様にLIDとしての内部双晶がHV内に存在する場合には, 状況は一気に複雑になる⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾. なぜHVクラスター種ごとに結合部でのKC条件の成否に違いがあるのか, 現段階では明確な答えは出ていない. マルテンサイトの晶系が異なる種々の合金で同様な実験と理論解析を行い, 合金の個性に依存しない共通性を抽出する必要がある.

HV結合部における双晶関係からの偏差は, 自己調整組織の再配列過程やそのダイナミクスに影響を及ぼしている可能性があり, 今後重点的に研究する価値があると考えられる. また格子定数の組成依存性を利用すれば, 特定のHVクラスターの Q を制御した組織を作ることが原理的には可能であるから⁽⁴⁶⁾, 自己調整組織を通じて, 変態温度ヒステリシス, 耐久性や内部摩擦などの特性を制御できる可能性がある.

4. おわりに

各話題に関するまとめはすでに述べているとおりであり, 今後の β チタン形状記憶合金開発の一助となれたら, 筆者としては望外の喜びである.

一方で, 本稿でご紹介した β チタン形状記憶合金の組織はいずれも, マルテンサイト変態が普遍的にもつ(既知・未知の)幾何学的(あるいは物理的)性質が, β チタン形状記憶合金固有の諸性質と相まって変態組織として具現化された際の痕跡であるとも言える. APB状欠陥は, マルテンサイト変態時の集団的原子運動に, 連携性を保った成分とそうでない成分があることを示している. 自己調整組織に関しては, 変位型相変態であれば理論的には本研究と同じ扱いができるので, 鉄鋼や圧電体においても, 本研究と同じ切り口で見直してみれば, 見慣れたはずの相変態組織に潜む, 未知の側面が見えるかもしれない.

最後に, 助手として採用して頂いて以来, 日頃ご指導頂いている東京工業大学 細田秀樹先生に深く感謝申し上げます. また共同研究者である筑波大学 宮崎修一先生と金熙榮先生, 九州大学 西田稔先生にも心より謝意を表します.

文 献

- (1) J. K. Bass, H. Fine and G. J. Cisneros: J. Am. J. Orthod. Dentofac., **103**(1993), 280-285.
- (2) S. Miyazaki, H. Y. Kim and H. Hosoda: Mater. Sci. Eng. A, **438/440**(2006), 18-24.
- (3) A. R. G. Brown, D. Clark, J. Eastbrook and K. S. Jepson: Nature, **201**(1964), 914-915.
- (4) C. Baker: Metal Sci. J., **5**(1971), 92-100.
- (5) T. W. Duerig, J. Albrecht, D. Richter and P. Fischer: Acta Metall., **30**(1982), 2161-2172.
- (6) H. Sasano and T. Suzuki: Proc. 5th Intl. Conf. on Titanium, (1984), 1667-1674.
- (7) T. Sugimoto, K. Kamei, S. Komatsu and K. Sugimoto: Titanium Science and Technology, **3**(1985), 1583-1590.
- (8) 木村 博, 莊村泰治: 歯材器, **4**(1985), 134-140.
- (9) 木村 博, 莊村泰治: 歯材器, **4**(1985), 377-384.
- (10) 木村 博, 莊村泰治: 歯材器, **5**(1986), 155-161.
- (11) 木村 博, 莊村泰治: 歯材器, **5**(1986), 435-441.
- (12) C. Y. Lei, J. S. L. Pak, H. R. P. Inoue and C. M. Wayman: Proc. Intl. Conf. on Martensitic Transformation (ICOMAT-92), (1993), 539-544.
- (13) T. Grosdidier and M. J. Philippe: Mater. Sci. Eng. A, **291**(2000), 218-223.
- (14) K. Nitta, S. Watanabe, N. Masahashi, H. Hosoda and S. Hanada: Structural Biomaterials for 21st Century, Warrendale, Pennsylvania, USA, TMS, (2001), 25-34.
- (15) E. Takahashi, T. Sakurai, S. Watanabe, N. Masahashi and S. Hanada: Mater. Trans., **43**(2002), 2978-2983.
- (16) T. Maeshima and M. Nishida: Mater. Trans., **45**(2004), 1096-1100.
- (17) T. Furuhashi, S. Annaka, Y. Tomio and T. Maki: Mater. Sci. Eng. A, **438-440**(2006), 825-829.
- (18) Y. Fukui, T. Inamura, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Trans., **45**(2004), 1077-1082.
- (19) T. Inamura, Y. Fukui, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Trans., **45**(2004), 1083-1089.
- (20) T. Inamura, Y. Kinoshita, J. I. Kim, H. Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Sci. Eng. A, **438-440**(2006), 865-869.
- (21) H. Y. Kim, T. Sasaki, K. Okutsu, J. I. Kim, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **54**(2006), 423-433.
- (22) T. Inamura, J. I. Kim, H. Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Philos. Mag., **87**(2007), 3325-3350.
- (23) H. Y. Kim, Y. Ikehara, J. I. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **54**(2006), 2419-2429.
- (24) 金 熙榮: まてりあ, **53**(2014), 11-17.
- (25) T. Inamura, H. Hosoda, H. Y. Kim and S. Miyazaki: Philos. Mag., **90**(2010), 3475-3498.
- (26) T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Philos. Mag., **93**(2013), 618-634.
- (27) R. Davis, H. M. Flower and D. R. F. West: J. Mater. Sci., **14**(1979), 712-722.
- (28) K. M. Knowles: Proc. R. Soc. Ser. A, **280**(1982), 187-200.
- (29) J. S. L. Pak, C. Y. Lei and C. M. Wayman: Mater. Sci. Eng. A, **132**(1991), 237-244.
- (30) T. Ahmed and H. H. Rack: J. Mater. Sci., **31**(1996), 4267-4276.
- (31) F. Izumi and K. Momma: Solid State Phenom., **130**(2007), 15-20.
- (32) D. Banerjee, K. Muraleedharan and J. L. Strudel: Philos. Mag. A, **77**(1998), 299-323.

- (33) M. Matsuda, T. Hara and M. Nishida: Mater. Trans., **49** (2008), 461-465.
 - (34) M. Matsuda, K. Kuramoto, Y. Morizono, S. Tsurekawa, E. Okunishi, T. Hara and M. Nishida: Acta Mater., **59**(2011), 133-140.
 - (35) Y. Murakami and D. Shindo: Mater. Trans., **49**(2005), 743-755.
 - (36) 大塚和弘:「合金のマルテンサイト変態と形状記憶効果」, 内田老鶴圃, (2012).
 - (37) J. M. Ball and R. D. James: Arch. Rat. Mech. Anal., **100** (1987), 13-48.
 - (38) K. Bhattacharya, Microstructure of Martensite, Oxford University Press, Oxford, (2003).
 - (39) Y. Song, X. Chen, V. Dabade, T. W. Shield and R. D. James: Nature, **502**(2013), 85-88.
 - (40) M. Nishida, T. Nishiura, H. Kawano and T. Inamura: Philo. Mag., **92**(2012), 2215-2233.
 - (41) M. Nishida, E. Okunishi, T. Nishiura, H. Kawano, T. Inamura, S. Ii and T. Hara: Philos. Mag., **92**(2012), 2234-2246.
 - (42) T. Inamura, T. Nishiura, H. Kawano, H. Hosoda and M. Nishi-
 - da: Philos. Mag., **92**(2012), 2247-2263.
 - (43) T. Inamura and H. Hosoda: Metall. Mater. Trans. A, **42A** (2011), 111-120.
 - (44) Y. W. Chai, H. Y. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., **57**(2009), 4054-4064.
 - (45) T. Saburi, Y. Watanabe and S. Nenno: ISIJ Intl., **29**(1989), 405-411.
 - (46) T. Teramoto, M. Tahara, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Adv. Sci. Tech., **78**(2013), 25-30.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

2003年 3月 東京工業大学総合理工学研究科博士課程修了

2003年 4月 東京工業大学精密工学研究所・助手

2010年 8月 現職

専門分野：金属組織学，結晶学，形状記憶合金

◎新規形状記憶合金の研究開発，および，マルテンサイト変態の結晶学的研究に従事。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

談話室

ねじりの効果 その3

東京工科大学教授；
コンピュータサイエンス学部 古井 光明

この談話室では、腹部のねじり(Torsion)がおなか周りをすっきりさせるのに効果的であること、ねじりと有酸素運動の組み合わせがメタボ撃退に有効であることを2度にわたって紹介した⁽¹⁾⁽²⁾。今回は少し趣向を変えて、ねじりがゴルフに大切であることを述べたい。ゴルフのスウィングは、クラブを持った両手を振り上げるテイクバックに始まり、クラブを振り下ろすダウンスウィング、クラブヘッドがボールに当たるアドレス、そしてクラブを振り抜くフォロースルーから成る。私のようにほとんどゴルフをやらない人は、ボールが飛ぶ方向に強く力を入れようとして、ダウンスウィングで妙に力んだり、バランスを崩したりする。よくよく考えれば、しっかりテイクバックをとって、ねじりの復元力を有効に利用すれば、ボールが飛ぶ方向へのパワーは、上体をねじり戻す(Back-Torsion)だけで自然に出てくるはずである。バネに例えると、バネを引っ張りさえすれば、あとは放すだけで勝手にパワーが出るのと同じである。物理で言うところの作用・反作用の法則である。

一方、ねじりを利用した金属の加工へ目を転じると、富山大学の会田哲夫先生がユニークなプロセスを提案している。ビレットに押し出しとねじりを同時に加えて形材を製造する「押し出しねじり(Extrusion-Torsion Simultaneous Processing)」がそれである。この新しい塑性加工では、押し出しに伴う減面とねじりのせん断によって、微細でランダムな結晶を併せ持つ形材ができる。また、ねじりの原理に準じて、形材のねじり中心から表面に向けて導入されるひずみ量が増加してゆくことから、形材の表面をピンポイントに高機能化できる。言わば、材料の適材適所にマッチした、不均一組織の高次制御が可能なプロセスである。中でもマグネシウムでは、トレードオフの関係がある強度と加工性を共に向上できることがわかってきた。最近では、形材のミクロ組織や機械的性質に及ぼす押し出しねじり加工の温度・ねじり回転速度・押し出し比・ラム速度などの影響を明らかにする⁽³⁾と共に、押し出しねじりを他の塑性加工と組み合わせて多機能・高性能プロセスへの展開を計っている。なお、押し出しねじり加工により形



図1 ゴルフの飛距離アップに有効なエクササイズ「立てひじねじり」。

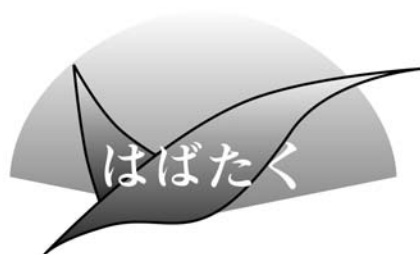
材へ導入される相当ひずみは4程度と、ECAP(Equal-Channel Angular Pressing)やHPT(High Pressure Torsion)のような強ひずみ加工には及ばないものの、大径・長尺の大型棒状素材が得られるという優れたメリットがある。

ちなみにゴルフの飛距離アップには、腹筋と背筋をバランスよく強化すると共に、肩の力をなくし股関節の可動域を広げることが得策らしい。あるDVDによれば、図1のようなエクササイズ「立てひじねじり」⁽⁴⁾が良いとある。ここでもやはり、ねじりである。アベレージキャリアがコンスタントに290ヤードを越えるタイガーウッズいわく、上体をしっかりねじり、ねじり戻すパワーをストレートにクラブヘッドへ伝えることこそが、シャープな弾道のロングドライブを身に付ける唯一かつ最良の方法であるとしている。立てひじねじりの運動によりフィジカルを整え、ウッズの教えに習って良いスウィングが実践できれば、あとは過分な飛距離を求めない無私無欲のマインドだけである。最後に今一度、ゴルフスウィングのコツを説いたウッズの金言を挙げて筆を置きたい。ゴルフはねじりで飛ばすのである。

Power to the Back !

文 献

- (1) 古井光明：まてりあ，**42**(2001)，251.
- (2) 古井光明：まてりあ，**47**(2008)，325.
- (3) M. Furui et al.: Proc. 8th Pacific Rim Int. Cong. Adv. Mater. Proc., ed. by F. Marquis, TMS, (2013), 1323-1328.
- (4) 岡本佳保里，植村啓太：ゴルフヨガ・新装版 飛距離アップ編，Video Maker, (2008).
(2014年4月10日受理)[doi:10.2320/materia.53.328]
(連絡先：〒192-0982 八王子市片倉町1404-1)



私の研究経歴

東北大学金属材料研究所；助教
濱岡 巧

このたび「はばたく」の執筆の機会を頂きました東北大学金属材料研究所の濱岡巧と申します。本稿の執筆に際し、私のような年齢に比して業績に乏しい研究者ではなく、もっと優秀な若手の研究者の方か、あるいは将来を嘱望される大学院生が寄稿されるほうが望ましいのではないかと、これは決して謙遜ではなくそのように思い、一旦お引き受けしたもののやはりお断りしようかとぐずぐずしていたのですが、本稿は私のこれまでの研究を紹介させて頂くこの上ない機会ですので、以下で私の研究歴を述べさせて頂ければ幸いです。

私は東北大学工学部機械知能工学科の渡邊忠雄先生の研究室で卒業研究に取り組みました。卒業研究の課題は金属間化合物 Ni_3Al 中の粒界の性格等の微視的組織に対する熱処理時の磁場印加の効果等を調べることでした。当時を思い起こしてみますと、私の研究に対する姿勢は熱心なものではなかったと言わざるを得ません。卒業研究の仕上がりも遅く、研究室のスタッフの皆様には多大なご心配とご迷惑をおかけしました。学生当時の私を知る方々には、私が今も研究を続けていることを、大変な驚きをもってお受け取りになるのではないかと拝察します。

大学院修士課程からは東北大学金属材料研究所の松井秀樹先生、佐藤裕樹先生の研究室に籍を移し、高エネルギー粒子の照射を受ける原子炉材料で生じ得る格子間原子集合体の一次元運動を研究しました。この現象は格子間原子が複数個集まったもの、つまり集合体が結晶の原子配列の密な方向に沿って非常に小さな活性化エネルギーで一次的に拡散する現象で、これは衝突カスケードの場合の格子間原子と空孔の生成効率や、転位密度の低い材料中のボイドの成長など、高エネルギー粒子照射下での照射損傷組織の形成と推移に関わると指摘されています。格子間原子集合体の一次元運動に対する合金元素の効果については、濃度の高い合金系においては合金元素が一次元運動を抑制することが研究室のOBの方などにより明らかにされていたので、私は微量な合金元素、ならびに侵入型不純物元素が一次元運動にもたらす効果を明らかにすることを目的としました。サンプルとしては高純度鉄に約 0.005–1 at% の銅またはシリコンを添加した合金を作製し、また軽水炉の圧力容器材料である A533B 鋼もサンプルとして、超高圧電子顕微鏡を用いて電子照射下の一次元運動の様子を観察しました。修士課程から博士課程の5

年間はこの研究に没頭しました。

学位取得後は一般財団法人電力中央研究所に特別契約研究員として勤務し、曾根田直樹様、土肥謙次様をはじめとする研究者の方々と同じ研究グループに属し、原子力材料の研究に携わりました。電力中央研究所の皆様のご配慮により私はステンレス鋳鋼のマイクロ組織の透過電子顕微鏡観察とアトムプローブトモグラフィーを主に担当しました。ステンレス鋳鋼はオーステナイト相とフェライト相の混在組織を有し、孔食や応力腐食割れに対する耐性に優れ、また靱性のある材料です。ステンレス鋳鋼に対して475°C前後の温度で熱時効するとフェライト相内で鉄に富む領域とクロムに富む領域への相分離が生じ、これに続いてG相の構造を持つ析出物が析出することが知られています。私は種々の条件でステンレス鋳鋼に対して時効処理を施し、フェライト相内で生じるマイクロ組織変化を解析しました。学位を得たばかりで研究者としても社会人としても未熟な私を電中研の皆様は温かく見守ってくださり、大変感謝しております。大学とは異なる研究機関での職務経験は私の財産となっております。

電力中央研究所にて3年間の任期を終えた後は横浜国立大学大学院の廣澤渉一先生の研究室に産学連携研究員として勤務し、新規アルミニウム合金展伸材の開発のための研究に関わりました。この研究を実施する過程では超微細粒材料の作製方法としての巨大ひずみ加工、並びにX線小角散乱を用いたマイクロ組織解析を勉強することができ、私にとって貴重な経験となりました。本研究の中で私は主に超微細粒内の析出強化相の透過電子顕微鏡観察を担当しました。

足掛け4年のポストドクを経て、アカデミックポストへの応募を断念するのも潮時と考えていたところ、倥傯に恵まれて2013年4月より東北大学金属材料研究所 材料プロセス・評価研究部、今野豊彦先生の研究室にスタッフとして勤務しております。最近の研究は、ステンレス鋳鋼のフェライト相に形成する析出相の透過電子顕微鏡による結晶構造解析です。従来この析出相の構造はG相と見做されてきましたが、G相の構造を前提とすると析出相の電子回折パターンの中に指数の付けられない回折斑点があることが以前からわかっており、私の研究では析出相の構造を再検討しております。以上のように私自身経歴を振り返ってみますと、研究テーマがこれまでに数回変わり、やや一貫性に欠け、これは勿論幅の広い分野の研究歴があるというポジティブな側面もありますが、私自身としては基軸となるものを得ていないというのが実感に近く、日々、己の学識の浅薄と研究能力の欠如を痛感しております。今後も学問への情熱を持ち続けて材料中の微視的組織の研究に励み、それとともに、確かな組織観察の技術を修得して人々のために役立つ仕事をしたいと思っております。

最後になりましたが、これまでにお世話になった方々の心身のご健康と幸福とを心よりお祈り申し上げます。またこれまでに私が所属した研究室の先輩・同輩・後輩の皆様、そして学生ならびに大学院生の皆さんが多面で活躍されることも願って止みません。

(2014年5月22日受理) [doi:10.2320/materia.53.329]

(連絡先：〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

本 会 記 事

会 告	永年会員制度について	330
	2014年秋期(第155回)講演大会ご案内ならびに参加申込について	330
	2014年秋期講演大会機器・書籍・カタログ展示会出展募集	
	大会プログラム広告, 講演概要集 DVD ジャケット広告募集	331
	第12回 World Materials Day Award 募集	331
	2015年春期講演大会公募シンポジウムテーマ提案募集	332
	「研究会」新規登録申請募集	332
	分科会シンポジウム	334
	欧文誌編集委員会からのお知らせ	334
掲示板		335
会誌・欧文誌 7 号目次		339
次号予告		340
	材料系学協会情報コーナー	340
	新入会員	340
	行事カレンダー	341

- ・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。
- ・会告原稿の締切は毎月 1 日で、翌月号掲載となります。

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 (ホームページもご参照下さい)

永年会員制度について

本会では長年にわたり本会の発展に尽された会員の労に報いるため、永年会員制度を設けております。自己申告制となっておりますので、該当すると思われる方は、はがき(又は FAX 022-223-6312)にて会員番号、生年月日およびおおよその入会年を記入の上、本会事務局宛お問合わせ下さいませようお願いいたします。または、下記の依頼書にてご連絡下さい。申し出られた方について調査確認し、該当者については理事会に諮り、承認の上ご案内申し上げます。

永年会員制度 会員歴が継続して40年以上でかつ満71才以上の会員に対し「永年会員」の称号を贈る。永年会員は正員会費(会報)を免除する。

受付締切 毎年 9 月 30 日

永年会員資格付与 毎年 1 月 1 日(変更になりました)

調査依頼書 依頼書は、ホームページ → お知らせ → 永年会員制度について よりダウンロードし、必要事項をご記入の上、事務局までお送り下さい。

送付先 [FAX](#) 022-223-6312 E-mail: member@jim.or.jp

〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 永年会員該当調査依頼 係

大会参加申込み URL http://www.knt.co.jp/ec/2014/jim_atmn/index.html

予約申込締切後、予約申込者へ大会参加証、概要集 DVD を送付します。懇親会の参加申込をされた方には、懇親会参加券もあわせてお送りします。なお、領収書は、別途ハガキにて郵送いたします。**8 月 25 日以降は当日申込みとなります。**

当日申込の方は、会場受付にて直接お申込み下さい。

日 程

日 時	行 事	場 所
9 月 24 日 (水)		
9:00~ 9:40	開会式, 各賞贈呈式	IB 電子情報館 IB 大講義室
10:00~	学術講演会	全学教育棟
12:30~17:00	ポスターセッション	豊田講堂 シンポジオン
18:30~20:30	懇親会	ANA クラウンプラザホテルグランコート名古屋
9 月 25 日 (木)		
9:00~17:00	学術講演会	全学教育棟
9 月 26 日 (金)		
9:00~16:30	学術講演会	全学教育棟

懇親会会場: ANA クラウンプラザホテルグランコート名古屋
 (〒460-0023 名古屋市中区金山町 1-1-1 ☎ 052-683-4111)

◆大会参加費(講演概要集 DVD 代含む) ※年会費とは異なります。
 参加費・講演概要集 DVD・懇親会の消費税抜については、ホームページ(一覧表 PDF)をご参照下さい。

2014年秋期(第155回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

今秋講演大会は、現地実行委員会のご協力のもとに、9 月 24 日(水)から 26 日(金)までの日程で名古屋大学東山キャンパス(名古屋市中千種区)を会場として開催いたします。大会懇親会は 9 月 24 日(水)に行われます。以下のご案内と申込要領をご参照の上、お早めにお申込み下さい。尚、**参加申し込みは、インターネット申込**となります(出来るだけインターネットによる予約申込をご利用下さい。)詳細は、下記申込要領をご覧下さい。

参加申込要領

《インターネット申込》

大会参加予約申込みおよび懇親会参加の予約申込み
 〈登録期間〉7 月 1 日(火)~ 8 月 25 日(月) 17:00 終了

予約申込締切日	8 月 25 日(月) (申込および入金期日)	
会員資格	予約申込 (インターネット申込・ 事前支払い)	当日申込 (懇親会会場受付・ 大会会場受付・ 現金払いのみ)
正員・前維持員会社社員・ 鉄鋼協会会員	9,000 円	10,000 円
学生会員	6,000 円	6,500 円
非会員 一般	19,000 円	20,000 円
非会員 学生(大学院生含む)	14,000 円	15,000 円

◆懇親会費(消費税込み)

予約申込締切日	8月25日(月) (申込および入金期日)	
	予約申込 (インターネット申込・ 事前支払い)	当日申込 (懇親会会場受付・ 大会会場受付・ 現金払いのみ)
一般	8,000円	10,000円
同伴者(ご夫人またはご主人)	5,000円	5,000円

- ・お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承ください。

◆支払方法

銀行振込みおよびクレジットカードをご利用頂けますが、お振込みの場合は、手数料をご負担願います。また、振込み後のご返金は致しかねます。8月25日(月)の入金日をもって予約申込完了となります。

インターネット申込問合せ先

㈱近畿日本ツーリスト東北 仙台団体旅行支店
〒980-0021 仙台市青葉区中央1-7-20
☎ 022-222-4141 FAX 022-221-6188
E-mail: sendai-dantai@or.knt-th.co.jp

◆講演概要集 DVD のみ購入する場合

(※講演発表・聴講するためには、上記大会参加申込みが必要です。)

件名を「2014年秋期講演大会講演概要集 DVD 購入申込」とし、
①申込者氏名②会員資格(会員番号も併記)③申込数④住所をご記入の上、E-mail: ordering@jim.or.jp 宛にお申込み下さい。

9月10日の発行後、請求書を添えて送付いたします。

会員価：本体3,810円＋税 定価：本体10,000円＋税 送料：360円

参加申込・問合せ先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32
(公社)日本金属学会 ☎ 022-223-3685
FAX 022-223-6312(ご連絡・お申込は、FAXでも可)
E-mail: member@jim.or.jp

2014年秋期講演大会
機器・書籍・カタログ展示会出展募集
大会プログラム広告、講演概要集 DVD ジャケット広告募集

■機器・書籍展示

研究開発用機器、書籍、ソフトウェア等の出展を募集します。

1小間 間口1,800mm、奥行き900mm(予定)
展示台(テーブル)、椅子、電源(100V 1kWまで)をご用意します。

*電気容量の追加は1kW毎に10,000円(税別)をご負担下さい。

出展料金 機器展示：1小間140,000円(税別)

書籍販売：1小間 90,000円(税別)

申込締切 2014年8月5日(火)

■カタログ展示

展示部数 2点(A4サイズ、8頁以内)につき、30部以内

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

リクルート関連の展示は会社案内他添付資料の2点で30,000円(税別)、30部以内

申込締切 2014年8月5日(火)

■大会プログラム広告

発行予定日 2014年9月1日(月)

原稿寸法 A4版 1P 天地260mm×左右180mm

1/2P 天地125mm×左右180mm

入稿形態 完全データ(グレースケール)

広告料金

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

○上記の料金には消費税は含まれておりません。

○原稿制作費は別途ご請求させていただきます。

申込締切 2014年7月24日(木)

原稿締切 2014年7月31日(木)

■講演概要集 DVD ジャケット広告

発行予定日 2014年9月10日(水)

原稿寸法 天地120mm×左右121mm

入稿形態 完全データ(4色カラー)

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

○上記の料金には消費税は含まれておりません。

○原稿制作費は別途ご請求させていただきます。

申込締切日 2014年7月24日(木)

原稿締切日 2014年7月31日(木)

■申込・問合せ先

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4(友野本社ビル)
株式会社 明報社 担当 後藤一哲
☎ 03-3546-1337(代) FAX 03-3546-6306
E-mail: goto@meihosha.co.jp

第12回 World Materials Day Award 募集

第12回 World Materials Day Award を募集しております。展示および審査は、2014年9月25日(木)秋期講演大会期間中(名古屋大学)を予定しております。沢山のご応募をお待ちしております。

対象となる活動 次の3部門で募集します。

- 第1部門 社会における材料の重要性を示すホームページ
- 第2部門 学園祭やキャンパスオープンデー等での該当する展示物、作品等
- 第3部門 その他(材料教育プロジェクト、青少年対象の材料実験等)

授賞

- ① World Materials Day Award：最優秀作品1名
(または1グループ)
副賞5万円(賞状はありません)
- ② 各部門賞：各部門1名表彰、賞状のみ。
贈呈は World Materials Day に受賞者の所属する機関で行う。

詳細 までりあ53巻6号269頁 ホームページ → 講演大会

申込・問合せ先 E-mail: gaffair@jim.or.jp
(応募様式はホームページからダウンロード下さい)
日本金属学会 各種賞係
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

応募期間 2014年7月1日(火)～8月31日(日)

2015年春期講演大会公募シンポジウム テーマ提案募集

提案期限：2014年9月2日(火) 期日厳守

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

【募集対象の大会】 2015年春期講演大会(東京大学駒場キャンパス)

【実施要領】

公募テーマの特色 境界領域を取り込むもの、最新の情報を含むもの、適時な討論展開ができるもの。一般会員、若手・中堅研究者の、斬新なアイディアによる提案を期待する。また、これまでの金属学会になかったテーマを歓迎する。一つのシンポジウムの講演件数は10件以上であることを目安とする。

テーマ責任者 採択された場合、提案者(企画責任者)はテーマ責任者として、積極的に講演募集を行い、また講演プログラムを編成する。金属学会としては、この種のシンポジウムの企画に積極的な方々が将来、分科会などで主導的に活躍されることを期待している。

①テーマ責任者は会員であることが望ましい。

テーマ責任者名称：企画責任者(シンポジウム chair)、
テーマ責任者(シンポジウム co-chair)

②分科会委員が入っていること。

③テーマ責任者は複数テーマを兼務しないこと。

講演の種類 基調講演と応募講演

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

*第1分科：エネルギー材料、第2分科：エコマテリアル
第3分科：電子・情報材料、第4分科：生体・福祉材料
第5分科：社会基盤材料、第0分科：材料と社会

提案書送付先 下記宛てE-mailで送付して下さい。2,3日過ぎても受理返信通知のない場合はご連絡下さい。

テーマの選定 分科会委員会で選定し、結果は提案者に通知します。

採択テーマの告知と講演募集 「まてりあ」11号2015年春期講演大会講演募集会告ならびに本会ホームページで行う。

講演申込締切日 2014年12月3日(水)予定

講演プログラム テーマ責任者がプログラム編成し、分科会運営委員会へ提出する。

講演時間 応募講演：15～25分

(+討論時間5～10分=合計20～35分)

基調講演：30分(+討論時間10分=合計40分)

講演概要原稿分量 A4判1ページ(応募講演、基調講演とも)

【参考】2014年春期講演大会における公募テーマ

S1	マルテンサイト変態研究の歴史と今を考える
S2	めっき膜の構造及び物性制御とその応用(Ⅳ)
S3	プラストンの材料科学Ⅱ
S4	塑性異方性の強い結晶性材料のキンク変形ダイナミクスと強化機構
S5	励起反応場で創成した低次元ナノ材料とその機能(X)
S7	永久磁石開発の元素戦略2—材料設計の技術課題—
S8	バイオマテリアルの機能発現と生体反応
S9	低炭素化社会の構築に向けた耐熱材料の新展開Ⅲ
S10	航空機用先進金属材料
S11	放射化物質評価における技術と人材育成

問合・照会先 E-mail: stevent@jim.or.jp

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

日本金属学会 分科会委員会宛

公益社団法人日本金属学会 「研究会」新規登録申請募集

研究会の登録を希望される方は下記研究会規程をご参照の上、お申込下さい。

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

申請締切：2014年9月1日(月)

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

以下の通りに改訂しております。

- ・運営費：年間100,000円
- ・活動期間：1期5年間以内
- ・延長期間：1期3年の継続期間
- ・最長活動期間：2期8年まで
- ・年間採択数：新規2件以内、延長(継続)申請は2件以内
- ・研究会の審査：分科会企画委員会で1次審査をし、理事会で最終審査を行う。

*現在活動中の研究会の取り扱いは以下のようになります。

- (1) 年間運営費：100,000円
- (2) 2015年2月に終了する研究会で、過去に延長(継続)の申請をしている研究会は、現在の活動期間で終了となります。
- (3) 2015年2月に終了する研究会で、これまで延長(継続)の申請をしていない研究会は、1期3年の延長(継続)の申請が出来ます。ただし、研究会の審査により2件以内の採択となります。

公益社団法人日本金属学会 研究会規則

(規則の目的)

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

(運営費)

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

2 この法人の運営費以外の運営は参加費等収入で充当する。

3 企業からは原則として分担金を徴収しない。

4 前項に定める同系統のテーマで継続的活動を目的とする更新申請の承認にあたっては、会告や会場の手配などの支援はするが活動支援金を提供しない場合もある。

(研究会の申請)

第3条 研究会の新規申請書ならびに継続更新申請書は9月上旬までに分科会委員長に申請するものとする。

2 分科会企画委員会は申請書を審査の上、分科会委員会の議を経て、理事会の承認を得るものとする。

3 研究会の年間採択数は新規は2件以内、継続更新は2件以内とする。

4 新規に採択された研究会は3年経過後に継続する目処がたなくなった場合は研究会を解散することが出来る。

(研究会の新規申請)

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

2 新規応募の申請書に記載する事項は次の通りとする。

- (1) 研究会の名称および活動目的
- (2) 代表世話人(氏名、所属、役職名、☎、E-mail)
- (3) 世話人の名簿

- (4) 構成員の名簿
(5) 活動期間は1期5ヵ年以内とする

(更新申請)

第5条 1期5年終了後、さらに活動を継続する場合、代表世話人は更新申請書を期日までに分科会委員長に提出する。

2 更新申請に記載する事項は次の通りとする。

- (1) 研究会の名称および継続理由
- (2) 代表世話人(氏名, 所属, 役職名, ☎, E-mail)
- (3) 世話人の名簿
- (4) 構成員の名簿
- (5) これまでの成果報告書
- (6) 今後の活動計画書
- (7) 延長期間1期3ヵ年以内とする
- (8) 最長活動期間は2期8ヵ年以内とする

(研究会の構成員)

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

2 代表世話人は新たに参加した構成員を事務局に通知する。

3 研究会の定常的構成員は少なくともその2/3以上をこの法人の会員で構成されなければならない。

4 同一人が複数の研究会に登録しても差し支えないものとする。

(研究会の審査)

第7条 研究会の新規および継続更新の審査は、下記による。

2 分科会企画委員会で1次審査をし、理事会で最終審査を行う。

3 研究会の審査は次の基準による。

- (1) 学術貢献出来る研究会であるか
- (2) 類似の研究会に属しないか
- (3) 構成員は適切か
- (4) そのテーマの研究会が必要か
- (5) 本会の講演大会公募シンポジウムや分科会シンポジウムを開催出来るか

(研究会の開催)

第8条 研究会の会合を催す場合は、下記による。

2 研究会の会合は研究集会として会告により、会員に公開する。ただし、緊急の会合の場合は前項の定常的構成員のみに通知することもあり得る。

3 春秋大会の折に会合を催す場合は次による。

- (1) 前日の準備日を含む会期中の会場を使用する場合は3ヶ月前までに事務局へ通知する
- (2) 会期中の会場の手配は事務局に一任する
- (3) 講演会等の大会行事開催時間帯の会合は開催しない
- (4) 大会行事の都合で会合の日時または会場を変更することがある

(研究会の運営)

第9条 研究会の運営に関する事務処理は代表世話人のもとで行う。

2 研究会が内外の学協会と共催または協賛のもとにシンポジウムまたは国際会議等を開催しようとする場合は、研究会の代表世話人が所定の手続きを経て理事会に申請するものとし、その可否は理事会の決議を要する。

(研究会の活動および成果報告)

第10条 研究会の活動および成果報告は、下記による。

2 活動期間中の研究会の代表世話人は2月中旬までに、その年度の活動報告書を分科会委員長に提出しなければならない。また、2月中旬までにその年度の経費の使用明細書(領収書添付)を事務局に提出しなければならない。

3 研究会を終了する代表世話人は2月中旬までに成果報告(A4版1頁:講演大会やシンポジウム開催報告)を分科会委員長に提出し、金属学会ホームページに公表しなければならない。

(規則の改廃)

第11条 この規則を改廃する場合は、分科会委員会の決議を要する。

2014年度活動中の研究会

10テーマ研究会

No.	名 称	活動期限	代表世話人
1 62*	励起反応場を用いた低次元ナノ材料創成研究会	2009年3月～ 2015年2月まで	田中俊一郎(東 北 大)
2 64*	触媒材料研究会	2009年3月～ 2015年2月まで	西村 睦(物・材機構)
3 65*	高温強度と組織形成の材料科学研究会	2010年3月～ 2015年2月まで	中島 英治(九 大)
4 67*	結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会	2011年3月～ 2017年2月まで	井上 博史(大阪府立大学)
5 69	エレクトロニクス薄膜材料研究会	2013年3月～ 2018年2月まで	松尾 直人(兵庫県立大学)
6 70	プラスチックに基づく変形現象研究会	2013年3月～ 2018年2月まで	乾 晴行(京 都 大 学)
7 71	グリーンエネルギー材料のマルチスケール創製研究会	2013年3月～ 2018年2月まで	連川 貞弘(熊 本 大 学)
8 72	水素化物に関わる次世代学術・応用展開研究会	2014年3月～ 2019年2月	折茂 慎一(東 北 大)
9 73	水素誘起超多量空孔研究会	2014年3月～ 2019年2月	藤浪 真紀(千 葉 大)
10 74	チタン製造プロセスと材料機能製研究会	2014年3月～ 2019年2月	成島 尚之(東 北 大)

* 期間延長研究会

これまで設置された研究会(終了年月)

1. 高融点金属基礎研究会	(1977.3)
2. 高温質量分析研究会	(1977.9)
3. アモルファス金属に関する研究会	(1977.9)
4. チタン研究会	(1977.9)
5. マルテンサイト変態に関する研究会	(1978.3)
6. 核融合炉研究会—総合評価のための—	(1978.5)
7. 材料照射研究会	(1978.5)
8. 磁石材料研究会	(1978.5)
9. 結晶粒界研究会	(1981.3)
10. 高温変形および破壊研究会	(1981.9)
11. 金属間化合物の機械的性質研究会	(1983.3)
12. 材料重照射研究会	(1984.3)
13. ステンレス鋼研究会	(1984.3)
14. 形状記憶合金の基礎と応用に関する研究会	(1985.3)
15. エレクトロニクス材料の物理化学研究会	(1985.3)
16. 気相急冷非平衡合金研究会	(1985.3)
17. 計算機支援による材料設計研究会	(1986.3)
18. 金属とセラミックスの接合研究会	(1986.3)
19. 高温強化研究会	(1987.3)
20. 高純度金属研究会	(1988.3)
21. 破壊の物理と化学研究会	(1988.3)
22. ベイナイト研究会	(1988.3)
23. 結晶粒界研究会	(1991.3)
24. 水素機能研究会	(1991.3)
25. 照射材料評価研究会	(1992.3)
26. 金属と社会研究会	(1992.3)
27. めっき膜の構造および物性制御研究会	(1993.3)
28. 高純度ベースメタル研究会	(1993.3)
29. 集合組織と材料特性研究会	(1994.3)
30. 相安定性・相変態研究の新技法研究会	(1994.3)
31. 金属系バイオマテリアル研究会	(1994.3)
32. 結晶性材料の高温強度特性研究会	(1995.3)
33. チタン合金の基礎物性研究会	(1995.3)
34. コンピュータシミュレーションによる原子・電子レベルでの材料創成研究会	(1995.3)
35. 界面の原子論研究会	(1996.3)
36. ハイパフォーマンス・バイオマテリアル研究会	(1998.3)
37. 拡散研究会	(2003.2)
38. 超高純度金属研究会	(2003.2)
39. 材料集合組織研究会	(1999.3)

40. 高温材料設計研究会	(2005.2)
41. ストラクチャーダイナミクス研究会	(2003.2)
42. 機能性薄膜研究会	(2003.2)
43. 可逆的インターコネクション研究会	(2004.2)
44. ナノプレーティング研究会	(2005.2)
45. 水素新機能研究会	(2005.2)
46. エキゾチック金属間化合物の構造・相安定性と物性研究会	(2005.2)
47. 強ひずみ加工微細組織制御研究会	(2008.2)
48. 照射場材料制御研究会	(2009.2)
49. 次世代軽負荷マグネシウム研究会	(2009.2)
50. 超高純度ベースメタル研究会	(2007.2)
52. ベリリウム金属間化合物研究会	(2008.2)
54. ナノプレーティング研究会	(2013.3)
57. 変位型相変態を利用した構造・機能性材料研究会	(2012.2)
58. 機能性ポーラス材料研究会	(2013.3)
59. 機能性チタン合金研究会	(2013.3)
60. 格子欠陥制御工学研究会	(2013.3)
61. 核融合システム・材料統合研究会	(2012.2)
63. 計算材料科学研究会	(2012.2)
66. 熱電変換材料研究会	(2014.2)
68. シンクロ型 LPSO 構造研究会	(2014.2)

分科会シンポジウム

3D プリンターによる次世代ものづくり

第4分科会, 第1分科会, 第5分科会企画

【協賛予定】 日本セラミックス協会, 高分子学会, 日本バイオマテリアル学会, 日本航空宇宙学会, 日本鉄鋼協会, 日本チタン協会, 軽金属学会, 日本鋳造工学会, 応用物理学会, 日本材料学会, 日本整形外科学会, 日本歯科理工学会, 日本骨形態計測学会, 日本機械学会, 日本熱処理技術協会, 表面技術協会, 未踏科学技術協会

3D プリンターは, 鋳型を使うことなく, 自由形状の3次元造形体を創製可能な次世代のものづくり技術として注目されている。形態の付与とともに, 材質の制御も可能となるため, 新機能の発現も期待される。CAD モデルを基本とすることから, 多品種・少量生産に向き, 医療分野や航空宇宙産業などのテーラーメイド製品が必要とされる分野において, 今後その利用が拡大するものと期待されている。本シンポジウムでは, 「金属」・「セラミックス」・「ポリマー」各種材料の3D プリンターによる積層造形技術の現状と今後を議論する場を提供する。多くの皆様のご参加をお願いいたします。(企画世話人: 愛媛大 小林千悟 東北大 成島尚之 阪大 中野貴由 東北大 千葉晶彦 東京医歯大 堀 隆夫 東北大 新家光雄)

日 時 2014年9月12日(金) 9:45~17:00

場 所 科学技術館 6階「第1会議室」(〒102-0091 東京都千代田区北の丸公園 2-1)

募集定員 70名

受講料・受講資格(テキスト代含む・税込)

受講資格	(テキスト代含む・税込)	
	事前申込	当日申込
正 員	10,000円	12,000円
学 生	5,000円	6,000円
非会員	15,000円	18,000円

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

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

①送信 subject に「シンポジウム 3D プリンター」と記入, ②氏名, ③会員・非会員・学生の区別(本会会員は会員番号も)④勤務先・所属, ⑤通信先住所(テキスト等送付先と電話番号)をお知らせ下さい。申込受理確認の E-mail を返信いたしますのでご確認ください。

事前申込締切 2014年8月31日着信

テキストの送付 開催10日前後までに発行送付の予定です。事前に申し込まれた方にはテキストが出来次第参加証等関係資料とともに送付いたします。

受講料払込方法 お申込受理後, 請求書と振替用紙を送付します。

問 合 先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32

(公社)日本金属学会 シンポジウム参加係

E-mail: meeting@jim.or.jp

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

プログラム

9:50~10:40 (1) 金属積層造形技術の可能性と技術開発動向—電子ビーム積層造形技術を中心として

東北大 千葉晶彦

10:40~11:30 (2) 3D プリンターを活用した医療機器の開発

ナカシマメディカル㈱ 福田英次

—昼 食—

12:30~13:20 (3) 3次元付加製造法を用いた構造体の新規機能発現への取り組み

阪大 中野貴由

13:20~14:10 (4) 大阪府立産技研における金属粉末レーザ積層造形法を活用したものづくりと研究開発

大阪府立産技総研 中本貴之

14:10~15:00 (5) 3D プリンター産業応用の実際—サービスビュ

ーロの立場から

㈱JMC 渡邊大知

—休 憩—

15:20~16:10 (6) レーザー積層造形による医療用金属の成形

東北大 野村直之

16:10~17:00 (7) 光造形 3D プリンタを用いた機能性構造体の作製

阪大接合研 桐原聡秀

(各講義には10分程度の質疑応答時間を含む)

欧文誌編集委員会からのお知らせ

■Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials (II)

(長周期積層構造とその関連材料(II))

省エネルギー社会を構築する上で輸送機器の素材軽量化は急務であり, 構造用金属材料としては最軽量であるマグネシウム合金に注目が集まっている。中でも, 近年開発された高い強度と優れた延性を兼備する長周期積層(LPSO)構造相型マグネシウム合金は従来のMg 展伸材の常識を覆すような高い降伏強度と大きな延性を兼備し, 学術的に注目を集めると共に, 工業的実用化に向けた研究が盛んに行なわれている。このLPSO 相は濃度変調と構造変調が同期(シンクロ)した新奇な微細構造を持つことが明らかになりつつあるが, その詳細については未だ不明な点が多い。そのような背景の下, 2011年から新学術領域研究「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学」として, LPSO 相の微細構造, 形成機構ならびに変形・強化機構を解明する基礎研究が開始され, 精力的な研究が行われている。2012年10月には第一回長周期積層構造とその関連材料に関する国際シンポジウム International Symposium on Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials (LPSO2012)が開催され, 2014年10月に第二回シンポジウム(LPSO2012)が開催される予定である(ウェブサイト: <http://www.msre.kumamoto-u.ac.jp/LPSO2014/>)。

本誌において Mg 合金を含む長周期積層構造およびその関連材料について最前線の研究・開発の成果を集録した特集号を組むことはタイムリーかつ有意義である。2013年5月号では LPSO2012の発表論文を中心にした特集号 Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials (I)を刊行したが、それ以後の研究進展は急速であり、多くの新しい成果が出ている。よって、今回、LPSO2014の開催に合わせて第2回の特集号を企画するものである。本特集号では、長周期積層構造および長周期積層構造を強化相にするマグネシウム合金に関する研究・開発の最近のオリジナルな成果を広く募集する。

上記テーマに関する特集を、Materials Transactions 56巻5号(2015年5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5号(2015年)

予備登録日：2014年9月1日

原稿締切日：2014年11月4日

■Nanojoining and Microjoining II

(ナノ・マイクロ接合 II)

電気、電子、医療、航空、宇宙、自動車といった多くの産業分野において、マクロ・ミクロ・ナノといった多岐にわたるスケールで接合技術が用いられ、それによって各種製品・構造物の組み立て、電気配線、水質改善・浄化などが実現されている。マイクロ接合技術はマイクロデバイス、マイクロシステムの製作において広く普及してきているが、高速化、信頼性向上、さらなる微細化、コスト低減といった課題に対する技術的挑戦が望まれている。一方、ナノ接合技術は現在開発段階ではあるが、ナノデバイスやナノシステムの実現に向けて将来のキーテクノロジーになると予想され、大きく期待されている。

以上の事案を踏まえ、本特集号では下記のトピックスに対する成果を集める。

ーナノ・マイクロデバイス集積接合

ー体内埋込用医療デバイス組み立て用マイクロ溶接

ーナノ・マイクロ接合の材料工学・材料科学

ーナノ・マイクロ接合プロセス

本特集号は、ナノ・マイクロ接合の学問的基盤の構築と技術的發展の端緒となることが大いに期待できる。

なお、本特集号には公募による論文と共に、国際会議 International Conference of Nanojoining and Microjoining (<http://www.nmj2014.org/>)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6号(2015年6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6号(2015年)

予備登録日：2014年10月1日

原稿締切日：2014年12月1日

予備登録のお願い

本会 Web ページにて①論文題目(仮題でも可)、②著者名、③登録者の氏名および所属、住所、電話番号、④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)をご参照下さい。

・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

掲 示 板

〈公募類記事〉

無料掲載：募集人員、締切日、問合先のみ掲載。

有料掲載：1/4頁(700~800文字)程度。

・「まてりあ」とホームページに掲載；15,000円＋税

・ホームページのみ掲載；10,000円＋税

〈その他の記事〉 原則として有料掲載。

・原稿締切・掲載号：毎月1日締切で翌月号1回掲載

・原稿提出方法：電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)

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

◇東北大学大学院工学研究科 教員 公募◇

公募人員 教授 1名(任期なし)

所 属 材料システム工学専攻 マイクロシステム学講座

材料システム設計学分野

専門分野 マルチスケールでの材料科学と材料力学の融合をはかり、先端材料開発ならびにそのシステム開発に向けた強度・機能設計等に関する教育と研究を行う

応募資格 博士の学位を有し、当該分野の研究・教育に意欲があり、日本語と英語で講義のできる方

担当授業科目 「学部」材料力学、材料システム力学、材料学計画及び製図、材料科学総合学実験、材料科学総合学基盤研修、材料システム工学コース研修等
「大学院」(前期)応用弾塑性学、材料システム工学修士研修等、(後期)材料システム工学博士研修等

公募締切 2014年8月29日(金)

着任時期 2015年4月1日

提出書類 (1)履歴書、(2)研究業績概要(A4版2枚以内)と主要論文5編以内の別刷り(コピー可)、(3)研究業績リスト(査読付き論文、査読付き国際会議プロシーディングス、解説・著書、特許(出願件数：申請中含む、登録件数、主要特許10件前後のリスト等)、(4)獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的な研究所に所属の場合)、(5)教育業績(担当科目等)、学会活動歴(委員会等)、国内外学会での基調講演・招待講演等、社会貢献、受賞、共同研究に関する業績一覧、(6)今後の研究計画と教育活動に関する抱負(各A4版2枚以内)、(7)照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所、電話、E-mail)、(8)応募者の連絡先(住所、電話、E-mail)

書類送付先 〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-02

東北大学大学院工学研究科

マテリアル・開発系長 杉本 諭

問い合わせ先 材料システム工学専攻長 鈴木 誠

☎/FAX 022-795-7303

E-mail: msuzuki@material.tohoku.ac.jp

※封筒に「教員公募(材料システム工学専攻 材料システム設計学分野 教授)」と朱書きし、郵送の場合は書留とすること。

※東北大学は男女共同参画を積極的に推進しています。詳細については大学ホームページをご覧ください。

◇東北大学大学院工学研究科 教員 公募◇

公募人員 教授 1名(任期なし)

所 属 材料システム工学専攻 マイクロシステム学講座

材料システム計測学分野

専門分野 材料・構造体の製造・加工・使用時における安全と安心のための検査・計測(非破壊など)の基礎と応用に関する研究と教育を行う

応募資格 博士の学位を有し、当該分野の研究・教育に意欲があり、日本語と英語で講義のできる方

担当授業科目 「学部」材料計測評価学、材料学計画及び製図、材料科学総合学実験、材料科学総合学基盤研修、材料システム工学コース研修等
「大学院」(前期)材料システム計測学、材料システム工学修士研修等、(後期)材料システム工学博士研修等

公募締切 2014年 8 月29日(金)

着任時期 2015年 4 月 1 日

提出書類 (1)履歴書、(2)研究業績概要(A4版2枚以内)と主要論文5編以内の別刷り(コピー可)、(3)研究業績リスト(査読付き論文、査読付き国際会議プロシーディングス、解説・著書、特許(出願件数：申請中含む、登録件数、主要特許10件前後のリスト等)、(4)獲得外部研究資金(科研費等)一覧(大学や公的な研究所に所属の場合)、(5)教育業績(担当科目等)、学会活動歴(委員会等)、国内外学会での基調講演・招待講演等、社会貢献、受賞、共同研究に関する業績一覧、(6)今後の研究計画と教育活動に関する抱負(各A4版2枚以内)、(7)照会可能な方2名の氏名と連絡先(住所、電話、E-mail)、(8)応募者の連絡先(住所、電話、E-mail)

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

問い合わせ先 材料システム工学専攻長 鈴木 誠

☎/FAX 022-795-7303

E-mail: msuzuki@material.tohoku.ac.jp

※封筒に「教員公募(材料システム工学専攻 材料システム設計学分野 教授)」と朱書きし、郵送の場合は書留とすること。

※東北大学は男女共同参画を積極的に推進しています。詳細については大学ホームページをご覧ください。

◇新潟大学人文社会・教育科学系(教育学部) 教員 公募◇

採用職名・人員 准教授または講師 1名

所 属 人文社会・教育科学系実践教育学系

担当学部・研究科 教育学部・大学院教育学研究科

専攻領域 技術(金属加工、材料工学)

担当科目 学部：金属加工実習、金属加工、技術教育研究、情報基礎及び実習等

大学院：連続体力学特論、連続体力学演習

応募資格 (1) 博士の学位を有する者、または取得見込みの者
(2) 「情報及びコンピュータ」の授業を受け持つことができる者
(3) 教員養成に意欲をもって取り組める者
(4) 新潟市内又はその近郊に居住できる者

採用年月日 2015年 4 月 1 日 予定

応募締切日 2014年 8 月18日(月) 必着

提出書類 (1) 履歴書(別紙様式*を使用のこと)

(2) 教育研究業績

①教育研究業績書(別紙様式*を使用のこと)

②論文の別刷(コピー可)各2部

③著書がある場合は、著書 各1部

(3) 着任後の研究及び技術教育についての抱負(A4用紙1枚1,200字程度)

(4) 大学の卒業証明書及び大学院の修了証明書又は単位取得証明書

(博士の学位を有する場合は学位取得証明書)

応募書類提出先 〒950-2181 新潟市西区五十嵐2の町8050番地

新潟大学人文社会・教育科学系 総務課総務係宛

※封筒に『技術(金属加工、材料工学)教員応募書類在中』と朱書きし、書留とすること。

問合せ先 新潟大学人文社会・教育科学系 総務課総務係

☎ 025-262-7105, E-mail: soumu@ed.niigata-u.ac.jp

その他の (1) 提出された書類等は、選考結果通知とともに返却する。

(2) 選考の過程で必要な書類・業績の提出を追加的に求めることがある。

(3) 選考にあたり面接を行う場合がある。その際の旅費は応募者の負担となる。

(4) 提出された書類等に記載された個人情報、独立行政法人が保有する個人情報の保護に関する法律に従って厳正に処理し、同法が認める場合を除き、本選考手続き以外では利用しない。

*提出書類様式は、<http://www.ed.niigata-u.ac.jp> からダウンロードして下さい。

◇豊田工業大学大学院工学研究科 准教授 公募◇

募集人員 准教授(TenuredあるいはTenure Track) 1名

所 属 エネルギー材料研究室

専門分野 エネルギー材料分野(次世代エネルギー材料に向けた電子物性・磁性、特に電子構造や輸送現象に関する実験的基礎研究。例えば、熱電材料、熱整流材料、超伝導材料等に関する実験と理論を併用した研究)

応募資格 博士の学位および上記分野において優れた研究業績を有し、当該分野の先導的研究を推進し研究成果が大いに期待できる方。教育面では、学部および大学院学生の指導ができ、物理学、化学等の基礎科目および当該専門分野に関連する学部、大学院における専門科目の授業が担当できる方。

着任時期 できるだけ早い時期

提出書類 (1) 履歴書

(2) 研究業績リスト

(3) 主要論文5編程度の別刷 (コピー可)

(4) これまでの研究の要約、着任後の研究計画・教育についての抱負 (A4版、各3枚程度)

(5) 推薦者2名の氏名、所属、連絡先

(6) 本学指定の応募シート(下記のURLよりダウンロードして下さい)

応募締切 2014年 9 月 1 日(月) 消印有効

問合せ先 エネルギー材料研究室准教授選考委員会委員長

大石泰丈

☎ 052-809-1860 E-mail: y-ohishi1@toyota-ti.ac.jp

書類送付先 〒468-8511 名古屋市長久方 2-12-1

豊田工業大学 総務部 平戸 隆

☎ 052-809-1712

<http://www.toyota-ti.ac.jp/bosyu/index.html>

*郵送は「簡易書留」とし、封筒に「エネルギー材料研究室准教授公募書類在中」と朱書きして下さい。公募書類は原則として返却いたしません。

◇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 2014年11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7月31日(木)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

〒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
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/>

◇長崎大学大学院 工学研究科 総合工学専攻 化学・物質工学コース 教員 公募◇

募集人員 教授または准教授 1名

所 属 大学院工学研究科 物質科学部門 材料創製科学分野

教育研究分野 材料創製科学(固体物理, 電子物性・材料, 結晶工学, エネルギー材料等)に関わる分野

担当予定科目等 学部及び大学院の専門科目(主に材料工学関連), 工学部共通科目及び教養教育科目

着任時期 2014年10月1日以降のできるだけ早い時期

なお, 長崎大学は, 「男女共同参画社会基本法」の趣旨に則り, 男女共同参画を推進しています。

常 勤 (任期なし)

- 応募資格**
- (1) 博士の学位を有する方, 若しくは任用される日までに博士の学位を取得見込みの方。
 - (2) 材料工学分野で, 固体物理, 電子物性・材料, 結晶工学, エネルギー材料等に関する教育・研究を担当できる方。
 - (3) 当該専門分野における業績があり, 学部生及び大学院生の教育・研究指導に熱意のある方。

- 提出書類**
- (1) 履歴書(別記様式第2号): 1通
 - (2) 研究業績書(別記様式第3号): 1通
 - (3) 研究概要(別記様式第4号): 1通
 - (4) 今後の教育研究に対する抱負(別記様式第5号): 1通
 - (5) 獲得した外部資金のリスト(別記様式第6号): 1通
 - (6) 意見を聞くことができる方2人又は3人の氏名と連絡先: 1通
 - (7) 主要論文の別刷5編以内(又はその写): 各1部
 - (8) 本人の連絡先(TEL, E-mail アドレス): 1通

*指定の様式第2号から第6号については, 長崎大学工学部・大学院工学研究科ホームページの「教員・職員募集」の下記 URL にアクセスし, 「工学研究科職員の公募に関する応募書類」をダウンロードして使用して下さい。

<http://www.eng.nagasaki-u.ac.jp/contents/2-2-6.html>

選考内容 第一次の書類選考後, 面接を実施します。(なお, 面接を行う際の旅費は自己負担とします。)

応募締切 2014年7月25日(金) 必着

書類提出先 〒852-8521 長崎市文教町1-14

長崎大学工学部総務班 高野 元

連絡先 長崎大学大学院 工学研究科 総合工学専攻 化学・物質工学コース コース長 香川明男

☎ 095-819-2640 FAX 095-819-2640

E-mail: akagawa@nagasaki-u.ac.jp

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
(最先端・次世代研究開発支援プログラム: JSPS NEXT Program)
- 協 賛 (一社)軽金属学会, (一社)資源・素材学会, (一社)日本チタン協会, (一社)日本鉄鋼協会, (公社)日本化学会, (公社)日本金属学会
- 開催会場 東京大学生産技術研究所
An 棟2F コンベンションホール
(〒153-8505 東京都目黒区駒場4-6-1)
(最寄り駅: 駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)
- 参加登録・お問合わせ 東京大学 生産技術研究所
岡部研究室 学術支援専門職員 宮崎智子
FAX 03-5452-6313 E-mail: 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5月30日現在)

- 第61回 2014年7月4日(金)
- 第62回 2014年9月19日(金)
- 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61回 2014年7月4日(金)15:00～ An棟2F コンベンションホール

テーマ: レアメタルの気になる話題

午後3:00～ 講演

- ・アフリカの資源を掘り起こせ
～技術と経済を見つめて～(60分)

秋田大学 客員教授, 独立行政法人 国際協力機構(JICA)

客員専門員・資源開発アドバイザー 細井義孝 講師

- ・チタン材料の供給と循環使用(仮)(45分)

東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師

- ・最近のロシア並びに南アフリカの PGM 事情について(60分)

TANAKA ホールディングス株式会社 貴金属本部 副本部長付

宇都木晶宏 講師

午後6:30～ 研究交流会・意見交換会 (An棟2F ホワイエ)

■第62回 2014年9月19日(金)15:00～ An棟2F コンベンションホール

テーマ: 特殊金属製錬

午後3:00～ 講演

- ・レニウムなどの特殊金属の現状と製錬, リサイクルについて
(仮)(60分)

稀産金属株式会社 代表取締役社長 小林修二 講師

(変更となる可能性あり)

- ・ヨード法を使ったチタンなどの特殊金属製錬(仮)(45分)

東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師

- ・A Unique Reactive Metal: Beryllium Extraction and Its Usage
(仮)(60分)

Director, Technology, Materion Brush Beryllium & Composites, USA

Dr. James A. Yurko

午後6:30～ 研究交流会・意見交換会 (An棟2F ホワイエ)

■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～ 講演

- ・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)

- ・マグネシウムの現状と将来(仮)(60分) 講師未定(講師探索中)

- ・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(Jungshin Kang)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

時間: 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★

*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/>

集 会

◇第24回格子欠陥フォーラム
「パワーデバイス開発のための格子欠陥評価・制御」◇

近年, SiC や GaN といったワイドバンドギャップ半導体を用いたパワーデバイスの開発が進められており, 大きな省エネルギー効果が期待されています. 本研究会では, ワイドバンドギャップ半導体の結晶成長, 結晶および格子欠陥の基礎物性, ワイドバンドギャップ半導体を用いたパワーデバイスの作製, 評価, 設計の研究に携わる講師に講演を依頼しました. 格子欠陥の研究者とワイドバンドギャップ半導体を用いたパワーデバイスを対象とする幅広い分野の研究者が一堂に会して意見交換をすることで, 当材料における格子欠陥の役割に対する現状と今後の挑戦的課題について理解を深めることを目指します.

主 催 日本物理学会領域10格子欠陥分科

(<http://www.r10.div.jps.or.jp/LatticeDefect/Contents/forum.html>)

日 時 2014年9月11日(木) 13時～12日(金) 16時

場 所 かんぽの宿恵那 〒509-7201 岐阜県恵那市大井町2709

(<https://www.kanponoyado.japanpost.jp/yado/ena/>)

参 加 費 20,000円(宿泊・食事代含む. 予算状況により減額の可能性有)

定 員 60名(申込先着順)

参加申込締切 2014年8月11日(月)

申込方法 下記の連絡先に E-mail にてお申込み下さい.

世 話 人 徳本有紀(東京大学), 小林 亮(名古屋工業大学)

連 絡 先 〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1

東京大学生産技術研究所 物質・環境系部門

徳本有紀

☎ 03-5452-6324

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

助 成

「戦略的省エネルギー技術革新プログラム」
技術開発助成募集について

「戦略的省エネルギー技術革新プログラム」とは, 高い省エネルギー効果が見込まれる技術開発に対し助成する制度です. 平成26年度は, 第1次(4月)に引き続き, 第2次公募を実施する予定です.

対象事業の要件 経済産業省とNEDOが定める「省エネルギー技

術戦略」の重要技術を中心とした省エネルギー技術のうち,

国内において以下の省エネルギー効果量が見込めること.

①製品化後, 販売開始から3年の時点で, 2万kL/年以上

②2030年時点で, 10万kL/年以上 (いずれも原油換算値)

ただし, 技術開発費に応じた費用対効果の観点からも審査をします.

公募期間 2014年7月下旬～8月下旬頃(予定)

詳 細 http://www.nedo.go.jp/activities/ZZJP_100039.html

<http://www.nedo.go.jp/search/?type=koubo>

問合せ先 新エネルギー・産業技術総合開発機構

「戦略的省エネルギー技術革新プログラム」事務局

E-mail: shouene@ml.nedo.go.jp



日本金属学会誌掲載論文

Vol. 78, No. 7 (2014)

特集「レアメタルのリサイクル関連技術と最前線」

特集「レアメタルのリサイクル関連技術と最前線」によせて
野瀬勝弘 岡部 徹

複合酸化物を経由する白金の新規溶解プロセスの開発
(解説論文) 粕谷 亮 三木 健 森川 久 多井 豊

粉碎・分級と湿式処理によるリチウムイオン電池のリサイクル
蓬萊賢一 芝田隼次 村山憲弘
古屋仲茂樹 新苗正和

炭素熱還元法による R-Fe-B 系磁石からの希土類元素の分離技術
星 裕之 宮本 雄 古澤克佳

Al₂O₃-CaO-SiO₂-Cu₂O 系スラグと溶銅間における白金族金属の分配比に及ぼすスラグ組成および酸素分圧の影響
西嶋和貴 山口勉功

論文

CALPHAD 法における異なる侵入型副格子モデル間のパラメーター変換
阿部太一 橋本 清

低温焼結接合のための酸化銀および酸化銅混合ペーストを用いた銅継手の接合性評価
小椋 智 柳下朋大
高田慎也 藤本智之 廣瀬明夫

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 55, No. 7 (2014)

—Special Issue on Laser Ultrasonics and Advanced Sensing 2013—

PREFACE

Kazushi Yamanaka, Ikuo Ihara and Makoto Ochiai

Detection of Trace Water Vapor Using SiO_x-Coated Ball SAW Sensor

Kosuke Takayanagi, Shingo Akao, Takayuki Yanagisawa,
Noritaka Nakaso, Yusuke Tsukahara, Satoshi Hagihara,
Toru Oizumi, Nobuo Takeda, Toshihiro Tsuji and
Kazushi Yamanaka

Determination of Grain Size in Deep Drawing Steel Sheet by Laser Ultrasonics

Anmin Yin, Quan Yang, Fei He and Huifang Xiao

Defect Detection in Thick Weld Structure Using Welding In-Process Laser Ultrasonic Testing System

Setsu Yamamoto, Takeshi Hoshi, Takahiro Miura,
Jun Semboshi, Makoto Ochiai, Yoshihiro Fujita,
Tsuyoshi Ogawa and Satoru Asai

High-Selectivity Ultrasonic Imaging of Closed Cracks Using Global Preheating and Local Cooling

Yoshikazu Ohara, Koji Takahashi, Kentaro Jinno and
Kazushi Yamanaka

Development of Thickness Measurement System for Hot Steel with Laser-Ultrasonic Wave Technology

N. Fuse, K. Kaneshige and H. Watanabe

Analysis on Nonlinear Ultrasonic Images of Vertical Closed Cracks by Damped Double Node Model

Kentaro Jinno, Azusa Sugawara, Yoshikazu Ohara and
Kazushi Yamanaka

Cavitation Damage Evaluation Using Laser Impacts

Tao Wan, Takashi Naoe, Takashi Wakui,
Masatoshi Futakawa and Katsuhiko Maekawa

Absolute Hydrophone Calibration to 40 MHz Using Ultrasonic Far-Field

Youichi Matsuda,
Masahiro Yoshioka and Takeyoshi Uchida

Frequency Domain Characteristics of Laser Surface Acoustic Waves in Healthy Incisor and Initial Dental Caries

Ling Yuan, Kai H. Sun, Zhong H. Shen,
Qing P. Zhu, Xiao W. Ni and Jian Lu

Highly Sensitive Ball Surface Acoustic Wave Hydrogen Sensor with Porous Pd-Alloy Film

Toshihiro Tsuji, Ryosuke Mihara, Tomohiro Saito,
Satoshi Hagihara, Toru Oizumi, Nobuo Takeda,
Tsuneo Ohgi, Takayuki Yanagisawa, Shingo Akao,
Noritaka Nakaso and Kazushi Yamanaka

Imaging Defects in a Plate with Full Non-Contact Scanning Laser Source Technique

Takahiro Hayashi, Morimasa Murase, Natsuki Ogura and
Tsunaji Kitayama

—Regular Articles—

Microstructure of Materials

Precipitation Sequence in the Mg-Gd-Y System Investigated by HRTEM and HAADF-STEM

Yuuki Matsuoka, Kenji Matsuda, Katsumi Watanabe,
Junya Nakamura, Williams Lefebvre, Daisuke Nakagawa,
Seiji Saikawa and Susumu Ikeno

Kinetics of Solid-State Reactive Diffusion between Co and Sn

Minho O, Yoshiki Takamatsu and Masanori Kajihara

Mechanics of Materials

Effects of 4 GPa Pressure Heat Treatment on Micro-Mechanical Properties of Brass by Nanoindentation

Ma Yu-quan, Li Ji-meng and Lin Hong-ju

Prediction of Tempered Martensite Hardness Incorporating the Composition-Dependent Tempering Parameter in Low Alloy Steels

Singon Kang and Seok-Jae Lee

Tribological Behavior of Ti-5Al-2.5Sn, Ti-10V-2Fe-3Al and Ti-38Al Carburized via Current Heating Technique with Graphite Powders

Chatdanai Boonruang and Atcharawadi Thong-on

Materials Chemistry

Dissolution Behavior of Platinum in Na₂O-SiO₂-Based Slags

Chompunoot Wiraseranee,
Takeshi Yoshikawa, Toru H. Okabe and Kazuki Morita

Materials Processing

Microstructure and Mechanical Properties of TiAl₃/Al₂O₃ *in situ* Composite by Combustion Process

Tran Duc Huy, Hiroshi Fujiwara,
Reo Yoshida, Do Thanh Binh and Hiroyuki Miyamoto

The NO₂ Response of Solid Electrolyte Sensors Made Using ZnFe₂O₄ Electrodes

Qi Wang, Yue Tu, Danyu Jiang and Tao Feng

Work Hardening and Microstructural Development during High-Pressure Torsion in Pure Iron

Akihide Hosokawa, Seiichiro Ii and Koichi Tsuchiya

—Express Regular Article—

Effects of Magnesium on Wear Resistance of H13 Steel

Liangliang Wang, Jing Li, Bo Ning and Yongyong Li

—Rapid Publication—

Simultaneous Synthesis and Consolidation of Nanostructured MgSiO₃-Mg₃Al₂Si₃O₁₂ Composite and Its Mechanical Properties

Hyun-Su Kang,
In-Jin Shon, Jung-Mann Doh and Jin-Kook Yoon



まてりあ 第53巻 第8号 予告

[ブロムナード] 材料科学におけるイノベーションを目指して
……………増本 健
[最近の研究] 高機能構造材料開発への取り組み ……萩原幸司
[最近の研究] マルチフェロイック材料RMnO₃のドメイン構造
とその特性 ……堀部陽一 Fei-Ting Huang
Sang-Wook Cheong

[講義ノート] 材料の組織形成とその理論(I) ……宮崎 亨
—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61巻 第7号 予定〉

研究論文 1200アルミニウム板の延性に及ぼす熱処理条件の影響/浅野峰生, 中村拓郎, 吉田英雄
1050アルミニウム熱間圧延材の回復・再結晶速度に及ぼす焼なまし中の不純物析出の影響/吉田英雄, 大久保喜正
解 説 結晶塑性モデルによるアルミニウム合金板の成形性解析/吉田健吾

〈Journal of MMIJ Vol. 130. No. 7 予定〉

論 文 高効率フェントン法によるCO₂還元アルコール化における汚泥形態の影響/山岸史弥, 原口大輔, 所 千晴, 村田逞詮他

〈ふえらむ 第19巻 第7号 予定〉

入門講座 鋼の凝固入門-9
連続鋳造Ⅱ: 鋼片の欠陥(表面品質, 介在物制御)/三木祐司
躍 動 環境調和型冷延潤滑システムの開発を通じて/藤田昇輝
—他—



(2014年4月23日～2014年5月23日)

正 員

小山田哲哉 新日鐵住金株式会社
東 田 直 也

平 松 秀 典 東京工業大学
山 本 好 郎

学 生 員

荒 木 晴 香 大阪大学
石 黒 靖 士 大阪大学
伊 東 彦 九州大学

大 谷 紀 子 一般財団法人ファインセラミックスセンター
奥 川 将 行 大阪府立大学
亀 川 将 司 日本大学

栃 木 彰 仁 東北大学
濱 田 祐 樹 大阪府立大学
吉 武 祥 日本大学

外国一般会員

jianhua zhou Jiangnan University

外国学生会員

Jian Hong DONG Northeastern University 張 凡 九州大学

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
7 月				
1	合同セミナー2014大気圧プラズマーその基礎と新しい医療を目指した取り組み(大阪大)	日本真空学会関西支部・日本表面科学会関西支部・高橋(京都工繊大)	TEL 075-724-7418 takahash@kit.jp http://www.vacuum-jp.org/	6.23
1~3	第58回表面科学基礎講座(東京理科大)	日本表面科学会	TEL 03-3812-0266 shomu@sss-j.org http://www.sss-j.org	6.25
1~3	NIMS Conference 2014ソフトマテリアルが拓く未来社会(つくば)	NIMS Conference 2014組織委員会	UCHIYAMA.Kana@nims.go.jp TEL 029-851-3354(3886)	
3~4	第45回トライボロジー入門講座ートライボロジーの基本知識と考え方ー(東京)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	6.20
4	第61回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
8	ナノファイバー学会第5回年次大会(信州大)	ナノファイバー学会・田邊(東工大)	TEL 03-5734-2059 nanofiber@hop.ocn.ne.jp	
9~11	第33回電子材料シンポジウム(EMS-33)(伊豆)	電子材料シンポジウム運営委員会・光野(静岡大)	TEL 053-478-1336 ems@ems-jpn.org	
11	第46回エンジニアリングセラミックスセミナー「セラミックスの接合・接着・コーティング技術と用途展開」ーセラミックス部材の大型・複雑形状化、高性能・高機能化を目指してー(東工大)	日本セラミックス協会他・堀田(産総研)	TEL 052-736-7559 mikinori-hotta@aist.go.jp http://www.ceramic.or.jp/bkouon/index_j.html	
12~15	第2回 International Symposium on Science at J-PARC (J-PARC Symposium 2014)(つくば)	J-PARC センター他	j-parc2014@j-parc.jp http://j-parc.jp/symposium/j-parc2014/	
17~18	第78回半導体・集積回路技術シンポジウム(東京理科大)	電気化学会・電子材料委員会	TEL 03-3234-4213 ikezuki@electrochem.jp http://semicon.electrochem.jp/	事前参加 6.30
19~21	International conference and summer school on advanced silicide technology 2014 (Tokyo University of Science, Katsushika Campus)	The Professional Group on Semiconducting Silicides and Related Materials Division of the Japan Society of Applied Physics	http://annex.jsap.or.jp/silicides/icss-silicide2014/index.html	
24~25	第48回 X線材料強度に関するシンポジウム(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	
25	自動車 3Wet 塗装の最新技術動向(東京)	日本塗装技術協会	TEL 03-6411-9236 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp	
25	第42回薄膜・表面物理セミナー(2014)構造物性解明へ向けたミクロ~マクロ計測の最前線(東大)	応用物理学会薄膜・表面物理分科会	TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp	参加 7.11
28~29	日本が誇るマテリアルの世界 材料フェスタ in 仙台(仙台)	産業技術総合研究所他・材料フェスタ事務局	TEL 029-861-6817 festa-sendai-ml@aist.go.jp	
28~29	第44回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(京都)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	7.18
30	エコデザイン・プロダクツ&サービスシンポジウム EcoDePS 2014-Ecodesign Products & Service Symposium(東大)	エコデザイン学会連合他・宇野	secretariat@ecodenet.com	
30~8.1	第20回結晶工学スクール(2014年)(東京農工大)	応用物理学会・岡山	TEL 03-5802-0863 divisions@jsap.or.jp http://annex.jsap.or.jp/kessho/index.html	参加 7.9
8 月				
1	第7回腐食防食セミナー「腐食原理と測定技術ノウハウ」(大阪大)	腐食防食学会関西支部・土谷(大阪大)	TEL 06-6879-7470 tsuchiya@mat.eng.osaka-u.ac.jp	7.24
6~8	第27回 DV-X α 研究会(名大)	DV-X α 研究会・尾上(名大)	Tel 052-789-3784 j-onoe@nucl.nagoya-u.ac.jp http://www.dvxa.org/2014kenkyukai.html	
7	「機械の日・機械週間」記念行事(早稲田大)	日本機械学会	TEL 03-5360-3505 kikainohi@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/kikainohi/	
20~21	第6回役に立つ真空技術入門講座(大阪電気通信大)	日本真空学会関西支部・深沢	TEL 06-6397-2279 shinku-kansai@e3.eei.eng.osaka-u.ac.jp	8.1
21	関東支部講習会「ここまでできる。計算材料科学入門」(東工大)(6号272頁)	関東支部	jim-kanto@mtl.titech.ac.jp	定員 80名
21~22	日本計算工学会サマースクール「非線形有限要素法による弾塑性解析の理論と実践」(名工大)	日本計算工学会・山川(東北大)	TEL 022-795-7417 nonlinearfem@mm.civil.tohoku.ac.jp http://msd.civil.tohoku.ac.jp/nonlinearfem2014/	8.8
21~22	金属第54回 鉄鋼第57回中国四国支部講演大会(愛媛大)(6号273頁)	中国四国支部・岡田(徳島大)	TEL&FAX 088-656-7362 taikai@me.tokushima-u.ac.jp	講演・参加 6.13

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
21～23	高温強度と組織形成の材料科学研究会「平成26年度夏の学校」(北海道)(6号271頁)	研究会 No. 65・池田(九大)	ikedaka.ken-ichi.544@m.kyushu-u.ac.jp	発表 7.11 参加 7.25
22	第58回塑性加工技術フォーラム「自動車軽量化のための鍛造技術」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
24～30	国際材料研究学会連合-アジア国際会議2014(IUMRS-ICA 2014)(福岡大)	日本 MRS・室井	TEL 045-263-8538 iumrs-ica2014@mrs-j.org http://www.iumrs-ica2014.org	
25	平成26年度 高専女子フォーラム in 東海北陸(富山)	国立高等専門学校機構他・大懸(富山高専)	TEL 076-493-3957 kikaku7@nc-toyama.ac.jp http://www.kosen-k.go.jp/kosengirl/jyoshi-forum/	
25～27	第136回塑性加工学講座「有限要素法入門セミナー」(九工大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 35名
27～28	第44回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(京大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	7.18
28～29	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	
28～29	第9回水素若手研究会(沖縄)	水素若手研究会実行委員会	http://home.hiroshima-u.ac.jp/h2wakate/	参加 6.18
28～30	平成26年度工学教育研究講演会(広島大)	日本工学教育協会・川上	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp	5.7
28～30	日本実験力学学会2014年度年次講演会(兵庫県立大)	日本実験力学学会・林(岡山理科大)	TEL 086-256-9615 office-jsem@mech.ous.ac.jp	
29	第202回塑性加工技術セミナー「NUMISHEET2014におけるトピックスと日本セッション」(東京電気大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
31～9.2	第8回プラズマエレクトロニクスインキュベーションホール(静岡)	応用物理学会プラズマエレクトロニクス分科会・本村(AIST九州センター)	TEL 0942-81-4058(292-34058) t.motomura@aist.go.jp http://annex.jsap.or.jp/plasma/PE_files/PE_SS_2014/	7.30 定員 60名
9 月				
1～2	第22回初心者のための疲労設計講習会(大阪工大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp	定員 40名
1～3	第17回 XAFS 討論会(徳島大)	日本 XAFS 研究会・山本(徳島大)	TEL 088-656-7263 takashi-yamamoto.ias@tokushima-u.ac.jp http://web.ias.tokushima-u.ac.jp/jxafs17/	事前参加 8.22
2	第310回塑性加工シンポジウム「付加価値を高める板材のせん断加工」(東京電機大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 80名
2～5	第54回真空夏季大学(掛川)	日本真空学会・大工原	TEL 03-3431-4395 ofc-vs@vacuum-jp.org	
4～6	第16回日本感性工学会大会(中央大)	日本感性工学会・上野	TEL 03-3666-8000 jske16@jske.org http://www.jske.org/	事前 8.1
5	第203回塑性加工技術セミナー「実習型セミナー(引張試験)」(香川大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 16名
5	2014年度茨城講演会(茨城大学)	日本機械学会関東支部・関東(茨城大)	TEL 0294-38-5027 ibakouen@mx.ibaraki.ac.jp	
6	平成26年度 高専女子フォーラム in 北海道(北大)	国立高等専門学校機構他・石井(釧路高専)	TEL 0154-57-7222 kyoumug@office.kushiro-ct.ac.jp http://www.kosen-k.go.jp/kosengirl/jyoshi-forum/	
6	平成26年度 YNU 公開講座「アクティブマテリアル～自己治癒材料の現状と将来～」(横浜国大)	横浜国立大学グリーンマテリアルイノベーション拠点・梅村(横浜国大)	gmi-honbu@ynu.ac.jp	
8～9	第137回塑性加工学講座「板材成形の基礎と応用～応用編～」(日本大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
9～11	日本セラミックス協会第27回秋季シンポジウム(鹿児島大)	日本セラミックス協会・山口	TEL 03-3362-5232 fall27@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/ig-syuki/27th/	
9～11	日本セラミックス協会第27回秋季シンポジウム特定セッション「次世代を切り拓くハイブリッドマテリアル」(鹿児島大)	ハイブリッド材料研究会・増田(産総研)	TEL 052-736-7345 masuda-y@aist.go.jp	
11～12	第11回ノートパソコンで出来る原子レベルのシミュレーション入門講習会～分子動力学計算と電子状態計算～(東大)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp	
12	第311回塑性加工シンポジウム「高強度・軽量化・複雑一体成形に貢献する最新の塑性加工技術」(刈谷)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
12	3D プリンターによる次世代ものづくり(東京)(本号334頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 meeting@jim.or.jp	事前 8.31
13～14	SPRING-8 シンポジウム2014「New dimension of Science and Technology using SPRING-8」SPRING-8 による科学・技術の新次元(東大)	SPRING-8 ユーザー協同体(SPRUC)・事務局	TEL 0791-58-0970 users@spring8.or.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
15~17	平成26年度資源・素材関係学協会合同秋季大会(熊本)	資源・素材学会	info@mmij.or.jp http://www.mmij-kyushu.com/mmij2014/	8.20
19	第62回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
24~26	日本金属学会2014年秋季講演大会(名古屋大学)(6号268頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	公募 6.6 一般・ポスター 6.16
25~26	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	
10月				
5~8	International Symposium 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/	
9~10	研究集会「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)(5号226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 6.20
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	
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	
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/	
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/	
2~6	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/	
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 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp/	10.1
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	
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
18~21	Plasma Conferene 2014 (PLASMA 2014) (新潟)	日本物理学会他	plasma@jspf.or.jp	
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回高压討論会(徳島大)	日本高压力学会	TEL 070-5658-7626 turonkai55@highpressure.jp http://www.highpressure.jp/new/55forum/	講演 7.18
28	第63回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(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
4~5	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
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/	
2015年1月				
9	第64回レアメタル研究会(第2回貴金属シンポジウム)	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
3月				
13	第65回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
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	

～ まてりあ掲載 予告 ～

<今後のミニ特集テーマ>



- ◇ 材料科学における第一原理計算の進展 53巻9号
- ◇ 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 53巻10号
- ◇ 励起反応場を用いた多次元ナノ材料創成 53巻11号
- ◇ 自動車用の材料技術について 53巻12号
- ◇ シンクロ型 LPSO 構造の材料科学 54巻2号

～編集の都合上、変更になる場合もございます。～

2013, 2014年度会報編集委員会 (五十音順, 敬称略)

委員長	古原 忠						
副委員長	御手洗容子						
委員	赤瀬善太郎	阿部世嗣	池田賢一	池田大亮	石川和宏	石丸 学	
	石本卓也	磯部繁人	井手拓哉	上杉徳照	上田恭介	上田正人	
	太田道広	大津直史	大塚 誠	大沼郁夫	大野宗一	奥村圭二	
	小澤俊平	川喜多 仁	菊池丈幸	菊地竜也	北嶋具教	小泉雄一郎	
	好田 誠	小林正和	小山佳一	佐々木泰祐	佐藤和久	佐藤 尚	
	篠田弘造	柴田暁伸	清水崇行	杉浦夏子	須藤祐司	高木秀有	
	高橋 淳	竹田 修	田中真悟	田中秀明	田中將己	垂水竜一	
	寺山 朗	仲井正昭	中野正基	仲道治郎	中村貴宏	柳 楽知也	
	南島 晋	長谷崎和洋	波多 聡	畠山賢彦	廣澤涉一	廣本祥子	
	藤原航三	古澤孝之	細川裕之	本間智之	松尾元彰	松八重一代	
	三浦永理	水内 潔	水口 隆	光原昌寿	水本将之	宮岡裕樹	
	村石信二	村上浩二	森戸茂一	山崎倫昭	山田高広	山室佐益	
	湯蓋邦夫						

まてりあ 第53巻 第7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7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

高純度 GfG

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

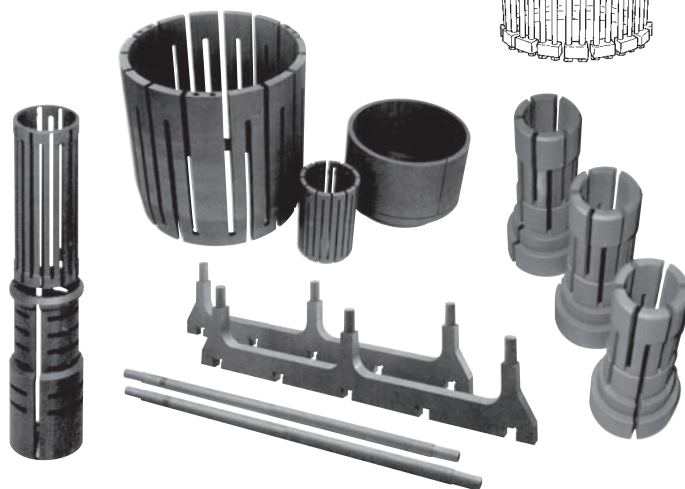
汚れや飛散のないカーボン材料

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

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

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

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

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

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

日本金属学会発行誌 広告のご案内

まてりあ（会報）

前付）1色1P ￥100,000 1/2P ￥60,000

後付）1色1P ￥95,000 1/2P ￥55,000

※表紙回り、カラー料金等お問い合わせ下さい。

春・秋期講演大会プログラム

後付）1色1P ￥70,000 1/2P ￥40,000

広告ご掲載についてのお問い合わせ・お申込み

株式会社 明 報 社

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4 友野本社ビル

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

E-mail info@meihosha.co.jp HP www.meihosha.co.jp

あなたの「手」に、 限界はない。

美和製作所の機械と、
それを使うあなたが会ったとき、
そこには新しい可能性が広がります。
それは私達の住む地球だけでなく、
宇宙にまで「手」が届く。
可能性に限界はありません。
あなたの「手」から、驚きや発見、
将来の希望が生み出されるように。
美和製作所は、そんな想いで
機械づくりをしています。