

Materia Japan

- 超微細粒強化と時効析出強化の並立法
- 摩擦攪拌接合に対する材料学的アプローチ
- 「新技術・新製品」

まてりあ

Vol.55 MTERE2 55 (2) 45~88 (2016)

2016 **2**



第5回強磁性形状記憶合金国際会議 ICFSMA'16

期間 : 2016年9月5日(月)~9日(金)

場所 : ホテルメトロポリタン仙台 JR仙台駅徒歩1分

URL : <http://www.material.tohoku.ac.jp/~icfsma/>
-アブストラクト締切日: 2016年2月29日(月)-

組織委員長: 東北大学・教授 貝沼亮介

問い合わせ先(事務局): TEL 022-795-7323

E-mail icfsma@material.tohoku.ac.jp

どこにもないモノへの挑戦

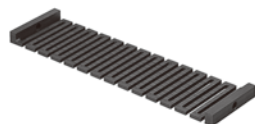
TOYO TANSO
Inspiration for Innovation

特殊黒鉛製品 (等方性黒鉛)

等方的な構造・特性をもった黒鉛

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

【製品例】



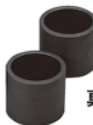
工業炉用ヒーター



ホットプレス用鑄型
(カットモデル)



連続鑄造用ダイス



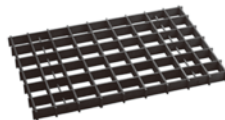
真空蒸着用るつぼ

C/Cコンポジット製熱処理製品

様々な形状に加工可能な複合材料

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

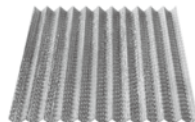
【製品例】



ベーストレイ (グリッド)



バスケット



波形トレイ



スプリング

東洋炭素 等方性黒鉛

検索

その他、用途に応じたきめ細かなご提案をいたします。

東洋炭素株式会社

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

◎ 会告原稿締切：毎月 1 日



翌月号(1 日発行)掲載です。

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

最近の研究

アルミニウム合金の超微細粒強化と時効析出強化を並立させる 3 つの方策

廣澤渉一 唐 永鵬 堀田善治 松田健二 李 昇原 寺田大将45

加工と熱処理を組み合わせる金属材料の微視的組織ならびに機械的性質を制御する手法は基本中の基本ですが、度を超すとどうなるかご存知ですか。著者らの提示する 3 つの方策がお悩みを改善します。

摩擦攪拌接合に対する材料学的アプローチ 佐藤 裕53

摩擦攪拌接合ではどのような現象が生じているのか？ 材料学に基づく解析結果を紹介。

新進気鋭

新規な多ホウ化物熱電材料の探索 丸山恵史59

新技術・新製品

伴侶動物用カスタムメイド骨プレートの開発

井上貴之 石坂春彦 中島義雄 佐々井浩志 中野貴由64

強度と導電性に優れた車載端子用固溶型銅合金「MSP®5」の開発

伊藤優樹 牧 一誠 小林敬成 小池慎也67

構造用素材として優れたコストパフォーマンスを持つ省合金型二相ステンレス鋼 (NSSC®2120) の開発 及川雄介 柘植信二 江目文則 本村 洋 井上裕滋70

研究室紹介

結晶学的組織解析から材料を考える 森戸茂一73

はばたく

「生命現象」への挑戦 松垣あいら74

これまでを振り返って 新津甲大75

本会記事

会告	76	新入会員	83
支部行事	80	会誌・欧文誌 2 号目次	85
企業求人情報	81	次号予告	86
掲示板	81	行事カレンダー	87

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。

遊星型ボールミル “PREMIUM LINE” モデル P-7 **新型**



容器がセットされる様子。

特色

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



従来型ボールミル “CLASSIC LINE”

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



フリッチュ社が開発した
遊星型シリーズの
パイオニア機種。



▲P-5/4

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
昨年度のベストセラー機種



▲P-6

少量試料を対象にした
パワフルな機種



▲P-7

全機種共通の特長

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

フリッチュジャパン株式会社

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

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

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



Your partner
for materialography

Made in Germany



自動研磨機 **SCANDIMATIC 33305**

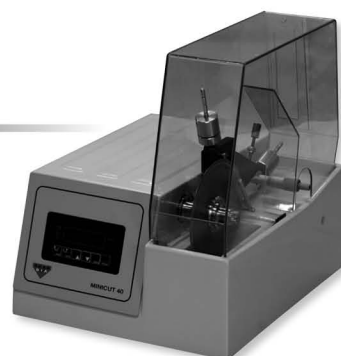
ヨーロッパ伝統の重錘を使った昔ながらのシンプルにして堅牢な研磨機。
必要最低限の機能のみを搭載。それが経済的な価格を生み出しました。



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

精密切断機 **MINICUT 4000**

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



試料埋め込み材料、アクセサリ



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

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

フリッチュジャパン株式会社

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

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

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

ALLOYS & METALS

品名	純度	形状	品名	純度	形状	品名	純度	形状
純 金 属			高 純 度 金 属			フェロアロイ		
高純度アルミニウム	99.99%	約1kgインゴット	アルミニウム	99.999%	粒状100g入	フェロモリブデン	Mo 60%	塊 状
アルミニウム	99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	フェロニオブ	Nb 60%	〃
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入	銀	99.999%	粒 状	フェロバナジウム	V 80%	〃
アルミニウム粉	99.7%	粉末末	ビスマス	99.9999%	粒状100g入	フェロボロン	B 20%	〃
銀	99.99%	粒 状	ビスマス	〃	約100g塊	カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小 塊 状
ボロンクリスタル	99.4%	小 塊 状	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄 片 状	中 間 合 金		
ボロンアモルファス	95~97%	粉末末	無 酸 素 銅	99.99%	10X10X1mm	燐	P>14.5%	粒 状
ビスマス	99.99%	針 状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25X25X2mm	シリコン銅	Si 15%	約1kgインゴット
コバルト	99.3%	粒 状	ガリウム	99.9999%	粒状25g入	マンガン銅	Mn 25%	〃
電解コバルト(FB)	99.9%	約25X25X10mm	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	マグネシウム銅	Mg 50%	〃
金属クロム	99%	塊 状	インジウム	99.999%	粒状100g入	クロム銅	Cr 10%	〃
電解クロム	99%	薄 片 状	インジウム	〃	約100g塊	テルル銅	Te 50%	〃
電 気 銅	99.99%	粉末500g入	インジウム	99.999%	薄 片 状	コバルト銅	Co 10%	〃
銅	99%	約25X50X10mm	マ ン ガ ン	99.999%	粒状100g入	ニッケル銅	Ni 30%	〃
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	粉末500g入	錫	〃	約100g塊	鉄	Fe 10%	〃
電解鉄(アトミロンYL)	〃	小 片 状	ン チ モ ン	99.9999%	約100g塊	チ タ ン 銅	Ti 50%	〃
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	ア ン チ モ ン	〃	約100g塊	ジルコニウム銅	Zr 50%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テ ル ル	99.9999%	粒状100g入	ボ ロ ン 銅	B 2%	粒 状
電 解 鉄 粉	99%	〃	ル	〃	約100g塊	アルミ	Cu 40%	約5kgインゴット
ハフニウム	99.8%	粉末1kg入	垂 鉛	99.99%	約100g塊	アルミマグネシウム	Mg 20%	〃
インジウム	99.99%	塊 状	垂 鉛	〃	約100g塊	アルミマンガン	Mn 10%	〃
マグネシウム	99.9%	約200g塊	垂 鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミニウム	Ni 20%	〃
電解マンガン	99.9%	薄 片 状	垂 鉛	〃	約100g塊	アルミニッケル	Cr 5%	〃
モリブデン粉	99.9%	粉末末	タ ン	99.9%	5φX150mm	アルミクロム	Ti 5%	〃
ニオブグラニュー	99.9%	小 塊 状	レアアースメタル			アルミシリコン	Si 25%	〃
ニオブ	〃	粉末末	イ ッ ト リ ウ ム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミコバルト	Co 5%	〃
電 気 ニ ッ ケ ル	99.99%	25X25X10mm	ラ ン タ ン	〃	〃	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
ニッケルペレット	99.97%	球 状	セ リ ウ ム	〃	〃	アルミタングステン	W 2.5%	〃
ニ ッ ケ ル 粉	99.8%	粉末1kg入	ブ ラ セ オ ジ ム	〃	〃	アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
レ ニ ウ ム 粉	99.99%	粉末末	ネ オ ジ ム	〃	〃	アルミ鉄	Fe 50%	塊 状
ル ニ ウ ム 粉	99.9%	〃	サ マ リ ウ ム	〃	〃	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
アンチモン	99.9%	塊 状	イ ッ テ ル ビ ウ ム	〃	〃	アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
金属シリコン	99%	〃	テ ル ビ ウ ム	〃	〃	アルミバナジウム	V 50%	小 塊 状
錫	99.99%	約1kgインゴット	ジ ス ブ ロ シ ウ ム	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
タンタル塊	99.9%	粒 状	ホ ル ミ ウ ム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
タンタル粉	〃	小 塊 状	エ ル ビ ウ ム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊 状
テ ル ル	99.99%	小 球 状	ガ ド リ ニ ウ ム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
スポンジチタン	99.7%	スポンジ塊	ユ ー ロ ピ ウ ム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
チ タ ン 粉	99%	粉末500g入	ツ リ ウ ム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊 状
バナジウム板	JIS 1種	250X250X1mm	ル テ チ ウ ム	〃	〃	燐	P 5%	インゴット
タングステン粉	99.9%	小 塊 状	ミッシュメタル			Uアロイ(低融点合金)		
タングステンクラップ	99%	板 状	ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φX6mm 200g入	U ア ロ イ 47	融点47±2℃	約500gインゴット
亜 鉛	99.99%	約2kgインゴット				U ア ロ イ 60	60±2℃	〃
亜 鉛 粒	〃	粒 状				U ア ロ イ 70	70±2℃	〃
ジルコニウム	99.6%	スポンジ塊				U ア ロ イ 78.8	78.8±2℃	〃
						U ア ロ イ 91.5	91.5±2℃	〃
						U ア ロ イ 95	95±2℃	〃
						U ア ロ イ 100	100±2℃	〃
						U ア ロ イ 124	124±2℃	〃
						U ア ロ イ 150A	150±2℃	〃

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

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

FAX (03)

3294-9336

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

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

アルミニウム合金の超微細粒強化と 時効析出強化を並立させる3つの方策

廣澤 渉^{1*)} 唐 永鵬²⁾ 堀田 善治^{**}
松田 健二^{1)**} 李 昇原^{2)**} 寺田 大将^{****}

1. はじめに

時効硬化型アルミニウム合金展伸材の強化機構としては、析出強化、転位強化、結晶粒微細化強化などが挙げられ、これらを適切に組み合わせることで従来の性質を大きく上回る高強度、高延性を有する材料の創製が望まれている。しかしながら、例えば冷間加工による転位強化と析出強化を組み合わせようとすると、硬化速度の増加によって初期強度が増大する場合もあるものの、時効処理による強度増加量、すなわち時効硬化能は加工率の増加とともに減少してしまうことが多い。これは、加工によって導入された多量の転位が、その後の時効処理時に溶質原子の拡散を促進し(転位芯拡散)、かつ核生成に必要な活性化エネルギーを減少させて転位線上への不均一析出を誘発するためであり、無加工材(図1(a))よりも粗大で疎な析出組織の形成(図1(b))が、時効硬化能の低下を生じることが知られている。一方、結晶粒微細化強化と析出強化との組み合わせについても、高圧ねじり(High-Pressure Torsion; HPT)法や繰返しせん断変形(Equal-Channel Angular Pressing; ECAP)法、繰返し重ね接合圧延(Accumulative Roll Bonding; ARB)法などの巨大ひずみ加工⁽¹⁾によって容易に結晶粒をサブミクロンオーダーまで超微細化できるようになったにもかかわらず、その後の時効処理で大幅に強度が低下してしまうことも少なくない。これも、

転位の回復や超微細粒の粒径増加に加えて、粒界拡散や結晶粒界上への不均一核生成が、通常条件では形成されないような安定相を粗大に粒界析出させるためであり(図1(c)の矢印)、競合して生じる母相中での析出量(多くの場合は準安定

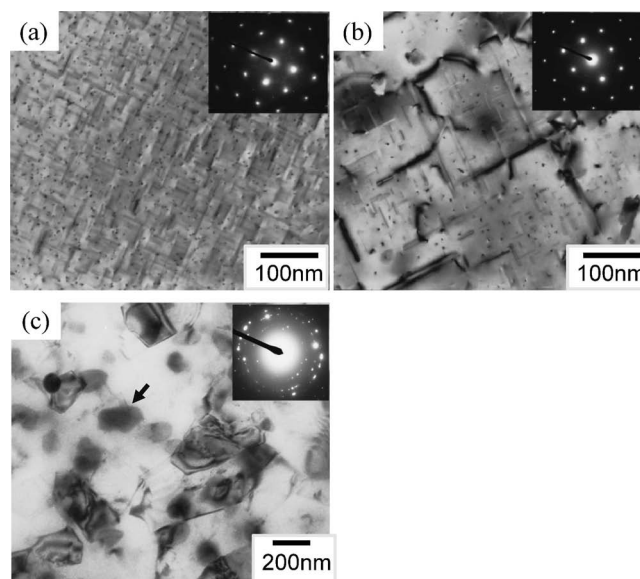


図1 6022Al-Mg-Si 合金無加工材(a), 30%冷間圧延材(b), HPT 材(c)を443 Kで86.4 ks時効した際のTEM組織⁽²⁾⁽³⁾.

* 横浜国立大学大学院工学研究院; 1)教授 2)産学連携研究員(〒240-8501 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)

** 九州大学大学院工学研究院; 教授

*** 富山大学大学院理工学研究部; 1)教授 2)助教

**** 千葉工業大学工学部; 准教授

Three Strategies to Achieve Concurrent Strengthening by Ultrafine-grained and Precipitation Hardenings for Severely Deformed Age-hardenable Aluminum Alloys; Shoichi Hirose*, Yongpeng Tang*, Zenji Horita**, Kenji Matsuda***, Seungwon Lee*** and Daisuke Terada****(*Yokohama National University, Yokohama. **Kyushu University, Fukuoka. ***University of Toyama, Toyama. ****Chiba Institute of Technology, Narashino)

Keywords: aluminum alloy, age-hardening, severe plastic deformation, precipitation, spinodal decomposition, ultrafine grain, microalloying, concurrent strengthening

2015年11月19日受理[doi:10.2320/materia.55.45]

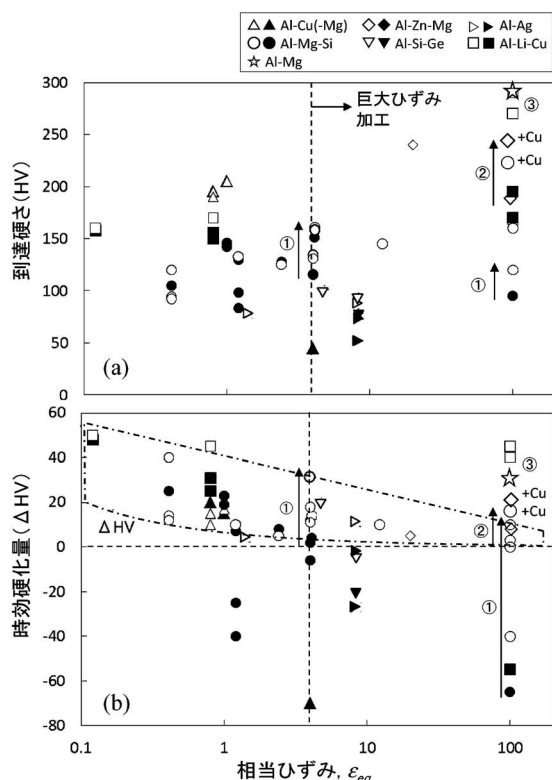


図2 各種時効硬化型アルミニウム合金の到達硬さ(a)および時効硬化量(b)の相当ひずみ依存性。白抜記号、黒塗記号はそれぞれ373 K以下の低温での時効処理、373 Kよりも高温での時効処理を示す⁽³⁾。

相)の減少が強度低下の主因となっている(競合析出現象)。したがって、せっかく事前に転位強化や結晶粒微細化強化を図っても、その後の時効処理が適切でなければ合金本来の時効硬化能が低減、もしくは発現されないことになり、両強化機構と析出強化を並立させるための合金設計やプロセス条件に関する方策の確立が望まれている⁽²⁾。

本稿では、実用アルミニウム合金の適用範囲をさらに拡大するために、巨大ひずみ加工による結晶粒微細化強化と時効析出強化の並立によって合金の「高強度化」を図った事例を紹介し、超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術(①時効温度の低温化、②マイクロアロイング、③スピンノードル分解の利用)を提示する。ここで「強化機構の並立」とは、「到達強度/硬さのみならず、その合金がもつ本来の時効硬化能を最大限生かして、巨大ひずみ加工材を高強度化すること」と定義でき、後述する到達硬さ-相当ひずみ図(図2(a))や時効硬化量-相当ひずみ図(図2(b))において、プロット点をより右上方へとシフトさせることに対応している。

2. 到達硬さおよび時効硬化量の相当ひずみ依存性

各種時効硬化型アルミニウム合金に対して、種々の巨大ひずみ加工ならびに時効処理を施した際の到達硬さおよび時効硬化量(ピッカース硬さの変化量として ΔHV で表す)を図2

に示す⁽³⁾。溶体化処理・水焼入れ後、巨大ひずみ加工、時効処理を順に施した際の両値を相当ひずみ ϵ_{eq} に対してプロットすることで、結晶粒微細化強化(転位強化)と析出強化の並立の成否を定量的に評価でき、以下のような知見を確認することができる。

- 同じ時効温度で比較すると、これまでに報告されている多くの合金系で、相当ひずみの増加に伴って時効硬化量は単調に減少する(図2(b)中の一点鎖線枠にて傾向を示す)。すなわち、無加工材(相当ひずみ0に相当。図中にプロット点は描かれていない)で最も時効硬化能が高く、転位の導入や結晶粒の微細化が母相中の析出量を減少させて(図1)、時効硬化量の低下を生じる。
- 巨大ひずみ加工の定義ともなっている「相当ひずみ4以上の加工(図2(a)(b)中の縦点線よりも右側の高相当ひずみ領域に対応)」を施した後に様々な温度で時効処理すると、高温では硬化することなく単調に軟化し、低温ほど到達硬さ、時効硬化量ともに大きくなる(矢印①)。これは、低温時効ほど転位の回復や超微細粒の粒径増加が抑制されるのに加えて、母相中における準安定相の析出量が増加するためである(3.(1)節で詳述)。
- Cuを微量添加したAl-Mg-Si合金やAl-Zn-Mg合金(矢印②。3.(2)節で詳述)に加えて、2091Al-Li-Cu合金やAl-14.7 at%Mg合金(③で示した□や☆。3.(3)節で詳述)では、相当ひずみが>100のHPT加工後でも373 K以下の時効処理を施すことで優れた到達硬さ、時効硬化能を示す。特に後二者は、アルミニウム合金展伸材では最高レベルの到達硬さ>HV290を記録しており、 $\Delta HV 35\sim 45$ の時効硬化量も特筆すべき値となっている。これは、サブミクロンオーダーの超微細粒内に、ナノスケールの析出物(ナノ析出物)を高密度に分散させることに成功したためであり、強化機構の並立を達成する好例として位置付けられる。

著者らが見出したこれらの知見は、超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術(①時効温度の低温化、②マ

[†] 三次のテンソル量であるひずみを、一次のスカラー量に変換した値であり、次式を用いて種々の巨大ひずみ加工によって導入される相当ひずみ量 ϵ_{eq} を算出することができる⁽¹⁾。HPT法；

$$\epsilon_{eq} = \frac{r\theta}{\sqrt{3}t}$$

(ただし、 t は円板状試料の厚さ、 r は中心からの距離、 θ はねじり角)、ECAP法；

$$\epsilon_{eq} = \frac{n}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right]$$

(ただし、 n は繰返しパス数、 ϕ はチャンネル間の角度、 Ψ はダイス屈曲部内側および外側の曲率)、ARB法；

$$\epsilon_{eq} = -\frac{2n}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{t}{t_0} \right)$$

(ただし、 n は繰返しサイクル数、 t_0 、 t は加工前後の板厚)

イクロアロイング, ③スピノーダル分解の利用)に基づくものであり, 以下では上記の傾向を端的に示す実験結果を紹介しながら, 超微細粒強化と析出強化を並立させるための合金設計, プロセス条件を提示することにする。

3. 超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術

(1) 時効温度の低温化

図3に, 6022Al-Mg-Si合金HPT材を443または343Kで時効した際の硬さ変化ならびに対応する透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscopy; TEM)組織を示す。前述したように, 本系合金は本来443Kで86.4ks時効すると, 図1(a)のような微細な針状 β'' 相が母相中に均一析出し, Δ HV75もの大きな時効硬化能を示すはずであるが⁽²⁾⁽³⁾, 事前にHPT加工を行うと, 結晶粒微細化強化によって時効処理前の硬さはHV160まで増加するものの(無加工材の硬さは<HV50), その後の時効処理で単調に軟化してしまう(図3(a))。これは, 転位の回復や超微細粒の粒径増加に加えて, 結晶粒界上に>100nmの粗大な安定相(β -Mg₂Si相, 図1(c)矢印)が形成して, 母相中の析出が完全に抑制されるためであり, 時効硬化型アルミニウム合金の競合析出現象に関する前述の1つ目の知見を証明するものとなっている。しかしながら, 同じHPT材を343Kで時効処理すると, $\sim\Delta$ HV10ほどの時効硬化を示すようになり(図3(a)), これは超微細粒内にナノ析出物が形成するためであることがわかった(図3(b), (c))。

図4は, 著者が開発したAl-Mg-Si合金の競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて計算した, 443または343K時効における析出サイトごとの核生成速度の時効時間依存性を示す。核生成速度 $J_i(t)^*$

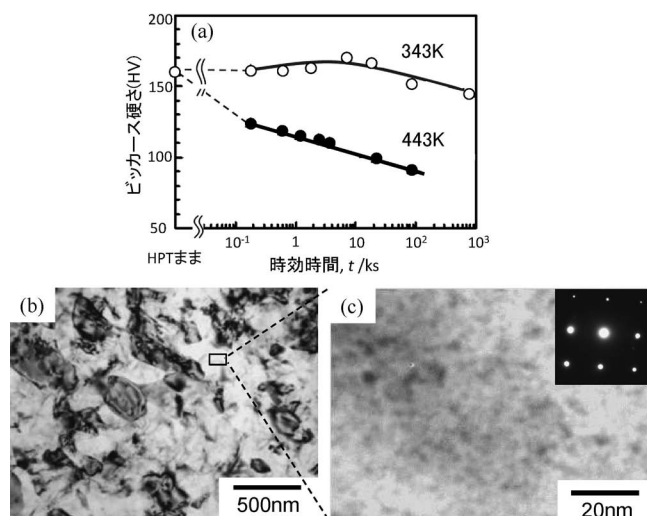


図3 6022Al-Mg-Si合金HPT材を443および343Kで時効した際の硬さ変化(a)ならびに対応するTEM組織: 343K 3.6ks時効(b)(c)。443K 86.4ks時効後のTEM組織は図1(c)に示す。

$$J_i(t)^* = A_2 \cdot n_i(t) \cdot D \cdot c_i(t) \cdot \sqrt{\frac{\gamma_{\text{op}i}}{T_A}} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT_A}\right) \times \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (1)$$

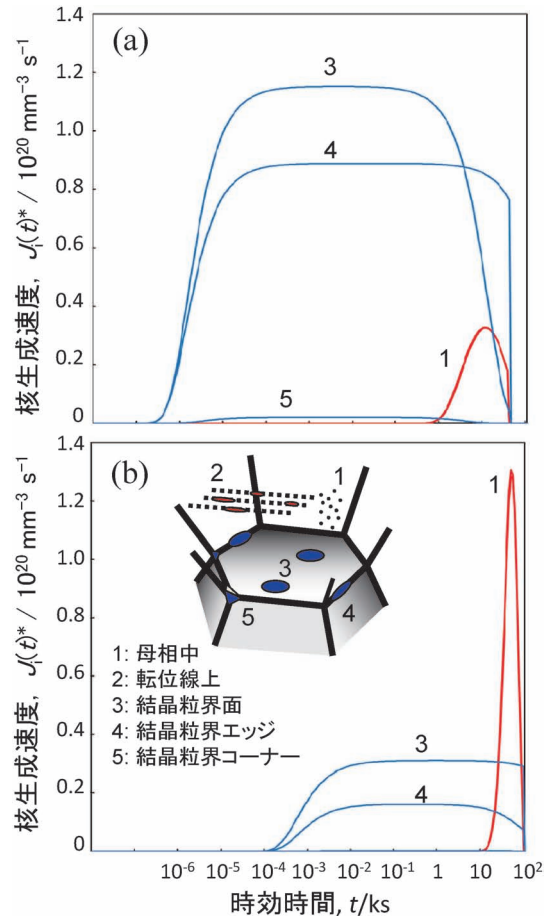


図4 Al-Mg-Si合金で観察される競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて計算した各析出サイトにおける核生成速度の時効時間依存性: 443K時効(a), 343K時効(b)。平均結晶粒径1 μ m, 転位密度10¹¹/mm²の条件で計算した。

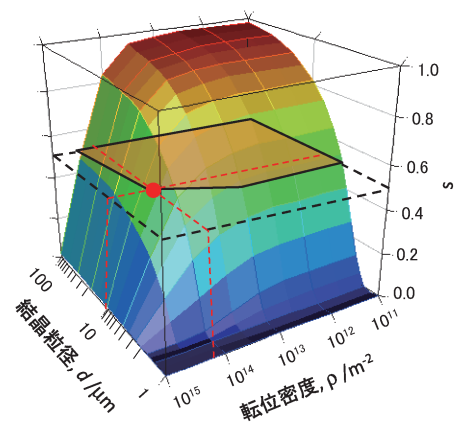


図5 6022Al-Mg-Si合金を443Kで86.4ks時効した際の, 全析出量に対する母相中での析出量の割合 s 。競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて, 結晶粒径, 転位密度をそれぞれ任意に変化させて計算した。

$$\tau = A_3 \cdot \frac{T_A r^{*2}}{D c_i(t) \gamma_{\alpha\beta_i}} \quad (2)$$

ただし, A_2, A_3 : 定数, $n_i(t)$: サイト i に含まれる有効結晶格子点数, D : 溶質原子の拡散係数, $c_i(t)$: サイト i の溶質濃度, $\gamma_{\alpha\beta_i}$: サイト i における母相/析出相間の界面エネルギー, T_A : 時効温度, ΔG^* : 核生成に必要な活性化エネルギー, k : ボルツマン定数, τ : 緩和時間, t : 時効時間, r^* : 臨界核半径

を t に対して積分(図4の各曲線で囲まれた面積に対応. 横軸が対数表示になっている点に注意)することで, 析出相の核生成数, ひいては(既出の析出核を成長させる代わりに, 新たな析出核の発生によって体積率を増加させているため⁽⁴⁾⁽⁵⁾)形成量を比較することが可能となっている. 443 K 時効(図4(a))では溶質原子のほとんどが結晶粒界面やエッジ上で粗大な析出相として消費され, 母相中での析出に使われる Mg や Si はわずかであるのに対して(図1(c)の析出組織に対応), 343 K 時効(図4(b))では時効温度の低温化による D の低下が, 結晶粒界上での核生成の遅滞や溶質枯渇帯の形成抑制, 母相中における溶質濃度の維持を引き起こし, 粒内析出量を増加させることが示唆される(図3(b), (c)の析出組織に対応). そのため, 時効温度の低温化は結晶粒界や転位上での不均一析出を極力抑えながら, できるだけ超微細粒内にナノスケールのクラスタ(ナノクラスタ^{(6)*})やナノ

析出物を形成し, 到達硬さや時効硬化量を増加させるという点で, 第一義的に重要な析出強化技術と言える. なお, 本数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾は, 時効処理前の結晶粒径および転位密度を任意に変化させた際の, 各析出サイトにおける体積率を比較することもでき, 例えば 443 K で 86.4 ks 時効する場合, 結晶粒径が 10 μm 以下, 転位密度が 10¹⁴ m⁻² 以上になると, 母相中での析出量が全析出量の50%以下となって, 十分な時効硬化能が発現しなくなることが予想される(図5).

(2) マイクロアロイング

時効硬化型アルミニウム合金の析出組織形成は, 合金中に含まれる不純物元素や意図的に添加したマイクロアロイング元素(通常は<1 at%程度)によって変化することが知られており, 特に溶質原子, マイクロアロイング元素原子および空孔からなるナノクラスタの異質核生成作用⁽⁷⁾⁻⁽¹²⁾は, 学術的のみならず工業的にも興味深い現象となっている. 図6に, Cu をマイクロアロイング添加した過剰 Mg 型 Al-Mg-Si 合金 HPT 材を 373 K で時効した際の硬さ変化, 時効硬化量ならびに対応する TEM 組織を示す⁽¹³⁾. Cu 添加量の増加に伴って HPT 加工後の硬さが顕著に増加し, 0.7 at%Cu 合金では HV200 に達するほどの強化(結晶粒微細化強化および転位強化)が図られることがわかる. さらに, その後 373 K という低温時効を施すと到達硬さ HV213, 時効硬化量 $\Delta\text{HV}15$ を示すようになり, 無添加材(到達硬さ HV147, 時効硬化量 $\Delta\text{HV}10$)を上回る強度特性となっている. 同様な

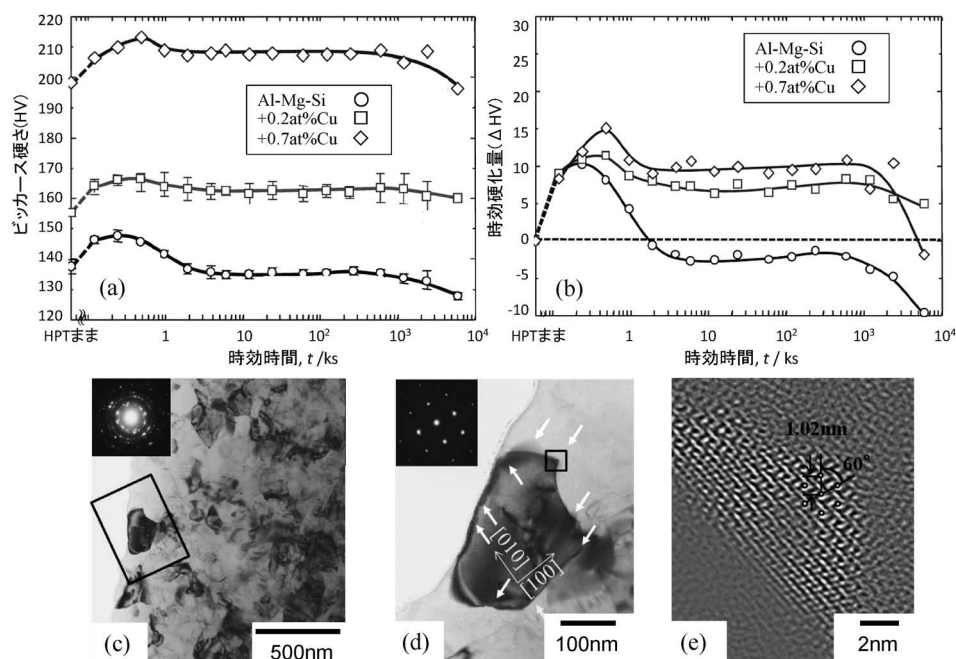


図6 Cu をマイクロアロイング添加した過剰 Mg 型 Al-Mg-Si 合金 HPT 材を 373 K で時効した際の硬さ変化(a), 時効硬化量(b)ならびに対応する TEM 組織: 0.7 at%Cu 合金 60 ks 時効(c)-(e)⁽¹³⁾.

* ナノ析出物の前駆構造とみなせるが, 所定の化学組成をもたない⁽⁶⁾ために自由エネルギー関数を定義できず, 準安定状態図にもその相安定性を表す相境界を描くことができない.

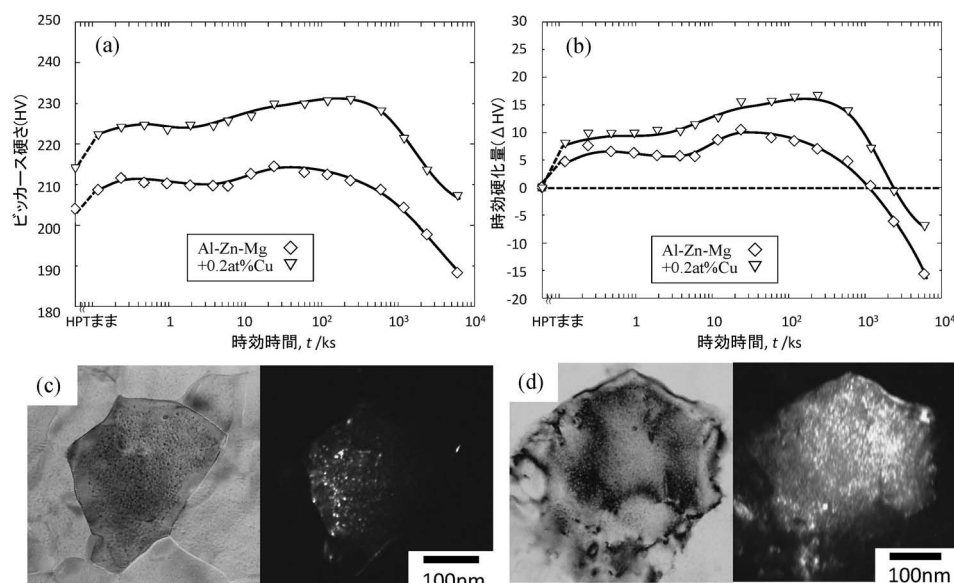


図7 Cuをマイクロアロイング添加したAl-3at%Zn-3at%Mg合金HPT材を373Kで時効した際の硬さ変化(a), 時効硬化量(b)ならびに対応するTEM組織: Al-Zn-Mg合金240ks時効(c)および0.2at%Cu合金240ks時効(d).

傾向は、Cuを微量添加したAl-Zn-Mg合金HPT材を373Kで時効した際にも得られ(図7), 超微細粒時効硬化型合金に特有な2つ目の析出強化技術としての「マイクロアロイング」によって、図2の矢印②で示したような強化機構の並立に成功した。

なお、このマイクロアロイングによる強度向上のメカニズムとしては、新たなナノ析出物の形成(例えば、図6(e)に示したAl-Mg-Si-Cu四元系化合物相Q'(Q))や既存の析出相の形成速度増大(例えば、図7(c), (d)に示したGPゾーンや η' (η_1)相)などが考えられ、著者らは3次元アトムプローブ(Three-Dimensional Atom Probe; 3DAP)分析結果を基に、ナノクラスタによる析出強化相の核生成促進、すなわちナノクラスタによる異質核生成作用を提唱している⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。さらに著者らは、この有効なマイクロアロイング元素の選択法についても、第一原理計算によって求めたアルミニウム母相中の溶質原子-マイクロアロイング元素原子間相互作用エネルギーに基づいて予測しており(図8), Al-Mg-SiおよびAl-Zn-Mg合金中のMg原子と強い引力作用をもつマイクロアロイング元素が、ナノクラスタによる異質核生成作用を発現するとしている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。

(3) スピノーダル分解の利用

2節で述べたように、強化機構の並立を達成する好例として位置付けられる2091Al-Li-Cu合金は、他の2つの析出強化技術(時効温度の低温化、マイクロアロイング)で得られる強度特性よりも、さらに優れた到達硬さ、時効硬化量を示す(図2の③で示した□)。図9(a)(b)に、2091合金無加工材、10%冷間圧延材、HPT材を373または463Kで時効した際の硬さ変化を示す⁽²⁾⁽³⁾。時効処理前の硬さの違いは、Al-

Mg-SiやAl-Zn-Mg合金の場合と同様、結晶粒微細化強化および転位強化の寄与で説明でき、その後時効処理を施すと463K時効HPT材でのみ硬さが単調に減少するものの、他の試料では顕著な時効硬化を示すことがわかる。特に、373Kで2419ks時効したHPT材の硬さは>HV290にも達しており、アルミニウム合金展伸材としては極めて高強度な材料を創製することに成功した(曲げ試験の結果、塑性変形能も十分確保できることが示された⁽¹⁴⁾)。

図9(c)-(e)に、無加工材およびHPT材を373Kで2419ksと463Kで36ksの2条件で時効した際のTEM組織を示す⁽²⁾⁽³⁾。回折パターンならびに暗視野像から、463Kで時効したHPT材(図9(e))では安定相の δ -AlLiが結晶粒界上に粗大析出するのに対して、373Kで時効した場合には~210nmの平均結晶粒径をもつHPT材(図9(d))でも、無加工材(図9(c))と同様に粒内に δ' -Al₃Li相が微細析出していることがわかる。そのため、このような粒内析出の能否が、強化機構の並立の成否を決めており、アルミニウム合金展伸材の強度を飛躍的に向上させるためには、超微細粒内にナノ析出物を高密度に分散させることが肝要であることが明らかになった。なお、低温時効を施すとHPT材でも時効硬化を示すようになるという意味では、1つ目の析出強化技術(時効温度の低温化)と同じ傾向に思えるが、その到達硬さに加えて並立度[†]で比較すると、前述した6022合金HPT材の373K時効が~0.2であるのに対して、2091合金HPT材の373K時効では0.47と非常に大きな値となっている⁽³⁾。この

[†] 無加工材のもつ時効硬化能のうち、冷間加工や巨大ひずみ加工を受けてもその後どれだけの時効硬化能を示すかの指標⁽³⁾。1.0は強化機構の加算則が成り立つことを意味する。

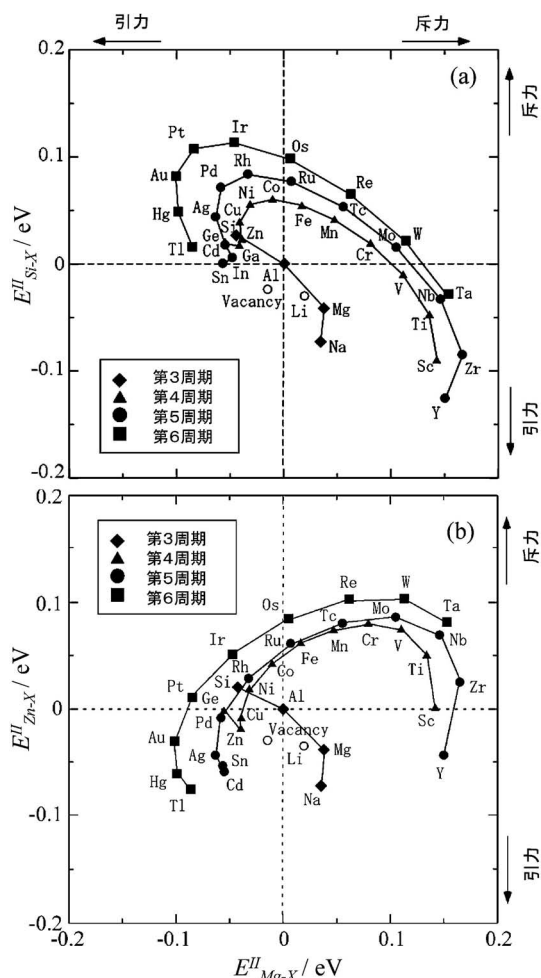


図8 Al-Mg-Si-X合金(a)およびAl-Zn-Mg-X合金(b)の相互作用エネルギーマップ(Xはマイクロアロイニング元素)⁽⁸⁾⁽⁹⁾. 実験的に見出されたCuを含むナノクラスタによる異質核生成作用は、両合金中のMg原子とCu原子との強い引力作用によって解釈できる.

結果は、強化機構の並立の定義「到達強度/硬さのみならず、その合金がもつ本来の時効硬化能を最大限生かして、巨大ひずみ加工材を高強度化すること」に沿ったものであり、著者らはX線小角散乱(Small-angle X-ray Scattering; SAXS)法による相分解初期過程のその場測定を行うことで、そのメカニズムとして以下のような「スピノーダル分解の利用」の有効性を提唱している⁽³⁾.

すなわち、他の合金元素による $\alpha + \delta'$ 相境界への影響が十分に小さいと仮定すると、本研究で用いた2091合金のLi濃度(7.9 at%)ならびに時効温度は、図10に示したAl-Li二元系準安定状態図⁽¹⁵⁾で●の位置を占め、463 Kは核生成-成長領域、373 Kは規則化を伴うスピノーダル分解(コングルエントオーダリング)領域に対応する. そのため、同じ δ' 相が析出する場合でも、373 K時効ではスピノーダル分解によって形成することが予想され、時効初期からの速やかな相分離によって粒内析出の促進、粒界析出の抑制が図られたものと考えられる. 事実、同様にスピノーダル分解が生じると報告されているAl-14.7 at%Mg合金にHPT加工を施し、その後スピノーダル線⁽¹⁶⁾以下の温度である343 Kで時効処理すると、到達硬さHV295、時効硬化量 Δ HV35の顕著な時効硬化を示し(図11(a)), 3DAP分析で得られた $[001]_\alpha$ 方向に平行なMg原子濃度のゆらぎ(周期: ~ 9 nm, 濃度振幅: 片幅 ~ 6 at%Mg. 図11(b), (c))から、スピノーダル分解特有の変調構造が形成していることが明らかになった. そのため、超微細粒時効硬化型合金に特有な3つ目の析出強化技術としての「スピノーダル分解の利用」は、現時点で図2の③で示した□や☆にまで強化機構の並立を図ることができ、従来の性質を大きく上回る高強度アルミニウム合金展伸材の創製に繋がる結果となっている.

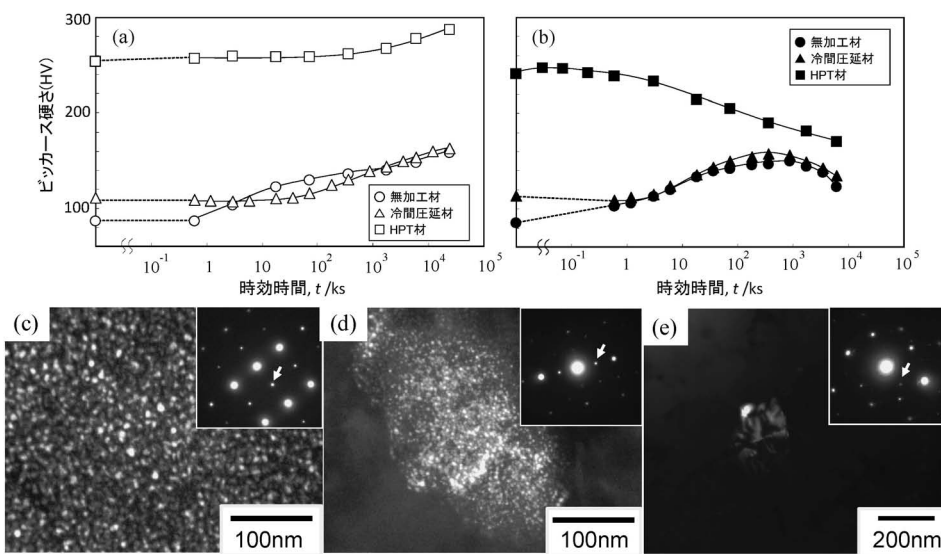


図9 2091Al-Li-Cu合金無加工材、10%冷間圧延材、HPT材を373 K(a)または463 K(b)で時効した際の硬さ変化ならびに対応するTEM組織: 無加工材 373 K 2419 ks時効(c), HPT材 373 K 2419 ks時効(d), HPT材 463 K 36 ks時効(e)⁽²⁾⁽³⁾.

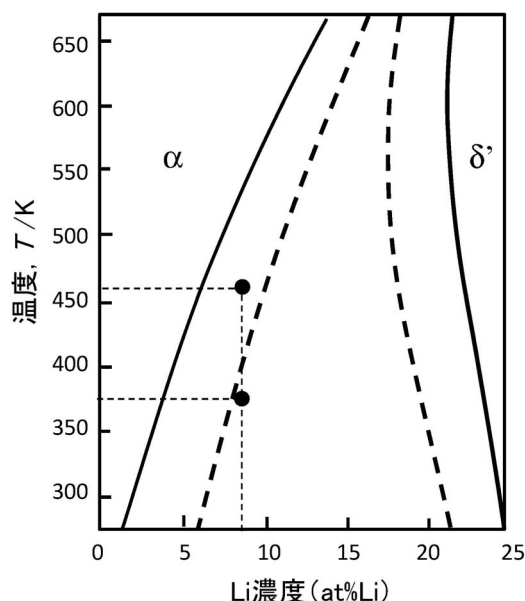


図10 Al-Li 二元系準安定状態図⁽¹⁵⁾と本研究で施した時効処理条件。破線で示したスピノーダル線を境に、相変態機構(核生成-成長機構またはスピノーダル分解)が変化する。

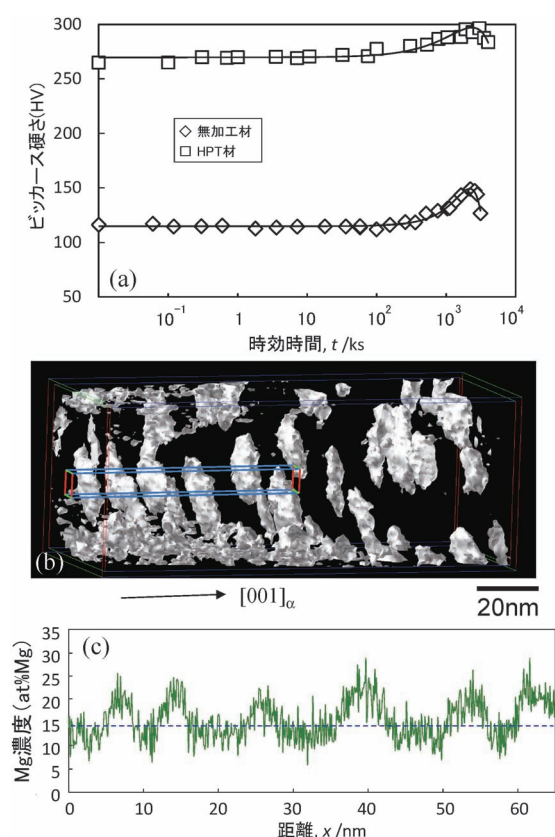


図11 Al-14.7 at%Mg 合金無加工材および HPT 材を 343 K で時効した際の硬さ変化(a)。612 ks 時効した無加工材を 3DAP 分析して得られた 18.0 at%Mg での等濃度曲面(b)ならびに(b)中の挿入ボックス長手方向の Mg 濃度プロファイル(c)も合わせて示す。

4. お わ り に

巨大ひずみ加工と時効処理の組み合わせによって、アルミニウム合金の強度向上を図る試みは、ここ最近国内外で盛んに行われており(例えば、(3)内の参考文献(3)-(20))、実用化に向けた研究開発例も報告されるようになってきている⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。本稿で紹介した巨大ひずみ加工と時効析出強化の並立による各種アルミニウム合金の高強度化の事例は、革新的な次世代軽量構造用材料の開発に繋がる可能性を有しており、今後 ARB 法や連続 HPT(Continuous HPT)法、高圧すべり加工(High-Pressure Sliding; HPS)法などの試料サイズの大規模化が可能な巨大ひずみ加工⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾を施した後に 3 つの析出強化技術を適用し、新規開発合金の実用化への道筋を示すことを目指している。

本節で紹介した研究成果の一部は、科学技術振興機構(JST)産学共創基礎基盤研究、軽金属学会統合的先端研究ならびに日本アルミニウム協会研究助成の支援を受けて行われたものであり、ここに深甚なる謝辞を表します。また、この度の日本金属学会功績賞受賞の栄誉に対しましても、関係各位に心より感謝致します。

文 献

- (1) A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Y. Yang, F. Micari, G. D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski and A. Yanagida: *Manuf. Technol.*, **57**(2008), 716-735.
- (2) 廣澤渉一, 濱岡 巧, 堀田善治, 李 昇原, 松田健二, 寺田大將: ふえらむ, **17**(2012), 769-774.
- (3) S. Hirose, T. Hamaoka, Z. Horita, S. Lee, K. Matsuda and D. Terada: *Metall. Mater. Trans. A*, **44**(2013), 3921-3933.
- (4) 増田哲也, 廣澤渉一, 堀田善治, 松田健二: 日本金属学会誌, **75**(2011), 283-290.
- (5) T. Masuda, S. Hirose, Z. Horita and K. Matsuda: *Mater. Sci. Forum*, **706-709**(2012), 1787-1792.
- (6) 小宮良樹, 廣澤渉一, 里 達雄: 軽金属, **56**(2006), 662-666.
- (7) T. Sato, S. Hirose, K. Hirose and T. Maeguchi: *Metall. Mater. Trans. A*, **34**(2003), 2745-2755.
- (8) 廣澤渉一, 中村文滋, 里 達雄, 星野敏春: 軽金属, **56**(2006), 621-628.
- (9) S. Hirose, F. Nakamura and T. Sato: *Mater. Sci. Forum*, **561-565**(2007), 283-286.
- (10) 廣澤渉一, 大村知也, 里 達雄, 鈴木義和: 軽金属, **56**(2006), 673-679.
- (11) S. Hirose, T. Omura, Y. Suzuki and T. Sato: *Mater. Sci. Forum*, **519-521**(2006), 215-220.
- (12) 廣澤渉一, 小椋 智, 芹澤 愛, 小宮良樹, 里 達雄: 軽金属, **64**(2014), 542-550.
- (13) 渡邊克己, 丸野 瞬, 松田健二, 李 昇原, 堀田善治, 寺田大將, 才川清二, 廣澤渉一: 軽金属, **63**(2013), 406-412.
- (14) S. Lee, Z. Horita, S. Hirose and K. Matsuda: *Mater. Sci. Eng. A*, **546**(2012), 82-89.
- (15) A. G. Khachaturyan, T. F. Lindsey and J. W. Morris, Jr.: *Metall. Trans. A*, **19**(1988), 249-258.
- (16) 高橋恒夫, 里 達雄: 日本金属学会誌, **50**(1986), 133-140.
- (17) J. H. Kim, S. K. Hwang, Y. T. Im, I. H. Son and C. M. Bae: *Mater. Sci. Eng. A*, **552**(2012), 316-322.

摩擦攪拌接合に対する材料学的アプローチ

佐 藤 裕*

1. はじめに

摩擦攪拌接合 (Friction stir welding, 以後 FSW と略す) は 1991 年に英国溶接研究所 (TWI) で開発された固相接合法である⁽¹⁾。溶融・凝固を伴わないがゆえに、接合時の変形が小さい、溶接欠陥が少ない、接合部の機械的特性が良好であるなどの数多くの利点を有する。そのため、溶融溶接が難しい Al 合金への適用が真っ先に検討され、開発から 20 年余で代表的な接合方法の 1 つとしての地位を確立し、すでに Al 合金を中心に航空宇宙、自動車、船舶、橋梁などさまざまな分野で実用化されている⁽²⁾⁽³⁾。近年、FSW の規格化も進められており、Al 合金の FSW に関しては 2011 年 12 月に国際規格 (ISO 25239) が成立し⁽⁴⁾、近々 JIS も発行される予定である (JIS Z3608)。

FSW の原理を図 1 に示す⁽⁵⁾。ショルダとプローブから成る非消耗接合ツールを回転させながら被接合材へ押し入れ、接合線に沿って移動させるという単純な原理に基づいているが、接合ツール周りで生じる材料流動や接合部の形成機構などの基礎現象は直接観察が難しいため明らかになっていなかった。現時点でも未解明な事象が数多く残されているが、種々の材料学的解析により FSW 基礎現象への理解が深まりつつある。

本稿では、材料学的アプローチにより等軸的な微細粒組織の形成機構、酸化膜の挙動、材料流動、接合メカニズムなどの解明に寄与した研究成果を紹介する。また、鉄鋼やチタン合金の FSW を可能にする接合ツール材料の研究・開発の動向についても解説する。

2. 微細粒組織の形成

FSW では、非消耗接合ツール/被接合材の間で発生する摩擦熱と被接合材の加工発熱によって軟化した被接合材がツール周りを流動することで接合が達成される。適切な接合条

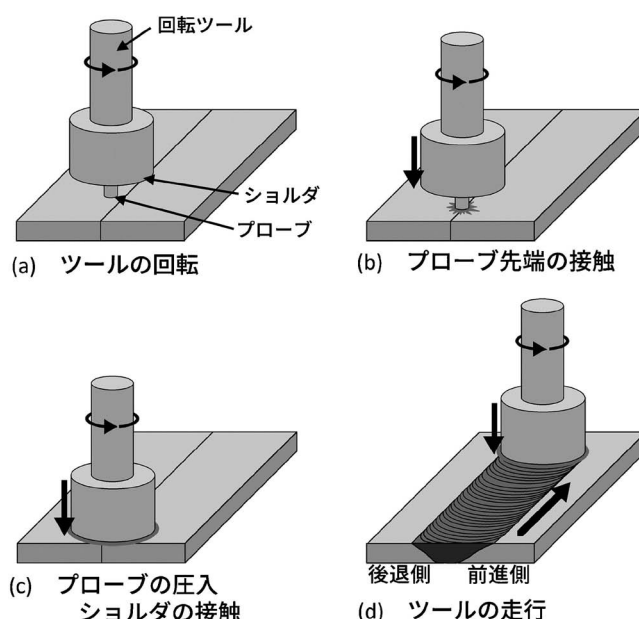


図 1 FSW の原理.

件を用いれば、接合欠陥のない継手が得られ、攪拌部には微細な等軸結晶粒組織が形成される (図 2⁽⁵⁾に代表的な接合部断面マクロと組織分類を示す)。微細な結晶粒組織は動的再結晶によって形成されると言われていたが、いかにして母材組織から微細な結晶粒組織が生成するのかについての知見はあまりなかった。2004~2005 年にかけて Al 合金の FSW 過程での組織変化をストップアクション法により凍結し、EBSD 法によって解析した結果が報告された⁽⁶⁾⁽⁷⁾。2195Al 合金の FSW 過程で接合ツールの移動と回転を強制停止し、接合ツール前方で生じた組織変化を EBSD 解析した⁽⁷⁾。その結果、回転する接合ツールが近づくにつれて、母材組織がツールの回転に引き摺られるように変形して伸長粒になるとともに、元々の結晶粒界が波打ち始め、さらに元々の結晶粒に小角度粒界が導入されて結晶粒のサブディビジョンが生

* 東北大学准教授；大学院工学研究科(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-02)
Fundamental Understanding of Friction Stir Welding Based on Materials Science; Yutaka S. Sato (Tohoku University, Sendai)
Keywords: friction stir welding, microstructure, recrystallization, oxide layer, micro-texture, welding tool
2015 年 11 月 5 日受理 [doi:10.2320/materia.55.53]

じ、接合ツール近傍では小角度粒界の方位差が増加して等軸的な微細結晶粒が形成されるという微細化機構を提案している。また Mironov ら⁽⁸⁾は、純鉄 FSW 部の接合方向に垂直な断面において、母材部から攪拌部に至る広い領域で EBSD 解析を行い、母材の粗大粒組織が攪拌部の等軸微細粒組織へ変化する過程を調べた。その結果を図 3 に示す。Al 合金のストップアクション法で得られた結果と同様、結晶粒のサブディビジョンと小角度粒界の方位差増加によって微細粒が形成されることを示している。その後、種々の Al 合金⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、Mg 合金⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、Ti 合金⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾、鉄鋼^{(15)–(18)}、銅合金⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾の FSW に伴う組織形成機構が系統的に調べられ、また単結晶を用いた基礎的検討^{(16)–(18)}も行われた。Al 合金や純鉄のように積層欠陥エネルギーの高い金属材料では、上述のような結晶粒のサブディビジョンと小角度粒界方

位差の増加による連続再結晶が主に生じるが、積層欠陥エネルギーが低い金属材料では、転位の再配列が生じにくいいため連続再結晶は生じにくく、元の結晶粒界が波打って新しい結晶粒が形成される不連続再結晶が主体的になることが示されている⁽¹⁵⁾⁽¹⁹⁾。また、再結晶挙動は接合条件にも依存する。中くらいの積層欠陥エネルギーを有する銅における FSW 過程での組織形成をストップアクション法にて調べた結果、回転速度(接合温度)が低い場合には連続再結晶が生じるが、回転速度の増加に伴って結晶粒界の波打ちによる微細粒形成が見られ、連続再結晶から不連続再結晶へ遷移することが示されている⁽²⁰⁾。これは接合温度が増加すると粒界移動が生じやすくなることに起因していると考えられる。

FSW は融点以下であるものの比較的高温で生じる巨大ひずみ加工と言える。従って、組織形成には温度とひずみ速度が影響する。ひずみ速度の実測は難しいが、Masaki ら⁽²¹⁾は FSW の熱履歴を与えながら高ひずみ速度下で平面ひずみ圧縮試験を行い、FSW 過程でのひずみ速度を実験的に予測した。すなわち、Al 合金の FSW 過程で実測した最高到達温度で、ひずみ速度を変えた平面ひずみ圧縮試験を実施し、FSW 過程と同じ冷却速度にて冷却した試験片の結晶粒組織を攪拌部のものと比較した。その結果、ひずみ速度は約 $2 \sim 3 \text{ s}^{-1}$ 程度であり、モデリング等で予測される値よりも小さいことが示唆されている。

3. 酸化膜の挙動

Al 合金の場合、表面を強固かつ安定な酸化膜で覆われているため、固相接合の障害となる。FSW では、機械的なエネルギーにより酸化膜を分断し、2つの部材間の金属結合を達成していると考えられていたが、FSW 過程での酸化膜の挙動についての知見はあまりなかった。Al 合金 FSW 部の

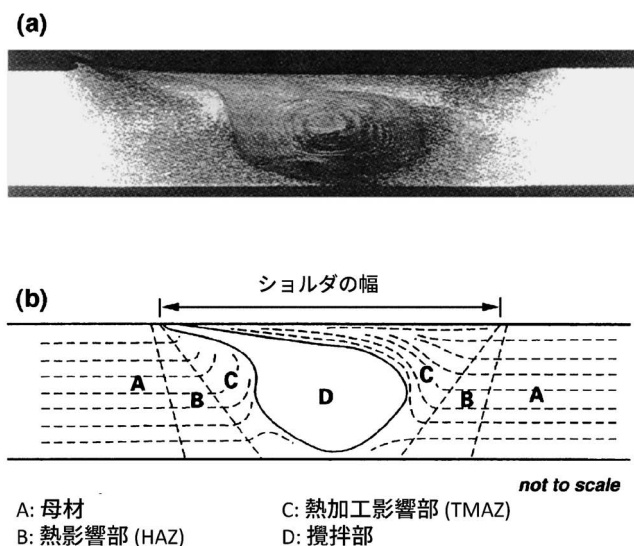


図 2 (a) Al 合金 FSW 部の断面マクロと (b) 組織分類。

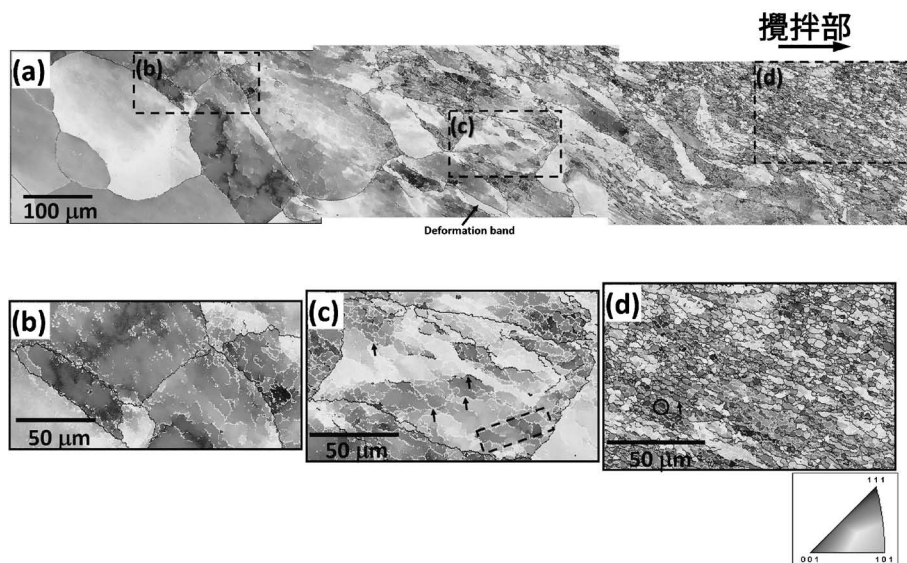


図 3 純鉄 FSW 部から得られた EBSD 解析結果。(b)～(d)は(a)の各領域の拡大マップ。マップ中、白線は小角度粒界(方位差 $2 \sim 15^\circ$)、黒線は大角度粒界(方位差 15° 以上)を示す。

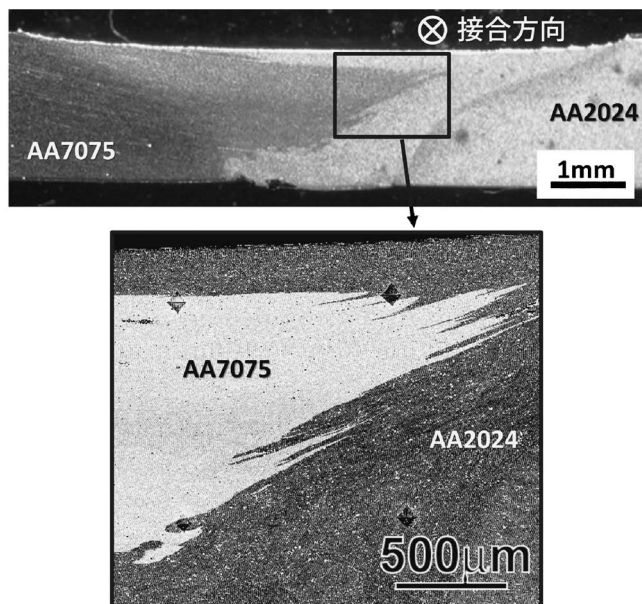


図4 AA7075とAA2024の異種合金FSW継手の断面マクロ(AA7075を前進側, AA2024を後退側に配置して突合せFSW. ツール回転速度: 500 rpm, 接合速度: 342 mm/min).

断面マクロをエッチング後に観察すると, 断面にジグザグ模様が観察される場合がある. 異種Al合金FSW部の断面マクロは図4⁽²²⁾のようにジグザグ模様を境に異種合金が分かれて存在することがあるため, ジグザグ模様は酸化膜が存在した初期突合せ面が移動した痕跡であることが分かる. エッチング後にジグザグ模様が現れるAl合金FSW部に対して裏曲げ試験を行うと, ジグザグ模様の下部から割れることがある⁽²³⁾. FSWでは接合ツールを突合せ面に挿入して固相攪拌しているが, 接合ツールのプローブ先端は被接合材の下面に接触するまで挿入できない(接触すると被接合材は裏当て材と接合される)ため, FSW部の下部の攪拌が相対的に弱くなり, 初期突合せ面の酸化膜の分断が不十分になった結果と言える. このような突合せ面下部に生じる未接合欠陥はKissing bondもしくはRoot flawと呼ばれている⁽²³⁾⁻⁽²⁶⁾. エッチング前の断面マクロで未接合欠陥は確認されないが, 裏曲げ試験で割れる試験片のジグザグ模様下部をTEM観察した結果, 図5に示すように酸化膜が連続的に残存していることが示された⁽²³⁾. 一方, 割れない試験片においては, 局所領域に酸化膜粒子が観察され, 部分的に酸化膜のない金属結合部分が存在することが示されている(図5)⁽²³⁾⁽²⁷⁾. すなわち, 断面マクロのジグザグ模様は初期突合せ面上の酸化膜が分断されて局所領域に分布したものがエッチングによって現れたものであり, 酸化膜が連続的に存在しなければ機械的特性に大きな影響を及ぼさないことが示されている.

4. 材料流動

接合ツール周りの材料流動は接合欠陥の発生や酸化膜の分断と関係するため, FSWにとって極めて重要である. 材料

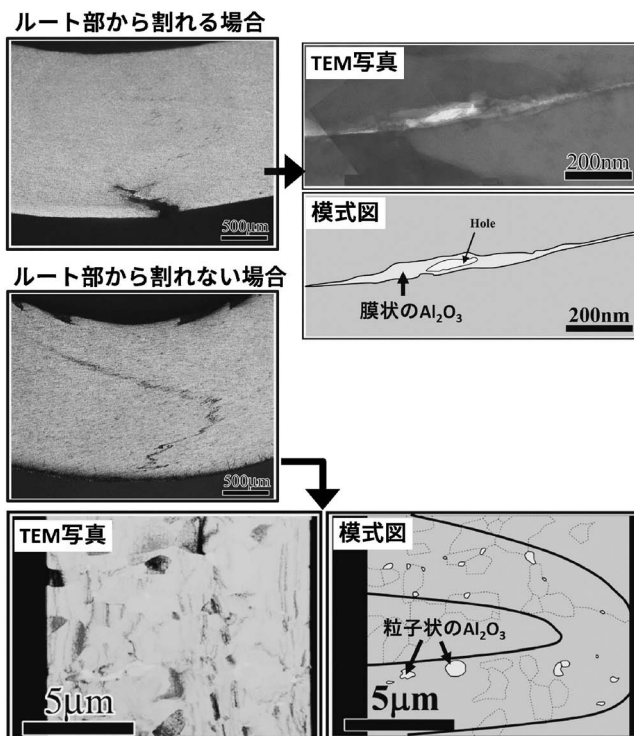


図5 裏曲げ試験でルート部から割れる継手と割れない継手のルート部のTEM写真と模式図. TEMサンプルは裏曲げ試験を採取した同じ継手からFIBにて採取.

流動を解析する手法としては, FSW前の被接合材中に埋め込んだ別な材質の小球の動きを追うトレーサー法⁽²⁸⁾, エッチング度が異なる異種合金の移動を調べるマーカー法⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾, FSW部に生成したマイクロ集合組織の分布から変形方向を予測する手法⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾などがある. 図6(a)にMg合金AZ61母材と攪拌部中央から得られたマイクロ集合組織を示す⁽³³⁾. {0001}底面が板面に平行に配置する母材の集合組織はFSWに伴って約90度回転している. 攪拌部における{0001}底面の分布を調べた結果, 図6(b)のようなトレースを示しており, Mg合金の主すべり面が接合ツールのプローブ表面にほぼ平行に並ぶことから, FSWにおける変形は主に単純せん断によって特徴付けられ, せん断方向はツール回転方向にほぼ平行であることが示された. 単純せん断の痕跡はAl合金⁽⁹⁾⁽³¹⁾, 鉄鋼⁽⁸⁾⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁸⁾, Ti合金⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽³⁴⁾などでも観察されている. FSWによる単純せん断で得られた主すべり面の回転分布は材料流動に対する知見を提供するばかりなく, 継手性能に影響することがある⁽³⁵⁾ため重要な基礎データと言える.

上述した材料流動の解析法は有益な情報を提供しているが, 接合ツール周りで生じた最終段階での現象を反映しているに過ぎない. 近年, Morisadaら⁽³⁶⁾は高輝度X線透過システムを用いてFSW中の塑性流動挙動を3次元可視化することに成功した. 直径300μmのWトレーサーの動きをFSW中に観察し, 前進側(Advancing side)に形成される接合欠陥の発生メカニズム⁽³⁷⁾やひずみ速度⁽³⁸⁾を調べている.

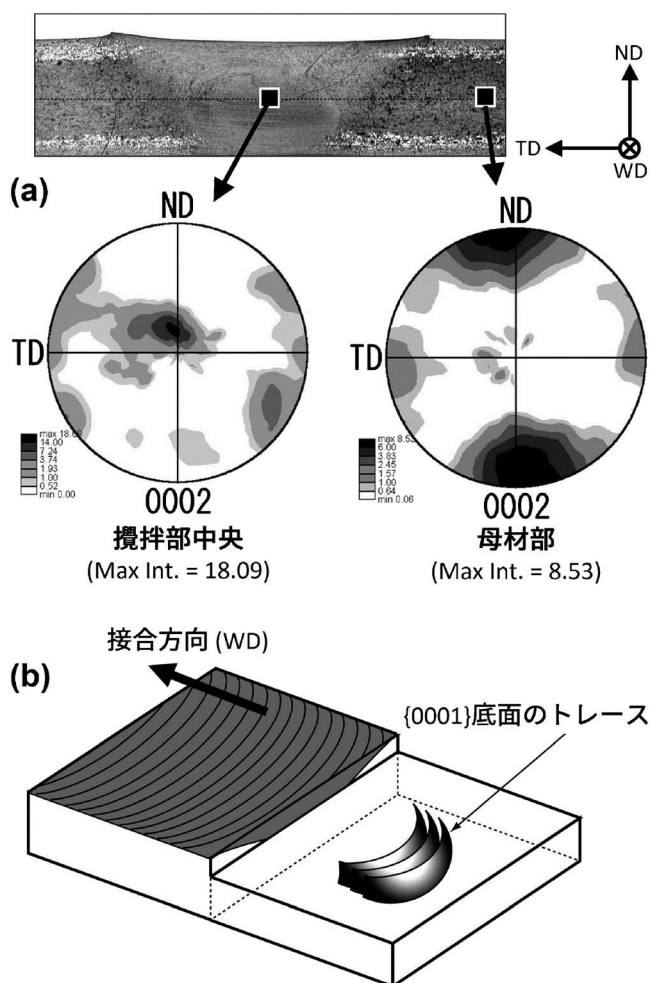


図6 (a) Mg 合金 AZ61 母材と攪拌部中央から得られた{0001}極点図と(b)攪拌部内における{0001}底面の分布。

図7(a)にX線透視画像を得るための装置配置図を示す。1050Al 合金のFSWを種々のツール回転速度で実施した結果(図7(b)), 接合欠陥が発生する場合には, ショルダによる上下方向の塑性流動不足とプローブ周囲における塑性流動速度のアンバランスが生じていることを明らかにした⁽³⁷⁾。また, Wトレーサーの移動速度変化からFSW過程でのひずみ速度変化を求め, 最終段階でのひずみ速度は -13.4 s^{-1} であることを示している⁽³⁸⁾。材料流動は被接合材料の種類, 接合ツールの形状, 接合条件に大きく影響を受けるため, これらを系統的に変えたときの挙動, ひずみ速度に関する知見を得ることにより, 接合プロセスの高度制御が可能になるものと期待される。

5. 接合メカニズム

固相接合を達成するためには, 金属材料表面の酸化膜を分断し, 酸化膜のない表面同士が密着して, 2つの被接合材中の原子が安定な原子間距離に達する必要がある。FSWでは, 初期突合せ面の酸化膜は分断され, 上述のように粒子状

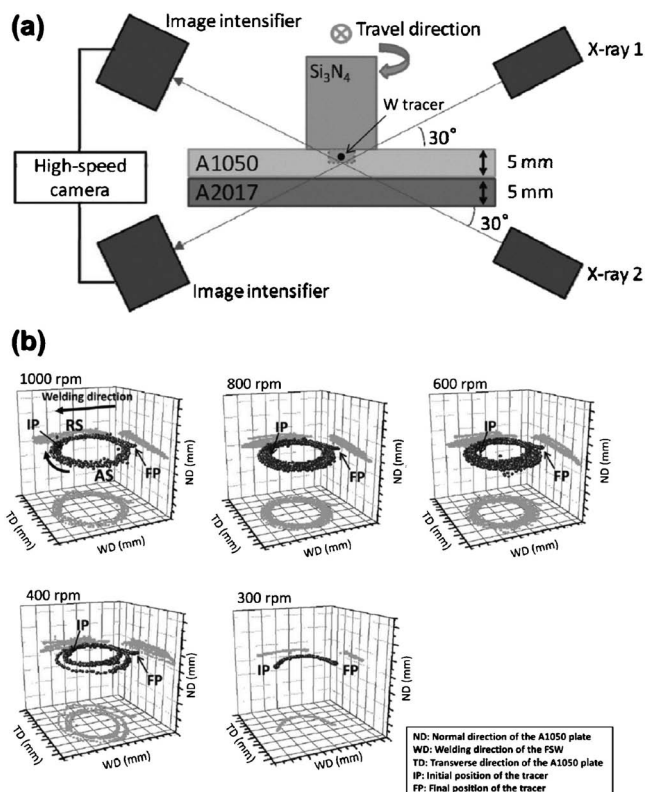


図7 (a) X線透視画像を得るための装置配置図と(b)種々の回転速度で得られたWトレーサーの3次元移動軌跡。

に分布している。酸化膜のない表面の形成には, ミクロ集合組織解析の結果で示したとおり, 単純せん断が寄与しているものと推察される。なぜなら, 単純せん断を受けた材料はすべり変形によりすべり面上に酸化膜のない表面が形成されるためである。また, FSWでは被接合材中へ接合ツールを無理矢理押し入れているため, 酸化膜のない表面同士は十分に密着することができる。実際に, 水中でFSWを行っても, 水が攪拌部内に取り込まれることはない。

FSWの接合メカニズムを模式的に示すと図8のようになると考えられる。接合ツールの回転によって被接合材は単純せん断を受けて, 主にツール回転方向に移動する。このとき, 初期突合せ面の酸化膜が分断され, 酸化膜のない表面が現れる。酸化膜のない表面同士が密着することにより接合が達成されているものと推察される。このとき, 分断された酸化膜は酸化粒子として局所領域に残存するが, その周囲で金属結合が達成されているため, 機械的特性へほとんど影響しないと考えられる。

6. 鉄鋼・チタン合金用接合ツールの開発

FSWの利点を鉄鋼でも活用するため, これらに対する適用研究が国内外で進められている。しかし, 鉄鋼のFSWに耐えうる安価な接合ツールがほとんどないため, その実用化は進んでいない。

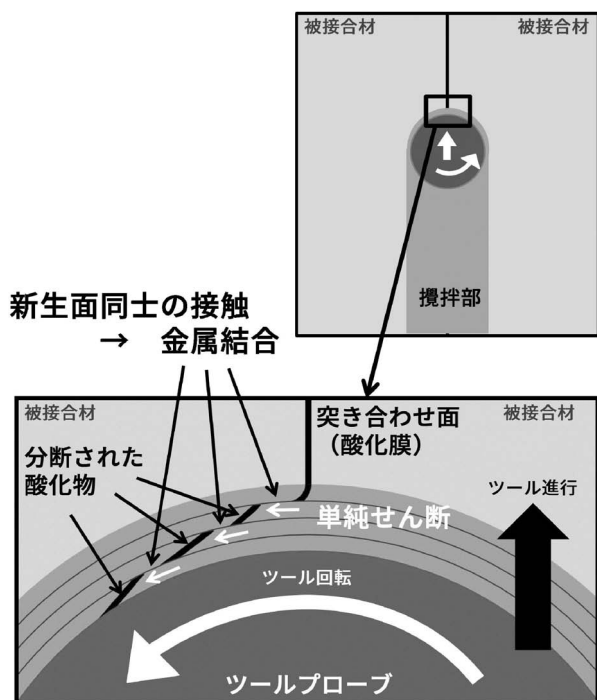


図8 FSWの接合メカニズム.

鉄鋼のFSWでは、被接合材が軟化する温度域で十分な高温強度、靱性、耐摩耗性を有するとともに、室温でも十分な硬さと靱性があり、被接合材との反応性が低いツール材料が必要となる⁽³⁹⁾。これまでW-25%Re合金、多結晶のcBN(PCBN)、cBN/W-Re合金の複合材料が鉄鋼のFSWに使えるツール材料として、特に欧米で多用されているが、いずれもツール単価が高額であり、汎用的に用いられるには至っていない。広く普及させるには、コストパフォーマンスに優れたツール材料の開発が不可欠であり、この分野の研究・開発は国内で活発に行われている。

これまで国内で開発されたツール材料としては、窒化ケイ素⁽⁴⁰⁾、Ni基超・超合金⁽⁴¹⁾、Ir基合金⁽⁴²⁾などがあるが、本稿では筆者らが開発したCo基合金⁽⁴³⁾⁻⁽⁴⁵⁾、Ir添加Ni基合金⁽⁴⁶⁾、W基複合材料⁽⁴⁷⁾について紹介する。

Co基合金とIr添加Ni基合金は γ/γ' 型組織を有する耐熱金属材料である。Co基合金は γ/γ' 型組織の母相と硬質相(炭化物や金属間化合物)からなる合金であり、フェライト鋼やチタン合金のFSWが可能なツール材料として市場展開されている。特に $\alpha+\beta$ 型チタン合金(例えばTi-6Al-4V合金)のFSWにおいては、図9に示すようにアルミニウム合金並みの滑らかで光沢のある接合部外観が得られる⁽⁴³⁾。Co基合金はFSW時に割れることはなく摩耗するが、摩耗の程度は接合温度と硬質相の分布状態に依存し、2~5 μm の硬質相の体積率を増加させることにより耐摩耗性が向上することが示された⁽⁴⁴⁾。そこで、硬質相の体積率を増加させた結果、図10に示すように中炭素鋼(S45C)を3.6m接合してもツールはほとんど摩耗せず、初期開発合金に比べて1.5倍以上の長寿命化に成功している⁽⁴⁵⁾。Ir添加Ni基合金はCo基



FSW前後のCo基合金ツールの外観

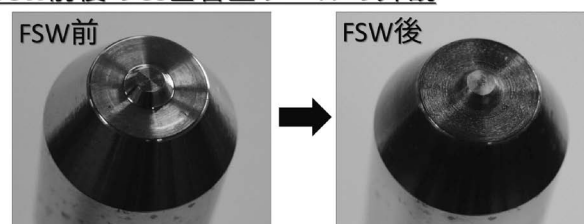


図9 Co基合金ツールで得られたTi-6Al-4V合金FSW継手の外観写真とFSW前後のツール外観変化。

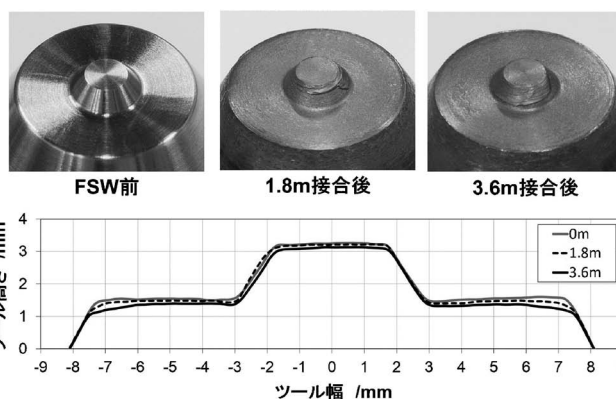


図10 硬質相のサイズと量を調整したCo基合金ツールのFSW前後の外観写真とツール断面形状プロファイル。

合金よりも高温強度に優れたツール材であり、プローブ長5mmでSUS304ステンレス鋼のFSWも可能であることを報告している⁽⁴⁶⁾。いずれもツール寿命の向上を目指して、ツール材の更なる組織制御が試みられている。

W基複合材料はWに種々のセラミック粒子を混合したものである。セラミック粒子の種類や混合量を調整して、高温強度を低下させることなく、靱性を向上させるとともに、接合ツール先端部の過熱を防止する目的で熱伝導率を向上させた。ツール表面にセラミック被膜をコーティングしてSUS304ステンレス鋼のFSWに用いた結果、プローブ長1.8mmのツールでは接合長20m以上、プローブ長3.8mmでは接合長12mを達成した。現在、このW基複合材料においても、混合する硬質粒子の種類や量、セラミック被膜の最適化を試みているところであり、実用上問題のないツール寿命と価格の実現を目指している。

FSW の基礎現象と接合ツール材料の開発状況について、これまでの著者らの成果を交えて解説した。十数年に渡る基礎研究を通して、FSW 現象についての理解はある程度深まってきたが、例えば材料の流動単位や導入ひずみ量などの実測は実験的アプローチが難しく、未解決のまま残されている。また、継手品質に影響する接合因子が多く、それらの影響度ははっきりしないため、公表された成果同士が結び付かない、実験結果とシミュレーション結果が一致しないといった状況が度々見られ、未だ学術的に成熟したとは言えない状況にある。今後も基礎現象の解明に向けた実験研究により、地道なデータ取得が必要と考える。

- (1) W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. G. Murch, P. Temple-Smith and C. J. Dawes: International Patent Application PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8, UK Patent Office, London, December 6, 1991.
- (2) 粉川博之ら: 特集「摩擦攪拌接合の基礎と応用」, 金属, **83**-3 (2013), 3-33.
- (3) 溶接学会編: 摩擦攪拌接合 —FSWのすべて—, 産報出版, (2006).
- (4) 松岡茂樹: 軽金属溶接, **51** (2013), 396-401.
- (5) 摩擦圧接協会編: 摩擦接合技術, 日刊工業新聞社, (2006).
- (6) R. W. Fonda, J. F. Bingert and K. J. Colligan: Scr. Mater., **51** (2004), 243-248.
- (7) P. B. Prangnell and C. P. Heason: Acta Mater., **53**(2005), 3179-3192.
- (8) S. Mironov, Y. S. Sato and H. Kokawa: Acta Mater., **56**(2008), 2602-2614.
- (9) U. F. H. R. Suhuddin, S. Mironov, Y. S. Sato and H. Kokawa: Mater. Sci. Eng. A, **527**(2010), 1962-1969.
- (10) S. Mironov, K. Inagaki, Y. S. Sato and H. Kokawa: Metall. Mater. Trans. A, **46A**(2015), 783-790.
- (11) U. F. H. R. Suhuddin, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa and C.-W. Lee: Acta Mater., **57**(209), 5406-5418.
- (12) S. Mironov, T. Onuma, Y. S. Sato and H. Kokawa: Acta Mater., (2015), in press.
- (13) S. Mironov, Y. S. Sato and H. Kokawa: Acta Mater., **57**(2009), 4519-4528.
- (14) S. Mironov, Y. S. Sato and H. Kokawa: Mater. Sci. Eng. A, **527**(2010), 7498-7504.
- (15) S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, H. Inoue and S. Tsuge: Acta Mater., **59**(2011), 5472-5481.
- (16) J. Jeon, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park and S. Hirano: Acta Mater., **59**(2011), 7439-7449.
- (17) J. Jeon, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park and S. Hirano: Acta Mater., **61**(2013), 3465-3472.
- (18) J. Jeon, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park and S. Hirano: Metall. Mater. Trans. A, **44A**(2013), 3157-3166.
- (19) S. Mironov, K. Inagaki, Y. S. Sato and H. Kokawa: Philos. Mag., **94**(2014), 3137-3148.
- (20) S. Mironov, K. Inagaki, Y. S. Sato and H. Kokawa: Philos. Mag., **95**(2015), 367-381.
- (21) K. Masaki, Y. S. Sato, M. Maeda and H. Kokawa: Scr. Mater., **58**(2008), 355-360.
- (22) Y. S. Sato, Y. Kurihara and H. Kokawa: Proc. 6th Intern. FSW Symp., St Sauveur, Canada, (2006), CD-ROM.
- (23) Y. S. Sato, H. Takauchi, S. H. C. Park and H. Kokawa: Mater. Sci. Eng. A, **405**(2005), 333-338.

- (24) T. L. Dickerson and J. Przydatek: Int. J. Fatigue, **25**(2003), 1399–1409.
- (25) C. Z. Zhou, X. Q. Yang and G. H. Luan: Mater. Sci. Eng. A, **418** (2006), 155–60.
- (26) C. Mandache, D. Levesque, L. Dobourg and P. Gougeon: Sci. Technol. Weld. Join., **12**(2012), 295–303.
- (27) Y. S. Sato, F. Yamashita, Y. Sugiura, S. H. C. Park and H. Kokawa: Scr. Mater., **50**(2004), 365–369.
- (28) K. Colligan: Weld. J., **78**(1999), 229s–237s.
- (29) A. P. Reynolds: Sci. Technol. Weld. Join., **5**(2000), 120–124.
- (30) T. U. Seidel and A. P. Reynolds: Metall. Mater. Trans. A, **32A** (2001), 2879–2884.
- (31) Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Ikeda, M. Enomoto, S. Jogan and T. Hashimoto: Metall. Mater. Trans. A, **32A**(2001), 941–948.
- (32) D. P. Field, T. W. Nelson, Y. Hovanski and K. V. Jata: Metall. Mater. Trans. A, **32A**(2001), 2869–2877.
- (33) S. H. C. Park, Y. S. Sato and H. Kokawa: Metall. Mater. Trans. A, **34A**(2003), 987–994.
- (34) S. Mironov, Y. Zhang, Y. S. Sato and H. Kokawa: Scr. Mater., **59**(2008), 27–30.
- (35) S. H. C. Park, Y. S. Sato and H. Kokawa: Scr. Mater., **49** (2003), 161–166.
- (36) Y. Morisada, H. Fujii, Y. Kawahito, K. Nakata and M. Tanaka: Scr. Mater., **65**(2011), 1085–1088.
- (37) 森貞好昭, 今泉拓也, 藤井英俊: 溶接学会論文集, **32** (2014), 31–37.
- (38) Y. Morisada, T. Imaizumi and H. Fujii: Scr. Mater., **106** (2015), 57–60.
- (39) C. D. Sorensen and T. W. Nelson: Friction Stir Welding and Processing, edited by R. S. Mishra and M. W. Mahoney, ASM International, Materials Park, OH, USA, (2007), 111–121.
- (40) 総合車両製作所 HP
(https://www.j-trec.co.jp/koukoku/toolcatalog06ol_2.pdf)
- (41) 東 靖子, 金野泰幸, 高杉隆幸: 溶接学会論文集, **28** (2010), 116–122.
- (42) T. Miyazawa, Y. Iwamoto, T. Maruko and H. Fujii: Sci. Technol. Weld. Join., **17**(2012), 213–218.
- (43) Y. S. Sato, M. Miyake, H. Kokawa, T. Omori, K. Ishida, S. Imano, S. H. C. Park and S. Hirano: Friction Stir Welding and Processing VI, TMS, (2011), 3–9.
- (44) Y. S. Sato, M. Miyake, H. Kokawa, T. Omori, K. Ishida, S. Imano, I. Sugimoto, S. H. C. Park and S. Hirano: Proc. 10th Int. FSW Symposium, Beijing, China, (2014), CD-ROM.
- (45) Y. S. Sato, M. Miyake, S. Susukida, H. Kokawa, T. Omori, K. Ishida, S. Imano, I. Sugimoto, S. H. C. Park and S. Hirano: Friction Stir Welding and Processing VIII, TMS, (2015), 39–46.
- (46) T. Nakazawa, Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Ishida, T. Omori, K. Tanaka and K. Sakairi: Friction Stir Welding and Processing VIII, TMS, (2015), 77–82.
- (47) 辻 あゆ里, 山崎繁一, 西 昇, 池ヶ谷明彦, 佐藤 裕, 薄田真一, 粉川博之, 伊石塚浩, 森口秀樹: 溶接学会全国大会概要集, **96**(2015), 62–63.



★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1997年 東北大学大学院工学研究科博士前期2年の
課程修了

1997年 東北大学助手(2007年から名称変更で助教)

2003年～2004年 米国ブリガムヤング大学博士研究員

2008年10月 現職

専門分野：溶接・接合工学

◎各種溶接・接合部の組織解析，諸特性の改善等に従
事．特に摩擦撚拌を用いた接合技術と組織改質法に
関する材料学的研究を中心に活動．

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

新規な多ホウ化合物熱電材料の探索

丸 山 恵 史*

1. はじめに

近年、エネルギーハーベスティング技術が注目されている。電気エネルギーを有効に且つ持続的に利用するためには、枯渇性資源に頼り切らず、身の回りにある資源から電気エネルギーを作り出すことが重要である。熱電変換技術は、熱エネルギーと電気エネルギーを変換する技術であり、熱があれば発電できることから、現在、精力的に研究が進められている⁽¹⁾。図1に一般的な π 型発電モジュールの動作原理を示す。p型およびn型伝導体である熱電材料を直列に接合し、一端を加熱すると、モジュール内に温度勾配が生じる。各キャリアが高温から低温側へ拡散し、材料内部で電位差が生じるため、発電することができる。

これまで著者らは、高温域においても作動可能な新規熱電材料の探索を行ってきた。ホウ素化合物はホウ素原子同士の共有結合によって構造が形成される。ホウ素含有量が多い多

ホウ素化合物は、ホウ素二十面体等の独特な構造を有したネットワーク構造を形成する。ネットワーク構造物質は、ネットワーク中に内包される金属原子の置換もしくは添加量の調整により、電気的性質の制御が可能である⁽²⁾。ホウ素系ネットワーク構造物質は、構造自体が有している高温安定性および化学的安定性に加え、元素置換もしくは元素添加を通じた電子材料としての機能を付加することにより、高温下等といった厳しい環境下においても使用できる機能性材料が創生可能であると考えられる。多ホウ素化合物は、炭化ホウ素等、高温域において優れた熱電性能を有する材料系もあり、p型の熱電材料として精力的に研究された⁽³⁾⁻⁽⁷⁾。対をなすn型伝導体について、金属ドーパ β -ボロンを中心に研究が行われ⁽⁸⁾⁽⁹⁾、近年ようやくintrinsicなn型伝導を示す多ホウ素化合物が見出された⁽¹⁰⁾。その後、n型伝導を示す多ホウ素化合物における研究が増加している⁽¹¹⁾⁻⁽¹³⁾。本稿では、これまで著者らが取り組んできたn型伝導である多ホウ素化合物熱電材料およびp型-n型制御に関する研究を紹介する。

2. 熱電変換材料とホウ素化合物

熱電発電の普及のためには、熱電発電デバイスの変換効率の向上、そのためには熱電変換素子自体、すなわち材料としての変換効率の向上が必要である。熱電変換材料の性能を表す指標として ZT がある。 ZT は電気抵抗率 ρ 、Seebeck係数 S 、熱伝導率 κ ならびに絶対温度 T を用いて

$$ZT = \frac{S^2}{\rho\kappa} T \quad (1)$$

と表わされる。ホウ素二十面体を含有する多ホウ素化合物は、軽元素であるホウ素によって構成されているにも関わらず、複雑且つ大きなユニットセルを有することから比較的熱伝導率が低い。電気抵抗率は、三次元可変領域ホッピング伝導が支配的であると考えられており、高温域において、低い電気抵抗率が期待できる。また、Seebeck係数も温度の上昇

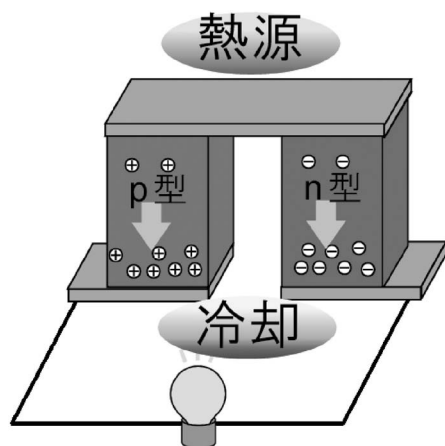


図1 π 型モジュールの模式図。

* 物質・材料研究機構国際ナノアーキテクトニクス研究拠点；ポスドク研究員(〒305-0044 つくば市並木 1-1)
Investigation of the Novel Boron Rich Compounds for Thermoelectrics; Satofumi Maruyama(MANA, NIMS, Tsukuba)
Keywords: thermoelectric, spark plasma sintering (SPS), Al flux, crystal structure, boride, Seebeck coefficient
2015年9月24日受理[doi:10.2320/materia.55.59]

に伴い増加していくことから、高温域において、優れた熱電性能が期待できる。ホウ素系ネットワーク構造の隙間に内包される金属原子は、イオン化し構造へ電子を与えると考えられている。従って、内包金属原子の増加は、ネットワーク構造への電子ドーピングへとつながり、 n 型伝導を有する多ホウ素化合物の探索指針となる。また、ネットワーク構造中の金属原子占有率の制御は、 p 型もしくは n 型伝導体への制御につながると考えられる。

3. $Y_xAl_yB_{14}$ と Al 原子占有率制御

ネットワーク構造中に内包される金属は、輸送特性に影響を与えると考えられている。本研究では、ホウ素二十面体を形成するホウ素化合物の中で、金属原子含有率の高い $Y_xAl_yB_{14}$ 型化合物に注目し、ネットワーク構造中に存在する金属原子占有率の制御とその熱電特性を調査してきた。 $Y_xAl_yB_{14}$ とその類似構造を有する Y_xB_{14} の結晶構造を図 2 に示す^{(14)–(16)}。いずれの化合物もホウ素二十面体ならびにホウ素原子によってホウ素原子ネットワーク構造が形成されている。Y 原子ならびに Al 原子はサイトを部分占有しており、化学組成は $Y_{0.62}Al_{0.71}B_{14}$ である。 B_{14} のホウ素ネットワーク構造部分はホウ素原子 12 個からなる二十面体と 2 つのホウ素原子である。多ホウ素化合物では、ホウ素二十面体を 2 個の電子が不足した状態と考える⁽¹⁷⁾。ホウ素の価電子数が 3 であることから、1 個電子が不足した状態と考えると、 B_{14} ネットワークは 4 個電子が不足した状態である。Y および Al は、ネットワーク構造中では 3 価のイオンとなり、ネットワークへ電子を供給し、その総価電子数は、 $3 \times (0.62 + 0.71) = 3.99$ と不足している電子数とほぼ一致している。 $Y_xAl_yB_{14}$ の他にも Al フラックス法を用いた $R_xAl_yB_{14}$ (R = 希土類元素) は、これまでに Korsukova らおよび Werheit らによって多くの単結晶試料の合成が報告されている^{(14) (18) (19)}。従来の Al フラックス法を用いて合成された $R_xAl_yB_{14}$ では、希土類金属原子ならびに Al 原子の占有率は固定され、その金属原子の総価電子数はほぼ 4 である。

多量の Al フラックスを用いた単結晶育成法では、組成の制御は難しく、また熱電性能測定に用いることが可能なサイズを合成するのも難しい。本研究では多量の多結晶試料の合

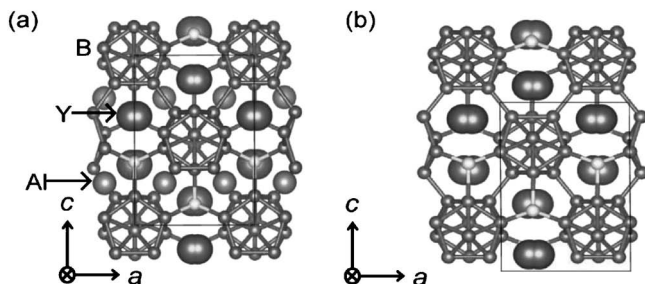


図 2 b 軸方向から投影した (a) $Y_xAl_yB_{14}$ ならびに (b) Y_xB_{14} の結晶構造。

成を第一に考え、試料を合成した。まず、試料の合成温度ならびに Al フラックスの仕込み量を変更し、試料の合成を行った。図 3 に真空中にて合成した $Y_xAl_yB_{14}$ における Y 原子および Al 原子占有率の合成温度依存性を示す。粉末 X 線回折パターンおよび Rietveld 解析結果より、構造の変化は見られず、また、Y 原子占有率に大きな違いは見られなかった。しかし、Al 原子占有率が合成温度の上昇に伴い減少した。比較的結合の弱い Al が構造から脱離し、加えて、真空中にてフラックス成分を蒸発しながら合成していたため、合成温度に対応して Al 原子占有率が減少したと考えられる。合成した Al 原子占有率の異なる $Y_xAl_yB_{14}$ 粉末は、その後、放電プラズマ焼結 (SPS) を用いてペレット化し、熱電特性を評価した。

4. $Y_xAl_yB_{14}$ の熱電特性と Al 原子占有率依存性

異なる Al 原子占有率を有する $Y_xAl_yB_{14}$ における電気抵抗率の温度依存性を図 4 (a) に示す。いずれの試料も温度の上昇に伴い、電気抵抗率が減少し、その挙動は Al 原子占有率によって異なる。Korsukova らにより、 $Y_xAl_yB_{14}$ の類似化合物である $ErAlB_{14}$ の低温における電気抵抗は、三次元可変領域ホッピング伝導に従うと報告されている⁽¹⁸⁾。三次元可変領域ホッピング伝導は式 (2) に示すように電気抵抗率の $T^{-1/4}$ 依存性がある^{(20) (21)}。

$$\rho \propto \exp [(T_0/T)^{1/4}] \quad (2)$$

$$k_B T_0 = \frac{18.1}{[D(E_F)\xi^3]} \quad (3)$$

式 (3) にあるように、 T_0 は Fermi 単位における状態密度 $D(E_F)$ ならびに局在長 ξ が寄与する。得られた電気抵抗率の測定結果をもとに $T^{-1/4}$ で電気抵抗率をプロットしたものを

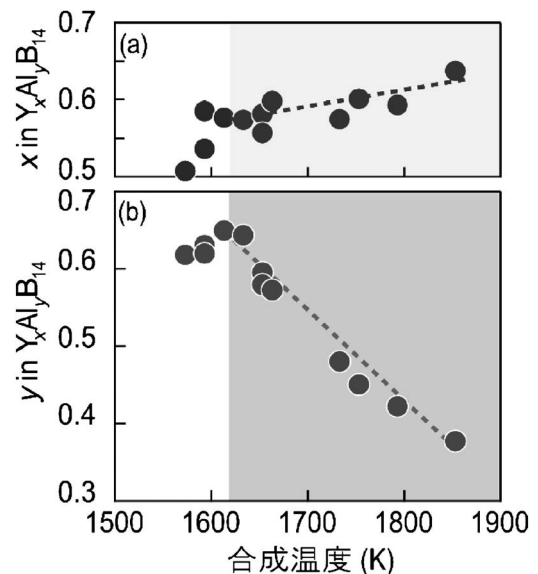


図 3 $Y_xAl_yB_{14}$ 結晶構造中における (a) Y 原子ならびに (b) Al 原子占有率の合成温度依存性。

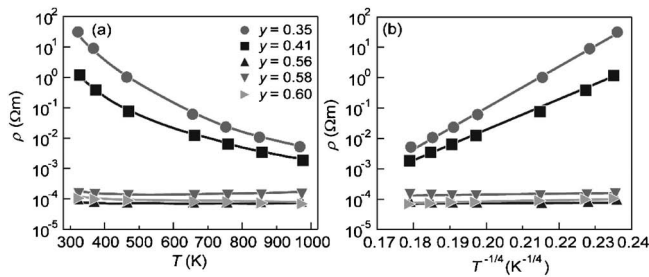


図4 異なるAl占有率を有する $Y_xAl_yB_{14}$ における電気抵抗率の(a)温度依存性ならびに(b) $T^{-1/4}$ 依存性.

表1 T_0 および低温比熱測定を通して算出した ξ のAl占有率依存性.

$Y_xAl_yB_{14}$	T_0 (K)	ξ (Å)
$y = 0.41$	$1.6(1) \times 10^8$	0.94(41)
$y = 0.60$	$2.5(6) \times 10^3$	34(23)

図4(b)に示す. Al原子占有率の異なる $Y_xAl_yB_{14}$ における電気抵抗率の温度依存性は $T^{-1/4}$ 依存性がある事を確認した. プロットの傾きである T_0 は, Al原子占有率の多い組成ではKorsukovaらの報告と同程度の値であったが, Alの減少に伴い, T_0 の値が急激に増加した. 低温比熱測定を行い, $D(E_F)$ を求め, 局在長さ ξ のAl占有率依存性を求めた. その結果を表1に記す. Al原子占有率の減少に伴い局在長 ξ は減少した. 局在長の減少はより乱れが強まったことを示唆している. Alが欠損している状態では, B_{14} ネットワーク構造が金属原子から受け取る価電子数が不足状態となり, 電荷中性のバランスが崩れる. それらを補うため, 粉末XRDパターン上では現れないほど僅かであるが, B_{14} ネットワーク構造中に格子欠陥もしくは対称性の低下といった構造中の乱れが生じ, 局在長が変化したと推察している.

Al原子占有率の異なる $Y_xAl_yB_{14}$ におけるSeebeck係数の温度依存性を図5に示す. Seebeck係数はAlが多い試料ではn型伝導であったのに対し, Al原子占有率の減少に伴い, p型伝導へと転移した. 同一の結晶構造を有する $Y_xAl_yB_{14}$ から, Al原子の占有率制御を通してp型もしくはn型伝導体へと作り分けが可能であることが判明した. ホウ素二十面体を含む多ホウ素化合物は元来p型伝導体であるが, 内包金属原子からの電子ドープ量が増加するにつれて, n型伝導体へと転移することが, 実験的に明らかになった. 即ち, 内包金属原子の占有率の制御により, p型もしくはn型伝導体への制御が可能であることが判明した. またSeebeck係数は, いずれの組成も1000 Kで200 μ V/K程度以上と良好な値を示した.

異なるAl原子占有率を有する $Y_xAl_yB_{14}$ における熱伝導率の温度依存性を図6(a)に示す. 熱伝導率は温度の上昇に伴い減少し, その温度依存性から, 格子による伝導が主であると推察できる. 図中 $y = 0.35$ における試料の相対密度は70%

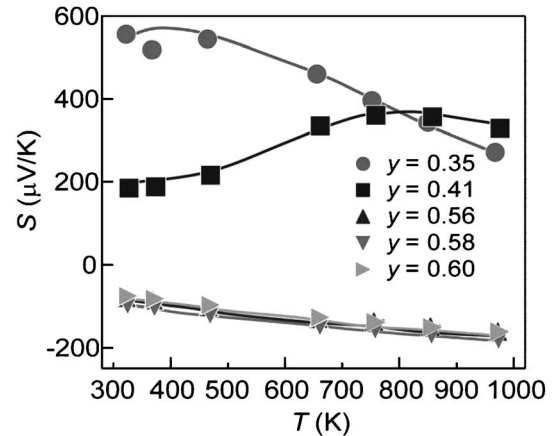


図5 Al原子占有率の異なる $Y_xAl_yB_{14}$ におけるSeebeck係数の温度依存性.

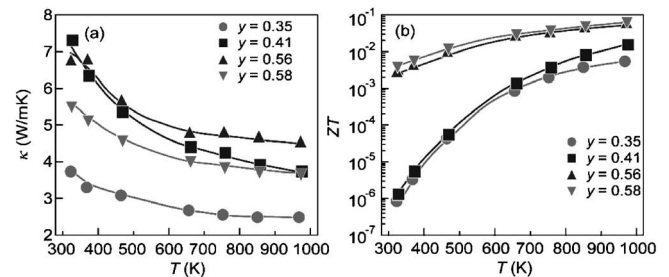


図6 Al原子占有率の異なる $Y_xAl_yB_{14}$ における(a)熱伝導率および(b)性能指数 ZT の温度依存性.

程度であり, 他の試料と比較すると15%程度低い. 同程度の試料密度である $y = 0.41 \sim y = 0.58$ の試料と比較した場合, 熱伝導率は, 電気抵抗率およびSeebeck係数とは異なり, Al占有率依存性が大きく見られなかった. これは $Y_xAl_yB_{14}$ の熱伝導率は, ホウ素原子によるネットワーク構造の寄与が大きいと考えられる. Al原子占有率の変化に関わらず, B_{14} ネットワーク構造は大きく変化しなかったため, Al原子占有率による依存性が見られなかったと推察される.

測定した電気抵抗率, Seebeck係数および熱伝導率の値から性能指数 ZT の値を算出した. その結果を図6(b)に示す. 最大値はp型伝導体では $y = 0.41$ の試料において $ZT = 0.017$, n型伝導体では, $ZT = 0.06$ 程度の値であった. ZT は依然低い値ではあるが, すべての試料において, 温度の上昇に伴い急激に増加しており, 測定温度域より高温域において, さらに高い性能指数が期待できる. また, 今回測定した $Y_xAl_yB_{14}$ は試料元来の値である. 試料のコンポジット化, ドーピングおよび組織制御等, 熱電性能向上の余地があり, 現在, 高性能化に向けて取り組んでいる.

5. 性能向上に向けて

多ホウ化合物は難焼結性を有していることが多く, Alフラックス法で作製した $Y_xAl_yB_{14}$ 成形体も, SPSを用いて焼結

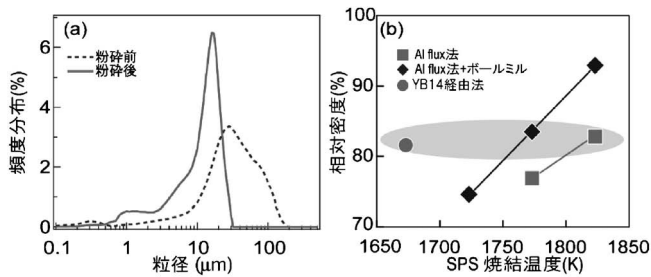


図7 (a)ボールミル前後における粒度分布の変化および(b) SPS 後における焼結密度の焼結温度依存性.

しているにもかかわらず、試料密度は低く、緻密な試料は得られなかった。 $Y_xAl_yB_{14}$ の課題として第一に試料密度の向上が挙げられる。その解決に向けての取り組みを述べたい。緻密な試料を得るために、試料粒子径の微細化もしくは焼結助剤を用いた SPS 焼結という二種類の手法を用いた。粒子径を微細化するために、ボールミルを用いた機械的粉碎と SPS による試料成形、また合成法を変更し、試料合成時の粒成長を抑えるという二つの手法に取り組んでいる。

ボールミルを用いて30分間、200 rpm で粉碎した試料の粒度分布を図7(a)に示す。ボールミル前と比較して、平均粒子径が減少し、分布もシャープになっている。さらなる粉碎を試みるため、時間、回転数を増加したが、いずれもボールもしくはポットからのコンタミネーション(Si_3N_4)が発生した。多ホウ素化合物は高硬度を有しており、機械的粉碎法ではコンタミネーションの発生が避けられない。それ故、 $Y_xAl_yB_{14}$ において、機械的粉碎により粒径の減少を図るのは、熱電材料への応用としては好ましくない。そこで、粒径の減少を図るために、合成法を変更し $Y_xAl_yB_{14}$ の作製を試みた。フラックス法では粒成長が起きやすいため、まずは目的である $Y_xAl_yB_{14}$ と同様のホウ素ネットワーク構造を有する Y_xB_{14} をホウ素熱還元法にて合成し、後から Al を加えることで試料を合成した。 Y_xB_{14} 合成時にホウ素ネットワーク構造は既に構成されたため、Al フラックス法より低温で $Y_xAl_yB_{14}$ を得ることに成功した。

試料密度の SPS 焼結温度依存性を図7(b)に示す。ボールミルを施した試料は、原料試料の微細化により試料密度の増加がみられた。また、 Y_xB_{14} を経由して作製した $Y_xAl_yB_{14}$ は他の試料と比較し、低い焼結温度にもかかわらず Al フラックス法と同程度の試料密度を有した。SPS 後の SEM 画像を図8に示す。Al フラックス法で作製し SPS 焼結した試料は、およそ $20\mu m$ から $30\mu m$ の粒径であるのに対し、 Y_xB_{14} から合成した試料は凝集がみられたものの $5\mu m$ 程度の粒径であった。合成法の変更により、 $Y_xAl_yB_{14}$ 粒子径が減少したため、低温でも焼結が進行したと思われる。

Y_xB_{14} を経由して作製した $Y_xAl_yB_{14}$ の熱伝導率および性能指数 ZT の温度依存性を図9に示す。試料密度は同程度であるにもかかわらず、熱伝導率は測定した温度域において $1 W/mK$ 程度減少した。SEM 画像で示したように、粒径の減少による粒界の増加により、熱伝導率が低減したと考えら

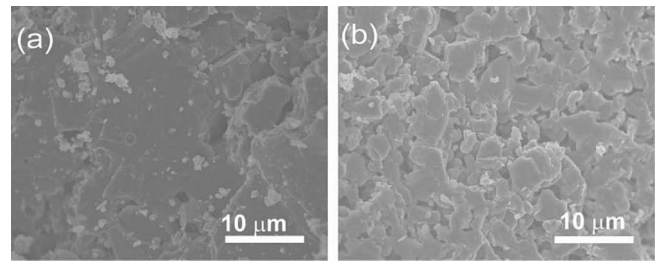


図8 (a) Al フラックス法および(b) Y_xB_{14} を経由して合成した $Y_xAl_yB_{14}$ 試料における SPS 後の SEM 画像.

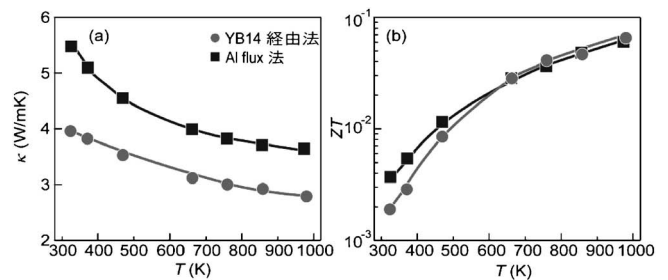


図9 Y_xB_{14} を経由して作製した $Y_xAl_yB_{14}$ の(a)熱伝導率および(b)性能指数 ZT の温度依存性.

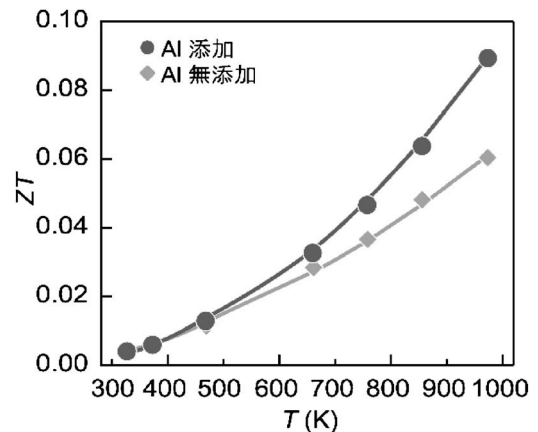


図10 焼結助剤として Al を添加し SPS 焼結した $Y_xAl_yB_{14}$ における性能指数 ZT の温度依存性.

れる。粒界の増加に伴い電気抵抗率が増加したため、性能指数 ZT は高温域においてわずかに増加したのみであった。今回、合成法を変更した結果、粒子径の減少を達成し、緻密化への糸口を掴むことができた。さらに微細で良質な粒子を得ることができれば、更なる性能向上へとつながると考えている。

焼結助剤として Al を加えて SPS 焼結した試料の性能指数 ZT を図10に示す。SPS 焼結温度より融点の低い Al を助剤として 5 mass% 加えたことで、SPS 後の試料密度が大幅に増加した。電気抵抗率が $3.1 \sim 3.5 \times 10^{-5} \Omega m$ 程度の値となり、助剤を加えていない試料と比較し、大きく低下した。XRD パターンならびに Rietveld 解析結果より、結晶構造中

今回紹介致しました研究を遂行するにあたり、物質・材料研究機構 森孝雄グループリーダーには博士課程時より多くのご指導ならびにご鞭撻を頂きました。東北大学 梶谷剛名誉教授、宮崎譲教授、林慶准教授、高松智寿助教には多くのご助言を頂きました。本実験を遂行するにあたり、物質・材料研究機構 西村聡之主席研究員に SEM ならびに粒度分布測定のご支援を頂きました。深く御礼申し上げます。今回、執筆の機会を与えて下さいました東北大学 山田高広准教授に深く感謝いたします。

- (2) K. A. Gschneidner Jr., J. -C. Bunzli and V. Pecharsky: Handbook on the Physics and Chemistry of Rare-earths, **38**, North-Holland, Amsterdam, (2008), 105-173.
- (3) C. Wood and D. Emin: Phys. Rev. B, **29**(1984), 4582-4587.
- (4) M. Bouchacourt and F. Thevenot: J. Mater. Sci., **20**(1985), 1237-1247.
- (5) 後藤 孝: 金属, **68**(1998), 1086-1092.
- (6) T. Mori: J. Appl. Phys., **97**(2005), 093703.
- (7) T. Mori, D. Berthebaud, T. Nishimura, A. Nomura, T. Shishido and K. Nakajima: Dalton Trans., **39**(2010), 1027-1030.
- (8) T. Nakayama, J. Shimizu and K. Kimura: J. Solid State Chem., **154**(2000), 13-19.
- (9) H. Kim and K. Kimura: Mater. Trans., **52**(2011), 41-48.
- (10) T. Mori and T. Nishimura: J. Solid State Chem., **179**(2006), 2908-2915.
- (11) T. Mori, T. Nishimura, W. Schnelle, U. Burkhardt and Y. Grin: Dalton Trans., **43**(2014), 15048-15054.
- (12) S. Maruyama, Y. Miyazaki, K. Hayashi, T. Kajitani and T. Mori: Appl. Phys. Lett., **101**(2012), 152101.
- (13) S. Miura, H. Sasaki, K. Takagi and T. Fujima: J. Phys. Chem. Solids, **75**(2014), 951-953.
- (14) M. M. Korsukova, T. Lundstrom, L.-E. Tergenius and V. N. Gurin: J. Alloys Compd., **187**(1992), 39-48.
- (15) T. Tanaka, S. Okada, Y. Yu and Y. Ishizawa: J. Solid State Chem., **133**(1997), 122-124.
- (16) T. Mori, F. Zhang and T. Tanaka: J. Phys.: Condens. Matter, **13**(2001), L423-L430.
- (17) D. W. Bullett: J. Phys. C, **15**(1982), 415-426.
- (18) M. M. Korsukova, V. N. Gurin, Y. B. Kuzma, N. F. Chaban, S. I. Chykhrii, V. V. Moshchalkov, N. B. Brandt, A. A. Gippius and K. K. Nyan: Phys. Status Solidi A, **114**(1989), 265-272.
- (19) H. Werheit, U. Kuhlmann, G. Krach, I. Higashi, T. Lundstrom and Y. Yu: J. Alloys Compd., **202**(1993), 269-281.
- (20) A. L. Efros and M. Pollak: Electron-Electron Interactions in Disordered Systems, North-Holland, Amsterdam, (1985).
- (21) N. F. Mott: I. Non-Cryst. Solids, **1**(1968), 1-17.

丸山恵史

伴侶動物用カスタムメイド骨プレートの開発

井上 貴之^{*1)} 石坂 春彦^{*2)} 中島 義雄^{*3)}
佐々井浩志^{**} 中野 貴由^{***}

1. はじめに

高齢化社会の到来や核家族化が進み、家族単位における構成人数が減少している現在では、QOL(Quality of Life)向上やその充実を求めるため、急速に伴侶動物の存在意義が高まりつつある。このような社会状況において、伴侶動物に対し、家族同様またはそれ以上の特別な感情を抱くのはごく自然な流れである。実際に、現在犬と猫だけで国内で約2000万頭が飼育されており(2014年度、一般社団法人ペットフード協会調査)、15歳以下の人間の子供人口を上回っており、その数はさらに増加の一途をたどるとともに、それ以外のウサギ、鳥、ハムスターなどの齧歯類の飼育数の伸びも著しい。

こうした伴侶動物も人間社会で暮らす中で、飼い主の不注意による落下等による不慮の事故、交通事故、さらにはペットフードの改良による高齢化が骨折をしばしば引き起こし、その治療が必要となる。治療にも人間と同程度の質が求められる時代となり、骨折治療には人間と同様に、骨折部を整復し骨プレートとスクリューで骨片を固定する内固定術が行われている⁽¹⁾。こうした治療に使用されるプレートは、既定のストレート形状に規則的なスクリュー孔を有するプレートが一般的である。しかし、獣医師が扱う動物のバリエーションは極めて多様性に富み、体重換算では1000倍も異なる。例えば犬を例に挙げると、犬種、年齢、疾患状態によりその体格や骨形状の違いは人間を大きく上回る。既製品プレートでは長さやスクリュー孔のバリエーションは極めて限定され、

人間以上に多様な骨格や骨形状と合致させるのは難しく、術中にプレートに曲げ加工を加えて使用するか、または治療を断念する場合もしばしばであり、断脚に至るケースさえ起こる。仮に治療可能であった場合でさえも、スクリュー孔の位置と骨片の位置関係が一致せず、十分な整復と骨片固定ができず治癒効果が得られないことも多い。これは、術中の獣医師、治療の必要な伴侶動物にとっては大きなストレス要因であり、また伴侶動物の家族にとっては残念な結果となる。

そこで、本稿では既存プレートではこれまで実現できていない伴侶動物に対する質の高い骨折治療を目指して、人間より多種多様な骨形態に適合するカスタムメイドプレートを新規に開発したので報告する。

2. 要 求 事 項

健全な骨は軟部組織を支持し、さらに保護するための骨組みとして働き、四肢の機械的運動を可能としている。しかし、骨折の発生により骨の連続性が失われ、異常部位での可動により力学的支持機能を喪失し、痛みを生じる。そこで、内固定材であるプレートの機能は、外科的手術により早期に骨の力学的支持機能を回復させることにある。結果として、伴侶動物は痛みを伴わない可動性を取り戻し、関節機能障害や四肢切断などの機能障害を避けることができる。

現状の伴侶動物の骨折治療では、獣医師は経験と勘により術中に正常骨をイメージして骨片の整復を行いながらプレートを選択し、場合によってはプレートに術中加工を施して治療を行っている。こうした治療方法では、正常な骨アライメント(骨片の配列や並び)を正確に再現するのは難しい。また、プレートによる過度な安定的固定は骨折治療過程では良好に機能するが、治癒後は弾性率の高いプレートに優先的に荷重が分担され、骨量が減少する現象(応力遮蔽, Stress shielding)を生じさせる。そこで、伴侶動物の治療で理想的なプレートとは、以下の要求事項をすべて満足する必要がある。

(1) 種(例えば犬ではチワワやトイプードルなど)や年齢によ

* 帝人ナカシマメディカル株式会社; 1)主任研究員 2)取締役
3)代表取締役会長

** 北須磨動物病院; 病院長

*** 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 教授
Development of Customized Bone Plate for Companion Animal; Takayuki Inoue*, Haruhiko Ishizaka*, Yoshio Nakashima*, Hiroshi Sasai** and Takayoshi Nakano***
(*TEIJIN NAKASHIMA MEDICAL Co., Ltd. **Kitasuma Animal Hospital. ***Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University)
2015年10月29日受理[doi:10.2320/materia.55.64]

る体格や骨形状へのプレート形状適合性

- (2) 様々な骨折位置(関節部, 骨幹部, 椎体部)や骨折形態(単純骨折や複雑骨折)の修復に対応できるスクリー孔位置
- (3) 骨折による支持機能喪失を補い, かつ骨折治癒を阻害しない適度なプレート強度と剛性⁽²⁾

これらの要求事項は, 単純幾何形状の既存プレートによる対応は困難であり, 個別症例ごとのカスタムメイド設計・製造による骨折治療用プレートが解法であると考えられる。(1)~(3)は主に形状の要素であるが, プレートの成否に最も大きく関わる(3)に関しては強く金属材料学的要素を加味する。

3. カスタムメイド設計・製造プロセス

伴侶動物の体格や骨形状を個別に把握するには, 人間と同様に医用画像による間接計測法が有効である。近年, 動物用 μ CT(最大分解能 10 μ m)が開発されており, 小型犬やウサギ等の小動物の骨格に対しても, 十分な解像度で画像取得できるようになっている。そこで, 取得した μ CT画像群を再構成して, コンピュータ上での仮想空間にて対象骨の三次元骨 CAD (Computer Aided Design) モデルを構築する。次に, 仮想空間で三次元化された骨片モデルに対し正常骨アライメントを目標として修復し, 骨片を固定できるようにプレートを半自動的に設計可能なシステムの新規構築も行った。この際, 例えば四肢であれば患側と健側は対象形状であると想定し, 健側の骨アライメントとなるように患側の骨片を配置して修復する。また, 図1に示すようにスクリー孔はスクリーで骨片を固定できる位置に配置し, 骨表面に沿うようにプレート外形および断面形状を決定する。この際に, プレート剛性が過度に高くないように, 体格に応じて骨折架橋部のプレート厚みを最適化する。

次に製造方法であるが, 従来法では設計 CAD データに基づき, CAM (Computer Aided Machining) 処理をして工具経路を生成し, 金属板材料から機械加工による除去加工を行っている。また, シンプルな形状のプレートに対しては, 鍛造や抜き加工による大量生産が行われる。これらの製造方法はコストを低減でき大量生産が可能であるという利点があるものの, カスタムメイド製品のような一品生産では個別に CAM 処理や金型等が必要となり逆にコスト高となる。そこで, 近年注目されている AM (Additive Manufacturing) による三次元金属積層造形を採用した。金属材料は, 生体親和性が高く人間での使用実績のある Ti-6Al-4V 合金を採用し, AM 技術により仮想空間の設計 CAD データから三次元金属積層造形法によりカスタムメイドプレート形状を創製して実体化を可能とした(図2)。金属積層造形法としては, レーザ焼結造形法(SLS: Selective Laser Sintering)と電子ビーム積層造形法(EBM: Electron beam melting)が主流であるが, 本開発では納期短縮化のため造形が速い EBM 法を採用した。EBM 法による造形体は, 形状精度に加えて表面性状($R_a < 30 \mu\text{m}$)も内固定材として十分であり, 造形後はブラスト処理による仕上げ($R_a < 5 \mu\text{m}$)のみで製品化できる短納期製造法である。

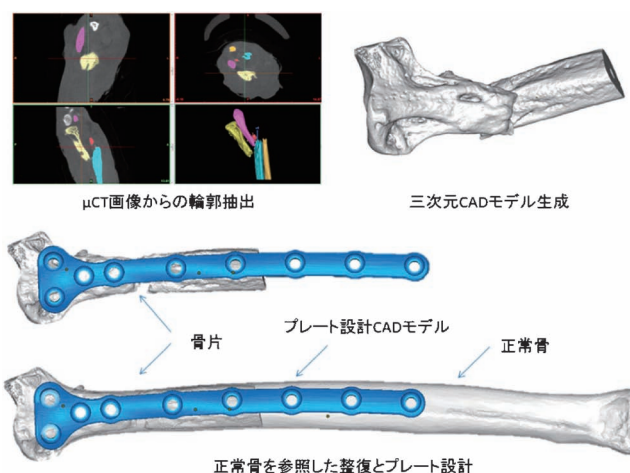


図1 カスタムメイド骨プレート設計概要。



図2 三次元積層造形による実体化。

4. カスタムメイドプレートの金属材料特性

一般的に骨折治癒には数カ月を要するため, その間体内に内固定材を安全に留置させるには材料自体の生体親和性が求められる。加えて, 骨折治癒中に伴侶動物の安静を保つのは困難であり, 関節可動と日常的活動に起因する変動荷重に対して正常骨のような支持機能をプレートで代替させるには, 材料学的要素である金属疲労特性などの機械的性質も重要となる。

本開発では, 初期粉末に ASTM F2924 規格の粉末を採用することで, 造形体組成は ASTM F1108 の材料規格に適合しており, オステオインテグレーションを導くための生体親和性は十分に確保されている。さらに, 粉末を複数回使用しても上記規格に適合するように, 使用粉末の酸素などの微量元素量を管理, 制御しており, 製品の品質管理に加え, 生産性やコスト低減を図っている。

EBM による金属積層造形体はラス状の緻密な $\alpha + \beta$ 相粒から構成され, 静的引張強度は ASTM F1108 で規定される 860 MPa, 伸び 8% 以上を有しており, casting 材と鍛造材の中間的な機械的性質が得られる。疲労強度は, 応力比 0.1 で試験した結果, 図3に示すように 550 MPa 以上であり, 生体用 Ti-6Al-4V 合金 casting 材⁽³⁾を大幅に上回る機械的特性を有

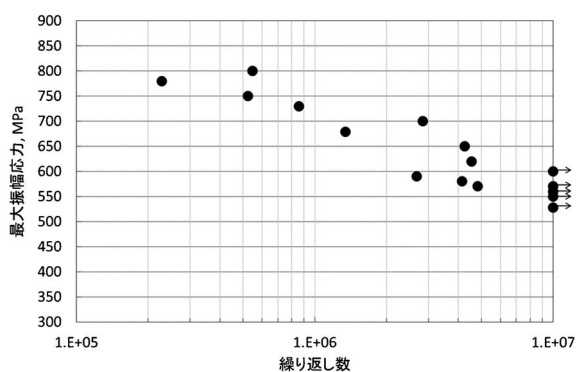


図3 Ti-6Al-4V 合金造形体の S-N 曲線.

していることを確認した。これらの疲労特性データと、適用動物の体重を考慮した FEM (Finite Element Analysis) により、治癒期間に体内で安定的に支持機能を代替するためのプレート強度を確保するための幅や厚みといった限界代表寸法が決定できる。造形体自体が優れた疲労強度を有することは、限界代表寸法以上の寸法を採用して骨折架橋部の剛性制御にも繋がるため、特に前記要求事項 2.(3) を考慮する上で重要である。

5. 適用例

カスタムメイドプレートの適用例を図 4 に示す。犬の前肢の骨幹部骨折に対して本開発のプレートを適用した。本症例は、高齢による骨密度低下が骨折をもたらしたと想定され、スクリュー孔配置として骨密度の高い領域を採用した。プレート適用後の結果は極めて良好であり、従来の規定形状プレートでは治療困難であった症例への適用を実現した。

6. 特許および商標

本製品開発に関わる特許ならびに商標の登録は以下の通りである。

特許第 4802277 号 (2011 年 8 月 12 日登録) (国際出願番号 PCT/JP2010/067146, US/EP/China/Singapore) 「衝撃吸収構造体およびその製造方法」, 特開 2013-094390 「構造体の製造方法および構造体」, 特願 2014-067298 「単結晶の製造方法」, 登録第 5777527 号 (2015 年 7 月 10 日文字商標登録) 「デライトアセスメント」, 登録第 5801314 号 (2015 年 10 月 23 日ロゴ商標登録) 「デライトアセスメント」



図4 カスタムメイドプレートによる治療例.

7. 今後の展望

本開発のカスタムメイドプレートでは、獣医師はプレート形状に沿うように骨片を整復するだけで正常骨アライメントが容易に再現できるため、従来のプレートより簡素な手術でかつ精度を上げた骨修復を実現する。加えて、従来技術では治療困難であった骨折症例の治療も可能となることから、獣医師、伴侶動物およびその家族の喜びに繋がる「デライト」技術ともいえる。

さらに、元来骨構造は異方性を有しており、形状最適化に加えてプレート自体に同様の異方性を持たせることで、骨折部の支持機能強化と骨萎縮抑制を同時に実現できると考えている。我々のグループでは、材料異方性を制御する手法として既に海外も含め複数の特許出願 (6 項参照) を行っており、こうした技術のカスタムメイドプレートにも活用予定である。これによって、従来は骨折治癒後に抜釘が必要な症例でも、抜釘を要しないプレートが実現できると考えられ、伴侶動物およびその家族のさらなるデライト、さらにはヒト医療への拡張にも繋がるものと考えている。

本開発の一部は、総合科学技術・イノベーション会議による内閣府主導の SIP (戦略的イノベーション創造プログラム) 「革新的設計生産技術 (佐々木直哉 PD)」 (管理法人: NEDO) によって実施されたものである。

文献

- (1) T. D. Braden and W. O. Brinker: J. Am. Vet. Med. Assoc., **162** (1973), 642-646.
- (2) P. R Thomas, G. M Christopher and E. B Richard: AO 骨折治療 第 2 版, 医学書院, (2010), 8-21.
- (3) M. Niinomi (Ed.): Metals for biomedical devices., Woodhead publishing, (2010), 124.

強度と導電性に優れた車載端子用 固溶型銅合金「MSP[®]5」の開発

伊藤 優樹¹⁾ 牧 一誠²⁾ 小林 敬成³⁾* 小池 慎也⁴⁾*

1. 緒 言

近年、自動車のエレクトロニクス技術の高度化に伴う、車載用電子・電気機器の多機能化、高性能化の進展により、コネクタにもより一層の小型化、薄型化、多極化、軽量化が求められている。そのため、コネクタに使われる車載端子も小型化、軽量化の要求が大きくなり、車載端子用銅合金板には更なる薄肉化のための高強度、高導電性のニーズが高まっている。さらに、高温環境下でも確実に電気信号を送るために、オス型端子とメス型端子間の嵌合接合力を保つ高い信頼性が必要であり、その指標である耐応力緩和特性に優れた銅合金が求められている。また、小型端子を作製する際に、厳しく複雑な曲げ加工を施すため、銅合金板の曲げ加工性も重要となる。すなわち、車載端子の小型化、軽量化に伴い、高強度、高導電性でありながら、耐応力緩和特性と曲げ加工性に優れた銅合金の開発が望まれている。

2. 車載端子用銅合金の開発課題

従来、車載用小型端子の材料には、強度、導電性、耐応力緩和特性に優れた Cu-Ni-Si 系合金(コルソン合金)に代表される析出強化型銅合金が採用されてきた。しかしながら、析出強化型銅合金は、端子への成形(特に箱形成形)時に割れが生じやすいなど曲げ加工性に課題がある。さらに、微細析出物を生成させるために、高価あるいは環境負荷の高い元素(Be, Ni, Co 等)を用いて、多工程からなる複雑な加工熱処理を施す必要があり、コスト面、環境面での問題も抱えている。一方、端子用材料としては、曲げ加工性に優れているりん青銅や黄銅といった固溶強化型銅合金もあるが、従来の固溶強化型銅合金では、固溶元素の添加により機械的強度が向

上する一方、導電率の大幅な低下は避けられず、強度と導電性の両立という要求に対応できていなかった⁽¹⁾。さらに、従来の固溶強化型銅合金は、耐応力緩和特性が低い傾向にあるため、特に車載用小型端子での利用は限定的であった。すなわち、固溶強化型銅合金では高強度と高導電性の両立および耐応力緩和特性の大幅な向上は難しいとされ、車載端子の小型化、軽量化に適した新規銅合金を開発する際に、固溶強化という合金設計手法に関心が払われた事はほとんどなかった。

3. 本合金の開発コンセプト

我々は、合金設計手法として過飽和固溶現象を利用した固溶強化に着目し、その合金元素として有効原子半径が大きい⁽²⁾、抵抗増加が小さい⁽³⁾、再結晶温度の増加が大きい、原子量が小さい、豊富な埋蔵資源であるという特徴を有する Mg の活用を図った⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。その結果、Mg を過飽和に固溶させ加工硬化させた銅合金が、高強度⁽⁴⁾⁽⁶⁾、高導電性⁽⁴⁾⁽⁶⁾、優れた耐応力緩和特性と曲げ加工性⁽⁵⁾、低比重⁽⁴⁾を有している事を見出し、特殊な製造工程や環境負荷の高いまたは高価な合金元素を用いることなく優れた特性を発揮する、軽量の Cu-高濃度 Mg 固溶強化型合金「MSP[®]5」の開発に成功した。MSP5 の組成と諸特性を表 1 に示す。MSP5 は固溶強化型銅合金でありながら、強度、導電性、耐応力緩和特性において、コルソン合金等の析出強化型銅合金と比べても全く遜色がない。その上、端子への成形性に優れており、箱形への曲げ加工で割れや破断が生じにくく、特に車載用小型端子の材料に適している。以下にその特徴を記述する。

表 1 MSP5 の組成と諸特性ならびに他合金との特性比較。

組成		質別	特 性			
	Mg (mass%)		0.2%耐力 (MPa)	引張強度 (MPa)	導電率 (%IACS)	密度 (g/cm³)
MSP5	1.6	EH	660	709	42	8.54
		SH	734	775		
りん青銅(C52100)	—		680	771	12	8.95
コルソン合金	—		686	735	40	8.87

* 三菱マテリアル株式会社 中央研究所 金属材料研究部：
1) 研究員 2) 主任研究員

** 三菱伸銅株式会社 技術部：3) 副主任 4) 主任
Development of MSP5, a High Strength and High Electrical Conductive Solid-solution Copper alloy for Automotive Terminal; Yuki Ito, Kazunari Maki, Takanori Kobayashi and Shinya Koike (*Mitsubishi Materials Corporation, Central Research Institute. **Mitsubishi Shindoh Co., Ltd.)
2015年10月30日受理[doi:10.2320/materia.55.67]

4. 本合金の特徴

(1) 耐力と導電率

車載端子においてどれだけ高い接触圧力が得られるかを示す性能指標としては、圧延方向と直角をなす方向(Transverse Direction, TD)の0.2%耐力(以下、耐力)が用いられる。図1に、各銅合金の耐力と導電率の関係を示す。図1から分かるように、Cu-Zn合金やりん青銅に代表される従来の固溶強化型銅合金には、耐力600 MPa以上、導電率30%IACS以上のものはなかった。従来、この高強度・高導電率の特性域が必要な場合、コルソン合金や低ベリリウム銅に代表される析出強化型銅合金が用いられてきた。ここで特筆すべきは、固溶強化型のMSP5が、析出強化型銅合金のみが有していた高強度・高導電率の特性を発現している事である。MSP5は、耐力が同等のりん青銅のC52100と比較して、3.4倍の導電率を有している。Cu-Zn合金のC26800と比較して、耐力は200-280 MPa高く、導電率は1.6倍である。

(2) 耐力緩和特性

図2に、各銅合金の150℃における残留応力率の測定結果を示した。残留応力率とは、試験片に弾性範囲内の負荷(TDの耐力に対し80%の負荷)をかけて所定時間保持した時の、残存ばね保持力の初期ばね保持力に対する割合である。この値が100%に近いほど耐力緩和特性が優れており、車載端子用銅合金では、150℃、1000時間後に80%以上を求められる事が多い。図2に示される通り、固溶強化型銅合金であるりん青銅やCu-Zn合金は残留応力率が短時間で低下するため、車載端子での利用は限定的であった。一方、MSP5は、従来の固溶強化型銅合金には見られなかった、非常に優れた耐力緩和特性を発現している。50時間後に、りん青銅のC52100は82%、Cu-Zn合金のC26800は45%まで劣化するのに対し、MSP5は94%とほとんど低下していない。1000時間後では、C52100は51%、C26800は26%まで劣化しているが、MSP5は85%と十分な耐力を維持できている。耐力緩和特性の高さを特長とするコルソン合金や低ベリリウム銅といった析出強化型銅合金と比較して

も、MSP5は同等以上の非常に優れた耐力緩和特性を発揮している。溶質原子と母相原子との半径比および溶質濃度が高いほど、コトレル雰囲気による転位の易動度が低下し、耐力緩和特性が向上する⁽⁷⁾。これから、MSP5は、有効原子半径が銅の約1.15倍⁽²⁾と大きいMgを過飽和に固溶しているため、優れた耐力緩和特性を有していると言える。

車載端子は高温環境下で用いられる場合が多く、初期の接触圧力よりも、高温保持後の接触圧力の方が重視される。初期耐力に、150℃で1000時間後の残留応力率を掛けた値を残留耐力と定義し、高温保持後にどれだけ高い接触圧力が得られるかを示す性能指標とした。その残留耐力と導電率の関係を図3に示す。

図1の初期耐力と導電率の関数と図3を比較すると、従来の固溶強化型銅合金と析出強化型銅合金の特性バランスの差異はさらに大きくなっている。MSP5は、優れた耐力-導電率バランスと耐力緩和特性の両方を有しており、固溶強化型銅合金でありながら析出強化型銅合金に比べても全く遜色がない残留耐力-導電率バランスを示している事は注目に値する。また、MSP5と従来の固溶強化型銅合金の残留耐力-導電率バランスを比較すると、MSP5は、りん青銅のC52100に対し残留耐力が210-240 MPa高く、3.4倍の導電率を有し、Cu-Zn合金のC26800に対しては残留耐力が440-470 MPa高く、導電率は1.6倍である。これから、MSP5

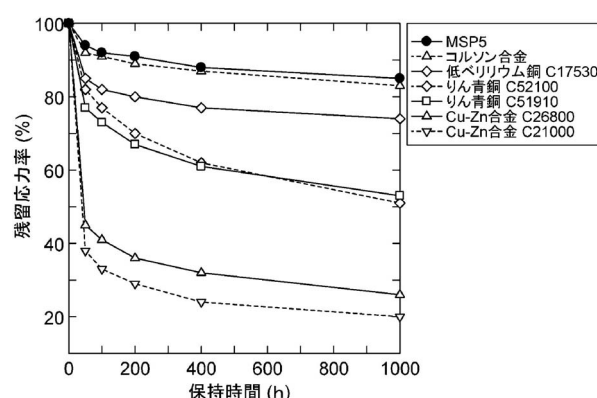


図2 各銅合金の残留応力率の時間依存性(150℃, TD, 厚さ: 0.15 mm)。

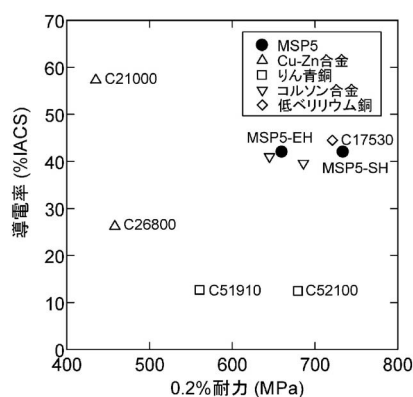


図1 各銅合金の耐力(TD)と導電率の関係(厚さ: 0.15 mm)。

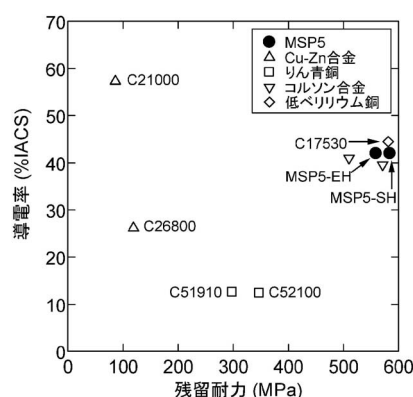


図3 各銅合金の残留耐力(TD)と導電率の関係(厚さ: 0.15 mm)。

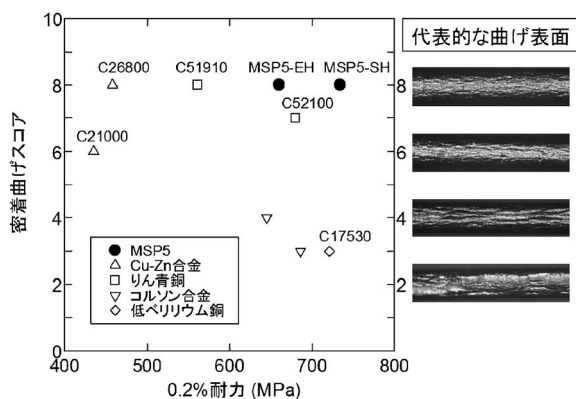


図4 密着曲げスコアと密着曲げ表面の関係、各銅合金の耐力(TD)と密着曲げスコアの関係(厚さ: 0.15 mm)。

は、従来の固溶強化型銅合金と比較し、卓越した残留耐力・導電率バランスを発現していると言える。

(3) 曲げ加工性

図4に各銅合金の密着曲げスコアと耐力の関係を示す。密着曲げスコアとは曲げ軸が圧延方向に垂直となる様に密着曲げを行った際の曲げ部表面の状態を1~10(1:劣, 10:優)で類別した値であり、5以下の場合に明瞭なクラックが観察される。図4から分かるように、固溶強化型銅合金であるりん青銅やCu-Zn合金は、曲げ加工性が非常に優れている。MSP5も同様に優れた曲げ加工性を示しており、図5に示したMSP5の密着曲げ観察結果からもこれは確認できる。一方、析出強化型銅合金は、耐力が同等の固溶強化型銅合金であるMSP5やりん青銅と比較し、曲げ加工性は劣る。これは、固溶強化型銅合金にはクラックの起点となる硬質な第二相粒子が母相中に存在せず、均質性の高い単相組織である事が要因の一つとして挙げられる⁽⁴⁾⁽⁸⁾。

(4) 密度

MSP5の特徴の一つに低比重(軽量)が挙げられる。図6に各銅合金の密度と耐力の関係を示す。原子量が小さく(銅の約0.38倍)、有効原子半径が大きい(銅の約1.15倍)Mgを過飽和に固溶していることから、MSP5は、耐力が同等の銅合金やりん青銅と比べ、端子を約5%も軽量化できる。加えて、これらの銅合金に対し、MSP5は同重量で体積が約5%増加しているため、それだけ多くの端子を製造でき、銅の使用量削減、端子コストの低減にも大きく貢献する。

5. 本合金の将来性と発展性

従来、高強度・高導電性銅合金の設計手法は析出強化が主流であったが、過飽和固溶現象を利用した固溶強化に着目し、その合金元素にMgを活用した事が、開発合金「MSP®5」の他にはない特徴を生み出している。MSP5は、高強度、高導電性、優れた耐応力緩和特性と曲げ加工性、軽量と

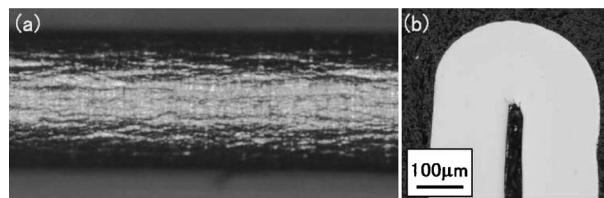


図5 MSP5の密着曲げ写真(幅: 10 mm, 厚さ: 0.15 mm)。(a)密着曲げ部, (b)断面観察写真

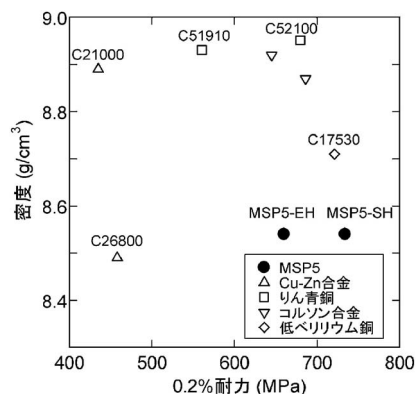


図6 各銅合金の耐力(TD)と密度の関係(厚さ: 0.15 mm)。

いう性能面だけではなく、環境負荷の高いまたは高価な合金元素(Be, Ni, Co, Sn等)を用いず、天然資源である銅の消費も抑制できるという環境面、さらには複雑な加工熱処理を必要とせず既存の単純な製造工程で作製できるという生産性にも優れていることから、小型化、軽量化、環境負荷低減、低コスト化が望まれている多種多様な電子および電気機器用の導体材料として幅広い展開が期待される。特に、車載用小型端子においては、従来材である銅合金に比べ、端子への成形性に優れていることから、次世代の車載端子用高性能銅合金として大いに注目を集めている。本合金の関連特許は、国内で20件以上出願され、例えば日本国特許第5045783号として権利化されている。特許出願は世界各国でもなされ、権利化が進んでいる。また、MSP5は銅開発協会(CDA)にて合金番号C18670として登録されている。

文 献

- (1) R. Davis (Ed.): ASM Specialty Handbook Copper and Copper Alloys, ASM International, Materials Park, OH, (2001), 3.
- (2) H. W. King: J. Mater. Sci., **1** (1966), 79-90.
- (3) J. O. Linde, Helv. Phys. Acta, **41** (1968), 1007-1015.
- (4) K. Maki, Y. Ito, H. Matsunaga and H. Mori: Scr. Mater., **68** (2013), 777-780.
- (5) 伊藤優樹, 松永裕隆, 森 広行, 牧 一誠: 銅と銅合金, **53** (2014), 198-202.
- (6) Y. Ito, H. Matsunaga, H. Mori and K. Maki: Mater. Trans., **55** (2014), 1738-1741.
- (7) 野村幸矢, 三輪洋介, 島田祐介, 渡邊千尋, 門前亮一: 日本金属学会誌, **74** (2010), 325-330.
- (8) 山崎一正, 水山弥一郎, 岡 賢, 徳永良邦: 塑性と加工, **36** (1995), 973-978.

構造用素材として優れたコストパフォーマンスを持つ 省合金型二相ステンレス鋼(NSSC®2120)の開発

及川雄介^{*1)} 柘植信二^{*2)} 江目文則^{*3)}
本村 洋^{*4)} 井上裕滋^{**}

1. はじめに

近年我が国においては、様々な自然災害の発生が相次ぎ、これに備えた社会資本の充実、即ち「国土強靱化」のためのインフラ整備が全国で進行している。構造用素材としてのステンレス鋼は、耐食性に関して、メンテナンスに関わるコストを大幅に抑えることができる非常に優れた特性を有する反面、SUS304等の既存鋼ではニッケル等の高価な原料を大量に必要とするため、初期投資が高く限定的な使用に留まっていた。

著者らは、構造用素材として優れたコストパフォーマンスを持つ省合金型二相ステンレス鋼NSSC®2120^{*}(21Cr-2Ni-3Mn-1Cu-0.2N)を開発した。本鋼はSUS304並みの耐食性を有しSUS304よりニッケル含有量が少ないことに加え、高い強度を活かして薄肉化による軽量化を図れることから、二重の意味でレアメタル使用量の低減が可能である。

本稿ではNSSC®2120の開発経緯と諸特性および実用例について紹介する。

2. NSSC®2120の開発経緯

(1) 二相ステンレス鋼の概要と課題

二相ステンレス鋼は、常温でオーステナイト相とフェライト相の二相組織を持ち、高強度(高耐力)でニッケルの含有量が少ない特長があり、レアメタル節減の観点から近年注目が高まっている材料である。ただ、SUS329J3L(22Cr-5Ni-

3Mo-0.18N)に代表される従来の二相ステンレス鋼は、汎用オーステナイト系ステンレス鋼SUS304, SUS316Lより耐孔食性の高い材料であり、高価なモリブデンを多く含有することから合金コストが高く、ケミカルタンカーのような特に高い耐食性を要する限定的な用途に使われてきた。それに対し省合金型(リーニ)二相ステンレス鋼は、耐食性をSUS304, SUS316L並みとした上で、ニッケルおよびモリブデンの一部をクロム、マンガン、窒素に置き換えている鋼種である。SUS316L相当材としてはASTMで規定されたUNS S32304^{**}(23Cr-4Ni-0.15N), SUS304相当材としては同じくUNS S32101(21Cr-1.5Ni-5Mn-0.22N)等がある。

省合金型二相ステンレス鋼のうちSUS304相当材は、SUS304以下の合金コストでかつ高強度であるが、①溶接継手の特性、例えば耐食性の低下が特に大入熱の溶接の場合に大きい、②製造が難しく、合金コストの低減分を製造コスト上昇分が上回る等の課題が有り、構造用鋼としてそのまま適用することは難しかった。以下、それぞれの課題を如何に克服し、新材料の開発に至ったかを述べる。

(2) 溶接部特性低下を抑制した省合金型二相ステンレス鋼の開発

二相ステンレス鋼において窒素は、耐孔食性指標PREN(Pitting Resistance Equivalent Number: $Cr + 3.3Mo + 16N$)の向上、オーステナイト相の増加等のために積極的に添加される重要な元素である。更に、安価な元素であることから、省合金型ではモリブデン、ニッケルの一部を代替すべく積極的に添加されており、0.20%以上添加されている鋼種も開発されている。一方、以下の通り溶接部の特性低下を引き起こす元素でもある。

一般の二相ステンレス鋼溶接部の特性低下は次のような機構で起こる⁽¹⁾。溶体化状態の母材では窒素はほとんどがオーステナイト相中に分配している。二相ステンレス鋼は融点近

* 新日鐵住金ステンレス株式会社;

1) 研究センター 主任研究員 2) 研究センター長

3) 商品開発部 マネジャー 4) 光製造所 製鋼技術室 部長代理

** 新日鐵住金株式会社 鉄鋼研究所接合研究部; 上席主幹研究員

Development of Lean Duplex Stainless Steel that is Cost-effective as a Material for Structure; Yusuke Oikawa, Shinji Tsuge,

Fuminori Gohnome, Hiroshi Motomura and Yuji Inoue

(*Nippon Steel and Sumikin Stainless Steel Corporation.

**Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation)

2015年10月30日受理[doi:10.2320/materia.55.70]

[†] ASTM 規格: S82122 (A240) JIS 規格: SUS821L1 (G4304, G4305)

^{**} JIS 規格: SUS323L (G4304, G4305)

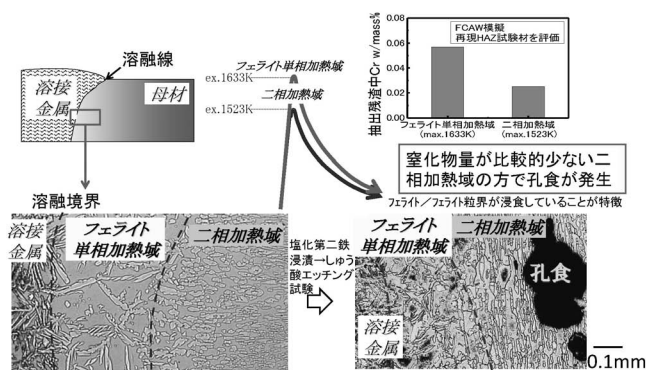


図1 S32101における孔食発生位置の特徴。

傍の高温ではフェライト単相になることから、溶接時の加熱によってオーステナイト相は減少または消失し、フェライト相中の固溶窒素量が増加する。その後の冷却時には、急冷される過程でオーステナイト相は元の量まで戻らず、フェライト相中に過飽和に固溶した窒素の一部がクロム窒化物となり析出することで特性低下を引き起こす。

省合金型二相ステンレス鋼の場合、窒素を多く添加していることに加え、クロム、モリブデン、ニッケルの節減により窒素の固溶限が低下し、さらにクロム窒化物が析出しやすくなっている。従来のSUS304代替省合金型二相ステンレス鋼は入熱の上限が1.5 MJ/mと小入熱溶接のみ可能であった⁽²⁾。NSSC®2120では以下の取り組みにより入熱の上限を大幅に拡大した。

まず、著者らは省合金型二相ステンレス鋼の溶接部組織を詳細観察し、以下の知見を得た。従来の二相ステンレス鋼において適正な溶加材を適用した場合、特性低下が顕著となる位置は、一旦フェライト単相加熱温度まで加熱され最も窒化物が析出する溶融線の最近傍であることから、これまでは、特性低下抑制のためには、当該部位のオーステナイト相再析出を促進すべく、できるだけ窒素を高めたほうが良いとされてきた⁽¹⁾⁽³⁾。しかしながら省合金型においては、窒素が過剰に添加された場合、溶融線最近傍より外側の、最高加熱温度でも二相が維持され窒化物析出量が比較的少ない領域でより耐食性が低下することわかった⁽⁴⁾(図1参照)。これは、溶融線最近傍では粒界のほとんどがフェライト/オーステナイト粒界となり、クロム窒化物はフェライト粒内に微細析出するのに対し、二相加熱域では残存しているフェライト/フェライト粒界にフィルム状に析出するため、生じるクロム欠乏層のサイズがより大きいことが影響したものと推定される。二相加熱域では溶接熱影響によるオーステナイト相の変化は少なく、対策には窒化物の析出駆動力そのものを抑制する必要がある。

そこでNSSC®2120では以下のような成分設計を行った。ポイントは、上述の通り①クロム窒化物の析出駆動力を抑制すること、②フェライト単相加熱域のオーステナイト析出量は確保することである。①については、窒素の低減が有効であるのは勿論であるが、それだけでなく他の元素の相互作用やオーステナイト相率も影響することから、Thermo-Calc®による状態図計算により、平衡的にクロム窒化物が析出する

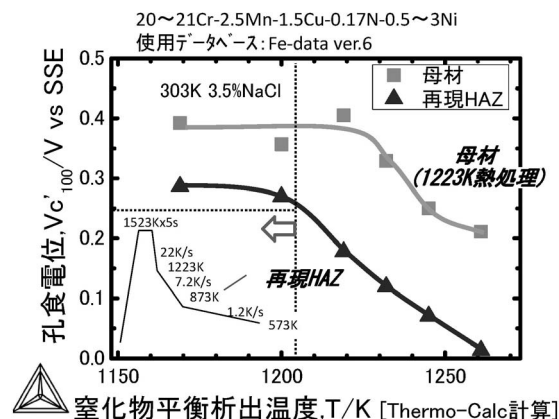


図2 母材と再現熱サイクル材の孔食電位に及ぼす平衡析出温度の影響⁽⁴⁾。

上限温度である窒化物平衡析出温度を算出し、これを低めると大入熱溶接を模擬した熱影響部の耐食性が向上することを見出した(図2参照)。そこで孔食電位 0.25 V 以上に対応する析出温度約 1203 K 以下を狙った成分設計を行った⁽⁵⁾。②については、窒素以外のオーステナイト安定元素であるニッケル、マンガン、銅の調整によりオーステナイト相の比率を高め、結果、NSSC®2120の成分系導出に至った。

(3) 安定的生産体制の確立

省合金型二相ステンレス鋼は、①高窒素含有による铸件への気泡発生、②高温強度が低いことによる加熱、圧延、熱処理時の鋼板曲がりおよび疵発生、③逆に室温での強度が高いことによる形状矯正不良、④脱スケール性の不良等の製造課題が有り、疵取り等の工程の付加のため、製造開始当初は高製造コストが課題であった。これに対し、铸造条件の全面見直しや各熱間工程での条件最適化、高性能レベラー、高能率酸洗設備の導入等により、汎用ステンレス鋼レベルの生産性を実現した。

3. NSSC®2120の諸特性

図3にNSSC®2120の母材とフラックスワイヤを用いたマグ溶接(FCAW)およびS32101の推奨入熱量上限を超えた3.5 MJ/mのサブマージーク溶接(SAW)継手の臨界孔食温度評価結果をS32101, SUS304と比較して示す。溶接部も含め、SUS304以上の耐食性が得られている。また耐硫酸性や耐SCC性にも優れている⁽⁶⁾。図4に10 mm厚板を素材とした溶接継手について、靱性を評価した結果を示す。NSSC®2120の靱性低下は比較的少ない。

4. 実用例

NSSC®2120は①304と同等以下の素材コストに加え、②高強度を活用した軽量化設計や③溶接作業性も良好であることから、水インフラなど土木分野の素材として、ライフサイクルコストで最も優位な素材と認知されつつあり、ステンレス鋼の需要創出に貢献している。厚板の適用例から水門、お

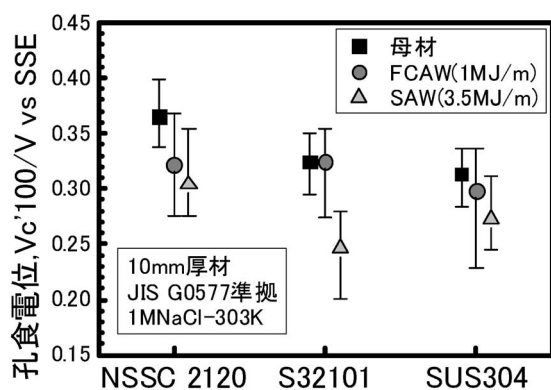


図3 溶接部耐食性評価結果.

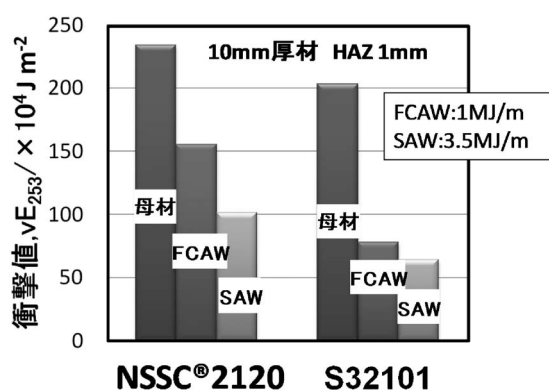


図4 溶接熱影響部靱性評価結果(4).

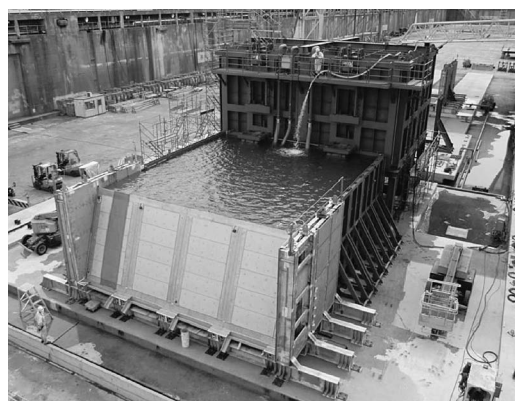


図5 用途例(浮上式フラップゲート).



図6 用途例(ソーラーパネル架台).

よび薄板の適用例からソーラーパネル架台について述べる。

(1) 水門

本鋼及び S32304 は、ステンレス鋼材として初めて、国土交通省の新技术情報提供システム NETIS に登録された。従来の普通鋼＋塗装の構造物を置き換えることでメンテナンス負荷の軽減が可能となり、ステンレス鋼の採用事例が増加しつつある。

SUS304 (設計強度 205 N/mm²) の場合、一般構造用鋼 SS400 (235 N/mm²) などからの置換の際、強度が不足するため厚肉設計する必要があり、鋼材単価と重量増加の二重のコストアップとなる上、基本設計を抜本的に見直すことにより設計費用も割高となる。

本鋼の強度 (400 N/mm²) は、SS400 など設計された構造物に適用しても、強度が上回るため単純な置換が出来るだけでなく、更に軽量化と重量削減も可能である。特に、東日本大震災以降、水門の設計基準がより大型化していることから軽量化への需要がより増大しており、復興工事に大量使用されるなど、全国のインフラ施設で採用の動きが広がっている(図5)。

(2) ソーラーパネル架台

太陽光発電パネルを支持する架台へ、高強度かつ腐食減量分を付加する必要の無い NSSC®2120 を適用することにより部材を軽量化出来、組立施工性を大幅に向上出来た(図6)。当該架台は第15回ステンレス協会賞(2013年度)を受賞している。

5. 特 許

本開発に関わる特許を国内外に24件出願しており、基本特許の特許第5345070号をはじめ9件が登録されている。

文 献

- (1) 幸 英昭, 東 茂樹, 小川和博, 工藤越夫, 西 旭夫: 住友金属, **42**(1990), 272-288.
- (2) B. Holmberg, M. Liljas and F. Häag: Duplex 2007 Int. Conf. & Expo.
- (3) R. -I. Hsieh, H. -Y. Liou and Y. -T. Pan: J. Mater. Eng. Perform., **10**(2001), 526-536.
- (4) 及川雄介, 柘植信二, 梶村治彦, 井上裕滋: 溶接学会誌, **82**(2013), 435-438.
- (5) S. Tsuge, Y. Oikawa, H. Kajimura, H. Inoue and R. Matsushashi: 7th European Stainless Steel Conference Science & Market, (2011).
- (6) M. Anto, M. Wada, K. Onishi and K. Fujita: 材料と環境 2015 講演集, 143-144.

研究室紹介

結晶学的組織解析から材料を考える

島根大学大学院 総合理工学研究科 物理・材料科学領域

島根大学大学院総合理工学研究科物理・材料科学領域は素粒子から鉄鋼材料まで幅広い研究領域で構成されています。前身が理学部物理だけあって、材料系の研究室も理学部的な雰囲気を持っています。材料研究分野は多彩で、金属関係としては熱電材料、超伝導、核融合炉材料および鉄鋼材料があります。その中で我々は鉄鋼材料に含まれる組織の解析についての研究を行っています。

我々の研究の特徴は電子顕微鏡法と電子回折図形解析法を用いた結晶学的観点からの組織解析を行う点です。材料が相変態に伴う組織変化が起こる場合、変態後の組織は変態前の組織と何らかの結晶方位関係を持つことが知られています。例えば、フェライトは高温相であるオーステナイトから現れますが、その際、オーステナイトとの間に最密面平行関係かつ最密方向平行関係(Kurdjumov-Sachsの結晶方位関係)を持ちます。フェライトが生成する条件によっては、この結晶方位関係にフェライトの成長が制御され、細長い板状の組織を形成します。このような形を持つ組織は、使い方によっては有用な組織ですが、場合によっては材料を脆くしてしまいます。そのため組織の制御が必要であり、組織に含まれる結晶方位や方位関係を明らかにする必要があります。当研究室は組織解析を通して組織の形成メカニズムを明らかにし、最終的には組織制御により鉄鋼材料の力学特性を向上させることを目的としています。

現在行っている我々のプロジェクトの一つとしてラスマルテンサイトやベイナイトの組織解析を通してラスマルテンサイトの形成因子の解明を行っています。例えば、ラスマルテンサイトやベイナイトは非常に似た組織を持っていますが、組織に含まれる結晶間の方位関係や粒界密度は異なっています。これらの知見から組織形成時のルール(例えばどの様な結晶の組み合わせで組織が現れるか)を解明しようとしています。また、これらの知見を元に組織の分類や定量評価を試みるなど研究内容を一般に利用していただくことも行っています。

最近はラスマルテンサイトに含まれる階層組織の三次元解析や、日本刀に含まれるラスマルテンサイトの組織解析など

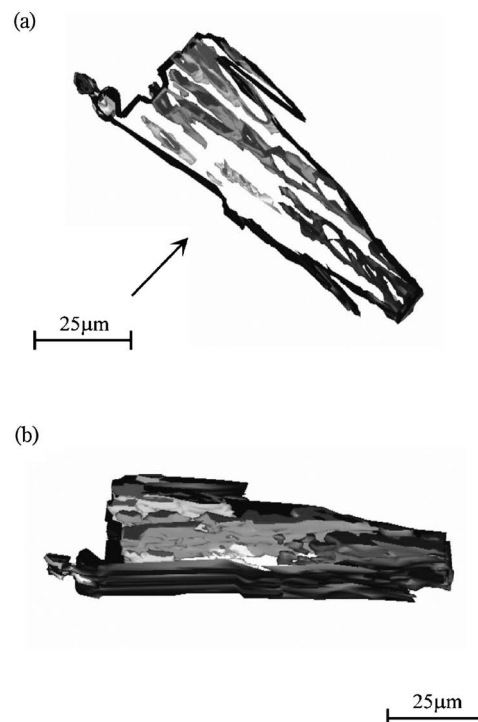


図1 極低炭素鋼ラスマルテンサイトに含まれるブロックとサブブロックの三次元像⁽¹⁾：(a)上部および(b)斜め上からの外観。(b)の観察方向は(a)内の矢印で示している。一番外側の黒いリボン状の境界はブロック境界を示し、その内部の灰色で示した界面はサブブロック境界を示す。

も行っています。図1に極低炭素鋼ラスマルテンサイトに含まれるサブブロックの三次元解析例を示します。極低炭素や低炭素鋼ラスマルテンサイトのブロックはサブブロックと呼ばれる組織を内包しています。二次元的に分かりにくい組織です。局所結晶方位解析とシリアルセクション法による三次元像構築による解析により、サブブロックがブロック内に内包される形で存在しており、それらが互いに入り組んだ構造を持っていることが明らかになりました。

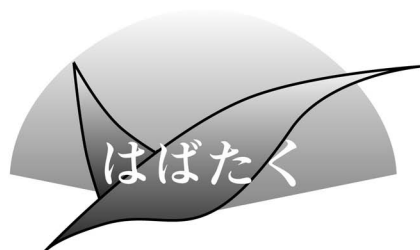
我々の研究室ではここに示した鉄鋼材料に限らず金属組織解析について色々とお手伝いをさせていただいております。今後も皆様のお役に立てればと考えております。

文 献

- (1) S. Morito, Y. Adachi and T. Ohba: Mater. Trans., **50**(2009), 1919-1923.

(文責：森戸茂一)

(2015年11月30日受理)[doi:10.2320/materia.55.73]
(連絡先：〒690-8504 松江市西川津町1060)



「生命現象」への挑戦

大阪大学大学院工学研究科；助教
松垣あいら

1. はじめに

私は2013年に大阪大学にて博士(工学)の学位を取得し、現在、同大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻にて助教として勤務しています。材料工学を母体としつつも、生命科学との融合によりまったく新しい学術領域を開拓する中野貴由教授の研究室において、骨の結晶学的配向性を構築する生物学的機序の解明を目指しています。私はこれまで一貫して、生物あるいは生命現象がもつ構造・形態的特異性(非対称性、極性、配向性)にこだわって研究を続けてきました。マクロには一見、極めて対称性の高い生物個体も、臓器、細胞、タンパク質、アミノ酸へと視点を移すと、対称性は崩れ、一方のエナンチオマーからなる分子で構成されます。細胞外マトリクスの主成分たるI型コラーゲンは、三重らせん構造のカイラリティを示し、細胞極性や形態変化に導かれ組織固有の機能発現を可能とする特定の配向性を形成します。視点の転換が新たな「挑戦」を生み出してきました。以下にこれまでの研究概要について紹介させていただきます。

2. chirality~カイラリティ~と polarity~細胞極性~

大阪大学理学部化学科での学部生時代、渡會 仁教授(現大阪大学名誉教授)の指導の下、微小領域でのカイラリティ測定を可能とする円二色性測定装置の開発に取り組みました。「買えないのではない。買わないのだ。」という言葉どおり、渡會 仁教授は液液界面でのカイラリティ発現を解析可能とする高速攪拌法や遠心液膜法をはじめ、微粒子分析における新規の概念、分析法を次々に開発、分析化学において新たな研究領域を開拓され、現在も現役で精力的に研究活動を展開されています。当時、私が研究対象として選択した分子はDNA。その二重らせん構造のカイラリティは塩基配列、溶媒に応じて変化し、生命現象を「司る」核酸が構造・機能を変化させる様を文珠四郎秀昭先生(現高エネルギー加速器研究機構教授)と見つめながら、マクロな情報に隠れた真のカイラリティの追求が、私の「研究」の幕開けとなりました⁽¹⁾。一方で、装置・分析法の開発により明らかとなる「現象」は、生命現象そのものの「仕組み」解明へと私の興味を導いていきました。

分子生物学の興隆により理解が「進んだ」生命科学ですが、高度に機能化された脳は、他臓器と比較しても最も複雑で理解困難な構造体と言えます。どうせならば、最も未開の領域に踏み込みたいと考え、大阪大学たんぱく質研究所にて博士

前期課程の研究をスタートしました。吉川和明教授はニューロンの発生、死を司る *necdin* 遺伝子の発見者であり、吉川教授の下で私は中枢神経系における *necdin* の新機能を見出すべく研究を開始しました。神経幹細胞から分化したニューロンは、分化直後から完全に増殖を停止し、その後、個体の死に至るまで極めて長期間を生き続けます。そのためには、多くの生存維持因子の作用が必要であり、*necdin* は種々のタンパクとの相互作用によりニューロンの生存と分化を促進することが分かりつつありました。化学系出身の私には細胞生物学・分子生物学の手法は何もかも新しく、一方で分子間の化学反応により説明される生命現象は「化学」そのものでもありました。ここで、脳の高次機能獲得を可能とするニューロンの極性形成、すなわち細胞が1本の軸索と複数の樹状突起をもつ特有の形態を獲得する過程に着目し、*necdin* が極性形成初期における軸索伸張を制御することを初めて見出すことができました。

3. 現 在

博士前期課程修了後には、一旦、研究の現場を離れ、公的研究機関において研究広報の仕事に専心しました。社会との接点で「研究」の世界を客観的に見ることで、国内における科学コミュニケーションの戦略不足を痛感しました。同時に、新事実の第一発見者になり得る研究者の魅力に改めて気づかされました。

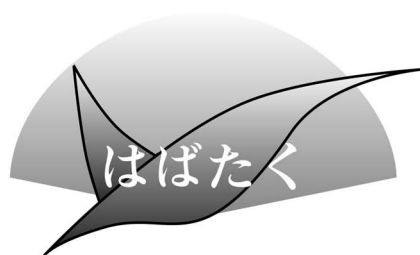
結晶塑性学・結晶学の専門家として生体骨の結晶学的異方性微細構造に材料工学からアプローチする大阪大学大学院工学研究科中野貴由教授の下、分子細胞生物学・材料工学の両視点から生体骨の異方性構造の制御ならびに生物学的メカニズム解明を目指した研究で、幸運にも研究現場に戻る機会を得ました。Chiralなコラーゲン3重らせん構造と六方晶系のアパタイト結晶は階層的な配向化構造を形成し、骨の力学的・生物学的機能を果たします。その背後には極性を持った骨芽細胞が、生体組織や細胞を含む「材料」との相互作用を介して規則的に配列し、コラーゲンの線維方向・アパタイト *c* 軸方向を決定します⁽²⁾⁻⁽⁵⁾。そこには細胞社会における高度な連携的機序が存在し、材料と生物の両学問の融合により初めて、生体内での異方性構造形成の本質的理解が、今まさに可能となりつつあります。

4. お わ り に

研究の学術的価値を最重要視される中野教授の下で、「異方性の材料科学」をキーワードに「生命科学」の視点から自由に研究をさせて頂いております。生体組織における異方性発現のメカニズムは実に多様な因子により支配されており、異分野協調による解明が必須です。自身の研究履歴を最大限に生かすことで、新たな「知」の創成に常に挑戦していきたいです。

文 献

- (1) A. Matsugaki, H. Takechi, H. Monjushiro and H. Watarai: Anal. Sci., **24**(2008), 297-300.
- (2) A. Matsugaki, G. Aramoto and T. Nakano: Biomaterials, **33**(2012), 7327-7335.
- (3) A. Matsugaki, N. Fujiwara and T. Nakano: Acta Biomater., **9**(2013), 7227-7235.
- (4) A. Matsugaki, Y. Isobe, T. Saku and T. Nakano: J. Biomed. Mater. Res. Part A, **103**(2015), 489-499.
- (5) A. Matsugaki, G. Aramoto, T. Ninomiya, H. Sawada, S. Hata and T. Nakano: Biomaterials, **37**(2015), 134-143.
(2015年11月25日受理)[doi:10.2320/materia.55.74]
(連絡先〒565-0871 吹田市山田丘2-1)



これまでを振り返って

国立研究開発法人理化学研究所
創発物性科学研究センター；
特別研究員
新津 甲大

1. はじめに

私は2014年3月に東北大学大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻にて博士(工学)を取得し、同年4月より国立研究開発法人理化学研究所に特別研究員として赴任しました。このたび本稿を執筆させていただく機会を頂きましたので、学生生活を振り返りつつ研究から学んだこと感じたことについて述べさせていただきます。まずはこのような場を設けてくださった編集委員の先生、関係者の方々に御礼申し上げます。

2. 学生生活を振り返って

大学院博士前期課程から5年間、貝沼亮介教授のもとで金属組織学、熱力学に基づく研究に従事しました。前期課程では相平衡の決定、後期課程では極低温形状記憶効果に係る合金探索・素過程の評価、逆位相界面と磁性の関係に関する研究等々、金属に関係する数多くの分野を研究する機会を頂きました。研究テーマに応じて解析手法も変わるため、卒業時には基本的な実験設備はほとんど取り扱うことができたように思います。振り返れば配属当時、材料についての予備知識をほとんど持ち合わせておらず、たくさん実験がしたいという思いで貝沼研究室を志願しました。結果この願いは十二分に叶えられ、後述するように、こんな軽々とした志望動機も今となってはかえってよかったと思う次第です。この研究経歴に関して、博士を志すのであれば専門性を深められるよう1つのテーマに専念すべき、と一般的には考えられるかもしれませんが、私としては今に続く研究の「きっかけ」をつかむ背景となっており、また研究への興味を制限しないという点でよかったと思っています。僭越ながら学生たちへの助言となれば幸いです。誰しも配属時のテーマ決定ではこれまで学んだ知識に基づいて興味がわかるものですが、ゴールが決まっているものは当然なく、思い描いたように行かないこともあるかと思います。しかし大切なはその研究

のおいしいところを如何に愉しみ、難しいところを如何に試行錯誤するかということであって、結果、成功体験は今後の自信になり、苦勞して体得した知識は座学よりも遥かに脳に焼付きます。その意味で実験には失敗がない、やったもの勝ちの魅力があるように思います。

さて、先述の「きっかけ」ですが、博士後期課程時に慣れ親しんでいた電子顕微鏡での研究に端を発し、理化学研究所にて電子線ホログラフィーの研究に携わる機会に恵まれました。研究分野も環境も一変し、電子線ホログラフィー顕微鏡という一つの設備を用いる一方、金属だけでなく有機材料や半導体デバイス、絶縁体などありとあらゆるモノが研究対象になります。しかしそこには私の知らなかった材料科学が広がっており、最先端の研究動向をも垣間見ることが出来ます。初めは勉強したことのない材料と向き合うことに戸惑いもありましたが、金属は学問として非常に歴史のある材料分野であり、その基本的な学理は他の材料にも通底していることに気づかされました。また電子線ホログラフィーは電子の波としての性質を巧みに活用した分析手法であり、量子力学、電子顕微鏡学、光学の3つの学理に立脚しています。これらの学問に対しても私はほとんど無知でしたが、研究経歴を縛られなかったことが幸いしてか、新しい学問に触れることができる好機と捉え勉強に励んでいます。また一方で私自身の研究興味としては、これも博士時代の研究が「きっかけ」となったものですが、電子線ホログラフィーによる界面の磁性の観測に端を発し、転位や空孔といったより低次元の欠陥が惹起する磁性に興味を持って研究しています。欠陥での磁性の発現/消失というのはそれだけでも非常に面白いのですが、うまく組織を作り込むことでその特異性をバルク全体に波及させることも可能になりつつあります。電子線ホログラフィーを活用した研究成果として、材料科学に微力ながら貢献できる日が来ることを目指して研究に励んでいます。

3. おわりに

最後になりましたが、充実した大学生活を過ごせたのはご指導いただいた先生方、先輩後輩の皆様のおかげと感謝しております。「人に頼らずに仕事がしたい」と歪んだ研究者像を描いて研究者を志したにもかかわらず、振り返ればたくさんの関係者のご厚意に支えられここまでやってきました。私一人だけで考えるよりも、研究経歴の違う研究者が二人、三人と頭を突き合せば何倍もの不思議が生まれ、それを紐解こうとすればまた新たな不思議が生まれる、そんな有機的な繋がりこそが研究の本当の面白さなのだと、別の研究環境に飛び込んで痛感しています。これまで培った経験を活かし、また異分野の研究者との相乗効果を以て、新しい研究対象を開拓できる研究者になれるよう今後とも一層の研鑽を重ねていきたいと思ひます。

(2015年12月22日受理)[doi:10.2320/materia.55.75]

(連絡先：〒350-0395 埼玉県比企郡鳩山町赤沼2520

(日立中央研究所内))

本 会 記 事

会 告	2016年春期(第158回)講演大会ご案内ならびに 参加申込みについて	76
	2016年春期講演大会における企業説明会への学生参加者の募集	77
	日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会相互聴講のお知らせ	78
	2016年春期講演大会期間中の託児室設置のお知らせ	78
	2016年春期講演大会機器・書籍・カタログ展示会出展募集 および講演概要集 DVD ジャケット広告募集	78
	今後の秋期講演大会開催予定	78
	2016年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ提案募集	78
	論文賞(第64回)候補論文推薦(自薦)のお願い	78
	まてりあ賞(第6回)候補論文・記事推薦(自薦)のお願い	79
	学術貢献賞(第14回)候補者推薦のお願い	79
	功労賞(第14回)候補者推薦のお願い	79
	奨励賞(第26回)候補者推薦のお願い	79
	村上奨励賞(第13回)候補者推薦のお願い	79
	研究集会	80
支部行事		80
企業求人情報		81
掲示板		81
新入会員		83
	会誌・欧文誌 2 号目次	85
	次号予告	86
	行事カレンダー	87

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

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

- ・会告原稿締切: 毎月1日で、翌月号掲載です。
- ・掲示板は、ホームページにも掲載しております。

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

会 告 (ホームページもご参照下さい)

2016年春期(第158回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

会 期: 2016年3月23日(水)～3月25日(金)
 会 場: 東京理科大学葛飾キャンパス(〒125-8585 東京都葛飾区新宿6丁目3-1)
 懇 親 会: 2016年3月23日(水)18:00～20:00
 懇親会場: 同大学学生食堂2階
 大会参加予約申込締切: [\[2016年2月19日\(金\)\]](#)
 参加申込みは、すべてインターネット申込となります。詳細は、下記申込要領をご覧ください。

参加申込要領

インターネットによる事前の大会参加申込みおよび懇親会参加の申込み: <登録期間> 11月10日(火)～2月19日(金)17:00

講演大会参加申込み URL <http://www.jim.or.jp/convention/2016spring/>

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、決済完了後に申込画面から各自印刷下さい(WEB画面: 講演大会 MyPage よりダウンロード)。2月20日以降は当日申込となります。

当日申込をご希望の方は、会場受付にて直接お申込下さい。

◆大会参加費(講演概要集 DVD 代含む) ※年会費とは異なります。

参加費・講演概要集DVD・懇親会の消費税扱については、ホームページ(一覧表PDF)をご参照下さい。

予約申込締切日	2月19日(金)(申込および入金期日)	
会員資格	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (大会会場受付・現金払いのみ)
正員・前維持員会社社員・鉄鋼協会会員	9,000円	10,000円
学生員※	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

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

◆懇親会費(消費税込み)

予約申込締切日	2月19日(金)(申込および入金期日)	
	予約申込 (インターネット申込・事前支払い)	当日申込 (懇親会会場受付・現金払いのみ)
一般	5,000円	7,000円
同伴者(ご夫人またはご主人)	3,000円	3,000円

・お支払後の取消は、準備の都合上ご返金いたしかねますのでご了承下さい。

◆支払方法

クレジットカードおよびコンビニ振込決済をご利用頂けますが、コンビニ決済の場合は、手数料をご負担願います。また、入金後のご返金は致しかねます。2月19日(金)の入金日をもって予約申込完了となります。

◆講演概要集 DVDのみ購入する場合

件名を「2016年春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。3月9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1丁目14-32

(公社)日本金属学会

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

2016年春期講演大会における企業説明会への学生参加者の募集

2016年春期講演大会開催に合わせ、学生のキャリアサポートの一環として本会主催により、日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会併催の第2回企業説明会を開催します。本説明会は、学生にできるだけ多くの素材・材料関連企業に接してもらい、進路選択に役立ててもらおうというものです。講演大会に参加する学生を対象に募集しますので、奮ってご応募下さい。

開催日時 2016年3月22日(火)(春期講演大会の前日)12:00~17:00

*昼食(軽食)を無料で提供します。

開催場所 東京理科大学葛飾キャンパス(講義棟1階および図書館棟3階)(〒125-8585 東京都葛飾区新宿6-3-1)

主 催 公益社団法人日本金属学会

協 賛 東京理科大学学生支援部、一般社団法人日本鉄鋼協会

参加企業 素材、材料関連の企業47社

スケジュール 12:00~14:00 企業口頭説明(企業概要のプレゼンテーション)

14:00~17:00 企業ブース説明

応募資格 日本金属学会の春期講演大会の参加学生

応募方法 本会ホームページ上の2016年春期講演大会の参加申し込み画面から申し込む。

募集期間 2015年11月10日(月)~2016年2月19日(金)

～第2回企業説明会参加企業(47社)～

(50音順)

愛知製鋼株式会社	アスモ株式会社	石福金属興業株式会社	白井国際産業株式会社
株式会社荏原製作所	株式会社神戸製鋼所	山陽特殊製鋼株式会社	JFE スチール株式会社
昭和電工株式会社	新日鐵住金株式会社	新日鐵住金ステンレス株式会社	新明和工業株式会社
住友金属鉱山株式会社	住友電気工業株式会社	株式会社ソディック	大同特殊鋼株式会社
中越合金鋳工株式会社	中外炉工業株式会社	TDK 株式会社	株式会社 TYK
東洋鋼板株式会社	DOWA ホールディングス株式会社	トピー工業株式会社	トヨタ自動車株式会社
長野計器株式会社	ナブテスコ株式会社	日亜化学工業株式会社	日新製鋼株式会社
日鐵住金建材株式会社	日鉄住金テクノロジーズ株式会社	日本ガイシ株式会社	日本軽金属株式会社
日本発条株式会社	日本冶金工業株式会社	パナソニック株式会社	日立金属株式会社
株式会社日立製作所	福田金属箔粉工業株式会社	株式会社フジクラ	富士電機株式会社
古河電気工業株式会社	三井金属鉱業株式会社	三菱アルミニウム株式会社	三菱マテリアル株式会社
ヤマハ発動機株式会社	ヤンマー株式会社	株式会社 UACJ	

日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会相互聴講のお知らせ

日本金属学会・日本鉄鋼協会の講演大会相互聴講をご案内いたします。

申込方法：当日受付

鉄鋼協会の講演を聴講する場合は金属学会で従来の参加受付を済ませた後、鉄鋼協会受付で相互聴講の申込みをする。

(注) 金属学会で講演発表する場合は、金属学会の正規大会参加申込みが必要です。

料 金：一般・学生・非会員を問わず同一料金

聴講のみ(概要集 DVD 無し)	3,000円
聴講と概要集 DVD(1冊)	6,000円

2016年春期講演大会期間中の託児室設置のお知らせ

利用日時 2016年3月23日(水) 9:00~17:30

24日(木) 9:00~17:30

25日(金) 9:00~14:00

申込期間 2016年2月8日(月)~3月7日(月)

場 所 東京理科大学葛飾キャンパス

料 金 子供一人800円/時間 (鉄鋼協会受付にて当日お支払い下さい)

申込方法 日本鉄鋼協会・日本金属学会男女共同参画委員会ホームページ託児室案内記載の申込要領をお読みの上、3月7日(月)までにホームページ(下記 URL)の託児室案内よりお申込み下さい。

<https://www.isij.or.jp/godo/isijjim/>

確認後、シッター会社(株)ファミリー・サポート)よりご予約確認の返信メールをお送りします。

申込・問合せ先

(株)ファミリー・サポート BAMBINO CLUB 担当者：星

☎ 03-3377-3177 FAX 03-3377-3178

E-mail: khoshi@familysupport.co.jp

住所：東京都渋谷区代々木 1-58-16 4F

(公益社団法人)全国保育サービス協会正会員

問合せ先 (一社)日本鉄鋼協会 総務グループ 野村茂樹

☎ 03-3669-5931 FAX 03-3669-5934

E-mail: konomura@isij.or.jp

詳細情報 日本鉄鋼協会・日本金属学会男女共同参画委員会ホームページ

<https://www.isij.or.jp/godo/isijjim/>

2016年春期講演大会機器・書籍・カタログ展示会 出展募集および講演概要集 DVD ジャケット広告募集

■機器・書籍展示

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 2016年2月5日(金)

■カタログ展示

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 2016年2月5日(金)

■講演概要集 DVD ジャケット広告

原稿寸法 天地120mm×左右121mm

入稿形態 完全データ(4色カラー)

申込締切日 2016年2月2日(火)

■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

今後の秋期講演大会開催予定

2016年 秋期講演大会 9月21日(水)~23日(金)

大阪大学豊中キャンパス

2017年 秋期講演大会 9月6日(水)~8日(金)

北海道大学

2016年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ提案募集

提案期限：2016年2月22日(月) 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。本年の秋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。)

詳細 までりあ54巻12号645頁 or ホームページ→講演大会

第64回論文賞候補論文推薦(自薦)のお願い

本会では秋の講演大会で前年1カ年の会誌、欧文誌に掲載された論文の中から特に優秀な論文に対し、毎年論文賞を授賞しております。論文賞候補論文の推薦は会誌、欧文誌の「編集委員」または「論文査読者」あるいは「代議員」の方々をお願いしております。また、より広く推薦していただくため、「著者本人」からの自薦も認めております。積極的なご推薦をお願いいたします。

*論文賞推薦書(様式)にチェックリストを設け、推薦者に論文賞候補論文の要件をチェックいただくことになりました。

◎第64回論文賞の対象論文

日本金属学会誌：第79巻 1~12号(2015年)掲載分

Materials Transactions: Vol. 56 No. 1~12(2015年)掲載分

注：次の要件をすべて満たした原著論文を対象といたします。

- (1) 日本金属学会誌掲載論文は、「学术论文」又は「技術論文」のカテゴリーに属する論文であること。
Materials Transactions 掲載論文は、「Regular Article」又は「Technical Article」のカテゴリーに属する論文であること。
- (2) Materials Transactions に英文発表後1年以内に日本金属学会誌に掲載された論文若しくは日本金属学会誌に発表後1年以内に Materials Transactions に掲載された論文ではないこと。
- (3) コピーライトが本会に帰属されていること(本会に著作権を委譲している論文)。
- (4) 推薦数の要件
①推薦者は、同じ論文を複数の部門に推薦することはできない。
②1名の推薦者がこの賞に推薦出来る論文数は、一部門につき1論文である。

対象部門 物性、組織、力学特性、材料化学、材料プロセッシング、工業材料

推薦締切 2016年2月19日(金)

詳細 までりあ54巻12号643頁 ホームページ：表彰関係

第6回まてりあ賞推薦(自薦)のお願い

会報「まてりあ」に掲載された論文または記事の中から、金属及びその周辺材料の学術及び科学技術の振興に顕著な貢献をしたと思われる方に「まてりあ賞」授賞しております。

授賞候補論文および授賞候補記事の推薦は「会報編集委員」または「著者本人」あるいは「一般会員(正員3名以上の連名)」の方々に推薦をお願いしております。積極的なご推薦をお願いいたします。

■第6回「まてりあ賞」推薦要領

賞の名称・概要および授賞件数

- (1) まてりあ論文賞 2編以内

日本金属学会会報「まてりあ」に掲載した論文で、学術または科学技術上優秀で且つ金属およびその周辺材料に係る分野の進歩発展に顕著な貢献をした論文に対し授賞する。

- (2) まてりあ啓発・教育賞 1編以内

日本金属学会会報「まてりあ」に掲載した記事で、まてりあ記事の特徴を活かし、金属およびその周辺材料に係る啓発や教育に顕著な貢献をした記事に対し授賞する。

授賞対象記事 2013年～2015年掲載済記事(授賞済記事は除く：授賞済記事はホームページに掲載します。)

推薦締切 2016年2月19日(金)

詳細 まてりあ54巻12号643頁 ホームページ：表彰関係

第14回学術貢献賞候補者推薦のお願い

本会では地域振興の観点から各地域に根ざした技術の進歩発達に貢献した個人あるいは組織を対象とした「学術貢献賞」を設けております。第14回の授賞式は、2016年秋期講演大会(大阪大学)の9月21日に行い、また会期中に受賞記念講演をお願いしております。

多数の優秀な候補者を推薦いただくため、広く会員からの推薦をもとめております。下記要領により積極的にご推薦下さい。

*推薦書(様式)に候補者の要件をチェックする項目欄を設け、推薦者に確認いただくことになりました。

■推薦要領

候補者の対象 各地域において金属学または金属工業に関する学術または技術の進歩発達に功労があった方。

推薦資格 本会支部長、代議員または3名以上の正員連名による推薦

推薦手続 所定の様式(ホームページからダウンロードして下さい)により必要事項を記入の上、お送り下さい。

推薦締切 2016年2月19日(金)

詳細 まてりあ54巻12号643頁 ホームページ：表彰関係

第14回功労賞候補者推薦のお願い

本会では45歳以上の研究・技術分野に功績があった方を対象として、日本金属学会賞に次ぐ賞として「日本金属学会功労賞」を設けております。第14回の授賞式を2016年秋期講演大会(大阪大学)の折、9月21日に行います。多数の優秀な候補者を推薦いただくため、広く正員からの推薦(3名以上連名)をもとめております。下記要領により積極的にご推薦下さい。

*推薦書(様式)に候補者の要件をチェックする項目欄を設け、推薦者に確認いただくことになりました。

■推薦要領

候補者の対象 2016年5月31日時点で45歳以上、各組織における定年までの方

対象部門 学術部門：金属学または金属工業に関する学術の進歩発展に功労があった方

技術部門：金属学または金属工業に関する技術の進歩発展に功労があった方

受賞人数 学術部門2名 技術部門1名

推薦資格 本会代議員または3名以上の正員連名による推薦

推薦手続 所定の様式(ホームページからダウンロードして下さい)により必要事項を記入の上、お送り下さい。

推薦締切 2016年2月19日(金)

詳細 まてりあ54巻12号644頁 ホームページ：表彰関係

第26回奨励賞候補者推薦のお願い

本会では次世代を託する優れた若手研究者を顕彰するために1991年から「日本金属学会奨励賞」を設けており、第26回の授賞式を2016年の秋期講演大会(大阪大学)の折、9月21日に行います。

歴史の転換期にある今日、若い世代の意識の高揚こそが何よりも望まれ、金属・材料工学ならびに関連分野で活躍しつつある若手研究者の中から将来性豊かな人材をご推薦下さいますようお願いいたします。

*推薦書(様式)に候補者の要件をチェックする項目欄を設け、推薦者に確認いただくことになりました。

■推薦要領

候補者の対象 2016年5月31日時点で33歳以下の方、金属・材料工学ならびに関連分野で卓越した業績を挙げつつある研究者。工業技術部門は企業の研究者または技術者を対象とします。

対象部門 物性、組織、力学特性、材料化学、材料プロセッシング、工業材料、工業技術部門の7部門

推薦資格 本会代議員、分科会委員または3名以上の正員連名による推薦

推薦手続 所定の様式(ホームページからダウンロードして下さい)により必要事項を記入の上、お送り下さい。

推薦締切 2016年2月19日(金)

詳細 まてりあ54巻12号644頁 ホームページ：表彰関係

第13回村上奨励賞候補者推薦のお願い

本会では財団法人村上記念会からのご寄付を基に金属工学の分野で卓越した業績を挙げつつある若手研究者を奨励するため「日本金属学会村上奨励賞」を設けており、第13回の授賞式を2016年の秋期講演大会(大阪大学)の折、9月21日に行います。多数の優秀な候補者を積極的にご推薦下さい。

*推薦書(様式)に候補者の要件をチェックする項目欄を設け、推薦者に確認いただくことになりました。

■推薦要領

候補者の対象 金属工学の分野で卓越した業績を挙げつつある、2016年5月31日時点で40歳以下の若手研究者。

推薦資格 本会代議員、分科会委員または3名以上の正員連名による推薦

受賞人数 若干名

推薦手続 所定の様式(ホームページからダウンロードして下さい)により必要事項を記入の上、お送り下さい。

推薦締切日 2016年2月19日(金)

詳細 まてりあ54巻12号644頁 ホームページ：表彰関係



研究会 No. 75

キンク研究会 平成27年度 第2回研究会

〔共催〕 新学術領域研究「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学」
熊本大学 先進マグネシウム国際研究センター

本研究会は、近年注目が集まっているキンク変形という特異な変形挙動を題材に、回位などの新たな視点から材料の変形と破壊についての基礎的議論を深めるとともに、キンク変形を利用した高性能材料の開発を進め、新しい材料研究領域の構築に展開していくことを目的としています。

第2回研究会では、東北大学大学院理学研究科数学専攻の楯辰哉教授をお招きして、結晶の記述に関する幾何学的理論の詳解と結晶の変形に関する見解についてご講演いただきます。ご講演後、両日とも数学と工学を融合させたキンク変形機構の解明に向けて自由な議論を行います。この議論を通して、現象の理解を深めるとともに、キンク研究に携わる研究者同士のつながりの場を提供することが狙いです。ご参加をお待ちしております。

日 時 2016年2月19日(金) 19:00~21:00
2月20日(土) 9:00~12:00

場 所 九州大学大学院総合理工学研究院 共通第一講義室
(〒816-8580 春日市春日公園 6-1)九州大学筑紫キャンパス C棟 1階

参加費 無料

申込方法 所属・氏名ならびに参加日を記載の上、下記の申込先にご連絡下さい。

申込締切 2016年2月12日(金)

参加申込先 九州大学大学院 総合理工学研究院
中島(英)研究室 事務補佐員 石川亜子
E-mail: nk-a-ishikawa@mms.kyushu-u.ac.jp

プログラム

2016年2月19日(金)

19:00~19:05 開会の挨拶 九大 中島英治(世話人代表)

19:05~20:30 招待講演
「位相的結晶理論概観・第一部」
東北大 楯辰哉先生

20:30~21:00 自由討論 1

2016年2月20日(土)

9:00~11:00 招待講演
「位相的結晶理論概観・第二部」
東北大 楯辰哉先生

11:00~11:10 休憩

11:10~11:55 自由討論 2

11:55~12:00 閉会の挨拶 九大 中島英治(世話人代表)

講演内容 本会ホームページをご覧ください。
行事のご案内→研究集会

支部行事

中国四国支部

第33回「若手フォーラム」

日本金属学会・日本鉄鋼協会中国四国支部では、若手研究者および技術者の研究・開発への意欲向上ならびに議論を通じての支援のために、講演の場を提供することを実施しています。多数ご参加下さいますようお願いいたします。

日 時 2016年2月5日(金) 12:55~16:00

場 所 愛媛大学工学部 本館 3F 大会議室(松山市文京町3)

アクセス http://www.ehime-u.ac.jp/access/johoku/eng_sci.html
をご覧ください。

プログラム

1. 開催の挨拶 愛媛大 小林千悟
12:55~13:00

2. 研究会
13:00~13:50 座長: 平岡耕一(愛媛大)
希土類化合物 $\text{PrIr}_2\text{Zn}_{20}$ における超伝導と四極子秩序
愛媛大大学院理工 ○松本圭介

14:00~14:50 座長: 小林千悟(愛媛大)
3D プリンターを活用した生体用金属材料の力学的機能制御
弓削商船高専電子機械工 ○福田英次

15:00~15:50 座長: 福田英次(弓削商船高専)
Fe-高Si合金のひずみ速度変化による破壊形態遷移と双晶発生挙動
愛媛大大学院理工 ○水口 隆

3. 総合討論(司会: 愛媛大 小林千悟)
15:50~16:00

参加費 無料

企画世話人 小林千悟(愛媛大) 平岡耕一(愛媛大) 阪本辰顕(愛媛大)

申込・問合先 愛媛大学大学院理工学研究科 小林千悟

☎/FAX 089-927-8524

E-mail: kobayashi.sengo.me@ehime-u.ac.jp

第34回「若手フォーラム」
—ポスターセッション併催—

日 時 2016年2月19日(金) 10:00~16:30

場 所 岡山国際交流センター 3階研修室

詳細 までりあ55巻1号(36頁)またはホームページ(支部行事)をご覧ください。

〈ポスター発表募集〉

申込方法 (a)題名(b)所属・氏名(発表者に○印)(c)連絡先(電話・E-mail)を明記の上、2月10日(水)必着で、下記申込先へE-mailでご連絡下さい。

申込・問合先 岡山大学工学部 竹元嘉利

☎ 086-251-8027 FAX 086-251-8266

E-mail: takemoto@mech.okayama-u.ac.jp



掲載料金 会員：20,000円(税別)(一般：40,000円(税別))
 原稿締切・掲載号 毎月1日締切で翌月号に1回掲載。
 原稿字数 840字程度
 掲載内容 求人側の必要事項：会社概要・職種・資格・待遇・勤務地・応募方法・応募締切日・問合せ先・書類提出先・ホームページアドレスなど求職者の知りたい情報。
 原稿提出先 FAXとE-mailの両方(受け取りのメールの確認をして下さい)
 FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp



◇シンガポール政府研究機関 ARTC, 研究員募集◇

シンガポールは、航空機、船舶、車輛、港湾施設、風力発電などの修理産業が盛んです。中でも、付加価値が高いジェットエンジンの修理は主要な産業の一つとなっています。こうした産業を支援するために、昨年1月に設立されたのがARTC(<http://www.a-star.edu.sg/artc/>)です。スタッフの出身国は14カ国と国際色豊かです。平均年齢が30歳代と若く活気に満ち溢れています。みんな礼儀正しく友好的で、気持ち良く働ける職場です。

ARTCの中核テーマは金属の3Dプリンター。航空機部品の製造や修理に応用しようとしています。ほかにも、表面処理や仕上げ加工、非破壊検査、プロセスモニタリング、工業用ロボット応用などにも取り組んでいます。予算は日本の大学に比べるとずっと潤沢です。研究内容はアカデミックではありませんが、研究成果が現場で活用されるので、とてもやりがいがあります。

シンガポールでは日本の大学で博士を取得された方の評価が高く、研究機関への受け入れが積極的に行われています。ARTCもそのような方を求めています。(外国籍の方OK、応募は随時可能、面接は原則スカイプ)

シンガポールは、東京の23区が独立したような国、安全、清潔、便利、日常生活もエンジョイできます。ARTCに就職された際は、私たちが公私両面でサポートいたします。

この広告をご覧になって関心をもたれた方は、気軽にご相談ください。連絡をお待ちいたしております。(日本語または英語)

宮澤伸一 E-mail: miyazawas@artc.a-star.edu.sg

佐藤隆史 E-mail: satot@artc.a-star.edu.sg

＜公募類記事＞

無料掲載：募集人員、締切日、問合せのみ掲載。

有料掲載：1/4頁(700～800文字)程度。

・「まてりあ」とホームページに掲載；15,000円＋税

・ホームページのみ掲載；10,000円＋税

＜その他の記事＞ 原則として有料掲載。

・原稿締切・掲載号：毎月1日締切で翌月号1回掲載

・原稿提出方法：電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)

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

◇「金属熱処理スーパーマイスタープログラム」 受講者募集【東京工業大学】◇

東京工業大学社会人教育院では、「製造中核人材(スーパーマイスター)育成講座」を設置し、ものづくりを支える現場の高度技能と、ボーダーレスな先端技術を統合して、新技術・新製品を開発する人材の育成をめざしています。本講座は、「手づくり教育・人材育成の伝統」の下、幅広い知識と人脈を培える場として、多数の企業の皆様からご好評を頂いてまいりました。平成28年度は、金属熱処理業の技術革新を先導する人材を育成する「金属熱処理スーパーマイスタープログラム」を開講いたします。企業の将来を担う皆様のご参加を、心よりお待ちしております。

開催期間 2016年4月23日(土)～2017年8月19日(金)24日間

(91コマ・136.5時間/ガイダンスを除く)

開催場所 東京工業大学大岡山キャンパス(インターンシップは別途実施)(東京都目黒区大岡山2-12-1)

主催 東京工業大学 社会人教育院

定員 20名

対象者 金属熱処理業務等において、概ね10年以上の実務経験を有し、企業の次世代を担う20～50歳代の現場技術者(金属熱処理技能士1級の資格を所持する者が望ましい)※企業派遣を原則といたします。

参加費 540,000円(税込)

本講座の受講料は、所定の要件を満たした場合、次の税額控除あるいは助成金の対象となる場合があります。詳細は下記、厚生労働省のホームページでご確認下さい。

・「キャリア形成助成金(訓練等支援給付金)」

<http://www.mhlw.go.jp/general/seido/josei/kyufukin/d01-1.html>

申込方法 下記、社会人教育院 Web サイトより受講申込書をダウンロードし、必要事項をご記入の上、下記宛、郵送等にてお申込下さい。

申込先 東京工業大学 社会人教育院事務局

〒108-0023 東京都港区芝浦 3-3-6

キャンパス・イノベーションセンター809号室

☎ 03-3454-8722/8867 FAX 03-3454-8762

E-mail: jim@kyoiku-in.titech.ac.jp

申込期間 2016年1月24日(日)より2016年3月25日(金)まで

※定員となり次第締切りといたします。

詳細は下記、社会人教育院ウェブサイトをご覧ください。

http://www.kyoiku-in.titech.ac.jp/course/seizou/detail_223.html

◇共用・計測 合同シンポジウム2016◇
～先端計測の開発と共用のシナジーによるイノベーション～

日 時 2016年3月4日(金) 9:00～17:40
場 所 物質・材料研究機構千現地区第1会議室, 講堂
(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)
定 員 100名
意見交換会 3月4日(金)17:45～19:00 (物質・材料研究機構
千現地区研究本館食堂)
交通案内 ①秋葉原駅～“つくばエクスプレス”「つくば駅」下車
徒歩15分
②東京駅～高速バス“つくばセンター”行き「千現1
丁目」下車 徒歩3分
概 要 最先端計測技術の開発と国内外へ開かれた共用化により
新たなマテリアルイノベーションを目指して、微細構造
解析プラットフォームとNIMS先端計測プロジェクト
の共催にて「共用・計測合同シンポジウム2016」を物
質・材料研究機構(つくば市)におきまして開催致します。
講演内容 詳細は下記 URL をご覧下さい。
<http://www.nims.go.jp/publicity/events/jointsympo2016.html>

プログラム

オープニングセッション

9:00～9:05 開会挨拶 NIMS 理事 室町英治
9:05～9:15 挨拶 文科省ご担当者

セッション1

9:15～9:45 基調講演
科学技術を支える先端計測検査技術の開発
日本電子副社長 岩槻正志

9:45～10:15 特別講演
スピン偏極準安定原子線 ―生成技術と表面感受性
の展開― NIMS 極限計測ユニット 山内 泰

10:15～10:30 休憩

セッション2 NIMS 先端計測コアコンピタンス

10:30～10:50 表面化学分析におけるハイスループット定量解析
への展開 NIMS 極限計測ユニット 吉川英樹

10:50～11:10 単原子分析電子顕微鏡による材料評価
NIMS 表界面構造・物性ユニット 木本浩司

11:10～11:30 世界最高磁場 NMR システムの開発と応用
NIMS 極限計測ユニット 清水 禎

11:30～11:50 フラストレーションのある擬1次元反強磁性体 Cu₃
Mo₂O₉ の磁気構造
NIMS 量子ビームユニット 長谷正司

11:50～12:10 X線計測技術開発と先進材料応用
NIMS 量子ビームユニット 桜井健次

12:10～13:10 ポスターセッション I

セッション3 微細構造解析プラットフォームセッション I

13:10～13:30 名古屋大学微細構造解析プラットフォームの利用
例
実施機関: 名古屋大学 名古屋大学 荒井重勇

13:30～13:50 京大微細構造解析プラットフォームにおける研究
支援
実施機関: 京都大学 京都大学 倉田博基

13:50～14:10 世界最高加速電圧の電子顕微鏡が明らかにした原
始植物細胞の姿
実施機関: 大阪大学 東京大学 野崎久義

14:10～14:30 放射光メスbauer分光法による固体表面の局所
磁性探査
実施機関: 日本原子力研究開発機構
日本原子力研究開発機構 三井隆也

14:30～14:50 高分解能電子顕微鏡による非平衡合金ナノ粒子の
状態解析
実施機関: 九州大学 九州大学 松村 晶

14:50～15:50 ポスターセッション II

セッション4 微細構造解析プラットフォームセッション II

15:50～16:10 極細モリブデン酸化物ナノワイヤーの合成、構造
解析と酸触媒活性
実施機関: 北海道大学 広島大学 定金正洋

16:10～16:30 酸化物薄膜の構造解析～HfO₂ 基極薄膜の斜方晶相
について
実施機関: 東北大学 東北大学 白石貴久

16:30～16:50 強誘電トンネル接合のナノスケール界面キャラク
タリゼーション
実施機関: 物質・材料研究機構
産業技術総合研究所 山田浩之

16:50～17:10 固体 NMR を用いた層状金属酸化物触媒の固体酸
性評価
実施機関: 産業技術総合研究所
東京大学大学院 高垣 敦

17:10～17:30 X線による金属薄膜の結晶性評価
実施機関: 東京大学 昭和電工株式会社 利根川 翔

17:30～17:40 閉会挨拶 先端の共通技術部門 藤田大介

17:40～19:00 意見交換会 ポスター賞授賞式 (会費2,000円)

参加申込み要領

- 申込方法 WEB 参加フォームまたは e-mail でお申し込み下さい。
- 参加料 無料(要申込み) 意見交換会: 2,000円(要申込み)
- 申込み・問い合わせ先
国立研究開発法人 物質・材料研究機構 AMCP 事務局/奥澤恵子
☎ 029-859-2000 (ext)6546 FAX 029-859-2801
E-mail: jointsympo2016@nims.go.jp
URL: <http://www.nims.go.jp/publicity/events/jointsympo2016.html>



◇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 教授 岡部 徹

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

協 賛 (一社)軽金属学会, (一社)資源・素材学会,
(一社)新金属協会, (公社)日本化学会,
(公社)日本金属学会, (一社)日本チタン協会,
(一社)日本鉄鋼協会 (五十音順)■開催会場 東京大学生産技術研究所 An 棟 2F コンベンションホール(〒153-8505 目黒区駒場 4-6-1)
(最寄り駅: 駒場東大前, 東北沢, 代々木上原)

■参加登録・お問い合わせ

岡部研 レアメタル研究会事務担当 宮寄智子
(okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp)■第70回 2016年3月11日(金)(平成27年度 第5回)(平成27年度
最終回)(15:00~ An 棟 2F コンベンションホール)

テーマ: 非鉄金属, 海洋資源開発

時 間: 午後3時~

講 演:

- 非鉄金属材料の現状と課題と将来展望(仮)(60分)
~ユニークな技術により, 地球に新たなマテリアルを創造し, 循環型社会に貢献~
三菱マテリアル株式会社 常務取締役 飯田 修 講師
- レアメタルに関する最近の話題(仮)(45分)
東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師
- 海洋資源開発の夢とロマン(仮)(60分)
~海賊として山賊に大いなる夢を語る~
東京大学 名誉教授
九州工業大学社会ロボット具現化センター長, 特別教授
海上技術安全研究所水中工学センター長 浦 環 講師

午後6:30~ 研究交流会・意見交換会 (An 棟 2F ホワイエ)

レアメタル研究会ホームページ

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

★備考: 関連研究会

〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉

■RMW11 Workshop on Reactive Metal Processing (Reactive Metal Workshop)

February 19 (Fri)-20 (Sat), 2016, Cambridge, MIT

Reactive Metal Workshop の HP

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

(2015年11月25日~2015年12月21日)

正 員

青 葉 知 弥	豊橋技術科学大学	喜 瀬 純 男	株式会社古河テクノマテリアル	山 崎 智 彦	物質・材料研究機構
大 東 勉	富士フィルター工業株式会社	谷 垣 剛 司	三菱電機株式会社	脇 俊 之	横浜ゴム株式会社
岡 崎 宏 之	JASRI	中 島 孝 仁	パナソニック株式会社		
川 下 将 一	東北大学	福 澤 知 治	NTN 株式会社		

学 生 員

秋 野 一 輝	首都大学東京	今 村 昌 仁	関西大学	加 藤 大 地	東京工業大学
秋 山 華 人	横浜国立大学	岩 川 昌 樹	名古屋大学	加 藤 涼	東京理科大学
阿曾村悠介	東京工業大学	岩 出 拓 人	上智大学	金 井 大 弥	京都大学
安 達 哲 也	茨城大学	岩 丸 尚 輝	大分工業高等専門学校	金 澤 優 徳	豊橋技術科学大学
安 部 史 也	芝浦工業大学	植 弘 量 子	九州大学	金 谷 峻 介	秋田大学
新 井 惇 也	東京理科大学	大 川 萌 里	茨城大学	唐 井 利 賢	名古屋大学
荒 金 遼 河	大分工業高等専門学校	太 田 雅 人	芝浦工業大学	河 合 健 汰	富山大学
荒 木 健 宏	鳥取大学	大 塚 美 咲	東京工業大学	河 合 宏 範	広島大学
有 田 竜 馬	富山大学	大 野 雄 史	東北大学	河 原 崇 範	東北大学
飯 田 貴 大	筑波大学	大 平 晋 吾	千葉大学	川 原 巧	東京大学
飯 沼 悠 介	名古屋大学	大 森 希 生	大阪府立大学	河原田将史	千葉大学
伊佐治優介	東京工業大学	奥 野 武 志	大阪府立大学	神 原 佑 季	京都大学
伊 澤 敬 幸	名古屋大学	奥 村 純 平	京都大学	喜 多 山 周 平	東北大学
石川明日香	東京理科大学	奥 村 聡	九州大学	木 下 義 樹	兵庫県立大学
市 川 智 博	芝浦工業大学	織田澤俊介	群馬大学	木 村 知 紀	京都大学
市 村 康	東北大学	楓 杏 子	熊本大学	木 村 健 太	東北大学
伊 藤 光 祐	秋田大学	垣 内 俊 平	東北大学	久 間 康 平	熊本大学
伊 藤 千 遥	高知工科大学	加 古 博 紀	富山大学	清 兼 友 理 子	愛媛大学
井 上 悠 太	京都大学	桂 川 直 也	名古屋大学	楠 優 太	富山大学
井 口 翔 太	京都大学	加 藤 昂	東京工業大学	工 藤 一 路	茨城大学
今 泉 陽 登	東北大学	加 藤 士 龍	豊橋技術科学大学	熊 谷 直 也	東北学院大学

栗原拓也 東北大学
 黒坂真一朗 東京大学
 黒住丈雄 大阪大学
 黒田泰孝 富山大学
 小島舜介 宇宙航空研究開発機構
 小林旦 芝浦工業大学
 小林領太 鹿児島大学
 近藤弘理 上智大学大学院
 齊藤拓馬 早稲田大学
 酒井宗一朗 大阪大学
 坂上拓哉 熊本大学
 坂本盛敬 旭川工業高等専門学校
 櫻井勇也 首都大学東京
 櫻庭拓也 秋田大学
 佐々木友彰 東京学芸大学
 佐治奈萌子 京都大学
 佐藤大樹 千葉工業大学
 佐藤建 豊橋技術科学大学
 佐藤達也 富山大学
 佐藤正基 名古屋大学
 澤厚貴 北海道大学
 沢口肇 北見工業大学
 塩野裕一 関西大学
 篠田智之 千葉工業大学
 篠原貴洗 茨城大学
 柴谷隆次 北見工業大学
 嶋崎里奈 早稲田大学
 島袋将弥 東京医科歯科大学
 清水慎之介 茨城大学
 清水麻里 芝浦工業大学
 下門輝也 神戸大学
 神明前功 東北大学
 鈴木英伸 東北大学
 鈴木もえ 上智大学
 関田愛子 大阪大学
 善生晃弘 大阪大学
 五月女貴平 東北大学
 高井優 神戸大学
 高橋慧伍 東北大学
 高橋弘太 富山大学
 高橋元 秋田大学
 高橋勇圭 東北学院大学
 竹田佳史 東北大学

田中嵩人 九州大学
 田中裕太郎 東京工業大学
 玉川雄貴 横浜国立大学
 田村権吾 東京大学
 田本洋高 北海道大学
 塚田惇一 東京医科歯科大学
 津崎卓也 愛媛大学
 綱川美佳 芝浦工業大学
 鶴田泰治 東京理科大学
 富樫陽色 東北大学
 戸塚友多朗 三重大学
 戸室優佳 富山大学
 長江祐樹 名古屋大学
 中甕慶太 愛媛大学
 中島治樹 東北大学
 中田昂志 九州工業大学
 永田彪 東北大学
 中谷仁 立命館大学
 中村有沙 兵庫県立大学
 西智尋 関西大学
 西野史香 北海道大学
 西村純 北海道大学
 西村俊也 横浜国立大学
 西本昌史 東北大学
 野田泰樹 千葉大学
 橋爪志周 京都大学
 橋本康孝 茨城大学
 橋本陵 名古屋大学
 畠山友孝 東北大学
 畑中結 東京理科大学
 林智史 豊橋技術科学大学
 東雅也 京都大学
 樋口侑里 滋賀県立大学
 肥後光暁 東北大学
 久田翔太 熊本大学
 久本健太 大阪大学
 日比野圭祐 富山大学
 平野雄馬 北見工業大学
 福岡俊彦 金沢大学
 福田雄介 鹿児島大学
 福部貴大 関西大学
 藤村絵梨 大阪大学
 藤原健吾 神戸大学

星勇太 茨城大学
 星野健太 九州大学
 堀田裕平 東京理科大学
 堀健太郎 茨城大学
 堀井真理 茨城大学
 堀川将大 首都大学東京
 本間航 芝浦工業大学
 増田真也 名古屋工業大学
 松浦傑 長岡技術科学大学
 松下駿人 群馬大学
 松本叡 富山大学
 三浦剛 富山大学
 宮坂遼 東京大学
 宮里一旗 琉球大学
 宮澤優斗 東京大学
 宮野遥 早稲田大学
 宮本裕太 愛媛大学
 宮本諒 茨城大学
 三輪佳祐 関西大学
 村岡雄介 富山大学
 村田佳那恵 東京理科大学
 村田憲治 京都大学
 森唯人 鈴鹿工業高等専門学校
 森岡大地 芝浦工業大学
 守本晃生 金沢工業大学
 門奈宏樹 東京理科大学
 八木紀智 東京理科大学
 柳田優介 高知工科大学
 山口義矢 東京工業大学
 山崎大介 大阪大学
 山田佳奈 北海道大学
 山田純平 東北大学
 叶洪 茨城大学
 横峯智仁 大阪大学
 横山貴俊 大阪大学
 吉岡尚輝 兵庫県立大学
 吉川創 信州大学
 吉川靖矩 大阪大学
 吉田貴美子 東京工業大学
 吉田春香 早稲田大学
 若狭凌生 大阪大学

外国一般会員

Han Kwangsik 東北大学
 Jain Ankur 広島大学
 Ketov Sergey 東北大学

Kumar Sanjay 広島大学
 PARK YONG BUM Sunchon National University
 Shaaban Ali 東京工業大学

WANG Zhi 東北大学
 鄭瑞暁 京都大学

外国学生会員

KIM KI YONG Sunchon National University
 KWAK Juho Pukyong National University
 MD Hazim 九州大学

Sanghwan Lee Pukyong National University
 Xu Yong Wuhan University of Science and Technology
 康東洙 東北大学

干路 室蘭工業大学
 金志元 室蘭工業大学
 丁笑 東北大学
 海健 北海道大学
 李睿 東京工業大学

日本金属学会誌掲載論文

Vol. 80, No. 2 (2016)

加水分解法と電着法の組合せによるナノ酸化タンゲステン粒子分散ナノ結晶ニッケルの作製

御船智暉 加藤雄士 宮本博之 藤原 弘 後藤琢也

Ti-6Al-4V 合金の大気酸化挙動に及ぼす微粒子ピーニングの影響

菊池将一 小茂鳥 潤

シリコン含有鋼を素材とした溶融亜鉛めっき鋼板の合金化に及ぼす硫酸アンモニウム処理の影響

飛山洋一 多田雅彦 藤田 栄 林 重成 竹山雅夫

AZ61 合金丸棒材の高圧スライド(HPS)加工による結晶粒超微細化と超塑性

増田高大 藤光利茂 瀧沢陽一 堀田善治

低融点プリカーサの発泡を用いたポーラスアルミニウムの接合

鈴木良祐 櫻井 裕 松原雅昭

冷間圧延を施した1050アルミニウムにおける焼鈍初期の微細組織変化の視点からの回復・再結晶

山本厚之 塚本雅章 岡井大祐

分散粒子を含まない溶液からの Zn-Zr 酸化物複合電析

中野博昭 原 洋輔 大上 悟 小林繁夫

鉄上でのポリアニリン電解重合膜の形態、耐食性に及ぼす電解条件の影響

中野博昭 林 啓一 大上 悟 小林繁夫

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 57, No. 2 (2016)

—Regular Articles—

Microstructure of Materials

The Formation and Characterization of the Primary Mg_2Si Dendritic Phase in Hypereutectic Al- Mg_2Si Alloys

Qingdong Qin and Wei Li

Microstructural Evolution during Partial Remelting of a 2024 Aluminum Alloy Prepared by Cold Pressing Ball-Milled Alloy Powders

Pu Bo Li, Ti Jun Chen, Ying Ma, Yuan Hao and Ren Guo Guan

Simulation of Effect of Loading Rate on Compression Properties in the Two-Dimensional Model of Aluminum Foam Sandwich Panels

Renjun Dou, Sawei Qiu and Yan Ju

A Thermodynamic Modeling of the Fe-Nd-Sb System

Wei Wang, Tingan Liu, Huilei Song, Songyi Xue, Wanyou Zhang, Haifeng Zhang, Lanhe Zhang, Yanping Jia, Nan Wang, Xin Cheng and Chunhui Zeng

Mechanics of Materials

Experimental Evaluation of Specific Storage in Mudstone Considering Error Using the Flow Pump Method

Minoru Sato, Masaji Kato and Manabu Takahashi

Inhomogeneous Texture Distribution in a Cu-Ag Lamellar Composite Processed by Cold Rolling

Xiaomeng Liu, Nan Jia, Xinli Wang, Xiang Zhao and Liang Zuo

Fatigue Properties of 6061-T6 Aluminum Alloy T-Joints Processed by Vacuum Brazing and TIG Welding

Huei Lin, Jiun-Ren Hwang and Chin-Ping Fung

Structural Characteristics and Particle Erosion Resistance of SIMA-Processed Al-Mg-Si Alloy

Chia-Wei Lin, Fei-Yi Hung, Truan-Sheng Lui and Li-Hui Chen

Materials Chemistry

Solubility Measurements of Fe_2O_3 and Cr_2O_3 in Fused $Na_2B_4O_7$ - B_2O_3 in Air at 1173 K

Ryutaro Toki, Takashi Doi and Nobuo Otsuka

Weathering Steel in Industrial-Marine-Urban Environment: Field Study

P. Dhaiveegan, N. Elangovan, T. Nishimura and N. Rajendran

Materials Processing

Formation of Various Types of Globules in Co-Cu-Si-B Immiscible Alloy with Amorphous Phase

Takeshi Nagase

Effects of Mechanical Vibration Factors on Size and Shape of Solid Particles in JIS AC4CH Aluminum Alloy Semi-Solid Slurry

Yuichiro Murakami, Kenji Miwa, Masayuki Kito, Takashi Honda, Naoyuki Kanetake and Shuji Tada

Fluidity Evaluation of the AC4CH (A356) Aluminum Alloy Semi-Solid Slurry Made by Mechanical Vibration Method

Yuichiro Murakami, Kenji Miwa, Masayuki Kito, Takashi Honda, Naoyuki Kanetake and Shuji Tada

The Effect of Sub-Critical Heat Treatment on Hardness, Retained Austenite and Abrasive Wear Resistance of Hypoeutectic 16 mass% Cr-2 mass% Mo Cast Iron with Varying Vanadium Content

Pisizchai Kosasu, Sudsakorn Inthidech, Keartisak Sriprateep and Yasuhiro Matsubara

Effects of Fixing Carbon Nanoparticle to AZ91D Magnesium Alloy Chip Surface on Thixomold Forming

Yoshiaki Hashimoto, Makoto Hino, Yutaka Mitooka, Koji Murakami and Teruto Kanadani

Effect of Electromagnetic Forces on Separation of Two Immiscible Liquids in the Fe-Cu-C System

Takuya Tamura

Engineering Materials and Their Applications
Effects of Titanium and Boron Additions with Cooling Rates on Solidification Behavior in Aluminum Alloys for Automotive Applications

JaeHwang Kim, DongHoon Nam, HooDam Lee,
KyungMoon Lee, TaeGyu Lee, HoonMo Park and
Jongkook Lee

Magnetic Properties of Iron Core Compacted Powders Coated with Magnetic Insulative Film

Junghwan Hwang, Takeshi Hattori and Yuji Kaneko

High-Coercivity Fe-Co Nanoparticles Prepared by Pulsed Arc Plasma Deposition

Daiki Horiyama, Masashi Matsuura, Tetsuro Yamamoto,
Nobuki Tezuka and Satoshi Sugimoto

Announcement



◇◇ **会誌・Mater.Trans. の電子ジャーナル機関購読のご案内** ◇◇

本会が発行している日本金属学会誌および Mater.Trans. では、機関 (IP アドレス) 認証による電子ジャーナルのご購読が可能となっておりますので是非、ご利用下さい。

対 象 誌 日本金属学会誌, Materials Transactions

対 象 機 関 大学類, 独立行政法人, 企業等

年間購読料金 別途お知らせいたしますのでお問合せ下さい。

問 合 せ 先 〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

国際浜松町ビル

丸善雄松堂株式会社 学術情報ソリューション事業部 企画開発センター

☎ 03-6367-6114 FAX 03-6367-6184

E-mail: e-support@maruzen.co.jp



まてりあ 第55巻 第3号 予告

[最近の研究] 永久磁石材料としての ThMn_{12} 構造を有する
 $\text{Nd}(\text{FeM})_{12}$ 化合物の可能性と課題 ……平山悠介他
[最近の研究] 超低磁心損失・高鉄濃度軟磁性合金
「NANOMET[®]」の最新研究開発動向 ……牧野彰宏他

[新 進 気 鋭] 中性子を利用した結晶方位の先端的評価技術の開
発と今後の展望 ……………小貫祐介
新技術・新製品
—他—

編集の都合により変更になる場合がございます。



<< 本会発行学術図書出版案内 >>

- 金属化学入門シリーズ ●講座・現代の金属学 材料編, 製錬編, 金属工学シリーズ
- セミナーテキスト ●シンポジウム予稿集
- 講演大会概要集 DVD ●国際会議プロシーディングズ ●単行本

※一部在庫が無いものもございますので、本会ホームページにてご確認ください。

ご注文は、(1)氏名 (2)会員番号(会員の方のみ) (3)書籍名 (4)購入冊数 (5)送本先住所をご記入の上、E-mail (ordering@jim.or.jp) または FAX 022-223-6312にてお申込み下さい。ご請求書と共に約 1 週間でお届けいたします。詳細は、本会ホームページ(刊行物→学術図書類)をご覧ください。

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
2月				
4～5	第10回放射線による非破壊評価シンポジウム(東京)	日本非破壊検査協会・岡	TEL 03-5609-4015 oka@jsndi.or.jp	
5	第33回「若手フォーラム」(愛媛大)(本号80頁)	日本金属学会中国四国支部・小林(愛媛大)	TEL 089-927-8524 FAX 089-927-8524 kobayashi.sengo.me@ehime-u.ac.jp	
15	KAST 教育講座「走査型プローブ顕微鏡の最新活用術」(川崎)	神奈川科学技術アカデミー	TEL 044-819-2033 takagi@newkast.or.jp	定員 20名
19	第32回軽金属セミナー「アルミニウム合金の組織—入門編(状態図と組織)」第4回(名古屋)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	定員 40名
19	第34回「若手フォーラム」—ポスターセッション併催—(岡山)(1号36頁)	日本金属学会中国四国支部・竹元(岡山大)	TEL 086-251-8027 FAX 086-251-8266 takemoto@mech.okayama-u.ac.jp	ポスター 2.10
19	激変する車造り, 進化する塗装(東京)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp	
19～20	キンク研究会 平成27年度 第2回研究会(九大)(本号80頁)	研究会 No. 75 九大・石川(中島研)	nk-a-ishikawa@mms.kyushu-u.ac.jp	2.12
24	第318回塑性加工シンポジウム「鉄鋼材料への摩擦攪拌接合(FSW)の適用の現状と課題」(大阪)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
25	第379回講習会「ここまできたナノメートの精密工学一次世代から未来の加工機, 応用」(東理大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 60名
26	理研シンポジウム第18回「トライボコーティングの現状と将来」(和光)	理化学研究所大森素形材工学研究室, トライボコーティング技術研究会・金	TEL 03-5918-7613 tribo@tribocoati.st http://www.tribocoati.st/	定員 200名
27	第40回日本顕微鏡学会関東支部講演会(帝京大)	日本顕微鏡学会関東支部・三石(NIMS)	TEL 029-863-5474 Mitsuishi.Kazutaka@nims.go.jp	
3月				
1	2016年 産業技術総合研究所中部センター 研究講演会(名古屋)	産業技術総合研究所中部センター・吉田・林	TEL 052-736-7064・7063 chubu-kouhou-ml@aist.go.jp http://www.aist.go.jp/chubu/	定員 150名
3	第31回塗料・塗装研究発表会(東大生産研)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 tosou-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp	
7～11	第4回対称性群論トレーニングコース(東京)	日本結晶学会他	http://pfwww.kek.jp/trainingcourse/4th/	定員 35名
8	第33回軽金属セミナー「アルミニウム合金の組織—中級編(時効析出)」(第2回)(早稲田大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	定員 40名
8～9	「実習で学ぶ, 振動の解析と設計コース」(川崎)	神奈川科学技術アカデミー	TEL 044-819-2033 ed@newkast.or.jp http://www.newkast.or.jp/	定員 10名
11	第60回特別基金講演会「地球の環境保護に向けた最新技術」(東京)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
11	第70回レアメタル研究会「非鉄金属, 海洋資源開発」(東大生産技研)(本号83頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産技研岡部研)	okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/rc40_j.html	
15～16	2015年度量子ビームサイエンスフェスタ(つくば)	高エネルギー加速器研究機構, J-PARC センター他	imss-festa@pfqst.kek.jp http://qbs-festa.kek.jp/2015/	
16～18	第7回日本複合材料会議(JCCM-7)(東京)	日本材料学会, 日本複合材料学会	TEL 075-761-5321 jimu@jsms.jp http://www.jsms.jp	
17～18	第19回 磁粉・浸透・目視部門・電磁気応用部門・漏れ試験部門合同シンポジウム「表面探傷技術における現場と研究の融合」(東京)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	参加 2.26
17～18	「安全・安心な社会を築く先進材料・非破壊計測技術シンポジウム」(鹿児島)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	
18	第41回組織検査用試料の作り方(組織の現出)講習会「鉄鋼材料・非鉄金属材料・表面改質処理および異常組織材」(東京)	材料技術教育研究会	TEL 047-431-7451	3.11 定員 100名
21	平成27年度 高専女子フォーラム in 九州沖縄(北九州)	国立高等専門学校機構他	TEL 093-964-7200 s-soumu@kct.ac.jp http://www.kosen-k.go.jp/kosengirl/jyoshi-forum/	
22	日本金属学会第2回企業説明会(東京理科大学葛飾キャンパス)(本号77頁)	日本金属学会・山村	TEL 022-223-3685 secgnl@jim.or.jp	2.19
23～25	日本金属学会春期講演大会(東京理科大学葛飾キャンパス)(本号76頁)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	参加 2.19
5月				
11～13	第5回 最先端の顕微鏡と理論計算に関する国際シンポジウム(AMTC-5)(愛知)	ファインセラミックスセンター ナノ構造研究所	TEL 052-871-3500 k-yamamoto@jfcc.or.jp http://www.amtc5.com/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
20～22	平成28年度塑性加工春季講演会(京都工芸繊維大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
23～25	トライボロジー会議2016春 (東京)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp/	
27～29	軽金属学会第130回春期大会(阪大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 http://www.jilm.or.jp/	予約申込 4.21
6 月				
5～10	Rare Earths 2016 in Sapporo, JAPAN(札幌)	日本希土類学会	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/RE2016.top.html	
16～17	第21回動力・エネルギー技術シンポジウム(横浜)	日本機械学会	TEL 03-5360-3505 sakurai@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/pes/Event/symposium.html	
7 月				
10～15	第5回溶融塩中のチタン製錬国際円卓会議(北大)	第5回溶融塩中のチタン製錬国際円卓会議実行委員会・山瀬	TEL 011-706-6339 yamase@eng.hokudai.ac.jp http://www.eng.hokudai.ac.jp/TiRT2016/index.html	
8 月				
1～5	第9回環太平洋先端材料とプロセス国際会議(PRICM9)(京都)	日本金属学会・梶原	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 pricm_9@nta.co.jp http://web.apollon.nta.co.jp/PRICM9/	Abstract 1.5
7～12	第18回結晶成長国際会議(ICCGE-18)(名古屋)	日本学術会議他	TEL 070-5268-6664 secretariat@iccgel8.jp http://www.iccgel8.jp/	
9 月				
5～9	第5回 ICFSMA'16 国際会議(強磁性形状記憶材料に関する国際会議)(仙台)	第5回 ICFSMA'16 国際会議組織委員会・大森(東北大)	TEL 022-795-7323 icfsma@material.tohoku.ac.jp http://www.material.tohoku.ac.jp/-icfsma/	事前予約 6.30
21～23	日本金属学会秋期講演大会(大阪大学豊中キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
11 月				
1～4	The 11th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (11th ISEM '16-Ho Chi Minh)(Vietnam)	日本実験力学会・小林(新潟大)	nmtam@hcmut.edu.vn TEL +84-8-38-647-256 ext. 5590 http://www.jsem.jp/	
12 月				
7	エコデザイン・プロダクツ&サービスシンポジウム(EcoDePS)2016(東京理科大)	エコデザイン学会連合・宇野	secretariat@ecodenet.com FAX 03-5840-8142	
2017年 9 月				
6～8	日本金属学会秋期講演大会(北海道大学)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	

2015, 2016年度会報編集委員会 (五十音順, 敬称略)

委員長	御手洗容子					
副委員長	大塚 誠					
委員	赤瀬善太郎	浅野 耕太	池田 賢一	池田 大亮	石本 卓也	上田 恭介
	梅津 理恵	大津 直史	大野 直子	大場 洋次郎	大森 俊洋	北村 一浩
	小泉 雄一郎	齊藤 敬高	佐藤 和久	佐藤 幸生	下島 康嗣	下田 一哉
	杉浦 夏子	芹澤 愛	千星 聡	染川 英俊	高橋 淳	高林 宏之
	滝沢 聡	竹田 修	武田 雅敏	田中 真悟	田中 秀明	田中 康弘
	多根 正和	田村 友幸	垂水 竜一	堤 祐介	寺田 大将	寺西 亮
	戸高 義一	中村 貴宏	長谷川 誠	畠山 賢彦	藤枝 俊	府山 伸行
	堀内 寿晃	堀部 陽一	本間 智之	松尾 元彰	水本 将之	宮岡 裕樹
	村石 信二	森戸 春彦	山下 良之	山田 高広	山室 佐益	横田 智之
	湯蓋 邦夫	吉矢 真人	和田 武	渡辺 博行		

まてりあ 第55巻 第2号 (2016) 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 2016年2月1日

発行人 山村英明

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

発売所 丸善雄松堂株式会社

〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

高純度 GfG

汚れや飛散のないカーボン材料

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

本社・工場：〒247-0061 神奈川県鎌倉市台 5-3-25 TEL.0467(45)0101 FAX.0467(43)1680代
 事業所：東京 03(5733)8601 大阪 06(6586)4411 福岡 092(626)8745
 周南 0834(82)0311 松山 0899(72)4860 郡山 024(962)9155
 工場：広見工場 0895(46)0250 野村工場 0894(72)3625 新潟工場 0254(44)1185
 http://www.mechanical-carbon.co.jp E-mail: mck@mechanical-carbon.co.jp

試験雰囲気ガス中の酸素濃度のコントロール・測定に!!

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

酸素分圧 & 雰囲気制御試験炉



SiOAF-200C

NEW

管状炉付酸素分圧
コントローラー

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

SiOC-200CB
(循環型)



酸素分圧コントローラー

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

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



SiOS-200C
(コンパクトタイプ)

高感度酸素センサー

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



エステーラボ株式会社

E-mail: info@stlab.co.jp / URL: http://www.stlab.co.jp
 TEL: 029-219-5675 FAX: 029-219-5676



技術で世界を輝かせる。

世界が求めるニーズはより多様化し、複雑に進化し続けています。

私たちはその一つひとつの声を叶えるために、技術を磨いてきました。

そのなかで培われた、世界をリードする素材・機械ビジネス。

私たちは、いち早くニーズに応えるというだけでなく、

技術で驚きや感動を与えることを大切にしています。

私たちがつくる、より強くしなやかな素材から、新たな価値が生まれる。

私たちがつくる、より低燃費の機械が働くことで、

ある国の礎が築かれる。

私たちは技術で社会や人を繋げ、より輝く世界へと、

導いていくために、挑み続けていきます。

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

KOBELCO