

Materia Japan

- ミニ特集 「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学」
- 講義ノート 鉄鋼の相変態Ⅱ
～界面易動度に律速されるマッシュ変態～
- 「新技術・新製品」

まてりあ

Vol.54 MTERE2 54 (2) 43~90 (2015)

2015 **2**

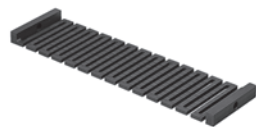
どこにもないモノへの挑戦

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】



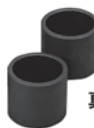
工業炉用ヒーター



ホットプレス用鑄型
(カットモデル)



連続鑄造用ダイス



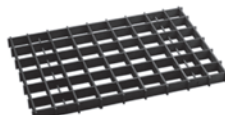
真空蒸着用るつぼ

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

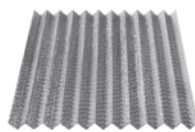
【製品例】



ベアストレイ(グリッド)



バスケット



波形トレイ



スプリング

東洋炭素 等方性黒鉛

検索

その他、用途に応じたきめ細かなご提案をいたします。

東洋炭素株式会社

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

特殊遊星回転ボールミル（加熱式、冷却式）

加熱式 遊星回転ボールミル LP-M2H



本装置は、常温での粉碎は勿論のこと230～250℃に加熱しながらの粉碎実験が行える遊星回転ボールミルです。付属のコントロールパネルにて温度調節、回転数、粉碎時間などの設定が出来、更に粉碎時の加熱状況を記録するための温度記録計と、運転中に重量のアンバランスによる異常振動を感知し自動停止させるためのセンサーが内蔵されています。

- 容器：専用容器 45ml 2個掛け
- 最大回転数：台盤500rpm
- 回転調整：インバーター式
- 回転数表示：台盤回転数をデジタル表示
- ヒーター：最大3kw SCR自動制御
- 使用最高温度：230～250℃
- 使用電源：AC200V 3相 50/60Hz
- 重量(約)：本体200kg、制御盤20kg
- 全体寸法：約W100×D60×H50cm
- 温度調節：プログラム式
- 時間設定：デジタルタイマー
- モーター：200W

冷却式 遊星回転ボールミル LP-M2C

従来の遊星回転ボールミルでは、高速回転中の粉碎エネルギーや、摩擦による避けられない熱が生じ、低融点、或いは弱熱性の試料を粉碎することは困難でした。冷却式のLP-M2Cは運転中に粉碎エリア内全体を強力に冷却し、粉碎容器内部での発熱を常温に近い約20～40℃以下に抑えるので、試料への熱の影響は殆どありません。粉碎容器は2個掛けて、容量は各45mlです。粉碎容器は、メノウ、部分安定化ジルコニア、Hiアルミナ、タングステン等、数種類の材質があり、試料に適した材質の選択ができます。振動センサー、温度表示が付いています。尚、有償でレンタル機もご利用頂けますのでお問い合わせ下さい。

- 電源：100V 50/60Hz
- モーター：200W
- 回転数：台盤の回転数 最大500rpm
- 外形寸法：W640×D672×H313mm
- 重量：約30kg
- タイマー：デジタル減算式、最大99時間59分



※レンタルもあります



株式会社 伊藤製作所

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

◎ 会告原稿締切：毎月1日



翌月号(1日発行)掲載です。

- 支部行事：shibu@jim.or.jp
- 本会記事：stevent@jim.or.jp
- 掲示板：materia@jim.or.jp

ミニ特集「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学」

企画にあたって 古原 忠	43
LPSO 型マグネシウム合金の特徴と今後の展望 河村能人	44
シンクロ型 LPSO-Mg 合金の原子構造と結晶学 阿部英司	50
シンクロ型 LPSO 構造の形成メカニズムと熱力学因子 大谷博司 阿部皓貴	55
シンクロ型 LPSO 構造相の塑性変形挙動 萩原幸司 東田賢二	60

講義ノート	鉄鋼の相変態 II—界面易動度に律速されるマッシュ変態— 榎本正人	65
<small>単相から単相への拡散変態であるマッシュ変態の律速過程と異相界面ソリュートドラッグ効果の解説。</small>		

新技術・新製品	耐ヒートチェック性に優れるダイカスト金型用肉盛溶接棒 DHW®の開発 梅森直樹 増田哲也 堀尾浩次	72
---------	--	----

国際学会だより	第15回 KIM-JIM シンポジウム開催報告 幾原雄一	75
---------	------------------------------	----

談話室	Do it yourself 池田亜矢子	76
-----	----------------------	----

本会記事	会告	77	次号予告	86
	支部行事	80	材料系学協会情報コーナー	86
	掲示板	81	金属学会セミナー開催報告	87
	会誌・欧文誌2号目次	84	行事カレンダー	88
	新入会員	85	まてりあの投稿について	90

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

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

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

権利委託先 一般社団法人学術著作権協会

〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル3F

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

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

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



特色

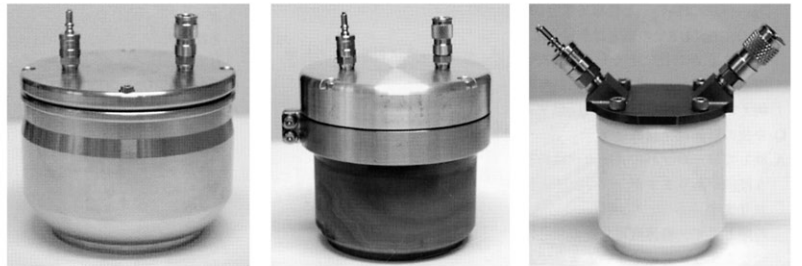
1. 従来弊社P-7と比べて250%の粉碎エネルギーUP。
自転公転比：1：-2. Max 1,100/2200rpm
粉碎エネルギー：Max 94G(現状P-7：46.08G)
2. 容器は本体内に。
外部に飛び出す危険は無し。
3. 搭載容器も20, 45, 80ml
の3種類。
材質は従来どおり多様。
雰囲気制御容器も
各種用意。



容器がセットされる様子。

従来型ボールミル “CLASSIC LINE”

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



フリッチュ社が開発した
遊星型シリーズの
パイオニア機種。



▲P-5/4

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
昨年度のベストセラー機種



▲P-6

少量試料を対象にした
パワフルな機種



▲P-7

全機種共通の特長

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

フリッチュジャパン株式会社

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

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

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



Your partner
for materialography

Made in Germany



自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

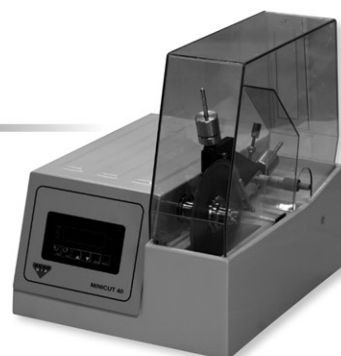
ヨーロッパ伝統の重錘を使った昔ながらのシンプルにして堅牢な研磨機。必要最低限の機能のみを搭載。それが経済的な価格を生み出しました。



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

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリ

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

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

フリッチュジャパン株式会社

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

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

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

創業1921年

ALLOYS & METALS

品名	純度	形状	品名	純度	形状	品名	純度	形状
純金属			高純度金属			フェロアロイ		
高純度アルミニウム	99.99%	約1kgインゴット	アルミニウム	99.999%	粒状100g入	フェロモリブデン	Mo 60%	塊状
アルミニウム	99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	フェロニオブ	Nb 60%	〃
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入	銀	99.999%	粒状	フェロバナジウム	V 80%	〃
アルミニウム粉	99.7%	粉末	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%	小块状
ポロクリスタル	99.4%	小块状	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状			
ポロンアモルファス	95~97%	粉末	無酸素銅	99.99%	10×10×1mm			
ビスマス	99.99%	針状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25×25×2mm	中間合金		
コバルト	99.3%	粒状	ガリウム	99.9999%	粒状25g入	燐	P > 14.5%	粒状
電解コバルト(FB)	99.9%	約25×25×10mm	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	シリコン	Si 15%	約1kgインゴット
金属クロム	99%	塊状	インジウム	99.999%	粒状100g入	マンガン	Mn 25%	〃
電解クロム	99%	薄片状	インジウム	〃	約100g塊	マグネシウム	Mg 50%	〃
クロム粉	99%	粉末500g入	インガン	99.999%	薄片状	クロム	Cr 10%	〃
電気銅	99.99%	約25×50×10mm	インガン	99.999%	粒状100g入	テール	Te 50%	〃
銅	99%	粉末500g入	アンチモン	99.9999%	約100g塊	コバルト	Co 10%	〃
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	小片状	アンチモン	〃	約100g塊	ニッケル	Ni 30%	〃
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	テール	99.9999%	粒状100g入	鉄	Fe 10%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テール	〃	約100g塊	チタン	Ti 50%	〃
電解鉄粉	99%	粉末1kg入	亜鉛	99.999%	粒状100g入	ジルコニウム	Zr 50%	〃
ハフニウム	99.8%	スポンジ小块	亜鉛	〃	約100g塊	ボロン	B 2%	粒状
インジウム	99.99%	塊状	亜鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミニウム	Cu 40%	約5kgインゴット
マグネシウム	99.9%	約200g塊	亜鉛	〃	約100g塊	アルミマグネシウム	Mg 20%	〃
電解マンガン	99.9%	薄片状	亜鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミマンガン	Mn 10%	〃
モリブデン粉	99.9%	粉末	亜鉛	〃	約100g塊	アルミニウム	Ni 20%	〃
ニオブグラニュー	99.9%	小块	タ	99.9%	5φ×150mm	アルミニッケル	Cr 5%	〃
ニオブ粉	〃	粉末				アルミクロム	Ti 5%	〃
電気ニッケル	99.99%	25×25×10mm	レアアースメタル			アルミシロン	Si 25%	〃
ニッケルベレット	99.97%	球状	イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミコバルト	Co 5%	〃
ニッケル粉	99.8%	粉末1kg入	ランタン	〃	〃	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
レニウム粉	99.99%	粉末	セリウム	〃	〃	アルミタングステン	W 2.5%	〃
ルテニウム粉	99.9%	〃	セラセオジウム	〃	〃	アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
アンチモン	99.9%	塊状	ネオジウム	〃	〃	アルミ鉄	Fe 50%	塊状
金属シリコン	99%	〃	サマリウム	〃	〃	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
錫	99.99%	約1kgインゴット	イッテルビウム	〃	〃	アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
タンタル塊	99.9%	粒状	テールビウム	〃	〃	アルミバナジウム	V 50%	小块状
タンタル粉	〃	粉末	テールビウム	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
テール	99.99%	小球状	ジスプロシウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
スポンジチタン	99.7%	スポンジ塊	ホルミウム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊状
チタン粉	99%	粉末500g入	エルビウム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
チタン板	JIS 1種	250×250×1mm	ガドリニウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
バナジウム粉	99.7%	小块状	ユーロピウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊状
バナジウム	〃	粉末	ツリウム	〃	〃	燐	P 5%	インゴット
タングステン粉	99.9%	〃	ルテチウム	〃	〃			
タングステンクラップ	99%	板状				Uアロイ(低融点合金)		
亜鉛	99.99%	約2kgインゴット	ミッシュメタル	TRE > 97%	5.4φ×6mm 1kg入	Uアロイ 47	融点47±2°C	約500gインゴット
鉛	〃	粒状				Uアロイ 60	60±2°C	〃
ジルコニウム	99.6%	スポンジ塊				Uアロイ 70	70±2°C	〃
						Uアロイ 78.8	78.8±2°C	〃
						Uアロイ 91.5	91.5±2°C	〃
						Uアロイ 95	95±2°C	〃
						Uアロイ 100	100±2°C	〃
						Uアロイ 124	124±2°C	〃
						Uアロイ 150A	150±2°C	〃

お問い合わせは、必ず下記事項をご記入の上、FAXしてください。

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

FAX (03)
3294-9336

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

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

LPSO 型マグネシウム合金の特徴と 今後の展望

河村 能人*

1. はじめに

アルミニウム合金の GP ゾーン析出強化機構やニッケル基超耐熱合金の γ - γ' 整合析出強化機構が見出されたことによって、科学技術や産業が大きく進展してきたことは歴史が証明している。21世紀に入り、新しい高強度マグネシウム合金が日本で開発され、軽量構造材料分野にイノベーションをもたらすものとして基礎と応用の両面で注目されている⁽¹⁾⁻⁽¹⁰⁾。開発された合金は、長周期積層構造(LPSO 構造)という新奇な原子配列構造を持つ相(LPSO 相)を強化相にしていることから、LPSO 型マグネシウム合金と呼ばれている。LPSO 型マグネシウム合金が注目される理由は、①軽量・高強度・高耐熱性・難燃性が同時に達成されているということ、②優れた材料特性が大型化しても再現できることが実証されたことによって社会実装化の可能性が高くなったということ、③LPSO 相が濃度変調と積層構造変調が同期した新奇な「シンクロ型 LPSO 構造」を持つということ、④LPSO 相が「キンク帯強化」という新しい概念の材料強化機構で強化されているということである。現在、LPSO 型マグネシウム合金の社会実装化を目指して、大型素材製造技術と応用製品の開発が進められており、さらに、LPSO 構造の学理構築を目指したオールジャパンの基礎研究が実施されている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。本稿では、LPSO 型マグネシウム合金の開発経緯と特徴ならびに今後の展望について述べる。

2. LPSO 型マグネシウム合金の開発経緯

文部科学省の科学研究費補助金・特定領域研究「高性能マグネシウムの新展開」が1999年から4年間実施され⁽⁶⁾、「高強度非平衡マグネシウム合金の創製」というテーマで、高強度と高延性を併せ持つ急速凝固粉末冶金合金の開発が試みられた。基本的な2元系合金から急速凝固プロセスに適した合金成分の探査が行われた結果、2001年には、高圧ガスア

トマイズ法で作製した急速凝固粉末を押し出し固形成形することによって、610 MPa の引張降伏強さと5%の伸びを示す $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2(\text{at}\%)$ 合金が開発された⁽¹⁾。その後、この合金が構造変調と濃度変調が同期した新規な LPSO 構造を持つことが明らかにされ⁽¹¹⁾、この構造は「シンクロ型 LPSO 構造」と呼ばれるようになった⁽¹²⁾。また、シンクロ型 LPSO 構造には多形が存在することが明らかにされた⁽¹²⁾。

比較実験として鋳造材の押し出し加工や鋳造材の切削チップの押し出し固形成形が試みられた結果、鋳造材でも LPSO 相が形成されることや、鋳造押し出し材や切削チップ押し出し固形成形材でも優れた機械的特性が得られることが明らかにされた⁽²⁾⁽³⁾。また、鋳造押し出し材の組織観察によって LPSO 相がキンク変形していることが見出され、「キンク帯強化」の最初の知見が得られた⁽⁴⁾。

さらに、Mg-M-RE(M: 金属元素, RE: 希土類元素)系合金の鋳造押し出し材を対象にした合金探査が系統的に実施され、LPSO 相を形成する合金系が数多く見出された⁽³⁾⁽⁵⁾⁽¹³⁾。特に、鋳造したままで押し出し加工する方法と鋳造材を773 Kで均質化処理した後で押し出し加工する方法の両方で合金探査が行われた結果、LPSO 相が凝固時に晶出する合金系の他に、熱処理によって LPSO 相が固体状態から析出する合金系が見出されるとともに⁽⁴⁾⁽¹⁴⁾、熱処理によって LPSO 構造の積層周期が変化することが明らかにされた⁽⁴⁾。

その後、510 MPa の降伏強さと8%の伸びを示す Mg-Ni-Y 系鋳造押し出し合金⁽⁷⁾、優れた機械特性を保持しながら市販合金(AZ31)並みまで耐食性を高めた Mg-Zn-Y-Al-La 系鋳造押し出し合金⁽¹⁵⁾、超々ジュラルミンを凌駕する機械的特性と耐食性を有する Mg-Zn-Y-Al 系急速凝固粉末冶金合金などが開発された⁽⁵⁾。2012年には、LPSO 型マグネシウム合金が高い発火温度を有し、米連邦航空局(FAA)が策定中のマグネシウム燃焼試験⁽¹⁶⁾に合格したことが報告された⁽⁹⁾。

* 熊本大学教授；先進マグネシウム国際研究センター(〒860-8555 熊本市中央区黒髪2丁目39-1)
Material Characteristics and Future Perspective on LPSO-type Magnesium Alloys; Yoshihito Kawamura (Magnesium Research Center (MRC), Kumamoto University, Kumamoto)
Keywords: long period stacking ordered structure, magnesium alloy, high strength, heat resistance, flame resistance, kinking, king band strengthening
2014年12月9日受理[doi:10.2320/materia.54.44]

3. LPSO 型マグネシウム合金の特徴

(1) LPSO 型マグネシウム合金の合金系

LPSO 相は Mg-M-RE (M: Co, Ni, Cu, Zn, RE: Y, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm) 系合金で形成されることが実験的に明らかになっている⁽⁶⁾⁻⁽¹⁰⁾。LPSO 型マグネシウム合金は、LPSO 相の生成の仕方によって、タイプ I とタイプ II に分類される⁽⁷⁾。タイプ I 合金は、凝固時に LPSO 相が晶出するものであり、Mg-Zn-RE 系合金では RE 元素が Y, Dy, Ho, Er, Tm の場合である。一方、タイプ II 合金は、LPSO 相が凝固時には晶出せずに高温での熱処理によって固体状態から析出するものであり、Mg-Zn-RE 系合金では RE 元素が Gd と Tb の場合である。LPSO 相を形成する M 元素と RE 元素の組合せは、図 1 のように、単体での結晶構造、原子半径、Mg への固溶限、混合エンタルピーに特徴があることが実験的に明らかになったが⁽⁶⁾⁽⁷⁾、LPSO 相の形成メカニズムは不明である。

(2) LPSO 型マグネシウム合金の組織と構造

LPSO 型マグネシウム合金は、LPSO 相と α -Mg 相の二相合金であり、LPSO 相の割合は合金成分によって制御することが可能である⁽⁸⁾。約 26 vol% の LPSO 相を含む Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金鋳造材の断面組織を図 2 に示す⁽³⁾。白い領域が LPSO 相で黒い領域が α -Mg 相であり、LPSO 相が α -Mg 相のセル界面にラメラ状に晶出している。

Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金中で観察された 18R 型 LPSO 構造の HAADF-STEM 像(原子の重さでコントラストが付く走査透過電子顕微鏡像)を図 3 に示す⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。明るいコントラストで現れている 4 原子層が 6 周期ごとに存在しており、この 4 原子層に Mg 原子より重い Zn 原子と Y 原子が濃化するとともに、その中間に面状の格子欠陥である積層欠陥が存在している⁽¹²⁾。これまでに 10H, 14H, 18R, 24R という 4 種類のシンクロ型 LPSO 構造が見出されており、その特徴は溶質元素が濃化した 4 原子層が 5 周期(10H)、6 周期(18R)、

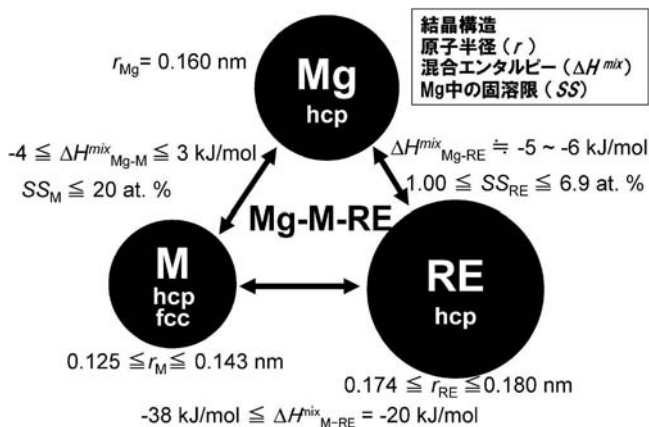


図 1 Mg-M-RE 系合金における LPSO 相の形成添加元素の特徴。

7 周期(14H)、8 周期(24R)毎に最密面に存在するというものである⁽¹²⁾。これらの濃度変調と積層構造変調が同期したシンクロ型 LPSO 構造は、LPSO 型マグネシウム合金で初めて見出されたものである⁽¹²⁾。最近では、この溶質元素が濃化した 4 原子層が L1₂ 型構造のクラスターで構成されていることが明らかにされている⁽¹⁷⁾。

(3) LPSO 型マグネシウム合金の機械的特性と強化機構

LPSO 型マグネシウム合金は、図 4 の応力-歪曲線に示すように、鋳造した状態では平凡な機械的特性しか示さないが、塑性加工することによって延性を保持しながら機械的特性が著しく向上する⁽³⁾。この塑性加工による機械的強度の向上は、 α -Mg 相の動的再結晶による結晶粒微細化の他に、

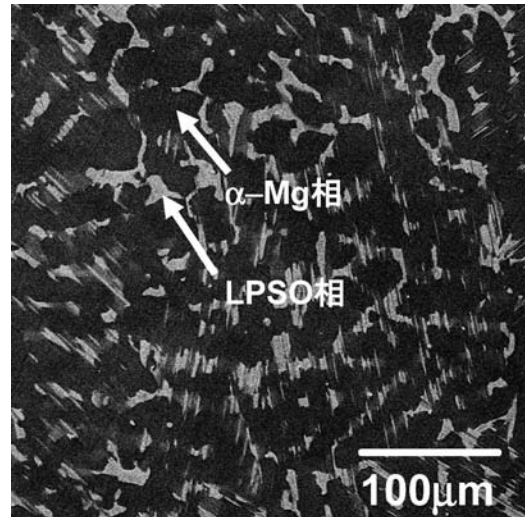


図 2 LPSO 型 Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金鋳造材の断面 SEM 写真。

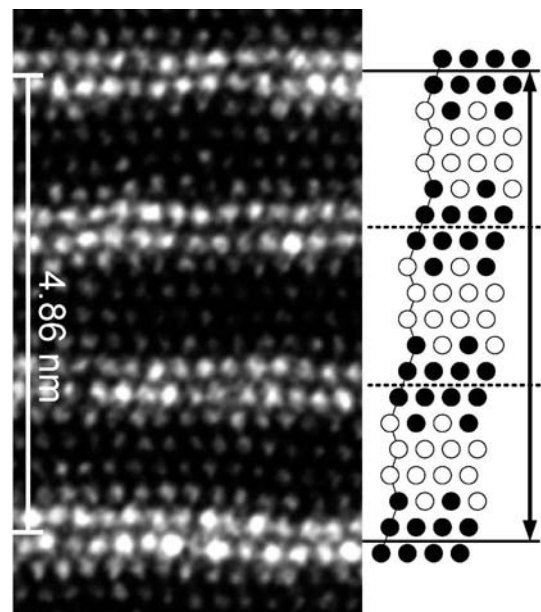


図 3 シンクロ型 LPSO 構造(18R)の HAADF-STEM 写真。

LPSO 相のキンク帯強化が寄与している(4)。

LPSO 型マグネシウム合金の機械的特性は合金成分と加工方法・加工条件に依存するが、製造方法にも依存する(3)。図5に示すように、鋳造材を塑性加工する方法よりも切削チップを固化成形する方で高い強度が得られ、最も優れた特性は急速凝固粉末を固化成形する方法(急速凝固粉末冶金法)によって得られる(3)。これらのLPSO型マグネシウム合金の比降伏強さ(単位重量当たりの降伏強さ)は、既存の高強度マグネシウム合金はもとより、高強度アルミニウム合金よりも高い。最近では、鋳造材を押し出し加工したLPSO型 $Mg_{93.5}Ni_3Y_{3.5}$ 合金が510 MPa以上の降伏強さと8%以上の伸びを示すことが報告されている(7)。LPSO型マグネシウム合金の473 Kにおける比降伏強さは、図6に示すように、既存の耐熱マグネシウム合金や耐熱アルミニウム合金よりも高く(3)。

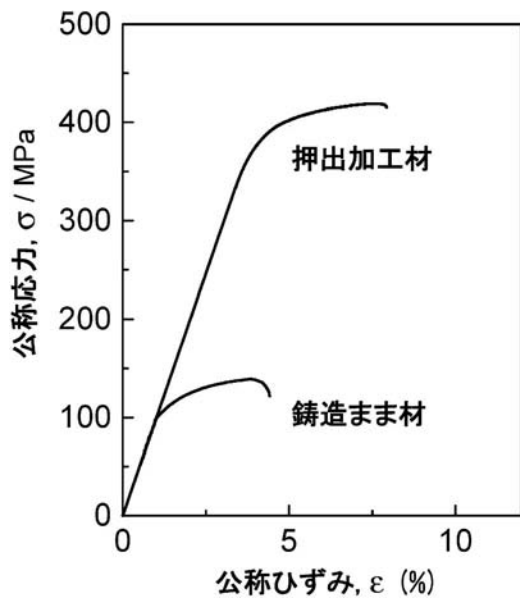


図4 鋳造ままと熱間押し出し加工したLPSO型 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金の応力-歪曲線。

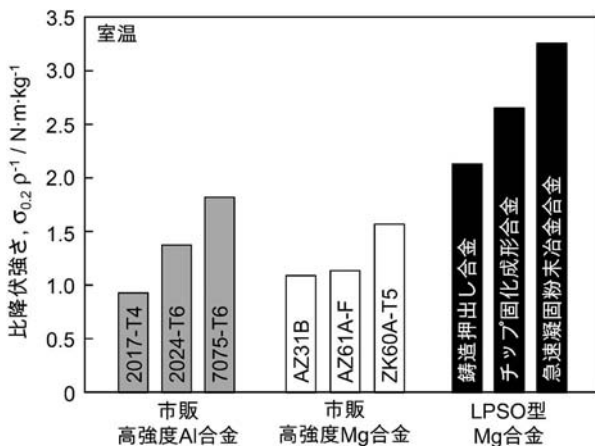


図5 LPSO型 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金の室温における比降伏強さ。

573 K までは熱的に安定である。LPSO 型マグネシウム合金が耐熱合金と言われる所以がここにある(7)。急速凝固粉末冶金法によってLPSO型マグネシウム合金の機械的特性は大幅に向上する(1)(3)。急速凝固粉末冶金法で作製したLPSO型 $Mg_{96.7}Zn_{0.85}Y_2Al_{0.45}$ 合金の材料特性を高強度アルミニウム合金の代表格である超々ジュラルミン(7075-T6)と比較して表1に示す(5)。LPSO型急速凝固粉末冶金 $Mg_{96.7}Zn_{0.85}Y_2Al_{0.45}$ 合金の降伏強さと伸びはそれぞれ533 MPaと10.6%である。また、その疲労強度は325 MPa(10⁷サイクル)にのぼり、超々ジュラルミンの275 MPaよりも高い値を示す。さらに、等方性が高い材料特性を示すとともに高速超塑性という優れた成形加工性が発現することも急速凝固粉末冶金合金ならではの特徴である(1)(5)。

LPSO型マグネシウム合金の強化相であるLPSO相の力学的特徴は、①双晶変形が生じずにキンク変形するということと(18)、②キンク変形によって一旦キンク帯が形成されると唯一の変形モードである底面すべりが抑制されるために機械的強さの劇的な向上がもたらされるということである(図7)(7)。キンク変形とは異方性の強い層状物質に見られる挫屈形態であり、Cd単結晶やZn単結晶等のhcp金属の圧

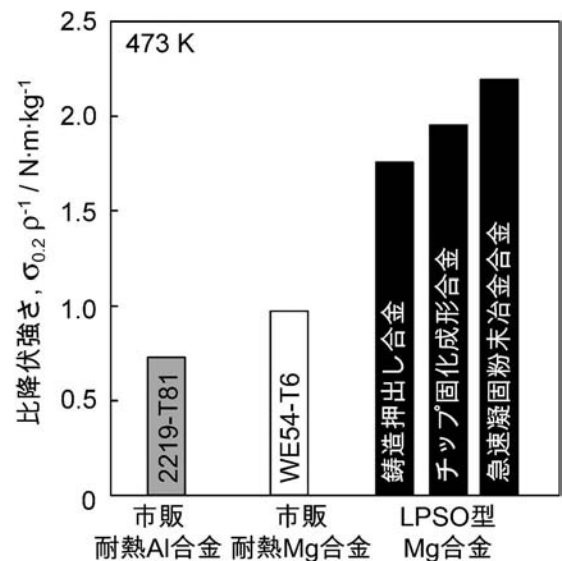


図6 LPSO型 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金の473 Kにおける比降伏強さ。

表1 LPSO型急速凝固粉末冶金マグネシウム合金と超々ジュラルミンの性能比較。

	LPSO型急速凝固粉末冶金 $Mg_{96.7}Zn_{0.85}Y_2Al_{0.45}$ 合金	超々ジュラルミン 7075-T6
比重	1.85 g/cm ³	2.75 g/cm ³
降伏強さ(0.2%耐力)	533 MPa	505 MPa
伸び	10.6%	11%
疲労強度(10 ⁷ 回)	325 MPa	275 MPa
腐食速度	0.16 mm/year	275 mm/year

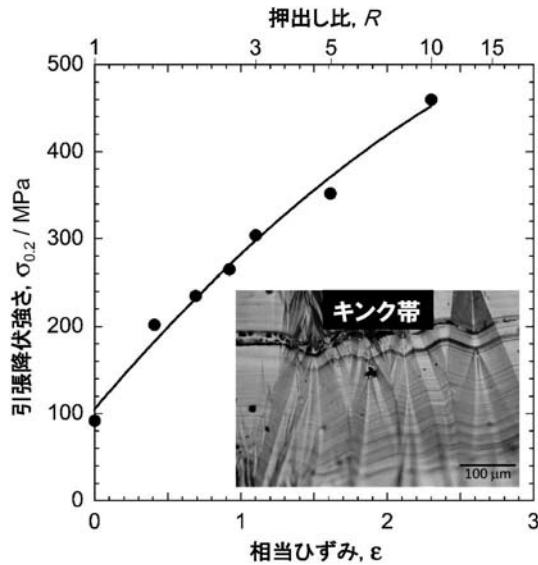


図7 LPSO相の降伏強さの加工率依存性とキンク帯.

縮変形時に発生することは、1940年代に Orowan⁽¹⁹⁾や Hess and Barrett⁽²⁰⁾によって見出されたが、キンク変形によって強化されるという工学的に極めて有用な現象が見つかったのは LPSO 型マグネシウム合金が初めてである。金属材料の強化法として、固溶強化、析出強化、結晶粒微細化強化、加工強化、複合強化が一般的に知られているが、「キンク帯強化」は第六番目の新しい材料強化法であると言える。

(4) LPSO 型マグネシウム合金の耐食性と難燃性

LPSO 型マグネシウム合金は、 α -Mg 相と LPSO 相との間でガルバニック腐食が生じ易いので、その耐食性はあまり良くない。しかし、Al と La を複合微量添加すると生成被膜の膜質が改善されて耐食性が向上することが明らかにされ、優れた機械的特性や耐熱性を保持しながら市販合金(AZ31)並みの耐食性を持つ $Mg_{96.65}Zn_1Y_2Al_{0.25}La_{0.1}$ 合金が開発された⁽¹⁵⁾。また、LPSO 型マグネシウム合金の耐食性は凝固時の冷却速度が高くなるに伴い著しく向上し、急速凝固粉末冶金合金の耐食性は casting 材に比べて10倍以上に向上する⁽²¹⁾。Zn 添加量の最適化、Al の微量添加、Fe 等の不純物濃度の低減によって、図8に示すように、超々ジュラルミンの約2倍の耐食性を持つ LPSO 型急速凝固粉末冶金 $Mg_{96.7}Zn_{0.85}Y_2Al_{0.45}$ 合金が開発された⁽⁵⁾。この結果はマグネシウム合金が腐食し易いという従来の概念を覆すものである。

LPSO 型マグネシウム合金は発火温度を高める効果がある Y 等の RE 元素を 2 at% 以上含んでいるので、図9に示すように、その発火温度は約1,050~1,210 K であり、Ca や CaO あるいは RE 元素を市販合金に微量添加した難燃性のマグネシウム合金よりも高い⁽⁹⁾。優れた機械的特性と耐熱性を持ちながら難燃性を併せ持っていることに LPSO 型マグネシウム合金の革新性がある。これまで、マグネシウム合金は燃え易いという理由で民間航空機への使用が禁止されてきたが、米連邦航空局(FAA)は、マグネシウム使用禁止令を解除す

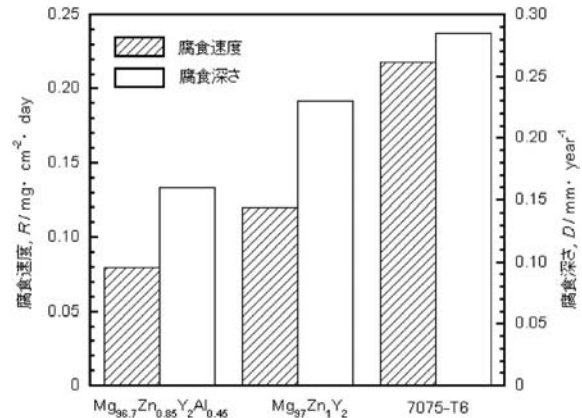


図8 LPSO 型急速凝固粉末冶金マグネシウム合金の耐食性(塩水噴霧試験).

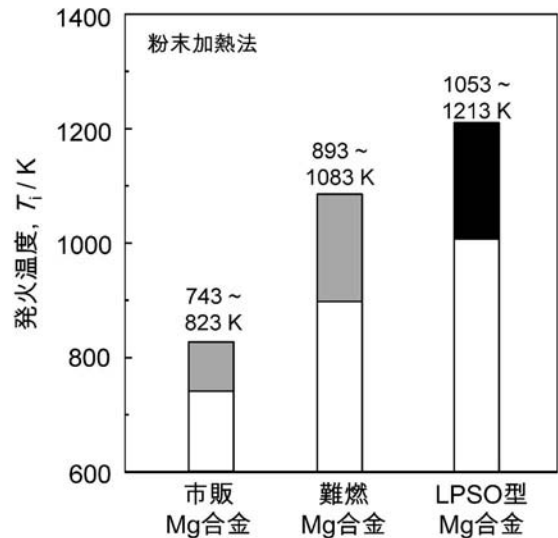


図9 LPSO 型マグネシウム合金の発火温度.

るためにマグネシウム燃焼試験法を策定している⁽¹⁶⁾。LPSO 型マグネシウム合金は、このマグネシウム燃焼試験をクリアしたことから、次世代の航空機用構造材料として注目されている⁽⁹⁾。

4. 今後の展望

(1) 異分野融合研究によるシンクロ型 LPSO 構造の基礎研究

シンクロ型 LPSO 構造の学理を構築することを目的に、文部科学省・科学研究費補助事業の学術領域研究「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学一次世代軽量化構造材料への新展開」が2011年度から実施されている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。本領域研究では、我が国が主導してこの構造に関する新たな材料科学の学術領域を打ち立てることにより、我が国で開発された LPSO 型マグネシウム合金のみならず、次世代軽量化構造材料への革新的展開に繋げることを目指している。本領域研究で

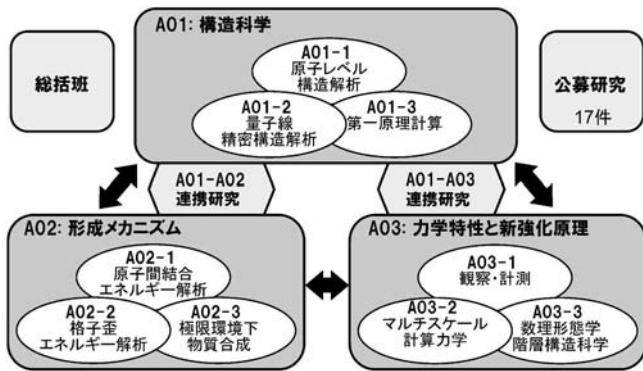


図10 シンクロ型LPSO構造に関する新学術領域研究の体制と研究内容。

は、図10に示すように、シンクロ型LPSO構造の構造科学、形成メカニズム、力学特性と新強化原理の確立を担当する3つの班を設け、9グループの計画研究と17件の公募研究により研究を推進している。全国23研究機関から58名の研究者が参画している。本領域研究の特徴は、①材料工学、物理学、機械工学の知的・技術的資源を結集して、最先端の実験手法と計算科学を用いた異分野融合研究を推進している点と、②J-PARCやSPring-8等の大規模な全国共同利用施設を活用した精密構造解析の「その場実験」をコアにした連携研究を推進している点である。

(2) 産学官連携によるLPSO型マグネシウム合金の実用化研究

(a) 鋳造塑性加工材の製造技術開発

経済産業省の地域新生コンソーシアム事業「革新的高強度マグネシウム合金製造技術の開発」(2004・2005年度)によって、LPSO型マグネシウム合金を大型化しても研究室レベルの小型試料で得られた材料特性を再現できることが実証されるとともに、大型素材製造における技術課題が抽出された⁶⁾。その後、2006年12月から5年間、大型のLPSO型鋳造塑性加工合金を製造するための製造基盤技術の確立を目指して、科学技術振興機構(JST)の地域結集型研究開発プログラム(CREATE)「次世代耐熱マグネシウム合金の基盤技術開発」プロジェクトが実施された⁷⁾⁸⁾。このプロジェクトには、13社、2公設試、8大学から総勢60名の研究者や技術者が参画していた。実用サイズ($\phi 177$ mm)で高品質の鋳造ビレットが作製できるようになり、その鋳造ビレットの押し出し加工によって $\phi 22 \sim 55$ mmの丸棒材、管材、厚板材が、また押し出し加工した厚板材の圧延によって幅50~150 mmの薄板材が作製できるまでに技術開発が進んだ。現在、LPSO型鋳造塑性加工合金の鍛造、圧延、切削、接合、表面処理等の素材加工技術の開発と並行して、大型素材の量産実証試験が産業界を中心に進められている。

(b) 急速凝固粉末冶金材の製造技術開発

経済産業省の「次世代航空機用構造部材創製・加工技術開発」プロジェクトの一環として「次世代マグネシウム粉末合

金部材の開発」プロジェクトが2003~2007年度に実施され⁵⁾、LPSO型急速凝固粉末冶金合金を大型化($\phi 18$ mmの丸棒材や $W30$ mm \times 4 mmの板材)しても研究室レベルの小型試料で得られた材料特性を再現できることが実証されるとともに、従来の高圧ガスアトマイズ法に比べて安全性の点で優れている単ロール式液体急冷法を用いた製造技術が開発された⁵⁾²²⁾。2014年から、内閣府の戦略的イノベーション創造プログラム(SIP)の「航空機実装化を目指した超急冷マグネシウム合金の製造基盤技術開発」プロジェクトによって、LPSO型急速凝固粉末冶金合金の連続一貫量産システムを構築するための要素技術開発が開始されている。

(c) 応用製品開発

LPSO型マグネシウム合金の応用製品の開発は、軽量化の要求が高い輸送機器分野、工作機械分野、情報電子分野、医療福祉器具分野などで進められている。鋳造塑性加工合金については、大型押し出し加工材や鍛造加工材の試作品を応用製品メーカーに提供して、自動車用エンジン部品、自動二輪部品、工作機械部品、医療部品等の開発が進められており、商品化第一号として、締結用ネジが2014年から市販されている⁹⁾。一方、急速凝固粉末冶金合金は、多くの分野で注目されているが、FAAの燃焼試験をクリアするとともに、超々ジュラルミンを凌駕する機械的強度、疲労強度、耐食性を持つことから、特に航空機分野への応用が期待されている⁹⁾¹⁰⁾。経済産業省の航空機プロジェクトとしてLPSO型急速凝固粉末冶金合金の航空機適用化技術開発が2013年度から実施されており、米国最大手の航空機メーカーであるボーイングとの共同研究も2014年から始まっている。

5. おわりに

LPSO型マグネシウム合金の開発によって、アルミニウム合金に対して優位性があるマグネシウム合金が実現できたことから、マグネシウムの新しい時代が到来するものと言える。特に、航空機分野でマグネシウム合金の使用が解禁されることから、本格的なマグネシウム新時代が到来するものと言える。新材料開発によるイノベーションは、新材料が社会実装化されることによって初めて実現可能となる。一般的に新材料の社会実装化には20~30年かかると言われている。LPSO型マグネシウム合金の開発はちょうど折り返し地点を通過したところであり、その社会実装化を実現するためには、「死の谷」を乗り越えなければならない。今後は、LPSO型マグネシウム合金によるイノベーションを目指して、産学官連携による実用化研究を推進する必要がある。また、LPSO型マグネシウム合金が日本発の新材料として世界的な評価を得るためには、実用化研究とともに学理構築を目指した基礎研究も日本主導で進める必要がある。

略 号

LPSO: long period stacking ordered structure, 長周期積層

構造

HAADF-STEM: high-angle annular dark field scanning transmission electron microscopy, 高角散乱環状暗視野走査透過電子顕微鏡法

hcp: hexagonal closed packed structure, 最密六方構造

fcc: face-centered cubic structure, 面心立方構造

FAA: federal aviation administration, 米連邦航空局

文 献

(1) Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., **42**(2001), 1172-1176.
(2) Y. Kawamura, S. Yoshimoto and M. Yamasaki: Proceedings of PM2004, Shrewsbury, UK: EPMA, (2004), 449-454.
(3) Y. Kawamura and S. Yoshimoto: Magnesium Technology 2005, ed. H. I. Kaplan, TMS, (2005), 499-502.
(4) S. Yoshimoto, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Trans., **47**(2006), 959-965.
(5) 河村能人, 大河内均, 関川貴洋, 関 義和: 金属, **80**(8) (2010), 623-630.
(6) 河村能人: 未来材料, **5**(2005), 38-45.
(7) 河村能人: 金属, **80**(2010), 581-588.
(8) 河村能人: 工業材料, **59**(2011), 29-35.
(9) 河村能人: 素形材, **55**(2014), 32-38.
(10) 河村能人: 学術の動向, **19**(2014), 36-43.
(11) E. Abe, Y. Kawamura, K. Hayashi and A. Inoue: Acta Mater., **50**(2002), 3845-3857.
(12) E. Abe, A. Ono, T. Itoi, M. Yamasaki and Y. Kawamura:

Philos. Mag. Lett., **91**(2011), 690-696.

(13) Y. Kawamura, T. Kasahara, S. Izumi and M. Yamasaki: Scr. Mater., **55**(2006), 453-456.
(14) M. Yamasaki, T. Anan, S. Yoshimoto and Y. Kawamura: Scr. Mater., **53**(2005), 799-803.
(15) S. Izumi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Sci. Forum, **654-656**(2010), 767-770.
(16) T. Marker: Fire Tests January 2013 Final Report. pdf, FAA, (2013).
(17) D. Egusa and E. Abe: Acta Mater., **60**(2012), 166-178.
(18) K. Hagihara, N. Yokotani and Y. Umakoshi: Intermetallics, **18**(2010), 267-276.
(19) E. Orowan: Nature, **149**(1942), 643-644.
(20) J. B. Hess and C. S. Barrett: Metals Trans., **185**(1949), 599-606.
(21) S. Izumi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Corrosion Science, **51**(2009), 395-402.
(22) H. Okouchi, Y. Seki, T. Sekigawa, H. Hira and Y. Kawamura: Mater. Sci. Forum, **638-642**(2010), 1476-1481.



河村能人

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
1985年3月 名古屋大学大学院工学研究科修士課程修了
1993年3月 東北大学大学院工学研究科博士課程終了
1993年4月—東北大学金属材料研究所助手・助教授
2000年4月—熊本大学助教授・教授
2011年12月—現職
専門分野: 非平衡物質工学, 軽金属材料
◎高強度マグネシウム合金の合金設計とプロセス設計に従事. LPSO 型マグネシウム合金の基礎研究と実用化研究を中心に活動中.
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

シンクロ型 LPSO-Mg 合金の 原子構造と結晶学

阿部 英 司*

1. はじめに—濃度変調と変位変調—

物質中で原子が整然と配列する様が検証されたのは比較的最近の出来事であり、およそ100年前のラウエ、ブラッグ父子による X 線回折法の確立による。昨2014年はこれら先達の業績を記念し、国際連合が定める世界結晶年であった⁽¹⁾。結晶固体に X 線を照射すると回折パターンが得られ、単位胞内の原子配列に関する情報は次式の構造因子 $F(\mathbf{K})$ (Structure Factor) に反映される。

$$F(\mathbf{K}) = \sum_j f_j(\mathbf{K}) \exp [2\pi i \mathbf{K} \cdot \mathbf{r}_j] \quad (1)$$

ここで \mathbf{K} は散乱ベクトルである。構造を決定するという事は、原子の「位置」と「種類」を特定することに他ならない。式(1)より、単位胞内の j 番目の原子位置とその種類に関する情報は、それぞれ波の位相 (\mathbf{r}_j) および振幅 ($f_j(\mathbf{K})$: 原子形状因子) として与えられる。結晶構造は、低角~高角までの広い散乱域にわたる多数の反射強度 $|F(\mathbf{K})|^2$ を最も満足する $[f_j(\mathbf{K}), \mathbf{r}_j]$ の組み合わせを見いだすことで決定される。

結晶固体においては、元となる結晶構造(基本構造)に新たな周期(もしくは非周期)の変調が付加された、いわゆる変調構造(modulated structure)がしばしば出現する。基本構造である $[f_j(\mathbf{K}), \mathbf{r}_j]$ の組み合わせに対し、付加される変調の起源が濃度による場合は、 $f_j(\mathbf{K})$ の変調(振幅変調)によって余反射が生成する濃度型変調となる。一方、原子位置の変位に起因する変調は、 \mathbf{r}_j の変調(位相変調)として余反射を生ずる変位型変調となる⁽²⁾。金属・合金系結晶で例えると、body-centered cubic (bcc) 構造が不規則-規則変態により CsCl 型(B2 型)構造へと変化する際は濃度変調型であり、bcc 構造がマルテンサイト変態により 9R 型長周期構造⁽³⁾⁽⁴⁾ となる際は位相変調型である。いずれにおいても、それぞれ構造変化に伴い新しい反射(超格子反射)が観察されることになる。

近年、高強度 Mg 合金において見いだされた新たな長周

期構造は、積層秩序と濃度変調がユニークに同期した構造をとり、シンクロ型 LPSO (Long-Period Stacking/Order) 構造と名付けられ、現在精力的に研究が進められている。本稿では、最先端走査透過型電子顕微鏡法(STEM)による解析に基づいて、LPSO 構造の特徴を述べる。

2. STEM による LPSO 構造の解明

(1) Mg 合金における新たな長周期構造

Mg は、原子最密面が 2 層周期(AB...) で積層した六方最密充填構造(hcp)構造をとる。最密面が 3 層周期(ABC...) で積層した面心立方構造(fcc)では、(111)最密面が 4 つのバリエーションを持つのにに対し、hcp 構造の(0001)最密面は単一バリエーションとなる。それゆえ、hcp-Mg 合金では転位同士の間による加工硬化や、析出相分散による転位ピンニング等の強化機構が fcc 系合金ほど顕著に発現しにくい。LPSO 型 Mg 合金では、結晶構造を本質的に変えてしまうことで、新たな視点(e.g., キンク変形の利用⁽⁵⁾)から高強度軽量合金の設計を図る機会をもたらしている。

最初の LPSO 構造は、急冷処理を含む非平衡プロセスを経て作製された高強度 Mg-1 at% Zn-2 at% Y 合金において見いだされた⁽⁶⁾。これ以前にも、遷移金属と希土類元素を複合添加した Mg 合金の研究は多数なされており、おそらくいずれかの合金系においてすでに LPSO 相は形成されていたであろう。しかし、以下に示すように、従来の透過電子顕微鏡法(TEM)法では LPSO 相を同定することは極めて困難であり、原子種識別に優れた高角散乱暗視野(HAADF)-STEM 法をもって初めてその素性が明らかとなったのである⁽⁷⁾(図 1)。急冷プロセス Mg 合金での高強度化が報告された当初は、微量添加された Zn と Y が過飽和に強制固溶されたことで、Mg 母格子が大きく歪んだためであろう、との解釈がなされていた。これに対して、図 1 上段の比較的低倍の HAADF-STEM 観察から、微量添加された Zn と Y がランダムな固溶状態ではなく、微細ラメラ状の秩序を有して分布していることが一目瞭然で分かる⁽⁷⁾。この層状組織の基本

* 東京大学准教授; 大学院工学研究科マテリアル工学専攻(〒113-8656 東京都文京区本郷 7-3-1) Structural Characteristics and Crystallography of the Synchronized LPSO-Mg Alloys; Eiji Abe (Department of Materials Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)
Keywords: Mg alloys, crystal structure, complex order, structural modulations, electron microscopy
2014年11月20日受理[doi:10.2320/materia.54.50]

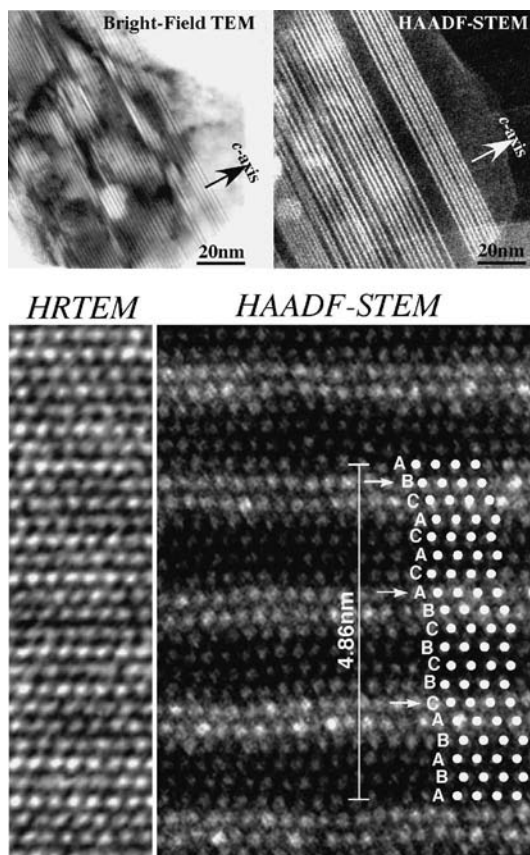


図1 高強度 Mg-1 at%Zn-2 at%Y 合金中に形成された長周期構造の HAADF-STEM 像⁽⁷⁾. 特徴的な層状の添加重元素分布が明瞭に見て取れる.

構造が、hcp-Mg の最密原子面 6 層ごとに積層欠陥が導入された長周期積層秩序 (18R 型⁽⁸⁾⁽⁹⁾) であることは通常の高分解能 TEM (HRTEM) 観察から導き出せる. しかし, HAADF 観察を用いることにより初めて, 積層欠陥とその隣の 2 原子層において, 微量添加元素が顕著に濃化しており, 積層秩序だけでなく, 添加元素分布も規則化した興味深い長周期構造となっていることが判明したのである.

(2) シンクロ型 LPSO 構造

我々は現在までに, HAADF-STEM 観察により 4 種類の長周期構造多型を見だし, これらを系統的に矛盾無く説明するモデル構造を提案している⁽¹⁰⁾ (図 2). 一連の長周期構造は, 比較的シンプルなるルールに従って構築されていることが分かる. まず, もとの hcp 構造に周期的な積層欠陥が導入されることにより, 10H, 18R, 14H, 24R の積層秩序が形成される (H は六方晶, R は斜方晶を表す). 各モデル構造中, 原子層の右側に記した *h, c* は, 対応する原子層が局所的に hcp 型 (ABA のように上下層が同一層) の環境か, fcc 型 (ABC のように上下層が異なる層) の環境にあるのかを示している. 添加元素である Zn と Y は, 積層欠陥とその隣の *c* 環境にある 2 原子層に位置する規則構造をとる. これは長周期の積層秩序と同期 (synchronize) した化学的秩序 (元素分

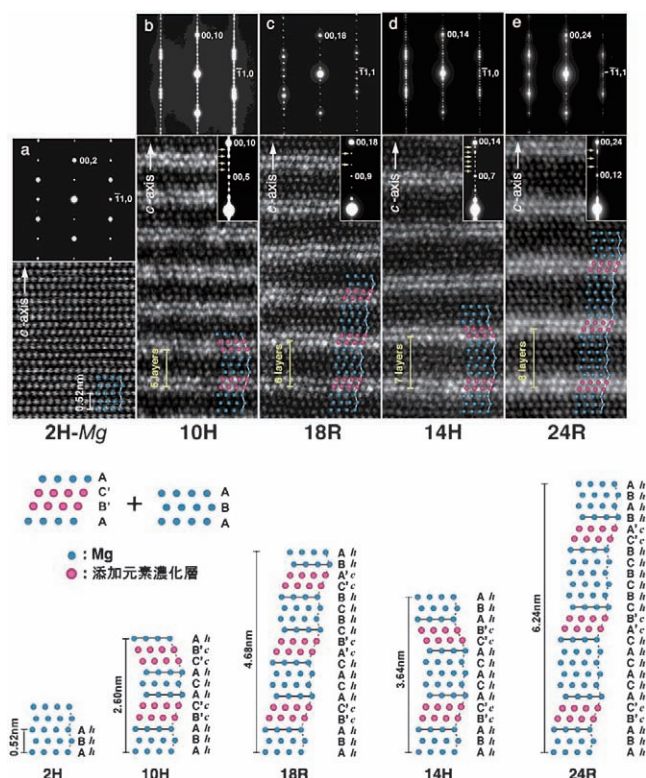


図 2 Mg-1 at%Zn-2 at%Y 合金中に形成された長周期構造多形の HAADF-STEM 原子像 (上段) と, それらの構造モデル (下段). 長周期の積層秩序 (Stacking-order) と同期した化学的秩序 (Chemical-order) を持ち, シンクロ型 LPSO 構造と名付けられた. 合金結晶では, 添加元素が特定の原子位置を占める挙動 (e.g., bcc から B2 への構造変化) を「規則化 (Order)」と呼ぶ terminology に従っている.

布の規則化) を持つため, シンクロ型 LPSO (Long-Period Stacking/Order) 構造と名付けられた. これら一連の LPSO 構造は, いずれも添加原子濃化層を含む AB'C'A 構造ユニット (図 2 下段) と 2H-Mg ユニットの組み合わせより構築されており, AB'C'A ユニット間にいくつの 2H-Mg ユニットの組み合わせがあるのか, により長周期構造の多様性を系統的に理解できる. HAADF-STEM 観察により, 元素濃化層の組成はいずれのタイプの長周期構造でもほぼ一定の値をとることも判明した⁽¹⁰⁾. すなわち, 単位胞あたりに含まれる 2H-Mg 層数が異なるため, 長周期多形相の stoichiometry がわずかずつ (~1 at% 程度) 異なることを意味する. 従って, 厳密には同一組成相で定義される「構造多形」ではないが, 広義には構造多形と呼んで差し支えない. 最近では, Mg-Co-Y 系で異なる積層多形シリーズの LPSO 構造が形成されることも確認されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾.

添加元素が局所的に濃化する様子は, 時効析出型 Al 合金における GP ゾーンや準安定微細析出相を想起させる. しかしながら, ここで述べている新規 Mg 長周期構造は明瞭な回折ピークを示す「秩序相」であり, 添加元素のランダムなクラスタリングによる GP ゾーンと本質的に異なる点は, ぜひ

強調しておきたい. 図2の回折パターンに示すように, 積層秩序のみでは消滅する00, *l*系の反射が, $f_j(\mathbf{K})$ の秩序化により出現する.

(3) STEM/第一原理計算による高規則度 LPSO 構造解析

Mg-Zn-Y系で最初に見いだされたLPSO相は, 元素濃化原子層にはたかだか10 at%程度のZnとYしか含まれておらず⁽⁷⁾⁽¹³⁾, 「希薄な」LPSO相となっていた. その後の形成条件に関する研究の進行に伴い, LPSO相が広い組成範囲で形成されることが明らかとなってきた⁽¹⁴⁾(図3). その結果, 高Zn, Y濃度のLPSO相では規則度が最密原子面内においても発達し, 対応する超格子反射が明瞭に観察されるようになることが判明した⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾. この高規則度LPSO相の主要結晶軸に沿ったSTEM直接観察により, LPSO相の理想構造モデルが構築された⁽¹⁴⁾(図4上段). その特徴として, Zn, Y原子が(1) *c*軸方向の4原子層にわたって存在すること, (2)最密面内において, 6倍の超格子周期で規則配列していること, が挙げられる. 興味深いのは, 局所的なZn/Y配列が積層構造中のちょうどfcc積層ユニット(図2のAB'CAユニット)におさまる形で, L₁₂型の規則配列⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾(Zn₆Y₈クラスター: 図4下段)をとることである. 18Rや14H等, 与えられた積層型に対するL₁₂型クラスターの長距離規則配列の特徴として, *c*面内(最密面内)では前述の6倍周期の相関をとる傾向が比較的強いが, *c*軸方向(積み重なり方向)への長距離相関は乱れる傾向にある. 結晶方位に依存した異なる秩序度(degree of order)の振る舞いは, Order-Disorder(OD)モデルを用いた包括的な記述が可能であり, 乾, 岸田らによって詳細な解析がなされている⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾.

STEM観察により構築したLPSO初期構造モデルをベースに, 第一原理計算によりエネルギー的に最適化されたLPSO結晶の原子座標精密化を試みたところ, 局所Zn₆Y₈クラスター構造に興味深い緩和挙動が見られることが明らか

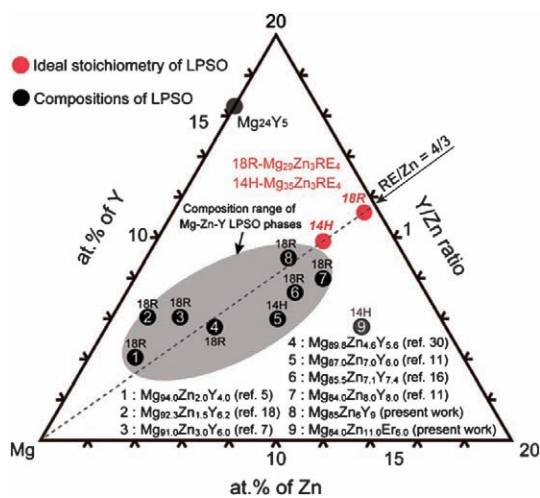


図3 Mg-Zn-Y系LPSO構造相の形成組成範囲(それぞれの組成に関する原論文等の詳細は文献(14)を参照). 構造モデルから導かれる理想組成を赤で示した.

となった. 図4下段に示すように, 最適化されたLPSO構造中ではZn, YがそれぞれL₁₂型構造の理想位置から大きく外れていくことが分かる. これらZn/Yの大きな緩和変位とともに, Mgの微小な変位挙動も明らかとなり, STEM観察と第一原理計算の組み合わせで精密化したLPSO構造モデルが提案された⁽¹⁴⁾.

LPSO構造は積層多形やOD多形が生成し易く, 単相試料の作成, および双晶やバリエントドメインを含まない高品質の単結晶育成が極めて難しい系である. 現在, 最先端の放射光測定によってμmオーダーのLPSO単結晶解析が進められている⁽¹⁹⁾が, 構造乱れによるストリーク・散漫散乱が顕著であり, X線単結晶解析に通常求められるレベルを満足する結果には至っていない. 局所構造を直接観察できる利点を活かし, 電子顕微鏡のみで上述の構造解析が可能となってきたことは特筆に値する.

(4) LPSO 構造中に生成する格子間サイト

前述のように, Mg-Zn-Y系LPSO相ではL₁₂型Zn₆Y₈

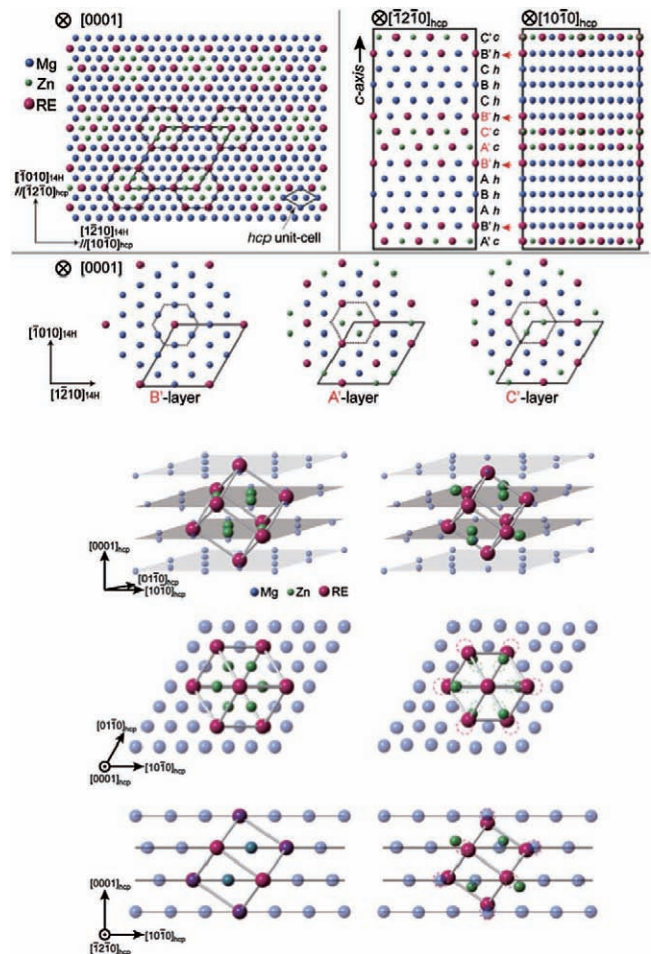


図4 Mg-6 at% Zn-9 at% Y合金中に形成された14H型高規則度LPSO構造の理想モデル⁽¹⁴⁾(上段), および構造モデル中のL₁₂型Zn₆Y₈局所クラスター構造(下段). クラスター構造は左が緩和前, 右が緩和後の配列である.

クラスター構造に顕著な緩和挙動が確認される。緩和後の構造を詳細に検討したところ、Zn 八面体の拡大(図 4 下段右)に伴いクラスター中心に大きな空隙が生じ、その大きさは半径 0.16 nm 程度の原子を一つ導入できる程度となることが分かった⁽²⁰⁾。このクラスター中心位置は、基本構造から見ると格子間位置に相当することに注意したい。すなわち、基本構造が稠密構造(*i.e.*, 最密面の長周期積層)であるにも関わらず、LPSO 相では局所的な規則クラスター構造の形成に伴い、格子間位置に新たな原子サイトを生成しうることを示唆している。緩和後の全体構造を詳しく見ると、クラスター中心での空隙形成に伴い、わずかに原子充填率が低下していた⁽²⁰⁾。さらに、この格子間サイトに Mg, Zn, Y を挿入して第一原理計算を行ったところ、理想値に近い原子充填率(>~73.0%)となり、いずれの原子が挿入された場合でも LPSO 相の熱力学的安定性が著しく高まることが示唆された⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。

上述の格子間サイト原子の有無の実験的検証は、非常に難しい課題となる。すなわち、基本構造の 6 倍周期で配置されるクラスターの中心のみに生成する格子間サイトであり、他の基本原子位置と比較して相対的に極めて微弱な局所ポテンシャルとなるからである。最近、結晶中の軽元素原子を捉える高感度イメージング法として、収差補正レンズ搭載後の大角度収束ビームを用いた環状明視野(Annular Bright-Field: ABF)STEM 法が注目を集めている⁽²²⁾⁻⁽²⁵⁾。通常の STEM 明視野結像と比較して、ABF 結像は極めて高感度であり、結晶中のリチウム原子や水素原子の観察がなされるまでに至っている。我々は、LPSO 構造中の局所微弱ポテンシャルを与える格子間サイト原子の有無を実験的に検証するため、収差補正 STEM 機による超高分解能 HAADF/ABF 原子像観察を行った⁽²⁰⁾⁽²⁶⁾。図 5 に、規則度の高い Mg-Zn-Y 系 10H-LPSO 結晶⁽¹⁵⁾から取得した HAADF/ABF 原子像を示す。各像において、原子位置は HAADF 像では明点、ABF 像では暗点に対応しており、HAADF 像において Zn₆Y₈ クラスター構造が明瞭に浮かび上がる。これら L1₂ 型クラスターに対応する領域を選択・積算したそれぞれの平均像(図 5 下段)を見ると、L1₂ 型クラスター近傍での原子位置の緩和変位が直接確認されることに気づくであろう。また、ABF 平均像のクラスター中心の格子間位置には、原子の存在を示唆する暗点が、十分に有意な強度を持って観察される。これらの特徴を STEM 像シミュレーションにより検討したところ、Zn もしくは Y 原子が格子間位置に導入されたモデルの HAADF シミュレーション像は明らかに実験像と一致せず、Zn, Y 原子が主元素として挿入されている可能性はほぼ否定される(図 6)。格子間 Mg は、その投影ポテンシャルが非常に微弱であるため有意な HAADF 強度を示さない。しかし、微弱ポテンシャル検出能に優れた ABF 像強度シミュレーションとの比較から、クラスター中心の格子間サイトには Mg 原子が存在する可能性が極めて高いことが結論される。なお、陽電子消滅測定⁽²⁷⁾から、Mg-Zn-Y 系 LPSO 相における有意な空壁の存在は否定されていることか

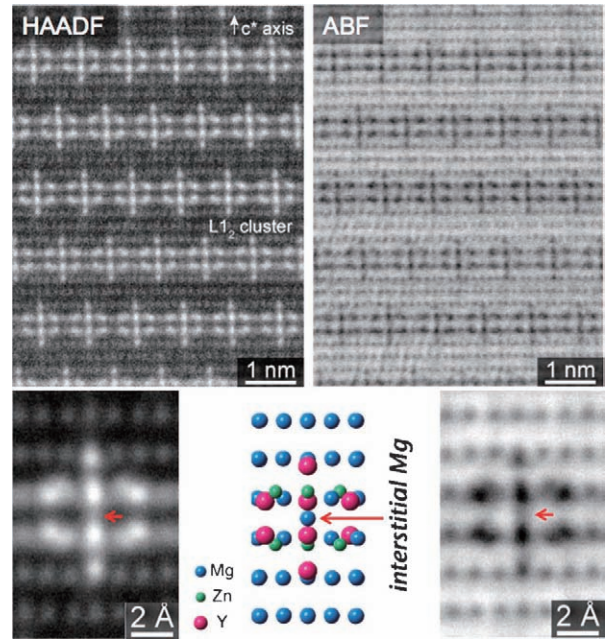


図 5 Mg-10 at% Zn-15 at% Y 合金中に形成された高規則度 10H-LPSO 相の超高分解能 HAADF/ABF-STEM 像。

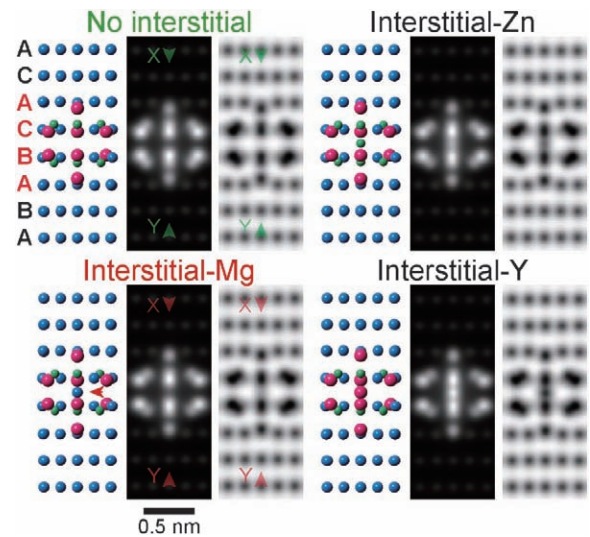


図 6 L1₂ 型 Zn₆Y₈ クラスター中心の格子間位置を占める原子種の違いによる HAADF/ABF 原子像のシミュレーション。左上は格子間サイト未占有(空隙)の場合の結果。

らも、緩和クラスター中心の空隙が格子間原子によりほぼ占められていることは、間接的に確認されている。

先にも述べたが、この格子間サイト原子の存在によって LPSO 相の熱力学的安定性が劇的に向上し得る⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。我々の LPSO 構造モデル提案後⁽¹⁴⁾、直ちにその相安定性の低さが指摘された⁽²⁸⁾という経緯もあり、ここで述べた格子間サイトへの着眼は、わずかな構造変化が合金相安定性に顕著に寄与する例として非常に注目を集めている。現在、様々な合

金系について、LPSO 構造格子間サイトの占有率や、その温度依存性などを定量的に評価する試みが、実験・計算の両面から進められている。

3. ま と め

18世紀後半、Haüyが「物質は小さなユニットの繰り返しでできている」という卓見に至ってからおよそ二百数十年を経て、現代の結晶学はあらゆる測定法を駆使し、数万個以上の原子を含む複雑蛋白構造までも決定可能な時代を迎えている。本稿は主に最先端の電子顕微鏡法による解析例を紹介したが、本新学術領域研究においては中性子(J-PARC)、放射光(SPring-8)等の最先端プローブも活躍し、LPSO 構造と諸物性の関連性にも深く迫りつつある。また、近年その発展が著しい計算科学も、LPSO 構造の安定性や形成機構の解明に非常に有益な知見を与えている⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

さて、我々は複雑結晶中で「どこに原子があるのか」についてはほぼ常に答えを得られるに至った。しかしながら、未だ「なぜ複雑構造ができるのか」については十分な理解がなされていない。すなわち、原子間の長距離相互作用に関する問題である。LPSO 構造で言えば、 Zn_6Y_8 クラスタが形成し、それらが最密面内で規則配列をすることは、比較的短範囲の原子間相互作用を考えることで説明・理解が可能である⁽²⁹⁾。しかし、 c 軸方向(積層方向)へのクラスタ配列の秩序化(OD多形⁽¹⁶⁾)には、数原子間距離よりも長距離の相互作用が不可欠のようであり、その源の解明が課題となっている。なお、LPSO 相が形成される Mg-遷移金属-希土類合金では、Zn-rich な組成領域では準結晶が形成される⁽³¹⁾ことは興味深い事実であると思われる。もしかすると、これら合金系では複雑秩序を産み出す絶妙な元素の組み合わせ(?)となっているのかもしれない。いずれにせよ、巨大単位胞結晶や準結晶のような複雑構造がなぜできるのか、という根源的な問いに対し、金属・合金結晶は多様な実例を与えてくれる。今後は、最先端の構造解析法と計算科学とをより緊密に連携展開することで、原子が秩序化して物質を構築していく過程に、より本質的に迫っていくことが可能となるであろう。

本研究は、新学術領域研究「LPSO 構造の材料科学」の支援を受けている。本稿にて記した研究成果は、筆者研究室の江草大佑君(現 UACJ)をはじめとする大学院生諸君の真摯な

取り組みの結果である。その努力に、深く謝意を記す。

文 献

- (1) <http://www.iycr2014.org/>, <http://www.iycr2014.jp/>
- (2) K. Takemura *et al.*: Nature, **423**(2003), 971.
- (3) S. Kajiwara and Z. Nishiyama: Jpn. J. Appl. Phys., **12**(1964), 749.
- (4) S. Kajiwara: Trans. JIM, **17**(1976), 435.
- (5) 萩原幸司, 東田賢二: まてりあ, **54**(2015), 60-64. (本特集号)
- (6) Y. Kawamura *et al.*: Mater. Trans., **42**(2001), 1172-1176.
- (7) E. Abe *et al.*: Acta Mater., **50**(2002), 3845.
- (8) Z. P. Luo and S. Q. Zhang: J. Mater. Sci. Lett., **19**(2000), 813.
- (9) T. Itoi *et al.*: Scripta Mater., **51**(2004), 107.
- (10) E. Abe *et al.*: Philos. Mag. Lett., **91**(2011), 690.
- (11) S. B. Mi and Q. Q. Jin: Scripta Mater., **68**(2013), 635.
- (12) M. Egami, M. Yamasaki, E. Abe, *et al.*: unpublished results.
- (13) D. H. Ping *et al.*: Philos. Mag. Lett., **82**(2002), 543.
- (14) D. Egusa and E. Abe: Acta Mater., **60**(2012), 166.
- (15) M. Yamasaki *et al.*: Scripta Mater., **78**(2014), 13.
- (16) H. Yokobayashi *et al.*: Acta Mater., **59**(2011), 7287.
- (17) K. Kishida *et al.*: Intermetallics, **31**(2012), 55.
- (18) 乾 晴行, 岸田恭輔: 日本金属学会分科会シンポジウム予稿, シンクロ型 LPSO 構造の材料科学, (2013), 7-10.
- (19) 木村 滋: 応用物理学会第42回薄膜・表面物理セミナー, 構造物性解明へ向けたマイクロ~マクロ計測の最前線, (2014), 25-30.
- (20) 江草大佑: 博士学位論文, 東京大学, (2014).
- (21) J. E. Saal and C. Wolverton: Acta Mater., **68**(2014), 325.
- (22) E. Okunishi *et al.*: Microsc. Microanal., **15**(Suppl 2) (2009), 164.
- (23) 幾原雄一: 応用物理, **81**(2012), 753.
- (24) 阿部英司, 石川 亮: 顕微鏡, **47**(2012), 211.
- (25) R. Ishikawa *et al.*: Nature Mater., **10**(2011), 278.
- (26) 江草大佑, 阿部英司: まてりあ, **53**(2014), 191.
- (27) H. X. Xu *et al.*: J. Phys. Conf. Ser., **443**(2013), 012029.
- (28) J. E. Saal and C. Wolverton: Scripta Mater., **67**(2012), 798.
- (29) H. Kimizuka, M. Fronzi and S. Ogata: Scripta Mater., **69**(2013), 594.
- (30) H. Kimizuka and S. Ogata: Mater. Res. Lett., **1**(2013), 213.
- (31) A. P. Tsai, Y. Murakami and A. Niikura: Philos. Mag. A, **80**(2000), 1043.



阿部英司

★★
 1993年 東北大学大学院工学研究科 修士課程修了
 1993年 科学技術庁 金属材料技術研究所(現: 鈷物質・材料研究機構)
 2002年 米国立研究所 客員研究員
 2005年 4月より現職
 専門分野: 材料科学
 ©電子顕微鏡を用いた材料組織, 複雑原子構造の解析を中心に研究を展開。
 ★★★

シンクロ型 LPSO 構造の 形成メカニズムと熱力学因子

大谷博司* 阿部皓貴**

1. はじめに

Mg 合金は軽量で優れた衝撃吸収特性をもつが、機械的強度が不足しているために Al 合金に比べてその用途が限られていた。しかし近年 Mg-Y-Zn 系合金などを中心として、従来の高強度 Al 合金を上回る強度と耐熱性をもつ合金が開発され、車載材料などへの応用が期待されている。これら一連の Mg 合金には遷移金属元素(TM)と希土類金属元素(RE)が微量添加されており、これらの元素が母相中に導入された長周期の規則性をもつ積層欠陥に濃縮して組織が形成される。このような濃度変調と構造変調がシンクロした構造はシンクロ型長周期積層型規則構造(Synchronized Long Period Stacking Ordered Structure, 以下 LPSO 構造とする)とよばれ、近年盛んに研究が行われている。本稿では、この新規な材料組織の形成要因を明らかにする上で重要である hcp 構造における熱力学的特徴を中心に、現在までに得られている知見を紹介する。

2. LPSO 構造の形成に関わる熱力学的因子

LPSO 構造の形成に関して次のような条件が提案されている⁽¹⁾。すなわち、TM の結晶構造は fcc または hcp であり、その原子半径は Mg よりも 17~22% 程度小さく、その固溶限も小さい、これに対して RE は hcp でありその原子半径は Mg よりも 8~13% 大きく、Mg への固溶限は比較的大きい、また TM と RE の混合エンタルピーは負の値を示すことである。これらの規則性は定性的には正しく、元素選択の立場からは有用な情報であるが、ここではこれらの規則性のもとになっている Mg 合金の熱力学的特徴について、濃度変調と構造変調の観点から整理し、LPSO 構造の形成機構の解明への一助としたいと考えている。そこで濃度変調に関わる因子として、Mg 基 hcp 相における 2 相分離と積層欠陥への添加元素の偏析、構造変調に対する因子として、構造相変態

による周期的積層欠陥の導入と LPSO 構造自体の生成エネルギーについて議論を行う。

(1) Mg 基 hcp 相における 2 相分離とスピノーダル分解

Mg 合金の hcp 固溶体の熱力学的性質は、LPSO 構造の形成に深く関わっていると考えられるが、Mg に対する合金元素の固溶量は通常きわめて小さいため、すべての組成領域にわたってその物性値を実験的に決定することは不可能である。そこで hcp 構造の自由エネルギーを、第一原理計算とクラスター展開法(Cluster Expansion Method, 以下 CE とする)およびクラスター変分法(Cluster Variation Method, 以下 CVM とする)を組み合わせた方法(以下 CE-CVM 法とする)によって計算した⁽²⁾。ここでは、LPSO 構造の形成が実験的に確認されている Mg-Y-Zn 3 元系と、その報告例のない Mg-La-Zn 3 元系の hcp 固溶体の自由エネルギーの差異について考察する。計算では、Mg-Y-Zn 系においては第一原理計算によって求めた 133 種類の規則構造を用いて、244 個のクラスター有効相互作用エネルギー(Effective Cluster Interaction Energy, 以下 ECI とする)の候補から 16 個を選択した。同様に Mg-La-Zn 系では 143 種類の生成エンタルピーを用いて、71 の ECI 候補の中から 22 個を選んだ。第一原理計算結果の再現性の観点から、最終的に Mg-Y-Zn 系では最適なクラスターとして点、対、三角および四面体を、一方 Mg-La-Zn 系については、点と対クラスターを採用した。

図 1 はこれら 2 つの 3 元系の 600 K, 800 K および 1000 K における自由エネルギーの計算結果である。図 1 の (b) と (d) に示されているように、Mg-RE2 元系に近い断面、すなわち $Mg_{1-y}(Y_{0.9}Zn_{0.1})_y$ と $Mg_{1-y}(La_{0.9}Zn_{0.1})_y$ では、自由エネルギー曲面は単純な放物線形状を呈している。逆に、図 (a) と (c) にみられるように、組成三角形中央部を通る $Mg_{1-y}(Y_{0.5}Zn_{0.5})_y$ と $Mg_{1-y}(La_{0.5}Zn_{0.5})_y$ における自由エネルギーは y 値が増加すると単調減少を示している。これは Y と Zn あるいは La と Zn の間の引力相互作用エネルギー

* 東北大学教授；多元物質科学研究所(〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

** 東北大学大学院生；大学院工学研究科

Formation Mechanism of Synchronized Long Period Stacking Ordered Structure; Hiroshi Ohtani and Hiroki Abe(Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials, Tohoku University, Sendai)

Keywords: two-phase separation, spinodal decomposition, segregation, phase transition

2014年 9月30日受理[doi:10.2320/materia.54.55]

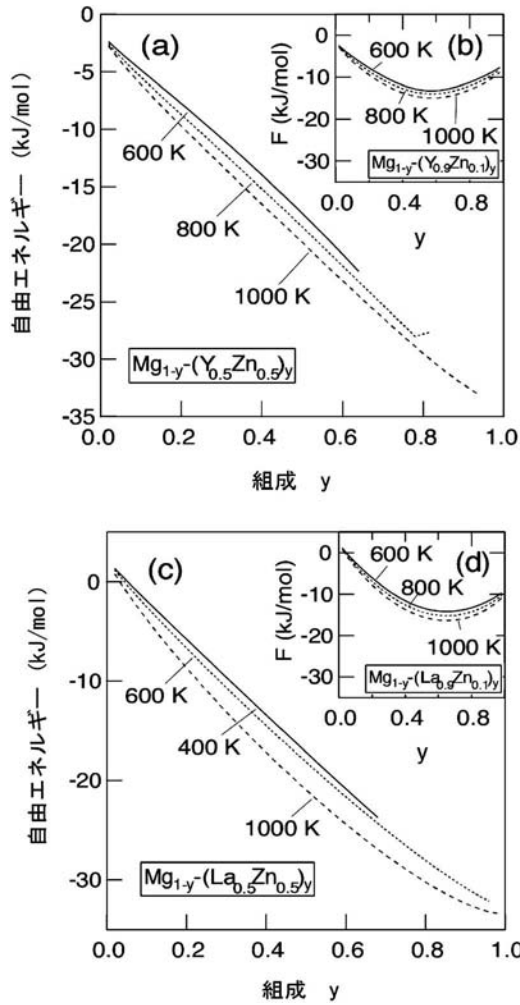


図1 Mg-Y-Zn系およびMg-La-Zn系の(a) Y : Zn = 1 : 1, (b) Y : Zn = 9 : 1, (c) La : Zn = 1 : 1, (d) La : Zn = 9 : 1の各断面における自由エネルギー曲線⁽²⁾。Mg-Y-Zn系では低温で2相分離が見られる。

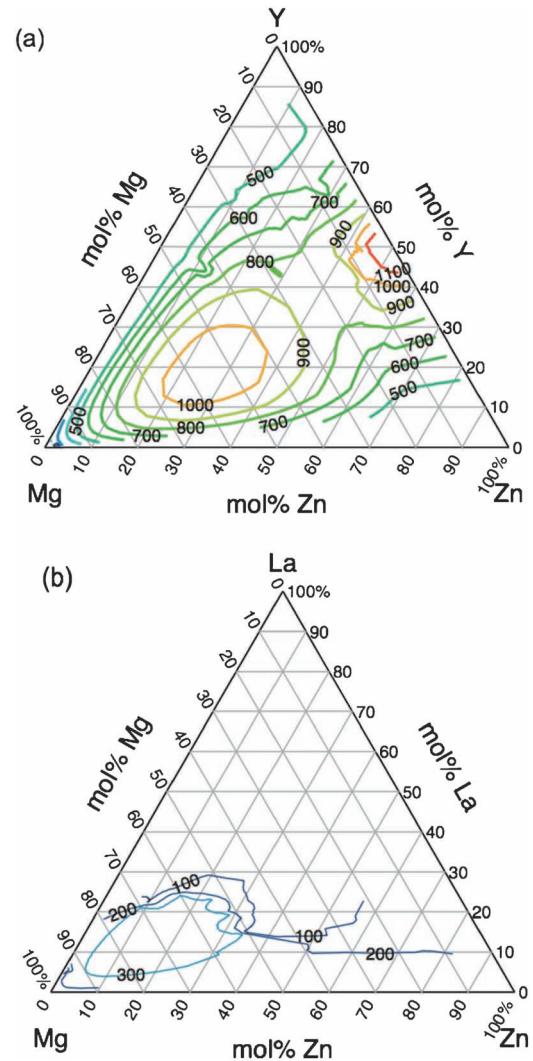


図2 (a) Mg-Y-Zn系および(b) Mg-La-Zn系のスピノーダル温度の計算結果⁽²⁾。図中の実線は温度の等高線、数値は等高線の温度(K)を表す。

の存在を示す結果であり、Mg量の減少に伴って系はより安定化する。さらにMg-Y-Zn系の600 Kと800 Kにおける $Mg_{1-y}(Y_{0.5}Zn_{0.5})_y$ の自由エネルギー曲線には、上に凸な領域が現れている。これは無秩序に混合した固溶体がMg-richとY-Zn-rich領域に2相分離する条件となる。

そこで自由エネルギーの二次導関数から、このような2相分離領域に存在するスピノーダル分解温度を計算し、その結果を図2に示した。(a)のMg-Y-Zn系では $Mg_{0.5}Y_{0.2}Zn_{0.3}$ の近傍でスピノーダル温度が1000 K以上に達しており、 $Y_{0.5}Zn_{0.5}$ の周辺では1100 Kを超え、スピノーダル領域も広い組成範囲に広がっていた。これに対して(b)に示したMg-La-Zn系のスピノーダル温度の最大値は350 K程度であり、スピノーダル領域もMg-rich側の狭い組成領域に限定されている。この比較は、これらの2つの3元系における2相分離挙動の違いを明確に表している。LPSO構造がMg-Y-Zn系では形成されるが、Mg-La-Zn系では観察されないという事実を考慮すると、2相分離はLPSO構造の形成機構

において重要な役割を果たすことが強く示唆される。

(2) 積層欠陥への添加元素の偏析

LPSO構造では、REとTMがhcp-Mg中の周期的積層欠陥に偏析してRE-TM系規則構造が形成されることが知られている。そこで、このようにして形成された積層欠陥に合金元素が濃縮する理由を考察する。Mg合金のLPSO構造ではhcp構造に周期的なfcc型の積層欠陥が導入されていることから、このような局所構造の違いによる固溶原子の化学ポテンシャル差が積層欠陥への偏析の原因であると考えられる。これはいわゆる鈴木効果である⁽³⁾。そこで境界偏析の熱力学計算法を応用してMg-Y-Zn3元系におけるYとZnの積層欠陥への偏析量を計算した。この条件を自由エネルギー組成図上で模式的に表したものが図3である。この方法では、母相hcpの自由エネルギー曲線に対して合金組成 X^{matrix} における接線を引く。さらにこれと同じ傾きの接線を積層欠陥(fcc)の自由エネルギーに対して引くと、その接点

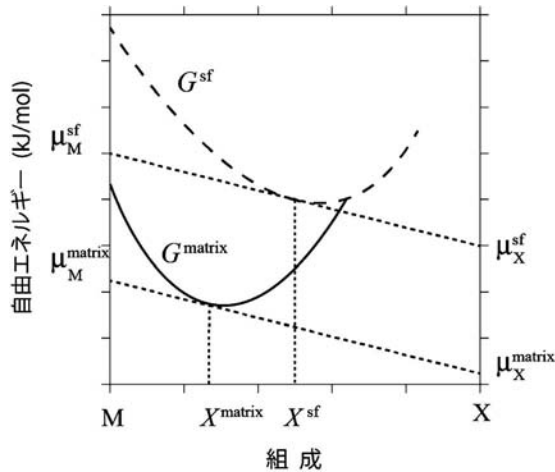


図3 積層欠陥への合金元素の偏析の計算に用いた手法の概念図⁽⁴⁾。母相(matrix)と積層欠陥(sf)の自由エネルギーに対して平行な接線(接平面)が引ける。 μ は各元素の化学ポテンシャルである。

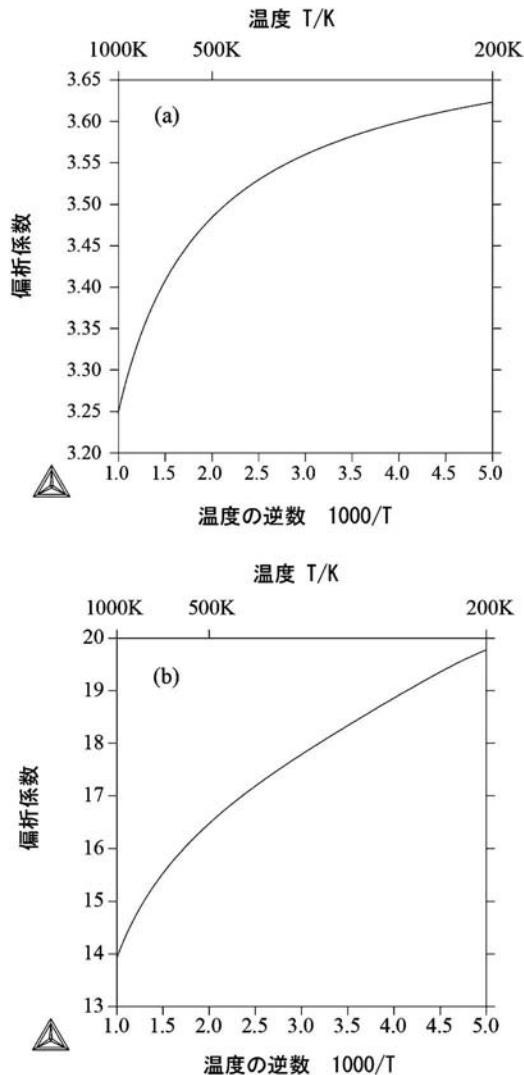


図4 Mg-Y-Zn 3元系における(a) Y と (b) Zn の積層欠陥への偏析係数 X^{sf}/X^{matrix} の温度変化⁽⁴⁾。

の組成 X^{sf} が偏析量となる。計算に用いた母相の組成は、Scheilの凝固モデルによって計算した最終凝固部の組成である Y 8 at%, Zn 3 at% とした。Mg-Y-Zn 3元系の hcp と fcc の自由エネルギーは CE-CVM 法により計算した。

図4に積層欠陥への Y と Zn の偏析係数 X^{sf}/X^{matrix} の温度変化を示した⁽⁴⁾。縦軸は偏析係数、横軸は温度の逆数で表示してある。この結果より Y は4倍程度、Zn では15倍から20倍程度まで偏析することが明らかになった。(1)でも述べたように、Mg-Y-Zn 合金は高温では組成的に均一であるが、低温では Mg 母相中で Y と Zn が2相分離する傾向を有している。したがって、このような2相分離傾向と積層欠陥への偏析傾向によって、hcp 母相中での濃度変調が促進されると考えられる。

(3) 構造相変態による周期的積層欠陥の導入

次に Mg 母相中に周期的な積層欠陥が長周期にわたって導入される理由について考察するために、LPSO 構造の2原子層を Mg で置き換えた純 Mg の長周期構造を仮想的に作り、その構造の安定性について温度効果と体積依存性を調べた⁽⁵⁾。有限温度の自由エネルギーに比較的大きな寄与を持つのは、格子振動成分である。各長周期構造に対して格子振動成分を高い精度で計算することにより、これらの構造が有限温度で安定になる可能性を調べた。

有限温度の自由エネルギーに対する格子振動の寄与は、フォノン状態密度にボーア・アインシュタイン分布関数を考慮することによって導出することができる。そこでこのフォノンによる寄与を準調和近似によって導出した。この手法ではフォノンを調和振動子と近似し、さらに非調和性による熱膨張の効果を自由エネルギーの体積依存性から取り入れる。フォノンの状態密度は直接法によって計算を行った⁽⁶⁾。ここでは、単位胞内の各原子について微小変位を与えた構造を生成し、それぞれについて第一原理計算を行い、Hellmann-Feynmann の力を計算した。さらに格子定数を変化させながら Helmholtz 自由エネルギーを計算し、各温度におけるエネルギーの極小点からエネルギー値と平衡体積を求めた。

このような計算を 2H, 4H, 6H, 9R, 10H, 14H, 18R の各構造について行った結果を図5に示した⁽⁵⁾。この図は2H構造と各長周期構造の自由エネルギーの差を温度に対してプロットしたものであるが、この計算から次のような事実がわかる。すなわち、4H, 6H, 9R, 10H 構造に関しては、2H 構造からの自由エネルギー差は常に正の値で不安定構造であるが、18R, 14H 構造ではその符号が逆転し、負の値すなわち安定構造となる。これは、格子振動の効果により高温では2H構造よりも18R, 14H 構造の方が安定になることを示している。期待される変態温度はそれぞれ 400 K, 600 K である。この結果から、Mg の長周期構造は温度を上昇させるだけで格子振動の効果で安定化する可能性があることが示唆される。

さらに、hcp 構造の Mg に積層欠陥が導入される際のエネルギー障壁を計算した。具体的には図6(a)に示した hcp 構造の c 軸方向最下層の A 位置と第2層の B 位置を Mg 原子

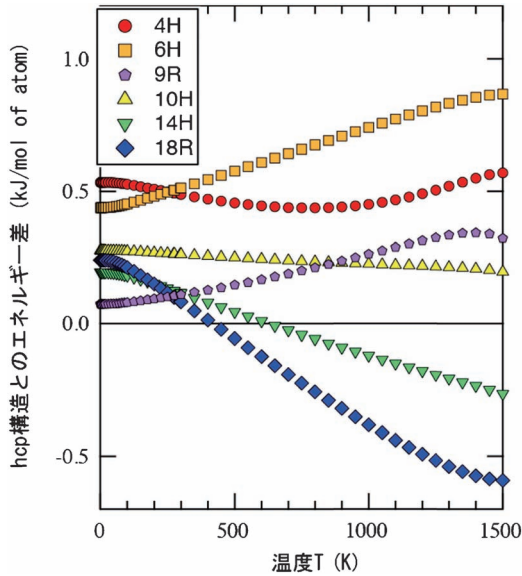


図5 純Mgの長周期構造の自由エネルギーの温度変化⁽⁵⁾。18R, 14H構造はそれぞれ400 K, 600 K以上の温度領域で2H構造よりも安定になる可能性がある。

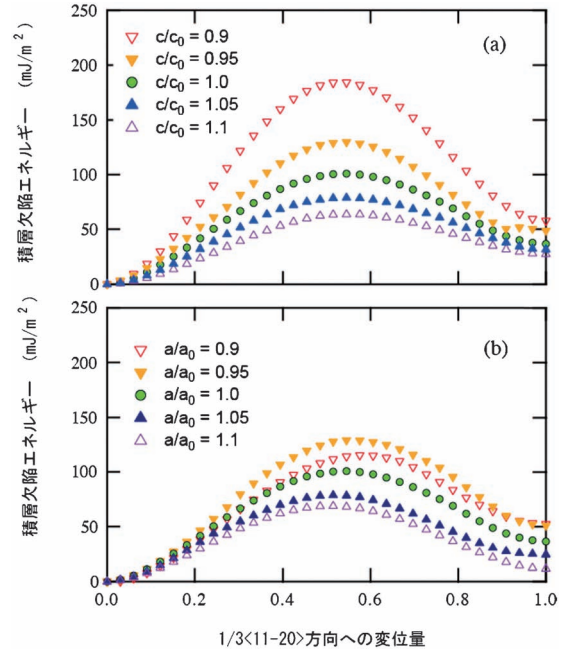


図7 hcp-Mgへ積層欠陥が導入される場合のエネルギー障壁の計算結果⁽⁵⁾。(a)はc軸,(b)はa軸を平衡格子定数から変化させた場合の障壁エネルギーを表す。

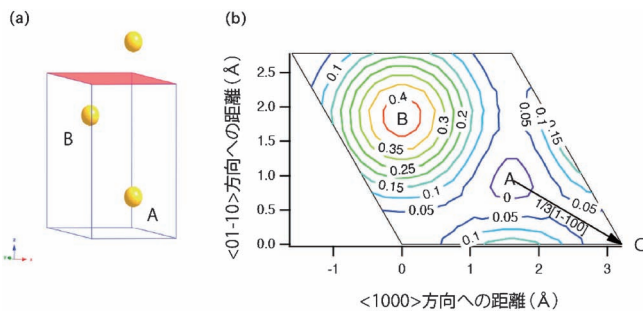


図6 (a)hcpの単位胞内の原子配置の模式図と(b)c軸方向から見た原子位置の座標⁽⁵⁾。(b)図中の数値はA位置に原点を置いたエネルギーの等高線(eV)である。

が占有している状況を考える。第3層の原子がA位置にあればhcp構造であるが、図6(b)に示したように、ここからC位置に原子が移動することでA-B-C配列のfcc構造となる。図7はこのようなA位置からC位置への移動ともなうエネルギー変化を示したもので、(a)はhcp構造の軸比 c/a において、c軸の長さ c だけを元の値 c_0 から変化させた場合、(b)はa軸の長さ a を元の値 a_0 から変化させた場合を示している。どちらも比率が1の場合は格子が完全に緩和された平衡格子定数の状態で、それぞれの比率がこれよりも小さい場合は格子が収縮し、大きい場合は格子が膨張していることを表している。図において、AからCの途中に積層欠陥導入に必要とされる活性化の山がみられるが、長周期構造の格子定数が大きいほどエネルギー障壁は小さくなることから、格子が膨張する場合には積層欠陥が導入されやすいと考えられる。これに関連する実験事実として、LPSO構造が形

成される系では、Mgよりも原子径の大きな元素の導入が不可欠であることが注目される。たとえば凝固偏析の計算により最終凝固部の濃度までYが濃縮した場合、単純な剛体球モデルではMg単体に対して約2.3%程度の膨張が期待される。すなわち系に導入された局所的な格子膨張が、LPSO構造の形成を促進すると推測される。

(4) LPSO構造の生成エネルギー

最近の透過電子顕微鏡法を用いた研究により、TMであるZnやREのYなどがhcp構造のfcc型積層欠陥層に局所的な $L1_2$ -型クラスターを形成することが明らかにされた⁽⁷⁾。これらの研究から14Hタイプに対して $P6_3/mcm$ 、18Rタイプに対して $C2/m$ 、 $P3_112$ か $P3_212$ の空間群が提案されている。そこで、LPSO構造が形成されるMg-Y-Zn系と、形成されないMg-La-Zn系におけるこれらの構造の生成のエネルギーを第一原理計算によって評価した。その結果、すべてのLPSO構造は負の生成エネルギーを有し、Y系とLa系での明確な差異は見られなかった。 $P6_3/mcm$ と $C2/m$ についての計算結果を、300 Kと500 KでのMg-RE-Zn系のhcp相の自由エネルギーの計算値と比較した結果を図8に示した⁽²⁾。破線は500 KでMg-Y-Zn系の自由エネルギー面に接触する接平面を示している。もしも固溶体における析出現象のように、生成エネルギーがLPSO構造の形成において中心的役割を果たすならば、LPSO構造はMg-La-Zn系で形成する可能性があるが、私たちが知る限りそのような報告例はない。この点を考慮すると、最終的なLPSO構造の生成エネルギー、すなわち構造安定性そのものは、その形成メ

シンクロ型 LPSO 構造相の 塑性変形挙動

萩原 幸司* 東田 賢二**

1. はじめに

周期的な積層変調と濃度変調の同期したシンクロ型長周期積層構造 (Synchronized long-period stacking ordered (LPSO) structure) の力学的性質に関心が集まっている。その理由としてはまず、この LPSO 構造相を強化相とした高強度・高耐熱マグネシウム合金 (LPSO 型マグネシウム合金) が我が国で開発され、その応用研究が進められていることが挙げられるが、合わせて基礎研究の見地からもその力学的挙動に興味深い性質が現れることが知られている。

一般に HCP 構造を基盤とする金属合金に代表される塑性異方性の強い材料では、立方晶金属とは全く異なった特異な変形挙動が現れる。例えばマグネシウム単結晶では、室温で単軸引張変形したときの応力-ひずみ曲線に、せん断ひずみで 250% にも及ぶ容易すべり領域と呼ばれる加工硬化率の極めて低い変形段階が現れる⁽¹⁾。この容易すべり領域は、HCP と同じ稠密構造をもった立方晶系の FCC 結晶では段階 I に対応するもので、FCC ではせん断ひずみで高々 5~10% の長さの段階 I しか現れない。容易すべり領域が持続する条件は、単一すべりが維持されることであり、二次すべり系が活動し始めると段階 I は終了し、高い加工硬化率を持った段階 II に遷移する。すなわち、マグネシウム結晶における極端に長い容易すべり領域の出現は、底面すべりの圧倒的な優位性、換言すれば、この結晶系の極めて強い塑性異方性の証である。

ところでマグネシウム結晶を底面に平行に外部負荷応力の軸をとって圧縮変形すると {10 $\bar{1}$ 2} 面に沿った双晶変形を容易に引き起こす。しかし、先に述べたマグネシウム系 LPSO 構造相においては、一般にそれが抑制され、後述するようにキンク帯 (kink bands) と呼ばれる底面 (0001) 面が大きく屈曲した領域が形成されることで圧縮変位が担われる。この特異な変形モードは、一種の結晶の座屈現象とも捉えられ、古くは、Orowan によってカドミウム単結晶の圧縮変形で見出

されたものであるが⁽²⁾、近年 Ti-Si-C 系セラミックスなど塑性異方性の極めて強い結晶性材料においてキンク帯形成による延性発現が見出される⁽³⁾など、新たな注目を浴びている。

本稿では、このような状況に鑑み、主にマグネシウム系 LPSO 構造相、並びにそれを含むマグネシウム合金を取り上げ、シンクロ型 LPSO 構造の塑性変形挙動の特徴とその材料強度に及ぼす影響について考える。

2. LPSO 相の塑性変形挙動

LPSO 相にて活動する変形モード、塑性挙動の詳細を知るには、マグネシウム同様単結晶を用いた検討が望まれる。しかし現在までのところ通常の結晶育成法で LPSO 相の単結晶作製に成功した報告はなく、代えて我々はブリッジマン法により育成した一方向性凝固 (directionally solidified: DS) 結晶を用いた検討を進めている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。図 1 中に、得られた DS 結晶中の組織を示す。母合金として Mg₈₈Zn₅Y₇ (at%) 組成を選択したが、育成中の Mg の揮発等により、得られた結晶

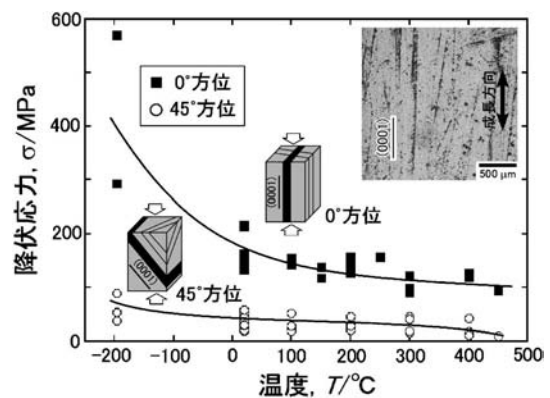


図 1 Mg₈₅Zn₇Y₈ 18R 型 LPSO 相一方向性凝固 (DS) 結晶が示す降伏応力の温度、荷重軸方位依存性。図中に DS 結晶中に見られる組織形態を示す。論文 (4) より改変して引用。

* 大阪大学准教授；大学院工学研究科 知能・機能創成工学専攻 (〒656-0871 吹田市山田丘 2-1)

** 九州大学教授；大学院工学研究院材料工学部門

Plastic Deformation Behavior of Synchronized LPSO Phase; Koji Hagihara* and Kenji Higashida** (*Department of Adaptive Machine Systems, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita. **Department of Materials Science and Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Keywords: LPSO phase, magnesium alloys, mechanical properties

2014年10月29日受理 [doi:10.2320/materia.54.60]

の組成はおおよそ $Mg_{85}Zn_7Y_8$ (at%) となっていることが ICP 分析により確認された。TEM による diffraction pattern (DP) 解析より、得られた DS 結晶中、粒界等には $Mg_3Zn_3Y_2$ 相 (W 相) の存在が認められるものの、その大部分は最密充填 GCP 構造における共通の (0001) 最密結晶面が c 軸方向に 18 層周期で積層することで斜方面体の結晶対称性を示す、いわゆる 18R シンクロ型 LPSO 相より構成されることが確認された。図 1 中に示すように DS 結晶中 LPSO 相は平均厚さ約 100 μm 程度の板状を呈し、成長方向に対しその板状界面が平行になるように配列していた。TEM 観察によりこの板状結晶粒の平滑な界面は (0001) に平行であり、かつ多くの結晶粒は成長方向に対し $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ が平行となるよう配列した、いわゆる basal-fiber texture の発達を確認された。

このような集合組織を有する DS 結晶の降伏応力を圧縮試験により評価した結果を図 1 に示す。この際荷重軸方位として、成長方向に平行 (0° 方位), 45° 傾いた方位 (45° 方位) の 2 方位を選択し試験を行った。上述の結晶学的特徴を考慮すると、 0° 方位では多くの結晶粒において荷重軸が $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ に近く、一方 45° 方位では幾つかの結晶粒において荷重軸と (0001) 底面が 45° に近い角度をなしている。圧縮試験の結果、これら両方位において DS 結晶では、 $-196^\circ C$ の低温でも塑性変形が可能であり、降伏応力は温度の上昇に伴い共に単調に低下する傾向を示した。但し両方位での降伏応力は大きく異なり、 0° 方位では 45° 方位と比較して全温度域で総じて著しく高い降伏応力が認められた。このことは両方位での塑性挙動が全く異なる機構に支配されていることを示唆している。実際に試験後の試料観察を行ったところ、図 2(a)–(c) に示すように両方位にて全く異なる変形組織の発達が確認された。 45° 方位での圧縮後には、図 2(a) に示すように結晶粒内に微細なすべり線の導入が観察された。同様のすべり線導入は $-196 \sim 400^\circ C$ までの全試験温度域にて観察された。前述したように LPSO 相の板状界面は (0001) に平行であることから、このようなすべり線の導入は、 45° 方位では全試験温度域にて底面すべりにより塑性変形が生じたことを意味している。TEM による転位の $g \cdot b$ コントラスト解析より活動する底面転位のバーガースベクトルは $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ に平行であることが同定され、すなわち LPSO 相中においても

Mg 結晶中と同様に (0001) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 底面すべりが活動し得ることが明らかとなった。図 1 に示すように、この 45° 方位における降伏応力は例えば室温において約 20~60 MPa とかなり低い値を示した。降伏応力値のばらつきは DS 結晶中の各結晶粒方位の幾分かの変化に由来する各試料中の最大シュミット因子値のばらつきによると考えられることから、底面すべりの CRSS は降伏応力の最小値 20 MPa と最大シュミット因子 (0.5) との積より約 10 MPa と推察された。この値については近年京大・岸田、乾らによる LPSO 相単相のマイクロピラー圧縮試験という新たな手法にて、概ねその妥当性が確認された (~ 7 MPa) (6)。この CRSS 値は一般的な Mg 合金中のそれよりは高いものの、北大・三浦らにより評価された Mg-Y 固溶体中の値 (7) とはほぼ同値である。すなわち本結果は、LPSO 相の特有の積層変調、濃度変調は、底面すべりの活動に対してはそれほど大きな影響を与えないことを示唆している。この底面すべりの活動により 45° 方位では少なくとも室温で 10% 以上の圧縮変形が実現され、大きな塑性変形能が確認された。

一方 0° 方位では、多くの結晶粒内において荷重軸が $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ に近いことから底面すべりの活動は強く抑制されることになる。この結果として塑性挙動は 45° 方位とは大きく異なる様相を示し、具体的には図 2(b) に示すように、圧縮によりくさび状の変形組織が、圧縮軸にほぼ平行に整列した LPSO 相の粒界に対しほぼ直交するように多く形成するのが観察された。このくさび状の組織内部では底面すべり線に明確な屈曲が見られ、大きな方位変化が起こっていることが考えられるため、この組織は一種の変形帯と見なされる。また、 $400^\circ C$ 以上の高温域ではこれに加え、図 2(c) に示すように粒界と交差するような非底面すべり (SEM-EBSD, TEM による解析から $\{1\bar{1}00\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 柱面すべりと同定 (8) の活動も部分的に認められるようになった。しかし、それ以下の温度域ではこのくさび状変形組織の形成が塑性変形を担う主モードとして観察された。このくさび状組織の素性 (起源) を明らかにすべく、室温圧縮後試料の TEM 観察を行った結果を図 3 に示す。くさび状組織はその多くが局所的に集団で形成する

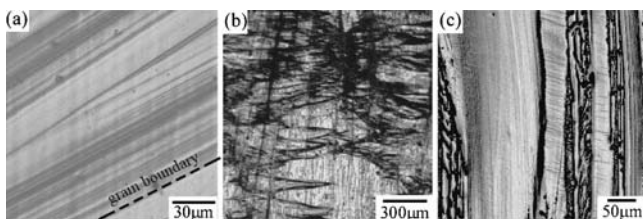


図 2 18R 型 LPSO 相 DS 結晶の変形において観察される 3 種の変形モード (a) (0001) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 底面すべり (45° 方位), (b) キンク変形帯 (0° 方位), (c) $\{1\bar{1}00\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 柱面すべり (0° 方位, $400^\circ C$). 論文 (4), (5) より改変して引用。荷重軸は紙面垂直方向。

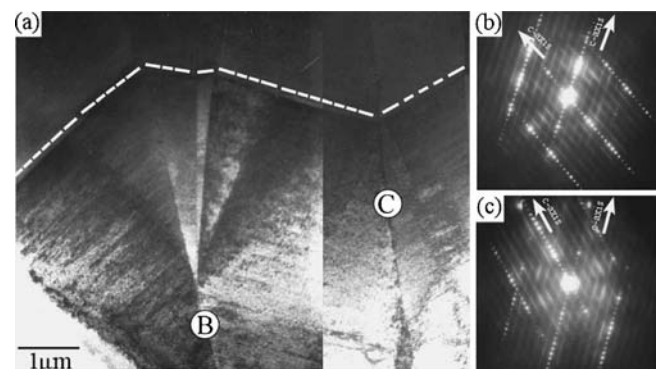


図 3 (a) 0° 方位での室温変形により試料に導入されたキンク変形帯の TEM 明視野像。 (b), (c) キンク変形帯界面における結晶回転を示す $[1\bar{1}00]$ 回折パターン。論文 (4) より改変して引用。

傾向を示し、その内部には図3(a)に示すように大量の転位が頻りに観察された。これら転位は $g \cdot b$ 解析の結果ほとんどが $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 転位と同定された。ここで図3(a)中上部の結晶粒に着目すると、くさび状組織の形成に伴い、板状の LPSO 相が点線で示すように大きく折れ曲がったことが見て取れる。ここで興味深いことに、この変形帯形成により生じた結晶の折れ曲がり角度について、図3(b), (c)に示すくさび状組織と母相との界面上で取得した $[1\bar{1}00]$ 入射の回折パターンから計測された回転角と比較したところ、両者はほぼ一致することが見いだされた。このことはすなわち、この 0° 方位圧縮により形成されるくさび状組織は、原子の集団的な再配列により形成する変形双晶やマルテンサイトではないことを示唆している。我々はその起源として、局所での底面転位の爆発的な増殖、配列に由来するキंक帯(kink bands)である可能性を提案している。キंक帯は前述のように LPSO 相同様、単一すべりのみが他のモードに比べ著しく活動可能な材料、例えば hcp-Cd, Zn⁽²⁾⁽⁹⁾ や Ti₃SiC₂ などの MAX-phase⁽³⁾ と呼ばれるセラミックス中にて観察される変形様式である。ただし前述の京大・岸田、乾らのマイクロピラーを用いた検討によると、この LPSO 相内でもキंक帯形成に加え双晶発生の可能性があることが指摘されており⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾、このキंक帯形成の起源については今後さらなる検討が必要である。またこのようにして形成される変形帯が LPSO 相のその後の変形挙動に与える寄与についても、現在計算解析グループ等との連携により検討を進めている。

このように LPSO 相はその特徴的な結晶構造に由来し、基本的には底面すべりのみが支配的に活動することで、極めて強い塑性異方性を発現することが見いだされた。しかしその底面すべりの活動が強く抑制された場合には、緩和機構としてキंक帯が形成することで、容易に破壊に至ることなくある程度の圧縮延性が生み出されることが明らかとなった。このような LPSO 相の示す特異な塑性異方性が、後述するように Mg/LPSO 二相合金が優れた力学特性を示す源となっている。

3. Mg/LPSO 二相合金の強化機構

前述のように、Mg/LPSO 二相合金は従来にない高強度とある程度の延性を同時に具備する優れた力学特性を示すことから、次世代軽量構造材料として実用化に向け大きな注目を集めている。ここで重要なことは、この Mg/LPSO 二相合金の優れた力学特性は、押出、鍛造といった加工熱処理を経ることで特にその特性向上が顕著に発現する、という特徴を示すことである。この点に着目し我々は Mg/LPSO 複相押出材の変形機構解析を行い、その結果 LPSO 相は強化相としての直接的寄与に加え、微細組織発達を促す間接的寄与との両面から本合金の強化に大きな影響を及ぼしていることを明らかにした⁽¹¹⁾。まず微細組織発達を促す間接的寄与の詳細として、図4(a), (b)に Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6}, Mg₉₇Zn₁Y₂(at%) 合金を 450°C で押出処理(押出比 10:1)した際の組織を示す。

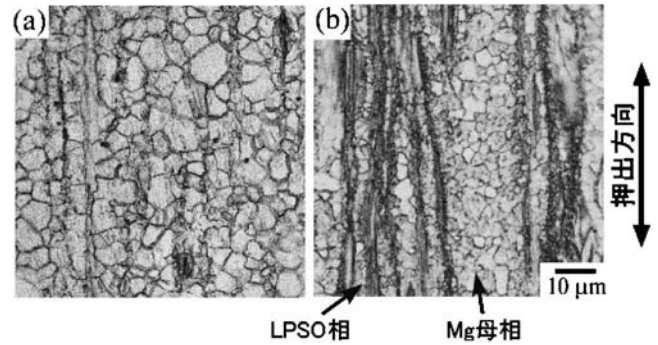


図4 押出材中の組織形態 (a) Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6}(Mg 固溶体合金)(b) Mg₉₇Zn₁Y₂(Mg/LPSO 二相合金). 押出し条件: 450°C, 押出比10:1. 論文(11)より改変して引用.

後者は Mg 母相に対し LPSO 相を約 24% 含む典型的 Mg/LPSO 二相合金であり、一方前者はその二相合金中の Mg 母相濃度に近いバルク組成を有する Mg 固溶体合金 (LPSO 相体積 3%) である。二相合金中にて黒いコントラストで見える LPSO 相は、押出処理により底面が押出方向に平行となるように繊維状に配列しているのが見て取れる。またその伸長した LPSO 相粒に挟まれた Mg 母相中では、押出処理中に動的再結晶が生じることで、平均粒径約 2.6 μm と極めて顕著な微細化が達成されている。一方、同一条件で押出した Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6} 固溶体合金中では図4(a)に示すように再結晶粒のサイズが若干大きく、その平均粒径は約 8.3 μm と評価された。このことは LPSO 相の存在が加工熱処理時に再結晶粒の微細化を効果的に促すことを明瞭に示している。この点に関し、熊本大・山崎らは冷却条件を制御した種々の母合金を準備し押出処理を施すことで、LPSO 相の分布を支配する二次デンドライトアーム間隔が Mg 母相中の再結晶挙動に強い影響を与えることを定量的に明らかにした⁽¹²⁾。冷却速度を低下させることで意図的に LPSO 相の分散をまばらにした二相合金押出材中では、再結晶発達領域の体積率が著しく減少することを明らかにし、また図5に示すように、その際には LPSO 相の近傍で再結晶粒の発達が選択的に生じることを見出した。LPSO 相中では前節で述べたようにその塑性変形抵抗が高いばかりでなく、活動変形モードが限定されることから、押出処理時には Mg/LPSO 異相界面にて Mg 母相側にそれを補完する塑性ひずみ集中とそれに伴う塑性ひずみ勾配が生じ、界面近傍の母相中に転位が高頻度で堆積することが期待される。この転位堆積が亜粒界の形成、発達を促し、この結果 Ion らにより提案されたいわゆる particle stimulated nucleation⁽¹³⁾ と類似の機構により、Mg/LPSO 相界面近傍にて動的再結晶が効果的に促進されることで著しい微細化が達成されると考えられる。一般にこのような転位堆積を促す異相界面の導入は、その後の変形においてクラック形成の起点となり延性低下をもたらしやすいが、Mg/LPSO 二相合金ではその傾向が低いというのが大きな特徴である。このようにして形成される再結晶粒は複数の異なるバ

一ガースペクトルを有する転位のタンブル化を起点とするため大きな結晶回転を伴うことが多く、その結果図5に示すように特定の集合組織を持たないランダムに方位が分布した結晶粒群の発達につながり、このようなランダム再結晶粒の発達がMg合金の延性向上に極めて有効に寄与すると考えられる。

このようなMg母相の結晶粒微細化は延性向上のみならず、Hall-Petch則を通じて本合金の強化にも著しく寄与する。図6(a)は、各押出材ならびにそれらに400~475°Cの広い温度範囲で熱処理を施すことによりMg母相内の結晶粒径を広範に制御した各試料に対し、圧縮軸が押出方向に平行および、45度傾いた二方位にて圧縮試験をすることで得られた、降伏応力とMg母相結晶粒サイズとの相関を示している。Mg母相中の結晶粒径がより微細なMg/LPSO二相合金は、Mg固溶体合金よりも著しく高い強度を示し、またその強度はMg母相結晶粒サイズの低下に伴い単調に増加する傾向が認められることから、結晶粒微細化による本合金の強化が明瞭に示唆された。しかしここで、Mg/LPSO二相合金の強度が、Mg固溶体合金同様に、Mg母相の微細化の

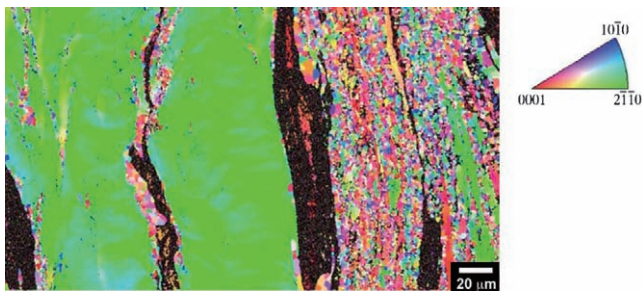


図5 Mg₉₇Zn₁Y₂二相合金にて、LPSO相を粗大に分散させた母合金を押出した際の試料中Mg母相のSEM-EBSD像。黒い部分がLPSO相に対応する。熊本大・山崎らによる論文(12)より改変して引用。

みに支えられていると考えることは適切でない。何故なら、図6(a)中に示した0°方位と45°方位での降伏応力差に注目すると、Mg固溶体合金中では両差にほとんど差が認められないのに対し、Mg/LPSO二相合金では、0°方位の値が45°方位に比べ著しく高い値を示すという実験事実が認められるからである。上述のようにMg母相中の再結晶粒の方位分布は概ねランダムであることから、再結晶組織の発達は塑性異方性を生み出す要因とはなり得ない。すなわち、ここで見出された二相合金の強度の異方性はLPSO構造相のそれを明確に反映したもので、二相合金中においてLPSO相は組織微細化の起点としての寄与のみならず、直接的に強化相としても塑性挙動に影響を及ぼしていることを示している。

この際の具体的な強化機構として、図4(b)に示したように二相合金中LPSO相は比較的大きなサイズで押出方向に沿って長く伸長した形態にて存在することから、LPSO相は析出強化相というよりはむしろ、その形態から以下の式に示す短繊維複合則に従う形で強化に寄与しているものと考えられる。

$$\sigma = \bar{\sigma}_f V_f + \sigma'_M (1 - V_f) \quad (1)$$

$$\bar{\sigma}_f = \sigma_f (1 - l_c/2l), \quad l_c = \sigma_f d / 2\tau_y \approx \sigma_f d / \sigma_{My} \quad (2)$$

ここで、 $\bar{\sigma}_f$: 複相合金中にてLPSO相が担う応力、 σ'_M : 複相合金中の母相が担う応力、 V_f : LPSO相の体積率、 σ_f : LPSO相単相の降伏応力、 l : LPSO相の長さ、 d : LPSO相の相当直径、 τ_y : Mg母相せん断降伏応力、 σ_{My} : Mg母相降伏応力である。

実際に押出まま材およびそれに400, 450, 475°Cにて1週間熱処理を施した各試料について内部組織形態を観察・評価し、式(1), (2)に各特性値を代入することで降伏応力を算出した結果を図6(b)に示す。押出まま材、400°C熱処理材といった、LPSO相が30 μm以上の比較的大きな形態を有する試料においては、予測通り計算値は実験値と比較的良好一致を示し、LPSO相による短繊維型複合強化の発現が実証された。一方で長時間熱処理によりLPSO相が短く分断された

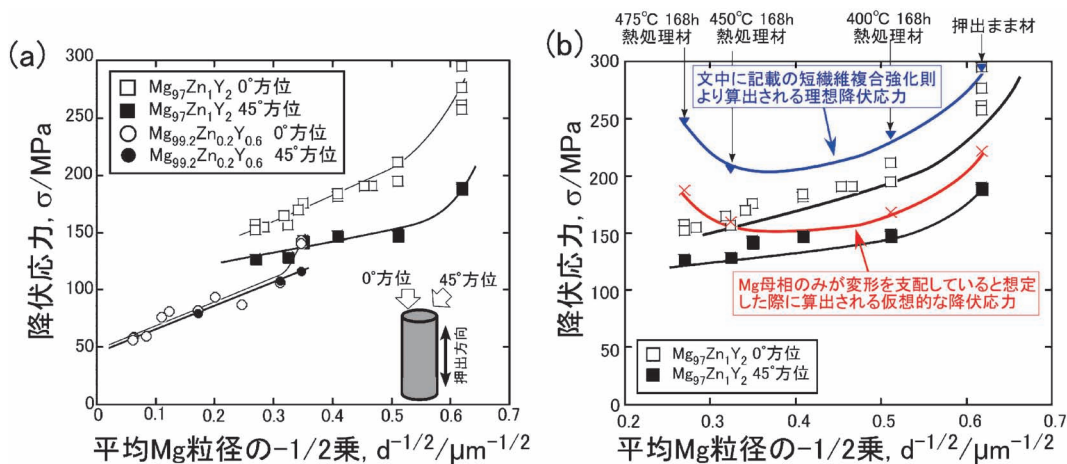


図6 (a) Mg固溶体合金、Mg/LPSO二相合金押出材における室温降伏応力の熱処理による変化。横軸をMg母相の結晶粒径の-1/2乗にて整理。(b)短繊維複合強化則に従う場合(青線)およびMg母相のみが応力を担う場合の仮想降伏応力(赤線)と実験値との比較。論文(11)より改変して引用。

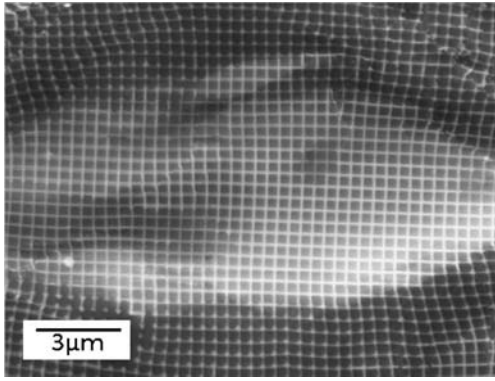


図7 試料表面に微細マーカを施した Mg/LPSO 二相合金の引張試験後のSEM像。試料は室温にて約10%引張変形。図中引張軸は水平方向。

450および、475°C熱処理材では、計算値は実験値と大きく乖離した。これについても、短繊維強化則がある臨界長さ l_c 以上を有する繊維にしか適応できないという理論的背景と合致した傾向と言え、本解析の妥当性を示している。このような LPSO 相による繊維強化は、その後放射光を用いた検討等によりその効果が追認されている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。また図7に電子線リソグラフィーによる微細マーカー描画法を用いて⁽¹⁶⁾、Mg母相に囲まれたLPSO相の領域での変形の不均一の様相を観察した結果を示す。観察試料は室温にて約10%の引張変形を加えたものであるが、LPSO相に対応する図中央のやや明るく見える領域でのマーカーの伸び変位がMg母相に対応した領域のそれに比べ小さくなっているのが明瞭に見取れ、このことからLPSO相が強化相として機能していることが理解される。特筆すべきことに、このようなLPSO相による繊維強化は200°Cまで継続して生じることが実験的に確認され⁽¹⁷⁾、従来のMg合金とは異なる本合金の高温高強度発現にもLPSO相の存在が有効に寄与していることが明らかとなった。

4. 結 言

以上のように Mg/LPSO 複相合金は、結晶粒微細化、複合材料としての繊維強化、また本稿では説明を省略したが Y, Zn 元素による固溶強化、といった種々の機構が協調的に作用することで強化が達成されており、各強化機構発現に対し LPSO 相は直接的、間接的両面から極めて大きな役割を果たしていることが明らかとなった。今後、本合金の更なる力学特性向上を実現するには、上述の観点を踏まえ、LPSO 相の示す塑性異方性を考慮した材料設計、また計算機を用いた複合材料としての解析シミュレーションの発展といった、多くの異なる観点からの協調的な検討が非常に重要な役割を果たすものと考えられる。

本項記載の内容は文部科学省 新学術領域研究「シンクロ型 LPSO 構造の材料科学一次世代軽量構造材料への革新的展開一」(No. 23109008)の支援により実施した研究成果の一部である。記して御礼申し上げます。

文 献

- (1) P. B. Hirsch and J. S. Lally: Philo. Mag., **12**(1965), 595-648.
- (2) E. Orowan: Nature, **149**(1942), 643-644.
- (3) M. W. Barsoum, L. Farber and T. El-Raghy: Metall. Mater. Trans. A, **30**(1999), 1727-1738.
- (4) K. Hagihara, N. Yokotani and Y. Umakoshi: Intermetallics, **18**(2010), 267-276.
- (5) K. Hagihara, Y. Sugino, Y. Fukusumi, Y. Umakoshi and T. Nakano: Mater. Trans., **52**(2011), 1096-1103.
- (6) A. Inoue, K. Kishida, H. Inui and K. Hagihara: MRS Symp. Proc., **1516**(2013), 151-156.
- (7) S. Miura, S. Imagawa, T. Toyoda, K. Ohkubo and T. Mohri: Mater. Trans., **49**(2008), 952-956.
- (8) K. Hagihara, Y. Fukusumi, M. Yamasaki, T. Nakano and Y. Kawamura: Mater. Trans., **54**(2013), 693-697.
- (9) J. B. Hess and C. S. Barrett: Trans. Metall. Soc. AIME, **185**(1949), 599-606.
- (10) K. Kishida, A. Inoue, H. Yokobayashi and H. Inui: Scripta Mater., **89**(2014), 25-28.
- (11) K. Hagihara, A. Kinoshita, K. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H. Y. Yasuda and Y. Umakoshi: Acta Mater., **58**(2010), 6282-6293.
- (12) M. Yamasaki, K. Hashimoto, K. Hagihara and Y. Kawamura: Acta Mater., **59**(2011), 3646-3658.
- (13) S. E. Ion, F. J. Humphreys and S. H. White: Acta Metall., **30**(1982), 1909-1919.
- (14) E. Onorbe, G. Garcés, P. Pérez, S. Cabezas, M. Klaus, C. Genzel, E. Frutos and P. Adeva: Scripta Mater., **65**(2011), 719-722.
- (15) K. Aizawa, W. Gong, S. Harjo, J. Abe, T. Iwahashi and T. Kamiyama: Mater. Trans., **54**(2013), 1083-1086.
- (16) 南 秀和, 池田博司, 森川龍哉, 東田賢二, 眞山 剛, 田路勇樹, 長谷川浩平: 鉄と鋼, **98**(2012), 303-310.
- (17) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Fukusumi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Sci. Eng. A, **560**(2013), 71-79.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
萩原幸司

2002年3月 大阪大学大学院工学研究科博士後期課程修了
2002年4月 日本学術振興会特別研究員(PD)
2002年6月 大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 助手
2010年5月- 現職
専門分野：金属間化合物、LPSO相等、特有の構造を有する先進材料に着目し、複数の機能を同時に高いレベルで具備した「高機能構造材料」の開発に従事している。単結晶、方位制御結晶を用いることで、本質的観点から力学的特性を主とした各種機能の発現機構解明を実現している。

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



萩原幸司



東田賢二

鉄鋼の相変態 II

—界面易動度に律速されるマッシブ変態—

榎本 正人*

2.1 純鉄の急冷実験

純鉄の細いワイヤを作り，加熱後，ガスクエンチにより非常に大きい冷却速度で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を起こさせると，変態の潜熱($\Delta H^{\alpha/\gamma} = 0.9 \text{ kJ/mol}$)が発生し，冷却曲線にこぶや折れ曲がりや生成することから変態温度を測定できる．これをサーマルアレスト(thermal arrest)と呼ぶ．1960年頃から1980年代にかけて，英国やロシア圏でこの種の実験が盛んに行われた．図2.1に代表的な実験結果を示す⁽¹⁾．冷却速度を上げていくと，変態点が少しずつ低下するが，やがて一定になる．これをプラトー(plateau)と呼ぶ．さらに冷却速度を上げると，変態温度は急激に下がって別のプラトーが現れ，最終的には4つのプラトーが現れることが明らかとなった．このことは，純鉄には4つの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態があることを示唆しており，上から，マッシブプラトー(～800°C付近)，ベイニティックプラトー(～760°C)，ラスマルテンサイトプラトー(～545°C)，双晶マルテンサイトプラトー(～420°C)と命名されている(Wilsonはマッシブプラトーの上に(～860°C)，等軸(equiaxed)，ないしポリゴナル(polygonal)フェライトのプラトーがあると報告している⁽¹⁾)．これらのプラトーの本質はいろいろ議論されているところであるが，BorgenstamとHillertは界面前方に生成する炭素の拡散スパイクの幅から，マッシブプラトーとベイニティックプラトーまでは界面で炭素の局所平衡が成立すると考察している⁽²⁾．また，炭素濃度を変えてプラトー温度を測定し，濃度をゼロに外挿することにより，純鉄の M_s 点は～550°Cと推定されている．この推論が正しければ，MnやNiを含む鉄合金で，550°C以上の温度で起こる組成不変の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は，マッシブ

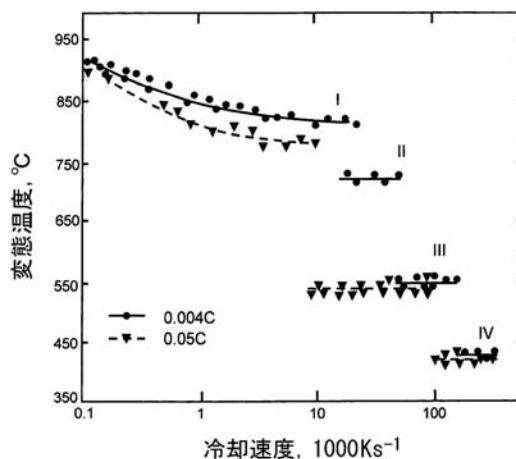


図2.1 純鉄の急冷により観測されるサーマルアレスト⁽¹⁾温度の冷却速度に対する依存性．

ブ変態と考えるべきである．

$\gamma \rightarrow \alpha_m$ 変態[†]は特殊な変態でなく，極低炭素鋼では普通に起こっている．米国金属学会(TMS)では，20年ごとにマッシブ変態に関するシンポジウムを開いている．2000年に行なわれたシンポジウムでは，マッシブ変態の定義が話題となった．議論の末，ひとまず，“composition invariant, interface-controlled diffusional phase transformation, involving a characteristic irregular patchy microstructure and frequent faceting and ledges, but not necessarily involving lattice orientation relationships” (母相とは必ずしも方位関係を有するとは限らず，界面が多くの場合フェセットとレッジから成る不規則なまだら模様の組織を生じる変態，組成不変で界面反応により律速される—筆者訳)となった⁽³⁾．‘patchy’とあ

* 茨城大学名誉教授；理工学研究科(〒316-8511 日立市中成沢町 4-12-1)

Phase Transformations in Steel—Massive Ferrite Transformation Controlled by Interface Mobility—; Masato Enomoto (Emeritus Professor, Graduate School of Science and Technology, Ibaraki University, Hitachi)

Keywords: steel, diffusion, phase interface, growth, mobility, local equilibrium, paraequilibrium, solute drag, massive transformation

† マッシブ変態であることを示すために， α_m と書く

2014年1月24日受理[doi:10.2320/materia.54.65]

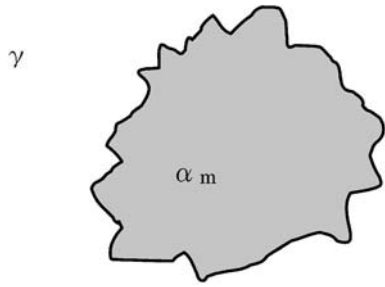


図2.2 不規則なパッチ状のマッシブ粒.

るのは、マッシブ変態の生成物が多い場合、図2.2のような形状を有し、これが、つぎ布を連想させるためであろう。組成不変であれば無拡散のマルテンサイト変態が想起されるが、マッシブ変態では格子の組み換えが界面近傍の短距離拡散で起こると考えられるので、剪断による格子変形とは区別される。しかしながら、Massalski も上の定義は今後検討の余地があるとしている。

2.2 マッシブ変態の速度論

2.2.1 Fe-X 合金

マッシブ変態は図2.3の合金cのように、ある単相域からもう一つの単相域へ温度(あるいは圧力)をすばやく変化させたときに起こる変態と考えてよい。ここで、すばやくというのは、2つの単相域の間にある2相域を通過する際に、長距離拡散を伴う変態や析出が起こらない速さという意味である。これとは対照的に、合金aのようにγ単相域から(α+γ)2相域へ温度を変化させたとき、局所平衡を保ちながら析出が起こるとすると、母相とは異なった組成(c^α)の析出物が生成する。そこで、溶質原子濃度を減らし、合金bのようにα/(α+γ)相境界まで来ると、析出相の組成は母相と等しくなる。α単相域内では溶質原子の長距離拡散は必要でなくなり、界面移動は界面の摩擦力に律速される。

このように、局所平衡が成り立てば2相域では析出となるため、マッシブ変態は単相域でしか起こらないことになるが、Fe-Ni合金では2相域の7%Ni付近までマッシブ変態でα相が生成することが報告されている⁽⁴⁾。このことは、α/γ界面でNiの局所平衡が保たれなかったことを意味する。そこで、Niの拡散スパイクが全く生じないと仮定すると、マッシブ変態界面の移動を駆動する自由エネルギーは組成が同じα相とγ相の自由エネルギー差ΔG^{γ→α}に等しい。

このときのマッシブ界面の移動速度は、

$$v = M \frac{\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}}{V_m} \quad (2.1)$$

と書き表わされる。ここに、V_mはα相のモル体積、Mはα/γ界面の易動度である。ΔG^{γ→α}=0になる温度をT₀温度と呼ぶ。T₀温度は拡散スパイクが生じないときのマッシブ変態が起こる熱力学的な上限温度である。T₀温度を溶質原子濃度に対してプロットすると、図2.3の破線のように2相

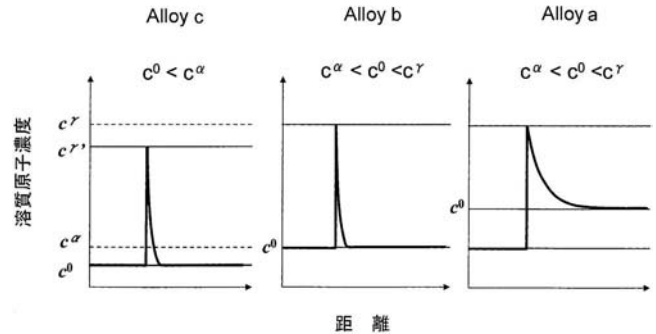
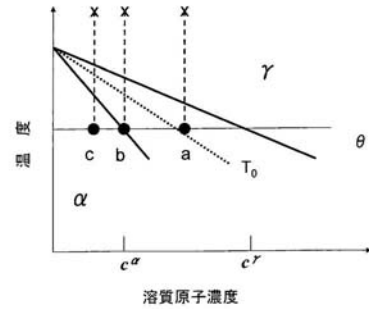


図2.3 析出(Alloy a)とマッシブ変態(Alloy c)における局所平衡下の溶質原子の拡散スパイク. Alloy bは相境界上での拡散スパイクを示す.

域のほぼ中間を通る。

2.2.2 Fe-C 合金

Fe-C合金では炭素原子の拡散易動度が置換型合金元素より桁違いに大きいので、単相域でも界面で炭素の局所平衡が成り立つと考える。図2.3の組成cの合金を考える。このときの炭素のスパイクの高さは、図2.4(a)に示すような方法で求められる⁽⁵⁾。はじめに、αの自由エネルギー曲線に合金組成を接点とする接線を引き、炭素側の縦軸との交点から、今度はγの自由エネルギー曲線に接線を引き、接点の炭素濃度c^γが界面のγ側の炭素スパイクの高さとなる。2相域における析出とは異なり、Feの局所平衡は成り立たないことに注意されたい(μ_{Fe}^α ≠ μ_{Fe}^γ)。α相とγ相の自由エネルギー差ΔG^{γ→α}のうち、この接線より上側が炭素の拡散スパイクの形成に使われる自由エネルギーΔG^Dであり、接線より下側のΔG^Bがα/γ界面移動に対する正味の駆動力である。よって、炭素原子の局所平衡が成立した場合の単相域におけるマッシブ変態界面の移動速度は、

$$v = M \frac{\Delta G^B}{V_m} = M \frac{\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} - \Delta G^D}{V_m} \quad (2.2)$$

と書かれる。図2.4(b)にFe-0.005と0.01% C合金におけるΔG^D/ΔG^{γ→α}の温度変化を示す。α/(α+γ)相境界においては100%拡散によって自由エネルギーが消費される。α相の内部へ入るにつれて、ΔG^Dの割合が減少し、相境界から最も遠ざかったところで極小になる。温度の低下とともにΔG^Dの割合が再び増加するのは、α相の炭素の固溶限が温度の低下とともに減少し、α/(α+γ)境界に近づくためである(図2.4(c)参照)。

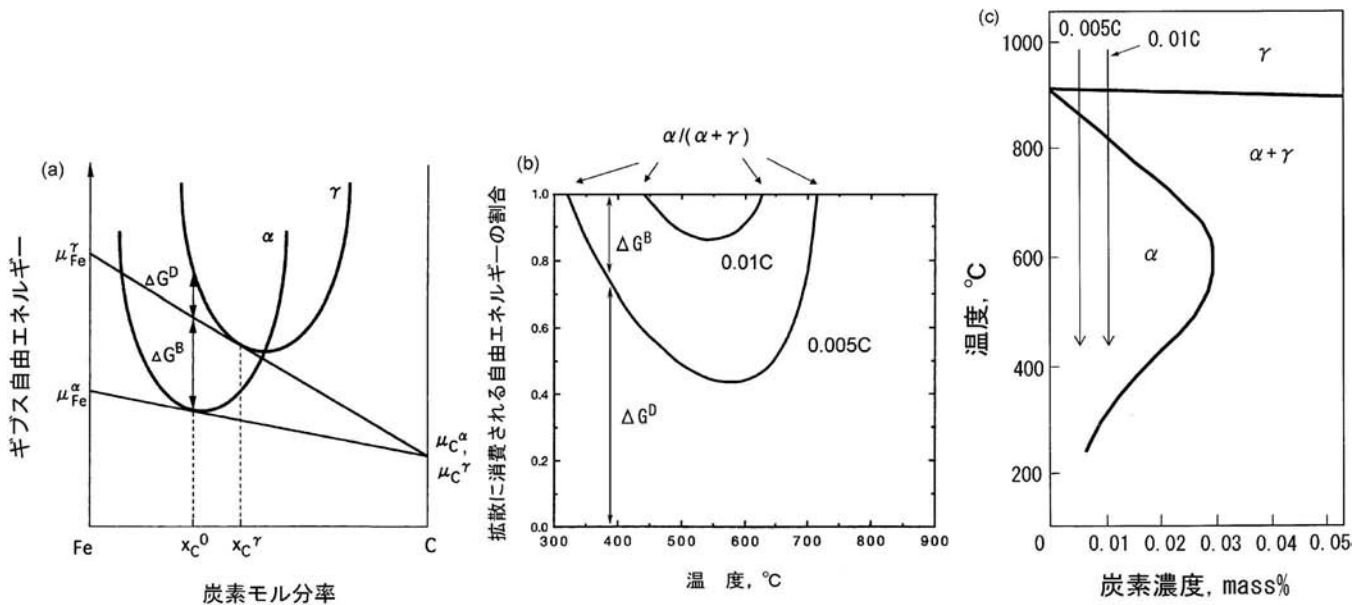


図2・4 (a) α 単相域のマッシブ変態において、局所平衡下の炭素の拡散スパイク (x_c^0 、図2・3の c^{γ}) とスパイク形成で消費される自由エネルギー ΔG^D と界面を駆動する正味の自由エネルギー ΔG^B 。 (b) Fe-0.005C と 0.01C 合金における ΔG^D が変態の全駆動力に占める割合の温度変化。 (c) Fe-C 合金における $\alpha/(\alpha+\gamma)$ 相境界。

2.3 α/γ 界面のモビリティ

1.3で α/γ 界面エネルギーの値が測定方法や研究手段によって大きく異なることを述べたが、 α/γ 界面易動度でも事情は同じである。現時点では、表2・1に示すような3つの式が提唱されている⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾。(I)は、Speich と Szirmae の急速加熱による γ 化の実験とフェライト粒成長の速度から推定されたもの、後の2つは種々の Fe-X 合金におけるマッシブ変態の進行を示差熱分析や熱膨張で測定して求められたものである。(I)の易動度の値はフェライトプロトリオモルフの成長にはほとんど効かない程度の大きさである。しかしながら、Fe-C 合金の初析フェライトの成長速度は、計算値より小さくなる傾向がある⁽⁹⁾。そこで、(I)より5桁も小さい式(II)を使い、1.2で述べた混合モードの計算を行うと、実測の成長速度定数とよく合うことが報告された⁽¹⁰⁾。ただし、合金元素 X が易動度に及ぼす影響についてはほとんどわかっていない。

2.4 ソリュートドラッグ効果

固溶原子や不純物原子が粒界や異相界面に偏析して、界面移動の抵抗になることをソリュートドラッグ効果と呼ぶ。粒界に対するソリュートドラッグは非鉄合金で以前から研究され、よく認識されている。これに対し、異相界面のソリュートドラッグ効果が注目されたのは比較的最近のことである。この原因としては、異相界面のソリュートドラッグは限られた条件でしか働かないと考えられることである。たとえば、析出物/母相界面を考えると、析出物の成長が母相中の固溶原子の長距離拡散で律速されるのに対し、ソリュートドラッグ

表2・1 α/γ 界面の易動度⁽⁶⁾。

	Mobility equation (in m^4/Js)	Remark
I	$0.035 \exp(-147,000/RT)$	Austenitization, ferrite grain growth
II	$4 \times 10^{-7} \exp(-147,000/RT)$	$\gamma \rightarrow \alpha_m$ transformation
III	$1.7 \times 10^{-5} \exp(-147,000/RT)$	$\gamma \rightarrow \alpha_m$ transformation

は界面の中の拡散が関与する現象であり、粒界拡散が体拡散より十分速いとすると、析出物の成長の律速過程にはなりえない。これに対し、鉄鋼では多くの変態が炭素の拡散で律速されるので、合金元素が変態界面に偏析すると、合金元素の界面拡散が変態速度に大きな影響を及ぼす可能性がある。炭素や合金元素の長距離拡散を必要としないマッシブ変態でも同様な効果を期待できる。実際、次回で述べるようにベイナイトの変態停留を合金元素のソリュートドラッグにより説明しようという試みがある。

2.4.1 ソリュートドラッグ力の計算

固溶原子や不純物原子が偏析していない状態で界面が移動を始めると、これらの原子が徐々に界面に集積し、やがて満杯になる。満杯の量は合金元素の種類によって異なる。また、界面がゆっくりと移動すると満杯に近い状態になるが、速く移動すると原子の一部は捕獲されず、集積量は満杯時よりは少なくなる。偏析量が母相の10倍であったとすると、その状態になるのに必要な時間は、界面が10原子程度移動するのに要する時間であって、それ以後は界面の中の原子の

量や分布は変わらない。従って、ソリュートドラッグの理論では界面内の拡散は定常状態であるとして議論されることが多い。偏析原子と粒界の相互作用として、図2・5(a)のようなくさび形のポテンシャルを考える。粒界がx軸の正の方向へ移動すると、粒界の右半分の原子はポテンシャルの低い方へ位置を変えるのに対し(粒界を前に押す力となる)、左半分の原子はポテンシャルの高い方へ移動する(粒界を後ろに引っ張る)。偏析原子が界面を引きずる力は、両者の力の差である。

以上のような観点に立って、ソリュートドラッグ力の式を導いてみる。はじめに、偏析原子の化学ポテンシャルを、

$$\mu = kT \ln c(x) + E(x) \quad (2.3)$$

と書く。c(x)は偏析原子の濃度、xは粒界に固定された座標である。E(x)は粒界内の位置に依存する偏析原子の結合エネルギーで、くさび形ポテンシャルでは、

$$E(x) = \begin{cases} \mu_0 & x \leq -1 \\ -E_0(1+x/\delta) & -1 < x \leq 0 \\ E_0(x/\delta - 1) & 0 < x \leq 1 \\ \mu_0 & 1 < x \end{cases} \quad (2.4)$$

と書かれる。ここに、2δは粒界の幅を表す。この座標系に対して、偏析原子の流束は、

$$-J = c \cdot \frac{D}{kT} \frac{\partial \mu}{\partial x} = D \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{Dc}{kT} \frac{\partial E}{\partial x} \quad (2.5)$$

と書き表される。ここに、Dは偏析原子の拡散係数である。ただし、粒界に沿っての拡散係数ではなく、粒界を横切るときにの拡散係数で、粒界内の位置に依存する。これをtrans-interface boundary diffusivityと呼ぶ。静止座標系に対して、粒界が速度vで動いているとすると、

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -v \frac{\partial c}{\partial x} \quad (2.6)$$

である。Cahn⁽¹¹⁾はEやDのx依存性を考慮して、一般的な解を求めている。粒界を横切る拡散係数の値(平均値)は体拡散係数の10~100倍、あるいは同程度ともいわれている。ここでは、図2・5(a)のようなポテンシャル(∂E/∂xが粒界の左右のそれぞれで一定)について、Dはxに依存しないとして議論を展開する。

フィックの第2法則、および式(2.5)、(2.6)より、

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{Dc}{kT} \frac{\partial E}{\partial x} + vc \right) = 0 \quad (2.7)$$

すなわち、

$$D \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{Dc}{kT} \frac{\partial E}{\partial x} + vc = \text{const} \quad (2.8)$$

である。粒界から離れた点で(∂c/∂xと∂E/∂xはともにゼロ)流束を計測すれば、J=c₀v=const(c₀は偏析原子のバルク濃度)であるから、

$$\frac{\partial c}{\partial x} + c \frac{\partial E'}{\partial x} + \frac{v}{D}(c - c_0) = 0 \quad (2.9)$$

となる。ただし、E'=E₀/kT、粒界内でD=D_b、粒界の外ではD=D_vである。上式は無次元化距離Xと無次元化速度Vを使って、

$$\frac{\partial c}{\partial X} + \beta c - V c_0 = 0 \quad (2.10)$$

$$\beta = \begin{cases} V - \alpha & -1 < X \leq 0 \\ V + \alpha & 0 < X \leq 1 \end{cases}$$

$$V = \begin{cases} v\delta/D_b (= V_b) & -1 < X \leq 1 \\ v\delta/D_v (= V_v) & 1 < X \end{cases}$$

$$X = \frac{x}{\delta}$$

と書ける。式(2.10)をオイラー(Euler)法、あるいはより精度の高いルンゲ-クッタ(Runge-Kutta)法などにより数値的に解けば、粒界付近の偏析原子の濃度プロファイルを計算で

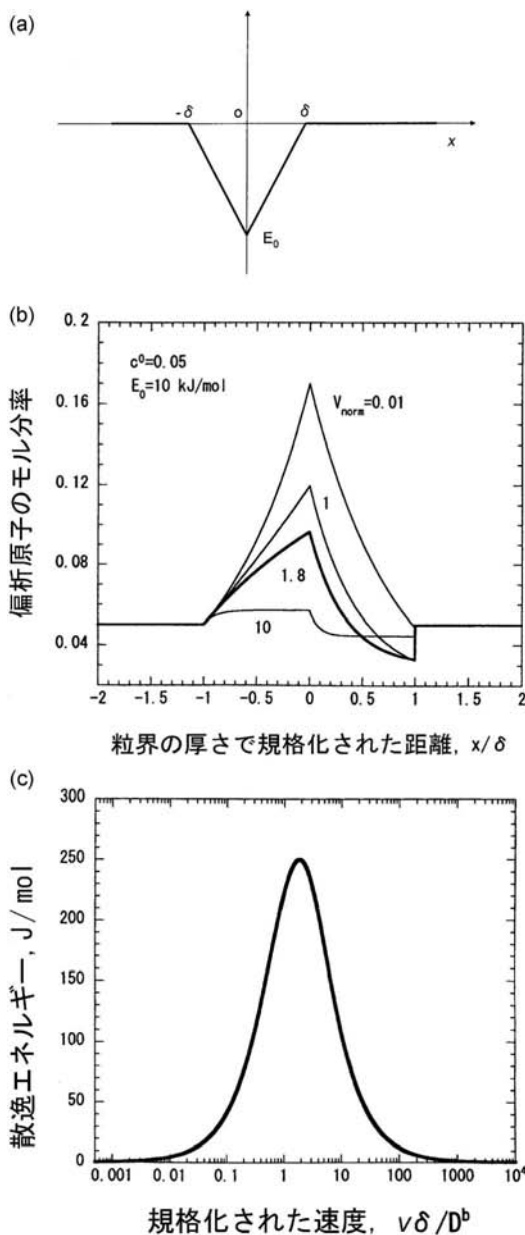


図2・5 (a)粒界のソリュートドラッグのモデリングに使われる偏析原子のくさび形相互作用ポテンシャル、(b)偏析原子のプロファイル、および(c)粒界ドラッグで消費される自由エネルギー。

きる。図2・5(b)に、 $E_0 = 10 \text{ kJ/mol}$ 、 $D_b \delta = 5.4 \times 10^{-8} \exp(-18640/T) \text{ cm}^3/\text{s}$ 、および $D_V = 0.7 \exp(-34400/T) \text{ cm}^2/\text{s}$ ($\sim 2D_{Fe}^0$ 、 D_{Fe}^0 はオーステナイト中の Mn の拡散係数) としたときの濃度プロファイルを示す。粒界の移動速度 V が大きいと偏析の度合いは小さいが、粒界の左右で偏析量が異なる。 V の減少とともに、偏析量は増え、濃度分布は左右対称に近くなる。粒界の前面で、濃度プロファイルが階段状に $c \sim c^0$ になっているが、これはマトリクス内の拡散係数 (D_V) が粒界内の拡散係数 (D_b) に比べ、非常に小さく、粒界の端で D_b から D_V へ不連続に変わると仮定しているためである。

粒界のドラッグ力は、式(2・10)を解いて得られた濃度分布 $c(x)$ により、

$$P = N_V \int_{-\infty}^{\infty} (c - c_0) \frac{dE}{dx} dx = 0 \quad (2 \cdot 11)$$

で計算される。 N_V は単位体積当たりの原子の個数を表す。図2・5(c)に PV_m (V_m は鉄のモル体積 $= 7.1 \times 10^{-6} \text{ m}^3$) の V に対する依存性を示す。 V が大きいときには偏析量が小さいことにより、ドラッグ力は小さいが、 V の減少とともに P は徐々に増加し、やがてピークに達する。このピークは偏析量の増加と、粒界の左右の部分の偏析量の差が最大になることによってもたらされる。この図では、 $V \sim 1.8$ のとき、 P が最大になっているが、他の拡散係数を使っても P が2前後でピークになることが多い。 V が非常に小さいときは、偏析量は大きくてもドラッグ力は小さいことに注意する。

演習問題 2

式(2・10)を解析的に解いて、濃度プロファイルとドラッグ力を求めよ。(2・10)の解析解は、たとえば、文献(12)を参照されたい。(解答は最終回に掲載します)

2・4・2 異相界面のソリュートドラッグ

異相界面と粒界との違いは、偏析原子の化学ポテンシャルが母相と生成相の間で異なることである。Purdy と Brechet⁽¹³⁾ は図2・6(a)に示すようなくさび形ポテンシャルを用い、Cahn の理論を適用して、ソリュートドラッグを解析している。異相界面にも式(2・3)と同じ形の化学ポテンシャル、

$$\mu = kT \ln c(x) + E(x) \quad (2 \cdot 12)$$

を仮定する。ただし、

$$E(x) = \begin{cases} \mu_\alpha^0 & X \leq -1 \\ \mu_\alpha^0 + (\Delta E - E_0)(1+X) & -1 < X \leq 0 \\ \mu_\alpha^0 + (\Delta E + E_0)(1+X) - 2E_0 & 0 < X \leq 1 \\ \mu_\gamma^0 & 1 < X \end{cases} \quad (2 \cdot 13)$$

である。 $2\Delta E (= \mu_\gamma^0 - \mu_\alpha^0)$ は合金元素の γ と α 中の標準自由エネルギーの差であり、 γ 安定化元素に対して ΔE は負、 α 安定化元素に対しては正の値をとる。式(2・10)とは係数が異なるだけであるから、偏析原子の濃度プロファイルについては同じように解ける。粒界と同じ E_0 の値を用い、 $\Delta E = -2 \text{ kJ/mol}$ として計算した偏析プロファイルを図2・6(b)に示

す。粒界と母相の拡散係数も同じ値を用いている。規格化速度 V が大きいときは偏析プロファイルの形状は粒界とあまり変わらないが、偏析濃度は粒界に比べ、高めに推移する。 V が小さくなると、偏析濃度はさらに大きくなり、界面の右端 ($X=1$) のところでバルク濃度より大きくなっている。図2・6(c)にドラッグ力(散逸エネルギー PV_m) の計算結果を示す。ドラッグ力がピークに達する速度 V_{max} が粒界の V_{max} より若干小さくなっている。注意すべきは、 V がゼロに近づいてもドラッグ力がゼロにならないことである。これについては議論されており、異相界面の場合には式(2・11)が母相内の拡散スパイクのエネルギー散逸も含んでいるためと考えられている。Chen ら⁽¹⁴⁾ は式(2・11)を用いて Fe-C-Mo 合

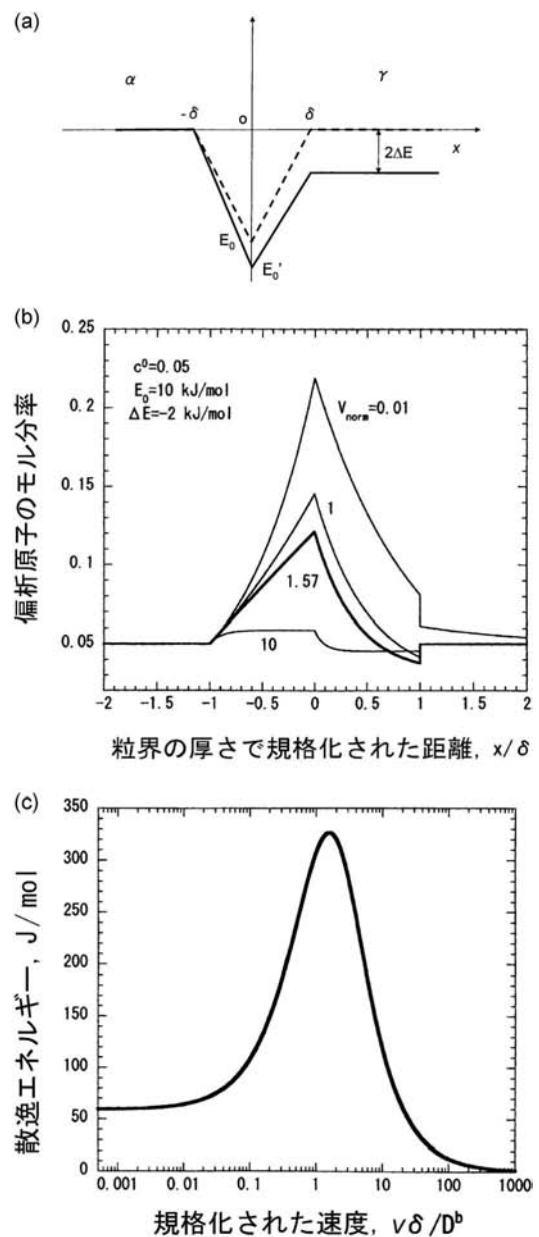


図2・6 (a)異相界面のソリュートドラッグのモデリングに使われる偏析原子のくさび形相互作用ポテンシャル、(b)偏析原子のプロファイル、および(c)ドラッグで消費される自由エネルギー。

金におけるソリュートドラッグの計算を行い、 $\Delta E=0$ のときは拡散スパイクのエネルギー散逸を含まないことに注目し、 $\Delta E \neq 0$ と $\Delta E=0$ のときの PV_m の差が拡散スパイクの散逸エネルギーに相当すると考察している。また、このモデルを使って、鉄合金では炭素との共偏析を考慮した計算も行なわれている⁽¹⁵⁾。

式(2・11)を異相界面のソリュートドラッグの計算に使用するときには粒内の拡散スパイクのエネルギーに注意する必要があるが、Hillert と Sundman⁽¹⁶⁾は粒界内の拡散に伴うエネルギー散逸を直接計算するモデルを提唱している。このモデルを鉄合金に適用した例も報告されている⁽¹⁷⁾。

2・4・3 ソリュートドラッグが働くときの成長速度の計算

ソリュートドラッグの他に2・3で述べたような界面に固有の摩擦力 $\Delta G_{fr} = (v/M) V_m$ を加えると、界面の移動に伴うエネルギーの散逸は、

$$\Delta G^B = \Delta G_{drag} + \Delta G_{fr} \quad (2 \cdot 14)$$

と書き表される。 ΔG^B の v に対する変化を模式的に描くと図2・7ようになる。表2・1に示したように、 α/γ 界面の易動度の値は研究者によって大きく異なっており、 ΔG_{fr} の曲線が ΔG_{drag} の曲線と離れている場合(M大)と、すぐ近くに位置する場合もある(M小)。 $\Delta G^B \neq 0$ のときの成長速度の計算は、1・2で述べた混合モードの場合と同じであるが、マッシュ界面やプレートのように一定速度で成長する場合と、等軸フェライトのように時間とともに成長速度が変化する場合とは、少し異なった考察が必要である。

はじめに、定常速度で成長する場合を考える。変態の駆動力を $\Delta G^{\gamma-\alpha}$ とし、 ΔG^D がその中の100%を占めるような場合($\Delta G^B \sim 0$)、局所平衡を仮定して成長速度 v を計算する。そのときの成長速度は図2・8(a)の点aに相当する。次に、 ΔG^B を0から $\Delta G^{\gamma-\alpha}$ まで変化させ、そのときの ΔG^D に対応する v を計算し、プロットすると、図のような曲線が得られる。この曲線と図2・7の曲線を重ね合わせると、交点では拡散プロセスの速度と界面過程から決まる速度が等しくなっており、これが求める成長速度である。図2・8(b)の曲線Pのように過冷度が大きく ΔG_{drag} と交わらなければ、 ΔG_{fr} と1点で交わり、 v は大きな値になる。一方、曲線Qのように過冷度が小さく ΔG_{drag} と交わる場合には、3つの点で交わる。これは同一の条件で3つの成長速度が可能であることを意味するが、それぞれの交点では偏析濃度が異なるので、履歴から偏析濃度が近い点に落ち着くと考えるのが妥当であろう。

次に、成長速度が時間とともに減少する場合であるが、このときも過冷度が十分大きく、 $\Delta G^{\gamma-\alpha}$ が ΔG_{drag} を凌駕するような場合は、一時的に成長の遅れはあっても最期まで成長を続け、過冷度が小さく ΔG_{drag} の山を越えられなければ、成長が減速し、停留すると考えられる⁽¹⁸⁾。(つづく)

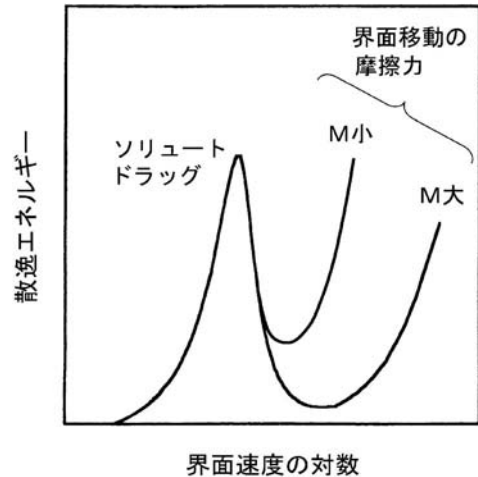


図2・7 ΔG^B の界面移動速度に対する依存性。

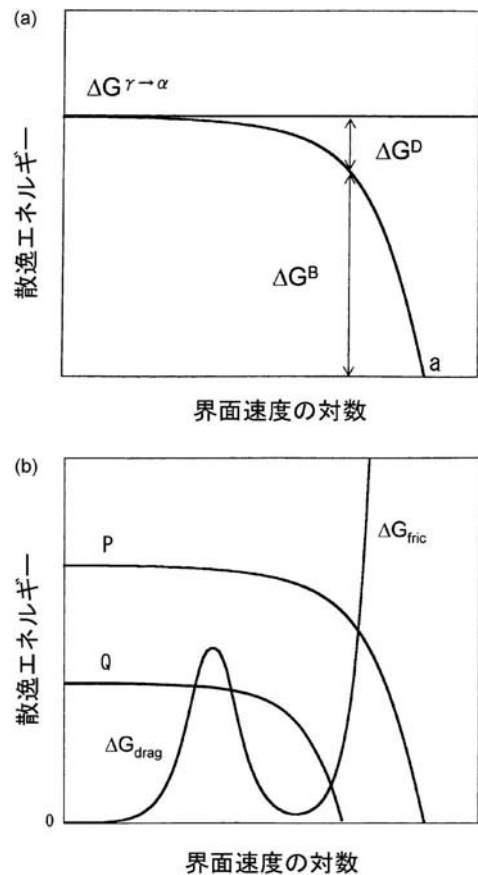


図2・8 (a) ΔG^D および ΔG^B と界面移動速度の関係、(b) $\Delta G^B = \Delta G_{drag} + \Delta G_{fr}$ の曲線との交点が求める速度。

文 献

- (1) E. A. Wilson: ISIJ Int., **34**(1984), 615-630.
- (2) A. Borgenstam and M. Hillert: Metall. Mater. Trans. A, **27** (1996), 1501-1512.
- (3) T. B. Massalski: Metall. Trans., **33A**(2002), 2277-2283.
- (4) T. B. Massalski, J. H. Perepezko and J. Jaklovsky: Mater. Sci. Eng., **18**(1975), 193-198.

耐ヒートチェック性に優れる ダイカスト金型用肉盛溶接棒 DHW[®] の開発

梅森直樹¹⁾ 増田哲也²⁾ 堀尾浩次³⁾

1. はじめに

自動車のエンジンケースやミッションケースなど、アルミ製品を成形するダイカスト金型は1型あたりの製品生産数があらかじめ計画されており、その計画生産数まで使用することが一般的になっている。しかし、金型はAl合金が触れる際に加熱され、製品の取り出しと離型剤塗布の際に冷却され、熱応力が繰り返し負荷されるため、計画生産数まで損傷なしでもつ金型は少なく、製品への転写が嫌われる割れ模様(ヒートチェック)の発生やこのヒートチェックが進展して金型が大きく割れてしまうことが多い。このため金型は、定期的あるいは突発的に生産を止めて外され、ヒートチェック部位などを除去後に溶接補修、加工され、再組付けを何度も繰り返しながら使用されている。

ダイカスト金型の肉盛溶接補修材料として多く用いられている18%Niマルエージング鋼は、溶接ままではダイカスト金型と同等の硬さ(43~48 HRC)が得られない。そのため、補修をする前より少ない生産数でヒートチェックが補修部に再発生する問題がある。溶接後に時効処理を施せば溶接部位の硬さを上げることは可能だが、時効処理を施す日程が取れない場合や金型を外さずに一部分だけ補修し、すぐに铸造を再開する場合などには、時効処理を行うことができず、溶接ままで使用されることも多いのが現状である。

そこで、溶接補修材の成分をJIS SKD61をベースに調整し、溶接ままの状態ダイカスト金型とほぼ同等の硬さ43~48 HRCが得られることで、18%Niマルエージング鋼よ

り、補修部のヒートチェックの発生を抑制し、溶接補修するまでの間隔を向上できる溶接補修材料「DHW[®]」を開発した。また、DHW[®]は2012年10月に改正された特定化学物質障害予防規則等⁽¹⁾⁽²⁾に対応した、コバルトを含まない溶接材料である。

2. 開発のポイント

溶接部位の耐ヒートチェック性を向上させるためには、溶接部位の硬さを高めて高強度化を図ること、および熱伝導率を高めて表面と内部との温度勾配を減少し、発生する熱応力の低下を図ることが挙げられる⁽³⁾⁽⁴⁾。添加元素と熱伝導率の関係⁽⁵⁾を図1に示す。この図よりSi添加量の増加は熱伝導率を大きく低下させることが分かった。そこで、ダイカスト金型として一般的によく用いられているSKD61との親和性を考慮し、SKD61の成分をベースに、溶接ままの状態ダイカスト金型とほぼ同等の硬さ43~48 HRCと、SKD61とほぼ同等の熱伝導率が得られるように、主にC添加量とSi添加量を調整した。本開発溶接材DHW[®]を母材SKD61の上に肉盛溶接した時の硬さ、および熱伝導率の測定結果を図2、図3に示す。熱伝導率の測定にはレーザーフラッシュ法

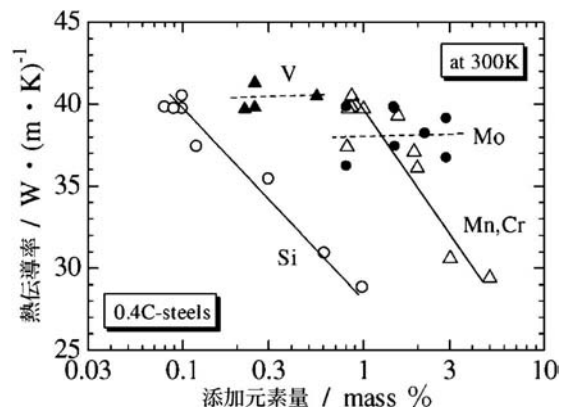


図1 添加元素と熱伝導率の関係⁽⁵⁾。

* 大同特殊鋼株式会社：

1) 研究開発本部特殊鋼研究所金型材料技術研究室；係員
2) 工具鋼事業部工具鋼ソリューション部；副主任部員
3) 研究開発本部プロセス技術開発センター計測・制御・システム研究室；主任研究員
Welding Rod for Rebuilding of Die Casting Mold 'DHW'; Naoki Umemori, Tetsuya Masuda, Hirotsugu Horio (DAIDO STEEL Co., LTD.)

2014年10月30日受理[doi:10.2320/materia.54.72]

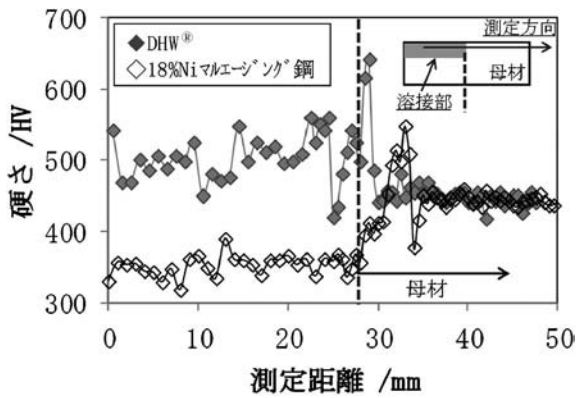


図2 溶接ままの硬さ測定結果.

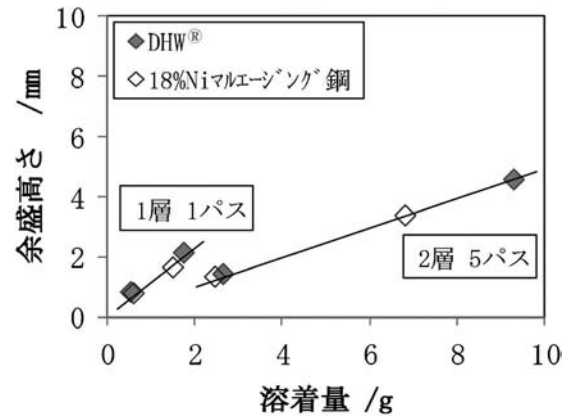


図4 溶着量と余盛高さの関係.

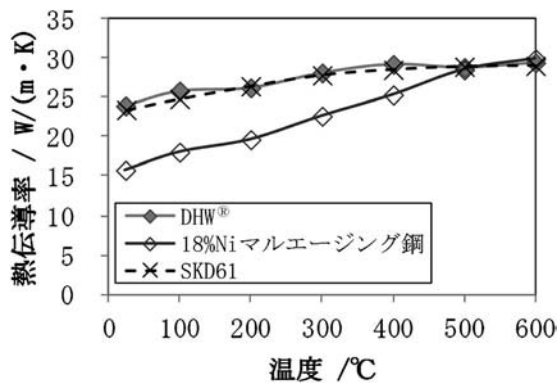


図3 溶接ままの熱伝導率測定結果.

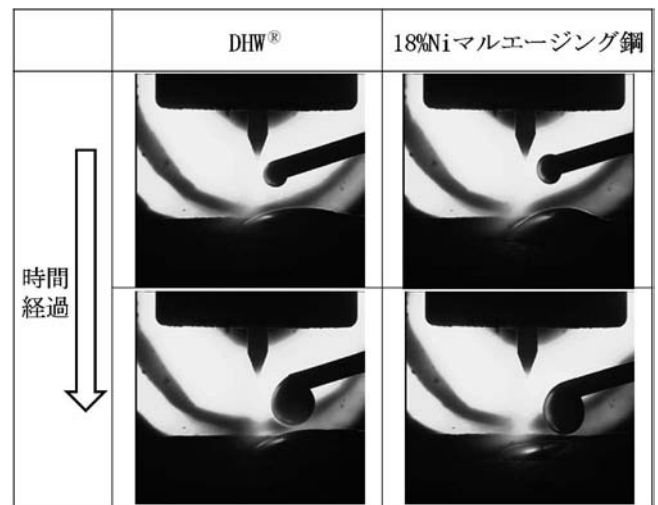


図5 高速度ビデオによる溶滴状態の観察結果.

を用いて測定を行った。

図2より、DHW®は溶接したままの状態では18%Ni マルエージング鋼より硬さが高く、ダイカスト金型とほぼ同等の43~48 HRCの硬さが得られていることが分かる。図3より、DHW®は18%Ni マルエージング鋼より熱伝導率が高く、SKD61とほぼ同等の熱伝導率を得られていることが分かる。

3. 開発溶接材料の諸特性

(1) 溶接時の積層性、溶滴状態

積層性の評価として、図4に、溶接後の溶接ビードの断面の溶着量と余盛高さの関係を示す。DHW®は18%Ni マルエージング鋼と溶着量変化に対して、余盛高さがほぼ同じになる傾向を示しており、DHW®が18%Ni マルエージング鋼とほぼ同等の積層性を有していることが分かる。

図5に高速度ビデオによる溶滴の時間経過の観察結果を示す。図5より、DHW®と18%Ni マルエージング鋼とは溶滴の大きさに大差はないと考えられる。これらの結果からDHW®は18%Ni マルエージング鋼と大差なく肉盛溶接作業ができると考えられる。

(2) 耐ヒートチェック性

耐ヒートチェック性の評価として、試験片の上端面を580°Cまで高周波加熱し、その後に噴射水で冷却し、ヒートチェックの発生状態を相対評価した。

図6に溶接したままにおける耐ヒートチェック性評価試験

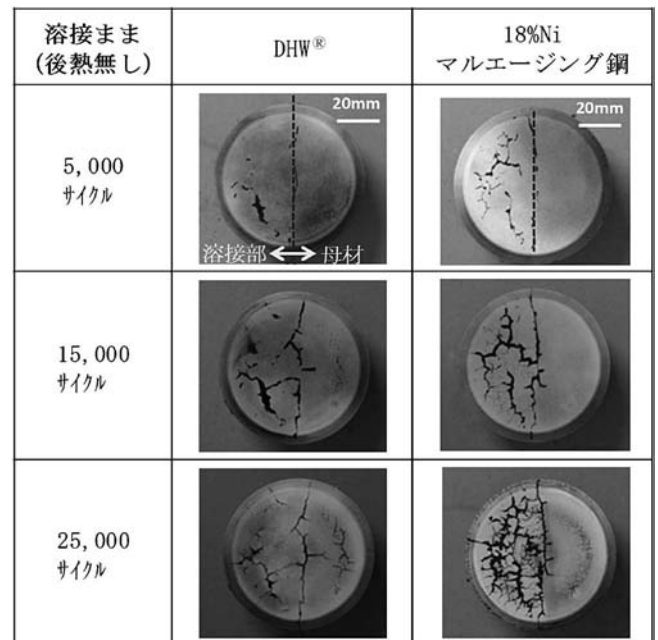


図6 耐ヒートチェック試験評価結果.

後の外観写真を示す。図6において試験片の左側半面が肉盛溶接部分で、右側半面が母材SKD61になっている。表面硬さ分布は図2に示した。

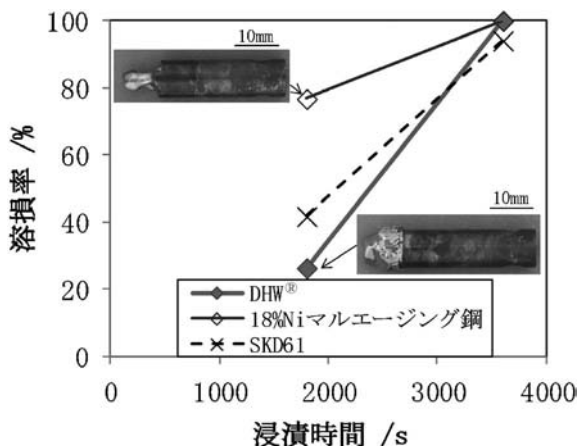


図7 耐Al溶損試験結果.

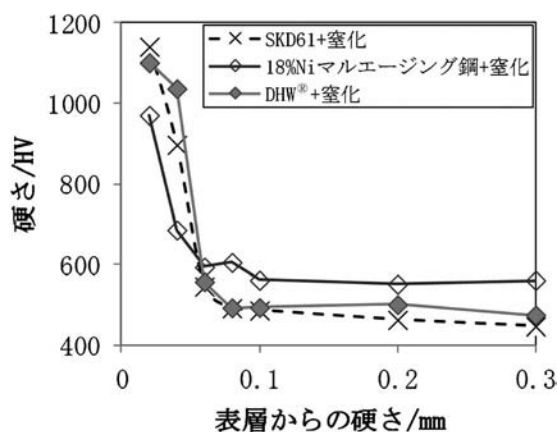


図8 窒化処理後の硬さ分布測定結果.

図6より DHW®を肉盛溶接した部分の25000サイクル時のヒートチェック発生状況と18%Ni マルエージング鋼を肉盛溶接した部分の5000サイクル時のヒートチェック発生状況がほぼ同程度と判断できる。そのため、DHWは硬さと熱伝導率を高めることで、18%Ni マルエージング鋼対比、同サイクル数でヒートチェックが低減でき、溶接補修するまでの間隔の延長が期待できる。

(3) 耐Al溶損性

Al合金はADC12を用い、溶湯温度750°Cで試験片を回転させた状態で、浸漬させ、浸漬前における浸漬前後の重量変化の割合を溶損率とし、図7に試験時間における溶損率を示す。

図7の1.8 ksの溶損率を比較すると、DHW®は18Ni マルエージング鋼より耐Al溶損性が優れており、SKD61とほぼ同等の耐Al溶損性であることが分かる。この要因としては、耐Al溶損性に炭化物量が影響するという報告があ

り⁽⁶⁾、18%Niマルエージング鋼はC添加量がほとんどなく、炭化物量が少ないためと考えられる。

(4) 窒化特性

図8に溶接後に窒化処理を施した試験片の表層からの硬さ分布の測定結果を示す。窒化処理は、大気圧雰囲気下、510°Cでアンモニアガス導入中、14.4 ks保持して行った。図8より DHW®は、母材SKD61に窒化処理を施した場合と同等の硬さ分布が得られる。DHW®は溶接後に窒化処理を行うことで、一般的な金型材(例：SKD61)と同様に耐ヒートチェック性を向上させることが可能である。

4. 適用事例

実機の自動車部品の成形金型の同一型において、肉盛補修材を18%Ni マルエージング鋼から DHW®に切り替え、型欠け補修(ヒートチェック起因)による設備停止時間を調査した。DHWの使用で、停止時間の割合が18%Ni マルエージング鋼の5%から2.5%へと約半減し、補修するまでの間隔の低減効果を確認できた。

5. 今後の展開

開発溶接材 DHW®は、溶接ままの状態でダイカスト金型と同等の硬さを得られることで、溶接部位の耐ヒートチェック性が向上する。これにより、主に自動車部品のダイカスト金型の肉盛補修への使用が始まっており、高評価が得られてきている。また、DHW®は特定化学物質であるコバルトを含まない溶接材料であるので作業環境性の面でも今後の拡大が期待される。

6. 特許

本開発溶接材については国内特許5392183号と他2件出願済みである。

文献

- (1) 厚生労働省・都道府県労働局・労働基準監督署：特定化学物質障害予防規則，第二条の二，第五条，第七条，第八条，他。
- (2) 厚生労働省・都道府県労働局・労働基準監督署：労働安全衛生法施行令，第十八条，第二十二條。
- (3) 横井直樹，河野正道，井上幸一郎：電気製鋼，**81**(2010)，25。
- (4) 河野正道，横井直樹：日本ダイカスト会議論文集，(2012)，1。
- (5) 河野正道：電気製鋼，**81**(2010)，41。
- (6) 伊吹基宏，尾崎公造：電気製鋼，**76**(2005)，241。



第15回 KIM-JIM シンポジウム開催報告

東京大学教授 幾原 雄一

日本金属学会(JIM)と大韓金属・材料学会(Korean Institute of Metals and Materials: KIM)とが合同で開催している KIM-JIM シンポジウムの第15回目が、大韓金属・材料学会2014年秋期講演大会の第1日目(2014年10月23日(木))に、川原都 旌善郡の川原ランドホテル(Kangwon land Convention Hotel)というリゾート地で開催された。この地は、ソウルから東におよそ250 Km 離れた場所に位置しており、仁川国際空港からバスで約4時間の距離にある。日本側メンバーは前日の夕方までに会場に到着したが、韓国側の計らいで夕食をとりながら会議前の打ち合わせを行った。

今回は、ソウル大学の Young-Woon Kim 教授と筆者が世話人を務め、“Recent Advances in Material Characterization”というテーマで、最近の微細構造解析に関する研究の進展に絞ったシンポジウムとした。その際、高分解能電子顕微鏡観察、その場観察、プローブ顕微鏡、トモグラフィ、分光法、装置開発、中性子回折の7つのセッションを選定し、日本、韓国から各セッションに1名ずつの計14名の研究者が各研究成果を発表した。シンポジウムは、午前9時から始まり、KIMの Changhee Lee 会長、日本金属学会の新家光雄会長のオープニングの挨拶に引き続き、前韓国文部科学大臣の Do-Yoen Kim 先生(現ソウル大学特別教授)が“Eternal Neighbor Korea & Japan”というタイトルで基調講演を行った。本講演では、これまでの日韓の科学技術交流の歴史からはじまり、両国の密な連携が今後益々重要となることが強調された。その後各セッションでの講演会に入ったが、以下講演の内容を紹介する(敬称略)。

まず、高分解能電子顕微鏡観察のセッションでは、幾原雄一(東大)が最近の収差補正 STEM の動向と応用例について、また、Si-Young Choi(Korea Institute of Materials

Science)が、原子分解能 STEM による極性材料の解析結果について報告した。続くその場観察のセッションでは、大村孝仁(物質・材料研究機構)が TEM による BCC 金属の転位挙動のその場観察を、Sang Ho Oh(POSTECH)が、電子線ホログラフィーを用いた極性界面の動的観察について報告した。プローブ顕微鏡のセッションでは、大島義文(北陸先端科学技術大学院大学)が、量子化された金同士の接触の挙動を、Yunselk Kim(Sungkyunkwan University)が、AFM を用いた機械的特性の評価について発表した。また、トモグラフィのセッションでは、金子賢治(九州大学)が、(S) TEM による三次元観察手法の紹介とその実例を、Dongik Kim(Korea Institute of Science and Technology)が、鉄鋼の再結晶化過程の EBSD によるその場観察の結果について示した。分光法のセッションでは、山本剛久(名古屋大学)が、機能セラミックスのナノプローブ STEM による EELS および EDS 計測の結果を、Miyoung Kim (Seoul National University)が、EELS による薄膜中スピン状態の計測法について報告した。装置開発のセッションでは、柴田直哉(東京大学)が、STEM を用いた新規な DPC(Differential Phase Contrast)検出器の開発とその応用について、Young-Woon Kim (Seoul National University)が、TEM その場観察用応力印可ホルダーの開発についてそれぞれ報告した。最後の中性子回折のセッションでは、八島正知(東京工業大学)が、種々のセラミックスの中性子回折による精密解析の結果を、Eunjoon Shin(Korea Atomic Energy Research Institute)が、中性子小角散乱を用いた合金の解析結果について報告した。いずれの講演も、活発な質疑応答、議論が続き、終了予定時間の午後5時を大幅に超過した。シンポジウム終了後は世話人を囲んだ懇親会で更なる親交を温めた。

今回の KIM-JIM シンポジウムでは、上述したように、微細構造解析についての高いレベルの最新成果の発表と活発な議論、意見交換ができ、大変意義深いものとなった。また、本シンポジウム開催にあたっては多くの方々のご協力、ご支援を得たことに改めてここで感謝したい。まず冒頭の基調講演をお引き受け頂いた Do-Yoen Kim 先生には心から謝意を表したい。先生は、文部科学大臣や蔚山大学学長などの要職を歴任された韓国の重鎮であるが、ほぼ全員の発表を聴講し、日本側メンバーとも打ち解けて会話をされていた。また、KIMの Lee 会長、JIMの新家会長、KIMの副会長はじめ理事の方々にも本シンポジウムのご支援を頂いた。さらに、韓国側世話人の Young-Woon Kim 教授は本シンポジウムの準備に多大なご尽力をされた。また、開催準備段階では、前回の同テーマの世話人であった北海道大学の大貫惣明教授、JIMの梶原事務局長からも多くのご助言を頂いた。最後に韓国の交通事情などに不慣れた日本側参加者メンバーの世話を全面に引き受けてくれた蘆智英博士(東京大学)に感謝する。今回のシンポジウムで KIM, JIM 両学会の友好と連携がさらに強固なることを祈念しつつ、次回の KIM-JIM シンポジウムに良い形でつながることを期待したい。

(2014年12月11日受理)[doi:10.2320/materia.54.75]

(連絡先: 〒113-8656 東京都文京区弥生 2-11-16)



図1 シンポジウム終了後の集合写真。

談話室

Do it yourself

独立行政法人 物質・材料研究機構
先進高温材料ユニット
高性能合金グループ；研究員 池田亜矢子

2004年12月、Caltech(カリフォルニア工科大学)でポスドクをすることに決めた夫に伴い渡米することになった。入社4年目で企業の研究職だった私はそれまで留学のことなど考えたこともなく、実はCaltechについても名前ぐらいは知らなかったが、海外で新しいことをしてみるのも楽しそうだという理由で退職し、渡米した。夫はJPL(Jet Propulsion Laboratory)に勤めていたSnyder先生と仕事をすることになったのだが、アメリカにいてもすることのない私は、先生の奥様でありCaltechの教授であるHaile先生のご厚意で当時その研究室でポスドクをしていた宇田先生のご指導の下、ボランティア研究員として固体酸化合物の研究をすることになった。固体酸化合物とは塩の一種であり、例えば CsH_2PO_4 のように構造中にプロトンを含む。いくつかの化合物は固体で高いプロトン伝導度を持ち、燃料電池の電解質としての用途がある。

ラボを見て驚いたのであるが、日本の大学や企業の研究施設と違い、高価な装置がほとんど見当たらない。もちろん、データを出すための測定装置がいくつもあるのだが、ほとんどが手作りで、アングルで組まれたLab viewの自作プログラムで制御された自作装置であった。実はアメリカの研究室では大きな予算が取れると装置ではなく人を雇う。学生に関しては学費がとても高いので、基本的には担当教授が研究費から授業料と生活費を支払って、すなわち雇って、教授の研究テーマに貢献してもらうことになっている。優秀な人であれば装置を買う予算が無くても、自分で作ったり何処から調達することによって、何とかすることができるのである。

私の研究テーマは固体酸化合物 CsH_2PO_4 の状態図を作ることであった。先だって脱水反応が起きたときに雰囲気の水蒸気圧がわずかに上昇することを利用して、大まかな脱水温度が見積もられていたものの、この材料を燃料電池として使うために、正確な脱水温度を知る必要があった。脱水温度を直接的に調べるには重さや結晶構造の変化を観察できればよいが、0.7気圧ぐらいまでの水蒸気圧下で測定できる装置はない。そこで、指導役の宇田先生は私に熱天秤(TG)を自作することを提案し、大まかな装置の構成のメモを下させた。まず、手始めに温度コントローラーユニットを作ることになっ

た。温度コントローラーユニットは温調器、SSR(ソリッド・ステート・リレー)、スイッチ、熱電対とヒューズから成るユニットで、これにヒーターを繋げることによってヒーターの温度制御ができるとも単純なものである。電気工作の経験が全くなかった私にとってはかなり難易度が高いミッションであったが、完成した時には自分でも測定装置が作れるような気がしてきた。そのころ、宇田先生は日本でポジションを得て研究室を去って行った。その後は、当時は英語がほとんど話せなかったこともあり、主にインターネットで情報収集をしながら、PCで測定機器を制御する方法や配管の仕方などを学び、研究室で休眠していたドライオープンやマルチメーターなどを確保して、精度が不十分ではあるもののTGを完成させた。

2006年6月、出産を経た後、Haile先生の推薦をいただいてCaltechのPhDの学生となった。アメリカの大学院での最初の2年間は研究より、講義で忙しい。4学期のうち夏期は研究に打ち込めるものの、残りは平均して4科目(週12時間)の講義を受け、大量の課題をこなさなければならない。長男の夜泣きで何度も中断されながら徹夜で微分方程式を解いていたのも良い思い出である。そして、2年目の最後の学期が終わるまでにPhD candidateになるための口頭試験(candidacy exam)を受ける。何とかこれを乗り切り、本格的に研究を始めた。そのころ夫からSnyder先生がebay(アメリカのオークションサイト)を通じて中古計測器などを安く入手していることを聞きつけ、TGの高性能化と示差走査熱量計(DSC)の製作を検討していた私も掘り出し物を探すことにした。Caltechでは教授が認めれば、研究に必要なあらゆるものを立て替え払いで購入することができる。柔軟性が高く、効率の良いシステムである。それまでにもOリングや熱電対などをなるべく安いサイトで購入していたのだが、中古品で100ドルを超える高額品を購入するにはある程度のリスクが伴う。できるだけ評価が良いところを選んで、中古のマスフローコントローラー(100ドル)、GPIBボード(150ドル)、ドライオープン(100ドル)などを購入した。ドライオープンは近くの人が出品していたので、自家用車で取りに行った。

こうしてCaltechで研究を始めるまではブラックボックスになっている測定装置しか使ったことがなかった私は卒業までにいくつかの装置を極めて低予算で自作し、その装置で出したデータで博士論文を書いて卒業することができたのである。必要に迫られてではあるが、留学生活を通じてDo it yourselfの精神を大いに学ぶことができ、とても遅くなった。この経験を今後の研究に生かしていきたい。

(2014年12月5日受理)[doi:10.2320/materia.54.76]

(連絡先：〒305-0047 つくば市千現1-2-1)

本 会 記 事

会 告 2015年春期(第156回)講演大会ならびに参加申込みについて	77
第1回企業説明会への学生参加者の募集	78
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	79
2015年春期講演大会期間中の託児室案内	79
2015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	79
今後の春秋講演大会開催予定	79
2015年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ提案募集	79
論文賞(第63回)候補論文推薦(自薦)のお願い	79
まてりあ賞(第5回)候補論文・記事推薦のお願い	80
学術貢献賞(第13回)候補者推薦のお願い	80
功労賞(第13回)候補者推薦のお願い	80
奨励賞(第25回)候補者推薦のお願い	80
村上奨励賞(第12回)候補者推薦のお願い	80
支部行事	80
次号予告	86
掲示板	81
材料系学協会情報コーナー	86
会誌・欧文誌2号目次	84
金属学会セミナー開催報告	87
新入会員	85
行事カレンダー	88

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

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

・会告原稿の締切は毎月1日で、翌月号掲載となります。

- ・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)

2015年春期(第156回)講演大会ご案内ならびに参加申込みについて

会 期: 2015年3月18日(水)~3月20日(金)
 場 所: 東京大学駒場 I 地区キャンパス(〒153-8505 東京都目黒区駒場 3-8-1)
 懇 親 会: 2015年3月18日(水) 18:00~20:00
 会 場: 東京大学駒場 I 地区キャンパス コミュニケーションプラザ南館 1階「カフェテリア若葉」(今回は、キャンパス内で開催します。)

講演大会参加および懇親会参加予約申込締切: 2015年2月20日(金)17:00

インターネットによる事前申込: <http://www.jim.or.jp/convention/2015spring/> よりお申込み下さい。

予約申込締切後、予約申込者へ大会参加証、講演概要集 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、申込画面にて各自印刷が可能です。 2月20日以降は当日申込みとなります。当日申込をご希望の方は、会場受付にて直接お申込み下さい。

◆大会参加費(講演概要集 DVD 代含む) ※年会費とは異なります。

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

予約申込締切日	2月20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) (大会会場受付・現金払いのみ)
会員資格		
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

◆懇親会費(消費税込み)

予約申込締切日	2月20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20日(月)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(※講演発表・聴講するためには、上記大会参加申込みが必要です。)

件名を「2015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送付先住所をご記入の上、E-mail: ordering@jim.or.jp 宛にお申込み下さい。

3月4日の発行後、請求書を添えて送付いたします。

会員価：本体3,810円+税 定価：本体10,000円+税 送料：360円

参加申込・問合せ先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

(公社)日本金属学会 ☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312(各ご連絡・お申込は、FAXでも可) E-mail: member@jim.or.jp

第1回企業説明会への学生参加者の募集

2015年春期講演大会開催時に合わせ、学生のキャリアサポートの一環として本会主催による企業説明会を開催します。本説明会は、学生に、できるだけ多くの素材・材料関連企業に接してもらい、進路選択に役立ててもらおうというものです。講演大会に参加する学生を対象に募集いたしますので、奮ってご応募下さい。会場の都合上、座席数に限りがありますので、お早目にお申込み下さい。

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

開催場所 東京大学駒場I地区キャンパス(21KOMCEE)(〒153-8505 東京都目黒区駒場3-8-1)

主催 公益社団法人日本金属学会

協賛 東京大学キャリアサポート

参加企業 素材、材料関連の企業35社

スケジュール 10:00~13:45 企業プレゼンテーション(口頭説明会)

13:45~14:15 特別講演 前田正史先生(東京大学理事・副学長・教授)

14:30~17:00 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 2015年春期講演大会の参加申し込み期間中に、本会ホームページ上で申し込みをする。

応募締切 2015年2月20日(金)

～第1回企業説明会参加企業～

(50音順)

愛知製鋼株式会社	川崎重工業株式会社	栗田工業株式会社	株式会社神戸製鋼所
山陽特殊製鋼株式会社	JX 日鉱日石金属株式会社	JFE スチール株式会社	昭和電工株式会社
信越化学工業株式会社	神鋼鋼線工業株式会社	新日鐵住金株式会社	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	大同特殊鋼株式会社	大和製罐株式会社
中越合金鋳工株式会社	中外炉工業株式会社	TDK 株式会社	株式会社トヤマ
日亜化学工業株式会社	日本軽金属株式会社	日本冶金工業株式会社	日立金属株式会社
株式会社日立製作所	日立造船株式会社	福田金属箔粉工業株式会社	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して下さい。

(注) 金属学会で講演発表する場合は、金属学会の正規講演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部)	6,000円

2015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 2015年3月18日(水) 9:00~17:30
3月19日(木) 9:00~17:30
3月20日(金) 9:00~14:00

申込期間 2015年2月9日(月)~3月5日(木)
場 所 東京大学駒場 I 地区キャンパス(セキュリティ確保の為、お申込者のみにご案内いたします。)

料 金 子供一人800円/時間 (託児室会場で当日お支払い頂きます。)

申込み方法 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うえ、3月5日(木)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

(公社)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: nomura@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/>

2015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 2015年2月6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 2015年2月6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)

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

*原稿作製費別

申込締切日 2015年2月4日(水)

原稿締切日 2015年2月4日(水)

■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

今後の春秋講演大会開催予定

2015年 秋期講演大会 9月16日(水)~9月18日(金)

九州大学伊都キャンパス

2016年 春期講演大会 3月23日(水)~25日(金)

東京理科大学葛飾キャンパス

2015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：2015年2月10日(火) 期日厳守

会員の研究活動一層の活性化を図ることを目的として、春秋講演大会において会員からの提案テーマによるシンポジウム講演を実施いたしており、活況を呈しております。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53巻12号633頁またはホームページ→講演大会

第63回論文賞候補論文推薦(自薦)のお願い

*論文賞推薦書(様式)の論文賞候補論文の要件のご確認をお願いします。

対象論文 • 日本金属学会誌：第78巻 1~12号(2014年)掲載分
• Materials Transactions: Vol. 55 No. 1~12(2014年)掲載分

論文の要件 次の要件を全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、「学術論文」又は「技術論文」の категорияに属する論文であること。

Materials Transactions 掲載論文は、「Regular Article」又は「Express Regular Article」の categoria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投稿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 に投稿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)。

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 2015年2月20日(金)

詳細 までりあ53巻12号631頁 ホームページ：表彰関係

第5回まてりあ賞推薦(自薦)のお願い

対象記事・部門 2012年～2014年掲載済記事

(1) まてりあ論文賞

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

(2) まてりあ啓発・教育賞

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

推薦資格 会報編集委員または著者本人あるいは正員3名以上の連名

推薦締切 2015年2月20日(金)

詳細 まてりあ53巻12号631頁 ホームページ：表彰関係

第13回学術貢献賞候補者推薦のお願い

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展に功労があった方。

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

推薦締切 2015年2月20日(金)

詳細 まてりあ53巻12号631頁 ホームページ：表彰関係

第13回功労賞候補者推薦のお願い

候補者の対象 2015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

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

推薦締切 2015年2月20日(金)

詳細 まてりあ53巻12号632頁 ホームページ：表彰関係

第25回奨励賞の候補者推薦のお願い

候補者の対象 2015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

推薦締切 2015年2月20日(金)

詳細 まてりあ53巻12号632頁 ホームページ：表彰関係

第12回村上奨励賞候補者推薦のお願い

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、2015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

推薦締切 2015年2月20日(金)

詳細 まてりあ53巻12号632頁 ホームページ：表彰関係

支部行事



学術討論会のご案内

討論テーマ 「3Dプリンティングが開拓する新たな金属学」

趣 旨 近年、3Dプリンタに代表される積層造形法が、既存のモノづくりのあり方を革新させる技術として注目を浴びている。特に、金属材料に関連する当該技術の進展をみると、単なる成形技術にとどまらず、力学特性設計、金属組織制御、反応場における材料プロセスなど、金属学の根本にも新たな発展を与える分野となりつつある。今回の学術討論会では、技術的な側面にとどまらず、積層造形技術によって切り開かれる新たな金属学の可能性について、各方面でご活躍の研究者に大いに語っていただき、参加者を交えながら未来に向けた討論を行いたい。

日 時 2015年2月23日(月) 12:30～17:50

場 所 名古屋大学 坂田・平田ホール

<http://www.nagoya-u.ac.jp/access-map/>

プログラム

12:30～12:40 開会挨拶、趣旨説明 名大 宇治原 徹

12:40～13:25 金属積層造形技術とそれを用いた新規な金属系構造部材の創製 東北大 千葉晶彦

13:25～14:00 構造・材質制御による異方性機能化

阪大 中野貴由

14:00～14:35 金属用3Dプリンターで形状だけでなく結晶組織も制御できる可能性 東北大 小泉雄一郎

— 休憩10分 —

14:45～15:20 レーザ積層造形法における力学特性制御

大阪府立産技総研 中本貴之

15:20～15:55 レーザー積層造形法による医療用コバルトクロム合金の作製とその特性に及ぼす粉末の影響

東北大 野村直之

15:55～16:30 励起反応場を用いた3Dナノ・マイクロ構造創成

東北大多元研 田中俊一郎

16:30～17:00 金属粉末積層造形技術の最新動向と適合する金属粉末仕様

朝アスペクト 萩原 正

— 休憩10分 —

17:10～17:50 パネルディスカッション

*学術討論会後に意見交換会の開催を予定しております。

定 員 200名

参加費 ・学術討論会：無料

・意見交換会：2,000円(当日、受付にて申し受けます)

参加申込方法 (a) 氏名

(b) 勤務先、所属課名、役職

(c) 連絡先(住所、電話、FAX、E-mail)

(d) 意見交換会の出欠

を明記の上、E-mailもしくはFAXにて下記申込先へご連絡下さい。

申込締切 2015年2月6日(金)

問合せ・申込先 日本金属学会東海支部、日本鉄鋼協会東海支部事務局

E-mail: tokai@numse.nagoya-u.ac.jp

052-789-3574



第31回「若手フォーラム」 — ポスターセッション併催 —

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。またポスターセッション(フリーテーマ)を開催しますので、意欲あふれる研究発表を期待しています。

日時 2015年2月20日(金) 10:00~16:30
場所 岡山国際交流センター 5階会議室1
(<http://www.opief.or.jp/oicenter/>)

プログラム

開会の挨拶 金谷輝人(岡山理科大)
10:00~10:50 座長:市川貴之(広島大)
特異な形状変化を持つ新しいβ型チタン合金の開発とその現象の解明
○井尻政孝(岡山大・院生), 竹元嘉利(岡山大), 瀬沼武秀(岡山大)
11:00~11:50 座長:竹元嘉利(岡山大)
航空機用 Ti-6Al-4V 合金の新しい結晶粒微細化手法と超塑性現象の低温・高速化
○松本洋明(香川大), Vincent Velay(アルビ鉱山大 フランス), 千葉晶彦(東北大金研)

13:30~16:30 ポスターセッション(下記要領にてお申込下さい)

〈ポスター発表募集〉

申し込み方法 (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(火)必着で、下記申込先へE-mailでご連絡下さい。

ポスターサイズ 横90cm×縦210cm(Max.)

参加費 無料

企画世話人 竹元嘉利(岡山大), 清水一郎(岡山理科大), 金谷輝人(岡山理科大)

申込・問合せ先 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

平成27年度支部会議

日時 2015年3月6日(金) 13:00~14:00
場所 ビュアリティまきび 飛鳥(〒700-0907 岡山市北区下石井2-6-41)
議題 平成26年度業務・会計報告
平成27年度業務計画・予算案
表彰
支部規則の策定
新役員承認

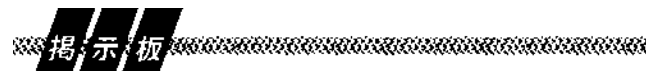
湯川・本多光太郎記念支部講演会

日時 2015年3月6日(金) 14:10~16:30
場所 ビュアリティまきび 飛鳥(〒700-0907 岡山市北区下石井2-6-41)

プログラム

14:10~14:15 開会挨拶 金属支部長
14:15~15:15 (湯川記念講演)
座長:森戸茂一(島根大)
準安定オーステナイト系ステンレス鋼におけるオーステナイト安定度に及ぼす炭素および窒素の影響 九大准教授 土山聡宏
15:15~15:25 — 休憩 —

15:25~16:25 (本多光太郎記念講演)
座長:小島由継(広島大)
金属材料中の水素存在状態と水素脆化 上智大教授 高井健一
16:25~16:30 閉会挨拶 鉄鋼支部長
参加費 無料
申込・問合せ先 2月27日(金)締切 森戸茂一(島根大学)宛
申込・連絡先 ☎/FAX 0852-32-6398/0852-32-6409
E-mail: tataru@riko.shimane-u.ac.jp
アクセス ビュアリティまきび <http://www.makibi.jp/>



〈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して下さい)
・原稿送信先: FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

◇北海道大学大学院工学研究院 教員公募◇

募集人員 助教1名
所属 材料科学部門マテリアル設計分野(組織制御学研究室)
専門分野 金属系複合材料の塑性加工, 再結晶, 相変態等における組織変化および材質変化に関する実験的・計算科学的研究。
担当科目 大学院における材料科学専攻の演習科目の分担, 学部における実験, 実習および演習科目の分担。日本語と英語のいずれによっても教育・指導ができること。
応募資格 着任時に博士またはPh.Dの学位を有すること。
採用予定 2015年7月1日以降のできるだけ早い時期
任期 5年(ただし, 任期満了前に, 業績審査の上, 任期の定めのない助教に移行する場合があります。)
提出書類 (1) 履歴書(所定の様式あり)
(2) 研究業績目録(所定の様式あり)
(3) 教育実績(所定の様式あり)
(4) 主要論文3編の写し各1部
(5) 採用された場合の研究計画(2,000字程度)
(6) 採用された場合の教育に対する抱負(1,000字程度)
提出期限 2015年3月27日(金)必着
提出方法 封筒表面に「材料科学部門助教公募26-15」と朱記し, 書留で郵送して下さい。
〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目
北海道大学工学系事務部
総務課(人事担当) ☎ 011-706-6156
問合せ先 北海道大学大学院工学研究院材料科学部門 松浦清隆
☎ 011-706-6343
E-mail: matsuuru@eng.hokudai.ac.jp
その他 以下にて必ず提出書類等の詳細をご確認下さい。
<http://www.eng.hokudai.ac.jp/graduate/research/recruit/>

◇NIMS ポスドク研究員募集要項◇

募集分野(職種) NIMS ポスドク研究員(任期制)
募集人数 1名
所属 量子ビームユニット, 中性子散乱グループ
業務内容 X線断層撮影法および超音波探傷, アコースティックエミッション法など, 電磁波や弾性波を利用して, 材料の破壊過程のその場観察技術を開発する. 炭素繊維強化複合材料や金属, それらの接合部材を対象とする.
応募資格 博士号を有するもの(博士号取得見込みのものも含む), 物理, 応用物理, 化学, 応用化学, 材料科学, 機械工学, 電気電子工学などの出身者, 材料科学のバックグラウンドを持ち, 未経験の計測法の活用にも興味のある方を特に歓迎します. 日本語堪能な方が望ましい.
応募締切日 適任者が見つかり次第締め切ります.
着任時期 2015年4月1日以降のなるべく早い時期(応相談)
任期 採用された日から1年(以降1年ごとの審査により更新の可能性あり)
勤務地 独立行政法人 物質・材料研究機構 千現地区(茨城県つくば市)
勤務時間 1日7時間45分, 週5日
休日・休暇 土・日・祝祭日, 他当機構の定める休日, 休暇
給与・待遇 当機構規定に基づき, 年齢・経験を考慮して決定(通勤手当, 社会保険有)
応募方法 以下の書類を下記お問い合わせ先まで, 電子メールまたは郵送にて送付のこと
 ●NIMS 指定の履歴書(写真貼付)
 ●博士号取得を証明できる書類
 ●研究業績リスト
 ●これまでの研究概要
 ●主要論文別刷り3編(PDF)
 ●本人の研究活動について意見を聞ける人物2名の連絡先(所属, 電話, E-mail)
 *ご提出いただいた書類については返却できませんのでご了承下さい. なお応募に際して頂いた情報は選考目的以外には一切使用いたしません.
書類送付先 下記お問い合わせ先. メールで送付の際は, 件名に“Postdoc application”と記載下さい.
応募締切 適任者が見つかり次第締め切ります.
選考方法 書類審査後, 面接を実施
書類提出・問合せ先 〒305-0047 茨城県つくば市千現1-2-1
 独立行政法人 物質・材料研究機構
 先端的共同技術部門量子ビームユニット
 中性子散乱グループ 小倉淳子
 ☎ 029-859-2815 FAX 029-859-2801
 E-mail: OGURA.Junko@nims.go.jp

◇電気通信大学大学院情報理工学研究科 知能機械工学専攻 教員公募 テニユア・トラック助教の公募 (材料加工・加工学分野)◇

募集人員 テニユア・トラック助教(常勤)1名
担当学部・研究科等 知能機械工学専攻
専門分野 材料加工・加工学: 塑性加工, 生産加工, 新材料の加工, 機械加工などに関連する分野
講義科目 基礎科学実験, 専門実験, 専門基礎科目における演習, 実践教育科目など
応募資格
 (1) 採用時に博士の学位を有していること.
 (2) 自立して独創的な研究を行う能力を有すること.

- (3) 博士号取得後10年以内であること. また, 採用日までに博士号を取得していること.
 (4) ポスドクなどの経験を有することが望ましい.
 (5) 日本語により学生を指導できることが望ましい.
着任時期 2015年8月1日以降のできるだけ早い時期 ただし, 2015年10月1日までに着任できること.
任期 任期は5年で, 3年目の中間評価と5年目の資格審査の結果, 極めて優秀と認められれば, 本学のテニユアが付与され, 准教授への昇任となります. ただし, テニユア教員への採用が見送られた場合は, 転出等の準備のために, 最長2年間任期を延長することができます.

提出書類

- (1) 応募申請書類(写真貼付, 履歴書, 研究業績リスト)
<http://www.uec.ac.jp/about/advertisement/>より様式入手可.
- (2) 主要著書, 論文の別刷りまたはコピー(5編以内)
- (3) これまでの研究概要(A4用紙2頁以内)
- (4) 今後の研究計画概要(A4用紙2頁以内)
- (5) 今までの教育経験と教育に関する抱負(A4用紙2頁以内)
- (6) 照会先2名以上のお名前, 所属, 連絡先住所, E-mailアドレスおよび応募者との関係.
- (7) 結果通知用の定形封筒(宛先記入, 82円切手貼付)

応募締切 2015年3月31日(火)午後5時必着

郵送先 〒182-8585 東京都調布市調布ヶ丘1-5-1
 電気通信大学大学院情報理工学研究科
 知能機械工学専攻 木田 隆

*封筒表面に「材料加工・加工学分野教員応募書類在中」と朱書きし簡易書留で郵送して下さい. 併せて, 発送の旨を下記問い合わせ先へE-mailのSubject欄には, 「材料加工・加工学分野教員応募書類の送付」と記載して下さい.
 応募書類は返却しません. また, 本選考以外の用途に使用することはありません.

選考方法 書類による1次審査後, 面接による2次審査を実施
 その際の交通費, 宿泊費は応募者の負担とさせていただきます.

問合せ先 知能機械工学専攻 教授 久保木 孝
 ☎ 042-443-5410 E-mail: kuboki@mce.uec.ac.jp

その他 関連URL: 以下にて必ず詳細をご確認下さい.
<http://www.uec.ac.jp/about/advertisement/>

集 会

◇共用・計測 合同シンポジウム2015◇ ～最先端計測研究とイノベーションのための共用化推進～

日時 2015年3月10日(火) 9:00~17:35
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10日(火)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2015」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 <http://www.nims.go.jp/publicity/events/jointsympo2015.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

9:05~9:15 挨拶

文科省ご担当者

セッション1 先端材料計測技術の開発

9:15~9:45 基調講演

Nano-Materials in Macro-System —Nanocycle in Lithium Ion Battery—東京工業大学名誉教授 高柳邦夫

9:45~9:55 休憩

セッション2 NIMS 先端計測コアコンピタンス

9:55~10:20 NIMS 最表面敏感計測技術と材料イノベーション
NIMS 極限計測ユニットスピン計測グループ 山内 泰

10:20~10:40 表面化学分析における技術開発と将来展望
NIMS 極限計測ユニット表面化学分析グループ 吉川秀樹

10:40~11:00 先進的な電子顕微鏡による材料評価と将来展望
NIMS 表界面構造・物性ユニット 木本浩司

11:00~11:20 強磁場固体 NMR 計測技術の開発と先進材料応用
NIMS 極限計測ユニット強磁場 NMR グループ 清水 禎

11:20~11:40 中性子散乱計測技術開発と先進材料応用
NIMS 量子ビームユニット 北澤英明

11:40~12:00 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高輝度光解析グループ 桜井健次

12:00~13:00 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

13:00~13:05 挨拶

13:05~13:25 広電圧超高感度原子分解能電子顕微鏡の概要と導電性ダイヤモンドの状態解析への応用
実施機関：九州大学 九州大学工学研究院 松村 晶

13:25~13:45 軽水炉冷却水模擬環境下でステンレス鋼表面に生じる酸化皮膜の In-situ, Ex-situ 計測
実施機関：JAEA 東北大学准教授 渡邊真史

13:45~14:05 クライオ電顕と水の急冷試料作製方法を併用したナノバブル水中のバブルサイズ解析
実施機関：大阪大学 梶P.D.C.A 永田正己

14:05~14:25 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 京都大学化学研究所 倉田博基

14:25~14:45 (仮)名古屋大学微細構造解析プラットフォームの成果例
実施機関：名古屋大学

名古屋大学エコトピア科学研究所 荒井重勇

14:45~15:45 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

15:45~16:05 ジルコニアセラミックス界面の微細構造観察
実施機関：東京大学

東京大学大学院工学系研究科 小山 司

16:05~16:25 (仮)産総研での先端計測分析機器の開発と材料分析への応用 実施機関：AIST
AIST計測フロンティア研究部門 齋藤直昭

16:25~16:45 燃料電池用触媒粒子の微細構造解析
実施機関：NIMS

新日鐵住金先端技術研究所 松本克公

16:45~17:05 東北大学における研究支援状況について
実施機関：東北大学 東北大学 濱岡 巧

17:05~17:25 HRTEM によるディーゼル PM のナノ構造観察
実施機関：北海道大学 北見工業大学 林田和宏

17:25~17:35 閉会挨拶

17:35~19:00 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

●申込み方法 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(要申込み)

●申込み・問い合わせ先

物産・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: jointsympo20154@nims.go.jp

http://www.nims.go.jp/publicity/events/jointsympo2015.html

集 会

◇レアメタル研究会◇

■主 催：レアメタル研究会

主宰者：東京大学生産技術研究所 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, (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 学術支援専門職員 宮寄智子 (tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp)

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

テーマ：非鉄資源・非鉄金属の未来

時 間：午後3:00~講演

講 演：

- レアメタル資源の現状と将来(仮)(60分)
独立行政法人 産業技術総合研究所 地圏資源環境部門
鉱物資源研究グループ グループ長 高木哲一 講師
- レアアースの資源・製錬の現状と将来展望(仮)(60分)
~中国・内モンゴル地区の鉱山・製錬所・廃棄物処分場などの視察報告~
東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師
- 非鉄産業の過去・現在・未来(仮)(60分)
三井金属鉱業株式会社 代表取締役社長 仙田貞雄 講師

午後6:30~ 研究交流会・意見交換会 (An 棟 2F ホワイエ)

研究会ホームページ

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

■ 第65回 2015年3月13日(金)(平成26年度 最終回)

<平成27年度 レアメタル研究会の予定(変更となる可能性あり)>

■ 第66回 2015年7月17日(金)

■ 第67回 2015年9月18日(金)

■ 第68回 2015年11月27日(金)

■ 第69回 2016年1月8日(金)★貴金属シンポジウム(第3回)
+新年会★(合同開催)

■ 第70回 2016年3月11日(金)(平成27年度 最終回)

★備考：関連研究会

<米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内>

Workshop on Reactive Metal Processing(Reactive Metal Workshop)

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

Reactive Metal Workshop のHP

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

日本金属学会誌掲載論文

Vol. 79, No. 2 (2015)

Mg-Y 二元系合金の変形挙動に及ぼす微量添加の影響
染川英俊 大澤嘉昭 シン アロック 鷲尾宏太
加藤 晃 向井敏司

臭化銅含有 DMSO 溶媒を用いた貴金属・レアメタル回収手法の開発
吉村彰大 梅原佳那 高井まどか 松野泰也

初期たわみを有する対称積層板の座屈後挙動に及ぼす積層構成の影響
根本圭一 菊川久夫 森山裕幸 粕谷平和

奈良時代に製作された和同開珎の表面腐食層の微細構造
桐野文良 北田正弘

高松塚古墳壁画の赤色顔料層の微細構造
北田正弘 高妻洋成 肥塚隆保 建石 徹

高松塚古墳壁画の黒色顔料の微細構造
北田正弘 高妻洋成 肥塚隆保 建石 徹

Materials Transactions 掲載論文

Vol. 56, No. 2 (2015)

—Regular Articles—

—Overview—

Selected Topics on Material Strength and Thermally Activated Deformation Processes
Masaharu Kato

—Regular Articles—

Microstructure of Materials

Order Evolution in Iron-Based Alloys Viewed through Amplitude Dependent Damping Studies
Osvaldo Agustín Lambri, José Ignacio Pérez-Landazábal,
Damián Gargicevich, Vicente Recarte,
Federico Guillermo Bonifacich, Gabriel Julio Cuello and
Vicente Sánchez-Alarcos

Mechanics of Materials

Mechanism of End Deformation after Cutting of Light Gauge Channel Steel Formed by Roll Forming
Siti Nadiyah binti Mohd Saffe, Takuo Nagamachi
and Hiroshi Ona

Damping Capacities of $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ Shape Memory Alloys Measured under Temperature, Strain, and Frequency Sweeps
Chen Chien, Shyi-Kaan Wu
and Shih-Hang Chang

Effects of Thickness and Crystallographic Orientation on Fatigue Life of Single-Crystalline Copper Foils
Kazuki Kammuri, Masashi Kitamura,
Toshiyuki Fujii and Masaharu Kato

Materials Processing

Effects of Injection Velocity on Distribution of Primary α -Phase Particles in Semi-Solid High Pressure Die Casting of JIS AC4CH Aluminum Alloy
Yuichiro Murakami, Kenji Miwa, Masayuki Kito,
Takashi Honda, Naoyuki Kanetake and Shuji Tada

Active-Transient Liquid Phase (A-TLP) Bonding of High Volume Fraction SiC Particle Reinforced A356 Matrix Composite
Guifeng Zhang, Bo Chen,
Minzheng Jin and Jianxun Zhang

Engineering Materials and Their Applications

Change in Mechanical Strength and Bone Contactability of Biomedical Titanium Alloy with Low Young's Modulus Subjected to Fine Particle Bombarding Process
Yurie Oguchi, Toshikazu Akahori,
Tomokazu Hattori, Hisao Fukui and Mitsuo Niinomi

Environment

Rapid Synthesis of LDHs Using Dolomite as a Magnesium Source and Application to Borate Removal
Xinhong Qiu, Mari Yoshida,
Tsuyoshi Hirajima and Keiko Sasaki

Criticality Assessment of Metals for Japan's Resource Strategy
Hiroki Hatayama and Kiyotaka Tahara

—Express Regular Articles—

Influence of Pre-Deformation of 5052H112 Alloy on Tensile Properties and Fracture Resistance under Vibration
Kuo-Tsung Huang, Shih-Hsien Chang
and Truan-Sheng Lui

Effect of Intermediate Heat Treatment on the Mechanical Properties of 3003/4343 Aluminum Clad Sheet Manufactured by Strip Casting/Clad Rolling
Shin-Cheon Yun, Kyu-Sik Kim,
Kwang Jun Euh, Hyoung Wook Kim and Kee-Ahn Lee

Work Softening Behavior of Zirconium-Aluminum-Nickel-Copper Bulk-Metallic-Glass by Rolling
Toshio Nasu, Shiori Kanazawa,
Sayaka Hayashizaki, Shangxun Zhao,
Sadayuki Takahashi, Takeshi Usuki and Yasuo Kameda

Effects of Nd on the Microstructures, Mechanical Properties and in Vitro Corrosion Behavior of Cast Mg-1Mn-2Zn-xNd Alloys
Ying-Long Zhou, Yuncang Li and Dong-Mei Luo

In Situ Synthesis of TiB/Ti6Al4V Composites Reinforced with Nano TiB through SPS
Yuankui Cao, Fanpei Zeng, Jinzhong Lu, Bin Liu,
Yong Liu and Yunping Li

(Ti,Cr)C Synthesized In Situ by Spark Plasma Sintering of TiC/Cr₃C₂ Powder Mixtures
Hanjung Kwon, Sun-A Jung and Wonbaek Kim

Damage Evaluation in Lithium Cobalt Oxide/Carbon Electrodes of Secondary Battery by Acoustic Emission Monitoring
Chan-Yang Choe, Woo-Sang Jung and Jai-Won Byeon

—Express Rapid Publication—

Formation of High Light Scattering Texture on Glass Substrates Using Spherical Silica Particles and Spin-on-Glass for Thin Film Si Solar Cells
Shuhei Miura, Shinichi Noda, Kazutoshi Suzuki,
Masanari Inoue, Koichi Murakami, Fumitaka Ohashi and
Shuichi Nonomura

新 入 会 員

(2014年11月21日～2014年12月19日)

正 員

因 浩 之 大電株式会社
川 崎 雄 城 大平洋金属株式会社
久保田 学 新日鐵住金株式会社
酒 井 翔 平 株式会社ノーリツ

佐 藤 拓 也 株式会社ジーシー研究所
谷 田 芳 夫 マツダ株式会社
富 田 祥 平 日本金属株式会社
馬 場 猛 士 テルモ株式会社

見 角 幸 一 YKK 株式会社
森 雅 司 非破壊検査株式会社
吉 田 浩 二

学 生 員

藍 澤 卓 也 長岡技術科学大学
青 木 昂 平 名古屋工業大学
青 木 文 謙 富山大学
阿久津利雄 東京工業大学
安 達 省 吾 九州工業大学
安 達 直 紀 茨城大学
井 澤 貴 央 大阪大学
石 井 椋 太 熊本大学
石 田 悠 東北大学
石 山 大 志 大阪府立大学
伊 豆 悠 馬 秋田大学
泉 地 勇 生 愛知工業大学
儀 田 純 平 滋賀県立大学
井 手 口 貴 弘 熊本大学
伊 藤 悠 介 長岡技術科学大学
稲 葉 康 介 早稲田大学
井 下 匠 早稲田大学
岩 崎 真 也 群馬工業高等専門学校
岩 永 健 太 郎 慶応義塾大学
上 杉 広 大 群馬工業高等専門学校
上 田 隆 統 志 東北大学
宇 多 田 悟 志 早稲田大学
瓜 谷 至 長岡技術科学大学
大 角 拓 也 千葉大学
大 島 亮 太 名古屋工業大学
太 田 俊 平 慶応義塾大学
大 谷 浩 明 東京工業大学
大 本 達 朗 大阪府立大学
岡 裕 輔 東北大学
岡 崎 太 洋 富山県立大学
奥 山 修 平 関西大学
小 原 慎 也 東北大学
小 原 遼 岩手大学
海 藤 雅 裕 富山大学
角 地 優 子 北見工業大学
笠 井 大 樹 兵庫県立大学
加 治 木 翔 也 熊本大学
春 日 翔 多 千葉大学
加 藤 廉 長岡技術科学大学
金 子 修 平 東北大学
河 合 雄 一 郎 名古屋工業大学
川 上 啓 介 富山大学
河 北 航 介 京都大学
川 浪 明 日 翔 北海道大学
川 村 昂 志 大坂大学
絆 谷 将 太 愛媛大学
国 山 太 貴 関西大学

小 池 綱 希 名古屋工業大学
小 井 田 剛 東京工業大学
小 林 直 暉 京都大学
小 原 明 日 人 愛媛大学
小 松 鈴 奈 九州大学
小 室 尚 貴 芝浦工業大学
近 藤 寛 幸 千葉大学
近 藤 史 樹 富山県立大学
齊 藤 清 生 東京学芸大学
齋 藤 圭 介 東京工業大学
齋 藤 周 也 慶應義塾大学
齊 藤 弘 樹 京都大学
坂 本 貴 則 関西大学
相 楽 慎 吾 北見工業大学
櫻 谷 誠 司 北海道大学
佐 々 木 翼 東京大学
佐 藤 駿 早稲田大学
佐 藤 雄 亮 東北大学
佐 藤 好 貴 東京学芸大学
佐 野 康 太 郎 東北大学
重 野 恭 佑 大阪大学
嶋 田 純 也 関西大学
白 井 啓 順 金沢大学
白 木 達 也 金沢大学
白 谷 あ ゆ み 早稲田大学
末 永 容 平 芝浦工業大学
杉 尾 彰 太 熊本大学
鈴 木 哲 東北大学
鈴 木 優 子 東北大学
須 藤 俊 群馬大学
園 部 道 俊 東北大学
多 賀 智 久 大阪大学
高 島 大 洋 東北大学
高 瀬 良 平 九州工業大学
高 村 一 輝 九州大学
高 山 拓 也 京都大学
竹 内 達 郎 大阪府立大学
武 澤 誠 富山大学
田 代 峻 也 東北大学
田 中 健 太 郎 名古屋工業大学
田 中 洸 太 郎 九州大学
田 中 博 之 同志社大学
田 中 優 衣 大阪大学
谷 峻 旭 大阪大学大学院
谷 口 公 一 芝浦工業大学
趙 笑 宇 北海道大学
曹 洋 東北大学

東 村 基 行 東北大学
築 田 直 也 東北大学
出 口 雅 也 宇宙航空研究開発機構 宇宙科学研究所
手 島 史 貴 名古屋工業大学
寺 阪 潤 也 名古屋大学
寺 田 安 梨 沙 名古屋工業大学
徳 田 義 徹 熊本大学
飛 田 一 樹 東京大学
中 北 貴 大 豊橋技術科学大学
永 田 教 人 株式会社サーテック永田
長 野 恵 祐 熊本大学
中 村 冬 斗 筑波大学
中 山 俊 一 東北大学
西 尾 理 恵 九州大学
西 脇 知 弘 東京工業大学
捫 垣 俊 哉 富山大学
野 元 将 志 早稲田大学
長 谷 川 翔 平 大阪大学
島 山 勇 輔 東北大学
服 部 祐 樹 筑波大学
花 井 実 菜 美 東京医科歯科大学
濱 口 拓 也 富山大学
濱 田 遼 芝浦工業大学
浜 高 祐 樹 富山大学
林 寛 之 名古屋工業大学
土 方 亮 二 郎 東京大学
飛 田 智 史 東京工業大学
平 子 孝 明 名古屋工業大学
平 野 翔 大 兵庫県立大学
福 島 基 弘 兵庫県立大学
福 田 淳 也 九州大学
堀 内 拓 郎 九州工業大学
堀 田 伸 明 熊本大学
堀 野 祐 司 東北大学
堀 山 大 樹 東北大学
松 下 五 樹 東北大学
松 下 和 樹 鈴鹿工業高等専門学校
松 本 亜 里 紗 高知工科大学
眞 弓 蓮 大阪府立大学
丸 山 拓 仁 京都大学
皆 川 大 樹 長岡技術科学大学
宮 崎 昌 人 関西大学
向 井 勇 太 兵庫県立大学
武 藤 隼 人 東海大学
宗 安 慧 京都大学
桃 野 将 伍 京都大学
森 貴 志 熊本大学

森 朝 崇 文 京都大学
 森 田 知 朗 群馬大学
 森 田 遼 岩手大学
 矢 部 岳 大 東北大学
 山 形 弥 里 早稲田大学
 山 口 陽 平 東北大学

山 崎 悠 人 岩手大学
 山 田 哲 也 名古屋大学
 山 本 悠 貴 友 東北大学
 由 井 慎 太 郎 関西大学
 横 田 一 輝 東海大学
 吉 田 真 司 秋田大学

吉 野 太 規 富山大学
 米 田 直 晃 東京大学
 依 藤 洋 東北大学
 芳 斌 東北大学
 渡 辺 淳 志 東北大学

外国一般会員

Bosu Subrojati 物質・材料研究機構
 GUTIERREZ Ivan 物質・材料研究機構
 Ren Xin Beijing Nanshan Institute of
 Aeronautical Materials

金 宰 煥 日本原子力研究開発機構
 SUN Fei 物質・材料研究機構

Dudekula Althaf Basha 物質・材料研究機構
 YAN 靖博 物質・材料研究機構

外国学生会員

HAN CHENGGONG 北海道大学
 Xiaoli Chen university of science and
 technology beijing
 YANG YANG 物質・材料研究機構

アハマド エサン モハマド タミディ 茨城大学
 金 麗 富山大学
 グエン フーヒエン 長岡技術科学大学
 ジジンスキー マチエイ 物質・材料研究機構

申 晶 潔 東北大学
 CHEN Dongyue 東京大学
 李 翔 京都大学
 劉 濱 茨城大学



まてりあ 第54巻 第3号 予告

[解 説] 原子クラスターが切り開く金属の未知の特性とその応用高橋啓介 他
 [最近の研究] 冷間多軸鍛造マグネシウム合金の組織と特性三浦博己 他
 [最近の研究] メタ磁性形状記憶効果を示す Ni 基ホイスラー合金の磁気特性梅津理恵 他

[最近の研究] 鉄鋼の粒界破壊におけるマルチスケール熱力学解析山口正剛
 [講義ノート] 鉄鋼の相変態Ⅲ —パーライトとベイナイトの成長に及ぼす合金元素の効果—榎本正人

(編集の都合により変更になる場合がございます。)

“材料系学協会情報コーナー”

〈軽金属 第65巻 2号 予定〉

解 説 アルミニウム製錬技術の現状/増子 昇, 眞尾紘一郎
 私一枚 不思議な超高速成形時の転位組織/相浦 直, 櫻井健夫
 研究論文 溶体化処理した Al-10%Si-0.3%Mg 合金の二段時効挙動/才川清二, 森岡竜一, 松田健二, 池野 進, 柳原恵美, 折井 晋
 高温プレス処理による Mg-9Al-1Zn 合金板の室温延性向上/三ツ石圭佑, 北園直樹, 鈴木大志, 北園幸一

〈ふえらむ Vol. 20 (2015)No. 2〉

入門講座 鉄鋼の日本工業規格-2 JIS ステンレス鋼の特性/宇徳 工
 躍 動 板材成形シミュレーションを通して得た出会い/浜孝之
 解 説 研究会成果報告-5 新世代中性子源を活用した鉄鋼材料研究に関する将来展望/大沼正人

〈Journal of MMIJ Vol.131, No.2, 3 予定〉

論 文 硫化製錬における非鉄金属と Na のマット-スラグ間の分配/門前兼廣, 松尾伸也, 小俣孝久
 ニッケル酸化鉍浸出液からのニッケル・コバルトの硫化/尾崎佳智, 今村正樹, 土田直行
 —他—

金属学会セミナー開催報告

材料における拡散—基礎および鉄鋼 材料における関連現象

(セミナー・シンポジウム委員会企画)

開催日 2014年10月24日(金)

場 所 東京工業大学田町地区キャンパスイノベーションセンター

金属学会セミナーは、分科会シンポジウムと同様に分科会委員を中心とした会員からの企画提案を募り、各分科のセミナー・シンポジウム委員がとりまとめて具体化・開催するのが常である。当学会は2013年に公益社団法人となったことを機会に種々の改革を試みているが、その中で2013年度のセミナー・シンポジウム委員会では、長期的視点に立って主体的にセミナーを企画立案することを検討した。今回のセミナーはその第一の試みとして、分科の枠にとらわれず委員会からの発案で開催したものである。

テーマとしては、材料学の基礎事項として熱力学・状態図・拡散などが多くの会員(特に学生や若い研究者・技術者)に有益と考えられるが、前二者については学術振興会の合金状態図第172委員会が数年前から継続して充実したセミナーを開催しており、また拡散に関するセミナーは下記のとおり10年以上開催されていなかったため、拡散を選んだ。さらに、量的ニーズを考えて鉄鋼を中心とすることとした。

金属学会セミナーでは1993年に「材料における拡散—基礎と応用」、2002年に「先端材料における拡散—基礎と応用」を、ともに二日間にわたって開催した。いずれにおいても、拡散の理論と実験手法、およびさまざまな材料における拡散(研究状況や実用材料における問題)を幅広く取り上げた。しかし多忙化が著しい近年、セミナーはほとんどが一日のプログラムとなっており、今回もそれに倣った。簡潔明快を旨として、前半に拡散の原子論と現象論の基礎を解説し、後半は鉄鋼材料に特化した内容とした。

鉄鋼では多くの元素の拡散係数が測定されていてデータが充実しており、侵入型元素と置換型元素、金属元素と非金属元素、溶解度の大きい元素と小さい元素の拡散挙動がどのよ

うに異なるかといった知見が蓄えられている。加えて、鉄の特質(構造相転移や磁気転移の存在)のため拡散に及ぼす結晶構造の影響や磁性の影響が理論・実験の両面から研究されており、学術的知識も充実している。鉄鋼における拡散の知識と技術は(鉄鋼の状態図と同様に)多くの金属材料を包含するとも言える。今回のセミナーは、鉄鋼材料を専門とする人だけでなく、金属材料を学ぶ学生や金属に関わる技術者・研究者全般にとって興味深く有用な内容となることを目指した。

セミナー自体は、2014年10月24日(金)に、東京工業大学田町地区のキャンパスイノベーションセンターで開催した。プログラムは下記のとおりである(括弧内の数字は時間、単位は分)。

1. 拡散の原子論(60): 沼倉 宏(大阪府大)
2. 拡散の現象論(90): 南埜宜俊(大阪大)
3. 鉄中の自己拡散と溶質原子の拡散(50): 沼倉 宏(大阪府大)
4. 鉄中の水素の拡散とトラッピング(50): 高井健一(上智大)
5. 鉄鋼における拡散型相変態の解析(50): 山下孝子(JFEスチール)
6. 合金中の拡散と高温酸化(50): 林 重成(東工大)

受講者は34名で、内訳は正員18、学生員11、非会員5で、所属では企業が約半数、年齢では20代が13、30代が11と若い世代が多く、受講のきっかけは半数以上が上司・指導者の勧めであった。内容に関しては、講義のレベルは適当・理解できたという回答が7割、テキストの内容もほとんどが満足・適当という回答であった。受講料についてもテキストへの感想とほとんど同じであった。開催直前まで定員(40名)の半数程度しか受講申し込みがなく、企画自体がニーズに合っていたかどうか反省すべきかと思われたが、幸い受講者にとっては有益なセミナーとなったようである。

なお、同一内容のセミナーを日本鉄鋼協会・日本金属学会関西支部の「材料セミナー」の一つとして12月5日(金)に大阪で開催した。

最後に、会場の使用に便宜を図っていただいた東京工業大学と、事務的諸業務をも担っていただいた林 重成氏に感謝する。

(文責: 沼倉)

(企画世話人代表 沼倉 宏)

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				
3～4	Mate2015 第21回「エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術」シンポジウム(横浜)	スマートプロセス学会エレクトロニクス生産科学部会他	TEL 06-6878-5628 mate@sps-mste.jp http://sps-mste.jp/mate2015/src/	参加 1.15
5	第372回講習会「材料の表面を『超』制御する～浄める・貼る・剥かず技術の最前線～」(東京理科大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 60名
6	第10回 SPring-8 金属材料評価研究会-最近の注目技術紹介-(東京)	SPring-8 利用推進協議会 研究開発委員会・橋本	TEL 0791-58-0924 kinzoku@spring8.or.jp http://www.spring8.or.jp/ext/ja/iuss/	1.30 定員 70名
6	第208回塑性加工技術セミナー「塑性加工のための高張力鋼板の基礎-材質造り込みから加工技術まで-」(大同大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 60名
10	第93回シンポジウム「アルミニウム陽極酸化の最前線」(千葉工大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 jilm1951@jilm.or.jp http://www.jilm.or.jp/	定員 80名
13	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 ed@newkast.or.jp http://www.newkast.or.jp	定員 20名
20	第31回「若手フォーラム」-ポスターセッション併催-(岡山)(本号81頁)	中国四国支部・竹元(岡山大)	TEL 086-251-8027 FAX 086-251-8266 E-mail: takemoto@mech.okayama-u.ac.jp	
23	学術討論会「3D プリンティングが開拓する新たな金属学」(名大)(本号80頁)	東海支部・松永	tokai@numse.nagoya-u.ac.jp FAX 052-789-3574	2.6
24	元素戦略/希少金属代替材料開発 第9回合同シンポジウム(東京)	元素戦略/希少金属代替材料開発合同戦略会議他	TEL 03-3512-3531 sympo.genso@jst.go.jp	
25	第313回塑性加工シンポジウム「走り出す燃料電池車で求められる材料、部品加工と周辺技術」(大阪)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
26～27	2014年度「先進コース」<機装設計Ⅱ>講習会(高松)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
27	理研シンポジウム第17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 03-3963-1611 tribo@tribocoati.st http://www.tribocoati.st/	定員 200名
28	日本顕微鏡学会第39回関東支部講演会「革新のための基礎技術-Basic for Innovation-(工学院大)」	日本顕微鏡学会・物材機構(三留)	TEL 029-860-4431 MITOME.Masanori@nims.go.jp	1.13
3月				
4	第40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	2.25
4～6	第6回日本複合材料会議(JCCM-6)(東京)	日本複合材料学会・吉田	TEL 03-5981-6011 jscm@asas.or.jp http://www.jscm.gr.jp	
5	第30回塗料・塗装研究発表会(東大)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 toso-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp	
5～6	第7回 講習会「もう一度学ぶ機械材料学」機械・製造技術者のための基礎講座-(大阪)	日本機械学会・石澤	TEL 03-5360-3506 ishizawa@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/mpd/	定員 60名
6	平成27年度支部会議(岡山)(本号81頁)	中国四国支部	森戸(島根大)TEL/FAX 0852-32-6398 tatar@riko.shimane-u.ac.jp	2.27
6	湯川・本多光太郎記念支部講演会(岡山)(本号81頁)	中国四国支部	森戸(島根大)TEL/FAX 0852-32-6398 tatar@riko.shimane-u.ac.jp	2.27
6	第60回塑性加工技術フォーラム「粉末積層造形(3Dプリンタ)による金属部材製造」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 70名
6	2015年度砥粒加工学会先進テクノフェア(ATF2015)(東京)	砥粒加工学会	TEL 03-3362-4195 staff@jsat.or.jp http://www.jsat.or.jp	定員 100名
9～10	第18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「表面探傷技術による健全性診断」(京都)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp	参加 2.27
13	第59回特別基金講演会(東京)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
13	第65回レアメタル研究会(東大)(1号37頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/rc40_j.html	
16～17	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-(沖縄)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	
17	2015年春期講演大会・企業説明会(東大)(本号78頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 gaffair@jim.or.jp	11.10～ 2.10
17～18	第3回物構研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@pqst.kek.jp http://imss-festa.kek.jp/2014/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
18~20	日本金属学会春期講演大会(東京大学駒場I地区キャンパス)(本号77頁)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp(講演) member@jim.or.jp(参加申込) TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	参加 2.20
5月				
15~17	軽金属学会第128回春期大会(東北大)	軽金属学会	http://www.jilm.or.jp/	予約申込 4.16
21~22	第32回希土類討論会(鹿児島)	日本希土類学会 (阪大内)	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/	発表 1.23
29~31	平成27年度塑性加工春季講演会(横浜)	日本塑性加工学会	http://www.jstj.or.jp	
22	第20回分子動力学シンポジウム(米沢)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	講演 2.13
6月				
18~19	第20回動力・エネルギー技術シンポジウム(東北大)	日本機械学会・江原(東北大)	TEL 022-795-7905 shinji.ebara@qse.tohoku.ac.jp http://www.jsme.or.jp/pes/event/index.html	
7月				
7~10	The Fifth International Conference on the Characterization and Control of Interfaces for High Quality Advanced Materials (ICCCI2015)(富士吉田)	粉体工学会・多々見(横国大)	iccci2015@ml.ynu.ac.jp http://ceramics.ynu.ac.jp/iccci2015/	
15~17	第34回電子材料シンポジウム(EMS-34)(守山)	電子材料シンポジウム運営委員会・西永(産総研)	TEL 029-861-5042 jiro.nishinaga@aist.go.jp	
16~17	第49回X線材料強度に関するシンポジウム(大阪)	日本材料学会・八代	TEL 055-243-6111 yatsushiro-vvm@pref.yamanashi.lg.jp	講演 3.6
8月				
16~20	The 13th World Conference on Titanium (Ti-2015)チタン世界会議2015(サンディエゴ)	The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), USA・新家(東北大金研)	TEL 022-215-2574 niinomi@imr.tohoku.ac.jp http://www.tms.org/meetings/2015/Ti2015/home.asp#.VE85Emflrcs	アブストラクト 12.15
9月				
6~11	XVIII International Sol-Gel Conference (Sol-Gel 2015) (Kyoto)	ISGS & J. Sol-Gel Society	TEL 075-753-2925 solgel2015@kuchem.kyoto-u.ac.jp http://kuchem.kyoto-u.ac.jp/solgel2015/	
16~18	日本金属学会秋期講演大会(九州大学伊都キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
10月				
5~8	Asia Steel International Conference 2015(Asia Steel 2015)(横浜)	日本鉄鋼協会	asiasteel2015@issjp.com http://www.asiasteel2015.com	
11月				
11~13	The Joint Conference of HSLA Steels 2015, Microalloying 2015, OES 2015 (Hangzhou, Zhejiang Province, P. R. CHINA)	CSM, CAE (The Chinese Society for Metals Mr. WANG Lei and Mrs. LIU Fang)	Tel +86-10-65211205 or 65211206 Fax +86-10-65124122 hslasteels2015@csm.org.cn	
3月(2016年)				
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)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685	

〈訂正〉 までりあ 第54巻 第1号 日本金属学会75周年史(付録 CD)

下記のとおり誤りがありましたので、訂正いたします。

〈裏ジャケット 下から5行目〉

(誤) 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1丁目4-32

(正) 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1丁目14-32

他にお気づきの箇所がございましたら、事務局までご連絡ください。

までりあ 第54巻 第2号 (2015) 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

発行日 2015年2月1日

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

発行人 梶原義雅

TEL 022-223-3685

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

FAX 022-223-6312

発売所 丸善株式会社

郵便振替口座 02210-2-5592

〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

日本金属学会会報「まてりあ」への投稿について

会報「まてりあ」をより多くの皆様にご活用していただけるよう投稿記事を歓迎いたします。
投稿規程、執筆要項および下記要領によりご投稿下さい。

～会報編集委員会～

(1) 種別(規定掲載頁)(規定字数内)

- 1. 入門講座**(4頁)(9,340字)
金属のみならずセラミックス、高分子を含めた材料一般に関して境界領域の材料や物づくりの実際などの講義を通して広く会員に情報を提供する。
- 2. 講義ノート**(6頁)(14,500字)
材料に関する基礎学問分野についてわかりやすく講義してもらう。
- 3. プロムナード**(4頁)(9,340字)
金属・材料に関する話題にかぎらず、社会、経済、歴史などを含む多くの分野からの「比較的短くて分かりやすく」「会員が教養として知って置くべき事柄」「提言」「トピックス的な話題」など。
- 4. 解説**(7頁)(17,100字)
新しい特定の問題を取り上げて、専門外の会員にも分かるように解説したもので、さらに勉強しようとする人のために参考となる文献も示しておく。
- 5. 最近の研究**(8頁)(19,700字)
最近の重要な研究のうち、比較的せまい範囲のテーマを取り上げて、国内外の最近の研究成果を紹介する。各分野の現状、現在の問題点などを取り上げて、総括的に分かり易く記述したもので、その分野の研究を進める上で参考となる内容とする。
- 6. 技術資料**(8頁)(19,700字)
直接実務に利用できるもので、実際に行う場合に必要となる条件、装置の説明、あるいは技術的データの収集等により参考資料として役立つもの。
- 7. 集録**(9頁)(22,300字)
文献を主眼として問題点を論じ、批判するもので今後の方針を示唆することをねらいとする。文献のみを集録し解説を行うものも含む。
- 8. 実学講座**(4頁)(9,340字)
特許取得、ベンチャー企業の設立、研究開発マネジメント、教育法、学習法などについて記事にする。
- 9. 材料科学のバイオニアたち**(5頁)(11,900字)
材料科学に携わった先人たちの偉業を紹介する。
- 10. 新進気鋭**(4頁)(9,340字)
“はばたく”は大学院修士課程修了者以上を対象とし、ここでは30歳前後の若手研究者を対象として研究・仕事の紹介と将来展望について紹介してもらう。執筆は単独名とする。
- 11. 材料教育**(4頁)(9,340字)
材料教育に関する話題。
- 12. トピックス**(制限頁;2頁)(4,150字)
最近の情報を手短かに紹介するもので、話題は限定しない。
- 13. 物性・技術データ最前線**(4頁)(9,340字)
形式は問わず、情報は少なくとも、多く読者が必要とするタイムリーな最新の物性、技術データを紹介する。
- 14. 材料ニュース**(2頁)(4,150字)
新聞で発表された材料関連ニュースを新聞内容よりは詳しくできるだけ迅速に記事にする。
- 15. プロジェクト研究報告**(有料)(原則35頁)
特定研究A、B、未来開拓、戦略基礎などの公的資金補助によるプロジェクト研究成果を有料掲載する。

- 16. 産官学交差点**(1頁)(2,200字)
材料に関連した産官学の情報交流の場を設ける。
- 17. 材料発ベンチャー**(2頁)(4,150字)
材料関連ベンチャー企業の経験者に経験談等を記事にしてもらう。
- 18. 新技術・新製品裏話**(2頁)(4,150字)
金属学会新技術・新製品技術開発賞を獲得したグループに開発にあたっての苦労、裏話を紹介してもらう。
- 19. 談話室**(1頁)(2,200字)
気軽な意見の発表、学会に対する質疑応答、情報交換等。
- 20. はばたく**(1頁)(2,200字)
大学院生など新鋭の方々が、著者自身の研究への取り組み方などについて述べる。
- 21. 紹介**(1頁)(2,200字)
組織変更・改革、産業界の動向その他。
- 22. 国際学会だより**(1頁)(2,200字)
- 23. 研究室紹介**(1～2頁)(2,200～4,700字)

(2) 投稿の方法

- 種別の1～15については、執筆要項に定める方法で作成し、制限頁以内にまとめた原稿とその論文または記事のねらい(200字～300字)をフォーマット用紙に記述して会報編集委員会までご送信下さい。審議の上、受付の可否を決定します。
- 種別の16～23については、執筆要項に定める方法で作成し、制限頁以内にまとめた原稿をお送り下さい。但し、原稿の採否や掲載号は会報編集委員会にご一任下さい。

(3) 投稿の要件

- 和文であり論文又は記事として未投稿、未掲載でかつオリジナルティがあること、規定頁を超えないこと、金属とその関連材料の学術および科学技術の発展に寄与するものであること等、ホームページに掲載している会報投稿規程を参照して下さい。

(4) 著作権の帰属

- 会報に投稿された論文および記事の著作権は、この法人の著作権規程により、この法人に帰属します。

(5) その他留意事項

- 原稿は、専門外の読者にも分かるようにご執筆下さい。
- 原稿は、会報編集委員会にて審査いたします。その結果、場合によっては掲載をお断りする場合があります。また、掲載号等についても、本編集委員会が決定いたします。
- 図表の引用に関しては、著作権者への転載許可手続きを著者ご自身で行ってください。
- 詳細は会報投稿規程をご覧ください。

(6) 会報投稿規程と執筆要項

- ホームページ：[まてりあ](#) → まてりあへの投稿 をご覧ください。

(7) 原稿送付・問合せ先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町 1-14-32
日本金属学会 会報編集委員会
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

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 (10^5PaO_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



NEW

管状炉付酸素分圧
コントローラー

SiOAF-200C

- 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 (10^5Pa) 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 循環式) の範囲で制御します。

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

SiOS-200C
(コンパクトタイプ)



高感度酸素センサー

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



技術で世界を輝かせる。

世界が求めるニーズはより多様化し、複雑に進化し続けています。

私たちはその一つひとつの声を叶えるために、技術を磨いてきました。

そのなかで培われた、世界をリードする素材・機械ビジネス。

私たちは、いち早くニーズに応えるというだけでなく、

技術で驚きや感動を与えることを大切にしています。

私たちがつくる、より強くしなやかな素材から、新たな価値が生まれる。

私たちがつくる、より低燃費の機械が働くことで、

ある国の礎が築かれる。

私たちは技術で社会や人を繋げ、より輝く世界へと、

導いていくために、挑み続けていきます。

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

KOBELCO