

Materia Japan

- 受賞者紹介(春)
- 記念講演 形状記憶合金の基礎研究と材料開発
- 記念講演 材料強度と熱活性化変形過程の考察
- 半導体へのスピン注入

まてりあ

Vol.53 MTERE2 53 (5) 181~244 (2014)

2014
5

あらゆるものづくりを支え、
いつの時代も未来を拓く素材の主役、鉄。
その大いなる可能性を極限まで追求し、
日本と世界の発展、そして豊かな社会の創造に
貢献することが、私たち新日鐵住金の使命です。
世界最高水準の技術とものづくりの力で、
もっとグローバルに、もっと先進の鉄へ。
「総合力世界No.1の鉄鋼メーカー」をめざす、
私たちの挑戦に限りはありません。

限らない
鉄の未来をめざす。



世界の鉄へ しんにってつすみきん

◎ 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

表彰	第59回日本金属学会賞受賞者……………181	第20回増本量賞受賞者……………188
	第15回学術功労賞受賞者……………182	第20回若手講演論文賞受賞者……………188
	第55回技術賞受賞者……………182	第22回優秀ポスター賞受賞者……………189
	第64回金属組織写真賞受賞者……………182	第22回奨学賞受賞者……………190
	第45回研究技術功労賞受賞者……………183	第64回金属組織写真賞受賞作品……………191
	第72回功績賞受賞者……………185	選評……………195
	第53回谷川・ハリス賞受賞者……………187	

学会賞受賞記念講演	形状記憶合金の基礎研究と材料開発 宮崎修一……………197
-----------	-------------------------------

著者の形状記憶合金研究の集大成(Cu系, Ti-Ni系, Ti系, 薄膜, ゴムメタル), 基礎研究と材料開発から実用化へ。

本多記念講演	材料強度と熱活性化変形過程に関する若干の考察 加藤雅治……………209
--------	-------------------------------------

転位の運動や原子の拡散による熱活性化変形過程を解析的に扱った手法のいくつかを紹介し, 超微細材料の変形機構についても言及する。

最近の研究	半導体へのスピン注入 手束展規……………215
-------	-------------------------

半導体スピントロニクスデバイス実現のために重要な技術である半導体へのスピン注入に関する研究を紹介。

新技術・新製品裏話	開発裏話～析出強化型銅合金の集合組織制御技術の開発 高 維林 菅原 章 木村 崇……………222
-----------	---

はばたく	鉄鋼研究から磁石研究へ 野口大介……………224
	広い視野を目指して 矢子ひとみ……………225

本会記事	会告……………226	次号予告……………238
	2014年秋期講演大会講演募集……………227	材料系学協会情報コーナー……………238
	掲示板……………235	新入会員……………238
	書評……………236	2014年春期講演大会記録……………239
	会誌・欧文誌5号目次……………237	行事カレンダー……………241

2014年秋期講演大会講演申込書……………	はさみ込み
-----------------------	-------

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。

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%	小塊状
ボロンクリスタル	99.4%	小塊状	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状	中間合金		
ボロンアモルファス	95~97%	粉末	無酸素銅	99.99%	10×10×1mm	磷	P >14.5%	粒状
ビスマス	99.99%	針状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25×25×2mm	シリコン	Si 15%	約1kgインゴット
コバルト	99.3%	粒状	ゲルマニウム	99.9999%	粒状25g入	マンガン	Mn 25%	〃
電解コバルト(FB)	99.9%	約25×25×10mm	インジウム	99.999%	約50g塊	マグネシウム	Mg 50%	〃
金属クロム	99%	塊状	インジウム	〃	粒状100g入	クロム	Cr 10%	〃
電解クロム	99%	薄片状	インジウム	〃	約100g塊	テタル	Te 50%	〃
クロム粉	99%	粉末500g入	インジウム	〃	約100g塊	コバルト	Co 10%	〃
電気銅	99.99%	約25×50×10mm	インジウム	〃	薄片状	ニッケル	Ni 30%	〃
銅	99%	粉末500g入	マニガン	99.999%	粒状100g入	鉄	Fe 10%	〃
電解鉄(アトミロンMP)	99.9%	小片状	マニガン	〃	約100g塊	チタン	Ti 50%	〃
電解鉄(アトミロンFP)	〃	〃	アンチモン	99.9999%	約100g塊	ボロン	B 2%	粒状
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	アンチモン	〃	約100g塊	アルミ	Cu 40%	約5kgインゴット
電解鉄粉	99%	粉末1kg入	テタル	99.9999%	粒状100g入	アルミマグネシウム	Mg 20%	〃
ハフニウム	99%	スポンジ塊	テタル	〃	約100g塊	アルミマンガン	Mn 10%	〃
インジウム	99.99%	塊状	亜鉛	99.999%	粒状100g入	アルミニウム	Ni 20%	〃
マグネシウム	99.9%	約200g塊	亜鉛	〃	約100g塊	アルミクロム	Cr 5%	〃
電解マンガン	99.9%	薄片状	亜鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミチタン	Ti 5%	〃
モリブデン粉	99.9%	粉末	亜鉛	〃	約100g塊	アルミシリコン	Si 25%	〃
モリブデンスクラブ	99%	板状	亜鉛	〃	約100g塊	アルミコバルト	Co 5%	〃
ニオブグラニュー	99.9%	小塊	チ	99.9%	5φ×150mm	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
ニオブ粉	〃	粉末	レアアースメタル			アルミタングステン	W 2.5%	〃
電気ニッケル	99.99%	25×25×10mm	イットリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミバリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
ニッケルベレット	99.97%	球状	ランタン	〃	〃	アルミ鉄	Fe 50%	塊状
ニッケル粉	99.8%	粉末1kg入	セリウム	〃	〃	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
レニウム粉	99.99%	粉末	セラセオジウム	〃	〃	アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
ルテニウム粉	99.9%	〃	ネオジウム	〃	〃	アルミバナジウム	V 50%	小塊状
アンチモン	99.9%	塊状	サマリウム	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
金属シリコン	99%	〃	イッテルビウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
錫	99.99%	約1kgインゴット	テタル	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊状
タニタル塊	99.9%	小塊状	テタル	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
タニタル粉	〃	粉末	ジスプロシウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
テタル	99.99%	小球状	ホルミウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊状
スポンジチタン	99.7%	スポンジ塊	エルビウム	〃	〃	磷	P 5%	インゴット
チタン粉	99%	粉末500g入	ガドリニウム	〃	〃	Uアロイ(低融点合金)		
バナジウム板	JIS1種	250×250×1mm	ユーロピウム	〃	〃	Uアロイ 47	融点47±2°C	約500gインゴット
バナジウム粉	99.7%	小塊状	ツリウム	〃	〃	Uアロイ 60	60±2°C	〃
タングステン粉	99.9%	〃	ルテチウム	〃	〃	Uアロイ 70	70±2°C	〃
タングステンクラブ	99%	板状	ミッシュメタル	TRE>97%	5.4φ×6mm 1kg入	Uアロイ 78.8	78.8±2°C	〃
亜鉛	99.99%	約2kgインゴット				Uアロイ 91.5	91.5±2°C	〃
亜鉛粒	〃	粒状				Uアロイ 95	95±2°C	〃
ジルコニウム	99.6%	スポンジ塊				Uアロイ 100	100±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

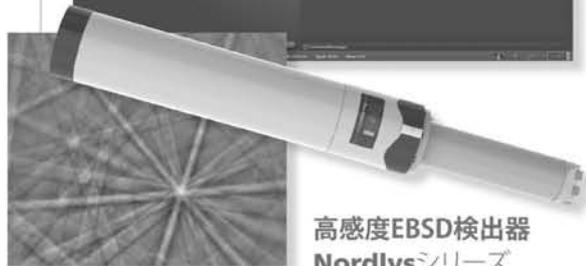
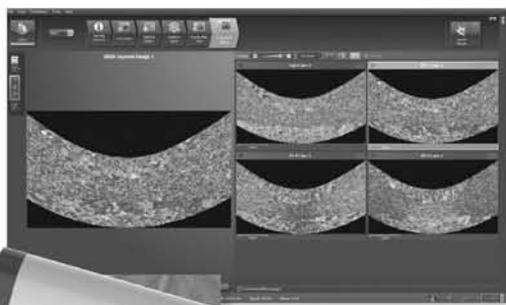
- 土曜・日曜・祭日休業
- 手形取引はいたしません
- 輸出はせず国内取引のみ

EDS EBSD

AZtec® シリーズ - 電子顕微鏡用分析システム

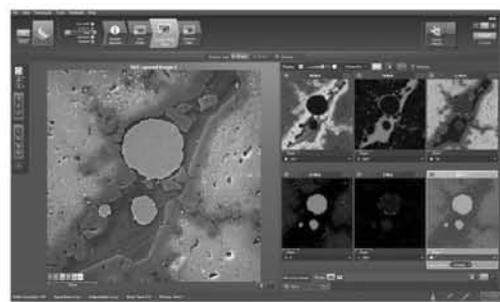


電子線前方回折散(EBSD)分析システム AZtecHKL



高感度EBSD検出器
Nordlysシリーズ

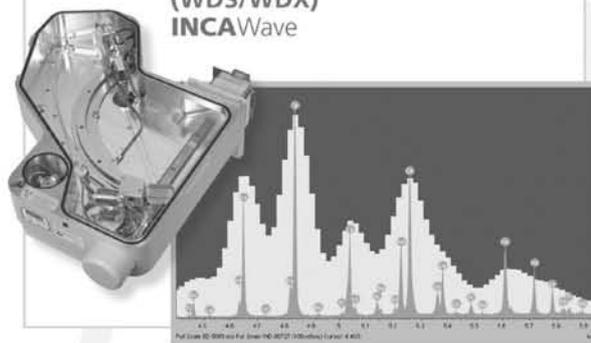
エネルギー分散型X線分析(EDS/EDX)システム AZtecEnergy



大口径SDD型EDS検出器 X-Max^Nシリーズ



波長分散型X線分析システム (WDS/WDX) INCAWave



オックスフォード・インストゥルメンツ株式会社
分析機器事業部
東京都品川区東品川3-32-42 ISビル
TEL: 03-6732-8967 / FAX: 03-6732-8939
e-mail: na-mail.jp@oxinst.com
www.oxford-instruments.jp

OXFORD
INSTRUMENTS

The Business of Science®

名古屋大学の装置を使ってみませんか

文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム事業では、最先端の研究設備を有する全国の大学、研究機関が一体となって設備の共用体制を構築することにより、我が国のナノテクノロジー研究の更なる発展に寄与することを目的としています。本事業では、ナノテクノロジー研究において基本となる3つの技術領域(①微細構造解析、②微細加工、③分子・物質合成)を対象に、産学官の幅広い利用者に対して、最先端の計測、評価、加工設備を、高度な技術支援とともに提供します。



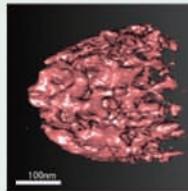
微細構造解析プラットフォーム

Microstructural Characterization Platform

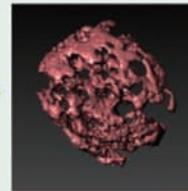
超高压電子顕微鏡施設では、反応科学超高压電子顕微鏡をはじめとする最先端の電子顕微鏡群を用いて、金属、セラミックス、有機薄膜などの結晶構造解析、元素分析、電子状態解析、微小電磁場解析などの観察・分析を支援します。また、低温ステージを搭載した電子顕微鏡による生体試料の形態学および分子生物学的研究を支援します。電子顕微鏡観察にかかせない、試料作製装置群も整備し、観察試料の作製段階からの支援も実施しています。

装置一覧・支援一覧

- ▶ 反応科学超高压電子顕微鏡
- ▶ 電界放出走査透過電子顕微鏡
- ▶ 冷陰極電界放出透過電子顕微鏡
- ▶ 電界放出透過電子顕微鏡
- ▶ 電子分光走査透過電子顕微鏡
- ▶ 集束イオンビーム加工機
- ▶ 試料作製装置群
- ▶ 試料作製支援
- ▶ 電子顕微鏡観察、解析、コンサルティング支援



毛髪のメラニン組織の3次元構造



反応科学超高压電子顕微鏡



微細加工プラットフォーム

nano-fabrication Platform

ナノテクノロジーに関連する広範な技術領域およびそれらに必要となる各種材料群(半導体材料、磁性体材料、誘電体材料、セラミックス系材料、有機系材料など)に対して、最先端の薄膜形成技術、リソグラフィ技術、プラズマエッチング技術を保有しており、ナノ材料形成、ナノ構造形成、ナノデバイス形成などさまざまな支援を行うことができます。

技術・支援一覧

- ▶ ナノスケール/マイクロスケール微細パターン形成技術
- ▶ ナノ配線・ナノ電極形成技術
- ▶ ナノドット・ナノ構造等の配列技術
- ▶ プラズマを用いた各種材料のエッチングおよび表面処理技術
- ▶ 各種電子・光デバイス構造作製技術
- ▶ MEMS・NEMS構造作製技術
- ▶ 各種材料(半導体材料、磁性材料、金属材料、有機材料、無機材料など)の薄膜形成技術



スパッタリング装置



X線光電子分光装置



分子・物質合成プラットフォーム

Molecule & Material Synthesis Platform

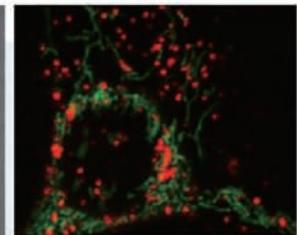
当事業では、がんや生活習慣病診断・治療・予防のための次世代ナノバイオ分子物質合成や前臨床研究支援に加え、創業のための機能性キラル分子や新エネルギー創成、エネルギー蓄・変換を目指した有機・高分子物質合成支援など、化学〜生体まで多岐にわたる合成・分析機器を提供します。

装置・システム・支援一覧

- ▶ 自己組織化ナノ超構造の構造解析装置
- ▶ キラリティー分光測定装置
- ▶ 自己組織化ナノ超構造の組成解析装置
- ▶ キラル分離支援装置
- ▶ 自己組織化ナノ超構造の組成・構造解析装置
- ▶ 有機・高分子化合物構造解析装置
- ▶ ナノバイオ材料評価装置群
- ▶ 高分子ナノ薄膜構造解析システム
- ▶ ナノバイオ分子の細胞実験・前臨床研究装置
- ▶ 高分子ナノ薄膜内部構造評価システム
- ▶ ナノバイオ分子・物質設計支援



細胞内超解像イメージング



名古屋大学
NAGOYA UNIVERSITY

名古屋大学 ナノテクノロジープラットフォーム

〒464-0814 愛知県名古屋市千種区不老町 <http://vbl.nagoya-u.ac.jp/nanoplat>



微細構造解析プラットフォーム
Microstructural Characterization Platform

☎ 052-789-3631/3632 ☎ 052-789-3174
✉ nanoplat@nagoya-microscopy.jp
🌐 <http://nanoplat.nagoya-microscopy.jp>



微細加工プラットフォーム
nano-fabrication Platform

☎ 052-789-3639 ☎ 052-789-3153
✉ info@nanofab.engg.nagoya-u.ac.jp
🌐 <http://nanofab.engg.nagoya-u.ac.jp>



分子・物質合成プラットフォーム
Molecule & Material Synthesis Platform

☎ 052-789-4609
✉ nano-platform@apchem.nagoya-u.ac.jp
🌐 <http://nano-platform.apchem.nagoya-u.ac.jp>

～2014年3月21日(金) 東京工業大学大岡山キャンパスに於いて、下記の方々が受賞されました。
おめでとうございます。～

第59回 日本金属学会賞 受賞者

(2014年3月21日)



筑波大学大学院数理工学研究所教授 宮崎 修一 君

宮崎修一君は、1979年大阪大学大学院工学研究科博士課程修了後、筑波大学講師、助教授を経て、1998年筑波大学教授に就任し、現在に至る。この間、2006年より日本学会議連携会員を務め、2012年度には日本金属学会会長に就任するなど材料工学の発展に貢献している。材料の組織制御と機能特性の開発が専門分野であり、特にマルテンサイト変態に伴う結晶学的側面と形状記憶効果及び超弾性に関する力学挙動と材料組織学的側面について、数多くの先駆的な成果を挙げてきた。主な業績は以下の通りである。

(1) Ti-Ni 超弾性の発明

組織制御の可能な中間温度で熱処理を行っても Ti-Ni 合金の形状記憶効果が損なわれず、むしろ安定度が格段に増すことを発見し、超弾性を実現した。この成果を起点に、Ti-Ni 合金の形状記憶特性が、合金組成の他に内部組織に極めて敏感である事を明らかにし、形状記憶特性を飛躍的に改善するための組織制御の方法を確立した。これは、現在世界中で供給されている Ti-Ni 系形状記憶合金の加工熱処理法の基本技術である。

(2) Ti-Ni 合金単結晶作製と基礎研究

モールド材料との反応の起こらない歪み焼鈍法による単結晶作製に成功し、マルテンサイト相の結晶構造を決定すると共に、変態に伴う結晶学的知見(晶癖面、結晶方位関係、変態歪みの方位依存性等)を実験的に明らかにした。その成果に基づき、Ti-Ni 合金の形状記憶効果の機構を解明した。さらに、菱面体相(R相)変態についても、同様に基本特性を解明した。これらの成果は、Ti-Ni 合金の基礎を先駆的に確立したものである。

(3) 形状記憶合金スパッタ薄膜

スパッタ薄膜に微細な内部組織を作る熱処理方法を発見し、それに伴う特性改善の結果、Ti-Ni 系形状記憶合金薄膜の駆動力を実用レベルに到達させた。さらに、Ti-Ni-Pd 合金薄膜を用いたダイアフラム型マイクロアクチュエータで、100 Hz の応答性を実現し、強力大変位マイクロアクチュエータ材料の開発に成功した。

(4) 高温形状記憶合金の開発

Ti-Ni 合金の変態温度を上げるために Au, Pd, Pt 等の貴金属元素か Zr や Hf を添加すると、加工性が悪く、線材や板材に加工できない。そこで、貴金属を含まない Ti-Ta-(Sn, Al)系合金や Ti-Ni-Zr-Nb 合金で加工性の良好な合金開発が可能であることを実証し、新たな高温形状記憶合金の可能性を見出した。

(5) Ni フリー Ti 基生体用超弾性合金の開発

生体に安全な元素のみで構成された Ni フリーの Ti 基超弾性合金の開発が望まれ、Ti-Nb 系、Ti-Mo 系、Ti-Zr 系を基本とする、三元系、四元系、五元系の多くの Ti 基合金を開発した。また、酸素を含む Ti 基合金のゴムメタルの特性には、ナノドメインの変態が関わることを見出し、謎であったゴムメタルの変形機構の解明を行った。

(6) Cu-Al-Ni 合金の粒界破壊機構の解明

Cu-Al-Ni 形状記憶合金は、多結晶では粒界破壊が起こり脆い。各種方位関係を持つ双結晶を作製し、引張変形を行うことで、粒界破壊の原因が変態歪みと弾性歪みの大きな異方性にあることを示した。その結果、集合組織化により粒界破壊を抑えることが可能であることを示し、Cu-Al-Ni 合金開発の指針を示した。

これらの研究業績に対して、日本金属学会から功績賞(1995)、学術貢献賞、谷川・ハリス賞(2009)、増本量賞、功労賞(2010)、村上記念賞(2012)を受賞するほか、2012年には本多記念講演者を務めた。その他、金属研究助成会より金属材料科学助成賞(1998)、材料科学技術振興財団より山崎貞一賞(2002)、文部科学省より文部科学大臣賞(研究功績者)(2004)、International Metallographic Society より金属組織写真賞第5部門1位(2006)、筑波大学最優秀教員賞(2011)など多くの賞を受賞し、Thomson Reuters 社より ISI Highly Cited Researcher(2004)に選ばれている。

第15回 日本金属学会学術功労賞 受賞者(4名)

(2014年3月21日)



東京大学大学院
工学系研究科教授
榎 学 君



東北大学大学院
工学研究科教授
貝 沼 亮 介 君



東北大学
金属材料研究所教授
千 葉 晶 彦 君



東北大学
名誉教授
丸 山 公 一 君

第55回 日本金属学会技術賞 受賞者(1名)

(2014年3月21日)



[新しい加工熱処理技術とそれを活用した高機能性厚鋼板の開発]

JFE スチール(株)スチール研究所部長 遠 藤 茂 君

受賞者は、鉄鋼メーカーの研究者として、一貫して加工熱処理技術を活用したマイクロ組織の制御による石油や天然ガスを輸送するラインパイプなどに代表される溶接構造用厚鋼板の機械的特性の改善と新商品開発に従事した。また、それら鋼板の利用評価や接合技術に関する研究開発にも従事してきた。その中で、マイクロ組織の形成メカニズムに関する基礎的な研究から、先進的な加工熱処理(TMCP)を駆使した鋼材の新しいマイクロ組織制御技術の開発と新商品開発まで、その内容は学術的にも工業的にも価値の高い優れたものである。

第64回 日本金属学会金属組織写真賞 受賞者

(2014年3月21日)

最優秀賞 1件

[第3部門] 透過電子顕微鏡部門

[環状明視野STEM法によるMg基稠密構造中の格子間原子直接観察]



東京大学大学院
工学系研究科
江 草 大 佑 君

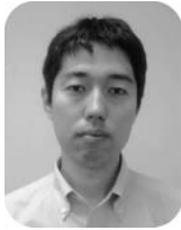


東京大学大学院
工学系研究科准教授
阿 部 英 司 君

優秀賞 1件(5名)

〔第2部門〕 走査電子顕微鏡部門

〔液体急冷法により作製した Si/CrSi₂ 複合熱電材料のナノスケール共晶組織〕



大阪大学大学院
工学研究科特任研究員
宮崎 吉宣 君



大阪大学大学院
工学研究科助教
大石 佑治 君



大阪大学大学院
工学研究科助教
牟田 浩明 君



大阪大学大学院
工学研究科准教授
黒崎 健 君



大阪大学大学院
工学研究科教授
山中 伸介 君

第45回 日本金属学会研究技術功労賞 受賞者(11名)

(2014年3月21日)



東北大学百万ボルト電子顕微鏡室技術専門職員 青柳 英二 君

受賞者は、電顕の技術職員として、早い時期に薄膜断面の透過電子顕微鏡像の撮影に成功し、奉職して以来35年間、技術向上を怠ることなく、多くの研究者の研究遂行に貢献してきた。その中で、特筆すべきは、東北大学の超高圧電子顕微鏡の設置に関わり、その維持管理を担当してきたことが挙げられる。また、受賞者は電顕試料の作製に様々な工夫を施し、上述した薄膜断面の透過電子顕微鏡像の撮影にいち早く成功したことは特筆される。さらに、若手の技術職員を指導し、電顕に関わる優秀な後進の育成にも大きく貢献してきている。



新日鐵住金梯技術開発本部鉄鋼研究所テクニカルリーダー 今村 正美 君

受賞者は、入社以来39年間にわたり、製鋼および鋼管製造プロセス、特にハイエンド品の製造最適化に関する研究・開発試験業務に一貫して従事し、工具潤滑技術の評価法、計測制御、解析技術と多岐にわたる高度化に大きく貢献した。例として、スーパー13Cr鋼マンネスマン製管時の工具潤滑技術のラボ評価法確立等による、ステンレス鋼製管安定化、コスト削減への貢献が挙げられる。何れもたゆまぬ努力と向上心、探究心で創意工夫を発揮し、多くの重要な開発につなげた功績は顕著である。



日鉄住金テクノロジー㈱君津事業所研究試験課班長 加藤 操君

受賞者は、昭和52年に新日本製鐵㈱に入社し、昭和61年に現職へ配転以降、線材分野の新製品開発ならびに新技術確立に関わる研究支援に長年従事してきた。その中で、熱処理技術確立、伸線技術の高度化および評価法構築、試験設備の立ち上げ等で幅広く活躍を続けてきた。特に、耐デラミネーション性に優れた伸線技術構築や高速伸線加工技術開発では、原理原則に基づいて伸線技術を高度化させ、新商品開発に大きく貢献した。また、平成11年に班長就任以来、熱心に後進の教育を行い、試験・評価技術の継承に留まらず、研究支援を自律的に運営できる人材を育成した功績も極めて顕著である。



名古屋大学全学技術センター工学系技術支援室分析・物質技術系課長 高井 章治君

受賞者は、昭和48年に名古屋大学工学部に奉職以来40年以上、おもに機器・化学分析技術の指導・支援を主体に、実験装置の製作、実験試料の作製、学生実験、安全対策及び教育などを通じ教員や学生の研究活動に対し多大なる貢献を成した。近年、更に電顕関連の表面分析技術の指導・支援にも携わり、これら共通機器の予約および維持管理システムの構築まで確立している。また、工学研究科の環境安全衛生に関しても、安全教育や作業環境測定、巡視、局所排気装置定期自主点検者養成講習システム構築等に尽力を注ぎ、環境技術支援にも多大なる貢献をしている。



愛知製鋼㈱技術本部分析・試験室主任担当員 田中 道廣君

受賞者は、昭和50年に愛知製鋼㈱に入社以来38年間にわたり鉄鋼の成分分析業務に携わり、特に溶鋼分析の分野において分析精度悪化の原因となる分析試料からの水分除去法の開発、試料調整時のコンタミの混入防止のための器具の改良など数々の考案、改善により分析精度の向上や分析時間の短縮を図り鋼材の研究開発、品質向上に多大な貢献をしてきた。最近では、技術指導者として自らの技術、経験を活かして若手技術者の指導、育成に積極的に取り組み、材料開発、生産技術開発に不可欠な分析技術の開発を支えている。



新日鐵住金㈱小倉製鐵所技術部試験室試験課 永 洵 正 人 君

受賞者は、昭和45年に当時の住友金属工業㈱に入社し小倉の試験課に勤務。分析、機械試験など、鋼材に係る試験全般に携わり技術の開発に大きな成果を残してきた。一例として高強度ボルト用鋼の拡散性水素調査のための昇温脱離ガス分析システムを立上げ、遅れ破壊対策に貢献をしたことなどが挙げられる。また福岡県の分析作業検定委員としても活躍し、平成23年に定年を迎えた後も試験技術担当員として加工方法および試験方法の改善や後進の指導などに幅広く活躍されており、その功績は顕著である。



東京大学工学系研究科マテリアル工学専攻機器室技術専門員 中村 光弘君

受賞者は、昭和47年東京大学工学部に任官以来、マテリアル工学専攻・機器室にて技術専門員としてTEM, SEM, EDS, EBSD, EPMA, ESCAなどの物理分析機器の管理と計測にかかわる技術支援を一手に担当した。これら装置群の維持・管理に加え、機器分析に必要な高分子から無機材料、金属材料までの多様な試料の作製技術および分析技術の研究に励み、多種多様な分析試料に応じた試料準備方法を整理して定量分析精度の向上に努めた。そして技術を積極的に利用者に指導し、教育、研究に多大の貢献をした。



新日鐵住金ステンレス㈱研究センター試験分析課長 野 下 博文君

受賞者は、昭和55年に新日本製鐵㈱に入社以来、33年間一貫してステンレス鋼を中心とする研究開発を支援する試験業務に携わってきた。特に、ステンレス鋼の各種腐食試験や酸洗試験、新鋼種開発のための溶解試験、次世代鋳造プロセス開発のための初期凝固シミュレーション試験等を担当し、試験機の早期立上げ、研究開発目的に合致した最適試験方法の検討・実践など、研究開発の早期化に多大なる貢献をしてきた。近年では、部下・後輩の指導・育成にも情熱を持ってあたっており、その功績は顕著である。



岩手大学技術部工学系技術室技術室長 野中勝彦君

受賞者は、昭和47年岩手大学工学部に奉職以来42年間にわたり技術系専門職員として教育研究を支えてきた。この間、電子顕微鏡等を用いた組織評価や各種装置を用いた物性評価等に従事し、TiAl 金属間化合物の組織と変形挙動および L1₂ 型金属間化合物等の自己拡散研究等において多くの研究成果を生み出した。平成16年には TiAl に関する成果の一部をまとめ学位を取得した。また、平成18年に分析解析技術分野長、平成22年に副技術室長(現：技術室長)を歴任し技術部の運営と共に後進の育成にも成果をあげ、その功績は顕著である。



㈱日本製鋼所室蘭研究所材料開発グループ研究技術員 波多野隆司君

受賞者は、昭和46年に㈱日本製鋼所に入社して以来、42年間一貫して大型鋳鍛鋼品の特性向上や品質改善に関わる研究開発業務に携わってきた。特に熱処理時の冷却速度変化に伴う特性評価や精緻な数万時間クリープ試験を行ない、Ni 基超合金製タービンロータやディスク、高 Mn 鋼製リング等の火力発電用部材における飛躍的な特性改善に貢献した。また、自ら確立した組織観察法や様々な実験手法は重要な基盤技能・技術として若手技術員・研究員に継承されており、研究開発への功績は顕著である。



YKK㈱工機技術本部機械製造部表面改質ラインリーダー 舟本治人君

受賞者は、昭和47年に YKK 株式会社に入社し、生産ラインで使用される機械部品・金型を開発・製造する工機部門で41年間にわたり、これらの加工、表面改質の試作開発・製造に従事してきた。自社開発した窒化処理や複合表面改質について、内製装置の作りこみと再現性のある処理技術の確立に多大な貢献をすると共に、生産ラインでの実機試験の推進と実用化に中心的な役割を果たしてきた。現在、開発された技術を適用した機械部品・金型は世界中のグループ工場で効果的に使われており、その功績は顕著である。

第72回 日本金属学会功績賞 受賞者(8名)

(2014年3月21日)

「物性部門」



東北大学金属材料研究所准教授 梅津理恵君

受賞者は、機能性金属磁性材料と電子状態との関連性に関する研究に従事してきた。具体的には、①交換結合膜用 Mn 基反強磁性合金の磁氣的・電氣的性質、②高スピン偏極強磁性体 Co 基ホイスラー合金の相安定性と磁気特性、③Ni 基メタ磁性形状記憶合金の磁場誘起相変態に伴う物性変化等を調べ、機能発現の原理を電子物性の観点から明らかにするとともに、機能向上のための物質設計の指針を打ち立ててきた。最近では、スピントロニクス分野にて応用可能な新規 Mn 基強磁性材料の開発研究にも取り組んでいる。

「物性部門」



東北大学多元物質科学研究所准教授 岡本聡君

受賞者は、高磁気異方性材料そしてナノスケールの磁化挙動の研究に従事している。主な功績としては、L1₀ 型合金や磁性多層膜をはじめとする磁性材料研究、それらをナノスケールに微細化した場合の磁化ダイナミクス研究、さらには磁化ダイナミクス現象を制御する新原理に基づく記録方式の原理提案を行っている。これら一連の成果は、現在、熱揺らぎという原理的障壁に直面している磁気メモリ分野において、次世代記録技術の基礎となるものとして高い評価を受けている。



【組織部門】

九州大学大学院総合理工学研究院准教授 波多 聰君

受賞者は、透過電子顕微鏡(TEM)を用いた独自の観察・解析法により、特徴ある金属材料組織研究を行ってきた。特に、高分解能 TEM 像の半定量解析とモンテカルロ模擬実験を組み合わせて Ni-Mo および Al-rich TiAl 合金の部分規則状態を原子レベルで解明した研究や、高傾斜 3 軸試料ホルダーの開発と回折コントラスト観察法の検討により規則合金のドメイン組織や転位下部組織のトモグラフィ観察を可能にした研究は、国際的にも高く評価されている。



【力学特性部門】

東北大学大学院工学研究科准教授 成田 史生君

受賞者は、電子・電気機械デバイス等の複合材料システムを取り上げ、マイクロ・メゾ・マクロスケール間の相互作用を考慮した圧電メゾ力学特性に関する工学上有用な基礎理論を提案し、数理解析・実験を実施して電場下における先端電子複合材料システムの破壊・変形・疲労特性解明に内外で初めて成功している。また、電子複合材料システムの微視構造変化を考慮した数値シミュレーション法を開発し、新しい学際領域研究分野である圧電メゾ力学特性評価に関する学問体系の確立と応用に寄与している。



【材料化学部門】

東北大学多元物質科学研究所准教授 蟹江 澄志君

受賞者は、単分散金属酸化物微粒子・ナノ粒子の形態制御液相合成法の開発とこれらの有機無機ハイブリッド材料への展開に従事してきた。培ってきた知見を耐候性さびの生成機構解明に活用した一方で、非鉛次世代圧電材料向け $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ や KNbO_3 、透明導電性ナノインク向け ITO など、様々なナノ粒子合成法を確立してきた。さらに、有機無機ハイブリッド化により、金属および酸化物ナノ粒子の配列・組織構造を有機物の力を借りてダイナミックに制御する先駆的な手法を提案・確立するなど、革新的機能材料開発に精力的に取り組んでいる。



【材料プロセッシング部門】

東北大学金属材料研究所准教授 小泉 雄一郎君

受賞者は、金属材料の強度と格子欠陥挙動の相関解明とそれを活用した力学特性向上のための組織制御プロセスの研究に従事してきた。例えば Ti-Al 合金の研究では、逆位相領域(APD)導入による著しい強化を見出し、独自の加工熱処理法を用いた層状組織と APD の重畳組織制御による高強度化プロセスを開発した。他にも種々の構造用金属材料の高強度化プロセスの研究に取り組み、金属学の進歩に貢献してきた。最近では、計算を取り入れた加工プロセス設計や、積層造形等の新規プロセスの研究も進めている。



【工業材料部門】

北海道大学大学院工学研究院准教授 林 重成君

受賞者は、社会基盤材料である耐熱材料を対象に耐高温腐食・酸化およびその防食法の研究に取り組んできた。ガスタービン用の耐酸化コーティングの研究では多元系合金の熱力学的相互作用を利用し、長寿命と高耐酸化性を両立する新規なコーティング設計手法を提案した。また、最近ではアルミナスケールの相変態メカニズムについて放射光を用いた in-situ 解析手法により解明するなど保護性アルミナスケールについて優れた成果を挙げ、耐熱材料の高温酸化・腐食問題に貢献している。



【工業技術部門】

豊橋技術科学大学機械工学系教授 三浦 博己君

受賞者は、動的再結晶を利用した組織制御を出発点とし、それを巨大ひずみ加工法を利用した超微細粒組織の形成と高強度化に関する研究に発展させ取り組んできた。中でも、多軸鍛造法を用いた超微細粒組織の創製に関しては、実験室で得られた精緻な研究データと理論を大型バルク材に適用し、マグネシウム合金、銅合金、純チタン等でバランスに優れた機械的性質を達成した。そして真に構造部材として利用可能なバルクナノメタルの創製と実用化と工業化に成功した。



[鉄鋼材料の拡散型組織形成のメカニズムと合金元素の効果に関する研究]

茨城大学大学院理工学研究科特任教授 榎本 正人 君

受賞者は、金属材料の拡散相変態における核生成、成長のメカニズム、特にそれらに及ぼす合金元素効果の研究に従事してきた。核生成では鉄合金の初析フェライト臨界核モデルの提案、異相界面のウルフ平衡形の計算予測、粒界エッジやコーナーにおける核生成の方位解析、粒内フェライト変態の機構解明、成長では多元鉄合金におけるパラ平衡、局所平衡とソリュートドラッグ効果によるフェライト成長の詳細な解析、レッチ機構による析出物の成長則、Cu析出の速度論的解析などこの分野の発展に大きく貢献した。



[材料の熱力学物性の電子論計算と材料開発への応用に関する研究]

東北大学多元物質科学研究所教授 大谷 博司 君

受賞者は、これまで物質の熱力学物性を統計力学モデルによって記述するCALPHAD法によって、マグネシウム合金、金属ガラス、化合物半導体、機能性金属間化合物やセラミックス材料、マイクロソルダリング材料、マイクロアロイング鋼などの状態図計算において独創的な研究を展開してきた。近年では、第一原理に立脚した電子論計算によって、温度上昇にともなう格子振動、電子励起、体積膨張を計算することにより、有限温度における物質の自由エネルギーを導出する手法も確立するなど、この分野で顕著な業績をあげた。



[エコマテリアルプロセッシングに関する研究]

東北大学大学院工学研究科教授 長坂 徹也 君

受賞者は、鉄鋼、アルミ等を中心とした社会基盤金属素材の製錬およびリサイクルプロセスに関する高温物理化学の基礎研究で卓越した業績を挙げてきた。また、素材プロセス工学と計量経済学、LCA、物質フロー分析などを融合させ、他に類を見ない独特のエコマテリアル研究を展開し、金属工学の学術分野に新たな研究シーズをもたらした。本会においては、会報、論文誌編集委員、第2分科会委員長、監事等を務め、本会の維持発展に少なくない貢献を果たした。



[巨大ひずみ加工による超微細組織制御に関する研究]

九州大学大学院工学研究院主幹教授 堀田 善治 君

受賞者は、巨大ひずみ加工により金属材料の結晶粒をサブミクロンレベルに超微細化し、強度や延性など優れた機械的特性を有する材料開発を行ってきた。特に、再現性のある結晶粒超微細化プロセスの確立を図り、合金種を問わずに超塑性発現が可能になることを示すとともに、結晶粒微細化強化と析出強化が同時に実現できることを示した。さらに、高圧下での巨大ひずみ加工を多様な材料に適応し、機能特性の向上にも有用であることを示し、実用化につながる新たな装置を考案して、活発な研究活動を展開している。



第20回 日本金属学会増本量賞 受賞者(1名)

(2014年3月21日)



[ナノ組織制御による磁性材料の高特化に関する研究]

物質・材料研究機構フェロー 宝野和博君

受賞者は種々の磁性材料のナノ構造を詳細に解析し、ナノ結晶軟磁性材料、永久磁石材料、磁気抵抗素子材料、磁気記録媒体開発の指針となる構造と磁気特性の因果関係に関する重要な学術的研究を行ってきた。Fe基ナノ結晶軟磁性材料とFe-Nd-B系ナノコンポジット磁石のナノ組織制御、点接触アンドレーフ反射測定による高スピン分極磁性材料の探索とそれを用いた磁気抵抗素子の高出力化、(FePt)Ag-C熱アシスト磁気記録媒体の開発、Nd-Fe-B系磁石の微細組織解析に基づく保磁力メカニズムの解明と高保磁力化のための共晶合金拡散法の開発に大きく貢献した。

第20回 日本金属学会若手講演論文賞 受賞者(3名)

(2014年3月21日)



[原子論に基づくFe-Si合金中のらせん転位とSi原子の相互作用の評価] (日本金属学会誌77巻10号)

大阪大学大学院基礎工学研究科助教 ○譯田真人君

大阪大学大学院基礎工学研究科准教授 塚肇君

大阪大学大学院基礎工学研究科教授 尾方成信君



[純せん断試験によるMg単結晶の非底面すべり挙動評価法確立とY添加の影響]

(日本金属学会誌77巻10号)

北海道大学大学院工学院 ○峯田才寛君

北海道大学大学院工学研究院教授 三浦誠司君

神戸大学大学院工学研究科教授 向井敏司君

北海道大学大学院工学研究院教授 上田幹人君

東北大学金属材料研究所教授 毛利哲夫君



[Electron Microscopy Study of Preferential Variant Selection in CoPt Alloy Ordered under a Magnetic Field]

(Materials Transactions, Vol 54, No. 9)

九州大学大学院総合理工学府 ○赤嶺大志君

九州大学大学院総合理工学研究院助教 Sahar Farjami 君

九州大学大学院総合理工学研究院助教 光原昌寿君

九州大学大学院総合理工学研究院教授 西田稔君

大阪大学大学院工学研究科准教授 福田隆君

大阪大学大学院工学研究科教授 掛下知行君





1. ソリューションプラズマプロセスによる金シングルナノ粒子合成
名古屋大学 油家大輝君, 許 容康君, 木口崇彦君, 齋藤永宏君



2. 破骨細胞-骨芽細胞相互作用による骨配向性制御機構
大阪大学 小笹良輔君, 松垣あいら君, 中野貴由君



3. Multimodal 組織を有する Mg-Zn-Gd 合金押出材への Al 添加による高延性・高耐食化
熊本大学 清松新始君, 山崎倫昭君, 河村能人君



4. fcc 鉄(111)表面上における水素原子の吸着状態
北海道大学 國貞雄治君, 坂口紀史君



5. 放電プラズマ焼結装置を用いた配線用 Cu 棒材の低温接合
大阪大学 伊藤和博君, 小濱和之君, 斎藤理史君



6. 一軸磁気異方性を示す $D0_{22}$ 型 $Mn_{3+x}Ge$ ($x=0\sim 1.0$) の磁気特性
東北学院大学 佐々木 徹君, 岡田宏成君, 東北大学 梅津理恵君



7. モリブデン双結晶中の転位に及ぼす鏡像力の影響
九州大学 清水 真君, 波多 聡君, 池田賢一君, 中島英治君



8. シリカ被覆により焼結を抑制して作製した FeNi 合金微粒子の高保磁力
東北大学 園田 柁君, 藤枝 俊君, 篠田弘造君, 鈴木 茂君



9. B2 型 FeAl 単結晶の弾性定数および弾性異方性定数の温度依存性
東北大学 趙 覓君, 吉見享祐君, 中村純也君, 湯蓋邦夫君, 菅原孝昌君



10. マイクロ曲げ試験による Mg-Zn-Y 合金長周期積層構造相の破壊挙動の観察
熊本大学 前園 亨君, 峯 洋二君, 山崎倫昭君, 河村能人君, 高島和希君



11. ユビキタス軽元素を活用した純チタン粉末押出材の高強靱化設計とその特性評価
大阪大学 三本崇哲君, 梅田純子君, 近藤勝義君



12. Zr 系バルク金属ガラスの引張特性に及ぼす巨大ひずみ加工により形成する自由体積の影響
豊橋技術科学大学 山本康次郎君, 戸高義一君, 足立 望君, 新谷和也君, 梅本 実君, 東北大学 横山嘉彦君



第22回 日本金属学会・日本鉄鋼協会 奨学賞 受賞者 51名

(2014年3月)



北海道大学工学部
応用理工系学科
川嶋 潤君



北海道大学工学部
応用理工系学科
出井寛大君



室蘭工業大学工学部
機械航空創造系学科
秋岡翔太君



岩手大学工学部
マテリアル工学科
佐々木良輔君



秋田大学工学部
材料工学科
佐々木 香君



東北大学工学部
材料科学総合学科
王子謙君



東北大学工学部
材料科学総合学科
大相英恭君



東北大学工学部
材料科学総合学科
白鳥浩史君



東北大学工学部
材料科学総合学科
吉田康紀君



茨城大学工学部
マテリアル工学科
初見 貴君



筑波大学理工学群
応用理工学類
綿引貴浩君



東京大学工学部
マテリアル工学科
佐佐木 皓宇君



東京大学工学部
マテリアル工学科
林 加織君



東京工業大学工学部
金属工学科
岡野奈央君



東京工業大学工学部
金属工学科
吉原 菜里君



横浜国立大学工学部
生産工学科
川並宏毅君



長岡技術科学大学工学部
機械創造工学課程
中田大貴君



富山大学工学部
材料機能工学科
深見 舞君



豊橋技術科学大学工学部
機械工学課程
宮崎 亘史君



名古屋大学工学部
物理工学科
中村彩乃君



名古屋大学工学部
物理工学科
原 奈都美君



名古屋工業大学工学部
環境材料工学科
安藤 健太君



名古屋工業大学工学部
環境材料工学科
土屋公宏君



京都大学工学部
物理工学科
岡田誠也君



京都大学工学部
物理工学科
三輪 紘平君



大阪大学工学部
応用理工学科
石田和也君



大阪大学基礎工学部
電子物理科学科
野上 岳志君



大阪大学工学部
応用理工学科
吉田 沙織君



島根大学総合理工学部
物質科学科
田中 徳人君



香川大学工学部
材料創造工学科
植田智也君



愛媛大学工学部
機能材料工学科
岡田 明子君



九州大学工学部
物質科学工学科
高橋 峻君



九州大学工学部
物質科学工学科
増田 高大君



九州工業大学工学部
マテリアル工学科
笹 洩亮太君



長崎大学工学部
材料工学科
阿部 寛成君



熊本大学工学部
マテリアル工学科
山崎 温君



大阪府立大学工学部
マテリアル工学科
小谷野 淳史君



大阪府立大学工学部
マテリアル工学科
吉崎 有章君



兵庫県立大学工学部
応用物質科学科
山川 加能君



千葉工業大学工学部
機械サイエンス学科
斉藤 晴一君



東京理科大学基礎工学部
材料工学科
木下 雄太君



芝浦工業大学工学部
材料工学科
神山 直澄君



東海大学工学部
材料科学科
牛田 峻君



金沢工業大学工学部
機械工学科
小竹 徳君



関西大学化学生命工学部
化学・物質工学科
東 孝裕君



近畿大学理工学部
機械工学科
中山 正純君



福井工業大学工学部
機械工学科
宇仁 康博君



石巻専修大学理工学部
情報電子工学科
篠村 僚一君



岡山大学工学部
機械システム工学科
臼杵 諒君



群馬大学工学部
機械システム工学科
高橋 祐樹君



鈴鹿工業高等専門学校
専攻科応用物質工学専攻
有馬 義貴君

[第3部門] 環状明視野STEM法によるMg基稠密構造中の格子間原子直接観察

東京大学大学院工学系研究科 江草大佑君 阿部英司君

MgにZnおよびYを添加した合金では、特異な長周期構造(LPSO: long-period stacking/order)相を形成することが知られている。LPSO相の基本構造は、 α -Mgのhcp積層(ABA...)に対してIntrinsic-II型の積層欠陥(ABCA)を周期的に導入した稠密積層構造であり、ZnとYは積層欠陥周辺の原子層にのみ濃化している⁽¹⁾。規則度の高いLPSO相の構造解析から、Zn/Y原子によるL₁₂型クラスター(図1)が、濃化原子層内で規則的に配列していることが明らかとなった⁽²⁾。このL₁₂型クラスターを含むLPSO構造モデルを第一原理計算によって最適化したところ、Zn/Y原子位置が顕著に変位した緩和構造となることが判明した(図2)。最適化された構造では、Zn八面体の拡大に伴いクラスター中心に大きな空隙が生じ(図2)、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。このクラスター中心位置は、本稠密構造から見ると格子間サイトに相当することに注意したい。本研究では、このMg基稠密構造中の格子間原子の存在およびその元素種について、局所微弱ポテンシャルの結像に優れた環状明視野STEM(走査透過型電子顕微鏡)法⁽³⁾を用いて検討した。試料には高周波溶解法により作成したMg₈₅Zn₆Y₉(at%)母合金に溶体化処理を施した後、673 Kで72時間の熱処理を施したものを使用し、加速電圧200 kVのSTEM(JEM-ARM200F)を用いて観察した。

図3(a), (b)はそれぞれ高角環状暗視野(HAADF)および環状明視野(ABF)STEM像であり、(c), (d)は像内で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である。各像において、原子位置はHAADF像では明点、ABF像では暗点に対応する。平均像を見ると、L₁₂型クラスター近傍での原子位置の変位が確認できるとともに、(d)のABF像においてクラスター中心に対応する位置に格子間原子の存在を示唆する弱い暗点が観察される。STEM像シミュレーション(図4)により比較、検討を行ったところ、Zn/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HAADF実験像と一致せず、Zn/Y原子が導入されている可能性についてはほぼ否定される。微弱ポテンシャル検出能に優れたABF像の実験/シミュレーションとの詳細比較(図5)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と結論できる。

文 献

- (1) E. Abe, A. Ono, T. Itoi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: *Philos. Mag. Lett.*, **91**(2011), 690–696.
- (2) D. Egusa and E. Abe: *Acta Mater.*, **60**(2012), 166–178.
- (3) R. Ishikawa, E. Okunishi, H. Sawada, Y. Kondo, F. Hosokawa and E. Abe: *Nature Materials*, **10**(2011), 278–281.

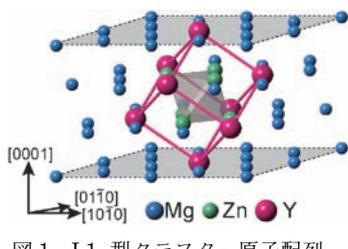


図1 L₁₂型クラスター原子配列。

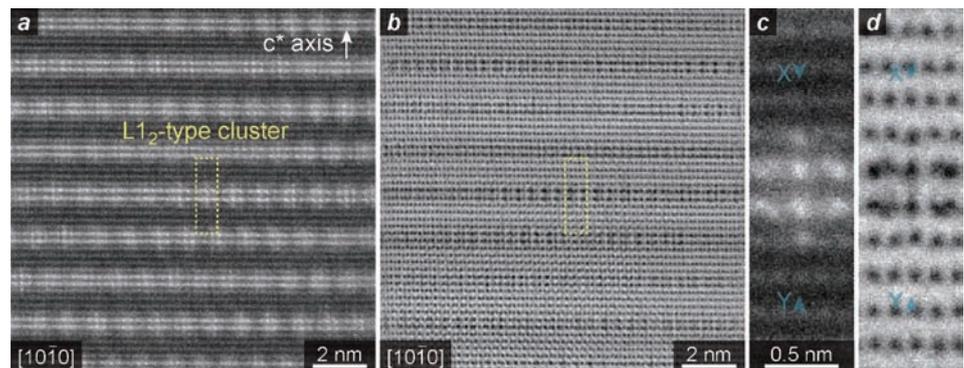


図3 Mg₈₅Zn₆Y₉合金LPSO相より取得したHAADF/ABF-STEM像およびクラスター領域平均化像。

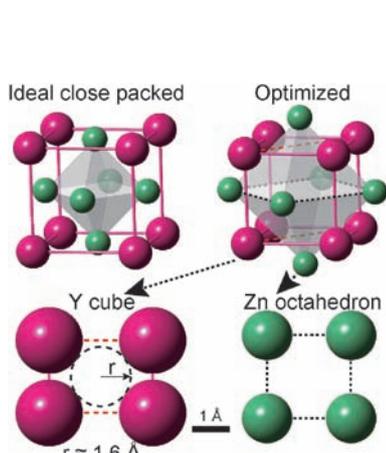


図2 L₁₂型クラスター近傍における緩和挙動。

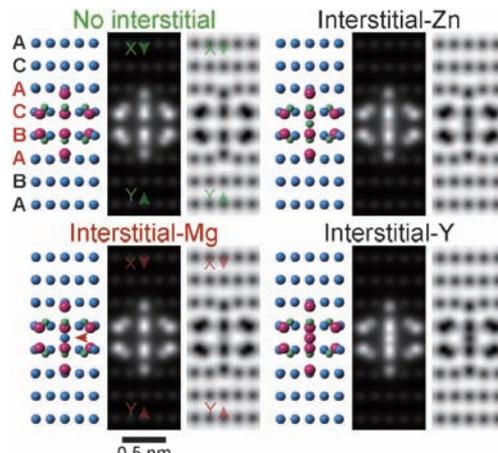


図4 モデルより得られるSTEMシミュレーション像。

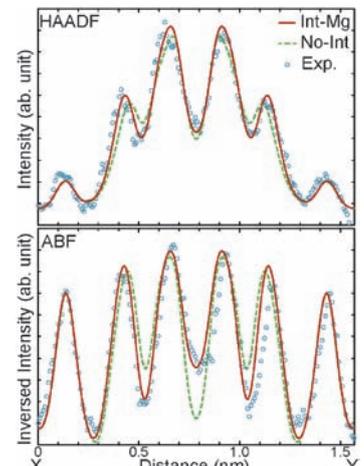


図5 各像からの強度プロファイル。

[第2部門] 液体急冷法により作製した Si/CrSi₂ 複合熱電材料のナノスケール共晶組織

大阪大学大学院工学研究科 宮崎吉宣君 大石佑治君 牟田浩明君 黒崎 健君 山中伸介君

Si は熱起電力・電気伝導率が高いため、熱電材料としての応用が期待されるが、熱伝導率の低減が課題である。我々は、Si と CrSi₂ からなる共晶合金を液体急冷することで、ナノスケールの複合組織を作製し、アーク溶解による同組成合金と比較して、電気的特性を維持したまま熱伝導率を 1/3 に低減することに成功した。本作品は Si/CrSi₂ 共晶組成近傍合金の液体急冷試料の SEM 像である (Fig. 1(a)-(c) は反射電子像, Fig. 1(d), (e), Fig. 2 は 2 次電子像)。いずれも明るい部分は CrSi₂ 相に、暗い部分は Si 相に対応する。Fig. 1 は共晶組成の Cr_{14.9}Si_{85.1} 合金であり、(a) は急冷リボンの延伸方向に垂直な破断面について、(b)~(e) はリボン表面に平行な研磨面について撮影した。観察面のおおよその深さ位置を Fig. 1(a) に示した。ロール面近傍のみ Fig. 1(b) のような粒状の組織であるが、試料の大部分は Fig. 1(c)~(e) が示す通り板状の Si 相と CrSi₂ が交互に、表面に垂直に立った、一種のラメラ構造であり、迷路のような特徴的なパターンを示す。共晶間隔は (c) で 20 nm 程度、(d), (e) で 50 nm 程度である。Fig. 2 はわずかに Cr 過剰な組成の Cr_{15.5}Si_{84.5} 試料の SEM 像である。特徴的な形状の CrSi₂ 粗大粒を含み、微細組織を形成する組成には通常の共晶組織と同様に幅がないことがわかる。

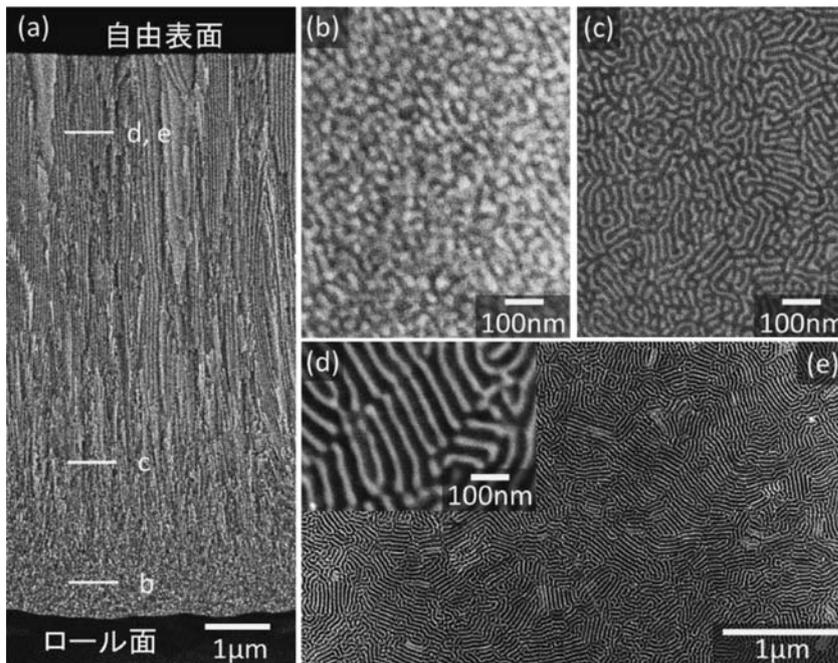


Fig. 1

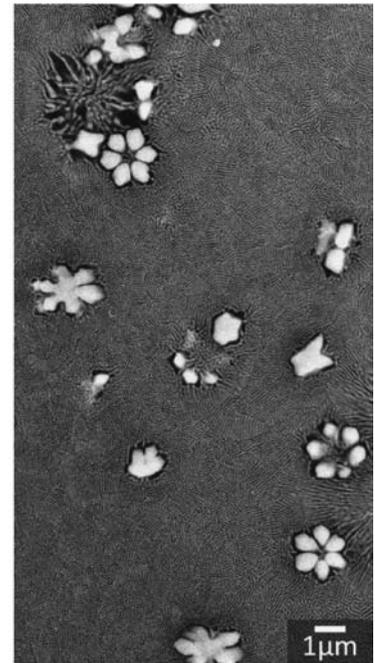


Fig. 2



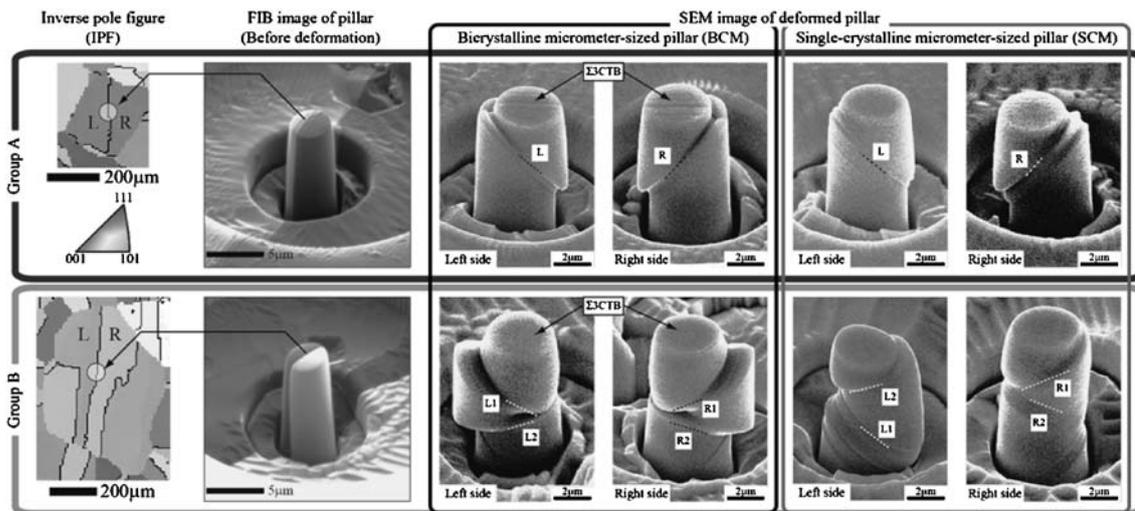
[第2部門] 双晶粒界を含む双結晶マイクロサイズピラーの変形挙動

大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻 廣内智之君(現 ㈱UACJ) 渋谷陽二君

多結晶金属材料の塑性変形を高精度に予測し制御するには、代表体積素と見なせる領域に生じる変形の中で、個々の結晶粒界の役割を明確にすることが不可欠である。本研究では、再結晶させた無酸素銅の $\Sigma 3$ 整合双晶粒界を抽出し(下図IPF参照)、2種類のマイクロメータサイズの双結晶粒ピラーをFIBにより作製した(Group A, Bと称し、下図FIB image参照)⁽¹⁾。双結晶を構成する単結晶のマイクロピラーも同様に作製し、前者をBCM、後者をSCMと呼ぶ。先端を平坦に特殊加工した圧子を用いたナノインデンテーションにより一様な圧縮変形を負荷し、試料を45度傾斜させて粒界面に対して垂直方向から観察したのが下図である(図中SEM image参照)。BCMでは、双晶粒界を横切ることなく、粒界面に沿ったすべりが特徴的である。BCMとSCMのすべり線の角度は類似しており(図中の点線と文字を参照)、作動した主なすべり系はSchmid則に従っている。また、SCMの方が数多くの平行なすべり面により変形が構成されている。本試験で得られた応力-ひずみ曲線から、Group Aでは降伏後大きなすべり変形を示すバースト挙動を示し、2結晶ですべり面と粒界面との交線間の食い違いが小さく、かつSchmid因子最大の1組のすべり系が同時に作動した。一方、Group Bでは降伏後階段状の加工硬化を示し、2結晶で異なる2種類の組み合わせのすべり系が交互に作動した結果と考察された。

文献

- (1) T. Hirouchi and Y. Shibutani: Mater. Trans., 55 (2014), 52-57.



[第3部門] 生体用 Co-Cr-Mo 合金の疲労変形における突出し・入り込み形成とひずみ誘起マルテンサイト変態

東北大学工学研究科(院生) 光延卓哉君

東北大学金属材料研究所 小泉雄一郎君 千葉晶彦君

本研究では、疲労変形した人工関節用 Co-Cr-Mo 合金の表面起伏(図1)の内部組織を、FIBを用いたTEM観察で詳細に調べた。ひずみ振幅を約 5.0×10^{-3} とした2000サイクル疲労試験により形成された突出し・入り込みは巨大な断層状であり(図2(a))、その段差はひずみ誘起マルテンサイト変態(SIMT)で γ -fcc相から変態した ϵ -hcp相に沿う(図2(b))

とともに、 ϵ 相中には高密度の底面転位が存在することを見出した(図3)。さらにweak-beam法を用いた $g \cdot b$ 解析により、これらの転位のバーガーベクトル(b)は $1/3[11\bar{2}0]$ であり、 ϵ -hcp相における完全転位であることを見出した(図4)。すなわち、突出し・入り込み形成は、 ϵ 相への完全転位によるすべりの集中に起因する。これまで、Co-Cr-Mo合金のSIMTで生じる ϵ -hcp相は硬質相で変形は困難と考えられてきた。しかし、本研究では ϵ 相の底面すべりはむしろ容易で、Co-Cr-Mo合金の塑性変形において中心的役割を担うことを初めて明らかにした。

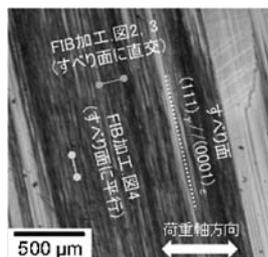


図1 疲労変形したCCM合金の光学顕微鏡写真。

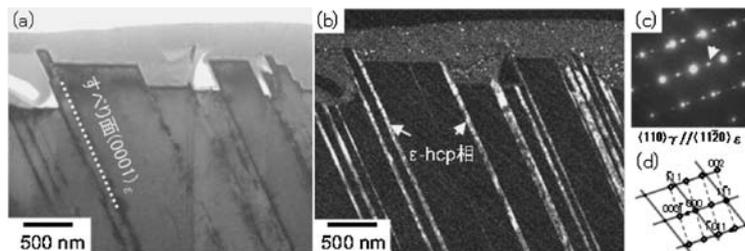


図2 CCM合金の疲労変形により形成した突出し・入り込みの断面TEM像。(a)明視野像、(b)暗視野像、(c)制限視野回折像、(d)回折像のキーンダイアグラム(庄司-西山の関係を満たす)。

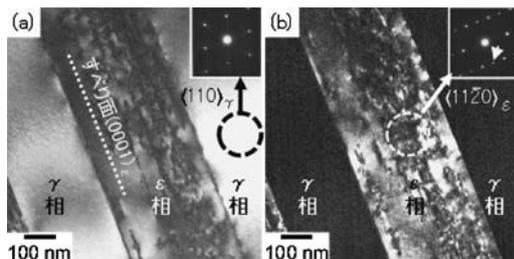


図3 ϵ 相のすべり面(0001) ϵ に沿った転位コントラスト。(a)明視野像、(b)暗視野像。 ϵ 相中に高密度の転位が存在。

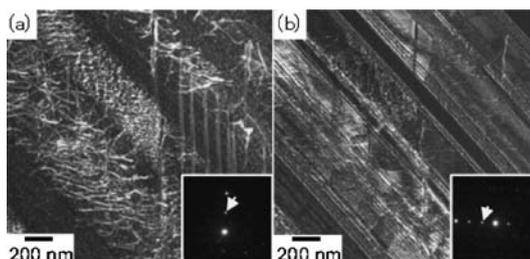
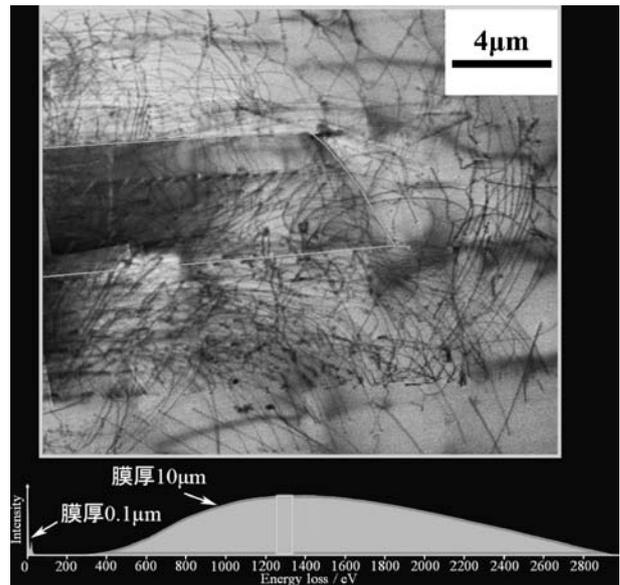


図4 Weak-beam法による転位のバーガーベクトル決定。(a) $g = 11\bar{2}0$ 、(b) $g = 1\bar{1}00$ 。 ϵ 相に存在する転位が完全転位であることを証明。

[第3部門] 膜厚 10 μm ニアバルク Si 単結晶中の転位観察

九州大学 定松 直君(現 鹿児島大学) 田中大樹君 田中將己君 東田賢二君 松村 晶君

超高圧電子顕微鏡においても膜厚が数 μm を超えると転位像の観察などが困難になる。その原因は、膜厚増加に伴い非弾性散乱が顕著になり、透過電子のエネルギーロスの分布が大きく広がり色収差による像質低下が避けられなくなるためである。本手法は、厚膜試料で顕在化する非弾性散乱を活用することで膜厚 10 μm という極厚膜試料中の転位観察を可能にするものである。具体的には Si ウェハにピッカース硬度計を用いて亀裂を導入し、その亀裂先端を超高圧電子顕微鏡 (JEM-1300NEF) により観察した。厚さ 10 μm の試料から得られた EELS のエネルギーロス値は 200 eV から 3000 eV に渡って高範囲に広がっており、厚さ 0.1 μm 程度の試料で見られるゼロロスピークは消滅している。ここで EELS スペクトルの中で最大強度となるエネルギー損失量 1300 ± 40 eV の電子のみを Ω 型エネルギーフィルターを用いて選択し結像すると、非常にシャープな転位コントラストが得られた。本手法はこれまで透過電子顕微鏡観察が極めて困難であった厚い試料の下部組織観察を可能にするため、トモグラフィも合わせて適用する事などで今後の応用が期待される。



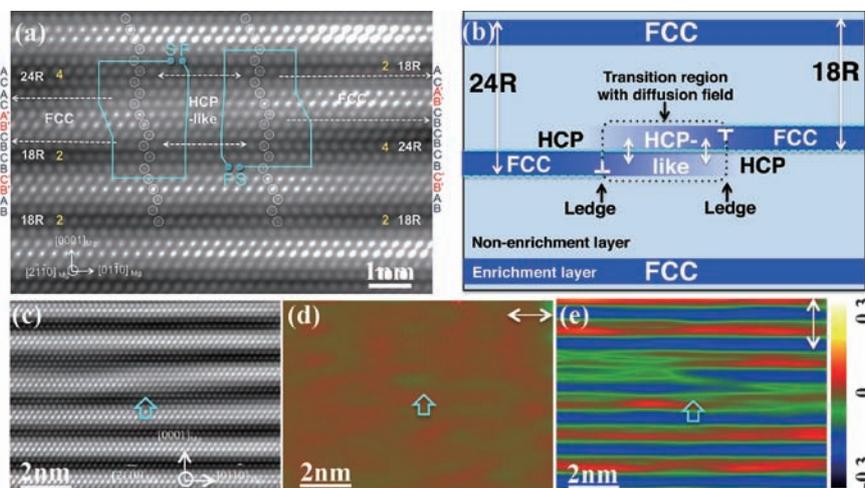
[第3部門] Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金 LPSO 相の微視的相変態過程

東北大学金属材料研究所 木口賢紀君 佐藤和久君 今野豊彦君
東北大学大学院工学研究科 新見健輔君 松永修平君

HAADF-STEM 観察と画像のピークペア解析により、Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金における LPSO 相の相変態過程を明らかにした⁽¹⁾。図(a)は Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金 LPSO 相の相変態挙動を捉えた HAADF-STEM 像である。この相変態の素過程は、2 層の濃化層が濃化元素の再分配を伴いながら 2 重のレジとして移動することにある(図(b))。各レジが Shockley 部分転位を伴って、Z² コントラストが弱く溶質濃度の低い HCP 型の遷移領域を形成する。その内部で、溶質元素の短範囲拡散により、濃化層が 2 層分面外方向に変位し、18R 型と 24R 型の間での積層周期の変化が起こる。ここで 1 層変位が起これば 18R 型から 14H 型へ直接的に変態が起こる。図(c)-(e)は、それぞれ遷移領域近傍の(c)HAADF-STEM 像とそのピークペア解析により算出した(d)面内方向および(e)面外方向の垂直歪みマップである。濃化層は、非濃化層に対して面内では整合、面外には相対的に 16% 収縮、遷移領域では 11% 収縮している。以上の結果は、LPSO 相の相変態は、組成的には溶質元素の再溶解→短範囲拡散→再濃化が、構造的には面外垂直歪みを伴って FCC → HCP → FCC という変化が、局所的な遷移領域を介して進行する Diffusional/Displacive 変態の一種であることを示している。

文 献

- (1) T. Kiguchi, Y. Ninomiya, K. Shimmi, K. Sato and T. J. Konno: Mater. Trans., 54(2013), 668-674.



[第4部門] 透明積層体への超高速衝突による動的破壊の実時間観察

法政大学大学院工学研究科 森口開理君 熊本大学パルスパワー科学研究所 川合伸明君

法政大学理工学部 新井和吉君 宇宙航空研究開発機構宇宙科学研究所 佐藤英一君

二段式軽ガス銃により、直径7mmのNylon66球を速度3.6km/sで80×80×30mmのポリカーボネート積層板側面に超高速衝突させ、生じた応力波の干渉による試料内部の積層界面に沿ったクラックの発生・進展を超高速ビデオカメラで実時間観察した。

Figure 1に衝突後の試料の外観写真を示し、Figure 2(a), (b)に積層板積層方向、積層板側面からの観察における配置を示す。

Figure 3(a), (b)はそれぞれの超高速衝突損傷過程の連続写真である。(a), (b)共に衝突軸方向へ進む球面状の圧縮波と、試料側面あるいは板面で反射した膨張波が観察される。(b)では16μsで、試料板面からの反射膨張波同士が干渉し、試料内部で剥離クラックが発生した瞬間が観察される。その瞬間の垂直方向からの様子が、(a)の18.5μsで観察できる。

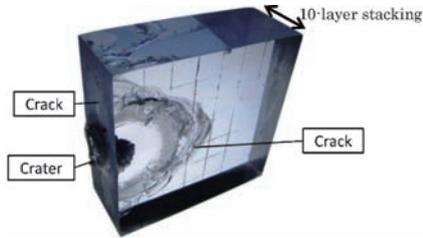


Figure 1 Sample (Vertical setting).

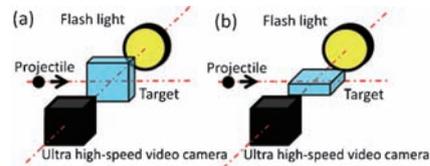


Figure 2 Experimental setup of (a) vertical and (b) horizontal setting.

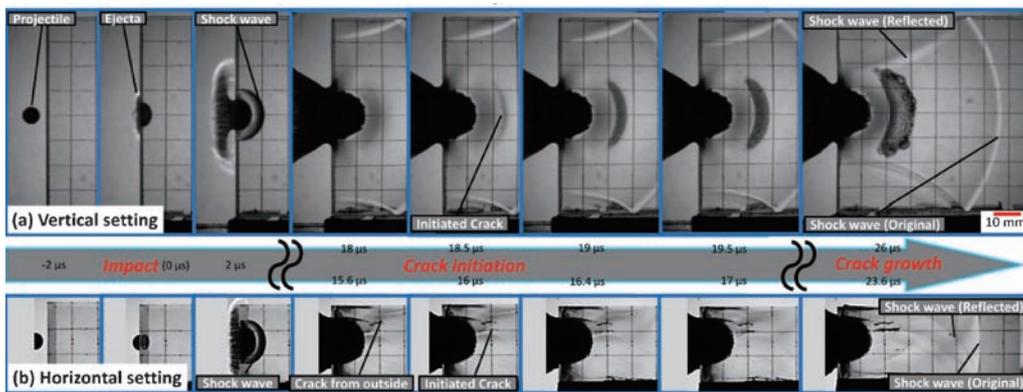


Figure 3 Successive pictures of shock-wave propagation and crack initiation and propagation.

第64回金属組織写真賞応募作品選評

本年度の応募は、1. 光学顕微鏡部門1件、2. 走査電子顕微鏡部門5件、3. 透過電子顕微鏡部門11件、4. 顕微鏡関連部門7件、合計24件であった。近年、応募件数は25件程度で推移しているが、本年度は、第2部門、第4部門への応募が大きく増加する一方、第1部門への応募が減少した。なお、本年度は、2013年度秋期講演大会において座長に優れた講演内容の発表者を推薦してもらい、本会より写真賞応募へ依頼を行った。また、合わせて優秀ポスター賞受賞者にも応募を依頼した。応募数の増加は見られなかったが、写真賞を浸透させるためにも継続的に応募を依頼していきたい。選考は例年のように2段審査方式とした。その結果、優秀賞2件(第1部門該当なし、第2,3部門各1件)と奨励賞5件(第2部門1件、第3部門3件、第4部門1件)が選出され、更に第3部門の優秀賞1件は、特に優れた作品として最優秀賞に選ばれた。

最優秀賞作品の「環状明視野STEM法によるMg基稠密構造中の格子間原子直接観察」は環状明視野STEM法を用い、Mg-Zn-Y合金中に見られるLPSO構造中の格子間Mg原子をとらえ、シミュレーションとの併用で弱いポテンシャルに対しても格子間原子の存在を明らかにできることを示した優れた作品である。優秀作品は第2部門の「液体急冷法により作製したSi/CrSi₂複合熱電材料のナノスケール共晶組織」である。本作品は、液体急冷法を用いて、非常に微細な共晶間隔を有するSi基ナノ構造高性能熱電材料を作製し、その微細組織を観察したものであり、教科書的な価値が高いと評価された。

奨励賞5作品のうち第2部門の「双晶粒界を含む双結晶マイクロサイズプラナーの変形挙動」は、再結晶させた無酸素銅から得た双結晶にナノインデンターを用いて単軸圧縮変形させ、すべり変形を観察しており、粒界をまたぐ塑性変形の力学特性を明確に捉

えた点が評価された。第3部門の「生体用Co-Cr-Mo合金の疲労変形における突出し・入り込み形成とひずみ誘起マルテンサイト変態」は、Co-Cr-Mo合金中のひずみ誘起マルテンサイト変態で生じるε-hcp相が塑性変形の中心的役割を担うことを丁寧に解析し、従来の定説を覆した点が評価された。第3部門の「膜厚10μmニアバルクSi単結晶中の転位観察」は、膜厚10μmのSiウエハに導入された亀裂を超高圧電子顕微鏡を用い、特定のエネルギー損失量の電子のみで結像させ、シャープな転位コントラストを得たもので、厚い試料の観察を可能とした技術的価値の高い作品である。第3部門の「Mg₉₇Zn₁Y₂合金LPSO相の微視的相変態過程」は、時効により相変態する微視的機構を直接観察することに成功するとともに、HAADF-SEM像の歪みから、遷移領域での積層-組成-歪みのシンクロ性を明らかにした学術的価値の高い作品である。第4部門の「透明積層体への超高速衝突による動的破壊の実時間観察」は、ナイロン球をポリカーボネート板側面に超高速衝突させた際に、衝撃波の干渉を利用し、材料内部でのクラック発生・進展挙動を直接観察したものであり、クラック発生から進展に至る一連の挙動を明らかにした点が評価された。

今回も力作ぞろいであり、賞の選定には苦労した。特に、奨励賞に漏れた作品の中には、学術的に高い価値の作品も含まれていたが、写真の組み方や説明の方法などに工夫が必要であると感じた。また、優れた顕微鏡装置を利用した作品が多かった。講演大会等では、汎用の装置を用いた本賞にふさわしい研究成果も多く見られるため、講演大会での座長等からの推薦の制度をより活性化していくなどの方法で、応募作品の裾野を広げていく努力が必要である。

金属組織写真賞委員会委員長 佐々木 元(広島大学)

◇日本金属学会各賞の概要◇（英語表記はホームページ：[表彰関係](#)をご覧ください。）

学会賞	金属に関する学理または技術の進歩発達に顕著な貢献をした国際的学者に対する授賞。
学術功労賞	本会の学術事業に多年にわたり貢献したものに対する授賞。
技術賞	工業技術の改良進歩に貢献した現場技術者に対する授賞。
金属組織写真賞	学術上または技術上有益な組織写真に対する授賞。 1. 光学顕微鏡部門 2. 走査電子顕微鏡部門(分析, EBSD等を含む) 3. 透過電子顕微鏡部門(STEM, 分析等を含む) 4. 顕微鏡関連部門(FIM, APFIM, AFM, X線CT等)
研究技術功労賞	学校, 研究所, 工場において, 多年にわたり卓越した技術により金属の試験および研究上欠くべからざる装置の製作, 試料調整, 測定および分析などを通じて他の方々の研究成果に大いに貢献し, しかも研究論文などに協力者として名前も出ないいわゆる「かけの功労者」に対して授賞する。 対象: 授賞時に満50歳以上で通算30年以上実務に従事した方。
功績賞	金属学または金属工業技術の進歩発達に寄与する有益な論文を発表したもので, 将来を約束されるような新進気鋭の研究者, 技術者に対する授賞 対象: 工業技術部門を除いて満45歳以下(4月1日時点)の方。
谷川・ハリス賞	この賞は, 次の各号に該当する優れた研究業績で高温における金属学の基礎的分野または工業技術分野の発展に貢献することが大であると認められた方に授賞する。 (1) 鉄鋼, 非鉄等金属の製錬 (2) 金属材料の熱処理に関連する研究 (3) 金属及び非金属の耐熱材料に関する研究 (4) その他高温における金属学に関する工業的あるいは基礎的研究。 賞の授賞対象となる業績は研究成果の頂点又は集積のいずれでもよい。
増本量賞	「機能材料」分野で卓越した新素材の発明発見ならびに貴重な研究業績を残され, 同分野に関する学理または技術の進歩発展に貢献したものに授賞する。
若手講演論文賞	会誌, Materials Transactionsに掲載された学術上または技術上特に優秀な論文で, 年齢35歳以下の春秋一般講演発表者およびポスター発表者に限定する。
優秀ポスター賞	ポスターセッション発表者を対象に, 優秀なポスターおよび発表者に対して授賞する。本賞の贈呈は各大学, 研究所に委託しこれを行う。
奨学賞	材料工学ならびにその周辺の関連分野において, 「日本金属学会・日本鉄鋼協会奨学賞規程」に定める学科の当該年度の卒業生で人格, 学業ともに優秀な者に対する授賞。



日本金属学会金属組織写真賞展示会風景(2014年3月21日~23日展示).
次回も多くの応募作品を期待します。



形状記憶合金の基礎研究と材料開発*

宮崎 修一**

1. はじめに

著者が博士課程修了後、形状記憶合金の研究に従事してから35年になる。その間に研究対象としてきた主な材料は、Cu系及びTi-Ni系形状記憶・超弾性合金、高温域で利用可能なTi-Ni系とTi-Ta系の高温形状記憶合金、ミクロな領域に应用展開できるスパッタ薄膜形状記憶合金、Niを含まない生体に安全な β チタン超弾性合金、高強度・低ヤング率・軽量チタン基合金である。本稿では、著者が主として行ってきた形状記憶合金全般について概説する。また、最後の部分で、博士課程修了前までの研究のルーツについても触れたい。

2. 形状記憶合金について

まず、著者の研究に関わりのある形状記憶合金の背景について述べてみる。形状記憶合金はこれまでに、Au系、Ag系、Ni系、Cu系、Ti-Ni系、In系、Fe系、 β Ti系等数多く発見されてきた。これらの内、前の5つは規則構造を持ち、後の3つは不規則構造をとる。形状記憶効果と超弾性の特性が安定しているものは規則格子を持つものが多い。代表例は、母相がD0₃構造のCu-Al-Ni合金である。単位胞がBCC構造の8倍であるため転位のバーガースベクトルも大きく、すべり変形が起きにくい。このため、塑性変形が容易に起こらず、変形は結晶学的に可逆なマルテンサイト変態のみにより行われる結果、形状回復が安定して起こる。このような合金では、変態温度、回復歪み等の基本特性は、冷却速度の効果を除けば内部組織には依らず合金組成により決まる。理由は、中間温度域での相分離を抑えるため高温の単相域から急冷した溶体化処理材であるためである。これらの形状記憶合金は、転位が動きにくいいため安定した形状回復が可

能であるが、加工性が悪いいため実用化が困難である。

一方、規則構造を有する場合でも、母相がB2構造のTi-Ni合金は、比較的加工性が良く数十%の冷間加工が可能である。その結果として、溶体化処理材では形状回復が不十分である。しかし、この合金は他の多くの形状記憶合金とは異なり、冷間加工後に溶体化処理せずに中間温度域で焼鈍処理をしても形状回復が可能であり、むしろ特性が格段に改善できる⁽¹⁾⁽²⁾。この時の内部組織には、冷間加工時に導入された高密度の転位が、焼鈍中の回復により歪みエネルギーを低減した再配列組織と、合金組成によっては微細な析出物も含まれる。これらの強固な内部組織は、それぞれ加工硬化と析出硬化の機構で転位の動きを抑えるため、形状回復が安定して起こる。その結果、数千億円の市場を形成している形状記憶合金の95%以上はTi-Ni系合金である。

Ti-Ni系合金の応用は、工業と医療のほとんどの産業分野に及ぶが、最近では医療分野への応用が70%以上にも拡大している⁽²⁾。医療分野での有用性は超弾性であり、歯列矯正ワイヤ、医療ガイドワイヤ、ステント等として多用されている⁽³⁾⁽⁴⁾。Ti-Ni系合金は医療応用として人体にも安全に使われているが、Niを含まない医療用 β チタン形状記憶・超弾性合金の開発が望まれている⁽⁵⁾。この β チタン合金は、約10年前から、著者らのグループの主要テーマとなっている。

3. Cu-Al-Ni合金の粒界破壊

形状記憶合金の研究として最初に手掛けたテーマは、Cu-Al-Ni合金の粒界破壊の原因究明と対策であった。素材費で比べるとCu系合金はTi-Ni合金よりも安いいため、実用化が望まれた訳である。多結晶状態では、Ti-Ni合金は50%歪みの変形後にディンプルパターン破面の延性破壊をするのに対して、Cu-Al-Ni合金は数%の歪みで粒界破壊により破断する⁽⁶⁾。

* 2014年3月21日、東京工業大学大岡山キャンパスにおける本会第154回春期講演大会において講演

** 筑波大学教授；大学院数理物質科学研究科(〒305-8573 つくば市天王台1-1-1)

Basic Research and Development of Shape Memory Alloys; Shuichi Miyazaki (Division of Materials Science, University of Tsukuba, Tsukuba)

Keywords: *shape memory effect, superelasticity, martensitic transformation, microstructure, Ti-Ni alloys, Ti alloys*

2013年12月9日受理[doi:10.2320/materia.53.197]

Cu-Al-Ni 合金の粒界破壊の原因としては、粒界における変態歪みと弾性歪みの食い違いが考えられる。この合金の弾性異方性 ($A = 2c_{11}/(c_{12} - c_{44})$) が13と非常に大きいために、粒界面上での弾性歪みの整合性を保つためにも大きな応力集中が生じ得る。因みに、Ti-Ni 合金の A は2と小さい。表1のように、引張軸に垂直な粒界における歪みの整合性を調整したCu-14.6Al-4.0Ni (mass %) 双結晶を用意した⁽⁷⁾⁽⁸⁾。二つの構成結晶の方位を種々組み合わせることで、以下のような特徴を持つ4つの型に分類できる。(a)弾性異方性により粒界に応力集中の生ずる非対称双結晶1, (b)同じく弾性的に応力集中が生じるが方位関係を変えた非対称双結晶2, 3, (c)非対称双結晶ではあるが弾性的には応力集中の生じない方位関係を持った非対称双結晶4, (d)弾性的にも変態後も粒界に応力集中の生じない対称双結晶1, 2である。

構成結晶の弾性歪み差が最も大きい非対称双結晶1では、溶体化処理後の焼入れ時の熱応力により、焼入れ中に粒界破壊した。これよりも弾性歪み差の小さい非対称双結晶2, 3では焼入れ時には破壊せず、応力-歪み曲線の弾性域で粒界破壊した。非対称双結晶4は弾性域では破壊せず、弾性変形を終了した後、変態中に粒界破壊した。破壊応力は変形温度と組成に対して変態誘起応力と同様の依存性を示し、マルテンサイト晶が粒界に達した場所で破壊が発生し、粒界上を進展することが確認できた。一方、対称双結晶1と2は、構成結晶の[001]軸を引張軸から[010]方向にそれぞれ互いに10°と20°対称に傾けたものである。いずれも構成結晶の方位を持つ単結晶と同じ応力-歪み曲線を示し、20%もの変形後600 MPa以上の応力で粒内破壊した。

以上の結果、粒界は必ずしも脆くなく、粒界破壊の原因が変態歪みと弾性歪みの大きな異方性が原因であることを明らかにした。同時に、いずれの歪みも結晶粒界で食い違いを示さない対称粒界や特殊な方位関係の粒界の場合には、粒界破壊は起こらず、単結晶と同じく極めて安定な形状記憶効果を示すことが明らかになった。その結果、細粒化と集合組織化により粒界破壊を抑えることが可能であることを示した。このような双結晶による研究を行うことは、著者が結晶塑性を専門とする研究室育ちであることが奏功したものと思う。

表1 Cu-Al-Ni 合金双結晶の粒界の性格と破壊挙動.

	(a)	(b)	(c)	(d)
試料の種類	非対称1	非対称2,3	非対称4	対称1,2
破壊挙動	焼入れ時に粒界破壊	弾性変形中に粒界破壊	変態進行中に粒界破壊	塑性変形後に粒内破壊
弾性歪みの整合性	×	×	○	○
変態歪みの整合性	×	×	×	○

○：応力集中を生ずることなく粒界面上で歪みは適合条件を満たす。
 ×：粒界面上で歪みの適合条件を満たすためには応力集中が生ずる。

4. Ti-Ni 系合金

Ti-Ni 合金の研究で著者が関わってきた時間経過を図1に示す。Ti-Ni 合金で形状記憶効果(SME)が発見されたのは、米国海軍兵器研究所(Naval Ordnance Laboratory)における1961年のことであり、この発見の詳しい経緯については他に書かれているのでそちらに譲る⁽²⁾⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。この発見の最初の論文発表は、1963年のことである⁽¹²⁾。

(1) Ti-Ni 合金研究の開始

著者がマルテンサイト変態の研究を始めて2年目の1980年から、Ti-Ni 合金の研究を始めた。この時点でも、まだマルテンサイト変態に染まっておらず、結晶塑性のセンスで研究を進めたように思う。結晶塑性の分野における材料の強化法の基本は、中間温度で熱処理を施し加工組織や時効組織を利用した組織制御を行うことである。マルテンサイト変態の溶体化急冷処理の鉄則を無視して、熱処理もあらゆる条件を試してみた。その結果、組織制御の可能な中間温度で熱処理を行っても、Ti-Ni 合金の形状記憶効果が損なわれず、むしろ安定度が格段に増すことを見出し、図1にあるように1981年に超弾性(SE)を実現し、翌年、組織と特性の関係を明らかにした⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。この成果を起点にして、Ti-Ni 合金の形状記憶特性が、合金組成の他に内部組織に極めて敏感である事を明らかにし、形状記憶特性を飛躍的に改善するための組織制御の方法を確立した⁽¹⁵⁾。この研究成果は、1982年に「Ti-Ni 系超弾性材料の製造方法」として特許出願され、登録された⁽¹⁶⁾。これは、現在世界中で供給されているTi-Ni 系形状記憶合金製造法である加工熱処理の基本技術である。

この技術を用いて、表2の年表に示されるように形状記憶効果と超弾性を用いた応用製品が100種類以上も現れることになり、図1のように応用製品の市場が2002年に2000億円、2004年に6000億円と見積られるまでに成長した⁽²⁾。表2の年表を見て、実用化が進展したのは、Ti-Ni 合金の材料特許が1980年を過ぎて切れたためだという皮肉な見方もあ

Ti-Ni系形状記憶・超弾性合金の開発と実用化の流れ

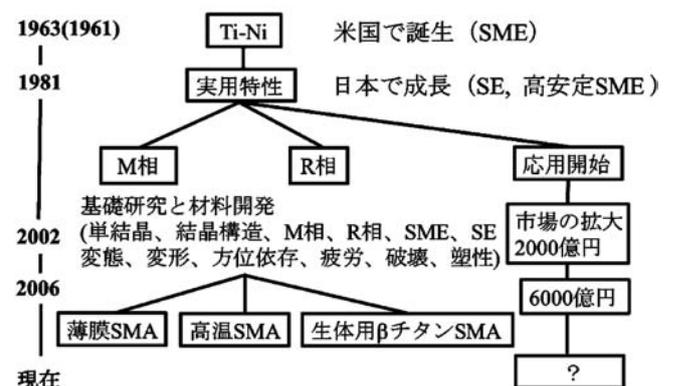


図1 Ti-Ni 合金の研究と応用の流れ.

表2 材料開発と応用製品の年表.

	1950	1960	1970	1980	1985	1990	1995	1996	1997	1998	1999	2000
材料	○ Au-Cd (形状記憶)			● Ti-Ni (超弾性、安定形状記憶: 筑波大)						● 実用高温形状記憶 (筑波大)		● 生体用チタン形状記憶 (筑波大)
形状記憶		○ In-Tl (形状記憶)		○ Ti-Ni (形状記憶、米海軍兵器研究所)		● スパッタ薄膜 (筑波大、NIMS)						
超弾性				○ 眼鏡リム	○ ガードル	○ プラジヤー	○ U字ブラ	○ 眼鏡フレーム	○ ガイドワイヤ	○ ヘッドフォン	○ 携帯電話アンテナ	○ シリッジ

古河テクノマテリアル資料に加筆修正

る。しかし、1981年の超弾性実現とそれに伴う形状記憶特性の安定化が行われて、初めて実用レベルでの特性が利用できるようになったことが鍵である。その証拠に、表2で応用製品のほとんどは完全な形状記憶効果と超弾性を何度も利用するものであり、いずれも組織制御による特性改善なくしては不可能である。20年後に材料特許が切れただけで、実用化が開花するならば、何千もの機能材料が実用化されているはずである。実用化されている機能材料は実用レベルの特性が実現できたほんの一握りである。形状記憶合金を見ても、数十の合金が発見されてきたが、95%以上の応用はTi-Ni合金を用いたものである。材料特許が切れる時期と実用レベルの特性開発が偶然重なっただけで、特性改善がそれ以前でも以後でも、それに連動して応用製品の市場拡大時期はずれていたと思う。

内部組織と関連して、印象に残る会話を米国のレイケム社の技術者と行ったことがある。この会社は1980年以前から、Ti-Ni合金の形状記憶効果をパイプ継手に応用していた。潜水艦やジェット戦闘機の油圧系統のパイプを締結するための継手で軍用品として用いられた。この応用は100%の形状回復が利用できなくても可能で、しかも一度だけの形状回復の利用であるため、繰返し利用するための安定性も要求されないものであった。彼らは変態温度の調整には第三元素の添加が必要として、先行研究を進めていた。Ti-Ni二元系でも内部組織の調整だけで、形状記憶特性に加えて変態温度も変わることを知って、それまで思ってもいなかったことだと著者の研究成果を評価して頂いた。これは1985年にレイケム社で講演を行ったときのことである。

内部組織と機能の関係が明らかになってから、R相(菱面体相)変態とマルテンサイト変態が独立した1次の相変態であることも分かってきた⁽¹⁷⁾。さらに、R相変態の出現条件が明らかになった結果、両相変態を区別して研究できるようになり、その後の約20年間でTi-Ni合金の基礎が確立された⁽¹⁾⁽²⁾。そのような基礎的知見には、(a)超弾性の発現と極めて安定した形状記憶特性のための加工熱処理法の確立⁽¹⁴⁾、

(b) R相変態の出現条件の解明⁽¹⁷⁾、(c)歪み焼鈍法により作製した単結晶を用いて、マルテンサイト相の結晶構造の決定⁽¹⁸⁾、(d)変態に伴う結晶学的知見(晶癖面、M相と母相の方位関係、変態歪みの方位依存性等)を実験的に解明⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾、(e)形状記憶効果の機構を解明⁽²²⁾、(f) R相変態についてもマルテンサイト変態と同様の結晶学的知見を確立⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾、(g) Ti₃Ni₄析出組織と機能特性の関係⁽¹⁴⁾⁽¹⁷⁾⁽²⁶⁾⁻⁽²⁸⁾、(h)疲労特性の解明⁽¹⁵⁾⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾等がある。これらについては、功績賞を頂いた時と本多記念講演を行った時に、解説として本会報「まてりあ」にまとめているのでそちらに譲りたい。それぞれの内容は、著者が行ってきたTi-Ni系合金の全般的な解説⁽¹⁾とR相変態に焦点を当て研究と開発の経緯を解説⁽²⁾したものであり、本稿と併せてご覧頂くと、著者の形状記憶合金に関する研究全体が概観できる。

これらの基礎が確立して実用化が進んだ後も、応用の現場からは各種特性の要求が出てくる。それらには、図1に示すように、高温形状記憶合金、薄膜形状記憶合金および生体用βチタン形状記憶合金があり、1990年代に入ってから著者らが精力的に進めてきた研究テーマである。それぞれの材料の開発については以下に順次説明する。

(2) 高温形状記憶合金

100°C以上の温度での形状記憶合金利用の必要性は、自動車、家電製品、発電関連、航空宇宙関連等で多くある。しかし、現在までの形状記憶合金の応用製品は、全て80°C以下の温度範囲に限定されている。その理由は、Ti-Ni合金の変態温度を上げるためのAu, Pd, Pt等の貴金属元素かZrやHfを添加すると、加工性が悪く、線材や板材への加工が困難なためである。著者らは、貴金属を含まないTi-Ni-(Zr,Hf)-Nb合金で加工性の良好な合金開発が可能であることを実証し、Ti-Ni-Pd-Cu合金で500°Cを超える高温でも安定した特性を示す新たな合金を開発した。それらについて、以下に紹介する。

Ti-49.5Ni-15Zr (mol% : 以下断らない場合はこの単位を使用)にNbを添加した合金の冷間加工性を評価した結果を図2に示す。破断した時点の圧延率をNb添加量に対してプロットしている。10%以上のNb添加材においては80%の加工を行っても破断することなく、良好な冷間加工性を示すことが可能となった。一方、Nb添加により変態温度が低下することも図2から分かる。Nb添加量が10~25%の範囲の組成で、変態温度が100°C以上を示すと共に80%以上の冷間加工性を示している。加工可能で100°C以上の温度で使用できる実用高温形状記憶合金が見出されたことになる。Ti-Ni-Hfでもほぼ同じNb濃度依存性を確認している。Nb添加による加工性改善の理由は、図3の走査型電子顕微鏡写真を見ると理解できる⁽³¹⁾。分散析出した白い領域がNbを多量に含む柔らかい体心立方晶のβ相であり、加工時の塑性変形を担うと共に、圧延時に黒いマトリックス部に例え割れが入っても、進展を阻止する効果がある。図3(b)に示すように、Nbが15%で共晶組成になり、試料全領域に渡って、微細な

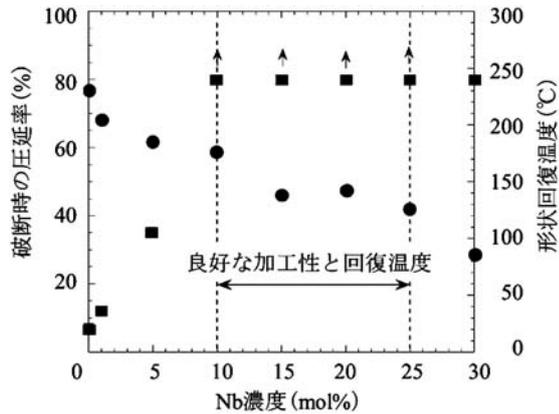


図2 Ti-Ni-Zr合金の加工性(■)と形状回復温度(●)に及ぼすNb濃度の効果。

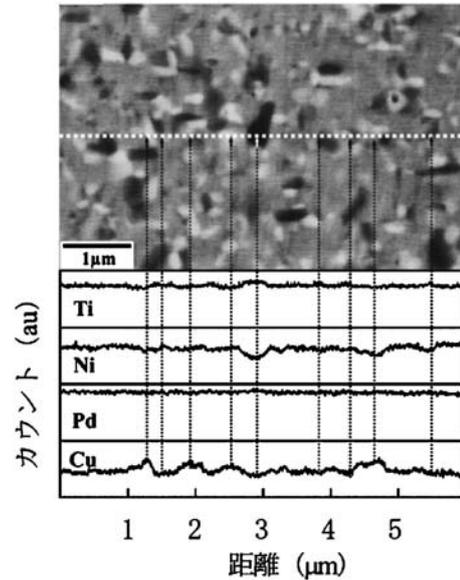


図4 Ti-15Ni-25Pd-10Cu合金の黒と白の析出物のSEM像とEPMA線分析結果。

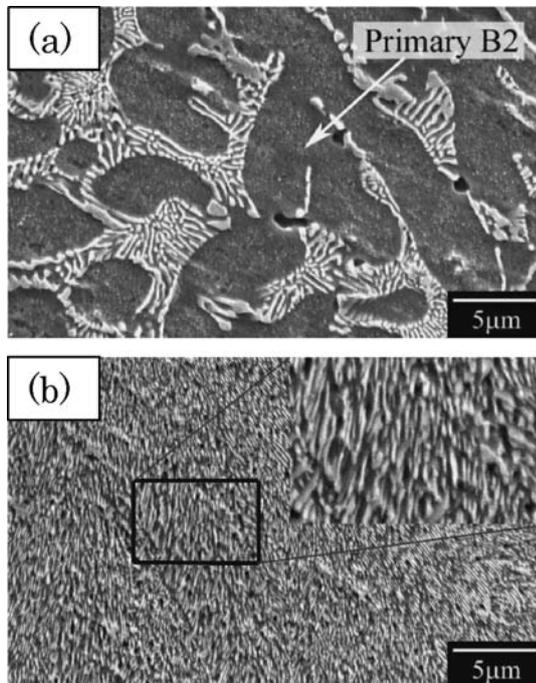


図3 (a) Ti-49.5Ni-15Hf-10Nbと(b) Ti-49.5Ni-15Hf-15Nbの内部組織。

共晶組織で占められ、最良の加工能を示した。

他のTi-Ni系高温形状記憶合金としては、Ti-Ni-Pd-Cu合金がある。この合金には予想外の2つの析出物が現れたことが材料開発に繋がった⁽³²⁾⁽³³⁾。これらの析出物は、溶体化処理後に中間温度で時効しても現れないため、全く知られていなかったものである。冷間加工を行い多量の転位組織がある時にだけ、図4の反射電子SEM像に示すような白と黒の微細な析出物が現れる。写真の下には、EPMAによる線分析結果を示している。原子番号の大きい元素は電子強度が強いため白く見え、原子番号の小さい元素は強度が弱く黒く見える。白い析出物にはCuが多くNiが少なくTiも減少しており、黒い析出物にはCuとNiが少なくTiが増えている。分析の結果、白い析出物はTiPdCuで、黒い析出物は

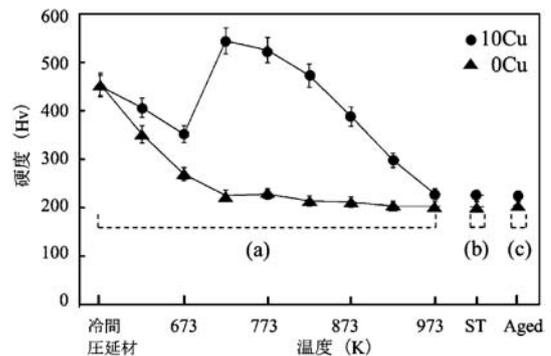


図5 Ti-15Ni-25Pd合金とTi-15Ni-25Pd-10Cu合金の硬度測定結果。

Ti₂Pdであることが分かった。図5には、Ti-25Ni-25Pd合金とTi-15Ni-25Pd-10Cu合金の硬度と熱処理温度の関係を示している。(a)として示した部分は、両合金を40%の冷間加工後に各温度で焼鈍したときの硬度を示しており、10Cu添加材は723 Kから873 Kの範囲で微細な析出物が形成され硬度が高い。比較として、(b)に溶体化処理材、(c)に溶体化処理後に773 Kで時効処理を施した試料の硬度を示すが、いずれも低い。このことは、転位のない状態では2つの析出物は形成されないことを示している。焼鈍材に形成される2つの析出物が安定に存在する723 Kから873 Kの温度範囲では、転位組織は安定ではなく加工硬化機構に頼れない。しかし、析出硬化機構で安定な形状記憶効果が873 Kまで利用できることを示しており、高温形状記憶合金の使用温度範囲を上昇できることになった。

(3) 薄膜形状記憶合金

Ti-Ni形状記憶合金は、500 MPaの応力を発生し5%の歪

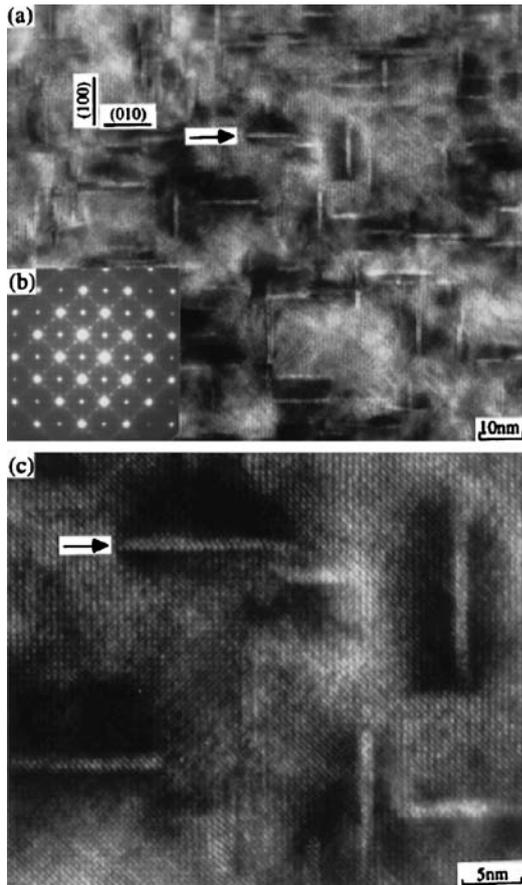


図6 Ti-48.2Ni 合金薄膜に形成された板状析出物の高分解能像。

みを回復する。これらは他のアクチュエータ材料と比べてい
 ずれも一桁以上大きいため、仕事量に換算すると二桁以上大
 きい。この材料の厚さをミクロンオーダーにできれば、最も
 強力で大変位を発生するマイクロアクチュエータ材料として
 有望であり、スパッタ法による薄膜作製を1990年からマイ
 クロマシン分野の研究者が始めた⁽³⁴⁾。しかし、溶解法とは
 異なるスパッタ法で材料を作るということは、新しい材料を
 作るに等しいことでもあり、特性が出ない状況であった。そ
 こで、著者らは材料の専門家として2年遅れで参入した。
 その結果、図6に示すスパッタ薄膜固有の板状析出物を含む
 内部組織の発見等を通じて、溶解法で作ったバルク材と同等
 の形状記憶・超弾性特性を実現した⁽³⁵⁾⁻⁽⁴³⁾。続いて、Ti-Ni
 系合金薄膜を用いてダイアフラム型マイクロアクチュエータ
 を作製し通電加熱方式で動かしたところ、図7に示すような
 応答性を示した。1 Hzのときの最大変位振幅を基準にして
 みると、Ti-Ni二元系では、周波数が高くなる程、最大変位
 振幅は減少した。当初期待していた100 Hzではほとんど作
 動しないことになった。マルテンサイト変態温度を上げれば
 冷却が高温側で行われるため、アクチュエータ駆動のための
 冷却速度を高めることが期待できる。そこで、Pdを添加し
 て二元系よりも80 K高い高温で駆動するアクチュエータを
 作製すると、図7のように100 Hzの駆動速度でも1 Hzの

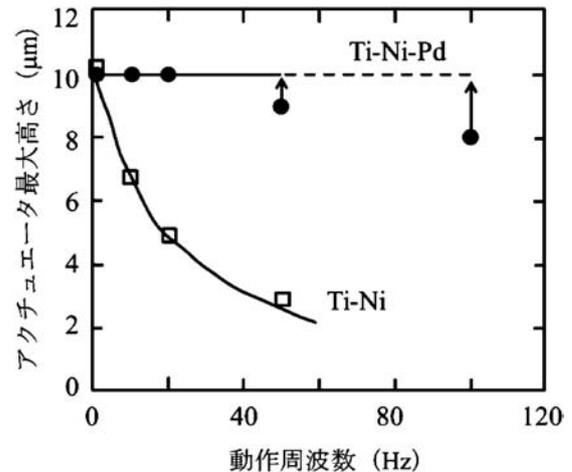


図7 Ti-Ni 合金薄膜と Ti-Ni-Pd 合金薄膜のアクチュエータ最大高さと同波数の関係。

時の最大変位振幅の80%を示し、応答性の高い薄膜の開発
 ができた。その後、Ti-Ni-Cu合金のマルテンサイト変態や
 Ti-Ni合金のR相変態を利用することで100 Hzでも1 Hz
 の時と同じ最大変位振幅を示すアクチュエータが作製でき
 た⁽⁴¹⁾⁽⁴³⁾。その結果、強力大变位のマイクロアクチュエータ
 材料が開発できたことになる。各種アクチュエータの作製は
 著者の手から離れた仕事になり、応用はマイクロアクチュエ
 ータ分野の研究者に期待する⁽⁴⁴⁾。

5. βチタン合金

チタン合金の構造材料としての研究の歴史は長く、αチタ
 ン合金、α+β二相合金、βチタン合金が開発されてきた。
 その中で、βチタン合金は低ヤング率生体材料としての応用
 を目指した研究が盛んに行われてきた⁽⁴⁵⁾。この流れから、
 2%もの非線形弾性変形を示すゴムメタルの開発も行われて
 いる⁽⁴⁶⁾。しかし、マルテンサイト変態を基礎にして、形状
 記憶効果と超弾性を示すチタン合金を、生体材料として本格
 的に研究することが始まったのは約10年前である。著者ら
 もこの10年間にマルテンサイト変態とオメガ相変態に関す
 る基礎研究を進め、添加元素の種類や濃度の調整により、内
 部組織を制御する方法等を集中的に研究してきた⁽⁴⁷⁾⁻⁽⁶⁰⁾。
 内部組織には、マルテンサイト兄弟晶の配列状態の他に、数
 原子層のオメガ相の析出、侵入型原子によるナノドメイン形
 成、置換型原子による格子定数変化、結晶方位の制御による
 集合組織形成等があり、原子サイズから結晶粒サイズまでの
 マルチスケールの組織制御と機能改善を進め、以下のような
 研究成果に繋がっている。

(1) マルテンサイト変態

母相(β相)とマルテンサイト相(α'相)の結晶構造は、図8
 に示すようにそれぞれBCCと斜方晶であり、格子対応は、
 以下のように表せる⁽⁴⁸⁾。

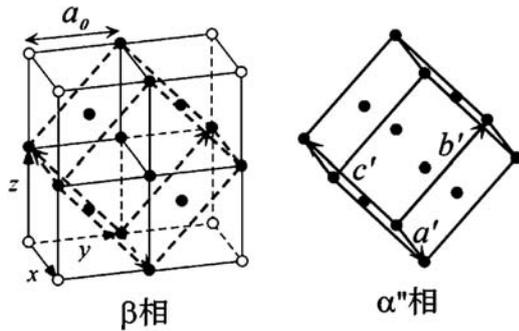


図8 チタン合金の母相(β)とマルテンサイト相(α')の結晶構造.

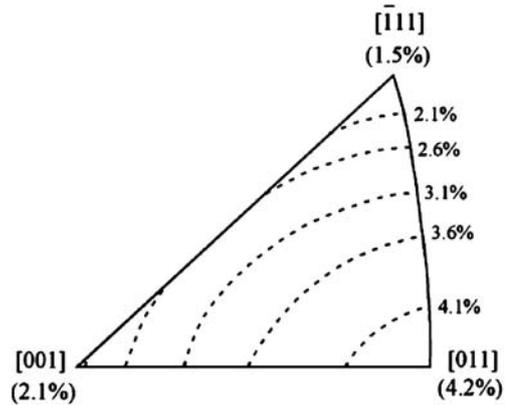


図10 Ti-22Nb合金のマルテンサイト変態歪みの方位依存性.

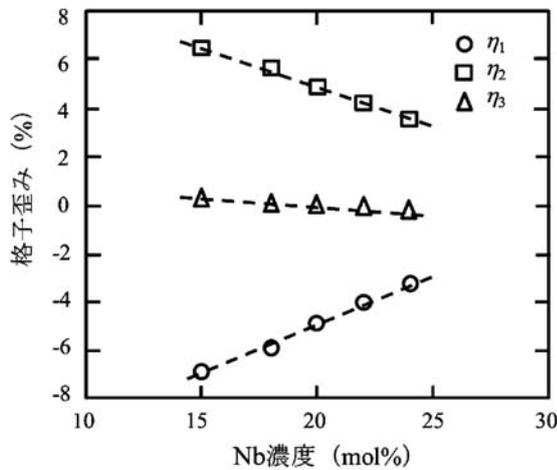


図9 マルテンサイト変態による格子変形の3主軸の格子変形.

$$[100]_{\alpha'} - [100]_{\beta}, [010]_{\alpha'} - [011]_{\beta}, [001]_{\alpha'} - [0\bar{1}1]_{\beta}$$

Ti-(15-24)Nb合金の格子定数から割り出した、マルテンサイト相の変態に伴う変形の3つの主軸の歪み η_1 , η_2 , η_3 を図9に示す。それぞれマルテンサイト相の a' , b' , c' 軸に対応する。このことから、 a' 軸は収縮し b' 軸は膨張し、 c' 軸はほとんど変形しないことが分かる。このような格子変形は、 $(\bar{2}11)_{\beta}$ 面で $[111]_{\beta}$ 方向のせん断変形と同等である。マルテンサイト相の構造にするには、さらに $(0\bar{1}1)_{\beta}$ 面を一層置きに $[011]_{\beta}$ 方向へシャフルさせることが必要である。

上述のマルテンサイト変態による格子変形は、母相の座標で表すと以下のマトリックス \mathbf{T} で表せる。

$$\mathbf{T} = \begin{bmatrix} a'/a_0 & 0 & 0 \\ 0 & (b'+c')/2\sqrt{2}a_0 & (b'-c')/2\sqrt{2}a_0 \\ 0 & (b'-c')/2\sqrt{2}a_0 & (b'+c')/2\sqrt{2}a_0 \end{bmatrix}$$

母相の座標中で任意のベクトル \mathbf{x} を上記の格子変形マトリックス \mathbf{T} で変形させると、変態後のベクトル $\mathbf{x}'(=\mathbf{T}\mathbf{x})$ が求まる。これらを用いると、 \mathbf{x} 方向の変態歪み ε が $(|\mathbf{x}'|-|\mathbf{x}|)/|\mathbf{x}|$ と求まる。Ti-22Nb合金に適用すると、変態歪みの方位依存性は図10で表せ、 $[011]_{\beta}$ 方向で最大の変態歪み4.2%が得られることを示している。しかし、室温で超弾性が現れるTi-26Nb合金では2.5%と小さい⁽⁴⁸⁾。形状回復歪みを大きく

するためには、後述のように、格子変形による歪みを大きくするための添加元素の効果を調べることで、 $[011]_{\beta}$ 方向が圧延方向(RD)に高密度に分布するような集合組織形成が必要になる。

(2) 集合組織

Ti-22Nb-6Ta合金に冷間で95%以上の圧延加工を施すと、加工集合組織が明瞭に形成する。得られた集合組織は、 $\{001\}\langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta}$ である。一方、圧延材を1173 Kで1.8 ksの条件で熱処理すると、 $\{112\}\langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta}$ の再結晶集合組織が得られる。これらの集合組織は、RDに $\langle 011 \rangle_{\beta}$ 方位の密度が最大であり、変態歪みを有効に取り出せる特性を示している⁽⁴⁷⁾。その後の研究で、集合組織の形成には、添加元素の種類と濃度が影響することが分かってきた。この効果には、母相とマルテンサイト相の格子定数の変化により変形様式が変わることも関係している。さらに β チタン合金の母相が通常のBCC構造には現れない $\{332\}_{\beta}$ 双晶変形を示す等の多様な変形様式を理解することで、集合組織形成機構の理解につながってきている⁽⁶¹⁾。

(3) オメガ相

オメガ相には2種類あり、時効で現れる熱的オメガ相と冷却すると現れる非熱的オメガ相がある。熱的オメガ相はTiが多く、添加元素のNbが少ない組成である。このため、熱的オメガ相が形成されると、マトリックスのNbが増えることで M_s が低下することと、マルテンサイト変態の歪み場形成に抵抗になるため M_s が下がることになる。一方、非熱的オメガ相は、冷却すると無拡散の熱弾性型相変態として現れ、組成は母相と変わらず、冷却と共に増加する。このような場合には、冷却と共に M_s が低下し、マルテンサイト変態誘起応力が温度低下と共に上昇する特異な現象につながる⁽⁵⁷⁾。これについては次節で述べる。

熱的オメガ相が形成され易い時効温度を調べた結果が、図11である⁽⁴⁸⁾。Ti-26Nb合金の(a)溶体化処理材に(b)473 K、(c)573 K、(d)673 Kおよび(e)873 Kで1時間時効し

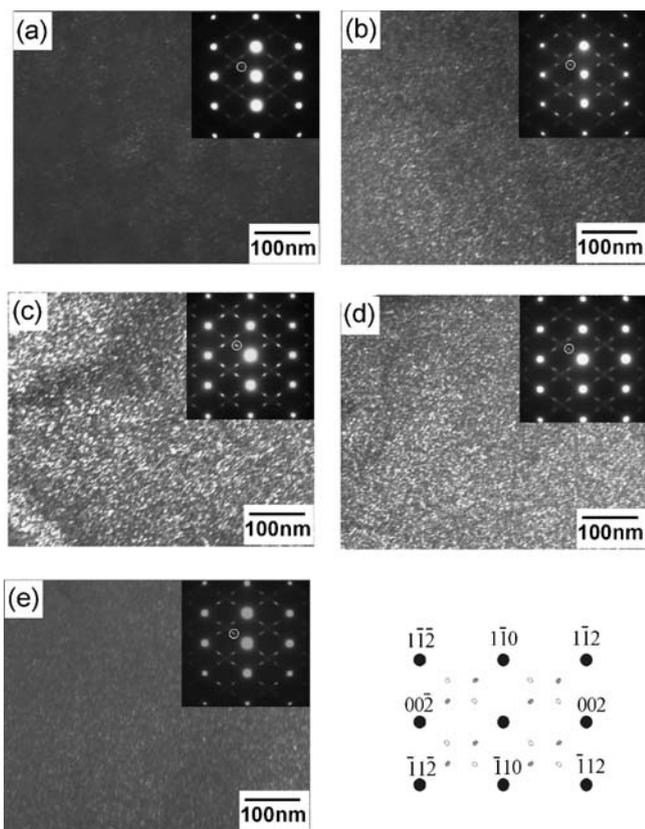


図11 Ti-26Nb合金の(a)溶体化処理材, (b) 473 K, (c) 573 K, (d) 673 K, (e) 873 Kで1時間の時効処理材に形成されたオメガ相の暗視野像.

た試料の熱的オメガ相の暗視野像が示されており, 573 Kで熱的オメガ相が形成され易いことが分かる. 図12は, この試料の高分解能像であり, オメガ相と β 相(母相)は以下の方位関係を有していることが分かる: $[0001]_{\omega} // [111]_{\beta}$, $[\bar{1}01\bar{1}]_{\omega} // [\bar{1}10]_{\beta}$ および $[\bar{1}2\bar{1}0]_{\omega} // [110]_{\beta}$. これは, オメガ相の(0001) $_{\omega}$ 面が β 相の4つの $\{111\}_{\beta}$ に平行であり, 4つのオメガ相バリエーションがあることを示す. 一方, 面間距離 d には以下の関係がある: $d_{(0001)_{\omega}} = 3d_{(222)_{\beta}} = \sqrt{3}a_{\beta}/2$. これは, オメガ相は β 相の3つの $\{111\}_{\beta}$ 面の内, 2つが合体した六方晶であることを示している. しかし, 一般には, オメガ相は2つの面が近づいているが合体していない三方晶であることも多い.

(4) 添加元素の効果

置換型添加元素には, β 相を安定化する Nb, Mo, Ta 等と α 相を安定化する Alがある. 侵入型元素の O や N も α 相安定化元素である. いずれでもない元素として Sn や Zr がある. いずれの元素も, 特性に密接に関わるので重要な元素である.

チタン形状記憶合金は生体材料としての利用が念頭にあるので, 基本的には室温または体温で超弾性を示すことが望まれる. このためには, M_s 温度が室温よりも多少低いことが条件である. この制約を課すことで, 添加元素の量が決まる

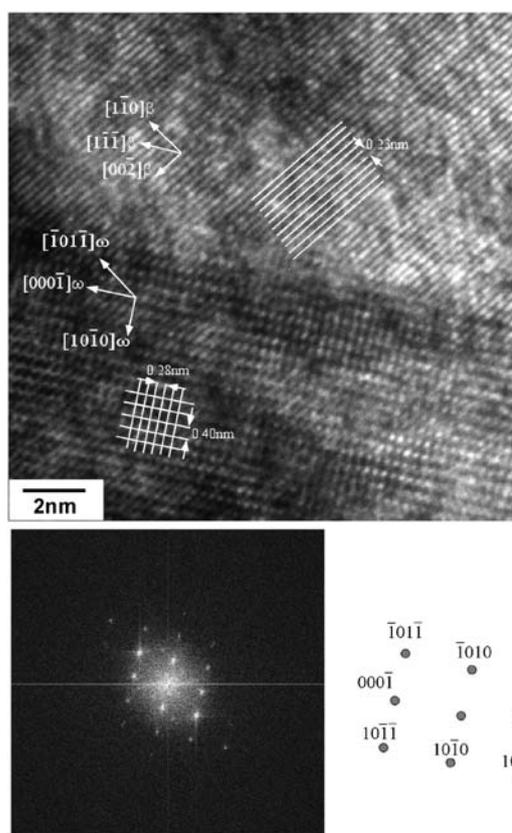


図12 673 Kで1時間時効処理したTi-26Nb合金のオメガ相と母相界面付近の高分解能像と対応するFFT回折斑点.

ことになる.

室温で超弾性を示す Ti-26Nb 合金の場合, $[011]_{\beta}$ 方向の変態歪みが2.5%と小さい. Ti-Ni合金の最大回復歪みが約11%であり, 多結晶体でも5%程度の回復歪みが現れることを考えると, 十分ではない. 解決方法は, 第三元素の添加であるが, 超弾性が現れることを条件にすると, Zr, Mo, Ptの添加で変態歪みは増加する. 例えば, Ti-NbにZrを添加することで, $[011]_{\beta}$ 方向の変態歪みを7%程度にできる. チタン合金は強加工が可能で, $\{001\} \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta}$ や $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta}$ の強い集合組織が形成できるため, 多結晶体でも大きな回復歪みが可能になる. 添加元素と集合組織の効果を用いて, Ti-Ni多結晶に匹敵する変態歪みが β チタン合金でも可能になった.

高温形状記憶合金を開発するためには, チタン合金の場合は加工性の問題がないため, 変態温度を上げて高温で組織が安定であるようにすればよい. チタン合金の組織の安定性で問題なのは, 数百度の温度領域で熱処理するとオメガ相が時効析出し, 変態温度が低下し材料が脆くなることである. オメガ相の出現を抑えることは, チタン系の高温度材料の開発にも重要である. オメガ相の形成を抑えるには, Tiに添加する Nb 等の濃度が高い程効果があるが, 変態温度を上げるには, 添加元素の濃度を下げることが必要である. この両方の効果を考え併せると, M_s 温度を下げる効果の小さい添加元

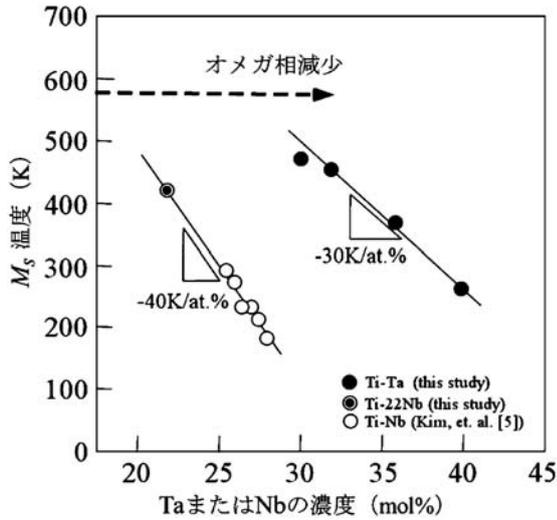


図13 Ti-Ta合金とTi-Nb合金の M_s に及ぼすTaあるいはNb濃度の効果.

素の場合は、目的の M_s を得るために他の元素を使うよりも多くの添加が可能になる。その結果、オメガ相の出現が抑えられる。このような発想で見いだされた系がTi-Ta合金である^{(62)–(65)}。図13にTi-NbとTi-Taの M_s とNb又はTaの濃度の関係を示す⁽⁶²⁾。473 Kの M_s が必要な場合は、Nbでは20%の添加が必要であるが、Taでは30%程度の添加ができる。その結果、Ti-Ta系の方が中間温度の使用環境下でオメガ相出現を抑えることができる。

さらにオメガ相を抑えるためには、他の添加元素が必要になる。Ti-30Ta合金に各種の元素を1%添加して、溶体化処理材と時効材の M_s を比較すると、時効による M_s の低下が少ない元素が候補に挙がる。そのような元素は、AlとSnであることが見出された^{(63)–(65)}。その結果、Ti系高温形状記憶合金には、Ti-Ta-X(Al, Sn)が基本になることが分かった。

オメガ相の形成を抑える効果のあるSnを添加すると、通常の形状記憶合金とは異なる特異な現象が現れることがある⁽⁶⁶⁾。Ti-15Nb-3MoにSnを添加したTi-15Nb-3Mo-(0–1.5)Sn合金の室温における応力-歪み曲線を図14(a)に示す。負荷時のマルテンサイト変態誘起応力($\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$)と除荷時の逆変態終了応力($\sigma_{\alpha' \rightarrow \beta}$)をそれぞれ矢印と二重矢印で示してある。いずれの組成でも超弾性が現れるが、両応力をSn濃度の関数で整理すると図14(b)になり、 $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ はSnの増加と共に1%までは下降し、1%以上になると上昇する。本来のSnの効果は M_s を下げるため、 $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ はSnの増加と共に単調に上昇するはずである。しかし、Ti-15Nb-3Moには非熱的オメガ相が形成され、 M_s を低下させていたので、Snの添加でオメガ相を少なくすることで M_s を上昇させることになる。この効果が、Snの添加による M_s を降下させる本来の効果よりも上回って、結果的に M_s が上昇し $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ が降下したことになる。Snが1%以上になると、オメガ相は少なくなり、Snの本来の効果により $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ が上昇するようになる。一方、 $\sigma_{\alpha' \rightarrow \beta}$ はSn濃度の増加と共に単調上昇している。これは、マ

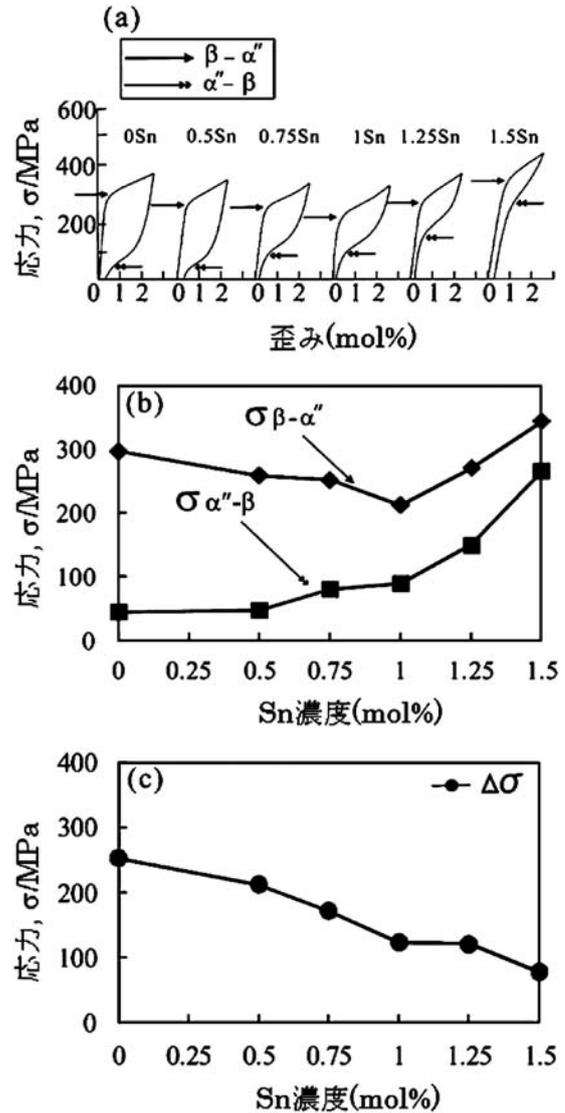


図14 Ti-15Nb-3Mo-(0–1.5)Sn合金の(a)応力-歪み曲線および(b) $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ と $\sigma_{\alpha' \rightarrow \beta}$ 、(c) $\Delta\sigma$ のSn濃度依存性.

ルテンサイト変態後は、非熱的オメガ相はマルテンサイト相になるため⁽⁵⁷⁾、マルテンサイト相から逆変態することにはオメガ相は関係しないためである。その結果、図14(c)に示すように応力ヒステリシスがSn増加に伴って単調に減少することになる。

以上のように、固溶元素添加の効果は機能特性の向上に効果がある。Nbの代わりにZr, Mo, Ptを添加すると変態温度を変えずに変態歪みを大きくすることができた。AlとSnの添加によりオメガ相の析出を抑えることで M_s の安定化が可能になった。これらは置換型元素であるが、OやNの侵入型元素も、機能特性に大きな影響を与える。侵入型元素については以下に述べる。

(5) 酸素の効果

前述のように、チタン合金の特性は多くの添加元素に影響

を受けるが、強度に関しては酸素や窒素のような侵入型元素が最も効果がある。

侵入型元素として酸素を添加すると、図15に示すように、酸素周りの歪みを緩和するために、 $(0\bar{1}1)_\beta$ 面上で $\pm[011]_\beta$ 方向に原子のシャフルが起きる⁽⁵⁸⁾。さらにマルテンサイト相を形成するためには、 b' 軸 $([011]_\beta)$ が伸び、 a' 軸 $([100]_\beta)$ が収縮しようとする。このようなナノドメインはマルテンサイト相と同じく母相との格子対応が6通りある⁽⁵⁹⁾。このナノドメインは、温度が M_s 付近になるか、応力がマルテンサイト変態を誘起できる程度になると形成され成長する。成長する格子変形の方向は、マルテンサイト相に近づく方向である。

ナノドメインの特性をさらに詳しく調べるために、応力下での反応を調べることが必要になる。図16にTi-26Nb-(0-1)O合金の応力-歪み曲線を示す⁽⁶⁷⁾。酸素を添加していく

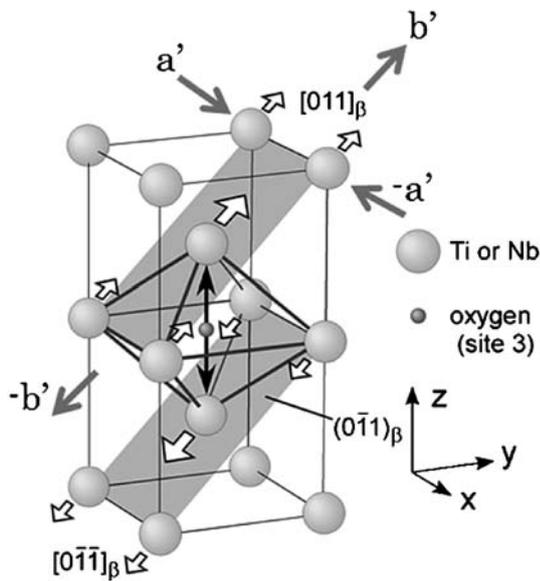


図15 酸素周りに形成された格子変形とシャフリングを含むナノドメイン。

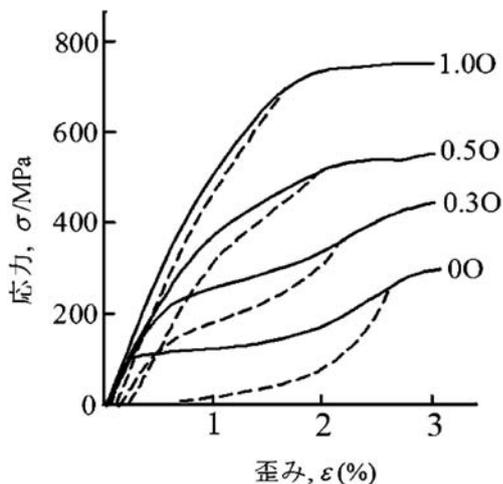


図16 Ti-26Nb-(0-1)O合金の応力-歪み曲線。

と、応力誘起マルテンサイト変態とその逆変態による超弾性変形から応力ヒステリシスの小さい非線形の弾性変形に移行していく。この変形に対応したその場X線回折測定の結果を図17に示す⁽⁶⁷⁾。Ti-26Nb合金では、歪みの増加と共に母相のピークとは別の場所にマルテンサイト相のピークが現れ、後者のピーク強度を増しながら前者のピーク強度が減少する、典型的な1次の相変態挙動である。これに対して、Ti-26Nb-1O合金では、母相のピークが連続して高角度側に移動するだけで、マルテンサイト相のピークが独立して現れない。このことは、酸素周りの格子変形であるナノドメインがマルテンサイトの構造に近づいていく過程を示している。これが、ゴムメタルの非線形大弾性変形の機構である。1次のマルテンサイト変態ではないが、2次的な変態のナノドメインの成長がゴムメタルの大きな非線形弾性歪みの起源であり⁽⁵⁸⁾⁽⁶⁷⁾、従来言われていたような純弾性変形ではない。

(6) ゴムメタル

チタン合金の中で、ある特定の合金組成を有し酸素を0.7%以上含み、十分な冷間加工を加えた場合にゴムメタルと呼ばれる材料ができる⁽⁴⁶⁾。ゴムメタルの主要な特性は、高強度、高加工性(低加工硬化率)、非線形大弾性歪み、インバー効果、低ヤング率、エリンバー効果である。これらの内、非線形大弾性歪み、インバー効果、エリンバー効果の特性を説明する機構については、これまでに多くの議論が酸素、 ω 相、マルテンサイト変態との関係で為されてきているが、確定した説には至っていなかった。しかし、前項で述べた著者らの最近の研究により、酸素の周りの応力緩和のための格子歪みとしてのナノドメインを考えることで、説明ができることが分かってきた。

まず、高強度については、既に知られているように酸素が侵入型固溶することで起こる固溶硬化によるものである。強度が上がると、転位によるすべり変形ではなく、結晶面が一度にずれる理想強度を示す変形に変わる。また、ヤング率が低いので、理想強度も低くなり、転位に依らない結晶面のすべり変形が可能になる。その結果、塑性変形は加工硬化を伴わなくなるため、低加工硬化率を示し、高加工性が特徴となる⁽⁴⁶⁾。

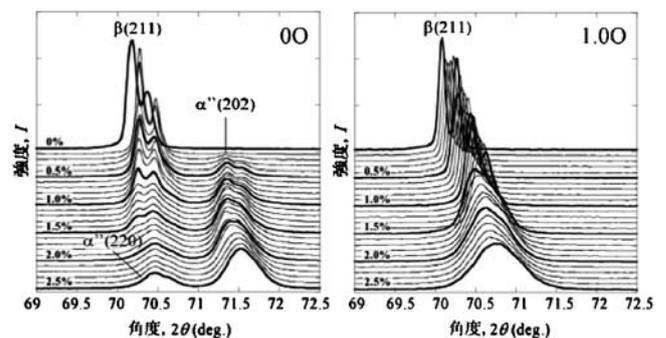


図17 Ti-26Nb合金とTi-26Nb-1O合金の引張その場X線回折測定結果。

非線形大弾性歪みは、前節で述べた酸素の周りに形成されるナノドメインが応力下では格子変形を進め、マルテンサイト相の構造に近づいていく過程で生まれる変形に起因している。これは、2次の相変態の挙動を示すため、応力ヒステリシスが小さくなり、大きな非線形弾性変形挙動を示すことになったと理解できた⁽⁵⁸⁾⁽⁶⁷⁾。

インバー効果もナノドメインにより機構が説明できる。ゴムメタルの熱膨張特性を、加工材と焼鈍材と比較すると、焼鈍材は圧延方向(RD)もそれに垂直方向(TD)も通常の熱膨張挙動を示し、ゴムメタルもTDでは通常の挙動である。しかし、RDではインバー効果を示す。焼鈍材は冷間加工後に1023 Kで0.6 ksの熱処理を施され、加工時に導入された歪みが除かれている。一方、加工材は歪みを含んでいるため、RDに変形を起こす内部応力が存在する。いずれの試料も集合組織を有し、同じ $\{001\}\langle 110 \rangle_{\beta}$ である。この集合組織により、試料は、RDが $[1\bar{1}0]_{\beta}$ 、TDが $[110]_{\beta}$ 、NDが $[001]_{\beta}$ の単結晶であると見做すことができる。この場合、ナノドメインは母相とマルテンサイト相の関係と同様の6つの格子対応を示す(V1~V6バリエント)ので⁽⁵⁸⁾⁽⁵⁹⁾、冷間加工で選ばれるナノドメインバリエントは圧延面法線方向に収縮するV5とV6になる。これらの内、V5はTDに伸び、V6はRDに伸びる歪み成分を持つので、圧延加工によりV6が優先的に形成される。この試料を冷却すると、V6が成長しRDが伸びるため、熱的に収縮する一般特性とお互いの効果をキャンセルして歪みがゼロになる。これが冷間加工されたゴムメタルのRDにのみにインバー効果が現れる機構である。

低ヤング率は、マルテンサイト変態を起こす合金で一般的に認められる現象である。変態温度に近づくときせん断弾性定数 $c'((c_{11}-c_{12})/2)$ が低くなり、 $\{110\}_{\beta}$ 面で $\langle 1\bar{1}0 \rangle_{\beta}$ 方向のせん断変形が起こり易くなる結果、格子の軟化が起こり、母相からマルテンサイト相へ格子変形し易くなることが低ヤング率の原因である。ここで、酸素が入ると、マルテンサイト変態温度以下になっても、ナノドメイン同士が格子変形を抑え合うため、ナノドメインはマルテンサイト相に移行しない。しかし、温度的にはマルテンサイト相が安定なので、マルテンサイト構造になり易い格子軟化の状態が広い温度範囲に渡り存在することになる。これが、ゴムメタルを含むチタン合金で低ヤング率が現れやすくなる機構である。

エリンバー効果もナノドメインの性質で説明ができる。まず、非線形の弾性変形をするということは、ナノドメインの成長と共にヤング率が低下することを示している。加工状態では優先方位のV6ナノドメインが多く配列しており、冷却によるナノドメインの成長に伴いヤング率が低下することになる。一方、一般金属の特性としては、温度が下がるとヤング率が増加するので、双方の効果が相殺し合ってヤング率が温度変化に依らず一定値を保つことになる。これがエリンバー効果の機構である。

以上のように、 β チタン形状記憶・超弾性合金の基礎研究を進めることにより、長年不思議であったゴムメタルの特異な性質である、非線形大弾性変形、インバー効果、低ヤング

率およびエリンバー効果の機構が解明できたことになる。

6. 被引用件数

2012年の本多記念講演に際して書いた解説に、2012年1月1日付の著者の被引用件数(CI)に関する考察を行った⁽²⁾。一部の読者には好評であったので、詳しい考察は前解説に任せるとして、ここでは2年程の間の変化について簡単に報告しておく。2013年12月1日付のデータを図18に示す。CIが50件以上の論文のデータを年代別に示している。合計47編あるので、前回の39編より8編多くなっており、その結果、h-indexも44から47に増えている。また、前回の総CIは6300であり、今回は7736なので1436増えたことになる。1年当たり平均749の増加である。この調子で進めば3年後の2016年末頃には総CIが10000を超えることが期待できる。

7. 研究のルーツ

本稿の本文は、以上の章で終わる。余談として、著者の研究のルーツということについて触れてみたい。修士課程を修了後約40年間金属分野で研究を行ってきた著者の経歴で、多くの研究者と異なることは、学部と修士の6年間に機械工学を学んだことである。修士の研究テーマが「金属材料の疲労寿命に及ぼす静水圧力の効果」で、静水圧力はせん断応力成分を持たないため必ず変形には影響しないにも関わらず、疲労き裂の発生を抑えることで疲労寿命を延ばす効果があることを実験的に示した。しかし、疲労き裂の発生と伝播の機構を考えるためには、疲労過程で起こる内部組織の変化を把握することが不可欠であることを実感した。力学因子を主要なパラメーターとして考える機械工学の分野ではないため、金属工学科に出向き学部と修士の授業を同時期にまとめて受講することにした。単位は機械工学で足りているので、正規の学生としてではなく、講義担当教官に頼んで単位不要で受講させて頂いた。毎回の授業中に疑問点を質問し、その都度的確な答えを頂いたのは藤田廣志阪大名誉教授(故人)で

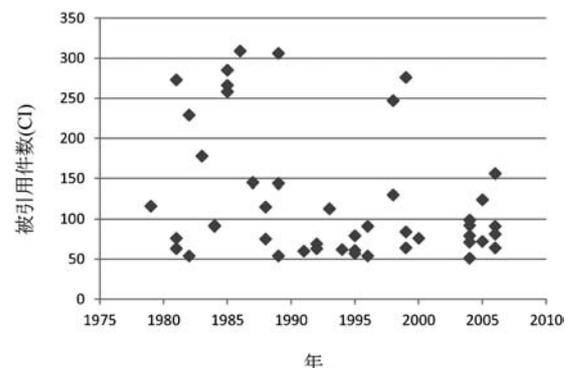


図18 各年度の被引用件数(CI), 2013年12月1日のデータ。

あった。教室では正規の学生よりも目立っていたようである。おそらく正規受講生よりも目的意識を強く持って学んだため、吸収量は多かったように思う。その縁で、博士課程は冶金学専攻で指導を受けるようになった。

その時に選んだ研究テーマは、「多結晶金属の変形機構」であった。多結晶の強度は、結晶粒径の効果を記述したホール・ペッチの関係の他に、結晶粒間の力学的相互作用が重要な役割を果たしていることを実験と解析により定量的に明らかにした⁽⁶⁸⁾⁽⁶⁹⁾。その結果、結晶粒間の拘束作用が及ぶ範囲(相互作用する結晶粒の数)は、結晶粒径の他に金属の種類により異なることも実証し、積層欠陥エネルギーを含めた転位の性質や集合組織によっても影響されることを示した⁽⁶⁹⁾。この成果は、材料力学のセンスと金属組織学の理解とを組み合わせることにより出来上がったものであり、機械工学と金属工学の両方に視点を持つ著者であるから選択し、解明できたテーマであったと思う。この結晶粒間の拘束作用は、ミクロンオーダーの微小試験片の強度では、ホール・ペッチの関係が成り立たなくなることに對する答えを与えるものとして最近発掘され、出版から約30年後の2007年以降毎年10件以上の被引用件数を示している。

この結晶粒間の拘束作用は、昨年より提唱されたプラストンという概念とも関係することが指摘されている⁽⁷⁰⁾。単一原子層で起こる単純シアによる転位の動きだけでは、材料の変形全体は把握できず、双晶変形時の数原子層の範囲に及ぶ原子のシャフル、シアバンドのような転位の集団運動、回位、マルテンサイト変態等を包含する上位概念が必要であるとし、ある体積素片に存在する原子の協調的な集団運動(集団励起)をプラストンと名付けている⁽⁷⁰⁾。博士課程の時の研究に基づき提唱した、結晶粒間の拘束作用という概念は、多結晶の塑性変形はこの拘束作用の及ぶ範囲で集団的に起こることを示唆しており、プラストンの中で最も大きいサイズの変形集団と捉えることができる。35年前の研究成果が、これから始まろうとしている研究のプラストンという新しい概念に含まれるものであるという指摘に興味深さを感じている。

8. おわりに

Ti-Ni合金の研究の歴史は長く、著者自身が研究を始めてからも35年近く経っているが、前述のようにTi-Ni-Pd-Cu高温形状記憶合金で2種類の析出物が転位組織のある時にのみ形成され、高温で転位組織よりも安定であり有用な機能の発現に繋がったのが、一昨年である⁽³²⁾⁽³³⁾。材料の研究に終りが無いことを実感している。また、 β チタン形状記憶・超弾性合金はオメガ相変態が随所に顔を出し、置換型元素と侵入型元素の効果も特徴があり、Ti-Ni合金よりも複雑なところが多く、予想外の発見が連続している段階である。また、ゴムメタルの特異な性質の機構解明にも繋がった。多くの研究者にとって長期間関わっていける魅力的な材料である。さらに開発が進展し、Ti-Ni合金と同じく大きな応用市

場が形成されることを確信している。

金属材料の研究を、疲労、塑性変形、マルテンサイト変態に関して約40年間行ってきたが、毎日の積み重ねが成果に結びつくということの連続であった。研究の開始は想定した目標を持って始めるが、実験データを積み重ねていくと新しい知見が見えてくる。いずれの材料も調べれば必ず思ってもいなかった側面を見せ、発見の嬉しさを与えてくれた。まだ現役であるので回顧するには少し早いですが、本稿を書くに当たり、これまで研究を続けて来られたことに感謝している。金属の疲労の研究に興味を持ちきっかけを与えて頂いた大路清嗣阪大名誉教授、金属分野で研究を行えるように受け入れて頂いた藤田廣志阪大名誉教授(故人)、形状記憶合金の分野に引き入れて頂いた大塚和弘筑波大名誉教授、自分で運営するようになった研究室で共に研究を行い現在も各所で研究に従事している、細田秀樹東工大教授、金熙榮筑波大准教授、山本篤史郎宇都宮大准教授、北村一浩愛知教育大准教授、長弘基北九州市立大准教授、賀志栄陝西理工学院教授、邢鴻雁天津科技大准教授、Venky Saravanan インド PSG 工大講師、金宰逸韓国東亜大准教授、Anak Khantachawana タイ国キングモンクト工大准教授、友澤方成電中研研究員、Pio John Buenconsejo シンガポール NTU 研究員、Yazan Al-Zain ヨルダン大講師、Yaw-Wang Chai 東工大助教、田原正樹東工大助教、戸部裕史 JAXA 宇宙科学研究所助教、新居陽一理化学研究所研究員、徐勤思中国科学院研究員、Muhammad Imran Khan パキスタン GIK 工大助教、Luis A.L. Pavón メキシコエボレオン自治大教授をはじめ、多くの研究員と学生諸君に感謝申し上げる。

文 献

- (1) 宮崎修一：まてりあ, **35**(1996), 179-184.
- (2) 宮崎修一：まてりあ, **51**(2012), 209-215.
- (3) T. Yoneyama and S. Miyazaki: Shape Memory Alloys for Biomedical Applications, Woodhead Publishing, England, (2009).
- (4) K. Yamauchi, I. Okata, K. Tsuchiya and S. Miyazaki: Shape Memory and Superelastic Alloys—Technologies and applications, Woodhead Publishing, England, (2011).
- (5) 金 熙榮, 宮崎修一：チタン, **57**(2009), 275-281; **58**(2010), 44-51, 151-157, 238-245.
- (6) S. Miyazaki, K. Otsuka, H. Sakamoto and K. Shimizu: Trans. JIM., **22**(1981), 244-252.
- (7) S. Miyazaki, T. Kawai and K. Otsuka: Scripta Met., **16**(1982), 431-436.
- (8) S. Miyazaki, T. Kawai and K. Otsuka: Journal de Physique, **43**, Suppl., 12 (1982), C4-813-818.
- (9) 小岩昌宏：金属, **81**(2011), 595-606.
- (10) G. B. Kauffman and I. Mayo: The Chemical Educator, **1**, No. 2, Springer-Verlag, New York, (1996), 1-5.
- (11) W. J. Buehler: WOL Oral History Supplement, WOLLA LEAF Winter 2006, Vol. VIII, Issue I.
- (12) W. J. Buehler, J. V. Gilfrich and R. C. Wiley: J. Appl. Phys., **34** (1963), 1475-1477.
- (13) S. Miyazaki, K. Otsuka and Y. Suzuki: Scripta Met., **15**(1981), 287-292.
- (14) S. Miyazaki, Y. Ohmi, K. Otsuka and Y. Suzuki: Journal de Physique, **43**, Suppl. 12(1982), C4-255-260.
- (15) S. Miyazaki and K. Otsuka: ISIJ Int., **29**(1989), 353-377.

材料強度と熱活性化変形過程に関する若干の考察*

加藤 雅 治**

1. はじめに

構造材料を扱う金属学の基礎という比較的地味な研究を続けてきた私にとって、本多記念講演を仰せつかることは大変光栄なことです。もちろん、自分一人でここまで来られたはずもありません。恩師、同僚、友人、学生に恵まれたお陰です。また、日本金属学会等を通じて知り合った多くの方々にご指導、ご教示いただいたからでもあります。

恩師の森 勉先生、佐藤彰一先生がノースウエスタン大学で学ばれたご縁から、筆者も、1978年に博士課程を修了後、この大学で勉学する機会を得ました。Lyle H. Schwartz教授から頂いた研究テーマは、スピノーダル合金の力学特性に関するものでした。Schwartz研究室では、すでに大学院生がスピノーダル合金の疲労挙動を研究していましたので、ポストクの私は、まず、基礎的な知見として、強度の温度・ひずみ速度依存性を調べることにしました。

2. スピノーダル分解による強化

スピノーダル合金では、溶体化処理後の時効によってスピノーダル分解を起こし、溶質原子濃度が試料の場所の関数として周期的に変化して変調構造が形成される。我々は、溶質Sn濃度が変調するCu-10 mass%Ni-6 mass%Sn合金を用いて溶体化処理材と時効材の降伏応力の温度依存性を調べ、時効による強化量(時効材と溶体化処理材の降伏応力の差)が温度にほとんど依存しないことを見いだした⁽¹⁾。このことは、スピノーダル分解による強化は、熱活性化過程が働かない非熱的(athermal)な機構によって支配的されていることを意味

する。また、ひずみ速度急変試験より求めた活性化体積は、温度の上昇とともに大きくなり、77 K から 423 K の温度範囲で時効時間によらずに数十 b^3 から数百 b^3 (b : バーガースベクトルの大きさ)程度であった⁽¹⁾。

スピノーダル分解による強化機構については、それまでもいくつかの考察がなされ、なかでも Cahn の理論⁽²⁾がよく引用されていた。fcc スピノーダル合金の場合、溶質原子濃度 c の周期的変動が 3 つの $\langle 100 \rangle$ 方向に起こり、それに由来する波長 $\lambda = 5 \sim 10 \text{ nm}$ 程度の周期的内部応力場が形成される。その結果、 $\{111\}$ すべり面上に、図 1 のような周期的せ

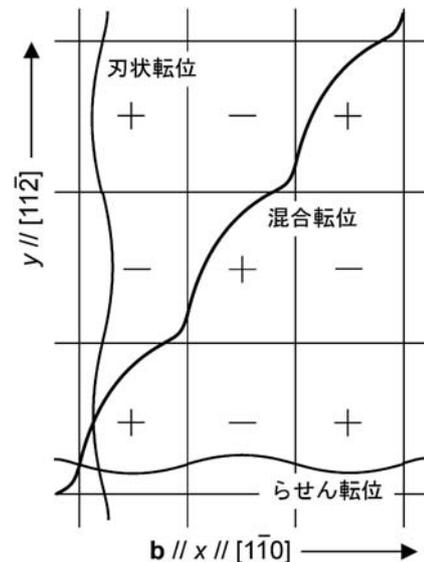


図 1 スピノーダル分解による(111)すべり面上の2次元周期的内部せん断応力場と3種の転位の安定形状。

* 2014年3月21日、東京工業大学大岡山キャンパスにおける本会第154回春期講演大会において講演

** 東京工業大学教授；大学院総合理工学研究科 材料物理科学専攻(〒226-8502 横浜市緑区長津田町4259-J2-60) Selected Topics on Material Strength and Thermally Activated Deformation Processes; Masaharu Kato (Department of Materials Science and Engineering, Interdisciplinary Graduate School of Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology, Yokohama) Keywords: plastic deformation, thermal activation, dislocation, grain boundary, activation volume, strain rate 2013年11月7日受理[doi:10.2320/materia.53.209]

ん断応力場を生じる⁽²⁾⁽³⁾。符号は応力場の正負を意味し、ここでは正の応力場が転位の運動を阻止し、負の応力場は転位の運動を促進するものとする。Cahnは、図1の内部応力場中の刃状転位とらせん転位の運動を考察し、溶質原子の濃度変動振幅 c_a の2乗および波長 λ の1乗に比例する強化量を理論的に導いた⁽²⁾。しかしこの理論は、実験結果より1桁以上小さな値を予測することが多かった。

図1のように、刃状転位もらせん転位も内部応力を受けての曲がり方はあまり大きくなく、正負の内部応力領域をほぼ等しく通過している。したがって、これらの転位に対しては、内部応力が転位の運動を阻止する効果はあまり大きくない。一方、図1の、平均としてバーガースベクトルと60°の角度をなす混合転位に着目すると、正の内部応力領域を通過する転位の部分の方が負の内部応力領域を通過する部分よりはるかに多いことがわかる。そこで、このような60°混合転位の運動の方が刃状転位やらせん転位の運動より困難であることが予想できる。Katoらは60°混合転位がfccスピノーダル合金の巨視的な降伏応力を決めていていると考えて、強化量(スピノーダル分解による臨界分解せん断応力の増加分) τ_{sp} に対する以下の理論式を導いた⁽³⁾。

$$\tau_{sp} = c_a \eta Y / \sqrt{6} \quad (1)$$

ここで、 a を格子定数として $\eta \equiv (1/a)(\partial a / \partial c)$ であり、 Y は立方晶の弾性定数のうち C_{11} 、 C_{12} を用いて $Y \equiv (C_{11} - C_{12})(C_{11} + 2C_{12}) / C_{11}$ と表される。

今、 x - y すべり面上の転位を考える。単位長さの転位に働く力はピーチ・ケーラーの式から導かれ、外部せん断応力 τ の下で安定に存在する転位は、転位に働く力の釣り合いの式

$$\tau_s b - \tau_i(x, y) b + \tau b = 0 \quad (2)$$

を満たす⁽²⁾⁽³⁾。ここで左辺第1項の $\tau_s b$ は転位の曲がりによる自己力、第2項は場所によって変わる内部応力 $\tau_i(x, y)$ から受ける力、第3項は外部応力 τ から受ける力である。転位の曲率があまり大きくないときは、第1項は近似的に

$$\tau_s b = T_L (d^2 y / dx^2), \quad (T_L: \text{転位の線張力}) \quad (3)$$

と表される⁽²⁾⁻⁽⁵⁾。また、周期変動を正弦関数で表すと、図1の x - y 座標系での第2項は次のようになる。

$$\tau_i(x, y) b = \sqrt{\frac{2}{3}} c_a \eta Y b \sin\left(\frac{2\pi}{\sqrt{2}\lambda} x\right) \sin\left(\frac{2\pi}{\sqrt{6}\lambda} y\right) \quad (4)$$

式(3)、(4)を式(2)に代入して得られる微分方程式を合理的な初期条件と境界条件を設定して解けば、力の釣り合いを満たす転位の形状 $y=f(x)$ が求まる。 τ をゼロから大きくしていくと、それに伴って転位の形状も変化する。しかし、 τ がある値(ここでは τ_{sp})以上になると、式(2)を満たす転位の安定形状は存在しなくなる。この τ_{sp} が臨界分解せん断応力を与え、式(1)はこうして得られたものである⁽³⁾。

式(1)はCahnの理論式よりかなり大きな強化量を与え、多くの実験結果をよく説明するものであった。また、その後の研究で、60°混合転位の実在も確認された⁽⁶⁾⁽⁷⁾。しかし、スピノーダル分解による強化が非熱的であることの理解には、さらなる研究が必要であった。

3. bcc 金属のパイエルス機構による熱活性化変形

bcc金属の降伏応力が大きな温度・ひずみ速度依存性を示す理由は、らせん転位がパイエルスポテンシャルを乗り越えて運動する際の熱活性化過程が塑性変形を律速している(パイエルス機構)ためであることはよく知られている。

bccの{110}すべり面上でのらせん転位の運動方向を y 方向とし、パイエルスポテンシャル $V_P(y)$ を y の一次元正弦関数として表すと、式(2)第2項は

$$\tau_i(y) b \equiv \frac{dV_P}{dy} = \tau_P b \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda_P} y\right) \quad (5)$$

と書ける。 τ_P は内部応力の最大値(パイエルス応力)、 λ_P はパイエルスポテンシャルや内部応力の波長である。

さて、 $y=f(x)$ の形状の転位は、 $y=y_1$ という直線転位に比べて

$$G(y) = \int_{-\infty}^{\infty} T_L \{\sqrt{1 + (dy/dx)^2} - 1\} dx + \int_{-\infty}^{\infty} [\{V_P(y) - V_P(y_1)\} - \tau b(y - y_1)] dx \quad (6)$$

だけ大きなギブスエネルギーをもつ⁽⁴⁾⁽⁵⁾。式(2)の力の釣り合いの式は式(6)の $G(y)$ が極値をとる条件から得られるが、図2のように、安定釣り合い($G(y)$ の極小値)のみならず、不安定釣り合い($G(y)$ の極大値)の転位形状も式(2)の解に含まれる。そして、図2の黒丸(安定)の位置にある転位は、 G^* だけの活性化エネルギーが与えられれば、エネルギーの山を乗り越えて白丸(不安定)の位置まで移動でき、その後は、次の安定位置まで自発的に移動する。

式(3)、(5)を式(2)に代入した微分方程式を解いて安定と不安定の転位形状を求めると、図3のようなになる⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾。安定形状は自明解で直線(純粹らせん転位)である。一方、不安定解では、らせん転位上にキンク対が形成されている。

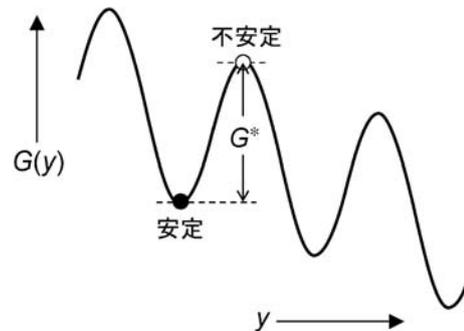


図2 外部応力下でパイエルスポテンシャル中を y 方向に運動するらせん転位のギブスエネルギー変化 $G(y)$ の模式図。式(6)を模式的に表した図で、ギブスエネルギーの極小点(安定)および極大点(不安定)は共に力の釣り合い条件を満たす。隣接する極小と極大のエネルギー差が活性化エネルギー G^* を与える。

転位の不安定形状や活性化エネルギーに対する見通しのよい解析解を得るために、式(2)を解く際にさらに近似を導入する。たとえば、鈴木秀次先生の「転位論入門」⁽⁵⁾に紹介されている Celli らの論文⁽⁸⁾では、図4(a)のように、 $V_P(y)$ を y の2次関数(放物線)を区分的に周期結合して近似した。その結果、 $V_P(y)$ の1回微分である $\tau_i(y)b$ は、結合点で不連続な微分係数をもつ。それに対して、Mori と Kato⁽⁹⁾は、低温・高応力の場合を念頭に置いて、 $\tau_i(y)b$ の頂点付近を2次関数で近似した(図4(b))。これらを式で表すと、式(5)の最大値付近を以下のように近似したことに対応する⁽¹⁰⁾。

$$\tau_i(y)b = \tau_p b + A|y - y_m|^p, A < 0. \quad (7)$$

ここで A は定数、 y_m は $\tau_i(y)b$ が最大値をとるときの y 座標である。Celli らの近似では $p=1$ (1次関数)、Mori と Katoの近似では $p=2$ (2次関数)である。

式(3)と式(7)の近似を式(2)に代入すると、微分方程式を解析的に解くことができ、転位の安定形状 $y_s = f_s(x)$ と不安定形状 $y_u = f_u(x)$ の解析解が外部応力 τ の関数として求まる。それらを式(6)に代入することによって、両者のエネルギー差、すなわち図2の活性化エネルギー G^* が得られる。 τ/τ_p が1に近い(低温・高応力)場合、以下の近似が導ける⁽¹⁰⁾。

$$G^* \propto \{1 - (\tau/\tau_p)\}^{(p+3)/(2p)} \quad (8)$$

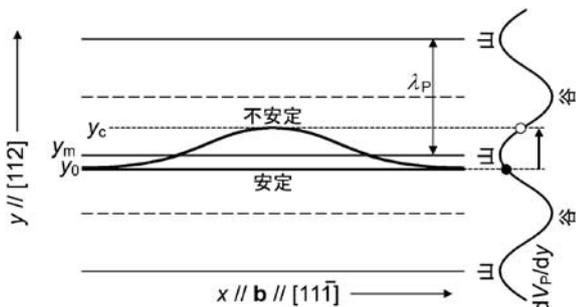


図3 (110)面上1次元パイエルス障壁中のらせん転位の安定形状(直線)と不安定形状(キंकペア)。

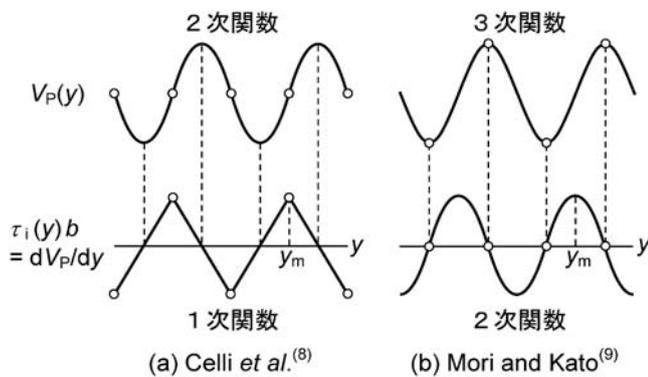


図4 (a)ポテンシャル $V_P(y)$ を y の2次関数(放物線)の結合で近似すれば、力 $\tau_i(y)b$ は1次関数(直線)の結合になり⁽⁸⁾、(b)前者を3次関数の結合で近似すれば、後者は2次関数の結合で表される⁽⁹⁾。図中の白丸はそれぞれの関数の区分結合点を示す。

一方、(原子の拡散が関与しない)低温変形での熱活性化過程では、活性化エネルギーは温度に比例し

$$G^* = Bk_B T \quad (9)$$

と表せることが知られている。 B はパイエルス機構ではおよそ20~30程度でひずみ速度に依存する定数⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾、 k_B はボルツマン定数、 T は絶対温度である。(8)、(9)から、

$$T \propto \{1 - (\tau/\tau_p)\}^{(p+3)/(2p)} \quad (10)$$

のように温度と応力の関係を表すことができ、 T は $p=1$ では $\{1 - (\tau/\tau_p)\}^2$ に比例し、 $p=2$ では $\{1 - (\tau/\tau_p)\}^{5/4}$ に比例することがわかる。図5は、鉄の多結晶または単結晶の降伏応力の温度依存性を調べた実験結果⁽¹²⁾⁽¹³⁾と、 $p=1$ または2としたときの式(10)の曲線を比較したものである。横軸は絶対零度での降伏応力で規格化してある。この図のように、低温側での降伏応力の温度依存性の実験結果は $T \propto \{1 - (\tau/\tau_p)\}^{5/4}$ で非常によく再現できている。

さらに議論を進めると、活性化体積 v^* とキंक対の幅 w^* に対して下記の関係を得ることができる⁽¹⁰⁾。

$$v^* \equiv -\partial G^*/\partial \tau \propto \{1 - (\tau/\tau_p)\}^{(3-p)/(2p)}, \quad (11)$$

$$w^* \propto \{1 - (\tau/\tau_p)\}^{(1-p)/(2p)} \quad (12)$$

キंक対の幅 w^* は $p=2$ では応力の増加とともに増加するのに対し、 $p=1$ では応力に依存しない一定値になる。このことから、低温・高応力でのパイエルス機構の考察では、 $p=2$ の近似の方が理にかなっていることがわかる。

4. スピノーダル分解による強化の熱活性化解析

あらためてスピノーダル合金中の転位の力の釣り合いの式、すなわち式(4)を代入した式(2)を、パイエルス機構の場合と同様に解析してみた⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾。その結果、2次元周期的な変動応力場中の混合転位にも、1次元の場合とよく似たキंक対が形成されるが、このキंक対のサイズ(活性化体積に相当する)や活性化エネルギーは1次元の場合に比べて

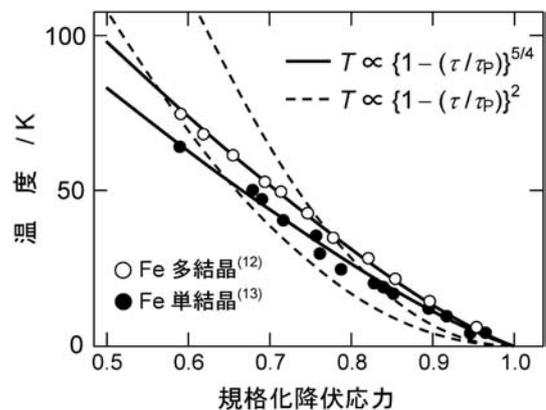


図5 鉄の多結晶と単結晶で得られた温度と降伏応力の関係⁽¹²⁾⁽¹³⁾。降伏応力は絶対零度への外挿値で規格化してある。実線および破線は、それぞれ $p=2$ または $p=1$ としたときの式(10)の曲線を表す。実線の方が破線より実験結果をよく再現していることがわかる。

非常に大きく、熱活性化過程としてのキンク対形成は事実上不可能であることがわかった。このことは、スピノーダル分解による強化は非熱的な機構によって支配的されていることを意味し、強化量が温度・ひずみ速度に依存しないという前述の実験結果をよく説明する。さらに、第2章で述べた活性化体積(数十 b^3 ~ 数百 b^3)は、スピノーダル分解による内部応力場ではなく、固溶強化のような短距離障害物に由来するものであることも結論された⁽¹⁾。

このように、スピノーダル分解による周期的内部応力場は、転位が顕著には曲がらないことから、転位の運動に対する障害物としてはあまり強くはないが、非熱的な強化機構に寄与するので、長距離障害物として働いているといえる。

5. 高温変形と破壊の拡散律速素過程

融点の半分程度以上の温度では、原子の拡散が活発なため、拡散が関与する過程(たとえば粒界すべり、刃状転位の上昇運動、拡散クリープなど)が塑性変形を律速することがある。拡散律速の変形が熱活性化過程であることは当然であるが、この場合の活性化エネルギーは、今までとは異なり、負荷応力に依存しないと考える。それは、拡散の活性化体積が原子1個の体積 Ω ($\approx b^3$)程度と小さいこと、また、変形応力も一般に高温変形の方が低温変形より小さいことによる。

今、 dt 時間の間に dn_d 個の原子が物体内で距離 l_d だけ拡散移動することによって、この物体のギブスエネルギーが dG だけ減少した($dG < 0$)とする。Onakaらは、このとき次の基礎式を導いた⁽¹⁷⁾⁻⁽²³⁾。

$$\Omega \left(\frac{dn_d}{dt} \right) = - \left(\frac{dG}{dn_d} \right) \left(\frac{D}{k_B T} \right) \left(\frac{S_d}{l_d} \right) \quad (13)$$

ここで D は拡散係数、 S_d は拡散の断面積である。この基礎式を適用すれば、種々の拡散律速の素過程に対しての速度式を簡単に得ることができる。

一例として、図6の拡散クリープを考える。簡単のため結晶粒を一辺 d の立方体とし、上下面の粒界に引張応力 σ が作用しているものとする。図の矢印のように、 dt 時間に dn_d 個の原子が側面の粒界から上下面の粒界に拡散移動すれば、この結晶粒は上下方向に Ωdn_d だけ物質が増える。これは塑性ひずみの増加

$$d\varepsilon = \Omega dn_d / d^3 \quad (14)$$

をもたらす。したがって、このクリープ変形にともなう結晶粒1個あたりのギブスエネルギー変化(この場合は外力のポテンシャルエネルギー変化)は次式で表される。

$$dG = -(\sigma d^2) \times (dd\varepsilon) = -d^3 \sigma d\varepsilon = -\sigma \Omega dn_d \quad (15)$$

ナバロ・ヘリング(NH)クリープの場合、原子の移動は粒内拡散によって起こり、(平均)拡散距離と拡散断面積は、粗い近似ではあるが、それぞれ

$$l_d \approx d/2 \quad (16)$$

$$S_d \approx 2d^2 \quad (17)$$

と見積もることができる。 D として粒内拡散係数 D_v を用い、式(14)から(17)を式(13)に代入すれば、NHクリープ

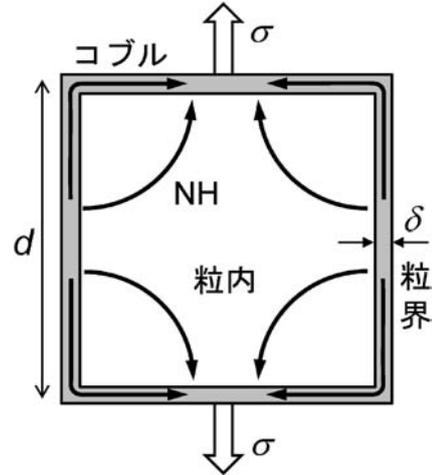


図6 ナバロ・ヘリング(NH)クリープとコブルクリープの模式図。

の速度式として、直ちに次式が得られる⁽²³⁾。

$$\dot{\varepsilon} \equiv \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{4D_v \Omega}{k_B T d^2} \sigma \quad (18)$$

一方、コブルクリープの場合は、原子の移動は粒界拡散によって起こるので、 D として粒界拡散係数 D_b を用い、粒界の厚さを δ とした拡散断面積として

$$S_d \approx 4\delta d \quad (19)$$

を考えれば、式(13)、(14)、(15)、(16)、(19)から速度式

$$\dot{\varepsilon} = \frac{8D_b \delta \Omega}{k_B T d^3} \sigma \quad (20)$$

を得る⁽²³⁾。式(18)や式(20)から明らかなように、拡散クリープの活性化エネルギーは、 D_v または D_b の活性化エネルギーに等しい。

式(18)や式(20)を導くのに、通常教科書、参考書では、図6の上下面の粒界と側面の粒界で、応力の有無によって原子空孔濃度が異なることを出発点としている。一方、式(13)に基づく導出法では、原子空孔濃度の相違を考える必要がない。そのため、式(13)から拡散律速過程の速度式を導く方法は非常に簡便である。実際、この方法は、拡散クリープ以外にも粒界すべり⁽¹⁷⁾、粒界ポイドの成長⁽¹⁸⁾、焼結⁽¹⁹⁾、第二相粒子周りの応力緩和⁽²⁰⁾⁻⁽²²⁾、刃状転位の上昇運動⁽²³⁾、などにも適用され、見通しのよい取り扱いを可能にしている。

6. 多結晶や超微細粒材料の熱活性化変形過程

再び低温変形に戻る。多結晶で粒界の関与を陽に考慮した熱活性化解析にはホール・ペッチの式

$$\sigma = \sigma_0 + k_{HP} d^{-1/2} \quad (21)$$

に基づく議論がある。ここで σ_0 は、しばしば摩擦応力とよばれる粒内変形に関する定数、 k_{HP} はホール・ペッチ係数である。Armstrongらは、式(21)が粒界付近の運動転位の堆積に由来するという考え方に立ち、両辺をひずみ速度の対

数で偏微分することによって、次式を導いた⁽²⁴⁾⁻⁽²⁸⁾.

$$\frac{1}{v_c^*} \equiv \frac{1}{v_0^*} + \left(\frac{k_{HP}}{2M\tau_c v_c^*} \right) d^{-1/2} \quad (22)$$

ここで v_c^* は全活性化体積, v_0^* は粒内変形に関与する活性化体積, v_c^* は粒界領域の変形に関与する活性化体積である. M はテーラー因子, τ_c は粒界に堆積する転位群の先頭転位に作用する集中せん断応力で, 堆積転位の数に比例する. 多くの実験結果と比較することによって, Armstrong らは $\tau_c v_c^*$ がほぼ一定値をとり, 式(22)がよく成り立つことを示した⁽²⁴⁾⁻⁽²⁸⁾. また, v_0^* は粒内の転位林と運動転位の相互作用によって, v_c^* は粒界近傍の応力集中に助けられた交差すべりによって説明できることを指摘した.

結晶粒径が $1 \mu\text{m}$ 以下の超微細粒 (ultrafine grain, UFG) 材料や 100 nm 以下のナノ結晶 (nanocrystal, NC) 材料では, (いわゆる逆ホール・ペッチ関係を示すような極微細結晶粒径の場合を除いて) 結晶粒径が小さくなるにつれて強度が上昇するが, fcc や hcp 金属では, さらに強度の温度・ひずみ速度依存性も大きくなることが知られている. この原因に何らかの熱活性化変形過程が関与していることは間違いないが, 詳細な機構は未だ明らかにされていない. とくに, ひずみ速度急変試験や応力緩和試験によって求めた変形の活性化体積が温度の減少関数⁽²⁹⁾⁻⁽³¹⁾や応力の増加関数⁽²⁹⁾⁽³²⁾⁻⁽³⁴⁾になるという特異な実験結果は, 粗大粒材料や単結晶材料では見られないものである.

Conrad らは, Armstrong らと同様な粒界への転位の堆積モデルと熱活性化の速度論を融合させて, 上述のような UFG 材料や NC 材料の熱活性化過程の特異性の原因を, 粒界での転位の堆積によって促進される粒界せん断 (grain boundary shear) の結果として説明した⁽³²⁾⁽³³⁾⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾.

以上のように, Armstrong らや Conrad らの熱活性化モデルは, 粒界での転位の堆積を必要としているが, 観察される転位密度が高々 10^{15} m^{-2} 程度である⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾ことを考えると, UFG や NC 材料中の微細結晶粒内に転位の堆積が普遍的に起こるかどうかは自明ではない. さらに, 結晶粒が小さくなるにつれて, 粒内転位源より粒界転位源の働きが重要になるという指摘もある. たとえば Wang らは, NC 材料で転位と粒界の相互作用に由来する熱活性化変形過程を考察し, 粒界からの転位の生成過程や粒界でピン止めされた運動転位がピン止めを外す (depinning) 過程が変形律速となる可能性を指摘した⁽³⁰⁾. また, Swygenhoven らは, 分子動力学シミュレーションの結果から, NC 材料中の転位の運動では, 粒界での熱活性化 depinning 過程を考慮する必要があると考えた⁽³⁹⁾⁻⁽⁴¹⁾.

上述のような背景を基に, 我々は図7のような粒界で生成した転位の粒内への張り出し過程と熱活性化 depinning 過程を考慮した UFG や NC 材料の変形モデルを提案した⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾. 詳細は文献に譲るが, このモデルによると, 粒界での転位の堆積を考慮することなく, UFG 材料や NC 材料で見られる特異な熱活性化変形過程に関する実験結果をかなり定量的に説明することができる⁽³⁸⁾⁽⁴³⁾⁻⁽⁴⁶⁾. しかし, このモ

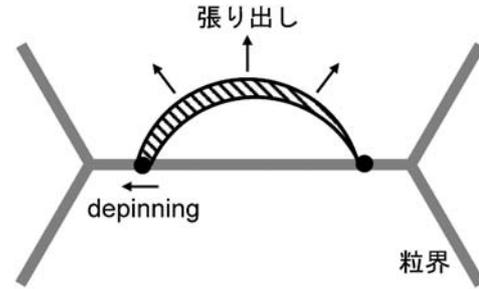


図7 粒界から発生した転位の粒内への張り出し過程と粒界ピン止め点からの depinning 過程. 2つの弓形転位形状に挟まれたハッチを入れた面積が活性化面積に相当する.

デルも一つの提案にしか過ぎず, 実験的な検証が行われているわけではない. UFG 材料や NC 材料の研究は世界的にも活発に行われているが, 変形機構に関する理解は, まだ初歩的な段階にとどまっているといえる.

7. おわりに

本講では, 筆者が30年以上にわたって研究対象としてきた熱活性化変形過程のうち, 転位の形状や降伏応力が近似ではあるが解析的に表現できる問題や, 少し考え方を発展させて新しい解釈に繋がる問題を扱った. 熱活性化過程が材料の変形に本質的に関与する場合であっても, 必ずしも, 強度の議論にそれが十分に取り入れられていないこともあるように思う. さらに, 実験結果を満足に説明できるだけの理解が得られていないことも多い. 材料の力学特性を理解するために避けては通れない熱活性化変形過程について, 解明すべきことは数多く残されている. 今後の研究の進展に期待したい.

文 献

- (1) M. Kato and L. H. Schwartz: Mater. Sci. Eng., **41**(1979), 137-142.
- (2) J. W. Cahn: Acta Metall., **11**(1963), 1275-1282.
- (3) M. Kato, T. Mori and L. H. Schwartz: Acta Metall., **28**(1980), 285-290.
- (4) 加藤雅治: 入門転位論, 裳華房, 東京, (1999), 第10章.
- (5) 鈴木秀次: 転位論入門, アグネ, 東京, (1967), 第7章.
- (6) M. Kato, S. Katsuta, S. Okamine and A. Sato: Mater. Sci. Eng., **77**(1986), 95-102.
- (7) A. Sato, K. Tamura, M. Ito, M. Kato and T. Mori: Acta Metall. Mater., **41**(1993), 1047-1055.
- (8) V. Celli, M. Kabler, T. Ninomiya and R. Thomson: Phys. Rev., **131**(1963), 58-72.
- (9) T. Mori and M. Kato: Philos. Mag. A, **43**(1981), 1315-1320.
- (10) M. Kato: Phys. Stat. Sol. (a), **79**(1983), 517-522.
- (11) 竹内 伸: 結晶塑性論, 内田老鶴圃, 東京, (2013), 第7章.
- (12) H. Matsui, S. Moriya, S. Takaki and H. Kimura: Trans. Japan Inst. Metals, **19**(1978), 163-170.
- (13) E. Kuramoto, Y. Aono and K. Kitajima: Scripta Metall., **13**(1979), 1039-1042.
- (14) M. Kato, T. Mori and L. H. Schwartz: Mater. Sci. Eng., **51**(1981), 25-29.
- (15) M. Kato, T. C. Lee and S. L. Chan: Mater. Sci. Eng., **54**(1982),

半導体へのスピン注入

手 束 展 規*

1. 背 景

われわれの身の回りでは、デジタル家電、携帯電話やスマートフォンなどの高度情報通信機器が利用されており、それらの機器内では、高密度に集積した半導体トランジスタが使われている。これらデバイスの低消費電力化や高速動作化は、これまで、半導体トランジスタの微細化によって成し遂げられてきた。微細化によるシリコン集積回路の高性能化は、限界に近づきつつある、と言われるたびにこの限界を打ち破ってきており、おそらく、もうすこし先もこのまま進歩していくと思われる。しかしながら、一般的なCMOSトランジスタを用いた集積回路は揮発性で、電源が遮断されると情報が失われてしまう。また、微細化が進むにつれてリーク電流が増大し、これを抑制しようとする動作速度は低下する。したがって、情報の維持に必要な待機電力の増大は進む一方である。この待機電力は消費電力全体の10%に達するとの試算もあり、その削減は大きな課題のひとつである。つまり、低消費電力・高速動作、かつ、不揮発性である新しいタイプのトランジスタが求められている。

これらの条件を満たす、新しい動作原理に基づく素子の一つとして、スピンMOSFET(金属酸化膜半導体型電界効果トランジスタ)⁽¹⁾⁻⁽³⁾が考えられており、精力的に研究が進んでいる。スピンMOSFETは、電極(ソース・ドレイン)として強磁性体を用いており、電子の持つ自由度の一つであるスピンを積極的に利用することで、磁性の持つメモリ機能とトランジスタの機能を併せ持つ。スピンMOSFETでは、一般的なトランジスタと同様に、ゲート電極にかかる電圧によってソースとドレイン間の電流量を制御する。また、磁性体ソース電極から半導体へ電流を流すことで、電子スピンの偏極した状態が半導体中に作り出される。半導体中のスピン偏極した電子は、ドレイン電極へと流れ込もうとするが、ソース電極とドレイン電極の磁化の向きによって流れやすさ(抵抗値)

が変わる。すなわち、各強磁性電極の磁化配列が平行の場合、スピン偏極した電流は流れるが、反平行の場合、電流は流れない。したがって、磁化の方向を電流で検出する記憶素子としても利用できる。このように、電極を強磁性体に置き換えることで、トランジスタの論理演算機能とメモリの機能を併せ持つ素子が実現される。

スピンMOSFETなどの強磁性体/半導体ハイブリッドデバイス実現のためには、半導体中にスピン注入(スピン偏極した状態を創り出し)、それを制御・検出する必要がある。ここでは、それらデバイス実現のために求められる、半導体へのスピン注入とその検出に関する最近の研究動向について紹介する。

2. 強磁性金属から半導体へのスピン注入

非磁性体中へのスピン注入・検出の模式図を図1に示す。強磁性電極と非磁性体の接合界面には、様々な目的に応じて、絶縁体層などが挿入される場合がある。いずれにせよ、強磁性電極から非磁性体中へスピン偏極した電流を流すことで、非磁性体中においてスピン偏極した状態が創り出され、その状態を検出する。非磁性体が金属か半導体かではスピン注入のしやすさ(効率)が異なる。これは、強磁性金属と半導

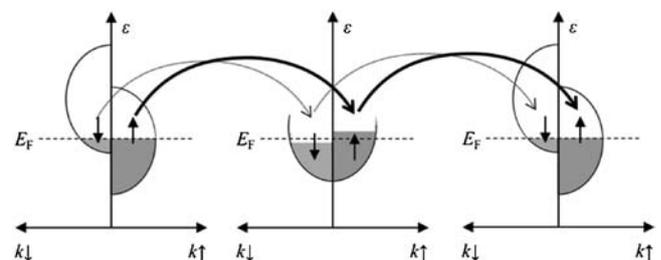


図1 強磁性体から非磁性体へのスピン注入とその検出の概念図。

* 東北大学准教授；大学院工学研究科知能デバイス材料科学専攻(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-02) Spin Injection into Semiconductors; Nobuki Tezuka (Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai)
Keywords: spin injection, semiconductor, spintronics, magnetoresistance, spin polarization
2014年1月20日受理[doi:10.2320/materia.53.215]

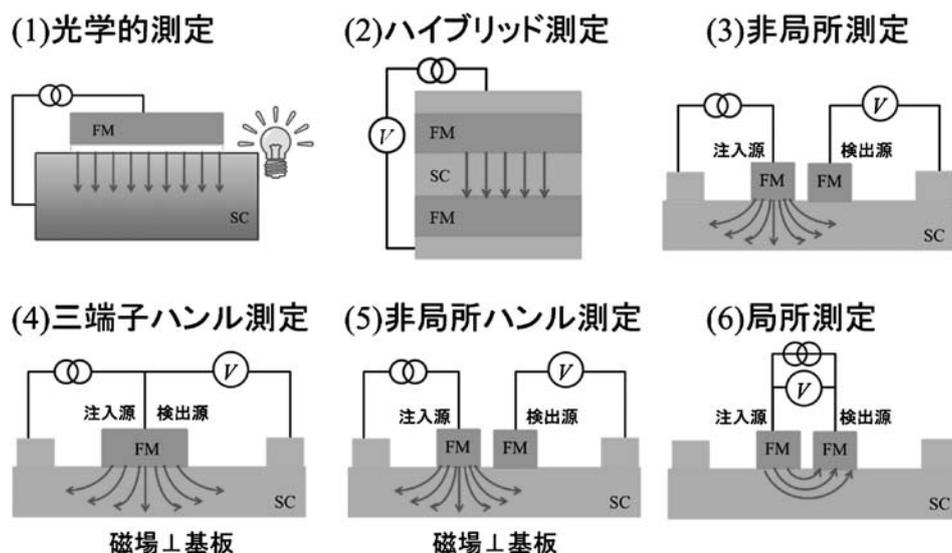


図2 非磁性体へのスピン注入の各検出方法. FM: 強磁性体, SC: 半導体

体の電気抵抗やスピン拡散長が大きく異なることによるが、これについては後で述べる。

まずは、このような半導体中へのスピン注入とその検出方法について紹介する。スピン注入の検出には様々な方法が提唱されている。大別して、光を用いる方法(図2(1))⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾と電気伝導を用いる方法⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾が挙げられる。スピンMOSFETのような電子デバイスの実現を目指すのであれば、最終的には、スピン注入とその検出に起因した電気的特性、すなわち磁気抵抗(Magnetoresistance: MR)効果の評価が必須である。したがって、ここでは特に、MR測定によるスピン注入・検出について紹介する。

MR測定の中でも、ハイブリッド配置⁽¹⁰⁾、四端子非局所配置⁽⁹⁾、三端子配置⁽¹¹⁾、二端子局所配置⁽⁸⁾などの測定方法が提案・報告されている。上記スピン注入検出素子の模式図を図2に示す。MR測定を用いる方法では、基本的にスピン注入電極と検出電極の磁化の向きを制御する必要がある。それぞれの目的に応じて、両電極の保磁力差やスピンの歳差運動を利用して、磁場の印加方向が膜面内や膜面直方向に分かれる。

ハイブリッド配置(図2(2))では、上下の強磁性金属の保磁力差を利用し、磁化配列が平行か反平行かでMR効果が観察される。この現象は、巨大磁気抵抗(GMR)効果やトンネル磁気抵抗(TMR)効果と同じである。

四端子非局所測定(図2(3))では、強磁性電極(注入電極)から半導体中に、一方の強磁性電極と反対方向に電流を流す。半導体チャネル中の電流が流れている部分においてスピン偏極が誘起されるが、半導体チャネル中における電気化学ポテンシャルの連続性を保つため、電流が流れている方向とは逆の方向についてもスピン偏極が誘起される。このときの半導体中における各スピン電子の電気化学ポテンシャルの様子を図3に示す。スピン偏極により、各スピン電子の電気化学ポテンシャルは異なる値を持ち、スピン緩和により、この

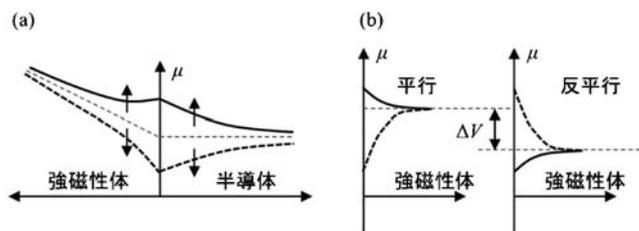


図3 (a) スピン注入電極/非磁性体界面近傍、および (b) スピン検出電極界面における電気化学ポテンシャル。

スピン偏極状態は指数関数的に減衰する。スピン偏極がもう一方の強磁性電極(検出電極)まで維持されていれば、その界面における電気化学ポテンシャルの連続性を保つため、検出電極の電気化学ポテンシャルはスピン偏極する。各強磁性電極の磁化配列が平行か反平行かで、検出電極における電気化学ポテンシャルの平衡位置は異なるため、結果として、スピン偏極に伴う電位差が生じる。この電位差はスピン注入効率に比例するため、この電位差を検出することで、半導体へのスピン注入を評価することが可能となる。四端子非局所測定は、スピンを注入する電極と検出する電極が異なる(検出電極に電流が流れていない)ため、他のMR効果の影響が少なく、スピン注入の評価に適していると言われている。しかしながら、スピン注入・検出効率が悪い場合、検出される信号が小さく、その観測が容易でないのが欠点である。

三端子 Hanle 測定(図2(4))では、スピン注入の方法は四端子非局所測定と同様である。しかし、半導体中のスピン蓄積を検出する電圧端子は、スピン注入する電極、ならびにスピン偏極が十分緩和するほど離れた電極に接続する。ここで強磁性電極の磁化困難軸方向(一般的には膜面直方向。なお、他の測定では基本的に膜面内方向に磁場を掃引する)に磁場を掃引しながら、この電極配置で測定を行うことを考える。ゼロ磁場では、半導体中のスピン蓄積に伴い、注入電極

界面においてスピン偏極に伴う電位差が生じる。一方、磁場の印加により、半導体中のスピンの磁場方向を中心として歳差運動するため(スピン緩和)、スピン偏極に伴う電位差が減少する。したがって、印加磁場に対して電圧を測定することで、半導体へのスピン注入に伴う電圧変化が検出される。この電圧変化も、原理的には、スピン注入効率に比例するため、電圧変化の大きさを比較することで、スピン注入効率の評価が可能となる。三端子 Hanle 測定では注入・検出電極が同一であり、半導体へ注入されたスピンの緩和する前(すなわち、スピン偏極に伴う電位差がまだ大きい)と後の電圧変化を見るため、比較的大きな信号が得られる。また、デバイス構造は、電極の各寸法と電極間距離をスピン拡散長以上とする必要がある。一方、四端子非局所測定では、注入・検出電極間の距離を短くした方が大きな信号が得られる。つまり、デバイス作製という点についても、三端子 Hanle 測定の方が簡便である。ただし、注入・検出電極が同一であるために問題がおこる可能性があるが、これについては後で述べる。注入と検出電極を異なる Hanle 測定として、非局所 Hanle 測定(図 2(5))がある。スピン注入を検出する確実な方法とされるが、原理上得られる電圧出力が小さくなるため、実験報告は少ない。

最後に、二端子局所測定(図 2(6))について述べる。この測定は、膜面内方向の強磁性体/半導体/強磁性体直列回路を考えればよく、この回路における MR 効果(磁化配置の平行・反平行に起因した電圧変化)により、半導体中へのスピン注入を検出する。ただし、強磁性体中やその直下の電気伝導を含んだ測定であるため、各電極、チャンネルの抵抗の大小関係によっては、異方性 MR 効果や局所ホール効果など、他の MR 効果との区別を行う必要があり、注意を要する。しかしながら、スピン MOSFET は二端子局所配置を基本とすることが予想され、この配置における測定が応用上重要になると考えられる。

3. 半導体中へのスピン注入に関する実験報告

次に各測定配置での代表的な実験結果について述べる。

(1) ハイブリッド型

図 4 に、Fe/MgO/n-GaAs/MgO/Fe 接合の磁気抵抗曲線を示す⁽¹⁰⁾。各測定温度において、磁化の平行・反平行に依存する抵抗の変化が観測された。5 K で 11.7%、300 K で 2.8% の MR 比が得られている。一般的な TMR 比とスピン分極率の関係を示す式から、この場合の絶縁体/半導体を介したスピン分極率は、0.14(9K)、0.035(RT)と見積もられた。ここでは、Fe のスピン分極率を 0.40 と仮定している。図 5(a) に MR 比の印加電圧、ならびに、印加電流依存性を示す。測定温度が低温・室温ともに、概して、印加電圧の増加に伴い磁気抵抗比は減少している。これは、TMR 効果とほぼ同様の結果である。ゼロバイアス近傍では少し様子が異なっており、この部分を拡大した MR 比の印加電流依存性

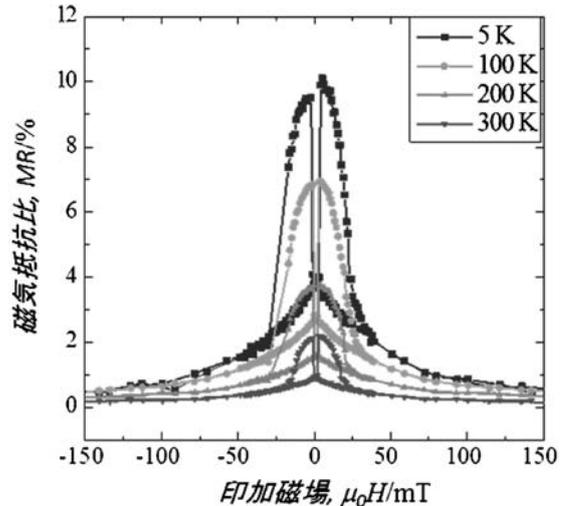


図 4 ハイブリッド配置における磁気抵抗曲線。

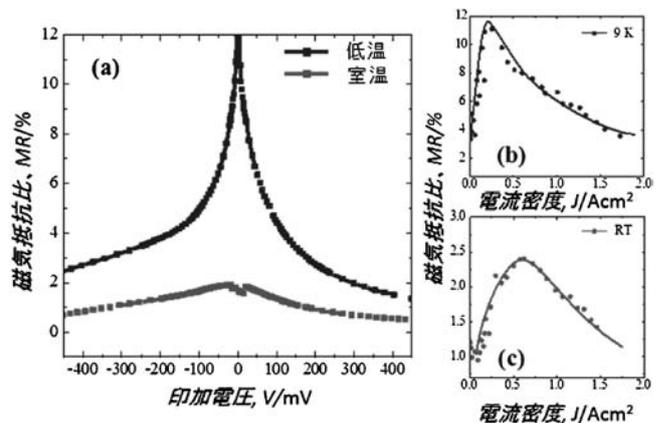


図 5 ハイブリッド配置における磁気抵抗比の(a)バイアス電圧依存性、および(b),(c)電流密度依存性(ゼロバイアス近傍)。(b)は 9 K、(c)は室温における結果。

が図 5(b)(c)である。印加電流を増大すると半導体中へのスピン注入電子が増え、その結果、半導体中におけるスピン偏極度が増したと考えられる。この傾向は、Smith ら⁽¹²⁾の計算結果で説明することができる。

(2) 四端子非局所測定、三端子 Hanle 測定

それぞれの測定で得られる代表的な MR 曲線を図 6 に示す⁽⁹⁾⁽¹¹⁾。四端子非局所測定では、両強磁性電極の保磁力差により磁化配置の平行・反平行状態が創り出され、両状態で電圧差が生じている。両強磁性電極間の距離を変えた試料を作製し、電圧変化の電極間距離依存性を調べることで、半導体中におけるスピン拡散長を見積もることができる。また、磁化困難軸方向に磁場を掃引しながら四端子非局所測定を行うことで(四端子非局所 Hanle 測定)、スピン注入効率などを見積もることが可能となる。

一方、三端子 Hanle 測定では、磁化困難軸方向に磁場を

印加することで、抵抗が徐々に減少している。この曲線をフィッティングすることによりスピン注入効率やスピン緩和時間を見積もることができる。

これまでに報告されている、両測定方法によるスピン注入とその検出、ならびに算出されたスピン注入効率を表1と表2にまとめた⁽⁹⁾⁽¹¹⁾⁽¹³⁾⁻⁽²³⁾。四端子非局所測定では、得られたスピン注入効率は小さく、かつ、低温における結果が多い。一方、三端子 Hanle 測定においては、得られたスピン注入効率は比較的大きく、かつ、室温における結果も多く報告されている。しかしながら、得られたスピン信号は理論予測値よりも大きく、スピン注入効率が1を超えるような報告もある⁽¹¹⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾したがって、三端子 Hanle 測定によるスピン注入とその検出の評価を行っていくためには、この原因について明らかにする必要がある。

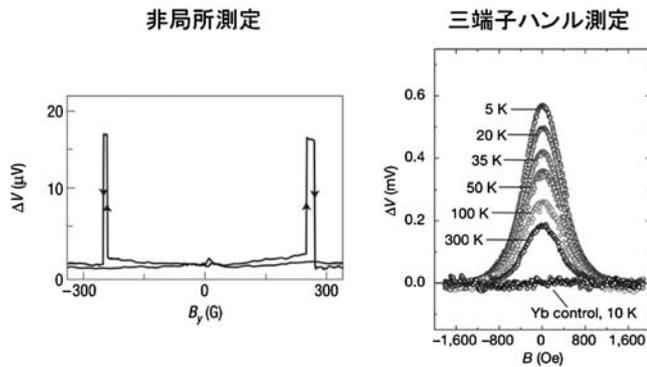


図6 四端子非局所測定⁽⁹⁾と三端子 Hanle 測定⁽¹¹⁾の典型的な磁気抵抗曲線。

表1 四端子非局所測定によるスピン注入・検出のこれまでの報告⁽⁹⁾⁽¹³⁾⁻⁽¹⁸⁾。

素子構造	測定温度	スピン注入効率	参考文献
Fe/n-GeAs	50 K	16% ?	9
Fe/Al ₂ O ₃ /Si	10 K	—	13
Py/InAs QW	20 K (295 K)	1.9% (1.4%)	14
GaMnAs/AlGaAs/n-GaAs	4.2 K	50%	15
Fe/MgO/n-Si	8 K (300 K)	3.6% (1.2%)	16
Fe/MgO/n-Ge	4 K	0.23%	17
CoFe/n-GaAs	4.2 K	4%	18

表2 三端子 Hanle 測定によるスピン注入・検出のこれまでの報告⁽¹¹⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²³⁾。測定はすべて室温。γはスピン注入効率。

素子構造	$\Delta R A_{\text{exp}} / \text{k}\Omega\mu\text{m}^2$	$\Delta R A_{\text{theo}} / \text{k}\Omega\mu\text{m}^2$	参考文献
NiFe/Al ₂ O ₃ /n-Si	3 (γ > 1)	3 × 10 ⁻³	11
CoFe/SiO ₂ /n-Si	1.2 (γ > 1)	8 × 10 ⁻³	19
CoFe/MgO/n-Si	4.8 (γ > 1)	> 6.6 × 10 ⁻³	20
CoFe/MgO/n-Ge	170 (γ > 1)	> 6.5 × 10 ⁻²	21
CoFe/MgO/n-Si	~0.79 (γ = 0.47)	1.7	22
CoFe/n-Si	~1.65 (γ ~ 0.25)	~6.6	23

4. 半導体への高効率スピン注入を達成するための指針

強磁性体から非磁性体へのスピン注入・検出は、当初、非磁性金属に関するものが主であり、非磁性半導体へと展開されはじめたのは、2000年頃からである。金属と半導体との場合で大きく異なるのは、その電気伝導率(抵抗)であり、強磁性体と比べ非磁性体の電気抵抗が非常に大きな場合、大きなスピン注入効率を得るのは困難となる。界面に抵抗がないことを仮定した強磁性体/半導体接合におけるスピン注入効率と強磁性体のスピン分極率の関係性を図7⁽²⁴⁾に示す。強磁性体のスピン分極率が高いほどスピン注入効率は高くなる傾向にあるが、強磁性体と半導体の電気抵抗率の差が大きいほど、スピン分極率の変化に対するスピン注入効率の変化は鈍くなる ($P < 1$)。特に、強磁性体が金属の場合においては、強磁性体のスピン分極率が1に近い領域以外ではスピン注入効率はほぼゼロとなる。この原因は、以下のとおりである。

一般的に、半導体は金属に比べ電気抵抗率が高く、スピン拡散長も長いので、いわゆるスピン抵抗が大きい。スピン抵抗とは、スピンの散乱されやすさを示すパラメータであり、各材料の電気抵抗率とスピン拡散長の積で定義される。そして、その値が小さい材料ほどスピンは散乱されやすい。したがって、強磁性金属中では非磁性半導体中よりもスピンの散乱されやすいと言える。ここで界面抵抗が存在しない状況で強磁性体からスピン偏極した電子(電流)を半導体へと流し込む場合を考える。このとき、半導体中にスピン偏極した状態を作りだそうとするが、強磁性体/半導体界面での電流と電気化学ポテンシャルの連続性を保たなければならない。スピンを散乱させることで平衡状態を保とうとする。しかし、先述のとおり、半導体中よりも強磁性体中の方がスピンを散乱しやすいので、強磁性体中でのスピンの散乱が起る。したがって、半導体中に一度注入されたスピン電子が半導体から強磁性体へと戻った方がこの平衡状態を保ちやすく、結果として、界面において電子のスピン偏極率はほと

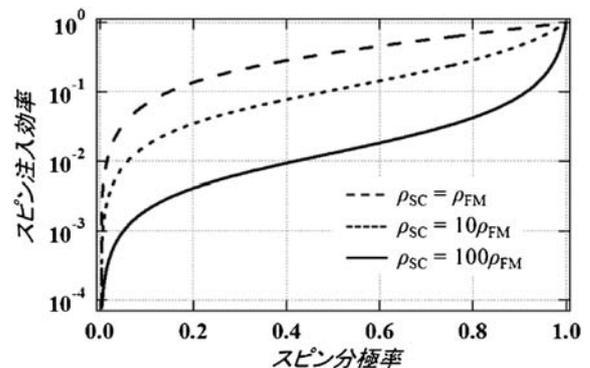


図7 強磁性体のスピン分極率に対するスピン注入効率の推移(界面抵抗がない場合)⁽²⁴⁾。

んどゼロとなる．つまり，界面抵抗のない強磁性体/半導体接合では，スピン注入効率がほとんどゼロとなる[図8(a)⁽²⁵⁾].

この問題の解決策として，強磁性電極に高スピン分極率材料を用いることのほかに，強磁性体/半導体界面にトンネル障壁を挿入することが提案されている．つまり，界面抵抗を制御することでスピン注入効率の低下を抑制する．強磁性体/半導体界面に界面抵抗を挿入した場合，界面に電気化学ポテンシャルの跳びが存在し[図8(b)⁽²⁵⁾]，平衡状態を保つためにスピン散乱が生じても，界面におけるスピン偏極に伴う電気化学ポテンシャル差は維持される．すなわち，半導体中にスピン偏極した状態が保たれる．

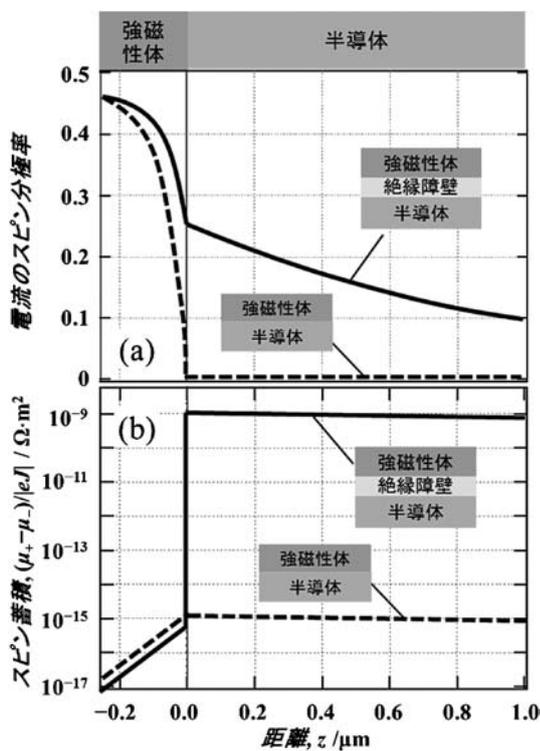


図8 界面抵抗がない場合とある場合の強磁性体/半導体界面における(a)電流のスピン偏極率，および(b)スピン蓄積の推移⁽²⁵⁾．

5. 高効率スピン注入へ向けた研究

先述したように，スピンMOSFETを含め，半導体を用いたスピントロニクスデバイスの実現のためには，半導体中の電子がスピン偏極した状態を生み出す必要がある．その一方，強磁性体から半導体へのスピン注入には困難が伴い，工夫が必要とされる．これまで我々は，高スピン分極率材料とトンネル障壁挿入というアプローチにより，半導体中への高効率スピン注入を目指して研究を行ってきた⁽²⁶⁾⁻⁽³⁰⁾．そこで，これまでに我々が行ってきた研究について，以下で述べる．

半導体への高効率スピン注入実現のために，強磁性体(BCC構造)/MgO/半導体接合が用いられる．これは，MgOのコヒーレントトンネリングによる高スピン注入源とMgO絶縁障壁による界面抵抗を用いたものである．我々の研究室では，Co₂FeAl_{0.5}Si_{0.5}(CFAS)/GaAs接合による半導体へのスピン注入を試みた．CFASはフルホイラー合金のひとつで，TMR効果の研究から，規則構造をとることで高いスピン分極率を示すことがわかっている⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾．したがって，スピン注入源の一つの候補である．CFAS/GaAs接合では，界面にショットキー障壁が形成されトンネル障壁となる．また，両材料の格子定数の差は小さく，規則構造を持ったCFASが容易に得られる．図9に三端子Hanle測定，四端子非局所測定，局所測定のデバイス模式図とMR曲線を示す⁽²⁶⁾⁽²⁸⁾．それぞれ磁化の向き，もしくは両電極の磁化の平行・反平行状態に対応する曲線となっており，半導体へのスピン注入に起因する電圧変化である．

ここで，フルホイラー合金のスピン分極率はその構造規則度に依存し，構造の規則性が高いものほど，高いスピン分極率を示す．表3に示すように，CFASの構造規則度は，成膜温度の上昇とともに増し，573 K以上でL₂構造を持つ⁽²⁷⁾．したがって，成膜温度の上昇に伴い電極のスピン分極率は高くなっていると考えられる．図10にスピンシグナルのCFASの成膜温度依存性を示す．三端子Hanle測定で得られたスピンシグナルは，成膜温度の上昇により小さくなった⁽²⁷⁾．一方，四端子非局所測定では，573 Kでスピンシグ

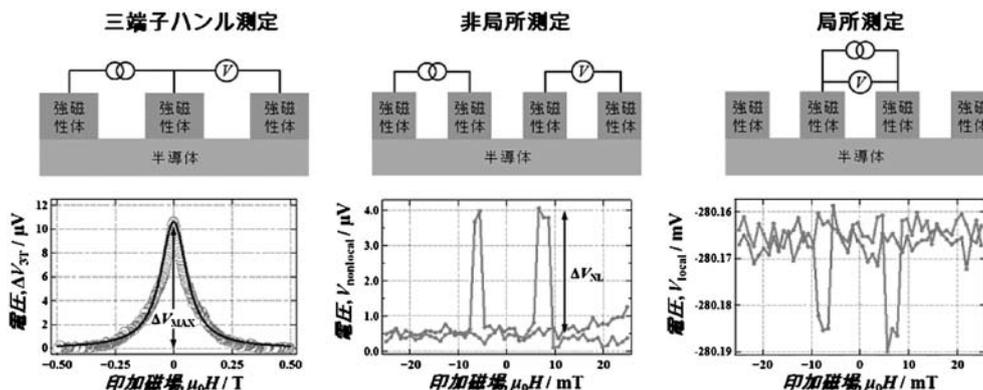


図9 Co₂FeAl_{0.5}Si_{0.5}/n-GaAs接合を有するデバイスに対して行った各測定における典型的な磁気抵抗曲線⁽²⁶⁾⁽²⁸⁾．

表3 $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ の成膜温度 (T_{CFAS}) と結晶構造の関係⁽²⁷⁾.

T_{CFAS}	300 K	373 K	473 K	573 K	673 K
構造(規則度)	A2+B2	A2+B2	A2+B2	B2+L2 ₁	B2+L2 ₁

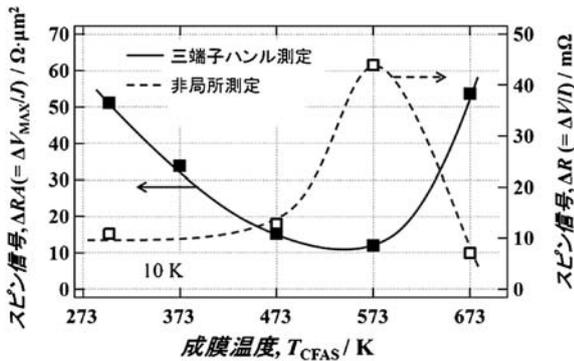


図10 $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}/\text{n-GaAs}$ 接合を有するデバイスに対して行った三端子 Hanle 測定, および四端子非局所測定において得られたスピニングナルの $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ 成膜温度依存性^{(27) (29)}.

ナルが大きくなる⁽²⁹⁾. 四端子非局所測定から得られた結果は, 理論モデルと CFAS の構造規則度から予想される傾向に一致している一方, 三端子 Hanle 測定の結果は逆の傾向にある. また, 三端子 Hanle 測定における MR 曲線を解析した結果, スピン注入効率が 1 を超える試料もあることが分かった. 四端子非局所測定は一般的に信頼性の高いスピン注入効率評価方法であるため, 同測定で得られた結果から, CFAS 成膜温度の上昇に対してスピン注入効率は向上していると言える. それに対し, ここでの三端子 Hanle シグナルの大きさは, スピン注入効率以外の要因によって変化している可能性がある.

三端子 Hanle 測定で得られた結果を説明するモデルとして, 強磁性電極/半導体接合界面に存在する局在準位を介した電気(スピン)伝導が考えられる⁽³⁴⁾. つまり, 強磁性体→半導体へのダイレクトなトンネル伝導と, 強磁性体→局在準位→半導体の 2 段階のトンネル伝導の 2 種類の伝導が存在し, 接合の状態により, この 2 種類の寄与の割合が異なる. 局在準位中でスピン偏極した状態が創り出されたとき, それによって生じる電気化学ポテンシャル差は, 半導体チャンネル中のスピン偏極に伴う電気化学ポテンシャル差よりも大きくなる. したがって, 局在準位を介した 2 段階のトンネル伝導が生じることで, 三端子 Hanle 測定で得られるスピニングナルの大きさは, 半導体チャンネルへのスピン注入のみを考えた理論モデルから想定される値よりも大きくなる. また, ダイレクトなトンネル伝導と, 2 段階のトンネル伝導の割合が変化することで, 三端子 Hanle シグナルの大きさも変化する⁽³⁵⁾.

今回我々が作製した試料における三端子 Hanle シグナル

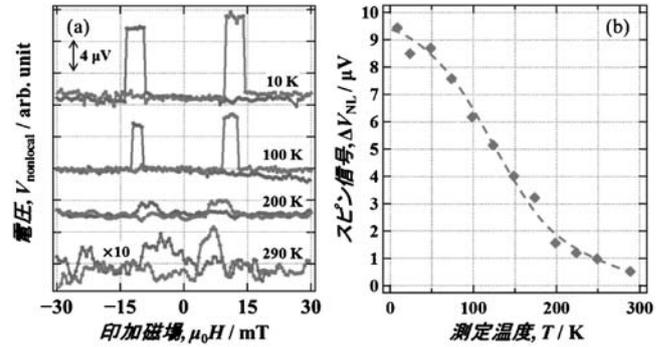


図11 (a) $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}/\text{n-GaAs}$ 接合を有する面内スピン輸送素子に対して行った各測定温度における四端子非局所測定の結果, および(b)四端子非局所シグナルの測定温度依存性⁽³⁰⁾.

の異常増大や CFAS 成膜温度に対する傾向は, 2 段階トンネル伝導の存在, ならびにその寄与の割合変化を考慮することで説明できた⁽²⁷⁾. この局在準位を介した伝導が生じていても, 最終的に半導体中へのスピン伝導に寄与してくれば, 将来のデバイスへの応用の際に問題とならないはずであるが, 現在のところこの辺りははっきりしていない. このシグナル増大を有効に活用する方法が見出されれば, デバイスの特性を大幅に向上させることができるかもしれない.

最後に四端子非局所測定におけるスピニングナルの測定温度依存性を図11に示す⁽³⁰⁾. スピニングナルは低温から室温まで観測できており, 測定温度の上昇とともに単調に減少していた. スピニングナルの注入・検出電極間距離依存性を調べた結果, 10 K でのスピン拡散長は $1.6 \mu\text{m}$ であった. これは, 他の方法から見積もられた値や過去の類似した報告とほぼ一致しており^{(18) (36)}, 得られた結果が妥当であると言える. 四端子非局所測定により, 室温でスピニングナルを観測したとの報告はあまりなく, 高スピン分極率フルホイ슬ー合金を用いた試みでは本研究が初めての結果である. CFAS が室温において高効率なスピン注入とその検出を実現する上で有効な材料であると言える. また, 測定温度の上昇に伴うスピニングナル低下の原因であるが, 詳細は述べないが, CFAS のスピン分極率(スピン注入・検出効率)は温度に対してほぼ一定であり, 半導体中のスピン緩和時間(スピン拡散長)と伝導度の温度依存性が主な原因である, と示す結果が得られている.

以上, 強磁性体から半導体へのスピン注入について, その観測方法と現状について概説した. 半導体スピントロニクスデバイス実現のためには, 更なるスピン注入・検出効率の向上が求められるが, 年々その特性は向上し, 室温でも観測されるようになってきている. 今後この分野の研究が更に発展し, 半導体スピントロニクスデバイスが実現することを期待する.

ここで紹介した我々の研究の一部は, 科学研究費補助金, 戦略的国際科学技術協力推進事業, 旭硝子財団の研究助成に

より行われた。東日本大震災からの研究施設復興にご尽力いただきました方々に感謝します。また、三橋史典氏、吉田昌弘氏、小野寺学史氏、斉藤達哉氏に多大なるご協力を頂き、感謝いたします。

文 献

- (1) M. Tanaka and S. Sugahara: IEEE Trans. Electron Devices, **54** (2007), 961–976.
- (2) T. Tanamoto, H. Sugiyama, T. Inokuchi, T. Marukame, M. Ishikawa, K. Ikegami and Y. Saito: J. Appl. Phys., **109**(2011), 07C312.
- (3) Y. Saito, T. Inokuchi, M. Ishikawa, H. Sugiyama, T. Marukame and T. Tanamoto: J. Electrochem. Soc., **158** (2011), H1068.
- (4) Y. Ohno, D. K. Young, B. Beschoten, F. Matsukura, H. Ohno and D. D. Awschalom: Nature, **402**(1999), 790.
- (5) R. Fiederling, M. Keim, G. Reuscher, W. Ossau, G. Schmidt, A. Waag and L. W. Molenkamp: Nature, **402**(1999), 787.
- (6) A. T. Hanbicki, B. T. Jonker, G. Itskos, G. Kioseoglou and A. Petrou: Appl. Phys. Lett., **80**(2002), 1240.
- (7) S. A. Crooker, M. Furis, X. Lou, C. Adelman, D. L. Smith, C. J. Palmström and P. A. Crowell: Science, **309**(2005), 2191–2195.
- (8) C.-M. Hu, J. Nitta, A. Jensen, J. Hansen and H. Takayanagi: Phys. Rev. B, **63**(2001), 125333.
- (9) X. Lou, C. Adelman, S. A. Crooker, E. S. Garlid, J. Zhang, K. S. M. Reddy, S. D. Flexner, C. J. Palmström and P. A. Crowell: Nat. Phys., **3**(2007), 197–202.
- (10) N. Tezuka, F. Mitsuhashi and S. Sugimoto: J. Phys. Conf. Ser., **266**(2011), 012109.
- (11) S. P. Dash, S. Sharma, R. S. Patel, M. P. de Jong and R. Jansen: Nature, **462**(2009), 491–494.
- (12) D. Smith and R. Silver: Phys. Rev. B, **64**(2001), 045323.
- (13) O. M. J. van't Erve, A. T. Hanbicki, M. Holub, C. H. Li, C. Awo-Affouda, P. E. Thompson and B. T. Jonker: Appl. Phys. Lett., **91**(2007), 212109.
- (14) H. C. Koo, H. Yi, J.-B. Ko, J. Chang, S.-H. Han, D. Jung, S.-G. Huh and J. Eom: Appl. Phys. Lett., **90**(2007), 022101.
- (15) M. Ciorga, A. Einwanger, U. Wurstbauer, D. Schuh, W. Wegscheider and D. Weiss: Phys. Rev. B, **79**(2009), 165321.
- (16) T. Suzuki, T. Sasaki, T. Oikawa, M. Shiraishi, Y. Suzuki and K. Noguchi: Appl. Phys. Express, **4**(2011), 023003.
- (17) Y. Zhou et al.: Phys. Rev. B, **84**(2011), 125323.
- (18) T. Uemura, T. Akiho, M. Harada, K. Matsuda and M. Yamamoto: Appl. Phys. Lett., **99**(2011), 082108.
- (19) C. H. Li, O. M. J. van't Erve and B. T. Jonker: Nat. Commun.,

- 2**(2011), 245.
- (20) K.-R. Jeon, B.-C. Min, I.-J. Shin, C.-Y. Park, H.-S. Lee, Y.-H. Jo and S.-C. Shin: Appl. Phys. Lett., **98**(2011), 262102.
- (21) K.-R. Jeon, B.-C. Min, Y.-H. Jo, H.-S. Lee, I.-J. Shin, C.-Y. Park, S.-Y. Park and S.-C. Shin: Phys. Rev. B, **84**(2011), 165315.
- (22) M. Ishikawa, H. Sugiyama, T. Inokuchi, K. Hamaya and Y. Saito: Appl. Phys. Lett., **100**(2012), 252404.
- (23) K. Hamaya, Y. Ando, K. Masaki, Y. Maeda, Y. Fujita, S. Yamada, K. Sawano and M. Miyao: J. Appl. Phys., **113**(2013), 17C501.
- (24) G. Schmidt, D. Ferrand, L. Molenkamp, A. Filip and B. van Wees: Phys. Rev. B, **62**(2000), R4790–R4793.
- (25) A. Fert and H. Jaffrès: Phys. Rev. B, **64**(2001), 184420.
- (26) T. Saito, N. Tezuka and S. Sugimoto: IEEE Trans. Magn., **47** (2011), 2447–2450.
- (27) T. Saito, N. Tezuka, M. Matsuura and S. Sugimoto: Jpn. J. Appl. Phys., **52**(2013), 063001.
- (28) T. Saito, N. Tezuka, M. Matsuura and S. Sugimoto: IEEE Trans. Magn., **49**(2013), 4327–4330.
- (29) T. Saito, N. Tezuka, M. Matsuura and S. Sugimoto: Appl. Phys. Lett., **103**(2013), 122401.
- (30) T. Saito, N. Tezuka, M. Matsuura and S. Sugimoto: Appl. Phys. Express, **6**(2013), 103006.
- (31) N. Tezuka, N. Ikeda, A. Miyazaki, S. Sugimoto, M. Kikuchi and K. Inomata: Appl. Phys. Lett., **89**(2006), 112514.
- (32) N. Tezuka, N. Ikeda, S. Sugimoto and K. Inomata: Jpn. J. Appl. Phys., **46**(2007), L454–L456.
- (33) N. Tezuka, N. Ikeda, F. Mitsuhashi and S. Sugimoto: Appl. Phys. Lett., **94**(2009), 162504.
- (34) M. Tran, H. Jaffrès, C. Deranlot, J.-M. George, A. Fert, A. Miard and A. Lemaître: Phys. Rev. Lett., **102**(2009), 036601.
- (35) R. Jansen, A. M. Deac, H. Saito and S. Yuasa: Phys. Rev. B, **85** (2012), 134420.
- (36) R. Dzhioev, K. Kavokin, V. Korenev, M. Lazarev, B. Meltser, M. Stepanova, B. Zakharchenya, D. Gammon and D. Katzer: Phys. Rev. B, **66**(2002), 245204.



手束展規

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1998年 東北大学 博士(工学)取得
 1998年 東北大学工学部特別研究員(日本学術振興会特別研究員)
 1999年 ハンブルグ大学客員研究員(日本学術振興会特別研究員)
 2000年 東北大学工学部助手
 2007年4月– 現職
 ◎新規磁性材料・磁気デバイスの開発に従事。磁性薄膜やナノサイズ磁性体の開発、および、それらを用いたデバイスの開発を中心に活動中。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

開発裏話～析出強化型銅合金の集合組織制御技術の開発

高 維林¹⁾ 菅原 章²⁾ 木村 崇³⁾

1. 開発の背景

近年、電気・電子部品用コネクタは、省スペース、高密度実装に対応するため、小型化、低背化、形状の複雑化が進んでいる。このコネクタ用材料には高い電気伝導性を有し、強度に優れる銅合金が多く使用されているが、コネクタの小型化に伴い材料は薄肉化すると同時に、薄肉化を補う「高い強度」、限られたスペースに収納するための複雑な曲げ加工が可能な「優れた曲げ加工性」を兼ね備えることが要求される¹⁾。

銅合金の強化手段として、固溶強化、析出強化、加工硬化、結晶粒径微細化などが良く利用され、これらを組み合わせることで高強度化は可能となるものの、強度の増加に伴い曲げ加工性が低下してしまう。車載用コネクタやスマートフォンなどの民生用コネクタにおいて、小型化、狭ピッチ化が進む中で、次世代のコネクタ用材料として高い強度と優れた曲げ加工性を併せ持つ銅合金の開発が切望されていた。

2. 開発の経過と着眼点

金属材料の強化機構に関しては多くの研究・報告がなされているが、曲げ加工性に関する系統的な研究は意外に少ない。また、曲げ加工性に影響する因子として、合金成分、結晶粒径、結晶方位分布(集合組織)、転位密度、析出物(サイズ、量、分布)、無析出物帯(PFZ)等多くが挙げられるが、それぞれの影響度が明確でないことから、曲げ加工性を改善する上で注目すべき因子を定めることが困難であった。具体的には、全ての因子の影響を網羅しようとする膨大な試験量となってしまう、また、各因子は互いに連動するため、単一の因子の影響を抜き出すことは困難であった(例えば、再結晶処理の条件を調整し、結晶粒径を調整した場合、集合組織、析出状態も変わってしまう)。

悩みが続くそんなある日のこと、ある銅合金条材を切断してスクラップ缶に捨てようとした際に、手で曲げるとすぐ破断するスクラップと、繰り返し曲げても破断しないスクラップがあることに気がついた。同じ材料なのになぜこんなにも違うのか？元の材料は同じ、違うのは材料の方向だけだ！異

方性、つまり集合組織の影響が大きいに違いない！！

この推測を実証するための一般的な手法は、各方位を有する単結晶を作り、方位の影響を調査することである。しかし、曲げ試験が可能なサイズの銅合金単結晶を製作することは容易でなく、何か簡単な方法がないか検討した。そこで思いついたのが、実機で铸造した大型インゴットからのサンプル採取である。粒径 10 mm 程度の等軸晶領域から試料を切り出し、EBSP で各結晶粒の方位を測定することで、目標とする方位を有する曲げ試験片を容易に作製することができた²⁾。

この手法を用いて銅合金(fcc 金属)の代表的な集合組織である 5 方位について、それぞれの方位の結晶粒を有する曲げ試験片を作製し、曲げ試験を行った。曲げ加工後の表面写真を図 1 に示す。同一合金において、結晶方位や曲げ方向の違いにより、曲げ加工性が大きく異なることを実証することに成功した。

曲げ加工性に結晶方位の影響が大きいことは分かったものの、いよいよ最大の難関に直面した。それは「銅合金において組成を変えずに、集合組織を制御することができるのか？」ということだ。良く知られているように、銅および銅合金の集合組織は、長年の研究にも関わらず、純銅及び黄銅に代表される固溶強化型合金などのごく一部の成分系で明らかになっているのみであり、その他の合金は、成分に応じて純銅型か黄銅型かに分類されている程度である。また、再結晶集合組織の生成機構については、統一的な基礎理論がなく、「核配向説」と「配向成長説」の両説の紛争が今も続いている³⁾。現段階では集合組織の制御方法を確立する上で、理論的なアプローチは困難であったが、純銅型、黄銅型の集合組織の研究における一つの定説、すなわち両者の違いは固溶元素による積層欠陥エネルギー(SFE)の差によるものとする理論に着目した。そこで析出型銅合金において、熱処理条件を調整し、添加した合金元素のほぼ全量を固溶させた状態から、最大限に析出させた状態まで変化させることによって、黄銅型から純銅型へと集合組織を連続的に制御できるのではないかと考えた。この考え方に基づいて、試行錯誤し、実験を繰り返した結果、「析出強化型銅合金の集合組織制御技術の開発」に成功した。

* DOWA メタルテック株式会社 金属加工事業部：1)技術センター 主席研究員 2)取締役事業部長 3)技術センター 課長
Development of Texture Control Technique for Precipitation-Hardened Copper Alloys; Weilin Gao, Akira Sugawara, Takashi Kimura (Metal Processing Business Unit, DOWA METALTECH Co., LTD., Iwata)
Keywords: *precipitation-hardened alloy, texture control, high strength, bend formability*
(まてりあ第52巻1号26-28頁「新技術・新製品」掲載)
2014年2月4日受理[doi:10.2320/materia.53.222]

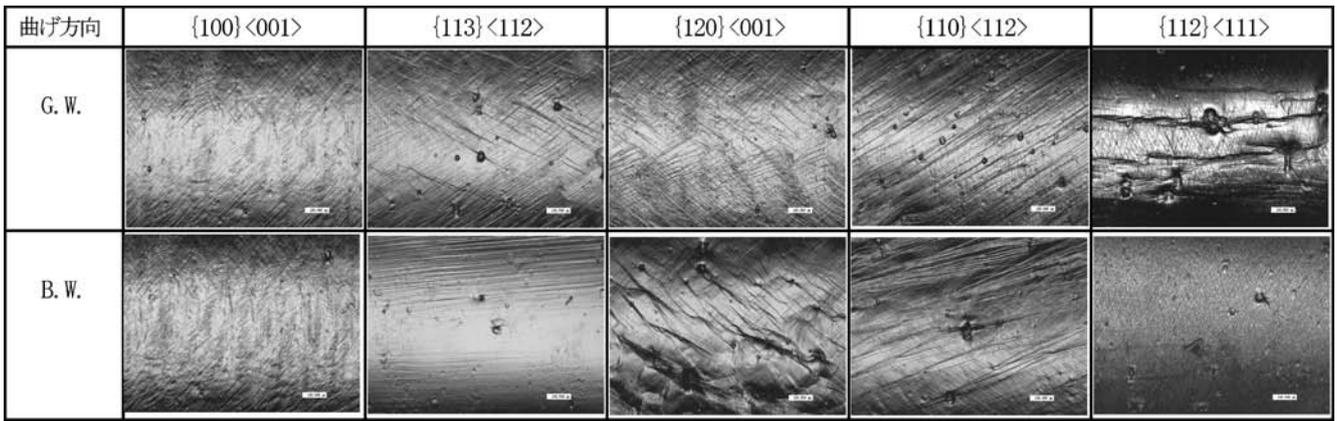


図1 各結晶方位および曲げ方向による曲げ加工後の表面写真。

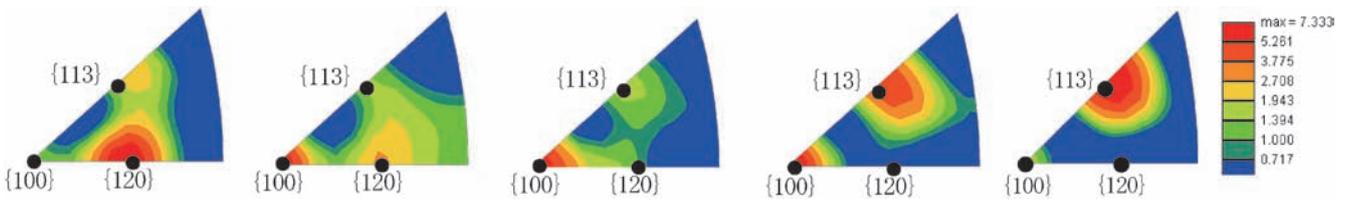


図2 Cu-Ni-Si系開発合金の溶体化処理後の圧延板表面逆極点図のEBSP測定結果。

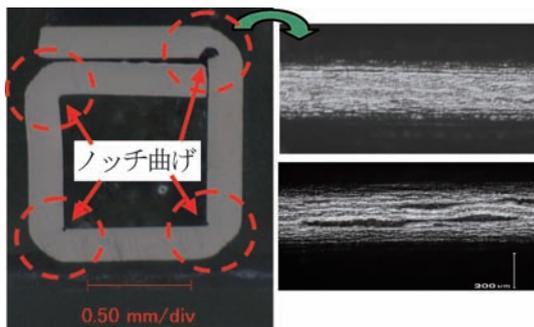


図3 (左) Cu-Ni-Si系開発合金の箱形端子の断面写真。(右) ノッチ曲げ部の表面写真(上: 開発工程品 下: 通常工程品)。

3. 開発技術の特徴

開発した技術を用いることで、代表的な析出強化型銅合金であるCu-Ni-Si系合金(コルソン合金)において、同一の成分で面心立方合金に存在する代表的な方位成分を制御することが可能となった。その一例として、{100}、{113}、{120}の三つの再結晶方位の集合度を連続的に変化させた例を図2に示す。また、この集合組織制御技術を用い、異なる特徴を有する新合金NB164とC7035XEを開発、量産化している。

NB164(Cu-1.6%Ni-0.4%Si-0.5%Sn-0.4%Zn, mass%)は、{120}<001>が主方位となる集合組織制御により、引張強さ748 MPaを有し、且つ極めて優れたノッチ曲げ加工性を示す。図3はノッチング後に90°曲げ加工した車載用小型めす端子の断面および曲げ部表面写真である。通常工程品と比較し、開発工程品はノッチ曲げ部の表面が麗美であり、ノッチ曲げ加工性が大幅に向上している。

C7035XE(Cu-2.4%Ni-1.3%Co-0.9%Si, mass%)は、曲

表1 C7035最終製品の特性。

	引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	導電率 (%IACS)	90° W 曲げ MBR/t*	
				G.W.	B.W.
開発品	1016	965	40	0.0	0.0
通常工程品	970	938	41	0.0	2.0

*: 曲げサンプル幅: W = 1.0 mm

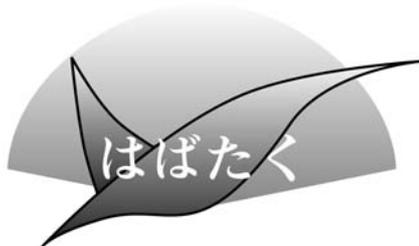
げ加工性及び等方性に優れるCube方位({100}<001>)が主方位となるよう集合組織を制御した超高強度銅合金である。代表的な特性を表1に示す。1 GPaを越す引張強さと内側曲げ半径ゼロを可能とする曲げ加工性が両立している。

4. 開発を振り返って

開発当初は、銅合金の強度と曲げ加工性の両立は極めて困難な課題であり、どこまで向上できるか自信がなかった。しかし、Expert Systemの思想、すなわち、複合系において最も影響の大きいと思われる要素、可能性が高いと思われる手法に注目し、アプローチすることで、開発に成功することができた。本集合組織制御技術はAl, Ni, γ -Feなどの面心立方金属(fcc)系合金に展開できる可能性もあり、その価値は大きいと自負している。

文 献

- (1) 菅原 章: 日本金属学会第142回大会講演概要, (2008), 458.
- (2) 高 維林, 青山智胤, 須田 久, 菅原 章, 田中優樹, 大森俊洋, 石田清仁: 銅と銅合金, **50**(2011), 215-220.
- (3) 古林英一: 再結晶と材料組織, 内田老鶴圃, (2000).



鉄鋼研究から磁石研究へ

東北大学産学連携研究員；大学院工学研究科
野口大介

1. はじめに

私は2013年3月に九州大学大学院工学府物質プロセス工学専攻において博士(工学)の学位を取得し、同年4月から東北大学にて研究員として勤務しております。この度、本稿を執筆する機会を頂けたので、これまでの研究生活を振り返るとともに過去の研究および現在の研究について述べさせていただきます。

2. これまでの研究

九州大学では研究室配属となる学部4年生のときから博士修了まで通して、清水正賢先生率いる清水研究室およびその後継である国友和也先生率いる国友研究室で研究を行いました。当時の研究は「高炉用焼結鉄の還元反応速度に関する研究」で、研究内容としては、鉄鋼生産の主要鉄源である焼結鉄の還元速度についての研究に取り組みました。焼結鉄は鉄鉱石粉末を生石灰やカーボンなどの副原料とともに焼結させることで製造されますが、単純な酸化鉄の塊ではなく、酸化鉄・カルシウムフェライト・スラグといった複数の相の複合組織となっています。そのため、焼結鉄内部の相のうち、酸化鉄成分を多く含む主要相である酸化鉄相およびカルシウムフェライト相に着目し、各相の還元速度を組み合わせることで焼結鉄の複合組織における還元速度を定量的に評価することにしました。そこで始めは酸化鉄のみあるいはカルシウムフェライトのみを対象とした還元実験を行い、その還元速度を一界面未反応核モデルを使用して整理しました。続いて酸化鉄とカルシウムフェライトの混合体の還元実験を行い、前述の結果と合わせて、酸化鉄・カルシウムフェライト混合体の還元速度を定量化しました。その際、新規に二界面未反応核モデルを作成し、Tetsu-to-Hagane, 98 (2012), 55–62. に報告したように、1000°C以上の二種鉄物混合試料の還元速度をこのモデルで解析可能であることを明らかにしました。

また、焼結鉄中のカルシウムフェライト単相に限っても、その組成は一定でなく様々な組成域を有しているため、研究においても複数の組成のカルシウムフェライトを作製する必要がありました。MgO成分がカルシウムフェライトの還元に与える影響を調べるため、MgOを含まない組成とその組

成にMgOを添加したカルシウムフェライトの合成を行った際には、MgOを添加するとカルシウムフェライト相から安定化したマグネタイト相が分離してしまう問題が発生しました。この問題に対して、研究室の先生方のご指導のもと、合成温度を高くしすぎないことや冷却温度を遅くすること、混合する原料組成を根気よく見直すことでMgOを含むカルシウムフェライト単相の合成に成功しました。このように、博士課程までの研究を通じて、専門的な知識や技術だけでなく、研究への取り組み方や問題への対応方法など、研究者としての多くの素養を得ることができました。

3. 現在の研究

現在は、東北大学の朱鴻民先生率いる朱研究室の竹田修先生の元で産学連携研究員として勤めております。現在の研究は「高性能磁性材料の液相相平衡に関する研究」です。高性能永久磁石であるNd-Fe-B系磁石の高性能化においては、焼結時に現れる液相の相平衡を把握することが重要です。そのため、液相中での各成分の活量の値を把握することが求められています。現在の研究では、その基礎としてNd-Fe合金中のNdの活量測定に取り組んでいます。測定原理は、純NdとNd-Fe合金をそれぞれ電極にした濃淡電池を作製し、この電池の起電力からNd-Fe合金中のNdの活量を決定するものです。就任前の私は電気化学に疎かったのですが、これまでの研究で培ってきた熱力学の知識や光学/電子顕微鏡での観察技術などをこの研究へ役立てることができると考え、異分野に飛び込みました。

研究を開始した当初は起電力のばらつきや、電極に使用した活物質が短時間で消失するなど問題が多くありました。この原因を酸素等の不純物の影響と考え、測定系の清浄化を行いました。具体的には、電解質として使用する溶融塩を予め電解精製し、使用するArガスの脱水と脱酸素を行い、Nd試料を高純度のものを用いるなどの改善を行いました。その結果、実験中の試料の酸化消耗が抑制され、実験を長時間行えるようになりました。今後はNd-Fe系合金だけでなく、Nd-Fe-B系合金やDy-Fe-B系合金の液相における活量測定を検討しています。

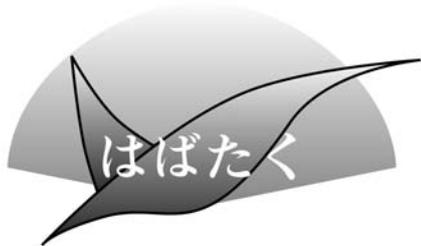
4. おわりに

この一年間、学生のときは異なる内容の研究に取り組んできましたが、自分の至らなさを改めて思い知らされました。必要な専門的知識や技術の習得を始め、思考力やコミュニケーション力などの向上、教育や指導についての鍛錬も進める必要があります。現在の研究も順風満帆というわけではありませんが、持ち前の向上心と根気強さで乗り切れるよう努める所存です。まだまだ至らないことの多い未熟者ですが、日々の研鑽を怠らず、社会に大いに貢献できるよう邁進して参ります。

最後になりましたが、これまでご指導いただきました先生方ならびに現在ご支援いただいております関係者の方々に、改めて心より感謝を申し上げます。

(2014年1月31日受理) [doi:10.2320/materia.53.224]

(連絡先: 〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02)



広い視野を目指して

東北大学金属材料研究所；研究員
矢子ひとみ

私は、2013年3月に東北大学大学院 工学研究科 知能デバイス材料学専攻にて博士(工学)を取得し、同年4月より東北大学 金属材料研究所にてポスドクとして研究に取り組んでいます。この度、「はばたく」を寄稿する機会をいただきましたのでこれまでの学生生活を振り返るとともにこれからの抱負について述べさせていただきます。

博士前期(修士)および後期(博士)課程の5年間、東北大学大学院 工学研究科 知能デバイス材料学専攻 ナノ材料物性学講座 量子材料物性学分野(新田淳作教授研究室)にて、藤田麻哉先生の指導のもと、磁性材料に磁場を印可・除去することにより生じるエントロピー変化に伴う熱移動、すなわち磁気熱量効果を応用する冷凍方法(磁気冷凍技術)の実現に向けた磁気冷凍材料の研究に取り組んできました。研究に用いた遍歴電子メタ磁性 $\text{La}(\text{Fe}_x\text{Si}_{1-x})_{13}$ 化合物は、キュリー温度において常磁性-強磁性間の一次相転移を示します。また、Fe組成の変化や元素置換、水素吸収によりキュリー温度を低温から室温近傍まで制御することが可能であることから、室温磁気冷凍材料として注目を集めています。研究室配属当初は、“磁性材料でものを冷やす”ということが私の知っている磁性材料からは想像できず、研究に対する好奇心がより大きくなりました。始めに取り組んだのがアーク溶解を用いた $\text{La}(\text{Fe}_x\text{Si}_{1-x})_{13}$ 化合物の作製です。単相試料がなかなかできず測定にたどり着くまで半年以上も費やしてしまいました。その間、他の材料だったら良かったのにと弱音を漏らすこともありましたが、単相試料ができた時の達成感はとても大きく、何物にも代え難い感動がありました。国内外の学会会議に参加するようになると、磁気冷凍に関する研究が世界規模で取り組まれていることを肌で感じるようになりました。さらに、私の研究に興味を持って声をかけてくださる方々との出会いがあり、自分の研究の位置づけを明確に意識するとともに実験とは異なる研究の楽しみを実感することができました。

研究が進むにつれて、従来の磁気冷凍材料の研究の大半は静的な物性変化における磁気熱量効果の議論であり、磁気冷凍材料の熱交換には、相転移を繰り返すことを踏まえ、相転移に伴う動的な物性変化を検討する必要があることに気

がつきました。博士課程においては、 $\text{La}(\text{Fe}_x\text{Si}_{1-x})_{13}$ 化合物の相転移時間に着目し、従来の研究に時間軸を加えた動的な磁化変化の評価を行いました。一次相転移においては磁化の変化が強磁性状態の体積増加を反映するため、一定磁場を印加した試料の磁化の時間変化を測定することにより相転移挙動の検討を試みました。その結果、時間の経過とともに磁化は増加し、核体積の重なり合いを考慮した Johnson-Mehl-Avrami モデルに従うこと、双極子相互作用の寄与により相転移進行が阻害されることなどを明らかにしました。測定は毎回順調に行く訳ではなく、特に磁場印加方向を変化させるために試料を傾けて磁化を測定した際は、測定時に試料が動かないように固定させる方法を考えるのは挑戦することを何度も繰り返し、測定に成功した場合はその再現性を確認するまでの間、不安でいっぱいでした。研究がうまくいかず行き詰まったとき、先生方との議論や先輩、後輩たちとの会話の中でヒントを見つけたり、気分転換ができたりと様々な面で支えていただきました。また、学生生活の5年間を通して、ひとつの材料とじっくり向き合いながら研究に取り組むという貴重な経験をさせていただきました。この経験を通して、磁気冷凍は金属学、低温工学、熱力学、磁気物理、電磁気学を融合した分野であることに気づきました。研究に対するアプローチも多様であるとともに奥が深く、物事を多角的に捉える感覚が身に付いたと思います。

私は、学位取得を機に東北大学金属材料研究所 高梨弘毅教授のもと、これまでの経験を活かしポスドクとして研究を進めています。高梨研究室は、磁気規則合金や磁性金属ナノ粒子を用いたナノ積層制御やトンネル接合、複合的な素子構造を作製することにより、新しい磁気特性や磁気伝導特性の探索と解明に取り組んでいます。私は、ホイスラー合金を用いた面直電流型磁気抵抗素子に興味を持っており、材料選択の最適化や薄膜における各層の界面付近における局所的な原子配列の変化に伴う伝導特性の変化について複合的に評価し、室温における巨大磁気抵抗効果の特性向上を目指しています。学生時代とこれからの研究はどちらも磁性材料ではありますが、私にとっては大きく一歩を踏み出したことには変わりありません。研究対象の材料はもちろんのこと、バルク磁性から薄膜磁性への転向に伴いアプローチ手法などが変わり戸惑うこともあります。その分、新鮮で新しい発見もあります。新たな知識を得たり、新しい装置に触れることができ、少しずつ研究の幅が広がってきたと感じています。今後は、研究に対するより具体的な計画とそれを遂行する能力が要求されますが、これまでの経験を活かして一歩ずつ確実に前進するとともに研究に対するより広い視野を持てるよう精進して参ります。

最後になりましたが、これまでご指導いただきました先生方ならびに現在ご支援いただいております関係者の方々にこの場をお借りして心より感謝申し上げます。また、今回「はばたく」を寄稿する機会を用意して下さった関係者の方々に申し上げます。

(2014年2月3日受理) [doi:10.2320/materia.53.225]

(連絡先: 〒980-8579 仙台市青葉区荒巻片平2-1-1)

本 会 記 事

会 告 功績賞, 谷川・ハリス賞, 増本量賞, 技術賞, 研究技術功労賞候補者推薦依頼	226
2014年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	226
日本金属学会主催国際会議提案募集	226
研究集会	226
2014年秋期講演大会講演募集	227
掲示板	235
新入会員	238
会誌・欧文誌5号目次	237
講演大会記録	239
次号予告	238
行事カレンダー	241
材料系学協会情報コーナー	238

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

- ・投稿規程・刊行案内・入会申込は、ホームページをご利用下さい。
- ・ご連絡先住所変更等の手続きは、本会ホームページ [マイページ](#) からできます。
- ・会告原稿の締切は毎月1日で、翌月号掲載となります。

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

会 告 (ホームページもご参照下さい)

功績賞, 谷川・ハリス賞, 増本量賞, 技術賞 候補者推薦依頼

下記の推薦をお願いいたします。

功 績 賞 (第73回) 谷川・ハリス賞 (第54回)

増 本 量 賞 (第21回) 技 術 賞 (第56回)

以上2015年3月開催の春期講演大会の折、贈呈予定。

推薦締切: 各賞共通 2014年6月30日(月)

推 薦 者: 各賞共通 個人を対象とします。

詳 細: まてりあ: 53巻4号171頁

ホームページ: 表彰関係

第46回研究技術功労賞候補者推薦依頼

代議員の推薦締切: 2014年6月30日(月)

支部長の推薦締切: 2014年7月15日(火)

推薦者: 本会社員(代議員)または支部長

詳 細: まてりあ: 53巻4号172頁

ホームページ: 表彰関係

2014年秋期講演大会の外国人特別講演および 招待講演募集

推薦締切: 2014年5月30日(金)

詳 細: まてりあ: 53巻3号120頁

ホームページ: 講演大会→2014年秋期講演大会のご案内

日本金属学会主催国際会議提案募集

推薦締切: 2014年5月30日(金)

詳 細: まてりあ: 53巻3号120頁

ホームページ: 行事の案内→国際会議

研究集会

研究会 No. 67

結晶と組織の配向制御による 材料高性能化研究会 講演募集

第4回結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会を下記の通り開催いたします。本研究会では、金属材料、セラミックス、半導体、複合材料等の結晶配向や組織配向に関する研究発表を皆様から広く募集いたします。学会で既に発表された内容や今秋の各学協会会で発表予定の内容でも結構です。ご発表は討論を含めて25分～30分を予定しております。講演をご希望の方は講演題目、発表者氏名(登壇者に○印をつける)、所属、連絡先(住所、TEL、FAX、E-mail)を下記世話人までご連絡下さい。また、事前にA4で2頁の概要原稿をご提出いただくことになっておりますので、お申しいただいた方々には概要原稿作成要領を参加申込書とともに送付いたします。本研究会会員以外の方々もふるってお申し込み下さい。なお、本講演会は軽金属学会「加工と熱処理による優先方位制御研究会」との共催により行います。

日 時 2014年10月9日(木)午後、10月10日(金)午前・午後

場 所 軽井沢町商工会館 講習会研修室

長野県北佐久郡軽井沢町中軽井沢 9-3

☎ 0267-45-5307

<http://shokokai.karuziwa.nagano.jp/index.php?access-map>

しなの鉄道「中軽井沢駅」から徒歩5分

講演申込期限 2014年6月20日(金)

参 加 費 資料代1,000円(当日お支払い下さい)

申 込 先 〒599-8531 大阪府堺市中央区学園町1-1

大阪府立大学大学院工学研究科マテリアル工学分野
井上博史

☎ 072-254-9316 ☎ 072-254-9912

E-mail: inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp

2014年秋期(第155回)講演大会講演募集

◎2014年秋期講演大会を下記の通り開催いたします。

会 期：2014年9月24日(水)～9月26日(金)

会 場：名古屋大学東山キャンパス(〒464-8603 名古屋市千種区不老町)

講演申込受付・概要原稿提出を下記日程で行ないます。

講演をお申込される前に下記をご確認下さい

非会員でも大会参加費と登壇費を前納すれば、講演申込ができます(詳細は「申込要領」の「講演資格」参照。今大会から非会員登壇費が改訂されましたのでご留意下さい。)

講演者は本会の個人会員(年会費納入済)、又は非会員(登壇費と参加費前納者)に限定。

原則、講演申込者＝講演発表者であること。やむを得ず代理申込する場合は、備考欄に「実際の講演者は〇〇(会員番号)」と必ず入力のこと。(「申込要領」5.を参照)

パスワードを紛失または忘れた方は、本会 HP より再発行を行うこと。セキュリティ上、電話やメールでの発行は出来ません。

講演申込ホームページアドレス	https://www.jim.or.jp/convention/2014autumn/
講演申込および概要原稿提出期限(締切厳守！) 講演申込と講演概要提出は同時に行う。(同時に行わない場合は、講演申込として受理されない)	
公 募 シ ン ポ ジ ウ ム	5月23日(金)13時～6月6日(金)17時
一 般 講 演	6月1日(日)13時～6月16日(月)17時
共 同 セ ッ シ ョ ン	
ポ ス タ ー セ ッ シ ョ ン	
非会員への仮 ID・PW 発行は、上記締切日の前業務日(土日のぞく)までといたします。(直前対応不可)。	
講演についてのお問合せ・郵送申込送付先：公益社団法人日本金属学会 講演大会係 annualm@jim.or.jp 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32-2F	

これから入会して講演申込をされる方へ

会員認定：期限内に入会手続きを行い、年会費を納入下さい。

年会費納入期日までに会費の払込がない場合は、プログラムに掲載されていても、講演不許可の措置をとる。

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

入会申込 URL	http://www.jim.or.jp/memberinfosys/member/	
講演種別	入会申込期限	年会費納入期限
公 募 シ ン ポ ジ ウ ム	5月30日(金)	2014年7月31日(木)
一 般 講 演	6月13日(金)	
共 同 セ ッ シ ョ ン		
ポ ス タ ー セ ッ シ ョ ン		
会員パスワード・入会・会費のお問合せ：会員サービス係 member@jim.or.jp		

講演申込要領

まてりあ3号で講演大会セッション改編のお知らせをしておりますが、一般講演およびポスターセッションを申込みの際は、新講演セッション一覧から、第1希望および第2希望のセッションを選択して下さい。

セッションは、材料と社会セッション、学理・現象・プロセッシング別セッション、材料別セッションを問わず選択できます。

講演種別	概要サイズ	申込方法	発表件数	講演資格	講演時間	討論時間
公募シンポジウム	A4 1頁	WEB・郵送*1	いずれか 1人1件	<ul style="list-style-type: none"> 個人会員 非会員は登壇費必要 	10分～20分	5分～10分
一 般	A4縦 1/2頁				10分	5分
ポスターセッション		WEBのみ	
共同セッション		WEBのみ	15分		5分	

*1 [郵送申込]：ホームページの所定用紙(PDF)を使用し、概要原稿は必ず郵送とメール添付で同時期に送る。受理通知は電子メールで通知するが、ハガキでの通知を希望の場合は、官製はがきも同封する。極力WEB申込にご協力下さい。

*2 [発表件数]：講演発表は、公募シンポジウム、一般講演、ポスターセッションのいずれか1人、1件とし、講演種別を選択し申込する。ただし、招待講演、受賞講演、基調講演等の特殊講演は上記の適用外とする。

1. 発表内容

(1) 内容：未発表のもので、論文としてまとまったものに限る。

(2) 用語：日本語もしくは英語。

2. 講演資格

講演者は、年会費納入済の本会個人会員(登壇料不要)、非会員は下記大会参加費と登壇費の前納を条件とし、講演申込ができる。ただし、期日までに年会費の支払いのない場合は、申込の講演を不許可とする。

非会員講演の申込方法：仮 ID と PW の発行締切は、講演締切の(土日除く)一日前までとする。(締切直前では対応できかねるため)インターネット申込に必要な ID と PW を発行する。annualm@jim.or.jp 宛に「14秋期大会非会員講演希望」とし、下記の内容をメール送付する。または、郵送用の申込書を記入の上、事務局宛に送付する。

①氏名、②勤務先/大学名、③一般/学生、④連絡・請求先

申込締切後、非会員への申込者へは登壇費の請求書を郵送しますので、8月29日(金)までに支払い下さい。参加費は WEB にて「大会参加申込」(講演申込とは別です)をし、カードまたは振込にて支払いができます。

非会員発表者の支払内訳(※2014年春期講演大会より登壇費改訂)

		年会費	大会参加費	1講演登壇費	合計
非会員	一般	—	前納 19,000円	6,000円	25,000円 (納付期日 8月29日)
	学生	—	前納 14,000円	3,000円	17,000円 (納付期日 8月29日)

3. 連続講演の希望

申込備考欄に連続希望する講演の順番、発表者名、タイトル、(可能なら受理番号)を記入し、同一のセッション名で申込みすること。申込締切後の希望は受付けない。

4. 講演日の希望

申込時に備考欄に記入のこと。ただし、セッションの日程上希望に添えないこともある。

5. 講演者変更および講演取消しについて

- 申込後の安易な講演者変更や取り消しは認めない。
- 講演申込締切後に入会手続きをした方に発表者を変更することはご遠慮下さい。発表者(申込者)は申込段階の期日までに入会手続きをし、年会費納入をすること。
- やむを得ない理由により講演者を変更する場合は、事前に事務局に連絡のこと。当日、変更が生じる場合は、座長の了解を得ること。ただし、変更する講演者は会員であること。

6. 講演発表の際の注意事項

- プロジェクターは全会場に設置。ただし、パソコンは講演者側で用意、操作する。
- 講演時間は厳守する。

7. プログラム、参加案内

- 発表日時などの問合せは7月31日以降とする。プログラムは8月初旬頃ホームページに掲載予定(会報付録は9月1日発行号)。
- 大会参加費等の案内は7号で会告予定(ホームページでは6月末)。

ポスターセッションについて

- 展示方法：ポスター1発表にパネル1枚を準備します。ポスターボードのサイズなどは8月にホームページに掲載の「ポスター作成要領」を参照下さい。
- 優秀ポスター賞：エントリー制です。エントリーした発表を審査員の採点により優秀ポスターを選出し、「優秀ポスター賞」を贈呈します。
- 発表者変更：発表者が病欠等の場合、申し出があれば代理発表は可能。ポスターのみの掲示も可能、但し、優秀ポスター賞の授賞対象とはしない。

鉄鋼協会との共同セッションについて

本会と日本鉄鋼協会との連携強化の一環として下記の共同セッションを実施しています。ただし、講演件数や発表内容によっては関連する一般講演に移ることもあります。

プログラムは両会のプログラムに掲載。

- 「チタン・チタン合金」(2014年秋の会場は鉄鋼協会会場)
- 「超微細粒組織制御の基礎」(〃 金属学会会場)
- 「マイクロ波応用プロセッシング」(春期大会のみ開催。秋期大会は開催なし。)

発表に際しての注意：相互聴講参加申込による講演発表は不可。

講演概要原稿作成要領

講演申込と講演概要原稿は同時提出する。(同時に行わない場合は、講演申込として受理されない)

用語：日本語または英語。

分量：下の表参照

概要集 DVD 発行・発送日：2014年9月10日(水)

講演種別	概要原稿分量	提出方法
公募シンポジウム	A4縦 1頁	WEBで講演申込の方：同画面で概要原稿をアップロード。 郵送で講演申込の方：郵送および annualm@jim.or.jp へメール添付送付(概要集 DVD 作成のため)
一般	A4縦 1/2頁	
共同セッション		
ポスターセッション		

※提出された概要原稿分量が規程サイズと異なる場合は、上記サイズに縮小または拡大して掲載いたします。

- (1) ファイル形式(レイアウト：ページ設定をA4縦1頁または1/2頁とする)
- ① PDF形式の原稿のみ提出可能。
 - ② 必ず、フォント埋め込み形式で作成する(文字化け防止のため)。
 - ③ 原稿をPDF形式に変換する際、画像の解像度は、600 dpi程度にする。
 - ④ PDFファイル作成のためには、PDFファイル作成専用ソフト Adobe Acrobat 5.0以上をご利用下さい。
 - ⑤ フォント：MSP明朝およびMSPゴシック、OCFフォントは不可。
 - (2) 発表者氏名の前に必ず○印を付ける。
 - (3) ファイルサイズ：PDF形式変換後は1MB以下
 - (4) 原稿修正：提出期限を過ぎた原稿修正・差替は出来ない。
 - (5) アップロードの際、文字、図表等の品質を確認する。
 - (6) 原稿のサイズ：A4縦で作製。
 - (7) 概要原稿はテンプレート(下記)を参照下さい。

用紙サイズはA4縦で設定

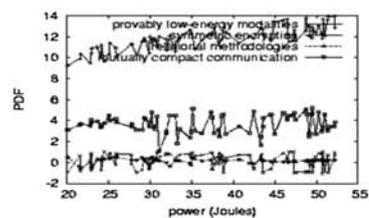
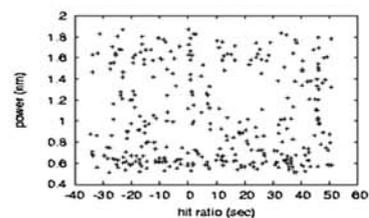
講演タイトル○○○○○○○○○○○○

○○大工(院生) ○氏名, 氏名, 院工 氏名, 氏名, 氏名

【緒言】*****

【実験方法】*****

【結果】*****



公募シンポジウムはA4判1ページ
それ以外の講演はA4判 2分の1ページです。

講演大会概要の投稿要領

講演大会概要への投稿を公正かつ適切に行うため、投稿要件に従って講演概要を作成願います。

(投稿の要件)

- (1) 未発表でかつオリジナリティがあること。
- (2) 前項にかかわらず、この法人の査読規程に定める範囲において、概要発表内容の重複を認める場合がある。
- (3) 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。
- (4) 作成要領に準拠して作成された原稿であること。
- (5) 著作権をこの法人に帰属することに同意すること。
- (6) ミスコンダクトをしないことおよびミスコンダクトをした場合は、この法人の定めるところにより処分または措置を受けることに同意すること。
- (7) 宣伝や商用目的とする内容でないこと。

講演大会概要の査読

講演大会概要に投稿された全ての概要は、査読基準に基づいてその分野の専門家が査読を行います。査読結果が「掲載不適当」に該当する場合は、理由を示して著者に返却することになります。

(査読の基準)

- (1) 投稿の要件および作成要領に準拠していること。
- (2) 具体的な記載において次の条件をみたしていること。
 - 題目が妥当であること。
 - 在来研究との関連が明示されていること。
 - 科学的技術的に質の高い、興味ある内容が十分含まれていること。
 - 内容が正確で、記述に問題がないこと。

論文賞「若手講演論文」の募集

春秋講演大会の一般講演発表およびポスター発表とその特集号(日本金属学会誌および Materials Transactions で年2回編集・発行している)の中で学術上、特に優秀な論文に授賞しております。奮ってご応募下さい。

申込条件

- (1) 講演大会講演申込時に論文賞「若手講演論文」応募と応募意思を明確にする。(座長推薦の優秀な講演発表も対象)
- (2) 年齢35歳以下の発表者を授賞対象者とする。
秋期講演大会：9月1日時点で35歳以下の方。
- (3) 一般講演発表者およびポスター発表者に限定する。
- (4) 会誌「2014年秋期大会講演精選論文」、欧文誌「Selected Papers from JIM Fall Meeting (2014)」に掲載の下記種別の論文を対象とする。
会誌：「学術論文」または「技術論文」
欧文誌：「Regular Article」または「Express Regular Article」

会誌「2014年秋期大会講演精選論文」、欧文誌「Selected Papers from JIM Fall Meeting (2014)」原稿募集

- ◎日本金属学会誌「2014年秋期大会講演精選論文」79巻3号および4号(2015年)
Materials Transactions「Selected Papers from JIM Fall Meeting (2014)」56巻3号および4号(2015年)
- ◎予備登録締切 2014年10月6日(月)
- ◎原稿締切 2014年10月21日(火)
- ◎予備登録、投稿および審査方法は、一般投稿論文に準ずる(ホームページの会誌・欧文誌投稿の手引き・執筆要領参照)。
- ◎掲載論文の投稿掲載費用(別刷50部寄贈)を必ず負担する。

日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会の相互聴講のお知らせ

本会と日本鉄鋼協会との連携強化の一環として、相互聴講を実施いたします。ご活用下さい。

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をする。鉄鋼協会で発表し、金属学会で聴講のみされる場合、鉄鋼協会での従来の参加受付を済ませた後、金属学会受付で相互聴講の申し込みをして下さい。

(注)金属学会で講演発表(共同セッション含)する場合は、金属学会の正規大会参加申込が必要です。

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



インターネットによる講演申込・概要原稿提出手順

入力された情報および登録された概要原稿は、プログラムおよび概要 DVD にそのまま反映されますので、誤りのないようにご登録下さい。

インターネットでの申込者は講演者本人に限る。ID(会員番号)、パスワードで金属学会ホームページ(<https://www.jim.or.jp/convention/2014autumn/>)から申込み下さい。なお、申込締切日の3日前から申込みが集中殺到し、回線が混雑するので、できるだけ早目にお申込み下さい。

インターネット申込の注意事項

使用できる文字や記入することができる字数に制限の項目があるので、下記「文字入力要領」に従う。

- (1) 半角カタカナや外字は文字化けの原因となるので使用しない。また英数字は半角で入力する。
- (2) 修飾数字は使用不可(例(1))。またローマ数字のⅡ,Ⅳなどはアルファベットの I, V の組合せで使用する。
- (3) 上付き, 下付きの文字飾りは下記により行う。

(英数字, ¥, { }, ^, _ は半角文字)

表示形式	例	入力例	表示形式	例	入力例
上付き	X ²	X^{2}	ボールド	Bold	¥textbf{Bold}
下付き	CO ₂	CO_{2}	イタリック	<i>Italic</i>	¥textit{Italic}

(注) 入力文字は、必ず確認する。

講演内容・確認・修正

講演概要プログラムに反映されるので、概要提出日までに URL の内容確認・修正で変更して下さい。

[秋期講演大会募集](#) → [ID 認証画面](#) → [講演申込](#) → [内容確認・修正](#) → [登録](#) → [メール通知](#)

講演の分類	
セッション名 (一般, ポスターのみ)	セッション名はまてりあ第53巻第5号234頁の新講演セッション一覧から第1希望(必須)および第2希望(必須)のセッションを選択して下さい。 セッションは、材料と社会セッション、学理・現象・プロセッシング別セッションおよび材料別セッションを問わず選択できます。
シンポジウム講演	まてりあ第53巻第5号232頁のテーマ要旨を参照の上、応募するシンポジウム番号を選択する
キーワード	<ul style="list-style-type: none"> • 個々の、キーワードの区切りは；(セミコロン)とする。 • キーワード(日本語で)を10語程度記入する。 • 特に対象とする材料、物質、合金名をキーワードの中に入れる。
論文賞「若手講演論文」応募申込条件	(1)講演大会講演申込時に論文賞「若手講演論文」応募と応募意思を明確にする。 (2)年齢35歳以下の発表者を授賞対象者とする。 秋期講演大会：9月1日時点で35歳以下の方 (3)一般講演およびポスターセッション発表者に限定する。 (4)会誌「2014年秋期大会講演精選論文」、欧文誌「Selected Papers from JIM Fall Meeting (2014)」に掲載済の論文を対象とする。
申込研究者数 所属機関数	共同研究者人数：10名まで、所属機関数：10施設まで 10以上ある場合は、11名以降は備考欄に入力する。
申込研究者一覧	インターネット申込は、「申込者」が「講演者」となるようにチェックする。 郵送申込は、講演者の氏名の前に○印を付ける。共同研究者は非会員でも可。
ローマ字氏名	名姓の順で、フルネームで記入する。
所属機関略称	慣用の略称で記入する。研究場所と現勤務先が異なる場合は両方記入する。 [例：東北大工(現日立中研)] • 大学院生と学生の区別：それぞれ(院生)、(学生)と所属の後に表示する。 [例：東北大工(学生) 東北大工(院生)]
講演題目	和文題目は150バイト(全角75文字)まで、外国人講演の英文題目は200バイトまで <u>概要原稿タイトルと一致させること。</u>
講演要旨	プログラム編成の参考となる内容を記入する。 要旨欄に入力できるのは100文字(全角)まで。
概要原稿	予め概要原稿を PDF ファイルに変換しておくこと。 アップロードする概要原稿の内容と入力したフォームの内容が同じになるようにすること。 申込変更の場合は概要原稿の修正版を期日内に再提出する。
その他・備考欄	<ul style="list-style-type: none"> • 連続講演を希望する場合は、連続を希望する講演の順番、発表者名、タイトル、(可能なら受理番号)を記入し、同一のセッション名で申込みすること。申込締切後の希望は受付けない。 • その他の連絡事項など
会員番号	必ず会員番号(ID)を記入する
著作権	同意できない場合は申込出来ない
プログラム公開	同意できない場合は申込出来ない

2014年秋期講演大会公募シンポジウムテーマ要旨

秋期講演大会(名古屋大学)におけるテーマ公募によるシンポジウム講演は、下記7テーマで実施することになりました。講演申込要領は前記のとおりです。多数の有益な講演と活発な討論を期待いたします。

S1 ナノ構造情報のフロンティア開拓—材料科学の新展開 Exploration of nanostructure – property relationships for materials innovation

結晶の表面、界面、点欠陥等に局在した特徴的な原子配列や電子状態=ナノ構造が、材料特性に決定的な役割を担う例は極めて多い。近年ナノ構造における個々の原子を直接観察し、その定量的情報を直接的に得るための実験および理論計算に格段の進歩があった。本シンポジウムでは、ナノ材料科学のフロンティア開拓にさらなる弾みを付けるとともに、獲得されるナノ構造情報を具体的な材料設計・創出に活かすことを目指して、材料科学、応用物理、固体化学、触媒化学、情報科学など様々な分野からナノ構造の評価・設計、材料・機能創製に関する発表を募り、横断的な議論を行う。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

京都大学工学研究科教授 田中 功

E-mail: tanaka@cms.mtl.kyoto-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

名大 松永克志 東大 柴田直哉

京大 大場史康 名大 巽 一巖

S3 エレクトロニクス薄膜材料の科学と技術 Science and technology of thin-film materials in electronics

低炭素化社会のための次世代エレクトロニクスとして、従来の半導体材料及びプロセスに踏襲されない革新的機能を有する電子デバイスが要求されている。本シンポジウムにおいては、革新的な機能を創出するナノ材料を念頭に、シリコン系ナノ材料、ワイドギャップ半導体材料、強相関エレクトロニクス材料及び金属配線材料の作製技術、ナノオーダーでのスタック構造について、革新的機能を有する電子デバイスに繋がる新たなエレクトロニクスの薄膜材料について科学とテクノロジーの観点から議論を深める。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

兵庫県立大学教授 松尾直人

E-mail: nmatsuo@eng.u-hyogo.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

物・材機構 生田目俊秀 阪大 藤原康文

物・材機構 小出康夫 東北大 小山 裕

阪大 伊藤和博 電磁研 阿部世嗣

S2 励起反応場で創成した低次元ナノ材料とその機能(12) Low-dimensional nanomaterials and their functions grown in the physically/chemically excited reaction fields (ser. 12)

新機能デバイス要素を目指したナノ材料研究が隆盛を極める中、物理・化学的励起反応場を用いると自己組織化機構から逸脱すると思われる機構により形成された低次元ナノ材料が報告され始めた。その反応場では様々な励起源によって原子・分子規模の非平衡反応を促進させ、主としてボトムアップ的成長と操作が可能となる。本シンポジウムでは励起反応場を用いて創成される各種低次元材料を概括してその形成機構と制御の可能性に関する考察を行い、これらの特異的な物理・化学的諸特性と応用の可能性を学際的に議論する。対象とする励起反応場は、物理的には電子線・イオン・レーザー・超音波・マイクロ波などのビーム照射、化学的には超臨界などの高温・高圧条件やサイズ・次元が規制された空間での化学反応とし、形状にナノメートル規模の粒子・ドット・チューブ・ロッド・ファイバー・板状箔などの低次元構造を持つ金属・半導体・無機化合物・有機化合物・それらの複合体を網羅する。今回で最終回とする。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学多元物質科学研究所教授 田中俊一郎

E-mail: sitanaka@tagen.tohoku.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東北大 佐藤俊一 阪大 保田英洋 東北大 及川勝成

S4 金属間化合物材料の新たな可能性 New Perspectives in Structural and Functional Intermetallics Alloys

本シンポジウムは、2002年秋期大会以来13年連続の企画である。TiAl、遷移金属シリサイドといった高温構造材料としての金属間化合物ならびに形状記憶合金、熱電変換材料といった機能性金属間化合物は、用途は異なるものの、その力学特性ならびに機能特性は、化合物特有の規則原子配列、相安定性、格子欠陥といった共通の因子に支配されている。このような特性と組織の相関は、原子直視電子顕微鏡法や計算材料科学の発展によって近年急速に理解が深まり、金属間化合物の研究に新たな展開が生まれている。本シンポジウムは、構造用化合物ならびに機能性化合物およびそのキャラクターゼーション、計算機シミュレーションに関して広く講演を募り、大学、企業、研究所の研究者の活発な議論の場を提供するとともに、これら研究者の有機連携を促進することを目的としている。特に本年は、2年ごとに米国ボストンで開催される金属間化合物に関するMRSシンポジウムの開催年であり、2014年11月開催予定のMRSシンポジウム「Advanced Structural and Functional Intermetallic-Based Alloys」を見据え、我が国の研究のアクティビティを一層高めるとともに、従来の構造用金属間化合物のみならず、金属間化合物がその特性を存分に発揮できる新しい研究領域を開拓することを狙って企画した。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

京都大学大学院工学研究科教授 乾 晴行

E-mail: haruyuki-inui@mtl.kyoto-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

東工大 竹山雅夫 北大 三浦誠司

東北大 吉見享祐 阪大 安田弘行

東工大 木村好里

S5 バルクナノメタルⅣ Bulk Nanometal IV

母相の平均粒径が $1\mu\text{m}$ よりも小さい超微細粒組織やナノ結晶組織が、バルク体金属においても実現できるようになっている。いま、マトリクスを構成する結晶粒や相が $1\mu\text{m}$ 以下のサイズを有する均一なバルク状金属系材料を、「バルクナノメタル(Bulk Nanostructured Metals)」と定義する。バルクナノメタルの特異な機械的性質やその他の特性について、世界的に極めて活発な研究が行われており、我が国においても科学研究費・新学術領域プロジェクト「バルクナノメタル ―常識を覆す新しい構造材料の科学」が採択され、活発な研究活動が行われている。こうした活発な研究活動を背景に、バルクナノメタルが示す特異な組織・構造と特性に関する最新の研究成果を集め、討論することを目的として本公募シンポジウムを企画する。バルクナノメタルの組織と力学特性のみならず、種々の興味深い機能特性に関する研究発表も歓迎する。上記プロジェクト内外から、実験研究および理論・計算シミュレーション研究に関する最新の講演が集まることを期待している。すでに3回の公募シンポジウムを、2011年秋・沖縄大会、2012年秋・愛媛大会および2013年秋・金沢大会において実施し、上記プロジェクト内外から多数の講演を集め、活発な討論が行われた。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

京都大学大学院工学研究科教授 辻 伸泰

E-mail: nobuhiro-tsuji@mtl.kyoto-u.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

阪大 尾方成信 九大 堀田善治

東大 柳本 潤 東工大 加藤雅治

金沢大 下川智嗣

S7 マテリアルズ・インフォマティクス Materials Informatics

約30年前に、物質・材料におけるミクロの機構の解明と予測を目指した「計算科学」が実験、理論と鼎立する第3の科学として産声を挙げ、爾後急速に成長してきた。現在、それらの3本の柱に並ぶ第4の科学として「データ科学」の重要性が認識されつつある。それを明確に示すのは、2011年に米国でその計画が公表され、2012年からスタートした“Materials Genome Initiative”である。実験、理論、計算で得られた物質・材料に関する知識とデータを駆使して、統計学習により物質・材料の機能を制御する法則を探り、「設計」を可能とする系統的アプローチを構築すること、それを通して具体的に新物質、新材料を開発することを目指すものである。この Materials Informatics には、様々なアプローチがある。金属学会の中で、こういうバラエティを理解いただき、風通し良い議論に参加していただくためのシンポジウムを企画した。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学金属材料研究所教授 毛利哲夫

E-mail: tmohri@imr.tohoku.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

九大 津崎兼彰 鹿児島大 足立吉隆 京大 世古敦人

S6 シンクロ型 LPSO 構造の形成メカニズム Formation Mechanisms of Synchronized Long-Range Stacking Order Structure

濃度・構造変調がシンクロした特異な Mg 基 LPSO 構造は従来にない高い力学特性を示す。合金設計や熱処理プロセス制御によるシンクロ型 LPSO 構造の設計には、凝固からの冷却や固相状態での時効における種々の LPSO 構造の相安定性および組織形成メカニズムを明らかにすることが必要である。本シンポジウムでは、濃度変調に強く影響する原子間結合エネルギーと構造変調である積層欠陥の導入に深く関連する格子歪エネルギーの両方からの知見を合わせることで、形成メカニズムに関する理解を深めることを目的とする。これと同時に、シンクロ型 LPSO 構造の物質群の拡大に向けた新規合金成分探索や超高圧場・超急冷場の影響についても検討し、シンクロ型 LPSO 構造を形成する合金元素のクライテリアについて議論を行う予定である。

テーマ責任者

(シンポジウム chair) :

東北大学金属材料研究所教授 古原 忠

E-mail: furuhara@imr.tohoku.ac.jp

(シンポジウム co-chairs) :

名工大 小山敏幸 京大 奥田博司

東北大 大谷博司 熊本大 河村能人



新講演セッション一覧

第1希望(必須)および第2希望(必須)のセッションを選択して下さい。

材料と社会セッション	
セッション名 (4)	
教育	材料と社会
歴史	
材料と社会	
環境	

学理・現象・プロセッシング別セッション	
セッション名 (35)	
水素関連物性・機能・プロセッシング	物性基礎
イオン伝導・輸送現象	
磁気機能・磁気物性	
電気伝導・熱伝導	
電子・光物性	
薄膜・多層膜・超格子物性	
微粒子・ナノ粒子物性	
量子ビーム科学	
拡散・相変態	組織制御
再結晶・粒成長・集合組織	
熱力学・状態図・相平衡	
マルテンサイト・変位型相変態	
強度・力学特性	力学特性
高温変形・クリープ・超塑性	
格子欠陥・格子欠陥制御・プラストン	
疲労・破壊	
粒界・界面	
高温酸化・高温腐食	材料化学
腐食・防食	
表面処理・表面改質・コーティング	表面・界面
表面界面反応・分析	
摩耗・トライボロジー	
細胞機能・組織再生	生体材料基礎
生体構造機能	
生体表界面機能	
分析・解析・評価・先端技術	分析・評価
計算材料科学・材料設計	
環境・リサイクル技術	材料プロセッシング
凝固・結晶成長・鋳造	
製造プロセス・省エネルギー技術	
塑性変形・塑性加工	
非平衡プロセッシング	
マイクロ波応用プロセッシング	
融体・高温物性	
溶接・接合	

材料別セッション		
セッション名 (38)		
エネルギー・電池材料	エネルギー関連材料	
水素化物・水素貯蔵・透過材料		
センサー材料		
熱電材料		
触媒材料		
ジェットエンジン・ガスタービン耐熱材料		
蒸気発電耐熱材料	原子力材料	
原子力材料		
磁気記録材料		磁性材料
スピントロニクス・ナノ磁性材料		
ソフト磁性材料		
ハード磁性材料		
太陽電池材料	電気・電子材料	
超伝導材料		
半導体材料		
配線・実装・マイクロ接合材料		
生体・医療・福祉材料	生体・医療・福祉材料	
テーラーメイド医療材料		
鉄鋼材料	構造・機能材料	
Al・Al 合金		
Cu・Cu 合金		
Mg・Mg 合金		
Ti・Ti 合金*		
金属間化合物材料		
形状記憶材料		
スマート・インテリジェント材料		
MEMS デバイス用材料		
セラミックス材料		
自動車用材料		
航空機用材料		
超微細粒材料(バルクナノメタル)		
粉末・焼結材料		
複合材料		
ポーラス材料		
ナノ・萌芽材料		
アモルファス・準結晶材料		
元素戦略・希少資源代替材料	元素戦略	
レアメタル		

* 日本鉄鋼協会との共同セッションを開催するため
一般講演申込では選択できません。

コピーして使用する場合は、等倍 (A4判) でコピーして下さい。

申請締切：公募シンポジウム 6月6日 必着
一般講演・共同セッション 6月16日

2014年秋期講演大会講演申込書 (1題1枚)

◎ 申込要領 (227頁) をご熟読の上ご記入下さい。

※欄の受理番号は事務局記入。

A	講演の種類	講演題目	勤務先所属 (略称で記入)	氏名 (講演者：氏名の前に○印)	会員番号 (7桁の数字)	ローマ字氏名
	◆一般講演 セッション名1	(シンポジウム講演の場合：希望講演時間 ()分)				
		(共同セッションの申込は英文タイトルを記入下さい。)				
	◆シンポジウム講演					
	1 2 3 4 5					
	6 7	<キーワード>				
	受理番号 ※	<備考>				
		要 旨				

プログラム
編成用

(必ず記入のこと)

(受理後プログラム編成のため切断)

B	講演の種類	登壇者名	
	◆一般講演 セッション名1	先 属	
		連 属	
	セッション名2	TEL	(内線)
	◆シンポジウム講演	FAX	
	1 2 3 4 5	E-mail	
	6 7		
	受理番号 ※		

委員会控用

※

著作権	概要原稿の著作権は受付年月日より日本金属学会に帰属いたします <input type="checkbox"/> 同意する
プログラム公開	ネット上でのプログラムが公開されることに同意いたします <input type="checkbox"/> 同意する

「若手講演論文賞」応募 (14年9月1日で35歳以下対象)	<input type="checkbox"/> する <input type="checkbox"/> しない	<input type="checkbox"/> 会誌へ <input type="checkbox"/> Mater. Trans.へ
----------------------------------	---	---

注1 注1 A, B両方に必ず記入して下さい。注2 一般講演の分類欄のセッション名を間違えないように記入して下さい。
注3 上記項目に印を入れてお下さい。

掲 示 板

〈公募類記事〉
 無料掲載：募集人員，締切日，問合せのみ掲載。
 有料掲載：1/4頁(700～800文字)程度。
 ・「まてりあ」とホームページに掲載；15,000円＋税
 ・ホームページのみ掲載；10,000円＋税
 〈その他の記事〉 原則として有料掲載。
 ・原稿締切・掲載号：毎月1日締切で翌月号1回掲載
 ・原稿提出方法：電子メールとFAX両方(受け取りメールの確認をして下さい)
 ・原稿送信先：FAX 022-223-6312 E-mail: materia@jim.or.jp

◇北海道大学大学院 工学研究院 教員募集◇

募集人員 准教授 1名
所 属 材料科学部門マテリアル設計分野 (強度システム設計研究室)
専門分野 金属材料の強度，塑性変形に関する実験的・理論的研究分野
担当科目 大学院の材料科学専攻内で材料科学に関連する講義，演習，特別研究を担当し，学部の実用理工系学科応用マテリアル工学コース内でマテリアル工学に関連する講義を担当するとともに実験・演習の指導も行う。また，学科やコースが提供する全学科目を担当することもある。
応募資格 着任時に博士またはPhDの学位を有する方，日本語および英語で講義ができる方
採用予定 2014年10月1日以降のできるだけ早い時期
任 期 なし
提出書類 (1)～(3)については下記 URL から所定の書式を使用。
 (1) 履歴書(写真貼付，生年月日，国籍(日本の場合，記入不要)，現住所，連絡先と電話番号，電子メールアドレス，学歴(大学卒業以降)，学位，資格，職歴を記入)
 (2) 研究業績目録：
 A 論文等に係る業績：学術誌に発表した査読付論文(インパクトファクター明記)，著書，国際会議プロシーディングス，解説・総説，作品，招待講演，その他(特許・発明・考案等)に分類し，全著者名を掲載順に記載
 B 競争的外部資金獲得の実績：科学研究費補助金(代表と分担に分ける)，共同研究・受託研究(代表のみ)，公募研究資金(代表のみ)に分類して記載(研究題目，研究期間，獲得金額を明記)
 C 所属学協会およびその活動，社会貢献実績(産学連携を含む)，受賞等
 (3) 教育実績：
 A 教育指導に係る実績：学部教育と大学院教育(担当授業科目名を明示)，ならびに学外非常勤講師等，その他(大学以外での実績も含む)に分類して記載
 B 教育改善に係る実績：教科書の執筆・翻訳，教育改善に関する著書・論文，教育関連の補助金取得・受賞等に分類して記載
 C その他：教育関係委員会等の実績と活動内容や特記すべき事項
 (4) 最近5年間の主要論文5件の写し各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)
 (7) 本人について参考意見を伺える方2名の氏名・所属・連絡先(電話，E-mailを含む)
提出期限 2014年5月30日(金)必着
提出方法 *封筒表面に「材料科学部門教員公募25-31」と朱記し，書留で郵送して下さい。応募書類は原則として返却いたしません。なお，応募書類は教員選考の目的以外には使用いたしません。

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

応募書類の送付先および問合せ先
送付先 〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目
 北海道大学工学系事務総務課(人事担当)
 ☎ 011-706-6156, 6117, 6118
問合せ先 〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目
 北海道大学大学院工学研究院材料科学部門
 選考委員長 鈴木亮輔 ☎ 011-706-6339
 E-mail: rsuzuki@eng.hokudai.ac.jp
 北海道大学大学院工学研究院ホームページ
<http://www.eng.hokudai.ac.jp/faculty/>
 提出書類のダウンロード
<http://www.eng.hokudai.ac.jp/faculty/recruit/>

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
 レアメタルの環境調和型リサイクル技術の開発研究会
 協 賛：(一社)軽金属学会，(一社)資源・素材学会，(一社)日本チタン協会，(一社)日本鉄鋼協会，(公社)日本化学会，(公社)日本金属学会 (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 宮崎智子
 E-mail: tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp

～平成26年度レアメタル研究会のご案内(予定)～ (2014年3月31日現在)

- 第61回 2014年7月4日(金)
 - 第62回 2014年9月19日(金)
 - 第63回 2014年11月28日(金)
 - 第64回 2015年1月9日(金)
 ★貴金属シンポジウム(第2回)＋新年会★(合同開催)
 - 第65回 2015年3月13日(金)
- *研究会ホームページ*
http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/japanese/rc40_j.html

★備考：関連研究会

〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉
**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/>

(公財)泉科学技術振興財団
平成26年度研究助成・研究会リーダー助成の募集

研究助成 高度機能性材料およびこれに関連する科学技術の基礎研究分野における真に独自の発想に基づく新しい研究に対する助成

助成金額 1件100万円以下、30件.

研究会リーダー助成 国内で平成27年1月～12月に開催される機能性材料科学分野における国際的ワークショップ、フォーラム等の萌芽的なグループ研究会を主導するリーダーに対する助成

助成金額 1件30～80万円、4～6件以内(総額300万円以内)

募集期間 2014年4月1日～2014年6月15日(必着)

応募方法 詳細は下記ホームページをご参照下さい.

連絡先 〒531-0072 大阪市北区豊崎3-10-2 I & F 梅田1004号

公益財団法人 泉科学技術振興財団

<http://www.izumi-zaidan.jp/>

☎ 06-6373-1811 E-mail: info@izumi-zaidan.jp

掲示板は本会ホームページでも
会告しております。
どうぞご覧下さい。



刃物あれこれ —金属学からみた切れ味の秘密—

加藤俊男, 朝倉健太郎 著

本書は、長年刃物製造業者に勤め、刃物の切れ味を探究してきた専門家と、同じく長年電子顕微鏡を駆使して組織解析を行ってきた専門家の共著である。それぞれの専門性を活かし、我々が身近に使っている包丁、鋏、爪切りの切れ味を、それらの構造と素材である鉄鋼の組織から非常にわかり易くかつ面白く解説している希少な書籍である。

その内容は、1. 良く切れるステンレス鋼を求めて、2. ステンレス鋼の三系統、3. ステンレス鋼刃物の諸問題、4. 和包丁の基礎的知識、5. 本焼と鍛地肌包丁、6. ケブラーに挑戦する粉末ハイス鋼裁ち鋏、7. 究極の包丁も粉末鋼か、8. 散髪鋏、9. わが国に根付かなかった剪定鋏、10. 刀匠の家系から出た刃物名人、11. 爪切りのいろいろ、12. 2種類の国産爪切り、13. 新鋼材を使った試作包丁の実力、Appendix. ナチュラル・ステンレス・ダマスク包丁との出会い、の14章から構成されている。第1章から3章では、金属組織学の基礎を説明しながら、洋包丁用ステンレス鋼用材料の変遷について判り易く解説されている。第4章と第5章では、和包丁について、組織分析と関連付けて解説されている。今、盛んに研究されている複相鋼板のルーツにも通ずる興味深い内容となっている。その後、話は第6章、第7章の裁ち鋏に展開し、ケブラーを切るための素材の変遷、さらに、古くからある本多式切れ味試験機とその評価に関する新しい解釈が述べられている。二人の共著者のコラボレーション効果が発揮されている圧巻の章と

言える。第8章では、散髪鋏の特徴、材質が述べられており、ダマスクールなどの面白い素材の組織が紹介されている。鋏の最後として、第9章では剪定鋏の構造が述べられていて、ここまで読めば鋏の構造と組織の概略を知ることができる。第10章では、刀匠の血を継ぐ千代鶴是秀翁の名作の話と組織観察の結果が示され、他の書では知りえない貴重な知見が述べられている。続く、第11章と第12章では各種爪切りを取り上げ、構造と組織解析が平易に述べられている。その中で、針金、釘の切断に用いられる喰切りとの違いも書かれている。最後の第13章では、アトマイズとHIP(熱間等方圧加工)プロセスで製造された新しい組成の粉末ダイス鋼の刃物への適用事例が組織解析とともに述べられている。Appendixとして、鉄鋼の芸術品であるウーツダマスカス鋼にも触れられて、極めて興味深い内容となっている。

以上、本書の概略を示した。鉄の起源は3000年前に遡り、鉄鋼材料として器から兵器まで大いなる進歩を遂げてきた。現在も、社会基盤材料として新たな機能を備えた製品が開発され続けている。しかし、その技術の基盤がすでに刃物の製造と組織制御にあることが、今更ながらこの本から実感することができる。とくに若手材料研究者に読んで欲しい良書である。

(九州大学大学院工学研究院 古君 修)

[2013年 214頁 2,400円+税 アグネ技術センター]

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 78, No. 5 (2014)

論文

錫めっき付銅板と銅ワイヤボンディング部の接合界面構造
藤原伸一 レインホールド ダウスカート

結合力モデルを用いた脆性破壊の破壊靱性の導出
田辺義一

摩擦攪拌接合したアルミニウム合金の疲労強度および塩水中での機械的性質に及ぼす Ti-FPB 処理の効果
森田辰郎 山中幹生

金属粒子の違いが金属粒子分散アルミナ複合材料の破壊靱性に与える影響
長谷川 誠 大木洋輔

溶解鍛造 Ni 基超合金 Inconel 718 の強度特性に及ぼす Pb の影響
飯島有理 筧 幸次

熱プラズマ液滴製錬を施した粉末を HIP 焼結した P/M 718 材の組織と延性
中山義博 筧 幸次 近藤大介

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 55, No. 5 (2014)

—Regular Articles—

Materials Physics

New Aspects of Ecomaterials from the Viewpoints of the Consumer and Regional Communities
Osamu Umezawa, Yoshikazu Shinohara and Kohmei Halada

Preparation, Properties and Microstructure of SiC Particle Reinforced Al-Si Matrix Composite
Shiming Hao, Jingpei Xie, Aiqin Wang and Ming Fang

Internal Friction of an Ag-In-Yb Icosahedral Quasicrystal
Kenma Handa, Yeong-Gi So, Yasushi Kamimura, Ryuji Tamura and Keiichi Edagawa

Electrical Properties and Carrier Transport Mechanism of Au/n-GaN Schottky Contact Modified Using a Copper Pthalocyanine (CuPc) Inter-layer
V. Janardhanam, I. Jyothi, Ji-Hyun Lee, Jae-Yeon Kim, V. Rajagopal Reddy and Chel-Jong Choi

Microstructure of Materials

Aging Effect on Microstructure of Cold Groove-Rolled α' -Type Ti-12 mass%V-2 mass%Al Alloys Studied by Transmission Electron Microscopy
Kazuhi Sato, Hiroaki Matsumoto, Akihiko Chiba and Toyohiko J. Konno

Thermal Stability and Transition Behavior of Nanoclusters during Two-Step Aging at 250°C in Al-Mg-Si(-Cu) Alloys
JaeHwang Kim, SeongNyeong Kim, Equo Kobayashi and Tatsuo Sato

In Situ and Real-Time Observation of the Solidification Process of Al-20 mass%Cu Alloy by Synchrotron X-ray Radiography

Maodong Kang, Haiyan Gao, Da Shu, Jun Wang, Faguo Li, Yanan Fu, Lishibao Ling and Baode Sun

Mechanics of Materials

Modeling and Simulations of Experimentally-Observed Dislocation Substructures Based on Field Theory of Multiscale Plasticity (FTMP) Combined with TEM and EBSD-Wilkinson Method for FCC and BCC Poly/Single Crystals

T. Hasebe, M. Sugiyama, H. Adachi, S. Fukutani and M. Iida

In Situ Observation of Pseudoelasticity in Fe₃Al Single Crystals with D0₃ Structure

Hiroyuki Y. Yasuda, Yasuhiro Oda, Takenori Maruyama, Mayumi Ojima and Yoshitaka Adachi

Materials Chemistry

Refinement of Nanoporous Copper: A Summary of Micro-Alloying of Au-Group and Pt-Group Elements

Zhenhua Dan, Fengxiang Qin and Nobuyoshi Hara

Chemical and Structural Properties of Polyethyleneimine Film Coated on a SiO₂ Substrate in Different Concentrations

Hyung-Joong Yun, Hyobong Hong, Jouhahn Lee and Chel-Jong Choi

Materials Processing

Solidification Structure of Al-Cu and Sn-Cu-Sb Alloys Obtained by Casting through Induction Stirring Using Permanent Magnet

Fumitaka Otsubo, Satoshi Nishida and Hidenori Era

Characterization of Spinel-Structured Iron Oxide Nanoparticles Synthesized by Heating of α -FeOOH Platelets in Tetra-Ethylene Glycol

Hawa Latiff, Mikio Kishimoto, Akari Horiuchi, Atsushi Seki, Ryoichi Miyamoto, Hideto Yanagihara, Tatsuya Oda, Nobuhiro Ohkohchi and Eiji Kita

Two-Step Die Motion for Die Quenching of AA2024 Aluminum Alloy Billet on Servo Press

Jae-Yeol Jeon, Ryo Matsumoto and Hiroshi Utsunomiya

Microstructure Observation of Preform for High Performance VGCF/Aluminum Composites

Okyoung Lee, Moonhee Lee, Yongbum Choi, Kenjiro Sugio, Kazuhiro Matsugi and Gen Sasaki

—Express Regular Articles—

Residual Stresses and Dimensional Changes Related to the Lattice Parameter Changes of Heat-Treated JIS SKD 11 Tool Steels

Yang-Yu Su, Liu-Ho Chiu, Fan-Shiong Chen, Shou-Chi Lin and Yeong-Tsuen Pan

Molecular Dynamics Simulation of Ga Penetration along Al Grain Boundaries under a Constant Strain Rate Condition

Kayoung Yun and Ho-Seok Nam

Low-Stress Creep Deformation in Long-Term Aged Ferritic Heat-Resistant Steel

Shigeto Yamasaki, Masatoshi Mitsuhashi, Ken-ichi Ikeda, Satoshi Hata and Hideharu Nakashima

Effects of Secondary Air Flows on Thermal Characteristics and Particle Behavior in Flame Spray Process

Jae Bin Lee, Dong Hwan Shin, Yeon Hae Lee, Dae Yun Kim and Seong Hyuk Lee

—Rapid Publication—

Direct Observation of Pit Initiation Process on Type 304 Stainless Steel

Aya Chiba, Izumi Muto, Yu Sugawara and Nobuyoshi Hara

まてりあ 第53巻 第6号 予告

[新役員紹介] 2014年新役員紹介

[巻頭言] 会長就任のご挨拶

[最近の研究] ナノ構造化バルク熱電材料 ……………池田輝之

[新進気鋭] フェルミ準位近傍に擬ギャップ・狭ギャップを形成する新規熱電変換材料 ……………高際良樹

—他—

(編集の都合により変更になる場合がございます。)

“材料系学協会情報コーナー”

軽金属 第64巻 5号 (平成26年 5月30日発行)

解説 摩擦攪拌接合 (FSW) 技術と製品への適用事例/篠田剛

生体用マグネシウム合金の腐食評価とリン酸カルシウム被覆による腐食抑制/廣本祥子

連載講座 透過型電子顕微鏡を活用した核生成・成長挙動の解析/里達雄

研究論文 6N01アルミニウム合金押出材の高温変形挙動におよぼす溶着部の影響/安田晋也, 熱田賢, 若栗聡史, 一谷幸司, 日比野旭

〈ふえらむ Vol. 19 (2014) No. 5 予定〉

入門講座 物理分析入門—初めて使う人のために—13 ラマン分光法の原理と活用事例/高橋貴文

躍動 製鋼プロセス研究開発を通じて/松井章敏

—他—

新 入 会 員

(2014年 2月22日～2014年 3月19日)

正 員

植田 研二 名古屋大学

大久保利之

鈴木 裕士 パルステック工業株式会社

須田 喜紹 パルステック工業株式会社

高嶋 圭史 名古屋大学

武田 秀 株式会社アーレスティ

寺田 弥生 東北大学

早川 昌志 東邦チタニウム株式会社

平川 正明 株式会社アルバック

松永 憲一 名古屋大学

三輪 一雄 株式会社フューテックファーマス

学 生 員

石田雄一朗 千葉大学

小田 哲郎 早稲田大学

高橋 祐樹 群馬大学

珍田 祥宏 国立東北大学

橋本 龍一 北海道大学

三輪 紘平 京都大学

山田 亮 東北大学

2014年春期(第154回)講演大会記録

2014年春期講演大会は、3月21日から23日の期間、東京工業大学大岡山キャンパスにおいて開催した。講演発表件数は825題、大会参加者は1,425名であった。

- 3月21日(9:00~9:40) 開会の辞、大韓金属・材料学会代表挨拶、TMS代表紹介、各賞贈呈式(70周年記念講堂)
- (9:50~11:40) 学会賞受賞記念講演、本多記念講演(70周年記念講堂)
- (10:00~17:00) 一般講演、シンポジウム講演、受賞講演(南2号館~南4号館、南6号館~南8号館 14会場)
- (12:00~17:00) ポスターセッション(蔵前会館)
- (18:30~20:30) 懇親会(八芳園「ジュール」)
- 3月22日(13:00~17:45) 一般講演、シンポジウム講演、受賞講演(南2号館~南4号館、南6号館~南8号館 19会場)
- 3月23日(9:00~16:50) 一般講演、シンポジウム講演、受賞講演、Young Leader International Scholar講演、共同セッション(南2号館~南4号館、南6号館~南8号館 19会場)
- 3月21日~3月23日 総合受付(南8号館2階)、金属組織写真展示(南3号館1階)
付設機器・カタログ展示会(南8号館1階)

開会の辞

掛下知行会長より開会の挨拶があった。

大韓金属・材料学会代表挨拶(3月21日)

本会と大韓金属・材料学会との学術交流協定にもとづき、Lee Changhee 会長が来日し挨拶した。

TMS 代表紹介(3月21日)

本会とTMSとの国際交流促進協定にもとづき、TMSから第9回 Young Leader International Scholarとして来日した代表者のMichele.V.Manuel氏が紹介された。

各賞贈呈式

各賞受賞贈呈の前に会長の式辞があり、続いて贈呈があった。(3月21日)

第59回学会賞贈呈式 宮崎修一君に対して賞状ならびに賞牌贈呈。(受賞者;本誌181頁)

第15回学術功労賞贈呈式 4名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌182頁)。

第55回技術賞贈呈式 1名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌182頁)。

第64回金属組織写真賞贈呈式 最優秀賞1件および優秀賞1件に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌182頁、作品191頁)。

第45回研究技術功労賞贈呈式 11名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌183頁)。

第72回功績賞贈呈式 8名(物性部門2名、組織部門1名、力学特性部門1名、材料化学部門1名、材料プロセッシング部門1名、工業材料部門1名、工業技術部門1名)に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌185頁)。



おめでとうございます。

第53回谷川・ハリス賞贈呈式 4名に対し賞状ならびに賞牌贈呈(受賞者;本誌187頁)。

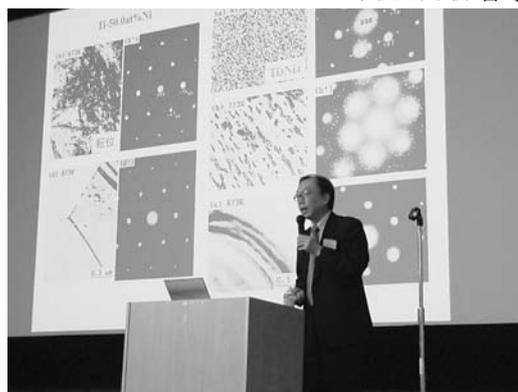
第20回増本量賞贈呈式 1名に対し賞状ならびに副賞贈呈(受賞者;本誌188頁)。

第20回若手講演論文賞贈呈式 3名に対し賞状贈呈(受賞者;本誌188頁)

第59回学会賞受賞記念講演(3月21日)

「形状記憶合金の基礎研究と材料開発」

筑波大学教授 宮崎修一君



宮崎先生によるご講演。

第59回本多記念講演会(3月21日)

「材料強度と熱活性化変形過程に関する若干の考察」

東京工業大学教授 加藤雅治君



加藤先生によるご講演。

懇親会(3月21日)

八芳園(港区白金台1-1-1)において日本鉄鋼協会と合同で開催した(参加者は273名、本会への申込者・招待者85名)。

開会の辞・司会

東京工業大学 教授 竹山雅夫君

来賓挨拶 東京工業大学 学長 三島良直君
日本鉄鋼協会会長挨拶 新日鐵住金代表取締役副社長 宮坂明博君
日本金属学会会長挨拶・乾杯 大阪大学大学院工学研究科長 掛下知行君
懇談 東京工業大学 教授 竹山雅夫君
閉会の辞

学術講演会(3月21日～23日)

最終講演件数825件

欠講5件(講演番号:一般No.364 ポスターNo. P1, P20, P23, P92)

学会賞受賞記念講演1件, 本多記念講演1件

公募シンポジウム講演11テーマ183題(基調講演77題含む)

一般講演507題(功績賞受賞講演8題, 谷川・ハリス賞受賞講演4題, 増本量賞受賞講演1題, 技術賞受賞講演1題, Young Leader Scholar 講演1題含む)

共同セッション19題

ポスターセッション99題

講演会場 19会場

第22回ポスターセッション(3月21日)

3月21日12:00～17:00の時間に蔵前会館くらまねホールで99件のポスター発表が行われ, そのうち優秀ポスター賞にエントリーおよび審査対象となっている89件の内容・発表について審査が行われた。半数交代の二部構成で発表を行った。一般講演は午後3時で終了とし, 多くの聴講者がポスターセッション会場へ足を運んでいた。

翌22日「優秀ポスター賞」12名が決定し, 受賞者を総合受付に掲示した。



熱気あふれるポスター会場。

金属学会・鉄鋼協会共同セッション

「チタン・チタン合金」18題は3月23日に金属学会H会場で開催した。

「超微細粒組織制御の基礎」9題は3月23日に金属学会B会場で開催した。

「マイクロ波応用プロセッシング」9題は3月23日に鉄鋼協会第13会場で開催した。

Joint JIM/TMS Young Leader International Scholar Program

若手研究者の活動の活性化とTMSとの国際交流促進を目的に2006年より設けられたJoint JIM/TMS Young Leader International Scholar Programとして, TMSから派遣された代表者 Michele.V.Manuel氏が一般講演「形状記憶・マルテンサイト材料」の中でYoung Leader International Scholar 講演発表後, 座長より賞状が授与された。



Dr. Michele.V.Manuelによる講演。左から岡部教授(東大), Dr. Michele, 御手洗世話人, 梶原事務局長。



Dr. Michele を囲んでの懇親会にて。

第6回男女共同参画ランチョンミーティング(3月23日)

大型アンケート報告とともに, 「金属材料分野での多様なキャリアパス」をテーマにJoint JIM/TMS Young Leader International Scholar Programとして, TMSから派遣された代表者 Michele.V.Manuel氏が講演を行った。

参加者28名

付設機器・カタログ等展示会(第34回)

機器展示20社, 出版物・カタログ展示1社から出展の協力を得た。展示会場は南8号館1階で開催した。春期講演大会では過去最高の出展数であった。各社のご好意に感謝いたします。

託児室 今回は利用者がなく開設しなかった。

大会雑記

東京工業大学大岡山キャンパスでの開催は5年ぶりとなる。講演会場は蔵前会館, 70周年記念講堂の他, 南地区の建物南2号館～南4号館, 南6号館～南8号館で行った。建物は隣接していたが, 会場は分散となった。

例年より1週間早い開催のため, 桜は蓄程度であったが, 3日間晴天に恵まれ交通機関に影響はなく, 3日間無事に講演を終了することができた。

東京工業大学教職員関係者ならびに事務関係者の皆様にはお忙しい中を諸般にわたり, 終始万端のご配慮をいただき, ご協力に対し心から厚く御礼申し上げます。

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
5月				
8~10	The 4th International Symposium on Advanced Microscopy and Theoretical Calculations (AMTC4)(浜松)	ファインセラミックスセンター ナノ構造研究所	TEL 052-871-3500 http://www.congre.co.jp/amtc4/jp/index.html	
10~11.8	セラミックス大学2014(東工大他)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp	
11~13	日本顕微鏡学会第70回学術講演会~顕微鏡学の来し方行く末~(千葉)	日本顕微鏡学会	FAX 03-3368-2827 jsm-desk@bunken.co.jp http://www.microscopy.or.jp/conf2014/	
14	関西支部総会・設立50周年記念式典「ものづくり50年 そして未来へ〜」(大阪)	日本塑性加工学会 関西支部	TEL 090-9280-0383 kansai@jstp.or.jp	4.10
16	第308回塑性加工シンポジウム「コンパクト化が進む冷間鍛造の進歩と最近の動向」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 100名
16	第196回研究会 有機/分子磁性材料の現状と今後の展開(中央大)	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 http://www.magnetics.jp/seminar/topical/196.html	
16	第19回分子動力学シンポジウム(福岡大)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	講演 2.14
19~21	トライボロジー会議2014春 東京(東京)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 http://www.tribology.jp	
20~23	第50回真空技術基礎講習会(和泉)	日本真空学会関西支部他・山中	TEL 0725-53-2329 yamanaka@dentai.tri-osaka.jp http://www.vacuum-jp.org/	5.12
22~23	第31回希土類討論会(東京)	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 1.24
22~24	ナノ学会第12回大会「深化するナノサイエンス」(京都大)	ナノ学会	nano2014@mtg-officepolaris.com	
23	第7回特別講演会「北極域の環境と北極海航路への期待と課題」(東京)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp	
26~30	第21回制御核融合装置におけるプラズマ・表面相互作用国際会議(金沢)	核融合科学研究所・増崎	TEL 0572-58-2168 masuzaki@LHD.nifs.ac.jp	
27	腐食防食部門委員会 第298回例会(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp/jimu@jsms.jp	
6月				
2	金属粉末の積層造形技術セミナー ― 海外・国内の技術開発動向と試作・挑戦への道標―(東京)	粉体粉末冶金協会・井上	TEL 075-721-3650 inoue@jspm.or.jp	5.20
4~5	第57回表面科学基礎講座(阪大)	日本表面科学会	TEL 03-3812-0266 shomu@sssj.org http://www.sssj.org	5.30
5	第92回シンポジウム「電子顕微鏡による材料研究」~組成分析と材料評価の現状~(日本大)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 jilm1951@jilm.or.jp http://www.jilm.or.jp/	定員 80名
5~6	環境資源工学会第132回例会 エネルギーと環境(関西大)	環境資源工学会(関西大)	TEL 075-415-3661 rpsj@nacos.com http://www.nacos.com/rpsj/	参加 5.21
6, 16	第217回第218回西山記念技術講座「日本の鉄鋼の発展を支えてきた製鉄・製鋼技術」(東工大・大阪)	日本鉄鋼協会・榎岡	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp http://www.isij.or.jp/	
6~8	平成26年度塑性加工春季講演会(つくば)	日本塑性加工学会	TEL 03-3435-8301 http://www.jstp.jp	
7	第56回塑性加工技術フォーラム「茨城地区における産官学金連携の試みとその成果」(つくば)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
11~13	第19回計算工学会講演会(広島)	日本計算工学会・石塚	TEL 03-3868-8957 office@jcses.org http://www.jcses.org/koenkai/19	
12~13, 7.10~11	第55回塗料入門講座(東京)	色材協会	TEL 03-3443-2811 seminar@jscm.or.jp	定員 100名
12	第21回課題研究成果発表会(大阪)	軽金属奨学会	TEL 06-6271-3151 lm-foundation@nifty.com	
12~13	第24回電子顕微鏡大学(東大)	日本顕微鏡学会	jsm-denken@bunken.co.jp	5.19
16	第367回講習会「“はかる”を知る, 精密測定の理論と最新動向」(東京大)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 http://www.jspe.or.jp/	定員 60名
19~20	第10回核融合エネルギー連合講演会-発電実証に向けた核融合研究の進展と拡がり-(つくば)	プラズマ・核融合学会, 日本原子力学会	TEL 052-735-3185 plasma@jspf.or.jp http://www.jspf.or.jp/10rengo/	
23~24	第135回塑性加工工学講座「板材成形の基礎と応用~基礎編~」(日本大学)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 50名
23~24	第8回状態図・統計力学セミナー(京都)(3号123頁)	日本学術振興会産学協力研究委員会 合金状態図第172委員会・梶原(東工大)	kajihara@materia.titech.ac.jp	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
26~27	第19回動力・エネルギー技術シンポジウム(福井)	日本機械学会・山口	TEL 03-5360-3505 yamaguchi@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/pes/Event/symposium.html	
27	第309回塑性加工シンポジウム「半溶融・半凝固の応用最前線とそれを支える基盤技術」(東大生産研)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 80名
7月				
1	合同セミナー2014大気圧プラズマーその基礎と新しい医療を目指した取り組みー(大阪大)	日本真空学会関西支部・日本表面科学会関西支部・高橋(京都工繊大)	TEL 075-724-7418 takahash@kit.jp http://www.vacuum-jp.org/	6.23
1~3	NIMS Conference 2014ソフトマテリアルが拓く未来社会(つくば)	NIMS Conference 2014組織委員会	UCHIYAMA.Kana@nims.go.jp TEL 029-851-3354(3886)	
4	第61回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
9~11	第33回電子材料シンポジウム(EMS-33)(伊豆)	電子材料シンポジウム運営委員会・光野(静岡大)	TEL 053-478-1336 ems@ems.jpn.org	
12~15	第2回 International Symposium on Science at J-PARC (J-PARC Symposium 2014)(つくば)	J-PARC センター他	j-parc2014@j-parc.jp http://j-parc.jp/symposium/j-parc2014/	
19~21	International conference and summer school on advanced silicide technology 2014 (Tokyo University of Science, Katsushika Campus)	The Professional Group on Semiconducting Silicides and Related Materials Division of the Japan Society of Applied Physics	http://annex.jsap.or.jp/silicides/icss-silicide2014/index.html	
24~25	第48回 X線材料強度に関するシンポジウム(大阪)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 jim@jms.jp http://www.jsms.jp/	
25	第42回薄膜・表面物理セミナー(2014)構造物性解明へ向けたミクロ~マクロ計測の最前線(東大)	応用物理学会薄膜・表面物理分科会	TEL 03-5802-0863 oda@jsap.or.jp	参加 7.11
8月				
7	「機械の日・機械週間」記念行事(早稲田大)	日本機械学会	TEL 03-5360-3505 kikainohi@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/kikainohi/	
20~21	第6回役に立つ真空技術入門講座(大阪電気通信大)	日本真空学会関西支部・深沢	TEL 06-6397-2279 shinku-kansai@e3.eei.eng.osaka-u.ac.jp	8.1
24~30	国際材料研究学会連合-アジア国際会議2014(IUMRS-ICA 2014)(福岡大)	日本MRS・室井	TEL 045-263-8538 iumrs-ica2014@mrs-j.org http://www.iumrs-ica2014.org	
28~30	平成26年度工学教育研究講演会(広島大)	日本工学教育協会・川上	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp	5.7
28~30	日本実験力学学会2014年度年次講演会(兵庫県立大)	日本実験力学学会・林(岡山理科大)	TEL 086-256-9615 office-jsem@mech.ous.ac.jp	
9月				
2~5	第54回真空夏季大学(掛川)	日本真空学会・大工原	TEL 03-3431-4395 ofc-vs@vacuum-jp.org	
5	2014年度茨城講演会(茨城大学)	日本機械学会関東支部・関東(茨城大)	TEL 0294-38-5027 ibakouen@mx.ibaraki.ac.jp	
6	平成26年度 YNU 公開講座「アクティブマテリアルへ自己治癒材料の現状と将来~」(横浜国大)	横浜国立大学グリーンマテリアルイノベーション拠点・梅村(横浜国大)	gmi-honbu@ynu.ac.jp	
9~11	日本セラミックス協会第27回秋季シンポジウム(鹿児島大)	日本セラミックス協会・山口	TEL 03-3362-5232 fall27@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/ig-syuki/27th/	
9~11	日本セラミックス協会第27回秋季シンポジウム特定セッション「次世代を切り拓くハイブリッドマテリアル」(鹿児島大)	ハイブリッド材料研究会・増田(産総研)	TEL 052-736-7345 masuda-y@aist.go.jp	
19	第62回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
24~26	日本金属学会2014年秋季講演大会(名古屋大学)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	公募 6.6 一般・ポスター 6.16
10月				
5~8	International Sympoium on Long-Period Stacking Ordered Structure and Its Related Materials 2014 (LPSO2014)(熊本)	LPSO2014 熊本・河村	TEL 096-342-3547 内線3547 lpsol@kumamoto-u.ac.jp http://www.msre.kumamoto-u.ac.jp/LPSO2014/	

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
9～10	研究集会「結晶と組織の配向制御による材料高性能化研究会」(軽井沢)(本号226頁)	研究会 No. 67・井上(大阪府大)	TEL 072-254-9316 FAX 072-254-9912 inoue@mtr.osakafu-u.ac.jp	申込 6.20
11～13	第65回塑性加工連合講演会(岡山大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
27～30	EcoBalance 2014 第11回エコバランス国際会議(つくば)	日本 LCA 学会・末次	TEL 03-3503-4681 ecobalance2014@sntt.or.jp http://ilcaj.sntt.or.jp/EcoBalance2014/	
11月				
1～6	The 9th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(New Delhi)	日本実験力学会・林(岡山理科大)	office-jsem@mech.ous.ac.jp TEL 086-256-9615 http://jsem.jp/ISEM9/	
2～6	The 7th International Symposium on Surface Science (ISSS-7)(松江)	日本表面科学会	TEL 0743-72-6021 iss7@sss.org http://www.sssj.org/iss7	講演 14.6.27
5	第17回ミレニアム・サイエンスフォーラム(東京)	ミレニアム・サイエンス・フォーラム	TEL 03-6372-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
6～8	第32回疲労シンポジウム第3回日中合同疲労シンポジウム(高山)	日本材料学会	TEL 075-761-5321 http://www.jsms.jp	
18～21	Plasma Conferene 2014 (PLASMA 2014)(新潟)	日本物理学会他	plasma@jspf.or.jp	
28	第63回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
12月				
3～5	第35回超音波エレクトロニクスの基礎と応用に関するシンポジウム(明治大)	超音波シンポジウム運営委員会・小野寺(東工大)	TEL 045-924-5598 terry@ip.titech.ac.jp http://use-jp.org	講演 8.4
2015年1月				
9	第64回レアメタル研究会(第2回貴金属シンポジウム)	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
3月				
13	第65回レアメタル研究会	レアメタル研究会・岡部(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp	
18～20	日本金属学会春期講演大会(東京大学駒場キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
9月				
16～18	日本金属学会秋期講演大会(九州大学伊都キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
10月				
5～8	Asia Steel International Conference 2015(Asia Steel 2015)(横浜)	日本鉄鋼協会	asiasteel2015@issjp.com http://www.asiasteel2015.com	

—— 日本金属学会誌, Mater. Trans. へ投稿しませんか? ——

◎日本金属学会誌および Mater. Trans. は会員、非会員問わず投稿することができます。

詳細は、本会ホームページ → [会誌](#) or [Mater. Trans.](#) のページをご覧ください。皆様のご投稿をお待ちしております。



まてりあ 第53巻 第5号 (2014) 定価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 2014年5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)
材料に関係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、情報量は少なくとも、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)

(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16～22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

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

汚れや飛散のないカーボン材料

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

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

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

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

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

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

日本金属学会発行誌 広告のご案内

まてりあ（会報）

前付) 1色1P ￥100,000 1/2P ￥60,000

後付) 1色1P ￥95,000 1/2P ￥55,000

※表紙回り、カラー料金等お問い合わせ下さい。

春・秋期講演大会プログラム

後付) 1色1P ￥70,000 1/2P ￥40,000

広告ご掲載についてのお問い合わせ・お申込み

株式会社 明報社

〒104-0061 東京都中央区銀座7-12-4 友野本社ビル

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

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

OIM6

A standard EBSD tool for microstructure analysis

OIM(Orientation Imaging Microscopy) システムは、最も機能に優れたEBSD法による材料組織の観察ツールとして数多くのユーザーの方にご愛用いただいております。EDAX/TSL社では、さらなる機能の充実を行い、そしてWindows7に完全対応したOIM6 をリリースしました。

OIM DC 6

パターン取り込み時の画像処理方法の充実、座標系の定義方法、Hough変換時のバンド検出方法、既存データベースへのアクセス方法、測定済みデータの再指数付け機能等をはじめ数多くの機能に改善がなされ、よりフレキシブルで使いやすいソフトウェアとなりました。

OIM Analysis 6

64bit版Windows7に対応しており、数百万点の測定点からなる大きな測定データでも充分対応可能となりました。また、パーティショニング機能、画像計測機能、立方晶以外の結晶系における対応粒界の表示、マップ間の方位差比較表示、各種機能のワンボタン設定などを含め数多くの機能が追加・改善され、より簡単な操作、そしてさらなる多様な解析が可能となりました。

CrossCourt 3

Oxford大学のA. Wilkinson博士らによって開発された弾性歪測定するソフトウェアです。高解像EBSDパターンを参照パターンと比較しその変化を検出することにより試料表面の弾性歪を測定します。

- 弾性歪を垂直成分、せん断成分、剛体回転成分とテンソルとして算出。
- 測定感度は0.03% 程度。
- 歪分布をマップとして表示可能

(*使用できるOIMの構成に制約があります。詳しくはお問い合わせください。)



株式会社 **TSL**ソリューションズ
252-0131 神奈川県相模原市緑区西橋本5-4-30 SIC2-401
TEL: 042-774-8841, FAX: 042-770-9314
e-mail: info@tsljapan.com
Homepage: www.tsljapan.com