

Materia Japan

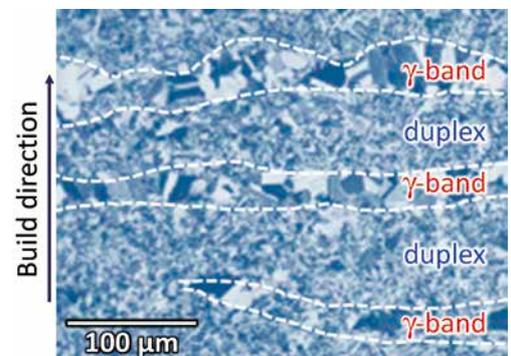
- 金属なんでもランキング!
- ミニ特集「材料技術史から見るこれからの技術展開」
～チタンおよびチタン合金～
- 準安定ラメラ組織の疲労き裂進展抵抗

まてりあ

Vol.58 MTERE2 58 (4) 173~232 (2019)

2019

4



全自動シリアルセクションング 3D顕微鏡

Fully-automated serial sectioning 3D microscope

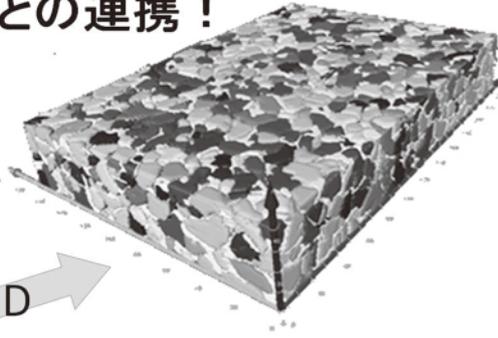
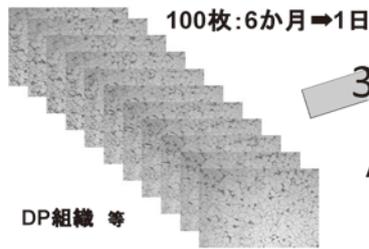
Genus_3DTM

効率的な材料内部組織の三次元可視化！
マテリアルズインフォマティクスによる
材料ゲノムの解析との連携！

Nakayamadenki Co.,Ltd.



Genus_3Dによる逐次研磨像



AIによる高速処理

更に高度な追加処理

組織特徴の数値化

- | 3D | 2D |
|-------|------|
| ・粒径 | ・粒径 |
| ・体積率 | ・面積率 |
| ・表面積 | ・真円度 |
| ・数密度 | ・凸度 |
| ・連結性 | |
| ・分岐性 | |
| ・曲率 等 | |

国内総発売元



株式会社 新興精機

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

大阪営業所

〒564-0052

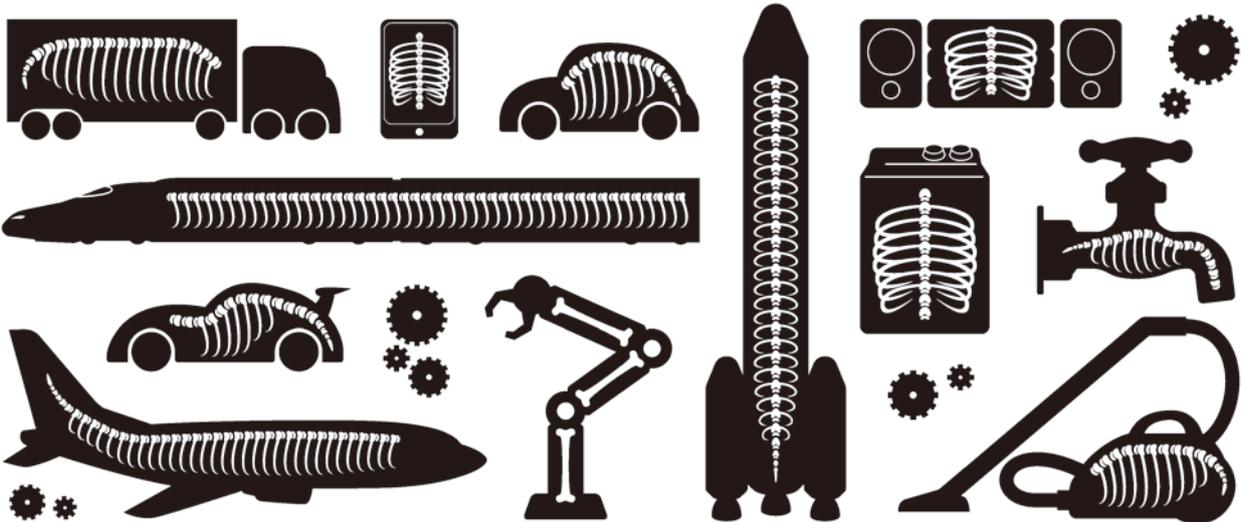
大阪府吹田市広芝町7-26 米澤ビル第6江坂301号

TEL:06-6389-6220 FAX:06-6389-6221

営業窓口:池内 oosaka@shinkouseiki.co.jp

外からは見えませんが、骨のある会社です。

DAIDO STEEL GROUP
Beyond the Special



多彩なフィールドで、フロンティアを目指しています。

大同特殊鋼の素材は、暮らしや産業を支える多彩な製品や部品に使われています。

私たちはこれからも、素材の力で新たな価値創造に貢献していきます。

 大同特殊鋼

4

2019
Vol.58
No.4

まてりあ

◎会告原稿締切：毎月1日
(翌月号(1日発行)掲載です.)

金属なんでもランキング! No.2 密度173

ミニ特集「材料技術史から見るこれからの技術展開 ～チタンおよびチタン合金～」

企画にあたって 御手洗容子 北村一浩	175
チタンの製錬・精錬・リサイクル 岡部 徹	176
チタンならびにチタン合金の Additive Manufacturing プロセス 中野貴由 石本卓也	181
耐熱チタン合金の開発史について 小柳禎彦	188
β 型チタン合金の高強度・高靱性化の展開 新家光雄	193
金属積層造形法を用いた医療機器の製品開発から承認まで 石坂春彦 植月啓太	201

最近の研究 準安定ラメラ組織の疲労き裂進展抵抗 小山元道 野口博司 津崎兼彰206
力学と組織学で疲労き裂進展抵抗を制御する! 準安定ラメラ組織による疲労特性の改善例を紹介.

研究所紹介 名古屋大学ナノテクノロジープラットフォーム微細構造解析チームの紹介
～電子顕微鏡を用いた研究支援と原動力となっているスタッフたち～ 中尾知代214

産官学交差点 Beyond Disciplines
—融合を促進する R & D システム・インフラプラットフォーム— 永野智己216

はばたく 毒性学の父にならって 島袋将弥218

本会記事	会告	219	次号予告	229
	掲示板	226	金属学会セミナー開催報告	230
	会誌・欧文誌4号目次	228	行事カレンダー	231
	新入会員	229		

まてりあ・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ご参照下さい.
<https://jim.or.jp/>

今月の表紙写真 電子ビーム積層造形法で形成・制御された Ti-48Al-2Cr-2Nb 金属間化合物の特異的層状構造. (中野貴由, 石本卓也: 本号181頁図5 改変)

表紙デザイン: 北野 玲
複写をご希望の方へ

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

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			中間合金		
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	燐	P > 14.5%	粒状
アルミニウム	>99.7%	〃	アルミニウム	〃	約100g塊	シリコン	Si 15%	約1kgインゴット
アルミニウム粒	99.99%	粒状1kg入	銀	99.999%	粒状	マンガン	Mn 25%	〃
アルミニウム粉	99.7%	粉末	ビスマス	99.9999%	粒状100g入	マグネシウム	Mg 50%	約800gインゴット
銀	99.99%	粒状	ビスマス	〃	約100g塊	クロム	Cr 10%	約1kgインゴット
ボロンクリスタル	99.4%	3~8mm小塊	高純度クロム(4N5)	99.995%	薄片状	テルル	Te 50%	〃
ボロンアモルファス	95~97%	粉末	無酸素銅	99.99%	10X10X1mm	コバルト	Co 10%	〃
コバルト粒(ロシア産)	99.99%	針状	鉄(マイロンSHP)	99.99%	25X25X2mm	ニッケル	Ni 30%	〃
電解コバルト(従来品)	99.9%	針状	ガリウム	99.9999%	粒状25g入	鉄	Fe 10%	〃
電解コバルト(FB)	99.9%	フレーク状	ゲルマニウム	99.999%	約50g塊	チタン	Ti 25%	〃
電解クロム	99%	約25X25X10mm	インジウム	99.999%	粒状100g入	ジルコニウム	Zr 50%	〃
電解クロム	99%	塊状	インジウム	〃	約100g塊	ボロン	B 2%	粒状
クロム粉	99%	薄片状	マンガン	99.999%	薄片状	アルミ	Cu 40%	約5~7kgインゴット
電気銅	99.99%	粉末500g入	錫	99.999%	粒状100g入	アルミマグネシウム	Mg 20%	約2kgインゴット
電解鉄(アトミロンMP)	99.99%	約25X50X10mm	錫	〃	約100g塊	アルミマンガン	Mn 10%	約5kgインゴット
電解鉄(アトミロンYL)	〃	小片状	アンチモン	99.9999%	粒状100g入	アルミニウム	Ni 20%	〃
電解鉄(アトミロンFP)	〃	小片状25kg入	アンチモン	〃	約100g塊	アルミニウム	Cr 5%	〃
電解鉄(アトミロンXL)	〃	〃	テール	99.9999%	粒状100g塊	アルミチタン	Ti 5%	約4~5kgインゴット
電解鉄粉	99%	〃	テール	〃	約100g塊	アルミシリコン	Si 25%	〃
ハフニウム	99.6%	粉末1kg入	亜鉛	99.99%	粒状100g入	アルミコバルト	Co 5%	〃
インジウム	99.99%	スポンジ小塊	亜鉛	〃	約100g塊	アルミモリブデン	Mo 5%	〃
マグネシウム	99.99%	塊状	鉛	99.9999%	粒状100g入	アルミタングステン	W 2.5%	〃
電解マンガン	99.9%	約200g塊	鉛	〃	約100g塊	アルミベリリウム	Be 2.5%	約50gインゴット
モリブデン粉	99.9%	薄片状	鉛	〃	約100g塊	アルミ鉄	Fe 50%	塊状
ニオブグラニュー	99.9%	粉末	チ	99.9%	5φX150mm	アルミジルコニウム	Zr 5%	約5kgインゴット
ニオブ粉	〃	3~10mm小塊	レアアースメタル			アルミボロン	B 4%	約200gインゴット
電気ニッケル	99.99%	25X25X10mm	イトリウム	99.9%	塊状、削状、粉状	アルミバナジウム	V 50%	小塊状
ニッケルペレット	99.97%	6~12mm球状	ランタン	〃	〃	アルミストロンチウム	Sr 10%	約100gインゴット
レニウム粉	99.99%	粉末	プラセオジウム	〃	〃	アルミカルシウム	Ca 10%	約2.5kgインゴット
ルテニウム粉	99.9%	〃	ネオジウム	〃	〃	ニッケルボロン	B 15%	塊状
アンチモン	99.9%	塊状	サマリウム	〃	〃	ニッケルニオブ	Nb 60%	〃
金属シリコン	99%	〃	イッテルビウム	〃	〃	ニッケルマグネシウム	Mg 50%	約1.5kgインゴット
錫	99.99%	約1kgインゴット	テルビウム	〃	〃	コバルトボロン	B 15%	塊状
タンタル塊	99.9%	粒状	ジスプロシウム	〃	〃	燐	P 5%	インゴット
タンタル粉	〃	3~10mm小塊	ホルミウム	〃	〃	Uアロイ(低融点合金)		
テール	99.99%	粉末	エルビウム	〃	〃	Uアロイ 47	融点47±2℃	約500gインゴット
スポンジチタン	99.7%	小球状	ガドリニウム	〃	〃	Uアロイ 60	60±2℃	〃
チタン板	JIS 1種	スポンジ塊	ツリウム	〃	〃	Uアロイ 70	70±2℃	〃
バナジウム	99.7%	250X250X1mm	ルテチウム	〃	〃	Uアロイ 78.8	78.8±2℃	〃
バナジウム粉	99.7%	3~10mm小塊	セリウム	〃	〃	Uアロイ 91.5	91.5±2℃	〃
タングステン粉	99.9%	粉末	ユーロピウム	〃	〃	Uアロイ 95	95±2℃	〃
タングステンクラップ	99%	板状	ミッシュメタル	TRE > 97%	塊状のみ	Uアロイ 100	100±2℃	〃
亜鉛	99.99%	約2kgインゴット	フェロモリブデン	Mo 60%	塊状	Uアロイ 124	124±2℃	〃
亜鉛粒	〃	粒状	フェロニオブ	Nb 60%	〃	Uアロイ 150A	150±2℃	〃
ジルコニウム	>99.5%	スポンジ塊	フェロバナジウム	V 80%	〃			
			フェロボロン	B 20%	〃			
			カルシウムシリコン	Ca30%Si60%	小塊状			

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」
 見積・注文でお急ぎの場合は「至急」と明記して下さい。

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

商品の詳細はホームページでご覧になれます。
<http://1921seizaemon.jp/>

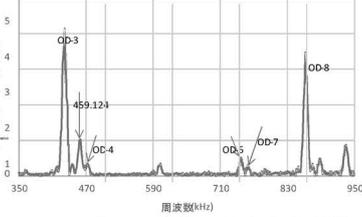
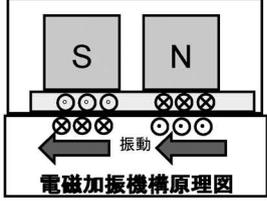
●土曜・日曜・祭日休業 ●手形取引はいたしません
 ●輸出はせず国内取引のみ

弾性定数 C_{ij} 測定の実況と今後

弾性定数(弾性スティフネス C_{ij})の測定法は数種類あります。新素材開発時点で要求される小試料測定で最適な装置が電磁超音波共鳴(EMAR)式弾性率、弾性定数測定装置 CC II シリーズです。従来の RUS 法に比べて振動モードを特定して測定できることから、弊社では測定の可能性を以下のように順次拡大しています。

- 結晶構造：立方晶→正方晶→六方晶→斜方晶→多結晶
- 試料形状：立方体→直方体→円柱→小円薄板
- 試料材質：磁性金属→比磁性金属→セラミックス→樹脂→木材

この進展には測定子構造、振動発生機構、解析手法などが複雑に絡んでいますが、材料組織と弾性の基本技術を高度に意識しながら解析する必要があります。組織構造のわずかな変化、不純物の混入などによる力学定数の変化から組織構造などを解明する方向への研究にも利用されそうな予測があります。これらの前進には、材料の最先端研究者と装置メーカーとの連携は欠かせません。ぜひとも最先端研究においてご利用いただきつつ、ご指導いただきますと幸甚です。



10φ × 2mm アルミ合金の振動

Cij 測定は力学特性から組織解明を可能に

**電磁超音波共鳴式
弾性率・弾性定数装置
CC II-シリーズ**

- 異方性単結晶から多結晶まで
- 弾性定数(弾性スティフネス C_{ij})も弾性率も
- 5mm 程度の立方体、直方体から円柱、円板、薄板(0.2mm)まで
- 室温用、高温用 (常用 1000℃ 最高 1200℃)
- 阪大基礎工 平尾・荻研開発

CC2-HT

弾性率と内部摩擦の高温測定で最高の装置

**高温弾性率等同時測定装置
EG-HT**

- 最も信頼性の高い高温測定が可能。粘性による振動数依存誤差が最小。
- 強力共振機構で難共振材に対応。難共振時の偽振動が最少。
- 多くの測定条件、測定項目に対応。
ヤング率、剛性率測定
ポアソン比算出
温度依存性、ひずみ依存性
2種の内部摩擦測定
- 最高 1200℃ EG-HT<

室温や比較的低温で最も信頼性の高い装置

**自由共振式弾性率、内部摩擦測定装置
JE-RT(ヤング率)& JG-RT(剛性率)**

- 高精度・簡単操作・高再現性・迅速測定
非接触加振、非接触検出
試料も置くだけ
- 幅広い試料形状 (室温装置)
短冊状でも細線・丸棒でも
薄く・小さいものから厚く長いものまで

JE-RT & JG

他の試料形状や測定目的に対応

その他の製品

- ▼ 薄板・細線用弾性率測定装置 TE, TG シリーズ
- ▼ 縦共振式ヤング率測定装置 VE シリーズ
- ▼ 圧電共振式弾性定数測定装置 CC シリーズ
- ▼ インパクト式ヤング率測定装置 IE シリーズ
- ▼ 強制振動式内部摩擦測定装置 MS シリーズ (メカニカルスペクトロメータ)
- ▼ 共振式薄板疲労試験装置 RF シリーズ

IE, VE を除き、高温用 (**-HT) あります。

RF-RT

共振法応用の弾性率や内部摩擦等の物性測定・試験・計測装置の開発専門企業
日本テクノプラス株式会社 <http://www.nihon-tp.com/>
 06-6390-5993 info@nihon-tp.com 〒532-0012 大阪市淀川区木川東 3-5-21 第3丸善ビル

**研磨機・切断機
期間限定キャンペーン中!!**
詳細はお問い合わせください。



自動研磨機 SCANDIMATIC 33305

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



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

精密切断機 MINICUT 4000

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



試料埋め込み材料、アクセサリ



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

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

フリツチュジャパン株式会社

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

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

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

遊星型ボールミル “PREMIUM LINE”

モデル P-7 **新型**



特色

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



容器がセットされる様子。

従来型ボールミル “CLASSIC LINE”

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



フリッチュ社が開発した
遊星型シリーズの
パイオニア機種。



▲P-5/4

世界で初めて容器ひとつで
遊星運動に成功した
昨年度のベストセラー機種



▲P-6

少量試料を対象にした
パワフルな機種



▲P-7

全機種共通の特長

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

フリッチュジャパン株式会社

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

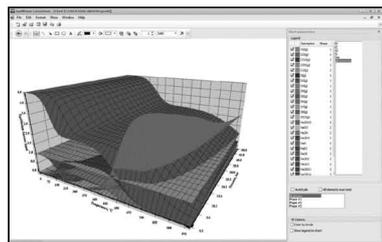
info@fritsch.co.jp <http://www.fritsch.co.jp>

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

〈ソフトウェア・書籍・サービス〉

化学反応／平衡計算ソフトウェア HSC Chemistry for Windows, Ver. 9.8

約28,000種についてのエンタルピー、エントロピー、熱容量のデータベースを基に化学反応の計算やGIBBSルーチンによる化学平衡を計算します。反応、熱平衡、分子量計算などの一般的なモジュールの他、電気化学セル平衡と相安定性、腐食の研究に使われるEh-pH（プールベ）状態図の作成などユニークなモジュールを持ち合わせています。計算結果のテーブルと状態図はクリップボードにコピーできます。SIM Flowsheetモジュールもあり、複数のユニットプロセスからなるプロセス全体のシミュレーションとモデリングができます。Ver.9.4から3元状態図作成のツールが付いています。



定価(税別)
¥650,000(一般)
¥280,000(教育)

システムプラットフォーム:
Windows 7/8/10
(Outototec Research
Oy. 製作)

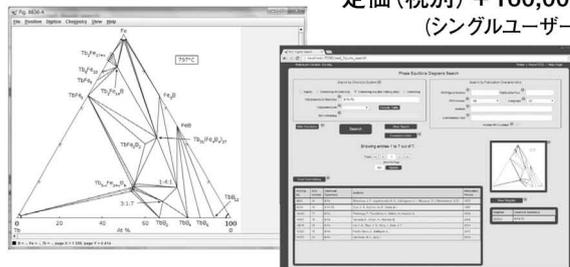
株式会社 デジタルデータマネジメント

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

〈ソフトウェア・書籍・サービス〉

28,500件のセラミックス状態図データベース ACerS-NIST Phase Equilibria Diagrams, Version 4.3

定価(税別) ¥160,000
(シングルユーザー)



- データソース : Phase Equilibrium Diagrams for Ceramics, Vol. 1- (対応書籍) XIV, Annual 91-93, High-Tc Superconductors I-II, Zirconium and Zirconia System, Electric Ceramics I
- 検索項目 : 元素、成分系、コメントテキスト、PED Volume、Figure Number、刊行年、Authors
- 検索条件 : Inclusive、Exact、Not (partially)
- データ出力 : PDF、PNG (Portable Network Graphics)
- システム構成 : Windows 7/8/10、Java 7 Runtime Environment、PDF Reader (Javaはサムネイル画像の拡大に必要) (American Ceramic Society)

株式会社 デジタルデータマネジメント

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

〈構造材料実験機器・製品〉

自動低負荷試料作製システム IS-POLISHER ISPP-1000

価格(税別) : 2,980,000円～
※給水機は別途オプション

IS-POLISHERは、
幅広い業界の分析・解析分野で活躍しています。
～お客様の声から独自の発想を考案～

〈IS-POLISHERの特長〉

- ◆低負荷で研磨できる独自の「荷重調整機構」
EBSD 観察用試料作製ができます
- ◆削り過ぎを防止できる
「研磨量調整機構」
削り過ぎないようにミクロン単位の研磨量を調整することが可能です
- ◆包埋しないで研磨できる
豊富な「試料ホルダ」
試料を直接研磨できるので、研磨時間も大幅に短縮できます



株式会社 池上精機

(問い合わせ先) 営業部 品川仁久

〒223-0058 神奈川県横浜市港北区新吉田東8-31-10
TEL 045-531-4059(代) FAX 045-531-4050

<http://www.ikegamiseiki.co.jp/> e-mail: sales@ikegamiseiki.co.jp

■次回予定

本年9月号には2020年度科学研究費補助金選定のための製品ガイドを掲載予定にしております。

2020年度 科研費選定関連 製品ガイド

企画・製作 株式会社 明報社

〒104-0061 東京都中央区銀座7丁目12番4号(友野本社ビル)
TEL 03(3546)1337(代) FAX 03(3546)6306
URL <http://www.meihosha.co.jp>
E-mail: info@meihosha.co.jp 担当/後藤

金属なんでもランキング!

No.2 密度

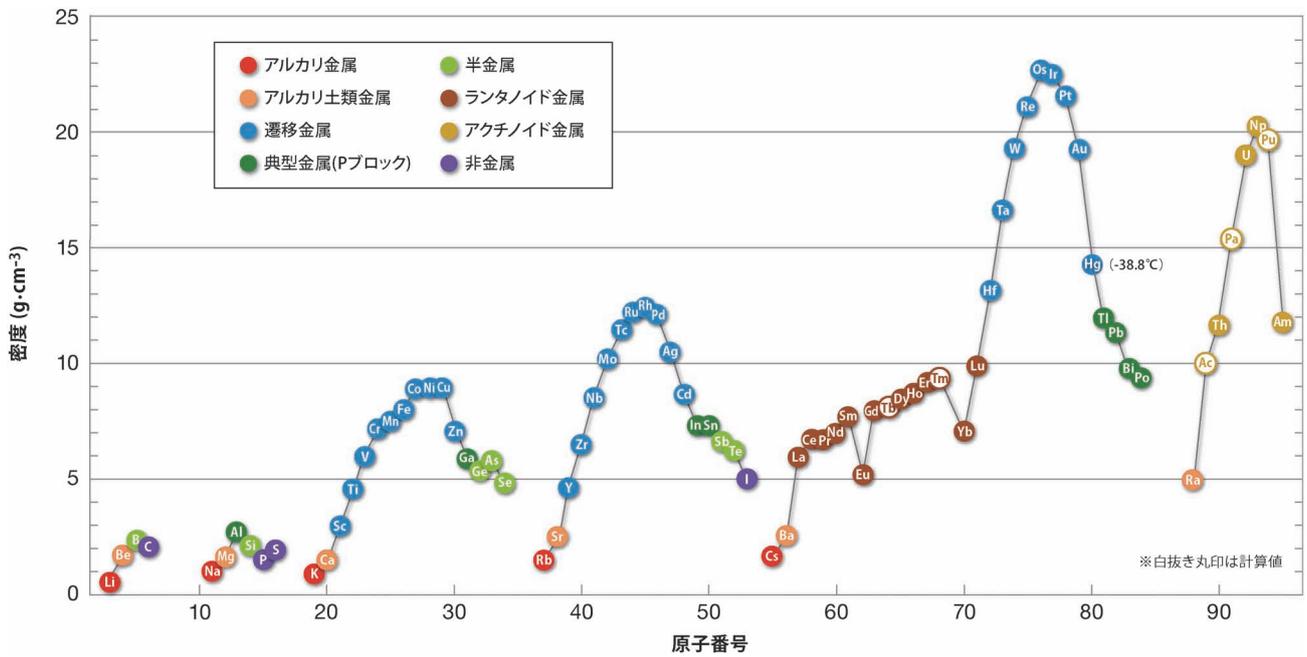


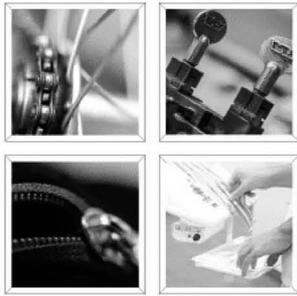
図1 各元素の密度(室温).



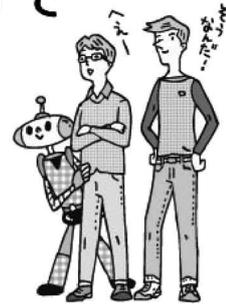
図2 金属元素の密度ランキング.

参考文献：(1) 改訂4版 金属データブック：日本金属学会編，丸善，(2004)．

次号！ 金属素描 No. 3 ハフニウム



どこで?
金属は身近なところで活躍しています
どんなふう to ?



身の回りにあふれている金属製品。
だけど、知っているようで知らない事が多いかも!?
一緒にのぞいてみよう!

金属の活躍現場
身近なところで活躍。
え!こんなところにも! [もっと知りたい](#)

金属が製品になるまで!
鉱石▶板▶製品 [もっと知りたい](#)

性格いろいろ **金属大解剖**
基礎編 金属って? 合金って?
応用編 金属を調べてみよう

現場の声を徹底取材
金属の仕事をしているのはこんな人 [もっと知りたい](#)

- Vol.1 **航空機で活躍する金属**
- Vol.2 **医療・福祉に役立つ金属**

もっと金属について詳しく知りたい [関連 HP へ](#)

- 銅箔はどうやって作るの? [動画あり](#) **NEW**
- 鋼はどうやって作るの?
- チタン眼鏡フレームの材料はどうやって作るの?



会社では
どんな仕事してるの?
女性も研究してるの?
女性も働いているの?

ぜひ、本会ホームページ
をご覧ください。

(公社) 日本金属学会

<https://jim.or.jp/everyone/index.html>

企画にあたって

御手洗 容子* 北村 一浩**

2018年9月20日、第163回秋期講演大会において「材料技術史から見るこれからの技術展開」と題したシンポジウムを開催した。金属材料は精錬、溶解、鋳造、成形(鍛造、圧延など)のプロセスを経て必要な特性を発現させるため、材料開発の歴史の中でプロセス開発は重要な役割を担ってきた。持続可能な社会のためには、材料特性だけでなく、環境低負荷プロセスや高効率プロセスの開発が必要であり、さらに、これらの新しいプロセスに適した合金開発や応用展開も期待される。これからの材料研究の新展開を考えるために、今までのプロセスや材料開発の歴史を振り返るとともに、これから期待される新しいプロセスや材料開発、実用分野などについて議論することを目的としてシンポジウムを企画した。「材料と社会」を担当する第1分野(旧第0分野)と「材料プロセス」を担当する第6分野(旧第2分野)の共同企画である。シリーズ化して様々な材料、技術を取り扱っていく予定である。

初回は、航空機材料や生体材料として幅広い分野で使用されるTiをテーマに、製錬、鍛造プロセス、3次元積層造形、航空機用耐熱Ti合金、生体材料用Ti合金、医療デバイスの製品開発と承認、と上工程から製品・認証まで幅広い内容のシンポジウムを開催した。6名の講師による基調講演を頂いたが、常に50から70名の聴講者が参加しており、大変盛況であった。大変貴重なご講演をいただいたため、今回は講演の中からいくつか解説記事をいただきミニ特集とした。

まず、東大の岡部徹先生より「チタンの製錬・精錬・リサイクル」と題して、チタンの現状と日本の状況を振り返りつつ、現在の製造プロセスであるマグネシウム熱還元法の利点と問題点について解説いただき、新しい製錬法の重要性を示していただいた。またチタンスクラップを処理してチタンの一次原料であるスポンジチタンよりも高い純度のチタンを製造する技術についても述べていただいた。

次に、最近注目されている3次元積層造形について、阪大の中野貴由先生、石本卓也先生より「チタンならびにチタン合金のAdditive Manufacturingプロセス」と題して解説いただいた。積層造形技術の歴史はまだ浅いが、技術の発展を振り返りながら、熱源や結合方式により7種あることを示し、積層造形特有のプロセスパラメーターについて解説をいただいた。そこから形状、材質(組織)を制御するためのプロセスパラメータや積層造形特有の組織制御や異方性制御について解説をいただき、積層造形を用いた新しい材料創製への可能性を示していただいた。

また、大同特殊鋼株式会社の小柳禎彦氏には「耐熱チタン合金の開発史について」と題して、 α チタン合金を中心に、航空機、自動車の用途別に開発史を解説いただいた。航空機用チタン合金では、必要とする特性に応じた添加元素と組織の選択が行われてきたこと、自動車用途ではマフラー部に使用される強度特性は航空機より要求されないが使用温度が高

く耐環境性が要求されることを解説いただき、チタン合金の耐熱性を向上させるためには耐酸化特性に注目した材料開発や脆化相として避けられてきた金属間化合物を活用した合金開発が必要であることを示していただいた。

東北大学名誉教授である新家光雄先生には「 β 型チタン合金の高強度・高靱性化の展開」と題して、 β 型チタン合金を中心に、高強度合金、生体用合金の開発史について解説をいただいた。 β 型チタン合金の種類とそれぞれの特徴について説明いただき、高強度を引き出すための加工熱処理について解説をいただいた。生体用合金については、骨のヤング率に近づけるための材料設計法について解説をいただき、さらに形状記憶、ヤング率可変型、低弾性率を維持したままでの高強度化など新しい試みについても解説をいただいた。

最後に、帝人ナカシマメディカル株式会社の石坂春彦氏、植月啓太氏には「金属積層造形法を用いた医療機器の製品開発から承認まで」と題して、整形外科領域で用いられるインプラント材料を積層造形を用いて製造し、医療機器としての承認までの過程や困難の解決法について解説をいただいた。患者個別インプラント製造に積層造形が適しており、患者のCT画像から直接3次元設計と積層造形によるインプラントの製造が可能になるなど、新しいプロセスが従来の製造方法だけでなく価値観や医療技術をも大きく変える可能性があることを解説いただいた。

本ミニ特集では、様々な観点からチタンについて解説をいただいたが、チタン材料開発の歴史を振り返ることにより、将来の展望が垣間見えたと思う。今後の研究の参考にしていただければ幸いである。

御手洗容子

1994年 東京工業大学大学院理工学研究科博士後期課程金属工学専攻修了、同博士(工学)取得

1994年4月 日本学術振興会特別研究員(PD)

1995年4月 科学技術庁金属材料技術研究所(現物質・材料研究機構)に研究員

2014年4月から同構造材料研究拠点 副拠点長、グループリーダー。

専門分野: 相変態, 金属組織学, 高温力学特性, 耐熱材料

*現在耐熱Ti合金, 高温形状記憶合金の開発を行っている。

北村一浩



御手洗容子



北村一浩

* 物質・材料研究機構構造材料研究拠点 副拠点長, 耐熱材料設計グループ; グループリーダー(〒305-0047 つくば市千現1-2-1)

** 愛知教育大学教育学部創造科学系 技術教育講座; 准教授

Preface to Special Issue "Future Growth Expected from Technological History of Materials"; Yoko Yamabe Mitarai* and Kazuhiro Kitamura** (*Research Center for Structural Materials, High Temperature Materials Design Group, National Institute for Materials Science, Tsukuba. **Aichi University of Education, Kariya)

Keywords: Ti alloys, smelting and refining, additive manufacturing, heat resistance, strengthening, toughness, medical devices, jet engine

2019年1月30日受理[doi:10.2320/materia.58.175]

チタンの製錬・精錬・リサイクル

岡 部 徹*

1. はじめに

チタンは、資源としては無尽蔵の埋蔵量を有し、金属材料の中では抜群の耐食性、比強度を有する夢の未来材料である。しかし、現状では、低いコストで鉱石から金属チタンを製造する技術が存在しないため、広く一般には普及せず、用途は限定されている。現状では、航空機材料や化学プラント、生体材料などの分野で使用されている。一方で、チタンはその特殊な機能から、移動体分野やロボット、海洋産業など様々な分野での応用が期待されている。したがって、高効率・低コストのチタンの製造法の開発への期待は大きい。また、将来チタンが普及し、リサイクル量が増えると、スクラップを回収して精錬しチタン中の不純物を除去・高純度化する新技術の開発も重要な技術課題となる。このような背景から、本稿では、チタンの現状や製錬法の開発の歴史を振り返るとともに、これから期待される新しい製錬・精錬プロセス、さらには将来必要となるリサイクル技術の方向性について解説する。

2. 未来材料チタンが有するポテンシャル

チタンは地殻中に約0.6%存在し、地殻を構成する全元素の中で9番目に多い⁽¹⁾。アルミニウム(Al)や鉄(Fe)の存在量には及ばないものの、構造材料として利用できる金属の中ではマグネシウム(Mg)に次いで4番目に多い。銅(Cu)や鉛(Pb)、亜鉛(Zn)などのベースメタル(汎用金属)よりも、“資源的には遥かに豊富に存在する”ことは意外と一般には知られていない。また、チタンの地殻存在量はステンレス鋼の主要構成元素であるクロム(Cr)やニッケル(Ni)と比較しても桁違いに多い。

資源的に豊富なチタンがベースメタルに比して広く普及しない理由は、鉱石から金属チタンを1トン製造するのに100万円以上のコストがかかるためである。仮に、ステンレス鋼などに経済的に対抗し得るコストでチタンを製造する新技術が開発されれば、チタンの生産量は10倍、100倍と飛躍的に成長する可能性を有している。

将来、技術革新、あるいはエネルギー革新が起こり、効率良く、低いコストでチタンが製造できるようになれば、チタンは鉄鋼やアルミニウムに次ぐベースメタルとして飛躍的に需要が増大するであろう。まさに夢の金属材料である。

3. チタンの現状と日本の状況

日本はチタンの生産大国であり、製造技術および研究開発については世界のトップランナーであることも、広く一般には知られていない。日本では、年間約4万トンのスポンジチタンが製造されており、世界シェアの約20%を占める⁽²⁾⁽³⁾。高い技術力をもとに、高品質のスポンジチタンを製造しているため、中国に次ぐ世界第2位の生産シェアを維持している。全ての資源を輸入し、環境規制が厳しく、高い電力コストと労務費の条件下でも日本がチタンの生産大国であることは、誇るべきことであると筆者は考えている。2015年は、世界で約18万トンのスポンジチタンが製造されており、約13万トンが溶解されインゴット等の展伸材に加工された。日本で生産されるスポンジチタンは品質が高いため、その多くが航空機向けに利用される。したがって、スポンジチタンは、そのまま米国をはじめとする海外に輸出されるため、日本の展伸材の生産シェアは12%(15000トン)と小さい⁽⁴⁾。現在のチタンおよびその合金の主たる用途は、航空機の構造材等の部品や発電所などの熱交換器などであり、特殊な事例としては、耐候性の屋根材などがある⁽²⁾。

4. チタンの現在の製造プロセス

チタンは、高温では極めて活性な金属であり、金属中の酸素や鉄などの不純物を直接除去する“精錬”が非常に難しい金属の一つである。それ故に、鉱石(酸化物)を還元して、鉄や酸素などの不純物濃度が低い高純度のチタンを製造する技術が完成するまでに、元素の発見(1791年)から120年を要した。(表1参照)

現時点でも、チタン中の不純物酸素を効率良く除去・低減する技術が工業レベルで達成できておらず、チタンの製錬や精錬・リサイクルに関する技術革新が進まない主な理由とな

* 東京大学生産技術研究所 持続型エネルギー・材料統合研究センター センター長; 教授(〒153-8505 東京都目黒区駒場 4-6-1) Smelting, Refining, and Recycling of Titanium; Toru H. Okabe(Integrated Research Center for Sustainable Energy and Materials, Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo)
Keywords: titanium, smelting, refining, recycling
2018年10月31日受理[doi:10.2320/materia.58.176]

表1 チタンの歴史.

1791年	R. W. Gregor(英)により menachanite という鉱石として発見される
1795年	ドイツの化学者 M. H. Klaproth によりルチル鉱石の中に再発見され、チタンと命名される
1887年	L. F. Nilson と O. Pettersson は不純物を多く含む金属チタンを製造に成功
1910年	M. A. Hunter が、 $TiCl_4$ と金属ナトリウムを鋼製反応容器内で反応させ純度99.9%のチタンの製造に成功 (元素の発見から119年) →製錬がもっとも難しい元素の一つ
1948年	W. Kroll が、 $TiCl_4$ を金属マグネシウムで還元する方法を開発し、工業的な生産が始まる
現在	年間約20万トンのチタンがクロール法により製造されているが、今後も需要は増大すると考えられている チタンは金属の中では、新しい素材 →今後、大いなる発展が期待できる

表2 チタンおよび代表的なチタン合金の製品規格と不純物元素の許容濃度.
チタン中に混入した不純物の酸素や鉄を、チタンから直接、効率良く除去する技術が現時点では確立されていない。このため、鉄や酸素濃度が高いチタンのスクラップは、再溶解して再利用することが困難な場合が多い。

規格 (グレード)	許容不純物濃度, C_i (mass%)					
	C	H	O	N	Fe	
純 Ti	ASTM Gr. 1	≤0.08	≤0.015	≤0.18	≤0.03	≤0.2
	ASTM Gr. 2	≤0.08	≤0.015	≤0.25	≤0.03	≤0.3
	ASTM Gr. 3	≤0.08	≤0.015	≤0.35	≤0.05	≤0.3
	ASTM Gr. 4	≤0.08	≤0.015	≤0.40	≤0.05	≤0.5
Ti-Al-V 合金	ASTM Gr. 5	≤0.08	≤0.015	≤0.20	≤0.05	≤0.40
	ASTM Gr. 23	≤0.08	≤0.0125	≤0.13	≤0.03	≤0.25

っている。表2には、工業的に利用されているチタンの規格を示す。表からわかるように、雰囲気制御技術や汚染防御技術が進歩した現在も、チタン中の不純物の中で鉄と酸素の除去が極めて難しいことがわかる。

チタンの鉱石は、主にイルメナイト鉱($FeTiO_3$)とルチル鉱(TiO_2)が利用されるが、資源量と価格の観点から、チタン製品の80%以上がイルメナイト鉱から製造されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。(図1参照)鉱石から酸素と鉄を直接除去して、商業用純度の金属チタン(99%)の金属を製造する量産技術は現時点では存在しない。このため、現状では、イルメナイト鉱中に多量に含まれる鉄を除去(アップグレード)して、鉄分が低いチタン富化鉱(アップグレード鉱)を製造し、このチタン

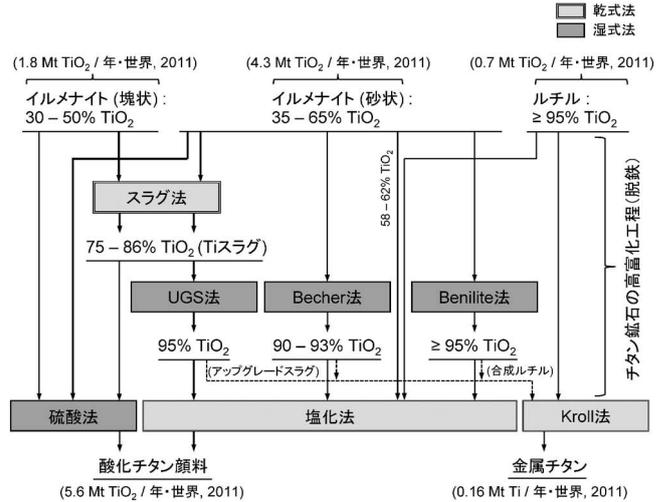


図1 酸化チタン顔料と金属チタンの生産における鉱石の富化工程⁽⁶⁾.

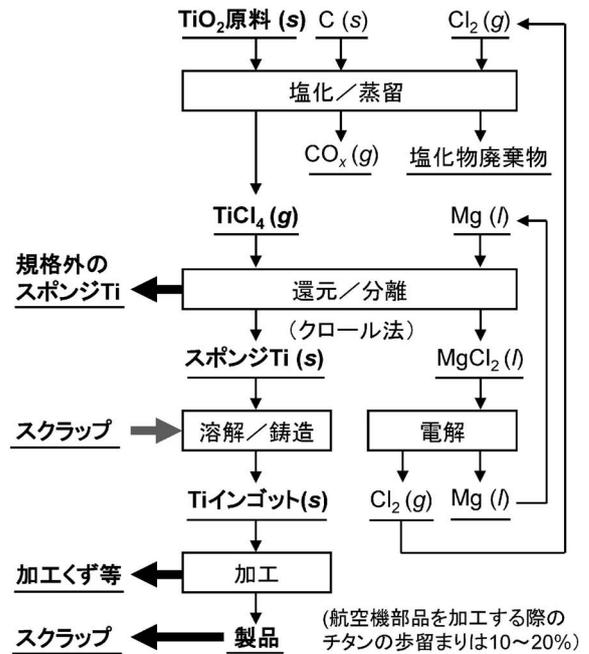


図2 チタン製錬・加工プロセス(クロール法)⁽⁸⁾.

富化鉱をさらに、塩化して、四塩化チタン($TiCl_4$)に変換することによって、不純物となる酸素と鉄をチタンから分離している。(図1, 2参照)

図2および図3に示すように、チタンは現在、クロール法とよばれる $TiCl_4$ のマグネシウム熱還元法を利用して製造されている⁽⁵⁾。鉄鋼製の反応容器の中で、 $TiCl_4$ (中間原料)とマグネシウム(還元剤)を高温(800~1000°C)で反応させ、スポンジ状の固体の金属チタン(スポンジチタン)を製造している。(図3参照)本手法はバッチ式(回分式)であるため、生産性が低い。還元工程で得られたスポンジチタンは、溶解後、加工して展伸材(圧延材)となる。一連の製錬・溶解工程は、酸素や窒素を含まない不活性な雰囲気で行われる。

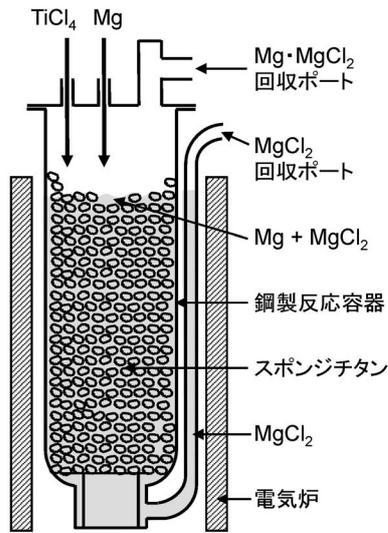
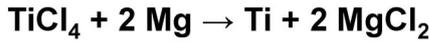


図3 チタンの還元反応容器(クロール法)⁽³⁾.

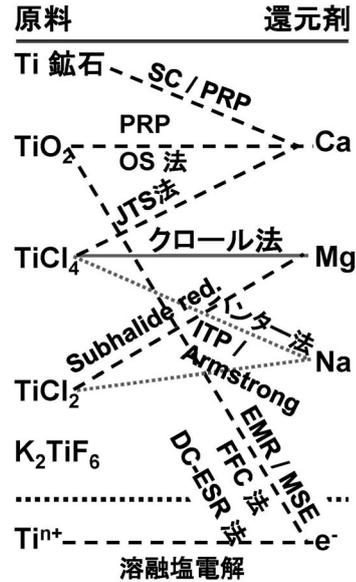


図4 チタン製錬プロセス開発の今後の課題. プロセスの略称については, 参考文献⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾を参照.

表3 金属熱還元法によるチタンの各種製造プロセスの比較⁽⁵⁾.

還元剤	原料	原料
	TiCl ₄	TiO ₂
Mg	◎ <ul style="list-style-type: none"> 高純度の Ti を確実に製造可能 還元剤の Mg および副生成物 MgCl₂ を揮発により容易に除去可能 効率の良い MgCl₂ の電解が利用可能 (クロール法に利用されている) 	× <ul style="list-style-type: none"> 実用水準まで不純物酸素を除去することが, 現在の技術では不可能
Na	○ <ul style="list-style-type: none"> 高純度の Ti を確実に製造可能 副生成物 NaCl を揮発により除去することが困難 還元時の発熱量が大きく, 温度制御が困難 (ハンター法に利用されている) 	× <ul style="list-style-type: none"> 実用水準まで不純物酸素を除去することが, 現在の技術では不可能
Ca	△ <ul style="list-style-type: none"> 高純度の Ti を確実に製造可能 還元剤 Ca および副生成物 CaCl₂ を揮発により除去することが困難 還元時の発熱量が Mg を用いる場合よりも大きく, 温度制御が困難かつエネルギーロスが大きい 	○ <ul style="list-style-type: none"> 実用的な還元剤 Ca を安価に製造するプロセスが開発されていない.
備考	TiCl ₄ を出発原料とするプロセスの特徴 <ul style="list-style-type: none"> TiCl₄ を蒸留により容易に高純度化可能であり, 原理的に高純度 Ti の製造に適する. Ti の鉱石は酸化物の状態では産出されるため, 塩化するための工程が必要. 	TiO ₂ を出発原料とするプロセスの特徴 <ul style="list-style-type: none"> 鉱石から安価に高純度 TiO₂ を製造するプロセスが開発されていない. 実用的な還元剤は Ca しか存在しないが, Ca は C や O との反応性が高く, 長時間安定操業を行うことができる電解セルの開発が困難.

現在の技術では, マグネシウム熱還元法により 1 バッチあたり 10 トン程度のスポンジチタンを製造できるが, TiCl₄ の還元および反応生成物の分離工程には, 10 日以上の日数を要する. チタンの還元工程の反応生成物 (副生成物) である

MgCl₂ は, 熔融塩電解法によって金属マグネシウムと塩素ガス (Cl₂) に再生され, 再び TiCl₄ の還元や鉱石の塩化に用いられる. この熔融塩電解によるマグネシウムと塩素の製造には, 膨大な電力を必要とする.

このように、チタンを製造するためには多量のエネルギーと長い時間、そして多くの工数と労力を要するため、製造コストが高くなっている。現時点の技術では、チタンの塊1トンを製造するのに100万円以上のコストと2週間以上のプロセス時間を要する。現在のチタンの世界生産量が20万トンに満たないのは、この高コストを負担しても高性能が不可欠な限られた用途にしか用いられていないためである。

5. 新製錬法の可能性

資源的な制約が存在せず、かつ、抜群の性能を有するチタンが普及しない理由は、チタンの製錬プロセス、特に還元・分離プロセスの生産性が極めて低く、チタンの製造コストが高いためである。このため、チタンの製造コストを下げる新製錬法の研究は、国内外で続けられている。筆者自身も30年間、この大きな難問に取り組んできた。しかし、技術的な解決の糸口すら現時点では、掴めていない。

新製錬法を確立するためには、酸素や鉄などの不純物が金属チタンに移行・濃縮しないように制御しつつ、効率良くチタンを製造する新技術を開発する必要がある。金属チタンの主たる製錬法であるクロール法は、還元プロセスの速度が非常に遅く、また、チタンの析出形態がスポンジ状の固体で、反応容器に固着するため、プロセスの連続化・高速化が達成できない。しかしながら、現時点では、クロール法に代わる新技術は確立されていない。

新製錬法としては、図4に示すように、原料と還元剤の候補の組み合わせだけでも、様々な可能性が考えられる。筆者は、不純物の制御や還元プロセスの速度という観点から、クロール法と同じく、塩化チタン($TiCl_4$)の金属マグネシウム還元法を利用し、かつ、高速で還元反応を行えるプロセス技術が、将来的には重要となると考えている。(表3参照⁽⁵⁾)

6. チタンのリサイクル

将来、チタンの製造量が増大すると、チタンのリサイクルも重要となる。現状では、チタンの需要が小さいため、鉄や酸素などで汚染されたチタンは、鉄鋼用の合金添加元素として利用されている。鉄鋼産業は、チタンの産業規模に比べて桁違いに大きいため、Fe-Ti合金の需要は大きく、鉄で汚染されたチタンは、現時点では鉄鋼用途に吸収され消費される。しかし、チタンの製造量が増大する場合、要求されるチタンの純度が低く価値が低い用途へのカスケードリサイクル(ダウングレードリサイクル)による消費は、限界が生じる。チタンのリサイクルについても、製錬や精錬と同様、チタン中に固溶する酸素や鉄などの不純物をいかに制御するかが最も重要な課題である。現時点では、チタン中の酸素を直接除去する工業プロセスが存在しないため、金属チタンを通常の方法で溶解・精製してリサイクルすると必ずチタン製品中の酸素濃度は増加する。

チタンのスクラップの発生量は、将来増大が予想されるた

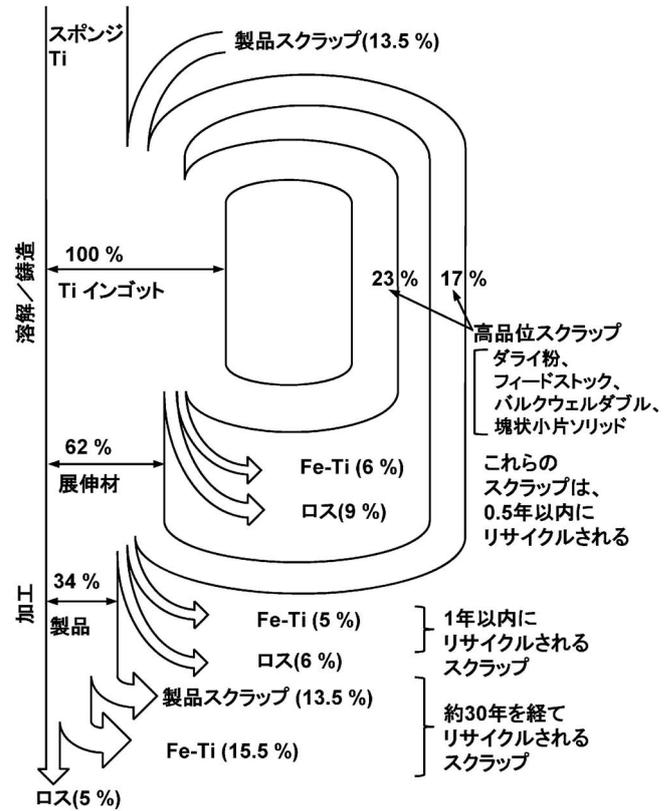


図5 チタンのマテリアルフロー(2007年, 日本)の一例。品位の高いスクラップは再溶解されインゴットに再生される。品位の低いスクラップは、鉄鋼用の合金添加材(フェロチタン: Fe-Ti合金)としてカスケード利用される⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

め、チタンスクラップを、より高い純度に精錬して再利用する(アップグレードリサイクル)新技術の開発は重要である。チタンのスクラップを処理して、スポンジチタン(チタンの1次原料)よりも高い純度のチタンを製造する新技術の開発に著者らは現在、鋭意取り組んでいる⁽⁷⁾⁽⁸⁾。チタンのリサイクルの現状や諸技術については、最近の著者らの解説を参照されたい⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。(図5参照)

7. おわりに

現在、チタンはレアメタルに分類されているが、仮にチタンの製造コストが半分になれば、飛躍的に需要が増大し、ステンレス鋼の巨大な市場の一部に食い込むであろう。夢の材料チタンがレアメタルからコモンメタルに変身するのを夢見て、筆者は長年、研究に取り組んできた。ステンレス鋼などの用途に代わる新材料としてチタンが広く普及する日が待ち遠しい。

本稿をまとめるにあたり、東北大学大学院工学研究科 竹田 修 准教授、京都大学大学院工学研究科 谷ノ内 勇樹 特定准教授、(一社)日本チタン協会 木下 和宏 氏に貴重なコメントや情報の提供をいただいた。記して感謝する。

文 献

- (1) Abundance in Earth's Crust, <https://www.webelements.com/>
- (2) 山出善章, 北河久和, 小池 磨: 軽金属, **67**(2017), 126-135.
- (3) 岡部 徹: NSST つうしん(シリーズ: 材料の素顔に迫る, 2017年10月1日発行), no. 97(2017), 2-3.
- (4) 小池 磨(一般社団法人日本チタン協会)第23回チタン講習会(2016年10月21日, 於: JRSS カーニープレイス本町館)講演資料: VIII. チタン市場の動向.
- (5) 竹田 修, 岡部 徹: 軽金属, **67**(2017), 257-263.
- (6) J. Kang and T. H. Okabe: Metall. Mater. Trans. B, **45**(2014), 1260-1271.
- (7) T. H. Okabe, Y. Hamanaka and Y. Taninouchi: Faraday Discussions, **190**(2016), 109-126.
- (8) T. H. Okabe, C. Zheng and Y. Taninouchi: Metall. Mater. Trans. B, **49**, (2018), 1056-1066.
- (9) 岡部 徹, 竹田 修: 金属, **87**(2017), 758-764.
- (10) 岡部 徹, 竹田 修: 軽金属, **68**(2018), 636-644.



岡部 徹

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1993年 京都大学 大学院博士課程修了

1993~1995年 マサチューセッツ工科大学(MIT)博士研究員

東北大学 素材工学研究所助手を経て, 2001年より東京大学 生産技術研究所助教授. 09年から教授. 15年度より, 同研究所 持続型エネルギー・材料統合研究センター センター長, 特任教授(兼務). 19年度より東京大学副学長.

◎30年以上, 一貫してレアメタルの研究に取り組んでいる. “プロセス技術がレアメタルをコモンメタルに変える”ことを夢見て, チタンなどの新製錬技術の開発を行っている. 最近は, 白金族金属, レアアース, レニウムなどのレアメタルの製造プロセスや新規リサイクル技術, 環境技術の研究も行っている.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

チタンならびにチタン合金の Additive Manufacturing プロセス

中野 貴由¹⁾ 石本 卓也²⁾

1. はじめに

3Dプリンタ(Additive Manufacturing(AM);付加製造)は、材料を結合・接合することによって3次元物体を作製するプロセスである。その基本概念は1980年に小玉秀男氏により特許出願され、1981年に論文発表された¹⁾。ただし、特許審査請求を行わなかったため権利化はなされず、世界初の商用3Dプリンタとしては、Chuck Hull氏とRaymond Freed氏によって設立された3D Systems社から、1987年に樹脂を用いた装置が登場した。

金属3Dプリンタ(Metal AM)は1990年代に本格的な研究開発が進み、1992年にTexas大によりSLS(Selective Laser Sintering)が開発され、1995年には独EOS社がDLS(Direct Laser Sintering)方式の装置を製品化、その後2002年にはスウェーデンのARCAM社が電子ビーム溶融(Electron Beam Melting)方式の装置を製品化し、それ以来、治療用医療機器や輸送機器分野とりわけ航空宇宙分野への適用が世界規模で模索されるようになった。

3Dプリンタブームを加速させたのは、2013年のオバマ前大統領が一般教書演説にて、「3Dプリンタに代表される技術によって製造分野でのイノベーションを起こす」と言及したことによる。米国では、公的機関、民間企業、非営利団体の連携に基づくAmerica Makes(設立当時の名称はNational Additive Manufacturing Innovation Institute(NAMII))により、デジタルモノづくりにおける世界的イニシアチブ獲得のため、複数のプロジェクトが推進されてきた。

我が国においても2014年9月より経済産業省による「三次元造形技術を核としたものづくり革命プログラム(次世代型産業用3Dプリンタ等技術開発)」が始動し、2016年には技術研究組合次世代3D造形技術総合開発機構(TRAFAM)が設立され、国産AM装置の産業化推進が試みられた。さらに2014年から開始された内閣府の主導するSIP(戦略的イノベーション創造プログラム)の1つの課題である「革新的設計生産技術」では、AMによるモノづくり手法の研究・

開発が進み、2014年には大阪大学工学研究科附属異方性カスタム設計・AM研究開発センターが設立された。当センターは、個々に特徴のあるレーザと電子ビームという異なる熱源による金属AMを保有する、大学では国内唯一の拠点であり、現在でも、「異方性/等方性組織制御」、「カスタマイゼーション」を主眼とした金属AMによる形状・組織制御研究が進められている。2018年11月からはSIP「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」の中の課題として、MI基盤と金属3Dプリンタでの造形技術開発が航空宇宙材料を中心に展開されている。

2. AMの特徴とこれからのデジタルモノづくりへの寄与

AMは、初期には試作品製造の手段としてRapid Prototypingと呼ばれ、その用途は主に造形の容易な樹脂による模型試作にとどまっていた。しかし、現在では、高融点で造形が困難な金属材料やセラミックスにまでその適用範囲が拡大している。ASTM²⁾によれば、AMは材料の結合方式に依存して7種に分類され、中でも直接金属溶融によるものは、金属粉末を出発材料とする粉末床溶融結合法(Powder Bed Fusion:熱源によってEBM(Electron Beam Melting)とSLM(Selective Laser Melting)がある)、ならびに指向性エネルギー堆積法(Directed Energy Deposition)である。

AMの特徴は必要な部分を選択的に配置/固化させることにある。従来の切削加工による材料の成形が引き算によるモノづくりであるとするれば、AMは材料を付加することによる足し算によるモノづくりである。足し算方式によるモノづくりは、消費者の価値観の多様化に応える少量・多品種生産によるオンリーワン製品の供給に至適であり、IoT(Internet of Things)やAI(Artificial Intelligence)によるスマートファクトリーの実現、サイバー空間とフィジカル空間の融合を目指すSociety 5.0³⁾の実現を後押しするものとして期待が大きい。したがって、コモディティ化を生じている従来型の大量生産・大量消費(Mass Production)を脱却し、多品種生産

* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 1)教授 2)准教授(〒565-0871 吹田市山田丘2-1)
Additive Manufacturing of Titanium and Titanium-based Alloys; Takayoshi Nakano and Takuya Ishimoto(Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita)
Keywords: additive manufacturing, customization, mechanical properties, microstructural control, simulation
2019年1月28日受理[doi:10.2320/materia.58.181]

を効率的に行うマスカスタマイゼーション実現へと直結するモノづくりシステムであると言える⁽⁴⁾。

3. 金属 AM プロセス

現在、世界で最も普及している金属 AM 手法は粉末床溶融結合法に基づくものである。図 1 には、粉末床溶融結合法により格子形状の造形体を作製する手順を模式的に示す⁽⁵⁾⁽⁶⁾。粉末床溶融結合法は電子ビームやレーザービームといった熱源を用いて選択的に原料金属粉末を溶融する手法であり、未溶融の粉末を取り除くことで複雑な造形体を創製する。内包された除去できない粉末を積極的に利用する Powder/Solid 複合体⁽⁷⁾も提案されている。除去した粉末は90%以上を再利用するため、基本的には、同一組成の粉末のみで造形することから、異なる組成の部分からなる複合材料や組成傾斜材料には不向きである。一方で、部位毎にプロセスパラメータを変化させることで局所的に異なる結晶粒組織や結晶方位を形成することが可能である。

プロセスパラメータは、一般に単位体積当たりのエネルギー密度(E)で表現され、出力(P)、ビームの走査速度(v)、走査間隔(w)、積層厚さ(h)の関数として、式(1)で表される。

$$E = \frac{P}{v \cdot w \cdot h} \quad [\text{J}/\text{m}^3] \quad (1)$$

E は最適な造形体を作製するための最適ビーム条件決定の一つの手がかりにはなるが、周囲への熱の逃げは考慮されていない点で不十分である。実際の造形物の形状・組織制御には熱伝導と熱伝達を考慮しつつ、温度分布を時空間にて制御する必要があり、特に熱源の走査の方法、いわゆるスキャンストラテジー(Scan Strategy)により形成される溶融池の形状、さらにはその周囲の熱勾配を含む温度分布管理が重要となる。

4. 金属 AM をチタンならびにチタン合金へ適用する意義

チタンおよびチタン合金は比強度、耐熱性、耐食性などに優れるが、酸素を含む他元素との反応性が極めて高く、切削加工性は必ずしも良好ではない。そのためチタンおよびチタン合金にとって、不活性ガス(レーザー造形の場合)やわずかな He ガスを導入した真空雰囲気(電子ビーム造形)にて反応性を抑えて付加製造を可能とする金属 AM は最適な加工法といえる⁽⁶⁾。その利点としては、(1)AM はモールドレス造形法であるため造形体への汚染が少ない、(2)(ニア)ネットシェープでの造形が可能であるため、切削加工性の低いチタンおよびその合金において加工を最小限に留めることができる、(3)厳密な雰囲気制御により、酸素をはじめとする不純物の影響を著しく低減できる、(4)一体造形により部品点数を削減できるため、溶接部位を最小限にできる、(5)チタンおよびその合金は輸送機器や医療用デバイスといったカスタマイズ化が要求される少量・多品種生産の必要な製品での用途拡大が期待され、AM と IoT の組み合わせはマスカスタマイゼーションに対してのマッチングが良い、などが挙げられる。

例えば、人工関節の大部分は生体親和性の高いチタンおよびその合金からなり、その形状は現状では患者の平均骨格形状に基づき規定されている。しかし将来的には、個人の骨格形状に対応したカスタマイズ化が進むこと、さらには形状だけでなく後半に述べる内部構造や材質をも変化させることが要求され、究極的には患者の疾患の程度や投薬歴までを反映させたカスタム化に到達することが期待されている。以上のようにチタンおよびチタン合金における AM 利用の優位性から、多種のチタン、チタン合金に対する積層造形体の作製が試みられている。

金属 AM では、出発原料の組成調整が重要である。合金

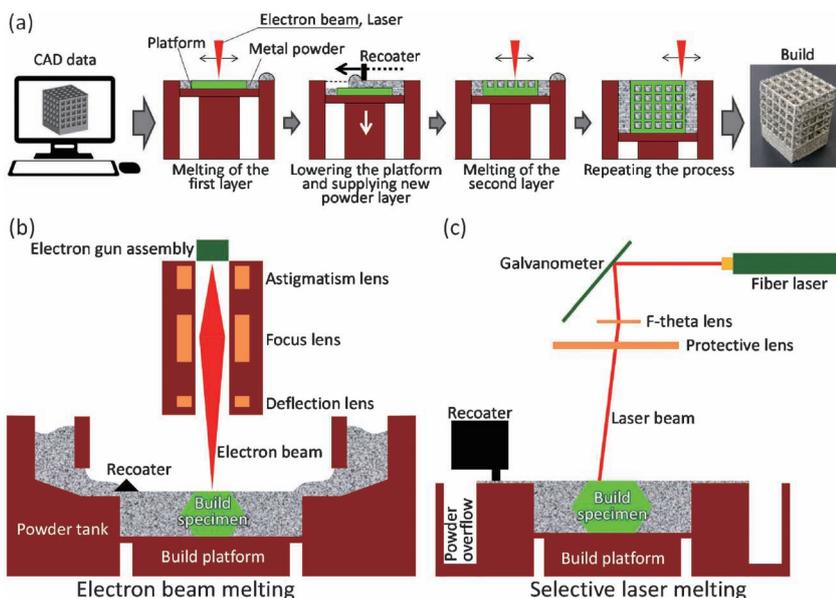


図 1 (a) 粉末床溶融結合法の模式図。(b) 電子ビーム、(c) レーザを熱源とした積層造形法の概略図。

中の各元素の蒸気圧や関連する融点に依存して造形体の組成変動が生じ、特に低融点元素の組成低下が認められる。さらに、とりわけチタン合金では、固溶酸素量の増加にも注意を払う必要がある。一般に一定の真空雰囲気場で造形する電子ビーム造形では、レーザービームを熱源にする場合に比べ、固溶酸素濃度の上昇が抑制されるが、製品としての規格組成を満足するためには、十分な品質・工程管理が必要となる。AMでは、造形に至る過程で合金作製、粉末化、造形体の作製において複数回の熔融/凝固を繰り返す必要性があり組成管理が困難となる。したがって、最終的な造形物の組成範囲を基準とし、初期の合金作製からの組成の変動を推算しつつ、組成決定を行うことが必要である。さらに造形パラメータの変化による組成変動をも考慮したAM特有の粉末造形技術の確立が急務となっている。合金粉末を利用せず、純粋粉末を混合して合金を直接造形する場合も考えられるが、混合の均一性、混合粉末の掃引性・造形性、さらには合金化の際の混合のエントルピー変化による発熱/吸熱量を考慮する必要がある。

5. 形状と材質(組織)の同時制御

AMは3次元形状を制御するための技術とみなされがちであるが、金属AMは、形状パラメータのみならず、材質(組織)パラメータを制御することができる画期的な手法である。これは選択的溶解/凝固を行う際の走査パラメータ(スキャンストラテジーなど)の制御に依る⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。材質と形状はいずれも金属材料の機能を決定するための最重要因子であり、両者の異方性/等方性を考慮しつつ、発現すべき機能を制御することは、必要な方向に特に優れた機能性を発揮することを可能とする。

(1) 形状パラメータの制御

粉末を出発原料とする金属AMでは、構造体の形状は3次元CADを用いた設計に基づくことから、複雑で任意の3次元形状制御が可能である。形状制御は、外形状にとどまらず、内部形状(例えば多孔体形状)をも最適化可能であり、要求される機能特性を具現化することができる。

その一例として、図2には、EBMにより製造したTi-6Al-4V合金製の白蓋カップを示す。本白蓋カップにおける形状の特徴は、連通孔と微小突起(スパイク)を有するポーラス構造であり、本来骨親和性の高いチタン合金に対して、形状パラメータ制御によりカップ深部までの新生骨の進入と骨のアンカー効果により骨-カップ間の結合力を高めている。

近年では、こうした形状パラメータ制御は、トポロジー最適化により任意のモデル入力変数から最適解を算出することにより達成され、特定の制約条件下にて最適形状をシミュレーションにより生成可能である。任意の荷重拘束下でサイズや体積の制約を設けることで、力学特性が最大化するような形状が算出されるが、現状では物性値の異方性を投入できないことが課題である。金属AMでは、微細な形状を有

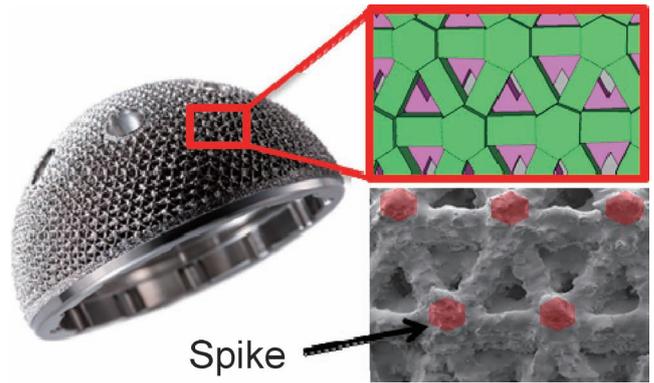


図2 多孔体形状を最適化した白蓋カップ(帝人ナカシマメディカル提供)。

する構造体の作製が可能であるため、計算機シミュレーションの際の要素数が非常に多くなる場合には、トポロジー最適化と均質化法を相補的に用いて計算負荷を低減しつつ形状パラメータ制御を行うことも可能である⁽¹¹⁾。

(2) 材質(組織)パラメータの制御

金属AMは形状制御を可能にするだけでなく、熔融池単位での熱流束の特異な方向性や、積層ごとの繰返し造形による熔融/凝固と熱履歴による材質(組織)パラメータを制御できる有力な手段である。

(a) 低弾性β型チタン合金の組織・結晶方位制御

組織制御の中でも、結晶集合組織化や究極には単結晶化をおこなうことは、近年の金属AMでの注目すべき技術開発課題の一つである。単結晶化によりヤング率をはじめとする力学特性の方位依存性を生じ、同一素材であるにも関わらず用途に応じた物性値を選択することが可能となる。単結晶は従来法では作製に長時間を要し、十分な形状・サイズが得られず、製品化には限界があったが、金属AMの出現により単結晶製品実現への期待が高まりつつある。

例えば、単結晶化の実現は、応力遮蔽を抑制可能な骨インプラントを創製できる。体心立方構造を有するβ型チタン合金は、多結晶体でも比較的低い弾性率を示すが、単結晶化により結晶方位に依存した弾性率の異方性を発現し、 $\langle 100 \rangle$ にて最小のヤング率値となる⁽¹²⁾。さらに、ヤング率値 E_{100} とその異方性 E_{111}/E_{100} は1原子あたりの価電子数 e/a に依存し、 e/a が4に近づくにつれて E_{111}/E_{100} は大きくなり、 E_{100} は小さくなる。

例えば、 e/a が4.10と小さく、ISO 5832-14により規定⁽¹³⁾されたTi-15Mo-5Zr-3Al(mass%)合金は、多結晶体にて約85 GPaとTi-6Al-4V(mass%)合金の110 GPaと比較して低ヤング率を示す。さらにTi-15Mo-5Zr-3Al合金の単結晶化により、理論的には E_{100} は44.4 GPaまで低下する⁽¹⁴⁾。これは皮質骨のヤング率(~30 GPa)に匹敵する低値であり、 $\langle 100 \rangle$ を長管骨長軸と平行方向に設置する場合には応力遮蔽の抑制が期待される。

本合金での、SLMにおけるスキャンストラテジーによる

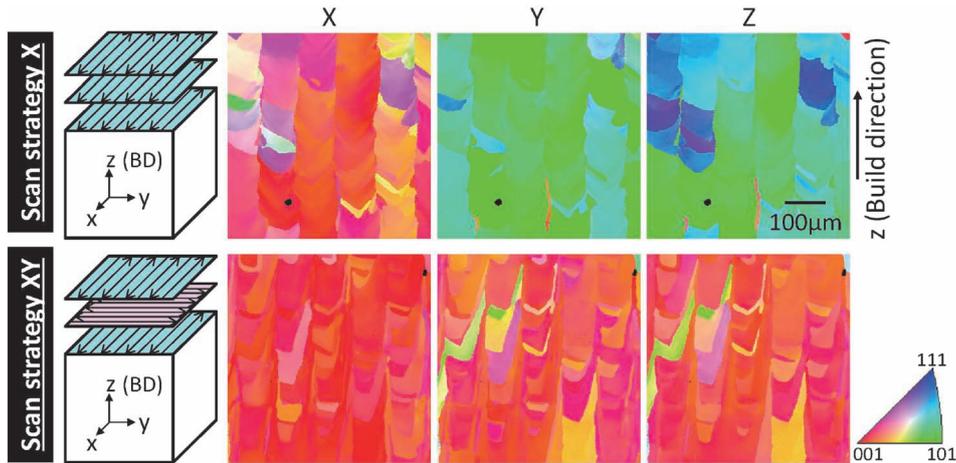


図3 SLMでのスキャン戦略による結晶配向方位の選択性制御. 文献(8)より改変引用.

結晶成長方位の選択性制御は、図3に示すように、造形体中での結晶方位制御を実現し、造形体の特定方向に低ヤング率の $\langle 100 \rangle$ を優先配向させることを可能とする⁽⁸⁾。この際、 $\langle 100 \rangle$ が優先結晶配向した方位においては低ヤング率を示し、 $\langle 011 \rangle$ 優先結晶配向方向では高値を示すことから、金属AMによる材質異方性を有する部材の造形が可能になる。

(b) チタン合金(Ti-6Al-4V合金)の積層造形性、ならびに組織と力学特性

その広範な用途のため、金属AM適用の試みのほとんどがTi-6Al-4V合金に対するものである。造形的方式(EBM, SLM, LMD(Laser Metal Deposition))に依存して、熱源のエネルギー効率、予加熱の有無、造形時に選択可能なプロセスパラメータ範囲に基づき冷却速度が異なることから、造形体中の組織は大きく異なる。荷電粒子の電磁誘導で走査を可能とするEBMでは、700°Cを超える予加熱が可能であり、比較的小さな冷却速度のため、冷却過程で形成されるラス状 α 相(もしくは α' マルテンサイト相)は粗大化する。一方、予加熱のないSLMにおける冷却速度は他の方式と比べ高速で、微細な α' 相が出現することが特徴であり、プロセスマップは大きく異なる⁽¹⁵⁾。その上、温度変化により熱収縮と膨張を繰り返すことで、残留ひずみの蓄積は大きくなる。

Ti-6Al-4V合金を造形した際の力学特性は、こうしたAM方式の違いに依存して異なる⁽¹⁵⁾。 α' 相の存在するSLM造形体では高い強度と7%程度の低い伸びを示し、LMDでもほぼ同程度の機械的特性を示す。一方でEBMでは強度は低下するが、10%を超える伸びを発現する。いずれの造形体も鍛造材や展伸材よりも高強度を示すことが一般的であり、もはや金属AM法により造形されたTi-6Al-4V合金の力学的信頼性は高いレベルに到達している。

投入エネルギー密度の低い領域では不定形状ポアからなる多孔質化が認められ、液相焼結もしくは固相焼結の状態を呈する。エネルギー密度が高くなると、明瞭な溶融池跡が認められるようになる。ポアはエネルギー密度が高い場合であっても低い場合であっても発生することから、相対密度はエネ

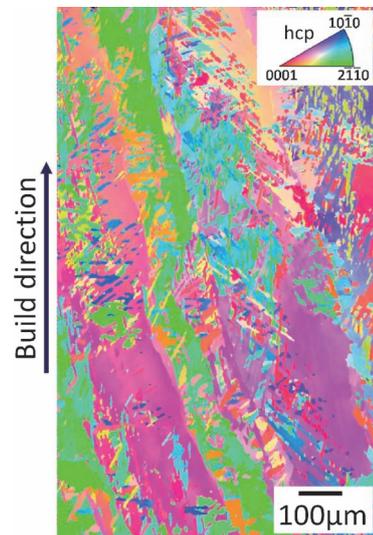


図4 Ti-6Al-4V合金のEBMにより形成された微細組織. 初晶 β 相の柱状晶組織形態を残しつつ大部分が α 相へと変態している。

ルギー密度に対して中間部で最適値を示すとともに、ほぼ100%に近い稠密体となる。こうした最適エネルギー条件ではラス状組織の粗大化や多孔質化が進行することなく、硬度は最大となる。Ti-6Al-4V合金AM材では、展伸材に比べてラス組織の緻密化が起こる。さらに、結晶粒そのもののサイズも造形材においては急冷により微細化されるため、鍛造材に比べて高強度化が進む。

Ti-6Al-4V合金AM材は、高温 β 相のマルテンサイト変態、さらにはそれに続く予加熱による熱処理により、残留 β 相とラス状の α (hcp)相からなる複合組織となる。ラス状 α 相は β 母相に対し、バーガースの方位関係を示し、式(2)の関係を持つ等価な12種類のバリエーション関係が成立する。

$$\{1\bar{1}0\}_\beta // \{0001\}_\alpha, \langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha \quad (2)$$

この際、液相から固相への変態時に形成される β 相は、積層方向に対して平行方向に柱状晶組織として伸長している

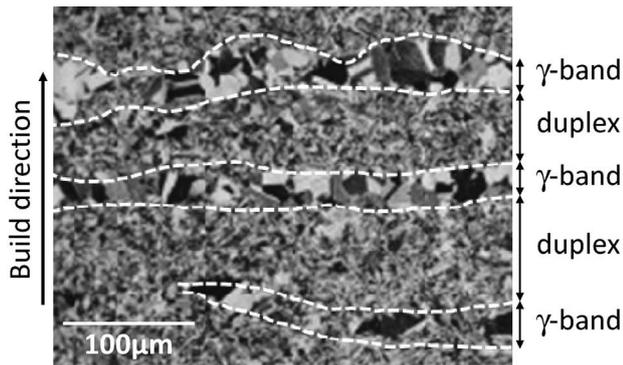


図5 EBM法にて造形したTi-48Al-2Cr-2Nb(at%)金属間化合物の光学顕微鏡写真. 電子線照射による繰返しの昇温によりduplex組織と γ バンドからなる, 特異層状構造が発達している. 文献(7)より改変引用.

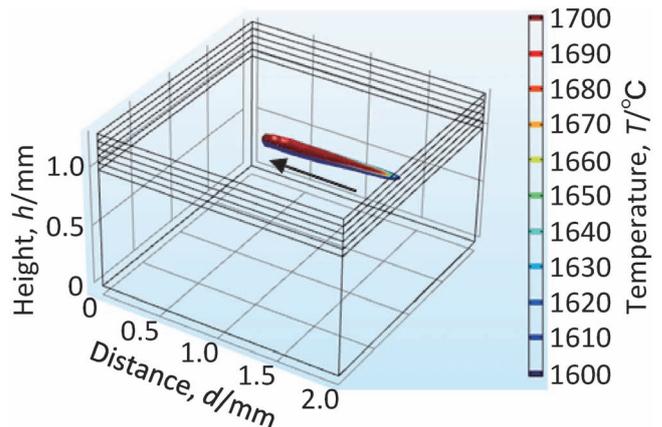


図6 熱源(レーザー)走査の際に形成される熔融池形状. ビーム条件に依存して温度分布, それにともなう熔融池形状は変化する.

(図4).

造形体内部のガス(EBMの場合でも真空に引いた後に, チャージアップに起因するスモーク現象を抑制するためHeガス等をわずかに導入する)を内包する残留ポアの除去のため, 適切な条件でのHIP(Hot Isostatic Pressing)処理が行われる. しかし, HIP処理後に高温まで再加熱した場合には, 再び内部ポアが復元されることから, 耐熱材料のような高温使用では, HIP処理を過信することはできない⁽¹⁶⁾. ただし, HIP処理によりポアを消滅させた後のTi-6Al-4V合金造形体の疲労強度は, 鋳造材と展伸材の間に位置する. つまりTi-6Al-4V合金AM材は, ポアの消滅によるクラック形成確率の低減により, 造形の室温での疲労特性は医療用ステムや輸送機器部品などでの使用にも耐えられるものであり, もはや試作品の域を越え, 工業製品化が進んでいる.

(c) TiAl系金属間化合物の造形性と組織・力学制御

金属AM特有の凝固後の熔融池直下での熱影響は, 局所的な繰返し熱処理効果を生じ, これを巧みに利用することで鋳造などでは得られない特異な金属組織を形成することを可能とする. 図5には, EBM法にて造形したTi-48Al-2Cr-2Nb(at%)金属間化合物の光学顕微鏡写真を示す. 造形体中では, 等軸 γ 粒と α_2/γ ラメラ組織からなるduplex組織と γ バンドを含むニア γ 組織からなる層状構造が発達し, その周期性は造形時の積層厚さと一致する. 特異層状組織の存在は, 力学特性を異方性化し, duplex/ γ バンド界面に対して荷重軸が45°の角度を有するとき, γ バンド部分がせん断変形を担うことで550 MPa以上の高い引張降伏応力と, 鋳造材では困難な2%を超える大きな室温伸びの両立が達成される⁽¹⁷⁾.

このように, 金属AMはチタン合金の材質制御においても極めて有効な手法であることが示されつつあり, 形状の自在造形能力と合わせて, 形状・材質同時制御による高機能製品の創製に大きく貢献する可能性を秘めている.

6. チタン合金造形体の最適条件探索のための計算機シミュレーション

チタンおよびチタン合金における造形体の作製にはプロセスパラメータの最適化が重要となる. 最近の計算機シミュレーション技術の発達や計算速度の高速化により, 機能発揮する組織の構築までを包含した, パラメータ予測と設計が可能となりつつある.

図6には, 熱源となるビームが移動する際に形成される熔融池形状を示す. 例えば, 走査速度が速い場合には, 熔融池は長いテールを引きつつ凝固が進行する. こうした熔融池形状は後述するチタン材料の組織形成や結晶方位制御とも深く関わっており, 正確なシミュレーションは組織予測をも可能とする. さらに, 造形形状が不均一な場合には, プロセスパラメータを制御することで最適な造形を可能とする. この際, 最も注目し制御すべき物理量は温度分布であり, 温度分布の制御が熔融池形状や最終的な金属組織を決定する. そこで, 抜熱まで考慮しつつ, 熔融/凝固解析による熔融池近傍の温度分布や熱勾配, さらには固相/液相界面の移動速度等を見積もると同時に, フェーズフィールドシミュレーション等により組織の形成過程を予測することが肝要である. 加えて, 計算時に必要とされる未知の物性値については, 第一原理計算等を用いることで, 最終的にはプロセスパラメータを実験的手法だけでなく計算機を用いたシミュレーションにより予め設計することが, AMにおいて必要とされている.

熔融池周囲の温度分布を計算するための支配方程式は, 固相/液相変化にともなう潜熱の発生を考慮した固体の熱伝導方程式を用いて式(3)で表すことができる.

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - k \nabla^2 T = Q_{in} + Q_{lat} \quad (3)$$

ここで, ρ は密度, C_p は比熱, T は温度, k は熱伝導率, Q_{in} はレーザー入熱量, Q_{lat} は潜熱を表す. Q_{lat} は凝固速度 V に比例するものとする, 式(4)が成立する.

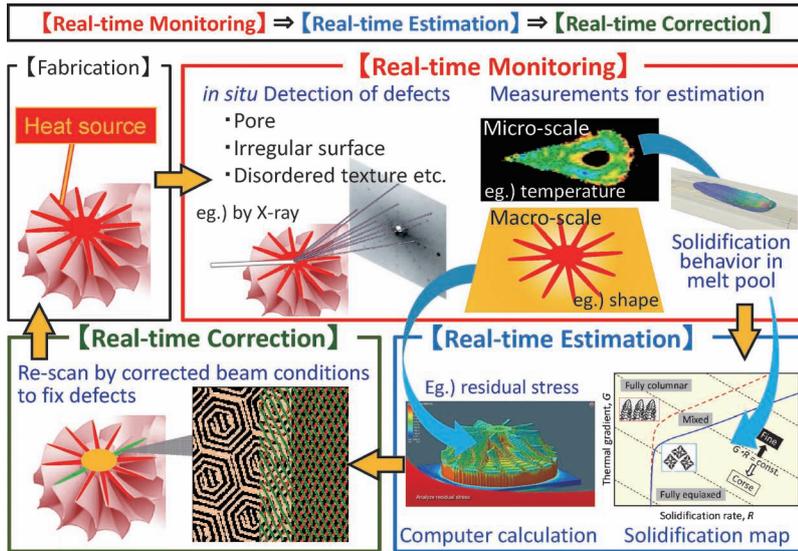


図7 造形品の品質管理のための、インプロセスリアルタイムモニタリングと補正システムの概念図。

$$Q_{\text{lat}} = CV = C \frac{\partial \phi}{\partial t} \quad (4)$$

ただし、 C は比例定数であり、 ϕ は溶融パラメータ(0:液相, 1:固相)を示す。

$$\phi = f(T) \quad (5)$$

溶融パラメータ ϕ は、融点 T_m よりも小さい場合は1, 大きい場合は0を取るものとし、融点近傍でこれらを滑らかにつなぐステップ関数 $f(T)$ で表されるものとする。造形中は繰り返しスキャンされるため、過溶融の場合には同一箇所が繰り返し溶融を受けることになる。一方でエネルギー密度が不十分な場合には、溶融温度まで粉末温度が到達しない。こうした計算機シミュレーション結果を用いることで、造形体の形状と組織の同時制御が可能になる。

さらに、計算機シミュレーションから得られた固相/液相界面の移動速度(R)と温度勾配(G)を用いることで凝固時に形成される組織が等軸晶から柱状晶、そして単結晶へと変化する境界をマップとして示すことができる。これはAMが熱拡散をある程度まで制御できることに起因する。合金の凝固マップではそれぞれの軸を R と G で描き、組成的過冷条件を考慮することで、平滑な固相/液相界面が維持される、もしくは液相中にて固相核が発生するかを判別でき、 G/R は式(6)で表される。

$$\frac{G}{R} = m_L C_0 \frac{k_0 - 1}{k_0} \frac{1}{D_L} \quad (6)$$

m_L は状態図の液相線勾配、 C_0 は溶質の初期濃度、 k_0 は平衡分配係数、 D_L は液相中の溶質元素の拡散係数である。 G/R が大きいほど、さらに左辺より右辺が小さいほど組成的過冷は発生し難い。つまり、組織形成は平衡分配係数や液相中の溶質元素の拡散係数からも影響を受けることから、AM時の完全な平衡状態ではない急冷状態においてはシミュレーションには注意が必要である。ただし、こうした計算機シミュレーションによる組織予測は予めプロセスパラメータを設定する基準を示唆するため、計算機シミュレーション技術の進

歩は設計段階からの組織形成・機能発現予測をも可能とし、AM装置と相補的にAM技術を発展させることが期待される。

7. 今後必要となる研究開発～インプロセスによるモニタリング・品質管理～

3Dプリンタ技術そのものは、新方式や複合化(マルチビーム化や切削加工との組み合わせなど)が出現・淘汰され、造形の高速度化・大型化に加え、製品機能を設計段階で予測するための蓄積データ活用や定式化、自動化が今後進むことが期待される。その際、金属3Dプリンティングでは、溶接・接合・焼結の3次元化技術として捉えることで、既存学理の下、新規の技術基盤を構築する必要がある。

一方で、製造技術と同レベルで今後開発が求められるのは、「3D造形に特化した」CAD/CAM/CAEシステムの構築である。従来の形状制御技術はもちろん、3D造形ならではの高性能を製品に付与するには、その根源となる内部構造(微細組織)を部位に応じて適切に作り込むための順シミュレーション、さらに最終的に社会基盤技術としてまで3Dプリンタを発展させるには、必要な機能を直感的に誰にでも引き出すことができるような自動化・半自動化を可能とする逆シミュレーション手法の構築が強く求められる。

今後の課題として、造形製品の品質管理手法の確立がある。図7には、リアルタイムモニタリングでのインプロセスにおける品質管理・組織制御の例を示す。造形毎に、機能に直接つながるプロセスの健全性を“リアルタイム計測”し、即座に造形された組織や機能を“リアルタイム推定”、さらにはボイドのような欠陥の発生や意図した組織が形成されていない部位について直ちに、“リアルタイム補正”する一連の品質管理システムである。

その結果、造形完了時には検査や修正が完了し100%の品質が保証される金属AM技術となり、最高品質での部材製

文 献

造を可能とする究極のデジタルものづくりとなる。造形中に欠陥や結晶方位をリアルタイムでモニタリングし、異常検出時には即座に造形レシピを修正することで造形・検査・修正を同時進行させるため、(1)先端的分析とAIを活用したリアルタイム高速結晶方位モニタリング技術、(2)高速温度分布測定による欠陥分布推定技術、(3)欠陥消失・結晶方位補正のための造形用ビーム制御レシピのリアルタイム作成技術等を組み合わせることになる。これにより、金属積層造形プロセスは、現在の半導体製造における多層積層構造の製造と同等以上の品質を保証する金属部材製造テクノロジーへと進化し、超スマート社会に向けたモノづくりの刷新を牽引することを可能とする。そのためには、金属AM技術に精通した、「Society 5.0」で目指す情報科学技術を駆使した設計・製造両過程を通じた高機能性の担保を可能とするための、3D-CAD/CAEに関する高度な専門技術を持つ技術者の養成が必要不可欠である。

8. お わ り に

本稿では、金属AM研究開発の一般論、とりわけチタンおよびチタン合金のAM技術について紹介した。金属材料におけるAMは、単に形状の制御に留まらず、材質(組織)の制御をも可能とし、金属材料製品の特性を最大限にまで引き上げることが期待される。こうした新しいプロセスの一つとしてのAMは、反応性が高くカスタマイズ化が要求されるチタン材料にとっては極めて相性の良い技術であり、今後のチタン分野の牽引のプロセスとして期待される。同時に、チタン材料のみならず、アルミニウムおよびアルミニウム合金⁽¹⁸⁾、マグネシウムおよびマグネシウム合金⁽¹⁹⁾などの軽金属、さらにはチタンアルミナイドのような金属間化合物⁽¹⁷⁾にまでその適用範囲は広がっている。工業製品における多品種・大量生産(マスカスタマイゼーション)が今後の消費者のニーズに対応したモノづくりであるとすれば、AM技術の利用は不可避であり、チタン材料をはじめとする軽金属の新しい機能発現の可能性を広げると同時に、AMは計算機設計、情報科学、IoT、AIなどのSociety 5.0の重点項目と深く連携しつつ、第4次産業革命へとつながるような今後の研究・開発が大きく進む学際領域であるといえる。

本稿で紹介した研究の一部は、内閣府が主導するSIP(戦略的イノベーション創造プログラム)「革新的設計生産技術」(管理法人:NEDO)ならびに、「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」(管理法人:JST)、日本学術振興会科学研究費補助金基盤研究(S)「骨異方性誘導のための「異方性の材料科学」の構築(研究代表者:中野貴由)」(2018年度~2022年度)(JP18H05254)の支援によって実施された。

- (1) H. Kodama: *Rev. Sci. Instrum.*, **52**(1981), 1770-1773.
- (2) ASTM Standard F2792-12a, Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies (2009).
- (3) 内閣府科学技術政策: Society 5.0とは, https://www8.cao.go.jp/cstp/society5_0/index.html.
- (4) J. Hagel III, J. S. Brown, D. Kulasoorya, C. Giffi and M. Chen: The future of manufacturing: Making things in a changing world, Deloitte University Press, (2015).
- (5) T. Nakano and T. Ishimoto: *KONA Powder Particle J.*, **32** (2015), 75-84.
- (6) 中野貴由: *軽金属*, **67**(2017), 470-480.
- (7) N. Ikeo, T. Ishimoto and T. Nakano: *J. Alloys Compd.*, **639** (2015), 336-340.
- (8) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S.-H. Sun and T. Nakano: *Scripta Mater.*, **132**(2017), 34-38.
- (9) K. Hagihara, T. Nakano, M. Suzuki, T. Ishimoto, Suyalatu and S.-H. Sun: *J. Alloys Compd.*, **696**(2017), 67-72.
- (10) S.-H. Sun, K. Hagihara and T. Nakano: *Mater. Design*, **140** (2018), 307-316.
- (11) J. Schwerdtfeger, F. Wein, G. Leugering, R. F. Singer, C. Korner, M. Stingl and F. Schury: *Adv. Mater.*, **23**(2011), 2650-2654.
- (12) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi and H. Nakajima: *Acta Mater.*, **56**(2008), 2856-2863.
- (13) ISO 5832-14:2007, Implants for surgery —Metallic materials —Part 14: Wrought titanium 15-molybdenum 5-zirconium 3-aluminium alloy (2007).
- (14) S.-H. Lee, M. Todai, M. Tane, K. Hagihara, H. Nakajima and T. Nakano: *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, **14**(2012), 48-54.
- (15) B. Dutta and F. H. Froes: *Metal Powder Rep.*, **72**(2017), 96-106.
- (16) S. Tammas-Williams, P. J. Withers, I. Todd and P. B. Prangnell: *Scr. Mater.*, **122** (2016), 72-76.
- (17) M. Todai, T. Nakano, T. Liu, H. Y. Yasuda, K. Hagihara, K. Cho, M. Ueda and M. Takayama: *Addit. Manufact.*, **13**(2017), 61-70.
- (18) F. Trevisan, F. Calignano, M. Lorusso, J. Pakkanen, A. Aversa, E. P. Ambrosio, M. Lombardi, P. Fino and D. Manfredi: *Materials*, **10**(2017), 76.
- (19) V. Manakari, G. Parande and M. Gupta: *Metals*, **7**(2017), 2.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

中野貴由

1992年3月 大阪大学大学院工学研究科金属材料工学科修士課程修了

1992年4月 大阪大学工学部材料物性工学科助手

1996年3月 博士(工学)(大阪大学)

2008年4月 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻教授(現職)

2014年12月 大阪大学工学研究科附属異方性カスタム設計・AM研究開発センター副センター長

専門分野: 生体材料学・結晶塑性学

◎「異方性の材料科学」の構築に向け、耐熱性金属間化合物の異方性塑性挙動、生体骨組織の異方性組織の解析手法の確立、異方性インプラントデザイン、異方性組織構築メカニズムの解明などを行っている。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



中野貴由



石本卓也

耐熱チタン合金の開発史について

小柳 禎彦*

1. はじめに

チタンは1946年にクロール法による製造方法が確立され、ようやく実用金属材料として注目され始めた。チタンおよびチタン合金の特徴として、非磁性で鉄鋼材料の60%程度の密度、優れた耐食性、高い比強度、生体適合性に優れることなどが挙げられる。また、熱伝導率が非常に低く、熱膨張係数が実用構造用材料中では非常に小さいなど、他の金属材料にはない特徴を有しているため、航空宇宙用途や生体用途、プラントなど他の金属材料では代替することが難しい過酷な環境や、航空機の機体でCFRPの締結用ファスナーなどで使用されている。チタンおよびチタン合金の基本的な特性については、既にさまざまな報告書や参考書が多数あるのでそちらを参照頂きたい。さまざまな用途で使用されているチタン合金の中で、本報では、耐熱用途として使用される耐熱チタン合金に注目し、用途別にこれまでの開発史について述べる。

2. 耐熱チタン合金とは

チタン合金は、主にhcp構造である α 相とbcc構造の β 相とで構成され、それらの構成割合に応じて α 型、 $\alpha+\beta$ 型

および β 型合金とに大別される。

チタン合金の耐熱性を向上させる場合、 α 相は β 相より高温強度が高いため、 α 相の強化が基本となる。そのため、耐熱チタン合金は α 型や $\alpha+\beta$ 型が選択されている。特に $\alpha+\beta$ 型合金で β 相量が少ないものをニア α 型と分類しており、耐熱チタン合金の多くはこのニア α 型合金である。さらに、チタン合金は熱処理条件により、組織制御が可能である。図1に代表的な $\alpha+\beta$ 型チタン合金の組織形態を示す。 $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、等軸 α 組織、針状組織および等軸 α 相と針状組織が混在した混合組織とに分類され、要求特性に応じて選定される。

一般に、室温付近で使用する場合は、強度-延性バランスに優れた等軸 α 組織が採用される。しかし、等軸 α 組織は高温強度が低いため、ほとんどの耐熱チタン合金は高温強度が高い針状組織あるいは混合組織としている。

ところで、耐熱チタン合金の用途としては、航空機用途や二輪・四輪車用途があげられる。航空機用途では、ジェットエンジンの回転部材であるファンブレードやコンプレッサー部材で多く使用されている。これは、耐熱チタン合金はニッケル基合金より600°C程度まで比強度が高いためであり、比較的低温の低い燃焼器より前方側で使用されている。なお、表1に示すように、航空機用途のチタン合金の大半はジェットエンジン産業が盛んな米国や英国で開発されている。一

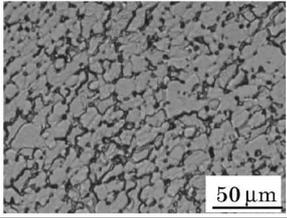
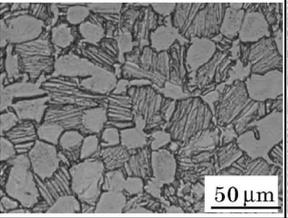
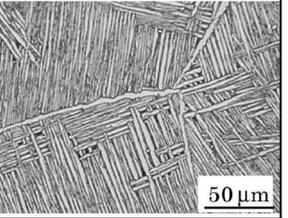
	等軸組織	混合組織	針状組織
ミクロ組織			
合金例	Ti-64, Ti-6242	Ti-6242S, IMI834, DAT54	IMI685, IMI829, Ti1100, Ti-6246, Ti-17

図1 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の代表的なミクロ組織。

* 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所；主任研究員(〒457-8545 名古屋市中区大同町2-30)
History of Development of Heat Resistant Titanium Alloys; Yoshihiko Koyanagi (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd., Nagoya)
Keywords: titanium alloy, heat resistance, aerospace, automobile, mechanical property, oxidation resistance
2018年11月21日受理[doi:10.2320/materia.58.188]

表1 代表的なチタン合金の成分組成(mass%).

Alloy	Develop	Type	α相安定化元素				β相安定化元素						
			Ti	Al	Sn	Zr	Mo	V	Cr	Fe	Nb	Si	Other
CP-Ti	—	α	Bal.	—	—	—	—	—	—	<0.3	—	—	—
Ti-Fe, O, N	Japan	α	Bal.	—	—	—	—	—	—	1	—	—	0.3O
Ti-1Cu	Japan	α	Bal.	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1Cu
Ti-1.5Al	Japan	α	Bal.	1.5	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Ti-6Al-4V	USA	α+β	Bal.	6	—	—	—	4	—	—	—	—	—
Ti-5/6Al-1Fe	Japan	α+β	Bal.	5~6	—	—	—	—	—	1	—	—	—
Ti-662	USA	α+β	Bal.	6	2	—	—	6	—	—	—	—	—
Ti-811	USA	α+β	Bal.	8	—	—	—	1	1	—	—	—	—
Ti-6246	USA	Near β	Bal.	6	2	4	—	6	—	—	—	—	—
Ti-17	USA	Near β	Bal.	5	2	2	—	4	—	4	—	—	—
Ti-6242	USA	α+β	Bal.	6	2	4	—	2	—	—	—	—	—
Ti-6242S	USA	α+β	Bal.	6	2	4	—	2	—	—	—	0.1	—
IMI685	UK	Near α	Bal.	5	—	5	—	0.5	—	—	—	—	0.3
IMI829	UK	Near α	Bal.	5.5	3.5	3	—	0.3	—	—	—	1	0.3
IMI834	UK	Near α	Bal.	5.8	4	3.5	—	0.7	—	—	—	0.7	0.3
Ti1100	USA	Near α	Bal.	6.2	2.7	4	—	0.5	—	—	—	—	0.5
DAT54	Japan	Near α	Bal.	5.8	4	3.5	—	2.8	—	—	—	0.7	0.3
Ti-13-11-3	USA	β	Bal.	3	—	—	—	—	13	11	—	—	—
Beta III	USA	β	Bal.	3	4	6	—	11.5	—	—	—	—	—
Ti-10-2-3	USA	Near β	Bal.	3	—	—	—	—	10	—	2	—	—
Ti-5553	Roussia	Near β	Bal.	5	—	—	—	5	5	3	—	—	—
Beta C	USA	β	Bal.	3	—	4	—	4	8	6	—	—	—
Ti-15-333	USA	β	Bal.	3	3	—	—	—	15	3	—	—	—
Beta21S	USA	β	Bal.	3	—	—	—	15	—	—	—	2.7	0.2
Ti-15Mo	UK	β	Bal.	—	—	—	—	15	—	—	—	—	—
Ti-15-5	UK	β	Bal.	—	—	5	—	15	—	—	—	—	—
Ti-15-5-3	Japan	β	Bal.	3	—	5	—	15	—	—	—	—	—

方, 二輪・四輪車用途ではマフラー用部材として使用されており, 二輪・四輪車のマフラー用の耐熱チタン合金は, ほとんどが日本での開発材であり, 各国の産業構造がそのまま材料開発にも影響していることがわかる. 用途によって要求特性が異なるように, 航空機向けと自動車向けでは使用環境の違いに起因して開発の経緯も異なる. そこで, 用途別に耐熱チタン合金の開発の考え方を示す.

3. 耐熱チタン合金の開発史

(1) 航空機用途

現在, もっとも多く使用されているチタン合金は米国で1951年に開発された Ti-6Al-4V(Ti-64)である. Ti-64は非

常に優れた強度-延性バランスを有することから, 耐熱用途だけでなく, 生体用や構造用など非常に幅広く使用されており, 現在においても Ti-64はもっとも多く使用されているチタン合金である. 航空機用の耐熱チタン合金の開発は Ti-64から始まっており, 現在までに様々な耐熱チタン合金が開発されている. 表1および図2に耐熱チタン合金を含めた代表的なチタン合金の成分組成と開発の流れを示す. 耐熱チタン合金の開発はおおきく3つの流れに沿っている.

1つ目は, 純粋に耐熱性を追及した流れであり, α相とβ相の強化のため Ti-6Al-4Vに SnとZrを添加し, VをMoで置き換えた Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo(Ti-6242)が1967年に開発された. その後, 耐熱性を向上させるため, Ti-6242にSiを添加した Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si(Ti-6242S)が1974

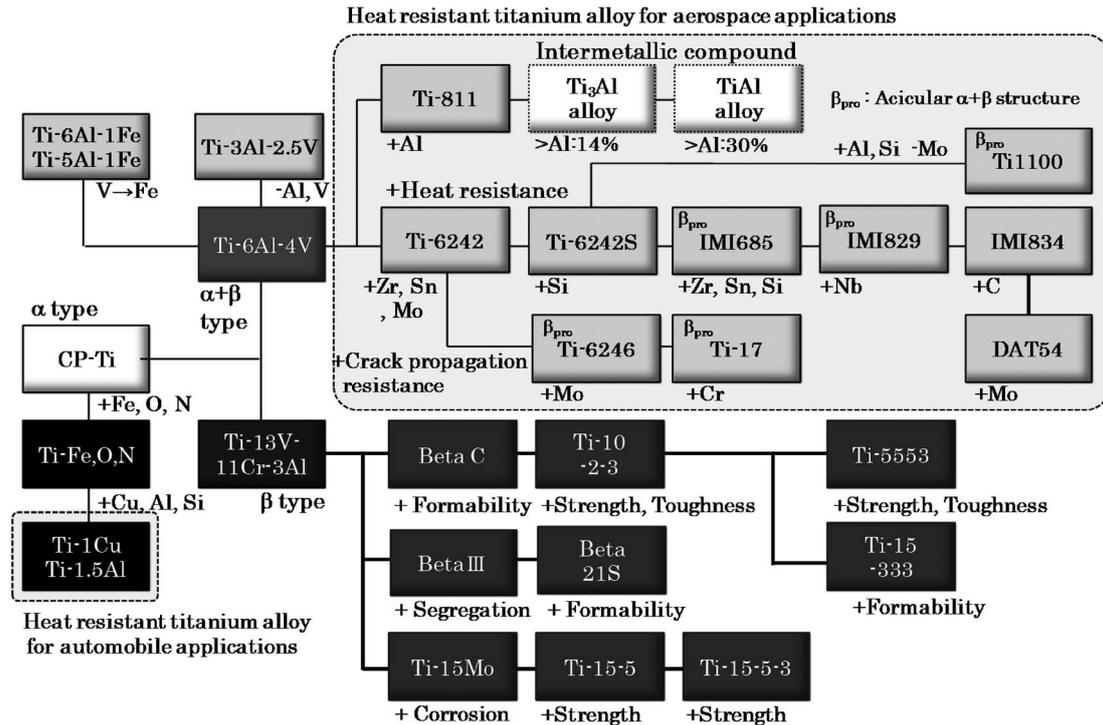


図2 チタン合金の開発の流れ。

年に開発され、大幅に耐熱性が向上した。

さらなる耐熱性の向上を目指し、各成分の最適化や Nb 添加で耐酸化性を高めた Ti-5.5Al-3.5Sn-3.0Zr-0.3Mo-1.0Nb-0.35Si (IMI829) が 1977 年に開発された。IMI829 は微細な針状組織とすることでクリープ特性を大きく向上させつつ、疲労強度の低下を抑制している。しかし、コンプレッサ一部材などの回転体ではクリープ特性に加えて低サイクル疲労特性も重要である。そのため、両特性のバランスを高めた Ti-5.8Al-4.0Sn-3.5Zr-0.7Mo-0.4Nb-0.4Si-0.06C (IMI834) が 1984 年に開発された。IMI834 は、C の添加により熱処理での組織安定性を改善し、等軸 α 相を 5~10% と制御した混合組織とすることで、優れたクリープ特性と低サイクル疲労特性を達成している。現在、実用化レベルでは IMI834 が耐用温度では最高クラス (590°C) である。表 2 に航空機用代表的な耐熱チタン合金の開発年度と開発国および開発指針を示すが、航空機用の耐熱チタン合金の多くは 1960~1980 年代に開発されており、開発国は米国および英国が大多数を占めている。なお、本文中では開発史のため、開発当時によく知られていた合金名称を使用している。なお、IMI は英国の IMI plc (当時は Imperial Metals Industries) のブランドであり、現在、IMI 社のチタン部門は Titanium Metals Corporation (TIMET) に買収されたため TIMETAL のブランドが適用されている。

2 つ目は、耐熱性を向上させつつ、亀裂進展特性や破壊靱性などの向上を目指した流れであり、こちらも Ti-64 がベースとなっている。亀裂進展特性や破壊靱性は針状組織が最も優れているため、この系統の合金では β 相の強化も重要と

なる。Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246) は 1966 年に開発された耐熱チタン合金であり、Ti-6242 より Mo 量が高いため、耐熱性は劣るが β 相が強化された成分である。Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo の耐熱性は 350°C 程度と耐熱チタン合金の中では高くないが、針状組織のため亀裂進展特性に優れ、コンプレッサディスクで使用されている。さらに、より高強度で高靱性の耐熱チタン合金として Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr (Ti-17) が 1984 年に開発されている。高強度で高靱性の耐熱チタン合金の特徴は、α 相だけでなく β 相も積極的に強化している点であり、強力な β 安定化元素である Mo や Cr が多く添加されている。しかし、Mo や Cr は偏析しやすい元素のため、偏析しない溶解技術の向上も行われた。

3 つ目は、Al 量の増加により形成される Ti との金属間化合物 (Ti₃Al や TiAl) の高い耐熱性に注目し、靱性は劣るもののニッケル基合金に匹敵する耐熱性を目指した流れである。高 Al 含のチタン合金については本報では詳細は割愛するが、ニッケル基合金の代替として、航空機用ジェットエンジンの低圧タービンブレード⁽¹⁾⁻⁽³⁾や自動車用ターボチャージャーのタービンホイール⁽⁴⁾⁽⁵⁾として使用されている。

チタン合金において耐熱性を向上させるには、高温強度の低い β 相を極力低減し、α 相を強化することが望ましい。しかし、チタン合金では α 相の強化のために α 相安定化元素を増加していくと、Ti₃Al という金属間化合物が析出して脆化するため、添加量には制限がある。α 相および β 相の安定化度を表す指標として、Al 当量と Mo 当量を用いられる。Al 当量および Mo 当量について本報では次の式 (1)⁽⁶⁾および式 (2)⁽⁷⁾を用いて算出した。

表2 耐熱チタン合金の耐熱性向上.

開発年	開発国	合金名称	耐用温度 (°C)	成分組成 (mass%)	技術的な特徴
1954	USA	Ti-64	300	Ti-6Al-4V	<ul style="list-style-type: none"> 成分: Al 添加で α 相強化, V 添加で延性改善 組織: 等軸組織から針状組織まで制御可能
1967	USA	Ti-6242	450	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	<ul style="list-style-type: none"> 成分: Sn, Zr 添加で α 相強化 Mo 添加で短時間強度を向上 組織: Ti-64同様に組織制御が可能
1969	UK	IMI685	520	Ti-5Al-5Zr-0.5Mo-0.3Si	<ul style="list-style-type: none"> 成分: Zr 添加で α 相強化, Si 添加でクリープ強度向上, 低 Mo 化で β 相量低下 組織: 針状組織でクリープ特性改善
1974	USA	Ti-6242S	520	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	<ul style="list-style-type: none"> 成分: Si 添加でクリープ強度向上 組織: 混合組織でクリープ強度と疲労強度を両立
1977	UK	IMI829	580	Ti-5.5Al-3.5Sn-3.0Zr-0.3Mo-1.0Nb-0.3Si	<ul style="list-style-type: none"> 成分: Nb 添加で耐酸化特性向上 組織: 微細針状組織によりクリープ強度と疲労強度を両立
1984	UK	IMI834	590	Ti-5.8Al-4.0Sn-3.5Zr-0.7Mo-0.7Nb-0.3Si-0.06C	<ul style="list-style-type: none"> 成分: C 添加: 混合組織の制御 組織: 最適な混合組織によりクリープ強度と疲労強度を両立
↓ 金属間化合物 (Ti ₃ Al, TiAl) の活用					
1990	USA	Ti ₃ Al alloy (Super α_2)	~650	Ti-14Al-19Nb-3.2V-2.0Mo	<ul style="list-style-type: none"> Ti₃Al と B2 相の金属間化合物 熱間加工が可能
1990~	USA Germany Japan	TiAl alloy (4822, TNM)	700~	Ti-34Al-4.8Nb-2.7Cr Ti-29Al-8Nb-2Mo-0.1B	<ul style="list-style-type: none"> Ti₃Al と TiAl の金属間化合物 Ni 基合金に匹敵する耐熱性

$$Al_{eq} = Al + \frac{1}{3} Sn + \frac{1}{6} Zr + 10(O + N) \quad (1)$$

$$Mo_{eq} = Mo + 0.67V + 0.44W + 0.28Nb + 0.22Ta + 2.9Fe - 1.6Cr - 1.0Al \quad (2)$$

図3に耐熱チタン合金も含めたチタン合金のAl当量とMo当量の位置付けを示す。ここでは不純物元素であるOやNの影響は除外しているが、通常のチタン合金はO+N: 0.1%~0.15%程度である。耐熱チタン合金は、Al当量が高くMo当量が低い位置に位置付けられる。ここで、耐熱チタン合金ではAl当量が9.0を超えるとTi₃Al析出による脆化が危惧されるため、O+Nの影響も鑑み、 α 相の強化という点では、現在の耐熱チタン合金はほぼ限界まで強化されているといえる。

航空機用途で耐熱材料として多く使用されているニッケル基合金は、タービンプレードとしての耐用温度が1940年代には700°C台だったが、成分組成の最適化や製造方法(精密铸造→方向凝固→単結晶)の改良、表面処理技術の開発などにより、現在では、材料として1000°Cを超える耐用温度を備えており、種々技術の組み合わせにより燃焼器の燃焼温度が1500°C以上の環境でも使用されている。チタン合金においては、Ti-64の耐熱温度が300°C程度と考えられており、徐々に耐用温度は上昇しているものの、航空機用途では耐熱チタン合金の最高耐熱温度は590°Cとされている。

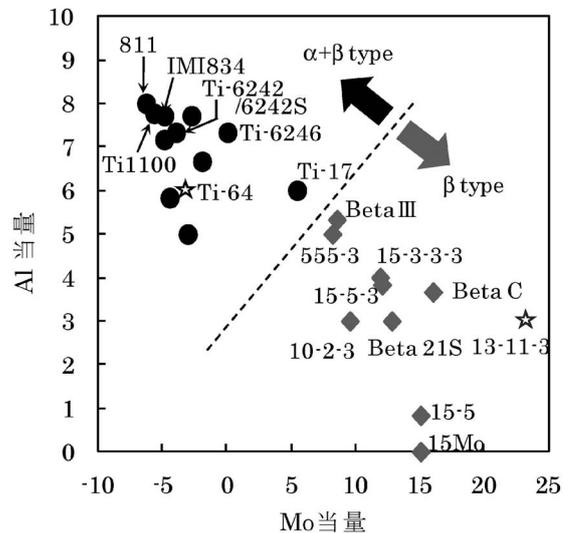


図3 チタン合金のAl当量およびMo当量.

これは、①ニッケル基合金のような有効な析出物がなく α 相の強化だけでは限界がある、②600°C以上では比強度でニッケル基合金より劣る、③ α ケースや表層酸化により表面が脆化、④Ti₃Alの析出による脆化などが要因と考えられる。いずれもチタン合金にとっては、非常に克服が困難な問題であり、長らくIMI834を超える耐熱チタン合金は開発さ

れていない。

航空機用途では耐熱チタン合金以外にも高強度高靱性の β 型チタン合金が、ランディングギアで使用されている。 β 型合金の開発経緯について詳細な説明は割愛するが、 α 型および $\alpha+\beta$ 型より、MoやVなどの β 安定化元素が多量に添加されており、優れた冷間加工性や耐食性、時効処理によりチタン合金中で最高の強度が得られるなどの特徴がある。

(2) 自動車用途

自動車用途では、エンジンの吸気/排気バルブや、コンロッドなどで適用されたが、コストの問題から一部の高級車やスポーツカーに適用されたのみで限定的であった。しかし、近年、軽量性や意匠性を活かして、フェライト系ステンレス鋼の代替として二輪・四輪車のマフラー部材への適用が進んでいる。マフラー部材は航空機部材のような強度特性は要求されないものの環境温度は 800°C 以上と非常に高く、耐酸化性や製品製造を考慮した冷間での成形性などが重視される。

そのため、マフラー部材用の耐熱チタン合金は、純チタンをベースとして、冷間加工性を維持しつつ、耐酸化性や必要なレベルの高温強度を高める指針で開発されている。耐酸化特性の改善はチタン合金の苦手とする部分であり、耐酸化特性の改善に有効な元素であるAlやSi、Nbは添加とともに材料強度を上げるため、冷間での成形性が劣化する。また、通常不純物としてチタン原料に存在するFeも材料強度を上げつつ耐酸化特性を劣化させる。さらに、Cuは低コストで冷間加工性を劣化させずに、高温強度を高める効果が認められた。そのため、マフラー部材用の耐熱チタン合金は、選択元素の違いはあるものの、純チタンをベースに必要な特性を出来る限り少ない元素添加量で達成している。マフラー部材用のチタン合金としては、TiにAlやSiを添加したTi-1.5Al(KSTI-1.5Al)⁽⁸⁾やTi-0.5Al-0.2Nb-0.45Si(KSTI-1.2ASNEX)⁽⁹⁾、あるいは、Tiに1.0%のCu添加をベースにNbを添加したTi-1.0Cu-低O量(Super-TIX®10CU)⁽¹⁰⁾やTi-1.0Cu-0.5Nb-低O量(Super-TIX®10CUNB)⁽¹⁰⁾があり、日本のチタン製造メーカー各社の特色が表れている。

4. 将来への期待

航空機用途で考えた場合、耐用温度としてはほぼ限界にきていると考えられており、さらなる耐用温度を目指した材料開発は長らく行われていなかった。しかし、近年、わが国で

も耐熱チタン合金に関する研究開発が行われており、あらゆる元素、析出物、組織最適化の可能性が追求されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。一方で、チタン合金の弱点である耐酸化特性に注目した材料開発や、これまで脆化相として避けられてきた Ti_3Al やTiAlなどの金属間化合物を積極的に活用した耐熱性向上など、新しい視点での取り組みが必要となる。いずれも困難な道のりだが、耐熱チタン合金の新たな一歩として技術革新が期待される。

最後に、新しい材料や技術の開発は産業構造に大きく影響されるため、航空機や自動車など大きな基盤産業が存在することは材料開発にとって非常に大きい。一方で、材料開発が産業の発展に貢献していることも表わしている。今後も材料技術の発展が、産業発展の礎となることは変わらないため、材料技術者・研究者の益々の活躍が期待される。

文 献

- (1) M. Weimer: 4th International Workshop on Titanium Aluminides, Nuremberg, Germany, (2011).
- (2) 竹川光弘, 倉茂将史: IHI技報, 53(4)(2013), 16.
- (3) MTU Aero Engines Report, 01(2013).
- (4) T. Noda: Intermetallics, 6(1998), 709-713.
- (5) T. Tetsui: Mater. Sci. Eng. A, 329-331(2002), 582-588.
- (6) H. W. Rosenberg: The Science, Technology and Application of Titanium, ed. by R. I. Jaffee, N. E. Promisel, Pergamon, Press, Oxford, UK, 1(1970), 851-859.
- (7) P. J. Bania: JOM, 46(7)(1994), 16-19.
- (8) 屋敷高司, 山本兼司: 神戸製鋼技報, 55(3)(2005), 43-47.
- (9) 套倉功和, 屋敷高司: 神戸製鋼技報, 54(3)(2004), 38-41.
- (10) 大塚広明, 藤井秀樹, 高橋一浩, 森 健一: 新日鉄住金技報, 396(2013), 56-62.
- (11) T. Kitashima, Y. Yamabe-Mitarai, S. Iwasaki and S. Kuroda: Metall. Mater. Trans. A, 47(2016), 6394-6403.
- (12) T. Kitashima, Y. Yamabe-Mitarai, S. Iwasaki and S. Kuroda: Proceedings of The 13th World Conference on Titanium, (2015), 479-484.



小柳 禎彦

★★
2005年3月 豊橋技術科学大学大学院工学研究科修士課程修了
2005年4月 大同特殊鋼株式会社入社技術開発研究所配属
2011年4月 大同キャスティングス株式会社出向
2012年3月 出向解除, 大同特殊鋼株式会社入社技術開発研究所異動
2013年4月-現職
専門分野: チタン合金, 金属間化合物, 耐熱合金
◎チタン合金やチタンアルミ合金, ニッケル基合金の材料開発に従事。
★★

β型チタン合金の高強度・高靱性化の展開

新家光雄

1. はじめに

航空機用を中心とする一般構造用β型チタン合金の研究開発は、1950年代から始まり、1990年代辺りまでは、活発に行われたが、それ以降から停滞している。しかし、β型チタン合金は、耐食性に優れ、加工が容易で、時効を中心とした熱処理や加工熱処理による高強度化を顕著に行うことができること等から、特に部品の高強度・軽量化に有利である。また、β型チタン合金の相変態は、バラエティに富んでおり、鉄鋼材料およびアルミニウム合金と共通するミクロ組織制御も多く、研究開発の歴史も短いこともあって、未だに、未知の部分が多い。

一方、生体適合性に優れ、ヤング率が低いこともあって、生体用としての研究開発が1980年代辺りから活発に展開されて来ている。生体用の分野においても高強度・高靱性化は、重要な課題であり、生体との適合性や相互作用等を考慮する必要がある等の一般構造用β型チタン合金には無い因子が加わるものの、一般構造用β型チタン合金と類似な手法で行われる。

本稿では、主に一般構造用および生体用β型チタン合金の高強度・高靱性化のこれまでの展開についての概略を記述する。

2. β型チタン合金とは

図1⁽¹⁾にβ安定化度(β安定化元素濃度)を横軸にとったチタン合金の平衡状態図を模式的に示す。同図中には、β型チタン合金の組成範囲およびβ相安定化度に応じて出現し得る種々の相の種類が示されている。β型チタン合金の範囲は、β域温度からの急冷でマルテンサイト変態を起こさず、β相単相となる組成からである。実用化されているβ型チタン合金は、現在の所、全て(α+β)組成であることから、正確には準安定β型チタン合金である。準安定β型チタン合金

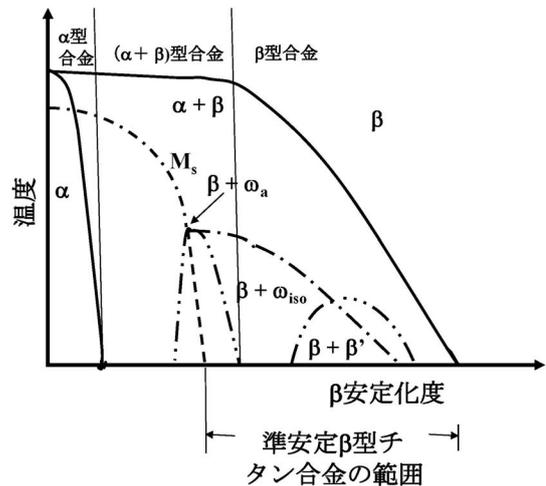


図1 チタン合金の平衡状態図の模式図；MS：マルテンサイト変態開始温度。

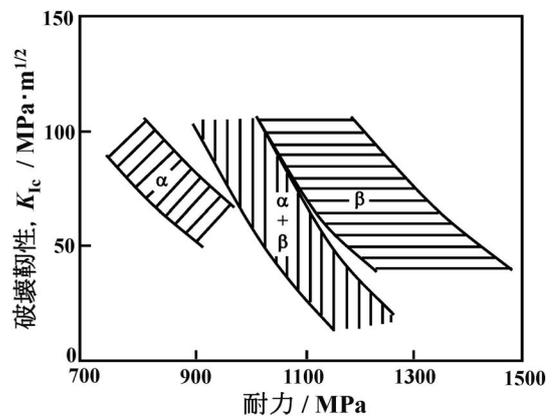


図2 チタン合金の靱性と強度(耐力)の関係。

では、β安定化度、冷却速度、熱処理等に応じて、非熱的ω相(ω_a)、熱的ω相(ω_{iso})、α相、β'相が出現する。また、β相安定化度に応じて、変形誘起マルテンサイト(α'')やω

* 東北大学名誉教授，東北大学金属材料研究所，大阪大学大学院工学研究科，名城大学大学院理工学研究科，名古屋大学未来材料・システム研究所，関西大学客員教授

Development of Strengthening and Toughening of β-type Titanium Alloys; Mitsuo Niinomi(Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. Department of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Osaka. Department of Science and Technology, Meijo University, Nagoya. Institute of Materials and Systems for Sustainability, Nagoya University, Nagoya. Department of Chemistry and Materials Engineering, Faculty of Chemistry, Materials and Bioengineering, Kansai University, Osaka)

Keywords: β-type titanium alloys, strengthening, toughening, microstructure, thermomechanical treatment, structural materials, biomaterials
2018年12月10日受理[doi:10.2320/materia.58.193]

相も出現する。したがって、準安定 β 型チタン合金(以後、 β 型チタン合金)では、熱処理や加工熱処理等により、上述した各相の出現を制御することにより、特性を変化させることが可能である。

α 、($\alpha+\beta$)および β 型チタン合金の破壊靱性と耐力との関係を図2⁽²⁾に示す。 β 型チタン合金は、 α および($\alpha+\beta$)型チタン合金に比べて、より強靱化できることがわかる。

3. 一般構造用 β 型チタン合金

(1) 代表的な β 型チタン合金

β 型チタン合金は、航空機用として、米国を中心に開発が進められて来ている。表1⁽³⁾に主に米国で開発された代表的な β 型チタン合金につき、合金名、開発年および主な用途等を示す。

最初に実用化された高強度 β 型チタン合金は、Rem Cru(後にCrucible Steel)により開発されたTi-13V-11Cr-3Al(Ti-13-11-3: B120VCA)で、短時間であれば923 K(650°C)の温度に耐えられる。本合金は、1964年に初飛行したオールチタン製(機体の93%がチタンおよびチタン合金)と言われるロッキード社製超音速・高高度戦略ステルス偵察機であるSR-71(Blackbird)の主要合金として採用されている⁽⁴⁾。SR-71は、マッハ3.2の速度で飛行することが出来、機体表面温度が260°C(500°F)~316.5°C(600°F)に達するとされ、エンジン収納筒温度はそれより高温である537.8°C(1000°F)に達するとされている。

Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn(Beta III)では、Moが偏析し易い傾向にある。

Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr(Beta C)は、Ti-13V-11Cr-3Al(Ti-13-11-3)の高Cr含有による偏析を低減するためにRMIにより開発されており、Ti-13V-11Cr-3Al合金と類似

の特性を持つ。

Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al(Ti-8823)は、TIMETにより開発されており、Ti-13-11-3に比べて熱処理性に優れる。

Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr(Ti-17)は、 β リッチの($\alpha+\beta$)型合金、すなわちNear β 型チタン合金でGEにより開発されている。我が国では、総合科学技術・イノベーション会議のSIP(戦略的イノベーション創造プログラム)「革新的プロセスを用いた航空機用耐熱材料創製技術開発」にて、1500 ton大型鍛造シミュレーターを用いて製造したTi-17鍛造材のミクロ組織および特性データの蓄積と力学的特性の予測とが進められている⁽⁵⁾。

Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn(Ti-15-3)は、米国空軍との契約で開発された冷間鍛造高強度合金で、Ti-13-11-3に比べて、 β 安定度がより低い。

Ti-10V-2Fe-3Alは、高铸造性Near β 型チタン合金で、 $\alpha+\beta$ 合金の同強度レベルの合金に比べて、靱性がより高く、315°Cまでの温度での高強度・高靱性使用が可能である。航空機のランディングギアへの適用がなされており、軽量化に有効である。このタイプのNear β 型チタン合金として、ボーイングとロシアのVSMPOとで開発したTi-5Al-5V-5Mo-3Cr(Ti-5553)がある。この合金は、VSMPOが開発し、ランディングギアに用いられたTi-5Al-5Mo-1Fe-1Cr(VT-22)から派生している⁽⁶⁾。ヨーロッパでは、AirbusがTi-5553に1 mass%のZrを添加した合金であるTi-5Al-5Mo-5V-1Zrを実用化している⁽⁶⁾⁽⁷⁾。最近では、Ti-5553を改良した、より高強度であるTIMETAL 18(Ti-5.5Al-5V-5Mo-2.5Cr-0.8Fe)がTIMETにより開発されている⁽⁸⁾。

Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.25Si(Beta-21S: TIMETAL[®]21S)は、耐熱合金で290°C以上625°Cまでの温度での使用に適している。耐クリープ特性は、Ti-6Al-4V並みである。

Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe(Beta-CEZ[®])は、CEZUS

表1 主に米国で開発された代表的な β 型チタン合金.

合金名	開発年	主な用途および備考
Ti-13V-11Cr-3Al (Ti-13-11-3, B120VCA)	1950年代中期	主にバネ、航空機空中構造や軽量高圧容器、高強度ファスナー
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn(Beta III) Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Beta C, 38-6-44)	1960年代 1960年代中期後半	航空機ファスナー(特にリベット)、民生用バネ、歯科矯正ワイヤー シェアは極めて少ない
Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al(Ti-8823)	1970年代 (特許: 1971年)	ファスナー、バネ、鍛造部品
Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr(Ti-17) Ti-15V-3Cr-3Sn(Ti-15-3)	1970年代初期 1970年代	航空機ガスタービンエンジン用鍛造ファンおよびコンプレッサーディスク シート、ファスナー、箔、板、管、ファスナー、箔、板、管、鋳造品、鍛造品、繊維強化型複合材料用母材
Ti-10V-2Fe-3Al	1979年	航空機の機体鍛造部品
Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.25Si (Beta-21S: TIMETAL [®] 21S)	1989年	航空機エンジン、化学、海洋油田関係でも使用、低弾性率インプラント、 複合材用ロール箔
Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe (Beta-CEZ [®])	1990年	フランスで開発、中温度域コンプレッサーディスク、鍛造部品、バネ、 ファスナー
Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al(TIMETAL LCB)	1990年代	低コスト合金

(フランス)により開発された多機能性 Near β 型チタン合金で、中温度域でのクリープ特性に優れている。

Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al(TIMETAL LCB)は、TIMETにより開発された低コスト指向合金で、V等の高コスト元素をFe-Mo母合金を用いて省き、低コスト化を図っている。本合金では、通常、航空機用に使用できる純度にはなっていないが、機械的性質を損なうほどではない。

以上の他、米国のRMIにより開発されたTi-8V-5Fe-1AlやTi-16V-2.5Al等がある⁽³⁾。前者は、引張り強さ1,300 MPa以上を示し、航空機用ファスナーに用いられるが、Feの含有量が多いため溶解時にFeの偏析が生じないように注意することが必要である。後者は、航空機用高強度薄板に用いられる。

我が国では、純チタンの使用が主であるため、合金開発は活発ではないが、いくつかの β 型チタン合金が開発されている。それらは、航空機用と言うよりは、民生用として用いられていると言えよう。表2⁽³⁾⁽⁹⁾に我が国で開発された代表的な β 型チタン合金につき、合金名、開発年および主な用途等を示す。

Ti-15Mo-5Zrは、我が国で最初に開発された β 型チタン合金で、耐食性に優れている。この合金にAlを加え非熱的 ω 相の析出を抑制したT-15Mo-5Zr-3Alも開発されており、やはり耐食性に優れていることから、他のチタン合金が使用出来ないような腐食性環境で使用される。また、近年、生体用としてもJIS規格に登録されている。

Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo-0.08O(SP-700)は、Near β 型チタン合金で、超塑性発現温度がTi-6Al-4Vに比べて100 K低く、プロセスコストの低減が可能である。また、AMS規格(米国航空宇宙用材料規格)に日本から初めて登録された合金である。

Ti-15Mo-3Al(KS15-0-3)⁽¹⁰⁾、Ti-7.5V-8Cr-1.6Fe-

3.5Sn-3Al(KS8-8-2-4-3)⁽¹¹⁾、Ti-20V-4Al-1Sn(SAT-2041CF)およびTi-22V-4Al(DAT51)は、いずれも、ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等の民生用として開発された β 型チタン合金である。

(2) 高強度・高靱性化

β 型チタン合金の強靱化は、一般的には、時効処理により行われるが、冷間加工が可能であることから、圧延等の汎用冷間加工法と熱処理とを組み合わせた加工熱処理による試みが1980年代半ばから1990年代初期にかけて、盛んに行われた。

まずは、Ti-15-3合金を対象にした加工熱処理法の分類を図3⁽¹²⁾に示す。基本的には、結晶粒の微細化および時効析出 α 相制御を組み合わせることにより、強靱化を達成する。

Ti-15-3合金では、大内らが図4⁽¹³⁾に示す加工熱処理により、引張り強さ1,862 MPaおよび伸び10%以上の驚異的な強度・延性(伸び)バランスを達成している。その後、Ti-15-3等について、上記の強度・延性値をターゲットに種々の加工熱処理が提案され、強度・延性特性が報告されている。

著者ら⁽¹⁴⁾は、通常の溶体化・時効処理や溶体化・冷間圧延・時効処理、図5⁽¹⁴⁾に示す既に高力アルミニウム合金の強靱化で報告されている加工熱処理法および図6⁽¹⁴⁾に示す新たに提案した加工熱処理法Ti-15-3に適用し、図7および8⁽¹⁴⁾に示す強度および延性(伸び)ならびに靱性および強度(引張り強さ)間の関係を報告した。新たに提案した加工熱処理法により、高強度化され、約1,800 MPaと高い引張り強さが得られているが、伸びが数%とかなり低くなっている。なお、高強度側で比較的良好な靱性が得られている。新たに提案した加工熱処理法では、溶体化後、冷間強圧延を行い α 相の時効析出サイトとなる転位を多量に導入し、その後短時間溶体化により微細亜結晶粒とし、次いで低温で時効

表2 日本で開発された代表的な β 型チタン合金。

合金名	開発年	主な用途および備考
Ti-15Mo-5Zr	1960年後半～1970年初期	神戸製鋼開発、化学工業用、蒸気タービンブレード
Ti-15Mo-5Zr-3Al	1960年後半～1970年初期	神戸製鋼開発、多用途(例えば、天然ガス採掘プラント)、発電設備のタービンブレード
Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo-0.08O(SP-700)	1986-1989年	NKK(現JFEホールディングス)開発、AMS、規格(米国航空宇宙用材料規格)合金、航空機用超塑性成形加工部品、ゴルフクラブヘッド、工具、自動車部品、時計バンド、登山用品
Ti-20V-4Al-1Sn(SAT-2041CF)	1986年	住友金属工業(現日本製鉄)開発、主に民生用(ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等)
Ti-15Mo-3Al(KS15-0-3)	1990年代以降	神戸製鋼開発、主に民生用(ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等)
Ti-16V-4Sn-3Al-3Nb(KS16-4-3-3)	1990年代以降	神戸製鋼開発、主に民生用(ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等)
Ti-7.5V-8Cr-1.6Fe-3.5Sn-3Al(KS8-8-2-4-3)	1990年代以降	神戸製鋼開発、低コスト合金、主に民生用(ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等)
Ti-22V-4Al(DAT51)	1990年代以降	大同特殊鋼開発、主に民生用(ゴルフクラブヘッド、眼鏡フレーム、ボルト、スプリング、自動車等)

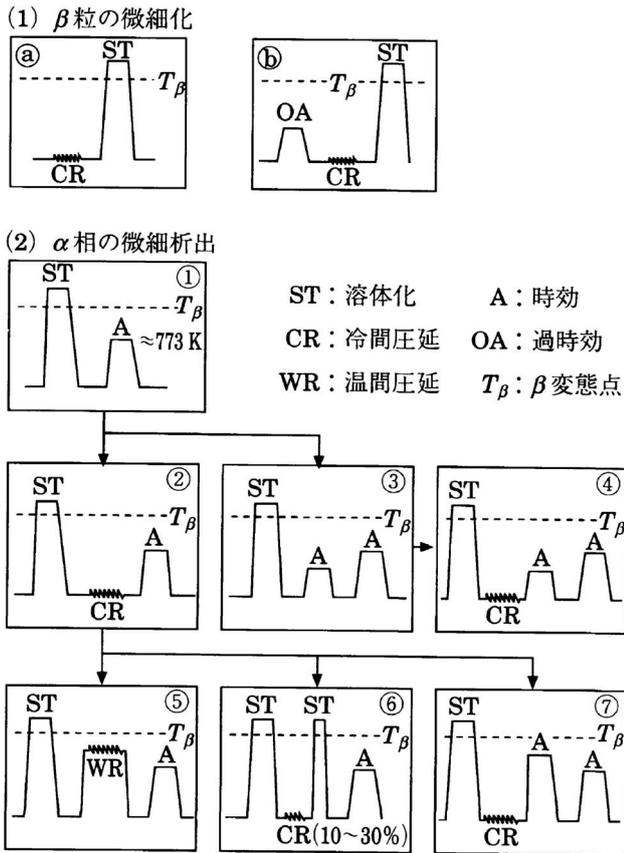


図3 Ti-15-3合金を対象にした加工熱処理法の分類。

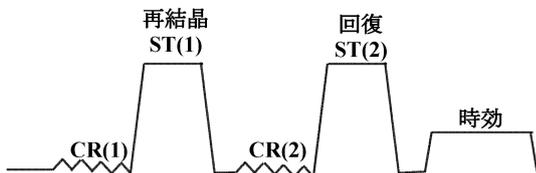


図4 Ti-15-3 (Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al) 合金に施された加工熱処理の模式図 (ST: 溶体化処理 CR: 冷間圧延)。

を施し強度上昇に寄与する微細 α 相を析出させる。さらに、冷間強圧延を施し、転位を多量に導入後、高温で時効を施し靱性を確保するための粗大 α 相を析出させる。粗大 α 相界面では応力集中により、マイクロクラックが発生し、応力緩和とマイクロクラックが3次元に連結し、き裂の偏向をもたらすことにより靱性が改善される。すなわち、き裂先端の塑性変形による内生的要因ではなく、外生的要因により靱性が改善される。この現象は、延性(伸び)の改善には寄与せず、むしろその低下傾向をもたらすと考えられる⁽¹⁵⁾。すなわち、最終的に、微細亜結晶粒中に微細および粗大析出 α 相が均一に分散したマイクロ組織となることを目的としている⁽¹⁴⁾。図9⁽¹⁴⁾に新プロセスIIを施した場合のマイクロ組織の光学顕微鏡写真および透過型電子顕微鏡写真を示す。目的としたように微細亜結晶粒中に微細および粗大 α 相が析出していることがわかる。

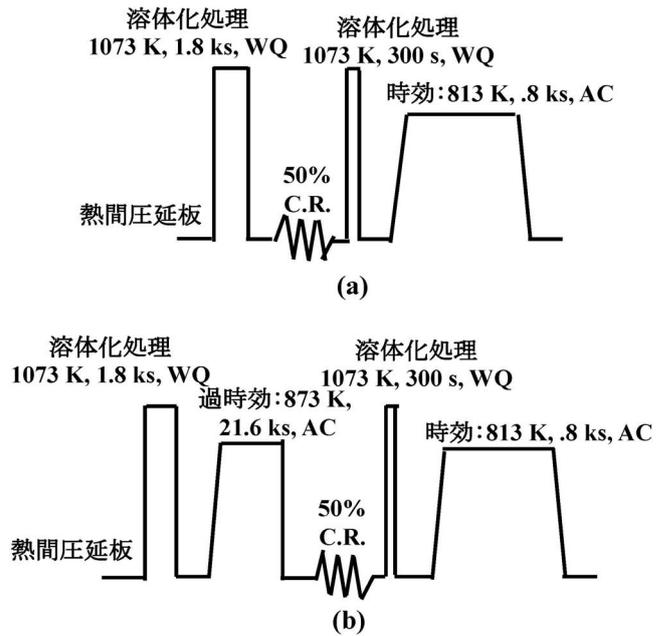


図5 通常の加工熱処理プロセスの模式図；(a) (溶体化処理+冷間圧延+短時間溶体化処理+時効)および(b)ロックウェルインターナショナル(Rockwell International)中間加工熱処理(RI-ITMT)。C.R., ACおよびWQは、冷間圧延、空冷および水冷を示す。

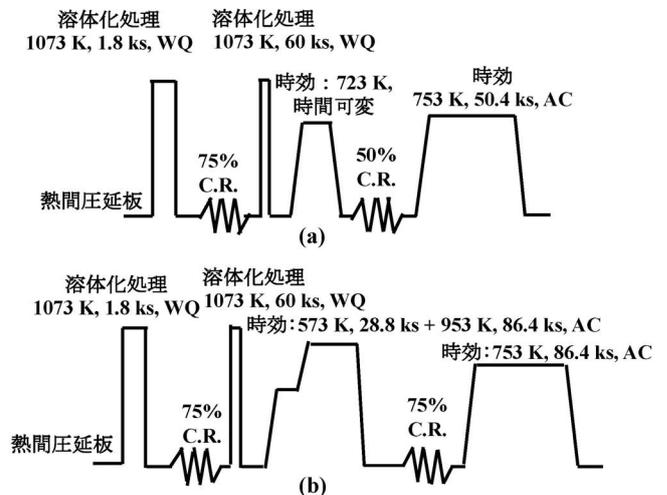


図6 新たに提案した加工熱処理プロセス；(a)新プロセスIおよび(b)新プロセスII。C.R., ACおよびWQは、それぞれ冷間圧延、空冷および水冷を示す。

上記の新加工熱処理法での時効処理の順番を逆にした加工熱処理法も提案されている⁽¹⁶⁾。この加工熱処理法を図10⁽¹⁶⁾に示す。すなわち、溶体化・冷間強加工後に高温時効により粗大 α 相を析出させ、次いで低温時効により微細 α 相を析出させる。この加工熱処理をTi-15-3に施した場合の引張り強さおよび伸びを時効時間との関係で図11⁽¹⁶⁾に示す。時効時間が長いと1,900 MPa以上の引張り強さが得られてい

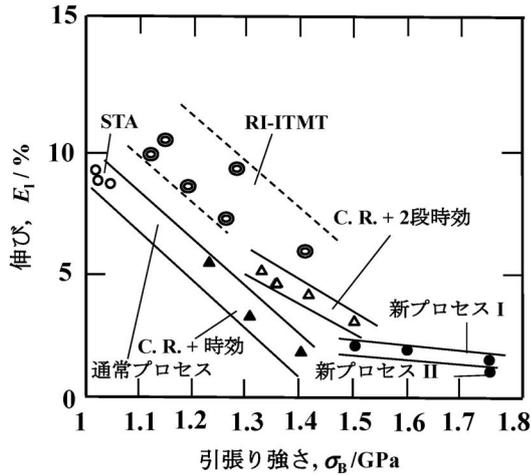


図7 Ti-15-3合金に通常プロセスであるSTA(溶体化+時効)および冷間強圧延後時効(C.R.), 図5に示した(C.R.+2段時効)およびRI-ITMTならびに図6に示した新プロセスIおよび新プロセスIIを施した場合の伸び(E_1)と引張り強さとの関係(σ_B).

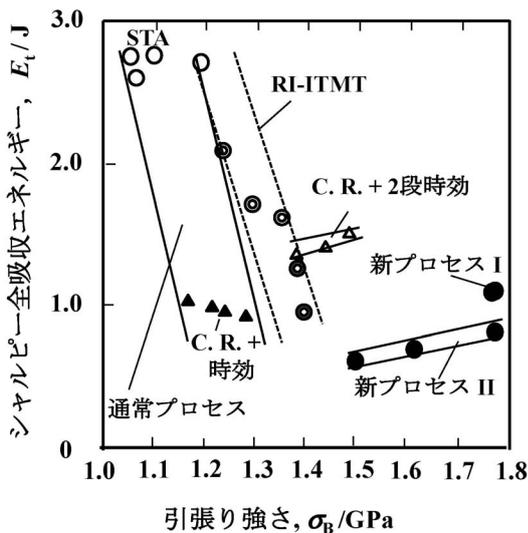


図8 Ti-15-3合金に通常プロセスであるSTA(溶体化+時効)および冷間強圧延後時効(C.R.), 図5に示した(C.R.+2段時効)およびRI-ITMTならびに図6に示した新プロセスIおよび新プロセスIIを施した場合のシャルピー全吸収エネルギー(E_i)と引張り強さとの関係(σ_B).

るが、伸びが数%でかなり低い。約5%の伸びを確保するとすれば、引張り強さは1,800 MPa程度となる。

これまでに報告されたβ型チタン合金の引張り強さと延性(断面減少率)との関係を図12⁽¹⁷⁾に示す。この図で、引張り強さと延性との関係を外挿すると、β型チタン合金では、最大約2,500 MPaの引張り強さを得ることが可能であることが予測される。この引張り強さ以上を達成するには、最近注目されているECAP(Equal Channel Angular Pressing),

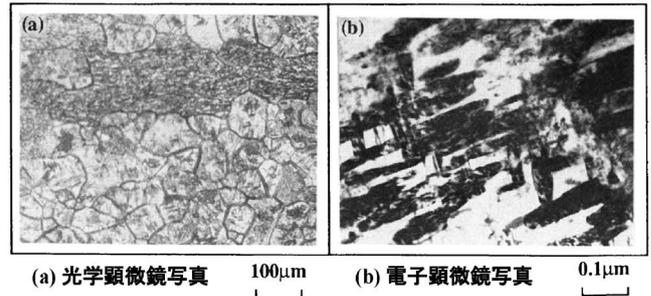


図9 図6に示した新プロセスII施したTi-15-3合金のマイクロ組織写真；(a)光学顕微鏡写真および(b)透過型電子顕微鏡写真。

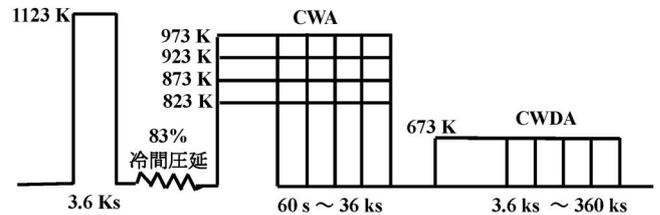


図10 溶体化・冷間強加工後高温時効(CWA)から低温時効(CWDA)を行う加工熱処理の模式図。

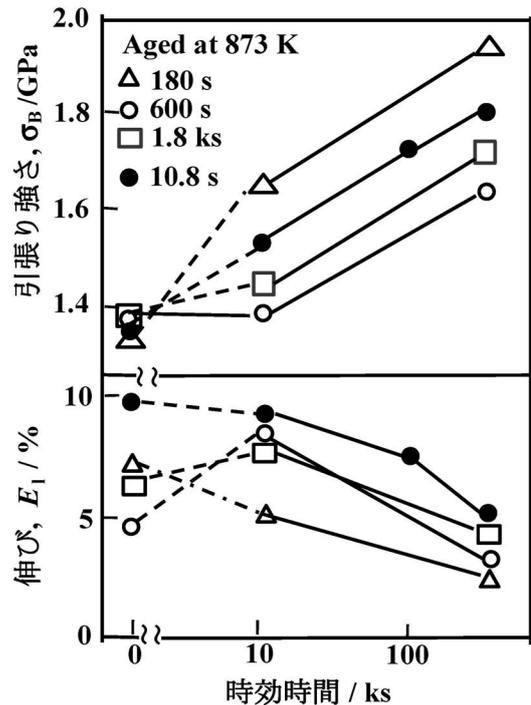


図11 873 Kでの時効後673 Kで180 s, 600 s, 1.8 ksおよび10.8 ks.時効したTi-15-3の引張り強さ(σ_B)および伸び(E_1)の変化。

ARB(Accumulative Roll Bonding)やHPT(High-Pressure Torsion)⁽¹⁸⁾等の強歪加工と熱処理とを組み合わせた加工熱処理も期待される。

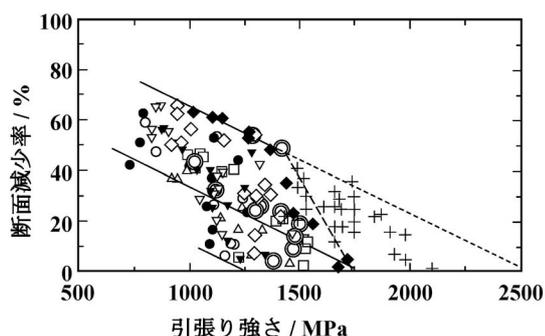


図12 β 型チタン合金の引張り強さと延性(断面減少率).

4. 生体用 β 型チタン合金

(1) 生体用低弾性率 β 型チタン合金

人工股関節, 人工関節, 脊柱固定器具, 骨折固定器具, 人工歯根等の骨を代表とする硬組織代替生体埋入器具構成材料は, 力学的信頼性に優れた金属材料が主である. 主な生体用金属材料としては, チタンおよびチタン合金, Co-Cr-Mo合金および SUS 316L ステンレス鋼があるが, その中でも生体親和性に最も優れ, 非アレルギー性で高耐食性や比強度にも優れたチタン合金が注目されている. 生体埋入器具(インプラント)を生体に埋入した場合, インプラントと骨とに均等に応力が伝達しない(応力遮蔽)と骨吸収が生じ, 骨の脆弱化を来すため, インプラント, すなわちインプラント構成材料と骨とに応力が均等に伝達することが要求される. この要求は, インプラント構成材料と骨との弾性変形が類似であることで, したがって両者のヤング率が類似であることで達成される. 最も実用化の進んでいるチタン合金である($\alpha+\beta$)型 Ti-6Al-4V ELI(ELI: Extra low interstitial)合金のヤング率(110 GPa)は, 骨のそれ(10~30 GPa)よりかなり高いが Co-Cr-Mo合金および SUS 316L ステンレス鋼のそれら(各々 210 GPa および 180 GPa)よりも著しく低い. Ti-6Al-4V ELI合金は, ($\alpha+\beta$)型チタン合金で, 原子充填率の高い稠密六方晶(HCP: Hexagonal close packed)構造の α 相を多量に含有しており, かつ生体為害性の指摘のある Al および V を構成元素としている. そこで, 生体為害性の指摘の無い構成元素からなる原子充填率の低い体心立方晶(BCC: Body centered cubic)構造を有する生体用低弾性率 β 型チタン合金の開発が1990年代中期辺りから始まった. 表3⁽¹⁹⁾にこれまでに開発された生体用低弾性率 β 型チタン合金を示す. これらの中で, Ti-13Nb-13Zr合金, Ti-12Mo-6Zr-2Fe合金, Ti-15Mo合金, Ti-16Nb-10Hf合金, Ti-15Mo-2.8Nb-0.2Si-0.26O合金, Ti-35Nb-7Zr-5Ta合金(TNZT), Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr合金(TNTZ), Ti-Mo-Sn合金, Ti-40Ta合金, Ti-50Ta合金等は, 生体用低弾性率 β 型チタン合金開発の初期に登場している. なお, Ti-13Nb-13Zr合金は, Near β 型チタン合金である. これまでに開発された生体用低弾性率 β 型チタン合金は, 概略 Ti-Nb系合金, Ti-

表3 これまでに開発された生体用低弾性率 β 型チタン合金例.

β 型チタン合金	ASTM 規格	ISO 規格	JIS 規格
Ti-13Nb-13Zr	ASTM F 1713	—	—
Ti-12Mo-6Zr-2Fe (TMZF)	ASTM F 1813	—	—
Ti-12Mo-5Zr-5Sn	—	—	—
Ti-15Mo	ASTM F 2066	—	—
Ti-16Nb-10Hf (Tiadyne 1610)	—	—	—
Ti-15Mo-2.8Nb-0.2Si	—	—	—
Ti-15Mo-5Zr-3Al	—	—	JIS T 7401-6
Ti-30Ta	—	—	—
Ti-45Nb	AMS 4982	—	—
Ti-35Zr-10Nb	—	—	—
Ti-35Nb-7Zr-5Ta (TNZT)	Task Force F-04.12.23	—	—
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ)	—	—	—
Ti-35Nb-4Sn	—	—	—
Ti-50Ta	—	—	—
Ti-8Fe-8Ta	—	—	—
Ti-8Fe-8Ta-4Zr	—	—	—
Ti-35Nb-2Ta-3Zr	—	—	—
Ti-22.5Nb-0.7Zr-2Ta	—	—	—
Ti-23Nb-0.7Ta-2.0Zr-1.2O (Gum Metal)	—	—	—
Ti-28Nb-13Zr-0.5Fe (TNZF)	—	—	—
Ti-24Nb-4Zr-7.9Sn (Ti2448)	—	—	—
Ti-7.5Mo	—	—	—
Ti-12Mo-3Nb	—	—	—
Ti-12Mo-5Ta	—	—	—
Ti-12Cr	—	—	—
Ti-30Zr-7Mo	—	—	—
Ti-30Zr-3Mo-3Cr	—	—	—
Ti-5Fe-3Nb-3Zr	—	—	—

Mo系合金, Ti-Ta系合金, Ti-Cr系合金, Ti-Fe系合金, Ti-Mn系合金および Ti-Zr- β 安定化元素系合金に大別されよう. Ti-Fe系合金や Ti-Mn系合金は Fe や Mn を多く含有しており, 低コスト生体用低弾性率 β 型チタン合金である. 生体用低弾性率 β 型チタン合金の設計には, 電子論に基き開発された d 電子合金設計法が用いられる場合が多々ある. 図13⁽²⁰⁾に主な α , ($\alpha+\beta$)および β 型生体用チタン合金のヤング率を示す. β 型生体用チタン合金のヤング率が α および($\alpha+\beta$)型生体用チタン合金の場合に比べて, かなり低いことがわかる. 特に, TNZT や TNTZ のヤング率は低く, 約 55~60 GPa となっている.

(2) 形状記憶・超弾性 β 型生体用チタン合金

形状記憶合金である TiNi合金が生体用として注目されているが, その構成元素である Ni のアレルギー感作率が高いことが指摘されたため, 生体用低弾性率 β 型チタン合金の

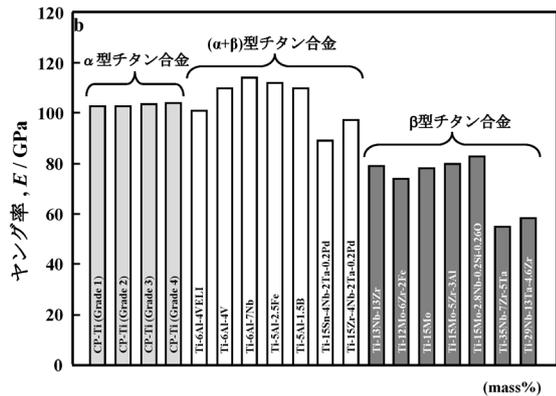


図13 代表的な生体用 α 型、 $(\alpha+\beta)$ 型および β 型チタン合金のヤング率の比較。

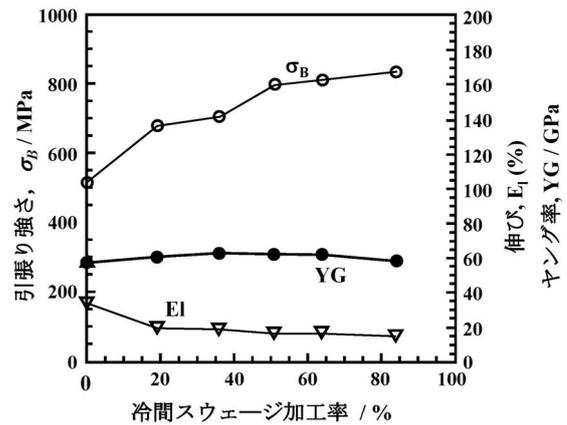


図14 TNTZの引張り強さ(σ_B)、伸び(E_1)あるいは弾性率(E)と冷間スウェージ加工率との関係。

表4 代表的な生体用Niフリー形状記憶・超弾性 β 型チタン合金。

合金系	生体用形状記憶・超弾性 β 型チタン合金
Ti-Nb系	Ti-Nb, Ti-Nb-O, Ti-Nb-Sn, Ti-Nb-Al, Ti-22Nb-(0.5-2.0)O(at%), Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Zr-Ta, Ti-Nb-Zr-Ta-O, Ti-Nb-Ta-Zr-N, Ti-Nb-Mo, Ti-22Nb-6Ta(at%), Ti-Nb-Au, Ti-Nb-Pt, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Pd
Ti-Mo系	Ti-Mo-Ga, Ti-Mo-Ge, Ti-Mo-Sn, Ti-Mo-Ag, Ti-5Mo-(2-5)Ag(mol%), Ti-5Mo-(1-3)Sn(mol%), Ti-Sc-Mo
Ti-Ta系	Ti-50Ta(mass%), Ti-50Ta-4Sn(mass%), Ti-50Ta-10Zr(mass%)
その他	Ti-7Cr-(1.5, 3.0, 4.5)Al(mass%)

開発とほぼ同時期から、生体用Niフリー形状記憶・超弾性 β 型合金の開発が始まっている。代表的な生体用Niフリー形状記憶・超弾性 β 型チタン合金を表4⁽²¹⁾に示す。これらは、概略Ti-Nb系合金、Ti-Mo系合金およびTi-Ta系合金に分類出来る。

(3) ヤング率可変型低弾性率 β 型チタン合金

2010年代に入ると脊柱固定器具ロッド用に特化した低弾性率ヤング率可変型 β 型チタン合金の開発が始まっている。脊柱固定器具ロッドによる脊柱固定術では、狭い体内空間にてロッドを脊柱形状に応じた曲げ形状を維持することが要求される。曲げ形状維持には、ヤング率が高い方がより有利と考えられる。一方、上述したように、患者側には、骨吸収等を抑制するために低弾性率が要求される。したがって、患者および整形外科医両者の要求を満たすためには、ロッドの曲げ部分のみが高ヤング率となり、ロッド全体では低ヤング率となれば良いと考えられる。このようなコンセプトから、ロッドの曲げ部分でヤング率の高い第2相が曲げ応力により誘起されるような合金組成の低弾性率 β 型チタン合金が開発されるようになってきている⁽²²⁾。このような低弾性率

β 型チタン合金は、ヤング率可変型低弾性率 β 型チタン合金あるいはヤング率自己調整型低弾性率 β 型チタン合金と呼ばれる。これらには、Ti-12Cr合金⁽²²⁾、Ti-17Mo合金⁽²³⁾、TNTZ-16Ti-4Cr合金⁽²⁴⁾、Ti-30Zr-7Mo合金⁽²⁵⁾やTi-30Zr-3Mo-3Cr合金⁽²⁶⁾がある。

(4) 低弾性率を維持したままでの高強度化

β 型生体用チタン合金のヤング率は、通常、溶体化ままの β 単相状態で最も小さくなる。一方、強度は、最も低くなる傾向を示す。したがって、低弾性率を維持したままでの高強度化が望まれる。

静的強度(引張り強度)は、圧延、スウェーjingや鍛造等の汎用加工プロセスによる冷間強加工やHPT等の強歪加工より、溶体化ままでのヤング率を維持したまま大きく上昇させることが可能である⁽¹⁹⁾。例えば、図14⁽²⁷⁾に示すように冷間スウェーjingによる強加工で溶体化ままでのヤング率を維持したまま、引張り強さを800MPa以上に改善できる。なお、その場合に伸びも良好な値となっている。

一方、動的強度(疲労強度)の改善は、冷間強加工で達成されず、時効処理による α 相や ω 相の析出やTiB₂やY₂O₃等のセラミックス粒子の分散が必要である。ただし、ヤング率が上昇するので、上記析出相や分散粒子の量を制御する必要がある⁽¹⁹⁾。図15⁽²⁸⁾は、低弾性 β 型生体用TNTZ合金のヤング率を上昇させるが強度を著しく上昇させる ω_{iso} 相が析出する温度にて時効(低温時効)した場合の時効時間とヤング率との関係を示している。さらに、図16⁽²⁸⁾は、種々の生体用低弾性率 β 型チタン合金の平均的なヤング率である80GPa以下を示す時効時間である3.6および10.8ksの場合の疲労強度を各々示している。図16には、溶体化ままおよび冷間強加工状態の同合金の疲労限が併記されている。10.8ksの短時間時効で疲労強度が大きく上昇していることがわかる。

金属積層造形法を用いた医療機器の 製品開発から承認まで

石坂春彦* 植月啓太**

1. はじめに

整形外科領域で用いられるインプラント材料には、人工関節、内固定材、脊椎固定材などがあり、その国内市場規模は約2,100億円といわれている。そのうち、人工関節は約48%の約1,015億を占めている。超高齢社会を迎えた現代社会において、医療の目的が寿命の延長から、活動性を求めた「健康寿命」の延長へとシフトしてきている中、人工関節の需要は今後ますます高まってくると考えらる。

人工関節は長期間にわたり生体内で使用されるものであるため、生体に対して安全であることは必須条件である。加えて、生体内で関節として機能するためには、その運動や荷重条件に耐えうる材料強度を有していること、適切に稼働する構造をしていることが求められる。さらに、人工関節が一般工業製品と異なることとしては、使用される環境が患者の体内であることから、患者固有の条件が全く異なることにある。つまり身長、体重といった条件から、骨形状、骨質、さらには生活様式や活動性などが異なるため、製品が使用される環境が唯一無二であるという点がある。

一方で近年、積層造形技術(Additive manufacturing)いわゆる3Dプリンターの技術革新が進み、様々な分野で応用が進んでいる。人工関節を代表とする整形外科用インプラントにおいても3Dプリンターの革新によって新たな製品が実現されてきた。本稿では、これまでに著者らが開発にかかわった事例を中心に、医療機器としての製品開発から実用化までについて概説する。(図1)

2. 人工関節に使用される材料と規格

人工関節に用いられる材料は、金属材料、高分子材料、セラミックス材料とあらゆる種類の素材が用いられる。金属材料としては主に、チタン系合金とコバルトクロム系合金が使用されることが多い。チタン系の材料は生体親和性の観点か

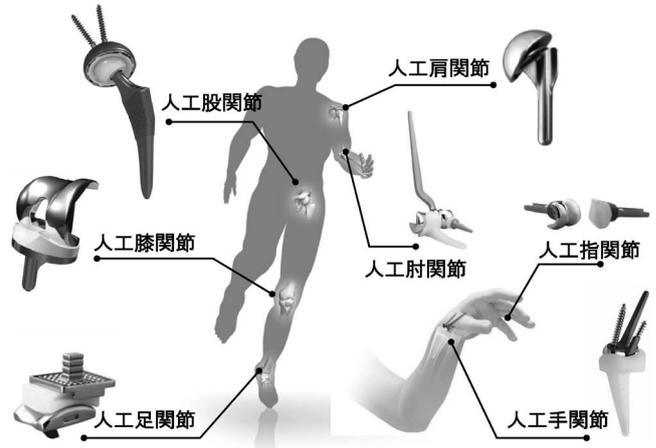


図1 帝人ナカシマメディカル社で製品化している様々な部位の人工関節の例。

ら、骨と材料の結合を目指す部分に使用され、コバルトクロム系の合金は機械的強度の観点から、摺動部材に使用される。また高分子材料としてはUHMWPE(超高分子量ポリエチレン: Ultra High Molecular Weight Poly-Ethylene)が摺動部材に、セラミックス材料としては、アルミナやジルコニアが主には摺動部材に、アパタイトに代表されるリン酸カルシウム系材料が骨結合材料として用いられ、場合によってはこれら材料の複合材料が使用されることもある。

このように様々な素材が使用されるのだが、基本的にこれらの材料は、ISOやASTMなどの国際規格やJISなどの国内規格でその仕様が定められていることが多い。(表1)これらの材料を用いた製品においては、承認実績があり、製造工程において化学的、生物学的に影響を及ぼさないことが示されれば、既承認品目との同等性を示すことで生物学的安全性評価や物理的・化学的評価試験を個別にすることは求められないこともある。金属積層造形技術を用いたインプラント製品についても同様の考え方を展開することで、承認に必要と

* 帝人ナカシマメディカル株式会社；執行役員 研究部長兼品質保証部長(〒709-0625 岡山市東区上道北方688-1)

** 帝人ナカシマメディカル株式会社；マーケティング部 関節・外傷マーケティング課 課長

The Strategy of R&D and Regulatory Science for Putting the Additive-manufactured Medical Device into Clinical Use; Haruhiko Ishizaka, Keita Uetsuki(Teijin Nakashima Medical CO., LTD., Okayama)

Keywords: additive manufacturing, orthopedics implant, artificial joint, regulatory science, insurance redemption price

2018年11月30日受理[doi:10.2320/materia.58.201]

表1 人工関節への使用が確認されている代表的な原材料とその規格。

種類	材料	ISO	ASTM	JIS
ステンレス鋼系合金	各種ステンレス系合金	5832-1	F138	G 4303
		5832-2		G 4305
		5832-9		G 4308
Ti系合金	CP-Ti	5832-2	F67, F1341	H 4670, H4650
	Ti-6Al-4V	5832-3	F1108, F1472, F136	
	Ti-6Al-4V ELI		F136	
	Ti-6Al-2Nb-1Ta			T7401-3
	Ti-15Mo-5Zr-3Al			T7401-6
	Ti-12Mo-6Zr-3Fe		F1813	
	Ti-15Zr-4Nb-4Ta			T7401-4
	各種a+b型 チタン合金		F620	
Co-Cr系合金	Co-Cr-Mo	5832-4, -6, -12	F75, F799, F1357	
	Co-Cr-W-Ni	5832-5	F90	
その他金属	Ta	13782	F560	
セラミックス	Hydroxy-apatite composite	13779	F1185, F1185	
	アルミナ	6474	F603	
	Y-TZP	13356	F1873	
	β-TCP		F1088	
高分子	UHMWPE	5834-1, -2	F648	
	UHMWPE add Vitamin E		F2695	
	PEEK	5833	F2026	
	アクリルセメント		F451	

表2 積層造形を利用した医療機器開発で考慮すべき点(文献⁽⁵⁾から改変)。

品質管理上	原材料	原材料の種類(材質、形状、粒度、粒度分布) 純度、化学成分、組成比、不純物
	原材料の再利用回数	再利用回数のバリデーション
	造形物	内包欠陥の発生頻度
		造形ロット毎の化学的・物理的変動。金属組織変化を含む
		不純物、構造内に残留する粉末
	造形パラメータ	形状の再現性、追加加工、後工程の有無
最終製品の非臨床評価上	物理的・化学的特性	積層方向による異方性
		表面粗さ
		滅菌を含む全製造工程後の評価
	生物学的安全性	GLP基準に則る
	機会的安全性	各製品のガイドラインに従う。FEAも必要に応じ利用可能。
安定性、耐久性	最終製品の用途に応じた製品安定性	
最終製品の臨床評価	非臨床で評価できない項目は臨床試験が必要となる。	

なる試験を判断する必要がある。つまり、積層造形に使用する粉末(原材料)、造形品(最終製品)の既承認品との同等性を論じることが重要になる。場合によってはHIP処理(Hot Isostatic Pressing)を施すことも考えられるし、滅菌、洗浄といった製造過程によって、材料にどのような影響があるか、または無いかを論じることで承認申請に必要な試験を判断する必要がある。(表2)⁽¹⁰⁾

3. 積層造形法を用いた医療機器の承認申請

医療機器を実用化するためには、「医薬品、医療機器等の品質、有効性及び安全性の確保等に関する法律」(いわゆる薬機法、改正薬事法)に基づいた許認可を受ける必要がある。医療機器はその製品が人体に与えるリスクの程度によ

て、一般医療機器(クラスI)から管理医療機器(クラスII)、高度管理医療機器(クラスIII, IV)と分類されているが、人工関節はクラスIIIに分類される。医療機器の許認可を得るためには、先述の材料特性評価を含む、それぞれのクラス分類に応じた評価項目が要求されるが、基本的には「効果・効能」が「予想されるリスク」を上回ることを、いわゆる“リスクベネフィットバランス”が証明される必要がある。この評価項目および評価方法は申請者が独自に設定し実施することでもよいが、医療機器によっては審査の公平性・透明性を保つために審査基準が制定されているものもある。人工関節においては適合性が客観的に判断できる統一的な要件を定めることが困難であるため、審査ガイドラインが定められている。例えば、人工股関節審査ガイドライン(平成21年3月6日付け、薬食機発第0306001号)⁽¹⁾や人工膝関節審査ガイドライ

ン(平成21年3月6日付け、薬食機発第0306004号)⁽²⁾がそれにあたる。これらが整備されたことにより、過去言われていた海外よりも承認までの時間がかかるというデバイスラグの問題は解消されつつある。

これらの審査ガイドライン策定の動きは2005年に経済産業省に「医療機器開発ガイドライン評価検討委員会」が、厚生労働省に「次世代医療機器評価指標検討会」が設置されたことに端を発しているが、その後、2007年に内閣府、文部科学省、経済産業省、厚生労働省が「革新的医薬品・医療機器創出のための5か年戦略」をまとめられ、将来の実用化が見込まれる技術に対してはワーキンググループが結成されたが、積層造形を利用した医療機器もその一つであった。それにより2014年に、三次元積層技術を活用した整形外科インプラントに関する評価指標(薬食機参発0912第2号)⁽³⁾や、2015年に、患者の画像データを用いた三次元積層技術によるカスタムメイド整形外科用インプラント等に関する評価指標(薬食機参発0925第1号)⁽⁴⁾、積層造形医療機器ガイドライン(総論)⁽⁵⁾が発出されている。これらによって積層造形技術を活用した医療機器の実用化が進みやすい環境が整いつつある。

これらの通知、ガイドラインでは対象材料は金属だけではなく、高分子やセラミックスも含むものであるが、積層造形のメリットが示されている一方で、品質管理の観点、最終製品の非臨床評価の観点、臨床評価の観点で複数の評価すべきことが明示されている。(表2)

当社が積層造形技術を導入し、製品開発に着手したころにはこれらのガイドラインの整備は未整備であったため、医療機器の審査当局である医薬品医療機器総合機構(PMDA)との相談活用や、工学分野、医学分野の専門家からのアドバイス等をいただきながら開発活動を続けるとともに、先述のガイドライン作成などへも参画させていただくことで、承認取得をすることができた⁽¹⁰⁾。

4. 積層造形を用いた医療機器の開発事例

積層造形法の利点は、多孔体/緻密体の一体造形が可能な点、カスタムメイド製品が可能になる点、少量多品種生産、単品生産が容易である点などが挙げられるが、当社ではそれらを利用したいくつかの製品を実用化している。

(1) 人工股関節用寛骨臼コンポーネント GS カップ

人工関節の優れた臨床成績のためには、早期かつ強固に、長期間、骨と人工関節が固定される必要がある。それを実現するためには、素材そのものもつ生体親和性などの「マテリアル因子」、骨と素材間の物理的な摩擦力や、骨組織が侵入してくることにより固着力を得るなどの「形状因子」、人工関節の設置状態などの「手術因子」があると言われている⁽⁶⁾。3Dプリンターではこれまで機械加工などでは実現不可能であった複雑な3次元多孔構造を実現することが可能なため、先述の「形状因子」を制御することにより、優れた

骨結合能を人工関節表面に構築することができるようになった。そこで、当社では3Dプリンターを応用し「GSカップ」(医療機器製造販売承認番号:22600BZX00463000)という製品を開発し、実用化することに成功している。(図2)

この製品には、次の3つの特徴がある。一つ目は骨組織が侵入しやすいとされる数百 μm の多孔構造を有し、それが複層間を連通した構造を有している点である。これにより生物学的に成長した骨組織を孔内に留め、長期的な固着を得ることを期待している。そして、骨組織が侵入してくるまでの数週から数か月間は、物理的に固定させることを期待して、最表層には微小突起構造を設けている。そして、3つ目の特徴は多孔質構造と基材が一体で造形されていることである。従来の骨結合面は、メッシュやビーズの拡散接合、アパタイトなどのコーティングが用いられてきたが、これらには界面が存在するため、剥離のリスクが払しょくできなかったが、当該製品には界面が存在しないため剥離のリスクが存在しない。2018年10月末現在、1,100例を超える臨床使用がされており、今後の優れた臨床成績が期待されている。

(2) 患者個別インプラントと手術器械

人工関節は傷んだ部位を切除し埋植をするが、適切な部位を適切な位置・角度で切除することが重要になることは言うまでもない。しかし、患者個々に骨形状や切除すべき部位は様々であり、骨を切除する精度が人工関節を埋植した後に影響することは想像に難くない。つまり、適切な人工関節の設置のためには適切な骨切除が求められる。一般的な人工関節手術においてはカッピングガイドと呼ばれる骨切除をするための、いわゆる治具のようなものを骨に設置し骨切除を行うが、できるだけ小さな皮切領域から骨全体のアライメントを特定し設置するには、綿密な手術前計画と経験を要する。そこで、手術前に患者のCT画像から適切な骨切除箇所を三次元で設計し、最適な骨切除を可能とする個別の患者用のカッピングガイドを実用化している。これにより、設置精度の高い人工関節置換術が可能になった。そればかりか、手術手技の簡素化により手術時間が短縮される、従来より小さな皮切で手術が可能になるなど、患者・医師の両者にメリットのある手術が可能となった。

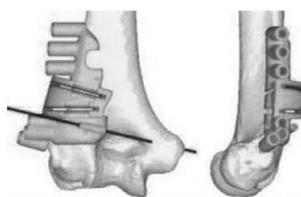


図2 積層造形を利用した寛骨臼コンポーネント GS カップ。

(a) 上肢変形矯正用カスタムメイドプレート



(b) 内反肘矯正骨切りガイド



(c) 大腿骨遠位端/脛骨カッティングガイド



図3 積層造形を利用した(a)患者個別インプラントと(b)(c)各種、カッティングガイド。

この技術は人工関節の設置のみならず、変形矯正骨切り術にも応用され、優れた臨床成績を残している。従来、骨切り術は二次元の単純X線像から術前計画をし、骨切り角度や骨切り量は医師の経験によるところが大きかったが、CTの三次元画像データによる術前計画技術と、積層造形の複雑かつ単一製品の製作技術により可能になったものである。加えて、骨切り術時に使用するカスタムメイドプレートを合わせて使用することが可能になり、手術の精度は格段に向上している。(図3)⁽¹⁰⁾

5. 日本国内の医療産業特有の製品戦略

先にも述べた通り、医療機器として実用化し臨床で使用されるようにするためには、薬機法に基づきそれぞれのクラス分類に応じた許認可を得る必要がある。そのためには適切な評価を実施する必要があるが、前例の無い新材料や新しい概念を有する医療機器は治験が求められることがある。治験を実施する場合には「医療機器の臨床試験の実施の基準に関する省令(GCP省令)」⁽⁷⁾に則って行う必要があるが、これは製造販売業者にとってはコストの面でも開発期間の面でも非常に覚悟のいるプロセスとなる。積層造形においては先述のようなガイドラインの整備が進み、治験を要せずとも実用化が可能な道筋が見えてきたが、製品化を目指す際には初期段階で薬事戦略をよく検討する必要があると考える。

また、医療機器特有のものとして、償還価格いわゆる薬価に対する戦略も重要である。整形インプラント材料は、医療機器として特定保険医療材料として位置付けされている。これは「特定保険医療材料の定義について(平成30年3月5日保医発0305第13号)」⁽⁸⁾により、分野番号・分野名・機能区分名・定義と償還価格が設定されている。例えば、人工股関節ステムについては、骨セメントを用いない「直接固定型」と骨セメントを用いて固定する「間接固定型」で分けられ、そのうち直接固定型にはその表面処理によって、標準型、特殊型の2種類があり、合計3種類の価格が設定されてい

る。それぞれの定義、価格は表3に示すが、製造原価や技術の詳細には関係なく、機能区分で定義された項目のみで価格が決定されるということである。(表3)

もちろん、新規性が高い医療機器については新たに償還価格を設定されること(C区分申請)もあるが、それをするためには新機能、新技術であることを証明し、その医療機器によって医療経済上の効果が証明される必要があるが、その算定根拠を示すことは非常に難しく、すでに存在する機能区分に包含される(B区分)と判断されることが多い。

加えて、この償還価格は二年毎に改定が行われ、価格の再設定と機能区分の統廃合が行われるため、仮にC区分申請で新たな価格を設定できたとしても、ごく数年のうちに他の製品と同様の価格設定になることも少なくない。さらに、超高齢化社会が進む日本においては医療費の増大が進みすぎないようにする医療費適正化の政策からも、償還価格は下落の一途をたどっている。人工股関節用大腿骨ステム(直接固定・間接固定)および大腿骨頸部型髓内釘の例を図4に示すが、2002年の価格水準を100とした際に2018年には46.5となり、16年間で半額以下の価格になった製品もある。本稿では償還価格の見直し・設定の仕組みについては論じないが、医療機器メーカーは市場流通価格に対する戦略を持つことが非常に重要になってくる。さらに、研究開発に取り組む際にはその時の償還価格ではなく、製品化が見込まれる将来の価格と製品販売期間を想定した償還価格に対する戦略をもち、場合によっては製品化後も絶え間ないコスト削減の戦略をとることが、企業としては重要になってくる。特に、治験を実施するような医療機器の場合、10年以上にもわたる開発期間がかかることも珍しくないため、この償還価格に対する戦略はますます重要な意味を持つことになる。

6. おわりに

現在、日本の医療機器産業は輸入過多の状況であり、整形外科インプラントは約82%が海外製品である。つまり、現

準安定ラメラ組織の疲労き裂進展抵抗

小山元道¹⁾,** 野口博司²⁾ 津崎兼彰²⁾

1. はじめに：疲労強度を改善するために

機械構造物を設計する際の材料選択の基準は「材料強度」である。材料強度としては降伏強度，最大引張強度，疲労強度などが挙げられる。多くの鉄鋼材料では，疲労強度がこれら種々ある強度の中で最低値を示すため，安全設計上重要視されている。このため，歴史的に疲労強度の改善が試みられてきたが，**図1**に示す疲労限(10^7 サイクルで壊れない疲労強度)と引張強度の比例関係⁽¹⁾が見出されて以来，材料開発の観点において，引張強度から予測される以上の疲労強度改善を実現することは困難であると認識されている。

この耐疲労鋼創製における閉そく感を打破するために，我々は機械工学と材料工学のスクラムのもと，次の二点に改めて着目した。第一は，疲労強度は他の材料強度と比べて，応力負荷条件⁽²⁾⁻⁽⁴⁾や試験雰囲気⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾などの外部環境や試験片

形状⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾に敏感である，という点である。例えば，応力負荷条件の観点では，繰返し負荷試験特有の実験条件である応力比⁽²⁾⁽³⁾や負荷応力波形⁽⁴⁾，応力振幅などに対する疲労強度の依存性がある。疲労強度に対する試験片形状の影響としては，切欠き寸法・形状依存性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾が大きい他，試験片寸法に対する依存性⁽¹¹⁾⁽¹²⁾が大きいことも特徴である。この観点から， 10^7 回疲労強度(疲労限)のみに注目するのではなく，高応力振幅側の疲労寿命にも焦点をあて，広範な応力振幅に対して優れた疲労寿命を示す耐疲労鋼の実現を目指した。

第二の着眼点は，鉄鋼材料の疲労試験では，たとえ無限に繰返し応力負荷をしても破壊しないとされる疲労限であっても疲労き裂が発生していることである⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。つまり，鉄鋼材料の疲労限は試料の平均特性ではなく，「最弱組織」における「疲労き裂発生後」の「き裂進展停留限界」に対応する。換言すれば，疲労限で発生したき裂の進展速度は負荷繰返し数の増加とともに，最小進展距離である約一原子間距離以下まで低下することを意味している。(仮に小規模降伏条件を満たしているとして)応力拡大係数はき裂長さ増大とともに大きくなることから，き裂の進展とともに伝ば速度が小さくなり，遂にはき裂伝ばが止まることを不可思議に思われるかもしれない。これはき裂進展にともなうき裂先端の硬化およびき裂周辺の応力場変化に起因する⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁸⁾。前者の硬化の観点における我々の最近の試みは別報にて概説しているので合わせて参照されたい⁽¹⁶⁾。後者の応力場変化はき裂閉口現象に起因する。最も典型的なき裂閉口である，塑性誘起き裂閉口について述べる。き裂閉口にともないき裂先端の領域が荷重方向へ塑性変形するため，き裂先端の引張方向変位が拘束されている場合は，塑性域が除荷過程で圧縮応力を受ける。圧縮応力場にき裂が進展すると弾性回復するため，き裂前縁後方の領域に残留引張ひずみが与えられ，き裂面が閉口方向に変位する(**図2(a)**)。この変位により除荷過程でき裂面が接触する荷重点(閉口点)が上昇するので，き裂面接触後の更なる除荷および圧縮過程において，き裂面を圧縮す

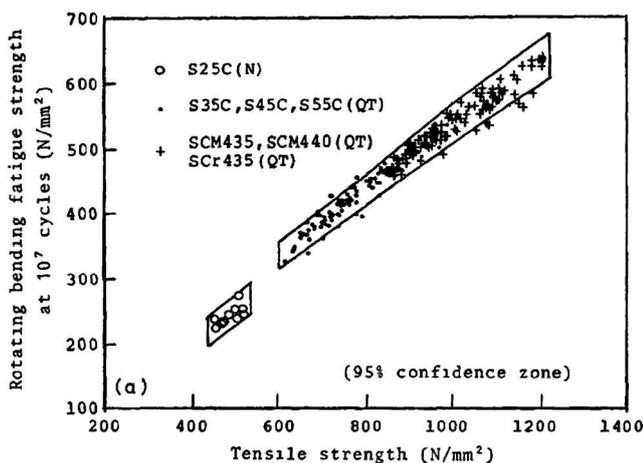


図1 従来鉄鋼材料における引張強度と 10^7 回疲労強度(疲労限)の関係⁽¹⁾。「材料」29巻316号24-29(1980)より転載，Copyright 1979，日本材料学会。

* 九州大学大学院工学研究院機械工学部門；1)助教 2)教授

** 現在：東北大学金属材料研究所；准教授(〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

Fatigue Crack Propagation Resistance in Metastable Laminated Microstructures; Motomichi Koyama, Hiroshi Noguchi and Kaneaki Tsuzaki (Department of Mechanical Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Keywords: fatigue crack resistance, laminated microstructure, metastable austenite, crack roughness, crack closure

2019年1月11日受理[doi:10.2320/materia.58.206]

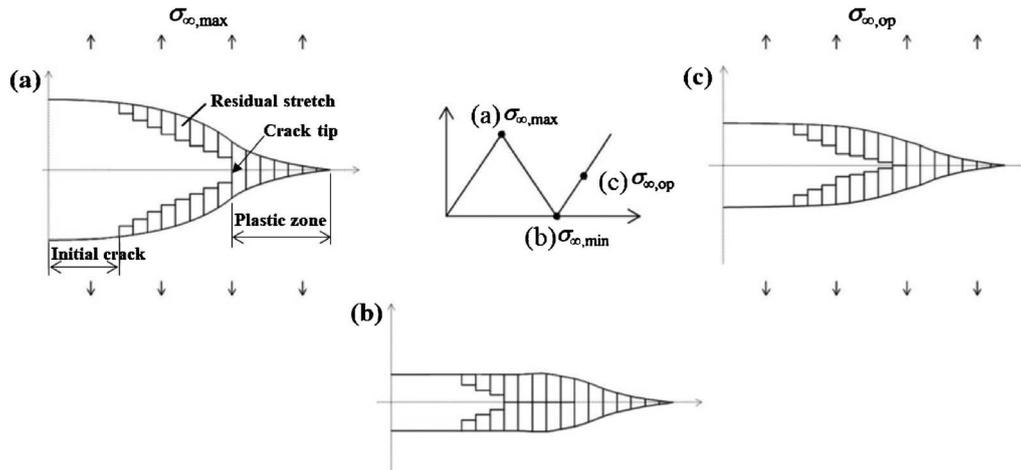


図2 棒要素により表現した疲労き裂進展における変形および残留引張ひずみ分布。(a)き裂開口および進展によってき裂後方に残留引張ひずみが形成する。(b)除荷後に残留引張ひずみが形成している領域でき裂面が優先的に接触し、圧縮応力場を形成する。(c)き裂面にかかる圧縮応力に起因してき裂開口臨界応力が上昇する⁽¹⁸⁾。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 135, 168 (2015). Copyright 2015, Elsevier.”

る応力場が形成する(図2(b))。このき裂面にかかる圧縮応力が次サイクルのき裂開口を妨げるため、より大きな遠方荷重がき裂進展に必要となる(図2(c))。このき裂閉口機構を塑性誘起き裂閉口と呼ぶ^{(15)(17)–(19)}。これは、なぜ疲労き裂が進展してから停留するのかを理解するために最重要な現象である。このき裂閉口現象を金属マイクロ組織設計によって制御し、き裂進展抵抗を改善することを第二の指針とした。

これら二点に基づき選定した金属マイクロ組織を持つ材料が、準安定ラメラ組織を内包する変態誘起塑性(TRIP)マルエージング鋼である⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。本稿では、このTRIPマルエージング鋼のマイクロ組織が示す疲労き裂進展挙動と関連する疲労強度について概説することを目的とする。

2. TRIP マルエージング鋼のマイクロ組織とその特殊性

図3に、鉄鋼材料で観察される種々なマイクロ組織形態の例をTRIPマルエージング鋼のマイクロ組織形態と比較して示す。鉄鋼材料では、熱処理により容易に様々な複相組織を得ることができる。疲労き裂進展の観点において、マイクロ組織の複相化には短所と長所が存在する。短所は、複相化することで最弱組織の降伏強度と試料全体の平均降伏強度の差が大きくなり、引張強度-疲労強度比が低く現れ易い点にある。長所は、き裂が軟質相に沿って進展するため、疲労き裂が屈曲することである。き裂の屈曲は「粗さ誘起き裂閉口」を通じてき裂進展抵抗を高めることが知られる⁽²²⁾⁽²³⁾。粗さ誘起き裂閉口の機構については後述する。このき裂粗さの効果は複相組織がラメラ状に積層することでさらに強化される。例えば、フェライトとセメンタイトの微細ラメラ組織を有するパーライト鋼は優れた疲労き裂進展抵抗を示す⁽²⁴⁾。き裂屈曲とは異なる観点として、軟質相を準安定相とした場合、多くの鉄鋼材料は面心立方構造から体心立方構造への変形誘起マルテンサイト変態を示す。このマルテンサイト変態は体積

膨張型の変態なので、き裂前方の引張方向変位が拘束されている場合、塑性域は変態に由来する圧縮応力を受ける。この圧縮応力場に起因して塑性誘起き裂閉口と類似の機構が働き、疲労き裂進展抵抗を向上させる⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。これを変態誘起き裂閉口と呼ぶ。つまり、硬質相と準安定軟質相のラメラ構造を有する組織では、き裂屈曲とマルテンサイト変態膨張の両方の効果を兼備すると考えられ、高い疲労き裂進展抵抗の発現が期待される。Fe-9Mn-3Ni-1.4Al-0.01C (mass%) TRIP マルエージング鋼は、準安定オーステナイト相とN₂MnAl金属間化合物によって強化された先在マルテンサイト相からなるラメラ組織(準安定ラメラ複相組織)を有しており⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²⁷⁾、上述のコンセプトに基づいて優れた疲労き裂進展抵抗が現れると期待した。また図4に示すように、TRIPマルエージング鋼の準安定相オーステナイトの形態は熱処理時間で制御が可能であり⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²⁸⁾、873 K、1 h熱処理の場合には、ラメラ構造と表記すると語弊があるが、ラメラ構造と同様のき裂進展屈曲を実現するマイクロ組織(伸張粒が積層した複相組織)を作ることにもできる。次節より、TRIPマルエージング鋼におけるマイクロ組織と疲労き裂進展挙動の対応および疲労特性について示す。

3. TRIP マルエージング鋼の疲労特性とその新規性

図5に図3で示した種々鉄鋼材料の応力振幅-疲労寿命線図を示している。ここで、縦軸は異なる強度を有する鋼種間の比較をするため、応力振幅を引張強度で除することで規格化している。TRIPマルエージング鋼の引張特性は表1に示してある。複相組織材(DP鋼：□印)に比べて、複相ラメラ組織材(パーライト鋼：△印)では疲労限に変化がないものの、高応力側でより優れた疲労寿命が現れている。この傾向は、き裂面粗さの効果(粗さ誘起き裂閉口)に由来すると考える。まず、疲労限に対してき裂粗さの影響が小さい理由を述

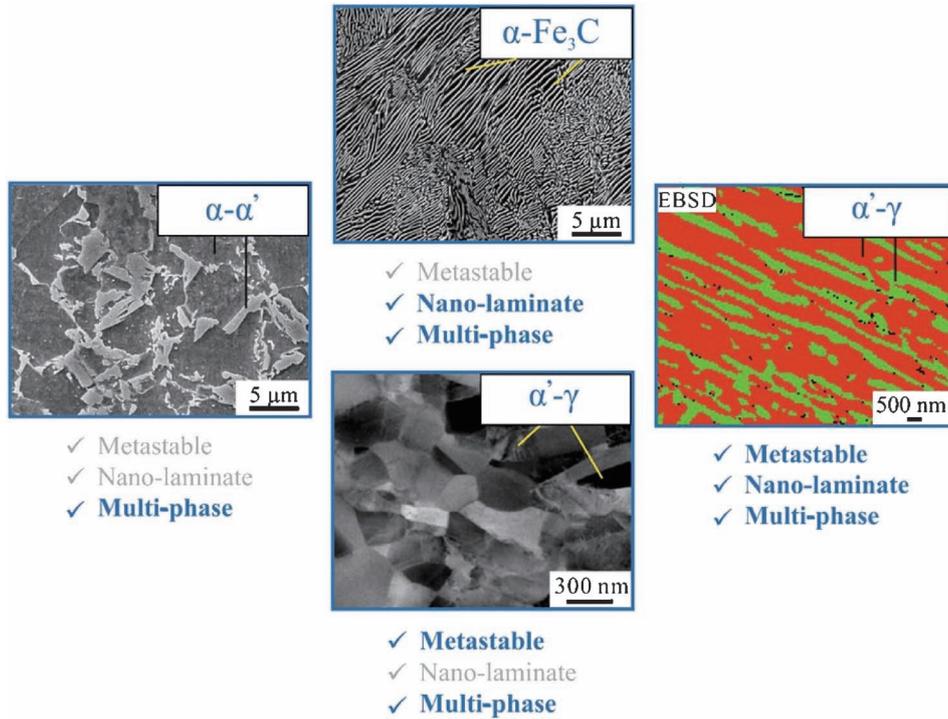


図3 鉄鋼材料で観察される様々な複相組織の例：フェライト(α)-マルテンサイト(α')複相組織， α - Fe_3C ラメラ複相組織， α' -オーステナイト(γ)準安定複相組織， α' - γ 準安定ラメラ複相組織⁽²⁹⁾ “Reproduced with permission from Science, 355, 1055 (2017). Copyright 2017, AAAS.”

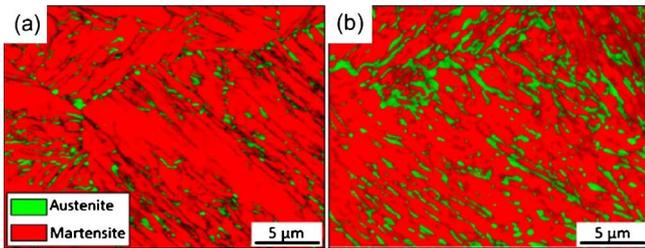


図4 フルマルテンサイト状態(焼入れのまま)からの熱処理時間に伴う TRIP-マルエージング鋼のマイクロ組織変化：873 Kで(a) 1 h および(b) 8 h 保持材の EBSD 相分布図⁽²⁸⁾．“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

べる．上述の通り，疲労限ではき裂が停留する．平滑試料を用いた場合，き裂は結晶粒 1, 2 個程度の長さ分を進展して停留する．ラメラ構造を有するマイクロ組織では，き裂屈曲は結晶粒径以上の単位で起こるため，平滑材の疲労限におけるき裂に対しては屈曲が十分に現れる前に停留してしまい，き裂粗さの効果が現れない．しかし，疲労限より上の応力振幅ではき裂の進展寿命(き裂発生から破壊の臨界き裂長さまでの負荷繰り返し数)が疲労寿命に対応するので，き裂粗さの効果が有効に現れる．一方，準安定複相組織材(TRIP 鋼：×印)では，疲労限に有意な改善がみられる．高応力振幅では全面降伏するため，マルテンサイト変態がき裂閉口に寄与しない．しかし，疲労限近傍ではき裂先端のみで変態膨張が起こるため，き裂閉口現象を促進し，疲労き裂進展抵抗およ

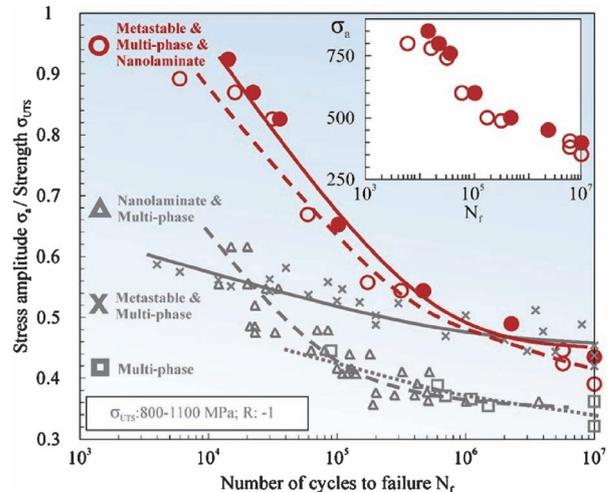


図5 試験応力振幅を引張強度で除した値を破断寿命に対してプロットしたグラフ⁽²⁹⁾．4 種類の金属マイクロ組織を持つ鉄鋼の結果を示している．ここで Metastable & Multiphase & Nanolaminate のデータが TRIP マルエージング鋼に対応する．挿入図は TRIP マルエージング鋼の応力振幅-疲労寿命関係を示す．赤実線(赤●印)が 1 時間熱処理材，赤破線(赤○印)が 8 時間熱処理材に対応する．比較材を含めて材料の引張強度は 800-1100 MPa の範囲である．“Reproduced with permission from Science, 355, 1055 (2017). Copyright 2017, AAAS.”

表1 溶体化処理・焼入れ後に873 Kで異なる時間保持したTRIP マルエージング鋼の室温における引張特性⁽²¹⁾。本データの試験片は平行部長さ5 mmの板であり、試験温度は室温、ひずみ速度は 10^{-3} s^{-1} である。

	0.2%耐力	引張強度	均一伸び	全伸び
As-quench (フルマルテンサイト)	800 MPa	925 MPa	3%	19%
1 h 保持	765 MPa	920 MPa	10%	31%
8 h 保持	670 MPa	897 MPa	17%	33%

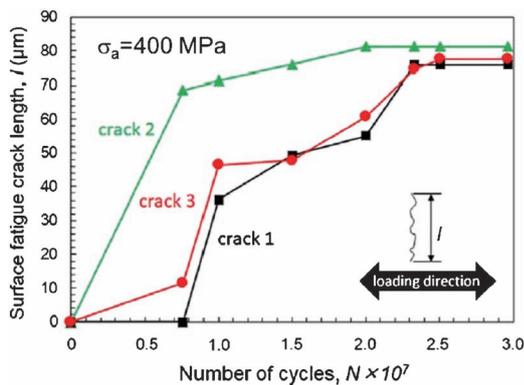


図6 873 Kで1時間熱処理をしたTRIP マルエージング鋼の疲労限(400 MPa)での微小疲労き裂進展挙動⁽³⁰⁾。き裂はあるサイクル数以上で停留している。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

び疲労限を上昇させる。今回注目しているTRIP マルエージング鋼は赤線(赤○●印)に対応しており、準安定複相組織における高疲労限と、複相ラメラ構造における高応力振幅側の優れた疲労寿命を兼備していることがわかる。換言すれば、複数のき裂閉口機構に起因して、TRIP マルエージング鋼の疲労特性は広い範囲の応力振幅に対して優れている、といえる。図6に示すように、従来鉄鋼材料と同じく疲労限においてもき裂は発生しており、高応力振幅の疲労寿命および疲労限の両方が疲労き裂進展挙動に由来していることを確認している。よって、次節より、TRIP マルエージング鋼におけるマルテンサイト変態と準安定ラメラ組織のそれぞれに対応する疲労き裂進展経路の二点に焦点をあてて説明する。

4. マルテンサイト変態をともなう疲労き裂進展：加工硬化と変態誘起き裂閉口

まず、マルテンサイト変態と疲労き裂進展の関係について概説する。初期マイクロ組織をフルオーステナイトとする準安定オーステナイト鋼では、加工硬化⁽³¹⁾⁽³²⁾と変態誘起き裂閉口⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾に起因して優れた疲労き裂進展抵抗が現れる。例えば、図7に示すように、準安定オーステナイトステンレス鋼は、従来疲労き裂停留限界が高いことで知られる熱延まオ

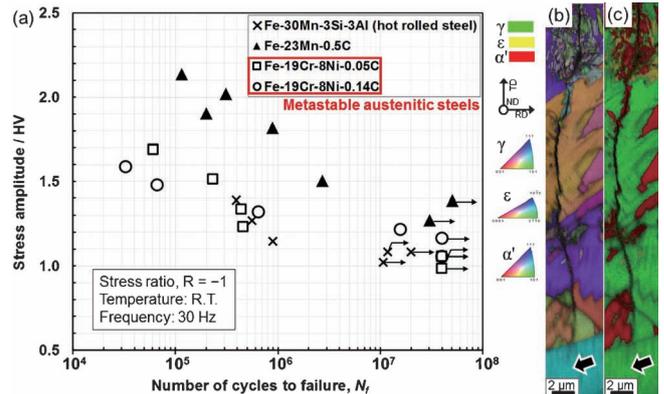


図7 (a)ラメラ構造を持たない準安定オーステナイト鋼の疲労強度⁽³⁶⁾。これらデータを取得するために用いた試料には、微小ドリルと収束イオンビームにより微小欠陥が導入されている。ここでは、応力繰返しによる加工硬化の影響を除くために、縦軸の応力振幅は疲労試験後の硬さで除してある。(b)荷重方向の逆極点図(IPF)マップと(c)相分布図。図中矢印は疲労き裂先端を示している。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 359 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

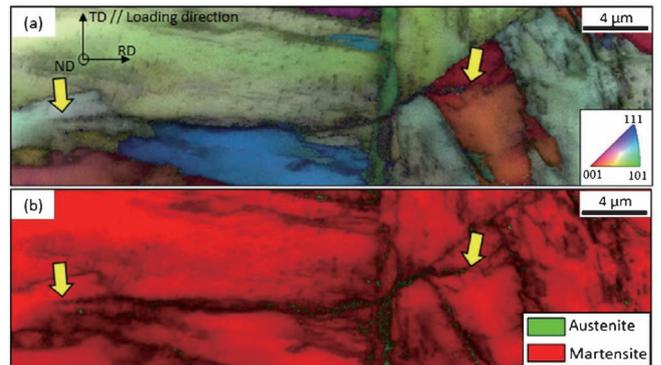


図8 1時間熱処理後のTRIP マルエージング鋼における疲労き裂近傍の(a)荷重方向のIPFマップおよび(b)相分布図⁽²⁸⁾。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

ーステナイト鋼⁽³³⁾や、炭素添加型高Mn鋼⁽³⁴⁾と同等以上の疲労き裂停留限界を有することを確認している。このことからTRIP マルエージング鋼でも同様にマルテンサイト変態膨張がき裂進展抵抗向上に寄与していると考えた。実際、図8に示すように、疲労き裂近傍ではマルテンサイト変態しており、き裂近傍以外ではオーステナイトが残存していることを確認した⁽²⁹⁾。しかし、準安定オーステナイトを有する複相組織を疲労き裂進展抵抗向上に活用する場合は、複相鋼特有の考慮すべき点がある。つまり、単相オーステナイト鋼では疲労き裂先端の塑性域全面でマルテンサイト変態が起こるが、複相鋼では変態が塑性域内のオーステナイト領域に限られる点に留意が必要である。き裂先端の塑性域においてマルテンサイト変態が起こると、旧オーステナイト領域に圧縮応力を形成する。しかし、微小疲労き裂に対してこの圧縮応

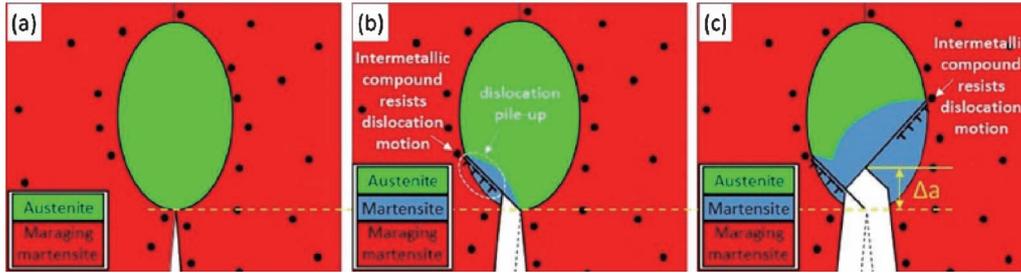


図9 準安定オーステナイトへ疲労き裂が進展した場合のマイクロ組織変化を示す模式図⁽³⁰⁾。黒点は金属間化合物を示している。(a)き裂先端がオーステナイトに存在し、(b)き裂の開口とともに変形誘起マルテンサイト変態が起こる。ここで変態は膨張型であり、炭素を含まないために生成マルテンサイトは軟質である。変形は硬質なマルエージングマルテンサイトとの界面で抑制され、(c)オーステナイト粒内で変形/変態が拡大する。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

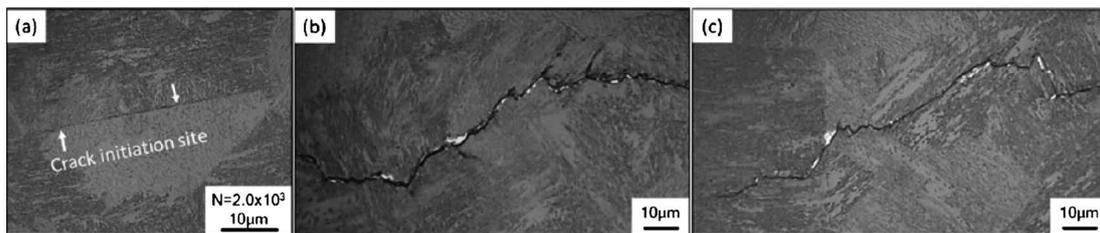


図10 8時間熱処理後のTRIPマルエージング鋼における(a)旧オーステナイト界面に沿った疲労き裂発生および(b)ラメラと交差するき裂伝ぱと(c)ラメラに沿うき裂伝ぱ⁽²⁸⁾。ここで、白黒コントラストがラスマルテンサイトの組織単位の一つであるブロックに対応している。オーステナイト/マルテンサイトラメラの配向方向はこのマルテンサイトブロックの伸長方向に平行である。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

力場が有効にき裂面に変位を与え、き裂閉口に寄与するためには、圧縮応力場をき裂が迂回せずに変形誘起マルテンサイトの領域内を進展させる必要がある。つまり、変形誘起マルテンサイトは、準安定オーステナイトを囲んでいる先在組織(相棒相)よりも軟質である必要がある。TRIPマルエージング鋼は873K熱処理で生じるNi₂MnAl金属間化合物によって先在マルテンサイトが著しく強化されている⁽³⁵⁾ので、変形誘起マルテンサイトよりも硬質であり、き裂は変形誘起マルテンサイトの中を進展する。この過程を模式的に図9に示す。まとめると、TRIPマルエージング鋼は「準安定オーステナイト」と「変形誘起マルテンサイトより硬質な先在マルテンサイト」の組み合わせによって変態誘起き裂閉口の効果が有効に発現したと考える。

5. ラメラ構造に関わる疲労き裂進展

(1) ラメラと交差するき裂進展：塑性変形抵抗上昇とき裂面摩擦

図10にTRIPマルエージング鋼の疲労き裂進展挙動を示す。き裂は介在物または旧オーステナイト界面から発生し(図10(a))、ラメラと交差して進展する場合(図10(b))とラメラに沿って進展する場合(図10(c))がある。ラメラと交差して進展する場合は、多くの異相界面、マルテンサイトブロック界面ならびに金属間化合物で強化された先在マルテンサ

イトを貫通する必要があるため、強い塑性変形抵抗が生じ、き裂進展速度が低下する。また、き裂がラメラと交差する場合は、き裂面がサブμmスケールの粗さを伴うことも観察されている⁽²⁹⁾⁽³⁷⁾。このような小さな粗さは、「き裂面摩擦」の観点から重要である(粗さ誘起応力遮蔽効果と呼ばれる⁽³⁸⁾)。つまり、ラメラとき裂が交差する場合は、多数の界面/析出物と転位の相互作用による塑性変形抵抗とサブμmスケールのき裂面粗さによる摩擦の二点がき裂進展抵抗に寄与すると考える。

(2) ラメラに沿うき裂進展：粗さ誘起き裂閉口

前節で説明した通り、ラメラ組織の配向方向がき裂進展方向と大きな角度差を有する場合、ラメラ組織とき裂が交差するためには大きな塑性変形抵抗を上回るき裂進展駆動力が必要となる。この大きな塑性変形抵抗を避けるために疲労き裂が迂回して進展する場合は、図10(c)に示したように、き裂がラメラに沿って進展することとなる。このラメラに沿ったき裂進展は、大きく屈曲するため、粗さ誘起き裂閉口⁽²²⁾⁽²³⁾の発現を助長すると考える[†]。ここで、粗さ誘起き裂閉口の機構について概説する。き裂面に粗さをともなう疲労き裂進

[†] 前述した、先在マルテンサイトが変形誘起マルテンサイトよりも硬いという点は、このラメラに沿ったき裂進展を助長するためにも重要である。

展において、き裂先端の変形によるき裂面対のずれが有意であった場合(図11(a)), 除荷過程においてき裂面の一部が早期接触することになる(図11(b)). き裂面の早期接触は、更なる除荷によってき裂面に圧縮応力を与えるため、次サイクルの開口時に必要な遠方荷重または応力拡大係数が大きくなる。換言すれば、ある遠方荷重およびき裂長さにおけるき

裂進展駆動力が小さくなるため、疲労き裂進展速度が遅くなる。金属間化合物による先在マルテンサイトの強化は、ラメラとき裂が交差する場合の塑性変形抵抗を高めるだけでなく、ラメラに沿ったき裂進展をする場合もき裂屈曲のガイドとなることで粗さ誘起き裂閉口を助長する役割があると考えられる。つまり TRIP マルエージング鋼におけるラメラ構造は、高い塑性変形抵抗と粗さ誘起き裂閉口の複合効果により、様々なき裂とラメラ配向方向の組み合わせに対して高い疲労き裂進展抵抗を与えている。加えて、図4(a)のようにラメラ組織中の準安定オーステナイトがミシン目状に不連続となった場合、さらに疲労き裂進展抵抗が上昇する。疲労き裂が軟質である準安定オーステナイトを選択的に進展し(図12(a)), オーステナイトの伸長方向に沿って変形誘起マルテンサイト中を進展する点は変わらない(図12(b)). しかし、不連続な形態となると、次のオーステナイトにつながるま

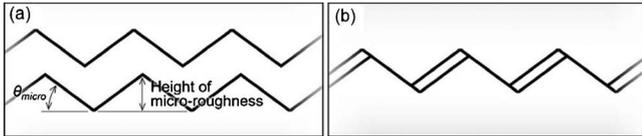


図11 粗さ誘起き裂閉口の模式図⁽²²⁾⁽³⁷⁾. (a)粗さがあり、かつ上下き裂面の対がき裂先端の変形によりずれた場合、(b)応力除荷時に早期のき裂接触が起こる。

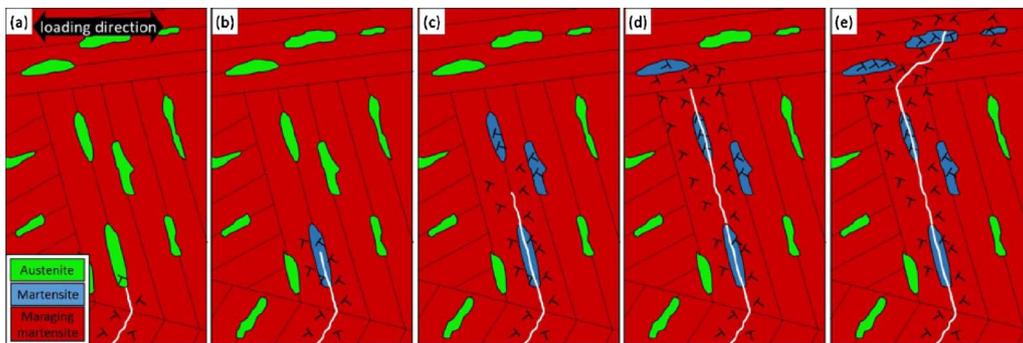


図12 873 K, 1 h 熱処理した TRIP マルエージング鋼における疲労き裂進展を示す模式図: (a)オーステナイトへのき裂進展, (b)変形誘起マルテンサイト中の進展, (c)ラス界面に沿ったマレージングマルテンサイト中の進展, (d)ミクロ組織界面でのき裂進展の減速, (e)ラメラ配向方向に対応したき裂の屈曲⁽³⁰⁾. “Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

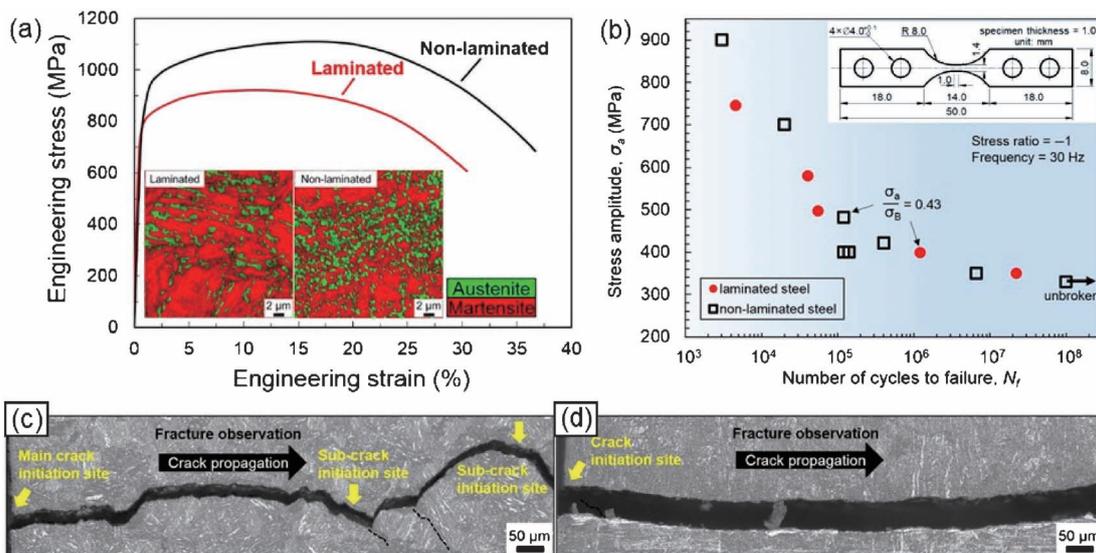


図13 ラメラ構造の有無による(a)応力ひずみ応答および(b)疲労強度の変化. (c)ラメラ材および(d)非ラメラ材での応力振幅-引張強度比0.43におけるき裂面粗さの違い⁽⁴¹⁾. “Reproduced with permission from Metall. Mater. Trans. A, Published online, <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5081-6>. Copyright 2019, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International.”

で、硬質なマルエージングマルテンサイト中をき裂は進展する必要がある(図12(c)). この点を詳述すると、伸長したオーステナイト粒がマルテンサイト界面に沿ってミシン目状に配置されている場合、このオーステナイト粒の列がき裂進展のガイドとなるため(図12(d),(e)), オーステナイトが完全なラメラ形態をとる場合と同様のき裂面粗さが現れることを確認している。つまり、ミシン目状にオーステナイト粒が配置されている場合は、オーステナイトが完全なラメラ状に存在する場合と同等なき裂面粗さを有するとともに、マルエージングマルテンサイトを進展する分だけ平均のき裂進展抵抗が上昇する。この効果とオーステナイト粒径が小さくなること(有効結晶粒径の微細化)の二つに起因して、疲労強度を引張強度で規格化した疲労限は、873 K, 1 h 熱処理をした TRIP マルエージング鋼の方が 8 h 熱処理したものより高い(図 5)。

また、き裂面粗さの重要性は、同化学組成、かつ同程度の変態量を有する非ラメラ TRIP マルエージング鋼の疲労強度と比較することで明瞭に見て取ることができる。図13(a)にラメラおよび非ラメラ組織を有する TRIP マルエージング鋼の応力ひずみ曲線と変形前金属組織を示す。非ラメラ TRIP マルエージング鋼では、873 K 熱処理前に冷間加工を施すことで、熱処理後の準安定オーステナイトを微細かつ均一に分散させている⁽³⁹⁾。非ラメラ材では結晶粒が微細となるため、粒界強化によりラメラ材よりも高い引張強度を実現している⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾。しかし、図13(b)に示すように、その高い引張強度にもかかわらず、疲労強度にはラメラ材と非ラメラ材でほとんど差が現れない⁽⁴¹⁾。つまり、疲労強度-引張強度比はラメラ材の方が高い。この原因はき裂面粗さの違いにあり、図13(c)と(d)の比較からわかるように、非ラメラ材ではき裂面粗さがほとんど消失している。この事実から、疲労強度におけるき裂面粗さの重要性が再確認できる。

6. おわりに

本稿では、ミクロ組織制御による疲労特性改善の指針の一例を示した。材料工学の知見に基づき、ミクロ組織を疲労特性改善に活用するためには、き裂閉口現象という力学現象を理解し、それらが部材形状、外部環境によって如何に変化するかを理解することが鍵であった。ある条件で安全であったものが他の条件で同じく安全であるとは限らず、この危険性の把握にはマクロな力学解析の助けが不可欠である。一方、機械工学の観点においても、ミクロ組織設計の理解に基づくマクロ構造設計を志すことで、より精緻な材料選定と品質管理、より確かな構造設計を可能とする。特に、水素環境など経験値の低い環境で構造設計をする場合、ミクロ組織の理解がリスクの査定に重要な価値を生み出す。今回のように、力学とミクロ組織学の連携で見いだされた材料特性向上を好例として、種々の環境における材料開発および安全構造設計が今後も継続される中で、機械工学と材料工学の真の連携が実現達成されると確信して、筆をおく。

本研究の多くは、著者の研究室にて博士課程を過ごし、2018年3月に博士の学位を取得した張昭(Zhao Zhang)君の研究成果に基づいている。また、Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH の Prof. Raabe, Dr. Ponge, Dr. Wang, Massachusetts Institute of Technology の Prof. Tazan らとの連携のもと達成された成果である。この場を借りて深謝する。また、本研究の一部は、JSPS 科研費 基盤 S (16H06365)の助成を受けて遂行されたものである。

文 献

- (1) 西島 敏: 材料, 29(1980), 24-29.
- (2) M. Klesnil and P. Lukáš: Mater. Sci. Eng., **9**(1972), 231-240.
- (3) S. Hamada, T. Kinoshita, K. Morishige, K. Hayashi, T. Ishina and H. Noguchi: Int. J. Fatigue, **56**(2013), 86-94.
- (4) M. R. Bache: Int. J. Fatigue, **25**(2003), 1079-1087.
- (5) S. Suresh, G.F. Zamiski and DR.O. Ritchie: Metall. Mater. Trans. A, **12**(1981), 1435-1443.
- (6) 大西洋輔, 小山元道, 佐々木大輔, 野口博司: 鉄と鋼, **101**(2015), 605-610.
- (7) Y. Onishi, M. Koyama, D. Sasaki and H. Noguchi: ISIJ Int., **56**(2016), 855-860.
- (8) Y. Ogawa, S. Okazaki, O. Takakuwa and H. Matsunaga: Scripta Mater., **157**(2018), 95-99.
- (9) 濱野泰明, 濱田 繁, 野口博司: 鉄と鋼, **101**(2015), 552-558.
- (10) Y. Hamano, M. Koyama, S. Hamada and H. Noguchi: ISIJ Int, **56**(2016), 1480-1486.
- (11) A. Carpinteri, A. Spagnoli and S. Vantadori: Int. J. Fatigue, **31**(2009), 927-933.
- (12) M. Koyama, H. Li, Y. Hamano, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Eng. Fail. Anal., **72**(2017), 34-47.
- (13) M. Koyama, B. Ren, N. Yoshimura, E. Sakurada, K. Ushioda and H. Noguchi: ISIJ Int., **57**(2017), 358-364.
- (14) 小山元道, 任博 泓, 吉村信幸, 桜田栄作, 潮田浩作, 野口博司: 鉄と鋼, **103**(2017), 660-666.
- (15) N. Fukumura, B. Li, M. Koyama, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Theor. Appl. Fract. Mech., **90**(2017), 193-202.
- (16) 小山元道: まてりあ, **56**(2017), 458-461.
- (17) W. Elber: Damage tolerance in aircraft structures, ASTM International, (1971), 230-242.
- (18) N. Fukumura, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Eng. Fract. Mech., **135**(2015), 168-186.
- (19) B. Li, M. Koyama, S. Hamada and H. Noguchi: Eng. Fract. Mech., **182**(2017), 287-302.
- (20) M. M. Wang, C. C. Tazan, D. Ponge, A. Kostka and D. Raabe: Acta Mater., **79**(2014), 268-281.
- (21) M. M. Wang, C. C. Tazan, D. Ponge, A. C. Dippel and D. Raabe: Acta Mater., **85**(2015), 216-228.
- (22) S. Suresh and R. O. Ritchie: Metall. Trans. A, **13**(1982), 1627-1631.
- (23) R. Pippan, G. Strobl, H. Kreuzer and C. Motz: Acta Mater., **52**(2004), 4493-4502.
- (24) G. T. Gray, J. C. Williams and A. W. Thompson: Metall. Trans. A, **14**(1983), 421-433.
- (25) A. G. Pineau and R. M. Pelloux: Metall. Trans., **5**(1974), 1103-1112.
- (26) Z. Mei and J. W. Morris: Eng. Fract. Mech., **39**(1991), 569-573.
- (27) M. Wang, C. C. Tazan, M. Koyama, D. Ponge and D. Raabe: Metall. Mater. Trans. A, **46**(2015), 3797-3802.
- (28) Z. Zhang, M. Koyama, M. M. Wang, K. Tsuzaki, C. C. Tazan and H. Noguchi: Int. J. Fatigue, **100**(2017), 176-186.
- (29) M. Koyama, Z. Zhang, M. Wang, D. Ponge, D. Raabe, K.

研究所紹介

名古屋大学ナノテクノロジー プラットフォーム微細構造解析 チームの紹介

～電子顕微鏡を用いた研究支援と原動力とな
っているスタッフたち～

名古屋大学 未来材料・システム研究所
超高压電子顕微鏡施設

中尾知代

名古屋大学超高压電子顕微鏡施設では、文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム微細構造解析プラットフォーム事業(以下、微細構造解析 PF と略す)を実施しており、筆者はこの事業が開始されて少し経過した2014年から参画してきた。電子顕微鏡とは全く縁もゆかりもなかった筆者が名古屋大学の超高压電子顕微鏡施設で働くことが決まったとき、誰よりも喜んだのは祖父である。ゆっくりとした動作で“電子顕微鏡”という語を広辞苑で調べ、こう言った。「電子でものをみるなんて、おじいちゃんにはよくわからんけど、一体何をみるのかね？」これから働こうとしている職場は何をウリにしているのか？彼はそこを突いてきたのである。世の中のどのようなニーズに対応し、どのようなサービスを提供しているかということについてすぐに答えることができなかつたことで、この素朴な問いかけが一瞬にして私を不安へと導いたことを記憶している。この事業に携わって4年が経過した。未だ経験や技術など様々な面で至らぬことが多いのだが、電子顕微鏡を使って身の回りに存在する“小さい”世界を覗いた時、なんとも言えない感覚に陥ることが多々ある。ナノスケールレベルで“みる”ということがどんなに特別で並外れたことであるかについて、ひっそりとした興奮を感じながらその瞬間に立ち会っているせいなのかもしれない。今回、恐れ多くも若輩者である筆者が自らの働く環境について紹介する機会を頂いた。右も左もわからなかった私が電子顕微鏡その他諸々の試料作製装置群を使って曲がりなりにも仕事としてなんとかやってきているのは、まさに働く環境そのものに秘密がある。本稿では、名古屋大学における微細構造解析 PF 事業とその支援の主力になっている装置・それら装置をオペレーションするスタッフについてご紹介しながら、当施設の魅力について紹介させていただければと思う(図1)。

この施設では、1000 kV 反応科学超高压電子顕微鏡をはじめとした高性能電子顕微鏡群による観察・分析支援事業を実施している。常駐している人員は、事務職員2名、技術職

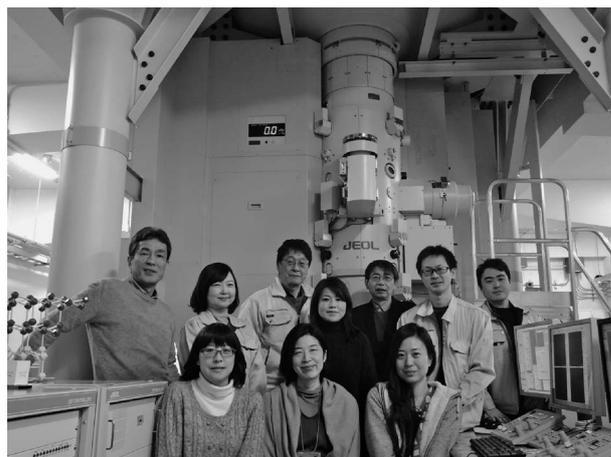


図1 「名古屋大学 超高压電子顕微鏡施設で働くスタッフ」超高压電子顕微鏡の前にて。

後列：左から、武藤俊介教授、中野美恵子事務、荒井重勇特任准教授、太田慶子事務、山本剛久教授、樋口公孝技術職員、山本悠太技術職員。

前列：技術補佐員の榎本早希子、中尾知代(筆者)、雪田千恵子。

員2名、特任教員、施設長、副施設長、そして筆者のような技術補佐員3名を含めた10名ほどで、その他多くの先生方や学生が施設を利用し、電子顕微鏡群を共用している。微細構造解析 PF の事業発足から7年目を迎えようとしている現在、民間企業、他大学、公的機関からの外部利用者は年々増加傾向にあり、新規利用者・リピート率共に増えている。昨年度の成果公開件数は100件以上に達し、そのなかの約20件は、近年増加傾向にあるバイオ・高分子に関連している。過去に支援事例が極めて少なかった新たな分野にも挑戦しながら、幅広く技術支援に対応している。ナノテクノロジープラットフォーム事業では、毎年3000件を超す事業全体の課題の中から特に秀でた利用成果を6大成果として選出している。我々のチームはこの6大成果に3年連続して選ばれており、2016年度には最優秀賞「超高効率水素製造光触媒を実現した新奇薄膜構造の発見とその構造解析」を、2017年度には「塩ストレス下におけるイネ葉の葉緑体の三次元構造解析」を、そして2018年度には「次世代半導体用配線接合材料の高機能材料開発」という支援事例で受賞を重ねるのはちょっとした自慢である。また、支援実施者の技術貢献に対する表彰制度もあり、2016年度に荒井重勇特任准教授が優秀技術賞、山本悠太技術職員が若手技術奨励賞に、そして2017年度には樋口公孝技術職員が若手技術奨励賞に輝いた。高度な技術支援が実施できるのは、専門的な知識で案件ごとにアドバイスして下さる先生方や、経験豊富で卓越した技術を有しているスタッフがいてというのは不可欠な要素である。そして知識と技術に加えて、我々のチームの特徴は、装置管理・運営から試料作製、観察、分析、評価まで役割を分担し、かつ連続的に各段階に加わることで、総合的にチームで依頼案件に対応していることが挙げられる。つまり、スタッフ全員が各作業レベルに応じて技術を習得しやすい環境のもと、互いに切磋琢磨し協力し合いながらニーズに

応えられる体制を日々構築しており、このことが利用成果の評価へと繋がっているのである。

具体的に当施設の共用装置として研究機関に開放している代表的な電子顕微鏡群について以下に紹介する。

(1) 反応科学超高压電子顕微鏡：JEM-1000K/RS

反応科学超高压電子顕微鏡の大きな特徴は、試料周囲に様々なガスを最大0.1気圧まで導入可能なように設計されていることである。大型電子顕微鏡では世界で唯一の機能を有している装置である。この革新的なガス導入システムによって、金属の酸化・還元過程や、触媒反応などの化学反応を原子レベルで動的にその場観察することが実現できる。2000年代に入り、200~300 kV クラスの透過電子顕微鏡において収差補正装置を搭載した新しい装置が登場し原子レベルの超高分解能観察技術が著しく進歩する中、加速電圧が1000 kV を超える大型装置の超高压電子顕微鏡も厚い試料中の転位観察や生物試料の立体観察など、他の電子顕微鏡では観察が困難な研究分野で成果をあげその存在意義を失わないように施設として努力している。40年以上にわたり超高压電子顕微鏡に関わってきた荒井特任准教授は、超高压電子顕微鏡による研究支援についてこう話す。「超高压電子顕微鏡でできることは非常に多くあります。例えば厚みのあるサンプルの観察は200 kV クラスの電子顕微鏡と比較して10倍程度の厚さまで対応できます。また、ガス実験やSTEM EELS マッピングなど分析も得意です。一方、操作については付属の装置が多く全て機能しているのか確認しながら実験を進めることに注意しなければいけません。研究支援では、持ち込まれるサンプルは多種多様であり実験内容も日替わりです。色々できるからこそ、まず、利用者の要望を把握可能な限り詳細な打合せを実施するように心掛けています。利用者の電子顕微鏡の経験レベルや専門性、目的もそれぞれなので、相手の立場に立って技術的なアドバイスを提案することが一番難しいところですよ。」

(2) 高速加工観察分析装置：MI-4000L(FIB-SEM)

FIB(Focused Ion Beam)による切削とSEMによる加工面の観察をコンピューター管理で繰り返し行うことで連続断面像を取得し、試料の微細構造を立体構造として再構築するCut&See技術は、次世代の構造観察技術として大きな期待が寄せられている。当施設の高速加工観察分析装置は、そのようなFIB-SEMの中でもFIBのイオンビームの軸方向とSEMの観察方向とが直交して配置されているいわゆる直交型タイプであることから、FIB加工により作製した断面に対して、その垂直方向からSEM観察を行うことができるのが最大の特徴である。この特徴は、Cut&Seeにおける連続切片像取得時のSEM観察で非常に有利であり、例えば、3次元再構築時に構築される領域が小さく制限されてしまうことが無い。また、試料深さ方向には、数nmピッチでの切削が可能であるため、ナノスケールレベルでの高品質な3次元再構築像を実現することもできる。近年、試料の構造を理

解するために3次元観察の有用性が高まっている。我々のチームでも、この装置を使って、材料系のみならず生体試料の形態学および分子生物学的な研究支援を行っており、先生方や技術職員のサポート・指導のもと利用者のニーズに寄り添いながら最善を尽くして一つ一つ課題に取り組んでいる。観察技法に正解がないだけに、実際には大いに課題に苦しめられる現実もある。例えば、FIBの切削条件を設定するノウハウの蓄積は、一朝一夕で成しえるものでなく、参考にできる情報が少ない初めての試料では、スムーズに観察などが行えないといったことは日常茶飯事である。そのような中で、皆がチャレンジしていく前向きな姿勢を大切にしている。失敗を恐れず新たな工夫を考え実行しながら、従来のTEMによる平面観察のみでは得ることができなかった知見をこの直交型FIB-SEMによって獲得してきた。他機関にはない名古屋大学微細構造解析PFのオリジナリティを表現するに欠かせない装置である。

多くの研究においてそうであるように、電子顕微鏡を用いた研究支援においても実験をして結果を分析・解析・考察するという一連の流れを繰り返しながらデータを構築していくことがあるかと思う。そして、同時にこの電子顕微鏡を観察ツールとしてきた/している分野において、実験・観察により予期せぬ結果が得られたということもやはり多く起こっているかと思われる。大学機関という公的な環境を生かし、最先端の計測を行うことや、多種多様な材料を対象に新しい知見を輩出し続けることは、当支援事業の魅力の一つに違いない。しかしながら、働く環境として自身の職場を見つめたとき、充実感や達成感を持って日々の業務に望める土台になっているものは、過去に学ぶ精神を大切にしつつ、常に時代の最先端に行く可能性を秘めたアイデアに期待することのできる環境そのものにあるのかもしれない。名古屋大学微細構造解析PFには、記述した以外にも多くの共用装置があり⁽¹⁾、大学や企業などが利用することが可能である。電子顕微鏡を使ったことがない、得られた結果の解釈に困っているなど、利用者それぞれのニーズに合わせて対応しているので、ぜひ支援の際はお問い合わせいただきたい。技術相談のみも歓迎している。

最後に、ナノテクノロジープラットフォーム事業の共用設備を利用する分野が拡大し、新たな研究が新しい発展を遂げられるように、名古屋大学微細構造解析PFチームは今後も邁進していきます。今後とも皆様からのご指導ご鞭撻を賜りますよう、よろしくお願い申し上げます。

文 献

- (1) 文部科学省「ナノテクノロジープラットフォーム」高性能電子顕微鏡による反応科学・ナノ材料科学研究支援拠点：<http://nanoplat.nagoya-microscopy.jp/>

(2019年1月15日受理)[doi:10.2320/materia.58.214]
(連絡先：〒464-8603 名古屋市千種区不老町)



Beyond Disciplines —融合を促進する R&D システム・インフラプラットフォーム—

国立研究開発法人科学技術振興機構；

研究監・総括ユニットリーダー

永野 智己

過去30年間で、いわゆる“日本の研究室”の行動様式はどれだけ変わっただろうか。いずれの分野においても、科学の発展段階に伴って研究の対象はより複雑化し、例えばナノテクの進展に伴い物質の複雑な構造や機能を原子・分子レベルで制御することができるようになってきたし、ゲノム編集や幹細胞技術によって、生命の再定義にも迫らんとする研究がおこなわれている。その際、高度な実験機器と、膨大な実験回数、同時に生じる実験ビッグデータを処理するコンピューティング能力の保有が、研究を進展させ、世界の研究競争において決定的な差をもたらすことが自明となりつつある。にもかかわらず、今日の日本の研究室の日々の行動様式は、多くの機関でそこまで変わっていない。これには二つの背景がある。一つは、科学技術関係予算が頭打ちの状況にあるなか、一単位研究あたりに必要なリソース・コストは増えているのだが、一人あたりの研究予算は増えない(か減る)構造にある。したがってマクロに見れば、同じやり方では研究成果

の生産量と生産性は向上しない。もう一つは、研究の方法論そのものにある。すなわち、主要国では先端機器やコンピュータ、データと処理ソフト、実験方法の標準化(サンプル標準や測定標準)も含め、ハブ拠点を設けて共通化する仕組み構築が90年代後半から進んだ。一方、日本では研究室ごとに、PIごとに申請された公的研究費によって導入するスタイルが常態化し、研究室や分野がタコソボ化した面がある。世界各地でこのように共通化されたハブは、産学官連携と融合領域を拓く共鳴の場・土壌として存在感を発揮するようになり、いわばITプラットフォームさながらのR&Dプラットフォームとして、研究推進・競争力の源泉となっている。さらに最近では、膨大な実験を自動化するロボット実験機器の導入も進む。今、研究スタイルは大きく変わる時期にきている。こうした動きに対応すべく、ディシプリンごとの縦割り構造を自ら飛び越える人材の育成や、リベラルアーツとしての数理・データ科学の基礎が必須であることは論をまたない。各々の研究者は自らを、実験家、理論家、計算科学者、そしてデータサイエンティストのいずれかであると称する。しかし、求められるのはこれらのどれかだけではなく、総動員するスタイルであろう。そう、“Beyond Disciplines”の行動を。もちろん各々には得手/不得手、専門/非専門が当然あるのだが、自らの不得手や非専門を、新たな研究の地平に踏み出さない理由にはならないだろう。個で臨めないとき、集団でもって初めて取り組めることや前進することができる難問に目を背けてはならない。これを研究環境の観点からみると、R&Dの投資効率を最大化する研究環境へのアクセスが決定的に重要となる。例えば、高性能電子顕微鏡や放射光施設を始めとする最先端の計測分析機器へのアクセス、ナノスケールでの物質制御やデバイス作製を可能にする

これまで	今、そしてこれから
所有 (ヒト・モノ・カネ)	シェア (ヒト・モノ・カネ・チエのサイクル)
縦割り・タコソボ	横串・融合
クローズ	オープン (&クローズのバランス)
アナログ/バラバラのプロジェクト	デジタル/NW・プラットフォームベース
ナショナル・リージョナル	グローバル・インターナショナル
自分の視点・課題	ユーザーの視点・課題
自分の研究に投資 自分たちが大事	ユーザーの問題解決に必要な投資 ユーザーが大事
公的資金頼み、プロジェクトの切れ目 = 仕組みも人も雲霧消	財源多様化、適切な利用料金で 持続経営 = 価値を蓄積し再投資・成長
価値は成果フロー至上主義 /何が何件出たか	価値の源泉はストックにあり /これから生み出す力が増大しているか
特定分野の研究者が一番、 狭く伝統的領域を深く	高度技術人材、支援人材との協働、 多様な専門性のコラボで新領域開拓
意識改革を叫ぶ	なによりもまず行動改革から

研究開発活動に変革をもたらす → 新しい研究開発の文化へ

研究開発投資効率を最大化するプラットフォーム。

微細加工や合成装置群, これら機器を自在に操る専門技術を有するエキスパートと, 彼ら彼女らの持つ知・ノウハウへのアクセス, さらに数十万原子・分子集団のシミュレーションを担う第一原理計算/分子動力学計算に用いるコンピュータへのアクセス, データから目的の機能や構造を実現するためのソフトウェア等のデータ科学ツールの使用. このような先端研究インフラは, その性能を最大限引き出すことを可能にする専門人材の充実と一体不可分で考えなくてはならない. いくつかの場所へ集中的に整備・蓄積し, プラットフォームとして各地のユーザーが最短で利用することが, 戦略上重要となる. またそのような場を, 多様な専門性と課題を持つ者とが, 産学連携と融合を拓く共鳴の場として, スキル習得やレベルアップの土壌として育てていくことが肝要である. これは材料分野やナノテクに限った話ではない. ライフサイエンスやその他の分野ではより遅れている. 今後の課題として以下を提案したい.

- R&D プラットフォームを核にした, 国内外の研究者・技術者・事業家のエコシステム形成
- 機器の技術世代更新や開発を加味した戦略的調達と, 財源を多様化した経営的オペレーションの実現
- ハブとなるオープン型拠点の構築と, その持続成長を妨げ

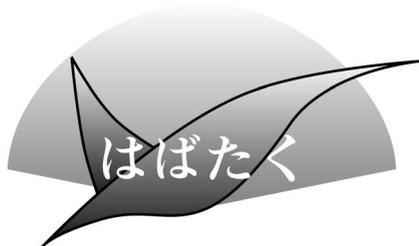
る資金管理規則(や自己規制), 雇用制度(契約, 評価・処遇, クロアボ等)の改革

- 構想段階から ELSI/RRI(倫理的, 法的, 社会的諸問題/責任ある研究・イノベーション)に取り組み, 組織やプロジェクトの活動予算において, 常に数%を投じる
- 研究者, 特に若手が融合・横断テーマに挑戦しやすい組織と仕組み・環境整備
- 上記に応じて大学や研究機関が自ら変わろうとする組織変革や人事評価制度の導入と, その基盤構築経費のサポート

これらいずれも構造的な課題に手を打たないまま, 世界と伍して研究成果創出の生産性を挙げることや, 異分野融合を開拓していくことは叶わない. 研究システム・ラボ改革, 融合を促進する R&D インフラ・リソースのプラットフォーム化は, 研究開発投資効率を最大化させるための本丸である.

文 献

- (1) JST CRDS: 「Beyond Disciplines —JST/CRDS が注目する12の異分野融合領域・横断テーマ(2018年)—」 CRDS-FY2018-RR-02.
(2019年1月7日受理)[doi:10.2320/materia.58.216]
(〒102-0076 東京都千代田区五番町7)



毒性学の父にならって

東京医科歯科大学大学院医歯学総合研究科
生命理工学系専攻 博士課程3年

島袋将弥

1. はじめに

私は、東京工業高等専門学校専攻科を卒業後、東京医科歯科大学大学院医歯学総合研究科に入学し、現在博士課程3年次の学生として研究活動を行っております(図1)。本稿の執筆にあたり、私のこれまでの研究活動を振り返ると、生物を使って金属の化学的性質を評価することに奮闘してきました。本稿では、これまでの研究内容を記すとともに、今後の抱負を述べさせていただきます。

2. 高専時代

東京工業高等専門学校では、庄司良准教授ご指導の下、「バイオアッセイによる金属の生態毒性評価」を行いました。河川や湖などの淡水域の生物多様性が海洋以上の速さで悪化しており、金属イオンの淡水生態系に対する影響評価が必要であることから、私は淡水産藻類・甲殻類・魚類を用いたバイオアッセイによって、様々な金属イオンの生態毒性を評価しました。研究を始めた当時、私は高専本科5年生(20歳頃)でしたが、このバイオアッセイを実施することで、毒性学の父「パラケルスス(Paracelsus)」の「全てのものは毒であり、毒でないものなど存在しない。その服用量こそが毒であるか、そうでないかを決めるのだ」という格言を、ヴィジュアルで、即時に、理解することができました。というのも、私が実施していたバイオアッセイでは、生物の応答を目視で確認できたためです。例えば、ヒメダカを用いた魚類急性毒性試験でCuイオンを96h曝露したヒメダカを観察すると、低濃度環境中のヒメダカは元気に遊泳し、一方で高濃度環境中のヒメダカは試験容器の底面で変色・腐敗し、死んでいることがわかります。このように、ヴィジュアルで即時の理解を可能とするバイオアッセイを実施していたからこそ、量の重要性を理解することができました。そして、大学院進学の時期になると「生物を使って材料の評価がしたい!」と考えるようになり、大学院説明会などのご縁に恵まれて、東京医科歯科大学への進学を決意しました。

3. 修士課程から現在

東京医科歯科大学では、埴隆夫教授と堤祐介教授ご指導の下、「電気化学的処理による金属系バイオマテリアル表面の生体機能化」を行っております。バイオマテリアル関連感染症の主因である材料表面上でのバイオフィーム形成を防止するためには、抗菌性を有した表面の創製が必要となります。私の研究では、火花放電を伴う電位域での陽極酸化処理によって、Agなどの金属元素を導入した新表面の開発を行っております。日々、表面の各種キャラクタリゼーションや、細菌や骨形成細胞を用いた*In vitro*試験に奮闘しております。



図1 東京医科歯科大学 埴研究室の集合写真。
(前から2列目左端が筆者)

表面に種々の金属元素を導入することは、抗菌性付与において極めて有力な手法であります。一方、抗菌性と毒性に本質的な違いはなく、導入した金属元素は、細菌や生体組織と積極的に反応するため、双方に及ぼす影響を解明し、制御することが要求されます。そこでパラケルススの格言にならって、金属元素の導入量を制御し、導入量による生体活性の相違を網羅的に収集しました。その結果、細菌に対して抗菌性を示す導入量と生体組織に影響を及ぼさない導入量には、重複領域があることを明らかにしました。すなわち、表面に導入する金属元素の量的制御によって、細菌に対してのみ作用する表面の創製が可能となりました。以上のように私は、生物を使って金属の化学的性質を評価し、毒性学の父にならってその性質を制御することができました。

また私事ではございますが、4月から博士課程3年次となり、卒業後の進路をより意識する時期となってきました。正直なところ、就職活動には不安を感じており、最悪の場合「自称研究者」になってしまうのでは…と考えてしまいます。できるのであれば金属系バイオマテリアル、とくに抗菌性に関連した研究をこれからもアカデミアで行っていきたくです。しかしながら、現実では「専門に固執せず柔軟な姿勢で取り組むこと」が要求されそうです。そのため、就職活動は「次の専門性を磨くチャンス」と捉えて、悔いのないように臨みたいと思います。また、卒業までの有限時間を最大限有効活用し、博士としてヒトとして成長していきたいと思っております。

4. 最後に

日本金属学会では第7分科会(旧第4分科会)で自身の研究成果を発表し、第一線で研究活動を行う先生方との検討議論を経て、現在の研究成果に至ることができました。また幸運なことに、旧第4分科会が実施した「他医歯薬学系学協会への若手研究者派遣活動」によって、第32回日本整形外科学会基礎学術集會に参加させていただきました。臨床系学会参加は、自身の研究を俯瞰的に捉える契機となり、大変貴重な経験を積むことができました。この場をお借りして、貴重な機会を与えてくださいました旧第4分科会の先生方に厚く御礼申し上げます。また今回「はばたく」への寄稿という大変貴重な機会を与えてくださいました編集委員の皆様、推薦くださった皆様に心より感謝申し上げます。

最後になりますが、研究の遂行にあたり、多大なるご助言とご鞭撻を頂きました東京医科歯科大学 埴隆夫教授、堤祐介教授に深謝申し上げます。引き続き、厳しくも暖かいご指導のほどよろしくお願いたします。

(2019年2月4日受理)[doi:10.2320/materia.58.218]
(連絡先: 〒101-0062 東京都千代田区神田駿河台2-3-10)

本 会 記 事

会 告	第83回定時社員総会開催案内	219
	2019年春期講演大会講演概要集 DVD の販売について	219
	2019年秋期講演大会からの講演概要集媒体変更の予告	219
	講演大会セッション改編および分野(分科)改編のお知らせ	220
	第61回技術賞, 第78回功績賞, 第59回谷川・ハリス賞,	
	第26回増重量賞, 候補者推薦依頼	224
	第51回研究技術功労賞受賞候補者の推薦依頼	225
	2019年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集	225
	日本金属学会主催国際会議企画提案募集	225
	若手研究グループ集会	225
	金属学会セミナー開催報告	230
掲示板	次号予告	226 229
会誌・欧文誌4号目次	行事カレンダー	228 231
新入会員		229

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
調査・研究: stevent@jim.or.jp
まてりあ・広告: materia@jim.or.jp
会誌・欧文誌: editjt@jim.or.jp

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

- ・投稿規程・出版案内・入会申込はホームページをご利用下さい。
- ・会告原稿締切: 毎月1日で、翌月号掲載です。
- ・掲示板や行事のご案内は、ホームページにも掲載しております。

会 告 (ホームページもご参照下さい)

第83回定時社員総会開催案内

第83回定時社員総会を下記の通り開催いたします。

社員総会の構成員は定款上の社員である「役員と代議員」となります。

日時: 2019年4月23日(火) 13:00~13:45

場所: エッサム神田ホール1号館3階「大会議室301」

(東京都千代田区神田鍛冶町3-2-2)

報告事項

1. 平成30年度事業報告および事業報告の附属明細書の報告の件

協議事項

- 第1号議案 平成30年度決算承認の件
- 第2号議案 2019, 2020年度代議員及び補欠代議員承認の件
- 第3号議案 2019, 2020年度理事及び補欠理事一括選任承認の件
- 第4号議案 2019, 2020年度理事及び補欠理事選任の件
- 第5号議案 2019, 2020年度監事選任の件
- 第6号議案 会員に関する規程改訂の件

問合せ (公社)日本金属学会

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



2019年春期講演大会講演概要集 DVD の販売について

2019年春期講演大会の概要集 DVD を販売いたします。

ご購入希望の方は下記要領をご記入の上、E-mail または FAX でお申し込み下さい。

- ①件名「2019年春期講演大会講演概要集 DVD 購入申込」,
 - ②申込者氏名, ③会員資格(会員の場合: 会員番号併記), ④申込数,
 - ⑤送付先住所
- 請求書を添えて送付いたします。ホームページに申込書があります。

会員価: 本体4,000円+税 定価: 本体10,000円+税 送料: 360円

申込先 E-mail: member@jim.or.jp ☎ 022-223-6312

2019年秋期講演大会からの講演概要集媒体変更の予告

2019年秋期講演大会より、利用者の利便性を向上させるため、講演概要集 DVD での発行は廃止とし、概要はウェブサイトからのダウンロードによる配布に変更となる予定です。ご理解の程、お願いいたします。詳細は次号で会告いたします。

今後の春秋講演大会開催予定

2019年秋期: 2019年9月11日(水)~13日(金)

岡山大学津島キャンパス

2020年春期: 2020年3月17日(火)~19日(木)

東京工業大学大岡山キャンパス

講演大会セッション改編および分野(分科)改編のお知らせ

2019年4月1日
講演大会委員会委員長 杉本 諭

日本金属学会は、「金属に関する理論ならびに工業の進歩発達をはかること」を目的に、材料科学分野のリーディング学会として、金属及びその関連材料に関する研究成果を世界に発信する活発な活動を展開しています。

講演大会委員会では、講演大会を情報発信と研究者・技術者の交流の場として位置付け、講演大会における討論が更に活発化するようセッション改編と、立場の異なる研究者・技術者にとっても魅力ある講演大会となるよう分野(分科)再編を行いました。

つきましては2019年秋期講演大会から、改編されたセッションと再編された分野(分科)で募集をいたします(まてりあ5号会告予定)。また、講演大会参加者の利便性を向上させるため、講演概要集のWeb化を推進いたします。

なお、セッション分類ならびに分野(分科)の見直し・改訂については、今後もその時代の社会情勢を見ながら弾力的に実施していきます。

講演大会セッション改編

改編された講演大会のセッションは、部門、大分類、中分類、セッションキーワードに分かれています。まず、大きなカテゴリーである4つの部門(社会、基礎、応用、材料フロンティア)を研究領域に基づいて12の大分類で大括りしました。次にそれぞれの大き分類を近い研究領域で中分類として分け、さらに中分類を細かく研究内容に関するキーワードに基づいてセッションキーワードに分けました。このセッションキーワードが講演大会におけるプログラム上のセッション名となる可能性の高いものです。(ただし、講演申し込み数により、統合されて別なセッション名となる場合や、セッションとして組まれない場合などもあります。)この際には、重複するような研究領域を一元化するとともに、講演者にとって該当する研究領域が明確となるように心がけました。

部 門	大 分 類
I. 社会	1. 材料と社会
II. 物性	2. 物性 3. 組織 4. 力学特性 5. 材料化学 6. 材料プロセッシング 7. 生体・医療・福祉
III. 応用	8. 構造材料 9. 電気・磁気関連材料 10. エネルギー関連材料
IV. 材料フロンティア	11. 計算科学 12. 先進機能材料

(詳細は次頁参照)

新たな分野(分科)体制の改編

講演大会のセッションが上述したように変更されることに伴い、講演大会委員会の分野も12の大分類に基づいて編成し直し、以下の表に示すような体制に変更しました。ただし、講演内容の関係性が強い研究領域である大分類(2.物性と9.電気・磁気関連材料、3.組織と11.計算科学)に関しては、同じ分野で担当することとしました。これにより、これまでの6分野(分科)体制から9分野(分科)の新体制に改編しました。

現分野(分科)体制

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



新分野(分科)体制

第1分野(分科)	1. 材料と社会 12. 先進機能材料
第2分野(分科)	2. 物性 9. 電気・磁気関連材料
第3分野(分科)	3. 組織 11. 計算科学
第4分野(分科)	4. 力学特性
第5分野(分科)	5. 材料化学
第6分野(分科)	6. 材料プロセッシング
第7分野(分科)	7. 生体・医療・福祉
第8分野(分科)	8. 構造材料
第9分野(分科)	10. エネルギー関連材料

講演大会セッション改編 セッションキーワード・キーワード

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード	
1分野	1.材料と社会	材料と社会	1.1	教育	専門教育、共通教育、企業での教育、生涯教育、小・中・高校生への教育、カリキュラム、授業の実際、教材・教育の評価、社会人教育	
			1.2	歴史・材料考古学	金属学・材料科学の歴史、金属技術の歴史・変換、材料考古学、文化財保存	
			1.3	技術革新・技術伝承	IoT、マテリアルインターフェース、マテリアルソフトウェアエンジニアリング、材料情報、知的所有権、その他の金属学・材料学に関連した新分野・境界分野	
			1.4	環境	LCA、リスクマネジメント、資源経済、環境・資源政策、材料の環境信頼性評価、製造物責任、環境低負荷材料、易リサイクル材料・設計、易解体設計、マテリアルセレクション、省材料設計、高寿命材料・設計、材料のリサイクルシステム、材料資源環境システム、再資源化用途開発、土壌浄化、環境修復	
			1.5	ダイバーシティ	男女共同参画、LGBTI、国際化、学際協力、世代間・業種間融合	
			1.6	新領域・その他		
	12.先進機能材料	先進機能材料	12.1	萌芽材料		
		12.2	新領域・その他			
2分野	2.物性	物性	2.1	磁気機能・磁気物性	磁気的性質、磁気光学的性質、電子状態、熱磁気効果（スピンゼーベック効果、異常ネルンスト効果、磁気熱量効果、磁気ハイパーサーミア等）、核物性等	
			2.2	半導体機能・電気物性	誘電的性質、光学的性質、電子輸送、薄膜・表面・界面物性、熱的性質（ゼーベック効果、ペルチェ効果等）、原子輸送、金属絶縁体転移等	
			2.3	構造物性	結晶成長、結晶構造、準結晶構造、非晶質固体構造、格子ダイナミクスと安定性、相転移（変態）、不整合・整合構造、格子欠陥、粒界等	
			2.4	物性評価	照射効果、ナノスケール量子効果、トンネル効果、メスbauer効果、核磁気共鳴、分光・発光・回折一般等	
			2.5	新領域・その他		
	9.電気・磁気関連材料	電気・電子・光関連材料		9.1	伝導・実装材料	電気伝導材料、電極材料、電子実装材料、配線材料、マイクロ接合材料、フラーレン、カーボンナノチューブ、熱伝導材料等
				9.2	半導体・誘電体材料	半導体材料、誘電体材料、圧電体材料、センサー材料、太陽電池、High-k材料、低次元物質、ナノ粒子・（超）微粒子、原子クラスター等
				9.3	光・電磁波関連材料	光学結晶材料、光記録材料、液晶材料、光ファイバー材料、光学ガラス材料、テラヘルツ等
				9.4	強相関電子系材料	超伝導材料、トポロジカル絶縁体、強相関電子系材料、マルチフェロイック材料等
		磁性材料		9.5	ソフト・ハード磁性材料	ソフト磁性材料（高透磁率材料（合金系、フェライト系、アモルファス、ナノ結晶等）、永久磁石材料（希土類系、合金系、フェライト系等）、電波吸収体・ノイズ抑制体材料等
				9.6	スピントロニクス・ナノ磁性材料	磁気抵抗効果（AMR、GMR、TMR等）材料、スピンメモリ・センサー材料、スピンカロリトロニクス材料、スピン注入技術、スピン流制御技術、スピン（軌道）トルク制御技術、磁気記録・磁気デバイス用材料、磁性（超）薄膜・多層膜・磁性金属人工格子、磁気スキルミオン等
				9.7	磁気機能材料	磁歪材料、磁気冷凍材料、フラストレーション材料、反強磁性材料、相転移誘起材料（磁場誘起相変態等）等
				9.8	新領域・その他	
				9.9	新領域・その他	
3分野	3.組織	相安定性・相変態	3.1	熱力学・状態図・相平衡	熱力学、状態図、相平衡、準安定、非平衡、相転移、金属間化合物、規則-不規則転移、磁気転移等	
			3.2	拡散・相変態	拡散、偏析、析出、拡散変態、規則-不規則変態、不連続析出、粒界・相界面上析出等	
			3.3	マルテンサイト変態・変位型相変態	マルテンサイト変態、変位型相変態（ペナイト変態含む）、形状記憶・超弾性材料、磁性形状記憶合金、TWIP・TRIP、エージング・テンパリング、双晶変形、熱・応力・磁場・電場誘起相変態、組織制御、組織形成と機械的性質、プロセス（粉末冶金・複合材料含む）、SMAアクチュエータ・応用、マルテンサイト変態に関わる材料機能（ダンピング、磁気・弾性熱量効果等）	
			3.4	合金・アモルファス・準結晶	アモルファス、金属ガラス、準結晶、高エントロピー材料等	
		組織制御		3.5	組織制御技術	時効・析出、熱処理、加工、加工熱処理、合金元素添加、急冷凝固、メカニカルアロイング、界面接合強さ、複合化、多層化、薄膜、積層造形、ミルフィーユ構造、コーティング、シミュレーション等
				3.6	再結晶・粒成長・集合組織	回復・再結晶、集合組織、粒成長、粒界、異相界面、双晶等
				3.7	組織観察・分析	電子顕微鏡、STM、AFM、FIM、3次元アトムプローブ、X線・中性子線回折、EPMA、XPS、イメージング・マッピング技術、放射光等
		分析・解析・評価		3.8	計算材料科学・材料設計	理論、シミュレーション等
				3.9	新領域・その他	
	11.計算科学	構造・組織・特性・物性	11.1	計算材料科学・材料設計	計算材料科学・材料設計、第1原理電子論計算、分子シミュレーション、分子動力学法、モンテカルロ法、CALPHAD法、フェーズフィールド法、有限要素法、境界要素法、セルラーオートマトン、マルチスケール解析、マルチフィジクス解析等	
		データ科学	11.2	データ科学	マテリアルズインフォマティクス、マテリアルズインテグレーション、機械学習、深層学習、強化学習、転移学習、逆問題、データ同化、ニューラルネットワーク、最適化、データベース、ビッグデータ、人工知能等	
		11.3	新領域・その他			

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード
4分野	4.力学特性	力学特性の基礎	4.1	強度・力学特性	力学（格子欠陥、弾性、塑性、破壊力学、有限要素法、分子動力学、マイクロメカニクス等）、転位の基本的特性（運動、増殖、相互作用等）、転位と各種格子欠陥の相互作用、変形（弾性、擬弾性、塑性、粘性、粒界、変形双晶等）、各種強化機構、破壊機構（き裂やポイド発生・成長・合体等）
			4.2	塑性・疲労・破壊	延性、靱性、静的および動的破壊、破壊靱性値、疲労、応力腐食割れ、水素脆性、遅れ破壊、寿命
			4.3	高温変形・クリープ・超塑性	高温変形、クリープ、クリープ疲労、超塑性
			4.4	力学特性評価	力学特性の評価法、力学的挙動の予測（応力-ひずみ曲線、クリープ曲線等の予測、寿命予測等）、合金設計、複合材料（材料システム）設計、データベース
		力学特性と組織	4.5	欠陥と組織	転位組織、転位セル、変形帯、強加工、双晶、ポイド、亀裂
			4.6	多結晶組織	粒成長、再結晶、双晶、偏析、粒界析出、粒界反応型析出
			4.7	金属間化合物	金属間化合物、規則相、高温変形
			4.8	超微細粒組織	微細粒、バルクナノメタル、強化機構
			4.9	新領域・その他	プラストン、キック変形、ディスクレネーション、ミルフィーユ構造
5分野	5.材料化学	耐食性・耐酸化性	5.1	腐食・防食	水溶液腐食、電気化学測定、表面皮膜、腐食環境解析、孔食、すき間腐食、応力腐食割れ、大気腐食、高温高圧水腐食、水素脆化、異種金属接触腐食、エロージョン・コロージョン、腐食事例、耐食合金、耐食コーティング、腐食抑制・防錆剤、電気防食、等
			5.2	高温酸化・高温腐食	高温ガス腐食、溶融塩腐食、水蒸気酸化、エロージョン・コロージョン、超臨界環境等、耐熱材料、耐熱コーティング、超合金、金属間化合物、セラミクス材料、酸化物の特性
		表面・界面	5.3	湿式表面処理・湿式めっき	電解・無電解めっき、アノード酸化、エッチング、化成処理、電気化学的な成膜、ぬれ性、摩擦・摩耗・潤滑等
			5.4	気相プロセス・薄膜・厚膜作製技術	PVD、CVD、スパッタリング、プラズマプロセス、イオン注入・イオン打込み、イオンミキシング、コーティング、クラスター制御、表面処理、表面改質等、エッチング、アッシング、リソグラフィ、マイクロ・ドライボロジ、マイクロ・マシニング、マイクロ・ボンディング、ケミカルメカニカルポリッシング（CMP）、溶射、肉盛り、拡散浸漬処理、ぬれ性、摩擦・摩耗・潤滑等
			5.5	表界面反応・分析	表面物性・反応、表面の構造と結晶学、吸着・脱離、表面の熱・統計力学、表面の電子状態およびエネルギー・計算科学、電気化学反応、表面・界面の作製技術、表面分析法（各種化学分析・機器分析、極微量分析、極小領域分析、状態分析、プローブ顕微鏡、顕微分光、環境やプロセスのその場分析、成分画像解析等、各種分析装置の開発、化学センサー、モニタリング法等）、コロイド材料
			5.6	触媒	触媒材料（貴金属・卑金属触媒、金属間化合物触媒、ナノ構造触媒、規則性多孔体、有機金属、光触媒等）、触媒反応（酸化、水素製造、C-H活性化、クロスカップリング、界面分子変換、排気ガス浄化等）、触媒技術と反応プロセス開発、触媒理論
			5.7	新領域・その他	
6分野	6.材料プロセス	環境・リサイクルプロセス	6.1	環境・リサイクル技術	LCA、リスクマネジメント、資源経済、環境・資源政策、材料の環境信頼性評価、製造物責任、事故解析、材料安全など、環境低負荷材料、易リサイクル材料、易リサイクル設計、易解体設計、マテリアルセレクション、省材料設計、高寿命材料、高寿命設計など、分離プロセス、再資源化プロセス、材料のリサイクルシステム、材料資源循環システム、リサイクル化学、クローズドプロセス、再資源化用途開発など、
			6.2	製・精錬の物理化学	資源・原料、各種および新製・精錬法、冶金熱力学、化学反応工学、移動速度論、高温プロセス解析、数値流体力学、高純度化、分離・回収・精製、環境・リサイクル等
		溶融・凝固プロセス 高温プロセス	6.3	融体・高温物性	熱力学的諸量、融体物性、モデリング等
			6.4	凝固・結晶成長・ casting 技術	結晶成長、過冷却、非晶質、準結晶、輸送現象、高純化、 casting、鋳物、ダイキャスト、単結晶製造技術、半溶融加工、溶射、反応性溶射、溶射素過程、等
		固相プロセス 固相・溶接プロセス	6.5	塑性変形・塑性加工技術	塑性加工、高ひずみ速度加工、強加工プロセス、極限環境プロセス等
			6.6	粉末・焼結・造形技術	粉体製造、超微粉、粉体成形・粉末冶金（焼結プロセスを含む）、メカニカルアロイング、焼結合成プロセス、粉末射出成形（金属射出成形、セラミック射出成形）、3次元造形（3Dプリンター）、コールドスプレー、スプレーフォーミング、エアロゾルデポジション、アトマイズ等
			6.7	接合・溶接・実装・接着・複合技術	メカニカルプロセス、常温接合、拡散接合、超音波接合、摩擦圧接、摩擦攪拌接合、爆発圧接、電磁圧接、溶接、ろう付け、接着、精密接着、メッキ・プロセス、はんだ付け、実装、マイクロ接合、力学特性、信頼性 等
		材料評価、プロセス評価技術	6.8	材料評価技術	非破壊検査、非破壊定量評価、残留応力解析、センシング技術、信頼度評価等、各種プロセス・シミュレーション、テラヘルツ
			6.9	新領域・その他	

新分野	大分類	中分類	No	セッションキーワード	キーワード
7分野	7. 生体・医療・福祉	生体材料基礎・生体応答	7.1	細胞機能・組織再生	細胞機能、細胞間相互作用、シグナル伝達、細胞・生体組織評価、細胞増殖・分化、組織修復 (Tissue Engineering)、DDS (Drug Delivery System)、ゲノム解析・編集、細胞適合性、細胞配向、代謝回転、恒常性、石灰化、各種臓器、骨・歯牙、血管、骨芽細胞、破骨細胞、OCY (オステオサイト)、骨系細胞、細胞外基質、がん、細胞小器官、RNA、DNA、遺伝子組み換え、細胞培養、骨形態計測法、染色法、足場材料、機能性タンパク質等
			7.2	構造生体機能化	機能発現、バイオメカニクス、計算科学、金属組織・組織制御、弾性・塑性変形機構、力学機能発現 (弾性率、強度、延性、疲労、破壊)、スキャフォールド、インプラント、双晶変形、生体組織、組織配向性、人工関節、人工歯根、熱処理、多孔化、機能・組織評価法、Co-Cr合金、ステンレス鋼、生体用セラミックス、リン酸カルシウム系材料、PEEK、整形外科用材料等
			7.3	表界面生体機能化	生体/材料界面、表面修飾、ナノ表面・界面、感染防御・制御、表界面機能、骨伝導・骨誘導、バイオセンサー、抗菌性、タンパク質吸着、コーティング、化学処理、表面分析・評価、PVD、CVD、コーティング材料等
		生体材料設計開発・臨床	7.4	生体・医療・福祉材料	バイオマテリアルサイエンス、生体情報・計測、リハビリテーション医学、ユニバーサルデザイン、リアフリー、生体機能代替、福祉用具・支援機器、ウェアラブル、IoT、AI、非磁性・低磁性・低弾性・高弾性、生体活性ガラス、生分解性材料、耐摩耗性材料、歯科用合金、生体用ハイエントロピー合金等
			7.5	生体用Ti・Ti合金	Ti・Ti合金、低弾性率、形状記憶、超弾性、オッセオインテグレーション、集合組織、人工骨・関節、相変態・組織制御、機能評価法、電子顕微鏡、β型Ti合金、コピキタ元素、計算機シミュレーション等
			7.6	Additive Manufacturing・テーラード医療材料	付加製造、3Dプリンタ、金属積層造形、金属粉末、異方性/等方性、形状/組織制御、力学特性、残留応力、生体モデリング、形状計測、格子構造、薬物送達システム、マイクロマシン、マスカスタマイゼーション、テーラード医療、遠隔地診療、レーザービーム、電子ビーム、順シミュレーション・逆問題解析、溶融池シミュレーション、リアルタイムモニタリング等
			7.7	生体安全性・有効性評価	医用画像・バイオイメージング、生体シミュレーション、レギュトリーサイエンス、生体情報・計測、医療技術倫理、細胞毒性、疾病、代謝異常、骨吸収、金属アレルギー、耐食性、疲労、疾病治療、医療機器、臨床研究、臨床応用、GLP等
			7.8	新領域・その他	
8分野	8. 構造材料	金属材料	8.1	Fe・Fe合金	Fe・Fe合金の原理・原則、鉄鋼材料、ステンレス合金、相変態 (パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、マッソ等)、組織制御、力学特性、計算材料科学
			8.2	Cu・Cu合金	Cu・Cu合金の原理・原則、配線材料、熱伝導材料、相変態、組織制御、力学特性、計算材料科学
			8.3	Ti・Ti合金	Ti・Ti合金の原理・原則、相変態、組織制御、強化機構、成型性、ゴムメタル、耐食性、表面処理、計算材料科学
		軽金属材料	8.4	Mg・Mg合金	Mg・Mg合金の原理・原則、相変態、長周期積層構造、組織制御、強化機構、キンク変形、ミルフィーユ構造、成型性、集合組織、耐食性、計算材料科学
			8.5	Al・Al合金	Al・Al合金の原理・原則、相変態、GPゾーン、クラスター、組織制御、強化機構、成型性、集合組織、耐食性、計算材料科学
		セラミックス材料	8.6	セラミックス材料	セラミックス材料の原理・原則、相変態、構造相転移、焼結、組織制御、機能材料、強化機構、破壊、成型性、耐熱性、計算材料科学
		耐熱材料	8.7	ジェットエンジン・ガスタービン耐熱材料	耐熱鋼、超合金、耐熱合金、高融点金属、金属間化合物、セラミックス、超高温材料、金属基複合材料、金属間化合物基複合材料、セラミックス基複合材料、プラスチック基複合材料、炭素繊維強化型複合材料、SiC繊維強化型複合材料、ジェットエンジン、ガスタービン、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
			8.8	蒸気発電耐熱材料	耐熱鋼、超合金、耐熱合金、蒸気タービン、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
			8.9	耐熱特性	耐熱合金、耐熱セラミックス、超高温材料、耐熱複合材料、コーティング、組織制御、相安定性、状態図、拡散、粒界、クリープ、疲労、破壊、寿命予測、高温酸化・腐食、熱機関、燃焼、熱伝導、熱膨張、熱衝撃、熱遮蔽、鍛造、粉末冶金、積層造形、熱間プロセス、計算材料科学、データベース
		機能性構造材料	8.10	機能性構造材料	アモルファス材料、金属ガラス材料、準結晶材料、制振材料、インテリジェント・スマートマテリアル、積層造形、計算材料科学
		複合材料	8.11	複合材料	複合材料、スポーツ用品材料、積層造形、接合、組織制御、トポロジー最適化、力学特性、熱特性、電磁気特性、計算材料科学
			8.12	ポーラス材料	ポーラス材料、積層造形、接合、組織制御、トポロジー最適化、力学特性、熱特性、電磁気特性、計算材料科学
			8.13	新領域・その他	
9分野	10. エネルギー関連材料	原子力材料	10.1	原子力材料	原子炉材料、核融合炉材料、ビーム関連材料、照射損傷、照射効果
		熱電材料	10.2	熱電材料	熱電変換、熱電素子、ゼーベック効果、ペルチェ効果、熱伝導、電気伝導、など
		水素・電池関連材料	10.3	電池材料・イオン伝導材料	電極材料、電解質材料、イオン伝導材料、電池設計、電池関連物性、など
			10.4	水素化合物・水素貯蔵・水素透過・水素関連物性	金属水素化合物、錯体水素化合物、水素貯蔵、水素透過、水素脆化、水素利用、水素関連物性、機能・プロセッシング、金属-水素相互作用、同位体効果、など
		新領域・その他	10.5	新領域・その他	センサー材料、熱伝導材料、など

**第61回技術賞，第78回功績賞，第59回谷川・ハリス賞，
第26回増本量賞，候補者推薦依頼**

～Webフォームによる推薦になりました～

技術賞，功績賞，谷川・ハリス賞，増本量賞，の各受賞候補者の推薦をお願いいたします。本会では多数の優秀な候補者を表彰し奨学に資したいという考えから，広く一般会員からの推薦(3名以上連名の正員)を求めています。下記要領により積極的にご推薦下さい。*候補者本人による推薦書の提出は認めておりません。

推薦を求める賞(2020年3月に受賞予定)

技術賞(第61回) 功績賞(第78回)
谷川・ハリス賞(第59回) 増本量賞(第26回)

推薦締切 各賞共通 2019年7月1日(月)

候補者 各賞共通 個人を対象とします。

推薦資格 各賞共通 本会社員(代議員)または，3名以上の正員による連名

推薦方法 Webフォームより推薦内容を入力下さい。

問合せ先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町1-14-32

(公社)日本金属学会 各種賞係

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: award@jim.or.jp

■第61回技術賞 推薦要領

推薦締切 2019年7月1日(月)

推薦者 本会社員(代議員)または3名以上の正員による連名。

推薦数 1名の推薦者が推薦出来る候補者数は，1名。

主旨 工業技術の改良進歩などに大きな業績を残された方を選んで本賞を贈りその功労に報いんとするものであります。

候補者の対象 本賞は個人の業績を対象といたします。

推薦方法

1. 推薦フォーム

- 推薦者資格を選択する。
- 入力項目は，全て必須。
- 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する。
- 本会活動の貢献：本会支部，本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する。
- 候補者略歴は10行以内で入力する。
- 業績主題を入力する。

2. 業績の概要と推薦理由：1,000文字以内にまとめ，入力する。

3. 論文リストおよび特許リスト

論文リストは，ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，論文題目，発表誌名，巻号頁共著者を入力する。特許リストを入力する。

推薦 URL gijutsushou.jim.or.jp/entry

■第78回功績賞 推薦要領

推薦締切 2019年7月1日(月)

推薦者 本会社員(代議員)または，3名以上の正員による連名。

推薦数 1名の推薦者が推薦出来る候補者数は，1部門につき1名。

主旨 金属・材料工学ならびに関連分野の進歩発達に寄与する有益な論文を発表したもので，しかも将来を約束されるような新進気鋭の研究者，技術者に授賞するものです。工業技術部門を除いて，受賞対象者には年齢制限が設けられております。

応募部門 物性，組織，力学特性，材料化学，材料プロセッシング，工業材料，工業技術の7部門から選び，応募部門を選択下さい。(部門別に選考いたします)

候補者の対象 「工業技術」部門を除いて受賞年度の2019年5月31日時点で45歳以下の方。

推薦方法

1. 推薦フォーム

- 推薦者資格を選択する。
 - 入力項目は，全て必須。
 - 応募部門：7部門から該当する部門を選択する。
 - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する。
 - 本会活動の貢献：本会支部，本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する。
 - 候補者略歴は10行以内で入力する。
 - 業績主題を入力する。
2. 業績の概要と推薦理由：1,000字以内にまとめ，入力する。
3. 論文リスト：ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，計15編以内を選び，論文題目，発表誌名，巻号頁，共著者を入力する。

推薦 URL kouseki.jim.or.jp/entry

■59回谷川・ハリス賞 推薦要領

推薦締切 2019年7月1日(月)

推薦者 本会社員(代議員)または，3名以上の正員による連名。

推薦数 1名の推薦者が推薦出来る候補者数は，1名。

主旨 本賞は次の各項に該当する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した方，対象となる業績は研究成果の頂点または集積のいずれでも可。

- 鉄鋼・非鉄金属の製錬
- 金属材料の熱処理に関連する研究
- 金属および非金属の耐熱材料に関する研究
- 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

推薦方法

1. 推薦フォーム

- 推薦者資格を選択する。
 - 入力項目は，全て必須。
 - 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力，また，大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する。
 - 本会活動の貢献：本会支部，本会の委員会，シンポジウム企画，セミナー企画，論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する。
 - 候補者略歴は10行以内で入力する。
 - 業績主題を入力する。
2. 業績の概要と推薦理由：1,000字以内にまとめ，入力する。
3. 論文リスト：ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し，特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し，計20編以内を選び，論文題目，発表誌名，巻号頁共著者を入力する。

推薦 URL tanikawa-harris.jim.or.jp/entry

■第26回増本量賞 推薦要領

推薦締切 2019年7月1日(月)

推薦者 本会社員(代議員)または，3名以上連名の正員。

推薦数 1名の推薦者が推薦出来る候補者数は，1名。

主旨 「機能材料」分野で新KS鋼，センダスト，ハードパール，アルフェル，超不変鋼，コエリンパー等幾多の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た，増本量博士のご功績を永遠に記念し，我が国の金属学界ならびに産業界の進歩発展を熱望された，博士の意志に応えるため「増本量賞」を創設した。

候補者の対象 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方。

推薦方法

1. 推薦フォーム

- 推薦者資格を選択する。
- 入力項目は、全て必須。
- 最終学歴：卒業年次および学校名(学部名)を入力、また、大学院修了者は修了年次と大学名も併せて入力する。
- 本会活動の貢献：本会支部、本会の委員会、シンポジウム企画、セミナー企画、論文投稿等の活動実績を300字以内で入力する。
- 候補者略歴は10行以内で入力する。
- 業績主題を入力する。

2. 業績の概要と推薦理由：1,000字以内にとりまとめ、入力する。

3. 論文リスト：ページのヘッダに候補者名および勤務先名を明記し、特に主要な論文を「原著論文」「解説論文」「国際会議論文」に分別し、計20編以内を選び、論文題目、発表誌名、巻号頁共著者を入力する。

推薦 URL masumoto.jim.or.jp/entry

第51回研究技術功労賞受賞候補者の推薦依頼

代議員・支部長の推薦締切日：2019年7月1日(月)

推薦者：本会社員(代議員)または支部長

推薦数 1名の推薦者が推薦出来る候補者数は、1名。

主旨 学校、研究所または工場など現場において、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ことが出来ない装置の制作、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たいいわゆる「かげの功労者」を選んで本賞を贈り、その功労に報いんとするものである。

候補者の対象

- 通算30年以上実務に従事した方。
- 受賞時期(2020年3月17日)において50歳以上の方。
- 研究遂行上「かげの功労者」として多年にわたり功績著しい方。「かげの功労者」とは、金属の試験および研究上欠くべからざる装置の製作、試料の調整、測定および分析などを通じて研究者の研究成果に大いに貢献した方。
- 企業体において経営者およびそれに準じない人。
- 管理職(民間企業および行政職の公務員では「課長」以上)でない人が望ましいが、管理職の場合には事情説明書を添付する。

提出書類

- ①推薦書：候補者の要件をチェックの上、ご推薦願います。
- ②推薦理由ならびに実務における功労：A4版1頁(700字～1,000字程度)にとりまとめ、別紙として下さい。

送付方法

「研究技術功労賞候補者推薦」と明記の上、下記宛てに Word 添付書類で送信下さい。

問合先 (公社)日本金属学会 各種賞係

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: gaffair@jim.or.jp

2019年秋期講演大会の外国人特別講演および招待講演募集

特別講演

- 講演者：著名な外国人研究者とする。
- 講演時間：30分(討論10分)
- 採択件数：3～4件
- 滞在費補助：10,000円/日(最大50,000円) or (最大5日)
- その他：大会参加費免除、懇親会招待

招待講演

- 講演者：有益な講演が期待される国内に滞在する外国人研究者
- 講演時間：15分(討論5分)
- 採択件数：5件程度

- 滞在費補助：なし
- その他：講演大会参加費免除

推薦用紙

所定様式(ホームページからダウンロードして下さい)により、下記メールアドレス宛に「外国人特別講演推薦」と明記し、書類を添付の上送信して下さい。送信後2～3日過ぎても受理メールの無い場合はお問合せ下さい。

推薦書提出期日 2019年5月31日(金)

推薦書提出先 日本金属学会 国際学術交流委員会宛

E-mail: gaffair@jim.or.jp

問合先 ☎ 022-223-3685

詳細 までりあ58巻3号164頁

ホームページ：講演大会→2019年秋期講演大会のご案内

日本金属学会主催国際会議企画提案募集

提案締切日 2019年5月31日(金)

提案要項 下記事項を記載した文書(A判)をもって、本学会長宛に申請して下さい。

- (1)会議の名称(和文名・英文名)、(2)会期、(3)開催地・会場予定、(4)会議の目的・特徴、(5)日本開催の経緯と意義、(6)計画概要、(7)準備委員会委員(氏名・所属・役職)、(8)提案(連絡)責任者(氏名・所属・役職・住所・電話・E-mail)

問合先 (公社)日本金属学会 国際会議募集係

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

詳細 までりあ58巻3号164頁

ホームページ：行事の案内→国際会議

若手研究グループ集会

若手研究グループ No. 03

第3回若手研究グループ

「多様な先端観察・測定法を用いた組織の定量と力学特性解析への適用」

現在、各種先端観察・測定法が開発され、それぞれの分野でさらなる高度化とその適用範囲の拡大が進められています。本研究会では、構造用材料に対して各手法を相補的に適用し、新たなシナジー効果を創出する為の基礎指針の確立を検討しています。第3回研究会では、先端観察・測定法の各種材料への適用を目指し、新規材料の紹介や具体的な測定事例の報告を行います。また、今後の各技術の相補的利用について議論を行います。参加ご希望の方は下記までお申込み下さい。

日時 2019年5月31日(金)14:00～19:00(受付開始13:30)―

6月1日(土)9:00～12:00

場所 いこいの村 能登半島 小会議室「高浜」

(〒925-0165 石川県羽咋郡志賀町 志賀の郷温泉

☎ 0767-32-3131)

アクセス JR 七尾線羽咋駅からタクシーで約30分

プログラム

5月31日(金)

14:00～14:10

(1) 挨拶 金沢大理工 宮嶋陽司

14:10～15:10 座長 宮嶋陽司

(2) 招待講演 極低積層欠陥エネルギー FCC 金属中のヘテロナノ組織(60)

金沢大理工 渡邊千尋

15:20～15:50 座長 首藤洋志

(3) 低合金 TRIP 鋼の残留オーステナイトの安定性に及ぼす結晶方位とひずみ分布の影響(15) 横浜国大 古賀紀光

- (4) レーザによる金属基傾斜機能複合材料の積層造形(15)
金沢大理工 國峯崇裕
16:00~17:00 座長 高田尚記
- (5) 招待講演
ナノ組織材料の変形と強化機構の解明に向けた原子シミュレーション(60)
金沢大理工 下川智嗣
17:10~19:00 総合討論

6月1日(土)

9:00~12:00 幹事会

企画責任者 宮嶋陽司(金沢大), 宮澤知孝(東工大)

参加費 無料

申込・問合せ先 4月26日(金)までにE-mailにて氏名・所属・電話番号・メールアドレスを明記してお申し込み下さい。
E-mail: miyazawa.t.ab@m.titech.ac.jp

掲示板

公募

◇大阪大学 大学院基礎工学研究科
機能創成専攻 非線形力学領域 材料構造工学講座
教員(准教授または講師)公募◇

職名および人員 准教授または講師 1名

所属 大学院基礎工学研究科 機能創成専攻 非線形力学領域
材料構造工学講座
(学部は基礎工学部・システム科学科・機械科学コースを兼任)

専門分野 先端材料や構造体の力学特性・物性について実験力学または計算力学の観点から解明を目指す、固体力学・構造力学に関する教育研究分野

担当科目 上記の専門分野に関連する大学院および学部講義・演習科目

応募資格

- (1) 博士の学位を有する方
- (2) 大学院博士後期課程の教育研究指導を担当できる方
- (3) 当該分野における研究実績があり、新しい分野の開拓や機械科学に関する融合研究に意欲のある方

着任時期 2019年9月1日以降できるだけ早い時期

提出書類 (すべて紙媒体に加えて電子媒体でも提出して下さい)

- (1)履歴書(写真貼付, 現住所, 連絡先(TEL, FAX, E-mail), 学歴(高卒以降), 職歴, 研究歴, 資格, 賞罰等を任意の書式で記載すること)
- (2)論文目録(原著学術論文, 国際会議論文(査読付), 総説・解説, 著書, その他に分類し, 全著者名, 論文題名, 発表誌名, 発行年, 巻号, 頁等を記載すること)
- (3)主要原著学術論文の別刷またはコピー(5編以内)
- (4)現在までの主要な研究内容と成果(A4用紙1ページ程度, 論文目録と対応させて記述)
- (5)受賞名とその内容
- (6)特許等とその内容
- (7)所属学会および社会等における活動状況
- (8)各種研究補助金の取得状況(代表・分担を明記)
- (9)着任後の教育・研究についての計画と抱負(A4用紙1ページ程度)
- (10)応募者に関して意見を伺える方2名の氏名と連絡先(海外の方も可)

応募期限 2019年5月31日(金)必着

書類送付先・問合せ先

〒560-8531 大阪府豊中市待兼山町1-3

大阪大学 大学院基礎工学研究科 機能創成専攻 非線形力学領域
教授 垂水竜一 E-mail: tarumi@me.es.osaka-u.ac.jp

*応募書類は, 封筒に「非線形力学領域教員 応募書類在中」と朱

書の上, 応募書類のハードコピーと全応募書類の電子ファイルを取めた電子媒体(USBメモリもしくはCD-R/DVD-R等)を同封の上, 簡易書留等にて下記宛先まで郵送して下さい。なお, 応募書類や電子媒体は選考終了後も返却いたしません。

詳細 <http://www.me.es.osaka-u.ac.jp/msb/>をご覧ください。

◇東北大学金属材料研究所助教 公募◇

公募人員 助教1名

(東北大学は, 男女共同参画を推進しています。子育て支援の詳細等, 男女共同参画の取り組みについては下記URLをご覧ください。

URL: <http://www.bureau.tohoku.ac.jp/danjoyo/>)

所属 東北大学金属材料研究所附属量子エネルギー材料科学国際研究センター

専門分野 広い意味での原子力に関わる材料研究や, 当センターの設備を活用した研究を行うとともに, 当センターにおける国内外の研究者との共同利用・共同研究の推進に熱意と意欲を持って取り組んでいただける方。

公募資格 博士の学位を有する方, または着任予定前に博士の学位を取得見込みの方。

任期 任期7年(審査により再任1回3年可)

公募締切 2019年4月26日(金)必着

着任時期 決定後なるべく早い時期

提出書類 ①履歴書(写真貼付)

②研究業績リスト(原著論文, 国際会議の発表・プロシーディング, 著書・解説, 特許, 招待講演, 競争的資金獲得状況, 論文引用度データ等), 論文データベース個人ID(例えばResearchID)があればリストの始めに記載。

③主要論文別刷5編(コピー可)

④研究業績概要(1,500字程度)

⑤着任後の研究計画と展望(1,500字程度)

⑥照会可能者2名の氏名と連絡先

書類送付先 〒311-1313 茨城県東茨城郡大洗町成田2145-2

東北大学金属材料研究所附属量子エネルギー材料科学国際研究センター

センター長 教授 永井康介

※簡易書留で「量子エネルギー材料科学国際研究センター 助教 応募書類」と朱書のこと。

なお, 応募書類の返却はいたしませんのでご了承下さい。

問合せ先 教授 永井康介

☎ 029-267-3181 FAX 029-267-4947

E-mail: o-jime@imr.tohoku.ac.jp

助成

一般財団法人材料科学技術振興財団 山崎貞一賞募集

山崎貞一賞 募集対象分野(2019年度) 1. 「計測評価分野」, 2. 「バイオサイエンス・バイオテクノロジー分野」

募集締切 2019年4月30日(火)

問合せ先 一般財団法人 材料科学技術振興財団 山崎貞一賞事務局

☎ 03-3415-2200 E-mail: prize@mst.or.jp

詳細 <https://www.mst.or.jp/Portals/0/prize/index.html>

◇東京工業大学 科学技術創成研究院 助教
(卓越研究員・テニュアトラック制度適用)公募◇

人 員 科学技術創成研究院 助教 1名

公募分野 エネルギー関連材料工学分野

応募資格

- 卓越研究員事業に申請する者(本ポストは卓越研究員を受け入れる予定のポストである)
- 博士の学位もしくはそれに相当する能力を有すること。
- 原子力システム分野などのエネルギー関連材料工学分野、熱力学、速度論、高温物性を中心とした高温冶金物理化学研究を専門としていること。

任 期 5年以内(テニュアトラック昇任(准教授)制度を適用)
(試用期間 6カ月)

給 与 等 月給制(本学職員賃金規則による。)

勤務予定地 東京都目黒区大岡山2-12-1 東京工業大学大岡山キャンパス

着任時期 2019年10月1日以降、できるだけ早い時期

提出書類 卓越研究員候補者に採択される前に、東京工業大学への当事者間交渉のため、4月24日までに kobayashi.y.at@m.titech.ac.jp 宛メールにてコンタクトをとって下さい。
応募書類については以下とします。

- 略歴調査(高卒以上の学歴、職歴、受賞歴、電子メールアドレス)
- 業績調査：①学術論文(査読有)、②国際会議論文、③総説・解説、④著書、⑤特許、等に分類/基調講演や招待講演は明記/学術論文と国際会議論文の被引用数(Citation)とそれらをまとめた h 指数(h-Index)を、使用したデータベース名*とともに付記 *Google Scholar Citations, Scopus, または Inspire
- 主要原著論文別刷り 3 編以内(コピー可)
- 競争的研究資金及び外部研究資金の獲得実績(科学研究費補助金、受託研究費、その他の競争的資金に分類/名称、課題名、研究期間、総額、代表・分担、分担額(研究代表者でない場合は明記))
- 研究に関する実績ならびに着任後の研究構想(書式任意、A4用紙2ページ程度)
- 教育に関する実績および着任後の抱負(書式任意、A4用紙2ページ程度)
- 社会活動(学会活動における役職を含む)に関する実績
- 参考意見を伺える方(2名)の氏名、所属、および連絡先

公募締切 2019年4月24日(水)必着

書類送付先 〒152-8550 東京都目黒区大岡山2-12-1 N1-3

東京工業大学・科学技術創成研究院・先導原子力研究所 小林能直

提出書類は印刷版(1部)に加えて、電子データ(PDF)をCD-ROM ディスクあるいはUSBメモリに入れて、封筒に「東京工業大学・卓越研究員応募書類在中」と朱書きした上、簡易書留にて送付して下さい。

問合せ先 東京工業大学 科学技術創成研究院 先導原子力研究所 小林能直

E-mail: kobayashi.y.at@m.titech.ac.jp

公募の詳細 下記 Web ページをご参照下さい。

http://www.hyoka.koho.titech.ac.jp/eprd/recently/koubo/file/koubo20190304-ka_j.pdf

お知らせ

◇第60回本多記念賞、第16回本多フロンティア賞
及び第40回本多記念研究奨励賞受賞者◇

公益財団法人 本多記念会

本多記念会は、平成31年2月1日開催の第171回理事会において、平成31年度の第60回本多記念賞、第16回本多フロンティア賞、第40回本多記念研究奨励賞の受賞者を決定しましたので、お知らせいたします。

なお、贈呈式は、2019年5月31日(金)13時20分より、東京・神田学士会館で行う予定です。

1. 第60回本多記念賞(本賞 金メダル、副賞 200万円)

受賞対象研究	生体硬組織機能材料の研究開発
氏 名	工学博士 新家 光雄
現 職	東北大学名誉教授

2. 第16回本多フロンティア賞(褒賞金 各50万円)

受賞対象研究	ナノ・メゾ構造を制御した先進構造材料の創製
氏 名	工学博士 乾 晴行
現 職	京都大学大学院工学研究科教授

受賞対象研究	スピントロニクスを用いたスピントロニクスの開拓
氏 名	工学博士 新田 淳作
現 職	東北大学大学院工学研究科教授

3. 第40回本多記念研究奨励賞(褒賞金 各30万円)

受賞対象研究	自己治癒セラミックスの創製と超耐熱材料に関する研究
氏 名	博士(工学) 長田 俊郎
現 職	国立研究開発法人物質・材料研究機構主任研究員

受賞対象研究	閉じたき裂の高精度計測のための非線形超音波フェーズドブレイ映像法の創出
氏 名	博士(工学) 小原 良和
現 職	東北大学大学院工学研究科准教授

受賞対象研究	急冷を用いた電荷ガラス相の開拓とその不揮発相制御に関する研究
氏 名	博士(工学) 賀川 史敬
現 職	東京大学大学院工学系研究科准教授

受賞対象研究	鉄鋼材料の微小疲労き裂進展抵抗に関する研究
氏 名	博士(工学) 小山 元道
現 職	九州大学大学院工学研究科助教

受賞対象研究	L10型 FePt 規則合金における新機能性の創出とスピントロニクス材料への応用に関する研究
氏 名	博士(工学) 関 剛斎
現 職	東北大学金属材料研究所准教授

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 83, No. 4 (2019)

——オーバービュー——

多結晶フェライト鋼における降伏・変形挙動

高木節雄

——論文——

アークプラズマ強制蒸発法による Ag ナノパウダーの
作製及び粉末特性評価

峯田才寛 齊藤達也 吉原崇裕 佐藤裕之

アルミニウム平板鋳塊および円柱鋳塊の熱伝達凝固

大和田野利郎

シンバルの減衰特性に対する金属組織の影響

小川 渉 菖蒲敬久 笥 瑞恵 鞍谷文保

小出俊雄 文珠義之 水田泰次

メカニカルアロイングと放電プラズマ焼結による Ti-
Al-N-O 焼結体の作製

浅見廣樹 高澤幸治 池田慎一 末松久幸

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 60, No. 4 (2019)

——Regular Article——

Materials Physics

Structure and Magnetic Properties of Co-Ni
Spinel Ferrite Particles Synthesized via Co-
Precipitation and Hydrothermal Treatment at
Different Temperatures

Mikio Kishimoto,
Hawa Latiff, Eiji Kita and Hideto Yanagihara

Microstructure of Materials

Microstructure Formation Driven by Stored
Energy and Mechanical Property of Pure Titanium
Recycled from Chips by Severe Plastic Deforma-
tion

Peng Luo

Mechanics of Materials

Characterization of Mechanical Properties for
Ferritic Heat-Resisting Steels (12Cr-2W) with
Different Creep-Fatigue Properties by Nano-In-
dentation

Nobuo Nagashima, Masao Hayakawa and Megumi Kimura

High-Temperature Creep Mechanism of Dual-Duc-
tile-Phase Magnesium Alloy with Long-Period
Stacking Ordered Phase

Masami Fujiwara,
Hidenari Takagi and Kenji Higashida

Mechanical Properties of Pure Titanium
Processed by Cryogenic Rolling and Annealing

Zheng Zhang, Hongjiang Pan, Lifang Meng, Jinxu Zhang,
Xu Yang, Hongliang Gao, Yulan Gong,
Baipo Shu and Xinkun Zhu

Materials Chemistry

Effect of Anodizing Time on Multiscale Porous
Structure of Ti-Al Alloy Microchannel Wall

Tatsuya Ohmi, Tatsuki Yamamori and Masatoshi Sakairi

Scanning Transmission Electron Microscopy
Characterization of Nanostructured Palladium
Film Formed by Dealloying with Citric Acid from
Al-N-Pd Mother Alloy Film

Takuji Ube, Akizumi Kawamoto and Takashi Ishiguro

Measurement of pH in a Thin Electrolyte Droplet
Using the Kelvin Probe Technique

Saya Ajito, Eiji Tada, Azusa Ooi and Atsushi Nishikata

Materials Processing

Deformation Type in Forming of Horn Tubes: Fun-
damental Research for Forming of Closed Section
Parts from Sheet Metal

Masahiko Sato,
Masaaki Mizumura, Tohru Yoshida, Yukihisa Kuriyama,
Katsuyuki Suzuki and Atushi Tomizawa

Fabrication of Porous Metals with Unidirectional-
ly Aligned Pores by Rod-Dipping Process

Daiki Muto, Tomonori Yoshida, Tomoya Tamai,
Mahiro Sawada and Shinsuke Suzuki

Microstructure and Magnetic Properties of Cu-
Ag-La-Fe Immiscible Alloys with an Amorphous
Phase

Takeshi Nagase, Tomoyuki Terai,
Tomoyuki Kakeshita, Megumi Matsumoto and
Yoshikazu Fujii

Image Segmentation and Analysis for Microstruc-
ture and Property Evaluations on Ti-6Al-4V
Fabricated by Selective Laser Melting

Shiho Miyazaki, Masahiro Kusano, Dmitry S. Bulgarevich,
Satoshi Kishimoto, Atsushi Yumoto and Makoto Watanabe

Preparation of Silver Nanoparticles by Arc Plasma
Method and Their Properties

Takahiro Mineta,
Tatsuya Saito, Takahiro Yoshihara and Hiroyuki Sato

Engineering Materials and Their Applications

Dependence of Critical Current on Voltage Probe
Spacing in Superconducting Tape with Multiple
Small Cracks and a Large Crack

Shojiro Ochiai, Hiroshi Okuda and Noriyuki Fujii

Microstructure, Corrosion Behaviors in Different
Simulated Body Fluids and Cytotoxicity of Zn-Li
Alloy as Biodegradable Material

Yu Zhang, Yujiao Lu, Xuemei Xu, Liangjian Chen,
Tao Xiao, Xier Luo, Yang Yan, Ding Li,
Yilong Dai and Kun Yu

A New Process of Thermoplastic Polypropylene
Reinforced by Interlayered Activated Carbon
Fiber Treated by Electron Beam Irradiation under
Nitrogen Gas Atmosphere with Oxygen Prior to
Assembly and Hot-Press

Shodai Kitagawa, Hideki Kimura, Helmut T. Uchida,
Michael C. Faudree, Akira Tonegawa, Satoru Kaneko,
Michelle Salvia and Yoshitake Nishi

Microstructure Quantification in Nickel-Based Superalloy Udimet 720Li

Yoshiya Yamaguchi, Hiromu Hisazawa and Yoshihiro Terada

Characteristics and Microstructural Development of Cold-Sprayed Copper Coating on Aluminum

Shinji Fukumoto, Kengo Ohta, Tatsunori Yanagimoto, Yoshihiro Kashiba, Masao Kikuchi, Michiya Matsushima and Kozo Fujimoto

Investigation of the Cross-Sectional Structure and Isothermal Section at 1150°C of a Nb-Re-Si Alloy Fabricated Using a Tetra-Arc Furnace

Shigeru Saito, Toshiyuki Takashima, Toshiaki Horiuchi, Seiji Miura and Toshio Narita

—Rapid Publication—

Synergistic Effect of Graphene Oxide and OH-MWCNTs on the Cure Kinetics of an Epoxy-Anhydride System

Jing Zhang, Kaijun Chen, Song Lv, Yifan Zhou, Xu Ma and Jijun Tang

Editor's Announcement

新 入 会 員

(2019年1月22日～2019年2月20日)

正 員

伊藤利久 日本積層造形株式会社
張咏杰 東北大学
中辻竜也 神戸大学
曾我部信義 三井金属鉱業株式会社
富松宏太 新日鐵住金株式会社

二村典枝 富士フイルム株式会社
石川史太郎 愛媛大学
田中秀和 大阪大学
Louzguine Dmitri 東北大学
星谷優志 朝日インテック株式会社

加藤克人 株式会社ジーシー
森下雄斗 LG Japan Lab 株式会社
石川雅仁 ダイハツ工業株式会社
立津慶幸 名桜大学

学 生 員

細矢駿行 富山大学
山本宜秀 静岡理工科大学
早川頌 東京大学

元女陽介 長岡技術科学大学
長野幹雄 国立研究開発法人宇宙航空研究開発機構
遠藤基史 茨城大学

湯地隆介 茨城大学
有野剛史 京都大学
松村 漱 関西大学

外国一般会員

WANG ANNE

孫 飛 東北大学



まてりあ 第58巻5号 予告

[紹介] 2019年春受賞者紹介, 2019年度新役員紹介
[学会賞受賞記念講演]

材料の一方性多孔質化と機能中嶋英雄

[本多記念講演] 材料研究における電子顕微鏡法の導入と発展
.....黒田光太郎

[最近の研究] スピン偏極パルス透過電子顕微鏡の開発

.....桑原真人

—他—

(編集の都合により変更になる場合がございます)

金属学会セミナー(特別講座)

転位を知る

—金属・合金における強度・延性の担い手— (セミナー・シンポジウム委員会企画)

開催日 2019年1月29日～30日

場 所 東京工業大学 田町キャンパス

金属学会セミナーに、新カテゴリー【特別講座】が設置され、今回が第2回目となる(金属学会セミナー(特別講座)は、基礎・基盤的な教育効果に重点をおいたセミナー)。昨年度の第1回は「状態図・相変態」を題材としたセミナーで、この時の受講者アンケートで希望が挙がった「転位論」を、今回のテーマに選定させていただいた。本特別講座の特徴の一つは、従来の金属学会セミナーのようにテキスト書き下ろしではなく、市販の教科書をテキストとして活用できる点にある。今回は転位論がテーマであるので、名著と名高い、加藤雅治先生の「入門 転位論、裳華房、(1999)」をテキストとさせていただいた。講師は、本分野の第一人者で、かつ転位論を大学にて日常的に講義されている3名(以下敬称略)：藤居俊之(東工大)、岸田恭輔(京大)、村石信二(東工大)と、本講座のまとめ役として筆者(小山)を加えた計4名であり、2日間で、8講義(各1～1.5時間で、以下の(1)～(8))を実施した。講師間で事前に内容の分担について調整するとともに、基盤から応用への流れや、ミクロからマクロへの展開を、1日半という集中講義で捉えやすいように、教科書の章の組み合わせを以下のようにアレンジさせていただいた(以下の章番号は、教科書の章番号である)。8つの講義の内容と担当は、以下のようにまとめられる。

(1) 藤居：1章「結晶欠陥としての転位の概念」本テキストの著者である加藤先生のご紹介から始まり、転位論の歴史も含め、その全体像が解説された。特にバーガースベクトルの定義が1つではなく、教科書によって変わる場合があるため、この定義を確認する重要性が強調された。

(2) 藤居：2章「弾性論の基礎」、および4章「転位の弾性論」弾性論の基礎から始まり、刃状転位とらせん転位の弾性ひずみエネルギーを導き出すまでが、わかりやすく丁寧に説明された。

(3)村石：5章「転位に働く力」ピーチケラーの式を、演習も交えて解説するとともに、転位間の相互作用や、鏡像応力による、表面および異相界面近傍に位置する転位の挙動などが、理論式とともに明確に説明された。

(4)小山：10章「外部応力および内部応力下での転位の形状」転位の安定形状、ギブスエネルギー、およびオイラー方程式との関係から始まり、臨界分解せん断応力と転位安定形状の関係、熱活性化と鞍点形状解、および平均場としてみた内部応力場と外力の関連性について解説した。

(5)岸田：7章「転位の結晶学」、および6章「転位の増殖、切り合いと堆積」転位の結晶学の集大成である。ステレオ投影の説明も交え、部分転位、拡張転位、積層欠陥、不動転位、転位の増殖、切り合い、堆積、上昇運動等々、転位の静的および動的幾何学が、実例とともに、わかりやすく解説された。

(6)村石：8章「転位の熱活性化運動」、および9章「塑性変形の転位論」マクロ的な塑性変形の転位からの解釈、および転位の熱活性化運動の具体的な取り扱いについて、(3)の講義と同様、こちらも演習を交えた実践的な説明がなされた。

(7)岸田：11章「強化機構」合金の強化メカニズムは、固溶強化、析出強化、分散強化、加工硬化、結晶粒微細化であるが、個別の解説にとどまらず、相互の類似性や本質的な相違点に立脚し、あわせて個々のメカニズムの加算則の考え方についての説明がなされた。

(8)小山：3章「変形の熱力学」多変数系の熱力学から変形の熱力学を定式化し、弾性および欠陥エネルギーとヘルムホルツエネルギーとの関係、ならびに変形問題におけるギブスエネルギーの活用法について解説した。

[1/29,30,東京工業大学 田町キャンパス(国際会議室), 受講者数44名].

転位論の世界の豊かさと奥深さを、あらためて思い知った一日半であった。名著である教科書と、それを咀嚼しようと努めた講師の相乗作用の賜物であろう。

転位論は、金属学の中でも本当に基礎的な学問分野であり、当初、参加希望者数が十分に集まるかどうか危ぶまれたが、結果的に、先回の状態図・相変態の受講者数を越えた。やはり名著の力および金属学の基盤学問の重要性を改めて再認識した次第である。関係各位の多大なるご支援・ご協力に、あらためて心より感謝申し上げます。(文責：小山)

(企画世話人代表：東工大 木村好里, 名大 小山敏幸)



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	問合せ先	締切
2019年5月				
10~13	軽金属学会第136回春期大会(富山)	軽金属学会	TEL 03-3538-0232 shomu@jilm.or.jp http://www.jilm.or.jp/	参加予約 4.4
15~16	第35回希土類討論会(吹田)	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 1.18
20~21	講習会「もう一度学ぶ機械材料学」—機械・製造技術者のための基礎講座—(名古屋)	日本機械学会	TEL 03-5360-3506 icihara@jsme.or.jp https://www.jsme.or.jp/event/2019-36895/	
20~22	トライボロジー会議2019春 東京 (東京)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	
21~24	第55回真空技術基礎講習会(和泉)	大阪府技術協会他	TEL 0725-53-2329 g-kyoukai@dantai.tri-osaka.jp https://www.jvss.jp/	5.13
22	第237回西山記念技術講座 先進エネルギーマネージメントの発展を支える耐熱鋼開発(早稲田大学)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/mu1q7ec0m	
23~24	H31年度「界面コロイドラーニング 第35回現代コロイド・界面化学基礎講座」(東京)	日本化学会	TEL 03-3292-6163 dcsc@chemistry.or.jp https://colloid.csj.jp/	
24	第401回講習会 第28回最先端の研究室(工場)めぐり「スポーツ用義足開発最前線」—産業技術総合研究所人工知能研究センター(東京)	精密工学会	TEL 03-5226-5191 jspe_koushu@jspe.or.jp https://www2.jspe.or.jp/	定員 30名
24	第4回マルチスケール材料力学シンポジウム(室蘭工大)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	講演 2.15
29	第238回西山記念技術講座 先進エネルギーマネージメントの発展を支える耐熱鋼開発(大阪)	日本鉄鋼協会	TEL 03-3669-5933 educact@isij.or.jp https://www.isij.or.jp/mu1q7ec0m	
29~31	第24回計算工学講演会(さいたま)	日本計算工学会	TEL 03-3868-8957 office@jsces.org http://www.jsces.org/koenkai/24	
31~6.1	第3回若手研究グループ 「多様な先端観察・測定法を用いた組織の定量と力学特性解析への適用」(石川)(本号225頁)	日本金属学会・若手研究グループ No. 03	miyazawa.t.ab@m.titech.ac.jp	4.26
2019年6月				
2~7	世界水素技術会議2019(東京)	水素エネルギー協会	TEL 029-861-8712 org@whtc2019.jp http://whtc2019.jp	
7~9	2019年度塑性加工春季講演会(同志社大)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
10~11	2019年度溶接入門講座(東京)	溶接学会	TEL 03-5825-4073 jws-info@tg.rim.or.jp http://www.jweld.jp/	定員 80名
13~14	第60回塗料入門講座 前期(東大生産技研)	色材協会	TEL 03-3443-2811 admin@jscm.or.jp http://www.shikizai.org/	定員 100名
13~14	H31年度「界面コロイドラーニング 第35回現代コロイド・界面化学基礎講座」(大阪)	日本化学会	TEL 03-3292-6163 dcsc@chemistry.or.jp https://colloid.csj.jp/	
14~15	第6回 最先端の顕微鏡と理論計算に関する国際シンポジウム(名古屋)	ファインセラミックスセンター	TEL 052-581-3241 amt6@intergroup.co.jp http://amt6.com	
21	日本分析化学会 中国四国支部 第56回分析化学講習会(岡山理科大)	日本分析化学会中国四国支部	TEL 086-256-9490 analchem@chem.ous.ac.jp http://www.chem.ous.ac.jp/~analchem/56koshukai/	参加 5.31
29~11.9 (4回)	セラミックス大学2019(CEPRO2019)(東工大他)	日本セラミックス協会教育委員会	TEL 03-3362-5231 cersj-kyouiku@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/	定員 120名
2019年7月				
1~5	第3回アジア赤外線サーモグラフィコンファレンス(QIRT-Asia2019)(東京)	日本非破壊検査協会(東京)	TEL 03-5609-4011 sec@qirtasia2019.com	
11~12	第60回塗料入門講座 後期(東大生産技研)	色材協会	TEL 03-3443-2811 admin@jscm.or.jp http://www.shikizai.org/	定員 100名
11~12	第53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 078-795-3212 nishida@kobe-kosen.ac.jp http://www.jsms.jp	講演 3.15
12	粉末冶金入門講座(東京)	粉体粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 info@jspm.or.jp	
22~24	第25回結晶工学スクール(2019年)(大阪大)	応用物理学会	TEL 03-3828-7723 igarashi@jsap.or.jp https://annex.jsap.or.jp/kessho	7.1
2019年8月				
18~22	国際会議(PRICM-10)(中国西安)(8号405頁)	中国金属学会	pricm10@csm.org.cn http://www.pricm10.com/	概要 1.31 論文 3.1
23	2019年茨城講演会(茨城大)	日本機械学会関東支部	TEL 0294-38-5046 ibakouen@ml.ibaraki.ac.jp	論文 7.1

開催日	名称・開催地・掲載号	主催	問合せ先	締切
2019年9月				
2～4	第22回 XAFS 討論会(京大)	日本 XAFS 研究会	TEL 075-753-6850 yamamoto.kentaro.4e@kyoto-u.ac.jp http://www.moleng.kyoto-u.ac.jp/~moleng_04/event/jxafs22/	
4～6	2019年度工学教育研究講演会(東北大)	日本工学教育協会	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp https://www.jsee.or.jp/	
11～13	日本金属学会秋期講演大会(岡山大学津島キャンパス)(岡山)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	
22～27	20th International Symposium on Boron, Borides and Related Materials(第20回ホウ素・ホウ化物および関連物質国際会議)(新潟)	第20回ホウ素・ホウ化物および関連物質国際会議組織委員会	TEL 0258-47-9714 takeda@mech.nagaokaut.ac.jp http://sogalabo.jp/isbb2019	
2019年10月				
27～11.1	The 13th Pacific Rim Conference of Ceramic Societies (PACRIM13)(沖縄)	日本セラミックス協会	TEL 03-3362-5231 jim-ask@cersj.org http://www.ceramic.or.jp/pacrim13/	
20～25	第12回新物質及び新デバイスのための原子レベルキャラクター化に関する国際シンポジウム(京都)	日本学術振興会 マイクロビームアナリシス第141委員会	alc19@alc.jstps141.org https://alc.jstps141.org/alc19	
2019年11月				
1～4	The 14th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(つくば)	日本実験力学学会	TEL 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp http://jsem.jp/	
11～14	NACE EAP Conference 2019 腐食科学と防食技術(横浜)	NACE EAP	http://www.nace-tokyosection.org/	
17～22	国際ガスタービン会議2019Tokyo (IGTC2019 Tokyo)(東京)	日本ガスタービン学会	http://www.gtsj.org/english	
22	第22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 03-6732-8966 msf@oxinst.com http://www.msforum.jp/	
25～27	EcoDesign 2019国際会議(横浜)	エコデザイン学会 連合他	ecodesign2019_secretariat@ecodenet.com http://ecodenet.com/ed2019/	
28～29	粉末冶金基礎・実用講座(京都工芸繊維大)	粉体粉末冶金協会	TEL 075-721-3650 info@jspm.or.jp	
2019年12月				
10～14	日本 MRS 創立30周年記念国際会議(横浜)	日本MRS	TEL 045-263-8538 info_mrm2019@jmru.org https://mrm2019.jmru.org	
2020年3月				
8～11	COMPSAFE2020(第3回安心・安全・環境に関する計算理工学国際会議)(神戸)	COMPSAFE2020 実行委員会	secretary@compsafe2020.org http://www.compsafe2020.org	
17～19	日本金属学会春期講演大会(東京工業大学大岡山キャンパス)(東京)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312 annualm@jim.or.jp	

 事務局より

- 2019年度の会費お払込みのお忘れはありませんか。新年度が始まっておりますので今一度ご確認をお願いいたします。
- 本号会告(220頁)を致しました通り、2019年秋期講演大会からのセッションが変わります。こちらもご確認下さいますようお願いいたします。
- 2020年春賞の候補者推薦募集を行っております。沢山のご推薦をお待ちしております。

まてりあ 第58巻 第4号(2019) 発行日 2019年4月1日 定価(本体1,700円+税)送料120円
年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

発行所 公益社団法人日本金属学会

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

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

発行人 山村英明

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

発売所 丸善雄松堂株式会社

〒160-0002 東京都新宿区四谷坂町10-10

Staplex®

High Volume Air Sampler



Contents	Model	TFIA	TFIA-F	TFIA-CDT	TFIA-FCDT
Flow Meter		◎	◎	◎	◎
Flow Adjuster			◎		◎
Count Down Timer				◎	◎
Flow Range		0 ~ 2 m ³ /min. (0~2,000 Litter/min.)			
Power		メーカー標準電源電圧 AC110~125 V (ステップアップトランス別途要) AC100V電源も使用可能 (但し最大流量不担保)			
Dimensions, cm		21.6 19.1 19.1			
Weight ; kg		about 4.5			
Construction		堅牢で軽量のジュラルミン製			
Filters		TFA41 : 4 inch dia. (100 sheet/Box)			
		TFAGF41 : 4 inch dia. Glass Fiber Filter (100 sheet/Box)			
		TFAQ41 : 4 inch dia. Quorts Filter (100 sheet/Box)			
		HE-40T : 105 mm diameter			
		and other			
Filter Holders		SH4 : for 4 inch dia. and 105 mm dia. Filter Holder Assembly			
		and other			

ProTech Inc.

株式会社プロテック

埼玉県三郷市高州4-65-1-404

Tel. 048-948-2177 Fax. 048-948-2178

ktym-protech@work.odn.ne.jp

2018.4.30

2019年秋期（第165回）講演大会
9/11（水）～9/13（金）
岡山大学 津島キャンパス

付設展示会
大会プログラム広告
ランチョンセミナー

募集のご案内

付設展示会（機器・ソフトウェア・書籍）

・1コマ ￥140,000（税別）

大会プログラム広告

・1色1頁 ￥70,000（税別） ・1色1/2頁 ￥40,000（税別）

ランチョンセミナー

・1枠 ￥100,000（税別） 付設展示会ご出展の場合は、1枠 ￥20,000（税別）

広告掲載・ご出展のお問い合わせ・お申込み

MEIHOSHA
ADVERTISING AGENCY

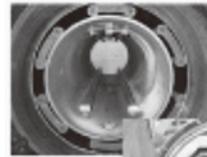
株式会社 明 報 社

〒104-0061 東京都中央区銀座七丁目12-4 友野本社ビル
TEL (03) 3546-1337 FAX (03) 3546-6306
E-mail info@meihosha.co.jp ホームページ www.meihosha.co.jp

高温真空 3000°Cへの挑戦

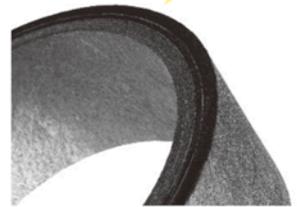
URL:<http://www.mechanical-carbon.co.jp/>

- 高純度カーボングラファイト部品(純度5ppm以下)
- C/C(カーボン・カーボン)材による精密加工
- カーボン成形断熱材、カーボンフェルト
- MGR回転式脱ガス装置用ローター
- 高温真空炉 炉内メンテナンス
- メカニカルシール、パッキン等の摺動部品修理・改造

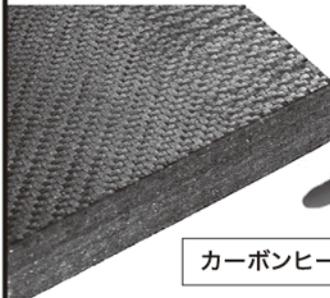


炉の改修

ハイブリット成形断熱材



高断熱+省エネ



6面シート
貼り



カーボンフェルト



カーボンヒーター、カーボン断熱材、高温真空炉内治具、消耗品等のご相談はスペシャリストにお任せください。



メカニカルカーボン工業株式会社

本社:247-0061 神奈川県鎌倉市台5-3-25 TEL.0467-45-0101 FAX.0467-43-1680
工場:新潟工場・本社工場・野村工場(愛媛)・広見工場(愛媛) 事業所:郡山・東京・大阪・松山・周南・福岡
お問い合わせEメール 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

走査型オージェ電子分光分析装置 Auger Electron Spectroscopy

PHI 710 *Scanning Auger Nanoprobe*



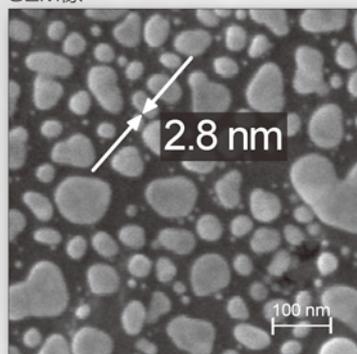
CMA 型 AES

- 高感度・高スループット分析
- 電流値 1 nA (オージェ分析可能) で AES 分解能 ≤ 8 nm
- 高エネルギー分解能測定 (CMA 使用)



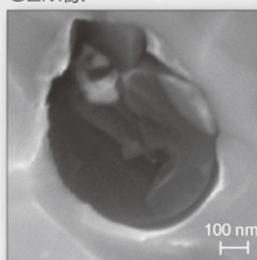
SEM 分解能 ≤ 3 nm, AES 分解能 ≤ 8 nm

SEM像

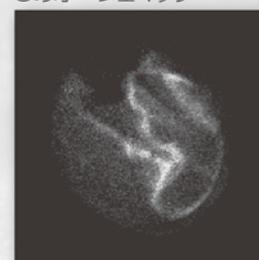


グラファイト上の金粒子における SEM分解能測定 (25 kV 0.2 nA)

SEM像



Sのオージェマップ



ダクタイル鋳鉄断面の粒界介在物の分析

アルバック・ファイ株式会社

本社・工場 〒253-8522 茅ヶ崎市萩園2500 TEL:0467-85-4220 (国内営業部) FAX:0467-85-4411
 大阪営業所 〒532-0003 大阪市淀川区宮原3-3-31 上村ニッセイビル5階 TEL:06-6350-2670 FAX:06-6350-2980

www.ulvac-phi.com