

Materia Japan

- 原子クラスターが切り開く
金属の未知の特性
- Ni 基メタ磁性形状記憶合金の磁氣的性質
- 冷間多軸鍛造マグネシウム合金の組織と特性
- 鉄鋼の粒界破壊におけるマルチスケール解析
- 講義ノート 鉄鋼の相変態Ⅲ
～パーライトとベイナイトの成長に及ぼす合金元素の効果～
- 春期講演大会プログラム(別冊付録)

まてりあ

Vol.54 MTERE2 54 (3) 91~136 (2015)

2015 **3**

どこにもないモノへの挑戦

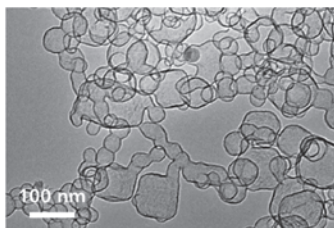
TOYO TANSO
Inspiration for Innovation

製品情報はこちらへ ▶ www.toyotanso.co.jp/Products/

CNovel™ クノーベル™

細孔径を自由に制御できる多孔質炭素

- “連通メソ孔”を有する特徴的な構造
- ナノスケールでテイラーメイド可能な細孔径



【用途例】
・薬剤精製時の不純物除去
・脱色・脱臭
・カラムの充填剤

KLASTA MATE™ クラスタメイト™

ナノカーボンやDLC成膜用の
蒸発源として使用可能な金属-炭素複合材

- 炭素材料中に各種金属を均一分散可能

【製品例】



【用途例】

ナノカーボン製造用電極
DLC (ダイヤモンドライクカーボン) 成膜用ターゲット

その他用途に応じたきめ細かなご提案をいたします

東洋炭素 クノーベル

検索

東洋炭素株式会社

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

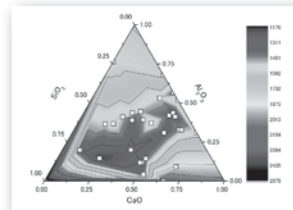
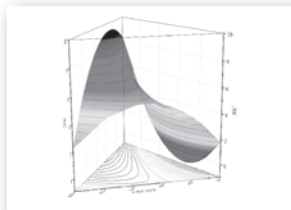
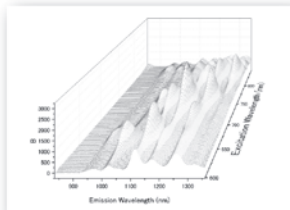
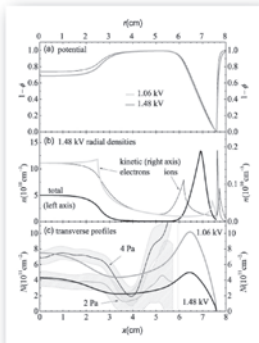
学会発表や論文のグラフ作成・データ分析に最適なソフトウェア



ORIGIN® 2015

Graphing & Analysis

日本金属学会 2015 年春期講演大会 (3月 18 日～ 20 日) の企業展示に出展いたします。Origin の機能やライセンス形態だけでなく、使い方についてもその場でお答えいたします。弊社ブースにぜひお立ち寄りください。



体験版でグラフ作成・分析機能をお試しく下さい。
<http://www.lightstone.co.jp/ad/15/01/>



開発元

OriginLab®

正規販売元

LightStone®
株式会社 ライトストーン

〒130-0026

東京都墨田区両国4-30-8 両国Y・Aビル6F
TEL:03-5600-7201 FAX:03-5600-6671
Email: sales@lightstone.co.jp (営業担当)
<http://www.lightstone.co.jp/>

OriginLabおよびOriginはOriginLab社の登録商標です。その他の商標または登録商標は各社の商標または登録商標です。

◎ 会告原稿締切：毎月 1 日



翌月号(1日発行)掲載です。

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

解説	原子クラスターが切り開く金属の未知の特性とその応用 高橋啓介 大貫惣明 …… 91 理論と実験で解説する原子クラスターの基礎から未知の特性，さらに工学的応用までを紹介。
最近の研究	メタ磁性形状記憶効果を示す Ni 基ホイスラー合金の磁気特性 梅津理恵 許 晶 伊東 航 鹿又 武 貝沼亮介 …… 98 Ni 基メタ磁性形状記憶合金のマルテンサイト相と母相の磁気的性質を紹介。 冷間多軸鍛造マグネシウム合金の組織と特性 三浦博己 小林正和 ……105 超微細粒 MDF-Mg 合金の開発。多軸鍛造 (MDF) によって結晶粒を超微細化した高強度 Mg 合金の開発状況の紹介。 鉄鋼の粒界破壊におけるマルチスケール熱力学解析 山口正剛 ……110 粒界偏析の第一原理計算と二種類の破壊力学試験を組み合わせることにより，粒界の電子論的エネルギー低下がもたらす CT 試験片の破壊靱性低下を理解する。
講義ノート	鉄鋼の相変態 III —パーライトとベイナイトの成長に及ぼす合金元素の効果— 榎本正人 ……118 バラパーライト，定常パーライト，発散パーライトの生成メカニズムとベイナイトの不完全変態のメカニズムの解説。
研究室紹介	高温における酸化物および金属の冶金現象の根本的な理解をめざして 柴田浩幸 ……124
本会記事	会告 ……125 会誌・欧文誌 3 号目次 ……132 支部行事 ……128 次号予告 ……134 掲示板 ……129 材料系学協会情報コーナー ……134 新入会員 ……131 行事カレンダー ……135
付録	2015年春期講演大会プログラム 別冊

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

表紙デザイン：北野 玲
複写をご希望の方へ

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

原子クラスターが切り開く 金属の未知の特性とその応用

高橋啓介* 大貫惣明**

1. はじめに

原子クラスターは原子数が数個から数十個からなる原子の集合体である。原子クラスターの物性は原子の数及び構造に依存し、そのためバルクともナノ粒子とも異なった物性を持っている。例えば元来バルクの鉄は水素と結合することは特殊な環境下を除いては起こりえないが、数個からなる鉄クラスターは水素と結合することが起こりえる。このように原子クラスターはバルクやナノ粒子とは異なる物性を持っており、特に触媒、磁性、エネルギー貯蔵などにおいて活躍が期待される。しかしながら原子クラスターに対する研究は欧米を中心に活発化しており、日本ではあまり知られていないのが現実である。

数個から数十個からなる原子の集合体である原子クラスターを現存の実験手法だけで研究するのは困難なため、理論計算と実験の両方からアプローチする必要がある分野である。本稿では、密度汎関数理論を用い、様々な金属原子クラスターの特性(磁性、反応性、エネルギー貯蔵、融点、光学特性)の紹介、更に理論計算を用いたクラスターの構造決定方法を紹介する。また、実験によるクラスターの作成と解析方法および結果、計算結果との整合性などを紹介する。理論及び実験の両方から原子クラスターを理解することにより、私たちの知っている金属とは全く異なった材料の開発を可能にすることができ、それは金属の新しい未来の指針となることを期待する。

2. 原子クラスターの定義

クラスターの定義を辞書で調べると、“集合体”と定義さ

れている。つまり原子クラスターとは原子の集合体のことを意味している。しかしながら、“原子の集合体”といってもかなりあいまいな定義になってしまう。例えば酸素などの分子やナノ粒子も原子の集合体と定義することができるため、原子クラスターの定義をより厳密にしなければならない。では最初に、原子クラスターと分子はどう異なるのかを表1にまとめてみた。表1に示すように原子クラスターは分子と比べて多様な状態を持つことがわかる。また多数の原子クラスターは非常に高い反応性を持っており、真空または不活性環境で存在することが安定させる条件となる。更に異性体の数も多く、原子数が増えるにつれて異性体の数も急激に増えていく。構成する原子数も物質も多様なため、結合状態も多様である。例えば $C_{20}O_{10}$ のような想像もしないようなものも原子クラスターでは起こり得る。言い換えれば、分子は原子クラスターに含まれると言える。

原子クラスターとナノ粒子の違いを定義するのは実は難しい。図1はバルクの物性がサイズが小さくなるにつれてどのように変化していくかをグラフにしたものである。わかりやすい例として金を例にする。バルクの金は図1に示したように面心立方格子構造を持っている。このバルクの金のサイ

表1 原子クラスターと分子の違い。

	原子クラスター	分子
存在条件	真空又は不活性環境	大気中
異性体	多数	少数
原子数	多様	固定
結合状態	多様	イオン又は共有結合
構成原子	多様	固定

* JSPS 特別研究員・PD, 北海道大学工学院工学研究科(〒060-8628 札幌市北区北13条西8丁目)

** 北海道大学特任教授; 工学院工学研究科

Atomic Clusters: Unveiling New Properties of Metal and Applying Them to Modern Engineering Applications; Keisuke Takahashi and Somei Ohnuki (Division of Engineering, Graduate School of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

Keywords: *atomic cluster, density functional theory, global optimization, catalysis, magnetism, hydrogen storage, tailored materials*

2014年10月31日受理[doi:10.2320/materia.54.91]

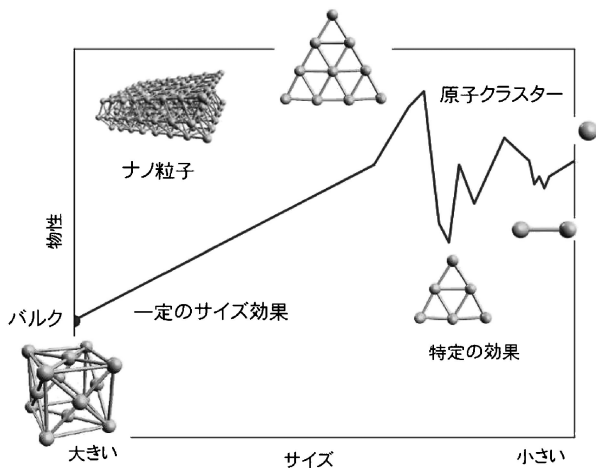


図1 サイズによるバルクから原子クラスターまでの物性変化. 原子モデルは金.

ズを小さくしていくと図1に示したようにナノ粒子となる。この時、ナノ粒子の物性は原子数に関係なく一定を保つ傾向にある。しかしながら、ある一定のサイズまで小さくなったとき、ナノ粒子の物性が原子数によって著しく変わる境界線がある。この境界線以降の物質を原子クラスターと定義する。この時原子クラスターの物性は原子数、構成物質及び構造に非常に強く依存するため、原子レベルでの理解が必要となってくる。例えばある原子数7個のクラスターは磁性を持っているが、原子数8個の時は磁性を持たないなど、原子数によって物性が変わる。しかしながら、現存の実験手法だけでは、原子クラスターの物性や構造を特定することが困難なため、第一原理計算などの理論計算を使つての研究が非常に重要になる⁽¹⁾⁽²⁾。

このように原子クラスターはバルクやナノ粒子とは全く異なる物性を持っているため、材料の根本的な概念が覆ることすらありえる。例えば、導電体の金属が絶縁体になったり、磁性を持たないものが強磁性をもったり、不活性な材料が活性になったり、不透明なものが透明になったりすることが可能になってくる。そのため、原子クラスターの原子数、構成原子、そして構造を制御する実験手法が確立されれば、思いのままの材料を設計し生成することが可能になる。そうすることで原子クラスターは材料工学の分野において無限の可能性を導き出してくれる。

3. 構造決定

原子クラスターの構造の決定手法は現在3つ知られている。(1)手動で存在しえる構造を予測し密度汎関数理論⁽³⁾⁽⁴⁾で計算し安定したものを探す。(2)遺伝的アルゴリズム法⁽⁵⁾。(3)ベイシンホッピング法⁽⁶⁾⁽⁷⁾。(1)に関しては多大な労力を要し、原子クラスターの構造は非対称の構造のものも多く、すべての構造を予測するには限界がある。(2)の遺伝的アルゴリズム法は生物学の“遺伝”を元に開発されたものである。(3)のベイシンホッピング法は3つの手法の中で現在最も基底状態及び多数の準安定構造を予測するのに適した手法である。

ベイシンホッピング法は、現在原子クラスターの構造決定に最も多く用いられている方法であり、原子数が数百からなる原子クラスターの構造も見つけ出すことが可能となっている。ベイシンホッピング法の流れを下記に示した。

1. ランダムな構造を生成する。
2. 密度汎関数理論を用いてその構造を緩和させる。この時のエネルギーを E_0 とする。
3. 緩和した構造を下記の2つの方法を用いて壊す。
 - (a)シェイク-全原子を同時にランダムに動かす。
 - (b)交換-ランダムに選ばれた2つの原子を交換する(特に元素が2個以上の時)。
4. 3.で壊した構造を2.と同様に緩和する。この時のエネルギーを E_1 とする。
5. ここでモンテカルロ法とメトロポリス法を用い、 E_1 と E_0 の評価をする。
 - (a)もし $E_1 \leq E_0$ であれば E_1 を受け入れる。
 - (b)もし $E_1 \geq E_0$ であれば、メトロポリス法を用い $e^{-\Delta E/kBT} \geq$ (ランダムに選ばれた0か1)の時 E_1 を受け入れる。
 いずれの場合も E_1 を受け入れたとき、 E_1 を E_0 と再定義する。
6. 2から5のステップを繰り返す(ステップが多いほど安定した構造を見つけ出す確立が高くなる)。

こうすることによって、常に安定した構造を自動で確実に見つけ出すことが出来る。

よりわかりやすくするため、ベイシンホッピング法の手順を図2に示した。それぞれの緩和後の極小の部分“たらい(ベイシン)”の底のようで、それが次の極小へと跳ねているように見えるため、ベイシンホッピング法という呼び名がつけられた。

ベイシンホッピング法と密度汎関数理論を用いて得られた代表的な原子クラスター(金⁽⁷⁾、プラチナ⁽⁷⁾、ルテニウム⁽⁷⁾、鉄⁽⁸⁾)の構造を図3に示した。金クラスターはその高い反応性により触媒効果が期待されている原子クラスターである。基底状態の金の構造は特殊なもので2次元状態で三角形の形に向かって成長していくことがわかる。プラチナクラスターも金クラスターと同様に2次元状態の構造を持っているが、原子数が4個と9個の時は正方形になり、原子数が6個の時は三角形と不規則に成長することがわかる。さらに興味深いのは原子数が10個の時、3次元の構造をとることである。ルテニウムクラスターは原子数が8個のとき立方体になり、原子数が12個のときは立方体が2つ結合した構造になることがわかる。鉄クラスターにいたっては、原子数が4個のときから3次元の構造を持ち、対照的な構造を維持しながら成長することがわかる。このように原子クラスターは不規則に成長するため先に述べた大域的最適化手法を用いることが必須となる。また、合金クラスターもバルクやナノ粒子では考えられないような事象が起こりえる。例えばルテニウムと銅はバルクの状態では混ざり合うことはないが、ルテニウムと銅の合金クラスターは非常によく混ざり合う⁽⁷⁾。こ

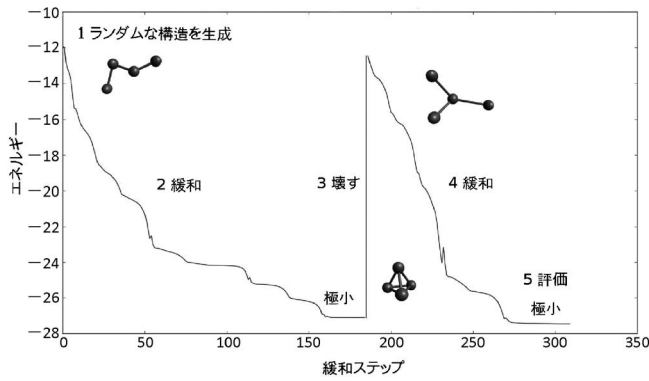


図2 ベイシンホッピング法の手順.

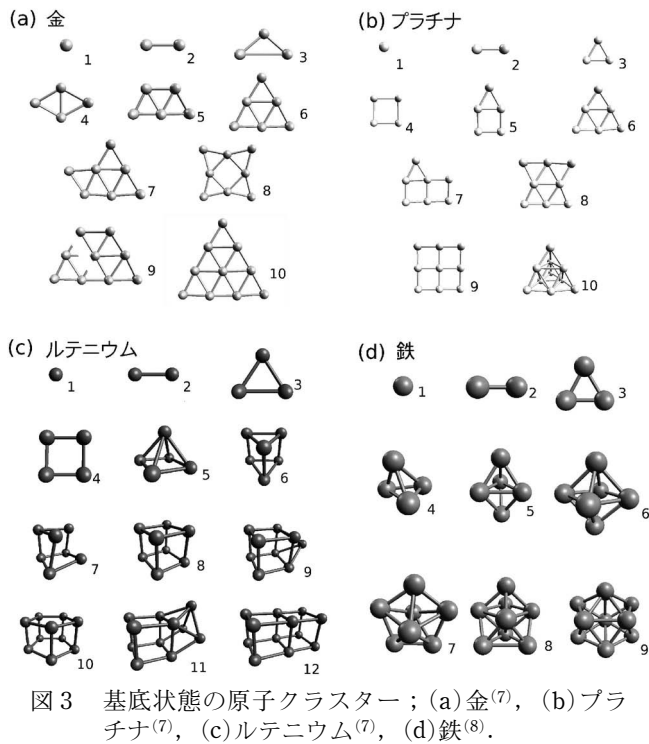


図3 基底状態の原子クラスター；(a)金⁽⁷⁾，(b)プラチナ⁽⁷⁾，(c)ルテニウム⁽⁷⁾，(d)鉄⁽⁸⁾。

のようにバルクで作出すことが不可能とされていた合金も原子クラスターを使うことによって作り出すことができる。そのため、特殊な物性を持つ合金クラスターの発見が期待される。

4. 実験との比較

実験による原子クラスターの研究はここ10年で飛躍的に成長している。原子クラスターの生成には大きく分けて2つの方法がある。1つはレーザーアブレーションを用いて金属の一部を飛ばし、それを分子線の中に閉じ込めて分析する方法である。2つ目はコロイドからの生成である。コロイドの利点は原子数の制御が比較的容易であることがあげられるが、生成された原子クラスターは気体状態ではないので、基板上に担持した原子クラスターとなる。そのため、気体状態の原子クラスターの分析には前者のレーザーアブレーション

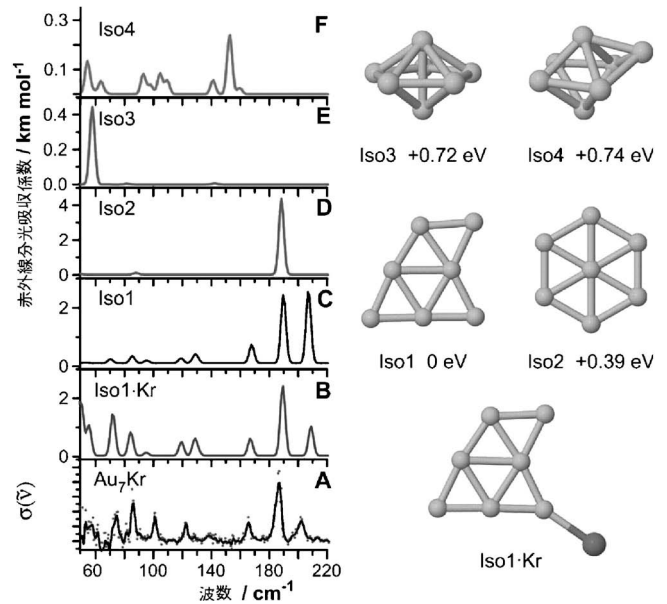


図4 (A) 赤外線分光法によるAu₇に対するスペクトル，(B) 密度汎関数理論計算による基底状態のAu₇とAu₇の異性体(C-F)⁽⁹⁾。

が用いられることになる。

気体状態の原子クラスターの理論計算と実験の比較は下記のような実験手法によって行われることが多い。一番多い例は赤外分光法を使った方法である⁽⁹⁾。密度汎関数理論を用いて計算した振動準位とレーザーアブレーションで生成した原子クラスターを分子線内に閉じ込め赤外分光法を用いて測った振動準位を比べると、どのような形の原子クラスターが実験によって生成されたかを理解することができる。もちろん構造決定した原子クラスターの物性は密度汎関数理論によって明らかにすることができる。図4は金クラスターの原子数が7の時(Au₇)の密度汎関数理論計算と実験の比較である。図3(a)に示したようにAu₇は三角形に金原子が1個ついた様な構造をしている。実験上クリプトンの単原子が不純物としてついていているため、Au₇Krの実験と理論計算の振動準位を比べた。準安定なAu₇も生成されている可能性があるため、異性体のAu₇(図4(C-F))の理論計算の振動準位も求める。図4(A)と(B)で比べると、振動準位が一致しているのがわかる。このように理論計算と実験を併用することで原子クラスターの構造を明らかにすることができる。

赤外線分光法他に光電子分光を用いることによって理論計算と実験との電子親和力を比較することも可能である⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾。図5(a)はスズクラスターの実験⁽¹⁰⁾と密度汎関数理論計算⁽⁷⁾の電子親和力をグラフ化したものである。図5(a)の示すように、実験と理論計算は似た傾向を示すことがわかる。それに対応する基底状態のスズクラスターの構造は図5(b)に示している。このように電子親和力からもクラスターの構造決定をすることができる。

図4と図5で示した金クラスターとスズクラスターは気体状態における原子クラスターの構造分析であるが、近年の収差補正透過型電子顕微鏡の急速な発展により基板上に担持

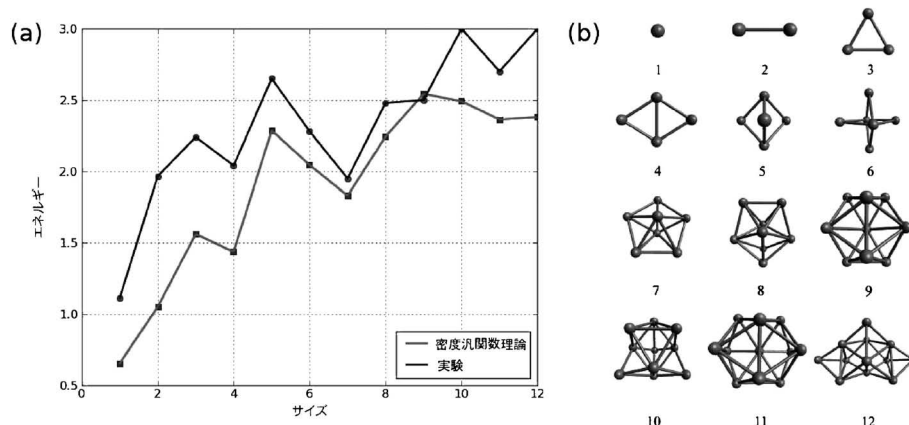


図5 (a)スズクラスターの電子親和力の実験⁽¹⁰⁾と(b)密度汎関数理論計算⁽⁷⁾による比較, またそれに対応する(b)スズクラスター原子数1個から12個の基底状態の構造⁽⁷⁾.

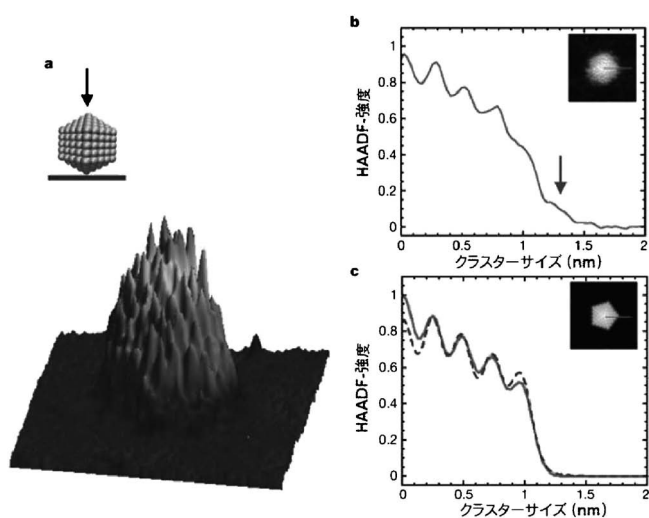


図6 (a) Au₃₀₉ のモデル, (b) Au₃₀₉ の走査型透過電子顕微鏡による暗視野像(矢印はサイズを示している), (c)シミュレーションによる Au₃₀₉ の走査型透過電子顕微鏡による暗視野像⁽¹¹⁾.

した原子クラスターの解析が可能となってきた。例えば Au₃₀₉ の構造は理論計算の結果と透過型電子顕微鏡の結果が一致するのが図6に示されている⁽¹¹⁾。原子クラスターはスパッタリングによりアモルファス上の炭素上に吸着させることができる⁽¹²⁾⁽¹³⁾。原子数の確認には飛行時間質量分析計を用いることによって原子数の特定をする⁽¹⁴⁾。図6に示された通り、理論計算と透過型電子顕微鏡の解析で Au₃₀₉ の構造一致が確認された。このように近年の実験の急速な追いつきにより、原子クラスターは理論上の議論から現実世界での応用につながりつつある。今後の実験の更なる発展に期待したい。

5. 原子クラスターの物性

原子クラスターはバルクやナノ粒子とは全く異なる物性を持っているため、いままでに想像すらできなかった未知の物性が眠っていると考えられる⁽¹⁵⁾。ここでは様々な原子クラ

スターの物性について、特に磁性、反応性、エネルギー貯蔵特性、融点、光学特性を最近の研究も含め紹介していく。

(1) 磁性

磁性は現代社会において最も重要な地位を占めている。磁性を応用したものには、ハードディスク、核磁気共鳴画像法(通称MRI)や電気モーターなど分野を越えて扱われている。磁性の起源は対を持たない電子のスピンである。周期表を見てみると半分の元素は少なくとも1つの不対電子を持っていることがわかる。しかしながら、実際に強磁性を持つものは、鉄、コバルト、ニッケル、ガドリニウム、ジスプロシウム等の限られた元素だけである。その他の磁性を持つものは常磁性や反磁性を持っている。さらに、上記の5つの強磁性を持つ元素はバルクの状態になると周りの原子と結合状態を作るため単体の原子よりかなり小さい強磁性になってしまう。例えば単体の鉄原子はd軌道上に4つの不対電子があるため磁気モーメントは $4.0 \mu_B$ と非常に強い強磁性を持っている。しかし、体心立方格子内の鉄原子は1個あたり約 $2.2 \mu_B$ とほぼ半減してしまう。そのため、様々な金属と合金を作ることで、より強い強磁性を持つ材料の研究が現在もなされている。特にネオジム磁石(Nd₂Fe₁₄B)の発見は非常に大きな影響をもたらした。密度汎関数理論計算で計算するとネオジム磁石内のネオジム原子は $3.1 \mu_B$ を持ち、鉄原子は $2.1 \mu_B$ から $2.9 \mu_B$ の磁気モーメントを有している⁽¹⁶⁾。しかしながらネオジムはレア・アース金属であり、その希少性からネオジム磁石に代わる磁石が必要となってくる。また、もしネオジム磁石より更に強い強磁性の磁石が発見されれば、今より大容量の記憶が可能なハードディスクの開発が可能となってくる。それゆえに、さらなる強磁性材料が今後必要となってくる。

磁性の強さは周囲の元素との結合状態、原子間距離、更に次元に依存する⁽¹⁷⁾。例えば原子間距離が短く、共有結合を作っていれば、不対電子の数が減るため、結果として弱い磁性になる。また、2次元の構造は3次元の構造より強い磁性を持っている。その理由は1原子あたりの周囲の原子数が2次元の状態のほうが少ないため、結果として結合に使われる

不対電子の数が少なく、強い磁性を持ちやすい傾向にある。それゆえに、原子クラスターはバルクやナノ粒子と比べて強い磁性が起りやすいといえる⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。また、バルクで常磁性であるバナジウムやロジウムは、原子クラスターでは強磁性になるなど磁性の性質までもがバルクとは異なることさえある⁽²⁰⁾⁻⁽²²⁾。さらにマンガンに関しては、バルクでは一般的に反磁性だが、原子数が7個の時には強磁性と、原子数が1個異なるだけで全く真逆な磁性を持つこともある⁽²³⁾。

異性体のなかでも異なる磁性を持つことがある。原子クラスターは多数の異性体が存在することで知られているが、ここで言う異性体とは原子数が同数であるが、構造が異なることを表している。代表的なのがLi₄クラスターである。図7(a)に示したようにLi₄クラスターは四面体の構造が基底状態であるが、図7(b)のような準安定な正方形の異性体が存在する。この時のそれぞれの磁気モーメントを見ると更に興味深いことがわかる。Li₄クラスターが四面体の時、頂点のスピンは下に向いているが底の3原子のスピンは上を向いている。そのため一組の電子が対を作り磁性がなくなり、結果的に四面体のLi₄は2.00 μ_Bの磁気モーメントを持つ強磁性であることがわかる。しかしLi₄クラスターが正方形の構造を持つとき、2原子のスピンの向きが上を向き、他の2原子のスピンは下を向いている。それによって、それぞれ電子対を作り、磁気モーメントが0となり、反強磁性であることがわかる。このように異性体の中には真逆の磁性を持つものもあるため、基底状態の磁性だけでなく準安定の原子クラスターの磁性に着目することが重要である。

先に述べたように現時点で最も強い磁性を持つ材料はネオジム磁石であるが、それと同等かそれ以上の磁性を持つ原子クラスターがある。鉄クラスターの磁気モーメントを図8に示した。図8(a)は鉄クラスターの原子数が25個から700個までの120 Kでの磁気モーメントの実験データを示している⁽¹⁸⁾。図8(a)が示すようにバルクの磁気モーメントと比べて鉄原子数25個から300個の時、かなり高い磁気モーメントを示している。図8(b)は密度汎関数理論計算で鉄クラスターの原子数が2個から9個の磁気モーメントである。実験結果同様、原子数が2個から9個の時、極めて高い磁気モーメントを示していることがわかる。特に原子数が1つ変わるだけで磁性も変化し、磁性の変化も一定ではないことがわかる。もちろん応用するには様々な問題があるが、単純な気体状態の鉄クラスターの磁性をみるかぎりネオジム磁性と同

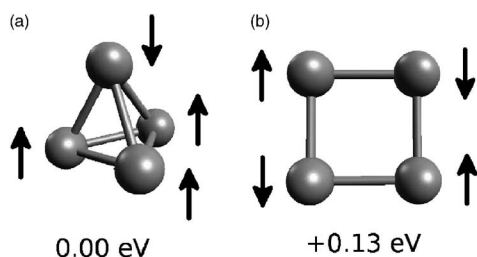


図7 Li₄クラスターの(a)基底状態構造、(b)準安定の異性体。

様且つそれ以上の磁気モーメントを持っていることがわかる。このように、バルクの状態では強磁性のもつ物質は鉄、コバルト、ニッケル、ガドリニウム、ジスプロシウム等の限られた元素だけであるが、原子クラスターの磁性を原子数単位で探ることによって強磁性材料が大量に発見されることが期待される。

(2) 反応性

原子クラスターのもう1つの重要な物性に反応性がある。一般に物質が活性化する因子の1つに表面積がある。物質の表面積と体積の比で表面積が大きいほど物質は活性化される。原子クラスターはバルクやナノ粒子と比べて、この表面積比が圧倒的に大きいため、より活性化される⁽²⁴⁾。代表的な例として金クラスターがある。バルクの金は不活性であるが、特定のサイズの金の原子クラスターは非常に活性であり触媒としての効果が期待されている⁽²⁵⁾。このように、バルクの状態では不活性なものが、原子クラスターでは活性化になることがある。そのため、現在使用されているプラチナなどの高価な触媒も、安価な元素の原子クラスターに置き換えることも可能となりえる。原子クラスターの反応性をさらに向上させるために、合金クラスターにすることが効果的ということが知られている⁽²⁶⁾。例えばルテニウムクラスターは様々な水素化反応で効果的な触媒効果を持つことで知られているが、スズとの合金クラスターを作ることで触媒効果が劇的

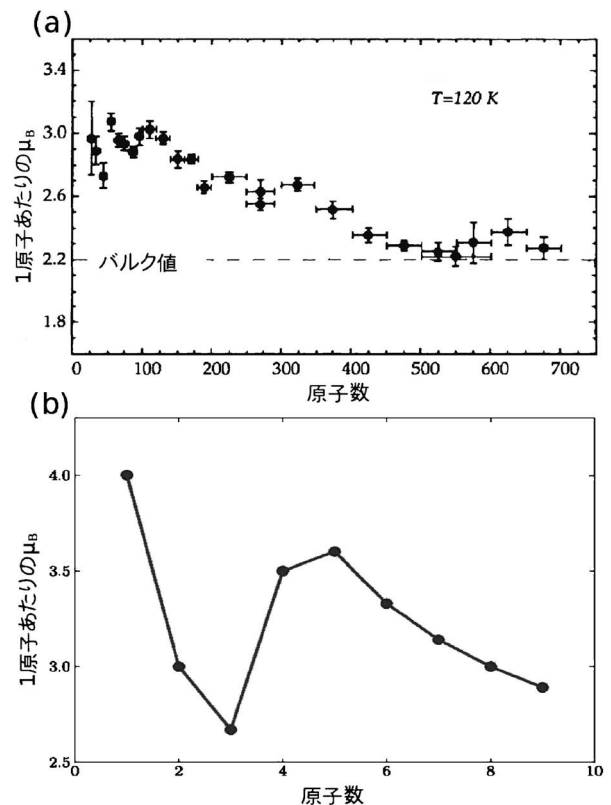


図8 (a)実験による120 Kでの原子数が25個から700個の鉄クラスター磁気モーメント⁽¹⁸⁾。理論計算による原子数が1個から9個の鉄クラスター磁気モーメント。

に向上することが示されている⁽²⁷⁾。この他にもコア・シェルクラスターという研究も行われている。例えばAl₁₃クラスターをPt₄₂で覆うことによってプラチナの酸素還元反応が飛躍的に向上するという実験結果が示されている⁽²⁸⁾。このように単純に合金クラスターにするだけではなく、コア・シェル構造の合金クラスターの生成など構造に変化を加えることによって反応性を更に向上させる可能性を秘めている。

(3) エネルギー貯蔵特性

原子クラスターは水素貯蔵材料としての大きな可能性を持っているが、理論計算上で原子クラスターの水素貯蔵特性は予測できるが、実験のほうが追いついていないというのが現状である⁽²⁹⁾。例えば一般的にバルクの鉄は水素と反応しないが、鉄クラスターは水素に対してとても活性することが実験により知られている⁽³⁰⁾。更に最近の研究で、鉄の原子クラスターは大量の水素を吸着し、安定した鉄の水素化物が原子クラスターとして存在するという予測が理論計算から図9に示されている⁽⁸⁾。鉄が原子クラスターの時、水素を大量に吸着するという、バルクとは正反対の現象が起こりえる。また、最近の研究でチタン鉄合金クラスターはバルクのチタン鉄同様、常温で水素を吸蔵および放出ができ、さらにバルクと比べて6倍の水素を吸蔵することが明らかになった⁽³¹⁾。鉄やチタン鉄クラスターなどの遷移金属クラスター及び合金クラスターはバルクでは想像も出来ないほどの水素貯蔵量を誇ることが予測される。

(4) 融点

原子クラスターはバルクと違う融点を持っていることが明らかになってきた。一般的に材料の融点はナノ粒子や、バルクと比べて小さくなることが知られている⁽³²⁾。しかし、数多くの原子クラスターの融点はバルクの状態より低いという結果が示されている⁽³³⁾。もちろん原子クラスターの融点は原子数によってかなりのばらつきがあることもわかっている。ところがガリウムクラスターはバルクのガリウムと比べて約250度ほど高い融点を示している⁽³⁴⁾。今後バルクの状態より融点が高くなるクラスターがまだ他に見つかるのではないかと期待される。

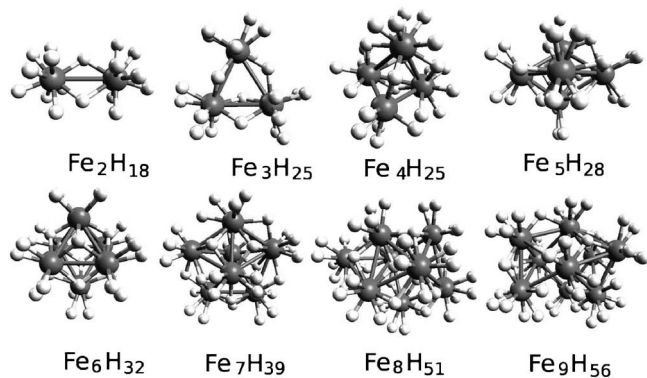


図9 原子数2個から9個の鉄クラスターの水素化物⁽⁸⁾。原子コード：鉄-黒色、水素-白色。

(5) 光学特性

物質の光学特性はバンドギャップによって決定されるが、原子クラスターは原子数や構造によって様々なバンドギャップを持っている。例えば金クラスターは更に合金クラスターにすることによってバンドギャップを制御することも明らかになっている。更にシリカクラスターに対し金原子を加えることによってシリカクラスターのバンドギャップが縮まり、赤外線を吸収できることが示された⁽³⁵⁾。また、金クラスター自体は光の吸収を抑えることができるため、全光リミッターとしての応用が期待されている⁽³⁶⁾。このようにバルクとは違った光学特性も原子クラスターではみることが可能である。

6. 原子クラスターの担持

原子クラスターの構造と特性を維持するために様々な基盤が試されたが、炭素をベースにした材料が原子クラスターの物性や構造を保持するということが近年わかってきた⁽³⁷⁾。更に密度汎関数理論計算によるスクリーニングの結果、2次元材料であるグラフェン⁽³⁸⁾が原子クラスターを保持するのに適した材料であることが示された⁽³⁷⁾。しかし、単層グラフェンは炭素原子1層からなる材料のため、グラフェンを担持しなければならない。近年の研究で、単層グラフェンは銅基盤上で安定し、大量生産に適しているという観点から銅はグラフェンの担持に用いられる⁽³⁹⁾。図10は銅基盤上に単層グラフェンを担持し、鉄クラスターと水素化した鉄クラス

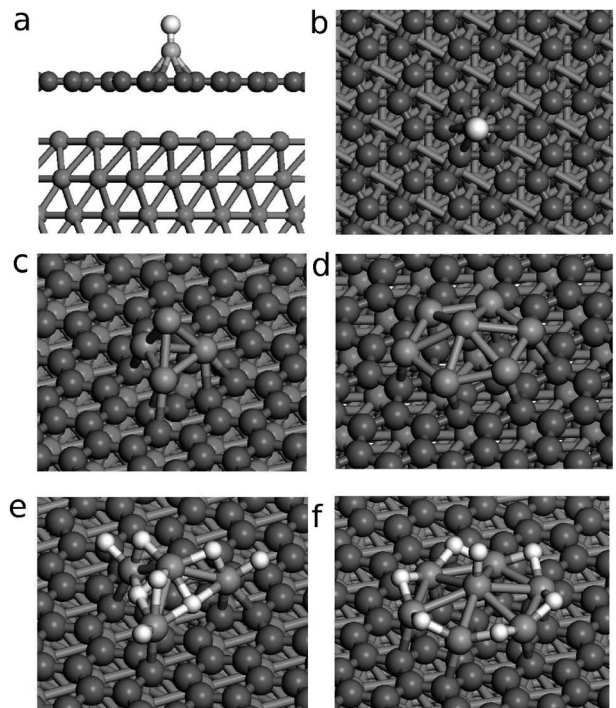


図10 銅基板上の単層グラフェン上の(a)FeH(横から)(b)FeH(上から)(c)Fe₄(d)Fe₇(e)Fe₄H₈(f)Fe₇H₇。原子コード：水素-白、鉄-灰色、炭素-黒、銅-黒⁽³⁷⁾。

メタ磁性形状記憶効果を示す Ni 基ホイスラー合金の磁気特性

梅津理恵* 許 晶** 伊東 航***
鹿又 武**** 貝沼亮介*****

1. はじめに

ホイスラー合金とは X_2YZ 型の分子式を持つ合金で、ここでは X が Ni, Y が Mn, Z は Ga, In, Sn, Sb など第13~15族元素の一部を指す。この化学量論組成 Ni_2MnGa ホイスラー合金 ($Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$) が熱弾性型マルテンサイト変態を生じることが、中性子回折実験により1983年に Webster 等によって発見された⁽¹⁾。その研究によると、376 K にキュリー温度を有する強磁性相は $L2_1$ 型と呼ばれる立方晶規則化構造であるが、温度低下に伴い約 200 K で正方晶構造のマルテンサイト相に変態することが示された。その後、1996年 Ullakko 等により Ni_2MnGa がマルテンサイト変態温度直下で約 0.2% もの磁歪を示すとの報告がなされ⁽²⁾、多くの研究者が Ni-Mn-Ga ホイスラー系合金の研究を始めるきっかけとなった。この合金の場合、磁場印加に伴う結晶学的ドメイン(バリエーション)の再配列により巨大な歪が得られ、温度変化により駆動する従来の形状記憶合金とは異なり、磁場による高速駆動が可能となることから応用面でも大いに注目された。そして、精力的な研究が行われた結果、Sozinov 等により $Ni_{48.8}Mn_{29.7}Ga_{21.5}$ の単結晶において 9.4% もの巨大双晶磁歪が報告され⁽³⁾、一層この種の研究が加速した。

その中で、Sutou 等は2004年に Ni-Mn-Z ($Z = \text{In, Sn, Sb}$) 合金の状態図を示し、これらの物質の非化学量論組成においてマルテンサイト変態が観測されることを新たに報告した⁽⁴⁾。

Ni_2MnGa と同様に高温では立方晶型の強磁性体であるが、温度が低下するとマルテンサイト変態に伴い磁化が大きく減少することが示された。母相強磁性相は磁場印加によって安定化するため、マルテンサイト変態温度以下で磁場を印加するとメタ磁性的磁化挙動が現れる。これは磁場誘起逆マルテンサイト変態に伴うものであり、母相強磁性相がゼーマンエネルギーの利得によって出現したからである。さらに2006年に Kainuma 等は Ni の一部を Co で置換した $Ni_{45}Co_5Mn_{36.6}In_{13.4}$ 合金においても磁場誘起逆変態が観測されることを示した上、マルテンサイト変態温度直下の温度で3%の歪を予め加えたあと、磁場印加によってほぼ完全に形状回復することを報告した⁽⁵⁾。この振る舞いは「メタ磁性形状記憶効果」と呼ばれ、Ni-Co-Mn-Sn 合金等でも同様な性質が確認されている⁽⁶⁾。これらの Ni(Co)-Mn-Z 系合金は母相とマルテンサイト相との大きな磁化の違いに特徴があり、磁場誘起逆変態に伴うメタ磁性的磁化挙動や形状記憶効果だけでなく、巨大磁気抵抗効果⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾ や負の巨大磁気熱量効果⁽¹⁰⁾⁻⁽¹³⁾、熱輸送特性の大きな変化を示すなど⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾、学術・応用の両面において非常に興味深い物質群である。

図1に $Ni_{50}Mn_{50-x}Sn_x$ の状態図を示す⁽¹⁷⁾⁻⁽¹⁹⁾。2004年の Sutou 等による状態図の報告以降、さらに Ito 等によって詳細に調べられた。この $Ni_{50}Mn_{50-x}Sn_x$ 三元系合金では、概ね $x < 16$ の組成領域にてマルテンサイト変態が観測され、 $16 < x$ では基底状態が母相強磁性である。 $x = 0$ の NiMn 等比組成 ($Ni_{50}Mn_{50}$)、ならびに $x = 25$ のホイスラー化学量論組成で

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

** 東北大学研究員；大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻 *** 仙台高等専門学校准教授；マテリアル環境工学科

**** 東北学院大学；名誉教授 ***** 東北大学教授；大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻

Magnetic Properties of Ni-based Heusler Alloys Showing Meta-Magnetic Shape Memory Effects; Rie Y. Umetsu*, Xiao Xu**, Wataru Ito***, Takeshi Kanomata**** and Ryosuke Kainuma** (*Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai. **Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai. ***Materials and Environmental Engineering, Sendai National College of Technology, Sendai. ****Tohoku Gakuin University, Tagajo.)

Keywords: Ni-based Heusler alloy, meta-magnetic behavior, shape memory effects, martensitic transformation, magnetic structure

2014年9月10日受理[doi:10.2320/materia.54.98]

ある Ni_2MnSn ($\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Sn}_{25}$) の磁気特性に関しては古くから報告がある。NiMn の場合、マルテンサイト変態温度は約 970 K と非常に高く、基底状態の磁気特性は反強磁性である⁽¹⁹⁾。Mn の磁気モーメントは $3.7 \mu_B$ であり、Ni はモーメントを有しない。磁気構造は $L1_0$ 型結晶構造の c 面内で Mn が反強磁性的配列をしたコリニア型構造で、ネール温度は中性子回折測定において反強磁性的長距離磁気秩序による磁気反射強度の温度依存性から、約 1100 K であると推測されている⁽¹⁹⁾。電子状態は非常に特徴的であり、フェルミ面近傍にて凝ギャップが形成され、トータルの電子状態密度が非常に低いことが理論計算、ならびに低温比熱測定による電子比熱係数の値から実験的にも検証されている^{(20),(21)}。この研究は著者等が以前に行ったものであるが、常磁性状態を仮定した電子状態の理論計算では凝ギャップが消失することから、高いネール温度を有する安定な反強磁性的磁気秩序と、このような特徴的な電子状態は密接に関連していると結論付けていた⁽²¹⁾。この NiMn 合金に Sn が置換されるとマルテンサイト変態温度はほぼ直線的に低下する。マルテンサイト相の結晶構造は $L1_0$ から単斜晶系の積層構造 ($6M$) を経て斜方晶構造 ($4O$) へと変化していくが、基底状態の磁性は明らかにされていなかった。一方、 Ni_2MnSn は $L2_1$ 型立方晶構造の強磁性体であり、キュリー温度は 342 K、Mn の磁気モーメントは $3.7 \mu_B$ であると報告されている⁽²²⁾。強磁性母相から磁化の低いマルテンサイト相への相変態が観測されるのは、 $13 < x < 16$ 近傍の非化学両論組成であるため、近年はその周辺組成において盛んに研究がなされてきたが、磁気変態を伴う一次の相変態の機構解明のためにはマルテンサイト相と母相両方の磁気特性を詳細に調べる必要があると著者らは考え、広い組成領域にて磁化測定のみならず、中性子粉末回折、メスバウワー分光、交流磁化測定などの手法を用いて多角的に研究を行ってきた。

本稿では、磁場誘起逆変態に伴いメタ磁性的磁化挙動を示

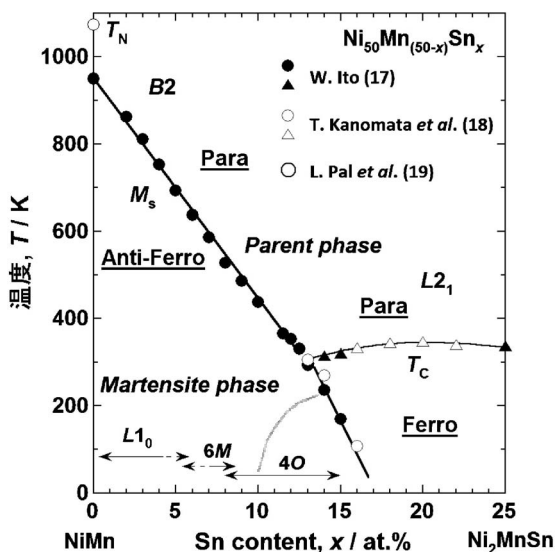


図1 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ 合金の状態図⁽¹⁷⁾⁻⁽¹⁹⁾。

す Ni-Mn-Sn 三元系合金に着目し、マルテンサイト相と母相の磁气的性質に関して著者等が最近行った実験結果を紹介する。次節(第2節)ではマルテンサイト相のメスバウワー分光測定の結果と交流磁化測定の実験結果を示し、マルテンサイト相の磁気特性について概説する。第3節では Ni-Mn-Sn、および Ni の一部を Co で置換した4元系合金について中性子粉末回折測定を行った結果を紹介し、Ni-M-Sn 合金の母相の磁気状態に及ぼす Co 置換の影響について述べる。

2. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ 合金のマルテンサイト相の磁気特性

(1) メスバウワー分光測定

図2に ^{57}Fe (Fe 同位体元素) を微量添加した $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36.5}^{57}\text{Fe}_{0.5}\text{Sn}_{13}$ 合金粉末試料の DSC (示差走査熱量測定) 曲線と 0.05 T の磁場中にて測定を行った熱磁化曲線を示す⁽²³⁾。図中の T_C はキュリー温度、 T_{Ms} , T_{Mf} , T_{As} , T_{Af} はそれぞれマルテンサイト変態開始温度、終了温度、ならびに逆変態開始温度とその終了温度である⁽²³⁾。零磁場中で試料を冷却し、磁場を印加して昇温過程を測定した後、同じ磁場を印加したまま冷却過程の測定を行った。290 K 近傍に観測される磁化の明瞭な変化はマルテンサイト変態に伴うものであり、DSC 曲線における変化とも対応している。マルテンサイト変態直下では磁化の値は小さく、低温では磁場中冷却効果が見られる。この試料において様々な温度における磁気状態を調べるためにメスバウワー分光測定を行った結果を図3に示す⁽²³⁾。(a) は 312 K における吸収スペクトルで、熱磁化曲線と照らし合わせると母相のキュリー温度より高い温度域のものであり、常磁性状態であることを明瞭に示すシングレット型のスペクトルが観測されている。(b) は 293 K におけるスペクトルであるが、この温度はちょうど変態途中の過程に

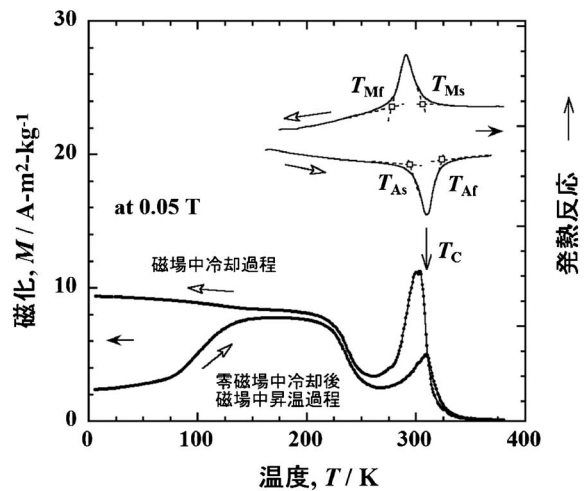


図2 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36.5}^{57}\text{Fe}_{0.5}\text{Sn}_{13}$ 合金粉末試料の DSC (示差走査熱量測定) 曲線と 0.05 T の磁場中にて測定を行った熱磁化曲線⁽²³⁾。図中の T_C はキュリー温度、 T_{Ms} , T_{Mf} , T_{As} , T_{Af} はそれぞれマルテンサイト変態開始温度、終了温度、ならびに逆変態開始温度、終了温度。

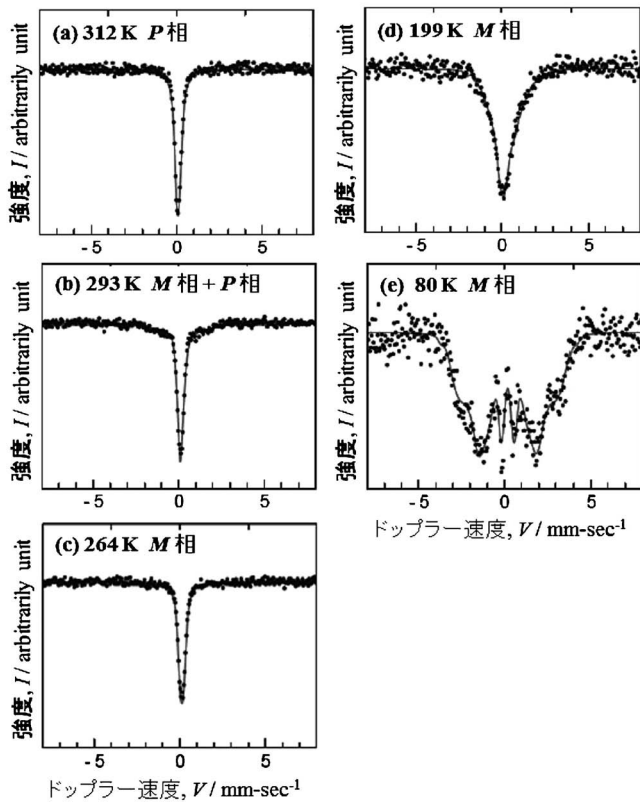


図3 各温度における $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36.5}^{57}\text{Fe}_{0.5}\text{Sn}_{13}$ 合金のメスバウワースペクトル⁽²³⁾。図中の *M* 相はマルテンサイト相，*P* 相は母相を意味する。

おける状態であり、シングレット型のスペクトルの裾野の広がりには母相強磁性の成分であろう。最も注目すべき結果は(c)の264 Kにおける観測結果であり、(a)と同様なシングレット型のスペクトルがはっきりと観測される。この温度域はマルテンサイト相であり、磁気状態が常磁性であることを明確に示している。つまり、マルテンサイト変態時に伴う大きな磁化の跳びは、構造が変化すると同時に常磁性から強磁性への磁気状態変化に因るものであることが明らかとなった。199 Kのスペクトルはブロードになり(d)、この温度では磁化が少し大きくなっており、内部磁場の存在が示唆される。80 Kのスペクトルではさらに幅が広がり、分裂もやや観測される(e)。この温度は、磁化測定において磁場中冷却効果が観られる温度である。図4は293 K, 199 K, 80 Kにおける内部磁場分布を示す⁽²³⁾。上述したように、293 Kでは常磁性状態に母相強磁性の成分が混じっていることがこの図からも判る。199 Kの内部磁場に比べて80 Kではさらに分布が高磁場側に広がり、明らかに内部磁場の存在を示唆していると言えるが、磁気状態に関するの詳細はこの実験からだけでは明らかにすることは出来ない。

(2) 交流磁化測定

メスバウワースペクトル測定により、マルテンサイト変態温度直下では常磁性であることが判明したが、より低温における磁気状態は解明されなかった。それを調べるために、Ni-Mn-

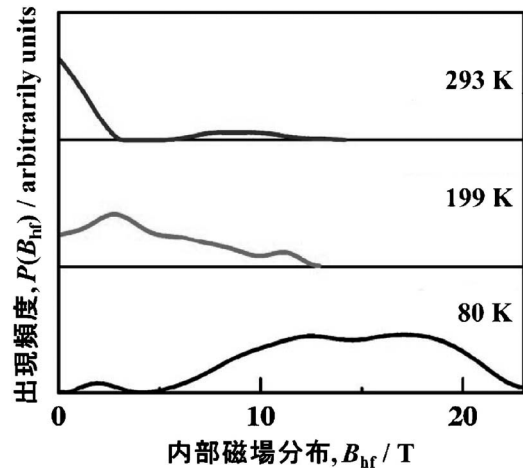


図4 293 K, 199 K, および 80 K における内部磁場分布⁽²³⁾。

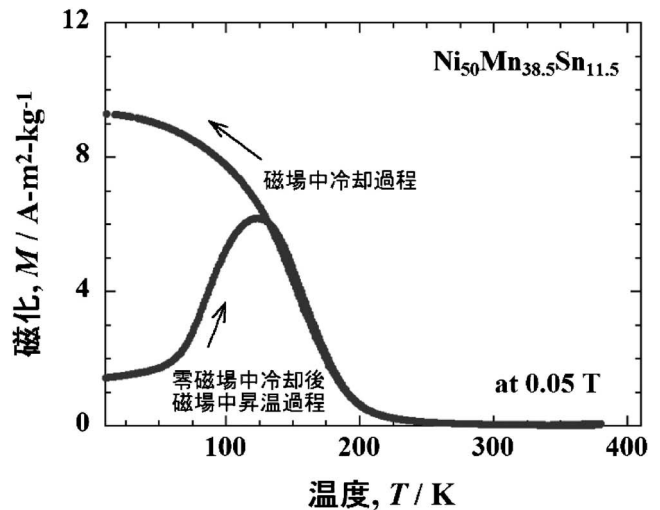


図5 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{38.5}\text{Sn}_{11.5}$ 合金の 0.05 T の磁場中における熱磁化曲線⁽²⁴⁾。

Sn 合金について交流磁化測定を行った。図5に $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{38.5}\text{Sn}_{11.5}$ 合金の 0.05 T の磁場中における熱磁化曲線を示す⁽²⁴⁾。メスバウワースペクトル測定を行った試料よりも、さらに磁場中冷却効果がはっきりと観測される試料組成を選択した。150 K 前後で大きく磁化が変化することから、この変化がマルテンサイト相におけるキュリー温度に対応するとみなす文献もあった。

磁性体の磁化 m は交流磁場 h によって次のように展開される。

$$m = m_0 + \chi_0 h + \chi_2 h^2 + \chi_3 h^3 \quad (1)$$

ここで、 m_0 は自発磁化、 χ_0 は線形磁化率、 χ_2 や χ_3 は高次項の非線形磁化率である。線形磁化率 χ_0 は、次式のようにさらに実部 $\text{Re}\chi$ と虚部 $\text{Im}\chi$ の成分に分けられる。

$$\chi_0 = \text{Re}\chi - j\text{Im}\chi \quad (2)$$

$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{38.5}\text{Sn}_{11.5}$ 合金について15から9000 Hzの周波数、1 mTの磁場中で測定を行った結果を図6に示す。(a), (b),

(c)はそれぞれ線形磁化率の実部成分 $Re\chi$, 虚部成分 $Im\chi$, ならびに非線形磁化率 χ_2 である。(a), (b)の図において155 K 近傍にピークが観測され, 周波数が高くなるにつれて高温側にシフトしていることが明らかである. 周波数依存性を示す, という点でキュリー温度における2次の磁気転移現象ではないことが明らかである. となると, 直流磁化測定において磁場中冷却効果が観測され, 線形磁化率が周波数依存性を示すのであればスピングラス秩序の可能性が考えられる

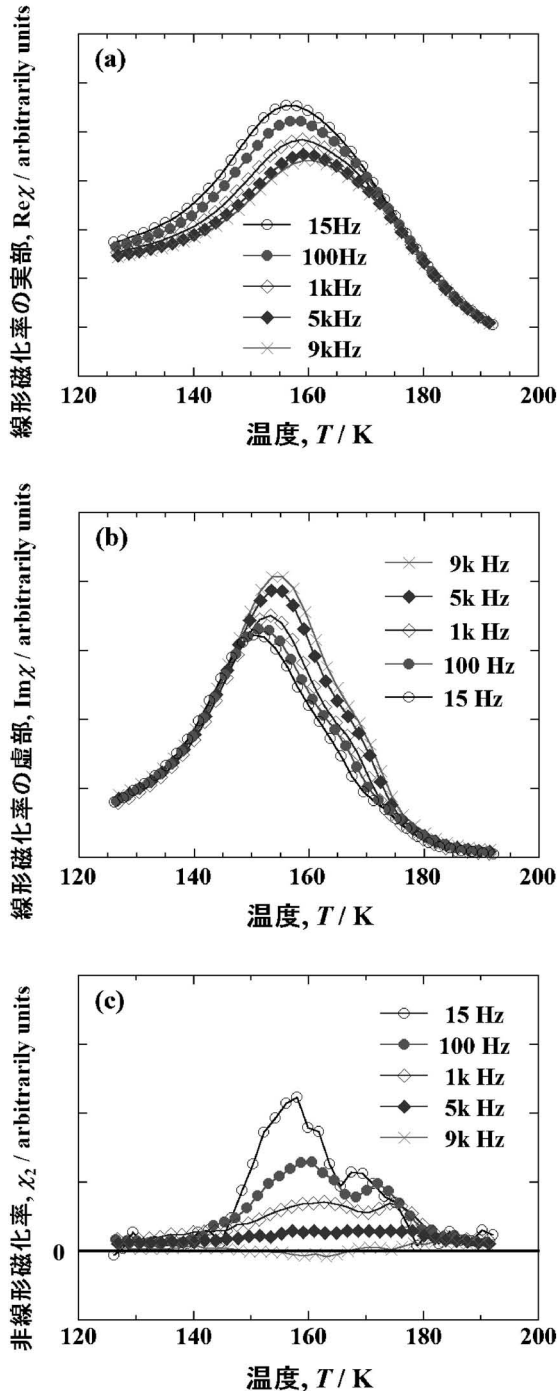


図6 $Ni_{50}Mn_{38.5}Sn_{11.5}$ 合金の交流磁化率⁽²⁴⁾. (a)線形磁化率の実部成分, (b)線形磁化率の虚部成分, (c)非線形磁化率

が, それを判別するのに非線形磁化率の挙動が重要になってくる. 理論的には, スピングラス転移温度 T_g において非線形磁化率は負の発散を示すことが導かれている⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾. (c)の図より明らかなように, そのような発散はこの試料においては観測されず, 磁気状態はブロッキング状態であると結論付けられた. 同様な交流磁化測定が $Ni_{50}Mn_{35}In_{15}$ と $Ni_{50}Mn_{40}Sb_{10}$ 合金についても行われた⁽²⁴⁾. データの詳細な紹介はここでは割愛するが, $Ni_{50}Mn_{35}In_{15}$ の非線形磁化率においては何の成分も見えなかったのに対し, $Ni_{50}Mn_{40}Sb_{10}$ の非線形磁化率では周波数依存性を示す負のピークが観測されたことから, 前者の基底状態の磁性はブロッキング状態, 後者はスピングラスと結論した. なぜ, 合金系によってこのような違いが現れるのかは現時点において明らかにはされていない. しかしながら, 次章の中性子回折測定による母相の磁気状態に関する研究結果において, Mnの磁気モーメントの局所的な磁気配列が合金系によってそれぞれ特色を有することが分かっており, 母相の磁気状態がマルテンサイト相の磁性にも何かしらの関連性をもたらしているのではないかと憶測される. 今後の研究の進展が待たれる課題のうちの一つである. また, 前節のメスbauer分光測定の結果からだけでは断言できなかったが, 低温において磁化の値が大きくなり, 一見強磁性のように見える熱磁化曲線の挙動が, 「強磁性的磁気秩序によるものではない」ことがこの交流磁化測定の結果より明らかにされた.

3. 中性子回折測定による $Ni_{50}Mn_{50-x}Sn_x$ 合金の母相の磁気特性

前節においてNi-Mn-Sn三元系合金のマルテンサイト相における磁気状態について研究結果を紹介した. 本節では, 中性子粉末回折実験を行い, 母相の磁気配列を決定した実験結果について紹介する.

試料は $Ni_{50}Mn_{33}Sn_{17}$ と Niの一部をCoで置換した $Ni_{45}Co_5Mn_{33}Sn_{17}$ の2種の粉末試料を用意した. 図7にこの2種の試料の磁化曲線(a)と熱磁化曲線(b)を示す⁽²⁷⁾. (a)についてアロットプロット ($H/M-M^2$ plot) から得た自発磁化は, それぞれ 4.18 と $5.12 \mu_B/f.u.$ で, Co置換によって磁気モーメントが増大したことが明らかである. 熱磁化曲線からキュリー温度を求めたが, $Ni_{50}Mn_{33}Sn_{17}$ のキュリー温度が約340 Kであるのに対し, $Ni_{45}Co_5Mn_{33}Sn_{17}$ の場合は385 Kと45 Kも上昇した. 次に中性子粉末回折実験の結果を紹介する. なお, 実験は仏国グルノーブルのILL (Institute Laue-Langevin) に設置されている, 高分解中性子粉末回折測定装置(D2b)を用いて行われた. ここでの波長は0.159 nmであり, 解析にはRIETAN-2000を用いた⁽²⁸⁾.

図8にて5 Kにて測定を行った(a) $Ni_{50}Mn_{33}Sn_{17}$ と(b) $Ni_{45}Co_5Mn_{33}Sn_{17}$ の中性子回折測定による回折パターンをそれぞれ示す⁽²⁷⁾. 図中の点線は実験回折強度, 実線はRietveld解析による計算強度, およびそれらの差である. 解析により各元素がサイトを占める占有率(規則度)や磁気モーメントの大

きさが得られるが、占有率はそれぞれの試料についてキュリー温度より高い温度での測定、つまりは、磁気反射を含まない回折パターンより予め決定し、その値を固定して5 Kの回折パターンの解析を行った。L2₁合金の8cサイトと4aサイトはそれぞれNi、およびMn元素によって完全に占められ、4bサイトは余剰なMnと残りのSnがランダムに占めることが分かった。また、Coを置換した場合は、8cサイトにCoとNiがランダムに占有することも確認された。解析により得られた数値データを表1にまとめる。5 Kにおける格子定数 a (nm), $4a$, および $4b$ サイトのMnの磁気モーメント m_{4a} , m_{4b} (μ_B), その値から算出したトータル磁気モーメント, m_{total} ($\mu_B/f.u.$). また、解析の際の各パラメータ, R_{wp} , R_e , $S(=R_{wp}/R_e)$ と等方性原子変位パラメータ Q も併せて記す。なお、NiとCoの磁気モーメントは理論計算値, $0.2 \mu_B$, および $1.0 \mu_B$ の値を用いた⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。表に示すように、Ni₅₀Mn₃₃Sn₁₇の場合は4aサイトと4bサイトのMnの磁気モーメントの符号が異なり、つまり、これらのサイトに位置するMnの磁気モーメントが反強磁性的に配列をしている場合が最も安定な解であった。一方、Ni₄₅Co₅Mn₃₃Sn₁₇の場

合は強磁性的結合を示す結果が得られ、Co置換によって局所的な磁気配列が変化しと考えられる。磁気配列が変化したことは、図8(c)からも伺うことができる。この図はそれぞれの試料における常磁性領域と強磁性領域の回折パターンを差し引いたもの、すなわち、長距離磁気秩序による磁気反射の成分を示したものである。Ni₅₀Mn₃₃Sn₁₇の場合は200

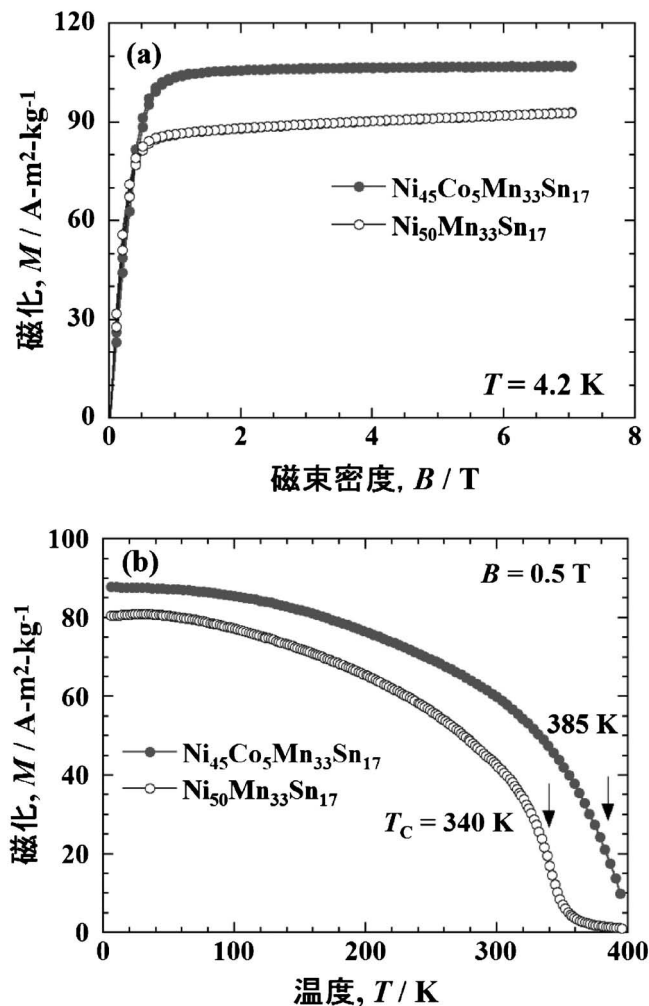


図7 Ni₅₀Mn₃₃Sn₁₇とNi₄₅Co₅Mn₃₃Sn₁₇合金の4.2 Kにおける磁化曲線(a), および0.5 Tの磁場中における熱磁化曲線(b)⁽²⁷⁾.

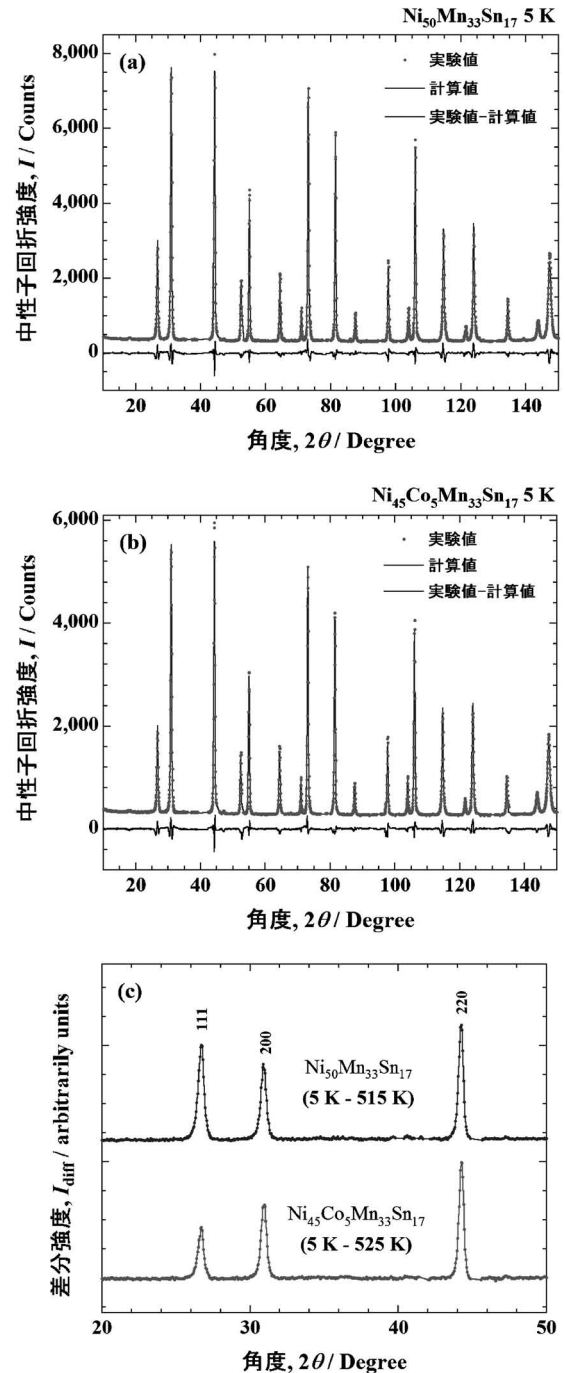


図8 粉末中性子回折測定による5 Kの回折パターン⁽²⁷⁾. (a) Ni₅₀Mn₃₃Sn₁₇, (b) Ni₄₅Co₅Mn₃₃Sn₁₇の実験回折強度とRietveld解析による計算強度, およびそれらの差. (c)はそれぞれの試料における常磁性状態と強磁性状態の回折パターンの差. すなわち、長距離磁気秩序による磁気反射成分を示す.

表1 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$ と $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$ について 5 K の中性子回折パターンから得た格子定数 a (nm), $4a$, および $4b$ サイトにおける Mn の磁気モーメント m_{4a} , m_{4b} (μ_B), それから算出したトータル磁気モーメント, m_{total} ($\mu_B/\text{f.u.}$)⁽²⁷⁾. 解析の際の各パラメータ, R_{wp} , R_e , S ($=R_{\text{wp}}/R_e$) と等方性原子変位パラメータ Q も併せて記す.

Alloy	a (nm)	m_{4a} (μ_B)	m_{4b} (μ_B)	m_{total} ($\mu_B/\text{f.u.}$)
$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$	0.5986(1)	3.7(1)	-1.1(3)	3.7(2)
$\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$	0.5984(1)	3.6(1)	2.0(3)	4.8(2)

$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$: $R_{\text{wp}}=5.83\%$, $R_e=4.12\%$, $S=1.41$, $Q=0.52 \times 10^{-2} \text{ nm}^2$
 $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$: $R_{\text{wp}}=6.55\%$, $R_e=4.62\%$, $S=1.42$, $Q=0.59 \times 10^{-2} \text{ nm}^2$

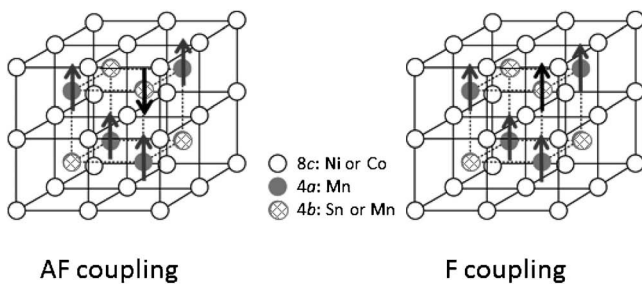


図9 $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ 合金の母相の Mn の磁気配列.

ピークに比べて 111 ピークの強度の方が大きいものに対して $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{33}\text{Sn}_{17}$ の場合はその大小関係が反転しており、このことから、両者において磁気配列が異なっていることが明瞭である。解析より決定した磁気配列の模式図を図9に示す。4a サイトの Mn と 4b サイトに Sn に代わって置換された Mn の磁気配列の直接観測は、この中性子回折測定が初めてであるが、実は磁化測定の結果からもその磁気配列の違いは Kanomata 等により指摘されていた⁽¹⁸⁾(31)。

図10に 4.2 K における $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ 合金 (a), および $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-y}\text{In}_y$ (b) 合金の自発磁化の組成依存性を示す⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾. 図中の点線は計算値である。(a)における直線(1)と(2)はそれぞれ反強磁性配列と強磁性配列を仮定した場合の直線で、直線(1)は次のような式を基にした。

$$m_{\text{tot}} = 2m_{\text{Ni}} + m_{\text{Mn}} - \left(1 - \frac{x}{25}\right) m_{\text{Mn}} + \frac{x}{25} m_{\text{Sn}} \quad (3)$$

m_{Ni} , m_{Mn} , m_{Sn} はそれぞれ Ni, Mn, Sn の磁気モーメントであり、この場合理論計算値を用いた⁽²⁹⁾(30)。4b サイトの Mn の磁気モーメントは 4a サイトと同じ大きさであると仮定している。右辺の第3項が-(マイナス)であることが反強磁性的配列によって磁化が打ち消されていることを意味する。反対に、その第3項を+(プラス)にした場合の式、

$$m_{\text{tot}} = 2m_{\text{Ni}} + m_{\text{Mn}} + \left(1 - \frac{x}{25}\right) m_{\text{Mn}} + \frac{x}{25} m_{\text{Sn}} \quad (4)$$

が強磁性的配列の場合である。 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ (0Co-xSn) の自発磁化の組成依存性の振る舞いは非常に興味深く、4b サイトの Mn 置換濃度が低い組成では一見直線(1)に従うよう

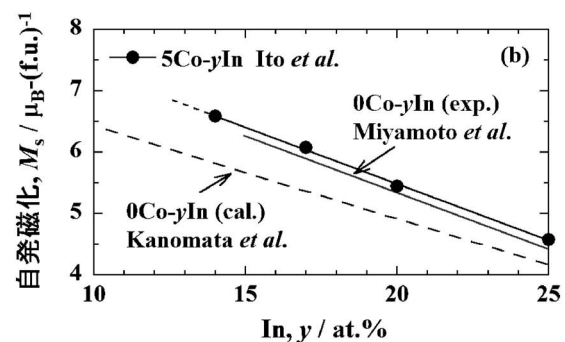
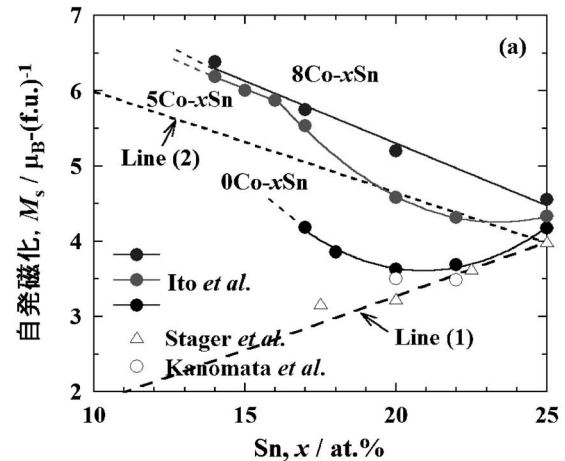


図10 4.2 K における $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$ 合金 (a), および $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-y}\text{In}_y$ 合金 (b) の自発磁化の組成依存性⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾. 図中の点線は計算値を示す⁽¹⁸⁾(31)。

に磁化が減少するが、 $x=20$ 近傍で上昇に転じ、下に凸の様相を示している。Niの一部をCoで置換した場合(5Co-xSn, 8Co-xSn)はMnの置換濃度が増えるにつれて磁化が上昇し、8Co-xSnではほぼ直線状に増加している。先の中性子回折実験の結果と対応しており、Co置換によって4aサイトと4bサイトのMnが強磁性配列に転じたからである。図(b)は $(\text{Ni}, \text{Co})_{50}\text{Mn}_{50-y}\text{In}_y$ の自発磁化の組成依存性であり、図中の点線は上の(4)式において Ni_2MnIn の場合の磁気モーメントの理論計算値を用いた⁽²⁹⁾。Inの場合はCo置換系合金の場合だけでなく、 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-y}\text{In}_y$ で既に強磁性的配列をしていると考えられる。実験値と理論計算値の組成変化の割合が同等なのは、上のモデル式(4)の仮定が妥当であることを示唆している。しかしながら、なぜNi-Mn-In系の場合にはCoを置換していなくとも強磁性的配列をし、Ni-Mn-Sn系と振る舞いが異なるのかは、原因が解明されていない。

なお、本合金系のマルテンサイト変態時において、大きな諸物性変化を得るためには母相強磁性とマルテンサイト相の磁化の跳びが大きければ大きいほど有利である。したがって、Ni-Mn-Z (Z=Ga, In, Sn, Sb)合金においてCo添加は母相の強磁性を増強するという意味で効果的である。それと同時に、マルテンサイト相の磁化の値はCo添加によって減少す

冷間多軸鍛造マグネシウム合金の 組織と特性

三浦博己¹⁾ 小林正和²⁾

1. 緒言

近年、金属・合金の結晶粒超微細化による材質・特性改善に関する研究が注目されている。これは元素添加による固溶強化や析出強化に頼らずに高強度化を図ることを主たる狙いとし、したがって高いバランスで強度と加工性を両立できる可能性を有す。また添加元素を多用しないため、リサイクル性にも優れる。例えばアルミニウム合金では高強度化しつつ延性低下を防ぐことができ、また銅合金においては添加元素の低減は導電率低下を避けることができるため、特に魅力的な手法と期待されている。最近の研究によれば、機械的性質の他、水素貯蔵性、耐食性等、種々の特性改善が見込めることが報告され始めている⁽¹⁾。

結晶粒の超微細化法としては、巨大ひずみ加工 (Severe Plastic Deformation/SPD)法が特に注目を集め、多くの巨大ひずみ加工法が考案されるとともに、数多くの研究がなされている。その中でも、繰り返し重ね接合圧延 (Accumulative Roll-Bonding/ARB)法⁽²⁾、高圧ねじり加工 (High Pressure Torsion/HPT)法⁽³⁾⁽⁴⁾、側方押し出し (Equal Channel Angular Pressing/ECAP)法⁽⁵⁾、多軸鍛造 (Multi-Directional Forging/MDF)法⁽⁶⁾⁽⁷⁾等が、一般的である。これら巨大ひずみ加工法は“形状不変”下での加工を前提としている。

MDF法のプロセス概略図を図1に示す。MDF法は、矩形試験片に所定の加工ひずみを付与し、パス毎に90度ずつ試料を回転させる方法である⁽⁶⁾⁽⁷⁾。MDFは汎用試験機を用いて容易に行うことが可能で、また任意の中断ひずみでの組織観察ができるため、微細粒の発達過程の基礎研究にも適する。動的再結晶を利用した高温MDFおよび降温MDFや、加工組織導入を主目的とした冷間MDF等、適用する素

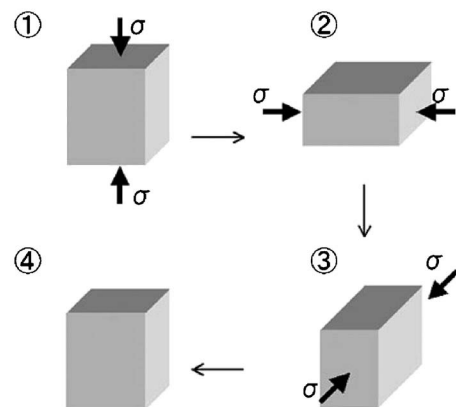


図1 MDF法の概略図。

材毎にプロセスも自由に変化させることができ、したがって難加工性材料にも適用が可能である。

これら種々のSPD法を用いて、実際に平均粒径200 nm前後の超微細粒組織が得られ、優れた特性が明らかにされている⁽¹⁾⁻⁽⁸⁾。

2. MDF法によるMg合金の結晶粒超微細化

(1) 降温多軸鍛造によるMg合金の超微細粒化と高強度化

Mg合金は軽量構造材料として期待されているものの、難加工性材料の一つであり、その加工性の向上と高強度化が望まれていた。Mgの機械的性質は特に結晶粒径に大きく依存することが知られており、結晶粒微細化により室温強度の上昇とともに延性も改善される⁽⁶⁾。MDFによる結晶粒微細化では、基本的に化学組成や集合組織を変える必要が無く、したがって強度増加に伴う延性や靱性の低下は小さい。Miura

* 豊橋技術科学大学機械工学系；1)教授，2)准教授(〒441-8580 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1)
Microstructure and Properties of Room-temperature MDFed Mg Alloys; Hiromi Miura and Masakazu Kobayashi (Department of Mechanical Engineering, Toyohashi University of Technology, Toyohashi)
Keywords: Mg alloy, MDF, twin, ultrafine grain, severe plastic deformation, texture, strength
2014年10月23日受理 [doi:10.2320/materia.54.105]

et al. は、動的再結晶を利用した降温 MDF 法により、AZ61Mg 合金の結晶粒超微細化を試み、強度・延性が大きく改善されることを報告した⁽⁶⁾。本稿では、より高い強度が期待できる AZ80Mg 合金(以下 AZ80Mg)を MDF 加工した結果を紹介する。

(a) 降温 MDF 材の微視組織と機械的性質の変化

初期粒径 $19\ \mu\text{m}$ 、 $15.0 \times 22.2 \times 33.3\ \text{mm}^3$ (軸比 1.00 : 1.49 : 2.22) の矩形形状 AZ80Mg 試料に、初期ひずみ速度 $3.0 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ で降温 MDF を施した。鍛造パス間ひずみを $\Delta\epsilon = 0.8$ とし、温度 $623\ \text{K} \sim 393\ \text{K}$ まで鍛造パス毎に逐次降温しながら降温 MDF を行った。粗大粒組織からなる AZ80Mg を 1 パス目から低い温度で鍛造を行うと、試料が破壊してしまう。そのため、各パス毎の鍛造温度は、降温 MDF 中の各鍛造パスで組織が動的再結晶により最も均一・微細になる温度として、あらかじめ調査して決定された⁽⁶⁾⁽⁸⁾。すなわち、各 MDF 温度での鍛造中に動的再結晶による結晶粒組織の微細化が起こり、その結果徐々に鍛造温度を下げることを可能とし⁽⁶⁾⁽⁸⁾、最終的に $393\ \text{K}$ でパス間ひずみ 0.8 での鍛造加工が可能となった。累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon = 4.8, 7.2$ まで行って得られた降温 MDF 材の透過型電子顕微鏡 (TEM) 写真を図 2 に示す。累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon = 4.8, 7.2$ で、それぞれ平均結晶粒径 $0.30\ \mu\text{m}$ と $0.26\ \mu\text{m}$ が達成された。MDF 温度の低下とともに転位密度が増加し、またわずかだが析出物も増える傾向が見て取れる。

図 3 に MDF 温度と平均結晶粒径の関係をまとめた結果を示す。MDF 温度の低下とともに平均粒径も小さくなり、最終的に $D = 0.26\ \mu\text{m}$ が得られた。降温 MDF 温度低下に伴い、動的析出や回復の遅れが発生する(図 2)。そのため、鍛造温度低下は結晶粒微細化の他に、析出強化と加工硬化が MDF 材の室温の強度をさらに上昇させる効果をもたらす。実際、累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon = 7.2$ での硬さ (Hv) は約 $1.1\ \text{GPa}$ と極めて高くなった。しかし、図 3 はより高累積ひずみまで MDF を施しても、さらなる結晶粒径の低下には限界があることも示唆する。実際には、さらなる低温側での MDF は割れの発生により困難であった。

AZ80Mg の降温 MDF 材の室温での引張試験結果を図 4 に示した。初期材 ($\Sigma\Delta\epsilon = 0$ /熱間押出材) の降伏強度は約 200

MPa 程度で塑性伸びが 18% 程度と大きい。降温 MDF の累積ひずみ増加とともに降伏強度、最大引張強度ともに徐々に増加し、累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon = 4.8$ 以上でそれぞれ $420\ \text{MPa}$ と $500\ \text{MPa}$ が達成された。ただし塑性伸びは約 5% まで低下

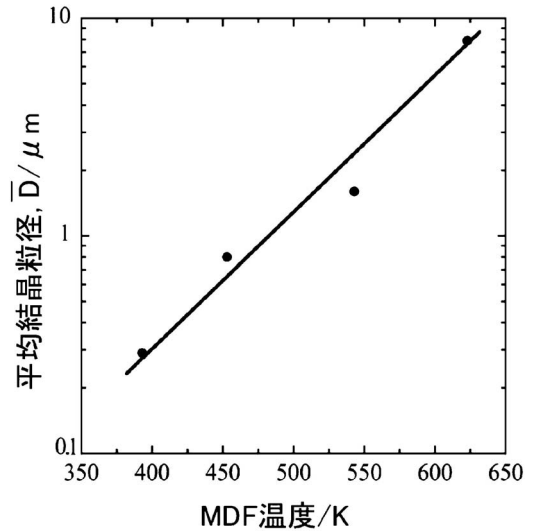


図 3 AZ80Mg の MDF 温度と結晶粒径の関係。

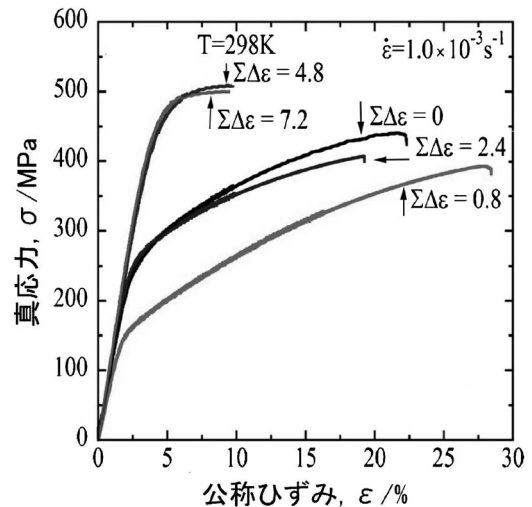


図 4 AZ80Mg の降温 MDF 材の引張試験結果。

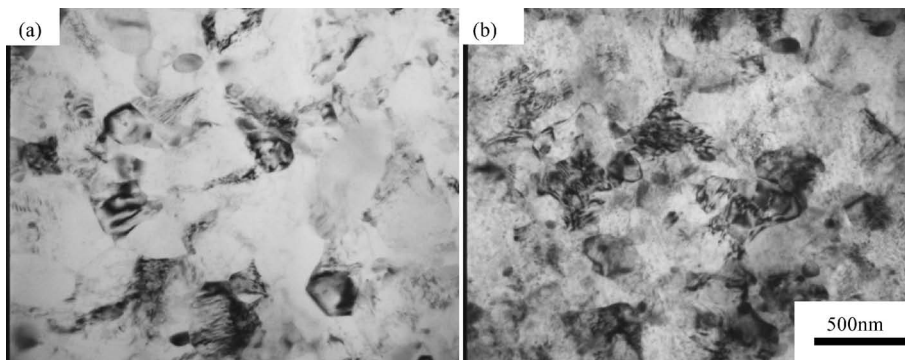


図 2 AZ80Mg の降温 MDF 材の TEM 写真例 : (a) $\Sigma\Delta\epsilon = 4.8$, (b) $\Sigma\Delta\epsilon = 7.2$.

した。降温 MDF 中、低累積ひずみ域では強度が一旦低下するが、これは熱間押出材中の集合組織の破壊による結果である。この結果は、Mg の強化には集合組織形成が極めて有効であることを示しており、興味深い。相当ひずみで4.8以上の巨大ひずみ加工を受けた AZ80Mg が5%もの塑性伸びを有するのは、主として集合組織の破壊による結晶粒方位のランダム化と室温粒界すべりの結果と推察される。

一般的に Mg 合金は回復と軟化が起りやすく、393 K でもその影響は避けられない。そのため、これらが最終的な硬さや引張強度の低下をもたらす、超微細粒材であるにもかかわらず、降伏強度が420 MPa 程度にとどまったと考えられる。

(b) AZ80Mg の降温 MDF のまとめ

(1) AZ80Mg 合金に動的再結晶を利用した降温 MDF を適用し、初期粒径 19 μm から累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=7.2$ で平均結晶粒径 0.26 μm を達成した。その時の Vickers 硬さは約 1.1 GPa で、最大引張強度は 500 MPa であった。

(2) 結晶粒超微細化により塑性加工性が大幅に改善され、温間域 393 K でパス間ひずみ0.8の鍛造が可能となった。

(2) 冷間 MDF と AZ80Mg への適用

上述の通り、降温 MDF は熱間・温間鍛造中に起こる回復による軟化が避けられず、最大引張強度は 500 MPa 以上が達成されるものの、降伏強度は 400 MPa 前後とやや低くなる弱点があった。実際、降温 MDF 材の10%程度の冷間圧延により、引張強度は 50 MPa~100 MPa 上昇した⁽⁶⁾。この回復軟化の問題点を克服するために考案されたのが冷間 MDF である。Mg 合金は、冷間塑性加工性が極めて低い。しかし冷間 MDF では、小さなパス間ひずみの採用により、室温で累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=2.0$ 以上の大ひずみ加工を可能とした⁽⁷⁾⁽⁹⁾。

平均粒径約 20 μm の AZ80Mg 合金熱間押出材をスタート材とし、 $22.2 \times 21.2 \times 20.0 \text{ mm}^3$ の矩形試験片を切り出し、これに初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}=3.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、パス間ひずみ $\Delta\epsilon=0.1$ の条件で、最大累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=2.0$ (20パス)まで室温で MDF を行った。

(a) 真応力-累積ひずみ曲線と硬さ変化

MDF を行った際の、真応力-累積ひずみ曲線を図5に示した。クラック等が発生することなく、累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=2.0$ までの大ひずみ加工ができた。累積ひずみの増加に伴い、加工硬化と結晶粒超微細化によって、低累積ひずみ域では急激に、中・高累積ひずみ域では徐々に変形抵抗が増大し、最終的には 450 MPa 前後に達した。この値は、非底面すべりや圧縮双晶の活動のための臨界応力、それぞれ数十 MPa、114 MPa よりはるかに高い⁽⁷⁾⁽⁹⁾。3パス周期の鍛造応力の振動が現れるが、これは初期集合組織の影響である。MDF 中の高い負荷応力は、活発な室温での多重すべりの発生と高密度な圧縮・引張変形双晶の発達を促進し(後述図7)、その結果、Mg 合金の塑性変形を容易にするだけでなく、同時に大きな加工硬化をもたらした。さらに、多重双晶発生によ

る組織分割と結晶粒超微細化が起り、これも強度上昇に寄与した。図5で高累積ひずみ域での変形抵抗増加が緩やかとなったのは、これら因子がほぼ飽和状態に達したためと考えられる。室温硬さもほぼ同様の増加傾向を示し、低累積ひずみ域では急激に、中・高累積ひずみ域では徐々に上昇した(図6)。そして、超々ジュラルミンの硬さに匹敵する 1.26 GPa が達成された。

(b) 冷間 MDF 材の組織変化

AZ80Mg 冷間 MDF 材の微視組織の一例として、累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=0.2, 2.0$ の TEM 写真を図7に示す。鍛造2パス目で幅 1 μm 以下の細長い変形双晶が高密度に、しかも複雑に交差して発達していることが分かる(図7(a))。累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=2.0$ では、さらに細い数百 nm 以下の変形双晶がお互いに切断し合い、最終的に平均粒径約 0.3 μm が達成された。図7(a)では主として $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}2\}$ 双晶、 $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}1\}$ 双晶の様々なバリエーションの組み合わせの多重双晶が確認され

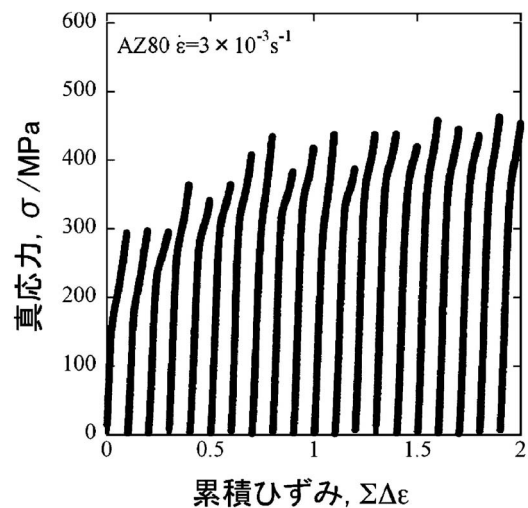


図5 MDF中の真応力-累積ひずみ曲線⁽⁷⁾。

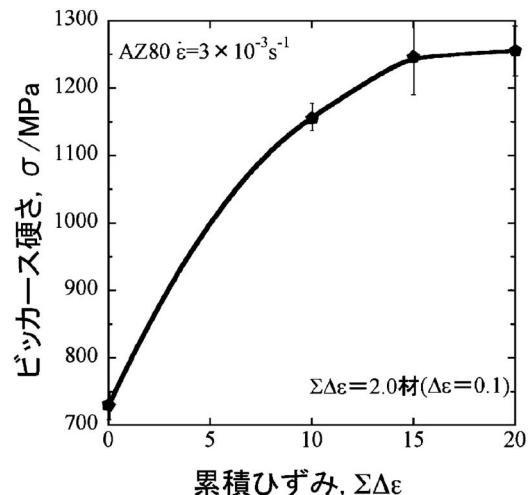


図6 累積ひずみと硬さの関係⁽⁷⁾。

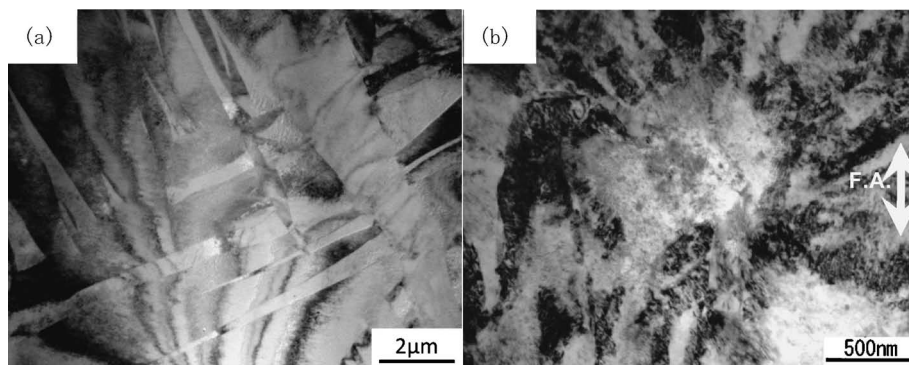


図7 AZ80Mg-MDF材のTEM写真： $\Sigma\Delta\varepsilon=0.2$, (b) $\Sigma\Delta\varepsilon=2.0$. F.A. は最終鍛造方向⁽⁷⁾.

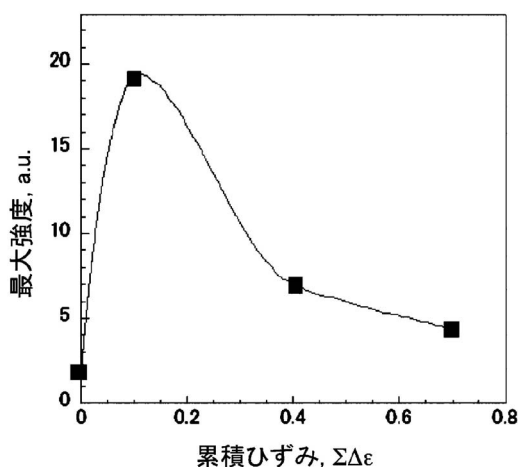


図8 MDF中の累積ひずみ増加に伴う底面集合組織の強度変化. 全て同一面を分析.

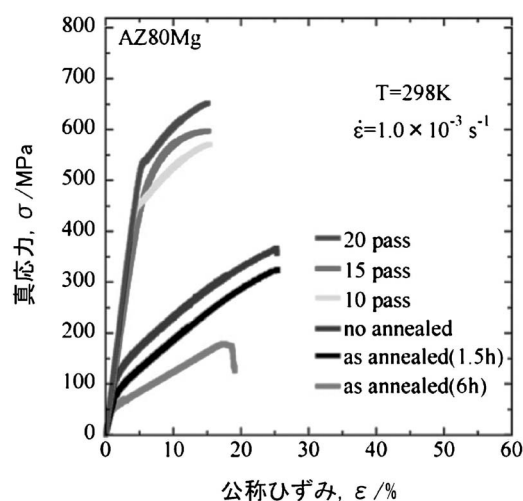


図9 MDF材の引張試験によって得られた応力-ひずみ曲線.

た. Mg合金中での多重双晶の発生は破壊をもたらす, という説が数多く発表されている⁽¹⁰⁾. しかし, 図5, 7の結果はこれを強く否定する. すなわち, 高密度の変形双晶の発達や多重双晶そのものがき裂発生や破壊をもたらすのではなく, き裂発生付近での局所的応力集中が高密度の変形双晶や多重双晶の発達をもたらしているのである.

冷間MDF中の底面集合組織の発達を結晶方位分散分析装置(OIM)により観察し, その最大強度の変化をまとめた結果を図8に示した. 全て同一鍛造面での測定結果である. 1パス目の鍛造により底面集合組織は急増するものの, その後, 鍛造パスの増加に伴い, 集合組織強度が徐々に低下していることがわかる. これは, 変形双晶の高密度発生によるものと考えられる(図7). すなわち, 母相と大きく方位の異なる変形双晶の高密度発達によって結晶方位のランダム化が起こり, さらに小さなパス間ひずみの採用と3軸方向からの鍛造により, 底面集合組織の再発達が抑制された⁽⁷⁾.

(c) 冷間MDF材の引張試験結果

AZ80MgのMDF材を引張試験し, その真応力-公称ひずみ曲線を図9に示す. 累積ひずみ増加に伴い降伏応力と最大引張応力は増大し, 20 pass ($\Sigma\Delta\varepsilon=2.0$)材ではそれぞれ530

MPa, 650 MPaが達成された. 注目すべきは, 室温での大ひずみ加工後にもかかわらず, 約10%の塑性伸びを達成している点である. これは, パス間ひずみを $\Delta\varepsilon=0.1$ としたことにより, 底面集合組織の発達の抑止と結晶粒の超微細化の効果である⁽⁷⁾⁽⁹⁾. すなわち, 高い引張応力と結晶方位のランダム化により, 多重すべりが容易に起こり, その結果として塑性伸びが大きくなったと考えられる.

図4のAZ80Mg降温MDF材の結果と比較して, 降伏強度, 最大引張応力, 伸びの全てで冷間MDF材の方が高くなり, 機械的性質がさらに改善されたことがわかる.

(d) 冷間MDFの大型材への適用

工業的実用化を考慮し, 大型材(150×150×150 mm³前後)に冷間MDFを適用した(図10). しかし引張強度は560 MPa程度, 塑性伸び数%で, 小型試料に比べて機械的性質は大幅に低い結果となった(図11). これは大型熱間押出材に含まれる各種欠陥や組織不均一性に起因するものと判断された. 作製された大型MDF材は切削加工され, 各種機械のパーツとして利用され始めている.

鉄鋼の粒界破壊における マルチスケール熱力学解析

山口 正 剛*

1. はじめに

鉄鋼材料の旧オーステナイト粒界に沿った割れ(粒界破壊)は、熱時効や水素環境、腐食環境などによって生じる。粒界破壊の特徴は、低い負荷応力下において高速な破壊が生じる点であり、破壊事故をもたらす重大な劣化現象である。古典的な代表例としては、不純物元素であるリン(P)が熱時効によって粒界に偏析し、粒界破壊を引き起こす「焼戻し脆性(temper embrittlement)」がある⁽¹⁾。今日では、合金鋼の純度を高めP等の不純物元素濃度を十分に下げることにより、脆化を抑制できることが分かっている。しかしながら、粒界破壊の基礎的な物理・化学的メカニズムは、十分に理解されているとは言い難い。また、水素による粒界破壊は鉄鋼材料の高強度化を妨げている現在も未解決の問題であり、そのメカニズムはさらによく分かっていない⁽²⁾。

計算機と計算コードの進歩により、粒界や表面などの格子欠陥に対する第一原理計算は今日では十分に可能であるが、あまり十分な計算のできなかった1980年代から、粒界の電子構造や偏析元素の影響などが調べられてきた。粒界脆化の原因として、粒界を構成する金属元素と偏析元素間の電子移動⁽³⁾⁽⁴⁾や原子サイズの差⁽⁵⁾が注目され、また理想破壊強度⁽⁶⁾なども計算され、様々な議論がなされてきた。しかしながら自戒を込めて言えば、Griffith-Orowan-Irwinの破壊条件として知られる微視き裂進展開始のエネルギーバランス(平衡)条件に基礎を置かない議論は、しばしば正しくない結論を導き出してきたように思われる。

本稿では、より複雑な水素誘起粒界破壊については触れず、合金鋼の不純物偏析による粒界破壊(焼戻し脆性)にテーマを絞る。そして、最近筆者らが発表した第一原理計算と破

壊力学試験を用いた解析結果⁽⁷⁾について述べる。粒界の原子間結合の強さを表す電子論的エネルギーと、マクロな破壊靱性値(K_{Ic})がどのようにつながるかについて、筆者の考えを基礎から詳しく説明していきたい。

2. 粒界脆化の破壊力学

(1) Griffith-Orowan-Irwinの微視き裂進展条件

粒界破壊は多くの場合、脆性的な破壊である。脆性的な破壊とは、多くの塑性変形を伴わずに生じる破壊のことである。まずガラスのような、塑性変形を伴わない完全な脆性体から考察を始めたい。Inglis⁽⁸⁾は応力集中を初めて定量的に求めた。無限に広い板の中の長軸の長さ $2a$ 、短軸の長さ $2b$ の楕円形のき裂における長軸先端の集中応力 σ_A は、き裂全体に垂直に負荷される遠方応力 σ に対して、以下のように書ける。

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (1)$$

ここで、 ρ は長軸先端の曲率半径である。仮にき裂の先端が無限に鋭いと、そこにかかる集中応力 σ_A は数式上無限大になる。つまり無限に鋭いき裂を持つ材料があれば、理論的には無限小の荷重で破壊することになる。これは、「鋭いき裂のパラドックス」と呼ばれ、後のGriffithに、き裂先端の局所応力ではなくエネルギーバランスに基づいた破壊理論を生み出させる動機になったと言われている⁽⁹⁾。

現実には物質は原子から構成されているため、き裂先端の鋭さには原子レベルサイズの限界があり、無限に鋭いということはない。しかしき裂先端が原子レベルで鋭く、かつ、き裂長さが十分に長ければ、その先端で物質の理想破壊強度(数十 GPa 程度)を超える力は容易に発生する。この原子間

* 日本原子力研究開発機構システム計算科学センター；研究主幹(〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根 2-4)
Multiscale Thermodynamic Analysis on Intergranular Fracture of Steel; Masatake Yamaguchi(Center for Computational Science and e-systems, Japan Atomic Energy Agency, Tokai-mura, Ibaraki)
Keywords: *intergranular fracture, segregation, steel, first-principles calculations, fracture toughness*
2014年11月26日受理[doi:10.2320/materia.54.110]

結合を切る必要があるという破壊の「応力条件」に加えて、Griffithはき裂の進展開始に対して系全体の「エネルギーバランス条件」を導入した⁽¹⁰⁾。ポアソン比を ν 、ヤング率を E 、き裂長さを $2a_c$ 、破壊表面の表面エネルギーを γ_{fs} として、平面歪条件下においては、

$$(1-\nu^2)\sigma^2\pi a_c/E=2\gamma_{fs} \quad (2)$$

がGriffith条件である。これは、き裂進展により解放される弾性歪エネルギーが、新たに形成される破壊表面エネルギーに等しい時を示している。つまり、破壊の応力条件が達成されるとしても、き裂進展による弾性歪エネルギーの解放が破壊表面の表面エネルギーを供給できず系全体のエネルギーが上昇する場合には、熱力学の第一法則(エネルギー保存則)に反するのでそういうことは起こらない、ということである。原子レベルで鋭い微視き裂が存在する場合には、応力条件は容易に達成されるため、き裂進展は式(2)のエネルギーバランス条件によって支配される。破壊の応力条件とエネルギーバランス条件の議論については、文献⁽⁹⁾⁽¹¹⁾を参照されたい。

一方、通常の金属における破壊は、たとえ脆性的な破壊でも微視き裂先端からの転位射出を伴い、破壊表面の近傍には塑性変形領域を伴うことが知られている。その概念図を図1右側に示した。(図1左側の微視き裂発生等については、後に説明する。)その塑性変形に要した仕事(エネルギー)は塑性仕事(plastic work)と呼ばれ、 γ_p と表す。粒界エネルギーを γ_{gb} とすると、粒界破壊を生じさせるための最低限のエネルギーは $2\gamma_{fs}-\gamma_{gb}$ である。これを $2\gamma_{int}$ と表し、粒界凝集エネルギー、あるいは、粒界の理想破壊仕事(ideal work of interfacial separation)と呼ぶ。これはたかだか数 J/m^2 程度のエネルギーである。それに対して、低温における劈開破壊の微視き裂進展が生じる場合でも、 γ_p は表面エネルギー γ_{fs} の10倍程度大きいとされている。さらに、脆性破壊が生じない場合にはもっと桁違いに大きくなる。つまり、 γ_p は $2\gamma_{fs}$ や $2\gamma_{int}$ よりずっと大きいと考えられる($\gamma_p \gg 2\gamma_{int}$)。ただし、塑性変形領域の大きさがき裂長さにくらべて十分に小さい場

合、すなわち小規模降伏条件を満たす場合、Griffithの式を修正したGriffith-Orowan-Irwinの式が適用可能であることが確かめられている⁽¹²⁾⁽¹³⁾。粒界破壊の場合で書くと、2つの表面エネルギー $2\gamma_{fs}$ を $2\gamma_{int}$ で置き換えて、

$$(1-\nu^2)\sigma^2\pi a_c/E=2\gamma_{int}+\gamma_p \quad (3)$$

となる。一般的に、右辺はまとめて有効表面エネルギーと呼ばれ、温度に依存した材料定数と考えられている。

(2) 粒界破壊におけるジレンマ

小規模降伏条件が満たされていれば、式(3)によって脆性破壊が支配される。つまり、粒界脆性破壊も式(3)によって支配されるはずであるが、ここで、粒界破壊に関するジレンマが生じる⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。脆性的な粒界破壊が生じずに延性的に破壊する場合には、 γ_p 項は非常に大きくなっており、式(3)の前提条件である小規模降伏条件を満足しないはずである。そして、P等の脆化元素の粒界偏析によって粒界破壊が生じるということは、P偏析が γ_p 項を大きく減少させているはずである。しかしながら、Pの粒界偏析が増大しても降伏強度には変化がないため、材料中の転位の活動に影響があるとは考えにくい。Pの粒界偏析は、その偏析エネルギーによって $2\gamma_{int}$ を顕著に減少させることは可能と考えられるが、なぜ、き裂先端の転位射出によって生み出される γ_p を減少させるのだろうか？粒界偏析したPが、粒界上にある微視き裂先端からの転位射出を抑える可能性も考えられる。しかしながら、格子中で転位の運動を強くトラップすることが知られている炭素(C)が粒界に偏析すると、転位射出が抑えられて脆化するどころか、逆に脆化が抑制されるため、転位射出が増加すると考えられる。これらの振る舞いは、どのように理解すればよいだろうか？

このジレンマを解くには、「 γ_p は $2\gamma_{int}$ にも依存しており、 $2\gamma_{int}$ が小さくなるほど γ_p も小さくなる」と考えるのが妥当である。この考え方によって、Cの粒界強化効果とP等の粒界脆化効果が矛盾なく説明できるようになる。つまり、式(3)は以下のように書き換えられるべきであり、右辺は

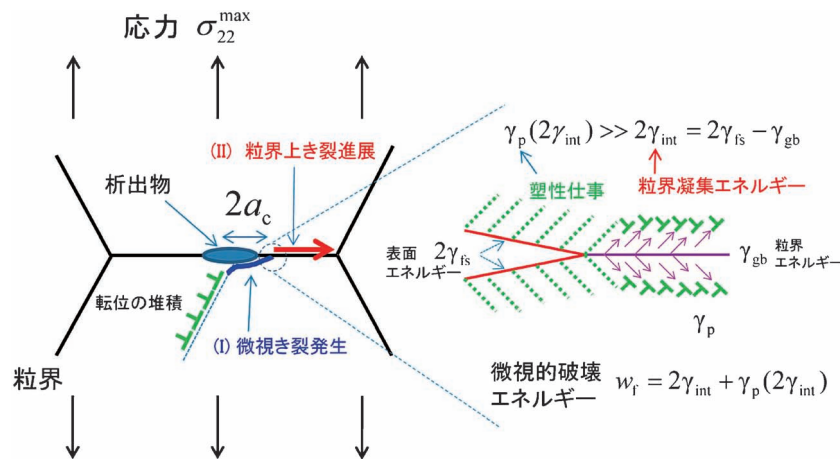


図1 粒界上析出物における転位堆積による(I)微視き裂の発生、(II)粒界上の微視き裂進展、進展に伴う塑性仕事(γ_p)等の概念図。

$2\gamma_{\text{int}}$ が支配していると考えられる。

$$(1-\nu^2)\sigma^2\pi a_c/E = 2\gamma_{\text{int}} + \gamma_p(2\gamma_{\text{int}}) \quad (4)$$

塑性仕事 γ_p は転位の活動に由来するため、材料組織や温度等に依存するが、ここではそれらの効果は省略し、粒界の原子間結合の強さを表すエネルギーである $2\gamma_{\text{int}}$ への依存性のみに注目している。

「 $2\gamma_{\text{int}}$ が粒界脆化の支配的パラメータである」という仮説は、溶質元素の偏析による $2\gamma_{\text{int}}$ の変化と延性脆性遷移温度 (DBTT) の変化との相関を実験データの解析から最初に指摘した Rice と Wang の名前をとり、「Rice-Wang モデル」と呼ばれることが多い⁽¹⁶⁾。しかし、彼らの構築した熱力学的モデルは「DBTT は $2\gamma_{\text{int}}$ の関数である」という仮定を導入した上で、 $2\gamma_{\text{int}}$ と偏析エネルギーの関係を熱力学的に示したものである。その仮定の根拠は、すでに述べた「 γ_p は $2\gamma_{\text{int}}$ に依存する」という仮説である。その最も重要な仮説とそれを説明する物理モデルを示したのは、Jokl, Vitek, McMahon の1980年の論文であり、その内容を JVM モデルと呼ぶことにする⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。

JVM モデルにおいては、 γ_p は $2\gamma_{\text{int}}$ やその他のパラメータに依存する関数として表されるが、その依存関係やモデルの前提条件は複雑であり、あまり簡単に言い表してしまうと誤解を招く恐れがある。それでも敢えて言えば、JVM モデルは「負荷応力下で発生した微視き裂先端における、原子間結合切断と転位射出の競争」を扱い、「き裂面の原子間結合が強いほど、結合切断に要する時間が長くなる上に転位射出速度が速くなるため、結果として結合切断までの転位射出数が増えて塑性仕事が増える」ということである。以下ではその内容をできるだけ詳しく説明する。

(3) Jokl-Vitek-McMahon (JVM) モデル

このモデルの骨子を以下に示す。

(i) 負荷応力 σ の下、粒界上析出物のところでせき止められた転位の堆積により、析出物自身の割れあるいは析出物-母相界面の割れが発生する。そして析出物サイズ程度の長さの微視き裂が、時刻 $t=0$ (sec.) において瞬間的に発生すると仮定する (図1の左側参照)。発生した微視き裂先端は原子レベルで鋭いため、そこでは高い応力集中が発生する。モデルにおける数学上の取り扱いにおいては、時刻 $t=0$ (sec.) で微視き裂は無限に鋭いとするため、その先端の応力 (σ_{tip}) は無限大 ($+\infty$) である (図2)。つまり、原子間結合の理想破壊応力を容易に超える高い応力が、発生した直後の微視き裂の先端にかかる。これが、第二相粒子において発生した微視き裂の特徴である。

(ii) 図2に示すように、時間の経過 ($t>0$) とともに微視き裂先端からは転位が射出され、応力の緩和が生じるとする。微視き裂先端の応力と塑性域の分布に関しては、塑性域内の応力を一定とする Dugdale-Bilby-Cottrell-Swinden の帯状降伏 (strip-yield) モデル⁽¹⁷⁾ をベースとする。それをクリープ現象に応用した Ewing⁽¹⁸⁾ の例を参考にして、第二相粒子において発生した微視き裂先端応力場の時間依存モデルへと拡

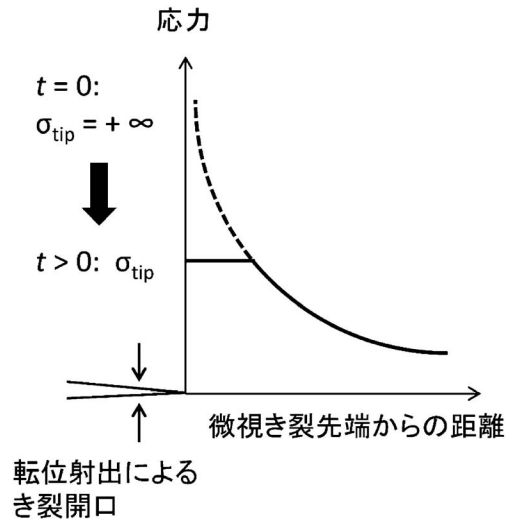


図2 JVM モデルにおける微視き裂先端近傍の応力分布。微視き裂先端の応力 (σ_{tip}) は、時刻 $t=0$ で無限大であり、時間の経過とともに減少していく。

張している。実際の転位はき裂面から傾いた特定のすべり面をすべるが、ここではき裂面上に転位が配置しているという近似の下で応力・塑性域分布を考えている。転位射出は容易であり、射出に必要な障壁エネルギーはないものと仮定する。ただし、転位の速度は σ_{tip} の n 乗 ($n=1-2$) に比例すると仮定し、一つのすべり面上をすべりつつ隣り合う転位間にはある程度の間隔が必要であるため、単位時間あたりに射出できる転位数には限界があるとする。転位射出によりその転位のバーガースベクトル分だけき裂の開口が生じ、それによる応力緩和によって σ_{tip} が減少していく中で、塑性仕事 γ_p が増加していく。結果として、 γ_p はき裂発生からの経過時間 t に依存する。さらに、 γ_p は発生した微視き裂の長さ ($2a_c$) をパラメータとして含むミクロな応力拡大係数 $k = \sigma\sqrt{\pi a_c}$ にも依存する。なぜなら、き裂先端の応力場 (σ_{tip}) は k に依存するからである。結果として、 γ_p は t と k の関数 $\gamma_p(t, k)$ として求まる。

(iii) 上記のように微視き裂先端における転位射出が生じ、その応力緩和により σ_{tip} が減少していく中で、原子間結合切断のプロセスも進行すると仮定する。微視き裂先端の2つの金属原子に対する単純な運動方程式による結合モデルから、切断に要する時間を推定する。原子間結合の強さを表す $2\gamma_{\text{int}}$ から推定される限界の結合距離 δ (原子間結合力が最も大きくなる距離) が存在し、その距離を超えて2原子が離れれば結合切断が生じたと考え、それに要する時間を t_B とする。つまりこれは、原子間結合切断に必要な応力条件を表している。また σ_{tip} は応力拡大係数 k に依存するため、 t_B も k の関数 $t_B(k)$ として求まる。 k が十分に小さい場合、原子間結合切断が生じる以前に σ_{tip} が理想破壊応力以下へと速やかに減少するため、 t_B は計算上無限大となり、原子間結合切断すなわち微視き裂進展は生じない、ということになる。この限界の k を k_{min} とする。

(iv) $\gamma_p(t, k)$ において $t = t_B(k)$ として式(4)を解くことで、微視き裂進展のエネルギーバランス条件を満たす $k = k_G$ が求まる。式の両辺に k が現れるため解析的には解けず、数値的に k_G を求める。 $k_G \geq k_{\min}$ であれば $t_B(k_G)$ が有限の値として求まり、微視き裂進展の応力条件とエネルギーバランス条件(式(4))の両方を満たす k_G が求まったことになる。そして最終的に、原子間結合切断に要する時間 $t_B(k_G)$ 内に射出された転位による塑性仕事 $\gamma_p(t_B(k_G), k_G)$ が求まる。

以上が JVM モデルの内容である。 $2\gamma_{\text{int}}$ が大きくなると、原子間結合切断に必要な σ_{tip} が大きくなり、射出される転位の速度が速くなる上に、結合切断に必要な時間も長くなる。そのため、結合切断までに射出される転位数が増え、 γ_p が大きくなるのである。

このようにして微視き裂進展に伴う塑性仕事 γ_p は、転位射出と原子間結合切断の挙動を通して $2\gamma_{\text{int}}$ に複雑な形で依存し、結果として γ_p は $2\gamma_{\text{int}}$ の増加関数になる。そしてある限界の $2\gamma_{\text{int}}$ 以上では、き裂進展は生じなくなりき裂の鈍化が生じるということが、微視き裂進展条件式(4)を満たす応力拡大係数の解 k が存在しなくなるにより、数学的に表される。つまり JVM モデルは、粒界破壊における延性脆性遷移を数学的に表した物理モデルとなっている。一方、転位の速度は温度にも強く依存するため、 γ_p は温度によっても変化する。ある温度以下において、 γ_p が小さくなり小規模降伏条件を満たし、式(4)に解が存在するようになれば、それは、温度低下によって延性から脆性へと遷移したこと(低温脆性)を意味する。

上記で説明したモデルは、詳しくは JVM モデルのうちの静的(static)モデルであり、微視き裂は負荷応力下で瞬間的に発生するという仮定が置かれている。これは injected crack(射出き裂)と呼ばれるが、第二相粒子における微視き裂の発生を模擬したものである。さらに Joklらは、負荷応力のない状態で存在する pre-existing crack(潜在き裂)から出発する動的(dynamic)モデルも構築した⁽¹⁹⁾。それによると、鉄や鉄鋼のように転位が発生しやすい材料では、き裂先端の転位射出による応力緩和が負荷応力の増大に十分に追従できるため、原子間結合切断は生じず、潜在き裂は進展せずに鈍化する、という結果を得ている。つまり、静的モデルと動的モデルを合わせた JVM モデルの全体は、「鉄鋼の破壊は第二相粒子から発生する」という実験事実を説明し得るのである。

(4) 微視き裂と巨視き裂

ここまでは、発生する際の長さとしては μm オーダーであり、その先端は原子レベルで鋭い「微視き裂」を考えてきた。それに対して、通常の破壊力学試験片(曲げ試験片, Compact Tension = CT 試験片)で繰り返し応力により導入される疲労予き裂は、その先端は原子レベルに比べれば桁違いに大きな曲率半径を持っている。それは「巨視き裂(macro-crack)」と呼ぶべきものであり、その振る舞いは「微視き裂(micro-crack)」とは異なる。図3にその違いを示す。通常

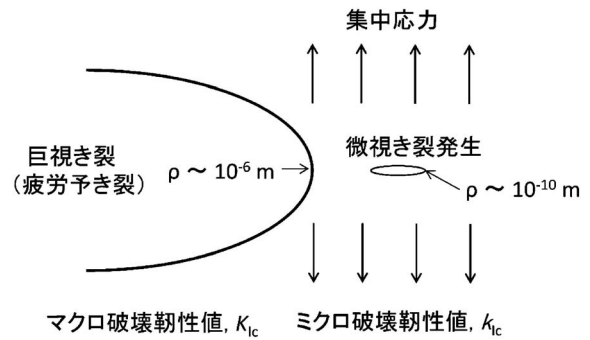


図3 微視き裂と巨視き裂の概念。 ρ は曲率半径。巨視き裂の進展がマクロな(通常の)破壊靱性値 K_{Ic} で表され、一つの微視き裂の進展が、ミクロな破壊靱性値 k_{Ic} で表される。

のマクロな破壊力学の取り扱いでは、巨視き裂の進展を考慮するのみで、その先端における微視的(ミクロ)な挙動は考えないが、粒界脆化の原因を考える際には、そのマクロな挙動とミクロな挙動をつなげて考える必要がある。

微視き裂と違い、巨視き裂はそれ自身が原子間結合の分離によって進展するのではなく、その先端で微視き裂の発生・進展を生み出す応力集中源として働く⁽⁹⁾。つまり巨視き裂の先端は、曲率半径が μm オーダー程度のノッチ(切り欠き)と考えるのが妥当である。巨視き裂の先端では、その曲率半径が小さいため高い応力集中が生じ、応力を付加すると容易に塑性変形が生じる。そのため、析出物等にせき止められた転位の堆積によって、微視き裂が容易に発生する。しかし曲率半径が小さいことから、応力集中の最大値は大きくてもその集中範囲が狭く限定されている。そのため発生した微視き裂は、進展できたとしてもその狭い範囲でしか進展できず、最終的には鈍化する。一旦鈍化した微視き裂は再び進展することはできず、その後も十分な応力がかかり続けるならばポイドとして塑性変形により成長していく。このようにして巨視き裂の先端では、微視き裂の発生・進展・鈍化(ポイド成長)が、折り重なるように次々に生じ、全体として巨視き裂が進展していくと考えられる。

その微視き裂の「進展」過程の量の多寡により、巨視き裂進展に対するマクロな破壊靱性値の低下すなわち脆化の程度が決まっていると考えられる。もし発生した微視き裂の「進展」過程がほとんど存在しなくなれば、それは微視き裂が発生したというよりポイドが発生したと見るべきで、ポイドの発生・成長・連結による延性破壊が進行している状態と言える。それは2.(3)節で述べたように、粒界凝集エネルギー $2\gamma_{\text{int}}$ が大きい場合や、温度が高く転位の活動が活発な場合に、 γ_p が大きくなりすぎて微視き裂進展条件式(4)を満たすことができなくなるため、脆性破壊ではなく延性破壊が生じる状態と理解することができる。

また、Griffith-Orowan-Irwinのエネルギーバランス条件式(4)は、一つの微視的なき裂進展に対して成り立つだけでなく、微視き裂の集合体である巨視的なき裂進展に対して

も成り立つ。巨視き裂進展の場合、式(4)の右辺は多くの微視き裂の発生や鈍化に費やされる塑性変形エネルギーを含む、桁違いに大きなエネルギーになるが、その塑性変形領域の大きさが巨視き裂の長さに比べて小さければ小規模降伏条件が成り立ち、同様の式が適用可能である。

以上、第2節全体を通して、粒界凝集エネルギー $2\gamma_{\text{int}}$ の変化がマクロな疲労予き裂すなわち巨視き裂の進展にまで影響を及ぼしているという、ひとつのシナリオを説明した。

3. 第一原理計算と二種類の破壊力学試験による解析

筆者らの最近の論文⁽⁷⁾において、第一原理計算によって $2\gamma_{\text{int}}$ を計算し、その結果を用いて破壊力学試験結果を整理することで、前2節で述べたシナリオが正しいことの一つの根拠を示した。その概要の紹介と補足的な説明を以下で行う。

(1) 粒界凝集エネルギー ($2\gamma_{\text{int}}$) の第一原理計算

2次元の欠陥(粒界/表面)はその周囲の応力場やひずみ場が非常に小さいため、対称性が高く小さいユニットセルで表せる結晶粒界や表面の第一原理計算は、格子欠陥の中でも最も早くから行われてきた。粒界エネルギー γ_{gb} 、その粒界が割れた時の破壊表面のエネルギー γ_{fs} 、粒界凝集エネルギー $2\gamma_{\text{int}}$ などは容易に計算できる。粒界や表面に溶質元素が存在するときも同様であり、 $2\gamma_{\text{int}}$ の偏析原子による変化も計算できる。

粒界/表面偏析エネルギーの計算結果は、実験結果と比較すると、一致が悪いことが知られている⁽²⁰⁾。その比較には様々な問題が含まれており、紙面の都合で詳しくは触れないが、主に固溶状態のエネルギーの求め方に起因した問題があるらしい。幸いにして、 $2\gamma_{\text{int}}$ は表面と粒界における偏析エネルギー差であり固溶状態のエネルギーは相殺するので、上記の問題は影響しない。第一原理計算の結果、対象としている Ni-Cr 鋼を考慮した粒界に対して、以下の様な $2\gamma_{\text{int}}$ の式が得られた。

$$2\gamma_{\text{int}} = 2\gamma_{\text{int}}^0 - 7.2 \times 10^{18} \Delta e_p X_{\text{gb}} \quad (\text{J/m}^2) \quad (5)$$

$2\gamma_{\text{int}}^0$ は、被覆率0.25の炭素偏析による強化効果を含めた粒界凝集エネルギー (4.02 J/m^2) であり、偏析のない状態の値 (3.87 J/m^2) より少し大きい。 7.2×10^{18} という係数は、計算上の偏析被覆率 X_{gb} が1.0 (full coverage = 飽和被覆率) のときに粒界面の面積 1 m^2 あたり 7.2×10^{18} 個の偏析原子が存在することを意味する。計算上の飽和被覆率は、これ以上偏析させてもエネルギーの利得がない偏析量のところで決定できる。 Δe_p は、偏析原子1原子あたりの脆化エネルギーであり、表面と粒界における偏析エネルギーの差に対応する。この値がプラスで大きいほど、すなわち粒界より表面でエネルギー的に安定なほど、脆化能力が高いことを意味する。逆にマイナスの値ならば、粒界強化効果をもつことを意味する。その計算結果を表1に示した。NiとCrは偏析エネルギーが低い上に脆化エネルギーが小さいので、その影響は式

(5)においては無視した。

(2) ノッチ材の曲げ試験(ミクロな破壊靱性値 k_{IC})

通常の破壊力学試験で観測される疲労予き裂すなわち巨視き裂の進展は複雑であり、微視き裂進展の集合体であることをすでに述べた。ここで、ノッチ材の曲げ試験からひとつの微視き裂進展の挙動を観測する方法を紹介する。亀田ら⁽²¹⁾⁽²²⁾は、粒界破壊しやすい Ni-Cr 鋼(粒径 $120 \mu\text{m}$ 、降伏強度 840 MPa)において Sb または Sn, P を添加した材料を用い、疲労予き裂を入れないノッチ材を用いた曲げ試験を行い、ノッチによる応力集中によって高まった局所破壊応力 σ^* を、有限要素法による弾塑性解析によって求めた。図4に示すように、ノッチ材の応力集中は広くフラットなため、その中に多数の結晶粒と粒界を含む。そして、最も脆化した一つの粒界における微視き裂の発生・進展が生じると、直ちに全体の破壊が生じるような破壊試験となっているが、これは次のことから分かる。均質化処理により偏析被覆率の粒界ごとのばらつきの少ない材料と、処理しないためばらつきの大きい材料の両方において、粒界破面のオージェ分析から Sb, Sn, P の偏析被覆率が求められている。その両方の材料の粒界破壊の σ^* が、粒界面ごとの偏析被覆率の中の最大値 (X_{max}) でよく整理されるからである。

応力集中範囲が広くフラットなため、析出物の長さを生じた微視き裂のサイズ $2a_c$ とし、き裂にかかる遠方負荷応力 σ を局所破壊応力 σ^* で置き換え、式(4)の微視き裂進展条件を適用する。析出物が楕円体であり界面剥離により微視き裂が発生することから、き裂形状の補正項 (f : 第二種完全楕円積分の逆数) を考えて、一つの微視き裂進展に対するミクロな破壊靱性値 k_{IC} を定義でき、それによって微視き裂進展条件を表すことができる。

$$k_{\text{IC}} = f \sigma^* \sqrt{\pi a_c}, \quad w_f = (1 - \nu^2) k_{\text{IC}}^2 / E = 2\gamma_{\text{int}} + \gamma_p (2\gamma_{\text{int}}) \quad (6)$$

式(6)を用いることで、一つの微視き裂進展の破壊エネルギー w_f 、つまり粒界凝集エネルギーと塑性仕事の和 ($2\gamma_{\text{int}} +$

表1 脆化エネルギー Δe_p (eV/atom).

C	P	Sn	Sb	Ni	Cr
-0.51	0.38	0.99	1.36	0.07	-0.10

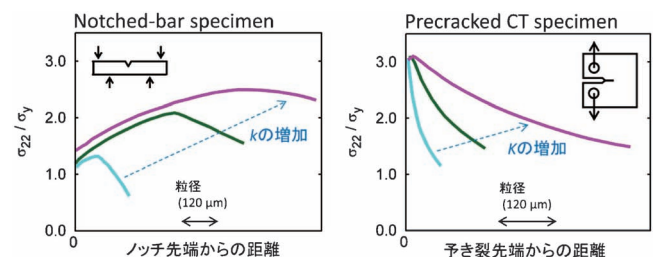


図4 ノッチ材と予き裂材の応力分布。 k/K : ミクロ/マクロな応力拡大係数, σ_{22} : 主応力, σ_y : 降伏応力。

γ_p)を求めることができる。塑性仕事以外にもエネルギーの散逸があるかもしれないが、それは γ_p 項に含めるとする。

(3) 塑性仕事 γ_p と粒界凝集エネルギー $2\gamma_{int}$ の関係

上記で述べたように、ノッチ材の破壊力学試験及び破面のオージェ分析から、Ni-Cr 鋼の局所破壊応力 σ^* 及びミクロな破壊靱性値 k_{Ic} が、脆化元素(Sb, Sn, P)偏析の最大被覆率 X_{max} の関数として求まる。そして、 X_{max} を計算上の偏析被覆率 X_{gb} に等しいと仮定すると、一つの微視き裂進展の破壊エネルギー $w_f (= 2\gamma_{int} + \gamma_p)$ と、 $2\gamma_{int}$ の関係を得ることができる。その結果を図5に示した。脆化元素の異なる w_f が $2\gamma_{int}$ の関数として、1本の曲線上にまとまった。これはJVMモデルが示すように、微視き裂進展に伴う塑性仕事 γ_p が $2\gamma_{int}$ に依存していることを示している。こうして、JVMモデルを支持する結果を初めて得ることができたと考えている⁽⁷⁾。また、JVMモデルのパラメータを適当に選んでプロットした結果も重ねて図5に示したが、よく似たモデル曲線が得られた。特に、 $2\gamma_{int}$ が大きくなると粒界破壊が生じなくなる様子が、モデル曲線が途切れることでよく表されている。途切れるのは式(6)の微視き裂進展条件が満たされなくなるためであり、粒界脆化における延性脆性遷移を表している。

(4) CT試験から求まるマクロな破壊靱性値 K_{Ic} と、ミクロな破壊靱性値 k_{Ic} の関係

通常、破壊靱性値 K_{Ic} は巨視き裂の進展に関する量であり、巨視き裂は微視き裂の発生・進展・鈍化(ポイド成長)が多数折り重なるようにして生じている状態と考えられる。そのため非常に複雑な状態ではあるが、微視き裂の「進展」過程がなければ巨視き裂の進展もないため、両者には依存関係があると考えられる。

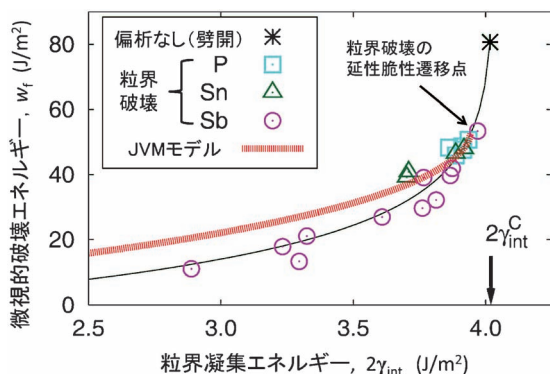


図5 粒界凝集エネルギー($2\gamma_{int}$)と微視的破壊エネルギー $w_f (= (1 - \nu^2)k_{Ic}^2/E = 2\gamma_{int} + \gamma_p)$ の関係。(室温における)粒界破壊の実験データはSb, Sn, P偏析によるもの。(低温における)劈開破壊のデータは、脆化元素の偏析のない場合の下限として用いた。JVMモデルによりフィッティングした結果も示した。 $2\gamma_{int}^C$ は、脆化元素の偏析のない場合の $2\gamma_{int}$ の最大値であり、炭素による強化効果を含む。

亀田⁽²³⁾は、Ni-Cr 鋼の疲労予き裂を入れたCT試験とオージェ分析を行い、多数の粒界破面における偏析被覆率の平均値(X_{av})が K_{Ic} をよく支配していることを見出した。これはノッチ材でも行ったように、均質化処理のため偏析被覆率の粒界面ごとのばらつきの小さい試料と、未処理のためばらつきの大きな試料の両方の K_{Ic} が、 X_{av} でよく整理されることから分かる。これはおそらく、予き裂先端の最大応力は高いが狭い応力集中範囲にその原因があると考えられる(図4参照)。2.(4)節で説明したように、多くの微視き裂の発生・進展・鈍化が次々に生じていく必要があるため、少なくとも半分以上(平均偏析被覆率以上)の粒界で微視き裂進展が生じないと巨視き裂が全体として進展しないためではないかと考えられるが、あまりよく分かっていないところである。

以上のように、 K_{Ic} は X_{av} の関数 $f(X_{av})$ 、 k_{Ic} は X_{max} の関数 $g(X_{max})$ として表せる。ここで、 $X_{max} = X_{av}$ とすることで、 K_{Ic} と k_{Ic} の間に以下のような関係式を導入できる。

$$K_{Ic} = f(g^{-1}(k_{Ic})) \quad (7)$$

亀田らはこの方法を用い、 K_{Ic} と k_{Ic} の間に相関関係があることを示し、さらに、予き裂先端の応力場中の微視き裂進展として破壊力学的な表式による説明が可能であることを示した⁽²³⁾。図6にその結果を示す。ある k_{Ic} の値を超えると急激に K_{Ic} が増大するという非線形関係が得られている。この理由はすでに述べたように(2.(4)節)、微視き裂が進展しなくなれば巨視き裂も進展できなくなるため、巨視き裂の進展を可能にするある閾値が k_{Ic} に存在するためと考えられる。

(5) K_{Ic} と $2\gamma_{int}$ のマルチスケール関係

式(6)で表される k_{Ic} と $2\gamma_{int}$ の関係、および、式(7)で表される k_{Ic} と K_{Ic} の関係を組み合わせることで、最終的な、 K_{Ic} と $2\gamma_{int}$ の間の関係を導くことができる。それを図7に示す。非常に非線形な関係が得られており、粒界破壊にはある閾値の $2\gamma_{int}$ が存在し、その閾値以下で急激に K_{Ic} が減少して粒界破壊が現れることを示している。今回の解析に用いたNi-Cr 鋼は、わずかな脆化元素の偏析によりすぐに粒界破壊が始まる材料であるため、その閾値は脆化元素の偏析のないときの $2\gamma_{int}$ の最大値($2\gamma_{int}^C$)に非常に近いところにある。こ

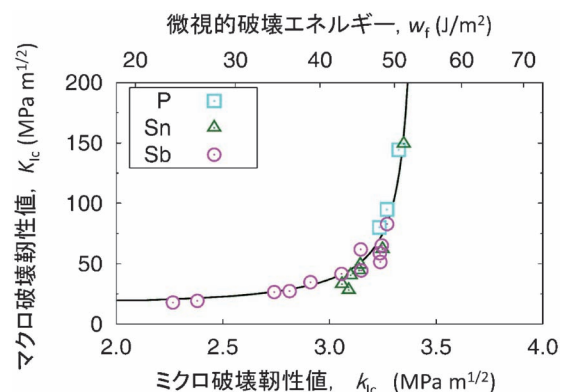


図6 K_{Ic} と k_{Ic} の実験的相関。

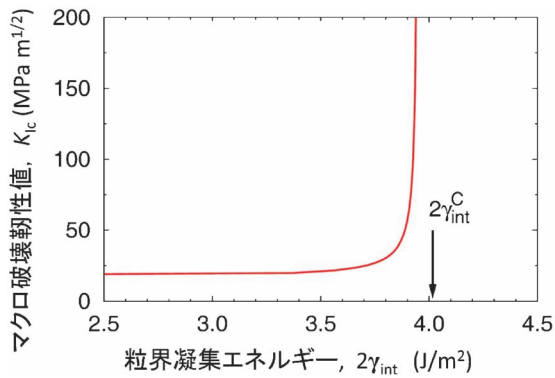


図7 K_{Ic} と $2\gamma_{int}$ のマルチスケール関係. 図5 と図6 の結果を組み合わせたもの.

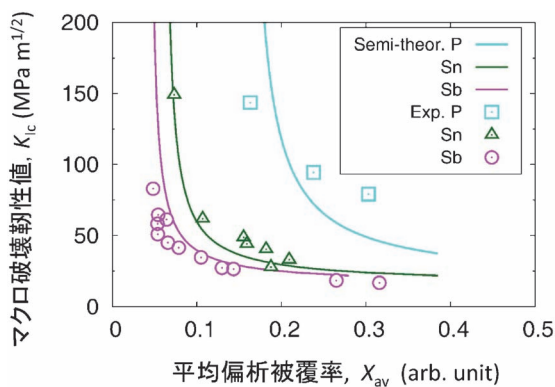


図8 K_{Ic} と平均偏析被覆率 X_{av} との関係 (symbol), および, 第一原理計算と破壊力学試験に基づく解析結果 (Semi-theoretical curves).

のマルチスケール関係は, 材料(および温度)に依存して決まっているため, 粒界破壊しにくい材料では, その閾値はもっと低エネルギー側にずれるだろう.

この K_{Ic} vs. $2\gamma_{int}$ のマルチスケール関係に, 第一原理計算から求めた式(5)の $2\gamma_{int}$ の式を当てはめると, それぞれの脆化元素 (Sb, Sn, P) の偏析被覆率 X_{gb} に依存した K_{Ic} の変化を表すことができる. それを, 実験で得られている K_{Ic} vs. X_{av} のデータと比較すると, 両者は非常によく一致した (図8). 以上, 第3節全体を通した解析によって, 偏析による $2\gamma_{int}$ の変化が K_{Ic} を支配していることが明らかとなった.

4. ま と め

粒界/表面における溶質元素の偏析の第一原理計算結果と, ノッチ材棒曲げ試験, 予き裂材 CT 試験という二種類の破壊力学試験結果を組み合わせることで, 粒界の電子論的なエネルギーとマクロな破壊靱性値をつなげるマルチスケールな解析を行った. その結果, 粒界の凝集エネルギー(理想破壊エネルギー)がマクロな破壊靱性値を支配していることを示した. つまり, 表面偏析が粒界偏析よりエネルギー的に安定な脆化元素が粒界に偏析すると, そのエネルギー差

に応じて K_{Ic} が低下することを示した. その依存関係は非常に非線形であり, $2\gamma_{int}$ にはある閾値が存在し, それ以下で急激に K_{Ic} が低下することを示した.

上記のマルチスケール関係における重要なポイントの一つは, 微視き裂先端からの転位射出量(塑性変形量)が, き裂面の原子間結合の強さに依存するという点であり, JVM モデルはそれを説明する物理モデルである. さらにこのモデルは様々な示唆に富んでおり, 鉄鋼が第二相粒子から破壊する理由を説明するとともに, 延性脆性遷移をき裂進展のエネルギーバランス条件式(4)における解の有無により数学的に表している(2.3節参照). すでに1980年に発表されたモデルでありながら, その内容がほとんど知られていないようなので, 本稿ではできるだけ詳しく解説した.

もう一つのポイントは, 微視き裂と巨視き裂の振る舞いの違いやその相関を理解することである(2.4節). ただし, 相関があることは実験から確かだが, 巨視き裂の振る舞いに関する本稿の説明は筆者の想像による部分が多い. この点について詳述している教科書が見当たらず, 実験観察や理論的な取り扱い, シミュレーションについても筆者はよく知らない. 最近ではき裂先端の電子顕微鏡観察や X 線トモグラフィによる 3D/4D 観察技術に進歩が見られるため, それらとシミュレーションの協力による今後の理解の進歩を期待したい.

長年にわたって粒界脆化メカニズムは謎とされ, 様々な仮説が論じられてきたが, その全貌がようやく見えてきたのかもしれない. 原子・電子の振る舞いから CT 試験片の挙動までを理解するのは容易ではないが, 粒界破壊を正しく理解するためには, 本稿で説明したマルチスケール・アプローチが必要である. そして次の重要な課題の一つに, 水素誘起粒界破壊がある. 本稿で述べた考察に加えて, 転位-水素相互作用や微視き裂進展中にも動きまわる水素の効果⁽²⁴⁾等, 未解明な点が多く残されている. 第一原理計算及び分子動力学計算, 応力分布や水素拡散を取り扱うマクロなシミュレーションも, その解明に果たす役割は大きいだろう.

破壊力学的な知見を提供していただいた亀田純博士に感謝いたします.

文 献

- (1) W. C. Johnson and J. M. Blakely (eds.): Interfacial Segregation, ASM, Metals Park, OH, (1977).
- (2) 南雲道彦: 水素脆性の基礎-水素の振る舞いと脆化機構-, 内田老鶴圃, (2008).
- (3) W. Losch: Acta Metall., **27**(1979), 1885-1892.
- (4) R. P. Messmer and C. L. Briant: Acta Metall., **30**(1982), 457-467.
- (5) R. Schweinfest, A. T. Paxton and M. W. Finnis: Nature, **432**(2004), 1008-1011.
- (6) M. Yamaguchi, M. Shiga and H. Kaburaki: Science, **307**(2005), 393-397.
- (7) M. Yamaguchi and J. Kameda: Philos. Mag., **94**(2014), 2131-2194.

鉄鋼の相変態 III

—パーライトとベイナイトの成長に及ぼす合金元素の効果—

榎 本 正 人*

3.1 パーライト変態

本シリーズの3回目の講義である。パーライトについて最初に研究発表を行ったのは Sorby と言われているように、パーライトの層状組織は早くから研究者の興味を惹き付けている。層状構造の発生メカニズムについては十分に解明されたとは言えないが、成長については基本理論が確立されており、それをもとに詳細な議論が展開されている。一方、ベイナイトは「表面起伏を伴いながらゆっくりと成長する変態組織」というせん断機構に基づいた見方が長い間有力であったが⁽¹⁾⁽²⁾、拡散変態とする見方や層状構造を持たない共析変態組織と捉える見方もあり⁽³⁾、大いに議論されている。

3.1.1 共析 Fe-C 合金におけるノジュールの成長速度

図3.1にパーライトノジュールの成長を模式的に示す。γ母相中に一様に分布している炭素原子が、フェライト(α)の前面から排除され、セメンタイト(θ)の前面へ拡散する過程がノジュールの成長を律速すると考える。炭素の拡散経路にはγ粒内やノジュール/母相界面の他にコロニー内部[†]でのαからθへの拡散が考えられる。

ノジュールの成長速度は、αとθに分配される炭素の質量釣り合いから求められる。図3.1でノジュール界面が速度vで紙面の上方へ移動したとすると(太い矢印)、単位時間当たり、

$$m = vS\alpha(c^0 - c^\alpha) = vS^\theta(c^\theta - c^0) = v \frac{S^\alpha S^\theta}{S} (c^\theta - c^\alpha) \quad (3.1)$$

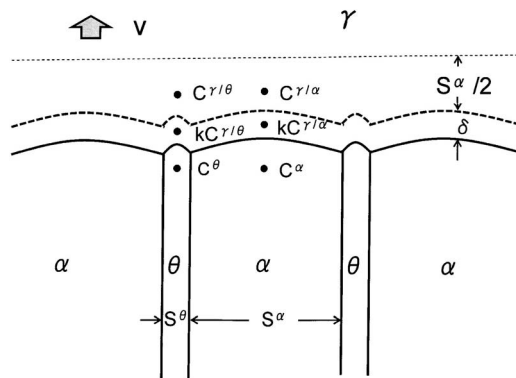


図3.1 パーライトノジュールの成長.

だけの炭素がα前面からθへと輸送される。ここで、 c^θ , c^α および c^0 はそれぞれ、セメンタイト、フェライト、およびバルクの炭素濃度、 S^α と S^θ はフェライトとセメンタイトの層の厚さ、 $S = S^\alpha + S^\theta$ は層間隔である。3つ目の等号は左側の等号で結ばれる2つの式から導かれる。γ粒内の拡散により炭素原子が輸送されるとすると、Fickの第一法則により、

$$J = -D_C^V \frac{\partial c}{\partial x} \approx -D_C^V \frac{c^{\gamma/\alpha} - c^{\gamma/\theta}}{S^\alpha/2} \quad (3.2)$$

である($S^\alpha/2$ の代わりに、 $S/2$ も考えられるが、拡散勾配としてはあまり大きな違いを生じない)。 $c^{\gamma/\theta}$ および $c^{\gamma/\alpha}$ はそれぞれ、θの前面とαの前面におけるγ中の炭素濃度、 D_C^V はγ中の炭素の拡散係数である。このような拡散が起こるのは、界面から $\sim S^\alpha/2$ の範囲内とすると、θ層に左右両側から供給される炭素の量は、

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

Phase Transformations in Steel—Effects of Alloying Elements on the Growth of Pearlite and Bainite—; Masato Enomoto (Emeritus Professor, Graduate School of Science and Technology, Ibaraki University, Hitachi)

Keywords: steel, diffusion, phase interface, growth, mobility, local equilibrium, pearlite, bainite, incomplete transformation

[†] ノジュールは通常いくつかのコロニーから成る

2014年1月24日受理[doi:10.2320/materia.54.118]

$$m_V = 2D_V^{\gamma} (c^{\gamma/\alpha} - c^{\gamma/\theta}) \quad (3.3)$$

と書き表わされる。一方、界面内を拡散して輸送される炭素の量は、

$$m_B = \frac{2\delta D_B^{\beta} k (c^{\gamma/\alpha} - c^{\gamma/\theta})}{S/2} = \frac{4\delta D_B^{\beta} k (c^{\gamma/\alpha} - c^{\gamma/\theta})}{S} \quad (3.4)$$

と書き表わされる。ここで、 δ は界面の厚さ、 k は界面における炭素の分配係数 ($kc^{\gamma/\alpha}$ や $kc^{\gamma/\theta}$ が界面内の濃度を表す)、 D_B^{β} は炭素の界面拡散係数である。

コロニーの内部には大量の α/θ 界面が形成される。図3.2に示すように、層間隔が S のコロニー内には、単位体積当たり $2/S$ 枚の α/θ 界面が存在するから、界面エネルギーを $\sigma_{\alpha\theta}$ とすると、全界面エネルギーは、 $\Delta G_S = 2\sigma_{\alpha\theta}/S$ である。変態の駆動力 $\Delta G_{\gamma \rightarrow P}$ が全部 α/θ 界面エネルギーに転化し、実質的な成長の駆動力がゼロになるような層間隔を S_0 とすると ($\Delta G_{\gamma \rightarrow P} = 2\sigma_{\alpha\theta}/S_0$)、ノジュールの成長を駆動する自由エネルギーは、

$$\Delta G^D = \Delta G_{\gamma \rightarrow P} - \Delta G_S = 2\sigma_{\alpha\theta} \left(\frac{1}{S_0} - \frac{1}{S} \right) \quad (3.5)$$

となる。Ae₃ と Acm を低温に外挿した相境界濃度を $c_e^{\gamma/\alpha}$ 、 $c_e^{\gamma/\theta}$ とすると、

$$\frac{\Delta G^D}{\Delta G_{\gamma \rightarrow P}} \sim \frac{c^{\gamma/\alpha} - c^{\gamma/\theta}}{c_e^{\gamma/\alpha} - c_e^{\gamma/\theta}} = 1 - \frac{S_0}{S} \quad (3.6)$$

と置き換え、式(3.1)の $m = m_V$ とすれば、粒内拡散によるノジュールの成長速度、 $m = m_B$ とすれば、界面拡散によるノジュールの成長速度が得られる。双方の式を実験と比較し、いずれの過程がパーライトの成長を律速しているか議論されてきたが、 γ 粒内と界面に沿っての拡散が同時に起こっているとすると、現実の成長速度は $m = m_V + m_B$ 、すなわち、

$$v \frac{S^{\alpha\theta}}{S} (c^{\theta} - c^{\alpha}) = 2D_V^{\gamma} (c_e^{\gamma/\alpha} - c_e^{\gamma/\theta}) \left(1 - \frac{S_0}{S} \right) + 4\delta D_B^{\beta} k (c_e^{\gamma/\alpha} - c_e^{\gamma/\theta}) \frac{1}{S} \left(1 - \frac{S_0}{S} \right) \quad (3.7)$$

で決まると考えられる⁽⁴⁾。

式(3.7)は S と v の関係を表しているが、現実にはばらつきはあるものの、一定の層間隔が選ばれるというのが我々の経験するところである。層間隔を決めるメカニズムとして有力視されているのが、成長速度最大の原理とエントロピー生

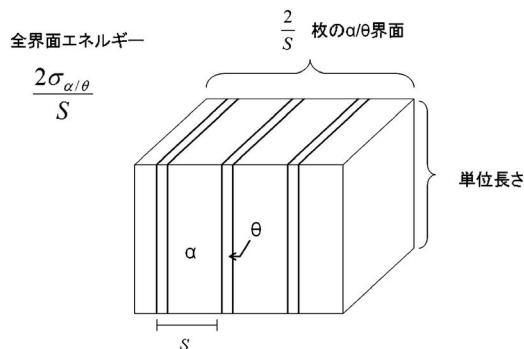


図3.2 単位体積当たりのパーライトコロニーに含まれる α/θ 界面エネルギー。

成速度最大の原理である。前者の場合は式(3.7)の v を S の関数とみなし、 v が最大になる S が実験で観察される層間隔と考える。粒内拡散のみであれば、初歩的な微分演算により $S = 2S_0$ 、界面拡散のみであれば、 $S = 3S_0/2$ のとき v は最大になることがわかる⁽⁵⁾。粒内と界面の拡散の双方を考慮したときは、数値解析により求める。

後者の場合、エントロピー生成速度は、

$$\dot{S}_{ir} = -v \frac{\Delta G^D}{T} \quad (3.8)$$

であることから⁽⁵⁾、式(3.5)より $(1 - S_0/S)$ の次数が1つ増え、粒内拡散のときは $S = 3S_0$ 、界面拡散のみのときは、 $S = 2S_0$ で \dot{S}_{ir} が最大となる(添え字の ir は不可逆の意)。パーライトの成長速度の測定値は γ 中の体積拡散律速とした理論値より大きくなることが報告されていたが⁽⁶⁾、粒内と界面の双方を考慮することにより、成長速度の実測値をよく説明できる⁽⁴⁾⁽⁷⁾。

セメントナイト層の厚さが、コロニー内部と界面近くであまり変わらないことから、コロニー内部を経由する炭素の拡散についてはあまり重視されてこなかったが、フェーズフィールドシミュレーションによってこの経路についても研究されている⁽⁸⁾。

3.1.2 Fe-C-X 3元合金におけるパーライトの形態とノジュールの成長

フェライト変態に及ぼす合金元素の効果については、局所平衡、パラ平衡理論で多くの実験事実を説明できた。パーライト中のフェライトと γ 母相は特定の方角関係を持たないので⁽⁹⁾、ノジュール界面は易動度の大きい非整合界面と考えられる。そこで、ノジュール/ γ 母相界面で炭素と合金元素の双方の局所平衡を仮定して議論を進めることにする。従って、パラパーライト (parapearlite) とは NPLE モードで生成し、合金元素の巨視的な分配が起こっていない(合金元素濃度が母相と同じ)パーライトという意味である。非整合界面であってもパラ平衡の可能性を否定するのではなく、パラモードか NPLE モードかを判断する決定的な実験事実を欠いているというべきであろう。これに対し、合金元素の分配が起こっているパーライトはオルソパーライト (orthopearlite)、もしくは分配 (partitioned) パーライトと呼ぶ。

図3.3は Fe-C-Mn 合金を想定した状態図の Fe 付近の等温断面である。($\alpha + \gamma$) および ($\theta + \gamma$) 2 相域内に描かれている一点鎖線は、それぞれ、 α と θ の成長に対する分配局所平衡 (PLE) と不分配局所平衡 (NPLE) の境界であり、点線は ($\alpha + \gamma + \theta$) 3 相領域を示す。パーライトがフェライトとセメントタイトの双方に過飽和な領域、すなわち、($\alpha + \gamma$) および ($\theta + \gamma$) 2 相域の共通部分で生成するとすれば、図に示すように、2 本の PLE/NPLE 境界によって、4 つの領域に分かれる。図の領域 P は、 α と θ のいずれの成長についても NPLE モードが働く領域、領域 R はいずれについても PLE モードが働く領域である。また、領域 Q と S は片方が NPLE で、も

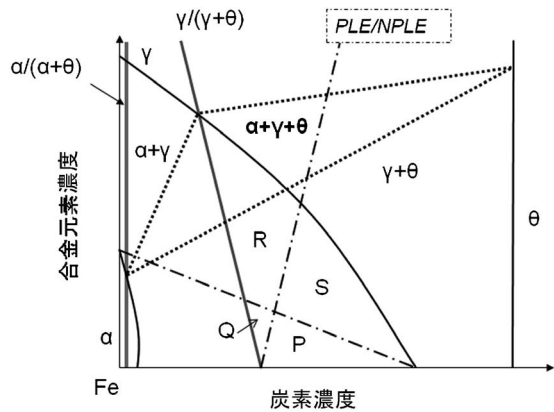


図3-3 3元合金における2相および3相平衡の相境界とPLE/NPLE境界(一点鎖線)の模式図。

う一方に対してはPLEモードが働く領域である。領域Pではフェライト、セメンタイトとも炭素の拡散が律速し、協調的に成長すると期待される。実際、Mn濃度が低い合金では、パラパーライトが生成することが実験で示されている⁽¹⁰⁾。

これに対し、Mn濃度が大きく、過冷度が小さいとオルソパーライトが生成する⁽¹⁰⁾。初析フェライトのPLEモードによる成長では炭素の等活量線が大きな役割を果たしたが、オルソパーライトの成長においてもしかりである。すなわち、合金元素の拡散で律速されると成長速度が遅くなり、 α 層の前面と θ 層の前面で炭素の活量が等しくなると考えられるのである。オルソパーライトの成長におけるもう1つの重要な点は、 $(\alpha+\gamma+\theta)$ 3相領域の内側と外側(Mn濃度の低い方)で、形態の異なる2つのパーライトが存在することである。

はじめに、3相域の外側で生成するパーライトについて述べる。このパーライトは生成初期から変態完了まで、層間隔と成長速度が一定である。そのため、定常パーライト(constant pearlite)と呼ばれる⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。また、合金成分が α と θ の2相域にあることから察せられるように、100%パーライトに変態する。たとえば、図3-4に示すような合金Aを考える。共析組成の2元合金では、母相と同じ炭素濃度のパーライトの成長を考えたが、3元合金においても母相と同じ炭素濃度のパーライトの成長が可能か否かを考察する。そのため、Aを通して、 $\alpha/(\alpha+\gamma)$ 境界から $\theta/(\theta+\gamma)$ 境界へ到る直線を引き、それぞれの境界との交点a, bとする。a, bから $\gamma/(\alpha+\gamma)$ と $\gamma/(\theta+\gamma)$ 境界へ共役線を引き、交点をそれぞれc, dとする。このとき、cとdが1本の炭素の等活量線に乗れば、パーライトの前面における炭素の活量は等しくなり、合金元素の拡散で律速される分配局所平衡の条件を満たすことになる。実際、cとdにおける炭素の濃度差はあまり大きくない。このとき、 α 層前面から θ 層の前面に向かって、点cとdのMn濃度差に誘起されたMnの拡散が起こる。図からわかるように、このc, dを通る炭素の活量線は合金のバルク組成を通らないが、母相と同じ組成を有するパ

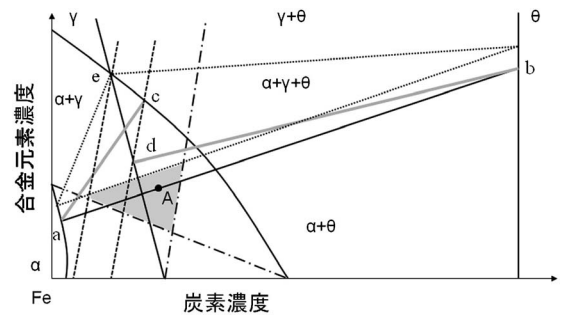


図3-4 定常パーライトの生成領域と界面共役線。

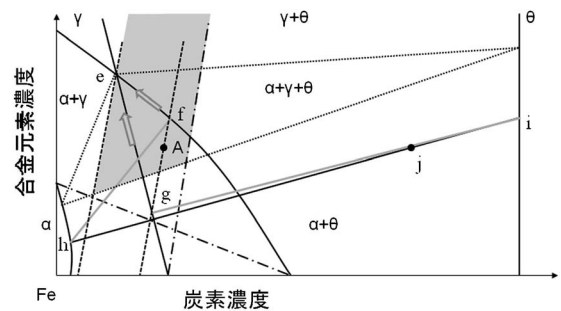


図3-5 発散パーライトが生成する領域と界面共役線。

ーライトの定常的な成長を可能にするため、パーライト変態分率は100%に達する⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。界面前方の炭素の活量が低い領域も幅が一定のまま移動し、組織は均一で微細な層間隔を有するパーライトで覆われる。定常パーライトが生成する合金組成の範囲はPLE/NPLE境界、eを通る炭素の等活量線、および3相域と $(\alpha+\theta)$ 2相域の境界で囲まれる領域である。この領域内の右側ではノジュール前面の炭素活量はバルク組成の炭素の活量より小さいが、領域の左側ではノジュール前面の炭素活量がバルクの炭素活量より大きくなる。定常パーライトが $(\gamma+\theta)$ 2相域の外側でも生成することに注意されたい。

次に、3相域の内側で生成するパーライトについて述べる。このパーライトは変態の進行とともに層間隔が増大し、それに伴って成長も遅くなるので、発散パーライト(divergent pearlite)と呼ばれる⁽¹²⁾⁽¹³⁾。3相域の内側であるから、変態分率が100%に到達する前に発散パーライトの成長は停止する。図3-5に示すように、3相領域内の合金を考える。変態の初期では、 γ 中の炭素の活量はバルクのそれとあまり変わらないとし、Aを通る炭素の等活量線を引く。この等活量線が $\gamma/(\alpha+\gamma)$ と $\gamma/(\theta+\gamma)$ 境界と交わる点をfおよびgとし、これらの点を通る共役線の他端をそれぞれ、hおよびiとする。hとiはパーライト中のフェライトとセメンタイトの組成を表している。今、 γ 中の合金元素の拡散が非常に遅く、合金元素の組成は母相とパーライト全体では等しいと仮定すると、パーライトの組成はhとiを結ぶ直線上でMn濃度がAと等しい点jに相当する。点jはAより炭素濃度が大きいので、パーライトは炭素を取り込みながら成長す

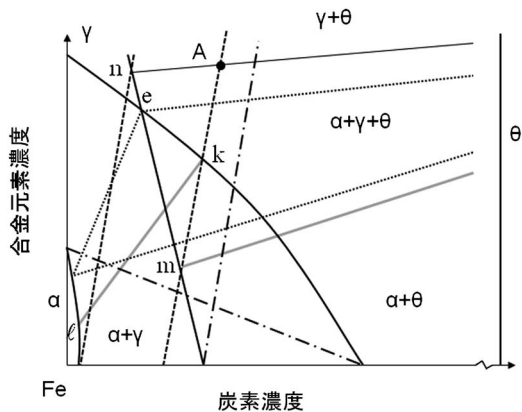


図3-6 3相域の外(Ae₁点より高温)でオルソパーライトが生成するときの界面共役線。

る。従って、 γ 母相では炭素の枯渇が進行し、fは $\gamma/(\gamma+\alpha)$ 境界に沿って、またgは $\gamma/(\gamma+\theta)$ 境界に沿って点eに近づく。これに伴い、フェライト層とセメンタイト層の前面のMnの濃度差が減少するため、成長速度が遅くなり、層間隔は増加する。これが発散パーライトである。発散パーライトは変態分率が100%に達する前に変態が停止し、ノジュールの周辺に行くにつれて、層間隔が広がった花びらを想起させるような組織となる。発散パーライトが生成する領域は3相領域と $(\alpha+\theta)$ 2相領域の境界、eを通る炭素の等活量線、および θ 成長のPLE/NPLE境界の内側であり、 $\gamma/(\alpha+\gamma)$ 境界の外へも広がっていることに注意されたい。

次に、3相域の外側で $\gamma/(\alpha+\gamma)$ 境界より高Mn濃度の領域、すなわち状態図の縦断面ではAe₁点より上の温度でパーライトが生成することを示す⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。図3-6に示す合金Aは3相域より高温の $(\theta+\gamma)$ 2相域にあり、かつ θ の析出に関して、PLE領域にある。そこで、Aを通る炭素の等活量線をひき、 $\gamma/(\gamma+\theta)$ 相境界との交点をmとする。mは θ 層の前方の γ 組成を表しているが、 $(\alpha+\gamma)$ 2相域の中にあり、 α 生成の駆動力を有するのでパーライトが成長できる。すなわち、バルク組成は $(\theta+\gamma)$ 2相域にあっても、 θ 層前面の局所領域は α の生成が可能な組成になっている。このパーライトは極めてゆっくりと成長し、バルクより炭素を多く含むので、成長とともに γ 母相の炭素は枯渇し、層間隔は増加する(発散パーライトである)。このパーライトは変態初期から α より θ の体積分率の方が大きく、変態の進行とともに α の体積分率は急速に減少していく。また、この合金は3相域の外にあるので、最終的には α も消滅し、 θ と γ の2相組織となる。実際、Fe-C-SiやFe-C-Mn合金で発散パーライトがAe₁以上の $(\theta+\gamma)$ 2相域で生成することが報告されている⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。

3-2 ベイナイト

パーライトとマルテンサイトに挟まれた温度域で起こるベイナイトは中間段階組織とも呼ばれる⁽¹⁵⁾。ベイナイトを特

徴付けるのは、主相がアシキュラー(acicular, 針状ないし板状)な形態を有することと、不完全変態である。ただし、globular(塊状、もしくは球状)ベイナイトがあり、Fe-C合金では不完全変態が存在しないなど、いずれの特徴にも例外が存在する。それにも拘わらず、メカニズムの議論にはこの2つの特徴が必ず含まれるので、基礎的な観点から最近の進展を整理しておく。

3-2-1 プレーットの生成温度と成長速度

1回目の講義でも述べたように、初析フェライトの形態は大きく分けて、等軸状フェライトとプレートもしくは針状のアシキュラーフェライト[†]の2つが存在する。Ae₃点直下の過冷度が小さいところでは粒界アロトリオモルフが生成するが、温度の低下とともにアシキュラータイプのフェライトの割合が増加する。プレート状フェライトが出始める温度をウイドマンステッテン開始温度とよび、 W_s と書き表す。図3-7に示すように、 W_s はFe-C2元合金では炭素濃度が0.1%付近でAe₃点より $\sim 50^\circ\text{C}$ 低い。いい方を変えれば、 W_s 温度はアシキュラーフェライトのAe₃点である。Fe-C-X3元合金における W_s は、合金元素の濃度とともに、ほぼ一定の過冷度を保ちながらAe₃点と平行に変化する⁽¹⁶⁾。

プレートの成長がプレート先端付近の母相中の炭素の拡散に律速されるとすると、成長速度はZener-Hillertの式、

$$v = \frac{D_C^\gamma}{8r_c} \frac{\Omega}{1-\Omega} \quad (3-9)$$

で書き表される。ここに、 D_C^γ は γ 中の炭素の拡散係数、 Ω は炭素のスーパーサチュレーション、 r_c は成長が停止するプレート先端の曲率半径である^{**}。Hillert⁽¹⁷⁾は上式を変形し、成長速度の実測値から、

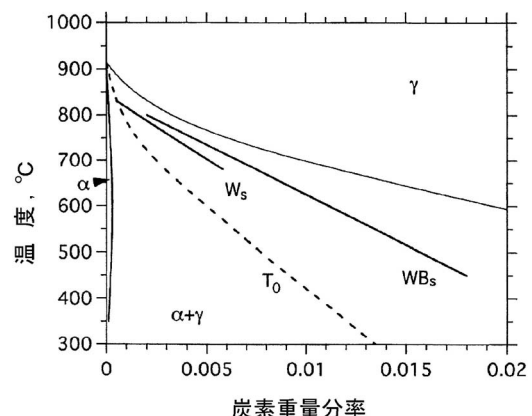


図3-7 Fe-C2元合金におけるウイドマンステッテン開始温度(W_s)。

[†] 溶接では、粒内に生成した微細なフェライトプレートをアシキュラーフェライトと呼んでいるが、ここでは用法が異なることに注意。

^{**} 曲率半径を小さくしていくと、Gibbs-Thomson効果により、界面における γ 中の炭素濃度が減少し、ついには合金のバルク濃度に等しくなる。

$$v = \frac{RTD_C^\gamma}{8\sigma V_m} \frac{(x^{\gamma/\alpha} - x^0)^2}{x^0} \cong 2500000 \cdot \frac{D_C^\gamma T}{x^0} (x^{\gamma/\alpha} - x^0)^2 \quad \text{m/s} \quad (3.10)$$

という半経験式を提唱している。ここで、 x^0 と $x^{\gamma/\alpha}$ はそれぞれ、バルクと界面における γ 中の炭素濃度、 V_m はフェライトのモル体積である。プレート先端の界面エネルギーは、 $\sigma = 0.23 \text{ J/mol}$ と推定されている⁽¹⁸⁾。3元合金のうち、炭化物を生じない Fe-C-Ni についてはデータがかなり蓄積されているが⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、それ以外の元素に対してはあまりプレート成長速度のデータがないのが実情である。 α/γ 界面易動度やソリュートドラッグの観点からも3元合金における研究が期待される⁽²¹⁾。

3.2.2 不完全変態

フェライト変態が最後まで起こらず、途中で止まったようにみえることを不完全変態(incomplete transformation)と呼ぶ。不完全変態は炭素と強い親和力を有する Cr や Mo を含む合金で観測され、等温変態曲線を模式的に示すと図3.8のようになる。横軸が時間の対数であることに注意する。途中で変態曲線がほぼ水平になるところを変態停留(stasis)と呼ぶ。「最後まで」というのは、若干のあいまいさを含んでいる。たとえば、パラ平衡で変態が起こったとすると、炭素の拡散による変態が完了し、合金元素の拡散による変態が開始されるまでは、界面はほとんど停止したままである。完全平衡を達成した状態を最後の状態とすれば、これは変態停留である。筆者の知る限りでは、最終状態に関する厳格な規定はなく、目視で100%変態した状態が最終状態であろう。

ベイナイトの不完全変態はアサーマルマルテンサイトの変態挙動を想起させるので、ベイナイトの生成にせん断が関与することを示唆すると受け取られた。その後、せん断以外にも変態停留が起こる可能性がいくつか指摘され、現在に到っている。これまで、不完全変態のメカニズムとして以下のものが提唱されている。

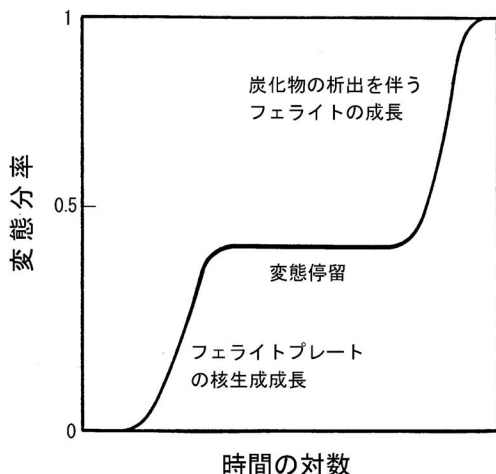


図3.8 変態停留のある等温変態曲線。

(a) T_0 メカニズム

ベイナイトはせん断機構で生成し、長さが $10 \mu\text{m}$ 程度のサブユニットの核発生と周囲の γ 母相への炭素の拡散という過程の繰り返しにより生成する。未変態母相には炭素が濃縮され、炭素濃度がせん断機構で変態できる限界の T_0 組成になると変態は停止する。ただし、変態によって発生し蓄積された歪や応力の影響で、 T_0 より低い T_0' 温度が上限と考えられる。 T_0 と T_0' の差は、自由エネルギーに換算して 400 J/mol 程度である⁽²²⁾。

このメカニズムはベイニティックプレートが母相 γ の炭素濃度をそのまま受け継いで生成することを想定している。通常の変態温度ではプレートに取り込まれた炭素は極めて短時間に周囲の母相に拡散するが、低温ではプレート中に炭素が残留することが期待される。実際、Si と少量の Mn, Cr および Mo を含む高炭素合金で、 200°C で生成したベイニティックプレートは $6.7 \text{ at}\%$ もの炭素を含むと報告されている⁽²³⁾。この合金においては、変態は数日かけてゆっくりと進行する。

(b) W_B メカニズム

ウイドマンステッテンプレートとベイニティックプレートの生成メカニズムには本質的な差異はなく、ウイドマンステッテン開始温度 W_s を W_B と書く。従って、 W_B はベイナイト生成開始温度を意味する。この温度は Fe-C 2元合金では、 T_0 や T_0' より高温に位置する。多数の低合金鋼のベイナイト開始温度の実験値が T_0 と W_B の計算値と比較されているが、 T_0 と W_B の間に大きな差が生じない合金系もある⁽²⁴⁾。

演習問題 3

Fe-C 合金と Fe-C-2Mn 合金におけるプレートの成長において、プレートの先端における炭素の拡散スパイクの幅 $w \sim D_C^\gamma/v$ を計算せよ。 D_C^γ は γ 中の炭素の拡散係数、 v はプレートの成長速度で式(3.10)を使用する。 w を γ の原子面間隔と比較することにより、プレートの先端で炭素の化学平衡が成立するのは何 $^\circ\text{C}$ くらいまでと考えられるか。Fe-C-Mn 合金ではパラ平衡とし、ソリュートドラッグ効果は無視できるとする。

(解答は最終回に掲載します)

(c) PLE/NPLE 遷移境界

ベイニティックプレートの生成温度はほとんどの合金で NPLE 領域である。生成の初期段階では炭素の拡散でプレートが成長するが、未変態母相の炭素濃度が PLE/NPLE 境界に達すると、合金元素の拡散が必要になり、成長速度が非常に遅くなると考えられる。実際、2%Mn を含む低炭素 Fe-C 合金で、母相中 γ の炭素濃度が PLE/NPLE 境界に達すると、変態停留が起こることが観察されている⁽²⁵⁾。このとき、変態が完全に停止するか、あるいは合金元素の拡散に

研究室紹介

高温における酸化物および金属の冶金現象の根本的な理解をめざして

東北大学 多元物質科学研究所 サステナブル理工学研究センター
材料分離プロセス研究分野(柴田研究室)

多元物質科学研究所〔略称：多元研(たげんけん)、英名：Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials(IMRAM)〕は、50年以上の歴史を持つ旧3研究所(選鉱製錬研究所・素材工学研究所、科学計測研究所、非水溶液化学研究所・反応化学研究所)が、2001年4月に一緒になり、一つの大きな大学附置研究所として設立されています。多元研は学際的な研究所であり、対象となる研究分野は非常に幅広く、研究の対象はナノサイズからギガサイズまで、また生物から鉱物まで非常に多岐に渡っています(図1)。各研究室はそれぞれ協力関係にある研究科(理学研究科、工学研究科、環境科学研究科、生命科学研究科)あるいは学部から学生が配属されています。4研究部門と4研究センターで構成されており、職員は常勤研究職は132名(常勤、内教授43名、2013年4月時)、事務部門と技術部門は75名であり、国内でも最大級の研究所となっております。学生は、院生、学部生合わせて約300名が在籍しております。私どもの研究室はサステナブル理工学研究センターに所属しております。2010年4月1日に多元物質科学研究所の改組により発足したサステナブル理工学研究センターは、前身の資源変換・再生研究センターのミッションを踏まえて、地球持続社会構築のための資源エネルギー技術を多元的な物質科学を基に次世代に継承する基礎学理として構築する使命を共有した研究分野教員でスタートしています。希少金属の有効利用や環境に優しい循環型素材製造プロセスの物理化学と太陽電池・二次電池・燃料電池などのエネルギー変換デバイスのエネルギー技術をベースにして最先端科学を構築する基礎研究を6研究分野で行い、その中に私どもの研究室も所属しております。

本研究室は2012年10月に発足した比較的新しい研究室です。新規に研究室を発足させましたので、スタート当時は教授1名の研究室でした。半年後の2013年4月に助永助教が九州大学から赴任され、田代技術職員と照井技術補佐員の4名で、実質的に研究をスタートしております。2014年からはポスドク1名と学部学生1名が配属になっております。

本研究分野のミッションは、高温における素材あるいは材料の製造プロセスを高効率化するための高温における酸化物および金属の冶金現象の根本的な理解を目指すことと考えております。これまでは高温融体の物性値は計測にとどまり、



図1 多元研のロゴマーク。

4本の曲線は、4つの研究部門・センターとそれぞれ、物理、化学、生物、材料を表しています。DNAの染色体にも似たその触手は、力強く天へと伸び、緑の球体で表す地球とこれからの社会を、多元物質科学研究所が支えている様を表しています。全体として、IMRAMの頭文字、「i」を象徴としています。

なぜその物性値が発現するのかという部分はなかなか議論が深まりませんでした。しかし、近年、高温での各種物性値の計測方法が高度化、高精度化するという計測上の進歩があります。また、高温における冶金現象の直接観察の手法が開発され普及してきています。さらに、物質を理解する上での基礎情報となる構造の解析手法(核磁気共鳴法、ラマン分光法など)が格段の進歩を遂げております。このような手法を複合的に活用することによって、いままであいまいであり仮説にとどまっていた高温冶金現象の理解に対する実証的な研究が可能になってきていると考えています。すなわち、素材の生産のプロセスの研究は、最終的な材料の特性を決定づける材料の誕生に関わる部分の研究ということが出来ます。プロセス全体の理解、その要素になる個々のプロセスの詳細な理解、各プロセスを構成する要素の物性の理解の研究を踏まえて、素過程の現象を追跡し、解析する研究が必要であります。本研究室では、そのために「プロセス研究と物性研究の融合」を図り、総合的な研究を展開しています。ミクロ的な視点からの物性の発現に関わる研究を基礎として、素材が最終プロダクトとして機能を発現させることまでを考慮した研究に基づいて、高効率な素材製造プロセスの構築を目指しています。

現在は、下記のような研究テーマを推進しております。

1. 熔融珪酸塩中の伝熱機構
2. 熔融珪酸塩の粘性と構造
3. Fe基合金における包晶反応・変態の速度論
4. マグネシウム合金を軸としたエネルギー循環社会の構築

学生の方には各テーマが少々抽象的かもしれませんが、実際の実験は大変ダイナミックです。高温における計測や観察は今までにない経験をもたらしてくれます。得られる結果の中にはこれまでの説明では理解が難しいものも見られます。研究室の見学はいつでも歓迎しております。ぜひ、高温計測・観察にインスパイアされてみてください。

(文責：柴田浩幸)

(2015年1月13日受理) [doi:10.2320/materia.54.124]

(連絡先：〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1)

本 会 記 事

会 告	2015年春期(第156回)講演大会ご案内	125
	2015年春期講演大会概要集 DVD の販売について	125
	日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会相互聴講のお知らせ	125
	2015年春期講演大会期間中の託児室設置のお知らせ	125
	第7回男女共同参画ランチョンミーティング開催	126
	シンポジウム 人材育成のための材料工学とは～学士課程教育の参照基準と科学・夢ロードマップ～開催	126
	平成27年度春期全国大学材料関係教室協議会講演会	126
	2015年秋期講演大会外国人特別講演および招待講演募集	126
	日本金属学会国際会議企画提案募集	127
	新設研究会のお知らせ	127
	会報編集委員会からのお知らせ	128
支部行事	次号予告	134
掲示板	材料系学協会情報コーナー	134
新入会員	書籍紹介	134
会誌・欧文誌3号目次	行事カレンダー	135

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

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

・会告原稿の締切は毎月1日で、翌月号掲載となります。

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

会 告 (ホームページもご参照下さい)

2015年春期(第156回)講演大会ご案内

会 期 2015年3月18日(水)～3月20日(金)
 場 所 東京大学駒場 I キャンパス(〒153-8505 東京都目黒区駒場 3-8-1)
 各種賞贈呈式 2015年3月18日(水)午前9時より
 東京大学駒場 I キャンパス900番教室(講堂)
 懇 親 会 2015年3月18日(水)18:00～20:00
 場 所 東京大学駒場 I キャンパス コミュニケーションプラザ南館1階「カフェテリア若葉」(キャンパス内での開催です。)
 参加申込 当日受付(事前受付終了)
 講演発表 本号付録およびホームページ掲載
 詳 細 ホームページ→講演大会をご参照下さい。

2015年春期講演大会概要集 DVD の販売について

2015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、E-mail または FAX で下記要領をご記入の上お申し込み下さい。

①件名「2015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(会員番号併記)、④申込数、⑤送付先住所ホームページに申込書があります。

3月4日の発行後、請求書を添えて送付いたします。

会員価: 本体3,810円+税 定価: 本体10,000円+税 送料: 360円

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

日本金属学会・日本鉄鋼協会講演大会相互聴講のお知らせ

日本金属学会・日本鉄鋼協会の講演大会相互聴講をご案内します。

申込方法: 当日受付

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

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

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

料 金 一般・学生・非会員を問わず同一料金

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

2015年春期講演大会会期中の託児室設置のお知らせ

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

申込締切 2015年3月5日(木)

場 所 東京大学駒場 I キャンパス(お申込者のみにご案内いたします。)

料 金 子供一人800円/時間 (託児室会場で当日お支払い頂きます。)

申込方法 日本鉄鋼協会・日本金属学会男女共同参画委員会ホームページ託児室案内記載の申込要領をお読みの上、3月5日(木)までにホームページ(下記 URL)の託児室案内よりお申し込み下さい。

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

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

申込・問合せ 榊ファミリー・サポート BAMBINO CLUB

担当者：星

☎ 03-3377-3177 FAX 03-3377-3178

E-mail: khoshi@familysupport.co.jp

住所：東京都渋谷区代々木 1-58-16 4F

(公社)全国保育サービス協会正会員

問合せ先 (一社)日本鉄鋼協会 総務グループ 野村茂樹

☎ 03-3669-5931 FAX 03-3669-5934

E-mail: nomura@isij.or.jp

詳細情報 日本鉄鋼協会・日本金属学会男女共同参画委員会ホームページ

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

共催 日本金属学会, 日本鉄鋼協会, 全国大学材料関係教室協議会

開催日時 2015年3月20日(金)9:20~11:55

開催場所 東京大学駒場Iキャンパス 21KOMCEE「レクチャーホール」(B1F)(東京都目黒区駒場3-8-1)

司会 森田一樹(東京大学)

9:20 開会

9:20~9:40 日本学術会議における材料工学委員会の活動

日本学術会議材料工学委員会委員長 物材機構 吉田豊信

9:40~10:10 材料工学分野の参照基準について

東大 山口 周

10:10~10:40 材料工学分野の夢・ロードマップについて

物材機構 長井 寿

一休憩一

10:50~11:20 中等教育の理工学分野への展開と次世代育成活動

東大 大島まり

11:20~11:50 ものづくり産業における材料工学の役割と期待

新日鐵住金㈱ 井上昭彦

11:50~11:55 閉会の辞

日本学術会議材料工学委員会副委員長

若狭湾エネルギー研究センター 中嶋英雄

参加費 無料

定員 200名

参加申込 申込は不要です。どなたでも自由にご参加下さい。

問合せ先 東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻

教授 森田一樹

☎ 03-5841-8977

E-mail: kzmorita@material.t.u-tokyo.ac.jp

第7回男女共同参画ランチョンミーティング開催

「金属材料分野での多様なキャリアパス」

金属材料分野でのキャリアパスとしてどのようなものがあるでしょうか。企業、大学、独法研究機関など様々です。また、一言で企業といっても様々な分野で活躍可能です。金属材料を学んだ先輩達がどのような進路で活躍しているか話を聞いてみませんか。仕事のこと、キャリアの積み上げ方、家庭のこと、気になるいろいろなことを、お昼を食べながら、気楽に質問してみてください。学生さん、若手の研究者、技術者の方、若い方にエールを送りたい方、大勢の方のご参加をお待ちしております。

主催 男女共同参画委員会日本金属学会・日本鉄鋼協会

協賛 男女共同参画協会連絡会

日時 2015年3月20日(金)12:00~13:00

会場 東京大学駒場Iキャンパス1号館162講義室(鉄鋼協会第2会場)(東京都目黒区駒場3-8-1)

参加費 無料 弁当30名までは無料提供。

(学会参加申込の有無にかかわらず、このミーティングに参加できます!!)

司会 梅津理恵(東北大学)

12:05~12:10 開会の挨拶

男女共同参画委員会委員長 東京大学 松野泰也

12:10~12:25 Strength as being a Female Workforce in Technical Field-Personal point of view(英語での発表になります)

エイチ・シー・スタルク㈱ 宮下直子

12:25~12:40 Women Scientists and Engineers in USA

Washington State University Dr. Qizhen Li

12:40~12:55 総合討論 (日本語でもOK)

12:55~13:00 閉会の挨拶

男女共同参画委員会副委員長 物・材機構 御手洗容子

〈共催行事〉講演会

平成27年度春期 全国大学材料関係教室協議会講演のご案内

主催 全国大学材料関係教室協議会

共催 日本金属学会, 日本鉄鋼協会

日時 2015年3月20日(金)14:30~15:30

場所 東京大学駒場Iキャンパス 21KOMCEE「レクチャーホール」(B1F)(東京都目黒区駒場3-8-1)

聴講料 無料

〈講演会〉

14:30~15:30 東京大学の総合的教育改革について

東大副学長, 工学系研究科マテリアル工学専攻 小関敏彦

2015年秋期講演大会外国人特別講演および招待講演募集

春秋講演大会における外国人研究者による特別講演と招待講演については会員よりの推薦をもとに、毎年6月と12月に開催される国際学術交流委員会において審議採択いたし、講演実施細目については分科会運営委員会で決定いたします。2015年秋期講演大会における特別講演と招待講演を募集いたしますので、下記要領によりご推薦下さい。

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
- ・その他：大会参加費免除、懇親会招待

〈共催行事〉シンポジウム

人材育成のための材料工学とは

~学士課程教育の参照基準と科学・夢ロードマップ~

日本学術会議において策定された「大学教育の分野別質保証のための教育課程編成上の参照基準 材料工学分野」ならびに改訂された「材料工学分野 科学・夢ロードマップ」を紹介し、大学における材料工学教育・研究のあり方について、産官学の立場から議論を行う目的で、2015年3月20日に東京大学駒場Iキャンパスにて、シンポジウム「人材育成のための材料工学とは ~学士課程教育の参照基準と科学・夢ロードマップ~」を開催いたします。皆様のご参加をお待ちしております。

主催 日本学術会議材料工学委員会

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とする。
- 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：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」と明記しお送り下さい。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 2015年5月29日(金)

照会・推薦書提出先

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32
(公社)日本金属学会 国際学術交流委員会宛
☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312
E-mail: gaffair@jim.or.jp

日本金属学会主催国際会議企画提案募集

本会が主催する国際会議につきまして、ダイナミックな国際化の動きに即したタイムリーな企画を選定するため、次の方針で提案募集を行います。2017年度以降開催の国際会議が対象です。ご参照の上、期日までに有意義な企画をご提案下さいますようお願いいたします。

提案締切日 2015年5月29日(金)

提案要項 下記事項を記載した文書(A判)をもって、本会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
 - a. 協賛、後援団体
 - b. 主要準備日程
 - c. 使用語
 - d. 参加予定国(国名・国数)
 - e. 参加予定者数(国内外)
 - f. 著名な国内外参加予定者(氏名・所属・役職)
 - g. パラレルセッション数およびポスターセッションの有無
 - h. プロシーディングスの出版(出版元・予定頁数、製作部数・頒価・配布方法)
 - i. 予算(収入・支出明細))
- (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)

提案書送付先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

(公社)日本金属学会 国際会議募集係宛

一公益社団法人日本金属学会主催国際会議実施方針(2013年12月改訂抜粋)一

1. 基本的要件

- (1) 開催要望が国内外で高まっており、かつ本会会員からも要望されていること。
- (2) 関係国内学協会の協賛が得られること。
- (3) 会議の計画内容が本会主催の会議としてふさわしいと認められること。
 - 1-1 会議の構成、主要題目、日程、使用語が適切である。
 - 1-2 参加国数および国外参加者が10カ国50名以上予定されていること。
 - 1-3 参加予定国および参加予定者は確実な根拠に基づいて推定されていること。

1-4 当該分野における国内外の代表的研究者の参加が予定されていること。

- (4) 会議の Proceedings を刊行する場合は、多重投稿等ミスコンダクトが生じないよう対策をとること。実施する対策を事前に届け出て本会の承認を得ること。

2. 本会主催国際会議の区分と規模

- (1) JIMIS：国際シンポジウム—参加者150名未満
- (2) JIMIC：国際コンファレンス—参加者150名以上
- (3) その他の国際会議—国際的要請に基づいて主催する国際集會等

3. 開催頻度

必要に応じて随時開催する。

4. テーマの公募、選定方法

- (1) 「まてりあ」会告で定期的に企画提案を募集する。
- (2) 提案された企画案は、まず分科会運営委員会において検討、優先順位を付けて、国際学術交流委員会に提示する。
- (3) 国際学術交流委員会において実施企画、会議の区分、貸与金(内定)を決定して、理事会に答申する。
- (4) 理事会において正式決定し、提案責任者に対して文書により決定通知と開催準備推進の依頼を行う。

5. 財源

- (1) 参加費
- (2) 文部科学省補助金
- (3) 地方公共団体補助金
- (4) 民間財団補助金
- (5) 本会国際学術交流資金からの貸与金(上限100万円会議後返却)
(今回から上記のように補助金から貸与に変更となりました)
- (6) 寄付金

6. 業務処理の会計処理

本会の「国際会議開催準備マニュアル」と「国際会議会計処理マニュアル」に準拠する(これらの資料は採択決定後に提案責任者に送付する)。

7. 本会主催の国際会議開催予定

- ①PRICM9 国際会議(第9回環太平洋先端材料とプロセス国際会議)
開催時期：2016年8月1日~5日
開催場所：国立京都国際会館予定

新設研究会のご案内

本年3月から新たに下記の研究会が充足いたします。メンバーとして登録を希望される方は、氏名、勤務先、連絡先(E-mail address 含む)を明記の上、世話人宛にお申込み下さい。研究会の設置期間は5ヶ年ですが、特に活動の継続を必要とする場合は、2年を限度として更新することができます。

(研究会新設募集：7号会告/申請締切日：9月1日)

■75. キンク研究会

設置期間 1期5年間(2015年3月~2020年2月)

HCP構造を基盤とする金属合金に代表される塑性異方性の強い材料では、一般に立方晶とは異なった特異な変形挙動が現れる。キンク変形は、その1つとして古くから知られているが、キンク変形が注目されることは無かった。しかし最近、このキンク変形による延性発現がHCP積層構造を持つTi-Si-C系セラミック等で見出されるとともに、高強度マグネシウム合金で見出された長周期積層構造(LPSO)がキンク変形し、その結果形成されたキンクバンドにより著しい強化が起こることが明らかになり、キンク変形に注目が集まっている。

本研究会は、キンク変形という特異な変形挙動を題材に、回位などの新たな視点から材料の変形と破壊についての基礎的議論を深め

るとともに、キンク変形を利用した高性能材料の応用的議論を進め、新しい材料研究領域の構築に展開していく。

代表世話人 中島英治

九州大学院総合理工学研究院教授

☎ 092-583-7521 ・ FAX 092-583-7523

E-mail: nakashima.hideharu.792@m.kyushu-u.ac.jp

■76. 高温変形の組織ダイナミクス研究会

設置期間 1期5年間(2015年3月~2020年2月)

高温での合金の変形特性は、変形速度依存性を持ち、複雑な挙動を示す。この複雑な挙動を整理するために、いわゆる定常状態に注目して特性を整理し理解する試みが続けられ、多くの知見が得られてきた。一方で従前より、定常状態が現れない場合があることもよく知られており、高温では材料の組織と力学応答が時々刻々変化し、それらがダイナミックに相互作用を起していることも明らかである。高温における変形と破壊の様相を理解し社会に還元するためには、動的に変化する組織と力学的挙動の関係を系統的に明らかにする必要がある。近年の力学挙動の評価技術や材料学的組織解析技術は飛躍的な発展を遂げており、本研究会では、各研究グループが得意とする実験手法によって得られるさまざまな情報を共有し、高温における力学的挙動と組織変化の相互作用をより深く理解するための情報交換と討論の場を提供することを目的として活動する。

代表世話人 佐藤裕之

弘前大学 大学院理工学研究科教授

☎ 0172-39-3673 FAX 020-4666-8008

E-mail: g4sato@cc.hirosaki-u.ac.jp

会報編集委員会からのお知らせ

まてりあ「プロジェクト研究報告」企画公募

特定領域研究新学術領域研究、学術研究、戦略的創造研究など、これまで公的資金補助によるプロジェクト研究が行われているが、その研究成果は一部の関係者に資料配布されるに留まっているのが現状である。

その成果を多くの研究者が目を通す会報「まてりあ」にまとめて掲載しませんか。

「まてりあ」には、有料で掲載できる「プロジェクト報告」というカテゴリーがあり、通年応募を受け付けております。下記参照の上、奮ってご応募下さい。

種別名称 「プロジェクト研究報告」

主 旨 公的資金を得ているプロジェクトの最終研究成果を有料掲載する。

応募期間 通年とする。

応募資格 企画提案者および執筆者に本会会員2名以上が含まれていることを要する。

提出書類 企画書(プロジェクト名、責任者名、企画趣旨、希望号、企画主題、記事種別・題目・執筆者・執筆頁・執筆のねらい、責任者連絡先)を提出する。

企画内容 プロジェクト紹介(1頁)、解説、最近の研究、トピックス記事スタイルの組み合わせとする。

解 説 新しい特定の問題を取り上げて、専門外の会員にも分かるように記述する。さらに勉強しようとする人のために参考となる文献も示しておく。

最近の研究 最近の重要な研究のうち、比較的せまい範囲のテーマを取り上げて、国内外の最近の研究成果を紹介する。各分野の現状、現在の問題点などを取り上げて、総

括的に分かり易く記述したもので、その分野の研究を進める上で参考となる内容とする。

トピックス 最近の情報を手短かに紹介するもので、話題は限定しない。

企画決定 会報編集委員会にて採否の決定を行う。

費用負担 1頁: 28,000円+税

企画総頁 35頁以内

著作権 日本金属学会に帰属する。

査 読 会報編集委員会が行う。論文毎の複数名査読候補者を含めた企画書を提出してもらい一括して審議する。

執筆依頼 特集関係の執筆依頼方法と同じ方法で事務局が行う。

執筆方法 「まてりあ」執筆要項に準じる。

送付・問合先 〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

(公社)日本金属学会 会報編集委員会

☎ 022-223-3685 FAX 022-223-6312

E-mail: materia@jim.or.jp

支部行事



平成27年度 日本金属学会関東支部 講演見学会

下記の要領で日産自動車横浜工場の見学会を実施しますので、奮ってご参加下さい。

日 時 2015年6月12日(金)14:00~16:30

場 所 日産自動車株式会社 横浜工場(横浜市神奈川区宝町2)

集合時間 13:40

集合場所 京浜東北線 新子安駅/京急線 京急新子安駅

(詳しい集合場所は申込受付後お知らせします)

工場見学 エンジン博物館、MR、VR エンジン組立ラインなど

技術講演会 「自動車の軽量化について」(講師 神戸洋史様)

注 意 サンドル、ヒールの高い靴、短パン、半ズボンはお控え下さい。カウンタービジットが可能であれば同業他社の方にもご参加いただけます。

申込方法 氏名、所属(学生の場合は学年も)、連絡先を明記の上、下記宛Eメールにてお申込み下さい。

定 員 30名(定員になり次第締め切ります)

申込締切 2015年5月29日(金)必着

申 込 先 日本金属学会関東支部事務局
(jim-kanto@mtl.titech.ac.jp)



平成27年度春季講演会

[共催]日本鉄鋼協会九州支部

日 時 2015年3月10日(火) 13:15~16:50

場 所 新日鐵住金株式会社 八幡製鐵所 総合センター
1階 マルチホール(北九州市戸畑区飛幡町1-1)

プログラム

13:15~14:15 湯川記念講演会

ホットスタンピング技術の現状と今後の展開

岡山大 瀬沼武秀氏

14:25~16:50 講演討論会 テーマ「自動車用鋼材の最近の進展」

(1) 自動車部品向け特殊鋼棒線の開発

新日鐵住金 江頭 誠氏

(2) 自動車用ステンレス鋼の進展

新日鐵住金ステンレス 濱田純一氏

(3) 自動車用電磁鋼板の最近の進展

新日鐵住金 藤倉昌浩氏

参加費 無料
 定員 200名
 問合せ先 〒804-8501 北九州市戸畑区飛幡町 1-1
 新日鐵住金㈱八幡製鐵所生産技術部生産技術室 宮城康司
 ☎ 093-872-6010 FAX 093-871-1841
 E-mail: miyagi.r6a.yasushi@jp.nssmc.com
 又は
 〒807-0873 北九州市八幡西区藤原 4-5-22
 (一社)日本鉄鋼協会九州支部 事務局 北岡 宏
 ☎ 093-691-2531 FAX 093-980-1570
 E-mail: kitaoka.hiroshi@iwa.bbiq.jp

書類提出先及び問い合わせ先
 〒060-8628 札幌市北区北13条西 8 丁目
 北海道大学大学院工学研究院材料科学部門
 准教授 大野宗一
 ☎ 011-706-6344 E-mail: mohno@eng.hokudai.ac.jp

◇東北大学金属材料研究所 准教授 公募◇

公募人員 准教授 1名 (東北大学は、男女共同参画を推進しています。)
 所属 結晶材料化学研究部門
 専門分野 結晶成長メカニズムの理解に基づいて、広い意味でのバルク結晶の育成を中心に、新規結晶の創製、新規結晶成長方法の探索と展開に興味と意欲を持つ方。
 応募資格 博士の学位を有する方
 着任時期 決定後なるべく早い時期
 任期 10年
 提出書類 ①履歴書(写真貼付)
 ②研究業績目録(原著論文、国際会議プロシーディングス、著書・解説、招待講演、その他に分類)
 ③主要論文別刷 10編 (コピー可)
 ④研究業績概要(2,000字程度)
 ⑤今後の研究展望(2,000字程度)
 ⑥推薦書または、照会可能者 2名の氏名と連絡先
 応募締切 2015年 5月 8日(金)
 書類送付・問い合わせ先
 〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1
 東北大学金属材料研究所 教授 宇田 聡
 書留で「結晶材料化学研究部門 准教授 応募書類」と朱書のこと
 ☎ 022-215-2100 FAX 022-215-2101
 E-mail: uda@imr.tohoku.ac.jp
 http://www.uda-lab.imr.tohoku.ac.jp/

掲 示 板

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

◇北海道大学・東京農工大学 博士研究員 公募◇

募集人員 博士研究員(常勤) 2名
 業務内容 戦略的イノベーション創造プログラム(SIP)の研究課題の一つである「マテリアルズインテグレーションシステムの開発(領域代表：東京大学 小関敏彦教授)」の一環として、共同研究機関である北海道大学・東京農工大学において、構造用鋼の溶接プロセスにおける(1)凝固、もしくは(2)拡散型固相変態による組織形成を予測するフェーズフィールド・モデルによる数値シミュレーション法の開発を行う。
 応募資格 ・着任時に博士またはPh.Dの学位を有すること。
 ・C言語もしくはFortran言語によるプログラミングの作成、改良の経験の有する方、または今後取り組む意欲がある方が望ましい。
 雇用期間 平成27年4月1日以降～平成28年3月31日
 (雇用更改時期に更新基準を満たした場合には更新の可能性あり。)
 勤務地 下記のいずれか(業務内容により決定)
 (1) 北海道大学 大学院工学研究院 材料科学部門 組織制御学研究室(大野宗一 准教授)
 (2) 東京農工大学 大学院工学府 山中研究室 (山中 晃徳 准教授)
 選考方法 原則として書類選考とし、場合によっては面接を行う。
 提出書類 ・履歴書(書式は自由。ただし、顔写真を貼付し、生年月日、国籍、現住所、連絡先、メールアドレス、学歴、学位、職歴を記入すること)
 ・業績リスト(書式は自由。ただし、論文の査読の有無を記すこと)
 ・博士号修得を確認できる書類
 ・研究業績の概要(1,000字程度)
 ・研究に関する抱負(1,000字程度)
 公募締切 2015年 7月 1日 (ただし、決定次第終了)
 提出方法 下記の提出先に郵送、もしくはメールで提出。郵送の場合は、封筒表面に「博士研究員公募」と朱記して下さい。応募書類は原則として返却いたしません。なお、応募書類は本選考の目的以外には使用いたしません。

◇横浜国立大学 大学院工学研究院 機能の創生部門 教員公募◇

職名 助教(5年任期)
 所属・担当 所属：大学院工学研究院 機能の創生部門
 担当：大学院工学府 システム統合工学専攻 材料設計工学コース
 兼務：理工学部機械工学・材料系学科材料設計工学教育プログラム 工学部生産工学科
 人数 1名
 採用日 2015年 9月 1日 または、これ以降のできるだけ早い時期
 任期 5年間、ただし、再任はありません。
 待遇 給与：年俸制。本学規則に従います。
 専門領域 金属材料工学分野
 研究内容 これまで以下のいずれかに直接的または間接的に関わる研究を行ってきており、今後もこれらの分野に関連した研究を行う意志がある者
 ・金属組織学、材料強度学、計算材料学
 また、金属材料の機械的試験ならびに微視的組織観察の経験があること。
 特に、透過型電子顕微鏡観察の経験を有することが望ましい。
 選考方法 書類選考と個別面接により選考します(面接にかかる交通費、宿泊費等は応募者の負担とします)。書類選考に合格した場合の個別面接は、2015年5月に実施する予定です。

応募資格・要件 博士の学位を有する者、または着任時までに取得見込みの者
教育研究と大学業務に支障がない程度に日本語を使うことができること

提出書類 (1) 履歴書(写真貼付, 学歴, 職歴, 研究歴, 教育歴, 所属学会, 博士の学位(写し: 学位を有する者), 賞罰)
(2) 公募内容に対するこれまでの研究の関連性と今後の研究展望の説明書(書式自由, A4用紙1枚程度)
(3) 研究業績リスト
(4) 査読付き学術雑誌論文と主要な国際会議論文の別刷り, またはコピー
(5) 照会可能な方2名の連絡先

応募締切 2015年4月30日(必着)

送付先 〒240-8501 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5
横浜国立大学大学院工学研究院材料設計工学コース長 教授 向井剛輝

応募方法 応募書類の封筒に「教員応募書類」と朱書きし, 簡易書留で送付のこと。

勤務形態 関連分野の教授・准教授のサポートを受けながら, 独創的な研究を推進していただきます。また, 理工学部機械工学・材料系学科材料工学教育プログラムおよび大学院システム統合工学専攻材料設計工学コースにおける実験演習および研究指導補助を担当します。さらに教育研究業務とともに大学内の管理運営等の業務を分担します。

問合せ先 横浜国立大学大学院工学研究院 教授 廣澤渉一
☎ 045-339-3856
E-mail: hirosawa@ynu.ac.jp

その他

- 提出書類については選考に係る審査にのみ利用し, 本学の規則に基づき適切に管理します。
- 提出書類は返却いたしません。
- 本学では, 女性の方及び海外での教育・研究経験者の応募を歓迎いたします。
- 下記 URL にて必ず詳細をご確認下さい。
<http://www.ynu.ac.jp/hus/engk/12932/detail.html>

⑥ 照会可能な方2名の氏名と連絡先

提出方法 簡易書留にて「材料技術研究所 研究員 応募書類在中」と朱書き郵送して下さい。
原則として提出書類は返却致しません。

書類送付先・問合せ先
〒456-8587 名古屋市熱田区六野二丁目4番1号
一般財団法人ファインセラミックスセンター 事務局
人事担当 小西
☎ 052-871-3500 FAX 052-871-3505
E-mail: akira_konishi@jfcc.or.jp

◇株式会社豊田中央研究所 正社員【研究職】 募集◇

募集人員 正社員【研究職】1名

職務内容 パワーモジュール実装技術の研究

専門分野 電気電子工学/熱工学/材料工学

応募資格 電子デバイスの実装技術(放熱/材料/接合/設計/解析など)があり研究/開発の経験を有する修士または博士の学位を有する方

待遇・勤務 弊社ホームページをご覧ください
<http://www.tytlabs.co.jp/recr/index.html>

応募締切 順次選考, 採用が決定次第終了

応募書類 ①履歴書(写真添付), ②職務歴(研究実績), ③論文リスト, ④主要論文別刷(コピー可)
※職務内容を明記の上, 以上の書類をお送り下さい。
※応募の秘密は厳守いたします。応募書類は返却いたしません。

着任時期 2015年4月1日～(相談に応じます)

選考方法 書類審査, 面接, 適性検査

書類送付先 〒480-1192 愛知県長久手市横道41-1
株式会社豊田中央研究所 人材開発室 採用担当
☎ 0561-63-6509 FAX 0561-63-5744
E-mail: saiyo@mosk.tytlabs.co.jp

◇一般財団法人ファインセラミックスセンター研究員公募◇

募集人員 1名

所属 材料技術研究所

専門分野 プラズマやレーザー・電子線等の高エネルギーを利用した耐熱性・耐環境性コーティング技術, 及び, コーティング材の特性評価・解析技術
※すべてができる人を募集するというわけではない。
※当財団でのニーズと本人の経験を考慮し, テーマを決定する。

応募資格 無機材料, 表面工学, 材料力学, 応用物理等に関連したテーマで既に博士の学位を有する方あるいは近い将来取得見込みの方
※着任後, 実験研究者として研究を行える方

着任時期 応相談

任期 1年毎の契約とし, 最長3年を原則とする。
ただし, 当財団として必要と判断した場合は, 上記によらず, 別途相談とする。

応募締切 随時受付, 適任者が決まり次第終了

提出書類 ① 履歴書(形式は自由, 写真貼付)
② 研究業績(原著論文・解説・特許・口頭発表)に分類して下さい
③ 主要論文別刷り(5編以内, コピー可)
④ 研究業績の概要(A4用紙1~2枚程度)
⑤ 今後3年間に希望する研究(A4用紙1~2枚程度)

◇京都大学原子炉実験所 助教 公募◇

職名及び人数 助教1名

所属 安全原子力システム研究センター

職務 研究用原子炉(KUR)及び各種照射設備を用いた金属・半導体等の材料照射効果の研究を中心として, 陽電子ビームを用いた材料評価技術の開発, 関連実験設備の保守管理, 並びに学生の教育指導。

必要とされる要件 博士の学位を有するか, 近く取得見込みであること

任期 任期は5年(ただし1回限り再任可, 審査により原子力基礎工学研究部門(任期なし)に配置換となる場合がある)

任用予定日 決定後なるべく早い時期。

提出書類

1. 本人による直接応募の場合

- (1) 履歴書(市販されている通常規格の用紙を使用のこと。)
- (2) 研究歴の概要及び研究業績(業績一覧(業績は査読の有無で区別すること)及び論文別刷5編以内。各3部(コピー可))
- (3) 推薦状(自薦も可)
- (4) 応募理由を記した書類(上記職務の内容における研究に向けた抱負及び関連する分野における実務経験については詳細に記述すること。)
- (5) その他(各種研究助成金の取得状況, 学会活動, 社会活動など。研究歴および実務歴について照会可能な方複数名について氏名・連絡先を記載すること。)

2. 第三者による推薦の場合

(1) 推薦状

推薦を受けた場合、助教選考委員会から被推薦者に対しその旨連絡し、必要書類を提出していただきます。

募集締切 2015年3月27日(金)必着(午後5時まで受付)

提出先 〒590-0494 大阪府泉南郡熊取町朝代西二丁目
京都大学原子炉実験所
総務掛気付 助教選考委員会
☎ 072-451-2310

問合せ先 原子力基礎科学研究本部長 森 義治
☎ 072-451-2346

E-mail: mori@rri.kyoto-u.ac.jp

その他 詳細は原子炉実験所ホームページ
(<http://www.rri.kyoto-u.ac.jp>)を参照して下さい。

集会

◇レアメタル研究会◇

■主催：レアメタル研究会

主宰者：東京大学生産技術研究所 教授 岡部 徹
協力：(一財)生産技術研究奨励会(特別研究会 RC-40)
共催：東京大学マテリアル工学セミナー
協賛：(一社)軽金属学会，(一社)資源・素材学会，(公社)日本化学会，(公社)日本金属学会，(一社)日本チタン協会，
(一社)日本鉄鋼協会 (五十音順)

■開催会場：東京大学生産技術研究所

An棟2F コンベンションホール
〒153-8505 目黒区駒場4-6-1
(最寄り駅：駒場東大前，東北沢，代々木上原)

■参加登録・お問い合わせ：岡部研 学術支援専門職員 宮寄智子 (tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp)

〈平成26年度 レアメタル研究会のご案内〉

(2015年2月2日現在)

- 第65回 2015年3月13日(金)15:00～ An棟2F コンベンションホール
テーマ：非鉄資源・非鉄金属の未来
時間：午後3:00～講演
講演：
• レアメタル資源の現状と将来(仮)(60分)
独立行政法人 産業技術総合研究所 地圏資源環境部門
鉱物資源研究グループ グループ長 高木哲一 講師
• レアアースの資源・製錬の現状と将来展望(仮)(60分)
～中国・内モンゴル地地区の鉱山・製錬所・廃棄物処分場などの
視察報告～ 東京大学 生産技術研究所 教授 岡部 徹 講師
• 非鉄産業の過去・現在・未来(仮)(60分)
三井金属鉱業株式会社 代表取締役社長 仙田貞雄 講師

午後6:30～ 研究交流会・意見交換会 (An棟2F ホワイエ)

研究会ホームページ

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

〈平成27年度 レアメタル研究会の予定(変更となる可能性あり)〉

- 第66回 2015年7月17日(金)(7月10日から変更になりました)
■ 第67回 2015年9月18日(金)
■ 第68回 2015年11月27日(金)
■ 第69回 2016年1月8日(金)
★貴金属シンポジウム(第3回)+新年会★(合同開催)
■ 第70回 2016年3月11日(金)(平成27年度 最終回)

★備考：関連研究会

〈米国版レアメタル研究会(RMW)のご案内〉

Workshop on Reactive Metal Processing(Reactive Metal Workshop)

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

Reactive Metal Workshop のホームページ

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



新 入 会 員

(2014年12月20日～2015年1月22日)

正 員

赤石直也 株式会社東芝
川端 敦 光洋鉄線株式会社

徳富淳一郎 矢崎総業株式会社
富島一樹 株式会社ヴァレオジャパン

濱中 泰 名古屋工業大学

学 生 員

伊藤大輔 名古屋工業大学

川部浩隆 東京工業大学

日本金属学会誌掲載論文
Vol. 79, No. 3 (2015)

特集「固体中の水素と材料特性Ⅱ」

特集「固体中の水素と材料特性Ⅱ」によせて

市川貴之 金谷輝人 日野 実 福室直樹 堀川敬太郎
宮岡裕樹 村上浩二

電析 Cu 膜における水素誘起粒成長

吉田裕輝 山崎貴昭 安達貴良 福室直樹
八重真治 深井 有

純チタンの水素脆化における水素化合物および固溶水素
の役割

鈴木啓史 福島寛登 高井健一

SCM435 鋼の水素脆化に関する環境水素の挙動

堀川敬太郎 小川拓也 小林秀敏

光輝性を有する Al-Mg-Zn 系合金の水素脆化特性

福田忠生 小武内清貴 尾崎公一 田辺晃弘
金築秀樹 村上浩二 日野 実

水素チャージを施した高圧水素用省 Mo オーステナイト系
ステンレス鋼の機械的性質と室温クリープ変形

窪田和正 渡邊義典

Mg の水素吸蔵/放出における Nb 酸化物触媒の *In-Situ* X 線
吸収分光

木村 通 宮岡裕樹 花田信子 市川貴之

B2 型 $Ti_{1+y}(Fe_{1-x}Mn_x)_{1-y}$ ($0.2 \leq x \leq 0.5$, $0 \leq y \leq 0.08$)
合金の水素吸蔵特性の合金組成依存性

榊 浩司 Hyunjeong Kim 町田晃彦
綿貫 徹 中村優美子

金属ナノ粒子を用いた水素吸蔵材料の分光学的手法による
化学状態分析

小川智史 内山直樹 藤本大志
金井友美 八木伸也

時分割 X 線回折による $LaNi_{4.75}Sn_{0.25}$ の水素吸蔵過程
における過渡的構造変化の観測

町田晃彦 樋口健介 片山芳則 榊 浩司
Hyunjeong Kim 中村優美子

焼き入れ速度が $V_{0.79}Ti_{0.2}Zr_{0.01}$ の水素吸蔵特性に与える
影響

Hyunjeong Kim 榊 浩司 浅野耕太
池田一貴 大友季哉 町田晃彦 綿貫 徹 中村優美子

引張変形した Al-Mg 合金中の水素挙動

真中俊明 伊藤吾朗 小山僚人

無電解ニッケル-りんめっきを施した Al-2%Cu およ
び Al-2%Zn 合金の疲労強度に及ぼす表面組織と水素
の影響

永田教人 金谷輝人 堀川敬太郎 村上浩二 日野 実

Al-4%Ge 合金の機械的性質に及ぼす無電解ニッケル-
りんめっきの影響

永田教人 金谷輝人 中川恵友
福原 実 堀川敬太郎 村上浩二 日野 実

無電解ニッケル-りんめっき処理した Al-1.2%Si 合
金の疲労強度に及ぼす表面組織と水素の影響

永田教人 金谷輝人 中川恵友 福原 実
堀川敬太郎 村上浩二 日野 実

Materials Transactions 掲載論文
Vol. 56, No. 3 (2015)

—Regular Articles—

Materials Physics

Formation of $MgAl_2O_4$ at Al/MgO Interface

Lin Yang, Mingxu Xia, Nadendla Hari Babu and Jianguo Li

On the Periodicity of $\langle 001 \rangle$ Symmetrical Tilt Grain
Boundaries

Kazutoshi Inoue, Mitsuhiko Saito,
Zhongchang Wang, Motoko Kotani and Yuichi Ikuhara

Improvement of Magnetic and Dielectric Proper-
ties of $BaFeO_{3-\delta}$ Thin Films by Sn Substitution

Ryoichi Shinoda, Akihiro Iwase and Toshiyuki Matsui

Electric and Magnetic Evolutions in Composite
Assemblies of Fe and Si Nano-Particles

Kenji Sumiyama, Minoru Yamazaki, Yuichiro Kurokawa,
Nobuyuki Shinohara and Takehiko Hihara

Microstructure of Materials

Precipitation Behavior and Properties of Cu-Ti Al-
loys with Added Nitrogen

Jun Ikeda, Satoshi Semboshi, Akihiro Iwase,
Weilin Gao and Akira Sugawara

Texture Evolution in Aluminum Sheet Subjected
to Friction Roll Surface Processing and Subse-
quent Annealing

Yoshimasa Takayama, Ryuichi Hamano, Takuya Arakawa,
Kenta Nonaka, Hideo Watanabe and Hirofumi Inoue

Preparation and Characterization of $MoSi_2/WSi_2$
Composites from MASHed Powder

Jianguang Xu, Yuchen Wang,
Baicheng Weng and Fang Chen

Mechanics of Materials

Differences in Wear Behaviors at Sliding Contacts
for β -Type and $(\alpha + \beta)$ -Type Titanium Alloys in
Ringer's Solution and Air

Yoon-Seok Lee, Mitsuo Niinomi, Masaaki Nakai,
Kengo Narita and Ken Cho

Estimation of Stress Corrosion Cracking Initia-
tion and Propagation in High-Pressure, High-
Temperature Water Environment Utilizing Acous-
tic Emission

Takuma Matsuo, Keita Sano,
Yohei Sakakibara and Gen Nakayama

Carbide Spray Coating Influence on Wear Behav-
ior of Carburized Steel against Two Counter-
Rollers

Liu-Ho Chiu, Shu-Hung Yeh, Bo-Rong Chen
and Heng Chang

Materials Chemistry

Separation of Nickel and Cobalt Utilizing Selec-
tive Reduction of Nickel in Acidic Aqueous Solu-
tion

Sakae Shirayama and Tetsuya Uda

Fabrication of Three-Dimensional Titania Building Blocks on Glass Substrate from Mono-Dispersed Titanium Glycolate Spheres and Their Photocatalytic Properties

Duck-hyun Song and Tetsuji Hirato

H₂ Oxidation Activity and Tolerance to CO Poisoning of the Electrochemically Reduced Pt Oxide Catalyst

Masami Taguchi, Yoshihide Kametani and Hiroki Takahashi

Sliding Wear Properties of Ti/TiC Surface Composite Layer Formed by Laser Alloying

Takuto Yamaguchi, Hideki Hagino, Yasuhiro Michiyama and Atsushi Nakahira

Formation of Inter-Diffusion Layer between NiCrAlY Coating and Nb Substrate during Vacuum Heat-Treatment

Shigeru Saito, Toshiyuki Takashima, Katsumi Miyama, Toshio Narita and Linruo Zhao

Engineering Materials and Their Applications

Production of Nanocrystalline (Fe, Co)-Si-B-P-Cu Alloy with Excellent Soft Magnetic Properties for Commercial Applications

Kana Takenaka, Albertus D. Setyawan, Yan Zhang, Parmanand Sharma, Nobuyuki Nishiyama and Akihiro Makino

Photoassisted Electrodeposition of a Copper(I) Oxide Film

Seunghun Kim, Yongkuk Kim, Jaegoo Jung and Won-Seok Chae

Effects of Heterogeneous Cracking of Superconducting Layer on Voltage-Current Curve, Critical Current, and *n*-Value in High-Temperature Superconducting Layer-Coated Conductor Tape

Shojiro Ochiai, Hiroshi Okuda, Noriyuki Fujii and Kozo Osamura

—*Express Regular Articles*—

Effect of Hybrid Surface Treatments on Fretting Fatigue Strength of Stainless Steel

Toshihiro Omori, Tatsuro Morita, Kohei Okada and Hideaki Maeda

Evaluation of Corrosion Critical Variables of 304 Stainless Steel by Delay Time of Acoustic Emission

Kaige Wu, Woo-Sang Jung and Jai-Won Byeon

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Superelastic Properties of Ti-Au-Cr-Zr Alloy

Yuri Shinohara, Masaki Tahara, Tomonari Inamura, Shuichi Miyazaki and Hideki Hosoda

Ammonia Synthesis via Non-Equilibrium Reaction of Lithium Nitride in Hydrogen Flow Condition

Kiyotaka Goshome, Hiroki Miyaoka, Hikaru Yamamoto, Tomoyuki Ichikawa, Takayuki Ichikawa and Yoshitsugu Kojima

Site Preference and Stabilization of Antiferromagnetism in M-Substituted Mn_{2-x}M_xSb (M = Ti, Cr, Co, or Cu)

Junya Goto, Takatoshi Kakimoto, Shinpei Fujii and Keiichi Koyama

Application of Diffraction-Amalgamated Grain Boundary Tracking to Fatigue Crack Propagation Behavior in High Strength Aluminum Alloy

Hui Li, Hiroyuki Toda, Kentaro Uesugi, Akihisa Takeuchi, Yoshio Suzuki and Masakazu Kobayashi

Effect of Nb Addition on Martensitic Transformation Behavior of AuTi-15Co Based Biomedical Shape Memory Alloys

Hyunbo Shim, Masaki Tahara, Tomonari Inamura, Kenji Goto, Yoko Yamabe-Mitarai and Hideki Hosoda

Flotation Behavior of Arsenopyrite and Pyrite, and Their Selective Separation

Kyuhyeong Park, Junhyun Choi, Allan Gomez-Flores and Hyunjung Kim

Microstructure, Mechanical and High-Temperature Electrical Properties of Cyanide-Free Au-Coated Ag Wire (ACA)

Yi-Wei Tseng, Fei-Yi Hung and Truan-Sheng Lui

Feasibility Application of Cu-Contaminated Soil on the Removal of H₂S from Hot Coal Gas

Lan-Chien Huang and Tzu-Hsing Ko

—*Rapid Publications*—

Effects of Titanium and Boron Additions with Mechanical Stirring on Mechanical Properties in Al-Si Alloys

JaeHwang Kim, KyungMoon Lee, HooDam Lee, TaeGyu Lee, HoonMo Park and HyunDal Park

Removal of Impurity Fe from Mg-3 mass% Al Alloy Melt by CO₂ Injection

Taiki Morishige, Kazuchika Kurino and Toshihide Takenaka

機関誌フリーアクセスのご案内

- 日本金属学会会報「まてりあ」 • 日本金属学会誌 • Materials Transactions

本会発行の上記機関誌は、J-STAGEのオンラインジャーナルにおいて、「まてりあ」：過去1年前まで、「Mater. Trans.」：過去半年前まで、「会誌」は全ての掲載記事・論文に関して、フリーアクセスが可能です。どうぞご利用下さい。

まてりあ 第54巻 第4号 予告

小特集「材料科学分野に於ける教育現状と発展契機のための活動事例」

企画にあたって……………池田大亮 大沼郁雄 森戸茂一
中高の材料科学分野に於ける教育の現状と課題……………秋重幸邦
東北大学創造工学センターによる体験学習の取り組み—子ども科学キャンパス—……………大沼郁雄 伊藤 聡
島根大学における理工系分野の啓発教育活動—高校生を対象とした「理工特別塾」の開設—……………船木修平
「NPO ものづくり教育たたら」の活動事例……………渡邊 玄
産業技術総合研究所による出前講座・実験教室事業～双方向コミュニケーションを目指して～……………下村正樹

高等学校の材料科学教育……………木浪信之
材料教育の未来・今後の展望……………藤林晃夫

一般論文

[講義ノート] 鉄鋼の相変態Ⅳ —オーステナイト化の速度論—
……………榎本正人
—他—

(編集の都合により変更になる場合がございます。)



“材料系学協会情報コーナー”

〈溶射 第52巻1号 2015年1月〉

研究論文 コールドスプレー Cu 基複合皮膜の付着率に及ぼす Cu 粒子形態の影響/菊池 茂
コールドスプレー耐食コーティングされた Ni 基超合金 IN738LC の熱機械疲労損傷挙動/山崎泰広他

〈特集 溶射技術の総括と展望, 日本溶射学会としての方向性〉

日本溶射協会と溶射技術の歩み/上野和夫
日本溶射協会, 学術団体への脱皮の時代/恒川好樹
溶射技術の総括と展望, 日本溶射学会としての方向性/福本昌宏, 黒田聖治, 榎 和彦

解 説 防食溶射シリーズ3)
防食溶射皮膜の腐食性評価/高谷泰之, 戸越健一郎, 原田良夫
防食溶射協同組合の活動状況と施工実績/面出隆男

〈軽金属 第65巻 第3号予定〉

解 説: 小山田記念賞 二輪車サスペンション用の高強度アルミニウム合金管と加工方法の開発/金児龍一, 平野克也, 越岡悟史, 加藤勝也, 箕田 正, 中井康博

研究論文 摩擦攪拌接合を併用したアルミニウム板の展開ブラックによる気密性を有する深い角筒容器の成形/畑中伸夫, 脇 彰吾, 飯塚高志
Al-Mg-Si 合金の多段時効における時効硬化挙動に及ぼす自然時効の影響/高木康夫, 増田哲也, 小林郁夫, 里 達雄

—他—

〈ふえらむ 第20巻 第3号〉

入門講座 鉄鋼の日本工業規格-2 JIS ステンレス鋼の特性/宇城 工

躍 動 鉄鋼業でのプロセス研究開発を通じて/黒木高志
—他—



～2015年度の会費お払込について～

2015年度の会費お払込のお手続きはお済みでしょうか。会員の皆様には、既にご請求のご案内をお送りいたしておりますが、お手続きが未だの方は、ご対応をお願いいたします。

尚、本会ホームページの会員専用ページからは支払いの確認や、クレジットカード決済などできます。また、ご連絡先住所の変更もこのページからできますのでご利用下さい。

JIM ホームページ → [会員マイページ](#) → ID & パスワード入力 → 会費決済 or 各種変更届手続きへ



書籍紹介

原書6版 ヤリイブーイェー 光エレクトロニクス 展開編
Amnon Yariv, Pochi Yeh 著, 多田邦雄 神谷武志 監訳
A5 538頁 丸善鞆 定価(本体8,000円)+税

行事カレンダー

太字本会主催(ホームページ掲載)

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
3月				
2～3	第74回熱測定講習会—初心者のための熱分析の基礎と応用—高分子材料と医薬品～(早稲田大)	日本熱測定学会	TEL 03-5821-7120 netsu@mbd.nifty.com http://www.netsu.org/	
4	第40回組織検査用試料の作り方(組織の現出)講習会「鉄鋼材料・非鉄金属材料・表面改質処理および異常組織材」(東京)	材料技術教育研究会	TEL 047-431-7451	2.25
4～6	第6回日本複合材料会議(JCCM-6)(東京)	日本複合材料学会・吉田	TEL 03-5981-6011 jscm@asas.or.jp http://www.jscm.gr.jp	
5	第30回塗料・塗装研究発表会(東大)	日本塗装技術協会	TEL 03-6228-1711 toso-jimukyoku@jcot.gr.jp http://jcot.gr.jp	
5～6	第7回講習会「もう一度学ぶ機械材料学」機械・製造技術者のための基礎講座—(大阪)	日本機械学会・石澤	TEL 03-5360-3506 ishizawa@jsme.or.jp http://www.jsme.or.jp/mpd/	定員 60名
6	平成27年度支部会議(岡山)(2号81頁)	中国四国支部	森戸(島根大)TEL/FAX 0852-32-6398 tatar@riko.shimane-u.ac.jp	2.27
6	湯川・本多光太郎記念支部講演会(岡山)(2号81頁)	中国四国支部	森戸(島根大)TEL/FAX 0852-32-6398 tatar@riko.shimane-u.ac.jp	2.27
6	第60回塑性加工技術フォーラム「粉末積層造形(3Dプリンタ)による金属部材製造」(東京)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	定員 70名
6	2015年度砥粒加工学会先進テクノフェア(ATF2015)(東京)	砥粒加工学会	TEL 03-3362-4195 staff@jsat.or.jp http://www.jsat.or.jp	定員 100名
9～10	第18回 磁粉・浸透・目視部門・電磁気応用部門・漏れ試験部門合同シンポジウム「表面探傷技術による健全性診断」(京都)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp	参加 2.27
10	平成27年度春季講演会(北九州)(本号128頁)	九州支部・宮城(新日鐵住金)	TEL 093-872-6010 FAX 093-871-1841 miyagi.r6a.yasushi@jp.nssmc.com	定員 200名
13	第59回特別基金講演会(東京)	日本マリンエンジニアリング学会	TEL 03-3539-5920 staff@jime.jp http://www.jime.jp	
13	第65回レアメタル研究会(東大)(本号131頁)	レアメタル研究会・宮崎(東大生産研)	TEL 03-5452-6314 tmiya@iis.u-tokyo.ac.jp http://www.okabe.iis.u-tokyo.ac.jp/ japanese/rc40_j.html	
16～17	安全・安心な社会を築く先進材料・非破壊計測技術シンポジウム—(沖縄)	日本非破壊検査協会・中村	TEL 03-5609-4015 nakamura@jsndi.or.jp http://www.jsndi.jp/	
17	2015年春期講演大会・企業説明会(東大)(2号78頁)	日本金属学会	TEL 022-223-3685 gaffair@jim.or.jp	11.10～ 2.10
17～18	第3回物構研サイエンスフェスタ(つくば)	高エネルギー加速器研究機構, J-PARCセンター他	imss-festa@pqst.kek.jp http://imss-festa.kek.jp/2014/	
18～20	日本金属学会春期講演大会(東京大学駒場Iキャンパス)(2号77頁)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp(講演) member@jim.or.jp(参加申込) TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	参加 2.20
20	第7回ランチョンミーティング「金属材料分野での多様なキャリアパス」(東大駒場)(本号126頁)	男女共同参画委員会・御手洗(NIMS)	TEL 022-223-3685	
20	人材育成のための材料工学とは～学士課程教育の参照基準と科学・夢ロードマップ～(東大駒場)(本号126頁)	日本学術会議材料工学委員会・森田(東大)	TEL 03-5841-9877 kzmorita@material.t.u-tokyo.ac.jp	
20	平成27年度春期 全国大学材料関係教室協議会講演会(東大駒場)(本号126頁)	全国大学材料関係教室協議会		
27	第201回研究会/第53回スピントロニクス専門研究会 スピン流を利用したスピン輸送現象の理解とその応用(中央大)	日本磁気学会	TEL 03-5281-0106 http://www.magnetics.jp/	
4月				
22	第66回技術セミナー金属材料のリサイクルと防食技術～リサイクル金属をいかに利用するか～(東京)	腐食防食協会	TEL 03-3815-1161 ysm.hng-113-0033@jcorr.or.jp	
5月				
15～17	軽金属学会第128回春期大会(東北大)	軽金属学会	http://www.jilm.or.jp/	予約申込 4.16
21～22	第32回希土類討論会(鹿児島)	日本希土類学会(阪大内)	TEL 06-6879-7352 kidorui@chem.eng.osaka-u.ac.jp http://www.kidorui.org/	発表 1.23
22	第20回分子動力学シンポジウム(米沢)	日本材料学会	http://www.jsms.jp	講演 2.13
27～30	トライボロジー会議2015春(姫路)	日本トライボロジー学会	TEL 03-3434-1926 jast@tribology.jp http://www.tribology.jp	
29～31	平成27年度塑性加工春期講演会(横浜)	日本塑性加工学会	http://www.jstp.or.jp	
6月				
12	平成27年度日本金属学会関東支部講演見学会(横浜)(本号128頁)	関東支部	jim-kanto@mtl.titech.ac.jp	5.29

開催日	名称・開催地・掲載号	主催・担当	問合せ先	締切
18~19	第20回動力・エネルギー技術シンポジウム(東北大)	日本機械学会・江原(東北大)	TEL 022-795-7905 shinji.ebara@qse.tohoku.ac.jp http://www.jsme.or.jp/pes/event/index.html	
18~19	ESICMM-G8 Symposium on High-Performance Permanent Magnets(物材機構)	物材機構元素戦略磁性材料研究拠点・広沢(NIMS)	Info-esicmm@nims.go.jp	
7月				
3	半導体デバイスの明日を担う新規材料開発の現状と展望(大阪大学)	日本真空学会関西支部他・三浦	TEL 075-724-7489 miura@kit.jp http://www.vacuum-jp.org/	7.2
7~10	The Fifth International Conference on the Characterization and Control of Interfaces for High Quality Advanced Materials (ICCCI2015)(富士吉田)	粉体工学会・多々見(横国大)	iccci2015@ml.ynu.ac.jp http://ceramics.ynu.ac.jp/iccci2015/	
14~16	NIMS Conference 2015「最先端計測が切り拓くマテリアルイノベーション」(つくば)	物材機構	nims_conference@nims.go.jp	800名
15~17	第34回電子材料シンポジウム(EMS-34)(守山)	電子材料シンポジウム運営委員会・西永(産総研)	TEL 029-861-5042 jiro.nishinaga@aist.go.jp	
16~17	第49回 X線材料強度に関するシンポジウム(大阪)	日本材料学会・八代	TEL 055-243-6111 yatsushiro-vvm@pref.yamanashi.lg.jp	講演 3.6
8月				
16~20	The 13th World Conference on Titanium (Ti-2015)チタン世界会議2015(サンディエゴ)	The Minerals, Metals and Materials Society (TMS)・新家(東北大金研)	TEL 022-215-2574 niinomi@imr.tohoku.ac.jp http://www.tms.org/meetings/2015/Ti2015/home.aspx#.VE85Emfrcs	アブストラクト 12.15
9月				
2~4	平成27年度工学教育研究講演会(九大)	日本工学教育協会・川上	TEL 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp	5.7
6~11	XVIII International Sol-Gel Conference (Sol-Gel 2015)(Kyoto)	ISGS & J. Sol-Gel Society	TEL 075-753-2925 solgel2015@kuchem.kyoto-u.ac.jp http://kuchem.kyoto-u.ac.jp/solgel2015/	
7~11	12th International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM) 2015(東大)	ICSAM2015・北園(首都大東京)	TEL 042-585-8679 kitazono@tmu.ac.jp	
16~18	日本金属学会秋期講演大会(九州大学伊都キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685 FAX 022-223-6312	
10月				
5~8	Asia Steel International Conference 2015(Asia Steel 2015)(横浜)	日本鉄鋼協会	asiasteel2015@issjp.com http://www.asiasteel2015.com	
11月				
11	第18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/	
11~13	The Joint Conference of HSLA Steels 2015, Microalloying 2015, OES 2015 (Hangzhou, Zhejiang Province, P. R. CHINA)	CSM, CAE (The Chinese Society for Metals Mr. WANG Lei and Mrs. LIU Fang)	Tel +86-10-65211205 or 65211206 Fax +86-10-65124122 hslasteels2015@csn.org.cn	
12月				
2~4	EcoDesign 2015国際会議(9th International Symposium on Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing)(東京)	エコデザイン学会連合他・高橋(東大)	TEL 03-5841-6499 ecodesign2015_secretariat@ecodenet.com	
18~20	TWENTY-FOURTH International Symposium on PROCESSING AND FABRICATION OF ADVANCED MATERIALS [PFAM XXIV] (12.18-20)(Osaka university)	Kansai University・Prof. Ikeda(Kansai Univ.)	http://pfam24.jp/	
3月(2016年)				
23~25	日本金属学会春期講演大会(東京理科大学葛飾キャンパス)	日本金属学会	annualm@jim.or.jp TEL 022-223-3685	

まてりあ 第54巻 第3号 (2015) 定価(本体1,700円+税) ¥120円

年間機関購読料金52,400円(税・送料込)

発行所 公益社団法人日本金属学会

発行日 2015年3月1日

〒980-8544 仙台市青葉区一番町一丁目14-32

発行人 梶原義雅

TEL 022-223-3685

印刷所 小宮山印刷工業株式会社

FAX 022-223-6312

発売所 丸善株式会社

郵便振替口座 02210-2-5592

〒105-0022 東京都港区海岸 1-9-18

高純度 GfG

汚れや飛散のないカーボン材料

最高温度2,800℃

純度5PPM以下

■真空、高温炉内材料一式

■炉内部品取替工事

■炭素繊維高温材料

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



メカニカルカーボン工業株式会社

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

Furnaces & Ovens

CARBOLITE®

Leading Heat Technology

必ず見つかる！あなたが必要とする
電気炉とオープン

75年の歴史を持つ英国カーボライト社は、様々な種類の電気炉とオープンを総合的に取り扱っています。

www.carbolite.jp

で温度帯毎に製品を
ご紹介しています！



ヴァーダー・サイエンティフィック株式会社

本社 〒160-0022
東京都新宿区新宿5-8-8
TEL:03-5367-2651 FAX:03-5367-2652
email:carbolite@verder-scientific.co.jp

大阪営業所 〒550-0013
大阪府大阪市西区新町4-19-3東洋ビル1F
TEL:06-6534-0621 FAX:06-6534-0622

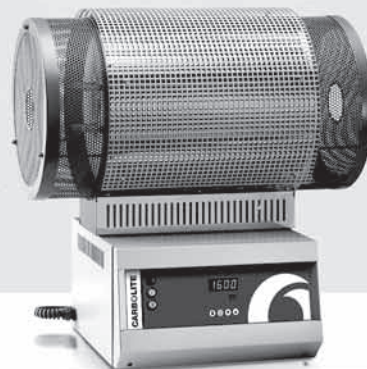
part of **VERDER**
scientific

材料の研究に最適 カーボライト 超高温チャンバー炉 STF シリーズ

特徴

STF シリーズは、シリコンカーバイド製ヒーターを使用した高温域のチューブ炉です。L型スタンドや独立制御ユニットと組み合わせることで、様々なバリエーションが可能です。

- 最高使用温度： 1500℃、1600℃
- 加熱長：モデルにより 180, 450, 610mm
- シリコンカーバイド製ヒーター
- PID301 型コントローラ使用、設定温度まで定置運転
- RS232 通信対応可能
- 制御モジュール上に炉本体が載る標準型以外に、L型スタンドを用いた縦型設置、制御部と独立させた設置等が可能です。



1500℃



変わりゆく未来、変わらぬ想い。



およそ三千年かけて
成長してきたとされる、屋久島の縄文杉。
その巨大な樹木を支えるのは、
強く、深く、張りめぐらされた「根」。
最先端の技術に取り組む美和製作所も、
そんな縄文杉のように、
しっかりと根を張りながら、一步一步着実に、
まっすぐにモノづくりと向き合ってきました。
これからも、地道に歩み続け、
未来への可能性を広げていきます。