

ふえらむ

Bulletin of The Iron and Steel
Institute of Japan

Vol.26 / No.8 / 2021

(一社)日本鉄鋼協会会報

ISSN 1341-688X

Techno Scope

シリーズ 鉄鋼の限界特性 強度に挑む
鉄鋼の高強度化の現状と克服すべき課題

特別講演

学術功績賞受賞記念
鉄鋼プロセスと熱物性研究の融合
(東京工業大学 須佐匡裕)

入門講座

インフォマティクス入門ー11
材料科学に資するデータ同化
(東京大学 長尾大道)

NIRECO

私たちは制御技術を通じ、
社会への貢献をめざしています。

技術と信頼。

鉄鋼の歴史とともに歩んで

六十余年。

変遷する時代の中にあっても

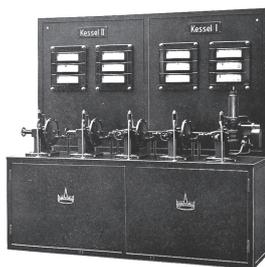
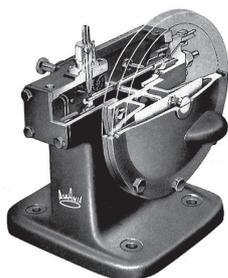
技術と信頼を理念に、

お客様にとってご満足の

いただける制御技術の提供と、

さらなる技術革新を

私たちは、めざしています。



自動制御の先駆けとして。

油圧噴射管式自動制御装置の国産化を実現して以来、
高炉の温度管理・容量制御、圧延行程での鋼板走行自動制御とその品質管理、生産材の成分分析など
鉄鋼分野におけるプロセスオートメーションの発展に携わり、
生産活動における自動化・省力化・標準化という自動制御技術を鉄鋼産業界とともに開拓してまいりました。

株式会社ニレコ

八王子事業所 〒192-8522 東京都八王子市石川町 2951-4 TEL.(042)660-7353

大阪営業所 〒564-0062 大阪府吹田市垂水町 3-18-33 TEL.(06)6190-5552

九州営業所 〒803-0822 北九州市小倉北区青葉 2-5-12 TEL.(093)953-8631

●製品についてのお問い合わせは プロセス営業部

URL <https://www.nireco.jp> E-mail info-process@nireco.co.jp

ふえらむ

Vol.26 (2021) No.8

C O N T E N T S

目次

Techno Scope	シリーズ 鉄鋼の限界特性 強度に挑む 鉄鋼の高強度化の現状と克服すべき課題	480
連携記事	マルテンサイトの高強度とTRIP鋼の高延性を実現する中Mn超微細粒組織鋼 第2世代、第3世代の超鉄鋼の実現を目指して 鳥塚史郎	486
	Q&Pプロセスにおける基礎原理の究明および さらなる鋼の特性改善を目指した取り組み 土山聡宏	497
	超高強度ベイナイト鋼 高橋 学	502
特別講演 (学術功績賞受賞記念)	鉄鋼プロセスと熱物性研究の融合 須佐匡裕	512
入門講座	インフォマティクス入門-11 材料科学に資するデータ同化 長尾大道	517
躍動	大型鍛鋼品の熱処理解析技術の構築 柳沢祐介	524
私の論文	ガス-メタル間の物質移動現象の理解に向けて 岡山 敦	528
会員へのお知らせ		532

*ふえらむ電子版 (<https://y100.isij.or.jp/ferrum/>) では、著者よりカラーで提供された図をカラーの状態でご覧することができます。

2019年2月号より、冊子版を希望者へ無償配布しています(会員限定)
配布を希望されない方は、会員グループ (members@isij.or.jp) へ連絡ください

ホームページ <https://www.isij.or.jp>

シリーズ 鉄鋼の限界特性

強度に挑む

INTERVIEW

鉄鋼の高強度化の現状と克服すべき課題

鉄鋼は構造用材料として広く使用されているが、理論上の限界強度にはまだ達していないといわれている。これまでの鉄鋼の高強度化研究の経緯や、現在進められている研究、さらに克服すべき課題などについて、長年にわたり鉄鋼の組織制御と高強度化の研究に取り組んでこられた古原忠先生にお話をうかがった。

Q1 「鉄の魅力」とは何だと思いませんか。

最初に挙げたいのは、資源としての豊富さです。私たちの地球の中心は大きな鉄の塊ですから。次に、製錬の容易さ。地球上の金属資源の多くは酸化物として存在していますが、その中でも鉄は比較的容易に還元できます。また、社会的にリサイクルが浸透していて、スクラップ利用が比較的進んでいることも利点ですね。

物質としての鉄の魅力は、多様な構造変化があることです。純物質としての鉄は高温の液体から冷却すると、体心立方

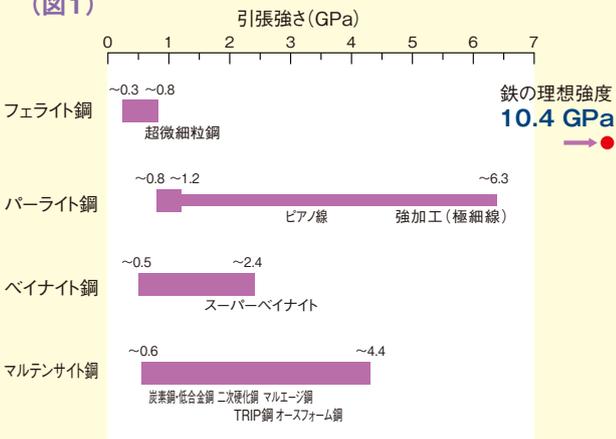
晶から面心立方晶、体心立方晶と2度の固体構造の変化があり、さらに磁気変態が複雑に関与します。さまざまな元素と合金化ができる結果、複雑な相互作用で多彩な微細組織が生まれ、図1に示すような驚くほど幅広い特性が得られます。私自身は、合金としての鉄に最も材料としての魅力を感じており、合金元素の役割を中心に長らく研究をしています。

しかし、鉄における添加元素の作用については、わからないところがまだまだたくさんあります。実験でなぜこのような組織変化が起こるのか、なぜ思うような特性が出ないのかなど、悩むことは本当に多いですね。

Q2 鉄鋼材料は理論上の限界強度にまだ達していないといわれています。高強度化が進まないのはなぜですか。

鉄の結晶中に欠陥がない完全結晶を变形させるには、ある面に沿って原子結合をすべて断ち切ることが必要で、大変大きな力を必要とします。これが理論上の限界強度、すなわち理想強度です。しかし、実用鋼も含めて通常の金属結晶では転位などの欠陥が存在し、局所的な結合の切断と再結合によって移動するため、非常に小さい強度で塑性変形が起こるわけです。この転位の移動をさまざまな阻害因子の導入により抑制することで、材料強度が上がります。しかし、もともと転位を結晶中で移動させるのに要する力はわずかなので強化量に限界があること、また材料中の弱いところから破壊が起こることが原因となり、利用できる強度が理想強度の何分の1かに留まっているのです。

■ 各種変態組織の強度レベル(実験室データも含む)
(図1)



牧正志:ふえらむ, 13(2008), 544, 図4を元に強度レベルを更新

Q3

鉄の強化機構の効果を加算すれば高強度化できる、という加算則は、どの程度明らかになっているのですか。

鉄の強化機構として、固溶強化、析出強化、転位強化、結晶粒微細化強化、複合組織強化の5つが知られています。これらの強化機構の寄与を高めれば高強度化が図れます。フェライト単相鋼のような単一組織において、比較的強度の低いレベルでは単純加算で強度を議論することはできます。しかし、各機構を複合化し、その極限を追求すると、単純加算則は成り立たないことも知られています。例えば、第二相粒子をナノレベルまで微細に分散させ、転位の移動を阻害しようという析出強化の極限を追求した研究が現在多く行われていますが、その場合は転位強化と析出強化の二乗和平方根で取り扱うという強化理論があります。二相鋼のように構成相の強度が異なる場合には、一つの組織が塑性変形でもう片方は弾性変形に近いという状態も観察されており、複合組織強化の場合ではさらに複雑です。

転位強化を追求する場合、大きな塑性ひずみを加えていくわけですが、ある程度のひずみを加えることで導入された転位は互いに絡み合っただけで結晶中に境界のようなものを形成し、ひずみ量が増えるにつれて、このような転位で形成された境界での結晶方位の違いが大きくなります。このため、強化機構は転位強化から結晶粒微細化強化に移り変わっていきます。90年代半ばから10年にわたって行われた超鉄鋼プロジェクトやスーパーメタルプロジェクトでは、大ひずみ加工を用いた結晶粒微細化手法の実用プロセスへの応用を視野に入れた研究で大きな成果が上がりました。また、材料の形状を変えない塑性ひずみ付加の手法を用いた真ひずみ4を超える超強加工の研究が世界的に注目され、日本でも大型科研費の枠組みで2000年代半ばから10年に渡って推進されました。これらの取り組みによって、鉄鋼や非鉄金属材料での強ひずみ加工を用いた結晶粒微細化と特性向上の理解が大きく進みました。

構造用金属材料の強度設計は、安全面を考えると転位論ベースになることが多いのです。各種の強化機構の境界領域の研究がさらに進むことで、力学特性をさらに高度なレベルで設計できると期待しています。



東北大学
金属材料研究所長

教授 古原 忠 氏

Q4

さまざまな組織解析手法の利用が進んでいるようですね。

この10～20年の間で大きく進展したのが、量子線を応用した材料解析の研究です。強力X線や中性子線などの量子線は、高エネルギーで結晶の中を透過し、種々の散乱現象を起します。SPring-8*1やJ-PARC*2では、構造材料の研究に適したビームラインも整備されています。近年、変形や熱処理による組織変化を捉えるその場観察実験が可能となり、試料内部の結晶のサイズや方位、構造がどのように変化しているか、などが時系列でわかるようになりました。異なる結晶構造が混在する高強度鋼のような不均一材料においても、構成相の間で応力やひずみがどのように分配さ

*1 SPring-8(スプリングエイト)：兵庫県播磨科学公園にある大型放射光施設。加速された高エネルギー電子ビームから発生する世界最高レベルの放射光を利用して、幅広い科学分野の実験・研究を行う。

*2 J-PARC(ジェイパーク)：茨城県東海村にある大強度陽子加速器施設。世界最高レベルの強さの陽子ビームを標的にあて、中性子、ミュオン、ニュートリノなどのビームを使って研究を行う。

れ、その結果どのように全体の強度が決まるのか、という理解が急速に進んでいます。大学や企業の多くの研究者が材料設計をする時に、このような施設利用のハードルが下がって、実際に材料中の変化を肌で感じながら研究できるようになってきたことは素晴らしい進歩だと思います。

高強度化のために合金元素を添加する目的として、最初に考えるのは固溶強化、次は結晶構造や組成の異なる化合物などを生成させる析出強化でしょう。添加した元素が、結晶の中で個別の原子として存在する固溶状態か、集合体として析出しているかは、添加元素の種類や量、製造時のプロセス条件によって変わります。アルミニウム合金ではGPゾーンというナノスケールの溶質原子の集団(クラスター)が高密度で生成する状態が見られます。また最近注目されるハイエントロピー合金ですが、これは5種以上の元素を等分量で混ぜ合わせると、エントロピー(乱雑さ)が非常に高くなり、均一固溶状態が安定になるというものです。ただ、多くの種類の元素を混ぜるので、できた合金がどのような特性を持つのか、あるいは得られた特性の起源は何かということが大変わかりにくいです。元素間の相互作用もさまざまで、その相乗作用で単純な加算ではない優れた特性が出るのではないかと期待されています。

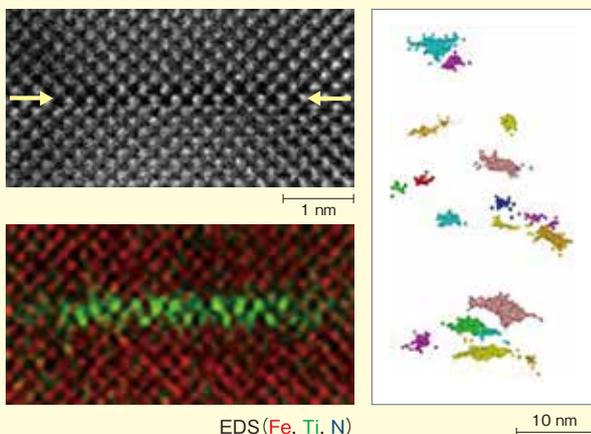
このような固溶と析出の境界領域の状態を解明するため

にナノスケールでの組織解析技術が必要ですが、これについても近年の進展には目覚ましいものがあります。透過電子顕微鏡で結晶の原子構造像が見えるようになって50年になりますが、近年の原子番号に依存する走査透過電子顕微鏡の結像法と、電磁レンズの収差補正技術の発展により、現在では原子の種類と位置までがわかるようになっています。また、3次元アトムプローブを用いることで、数百万個の原子を含む領域でのナノレベルの元素分布情報を知ることができます。

私たちの研究グループでは、フェライト鋼における合金炭化物あるいは合金窒化物のナノスケールでの析出状態と高強度化の関係について系統的な研究をしていましたが、先に述べた炭素、窒素および合金元素に関しての固溶、析出の状態はよくわからないところがありました。そこで、マルチスケールでの原子の存在状態をいろいろな解析手法で見ようと考え、鉄中の元素の相互作用を解明し、固溶・析出の境界領域での高強度化を追求するチーム型研究をJSTの元素戦略プロジェクト*3で行いました。

鉄鋼では耐摩耗性を保証するために表面硬化処理を行うことがあります。例えば、表面から窒素を材料中に導入する窒化処理では、窒化物の析出により表面硬化が起こります。その時に、窒素と強い引力相互作用を持つ合金元素であるチタン、ニオブ、バナジウム、クロムなどを添加すると硬度が一気に向上します。それは、合金窒化物ができる前に、これらの元素が窒素と結合して一原子層あるいは二原子層の厚さのクラスターを作るからです(図2)。窒化鋼ではアルミニウムを添加することが多いのですが、アルミニウム窒化物は転位のような優先的な析出場所がないと微細に析出しにくい特徴があります。しかし、チタンやバナジウムを例えば0.1%程度の微量で添加すると、まずこれらの元素と窒素が結合したクラスターができ、それを起点にアルミニウム窒化物が微細に析出して、大きな表面硬化を効果的に実現できます。このような固溶と析出の境界領域で起こるたいへん面白い現象について、ここまで踏み込んだ研究ができるようになったのは、ナノ解析と計算科学の技術が進化したからです。私たちが行ったチーム型研究でも、電子論を利用

■ フェライト中の合金元素(Ti, N)のナノクラスタリング(図2)



左上:収差補正ABF-STEM像
 左下:EDS組成マップ
 右図:3DAP解析で検出したTi-Nクラスターの分布

*3 JST(科学技術振興機構)のCREST 戦略的創造研究推進事業「元素戦略を基軸とする物質・材料の革新的機能の創出」における「軽元素戦略に基づく鉄鋼材料のマルチスケール設計原理の創出」(研究期間:平成23年4月~平成28年3月)

した計算科学的手法で、元素のクラスタリング挙動が明確になりました。現在鉄鋼も含めた材料開発の指針を得るために、スーパーコンピュータを使った大規模計算も行われています。鉄鋼材料の特性制御は、すでにナノスケールから、さらに微小な原子、さらには電子のレベルまで進んでおり、今後ますます進展することが期待されます。



Q5 残留オーステナイトの動的加工誘起変態の研究が注目されています。これまでの経緯や現在進んでいる研究についてうかがえますか。

鋼をオーステナイトから焼入れすると、マルテンサイトに変態します。マルテンサイト変態の開始温度 (M_s 点) と終了温度 (M_f 点) は、母相の組成と粒径によって決まりますが、 M_f 点が常温以下になると焼入れしても変態が終わらず、オーステナイトが残留します。この残留オーステナイトには、靱性を向上させ、割れを防ぐ効果があります。

自動車用薄鋼板では、高強度・高延性化のために、フェライト地にマルテンサイトやベイナイトが硬質相として含まれる鋼種が活用されています。その一つがTRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼ですが、残留オーステナイトが動的加工誘起変態することを利用しており、1990年前後に自動車用の高強度・高延性薄鋼板として実用化された画期的な材料です。高温でオーステナイト中に溶けている炭素は、冷却されてフェライト変態が起こると、残りのオーステナイト中に濃縮されます。通常は変態が進むにつれて鉄炭化物が生成するため、固溶した状態の炭素はほとんどなくなります。しかし、炭化物の生成を抑えるシリコンなどを添加するなど合金成分を調整し、熱処理を最適化することにより、冷却後もオーステナイト中に炭素を高い濃度で固溶させたまま常温でもオーステナイトを安定して得ることができます。TRIP鋼では、残留オーステナイトが、常温で大きな荷重がかかった時にマルテンサイトに変態することで適度な変形能と高強度が両立し、プレス成形での加工性や衝突時の安全性の向上に役立ちます。この残留オーステナイトのさらなる活用は、2000年代以降の次世代高強度鋼板の開発でも進められています。

図3は、低合金から高合金に関して実験室レベルも含めて現在得られている高強度鋼の強度-延性バランスを、引張強度と破断までの全伸びの積で表したものです。現在の自動車用鋼板では、幅広い強度レベルのものが用いられて

いますが、実用上はおよそ20,000 MPa・%のラインに沿っています。その中には、残留オーステナイトを利用するTRIP鋼が強度-延性バランスにおいて特に優れています。

次世代の高強度・高延性鋼板の開発では、オーステナイトの変形および加工誘起変態をさらに高度に制御して、より高い特性を得る試みが行われています。スーパーベイナイト鋼は、TRIP鋼でのベイナイト変態 (オーステンパー) 処理温度をより低温化して、フェライトとオーステナイトのナノメートルサイズの二相メラ組織を利用した鋼種です。 M_s 点を下げるために元々の炭素濃度を0.6~1.0%と非常に高めるとともに、オーステンパー処理時に炭素濃縮が起こることで、オーステナイトは変形時も安定して存在しています。組織の微細化とオーステナイトの塑性変形による加工硬化で優れた特性を得ています。Q&P鋼は、焼入れ (Quenching) と元素分配 (Partitioning) という2つの熱処理の組み合わせで作られます。自動車用薄鋼板をターゲットとするため、もともと0.1~0.3%の低い炭素量の鋼種です。鋼を M_s 点と M_f 点の間の温度に焼入れた (Quenching) 後、比較的高温で保持して、マルテンサイトから未変態オーステナイトへの炭素分配を促進させること (Partitioning) により、TRIP鋼と同様に常温で得られた残留オーステナイトの加工誘起変態で、優れた強度-延性バランスが得られています。マルテンサイトと残留オーステナイトの混合組織を示すので、マルテンサイトTRIP鋼とも言われます。スーパーベイナイト鋼もQ&P鋼も、ともにオーステナイトから炭化物が生成することを防ぐために、TRIP鋼と同様にシリコンを添加しています。

Q&P鋼では、マンガンの添加量をTRIP鋼で含まれる典型的なマンガン量の約1.5%より多い3%あるいは5%まで増やすことで、強度-延性バランスが向上しました。マンガンは鉄鋼中に含まれる5つの基本元素の一つで、炭素鋼で通常0.3~0.6%程度含まれ、高強度鋼では1~2%程度添加されます。オーステナイトを安定にする効果が大きく、1%加えると M_s 点が約30℃、10%加えると300℃以上下がります。現在の合金設計では、目標とするマルテンサイトの変態温度をマンガン量でコントロールする取り組みが多く用いられています。

高マンガン鋼は、室温でオーステナイト単相組織を示す鋼種で、もともと英国で100年以上前に発明された、13%のマンガンと0.8~1.2%の炭素を含有する最初の合金鋼ともいえるべきものにその端を発しています。炭素による固溶強化と双晶変形 (Twinning) による大きな加工硬化によって、高い

強度－延性バランスを示します。2000年前後にドイツから、変形双晶誘起(Twinning-induced Plasticity: TWIP)を利用したTWIP鋼というカテゴリーが提案され、薄鋼板への応用という点で脚光を浴びました。20%以上のマンガン添加に加えて、炭素含有量を最大1%程度まで高めてMs点を室温以下にしています。また、双晶変形を起こすのに必要なオーステナイトの積層欠陥エネルギー(SFE)の制御のために、Si、Alの添加量をコントロールします。これによって、強度－延性バランスが60,000MPa・%と著しく高いものになりました。SFEの大きさによっては、稠密六方格子構造のεマルテンサイトが出ます。このマルテンサイトは形状記憶合金の用途に利用されますが、常温の強度－延性バランスの制御にも使えます。このことから、通常の体心立方あるいは正方晶のα'マルテンサイトによるTRIP、εマルテンサイトによるTRIP、そして双晶変形によるTWIP、さらには転位のすべり変形の複合化を利用した特性の向上が、最先端研究では目指されています。シリコン、アルミニウムの添加量が多くなると材料の密度が低下するので、低密度鋼(Low density steel)という新しい材料のコンセプトにも発展しています。

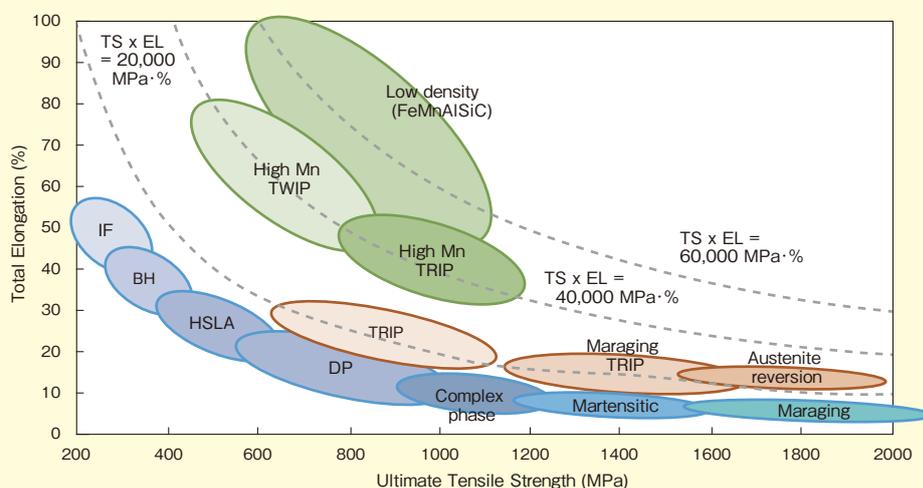
現在の研究の中心は40,000 MPa・%のレベルを目標としたいろいろな複合組織の研究であり、Q&P鋼も含めて3～10%のマンガンを含む中炭素鋼が注目されています。これらの鋼種は、現在の実用鋼の第一世代、高マンガン鋼や

TWIP鋼の第二世代と対比して、第三世代と呼ばれていますが、残留オーステナイトの利用が必須であり、TRIP鋼、Q&P鋼と同じコンセプトの熱処理が用いられます。現在も合金設計と加工や熱処理を組み合わせた複雑なプロセス提案がされており、高マンガン鋼と同様、残留オーステナイト中のSFE制御により複雑な変形モードが利用されるなど、組織と特性に関する論文が数多く発表されています。ただ、コンセプトは良くても、設備作りなどが難しい場合もあり、どこまで実用につながるかは今後の課題になるでしょう。鋼を高強度化すると、環境中の水素により水素脆化を起こす場合があります、高強度化を進める上での高いハードルの一つになっています。この問題を解決するのに残留オーステナイトの扱いが大事だということは、少しずつわかっていますので、今後の研究進展が望まれます。

Q6 データサイエンスを活用した高強度化のアプローチは、現在どの程度まで進んでいますか。

例えば、合金開発においてどの元素をどのくらい混ぜればよいかを考えたときに、元素の種類が増えることで膨大な数の組み合わせが生まれます。鉄鋼材料の中でも、鋼種や用途が違えば蓄積し活用すべきデータは異なってきます。現在のデータ活用の取り組みでも、経験論に基づいて、

■ 次世代の高強度・高延性鋼板の位置づけ(図3)



(元データの出典: <http://www.dierk-raabe.com/steels-brief-introduction/>)

個々の材料データの種類や、データの取り方を取捨選択する場合があります。そのような部分の妥当性については検討の余地がまだまだあります。一方、データサイエンス側から逆問題として高強度化設計を提案していく試みは、まだ端緒についたばかりではないでしょうか。材料強度を支配する結晶中の欠陥の種類と分布、結晶の多様な構造やサイズの変化が共存する中で、先に述べた強化因子と強度との関係に関する加算則の問題を考えても、構造材料の強度の理解と設計は大変難しい課題であると思います。

今後データサイエンスの活用がもっと進められていくのは間違いありません。コンビナトリアルな実験科学的あるいは計算科学的手法を用いた努力で膨大なデータが得られます。材料特性のようなアウトプットだけでなく、特性が生まれる元となった材料の種類や構造、製造条件、実験や計算で用いた仮定や条件なども、すべてデータです。このような多様な種類のビッグデータを取り扱って研究開発にフィードバックし効率化していくところが、データサイエンスの活躍の場です。これにより、開発のスピードアップが図れ、コストも低減できると思います。



今後の研究のためには、産官学の強い連携が期待されますね。

各大学では、研究における産学連携の取り組みがどんどん進んでいます。大学や国研の研究シーズや知見を生かした共同研究の推進はもちろんのこと、アカデミアと産業界とが解決すべき社会的課題を見据えた長期ビジョンを共有して、戦略的な連携がさらに進むことを期待しています。

いま政府が進める科学技術政策では、イノベーション力の強化の一環であるマテリアル革新力強化戦略^{*4}の中で、材料開発でのデジタルトランスフォーメーション(DX)を目指す取り組み、いわゆるマテリアルDXプラットフォーム構想が具体化されて進んでいます。この構想は、高品質なデータの収集・蓄積・活用を戦略的に行うとともに、データが効率的かつ継続的に創出・共有化されるためのプラットフォームを整備するというものです。鉄鋼材料は、結晶の中の元素の存在状態やサイズなどさまざまな組織の多様性を持って

ます。また、製造プロセスの過程や使用環境下での時間変化があり、取るべきデータは他の材料に比べても非常に多く、その蓄積や活用は容易ではありません。しかし、この取り組みは、鉄鋼材料が今後も構造材料の主役として社会インフラに使われていくためには、避けて通れないものです。まずは、産官学の連携により仕組みの構築および有効な手法の開発が行われて、高精度なデータ取得、集積、活用が今後進められれば良いと思います。



強度の限界に挑むために、大切なことは何だと思いますか。

多くの研究者は通常塑性変形ベースの強化を目指しますが、実際に高強度材の応用を阻むのは「破壊」の問題です。破壊が起これば支えられる荷重は一気にゼロになるわけですから、破壊がどこでどのように起こるのかを突き詰めて考えることが、使用可能な限界強度の向上を図るための重要なポイントです。

破壊には、延性破壊と脆性破壊がありますが、局所的な変形や破壊が集中することで、最終的な材料の破断につながります。破壊形態は材料の種類で異なりますし、使用環境で連続的に様相が変化します。例えば、結晶粒界は、粒内変形の進展の抵抗になることで強化因子になっていますが、元々結合力が弱いので、粒内の変形を過度に止めると粒界が破壊の起点になります。高強度化を図るには、破壊に対する抵抗をどう制御するかが永遠の課題です。

このような困難な課題の解決には、いろいろな分野の人が協力して当たる必要がありますね。私は金属組織の専門家ですが、部材設計面からどのような材料特性が望ましいのか、材料の長寿命化に関わる腐食をどのように抑えるべきなのか、などの問題についてはきちんと答えることは出来ません。課題解決においては、金属工学、機械工学、物理学、化学などいろいろな専門家が協力して、一つ一つの目標をクリアしていく以外にはありません。現在分野毎の研究の広がり、分野間の融合はますます進んでいますので、これからもっと成果が上がっていくと期待しています。

今後の研究がたいへん期待されます。本日はどうもありがとうございました。

^{*4} Society 5.0の実現にデジタル・イノベーションを支えるマテリアル・イノベーションが不可欠との考えから、2020年に「マテリアル革新力強化のための戦略策定に向けた準備会合」が設置され、検討が進められている。

連携記事

マルテンサイトの高強度とTRIP鋼の高延性を 実現する中Mn超微細粒組織鋼 第2世代、第3世代の超鉄鋼の実現を目指して

Middle Mn Ultrafine Grained Steels for Realizing both High Strength of Martensitic Steels and High Ductility of TRIP Steels
-A Way for Realizing Second and Third Generation Ultra Steels-

鳥塚史郎
Shiro Torizuka

兵庫県立大学
大学院工学研究科
材料・放射光工学専攻 教授

1 緒言

構造用金属材料の国際競争力は、その国の産業全体の競争力を左右する。強い素材産業があるからこそ、強い自動車産業があり、航空機産業、機械産業がある。自動車用ハイテンは、自動車産業の競争力の根幹をなす。Ni合金やTi合金は今後の日本の航空機産業を支える材料となる。しかし、高強度・高延性であり、靱性も高いという優れたトータルバランスを持った金属材料は存在しない。それは、これらの性質がトレードオフの関係にあるからである。図1に示すように、引張強さ(TS)を上げれば、伸び(全伸びTEL)や靱性は低下してしまう。第3世代の高強度自動車用鋼板AHSS (Advanced High Strength Steel) は、要求される引張強さが1GPa以上で、TS×

TEL>30000MPa%であり、多くの研究者が、トレードオフの関係を打破し、この目標の突破を目指して、研究を行っている¹⁻⁴⁾。

高強度・高延性鋼に関する国内の大きなプロジェクトとしては、このトレードオフの関係を打破し、革新的構造材料を実現することを目標とした国家プロジェクト、産学共創基礎基盤研究プログラム ヘテロ構造制御 (<https://www.jst.go.jp/kyousou/theme/ka.html>) が行われた^{5,6)}。また、現在ではSIPプロジェクト第一期、第二期 (戦略的イノベーション創造プログラム, https://www.jst.go.jp/sip/p05_result.html) が進行中である。また、新構造材料技術研究組合 (Innovative Structural Materials Association : ISMA) も、世界最高性能の自動車用超高強度鋼板を目指し、従来の590MPa級鋼板の

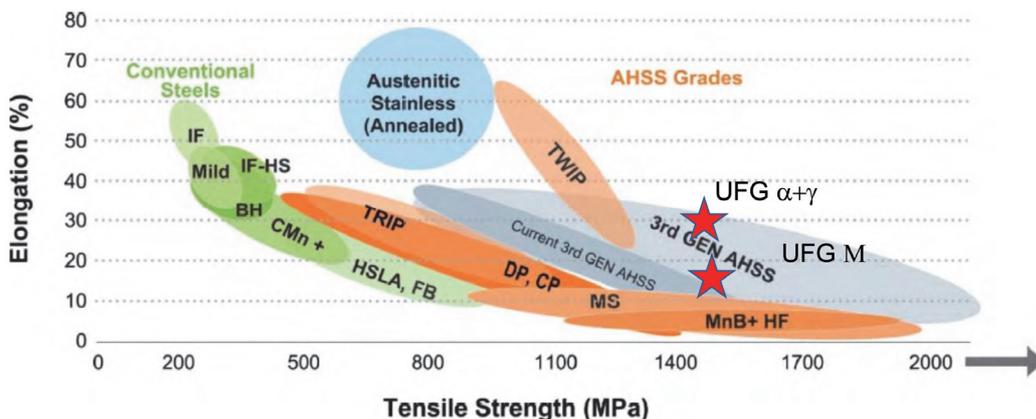


図1 鋼の強度・延性バランスと第3世代AHSS^{1,13)}

2.5倍の引張強度1.5 GPaかつ伸び20%を有する、レアメタルを極力使用しない安価な炭素を活用した薄鋼板を開発することを目標としている (<https://isma.jp/steelsheet/>)。以下、鋼の高強度化・高延性化の研究を論じる。

2 超鉄鋼プロジェクトと超微細粒組織鋼

超鉄鋼プロジェクト(1997-2005)で鉄鋼材料の結晶粒の超微細化と強度2倍化を目標に多くの研究が行われた⁷⁻¹⁰⁾。温間圧延によって、結晶粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の炭素鋼組織を得ることができた。その組織と応力-ひずみ曲線を図2、図3に示す^{7-10,13)}。炭素量0.02%から0.45%まで変化させたすべての鋼種で平均粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の超微細組織を得ることができた。炭素量が0.05%以上では、組織はフェライトと球状のセメンタイトからなっていた(第一世代超鉄鋼)。0.02% Cであっても降伏点が700MPaあり、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ クラスの0.02% Cフェライト組織の場合の2倍以上となった。一様伸びはほぼ0であったが、全伸びは5%あった。炭素量の増加にしたがって、強度と延性は同時に向上し、0.45% Cの超微細粒鋼では、降伏点・引張強さが1GPaとなり、一様伸びが10%全伸び19%となった、これは球状セメンタイトによって加工硬化能が大きくなったためである¹¹⁾。

結晶粒微細化に関して多くの基礎研究がなされ、実用化例もでた^{12,13)}。しかし、TS×TELは20000MPa%以下であり、結晶粒微細化とセメンタイトの分散だけでは、TS×TELは30000MPa%をこえるような高強度・高延性鋼を作製することはできなかった。自動車用の高強度・高延性鋼板、第3世

代のAHSSに対応できるものではない。一方、フェライト+セメンタイト組織超微細粒鋼の特長は、強度-絞りバランスに優れていることである。圧縮加工で成形される部品の製造には適しており、高強度ねじとしてスマートフォンに採用された^{12,13)}。

3 TRIP鋼

自動車用高強度・高延性鋼の代表は、フェライト+ベイナイト+オーステナイト組織からなるTRIP鋼(成分例:0.14% C-2% Si-1.7% Mn)であり、広く実用化されている^{1,14)}。オーステンパーという複雑な熱処理を行う必要があるが、短時間で残留オーステナイトを含んだ組織を形成できる。オーステナイトの体積率は10%程度であるが、Cが濃縮してオーステ

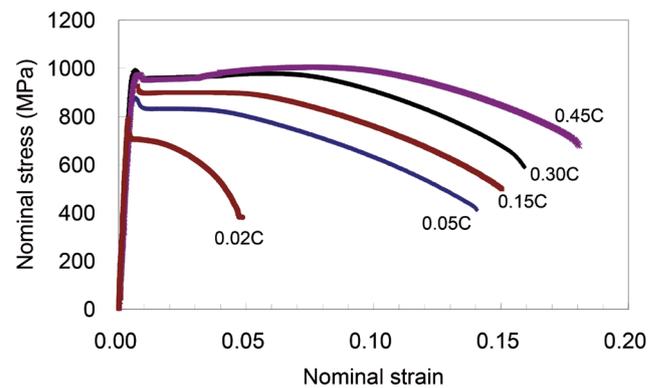


図3 超微細粒炭素鋼の応力-ひずみ曲線⁷⁻¹⁰⁾

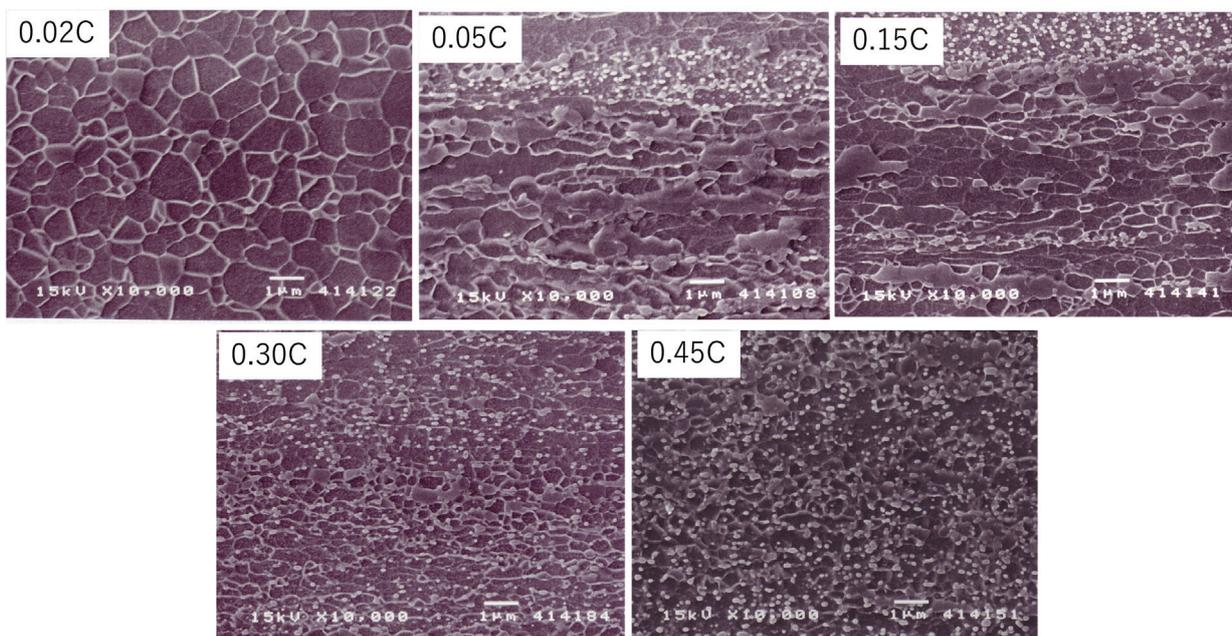


図2 超微細粒炭素鋼の組織⁷⁻¹⁰⁾

ナイトが安定になり、750MPa-35%という優れた強度・延性バランスが得られる。高延性を実現するためには、加工誘起変態のような加工硬化機構を持つ必要があることを端的に示している。しかし、第3世代のAHSSに要求される引張強さが1GPa以上で、TS×TEL>30000MPa%を超えることはできない。他にDP鋼^{15,16)}や、高Mn鋼特有の双晶型マルテンサイト変態を利用したTWIP (Twinning Induced Plasticity) 鋼¹⁷⁾や析出強化型鋼板¹⁸⁾などに関する研究開発が精力的に行われている。最近では、低温オーステンパー¹⁹⁾や Quench and Partitioning²⁰⁾によって、強度・延性バランスを更に向上させる試みやホットスタンピング²¹⁾も報告されている。

4 中Mn鋼

そこで注目されてきたのがMnが3-10%添加された低炭素中Mn鋼である。この中Mn鋼の研究は意外と古く、1972年のMillarの報告から始まっている²²⁾。0.1% C-6% Mn組成の鋼を熱間圧延+冷間圧延+2相域熱処理(640°C×1h)のプロセスで、フェライト粒径0.5μm、オーステナイト体積率30%の組織を得ている。引張強さは1150MPaで全伸び30%を得たと報告されている。ただ、本研究は、Mnの効果というよりは、微細化とホール・ペッチの関係の検証に主眼を置いたものであった。

日本では、古川らが、1977年に、0.1% C-2% Si-5% Mn組成で単純な熱処理を施した低炭素鋼において残留オーステナイトの形成でき、優れた強度・延性が得られることを報告している²³⁾。その後、この中Mn鋼の研究は、筆者も含めて、第3世代のAHSSの候補として世界的に精力的に研究がなされてきた。図4に筆者らの結果を示すが、熱処理温度を変えるだけでTRIP鋼にもなり、フレッシュマルテンサイトとして

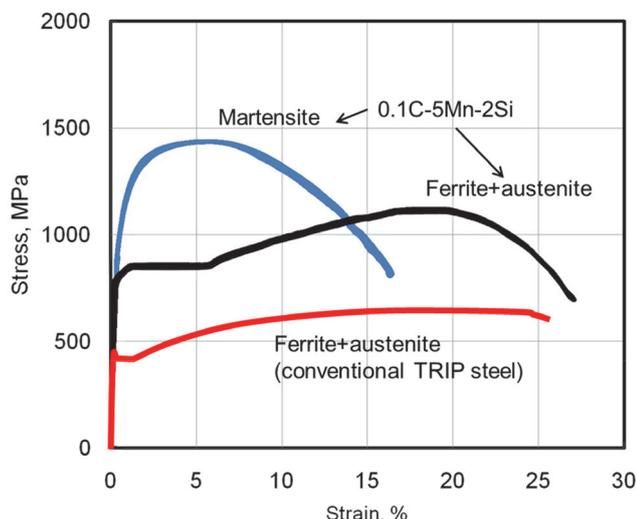


図4 0.1C-2Si-5% Mn鋼と従来TRIP鋼の応力-ひずみ曲線の比較²⁴⁾

も面白い²⁴⁾。Suhらは代表的な研究をまとめている²⁵⁾。TS=1000MPa - TEL=30%クラスを中心に、TS=800-1300MPa, TEL=20-40%が報告されている。

しかしながら、0.1% C-2% Si-5% Mn鋼に代表される中Mn鋼では、最適なオーステナイト分率(20%~40%)を得るのに長時間(3600s以上)の熱処理を要する²²⁾。現在の冷延TRIP鋼生産プロセスは、冷間圧延後の焼鈍方法に箱型炉を用いるバッチ焼鈍ではなく、連続焼鈍である。連続焼鈍プロセスは、二相域加熱とオーステンパー処理の組み合わせといった複雑なプロセスではあるが、600s以内にプロセスを完了させることができる。中Mn鋼の実用化の上でここが最大の問題である。

5 セメントイタメタラジーにもとづく高強度・高延性中Mn超微細粒組織鋼の作製 第2世代超鉄鋼の創製

5.1 2相域熱処理前の初期組織

我々は、中Mn鋼における強度・延性の向上を追求するとともに、このオーステナイト生成時間の10minレベルまでの短時間化を試み研究を行ってきた。6.1で述べるが、Mn添加量が5%あると組織は空冷でもマルテンサイトになる。したがって、熱間圧延後の組織もマルテンサイトになる。したがって、中Mn鋼研究の多くの研究において、マルテンサイト組織が初期組織として用いられている²⁶⁾。一方、熱間圧延材料を冷間圧延した材料も初期組織として、よく用いられている²⁷⁾。初期組織を冷間圧延されたものの方が、組織が微細化し強度・延性バランスも向上することが報告されている。しかし、そもそも冷間圧延前のマルテンサイトがTS1300MPa以上あり、冷間圧延時に割れも生じやすいので、ラポレベルの研究は可能であるが、実用化は難しいと考えている。また、初期組織がマルテンサイトおよび加工されたマルテンサイト両組織とも、2相域熱処理時間が30分以上必要である。連続焼鈍に適用できない。

5.2 セメントイタメタラジー

我々は、初期組織の作製方法として、図5に示す超鉄鋼研究で培った温間圧延を用いた^{24,28)}。0.1C-2Si-5% Mn鋼の温間圧延後の組織は、図5に示すように、微細フェライトとセメントイタ粒からなる第一世代の超鉄鋼と同じ組織である。しかし、図6のTEM写真に示すように、セメントイタ中にはMnが濃縮していて、(Fe₅, Mn₅)₃Cの化学式で表される組成となっていた²⁸⁾。この微細分散したセメントイタが核となつて、図7に示すように、2相域熱処理時に急速に



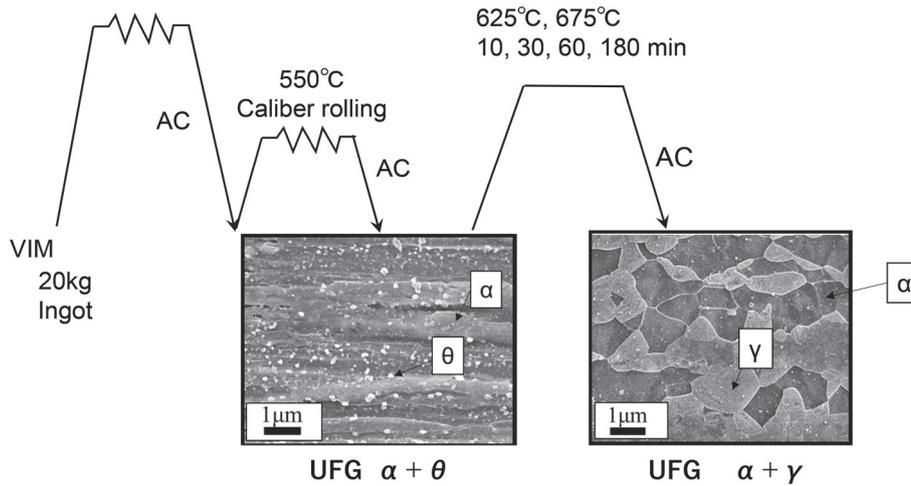


図5 温間圧延と2相域焼鈍²⁸⁾

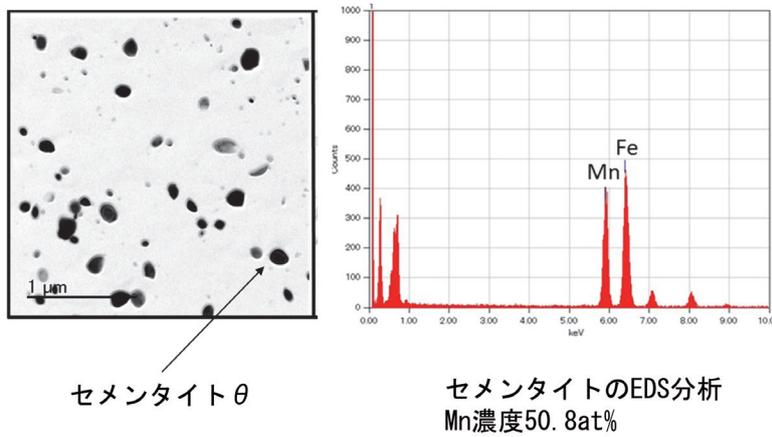


図6 フェライト+セメンタイト組織のTEM観察およびセメンタイトのEDS分析結果²⁸⁾

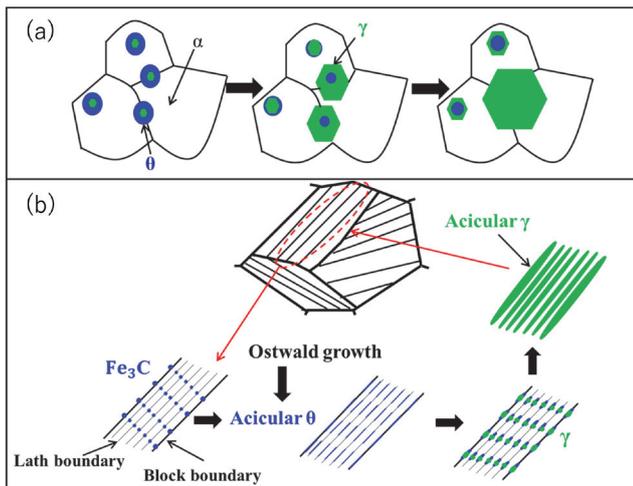


図7 フェライト+Mnリッチセメンタイトからのオーステナイトの生成(セメンタイトメタラジー)とマルテンサイトからのオーステナイトの生成の比較²⁸⁾

の変態が生じる。その結果、図8 (a) に示すように10minで20%のオーステナイト体積を得ることができ、おおよそTS=

1000MPa, TEL=30%を得た。したがって、初期組織を微細フェライト+Mnリッチセメンタイトとすることによって、連続焼鈍にのせることのできる短時間化に成功した。

図8 (b) に示すように強度・延性バランスでTS=1000~1200MPa×TEL=34%を得た²⁸⁻³²⁾。われわれは、あらかじめセメンタイト中にMnを濃縮させて、初期組織として利用する方法をセメンタイトメタラジーと呼ぶことにしている。短時間のMnリッチオーステナイトの生成が可能である。

5.3 さらに高強度・高延性化と放射光解析によるそのメカニズム解析

セメンタイトメタラジーにもとづけば、CやMnを増量しても急速組織形成は可能と考え、0.1C-2Si-5%Mnの基本組成からC濃度を0.3%まで、Mn濃度を7%まで増加させた。また、熱処理条件も変化させた³⁴⁻³⁷⁾。

放射光を利用した引張試験その場透過X線回折は、図9に示すように、引張変形中の加工誘起変態挙動を直接測定できるので、強度・延性発現機構の解析に強力なツールとなる³³⁾。

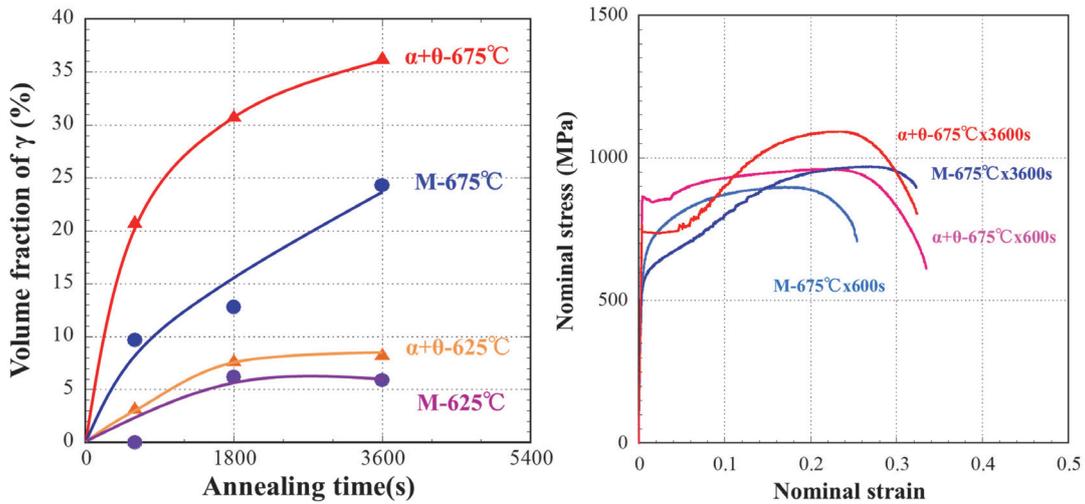


図8 (a) 0.1C-2Si-5%Mn鋼の2相域熱処理によるオーステナイトの生成、初期組織 フェライト + Mnリッチセメンタイト ($\alpha + \theta$) とマルテンサイト M、(b) 応力-ひずみ曲線²⁸⁾

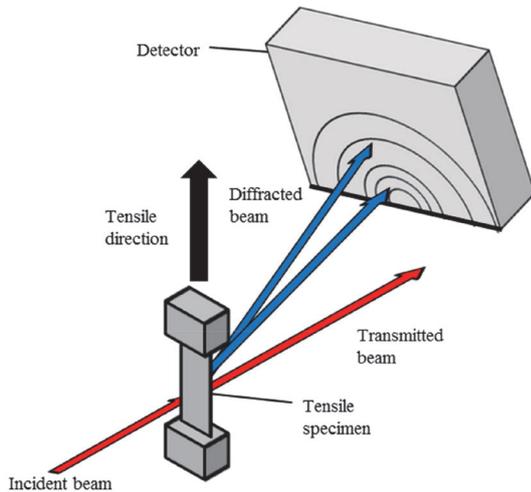


図9 Spring-8を利用した引張試験その場X線回折³³⁾

図10に基本組成である0.1C-2Si-5Mn鋼フェライト + Mnリッチセメンタイト組織およびマルテンサイト組織を、675°Cで焼鈍しフェライト + オーステナイト組織とした材料の公称応力-公称ひずみ曲線(実線)と引張試験中のオーステナイト体積率(破線)を示す²⁸⁻³²⁾。比較として、従来TRIP鋼のデータもプロットした¹⁴⁾。図10に示すように、初期組織 $\alpha + \theta$ 675°C焼鈍材はオーステナイト体積率は35%、TS = 1200MPa、TEL = 30%であった。一方、初期組織M675°C焼鈍材はオーステナイト体積率は26%、TS = 1050MPa、TEL = 28%であった。図10に示すように、加工誘起変態によるオーステナイトの体積率の減少と加工硬化挙動はよく一致していた。また、オーステナイト体積率が0になった時と全伸びもよく一致していた。初期組織 $\alpha + \theta$ が、初期組織Mに比べて優れていたのは、焼鈍後のオーステナイト組織が多いこと、また、オーステナイトの安定性が高いためと考えられる。

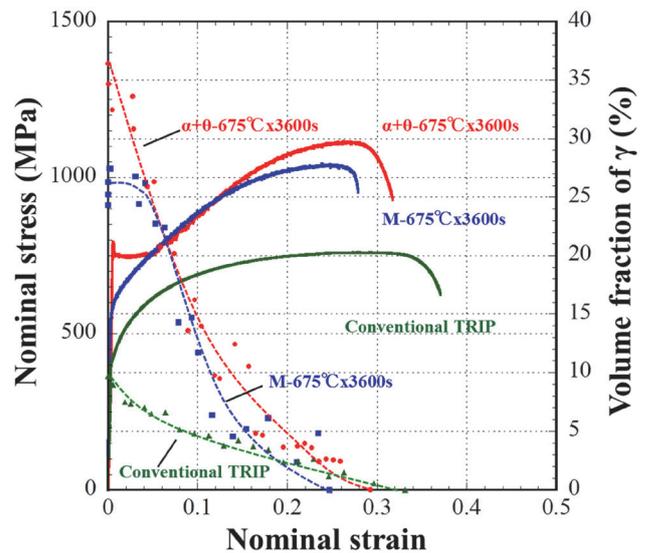


図10 Spring-8を利用した引張試験その場透過X線回折による0.1C-2Si-5%Mn鋼および従来TRIP鋼の引張変形中の加工誘起変態挙動の解析、実線：公称応力-公称ひずみ曲線、点線：オーステナイト体積率²⁸⁾

オーステナイトの安定性が高いと加工誘起変態が徐々に進み、それが高延性化をもたらすと考えられる。オーステナイト中の固溶炭素濃度と固溶Mn濃度を考慮した安定性の評価については、別報で論じる。

図11に0.15C-2Si-5%Mn鋼を温間圧延して、組織をフェライト + Mnリッチセメンタイトとし、その後2相域である675°C、700°Cで焼鈍した材料の公称応力-公称ひずみ曲線(実線)と引張試験中のオーステナイト体積率(破線)を示す³⁴⁻³⁶⁾。675°C焼鈍材は初期オーステナイト体積率が26%、TS = 1050MPa、TEL = 40%を示した。この高延性はオーステナイトの安定性が高いためと考えられる。一方、700°C焼

鈍材では、 γ 体積率が45%と高く、延性をあまり低下させずに強度が大きく向上した。TS=1500MPaでTEL=約27%という強度・延性バランスを実現できた^{34,37}。安定性の高い大きな γ 体積率を得ることができたためだと考えられる。1500MPaはマルテンサイト級の強度であり、全伸び27%は、従来TRIP鋼の40%には及ばないものの、高い伸びである。TS×TEL=45000MPa%と極めて高かった。第2世代の超鉄鋼と考えている。今後、さらなる高強度・高延性を目指してゆく。

6 優れた力学的性質を有する空冷超微細マルテンサイト、第3世代超鉄鋼を目指して

6.1 Mn添加による焼入性の向上

マルテンサイト組織を空冷でつくり込むことができれば、冷却条件によらず安定したマルテンサイト組織を得ることができる。そのため、組織の変動が少なく残留応力も小さいなどのメリットが期待できる。低炭素鋼にMnのみ添加した成分系で、空冷によってマルテンサイト相が得られ、十分な強度・延性・靱性が実現できれば、元素戦略上も有意義である。

C添加量を0.1%と固定し、Mn添加量を0, 1.5, 3.0, 4.0, 5.0, 6.0%と変化させたCCT曲線を図12に示す。変態開始温度とMn濃度の関係を示すが、1.5% Mnでは、ポリゴナルフェライトの生成が認められた。3.0% Mnでは、変態開始点が著しく低下し、フェライトは生成せず、ベイナイトとマルテンサイトが生成するようになった。さらに、5.0% Mnでは、冷却速度によらずマルテンサイトのみが生成するようになった。したがって、空冷でマルテンサイトが得られるMn

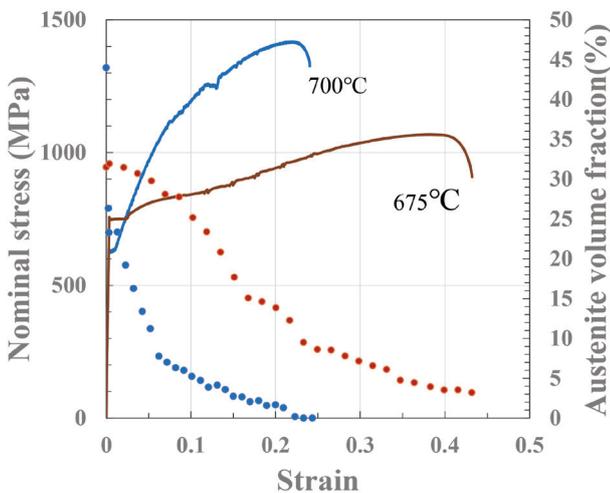


図11 Spring-8を利用した引張試験その場透過X線回折による0.15C-2Si-5%Mn鋼の引張変形中の加工誘起変態挙動の解析、実線：公称応力-公称ひずみ曲線、点線：オーステナイト体積率³⁴⁻³⁶

添加量は5%以上であることがわかった⁶⁾。

6.2 Mn添加量によるマルテンサイト組織の変化

Mn添加量を1.5, 3.0, 5.0, 7.0%と変化させた0.1C-2Si-Mn鋼を1200°C×1時間加熱後空冷で得られた組織のEBSD-IPF(逆極点図)マップと粒界マップを図13に示す³⁸⁾。粒界マップの赤線は方位差角15°以上の大角粒界、青線は5-15°の中角粒界、淡青線は5°以下の小角粒界を表す。ラスマルテンサイトの特有の構造であるパケット、ブロックが存在し、様々な方位のブロックがすべてのMn添加量で確認できた。粒界マップをみると、明らかに、Mn添加量の増加にともない赤色の大角粒界が増大している。そのため、EBSD解析で得られた粒界マップでの大角粒界の全長から、測定面積で割り、大角粒界密度の算出した。Mn添加量7%の大角粒界密度(606 mm/mm²)は、Mn添加量1.5%(354 mm/mm²)に比べて約1.8倍に増大した。また、大角粒界には旧オーステナイト粒界、パケット境界およびブロック境界が含まれるが、その大部分がブロック境界であることから、大角粒界はブロック境界とみなすことができることから、ブロック形成に影響していると言える。そこで、ブロック幅の算出を行った。その結果を図14に示す³⁸⁾。Mn添加量7%のブロック幅(2.0 μm)は、Mn添加量1.5%(3.9 μm)に比べて約1/2に減少した。

6.3 力学的特性

図15に、上記の1200°C加熱・空冷で得られたフレッシュマルテンサイトの公称応力-公称ひずみ曲線を示す³⁸⁾。降伏強度(0.2%耐力)は約950 MPa程度と、Mn添加量によってほとんど変化しない。一方、引張強さとTSはMn添加量が1.5%のときTS=1250 MPa、一様伸びUEL=4.0%であったが、Mn添加量が7%のときには、TS=1500 MPa、UEL=6.5%と、引張強さと一様延性が同時に向上した。全伸びは

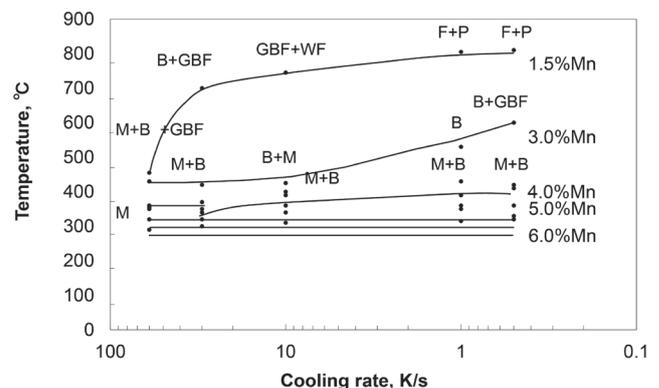


図12 0.1C-2Si-5%Mn鋼のCCT曲線⁶⁾

12%となった。フレッシュマルテンサイトとして、この強度でこの延性は、通常の炭素鋼ではありえない。

6.4 引張変形中の転位密度変化の放射光解析

図16に放射光を用いた透過X線回折実験で得られた0.1C-2Si-1.5, 5% Mnフレッシュマルテンサイト組織の引張変形中の転位密度の変化と真応力-真ひずみ曲線 (0.2%耐力以降)、加工硬化率を示す³⁸⁾。真応力-真ひずみ曲線 (実線) からわかるように、Mn添加量1.5%では、真ひずみ (塑性ひずみのみ) 4.2%まで加工硬化し真応力が増大する。そこで加工硬化率 (実線) と真応力が一致し、くびれが開始する。一方、Mn添加量5%の場合、0.2%耐力はやや高いが、加工硬化挙動はMn添加量1.5%の場合と同様である。しかし、真ひずみが4%を超えても加工硬化が続き、真ひずみ6.5%まで加工硬化し続け、加工硬化率と一致する。

転位密度 (点線) の観点からは、0.2%耐力時の転位密度は、Mn添加量が5%の場合のほうがやや高いが、初期転位密度は $2.5 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 程度であった。Mn添加量1.5%の場合、転位密度は真ひずみ0.03 (3.0%) まで上昇しつづけ、0.04 (4.0%) まではおおよそ一定 $3.0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ であった。一方、Mn添加量5%の場合、転位密度は真ひずみ0.065 (6.5%) まで単調に増大し続けた。転位密度は $4.4 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ となった。5% Mnマルテンサイトの転位密度はMn添加量1.5%の場合の1.5倍となった。

なぜMn添加量5%では、転位密度が真ひずみ6.5%まで増大し続けるのか、その違いを調査するために、式 (1) の転位配列パラメータMを用いて考察した。

$$M = R_e \sqrt{\rho} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 R_e はひずみ場の半径、 ρ は転位密度を示す。Mの値が1より大きい場合はランダムな転位分布、1より小さい場合は転位セル構造を示す。図16に引張変形中の転位配列パラメータMの変化を併記する。Mn添加量1.5%では、真ひずみ2%付近までは、 $M > 1$ とランダムな転位分布を示していたが、ひずみ2%を超えると $M < 1$ となり、転位セル構造の形成を示唆した。一方、Mn添加量5%では、真ひずみ6.5%まで $M > 1$ であって、最高荷重点までランダムな転位分布を示した。TEM観察でも裏付ける結果が出た³⁸⁾。

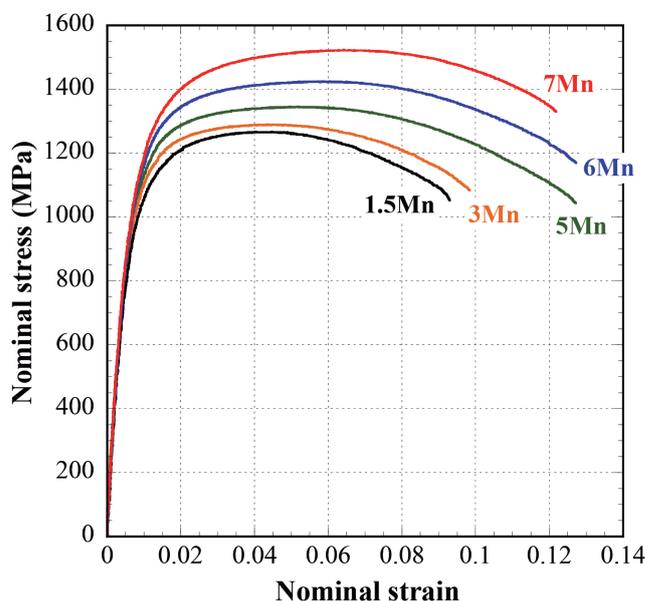


図15 0.1C-2Si-1.5, 3, 5, 7% Mn鋼の応力-ひずみ曲線³⁸⁾

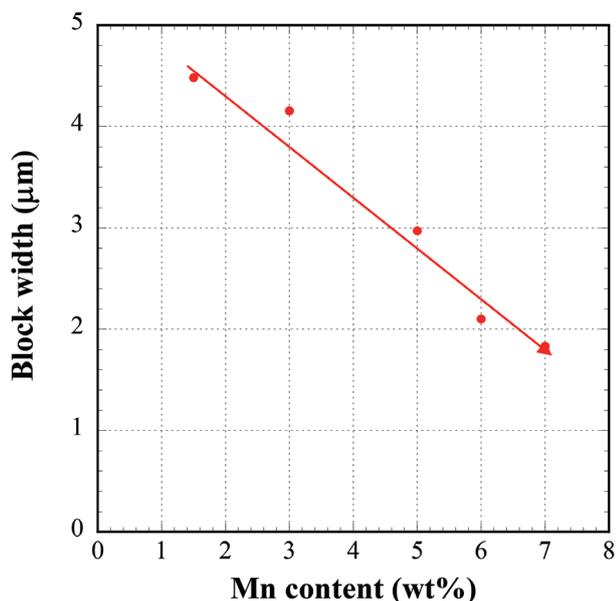


図14 0.1C-2Si-5% Mn鋼のブロック幅におよぼすMn濃度の影響³⁸⁾

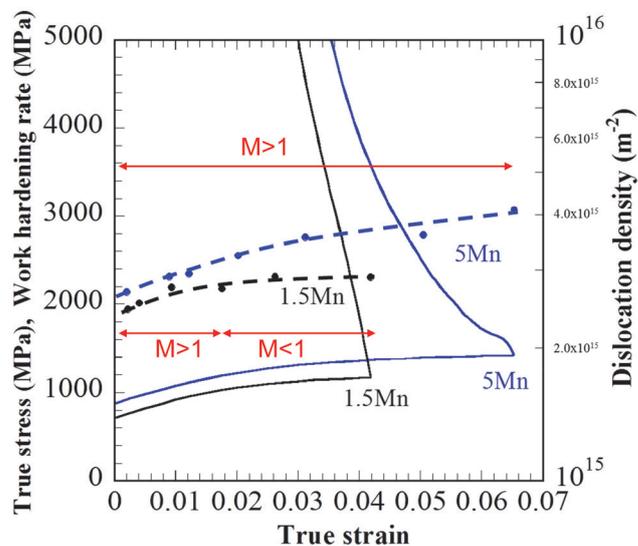


図16 0.1C-2Si-1.5, 5% Mn鋼の真応力-真ひずみ曲線、加工硬化率と転位密度変化、転位配列パラメータM³⁸⁾

これらの結果から、Mnの添加量の増加は転位セル構造の形成を抑制し、転位密度の増加させることができたと考えられる。つまり、Mn添加量の増加は転位セルの形成を抑制し、転位密度を増加させ、加工硬化能の向上をもたらす、強度と延性を同時に向上させたと考えられる^{39,40)}。

TS=1500MPa, TEL=12%はフレッシュマルテンサイトとして、炭素鋼ではあり得ないすぐれた強度・延性バランスである。マルテンサイト単相鋼であり、孔拡張性に優れるなどの期待もできる。今後もC量の影響も含めて検討してゆく^{39,41)}。

6.5 超微細マルテンサイト 第3世代超鉄鋼への挑戦

通常マルテンサイトは、旧オーステナイト粒界・パケット・ブロック・ラスの構造をもち、ひとつの旧オーステナイト(γ)粒から様々な方位(バリエーション)をもつブロックが変態生成する。ところが、オーステナイト粒を微細化してゆくと、シングルパケットマルチブロック、さらに微細化するとシングルブロック(シングルバリエーション)マルテンサイトが生成する可能性がある⁶⁾。

しかし、一般的にオーステナイト粒径を、たとえば再加熱温度の低下によって微細化できても、焼入性が低下してしまい、マルテンサイト単相組織を得ることができない。そのため、旧 γ 粒径の変化によってマルテンサイトの構造が大きく変化することが予想されるが、必ずしも明らかではない。特に、旧オーステナイト粒径が $30\mu\text{m}$ 以下となると、マルテンサイト組織や力学的性質がどのように変化するか明らかではない。

一方、0.1C-2Si-5%Mnの組成では、オーステナイトは極めて安定であるため、変態前オーステナイト組織が微細になってもフェライトが生成せず、変態後のマルテンサイト組織との関係を把握できる^{6,38)}。

図17に700-1200℃で熱処理された試料の組織のEBSD-IPF像と結晶相像を示す⁴²⁾。1200℃の場合、パケット・ブロックからなる典型的なマルテンサイト組織である。パケットサイズが $30\mu\text{m}$ 以上ある。旧オーステナイト粒径も $100\mu\text{m}$ 以上あることが予想できる。熱処理温度が900℃の場合、1200℃の場合にくらべ、明らかに組織が小さくなっているが、パケット・ブロック構造に変わりはない。パケットサイズも $30\mu\text{m}$ 以下、旧オーステナイト粒径も $60\mu\text{m}$ 以下と思われる。さらに熱処理温度を800℃まで低下した場合、図18の拡大図からみても、組織はさらに微細化し、一部に伸長した組織であるブロックもみられるが、等軸粒が主体となる。熱処理温度が750℃の場合、さらに組織は微細化する。伸長組織であるブロックは見られず、フェライト組織のような微細等軸粒のみからなる。等軸粒の大きさは約 $2\mu\text{m}$ であり、その内部にブロックは見られない。熱処理温度が700℃の場合も

同様である。

残留オーステナイトも図17に示す。赤がフェライト相を示し、緑がオーステナイト相を示す。熱処理温度が800℃以上の場合、オーステナイトはほぼ存在しないが、熱処理温度が750℃の場合、少量ながらオーステナイトは存在する。一方、熱処理温度が700℃の場合、10%程度のオーステナイトが存在している。750℃以上の場合、オーステナイトに逆変態し、そこからマルテンサイト変態したと思われる。700℃の場合、2相域温度であり、フェライト+オーステナイト組織となり、オーステナイトはそのまま、残留したと考えられる。

図18にはビッカース硬さも併記しているが、熱処理温度750℃以上では、HV>400以上であり、マルテンサイト組織でなければ説明のつかない硬さである。750℃の熱処理で得られた組織は、一見フェライト単相のような組織であるが、等軸状の形態をした超微細マルテンサイトである。

図18のEBSD-IPF mapで示したマルテンサイト組織のバリエーション解析を行い、旧オーステナイト粒界を明らかにした。平均旧オーステナイト粒径を線分法により求めた。熱処理温度1200℃では平均旧オーステナイト粒径約 $150\mu\text{m}$ であった。さらに、900℃、800℃、750℃と熱処理温度が低下するにつれ、 $26\mu\text{m}$ 、 $7.4\mu\text{m}$ 、 $1.8\mu\text{m}$ と、旧オーステナイト粒径が小さくなることがわかった。熱処理温度750℃の場合、シングルバリエーション構造の等軸マルテンサイトが生成した。

図19に示すように、旧オーステナイト粒径 $150\mu\text{m}$ では、複数のパケットを持ち、パケット中に多数ブロックを持つマルテンサイト(multi-pakets+multi-blocks)組織であり、旧オーステナイト粒径 $26\mu\text{m}$ でも、組織は小さくなるが、同じパケット・ブロック構造(multi-pakets+multi-blocks)をもつ組織となった。一方、旧オーステナイト粒径 $7\mu\text{m}$ の時、パケットが一つしかないシングルパケットで、その中にいくつかのブロックをもつ構造(single pakets+multi-blocks)から成り立つマルテンサイトがみられた。旧オーステナイト粒径 $1.8\mu\text{m}$ の場合、一つの旧オーステナイト粒から一つのブロックが生成するシングルバリエーション(single packet+single block, variant)構造の等軸マルテンサイト組織となった。この結果から、旧オーステナイト粒径が $2\mu\text{m}$ 以下になるとシングルバリエーション変態すると考えられる。

6.6 マルテンサイト組織の強度と延性

図20に各熱処理温度で得られたマルテンサイト組織の公称応力-ひずみ曲線を示す。熱処理温度が750℃(旧オーステナイト粒径 $1.8\mu\text{m}$)、800℃(旧オーステナイト粒径 $7.4\mu\text{m}$)、900℃(旧オーステナイト粒径 $26\mu\text{m}$)、1200℃(旧オーステナイト粒径 $150\mu\text{m}$)は、いずれもフレッシュマルテン

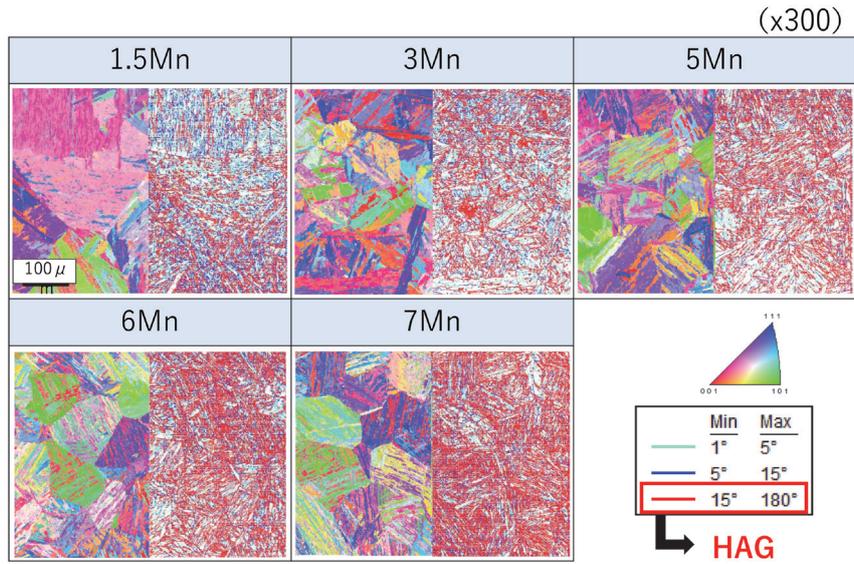


図13 0.1C-2Si-Mn鋼 (mass%) のEBSD-IPF像、粒界像³⁸⁾

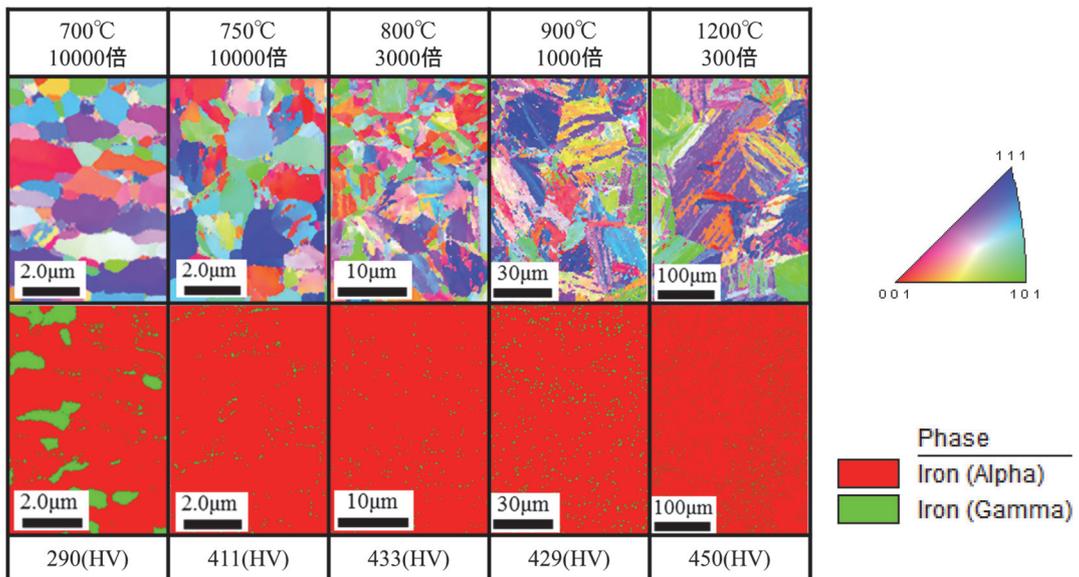


図17 マルテンサイト組織のEBSD-IPF像と結晶相像，熱処理温度700°C，750°C，800°C，900°C，1200°C⁴²⁾

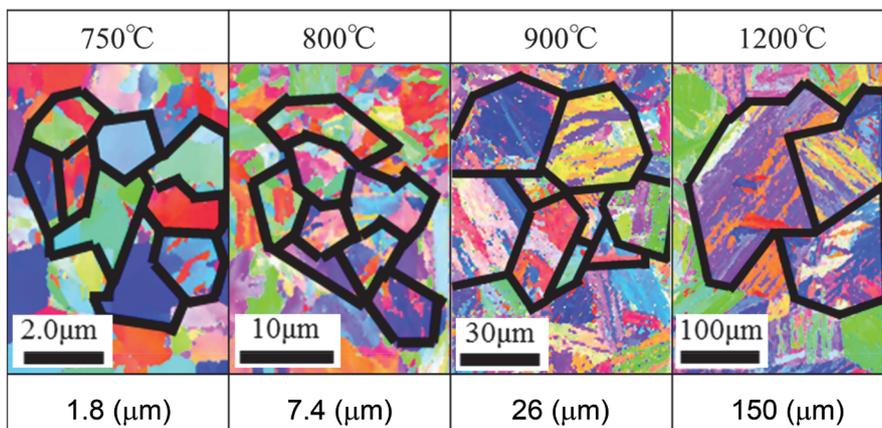


図18 マルテンサイト組織のバリエント解析法で得られた旧オーステナイト粒界と平均粒径，熱処理温度750°C，800°C，900°C，1200°C⁴²⁾

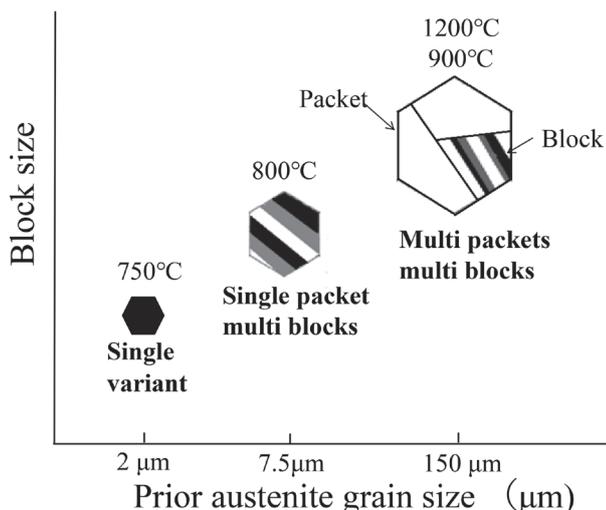


図19 オーステナイト粒径の微細化にともなうマルテンサイト構造の変化⁴²⁾

サイト特有のラウンドカーブ型の応力-ひずみ曲線であった。旧オーステナイト粒径150 μm のときの引張強さTS=1350MPa、一様伸びUEL=6%、全伸びTEL=13%で、強度・延性バランスはTS \times TEL=17550MPa%であったが、旧オーステナイト粒径1.8 μm のときには、TS=1500MPa、UEL=8%、TEL=14%で、強度・延性バランスはTS \times TEL=21000MPa%となり、強度・延性ともに向上した。すなわち、旧オーステナイト粒径が微細化するにつれて引張強さ・一様伸び・全伸びが向上した。したがって、熱処理温度を下げるほど、強度・延性が上昇したわけである。熱処理温度700 $^{\circ}\text{C}$ のときは、組織がフェライト+オーステナイトで、加工硬化型の応力-ひずみ曲線であった。パケット・ブロック構造の微細化、さらに、等軸微細シングルバリエーションマルテンサイトと変化するにしたがって、加工硬化率が上昇するため、マルテンサイト組織がパケット・ブロック構造から等軸微細構造に変化すると、強度と延性が同時に向上した。

従来、微細マルテンサイトを作製できなかったため、旧オーステナイト粒径と力学的性質の関係は明らかではなかったが、Mn添加はそれを明らかにできた。Mn添加を5%、旧オーステナイト粒径を2 μm まで微細化すると、引張強さで1500MPa、全伸びで14%が得られる。Mn添加量の増加も、マルテンサイト組織の微細化も、ともに、加工硬化能向上に寄与するものである。Mnの添加は、マルテンサイトの微細化、シングルバリエーションマルテンサイトの生成を可能にし、マルテンサイトの新しい可能性を示すことができたと考えている。0.1% Cという低炭素であっても、5% Mn添加と微細化の組み合わせによって、1500MPaを得ることができる。1.8GPa級も得られる⁴¹⁾。セメンタイトメタラジーの効果である⁴²⁾。オーステナイトとの複相化も魅力的である。また、

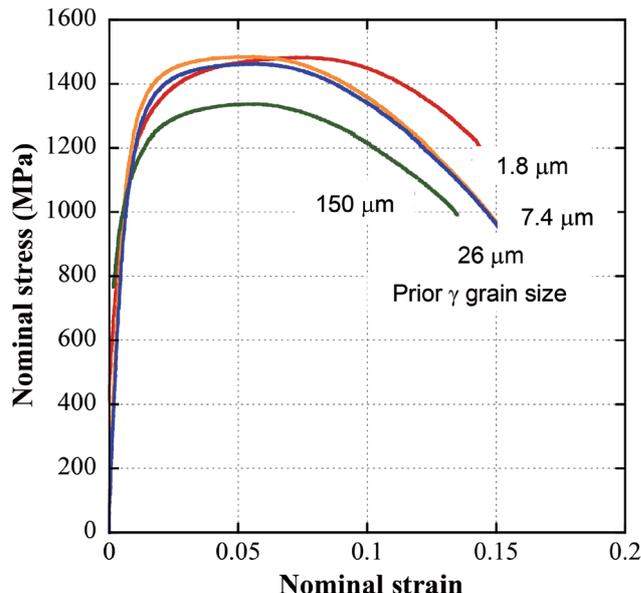


図20 0.1C-2Si-5%Mn鋼の旧オーステナイト粒径の微細化にともなうマルテンサイト組織の強度・延性の向上⁴²⁾

ホットスタンピングなどには有利な技術と考える。セメンタイトメタラジーにもとづく超微細マルテンサイトは第3世代の超鉄鋼を実現できると考えている。

7 まとめ

結晶粒超微細化研究を1996年以来続けてきている。結晶粒超微細化とセメンタイトメタラジーを利用すれば、中Mn鋼は、マルテンサイトの高強度とTRIP鋼の高延性を両立する超微細フェライト+オーステナイト組織および超微細マルテンサイト組織を創製できる。第2世代、第3世代の超鉄鋼といえるものであり、その実現を目指してゆきたい。

謝辞

本研究の遂行にあたり、産学共創基礎基盤研究プログラム(ヘテロ構造制御)、SIPプロジェクト第一期、第二期のご支援を受けた。また、物質・材料研究機構材料創製・加工ステーションの皆様、JASRI佐藤真直様、関係の皆様、兵庫県立大学大学院材料・放射光工学専攻、足立大樹教授、材料強度学研究グループ伊東篤志助教、Kartik Prasad博士、学生の皆様に感謝いたします。

参考文献

- 1) 潮田浩作, 高橋学: ふえらむ, 11 (2006), 779.
- 2) High Strength Steel Sheet for Automobiles—Material Development and Formation Technique, Special Issue : J. Jpn. Soc. Technol. Plast., 46 (2005), 534.

- 3) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda : ISIJ Int., 42 (2002), 910.
- 4) H.Takechi : JOM, 60 (2008), 22.
- 5) 加藤雅治 : 鉄と鋼, 105 (2019), 123.
- 6) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 17 (2012), 852.
- 7) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 10 (2005), 188.
- 8) 大森章夫, 鳥塚史郎, 長井寿 : 鉄と鋼, 89 (2003), 781.
- 9) S.V.S.N.Murty and S.Torizuka : ISIJ Int., 48 (2008), 1088.
- 10) S.Torizuka, E.Muramatsu, S.V.S.N.Murty and K.Nagai : Scr. Mater., 55 (2006), 751.
- 11) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai : ISIJ Int., 44 (2004), 1063.
- 12) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 20 (2015), 408.
- 13) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 24 (2019), 518.
- 14) 伊丹淳, 高橋学, 潮田浩作 : 鉄と鋼, 81 (1995), 673.
- 15) T.Senuma : ISIJ Int., 41 (2001), 520.
- 16) 占部俊明, 細谷 佳弘 : 塑性と加工, 46, 534 (2005), 560.
- 17) G.Frommeyer, U.Brux and P.Neumann : ISIJ Int., 43 (2003), 438.
- 18) 船川義正, 瀬戸一洋 : 鉄と鋼, 93 (2007), 49.
- 19) F.G.Caballero, H.K.D.H.Bhadeshia, K.J.A.Mawella, D.G.Jones and P.Brown : Mater. Sci. Technol., 17 (2001) 9, 512.
- 20) E.Moor, J.Speer, D.Matrock, J.Kwak and S.Lee : ISIJ Int., 51 (2011), 137.
- 21) 小嶋啓達 : 塑性と加工, 54 (2013), 586.
- 22) R.L.Millar : Metall. Trans., 3 (1972), 905.
- 23) 古川敬, 松村理 : 熱処理, 37 (1997), 204.
- 24) T.Hanamura, S.Torizuka, A.Sunahara, M.Imagumbai and H.Takechi : ISIJ Int., 51 (2011), 685.
- 25) D.-W.Suh and S.-J.Kim : Scr. Mater., 126 (2017), 63.
- 26) Y.Bai, Y.Matsui, A.Shibata and N.Tsuji : Mater. Sci. Eng. A, 743 (2019), 57.
- 27) 棗田浩和, 北原周, 橋本俊一 : 鉄と鋼, 104 (2018), 274.
- 28) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹, 伊東篤志 : 鉄と鋼, 105 (2019), 197.
- 29) 熊倉美亜, 鳥塚史郎, 足立大樹, 花村年裕 : CAMP-ISIJ, 28 (2015), PS-32, CD-ROM.
- 30) 熊倉美亜, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 29 (2016), 345, CD-ROM.
- 31) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 30 (2017), PS38, CD-ROM.
- 32) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 31 (2018), 353, CD-ROM.
- 33) 足立大樹, 宮嶋陽司, 佐藤真直, 辻伸泰 : 軽金属, 64 (2014), 463.
- 34) 蓑田和樹, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 32 (2019), 832, CD-ROM.
- 35) 鳥塚史郎, 蓑田和樹, 足立大樹, 伊東篤志 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 338, CD-ROM.
- 36) 鳥塚史郎, 蓑田和樹, 足立大樹, 伊東篤志 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 655, CD-ROM.
- 37) 飯塚亮太, 伊東篤志, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 34 (2021), PS33, CD-ROM.
- 38) 前田晃宏, 鳥塚史郎, 足立大樹 : 自動車技術, 49 (2018), 856.
- 39) 布施太雅, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 32 (2019), 831, CD-ROM.
- 40) 伊東篤志, 布施太雅, 足立大樹, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 339, CD-ROM.
- 41) 應矢隆輔, 伊東篤志, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 34 (2021), PS39, CD-ROM.
- 42) S.Torizuka, Y.Oya, K.Prasad and A.Ito : Materials Performance and characterization, DOI : 10.1520/MPC2020187.

(2021年6月4日受付)

連携記事

Q&Pプロセスにおける基礎原理の究明およびさらなる鋼の特性改善を目指した取り組み

Efforts Aimed at Investigating the Basic Principles of Q&P Process and Further Improving the Properties of Steels

土山聡宏 九州大学
大学院工学研究院
Toshihiro Tsuchiyama 教授

1 はじめに

Q & P (quenching and partitioning) プロセスとは、2003年にSpeerらによって発表された論文“Carbon partitioning into austenite after martensite transformation”¹⁾によって初めて提案された鋼の熱処理法である。低炭素-低合金鋼を焼入れする際に、一部の未変態オーステナイト（以後、未変態 γ ）が残る温度で焼入れを停止し、その後適切な温度で保持することで部分変態させたマルテンサイト中の固溶炭素を未変態 γ 部へ分配させて安定化し、残留オーステナイト（以後、残留 γ ）量を増大させるという考え方がQ&Pプロセスの骨子になっている（Fig.1）。通常のベイナイト変態を利用した低合金TRIP鋼とは異なり、基地がマルテンサイトとなることから、より高強度側の特性を狙うことが可能であり、自動車用の高強度薄鋼板の中でも第3世代先進高強度鋼：3rd Generation Advanced High Strength Steel (AHSS)として、中Mn鋼と並んで注目される材料となった。その後、

Speerらの研究グループをはじめ、多くの研究者らによって、原理¹⁻⁵⁾、プロセス⁵⁻¹⁰⁾、組織¹¹⁻¹⁷⁾、特性¹⁸⁻²⁴⁾、相変態モデリング²⁵⁻²⁹⁾などに関する様々な観点から調査がなされ、高強度鋼の一つのカテゴリーとして広く認知されることになった。本稿でそれら全ての研究の流れを網羅することはできないが、Q&Pプロセスにおける形成組織や特性に関する基礎となる考え方と、いくつかの最近の研究を紹介する。そして、今後の方向性について著者の考えを述べたい。

2 Q&Pプロセスの基本的な考え方

2.1 CPEとCCE

Speerら¹⁾がQ&Pプロセスを初めて紹介した際に、その原理として提案した考え方がconstrained paraequilibrium (CPE)であり、部分変態したマルテンサイトと未変態 γ 間の炭素の平衡関係を与える考え方である。分配処理 (partitioning) が行われる温度は、通常400℃以下の低温であることから、

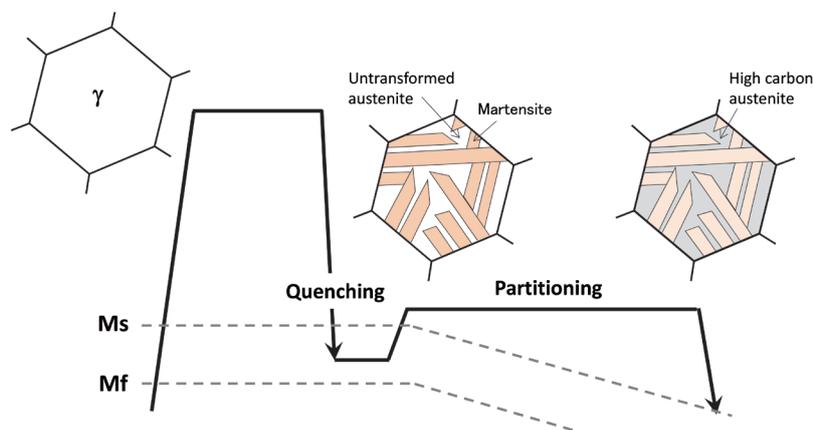


Fig.1 Schematic illustration showing Q&P process.

FeやCrの拡散が一切生じない、すなわち (I) (マルテンサイト/オーステナイト) 界面が移動を生じないことが前提となる。これがconstrainedの意味である。その上で (II) 両相間でCの活量が等しい、(III) Cの物質収支が成立する、という3つの関係を残留 γ 中の炭素量の関数として定式化し、それらを解くことで残留 γ 中の炭素濃度が与えられることになる。置換型合金元素の拡散を考えず、炭素の平衡のみを考える点がパラ平衡の考え方に類似していることから、paraequilibriumとの語を定義しようとしたのである。ところが後にHillertとÅgren^{30,31)}によって、「CPEと言う語はパラ平衡の本質を混乱させる恐れがある。constrainedを動かない異相界面と理解するのであれば、constrained carbon equilibrium (CCE) と呼ぶのがよいのではないか」との提案があり、現在ではCCEとの呼称が一般的となっている。

CCE条件下においては鋼材中のほとんど全ての炭素が未変態 γ 側へ分配すると考えて良い。したがって、焼入れを停止する温度が決まれば、未変態 γ の体積率が決まり、その炭素濃度も決まる。Ms点と炭素濃度の関係はわかっているため、その未変態 γ が室温まで冷却されたときのマルテンサイト変態率もわかる。その考えに基づけば、Fig.2に示すように、最大の残留 γ を形成させるための最適な焼入れ停止温度を決めることが可能である。ただし、CCE条件下では未変態 γ への著しい炭素濃化が生じるため、鋼中の炭素含有量や初期マルテンサイト変態率によっては、予想される残留 γ 中の炭素濃度が数%程度の高い値にまで上昇する点には注意すべきである。

2.2 分配処理時に進行する等温変態 (ベイナイト変態)

上記のように、Q&Pプロセスでは (マルテンサイト/オーステナイト) 界面が移動を生じないことが前提となっている

が、それが生じてしまうとCCE条件がもはや成立しないという問題が生じる。実際に多くの研究例で分配処理時に界面移動が生じていることが確認されており^{11,27,28)}、今では分配処理時に、たとえそれがMs点以下の温度であっても、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行することは周知の事実となっている。つまり、CCE条件は成立していないと考えるのが一般的となっている。そのため、Q&Pプロセスは低合金TRIP鋼におけるオーステンパと何が違うのか? ベイナイト変態に伴う炭素のオーステナイトへの排出と同じではないか? という疑問が生じることになるが、著者ら^{32,33)}は分配処理時にほとんど等温変態を生じないマルテンサイト系ステンレス鋼 (Fe-12% Cr-0.1% C合金) を用いて、等温変態がなくても未変態 γ への炭素濃化が生じることを証明した。また、Mf点が室温以下の高炭素鋼を用いたTojiら^{2,3)}の実験結果 (後述) においても未変態 γ の分解が生じない条件下で固溶炭素の未変態 γ への濃化が生じていることが示されている。したがって、低合金鋼におけるQ&Pプロセスにおいては、CCEで説明される焼入れマルテンサイトから未変態 γ への炭素分配と等温変態に伴う未変態 γ への炭素吐き出しが同時に進行していると考えらるべきであろう。

2.3 分配処理時に生じる炭化物析出とCCE θ

以上の議論により、異相界面の移動が生じない場合はCCE条件に近づくとも思われるが、それを阻害するもう一つ要因が焼入れマルテンサイト中での炭化物の析出である。分配処理に伴い焼入れマルテンサイトが焼戻され、セメンタイトなどの炭化物が析出する可能性がある。その場合、炭素の平衡関係についてはCCEで想定していたマルテンサイト/オーステナイトの二相間ではなく、炭化物も含めた三相間で考えることが必要となる。Tojiら^{2,3)}は、Fig.3に示されるように、マルテンサイト

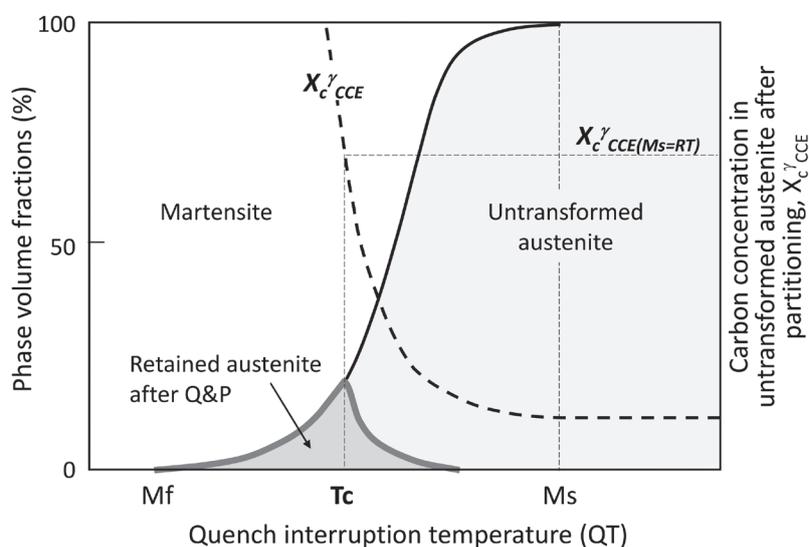


Fig.2 Changes in phase volume fraction and carbon concentration in untransformed austenite as a function of quench interruption temperature under CCE condition.

中にセメンタイト (θ) が析出している状態 (未変態 γ 中の炭素は全て固溶) を考え、CCEに以下の条件を組み込むことで3相間の炭素平衡を考慮した「CCE θ 条件」を提案した。

$$3\mu_{Fe_{CCE\theta}}^{\alpha} + \mu_{CCE\theta}^{\alpha} = G(Fe_3C) \dots\dots\dots (1)$$

$$\mu_{CCE\theta}^{\alpha} = \mu_{CCE\theta}^{\gamma} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\mu_{Fe_{CCE\theta}}^{\alpha}$ はCCE θ 条件下でのフェライト中Fe原子の化学ポテンシャル、 $\mu_{CCE\theta}^{\alpha}$ と $\mu_{CCE\theta}^{\gamma}$ はそれぞれフェライト中およびオーステナイト中の炭素原子の化学ポテンシャルを示している。その結果、CCE条件の場合に予想された未変態 γ への非現実的な著しい炭素濃化が生じることなく、マルテンサイト変態率にほとんど依存しない合理的な炭素濃度の計算結果が得られることが示されている。

2.4 Q&Pプロセスにより得られる鋼の機械的性質の特徴

Q & Pプロセスにより残留 γ 量を増大させた鋼では、TRIP効果が発現することにより、高い強度を有しながらも優れた延性が発現する。Fig.4⁵⁾ は、Speerらによって研究初期に報告されたデータではあるが、様々な鋼種における引張強さと伸びの関係がまとめてある。Q&Pプロセスにより製造された鋼 (以後、Q&P鋼) はオーステンパで製造される低合金TRIP鋼よりも高強度側、マルテンサイト鋼よりも高延性側に位置付けられている。さらに最近では組成や処理条件の改良がなされ、1.7 GPaの引張強さを有し、かつ10%を超える伸びを有する材料も報告されている¹⁸⁾。このようなQ&P鋼の優れた強度や加工硬化性を理解するには、TRIP効果のみならず、マルテンサイトの下部組織、転位密度、炭化物の分散状態、溶質元素

の種類と濃度に加え、残留 γ の体積率、形態と分布、安定度などの様々な組織因子の影響を理解することが重要である。

一方、引張特性以外にも Q&P鋼の優れた性質は種々報告されている。例えば、Q&P鋼の均一な組織と高い降伏比に起因する優れた穴広げ性^{21,22)} や、DP鋼に比べて小さなスプリングバックが報告^{21,22)} されている。また薄鋼板以外の分野でも、ラインパイプ用鋼においてはQ&Pプロセスを用いることでその他の熱処理に比べて幅広い強度-靱性バランスを提供できるとの報告²³⁾ や、転がり軸受における転がり疲労特性が改善されるとの報告²⁴⁾ もある。上記のいずれの特性改善においても、マルテンサイトの高い強度と残留 γ によるTRIP効果 (加工誘起マルテンサイト変態と表現すべきかもしれない) によってもたらされる特徴であると考えられ、さらなる特性向上を目指すにはQ & Pに関する継続的な研究が必要であることは言うまでもない。

3 Q&Pプロセスに関する最近の研究

3.1 ベイナイト変態を考慮したQ&Pモデリング

上記2. 2で述べたように、多くのQ&Pプロセスの場合、分配処理時にベイナイト変態が進行して相比が変化するため、CCE条件を用いて残留 γ 中の炭素濃度の予測を行うことができない。すなわちTRIP効果の挙動と直結する残留 γ の安定度の予測を行うことができない。そこで最近では、Q&P鋼における組織形成を正確に表現するため、マルテンサイトからオーステナイトへの炭素分配とベイナイト変態を組み合わせた速度論に関する研究²⁵⁻²⁹⁾ が注目されている。例えば、Nishikawaら²⁶⁾ は、Fe-0.25% Cおよび0.8% C合金について、

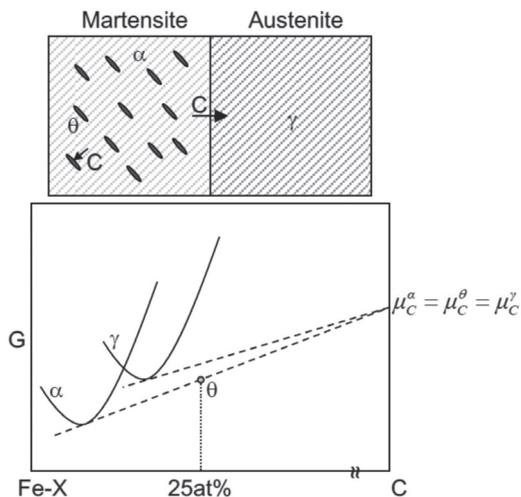


Fig.3 Schematic illustration showing the modified CCE model (CCE θ) proposed by Toji et al. α : ferrite, γ : austenite, θ : cementite, C: carbon, Fe: iron, X: substitutional elements, $\mu_{CCE\theta}^{\alpha}$, $\mu_{CCE\theta}^{\gamma}$, $\mu_{CCE\theta}^{\theta}$: carbon potential in ferrite, austenite, cementite, respectively³⁾.

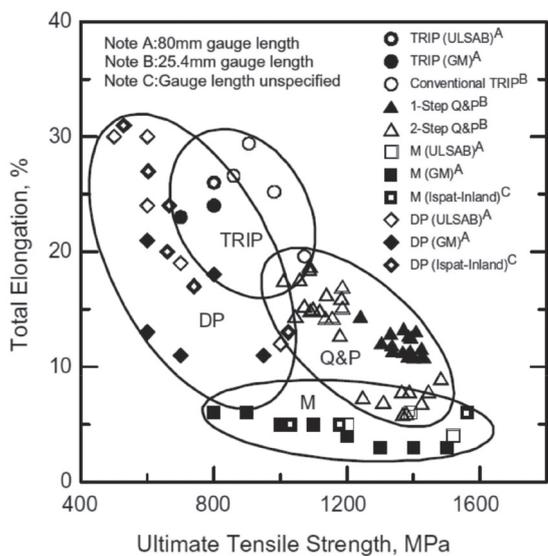


Fig.4 Total elongation vs. ultimate tensile strength for TRIP, dual-phase (DP), martensitic (M), and Q&P sheet steel products⁹⁾. With permission of Elsevier.

オーステナイト中炭素の拡散係数の濃度依存性を考慮したモデルを構築し、ベイナイト変態はマルテンサイト中の炭素濃度の低下にはほとんど影響を与えないが、オーステナイトへの炭素濃化を著しく促進させることを定量的に示している。またDaiら²⁹⁾は、さらにマルテンサイト中の転位に炭素がトラップされる効果、ならびにマルテンサイト中での遷移炭化物の核生成・成長の効果も考慮した分配挙動、すなわち不完全炭素分配 (incomplete carbon partitioning) について議論し、それに伴う残留 γ の安定化および変態挙動について精緻な検討を行っている。その際、合金元素の影響については、(マルテンサイト/オーステナイト) 界面での局所平衡理論 (QP-LE model)²⁷⁾ が応用されている。その結果、各種低合金鋼において報告されているQ&Pに伴う複雑な組織形成挙動がうまく説明されるとしている。

3.2 先端解析手法によるナノスケール組織評価

3次元アトムプローブ (3DAP) がQ&P鋼の組織観察に適用されるようになり、分配処理された鋼中でのナノスケールでの炭素の分配、偏析、析出挙動が明らかになってきた^{2,3,15,16)}。前章で述べたTojiらの論文^{2,3)}では、400°Cで300 s分配処理したFe-0.59% C-2.0Si-2.9% Mn合金における(マルテンサイト/オーステナイト) 界面近傍での炭素およびMnの原子マップが示され、分配処理時間の経過と共に生じる残留 γ への炭素の濃化挙動が定量的に示されている。また、同じく400°Cで300 s分配処理したFe-1.5% Cr-1.5% Mn-1.3% Si-0.2% C合金に3DAPが適用されたPierceの論文¹⁵⁾では、3 at%のiso-surfaceによって厚さ10 nm程度の板状の炭素濃化領域が確認されており、その内部の炭素濃度分布は不均一で、最大炭素濃度が約20 at%であることが示されている。またTEM観察を併用した結果、それが η 炭化物であることを結論づけている。さらにPierceらは、同試料に対してメスバウアー分光法 (Mössbauer effect spectroscopy) を適用し、分配処理時間の経過に伴う炭化物量 (炭化物中の鉄の総量) およびそれに対応する炭素量の変化を明らかにしている。また同研究グループの別の報告¹⁴⁾では、やはりメスバウアー分光法により、分配処理されたFe-0.38% C-1.54% Mn-1.48% Si合金における η 炭化物、残留 γ 、マルテンサイト基地を構成する炭素量比の時間変化が示されている。このように、3DAP、TEM、メスバウアー分光法の複合利用は、従来定性的であったQ&Pプロセスに伴う鋼の組織変化をより定量的に評価できる有力な手法になり得ると期待される。

3.3 Q&Pプロセスを利用した鋼のさらなる特性改善の可能性

オリジナルのQ&Pプロセスに対して、プロセスの改良や対象材料の拡大などによって新しい研究分野の発展も見られ

る。例えば、Hsu⁷⁾はQ&Pの後にTemperingを加えたQPTプロセスを提案している。通常は残留 γ への炭素分配と競合する炭化物の析出は、残留 γ の安定度を低下させる避けるべき反応であると考えられるのだが、Nbなどのマイクロアロイ添加により基地を析出強化させようとする考え方がある。最近、低温処理を複合させる熱処理法 (QPCT)⁸⁾の有効性も指摘されている。一方、対象材料にMnやCrなどの合金元素を添加することでMf点を室温付近まで低下させることにより焼入れ中断を不要とした手法^{9,10)}や、さらに室温への焼入れで準安定オーステナイトとなる成分に調整し、その後の加工によって加工 γ +加工誘起マルテンサイトとしたのちに分配処理を行うDeformed and Partitioned (D&P) steel³⁴⁾やRolling and Partitioning (R&P) method³⁵⁾も提案されている。Huangら³⁴⁾は、Fe-10% Mn-0.47% C-2% Al-0.7% V合金に対してD&Pプロセスを適用することで、高い転位密度を有するマルテンサイト基地、超微細なラメラ状オーステナイト、ナノサイズのバナジウム炭化物などの特徴を有した組織が形成され、条件によっては2 GPaを超える降伏強度と15%を超える伸びが得られることを報告している。その他の特殊なQ&Pプロセスの適用例として、原子炉用の耐熱合金³⁶⁾やダクタイル鋳鉄³⁷⁾への応用研究、またQ&P鋼を基地組織とした金属基複合材料³⁸⁾に関する研究例なども報告されている。それ以外にも、強度-延性・韌性バランスの改善が必要とされる鋼種に対しては、今後さらに広範囲の分野へQ&Pプロセスの利用が広がっていくと予想される。

4 おわりに

本稿ではQ&Pプロセスに関する基礎研究および応用研究を紹介し、その鉄鋼材料への適用の高い可能性について概説した。ただし、本プロセスを工業製品に適用しようとする際、大きな問題になるのが温度制御の難しさであると思われる。とくに大型の鋼材を焼入れる際に冷却速度や冷却停止温度を正確に制御することは至難の業であろう。鋼材中での温度の不均一性も問題になるかもしれない。したがって冷却技術の開発、すなわち、沸騰伝熱現象をはじめとした熱制御科学³⁹⁾の発展も不可欠であると考えられる。さらに、理想的な冷却ができない場合の組織予測も必要になると考えられる。Speerらのグループでは、厚板の連続冷却時の組織制御を可能にするため、冷却過程での熱処理の効果を数学的処理によって加算することで最終組織を予測する試みを行っている⁴⁰⁾。このようにQ&P鋼を実用鋼として適用していくためには、実験室的な熱処理によってより優れた特性を追求すると同時に、実ラインを意識し、総合的な視野から研究開発を進めていくことが不可欠であると思われる。

参考文献

- 1) J.Speer, D.K.Matlock, B.C.De Cooman and J.G.Schroth : *Acta Mater.*, 51 (2003), 2611.
- 2) Y.Toji, G.Miyamoto and D.Raabe : *Acta Mater.*, 86 (2015), 137.
- 3) Y.Toji, H.Matsuda, G.Miyamoto, M.Herbig, P.-Pa Choi and D.Raabe: *Proc. Int. Symp., Steel Science (ISSS 2017)*, Kyoto, (2017), 19.
- 4) A.Behera and G.B.Olson : *Scr. Mater.*, 147 (2018), 6.
- 5) J.G.Speer, D.V.Edmonds, F.C.Rizzo and D.K.Matlock : *Curr. Opinion Solid State Mater. Sci.*, 8 (2004), 219.
- 6) R.A.Stewart, J.G.Speer, B.G.Thomas, E.De Moor and A.J.Clark : *Metall. Mater. Trans. A*, 50 (2019), 4701.
- 7) T.Y.Hsu, X.J.Jin and Y.H.Rong : *J. Alloys Compd.*, 577S (2013), S568.
- 8) K.Wang, K.Gu, J.Miao, Z.Weng, J.Wang, Z.Tan and B.Bai : *Mater. Sci. Eng. A*, 743 (2019), 259.
- 9) B.C.De Cooman, S.J.Lee, S.Shin, E.J.Seo and J.G.Speer : *Metall. Mater. Trans. A*, 48 (2017), 39.
- 10) L.Yuan, D.Ponge, J.Wittig, P.Choi, J.A.Jiménez and D.Raabe : *Acta Mater.*, 60 (2012), 2790.
- 11) N.Zhong, X.Wang, Y.Rong and L.Wang : *J. Mater. Sci. Technol.*, 22 (2006), 751.
- 12) G.A.Thomas, F.Danoix, J.G.Speer, S.W.Thompson and F.Cuvilly : *ISIJ Int.*, 54 (2014), 2900.
- 13) K.S.Choi, Z.Zhu, X.Sun, E.De Moor, M.D.Taylor, J.G.Speer and D.K.Matlock : *Scr. Mater.*, 104 (2015), 79.
- 14) D.T.Pierce, D.R.Coughlin, D.L.Williamson, J.Kähkönen, A.J.Clark, K.D.Clark, J.G.Speer and E.De Moor : *Scr. Mater.*, 121 (2016), 5.
- 15) D.T.Pierce, D.R.Coughlin, K.D.Clark, E.De Moor, J.Poplawsky, D.L.Williamson, B.Mazumder, J.G.Speer, A.Hood and A.J.Clark : *Acta Mater.*, 151 (2018), 454.
- 16) Y.Toji, H.Matsuda, M.Herbig, P.-Pa Choi and D.Raabe : *Acta Mater.*, 65 (2014), 215.
- 17) T.Tsuchiyama, Y.Amano, S.Uranaka and T.Masumura : *ISIJ Int.*, 61 (2021), 537.
- 18) E.De Moor, J.G.Speer, D.K.Matlock, J.-H.Kwak and S.-B.Lee : *ISIJ Int.*, 51 (2011), 137.
- 19) X.Tan, D.Ponge, W.Lu, Y.Xu, X.Yang, X.Rao, D.Wu and D.Raabe : *Acta Mater.*, 165 (2019), 561.
- 20) J.Kähkönen, D.T.Pierce, J.G.Speer, E.De Moor, G.A.Thomas, D.Coughlin, K.Clark and A.Clark : *JOM*, 68 (2016), 210.
- 21) L.Wang and J.G.Speer : *ASM Handbook, Vol. 4A, Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*, ed. by J.Dossett and G.E.Totten, ASM Int., Materials Park, OH, (2013), 317.
- 22) J.G.Speer, D.K.Matlock, L.Wang and D.V.Edmonds : *Comprehensive Materials Processing*, Elsevier, Amsterdam, (2014), 217.
- 23) S.C.Hong, J.C.Ahn, S.Y.Nam, S.J.Kim, H.C.Yang, J.G.Speer and D.K.Matlock : *Met. Mater. Int.*, 13 (2007), 439.
- 24) K.-H.Kim, J.-S.Lee and D.-L.Lee : *Mater. Sci. Forum*, 706-709 (2012), 2152.
- 25) M.J.Santofimia, J.G.Speer, A.J.Clark, L.Zhao and J.Sietsma : *Acta Mater.*, 57 (2009), 4548.
- 26) A.S.Nishikawa, M.J.Santofimia, J.Sietsma and H.Goldstein : *Acta Mater.*, 142 (2018), 142.
- 27) Z.Dai, R.Ding, Z.Yang, C.Zhang and H.Chen : *Acta Mater.*, 144 (2018), 666.
- 28) Y.Li, S.Chen, C.Wang, D.S.Martin and W.Xu : *Acta Mater.*, 188 (2020), 528.
- 29) Z.Dai, Z.Yang, C.Zhang and H.Chen : *Acta Mater.*, 200 (2020), 597.
- 30) M.Hillert and J.Ågren : *Scr. Mater.*, 50 (2004), 697.
- 31) M.Hillert and J.Ågren : *Scr. Mater.*, 52 (2005), 87.
- 32) T.Tsuchiyama, J.Tobata, T.Tao, N.Nakada and S.Takaki : *Mater. Sci. Eng. A*, 532 (2012), 585.
- 33) J.Tobata, K.L.Ngo-Huynh, N.Nakada, T.Tsuchiyama and S.Takaki : *ISIJ Int.*, 52 (2012), 1377.
- 34) B.B.He, B.Hu, H.W.Yen, G.J.Cheng, Z.K.Wang, H.W.Luo and M.X.Huang : *Science*, aao0177 (2017)
- 35) Y.Hosoya, Y.Matsumura, Y.Tomota, Y.Onuki and S.Harjo : *ISIJ Int.*, 60 (2020), 2097.
- 36) H.He, H.Wang, K.He, X.Liang and X.Huang : *Mater. Sci. Eng. A*, 800 (2021), 140364.
- 37) A.S.Nishikawa, G.Miyamoto, T.Furuhara and A.P.Tschipschin : *Acta Mater.*, 179 (2019), 1.
- 38) M.Radajewski, S.Decker, M.Wendler and L.Krüger : *Mater. Sci. Eng. A*, 799 (2021), 140277.
- 39) <https://www.nedo.go.jp/content/100904010.pdf>
- 40) R.A.Stewart, J.G.Speer, B.G.Thomas, E.De Moor and A.J.Clark : *Metall. Mater. Trans. A*, 50 (2019), 4701.

(2021年5月28日受付)

連携記事

超高強度ベイナイト鋼

Ultra-High-Strength Bainitic Steels

高橋 学

Manabu Takahashi

九州大学

大学院総合理工学研究院

教授

1 緒言

輸送機器や建設分野等を含め我々の生活の中で広く利用されている鉄鋼材料の魅力は、なんといってもその強度であろう。近年高強度化の進展著しい自動車分野を見てみると、1GPaを超える強度の鋼材を適用した例も報告されている¹⁾。このような高強度鋼材適用の大きなモチベーションは自動車の衝突安全性の向上と燃費向上のための自動車車体軽量化と言う一般的に相反する要求への対応である。他の構造用実用材料に比べて高比重である鋼材を適用しつつ車体の軽量化を図るためには、最適な部品断面、形状や結合部の最適設計や工夫が必要である。高強度化による鋼板薄手化の為に部品の剛性や衝突時のエネルギー吸収能確保のために、一層の形状最適化を要求すると同時に、成形性の劣化を補う成形加工技術の開発も必要となってくる²⁾。自動車部品の形状自由度を増すために、自動車用高強度鋼板では鋼板のプレス成形性向上が大きな期待と考えられる場合が多い。高強度鋼板では深絞り成形性を支配すると言われる塑性異方性 (r 値) の向上が困難であることから、一般的には延性の向上こそがプレス成形性向上につながると説明される。実際に高強度鋼板を自動車部品に適用する際には、プレス成形性以外にも溶接性や耐食性、耐久性、高速変形特性等、様々な要求特性を満足しなければならないが、プレス成形性においても、延性以外に伸びフランジ成形性や曲げ性等も重要となり、強度-延性バランスのみでは自動車用鋼板の評価はできないことにも注意すべきであろう²⁾。また、延性(ここでは塑性変形能の意味)はプレス加工時だけではなく、衝突時のエネルギー吸収能にも直結することから、衝突安全用部品に適用される鋼板に要求される重要な特性でもある。衝突時の塑性変形能の支配因子については今後一層の研究が必要だと考えるが、プレス成型後にも塑性変形能が残存していることは衝突時のエネ

ルギー吸収に対しても重要であると考えられる。

鋼材には4つの強化機構があり、適切な元素添加と加工熱処理技術を駆使して高強度化が検討されてきた³⁾。マイクロ組織では、最も強度の高いマルテンサイトの有効利用や冷間加工による高強度化が可能なパーライト組織等が集中的に研究されてきた中で、高強度化と共にセメンタイト等の炭化物析出量が増大して靱性や延性を劣化させるベイナイト組織は主に1GPa以下の中程度の強度レベルの鋼材への適用が多かった様である。本解説では、ベイナイト変態の特徴を最大限に利用することによって極めて高い強度と良好な延・脆性を有する鋼材、“nanocrystalline bainite”鋼について概説したい。

2 ベイナイト変態

ベイナイト組織を制御して高強度でかつ延・靱性に優れた鋼材とするためには、まずベイナイト変態の特徴を理解することが重要である。ベイナイト変態は、その変態機構や分類について多くの提案、議論がなされてきたが、本解説ではBhadeshia ら⁴⁾の議論をベースに、本題であるnanocrystalline bainiteの特徴を理解する。Bhadeshia ら^{4,5)}の報告のように、ベイナイト変態の本質はベイニティックフェライトの生成であり、鉄炭化物(鉄炭化物には色々な原子比が存在するが、単純化の為に以降はセメンタイトと称する)の生成はあくまでも2次的な反応と考えられる。従って、ベイナイト変態の機構そのものにはセメンタイト生成の有無は無関係である。ベイナイト変態は無拡散のせん断型変態⁶⁾であり、無拡散で生成したベイニティックフェライト中の過飽和炭素はフェライト生成後に周囲の未変態オーステナイトに拡散する。未変態オーステナイト中の炭素濃度が A_{cm} 以上になり、セメンタイト生成に十分な時間がある場合には、未変態オーステナイトからセメンタイトが析出し、未変態オー

ステナイト中の炭素濃度を低下させる。ベイニティックフェライト生成速度はオーステナイト中の炭素濃度に依存することから、この場合にはベイナイト変態挙動がオーステナイト中でのセメンタイト析出に影響を受けることになる。これはあくまでも2次反応としてのセメンタイト析出の影響を受けるだけで、ベイナイト変態の機構そのものが変化するものではない。低温側ではベイニティックフェライトからオーステナイトへの炭素拡散が炭素過飽和フェライト中でのセメンタイト析出と競合し、固溶炭素がすべて周囲のオーステナイトへ拡散する前にベイニティックフェライト中にセメンタイトとして析出する場合がある⁷⁾。これを古典的には下部ベイナイト、フェライト粒内に鉄炭化物析出が無い場合を上部ベイナイトと呼ぶ。

ベイニティックフェライトの生成とセメンタイトの生成を時間的に完全に分離することができれば、ベイナイト変態挙動にセメンタイト析出の影響はなくなる。このためにはセメンタイト析出を大きく遅らせる必要があり、添加元素としてSi⁸⁾やAl⁹⁾、Cu¹⁰⁾、P¹¹⁾などの効果が報告されている。特にSiは古くからセメンタイト析出を遅らせる添加元素として知られており、セメンタイト中にほとんどSiの固溶限が無いことがその理由であると理解されている。その機構としては、セメンタイトの成長速度がSiの拡散に律速されて非常に遅くなるか、もしくはSiが長距離拡散できない状態(パラ平衡)でのセメンタイト析出の駆動力が著しく低下することに起因している。このように、セメンタイト析出を大きく遅滞させた場合、ベイナイト変態は未変態オーステナイト中の炭素濃度がT₀線(同一成分のオーステナイトとフェライトが同一の自由エネルギーを持つ点の集合体)もしくは、ベイナイト変態に伴う変態ひずみエネルギーを考慮したT₀'線に達した時点で停止する⁴⁾。鋼の化学成分と反応温度が決まれば、このベイナイトの不完全変態によって、炭素をほとんど固溶していないベイニティックフェライトの最大生成可能量が決まる。T₀線は状態図のA_{e3}変態温度同様炭素濃度に対して負の傾きを持っているために、同一成分のベイニティックフェライト生成量は低温程多い。また、T₀線が高炭素側にシフトすれば、この生成量を増加させることができるが、AlおよびCo以外の元素は全て逆にT₀線を低炭素側に移動させる。Fig.1にはT₀'線(変態に伴うひずみエネルギーとして400J/molを採用し、www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/mapmain.htmlに公開されているプログラムを用いて計算した)に及ぼす主な添加元素の影響を示した。添加元素としてはMn, Ni, Co, Alを選択し、各々1mass%添加した際のT₀'線を比較している。Niの効果はMnに比べると小さく、CoやAl添加でT₀'線が高炭素側にシフトしていることがわかる。

Nanocrystalline bainiteの特徴の一つは細粒化である。ベ

イナイトを構成する最小単位であるsubunitはラス状や板状を呈し、ラスマルテンサイトの組織単位と同じようにそのサイズは駆動力およびオーステナイトの強度の影響を受ける。駆動力が大きいほど、即ち、同一成分であれば低温で生成するほど、また、その時のオーステナイトが高強度であるほど、ベイナイトのsubunitサイズ(ラス幅)は小さくなる。一般的なベイナイトでは近接するベイナイトsubunitが同じバリエーションで生成する場合が多く、その境界が転位運動の障害にならないことから、せっかくsubunitを細粒化しても、直接的には強度上昇に貢献しない。これはラスマルテンサイトにおけるラスでも知られている現象であり、後述のようにnanocrystalline bainite鋼で初めてsubunitが強化機構に寄与する組織単位としての地位を獲得したと言える。

ベイナイト変態の速度論はBhadeshia¹²⁾やAzumaら¹³⁾によって議論されている。ベイナイト変態はせん断型の変態であり、その組織単位であるsubunitの成長速度は非常に速い。従って、T₀温度からの過冷度による駆動力の大きさに従って、核生成を繰返すことで変態が進行する。T₀曲線と炭素濃度の関係から明確なように、ベイナイト変態の速度、即ち核生成頻度はオーステナイト中の炭素濃度の影響を最も強く受ける。TTT(等温変態)線図にはベイナイト変態に対応するC曲線と高温での拡散変態(フェライト変態やパーライト変態)に対応するC曲線が存在するが、低合金鋼の多くの場合には、これら2つのC曲線が重なり合っ一つのC曲線の様に観察される。しかしながら鋼の化学成分によっては2つのC曲線が完全に分離し、その間にbayと呼ばれる領域が現れる。2つのC曲線が分離されている場合、ベイナイト変態に対応するC曲線はベイナイト変態開始温度B_sもしくはウィッドマンシュエッテンフェライトの生成開始温度に対応する平坦な変態開始温度(flat top)を持つことが知られている¹²⁾。M_s点以

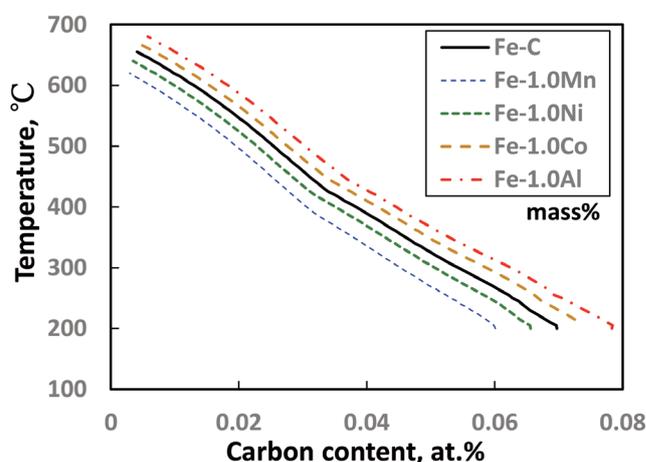


Fig.1 Effect of alloy additions on calculated T₀' curves with 400J/mol strain energy associated with the transformation.

下の等温保持でもベイナイト変態の進行は確認されているが、この際には先に生成したマルテンサイトがベイナイト変態の核生成サイトを増加させることによって、ベイナイト変態が加速される。この現象はswing backと呼ばれている¹⁴⁾。

3 超高強度ベイナイト鋼の提案

生成温度を低下させることによって、その他のマイクロ組織同様、ベイナイト鋼も強度が上昇する¹⁵⁾。しかしながらセメンタイト析出によって韌性が劣化することから、必ずしも有効な手段だとは認識されていなかった。IrvineとPickeringが示すように¹⁶⁾、変態温度を低下させることでマイクロ組織を上部ベイナイトから下部ベイナイトに変化させると、韌性が大きく改善することが知られている。しかしながら、強度が1GPaを超える下部ベイナイト組織は依然として延性・脆性遷移温度が室温以上であり、良好な韌性とは言い難い。これは下部ベイナイトにおいても組織中に、破壊の起点になり得る鉄炭化物が存在することによる劣化と共に、破壊の単位である有効結晶粒径が非常に微細なベイナイトのsubunitサイズよりもずっと大きいことに起因すると考えられる。このような課題を解決する一つの方法としてセメンタイトを生成しない成分設計が提案された。BhadessiaとEdmonds^{17,18)}は約2mass%のSiを添加することでセメンタイト析出を大きく遅らせ、結果としてフェライト(ベイニティックフェライト)とマルテンサイトおよび残留オーステナイトの複合組織を作製し、強度と韌性のバランスに優れた鋼材の可能性を提案した。ベイナイト変態で生成したsubunitはfilm状のオーステナイトによって分離されているために最小組織単位としての特徴を示すことが確認された。この時、韌性向上が期待通りでなかったが、それはベイナイト変態量が十分に確保できなかったために残った塊状で比較的不安定なオーステナイト粒と、冷却中に不安定オーステナイトから生成したマルテンサイトに起因すると考察している¹⁸⁾。

このような塊状のオーステナイトを残留させないためにはベイナイト変態量を増加させることが最も有効であるとして、Caballeroら^{19,20)}は本報の主題であるnanocrystalline bainiteの基本となる成分設計、製造原理を提案した。基本的なアイデアはベイナイトsubunitの微細化と同時に変態量を最大化することであり、このための適した成分設計と変態温度の選択を行うことである。ベイナイト変態量は T_0 もしくは T_0' で決定されるため、ベイナイト変態温度を低下させて変態量を増加させると同時にBhadessiaとEdmonds^{17,18)}が用いた鋼成分をベースにその最適化も検討している。ベイナイト変態温度としては鋼の M_s 点以上が選択されることから、 M_s 点を十分に低下させることも重要な成分設計の要素

である。鋼中炭素は最終的にベイナイトのsubunitを分離するfilm状残留オーステナイトを安定化する為に重要な元素であるが、一方ではオーステナイト中の炭素濃度を高くすることでベイナイト変態量を限定してしまう元素でもある。従って、鋼の焼入れ性なども考慮しながら0.3mass%程度が選択されている。セメンタイト析出を遅らす元素として添加されるSiは韌性劣化を考慮して1.5mass%に制限された。最終的な強度や反応速度を決める元素であるMnはNiやCrに比べて T_0 曲線を低温側にシフトさせる効果が大きいことから、3.0mass%から2.0mass%へと添加量を低下させた。また、2.0mass%Mnを3.5mass%Niで置き換えることによって T_0 温度をさらに高温側にシフトさせた。このようにして T_0 conceptを用いたマイクロ組織設計によって最大強度が1.7GPa程度でmaraging鋼にも匹敵する優れた韌性を持った超高強度ベイナイト鋼を報告している。この提案では、特にベイナイト変態量を拡大(62%もしくは81%)したNi添加鋼で非常に良好な強度-韌性バランスを示すと同時に、1.7GPaで14%の全伸びと言う高延性の特徴も示した。この基本思想を元に、炭素量を増加させてベイナイト変態温度を低温化することで、50nm程度のsubunitサイズを有する超高強度ベイナイト鋼(nanocrystalline bainite鋼)を作成し、圧縮試験ではあるが、2.4GPの最大強度で10%以上の延性を示すことを確認した²¹⁾。しかしながら、せん断型の変態と繰り返し核生成による変態の進行をベースとしたベイナイト変態モデル¹²⁾でも予測されるように、 T_0 conceptから予測されるベイナイト変態量を確保するためには非常に長い熱処理(等温保持)が必要となる。例えば上記2GPを超す超高強度ベイナイト鋼を得るためには190°Cで約2週間の熱処理が必要であった²¹⁾。この極端に長い熱処理時間が大量生産には適さないことから、この後反応を加速するための研究も続けられている。

4 超高強度ベイナイト鋼の特徴

4.1 セメンタイトフリーベイナイト鋼

Nanocrystalline bainiteは基本的にはセメンタイトフリーベイナイトである。ナノ結晶はWhang(2011)の定義に従うと、少なくとも最小マイクロ組織単位の一辺の長さが100nm以下であるとされているので、これに従うとするとnanocrystalline bainite鋼は、subunitの幅が100nm以下のセメンタイトフリーベイナイト鋼であると言える。ベイナイト変態の様なせん断型の変態では、十分に大きな駆動力と適切な母相(オーステナイト)の強度があれば、特別な加工や熱処理を採用することなしにこの条件を満足するマイクロ組織を得ることが出来る。この結果、得られた鋼材の最大強度は2GPaを超えることも可能となる。機械的特性や変形挙動

がsubunitサイズ100nmを境にして大きく変化すると結論付けているわけではないが、後述の様に變形挙動そのものがnanocrystalline bainiteと、より組織単位の大きなセメンタイトフリーベイナイトとで異なると考えられる事ことから、ある範疇のセメンタイトフリーベイナイトをnanocrystalline bainiteと呼ぶことには合理性があると言える。このベイナイト組織を持つ鋼に対して“Super bainite”²²⁾と総称される場合もある様だが、用語“Super bainite”は2011年にTata Steelによって特許化された際の鋼の名称として用いられたものようである²³⁾。この表現はBhadeshia²²⁾によって、“Super bainite : an unfortunate term coined in industry”と評価されている。

破壊やボイド生成の起点となるセメンタイトを含まないベイナイト鋼としてのセメンタイトフリーベイナイト鋼は良好な機械的性質を示すことが認められたが、その強度は一般的にはベイナイトのsubunitサイズに依存するとは考えられていなかった。IrvineとPickering¹⁶⁾によって示されているように、ベイナイト鋼も低温で生成するほど高強度となるが、これは主に生成したベイニティックフェライトに欠陥が多量に導入されることによる硬度の上昇に対応していると理解される。セメンタイト析出が抑制された場合、同一成分のオーステナイトから生成するベイナイトのsubunitサイズは生成温度に依存し、セメンタイトが生成しない条件下では生成温度と共に連続的に減少する。この様にして得られたセメンタイトフリーベイナイトには、ベイナイトsubunit間に残留するfilm状のオーステナイト以外に、ベイナイトシーフ間などに取り残された塊状の残留オーステナイトが認められるのが一般的であり、場合によっては冷却中に不安定オーステナイトから生成したマルテンサイトが混入する場合もある。この様な塊状のオーステナイトやマルテンサイトは延・脆性を劣化させるため、BhadeshiaとEdmonds⁴⁾は、ベイナイトのsubunit間に存在するfilm状残留オーステナイトと塊状残留オーステナイトの比が0.9以上の場合に良好な靱性が得られるとしている。この値が全てのセメンタイトフリーベイナイトに対して成立するわけではないと思われるが、一つの目安と考えてよいであろう。この様な塊状の残留オーステナイトを減少させるためにも、ベイナイトの生成量そのものを増加させることが非常に重要となる。

比較的低強度（例えば1.5GPa以下の強度）のセメンタイトフリーベイナイト鋼についての研究も多く報告されていて、例えばR. Le Houillierら²⁴⁾はFe-0.63C-0.89Mn-0.026Si-0.15Ni-0.31Cr-0.02Mo (mass %) 鋼を1000°Cでオーステナイト化後、400°Cで10分から100分程度の等温保持することでマルテンサイトやセメンタイトを含まないベイニティックフェライトと残留オーステナイトの混合組織が得られること

を報告している。論文中に示されているマイクロ組織写真からも明らかなように、残留オーステナイトとしては塊状のものとベイナイトsubunit間のfilm状のものとが認められる。この様な比較的低強度のセメンタイトフリーベイナイトと残留オーステナイトの混合組織は低合金TRIP型複合組織鋼の研究・開発の中でも取り扱われ、例えばSugimotoら²⁵⁾によって機械特性についても報告されている。M_s以上の温度でベイナイトを生成させたベイニティックフェライトを主組織とした低合金TRIP型複合組織鋼のマイクロ組織にはベイナイトsubunit間のfilm状残留オーステナイトと同時に冷却中に生成したと考えられる塊状のマルテンサイトも確認されている。この様なセメンタイトフリーベイナイト鋼の加工硬化は、フェライトと硬質第二相間の塑性ひずみ分配に起因する内部応力と残留オーステナイトの加工誘起変態に依存すると考察している²⁵⁻²⁷⁾。BressanelliとMoskowitz²⁸⁾が考察しているように、残留オーステナイトを含む鋼が高延性である為には、比較的大きなひずみ領域での加工誘起マルテンサイト変態によってネッキングが抑制されることが重要である。この概念がTRIP型複合組織鋼の開発、改良につながり、広い強度レベルの高延性鋼板が自動車部品に適用されている²⁹⁾。

4.2 超高強度ベイナイト鋼

超高強度ベイナイト鋼がCaballeroら^{19,21)}によって提案されて以降、ナノ結晶の特徴を持つnanocrystalline bainiteを中心にセメンタイトフリーベイナイトに関する研究が数多くみられる。nanocrystalline bainiteの研究に関しては最近提案者の一人であるCaballeroら³⁰⁾によって詳細なレビューが報告されているので参照して頂きたい。超高強度ベイナイト鋼として提案された成分系及びnanocrystalline bainiteの研究対象となっている鋼の代表的な化学成分例をTable1^{20,21,31)}に示した。この表で最初の3鋼種はCaballeroら²⁰⁾によって超高強度ベイナイト鋼として提案された成分系であり、残りの成分系はCaballeroら³²⁾によって第一世代のnanocrystalline bainiteと称されていて、十分な量のベイニティックフェライトを得るためには長時間の熱処理が必要とされる成分系である。これらの超高強度ベイナイト鋼はFig.2に示した様な強度と延性の関係を示す^{20,21,31)}。図中にはTakahashi²⁹⁾が用いている代表的な自動車用高強度鋼板の強度と延性の関係の概念図も同時に示した。図からも明らかなように、これらのベイナイト鋼は従来の自動車用高強度鋼板と比較して高強度であるにも関わらず、大きな延性を示していることが分かる。

これらnanocrystalline bainite鋼の變形挙動はGarcia-Mateoら³¹⁾によって議論されている。變形挙動の特徴の一つは応力-ひずみ曲線の形状である。残念ながら2GPaを超え

Table 1 Alloy chemistries of the first proposed novel high strength bainitic steels and the 1st generation nanocrystalline bainitic steels (mass%).

No	C	Si	Mn	Cr	Mo	others	Reference
1	0.32	1.45	1.97	1.26	0.26	V/0.10	20
2	0.31	1.51	<0.01	1.44	0.25	Ni/3.52,V/0.1	20
3	0.30	1.51	<0.01	1.42	0.25	Ni/3.53,V<0.005	20
4	0.79	1.59	1.94	1.33	0.30	V/0.11	21
5	0.83	1.57	1.98	1.02	0.24	Co/1.54	31
6	0.78	1.49	1.95	0.97	0.24	Co/1.6, Al/0.99	31

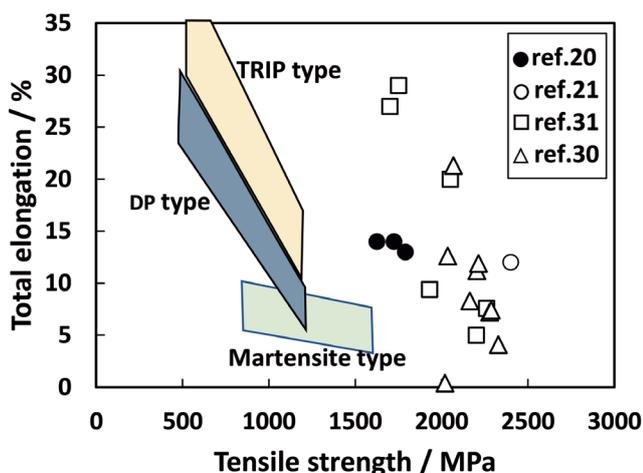


Fig.2 Relations between tensile strength and total elongation of the first proposed novel high strength and the 1st generation nanocrystalline bainitic steels. Illustrative relations of high strength steel sheets for autobody structures²⁹⁾ are also shown.

る強度の nanocrystalline bainite 鋼の応力-ひずみ曲線の報告例は少ないが nanocrystalline bainite の特徴を持つサンプルの応力-ひずみ曲線は全て連続降伏挙動を示す^{31,33-35)}。ベイナイト subunit 中には平衡条件から予想される濃度よりかなり高い炭素の固溶が確認されており、転位等の欠陥へ偏析しているが³⁶⁾、可動転位も十分な量存在すると予想されることと同時に、転位の移動障壁(固溶原子、各種界面、film 状オーステナイト等)が不均一に分布して、低応力で転位が動き得る領域(柔らかい領域)が存在することもこの連続降伏の原因であろうと考察している³¹⁾。また、比較的不安定な残留オーステナイトの弾性変形中の応力誘起変態の影響^{31,37,38)}やオーステナイトそのものの変形挙動の影響³⁷⁾も考えられる。この特徴は焼入れままマルテンサイトの応力-ひずみ曲線の特徴と非常に類似しており、マルテンサイトでは Allain ら³⁹⁾により、Continuum Composite Approach によるモデル化も行われている。また、提示された応力-ひずみ曲線^{31,33-35)}からもわかるように、サンプルに局部くびれが発生する前に破断に至る例も見受けられる。このような現象は高

強度のマルテンサイト鋼や高 Mn 鋼でも観察される現象であり、小山ら⁴⁰⁾は高 Mn 鋼における Si 添加の効果として早期破断や局部延性の低下を考察している。Nanocrystalline bainite 鋼に見られる早期破断の出現理由については今後の研究に期待したい。

Nanocrystalline bainite 鋼の強度の源泉は鉄そのものの強度と添加元素による固溶強化に加えて、微細なベイナイト subunit による粒界強化、変態時の補足変形によって導入された高密度の転位による強化、更に APT (Atom Probe Tomography) でも確認されている subunit 中の固溶炭素による固溶強化、更には残留オーステナイトの加工誘起変態によって生成するマルテンサイト等によると考えることが出来る。ベイナイト subunit 中の炭素は転位等の欠陥に偏析していることから³⁶⁾、炭素原子による固溶強化を考慮するよりはむしろ、変形中の転位の移動度に影響を及ぼしていると考えられる³¹⁾。ベイナイト subunit の粒界強化による強度上昇は $\Delta\sigma_{CB} (MPa) = 115/\bar{L}$ と表される。ここで \bar{L} は subunit の平均 linear intercept で、subunit の平均厚さ $t (\mu m)$ を用いて $\bar{L} \cong 2t$ と表すことが出来る⁴¹⁾。同様に転位密度の効果は転位密度 $\rho (m^{-2})$ に対して $\Delta\sigma_{disl} (MPa) = 7.34 \times 10^{-6} \sqrt{\rho}$ と与えられる⁴¹⁾。これらの式と観測された subunit 厚み及び転位密度を用いて、Garcia-Mateo ら³¹⁾は2種類の nanocrystalline bainite 鋼の強度に及ぼすベイナイト subunit サイズと subunit 中の転位密度の効果算定している。当然のことながらベイナイト変態温度を低下するほどベイナイト subunit サイズの効果が大きくなり、Fe-0.8C-1.59Si-2.01Mn-0.24Mo-1.0Cr-1.51Co (mass%) 鋼では 200℃ のベイナイト変態温度の場合、上記2つの効果の合計は 2.2GPa 程度になり、この中で subunit サイズの効果は 1.6GPa 以上で、強度上昇の大半を担うことになる³¹⁾。ここで注意すべきは、nanocrystalline bainite の応力-ひずみ曲線が、焼入れままマルテンサイトと同様に、比較的小さな弾性減と低ひずみ領域からの大きな加工硬化挙動である。上記 Garcia-Mateo ら³¹⁾の解析によるベイナイト subunit の細粒化効果と転位強化の和であるおおよそ 2.2GPa の強度は観察

された1.4GPa程度のyield strength“YS”よりも大きく、おおよそ最大強度（実際には破断強度と呼ぶべきで、最大強度には達していない）に匹敵している。同じ鋼のベイナイト変態温度を変化させた例やAlloy 2では細粒化効果と転位強化の和は報告されている“YS”に比べて小さくなっているものの³¹⁾、“YS”の評価が0.2%耐力である場合には、この応力が加工硬化を含んだ応力であることにも注意が必要である。

一方、非常に高い延性の発現機構については、未だ十分な理解が得られていないようである³⁰⁾。当初は残留オーステナイトの効果、即ちTRIP効果をその主因と考えていたようであるが^{31,32,38,42,43)}、必ずしも明確な説明が出来ないことが明らかになってきた³²⁾。比較的低強度のセメントイトフリーベイナイト鋼では、加工による残留オーステナイトのマルテンサイト変態が局所くびれを抑制することで大きな延性（均一伸び）を示す²⁵⁾。これに対して、Babuら⁴⁴⁾は、Fe-0.8C-1.5Si-2Mn-1Cr-0.2Mo-1.5Co-1.5Al (mass %) (Table 1の alloy No.6) を900°Cでオーステナイト化した後、200°Cと300°Cでベイナイト変態処理を行い、同じ量の残留オーステナイト(35%)を含む2つのnanocrystalline bainite鋼（ベイナイトsubunitサイズは45~50nm）を作成し、neutron diffractionによって変形中の残留オーステナイトの変態挙動を追跡した。200°C及び300°C熱処理材の残留オーステナイト中炭素濃度はそれぞれ0.67、1.33 mass%であり、引張試験によって得られる均一伸びはそれぞれ2%と10%であった⁴⁴⁾。観察結果から、200°C熱処理材では変形の初期に急速に残留オーステナイト量が低下するのに対し、300°C熱処理材では10%の変形まで残留オーステナイト量の減少は認められなかった⁴⁴⁾。このことから、nanocrystalline bainiteの延性が残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態に依存しないことが示された。200°C熱処理材ではベイナイトsubunitの強度が高いことによって、残留オーステナイトが低ひずみ領域から大きく変形しているが、ベイナイトsubunitの強度が低い300°C熱処理材ではベイナイトsubunitも残留オーステナイトもひずみに対してなだらかな加工硬化挙動を示した⁴⁴⁾。これらの結果から、延性に乏しい200°C熱処理材は変形の初期から変形がオーステナイトに集中し、その結果オーステナイトの応力誘起マルテンサイト変態が促進して早期の破断に至ったと考察した⁴⁴⁾。ベイナイトsubunitも残留オーステナイトも共に変形している300°C熱処理材は大きな延性を示したことから、これら2相の強度の調整が高延性化には重要であると考えられる³⁰⁾。高延性を示すnanocrystalline bainite鋼では、ベイナイトsubunitと残留オーステナイトがひずみ、応力を分担することで複合組織効果によって高延性が得られると理解される³⁰⁾。これらの結果から、セメントイトフリーベイナイトは低強度側では残留オーステナイトのTRIP効果によっ

て、また、高強度側ではベイナイトsubunitと残留オーステナイトの複合組織効果によって高延性を示すと言える。この2つの延性向上機構の境界は明らかではないが、ベイナイトsubunitの強度及び加工硬化挙動、残留オーステナイトの安定性、強度及び加工硬化挙動等が重要な役割を担っているものと考えられる。今後詳細な検討に期待したい。

4.3 第2世代のnanocrystalline bainite 鋼

Nanocrystalline bainiteは非常に高い強度と良好な機械特性（延性、韌性、耐摩耗特性等）を示すが、低温でのベイナイト変態を用いるために、熱処理に長い時間が必要とされる事が最大の難点である。これに対して、低温でのベイナイト変態を促進する試みがなされている。ベイナイト変態を促進する要素としては、変態前の旧オーステナイト粒の細粒化⁴⁵⁾、ベイナイト変態前のマルテンサイト生成^{46,47)}、オースフォーミング⁴⁸⁾、等があげられる。また、オーステナイト中の添加元素と共に、炭素濃度がベイナイト変態速度に大きく影響するために、炭素濃度の低下（約0.13% C⁴⁹⁾、約0.2及び0.3% C⁵⁰⁾、0.34% C³⁴⁾、0.32~0.56% C⁵¹⁾、0.6% C³²⁾等）やT₀曲線を高炭素側にシフトするための合金添加元素の調整⁵²⁾なども提案されている。ベイナイトsubunitをnanoサイズ（100nm以下）にするためには、十分低温でのベイナイト変態を利用する必要があるため、成分設計は単純ではない。0.13% Cまで低炭素化した例⁴⁹⁾では、高合金化して高強度オーステナイトからのベイナイト変態を利用できるようにしたが、実際にはベイナイト変態開始温度B_sとM_sの温度差が著しく小さくなると同時に、生成したベイナイトsubunitが合体成長することで十分な強度が達成できていない。Longらは0.34% Cを選択し³⁴⁾、ベイナイト変態温度を315°Cもしくは320°Cでのベイナイト変態後さらに低温の275~290°Cにステップ状冷却することで平均的なベイナイトsubunitサイズの細粒化を検討したが、100nmとすることには成功していない。Solimanら⁵¹⁾は炭素量を0.32%、0.42%及び0.56%と変化させて、極力低温でのベイナイト変態温度を選択することで、少なくとも0.42% C以上では100nm以下のベイナイトsubunitサイズを達成している。Caballeroら³²⁾の0.6% Cでの結果も含め、現時点では0.4% C以上程度の炭素量で合金元素添加によってM_s点を低下させ、200°C~300°C程度の温度域でベイナイト変態させることでnanocrystalline bainite鋼を得ることが出来るようである。この時の熱処理時間（ベイナイト変態を完了させて十分な量のベイニティックフェライトを得るための時間）は、290°Cで5時間程度、250°Cで10時間程度必要^{32,51)}だと考えられる。工業化を促進するためには一層の短時間化のアイデアが必要であろう。なお、オースフォーミングは短時間化の一つの方法ではあるが、冷間圧延

工程を通らないことから薄手化が困難であり、現在比較的薄手の鋼板が適用されている自動車車体の骨格部材や補強材への適用には適していない。また、より厚手の材料として一般的に熱延鋼板が適用されている足回り部品にこの様な超高強度鋼板が適用される可能性は現時点ではそれほど高くないように思われる。歯車や機械構造用鋼材等での適用展開が期待される。

低炭素化も含めた第二世代の nanocrystalline bainite 鋼の機械的性質をまとめたものが Fig.3 である。図には比較のために Fig.2 に示した nanocrystalline bainite 鋼の強度—延性バランスも示した。強度と延性両方のデータが開示されている場合のみ表示している。上述のように、0.6% C 鋼はベイナイト subunit サイズが十分に小さくなっているために、0.8~1.0% C の nanocrystalline bainite 鋼の機械的性質と同等の特性を示すことがわかる。0.3% C および 0.2% C の集団は nanocrystalline bainite 鋼に比べて強度—延性バランスが若干低い様にも見えるが、従来の高強度鋼板よりも強度が高く、かつ良好な延性を示すことが分かる。これら各鋼材の延性支配因子が、オーステナイトの加工誘起変態起因であるか、Caballero らが指摘している複合組織効果であるかは不明であり、どのようなミクロ組織的条件がその臨界を決めているのかは今後の研究に期待したい。また、Fig.2、Fig.3 どちらのプロットも、局部くびれを示していない早期破断の結果も含めていることに注意して頂きたい。

5 低温変態ベイナイトと組織形成機構

Nanocrystalline bainite は非常に高い強度と延・韌性に優れた機械特性を示すが、低温での変態ゆえに必要な熱処理時間が長いという欠点があった。しかしながら、反応速度が遅い上に、低温での反応で原子の拡散が抑制されていることが、変態によるミクロ組織形成機構の研究には好都合だとも言える。ベイナイト変態は無拡散変態であり、未変態オーステナイト中の炭素濃度が T_0 もしくは変態時に導入されるひずみエネルギーを考慮した T_0' に到達した時点で変態が完了する⁴⁾。しかしながら、高温でのベイナイト変態ではベイナイト subunit から周囲のオーステナイトへの炭素の拡散が非常に速いために、ベイナイト subunit が炭素濃化状態で生成したことを直接的に観察することは困難だった。Nanocrystalline bainite はこのベイナイト変態のメカニズム研究に利用され、 T_0 concept が成立しているだけでなく、ベイナイト subunit が平衡状態で予想されるよりはるかに高い炭素を固溶していることが実験的に確認された^{32,36,44,50,53-58)}。ベイナイト subunit 中の炭素濃度は変態温度

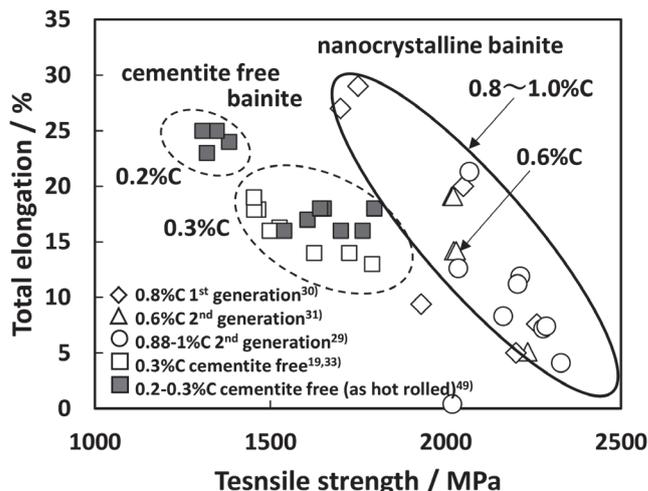


Fig.3 Relations between tensile strength and total elongation of the 2nd generation nanocrystalline and low carbon cementite free bainitic steels together with the 1st generation nanocrystalline bainitic steels.

の低下と共に上昇し、200℃付近では最大で1.0at.%以上の固溶炭素が認められている⁵⁵⁾。フェライト中のこの固溶炭素量は、当然のことながら平衡炭素量に比べてはるかに高く、ベイナイト subunit が炭素過飽和で生成していることの直接的な証拠と言える。Subunit 内には炭素濃度が高い領域(クラスター)とそれ以外の部分が存在し、クラスターの部分以外でも0.2at.%程度の高い炭素濃度を示した³⁰⁾。高炭素マルテンサイトで良く知られている tetragonality の観察結果も報告されており^{58,59)}、Jang ら⁶⁰⁾は、bct 格子構造を持つことによって、フェライト中の炭素固溶量が増加することを理論的に予測している。ベイナイト変態はせん断変態であり、補足変形(Lattice Invariant Shear)によってベイナイト subunit 自身に多くの転位が導入されることと同時に、この補足変形によって未変態オーステナイトに特殊な双晶が導入されることも確認された⁶¹⁾。この様に、無拡散・せん断変態と言うベイナイト変態機構を利用した超高強度鋼材の設計によって生まれた nanocrystalline bainite は結果としてベイナイトの変態機構を明確にするためにも大きな役割を果たした。

Nanocrystalline bainite の機械的性質はベイナイト subunit サイズとベイナイト変態量に大きく依存している。ベイナイト変態量は T_0 concept によって決定され⁴⁾、subunit サイズは変態の駆動力と変態時の母相オーステナイトの強度に依存する。Nanocrystalline bainite を得るためには比較的多量の置換型元素添加が必須となり、その結果、多くの nanocrystalline bainite 用鋼材のベイナイト変態温度域(200℃近傍から300℃超の温度範囲)でのオーステナイト強度はそれほど大きな差を生じていない。Fig.1の計算で用いたプログラムを用いて計算したベイナイト変態温

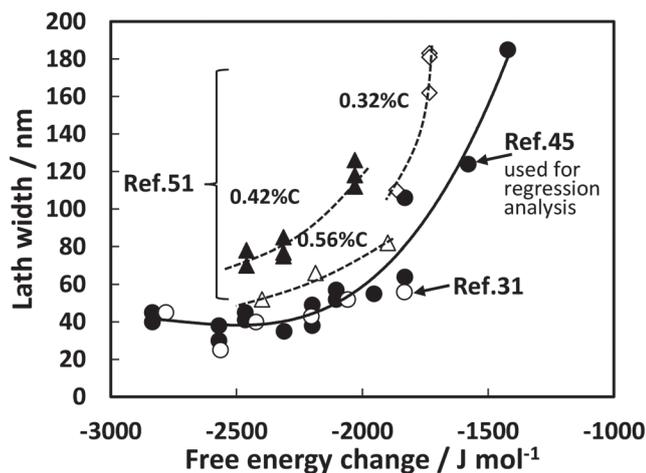


Fig.4 Effects of the driving force for the diffusionless transformation on the lath width of bainite subunit. The solid line is a least square fitting to the data from reference 45.

度における変態の駆動力(変態に伴う自由エネルギー変化)と得られたベイナイト subunit サイズの関係^{31,45,51}を求め、Fig.4に示した。ここで、図中の実線はCaballeroら⁴⁵が報告している nanocrystalline bainite の lath 幅に対して最小二乗法でフィッティングしたものである。別の成分系の nanocrystalline bainite³¹もほぼ同じ曲線上にあることがわかる。これらの結果から、100nm以下の nanocrystalline bainite を得るためには少なくとも -2000J/mol 程度以上の変態の駆動力が必要だと言える。一方、低炭素(0.32~0.56mass % C)によるセメンタイトフリーベイナイト鋼で測定された lath 幅は、同じ変態駆動力でも高炭素(0.8~1.0mass % C程度)のベイナイト subunit の lath 幅と比べると粗大になっている。ベイナイト変態温度におけるオーステナイトの強度をSinghら⁶²の方法で計算し、Fig.4と同様にCaballeroら⁴⁵が報告している nanocrystalline bainite の lath 幅を変態の駆動力とオーステナイト強度の多項式として回帰し、得られた結果を用いて、Garcia-Mateoら³¹および低炭素鋼を用いたSolimanら⁵¹の lath 幅を予測すると、Fig.5に示すように、いずれの場合も1対1の直線状にあり、低炭素鋼でのベイナイト subunit の lath 幅は、オーステナイト強度が低下することによって粗大化していることがわかる。Singhらの方法で計算したオーステナイトの強度は、Caballeroら⁴⁵が報告している nanocrystalline bainite の場合で220~300MPa程度であり、Solimanら⁵¹が報告している低炭素鋼では120~200MPa程度であった。

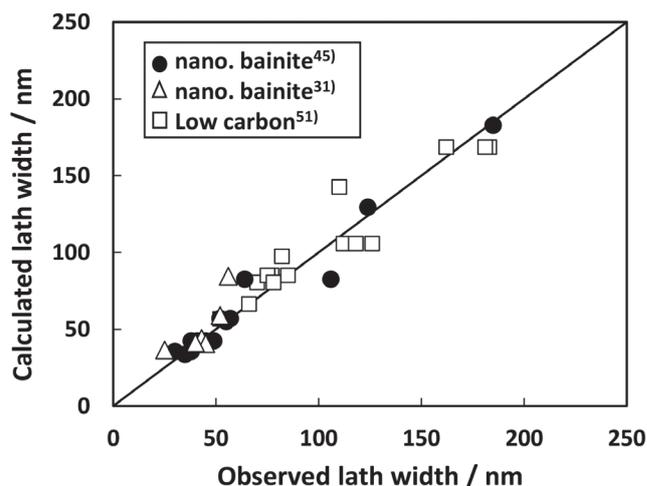


Fig.5 Comparison between observed and calculated lath width of nano crystalline and low carbon cementite free bainite. The relation was first obtained as a polynomial regression of the lath width using the driving forces for the transformation and the yield strength of austenite for the data from reference 45. Then the coefficients were used to calculate the lath width for the data from references 31 and 51 to compare with the observed values.

6 まとめ

Nanocrystalline bainiteは強度と延・韌性を兼ね備えた非常に魅力的な材料である。比較的長時間の熱処理の必要性や、中炭素以上の炭素濃度が必要なことから、現時点では製造性や溶接性に難点が考えられるものの、今後の各種利用技術の進展や nanocrystalline bainite 鋼の製造工程最適化等がこれらの障害を取り除いてくれることを期待する。Nanocrystalline bainite 鋼は鉄鋼材料が決して熟成しきった材料ではないことを具体的に示してくれた材料であるが、1970年代に現れたDual Phase鋼や1980年代から1990年代に注目を集めた低合金TRIP型複合組織鋼も、その実用化には比較的長い年月を要しており、nanocrystalline bainite 鋼も今後実用化のための様々な要求特性を満足するような改善が進むことに期待したい。広い実用性で認知されてきたパーライトとマルテンサイトに挟まれた「中間的な変態生成物」であるベイナイトは今まさに時代をリードする鉄鋼材料の代表的なマイクロ組織として注目を集めている。今後、ナノサイズのマイクロ組織因子とマクロな変形挙動の関係が明確になり、nanocrystalline bainite を含むセメンタイトフリーベイナイト鋼が実用材料としての地位を確固たるものにすることを期待したい。

参考文献

- 1) K.Ishiuchi, T.Kondou, E.Fukuhara, G.Iwasaki, S.Hashimoto, K.Yoshida, N.Yamaguchi and

- N. Yoshikawa : Proceedings of JSAE Meeting, (2013), 20135420.
- 2) 高橋学 : ふえらむ, 24 (2019), 795.
 - 3) 高橋学 : 鉄と鋼, 100 (2014), 82.
 - 4) H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds : Acta Metall., 28 (1980), 1256.
 - 5) H. K. D. H. Bhadeshia : Acta Metall., 29 (1981), 1117.
 - 6) J. M. Oblak and R. F. Hehemann : Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum, Ann Arbor, (1979), 15.
 - 7) M. Takahashi and H. K. D. H. Bhadeshia : Mater. Sci. Technol., 6 (1990), 592.
 - 8) J. Deliry : Nouveau carbure de fer. Transformation bainitique dans les aciers au carbone silicium. Memoriws et Etudes Sciennifiques de la Revue de Metallurgie, 62 (1965), 527.
 - 9) 津崎兼彰, 牧正志, 大橋誠 : CAMP-ISIJ, 4 (1991), 798.
 - 10) 友清憲治, 陳煌潔, 惠良秀則, 清水峯男 : 鉄と鋼, 73 (1987), S1262.
 - 11) H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu : Metall. Trans. A, 20 (1989), 437.
 - 12) H. K. D. H. Bhadeshia : Met. Sci., 16 (1982), 159.
 - 13) M. Azuma, N. Fujita, M. Takahashi, D. Quidort and T. Iung : ISIJ Int., 45 (2005), 221.
 - 14) S. V. Radcliffe and E. C. Rollason : J. Iron Steel Inst., 191 (1959), 56.
 - 15) F. B. Pickering : Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum, Ann Arbor, (1967), 109.
 - 16) K. J. Irvine and F. B. Pickering : J. Iron Steel Inst., 201 (1963), 518.
 - 17) H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds : Met. Sci., 17 (1983), 411.
 - 18) H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds : Met. Sci., 17 (1983), 420.
 - 19) F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones and P. Brown : Mater. Sci. Technol., 17 (2001), 512.
 - 20) F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones and P. Brown : Mater. Sci. Technol., 17 (2001), 517.
 - 21) F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones and P. Brown : Mater. Sci. Technol., 18 (2002), 279.
 - 22) H. K. D. H. Bhadeshia : Millennium Steel 2004, ed. by D. J. Price, (2004), 25.
 - 23) <https://www.cam.ac.uk/research/impact/super-bainite>
 - 24) R. Le Houillier, G. Bégin and A. Dube : Metall. Trans., 2 (1971), 2645.
 - 25) K. Sugimoto, T. Iida, J. Sakaguchi and T. Kashima : ISIJ Int., 40 (2000), 902.
 - 26) K. Sugimoto, M. Kobayashi, S. Yasuki and S. Hashimoto : Mater. Trans., JIM, 36 (1995), 632.
 - 27) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Yasuki : Metall. Trans. A, 28 (1997), 2637.
 - 28) J. P. Bressanelli and A. Moskowitz : ASM Trans. Quart, 59 (1966), 223.
 - 29) M. Takahashi : Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys 1st Edition, 3. New and Improved Steels, 5. TRIP Steel, ed. by F. G. Caballero, Elsevier, (2021), 1.
 - 30) F. G. Caballero and C. Garcia-Mateo : Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys 1st Edition, 3. New and Improved Steels, 6. Super-Bainite, ed. by F. G. Caballero, Elsevier, (2021), 1.
 - 31) C. Garcia-Mateo and F. G. Caballero : ISIJ Int., 45 (2005), 1736.
 - 32) F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo and M. K. Miller : JOM, 66 (2014), 747.
 - 33) K. Hase, C. Garcia-Mateo and H. K. D. H. Bhadeshia : Mater. Sci. Eng. A, 438-440 (2006), 145.
 - 34) X. Y. Long, J. Kang, B. Lv and F. C. Zhang : Mater. Des., 64 (2014), 237.
 - 35) A. Kumar and A. Singh : Procedia Structural Integrity, 13 (2018), 548.
 - 36) F. G. Caballero, M. K. Miller, S. S. Babu and C. Garcia-Mateo : Acta Mater., 55 (2007), 381.
 - 37) M. A. Zacccone and G. Krauss : Metall. Trans. A, 20 (1989), 189.
 - 38) H. K. D. H. Bhadeshia : Mater. Sci. Eng. A, 481-482 (2008), 36.
 - 39) S. Allain, O. Bouaziz and M. Takahashi : ISIJ Int., 52 (2012), 717.
 - 40) 小山元道, 澤口孝宏, 津崎兼彰 : 日本金属学会誌, 79 (2015), 657.
 - 41) R. W. K. Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia : Steels, Microstructure and Properties, Edward Arnold, London, (1995), 311.
 - 42) S. Khare, K. Lee and H. K. D. H. Bhadeshia : Metall. Mater. Trans. A, 41 (2010), 922.
 - 43) H. K. D. H. Bhadeshia : Proc. R. Soc. A, 466 (2010), 3.
 - 44) S. S. Babu, S. Vogel, C. Garcia-Mateo, B. Clausen,

- L.Morales-Rivas and F.G.Caballero : *Scr. Mater.*, 69 (2013), 777.
- 45) C.Garcia-Mateo, F.G.Caballero and H.K.D.H.Bhadeshia : *ISIJ Int.*, 43 (2003), 1821.
- 46) H.Kawata, K.Hayashi and M.Takahashi : *Proc. of the 1st International Symposium on Steel Science, ISIJ, Kyoto*, (2007), 127.
- 47) W.Gong, Y.Tomota, S.Harjo, Y.H.Su and K.Aizawa : *Acta Mater.*, 85 (2015), 243.
- 48) W.Gong, Y.Tomota, Y.Adachi, A.M.Paradowska, J.F.Kelleher and S.Y.Zhang : *Acta Mater.*, 61 (2013), 4142.
- 49) H.-S.Yang and H.K.D.H.Bhadeshia : *Mater. Sci. Technol.*, 24 (2008), 335.
- 50) F.G.Caballero, M.J.Santofomia, C.Garcia-Mateo, J.Chao and C.Garcia de Andrés : *Mater. Des.*, 30 (2009), 2077.
- 51) M.Soliman and H.Palkowski : *Proc. Eng.*, 81 (2014), 1306.
- 52) F.G.Caballero and H.K.D.H.Bhadeshia : *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8 (2004), 251.
- 53) C.Garcia-Mateo, M.Peet, F.G.Caballero and H.K.D.H.Bhadeshia : *Mater. Sci. Technol.*, 20 (2004), 814.
- 54) F.G.Caballero, M.K.Miller, A.J.Clark and C.Garcia-Mateo : *Acta Mater.*, 63 (2010), 442.
- 55) F.G.Caballero, H.-W.Yen, M.K.Miller, J.-R.Yang, J.Cornide and C.Garcia-Mateo : *Acta Mater.*, 59 (2011), 6117.
- 56) F.G.Caballero, M.K.Miller, C.Garcia-Mateo and A.J.Clark : *J. Alloys Compounds*, 577S (2013), S626.
- 57) F.G.Caballero, M.K.Miller and C.Garcia-Mateo : *Mater. Chem. Phys.*, 146 (2014), 50.
- 58) C.Garcia-Mateo, J.A.Jimenez, H.-W.Yen, M.K.Miller, L.Morales-Rivas, M.Kuntz, S.P.Ringer, J.-R.Yang and F.G.Caballero : *Acta Mater.*, 91 (2015), 162.
- 59) C.N.Hulme-Smith, I.Lonardelli, A.C.Dippel and H.K.D.H.Bhadeshia : *Scr. Mater.*, 69 (2013), 409.
- 60) J.H.Jang, H.K.D.H.Bhadeshia and D.-W.Suh : *Scr. Mater.*, 68 (2013), 195.
- 61) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds : *Metall. Trans. A*, 10 (1979), 895.
- 62) S.B.Singh and H.K.D.H.Bhadeshia : *Mater. Sci. Eng. A*, 245 (1998), 72.

(2021年5月19日受付)

特別講演

□第181回春季講演大会学術功績賞受賞記念特別講演
(2021年3月19日)

鉄鋼プロセスと熱物性研究の融合

Approach to Steelmaking Processes from the Perspective of Thermophysical Properties

須佐匡裕 東京工業大学
物質理工学院
Masahiro Susa 教授



*脚注に略歴

1 はじめに

東京工業大学・名誉教授・永田和宏先生のご推薦により、今年の3月、日本鉄鋼協会から学術功績賞を受賞するに至りました。まずは、永田先生および関係の皆様にご心よりお礼を申し上げます。

話を学生のときから始めるが、私は学部の卒業研究として「溶融硫酸ナトリウム中の酸素の透過度」に関する研究テーマをいただいていた。試料を透過してくる酸素を検出するための酸素濃淡電池を作るのにたいへん苦労したが、酸素透過度に及ぼす溶存遷移金属酸化物の影響について、1年間である程度まとまったデータを出せたので、先生がそれを論文にしてください¹⁾。修士課程では研究テーマを変えることになるが、子どもの頃から「熱」というものに興味があった私は、一つ上の先輩がやっていた熱伝導率測定をやりたいと申し、先輩を引き継ぐ形で「固体および液体スラグの熱伝導率の測定」に取り組ませていただいた。

その研究の内容は1981年の秋に、京都で開催された講演大会で報告させていただいた²⁾。私にとっては初めての学会発表である。座長は、プログラム上では名古屋大学の坂尾先生であったが、当日、東北大学の白石先生に変更となった。後日談であるが、この講演概要の英語版をNPLのMills先生もご覧になっていたため、後の留学がとてもスムーズに行えた。以降、このお二人にはいろいろとお世話になった。

鉄鋼協会には、もともとから「融体物性」という分野があり、その頃の主な研究対象は、鉄やスラグの密度、拡散係数、粘度、表面張力などであった。スラグの熱伝導率の測定は、

私が学生の頃によく、いくつかのグループで始まったばかりという感じであった。たとえば、CaO-SiO₂-Al₂O₃系溶融スラグの熱伝導率の報告値には数倍くらいの違いがあり、どれが正しいのかというような状況であった。

それ以来約40年間、私は、「熱物性」あるいは熱流束を記述するために必要な「熱物性値」といった観点から鉄鋼プロセスを眺めてきた。そのために、本稿のタイトル（それは賞への推薦題目でもあるのだが）では、「融体物性」ではなく、「熱物性」という言葉をつかっている。タイトルは、いささか大風呂敷を広げた感じではあるが、それに少しでも見合うように、著者がこれまでに行ってきた研究のうち、鉄鋼プロセスに関係する熱物性についての研究をいくつか紹介したいと思う。なお、私は最近「ふえらむ」の「私の論文」というトピックに記事を書いたばかりである³⁾。そこで紹介した論文も熱物性研究の一つではあるが⁴⁾、それについてはここではあまり触れないこととする。

2 これまでに行った鉄鋼プロセスに関係する熱物性研究

2.1 熱伝導率の測定

私をはじめ熱物性に関わったのは、上述のように、修士課程の学生のときである。修士論文の内容は、その後「鉄と鋼」に論文として掲載されたので⁵⁾、まずその内容を説明したいと思う。

私が所属した研究室では、非定常熱線法（細線加熱法）という方法を用いて、溶融スラグの熱伝導率の測定に取り組ん

* 1982年に東京工業大学・修士課程を修了後、松下電子工業（株）に勤務し、1986年に東京工業大学に助手として任用され、1990年に同大学で工学博士を取得した。2年間の英国物理研究所留学を経て、1993年に東京工業大学・助教授、2002年に同大学・教授となり、2020年より物質理工学院長を務める。

でいた。その測定プローブの概略図を図1に示すが、これを用いて測定原理を説明する。図の中央部にヒーターと記されたPt-13% Rh線があるが、これが熱線である。この熱線に一定電流を流すと、熱線がジュール加熱され、その温度が上昇する。この温度上昇 (ΔT) は、周囲にあるスラグ (試料) の熱伝導率 (λ) に依存する。これらの間の関係を数式で表すと以下ようになる。

$$\Delta T = (Q / 4\pi\lambda) \times (\ln t + C) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 Q は熱線単位長さ当たりの発熱量、 π は円周率、 t は通電時間、 C は定数である。 ΔT は四端子法の原理を用いて測定するが、これを $\ln t$ に対してプロットして、その直線の傾きから熱伝導率を算出する。スラグ中に対流がある場合には、式(1)のような直線性は得られず、上に凸の曲線になる。そのデータを無理やり解析すると、熱伝導率が大きく計算されることになる。

当時、非定常熱線法は、鉄鋼協会内ではほとんど認知されていないように思えたが、化学工学や機械工学の分野ではかなり普及していた。ただし、そこでの測定対象は主に粘度の低い有機溶媒や熔融塩で、測定温度も低かった。この方法の原理に近い、細くて ($10\mu\text{m}\phi$)、長い (10cm) 熱線が使用されていたが、それを粘度の高い熔融スラグに挿入すると、線が切れてしまう。また、 1000°C を超える高温において長さ 10cm にもわたる均熱帯をつくることも難しい。結局、著者らは $150\mu\text{m}\phi$ で 5cm ないしは 3cm のPt-13% Rh線を熱線として使用した。専門家からは「太くて短い熱線法」と揶揄されたが、水やグリセリンなどに適用したところ、文献値と一致するデータが得られた。また、熱線を裸のまま、スラグのよ

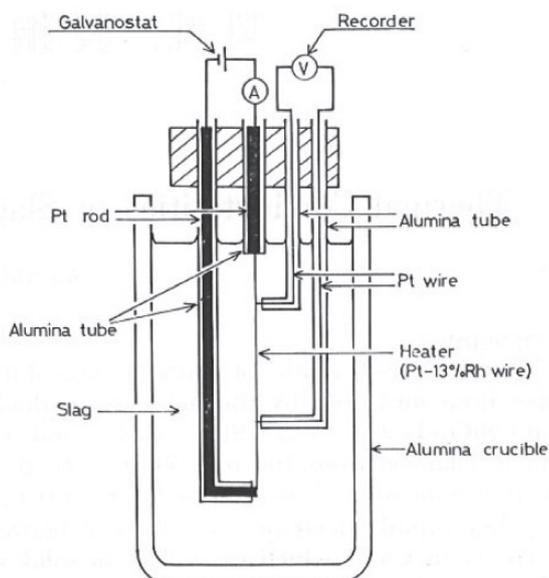


図1 非定常熱線法の装置の概略図⁵⁾

うなイオン性融液に挿入することについても、漏れ電流の懸念があると指摘されたが、太くて短い熱線では、熱線/試料の界面抵抗に比べて熱線の電気抵抗が小さいために、その心配はないことがわかった。さらに著者らは、熔融スラグ中の対流を防ぐために、試料の上下で少し温度差をつけるなどの工夫をし、非定常熱線法を製鉄・製鋼スラグに適用した。その結果は文献5に報告している。

その結果の一例として、CaO-SiO₂-Al₂O₃系熔融スラグの熱伝導率を図2に示している。この測定は、熔融スラグに測定プローブを挿入し、熔融状態から始めた。まず降温過程で測定し、ある温度で昇温過程の測定へと切り替えた。図中の白抜きシンのボルは降温過程での測定結果、対応する黒塗りのシンのボルは昇温過程での測定結果である。また、室温に戻したときの試料はガラス状態であることを確認している。したがって、この試料の熱伝導率は、温度とともに上昇し、ガラスの軟化とともに低下、液相線温度 (mp) を超えても連続的に低下するといえる。なお、この系の熔融状態の測定は1温度だけであるが、その領域の曲線は、より低融点のスラグであるNa₂O-SiO₂系の測定値を参考にして描いたものである。CaO-SiO₂-Al₂O₃系熔融スラグについては、その後、森田先生のグループでも測定が行われ、著者らの結果に近い値と温度依存性を報告している⁶⁾。一安心というのが正直なところである。

ところで、図2には、約200点のプロットがある。1点が1つの ΔT vs $\ln t$ の直線に対応している。私が学生の頃は、ようやくプログラム電卓は出てきたが、まだPCやデジタルマルチメータはない時代だったので、チャートレコーダの出力を手描きで片対数グラフにプロットし、定規を当てて傾きを計算した。また、測定温度を変化させた場合には、もちろんつぎの温度平衡を確認してから測定するのだが、同一温度においても、測定と測定の間には約30 minのインターバルをとっている。相当な手間暇をかけて行った実験だということはお分かりいただけるだろう。私は、修士の2年間に12組成の

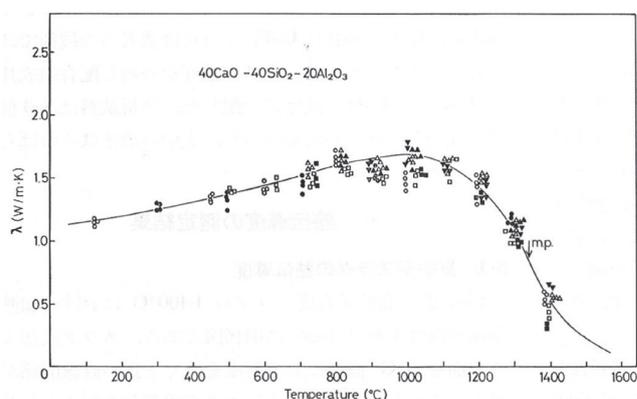


図2 40CaO-40SiO₂-20Al₂O₃スラグの熱伝導率の温度依存性 (組成は質量%で表示している)⁵⁾

試料について、ほぼ同じ数だけの実験を行った。単純計算で2400点である。しかも、修士1年次における実験はことごとく失敗だったので、それらは表に現れていない。それらを含めると、おそらく3000点は超えるのではと思う。就活に明け暮れる必要のなかったヒマな学生だったからできた実験と思うが、ヒマがなければ研究者は務まらないような気がする。

ここで少し脇道にそれるが、熱伝導率とともによく出てくる物性値として熱拡散率がある。熱拡散率は、温度の伝わりやすさを表す物性値であり、温度拡散率と呼ばれることもある。この値は、試料の一部を加熱した後の温度変化が分かれば決定できる。一方、熱伝導率は熱の伝わりやすさを表す物性値であり、この値を決定する場合には、温度変化だけでなく、加熱のために与える熱量も知る必要がある。非定常熱線法では、この熱量をジュール熱という形で評価している。私は研究者として駆け出しのころに、鉄鋼プロセスとは直接関係はないが、スポット加熱法⁷⁾ やスポットパルス加熱法⁸⁾ といった熱伝導率測定法の開発に着手したことがあった。いずれもレーザー光を試料表面に照射して、その後の試料表面温度を追跡し、そのデータから熱伝導率を決定するというものである。室温においては、原理に基づいた測定が可能であったが、レーザーパワーの絶対値を正確に評価するのが非常に困難という印象が残っている。もちろん、これらの測定を高温で行うには至らなかった。このような経緯もあり、非定常熱線法は、熱伝導率測定法としては非常に優れた方法であると今でも考えている。

そのような考えもあり、著者らは、非定常熱線法を鋼の連続鑄造用モールドフラックスにも適用した⁹⁾。図3はその一結果である。ここでは、試料として、ある実用モールドフラックス (CaO/SiO₂=0.8) を用いている。まず、プローブの周りにガラス状態のモールドフラックスの試料を作りこみ、それを図中に示した各温度で等温保持したときの熱伝導率の経時変化を測定した。773 Kの結果で説明するが、測定初期は、熱伝導率の値は約1.2 W/mKとなっている。この値はガラス状態の値である。時間とともに、熱伝導率は徐々に上昇している。これは、カスピディンという結晶が析出したことによる。約40 ksにおいては、カスピディンが互いに連結しあい、そのために熱伝導率は急激に上昇し、約1.6 W/mKで一定となっている。この段階で、試料全体が結晶となったわけではないが、カスピディンの析出は終了していると考えられる。843 Kの結果においても同様の変化が確認できるが、953 Kおよび1053 Kにおいては、析出が急速に進み、測定の早い段階で一定の値となっている。また、その値は1.6 W/mKよりも小さい。この最終的な一定値は各温度において異なるが、これにはカスピディン自体の熱伝導率の温度依存性が影響していると考えられる。

ところで、実機中のスラグフィルムには、部分的に結晶化

した不均一な層をともなう固相部分がある。この部分の熱伝導率の値はどの程度だろうか。図3の結果からは、1.2 W/mK ~ 1.6 W/mKと推定できる。ただし、このフィルムは厚さが1 mm程度であり、非常に強い温度勾配下に存在するという特徴がある。このような系の見かけの熱伝導率も、組成は少々異なる試料 (CaO/SiO₂=1) を用いてではあるが、定常平行平板法を改良して測定してみた。この内容については、文献3ないしは4を参照していただきたいが、上の推定は「中らずと雖も遠からず」である。平行平板法による測定においては、輻射の影響が出る範囲では、見かけの熱伝導率が大きくなる傾向が確認でき、さらにガラス相の割合が大きいほど、輻射の影響が顕著に出ることも明らかにしている。これが、鑄片の緩冷却には、結晶化率の高いモールドフラックスが適するといわれる理由の一つである。

モールドフラックス以外では、酸化スケールの熱物性にも関わった。最終的には、レーザーフラッシュ法によって、酸化スケールの主成分であるFeOの熱伝導率は約2 W/mKであり、弱い負の温度依存をもつということを示している^{10,11)}。この値は、最終圧延後の水冷却のシミュレーションに必要という理由で測定したという経緯があるが、それまで鉄の酸化により得られたFeOの信頼できる熱伝導率の値がなかったため、約2 W/mKと決定したことは大きな意味があるとシミュレーションの専門家からは評価された。レーザーフラッシュ法を採用する前の段階では、水冷中の酸化スケール内にも非常に強い温度勾配が存在するため、そのような条件下でFeOの熱伝導率を測定できないかと考え、氷熱量計の原理を用いた熱伝導率の測定法というものも考案した¹²⁾。厚さが均一で0.1 mm以上ある試料であれば、熱伝導率の測定が可能であることは確認したが、そのようなスケールをつくるのが難しいために、スケールの測定には成功していない。この方法では、熱流束を水の物性値と水位変化(すなわち体

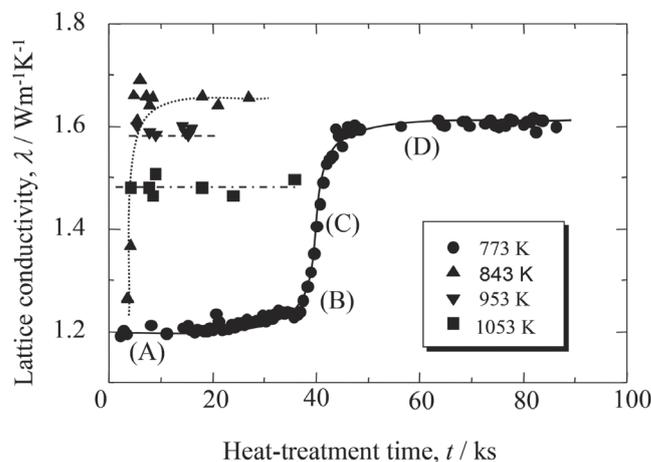


図3 モールドフラックスの熱伝導率の経時変化 (温度は結晶化熱処理の温度を示す)⁹⁾

積変化)を利用して測定する。水の物性を利用するという点は、なかなか面白いのではないかと考えている。ただし、FeOの熱伝導率の温度依存性は小さいために、測定時の温度勾配の大小による違いは出てこないかもしれないと思われる。

2.2 屈折率の測定

モールドフラックス中の熱流束を見積もる場合、2.1で少し触れたように輻射伝熱も考慮する必要がある。その見積もりに必要な見かけの熱伝導率(λ_{eff})は、以下のように、伝導および輻射伝熱による熱伝導率(それぞれ、 λ_L および λ_R)の和として表される。

$$\lambda_{eff} = \lambda_L + \lambda_R \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 λ_L は通常、熱伝導率と称せられているものと等しい。一方で、 λ_R は式(3)のように、屈折率(n)や吸収係数(α)の値から計算される。

$$\lambda_R = 16\sigma n^2 T^3 / 3\alpha \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 σ はシュテファン・ボルツマン定数、 T は絶対温度である。

このような背景から、モールドフラックスの屈折率や吸収係数の値を高温で測定する必要がある。吸収係数は通常、分光光度計により試料の透過率を測定し、Lambert-Beerの式を用いて決定されるが、モールドフラックスのように結晶相が分散したガラス試料の吸収係数を測定するためには、分光光度計への積分球の適用が必須となる。これを高温において行う方法が思いつかず、未だ着手には至っていない。

一方、熔融モールドフラックスの屈折率の測定には挑戦した。ここで用いたのがエリプソメトリである¹³⁻¹⁸⁾。図4に高温測定用エリプソメトリ装置の模式図を示す¹⁶⁾。プローブ光として

は、直径1 mmのHe-Neレーザー(波長632.8 nm)を用いた。プローブ光の試料表面での入射角を60°と設計し、反射光は直径5 mmと2 mmの絞りを通して回転型検出器に導入した。また、試料からの放射の影響を低減するために、632.8 nm用の干渉フィルターを検出器に取り付けた。試料は直径約60 mmの白金皿の中に熔融・保持し、測定の雰囲気はヘリウムとした。

当時、屈折率の値は、固体ガラスに関しては数多くの報告があったが、熔融ガラスについては報告がなかった。著者らは、この自作装置を用いて、様々なシリケートやモールドフラックス近似組成の融液の屈折率を測定してきた。測定は、Li₂O-SiO₂、Na₂O-SiO₂およびK₂O-SiO₂系といった単純なシリケート融体から開始した^{13,14)}。測定値の標準偏差は、各試料において±0.0005以内であった。屈折率はいずれも温度に対して直線的に変化した。屈折率の温度係数は、ほとんどの試料において負であるのに対して、20Li₂O-80SiO₂および25Li₂O-75SiO₂(いずれもmol%)では正となっていた。ただし、これらの試料においても、Li₂O濃度が30 mol%を超えると、温度係数は負に転じた。屈折率の温度係数が負となるか、正となるかは、試料の熱膨張率と関係しており、熱膨張率の小さい試料では、正となる傾向がある。熔融石英の温度係数も正である¹⁹⁾。

屈折率の測定は、モールドフラックス模擬試料についても行っている。ここでの試料はxCaF₂-5Na₂O-6Al₂O₃-(89-x)(CaO·SiO₂)の組成とし、 x の値を5mol%~12.5mol%の間で変化させた。分析の結果では、若干のCaF₂の蒸発が認められ、CaF₂濃度はそれぞれ、4.65mol%~11.52mol%となっていた。図5にその屈折率の測定結果を示す¹⁶⁾。屈折率は、負の温度依存性を示している。また、CaF₂濃度を上げるにつれて低下している。負の温度依存性は、温度上昇にともなう体積膨張によってイオンの数密度が低下することにより、CaF₂濃度依存性は、フッ化物イオンの電子分極率が酸化物イオンのものより小さいことによると考えている。

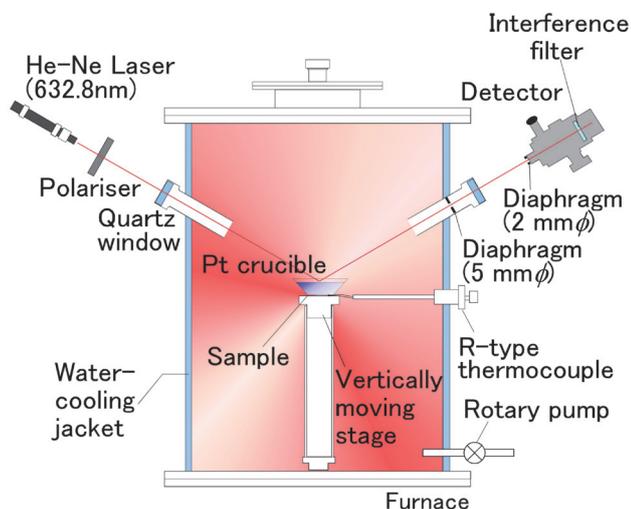


図4 高温測定用エリプソメトリ装置の模式図¹⁶⁾

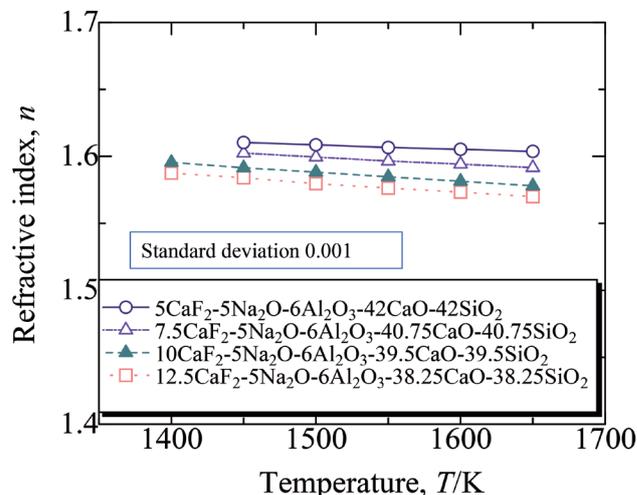


図5 熔融モールドフラックスの屈折率の温度依存性¹⁶⁾

著者らは、熔融ガラスやフラックスの屈折率から、それを構成する酸化物およびフッ化物イオンの電子分極率を算出し、前者を用いてスラグの塩基度との関連性を¹³⁻¹⁵⁾、後者を用いてスラグ中のフッ化物イオンの化学状態との関連性を^{17,18)}考察した。ただし、屈折率の測定波長が1波長であること、また、電子分極率を求めるための屈折率との関係式が線形であることから、あまり斬新な考察にはならなかった。屈折率の波長分散を考慮すると、塩基度との関係についてはもう一步踏み込めるかもしれないと思っている。

3 おわりに

屈折率の測定になぜエリプソメトリを用いたのか？

私は、大学の助手をする前に、民間会社の研究所に勤めたことがある。そのときはシリコン大規模集積回路のプロセス開発に携わっていた。ちょうど日本の半導体産業が急成長している時期であり、毎年毎年多くの社員が採用され、時代のダイナミズムを感じた。私の日々の研究業務の一つに、エリプソメトリでSi基板上のSiO₂膜の厚さを測定するという作業があった。エリプソメトリの原理を少々勉強し、これを用いると、バルク試料の屈折率と消費係数が測定できることを知った。そして、いつかこれを熔融スラグに適用したいと思った。

理由は、単にそれだけである。

いまは研究費の獲得のために、実用上の有益性など、いろいろ説明しなければならない時代ではある。が、一番初めに「これを作ってみたい」、「これを測ってみたい」あるいは「これを知りたい」という強い欲求があることが研究には何よりも必要である。それがなければ、なかなか魂のこもった研究にはならないのではないか。そういう意味で、研究者には「やりたいこと」をやってほしいと思う。そのような雰囲気や土壌が学問の進展には必須である。

一方で、昨年10月、日本政府は「2050年までに二酸化炭素ネット排出量ゼロ（カーボンニュートラル）にする」との政策目標を表明した。これは鉄鋼業界にとっては非常に厳しい境界条件である。単に2020年と2050年を比較すると、この間にパラダイムの転換があったと歴史は評価するかもしれない。鉄鋼会社は、毎年毎年少しずつの改善で目標に近づけていくだろう。ただ、そのような研究開発が学生を引きつけるのかと、大学人としては危惧している。これまで、自分自身も100を101にする研究はしてきたが、0を1にする独創的な研究はできなかった。そういう者が言うには憚られるが、カーボンニュートラル社会に向けては、大学は企業と連携して、0を1にするような研究に取り組むべきではないかと強く感じている。そういうダイナミズムが、若者の能力を引き

出すには必要である。

研究者には、ぜひ「やりたい」と思うことを、「0を1」にすることをやってほしいと思う。また、日本鉄鋼協会は、将来にわたり、それを許容し、促進し、支援し、評価するコミュニティであってほしいと願う。

参考文献

- 1) K.Nagata, M.Susa and K.S.Goto : Solid State Ionics, 3/4 (1981), 627.
- 2) 須佐匡裕, 永田和宏, 後藤和弘 : 鉄と鋼, 67 (1981), S820.
- 3) 須佐匡裕 : ふえらむ, 26 (2021), 139.
- 4) S.Takahashi, R.Endo, T.Watanabe, M.Hayashi and M.Susa : ISIJ Int., 58 (2018), 905.
- 5) 永田和宏, 須佐匡裕, 後藤和弘 : 鉄と鋼, 69 (1983), 1417.
- 6) Y.Kang and K.Morita : ISIJ Int., 46 (2006), 420.
- 7) 須佐匡裕, 永田和宏, 後藤和弘 : 日本金属学会誌, 53 (1989), 543.
- 8) N.Tanaka, M.Susa and K.Nagata : Mater. Trans., JIM, 32 (1991), 429.
- 9) S.Ozawa, M.Susa, T.Goto, R.Endo Kojima and K.C.Mills : ISIJ Int., 46 (2006), 413.
- 10) M.Li, R.Endo, M.Akoshima and M.Susa : ISIJ Int., 57 (2017), 2097.
- 11) 李沐, 須佐匡裕 : ふえらむ, 24 (2019), 104.
- 12) M.Li, R.Endo, L-J.Wang, L.Li and M.Susa : ISIJ Int., 56 (2016), 366.
- 13) T.Yagi, T.Kimura and M.Susa : Phys. Chem. Glasses, 43C (2002), 159.
- 14) T.Yagi, M.Susa and K.Nagata : J. Non-Crystall. Solids, 315 (2003), 54.
- 15) T.Yagi and M.Susa : Metall. Mater. Trans. B, 34 (2003), 549.
- 16) S.H.Firoz : 学位論文, 東京工業大学, (2006).
- 17) S.H.Firoz, R.Endo and M.Susa : Ironmaking Steelmaking, 34 (2007), 437.
- 18) M.Susa, T.Sakamaki and R.Kojima : Ironmaking Steelmaking, 32 (2005), 13.
- 19) J.H.Wray and J.T.Nue : J. Opt. Soc. Am., 59 (1969), 774.

(2021年1月7日受付)



入門講座

インフォマティクス入門-11

材料科学に資するデータ同化

Data Assimilation Beneficial to Materials Science

長尾大道 東京大学地震研究所
 Hiromichi Nagao 東京大学大学院情報理工学系研究科
 准教授

1 緒言

データ同化は、数値シミュレーションモデルと観測・実験データをベイズ統計学によって融合する計算技術であり^{1,2)}、これまで主に地球科学分野で大きく発展してきた。特に、国民がほぼ毎日見ている現代の気象予報においては不可欠な技術となっており³⁾、データ同化の計算結果に基づいて発表されていると言っても過言ではない。モデルとデータの対比は、科学を推進する上での基本的な作法であることから、現在ではデータ同化は様々な分野へと浸透してきている。例えば、筆者の専門である地震分野においては、地震波伝播シミュレーションと地震観測データを同化させることにより、緊急地震速報のような地震波の到来時刻の予測などに活かす試みが続けられている⁴⁾。また、流体分野においては、流体シミュレーションと風洞実験データとの同化による航空機や自動車等の形状最適化にデータ同化が活用されている⁵⁾。本稿の多くの読者の専門分野である材料分野においても、近年、材料内部の組織成長シミュレーションと材料の実験データを融合するデータ同化研究が活発になってきており、材料特性の理解深化や新規材料創出などへの貢献が期待されている⁶⁻¹⁰⁾。

データ同化は、「逐次データ同化」と「非逐次データ同化」とに大別される。逐次データ同化は、データが得られた時点ですぐさまモデルと同化させる手法であり、これを実現する代表的な手法としては、カルマンフィルタ、粒子フィルタ、アンサンブルカルマンフィルタが挙げられる¹⁾。一方、非逐次データ同化は、一定期間蓄積されたデータをまとめてモデルと同化させる手法であり、代表的な手法として4次元変分法(あるいは、アジョイント法)が挙げられる²⁾。

図1に示す台風の進路予測の模式図を例に、データ同化を概念的に理解してみよう。2章で述べるように、時刻 t におけるシミュレーションで取り扱うすべての変数を含む状態ベクトルを \mathbf{x}_t 、時刻1から t までの観測データを $\mathbf{y}_{1:t}$ と記述する。

これらはいずれも確率変数であり、データ同化の目的は、変数の値そのものを求めることではなく、確率変数が従う確率密度関数(以下、分布)を推定することにある。現在時刻 t にお

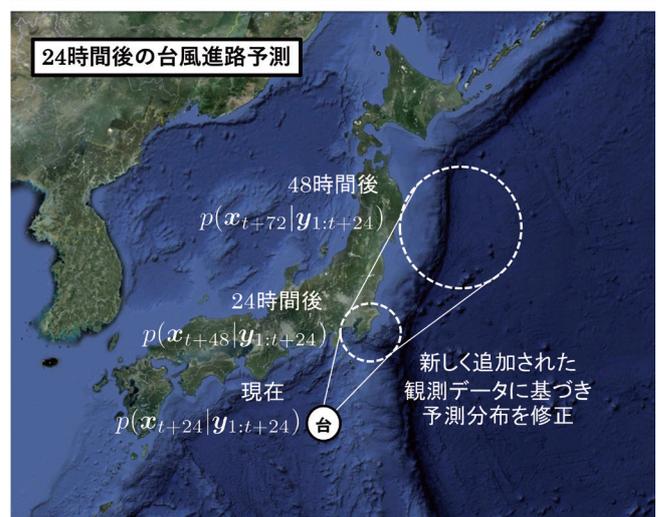
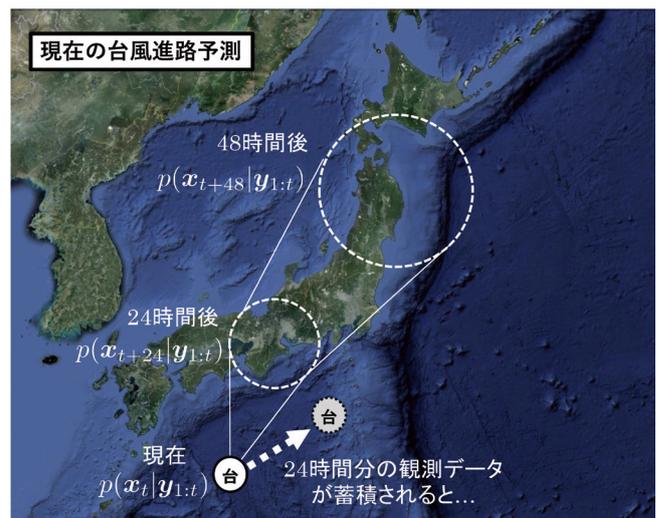


図1 台風の進路予測を例にしたデータ同化の概念的理解

いて得られている観測データは $\mathbf{y}_{1:t}$ であるから、現在の状態に関する分布は、条件付き分布の記法を用いて $p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t})$ と書くことができる(確率変数 Y がある確定値を取った場合の確率変数 X に関する条件付き分布を、 $p(X|Y)$ と表す)。気象シミュレーションによって、24時間後や48時間後の状態に関する予測分布 $p(\mathbf{x}_{t+24} | \mathbf{y}_{1:t})$ や $p(\mathbf{x}_{t+48} | \mathbf{y}_{1:t})$ が得られ、これに基づいて予報の発表が行われる。状態ベクトルの要素の中には、台風の中心位置に関する変数も含まれているであろう。これに関する平均と標準偏差を予測分布から算出し、天気図に描かれるものが「予報円」である。正規分布(あるいは、ガウス分布)の場合、確率変数の値が平均 \pm 標準偏差の範囲内に入る確率は約70%であることが統計学において知られているが、予報円もまさに、台風の中心がその内部に入る確率が約70%である円と定義されている。時間が経過すると新たな観測データが追加され、例えば24時間後の時刻 $t+24$ までに得られるデータは $\mathbf{y}_{1:t+24}$ と表される。これに基づき、次々と予報を修正していく、これがデータ同化の直観的理解であると言って良い。

以降では、2章でデータ同化の基礎理論について述べた後、3章で材料内部の粒成長モデルとして多用されるフェーズフィールドモデルへのデータ同化の適用例について紹介する。

2 データ同化の基礎理論

2.1 状態空間モデル

データ同化を実行する際には、まずは次式で与えられる状態空間モデルを構築することから開始する。

$$\mathbf{x}_t = \mathbf{f}_t(\mathbf{x}_{t-1}) + \mathbf{v}_t \quad \mathbf{v}_t \sim q(\cdot) \quad (1)$$

$$\mathbf{y}_t = \mathbf{h}_t(\mathbf{x}_t) + \mathbf{w}_t \quad \mathbf{w}_t \sim r(\cdot) \quad (2)$$

式(1)はシステムモデルと呼ばれ、数値シミュレーションモデルに基づく状態ベクトル \mathbf{x}_t の離散的な時間発展を表現している。一般に、 \mathbf{x}_t はシミュレーションで用いられる変数すべてが含まれたベクトルと考えて良い。例えば、2次元空間におけるシミュレーションにおいて、離散化した空間の各グリッド (x_i, y_j) 上における物理量が温度 $\theta_{ij,t}$ および圧力 $P_{ij,t}$ である場合には、状態ベクトルを

$$\mathbf{x}_t \stackrel{\text{def}}{=} (\theta_{11,t}, \theta_{12,t}, \dots, P_{11,t}, P_{12,t}, \dots) \quad (3)$$

と定義するのが自然である('は転置を表す)。実際には、状態ベクトルの定義のしかたは式(3)に縛られる必要はなく、状態空間モデルを満たしていれば、問題を解く上で都合よく定義して良い。 \mathbf{f}_t は所与のシミュレーションモデルを表し、時刻 t における状態ベクトルに作用させることにより、次の

時刻 $t+1$ における状態ベクトルを予測することを意味している。右辺第二項の \mathbf{v}_t はシステムノイズと呼ばれ、ある分布 $q(\cdot)$ に従う確率変数である。この \mathbf{v}_t は、起こりうる現象を完全に記述する \mathbf{f}_t を与えることは一般に非常に困難であることを補う項であると解釈できる。

一方、式(2)は観測モデルと呼ばれ、シミュレーションで得られた予測結果 \mathbf{x}_t と観測データ \mathbf{y}_t の比較を表現している。一般には、シミュレーションのすべての空間グリッド上で観測データを得られることはなく、 \mathbf{y}_t の次元(ベクトルの要素数)は \mathbf{x}_t の次元よりも圧倒的に小さい。この両者を比較するために、 \mathbf{x}_t に観測演算子 \mathbf{h}_t を作用させ、 \mathbf{y}_t と比較可能な量を抽出する。また、観測データには計測誤差が含まれていることが常であることを表現するために、右辺第二項にある分布 $r(\cdot)$ に従う確率変数として観測ノイズ \mathbf{w}_t が付加されている。

ここで特に注意しておきたいこととして、状態空間モデルに登場する変数は、すべて確率変数であり、それが従う分布が存在するということである。1章で述べたように、データ同化の目的はシミュレーションとデータの両者に基づいて、各時刻における状態 \mathbf{x}_t の値ではなく、 \mathbf{x}_t が従う分布を推定することにある。分布を推定することにより、 \mathbf{x}_t の最適値だけでなく、その不確実性(誤差)評価までが自然に可能となる。

2.2 逐次データ同化における分布推定

データ同化において重要となる3つの分布について述べておく。1つ目は「(一期先) 予測分布」と呼ばれるものであり、 $p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t-1})$ と表される。ここで、 $\mathbf{y}_{1:t-1}$ は時刻1から $t-1$ までのデータ集合を表す。予測分布の意味するところは、時刻 $t-1$ までのデータが与えられた下で、次の時刻 t における状態 \mathbf{x}_t をシミュレーションによって予測したときの分布となる。2つ目は「フィルタ分布」と呼ばれるものであり、 $p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t})$ と表される。予測分布と比較すると、データ \mathbf{y}_t が追加されたことが分かる。すなわち、フィルタ分布は、新たに追加された時刻 t のデータ \mathbf{y}_t が与えられた下で、予測分布を修正したものとなる。3つ目は「平滑化分布」と呼ばれるものであり、 $p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:T})$ と表される。ここで T は t よりも大きな時刻であり、すなわち過去における状態に関する分布を意味する。

これらの3つの分布の間には、以下の関係がある。

$$p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t-1}) = \int p(\mathbf{x}_t | \mathbf{x}_{t-1}) p(\mathbf{x}_{t-1} | \mathbf{y}_{1:t-1}) d\mathbf{x}_{t-1} \quad (4)$$

$$p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t}) = \frac{p(\mathbf{y}_t | \mathbf{x}_t) p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t-1})}{\int p(\mathbf{y}_t | \mathbf{x}_t) p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t-1}) d\mathbf{x}_t} \quad (5)$$

$$p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:T}) = p(\mathbf{x}_t | \mathbf{y}_{1:t}) \int \frac{p(\mathbf{x}_{t+1} | \mathbf{x}_t) p(\mathbf{x}_{t+1} | \mathbf{y}_{1:T})}{p(\mathbf{x}_{t+1} | \mathbf{y}_{1:t})} d\mathbf{x}_{t+1} \dots (6)$$

時刻0におけるフィルタ分布 $p(\mathbf{x}_0 | \mathbf{y}_0)$ を与えれば、式 (4) と式 (5) を交互に適用することにより、 $p(\mathbf{x}_0 | \mathbf{y}_0) \rightarrow p(\mathbf{x}_1 | \mathbf{y}_1) \rightarrow p(\mathbf{x}_2 | \mathbf{y}_2) \rightarrow p(\mathbf{x}_2 | \mathbf{y}_{1:2}) \rightarrow p(\mathbf{x}_3 | \mathbf{y}_{1:2}) \rightarrow \dots$ と、時間軸に沿って予測分布とフィルタ分布が得られることが分かる (図2)。これが、逐次データ同化にほかならない。この

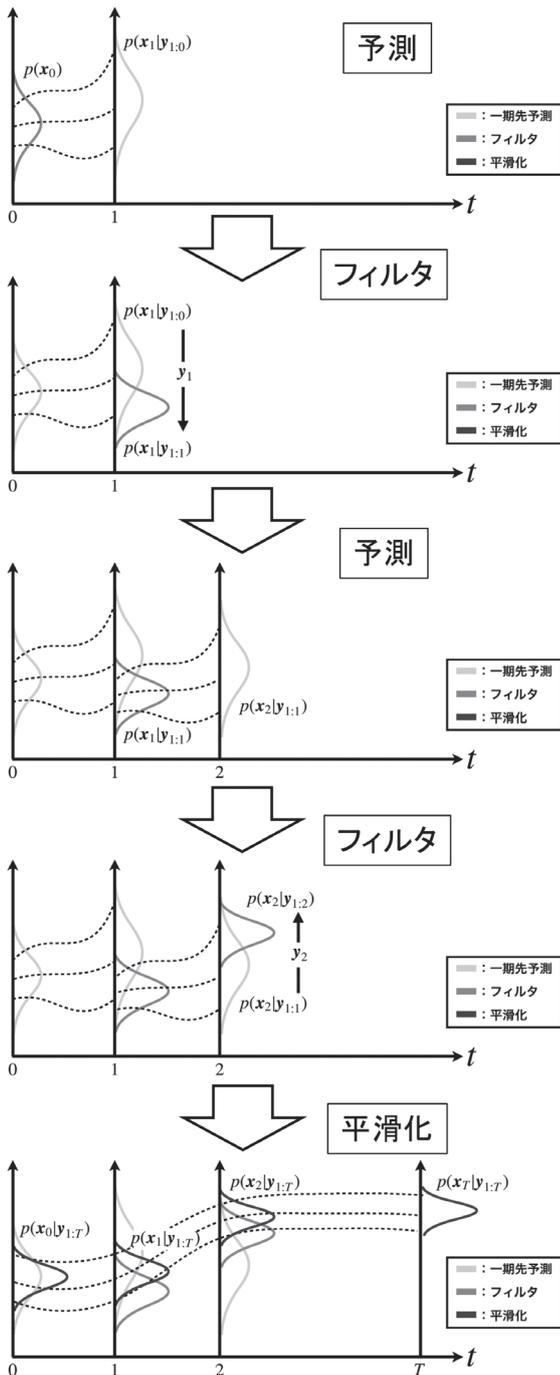


図2 状態の逐次推定概念図

状態の逐次推定を実施した後、式 (6) を用いて、過去における状態の平滑化分布を推定することがある。気象予報のような予測のみ行う場合にはこの平滑化は必要ないが、材料分野においては、なるべく多くのデータを用いた材料特性の高精度推定が必要となる場面も数多くあると思われ、そのような場合には平滑化が有用となってくる。

さて、特殊な条件を満たす場合を除き、式 (4) ~ (6) は解析的に計算することができず、数値積分が必要となる。「特殊な条件」とは、シミュレーションモデル f_t および観測演算子 h_t が行列で与えられ、かつ登場する分布がすべて正規分布であることである。このような場合の逐次推定法は古くからカルマンフィルタ法として知られており、式 (4) ~ (6) は行列とベクトルの演算である線形計算に帰着され、現代のPCであれば、かなり大規模なシミュレーションモデルの場合であっても、非常に高速な逐次推定を実行することが可能である。しかしながら、たいていの実問題はこの条件を満たすことはなく、やはり数値積分を実行せねばならない。

このような場合において、最も簡便かつ素直な方法としては、モンテカルロ法を応用した粒子フィルタ法が有名である。これは乱数を用いることにより、分布を有限の個数の「粒子」と呼ぶ実現値の集合によって近似し、個々の粒子に対するシミュレーションの実行による予測分布の推定、ならびにシミュレーションで得られた粒子とデータとの比較によるフィルタ分布の推定を行うものである。粒子フィルタ法の利点は、何と言っても実装の簡便さであり、シミュレーションコードがブラックボックスであっても適用可能である。しかしながら、高次元の状態ベクトルを必要とするような大規模な問題の場合には、分布を表現するために天文学的な粒子数を要することも珍しくなく、手法の性質上、逐次推定を進めていくうちに粒子数が不足する「退化」と呼ばれる現象が起こりやすい (図3上)。粒子フィルタ法を採用する場合には、シミュレーションモデルの自由度の大きさと必要な粒子数のバランスを、実装前によく検討することが重要である。

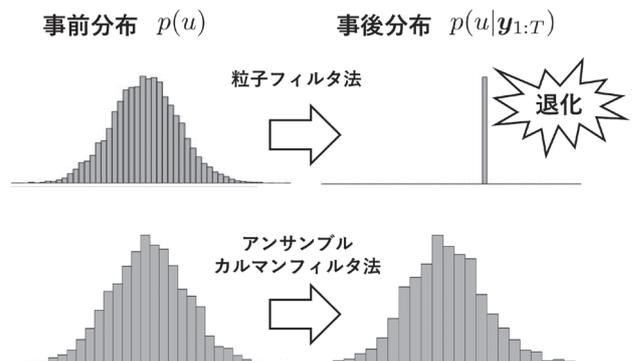


図3 粒子数不足による事後分布の退化

上述したカルマンフィルタ法と粒子フィルタ法の良いところ取りをしたような手法にアンサンブルカルマンフィルタ法がある。粒子フィルタ法同様、分布を粒子によって近似し、個々の粒子に対してシミュレーションを実行することによって予測分布を推定する点は同じであるが、フィルタ分布の推定にはカルマンフィルタ法と類似した手法を採用している。これにより、原理的には粒子フィルタ法のような退化は起こらない(図3下)。アンサンブルカルマンフィルタ法は、逐次データ同化法としては実用性が高く、様々な実問題に応用されている。

本節で述べた逐次データ同化のための3つの手法の特徴について、表1にまとめておく。

2.3 非逐次データ同化における状態推定

非逐次データ同化の代表格である4次元変分法は、現代の気象予報の主力データ同化手法である。4次元変分法を適用する際には、システムノイズ v_t を考慮しない状態空間モデルを用いる。すなわち、システムモデル式(1)は

$$x_t = f_t(x_{t-1}) \dots\dots\dots (7)$$

となり、初期値 x_0 を与えれば、すべての時刻における x_t が決まる自励系である。4次元変分法では、一定期間のデータ $y_{1:T}$ に最も適合する初期値 x_0 を探索することを目的とする(図4)。そのため、まずは x_t と $y_{1:T}$ の適合度を表す評価関数を定義する。上述したように、 x_t は x_0 が与えられればすべて求まることから、適合度を与えるためにはデータ $y_{1:T}$ が与えられた下での x_0 に関する事後分布を考えれば良い。ベイズの定理より、この事後分布は

$$p(x_0 | y_{1:T}) \propto p(x_0) p(y_{1:T} | x_0) \dots\dots\dots (8)$$

で与えられるが、計算の便宜上、評価関数としては事後分布の自然対数を-1倍した

$$J(x_0) = -\log p(x_0) - \sum_{t=1}^T \log q(y_t - h_t(x_t)) \dots\dots\dots (9)$$

がよく用いられ、両者の極値 $x_0 = \hat{x}_0$ は一致することから、式(8)を最大化する代わりに、式(9)の最小化が図られる。

\hat{x}_0 を求めるための直接的な方法として、式(9)を x_0 で偏微分して0とおいた解を求めることがすぐに思いつく。しかしながら、式(9)の右辺第二項は x_0 を陽に含んでいないため、偏微分をすることができない。そこで、ラグランジュ未定乗数法を適用し、式(7)を厳密に満たす下での式(9)の最小化を図ると、変分計算を経て、ラグランジュ未定乗数 λ_t に関する次のアジョイント方程式を得る。

$$\frac{d\lambda_t}{dt} + \left(\frac{\partial f_t}{\partial x_t} \right)' \lambda_t = \frac{\partial J}{\partial x_t} \dots\dots\dots (10)$$

$$\lambda_T = 0 \dots\dots\dots (11)$$

$$\lambda_t = \frac{\partial J}{\partial x_0} \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 J は本質的には式(9)の右辺第二項を意味すると考えて差し支えない(厳密には、若干異なる)。時系列の終端点 $t=T$ において式(11)を初期条件とし、式(10)を時間軸に逆方向に解くと、式(12)が示すように、時刻 $t=0$ における解が本来求めなかった評価関数の勾配となっている。このようにして求めた勾配は自動微分と呼ばれ、勾配を評価したい点の近傍における関数値の差分を用いる数値微分と比べ、計

表1 代表的な逐次ベイズフィルタの比較

手法名	状態空間モデル	利点	弱点
カルマンフィルタ	線形・ガウス $\begin{cases} x_t = F_t x_{t-1} + v_t & v_t \sim N(0, Q_t) \\ y_t = H_t x_t + w_t & w_t \sim N(0, R_t) \end{cases}$	<ul style="list-style-type: none"> 計算コスト小 勾配法による最適化が可能 平滑化が可能 	<ul style="list-style-type: none"> 線形・ガウス条件のみ利用可
アンサンブルカルマンフィルタ	非線形/線形・非ガウス $\begin{cases} x_t = f_t(x_{t-1}, v_t) & v_t \sim q(\cdot) \\ y_t = H_t x_t + w_t & w_t \sim N(0, R_t) \end{cases}$	<ul style="list-style-type: none"> 応用範囲が広い 退化が起こらない 	<ul style="list-style-type: none"> 実装の手間大 平滑化は厳しい
粒子フィルタ	非線形・非ガウス $\begin{cases} x_t = f_t(x_{t-1}, v_t) & v_t \sim q(\cdot) \\ y_t = h_t(x_t, w_t) & w_t \sim r(\cdot) \end{cases}$	<ul style="list-style-type: none"> 実装の手間小 常に利用可能 	<ul style="list-style-type: none"> 計算コスト大 退化が頻発 平滑化は絶望的

算量と計算精度の両面において圧倒的に優れている。与えられた初期値 x_0 に対する評価関数の勾配を4次元変分法によって求め、その勾配に準ニュートン法などの適当な勾配法を適用して初期値 x_0 を更新するという手順を繰り返すことにより、最終的にデータ $y_{1:T}$ に最も適合した x_0 ならびに x_t が得られる (図4)。気象予報においては、実際にこのようなデータ同化が絶え間なく行われているのである。

さて、ここまで述べたことは、評価関数を最小化する最適解を得るための方法であり、データ同化の本来の目的である分布を推定するためには、異なるアプローチが必要である。従来の4次元変分法は、上述の最適化のみが行われ、不確実性評価のためにも必須となる分布の推定は行われていなかった。筆者らは近年、2nd-orderアジョイント法を導入することにより、高速かつ高精度な不確実性評価が可能となる新しい4次元変分法を提案した⁸⁾。

3 データ同化の構造材料分野への応用展開

構造材料分野においては、長きにわたって計算と実験はほぼ独立したコミュニティを形成していたが、数年前より材料内における粒成長の数値シミュレーションと、材料に関する大量の実験データを比較していこうという機運が高まり、データ同化をはじめとするデータサイエンスの導入が一気に

進展した。粒成長のシミュレーションに用いられるモデルとしては、雪や岩石内の結晶成長の数理モデルとしても用いられるフェーズフィールドモデルが挙げられ^{11,12)}、次式で与えられる小林モデル¹³⁾は、最も基本的なフェーズフィールドモデルの一つである。

$$\tau \frac{\partial \phi}{\partial t} = \epsilon^2 \Delta \phi + \phi(1-\phi) \left(\phi - \frac{1}{2} + m \right) \quad |m| < \frac{1}{2} \dots\dots\dots (13)$$

ここで、 $\phi(x, t)$ はフェーズフィールド変数であり、固相や液相といった状態を表す。そのため、本来これは0 (固相) と1 (液相) といった離散値を取る変数であるが、時間微分や空間微分を可能とするため、界面近傍においては0と1の間を連続的に変化させる。この変化する区間を界面幅と呼び、 ϵ がそれを表現する。また、 m は界面の移動速度 (モビリティ)、 τ は時間の無次元化パラメータである。式 (13) の右辺第一項と第二項は、それぞれ拡散項および反応項を意味する。

1次元空間の場合には、適当な境界条件の下に式 (13) は解析解を持ち得るが、2次元以上の場合には数値計算が必要となる。図5に、2次元空間内でのシミュレーション結果の例を示す。計算領域は縦200 ϵ × 横300 ϵ 、モビリティは $m = 0.1$ 、空間グリッド幅は ϵ 、時間ステップ幅は0.1 τ とし、計算領域境界においては周期境界条件を課した。フェーズフィールドの初期状態 $\phi(x, t=0)$ が粒成長シミュレーションとしては現実的でない設定となっているが、これは単純なフェーズ

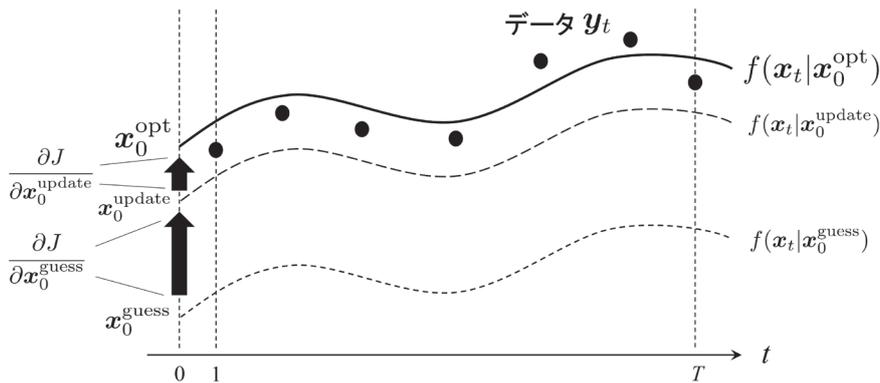


図4 4次元変分法による初期値最適化の模式図

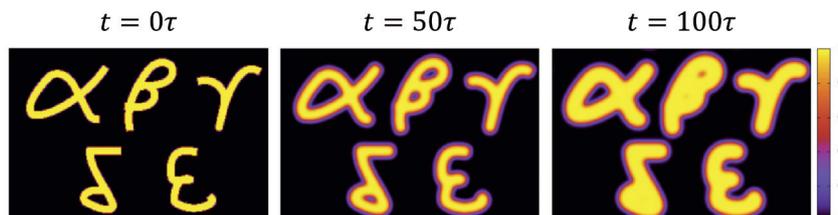


図5 フェーズフィールドモデルに基づくシミュレーション

フィールドモデル (式 (13)) を採用した上で、なるべく複雑な構造を用いようとしたためである。現実的な粒成長を模するためには、フェーズフィールド変数を複数個にしたマルチフェーズフィールドモデル¹⁴⁾を採用する必要がある。簡単のため、以下では小林モデルへの4次元変分法データ同化の適用について述べる。マルチフェーズフィールドモデルへの適用については、筆者らの他の文献⁷⁾を参照してほしい。

さて、実験データが与えられた時に、データ同化によってモビリティ m および初期状態 $\phi(\mathbf{x}, t=0)$ を推定することを考える。実験データは、 $m=0.1$ および図5左に示す初期状態を設定して得られるシミュレーション結果に、正規分布に従う観測ノイズを付加した写真であると仮定する。データ同化がきちんと機能するかどうかは、この写真データから m の値が0.1と推定されること、かつ初期状態が図5左と一致することを確認すれば良い。このように、真の解が分かっているモデルから得られたシミュレーション結果を擬似観測・実験データとし、逆にその擬似データからデータ同化によって真の解が再現されるかどうかを確認するテストを「双子実験」と呼び、データ同化アルゴリズムやコードの妥当性を検証するための手段としてよく用いられる¹⁾。

図6に、4次元変分法に基づく反復計算により、モビリティと初期フェーズフィールドが推定されていく様子を示す。ここでは観測ノイズの標準偏差を 10^{-4} と設定した。また、推定したいパラメータ m を状態ベクトルに含める自己組織化の手法を採用することにより、適当な初期値から反復計算によって m の値が自動的に更新されるようにした。反復回数が

増えるとともに評価関数は単調に減少し、それに伴って m および初期状態 $\phi(\mathbf{x}, t=0)$ が適切に真の解に収斂していく様子が分かる。従来の4次元変分法ではこの最適値の推定までが可能であったが、筆者らが開発した4次元変分法⁸⁾を適用すれば、さらに推定値の不確かさまで評価することが可能である。この不確かさの情報は材料分野では極めて有益であると考えられ、例えば、興味ある材料特性パラメータをある精度で推定したい場合に実施すべき実験回数を提案するなど、実験計画へのフィードバックに利用することができる。

実際に写真データを用いる場合には、それをシミュレーション結果と直接比較することは困難であり、観測演算子 h_t をどのように設計するかが鍵となる。また、実際の材料実験では、時間変化を追跡することを目的に、同一の試料に対して複数回の写真を撮影することは極めて困難であることが多い。このような実情を考慮し、筆者らは時系列データの存在を前提としないデータ同化の適用方法について検討した⁹⁾。ここでは、複数の試料に対して同一条件の実験を実施し、試料によって異なる時刻に得られた写真データから、試料に依存しない特徴量を抽出することを提案している。この特徴量を擬似的な時系列データとみなすことにより、データ同化に基づく材料特性パラメータの推定が可能であることを示した。

4 結語

本稿では、データ同化の基礎理論、ならびに構造材料分野へのデータ同化の応用展開について述べた。3章で述べた4

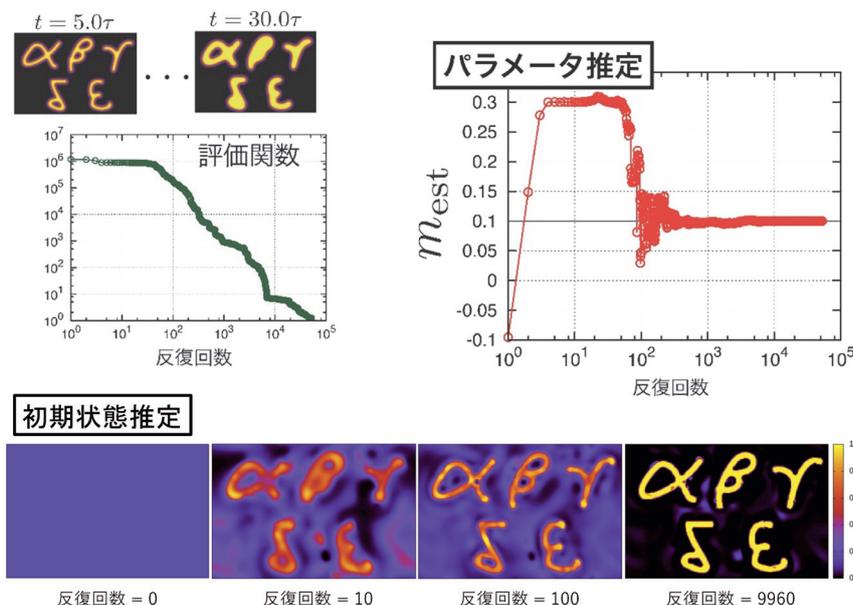


図6 4次元変分法に基づくモビリティとフェーズフィールドの初期状態の推定

次元変分法の応用については、数値シミュレーションコードがブラックボックスではないことを前提としている。数値シミュレーションコードがブラックボックスである場合や、あるいはコードの改修が著しく困難である場合には、逐次データ同化を採用することが現実的である。筆者も共同研究において、等温下でのFe-C-Mn合金内の相変態の問題にアンサンブルカルマンフィルタに基づく双子実験を実施した¹⁰⁾。これは、1次元空間内において γ 相から α 相へ変態する過程において、 γ 相の体積分率の時間変化がデータとして得られる場合に、アンサンブルカルマンフィルタによってモビリティを推定するという数値実験である。その結果、1次元空間の問題であるにも関わらず、モビリティの事後分布を安定的に推定するためには、アンサンブルカルマンフィルタの粒子数を少なくとも1,000のオーダーに設定する必要があるという極めて興味深い結論を得た。これよりも自由度が桁違いに大きい台風進路予測において実施されている逐次データ同化計算では、計算量の兼ね合いから粒子数がせいぜい数十個に抑えられており、満足な予報円を描くことがいかに難しいことであるかが容易に想像がつく。材料科学においては、いずれ現実的な3次元空間内のシミュレーションに対してデータ同化を実装する必要があり、計算量との闘いが待ち構えていることは必至である。限られた計算機資源と計算時間の範囲内で、データ同化が構造材料分野において何をどこまで可能にするか、今後も継続的に検討を重ねていく必要がある。

参考文献

- 1) 樋口知之, 上野玄太, 中野慎也, 中村和幸, 吉田亮: データ同化入門 一次世代のシミュレーション技術一, 朝倉書店, (2011).
- 2) 淡路敏之, 池田元美, 石川洋一, 蒲地政文: データ同化—観測・実験とモデルを融合するイノベーション—, 京都大学学術出版会, (2009).
- 3) 露木義, 川畑拓矢: 気象学におけるデータ同化, 気象研究ノート, 日本気象学会, 217 (2008).
- 4) M.Hoshiya and S.Aoki : Bull. Seismol. Soc. Am., 105 (2015) 3, 1324.
- 5) 大林茂, 三坂孝志, 加藤博司, 菊地亮太: データ同化流体科学—流動現象のデジタルツイン—, 共立出版, (2021).
- 6) J. Inoue, M. Okada, H. Nagao, H. Yokota and Y. Adachi : Mater. Trans., 61 (2020) 11, 2058.
- 7) S. Ito, H. Nagao, T. Kasuya and J. Inoue : Sci. Technol. Adv. Mater., 18 (2017) 1, 857.
- 8) S. Ito, H. Nagao, A. Yamanaka, Y. Tsukada, T. Koyama, M. Kano and J. Inoue : Phys. Rev. E, 94 (2016), 043307.
- 9) S. Ito, H. Nagao, T. Kurokawa, T. Kasuya and J. Inoue : Phys. Rev. Materials, 3 (2019) 5, 053404.
- 10) K. Sasaki, A. Yamanaka, S. Ito and H. Nagao : Comput. Mater. Sci., 141 (2018), 141.
- 11) 小山敏幸, 高木知弘: フェーズフィールド法入門, 丸善出版, (2013).
- 12) 高木知弘, 山中晃徳: フェーズフィールド法—数値シミュレーションによる材料組織設計—, 養賢堂, (2012).
- 13) R. Kobayashi : Phys. D, 63 (1993) 3-4, 410.
- 14) I. Steinbach, F. Pezzolla, B. Nestler, M. Seeßelberg, R. Prieler, G. J. Schmitz and J. L. L. Rezende : Phys. D, 94 (1996) 3, 135.

(2021年4月26日受付)



躍動

若手研究者・技術者の取り組みと将来の夢

大型鍛鋼品の熱処理解析技術の構築

Development of Heat-treatment Analysis for Large Forged Steel

柳沢祐介

Yusuke Yanagisawa

日本製鋼所 M&E (株)
室蘭研究所 プロセス技術 Gr.
研究員

1 はじめに

この度、本稿を執筆する機会を頂き感謝いたします。私は(株)日本製鋼所に2006年に入社し、以来15年間に室蘭研究所で勤務してきました。入社当初は圧力容器などの材料研究に従事し、その後は高压水素用材料の信頼性評価に携わってきましたが、現在は鍛錬・圧延・熱処理プロセスに関する研究・開発を主業務としています。今回紹介させて頂く「大型鍛鋼品の熱処理解析」は、北海道大学の佐々木克彦先生にご指導頂き、社会人ドクターとして博士課程を修了させて頂いたテーマになります。

2 大型鍛鋼品の熱処理

大型鍛鋼品の一例として、胴径φ3270mmの超大型タービンロータ軸材を図1に示します¹⁾。弊社の大型鍛鋼品は、最大重量670tの鋼塊を14000tプレスで鍛錬した後、鍛錬肌の状態で行われる予備熱処理と、機械加工肌で行われる調質熱処理の二工程の熱処理を施して製造されます。予備熱処理は、粗大かつ不均一な結晶粒を整細粒化する目的で行われますが、鍛錬後は素材表面に割れの起点となり得る凹凸が存在することに加え、結晶粒が粗大であるため靱性が極めて低く、熱処理中に作用する応力は割れの要因となります。割れが生



図1 タービンロータ軸材の鍛錬打上後の外観

じた場合の損害が大きいことから、弊社ではこれまで、製造現場での経験と実績に基づいて信頼性の高い予備熱処理が行われてきました。一方、部材の大型化やニアネットシェイプ鍛造による歩留まり向上の要求に応えるため、より高度かつ効率的な予備熱処理技術が必要とされており、予備熱処理時に生じる応力を数値解析により精度良く把握することができれば、工程設計を行ううえで非常に有用と考えました。

3 変態塑性及びクリープ変形を考慮した熱処理解析

熱処理解析では、温度-組織-応力の連成関係を考慮した解析を行います²⁾。オーステナイト温度から冷却時の応力評価では、温度変化に伴う熱収縮と、相変態に伴う変態膨張に加えて、変態時に応力が負荷されることで生じる変態塑性を考慮する必要があります。さらに、大型鍛鋼品特有の事象として、空冷や炉冷を行った場合には冷却工程が数日間にわたるため、オーステナイト温度域のみならず変態温度域においてもクリープ変形(応力緩和)が生じ、応力分布に大きく影響することが考えられました。

汎用の有限要素解析ソフトの標準機能ではこのような挙動を計算することは難しく、十分な解析精度を得られないことが課題でした。そこで、変態塑性とクリープ変形の重畳効果を考慮するため、汎用ソフトに独自のプログラムをユーザーサブルーチンとして組み込みました。プログラムの詳細は紙幅の都合上割愛しますが、参考文献³⁾に詳細を載せているため、ご興味のある方はそちらをご参照下さい。

開発したプログラムの妥当性を検証するため、図2に示す段付き軸材を用いて熱処理試験を実施しました。本素材はASTM A470鋼(NiCrMoV鋼)でオーステナイト温度(850℃)から空冷するとベイナイト単相組織となります。冷却後にリングコア法により測定した部材表面の残留応力の実測値と

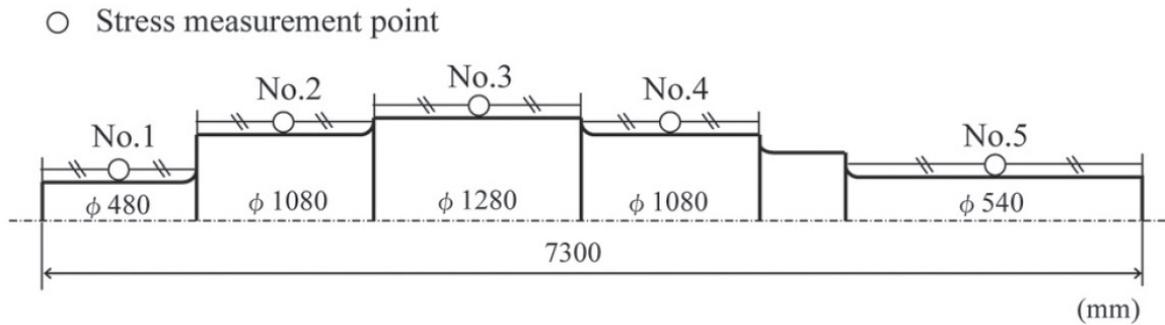


図2 大型軸材の形状及び残留応力測定箇所

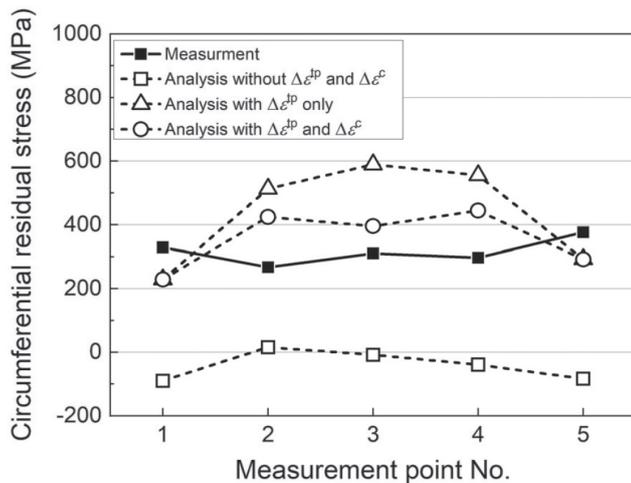
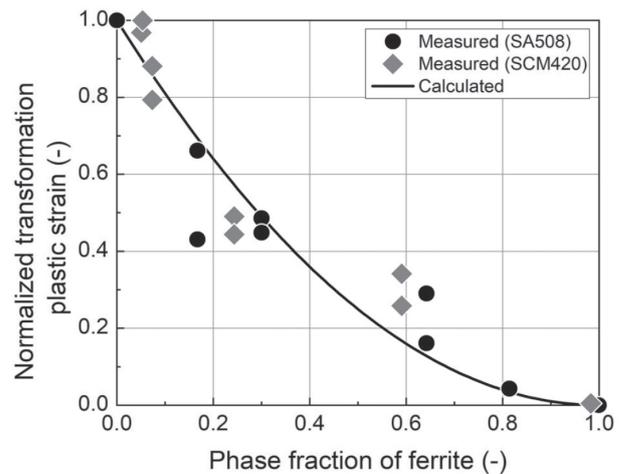


図3 残留応力の実測値と解析値の比較

図4 変態塑性ひずみの実測値と計算値の比較⁴⁾

解析値の比較を図3に示します。変態塑性 ($\Delta\epsilon^{fp}$) を考慮しない解析では、残留応力はほとんど生じないのに対し、変態塑性を考慮することで表層が引張応力となりますが、胴径が1000mm以上の箇所では引張応力を過大評価していることが判ります。さらにクリープ変形 ($\Delta\epsilon^c$) を考慮することで表層の引張応力が緩和され、実測値に近づく傾向が得られます。解析精度にはまだ課題がありますが、大型鍛鋼品では変態塑性に加えてクリープ変形を考慮することが重要と判り、従来よりも解析精度を大きく向上することができました。

4 複相組織鋼への適用

前章の検討は単相変態を対象としたものですが、複相変態にも対応できるようにプログラムの拡張を検討しました。相の増加に伴って熱処理中の変態挙動及び変形挙動は複雑になります。特に複相変態における変態塑性挙動を詳細に調べた報告は少なく、定式化が課題でした。そこで、フェライト・ベイナイト変態における変態塑性挙動の把握を目的とし、ASME SA508鋼 (MnMoNi鋼) とJIS SCM420鋼を用いて、

フェライト相分率を変化させたときのベイナイト変態における変態塑性ひずみを実験的に調査しました⁴⁾。フェライト相分率とベイナイト変態における変態塑性ひずみの関係を図4に示します。縦軸は、ベイナイト単相における変態塑性ひずみで規格化しています。同図の計算値は、変態塑性ひずみ速度の一般式⁵⁾に対して、フェライト相とベイナイト相の相互作用は無視できると仮定したのですが、両者が良く一致していることから、定式化の目途が立ちました。

解析プログラムを複相変態に拡張し、SA508鋼の大型試験材 ($\phi 460 \times 1600\text{mm}$) の炉冷材を対象に検証しました⁶⁾。熱処理後のマイクロ組織はフェライト (+パーライト) 相とベイナイト相の混合組織となっており、フェライト相分率は約34%です。熱処理後の残留応力の実測値と解析値を比較した結果を図5に示します。変態塑性 ($\Delta\epsilon^{fp}$) を考慮した解析では表層で引張の残留応力となり、実測結果に近い値が得られます。ここで、クリープ変形 ($\Delta\epsilon^c$) の影響が小さかった理由としては、徐冷したことで部材内の作用応力が小さかったためと考えられます。本試験ではフェライト相とベイナイト相の物性値を個々に調査し、相分率に応じた混合則を用いて解析

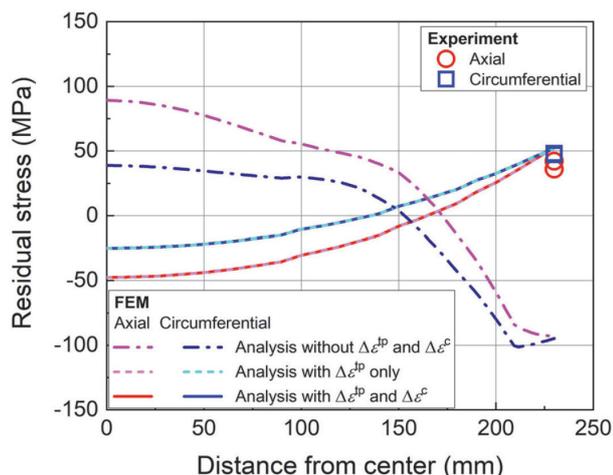


図5 残留応力の実測値と解析値の比較⁶⁾

していますが、実測値に近い残留応力値が得られたことから概ね妥当な手法であると考えています。

以上の解析技術は大型鍛鋼品の熱処理工程の検討に活用され、工期短縮や燃料費削減の成果が得られています。また、従来実績以上の大型製品の引合いに対しても、割れリスクの検討が定量的に行えるようになったことから、迅速な対応につながっています。

5 おわりに

学生時代に室蘭製作所を訪問した際、数百トンの加熱された鋼塊が大型プレスで鍛錬されている様子を間近で見学し、ダイナミックなモノづくりに魅力されました。現場でのモノづくりに貢献したいという想いが研究開発のモチベーションになってきたと感じます。解析プログラムを構築する際に

は、材料構成則やプログラミングについて一から学ぶ必要があり、研究が中々進捗しない苦勞がありました。また、解析精度が十分でないために、変態塑性やクリープ変形などの挙動を考慮する試行錯誤を行ってきました。本技術は、佐々木先生をはじめ多くの関係者に支えられて得られたものであり、改めて感謝申し上げます。

大型鍛鋼品は多品種少量生産のため自動化が難しく、作業者の技能・経験に頼る面が大きい現場と言えますが、少子高齢化の社会情勢からも製造現場の省人化・最適化は大きな課題です。今後は物理モデルに基づくシミュレーションだけでなく、AI・IoT技術も活用しながら、製造プロセスの最適化を目指していくことが必要と考えています。これからも三現主義の精神を忘れずに日々精進して参りますので、ご指導、ご鞭撻のほどをよろしくお願い申し上げます。

参考文献

- 1) 山内隆史, 工藤秀尚, 岸恭弘, 上田奏, 吉田一, 木村公俊, 梶川耕司, 鈴木茂: 日本製鋼所技報, 64 (2013), 43.
- 2) T.Inoue and Z.Wang: Mater. Sci. Technol., 1 (1985), 845.
- 3) 柳沢祐介, 岸恭弘, 南谷昌弘, 齊藤数馬: 日本製鋼所技報, 69 (2018), 1.
- 4) Y.Yanagisawa, T.Hosoya, Y.Kishi and K.Sasaki: Mech. Eng. J., 4 (2017), 17-00266.
- 5) 井上達雄: 材料, 56 (2007), 352.
- 6) 柳沢祐介, 細矢隆史, 南谷昌弘, 齊藤数馬: 日本製鋼所技報, 70 (2019), 32.

(2021年3月22日受付)

先輩研究者・技術者からのエール

秋田大学 大学院理工学研究科 物質科学専攻 材料理工学コース 教授

大口 健一

柳 沢さんとは、2014年の11月に北海道立総合研究機構の工業試験場で初めてお会いしました。その後は、柳沢さんが社会人ドクターとして、私の恩師でもある北海道大学の佐々木克彦先生の下で研究をされるようになったご縁もあり、学会などでご一緒させていただきました。2016年に開催された国際会議でのご講演は、とても丁寧かつスマートなものであったことを印象深く覚えております。

佐々木先生は、「優秀な研究者は問題の本質を見抜くセンスに優れている」とよく仰います。このたび、柳沢さんの原稿を、参考文献も含めて読ませていただきました。大変興味深く、柳沢さんの研究者・技術者としてのセンスの素晴らしさを感じました。まず、大型鍛鋼品の熱処理を扱うことから、その質量効果を考慮して、クリープ構成則を導入した独自の構成則を用いて熱処理中の応力解析を行う方針を立てられています。独自の構成則を用いた応力解析を行う場合、解析ソフトを自作するケースも多いのですが、柳沢さんは汎用有限要素解析(FEA)ソフトに構成則を組み込む方法を選択されています。これは、自社で普及している解析ソフトに独自の構成則を組込んだ方が、より多くの社員がその恩恵を受けられるとのご判断によるものでしょう。

解析ソフトに構成則を組込むには、ソフト特有のクセを理解しながらユーザーサブルーチンプログラムを作成

する必要があります。この作業は難儀なものですが、柳沢さんはこれに加えて、応力積分を陰解法で行うためのリターンマッピングアルゴリズムを構築してプログラミングされています。クリープを考慮したFEAは計算コスト(時間)が掛かりがちですが、陰解法FEAであれば時間ステップを大きくとっても高精度の解が得られます。この方法を採用したのも、自社社員の負担軽減を考えてのことでしょう。しかし、塑性ひずみ、変態ひずみ、変態塑性ひずみ、そしてクリープひずみを考慮したコンシステント接線剛性を正確に導出するには多くのご苦労があったはずですが、苦勞して作成されたプログラムの改良方針にもセンスの良さを感じました。解析精度に問題がある場合、構成則中の内部状態変数を増やすケースが多いのですが、柳沢さんはそれをせず、詳細に実験データを解析して導出した簡便な関数を構成則に組込むことで対応しています。これも計算コストの低減につながっているはずですが。

以上の対応は、すべて柳沢さんが大事にされている「三現主義」に基づくものと存じます。現在、私の研究室の卒業生が柳沢さんにご指導いただいています。彼も三現主義を大事にするセンスの良い技術者になるものと確信しております。今後とも、どうぞよろしくお願いたします。

(株)神戸製鋼所 技術開発本部 材料研究所 加工技術研究室 主任研究員

柿本 英樹

柳 沢さんとは学会等でお会いしたことがあり、論文発表等を通じて、熱処理時における複雑な冶金現象を表現する熱処理解析技術の構築に対して真摯に取り組んでいる姿勢に感銘を受けておりました。

大型鍛鋼品の中でも、超大型タービンロータ軸材は高い信頼性が求められる製品で、その製造に使用される670t鋼塊は日本だけでなく、世界の中でも類を見ない最大級の大きさです。その鋼塊を14000tプレスで鍛錬して熱処理することで、形状と内部品質を作り込む必要があるため、その工程設計には非常に高いレベルの技術が求められます。

本稿に取り上げている鋼の熱処理工程では、温度変化に加え相変態を生じることから、材料内の応力・ひずみ分布が複雑に変化します。そのため、解析には温度—組織—応力の連成関係を考慮する必要があり、これらを精緻に予測するための精度の良い、膨大な材料物性データが必要となります。また、実機データ採取に関しても、大型であるがゆえの難しさ、例えば、熱電対用穴あけ加工1つとっても材料の運搬や機械加工設備の選定など限られた制約内で実施する必要があり、大変な苦勞をされたのではないかと推察いたします。

こうした隠れた努力を積み重ねた上で、今回の内容では大型鍛鋼品特有の現象に着目し、変態塑性およびクリープ変形を考慮するとともに、単相だけでなく複相組織についても応力予測可能な技術を構築されています。特に、複層組織鋼での変態塑性挙動や構成式を詳細に調査した報告例は少なく、大変興味深く拝読しました。

熱処理工程で割れなどのトラブルは頻繁に起こるわけではありませんが、ひとたびトラブルが発生すると被害が大きくなります。そのため、失敗をさける意味で従来の条件を元にした実績重視の工程設計になりがちです。一方で、このような方法から脱却し、構築した技術を活用して、理論に立脚した信頼性の高い工程に設計することが、真のものづくり力向上に繋がると思います。本技術は、すでに実製品にも適用され、工期短縮・燃料費削減などの効果が得られていることから、構築された技術の完成度が高く、すばらしい成果に結びついていると感じました。

最後になりますが、今後の柳沢さんの益々のご活躍を祈念するとともに、本稿でも記載されていたAI/IoTを活用した製造プロセスの最適化を推進されることを期待しています。



私の論文

今振り返ってみて、行間にこめた思い、エピソード

ガス-メタル間の物質移動現象の理解に向けて

Understanding of Mass Transfer Phenomenon between Gas and Metal

岡山 敦
Atsushi Okayama

日本製鉄(株) 技術開発本部
九州技術研究部 製鋼・鋼材研究室
主幹研究員

1 はじめに

今回、第83回俵論文賞を受賞させて頂いた拙著「溶鋼へのガス吹込み時の物質移動係数と攪拌強度の関係」¹⁾に関して、論文執筆に至る経緯や裏話などを紹介する機会を得た。このような栄誉ある賞を頂けたことに対して、論文執筆に至る前段階のテーマ選定から速度論的な考察に至るまで親身になって相談に乗っていただいた共同執筆者の樋口先生をはじめ、実験や数値計算など、本論文を完成させるまでに協力頂いた多くの方々に心より御礼申し上げたい。本稿には筆者が論文に書ききれなかった思いを書き記す。読んでくださった方の今後の研究活動の糧になれば幸いである。

2 研究の動機

本研究はガス-メタル間反応に着目したものであるが、研究に至った経緯は低窒素鋼溶製ニーズから始まる。転炉から取鍋へ溶鋼を出鋼する際、取鍋内では注入流に巻き込まれた大気が溶鋼に吸収され、低窒素鋼溶製を困難にしている。出鋼プロセスは大気下で行われ、取鍋内の溶鋼量が時間経過とともに変わる。そこで、注入現象を化学的側面と物理的側面に分け、数値計算を使って注入中のガス-メタル界面積を算出し、物質移動係数を乗じることで注入現象を再現することを思い立った訳であるが、ガス-メタル間の物質移動現象を取り扱った先行文献が少なく、解析には使いにくい状況であった。使い勝手の良い検討手法が無いのであれば自分が実験してデータを得よう、その後の展開も考えて汎用性の高い形式に纏めてみよう、そう思って取り組んだのが本研究で

ある。

3 研究の概要

本研究では、溶鋼に窒素ガスを底吹きした際の溶鋼中窒素濃度変化を測定し、その実験結果からガス-メタル間の物質移動係数と攪拌動力密度の関係を明らかにした。溶鋼中の窒素濃度の経時変化が分かれば吸窒反応の容量係数が得られ、容量係数を反応界面積で割れば物質移動係数が求まる訳である。そこで、Fig.1に示す実験装置を用いて溶鋼量や吹込む窒素ガス流量を変えた条件での溶鋼中の窒素濃度変化を調査した。また、Fig.2に示すように、それぞれの条件での溶鋼中の気泡挙動を数値計算で再現し、反応界面積を算出した。最終的に得られたのがFig.3であり、気泡および自由表面でのガス-メタル間の物質移動係数が攪拌動力密度のおよそ0.6乗に比例して増加する結果となった。この関係式を用いると、攪拌動力密度から物質移動係数を見積もることが可能である。このため、注入操作であっても底吹きであっても数値計算等で反応界面積を求めておけば溶鋼の吸窒挙動を推定できるようになることから、反応解析もしく新規プロセス検討といった場面では窒素挙動推定手法として活用して頂けるのではないかと思う。

4 溶鋼実験に纏わる裏話

上述した動機のもと、ガス-メタル間の物質移動現象を溶鋼実験で調査することを決め、いくつかの条件は雰囲気調整炉を使って実験することにした。論文の中では特に触れられる

* [今回の対象論文]

岡山敦, 樋口善彦: 「溶鋼へのガス吹込み時の物質移動係数と攪拌強度の関係」, 鉄と鋼, Vol.105 (2019), No.8, pp.793-802 (第83回俵論文賞受賞)

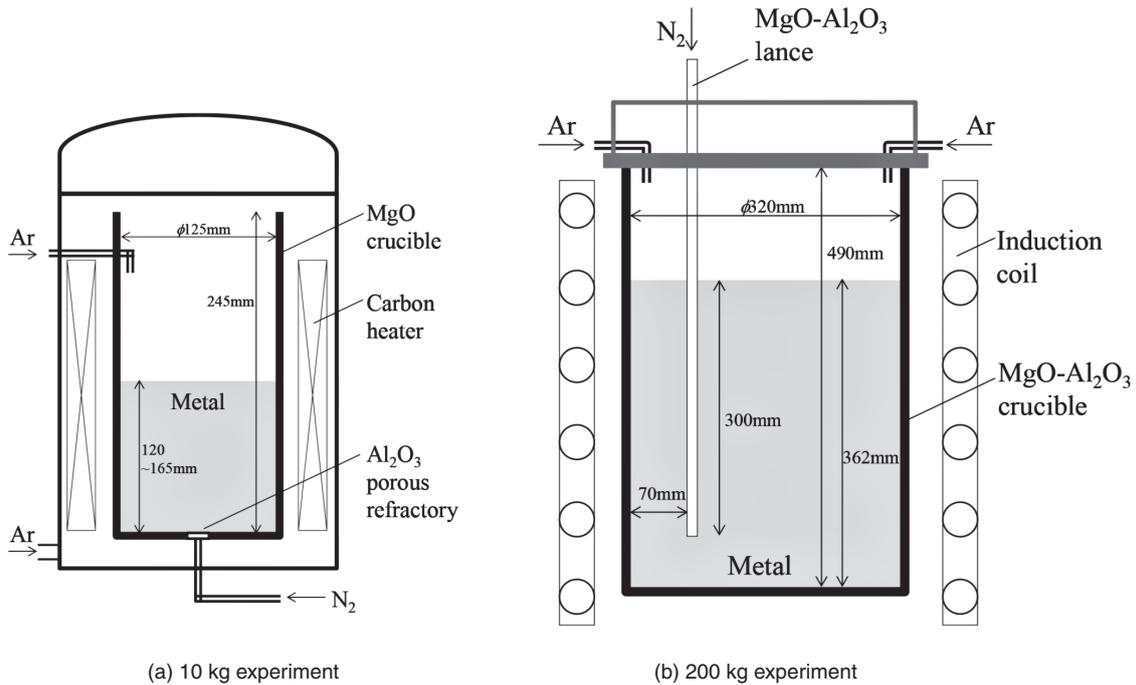


Fig. 1 Experimental apparatus¹⁾.

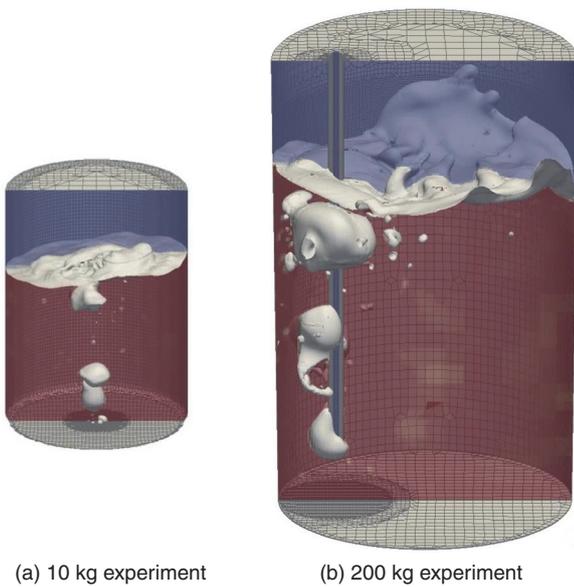


Fig. 2 Gas-liquid interface during bubbling (simulation).

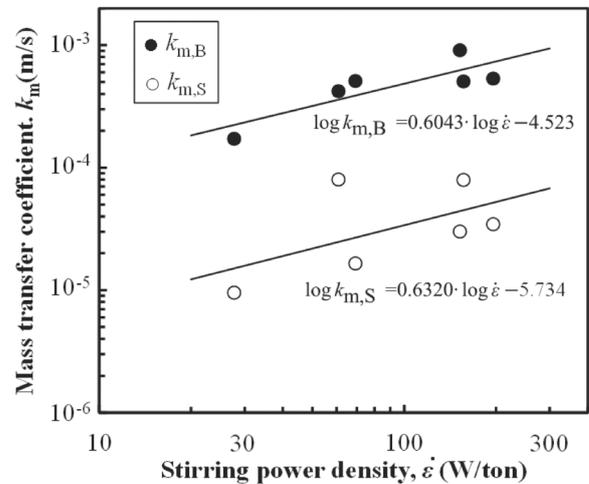


Fig. 3 Relation between stirring power density, ϵ and mass transfer coefficient, k_m ¹⁾.

ことなく実験条件として表に纏められている部分であるが、ガス種および溶鋼量変更の点では多くの苦勞があった。

実験に使った10 kg雰囲気調整炉ではルツボ底部からアルゴンガスを吹込み、溶鋼を攪拌している。窒素ガスを吹込むためには既存のアルゴンガスラインを改造して窒素ガスラインを新たに取付け、タイミングを合わせてガス種を切り替えることが必要であった。実験開始前までは溶鋼中窒素濃度を

下げておくためアルゴンガスを吹き込んでおり、初回実験ではバルブ操作により同一タイミングでアルゴンガスを停止し、同一流量の窒素ガスを供給することを試みたが、ルツボ底部の $\Phi 1 \text{ mm}$ のガス供給孔6箇所全てに溶鋼が差し込み、実験が継続できなくなるトラブルが発生した。振り返ってみると、ガス種を切り替えたタイミングで瞬間的にガス供給圧力が低下したことでガス供給孔に溶鋼が差し込んだと考えられる。次回実験では窒素ガスを先に流し、後からアルゴンガスを停止させることでトラブルを回避したが、溶鋼実験では

「こんなことで」と思うような原因でもトラブルに繋がる場合があり、初回実験時のトラブルは自身の経験不足、想像力の欠如を思い知らされることとなった。

また、この雰囲気調整炉は溶解量10 kgが標準仕様であるため、溶鋼量を変えた条件で実験ができないか実験担当者と相談した結果、溶鋼を14 kgに増量した条件でも実験できるとの回答を得た。可能であれば溶鋼量を減らした条件でも実験したかったが、機械式の自動サンプラーの浸漬深さが一定であり、溶鋼量を減らすと溶鋼サンプルを採取できなくなるため、溶鋼量を減らした条件は断念せざるを得なかった。溶鋼14 kgの条件の実験では、築炉段階で母材となる電解鉄12 kgをルツボに入れ置きしたが、どうしても入りきらない2 kg分は電解鉄が溶け落ちた後に追装して調整した。しかしながら、雰囲気調整炉の構造上、電解鉄が溶け落ちた後の溶鋼に一度に添加できる電解鉄は200 g程度であり、添加のたびに溶鋼温度も30℃近く下がるため、溶鋼量が14 kgになるまで2時間近くひたすら電解鉄を追装する作業に追われた。もちろん、このような失敗した実験や、実験にたどり着くまでの苦労に関して論文の文面に現れることは無い。しかしながら、実験装置を改造、もしくは新しい実験装置を立ち上げたり、通常とは異なる条件で実験する場合、少なからずこのような苦労があると思われる。このような視点で過去の論文、特に、実験手法や測定手法が現在ほど確立されていない1980年代の論文を読んでいくと、実験手法が書かれている部分の行間には、本質に迫ろうとする熱意や実験時の苦労の一端が見える場合があり、論文がぐっと身近に感じられるようになる。本研究でも、論文に載せられるデータを得るに至るまでには実験装置や実験手順に関する様々な検討の積み重ねや手間が掛かっており、プロット一つ一つに思い入れがある。根気良く実験を遂行して下さった実験担当者の方々には今一度、感謝の言葉を伝えたいと思う。

5 数値計算への期待

本論文を完成できた大きな要因の一つに、数値計算の大きな進歩が挙げられる。ガスメタル間反応を取り扱う研究においては反応界面積が難解なポイントの一つであり、これまでの研究の多くが容量係数のままで結果を整理せざるを得なかった要因の一つである。すなわち、水模型実験であれば水中の気泡を直接観察できるため、気泡の大きさを算出して反応界面積を見積もることもできるが、溶鋼系では湯面に浮上して破泡する段階の気泡しか観察できない。このため、物質移動係数まで算出した多くの研究は溶鋼の自由表面と雰囲気ガスを反応させた実験から容量係数を求め、容器断面積で割って物質移動係数を算出してきた。しかしながら、注入流

に巻き込まれた気泡や底吹きに伴って生成する気泡との反応を考える場合には、何らかの手法でガスメタル界面積を見積もることが必要である。先行研究では溶鋼中の気泡径の推定式²⁾も提案されており、その推定式を使って反応界面積を見積もった上で物質移動係数を求めることも考えたが、数値計算の汎用性の高さや今後の発展性を考慮した結果、本研究では数値計算を使って反応界面積を見積もることとした。本研究では流体のvoid率を0.5とした条件の下、直接測定することが難しい底吹き条件でのガスメタル界面積を算出した。数値計算では、溶鋼静圧による気泡の圧縮、浮上中の合体や分裂といった溶鋼中の複雑な気泡挙動を可視化可能であり、今後も本論文と同様の解析をする際は欠かせない検討手法になると考えられる。ガスメタル間の物質移動現象に関する研究は1980年代に報告されたものが多く、気軽に数値計算を使えない、その当時と同じ状況であれば本研究の結果は得られなかったことを考えると、筆者は幸運な時代に研究できたと言える。また、本研究では、先行文献に記載されている溶鋼実験の様子を数値計算での再現を試みたが、論文に記載された模式図、実験条件を入念に読み込み、計算格子の作成から境界条件の設定まで、忠実に再現するよう心掛けた。この作業中は、その当時実験していた方の思いや苦労の一片が感じられ、一緒に実験しているような感覚となり、この上なく楽しい時間を過ごせた。余談ではあるが、筆者が数値計算に興味を持ったのは入社1年目(2003年)に参加した鉄鋼協会主催の講習会での懇親会で、担当幹事の方から「これから精錬研究を志すのであれば、計算熱力学と数値計算は欠かせない」との話を聞いたのがきっかけである。その当時はまだ自分で数値計算に取り組む状況を想像できる段階では無かったが、漠然と数値計算に対する憧れを持ったことを覚えている。現状では、数値計算をするにはソフトウェアや計算機の環境設定等が必要であるが、今後、計算機の性能やソフトの使いやすさが向上し、表計算ソフトで作業している感覚で数値計算ができるようになる時代が来ることを期待している。

6 残課題

本研究では、実験結果から抽出したガスメタル間の物質移動係数を攪拌動力密度の関数として整理したが、結果の整理方法には十分検討できていない点が残っていると考えられる。本論文の結果には、工学的に重要な要素の一つである容器形状の影響を考慮できていないのである。攪拌動力密度は系に与えたエネルギーを体積で割った値であるため、本論文の知見を使うと投入エネルギーと溶鋼体積が同じ条件であれば、溶鋼保持容器の形状に関わらず同じ物質移動係数が見積られる。ガスメタル間の流速や気泡径が容器形状に影

響を受けると仮定すると、Fig.3の関係は容器内径/溶鋼深さが0.76から1.04の範囲でのみ有効である可能性がある。スラゲーメタル間とガス-メタル間の物質移動係数を同じように取り扱って良いかは議論が必要と考えられるが、スラゲーメタル間の物質移動係数に及ぼす容器形状の影響を検討した研究は、Sawadaら³⁾、Nakagawaら⁴⁾によって報告されており、近年ではKitamuraら^{5,6)}により報告されている。これら先行研究では、物質移動係数もしくは物質移動容量係数を攪拌動力密度で整理する際は容器形状の影響を考慮した形で整理しており、特にKitamuraらの論文⁵⁾は容器形状の影響に加えて温度の影響も考慮したスラゲーメタル間の物質移動係数推定式を提示しており、工学的な価値が高く、学術的にも非常に示唆に富んだ論文である。本研究でも結果を整理する際は容器形状の影響を反映させた形での整理を試みたが、筆者の力不足もあり、Fig.3の形より先には進められなかった。物質移動係数は拡散係数、反応物質間の相対流体速度等が複雑に影響するパラメータであり、今日、明日で急に理解が進むことはないと考えられるが、本研究を含む先行研究および今後得られるであろう知見を積み重ね、少しずつでもガス-メタル間の物質移動係数に関する理解が深まっていくことを期待したい。

終わりに

筆者の考える「研究」とは、先行研究の知見を足掛かりに観察した現象を解析し、新たに得た知見を積み重ねて物事の

本質を明らかにすることであり、研究者間で知見をギブ・アンド・テイクすることで発展すると考えられる。これまでは諸先輩方が蓄積して下さった知見を使う、すなわちテイクするだけの場合が多く、自分自身は研究成果の提供、すなわちギブできていないと感じていたことも、論文執筆の動機の一つである。筆者の論文が多くの方に読まれ、研究発展のサイクルに加わることができるのであれば、研究者としてこの上ない喜びである。

参考文献

- 1) 岡山敦, 樋口善彦: 鉄と鋼, 105 (2019), 793.
- 2) 佐野正道, 森一美, 佐藤哲郎: 鉄と鋼, 63 (1977), 2308.
- 3) 沢田郁夫, 大橋徹郎, 梶岡博幸: 鉄と鋼, 70 (1984), S161.
- 4) 矢田安信, 小森俊也, 中川淳一, 森田光宣: CAMP-ISIJ, 2 (1989), 135.
- 5) S.Kitamura, T.Kitamura, K.Shibata, Y.Mizukami, S.Mukawa and J.Nakagawa: ISIJ Int., 31 (1991), 1322.
- 6) 北村信也, 伊藤公久, パレバニ ファルシッド, 森正樹: 鉄と鋼, 100 (2014), 491.

(2021年5月14日受付)

会員へのお知らせ目次

行事等予定	532頁
総合	
第182回秋季講演大会開催概要	535頁
秋季大会会期中の託児室設置のお知らせ	541頁
2022年日本鉄鋼協会「研究奨励賞」および「学術功績賞」受賞候補者の推薦募集	541頁
関東地区 2022年「鉄鋼技能功績賞」受賞候補者の推薦募集	542頁
イベント情報	
鉄鋼工学セミナー「専科」 2021年度受講のご案内	542頁
第97回レアメタル研究会開催のご案内	544頁
公募	545頁
ブックレビュー	546頁
次号目次案内	547頁
会員欄 (入会者・死亡退会者一覧)	548頁

行事等予定

太字は本会主催の行事。国際会議で○は協会にてサーキュラー等を入手できます。行事等の詳細は、本会ホームページ、★印はイベントカレンダーリンク先URLをご参照ください。他団体主催の行事は中止や延期になっていることもありますので、主催者等にご確認願います。

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
2021年8月			
3日	評価・分析・解析部会「化学的または生物学的処理によるスラグの機能変化とその評価・分析フォーラム」講演会《オンライン開催》	日本鉄鋼協会	都城工業高等専門学校 高橋利幸 mttaka@cc.miyakonojo-nct.ac.jp
4,5日	★第30回日本エネルギー学会大会《オンライン開催》	日本エネルギー学会	Tel. 03-3834-6456 taikai30sanka@jie.or.jp
5日	★熱測定オンライン講習会2021《オンライン開催》	日本熱測定学会	Tel. 03-5821-7120 netsu@mbd.nifty.com
6日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」<中止>	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
10日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」<中止>	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
22~24日	★混相流シンポジウム2021(大阪)	日本混相流学会	Tel. 06-6466-1588 office@jsmf.gr.jp
23日	量子ビーム研究セミナー「量子ビームを利用した金属材料微細組織の先端解析」	東北大学、茨城大学、日本鉄鋼協会、他	茨城大学 佐藤成男 shigeo.sato.ar@vc.ibaraki.ac.jp
24日	鉄鋼第64回・金属第61回中国四国支部講演大会《オンライン開催》	日本鉄鋼協会 中国四国支部	山陽小野田市立山口東京理科大学 吉村 敏彦 Tel. 0836-88-4562 yoshimura-t@rs.socu.ac.jp
25~27日	★日本実験力学会2021年度年次講演会《オンライン開催》	日本実験力学会	Tel. 0172-39-3553 annual21@jsem.jp
26日	★熱測定オンライン講習会2021《オンライン開催》	日本熱測定学会	Tel. 03-5821-7120 netsu@mbd.nifty.com
26日	★サマースクール2021「非線形有限要素法による弾塑性解析の理論と実践」第1回《オンライン開催》	日本計算工学会	Tel. 03-3868-8957 office@jcses.org
30,31日	★第51回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(第2部) FOCUS(公財)計算科学振興財団/実習室(兵庫)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@office.jsms.jp
30日~9月2日	★5th ESTAD(European Steel Technology and Application Days) The Brewery Conference Centre Stockholm, Sweden	Jernkontoret	Bo Larsson Tel. +46 18 67 10 34 estad2021@akademikonferens.se
31日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」<中止>	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
31日	「ISIJ International」第62巻(2022年)第5号 特集号「Frontier in characterization of materials and processes for steel manufacturing (鉄鋼材料に資するキャラクターゼーションとプロセス解析のフロンティア)」原稿募集締切(1号46頁)	日本鉄鋼協会	千葉大学 藤浪真紀 Tel. 043-290-3503 fujinami@faculty.chiba-u.jp
31日	日本鉄鋼協会研究会 I 2022年度募集締切(7号463頁)	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel. 03-3669-5932
31日	日本鉄鋼協会研究会 II 2022年度募集締切(7号464頁)	日本鉄鋼協会	技術企画グループ Tel. 03-3669-5932
31日	2022年度「鉄鋼協会研究プロジェクト」募集締切(7号467頁)	日本鉄鋼協会	技術企画グループ Tel. 03-3669-5932
2021年9月			
1~3日	★第34回秋季シンポジウム 耐火物テクノロジーセッション《オンライン開催》	日本セラミックス協会	耐火物技術協会 Tel. 03-3572-0705 hosoda@tarj.org
2日	★サマースクール2021「非線形有限要素法による弾塑性解析の理論と実践」第2回《オンライン開催》	日本計算工学会	Tel. 03-3868-8957 office@jcses.org

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
2~4日	第182回秋季講演大会(愛知+オンライン(状況によってはオンラインのみ) 4号226頁)	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel. 03-3669-5932 academic@isij.or.jp
2日	サステナブルシステム部会「スラグ由来の人工リン鉱石研究会」中間報告会シンポジウム「リン資源としての製鋼スラグの有効活用をめぐる」(愛知)	日本鉄鋼協会	福岡工業大学 久保裕也 kubo@fit.ac.jp
2日	サステナブルシステム部会「インフラ劣化診断のためのデータサイエンス研究会」/「高経年化した鋼構造物の維持管理フォーラム」共催シンポジウム「インフラ劣化診断のためのデータサイエンスシンポジウム(1)」(愛知)	日本鉄鋼協会	物質・材料研究機構 片山英樹 KATAYAMA.Hideki@nims.go.jp
3日	サステナブルシステム部会「グリーンエネルギーフォーラム」/「鉄鋼に関わる資源効率評価フォーラム」共催シンポジウム「ゼロカーボン社会に向けた鉄鋼産業のエネルギーおよび資源効率」(愛知)	日本鉄鋼協会	立命館大学 山末英嗣 yamasue@fc.ritsumei.ac.jp
3日	材料の組織と特性部会「鉄鋼材料への腐食誘起水素侵入研究会」シンポジウム「大気暴露中の腐食誘起水素侵入に対する理解に向けてⅢ～最終報告会～」(愛知)	日本鉄鋼協会	関西大学 春名 匠 haruna@kansai-u.ac.jp
3日	材料の組織と特性部会「良好な地球環境を継続的に維持するためのチタンとその合金の開発自主フォーラム」シンポジウム「チタン合金の相変態に関する研究動向」(愛知)	日本鉄鋼協会	関西大学 池田勝彦 hikoik@kansai-u.ac.jp
4日	高温プロセス部会「資源・エネルギーフォーラム」/「製鉄プロセスフォーラム」共催シンポジウム「今後の世界情勢変化に対応した日本鉄鋼業の進むべき方向性」(愛知)	日本鉄鋼協会	東北大学 桒上 洋 nogami@tohoku.ac.jp
4日	鉄鋼協会研究プロジェクト「高強度鋼の水素脆化における潜伏期から破壊までの機構解明」/材料の組織と特性部会「水素脆化の基本要因と実用課題フォーラム」共催シンポジウム「水素脆化の破壊機構と実用課題II」(愛知)	日本鉄鋼協会	上智大学 高井健一 takai-k@sophia.ac.jp 日本製鉄(株) 大村朋彦 ohmura.en4.tomohiko@jp.nipponsteel.com
6日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」<中止>	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
6,7日	★第15回プラズマエレクトロニクス・インキュベーションホール《オンライン開催》	応用物理学会	静岡大学 松井信 Tel. 053-478-1064 matsui.makoto@shizuoka.ac.jp
8~10日	★2021年度工学教育研究講演会(長野)	日本工学教育協会、 北陸信越工学教育 協会	日本工学教育協会 川上理英 Tel. 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp
9,10日	鉄鋼工学セミナー「水素脆化専科」(東京 7号469頁 定員に達したため申込受付を終了しました。)	日本鉄鋼協会	(株)神戸製鋼所 湯瀬文雄 Tel. 078-992-5505 yuse.fumio@kobelco.com
10日	★第97回レアメタル研究会(オンライン及び東京大学生産技術研究所本号544頁)	東京大学生産 技術研究所	岡部研 レアメタル研究会事務担当 宮寄 智子 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
13日	★対称性・群論トレーニングコース 高エネルギー加速器研究機構 つくばキャンパス	日本結晶学会	Tel. 029-864-5196 tyoshimi@post.kek.jp
14~16日	★資源・素材2021(札幌) - 2021年度資源・素材関係学協会合同秋季大会 - 《オンライン開催》	資源・素材学会	Tel. 03-3402-0541 info@mmij.or.jp
14~17日	2021年度 修士学生向け「鉄鋼工学概論セミナー」《オンライン開催》(5号303頁 申込締切8月13日)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
15~17日	日本鉄鋼協会・日本金属学会 秋季(期)講演大会 共同セッション《オンライン開催》	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel.03-3669-5932 academic@isij.or.jp
16日	★熱測定オンライン講習会2021《オンライン開催》	日本熱測定学会	Tel. 03-5821-7120 netsu@mbd.nifty.com
16日	★サマースクール2021「非線形有限要素法による弾塑性解析の理論と実践」第3回《オンライン開催》	日本計算工学会	Tel. 03-3868-8957 office@jcses.org
16,17日	鉄鋼工学セミナー「強化機構専科」(東京 7号469頁)	日本鉄鋼協会	神戸製鋼所 難波茂信 Tel. 078-992-5503 namba.shigenobu@kobelco.com
17,18日	★SPring-8シンポジウム2021《オンライン開催》	SPring-8ユーザー 協同体(SPRUC)、 高輝度光科学研究 センター(JASRI)、 理化学研究所 放射 光科学研究センター	事務局 Tel. 0791-58-2785 sp8sympo2021@spring8.or.jp
24,25日	★スケジューリング・シンポジウム 2021《オンライン開催》	スケジューリング 学会	ssj2021@googlegroups.com
29~11月 12日	★国際粉体工業展大阪2021(オンライン展)	インテックス大阪、 日本粉体工業 技術協会、 (株)シーエヌティ	Tel. 03-5297-8855 info2021@powtex.com
30日	2022年日本鉄鋼協会「研究奨励賞」および「学術功績賞」受賞候補者の推薦募集締切(本号541頁)	日本鉄鋼協会	総務グループ Tel. 03-3669-5931

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
30日～10月1日	★第38回センシングフォーラム 計測部門大会《オンライン開催》	計測自動制御学会	東京大学 長谷川 圭介 Tel. 03-5841-8819 keisuke_hasegawa@ipc.i.u-tokyo.ac.jp
2021年10月			
1日	★2021年度粉末冶金入門講座(京都)	粉体粉末冶金協会	Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
4, 5日	修士・博士学生向け「第15回学生鉄鋼セミナー 製鉄・製鋼(資源・環境・エネルギー)コース」(兵庫 5号304頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
4日	関東地区 2022年「鉄鋼技能功績賞」受賞候補者の推薦募集締切(本号542頁)	日本鉄鋼協会	総務グループ Tel. 03-3669-5931
7, 8日	★第55回X線材料強度に関するシンポジウム《オンライン開催》	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimmu@office.jsms.jp
8日	第72回白石記念講座「進化するポリマー—自動車における金属材料との共存共栄—」(オンライン開催 6号358頁 申込締切9月24日)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
11～14日	★第8回アジア粉体工学シンポジウム(The 8th Asian Particle Technology Symposium)(大阪)	アジア粉体技術シンポジウム国際組織委員会	Tel. 072-254-9305 apt2021@chemeng.osakafu-u.ac.jp
12～14日	★標準化と品質管理全国大会2021 オンライン及び日本規格協会(東京)	日本規格協会	sq-zenkoku@jsa.or.jp
12～15日	★第7回材料WEEK(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimmu@office.jsms.jp
13, 14日	★第49回日本ガスタービン学会定期講演会《オンライン開催》	日本ガスタービン学会	Tel. 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.org
13～15日	★国際粉体工業展大阪2021(展示会)	インテックス大阪、日本粉体工業技術協会、(株)シーエヌティ	Tel. 03-5297-8855 info2021@powtex.com
13～15日	★第15回日本電磁波エネルギー応用学会シンポジウム《オンライン開催》	日本電磁波エネルギー応用学会	Tel. 03-3414-4554 office@jemea.org
18～20日	第29回鉄鋼工学アドバンスセミナー(千葉 5号305頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
18～20日	★第62回高压討論会(兵庫)	日本高压力学会	事務局 Tel. 070-5461-1815 touronkai62@highpressure.jp
20～22日	修士・博士学生向け「第15回学生鉄鋼セミナー 材料コース」(広島 5号304頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
25～27日	★第42回日本熱物性シンポジウム《オンライン開催》	日本熱物性学会	Tel. 011-706-6429 info2021@jstp-symp.org
26, 27日	★第58回石炭科学会議(宮城)	日本エネルギー学会	Tel. 03-3834-6456 tsunasawa_jie1921@jie.or.jp
29日	第242回西山記念技術講座「最近の電気炉技術の進歩—平成30年間を振り返る—」(大阪 6号359頁 申込締切10月15日)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
2021年11月			
1～2日	鉄鋼工学セミナー「製鋼熱力学専科」(オンライン開催 本号542頁 申込締切8月25日)	日本鉄鋼協会	(株)神戸製鋼所 杉村朋子 Tel. 078-992-5502 sugimura.tomoko@kobelco.com
3～6日	★The 16th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics (16th ISEM '21-Hanoi, Vietnam)	日本実験力学学会	Tel. 025-368-9310 office-jsem@clg.niigata-u.ac.jp
5日	★第98回レアメタル研究会 オンライン及び東京大学生産技術研究所	東京大学生産技術研究所 岡部徹	岡部研究室 宮崎智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
12日	第243回西山記念技術講座「最近の電気炉技術の進歩—平成30年間を振り返る—」(東京 6号359頁 申込締切10月15日)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
13, 14日	★第64回自動制御連合講演会《オンライン開催》	システム制御情報学会	Tel. 075-751-6413 rengo64@iscie.or.jp
15日	ISSS-2021 The 6th International Symposium on Steel Science 《オンライン開催》	日本鉄鋼協会	豊橋技術科学大学 戸高義一 todaka@me.tut.ac.jp
22～24日	★第20回破壊力学シンポジウム(和歌山)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimmu@office.jsms.jp
25, 26日	鉄鋼工学セミナー「材質制御専科」(東京 本号542頁 申込締切10月22日)	日本鉄鋼協会	日鉄テクノロジー(株) 明石透 Tel. 070-3914-4741 akashi.tohru.e7r@nstec.nipponsteel.com
28日～12月2日	★The 9th International Symposium on Surface Science (ISSS-9)(香川)	日本表面真空学会	Tel. 03-3812-0266 iss9@jvss.jp
30日	「鉄と鋼」第108巻第8号特集号「高纯净度合金鋼溶製」原稿募集締切(10号655頁)	日本鉄鋼協会	東北大学 三木貴博 Tel. 022-795-7307 miki@material.tohoku.ac.jp

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
2021年12月			
1~3日	★第12回 環境調和型設計とインバースマニュファクチャリングに関する国際シンポジウム(EcoDesign2021)《オンライン開催》	エコデザイン学会連合	EcoDesign2021事務局 Tel. 06-6879-7260 ecodesign2021_secretariat@ecodenet.com
2日	★2021年度粉末冶金基礎講座(京都)	粉体粉末冶金協会	Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
3日	★2021年度粉末冶金実用講座(京都)	粉体粉末冶金協会	Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
4,5日	北陸信越支部令和3年度 総会・連合講演会・技術講習会	日本鉄鋼協会 北陸信越支部	富山大学 西村克彦 committee@jim-isij-hs2020.sakura.ne.jp
8~10日	★第8回 高機能金属展(千葉)	リードエグジジションジャパン(株)	弟子丸英樹 Tel. 03-3349-8568 deshimaruh@reedexpo.co.jp
8~10日	★第47回固体イオニクス討論会(徳島)	日本固体イオニクス学会	徳島大学 中村 Tel. 088-656-7577 nakamura.o.coichi@tokushima-u.ac.jp
9~11日	★Techno-Ocean 2021(神戸)	テクノオーションネットワーク	Techno-Ocean 2021 実行委員会事務局 Tel. 078-303-0029 techno-ocean@kcva.or.jp
14~17日	○CUUTE-1 The First Symposium on Carbon Ultimate Utilization Technologies for the Global Environment(奈良)	日本鉄鋼協会	CUUTE-1事務局 cuute-1@nta.co.jp
2022年1月			
7日	★第99回レアメタル研究会 オンライン及び東京大学生産技術研究所	東京大学生産技術研究所 岡部徹	岡部研究室 宮壽智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
2022年2月			
28日	[ISIJ International]第62巻(2022年)第12号特集号「Advanced Carbon Utilization Technologies and Processes for Sustainably Prosperous Society (持続可能な豊かな社会のための先進炭素利用技術とプロセス)」原稿募集締切(10号656頁)	日本鉄鋼協会	北海道大学 能村貴宏 Tel. 011-706-6842 nms-tropy@eng.hokudai.ac.jp
2022年3月			
11日	★第100回レアメタル研究会 オンライン及び東京大学生産技術研究所	東京大学生産技術研究所 岡部徹	岡部研究室 宮壽智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
15~17日	第183回春季講演大会(東京)	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel.03-3669-5932 academic@isij.or.jp
2022年5月			
29日~6月1日	The 7th International Conference on Advanced Steels (ICAS2022)(筑波)	日本鉄鋼協会	ICAS2022事務局 ICAS2022Tsukuba@nims.go.jp
2022年9月			
4~8日	★アルミニウム合金国際会議(ICA) (富山)	軽金属学会	Tel. 03-3538-0226 sec.icaa18@pcojapan.jp
18~21日	★LMPC2022 (The Liquid Metal Processing & Casting Conference) (USA)	TMS	TMS Meeting Services Tel. 1-724-776-9000 mtgserv@tms.org
21~23日	第184回秋季講演大会(九州)	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel.03-3669-5932 academic@isij.or.jp
2022年11月			
22~25日	The 1st International Symposium on Iron Ore Agglomerates (SynOre2022) (島根)	日本鉄鋼協会	SynOre2022事務局 synore2022@issjp.com

総合

第182回秋季講演大会開催概要

日本鉄鋼協会第182回秋季講演大会は、名城大学での現地およびオンラインを併用したハイブリッド開催といたします。徹底した感染予防対策を講じて、開催して参りますので、皆様のご理解・ご協力をお願い申し上げます。なお、学生ポスターセッションについてはオンラインのみの開催となります。

但し、今後の状況によっては完全オンライン開催となる場合もございます。最新情報は本会ホームページをご確認ください。
開催日：2021年9月2日(木)～4日(土)(現地およびオンライン併用開催(状況によってはオンラインのみ))

開催方法

- ・一般講演（予告セッションを含む）、討論会、併催シンポジウム：ハイブリッド開催（現地会場：名城大学 天白キャンパス、オンライン：Cisco Webex Meetingsを使用）
 - ・学生ポスターセッション発表、表彰式・ISIJオンライン交流会：オンライン開催（Cisco Webex Meetingsを使用）
- ※日本金属学会との共同セッションは、日本金属学会の秋期講演大会期間中（9月15日（水）～17日（金））にオンライン（Zoom）で実施いたします。なお、本会で参加登録された方は、共同セッションのオンラインミーティングに追加費用なくご参加いただけます。

日程

9月2日（木）	9月3日（金）	9月4日（土）
8:30～16:00 受付（現地のみ） 9:00～ 講演会（現地・オンライン）	8:30～16:00 受付（現地のみ） 9:00～ 講演会（現地・オンライン） 11:00～14:00 学生ポスターセッション（オンライン） 19:00～20:30 学生ポスターセッション表彰式・ISIJオンライン交流会（オンライン）	8:15～14:00 受付（現地のみ） 8:30～ 講演会（現地・オンライン）

※日本金属学会との合同懇親会は開催いたしません。

参加登録方法

一般講演（予告セッションを含む）・討論会にご参加の場合は、講演概要集「材料とプロセス（CD-ROM）」の購入が必要です（講演発表者も「材料とプロセス（CD-ROM）」の購入が必要です）。

新型コロナウイルス感染防止対策として、今回の講演大会は年間予約または都度予約（非会員予約、シンポジウムのみ参加予約を含む）をされた方のみが参加できる「完全事前予約制」といたします。当日現地での参加申込み受付はいたしませんのでご了承ください。

詳細は第182回秋季講演大会ホームページ（<https://isij.or.jp/meeting/2021autumn/index.html#about>）をご覧ください。

区分	参加登録方法 （現地参加、オンライン参加共通）	金額	講演大会ポータルサイト／「材料とプロセス」閲覧サイト	「材料とプロセス（CD-ROM）」発送	併催シンポジウムへの参加
本会個人会員	「材料とプロセス」年間予約者	（2021年春季／秋季講演大会の年間予約は受付終了しております）	アクセス可（8月18日以降）（*4）	大会開催の約2週間前	可
	上記以外（*1）				
本会個人会員以外	非会員	下記ウェブサイトから「非会員大会参加申込み」を行ってください URL: https://www.gakkai-web.net/p/isij/nom/new2.php 申込・入金期限：8月19日（木）17:00、 支払方法：オンラインクレジット決済のみ		講演大会終了後	
	日本金属学会会員（*3）				
併催シンポジウムのみ参加者	下記ウェブサイトから「シンポジウム参加申込み」を行ってください URL: https://www.gakkai-web.net/p/isij/sym/new2.php （申込期限：8月19日（木）17:00）	無料			可（*5）

(備考)

- *1 2021年会費のご入金が確認できない場合は、お申し込みできません。
- *2 学生ポスターセッションの発表者には、本人が発表するミーティングルームへの接続に必要な情報を別途電子メールでご連絡いたします。一般講演・予告セッション・討論会の聴講を希望される非会員の学生は、「非会員大会参加申込み」を行ってください。
- *3 今回は従来形式での日本金属学会との相互聴講は行いません。代わりに、本会会員と同価格（都度申込み価格）で参加することができます。
- *4 ご入金を確認できない場合はログイン情報の送付はいたしません。
- *5 シンポジウム会場へのオンライン接続に必要な情報は、別途電子メールでご連絡いたします。

講演大会ポータルサイト（8月18日公開）

講演会場ミーティングへのリンクならびに講演欠講等の緊急のお知らせを掲載します。講演大会ポータルサイトにアクセスする際は、不正アクセス防止のためログイン認証が必要です。ログインに必要な情報は、8月中旬以降に電子メールで順次ご連絡いたします。

講演概要集「材料とプロセス」閲覧サイト（8月18日～9月21日限定）

「材料とプロセス」購入者に限り、期間限定でウェブサイト上から講演概要のダウンロードができます。詳細は第182回秋季講演大会ホームページをご覧ください。

緊急連絡先

- ・講演大会ポータルサイトおよび「材料とプロセス」閲覧サイトのログイン情報案内メールが届かない場合は、下記までご連絡ください。
- ・シンポジウム会場への接続に必要な情報をお知らせするメールが届かない場合は、下記までご連絡ください。
- ・講演欠講などの緊急の連絡がある場合は、下記までご連絡ください。

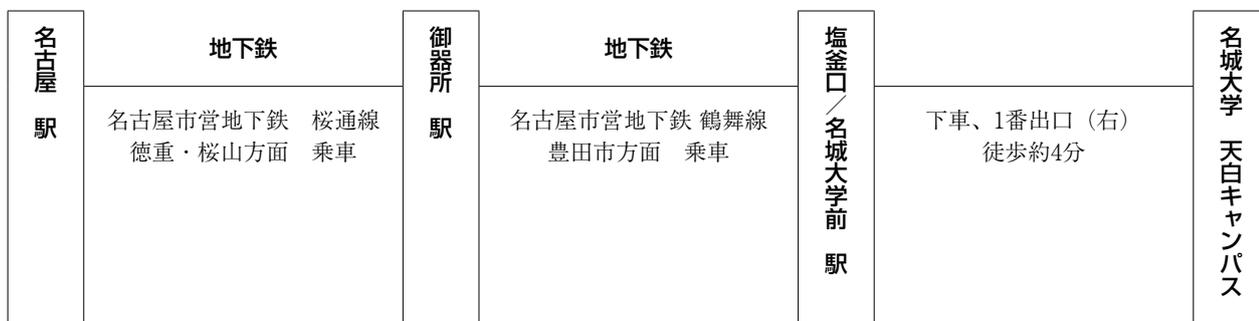
会期前、会期終了後	Tel:03-3669-5932（日本鉄鋼協会 学術企画グループ） E-mail: 182isijmeeting@isij.or.jp
会期中	Tel:090-9372-7682（日本鉄鋼協会 学術企画グループ） E-mail: 182isijmeeting@isij.or.jp 鉄鋼協会事務局室：共通講義棟北2階 N221講義室

現地参加者の皆様へ

講演会場へのアクセス

名城大学ホームページも併せてご覧ください。 <https://www.meijo-u.ac.jp/about/campus/tempaku.html>

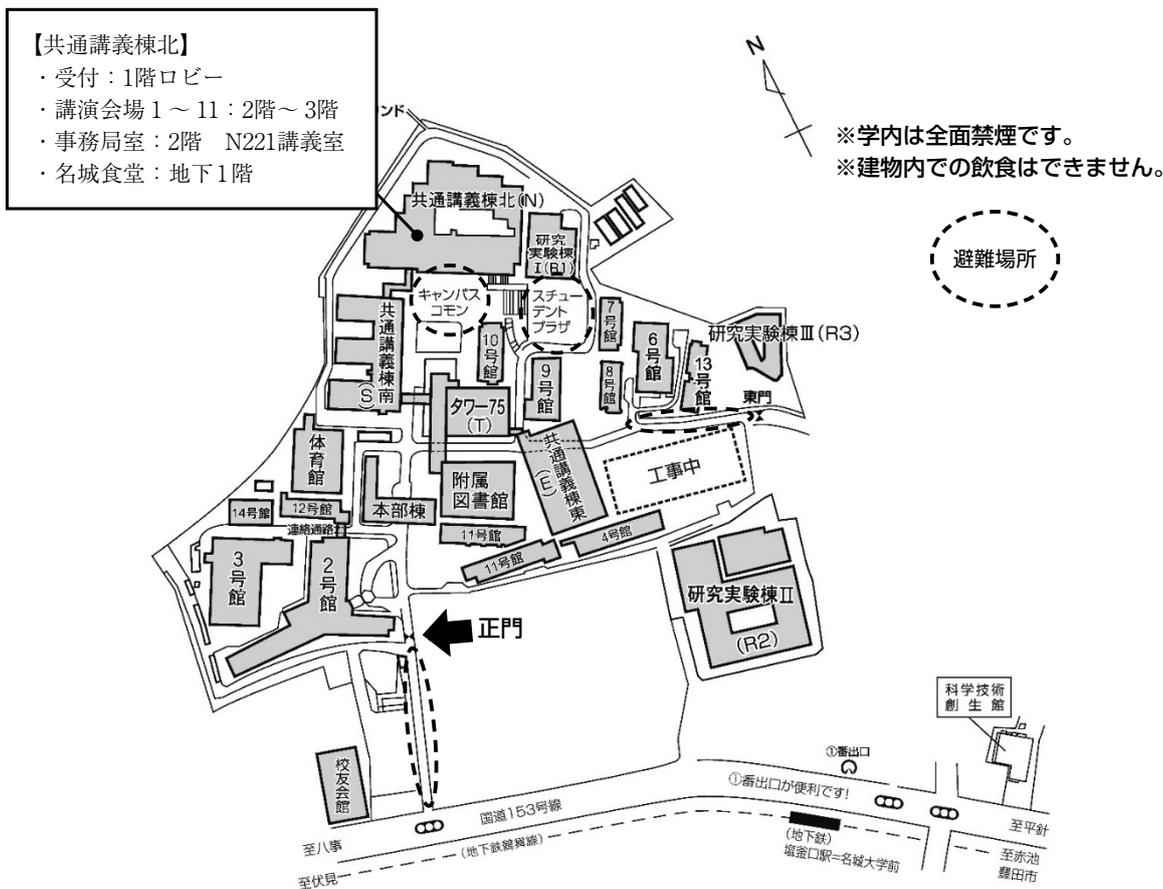
- *名城大学 天白キャンパス
〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口1丁目501番地



名城大学・天白キャンパス案内図

講演プログラムでは講演会場の詳細案内図を掲載しています。

URL : <https://isij.or.jp/meeting/2021autumn/index.html>



参加にあたっての注意事項

- ・講演大会参加中は毎日、会場入口で検温実施後、1階ロビーで受付（参加券を提示）を行ってください。
- ・講演会場以外の立ち入りを禁止いたします。共通講義棟北地下1階～3階以外の建物内へは立ち入らないようお願いいたします。
- ・共通講義棟北地下1階の名城食堂は講演大会参加者の利用が可能です。他の食堂は学生・教職員用のため、利用できません。
- ・建物内での飲食は禁止されています。大学食堂を利用されない場合は屋外にて飲食を行ってください。共通講義棟北1階ピロティも利用可能です。
- ・ゴミは必ず所定のゴミ箱に捨ててください。
- ・学内は全面禁煙です。
- ・全会場、PCプロジェクトでの発表になります。
- ・今回はハイブリッド方式で開催するため、会場に発表用PCを用意します。発表データをUSBメモリ等に格納して、会場にご持参ください。ご自身のPCは接続いただけませんので、ご了承ください。詳細は発表者向けマニュアルをご参照ください。
- ・本会の許可無く、講演中に写真撮影および録音することを固くお断りします。
- ・駐車場のご用意はありません。会場へは公共の交通機関をご利用ください。
- ・荷物のお預かりはいたしません。

新型コロナウイルス感染拡大防止対策について

新型コロナウイルスの感染拡大防止ならびに参加者の安全を考慮し、開催にあたり以下の対策を実施いたします。皆様にはご迷惑をおかけしますがご協力をお願いいたします。なお、事前予約に際して入力いただいた連絡先等の情報は、感染者が発生した際には必要に応じて保健所等の公的機関に提供する可能性がありますので、あらかじめご了承ください。

- 1) 講演大会ならびに併催シンポジウム参加申込における「完全事前予約制」の実施
 - ・当日現地での参加受付は行いませんのでご了承ください。
 - ・都度予約された方の講演大会概要集「材料とプロセス」の当日引き換えはいたしません。講演大会終了後にお送りいたします。
- 2) 新型コロナウイルスに感染している疑いのある方の参加自粛について
 - ・講演大会会場に来場される前に各自で検温していただき、体温が37.5℃以上の場合は、来場をご遠慮ください。
 - ・会場入り口にて、検温を実施いたします。体温が37.5℃以上の方または体温が37.5℃未満であっても、下記①～⑤のいずれかに当

てはまる方の参加はお断りします。

- ①息苦しさや強いだるさ、高熱のいずれかの症状がある。
 - ②比較的軽微であっても発熱やせきなどの風邪症状や味覚や嗅覚の異常がある。
 - ③濃厚接触者に指定されて14日経過していない。
 - ④14日以内に感染が継続拡大している国・地域への渡航歴・滞在歴がある、または入国制限等のある国・地域からの渡航者・在住者との濃厚接触がある。
 - ⑤イベント当日までの14日以内に、発熱や感冒症状で受診や服薬等をした。
- ※事前予約いただいた方には講演概要集「材料とプロセス」をお送りいたします。このため、上記の理由で参加をお断りした場合も、お支払いいただいた購入費は返金いたしません。悪しからずご了承ください。

3) 検温について

講演大会中は、毎日会場入り口で検温していただきますようお願いいたします。検温後は受付にて参加証を確認の後、検温済のステッカーを配布いたしますので、ネームカードに必ず貼り付けてください。ステッカーがない場合は、スタッフが検温の有無を確認させていただく場合がございます。

4) 常時マスク着用をお願い

講演大会期間中、会場内では常時マスクをご着用ください。着用いただけない場合は参加をお断りいたします。

5) 会場内各所への手指消毒液を設置

適宜手洗い、うがいや手指消毒の実施をお願いします。

6) 講演会場の三密（密閉・密集・密接）回避について

- ・講演会場の収容人数を、定員の50%以下に制限いたします。これにより、場合によっては聴講を希望される会場に入場いただけない可能性があります。
- ・出入口の制限等、会場内の動線を制限している場合があります。
- ・会場内（エスカレーター、エレベーター等を含む）でのソーシャルディスタンスの確保にご協力ください。
- ・会場内の飛沫防止のため、講演者と聴講者の間へパーティションを設置します。
- ・質疑応答の際、質問される方は質問席へご移動ください。

7) 会場内の換気の励行、共有部の定期的な消毒実施

- ・会場係が定期的に換気を行います。
- ・会場係がマイク、演台PCケーブル等会場内の共有部分の定期的な消毒を行います。

8) 指定場所以外での飲食の制限

- ・教室内での飲食はお控えください。
- ・指定場所においてもマスクを外しての会話はお控えいただき、黙食またはマスク会食の励行をお願いいたします。

9) その他

- ・大声での会話等、感染対策上ふさわしくない行為はお控えください。
- ・咳等をする際は、咳エチケットをお守りください。
- ・会場外においても国、自治体、各所属組織のルールに従い、感染予防を心がけていただきますようお願いいたします。
- ・事前に接触確認アプリ（COCOA等）のインストールを推奨いたします。

※詳細は、182回秋季講演大会ホームページ「第182回秋季講演大会における感染予防対策について」に掲載しております。ご来場前に必ずご確認ください。

オンライン参加者の皆様へ

講演・聴講上の注意事項

- ・発表者、聴講者向けのマニュアルは、第182回秋季講演大会ホームページに掲載しております。
URL: <https://isij.or.jp/meeting/2021autumn/presentation-method.html#presentation>
- ・オンライン講演は、著作権法上の公衆送信にあたり考えられます。講演の際に引用する資料や映像・音声等のコンテンツは、著作権等の問題の無いものに限るようご注意ください。
- ・現地開催と同様、受信画像や発表資料の撮影・録画（画面キャプチャを含む）、録音、保存、再配布は禁止します。
- ・講演大会のログインID、パスワード、接続先URL等は、参加申込された方のみ有効です。不特定多数を含む第三者に公開する事はお止めください。不適切な接続が判明した場合、管理者側で切断する等の対応を取ります。
- ・オンライン講演に際して万が一トラブル等が生じた場合、日本鉄鋼協会はその責任を負いません。
- ・発表者、聴講者向け接続テスト（Cisco Webex Meetingsの接続テスト用ミーティング）の実施を予定しています。詳細は別途講演大会ポータルサイト上でご案内いたします。

日本鉄鋼協会 第182回秋季講演大会 日程表
(2021年9月2~4日 名城大学・天白キャンパス 共通講義棟 北 + オンライン開催 (Cisco Webex Meetingsを使用))

会場名 (教室名)	9月2日(木)		9月3日(金)		9月4日(土)	
	午前	午後	午前	午後	午前	午後
会場1 (2階 N201)	組織形成、凝固 / 連铸、凝固現象 [1-9] (9:00-12:20)	還元・浸炭 / 高炉炉下部現象 [10-18] (13:20-16:40)	鉄鉱石・焼結 / 製鉄技術者若手セッション [19-25] (9:00-11:40)	コークス技術者 若手セッション1・2 / 石炭・コークス [26-34] (13:00-16:40)	今後の世界情勢変化に対応した日本鉄鋼業の進むべき方向性 (9:10-12:00) [無料]	ノーベルプロセッシングフォーラム研究紹介 / 材料電磁プロセッシング [42-47] (13:00-15:20)
会場2 (2階 N205)	---	スラグ由来の人工リン鉱石研究会 中間報告会 リン資源としての製鋼スラグの有効活用をめぐる (13:00-17:00) [無料]	酸化物/金属界面における高温物理化学のフロンティア 1・2 [35-41] (9:20-12:00)	---	---	---
会場3 (2階 N202)	---	インフラ劣化診断のためのデータサイエンス(I) (13:00-17:00) [無料]	鉄鋼スラグ、ダストの有効活用1・2 [48-53] (9:40-12:00)	ゼロカーボン社会に向けた鉄鋼産業のエネルギーマネジメント (13:00-17:00) [無料]	---	---
会場4 (2階 N203)	厚板技術者若手セッション [64-66] (10:00-11:00)	溶接部の信頼性評価3-1・2 [67-76] (13:00-16:40)	塑性加工におけるモデリングと諸現象の解明 / 焼結材料の機械的強度の評価技術 [77-82] (9:20-11:40)	圧延潤滑技術の進展 [D1-D8] (13:00-16:50)	快削化のための制御技術-14 [83-86] (10:00-11:20)	---
会場5 (2階 N204)	---	電磁銅板、チタン・チタン合金 [92-94] (13:00-14:00)	計測 [54-56] (11:00-12:00)	設備モニタリング / システム・制御 [57-63] (13:30-16:10)	最新の管材研究 若手研究セッションIV / 表面、冷却 [87-91] (9:00-11:00)	---
会場6 (3階 N303)	---	耐熱鋼 / Ni基合金 [95-102] (13:00-16:00)	---	ステンレス鋼 [123-127] (13:00-14:40)	---	---
会場7 (3階 N301)	---	強度特性、変形特性1・2 [103-110] (13:00-16:20)	組織定量解析 / 機械学習 [128-133] (9:00-11:30)	元素分配 / 析出 [134-141] (13:00-16:00)	高強度鋼の不均一変形と破壊 [D9-D18] (8:55-16:00)	
会場8 (3階 N302)	---	---	表面処理技術 [142-147] (10:00-12:00)	機械構造用鋼 [148-151] (13:00-14:20)	---	---
会場9 (3階 N321)	水素脆性I [111-114] (10:00-11:20)	水素脆性2・3 [115-122] (13:00-16:10)	鉄鋼材料への腐食誘起水素侵入研究会 大気暴露中の腐食誘起水素侵入に対する理解に向けてⅢ～最終報告会～ (10:10-16:30) [無料]		水素脆化の破壊機構と実用課題II (8:30-16:00) [無料]	
会場10 (3階 N322)	---	---	チタン合金の相変態に関する研究動向 (9:55-15:45) [無料]		---	---
会場11 (3階 N323)	---	製鋼プロセスにおけるオンライン分析技術 [D19-D21] (13:30-15:35)	表面分析、結晶構造解析 [152-153] (11:00-11:40)	鉄鋼関連材料のための非破壊・オンサイト分析法1・2 [154-160] (13:00-15:40)	---	---
学生ポスターセッション会場 (オンライン開催のみ)	---	---	学生ポスターセッション (11:00-14:00) 学生ポスターセッション表彰式・ISIJオンライン交流会 (19:00-20:30)		---	---

日本鉄鋼協会・日本金属学会 共同セッション 日程表
(2021年9月15~17日 オンライン開催 (Zoomを使用))

* 下記セッションにつきましては、日本金属学会の秋期講演大会期間中にオンライン (Zoomを使用) で実施いたします

会場名	9月15日(水)		9月16日(木)		9月17日(金)	
	午前	午後	午前	午後	午前	午後
金属学会 O会場	---	---	---	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション チタン・チタン合金1・2 [J1-J11] (13:00-17:00)	---	---
金属学会 P会場	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション 超微細粒組織制御の基礎 [J12-J14] (9:00-10:00)	---	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用1・2 [J15-J22] (9:00-12:00)	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用3・4 [J23-J29] (13:00-15:40)	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用5・6 [J30-J37] (9:00-12:00)	鉄鋼協会・金属学会 共同セッション マルテンサイト・ベイナイト変態の材料科学と応用7・8 [J38-J45] (13:00-16:00)

[] : 講演番号
() : 講演時間帯
■ : 併催シンポジウム

2021年秋季講演大会会期中の託児室設置のお知らせ

2021年秋季講演大会期間中、託児室を開設いたします。最新の情報につきましては、本会ホームページをご参照ください。

設置期間および利用時間（予定）：

設置期間	利用時間
2021年9月2日（木）	8：30 ～ 17：30
2021年9月3日（金）	8：30 ～ 17：30
2021年9月4日（土）	8：30 ～ 16：30

場所：名城大学 天白キャンパス内
（詳細は、お申込み後にご案内します）

対象年齢および利用料金：

対象年齢	利用料金（税込）
0歳 ～ 2歳	2,000円/1日
3歳 ～ 学童	1,500円/1日

* 同一世帯でお子様2名以上でご利用の場合、2人目以降は半額となります

保育委託先：(株)トットメイト

お申込方法：お申込期間になりましたら、必要事項をホームページ（<https://www.isij.or.jp/>）に掲載いたしますので、ご確認の上でお申し込みください。

お申込期間：2021年7月26日（月）～8月19日（木）

* 完全ご予約制となりますので、ご予約がない場合ご利用いただけません。

* 託児スペースに限りがあるため、定員になり次第締め切らせていただきます。

2022年日本鉄鋼協会「研究奨励賞」および「学術功績賞」受賞候補者の推薦募集

標記表彰について、推薦募集のご案内をします。候補者をご推薦いただける方は、下記要領をご査収の上、ご応募いただければ幸いです。会員各位のご推薦をお待ちしております。

【研究奨励賞】

1. 対象者：1) 鉄鋼及びその関連領域において優れた研究業績を挙げている若手研究・技術者で、大学・研究機関および企業に属するもの（受賞年の4月1日現在で36歳未満）
2) 推薦時に本会個人会員であること
2. 受賞者数：5名程度
3. 授与するもの：賞状
4. 受賞者の義務：講演大会の関連セッションにて受賞記念講演
5. 推薦者：正会員
6. 提出書類：推薦書（様式6）、論文リスト（特許の記載も可） 各1部

【学術功績賞】

1. 対象者：鉄鋼に関する学術、技術の研究に顕著な功績のあった会員（連続して5年以上の会員。受賞年の4月1日現在で65歳未満。）
2. 受賞者数：3名以下
3. 授与するもの：賞状、賞牌
4. 受賞者の義務：①講演大会の関連セッションにて受賞記念講演
②上記の内容を会報「ふえらむ」に執筆
5. 推薦者：正会員5名以上
6. 提出書類：推薦書（様式5および様式1-2）、論文リスト 各1部

【各賞共通】

推薦書様式：本会ホームページ「★表彰」からダウンロードして下さい。<https://www.isij.or.jp/about/commendation.html>

論文リスト：論文リストには全ての論文を掲載する必要はありません。A4判2枚にまとめて下さい（厳守）。「鉄と鋼」「ISIJ International」等の論文誌毎に整理し、総論文数を記入して下さい。

推薦締切日：2021年9月30日（木）

表彰式：2022年3月15日（火）於：東京大学（日本鉄鋼協会春季講演大会開催時）

問合せ・提出先：(一社)日本鉄鋼協会 総務グループ 山崎
〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町3-2-10 鉄鋼会館5階
TEL：03-3669-5931, FAX：03-3669-5934, E-mail：admion@isij.or.jp

関東地区 2022年「鉄鋼技能功績賞」受賞候補者の推薦募集

本会では、1998年（平成10年）に「鉄鋼技能功績賞」を設置し、各支部からご推薦いただいた候補者を表彰しています。関東地区には支部がありませんので、本部から推薦募集のご案内をいたします。

候補者をご推薦いただける方は、下記要領をご査収の上、所定の様式にてご応募いただければ幸いです。会員各位のご推薦をお待ちしております。

1. 対象者：

- ・鉄鋼及びその周辺領域に関する研究・技術開発を支援し、優れた技能、技術を発揮した者および技能の伝承または教育に貢献した者
- ・関東地区在勤者に限る
（関東地区：東京都、千葉、埼玉、神奈川、山梨、茨城、栃木、群馬県）

注) 個人会員であることは要しないが、

- ・原則として5名以上の正会員のいる大学、高専、研究機関等の勤務者
- ・維持会員会社およびその連結財務諸表原則（連結の範囲）に基づき規定されている子会社の勤務者
- ・上記勤務者には、高年齢者雇用安定法による継続雇用対象者を含む。但し、契約社員は除外とする。

2. 候補者推薦基準数：6名以内

3. 推薦者：正会員5名以上による推薦

4. 推薦様式：鉄鋼技能功績賞（関東地区版）推薦様式

ホームページ「表彰」[関東地区2022年鉄鋼技能功績賞推薦募集](https://www.isij.or.jp/about/commendation.html)からダウンロードできます。

<https://www.isij.or.jp/about/commendation.html>

5. 推薦締切日：2021年10月4日（月）

6. 表彰式：2022年3月15日（火）於：東京大学（日本鉄鋼協会春季講演大会開催時）

問合先・提出先：（一社）日本鉄鋼協会 総務グループ 山崎
〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町3-2-10 鉄鋼会館5階
TEL：03-3669-5931, FAX：03-3669-5934, E-mail：yamazaki@isij.or.jp

イベント情報

鉄鋼工学セミナー「専科」 2021年度受講のご案内

鉄鋼工学セミナー「専科」では、鉄鋼分野の将来を担う熱意のある中堅技術者の人材育成強化を目的とし、高い専門性を有する技術者・研究者を育成するために、より現場に密着した技術に関わる講義や、専門性を高めるような講義を企画しています。2021年度は、「凝固専科」、「精錬プロセス解析専科」、「製鋼熱力学専科」、「強化機構専科」、「水素脆化専科」、「材質制御専科」の6テーマにつきまして参加者を募集をいたします。このうち今回は、下記2テーマにつきまして開催日順に皆様にお知らせ申し上げます。

なお、実施するにあたり、感染対策には十分留意いたしますので、以下の案内を参照され、奮ってご参加下さいますよう、宜しく願い申し上げます。

【I】「製鋼熱力学専科」受講のご案内

1. 期日：2021年11月1日（月）10：10～2日（火）12：00

2. 会場：オンライン開催（Microsoft Teamsを使用）

3. 講義の概略：

日本の鉄鋼業が国際競争力を維持していくためには、鋼の成分や介在物の量・形態を決定づける製鋼プロセスにおいて、高度で厳格な制御を実現する必要がある。限られた処理時間内に目標とする成分・介在物に到達するためには速度論的評価が不可欠であるが、その速度論の中で用いられる熱力学情報の重要性は言うまでもない。また、新規なプロセスを計画・立案する際には、そのプロセスが成立するかどうかを熱力学的に評価し、開発推進の妥当性を確認する必要がある。

本専科ではこれから研究開発の中核になる世代の若手研究者を対象に、熱力学の運用能力を高めることによって、製鋼プロセスにおけるデータの整理や考察が自分自身でできるようになることを目標とする。講義では、溶鉄予備処理から二次精錬における熱

6. 幹事：明石透（日本製鉄：本コースの円滑な運営のための世話役）
7. 募集定員：12名（定員オーバーの場合や参加資格を満たさない場合はお断りすることがあります。）
8. 参加資格：国内に生産拠点を有する維持会員企業に属する日本鉄鋼協会個人正会員
国内に生産拠点を有する維持会員企業の推薦を受けた企業会員（日本鉄鋼協会個人正会員）
日本の大学に属する若手教員（日本鉄鋼協会個人正会員）
上記の中で、鉄鋼工学セミナー修了者または同等以上の経験・能力を有する方
9. 費用（税込）：受講料 26,000円（* 本会維持会員会社所属の方、大学若手教員）
36,000円（* 上記以外の方）
※事前カード決済になります。申込締切後、決済に関するご連絡を差し上げますので、1週間以内にお手続き下さい。
※宿泊は各自でご手配願います。
10. 申込締切日：2021年10月22日（金）期日厳守
※キャンセルは2021年11月15日（月）までをお願いいたします。
11. 申込方法：本会ウェブサイト上の申込フォームに入力し、送信して下さい。
※鉄鋼工学セミナー「材質制御専科」：<https://isij.or.jp/event/event2021/20211125.html>
12. 問合せ先（幹事）：日鉄テクノロジー（株） 富津営業所 構造力学ソリューション部 統括主幹 明石透
TEL：070-3914-4741 / E-mail：akashi.tohru.e7r@nstec.nipponsteel.com
〒293-8511 富津市新富 20-1

【第72回白石記念講座「進化するポリマー—自動車における金属材料との共存共栄—」開催方式変更について】

2021年10月8日（金）に早稲田大学で開催予定の第72回白石記念講座「進化するポリマー—自動車における金属材料との共存共栄—」は新型コロナウイルス感染症拡大防止のため、オンライン開催へ変更することとなりました。詳細は本会ホームページをご覧ください。

第97回レアメタル研究会開催のご案内

日時：2021年9月10日（金） 14：00～

リアル講演会+講演のネット配信（Zoom Webinar & YouTube）のハイブリッド研究会

主催：レアメタル研究会

主宰者：東京大学生産技術研究所 教授 岡部 徹

協力：（一財）生産技術研究奨励会（特別研究会 RC-40）

共催：東京大学マテリアル工学セミナー

レアメタルの環境調和型リサイクル技術の開発研究会

東京大学生産技術研究所 持続型エネルギー・材料統合研究センター

東京大学生産技術研究所 非鉄金属資源循環工学寄付研究部門（JX 金属寄付ユニット）

協賛：（一社）日本鉄鋼協会 他

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

プログラム：

テーマ：ニッケルやコバルトの現状、将来

講師：（各35分+5分質疑応答）（敬称略）

・ニッケルやコバルトを中心とする資源の調達や国の戦略等について

経済産業省 資源エネルギー庁 資源・燃料部 鉱物資源課長 小林 和昭

・ニッケルやコバルトの資源状況や探査の潮流について

独立行政法人石油天然ガス・金属鉱物資源機構 JOGMEC資源探査部探査第一課 課長 吉川 竜太

・ニッケルやコバルトの製造と市場について

住友金属鉱山株式会社 金属事業本部 ニッケル営業原料部長 丹羽 祐輔

・電池ビジネスの課題と戦い方（仮）

プライム プラネット エナジー&ソリューションズ株式会社 代表取締役社長 好田 博昭

パネルディスカッション：

モデレーター 東京大学 生産技術研究所 特任教授 黒川 晴正

東京大学 生産技術研究所 シニア協力員 中村 崇

18：00～ 研究交流会・意見交換会（Webでの開催を企画予定）

参加登録・お問い合わせ：岡部研 レアメタル研究会事務担当 宮崎 智子（okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp）

レアメタル研究会最新の情報はホームページをご覧ください。

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

公 募

第62回東レ科学技術賞および 第62回東レ科学技術研究助成候補者の推薦について

東レ科学振興会より、東レ科学技術賞および東レ科学技術研究助成候補者の推薦依頼がまいりました。本会からの推薦を希望される方は、候補者推薦要領、推薦用紙をホームページ (<http://www.toray-sf.or.jp/>) からダウンロードしてご利用下さい。

1. 東レ科学技術賞

- 1) 候補者の対象：
 - 日本鉄鋼協会に関する分野で、下記に該当するもの
 - (1) 学術上の業績が顕著な方
 - (2) 学術上重要な発見をした方
 - (3) 効果が大きい重要な発明をした方
 - (4) 技術上重要な問題を解決して、技術の進歩に大きく貢献した方
- 2) 賞状・副賞：
 - 1件につき、賞状、金メダルおよび賞金500万円（2件以内）

2. 東レ科学技術研究助成

- 1) 候補者の対象：
 - 日本鉄鋼協会に関する分野で、国内の研究機関において、自らのアイデアで萌芽的研究に従事しており、かつ今後の研究の成果が科学技術の進歩、発展に貢献する

ところが大きいと考えられる若手研究者（原則として、推薦時45歳以下）。本助成が重要な研究費と位置づけられ、これにより申請研究が格段に進展すると期待されること。

- 2) 研究助成金：総額1億3千万円、1件3千万円程度まで10件程度

3. 候補者推薦件数：

東レ科学技術賞、東レ科学技術研究助成それぞれについて、1学協会から2件以内

4. 本会への提出期限・提出先：

- 1) 提出期限：2021年9月24日（金）
- 2) 提出先：日本鉄鋼協会 学術企画グループ 亀井 千春
〒103-0025
東京都中央区日本橋3-2-10 鉄鋼会館5階
電話：03-3669-5932
E-Mail：kamei@isij.or.jp
※本会理事、学会部門担当代議員、学会部門副部門長、および委員会の長の内、いずれかの推薦状（書式は問いません）を添えて、ご提出下さい。

第63回本多記念賞、第43回本多記念研究奨励賞、第19回本多フロンティア賞 受賞候補者の推薦について

本多記念会より、標記の推薦依頼がまいりました。募集要項と推薦書用紙は、本多記念会のホームページ (<http://www.hondakinenkai.or.jp/index.html>) からダウンロードできます。

〈本多記念賞〉

1. 賞の目的及び対象：
 - わが国に国籍を有する者で、理工学、特に金属およびその周辺材料に関連する研究を行い、基礎または応用面において優れた成果を挙げ、科学文化の進展に卓抜な貢献をした者を対象とします。
 - なお、団体は受賞対象としません。
2. 本賞と副賞：
 - 本賞：金メダル、副賞：200万円（毎年1件を予定）
3. 推薦者：
 - 理工系の大学、国公私立研究機関、学会、関連の企業および本多記念会の委嘱する個人とします。ただし同一推薦者による推薦件数は1件に限ります。

〈本多記念研究奨励賞〉

1. 賞の目的及び対象：
 - わが国に国籍を有する者で、理工学、特に金属に関連する研究を行い、優れた研究成果を挙げ、または発明を行ったも

ので、将来の発展を期待できる若い研究者を対象とします。

2. 褒賞金と件数：
 - 30万円（毎年5件を予定）
3. 応募資格：
 - 受賞発表の年の3月末日現在40歳以下の者（今回は昭和56年4月1日以降に生まれた者。ただし、過去に本多記念研究奨励賞を受賞した者を除く）で、共同研究の場合は主研究者であることとします。自薦も可。（なお、学位の有無を記入してください。）

〈本多フロンティア賞〉

1. 賞の目的及び対象：
 - 理工学、特に金属材料などの無機材料、有機材料およびこれらの複合材料の3分野のいずれかの分野において、学術面あるいは技術面において画期的な発見または発明を行った者を対象とします。
 - なお、団体は受賞対象としません。
2. 褒賞金と件数：
 - 50万円（毎年2件を予定）
3. 推薦者：
 - 理工系の大学、国公私立研究機関、学会、関連の企業および本多記念会の委嘱する個人とします。

〈推薦手続〉

- 1) 本会からの推薦を希望される場合
- ・提出期限：2021年8月27日（金）
 - ・提出先：日本鉄鋼協会 学術企画グループ 亀井千春
〒103-0025
東京都中央区日本橋茅場町3-2-10
鉄鋼会館5階
電話：03-3669-5932
E-Mail：kamei@isij.or.jp
- ※本会理事、学会部門担当代議員、学会部門副部門長および委員会の長の内、いずれかの推薦状（書式は問いません）を添えて、ご提出

下さい。

- 2) 自薦で直接提出される場合
- ・提出期限：2021年9月10日（金）
 - ・提出先：（公財）本多記念会
〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1
東北大学 金属材料研究所内
公益財団法人本多記念会
TEL：022-215-2868
- 3) 注意事項
- 推薦者（自薦者）は、候補者を推薦（自薦）するに当たり、過去の受賞者一覧（本多記念会ホームページ掲載）を参考に推薦（自薦）して下さい。

ブックレビュー

X線分析の進歩 52(X線工業分析 56集) CD-ROM付

日本分析化学会 X線分析研究懇談会 編

アグネ技術センター 2021年3月発行

B5版・並製 290頁 定価6,050円(税込) ISBN 978-4-86707-005-5 C3043

本著は、蛍光X線分析法、CT XAFS法、ミュオンX線法の原理と最近の進展、3Dプリンタによって製作した小型装置による白色X線の偏光、ダブリスリット光学素子を用いた共焦線型蛍光X線装置、ピンホールカメラを利用した蛍光XAFSイメージング法、高精度表界面解析のためのX線反射率法、光ビームプラットフォーム・軟X線九州分光ラウンドロビン実験、自立型有機薄膜のX線透過率測定と

いった装置・手法開発、様々な対象へのX線分析例を集約した解説書となっている。対象としては太陽電池、鋼材の腐食、土器、カレーヒ素事件の裁判の評価、カカオ原産地同定などが取り扱われている。最近の市販X線装置も最後に紹介されており、具体例が豊富な書籍となっているのが特徴である。

(名古屋大学 大学院工学研究科 材料デザイン工学専攻 足立吉隆)

次号目次案内

* 定期刊行物の掲載記事及び題目は変更になる場合があります。

ふらむ Vol.26 (2021) No.9 掲載記事

Techno Scope

津波に備える防潮堤・防波堤

連携記事

これまでとこれからの防災をつなぐ
～東日本大震災におけるハイブリッド防潮堤と今後の展望～
…………… 門倉宏子、他(J F Eエンジニアリング(株))
最大クラスの津波に粘り強く抵抗する防波堤補強工法
…………… 妙中真治、他(日本製鉄(株))

入門講座

インフォマティクス入門-12

AI/機械学習プラットフォームDataRobotの使用方法
…………… 伊地知晋平(DataRobot Inc.)

躍動

高耐食ステンレス鋼の研究を通じて
…………… 武井隆幸(日本冶金工業(株))

私の論文

Si, Mn含有鋼板の低温焼鈍域における酸化・還元挙動
…………… 木庭正貴(J F Eスチール(株))

解説

受賞技術-34

環境調和型高品質ステンレス鋼溶製プロセスの開発
…………… 岸本康夫、他(J F Eスチール(株))

「鉄と鋼」 Vol.107 (2021) No.9 掲載記事

論文

高温プロセス基盤技術

製鋼スラグ高温還元による鉄源回収技術の開発
…………… 中瀬憲治、他
CaO非飽和の高濃度リン酸含有スラグにおける高温相平衡
…………… 内田祐一、他

製鋼

電位制御したKCl水溶液/Hgおよび熔融塩/Sn界面を通過する
気泡の直接観察
…………… 小西宏和、他
弱攪拌型上底吹き転炉のスラグ-メタル間反応速度に及ぼす炉
体形状の影響
…………… 吉田裕典、他

加工・加工熱処理

冷間圧延用オンライン先進率モデルの開発
…………… 藤井康之、他

力学特性

その場中性子回折実験によるSUS316L鋼の応力-ひずみ曲線に
及ぼす温度の影響
…………… 土田紀之、他
準安定オーステナイト鋼のTRIP効果における加工誘起マルテ
ンサイトの役割
…………… 土田紀之、他
張出し成形した焼戻しマルテンサイト鋼板の水素脆化に及ぼす
残留応力の影響
…………… 西村隼杜、他

社会・環境

和釘の錆の微細構造に及ぼす過飽和固溶酸素の影響
…………… 永田和宏、他

寄書

力学特性

冷間加工したフェライト鋼の強化挙動に及ぼす転位の性質と分
布の影響
…………… 高木節雄

ISIJ International Vol.61 (2021) No. 9 掲載記事

Special issue on “Recent Progress in Inclusion/ Precipitate Engineering”

Preface

Preface to special issue on “Recent Progress in Inclusion/ Precipitate Engineering” H.Ono

Review

Formation and evolution of inclusions in high chromium steel Y.Higuchi et al.

Regular Articles

Experimental measurements and numerical analysis of Al deoxidation equilibrium of molten Fe-Cr-Ni alloy H.Fukaya *et al.*
 Determination of solubility of chromium oxide in the CaO-SiO₂-Cr₂O₃ system at 1873 K under moderately reducing conditions Z.Li, *et al.*
 Thermodynamics of molten MnS-FeS and CrS-FeS system at 1843K Y.Lu *et al.*
 Thermodynamics of molten MnS-CrS-FeS system at 1843K Y.Lu *et al.*
 Thermodynamics of solid and liquid MnS-CrS-FeS phase in equilibrium with molten Fe-Cr-Mn-S alloy Y.Lu *et al.*
 Thermodynamic conditions of MgO and MgO·Al₂O₃ formation and variation of inclusions formed in Fe-17mass%Cr steel at 1873K K.Okumoto *et al.*
 Evaluation of interfacial energy between molten Fe and Fe-18%Cr-9%Ni alloy and non-metallic inclusion-type oxides T.Furukawa *et al.*
 Dissolution behavior of Mg and Ca from dolomite refractory into Al-killed molten steel Y.Ren *et al.*
 Inertial force on floating inclusion particles at the interface of liquid steel and inert gas Z.Qiu *et al.*
 Evolution behavior of TiN inclusions in austenitic Fe-36Ni alloy during heating at 1473 and 1673 K K.Sugita *et al.*
 Three-dimensional investigations of non-metallic inclusions in stainless steels before and after machining H.Du *et al.*
 Influence of non-metallic inclusions in 316L stainless steels on machining using different cutting speeds H.Du *et al.*
 Effect of Nb content on the behavior of primary carbides in 0.4C-5Cr-1.2Mo-1V steel Y.Huang *et al.*
 Modeling of wall shear stress induced inclusion transport and removal in multi-strand tundish V.K.Gupta *et al.*
 Analysis of air-mist cooling effect for coil in the electromagnetic induction controlled automated steel teeming system M.He *et al.*
 Simultaneous analysis of soluble and insoluble oxygen contents in steel specimens using inert gas fusion infrared absorptiometry H-M.Hong *et al.*

会員欄

新規入会

足立 大樹
 荒川 彩良
 荒木 紀彦
 有村 祐紀
 飯田 真士
 石井 龍太
 市川 拓人

伊藤 あゆみ
 上村 直紀
 内山 祐介
 梅本 雅資
 江口 宏和
 江藤 翔平
 大杉 啓悟
 太田 祐輔
 大西 孝英
 大橋 俊仁
 大見 敏仁
 大村 聡信

岡本 悠揮
 小川 遼介
 小田 和希
 小細 温弘
 垣木 祐樹
 角田 雄亮
 葛西 誠治
 笠原 智佐子
 賀谷 洋至
 川津 孝介
 岸本 拓磨
 木村 太一

久保 亮太
 児玉 力也
 崎山 裕嗣
 下部 友亮
 神野 悟和
 末藤 純平
 鈴木 雄大郎
 須田 惇生
 高木 健太
 谷 峻旭
 谷 律希
 築地 慎乃輔

辻野 貴洋
 鶴丸 祥平
 富安 幸仁
 中尾 和也
 二家本 隆
 西岡 宏祐
 根岸 孝征
 野々村 真誉
 初田 和大
 林 ひかる
 原 邦人
 原 大悟

胡 少鵬
 深堀 友晃
 福田 健仁
 福田 祐子
 藤井 浩平
 矢野 竜太郎
 山下 幸士
 山下 悠登
 山田 和治
 山辺 博之
 吉崎 聡一郎
 吉田 大騎

渡部 大亮

**ご冥福をお祈り
 申し上げます。**
 安斎 浩一
 加藤 直
 敦賀 昇



媒体概要

	ふえらむ	鉄と鋼	ISIJ International
体裁	A4判	A4判	A4判
発行部数	9,500部	1,100部	1,000部
発行日	毎月1日	毎月1日	毎月15日
広告申込締切	前月1日	前月1日	前月20日
広告原稿締切	前月5日	前月5日	前月25日
入稿形態	完全データ (出力見本添付)	完全データ (出力見本添付)	完全データ (出力見本添付)
広告有効寸法	1P: 天地260mm×左右180mm 1/2P: 天地125mm×左右180mm		1P: 天地260mm×左右180mm 1/2P: 天地125mm×左右180mm

広告掲載料金

	「ふえらむ」「鉄と鋼」 2誌同時掲載 (同一原稿)			ISIJ International
	1P	1/2P		
表2	160,000	-	4色1頁	250,000
表3	140,000	-	2色1頁	170,000
表4	200,000	-	1色1頁	120,000
前付	120,000	-	1色1/2頁	70,000
後付	100,000	60,000		
2色刷り (上記金額に加算)	20,000加算			
4色刷り (上記金額に加算)	50,000加算			
綴り込み1枚 (印刷物持込)	175,000			

- 上記の料金に消費税は含まれておりません。
- 原稿データその他の製作費は別途ご請求させていただきます。

「ふえらむ」「鉄と鋼」に広告をご掲載頂くと、
バナー広告(無料)を掲載致します。
<掲載頁>
ホームページTOP、ふえらむのページ
<バナーサイズ>
TOP: 230×61ピクセル
ふえらむ: 200×53ピクセル
<データ締切>
前月10日
<入稿形態>
GIF、JPEG (静止画)

広告掲載のお問い合わせ・お申込み

株式会社 明報社

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

編集後記

今月8月号のTechno Scopeは、「シリーズ鉄鋼の限界特性 強度に挑む」～鉄鋼の高強度化の現状と克服すべき課題～ というテーマで特集記事を掲載しました。ご執筆、インタビューにご協力いただいた皆様、およびご尽力いただいた関係皆様に御礼申し上げます。鉄鋼は多くの構造用部材に使われていますが、利用できる強度が理論上の限界強度の何分の1に留まっております、その理由についてもほぼ説明されているということが分かりました。また、近年の量子線を応用した材料解析手法の進展

と、電子論を利用した計算科学的手法の発展により、鉄鋼材料の特性制御が、すでにナノスケールからさらに微小な原子、電子レベルまで進んでいることが分かりました。今後の益々の関連技術の進化とともに、産学官連携による戦略的な取り組みが必要であると思います。2050年までに限界強度にどこまで近づけるのか今後の展開がとても楽しみです。

(T.T.)

会報委員会 (五十音順)

委員長	足立 吉隆 (名古屋大学)		
副委員長	堤 康一 (JFEスチール (株))		
委員	赤崎 兼宣 (愛知製鋼 (株))	赤松 聡 (日本製鉄 (株))	新井 宏忠 (八戸工業高等専門学校)
	植田 滋 (東北大学)	遠藤 理恵 (東京工業大学)	金田 裕光 (スズキ (株))
	木下 恵介 (日本製鉄 (株))	串田 仁 ((株)神戸製鋼所)	佐藤 克明 (日鉄鋼板 (株))
	諏訪 晴彦 (摂南大学)	高谷 英明 (三菱重工業 (株))	鷹鷲 利公 (産業技術総合研究所)
	寺田 大将 (千葉工業大学)	戸田 佳明 (物質・材料研究機構)	深瀬美紀子 (大同特殊鋼 (株))
	松野 崇 (鳥取大学)	水野 建次 (日本冶金工業 (株))	山口 広 (JFEスチール (株))

ふえらむ 定価 2,200円 (税込)

Bulletin of The Iron and Steel Institute of Japan : Unit Price ¥2,000

2021年7月25日印刷納本、2021年8月1日発行 (毎月1回1日発行)

編集兼発行人 東京都中央区日本橋茅場町3-2-10 鉄鋼会館5階

(一社)日本鉄鋼協会 業務執行理事・専務理事 小澤純夫

Tel : 03-3669-5933 Fax : 03-3669-5934 (共通)

印刷所 東京都文京区本駒込3-9-3 (株)トライ

©COPYRIGHT 2021 一般社団法人日本鉄鋼協会

複写をご希望の方へ

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

TEL.03-3475-5618 FAX.03-3475-5619 E-mail : info@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、(一社)学術著作権協会に委託致していません。直接、本会へお問い合わせください。

また、アメリカ合衆国において本書を複写したい場合は、次の団体に連絡して下さい。

Copyright Clearance Center, Inc

222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA

TEL.1-978-750-8400 FAX.1-978-646-8600

M/A、エネルギー関連材料、機能性セラミックス、環境リサイクル、電気電子材料等の開発に不可欠な

ドイツ フリッチュ社製遊星型ボールミル

“NANO領域” PREMIUM LINE P-7.



容器がセットされる様子。

明日の遊星型ボールミルはこれだ。

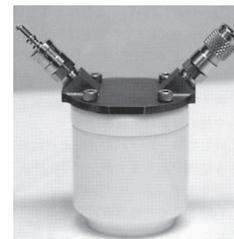
特色

1. 弊社Classic Line P-7と比べて250%の粉碎パワーUP
自転：公転比率：1：-2, MAX 1,100/2,200rpm
粉碎エネルギー：MAX 94G(Classic Line P-7では46G)
2. 容器を本体に内蔵。
外部に飛び出す危険性は皆無に。
3. 容器のサイズは20, 45,
80ccの3種類。
雰囲気制御容器も多数用意。
4. 容器のセット、取り出しも
極めて容易に。



CLASSIC LINE 遊星型ボールミル P-4, P-5, P-6, P-7

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



CLASSIC LINE 雰囲気制御容器一例

自転公転比率を
意のままに



P-4

遊星型ボールミルの
パイオニア



P-5/4

フリッチュ社の技術で
容器1個で遊星型に



P-6

微量の試料を
対象に



P-7

- 通常の容器、雰囲気制御容器ともボールも含めて次ぎの材質を御使用いただけます。メノー、アルミナ、ジルコニア、チッカ珪素、ステンレス、クロム、タングステンカーバイト、プラスチックポリアミド
- 容器のサイズ。500, 250, 80, 45, 12cc。
- 乾式のみならず湿式での粉碎が可能。またISO9001, TUEV, CE等の国際安全基準をクリアー

カタログおよび価格表は弊社にお問い合わせください

フリッチュ・ジャパン株式会社

本社 〒231-0023 横浜市中区山下町252
大阪営業所 〒532-0011 大阪市淀川区西中島7-2-7
福岡営業所 〒819-0022 福岡市西区福重5-4-2

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

Tel (045)641-8550 Fax (045)641-8364

Tel (06)6390-0520 Fax (06)6390-0521

Tel (092)707-6131 Fax (092)707-6131



AMT-GEGA社製 連鑄用熱間切断装置

ドイツ製乾式安全器、標準型と大容量型



LG/GRM/S : 切断酸素用



LG/GRM D : 燃料ガス用



LG/GRM : 加熱酸素用



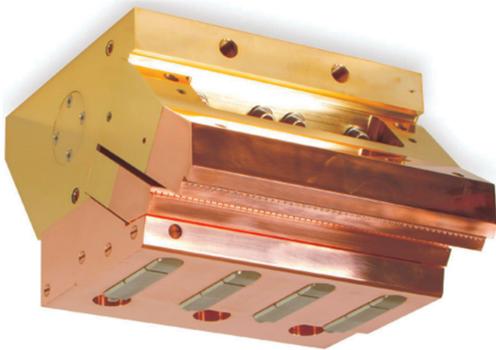
SIMAX 5 : 大容量型酸素用



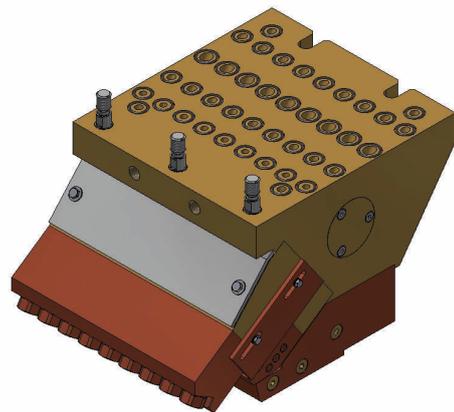
SIMAX 8 : 大容量型酸素用



DEMAX 5 : 大容量型燃料ガス用



従来の多孔式溶剤ユニット



メンテ性に優れた六角ノズルヘッドユニット



AMT Germany社の総販売代理店

株式会社 トライメート

〒194-0022 東京都町田市森野四丁目15番5号
PHONE : 042-727-2813 TELEFAX : 042-723-0803
E-mail: trimates@blue.ocn.ne.jp