

ふえらむ

Bulletin of The Iron and Steel
Institute of Japan

Vol.25 / No.8/ 2020

(一社)日本鉄鋼協会会報

ISSN 1341-688X

Techno Scope

適用が広がる薄スラブ連続鋳造技術

特別講演

学術功績賞受賞記念

クリープ強度特性に及ぼす組織の不均一性の影響
(物質・材料研究機構 木村一弘)

鉄鋼のナノクラスタリング・析出制御による高強度化
(東北大学 古原 忠)

鉄鋼材料の圧延と組織制御
(東京大学 柳本 潤)

入門講座

平衡状態図の活用－11

ステンレス鋼の耐食性に有害な析出物
(日本冶金工業(株) 渡邊隆之)



製鉄機械の リーディングカンパニー



本社：〒733-8553 広島県広島市西区観音新町四丁目 6 番 22 号
TEL: 082 - 291 - 2181

東京事務所：〒108-0014 東京都港区芝五丁目 34 番 6 号 新田町ビル 12 階
TEL: 03 - 5765 - 5275

primetals.com



ふえらむ

Vol.25 (2020) No.8

C O N T E N T S

目 次

Techno Scope	適用が広がる薄スラブ連続鋳造技術	484
連携記事	Reaching Maturity in Endless Casting and Rolling Technology with Arvedi ESP (連続鋳造・圧延技術の結実) Andreas Jungbauer、Bernd Linzer	488
	SMS group 薄スラブ連鋳・圧延技術における最新の開発 Cosimo Cecere、Karl Hoen、Gökhan Erarslan、Georg Padberg、 Michael Pander、Björn Kintscher、Luc Neumann、妹尾直彦 (訳)	494
特別講演 (学術功績賞受賞記念)	クリープ強度特性に及ぼす組織の不均一性の影響 木村一弘	501
	鉄鋼のナノクラスタリング・析出制御による高強度化 古原 忠	506
	鉄鋼材料の圧延と組織制御 柳本 潤	513
入門講座	鉄鋼材料における析出物の利用－11 ステンレス鋼の耐食性に有害な析出物 渡邊隆之	518
躍動	熱延プロセスの研究開発を通じて 山口慎也	525
会員へのお知らせ		528

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>

適用が広がる薄スラブ連続铸造技術

世界の経済が著しく変化するなかで、市場の変化に柔軟に対応できると注目されているのが薄スラブ連続铸造技術である。薄スラブ連続铸造機を利用したミニミルプロセスはCO₂排出量やエネルギー消費量を大幅に低減でき、この技術を活かして、新たな鋼種の開発に積極的に取り組むことができる。近年、先進国の電炉メーカーや新興国の高炉・電炉メーカーでの適用が広がっている。

世界にインパクトを与えた効率的なプロセス

通常、薄鋼板の製造には、連続铸造と熱間圧延の2つの工程を経る必要がある。まず連続铸造工程で連続铸造機を用いて200 mm以上の厚い鋳型に溶鋼を注ぎ込み、厚いスラブを铸造し、厚いスラブは一旦スラブヤードに保管される。その後熱間圧延工程で、再度加熱し、粗圧延機で圧延した後、仕上圧延機で圧延して薄くする。これを連続铸造工程で、最初から薄いスラブを作ることができれば、1つのコンパクトな工程で、もっと効率的に製造できるのではないか。このような考えから、1980年代、戦後の鉄鋼産業危機のなかで薄スラブ連続铸造技術は生まれ、世界中で活発な技術開発が行われた。

なかでもいち早く、ドイツのSMS社が画期的な漏斗状の鋳型を開発した。鋳型は上方に向かって広がった形状となっており、浸漬ノズルを最適化し鋳型の広がった部分に溶鋼を注ぐことで困難な溶鋼の供給を可能にし、鋳型下部は薄い長方形とすることで、鋳型内で凝固シェルを变形させて厚さ50 mmの薄スラブの铸造に成功した。厚さ50 mmの薄いスラブによって、粗圧延機を省略し、仕上圧延機のための圧延が実現した。このプロセスは連続铸造機、トンネル炉、仕上圧延機で構成され、CSP (Compact Strip Production) と呼ばれた (図1)。連続铸造機は操業しやすい垂直部で完全凝固させる垂直曲げ式が採用された。また長いトンネル炉が設けられたことが特徴的で、これによりスラブの加熱および均熱を行い鉄鋼組織の均質化を図る。トンネル炉によって仕上圧延機前のスラブは幅・厚み・長さ方向にほぼ一定の温度分布を

保ち、エッジ部が冷えて起こる圧延中の割れ等を回避している。また圧延機のロール交換時間を確保するバフファの役割も兼ねている。

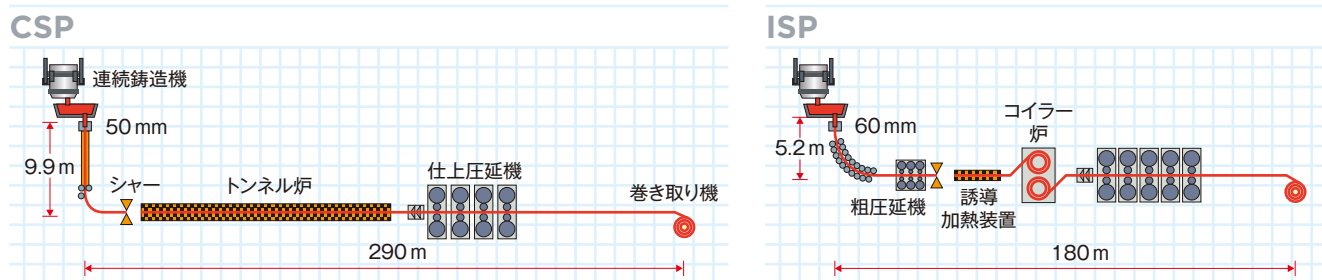
同社は実機での試験を重ねることで、機械やシステムの操業ノウハウを蓄積し、実用化にこぎつけた。1989年には米国Nucor社Crawfordsville工場に世界初の商用1号機が設置された (図2)。当時、米国の電炉メーカーは薄板製造への参入を狙っていたため、設備投資額を抑制することができる薄スラブ連続铸造技術は魅力的であった。薄スラブ連続铸造技術を導入することで汎用鋼材を従来よりはるかに低いコストで生産できるようになり、さらに冷延材の一部を薄熱延鋼板に置き換えることができた。薄スラブ連続铸造技術を導入することで始まった電気炉製鋼による薄板製造は、世界に大きなインパクトを与えた。

1992年には、商用2号機をドイツのMDH社が開発しイタリアのArvedi社に設置された。このプロセスは凝固した薄スラブの全長にわたって、厚みを減ずる未凝固圧下技術を採用したのが特徴的で、連続铸造機、凝固後未切断スラブの圧延、コイラー炉、仕上圧延機で構成され、ISP (Inline Strip Production) と呼ばれた (図1)。ISPで始まった未凝固圧下技術はその後、多くのプロセスに取り入れられるようになった。以降、欧州を中心にさまざまなメーカーによるプロセスが開発されるが、大きくは上記の二つのプロセスが原型となり発展していった。

効率的なプロセスで多くのメリットを発揮

薄スラブ連続铸造技術の導入によって、製造現場には多くのメリット

● 開発初期のころ(1990年前後)のプロセス構成例(図1)



がもたらされる。日本でも1980年代に通常のスラブ厚みで直送圧延技術(Hot Direct Rolling)という技術が新日鉄堺、日本鋼管福山で開発され、スラブは高温(オーステナイト温度域内)のまま次工程に入るため、スラブを圧延温度まで再加熱するための必要エネルギーが抑えられる技術があった。薄スラブ連続は、この技術を応用して、連続機の出側に設置したトンネル炉と呼ばれる加熱炉に直接装入する技術を開発した。通常スラブと違い薄スラブは、スラブ表面においてもオーステナイト温度以上を保ったままトンネル炉に入り、また熱間圧延工程の粗圧延の省略ができるため、エネルギー消費量や製造コストを大幅に低減できる。少ない設備投資で導入できるため、新規参入企業にとっては導入へのハードルが低い。また基本の構成がシンプルであるため製鉄所それぞれの環境にあわせて柔軟に対応することができ、製鉄所の再編や合理化、環境負荷低減を目指したプロセスの移行に役立つ。

このようなメリットを持つ薄スラブ連続鋳造技術は、主に電炉メーカーを中心に北米から欧州、そしてアジアへと広がり、その後、従来のプロセスに薄スラブ連続鋳造技術を組み合わせる一貫製鉄メーカーが増えた。近年、中国では、小型・中型の高炉に薄スラブ連続鋳造技術を組み合わせる例が目立っている。

一方、日本においては高炉をはじめとした既存設備により生産性が高く、品質が優れたスラブを製造できる技術を確立しているため、鉄鋼生産プロセスを再構築する必要はなく、導入はなされていない。しかし最近では、日本からプラントメーカーへの問い合わせ等も増えている。

主に関心が集まっているのは、その品質である。薄スラブ連続鋳造技術で得られる薄板の品質が従来プロセスのものと同様またはそれを超えるものになるかどうか。高品質な鋼材の安定的な生産が可能であるかどうかが今後の普及拡大の鍵となっている。

薄スラブ連続鋳造はスラブが薄い分、生産量を確保するため高速鋳造で行われるが、開発当初は、高速凝固や、スクラップの使用によって混入の可能性がある有害元素の影響によって、凝固中にスラブ表面で高温脆性割れを生じやすくなり、対策を講じる必要があった。またモールドパウダーの巻き込み防止や、鋳型／鋳片間の潤滑不足による操業トラブルであるブレイクアウトの発生防止も求められた。そのため鋳型内の溶鋼流動、湯面変動、熱流束の制御等が行われた。様々な初期

凝固制御技術の進展によって鋳片の割れ問題は克服しつつある。

薄スラブ連続鋳造技術によって製造された鋼板は、微細な組織を持つことがわかっていく。これは薄スラブ連続鋳造工程が一般的な連続鋳造工程とは異なり、溶鋼が薄スラブとしてすばやく凝固するため、厚いスラブに比べて中心偏析が少なく、析出物が細かく分散される結晶粒を有するためである。

また最近では安定した機械特性や高い寸法精度を持つ製品が製造されており、これは圧延工程における材質制御技術の向上によるものである。粗圧延工程を削減できるのが薄スラブ連続鋳造のメリットであるが、これは、仕上圧延機に入る材料に、長さ・幅全体にわたって均一な温度を保持できるようになったため可能となった。用途に合わせた強度に製造するには、仕上圧延を理想的な温度で行わなければならない。まず目標とする最終板厚に向けて適切なスラブ加熱・均熱条件を設定し、次いで、仕上げ圧延前の温度を制御した上で適切な圧延速度を選択することで、最適な仕上げ温度となり品質の安定した製品が得られる。さらに、冷却帯の冷却パターンと巻き取り温度を、板材料の冶金学的制約に基づいて適切に制御することも重要である。薄スラブ連続鋳造技術の導入時には、製造される品種は汎用鋼種に限定されていたが、近年、自動車用高強度鋼板、電磁鋼板、パイプライン用鋼、包晶鋼等のより高度な鋼種を製造するための技術開発が進んでいる。薄スラブ連続鋳造技術による高級鋼の製造は、コストを抑えながらエンドユーザーからの厳しい品質要求に対応できるというメリットがある。

最近では多品種の製造に合わせて、さまざまな設備構成が提案されており、以降に主要メーカーの最新のプロセスについて詳しく説明する。

● 1989年に設置された商用1号機(米国NucorのCrawfordsville工場)(図2)



資料提供：SMS group K.K

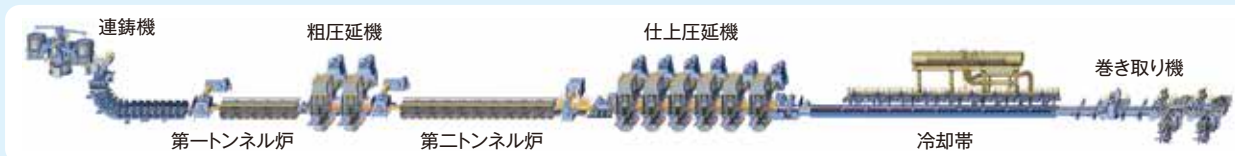
CSPの概要 (図3)



2016年12月に稼働した米国BIG RIVER STEEL社の設備では、現在、世界最大となる板幅1,930mmが製造可能となっている。

●最新のプロセスの構成例

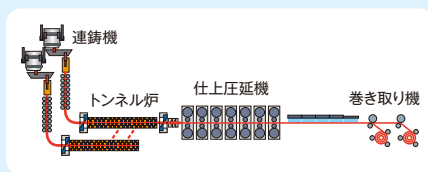
米国Steel Dynamics社に設置予定のプロセス(最大板幅2,134mm、生産量270万t/年)



資料提供：SMS group K.K

●現在多く採用されている設備の構成例

26のプラントで採用されている2ストランドの構成



最新設備ではパイプライン用鋼や高張力鋼などの高級鋼も製造されている。

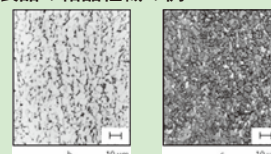
●一貫製鉄メーカー、ThyssenKrupp社による品質の評価

亜鉛めっき鋼板の品質の比較

	CSP 冷間圧延材としての 機能を備えた熱間圧延材	従来プロセス 冷間圧延材
表面品質	++	+
機械特性の均一さ	++	+
厚みの均一性	++	+
厚さの範囲	+	++

※日本語によると、+は○、++は◎の意味。

製品の結晶組織の例



DP鋼

TRIP鋼

高級鋼も高い品質で製造することが可能になっている。

出典：ThyssenKrupp社パンフレットより

CASE 1

バッチ操業とエンドレス操業の切り替えで より柔軟な操業が可能に

世界初の実用化に成功したSMS社のCSP (図3) は、これまでに30 近くのプラントに導入され、世界最多の実績を誇る。近年では、中国や東ヨーロッパ、CIS諸国、インド、米国等で導入が積極的に進められている。

導入された多くのプラントでは、立ち上げ当初は1 ストランド(連続鋳造機が1 機、トンネル炉が1 機)で操業開始し、その後2 ストランド(二列目の連続鋳造機とトンネル炉を増設)とし、圧延機はそのままで生産量約300万t/年まで向上させている。インドで導入されたプラントでは3 ストランドで生産量350万t/年となっている。

注目される品質については、例えば既存設備を持ちながらCSPを導入したドイツのThyssenkrupp社は、約20 年の操業を経て、従来プロセスと比較して、薄スラブ連続鋳造技術によって製造した鋼板は優れた品質を持つことを評価し、また良好な結晶組織を持つことを確認している。

近年では多様な鋼種や寸法に対応できるように、バッチ操業とエンドレス操業の切り替えを可能にするプロセスが開発され、注目を集めている。エンドレス操業のメリットは、材料が連続鋳造機から巻き取り機まで連続で操業されるため、特に極薄板製造時に、より効率的で安定した操業が可能となることである。しかしエンドレス操業では、

材料が繋がっているため、鋳込み速度と圧延速度を同調させて操業する必要があり、バッチ操業に比べて圧延速度が制約される。また必要な仕上温度を達成するために仕上圧延前温度を十分高めるため、粗圧延後に再加熱する必要がある。目標仕上圧延温度を達成する上でバッチ操業では圧延速度により調整され、エンドレス操業では加熱の必要がある。

このような観点に立つと、バッチ操業にも多くの利点がある。鋳造速度を上げていく過程での先端部の損失は、エンドレスと比較してほとんど無視できるほど少ない。また、冶金学的理由により鋳造速度を下げる必要がある鋼種の製造が可能である。圧下率が低く、圧延時に十分な加工発熱を得にくい極厚材料の製造も可能である。加工発熱の不足は、圧延速度によって補われる。バッチ操業により、より柔軟な生産が可能になり、小ロットオーダーへの対応も容易である。このようにエンドレス・バッチ両プロセスには強み・弱みがあるため、両方を実行できるとメリットが大きい。

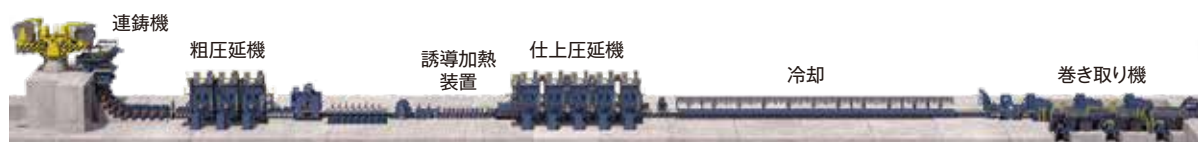
その他、通常CSPのプロセスは全長が少なくとも300 m程度を必要とするが、用地が限られているプラント向けに、工程を短縮したプロセスも開発が進行している。また特長であるトンネル炉は品質確保のために重要であるが、ニーズに合わせてトンネル炉の一部または全部を誘導加熱装置に置き換えることで、プロセス全長を短くすることも可能となっている。

Arvedi ESPの概要(図4)



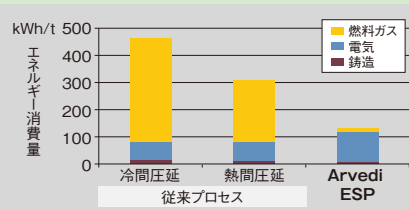
2018年10月、中国の日照鋼鉄において、世界記録となる最終板厚0.6mmの製造を達成している。

●主な設備の構成例



資料提供: Primetals Technologies, Limited

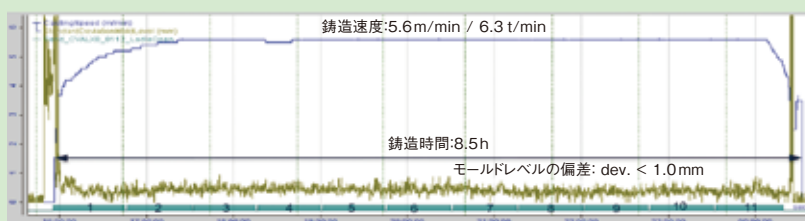
●エネルギー消費量の比較



2018年に達成された最終板厚0.6mmの製造

●低炭素鋼の典型的な生産過程における casting 速度とモールドレベル偏差の記録

8.5時間もの連続操業で、モールドレベルの偏差が1mm以下という安定した casting 条件で、速い casting 速度が維持された。



安定した大量のマスフロー

CASE 2

エンドレス圧延によって
低コストで高効率なプロセスを実現

より効率的で低コストなプロセスとして注目されているのが「Arvedi ESP (Endless Strip Production)」である(図4)。このプロセスはイタリアのAcciaieria Arvedi社が開発し、Primetals Technologies社が設計、製造及び販売を行っている。

新たに開発されたArvedi ESPのプロセスは、完全に一貫したマスフローを特徴としており、工程がコンパクトである。また材料特性の均一性、エネルギー効率の点で大きな効果を発揮する。その主な構成は連続 casting 機、粗圧延機、誘導加熱装置、仕上圧延機となっている。

casting 機の直後に3台の高圧下ミルを設置、連 casting 時の熱エネルギーを保ったまま粗バー(鋼板)に圧延が可能で、大幅なエネルギーコストの削減ができる。工程の全長は180mと、従来の工程より大幅に短く、用地や設備等に関するコストを抑えることができる。またエンドレス圧延によって、圧延ロールの摩耗が少なく寿命が延長できたり、 casting 機の故障率が低下したり、安定した操業ができることもメリットとなっている。

全ての工程にわたって生産干渉や設定変更が少ないため、プロセスを高度に制御でき、優れた形状品質や平坦度、鋼板の先端から後端まで鋼板全長にわたって品質と材料特性の均質性が認められている。

高度に制御されたエンドレスプロセスによって、特に薄板製造では

長時間にわたって安定して操業を行う必要があるが、現在、0.8mm厚の鋼板の製造が可能になっている。さらに2018年には中国のプラントで、世界記録となる最終板厚0.6mmの製造を達成している。

現在、生産量のさらなる向上が求められており、エンドレスプロセスは1ストランドでスラブを送り出すため、生産量は連続 casting 機的能力にかかっている。そのため casting 厚や casting 速度の向上が図られており、これによって生産量も増加している。現在稼働中のプラントでは板幅1,600mmで250万t/年の生産能力を持つ。2022年稼働予定の米国の最新設備では最大板幅1,956mmで250万t/年の生産能力を備える予定になっている。

そもそも薄スラブ連続 casting 技術は鉄鋼産業が低迷するなかで開発が始まった技術である。そのため、鉄鋼需要が旺盛な時期は逆に開発の必要性を失い、技術の進展が失速してしまう宿命にあった。近年の中国による旺盛な鉄鋼需要によって、進んでいた薄スラブ連続 casting 技術による薄板製造の開発は勢いを失ってしまっていたが、しかし世界経済が大きく変化する今、技術開発は活発化している。現在の状況をみて「今こそ導入のチャンスがある。厳しい競争のなかで、薄スラブ連続 casting 技術を採用した企業は生き残ってきたのだから」とプラントメーカーは意気込む。市場の変化に柔軟に対応できる薄スラブ連続 casting 技術は、低迷期にこそ力を発揮してきた技術である。活発な技術開発によって、今後薄スラブ連続 casting 技術は大きな進展をみせるのかもしれない。



連携記事

Reaching Maturity in Endless Casting and Rolling Technology with Arvedi ESP

連続鋳造・圧延技術の結実

Primetals Technologies Austria GmbH
General Sales Manager
Endless Strip Production

Andreas Jungbauer

Primetals Technologies Austria GmbH
Vice President
Endless Strip Production

Bernd Linzer

Abstract:

Arvedi ESP, developed by Acciaieria Arvedi and designed, manufactured, and sold by Primetals Technologies, has proven its capability to realize production of steel plates with excellent properties at a minimum production cost through continuous casting and rolling in endless mode operation¹⁻⁴⁾.

The unique ultra-thin strip production technology applied in the device has made major advancements by setting new hot rolling world records with final strip thickness down to 0.6 mm⁵⁾.

It is also the first hot rolling process ever to produce cold rolled substitutes on an industrial scale and a large variety of final products are now produced directly from ESP hot band without implementing a cold rolling process. Energy consumption and related CO₂ emissions are drastically reduced by the compact layout of ESP lines as well as by omitting subsequent cold rolling steps.

This paper describes the structure of the particular ESP line and the results of operation.

要旨

Arvedi ESPは、連続鋳造・圧延をエンドレスモード運転で行うことにより、優れた特性の鋼板の製造を最小の生産コストで実現できることを実証した。Acciaieria Arvedi 社が開発し、Primetals Technologies 社が設計、製造及び販売を行っている¹⁻⁴⁾。

独自の超薄物鋼板技術を組み込んだ本設備は、最終板厚0.6mmのホットコイルを製造する世界記録を達成した⁵⁾。

またこの技術により熱間圧延工程で初めて工業的規模で冷間圧延代替品となる広範なホットコイルを製造し、現在では冷間圧延工程を省略し、直接生産できる。冷間圧延工程の省略およびラインのコンパクト化により、大幅な省エネ、ひいてはCO₂排出の削減を実現した。ここでは本設備の構成並びに操業結果について説明する。

1 Introduction

High-strength but lightweight car bodies, ultra-thin structures that possess the highest tensile strength, and lowest-possible production costs – innovative processes are required to meet the demands for automotive and other high-end steel applications. After years of successful operation in Italy, with seven additional lines ordered from China and one plant for USA, today Arvedi ESP is accepted as a proven technology that provides innumerable rolling

possibilities to meet the highest downstream requirements. The use of 0.8-mm-thin hot-rolled products as a cold-rolled substitute – either directly or by processing the hot-rolled coils in continuous pickling and galvanizing lines – makes the cold-rolling process unnecessary for many applications. It was developed by Acciaieria Arvedi Steel and is designed, manufactured and implemented by Primetals Technologies. Operational results of the new lines adopting technology as well as possible configurations and processing lines are described.

2 Overall plant configuration

The 180-m-long Arvedi ESP plants are far more compact than conventional casting and rolling mills. A short line length means that lower investments are required for land, civil works, buildings, piping, cabling and construction (Fig.1). Liquid steel for the lines is either supplied from LD (BOF) melt shops or from Electric Arc Furnaces.

The bow-type casters perform continuous strand bending and unbending, and they are equipped with a straight mold for the casting of steel at thicknesses between 90 mm and 110 mm. Online strand-width adjustments are performed using DynaWidth mold-width adjustment technology. This solution allows the target strand width to be accurately met without the need for an edger (Fig.2).

Three high-reduction mill stands are installed immediately after the final caster segment in order to utilize the remnant heat energy of casting for the initial rolling step. In addition to major energy-cost savings, this enables perfect crown and wedge control to be achieved with work-roll bending, since the hot core of the cast strand is softer and therefore has a higher formability for shape control.

The intermediate strip exiting the high-reduction mill then enters the induction heater, which features a short length of only 10 m. This enables the strip to pass through

the furnace in less than 15 seconds, which is decisive for minimum scale formation.

Following reheating and descaling, the intermediate strip then enters the finishing mill equipped with five 4-high finishing stands. Because strip shaping has already taken place in the high-reduction mill, only the first two finishing stands are equipped with Smart Crown rolls that are designed with a bottle-shaped roll contour. This serves as the basis for final rolling of perfectly flat strip by the last three finishing stands, which are outfitted with conventional work-roll contours. Long-stroke shifting of the work rolls under load, which is regulated by a wear-compensation model, maximizes the service life of the rolls before surface grinding is required. What's more, thanks to the endless mode of operation in such plants, strip impact on the rolls – typical for batch-operated plants during strip-head threading – is eliminated. This aspect also contributes to a significant extension of the work-roll lifetime. For example, in a typical production sequence comprising 3,000 tons of liquid steel, a total of 170 km of strip – with a considerable portion of 1-mm gauge – is rolled by the final stand.

Rolling is followed by laminar cooling after which tension-free cutting is carried out by a high-speed shear. The endlessly produced strip with coiled weights of up to 32 tons is distinguished by highly uniform geometrical

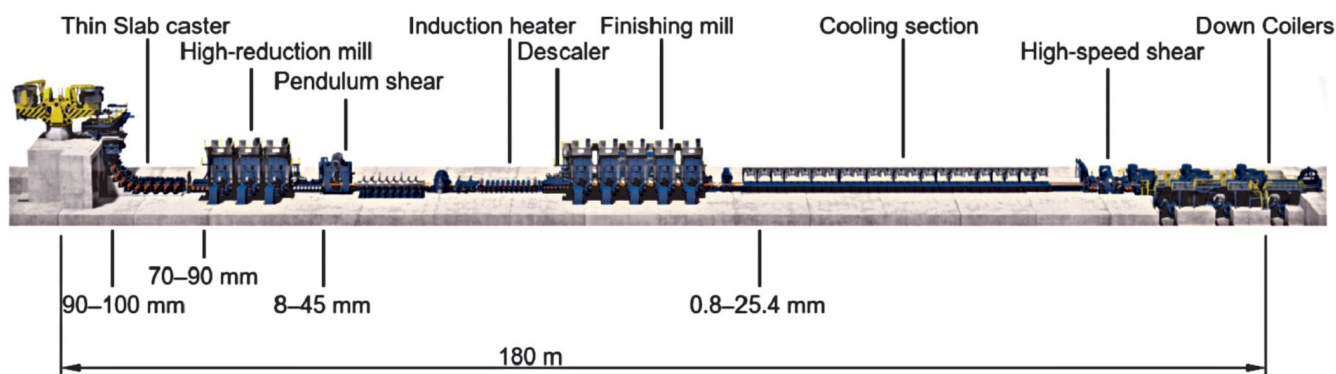


Fig.1 Layout and main components of Arvedi ESP plant.



Fig.2 Funnel mold with special shaped Submerged Entry Nozzle, ESP caster directly coupled to high-reduction mill, Induction furnace, Finishing mill, Laminar cooling, high-speed shear and down coilers.

and mechanical properties throughout its entire length. The fully integrated automation system enhanced with an advanced tracking model ensures exact cutting procedures and coil scheduling in accordance with production orders. The video <https://www.youtube.com/watch?v=Y3fDodIPANo>⁵⁾ gives an overview over the whole plant and its features. The entire process, including all plant technology and automation systems, are protected by Arvedi and Primetals Technologies patents.

3 Profile Control, Metallurgical Properties, Surface Quality

To maintain rolling stability for more than 170 km rolled length, it is important – especially for high amounts of ultra-thin strips - to keep the strip profile (strip thickness over strip width) in a controllable range and in a “good” shape (which is of course directly related to strip flatness) .

In order to achieve a proper strip profile additional points, compared to conventional hot rolling, need to be considered.

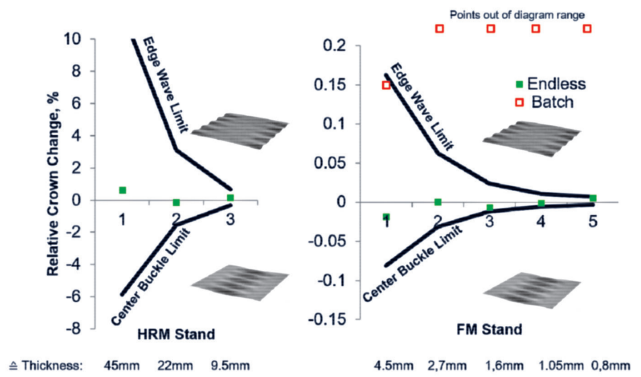


Fig.3 Profile control cone between edge and center buckle limit to target a flat strip for a ≤0.8 mm thick product.

One point is the small profile control window necessary for rolling ultra-thin strips. Thin strips are very sensitive to flatness defects, which means the relative allowable strip profile change (relative profile error) gets very small especially towards the last finishing mill stands. The allowable crown change for a 0.8 mm strip to stay within the limits for flat strip is given in Fig.3. For this, conditions in the finishing mill need to be very stable (no roll force and speed fluctuation, no temperature drift etc.). Simulations and operational experience imply that only endless operations, preferably with applied work roll lubrication, can provide respective conditions for appropriate profile control.

Another point is that it has been seen, that with conventional work roll and back-up roll shapes (roll stack) only very small amounts of thin products can be rolled. For industrial scale ultra-thin strip production the work roll and back-up roll shapes need to be adapted in such a way to enable compensation of work roll wear on one hand and stable profile control on the other hand.

Even though work roll and back-up roll shapes are strongly adapted to allow a special wear shifting strategy, it has been proven that these roll shapes compared to the conventional hot strip mill philosophy are resulting in an advantageous flat profile, Fig.4. Adaption of roll shapes is not reduced to a parameter variation of conventional shapes but is a completely new approach - especially in the last finishing mill stands. Furthermore, the exploitation of the interplay between work roll and back-up roll shape in combination with wear compensation and constant work roll lubrication is required to achieve a good profile and hence stable rolling.

While geometry and uniformity of metallurgical

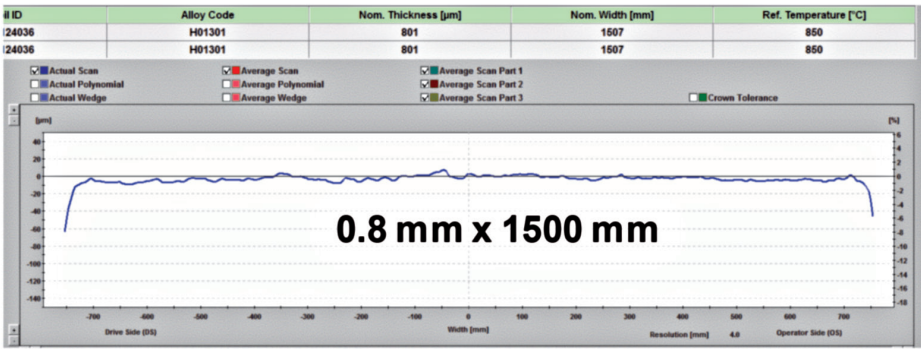


Fig.4 Measured strip profile (with X-ray gauge) at exit of finishing mill of a strip with thickness 0.8 mm and width of 1500 mm.

properties were out of question right from the beginning of ESP demonstrations a further quality point turned into focus – the surface quality. To find the definitive answer, Arvedi ESP material from Cremona had been examined. Several coils went through the automotive production route for pickling, tandem cold rolling mill and finally coating Z100 on the galvanizing line. The excellent geometrical constancy from head to tail paired with extremely low crown and wedge allowed the strip to run in the cold rolling mill smoothly without any fine tuning of the mill. During cold rolling the flatness was observed carefully starting with 7 I-Units of input material after stand 1 featuring a final flatness of 1 I-Unit after cold rolling stand 5. The strip was then further checked with the automatic surface inspection system confirming excellent results.

The test report was summarized as follows

- Hot strip geometry very good
- Thickness tolerances very good
- Width very good with only minor deviations
- Very good formability on cold Mill, strip was running perfectly
- Perfect flatness after cold rolling and galvanizing
- Practically free from surface defects

4 World's first 0.6 mm Hot Strip

Since the introduction of the Arvedi ESP process in 2009, the process and plant design has been constantly improved to follow new customer and market demands. This development peaked in the world's thinnest hot rolled strip ever produced. On October 2nd, 2018 an ultra-thin hot



Fig.5 Arvedi ESP mill produced ultra-thin hot strip with a thickness of 0.6 millimeter.

strip with a thickness of just 0.6 mm was rolled at an ESP plant featuring the process belonging to the Chinese steel producer Rizhao Steel Group Co., Ltd (Rizhao). (Fig.5) .

The said ESP line entered service in April 2018, just six months before setting this new record. In Fig.6 an overview of the rolling sequence including 8 coils below a thickness of 0.8 mm can be seen. The minimum thickness was reached by successively reducing the thickness in endless operation from approx. 3.5 mm down to 0.6 mm. The thickness steps for decreasing and increasing the thickness below 0.8 mm were chosen to be 0.05 mm.

5 ESP Material for Direct Application

The product mix of Arvedi ESP plants comprises low- and ultra-low- carbon steels, medium-carbon steels as well as high-strength low-alloyed (HSLA) and dual-phase steel grades. Thanks to the constant process parameters of endless operation, particularly with respect to the strip-temperature profile, production of advanced steel grades is accomplished with a far higher degree of accuracy compared to conventional casting-rolling processes. More details on metallurgical advantages of real endless strip operation can be studied in [https://www.youtube.com/watch?v=3ePM7VEwpGs^{7\)}](https://www.youtube.com/watch?v=3ePM7VEwpGs).

The required properties for rolled steel strip products are strongly related to their respective field of final application intended. Therefore, there is a vast amount of components in customer specifications for each steel grade, going far beyond its strength class reflecting market requirements for value-added products. The

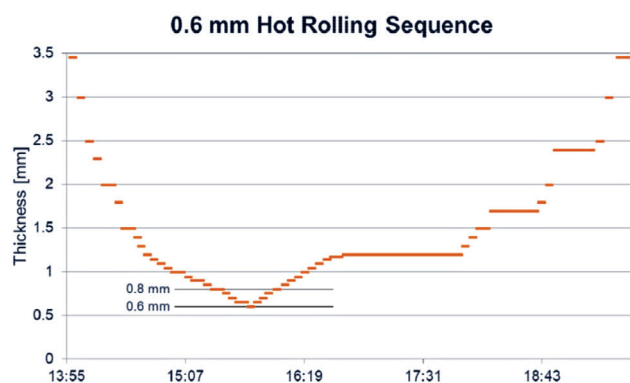


Fig.6 Overview of the 0.6 mm hot rolled coil sequence.

requirements characterizing a specific steel product may be categorized in terms of mechanical properties, e.g., yield and tensile strength as well as elongation, r- and n-value for characterizing drawability and strain hardening as well as internal properties partly reflected and/or required by mechanical properties such as cleanliness, microstructural homogeneity or texture. Besides this, geometrical properties such as thickness, profile, flatness or width as well as surface appearance characterized by tip to tip and average roughness, color, density of imprints or scale defects and suchlike are crucial.

To facilitate comparability among products of different vendors, the above mentioned requirements were cast into international norms and standards such as EN 10111, EN 10025, EN 10163 which characterize requirements for hot rolled general mild steels and structural steels as well as their cold rolled counterparts. Traditionally, the majority of final products was constituted by cold rolled material, especially for the class of mild steel grades. Beside technical limits of respective production equipment, this fact is reflected in the corresponding standards which are much wider for hot rolled than for cold rolled material in nearly every above-mentioned category, making hot rolled products appear as being partly viewed as a kind of semi-finished products. Historically, a rather small number of value-added products could be delivered directly to the market via classical hot rolling facilities without any further downstream processing. However, because of the necessity

for tighter tolerances and the limited thickness range for thin gauge accessible via this route, the number of applications and, hence, market share was rather limited. Having a short look on cold rolling production, derived from a comparison of worldwide cold rolling facilities, the thickness distribution can be roughly estimated as shown in Fig.7.

ESP mills are guaranteed to produce strip thicknesses of 0.8 millimeters, which are used industrially and traded on the market for direct applications. Whereas a strip thickness of 0.8 millimeters covers around 50 percent of cold-rolled thicknesses, a strip thickness of 0.6 millimeters can cover more than 80 percent of cold-rolled thicknesses. Conventional hot strip production has a lower thickness limit of 1.8 millimeters, or 1.2 millimeters for special processes. This widens ESP steel producer's range of products, especially for cold strip substitutes. With our ESP technology, it is not only possible to produce high quality hot rolled coils, but it enables also to partially substitute cold rolled material in just one production step.

6 Energy Consumption and Emissions

The ESP line in Cremona has been audited by TÜV Germany Süd and received a PAS2050 Green certificate identifying extremely low emissions (Fig.8). Compared to conventional plants ESP shows a CO₂ reduction of 39% and minus 88% of NOX emissions. Part of the certificate is also the attestation of 131.6 kWh/t energy consumption

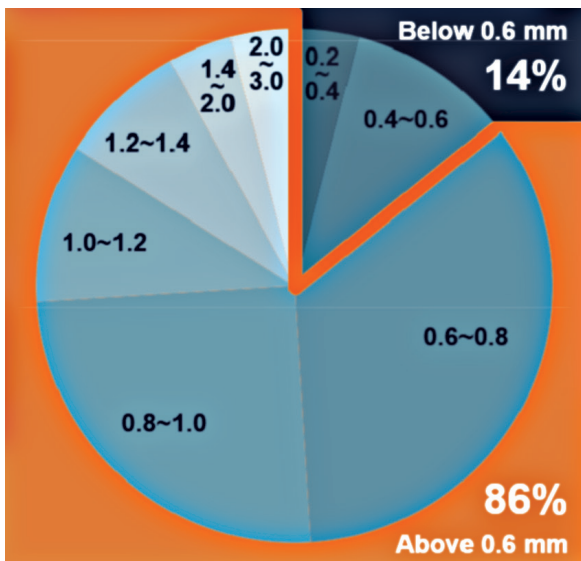


Fig.7 Thickness distribution on cold rolling market.



Fig.8 Attestation about energy consumption of the Arvedi ESP process and Certificate PAS 2050:2011 (2012)

for production of 2mm thin and 1,500mm wide low carbon steel. ESP needs no gas for preheating of slabs. When operating the plant for direct application production as cold rolled substitutes energy consumptions and emissions of cold rolling plants are completely omitted.

Conclusion

The material coming from an ESP line can be excellently used to be sold directly in a wide range of products of the existing market. The material properties of the hot rolled material are comparable to a normalized grain structure after cold rolling. With such mechanical properties, the majority of the market can be served. If there are further requirements to the formability, as the Lankford value for drawing, the cold rolling step can be optimized as well by having the thin feed stock material of the ESP line.

The ESP product convinces by outstanding geometrical quality, surface quality, as well as the material properties for a wide range of applications, which is normally served by hot and cold rolled products.

References

- 1) A.Jungbauer, B.Linzer and A.Viehböck : Proc. of 2nd ESTAD 2015, VDEh, Düsseldorf, (2015), Thin is beautiful-ESP to further develop the cold band substitute market, CD-ROM.
- 2) A.Jungbauer, B.Linzer and A.Viehböck : Proc. of AISTech 2015, (Cleveland), AIST, Warrendale, PA, (2015), <http://digital.library.aist.org/pages/PR-368-253.htm>, (accessed 2020-05-15)
- 3) A.Jungbauer, S.Bragin and R.Linsbod : Proc. of AISTech 2014, (Indianapolis), AIST, Warrendale, PA, (2014), <http://digital.library.aist.org/pages/PR-366-207.htm>, (accessed 2020-05-15)
- 4) A.Jungbauer, B.Linzer and T.Pfatschbacher : Mitsubishi Heavy Industries Tech. Rev., 55 (2018) 1, 26.
- 5) A.Jungbauer, B.Linzer, T.Lengauer and S.Grosseiber : Proc. of 4th ESTAD 2019, VDEh, Düsseldorf, (2019), Arvedi ESP : Pioneering Mature Technology for Endless Casting and Rolling, USB memory.
- 6) Arvedi ESP Technology, Primetals technologies, (2019), <https://www.youtube.com/watch?v=Y3fDdIPANo>, (accessed 2020-05-15)
- 7) Arvedi ESP Metallurgy, Primetals technologies, (2015), <https://www.youtube.com/watch?v=3ePM7VEwpGs>, (accessed 2020-05-15)

(2020年4月30日受付)

連携記事

SMS group 薄スラブ連铸・圧延技術 における最新の開発

SMS group's Latest Development in Its Thin Slab Technology

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Head of Technical Sales CSP

Cosimo Cecere

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Head of CSP Technology

Karl Hoen

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Project Manager Technical Sales CSP

Gökhan Erarslan

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Project Manager Technical Sales CSP

Georg Padberg

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Manager CSP Technology

Michael Pander

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Manager CSP Technology

Björn Kintscher

SMS group GmbH
Flat Rolling Plants Division CSP
Manager CSP Technology

Luc Neumann

SMS group (株)
エンジニア/セールスサポート

妹尾直彦 (訳)
Naohiko Senoo

1 はじめに

近年、鉄鋼市場と鉄鋼業界は、過剰な生産能力や高級鋼・難製造寸法材料への需要増、さらに環境意識の高まりによる法規制強化などにより著しく変化している。このような状況下で成果をあげるためには、鉄鋼メーカーおよび設備メーカーは、効率的に、かつ高い柔軟性をもって、迅速に顧客要求に対応する必要がある。SMS groupは、競争力を確保するには革新的な技術が不可欠であると考え、全工程に亘り利用できる全ての技術を活用しCSP® NEXUSの開発に取り組んだ。

当社の新しいCSP® プロセスである本技術は、铸造と圧延を組み合わせたプラントであり、高度な顧客要求に対応することができる。本技術は铸造における高い生産性のみならず、熱間圧延の最新の開発技術を最大限に活かしたことで、バッチ操業とエンドレス操業が切替え可能になったという利点を備えている。これにより、他の薄スラブ連铸・圧延プラントと比較して、鋼種・寸法の点で製造可能な製品範囲が広

い、高い生産性・効率とともに操業柔軟性・製品品質・収益性についても、従来のCSP® に比べ新たな水準に達するものになろうとしている。

本論文では、本プラントの構成と使用される技術およびこれに付加可能な技術機能について、紹介する。さらに米国Steel Dynamics (SDI) 社から発注された、生産量2.7百万ton/年の本プラントの概要についても説明する。

2 本プラントの構成

CSP® NEXUSを含む当社の薄スラブ連铸・圧延技術では、高い生産性と、均一な温度分布により確保される最高水準の製品品質とともに、競争力のある操業コストを同時に実現することができる。

本プラントは、垂直曲げ型連铸機の下流に粗ミルと仕上げミルを持つ熱間圧延機が続く構成となっている(図1) 連铸機は、スラブ厚範囲100~130 mm (モールド変更により



図1 バッチ・エンドレス操業のためのCSP® NEXUSプラントレイアウト

最大150 mm) で生産可能であり、スラブ厚100 mmまたは110 mmで、6 m/min以上の铸造速度での操業が可能である。連铸機下流には、スラブ温度を適切な水準まで上昇させ、温度分布をスラブ幅・厚・長さ方向に均一化させる第一トンネル炉を配置し、その後に熱間圧延機が続く。この設備構成とすることで、特に微細合金鋼および超高張力鋼のスラブエッジ部での温度低下による圧延中のエッジ割れが回避される。

最初の圧延は、2スタンド非リバース式粗圧延機で行なわれる。オプションとして、これらのスタンドにエッジャーを装備して、生産性をさらに高めることも可能である。圧延機は、TMCP圧延に対応するため、粗圧延と仕上げ圧延を異なる温度と速度で完全に独立して操業できる設計としている。粗ミルと仕上げミルの間には第二トンネル炉を設置し、シートバー全体に亘って温度分布が均一となるようにする。これにより、仕上げミルでも非常に安定した操業が保証される。仕上げミルは、6スタンドで構成される。対象となる製品構成と必要板寸法によっては、7スタンドとすることも可能である。圧延機下流には、最新式の冷却帯と高性能ダウンコイラーが続く。

本プラントでは、その設備構成と制御システムにより、バッチ操業とエンドレス操業の切替えが可能である。セミエンドレスモードでの操業には適しておらず、その用法に対応するには設計されていない。エンドレス操業では、材料が連铸機からダウンコイラーまでひと続きに繋がった状態で操業され、コイルは設定重量に応じて、ダウンコイラー前のフライングシャーにて分割される。エンドレス操業は、連铸機で十分なマスフローを確保できる、高速铸造可能な鋼種に限られる。そこで、エンドレス操業とバッチ操業の中間に位置する操業モードとして、いわゆるショートエンドレス操業を使用する。このモードでは、連铸機と粗ミル間ではエンドレス操業を行なうが、粗ミル出側で設定コイル重量に応じてシートバーを切断し、仕上げミルではバッチ操業を行なう。ショートエンドレス操業では、仕上げミル入側での先尾端クロップカットが不要になり、最終圧延温度を柔軟に調整でき

る独立仕上げ圧延が可能になる。本技術では、生産を中断することなく自由に操業モードを切替えることが可能であるため、エンドレス操業のみの場合に発生するような制約は無く、ほぼ全範囲に亘る高品質鋼種の生産が可能となる。

3 本プラントの連铸機

3.1 高い生産性を実現する設計

本技術の連铸機は、垂直非凝固曲げ式 (VLB) の垂直部、曲げ半径5 mの湾曲部、そして水平部で構成される (図2)。油圧によりセグメント圧下を行なう溶鋼コア圧下 (LCR) 法により、スラブ厚は100~130 mmの範囲で調整可能である。

そして連铸機の高い生産性を確保するためには、モールドレベルや溶鋼流動を安定させることと、パルジングを抑制することが重要である。

3.1.1 モールドレベルと溶鋼流動の安定化

モールドレベルの安定化には、モールド以外の設計も大きく影響する。高速铸造速度約7 m/minで稼働する既存のCSP® 連铸機でモールドレベルを安定させた経験に基づき、オシレーション装置や第一・第二セグメント、EMBR (電磁ブレーキ) は、それぞれ完全に独立した基礎の上に配置される。

さらに、モールド内の溶鋼流動速度を一定の範囲内に保つことも重要である。そのため、SEN (浸漬ノズル)、モールド、EMBR設計に当たっては特に留意した。そして当社の現場経験およびモールド内溶鋼流動挙動の数値解析物理モデルを用いた研究結果に基づいて、本技術の連铸機のために新しいSENを開発した (図3)。このSENでは、各操業条件において均整で安定した流れが得られることが確認された。通常、

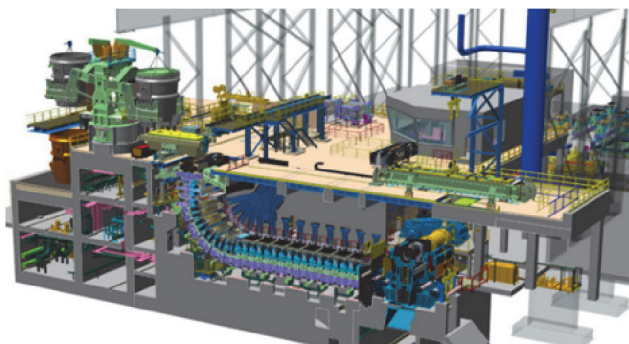


図2 新しいCSP® NEXUS連铸機のレイアウト

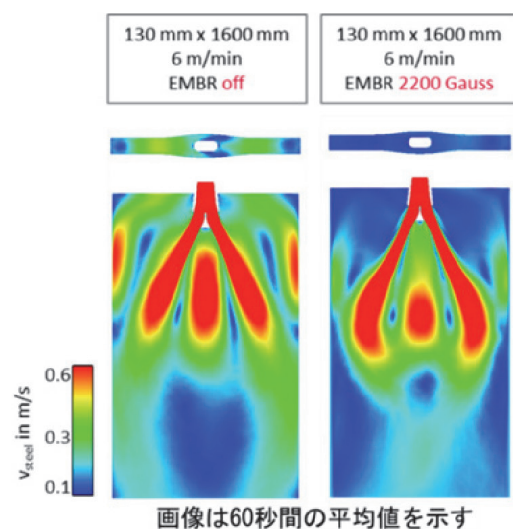


図3 SEN (浸漬ノズル) とEMBR (電磁ブレーキ) の性能を示す鋼流挙動

モールド厚みを増せば、それだけでモールド内溶鋼流動は減少する。しかし、高い生産性で操業する際には、モールド厚みを増しても、モールド内で溶鋼流速の不均一が発生しやすい。そのため、高い生産性と、望ましい溶鋼流動を両立させるためにはEMBRを用いて直接的に流動を制御することが必須である(図3)。EMBRには、コイル、コア、およびヨークが連铸機支持構造に収まり、モールド交換時に干渉しないように引き込み構造が採用されている。

3.1.2 バルジングの最小化

バルジングを最小化するために、ローラーピッチを狭めたり不規則にしたり、スラブパスラインに位置する軸受け箱幅を極めて小さくした上で互い違いに配置したりすることで、バルジング現象を回避しストランド幅方向の歪みを低減できるよう工夫している。矯正セグメントに至るまで、非駆動ロールには貫通軸を持つアクスルローラーを採用することで、ローラーピッチを狭めることができ、ストランドシェルを確実に支持する。湾曲部の駆動ロール及び矯正セグメント以降の全セグメントローラーには、極めて狭い軸受け箱幅と極小ローラー径を特徴とする特許取得済みSTEC-Roll[®]を使用する。ローラー胴部は機械的に相互に連結され、狭いスラブ幅でも全ローラー胴部が安全に回転する構造となっている。セグメント3以降の全ローラーには、内部冷却機構を備えている(図4)。

3.2 製品範囲の拡大

薄スラブ技術導入黎明期における技術的ブレークスルーは、SMS groupが50 mmスラブの鑄造に成功したことであった。そしてこれを可能にした中心技術は、漏斗形モールドであった。しかしながら漏斗形モールドは、特に包晶鋼のような割れを生じやすい鋼種を鑄造する場合には、縦・横方向に窪みや亀裂が発生し、表面品質が低下しやすいという問題点がある。さらに、不均一凝固性ブレークアウトを発生さ

せてしまうリスクが高いという問題点もある。

そこで、本連铸機では、スラブ厚100~130 mm操業に適した漏斗形モールドの他に、モールド厚み150 mmの平行モールドを用意している。このモールドを使用することで、ストランドシェル内の引張応力が低減し、割れの減少、表面品質の向上が期待出来る。さらに、割れを生じやすい鋼種で求められる2 m/min未満の低鑄造速度でも、後続のトンネル炉で十分に加熱・均熱されるのに十分な鑄造出側スラブ温度を達成出来る。

平行モールドを使用しスラブ厚を増すことのもう一つのメリットとして、SENの設計余地を広げ、鑄造中のSENの交換も可能になることが挙げられる。これによりSEN交換のためのライン停止が不要となり、生産性の向上も期待出来る。

4 CSP[®] NEXUSのトンネル炉と熱延ミル

4.1 合理的な選択としてのガス燃焼トンネル炉

本プラントでは、連铸機出側に第一炉、粗ミル出側に第二炉を有し、それらの炉を介してスラブを熱間圧延機に直接高温装入出来る。これが、従来の熱間圧延機と比較してエネルギー消費を削減出来る主な理由である。同時に、トンネル炉はスラブの幅・厚・長さ方向に温度分布を均一化させる役割を果たす。これにより、圧延性が改善され、特に炭素当量が高い微細合金鋼および超高張力鋼のエッジ部での温度低下による割れを防止する。

既に述べたように、粗ミルと仕上げミルの間に設置される第二炉は、次のような機能を果たす。

- 粗ミルと仕上げミルの独立操業を可能にする
- シートバー温度分布の均一化
- シートバー温度を、エンドレス操業を実行するのに十分な水準に上げる

特にTMCP圧延の際、粗ミルと仕上げミルの独立操業を可能にするためには、炉をセグメント式に設計する必要がある。セグメント化することでその一部をライン外に移動し、ローラーテーブルに置き換えることが可能となる。それにより、シートバーは大気中で、仕上げミルでの非再結晶圧延に必要な温度まで冷却される。一般に第二炉は、板厚・幅・プロフィール・平坦度の点で厳しい公差が求められる仕上げ圧延のために、適した圧延条件を作り出す役割を果たす。これにより、バッチ・ショートエンドレス操業における仕上げ圧延プロセスが安定化され、定常的に最小板厚1.0 mmの製品生産が可能になる。

さらに、SMS groupトンネル炉は、エネルギー消費が最小に抑えられるように設計されている。また、環境に配慮した

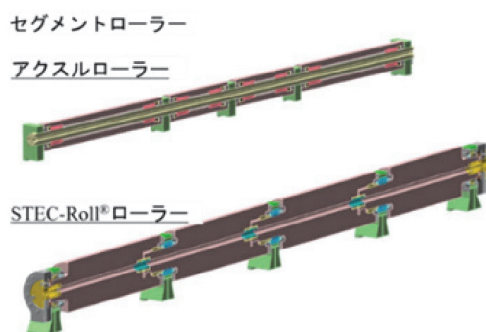


図4 アクスルローラーとSTEC-Roll[®]ローラー

超低NO_xバーナーを装備しており、Big River Steel社の炉(図5)では、測定平均NO_x排出量85 mg/Nm³を誇っている。

スラブおよびシートバーは、特殊な断熱材を備えた水冷ローラーにて炉内搬送される。これらのローラーは、従来型断熱ローラーに比べ、エネルギー損失を30%以上削減できる。

加熱および均熱の役割に加え、両炉とも、圧延ロール交換時のバッファーとしての役割も果たす。

CO₂排出削減の観点から、ガス燃焼炉の代わりに誘導加熱装置(IH)を使用することも可能である。IHは、ガス燃焼炉に追加して炉入出側に配置するか、もしくはガス燃焼炉と置き換える形で使用可能である。ガス燃焼炉に加えてIHを使用する理由は多種多様であるが、次に例を示す。

- 炉内滞留時間が確保出来ない場合にも、スラブ内温度分布を均一化するため
- 全体炉長を短縮するため

ガス燃焼炉に比べIHシステムは、必要なときに簡単に運転でき、かつエネルギー効率が高いという特長を持つ。しかし、再生可能資源から生み出されない限り、トータルで見ると、電気は天然ガスよりもCO₂負荷が大きい。さらに、同じエネルギーを得ようとした際、天然ガスは、電力よりも安価に手に入る。これらのことから、経済的・環境的には、ガス燃焼炉の方がIHよりも合理的である場合もある。

4.2 高い製品品質を実現する設計

高品質な製品を製造するため、本技術の圧延機には様々な技術を採用している。以下に、例を挙げる。

- 材料を圧延機に直接供給するための先進的ガイドシステム。これにより、手動介入を減少させ、プロセス安定性および巻取り品質が向上する
- 高度なダイナミック板厚制御と圧延温度制御
- CVC® plus: 高度なロール形状とロールシフトによる、優れたプロファイル・平坦度制御システム
- 製品の微細結晶構造を考慮に入れ、特性を確保する最



図5 Big River Steelの新しいトンネル炉

新の板冷却技術

良好な板面品質を確保するための熱間圧延機における重要な機能は、スケール除去と圧延にある。

本プラントでは、スケール除去に対するアプローチは連鑄機から既に始まっており、ライン全体でスケール成長が最適となるよう考慮している。その中で連鑄機の後面には、スラブ表面からスケールおよび鑄造補助剤を除去するための低压スラブリナー、およびスラブ表面調節装置を配置している。スラブリナーにより、炉加熱帯での熱伝達が改善され、また鑄造補助剤と炉断熱材の反応による断熱材劣化を軽減させる。スラブ表面調節装置は、スラブ表面を平坦化する強力なピンチロールユニットである。トンネル炉内ロールによりスケールがスラブ表面へ埋め込まれスケール除去が難しくならないよう、考慮している。さらに、炉雰囲気中の酸素量は製造材料に応じて適宜調整し、除去しやすいスケールを形成させる。

高压デスケラーは、粗・仕上げミル前にそれぞれ設置する。これらには、2組のスプレーヘッダーを備えた従来のデスケラーか、SMS Piroscale®システムのいずれかを採用する。図6に示すシステムでは、ノズルを回転させることでスプレーエネルギー分布を均等化し、スケール除去性能を改善させる。同時に、水消費量が従来の半分に抑えられ、デスケラーのエネルギー効率を向上させる。仕上げミル直前に設置すれば、特に低速でも高い材料温度を維持したいエンドレス操業時に効果を発揮する。

デスケラーと圧延スタンドの間には、いわゆるX-Roll®ウォーターシールドを設置する。これにより、材料表面に水膜を形成させ、スケール成長と温度損失を最小限に抑える。

板面品質は、圧延においてはアンチピーリング装置(材料表面とワークロール表面間の温度差に起因する熱衝撃でワークロール表面が剥離するのを防止する装置)、熱間潤滑、およびワークロール冷却(次項の対流ワークロール冷却参照)の組み合わせにより保証する。ワークロール冷却とアンチピー

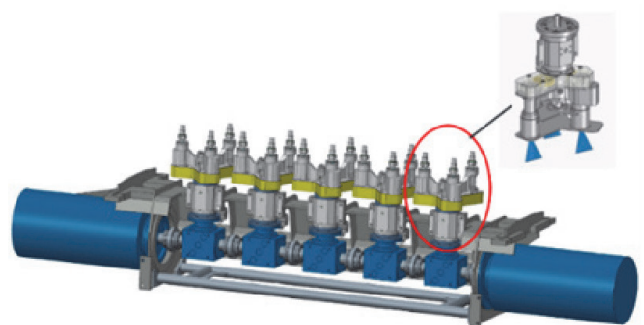


図6 Piroscale®の下部配置

リング装置により確実にワークロール表面が良好な状態となるようにし、潤滑により圧延中の摩擦係数を制御する。これらにより、板面品質改善、ワークロール寿命延長、圧延エネルギー効率向上といった効果が得られる。

これらの技術を活用することで、本プラントでは、寸法や成分の許容公差が厳格で、製造が難しい高品質鋼種のほぼ全てを、安価に生産可能となる。

4.3 効率的で経済的な操業

本プラントにおける省エネ操業の例として、対流ワークロール冷却・最終スタンド出側直接コンパクト冷却が挙げられる。

4.3.1 対流ワークロール冷却

従来のワークロール冷却システムはスプレー冷却であり、SMS熱延ミルにおける標準的なスプレー冷却では、ポンプ最大圧力1.2MPa、圧延スタンド当たり水量約10,000 l/minである。他社では、最大1.5MPaかそれ以上のポンプ圧力を使用しているところもある。しかし、ノズルで圧力1.0MPaを超えるほど水压を上げて、冷却効果は僅かしか増加しない。

そこで、強制対流の原理に基づく新たな冷却の方法として、図7に示すX-Roll® CRC (対流ロール冷却) を開発した。成形ガイドプレートにより、冷却水の流れが回転ロール表面に直接的に作用する。それにより、熱伝達係数を大幅に増加させ、板面品質とワークロール寿命をさらに改善することが出来る。

ポンプ圧力0.2 MPaで、インジェクターノズル水压は0.08～0.15 MPaの範囲で動作する。これにより、ポンプに掛かる電力が大幅に削減され、運転コストが低減される。実際に、当社の開発した対流ロール冷却は、従来のワークロール冷却と比較して、ワークロール冷却に掛かる年間エネルギーコストを最大90%削減する。

それに加え、本装置はその巧みな設計によりほぼ磨耗がなく、耐久性に優れていることが証明されている(図8)。圧延スタンド内で使用される水量はごく少量で済むうえ、圧延ス

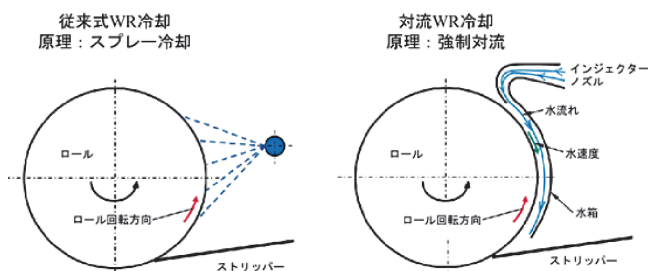


図7 従来のスプレーロール冷却(左)と対流ロール冷却(右)の原理の比較

タンドからの冷却水が板上に落ちないように配慮されている。結果として、圧延板に掛かる水量を抑えて板温低下を防ぐことが出来るので、エンドレスモード操業時に特に有用に働く。

4.3.2 直接コンパクト冷却

板冷却は、高張力鋼を低コストで製造する上で重要な工程である。冷却速度を高めることで製品の機械的特性を担保するだけでなく、例えばHSLA、API、C-Mn中炭素鋼といった鋼種において、合金添加量低減によるコスト削減を可能にする。

そこで、必要な冷却速度を達成し低コスト製造を可能にするため、標準的な冷却帯に加えて、強化ラミナー冷却帯を確立した。これらを使用することで、比水量を最大120 m³/ (m²h)まで調整できる。いわゆるX-Roll® コンパクトクーリングを使用すれば、比水量を増やし、例えば板厚2.5 mmの場合で400 K/sまで冷却速度を上げることができる。この冷却システムでは、ラミナー冷却かスプレー冷却を任意に選択出来る。

また、結晶粒微細化により鋼種の強度をさらに高めるためには、最後段ミルスタンドでの圧延から板冷却までの時間を最短にする必要がある。これは、最後段ミルスタンドのロー

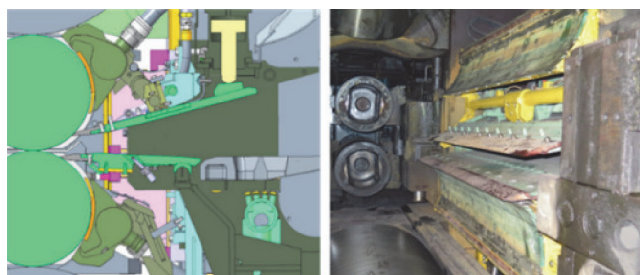


図8 左-作業位置にある当社開発の対流ロール冷却のイラスト
右-ワークロール交換中の当社開発の対流ロール冷却の写真(Salzgitter Stahl社)

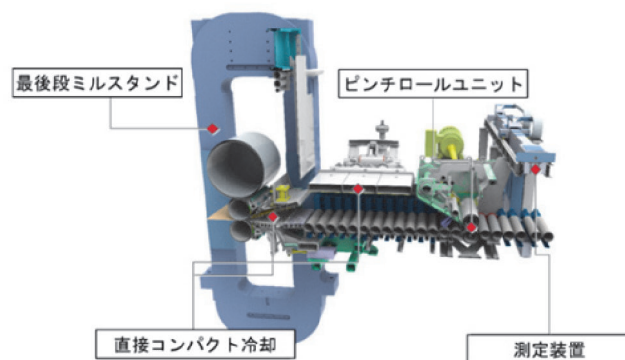


図9 最後段ミルスタンド出側の当社開発の直接コンパクト冷却のレイアウト

ルギャップ近くまで届くコンパクト冷却であるX-Roll® DCC (直接コンパクト冷却) によって実現され従来の板冷却と比較して、結晶粒径を20%以上小さくできる。これにより引張強度は最大75 MPaまで向上する。合金添加量低減の観点で言えば、Nb, V, Ti, Mnなどの合金化元素添加量をtonあたり最大7 USドル分節約できる。製造品種構成によっては、直接コンパクト冷却により年間数百万USドルの節約が期待できるとともに、本プラントの効率と収益性を大幅に向上させる。

5 SDI社向けの本プラント

現在、最初のCSP® NEXUSプラントが米国最大級鉄鋼メーカー兼金属リサイクル業者であるSteel Dynamics Inc. (SDI社) 向けに建設されている。本プラントは、テキサス州シントンにあるSDI社の新しい製鉄所へ導入される。この製鉄所は、製鋼・鋳造・圧延から、亜鉛メッキ・スキンプラスまでの全工程をカバーする。SDI社が新しい製鉄所から製品を供給する米国南西部の市場は、急成長している高強度鋼管およびラインパイプ、自動車産業向け多相鋼、多様な用途向け構造鋼などを扱う。

SDI社とSMS groupの関係は長年にわたるものであり、今回この製鉄所建設の主要パートナーとして、当社は溶解工場、本プラント、酸洗ライン、タンデム冷間ミル、亜鉛メッキライン、およびオフラインスキンプラスミルを供給する。これら全工場に対し、当社はプロセス機器だけでなく、電気自動制御システム、デジタル化製品も供給する。

本製鉄所の試運転は2021年下期を予定している。

溶解工場では、2基のDC電気炉で最大毎時450tonを生産する。精錬は、2基のツインステーション型炉外精錬設備、2基の真空脱ガス装置で行なわれ、高品質の鋼を連鑄機に供給する。本プラントの生産能力は2.7百万ton/年であるが、これには連鑄機の高い生産性が必要となる。SDI社は、本連鑄機で最大140 mm厚のスラブを製造する。最高鑄造速度は6.0 m/minである。

最大板幅は2,134 mmであり、これまでに建設された中でも世界最大幅のCSP®プラントとなる。粗ミルと仕上げミ

ルとを持つ熱間圧延機により、板厚1.2 mmから25.4 mmの熱延板を製造する。ラインパイプ市場で競争力を得るため、SDI社の本プラントは、API X70で最大板厚19 mmの鋼板を生産可能とする。これに対応するため、粗ミル出側にはシートバー冷却装置、ライン出側にはX-Roll® UniPlusコイラーを配置している。ラミナー冷却帯には、強化冷却帯とエッジマスキシステムを備え、圧延板平坦度を向上させる。

本プラントの次には、連続式酸洗-5スタンド6段タンデム冷延ミルが続く。タンデム冷延ミルの公称生産能力は800千ton/年で、最小板厚0.20 mmの冷延板を圧延する。また、亜鉛メッキラインは、熱・冷延板処理に対応する。熱・冷延板を仕上げるためのオフラインスキンプラスミルの生産能力は、400千ton/年である。

最新の電気自動制御システムとは別に、全工場はデジタル化に備えた設計となっている。これには、大量のデータを中央保管し、高速でデータにアクセスするための基本デジタルパッケージや、工場全体を状態監視するSMSスマートアラームシステムが含まれる。さらに将来、データ分析や、操業・品質管理・メンテナンス・サービスの運用・最適化のためのパッケージを追加で導入すれば、SDI社はいつでも工場機能を拡張できる。

6 まとめ

本プラントは、薄スラブ連鑄・圧延技術の分野におけるSMS groupの新たなベンチマークであり、今日著しく変化する市場と増大する環境意識に対応するために開発された。このプラントは、鋳造における高生産性と熱間圧延における最新の開発技術を最大限に活かしており、本論文で主要な特徴について紹介した。

本プラントでは効率的に、バッチ圧延とエンドレス圧延を切り替えることができる。これらの特徴により、環境負荷を低減した上で、高効率かつ高収益な操業、ほぼ全ての高品質鋼種、多様な寸法の製品製造が可能になる。

7 略語解説

CSP : Compact Strip Production

TMCP : Thermo-Mechanical Control Process

VLB : Vertical Liquid Bending

LCR : Liquid Core Reduction

EMBR : Electric Magnetic BRake

SEN : Submerged Entry Nozzle

CRC : Convection Roll Cooling

DCC : Direct Compact Cooling

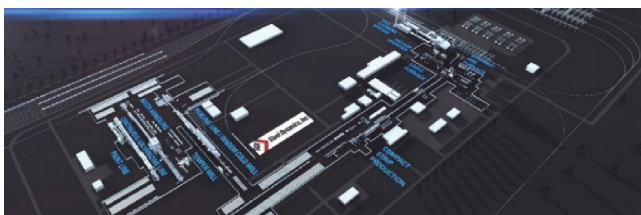


図10 SDI社テキサス州シントン製鉄所 (米国) のイラストレイアウト

参考文献

- 1) Ch.Klein, S.Krämer, J.Müller, Ch.Geerkens and D.Rosenthal : Stahl & Eisen., 129 (2009), 12, S73.
- 2) S.Kraemer, K.Hoen, CH.Klein and D.Rosenthal : International Symposium on "Thin Slab Casting and Direct Rolling. (Wuhan), Metallurgical Industry Press, Beijing, (2018), 70.
- 3) N.Vogl, H-J.Odenthal and M.Reifferscheid : 6th International Congress on Science and Technology of Steelmaking. Metallurgical Industry Press, Beijing, (2015), 399.
- 4) St.Six, O.Hofmann and A.Stavenow : 9th European Continuous Casting Conference. The Austrian Society of Metallurgy and Metals, Vienna : s.n., (2017), 325.
- 5) S.Krämer, W.Fuchs, H.Reichel, Ch.Klein, A.Ante and M.Degner : BHM, Berg-und Hüttenmännische Monatsheft., 153 (2018), 7.
- 6) A.Ante, P.Brücher, J.Kiessling-Romanus, J.Wentzel, L.Piezanowski, D.Dubios and A.Iosif : Chemie Ingenieur Technik., 91 (2019), 10.
- 7) Private communication.
- 8) T.Tomida, N.Imai, K.Miyata, S.Fukushima, M.Yoshida, M.Wakita, M.Etou, T.Sasaki, Y.Haraguchi and Y.Okada : ISIJ Int., 48 (2008), 8, 1148.
- 9) Ch.Hassel, A.Sprock and S.Krämer : AISTech 2016 Proceedings. (Pittsburgh (PA)), Association for Iron & Steel Technology, Warrendale (PA), (2016), 1759.
- 10) Steel Dynamics, Inc. : Sinton, Texas Steel Mill Update, <https://www.steeldynamics.com/SintonUpdate.aspx>, (accessed 2020-05-27)

(2020年4月27日受付)

特別講演

□第179回春季講演大会学術功績賞受賞記念特別講演

クリープ強度特性に及ぼす組織の不均一性の影響

Impact of Microstructural Inhomogeneity on Creep Strength Properties



*脚注に略歴

木村一弘

Kazuhiro Kimura

国立研究開発法人
物質・材料研究機構
構造材料研究拠点長

1 はじめに

この度は学術功績賞の栄誉にあずかり、大変光栄に存じます。これまでご指導、ご支援頂きました多くの方々に心より感謝申し上げます。学部4年で所属した鉄鋼材料学講座でクリープに出会い、大学院では「耐熱鋼の高温クリープに伴う材質劣化に関する研究」に取り組みました。金属材料技術研究所に入所後はクリープデータシートプロジェクトに参画し、10万時間を超える長時間試験データ（2020年1月時点で781本）を含む膨大な長時間クリープ試験データを用いて、耐熱鋼の材質劣化や寿命予測等に関する研究に取り組んできました。材料の機械的特性を向上させるためには、機械的特性を支配するマイクロ組織を制御することが重要ですが、耐熱鋼の使用環境である高温ではマイクロ組織が時間とともに大きく変化するため、マイクロ組織変化に伴いクリープ強度特性は時々刻々と変化します。そのようなクリープ中の組織変化は必ずしも均一ではなく、クリープ強度特性の多くが不均一な組織変化に支配されます。ここでは、材質劣化、寿命予測及びクリープ破断延性の観点から、耐熱鋼のクリープ強度特性に及ぼす組織の不均一性の影響について述べさせていただきます。

2 材質劣化

学生時代は、ベイナイト組織を有する蒸気タービンロータ材である1Cr-1Mo-0.25V鋼のクリープ変形に伴う材質劣化が

主な研究テーマであった。破断時間が約1万時間という長時間クリープ試験を先輩から引き継ぎ、中途止めたクリープ試験片を用いて組織や機械的特性の変化を調べ、材質劣化挙動の解明に取り組んだ。クリープ変形中には金属組織が変化するため機械的特性が変化する。析出による強度向上等の場合を除き、多くの場合、クリープ変形に伴う組織変化は機械的特性を低下させる。しかし、そのような組織変化による機械的特性の低下が行き着く先はどのようなのであろうか？というのが当時の疑問であり、そこで参考になったのがBoltonらの論文¹⁾であった。1970～1980年代にかけて、内部応力（摩擦応力とも）の概念に基づいたクリープ機構の検討が数多くなされていたが²⁾、Boltonらはクリープ変形に伴う組織変化により内部応力の高い組織から低い組織に遷移するため、応力-破断時間曲線はS字型の形状を示すというモデルを提案した¹⁾。アルミニウム合金（6061-T651）では、このモデルを支持する検討結果がすでに報告されていた³⁾。

そこで、クリープデータシートを用いてフェライト系耐熱鋼の長時間クリープデータを解析したところ、Boltonらのモデルを支持する結果が得られるとともに、長時間のクリープ変形後に到達する完全に焼なまされた組織のクリープ強度は、多くの実用フェライト系耐熱鋼で同程度であることを示し、それをフェライト系耐熱鋼の基底クリープ強度として提唱した⁴⁾。一方、炭素鋼の長時間クリープ強度には大きなヒート間差が認められたが、それは微量Moによる固溶強化に起因するものであり、0.03mass%程度でMoによる固溶強化の効果は飽和して、それがフェライト系耐熱鋼の基底ク

* 1987年3月に東京工業大学大学院博士後期課程金属工学専攻を修了し、工学博士を取得した。同年4月に科学技術庁金属材料技術研究所に入所、2000年からは物質・材料研究機構にてグループリーダー、ステーション長、ユニット長等を歴任した後、現在に至る。

リープ強度に相当する。すなわち、化学組成や熱処理による組織制御によりクリープ強度を高めても、高温長時間域ではフェライト系耐熱鋼のクリープ強度はMoを0.03mass%添加した炭素鋼のクリープ強度と同程度になる⁵⁾。

これらの研究成果に対して、高強度のフェライト系耐熱鋼を開発する可能性を否定するものではないかというお叱りの声を数多く頂いたが、基底クリープ強度の概念は決して高強度耐熱鋼開発の可能性を否定するものではなく、高強度すなわち長寿命の耐熱鋼を開発するための材料設計指針を提示するものである。高温では拡散による組織変化は不可避であることから、組織の高温安定性を向上させることにより組織変化の進行を抑制することが重要である。材料が使用される寿命範囲内においてクリープ強度が基底クリープ強度にまで低下することなく、高いクリープ強度を維持することができるように化学組成及び金属組織を設計することにより、高強度耐熱鋼を開発することが可能となる。したがって、高強度耐熱鋼を開発するための設計指針を取得するためには、クリープ変形に伴い材質劣化を引き起こす組織変化を理解することが最も重要である。

学生時代に研究対象とした1Cr-1Mo-0.25V鋼はベイナイト組織であり、微細に分散析出した炭化物により析出強化された材料である。そのため、クリープ変形に伴う材質劣化は炭化物の凝集粗大化、あるいはボイドの発生及び連結等に起因すると考えられていた。しかし、クリープ試験を中途止めた試験片を用いてミクロ組織や機械的特性の変化を調査するとともに、再熱処理材のクリープ強度等を調べた結果、粒内に比べて旧オーステナイト粒界近傍で優先的に生じるベイナイト組織の回復が、クリープ強度の低下を引き起こす主な要因であることを明らかにした^{6,7)}。溶質原子や転位、析出物粒子や結晶粒径のように大きく異なるサイズスケールの数多くの組織因子がクリープ強度に影響を及ぼすが、クリープ強度に影響を及ぼすそれらの組織因子は必ずしも材料内部で均一ではない。クリープ変形中に生じる組織変化は均一に進行するのではなく、とくに結晶粒界は転位の消滅場所であるとともに、粒界と粒内では第二相の析出、成長、粗大化の挙動が大きく異なることから、粒界近傍と粒内では組織変化の様相が大きく異なる。したがって、クリープ変形中に生じる材質劣化のメカニズムを解明するためには、組織変化の不均一性に着目することが重要である。

3 寿命予測

クリープ試験研究では、如何にして正確かつ迅速に長時間クリープ強度特性を予測評価するかが求められる。これは新材料についてだけでなく、発電プラントや石油化学プラント

等で長期間使用された部材の余寿命評価でも必要とされる。ボイラや圧力容器等の部材は種々の規格で規定された許容応力に基づいて設計される。許容応力は引張強さと耐力、クリープ強度等に基づいて設定されるが、高温ではクリープ強度が支配的となり、非原子力分野では10万時間クリープ破断強度に基づいて設定されることが多い。したがって、新規開発した耐熱鋼を実機プラントに導入するためには10万時間クリープ破断強度の評価が求められるが、10万時間のクリープ試験には約11年5ヶ月という長期間を要する。そのため、新規開発材料を迅速に採用して発電プラント等の高効率化を図るとともに、プラントの安全性、信頼性及び経済性等の観点から、短時間クリープ試験データから10万時間クリープ破断強度を精度良く予測評価することが必要とされており、数多くの手法が提案されている⁸⁾。一般に広く用いられている手法は、Larson-Millerパラメータに代表される時間-温度パラメータ法であり、試験温度の違いを補償することにより高温短時間試験データから低温長時間クリープ強度を予測評価する方法である。Larson-Millerパラメータは焼戻しパラメータに相当する。

「強度2倍、寿命2倍」をスローガンにして1997年度に開始した超鉄鋼プロジェクトでは、耐熱鋼開発のグループに参画し、加速評価のテーマに取り組んだ。試作材の長時間クリープ強度を短期間で評価するためにも必要な研究課題である。1993年には国内初となる蒸気温度600℃級の石炭火力発電所が運転を開始し、超々臨界圧火力発電に代表される先進発電技術向けの高強度耐熱鋼の研究開発が国内外で活発に行われていた。そこで、1980年代前半に米国で開発され、蒸気温度を600℃級に引き上げるために重要な高強度フェライト耐熱鋼の先駆けとなった改良9Cr-1Mo鋼について、長時間クリープ強度特性を評価するための材質劣化機構の解明に取り組んだ。その結果、600℃前後の使用温度域では約1万時間を超えるとクリープ破断強度が大きく低下するため、従来の予測手法では3万時間程度のクリープ強度でさえも過大評価してしまうことが明らかとなった⁹⁾。改良9Cr-1Mo鋼の受入れ材及び600℃クリープ破断試験片のTEM明視野像を図1に示す⁹⁾。受入れ材(a)は転位密度が高く微細な焼戻しマルテンサイト組織であるが、(b) 971h、(c) 12,858hと破断時間の延長に伴い組織の回復が進み、転位密度の減少及びサブグレインの成長が観察される。しかし、クリープ破断強度が大きく低下した(d) 34,141h破断試験片では様相が大きく異なり、旧オーステナイト粒界近傍で著しく組織の回復が進行しているのに対して、粒内組織は破断時間が約1/3の(c) 12,858h破断試験片と同程度であるか、わずかに微細な傾向が認められる。短時間破断材では組織の回復が均一に進行するのに対して、長時間破断材では回復の進行が不均一であり、旧オー

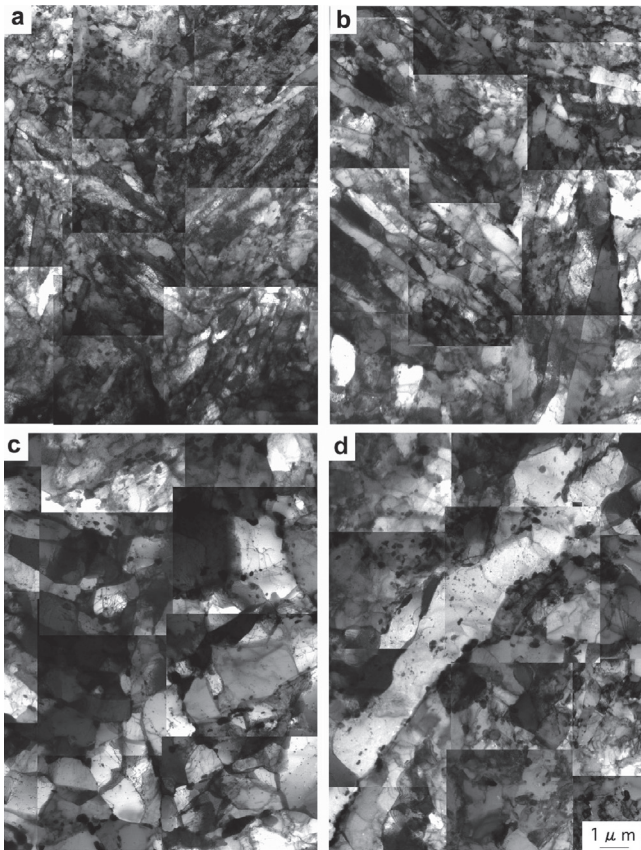


図1 改良9Cr-1Mo鋼の受入れ材及び600℃クリープ破断試験片のTEM明視野像、a) 受入れ材、b) 160MPa, tr=971h、c) 120MPa, tr=12,858h、d) 100MPa, tr=34,141h⁹⁾

ステナイト粒界近傍で著しく優先的に回復が進行する。したがって、短時間クリープ試験条件で進行する組織変化は、長時間クリープ試験条件における組織変化とは異なるため、短時間クリープ試験データから長時間クリープ強度特性を予測評価することは困難である。

このような組織変化の違いは、弾性（比例）限を考慮することにより理解することができる¹⁰⁾。応力が弾性限以下の場合、炭窒化物やラス等の境界は転位の障害物として有効に働くが、弾性限以上の応力が負荷された条件では転位運動に対する有効な障害物とはならないため、ラスの崩壊に伴うサブグレインの成長等の組織変化が試料全面で均一に生じる。一方、旧オーステナイト粒界は粒内に比べて拡散速度や析出物の粗大化速度が大きく、粒界近傍には粒内に比べてマルテンサイト変態等によって導入された内部ひずみが集中するため、弾性限以下の低応力条件では、粒内に比べて旧オーステナイト粒界近傍で優先的に組織の回復が進み、不均一に組織変化が進行する。

短時間試験データから外挿して予測したクリープ強度を長時間クリープ強度が下回ると、長時間域でクリープ強度が大きく低下したと理解しがちである。しかし、弾性限を超え

る試験応力が負荷される短時間試験条件では、焼戻しマルテンサイトの微細なラス組織が容易に破壊されるためクリープ強度が大きく低下すると理解すべきである。したがって、弾性限を境界にして高応力域と低応力域では組織変化に対する応力の影響が異なり、それに対応してクリープ強度の応力依存性も変化するため応力-破断時間曲線には折れ曲がりが生じ、短時間試験データを長時間側に外挿すると長時間クリープ強度を過大評価してしまう。焼戻しマルテンサイトやベイナイト等の組織を有するフェライト系耐熱鋼の場合、応力-破断時間曲線が折れ曲がりを示す応力と0.2%耐力の1/2には良い対応が認められることから¹¹⁾、クリープ破断データを0.2%耐力の1/2で分割し、高応力域と低応力域を独立に解析評価する「領域分割解析法」を提唱した¹⁰⁾。高強度フェライト系耐熱鋼の許容応力の見直しや寿命評価式の策定に「領域分割解析法」による評価結果が反映されるとともに、ASME ボイラ圧力容器規格では9Cr-1Mo-V鋼（改良9Cr-1Mo鋼相当材）の50万時間までの設計基準値（Allowable Stress Intensity Value）の策定にも反映された。

4 クリープ破断延性

発電プラント等の高効率化を実現するためにはクリープ強度の向上が必要であるが、プラントの安全性や信頼性の観点からは、優れたクリープ破断延性も重要である。しかし、超々臨界圧火力発電プラントで管寄せや主蒸気管等の大型厚肉部材に使用される高強度フェライト耐熱鋼では、長時間域でクリープ破断延性が急激に低下するため、クリープ破断延性の低下原因に関して数多くの研究が行われている¹²⁾。アルミニウム、硫黄、リン、ヒ素、アンチモン等々の有害元素や微量不純物の影響、Laves相等の粗大析出物やBN, MnS, Al₂O₃等の非金属介在物がキャビティの生成を促進すること等がクリープ破断延性を低下させる要因として検討されている。

ところが、前節で述べた応力-破断時間曲線の折れ曲がりと同様、クリープ破断延性の低下と応力条件との間には良い相関が認められ、0.2%耐力の1/2以下の試験応力でクリープ破断延性の大きな低下が認められる¹²⁾。応力の低下（試験時間の増加）に伴いクリープ破断延性は低下するが、さらに応力が低下すると最小値を示した後、破断延性は向上する傾向が多くの高強度フェライト耐熱鋼で認められる¹²⁾。同様の現象は近年開発された高強度フェライト耐熱鋼だけでなく、2.25Cr-1Mo鋼でも認められる¹³⁾。上述したように、有害元素や微量不純物あるいは粗大析出物や非金属介在物がクリープ破断延性低下の要因であるのであれば、一度低下したクリープ破断延性が再び向上することを説明することは難しい。そこで、クリープ変形に伴う組織変化の観点から、クリープ破

断延性が低下する現象を検討した。

初期組織が異なる3種類の2.25Cr-1Mo鋼のクリープ破断強度とクリープ破断試験片の硬さ及びクリープ破断紋りをLarson-Millerパラメータ ($C=20$) で整理して図2に示す¹³⁾。フェライト-パーライト組織の材料 (STBA24) と焼ならし焼戻し熱処理材 (SCMV 4NT) は試験条件によらず高いクリープ破断延性を示し、Larson-Millerパラメータの増加に伴い破断紋りは増大する傾向を示す。一方、焼入れ焼戻し熱処理材 (ASTM A542) は他の2鋼種に比べて高応力域では高いクリープ強度を示し、硬さも大きな値を示す。しかし、パラメータ値が19,000~20,000の領域においてクリープ破断強度及び硬さともに他の2鋼種と同程度のレベルまで大きく低下するとともに、クリープ破断延性は大きく低下し、その後、パラメータ値の増加に伴いクリープ破断延性は向上する。高温長時間域で3鋼種のクリープ破断強度及び硬さが同程度のレベ

ルに収斂するのは、2節で述べた基底クリープ強度に到達したためである。焼入れ焼戻し熱処理材のクリープ強度が大きく低下する試験条件では、焼戻しマルテンサイト組織の回復が不均一に進行しており、回復が試料全面に拡大することにより基底クリープ強度に到達する。したがって、不均一回復により局所的にクリープ強度の低い領域が形成されて破断に至るためクリープ破断延性は低下するが、組織の回復が試料全面に拡大することにより破断延性が向上すると考えられる。このことから、クリープ破断延性に関しても不均一組織の影響を考慮することが重要である。

5 おわりに

本稿では、クリープ変形に伴う材質劣化や寿命予測及びクリープ破断延性に対して、組織の不均一性が重要な影響を及ぼすことを述べた。クリープ変形抵抗はクリープ速度の大きさを表されるが、析出強化等の強化因子の効果を有効に活用することによりクリープ速度を2~3桁程度、すなわち1/100~1/1,000程度に低下させることは十分に可能である。このことは、たとえ体積率で1%程度のわずかな領域でも強化されていない領域があれば、材料全体のクリープ強度に甚大な影響を及ぼすことを意味する。したがって、クリープ強度特性では組織の不均一性が及ぼす影響が特に顕在化しやすいのではないと思われる。最近では、凝固偏析の残存による合金組成の不均一な分布がクリープ強度を低下させている事例も確認されている¹⁴⁾。材料製造時の組織や使用中における組織変化を含めて、不均一性を抑制することは耐熱鋼の強度特性を向上させる重要な指針の一つである。

本稿で述べた内容は、その多くが金属材料技術研究所にて1966年に開始したクリープデータシートプロジェクトの成果に基づくものである。クリープデータシートプロジェクト発足に至る経緯をたどると、1960年に日本鉄鋼協会に設置された「鉄鋼技術開発研究会」クリープ部会がその始まりであり、翌年に設立されたクリープ試験技術研究組合において、クリープ試験の標準化に関する共同研究が推進された。1963年には「クリープセンター設立準備委員会」が設置され、科学技術庁と大蔵省に設置要望書を提出するとともに、1964年に設立された「クリープ委員会」の下部組織であるクリープデータシート分科会にてクリープデータシートプロジェクトの実施内容が企画立案され、1966年にプロジェクトが開始した。プロジェクト発足に至るこれらの取り組みはいずれも日本鉄鋼協会にて実施されたものである。世界的にも類を見ない歴大な長時間クリープ試験データを系統的に取得するという大事業を立ち上げた先人の先見の明と、50年以上もの長期にわたりクリープ試験を継続することを可能にした施設・設

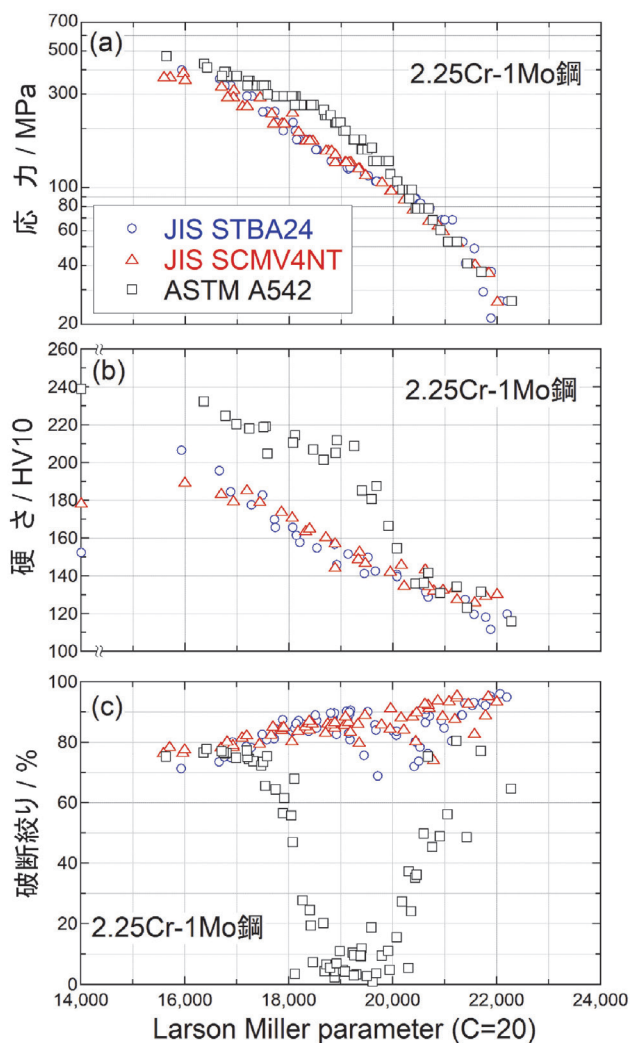


図2 ラーソンミラーパラメータ ($C=20$) で整理した3種類の2.25Cr-1Mo鋼の (a) クリープ破断強度、(b) 破断試験片の硬さ及び (c) 破断紋り¹²⁾

備の維持を含め、クリープ試験業務に携わった数多くの職員の献身的な努力に敬意を表します。このようなプロジェクトを長期間継続することができたのも、行政機関、大学や研究機関、民間企業等の多くの方々のご支援、ご協力の賜物です。この場をお借りして御礼申し上げます。30年以上の長期にわたりクリープデータシートプロジェクトに参画することができたことは私にとって幸運でした。プロジェクトの運営は後進に譲りましたが、クリープ試験研究の重要性は今後も変わることはないと確信しております。今後とも皆様からの益々のご支援、ご協力と叱咤激励をお願いいたします。

参考文献

- 1) C.J.Bolton, B.F.Dyson and K.R.Williams : Mater. Sci. Eng., 46 (1980), 231.
- 2) 例えば, K.R.Williams and B.Wilshire : Met. Sci. J., 7 (1973), 176.
- 3) S.P.Agrawal, L.E.Byrnes, J.A.Yaker and W.C.Leslie : J. Testing and Evaluation, 5 (1977), 161.
- 4) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋 : 鉄と鋼, 77 (1991), 667.
- 5) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋 : 鉄と鋼, 81 (1995), 757.
- 6) 松尾孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一 : 鉄と鋼, 70 (1984), 565.
- 7) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾孝, 田中良平 : 鉄と鋼, 71 (1985), 1803.
- 8) 木村一弘 : 日本金属学会誌, 73 (2009), 323.
- 9) 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄 : 鉄と鋼, 85 (1999), 841.
- 10) 木村一弘, 九島秀昭, 阿部富士雄 : 材料, 52 (2003), 57.
- 11) K.Kimura : Proc. ASME PVP2013, (2013), PVP2013-97819.
- 12) K.Kimura, K.Sawada and H.Kushima : J. Pressure Vessel Tech., 134 (2012), 031403.
- 13) 長時間クリープ試験材の微細組織写真集, 物質・材料研究機構, (2005) M-4.
- 14) 澤田浩太, 関戸薫子, 木村一弘, 有末紘, 本田雅幹, 駒井伸好, 福澤範英, 上野友典, 下畠伸朗, 中富仁, 高木健二, 木村堯弘, 野村恭兵, 久布白圭司 : 鉄と鋼, 105 (2019), 433.

(2020年4月24日)

特別講演

□第179回春季講演大会学術功績賞受賞記念特別講演

鉄鋼のナノクラスタリング・析出制御による高強度化

Strengthening of Steels with Nanoscale Clustering/Precipitation



*脚注に略歴

古原 忠
Tadashi Furuhashi
東北大学
金属材料研究所
教授

1 はじめに

析出強化は、アルミニウム、銅、マグネシウムのような同素変態のない軽金属において結晶粒微細化強化とともに最も重要な強化機構である。鉄鋼においても、添加元素の固溶限が低いフェライトが主相である薄鋼板、焼戻しマルテンサイトを用いる機械構造用鋼やマルエージング鋼などの高合金鋼、高温強度を要求されるフェライト系耐熱鋼などで、析出物利用による高強度化が広く用いられる¹⁾。

マイクロアロイング元素として知られるTi, Nb, Vなどは、強炭化物生成元素としてフェライト相中の固溶炭素と結合して微細な合金炭化物を形成する^{2,3)}。また、内部窒化現象を通じて微細な合金窒化物を形成することで大きな表面硬化をもたらす⁴⁾。著者らのグループは、鉄鋼の高強度化で近年注目される合金炭窒化物のナノ析出におよぼす合金元素の影響について、低合金鋼のバルク材の高強度化と表面硬化の両面から系統的な検討を行い、準安定な元素クラスタリングの重要性を見出している^{5,8)}。本稿では、フェライト母相中のクラスタリング・析出の事例と特性への影響について解説する。

2 低合金フェライトの内部窒化における合金窒化物析出とその前駆現象

窒化物の析出は、鉄鋼のバルク材として窒素を意図的に添加することが容易ではないため、薄鋼板の集合組織制御やオーステナイトの粒成長抑制、微量窒素添加による炭窒化物

制御などが主で、炭化物ほど広く利用されない。しかしながら、例えば、高窒素鋼は、オーステナイト系合金として高強度・高延性・高耐食性を兼備するなど、優れた特性が見込まれることから、窒素利用の拡大が今後の鉄鋼材料開発で望まれる。

窒化処理は浸炭とともに鉄鋼の代表的表面硬化熱処理の1つである。動力伝達装置部品である歯車、ベアリング等では高い接触疲労強度が要求され、面圧強度を高める手段として浸炭や窒化、ショットピーニングなどの表面硬化が通常実施される。フェライトあるいはマルテンサイト鋼の窒化における硬化の主要因は、鉄窒化物および合金窒化物による析出強化である。Table1に鉄中で析出する種々の窒化物を示す⁴⁾。窒化物生成傾向の強い合金元素が添加された鉄合金では、表面には、Fe-N 2元素で平衡相として存在する鉄窒化物 (hcp ϵ -Fe₂Nやfcc γ' -Fe₄N) からなる外部窒化層が生成し、その内部には種々の合金窒化物が生成する。鋼材内部での γ' や準安定相 α'' -Fe₁₆N₂の析出も起こるが、これらのサイズ/数密度は粗く、硬化への寄与は小さい。フェライト中で微細分散する代表的な合金窒化物としては、B1型構造を持つTiN, VN, CrNがある。AlNは平衡相としては六方晶系(ウルツ鉱型)の構造を示すが、窒化中には主として準安定相なB1型構造を持って析出する。また、強窒化物生成元素であるTi, Vを添加したフェライト合金では、単原子層厚さの準安定クラスター析出がB1型平衡相生成の前駆段階として起こる⁹⁾。

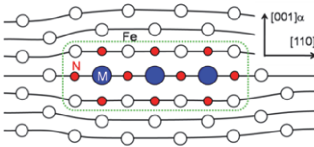
* 1985年京都大学工学修士、1989年カーネギーメロン大学 Ph.D (金属工学・材料科学)の学位を取得後、同年京都大学工学部金属加工学科助手、1997年同工学研究科材料工学専攻助教授を経て、2005年東北大学金属材料研究所教授に着任、現在に至る。

Fig.1は、種々の置換型元素を添加したFe-s二元フェライト合金の窒化材における表面硬度の深さ方向に対する変化と、硬化層中の析出物の高分解能電顕像¹⁰⁾である。準安定クラスターが生成するTi, Vを添加することによる硬度上昇は、安定相であるB1型窒化物が生成するCr添加材よりも著しく大きい。一方、Al添加したフェライト材はほとんど硬化しないが、マルテンサイト鋼では硬化は急速に起こる¹¹⁾。これは、AlNは転位上に析出しやすく、転位密度の低いフェライトでは析出が遅いためである。

窒化で見られる単原子層の合金元素-窒素クラスターは、フェライト母相と同じ構造を持つ準安定相であるが、その形成の素過程はフェライト中でのNおよびs原子が濃化した領域と欠乏した領域への二相分離であると考えられる^{10,12)}。Fig.2 (a) は、このようなクラスター生成条件を示したFe-s-N三元系フェライトの自由エネルギー曲面図の模式図であ

る。N-s間に強い引力相互作用が働くと、Nおよびsが濃化した固溶体が安定化されることで、FeとN-sを通る組成断面で自由エネルギーに上に凸の屈曲が生じ、二相分離が起こる可能性がある。(b) はThermo-Calcを用いてFe-Ns断面におけるフェライトの自由エネルギーを計算した結果である。Fe-Ti-N系、Fe-V-N系では実際に上に凸の屈曲が現れるのに対して、Fe-Al-N系では下に凸であり二相分離が熱力学的に起こらないことが示唆される。しかし、もともと固溶限が低いフェライトについて高濃度に溶質元素を含む自由エネルギー

Table1 Various nitrides which precipitate in iron⁴⁾.

鉄 窒化物	ε -Fe ₂₋₃ N(hcp) γ' -Fe ₄ N(fcc) α'' -Fe ₁₆ N ₂ (bct)
合金 窒化物	fcc (B1-type) : TiN, VN, CrN, AlN fct : θ -MnN _{0.9} , η -MnN _{0.6} hex: AlN(Wurzite) (α, β)-Si ₃ N ₄ , Cr ₂ N(hcp)
準安定 クラスター	Fe ₂ MN ₃ (bcc) 

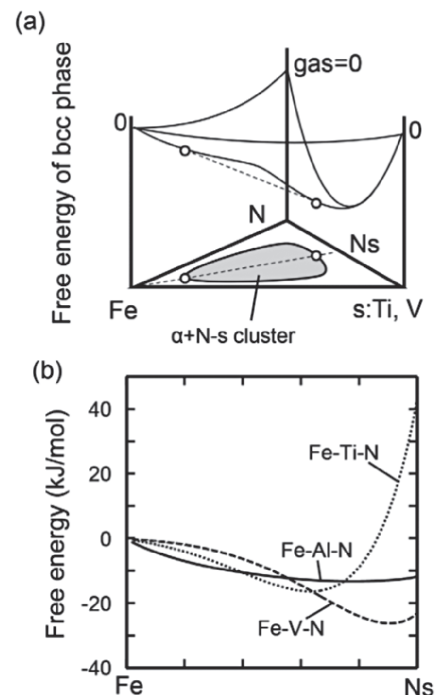


Fig.2 Thermodynamic stability of alloy nitrides and N-s clusters, (a) schematic illustration of free energy surface of bcc phase in Fe-s-N ternary system, (b) free energy curves of bcc phase along the Fe - Ns line in Fe- (Ti, V, or Al) systems at 823K¹²⁾.

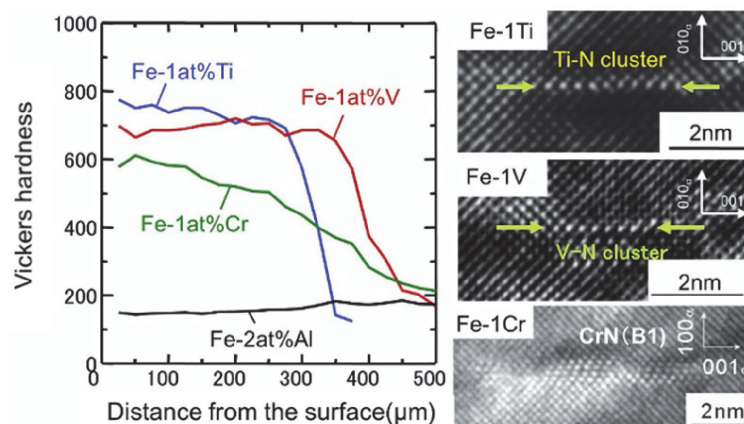


Fig.1 Hardness-depth profiles and HRTEM images of nano-sized cluster/nitride precipitated in Fe-s binary ferritic alloys nitrided at 823 K^{8,10)}.

を経験的な熱力学計算により適切に評価できているかどうかは疑問である。このような原子のクラスタリング現象は、炭素や窒素の転位の固着によるひずみ時効とも深く関わるものである。ひずみ時効現象はLeslieの教科書¹³⁾に詳しくまとめられているが、置換型元素sが添加された合金では原子対の形成段階からi-s相互作用が関与する。したがって、希薄合金における元素間相互作用の実験的測定や第一原理計算熱力学を用いた新たな理論的検証が必要である。

Numakura¹⁴⁾はフェライト希薄合金における侵入型溶質元素(i)のスノーク緩和におよぼす置換型溶質原子(s)の影響および、i元素の固溶度のs濃度依存性を調べ、フェライト中のi-s相互作用を系統的かつ定量的に評価した。その結果では、周期律表でFeよりも左側の元素(V, Cr, Mn)は、Feから離れるほどNに対する引力相互作用が強くなるのに対して、右側にある元素(Ni, Al, Si, P)は相互作用が小さいか、反発の相互作用を有することが示されている。一方で、C-s間相互作用はNに比べて小さく、周期律表でFeよりも左側の元素でも、強い引力相互作用は示さない。詳細は原著論文¹⁴⁾および前述の解説⁸⁾を参照していただきたい。最近、TiやNbとNの相互作用についても、Vと同等もしくはそれ以上の引力相互作用を有することが明らかとなっている¹⁵⁾。著者らは、浸窒焼き入れ処理で作製したMo, Cr添加合金での窒素マルテンサイトの焼戻し挙動を調べ、焼戻し初期に単原子層厚さの準安定クラスターが生成した後、時効の進行によってB1型窒化物に遷移することを見出している¹⁶⁾。これらの結果より、窒化時に準安定N-sクラスターを形成する元素は、原則的にNに対して強い引力相互作用を有することが言える。

現在、相安定性や溶質相互作用、粒界や界面の構造の評価に第一原理計算が広く利用されるようになってきている。大谷らは、第一原理計算に基づくクラスター展開法を用いて、種々の3元系の相安定性を系統的に評価している¹⁷⁾。その中では、クラスターサイズと配列の自由度を持たせることで、同じ組成であっても規則性の異なる固溶体の自由エネルギーを評価することができる。Table1のような準安定クラスターはNとs原子がフェライトの{001}面内で規則配置をしていることから、クラスター生成の検討においても種々の規則構造を考慮した固溶体の安定性評価が重要である。榎木ら¹⁸⁾は、Fe-N-s合金に含まれるN, s原子の数や配置を変えた第一原理計算により得られた各種規則構造のエネルギーを再現するように、種々の溶質原子数からなるクラスターの有効クラスター相互作用を決定した。さらに、クラスターの体積を最もエネルギーが安定となるよう緩和させた場合と純鉄と同じとする体積緩和の両方についてモンテカルロシミュレーションを行い、体積緩和条件では球状クラスターが形成するのに対して、体積緩和なし条件では実験で見られた{001}面に沿っ

た単原子層のTi-Nクラスターが形成されること、弾性的効果が板状クラスター生成には大きく影響することを明らかにしている。上杉ら¹⁹⁾は、フェライト中の一つのs原子と複数個のN原子からなるクラスター中の相互作用エネルギーを第一原理計算により評価している。その結果、N-Ti, N-Vクラスターの場合にはN原子数の増加にともなってN-s引力相互作用が単調増加するのに対して、N-Al間には最初反発の相互作用が働くが、N原子数がある程度増えると相互作用が引力型に転じることを見出している。これはTi, V添加材ではクラスター成長がAl添加材よりも容易であることも定性的に一致している。

Fig.1に示した通り、Alの単独添加ではフェライト相の窒化処理による強化を行うことは困難である。しかしながら、Alとともにクラスターや窒化物を均一に生成させる元素を複合添加すると、AlNの均一分散化による硬化の増大が期待される²⁰⁾。Fig.3(a)は、Fe-1.9Al-0.1Ti合金における溶質元素分布の3DAP解析結果¹²⁾を示すが、Tiを0.1%微量添加しただけでAlNの微細析出が顕著に起こることがわかる。(b)にAlと複合添加元素の総添加量を2mol%に保って、Fe-Al合金にTi, Vを添加した場合の表面硬度を示す。Ti, Vの微量複合添加がAlNの微細析出を誘起して著しい表面硬化を達成することが明らかである。今後の鉄合金のクラスタリング制御において、元素種の異なるs原子が混在した多体クラスターにおけるN-s相互作用の解明も重要な課題である。また、ここでは内部窒化層における微細析出の事例について述べたが、

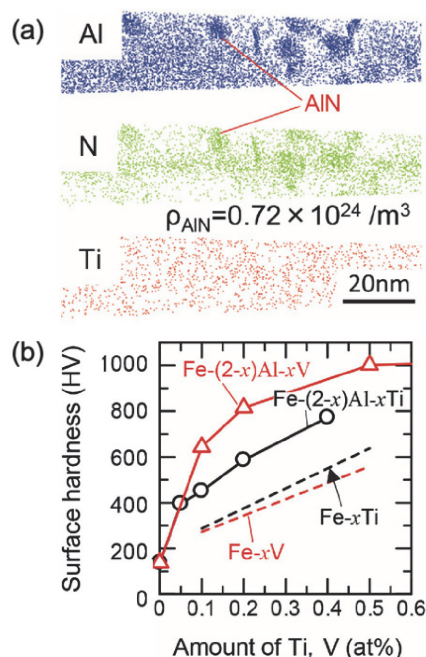


Fig.3 (a) 3D atom maps of Al, N and Ti in Fe-1.9Al-0.1Ti near the surface, and (b) variations of surface hardness with Ti or V addition to Fe-Al alloys. Both are nitrided at 823K for 16 h¹²⁾.

機械構造用部品の窒化処理においては、鉄窒化物からなる表面層（外部窒化層）の組織も、耐摩耗性、摺動性、耐食性などの点から重要である。合金設計による外部窒化層の制御指針についても、著者らの最近の論文²¹⁾を参考にされたい。

3 フェライト鋼における合金炭化物の相界面析出と高強度化

はじめに述べたように、炭化物生成傾向の強いTi, V, Nbなどのマイクロアロイ元素を含む鉄合金マルテンサイトに焼戻しを行うと、炭化物が微細析出することで二次硬化が起こることがよく知られている。著者らのグループも、Ti, V, Nbを添加した低炭素マルテンサイト鋼の焼戻しにおいて、転位の回復抑制と微細炭化物の生成が、軟化抵抗および二次硬化の

要因であることを最近報告している²²⁾。一方、マイクロアロイ元素を添加した低炭素低合金鋼において、熱間圧延後のフェライト・パーライト変態中にフェライト/オーステナイト界面で合金炭化物の析出が起こる相界面析出²³⁾が以前より知られている。自動車などの機械構造用部材に用いられる非調質中炭素鋼でも、熱間鍛造後のフェライト/パーライト変態時の相界面析出を高強度化に利用している²⁴⁾。近年の制御鍛造を利用した非調質鋼の高強度化プロジェクト²⁵⁾でも、合金設計と鍛造/冷却プロセス制御から微細組織と材質予測の一貫予測モデリングまで行われるとともに、相界面析出を利用した優れた高強度-高延性を示す自動車用低炭素フェライト薄鋼板も実用化され²⁶⁾、この特異な析出現象が注目されている。

Fig.4 (a) は、低炭素鋼フェライトにおけるTiCの相界面析出組織の事例²⁷⁾である。フェライト変態時の界面で周期的に核生成が起こることで、TiCがシート状に分布して析出している。(b) にTiCあるいは(Ti, Mo)Cのサイズと析出強化量との関係を示すが、析出物のサイズが微細なほど降伏強度は高く、バイパス型の強化機構が働いていることがわかる。(c) および(d) は、相界面析出材を引張変形した時に導入された転位組織のTEM写真である。TiCが転位運動の障害となって働くことで、フェライト母相中に転位ループが形成されており、炭化物粒子の平均半径は極めて微細であるにも関わらず、粒子は切断されずに転位に対する強い障害として働いていることが示唆される。このようなナノサイズの合金炭化物の析出による強化量は、Ashby-Orowanの式で概ね説明できる^{27,28)}。

$$\sigma_{cal, Ashby-Orowan} = \frac{0.8MGb}{2\pi\sqrt{1-\nu}L} \cdot \ln\left(\frac{x}{2b}\right)$$

(M: テイラー因子, G: 剛性率, ν : ポワソン比, x: すべり面上での平均粒子断面直径, L: 平均粒子間距離, b: バーガースベクトルの大きさ)

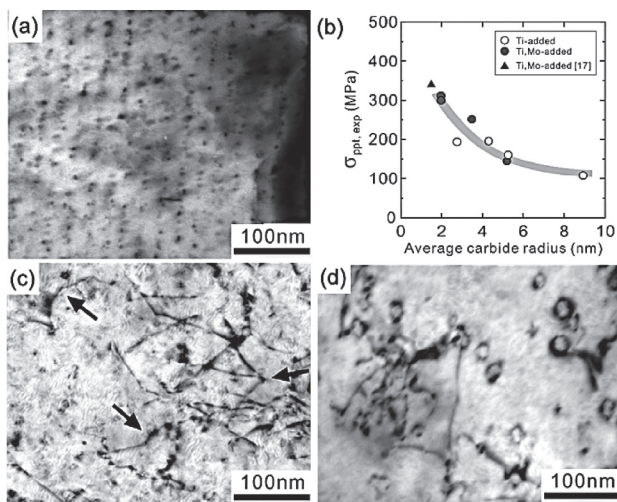


Fig.4 Microstructure and strengthening by interphase precipitation of TiC in a Ti-added low carbon steel²⁷⁾. (a) Bright field TEM of isothermally transformed at 973K for 0.5h, (b) Precipitation strengthening determined as a function of average carbide radius. Bright field TEM after deformed in tension. (c) 700°C 0.5 h, 1% deformed, (d) 700°C 48 h, 10% deformed.

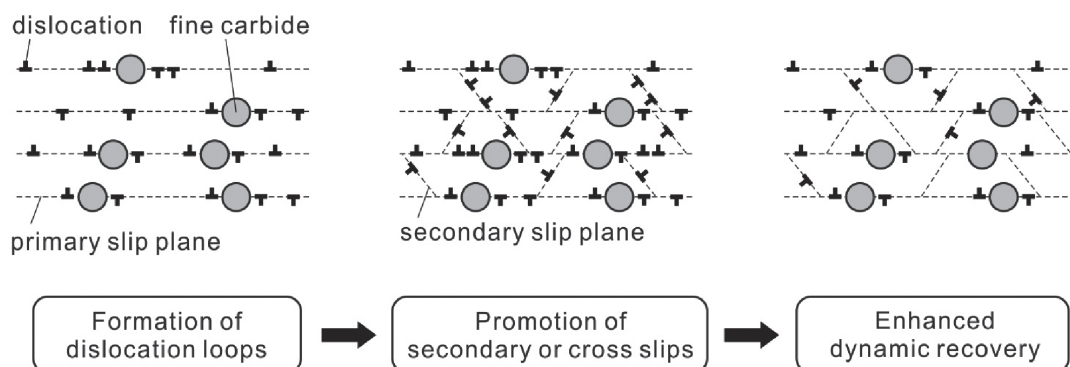


Fig.5 Schematic illustration showing the change in dislocation structures during deformation of samples with a dispersion of fine carbides²⁷⁾.

ナノスケールの相界面析出が起こることで優れた強度—延性バランスが得られるが、Fig.5はフェライトの加工硬化における炭化物の役割を模式的に示したものである²⁷⁾。ナノ炭化物は、転位の移動の障害になることで降伏強度を上げ、オロワングループを残すことで加工硬化を向上させる。一方で、析出物の間隔は数十nmレベルであることから、均一に転位が分布する。変形の進行に伴って近接する転位ループ間での動的回復が促進されるため、マイルドな加工硬化状態を達成できる。理想的には高強度と大きな均一伸びに加えて、居所的に変形が集中せずボイド形成が抑制されることで優れた局部延性が期待される。加工硬化が大きいフェライト+マルテンサイト二相鋼では、均一延性は大きい局所延性に欠ける傾向がある。しかしながら、フェライト相を相界面析出で強化すると、構成相間の強度差が小さくなり、ボイド生成が抑制されるため、高強度で延性も向上する。著者らも相界面析出と構成相の結晶粒微細化により、強度—延性バランスが向上することを確認した^{29,30)}。

相界面析出を利用した高強度化には、炭化物の微細分散化が必須であるが、析出サイトであるフェライト/オーステナイト界面構造が主要制御因子の1つとなる。Fig.6は、相界面析出における炭化物シート形成の結晶学についてHoneycombe²³⁾がまとめたものである。(a)ではフェライトがオーステナイトに対してK-S関係を持つ界面にレッジ構造が形成され、整合性が良く移動しにくいテラス界面上で炭化物の核生成が起こり、非整合で移動しやすいライザー界面がその上を掃くことによって、炭化物のシート状での分散がフェライト内に取り込まれるモデルである。一方(b)は、移動度の大きい非整合界面に炭化物が核生成することで、界面がピン留めされた結果シート状の分散が形成され、粒子間の界面が張り出した後さらに炭化物の核生成によるピン止めが

起こるという現象を繰り返すモデルである。どちらのモデルも観察に基づいて提案されたものである。

しかしながら、相界面析出が起こるV添加中炭素鋼でのフェライト成長は、ランダムな方位関係を持つ界面側で優先的に起こることが、EBSD解析より明らかとなっている³¹⁾。Fig.6(c)は、V添加低炭素鋼フェライト組織について、種々の方位関係を持つ界面が移動した後VC析出分布を示す3DAP測定結果³²⁾である。K-S関係からのずれが大きいほどVC析出が高密度に起こるのに対して、ほぼK-S関係を満たすウィドマンステッテンフェライトの界面ではVC析出がほとんど見られない。その理由は、方位関係のずれが大きいほど界面エネルギーが高く核生成に有利であるとともに、成長時に界面でV偏析が起こりやすいためである。著者らは、界面性格を同定した上で界面近傍でのVC析出組織の3DAP測定とナノインデンテーションによる硬度測定を組み合わせることで、整合性の悪い界面での高密度のVC析出が高硬度化に寄与することを明らかにしている³³⁾。これより、相界面析出を用いた高強度化において、フェライト相変態の結晶学的制御が重要であることが示唆される。

析出の過飽和度は析出制御における最重要因子であるが、相界面析出は析出サイトである界面での過飽和度に支配されることから、界面付近の元素分布が重要である。また、移動界面での核生成にはフェライトの成長速度が関係するが、成長速度は界面構造(界面易動度)と変態の過飽和度で決まる。以上の通り、相界面析出は、相互に依存するこれらの因子が関与した大変複雑な現象である³⁴⁾。Fig.7は、種々のマイクロアロイ元素添加鋼において合金成分と変態温度を変化させた場合の、相界面析出したMCの分散状態と界面での過飽和度の関係を示したものである³⁵⁾。過飽和度が大きいほど、すなわち元素添加量が大きく変態温度が低いほど、析出物の数密

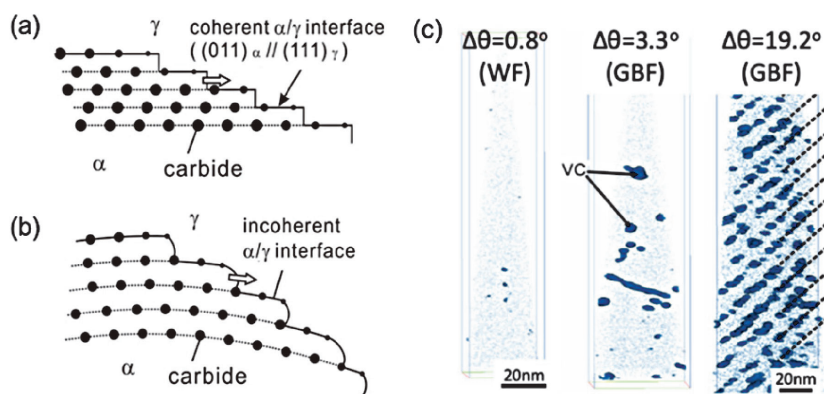


Fig.6 Representative models of interphase precipitation crystallography²³⁾. (a)edge model and (b)quasi-edge model. (c)V atom map showing VC distribution for various angular deviations of ferrite/austenite orientation relationship from the K-S one³²⁾.

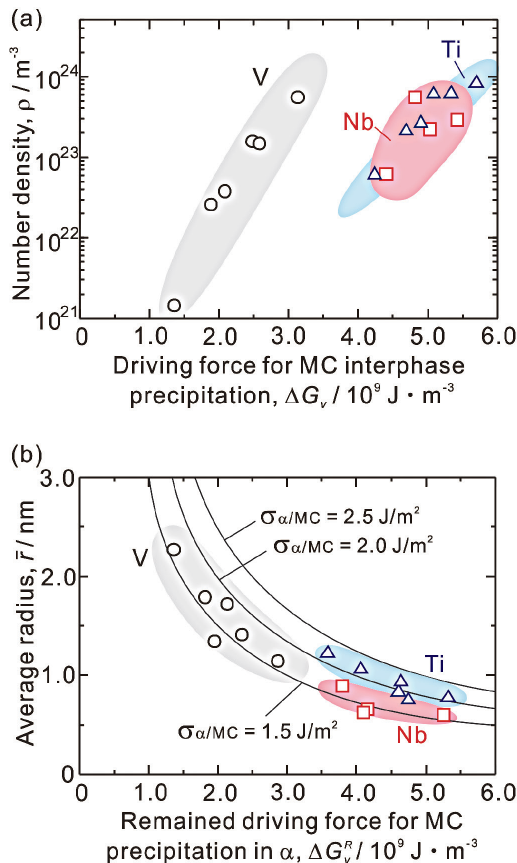


Fig.7 Effects of driving force for MC interphase precipitation on (a) number density and (b) average radius of MC precipitate, respectively. Driving force are calculated by using NPLE limit composition³⁵⁾.

度が大きく粒子サイズも小さい。また、相界面析出したVCの分散状態についてフェライト成長速度の依存性は弱いことも最近報告している³⁶⁾。

界面付近での過飽和度は、析出が起こると低下するが、その後のフェライト成長が起こることによって再度発達する。著者らは、フェライト変態におけるi-s相互作用を考慮した界面偏析によるソリュートドラッグモデル³⁷⁾および非定常な界面偏析に基づく相界面析出モデル³⁸⁾を構築している。実際の現象の根本的理解には、先述した界面の結晶学的特徴の同定とともに、界面での元素偏析・分配と、フェライト成長速度の同時評価が必要である。著者らのグループでは、引き続き鉄鋼の相変態における合金元素が関与する界面現象のマルチスケール／マルチディメンジョン解析に取り組む予定である。

炭素添加鋼においては著者らのi-sクラスターの観察事例はないが、大谷らの第一原理熱力学計算では、炭素鋼でも二相分離傾向の存在が予測されている。他の研究グループでは、窒素と炭素を含むNb添加鋼での単原子層クラスター生成³⁹⁾、Ti、Mo添加低炭素鋼でのクラスターから炭化物への遷移⁴⁰⁾の観察事例もある。したがって、今後、C-sの引力型

相互作用に起因した準安定クラスターの高強度化への利用が期待される。

4 おわりに

本稿では、低合金鋼フェライト母相中のクラスタリング・析出の事例と特性への影響として、相界面析出によるバルク材の高強度化と内部窒化による表面硬化の事例について紹介した。元素間相互作用に誘起された規則化を伴う二相分離は置換型合金において提唱され⁴¹⁾、スピノーダルオーダーリングと位置づけられる⁴²⁾。多元合金での多様な規則化は、最近接原子間だけではなく第二近接以上の距離の相互作用も考慮すべきもので⁴³⁾、ハイエントロピー合金のような異種元素の複雑な相互作用が働く多元系高合金固溶体の安定性とも直接関係する。鉄合金の分野でも、改めて金属間化合物のナノ析出を利用した高強度化⁴⁴⁾が近年進められている。規則化をともなうナノ析出・クラスタリングが広く注目される中で、いわゆるランダム固溶体、均一固溶体の概念の妥当性が問われていると言える。ナノレベルの不均一性の評価のマルチスケール／マルチディメンジョン解析とともに、実験的情報を取り込んだ高精度の組織形成のモデリングとを組み合わせた材料開発指針の構築が望まれる。

最後に本研究の成果は、京都大学工学研究科材料工学専攻牧研究室および東北大学金属材料研究所古原研究室で得られたもので、諸先輩、スタッフ、学生諸君より多大な協力をいただいたことを申し添える。特に、現在の研究室スタッフである東北大学金属材料研究所 宮本吾郎准教授、佐藤充孝助教、張咏杰助教、前助教であった弘前大学理工学研究科 紙川尚也准教授に深く感謝する。また、各種研究プロジェクトなどを通じて討論をいただいた多くの共同研究者、研究協力者の方々にもお礼申し上げる次第である。

参考文献

- 1) T.Senuma : ISIJ Int., 42 (2002), 1.
- 2) 谷野満 : 日本金属学会会報, 6 (1967), 23.
- 3) 谷野満 : 日本金属学会会報, 11 (1972), 203.
- 4) D.H.Jack and K.H.Jack : Mater. Sci. Eng., 11 (1973), 1.
- 5) JST-CREST「元素戦略を基軸とする物質・材料の革新的機能の創出」研究領域, <https://www.jst.go.jp/crest/element/researchers/index.html>
- 6) JST-産学共創基礎基盤研究「革新的構造用金属材料創製を目指したヘテロ構造制御に基づく新指導原理の構築」, https://www.jst.go.jp/kyousou/pdf/ka_022_z_2019poster.pdf
- 7) 紙川尚也, 宮本吾郎, 古原忠 : まてりあ, 54 (2015), 3.

- 8) 宮本吾郎, 沼倉宏, 榎木勝徳, 上杉徳照, 大谷博司, 古原忠 : まてりあ, 59 (2020), 128.
- 9) D.S.Rickerby, S.Henderson, A.Hendry and K.H.Jack : *Acta Metall.*, 34 (1986), 1687.
- 10) G.Miyamoto, Y.Tomio, H.Aota, K.Oh-ishi, K.Hono and T.Furuhara : *Mater. Sci. Technol.*, 27 (2011), 742.
- 11) Y.Tomio, S.Kitsuya, K.Oh-ishi, K.Hono, G.Miyamoto and T.Furuhara : *Metall. Mater. Trans. A*, 45 (2014), 239.
- 12) 朱萌, 宮本吾郎, 古原忠 : 鉄と鋼, 105 (2019), 324.
- 13) W.C.Leslie : *The Physical Metallurgy of Steels*, Hemisphere Pub., (1981), 79.
- 14) H.Numakura : *Arch. Metall. Mater.*, 60 (2015), 2061.
- 15) 沼倉宏, 石井朝晃, 林思龍, 宮本吾郎 : 日本金属学会秋期講演大会予稿集, (2018), 246
- 16) 楊少文, 佐藤充孝, 嶋田雄介, 宮本吾郎, 古原忠 : *CAMP-ISIJ*, 32 (2019), 677, CD-ROM.
- 17) 大谷博司, 榎木勝徳 : ふえらむ, 19 (2014), 841.
- 18) 榎木勝徳, 大谷博司 : 鉄と鋼, 105 (2019), 334.
- 19) 上杉徳照, 瀧川順庸 : *CAMP-ISIJ*, 31 (2018), 748, CD-ROM.
- 20) G.Miyamoto, S.Suetsugu, K.Shinbo and T.Furuhara : *Metall. Mater. Trans. A*, 46 (2015), 5011.
- 21) 孟凡輝, 宮本吾郎, 古原忠 : 熱処理, 59 (2019), 336.
- 22) 張咏杰, 趙超, 佐藤充孝, 宮本吾郎, 古原忠 : 鉄と鋼, 106 (2020), 362.
- 23) R.W.K.Honeycombe : *Phase Transformations in Ferrous Alloys*, ed. by A.R.Marder and J.J.Goldstein, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1984), 259.
- 24) S.W.Thompson and G.Krauss : *Metall. Trans. A*, 20 (1989), 11, 2279.
- 25) 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト第1回シンポジウム講演予稿集 (2009) . 第2回シンポジウム講演予稿集, (2012)
- 26) Y.Funakawa, T.Shiozaki, K.Tomita, T.Yamamoto and E.Matsuda : *ISIJ Int.*, 44 (2004), 1945.
- 27) 紙川尚也, 阿部吉剛, 宮本吾郎, 船川義正, 古原忠 : 鉄と鋼, 99 (2013), 352.
- 28) N.Kamikawa, K.Sato, G.Miyamoto, M.Murayama, N.Sekido, K.Tsuzaki and T.Furuhara : *Acta Mater.*, 83 (2015), 383.
- 29) N.Kamikawa, M.Hirohashi, Y.Sato, E.Chandiran, G.Miyamoto and T.Furuhara : *ISIJ Int.*, 55 (2015), 1781.
- 30) E.Chandiran, Y.Sato, N.Kamikawa, G.Miyamoto and T.Furuhara : *Metall. Mater. Trans. A*, 50 (2019), 4111.
- 31) G.Miyamoto, R.Hori, B.Poorganji and T.Furuhara : *Metall. Mater. Trans. A*, 44 (2013), 3436.
- 32) Y.-J.Zhang, G.Miyamoto, K.Shinbo and T.Furuhara : *Scr. Mater.*, 69 (2013), 17.
- 33) Y.-J.Zhang, G.Miyamoto, K.Shinbo, T.Furuhara, T.Ohmura, T.Suzuki and K.Tsuzaki : *Acta Mater.*, 84 (2015), 375.
- 34) Y.-J.Zhang, G.Miyamoto, K.Shinbo and T.Furuhara : *Acta Mater.*, 128 (2017), 166.
- 35) Y.-J.Zhang, G.Miyamoto, K.Shinbo and T.Furuhara : *Metall. Mater. Trans. A*, (2020), 投稿中.
- 36) Y.-J.Zhang, G.Miyamoto, K.Shinbo and T.Furuhara : *Acta Mater.*, 186 (2020), 533.
- 37) G.Miyamoto, K.Yokoyama and T.Furuhara : *Acta Mater.*, 177 (2019) . 187.
- 38) T.Murakami, H.Hatano, G.Miyamoto and T.Furuhara : *ISIJ Int.*, 52 (2012), 616.
- 39) F.Danoix, T.Epicier, F.Vurpillot and D.Blavette : *J. Mater. Sci.*, 47 (2012), 1567.
- 40) J.-T.Wang, M.Weyland, I.Bikmukhametov, M.K.Miller, P.D.Hodgson and I.Timokhina : *Scr. Mater.*, 160 (2019), 53.
- 41) S.M.Allen and J.W.Cahn : *Acta Metall.*, 20 (1972), 423.
- 42) D.De.Fontaine : *Acta Metall.*, 23 (1975), 553.
- 43) W.A.Soffa, D.E.Laughlin and N.Singh : *Philos. Mag.*, 90 (2010), 287.
- 44) Z.B.Jiao, J.H.Luan, M.K.Miller, Y.W.Chang and C.T.Liu : *Mater. Today*, 20 (2017), 142.

(2020年5月12日受付)

特別講演

□第179回春季講演大会学術功績賞受賞記念特別講演

鉄鋼材料の圧延と組織制御

Rolling and Microstructure Control of Steels

柳本 潤 東京大学
工学系研究科
教授
Jun Yanagimoto



*脚注に略歴

1 はじめに

私は学部、大学院学生時代を機械工学科、産業機械工学専攻（当時は専門課程と称した）で過ごした。戦後に出来た新制大学院（当初は数物系研究科、後に工学系研究科）は、本郷にある工学部と西千葉にあった第二工学部を源とする生産技術研究所が原資を持ち寄って設立している。在籍した変形加工工学研究室は、昭和17年に第二工学部に創設され、私が学生を過ごした頃は生産技術研究所の機械系（第2部）に属しており、鈴木弘教授を継いだ木内學教授が主宰していた。木内學教授からは、塑性加工理論を大事にすべきこと、有限要素法を研究の対象とすること、研究成果を実業に反映させるようにすること、の3点を命じられ、できるだけ研究成果をもって実業に貢献できるように努めてきたつもりではあるが、以上の様な経歴の私が、その後一般社団法人日本鉄鋼協会より学術功績賞を頂くなど、若いころには全く思い至らぬことであった。今でも大それたことと感じつつ、深く感謝している次第である。

2 圧延の有限要素解析

修士課程では有限要素法を利用した鍛造の解析をテーマとして与えられた。1986年に鍛造時の塑性変形の二次元変形・応力解析で修士論文を書き、何の疑問も持たず深く考えもせずに博士課程に進学した。当時はバブルの時代である。この時代、生産技術研究所は六本木にあったが、私の生活は六本木の町の（後で知った）夜の喧騒とは無縁であって、今思えばもったいないことをしたものである。またこの時期はまだ

商用コードが塑性加工には十分に使われておらず、汎用ソフトの作成が研究開発課題であるといった、時代であった。

修士課程でのシームレス管端の増肉加工（アプセット加工）の剛塑性有限要素法での解析が、私にとっての初めての鉄鋼会社との共同研究であった。二次元変形解析は修士課程で随分な数を行ったし、次元が一つ増えるだけで問題の本質が変わるわけではないので、博士課程では三次元解析に注力し、UO鋼管のエキスパンダの解析や、鍛造の溝部への材料流入の解析を、有限要素法を主に一部上界法を組み合わせで行っていった。これらの解析のためのすべてのFEM解析ソフトを自作し、そのために自宅にもPCを買い揃え、大学（研究所）と自宅で理論の勉強とプログラミングに没頭していた。有限要素法のプログラムのみならず、等高線図を作成するためのプログラムまで自作しているような時代であった。さて、UO鋼管のエキスパンダの解析や、鍛造の空隙への材料流入の解析と同時に、博士課程1年生の頃から進めていたのが、孔型圧延の解析である。孔型圧延の孔型設計のためには、当時は油粘土（プラスチシン）を使ったモデル実験、物理シミュレーションが使われていた。この実験を有限要素法で置き換え、孔型図面を作図するためのDrafting toolとしてのCADと連結することで、孔型をDesignのための本来のCADが実現できるとの着想が、当時の民間企業には既に存在していた。一方、当時の計算機は今とは比べ物にならないほど貧弱なものであったから、完全な三次元塑性変形の解析には時間がかかりすぎるので、圧延方向垂直断面の二次元塑性変形を、圧延方向の力の釣り合いを考慮しつつ解くことにした。そこで、初等圧延理論と二次元有限要素法を複合化した解析法を提案した^{1,2)}。この計算法による解析例を図1に示す。こ

* 1984年3月に東京大学工学部機械工学科卒業、1989年3月に博士課程を修了し工学博士の学位を得た。同年4月東京大学講師、1991年4月助教授、2003年4月教授（生産技術研究所）、2018年4月に東京大学機械工学専攻教授となり、現在に至る。

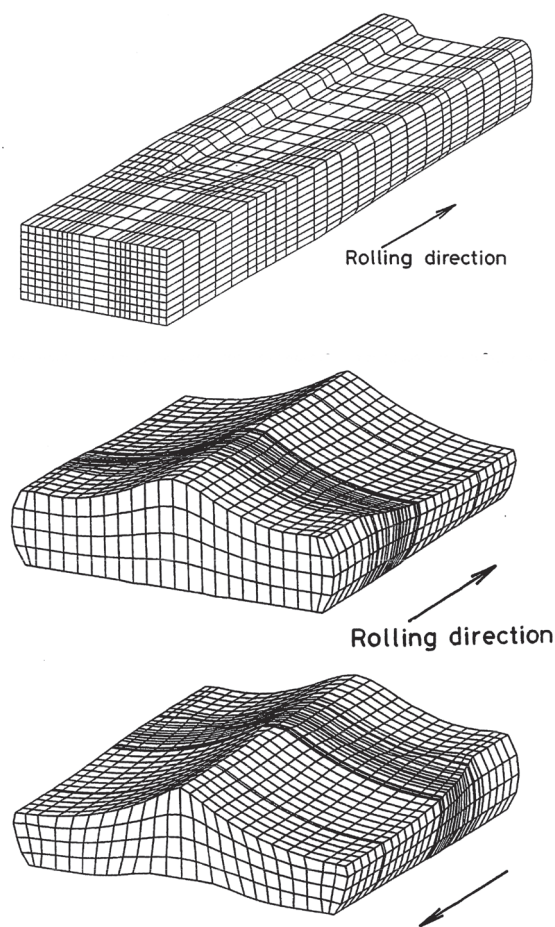


図1 孔型圧延の複合数値解析

の手法は過渡的な存在に過ぎなかったが、後の完全三次元解析のソフトウェアの母体にもなったし、初等圧延理論の勉強ができたことも良い経験となった。この近似三次元解析手法では、圧延方向の歪増分は圧延方向横断面内で一定であることを仮定している。孔型圧延の解析が可能となった後で他の民間企業様との薄板圧延の共同研究にこの手法を利用したが、「圧延方向の歪増分は圧延方向横断面内で一定である」との仮定は薄板圧延には無効であることが後で判り、辛い思いをした。しかしこれは、博士課程時代の得難い貴重な経験となり、その後の研究に繋がることとなる。当時は六本木の生産技術研究所には共用のFAXやテレックスが設置されていた時代で、このFAX室が夜には閉まるから、などとの無理な言い訳をして納期への度重なる要求を何とかしのいだこともある。

さて何とか学位論文を書き上げた後に大学にそのまま就職することとなったので、まずは、学生時代のリベンジとばかりに、熱間薄板圧延の本格的な三次元解析に、気持ちを新たに切り掛かった。今は当たり前の三次元解析も1990年代初頭ではまだ珍しく、さらにロールの弾性変形を連成した解

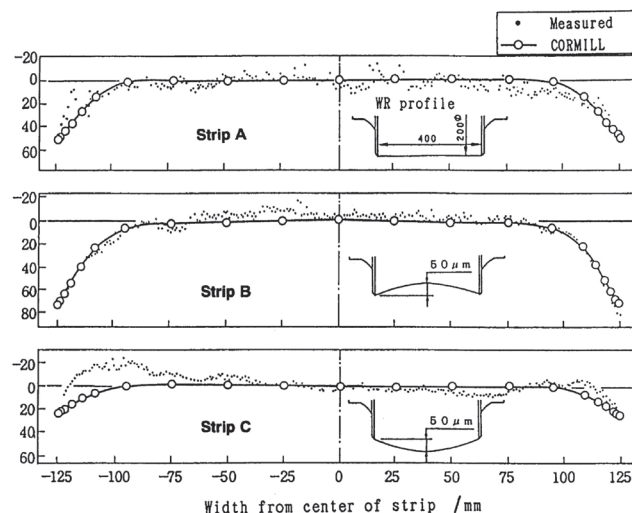


図2 熱間圧延後板プロファイルの(圧延前板厚3.0mm、圧下率30%、SPCC、圧延温度900℃、圧延速度55m/min、美坂の式で摩擦係数0.25とした結果)

析は当時では非常に難易度が高い課題であった。計算精度へ要求も、例えば板厚3mmについて10~30 μ mつまり1/100の精度が要求される厳しいものであった。この時期は指導すべき学生もおらず、時間だけはたっぷりあったので、プログラムを作成して結果を出し、何とかいくつかの論文として成果を発表するところまで漕ぎつけた。幸いなことに1990年代には薄板熱間圧延の幅制御、エッジドロップ制御といった課題があり、また、鉄鋼各社様の研究者とは今よりさらに自由に議論する雰囲気があった。また様々な圧延解析のベンチマークをする機会にも恵まれた。例えば、圧延理論部会理論解析技術検討会(1992年7月~1998年4月)では、板材、棒・線材、形材および管材圧延の有限要素解析について、合理的な解を得るための計算条件設定(たとえば、要素分割数)の指針などが議論されたが、この委員会に参加する機会に恵まれたことは大変幸運なことであった。

また、当時の鉄鋼会社様との共同研究では、わざわざ試験圧延を行い、結果を比較していただき、結果の公表許可を頂くこともできた。図2は圧延後板プロファイルの試験結果と計算結果との比較である³⁾。ワークロールクラウン量の圧延後板クラウンへの影響を、板幅方向板厚分布として実測した図2の結果は大変貴重なもので、日本語の論文にしかないのであるが、海外でもこの実験結果はよく知られていると聞いている。このような労多い実験結果と計算結果とを比較して評価する機会を得たことは何物も代えがたいことで、当時の共同研究先に感謝するしかない。

薄板圧延の解析はロール変形と連成させる点で難易度が高いが、塑性変形を解析する部分は他の圧延プロセスにも転用することができる。薄板圧延で利用した解析プログラムに

GUIシステムを装備した「棒鋼・線材圧延FEM解析システム」⁴⁾は、圧延理論部会の後押しで鉄鋼協会に設置された研究会で開発がすすめられ、今でも棒線材圧延メーカーで、変形・負荷の3次元解析用のツールとして利用されている。また、図1の計算をする動機ともなった「孔型圧延CADシステム」もこの三次元塑性変形解析プログラムをもとに開発されており、図3に示すシステムとして実用化されている⁵⁾。このシステムは、四半世紀を経た今でも、現役で稼働している。

3 内部組織の制御と流動応力

圧延加工は造形を役割とするが、熱間圧延加工は材料の特性制御の課題にも深く関わっている。当時は機械科の3年生向けに、金属学科の堂山昌男先生と藤田利夫先生時代による金属材料学が開講されており、また機械系学科では機械材料学講座の田中正人先生と堀幸夫先生により転位論が講じられていた。圧延の3次元変形解析を進めてみると、特性予測やそのための内部組織予測の重要性を耳にする機会が数多くあったが、大学で関連する講義を、若干ではあったが受けていたためスルーすることなく関心を持つことができたのは幸運なことであったと思う。

これもまた幸いなことに、文部省の在外研究員の順番が比

較的早く回ってきたので、大学卒業後10年であった1994年（平成6年）の3月にアーヘン工科大学のKopp先生の下に弟子入りし、機能の創成に関わり、かつ、筆者でも手に負える現象論的理論で説明できそうな、熱間加工材料組織変化の数値モデルの研究を行うことにした。ここで転位密度を媒介とした増分内部組織解析手法を提案することができたが^{6,8)}。この研究を進めるにあたり、鉄鋼メーカー各社で行われていた数多くの基礎研究を大いに参考にさせていただいた。貴重な研究成果を鉄と鋼やISIJ International, Trans. ISIJに多数刊行していただいた、鉄鋼各社様ならびに研究者の皆様には感謝するしかない。また、ネットワーク環境が整っていない当時は、一見不便であるが在外で研究を行うにはパラダイスである。大学からの連絡はFAXと週1回の郵便のやり取りのみで、本当に在外研究をする以外にやる事が無い。たった10か月の期間ではあったが、大変貴重な時間を過ごすことができた。

さて、転位密度を媒介とした増分内部組織解析手法は有限要素法との連成、多段圧延の荷重と組織予測などに展開している。さらに、圧延機の制御モデルと融合し、熱間薄板圧延による特性予測システムの一部として実用化されている⁹⁾。図4は棒線材圧延において塑性変形時の再結晶（動的再結晶）による微細化の程度が、ロール配置によって影響を受けるこ

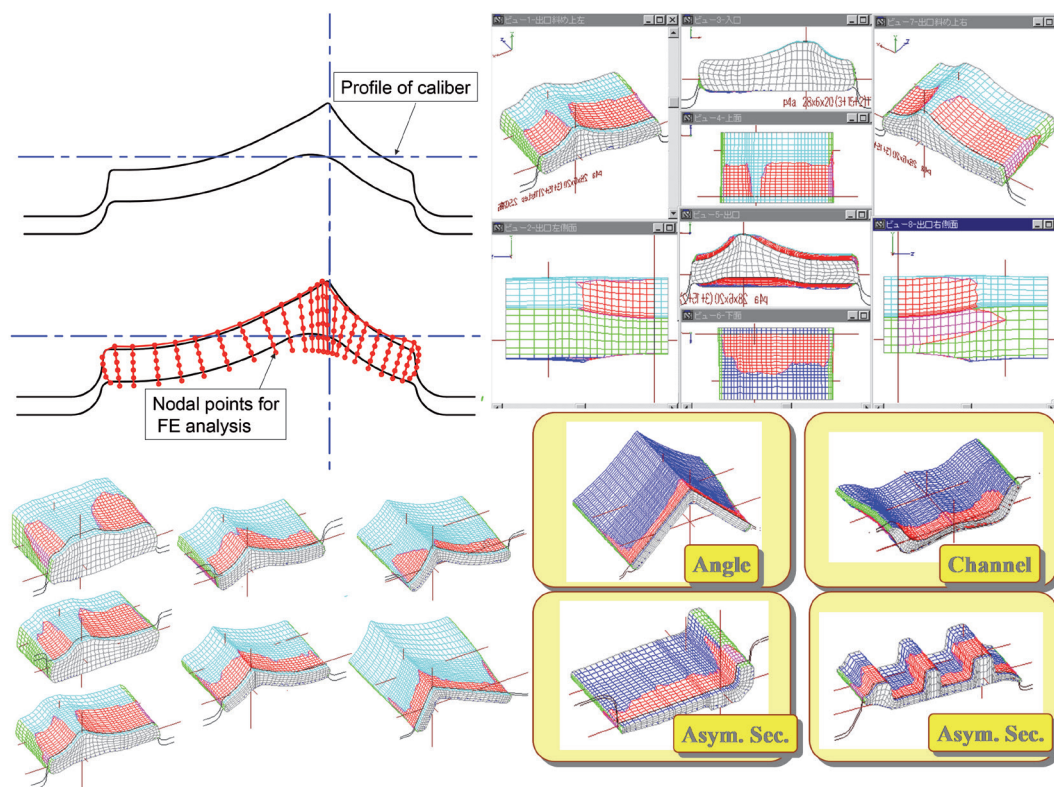


図3 孔型圧延のCAEシステム

とを示した結果である¹⁰⁾。塑性変形による組織微細化の程度は、プロセスの条件、ここではロール配置に影響されることが示されている。

さて、材料の内部組織変化は流動応力の値や線図の形に影響するから、正確に流動応力を測定することで、材料組織変化の程度を推定、測定することができる。熱間加工は圧縮応力場での塑性変形による造形だから、流動応力は圧縮試験で求めなければならない。一方で、これは塑性加工に携わる者にとっては常識なのであるが、圧縮試験により一軸流動応力を測ることはできない。これは金型と被加工材の界面での摩擦に由来する不均一変形故である。熱間であればさらに温度の分布が加わり、圧縮試験による軸方向応力と流動応力との乖離はますます大きくなる。さりとて、流動応力を測るには圧縮試験を行わねばならないので、いろいろ考えた末、サーメックマスターによる圧縮試験による荷重～ストロークデー

タを利用した逆解析を行うことで、動的再結晶型の流動応力を同定する方法を考案した^{11,12)}。図5は流動応力逆解析の模式図である。この手法は、様々な合金の動的・静的組織変化の速度など（材料ゲノム）の解明に利用され、さらに、SIPプロジェクト・大型精密鍛造シミュレータを用いた革新的新鍛造プロセスの開発と材料・プロセスデータベースの構築、でも利用されている。

4 まとめ

鉄鋼の圧延と組織制御にかかわる自身の研究を振り返り、自由な感想を記させていただいた。

31年前、平成元年に教員として東京大学生産技術研究所に職を得た時に、圧延を研究課題として選んだ理由は、本文に記した通り大学院時代の研究成果に満足できなかった、という情緒的なものである。このことがきっかけとなり、鉄鋼協会には研究活動を行う場として、長い間にわたりお世話になることになった。圧延や塑性加工、塑性理論の研究で新しさを出すことは、30年前と変わらず容易ではない。しかし、やることはまだ沢山ある。例えば、塑性異方性を対象とした非関連流れ則や構成式といった課題（図6）は、関連流れ則を金科玉条とし、降伏関数に偏って進められてきた塑性論の研究に新たな流れを生むものと思う¹³⁾。汎用コードが利用できるようになり却って、基礎理論の研究が重要度を増している様に私には見える。さらに、圧延には、まだ数々の未解明の問題があり、メカニズムの究明には新たな圧延理論が待たれて

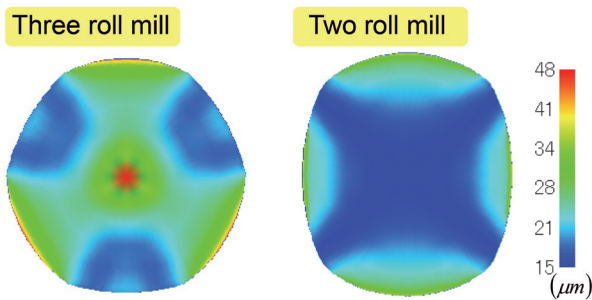


図4 棒鋼圧延の動的再結晶による微細化（4パス圧延、初期粒径80mm、減面率52%）

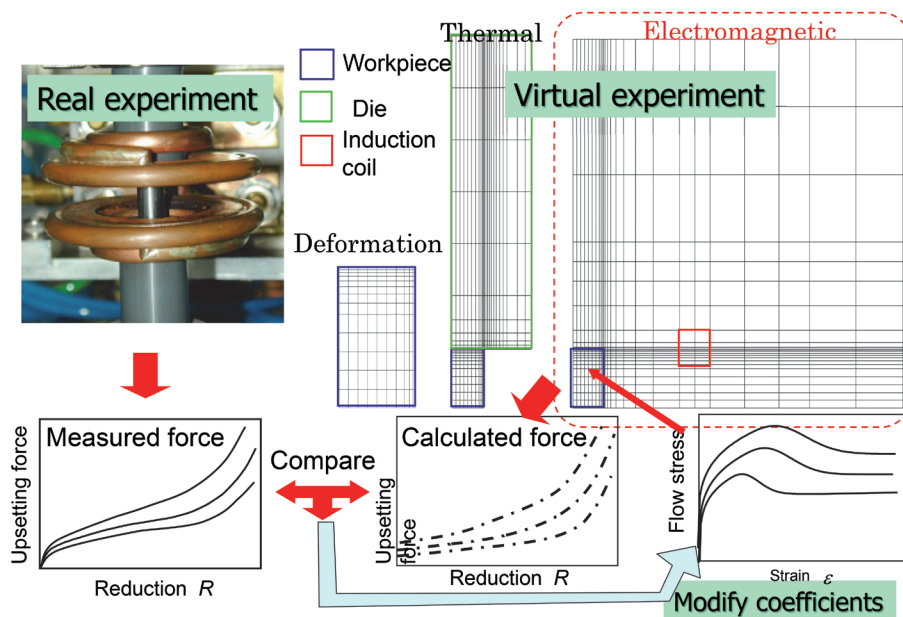


図5 荷重～ストローク線図の逆解析による流動応力の同定

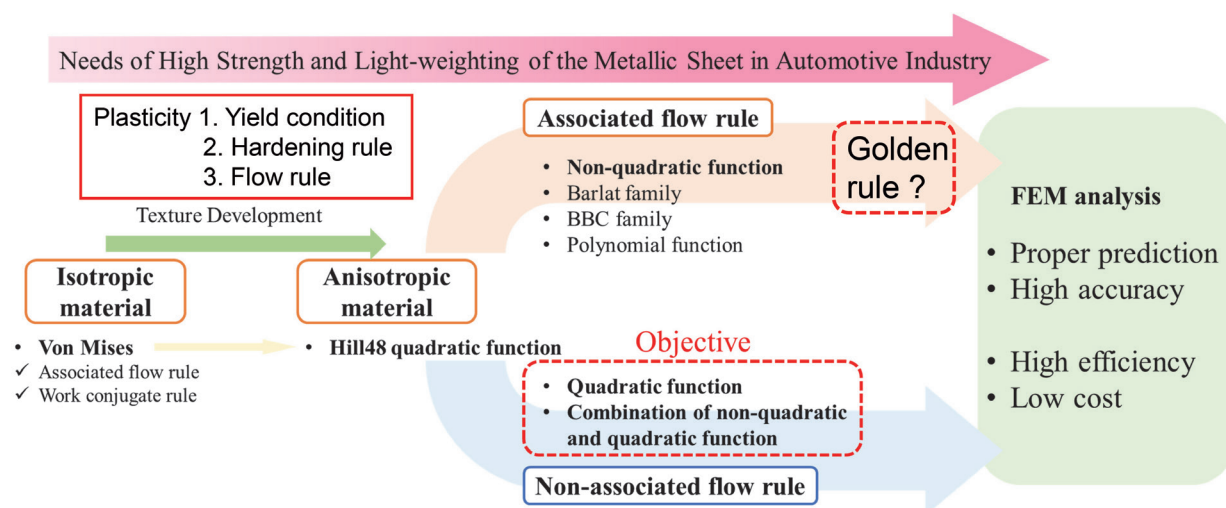


図6 異方性弾塑性構成式の研究

いる。

研究以外の活動により最初に鉄鋼協会に出入りするきっかけとなったのは、Steel Rolling '98の組織委員会の幹事を命じられた時であった。以後、様々な委員会の活動に参加し、沢山の技術者の方、研究者の方、先生方の知遇を得ることができ、事務局に大変お世話になった。これからは鉄鋼協会が、技術と学問を一体のものとして扱う学術団体としてますます発展することをお祈りいたします。

参考文献

- 1) M. Kiuchi and J. Yanagimoto : Trans. MRI/SME, 16 (1988), 34.
- 2) 柳本潤, 木内学 : 塑性と加工, 30 (1989) 336, 19.
- 3) 柳本潤, 佐々木保, 木内学, 河野輝雄 : 塑性と加工, 33 (1992) 383, 1406.
- 4) 柳本潤, 木内学, 宮沢英之, 浅川基男 : 鉄と鋼, 86 (2000) 7, 452.
- 5) J. Yanagimoto, Y. Kadomura, T. Muto and K. Inoue :

Steel Research, 73 (2002) 12, 526.

- 6) J. Yanagimoto, K. Karhausen, A.J. Brand and R. Kopp : Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng., 120 (1998) 2, 316
- 7) J. Yanagimoto and J.S. Liu : ISIJ Int., 39 (1999) 2, 171.
- 8) J.S. Liu and J. Yanagimoto : ISIJ Int., 41 (2001) 12, 1510.
- 9) K. Ohara, M. Tsugeno, H. Imanari, Y. Sakiyama, K. Kitagoh and J. Yanagimoto : Annals of the CIRP, 63 (2014), 257.
- 10) J. Yanagimoto, T. Ito and J.S. Liu : ISIJ Int., 40 (2000) 1, 65.
- 11) A. Yanagida and J. Yanagimoto : Mater. Trans., 44 (2003) 11, 2303.
- 12) A. Yanagida and J. Yanagimoto : Mater. Sci. Eng. A, 487 (2008) 1, 510.
- 13) B. Wu, H. Wang, T. Taylor and J. Yanagimoto : Int. J. Mech. Sci., 169 (2020), 105320. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105320>

(2020年4月24日受付)



入門講座

鉄鋼材料における析出物の利用 -11

ステンレス鋼の耐食性に有害な析出物

Precipitation Harmful to Corrosion Resistance of Stainless Steel

渡邊隆之

Takayuki Watanabe

日本冶金工業（株）

技術研究所

課長代理

1 はじめに

鉄鋼材料における析出物としては化学組成に依存し、熱処理などにより生じる炭化物、金属間化合物、製造工程で不可避免的に生じる介在物に大別できる。ここまでの講座ではこれら析出物を利用することで特性向上が図れるという良い面を中心に紹介している。しかしながら、全てにおいて完全な材料が存在しないことから析出物による改善も万能でない。むしろ、炭化物、介在物に関する研究は、悪影響をどれだけ低減できるかを目的とするものも多い。析出物の功罪という視点では罪の部分も大きく、特にステンレス鋼の耐食性については炭化物、 σ 相など金属間化合物の悪影響が古くから知られている^{1,2)}。

本稿ではステンレス鋼の耐食性について、析出物の悪影響とそれを回避する研究の現状について、その対象を炭化物、 σ 相、介在物として紹介させて頂くこととする。

2 炭化物による耐食性の劣化

ステンレス鋼の耐食性に対する析出物の影響としては炭化物の粒界析出、いわゆる鋭敏化による劣化がある。フェライト系、オーステナイト系ステンレス鋼のいずれにおいても析出する炭化物は主に Cr_{23}C_6 である。例えばオーステナイト系のSUS304では1100℃程度の温度で固溶化熱処理が施された後室温まで急冷されるが、この状態では炭素は固溶しており炭化物は析出していない。これを500～950℃に保持すると粒界に Cr_{23}C_6 が析出する。ステンレス鋼においては耐食性を改善するためMo、Nなどを添加する鋼種が多数あるが、Moを含有するSUS316では $(\text{Cr}_{16}\text{Fe}_5\text{Mo}_2)\text{C}_6$ となり、Crのサイトの一部をMoが置換することが報告されている³⁾。このため M_{23}C_6 と記載される場合が多く、金属部分(M)を構成する組成範囲は広い。

炭化物の析出には拡散速度が大きく異なるCとCrが関与

しているため、炭化物の周囲には次のようなCrの濃度勾配が生ずる。すなわち、炭化物が粒界に析出する初期においては拡散速度の速い炭素は広い範囲から供給を受けるのに対し、Crは狭い範囲からの供給で賄われるため、図1に示す様に炭化物近傍の母相にCr濃度が低い領域、すなわちCr欠乏層が形成される。この領域は耐食性に劣り優先的に腐食されるため、粒界腐食の原因となる。このCr欠乏層は炭化物の析出温度に保持し続けることによりCrが補給され消散していく⁴⁾。しかしながら、炭化物が析出する温度域でのCrの拡散速度は遅く、Cr濃度の低い領域を耐食性が問題無いレベルまで回復させるには長時間を要する。対策としては炭化物が生じる様な温度域に一定時間以上晒さないことが第一であるが、難しい場合も多い。例えば溶接を行う場合、過大な入熱により熱影響部に炭化物が析出してしまう場合がある。炭化物が析出しても、再度固溶化熱処理を施すことにより消失させることはできるが、酸洗、研磨などの追加が避けられない。

炭化物の析出挙動は、温度と熱処理時間により変化し、析出領域はTTP (Time-Temperature-Precipitation) 図で表される。その挙動にはC含有量が大きく影響することが知られて

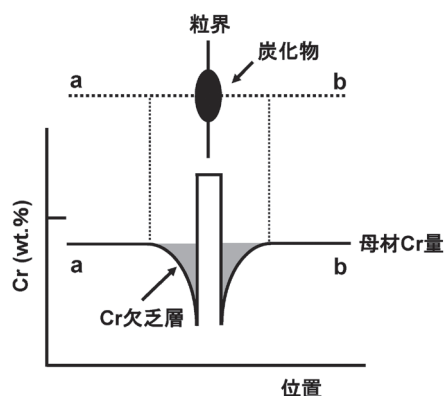


図1 ステンレス鋼における炭化物の析出と鋭敏化の模式図

いる⁵⁾。炭化物析出領域を示すと図2の様になり、C量を低減すると析出までの時間が長時間側へとシフトする。オーステナイト系ステンレス鋼においては、C量を0.03%以下とすることで、耐食性について問題のないレベルまで炭化物の析出を抑制することが可能となる。例えば、ステンレス車両に用いられるSUS301Lは、C量を0.03%以下とすることにより溶接熱影響部の炭化物の析出を抑制することができるため、溶接後の固溶化熱処理を不要としている^{6,7)}。

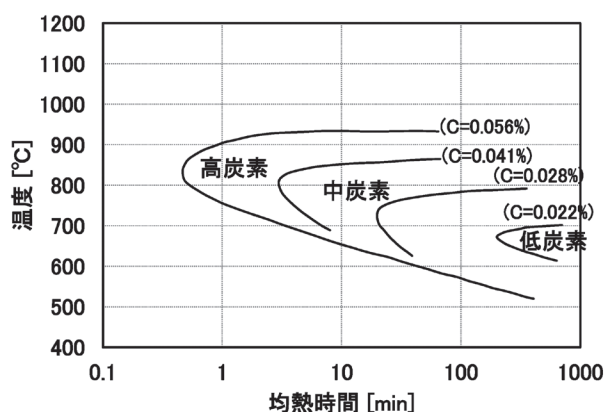


図2 オーステナイト系ステンレス鋼SUS304の炭化物析出領域のTTP図 (C量の影響)

炭化物析出による粒界腐食を防ぐ別の方法としてはTi, Nbなどの炭化物形成元素を添加し、 $M_{23}C_6$ ではなくCrを含まないMCタイプの炭化物を優先的に析出させる方法もある。Tiを添加しているSUS321 (18Cr-9Ni-Ti-0.06C), Nbを添加しているSUS347 (18Cr-9Ni-Nb-0.06C) がJISに登録されている。炭素をTiC, NbCとすることで消費して $M_{23}C_6$ の析出を抑制するものであり、ステンレス鋼精錬における脱炭技術が未熟で極低炭素化が困難であった時代には耐粒界腐食用途に広く用いられていた。しかしながら、安定化熱処理と呼ばれる900°C程度の熱処理が必要なこと、溶接などで一時的に高温に晒されると効果が消えてしまうなど、所期の耐食性を得るためには注意が必要である。これに対し、C量を低減する方法は溶接などの熱履歴を経ても効果が維持されるため、ステンレス鋼製造プロセスの進化により比較的安価に低C化が達成できるようになったことから近年では主流となっている。

この様に炭化物の析出は耐食性を劣化させる場合がほとんどであるが、これとは逆にニッケル合金において意図的に粒界に炭化物を析出させ耐食性を改善させた例を紹介する⁸⁾。図3はAlloy600 (75Ni-15Cr-9Fe) の高温アルカリ溶液中でのIGSCC (Intergranular Stress Corrosion Cracking) 性および粒界腐食性におよぼす熱処理の影響を示したものである⁹⁾。

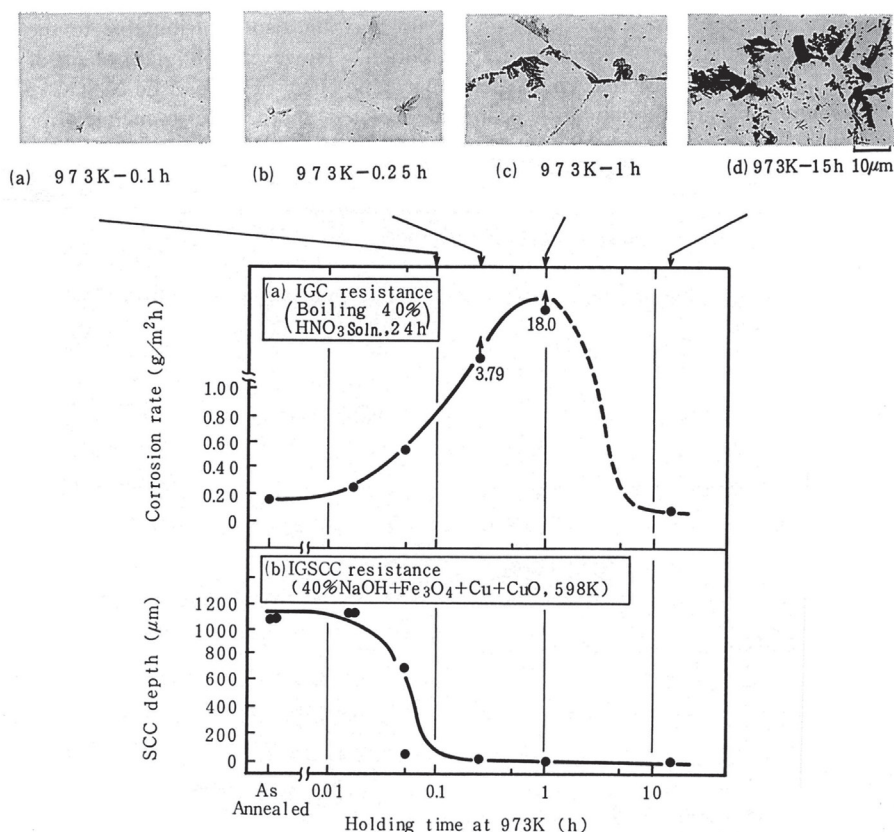


図3 Alloy600におけるアルカリIGSCC性および耐粒界腐食性に及ぼす熱処理条件の影響

700℃に300sec以上保持すると粒界に $M_{23}C_6$ が半連続状に析出してCr欠乏層を形成し、40%硝酸による粒界腐食性が増大している。しかしながら、高温アルカリ溶液中では逆にIGSCCが生じ難くなり、耐IGSCC性が向上している。炭化物析出による耐IGSCC性向上のメカニズムは種々提案されているが、Cr炭化物によるB, Pなど粒界偏析元素の取り込み作用^{9,10)}と、粒界に半連続状に析出することによる歪集中の分散化¹¹⁾、粒界交互整合析出による粒界強化¹²⁾などが複合して達成されていると考えられている。これ以外では、亀裂先端部のCr炭化物が溶解し、生じた CrO_2^- イオンが亀裂先端部近傍でCr酸化物の被膜を形成し、これがSCCの進行を抑制するというメカニズムも提案されている⁹⁾。Cr炭化物を意図的に溶解させ被膜として利用することができれば、耐食性に対し炭化物の有効利用が図れることになる。特殊な環境に限定される可能性が高いが、新たな利用法となる可能性を秘めていると考える。

3 σ相による耐食性の劣化

ステンレス鋼中に析出するσ相は耐食性、靱性を低下させる析出物として知られている^{13,14)}。σ相はFeとCrから成る金属間化合物であり、Fe-Cr状態図では約25%以上のCrを含有する場合600℃以上の温度で析出する。炭化物と比較すると、その析出速度は遅い。耐食性低下を招く理由はσ相の周囲にCr欠乏層が生じるためであり、靱性の低下はσ相が非常に硬くて脆いためである。いずれも、少ない析出量でも問題となる場合がある。フェライト系のみではなく二相系、オーステナイト系ステンレス鋼においても析出することが知られており、σ相の析出挙動は炭化物と同様、温度と熱処理時間により変化し、C曲線となる。σ相の析出挙動は組織により異なり、次のようになる。フェライト系、オーステナイト系ステンレス鋼で単相組織となっている場合は、まず粒界に析出し、時間経過とともに粒内に析出する。二相ステンレス鋼においてはフェライト相／オーステナイト相の界面に析出し、フェライト相がσ相＋オーステナイト相となる反応をもって進行する。オーステナイト相中に一部δフェライト相が残存する場合、δフェライト相がσ相へと分解し、続いて粒界へのσ相析出が生じる^{15,16)}。

母相組織以外に合金元素もσ相の析出挙動に影響を及ぼす。Cr, Moはσ相の析出を促進するが、これら元素はステンレス鋼の耐食性を改善する元素であり、耐食性を向上させると析出し易くなることを意味している。フェライト系ステンレス鋼においてはCr, Si, Alの影響が報告されており¹⁷⁾、Crは増加に伴い高温短時間側へと析出曲線をシフトさせ、Siも顕著な促進作用を示し、Alは析出を抑制する。

二相系ステンレス鋼においても、合金元素の影響は報告されており、Cr, Moは析出を促進する。また、小川らはWの添加によって析出が遅延されることを報告している^{18,19)}。これはσ相の核生成がWを含む準安定相で生じるため、速度の遅いWの拡散が成長律速となることをその原因としている。Wの添加はσ相析出抑制に有効ではあるが二相ステンレス鋼はCr, Moを比較的多く含有するため、析出までの猶予は100sec程度²⁰⁾である。近年Cr, Mo量をさらに増加させ耐食性を向上させたスーパー二相ステンレス鋼が実用化されて、2015年にSUS327L1 (25Cr-7Ni-4Mo-0.28N)としてJISへ登録された。スーパー二相ステンレス鋼ではσ相析出が更に短時間で生じるため、析出挙動と耐食性の関係が注目されている。王²¹⁾は、固溶化熱処理を施したSUS327L1について、850～1000℃で保持時間を種々変化させた熱処理を施し、σ相析出量と耐食性の関係をSUS329J3L, SUS329J4Lと比較して報告している。熱処理後のσ相析出量をEBSDを用いて測定した結果を図4に示す。ノーズの温度は900℃で、30secの保持で1%のσ相が析出し、σ相量が10%へと到達するまで4minであった。SUS329J3L, SUS329J4Lよりもかなり析出は早い。これら熱処理を施したものの耐食性評価結果を図5に示す。耐食性は20% NaCl水溶液中でアノード分極測定を行い孔食電位で評価している。試験温度は鋼種毎に適宜選定している。いずれの鋼種においても、σ相の析出により耐食性は顕著に変化し、析出量がわずかであっても孔食電位が大きく低下することが判る。σ相の析出量が1%となった場合の

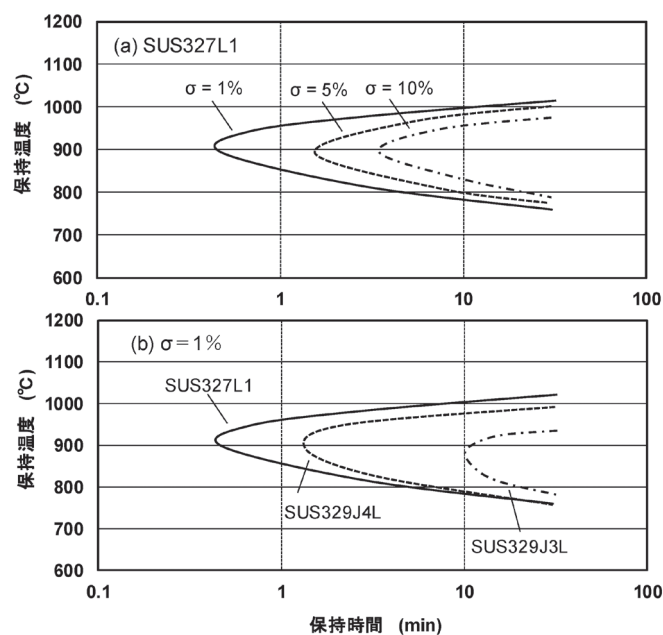


図4 EBSD法により測定した(a) SUS327L1におけるσ相のTTP曲線、(b) σ相の析出量を1%とした場合の各種二相ステンレス鋼のTTP曲線

孔食電位を固溶化状態と比較するとSUS327L1の電位低下が顕著であり、スーパー二相ステンレス鋼における σ 相析出の抑制が重要な課題であることが分かる。

オーステナイト系ステンレス鋼においても、 σ 相析出に及ぼす合金元素の影響については多数報告があり²²⁻²⁵⁾ C, N, Niは σ 相の生成を抑制し、Mn, Mo, Si, Ti, Nb, Zr, V, Alは σ 相の生成を促進することが知られている。Si²³⁾, Ti²⁴⁾, Mo²³⁾, Al²⁵⁾については、状態図上で $\gamma/\gamma+\sigma$ の境界を低Cr側へシフトさせることが報告されている。ステンレス鋼においてはC, N, Ni, Mnはオーステナイト相安定化元素であり、またMo, Si, Tiなどはフェライト相安定化元素である。概ねオーステナイト相安定化元素は σ 相析出を抑制し、フェライト相安定化元素は促進する傾向を持つが、Mnは σ 相析出を促進する特異な元素である²²⁾。オーステナイト系ステンレス鋼としては、NiをMnで置換したFe-Cr-Mn系ステンレス鋼が知られているが、Mnの影響によりFe-Cr-Ni系ステン

レス鋼よりも σ 相が生成する組成範囲が広く、Cr含有量が13~15%の低Cr域まで拡大することが知られている²⁶⁾。 σ 相へのNiの固溶量が10%程度であるのに対し、Mnの固溶量が35%と大きいと考えられている。 σ 相の生成に対するMnとNiでは挙動が異なることは注意すべきである。

ステンレス鋼の耐孔食性は、孔食指数 (Pitting Resistance Equivalent : $PRE = Cr + 3.3 \times Mo + 16 \times N$) で評価、比較されるのが一般的である。これは耐孔食性向上に効果がある添加元素のCr, Mo, Nについて、Crの効果を1とした場合のMoとNの添加量当たりの効果を各々3.3倍と16倍としてまとめた指数である。近年PRE値が40を越える様な耐食性に優れたステンレス鋼が実用化されており²⁷⁾、いずれも6%程度のMoと0.2%程度のNを含有している。一部JISへも登録されており、例えばSUS312L, SUS836Lといったものである。これらを σ 相析出という面からみるとCr, Moを多量に含有するため析出し易い成分系であるが、Niに代表される合金組成のバランスにより析出挙動は大きく異なる。図6はSUS312L (20Cr-18Ni-6Mo-0.8Cu-0.2N)、SUS836L (23Cr-25Ni-5.5Mo-0.2N) について、1000℃-30min保持したものをEBSDにて分析した結果である。SUS312Lでは1%程度の σ 相が析出しているのに対し、SUS836Lでは0.2%と非常に少なく、析出が抑制されていることが判る。750~1100℃の範囲で種々の時間保持し、同じくEBSDにて σ 相の析出量を求めて作成したTTP曲線を図7に示す。 σ 相の析出量は0.5%, 1%としている。SUS312Lは1000℃-400sec保持で0.5%析出するが、SUS836Lでは1000sec保持後も析出は少なく、0.5%に到達するのは950℃で2000secを要し、 σ 相の生成挙動は大きく異なる。図8は1000℃で所定時間保持後の耐食性

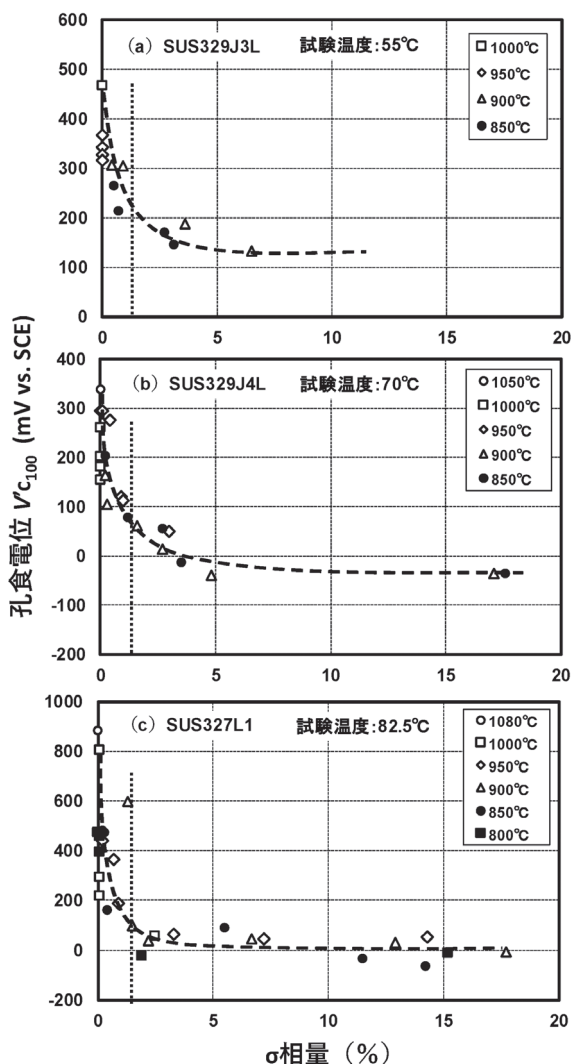


図5 各種二相ステンレス鋼の孔食電位におよぼす σ 相析出量の影響

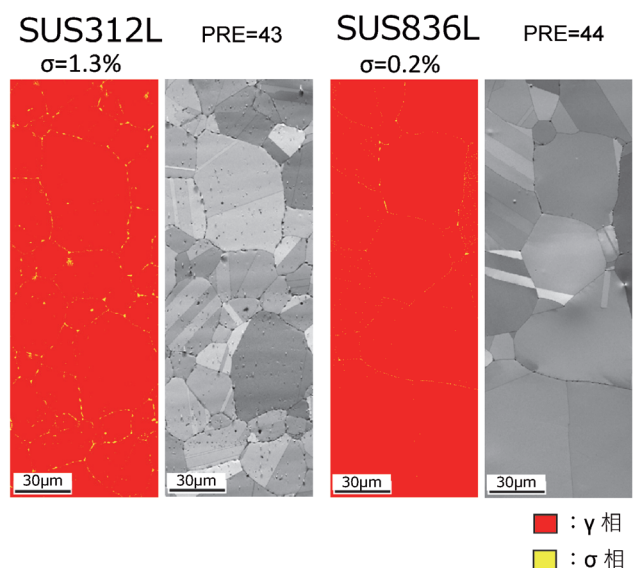


図6 SUS312L, SUS836L 1000℃ -30min保持後のEBSD分析結果

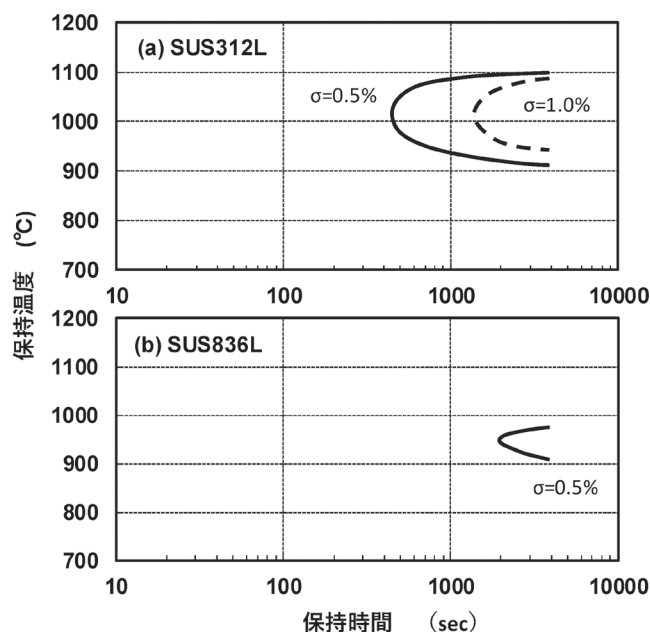
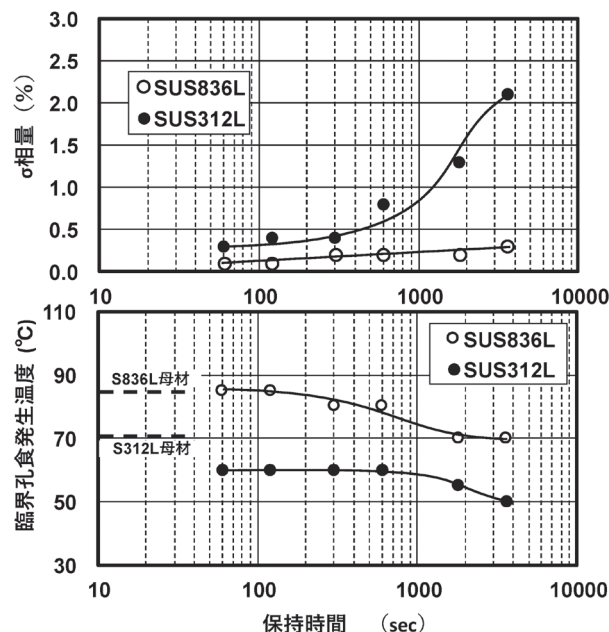


図7 SUS312L, SUS836L EBSD を用いて求めたTTP曲線

図8 SUS312L, SUS836L 1000°C保持による σ 相析出挙動と耐食性評価結果

をASTM G48 Method Cに従った塩化第二鉄腐食試験により求めた臨界孔食発生温度 (CPT) で評価した結果である。SUS836Lは固溶化熱処理状態の耐食性を100sec程度まで維持しているのに対し、SUS312Lでは60secの時点で耐食性の低下が生じている。 σ 相析出による耐食性の低下は極微量でも生じるため、ユーザーにおいて溶接、熱処理などの工程がある場合、優れた耐食性を維持するにはSUS836Lの方が有利である。

σ 相析出を抑制する対策としては、二相ステンレス鋼の場合と同様オーステナイト系ステンレス鋼においても析出を遅延させるための添加元素、最適組成の検討が継続されている。

4 ステンレス鋼の耐食性と介在物の関係

鋼中の介在物は不可避であり、制御も容易ではない。ステンレス鋼に対する検討も長い歴史があり、組成、形態、量などをかなり制御できるようになってきており²⁸⁾、より精密に、より正確に制御するための検討が続けられている。介在物が耐食性に悪影響を及ぼすことは古くから知られており、MnSはその代表であろう²⁹⁾。これ以外には Cr_2O_3 、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ などの酸化物でも報告されている^{30,31)}が、硫化物が隣接して観察され、この硫化物が起点となり腐食とつながる場合など、硫化物が関与しているものが多い³¹⁾。

MnSが腐食へとつながるメカニズムとしては、MnS全体

が溶解し小孔を形成、内壁面が不動態化せず活性溶解を生じさせること、これにあわせて H_2S が発生し不動態化を妨げることで孔食を発生させるというメカニズムが提唱されている。このため、MnSの溶解を抑制するべくMnS中の固溶Cr量を多くすることが提案され、 H_2SO_4 環境でその効果が確認されている³²⁾。MnSをCrS、TiSとするなど、硫化物の種類を変化させることも有効とされている³³⁾。これ以外ではMnSの存在量を低減することが検討されており、これも有効であることが報告されている³⁴⁾。しかしながら、MnSの組成や種類を変えることはC、Ti、S量の厳密な管理が必要となり精錬負荷を増大してコスト増を招くこと、またMnSを低減するためには精錬工程での脱硫操業負荷の増大を招き、同じくコスト増となる。

SUS304においてMnSが存在しなければ耐食性はどの程度まで向上するのかについては、武藤ら^{35,36)}が介在物を含まない微小領域において電気化学測定を行った結果を報告している。介在物の無い領域のSUS304 (18Cr-8Ni) の耐食性は通常の介在物を含むSUS316 (18Cr-12Ni-2.5Mo) を大きく上回るとしている。PREの式からその耐食性向上効果はCr量に換算すると8%以上となり、Ni量の削減もあわせ効果が大きい。同じく武藤らのマイクロセルを用いた研究^{37,38)}により、SUS304におけるMnSを起点とする孔食発生のメカニズムが明らかになっている。従来はMnSが溶解し小孔を形成すると考えられてきたが、MnS全体が溶解することは無く孔食が発生した後も大部分が残存すること、溶解は、MnS/鋼の境界部で集中的に起こり、ここに溝 (trench) を形成し、こ

れが孔食へと成長することを明らかにしている。そのメカニズムとしては、(1) 製造工程で介在物／鋼の境界に空隙を形成してしまっている、(2) MnSの溶解生成物により鋼が溶解するなどが提案されているが、武藤らは後者であるとしている。MnSが塩化物環境で溶解し硫黄が生成、これと塩化物イオンとの相乗作用により鋼側の溶解が生じるが、MnS／鋼境界部は硫黄濃度が高くなりやすいため、この部分が腐食されるとしている。現在、明らかとなったメカニズムをもとに硫黄の生成防止、境界部の溝状溶解の防止による根本的対策が検討されており、今後の進展が期待されている。

ステンレス鋼の耐食性は前述の通りCr, Mo, Nを添加することで改善される。当然ながら、硫化物の溶解などにより生じた小孔、溝 (trench) の耐食性も良化させると理解される。Cr, Moの添加量増はコストアップを招くが、種々の環境においても効果が安定して期待できることから有効性が高く、現在の対策はこれが主流である。しかしながらCr, Moなどの添加に頼らない技術開発を目指す動きがあるのは前述の通りである。そうすると、例えば、耐食性に優れたCr, Moを含有するステンレス鋼における介在物の影響はSUS304などの汎用的なステンレス鋼と同じであるのかということに興味を持たれる。しかしながら、前述のマイクロセルを用いた方法では、この様な高耐食ステンレス鋼が腐食するような厳しい条件で安定して試験することは難しく、メカニズムの解明はあまり進んでいない³⁹⁾。武井らは、高温で微小領域の電気化学測定方法を提案し⁴⁰⁾、スーパーオーステナイトステンレス鋼であるSUS312Lを評価している。図9は、試験した後の孔食発生部位の観察結果である。硫化物ではない介在物近傍で孔食が確認されるが、TiNでは孔食は発生しなかったこ

とを確認している。また、同じ方法を用い、Weiら⁴¹⁾は二相ステンレス鋼SUS329J4Lの溶接部を評価し、同じくMnSではない介在物の近傍で孔食が発生することを確認している。試験条件が変化すれば、溶解が生じる介在物種、溶解の程度などに違いが生じるため、鋼種毎にその影響を評価することは有益な知見をもたらすであろう。これについても今後の進展が期待されている。

5 おわりに

2021～2022年にステンレス鋼は誕生から110年を迎えることになる。その生産量は年々増加を続け、2010年が3,000万トンであったのが2018年には5,000万トンとなった。中国での製造能力アップが著しく、1社で1,000万トンを製造するメーカーが出現するなど市場は大きく変化している。しかしながら、ステンレス鋼の主な用途は耐食性であり、錆び難いことが最も重要な特性であることは変わらない。耐食性の向上にはCr, Moの添加が有効であるが、資源の乏しい我が国では元素の有効利用に関する技術開発は必須である。添加したCr, Moのパフォーマンスを十分に発揮させ、より少ない添加量で耐食性を向上させるためには、耐食性に及ぼす析出物の影響を更に微小領域を定量的に理解することが非常に重要と考えられる。本稿が析出物への理解をもとにブレイクスルー技術の開発を行う参考になれば幸いである。

参考文献

- 1) 細井祐三監修：ステンレス鋼の科学と最新技術－ステンレス鋼100年の歩み－，ステンレス協会，(2011)，119.
- 2) 田中良平編集：ステンレス鋼の選び方・使い方，日本規格協会，(1994)，296.
- 3) E. Weiss and R. Sticker：Metall. Trans. A, 3 (1972)，851.
- 4) 例えば，梶村 治彦：材料，60 (2011)，862.
- 5) 須永寿夫：ステンレス鋼の損傷とその防止，日刊工業新聞社，(1977)，35.
- 6) 田中照夫，大崎慶治，渡辺治幾，星野和夫：鉄と鋼，69 (1983)，1456.
- 7) 平松博之，中田潮雄，住友秀彦，吉村博文：鉄と鋼，70 (1984)，588.
- 8) 山中和夫：鉄と鋼，79 (1993)，1022.
- 9) 山中和夫：材料と環境，41 (1992)，462.
- 10) N. Pessall, G. P. Airey and B. P. Lingenfelter：Corrosion, 35 (1979)，100.
- 11) S. M. Bruemmer, L. A. Charlot and C. H. Henager Jr.,：Corrosion '87, NACE, 88 (1987)，782.
- 12) T. Yonezawa, N. Sasaguri and K. Onimura：1998 JAIF

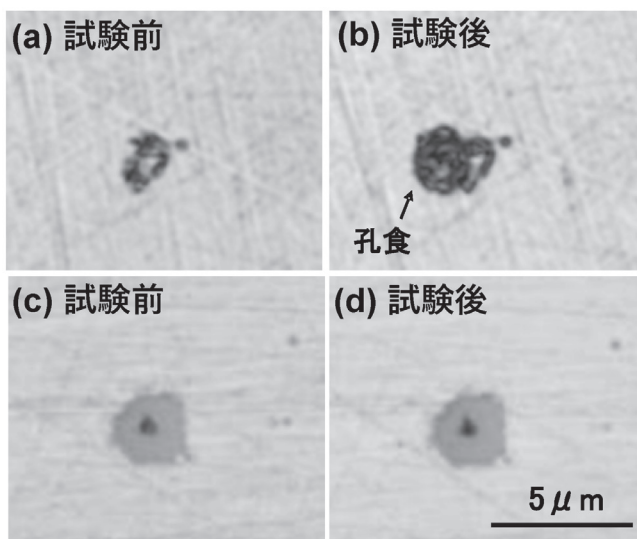


図9 SUS312L アノード分極前後の試験片表面観察結果，(a) (b) Al-Mg-Si酸化物周辺，(c) (d) TiN周辺

- Int. Conf. on Water Chemistry in Nuclear Power Plant, Tokyo, 1 (1998), 490.
- 13) 田中良平 編集：ステンレス鋼便覧 第3版, 日刊工業新聞社, (1995), 188.
- 14) D.Peckner and I.M.Bernstein : Handbook of Stainless Steels, McGraw-Hill, (1977), 4-61.
- 15) D.M.E.Villanueva, F.C.P.Junior, R.L.Plaut and A.F.Padilha : Mater. Sci. Tech., 22 (2006), 1098.
- 16) Chih-Chun Hsich and Weite Wu : ISRN Metall., 2012 (2012), 1.
- 17) K.Bungardt, H.Borchers and D.Kolsh : Arch. Eisen., 34 (1963), 465.
- 18) 小川和博, 岡本弘, 五十嵐正晃, 植田昌克, 森友希, 小林経明 : 溶接学会論文集, 14 (1996), 368.
- 19) 小川和博, 小簿孝裕 : 溶接学会論文集, 33 (2015), 55.
- 20) 小川和博, 小簿孝裕 : 溶接学会論文集, 33 (2015), 62.
- 21) 王昆 : 腐食防食部門員会 第303回例会資料, (2015年3月12日)
- 22) 熊田健三郎 : 日本金属学会会報, 2 (1963), 261.
- 23) M.E.Nicholson, C.H.Samans and F.J.Shortsleeve : Trans. Am. Soc. Met., 44 (1952) . 601.
- 24) B.Hattersley and W.Hume-Rothery : Metall. Trans A., 20 (1989), 2259.
- 25) J.D.Jooness and W.Hume-Rothery : J. Iron Steel Inst., 204 (1966), 1.
- 26) P.Schafmeister and R.Ergang : Arch. Eisen., 12 (1938/1939), 507.
- 27) 矢部室恒, 根本力男, 北川尚男, 玉田明宏 : 腐食センターニュース, (2012) 059, 1.
- 28) 轟秀和, 稲田爽一 : 第182・183回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, 東京, (2004), 227.
- 29) 久松敬弘 : 鉄と鋼, 63 (1977), 574.
- 30) A.Szumner : Corrosion, 23 (1967), 208.
- 31) 木下昇, 大橋延夫, 竹田元彦 : 鉄と鋼, 57 (1971), 2152.
- 32) 滝沢喜久男, 志水康彦, 樋口義弘, 田村今男 : 金属表面技術, 36 (1985), 242.
- 33) K.Oikawa, H.Mitsui, T.Ebata, T.Takiguchi, T.Shimizu, K.Ishikawa, T.Noda, M.Okabe and K.Ishida : ISIJ Int., 42 (2002), 806.
- 34) P.Poyet, A.Desestret, H.Coriou and L.Grall : Mem. Sci. Rev., 72 (1975), 133.
- 35) A.Chiba, I.Muto, Y.Sugawara and N.Hara : J. Electrochem. Soc., 160 (2013), C511.
- 36) 武藤泉, 菅原優, 原信義 : まてりあ, 56 (2017), 175.
- 37) A.Chiba, I.Muto, Y.Sugawara and N.Hara : J. Electrochem. Soc., 159 (2012), C341.
- 38) 武藤泉, 千葉亜耶, 東城雅之, 菅原優, 原信義 : 鉄と鋼, 105 (2019), 207.
- 39) S.H.Jeon, D.H.Hur, H.J.Kim and Y.S.Pakr : Mater. Trans., 55 (2014), 1872.
- 40) 武井隆幸 : 材料とプロセス, 29 (2016), 818, CD-ROM.
- 41) M.Sasa, F.G.Wei and K.Wang : 10th Int. Conf. on Trends in Welding Research & 9th Int. Welding Symposium of Japan Welding Society, 1 (2016), 492.

(2020年4月16日受付)



躍動

若手研究者・技術者の取り組みと将来の夢

熱延プロセスの研究開発を通じて

Research and Development of Hot Rolling Process

山口慎也

Shinya Yamaguchi

JFEスチール(株) スチール研究所

圧延・加工プロセス研究部

主任研究員

1 はじめに

筆者は2007年にJFEスチール(株)に入社して以来、圧延加工プロセスの研究開発に従事しており、主に薄鋼板の熱間圧延での表面改善や寸法、形状制御、蛇行制御技術などの開発に携わっています。本稿では、筆者が取り組んできた、熱間圧延での研究開発事例について紹介します。

2 WRプロフィール制御の課題

熱間圧延では、ワークロールの熱膨張(サーマルクラウン)や摩耗の板厚プロフィール(板厚の幅方向分布)への影響を避けるため、古くから、コフィンスケジュールと呼ばれる板幅構成のサイクルでの圧延を行ってきました(図1)。コフィンスケジュールとは、前半では板幅の狭い材料から徐々に板幅の広い材料に移行し、その後は徐々に板幅の狭い材料を圧延

するサイクル構成のことです。

近年は、従来にも増して、省資源・省エネルギー型で環境負荷の少ない製鉄プロセスの要望が高まり、熱間圧延では加熱炉での燃料原単位の削減が強く望まれています。そのためには、連続鋳造から搬送される高温のスラブを活用したDHCR(Direct Hot Charged Rolling)が有効です。従来のコフィンスケジュールでの圧延とは異なり、連続圧延本数が多く、幅戻りを含むランダムな板幅構成で圧延を行う、チャンスフリー圧延が望まれ、サーマルクラウンや摩耗からなるWRプロフィール(WR直径の軸方向分布)制御が重要となります。サーマルクラウンや摩耗は、ロール半径約400mあたり最大約200 μ m程度です。しかしこれが、10 μ m単位での板厚プロフィール精度が求められる熱間圧延において、非常に重要な問題となります。幅戻り圧延とは、先行して圧延した材料の幅よりも大きな幅の材料を圧延することで、WRのサーマルクラウンや摩耗の影響を受け、板厚プロフィール不良や耳

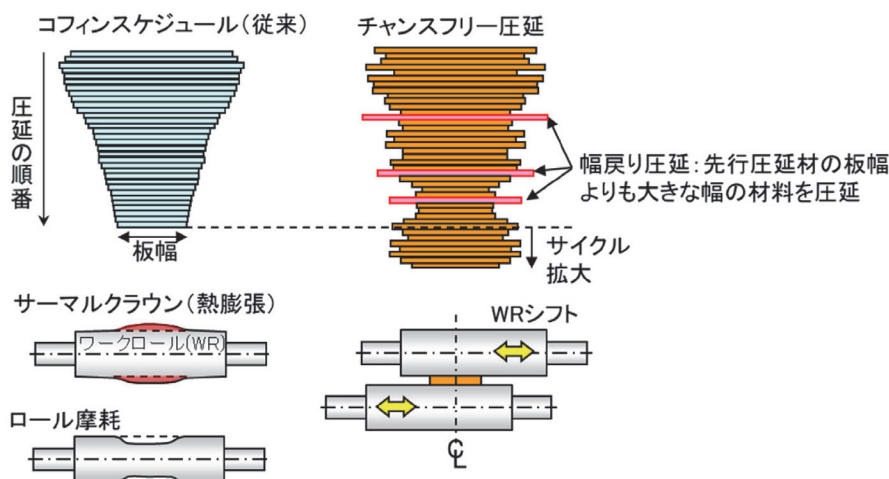


図1 熱延サイクル構成とWRプロフィール

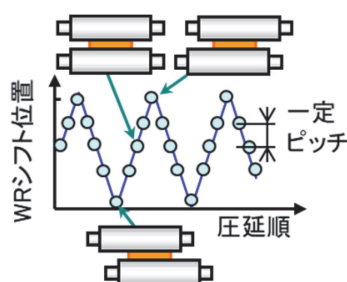


図2 サイクリックWRシフトパターン (従来)

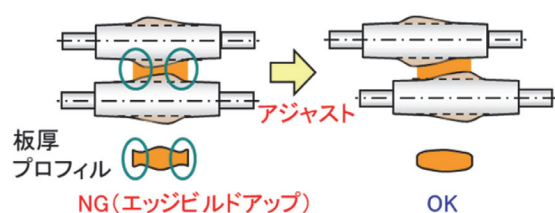


図3 アジャストWRシフト

波、腹伸びなどの平坦度不良が発生しやすくなります。板厚プロフィール不良は、次工程での形状不良やコイル圧着疵の原因となります。

3 熱間圧延でのワークロールシフト位置制御

WRプロフィール制御には、サーマルクラウンや摩耗のロール軸方向への分散を目的としたWRシフトが従来から用いられています¹³⁾。従来のWRシフトでは、WRのサーマルクラウンや摩耗を板厚プロフィール制御の阻害因子とみなし、WRをサイクリックにシフトさせることによって、板からの入熱や摩耗をWRの軸方向に分散させていました(図2)。しかし、これでは十分な改善が見られませんでした。

それに対し、今回開発した技術は、サーマルクラウンや摩耗プロフィールを板厚プロフィール制御のアクチュエータのひとつとして積極的に活用するようにWRのシフト位置を変更す

る技術です⁴⁶⁾。板厚プロフィールは、図3のように、サーマルクラウンや摩耗のWRプロフィールだけでなく、板とWRとの位置関係の影響を受けます。本技術は、これに着目して、サーマルクラウンと摩耗の分散とシフト位置制御を両立させることを目指しました。WRプロフィールをオンラインで推定し適切なシフト位置に移動させることによって、板厚プロフィールを制御します。WRシフトによって、WRプロフィールを板厚プロフィールの制御アクチュエータとして活用するというのがこの技術のポイントです。これによって、従来は不可能だった幅戻り圧延や連続圧延本数の拡大、つまりチャンスフリー圧延の拡大に貢献することができます。

4 おわりに

本稿で紹介した事例は多くの関係者の方々のご助言や議論を通じて得られたものであり、皆様に感謝申し上げます。また、技術開発を通して、社会に貢献できる人材となれるように日々精進して参りますので、今後とも、ご指導、ご鞭撻を賜りますようお願い申し上げます。

参考文献

- 1) 谷口勲, 中村丈人, 小土井章夫, 増田健一, 升田貞和, 山本正治: 鉄と鋼, 71 (1985), S1140.
- 2) 常田弘, 木村寛, 村松清, 浅井政史: 鉄と鋼, 72 (1986), S1219.
- 3) 伊藤康道, 植田憲治, 音田聡一郎, 豊川明, 吉村宏之, 湯澤秀行: 鉄と鋼, 72 (1986), S1220.
- 4) 山口慎也, 館野純一, 中田直樹: 鉄と鋼, 101 (2015), 365.
- 5) S.Yamaguchi, J.Tateno and N.Nakata: ISIJ Int., 56 (2016), 2243.
- 6) S.Yamaguchi, M.Miyake, K.Kimura and T.Jinnouchi: ICTP2017, 207 (2017), 1320.

(2020年4月21日受付)

先輩研究者・技術者からのエール

大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 教授

宇都宮 裕

山口慎也氏は、JFEスチール（株）入社以来スチール研究所で圧延技術の研究開発に従事されてきました。過去数年間にわたって共同研究を行わせていただきました。また、著者が担当した日本鉄鋼協会主催のアドバンスセミナーや専科にもご参加いただき、親しく懇談し、しばしば深く討論する機会にも恵まれました。ご指名ということもあり僭越ながら、今回筆を執らせていただきました。

圧延の研究と聞けば、薄鋼板の冷間圧延を思い浮かべる方が多いと思います。薄板の圧延は板幅の変化がほとんどなく、また高速で優れた表面性状の圧延板を製造するために良好な潤滑の下で行われます。したがって力学的には平面ひずみ条件の定常変形を仮定することができます。加えて、ロールと板の間の摩擦係数も小さいため、内部に導入されるせん断変形も無視することができます。そのため、ほとんどの問題は、古典的な圧延理論、すなわちKarman理論をよりどころに考察することができます。

一方、山口氏が対象とされているプロセスは、主として厚板の圧延です。このプロセスでは、被圧延材であるスラブが厚く、幅広がりを見逃すことができません。種々の製品幅に対応するため、圧延に先立ってサイジングプレス等を用いた幅の縮小が行われますが、その後の圧延で生じる幅広がりを理論的に予測し、高精度に板幅を制御することが歩留まり向上の点で望まれます。したがって、非定常状態の三次元的思考が要求されます。また、スラブの加熱温度は1000℃以上ですので、デスケリングを行った後にも、ただちに酸化皮膜（スケール）が表面に形成し、その状態で圧延が行われます。ロール

と材料の間の界面は、大きな摩擦が作用する場所であると同時に、熱が材料からロールに移動する際の経路でもあります。したがって、界面に位置するスケールは摩擦係数のみならず圧延中の材料温度にも影響を与えます。ロールは、総圧延長さの増加とともに、特に板縁に当たる箇所で、顕著な摩耗を示します。また幅方向の温度分布に起因して不均一な熱膨張（サーマルクラウン）も生じます。これらにより、ロールならびに圧延板のプロファイルは刻々と複雑に変化します。山口氏は両者を同時に考慮することで、板形状を改善するモデルの作成に成功されています。

厚板圧延では、高温で圧延速度が比較的に遅いため、原子の拡散も活発です。そのために、プロセス中で変態、回復・再結晶や析出といった組織変化が生じ、板の力学的特性も刻々と変化します。その点においても、モデル化が難しいプロセスと言えます。非定常三次元の変形解析と伝熱解析や組織・特性予測の連成が必要となり、真正面から取り組むと非常に大きな計算負荷がかかります。山口氏は勉強熱心で、学生時代に習得した基礎知識に加えて、伝熱工学や材料組織学、トライボロジーなど広範囲の知識を有し、討論の際にはしばしば驚かされましたが、多方面から現象を見ることに長けておられます。時には、大胆な仮定を導入することで複数因子の影響を考慮し、現場にとって有益なモデルを構築されてこられたと推察しています。

今後も、現場の技術を深く分析され、ブレークスルーとなる新規な鉄鋼製品、新加工技術を提案されることを期待して筆を置きます。

日本製鉄（株）技術開発本部 プロセス研究所 鋼圧一貫研究部 主幹研究員

福島 傑浩

山口慎也さんと初めてお会いしたのは、2012年に圧延理論部会でご発表をされた時ではないかと思います。「ワークロールシフトミルにおける熱延サーマルクラウン特性」という題目で熱延におけるクラウン制御という圧延技術者にとって本流の技術分野についての取り組みをわかりやすくまとめられ、理路整然とご説明されていました。この圧延理論部会は私が開催地担当で、発表をされた方に挨拶をさせていただいたのですが、山口さんは苦労話も含めてフランクにお話をされていたように記憶しております。また、その発表をされる数年前の圧延理論部会にて、若手ステップアップ講演として、「熱延におけるクラウン・形状制御」を発表されておりました。この分野で久しぶりに正面から技術開発に取り組む方がでてきたと、そのような思いで山口さんの学会発表には注目をしておりました。その後、2016年の鉄鋼協会アドバンスセミナーで私が講師、山口さんが受講生となる機会があり、今回僭越ながらコメントをお引き受けしました。

アドバンスセミナーでは、「熱延の次世代プロセス技術を考える」というテーマについて、各社で同じ分野で仕事をされている参加者がグループで議論しました。山口さんは、既存の技術を冷静にかつオープンマインド

に分析し、今後の展望を的確に述べられていました。山口さんの発言で議論が活発化し、また方向性も定まっていたように思います。

山口さんが論文等で発表されているのは、熱延のワークロールが熱膨張や摩耗をすることを精緻に解析し、ロールを軸方向にシフトさせることでその幅方向の分布特性が変わることを活用し、積極的に板クラウンを制御する技術です。これは通常は不利となる現象を有効活用するという逆転の発想です。また、数多くの制約条件がある中で適用範囲の広い最適解を見つけるという意味では、問題設定とその評価についてとても高い能力が求められます。現場の操業を深く理解した上で、それを理屈に落とし込まなければならないということで、非常に高レベルの応用問題であると思います。そのような難題を持前の客観的で冷静な分析力であまりく処理されて、現場の操業が改善されるようなレベルの技術にまとめ上げられております。このレベルにまとめ上げられるまでのご苦労を想像しますと頭が下がる思いです。

最後になりましたが、若手の学会活動にも積極的に参加されている山口さんには、是非今後の圧延技術を牽引する存在となり、ますますご活躍されることを期待しております。

会員へのお知らせ目次

行事等予定	528頁
総合	
第180回秋季講演大会オンライン開催のご案内	531頁
日本鉄鋼協会における論文誌に過去に掲載された記事のCCライセンスの付与について	531頁
2021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	532頁
関東地区 2021年「鉄鋼技能功績賞」受賞候補者の推薦募集	532頁
イベント情報	
鉄鋼工学セミナー「専科」2020年度受講のご案内	533頁
公募	535頁
ブックレビュー	537頁
次号目次案内	538頁
会員欄（入会者・死亡退会者一覧）	539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
2020年8月			
4～7日	★第56回真空技術基礎講習会(大阪)＜中止＞	日本表面真空学会・ 日本真空工業会・ 大阪府技術協会	大阪府技術協会 三浦智子 Tel. 0725-53-2329 g-kyoukai@dantai.tri-osaka.jp
5～7日	★第29回日本エネルギー学会大会(富山)＜中止＞	日本エネルギー学会	大会係 Tel. 03-3834-6456 y-tsuna@kg8.so-net.ne.jp
21日	★2020年茨城講演会(茨城)	日本機械学会 関 東支部茨城ブロック	茨城講演会実行委員会事務局 田中光太郎 Tel. 0294-38-5046 ibakouen@mlibaraki.ac.jp
21～23日	★混相流学会混相流シンポジウム2020(静岡)	日本混相流学会	実行委員会事務局 Tel. 06-6466-1588 office@jsmf.gr.jp
25, 26日	★第50回初心者のための有限要素法講習会(演習付き)(第2部 兵庫)	日本材料学会	Tel. 075-761-5322 jimu@jsms.jp
26～28日	★日本実験力学学会2020年度年次講演会(宮崎)＜中止＞	日本実験力学 学会	都城工業高等専門学校 高橋明宏 Tel. 0986-47-1172 annual20@jsem.jp
31日	日本鉄鋼協会研究会Ⅰ 2021年度募集締切(7号465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 2021年度募集締切(7号466頁)	日本鉄鋼協会	技術企画グループ Tel. 03-3669-5932
31日	2021年度「鉄鋼協会研究プロジェクト」募集締切(7号468頁)	日本鉄鋼協会	技術企画グループ Tel. 03-3669-5932
31日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」(兵庫)＜中止＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
2020年9月			
1～3日	★第22回X線分析講習会「蛍光X線分析の実際(第11回)」(東京)＜延期＞	日本分析化学 会X線分析研 究懇談会	X線分析講習会ヘルプデスク jsac-xray@bunken.co.jp
1～4日	★Dynamics and Design Conference 2020(大阪)	日本機械学会	実行委員会 Tel. 03-5360-3505 dd2020@jsme.or.jp
2日	日本塑性加工学会関西支部 第22回塑性加工基礎講座(大阪)	日本塑性加工学会 関西支部	事務局 Tel. 090-9280-0383 kansosei@mail.doshisha.ac.jp
2～4日	★第7回若手研究者および技術者のための高温強度講習会(実習付き)(兵庫)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
2～4日	★第33回秋季シンポジウム耐火物テクノロジーセッション(北海道)	日本セラミックス協会	橋本忍 Tel. 052-735-5291 hashimoto.shinobu@nitech.ac.jp
3日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」(広島)＜中止＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
3, 4日	鉄鋼工学セミナー「水素脆化専科」(東京)＜中止＞	日本鉄鋼協会	(株)神戸製鋼所 湯瀬文雄 Tel. 078-992-5505 yuse.fumio@kobelco.com
3, 4日	★第37回センシングフォーラム(高知)	計測自動制御 学会	東京大学 長谷川圭介 Tel. 03-5841-6927 keisuke_hasegawa@ipc.iu-tokyo.ac.jp
6～11日	★第19回材料の集合組織に関する国際会議(ICOTOM19)(大阪)＜延期＞	ICOTOM19 実行委員会	info@icotom19.com
7日	第180回秋季講演大会概要「材料とプロセス」都度予約申込締切	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel. 03-3669-5932

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
7日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」(千葉)＜中止＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
7, 8日	鉄鋼工学セミナー「製鋼熱力学専科」(東京)＜中止＞	日本鉄鋼協会	(株)神戸製鋼所 杉村朋子 Tel. 078-992-5502 sugimura.tomoko@kobelco.com
8～10日	★資源・素材2020 (仙台)－2020年度資源・素材関係学協会合同秋季大会 －(宮城)	資源・素材 学会	Tel. 03-3402-0541 info@mmij.or.jp
8～11日	★第15回「運動と振動の制御」国際会議(MoViC2020) (新潟)	日本機械学会	MoViC2020実行委員会 Tel. 03-5360-3505 movic2020@jsme.or.jp
9～11日	★第56回熱測定討論会(東京)＜中止＞	日本熱測定学会	事務局 土信田裕子 Tel. 03-5821-7120 netsu@mbd.nifty.com
9～11日	★2020年度工学教育研究講演会(北海道)	日本工学教育協会、 北海道工学教育協会	日本工学教育協会 川上理英 Tel. 03-5442-1021 kawakami@jsee.or.jp
11日	鉄鋼を知ろう!「最先端鉄鋼体験セミナー」(福岡)＜中止＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
16～18日	第180回秋季講演大会(オンライン開催 本号531頁)	日本鉄鋼協会	学術企画グループ Tel. 03-3669-5932
16～19日	★The 15th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics(Slovenia)＜中止＞	日本実験力学学会	University of Ljubljana, Peter Emri Tel.+38631450697 info@jssem.sl
17, 18日	★スケジューリング・シンポジウム2020(大阪)	スケジューリング 学会	スケジューリング・シンポジウム2020事務局 Tel. 078-803-6250 ssj2020@googlegroups.com
22～25日	2020年度 修士学生向け「鉄鋼工学概論セミナー」(和歌山)＜中止＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
24, 25日	鉄鋼工学セミナー「強化機構専科」(兵庫)＜中止＞	日本鉄鋼協会	(株)神戸製鋼所 難波茂信 Tel. 078-992-5503 namba.shigenobu@kobelco.com
25日	★【共催】化学工学会第51回秋季大会 年会企画「産業部門からのGHG 排出大幅削減の可能性とCCUS技術の貢献」(岩手)	化学工学会	化学工学会秋季大会 Tel. 03-3943-3527 inquiry-51f@www3.scej.org
25日	★第92回レアメタル研究会(東京)	東京大学生産 技術研究所	岡部徹研究室 宮崎智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
30日	★第338回塑性加工シンポジウム(愛知)	日本塑性加工 学会	日本塑性加工学会 Tel. 03-3435-8301 jstp@jstp.or.jp
30日	2021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532頁)	日本鉄鋼協会	総務グループ Tel. 03-3669-5931
2020年10月			
1, 2日	鉄鋼工学セミナー「精錬プロセス解析専科」(大阪 本号533頁 申込 締切9月1日)	日本鉄鋼協会	日本製鉄(株) 太田光彦 Tel. 0479-46-5510 ohta.2hx.mitsuhiko@jp.nipponsteel.com
2日	★第2回粉末冶金入門講座(愛知)	粉体粉末冶金 協会	事務局 Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
2日	関東地区 2021年「鉄鋼技能功績賞」受賞候補者の推薦募集締切(本号 532頁)	日本鉄鋼協会	総務グループ Tel. 03-3669-5931
1～3日	★Techno-Ocean2020(兵庫)	テクノオーシャ ン・ネットワーク	Techno-Ocean2020実行委員会事務局 Tel. 078-303-0029 techno-ocean@kcva.or.jp
6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－」(東京 6号367頁)＜延期＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
13日	★第4回EBSD法による損傷評価講習会(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
13, 14日	★第13回材料の衝撃問題シンポジウム(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
13～16日	★第6回材料WEEK(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
14, 15日	★第38回初心者のための疲労設計講習会(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
15日	★第16回フラクトグラフィシンポジウム(京都)	日本材料学会	Tel. 075-761-5321 jimu@jsms.jp
14日	第241回西山記念技術講座「最近の電気炉技術の進歩－平成30年間に 振り返る－」(大阪 6号368頁)＜延期見込み＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
14, 15日	★第48回日本ガスタービン学会定期講演会(山口)	日本ガスター ビン学会	日本ガスタービン学会事務局 Tel. 03-3365-0095 gtsj-office@gtsj.org
14～16日	★VACUUM2020真空展(東京)	日本真空工業会、 日本表面真空学会、 日刊工業新聞社	日刊工業新聞社 イベント事業部 Tel. 03-5644-7221 autumnfair@media.nikkan.co.jp
15, 16日	鉄鋼工学セミナー「凝固専科」(福岡 本号533頁 申込締切9月25 日)	日本鉄鋼協会	JFEスチール(株) 外石圭吾 Tel. 084-945-3615 k-toishi@jfe-steel.co.jp
19～21日	第28回鉄鋼工学アドバンスセミナー(千葉 5号319頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
22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年間に 振り返る－」(東京 6号368頁)＜延期見込み＞	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933

	行事(開催地/詳細掲載号および頁)	主催者	問合せ・連絡先
27~30日	○CUUTE-1 The First Symposium on Carbon Ultimate Utilization Technologies for the Global Environment (奈良) <2021年12月14~17日に延期>	日本鉄鋼協会	CUUTE-1組織委員会 cuute-1@nta.co.jp
28, 29日	★第56回X線分析討論会(大阪)	日本分析化学会X線分析研究懇談会	大阪市立大学複合先端研究機構 吉田朋子・山本宗昭 Tel. 06-6605-3627 tyoshida@osarina.osaka-cu.ac.jp
28~30日	★第41回日本熱物性シンポジウム(神奈川)	日本熱物性学会	日本熱物性学会事務局 Tel. 086-251-8046 jstp@okayama-u.ac.jp
30日	[ISIJ International]特集号「Development and Comprehension of Novel Experimental Technology for High Temperature Processing (高温プロセスのための新規実験技術の開発と解釈)」原稿募集締切(3号182頁)	日本鉄鋼協会	九州大学 大野光一郎 Tel. 092-802-2938 ohno.ko-ichiro.084@m.kyushu-u.ac.jp
2020年11月			
6日	★第93回レアメタル研究会(東京)	東京大学生産技術研究所	岡部徹研究室 宮崎智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
11~13日	修士・博士学生向け「第14回学生鉄鋼セミナー 材料コース」(広島 5号322頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
14, 15日	★第71回塑性加工連合講演会(鳥取)	日本塑性加工学会	瀧辺淳子 Tel. 03-3435-8301 fuchibe@jstp.or.jp
15~19日	★The 9th International Symposium on Surface Science (ISSS-9) (香川)	日本表面真空学会	事務局 上村恵美子 Tel. 03-3812-0266 iss9@jvss.jp
16日	[ISIJ International] 特集号「Recent Progress in Inclusion/Precipitate Engineering (介在物/析出物エンジニアリングにおける最近の進歩)」原稿募集締切(12号822頁)	日本鉄鋼協会	富山大学 小野英樹 Tel. 076-445-6876 ono@sus.u-toyama.ac.jp
16~19日	ISSS-2020 The 6th International Symposium on Steel Science (京都)<2021年11月15~18日に延期>	日本鉄鋼協会	豊橋技術科学大学 戸高義一 todaka@me.tut.ac.jp
18日	★第63回自動制御連合講演会(富山)	計測自動制御学会	富山大学 平田研二 Tel. 03-3292-0314 rengo63@sice.or.jp
18~20日	★国際粉体工業展東京2020(東京)	日本粉体工業技術協会	(株)シー・エヌ・ティ Tel. 03-5297-8855 info2020@powtex.com
26日	★第2回粉末冶金基礎講座(京都)	粉体粉末冶金協会	事務局 Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
26, 27日	鉄鋼工学セミナー「材質制御専科」(東京 本号533頁 申込締切10月23日)	日本鉄鋼協会	日本製鉄(株) 明石透 Tel. 070-3914-4741 akashi.m5b.tohru@jp.nipponsteel.com
27日	★第2回粉末冶金実用講座(京都)	粉体粉末冶金協会	事務局 Tel. 075-721-3650 info@jspm.or.jp
2020年12月			
2~4日	修士・博士学生向け「第14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322頁)	日本鉄鋼協会	育成グループ Tel. 03-3669-5933
2~4日	★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 deshimaru@reedexpo.co.jp
2021年1月			
8日	★第94回レアメタル研究会(東京)	東京大学生産技術研究所	岡部徹研究室 宮崎智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
2021年2月			
28日	[ISIJ International] 特集号「Advanced Carbon Utilization Technologies and Processes for Sustainably Prosperous Society」原稿募集締切(10号661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
28~3月4日	★第19回材料の集合組織に関する国際会議(ICOTOM19)(大阪)	ICOTOM19実行委員会	info@icotom19.com
2021年3月			
12日	★第95回レアメタル研究会(東京)	東京大学生産技術研究所	岡部徹研究室 宮崎智子 Tel. 03-5452-6314 okabelab@iis.u-tokyo.ac.jp
2021年6月			
14~18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
2021年11月			
15~18日	ISSS-2020 The 6th International Symposium on Steel Science (京都)	日本鉄鋼協会	豊橋技術科学大学 戸高義一 todaka@me.tut.ac.jp
2021年12月			
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組織委員会 cuute-1@nta.co.jp

総 合

第180回秋季講演大会オンライン開催のご案内

2020年9月16日～18日に富山大学で開催予定の「第180回秋季講演大会」は、新型コロナウイルスの感染拡大防止のため、現地での開催を中止してオンラインで開催する事にいたしました。講演をお申し込みいただいた方、および参加をご検討中の皆様には、多大なご迷惑をお掛けすることになります事をお詫び申し上げます。

講演をされる方は、以下の注意事項をご確認の上、ご講演いただきますようお願いいたします。

なお開催方法の詳細につきましては、後日ホームページ上でご案内いたします。

オンライン講演における注意事項：

- ・オンライン講演は、著作権法上の公衆送信にあたりと考えられます。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。
- ・通常開催と同様、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らせていただきます。
- ・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。

本件に関する問い合わせ先：academic@isij.or.jp

注）なお、共催の日本金属学会もオンライン開催となっています。詳細は同会ホームページをご参照ください。

日本鉄鋼協会における論文誌に過去に掲載された記事のCCライセンスの付与について

学術出版の世界では、「オープンアクセス」という流れがあり、学術研究成果を誰もがオンラインしかも無料で利用できるようにする仕組みが作られつつあります。オープンアクセスの要件として、インターネット経由で無償かつ自由に利用可能であり、利用・再利用に係るライセンスが明示されていることが必要とされています。

本会の論文誌「鉄と鋼」および「ISIJ International」（前身の欧文誌含む）も、オープンアクセス誌として国際的な発信力を高めるために、著作権を本会に譲渡していただいている掲載記事に、利用に関するライセンス（クリエイティブ・コモンズ・ライセンス）、具体的にはCC BY-NC-ND（表示－非営利－改変禁止）ライセンス（<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.ja>）を付与いたします。

また、さらに学術研究成果を積極的に利用していくために、今後、二次利用をさせていただくことも検討しております。

上記対象のジャーナルは、以下のとおりです。

和文誌「鉄と鋼」（創刊号以降）

欧文誌「ISIJ International」、「Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan」、
「Tetsu-to-Hagane Overseas」、「Tetsu-to-Hagane Abstracts」

なお、本会に著作権が譲渡されていない1980年7月以前の記事につきましては、既に譲渡について、ふえらむおよび鉄と鋼7号、本会Webサイトをお願いしております。

本件に関するお問い合わせは、下記へお願いいたします。

問合せ先：（一社）日本鉄鋼協会 編集グループ E-Mail: editol@isij.or.jp
〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町3-2-10 鉄鋼会館5階
TEL. 03-3669-5933 FAX. 03-3699-5934

2021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/commendation/>

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：2020年9月30日（水）

表彰式：2021年3月17日（水）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 2021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2021年鉄鋼技能功績賞推薦募集からダウンロードできます。
<https://www.isij.or.jp/commendation/>

5. 推薦締切日：2020年10月2日（金）

6. 表彰式：2021年3月17日（水）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」 2020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。2020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テーマを予定しておりましたが、「製鋼熱力学専科」と「強化機構専科」と「水素脆化専科」の開催は、今年度は中止となりましたため、3テーマの参加者募集をいたします。開催日順に全3テーマにつきまして皆様にお知らせ申し上げます。以下の案内を参照され、奮ってご参加下さいます。なお、会場の都合で人数制限をさせていただく可能性もございます。宜しく願い申し上げます。

【I】「精錬プロセス解析専科」受講のご案内

1. 期日：2020年10月1日（木）10：00～2日（金）12：00

2. 会場：大阪大学中之島センター 講義室304

〒530-0005 大阪府北区中之島4-3-53

※地図をご参照下さい。 <https://www.onc.osaka-u.ac.jp/others/map/index.php>

3. 講義の概略：

日本の鉄鋼業は高級鋼の製造で国際競争力を維持強化する戦略を打ち出している。この戦略を支えるには精錬プロセスの向上が不可欠である。精錬とは、溶鋼を様々な組成、温度に精度良く、かつ、効率的に造り分けるプロセスであるが、変動要因が多岐に渡るためバラツキが大きいという欠点を持っている。これを改善するには、プロセスの本質を平衡だけでなく速度論を含めて把握する必要がある。

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、精錬プロセス解析方法について説明する。内容は、まず速度論による各反応の原理を理解し、次いで上吹き底吹き等の要素技術のモデル化について説明し、最後に実際のプロセス解析事例を紹介する。

<講義目次>

- | | |
|----------------|-----------------------|
| 1. 冶金反応 | 2.4 粉体インジェクションとエマルジョン |
| 1.1 転炉脱炭反応 | 2.5 物質移動係数 |
| 1.2 真空下での脱炭反応 | 2.6 固体の溶解 |
| 1.3 スラグ・メタル反応 | 3. プロセス解析 |
| 1.4 ガス・メタル反応 | 3.1 溶銑脱磷プロセス |
| 2. 要素技術の指標とモデル | 3.2 転炉プロセス |
| 2.1 上吹きジェット | 3.3 真空脱炭プロセス |
| 2.2 ガス吹き込み | 3.4 インジェクション脱磷・脱珪プロセス |
| 2.3 攪拌混合 | 3.5 脱硫プロセス |

4. プログラム概略：

10/1（木） 10:00集合	10/2（金） 9:00～12:00 講義
13:00～18:00 講義	アンケート収集後、解散
18:30～20:30 意見交換	

5. 講師：内田祐一（日本工業大学教授）

6. 幹事：太田光彦（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：10～20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）
意見交換会参加費 7,500円
※当日現金支払いをお願いいたします。なお、宿泊は各自でご手配願います。
10. 申込締切日：2020年9月1日（火）期日厳守
※キャンセルは2020年9月21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書に入力し、送信して下さい。
※鉄鋼工学セミナー「精錬プロセス解析専科」：<https://www.isij.or.jp/mugle8g9g>
12. 問合せ先（幹事）：日本製鉄（株）技術開発本部 プロセス研究所 製鋼研究部 主幹研究員 太田光彦
TEL. 0479-46-5510 / FAX. 0479-46-5142 / E-mail: ohta.2hx.mitsuhiko@jp.nipponsteel.com
〒314-0255 茨城県神栖市砂山16-1

【Ⅱ】「凝固専科」受講のご案内

1. 期日：2020年10月15日（木）13：00～16日（金）12：30
2. 会場：福岡県中小企業振興センター 403号室
〒819-0395 福岡県福岡市博多区吉塚本町9番15号
TEL. 092-622-6680 / FAX. 092-624-3300
※地図をご参照下さい。 <http://www.joho-fukuoka.or.jp/new/center/contents/map.html>
3. 講義の概略：
鉄鋼の連続铸造や重力铸造等の凝固現象について、基礎から応用までを解説する。最も基礎となる平衡状態図からスタートし、伝熱、溶質の再分配、凝固組織形成機構、共晶凝固、包晶凝固などの生成メカニズムと応用を詳述する。特に凝固組織形成機構については、最近の研究成果も含めて説明を加える。講義だけでなく、演習等も加えて講義を進める。

<講義目次>

- | | |
|------------|---------------|
| (1) 平衡状態図 | (5) 固液界面の形態 |
| (2) 核生成 | (6) ミクロ・マクロ組織 |
| (3) 伝熱 | (7) 多相凝固 |
| (4) 溶質の再分配 | (8) 演習等 |

4. プログラム概略：

- | | |
|------------------------------|------------------------|
| 10/15（木） 13:00集合（12:30頃から受付） | 10/16（金） 9:00～12:30 講義 |
| 13:00～18:00 講義 | アンケート収集後、解散 |
| 18:00～20:00 懇親会（博多駅近辺） | |

5. 講師：宮原広郁（九州大学教授）
6. 幹事：外石圭吾（JFEスチール：本コースの円滑な運営のための世話役）
7. 募集定員：10～20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）
懇親会費 5,000円
※当日現金支払いをお願いいたします。なお、宿泊は各自でご手配願います。
10. 申込締切日：2020年9月25日（金）期日厳守
※キャンセルは2020年10月1日（木）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書に入力し、送信して下さい。
※鉄鋼工学セミナー「凝固専科」：<https://www.isij.or.jp/mus2whe3w>
12. 問合せ先（幹事）：JFEスチール（株）スチール研究所 製鋼研究部 外石圭吾
TEL. 084-945-3615 / FAX. 084-945-3840 / E-mail: k-toishi@jfe-steel.co.jp
〒721-8510 福山市鋼管町 1

【Ⅲ】「材質制御専科」受講のご案内

1. 期日：2020年11月26日（木）13：00～27日（金）13：00
2. 会場：日本鉄鋼協会 第1・2会議室
〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町3-2-10 鉄鋼会館5階 TEL.03-3669-5933
※地図をご参照下さい。 <http://www.tekko-kaikan.co.jp/access/access.html>
3. 講義の概略：
日本の鉄鋼業は高級鋼の製造で国際競争力を維持強化する戦略を打ち出している。この戦略を支えるには材質制御技術の向上が

不可欠である。材質制御技術とは組織制御による特性の造り込み技術を意味し、鉄鋼材料の組織は主に再結晶、変態、析出の3つの冶金現象を有効に使うことで創り込まれている。

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、組織制御の基礎と応用について説明する。基礎編では、再結晶、析出、変態のメカニズムを理解すると共に、定量的な解析を可能にする物理モデルについて説明する。また、応用編では今までに創出された画期的な鉄鋼材料がどのような発想と基盤研究に基づいて開発されたかを組織制御の視点で説明する。

<講義目次>

1. 熱力学の基礎

西沢先生の「ミクロ組織の熱力学」をベースに析出、変態、粒界偏析など組織制御に関連する熱力学を説明する。

2. 析出の機構とモデル化

溶解度積、合金炭窒化物の溶解析出、複合析出、相界面析出、セメントタイトの時効析出などを説明する。

3. 変態の機構とモデル化

マッシブ変態、フェライト変態、パーライト変態、ベイナイト変態、マルテンサイト変態の機構について説明する。また、3元系のパラ平衡、局所平衡についても説明する。Solute drag理論の説明とC律速変態にSolute drag効果を考慮する方法についても紹介する。

4. 逆変態の機構とモデル化

逆変態ならびに2相域加熱のメタラジーについて説明する。

5. 回復・再結晶の機構とモデル化

冷延材の再結晶、熱間再結晶、熱間変形抵抗、熱間プロセスでの組織微細化技術などについて説明する。

6. 高度な組織制御による材料開発

4. プログラム概略：

11/26（木） 13:00集合

13:10～18:00 講義

18:30～20:30 夕食・懇親会（詳細は未定）

11/27（金） 9:00～13:00 講義

集合写真撮影、アンケート収集後、解散

5. 講師：瀬沼武秀（岡山大学客員研究員）

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：10～20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）

懇親会費 5,000円（*参加希望の方）

※1日目終了後、講師との懇親を深めるため懇親会を開催致します。奮ってご参加下さい。

※当日現金支払いをお願いいたします。なお、宿泊は各自でご手配願います。

10. 申込締切日：2020年10月23日（金）期日厳守

※キャンセルは2020年11月16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書に入力し、送信して下さい。

※鉄鋼工学セミナー「材質制御専科」：<https://www.isij.or.jp/muv0itzs2>

12. 問合せ先（幹事）：日本製鉄（株）技術開発本部 プロセス研究所 鋼圧一貫研究部 上席主幹研究員 明石透

TEL. 070-3914-4741 / FAX. 0439-80-2741 / E-mail: akashi.m5b.tohru@jp.nipponsteel.com

〒293-8511 富津市新富 20-1

公 募

第61回東レ科学技術賞および 第61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、自らのアイディアで萌芽の研究に従事しており、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: 2020年9月25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、学会部門担当役員、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62回本多記念賞、第42回本多記念研究奨励賞、第18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55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: 2020年8月28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、学会部門担当役員、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: 2020年9月11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

高温超伝導の若きサムライたち —日本人研究者の挑戦と奮闘の記録—

吉田 博、高橋 隆 編

アグネ技術センター 2019年12月発行

A5版並製 304頁 定価 2,000円+税 ISBN: 978-4-901496-98-8 C0042

私が材料の道へ進むきっかけのひとつになった高温超伝導。本書にもあるように、「今日の超伝導転移温度」として毎日のように新聞に掲載されていた中学時代を思い出す。その舞台裏を覗いてみたくなり、本書を手にした。専門的な部分は難しいが、世界で活躍する日本人研究者の置かれた状況、実験設備が予定通り整わないハプニング、一分一秒を争う当時の研究状況や超伝導物質を発見した「若きサムライたち」の感動が文面から伝わってくる。また、本書に登場する当時の「若きサムライたち」から若い研究者へのメッセージが記されている。世界的に流行しているコロ

ナウイルスの影響で思うように実験が出来ないこの時期に「自身が測定したデータと向き合い、色々と考えてもらいたい。データの奥にある真理を突き止めることが科学であると信じているので」という言葉が身に染みる。「予期せぬ発見があるから研究はおもしろい。」「研究が発見によって発展し、その発見は必ず他の人が行っていない何か新しいことで見つかる。」「手を動かしているうちにアイデアが浮かぶ」などは頷ける方も多いのではないかな。本書は当時の超伝導フィーバーを知る人のみならず、材料開発に携わる若い研究者にもぜひ読んで頂きたい。

(日鉄鋼板(株) 塗装・構造部材研究部 佐藤克明)

ブックレビュー

金属質量表 第3版

菱田 博俊、直井 久、渡邊 敏 編

丸善出版 2020年1月発行

A6変型 384頁 定価 2,000円+税 ISBN: 978-4-621-30479-2

インターネット全盛のこの時代、分からないこと、知りたいことは、指先を少し動かせば、電子機器を通してあっという間にインターネットが教えてくれる。しかし、その答えや情報は本当に正しいのか？ 信頼できるのか？ 残念ながら私たちは、容易に改変でき「著者」のよく分からない答えや情報に、全幅の信頼を置くことはできないし、信頼を置くべきではないことが納得できる例も知りすぎている。

本書は、前身である『金属重量表』初版が1953年に刊行されて以来、67年間も、金属材料の製造者、使用者や売買関係者および設計者などから、絶大な信頼を得て使用されているデータブックの改訂版である。炭素鋼、合金鋼、ステンレス鋼等の鉄鋼材料や、アルミニウム、チタン、銅等

の非鉄金属材料の、実用形状を特徴づける主要寸法、断面積、単位質量、断面二次モーメント等の断面性能、および長さに対応する質量値が、小さな紙面にびっしりと印刷されている。

それらの数値の信頼性は、データブックの歴史と、日本を代表する大手出版社と、そして何よりも、紙に印刷された「冊子」であることが保証しているのは言うまでもない。金属の光沢表面を模したであろうメタリックグレーの上品な表装は、単なるデータブックではなく、もはや、職人の七つ道具の一つのようである。

作業着のポケットに入る小さな冊子ながら、日本の金属産業を支える重要かつ有用な一冊である。

(物質・材料研究機構 構造材料研究拠点 戸田佳明)

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。

ふえらむ Vol.25 (2020) No.9 掲載記事

Techno Scope

マルチマテリアル化に貢献する異種材料接合技術

連携記事

アーク溶接と機械的接合機構を組み合わせた超ハイテン鋼板に
好適な新異種材接合技術

…………… 鈴木励一((株) 神戸製鋼所)
異材接合技術の現状
…………… 廣瀬明夫(大阪大学)

名誉会員からのメッセージ

鉄に魅せられて
…………… 石田清仁(東北大学)

入門講座

インフォマティクス入門-1

画像認識と定量組織学1(材料工学的に重要な組織特徴量の抽出)
…………… 足立吉隆、他(名古屋大学)

躍動

顧客対応力向上を目指した、線材二次加工生産管理システムの
構築
…………… 井本考亮((株) 神戸製鋼所)

「鉄と鋼」Vol.106 (2020) No.9 掲載記事

レビュー

計測・制御・システム技術

鉄鋼業におけるプロセス自動化のための新しい計測技術
…………… 伊勢居良仁

論文

製鉄

コークス品質と装入嵩密度に及ぼす成型炭サイズの影響
…………… 野村誠治

計測・制御・システム技術

数理最適化技術を用いた鋳石配合計画の最適化
…………… 熊野 徹、他

分析・解析

TDA曲線のガウス分布によるピーク分離手法の汎用性と水素
存在状態の定量的解析
…………… 土田 豊、他

加工・加工熱処理

異方硬化を考慮した熱延鋼板の材料モデリングと穴広げ成形シ
ミュレーション
…………… 乃村峻矢、他

溶接・接合

経年鋼材の溶接継手特性に及ぼす表面処理条件の影響
…………… 植下淳史、他

力学特性

応力集中部を有するパイプライン用鋼X80における水素起因擬
へき開割れの発生・進展挙動
…………… 本間智華、他
繰り返し载荷における塑性誘起損傷による強度と靱性の低下を
考慮した結合力埋込型弾塑性構成則
…………… 新宅勇一、他

物理的性質

FeCo-2V合金の振動発電特性と組織の評価
…………… 古田将寛、他

寄書

物理的性質

単結晶鉄におけるヤング率と弾性スティフネス
…………… 高木節雄、他

ISIJ International Vol.60 (2020) No.9 掲載記事

Review Articles

Fundamentals of High Temperature Processes

Composition changes of inclusions by reaction with slag and refractory: a review C. Liu *et al.*

Forming Processing and Thermomechanical Treatment

Crystal plasticity modeling for non-ferrous metals and its engineering applications T. Hama

Regular Articles

Fundamentals of High Temperature Processes

Comprehensive recovery of multisource metallurgical wastes: recycling nickel slag by aluminum dross with converter-slag addition G. Zhang *et al.*

- Permeability coefficient of oxygen in molten slags and its mechanisms K. Nagata *et al.*
 Evolution of Inclusions after cerium and titanium addition in aluminum deoxidized Fe-17Cr-9Ni austenitic stainless steel C. Pan *et al.*
- Ironmaking**
- Effect of TiO₂ on viscosity and sulfide capacity of blast furnace slag containing barium H. Zuo *et al.*
 Structural analysis of primary coal tar by FD-MS Y. Hata *et al.*
 Thermodynamic properties and viscosities of high-titanium slags K. Gao *et al.*
 Effect of the moisture content of coal blends on coke structure and its apparent gasification kinetics with CO₂ K. Li *et al.*
 New method for preparation of coke analogues and comparability for industrial metallurgical coke M. Sun *et al.*
- Steelmaking**
- Numerical simulation of fluid flow and solidification in a vertical round bloom caster using a four-port SEN with mold and strand electromagnetic stirring H. Liu *et al.*
 A CFD study on refractory wear in rh degassing process Q. Wang *et al.*
 Effect of addition ZrO₂ nanoparticles on inclusion characteristics and microstructure in low carbon microalloyed steel Y. Yang *et al.*
 Fluid flow characteristic of EAF molten steel with different bottom-blowing gas flow rate distributions Z. Yang *et al.*
- Casting and Solidification**
- Initially solidified shell growth of hypo-peritectic carbon steel in continuous casting mold H. Mizukami *et al.*
 Quantitative correlation between interfacial heat transfer coefficient and pressure for 19Cr-14Mn-0.9N high nitrogen steel cylindrical ingot H. Zhu *et al.*
- Chemical and Physical Analysis**
- Industrial ladle furnace slag composition analysis with optical emissions from the arc H. Pauna *et al.*
- Forming Processing and Thermomechanical Treatment**
- Effect of nanofluids on liquid-solid heat transfer on high-temperature wall T. Xiuhua *et al.*
 Multi-step simulation of vacuum-carburizing reactor based on kinetics approach S. Makino *et al.*
 Optimizing microstructure and property by ausforming in a medium-carbon bainitic steel H. Hu *et al.*
- Surface Treatment and Corrosion**
- Improvement of corrosion resistance of simulated weld heat affected zone in high strength pipeline steel using electropulsing S. Ding *et al.*
 Effect of nickel addition on the corrosion resistance of steel in a subtropical seashore environment H. Sato *et al.*
 Electroplating of copper on low carbon steel from alkaline citrate complex baths I. Saeki *et al.*
 Mechanism of corrosion protection at cut edge of Zn-11%Al-3%Mg-0.2%Si coated steel sheets Y. Suzuki *et al.*
 Surface modification of ferritic stainless steel by heating in iron, graphite and alumina powders Y. Morizono *et al.*
 Development and validation of a prediction method for carbonitrided surface carbon and nitrogen contents by computational thermodynamics K. Tsujii *et al.*
- Transformations and Microstructures**
- Precipitation characterization and creep strength at 600°C for creep resistant Cr-Mo steel M. L. Saucedo-Muñoz *et al.*
 Effects of strain rate on the deformation mechanism of ultra-high strength TWIP Q. Pang *et al.*
 Classification of twin arrangements in butterfly martensite grains and analysis of relationship between twin arrangement and butterfly wing angle in medium-carbon steel T. Niho *et al.*
- Mechanical Properties**
- Strain distribution and deformation induced martensitic transformation in tension for a TRIP steel plate N. Koga *et al.*
 Development of a method for evaluating microstructurally small fatigue crack initiation and growth by using an automatic system for in situ observation in conjunction with a digital-image correlation technique H. Nishikawa *et al.*
- Social and Environmental Engineering**
- Simultaneous carbonization and pulverization behaviors of woody biomass by a rapid carbonization process applying heat storage materials D. Maruoka *et al.*
 Influence of understanding of physical phenomena in materials on supply chain patterns of steel products S. Nishio *et al.*

Note

Steelmaking

- Visualization of intermittent splash with gas blowing from a top lance –Breakup of cavity surface causing intermittent splash– S. Sato *et al.*

会 員 欄

新規入会

飯盛 翔太

石川 淳
 伊藤 清孝
 伊藤 孝憲
 岩永 大熙
 古良田 卓
 坂本 雅史

武末 翔吾
 武田 翔
 津川 貴臣
 西島 克志
 前田 宗之

**ご冥福をお祈り
 申し上げます。**

宇城 工
 小島 薫
 中尾 善信
 福田 隆
 三好 俊吉

編集後記

新型コロナウイルス感染症に対する緊急事態宣言発令中は、私の職場でも在宅勤務となりました。材料研究に長く携わってきましたが、まさか、在宅で研究をする（実際には論文を執筆し、計算のためのプログラムコードを作っていました）ことになるとは夢にも思いませんでした。

宣言が解除された後も、職場では感染予防のための「新しい生活様式」が続いています。こまめな手洗いと換気、マスクの着用、「3密」回避の徹底等です。そして、私が続けてほしいと思う「新生活様式」は、オンライン会議です。首都圏の外れに勤務する私には、会議のために東京を往復する2時間以上が、他の仕事のために有効に使えるようになりました。複数の会議

が同日に予定される場合でも、開催時間が少しでもずれていれば「出席」できます。本誌を編集するための会報委員会も、従来は主に東京の鉄鋼協会事務局で開催されていましたが、今年度はオンラインで開催しています。感染予防のための制約が、生産性向上のための「新しい働き方スタイル」に変えられるといいと思います。

そんなことを考えていると、来月開催の秋季講演大会がオンラインで開催されることになりました。これまた夢にも思わなかった事態です。「新しい」の模索はまだまだ続きそうです。

(Y. T.)

会報委員会（五十音順）

委員長	足立 吉隆（名古屋大学）	新井 宏忠（八戸工業高等専門学校）	植田 滋（東北大学）
副委員長	堤 康一（JFEスチール（株））	佐藤 克明（日鉄鋼板（株））	諏訪 晴彦（摂南大学）
委員	赤松 聡（日本製鉄（株））	鷹野 利公（産業技術総合研究所）	寺田 大将（千葉工業大学）
	小林 能直（東京工業大学）	永山 宏智（愛知製鋼（株））	難波 茂信（（株）神戸製鋼所）
	高谷 英明（三菱重工業（株））	水野 建次（日本冶金工業（株））	矢野 正樹（日本製鉄（株））
	戸田 佳明（物質・材料研究機構）	山本 和巳（大同特殊鋼（株））	吉田 健吾（静岡大学）
	平井更之右（ダイハツ工業（株））		
	山口 広（JFEスチール（株））		

ふえらむ 定価（本体価格2,000円＋税）

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

2020年7月25日印刷納本、2020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 脇本眞也

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 2020 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っては、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。

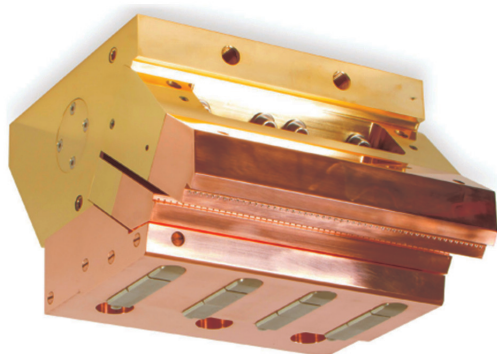
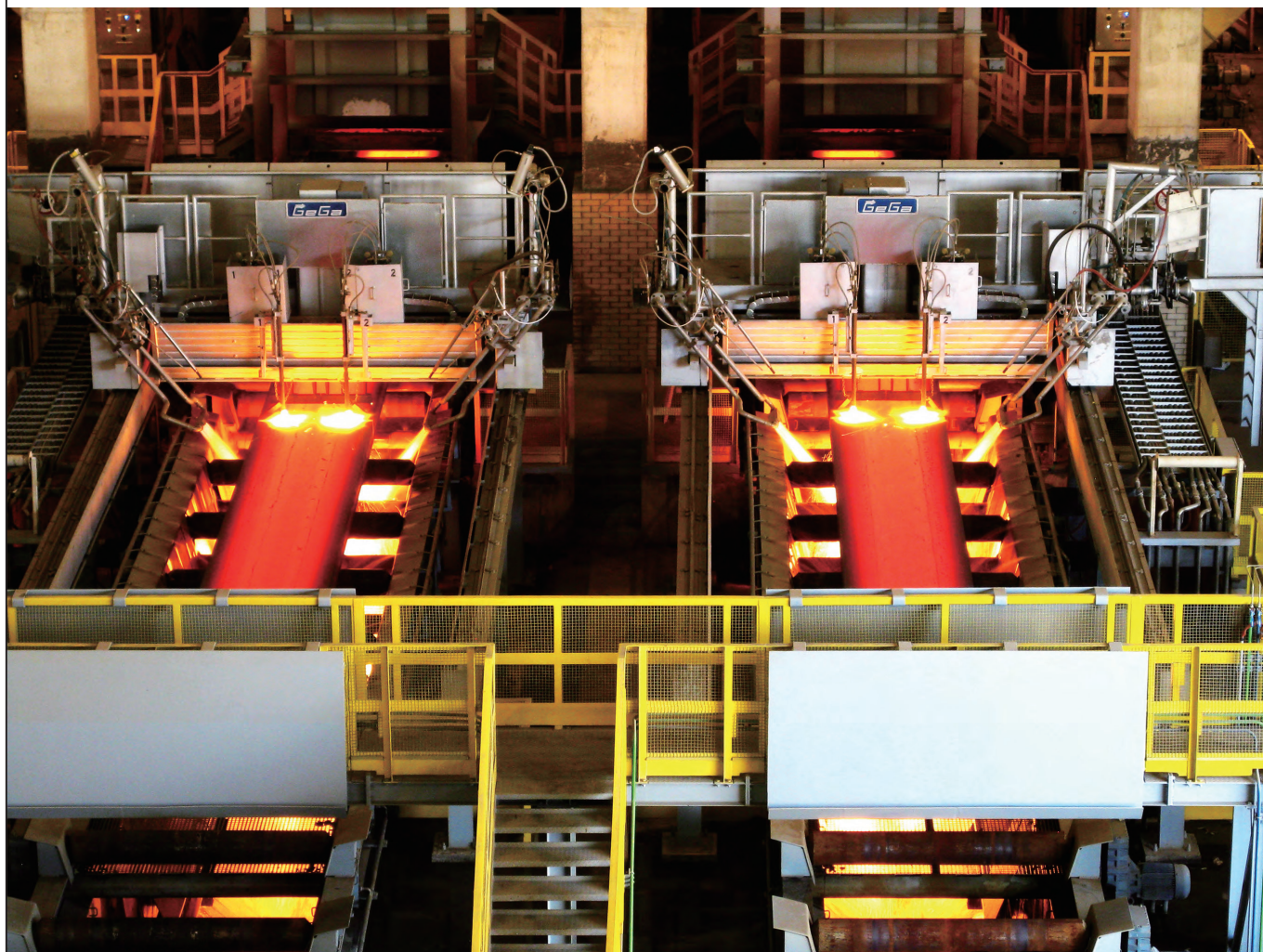
直接、本会へお問い合わせください。

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。

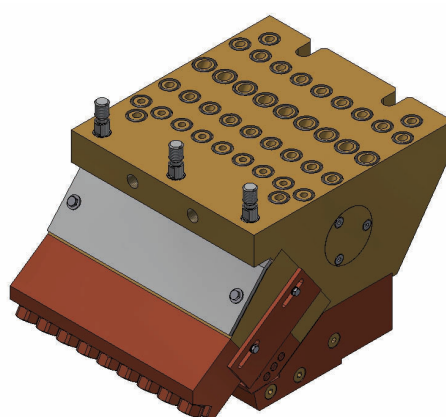
Copyright Clearance Center, Inc

222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA

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



従来の多孔式溶剤ユニット



メンテナンス性に優れた六角ノズルヘッド



AMT Germany社の総販売代理店

株式会社 トライメート

〒194-0023 東京都町田市旭町1-6-11 コスモ・ミツイ
PHONE: 042-727-2813 TELEFAX: 042-723-0803
E-mail: trimates@blue.ocn.ne.jp

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

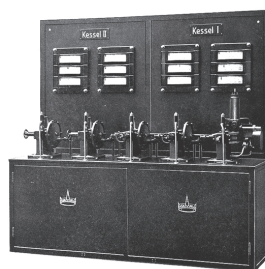
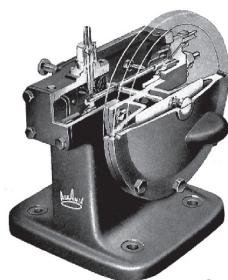
技術と信頼を理念に、

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

●製品についてのお問い合わせは プロセス営業部

八王子事業所	東京都八王子市石川町 2951-4	〒192-8522	TEL. (042) 660-7353
大阪営業所	大阪府吹田市垂水町 3-18-33	〒564-0062	TEL. (06) 6190-5552
九州営業所	北九州市小倉北区青葉 2-5-12	〒803-0822	TEL. (093) 953-8631

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