

 **FUJICO**

技報 **「創る」**

tsukuru

Fujico Technical Report 2004

No. **12**



表紙の言葉

tsukuru [創る]

独創的な複合技術で総合エンジニアリング企業を目指す弊社の理念をフジコー技報『創る』に、物づくりの原点に立ち返り表現してみました。表紙は金属材料でアートする「創る人」の作品で飾りました。“独創的な技術開発”という弊社の開発理念をこの芸術作品に託し、メッセージといたします。

■

表紙の作品は、中巳出 理（なかみでりい）氏の作品『響』で、ステンレスパイプを彎曲させたものを積層し、これが羽根となって、風の力で軽快に回転するものです。作品は高さ5mの巨大なものです。現在は宇部市ときわ公園湖水ホール屋内展示場に作品の縮小模型が展示されています。（写真：脇坂進氏撮影）

作者紹介

中巳出 理 Rii Nakamide

1948年生まれ。1981年行動美術協会展に出品85年まで毎年。中日美術展に出品。87年まで毎年。1983年第16回現代日本美術展（東京都美術館）に出品。第6回中日美術展で佳作賞を受賞。1985年第11回現代日本彫刻展で毎日新聞社賞を受賞。1987年第9回中日美術展で佳作賞受賞。1988年第11回神戸須磨離宮公園現代彫刻展に出品。

目次

巻頭言	・ R&Dのスピードアップと研究者 新日本製鐵株式会社 常務取締役 鉄鋼研究所所長 奥村 直樹	1
随想	・ 1%のひらめき (財)北九州産業学術推進機構 中小企業支援センター・研究開発部 担当部長 村井 達典	3
技術解説	・ 反応性レーザーアトマイズ法による金属間化合物粉末の創製 愛媛大学 工学部 機能材料研究学科 助教授 西田 稔	5
	・ バイオキャスト法による生体模倣構造セラミックスの作製 名古屋工業大学 セラミックス基盤工学研究センター 教授 太田 敏孝	11
	・ 車輪/レールの接触問題の現状と今後の取組み (財)鉄道総合技術研究所 鉄道力学研究部 軌道力学 研究室長 石田 誠	16
技術論文	・ 熱間圧延におけるロールとその摩耗 工学博士 橋本 光生	23
	・ 多成分系合金における炭化物形態の抗折力への影響 尾崎 健一、芳谷 和政	32
	・ 高性能溶射・フェーシング技術の確立 尾崎 龍宏、古田 博昭	37
	・ 熱延コイラー廻りのロールによる鋼板への転写現象の解明 園田 晃大、大野 京一郎	42
新製品・新技術	・ CPC鍛造プロセスによる連続鍛造ロール 尾崎 健一	47
	・ 低温高速溶射技術を利用した光触媒皮膜製膜 尾崎 龍宏	48
	・ HVOF法によるハースロール (FTS-700シリーズ) 古田 博昭	51
	・ 表面処理技術を活かした転炉ガス回収設備への事例 篠原 政広	53
全社組織		55
工場・事業所所在地		56

contents

Foreword	Naoki Okumura	1
Memoir	Tatsunori Murai	3
Commentary	<ul style="list-style-type: none"> • Fabrication of Intermetallic Compound by a Reactive Gas Atomization Process Minoru Nishida 5 • Preparation of Biomorphic Ceramics by Bio-casting Method Toshitaka Ota 11 • Current Status and Future Study on the Theory and Practice of Wheel/Rail Contact Makoto Ishida 16 	
Technical Paper	<ul style="list-style-type: none"> • Roll and its Wear in Hot Rolling 23 • Influence of Carbide Forms on Bending Strength in Multi-component Alloys 32 • Establishment of Thermal Spraying and Fusing Technology with High Quality 37 • Transcription Phenomena to Strips by Coiler Roll in Hot Strip Mill 42 	
New Products, New Technology	<ul style="list-style-type: none"> • CC-rolls of the Compound Process (CPC+Forging) 47 • Manufacturing Process of Photocatalyst Films, Using Thermal Spraying Technology with Low Temperature and High Speed 48 • Series of FTS-700, Hearth Rolls coated with HVOF-process 51 • Example of Recycle Plant for Converter Exhaust, Making Use of Surface Treatment Technology 53 	
Organization		55
Address		56

フジコー技報12号によせて

新日本製鐵株式会社
常務取締役
鉄鋼研究所所長

奥村直樹

Naoki Okumura



『R&Dのスピードアップと研究者』

最近あらゆる業界、職種において、業務推進のスピードアップが求められてきている。R&D分野においてもまた然りである。私自身は当社へ入って30年、R&D分野ですっと働かせていただいている。鉄鋼材料の強度や靱性にかかわるR&Dに従事した後、新素材(非鉄金属、セラミックス、シリコンウエファなど)開発に注力し、そして再び鉄鋼分野のR&Dに戻っている。

そこで、研究者および管理者としての私の経験を踏まえて、ここではR&Dをスピードアップする際に留意すべき若干の課題、あるいは視点について述べてみたい。

1. R&Dの目的は差別化

スピードを要請される昨今でもR&Dへの期待、真の役割は差別性の高い技術開発を達成することであることには変わらない。この点を先ず再確認したい。R&Dのスピードアップとはただ急いでやることではない、と頭で理解している研究者でも実際にはその趣旨にそぐわない判断、行動をする場合がある。日常の作業時間を短縮化するスピードアップは有意義であるが、開発の構成要素(レベル、個々の構成要素技術群など)を本来目標からやや外れてスピードアップを達成してもこれはR&Dの本来の役割から見れば本末転倒である。そうした開発成果はやがて早い時期に競合に追いつかれ、凌駕される可能性が高いからである。R&D部門への期待は、如何なる時代、環境下にあっても【差別性-DISTINCTION】を産み出すことにある。より具体的には以下(①競合会社②異業種競合技術 ③既存技術)に対する差別化である。①②については説明不要と思うが、③について多少説明したい。R&Dではまずは目標(内容レベル、タイミング)を達成することが要件であるが、次には達成した手段、技術内容が問われることになる。既存の各種技術の改善による組み合わせなのか、何か従来とは質的に飛躍した新技術が織り込まれているのかが問われるのである。後者であれば、開発達成した技術の寿命はある程度長いと予測するし、更なる将来の展開を期待することができるわけである。加えて会社の知的ストックの増大にも貢献したことになる。

如何にスピードアップして開発完了しても、R&D

以外の部門からのR&Dへの期待は差別化技術の創出にあることを研究者は十分認識しておくべきだ。スピードと差別性を両立させることこそが、これからの時代のR&D運営の要点である。この使命を果たすにはR&Dの組織による対応責任は当然大きい、研究者個人の開発能力、志向も本質的に重要な役割を担っている。

2. 変化する時代における専門性の活用と拡充再生

スピードアップを実現するには現状と比較して、何かを変化させることが必須なはずで、そのステップを踏むことで潜在課題が初めて表面化してくることがある。スピードアップの大きな効用のひとつは、変革(自己変革、業務変革)の引き金になることにある。

研究者個々人はそれぞれ専門性を持っており、独自の技術開発のパターンを身に付けている。会社の期待と研究者の専門性の発揮とがうまくマッチすれば問題はないが、社会や市場の変化の激しい昨今では必ずしも常にマッチするとは限らない。特定技術分野での専門家が周囲から尊敬されるのは「専門家=当該分野の技術知見を豊富に有し、新たな差別化技術を生み出す能力が高い人」としての期待にほかならない。その期待に応えるために、変化するニーズに対応すべく専門家としてカバーすべき技術領域を拡充・再編していくことが求められている。換言すれば自己学習を主体にした、専門家としての自己変革が必要である。加えて、スピードアップして成果を産み出し続けるには、研究能力のブラッシュアップや自己変革がそれ以上のスピードで達成される必要がある。この自己変革を「人材育成」と一言で言い切るには遥かに高度で複雑な問題である。将来のR&D組織機能に大きな影響を与える、研究者の専門性拡充再生システムの構築は研究者と研究管理者とが協力して解決すべき極めて重要な課題といえよう。

やや話がそれるが、変化の激しい時代であるからこそ、むしろ基礎の有用性を特に若手研究者に説いている。例えば、一般力学(ニュートン力学)、熱力学、流体力学、電磁気学、量子力学、相対論は不変の物理原則として今に生きている。鉄鋼技術でいえば前4つの原則の応用でほぼ十分である。大学で学習しただけで直面する課題解決には役に立たない遠

景科学に過ぎないが、具体的な課題に援用していく過程で当人のストック技術として蓄積されていく。

「基礎技術」は直面する課題にピンポイントの答えは出さないが、広角の視点を与え、変化への対応力が強いことが特徴だ。

3. 研究者の自己体系化への願望

上記した「R&Dのスピードアップに伴う留意点」に大きな影響を与える要因として、研究者の「自己体系化への願望」について一言触れたい。何故ならそれは研究者のいわば内的モチベーションと関係していると思うからだ。

企業が社内で全社的なR&D部門を活用するようになったのは、カロザースがナイロンの発明に成功した戦前のデュポンあたりからといわれている。産業勃興期には多くの発明発見が企業のR&D組織から産み出され、企業の発展に大きく貢献してきた。そうしたR&D組織の作用原理は、「経営から研究者への開発委託」と「開発成果に見合った研究者の処遇」との繰り返し回転にその基本があり、この枠組みの中で研究者の人事処遇や報償（例えば特許報償など）のあり方が議論され、研究者のモチベーションを上昇させる仕組みが構築されている。この種の組織運営的な仕組みとは別に、実は研究者の内心には「自己体系化への願望」とでもいうべき思いが住みついていることを指摘したい。自己体系化とは、R&Dを通して獲得した各種の技術知見を、研究者の内部で有機的に構築する過程のことであり、研究者として成長する道程と言い換えて良いかもしれない。自身でR&Dを経験した人には、研究者のこの志向に思い

当たるはずだ。内部でうまく構築されないと何か落ち着かないのである。この自己体系化への欲求の強さおよびその進展のスピードは研究者個人で異なるが、各研究者のモチベーションと深く関わっており、日常の判断・行動に少なからず影響を与えていると思っている。研究者の持っている素晴らしいポテンシャルを十分に活かすには、研究者のこうした志向への理解が研究管理者には重要であると思う。

以上の3つの視点から、研究者にとってのR&Dのスピードアップとは、その表現から連想される、単に「急いで実行する」との意味ではなく、現状からの自己、業務変革を必ず織り込んだ上でむしろR&Dの目的と目標（レベル、時期）に応じた仕事の進め方をキチンと分別計画して進めることではないだろうか。

企業経営におけるR&Dの役割は今後益々重要になることは間違いない。市場における変化の早さや競争の激化へ対応する上で、R&Dにおけるスピードアップが強調されるようになった。特にIT技術の発達・普及により、情報の伝達速度は従前にくらべて桁違いに速くなった結果、業務スピードが速くなった。反面、技術情報の拡散に伴う陳腐化も急速に進むことを余儀なくされている。社会の様々な要因の変化を包含しつつ、R&Dの組織機能と研究者のポテンシャルの最大発揮を心がけていく必要があり、その象徴的表現が「R&Dのスピードアップ」であると思えば、研究者の皆さんにこの拙文の趣旨をご理解いただけるかもしれない。

【経歴書】

おくむらなおき

奥村直樹

昭和20年6月29日生

【学歴】

昭和48年3月 東京大学工学系大学院博士課程 応用物理学専攻修了 工学博士

【職歴】

昭和48年4月 新日本製鐵株式会社入社 研究開発本部基礎研究所配属
 昭和54年3月 英国留学 (Academic Visitor, Imperial College)
 昭和56年4月 留学を解く
 昭和58年6月 中央研究本部 第一技術研究所 特別基礎第一研究センター研究員
 昭和58年11月 同主任研究員
 昭和61年9月 同研究企画部研究企画推進室部長代理
 平成1年6月 同第一技術研究所素材第四研究センター所長
 平成3年6月 技術開発本部 先端技術研究所 機能材料応用研究部長
 平成5年6月 同先端技術研究所 新材料研究部長
 平成7年6月 同先端技術研究所所長
 平成11年4月 同鉄鋼研究所長
 平成11年6月 取締役 (鉄鋼研究所長委嘱)
 平成15年4月 常務取締役 (鉄鋼研究所長委嘱)

【社外委員】

国際鉄鋼協会 (IISI) 技術委員会委員
 日本鉄鋼協会国際鉄鋼技術委員会委員長
 日本溶接学会副会長

随 想

フジコー技報12号によせて

『1%のひらめき』

(財)北九州産業学術推進機構
中小企業支援センター・研究開発部
担当部長

村井達典

Tatsunori Murai



私とフジコーさんとの最初の出会いは、住友金属小倉時代でした。住友金属小倉では、フジコーさんに焼結機のクラシャーの歯の補修や高炉のベルの補修など、ハードフェーシング溶接肉盛技術でたいへんお世話になりました。製鉄所全体でも、その抜きんでた保有技術と機動性で、製鉄所の発展に貢献していただきました。

中小企業支援センターは、その前身は平成2年に設立された(株)北九州テクノセンターでした。平成14年4月から(株)北九州テクノセンターの公益的事業の部分だけが(財)北九州産業学術推進機構に譲渡され、機構の1センターとして機能しています。これまでの間、北九州地域の企業の方々に活用していただきましたし、支援をしてきました。そして、私はここで短い間ではありますが、企業の技術開発支援に携わってきました。その仕事の一環で、またフジコーさんの「技術開発センター」との御縁ができて、大変うれしく思っています。

北九州市は、ご存じの通り鉄鋼や化学などの基礎素材型産業を中心に発展してきました。また、それらに関連した企業群の技術ポテンシャルは非常に高いものがあります。つまり優れた技術、幅広い人脈でつながった企業が集積した街です。しかしこの基礎素材型産業は、円高、新興工業国の台頭で「鉄冷え時代」以降縮小傾向にあります。

この傾向に歯止めをかけるべく、地域が有する強み「高度な知識と技術」を核として、産業を創出、育成し、新しい「モノづくりの街」を目指して北九州市は頑張っていますし、企業の皆さんも発展・存続を懸け、研究開発を含め幅広く事業活動をされています。その製品開発・技術開発において、その成果をお客様に早い段階で受け入れていただくために

は、進め方において重要なポイントがあるのではないかと思います。

まずアイディアの生まれ方ですが、2つのパターンがあります。1つは、個人・研究者が係わってきた基盤技術・知識の中で生まれてきた知的・シーズ的アイディアであり、もう一つは、会社がもっと事業を大きくしたい(社会的貢献をしたい)という目標の中から、お客様の要求を嗅ぎ取り、自分のもつ技術・市場を軸足にして生まれてきた経験的・ニーズ的アイディアであります。これらはその後の研究開発の進み方・速度に大きな差が出てきているように感じます。

過去の北九州市の産学官研究開発事業を調査させていただいていますが、企業発案(ニーズから生まれたアイディア)の研究開発は時間的な進捗は別にして、総じてうまくいっているように思われます。やはりユーザーとの距離の近さが、研究開発の熱意になっているのではないのでしょうか。

アイディアが社会ニーズと合っているのか十分な調査が必要です。マーケットの特徴・大きさ、競業他社との客感的比較、ラボ的研究開発・試作での方向性確認、知的財産の調査、出願がなされなければアイディアは生きてきません。ここが不十分なため、研究している目的が少し的はずれになっていてユーザーに受け入れられない、売れない事例をみたことが幾度かあります。つまりユーザーニーズと違うところで研究をしているため、折角出来上がった研究の成果が利用されないということです。「この研究の成果は基盤技術として今後活用される。」と言い訳をして研究開発事業は終止符を打つことになってしまいます。それまで費やした時間と労力は何だったのかと疑問を抱かざるを得ないこともあります。段取り八分でいい仕事か否かに分かれると思われれます。

次は研究開発ですが、自分達が抱いてきた夢を形にするときでありますので、そこに必要なのは実現したいという熱意、執念だけだと思われまます。その時も研究テーマの出自が問われ、ニーズからスタートしたものは確かに研究者の思いが強く、そして諦めがないため研究成果に繋がりがやすいと感じています。

そして開発からスケールアップ、販売の段階に入るのですが、これからが正念場です。よく言う「死の谷」というのもここからのステージなのだと思います。人に理解して貰い、喜んで使っていただく迄に相当の時間が必要です。営業力が問われるところですが、中小企業は概して人、物、金が少ない。ここで行き詰まっておられることが多く見られます。ここでも必要なのは会社の熱意と執念であり、そのエネルギーが手段や方策を生み出し、突破口になるように思われます。毎週楽しみに見ているTV番組「プロジェクトX」では、プロジェクト担当者方々の熱意・執念に本当に敬服してしまいます。

「天才とは、1%のひらめきと99%の努力の賜物である」これは発明王・エジソンの言葉ですが、一般的には「あの発明王のエジソンですら、努力の大切さをいっているのではないか。やはり人は才能ではない、努力こそが大事なのだ」と解釈されていま

す。しかし彼の日記には「最初のひらめきがよくなければ、いくら努力しても無駄である。ひらめきを得るためにこそ努力はすべきなのに、このことをわかっていない人があまりに多い」と書かれています。

お客様、社会のために何かいいものを作ってあげたいと常に考えているときに、研究において行き詰まり悩んでいるときに、苦勞努力しているときの一瞬にひらめきがあって、それ以後うまくいったという話はよく聞きます。成功の裏側には大いなる失敗や苦勞が山積しているのであろうことは、容易にうかがえ、またこの過程がなければ成功へのひらめきはありませんということでしょう。

創業40周年で技術年報「創る」を創刊され、そして50周年では「技術開発センター」を設置されまして、フジコーさんには研究開発・技術革新に対する並々ならぬ熱意を感じます。技術は重要な経営資源です。60周年には、どんな技術が開花し、会社はどのように発展・活躍されているのでしょうか。今から本当に楽しみです。

北九州の技術開発の成功パターン・ケースが、(財)北九州産業学術推進機構との連携の中で出来上がったら、誠に仕事冥利に尽きるといえます。



反応性レーザーアトマイズ法による金属間化合物粉末の創製

Fabrication of Intermetallic Compound by Reactive Gas Atomization Process

1 はじめに

金属間化合物は、異なる二種類の金属元素または一つの金属元素と非金属が規則的に配列した化合物であり、構成する金属とはまったく異なった性質を示すことが多い。例えば、Ni₃Al金属間化合物は温度が上昇するにつれてその強度が増加する逆温度依存性を示し、TiAl金属間化合物は1100Kにおいても耐熱を示すことから軽量耐熱材料として注目されており、TiNi金属間化合物は形状記憶および超弾性を示す材料としてよく知られている。

これらの金属間化合物は、微細粉末による燃焼合成法^{1)~3)} および熔融法⁴⁾ でインゴットを作製し、さらに粉碎過程を経て作製されている。しかし燃焼合成法では、活性な金属であるTiやAlと反応しない真空容器および合金を形成する金属の相互拡散係数の相違からカーケンダルポイドが多く存在し、封孔を目的としたHIP処理が必要である。熔融法では、純金属粉末を目的の組成に混合した原材料を溶解しても、金属間の比重差から重量偏析による組成の揺らぎが生じ、厳密な組成調整は困難であり、また粉末混合時や溶解、反応時に容器からの不純元素の混入が避けられない。

本報告では、粉末による燃焼合成法では反応が停止するような線径のワイヤを縫り合わせた複合ワイヤ（ストランドワイヤ）を設計・作製し、このワイヤに高密度エネルギーであるレーザーを照射し、瞬時に反応温度以上にワイヤの温度を上昇させることによって、熔融と反応させ、高压のアトマイズガスを噴射することにより、容器からの汚染のない金属間化合物粉末を連続的に作製する反応性レーザーアトマイズ方法を研究してきた結果の一部を紹介する。

2 ストランドワイヤの設計

本研究ではAl、NiおよびTiワイヤ径を300μmとし、Fig. 1に示すような配置のストランドワイヤを作

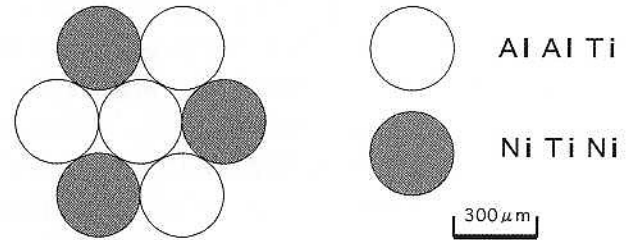


Fig.1 Schematic diagram of composite wire

製した。それぞれのストランドワイヤの原子濃度は、Ni-Al系ではNiが53at%、Alが47at%、Ti-Al系⁵⁾ではTiが42at%、Alが58at%およびTi-Ni系⁶⁾ではTiが45at%、Niが55at%であった。これらの組成をそれぞれの二元系状態図から推定すると、高温から急冷した場合のそれぞれの相は、NiAl、TiAlおよびTiNi相になると考えられる。さらに、Ti-Ni系では、組成の微量調整の可能性を確かめるため、Tiワイヤ径を300μm一定としNiワイヤ径を250μm、259μm、278μmおよび300μmと変化させた^{7),8)}。これらのワイヤのNi組成は、次式から求めるとそれぞれ49.5at%、51.3at%、54.7at%および57.9at%となる。

AおよびB金属の質量% (W_A 、 W_B) は、AおよびB金属のワイヤ径、本数および密度をそれぞれ R_A 、 R_B 、 χ 、 γ および ρ_A 、 ρ_B とすれば、それぞれ次式で与えられる。

$$W_A = \frac{R_A^2 \rho_A \chi}{R_A^2 \rho_A \chi + R_B^2 \rho_B \gamma} \times 100 \quad (1)$$

$$W_B = \frac{R_B^2 \rho_B \gamma}{R_A^2 \rho_A \chi + R_B^2 \rho_B \gamma} \times 100 \quad (2)$$

また、 W_A 、 W_B の原子% (A_A 、 A_B) は、AおよびB金属の原子量をXおよびYとすれば、

$$A_A = \frac{W_A}{W_A + \frac{X}{Y} W_B} \times 100 \quad (3)$$

$$A_B = \frac{W_B}{W_B + \frac{Y}{X} W_A} \times 100 \quad (4)$$

となる。

3 粉末作製方法

粉末生成熱源は、最大出力1.4kW、シングルモードタイプのCO₂レーザー発振器から照射された直径20mmのレーザー光をZnSeレンズで直径0.2mmに集光したCO₂レーザーを使用した。粉末は、Fig. 2に示すように、ストランドワイヤをレーザー集光部にワイヤ自動送給装

置により送給し、熔融および反応させ生成した。熔融反応した熔融金属はワイヤ送給ノズルと同心円状に設けたノズルから噴出させたアトマイズ用ガス（アルゴンガス）にて粒子化させた。粉末は酸化を防止するためFig. 2に示す装置下部に簡易チャンパーを設け、さらにドライアイスのアトマイズノズルより350mmの距離に置き、ドライアイス上で回収した。粉末作製条件は、レーザ出力、アトマイズガス圧力およびワイヤ送給速度を変化させた^{5)~7)}。

4 粉末の外観と粒度分布

粉末を取り扱う場合、粉末の流動性が重要であり、流動性は粒子の表面状態や形状に關係する。回収粉末はSEM観察すると、Fig. 3に示すように、

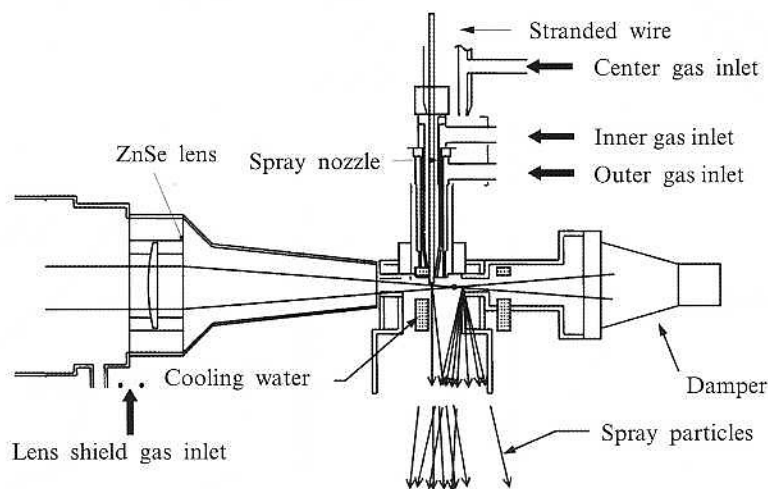


Fig.2 Schematic diagram of laser atomizing method

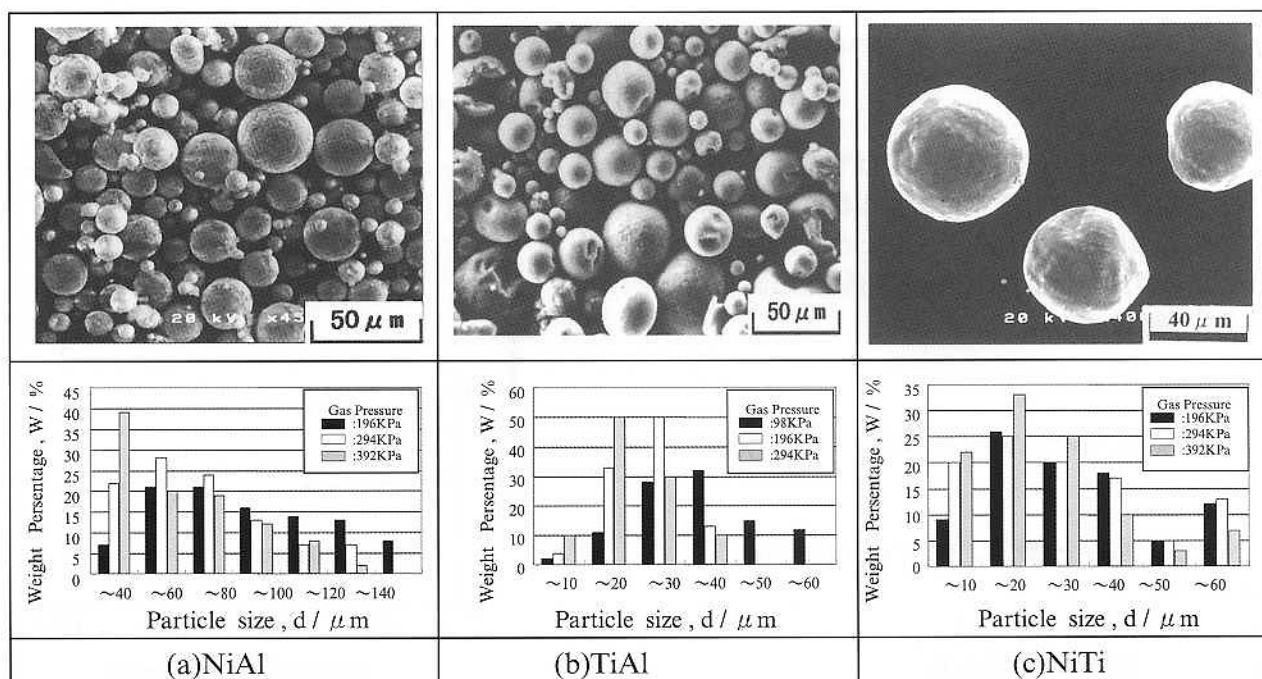


Fig.3 SEM images and histograms of atomizing powders

いずれの金属を組み合わせても表面が滑らかで、かつ球状であり、しかも流動性も優れていた。粉末の粒子径分布はある粒子径を中心として正規分布をとり、レーザ出力を一定にしてアトマイズガス圧力を増加すると、微粒子側へ移行する傾向があった。Fig.4はTiNi粉末について上積重量割合と粒子径の関係をロジーン-ラメラ-線図に示す。上積重量割合と粒子径の関係は、いずれの圧力も直線で示され、噴霧ガスが増大すると微粒子側にシフトしている。金属間化合物粉末についても、TiN粉末で行ったと同様に^{9)~11)}ロジーン-ラメラ-線図を用いて重量基準の50%を求め解析を試みた。

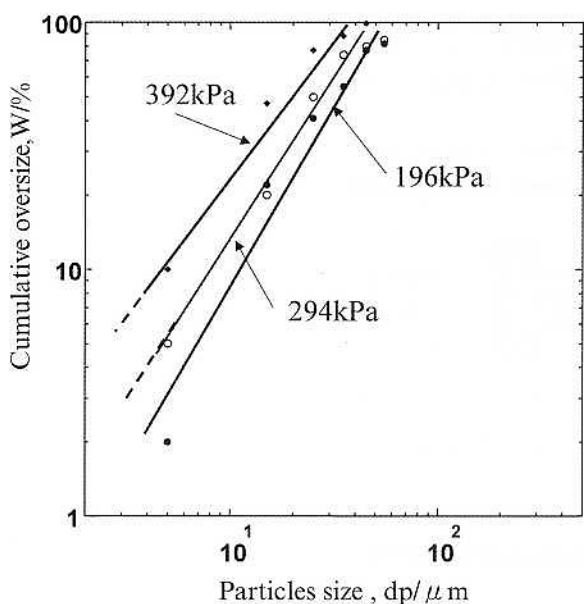


Fig.4 Effect of laser gas pressure on cumulative oversize of TiNi powder

一般にアトマイズ粉末の平均粒子径は噴霧媒体の圧力が增大すると小さくなることが知られており、本実験においても同様な傾向を示すことから、ガスアトマイズにおいて広く知られている次式のLubanskaの実験式を¹²⁾適用した。

$$d_{50} = C \times D_n \{v_m(1 + M_m/M_g) / (v_g W_e)\}^n \quad (5)$$

ここで、 W_e はウェバー数で、 $W_e = \rho_m D_n V_g^2 / \sigma_m$ で定義される。

- d_{50} 平均粒子径 [m]
- C 実験で定まる定数
- D_n ノズル直径 [m]

- v_m, v_g 溶湯、ガスの動粘性係数 [m²/s]
- M_m, M_g 溶湯、ガスの質量流量 [kg/s]
- ρ_m 溶湯の密度 [kg/m³]
- V_g 溶湯に衝突するガス速度 [m/s]
- σ_m 溶湯の表面張力 [N/m]
- n 噴霧角度などで異なる定数

(5)式は、溶滴の慣性力と表面張力とのバランスをもとに導入されている。平均粒子径は、熔融金属の表面張力、密度、動粘性などが一定であれば、噴出ガスの運動エネルギーによって支配される。アトマイズ法における粉末の平均粒子径は、アトマイズガスの流速（あるいは、ノズル径が同じであれば圧力）に依存している。しかし(5)式は溶湯からのアトマイズであり、本実験のように固体状のワイヤから反応性アトマイズ法により直接金属間化合物を作製する方法に適用できるかどうかを検討した。(5)式

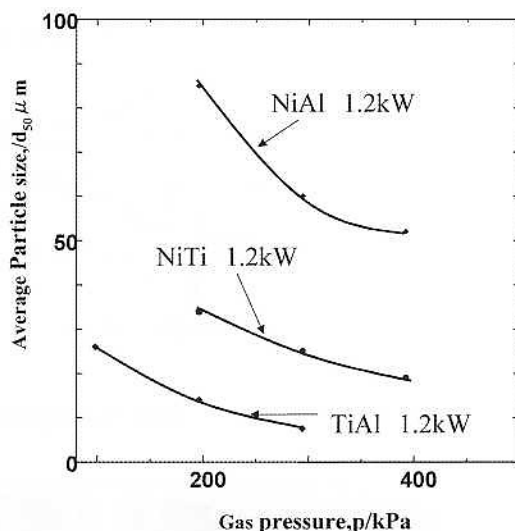


Fig.5 Effect of gas pressure on average size powder(d_{50})

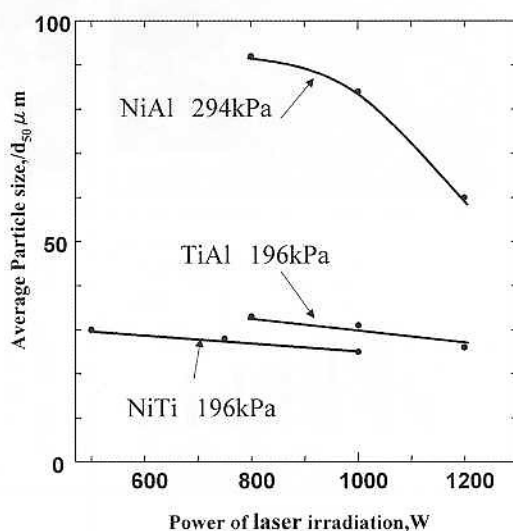


Fig.6 Effect of laser power on average size of powder(d_{50})

のうち、ノズル径はストランドワイヤ径であり一定であり、溶湯動粘性、密度および表面張力はレーザー出力が一定であれば溶湯の温度が一定となるので結果として一定と考えられる。Fig.5およびFig.6は各金属間化合物の平均粒子径に及ぼすガス圧力およびレーザー出力の影響を示す。レーザー出力が一定であれば、粉末の平均粒子径は、いずれの金属間化合物においてもガス圧力の増加にしたがって小さくなり、Lubanskaの実験式¹²⁾が適用しうる。しかし、ガス圧力を一定とし、レーザー出力を増加させる、言い換えると溶湯温度を上昇させた場合、NiAl金属間化合物の平均粒子径は小さくなるが、TiAlおよびNiTi金属間化合物の平均粒子径はほとんど変化せず、レーザー出力の影響を受けなかった。この違いを明らかにするため、Ni-AlおよびTi-Ni系の反応温度と反応による温度上昇を測定し、その結果をFig.7に示す。Ni-Alストランドワイヤは、870KでTiとAlの反応によって1600Kまで急激に温度上昇したが、TiAl金属間化合物の融点である1911Kより低い温度であった。それに対して、Ni-Tiストランドワイヤは、ともに1200Kで反応し、それらの融点より200K高い温度まで上昇した。したがって、反応による温度上昇が融点以下の場合には、粉末の平均粒子径はレーザー出力とともに

小さくなるが、反応による温度上昇が融点以上になる場合には、相対的にレーザー出力の影響が小さくなり、平均粒子径は変化しなかったと考えられる。

5 断面観察およびX線回折結果

Ti-Niストランドワイヤから回収した粉末は、Fig.8に示すようにマトリックスに1 μ mから10 μ m程度の微細な晶出物が全体に分散した粉末であった。その粉末は、Fig.9に示すX線回折結果より、NiTiの高いピークとTi₃Ni₄およびTi₂Ni₃と考えられる低いピークが認められることより、TiNi相が主体で微量のTi₃Ni₄およびTi₂Ni₃相から構成していた。このように合成燃焼では反応が停止するような線径のワイヤを使用しても組成が均一な粉末が得られるのは、次のように考えられる。

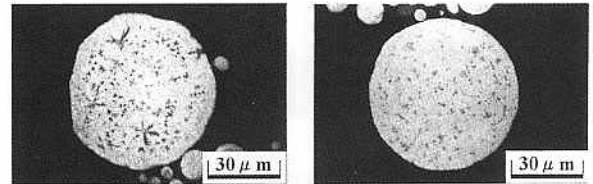
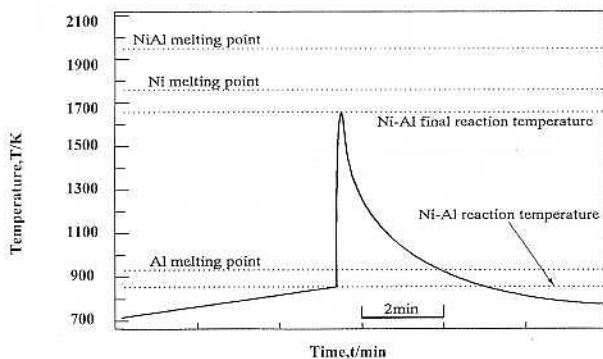
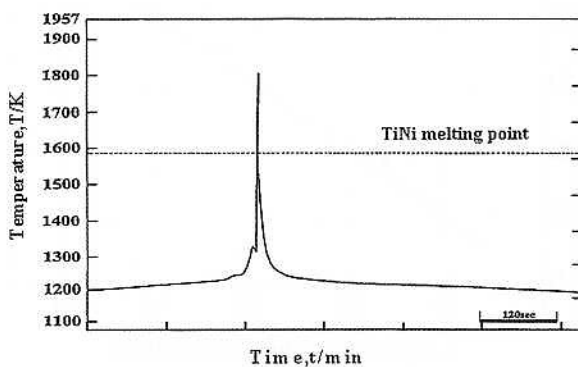


Fig.8 Microstructures of NiTi powder.



(a) Ni-Al



(b) Ti-Ni

Fig.7 Reaction temperature of Ni-Al and Ti-Ni wires

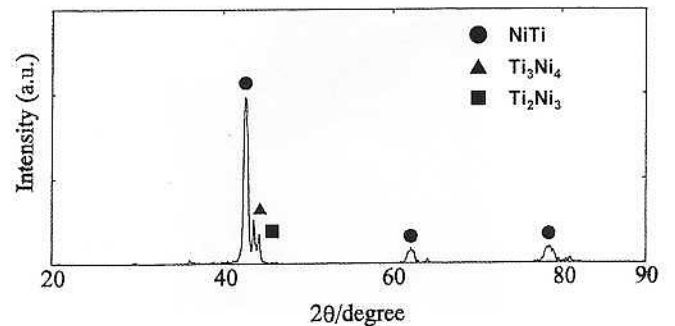


Fig.9 X-ray diffraction pattern of TiNi powder

TiワイヤとNiワイヤにレーザーが照射されると、レーザー吸収率が高いTiが溶融し、溶融したTiが近接するNiと反応する。この反応は、発熱反応であり発生する熱は628kJ/kgと大きいため、さらに反応部の温度が上昇し液相が形成される。液相が形成されると反応速度が急激に進行し全体が溶液となる。なお、晶出物が存在するのは、反応がNiとTiの相互拡散を伴う現象であり、常に高压のガスをワイヤ先端に噴出させているため反応途中の粉末の存在と作製したストランドワイヤの組成がNi側へ5at%程度偏っているためである。Ni-AlストランドワイヤおよびTi-Alストランドワイヤから回収した粉末は、それぞれNiAl相主体で微量のAl相およびTiAl相主体で微量のTi₃Al相から構成していた。

6 Ti-Niストランドワイヤによる組成微量制御

線径が異なるストランドワイヤにレーザー照射しても、回収粉末は、Fig.10に示すように滑らかな球体であった。Fig.11に示す粉末断面観察およびEDXによる線分析より、TiおよびNiともその分布は均一であり、大きな偏りは認められなかった。回収粉末は、レーザー出力および噴出ガス量によって、ある粒子径を中心とした正規分布を取ることを示した。粒子径によって、その組成が異なることも考えられるので、Fig.12に粒子径と組成の関係を示した。組成のバラツキは粒子径に関係なく約2%程度存在した。また、Niワイヤ径を変化させ回収した粉末の計算濃度と分析濃度の関係は、Fig.13に示すように、2%程度

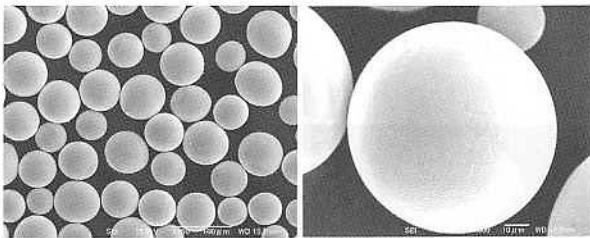


Fig.10 SEM images of NiTi powders

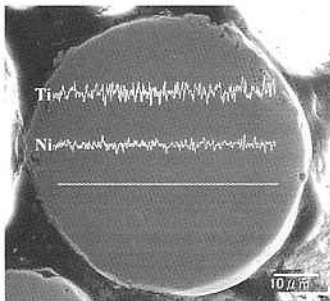


Fig.11 SEM microstructure and X-ray line analysis of TiNi powder

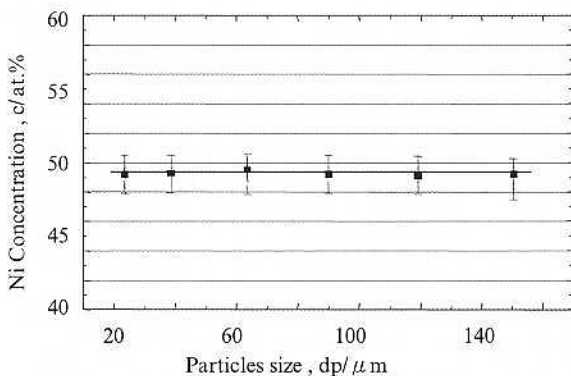


Fig.12 Relation between size of powder and Ni concentration

のバラツキが存在するが、ほぼ所定濃度の粉末が得られることが明らかとなった。

回収粉末を焼結し、平均的な組成を分析するとFig.14に示すように、線径から推定した粉末の組成は分析値と一致し、熔融中における金属の気化損失はほとんどないと思われ、線径を変化させることによって所定組成の金属間化合物が得られることが明らかとなった。

49.5at%Ni粉末は、Fig.15に示すようにマルテンサイト相主体で少量のオーステナイト相から構成されていた。Ni量が増加するとオーステナイト相が増加し、Niが54at%以上になるとオーステナイト相単相で構成されていた。これら粉末の構成相は、燃焼合成法で作製された材料の構成相と一致しており、線径の微量変化とレーザーアトマイズ法の組み合わせによって生成粉末の組成を任意に変えることも可能であった。

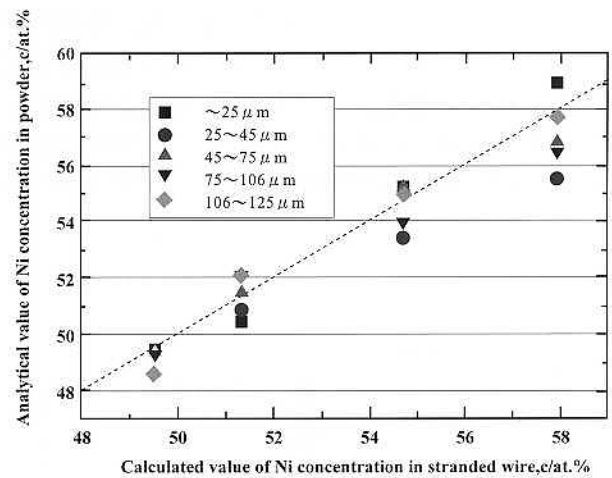


Fig.13 Relation between calculated value and analytical concentration of Ni(powder)

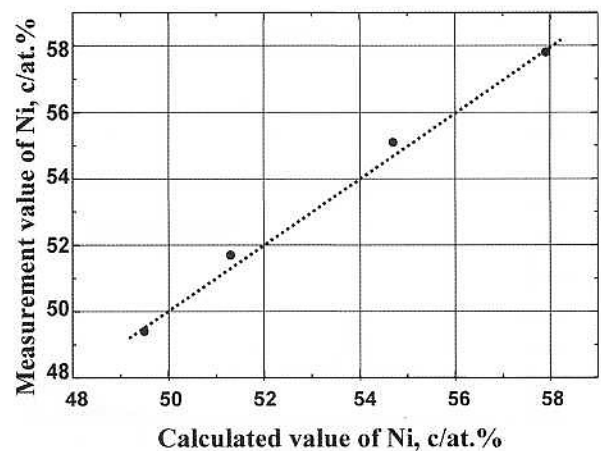


Fig.14 Relation between calculated value and analytical concentration of Ni(after SPS)

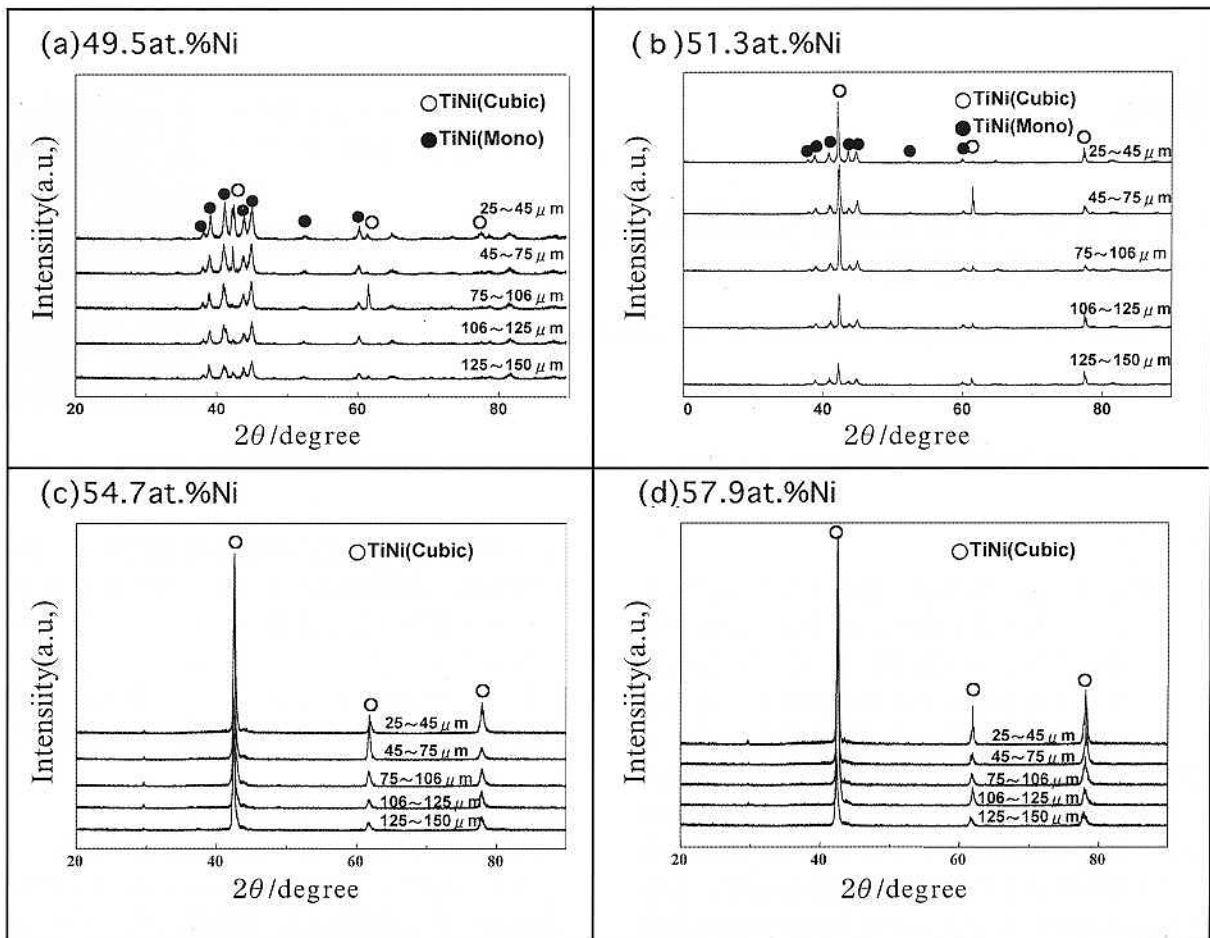


Fig.15 X-ray diffraction patterns of TiNi powders

7 終わりに

Ti、NiおよびTiワイヤを組み合わせたストランドワイヤにレーザを照射し、NiAl、TiAlおよびTiNi金属間化合物粉末を連続的に作製することを試みた。その結果、次のような事柄が明らかとなった。

- 1) 融点差が1000K以上も異なるTiとAlおよびNiとAlのストランドワイヤからでもTiAl相主体の粉末を連続的に作製することができた。
- 2) 粉末の平均粒子径は、レーザ出力およびアトマイズガス圧力を変化させることによって制御することが明らかとなった。
- 3) Niの線径を微量調整したNi-Tiストランドワイヤにおいては、粉末組成は粉末間で2at%程度バラツキが存在するが、平均組成と設計組成は一致した。

引用文献

- 1) C.Nishimura and C. T.Liu:ActaMetall.,41(1993),113
- 2) A.Bose,B.H.German:PowderMetall.Ina.,20(1988),25
- 3) 山田修,宮本欽生:金属学会誌,56(1992),938
- 4) K.Suganuma: Mater Letters,16(1993),22
- 5) 西田稔,荒木孝雄:高温学会誌,23(1997),157
- 6) 西田稔,荒木孝雄:溶接学会論文集,17(1999),501
- 7) H.Tomotika,T.Araki and M.Nishida: Materials Science and Engineering A,356(2003),122
- 8) 友近宏,西田稔,荒木孝雄:粉体および粉末冶金,50(2003),657
- 9) 次田泰裕,西田稔ら:資源と素材,111(1995),775
- 10) 次田泰裕,西田稔ら:資源と素材,111(1995),955
- 11) 次田泰裕,西田稔ら:資源と素材,112(1995),429
- 12) H.Lubanska: Jounal of Metals,20(1970),45

バイオキャスト法による生体模倣構造 セラミックスの作製

Preparation of Biomimetic Ceramics by Bio-casting Method

名古屋工業大学
セラミックス基盤工学研究センター
教授

太田敏孝
Toshitaka Ota



1 はじめに

生体の構造は、主に高分子-高分子または高分子-セラミックスの複合体である。例えば、昆虫の外皮はキチン繊維とタンパク質マトリックスの複合体であり、また、貝殻や歯のエナメル質あるいは骨組織は、コラーゲン繊維の織りなす層とアラゴナイトや水酸化アパタイトなどの生体鉱物ナノ粒子が配向した層との積層構造体である。このような構造を持つことで、強度や靱性は著しく高くなり、単純なセラミックス材料をはるかに上回る特性を示す。しかも、それらは既存のセラミックス合成プロセスとは全く異なる常温・常圧のソフトケミカルな条件下で合成される。一方、セラミックス製造技術は、優れた性質を求めれば求めるほど、それらの特性を発現するため、高温・極低温や高圧・高真空などの極限的条件下でのみ可能となるようなものが大半を占め、当然、その製造コストも高くなる。そこで、自然界における動植物の創り出す各種の生成プロセス・微細構造に倣い（バイオミメティック）及びヒントを得て（バイオインスパイアード）、人工的な新規セラミックス材料の創製と微細構造の制御の可能性を追求する研究が注目されるようになってきた^{1),2)}。例えば、ゾルゲル法を用いたセラミックスの低温合成や、ラングミュア-ブロッコット(LB)膜のように特定の条件下で自己組織化能を持つ構造体をテンプレートとして利用する技術が開発されている。しかし、生体組織構造や生体プロセスの模倣には、3次元構造の精密制御が不可欠であり、生体模倣テンプレートを人工的に調整し、工業生産するまでには至っていないのが現状である。

そこで、前段階として、実際の生体組織をそのままテンプレート・鋳型として利用することや、そのもの自体をセラミックス化することが考えられている。このような方法は、従来、レプリカ法あるいは"Replamineform Process"と呼ばれ³⁾、既に四半世紀前に研究されていたが、積極的な研究の推進、展開は行われていなかった。しかし、最近のバイオミメ

ティックセラミックスの研究の進展に伴い、再認識されている。本稿では、このような生体組織をテンプレート・鋳型として作製したセラミックスをバイオ・キャスト・セラミックスと名付け、これまでに行われている関連の研究とともに、筆者等が開発した木材をセラミックス化する技術について紹介する。

2 バイオキャストセラミックス

(1) 珊瑚からのPZT圧電セラミックス

今から約25年前、米国ペンシルバニア州立大学のニューナム教授らは、潜水艦で用いる圧力センサー、ソナーとしてのPZT($\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$)圧電セラミックスを、珊瑚の構造を模倣することにより作製し、その性能が飛躍的に向上することを見いだした⁴⁾。

海中に棲む珊瑚は、プランクトンなど餌となる小動物の微弱な水圧変化を敏感に察知する能力に長ける。これは珊瑚の3次元微細多孔体構造に起因することが大であると考えられ、これに基づき、次のような実験が行われた。まず、珊瑚をワックスで固め、次に塩酸でこの珊瑚を溶かし去り、珊瑚の鋳型が作られた。そして、この中へPZTの泥漿を浸透させ、乾燥、加熱してワックスを溶かし去り、その後、焼結温度にて焼成して珊瑚状のPZTセラミックスが作製された。さらに、海水が満たされていた部分である空間に、圧力媒体としてシリコーンゴムを注入し、強化した。これにより、通常のPZTセラミックスに比べ、誘電率が1/25、圧電定数 g_{33} が15倍のものが得られた⁵⁾。しかし、当時はまだ、バイオミメティックという概念が無く、生体をそのまま利用した珊瑚の構造では工業材料として認知されなかった。そこで、人工的な3次元多孔体組織を得るため、ポリマー粒子とPZT粉体を混合して焼成することにより、多孔質セラミックスを作製した。これにシリコーンゴムなどを複合化させ、いわゆる3-3型のコンポジットを作製し、性能を向上させた。その後、各種コンポジット圧電体が作られ、現在に

至っている。

なお、最近の米国セラミックス学会において、Aksayらが、木材にPZTの泥漿を含浸させ、そのまま焼成することにより、木材組織をレプリカした1-3型と考えられる配向性PZTセラミックスを作製したことを報告している⁶⁾。さらに、繊維や織物を鋳型にみたく、それらへ含浸するなどについても検討されている。

(2) ウッドセラミックス

近年、木炭を応用したウッドセラミックスと名付けられた新しい炭素材料が、青森県工業試験場の岡部らにより、開発された⁷⁾。このウッドセラミックスは、強度特性、電磁特性及びトライボロジー特性等に優れ、しかも、木炭と同様に元の木材組織や性質をそのまま受け継いでいるので、多孔性の他、研削加工性に優れ、様々な形状の製品とすることができる。

ウッドセラミックスの作製方法は、木材に熱硬化性のフェノール樹脂などを含浸させ、炭化することにより行われる。木材中に含浸されたフェノール樹脂は、加熱時に木材と同じく固相で炭化が進行し、機械的及び化学的に優れたガラス状炭素を形成する。このため、木炭のみの焼成時に発生する割れや形状の狂いを抑える効果を有する。微構造的には、木炭と同様であるが、細胞壁に浸透したガラス状炭素が、組織を厚く補強した形となる。また、廃材やおがくずの類まで原料として使用できるため、エコマテリアルとしての観点からも評価が高い。

(3) 珪化木

珪化木とは、太古の樹木が地殻の変動などにより水中や地中に埋没し、何万年という歳月のうちにその細胞内に珪酸溶液がしみ込んで、組織がシリカで置換された木の化石のことである。その名が示すように、構成成分は SiO_2 である。そのほとんどは、石英型を示すが、中には瑪瑙化したものや、含水状態でオパール化したものも見られる。また、図1及び2に示すように、その外形は全く木そのもので、微構造も元の木の細胞壁や道管等の内部器官をそのま

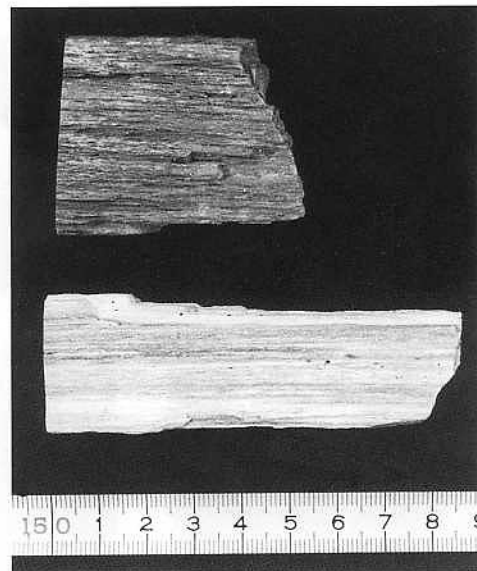


図 1 珪化木 (米国アリゾナ州産)

まの形で保存していることが多い。これは、まさしく木を鋳型として天然にできたセラミックスであると考えられる。珪化の過程は、非常に長い歳月を要し、複雑且つ微妙であって、その機構は未だ十分に解明されてはいないが、珪化木を人工的に合成することは、種々検討されている。古くは、木に水ガラスをしみ込ませ、不燃材として利用することが米国の特許に見られる⁸⁾。また、R. F. Leo等の地質学者は、珪化木の成因を研究するため、珪酸エチル (TEOS) を木に含浸させ、そのまま加水分解することにより、木材中にシリカを析出させて、人工的な珪化木の作製を試みている⁹⁾。

筆者等は、人工珪化木における珪酸エチルの代わりにチタンのアルコキシドを用いることにより、チタニア化木を作製した¹⁰⁾。木材にチタンのイソプロポキシドを含浸後、加水分解し、木材組織内部にチタニアゲルを析出させる。これを空气中1200℃にて焼成することにより、図3に示すようなチタニア化木が得られた。細胞壁に析出したチタニア微粒子は、そのまま容易に焼結し、薄い壁となっていることがわかる。同様な方法により、アルミナ化木、ジルコニア化木、アバタイト化木なども作製できる。

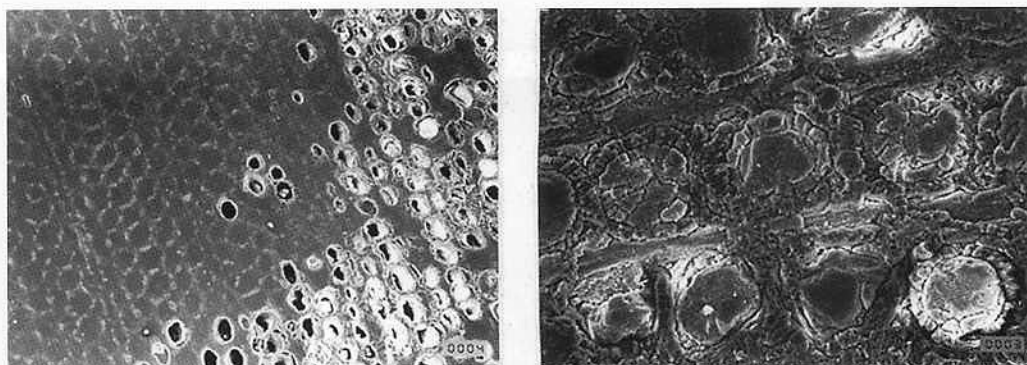


図 2 珪化木の微構造

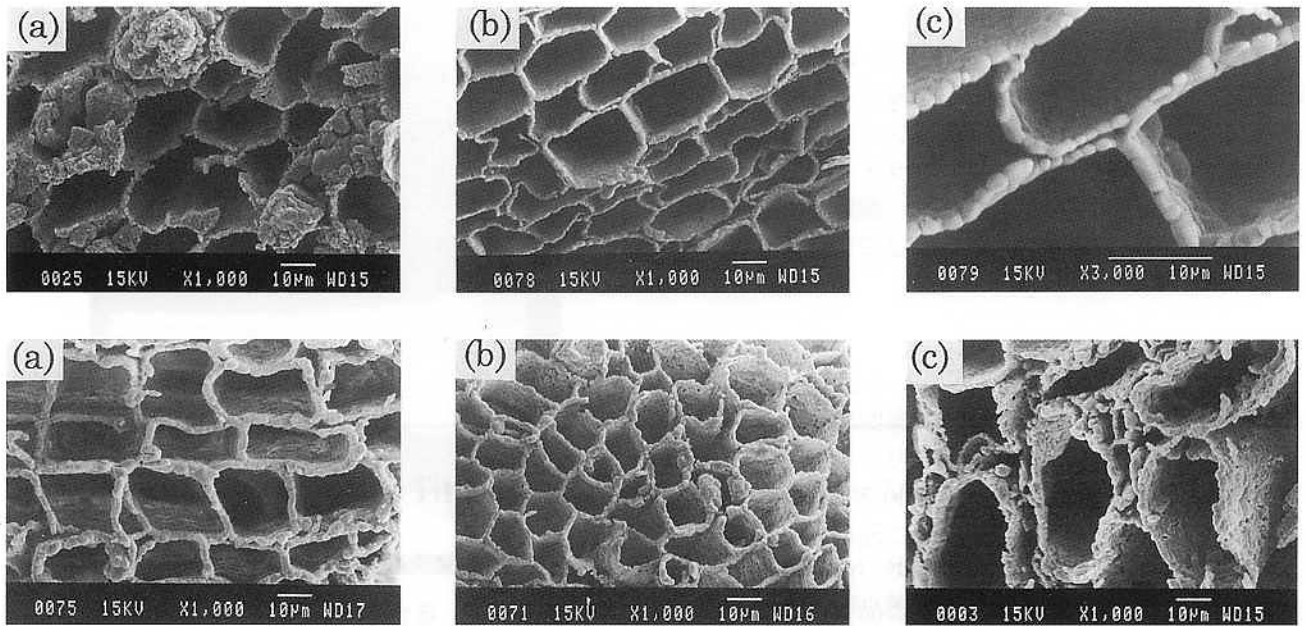


図 3 チタニア化木（上段：杉、下段左：縦、下段中央：檜、下段右：桂）

(4) SiCセラミックス化木

筆者等は、人工珪化木に倣って、木材にTEOSを含浸し、そのまま加水分解することにより、木材組織中にシリカを析出させ、さらにそれと木の構成成分である炭素とを高温、不活性雰囲気下で反応させ、木材をSiCへと変化させることを行った¹¹⁾。図4は、割り箸（ブナ材）から作製したSiCセラミック化木とそのSEM写真である。外観及び微構造ともに木そのものである。また、図5のEDSによるSi元素のマッピングに示されるように、木材の細胞壁がそのままSiC化されていることがわかる。図6は、種々の木材から作製したSiC化木の例である。広葉樹及び針葉樹

等、各々に特徴的な多孔構造がそのままセラミックス化されている。現在、工業的に製造されているスポンジを用いたSiC多孔体などに比べ、本方法では、気孔の大きさを数ミクロンから数百ミクロンの範囲で多種多様に設定できること、気孔が1次元配向した貫通孔であること、2種類の大きさの気孔を持つ階層的な多孔構造も可能であることなどの利点を有すると思われる。

木材をSiC化する別の方法として、ドイツのエランゲン大学のP. Greil等は、既存のセラミックス技術であるグラファイト等のカーボンと熔融金属シリコンとの反応によるSiCセラミックスの作製技術や、カ

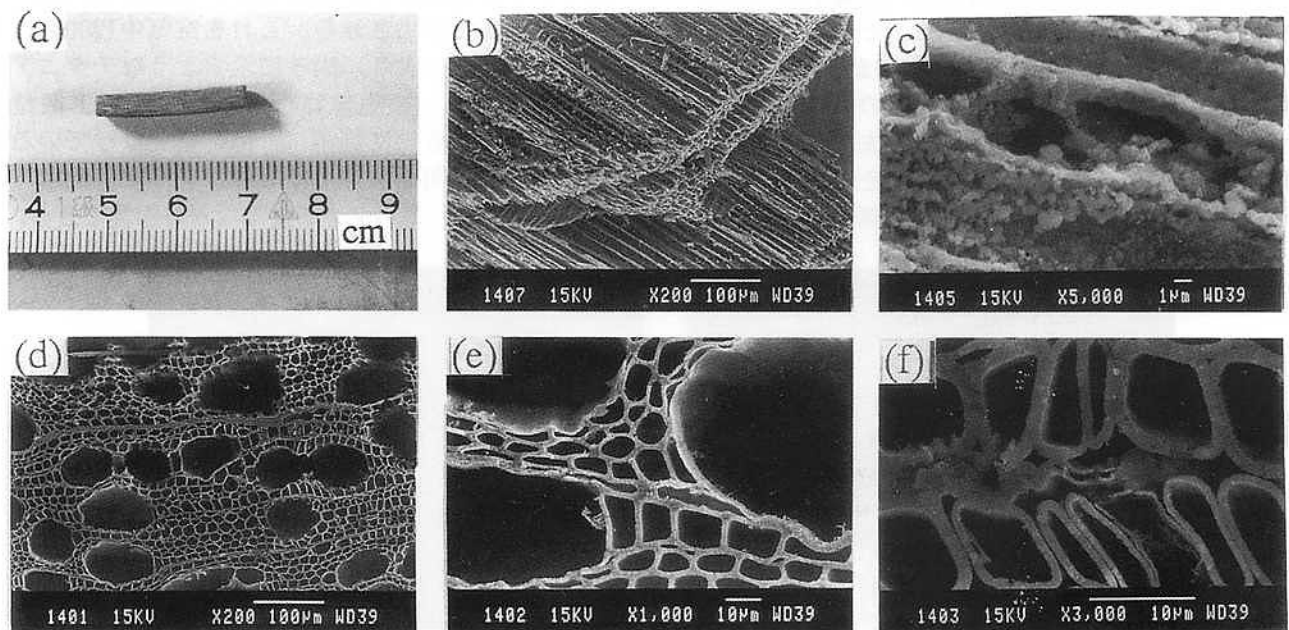


図 4 SiC化木（檜材）

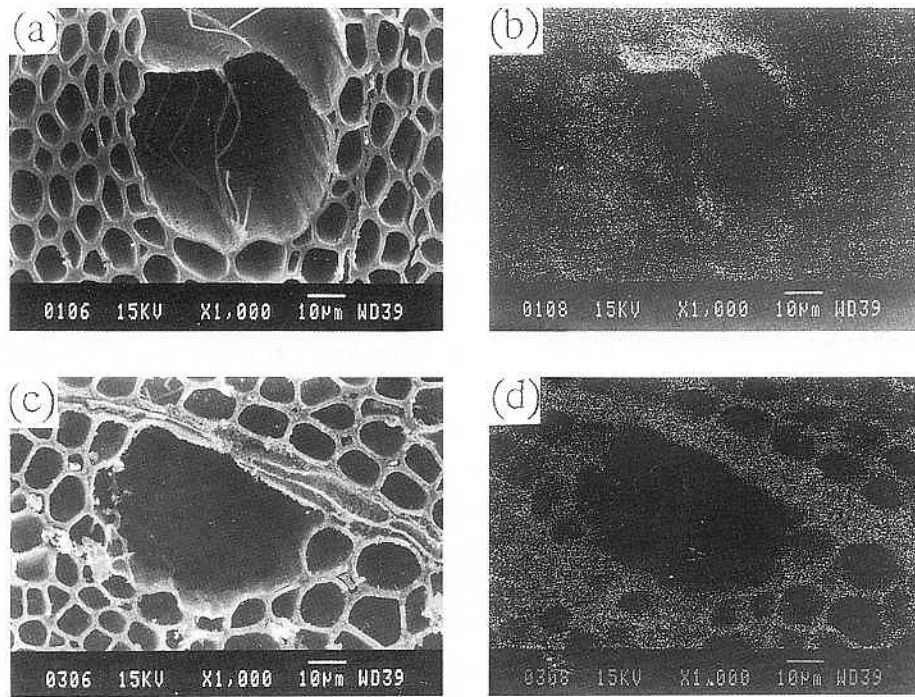


図 5 SiC化木のSi元素マッピング

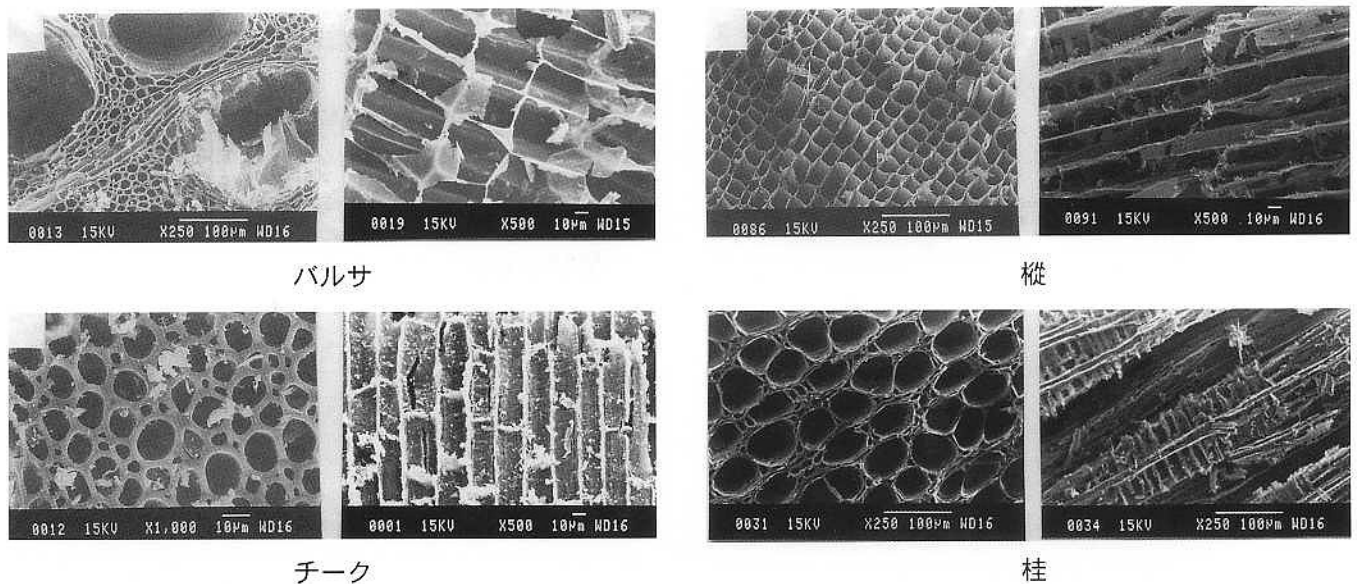


図 6 種々の木材から作製したSiC化木

ーボンファイバーとSiO₂あるいはSiCl₄等との気相反応によるSiCファイバーの作製技術等を応用することによって、SiC化木を作製している^{12,13)}。すなわち、所望の大きさ及び形に加工した木材や紙を予め炭化処理して、それを1400~1600℃にて金属シリコン融液中に浸し、SiC化を行った。この場合、反応焼結により緻密化が進行するため、高強度のセラミックスが得られる。但し、SiC-Siの複合体となり、SiCのみとするためには酸洗浄によるSiの除去が必要となる。同様な方法を用いて、NASAのM. Singhもまた、

木材からのSiC化を行っている¹⁴⁾。彼は特に、木材中の炭素がセラミック固化されることから、CO₂削減のためのEcoceramicsとして注目している。

以上のように、木材からのSiC化は、通常のSiCセラミックスの製造プロセスと比べ、炭素源が安価なこと、成形が木材の段階で容易にできること、通常の技術では作製できないような特異な多孔体構造を再現できること、さらに、炭素を固化できるエコセラミックスであることなど、種々の優れた特徴がある。

3 おわりに

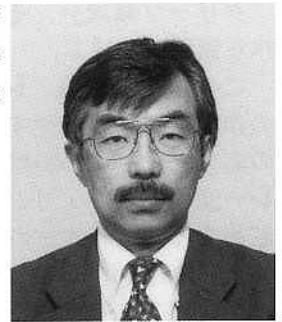
バイオキャスト法では、通常のセラミックス製造プロセスでは作製できないような精緻な多孔体構造を有するセラミックスを、生体組織を鋳型として置換あるいは反応させることによりセラミックス化するものである。生体組織としては、特に木材を利用したものが多く、この理由としては、木材には針葉樹、広葉樹など種々の種類があり、それぞれ異なる多種多様な微細構造組織を有していることが挙げられる。従って、木材組織を利用してセラミックスを作製することは、セラミックスのミクロな形状を多様化するために大いに役立つものと考えられる。すなわち、木材の構造は、構造用セラミックスの観点からは、軽量高強度、高靱性、低熱伝導性、易加工性などが、また、機能性セラミックスの観点からは一次元細孔を持った多孔体として、各種触媒担体、吸着剤、マイクロリアクター、異方性セラミックス等への応用が期待される。

引用文献

- 1) セラミックス、特集「生体の持つ無機質材料創生機能と生体模倣材料」、28 [1] (1993).
- 2) ニューセラミックス、特集「自然界に学ぶセラミック技術」、11 [11] (1998).
- 3) R.E. Newnham and G. R. Ruschau, *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 463-480 (1991).
- 4) D. P. Skinner, R. E. Newnham and L. E. Cross, *Mater. Res. Bull.*, 13 599-607 (1978).
- 5) 岡崎清編「電子セラミックスへの招待」森北出版 (1986).
- 6) D. M. Dabbs et al., "Inorganic/Organic Interactions in Wood", Annual Meeting of ACerS in 1994.
- 7) 岡部敏弘監修, 「ウッドセラミックス」内田老鶴園 (1996).
- 8) U. S. Patent 4,612,050 (1986).
- 9) R. F. Leo and E. S. Barghoon, Botanical Museum Leaflet, Harvard University, 25 1-47 (1976).
- 10) T. Ota, M. Imaeda, H. Takase, M. Kobayashi, N. Kinoshita, T. Hirashita, H. Miyazaki and Y. Hikichi, *J. Am. Ceram. Soc.*, 83 1521-1523 (2000).
- 11) T. Ota, M. Takahashi, T. Hibi, M. Ozawa, S. Suzuki, Y. Hikichi and H. Suzuki, *J. Am. Ceram. Soc.*, 78 3409-3411 (1995).
- 12) P. Greil, T. Lilka and A. Kaindl, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 18 1961-1975 (1998).
- 13) P. Greil, E. Vogli, T. Fey, A. Bezold, N. Popovska, H. Gerhard and H. Sieber, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 22 2697-2707 (2002).
- 14) M. Singh, 超高温材料シンポジウム2001 in たじみ, 56-65 (2001).

技術解説

財団法人 鉄道総合技術研究所
 鉄道力学研究部 軌道力学
 研究室長



車輪／レールの接触問題の現状と今後の取組み

石田 誠
 Makoto Ishida

Current Status and Future Study on the Theory and Practice of Wheel/Rail Contact

1 はじめに

図1に、車輪とレールの接触状態における各部および作用力等の名称を紹介する。図において、車輪の踏面およびフランジ、並びにレールの頭頂面およびゲージコーナ、さらに車輪の踏面勾配、レールの傾斜敷設角を示す。また、車輪とレール間の主な作用力として、車両走行に伴う上下方向の輪重および車両が曲線等を走行する際の左右方向の横圧（「圧力」ではなく「力」であり、鉄道の分野ではこのよ

うに呼ぶ）、さらに車両が走行するために必要な前後方向の駆動力あるいは制動力を示す。このうち、左右および前後方向の作用力に関して、鉄道では車輪がレールの上を転がる時、それぞれの弾性変形によって生ずる微小すべりによって車輪とレールの間で伝達される力を、「粘着力」あるいは「クリープ力」（トライボロジーの分野では一般的に「接線力」あるいは「トラクション」と呼ぶ。このクリープ力は一般的に図2に示すような特性を示し、それを「粘着力特性」あるいは「クリープ力特性」と呼ぶ。また、この粘着力の最大値と輪重の比を「粘着係数」（トライボロジーの分野では「最大トラクション係数」と呼び、車両の加速あるいは減速の性能を定める重要な要素である。なお、図において、縦軸はクリープ力と垂直荷重である輪重との比である「接線力係数」あるいは「トラクション係数」、横軸は車輪の周速度と車輪の移動速度（車両のレールに対する速度）の差のそれらの平均速度との比である「すべり率」が一般的に用いられ

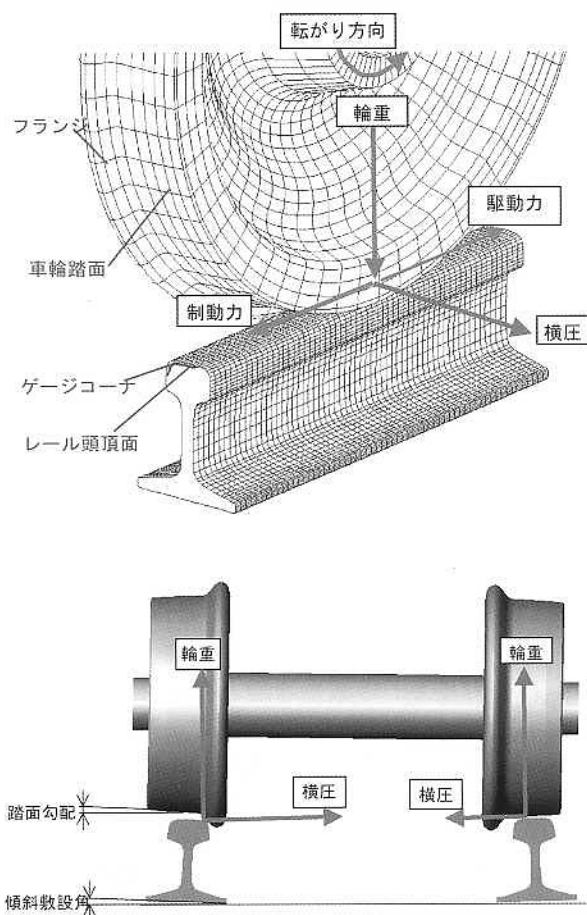


図1 車輪とレールの接触部と作用力の名称

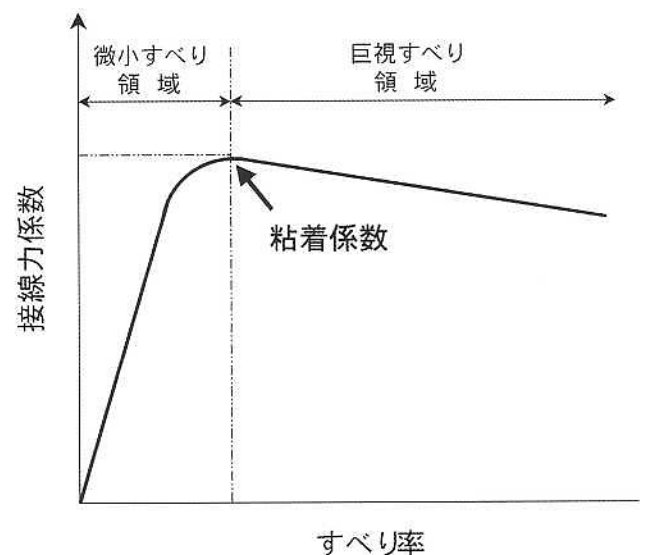


図2 一般的な車輪／レール間の粘着力特性

る。さらに、この粘着係数を与えるすべり率より小さいすべり率の領域を「微小すべり領域」あるいは「クリープ領域」、それより大きい領域を「巨視すべり領域」と呼ぶ。

このような車輪／レール間の作用力の特性と、その作用力により発生する応力の大きさ、あるいはその応力により生じる塑性変形の様子を知ることは、レール頭頂面シェリング（以下、「シェリング」と略称する）に代表される転がり接触疲労、曲線部のレール側摩耗、車輪フランジ直立摩耗等を検討する上で重要であり、また、車輪／レール間の輪重変動に代表される作用力の動特性を知ることは、車両の走行安全性、車輪とレールの振動に起因する騒音等の保守上の問題を検討する上で重要である。本稿では、このような車輪／レールの接触問題に関して、これまでの理論の発展、現在の課題と実務そして今後の取り組みについて紹介する。

2 車輪とレールの接触に関する理論の発展

2.1 接触理論

車輪がレールの上を転がる現象を考える時、初めにその接触点にどのような応力（接触圧力）が発生するかが問題となる。この問題を解くための接触理論は、1882年にハインリッヒ・ヘルツによって書かれた「弾性体の接触に関して」と題する論文¹⁾に始まると言える。彼は、2枚のレンズを接触させた時の弾性変形が光の干渉縞にどのような影響を与えるかという疑問から出発して、いわゆるヘルツの接触圧力分布を求めた。ただし、ヘルツは理想的な平滑面を仮定している。

ヘルツ理論を用いて、JR在来線の円錐踏面車輪とJIS50Nレールのそれぞれ新品断面で設計輪重75kNの場合の最大接触圧力を求めると1100MPa程度になり、普通レール鋼の引張・圧縮降伏応力（通常、耐力として0.2%永久ひずみを生じる時の応力を用いる）の500~600MPaと比較すると非常に大きいことがわかる。さらに、動的に変動する輪重と駆動力等の付加を考慮すると、車輪とレールは厳しい応力状態に曝され、塑性変形の可能性が指摘できる。最近では、このような平滑面のみならず、車輪とレール表面の極微小な突起同士による極めて厳しい応力状態も評価できるようになってきている^{2),3)}。

2.2 転がり接触理論

ヘルツ理論は、接触面において摩擦のない弾性体の接触を扱うので、車輪がレールの上を転がる現象を十分に記述できない。ただし、クーロン摩擦を仮定すると、摩擦係数 $\mu=0$ の摩擦のない状態での転がり接触を表すものとも考えられる。しかしながら、車輪／レール間の実際問題として μ は0ではなく、逆に μ は0ではないことにより駆動力あるいは制動力を

揮する。以後の転がり接触理論の発展は、このヘルツ理論の $\mu=0$ という制約をいかに取り除くかにかかっていたと言える。ここで、この理論の先駆的な役割を果たしたカーターが求めた2次元の接線応力分布⁴⁾と、現在のところ最も多くの場合に適用できるカルカーの転がり接触理論⁵⁾により求めた3次元の接線応力分布を図3および図4に紹介する。ただし、カーターやカルカーの転がり接触理論は弾性理論である。

図3(1)は、ヘルツの2次元接触圧力分布の原点近くの応力分布を等価長さという概念を導入して求めた2次元接触圧力分布を示し、図3(2)は、接触領域の車輪の進入側において車輪とレールの転がり方向の歪が等しくかつ一定である領域（「粘着領域」と呼ばれる）と、同去り側において接触圧力が歪を一定に保つには不十分になり、限界接線応力($f=\mu p$, f :接線応力, p :接触圧力)ですべる領域（「すべり領域」と呼ばれる）を示している。

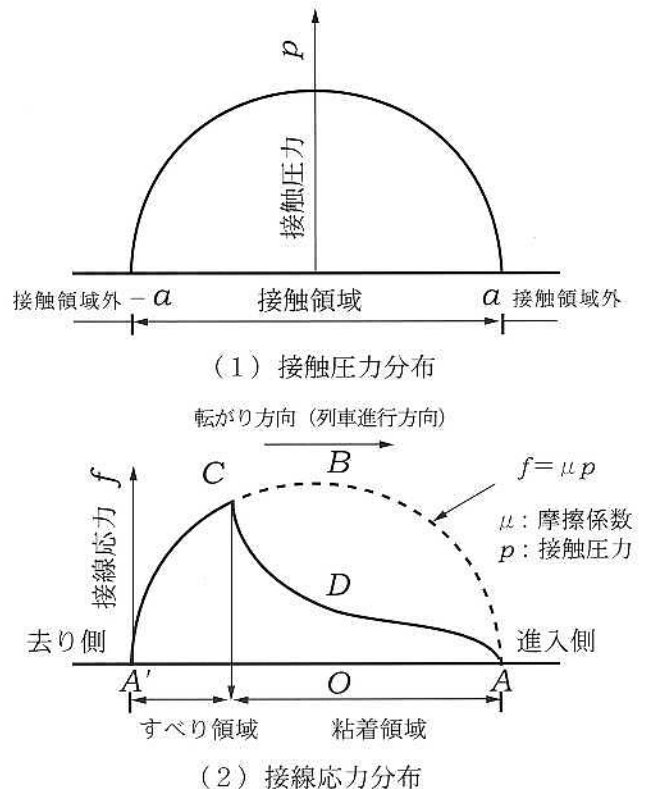


図3 カーターの2次元転がり接触理論

図4は、カルカーの厳密理論と呼ばれる理論に基づき開発されたプログラム“CONTACT”を利用して、新幹線の1/40の傾斜の円錐踏面車輪と60kgレールのそれぞれ新品断面で設計輪重85kN、横圧85kN×0.025および駆動力85kN×0.05が作用する場合の接線応力分布を示す。図より、車輪／レール間の接線応力の大きさとともに、図においては時計回りの応力を発生させる車輪踏面勾配によるスピンの影響をよく理解することができる。

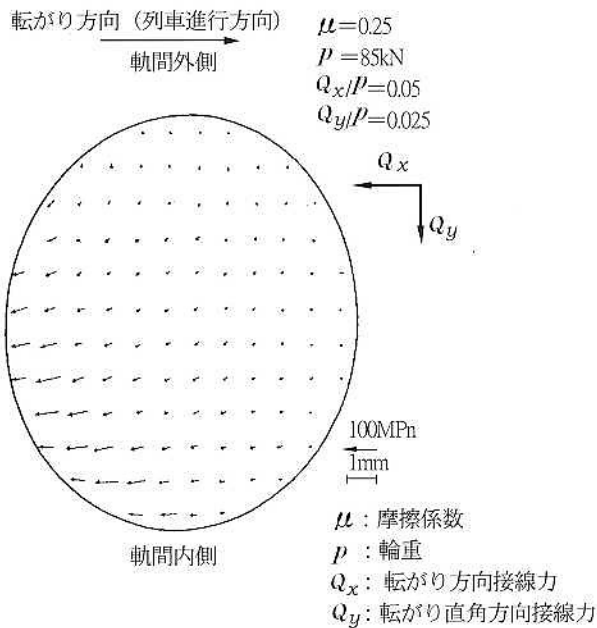


図4 新幹線の接線応力分布計算例

2.3 粘着理論

転がり接触理論は図2に示す粘着力特性のうち、主にクリープ領域のすべり率の範囲で、接線応力分布を求めるために発展してきた。一方、粘着係数を与えるすべり率より大きい巨視すべり領域のすべり率を含めて、車輪とレール間の主に転がり方向の伝達力特性を扱う分野を「粘着」と呼び、本稿ではその理論を「粘着理論」と呼ぶことにする。この理論は、乾燥状態で車輪／レール間に特に何も介在しない場合というより水あるいは油など（第3物質と呼ぶ）が介在する場合に、いわゆる粘着係数が下がるあるいはすべり率が大きくなるとともに車輪とレール間の伝達力が減少する現象（「ネガティブダンピング」と呼ぶ場合がある）を対象に発展してきた。

ジョンソンらは、潤滑状態の車輪／レール間の粘着力特性について、上記のネガティブダンピングを説明するパラメータを導入するなど、多くの優れた成果を挙げた^{6,7)}。

また、大山らは水潤滑状態の粘着力の挙動を大型転動試験装置を用いた系統的な実験により、粘着係数は走行速度が大きいほど、接触面の表面粗さが小さいほど低下することを明らかにし、EHL (Elasto-Hydrodynamic Lubrication: 弾性流体潤滑) 理論を車輪／レール間の水潤滑状態に適用し、高速域における水膜の形成が粘着係数に大きな影響を及ぼすことを明らかにした⁸⁾。陳らは、その研究をさらに進め、理論および実験の両面から走行速度と表面粗さ、さらに図5に示すような水温の影響を明らかにした⁹⁾。

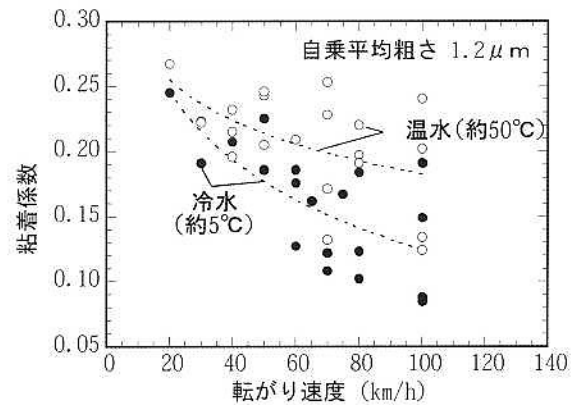


図5 水温の粘着係数に与える影響

2.4 塑性理論

平滑面を仮定したヘルツ理論により求めたJR在来線の接触条件で発生する車輪／レール間の最大接触圧力から、塑性変形の可能性を既に指摘した。しかし、仮に塑性変形が生じても、それが進まなければ直ちに破壊に至ることはなく、ジョンソンはこれを検討するために、シェイクダウン理論を車輪／レールの接触に適用した^{10,11)}。

シェイクダウン理論とは何かを簡単に説明する。材料は繰返し転がり荷重を受けている間、現在作用している荷重によって発生する応力と既に発生している残留応力の合応力に曝される。たとえ荷重の繰返し初期の段階で塑性変形が発生したとしても、残留応力と荷重による応力の合応力が弾性限度を超えない範囲で一定になる場合があり、このことをシェイクダウンと呼ぶ。この理論は、荷重履歴には直接関係なく、定常な応力／歪の繰返し状態を記述できること、弾塑性応力よりも比較的容易に求められる弾性応力の分布を用いて検討できる。

2.5 粗さ接触理論

これまでの弾性転がり接触理論とシェイクダウン理論の車輪／レール接触への適用に関しては、車輪もレールも平滑面を仮定しているが、転がり接触疲労あるいは摩耗等の検討にあたっては、車輪とレールの表面粗さ（微小突起）に着目する必要がある¹²⁾。そこで、2次元ではあるものの通常の平滑面同士と表面粗さを考慮した弾性理論で計算した接触圧力とフォン・ミーゼス応力（この値がせん断降伏応力を超えると降伏する：レール鋼の場合0.25GPa程度）で表現したレール表面下の応力状態を図6に示す。図より、粗さを考慮した場合の接触圧力は3.1GPa（3100MPa）に達し、平滑面同士のヘルツ最大接触圧力0.9GPa（900MPa）よりかなり大きな値であること、また、図のフォン・ミーゼス応力から、塑性変形を考慮しない弾性解析ではあるものの、表面および表面下近傍に大きなダメージを受ける可能性があることが理解できる¹³⁾。

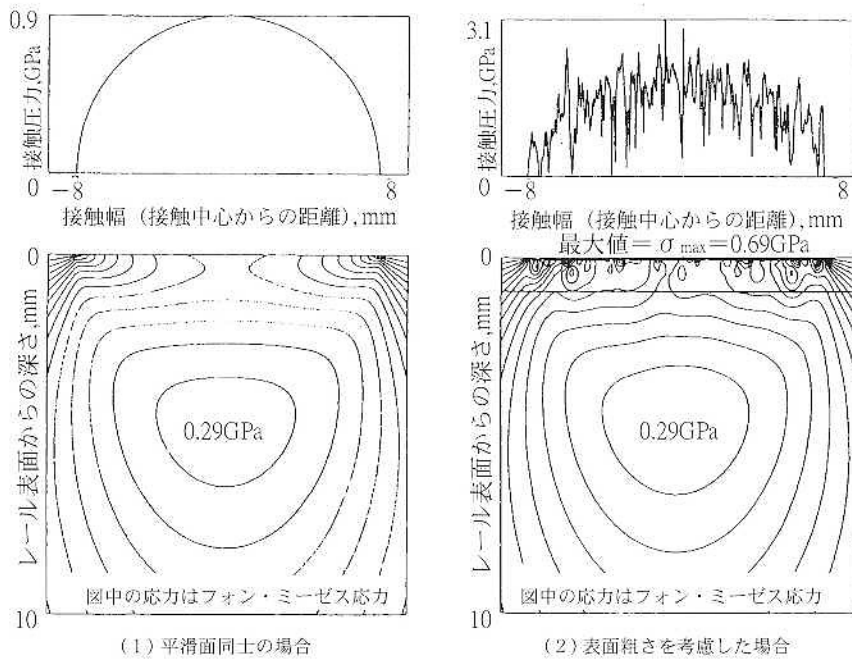


図6 車輪／レール接触における表面粗さの効果

次に、以上のような理論的な発展を踏まえ、現在直面している車輪とレールの具体的な課題について解説する。

3 摩耗と疲労

3.1 摩耗

初めに、図7および図8に示す車輪フランジの直立摩耗やレールゲージコーナの側摩耗、およびレール頭頂面の波状摩耗に関係する摩耗現象について簡単に説明する。摩耗とは、2つの物体の擦られた面から次々とそれぞれの物体のある部分がすり減ることを指す。摩耗のメカニズム（どのようにすり減るのか）に関しては、いくつかの形態に分類され整理されているが、実際の現象はその多様性と複雑さのために、様々な現象を呈し、まだ十分に理解できない

ことも多く残されている¹⁴⁾。

これまでに分類されている摩耗の形態において、車輪とレールの摩耗がどのようなものに当てはまるのかを紹介する。比摩耗量（摩耗した体積を摩擦面に加わった荷重とすべった距離で割った値）の面から、車輪とレールの摩耗は凝着摩耗¹⁵⁾に相当すると考えられる。もう少し詳しく述べると、直線あるいは曲線半径の大きい曲線でフランジ接触がなければ、レール頭頂面あるいは車輪踏面では転がり接触により、頭頂面の水平摩耗と呼ばれる軽い（マイルド）凝着摩耗、急曲線のレールゲージコーナと車輪フランジの接触面では激しいすべり接触により、レール側摩耗あるいはフランジ直立摩耗と呼ばれる厳しい（シビア）凝着摩耗が起きていると考えられる。

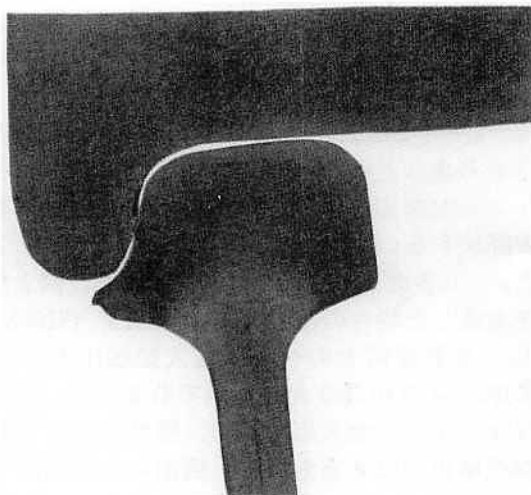


図7 車輪フランジ直立摩耗／レール側摩耗

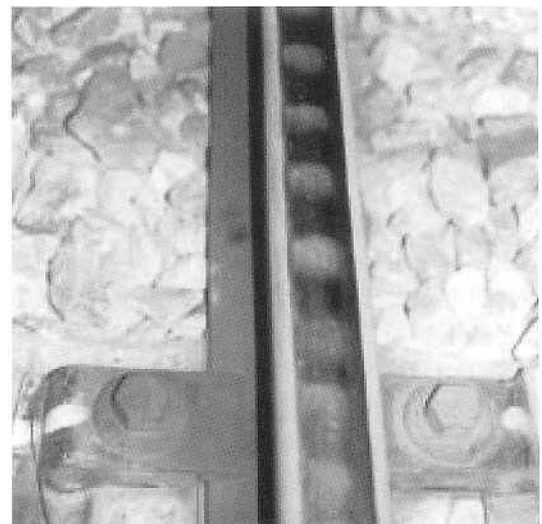


図8 急曲線内軌波状摩耗

3.2 疲労

次に、図9に示すシェリングと呼ばれる転がり接触疲労やロングレール（25mあるいは50mレールを200m以上に溶接したレールで、数kmに及ぶものもある）の溶接部の曲げ疲労に関する疲労現象について簡単に説明する。疲労とは、ある物体に変動荷重が作用し、巨視的降伏応力以下の応力の繰返しにより、き裂が発生するか破壊が生じることを指す。この疲労破壊に関しては、き裂の発生・成長（伝播）を解析することが重要であるが、き裂の長い場合は破壊力学が有効な手段の一つであるものの、微小き裂の場合には妥当な解析法はまだ確立されていない。

シェリングは、車輪との接触面の極表面層における疲労被害の蓄積（塑性変形あるいは結晶面のずれ等）により発生すると考えられるき裂と、滑走あるいは空転のような非常な転がりによる熱影響でマルテンサイトと呼ばれる少々脆い組織が形成され、その組織を起点とするき裂が観察されている。一方、溶接部の曲げ疲労は、レール底部の曲げ応力が最大になる位置が起点になる場合より、介在物を含めた溶接欠陥が起点になる場合が多い。特に、溶接部は車輪が走行する頭頂面に凹凸が形成され、高速走行時の動的荷重の増大が問題である。

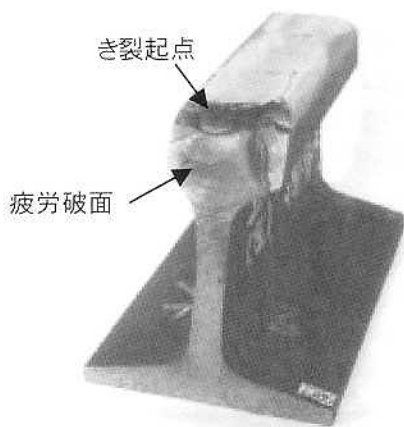


図9 シェリングによるレール破断面

3.3 潤滑と研削による摩耗と疲労の抑制

(1) 車輪を滑らかに転がす

車輪フランジの直立摩耗や曲線外側レール（以下、「外軌」と表記する）の側摩耗、さらには急曲線内側レール（以下、「内軌」と表記する）の波状摩耗を抑制するためには、図10に示す車両の曲線通過性能に応じて発生する横圧を可能な限り抑制し、車輪を滑らかに転がすことが重要である。

—レール側摩耗を抑制する

曲線外軌の側摩耗に関して、その抑制策としては熱処理により硬度を大きくしたレールの採用や、外軌のゲージコーナへの塗油が一般的である。この外軌ゲージコーナの潤滑の効果について、車輪とレール

の接触点の摩擦係数が乾燥時よりかなり小さくなるため、摩擦力が小さくなり摩耗もそれに依りて制御されることが期待できるが、最近の研究により、車両が曲線に沿って走行しようとする案内力が小さくなるとともに逆に横圧が大きくなり、摩擦係数が小さくなるほどに摩耗が抑制されないことがわかってきた¹⁶⁾。また、摩耗において接触点のすべりも重要な要素であり、すべりと直接関係するアタック角（図10参照）の影響も大きいことがわかってきた¹⁷⁾。

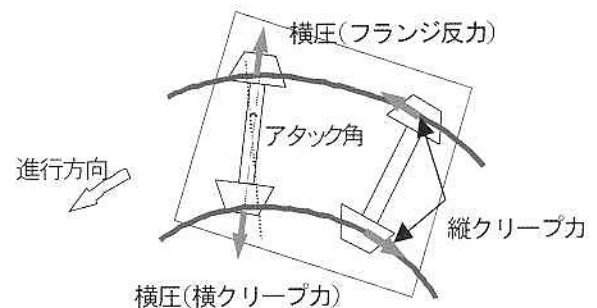


図10 曲線通過時の車輪からレールへの作用力

一方、急曲線内軌の波状摩耗の検討から、内軌頭頂面の潤滑により急曲線内軌の横圧を減少させると、同外軌の横圧も減少することから、結果的に外軌の側摩耗も抑制することが期待できることがわかってきた。このことは、営団地下鉄において、きしり音を抑制するために、内軌頭頂面に塗油を行ったところ、結果的に外軌側摩耗も抑制されたことが報告されている¹⁸⁾。

—波状摩耗を抑制する

地下鉄に多くみられる曲線半径が小さい急曲線において、波長50~150mmの波状摩耗が発生し、大きな問題になっている（図8参照）。我が国の波状摩耗としては、直線、急曲線外軌、そして急曲線内軌に発生するいくつかのタイプがあるが、特にJR発足以降、急曲線内軌に発生するタイプが多く報告されている¹⁹⁾。その急曲線内軌に発生する波状摩耗の原因（発生メカニズム）については、台車前軸の内軌側の車輪／レール間には操舵不足により発生するアタック角に起因する大きな横圧（レール頭頂面と車輪踏面のクリープ力であることから、「横クリープ力」と呼ばれる）と車輪がレール継目を通る際に輪重が変動し、スティック・スリップあるいはロール・スリップと呼ばれるレールの左右あるいは小返り振動と関係の強い摩擦振動が励起され、凹凸が波状に形成されると考えられる¹⁹⁾。

このような発生メカニズムから、横圧（横クリープ力）を抑制し、レールの左右振動あるいは小返り振動を励起させないために、内軌頭頂面を潤滑することが考えられる。ただし、内軌頭頂面を潤滑することは特に車輪の滑走に注意する必要がある。そのた

め、通常の走行状態ですべり率が比較的小さい場合は車輪とレール間に作用する粘着力を小さく、制動状態ですべり率が大きい場合はその粘着力を大きくする潤滑手法が注目されている^{20),21)}。現在、総研で開発を進めている摩擦緩和材の試験結果を図11に示す。

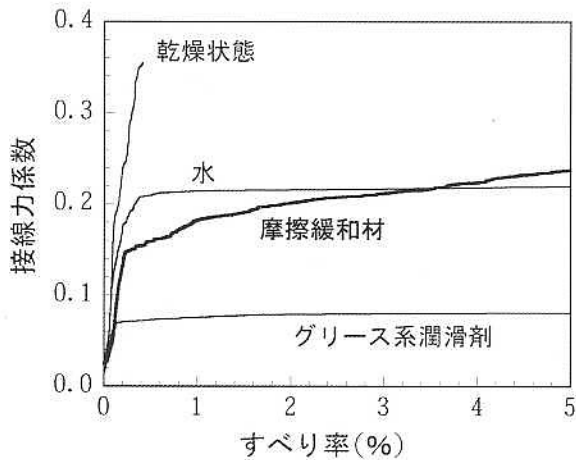
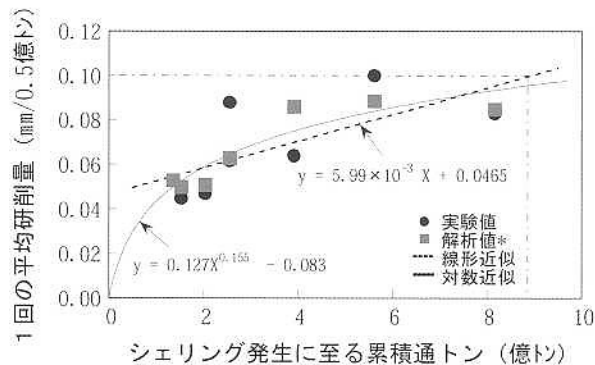


図11 摩擦緩和材の粘着力特性

(2) ダメージ層を削り取る—シェリングを抑制する
シェリングは、車輪からの繰り返し転動荷重を受けて生じる疲労損傷の一つであり、同様の傷として古くは昭和30年代に山陽本線で「黒裂」と呼ばれ、大きな問題になった。その後、東海道および山陽新幹線で再び大きな問題になり、その対策として昭和50年代には既にレール表面の疲労層を研削により除去しようとする試みが行われた。その後、いくつかの研削手法に関する追跡調査等からのそれまでに得られた知見を基に、室内試験機を試作し、いつ、どの程度研削するのが最も効果的であるのかが実験的に求められた。図12に、実験的に得られた予防研削の効果を示す。ここでは、実施した試験のうち荷重条件と研削周期を通過トン数（実験における荷重の繰り返し数に軸重17トンを乗じた値）にして5000万トン（繰り返し数 3×10^6 回に相当）と一定とした場合において、1回の削正量とシェリングが発生するまでの累積通過トン数の関係を示す^{22),23)}。この図に



* ; 実験値の累積通過トン数ごとの分布を仮定し、統計解析によりその分布の5.0%推定値を求めた

図12 レール予防研削によるシェリング抑制効果

において、例えば研削周期を通過トン5000万トンとした場合、約0.1mmの研削深さで平均的（破壊確率50%）には累積通過トンで8億トンを超えるまでレールシェリングの発生を抑制できることを示す。なお、これらの実験結果は図6に示す車輪/レールの接触面の表面粗さを考慮した応力解析により、極表面は応力が大きく塑性変形すること、また結晶学的なアプローチからも、特定のすべり面の方向が揃う（塑性変形に対応する）ことが明らかにされるなど、応力解析と同様に極表面のダメージが大きく、その部分を研削することの妥当性が指摘された。この予防研削に関しては、東海道新幹線の調査区間において、平成7年度からレール研削車2編成により、1年間（平均通過トン4000万トン）に全線（軌道延長約1000km）を約0.08mm研削する体制が整ってから、レールシェリングが急激に減少していることが報告され、予防研削が効果的であることが検証されている²⁴⁾。

(3) 車輪走行面を平滑にする—溶接部疲労を抑制する
シェリングの予防研削は、転がり接触による疲労層を直接除去するため、疲労を抑制する効果が直接的に反映しやすいが、レール溶接部の研削は、溶接部に生じるレール頭頂面の凹凸を平滑にして走行車両の輪重変動を抑制することにより、レール溶接部が受ける走行車輪からの疲労ダメージを抑制しようというものである。走行車両の輪重変動に関しては、図13に示す車両/軌道動的応答解析モデルにより、かなり良い精度で予測が可能である。

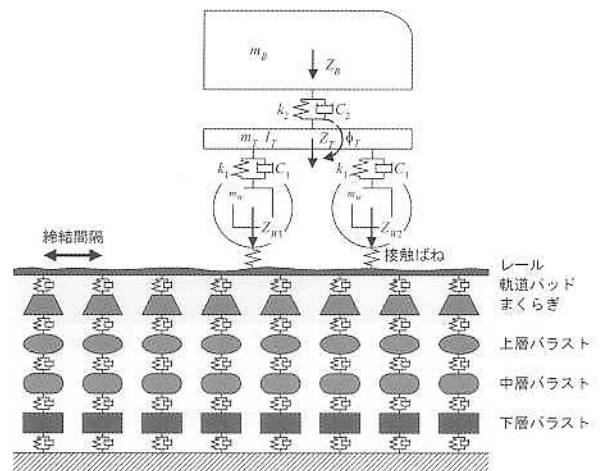


図13 車両/軌道動的応答モデル

ここでは、その溶接部の凹凸を平滑化し疲労寿命を延伸するレール研削効果を検討するために、道床バラスト軌道の新幹線車両が270km/hで走行した場合の60kgレールの溶接部の疲労寿命を算定した結果を図14に示す。図より、研削周期を一定とした場合、研削量が大きい方が疲労寿命（残存寿命がなくなる時点）をより延伸できることが理解できる²⁵⁾。なお、疲労寿命の算定において、車両通過による溶接部の凹凸進みは考慮されている。

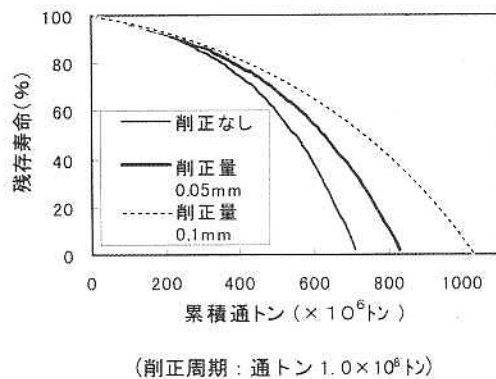


図 14 溶接部削正量の曲げ疲労寿命への影響

4 滑走・空転

図2の粘着力特性に関して、巨視すべり領域の現象を、駆動の場合を車輪の空転、制動の場合を車輪の滑走と呼ぶ。鉄道においては、古くから、この空転、滑走によって生じるレールの空転傷や車輪踏面の一部が偏平になるフラット等を防ぎ、またフラット等により生じる過大な衝撃荷重による騒音・振動ならびに材料劣化を抑制するために、空転、滑走を可能な限り防ぐとともに、より大きな駆動力あるいは制動力を得るための研究が行われてきた。特に、粘着係数が低下する降雨時の水潤滑状態、落ち葉あるいは油等による接触表面が汚染された状態における粘着現象の解明は、最も重要な課題の一つである。

鉄道における車輪／レール間の粘着係数を材料的な手段によって増大させる手法として、古くは砂まきがあるが、大山、陳らの粘着係数への表面粗さおよび水温の影響に関する理論的な検討を踏まえ、表面粗さに着目した増粘着研摩子、さらに大野によりセラミックス（アルミナ）粒子を用いた増粘着法などが提案されている²⁶⁾。

5 今後の取り組み

以上、車輪／レールの接触問題に関して、これまでの理論の発展と実際に取り組んでいる課題を紹介した。今後は、現時点までの取り組みをさらに発展させ、より効果的な対策を確立することが重要である。以下に、今後の取り組みをまとめる。

(1)材料の摩耗と疲労に関しては、車輪とレール間の接触環境（接触応力、摩擦係数等）を十分に理解し、潤滑と摩耗あるいは研削を組み合わせて、疲労損傷を抑制し摩耗量とのバランスの下に、総合的にレールの使用期間を延伸する手法を検討する。また、レール頭頂面の潤滑については、滑走・空転を避けるために、すべり率の増大に応じて伝達する接線力もある程度まで増大する潤滑材の性能をさらに高める開発を進める。

(2)特に湿潤時の車輪とレール間の粘着現象の解明のために、車輪とレールの接触面の表面粗さの突起部同士の固体接触（真実接触）面積を精度良く測定

し、表面粗さとその接触部の境界摩擦係数の粘着力への役割を明らかにする。

6 おわりに

本稿では、車輪／レールの接触問題に関して、これまでの理論の発展、現在の課題と実務そして今後の取り組みについて紹介した。車輪とレールに関わる多くの問題は、摩擦・摩耗および疲労という極めて実務的で、理論的にも十分に解明されていない分野を含んでいる。したがって、現象解明としては飛躍的に進むことはなかったが、着実に進んでおり、今後も車輪とレールの接触に関わるメンテナンスコストの削減は鉄道運営にとって極めて重要な課題であるため、大いに発展が期待されている。本稿が車輪／レールの接触問題に関する理解に少しでもお役に立てれば幸いである。

参考文献

- 1) H. Hertz : J. reine und angewandte Mathematik, 92 (1882) 156
- 2) R. S. Sayles : Tribology International 29-8 (1996) 639
- 3) 野木 高, 加藤孝久 : トライボロジスト, 42-2 (1997) 158
- 4) F. W. Cater : Proc. Royal Society, A112 (1926) 151
- 5) J.J. Kalker : Three-Dimensional Elastic Bodies in Rolling Contact, KLUWER ACADEMIC PUBLISHER (1990)
- 6) K.L Johnson and R.Cameron : Proc. Inst. Mech. Eng., 182-14 (1967) 307.
- 7) K.L. Johnson and J.L. Tevaarwerk : Proc. Roy. Society, A356, 1685 (1977) 215
- 8) 大山忠夫, 他 : トライボロジスト, 49-4 (2004) 56
- 9) H. Chen, et.al. : Wear, 253 (2002) 75
- 10) K. L. Johnson : Contact Mechanics Cambridge University Press (1985)
- 11) K.L. Johnson : Eur. J. Mech., A/Solids 11 (Special issue) (1992) 155
- 12) A. Kapoor, et. al. : Wear, 253 (2002)257
- 13) 石田誠 : トライボロジスト, 45-7 (2003) 9
- 14) 木村好次, 岡部平八郎 : トライボロジー概論, 養賢堂, 1982
- 15) 笹田直 : 凝着と摩耗, 潤滑, 24-11 (1979) 700
- 16) 青木宣頼, 他 : 鉄道力学論文集, Vol.7 (2003) 55
- 17) 石田誠, 他 : 鉄道総研報告, 17-2 (2003) 47
- 18) 桜庭隆 : 新線路, 50-5 (1996) 16
- 19) 石田誠 : トライボロジスト, 48-1 (2003) 23
- 20) D.T. Eadie, et.al. : Wear, 253 (2002) 185
- 21) 伴巧, 他 : 鉄道総研報告, 15-12 (2001) 17
- 22) 石田 誠, 阿部則次 : 鉄道総研報告, 9-12 (1995) 19
- 23) M. Ishida, et.al. : Quart. Report of RTRI, 39-3 (1998) 136
- 24) 多田嘉典 : 新線路53-8 (1999) 4
- 25) 石田誠, 他 : 鉄道総研報告, 12-3 (1998) 47
- 26) 大野薫, 伴巧 : 電気車の科学, 47-3 (1994) 22

熱間圧延におけるロールとその磨耗

Roll and its Wear in Hot Rolling



山陽工場 工学博士
橋本 光生
Mitsuo Hashimoto

要旨

圧延用ロールは代表的な耐摩耗材料であり、本論はロールの歴史の変遷、材質特性および使用条件を踏まえて熱間圧延用ロールの磨耗について研究した。ロール材は高硬度化の方向で変わってきた。炭化物については、セメンタイト(Fe_3C)にはじまり、クロム系 M_7C_3 型炭化物、さらにMCおよび $\text{M}_2\text{C}(\text{M}_6\text{C})$ 型合金炭化物が利用されるようになった。ロールの磨耗は圧延荷重と転動数に比例し、Holmの磨耗式が支持される。炭化物の硬さおよび高温で硬い基地がロールの耐摩耗性を向上させるのに有効である。近年、ハイスロールが日本で開発され、極めて少ない磨耗を示して圧延ロールの新時代を構築した。

Synopsis:

A rolling mill roll is a schematic wear resistance material, and this paper studies the wear of roll in hot rolling considering traditional changes, material characteristics and using conditions. The roll materials have become harder. Regarding carbides, firstly the cementite (Fe_3C) has been used, and the chromium carbides of M_7C_3 type have followed and recently the alloy carbides of MC type and $\text{M}_2\text{C}(\text{M}_6\text{C})$ type have been introduced. The wear of roll is proportional to the rolling load and rolling cycles and it depends on the Holm's wear equation. And the use of hard carbides and the high hardness of matrix in high temperatures is effective to improve wear resistance of roll. Recently a high speed steel type white cast iron roll was developed in Japan, and it demonstrated an extremely small wear and marked a new age of rolling mill roll.

Key note: rolling mill roll, wear, alloy, carbide, high speed steel, hot rolling

1 はじめに

鉄鋼圧延は圧延用ロールを介して大きな機械的負荷を鋼材に与え、それを塑性変形させることにより種々の形状および寸法の鉄鋼製品に成形する。したがって、ロールの特性は圧延製品の寸法精度や表面性状といった品質および操業能率に直接影響を及ぼし、圧延技術の進歩・発展とともに変化をとげてきた。とくに鋼材と直接接触する作働ロール（以下ロールと称す）には磨耗が少ないことが強く望まれ、代表的な耐摩耗材料である^{1~5)}。

しかしながら、前述のとおり熱間圧延でのロールの使用条件は大きく異なるがためにその定量評価

が難しく、ロール材質も多様であるために材質特性についての体系的な整理がなされていない。また、実機での使用試験を通じて改善ならびに開発が行われてきたことより、ロールの設計は主に経験則によっているのが実状である。そのなかで、代表的な鉄鋼製品である薄板を製造するホットストリップミルの粗および仕上げ圧延機用ロールについては比較的その使用条件が類似しており定量化しやすい。近年、この分野で磨耗が極めて少ない高速度鋼型の多元合金系白鑄鉄ロール（一般にはハイスロールと称す）が実用化され、大きな成果がもたらされた^{6~9)}。

本論は、ホットストリップミルにおけるロールの歴

史的変遷、材質特性および使用条件を踏まえて熱間圧延におけるロールの摩耗について論じる。

2 ロールの変遷とロール材の組成

2.1 圧延技術動向とロール材の変遷

薄板製品の代表的な製造工程を、ホットストリップミルを中心として図1に示し、この分野における圧延技術の動向とロールの変遷を対比して図2に示す。本ミルは1941年に国内で初めて設置され、高度成長時代には大型化、高速化およびコンピュータ制御の導入により生産性が飛躍的に向上した。その後、日本経済は転換期を迎え、省エネルギー、省力化および高付加価値製品への移行が進んだ。操業技術面では高圧下圧延、連続鋳造との連続化に加え低温加熱圧延が、設備的には板クラウン（鋼板の幅方向の厚み分布）を高度に制御できる各種圧延機が開

発・実用化された。1988年にはエッジ・ドロップ（鋼板端部で厚みが急激に薄くなる現象）の低減を狙い、小径ロールに曲げ機構を積極的に利用する極小径ワークロール圧延機（Minimum edge-drop mill：MEミル）の実用化試験が実施された。この結果、曲げ応力、ヘルツ接触応力および転動数が著しく増大し、高性能ロールの開発要求が顕在化し、ハイスロールが世界に先駆けて日本で開発され、ロール分野の変革が生じた。図2中にはホットストリップミルにおけるロール原単位、すなわち鋼材1トンの圧延で消費されるロールの質量の推移を例示している。1950年頃に20～30kg/t程度であると推定されるロール原単位は1970年代初頭には1kg/t、1980年頃には0.4kg/tに減少し、さらにハイスロールの導入により現在は0.2kg/t程度へとロールの性能向上に伴って減少した。

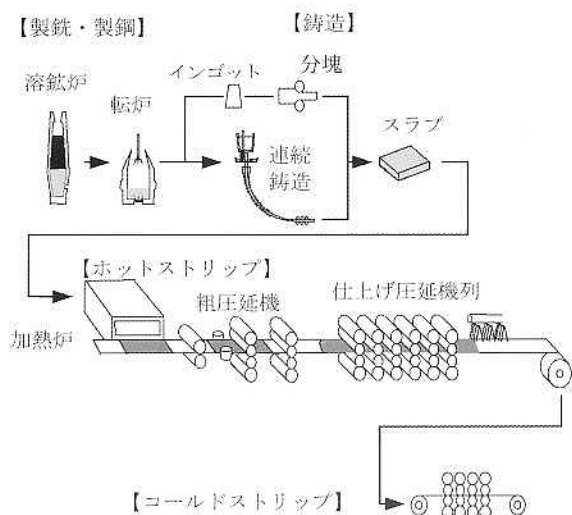


図 1 代表的な鉄鋼製造工程

次に、ロールの製造法について簡単に述べる。ロールの製造は単一材質の静置鋳造法により始まるが、ロールとして最も重要な具備特性であるがしばしば相反する耐摩耗性と強靱性を兼備するため、外殻層に耐摩耗材料、芯材に強靱材料を採用した複合ロールの製造法が開発された。本法は中抜鋳造法を経て、現在は遠心鋳造法が広く普及するところとなる。さらに、ハイスロールの開発に際して連続鋳掛け法（Continuous pouring process for cladding：CPC法）や熱間等方圧プレス法（Hot iso-static pressing：HIP法）など種々の複合ロールの製造法が現れた。なお、鍛造法は高炭素材の製造に難があり、熱間圧延用ロールとしては限られた用途に適用されるに留まっている。

さて、ロール材料は大きく分類すれば鋳鋼、鋳鉄およびその中間的なアダマイトがある。図3⁸⁾に代表的なロール材の硬さと引張強度を示す。一般的に強靱

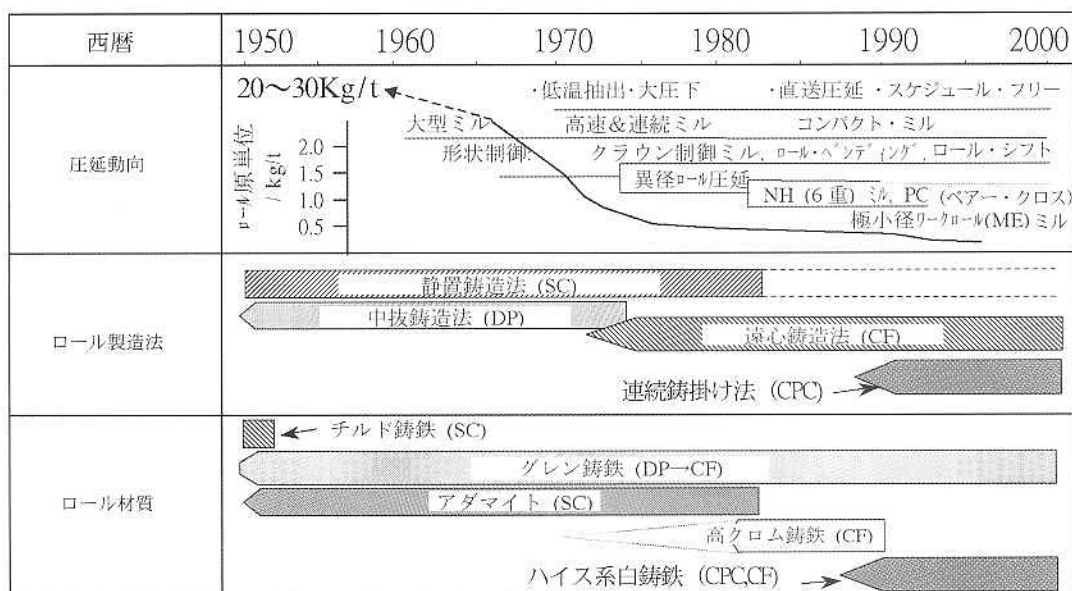


図 2 ホットストリップミル仕上げ圧延用働ロールの材質と製造方法の変遷

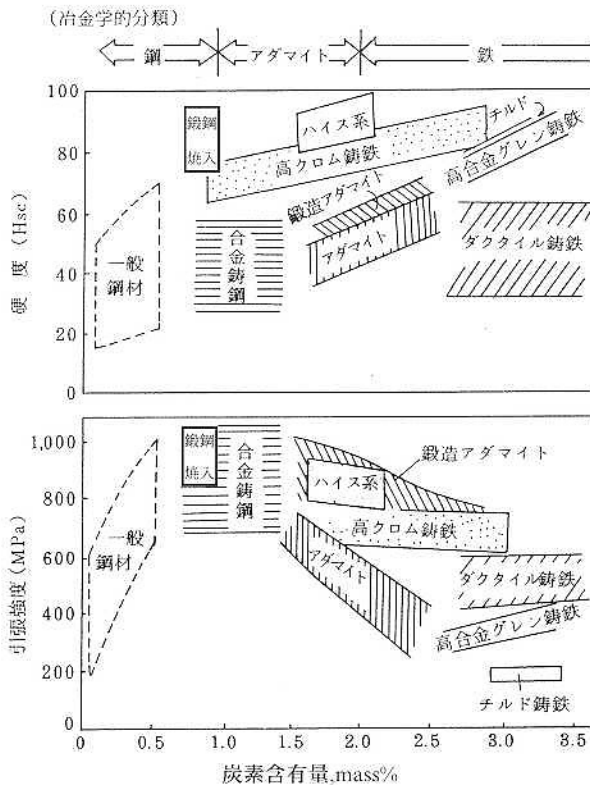


図 3 代表的なロール材の硬さと強度

性が要求される場合は鋳鋼ロールが、耐摩耗性が特に要求される場合は鋳鉄ロールが、両特性を適度に兼備することが要求される場合はアダマイトロールが採用される。二重圧延機が採用されている粗圧延では、圧延荷重による大きな曲げ応力と高温圧延材との低速接触による大きな熱負荷を考慮し、強靱性と耐き裂性に優れた低炭素(C)の合金鋳鋼ロールが主に使用されている。四重圧延機が採用される粗圧延においては、大きな熱負荷条件下で適度の耐摩耗性と耐肌荒れ性を有するアダマイトロールが使用されてきたが、1980年代に入り、耐摩耗性に優れた高クロム鋳鋼 (6~15%Cr, 0.8~1.4%C) に変わった。次に、仕上げ圧延用では後方の圧延機ほど圧延鋼材の温度が低く、薄くかつ高速で圧延されるため耐摩耗性の要求がとくに強く、硬い鋳鉄が一般に用いられてきた。最初にチルド鋳鉄(Fe-Ni,Cr,Mo-2.8~3.7%C)が使用され、1960年代初頭まで長く使用されてき

た。その後、前段圧延機ではアダマイトの普及を経て、1982年の六重圧延機の導入に際し、小径の中間ロールとの間に生ずる高いヘルツ接触応力に耐える高硬度の高クロム鋳鉄 (Fe-15~20%Cr-Ni,Mo-2.5~3.0%C) ロールが採用された。一方、後段圧延機では高速圧延に耐え、最終製品の品質を確保するうえで多量の硬い炭化物と適度の黒鉛を有し、耐摩耗性と耐焼付き性に優れたグレン鋳鉄ロールが採用され、今日まで長年にわたり使用されている。さらに、ハイスロールが開発されてロールの摩耗が飛躍的に減じ、仕上げ圧延機に続き粗圧延機へと急速に普及してきた。図4に各圧延機でのロールの変遷を硬さとの関係で示すが、耐摩耗性の向上を主体に高硬度ロールに移行してきたことが分る。ハイスロールの出現は、圧延作業での大きな制約であったロールの耐久性が向上し、長時間連続圧延や鋼材の圧延順番を規制せず自由に圧延作業を行うスケジュール・フリー圧延 (SFR圧延) が拡大するなど大きな成果をもたらされた。

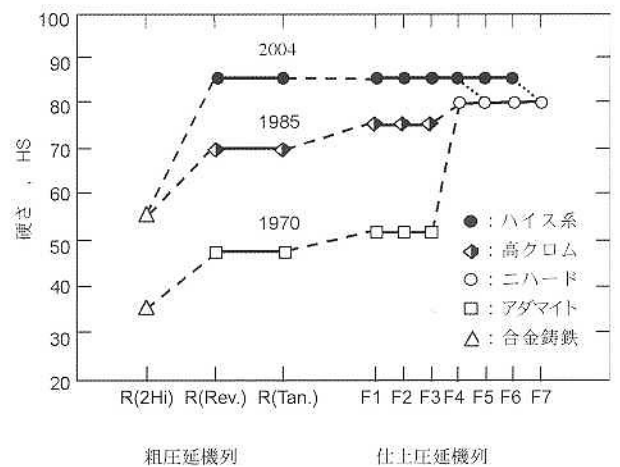


図 4 ホットストリップミル用各種ロールの硬度推移

2.2 ロール材の化学成分と材料特性

ホットストリップミルに用いられる代表的なロール材について、その化学成分および材料特性を表1に示す。また、各ロール材の顕微鏡組織を図5に示す。

アダマイトは鋳鉄の耐摩耗性と鋳鋼の強靱性を適度

表 1 代表的熱延ロール材の化学成分,金属組織および硬度

材料	化学成分/質量%										金属組織		硬度	
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	黒鉛	炭化物%	基地		
チルド鋳鉄 (CH)	3.0	0.7	0.3	-	-	-	-	-	-	-	なし	Fe ₃ C:35%	パーライト	NA(80)
アダマイト (AD)	1.7	0.4	0.9	0.6	1.0	0.4	-	-	-	-	なし	Fe ₃ C:5%	パーライト	400(55)
グレン鋳鉄 (GH)	3.3	0.8	0.9	4.4	1.7	0.4	-	-	-	-	なし	Fe ₃ C:35%	ベイナイト	535(79)
高クロム鋳鉄(HiCr)	2.7	0.7	1.1	1.3	17.3	1.3	0.2	-	-	-	なし	M ₇ C ₃ :25%	焼戻マルテンサイト	590(75)
ハイス系 (HSS)	2.0	0.5	0.5	-	5.0	5.0	5.0	5.0	1.0	-	なし	MC,M ₆ C:15%	焼戻マルテンサイト	720(83)

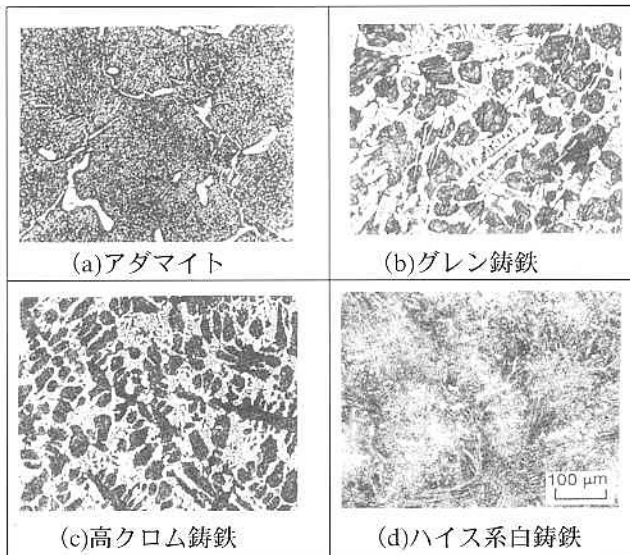


図 5 代表的なロール材の顕微鏡組織

に兼備させる中間的材質として開発され、使用されるようになった。すなわち、鋳鋼から炭素含有量の増加と熱処理の研究により、強靱性を劣化させることなく耐摩耗性を向上させる検討がなされ、同時に鋳鉄からは炭素含有量を低下させて強靱性をもたせる研究がなされた。その結果、C:1.4~2.4%の化学成分のアダマイトが登場した。本ロールは1960年代に粗ならびに仕上げ前段圧延機用として採用され、とくに安定な酸化皮膜の生成により、良好な表面肌と適度の耐摩耗性を発揮して普及した。

グレン鋳鉄はFe-4.0~4.8%Ni-Cr-Mo-3.0~3.5%Cのニハード鋳鉄を基本成分とし、炭化物はセメンタイトがレデブライト状に晶出するが、ホットストリップミル用として少量の黒鉛（主として芋虫状黒鉛）を晶出させており、インデフィニットチルド鋳鉄もしくはハイニッケル鋳鉄とも呼ばれる。基地組織はNi,Cr,Mo等の合金元素を添加し、低温での安定化処理によりベイナイトもしくはマルテンサイトにして硬くする。

高クロム鋳鉄はクロム系の硬い M_7C_3 型炭化物を晶出させて利用したもので、基地組織もNi,Cr,Mo等を添加することで焼入れ性を付与し、高温からの焼入れにより硬化熱処理を施しマルテンサイトにした後、焼戻して安定化させる。

ハイス系白鋳鉄は粒状の初晶MC炭化物に続き板状の共晶 M_2C 炭化物（熱処理により M_6C 炭化物に変わる場合がある）を晶出している。製造は本材の特徴をなすV,Cr,Mo,W等の合金元素の種類および添加量を自由に選択できることより、CPC法が最も適した製造法として採用されている。一方、遠心鋳造法による製造も組織偏析を抑制するために化学成分を選んで行われており、この場合は M_7C_3 型炭化物も用いられる。基地組織は高クロム鋳鉄と同様に、高温からの焼入れにより硬化熱処理を施しマルテンサイトにし

て硬くした後、焼戻して安定化させる。

炭化物の硬度はチルド鋳鉄、グレン鋳鉄およびアダマイトで用いられているセメンタイト (Fe_3C) はHV900、高クロム鋳鉄の $M(Cr)_7C_3$ はHV1600~2400、ハイス系の $M(Mo,W,Fe)_6C$ はHV1500~2250、 $M(V)C$ はHV2800と順に硬くなる⁷⁾。基地はいずれも微細パーライト、ベイナイトもしくはマルテンサイトにして硬化する。

図6には代表的なロール材の高温硬度を示す。ハイス系白鋳鉄は他のロール材に比較して、炭化物の量は少ないにもかかわらず高温まで高い硬度を保ち、とくに圧延中にロール表面が到達する温度範囲823~973K (550~700°C)でその傾向が顕著である。さらにハイス系白鋳鉄では基地組織に優先固溶するCoを添加することにより高温で硬化する。

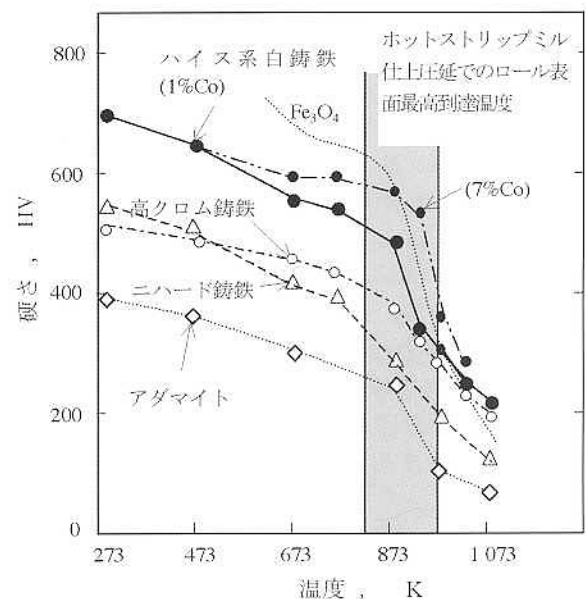


図 6 代表的なロール材の高温硬さ

3 ロールの使用条件と負荷

薄板製品の代表的な製造工程を図1に示したが、ホットストリップミルでは1273~1573K(1000~1300°C)に加熱された約250mm厚みの板状鋼塊（スラブと呼ぶ）を1基もしくは数基の粗圧延機を介して25~50mm厚みに圧延する。さらに、6ないし7基の仕上げ圧延機列にて最高1500 mpmにも及ぶ速度で1.0~6mmの厚みの薄鋼板に圧延され、873K(600°C)程度の温度でコイル状に巻き取られる。製造された薄板の一部はそのまま建材等に加工されるが、さらに冷間圧延工程を経て自動車用鋼板等に供される。現在、日本では16ミルが稼働し、その年間生産量は4,000万トン以上に達する。

ホットストリップミルの圧延は2重、4重もしくは6重圧延機で行われ、ロールは圧延操作の中で圧延鋼材、ならびに補強ロールもしくは中間ロールとの間で機械的ならびに熱的負荷を複雑かつ大きな変動を伴って繰り返し受ける。すなわち、圧延鋼材と接触

3 ロールの使用条件と負荷

薄板製品の代表的な製造工程を図1に示したが、ホットストリップミルでは1273~1573K(1000~1300°C)に加熱された約250mm厚みの板状鋼塊(スラブと呼ぶ)を1基もしくは数基の粗圧延機を介して25~50mm厚みに圧延する。さらに、6ないし7基の仕上げ圧延機列にて最高1500 mpmにも及ぶ速度で1.0~6mmの厚みの薄鋼板に圧延され、873K(600°C)程度の温度でコイル状に巻き取られる。製造された薄板の一部はそのまま建材等に加工されるが、さらに冷間圧延工程を経て自動車用鋼板等に供される。現在、日本では16ミルが稼働し、その年間生産量は4,000万トン以上に達する。

ホットストリップミルの圧延は2重、4重もしくは6重圧延機で行われ、ロールは圧延操業の中で圧延鋼材、ならびに補強ロールもしくは中間ロールとの間で機械的ならびに熱的負荷を複雑かつ大きな変動を伴って繰り返し受ける。すなわち、圧延鋼材と接触する面では圧延荷重と熱負荷サイクルを受け、補強もしくは中間ロールと接して接触荷重を受け、これらの負荷サイクルがロールの回転により繰り返される。そのため、ロール表面は熱き裂あるいは肌荒れを伴いながらアブレシブ(引っ掻き)もしくはアドヒージョン(凝着)により摩耗していくと考えられる。図7はロール表面上の温度、圧力及びすべりについての経時変化を模式的に示したものである。また、各圧延機における代表的な圧延条件下でのロールの摩耗に影響すると考えられる負荷例を図8に示

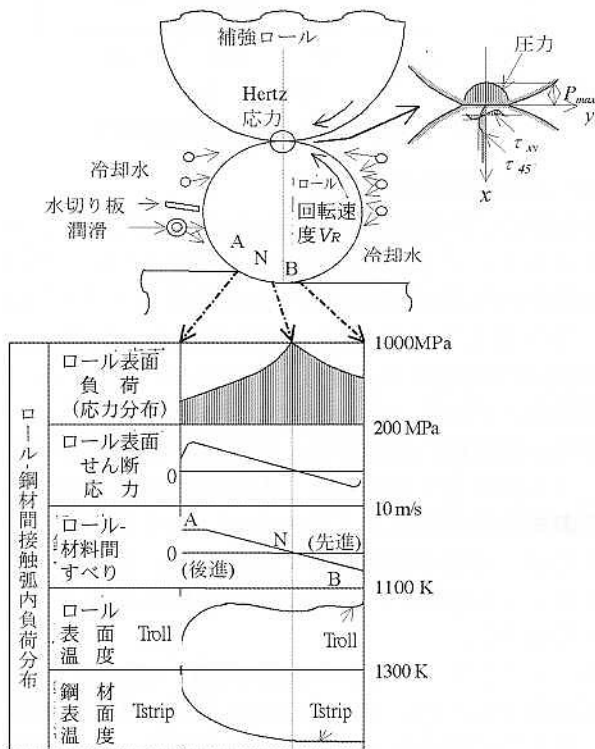


図7 ホットストリップミル仕上げ圧延機におけるロール表面近傍の負荷例

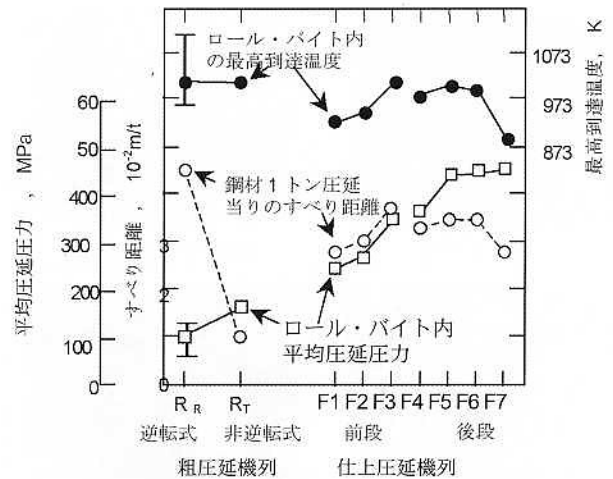


図8 ホットストリップミルにおけるロール負荷例(鋼板厚み3 mm)

す。一般的に圧延圧力はロールと圧延材との接触弧(ロール・バイトと呼ばれる)の内部に入るに従い増大し、中立点で最大となり、その後減少する。圧延圧力は粗圧延機に比べ仕上げ圧延機で大きく、とくに後段圧延機で大きくなる。接線力、すなわちすべりは中立点を境として方向は逆転する。さらに、圧延鋼材からの熱伝導ならびにロール・バイト内の相対すべりから発生する摩擦熱が作用する。ロール表面温度が上昇すると硬さが低下し、塑性流動しやすくなり摩耗が増大する原因になる。低速で接触弧長の長い粗及び仕上げ前段(前方)ほど熱伝導が、高速で接触弧長が短く圧力の大きな仕上げ後段(後方)ほど摩擦熱の影響が大きい。前者ではロール内部への熱浸透が比較的大きいため熱き裂の発生を考慮する必要があり、またロール表面には黒皮と呼ばれる主にマグネタイト(Fe_3O_4)の酸化皮膜が生成してロールの摩耗に影響を及ぼす。

4 ロールの摩耗とシミュレート試験

4.1 実機圧延におけるロールの摩耗

ホットストリップミルにおけるロールの摩耗を考えるに当たり、まず各圧延機でのロールの損傷についての主要な影響因子をまとめて表2に示す。また、各圧延機でのロールの摩耗と転動数についての事例を図9に示す。粗から仕上げ後段へと後方の圧延機に

表2 ホットストリップミルにおけるロールの損傷

使用する圧延機		主要な損傷要因		
		摩耗	熱亀裂	肌荒れ
粗	2重式	+	++	-
	4重式	++	+	++
仕上げ	前段	++	+	++
	後段	+++	-	+

注) 影響度 +++: 極めて大 ++: 大 +: 有 -: 小

も、摩耗は本パラメータの増加とともに直線的に増加する。したがって、Holmにより提案された式に従っていると判断される。グレン铸铁ロールの摩耗と比較すると、高クロム铸铁ロールのそれは約3/5と少なく、さらにハイスロールの摩耗は約1/5以下と極めて少ない。このデータをもとに水野は摩耗係数 (K) の試算結果を紹介しているが、熱間圧延における摩耗は非常に大きいことが定量的に理解でき興味深い¹²⁾。

さて、前記の式には硬さが考慮されているが、対象の三材質の室温での代表硬さはHV539~717の範囲にあり、差異は小さい。しかしながら、摩耗が生じるロール・バイト内ではロール表面が加熱されていることを考慮すべきで、図6に示すとおり、材質間での高温硬さの差異は顕著であり、とくにハイス系白铸铁材は著しく高く、前記摩耗結果を支持している。また、基地に優先固溶し耐熱特性を向上させると言われるCoを添加したロールで摩耗が減少したことも理解できる⁹⁾。したがって、一般に知られているように硬い炭化物が多いほど摩耗が少ないことに加え、高温で安定なより硬い炭化物を分散させて用いることと、基地組織を強化することが摩耗を少なくするのに有効である¹³⁾。なお、摩耗は化学成分および組成に加えて製造法によっても影響され、とくに組織の微細化が有効であることが分っている。

粗および仕上げ前段圧延機においては、純粋な摩耗に加えて、前述のとおりロール表面に酸化皮膜および熱き裂が生じ、これらがロールの摩耗に影響する。以下これらの影響について述べる。一般に鉄系酸化物は比較的硬く、主要な酸化皮膜であるマグネ

タイトは図6に示すとおり873KでHV700程度の硬さを有する。また皮膜には熱遮断効果があるためロールの摩耗を抑制し、アダマイトならびに高クロム铸铁ロールでは積極的にこれを利用してきた。しかしながら、酸化皮膜は圧延の進行とともに厚みを増しながら成長し、限界値をこえると劣化もしくは多孔質となり剥離し、図13に示すような带状肌荒れ（バンディングと呼ばれる）が大量圧延下で生じる。剥離部は非常に粗いために接触弧面内において大きな摩擦が生じ、その結果局部的に摩耗が大きくなる。さらに、摩擦熱により圧延鋼板の表面が局部加熱されて異常酸化し、生成した酸化物（スケール）が次の圧延機にて鋼材に噛み込まれ、圧延製品においてスケール傷を誘発する問題が生じる。酸化皮膜の主たる化学組成は、いずれのロールもマグネタイト (Fe_3O_4) およびヘマタイト (Fe_2O_3) である。ハイスロールでの酸化皮膜の厚みは高クロム铸铁ロールでのその約1/2と薄い⁹⁾。また、剥離部においても酸化皮膜が容易に再生することから、長時間連続して圧延が可能である。このようにハイスロールは酸化皮膜の生成が早く、かつ過度に厚くならず長時間安定なことが実験結果としても報告されている¹⁴⁾。

熱き裂はロール内部への熱浸透が大きな粗および仕上げ前段圧延機において表面に生じる。き裂は炭化物に沿って進展し、これにロール・バイト内および補強ロール間で繰り返し機械的負荷が作用することにより表層の一部が欠け落ち、前述の肌荒れが摩耗を助長するとされる。図14に仕上げ前段圧延機における使用後のロール表面近傍の断面写真例を、さらに高クロム铸铁ロールの例での損傷の模式図を図15⁴⁾に示す。き裂の深さはアダマイト、高クロム铸

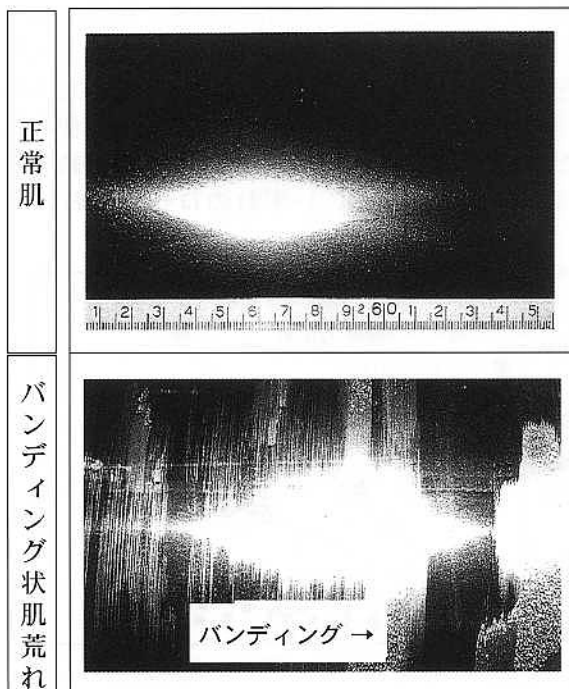


図 13 ホットストリップミル仕上げ前段圧延におけるロールの肌荒れ例

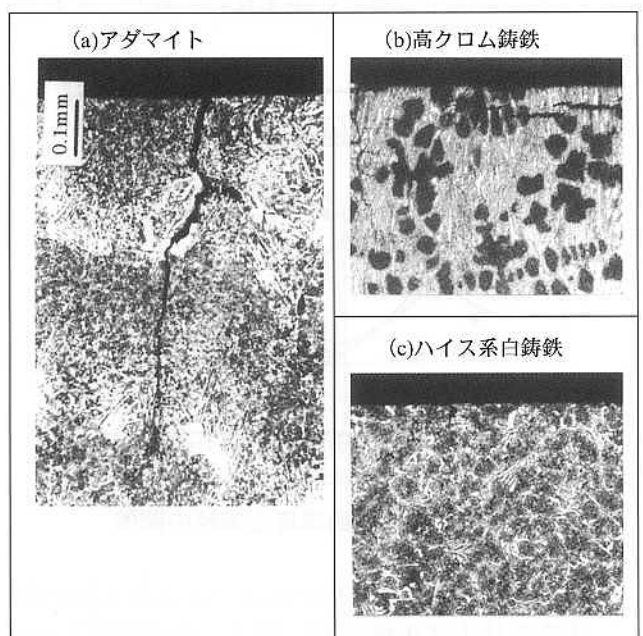


図 14 ホットストリップミル仕上げ前段圧延におけるロールの表面近傍の損傷状況

鉄およびハイスロールの順に浅くなり、実際の使用において観察される熱き裂の緻密さと傾向を同じくする。硬度の低い、すなわち圧縮強度が低いアダマイトロールには表面近傍に塑性流動が認められる。

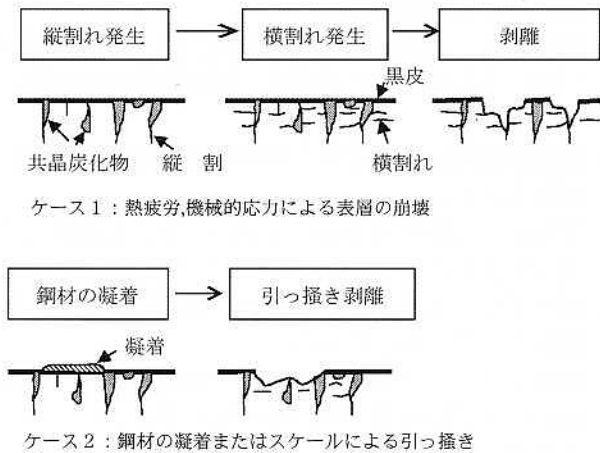


図 15 高クロム鑄鉄ロールの損傷機構

多量の炭化物を有する高クロム鑄鉄には表面近傍にて表面に平行なき裂が生じ、一部で縦き裂と交差し欠け落ちが認められ、摩耗を助長していることが明らかである。ハイスロールにはこれらのような顕著な損傷が認められず、長時間の連続圧延に耐えることが損傷形態からも理解できる。

鋼材圧延量に対するロールの消耗を材質別に比較して図16に示す。酸化皮膜や熱き裂の生成状況やロールの表面肌状況による研削頻度等の因子を含んでいるため、前段圧延機におけるハイスロールの消耗は図12で示した高クロム鑄鉄に対する純粋の摩耗性能比（約1/3）より少なくなっているが、基本的には摩耗で評価できるといえよう。一方、図に併記した後段圧延機でのハイスロールの消耗は、グレン鑄鉄ロールに比べて約1/5となっており、これは純粋な摩耗性能比とほぼ一致している。

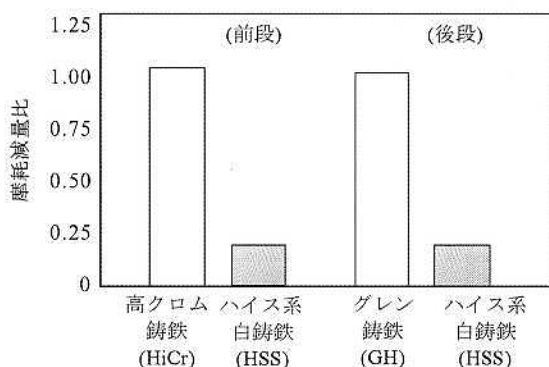


図 16 ホットストリップミル仕上げ圧延機での消耗例

さて、ロールの摩耗に影響する技術として潤滑と水冷条件がある。油潤滑は一般的にはロール・バイト内の摩擦を減少させ、圧延荷重の低減およびそれに伴うロール摩耗の減少を目的に積極的に利用され、その成果が報告されている¹⁵⁾。一方、耐摩耗性に極めて優れたハイスロールを仕上げ前段圧延機にて使用する場合には、操業性の観点より不安定な酸化皮膜を特殊な潤滑油により抑制するという新しい試みで成果を得ている¹⁶⁾。また、水冷はロール表面温度および熱の内部への浸透を抑制して摩耗を減少する作用があり、とくに通板部での集中冷却および後面側において可能な限りロール・バイトに近づけることが望ましい。

4.2 実験室でのシミュレート試験

ロールの表面損傷をシミュレートする実験方法がいくつか提案されており、圧延方式、転がりすべり方式およびすべり方式に大別できる¹⁷⁾。著者らは、図17に示す高周波誘導加熱を利用した転がり・すべり摩擦方式を、簡便で主要な影響因子である温度・接触圧力およびすべり因子を実験条件に反映できることより活用している。ホットストリップ仕上げ圧延のシミュレート試験を試みた事例を紹介する。最大接触面圧235Mpa、すべり率11%、試験材温度773K(500℃)とし、設備上の制約より接触面圧は多少小さいがすべり率・温度はほぼ実際のロール・バイト内の負荷条件とした。転動数 1×10^4 回でその摩耗減量を調査し材質別に比較した実験結果を図18に示す。グレン鑄鉄と比較し、高クロム鑄鉄では約3/5で多元合金白鑄鉄のそれは約1/5であり、実際の圧延で得た結果とほぼ同じ結果を得た。一方、圧延方式の摩耗試験法は設備費用が大きく制御に困難があるとされたが近年実用化され、その結果も報告されている¹⁸⁾。

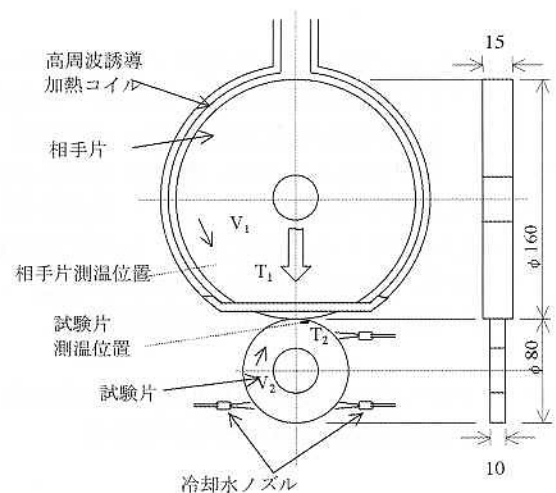


図 17 転がり・すべり摩擦方式の熱間摩耗試験機の構成図

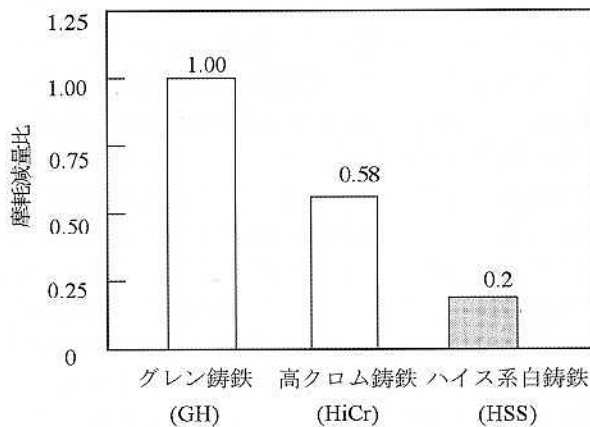


図 18 高温摩擦試験結果

5 結論

熱間圧延におけるロールとその摩耗について、ホットストリップミルを例に述べたが、次のように要約される。

(1) ロール材は耐摩耗性についての強い要求により高硬度化の方向で開発・改善されてきた。その歴史の変遷をロール材に利用された炭化物の観点からみると、セメントタイト(Fe_3C)にはじまり、クロム系 M_7C_3 型炭化物、さらに M_2C (M_6C)およびMC型炭化物へとより硬い炭化物が利用されるようになった。

(2) ロールの摩耗と Σ (圧延荷重/鋼材板幅) \times (転動数)により定式化されたパラメータとの間には直線関係にあり、Holmの摩耗式が支持される。各ロールの摩耗についてグレン铸铁ロールを基準に比較すると、高クロム铸铁ロールでは3/5、ハイスロールは1/5以下である。

(3) 高温での硬さが高いロール材ほど摩耗は少ない。したがって、炭化物の硬さおよび基地の強化が炭化物の量の影響以上に摩耗の減少に有効である。

(4) シミュレート試験の結果により実際の圧延でのロールの摩耗特性を推測可能であることが確認された。

近年、熱間圧延分野において極めて摩耗の少ないハイスロールが日本で実用化され、圧延ロールの新時代を構築した。熱間圧延においてロールは複雑かつ過酷な条件下で使用されるが、摩耗に及ぼす影響因子の定量化と関連付けを進め、ロール材の特性について体系的に整理することにより、耐摩耗性に加えて耐熱き裂性、耐肌荒れ性および強靱性等を総合的に考慮した損傷の少ない材料開発が望まれる。

本稿は「塑性と加工」誌摩耗特集号(2004年5月)に掲載された依頼解説に加筆したものである。

参考文献

- Rolls for the Metalworking Industries, Iron and Steel Society Inc., PA,(1990).
- 宮下格之助：鉄と鋼, 57-5(1971), 696~724.
- 佐野義一：圧延におけるトライボロジー, 鉄鋼協会西山記念技術講座(1993), 193.
- 橋本光生, 石橋修次, 河合徹朗, 飯干宗逸, 綾垣昌俊, 木村和夫, 山本洋春：新日鉄技, 345(1992), 59~66.
- 鉄鋼基礎共同研究会編：鉄鋼材料の摩耗, 日本鉄鋼協会(1984).
- 圧延ロール研究部会編：圧延ロールの技術はどこまで進歩したか, 日本鉄鋼協会(1995).
- 橋本光生, 大友清司, 吉田幸一郎, 倉橋隆朗：製鐵研究, 338(1990), 62~66.
- 橋本光生, 川上保, 小田高士, 倉橋隆朗, 保木本勝利：新日鉄技報, 356(1995), 76~83.
- 大貫輝, 川並高雄, 中島浩衛：鉄鋼材料の摩耗(前掲5), 日本鉄鋼協会(1984), 53~59.
- 矢中速二, 外山弘, 綾垣昌俊, 松田輝雄, 斎藤弘道, 木村和夫, 岡野勲：製鐵研究, 308(1982), 104~121.
- 水野高爾：塑性加工学会プロセス・トライボロジー分科会年間報告書(2002年度), 18~27.
- 倉橋隆朗, 西山泰行, 早稻田孝, 甲賀孝彦, 橋本光生：塑性と加工, 32-359(1991), 1238-1242.
- V. Lanteri, C.Thomas, J.Bocquet, H.Yamamoto and S.Araya：Proc. of 7th Int. Conf. on Steel Rolling (STEEL ROLLING '98), ISII, Chiba, Japan, (1998), 423~428.
- 早稻田孝, 木内学, 宮坂清人, 倉橋隆朗：塑性と加工, 32-359(1990), 1381-1389.
- 伊原肇, 下斗米菜直, 榊原正義：材料とプロセス, 15(2002), 309.
- 圧延ロール研究部会編：ホットストリップ用ロール材質に関する文献調査, 日本鉄鋼協会
- 大畑拓巳, 空野博明, 佐野義一：材料とプロセス, 4(1991), 1572.

技術論文

多成分系合金における炭化物形態の抗折力への影響

Influence of Carbide Forms on Bending Strength in Multi-component Alloys



技術開発センター
尾崎 健一
Kenichi Ozaki

技術開発センター
芳谷 和政
Kazumasa Yoshitani

要旨

多成分系合金である高速度鋼（ハイス材）は、極めて硬質なMC, M_2C , M_7C_3 炭化物にて耐摩耗性を得ているが、これら炭化物のうち M_2C , M_7C_3 は連鎖状形態を示し、使用環境によっては亀裂の進展ルートとなり、破壊に至る場合がある。合金成分や熱間鍛造による炭化物の形態への影響については、盛んに研究が行われているが、機械的性質に及ぼす影響については報告例が少ない。そこで本研究では、炭化物の形態がハイス材の抗折力へどう影響するかを検討した。

その結果、ハイス材の硬度と抗折力の関係は、一般鋼材と同様であり、連鎖状の炭化物を抑制すれば、抗折力が向上できることを明らかにした。また抗折力試験における亀裂の伝播は、実装ロールに類似しており、本研究はロール材質の特性評価に有効な手段になることを提言した。

Synopsis:

High-speed tool steels of multi-component alloys keep wear resistance with extremely hard carbides. There are cases where they are led to break, in order that M_2C and M_7C_3 may show forms like chains and become propagation routes of cracks in some environment. Influences of alloy components and hot forgings on their carbide forms are studied prosperously, but reports about those on their mechanical properties are few.

Then in the paper, investigation was made with regard to influence of carbide forms on bending strength in high-speed tool steels.

As a result it was made clear that the relation between hardness and bending strength in high-speed tool steels was the same with general steels, and bending strength could be improved with controlling of carbide forms like chains. We also suggested propagation of cracks in bending tests was similar to that in practical rolls, and these investigations became effective means on estimation of roll materials.

1 緒言

多成分系合金である高速度鋼（以下ハイス材と称する）は、Cr, Mo, V, W等の添加により、極めて硬質なMC, M_2C , M_7C_3 炭化物を、晶出または析出することを特徴とし、優れた耐摩耗性を有することから、圧延用ロール材として開発が進められている。その実装評価の高まりと共に、より荷重の高い圧延への適

用が期待されている。

しかしながら高い圧延負荷の下では、耐摩耗性に寄与する M_2C , M_7C_3 等の共晶炭化物が連鎖状の組織形態をもつことから、亀裂の進展ルート（クラックパス）となり、破壊事故の起因となることが広く知られている。

これまでC-Cr-V含有量の調整によって、MC炭化物

が晶出し、炭化物の組織を分散し得ることは、多くの文献*1で紹介されているが、機械的物性に及ぼす影響については、報告例が少ない。

そこで本研究では、一般に用いられる圧延用ロール材のCr,Vの含有量を調整した場合、また熱間鍛造によって炭化物の形態を変化させた場合の炭化物の組織形態と機械的物性の関係について検討した。

検討した機械的特性は、耐摩耗性に関わる要項として、ピッカース硬度計を用いた常温硬度、および破壊に関わる要項として、3点曲げ試験による抗折力の二点である。

2 クラックパスについて

従来、高い圧延荷重の下で多く用いられる一般的なアダマイトでは、主に遊離セメントライトによる炭化物の面積率が約5%で、基地はパーライトからなっている。一方、ハイス材ではMC, M_2C , M_6C など炭化物の面積率が、3倍の約15%で、基地は焼き戻しマルテンサイトである。

Fig.1は、実際の圧延に供されたハイス材のロールに発生したクラックの状態であり、クラックは連鎖状の形態をもつ M_2C 共晶炭化物を、縫うように進展していることが分かる。

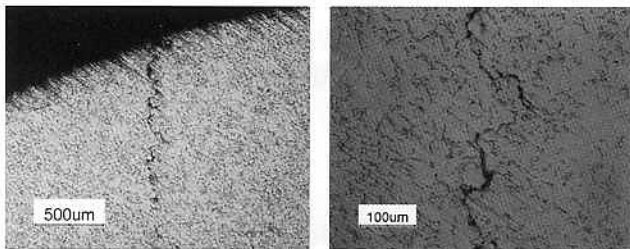


Fig.1 Micro-structure of crack broken out with carbides

Fig.2は連鎖状の炭化物を形成する M_2C 型炭化物を、SEMにより観察した写真であり、Fig.3は炭化物周辺のCr, VおよびMoの分布状態を、EDSにより解析した結果を示したものである。Fig.3から、炭化物にはこれらの成分濃度が高くなっていることが分かる。

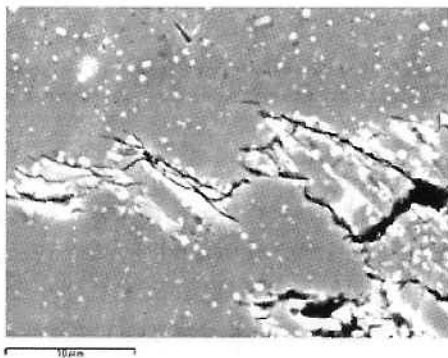
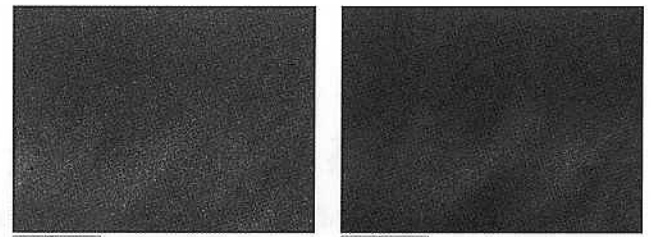
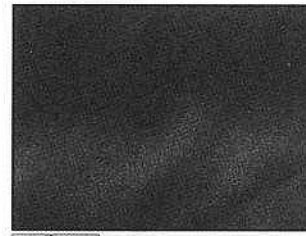


Fig.2 Micro-structure of cracks by SEM



(a) Cr - k α

(b) V - k α



(c) Mo - k α

Fig.3 Analysis results of Cr-k α , V-k α and Mo-k α by EDS

3. 実験方法

供試材は、一般のハイス材を基本に、Fig.4およびFig.5を参考にし、Fig.3の結果から、CrとVの含有量を調整して製作した。供試材1はオーステナイトが初晶となるように7mass % Cr - 3mass % Vとし、供試材2は3mass % Cr - 7mass % Vとすることで、過共晶域に位置し、初晶はVを核としたMC炭化物が晶出する組成とした。

準備した供試材の合金組成をTable 1に示す。

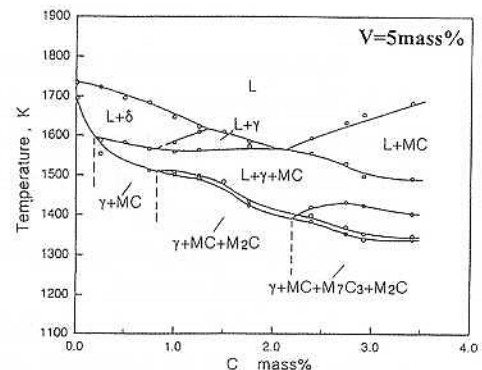


Fig.4 Quasi-binary section phase diagram of M-C system (M=Fe-5Cr-5V-5Mo-5W-5Co)

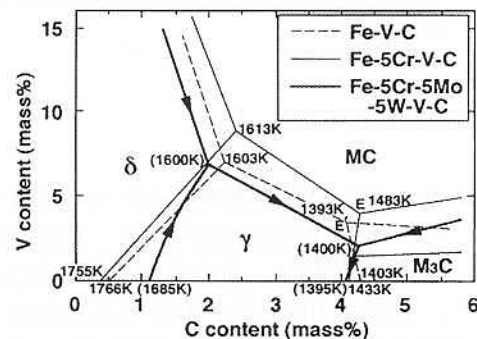


Fig.5 Influence of Cr, Mo and W on the diagram for liquidus surface of Fe-X-V-C alloys (X=Cr, Mo, W)

Table 1 Chemical compositions of specimens (mass%)

Specimen No.	C	Cr	V	Mo	W	Co
1	2	7	3	4	2	2
2	2	4	7	4	2	2

供試材の製作は、一般に市販される銑鉄、フェロクロム、フェロモリブデン、フェロバナジウム、フェロタンゲステンおよび金属コバルト等を合金原料とし、カーボンの成分調整には黒鉛電極を用いた。これら原料の成分を調整した後、アルゴン雰囲気の高周波炉にて溶解して、約1823Kから鑄型に流しこみ鑄造した。

鑄造した供試材のうち試料 (Specimen) 1 を1153Kで10時間保持した後常温まで焼きなまし、1323Kで10時間保持した後衝風焼き入れを行った。引き続き813Kで焼き戻しを1回施し、2回目以降の焼き戻し温度は、793Kから20K毎に853Kまで変更し、最高焼き戻し温度を確認した。これらの試験片 (T.P)は、最高焼き戻し温度に応じて、1_793, 1_813, 1_833, および1_853と符号した。

次に炭化物の組織形態に変化を与える目的で、焼きなましまで施した試料1に熱間鍛造した。鍛造条件は終始温度を950℃とし、鍛錬成形比3.0Sまで鍛伸鍛造を行った。鍛造後の試料は200℃以下まで徐冷した後、他の試料と同様に1323Kで衝風焼き入れを行い、813Kで焼き戻しを1回施して、試料1で最高の焼き戻し硬度を得た条件にて、2回目の焼き戻しを行った。このT.Pを、1_Fと符号した。

また試料2については、鑄造後、焼きなましに続いて、1323Kで衝風焼き入れを行い、813Kで焼き戻しを1回施した後に、1_Fと同様の813Kにて、2回目の焼き戻しを行った。このT.Pは、2_813と符号した。

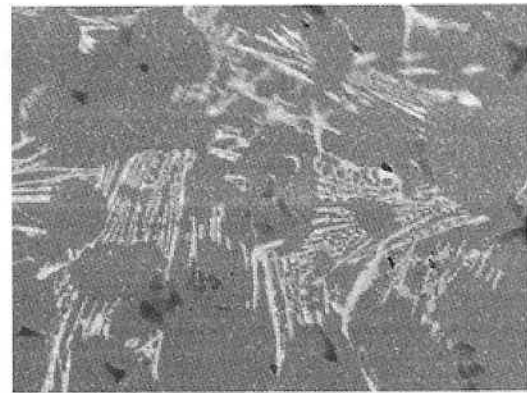
こうして得られた試料から、硬度測定と金属組織の観察用の試験片 (T.Pサイズ30×30×30mm) および抗折力試験材 (T.Pサイズ8W×4H×24L) を製作した。

4. 結果および考察

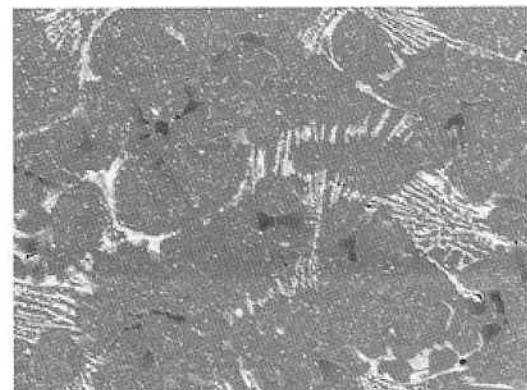
4-1 金属組織の比較

熱間鍛造および配合組成を変更した試験片の金属組織の例をFig.6に示す。熱間鍛造を施したT.P - 1_Fでは、連鎖状の炭化物が分断されており、焼き戻しにより粒内に炭化物の析出量が増す傾向が観察された。これらの結果から、鍛造過程で炭化物の再固溶があったものと推察される。

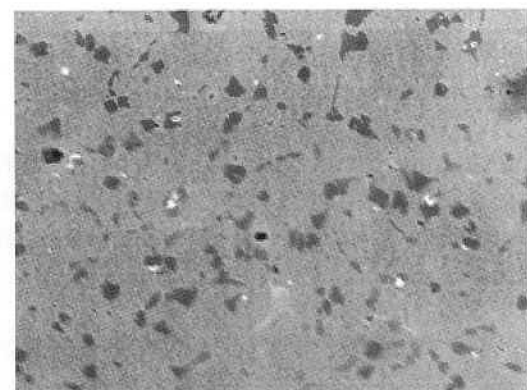
また、粒状のMC炭化物が晶出するように組成を調整したT.P - 2_813では、連鎖状の炭化物が、ほぼ消滅し、図中に黒く観察されるMC炭化物の面積率が増加しているのが確認された。



(a) T.P- 1_813



(b) T.P- 1_F



(c) T.P- 2_813

Fig.6 Micro-structure in each T.P

4-2 熱処理条件が硬度に及ぼす影響

Table2に各熱処理条件の試験片における硬度の測定結果を示す。2回目の焼き戻しを813Kで処理したT.P- 1_813が最高の焼き戻し硬度を示し、比較のた

め、熱間鍛造を施したT.P-1_Fにおいても、この値に近似する硬度を示している。また成分組成を調整したT.P-2_813材は、ピッカース硬度で20~30程度の硬度低下は認められたが、この原因はFig.6で示したように、炭化物の析出量が、他の条件に比して少ないことによるものと考えられる。

Table 2 Data of hardness on each T.P No.

T.P No.	Spesimen No.	Forging	Quench	Tempering 1	Tempering 2	Hrdness Hv			
1_q	1	1.0S	1327K	813K	Non	904			
1_l					Non	707			
1_793					793 K	685			
1_813					813K	713			
1_833					833K	648			
1_853					853K	568			
1_F					813K	705			
2_813					2	1.0S		813K	685

4-3 抗折力

3点曲げ試験には、材料の曲げに対する抵抗力を調べる抗曲試験と、極端に曲げた場合に裂け目などが発生するかどうかを調べる屈曲試験がある。本研究では、破断するまで変形させ、破断に要する力を求める抗曲試験を行った。3点曲げ試験における応力は、次の式によって、試験片の破断応力 σ が求められる。

$$\sigma = FL/4Z$$

$$Z = b t^2/6$$

- F: 荷重[N]
- b: 試験片の幅[m]
- L: 支点間の距離[m]
- t: 試験片の厚さ[m]
- Z: 断面係数[m³]

その結果、Fig. 7で示すように、T.P-2_813が最も優れた値を示し、次に鍛造を加えたT.P-1_F、3番目が最高の焼き戻し硬度を示したT.P-1_813の順となり、以降、T.Pの硬度の低下に従い、抗折力も同様に低下する傾向が確認された。

Table 3にT.Pの硬度と抗折力試験の結果との関係を整理した。試料 (Specimen) - 1群では、抗折力への硬度の影響は認められるが、T.P-2_813はT.P-1_813より硬度が低いにも関わらず、抗折力試験では高い結果を示している。Fig.8に抗折力試験で破壊した形態の一例を示す。

この(a)では実機ロールと同様、連鎖状の炭化物を伝播するクラックが観察され、この結果から T.P-1_813は、実装時の破壊状態を再現したものと捉えられる。

一方、Fig.7の(b)に示したT.P-2_813では、連鎖状の炭化物が消滅しており、クラックパスが分断されたものと推察される。

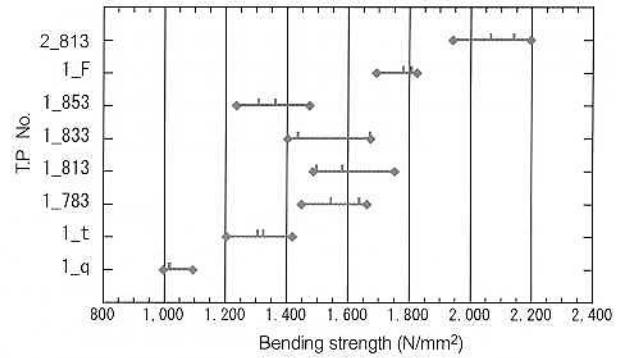
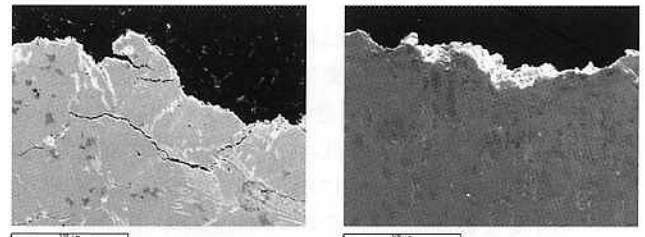


Fig.7 Test results of bending strength on each T.P



(a) T.P-1_813 (b) T.P-2_813

Fig.8 Micro-graph near destruction in bending tests of T.P-1_813 and T.P-2_813

Table 3 Relation between hardness (Hv) and bending strength.

T.P No.	Hardness	Bending strength
	Hv	N/mm2
1_q	904	1019
1_t	707	1316
1_793	685	1615
1_813	713	1522
1_833	648	1553
1_853	568	1336
1_F	705	1590
2_813	685	2132

5 結言

本研究では、多成分系合金の高速鋼（ハイス材）における炭化物の形態が抗折力（曲げ）強度に及ぼす影響について検討を行った。得られた研究成果を要約すると、次の通りである。

- (1) ハイス材においても、硬度と抗折力の関係は、一般の鋼材と同様である。
- (2) ハイス材に熱間鍛造を施すことによって、硬度を損なうことなく、抗折力の向上が可能である。

(3) 破壊の経路となる連鎖状の炭化物を抑制することで、抗折力の向上が可能である。

(4) 抗折力試験における破壊クラックの伝播特性は、実装ロールに類似しており、本試験はロール材質の特性評価に有効な手段となる。

今後、ロールの材質に関する特性評価の項目として、耐熱亀裂性および耐肌荒れ性を加え、さらに耐摩耗性にも考慮した材料の開発を推進することが課題である。

〔参考文献〕

- 0) *1 大城桂作 フジコー技報 No.4 P9
- 1) 坂本真一, 斉藤弘道, 武 広強, 松原安宏 フジコー技報 No.2 P14
- 1) 橋本光生, 久保修, 笹栗信也, 松原安宏 鑄造工学 第75巻 第5号
- 2) 廣瀬政憲, 山本郁, 岡本誠之, 大城桂作 鑄造工学 第75巻 第7号
- 3) 橋本光生, 久保修, 笹栗信也, 松原安宏 鑄造工学 第75巻 第7号
- 4) 橋本光生, 久保修, 笹栗信也, 松原安宏 鑄造工学 第76巻 第3号
- 5) 横溝雄三, 笹栗信也, 南條潔, 松原安宏 鑄造工学 第74巻 第1号
- 6) 西内滋典, 山本悟, 田辺晃生 鑄造工学 第74巻 第5号
- 7) 横溝雄三, 笹栗信也, 南條潔, 松原安宏 鑄造工学 第74巻 第11号
- 8) 日本塑性工学会編 棒線・形・管圧延, 1991

高性能溶射・フュージング技術の確立ー

Establishment of Thermal Spraying and Fusing Technology with High Quality



技術開発センター
尾崎 龍宏
Tatsuhiro Ozaki

技術開発センター
古田 博昭
Hiroaki Furuta

要旨

自溶合金溶射は、主としてごみ焼却設備内の熱交換用ボイラー管や鉄鋼製造プロセス等の高温腐食環境下に曝される部位への表面処理加工や耐摩耗製品の肉盛り補修として汎用されている。この自溶合金を成膜する場合には、溶射後、基材との密着性の向上および皮膜を緻密にするため、融点近傍へ加熱する再溶融処理を施すことが一般的に行われている。現状、再溶融処理は高周波誘導加熱装置、電気炉、ガス炉等の熱処理設備、または燃焼炎トーチにより熟練作業者が目視作業を行うので、設備投資の増大および品質が不安定などの問題点がある。そこで当社では、経済的かつ高品質な施工法を開発した。

Synopsis:

Self-fluxing alloy spraying is used mainly as surface treatment or cladding repair of wear-resistant products to boilers for heat exchange in waste incineration plants and to parts at high temperature or corrosive circumstance in steel making process.

In the case of coating this self-fluxing alloy, generally the fusing treatment that is heated until nearly melting point is applied after the thermal spraying, in order to raise adhesive property with the substrate surface and to make the sprayed coating close.

Under the existing state fusing treatment is managed either in the furnace used high frequency induction, electricity or fuel gas, or with the skill and feeling of operators to handle gas torch (burner). Therefore the investment to their plants increases, or qualities of the fusing become instability.

Then we, FUJICO, have successfully established the thermal spraying and fusing technology that are inexpensive and has high quality.

1 緒言

自溶合金は、JIS H 8303で規定されているように、主成分のニッケル及びコバルト合金にB,Siなどのフラックス成分を含有させたもので、溶射後に1000~1100℃の材料融点近傍へ再溶融処理（以下フュージング処理）を行うことで、気孔が少なくかつ基材との密着性が優れた皮膜を形成し、優れた耐摩耗特性を示す材料である。また、化学的性質においても塩酸、硫酸などの各種の酸およびアルカリ溶液に対する耐食性に優れている。このため耐摩耗性、耐食性及び耐熱性を必要とされるごみ焼却設備内の熱交換

用ボイラー管、鉄鋼製造プロセス等の高温腐食環境に曝される部位の表面処理および耐摩耗製品の肉盛り補修として広く用いられている。後処理としてのフュージング処理には、燃焼炎トーチを使用する方法、雰囲気調整した加熱炉を使用する方法、高周波誘導加熱装置を使用する方法などが実用化されている。しかし、加熱炉の後処理法では、母材や皮膜に酸化が生じるため雰囲気ガス調整などが必要であり、処理コストが高い。一方、熱処理設備を必要としない燃焼炎トーチを使用する際には、施工方法などの標準化が難しいことから品質のバラツキが生

じやすい。そこで当社では、溶射とフュージング処理を同時に管理施工を行うことで経済的かつ高品質な施工法を開発した。以下に、新技術の紹介ならびに皮膜組織等の調査結果を報告する。

2 従来法の問題点

自溶性合金溶射法は、一般的に溶射後にフュージング処理を施している。フュージング処理には、雰囲気調整した加熱炉、高周波誘導加熱装置を使用した間接加熱、燃焼炎トーチによる直接加熱が広く行なわれている (Fig.1参照)。間接加熱である加熱炉を使用する場合、炉内雰囲気水を水素や窒素等のガスでの調整、もしくは真空化する必要がある。また、再熔融温度に達するまでの間に高温雰囲気下に長時間さらされることで皮膜の酸化や過拡散などの不良を生じ、皮膜硬度と耐食性が劣化することがある。直接加熱である燃焼炎を使用した場合には、局部加熱による皮膜の部分剥離や過剰なフュージング処理により皮膜が流れるなどの問題を生じ、作業者の技能により品質のパラツキが生じやすい。また、ランニングコストの軽減を目的に溶射の熱源を利用し、同時にフュージング処理を行なう方法 (以下同時フューズ法) も実用化されている。しかし、同時フューズ法は、施工管理を作業者の目視確認に頼っているため、熔融状態の管理が難しく、標準化できにくいなどの問題がある。

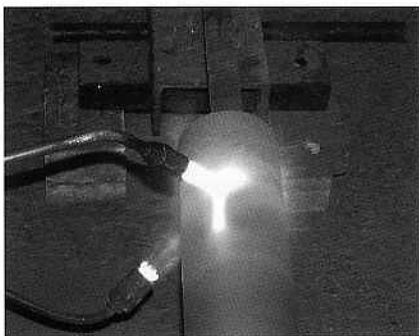
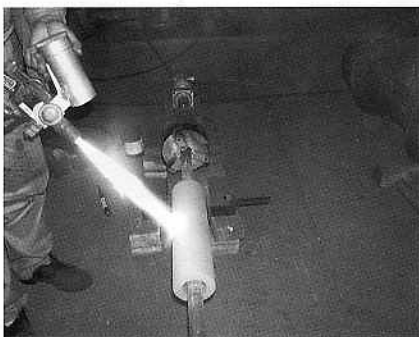


Fig.1 Fusing process with torch for combustion flame

3 新施工法の開発

3-1 概要

当社では、同時フューズ法の管理施工を行うに当たり、熔融状態を正確に把握し、かつ自動制御する

方法を開発した。この自動制御法とは、フュージング処理時の温度を実測し、その温度に対し溶射距離を変動させることでワークへの入熱を変化させ、最適な熔融状態に制御する機構である。ワークの実態温度を測定することで正確な状態把握が可能となる。

3-2 装置の構成

Fig.2に装置の構成を示す。パウダー式フレーム溶射ガンと中高高温用放射温度計 (Si単色形,測定温度範囲: 600~3000°C,測定距離: 0.2~∞m,レーザー投光) を並列に配置し、溶射時にワークの温度を測定する。制御盤内には指示計、調整器、ドライバー (治具用) を納め、外部端子にレコーダーが取り付けられる構造とした。また、カードロガーにより測定データを記録し、パソコン上にアウトプットし、データ処理も可能である。制御盤内で自動⇄手動と切り替えでき、手動時にはモノレバーにより溶射距離の調整が可能である。また、自動稼働時には放射温度計⇒指示計⇒調整器⇒溶射距離変更治具 (モーター) と連動する構造であり、測定温度により再熔融状態を把握することによって、諸条件の設定に応じて自動的に溶射距離を制御する。

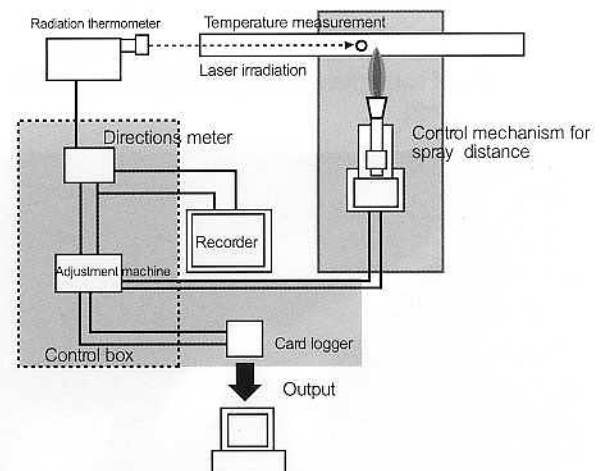


Fig.2 Schematic diagram of equipment composition for thermal spraying and fusing process

3-3 自動制御機構

本製膜法による施工方法をFig.3に示す。鋼管の中心に対し45°の位置に溶射ガン及び溶射距離変更治具、並列に放射温度計を配置し、施工時の温度測定並びに溶射距離を変更する。ここで、自動制御する測定温度管理法をFig.4、施工状況をFig.5に示す。材料融点に応じて管理する温度範囲 (1010~1030°C) と目標温度 (1020°C) を設定し、ワークの温度に応じて溶射ガンとワークとの距離を調整することで、常に適正な再熔融温度の維持が可能である。また、溶射距離が100mm以下になると素地との境界部にフェームやスラグの巻き込みなどが発生し、密着性が低下する可能性があるため、溶射距離の下限値を設けている。

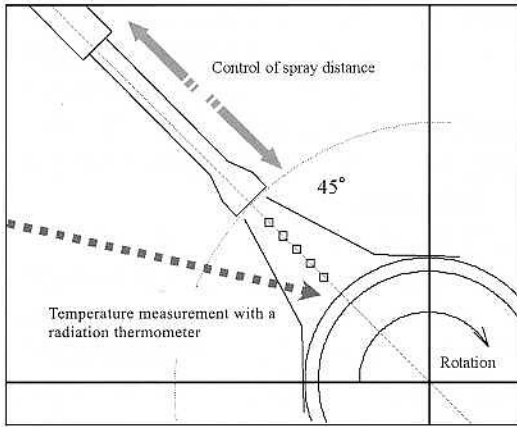


Fig.3 Simultaneous fusing method

る。同様に本製膜法においてもFig.6に示すように溶射スポットに対し、進行方向の後方に赤熱したフェーズ帯が形成される。このフェーズ帯が施工管理のパロメーターとなり、この温度を実測することで溶融状態を正確に把握し、施工を管理することが出来る。Fig.7には溶射材料にSFNi4と素材にSTB340（φ76.5×5.0 t）を使用し、本製法による施工を行った際の温度測定結果を示す。素材鋼管の材質・管径・管厚により温度上昇は異なるが、予熱開始後、基材温度が急激に上昇し、200秒後に約900℃、300秒後には約1000℃に達する。300秒を過ぎ350秒までは1000℃を下回る温度が測定され多少のバラツキを示しているが、それ以降は目標とする温度範囲内（1000～1020℃）で推移していることが分かる。次に、同一試料の施工中に目標温度と設定を変更した際の温度測定結果をFig.8に示す。このように目標温度・温度範囲を変更した場合でもスムーズに温度制御が行われており、材料融点に応じたフェージング処理温度の制御が可能である。

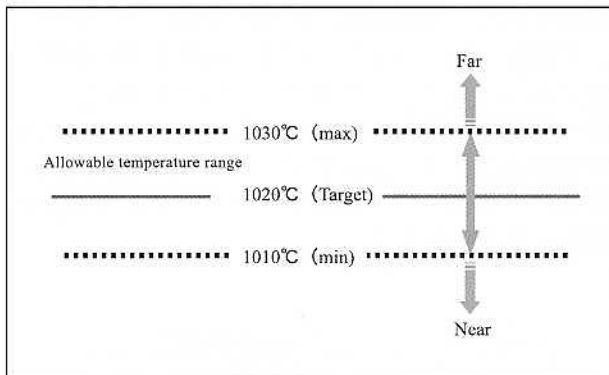


Fig.4 Control of spray distance responding to temperature measured

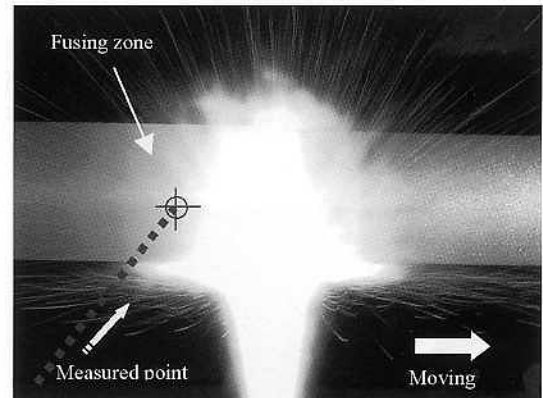


Fig.6 Fusing zone

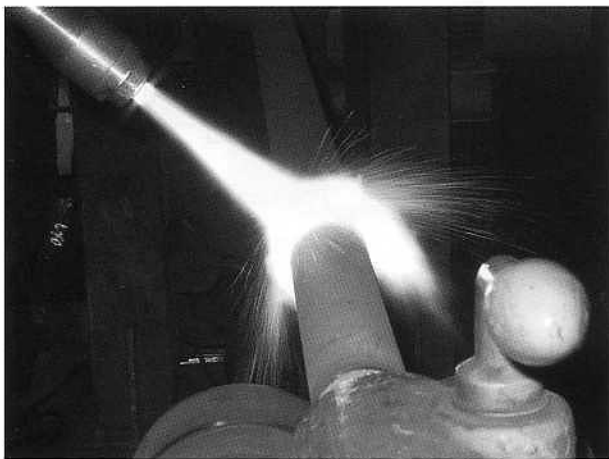


Fig.5 Performance of the thermal spraying and fusing

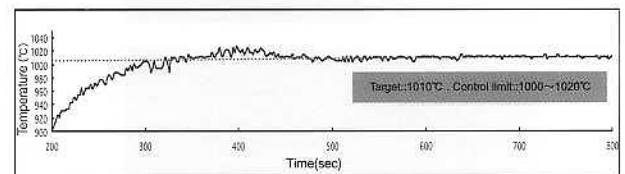


Fig.7 Distribution of temperature measured (Constant control)

3-4 施工管理方法

自溶合金は材料の成分系にもよるが、固液相温度（固相【Solid us】—液相【Liquid us】）が950～1150℃の範囲にあり、フェージング処理温度は1010～1050℃が適正とされている。ここでフェージング処理を行う場合、皮膜が約800℃以上の温度に達すると赤熱を始め、950℃以上の再溶融温度に達すると表面がガラス状の光沢（以下フェーズ帯）を持ち始める。通常の燃焼炎トーチでは、このフェーズ帯を目視で確認し、トーチの調整により溶融状態を維持してい

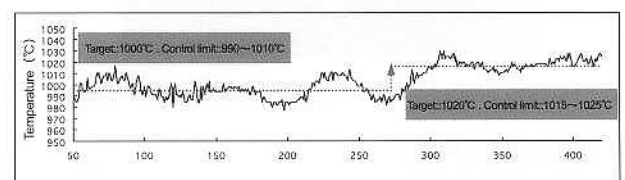


Fig.8 Distribution of temperature measured (Case of changing in temperature control)

4 皮膜特性

4-1 皮膜組織

Fig. 9に本製膜法（目標温度：1020℃,設定温度範囲：1015~1025℃）による試料の境界部（皮膜-基材）における断面SEM画像及び各成分元素の分布状態を示す。Table 1に示すように溶射膜（SFNi4）は、Ni,Crを主成分にB,Si,Fe,Cu,Moが確認されており、素材鋼管（STB340）は、C,Si,Mnなどがわずかに存在しているが、大部分はFeで占められている。皮膜-基材の境界部（接合部）では20~30μmの拡散層(合金層)を形成し、基材と冶金的に接合していることが観察される。溶射膜中の析出物部分ではCrCが上昇し、Ni,Siが低下している。拡散層ではFig.10に示すように主に溶射層からのNiと素材からのFeが相互に拡散した層と一部Crの析出物①で形成されており、冶金的に強固に密着していることが分かる。また、Table2の分析結果より基材界面に見られる介在物②はブラスト時の残留グリットと考えられる。

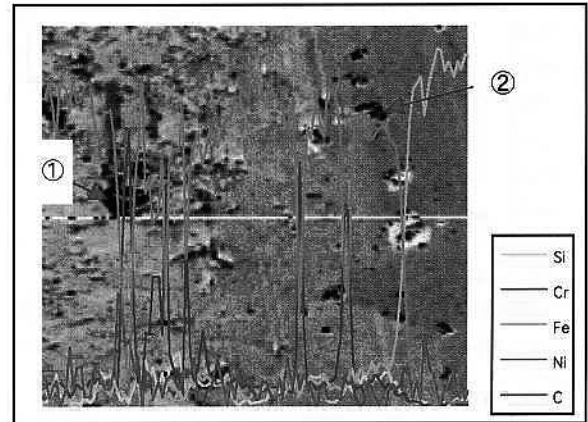


Fig.10 Detail of line analysis by SEM(EDS) across boundary zone

Table 2 Chemical composition analyzed by EDS

	Element(Wt%)			
	Si	Cr	Fe	Ni
①	1.6	79.91	19	16.85
②	0.66	0.83	97.63	0.88

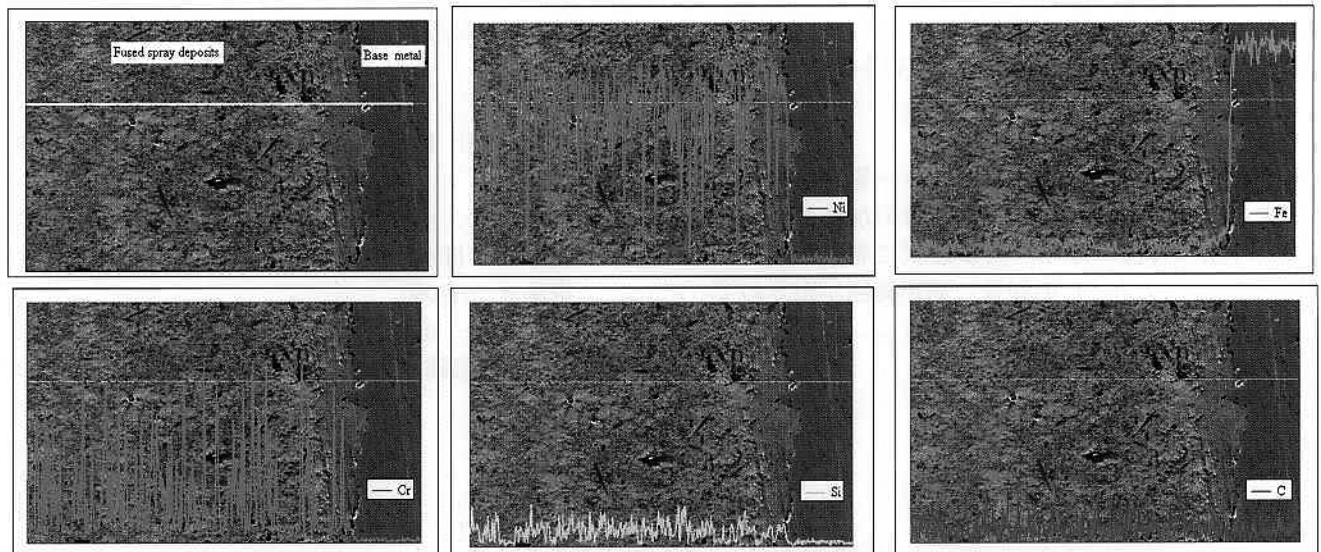


Fig.9 Line analysis by SEM(EDS) across fused spraydeposits

Table 1 Chemical composition of self-fluxing alloy and base metal (JIS)

JIS	Element(Wt%)							
	Ni	Cr	B	Si	C	Fe	Co	others
SFNi4	Bal	12~17	25~4.0	35~5.0	0.4~0.9	<5	<1	<Mo <4Cu
STB340	-	-	-	<0.35	<0.18	Bal	-	Mn:0.30~0.60

4-2 硬さ

自溶合金の硬さは、加熱処理温度と冷却条件（冷却時間、冷却法）によって影響を受け、フェージング処理状態により大きく変動する。Fig.11に本製膜法による試料と処理温度を変更した窒素雰囲気下の電気炉で加熱した試料硬さ（Hv）を示す。ここで本製膜法での試料は、電気炉で再熔融処理した試料より高い数値を示した。

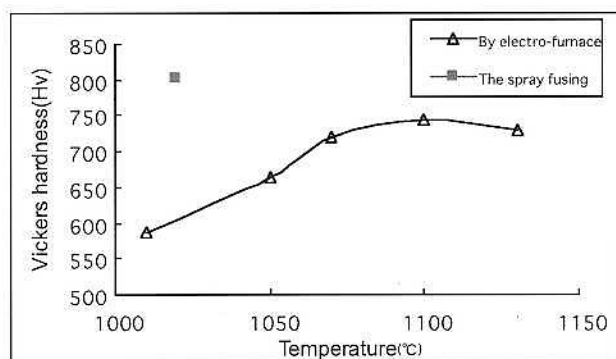


Fig.11 Vickers hardness of test piece

5 製品コスト

本製膜法は溶射フレームを熱源として利用し、溶射と同時にフェーシング処理を行う手法であり、プロパンやアセチレンガスの燃焼炎により直接加熱を行う。一般的には溶射・フェーシング処理を個別に行っているが、両作業を同時施工することにより施工時間の短縮ひいてはランニングコストの大幅な削減が見込める。

本製膜法と一般手法と比較した際に予想される削減効果は、

① 実施工時間（人件費）を30%短縮

② 燃料消費費を約30%短縮

が挙げられ、製品費用を試算すると①,②の削減効果により実費用の約15%の削減が可能である。

6 課題

本研究では、主に熱交換用ボイラー管を対象製品に研究を進めてきた。現在の施工時の加熱量では、素材と寸法（外径・厚み）及び形状に制限があり、小径（φ38.1～φ76.5）の鋼管に適用範囲が限られている。今後、溶射熱量の増大を検証し、施工対象を拡大することが必要である。

7 まとめ

高温腐食環境下に曝される部位への表面処理加工や耐摩耗製品の肉盛り補修として汎用されている自溶合金のフェーシング処理技術を低コスト化かつ管理施工を行う技術として、溶射とフェーシング処理を同時施工し、自動制御により施工管理を行う方法を開発した。以下に本製膜法及び皮膜特性を要約する。

(1) パウダー式フレーム溶射ガン、中高温用放射温度計、制御盤及び溶射距離変更治具で構成され、フェーシング処理温度の管理を行う。ここで、施工中に目標温度・温度範囲を変更した場合においてもスムーズに温度制御が行えており、材料融点に応じたフェーシング処理温度の制御が可能である。

(2) 皮膜—基材の境界部（接合部）を観察すると境界で20～30 μmの拡散層(合金層)を形成し、拡散層では主に溶射層からのNiと素材からのFeが相互に拡散した層と一部Crの析出物で形成されており、冶金的に強固に密着していることが分かる。

(3) 溶射とフェーシング処理を同時施工することにより施工時間の短縮ひいてはランニングコストの大幅な削減が見込め、実費用の約15%のコストダウンが可能である。

今後、この技術を有効活用するために適用範囲を拡大させ、実製品への適用を進めていく。

参考文献

- 1) 細井敏雄：日本溶射協会編集，溶射技術ハンドブック
- 2) 鴨田秀一，酒井昌宏，田頭孝介，赤沼正信，宮腰康樹：日本溶射協会誌 Vol. 26, No. 2, 学術論文 H1080
- 3) 岸武勝彦，恵良秀則，大坪文隆，大原秀樹：日本溶射協会誌 溶射 Vol. 33 No. 4 1996 (12)

技術論文

捲取ロールによる鋼板への転写現象の解明

Transcription Phenomena to Strips by Coiler Roll in Hot Strip Mill



技術開発センター

園田 晃大

Akio Sonoda

技術開発センター

大野 京一郎

Kyoichiro Ohno

要旨

製鉄所での熱延設備において、捲取ロールの表面が鋼板の品質へ及ぼす影響は大きく、鋼板への転写を起こす場合がある。

本稿では、この転写現象について実用ロールを用いて調査・解析した。その結果、ロール表面には深さ60~80 μ mの筋状模様が発生し、この筋状模様が転写に起因していることがわかった。

評価試験の結果、捲取ロールの耐打ち疵性を向上させるためには、表面処理材と母材間の中間層の硬さが重要であった。また、転写現象の防止策について提言する。

Synopsis:

In hot strip mill of iron and steel works, surface condition in coiler rolls exerts immense influence on strip quality. There are cases where the condition of coiler rolls is transcribed on strip.

In the paper, this transcription phenomena were investigated, using practical rolls. As results, it was made clear that boundary patterns of 60 - 80 μ m in depth broke out on the roll surface and they were caused the transcription phenomena to strips.

Results of indentation test showed that hardness of intermediate zone between surface treatment zone and base metal was the most important, in order to increase indentation resistance of coiler roll. Also guiding principles for preventive actions against transcription phenomena were suggested.

1 緒言

製鉄所の熱延設備は、高温・腐食環境下にあり、鋼板の捲取ロールには、耐熱性・耐腐食性・耐摩耗性・耐打ち疵性など、多くの性能が要求される。そのため、様々な表面処理を施したロールが用いられており、現在でも材質特性の向上が求められている^{1),2)}。

この捲取ロール表面に発生した腐食や疵が起因となり、鋼板への転写が発生しやすい場合がある。つまり、鋼板の品質を維持するためには、ロール表面が長期間正常な状態であることが重大な課題であると言える。

本稿では、実ロールの事例から、(1)肉盛溶接の熱影響部による鋼板への転写、(2)鋼板の通過が起因したロール表面の打ち疵による転写を取り上げ、各々

の発生メカニズムの解明とその防止策について報告する。

また、(2)については確性試験を行い、ロール表面処理層の硬さが耐打ち疵性に及ぼす影響についても言及する。

2 熱延コイラー廻りの設備概要

熱延捲取設備の代表的な構成をFig.1に示す。捲取ロールは、鋼板の先端を、マンドレルの周囲に沿って確実に搬送する役目を果たし、適切な圧力で、鋼板をマンドレルに押し付ける。このため、鋼板が曲げ加工され、捲取り易い形状となる^{3),4)}。

しかし、捲取ロールと鋼板は接触時間が長いいため、ロール表面が鋼板の品質に大きな影響を及ぼすこととなる。

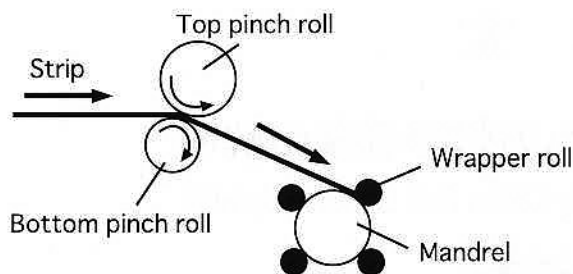


Fig.1 Construction of coiler in hot strip mill

3 筋状模様の鋼板への転写現象

3-1 捲取ロールの表面状況

当社の特殊溶接材料において、ステンレス基地に晶出MC炭化物が分散した金属組織を有する材質があり、熱延コイラー廻りのロール・ローラに適用されている。

Fig.2は上述した捲取ロールの外観であるが、熱影響部と原質部との境界層がロール円周上で、筋状に観察されている。

一般に肉盛溶接では、再熱固溶のためロールの表面に熱影響部が発生する。このため、ステンレス基地の捲取ロールでは、熱影響部位にCr炭化物が析出し、基地中のCr濃度が減少する⁵⁾。その結果、熱影響部位は原質部と比較して耐食性が劣化し、腐食が促進されるため、筋状模様が生じたと推察される。

また、このロールの表面粗さを測定した結果、最大断面高さRatが原質部でRat: 1.0 μ m以下であるのに対し、熱影響部はRat: 3.5 μ m以上であった。従って、熱影響部は原質部に比べ、腐食が進行し、ロールの表面肌が悪化したものと推察される。

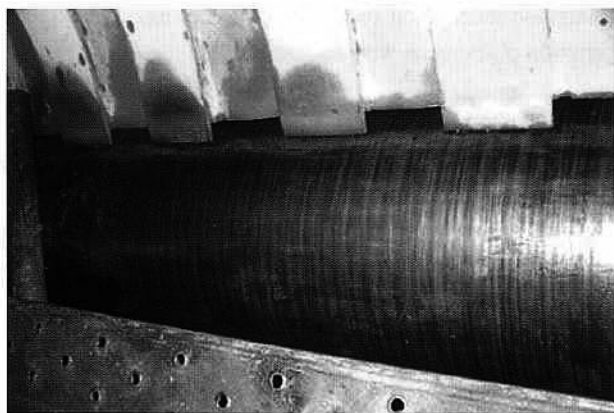


Fig.2 Appearance of coiler roll

3-2 鋼板への転写現象

Fig.3はこのロールによって捲取られた鋼板の外観である。転写疵の間隔はロールの筋状模様の間隔に合致しており、捲取ロールの表面状況が、そのまま鋼板に転写している様子が分かる。

Fig.4はレーザー変位計によって鋼板の表面を計測した結果であり、横軸は鋼板の幅を示し、縦軸は鋼板の高さ、または深さとなる。なお、測定位置はFig.3中に示すA線のように、数箇所の筋状模様が做うようにした。結果、鋼板の表面には、深さ60~80 μ mの凹みが約6.5mmの間隔で規則性を持っていることが確認された。その間隔は、肉盛溶接の送り幅と近似し、かつ、この凹みの幅も約1.5mmで、筋状模様の幅の実測値とほぼ同等である。

これらの結果から、Fig.5の模式図で示すように、ロールの熱影響部が凸状になり、かつ、捲取時に鋼板を押し付ける力が働くために、このような転写が生じたものと推察する。

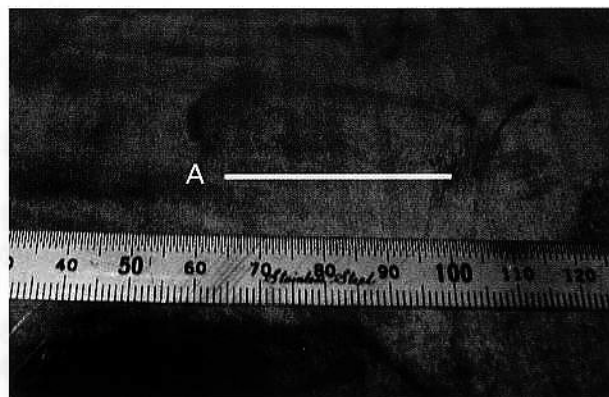


Fig.3 Appearance of strip surface transcribed

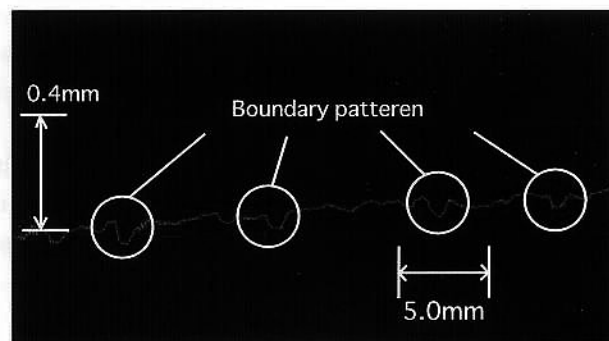


Fig.4 Profile traced on the strip surface with displacement meter by laser beam

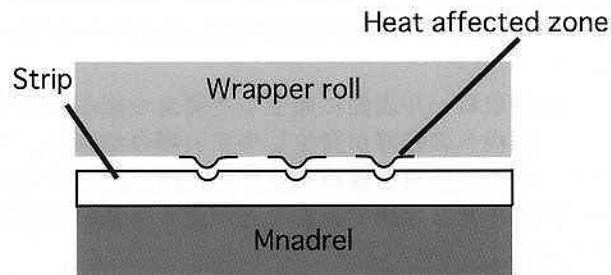


Fig.5 Mechanism of transcription to strip by boundary pattern on roll

3-3 ロール表面が長時間安定な肉盛溶接材料の開発

肉盛溶接法によるロール表面の筋状模様を防止するには、熱影響部の耐食性を向上させる必要がある。

このため、表面処理材をステンレス基地から非鉄基地⁶⁾へ変更し、捲取ロールへ適用した。結果、筋状模様による鋼板への転写は、完全に防止することが可能となった。

Fig.6は、非鉄基地の材料を適用した捲取ロールの使用状況である。このロールには、筋状模様が観察されず、表面は金属光沢を維持している。

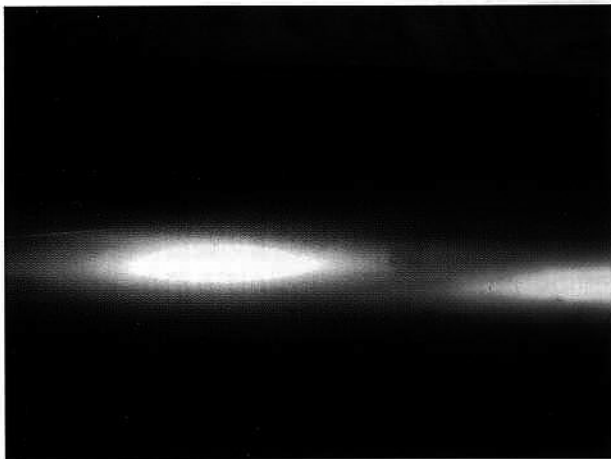


Fig.6 Performance of coiler roll overlaid with Non-ferrous materials

4 ロールの打ち疵による鋼板への転写

4-1 打ち疵の発生と鋼板への転写現象

熱延設備の操作中、鋼板が捲取ロールを通過する際、打ち疵がロール表面に発生し、鋼板へ転写した。

打ち疵が発生したロールの外観をFig.7に示す。

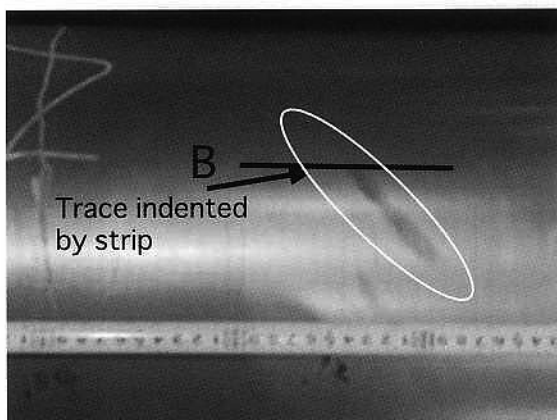


Fig.7 Appearance of coiler roll indented with collision by strip during work

4-2 ロール表面状況

非鉄基地の材料を適用したロール表面をオフライン時に観察した。打ち疵の発生箇所をレーザー変位計によりFig.7のB線のように、ロール軸方向に測定した。その結果をFig.8に示す。打ち疵は、深さ約80 μ mのくぼみとなっており、その断面は円弧状であることが確認された。

鋼板への転写は、ロール表面の局所的な凸状の突起と比較して、凹状のくぼみが起き難いと考えられるが、捲取ロールには、過大な負荷が加わるため、打ち疵が転写されたものと推察される。

ここで、耐打ち疵性向上のためロール材質および製造仕様を再度検討し、評価試験を行った。

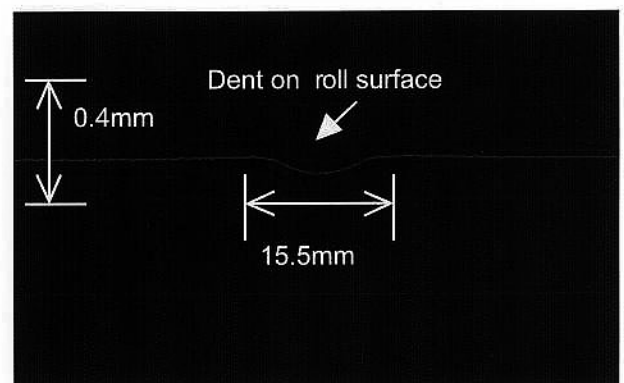


Fig.8 Profile traced with displacement meter by laser beam around dent of surface

5 評価試験

実用ロールの肉盛溶接には、鋼板との接触応力緩和のため表面処理材と母材間に中間層を施すものが多く、本ロール仕様でも採用している。そこで、表面処理材と中間層を変更して耐打ち疵性の評価を行った。

評価試験には押し込み試験と衝突試験を用いた。押し込み試験では静荷重による耐打ち疵性を評価し、衝突試験ではより実機に近い条件での評価を行った。

5-1 押し込み試験

(1) 試験方法

Fig.9で示すようにSS鋼材の表面に、2.0mmの中間層と1.5mmの表面処理材を肉盛溶接した試験材を作成した。その際、中間層と表面処理材には、実用ロールに相当し、材質と硬さが異なるもの及びその組み合わせを変えた。

なお、試験材には材質の違う中間層材を4種類用いた。試験材のAはFe系、BはSUS系、C、及びDは非鉄系の材料である。また、表面処理材として同組成の非鉄系材料を用いて、Table 1に示す組み合わせで評価した。評価試験には万能試験機⁷⁾を用いて、これらの試験材

に10×10×50mmのSS鋼片を押し付け、500kNの負荷をかけた際に、表面に発生したくぼみの深さを測定した。

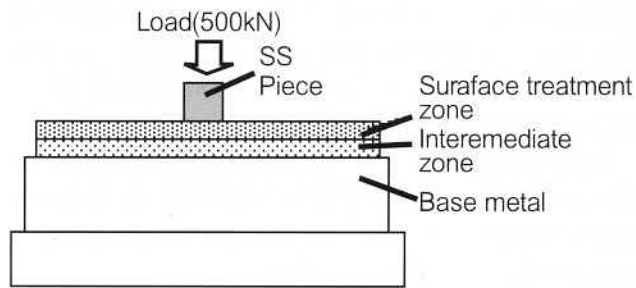


Fig.9 Method of indentation test with slow loading

Table 1 List of materials used as test pieces(T.P)

T.P No.	Intermediate zone	Surface treatment zone
A	SUS	Non-ferrous materials
B	Steel	
C	Non-ferrous materials	
D	Non-ferrous materials	

(2) 試験結果

押し込み試験後の試験材のAとDの外観をFig.10に示す。試験材にはSS材を押し付けた痕跡がくぼみとして残る。このくぼみ深さの測定結果と、各々の試験材における中間層と表面処理材の硬度測定結果をTable 2に示す。

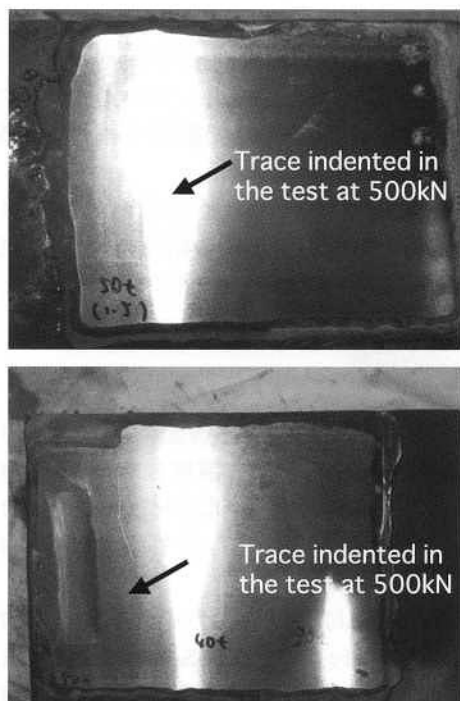


Fig.10 Appearance of T.P after indentation test with slow loading

Table 2 Results of indentation test with slow loading

T.P No.	Intermediate zone hardness (HS)	Surface treatment zone hardness (HS)	Depth of indentation (mm)
A	65.2	44.0	0.06
B	56.2	36.5	0.13
C	57.5	60.3	0.16
D	33.2	60.0	0.60

ここで、試験材のAとDを比較する。表面処理材が高硬度で、中間層の硬度が最小なDよりも、低硬度な表面処理材で、中間層が高硬度であるAが、くぼみ深さが浅いことが分かる。これはFig.10からも明確である。

同様に、中間層の硬度がAとDの間である、B及びCについても、くぼみ深さは、AとDの中間の値を示す傾向が確認できた。即ち、この押し込み試験におけるくぼみの深さは、中間層の硬度に依存し、中間層の硬度が高い試験材ほどくぼみ深さは浅くなる傾向が観察された。

この現象を、より明確化するため、衝突試験による耐打ち疵性を評価した。押し込み試験が静的荷重であるのに対し、衝撃試験は実用ロールにおける鋼板の飛び込み現象に類似したものと判断した。

以下に、その試験結果について報告する。

5-2 衝突試験

(1) 試験方法

押し込み試験同様、SS鋼材に中間層と、表面処理材からなる試験材を作成した。中間層材は試験材のEがFe系、Fが非鉄系の材料である。また、表面処理材は押し込み試験で評価した非鉄系材料を用いた。

これらにFig.11に示すような装置を用い、衝突物を1.5mの高さから落下・衝突させ、試験材に発生したくぼみの深さを測定した。なお、この衝突物の重さは約70kgで、先端の形状は、φ5mmとした。

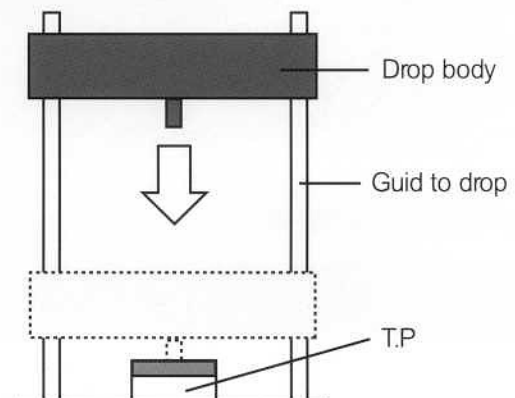


Fig.11 Method of drop test to value indentation resistance of T.P

(2) 試験結果

Fig.12で示すように、衝突試験後の試験材には、衝突疵が観察された。この衝突疵の深さを測定した結果をTable 3に示す。疵の深さは試験材のEでは0.12mm、Fは0.03mmであった。

この衝突試験で適用した試験材E、Fは、表面処理材の硬度は同等だが、中間層が高硬度であるFの方が、衝突疵は浅い結果となった。

これは、押し込み試験で見られた傾向と同様であり、中間層の高硬度化が、衝突試験の衝突疵に対しても、有効であることが確認できた。

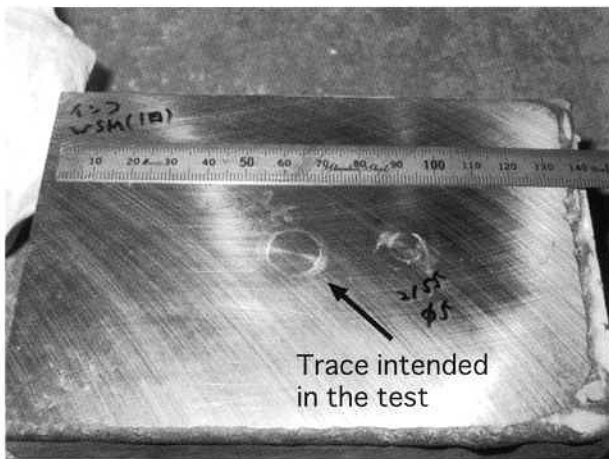
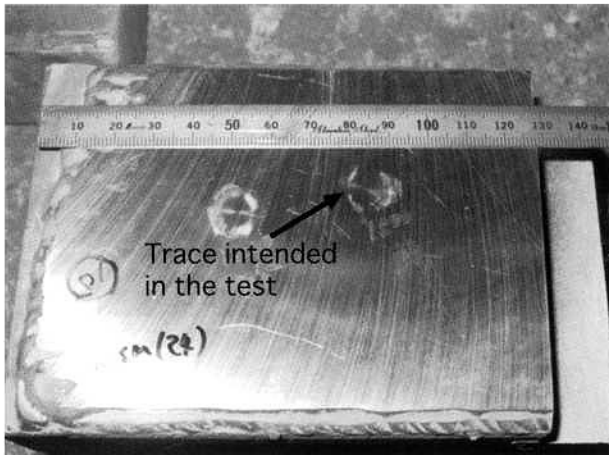


Fig.12 Appearance of T.P after drop test to value indentation resistance

Table 3 Results of drop test

T.P.No.	Intermedicate zone hardness (HS)	Surface treatment zone hardness (HS)	Depth of indentation (mm)
E	33.2	60.0	0.12
F	63.8	59.5	0.03

6 結言

製鉄所の熱延設備における捲取ロールの表面が、鋼板へ転写した実際の事例を調査し、下記の事項を解明した。

6-1. ロール表面の凹凸差による転写の場合

- (1) 鋼板への転写は、ロールの製造プロセスに起因する熱影響部が原因である。
- (2) ロール表面の熱影響部は60~80μmの凸状となっており、鋼板への転写幅と合致している。
- (3) 筋状模様が鋼板へ転写するのを防ぐためには、肉盛溶接材をステンレス基地から、非鉄基地へ変更し、熱影響部の耐食性と耐摩耗性を向上させるのが有効である。

6-2. 鋼板の飛び込みによる捲取ロールの打ち疵が転写する場合

- (1) 打ち疵による鋼板への転写は、ロール表面に生じた、約80μm深さのくぼみが原因である。
- (2) 押し込み試験の結果、耐打ち疵性の向上には、中間層の高硬度化が有効である。
- (3) 同様に衝突試験の結果からも、中間層の高硬度化により、耐打ち疵性が向上することが確認できた。

7 最後に

当社では、ロールの品質及び特性を更に向上させるため、技術開発に邁進している。

また、ユーザーの要望に応えるべく、従来から高い評価を得ているCPC(Continuous Pouring process for Cladding)法でのロールも各所へ製品展開中である。

参考文献

- 1) 佐々木、園田：フジコー技報No.10 (2002) 44
- 2) 坂本、玉川、津田、森高：フジコー技No.1(1993) 9
- 3) 沼、坂本、植田、斉藤：フジコー技報No.6(1998) 25
- 4) 日本鉄鋼協会編：新版鉄鋼便覧、丸善(1973) 909
- 5) 吉武、中村：ステンレス鋼の溶接、産報出版(1979)
- 6) 例えば溶接学会編：溶接・接合便覧、丸善(1990) 801
- 7) 中川、盛中、遠藤、光永：新選材料試験方法、養賢堂(1967) 6

CPC+鍛造複合プロセスによる連続鋳造ロール

1 緒言

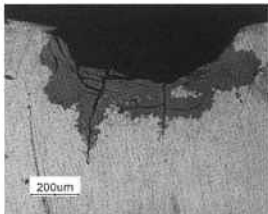
連続鋳造設備のロールアライメントは、製品の品質に大きく影響するため、厳格に管理されている。しかし、操業に伴いロールの磨耗が進行し、アライメントを乱す大きな要因となっている。特に近年コスト低減要求また需要家からの品質要求が高まる背景から、アライメント変動性の少ないロール材、すなわち耐摩耗性の高いロール材が求められている。

これらの要求に応えるものとして、当社ではロール損傷原因を究明し、その対応策としてCPC+鍛造複合プロセスを開発した。連続鋳造ロールへの適用を例に、以下に紹介する。

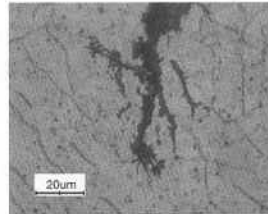
2 製造方法の概要

(1) 連続鋳造ロールの材質設計

ロール損傷原因は図-1に示したように高温環境下における腐食であり、特に深部では粒界腐食によりロール損傷は進展している。そこで当社では耐高温腐食特性に配慮し、ステンレス系耐熱合金を採用している。



マイクロ写真



マクロ写真

図-1 ロール損傷部

(2) 製造方法

連続鋳造ロール製造方法は、厚肉化に有利な当社独自に開発したCPC法にて素形材を製造し、次にCPC法での凝固偏析を解消する目的で熱間鍛造を施している。この複合プロセスによって溶金中の微小鋳造欠陥は98%解消し、かつ図-3に示すごとく一様な組織形態を得るに至り、より高品質な連続鋳造ロールを提供することが可能となった。

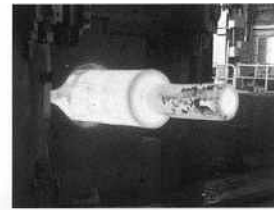
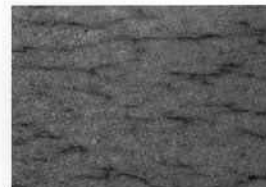


図-2 熱間鍛造状況



鍛造前



鍛造後

図-3 組織写真

3 CPC+鍛造複合プロセスの今後の展開

当社独自のCPC法と鍛造法との複合プロセスには、(i) CPC製造サイズの拡大 (ii) 品質の向上等のメリットがあり、今後は、お客様のご要望にお応えし、こうした特色を生かした様々な分野への適用範囲の拡大を図りたい。

参考文献

- 1) 坂本真一, 玉川進, 津田篤信, 森高靖彦, 山本厚生 フジコー技法1 (1993) 9
- 2) 森靖之助, 木下利哉, 山本厚生 フジコー技法2 (1994) 20
- 3) 古田博昭, 宮崎裕之 フジコー技法9 (2000) 26
- 4) 佐藤祐二, 山村恭, 瀧本高史 川崎製鉄技報33 No.1 (2001) P31
- 5) 尾崎健一, 興梠 隆, 大野京一郎, 芳谷和政 フジコー技法11 (2003) 35

〔問い合わせ先〕

技術開発センター 担当：尾崎健一

Tel. 0865 (45) 9255

Fax. 0865 (45) 9657

低温高速溶射技術を利用した光触媒皮膜製膜

1 緒言

光触媒に関する研究は、日本発祥の最先端技術であり画期的な環境保全技術として注目されている。光触媒材料の一種である二酸化チタンは、紫外光による光分解反応で様々な有害有機物を分解・無害化する特性と光励起親水化特性を併せ持ち、触媒反応時の消耗がなく、取扱が安全でかつ触媒効果が広範囲であるなどの特徴を有している。二酸化チタンは、ルチル、アナターゼおよびブルッカイトと三種の結晶系で存在し、光触媒特性は、アナターゼ型が最も優れている。しかし、低温安定型であるアナターゼ型は900℃以上の加熱によりルチル型への転移が生じることから、アナターゼ型を維持するには低温で温度管理をした処理が必要である。

ここで成膜（固定化）方法としての溶射法は、開放系での処理が可能であり、成膜処理速度が高く、かつ複雑で大面積の基材表面の処理に適している点が有利である。また、溶射皮膜の構造上、積層された多孔質膜の特性が光触媒特性に多大な影響を与える。

当社では、温度制御が可能な低温高速溶射を適用し、新規性の高い光触媒コーティング法の開発を行っている。下記に光触媒溶射皮膜の特性並びに特性評価を行なった結果を報告する。

2 光触媒効果

二酸化チタン (TiO₂) は、図-1 に示すように紫外光を受けることにより活性酸素 (・O₂) と水酸化ラジカル (・OH) を生成する。これら活性種の酸化・還元反応により様々な有害有機物を分解・無害化する機能（水質・大気浄化）と防汚・自浄作用を示す親水化特性を有す。この分解機能は、二酸化チタンの表面で起こり、殺菌・抗菌効果など多岐にわたる。

3 光触媒溶射皮膜

低温高速溶射により光触媒特性が優れているとされるアナターゼ結晶型を主体成分とし、二酸化チタンを高純度に成膜している。また、溶射膜の構造上一般的な光触媒薄膜と比較し、厚い膜を形成でき、多孔質（ポラス）かつ表面積が広い（表-1、図-2参照）等の特徴を有し、既存法では密着力が低く成膜が困難とされる金属面へのコーティングが可能である。素材としては、金属材料（鉄、ステンレス、アルミ等）や樹脂系材料（プラスチック、ナイロン、アクリル）およびガラスなどへのコーティングが可能である。

表-1 表面粗さ比較

試料	Ra (μm)	RzDIN (μm)
素材 (SUS)	0.217	1.512
溶射後 (前処理なし)	3.05	18.4
溶射後 (前処理有り)	6.536	35.613

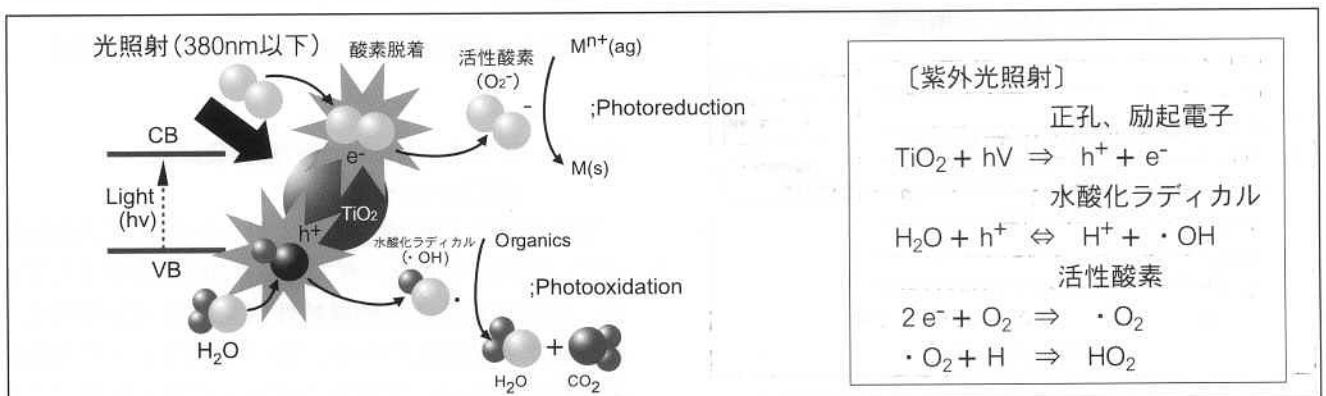


図-1 光触媒メカニズム

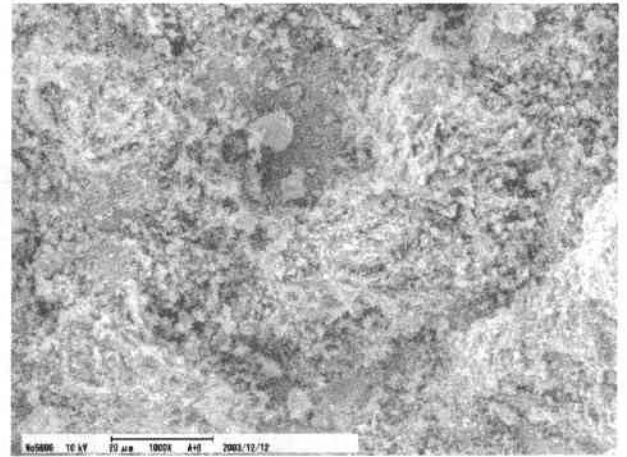
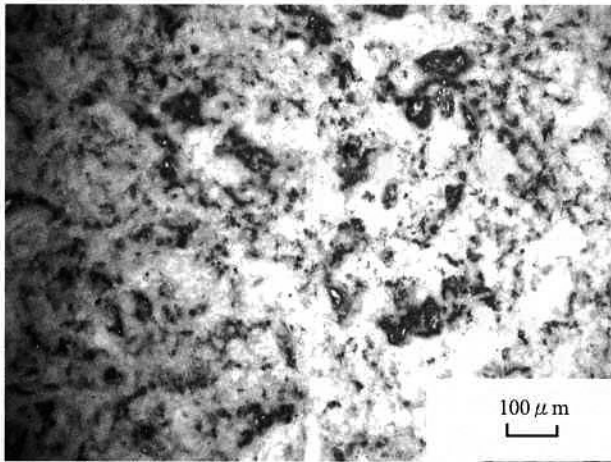


図-2 光触媒溶射皮膜表面

4 光触媒特性

光触媒特性評価法として広く認知されている光触媒製品技術協議会および光触媒フォーラムに規定されている評価法により試験を行なった。

ここで、光触媒溶射皮膜の評価には、市販品光触媒タイルおよびゾルゲル法による成膜材などを用い、一般的に普及しているコーティング材との比較を行なった。

4-1 メチレンブルー分解性能試験

各試料の分解性能試験結果を図-3に示す。紫外線(UV=360nm, 1mW/cm²)の照射により時間経過と共にメチレンブルー濃度の低下が測定される。ここで表-2に示すように光触媒溶射皮膜は、各試料中最も高い触媒活性を示した。図-4には、紫外線照射30時間経過後のメチレンブルー溶液の写真を示す。

表-2 各試料の分解活性測定結果(液相)

試料	分解活性係数 ($\mu\text{mol/L/min}$)
市販コート液A	4.2
市販コート液B	13.0
ルチル粉溶射皮膜	1.0
光触媒溶射皮膜	23.2
市販光触媒タイル	2.2
未処理	1.5

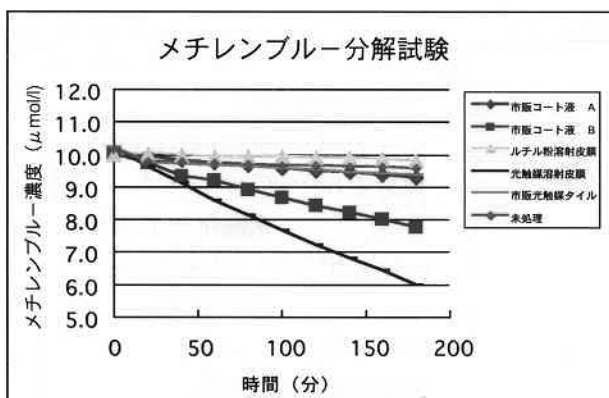


図-3 メチレンブルー分解試験結果

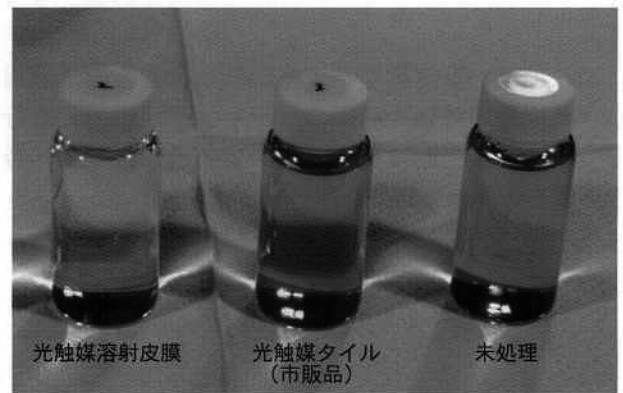


図-4 試験溶液(紫外線照射30時間経過後)

4-2 アセトアルデヒド分解評価試験 (ガスバックB法)

光触媒製品技術協議会により光触媒性能評価試験法IIa(2001年度版)ガスバックB法に規定されており、光触媒製品の光触媒特性(主にガス分解特性)を評価する試験法である。表-3に示すように市販材より性能が高く、臭素ガスを完全に除去することが可能である。

表-3 各試料の分解活性（気相）

試料名	除去率
光触媒溶射皮膜	100%
市販コート液A	55.00%
市販コート液B	28.00%

4-3 親水性評価（暗所維持特性評価）

親水性の評価にあたり図-5に示す接触角測定器を使用し、接触角を測定した。ここで光触媒溶射皮膜は、超親水性へ到達する時間が格段に短く、暗所維持性についても超親水性を維持し、優れた濡れ性を示すことが確認された（図-6参照）。しかし、表面状態により液滴の広がり速度が変わり、表面の凹凸が少なからず影響を与えている。

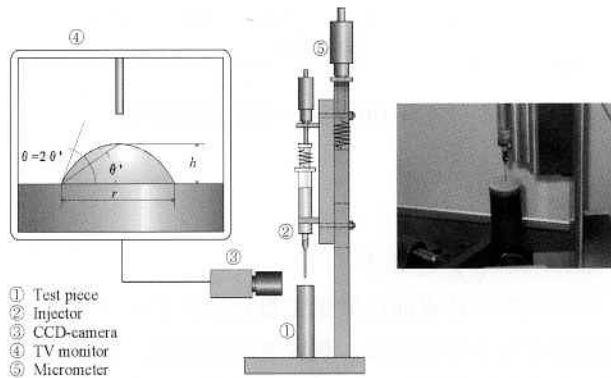


図-5 液滴接触角測定器

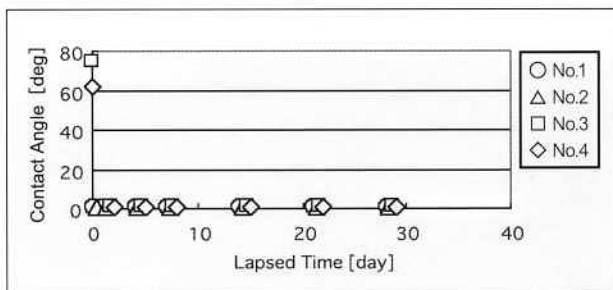


図-6 溶射皮膜の暗所維持特性評価結果

5 終わりに

光触媒の分野は、技術の進展が急速であり、昨今の新聞紙上を賑わせている。現在の市場規模は300億～400億円とされており、大手からベンチャーまで光触媒に携わる企業は国内で200社以上にも及んでいる。当社の光触媒溶射皮膜は、これまでの評価試験結果に示すように既存成膜法に比べ光触媒効果に優れ、特異性がある光触媒コーティングであり、これまで以上に地球環境に貢献できれば幸いである。

参考文献

- 1) 光触媒製品技術協議会：光触媒製品技術協議会 会則・書規定および試験法（制定：平成12年5月23日、改定：平成13年6月21日）
- 2) 光触媒製品フォーラム：光触媒製品における湿式分解性能試験方法（2004.05.28改定）
- 3) 光触媒製品フォーラム：光触媒製品における親水性性能試験方法（2004.05.28改定）
- 4) 吉田 隆：「最新光触媒技術」P24～P35 株式会社エヌ・ティー・エス（2000）
- 5) 大谷 文章：「光触媒のしくみがわかる本」株式会社技術評論社（2003）
- 6) 大森 明：「溶射技術 Vol123」P46、P56 産報出版株式会社（2003）

〔問い合わせ先〕

技術開発センター 担当：尾崎龍宏
Tel. 093(871)0761
Fax. 093(882)0522

HVOF法によるハースロール (FTS-700シリーズ)

1 緒言

CAPL、CGL、厚板ライン等の焼鈍設備に取付けられているハースロールの寿命は、高温度の雰囲気で使用されるため、ロール表面のビルドアップやロールシェルの変形、摩耗に支配されている¹⁾。当社では、耐高温酸化特性に優れたFTS-700シリーズをHVOF法+特殊処理を被覆することで、ビルドアップの生成を抑制しハースロールの長寿命化を図っている。以下に、概要を説明する。

2 FTS-700シリーズ

FTS-700シリーズはHVOF法により成膜することで、緻密で酸素濃度の低い皮膜を得ることができる。この材料は、MCrAlY合金に特殊元素を添加した材料である。皮膜の性状例を表-1に示す。また、皮膜の組織写真及び高温硬度を図-1および図-2に示す。

表-1 溶射法の相違によるMCrAlY合金皮膜の一般的性状例²⁾

項目		APS	VPS	HVOF
気孔率	%	2.97	0.14	0.74
酸化物含有量	mass%	1.03	0.07	0.12

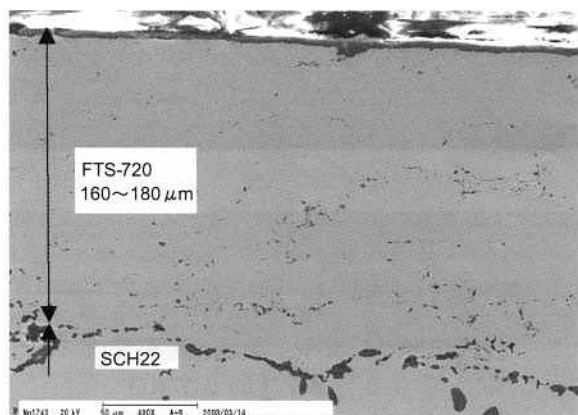


図-1 FTS-720の組織写真

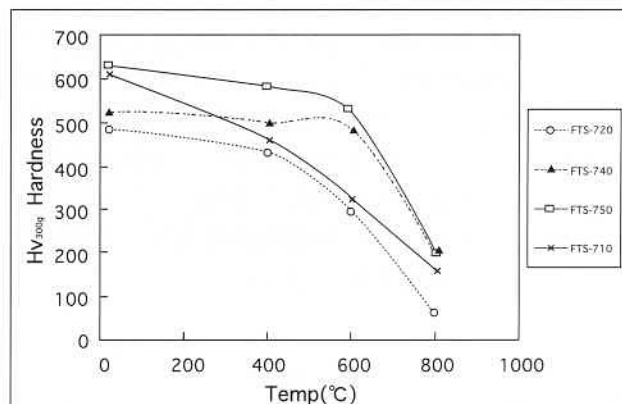


図-2 FTS-700シリーズの高温硬さ

3 ビルドアップとは？

ハースロール表面に発生するビルドアップとは、供給源となる持込鉄粉、鋼板等の酸化鉄、粉塵等がロール表面に付着し、鋼板とのスリップ等により成長してロール表面に隆起する現象を言う。ビルドアップ層の断面写真を図-3に示す。

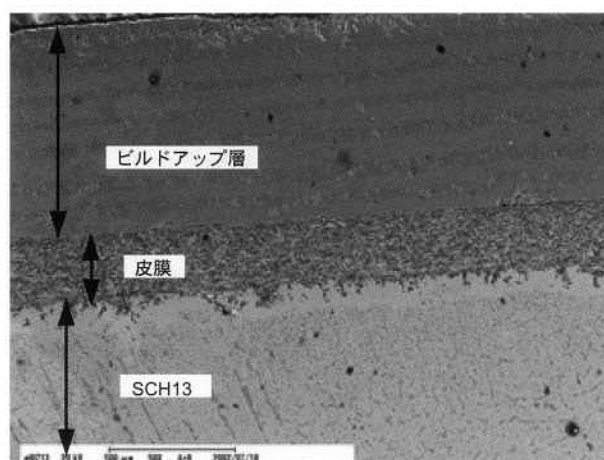
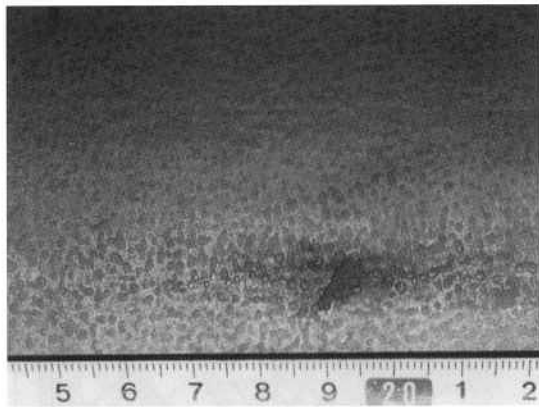


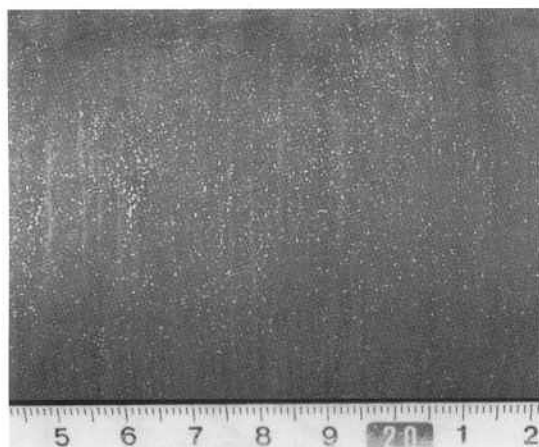
図-3 ビルドアップしたAPS皮膜断面

4 HVOF法によるハースロールの適応一例

当ロールは、鋼管の製造ラインで使用され従来品と比較してビルドアップの生成もなく好評を得ている。実際に使用されたロールの表面写真を図-4に示す。



SCH22



FTS-720

図-4 使用後のハースロール表面

5 結言

FTS-700シリーズは、炉内雰囲気でのロール表面性状を安定化することで、ビルドアップの発生を抑制している。ただし、熱処理を行う鋼種や目的により炉内雰囲気は変化するため、ビルドアップの発生形態も一様ではない。

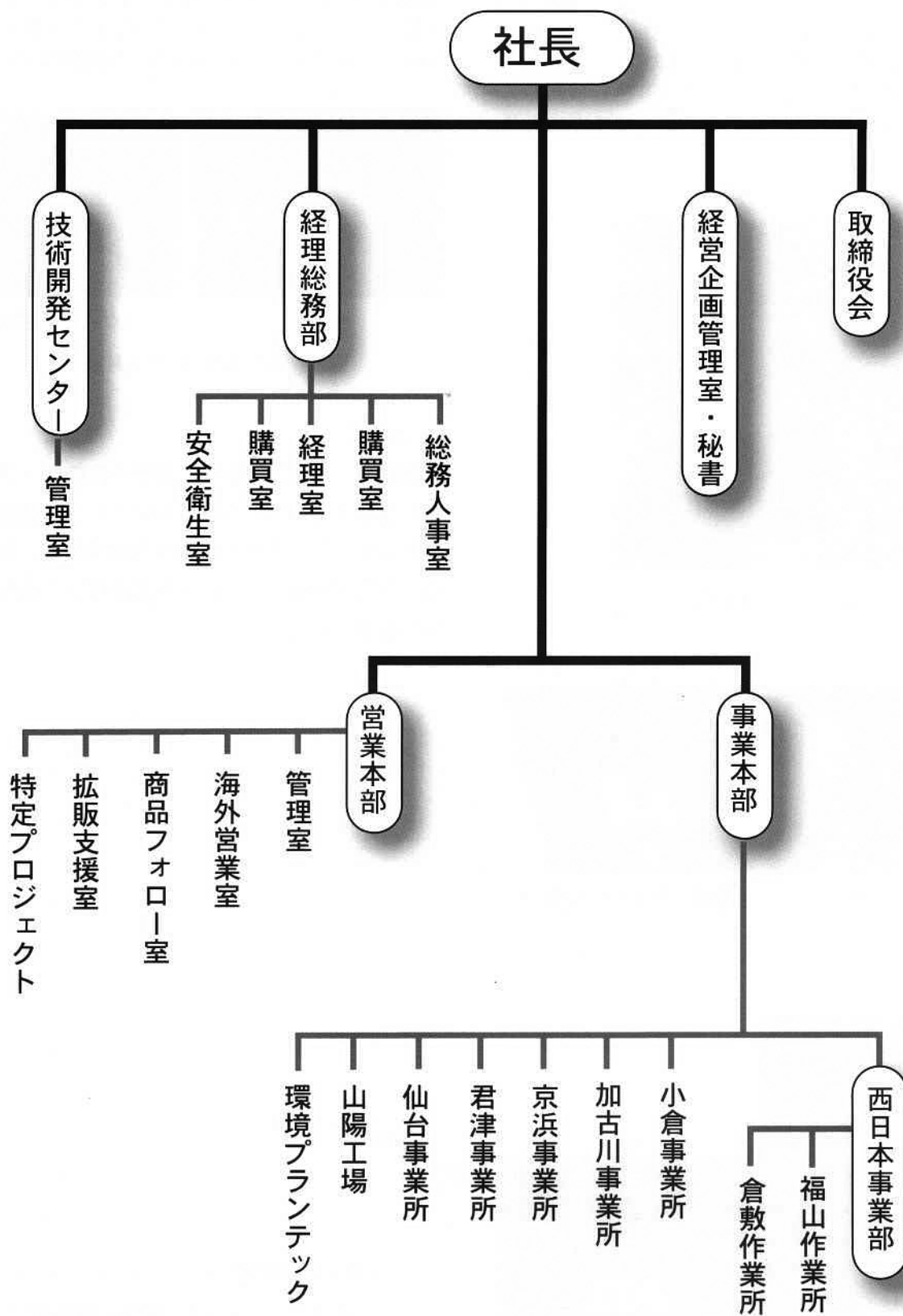
今後は、熱処理設備の構造、鋼種、操業条件等のビルドアップ発生要因を検討して、溶射材料を検討し拡販していきたい。

参考文献

- 1) 古田、尾崎：フジコー技法、No.11(2003) P43
- 2) 原田良夫：溶射技術Vol22, No.2(2002) P20

〔問い合わせ先〕

技術開発センター 担当：古田博昭
 Tel. 093(871)0761
 Fax. 093(882)0522



株式会社フジコー

事業所・工場所在地

□本社

〒804-0011 北九州市戸畑区中原西2丁目18番12号
☎093-871-3724 FAX093-884-0009/884-0048

□東京本社事務所

〒103-0027 東京都中央区日本橋1丁目20番8号
日本橋平和ビル7F
☎03-3548-0881 FAX03-3548-0882

□技術開発センター

〒804-0054 北九州市戸畑区牧山新町4番31号
☎093-871-0761 FAX093-882-0522

■工場

□山陽工場

〒719-0253 岡山県浅口郡鴨方町鳩ヶ丘1丁目1298番地
☎0865-44-5151 FAX0865-44-5154

■事業所

□仙台事業所

〒983-0001 宮城県仙台市宮城野区港1丁目6番1号
エヌケーケー条鋼(株)仙台製造所構内
☎022-258-4182 FAX022-258-4183

□仙台産機工事課

〒989-2421 宮城県岩沼市下野郷字新南長沼87番1号
☎0223-24-2450 FAX0223-29-2084

□君津事業所

〒299-1141 千葉県君津市君津1番地
新日本製鐵(株)君津製鐵所構内協力会社転炉サブセンター
☎0439-52-0497 FAX0439-57-0498

□京浜事業所

〒210-0868 神奈川県川崎市川崎区扇島1-1
JFEスチール東日本製鐵所 扇島地区構内
☎044-288-5565 FAX044-288-5563

□加古川事業所

〒675-0137 兵庫県加古川市金沢町1番地
(株)神戸製鋼所加古川製鐵所構内
☎0794-35-0393 FAX0794-35-9641

□福山作業所

〒721-0931 広島県福山市鋼管町1番地
JFEスチール西日本製鐵所 福山地区構内
☎084-941-0924 FAX084-941-0937

□倉敷作業所

〒712-8074 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
JFEスチール西日本製鐵所 倉敷地区構内
☎086-448-3035 FAX086-448-3037

□小倉事業所

〒803-0803 北九州市小倉北区許斐町1番地
(株)住友金属小倉構内
☎093-561-2081 FAX093-561-2083

■営業部

□西日本地区

〒804-0011 北九州市戸畑区中原西2丁目18番12号
☎093-871-3724 FAX093-884-0009/884-0048

□中国地区

〒675-0137 兵庫県加古川市金沢町1番地
(株)神戸製鋼所加古川製鐵所構内
☎0794-35-0393 FAX0794-35-9641

□関西地区

〒532-0004 大阪府大阪市淀川区西宮原1丁目8番38号
ハイマート第2新大阪403号
☎06-6393-0031 FAX06-6393-0068

□関東地区

〒103-0027 東京都中央区日本橋1丁目20番8号
日本橋平和ビル7F
☎03-3548-0881 FAX03-3548-0882

□大分出張所

〒870-0913 大分県大分市松原町3丁目1番11号
鉄鋼ビル5F
☎097-558-1257 FAX097-556-0794

■関連会社

株式会社アソートフジ

〒804-0011 北九州市戸畑区中原西2丁目18番12号
☎093-871-8770 FAX093-873-8771

第一MPT株式会社

大韓民国慶尚北道浦項長興洞140-5(本社工場)
☎011-82-562-285-7024 FAX011-82-562-285-5257
大韓民国全羅南道光陽市太仁洞1657-6(光陽工場)
☎011-82-667-792-0933 FAX011-82--667-792-2417

フジコー技報—tsukuru No.12 平成16年11月1日

発行人 永吉英昭
発行所 株式会社 フジコー
技術開発センター
〒804-0054 北九州市戸畑区牧山新町4番31号
☎ 093-871-0761 FAX093-882-0522



シンボルマークは、富士山の形とフジコーのFをデザイン化したものです。小ブロックが右上がりのHOP、STEP、JUMPと飛躍、拡大していく状態を表現しております。