

t s u k u r u

[創る]

No.5

Fujico Technical Report 1997



表紙のことば

tsukuru [創る]

創意工夫による複合技術でトータルエンジニアリングを目指す弊社の理念を「創る」という、物づくりの原点で表現しました。表紙タイトルバックをギャラリーとして位置づけし、北九州市の産業基盤や文化的側面を反映するような創作活動を行っている人たちの「創る」行為をとりあげて“創造的な技術開発”という弊社からのメッセージにかえるものです。

表紙の作品は、アメリカはじめ国際的に活躍しているアーティスト：フランク・ステラ氏の、[八幡ワークス]。第2回国際鉄鋼彫刻シンポジウム'93北九州に参加しました。リサイクルをテーマに市民による空き缶100万個の収集からスタートした、いわば市民とアーティストが一体となって進められた作品です。

八幡ワークス/1993/ステンレス鋼/427×475×482cm/北九州市立美術館

作者紹介

フランク・ステラ (米) FRANK STELLA 1936年生まれ。
フィリップアカデミーで、パトリック・モーガンに師事。プリンストン大学でウィリアム・サイツ、スティーブン・グリーンの下に学ぶ。
1958年に画面を均一の黒い色帯で覆ったブラック・ペインティングによって、美術界に登場し、アルミニウムペインティング、カバーペインティングを経てレリーフ絵画に取り組む。近年はコミッション・ワークとして巨大な彫刻を世界各地で制作している。
著書「ワーキング・スペース」

フジコー技報—Tsukuru No.5 平成9年10月1日発行

発行人 山本圭太郎
発行所 株式会社 フジコー
技術開発部 事務局
〒804 北九州市戸畑区中原西2丁目18-12
Tel.093(871)3724 Fax.093(884)0009
印刷所 株式会社サンフジ
〒804 北九州市戸畑区中原西2丁目18-12



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にHOP、STEP、JUMPと飛躍、拡大していく状態を表現しております。

目 次

巻頭言	・フジコー技報によせて	(株)神戸製鋼所 社長 熊本 昌弘	1
随 想	・東洋文化は地球を救うか	九州大学工学部 教授 小野寺 龍太	3
寄稿論文	・急速凝固した高炭素鉄系合金に生成する非平衡相とその分解挙動	九州工業大学 教授 岸武 勝彦	5
技術論文	・高合金白鑄鉄のDestabilization熱処理	李 平、坂本 眞一、齊藤 弘道、笹栗 信也、松原 安宏	11
	・軌条矯正用ローラに発生したころがり疲れ破壊の解析	尾崎 健一、宮崎 裕之、吉村 武憲	19
調査報告	・溶射皮膜特性の新しい評価法	尾崎 健一、宮崎 裕之、吉村 武憲	25
	・熱延粗ミルエッジャーロール用C.P.Cハイスロール	李 平、坂本 眞一、齊藤 弘道	28
	・SHH300の各種ロール・ローラへの適用状況	宮崎 裕之、吉村 武憲	31
	・複合鑄造ライナーの使用成績 (第3報)	立花 隆	35
新製品、新技術	・熱間焼き付き、摩耗試験機		39
	・SUS304材を母材とした内部水冷構造の熱延ランナウトテーブルローラ		41
全社組織			43
工場、事業所 所在地			44

CONTENTS

Foreword	Masahiro Kumamoto	1
Memoir	Ryuta Onodera	3
Special Contribution	• Formation and Decomposition of Non-equilibrium Phases in Rapidly Solidified High Carbon Iron Alloy	5
Technical Paper	• Destabilization Heat Treatment of High Alloyed White Cast Iron	11
	• Investigation of Rolling Contact Fatigue Fracture Occurred in Rail Straightening Roller	19
Technical Report	• New Methods for Evaluation of Thermal Spraying Coating Characteristics	25
	• High Speed Steel Edger Roll in Hot Strip Mill by Continuous Pouring Process for Cladding	28
	• Successful Applications of SHH-300 to Overlaying of Rolls and Rollers	31
	• Application Results of Composite Cast Liner (No.3)	35
New Products, New Technology	• Precise Hot Seizure and Wear Simulator	39
	• Run-out Table Roller with Core Material SUS304 of Water Cooling Structure at Inside in Hot Strip Mill	41
Organization		43
Address		44

巻頭言

フジコー技報によせて

(株)神戸製鋼所 社長

熊本 昌弘

Masahiro Kumamoto



(株)フジコーと神戸製鋼とのお付き合いは、昭和45年にフジコーさんが加古川事業所を開設された時からとお聞きしています。この年は、弊社の加古川製鉄所が高炉一貫製鉄所として稼働した年でもあります。当時、連続铸造のウェイトは低く、まだまだ造塊プロセスが主力の時代であり、フジコーさんに鑄型の修理をお願いしたのが始まりでした。

その後、連続铸造技術の発達に伴い、フジコーさんの仕事も連鑄ロールの肉盛り・溶射の分野にシフトされました。また、現在は、連鑄ロール以外にも、クラッシャーや圧延ロール等の肉盛り・溶射の仕事に加え、保全整備の分野まで、幅広くお願いをしています。

ご承知の通り、製鉄所の設備は、高温・高圧下で、かつ摩耗や腐食雰囲気さらされる等、過酷な条件の中で運転されています。まさに、設備の性能と信頼性が、製鉄所の実力を左右すると言っても過言ではありません。フジコーさんは、これらの熱と応力や摩耗といった難題に対して、常に真正面から取り組んで来られました。そして、得意領域である材料技術や溶接・溶射技術、機械加工技術の中核とした技術開発によって、新分野を開拓されています。その成果は、ユーザーへタイムリーに提供されています。これは、フジコーさんが、まさに技術主導型の経営を実践されているということです。

言い換えますと、フジコーさんは、製鉄技術の進

歩に合わせて、時々の核となるプロセスに着目され、その技術課題を克服することによって、常に技術力のアップと業容の拡大に繋げて来られました。これが、製鉄業の技術革新の歴史とともに、(株)フジコーが今日まで発展されて来た所以であると思います。弊社の製鉄技術も、フジコーさんの技術に大いに支えられて今日に至っています。

私は、『もの造り』を行うメーカーは、常に新しいものを創造していかなければ、企業としての未来はないと思っています。新製品・新技術を生み出すパワーとスピードの如何が、企業の生死を決する時代となっています。弊社の社員には、新製品・新技術に対する意識を絶えず持ち続けることの重要性を、常々訴えています。

新製品・新技術は、偶然生まれるものではありません。製品や製造プロセスの『あるべき姿』に対して『現実の姿』はどれだけ乖離しているか、という認識と問題意識の中から創造されるものです。製鉄所の設備開発を例にとれば、『あるべき姿』とは、関連する現象が制約なしに理論通りロスなく行われると仮定した、理想的な設備であります。それに比べて『現状の設備』の悪さ加減やロスを定量的に分析することから、解決すべき課題とその目標がクリアになるのです。

製鉄業は、成熟産業と言われて久しくなりますが、まだまだ技術開発や技術革新の宝が無限に眠ってい

と思います。常に『あるべき姿』を具体的に描き、それに近づけるための課題を、ひとつひとつ着実に解決していく。しかも、その時々最新の技術や情報を織り込みながら解決していく。このような創造的な取り組みが、今、技術者に最も求められていることだと思います。

ここ数年来、我が国は産業の空洞化に直面して参りました。ボーダレス経済と言われる時代であり、国際的な分業体制がこれからも様々な形で進んでいくことと思われまます。

しかし一方で、産業の空洞化の進展は、国内経済の低迷、雇用の減少をもたらし、ひいては税収減となって国力の低下に繋がっていくという面があります。産業の空洞化、取り分け製造業の空洞化に対する危機感が、我が国全体にまだ足りないのではないのでしょうか。

米国を見ますと、90年代の製造業の復活が、米国経済全体に好影響をもたらし、現在の景気状況をつくり出したと理解しています。我が国は資源が無く、技術力によって今日の国内経済を築いて参りました。そして、これからの日本を支えていくのも、やはり製造業に於ける高い技術水準であると確信しています。

この意味で、フジコーさんの企業理念である『独創的な技術開発』、創業以来の精神である『自らの創造開発を基に社会に貢献し、自らの興隆を図る』は、我が国経済の未来にとって、まさに不可欠なものです。同じ製造業に身を置く者として相通ずるものであり、誠に共感するところでもあります。

今後とも、この理念と精神の下、技術創造型の専門メーカーとして益々磨きをかけられ、更なるご発展を遂げられます様、心より願っております。

略 歴 書

くま もと まさ ひろ
熊 本 昌 弘

昭和11年12月16日生

出身地 大阪府

【現職】

(代) 取締役社長

【学歴】

昭和35年 3月 東北大学法学部卒

【職歴】

昭和35年 4月 1日 株式会社神戸製鋼所入社
昭和57年 1月 1日 総務本部東京総務部長
昭和59年 1月 1日 秘書室長
昭和61年10月 1日 秘書部長
昭和62年 6月26日 取締役就任
平成元年 6月29日 常務取締役就任
平成 3年 6月27日 専務取締役就任
平成 5年 6月29日 取締役副社長就任
平成 8年 6月27日 取締役社長就任

東洋文化は地球を救うか

九州大学工学部材料工学科
教授

小野寺 龍太
Ryuta Onodera



最近やや影を潜めてきたが、一時、西洋の文化は行き詰まって、これを救うものは、東洋文化であるという議論が盛んに行われた。今になって振り返ると、このような議論はわが国が高度経済成長からバブル経済まで、右肩上がりに経済発展を遂げていた時代の、金力を背景にした文化的バブル現象であったように思われる。景気の後退とともに、文化の意気込みも尻すぼみに終わってしまった。しかしながら、人々が西洋文化の行き詰まりと言う時、それは物質文明の行き着く先に対する漠然とした不安を意味するものであったので、これは現代において特にその重要性を増している問題であり、自然破壊や産業廃棄物などは、わが国の景気の後退などとは無関係に、今後人類が直面する最大の問題であろう。私は物質文明の野放図な発展に対する処方箋をこの随想で書いて見ようと言うのではない。それはあまりにも大きな問題で到底私などの手に負えるものではないからである。ただ東洋文化はこの問題に対して回答が出せるとは思えないということについて書いて見ようと思う。

そもそも西洋文化に対して東洋文明という一体のものがあるだろうか(これについては津田左右吉先生の書かれたもので私は目を開かれた。興味のある方は名著「支那思想と日本」(昔は岩波新書から出ていたが今はどうだろう)をお読みください)。西洋の文化というものはキリスト教とギリシャ・ローマの古典文明を基本にしており、欧州各国はそれぞれの独自性を持ちながらもあるまとまった文化を形成している。しかし東洋では、中近東のイスラム文化、インドのヒンズー文化、

支那の道教および儒教の文化、日本の神道やわび、さびなどの伝統文化はそれぞれ別々のものであり、相互の関連も切磋琢磨もほとんどない。

日本人はいろいろな文化を受け入れて、一見すると真似ばかりのようだが、それは自分に受け入れやすいところだけを受け入れたので、丸ごと受け入れたものは少ない。このことの善悪は一概に言えないとしても、支那の文化を取り入れたとき、都市の作り方や位階官等の様な形があるものは真似をしたが、人間関係(家族制度)は勿論、形があるものでも日本の社会体制に大きい変革をもたらすもの、例えば、科挙や宦官の制度などは取り入れなかった(ここが朝鮮と異なる所である)。このことが封建制度という、西洋にはあっても東洋にはほとんどない制度が日本に生まれた理由の一つであるのだろう。ちなみに封建制度は悪いもののように一般には思われているが、何かに対する忠誠心(八幡太郎義家だったり、浅野内匠頭だったり、明治天皇だったり、三井物産だったり、フジコーだったり)を生んだのはこの封建制度のお陰である。支那の文化の制度は君臣は生むが主従は生まなかった。支那の文化の影響に比べれば明治以降の西洋文明の影響はより根本的なものであったように思われる。着る物、食べる物、親子の関係、など生活の基本的要素から科学、物質文明、産業界と言うものまで、すべてが西洋の通りになったわけではないが、江戸時代とは大きく変わっている。

さて本題である物質文明の発達はこの西洋化の波と共に始まったものである。アジア、アフリカ諸国も所謂先進国のようになろうと努力している。しかしここ

が問題である。元来、我々日本人も含めて非西洋の文明は科学や技術を発展させるようには出来ていなかった。その結果、それらの国々は西洋文明の目に見える果実だけを手に取ろうとし、その結果産業と軍備のみが発達する。わが国は非西洋の国々の中では最もうまく西洋文明を取り入れ、よくやったのであるが、それでも満州事変から太平洋戦争までの失敗を経験しなければならなかった。今後発展すべきアジア、アフリカの諸国はより苦しい状況におかれると思われる。その苦しさの原因のうち最大のものは、地球(土地や資源)の有限性と人口の爆発である。この地球上で少数者(数億人)が安楽な生活を送ることは可能だが、数十億人がそうなることは出来そうにない。本来ならここで東洋の叡知なるものが出てくるはずであり、人間の幸せは物質の充足にあるのではないとか、自然にしたがって死ぬべきときに死ぬべきだとか、人の心に安心立命を与えるといいのだが、現在のアジアを見渡してそんな様子は全く見えない。これらの国に現われるのは単なるナショナリズム(これは必ずしも西洋文明から由来したものではなく、中国や韓国のそれは儒教的な一種の威張りたがりであり、イスラム諸国はコーランの教えから来るのかもしれないが、それらが国家的立場として現われるのは西洋の「国民国家」の影響なのだろう)だけのように見える。

ある文化と言うものは、自らそれを産み出し発展させてきた国民においてはその行き過ぎや過剰を抑えようとする反作用の様なものが自然に出てくるが、自分のものでない文化には単に一方向への発展があるのみではなからうか。私はこのことが歴史的に見て正しいかどうか知らないが、ある環境の下で発達した仕組みや

文化が、違う環境の下におかれると本来の機能を発揮しないことは動物の行動にも見られる。例えば広い土地に住んでいる群居性の草食動物を狭い檻の中で飼うと強い雄が弱い雄を殺してしまうことがある。これは群居性の肉食動物にはない行動である。それと同じように、自分のものになっていない文化を直輸入したら、その輸入文化を否定する運動は起こっても(イランのイスラム革命や神風連の乱の様なもの)、その良い点を残しつつ、その欠点を克服しようとする反作用は起こらないのではないだろうか。これがこの小論で私が言いたかった「東洋文明は現代を救わない」だろうという根拠である(ほとんど根拠とは言えるものではないが)。

それなら未来の救済はどこにあるかといえば、私はやはり西洋人の考えの中に真剣な反省と具体的な対応が育ちつつあるように思われる。冒頭に述べたように、現在の最も大きい問題は、物質文明の野放図な発達をどう止めるかにあると思う。私が所属する工学部でもエコマテリアルとか省資源、省エネルギーだとか時流に合わせていろいろなキャッチフレーズが飛び交うが、どんなに経済的に作っても、ものを作って消費する限り、何の解決にもならない。不必要なものは作らず、使わないのに優る解決はないだろう。この点ヨーロッパ諸国は世界で最も進んでおり、不必要な工業生産品の不使用(ペットボトルや飲料の自動販売機)、および自然保護や動植物の保護にかけては、明らかに先進国である。わが国が西洋に先駆けて、自然保護のような新しい価値観を産みだし得なかったのは残念であるが、非西洋諸国で真っ先に西欧文明を取り入れた国であるのなら、せめて自然保護に関してもほかのアジア諸国に模範を示すべきであろうと思う。

九州工業大学工学部
教授
岸武 勝彦
Katsuhiko Kishitake



急速凝固した高炭素鉄系合金に生成する非平衡相とその分解挙動

Formation and Decomposition of Non-equilibrium Phases in Rapidly Solidified High Carbon Iron Alloys.

1 はじめに

鉄の固溶体には室温で安定な α 相(bcc)、高温で安定な γ 相(fcc)および13 GPa以上の高圧下で安定な ϵ 相(hcp)があることが知られている。このように鉄は金属元素の代表的な結晶構造であるbcc、fcc、hcpの全ての構造を有することは興味深いことである。ところが高炭素Fe-C合金を急速凝固させると、常圧下においても ϵ 相が準安定相として得られるばかりでなく¹⁾、高炭素鉄系合金の急速凝固では、 α -Mn型立方構造の χ 相²⁾あるいは非晶質相^{3)~5)}なども現れることが報告されている。これらの非平衡相のうち、非晶質相の結晶化過程については比較的よく調べられているが、それ以外の相については生成条件も分解挙動もよく分かっていない。

著者らは遷移金属を含む高炭素鉄合金を溶射によって急速凝固した皮膜は種々の非平衡相から成り、800°C以上の高温焼戻し後もピッカース硬度で1000以上の高硬度を保持することを見出した⁶⁾。この溶射皮膜は耐酸化性にも優れており、高温耐摩耗用溶射皮膜として実用化されている⁷⁾。さらに高炭素鉄合金の非晶質溶射皮膜は耐食性に優れていることを報告した^{8) 9)}。これらの非平衡相を含む溶射皮膜の特性を明らかにするためには、非平衡相の生成条件とその分解挙動を明らかにすることが必要である。そのためには種々の非平衡相が混在しやすい溶射皮膜ではなく、各相が単独で生成した試料を得ることが不可欠である。そこで著者らは、単ロール法を用いて薄膜の厚さを変えることによって、種々の非平衡相を単独で生成させる実験を始めた。丁度その頃、李平氏((株)フジコー CPC技術開発室)が博士後期課程に国費留学生として入学し、

この研究をすることになった。李平氏の明晰な思考力とたゆまぬ努力により、目的とした高炭素鉄合金における非平衡相の生成とその分解挙動がほぼ明らかにされ、彼の学位論文としてまとめることができた¹⁰⁾。

これらの研究成果は学術論文として報告されているが^{11)~16)}、総合的にまとめた報告は無い。フジコー技報「創る」に寄稿の機会を与えられたのを幸いに、これらの成果を概説したい。したがって、本稿は李平氏の学位論文から関連するところを抜萃した概要である。詳しい内容に関心のある方は参考文献を参照して頂きたい。

2 非平衡相の生成と冷却速度の関係

高炭素Fe-Cr-Mo合金における非平衡相の生成範囲は合金の化学組成と冷却速度に依存する。Fig.1はCr量とMo量を一定にして、(a) Fe-10mass%Cr-5mass%Mo-C合金(10Cr-5Mo)および(b) Fe-10mass%Cr-10mass%Mo-C合金(10Cr-10Mo)での非平衡相の生成範囲を示す。炭素量

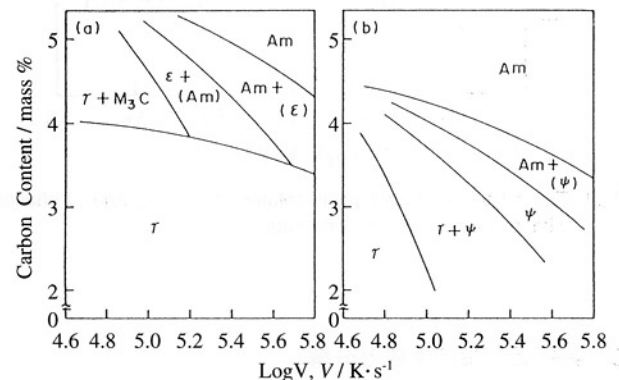


Fig.1 Schematic illustrations of nonequilibrium phase formation in (a):10Cr-5Mo and (b):10Cr-10Mo alloys with respect to the cooling rate and carbon content.

を増やすか、あるいは冷却速度を大きくするにつれて、10Cr-5Mo系では $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \text{Amorphous}$ 、10Cr-10Mo系では $\gamma \rightarrow \psi \rightarrow \text{Amorphous}$ へと変化する。 ϵ 相および ψ 相の生成は狭い領域に限られるので、完全に単相の試料を作ることは難しいことが分かる。ここで ψ 相は新しく見出された非平衡相であり、後述するように β -Mn型立方構造の相である。

Fig.2はここで得られた γ 相、 ϵ 相、 ψ 相について格子定数測定から求めた固溶炭素量を示す。図中()内の数字は試料の炭素量 (mass%) である。試料の炭素量と各相の炭素量との差は炭化物として晶出したものである。非晶質相の炭素量は試料の炭素量と等しいので、非平衡相に固溶する炭素量は、多い順に非晶質相、 ϵ 相、 ψ 相、 γ 相となる。

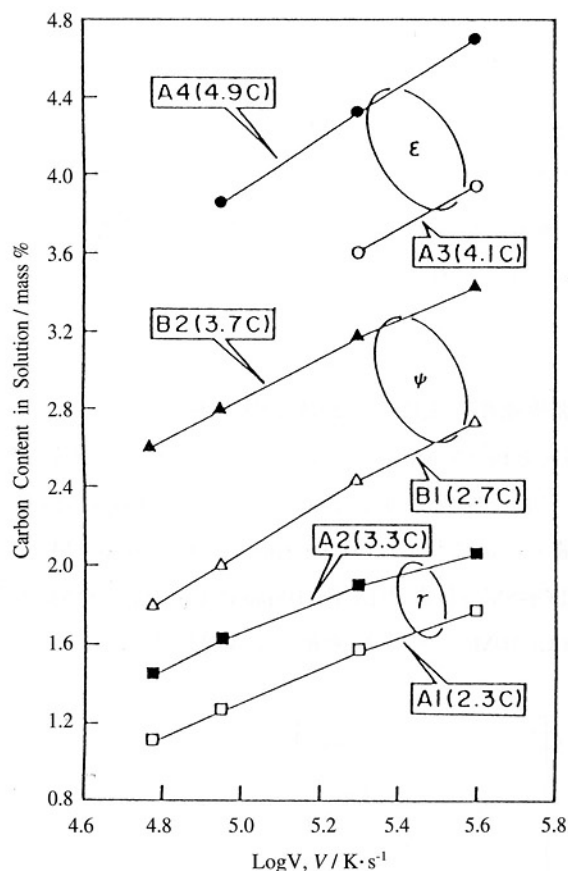


Fig.2 The amounts of carbon in solution of γ , ϵ , and ψ phases with respect to the cooling rate.

3 非平衡 ϵ 相の生成と分解

Fig.3は単ロールを用いて急速凝固させた10Cr-5Mo系合金の薄帯に生じた ϵ 相の組織写真である。写真は薄帯の断面組織であり、下側がロール面、上側が自由表面である。

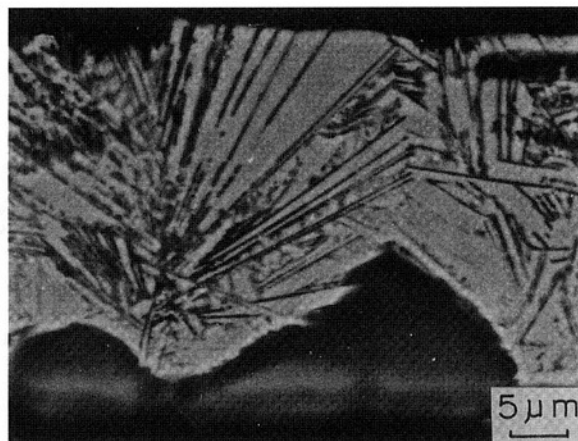


Fig.3 SEM micrograph showing ϵ phase. Top and bottom of the micrograph corresponds to the free surface and the roller side.

面である。 ϵ 相の凝固組織はhcp金属特有の板状組織となっている。ロール側のコントラストのない相は非晶質相である。電顕観察すると、板状 ϵ 相の境界に M_3C 相が薄片状に晶出している。また γ 相と ϵ 相の生成領域の境界付近の組成で、冷却速度によっては γ 相/ ϵ 相の共晶組織が生成した¹⁷⁾。

Fig.4は ϵ 相の焼戻しによるX線回折図形の変化を示す。

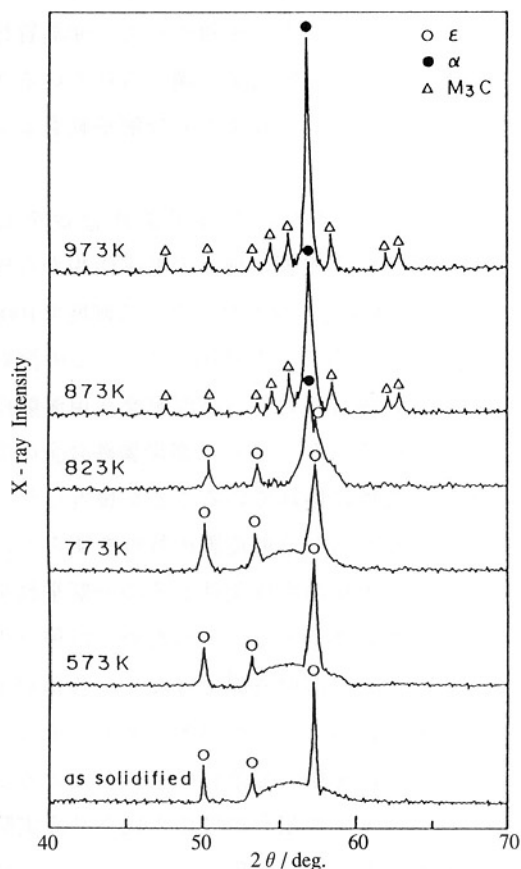


Fig.4 Change in X-ray diffraction pattern of the alloy forming ϵ phase tempered at temperatures.

56°を中心とするブロードなピークは非晶質相によるものである。Fe-C系の ϵ 相は373K付近で分解するが、10Cr-5Mo系合金の ϵ 相は熱的にかかなり安定で823Kまで存在する。773Kの焼戻しで ϵ 相内に交差した薄板状組織が生成した。この板状組織は斜方晶または六方晶の結晶構造をもつ規則構造であり、母相 ϵ 相との方位関係および格子定数の関係は次のように与えられる。ここでa、b、cはそれぞれの格子定数である。

$$a_{\text{ortho}} = \sqrt{3} a_{\epsilon} \quad (100)_{\text{ortho}} // (10\bar{1}0)_{\epsilon}$$

$$b_{\text{ortho}} = 3 a_{\epsilon} \quad (\bar{1}30)_{\text{ortho}} // (\bar{1}100)_{\epsilon}$$

$$c_{\text{ortho}} = c_{\epsilon} \quad (001)_{\text{ortho}} // (0001)_{\epsilon}$$

または

$$a_{\text{hex}} = \sqrt{3} a_{\epsilon} \quad (2\bar{1}\bar{1}0)_{\text{hex}} // (10\bar{1}0)_{\epsilon}$$

$$c_{\text{hex}} = c_{\epsilon} \quad (\bar{1}2\bar{1}0)_{\text{hex}} // (\bar{1}100)_{\epsilon}$$

$$(0001)_{\text{hex}} // (0001)_{\epsilon}$$

873K以上では安定相の α 相と M_3C 炭化物に分解する。Fig.5は973Kで焼戻した試料の組織写真で、 α 相と M_3C の超微細混合組織となっていることが分かる。この組織の硬度は1200DPNである。

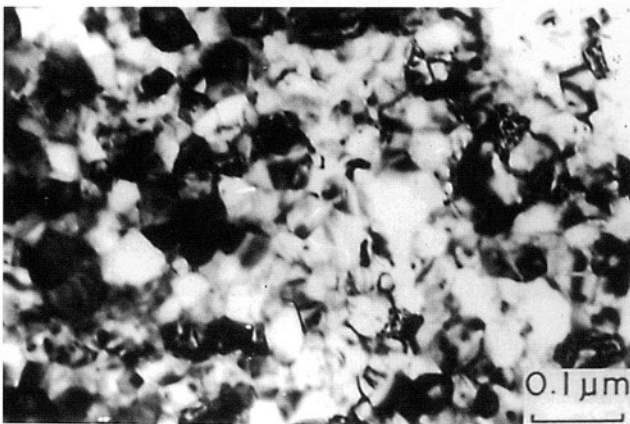


Fig.5 TEM image of tempered ϵ phase at 973K.
The hardness is 1200DPN

4 非平衡 ψ 相の生成と分解

10Cr-10Mo系で炭素を約3.0%含有する合金で冷却速度を大きくすると、デンドライト状の γ 相から等軸晶組織に変化した。Fig.6(a)はこの相から得られたX線回折図形である。格子定数 $a=0.63\text{nm}$ として、回折ピークの指数付けをした結果も示す。(221)、(310)、(311)などの回折強度が大きく、A13構造(β -Mn型)と考え

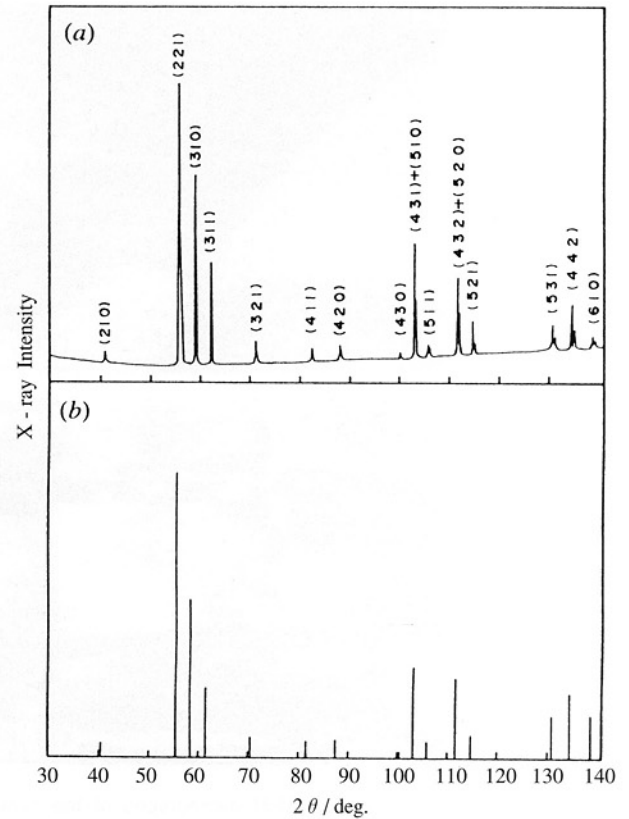


Fig.6 (a) X-ray diffraction pattern of the alloy and (b) calculated result of A13-type structure. Fe-K α radiation.

られる。Fig.6(b)はA13構造のX線回折強度であり、(a)とよく一致していることが分かる。急速凝固した高炭素鉄合金に生じたA12構造(α -Mn型)の相が χ 相と呼ばれているので、このA13構造の新しい相を ψ 相と呼ぶことにした。なお著者らの一連の研究では、全ての高炭素鉄合金において、 χ 相は生成しなかった。

Fig.7は ψ 相を各温度に焼戻した後の電顕写真である。573Kの焼戻しで、 ψ 相の $\{120\}$ 面に沿って小さな析出物が形成される(Fig.7 b)。773Kの焼戻しでは、析出物は ψ 相の $\{120\}$ 面に沿って成長し、さらに高温の焼戻しでは、微細な等軸結晶粒の組織となる。電子線回折図形から、板状析出物は非晶質相が結晶化するときに生成されるbcc構造のMS-Iと同じ相であることが分かった。Fig.8は ψ 相を673Kで焼戻したときの透過電顕像である。(a)は(001)の明視野像である。(b)と(c)は $g // [011]$ の明視野像とMS-I相の(011)回折斑点による暗視野像を示す。これからMS-I相は板状であり、 ψ 相の(210)面に析出していることが分かる。また母相 ψ 相とMS-I相の間には次の方位関係があり、格子間隔の整合性が非常によいことが分かった。

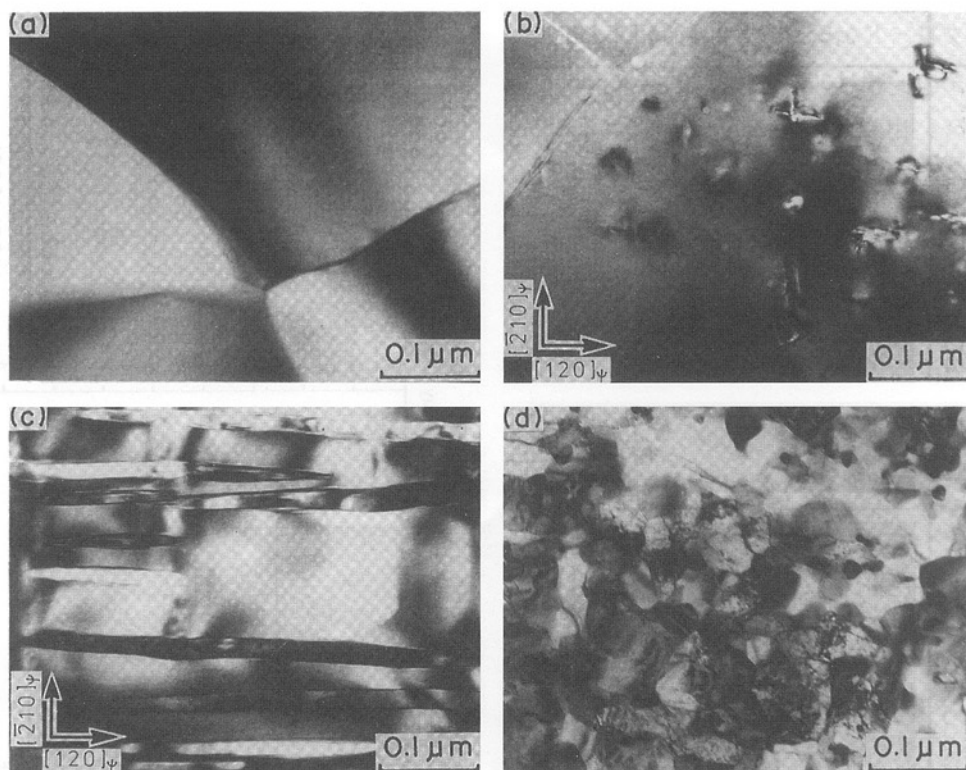


Fig.7 TEM micrographs of the alloy forming ψ phase as solidified and tempered. (a) as solidified, (b) 573K, (c) 773K, (d) 973K.

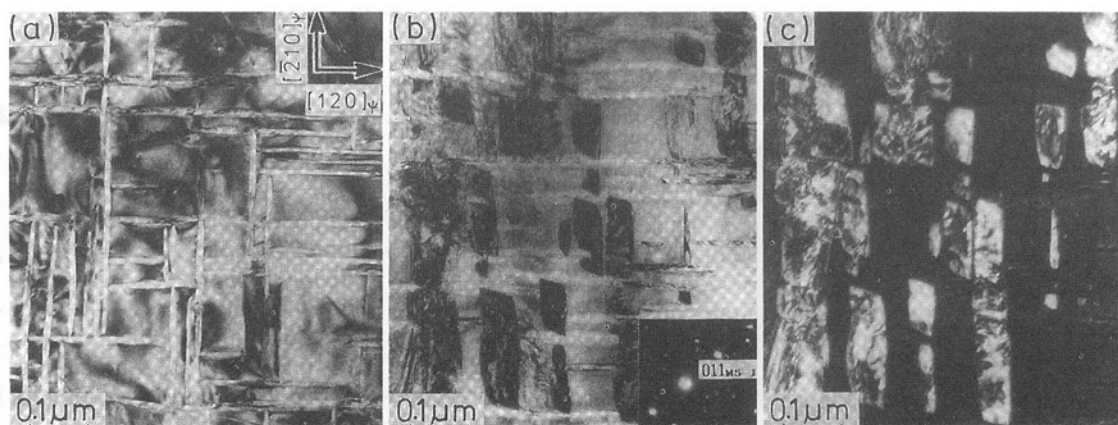


Fig.8 Transmission electron micrographs of ribbon heat-treated at 673K: (a) bright-field image ($B// [001]_{\psi} // [001]_{MS-I}$), (b) bright-field image ($g// [011]_{MS-I}$), and (c) dark-field image of (b) obtained by (011) reflection of MS-I precipitates.

$(100)_{MS-I} // (2\bar{1}0)_{\psi}$
 $(010)_{MS-I} // (120)_{\psi}$
 $(001)_{MS-I} // (001)_{\psi}$

Fig.9は ψ 相の焼戻しによるX線回折図形の変化を示す。 ψ 相からMS-I相が析出すると、 ψ 相の回折角度が低角度側へずれることが分かる。詳しい測定から、600K付近から900Kの温度域で、 ψ 相からMS-I相の析出につれて、 ψ 相の格子定数は次第に大きくなり、

それと同時にMS-I相の格子定数は次第に小さくなることが分かった。それによって900KではMS-I相は α 相になる。また ψ 相は斜方晶のMS-II相に変わる。以上の結果から、 ψ 相の分解は二段階で起こることが分かる。第一段階は ψ 相からbccのMS-I相が析出し、その後 ψ 相が斜方晶のMS-II相に変化する。第二段階は準安定のMS-I相とMS-II相が安定な α 相と M_3C 炭化物に変化する。

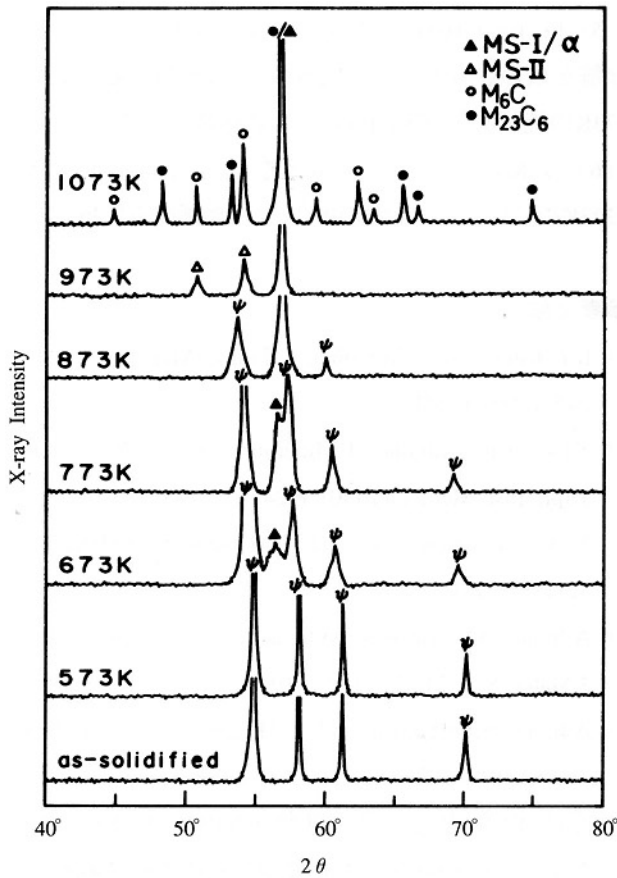


Fig.9 Change in X-ray diffraction pattern of the alloy forming ψ phase tempered at temperatures.

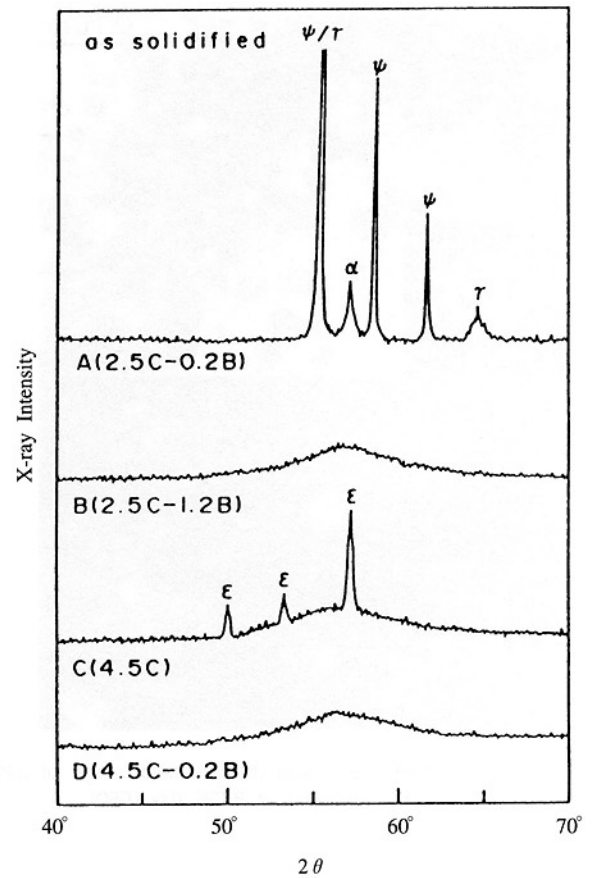


Fig.10 X-ray diffraction patterns of rapidly solidified ribbons.

5 高炭素鉄合金非晶質相の分解

ほぼ共晶組成のFe-Cr-Mo-(C,B)合金を急速凝固すると、比較的容易に非晶質相が得られる。Fe-C系非晶質相の分解挙動については既に報告されており、 ψ 相の分解と類似の過程をとる。ここでは10Cr-10Mo合金での ψ 相および非晶質相の分解後の組織と硬さについて述べる。

Fig.10は炭素量とほう素量を変えた4種類の10Cr-10Mo系合金の急速凝固のままのX線回折図形である。ほぼ共晶組成の合金B、C、Dは主として非晶質相からなっている。合金Cでは ϵ 相が混在している。Fig.11はこれらの急速凝固試料の焼戻しによる硬度変化を示す。いずれの合金も凝固のまゝで1000~1200DPNの高硬度を示す。 ψ 相の試料(合金A)は約1000Kの焼戻し温度までほぼ一定の硬度であるが、1000K以上では低下する。凝固のまゝで非晶質相または非晶質相と ϵ 相の混在する試料では、約900Kにおける非平衡相の分解直後は1400DPN以上の非常に高い硬度となる。また1273Kの焼戻しでも1300DPN以上の硬度を保つ。Fig.12は最も高い硬度を示した合金Dを873Kで焼戻した組織を示す。

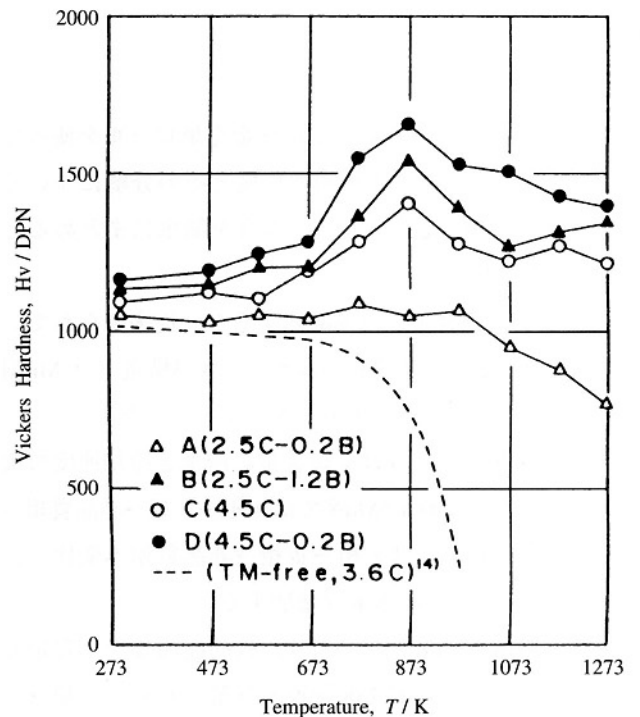


Fig.11 Change in hardness as a function of tempering temperature.

873Kでの焼戻し組織は α 相と炭化物の超微細組織となり、結晶粒の大きさは50nm以下である。高温焼戻し後に

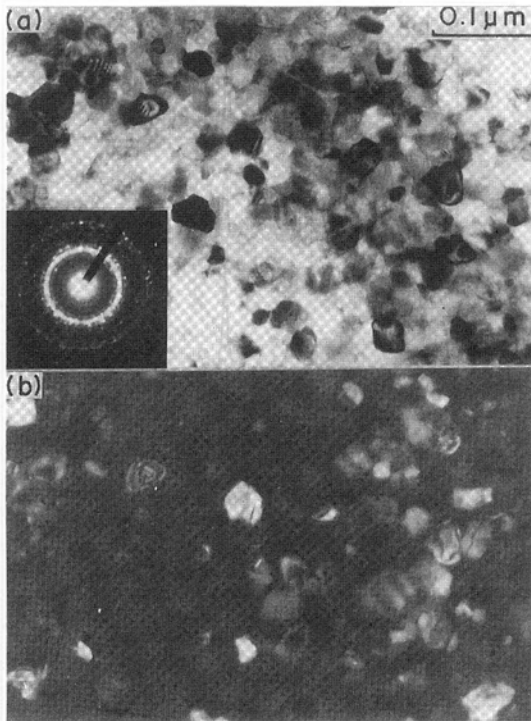


Fig.12 (a) bright field image and (b) dark field image of alloy D (4.5C-0.2B) tempered at 873K (Hv 1650)

ける高硬度は炭化物体積率の大きいことと、ナノ結晶組織の生成によると考えられる。

6 まとめ

CrとMoを含有する高炭素鉄合金を単ロールを使って急速凝固させて、非平衡相の生成とその分解について調べた結果の概要を述べた。内容を簡単にまとめると次のようである。

(1) 高炭素鉄合金を急速凝固すると、従来知られている γ 相、 ϵ 相、非晶質相のほかに、A13構造(β -Mn型構造)の相が生成し、 ψ 相と呼ぶことにした。

(2) 非平衡相の生成は、炭素量の増加と冷却速度の増大につれて、Fe-10Cr-5Mo系では γ 相 \rightarrow ϵ 相 \rightarrow 非晶質相へ、Fe-10Cr-10Mo系では γ 相 \rightarrow ψ 相 \rightarrow 非晶質相へ変化し、それにつれて固溶炭素量は増加する。

(3) Fe-10Cr-5Mo系の ϵ 相は比較的高温まで、安定であり、焼戻しにより773K付近で分解を始め、 ϵ 相 \rightarrow ϵ 相+規則格子 \rightarrow α 相+炭化物の過程で安定相となる。 α 相+炭化物の超微細混合組織は1300DPNの高硬度を示す。

(4) Fe-10Cr-10Mo系に生成した ψ 相は723K付近で分解を始め、 ψ 相 \rightarrow MS-I相+MS-II相 \rightarrow α 相+Fe₃Cの過程で分解する。

(5) Fe-10Cr-10Mo系の高炭素非晶質相は773K付近で分解を始め、 α 相+炭化物相のナノ結晶組織となり、873Kの焼戻しで1500DPN以上の高硬度となる。

(6) ϵ 相および非晶質相となった高炭素鉄合金は1273Kの焼戻し後も1200DPN以上の高硬度を保持する。

参考文献

- 1) R.C.Ruhl and M.Cohen : Trans. Met. Soc. AIME, 245(1969), P.241
- 2) T.Iwadachi, A.Inoue, T.Minemura and T.Masumoto : J.Jpn. Inst. Met., 44(1980), P.245
- 3) Y.Waseda, H.Okazaki and T.Masumoto : J.Mater. Sci., 12(1977), P.1927
- 4) A.Inoue, Y.Harakawa, M.Oguchi and T.Masumoto : J.Mater. Sci., 21(1986), P.1310
- 5) A.Inoue, S.Furukawa and T.Masumoto : Metall. Trans. A, 18A(1987), P.715
- 6) 岸武, 松本, 恵良, 入沢 : 鋳物, 62(1990), P.185
- 7) 特開平5-186860, 特公平6-65747, 特開平8-134620
- 8) K.Kishitake, H.Era and F.Otsubo : J.Thermal Spray Technology, 5(1996), P.145
- 9) K.Kishitake, H.Era and F.Otsubo : ibid, 5(1996), P.476
- 10) 李 平 : 九州工学位論文(1993), "Formation and Decomposition of Nonequilibrium Phases in Rapidly Solidified High-Carbon Iron Alloys"
- 11) K.Kishitake, H.Era and F.Otsubo : Metall. Trans. A, 22A(1991), P.775
- 12) H.Era, K.Kishitake, F.Otsubo and E.Tanaka : ibid, 22A(1991), P.251
- 13) K.Kishitake, H.Era and P.Li : Mat. Trans. JIM, 34(1993), P.54
- 14) H.Era, K.Kishitake, P.Li : Metall. Trans. A, 24A(1993), P.751
- 15) 岸武, 恵良, 大坪, 李, 若山 : 鋳物, 65(1993), P.468
- 16) H.Era, P.Li and K.Kishitake : Metall. Mat. Trans. A, 25A(1994), P.2542
- 17) K.Kishitake, H.Era, F.Otsubo and E.Tanaka : Metall. Trans. A, 22A(1991), P.791

技術論文

高合金白鑄鉄のDestabilization熱処理

Destabilization Heat Treatment of High Alloyed White Cast Iron



CPC技術開発室

李平

Ping Li

CPC技術開発室

坂本 眞一

Shin-ichi Sakamoto

CPC技術開発室長

斉藤 弘道

Hiromichi Saito

久留米工業高等専門学校助教授

笹栗 信也

Nobuya Sasaguri

久留米工業高等専門学校教授

松原 安宏

Yasuhiro Matsubara

要 旨

高合金白鑄鉄は、非平衡凝固により合金元素が基地中に過飽和固溶する傾向があり、その結果Ms点が著しく低下して鑄放し基地がオーステナイト主体となる場合が多い。Destabilization heat treatmentは、このオーステナイトを平衡変態温度(Ae)以上の高温域に加熱保持することにより過飽和分の元素を二次炭化物として析出させ、オーステナイトを不安定状態にし、続く冷却でマルテンサイト変態を起こさせる熱処理である。Destabilization過程は、先ず、オーステナイト中マイクロ偏析が高い部分から微細炭化物の析出が始まり、全域に広がるが、ある時間を超えると析出炭化物は凝集、粗大化し、見かけ上析出量が減少する。同一鑄鉄の、Ms点は炭化物の析出量に比例して上昇し、析出量が減少しても変わらずほぼ一定となる。CrおよびC量の異なる種々の鑄鉄間でも、Destabilization条件が同じならば、Ms点は鑄鉄の%Cr/%C値に比例して上昇することがわかった。

Synopsis:

A high alloyed white cast iron has generally austenitic matrix in as-cast condition due to the super saturation of alloying element by unequilibrated solidification. So-called "Destabilization heat treatment" is the treatment, which makes the austenite unstable by holding at an elevated temperature over Ae point, and fine secondary carbides precipitates in the matrix increases throughout the matrix during holding. As the holding time is more prolonged, precipitated carbide amount decreases due to the coarsening. Ms temperature appears above the room temperature because of a decrease in alloy concentrations in the matrix. It was found that Ms temperature goes up as the volume fraction of precipitated carbides increases under the same destabilization conditions and increases in proportion to the %Cr/%C value of the cast iron.

1 緒言

鉱物の採掘、粉碎、搬送、混合、焼成、成形等の作業工程に用いられる各種装置に発生する部材の摩耗はアブレーション摩耗(Abrasion wear)と呼ばれている。アブレーション摩耗が起こる状況には、メタル/メタル接触、メタル/X/メタル接触、さらには一方的なメタル/X接触があり、Xは金属以外の物質、すなわちアブレッシブ物質で、鉱石、岩石、石炭などの鉱物質を始め、

セメントクリンカーおよび高炉スラグなどの半製品、さらに珪砂などのセラミックスがこれに相当する。これらアブレッシブ物質が部材と接触する場合、物質の動き、物質および部材に加わる応力などによって摩耗現象が異なるので、米国などでは摩耗形態に従って、次の3つに分類している¹⁾。

- (1) えぐり摩耗(Gouging abrasion)
- (2) 粉碎摩耗(Grinding abrasion or High stress abrasion)

(3) エロージョン (Scratching abrasion or Low stress abrasion)

耐アブレーション摩耗材料としては、低合金系鋳鋼、高Mn系鋳鋼、低Cr系および高Cr系鋳鉄が使用されてきたが、近年多成分系で高硬度の特殊炭化物を多種類晶出させた多合金系白鋳鉄^{2)~6)}が開発され、特に鉄鋼圧延ロールを中心に使用が拡大され、さらに、セメント工業の分野にも応用され始めている。装置の大型化と高速化が進んだ今日、耐アブレーション摩耗性から言えば、高Cr系鋳鉄が主流をなしているが、多合金系白鋳鉄は、摩耗状況にあった部材に適用すれば著しく高性能な耐摩耗材料となることが将来期待されている。

高Cr系および多合金系白鋳鉄の耐摩耗性は、ミクロ組織すなわち晶出炭化物の種類と形態および基地組織に大きく依存し、前者に関してはすでに多くの研究報告がなされている^{7)~10)}。一方、基地組織の改善に関しては、合金の非平衡固溶に起因して基地の変態挙動が複雑であり、熱処理方法も鋼のように一律には考え難く、高い技術とノウハウを要する。

そこで本研究では、合金白鋳鉄の中で高Cr系白鋳鉄をとり挙げ、鑄放し状態で存在する多量のオーステナイト (γ) を分解してマルテンサイト変態を可能にする Destabilization heat treatment について調査した。

2 Destabilization heat treatment

この用語はMaratray (当時Climax Molybdenum Co) によって、使い始められた¹¹⁾もので、日本語では“不安定化処理”とか“不安定化熱処理”と訳されているが、これは内容のわかりにくい言葉である。高Cr鋳鉄や多合金白鋳鉄など合金元素を多種多量に含有する鋳鉄の基地には、それらの合金元素が固溶してマルテンサイト変態温度 (M_s および M_f 点) が降下し、 M_s 点が室温以下に下がれば基地はすべて γ となり、 M_s 点が室温以上にあっても M_f 点が室温以下であれば、やはり未変態の γ が基地中に残存する。高Cr系白鋳鉄では、Cr量が20%以上になれば、またそれ以下のCr量でもNi、Mn、Moなどの第三合金元素が添加されると、鑄造組織の基地中にはC、Crその他の合金元素が過飽和に固溶され、大部分 γ 基地となる。ここで鑄放し状態の γ 基地はstable (安定相)なのか、metastable or unstable (準安定相)なのかという問題が起こる。例えば18-8ステンレス鋼

や高Mn鋼などは、室温で γ 組織であり熱処理により高温 γ 状態から急冷してもマルテンサイト変態は起こらず γ 相のままであることはよく知られている。この場合は、基地に固溶する合金元素により平衡状態図的に基地が室温でも γ 単一相になっており、この γ はstableである。しかし、合金白鋳鉄のみならず鑄造合金は、非平衡凝固するのが普通で、そのために各元素が基地に平衡量以上すなわち過飽和に固溶され、 M_s 、 M_f 点は下降して基地は γ となる。この場合の γ はポテンシャルが高く、unstableとなる要素をもっている。それ故に、このunstable γ については、 γ を高温に加熱保持することにより、過飽和分の合金元素を炭化物として析出させ、その温度での平衡状態にすることができる。その結果、 γ 基地の合金濃度が減少するため、それに伴って M_s 点は室温以上に上昇し、続く冷却でマルテンサイト変態が起こる。以上の挙動により、凝固時に室温で γ 組織を有している基地を高温で分解し、次のマルテンサイト変態が起こるような不安定状態の γ とすることが“Destabilization heat treatment”である。

3 実験方法

Cr量が15~32%の範囲で、%Cr/%C値を5.0から15.0の範囲に変化させた亜共晶および共晶組成の高Cr鋳鉄を溶製し、15mm ϕ \times 80mmの実体部を有するCO₂鑄型に鑄造した。その丸棒試料から、6mm ϕ \times 40mmの試験片を作製した。Destabilizationに伴う炭化物の析出挙動は熱膨張試験機により調査した。実験装置の概略をFig.1に示す。Destabilization過程における γ の変態挙動

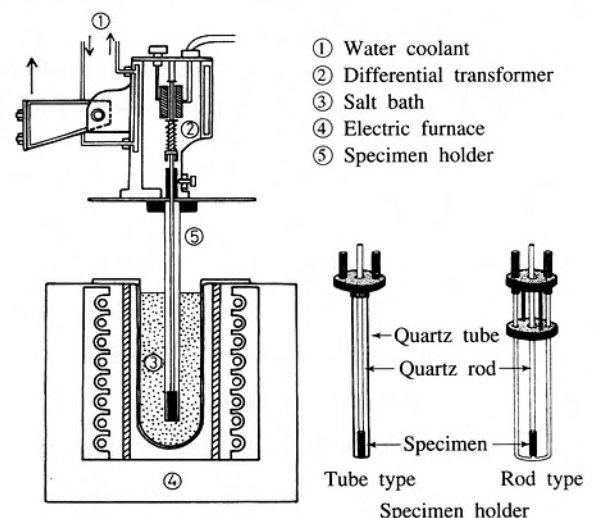


Fig.1 Experimental apparatus and specimen holder

は寸法変化を伴う。そこで、試料ホルダーにセットした試験片を900°C~1100°Cの高温域で一定温度に保持された塩浴中に挿入し、差動トランスで検出し、チャート紙上に記録させた寸法変化-保持時間曲線の形から析出の開始時間 (Ps) および終了時間 (Pf) を求めた。また、等温保持に伴う炭化物の析出状態を調査するため、試験片をPs-Pf間の種々の時間で塩浴外に取り出し、強制空冷により冷却して、析出反応を止めた試料を作製した。析出量の測定は試料のSEM写真を撮り、画像処理装置を用いて行った。なお、Ms点は、炭化物の析出状態を調査する試料を作るときに、0.3mm ϕ のCA熱電対を試験片にスポット溶接し、冷却する時のX (温度) - Y (寸法変化) 曲線から求めた。

4 実験結果および考察

4.1 二次炭化物の析出曲線

試験片をセットした試料ホルダーをある一定温度に加熱保持された塩浴中に挿入し、保持したときの試験片の寸法変化の一例をFig.2に示す。各保持温度とも、まず試料が加

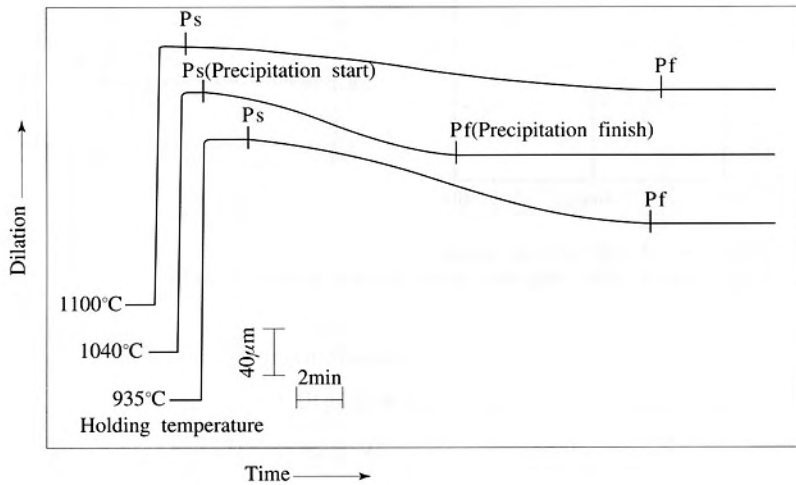


Fig.2 An example of expansion vs time curves

熱されるため急速な膨張が起こり、保持温度に達すると寸法変化は一時的に停止する。その後収縮し始め、ある時間経て収縮が止り再び一定となる。この収縮が、過飽和に固溶した元素が炭化物となって析出する反応であり、パーライト変態のように安定な γ が変態点で $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ に分解する反応は膨張を伴うが、過飽和 γ が加熱によって平衡状態になろうと炭化物を析出する場合は収縮を伴う。この収縮量すなわち二次炭化物の析出量は保持温度によって異なり、

高温ほど少ない。これは温度が高くなるほど γ 中の合金元素の固溶限が増大し、基地の平衡合金濃度が高くなるためである。それ故に、図に示した曲線の収縮が開始する時間と停止する時間をそれぞれ炭化物の析出開始 (Ps) および終了 (Pf) とすることができ、PsおよびPfと種々の保持温度との関係を求めれば、炭化物の析出曲線が得られる。20% Crおよび25% Crで亜共晶および共晶組成の鑄鉄の炭化物析出曲線を代表的にFig.3に示す。図から明らかなように、析出曲線は γ の限界温度 (Ae) 以上、鋼で言えば安定 γ 域にあるから合金鑄鉄に携わった経験者でないと理解し難いところである。しかし、Fig.4に示すように、高合金鋼である熱間ダイス鋼 (SKD) および高速度工具鋼 (SKH) などのS曲線図中には、Ae以上の高温域に破線で曲線が示されている場合がある。これらはいずれも炭化物の析出開始線を示したものと推定され、鋼でも化学成分によっては高温 γ 域で二次炭化物の析出が起こることを示唆している¹²⁾。高Cr系白鑄鉄に関しては、炭化物の析出開始線 (Ps) のみであるが、Maratrayらがすでにその存在を多くの高Cr鑄鉄で示している¹³⁾。著者らの研究結果では、炭化物の析出曲線は曲率半

径の大きいC曲線となり、同じCr量ならC量が変わってもノーズ温度にほとんど差異はないが、共晶鑄鉄の方が亜共晶鑄鉄より析出開始時間が早く、終了時間が遅れることが特徴である。高Cr系白鑄鉄についてのMaratrayらの結果の一例をFig.5に示すが、析出開始曲線の形状は類似している。また炭化物の析出時間 (Ps-Pf) はCr量によって変化し、25% Cr鑄鉄の方が長いことがFig.3から明らかである。

以上述べたことから、鑄放し組織中の γ を効率的に

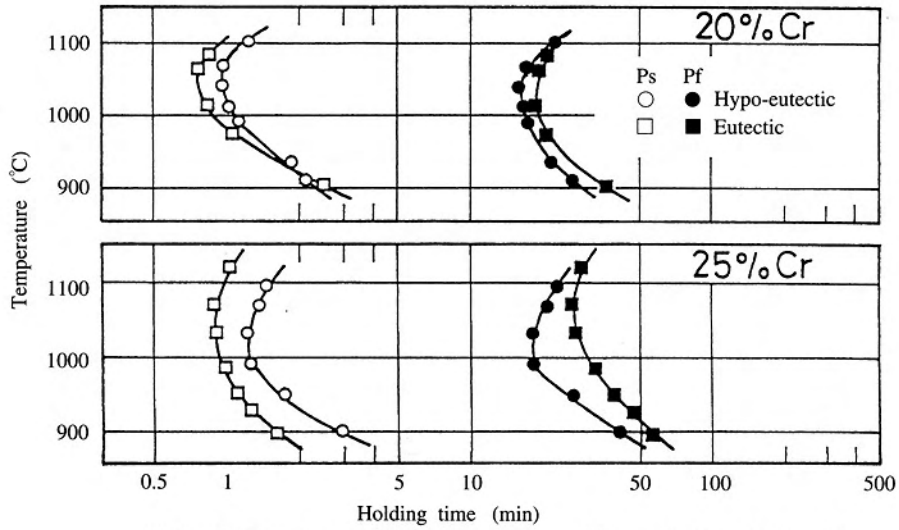


Fig.3 Precipitation curves of secondary carbide in hypo-eutectic and eutectic high chromium white cast irons during destabilization. (Ps:Precipitation start, Pf:Precipitation finish)

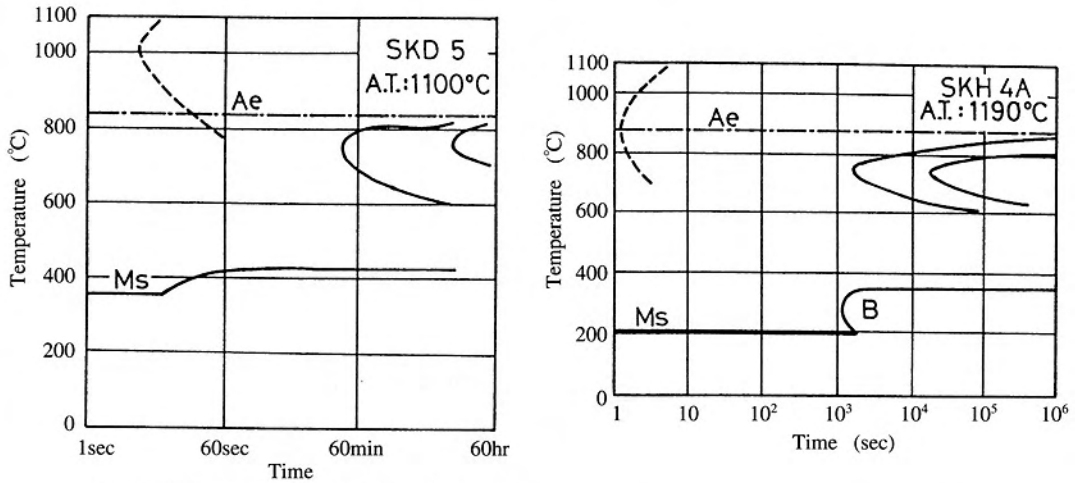


Fig.4 TTT curves of high alloyed steels. Broken lines in both diagrams show the precipitation start of secondary carbide (Ps).

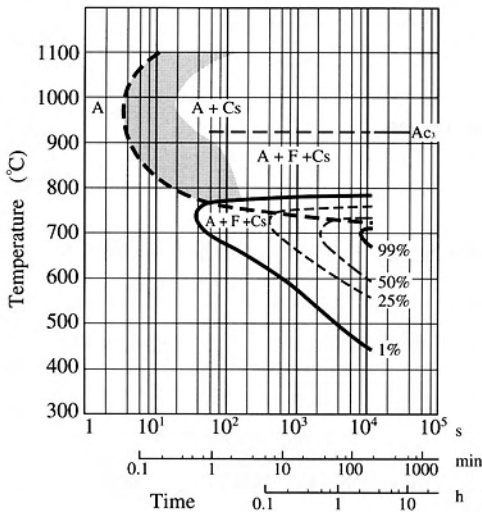


Fig.5 An example of TTT curve of 25% Cr cast iron. Broken lines in diagram show the precipitation start of secondary carbide (Ps).

Destabilizationするためには、C曲線のノーズ付近の温度を利用することが肝要である。なお、各Cr系鋳鉄について求めた炭化物析出曲線のノーズ温度はTable 1に示すようになり、これらの温度は各Cr系鋳鉄の焼入れ温度として採用されることが望ましい。

Table 1 Nose temperatures of carbide precipitation curves of high chromium white cast irons with different chromium levels.

15%Cr	1040°C
20%Cr	1040°C
25%Cr	1040°C
32%Cr	980°C

4.2 Destabilization過程における二次炭化物の析出挙動
各種高Cr鋳鉄をTable 1に示した温度に保持し、

Destabilizationの進行に伴う二次炭化物の析出過程を調査した。その一例として、鑄放し基地の大部分が γ である20%Cr亜共晶鑄鉄を1040°Cに保持し、種々の保持時間における炭化物の析出状態をSEM観察した結果をFig.6に示す。二次炭化物はCr系の $(FeCr)_{23}C_6(M_{23}C_6)$ であり、先ず共晶 γ と初晶 γ の周囲に微細に析出する。とくに初晶基地での析出は保持時間の増加とともに外周から中心部へ広がり、その量も増大する。しかし、ある時間を超えると、共晶炭化物近くに析出した二次炭化物は共晶炭化物へ拡散移動して共晶炭化物近傍の析出炭化物は著しく減少する。また、大部分の炭化物は凝集、粗大化(Coarsening)し、粒数も減少して見掛上析出炭化物が基地へ再溶解したようにも思える。しかし、これは後に述べる保持時間とMs点の関係から、再溶解は起っていないことが確認される。

って、本合金の非平衡凝固時に起こる初晶 γ 中の偏析元素はCおよびCrである。とくに、初晶 γ 中のCr濃度は、通常中心部(C_{Cr}^c)の方が、平衡濃度(C_{Cr}^e)より低い。したがって、偏析係数 $K(C_{Cr}^c/C_{Cr}^e)$ は、1より小さく、周囲のCr濃度の方が中心より高く、冷却速度が極めて小さい場合に限って、中心部のCr濃度の方が高いことがある。したがって、初晶 γ 内ではマイクロ偏析に起因した中心と外周間に生じるCrおよびCの濃度勾配を解消するために両元素の拡散より優先的にクロム炭化物の形成が外周部から起こるのである。当然のことながら、逆のマイクロ偏析が起これば、初晶中心部から二次炭化物は析出し始める。いずれの場合も、析出と固溶元素の拡散が同時に起こり初晶 γ 内の合金濃度は均一化されている。そこで、鑄鉄が析出終了時間(Pf)より長く保持されると、凝固時のmetastable状態は解消されて

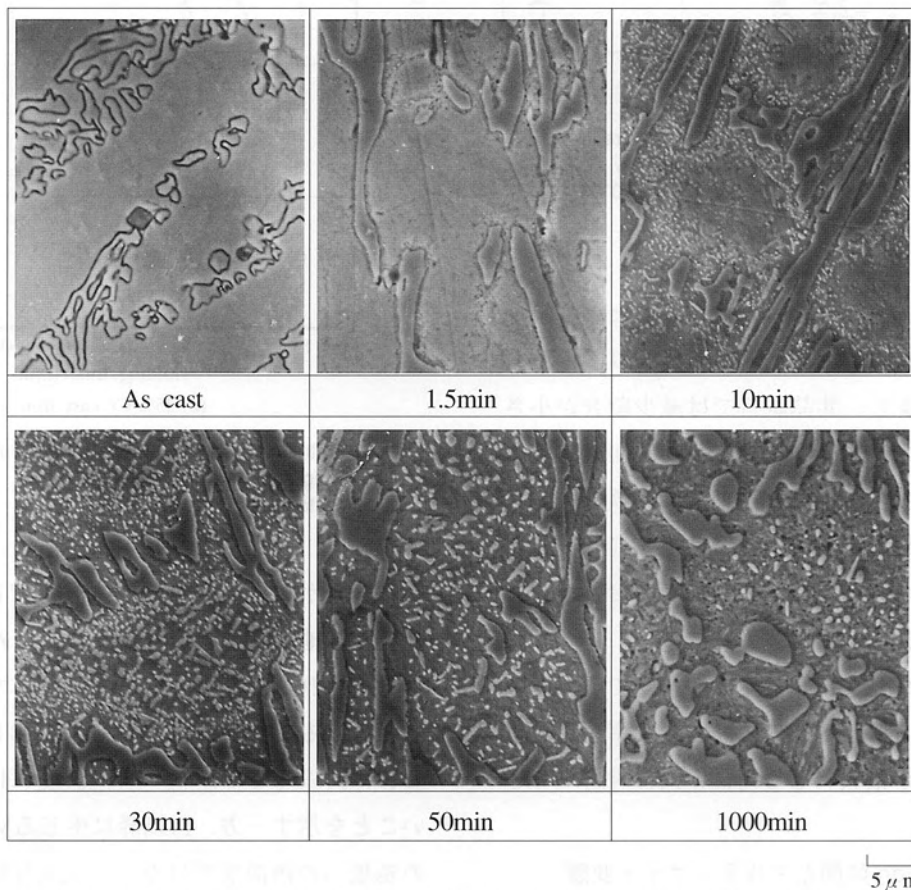


Fig.6 Progress of secondary carbide precipitation during destabilization associated with holding time at 1040°C

ところで、本亜共晶鑄鉄の場合、二次炭化物が初晶 γ の周囲から析出し始める理由は以下のようなのである。本高Cr鑄鉄はMo、Ni、Vなどの第三合金元素を含有していないので、Fe-Cr-C三元合金と考えてよい。したが

その後の冷却では均質な焼入れが行われる。

4.3 Destabilization過程における析出炭化物の定量化

Destabilization過程に伴う二次炭化物の析出量を測定すると同時にMs点を測定するためCA熱電対を溶接し

た試験片をTable 1の温度に一定時間保持した後冷却する実験を行った。各試料について、SEM写真を5視野以上撮影し、画像処理装置を用いて析出炭化物の面積率を測定した。代表例として、25%Cr系鋳鉄における炭化物の析出割合(Vc)と保持時間の関係をFig.7に示す。

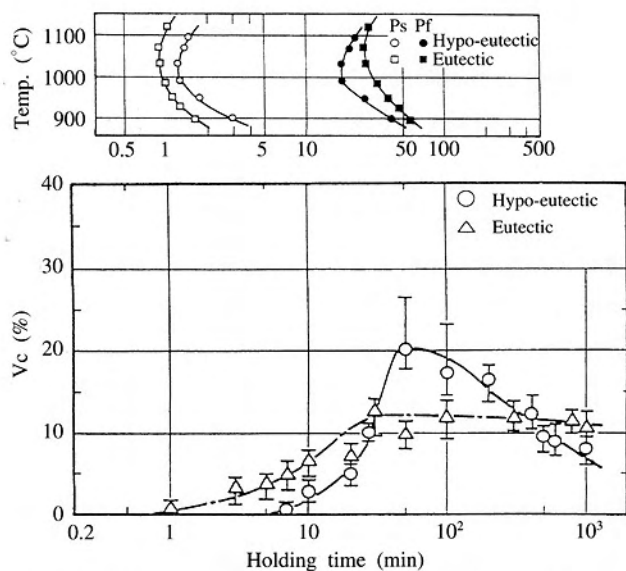


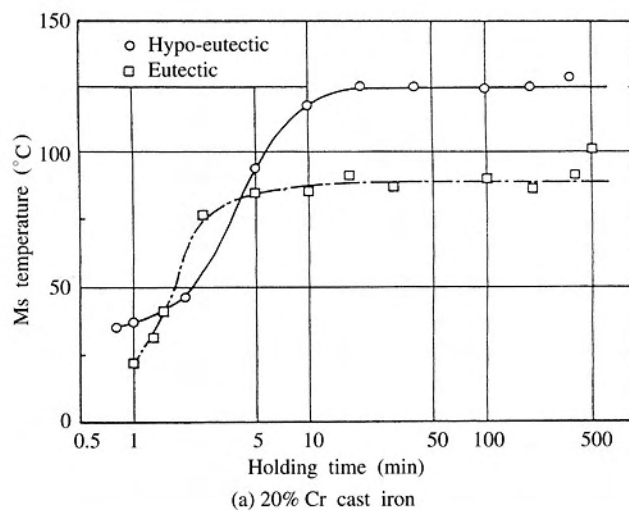
Fig.7 Relationship between volume fraction of precipitated carbide (Vc) and holding time of 25mass% chromium white cast iron. (Destabilization temp. : 1040°C)

亜共晶および共晶鋳鉄ともVcは時間の経過とともに増大するが、ある時間で最大値に達し、それ以降は亜共晶試料で大きく減少し、共晶試料では減少割合が小さい傾向を示し、これらの挙動はCr系鋳鉄で類似している。Vcの最大値は15%Crの亜共晶および共晶鋳鉄でそれぞれ約19%および12%、20%Cr鋳鉄で24%および11%、25%Cr鋳鉄ではFig.7から明らかなように20%および13%となり、Cr量による差異は小さい。

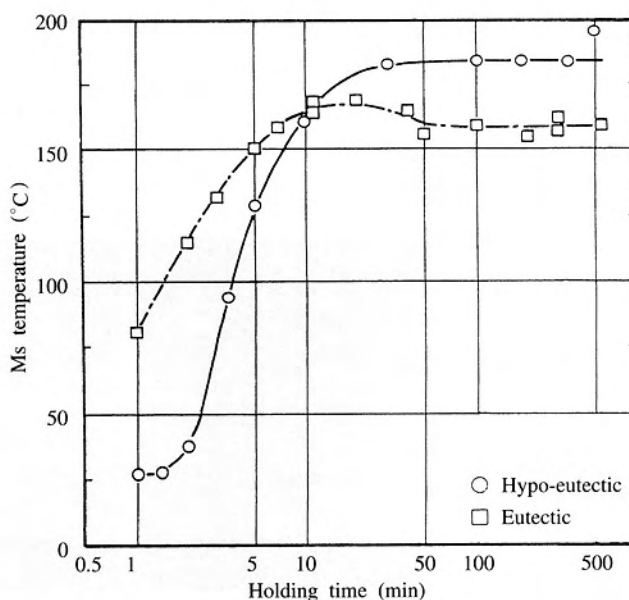
Fig.7中上部に炭化物のPs-Pf曲線を並べて示したので明らかなように、PsとPf時間とVcの変化率を比較することにより、Vcが最大になる時間がPfに対応すると考えられる。

4.4 Destabilization 時間とマルテンサイト変態

4.3項で述べた試料の作成時に測定したマルテンサイト変態点(Ms点)を保持時間で整理し、20%Cr系および25%Cr系鋳鉄を代表例としてFig.8(a)および(b)に示す。ある程度炭化物の析出が起こるとMs点は室温以上に現れ、その変化はFig.7に示したVc曲線のPs-Pf間の挙動と酷似しており、二次炭化物の析出がMs点と密接に関係して



(a) 20% Cr cast iron



(b) 25% Cr cast iron

Fig.8 Relationship between Ms temperature and holding time of high chromium white cast iron. (Destabilization temp. : 1040°C)

いることが明らかである。Ps-Pf間では、炭化物の析出により基地の合金濃度が減少したためMs点が上昇したと考えられる。ここでPf以降についてみると、Vcは減少しているにもかかわらず、Ms点はほぼ一定である。これはPf以降では基地の合金濃度にほとんど変化がないことを示す一方、Pf以降に生じるVcの減少は炭化物の基地への再溶解ではなく二次炭化物同士の併合か周囲の共晶炭化物への合体が起こることを示している。したがって、PfではDestabilizationがほぼ完了していると考えられ、一定になったMs点はその鋳鉄の1040°C γ 化時の平衡マルテンサイト開始温度と考えてよい。

4.5 二次炭化物の析出とマルテンサイト変態

γ のMs点は γ 中の合金濃度によって決まってくるこ

とが知られており、低合金鋼系ではMs点と合金%との関係を示す実験式が古くから報告されている。高合金や多合金系白鑄鉄でも基地の合金濃度を精度よく測定できれば両者の関係式を求めることが可能である。しかし、これらの基地はFig.6の写真为例にとってみても明らかなように、Destabilization途中あるいは終了後の基地中には微細な二次炭化物が析出しているため、その粒子間の基地のCや合金の濃度を正確に測定することは不可能であり、それ故に便利な関係式を求めることもできない。そこで、著者らは析出炭化物の量が基地のCとCrの減少量に比例すると考え、間接的ではあるがMs点とVcの関係を同一Destabilization温度(1040°C)で求めた15%Cr、20%Crおよび25%Cr系鑄鉄について整理し、Fig.9(a)、(b)、(c)に示す。両者の関係はほぼ直線となり、Ms点は γ のDestabilizationが完了した時点の二次炭化物の析出量と直接関係していることが明らかである。一方、Ps-Pf間のDestabilization途中のVcとその時点のMs点との関係も同様であることは言うまでもない。

以上論じてきたことは高Cr鑄鉄のMs点はDestabilization過程におけるその時点の基地の合金濃度と直接結びついていることを実験的に証明したことになる。本系鑄鉄のように、第三合金元素を含有しないFe-Cr-C系合金では鑄放し時に形成された γ の

DestabilizationはいずれのCr系鑄鉄でも1時間以内の比較的短時間で完了する。そこで、Fe-Cr-C系三元合金における基地の平衡Cr濃度は%Cr/%Cの関数として次式(1)によって与えられることから、本実験に使用したDestabilization温度が同じ全ての高Cr鑄鉄について、%Cr/%C値とMs点の関係を求め、その結果をFig.10に示す。

$$\%Cr \text{ in matrix} = 1.95 \times (\%Cr/\%C) - 2.47 \quad \dots\dots\dots (1)$$

Ms点は図中(a)に示すように%Cr/%C値と比例し、次式(2)で与えられた。

$$Ms(^{\circ}C) = 21.41 \times (\%Cr/\%C) - 23.45 \quad \dots\dots\dots (2)$$

また、同じ化学成分の鑄鉄でもDestabilization条件、特に保持温度により、各元素の γ への固溶限が異なるので、式(2)も変わることが考えられる。

そこで、Maratrayらの報告の中でDestabilization温度を1000°Cとして得られた鑄鉄のMs点を採用し、%Cr/%C値との関係で整理して図中に破線(b)で示した。そ

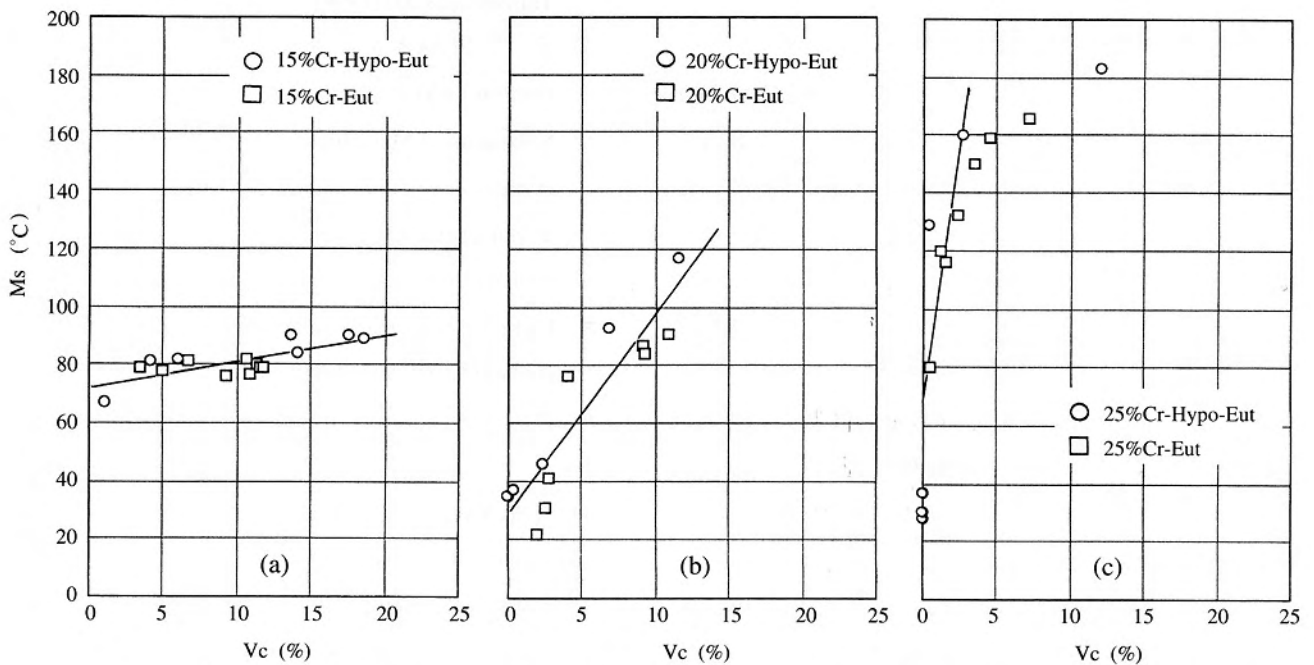


Fig.9 Relationship between Ms temperature and volume fraction of secondary carbide (Vc)

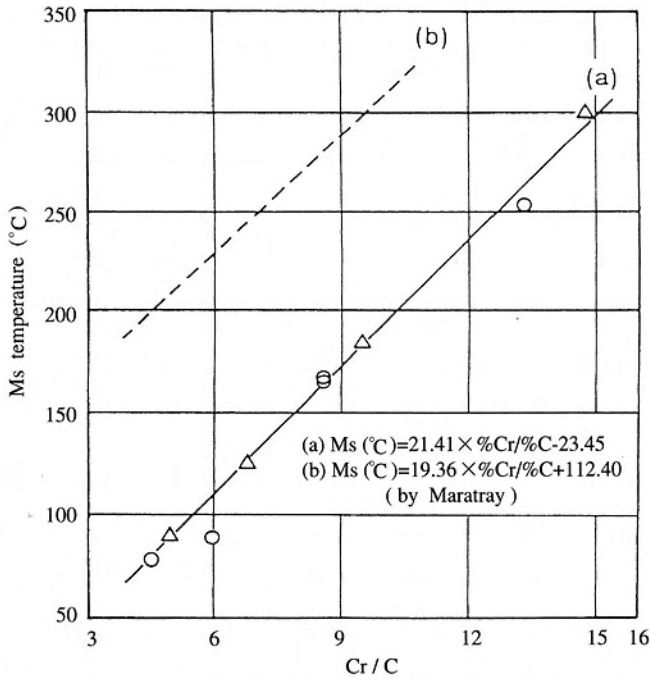


Fig.10 Relationship between Ms temperature and %Cr/%C value.
Destabilization : (a) 1040°C× 60min (b) 1000°C× 20min.

の結果、両者の関係も同様に比例し、次の式(3)で与えられ、比例定数もほぼ等しいことがわかった。

$$Ms(°C) = 19.36 \times (\%Cr/\%C) + 112.40 \dots\dots\dots (3)$$

5 結言

高Cr系白鑄鉄は非平衡凝固に起因して鑄放し基地がオーステナイト(γ)になりやすいので、γを高温でDestabilizationして、焼入れ硬化することが行われている。本研究ではDestabilization過程で起こる基地の変態挙動を調査することにより、Destabilization heat treatmentのメカニズムについて明らかにした。得られた結果は次のように要約できる。

- (1) オーステナイト基地をAe以上の高温で加熱保持することにより、γ中に過飽和に固溶した合金元素(Fe-Cr-C合金の場合はCとCr)は二次炭化物として析出し、合金濃度が減少する。
- (2) 二次炭化物の析出開始(Ps)および終了(Pf)はC曲線となり、Ps-Pf間では二次炭化物の析出量(Vc)が漸次増加するが、Pf以降では炭化物のCoarseningが起

てVcは減少する。

(3) 二次炭化物が析出し始めると、Ms点が室温以上で現れはじめ、Vcの増加とともに上昇し、Pf以降はほぼ一定となる。これは、二次炭化物の析出と基地の合金濃度の減少が密接に関係していることを示すばかりでなくPfより長時間保持によりVcが減少する理由が析出炭化物の基地への再溶解ではないことも示している。

(4) Ms点はVcと比例して高くなるが、その度合は鑄鉄のCrおよびC量によって異なる。そこで、高Cr系白鑄鉄の基地に含有する平衡Cr濃度を表すパラメータ(%Cr/%C値)との関係を求めた結果、Destabilization条件が一定ならば、Ms点は同パラメータによって一律に整理され、%Cr/%C値の増加に比例して上昇することが明らかになった。

参考文献

- 1) H.S. Avery : Hand book of Mechanical Wear, (1961)
- 2) 松原安宏, 笹栗信也, 本田義興, 武 宏強, 橋本光生 : 鑄物, 66(1994), 815
- 3) 武 宏強, 橋本光生, 笹栗信也, 松原安宏 : 鑄物, 67(1995), 49
- 4) Y.Matsubara, N.Sasaguri, H. Wu, M. Hashimoto: AFS Transactions 104(1996)
- 5) 武 宏強, 橋本光生, 笹栗信也, 松原安宏 : 鑄造工学, 68(1996), 637
- 6) N.Sasaguri, Y.Matsubara and M.Hashimoto : Proceeding of 4th Asian Foundry Congress(1996), 241
- 7) Y.Matsubara, K.Ogi and K.Matsuda : AFS Transactions, 89(1981), 183
- 8) K.Ogi, Y.Matsubara and K.Matsuda : AFS Transactions, 89(1981), 197
- 9) 山口 薫, 松原安宏 : 鑄物, 62(1990), 43
- 10) 松原安宏, 笹栗信也 : 鑄造工学, 68(1996), 1099
- 11) F.Maratray : AFS Transaction, 79(1971), 121
- 12) 日特技報, 10, No. 2 (1975)
- 13) F.Maratray and R. Usseglio-Nanot : ATLAS(Transformation) Characteristics of Chromium and Chromium-Molybdenum White Cast Irons.

技術論文

軌条矯正用ローラに発生したころがり疲れ破壊の解析

Investigation of Rolling Contact Fatigue Fracture Occurred in Rail Straightening Roller



溶接溶射技術開発室
尾崎 健一
Ken-ichi Ozaki

溶接溶射技術開発室
宮崎 裕之
Hiroyuki Miyazaki

溶接溶射技術開発室長
吉村 武憲
Takenori Yoshimura

要旨

ハイス系の溶接肉盛り溶接材料を用いた軌条矯正用ローラに、前例のないころがり疲れによるとみられるスポーリング状の破壊が発生した。そこでこれを切断してクラックの経路を詳細に観察するとともに、ローラが受ける接触応力を計算してその機構を推定した。その結果、破壊の原因は溶接欠陥ではなく、過大な応力が負荷されたときにセラミックスのような硬脆材料に生じる表面クラックが、圧延ロールのスポーリングと同様に、ころがり疲れにより内部に進展したものであることがわかった。ハイス系材料のような極度に耐磨耗性を向上させた硬脆材料の使用条件には注意が必要である。

Synopsis:

The rail straightening roller overlaid by welding of a high speed steel fractured owing to rolling contact fatigue, and the appearance of the fracture was similar to the spalling but had been scarcely occurred. Then, the roller was cut, and the crack pass was examined precisely. Next, the contact stress acted on the roller surface was calculated. After these examinations, the mechanism of this phenomena was concluded as follows. That is, the crack source was not weld defects, but small surface cracks were generated at first by excessive stress as the same manner as that in the case of a ceramics, a hard and brittle material. At the second step, the cracks propagated inside as a result of rolling contact fatigue like a spalling of a rolling roll.

It should be taken care in case a highly wear resistant material as the high speed steel is applied to a roller under a severe condition.

1 緒言

鉄鋼製造工程では搬送、支持、グリップ、巻取、圧延、矯正などのために多くのロール、ローラが用いられている。それぞれに使用される材料にはより高い機能発揮と寿命延長を目指した研究開発が各所で進められている。しかし、このような多種類のロール、ローラ材料の開発がその製造業者に主体が置かれすぎている現状をかんがみると、製造業者と使用者とのより一層の協力関係を築くことが開発効率向上のために重要であ

ると著者らは常に考えている。ここでは、これまであまり報告例のない矯正機ローラの耐久性改善過程で遭遇した、ころがり疲れ破壊事例を解析した結果について述べる。

矯正機のローラが受ける負荷は一般的には低いとされている¹⁾。しかし、被矯正材料の初期形状あるいは負荷配分によっては、ローラが予期せぬ重大な表面損傷を受けることがある。また、これらのローラは使用期間が比較的長いという特徴があるために損傷の種類

としては疲労要素を含んだ、特にころがり疲れ破壊を呈することが多いと推測される。

以下で対象とする軌条 (rail) はその断面形状の故に熱間圧延後冷却中に少なからぬ歪みが生じ、かつ製品として要求される真直度が厳しいために矯正は必須の工程になっている。軌条の種類について最近、高強度材が加わり、矯正に要する応力も増加の傾向にある。その矯正ローラの材質には最近耐摩耗性の高い溶接肉盛りが使用されているが、従来から溶接欠陥等に起因する破壊事例が度々発生していた。当社におけるこの肉盛り材質の開発状況については既報²⁾のとおりであるが、耐摩耗性の優れたハイス系材料を用いた本肉盛りローラに、最近ころがり疲れによるとみられるスポーリング状の破壊現象が観察されたので、詳細に解析を行った。

2 ころがり疲れと硬脆材料の破壊

ころがり疲れは比較的摩耗量が少ないころがり接触の場合に生じやすい。言い換えるとすべりが無いとか、あるいは潤滑が良好な場合などである。摩耗があると表層に疲労が蓄積することがないからである。従って、ころがり疲れは材料の耐摩耗性を向上させればさせるほど注意せねばならない表面損傷であるということが出来る。また、疲労現象であるから最初から起きるのではなく、ある限界寿命を過ぎると突然出現するので、予測が出来れば完全に防止することが出来る。この点で摩耗現象とは大きく異なる。

ころがり接触における弾塑性応力解析は既に数10年以上前から多くの人により詳細に行われている³⁾。すなわち、球あるいは円筒が接触して表面では圧縮応力のみが作用しても表面下には剪断応力が生じ、その大きさと分布は材料の形状と弾性定数を与えれば弾性論により比較的簡単に計算できる。しかし、この計算は材料が等方性均質連続体の場合に限り可能なので、実在の材料においては当然近似的なものとなる。実在の材料、特に金属は結晶の集合体、かつ複数の組織構造を有し、大なり小なりの欠陥を必ず含む。

次に、ころがり疲れは疲労現象の一つであるから、作用する応力が破壊強度より小さく、かつ繰り返されるときにのみ見られる。応力がその材料の降伏あるいは破壊強度を越える場合には疲労ではなく、他の現象

が生じる。その一つとして、材料が硬く脆い場合に見られる破壊がある⁴⁾。通常はセラミックスがその対象であるが、伸びがほとんどない高強度金属材料でも起こる可能性は十分ある。破壊の形態は複数あり、それを模式図で示すとFig.1のようである。これは引掻き痕の場合であるが、直下あるいは周辺に種々のクラックが生じる。クラックにはそれぞれ名称が付けられており、ヘルツクラック、ラジアルクラック、ラテラルクラック、メジアンクラックであり、この場合にも詳しい応力解析が行われている⁴⁾。

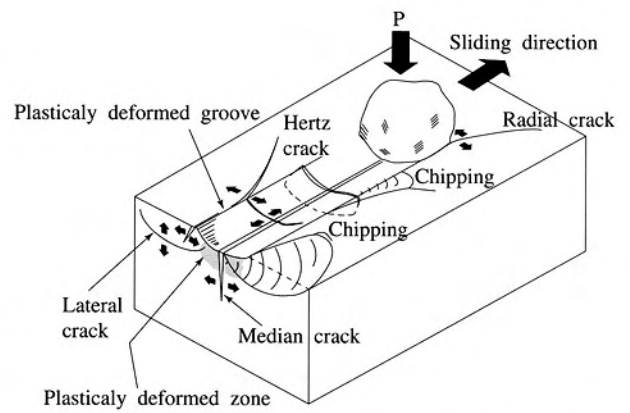


Fig.1 Schematic diagram of micro-cracks around a scratch of a hard and brittle material⁴⁾

ハイス系のような硬脆材料において、これらが組み合わせられた現象、例えば、短時間過大な応力を受けて微小破壊が生じた後、疲労によりクラックが進展し、マクロな破壊に至ることは、十分起り得ることであると考えられる。

3 軌条矯正用ローラの受ける負荷

ここで取り上げる軌条矯正機の構成をFig.2に、またFig.3にそのローラ配置を示す。Fig.2の矯正機は片持ち

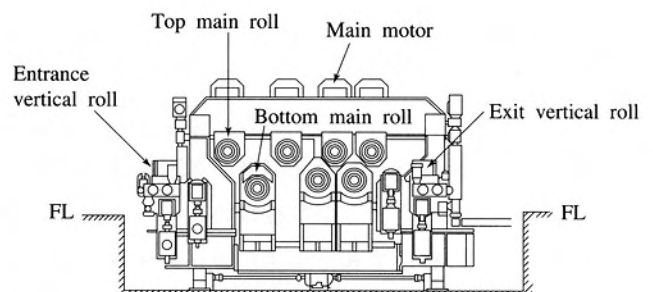


Fig.2 Construction of one side supporting and variable pitch type roller straightening machine⁵⁾

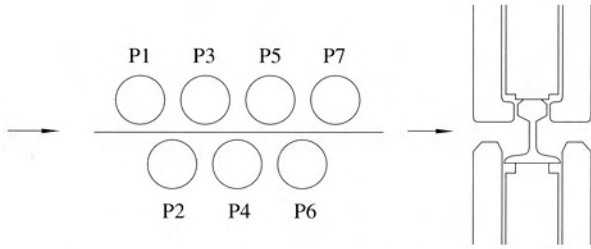


Fig.3 Disposition of straightening rollers

式可変ピッチ型で上下7本のローラから構成されている。各ローラが被矯正材料から受ける矯正反力の一例は Table 1に示した如く、入り側(前段)の方が負荷が高い配分で操業され、またレールの材質に応じた矯正反力の調整が行われていることがわかる。

なお、今回の破壊はレール材質136LBの矯正作業中に、P3スタンドにおいて発生している。

Table 1 Roller separating force of each roller

Kinds of rail	Separating force (ton)						
	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7
50K	28	46	49	46	41	35	30
60K	37	62	66	62	55	47	40
136LB	76	124	134	124	110	96	82

4 ローラ破壊状況

本肉盛りローラに発生した破壊状況をFig.4およびFig.5に示した。Fig.4で表面に観察されたスポーリング状破壊部周辺のクラックはFig.1の模式図中のラジアルクラックに類似している。ちなみに、ローラ回転方向は写真の左から右方向であり、被矯正材との接触部の

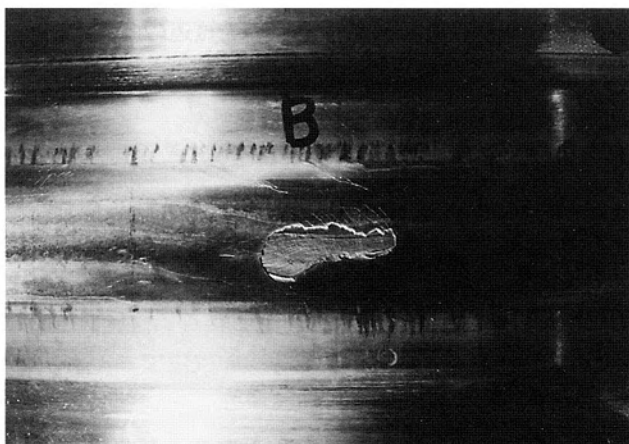


Fig.4 Appearance of fracture looking like spalling

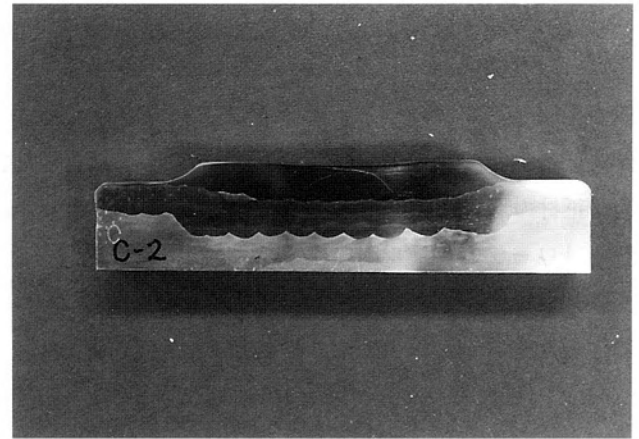


Fig.5 Internally propagated crack (Axial cross section)

移動はその逆方向となる。

断面写真のFig.5に見られるドーム状のクラックは過去に報告例がない。中央部の表面で発生したクラックは左右に別れて伝播し、その最大深さは肉盛り1層目と2層目の境界であり、2層目より内部には進展していない。ハイス系材料は1層目のみである。また、円周方向断面の観察結果によると、クラックの進展方向はFig.6に示したように、ローラ表層から内部へ向かって、力の作用点の移動と同じ方向(回転とは逆方向)である。この状況は圧延ロールにおいて、絞り事故などで表面に入ったクラックが内部に進展する様子と同じであり⁶⁾⁷⁾、この破壊がころがり疲れの機構によっているといえることができる。

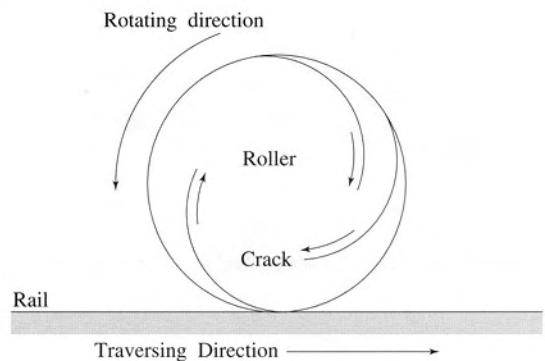


Fig.6 Propagating direction of cracks, related to rotating direction

また、他の場所も含めた断面観察の結果から溶接欠陥は全く認められず、本破壊事例は過大応力により発生したクラックがころがり疲れにより進展したものと推定される。

5 接触応力解析

以下に本肉盛りローラにおけるころがり接触応力解析の手法について述べる。しかし、冒頭にも述べたように、これは定常的な応力レベルを知るためであって、被矯正材の形状による異常応力まで求めるものではない。解析はローラとレール間に発生する圧力を、接触する2つの弾性体の問題としたHertzの理論に従って次のように行った⁸⁾。

Fig.7に示したように、肉盛りローラとレールを半径 R_1 の球座と半径 R_2 の球の接触とみなし、その接点における接平面を xy 平面とする。接点近傍のそれぞれの表面上の点MとNの xy 平面からの距離 Z_1, Z_2 は、高次の微小量を無視すると式(1)で表すことができる(両表面を2次曲面と仮定する)。

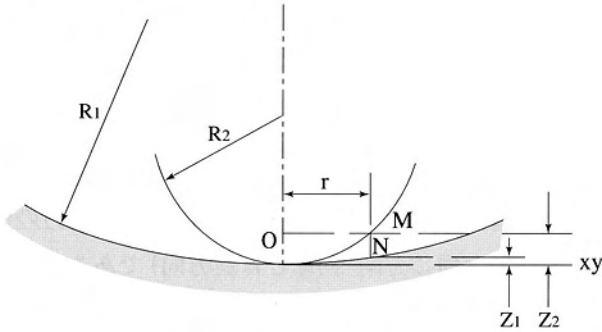


Fig.7 Contact plain and coordinate of rail-roller system

$$\begin{aligned} Z_1 &= A_1x^2 + A_2xy + A_3y^2 \\ Z_2 &= B_1x^2 + B_2xy + B_3y^2 \end{aligned} \quad \dots\dots\dots (1)$$

従って、MとNの2点間の距離は次のようになる。

$$Z_1 + Z_2 = (A_1+B_1)x^2 + (A_2+B_2)xy + (A_3+B_3)y^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

式(2)は積 xy の項が消えるように x と y の方向を選ぶことにより、式(3)の形に表すことができる。

$$Z_1 + Z_2 = Ax^2 + By^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで定数 A, B は式(4)で与えられる。

$$\begin{aligned} A+B &= \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_1'} + \frac{1}{R_2} + \frac{1}{R_2'} \right) \\ B-A &= \frac{1}{2} \left[\left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_1'} \right)^2 + \left(\frac{1}{R_2} - \frac{1}{R_2'} \right)^2 \right. \\ &\quad \left. + 2 \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_1'} \right) \left(\frac{1}{R_2} - \frac{1}{R_2'} \right) \cos 2\psi \right]^{1/2} \end{aligned} \quad \dots\dots\dots (4)$$

A, B : 接触面の主曲率の大きさと2つの曲面の主曲率平面のなす角度に関する定数

R_1, R_1' : 1つの物体の接点における主曲率半径

R_2, R_2' : もう一方の物体の接点における主曲率半径

ψ : 曲率 $1/R_1$ および $1/R_2$ を含めた垂直平面のなす角度

式(3)は、相互距離 Z_1+Z_2 一定の点はすべて楕円上にあること、従って、2物体を圧縮して生じる接触面も楕円であることを意味する。

さらにHertzは、接触面に作用する圧力 q の大きさが、接触面に垂直方向に作られる半楕円分布によって表されるものと仮定すると、最大応力 q_0 は接触面の中心に生じることから、接触面の楕円境界の長辺、短辺を $2a, 2b$ とすれば q_0 は方程式(5)から求められ、これから式(6)が得られることを示した。

$$P = \iint qdA = \frac{2}{3} \pi abq_0 \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$q_0 = \frac{3}{2} \frac{P}{\pi ab} \quad \dots\dots\dots (6)$$

この圧力を計算するために必要な長辺、短辺の $2a, 2b$ の大きさは次式(7)により与えられる。

$$\begin{aligned} a &= m \sqrt[3]{\frac{3\pi}{4} \frac{P(k_1+k_2)}{(A+B)}} \\ b &= n \sqrt[3]{\frac{3\pi}{4} \frac{P(k_1+k_2)}{(A+B)}} \end{aligned} \quad \dots\dots\dots (7)$$

式(7)の $A+B$ は式(4)から決定され、係数 m, n は比 $(B-A):(A+B)$ に関する数である。ちなみに、 k_1 および

k_2 は式(8)により求められる。

$$k_1 = \frac{1-\nu_1^2}{\pi E_1} \quad k_2 = \frac{1-\nu_2^2}{\pi E_2} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ただし、 E_1, E_2 は材料1、2の縦弾性係数、 ν_1, ν_2 はそれらのポアソン比である。

接触面形状から定まるA,Bに対して式(9)とおけば、 θ の値に対するm,nの値はTable 2で与えられ、式(7)からa,bが、次に式(6)から最大応力 q_0 を求めることができる。

$$\cos \theta = \frac{B-A}{A+B} \quad \dots\dots\dots (9)$$

Table 2 Value of m and n

θ	30°	35°	40°	45°	50°	55°	60°
m =	2.731	2.397	2.136	1.926	1.754	1.611	1.486
n =	0.493	0.530	0.567	0.604	0.641	0.678	0.717
θ	65°	70°	75°	80°	85°	90°	
m =	1.378	1.284	1.202	1.128	1.061	1.000	
n =	0.759	0.802	0.846	0.893	0.944	1.000	

上述した方法を用いて、Table 1に示したP3ローラの136LBレール矯正時における最大接触応力を計算した結果はTable 3のとおりである。なお、レール頭頂部の曲率半径を254、203(mm)の2種類とした。圧延ロールが受ける最大応力は100ないし200kgf/mm²程度であるから、この矯正ローラはかなり大きな応力を受けていることがわかる。

Table 3 Maximum contact stress acted on P3 roller

Radius of curvature of rail head (mm)	Maximum contact stress (kgf/mm ²)
254	269
203	294

6 破壊機構の推定

これまで述べてきたことから、この破壊機構は次のように推定される。

このローラは定常時でもかなり大きな接触応力を受けており、被矯正材の初期形状によってはそれ以上の過大な応力となる可能性がある。その結果、ハイスという硬脆材料の表面にラジアルクラックに類似した初期クラックが生じた。また、それ以前にころがり疲れに伴う歪みの蓄積によって、ハイス表面層がさらに脆化し、クラックの発生を促進したことも考えられる。さらに、クラック発生後に引き続くころがり摩擦により、それが接触点の前方内部に進展し、遂に圧延ロールのスポーリングに類似した破壊に至った。

7 結 言

肉盛りハイスを使用した軌条矯正用ローラにみられたスポーリング状破壊を解析した結果、次のことが明らかになった。

- (1) ローラを切断し、クラックの進展状況を詳細に観察した結果、これは圧延ロールに生じるスポーリングと同じころがり疲れによるものと考えられる。
- (2) Hertz理論を用いて最大接触応力を計算した結果、この矯正ローラが受ける負荷は圧延ロールが受ける負荷以上の大きな値であることがわかった。
- (3) これらのことから、この破壊の起点はハイスという硬脆材料が大きな表面応力を受けて生じたクラックであり、これがその後のころがり疲れにより内部に進展しマクロな破壊に至ったものと推定される。
- (4) このような事故防止のためには、常にローラには過大な応力がかからないようにするとともに、クラックの進展しにくい耐ころがり疲れ性の優れた材質開発が必要である。

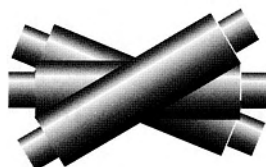
謝 辞

本報告に述べた接触応力解析に際し、九州大学工学部 機械工学科 栄 中 助教授にご協力ご助言をいただいたことを記し、謝意を表します。

参考文献

- 1) 木内 学：生産研究, 48(1996), P.226
- 2) 宮崎裕之, 吉村武憲：フジコー技報, No.4(1996), P.39
- 3) 例えば, J.E.Merwin, K.L.Johnson : Proc.INstn.Mech.Engrs., 177(1963), P.676

- 4) 例えば, 榎本 祐嗣: 機械の研究, 37(1985), P.31
- 5) 日本鉄鋼協会編 鉄鋼便覧Ⅲ(2) 条鋼・鋼管・圧延
共通設備, 丸善(1980)
- 6) 荒木田豊, 工藤 浩一: 塑性と加工, 7(1966), P.175
- 7) 佐野 義一, 木村 和夫: 鉄と鋼, 73(1987), P.1154
- 8) ティモシェンコ, グーディア: 弾性論(金多 潔 監訳),
コロナ社(1992)



調査報告

溶射皮膜特性の新しい評価法

溶接溶射技術開発室
尾崎 健一
Ken-ichi Ozaki

溶接溶射技術開発室
宮崎 裕之
Hiroyuki Miyazaki

溶接溶射技術開発室長
吉村 武憲
Takenori Yoshimura

1 いきさつ

近年急速に普及しつつある製鉄プロセスロール用溶射皮膜の性能評価を行うにあたり、当社では一般的な硬さ測定、ミクロ組織観察、気孔率測定、あるいはX線の解析等の他に、基本的特性である皮膜の密着強度を重視してきた。

皮膜密着強度の評価法は従来JISに定められた引張式または剪断式が代表的とされている。しかし、近年の溶射技術の進歩にともない皮膜密着力が向上し、評価法の測定限界を超える場合があるので新たな手法が求められていた。

さらに加えて、当社では実際の溶射皮膜剥離は引張力とか剪断力ではなく、接触応力が直接の原因であると想定し、既報¹⁾のように、使用中に近い応力を与えた“転がり疲れ”による評価法を開発した。その概要は図-1に示すように、2円筒接触転がり試験片の一方を溶射皮膜試験片とし、それが剥離するまでの転動数を基準とするものである。試験条件の一例を表-1に示すが、本法による各種溶

射皮膜の密着性評価結果は実機における剥離までの寿命と良い相関が認められることから、現在では本評価法を皮膜密着強度の指標として採用している。

一方、実機に使用されるロールには定常的に見られる摩耗のほかに、図-2 および図-3に示すようなカラストロフィックに出現する、あるいは溶射皮膜特有の表面損傷がある。これらは 通板材の断片あるいは集積した摩耗粉などの異物の飛び込み(押込み) 疵、または通板材の咬み込み、尻抜け、コイル継ぎ目部の通過、あるいは板エッジの耳波などの繰り返し衝撃による疲労摩耗であると推測される。このような非定常的に発生する表面損傷については従来評価法が全くなく、新たに考案する必要があった。

そこで、異物の飛び込みについては「押込み試験法」を、また繰り返し衝撃による皮膜損傷については「衝撃疲労

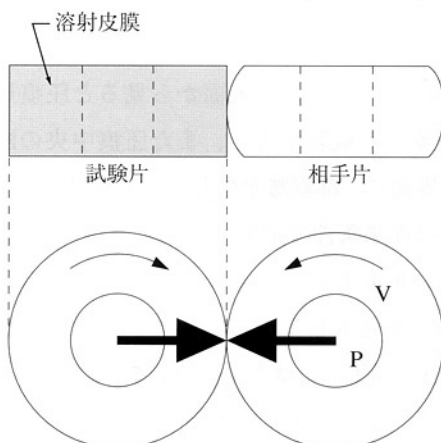


図-1 溶射皮膜の密着性評価法

表-1 転がり疲れ試験条件

接触応力	$P_{max} = 1078\text{MPa}$
回転速度	1000rpm
潤滑	冷却水

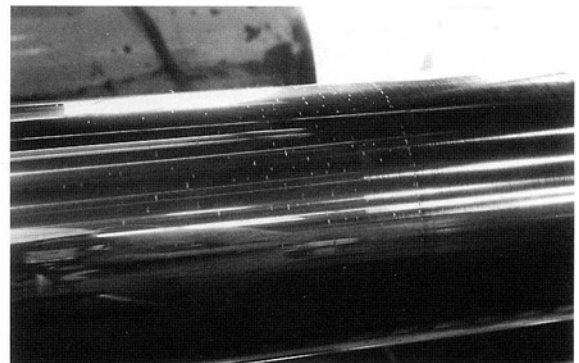


図-2 異物飛び込み疵の例



図-3 繰り返し衝撃による疲労摩耗の例

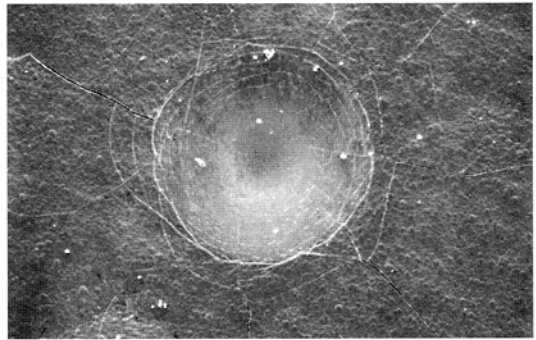
試験法」を新たに溶射皮膜の特性評価法として加え、実機使用時における溶射皮膜のより一層の信頼性向上を図ったので以下に述べる。

なお、異物の飛び込みは皮膜に亀裂を誘起し、その後の応力により亀裂が進展したり、あるいはそこから基材の腐食が開始すると皮膜の剥離に至る。また、繰り返し衝撃はある限界を超えた場合、皮膜を構成する溶射粒子間に疲労が蓄積して脆化することにより粒子の脱落が生じる結果として、一種の疲労摩耗現象を呈するものと考えられる。

2 押込み試験法

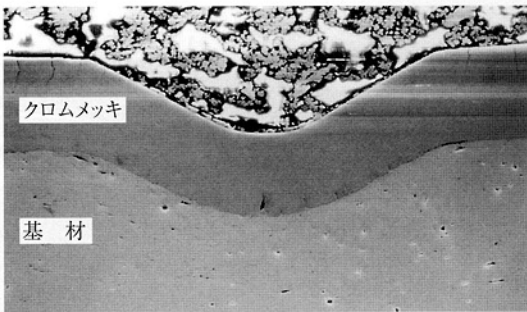
2.1 試験方法

これは、基材(材質任意、寸法(mm)50×50×7t程度)

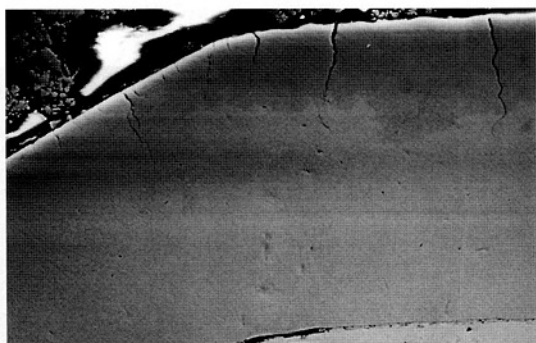


(a) 表面

100 μm



100 μm



(b) 断面

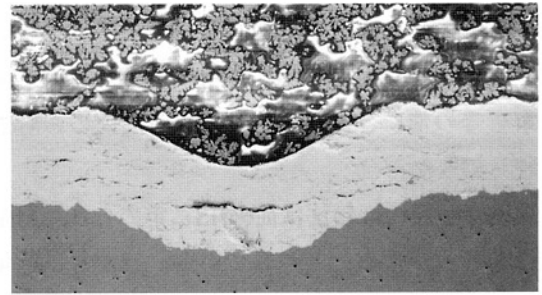
50 μm

図-4 クロムメッキ膜の押込み試験結果

に所定の膜厚の皮膜を溶射した試験片をロックウェル硬度計を用い、B型圧子にて100kgの荷重を負荷し、圧痕付近の皮膜損傷状況を表面あるいは断面方向から顕微鏡観察する方法である。

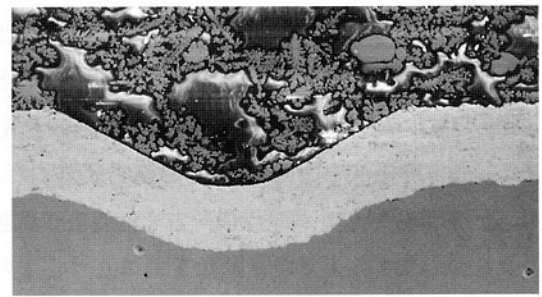
2.2 結果の一例

ここでは、比較のためのクロムメッキ皮膜と溶射皮膜(WC-Co) A、Bについての結果を図-4、図-5および図-6に示す。



100 μm

図-5 溶射皮膜Aの押込み試験結果(断面)



100 μm

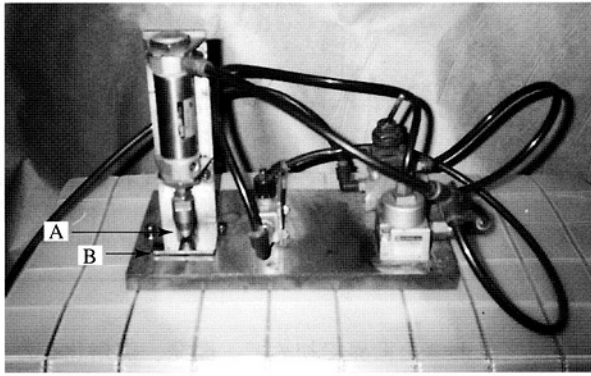
図-6 溶射皮膜Bの押込み試験結果(断面)

このクロムメッキには表面から見ると圧痕周辺に円周方向に多くの亀裂が入り、また圧痕中央の断面には基材との界面に一部剥離が生じている様子が観察される。溶射皮膜は従来条件で溶射された供試材A(図-5)の表面には浅い垂直方向の、また内部には平行方向の多数のクラックが発生している。一方、溶射条件を改善した供試材B(図-6)ではクラックは軽減されてほとんど認められず、基材界面での剥離も発生していない。

3 衝撃疲労試験法

3.1 試験方法

これは固定した板状試験片表面の一定箇所を小型のエアハンマー方式の打撃子で所定時間打ち、表面の変化を観察する方法である。試験機の外観を図-7に示す。



A：打撃子 B：試験片
図-7 試験機外観

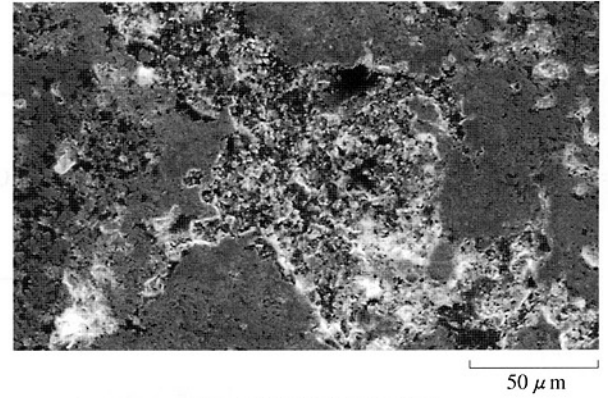


図-9 衝撃疲労試験後表面

打撃力は約20N、打撃速度は約200回/分である。

3.2 結果の一例

コイル接続部で繰り返し衝撃を受けて異常摩耗した実機溶射ロールの表面と、同じWC-Co溶射皮膜を供試材とし、48時間連続的に繰り返し衝撃を加えた後の試験片表面とを比較した結果を図-8および図-9に示した。いずれも平滑であった元の表面から粒子が脱落して荒くなりモルフォロジーが類似していることがわかる。

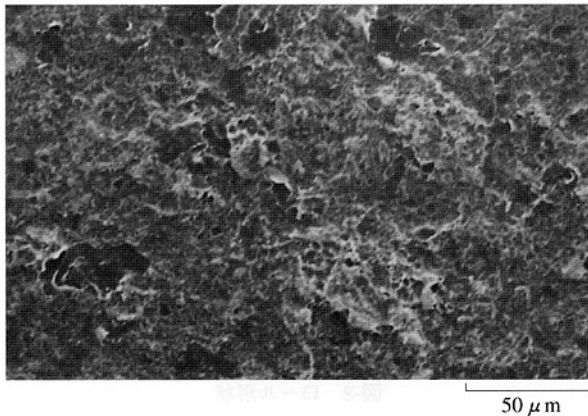


図-8 実機ロールにみられた異常摩耗表面

このように、本法は実機の衝撃疲労による表面損傷を再現できているものと考えられる。

4 まとめ

上記のように、ここで提案した押し込み試験法および衝撃疲労試験法はともに、実機で非定常的に発生した皮膜損傷を定性的ではあるが実験室で十分に再現していると考えるので、今後はこれらを溶射皮膜特性の新しい評価法として適用する。さらに、実験室で得られるこれらの結果を、実際には様々な条件で使用される実機の現象と比較してそれぞれの場合の試験条件を適正化し精度を高めるとともに、このようなデータを多く蓄積することによって当社の溶射皮膜の信頼性をより一層向上させていきたい。

参考文献

- 1) 加藤 治, 尾崎健一, 洲崎真二, 吉村武憲：フジコー技報, No.3(1995), p.5

熱延粗ミルエッジャーロール用C.P.Cハイスロール

CPC技術開発室
李 平
Ping Li

CPC技術開発室
坂本 眞一
Shin-ichi Sakamoto

CPC技術開発室長
斉藤 弘道
Hiromichi Saito

1 緒言

熱延粗ミルエッジャーロールは、熱延鋼板のエッジ部の寸法形状、表面性状に大きな影響を与え、仕上ミル圧延後の鋼板の耳割れ、歩留低下、巻取コイル端面形状不良等の原因になる。また、ミル構造上、ロール交換が煩雑であることから、ロールの耐久性向上が要求されている。参考までに、熱延粗ミルエッジャーロールの位置例を図-1(a)、(b)に示す。

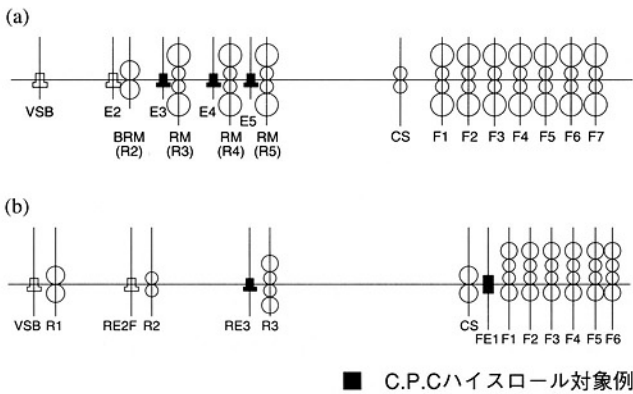


図-1 熱延粗ミルエッジャーロール

熱延粗ミルエッジャーロールの損耗状況は、他の熱延ロール(粗ミルワークロール、仕上ミル前、後段ワークロール等)とは、異なっている。即ち、ワークロールに比べ、ロールに加わる機械的、熱的負荷が小さいことから、ワークロールよりも、はるかに長時間使用される。そのため、結果的には、1回使用後の摩耗量は大きく、かつ、繰返し加熱、冷却による熱疲労と肌荒れが著しい。更に、長時間の冷却水雰囲気による腐食も、肌荒れの大きな要因になり得る。

熱延粗ミルエッジャーロールとして、従来は、アダマイトロール、特殊鑄鋼・鍛鋼ロール等、粗ミルや、仕上ミル前段スタンドのワークロールと同等の材質が適用されてきた。

しかし、前述の使用環境から、当ロールには、従来ロールとは異なる材質、製造法が必要と考えられる。

C.P.Cプロセスを世界で初めて、開発、実用化した当社は、このたび、熱延粗エッジャーロールの大幅な耐久性向上を狙って、このプロセスを用いたロールを開発した。以下に、その製造方法、特長、および使用結果について、概要を紹介する。

2 製造方法の概要

2.1 ロール形状

粗ミルエッジャーロールの構造は、通常、スリーブ焼嵌め方式が採用されている。胴径が大で、胴長が短いことから、一体ロールによる製造よりも、スリーブロールの方が適している。ロール形状の概略図を、図-2に示す。C.P.Cプロセスによって製造した複合スリーブを、廃却ロール(アーバ)に焼嵌めする。

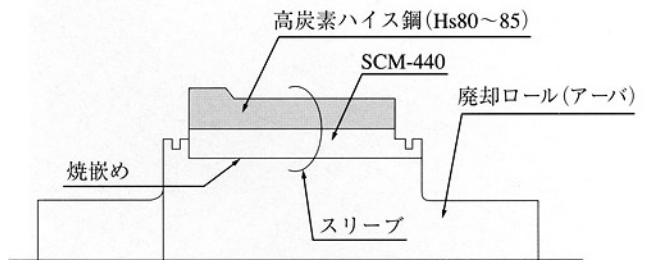


図-2 ロール形状

2.2 製造工程

図-3に当ロールの製造工程を示す。基本的には、従来のスリーブロール¹⁾と同一工程で製作することが出来る。

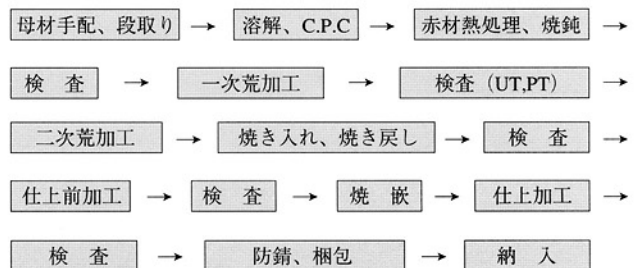


図-3 C.P.Cハイスロールの製造工程

2.3 製造法の特長

(1) ロール材質

当ロールをC.P.Cハイスロールとするための最大の課題は、成分系の設定である。

C.P.Cプロセスでは、遠心鋳造法に見られる様な凝固時の重力偏析が生じないため、Cをはじめ、Cr、Mo、V、W、Nb、Co等の合金元素を自在に使用出来る。

今回、熱延粗ミルエッジロール用C.P.Cハイスロールを開発するに当って、先ず、通常、熱間圧延ロールに適用されている成分系、特に、熱延仕上ミル前段ワークロール材として使用実績がある成分系でスタートした。その使用結果は、後に詳述するとおり、耐摩耗性は、従来ロールに比べ著しく改善出来た。しかし、耐肌荒れ性の点で、改善すべき点があることが判明した。

そこで、第二ステップとして、これ迄とは全く異なる材質設計思想で新材質を開発し、良好な結果が得られた。これら、各ロール材の特長を表-1に示す。

表-1 ロール材質の特長

材質	硬さ	材質の特長
従来材	Hs45～50	微細炭化物と緻密なパーライト基地で強度と耐摩耗性を兼備した材質
通常ハイス材	Hs80～85	ハイス鋼を高炭素とし、Vを主としたMC炭化物とW、Mo等によるM ₂ C炭化物を適正な割合に生成させ、耐摩耗性を著しく高めた材質
開発材	Hs80～85	炭素量を下げて炭化物量を少なくすると共に、V、Mo、Wの割合を大幅に変えて微細炭化物を均一に生成させた。また、特殊元素を加えて基地の耐食性を著しく高めた材質

2.4 製造法

ロールスリーブのC.P.Cプロセス、熱処理法、加工・焼嵌め法、等は、これ迄のハイスロールと同一である。

ただ、当ロールは、大径で、肉盛厚が大きいいため、母材（SCM440）の溶込み深さの制御と、肉盛層の凝固組織の緻密化、健全化に特に配慮した。

また、焼嵌め率については、C.P.Cスリーブの場合、内層に延性、韌性の高い材料を採用しているため、大きい値を採用する事も出来るが、今回は、従来材質に準じた小さい焼嵌め率とした。

3 使用結果（ロール材質差の比較）

表-1に示した、各ロール材質による、熱延粗ミルエ

ッジロールを使用した結果に基づき、摩耗量、およびロール表面の肌荒れ状況を比較した。なお、使用個所は、図-1（a）のRE3に相当するスタンドであり、使用期間は42日間のデータを使用している。

3.1 摩耗量

ロール使用前、後の胴径測定により、最大摩耗量を求めたものが図-4であるが、開発材の耐摩耗性は極めて良好である。この要因としては、単に、機械的摩耗の減少のみでなく、下項に示すごとく耐食性に配慮し、基地の大幅な改質を行ったことが、有効であったと考えられる。

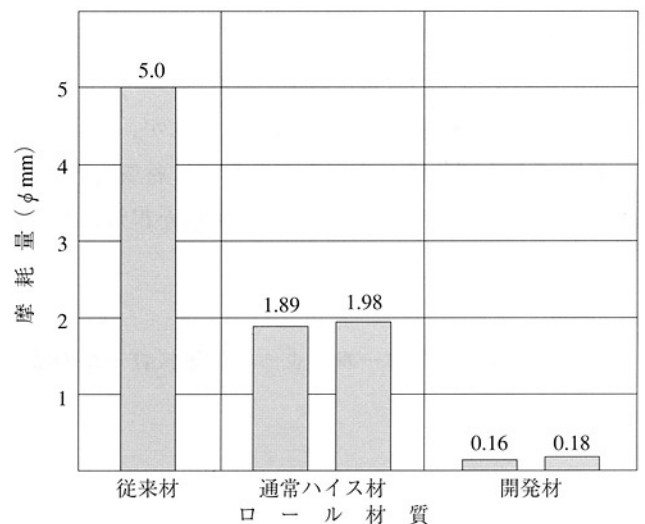


図-4 摩耗量比較

3.2 表面肌荒れ特性

従来材、通常ハイス材、開発材の使用後のロール表面状況を、図-5～7に示す。

従来材では、亀甲状ないし軸方向の熱亀裂が生じ、大きな凹凸を示している。一方、通常ハイス材では、



図-5 従来ロールの肌荒れ状況

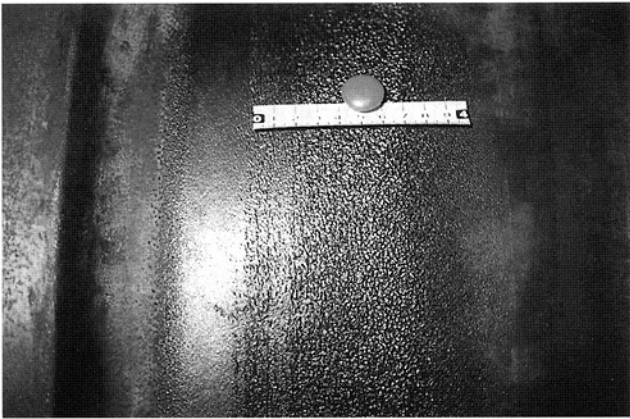


図-6 通常ハイス材のロール肌荒れ状況

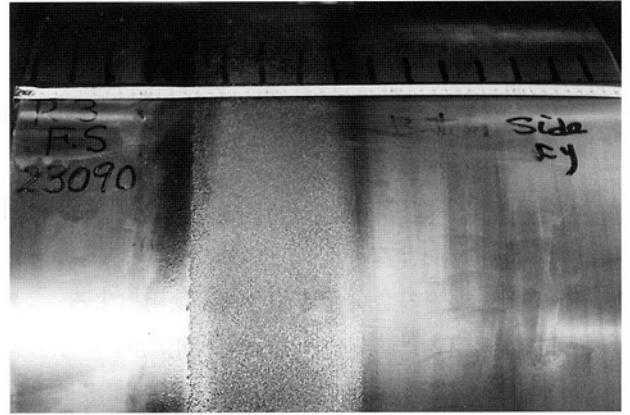


図-7 開発材によるロールの肌荒れ状況

熱亀裂は発生していないが、均一ではあるが丸い凸状表面肌荒れがあり、改善の余地が残された。

開発材においては、上記凸状の肌荒れが、主に、腐食起因である可能性が大であると見て、材質を改善した結果、ほとんど凹凸がない平滑摩耗面が得られた。

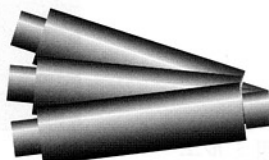
4 結言

以上、今回の開発ロールによって、単にロールの摩

耗を減少し、原単位(価)を改善出来るばかりでなく、1回組込み当たりの、使用期間を延長出来る可能性も生じた。今後、使用個所の使用回数を増加しつつ、更なる改善を加えて行く所存である。

参考文献

- 1) 坂本眞一, 齊藤弘道: フジコー技報, No.4(1996), P.24



調査報告

SHH300の各種ロール・ローラへの適用状況

溶接溶射技術開発室
宮崎 裕之
Hiroyuki Miyazaki

溶接溶射技術開発室長
吉村 武憲
Takenori Yoshimura

1 緒言

粉末ハイス系耐摩耗材SHH300は非常に硬いMC炭化物 (Hv:2000以上)が微細、均一に数多く分散しているため(図-1にマイクロ組織写真を示す)、優れた耐摩耗性を発揮し、また同様の理由から耐焼付き性も良好である。

著者らはホットストリップ工場仕上げミルサイドガイド縦ローラでの使用実績について既に報告¹⁾したが、その後熱延冷延を問わず各種ロール・ローラへの適用を試み、追跡調査を実施してきた。以下に従来品との比較を示しながら、その調査結果を報告する。

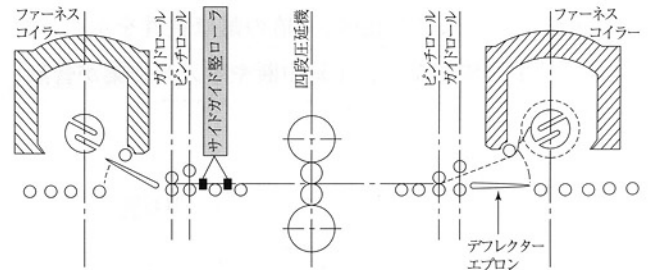


図-2 ステッセルミル仕上圧延機

表-1 ローラ仕様

ローラ寸法	(外径) $\phi 300 \times$ (内径) $\phi 230 \times$ (長さ) 150 l
従来品	S45C焼入れ
取り付け数	4本 (ミル前面の全てのローラ)

表-2 使用結果

設置位置	SHH300		従来品		耐用日数比較 SHH/従来品 (倍)	
	交換回数 (回)	耐用日数 (日/本)	交換回数 (回)	耐用日数 (日/本)		
DS	PR側	1	41	16	14.7	2.8
	ミル側	1	102	14	16.8	6.1
WS	PR側	1	102	10	23.5	4.3
	ミル側	1	102	9	26.1	3.9
実稼働日数	102日		235日		—	

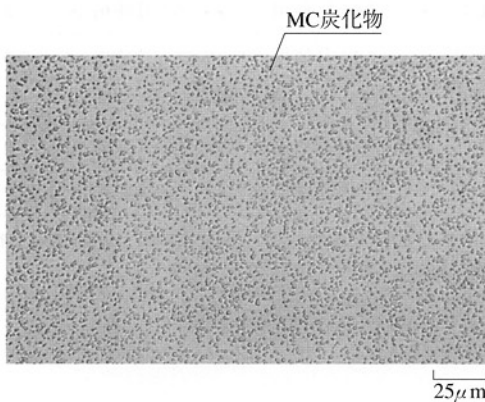


図-1 SHH300のマイクロ組織写真

2 調査結果

SHH300のいくつかの適用例を取り上げ、その調査結果について述べる。

2.1 ステッセルミル仕上圧延機前面サイドガイド縦ローラ

ステッセルミルは図-2のような1台の逆転式仕上圧延機によって圧延が行われる。今回はステンレス鋼を圧延しているミルの前面に取り付けられているサイドガイド縦ローラ4本に適用した。表-1にローラ仕様、表-2にSHH300を102日間(実稼働日数)使用した時点での従来品(実稼働日数235日でのデータ)との使用結果の比較を示す。また、図-3に使用後のローラ外観写真を示す。

表-2から明らかなように、SHH300のローラは従来品

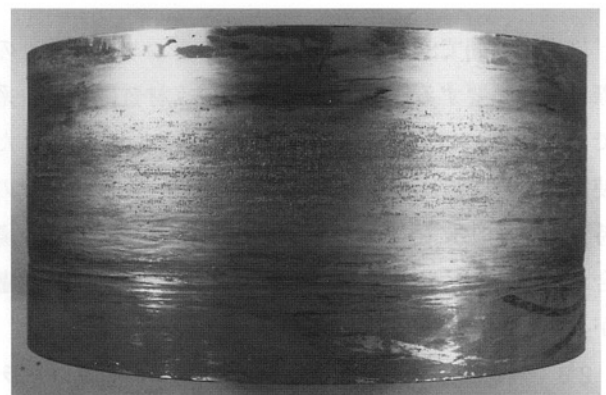


図-3 使用後のローラ外観写真

と比べDS-PRの位置で2.8倍の耐用、それ以外の位置では4~6倍の耐用を示した。また、DS-PR以外のローラはその後も引き続き使用されている。

2.2 中形工場エッジングローラ

エッジングローラは中形のH形鋼の仕上圧延スタンドに取り付けられており、H鋼の足の部分がローラ表面に当たり(図-4参照)耐摩耗性と耐焼付き性が要求される。従来は高Cr鋳鉄系のローラが使用されていた。適用した結果を従来品との比較で表-3に示す。

SHH300は従来品と比べ、8倍の耐摩耗性を示し、焼付きの発生が無くなり、圧延中断や手入れ作業が皆無になった。

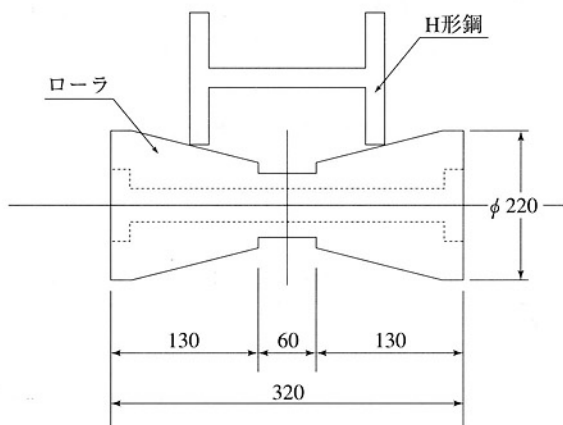


図-4 エッジングローラの使用状況

表-3 使用結果(従来品との比較)

ローラ材		SHH300	高Cr鋳鉄(従来品)
耐摩耗性 評価	廃却までの 圧延トン数	144,000トン	18,000トン
	廃却までの 使用期間	24ヶ月	3ヶ月
耐焼付き性 評価	1回の圧延量 2,000トン	ノーマンテナンスで 42,000トンをクリアー (焼付き発生なし)	1,000トンで焼付き発生 圧延を中断し、 グラインダー手入れ必要

以上、熱間でSHH300を適用した例を示したが、その際に注意を要することはSHH300という材質はハイス系であるため、ロール・ローラの表面に十分散水された使用条件下でないとヒートクラックが発生し、材質の特性を最大限に発揮出来ず寿命延長に寄与出来ない場合があるので、導入の際はこの点に対する十分な配慮が必要である。

2.3 熱延精整スリッター前面サイドガイド縦ローラ 熱延工場精整ラインのスリッターの前面に位置する

ローラに適用した。約1年間にわたり調査した結果得られたデータである。従来品はSUS420系の硬化肉盛溶接品で硬さはショアー硬度(Hs)70程度のものである。表-4にローラ寸法と取り付け位置、表-5に使用結果を示す。

表-4 ローラ寸法と取り付け位置

ローラ寸法	$\phi 148 \times 175 \ell \times 265L$		
取り替え基準	径で8mm摩耗で取り替え		
取り付け位置 (●: SHH300 ○: 従来品)			
WS	No.1	No.2	No.3
通板方向	●	○	○
DS	No.4	No.5	No.6
	○	○	○

表-5 使用結果

No	使用月	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	1	寸法 測定結果
1	SHH	← 連続12.5ヶ月使用 →													$\phi 147.43$
2	従来品	← 7.5ヶ月使用 →					← 5ヶ月使用 →						$\phi 144.18$		
3	従来品	← 7.5ヶ月使用 →					← 5ヶ月使用 →						$\phi 141.78$		
4	従来品	← 4ヶ月使用 →			← 3.5ヶ月 →		← 5ヶ月使用 →						$\phi 145.37$		
5	従来品	← 7.5ヶ月使用 →					← 5ヶ月使用 →						$\phi 143.63$		
6	従来品	← 7.5ヶ月使用 →					← 5ヶ月使用 →						$\phi 143.18$		

- 従来品は1年余りの間に摩耗のため、1~2回ローラの取り替えを行った。
- 寸法測定結果は最大摩耗部のローラ径を示す。
- SHHは12.5ヶ月使用後の測定結果である。
- 従来品は5ヶ月使用後の測定結果である。

従来品は調査期間中、摩耗が早く2~3個のローラを使用した。それに比べSHH300は連続12.5ヶ月使用し、しかも径で0.6mmの摩耗であり、この後も引き続き使用されている。

2.4 冷延工場TCMエントリーガイドローラ

冷延工場のタンデムコールドミルの前面に両側6本づつ計12個のガイドローラが通板材のセンターリングのために設置されている。従来はNi基自溶性合金の溶射ローラが使用され、殆どが約45日(1定修間)の耐用である。ローラ取り替え基準は径で1mmの摩耗であるが、定修ピッチの関係で摩耗が1mmに満たないものでも次定修までの耐用を考慮し取り外される場合が多い。またローラは天地反転して使用される。表-6にローラ寸法と取り付け位置、表-7に使用結果、図-5に使用後のローラ外観を示す。

表-6 ローラ寸法と取り付け位置

ローラ寸法	$\phi 80 \times \phi 54 \times 120 \ell$					
取り付け位置 (●: SHH300 ○: 従来品)						
D側	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	No.6
通板方向	●	●	○	○	○	○
F側	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	No.6
	●	●	○	○	○	○
				TCM側		

表-7 使用結果

使用期間	90日間 (2定修間)	
最大摩耗部測定結果 (径)		
	No.1	No.2
D側	0.07	0.07
F側	0.04	0.08
※継続使用可能		

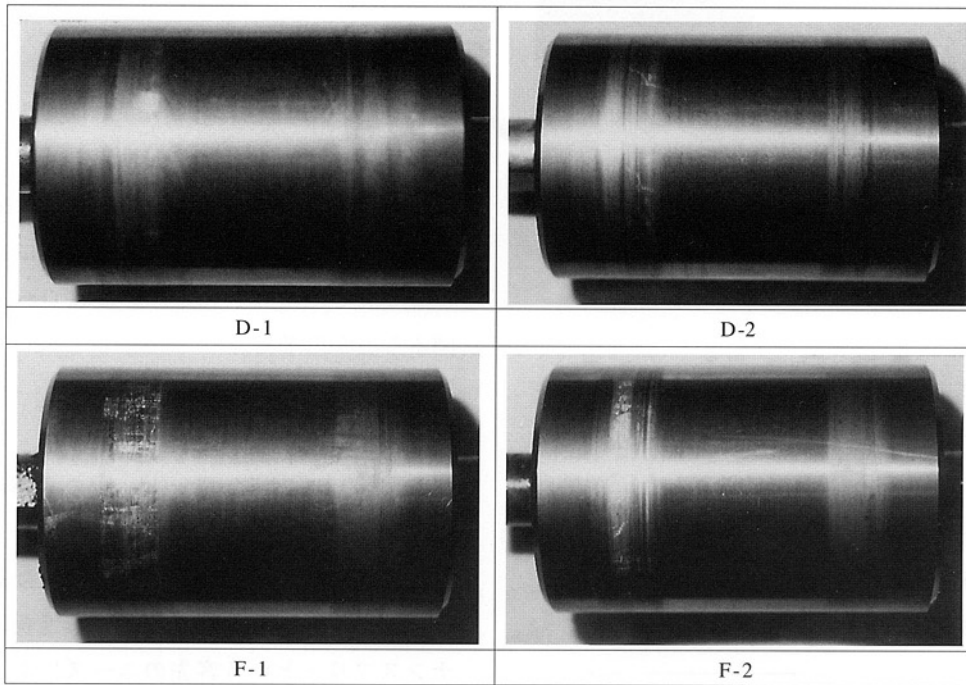


図-5 使用後のローラ外観写真

2.5 酸洗前ルーピングピット昇り部サイドガイドローラ

ルーピングピット昇り部のサイドガイドローラは通板材のエッジ摩耗で補修頻度が高く、また補修の際にも深いピットの淵に取り付けられているため、特に安全上も配慮が必要な個所である。従来品はビッカース硬さがHv250程度の硬化肉盛溶接棒にて現地補修が数回行われ廃棄されていた。このような個所にSHH300を適用した。ローラ寸法は $\phi 150 \times \phi 91 \times 270 \ell$ である。図-6にローラ取り付け位置、また図-7に使用中のローラ状況を示す。また表-8は使用結果を示したもので、従来品に比べ約4倍の耐用が得られ、耐用性が著しく向上していることがわかる。

2.6 APラインスケールブレイカーワークロール

従来SUJ2種の高周波焼入れ品が使用され、約60日(定修ピッチ)の耐用であった。しかしスケールブレイク性を高める目的でロールの押し付け力をアップさせたと

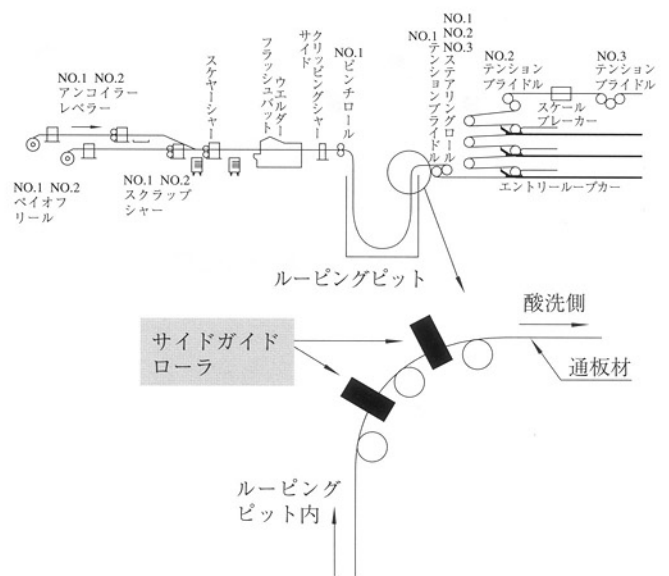


図-6 ローラ取り付け位置

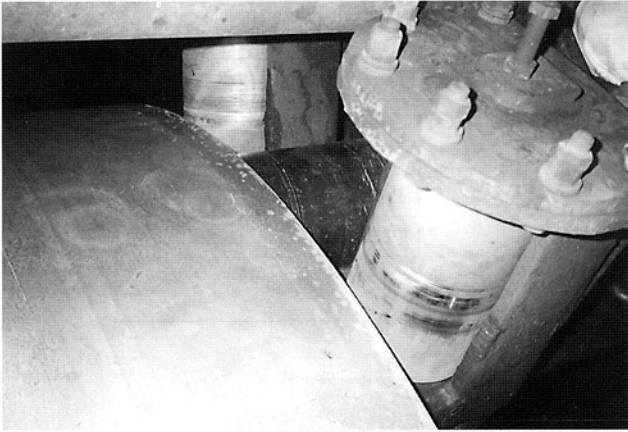


図-7 使用中のローラ状況

表-8 使用結果

ローラ材	SHH300	従来品
耐用	30日間	7日間

ころローラの胴部表面にチャタリングマーク(多角形摩耗)が発生し、そのことが原因で通板材に腰折れが発生し、ロールの耐用が10~14日へと大幅に低下した。このような状況下でSHH300の適用を試みた。目標とする耐用は定修ピッチの60日間以上である。尚、ロール寸法と取り付け位置は図-8に、使用結果を表-9に各々示す。

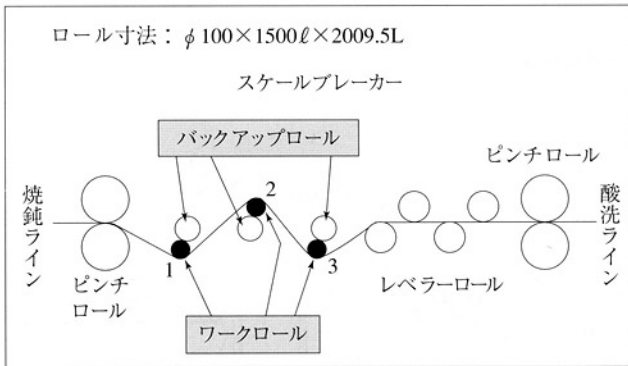


図-8 ローラ寸法と取り付け位置

表-9 使用結果

ローラ NO.	第1回目使用		第2回目使用	
	耐用日数(日間)	最大摩耗部径	耐用日数(日間)	最大摩耗部径
1-入側	76	φ99.39	65	φ98.74
2-中央		φ98.64		φ96.37
3-出側		φ99.20		φ97.96

2回のテスト使用においてチャタリングマークの発生もなく、いずれも目標の60日をクリアした。また、今回の結果より中央に位置するローラNo.2の摩耗が他ローラより速いことがわかり、以後はローラをローテーションさせることにより、更にロールの寿命延長を図ることが出来た。

3 結言

SHH300の各種ローラ・ローラへの適用状況について紹介した。設置場所としては熱間2件・冷間4件、比較対象材として焼入れ品・硬化肉盛溶接品・溶射品の例を挙げたが、いずれの場合も寿命延長に寄与しメンテナンスフリーという客先のニーズにあったものとなっている。特に定修以外の交換は生産性までも疎外されるため中途半端な寿命延長では意味がない。また、次の定修までの間トラブルなく使用出来るという信頼性も重要な要素となってきている。

参考文献

- 1) フジコー技報, No.3(1995), P.47

複合鑄造ライナーの使用成績 (第3報)

関東営業部
立花 隆
Takashi Tachibana

1 緒言

当社は創業以来、技術開発を重点として、これまで数々のオリジナルな複合化技術を開発してきた。ESTライナー、すなわち複合鑄造ライナーもこれら複合化技術を応用した複合商品であり、当社が開発した特殊鑄造方式(クイックスプレッド方式)による大型サイズ(900mm×1800mm×25~30mm t)の鑄造複合ライナーで、きわめて優れた耐摩耗性を有している。ESTライナーの特徴、材質、適用例等については、既にフジコー技報^{1) 2) 3)}で報告、紹介した。各種設備のライナーとして適用する場合、個々の使用条件、設備上の制約などを考慮して、それに相応しい材質、サイズのESTライナーが使用され良好な成績をあげている。

この度、ESTライナーとして、はじめて原料荷揚げ用連続式アンローダのライナーに適用し、現在まだ継続使用中であるが、きわめて順調に推移しているので、その状況について報告する。

2 材質特性およびサイズ

原料荷揚げ用連続式アンローダのライナーの適用例についての紹介に先立ち、材質特性と製造サイズについて、略述する。

2.1 材質特性

ESTライナーはクイックスプレッド方式による、鋼板(SS400)と高クロム鑄鉄の二重構造である。使用層である高クロム鑄鉄としては耐摩耗性の要求度に応じて、表-1に示すような化学成分組成を有する、硬さレベルの異なる高炭素高クロム鑄鉄系の材料、EST1または

表-1 化学成分組成および硬さ

種類	化学成分組成 (wt.%)					硬さ (Hs)
	C	Cr	特殊元素 X	特殊元素 Y	特殊元素 Z	
EST1	4.0~5.0	25.0~30.0	0.5~2.0	0.5~2.0	—	85±5
EST2	4.5~5.5	25.0~30.0	0.5~2.0	3.0~7.0	3.0~7.0	90±5

EST2を採用している。

これらの高炭素高クロム鑄鉄は各種炭化物の占める総面積率が約65%ときわめて高く、優れた耐摩耗性の金属組織的な根幹となっている。また高温でも、硬さの低下が小さいことも、大きな特徴であり、機械的衝撃を受ける個所や高温雰囲気等のさまざまな使用環境に対応可能である。

2.2 サイズ(厚さ)

ライナーの厚さとしては表-2に示すように、トータル厚さとして30mm(高クロム鑄鉄層:18mm、鋼板:12mm)および25mm(高クロム鑄鉄層:16mm、鋼板:9mm)の2種類で、その構造から耐摩耗性と耐衝撃性を兼備した高耐久性を有している。また前記2種類と異なる厚さのライナーに対するニーズも高く、現在開発中である。

表-2 ライナーの厚さ (mm)

ライナー総厚さ	30	25
高クロム鑄鉄層	18	16
鋼板 (SS400)	12	9

3 原料荷揚げ用連続式アンローダへのライナー適用例

次に、具体例として製鉄所の原料荷揚げ用アンローダのライナーにESTライナーを適用した状況について報告する。

連続式アンローダ用ライナーは、重量とバランスの面から12mmtの高クロム鑄鉄系材質の溶接ライナーを主体とした設計構造になっているが、大型船から鉄鉱石を荷揚げすると、一船でライナーが摩耗するために、これまでに高合金鑄鉄ライナーなど各種の材料がテストされたが、衝撃により割損し、十分な耐久性を確保することができなかった。

以上のような背景から、各製鉄所の製鉄関連設備を

はじめ、各種高衝撃、高摩耗環境にて実績のあるESTライナーが連続式アンローダのライナーとしてテストされることになった。現在使用開始から12ヶ月～15ヶ月経過し、継続使用中であるが、その状況について述べる。

3.1 適用箇所とその耐用

ESTライナーを適用した箇所は3000t連続式アンローダのブームBC(ベルトコンベア)上部シュートダンパーライナーおよび機内BC下部受けシュートダンパーライナーの2箇所であり、概略使用箇所を図-1に示す。

(1) ブームBC上部シュートダンパーライナー

使用環境：鉍石が1～2m落下する苛酷な衝撃摩耗環境

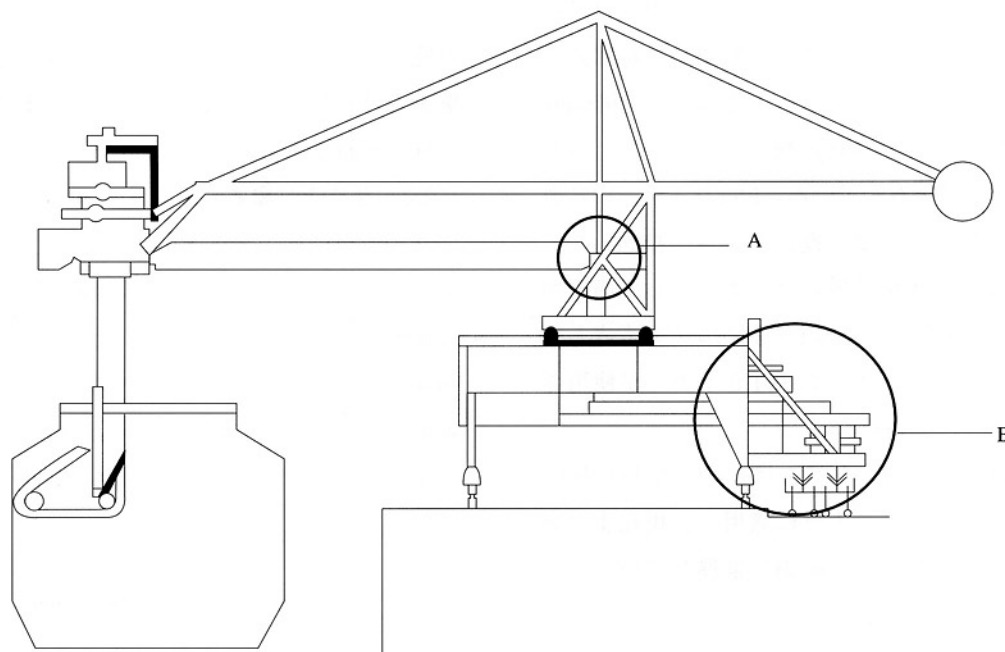
ライナーサイズ：300×400×25mmt

材質：EST2

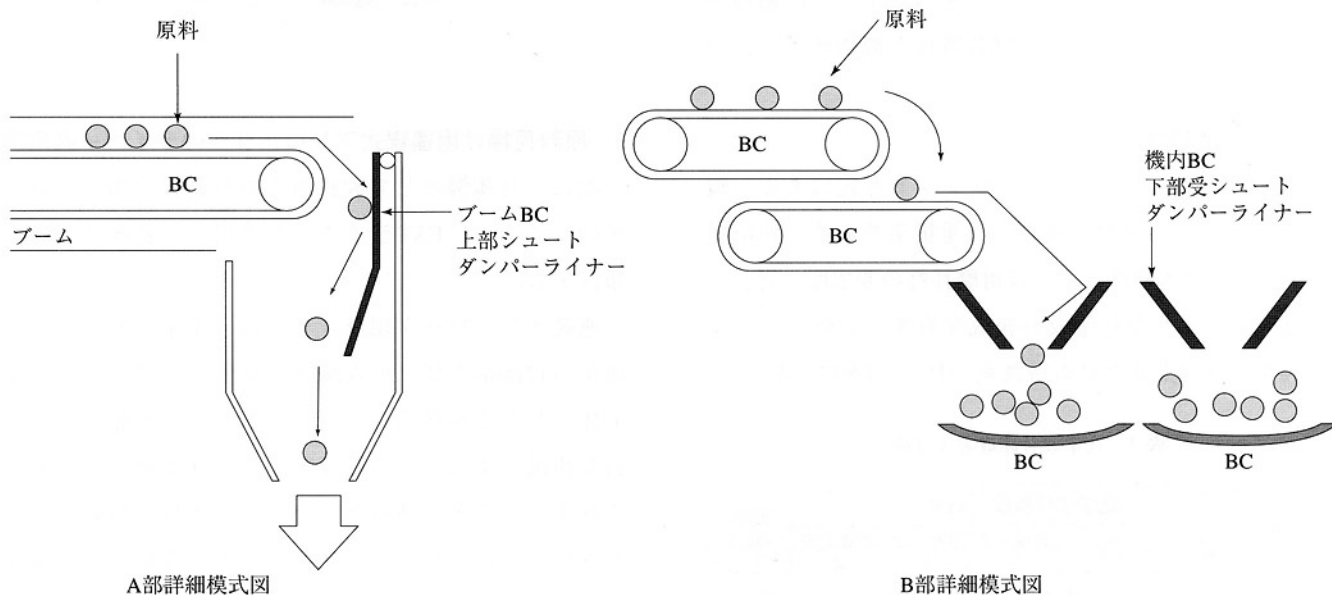
取付け法：図-2に示すようにボルトにて前記サイズのライナーを単位の大きさとして取付け、必要箇所にはりめぐらした。

使用期間：使用開始から15ヶ月経過し継続使用中。

なお途中8ヶ月使用した時点で摩耗状況に



アンローダ模式図



A部詳細模式図

B部詳細模式図

図-1 ESTライナーの適用箇所

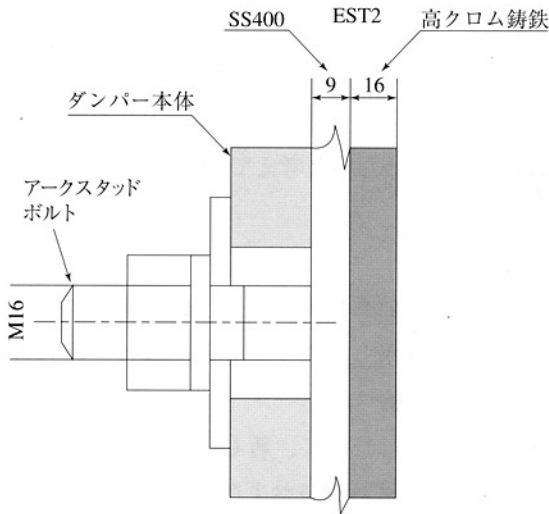
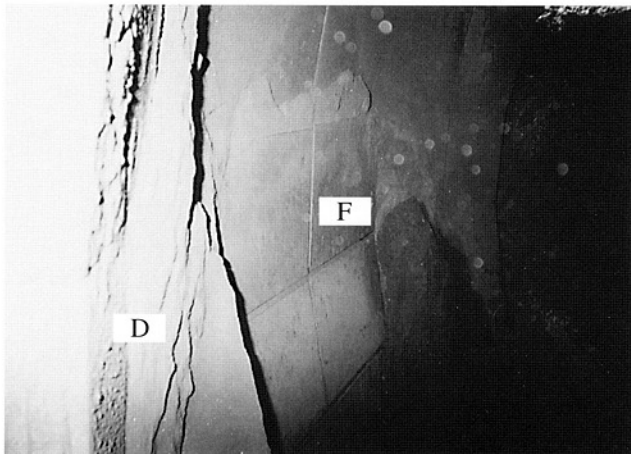


図-2 ライナー取付図

ついて調査、観察を行った。ライナーの使用状況を図-3に示す。

使用成績：8ヶ月使用時点でのESTライナーの最大摩



F: ESTライナー
D: 鉍石粉、石炭粉等の付着物

図-3 プームBC上部シュートダンパーライナーの使用状況 (8ヶ月間使用後)

耗量は6~7mmで割れによる欠落や寿命を律するような大きな損傷もなく順調に推移している。従来使用されていた他社製の高クロム鑄鉄系材料の溶接ライナーとESTライナーの8ヶ月使用時点の調査結果から推定した耐用期間を比較して表-3に示す。表-3から明らかのように、ESTライナーは従来材の8~9倍の耐用を示すものと推定され、きわめて優れた耐久性を有

表-3 プームBC上部シュートダンパーライナーの使用成績

種類	耐用期間(月)	耐用倍数
他社製高クロム鑄鉄溶接ライナー	2	1
EST2	17	8~9

している。

コストメリット：前記の耐用期間からライナー費用は、従来材の年間のライナー費用を100とした場合、ESTライナーは41で、取り替え費用を除いて、年間約59%のライナー費用の削減が見込まれる。

(2) 機内BC下部受けシュートダンパーライナー

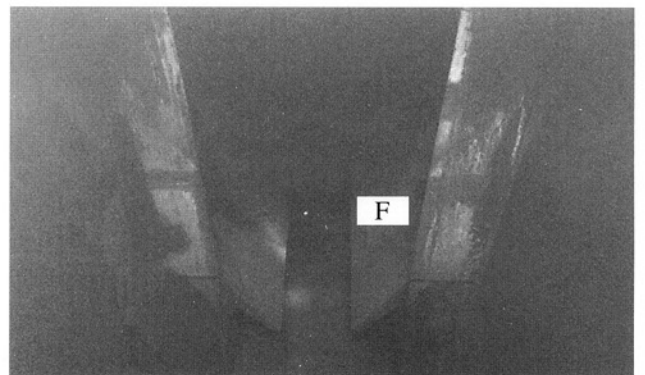
使用環境：上部から逆ハの字型で5~6m落下してくる鉍石を受け止める部分のライナーとして使用され、きわめて苛酷な衝撃的な摩耗環境にある。

ライナーサイズ：300×376×25mm他、数サイズ

材質：EST2

取付け方法：ブームBC上部シュートダンパーライナーと同様の方法でボルトにて取り付けている。

使用期間：現在12ヶ月間使用中で、途中5ヶ月経過した時点で、摩耗状況について調査を実施した。ライナーの使用状況を図-4に示す。



F: ESTライナー

図-4 機内BC下部受けシュートダンパーライナーの使用状況 (5ヶ月間使用後)

使用成績：使用開始5ヶ月後の平均摩耗量は9mmで大きな損傷もなく、きわめて良好に推移している。5ヶ月間の使用結果から推定した耐用期間を他社製の従来材と比較して表-4

表-4 機内BC下部受けシュートダンパーライナーの使用成績

種 類	耐用期間(月)	耐用倍数
他社製高クロム鑄鉄溶接ライナー	2	1
EST2	12	6

に示す。約6倍の耐久性を有していることがわかるが、現在12ヶ月間経過し、なお継続使用中であり、耐用はさらに延びるものと期待される。

コストメリット：従来材の年間ライナー費用を100とすると、ESTライナーは58で、取り替え費用を除いても、約42%のライナー費用の削減が期待できる。

以上原料荷揚げ用連続式アンローダのブームBC上部シュートダンパーライナーおよび機内BC下部受けシュートダンパーライナーの適用例について紹介したが、これらは、現在なお使用中であり、今後も調査を続け

るとともに、他製鉄所のアンローダ用ライナーとして、相次いで適用されており、これらも含め、ESTライナーをアンローダ用ライナーとして適用した場合の総合的な評価をかためたいと考えている。

4 結言

ESTライナーを原料荷揚げ用連続式アンローダのライナーとして適用した例を紹介し、優れた耐久性を有していることを述べた。

ESTライナーについて、新しいニーズに応えるため、さらに高性能の材料開発およびサイズの多様化を進めており、苛酷な摩耗環境にある各種設備のライナーに適用が、さらに拡大されるものと期待される。

参考文献

- 1) 木下利哉,戸川孝司：フジコー技報,No.2(1994),P.43
- 2) 木下利哉,立花 隆：フジコー技報,No.3(1995),P.39
- 3) 木下利哉,立花 隆：フジコー技報,No.4(1996),P.42



新製品

新技術

熱間焼き付き・摩耗試験機

1 緒言

熱延ラインの各種ロール、ローラ材に必要とされる使用特性として、耐摩耗性、耐焼き付き性などが挙げられる。近年ロール、ローラ材は、使用条件においてシビア化する中で、更に長寿命化が進んでいる。そのため、ロール、ローラ材には、ハイレベルな特性が要求される傾向にある。

そういった状況から、ニーズに対応できる製品を研究、開発することはもちろんであるが、オフラインでの特性、例えばロール、ローラ材と熱延搬送材料との界面現象について、十分究明し、把握しておかなければならない。そのためには、実機を再現し材料の相対的な比較の可能な試験設備が必須である。

そこでこの度、弊社の産業機械の設計・製作工場である仙台工場との連携のもと、主に熱延ラインで使用されるロール、ローラ材のオフラインでの耐摩耗性と耐焼き付き性を定量評価するため、熱間焼き付き・摩耗試験機を開発した。以下に、その仕様および特徴について紹介する。

2 試験機の概要

図-1は、試験機の概略図であるが、主な機構の概要は次の通りである。

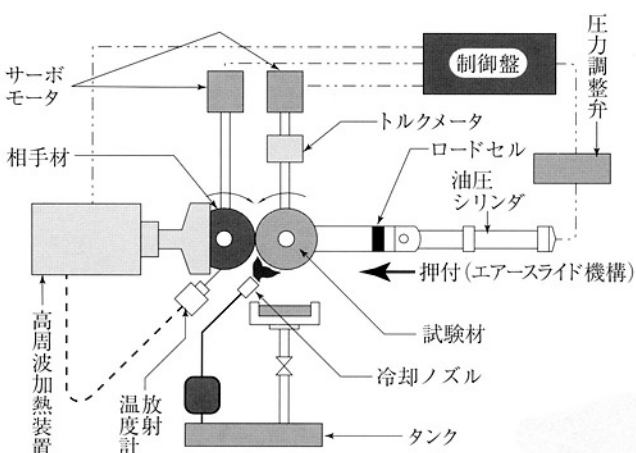


図-1 試験機の概略図

(1) 押付

押し付けは、油圧シリンダにより試験材側を駆動させて(エアースライド機構の導入)行い、実際の押し付け荷重はロードセルで検出する。

(2) 滑り率

試験材、相手材の各々にサーボモータを連結し、回転数を制御することで、実機と同様の滑り率を再現できる。

(3) 加熱

相手材の加熱は高周波加熱装置で行い、その温度は放射温度計で検出する。また、高周波加熱装置と放射温度計とを連結することにより、試験温度を一定に保持できる。

(4) 冷却

冷却水は循環水とし、加熱された温水は熱交換機で一定温度に冷却され、流量、水温ともに一定に保持できる。

3 試験機の仕様

図-2に、試験機の外観写真を示す。

本試験機は、本体、高周波加熱装置、コンピュータ、シーケンサより構成され、任意の設定による自動運転方式を採用している。表-1に主な設備仕様について示す。

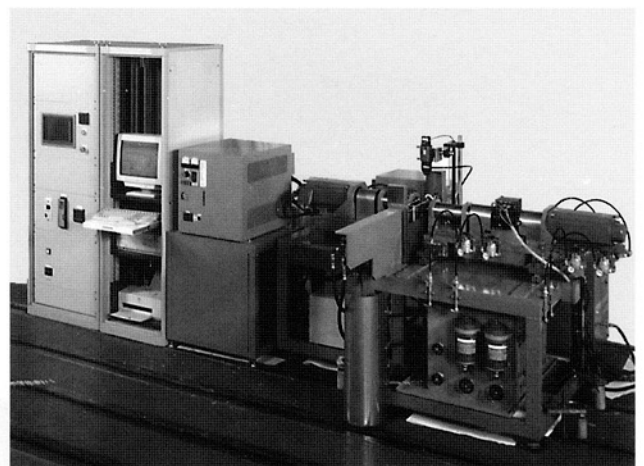


図-2 試験機の外観写真

表-1 試験機的主要仕様

試験方法	摩 耗：2円筒式 焼き付き：円筒-ブロック式
試験温度	400～900℃
試験材寸法	円 筒：φ100～300×10mm ブロック：10×10×20mm
相手材寸法	φ100×15mm
冷却媒体	水(水道水)、油懸濁水
回転数	100～1000rpm
押付荷重	1～50kg
滑り率	0～100%

4 試験機の特徴

この試験機的主要特徴として、

- (1) より実機に近い試験材サイズ (Max φ300) での試験実施が可能である。
- (2) エンドユーザ個々の特徴ある冷却水での試験条件の設定が可能である。
- (3) エアースライド機構と油圧定加圧機構の採用により、低負荷域からの荷重条件の設定が可能である。
- (4) データ処理にシーケンサとコンピュータを併用し、

デジタル処理とアナログ処理を両用したことにより、試験の高精度、高安定化を実現した。
などが挙げられる。

5 結言

以上、弊社で開発した熱間焼き付き・摩耗試験機の仕様および特徴について紹介した。

この試験機は、熱延搬送材の熱間圧延時のロール、ローラ材の負荷条件を、より実機に近い形で再現できる本格的なオフラインシミュレータであり、材質評価の適正化、開発のスピードアップ化など、ロール、ローラ材の開発の要となる設備である。

今後は、評価技術を確立していくとともに、将来的にこの試験機の製品化も考えていきたい。

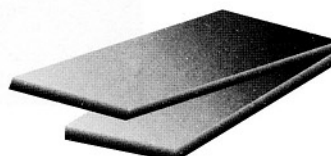
[問い合わせ先]

本社 CPC技術開発室 (山陽工場駐在)

Tel. 08654(4)5151 坂本 真一

仙台工場

Tel. 0223(24)2450 植田 勝裕



新製品

新技術

SUS304材を母材とした内部水冷構造の熱延ランナウトテーブルローラ

1 緒言

弊社C.P.C製熱延ランナウトテーブルローラは国内外の製鉄所に広く適用されている。

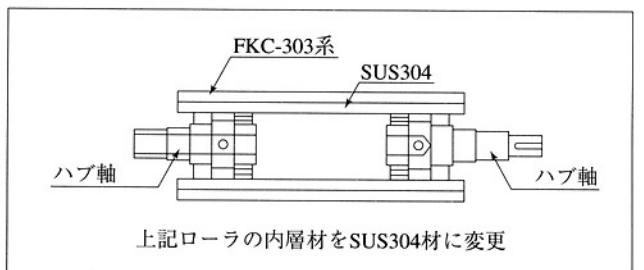
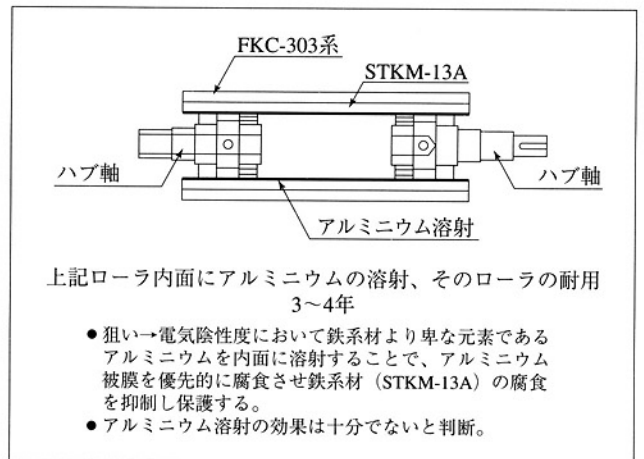
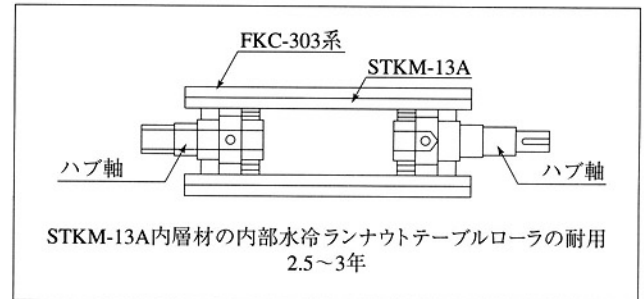
熱延ランナウトテーブルローラの冷却は通常、ローラ下方からのローラ冷却水および上方からのラミナーフローによる外部水冷法が採られている。ローラに要求される特性としては従来、外層材だけについての特性で主としてローラの耐用に影響を及ぼす耐食性、耐摩耗性および板の表面性状に影響を及ぼす耐焼付き性などであった。しかし、外部水冷法の場合、熱延ラインによっては仕上げ圧延機直後に取り付けられている板厚計測機器やその他のセンサーに水蒸気による悪影響が及ぶ場合があることから、その位置に設置されるローラには上記特性に加えて水蒸気が発生しないようなローラ構造、つまり内部水冷化を図る必要がある。C.P.C製ランナウトテーブルローラは従来、炭素鋼鋼管（STKM-13A材：S25C近似材）を母材（内層材）にしており、炭素鋼鋼管の内面を水冷する場合、冷却水による腐食が顕著でローラの耐用は外層の摩耗にはならず、内層の腐食損耗によって決定されているのが現状である。

弊社C.P.C製ランナウトテーブルローラの外層材には、FKC-303系材（高クロム高バナジウム特殊鋳鉄）を適用しており、ローラの耐久性のみならず種々の特性において高い評価を受けている。内部水冷ローラの耐用が内層材の腐食損耗という意外な要因で決定されることは本来、望むところではなく外層材の特性、耐摩耗性などによって決定されるべきであると思われる。そのためには、内層材の高耐食性化を図ることが有効と考えられる。このようなことから、内層材に代表的な高耐食性材であるSUS304材を選定し、ランナウトテーブルローラの製造試験を重ねることによって、製造可能との見通しが得られ製品化に到達した。熱延ラインにおけるランナウトテーブルローラ以外の同様のニーズを有する他のローラにおいてもニーズを満足し、C.P.C製ローラの適用拡大が図れるのではと想定している。

以下に製造に係る経緯などについて紹介する。

2 経緯

ローラ構造の推移とその特徴を図-1に示す。



参考：外部水冷ローラの耐用例 概ね10年以上

図-1 ローラ構造の推移とその特徴

3 想定される問題点

(1) シームレスパイプの入手のし易さ

高耐食性材としての候補材として、次の材質が挙げられる。

1. SUS304 (オーステナイト系ステンレス)
2. SUS430 (フェライト系ステンレス)

これらの材質の中でSUS430材のシームレスパイプは通常、任意のサイズのパイプが入手困難であるが、一方、SUS304材の場合は比較的容易に入手できることが判明した。このようなことから、ランナウトテーブルローラの内層材としてSUS304材を適用することとした。

(2) C.P.Cの際に想定される問題点

従来から適用しているSTKM-13A材とSUS304材との特性の違いがもたらす溶着性への影響で、STKM-13AからSUS304へ変更するとFKC-303系材との融点差が小さくなり、近接することによって、溶着性の不均一(溶着、不溶着の混在、場合によっては溶損による母材のブレイクアウトの発生)が懸念される。

このことはC.P.C法が個体金属の内層材の周囲に液体金属の外層材を鑄込み、凝固シェルを形成することで複合材を製造するプロセスであることから、外層材と内層材との融点差の関係はかけ離れて内層材の方が高いほど境界欠陥等の問題点は発生しにくく、良好な溶着が得られることによる。

表-1に内外層材の主要化学成分組成および溶着の均一性に大きい影響をもたらす融点、融点差を示す。

表-1 内外層材の特性

特性 材質	主要成分の化学組成 (%)				融点 (°C)	外層材との 融点差(°C)
	C	Cr	Ni	V		
外層材 FKC-303系	0.8~ 2.0	12.0~ 18.0	0.4~ 1.0	3.0~ 6.0	1350~ 1430	—
内層材 STKM-13A	≤0.25	—	—	—	1510	160~80
内層材 SUS304	≤0.08	18.0~ 20.0	8.0~ 10.5	—	1450	100~20

4 製品の性状

図-2に熱延ランナウトテーブルローラの境界性状を横断面の写真で示す。

当初、懸念された内外層の境界の歪つな内層の溶け込みもなく真円である。また、内層材の溶け込みによる外層材の化学組成、たとえばニッケルおよびクロムなどの比率に及ぼす影響は微小で調整可能な範囲であった。

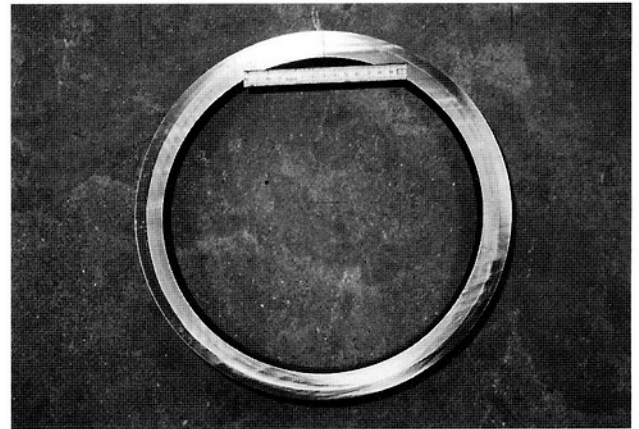


図-2 熱延ランナウトテーブルローラの境界性状

5 まとめ

以上をまとめると次の通りである。

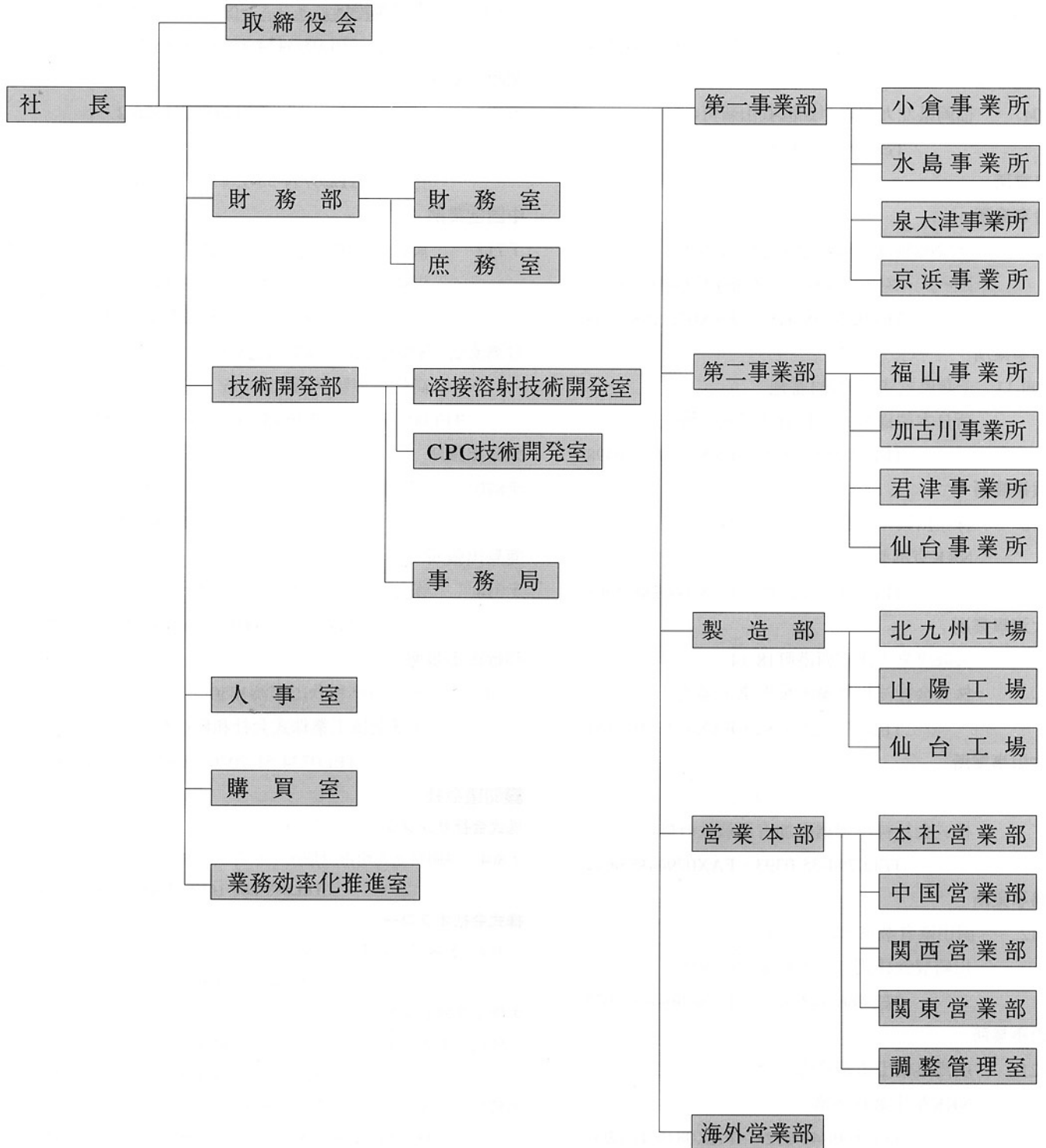
- (1) SUS304材を内層材とした内部水冷構造の熱延ランナウトテーブルローラの製品化が図れ、その耐用が期待される。
- (2) 同様のニーズを有するローラへも適用拡大が図れる。
- (3) さらなる高性能材料が求められる時代の中で、特殊鋼を内層材としたロール、ローラと同様に、内層に耐食性などが要求される特殊な複合材の製造法として、C.P.C法の適用拡大が想定される。

[問い合わせ先]

本社 CPC技術開発室 (山陽工場駐在)
Tel. 08654(4)5151 坂本 真一

FUJICO 運営組織図

平成9年8月現在



■本社

〒804 福岡県北九州市戸畑区中原西2丁目18-12
TEL093-871-3724・FAX093-884-0009
FAX093-884-0048

■工場**仙台工場**

〒989-24 宮城県岩沼市下野郷字新南長沼87-1
TEL0223-24-2450・FAX0223-29-2084

山陽工場

〒719-02 岡山県浅口郡鴨方町鳩ヶ丘1丁目1298番地
TEL08654-4-5151・FAX08654-4-5154

北九州工場

〒804 福岡県北九州市戸畑区牧山新町4-31
TEL093-871-0761・FAX093-882-0522

■事業所**仙台事業所**

〒983 宮城県仙台市宮城野区港1丁目6-1
トーア・スチール株式会社仙台製造所構内
TEL022-258-4182・FAX022-258-4183

君津事業所

〒299-11 千葉県君津市君津1番地
新日本製鐵株式会社君津製鐵所構内
TEL0439-52-0497・FAX0439-52-0498

京浜事業所

〒210 神奈川県川崎市川崎区扇島1-1
NKK京浜製鐵所構内
TEL044-288-5565・FAX044-288-5563

泉大津事業所

〒595 大阪府泉大津市西港町18-14
株式会社淀川製鋼所泉大津工場内
TEL0725-21-9182・FAX0725-21-9151

加古川事業所

〒675-01 兵庫県加古川市金沢町1番地
株式会社神戸製鋼所加古川製鐵所構内
TEL0794-35-0393・FAX0794-35-9641

水島事業所

〒712 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
川崎製鐵株式会社水島製鐵所構内
TEL086-448-3035・FAX086-448-3037

福山事業所

〒721 広島県福山市鋼管町1番地
NKK福山製鐵所構内
TEL0849-41-0924・FAX0849-41-0937

小倉事業所

〒803 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地
住友金属工業株式会社小倉製鐵所構内
TEL093-561-2081・FAX093-561-2083

■営業部・出張所**本社営業部**

〒804 福岡県北九州市戸畑区中原西2丁目18-12
TEL093-871-3724・FAX093-884-0009

関東営業部

〒105 東京都港区西新橋3丁目23-7 司ビル2F
TEL03-3434-4155・FAX03-3434-4170

関西営業部

〒675-01 兵庫県加古川市別府町新野辺1525-2
加古川神鋼ビル2F
TEL0794-35-1347・FAX0794-35-5425

中国営業部

〒712 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
川崎製鐵株式会社水島製鐵所構内
TEL086-448-3035・FAX086-448-3037

台湾支店(日商富士工股份有限公司)

高雄市苓雅区輔仁路155
TEL001-886-7-725-9548・FAX001-886-7-725-9549

大分出張所

〒870 大分県大分市松原町3-1-11 鉄鋼ビル5F
TEL0975-58-1257・FAX0975-56-0794

鹿島出張所

〒314 茨城県鹿嶋市鉢形台2-1-12 SKビル
TEL030-24-00189・FAX0299-84-0352

和歌山出張所

〒640 和歌山県和歌山市湊1850
住友金属工業株式会社和歌山製鐵所構内
TEL0734-51-7076・FAX0734-51-7076

■関連会社**株式会社サンフジ**

〒804 福岡県北九州市戸畑区中原西2丁目18-12
TEL093-882-1619・FAX093-881-3174

株式会社オフコー

〒314 茨城県鹿嶋市鉢形台2-1-12 SKビル
TEL 030-24-00189・FAX0299-84-0352

大新工業株式会社

大韓民国慶尚北道浦項市南区長興洞140-5 (本社工場)
TEL001-82-562-85-7024・FAX001-82-562-85-5275
大韓民国全羅南道東光陽市太仁洞1657-6 (光陽工場)
TEL001-82-667-792-0933・FAX001-82-667-792-2417