

特集：線材・棒鋼

ページ

- 1 (巻頭言) 線材・棒鋼特集号の発刊にあたって 宮脇新也
- 2 (解説) 線材・棒鋼の課題と今後の取組 平賀範明
- 7 (解説) 線材・棒鋼分野の海外展開 赤石悟朗・平賀範明
- 11 (解説) ブルーム連続铸造機3基における高品質鋼の効率的生産体制の確立
酒井宏明・吉田康将・井上 建・福崎良雄・隅田一毅
- 16 (技術資料) 新棒鋼精整ラインの設備概要 長谷川淳士・津野 知・菅野 丈
- 20 (技術資料) 鋼片加工工場リフレッシュ工事の概要 前田 悟・高岡克也・前川祥二・和佐泰宏
- 24 (論文) ホットスカーフ溶削技術の高度化 多比良知秀・小林正宜・高岡克也・宮崎庄司
- 29 (論文) 線材表面きず発生挙動とその低減 申田 仁・武田実佳子・宮崎庄司・久保田吉彦
- 34 (技術資料) 線材ミル互換体制確立による特殊鋼供給能力の向上 白野 剛・久保田吉彦・酒井英典
- 39 (解説) 高強度弁ばね用鋼の開発の歴史 吉原 直
- 43 (論文) 低Ni, Vフリー高強度懸架ばね用鋼ACROS1950 丸尾知忠・吉原 直
- 47 (技術資料) SSRT法による高強度鋼の遅れ破壊評価 漆原 亘・高知琢哉
- 52 (論文) 冷間鍛造時の変形抵抗に及ぼすひずみ速度の影響 増田智一・土田武広・千葉政道
- 57 (解説) 純鉄系軟磁性材料の開発動向 千葉政道
- 62 (論文) 軸受鋼における介在物を起点とした転動疲労き裂発生メカニズム 土田武広・田村栄一
- 66 (論文) ボロン肌焼鋼におけるTi析出物の影響 岡本成朗・新堂陽介・永濱睦久
- 70 (論文) 浸炭歯車の熱処理ひずみ予測技術 沖田圭介・堤 一之・新堂陽介・藤田 学・永濱睦久・岩崎克浩
- 75 (論文) 省合金かち割りコンロッド用鋼 松ヶ迫亮廣
- 79 (論文) VC相界面析出制御による高強度化・傾斜機能化技術
村上俊夫・柿内エライジャ・畑野 等・有川剛史・柿本英樹・長田 卓
- 84 (論文) 切削シミュレーション技術 尾崎勝彦・赤澤浩一・永濱睦久
- 89 (解説) スチールコードの高強度化を支える線材の製造技術 桐原和彦
- 93 (解説) 二次加工技術開発の歴史 山根茂洋
- 98 (論文) 超清浄軸受鋼の取鍋精錬時におけるCaO含有介在物の挙動
太田裕己・木村世意・三村 毅・松元弘昭
- 102 神戸製鋼技報掲載 線材・棒鋼関連文献一覧表 (Vol.50, No.1~Vol.60, No.2)

新製品・新技術

- 105 ダイヤモンドを用いた高輝度X線ビームモニタ 横田嘉宏・橋 武史
- 106 編集後記・次号予告

《FEATURE》 Steel Wire Rod and Bar

- 1 Kobe Steel's Recent Advancements in Steel Wire Rod and Bar Products
Shinya MIYAWAKI
- 2 Tasks and Future Activities Related to Steel Wire Rod and Bar Products
Noriaki HIRAGA
- 7 Overseas Deployment of Wire Rod and Bar Manufacturing and Wire Rod Secondary Processing
Goro AKAIISHI · Noriaki HIRAGA
- 11 Effective Boom Production System Using Three Continuous Casting Machines to Produce High Quality Steel
Hiroaki SAKAI · Yasumasa YOSHIDA · Takeshi INOUE · Yoshio FUKUZAKI · Kazuki SUMIDA
- 16 Overview of New Bar Conditioning Line
Atsushi HASEGAWA · Satoshi TSUNO · Jou SUGANO
- 20 Outline of Renewal and Improvement of Billet Conditioning Line
Satoru MAEDA · Katsuya TAKAOKA · Yoji MAEKAWA · Yasuhiro WASA
- 24 Improvement of Bloom Surface Quality in the Hot Scarfing Process
Tomohide TAIRA · Masanori KOBAYASHI · Katsuya TAKAOKA · Shouji MIYAZAKI
- 29 Analysis of Surface Defect Generation Behavior and Decrease of Wire Rolling Defects
Hitoshi KUSHIDA · Dr. Mikako TAKEDA · Shoji MIYAZAKI · Yoshihiko KUBOTA
- 34 Capacity Improvement of Special Steel Supply by Establishing a Compatible System for a Wire Rod Mill
Goh SHIRANO · Yoshihiko KUBOTA · Hidenori SAKAI
- 39 History of Development of Wire Rods for Valve Springs
Nao YOSHIHARA
- 43 High Strength Wire Rod with Low Nickel and Vanadium-free for Suspension Spring ACROS1950
Tomotada MARUO · Nao YOSHIHARA
- 47 Delayed Fracture Evaluation of High Strength Steels by SSRT Testing
Wataru URUSHIHARA · Takuya KOUCHI
- 52 Effect of Strain Rate on Deformation Resistance in Cold Forging Steels
Dr. Tomokazu MASUDA · Takehiro TSUCHIDA · Dr. Masamichi CHIBA
- 57 Development Trends of Soft Magnetic Iron
Dr. Masamichi CHIBA
- 62 Mechanism of Crack Initiation at Non-metallic Inclusion under Rolling Contact Fatigue in Bearing Steels
Takehiro TSUCHIDA · Dr. Eiichi TAMURA
- 66 Influence of Ti Precipitate in Carburizing Steel Containing Boron
Dr. Nariaki OKAMOTO · Yosuke SHINDO · Mutsuhisa NAGAHAMA
- 70 Simulation on Distortion of Carburized Gear
Dr. Keisuke OKITA · Kazuhiro TSUTSUMI · Yosuke SHINDO · Manabu FUJITA · Mutsuhisa NAGAHAMA · Katsuhiro IWASAKI
- 75 Low Alloy Steel for Fracture Splitting Connecting Rod
Akihiro MATSUGASAKO
- 79 Strengthening and Functionally Grading Technology by VC Interphase Precipitation Control
Dr. Toshio MURAKAMI · Elijah KAKIUCHI · Dr. Hitoshi HATANO · Takeshi ARIKAWA · Dr. Hideki KAKIMOTO · Takashi CHODA
- 84 Cutting Simulation of Wire and Rod
Dr. Katsuhiko OZAKI · Dr. Koichi AKAZAWA · Mutsuhisa NAGAHAMA
- 89 Production Technology of Wire Rod for High Tensile Strength Steel Cord
Kazuhiko KIRIHARA
- 93 History of Development of Secondary Processing Technology
Shigehiro YAMANE
- 98 Behavior of CaO Containing Inclusions during Ladle Refining of Ultraclean Bearing Steel
Dr. Hiroki OHTA · Dr. Sei KIMURA · Tsuyoshi MIMURA · Hiroaki MATSUMOTO
- 102 Papers on Advanced Technologies for Steel Wire Rod and Bar in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.50, No.1~Vol.60, No.2)

(巻頭言)

線材・棒鋼特集号の発刊にあたって

宮脇新也

常務執行役員 鉄鋼事業部門線材条鋼商品技術部、厚板商品技術部の担当

Kobe Steel's Recent Advancements in Steel Wire Rod and Bar Products

Shinya MIYAWAKI



鉄鋼材料は強度や加工性などを自在に作り分けることができる優れた素材であり、自動車、産業機械、電機・電子機器、土木・建築などあらゆる産業分野で使用されている。日本の鉄鋼業は高い品質と生産性で世界をリードしてきたが、近年、地球規模での環境意識の高まりや原料価格の高騰、中国をはじめとする新興国の台頭などの大きな環境変化に直面している。鉄鋼材料の最大需要産業である自動車産業だけを見ても、ハイブリッド車や電気自動車などの環境対応車の出現・台頭、小形化・軽量化へのニーズの高まり、グローバル展開に伴う現地調達との進展などの大きな変化が生じている。たとえば、電気自動車ではクランクシャフトやコンロッド、弁ばねといったエンジン関連部品が機構上不要となることから、自動車1台あたりの線材・棒鋼使用量はガソリン車比で30%以上も減少すると見込まれている。しかしながら一方で、モーターやバッテリー、電子制御部品に対する性能向上要望の拡大に伴って、優れた磁気特性を有する鋼材などの新たな需要が出現している。

こうした環境変化のなか、日本鉄鋼業が今後ともリーダーシップを発揮していくためには以下のような取組みに注力してゆくことが必要であると考えます。

- ①高機能、高性能を有する新製品の開発
- ②品質、サービス、製造コストなどにおけるお客様満足度向上活動の推進
- ③省資源、省エネルギーなどの環境に優しいプロセスの開発

当社はこれまでも多くの新製品や新技術の開発に取り組んできたが、とくに「オンリーワン製品」の創出は企業競争力の生命線と認識している。この活動のためには高度化・多様化し続けるお客様のニーズに的確に応えることが不可欠であり、鋼材の加工方法、鋼材が使用される部品・部材の構造や使用条件、複雑な挙動を解析するための高度なコンピュータシミュレーション技術や評価技術といった観点も積極的に織込んだ多元的な開発に取り組んでいる。

また、既存製品に加えてそれら新製品を安定的かつ低コストで製造していく「ものづくり力」の強化も同時に重要であることは言うまでもない。

本特集号では、最近開発した線材・棒鋼の新製品と「ものづくり力」向上を目的とした新しい製造技術を紹介する。また、お客様のグローバル化に対応すべく展開を進めている海外での供給体制についても触れる。

新製品の開発

CO₂削減をはじめとする環境保全意識が世界的に高まるなか、自動車の低燃費化に向けた取組みが加速度的に

進んでおり、その対策の一つとして積極的な車体の軽量化が進められている。エンジンや駆動系ユニットのコンパクト化を目的とした部品の小型化や薄肉化などの要求に応えるために必要となってくるのが高強度鋼である。当社はかねてから高強度鋼の開発に注力しており、弁ばね、懸架ばね、歯車、ボルトなどの用途での成果がその代表例である。

他方、鋼材が高強度化すると加工性が低下し、また、韌性や耐食性、耐遅れ破壊性といった部品性能を支配する機械的特性も低下するため、使用環境によっては部品の破損リスクが高まるのが一般的である。そこで当社は、こうした機械的特性を損なわずに高強度化が図れる多くの新製品を開発してきた。また一方で、高価な合金元素の使用量を抑制した鋼材の開発にも注力している。

さらに、部品製造工程における加工性向上、熱処理工程省略、金型・工具寿命の向上などが可能な鋼材・プロセスの開発にも取組み、省資源や製造コスト低減に寄与している。たとえば、タイヤに使用されるスチールコードの製造工程においては、当社開発鋼を適用することで従来よりも細いサイズまで伸線途中の熱処理が省略できるようになり、お客様から高い評価をいただいている。

製造技術の開発

線材・棒鋼の場合、1トンの鋼材が数千・数万個の部品に加工されるというような例も珍しくなく、他の鋼材以上に高い品質安定性、信頼性が要求される。当社は線材・棒鋼およびその製品の「ものづくり力」を高めるため、神戸製鉄所の第3号高炉を改修、第5号ブルーム連鋳工場を新設、第7線材工場をリフレッシュするとともに、加古川製鉄所の第8線材工場をリフレッシュするなど一連の製造設備新鋭化を進めてきた。

設備（ハード面）に加えて製造技術（ソフト面）の高度化にも取り組んでいる。お客様からの要求品質厳格化に安定して対応できるよう、表面欠陥抑制技術、検出技術、除去技術などの改善を精力的に進めてきた。また、お客様へのデリバリーをより柔軟化し、同時に生産効率を最適化するため、線材については神戸、加古川両製鉄所間での製造品種の互換性を向上させる活動にも取り組んできた。詳細については、本特集号の本文を参照いただきたい。

お客様に信頼され、喜ばれる製品を提供することが当社の責務であると考えている。これからも魅力ある新製品の創出と、品質、サービスの向上に努力していく所存である。

(解説)

線材・棒鋼の課題と今後の取組

Tasks and Future Activities Related to Steel Wire Rod and Bar Products



平賀範明*1

Noriaki HIRAGA

High strength is one of the most important properties for wire rod and bar products. New steel has been developed to reduce CO₂ emission and thus contribute to the protection of the global environment. Recently, in response to the expansion of the automobile market in developing countries, cost reduction has also been required. This report describes the current tasks and future activities related to steel wire rod and bar products. Kobe Steel strives to respond to the many and advanced requirements of its customers.

まえがき＝特殊鋼材の大部分を占める線材・棒鋼は、自動車産業をはじめ産業機械や電気機器部品、土木建築など幅広い分野で使用されている。地球環境問題が世界的な最重要課題となり始めた1980年代後半から線材・棒鋼に要求される最も重要な特性は、部品の小型・軽量化を目的とした高強度化や部品の加工工程の省略、熱間加工から冷間加工への加工方法の変更などCO₂排出量削減を目的としたものである。これに加えて、環境負荷物質の排除や希少金属の使用量低減など、環境や資源保護に対する要求が強くなっている。また、自動車市場が大きく変化している現在、さらなる製造コストの低減が従来以上に重要な課題となっている。

本稿では、線材・棒鋼への変化・高度化する需要家からの要求に対応するための商品開発に関する現状の課題と今後の取組について述べる。

1. 線材・棒鋼に対する要求と市場の変化

特殊鋼線材・棒鋼の最大の需要家は自動車産業であるが、中国、インド、ブラジルをはじめとする新興国での自動車需要の大幅な増加により、自動車市場は世界規模で大きく変化している。北米、欧州、日本など先進国の自動車販売台数は、とくに2008年のいわゆるリーマンショック以降は各国政府の販売促進政策により一時的な販売量の回復はあるものの、基本的には減少傾向が続いている。一方、新興国における自動車販売台数は大幅に増加するとともに現地生産も進展し、2009年には中国が米国を抜いて世界最大の自動車生産・販売国となった。

こうした自動車市場の変化は、線材・棒鋼に対する市場からの要求にも変化をもたらした。すなわち、従来は高機能・高品質が最も強く求められていたが、現在はその要求の強さが相対的に低下し、新興国との競争や低価

格車に対応するための低コスト化要求が強くなり、さらには製造コストの安価な現地鋼材の採用が進んでいる。

しかしながら、自動車産業の最重要課題は地球環境問題への対応であることに変化はなく、CO₂排出量削減や環境負荷物質排除は線材・棒鋼に要求される特性として今後とも重要である。このため、高機能・高品質と低コストの二極化が進むことになると考えられる。

また、CO₂排出量削減に向けた取組のなかで、自動車の動力源も大きく変化し始めている。当面はガソリン車が主流であることに変化はないが、近年ハイブリッド車（以下、HVという）や電気自動車（以下、EVという）が増加しているなか、とくに電池の技術革新が進展して寿命やコストの改善が図られた場合、その普及は大幅に進むものと予想されている。

HVやEVは、従来のガソリン車に比べて線材・棒鋼を使用する原単位が減少する。とくにEVでは、1台あたりに使用される特殊鋼線材・棒鋼の重量が3割以上も減少すると考えられている（表1）。

わが国の特殊鋼線材・棒鋼は、その最大の需要家である自動車産業の市場の変化に伴い、国内需要の減少、海外への需要の流出、鋼材使用量の減少という外部環境の変化のなか、高強度化による軽量化、工程省略といった高機能な鋼材の開発を継続しつつ、品質を含めたトータルコストで海外材に打ち勝っていくことが大きな課題となっている。

さらには、自動車産業に過度に依存することを回避し、原子力発電や太陽光発電、風力発電といったエネルギー分野、あるいは海洋開発などの新たな市場開拓や新商品の創出が今後の新たな課題になっていくものと考えられる。

*1 鉄鋼事業部門 線材条鋼商品技術部

表1 動力源変更による特殊鋼原単位の変化¹⁾
Table 1 Consumption of special steel

	Grade	Parts	Consumption of special steel (kg/car)		
			Gasoline engine ^{*1}	hybrid engine ^{*2}	Electric vehicles ^{*3}
Existing	Valve spring steel	Valve spring, Transmission spring	1.4	0.7	0
	Suspension spring steel	Suspension spring	9.6	9.6	9.6
	Cold heading quality	Cold heading parts (Bolt etc.)	85.3	82.8	73.5
	Bar	Crankshaft	49.4	39.5	0
		Connecting rod	6.6	5.3	0
		Gear, CVT etc.	79.3	58.2	32.1
	Bearing steel	Bearing	5.2	5.2	5.2
High carbon steel	Tire cord	10.5	10.5	10.5	
Others	Piston ring etc.	0.6	0.5	0.1	
New	Bar	Transfer gear etc.	0	14.6	0
		Gear for electric vehicles	0	0	16.8
		Motor	0	0.4	0.4
Total weight (kg)			247.9	227.3	148.2
Weight change rate compared with gasoline engine	Wire rod		100%	97%	88%
	Bar		100%	87%	37%
	Total		100%	92%	60%

^{*1} Researched by Special Steel Association of JAPAN in 2001

^{*2} THS system

^{*3} In-wheel motor system

2. 線材・棒鋼の現状と課題

本章では、当社における線材・棒鋼の主力商品であり、高機能性と高品質が要求されるばね用線材、冷間圧造用線材、高炭素鋼線材、および自動車用棒鋼について品種別に現状と課題を述べる。

2.1 ばね用線材

自動車用エンジンに使用される弁ばねは、従来から高強度化による軽量化によって動弁系のフリクションロスを低減し、燃費向上が図られてきた(図1)。とくにその動きは日本において顕著であり、欧米系自動車メーカーへと拡大されてきた。まず、鋼材の高強度化に向けて、合金元素量の適正化と欠陥感受性の増加に対応するため、非金属介在物の低減・無害化が進められてきた。また加工技術においては、窒化やショットピーニングなどの表面改質技術の開発が進められてきた。今後もこの動きは進むものと考えられる。しかしながら一方で、CO₂排出量削減の手段として最近ではHV化やEV化などの新動力源の活用が進展している。HV用エンジンは、従来よりも低排気量かつ低回転数のタイプが多くなることが予想され、従来の高強度化から耐へたり性を重視するなど要求される特性が変化することが考えられる。一方、弁ばねとほぼ同様のコイルばねが使用されているクラッチ・ダンパ用のばねは、変速機の多段化に伴い、使用個数が増える傾向がある。このため、高強度化による軽量化が引続き要求されるものと考えられる(図2)。

足回り部品である懸架ばねにおいても、燃費向上や車内居住性向上のために高強度化によるばねの軽量化・小型化が進められるとともに、耐腐食疲労特性に優れた鋼材が開発されてきた。当社においても最大せん断応力が1,200MPa級以上の鋼材としてUHS1900、1970の開発・量産を進めてきた。さらに、添加合金元素を低減しつつ同等の強度と耐腐食疲労性を備え、かつ圧延でのフェライト脱炭の抑制を容易にして製造コストの低減を可能とし

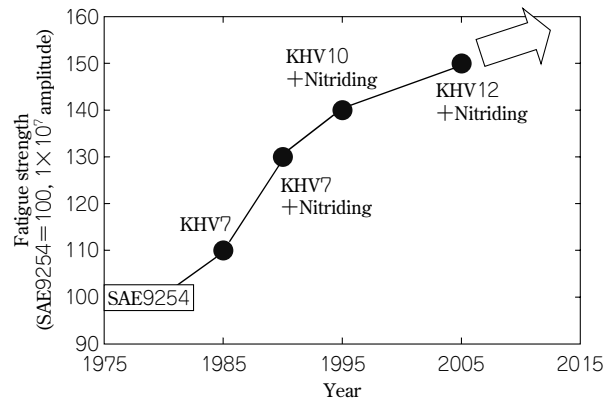


図1 弁ばね鋼高強度化のトレンド

Fig. 1 Trend of valve spring steel development

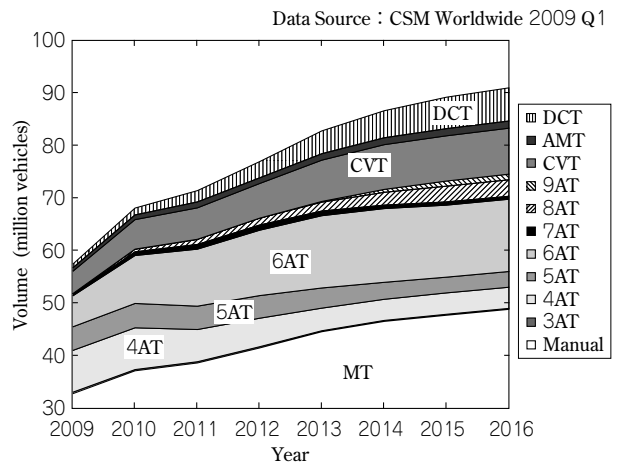


図2 変速機システムの変化予想

Fig. 2 Expectation of transmission system

た鋼材(ACROS1950)を開発し、2010年より量産を開始した。しかしながら、懸架ばね用鋼材は、高強度・高耐腐食疲労性が要求される一方で、新興国向けの低価格車用として海外での現地調達も可能で安価な規格鋼(たとえば、SAE9254)への回帰が進展し始めている。

2.2 冷間圧造用線材

冷間圧造用線材の代表的用途であるボルトは、引張強

表2 ボルトの製造工程例と使用素材例²⁾
Table 2 Examples of bolt manufacturing process and steel used

JIS Property Class	Min. Tensile Strength (MPa)	Examples of production processes	Examples of steel used
4.8	420	R → Dr → CH	SWRCH8A
6.8	600	R → Dr → CH	SWRCH22A
8.8	800 (d ≤ 16) 830 (d > 16)	R → As → Dr → CH → H	SWRCH40K/48K
		R → Dr → CH → H	SWRCHB323,526
		R → Dr → CH	Non-heat-treated wire rods
10.9	1,040	R → A → Dr → As → Dr → CH → H	SCr440,SCM435
		R → Dr → CH → H	SWRCHB323,526
		R → (A) → Dr → CH → H	New boron steel
12.9	1,220	R → A → Dr → As → Dr → CH → H	SCM435
		R → As → Dr → As → Dr → CH → H	SCM440

R : Rolling, A : Annealing, As : Spheroidizing annealing
H : Quenching and tempering, Dr : Drawing, CH : Cold-heading

さが400MPaから1,200MPaを超える広範囲な強度クラスに分類されている。表2にボルト製造工程例と使用素材例を強度区分別に示す。

強度区分4.8~6.8のボルトでは、低炭素鋼(0.25mass% C以下)ベースの冷間圧造用炭素鋼(JIS SWRCH線材)が主に用いられている。また、需要家によるボルト製造工程の指定などの特別な場合を除き、製造工程が簡略化されている。このクラスのボルトはとくに高い品質は求められないため、低コスト化の目的から新興国での現地生産品を中心とする海外の鋼材を採用する動きが活発化している。

強度区分8.8のボルトでは、従来中炭素鋼系(0.40mass% C程度)のSWRCH線材が使用されていたが、現在では軟化処理が省略できる低炭素鋼ベースのボロン鋼(JIS SWRCHB線材)が主に使用されている。さらに、軟化処理および焼入れ・焼戻し処理を省略した非調質ボルト用線材の使用も増加してきている。

強度区分10.9のボルトでは、主にクロム鋼やクロムモリブデン鋼などの低合金強靱鋼が使用されてきた。しかし近年、素材の低コスト化とボルト製造工程の簡略化を目的に、ボロン鋼を採用する動きが活発化している。

強度区分12.9のボルトではクロムモリブデン鋼が主に使用されており、焼入れ・焼戻し処理が行われる。さらに遅れ破壊発生の危険を回避するため浸りん規制が盛り込まれている(JIS B 1051)。この浸りん対策として、ボルト圧造時の加工性を高めるため使用されたりん酸亜鉛皮膜に代えて、りんを含まない(非りん系)潤滑皮膜剤が使用されている。非りん系の潤滑剤の代表例として石灰皮膜が挙げられるが、近年、石灰皮膜よりも潤滑性能や耐食性に優れた皮膜剤の開発が進められ、既に実用化されている。

強度区分12.9を超えるボルトでは、通常低合金鋼では遅れ破壊を起こす可能性が極めて高く、JIS規格には規定されていない。それでも耐遅れ破壊性を改善した高強度ボルト用鋼材が特殊鋼メーカー各社より提案され、実用化されているが³⁾、コンロッドボルトやシリンダーヘッドボルトなど使用される箇所は限定的である⁴⁾。

今後、低コスト化の要望はよりいっそう高まり、安価な海外材の使用、ならびに低廉化および製造工程省略・

簡略化が可能なボロン鋼や非調質線材の採用が増加していくと考えられる。一方、自動車メーカーの海外進出とともにボルトの現地調達化が進むなかで、世界各国の規格を採用する動きもあり、国際規格を考慮した対応も必要である。また、高強度ボルトは遅れ破壊発生の危険性があり、適用されている箇所は限定的である。遅れ破壊発生機構の解明は重要である。さらに、遅れ破壊発生の有無を明確に判断することができる基準(評価法)を設け、需要家が安心して使えるようにすることも大きな課題である。

2.3 高炭素鋼線材

高炭素鋼線材の代表的な用途としては、自動車用タイヤの補強材として使用されるスチールコードが挙げられる。自動車の燃費向上のためにタイヤにも軽量化が求められ、使用するスチールコード量の削減に向けた高強度化が進められてきた。最近では、引張強さが4,000MPaに近い素線も実用化されつつあり、量産されている鉄鋼材料のなかでは最高強度を有している。また、高強度化だけでなく、環境問題への対応として需要家での工程省略・省エネルギーを可能とする線材の要望が高まっている。当社でもそうした線材の開発に取り組んできており、本誌においても後の記事でご紹介している。

一方、スチールコードはこれまで、タイヤやコンベヤベルト、ホースなどのゴム補強材として主に使用されてきており、ここ数年は精密切断加工用のソーワイヤとしての需要が急増している。とくに、地球温暖化の問題から、従来の化石燃料からクリーンエネルギーへの転換が進められているなか、小規模での設置が可能な太陽光発電が全世界で飛躍的に進展している。太陽光発電に用いられる太陽電池にはシリコンウェーハが広く使われており、そのシリコンインゴットを切断するためのソーワイヤの使用量が世界規模で大幅に増加している。また、切断ワークの歩留りを向上するためには細径化が必要であり、スチールコードと同様に高強度のワイヤが求められている。しかしながら、ソーワイヤの線径は、φ0.08~0.20mmと極めて細く、高強度化に伴う断線を防止するためには、非金属介在物のさらなる低減が必須となる。

スチールコードやソーワイヤなどの極細線以外での高炭素鋼線材の用途としては、ワイヤロープやコンクリー

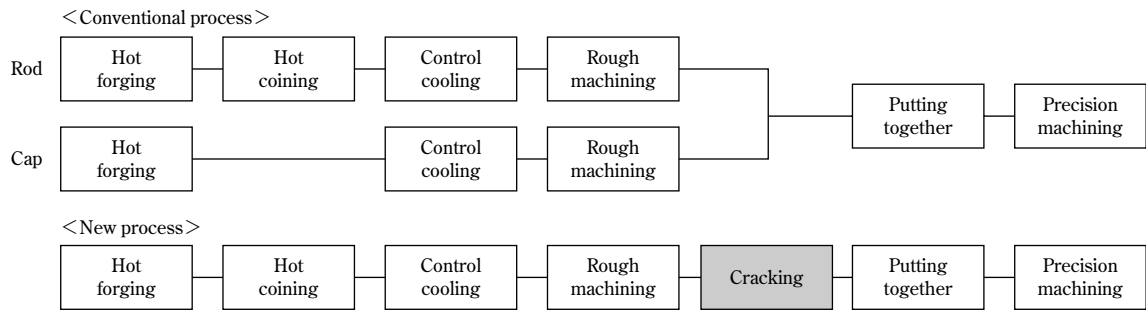


図3 コンロッドの製造工程
Fig. 3 Manufacturing process of connecting-rod

ト補強用のPC鋼より線がある。これらの商品においても同様に、クレーンや構造物の軽量化の観点からの高強度化が進んでいる。とくにPC鋼より線については、従来よりも高強度のコンクリートが使用されるようになったことに伴って高強度のPC鋼線が必要となり、従来のJIS規格品を上回る商品が既に使用され始めている。

2.4 自動車用棒鋼

自動車のエンジンやシャシ部品の多くは、熱間鍛造成形後に調質処理や切削加工を施して製造されている。調質処理の省略が可能な非調質鋼の開発がこれまでに多数行われ、既に多くの部品に採用されている⁵⁾。

最近では、原価低減やCO₂排出量削減を目指した新工法の採用も盛んである。たとえばコンロッドの製造においては、ロッド部とキャップ部を一体成形した後に破断分離させるかち割り工法(図3)が広く採用されている。このように、大型および複雑形状部品を対象とした冷間鍛造化に取組む動きも始められている。これに伴い、かち割り性や変形能に優れた鋼材の開発も進められている⁶⁾。また、エンジンの高出力化や軽量化に伴う高疲労強度鋼や高耐力鋼のニーズが強い一方で、希少金属を極力排除する動きもある。高価で希少な合金に頼らずに優れた特性を有する鋼材の開発が必要である。

自動車の変速機や差動装置に用いられる歯車は、肌焼鋼に浸炭熱処理やショットピーニング加工を施して製造されている。これらのユニットが燃費に与える影響は大きく、小型・軽量化の強い要求がある。ユニットを小型化するためには歯幅や軸間距離を低減する必要があり、これまでに多数の高強度鋼が開発・採用されている。また、表面硬化熱処理方法(浸炭窒化、真空浸炭、高濃度浸炭、軟窒化)やショットピーニング技術の進歩によって、歯元曲げ疲労強度が大幅に向上しており、今後はピッチングと称される歯面疲労強度の向上が課題となる。

一方、HVやEVの進展に伴い、歯車の使用環境の変化による損傷モードの変化が予測されており、これに対応する鋼材の先行開発が必要となろう。さらに、高強度化とともに切削加工が難しくなっていることに加え、快削元素として用いている鉛は欧州環境規制などで使用できなくなる可能性が高い。このため、加工技術や鉛フリー快削鋼の開発がますます重要になると考えられる。

3. 今後の取組

冒頭で述べたように、最大の需要家である自動車産業

における市場変化に伴って国内生産が減少するなか、わが国の特殊鋼線材・棒鋼に対しては高機能・高品質と低コストという相反する要求が寄せられている。そうしたなか、新興国で現地調達される鋼材とコスト競争した場合には、為替やコスト構造の問題で当社に勝ち目はなく、海外へ流出する需要を追い求めて新興国で鋼材を生産するしか対処法は考えられない。しかしながら、海外生産の進展が著しい鋼板と異なり、線材・棒鋼の場合は現地での需要の絶対量が少ないために現地生産の採算性は極めて低い。また、技術流出に伴うブーメラン効果により、さらに国内需要の流出を招く可能性がある。こうしたことから、海外での特殊鋼生産の可否は判断が難しいところである。

今後も線材・棒鋼の商品開発を進める上での最大の課題は、やはり高機能・高品質の追求である。コストに対しては鋼材そのものの製造コストを低減するのではなく、添加合金の低廉化、部品加工の工程省略や鋼材と工法を組合せた部品製造におけるトータルコストの低減を追求することが重要である。鋼材メーカー自身の工法の研究がさらに必要となろう。

高機能な鋼材において最も重要な機能は、将来ともに高強度化による軽量化であろう。近年の自動車部品において、より低比重な軽合金や樹脂材料の比率が増加しているとはいえ、鋼材がその大半を占めていることにほとんど変化はない。また、現在はコスト最優先で製造されている新興国の自動車であっても、安全装備の義務化や衝突安全性基準の強化、快適性の向上などのためにいずれ自動車重量は増加するとともに、CO₂排出規制もさらに厳格化されることは容易に想像される。

さらに、ガソリン車などの内燃機関は、軽量化がそのまま燃費向上とCO₂排出量低減に結びついたが、今後増加するであろうHV・EVにおける軽量化は、直接CO₂を低減する効果は軽微である。しかしながら、高強度材は最もコストのかかるモータや電池の小型化を可能とし、コスト削減効果が大きく、EV車の普及に大きく貢献することが期待される。

そうした高強度化を進めた場合に、韌性や延性など鋼材特有の特性だけではなく、高強度化の進展の妨げとなる欠陥感受性の増大が大きな問題となることから、表面および内部の微細欠陥を撲滅することが重要となる。

表面欠陥に対して当社は、ブルーム連铸機における最適ロールプロフィール設計や2次冷却の均一緩冷却化、

鋼片検査工程における疵（きず）検出精度と自動疵取機能の向上，圧延工程におけるパススケジュールの適正化による圧縮ひずみの均一化などの作り込み技術の向上によって大幅な品質向上を図ってきた。ppm オーダでの欠陥を排除するためには今後，さらなる疵低減技術の向上に加えて，二次加工技術と組合せた無欠陥鋼線の開発などが必要となる。

また，内部欠陥に対しては，当社は弁ばねやスチールコード用線材において硬質介在物が生成しないような組成域に介在物組成を制御する介在物形態制御で大きな成果を挙げた。今後は ppm オーダでの欠陥を撲滅していくために，耐火物などを起因とした外来系の介在物を低減するとともに再現性の高い介在物の評価技術・検査技術の開発が重要となる。

むすび＝線材・棒鋼に対する要求は，自動車産業をはじめとした産業界のグローバル化によって多様化している。近年，新興国とのコスト競争が新たな課題となってきたが，わが国の特殊鋼業界が最も得意とする高機能・高品質の追求により，需要家とともにこの困難な課題を克服し，さらなる産業界の発展に尽くしていきたい。

参 考 文 献

- 1) 社団法人特殊鋼倶楽部調査委員会：平成 8 年度特殊鋼の部門別消費実態調査結果報告書（1997）。
- 2) 並村裕一：特殊鋼，Vol.48, No.2（1992），p.19.
- 3) 松山晋作：鉄と鋼，Vol.80, No.9（1994），p.679.
- 4) 萩原良敏ほか：HONDA R&D Tech. Rep., Vol.4（1992），p.98.
- 5) (株)アイアールシー：自動車部品 200 品目の生産流通調査 2010 年度版，（2010），p.50.
- 6) 阿南吾郎ほか：R&D神戸製鋼技報，Vol.56, No.3(2006)，pp.44-47.

(解説)

線材・棒鋼分野の海外展開

Overseas Deployment of Wire Rod and Bar Manufacturing and Wire Rod Secondary Processing



赤石悟朗*1
Goro AKAISHI



平賀範明*1
Noriaki HIRAGA

The demand for special steel wire rods and bars has been increasing as Japanese auto makers has continually expanded their overseas operations, increasing the local procurement of automotive parts. Kobe steel now has a technical tie-up with two special steel mills in Europe and North America so that high quality wire rod and bar can be supplied to auto makers and parts makers. Kobe Steel also constructed a system to provide secondary processing on wire rod products for Japanese parts makers, mainly by the establishment of secondary processing companies in Asia and North America.

まえがき＝日米自動車貿易摩擦を機に北米での自動車消費地生産が加速度的に増加したことに端を発し、欧州、アジアなどでも需要拡大に伴って自動車生産拠点は拡大した。地域によっては安価な生産コストを生かした輸出拠点の意味合いが強い場合もあるが、2009年には日系自動車メーカーの海外生産は国内生産をしのいだ¹⁾(図1)。北米、東南アジア、中国には多くの日系部品メーカーが進出済みで、昨今の円高を背景に部品の現地生産が拡大している。

日系の自動車部品は、カスタマイズされた、ばらつきの少ない鋼材、あるいは、二次加工材に下支えされているといっても過言ではなく、海外の生産拠点にも国内と同品質の材料を同様のデリバリ方式で安定供給していくことがますます重要になっている。

本稿では、当社の特殊鋼線材・棒鋼、およびその二次加工品の海外生産拠点の展開状況について報告する。

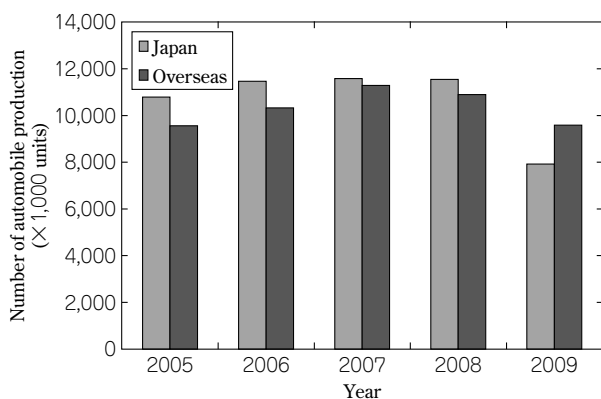


図1 日系自動車メーカーの国内生産台数と海外生産台数の推移
Fig. 1 Domestic and overseas automobile production by Japanese auto makers

1. 海外生産拠点設立における当社の取組

一言で特殊鋼線材・棒鋼といっても種類や役割は様々である。多少の例外を無視していえば、軸受、ばね、歯車のような動的加重を絶えず受ける用途に使用されるものをはじめとして、構造鋼のように静的加重を受けるものでも製造工程において過酷な冷間加工を受けるものが多いことが特徴である。つまり、製品や製造工程の要求性能において、表面および内部に高い品質を要求される宿命にある。

上述のように、日系の自動車部品にはカスタマイズされた特殊鋼線材・棒鋼が使用されている例が多い。このため、要求品質は一品一様であり、それぞれに応えるだけの細かな管理と融通性が求められている。これらを実現するためには、海外生産拠点においても日本国内と同等の「製造・品質管理」や「生産管理」、「技術サービス」を備えることが必要であり、当社では以下のような観点と方策に基づいて実施している。

1.1 事業形態

特殊鋼でも棒鋼はそのまま熱間鍛造で加工されるケースが多い。一方で線材は、棒鋼の熱間鍛造よりも完成品により近い形状に冷間で塑性加工される。このため、冷間鍛造される前に、加工に適した組織とサイズに均一に加工されるプロセス、つまり二次加工が重要な役割を果たしている。

したがって、当社の海外展開は品種によって異なる。棒鋼は既存の特殊鋼メーカーと技術支援契約を結ぶ形で進めるのに対し、線材は二次加工拠点を設置して進めている。原料となる線材は当社からの輸出、あるいは二次加工拠点近くの技術支援契約を結んだ特殊鋼メーカーから供給する態勢を築いている。

*1 鉄鋼事業部門 線材条鋼商品技術部 (現 鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 線材部)

1.2 製造・品質管理, 生産管理

一品一様の品質が要求されている背景には、小型・軽量化を推し進める日系自動車の部品に対し、それを実現するための高強度材や強加工に耐え得る材料が必要となってきたことが挙げられる。とくに、冷間での強加工が必要な部品には無欠陥の材料が要求される。表面欠陥や有害な皮下介在物がない鋼材と、加工に最適な組織制御を実現する二次加工が同時に要求される。これらを実現するには、製造プロセス内の事象を正確に捕らえ、品質管理をきめ細かく管理する必要があるが、これらは蓄積されたデータと経験に裏付けされた技術であるため、短期習得は困難である。

そこで当社では、技術力、とくに品質管理力の高い特殊鋼メーカーを選択すること、あるいは一流の設備を所有する特殊鋼メーカーに技術陣を常駐させる方法を実施している。

また、当社と関係の深い二次加工メーカーと共同で会社を設立して二次加工拠点を設けている。この拠点では、ノウハウの詰まった設備を設置するとともに、技術者や管理者を常駐させて製造・品質管理技術・管理ノウハウの現地移転を実施している。

1.3 技術サービス

製品がどのようにお客様に使われているか、満足いただけているか、どのような不具合が生じているかなどについて、お客様の声を直接聞くことや使い勝手を自らの目で確認することは非常に重要である。

こうしたお客様との対話の積重ねから新しい製品のあり方を創出することが商品力を向上させることのできる最も有効な方法である。

当社では、これら情報を的確に収集できる人材を各拠点、およびその地域を担当する駐在事務所に配置し、お客様との円滑なコミュニケーションを通じて製品の付加価値向上を図っている。

2. 地域別生産拠点展開

当社は現在、北米・欧州・アジアの重要地域に、生産拠点を構え（図2）、お客様の要望に応じている。

以下に各地域における市場動向と展開状況を述べる。

2.1 北米

北米では、2008年のリーマンショック後、ビッグ3のうちの二社が会社更生法の適用を受けるなど、自動車業界は大打撃を被った。そうした環境下でも日系自動車メーカーは、燃費の良さやミニマムメンテナンスを武器に確実にシェアを伸ばした¹⁾（図3）。

当社は、米国オハイオ州の Republic Engineered Products（以下、REP という）に特殊鋼線材・棒鋼を生産するための技術支援を行うとともに、当社が開発した懸架ばね用線材の製造ライセンスを供与している。また、米国ミシガン州にワイヤ加工を行う Grand Blanc Processing L.L.C.（以下、GBP という）を拠点として構えており、CH用ワイヤ（冷間圧造用鋼線）および軸受転動体用ワイヤを製造している。現在、鋼材・二次加工

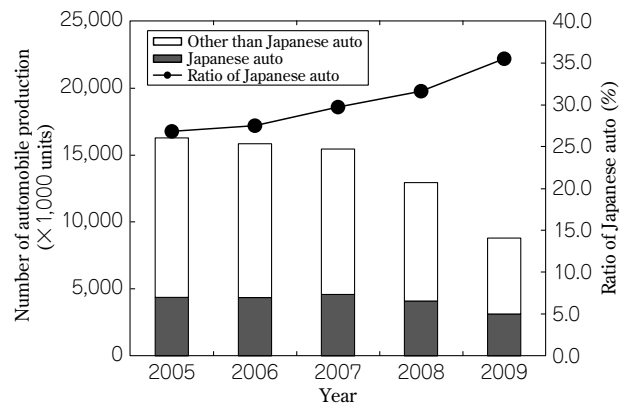


図3 北米自動車生産台数推移
Fig. 3 Automobile production in North America

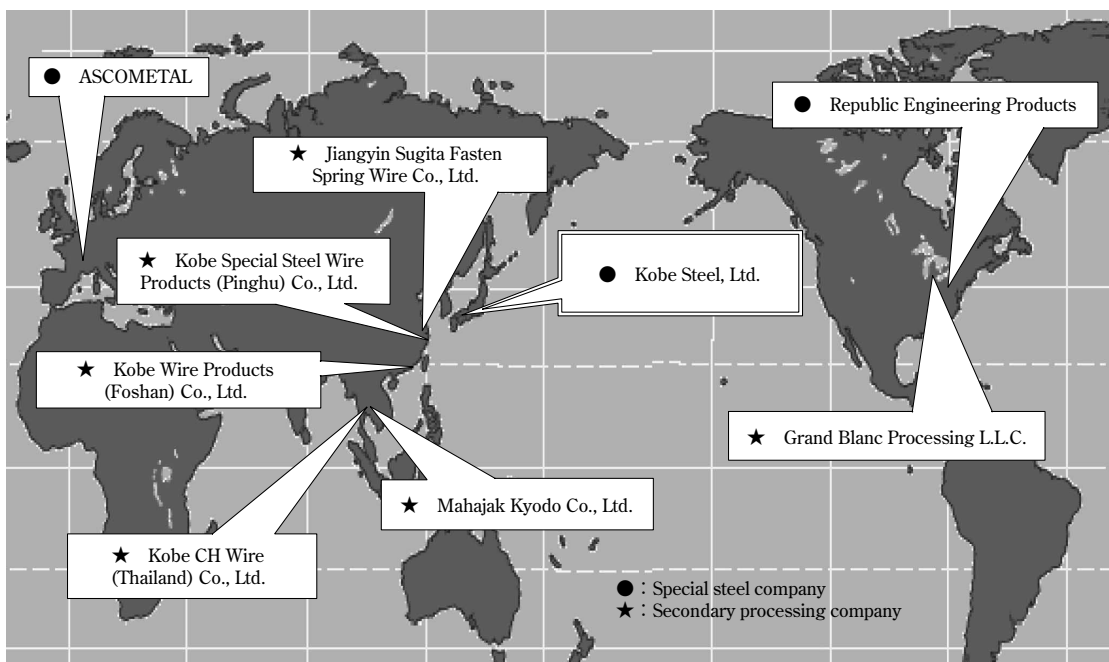


図2 海外の提携ミルと二次加工拠点

Fig. 2 Location of overseas special steel mill which have a technical tie-up with Kobe Steel and overseas secondary processing companies

品ともに、日系需要家のほか、現地需要家にも供給している。REP, GBP の会社概要をそれぞれ表 1, 表 2 に示す。

2.2 欧州

欧州には日本と同レベル以上の技術力、管理ノウハウを有している鋼材メーカーが多い。日本的な品質管理の考え方を学べば、自立した形で高品質の特殊鋼線材・棒鋼を製造するだけの実力を持っている。

当社は ASCOMETAL 社と技術提携を結び、お互いの開発鋼の製造ライセンスを供与し合うとともに、懸架ばね鋼をはじめとする特殊鋼の共同開発を進めている。また、欧州の日系自動車メーカーへの特殊鋼の供給拠点として必要な品質管理ノウハウを指導している。表 1 に ASCOMETAL の会社概要を示す。

2.3 ASEAN

タイは 2005 年に自動車生産台数が 100 万台を超え¹⁾ (図 4)、アジアのデトロイトと呼ばれるほど自動車メーカーや部品メーカーが集結した生産拠点となった。とくに注目すべきは、日系自動車の比率が 90% 以上と非常に高いことのほかに、自動車および部品の一大輸出拠点として位置づけられ、西南アジアや南半球の需要を支えている。

2007 年にタイ国政府が唱えたエコカープロジェクトはリーマンショックの影響で一時的に停滞したが、景気回復後再度、日系自動車メーカーを中心にその制

度を利用したコンパクトカーの生産計画が次々と発表された。

当社はタイ国に冷間圧造用線材の加工拠点である Kobe CH Wire (Thailand) Co., Ltd., および主に熱間巻き懸架ばねの材料となる磨棒鋼を製造する Mahajak Kyodo Co., Ltd. を '90 年代後半に設立し、同国自動車産業の拡大に貢献してきた。これら二社の概要を表 2 に示す。

2.4 中国

中国は、リーマンショック後ごく短期間の経済停滞はあったものの、右肩上がり基調の経済成長を継続した数少ない国である。「世界の工場」と呼ばれて久しいが、今

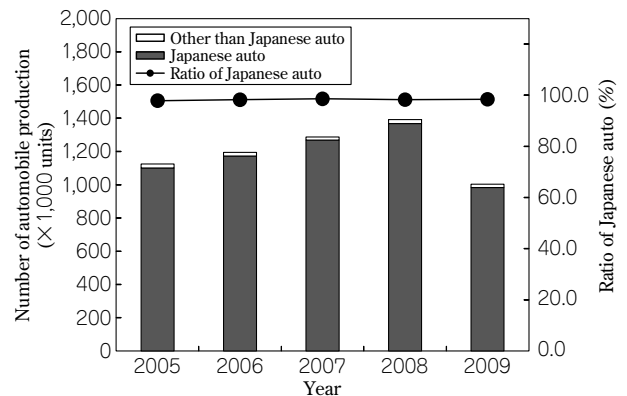


図 4 タイにおける自動車生産台数推移
Fig. 4 Automobile production in Thailand

表 1 海外技術提携ミルとその概要
Table 1 Overseas technical tie-up mills and their outline

Company name	Republic Engineered Products			ASCOMETAL		
Head office	Lorain, OH, USA			Paris, France		
Tie-up year	1999			2002		
Main factory	Lorain	Canton	Lackawanna	Hagondange	Fos sur mer	Le Cheylas
Main facilities	Blast furnace Basic oxygen furnace LF Vacuum degassing Bloom CC Billet CC Billet inspection Bar mill Wire rod mill	Electric furnace LF Vacuum degassing Bloom CC Billet CC	Bar mill Bar inspection	Electric furnace LF Vacuum degassing Bloom CC Bar mill Bar inspection	Electric furnace LF Vacuum degassing Ingot casting Billet inspection Wire rod mill	Electric furnace LF Billet CC Bar mill Bar inspection

表 2 海外線材 2 次加工拠点とその概要
Table 2 Overseas wire rod secondary processing companies and their outline

Company Name	Grand Blanc Processing LLC. GPB	Mahajak Kyodo Co., Ltd. MKCL	Kobe CH Wire (Thailand) Co., Ltd. KCH	Kobe Wire Products (Foshan) Co., Ltd. KWPF	Jiangyin Sugita Fasten Spring Wire Co., Ltd. JYSF	Kobe Special Steel Wire Products (Pinghu) Co., Ltd. KSP
Place	Michigan, USA	Bangkok, Thailand	Bangkok, Thailand	Guangdong, People's Republic of China	Jiangyin, People's Republic of China	Pinghu, People's Republic of China
Nature of business	Secondary processing of CH & Bearing wire	Secondary processing and sales of cold finishing steel bar	Secondary processing and sales of CH wire	Secondary processing and sales of cold finishing steel bar and CH wire	Secondary processing and sales of oil tempered wire	Secondary processing and sales of CH wire
Establishment	1995 (invested in March 2003)	1996 (invested in February 2002)	1997	2004	2005	2007
Capital	US\$ 16.8 million	THB 143 million	THB 103 million	JP¥ 725 million	JP¥ 760 million	JP¥ 1,200 million
Equity participation	20%	27.5%	30%	60%	60%	50%
Nominal capacity	6,000 t/month	1,800 t/month	3,000 t/month	750 t/month for cold finishing bar 650 t/month for CH wire	600 t/month	2,100 t/month
Main facility	Pickling & coating: 1 unit Continuous furnace: 2 units STC furnace: 1 unit Drawing machine: 5 units Eddy current tester: 1 unit	Combined drawing machine: Type I 1 unit Combined drawing machine: Type II 2 units Eddy current tester: 2 units Straightener: 1 unit Cutting machine: 3 units	Pickling & coating: 2 units Shot-blasting: 1 unit Batch type furnace: 5 units STC furnaces: 4 units Drawing machine: 9 units	Pickling & coating: 1 unit Combined drawing machine with eddy current tester: 2 units Drawing machine: 3 units	Pickling & coating: 1 unit Drawing machine with eddy current tester: 1 unit oil tempered equipment: 1 unit	Pickling & coating: 1 unit STC furnaces: 2 units Drawing machine: 3 units

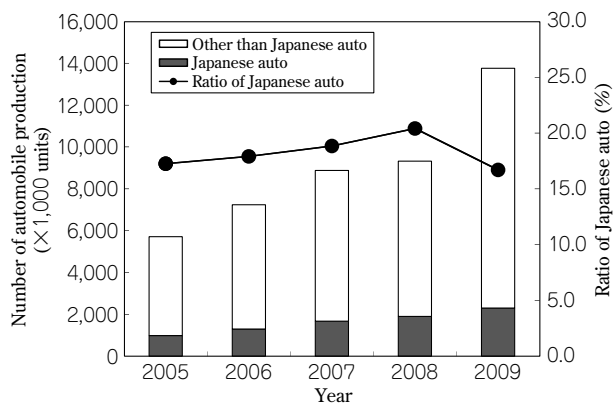


図5 中国における自動車生産台数推移
Fig. 5 Automobile production in China

やそれだけにとどまらず、消費の一大中心地として成長し、あらゆる産業で中国なしでは語られない状態といっても過言ではない。GNPも日本を抜いて世界第二位の経済大国に成長した。

自動車業界においては、2009年にアメリカを抜いて世界最大の自動車生産国となった¹⁾(図5)。世界の名だたる自動車メーカーが生産拠点を構え、なかには自国の生産台数を超える規模になったメーカーさえある。さらに、ローカル新興メーカーの成長も著しい。部品メーカーも日系、欧州系ともに進出が相次いでおり、特殊鋼線材・棒鋼の需要も増加している。

こうした背景から当社は、2004年以降3つの線材加工

拠点を設立し、CH用ワイヤ、熱間巻き懸架ばね用磨棒鋼、および冷間巻き懸架ばね用調質ワイヤ(オイルテンパードワイヤ)を製造・供給できる体制を築いた。日系自動車メーカーの一大拠点となった広州地区には、神鋼線材加工(佛山)有限公司(Kobe Wire Products (Foshan) Co., LTD.)を、多くの部品メーカーが集積する上海近郊には江陰法爾勝杉田弹簧製線有限公司(Jiangyin Sugita Fasten Spring Wire Co., Ltd.)および神鋼特殊鋼線(平湖)有限公司(Kobe Special Steel Wire Products (Pinghu) Co., Ltd.)を設立したことにより、中国の主要な自動車生産地に対して線材二次加工品を広く供給できる体制を確立した。上記三社の概要を表2に示す。

むすび=当社は、海外の日系自動車メーカーからのカスタマイズされたばらつきの少ない鋼材、および二次加工品に対する需要拡大に対応すべく、北米・欧州・タイ・中国に生産拠点を築いてきた。コストダウンの観点から規格鋼を見直す動きがあるが、各線材二次加工拠点は十分活用されるであろう。需要に見合ったタイムリーな能力拡大とともに、当社ならびにパートナーが一丸となって現地スタッフの製造・品質管理技術のレベル向上を図ることにより、全世界のお客様に満足いただける体制作りに邁進する所存である。

参考文献

- 1) FOURIN 世界自動車調査月報(2005~2009年度版)。

(解説)

ブルーム連続铸造機 3 基における高品質鋼の効率的生産体制の確立

Effective Bloom Production System Using Three Continuous Casting Machines to Produce High Quality Steel



酒井宏明*1
Hiroaki SAKAI



吉田康将*1
Yasumasa YOSHIDA



井上 建*1
Takeshi INOUE



福崎良雄*1
Yoshio FUKUZAKI



隅田一毅*2
Kazuki SUMIDA

Kobe Steel commissioned the No.5 continuous bloom caster at the Kobe Works in September 2006. Kobe Steel has three bloom casters, two at the Kobe Works and one at the Kakogawa Works, to produce high quality bar and wire products. Depending on the quantities ordered, and by using a combination of technologies and techniques, several different grades of steel can be manufactured, and the same quality steel can be produced from every continuous caster. In response to customer requests the most suitable caster can be selected according to the steel grade and the order quantity. This report considers the selection of the bloom caster, and the steelmaking process, in addition to the quantity and any special steel grades required.

まえがき＝高級特殊鋼は、自動車の重要保安部品用などの素材として一品一様の要求特性があり、厳格な製品品質が求められることから、高度な製造技術が必要とされている。一方、東アジア圏を中心とした新興国の経済成長を背景に、海外メーカーとの差別化をより顕著にさせるとともに、歩留り向上を主としたコスト低減を図っていく必要がある。

当社では、2006年9月に神戸製鉄所にNo.5連続铸造機（以下、5CC という）を新設し、加古川製鉄所を含めて線材条鋼向けブルーム連続铸造機（以下、連铸機という）3基体制とした。ユーザの納期に対応できるように溶製

鋼種の互換性を進める一方で、ロットの大きさや連铸機の品質特性に応じて最適な造り分けを検討し、3基の連铸機で高効率な生産を行うことが可能となった。本稿では、当社におけるブルーム連铸機での造り分けについて整理するとともに、品質改善事例について報告する。

1. 当社ブルーム連铸機の設備概要

当社では、線材条鋼向けのブルーム連铸機を加古川製鉄所に1基と神戸製鉄所に2基有している。それらの設備仕様を表1に示す。稼動時期の最も早い加古川製鉄所のNo.2連続铸造機（以下、BCC という）は、大断面の

表1 ブルーム連铸機の設備仕様
Table 1 Specifications of bloom casters

Item		BCC	3CC	5CC
Main Specifications	Start	1980.12	1981.1	2006.9
	Works	KAKOGAWA	KOBE	KOBE
	Ton/heat	250	90	90
	Machine type	Bending	Vertical curvilinear	Vertical bending
	Number of strands	4	2	2
	Bloom size	380 × 600mm	300 × 430mm	300 × 430mm
	Casting speed (max)	0.9m/min	1.2m/min	1.2m/min
Mold	Length	900mm	1,200mm	900mm
	Oscilation	6mm (± 3mm)	4mm (± 2mm)	3mm (± 1.5mm)
	Oscilation frequency (max.)	180cpm	240cpm	300cpm
	EMS	2 phase	2 phase	3 phase
Machine profile	Vertical length	—	4.7m	3.0m
	Bending radius	15m	10m	10m
	Machine length	34.4m	32.3m	32.4m
Secondary cooling	Zone length	13.9m	5.7m	6.5m
	Number of zone	6	5	6
	Type	Spray & mist	Spray & mist	Spray & mist
Third cooling	Type	Water bath	Mist	Air
	Location	Off line	On line	On line

*1 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 製鋼部 *2 鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 製鋼部

鋳型サイズを持つブルーム連鋳機として主に大ロット材を溶製している。また、比較的低い速度で鋳造を行い、矯正時において脆化域を回避させるように長い2次冷却帯と15mの曲げ半径を有している。ほぼ同時期に稼動した神戸製鉄所のNo.3連続鋳造機（以下、3CCという）は、小ロットを対象とした高速鋳造型の垂直曲げ連鋳機である。垂直長さを十分に持つとともに、矯正時において脆化域を高温側で回避できるように2次冷却帯を緩冷却化している¹⁾。2006年に稼動した5CCは、3CCと同様に小ロットを溶製しているが、さらに緩冷却を実現すべく鋳型や垂直部を短くするとともに、ショートストローク・ハイサイクル鋳型振動を導入している²⁾。

2. ブルーム連鋳機における主な鋳造鋼種の振分け

図1～図3に3基のブルーム連鋳機の設備概要を示す。いずれの連鋳機に対しても当社機械事業部門と鉄鋼事業部門が設計を行い、設計ノウハウと操業ノウハウを構築してきたものである。その中で前述したロットの大きさや保有する設備の特性を生かして鋳造鋼種の振分けを行ってきた。主な鋳造鋼種の振分けを図4に示す。また、2010年度上半期における鋳造実績を図5に示す。

2.1 BCCで溶製する主な鋼種

軸受鋼やばね鋼・硬鋼線のように、一品一様ではなく

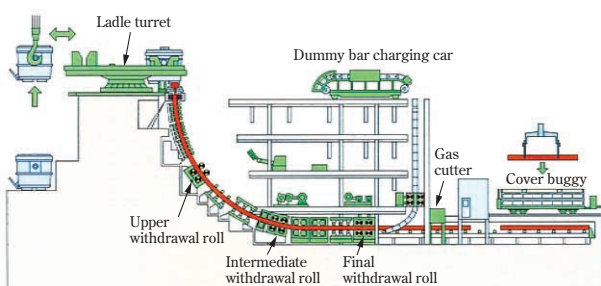


図1 BCCの設備概要

Fig. 1 Schematic diagram of No.2 bloom caster (BCC) at Kakogawa Works

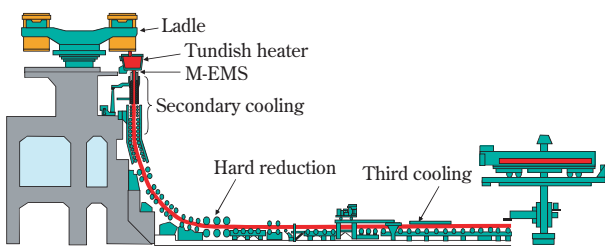


図2 3CCの設備概要

Fig. 2 Schematic diagram of No.3 bloom caster at Kobe Works

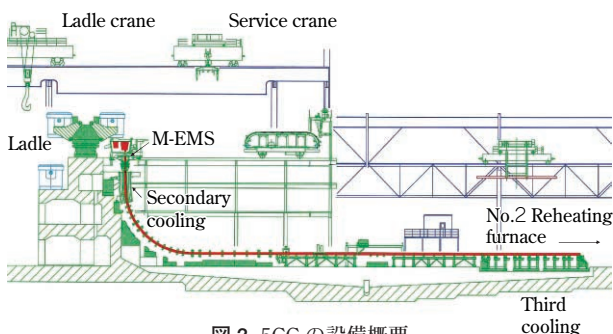


図3 5CCの設備概要

Fig. 3 Schematic diagram of No.5 bloom caster at Kobe Works

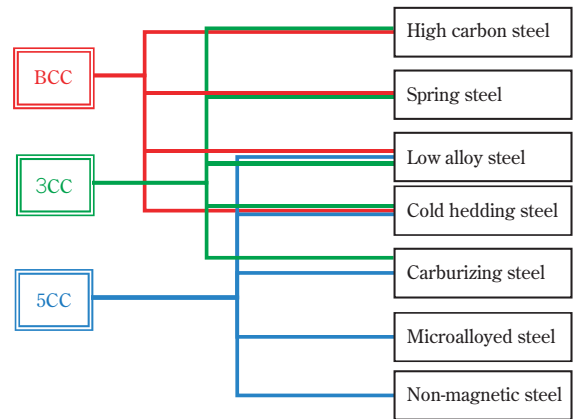


図4 各連鋳機別の主な鋳造鋼種

Fig. 4 Main steel grades produced by each bloom caster

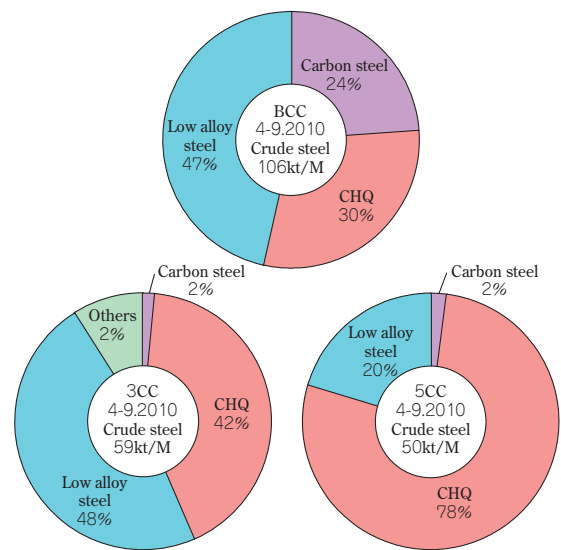


図5 連鋳機別の鋳造実績

Fig. 5 Product mix of each bloom caster

ユーザごとの要求特性の少ない鋼種は主にBCCで製造している。鋳造断面積が大きいことによって圧延比が大きく取れることから、とくに高炭素鋼では、製品での縞状偏析の微細化に対して有利であると考えられる。

2.2 3CCで溶製する主な鋼種

特殊なユーザニーズがある軸受鋼やばね鋼の一部、肌焼鋼は主に3CCで製造している。大圧下設備を保有し、偏析改善を重視した鋳造を行うとともに、表面疵を重視した高速鋳造も行うことによって幅広い鋼種の製造を行っている。

2.3 5CCで溶製する主な鋼種

5CCでは、ロットが小さく製品表面品質に対する要求が厳しい冷圧用線材（以下、CHQという）や非調質鋼を主に製造している。図5に示すように約8割はCHQであり、低・中炭素鋼に特化するとともに、鋳造ボトム等の非定常部に対して安定した温度制御が可能な3次冷却方法を行っている。

3. ブルーム連鋳における品質改善

3.1 近年の主な品質改善

表2に各連鋳機の立上げ当初からの設備改善による品質改善経緯を示す。ブルーム連鋳機3基体制のもとで、

表2 ブルーム連铸機における铸片品質改善のための設備仕様

Table 2 Transition of bloom casters for quality improvement of steel

Year	'82	'84	'86	'88	'90	'92	'94	'96	'98	'00	'02	'04	'06	'08	'10
BCC	● Start up ('80)														
	● Secondary mist cooling														
	● Third cooling														
3CC	● Start up ('81)														
	● Secondary mist cooling														
	● Modification of tundish (Γ type)														
	● Prediction system of breakout														
	● Precise level control in mold														
	● High cycle mold oscillation														
	● Tundish induction heater														
	● Hard reduction														
	● Third cooling														
	● Automatic detecting system of ladle slag														
	● Automatic control of gas flow rate to insert nozzle														
	● Reconstruction of secondary cooling zone														
	● Roll cooling														
	● Improved control of third cooling-1														
	● Improved secondary cooling nozzle														
● Improved control of third cooling-2															
5CC	● Start up														
	● Improved control of third cooling														

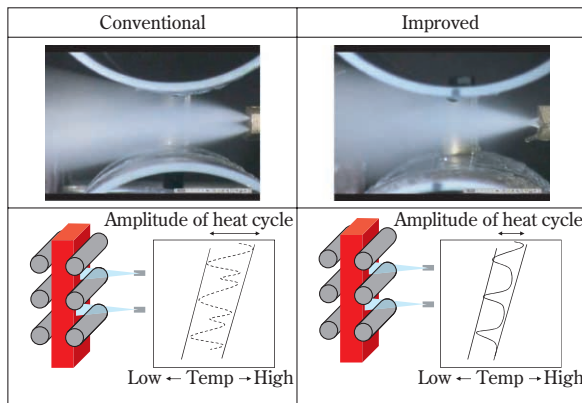


図6 2次冷却ノズルの改善

Fig. 6 Improvement of cooling by wide-angle spray nozzle

铸造鋼種の互換性を進めるとともに、相互に品質改善技術の横展開を進めていった。BCCにおいては、2004年にロールピッチ短縮を行い、2次冷却帯の緩冷却化と内部割れ防止を両立させている。また3CCにおいては、2007年に2次冷却帯に図6に示す広角ノズルを適用し、2次冷却帯内での铸片表面の温度振幅を低減することによって表面欠陥の低減を図った。また、3CCで保有する3次冷却（ミスト冷却）にも広角ノズルを導入した。こうした設備改善を進めるとともに、割れ感受性の高い鋼種に対しては操業条件の適正化を進めていった。その結果、2006年度比で表面欠陥指数は1/2以下に改善した（図7）。

3.2 割れ感受性の高い鋼種の品質改善

割れ感受性の高い鋼種では図8に示すような粒界割れや縦割れが鋼片にて発生しやすい。いずれの割れにおいても、欠陥周囲の脱炭が軽微である上に、铸片サンプルを採取しても铸造欠陥を確認することが出来なかった。また、縦割れ欠陥は3CCで溶製したMn、V系非調質鋼でのみ確認された。一方で粒界割れ欠陥は、5CCで溶製したNb添加SCM420鋼で多く確認された。したがって、これらの欠陥は铸造中に発生したものではなく、それぞ

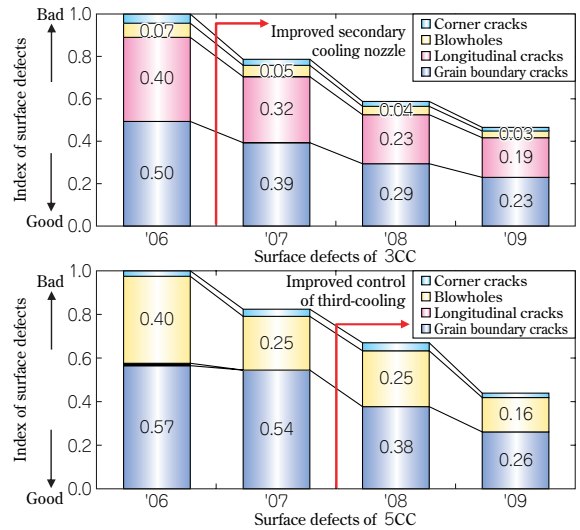


図7 ブルーム連铸機における表面欠陥指数の推移

Fig. 7 Improvement of surface defects of each bloom caster

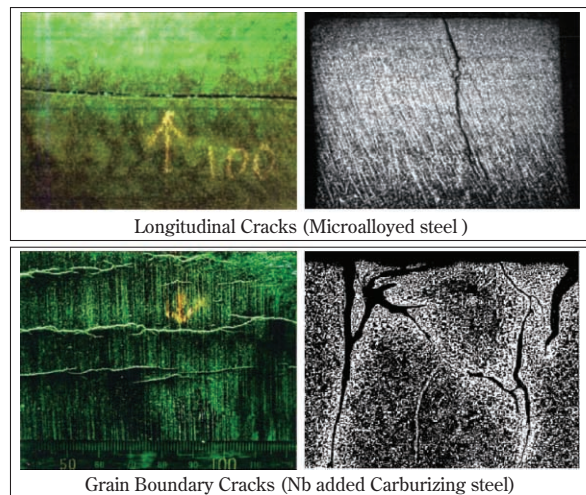


図8 割れ感受性の高い鋼種の表面欠陥

Fig. 8 Surface cracks of crack sensitivity steel

れつぎのような原因で発生したと推定される。

- (1)縦割れは、その欠陥形状より、皮下引張応力が原因と考えられ、3次冷却での冷却が過剰となり加熱炉装入時に発生したものである。
- (2)粒界割れは γ 粒に沿って割れが進展していることから、3次冷却後の組織変態が不十分であり、铸造 γ 粒が未変態のまま残ることによって分塊圧延時に割れが進展した。

以上のことから、合金添加元素による変態挙動の変化を調査するため、後述するフォーマスター試験を行った。

3.3 合金添加元素による変態への影響

3.3.1 3次冷却の考え方

铸片切断後の铸造組織は粗大な γ 粒単相となっており、組織を変態させずに分塊圧延する場合、割れの発生もしくは铸造時の割れが進展しやすいことが知られている。このことから、铸片切断後～加熱炉装入までの間に铸片表面近傍をA1変態点以下まで冷却する方法（＝3次冷却）が用いられている。図9にS45CにおけるCCT線図³⁾と分塊圧延時における铸片組織を示す。3CCにおいてはミスト冷却によって3次冷却を行っており、表面

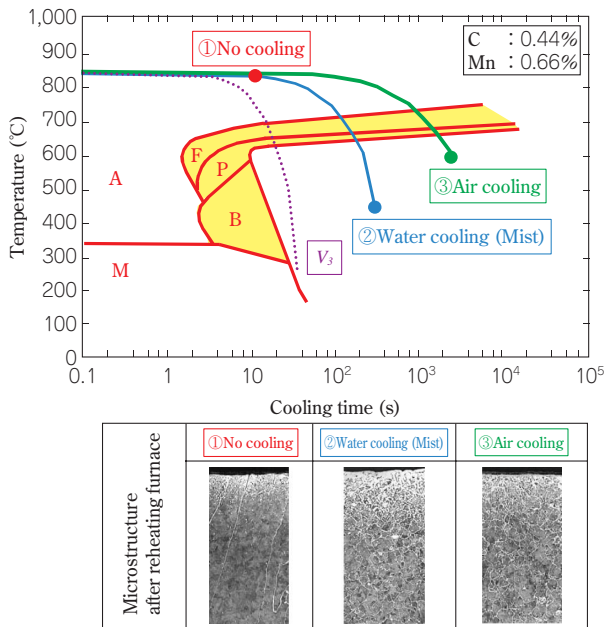


図9 S45Cにおける CCT 線図³⁾と加熱炉抽出後の結晶粒大
Fig. 9 CCT diagram of S45C steel and microstructure after reheating furnace

冷却速度は80°C/minである。また、5CCの3次冷却では空冷を行い、表面冷却速度は5°C/minである。CCT線図より、いずれの冷却条件においても铸造組織はフェライト+パーライト組織となることが分かる。また加熱炉抽出後の铸片組織は、3次冷却を行わなかった铸片組織と比較し、いずれの冷却条件においても緻密なγ粒となっていた。これは、3次冷却されて一度γ→フェライト+パーライトとなった後に再加熱すると、微細なフェライト+パーライト組織よりγ粒が生成されることから、铸造時のγ粒(旧γ粒)とは全く別の微細なγ粒が生成されたと考えられる。

3.3.2 非調質鋼における CCT 線図

MnやMoなどの焼入れ性の高い合金元素を添加するとベイナイト領域が拡大し、臨界冷却速度が遅くなることが一般的に知られている⁴⁾。合金添加元素による変態の影響を定量的に評価したものとしては、次式が報告されている⁵⁾。

$$\log V_3 = 6.36 - (0.43C\% + 0.49Mn\% + 0.78Ni\% + 0.27Cr\% + 0.38Mo\% + 2(Mo\%)^{1/2} + 0.0019Pa) \dots \dots \dots (1)$$

V_3 : ベイナイトが生成しない冷却速度 (°C/h)
 Pa : オーステナイト化パラメータ

Mo, Niを添加しないMn鋼では、図10に示すように V_3 とミスト冷却での冷却速度とがほぼ等しい状態となる。このことから、わずかな冷却速度の違いによってベイナイト生成の有無が分かれるのに加え、冷却速度が速くなると変態完了温度も低くなって皮下まで変態しにくくなる。したがって、ミスト冷却においては冷却水量を下げ冷却速度を遅くすることが必要となる。また空冷では、600°Cまで冷却すればフェライト+パーライト変態が完了し、安定した組織を得ることができる。

3.3.3 一般肌焼鋼における CCT 線図

Mo添加肌焼鋼では、図11に示すように臨界冷却速度

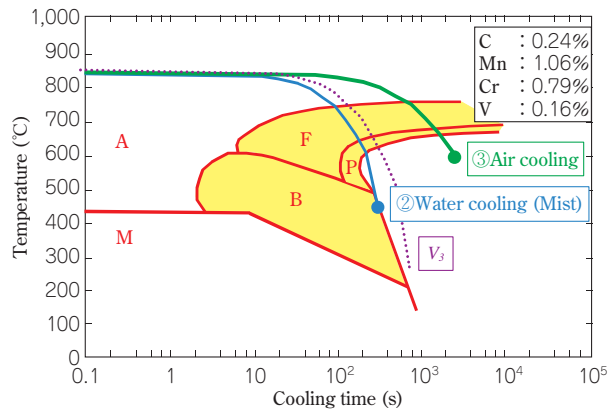


図10 Mn非調質鋼における CCT 線図³⁾
Fig.10 CCT diagram of microalloyed steel

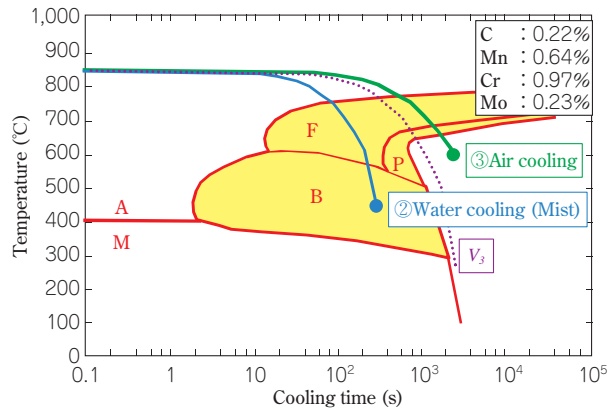


図11 肌焼鋼における CCT 線図³⁾
Fig.11 CCT diagram of carburizing steel

がさらに下がり、ミスト冷却と空冷で組織が完全に異なる結果となる。ミスト冷却の場合は3次冷却後にフェライト+ベイナイト組織となる一方で、空冷の場合はフェライト+パーライト組織となる。これらいずれの条件においても変態完了温度が著しく低下することがないため、加熱炉抽出後の結晶粒に大きな違いは確認されなかった。このことは鋼片における欠陥指数とも一致した結果となった。

3.3.4 Nb添加肌焼鋼における CCT 線図

臨界冷却速度へのNbの影響は明らかになっていないことから、フォーマスター試験による評価を行った。铸造後のサンプルを切出し、1,300°Cまで加熱した後、5°C/minと80°C/minの2水準で冷却を行って評価した。結果を表3に示す。5°C/minで冷却したNb添加肌焼鋼の場合、SCM420と比べてフェライト変態開始温度が50°C低下するとともに、パーライト変態せず450°Cでベイナイト変態することが分かった。また80°C/minで冷却した場合はフェライト変態せず、560°Cにてベイナイト変態した。この結果をもとに作成したCCT線図を図12に示す。図11のSCM420に比べMo添加量が増加したことも影響するが、フェライト変態開始点(Fs)およびベイナイト変態開始点(Bs)が大きく右側にシフトしており、変態開始温度も低下することが分かる。また、空冷の冷却速度では600°Cにおいて铸造γ粒が残存しており、再加熱時にフェライト+γ組織となって割れやすい組織であることも確認された。このことから、Nb添加

表 3 SCM420+Nb(0.03%)における変態温度

Table 3 Transformation temperatures of SCM420 + Nb(0.03%) measured by Formaster

Steel grade	Heating temperature (°C)	Cooling rate (°C/min)	Transformation temperature (°C)							
			Ferrite		Pearlite		Bainite		Martensite	
			Start	Finish	Start	Finish	Start	Finish	Start	Finish
SCM420*1	—	5	770	680	650					
		80	750			580	320			
SCM420*2 + Nb (0.03%)	1,300	5	720			450	450			
		80				560	360			

* 1 From reference³⁾
(C=0.22%, Mn=0.64%, Cr=0.97%, Mo=0.23%, Nb=tr.)
* 2 Measured by Formaster
(C=0.22%, Mn=0.85%, Cr=1.20%, Mo=0.30%, Nb=0.03%)

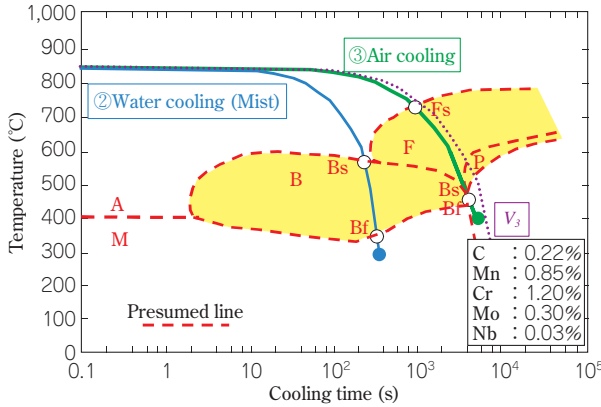


図12 Nb 添加肌焼鋼における CCT 線図
Fig.12 CCT diagram of Nb added carburizing steel

SCM420 鋼は空冷時間を延長させる必要があること、またミスト冷却の場合は、ベイナイト単相となることから安定して組織変態することが確認された。

3.3.5 各ブルーム連鋳機における 3 次冷却の最適化および鋼種別対応

前項の結果を整理したものを表 4 に示す。ミスト冷却においては、Mn 非調質鋼のように臨界冷却速度と冷却速度が近くなる場合、冷却速度を遅くすることによって変態を安定化させ、温度むらの影響を受けにくくすることができる。一方、空冷においては、Nb 添加鋼や高 Mo 鋼のようにパーライト変態しにくいものについては、3 次冷却時間を延長することによって変態を完了させることが可能である。

表 4 各鋼種における最適な冷却方法

Table 4 Optimum cooling method for various steels

Steel grade	Carbon steel	Microalloyed steel	Carburizing steel	Nb added Carburizing steel
	S45C	KNCH10*1	SCM420	SCM420+Nb
V_2^{*2}	high	→	→	low
Water cooling	Structure	F + P	F + P + (B)	F + B
	Start temperature B or P	660°C	610°C (450°C)	580°C
	Favorability*3	○	△→○	○
	More stable	—	decrease cooling rate	—
	Improvement	—	reduce water flow rate	—
Air cooling	Structure	F + P	F + P	F + (B)
	Start temperature B or P	680°C	680°C	450°C
	Favorability*3	○	○	△→○
	More stable	—	—	extend cooling time
	Improvement	—	—	extend cooling time

* 1 KNCH10 ; KOBELCO BLAND * 3 ○ Good
* 2 Critical cooling rate to attain a fully annealed structure △ Possible
 $\log V_2 = 6.36 - (0.43C\% + 0.49Mn\% + 0.78Ni\% + 0.27Cr\% + 0.38Mo\% + 2(Mo\%)^{1/2} + 0.0019Pa)$ × Impossible

むすび＝当社における高級特殊鋼の生産能力を強化するため、2006 年 9 月に 5CC を稼働させ、ブルーム連鋳 3 基体制とした。鋳造鋼種の互換を進める中で品質改善技術の共有化を図るとともに、特殊成分系鋼種の最適生産体制を確立した。とくに連鋳機ごとの 3 次冷却方法の違いを活用することにより、今後ますます多様化する特殊鋼に最適な対応をすることが可能である。今後も技術レベルの向上を図り、品質の向上とお客様満足度向上に努めていく所存である。

参考文献

- 1) 福崎良雄：R&D 神戸製鋼技報，Vol.50, No.1 (2000), p.17.
- 2) 酒井宏明：R&D 神戸製鋼技報，Vol.56, No.3 (2006), pp.9-13.
- 3) 大和久重雄：S 曲線新版，日刊工業新聞社，(1967), 296p.
- 4) 須藤 一ほか：金属組織学，丸善，(1972), 293p.
- 5) D. V. DOANE & J. S. KIRKALDY：Hardenability Concepts with Applications to Steel, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, Inc., (1978), pp.163-178.

(技術資料)

新棒鋼精整ラインの設備概要

Overview of New Bar Conditioning Line



長谷川 淳士*1
Atsushi HASEGAWA



津野 知*2
Satoshi TSUNO



菅野 丈*2
Jou SUGANO

In February 2007, a new bar conditioning line was completed at the Kobe Works bar conditioning factory. A bar conditioning line is a process to guarantee bar steel quality in the production of special steel. The new line was built in response to recent demands for higher quality, and includes a newly established straightening machine, a magnetic leakage flux testing system, and an updated ultrasonic testing system. This new line serves to secure our productive capacity of steel with unprecedented quality and ensure the company's ability to meet the continuing demands of industry for steels of high grade quality.

まえがき＝神戸製鉄所棒鋼加工工場は、熱間圧延後の棒鋼製品（φ17～108mm）の真直性確保と表面疵（きず）や内部欠陥の探傷検査、および製品識別を実施している工場である。ライン構成は小径ラインが2ラインと太径ラインが1ラインの3つのラインである。このたび、太径ライン（φ38～108mm）のリフレッシュ工事を2006年8月に着手し、2007年2月に竣工した。本稿では、更新した新棒鋼精整太径ラインを構成する各種設備の特長と概要を述べる。

1. 新棒鋼精整太径ライン設備の特長

1.1 基本構想

本工場の目的は、老朽化した設備を更新することによる安定操業確保に併せ、表面・内部品質保証度と労働生産性の向上、および生産能力の向上による上方弾力性の確保である。

棒鋼加工工場の太径ラインは1984年に稼動しており、老朽化が進行していた。今回の太径ライン更新・増強工事では、以下の観点で実施した。

- 1) 処理速度、真直度を向上した高剛性高速矯正機への更新
- 2) 検出精度を高め、かつ作業性を改善した高性能探傷装置への更新
- 3) 分散配置していた設備のライン直結化
 - ・ 運転、監視作業の集約および運搬作業削減による労働生産性の向上
 - ・ 結束、解束作業削減による横持ちハンドリング疵の減少
- 4) ライントラッキングシステム強化による識別異常の防止

これらの更新・増強工事によって顧客満足度の大幅な向上が期待できる。また、ラインの生産能力が向上する

表1 新太径精整ライン仕様
Table 1 Specifications of new bar conditioning line

Product size range	φ17～108mm
Productive capacity	25,000t/month
Product length	3,500～8,000mm
Bundle weight	Max.3,000kg/bundle

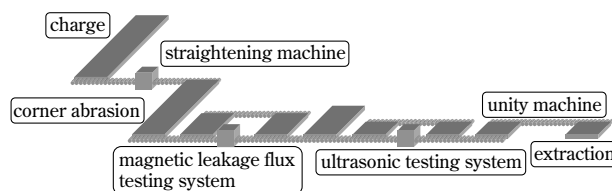


図1 新太径精整ラインレイアウト
Fig. 1 Layout of new bar conditioning line

ことによって検査加工リードタイムを短縮することができ、物流コストの削減も可能となる。

1.2 基本仕様

表1に新太径ラインの基本仕様、図1に太径ライン新設後の棒鋼加工工場のレイアウトを示す。

矯正機は速度向上によって矯正機と検査設備の生産性の差を解消することができ、ラインの直結化が可能となった。これにより、設備配置の改善とライン生産能力を22%向上させることができた。

2. 主要検査・加工設備の特長

2.1 高速矯正機

今回設置した矯正機は、2ロール式鼓矯正機であり、外観を図2に、設備仕様を表2に示す。

矯正機の剛性を高めて矯正速度の向上を図ることにより、後工程の検査設備を停止することなく材料を供給することが可能となった。また、矯正用ロールは小径用と太径用の2通りのロールタイプを有しており、これらを

*1 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部 *2 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 設備部

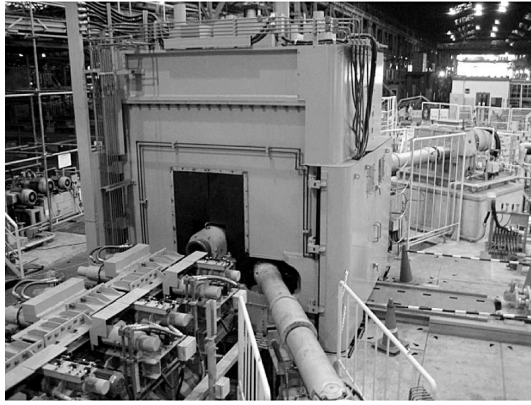


図2 新矯正機
Fig. 2 New straightening machine

表2 矯正機仕様
Table 2 Specifications of straightening machine

Type	Two-roll straightening machine
Speed	Max.120m/min
Straightness	1 mm/m
Roll degree	25-35°

使い分けることによって処理サイズ範囲を広げることができる。これにより、工場全体の生産スケジュールを柔軟に変更することが可能となった。

一方、矯正精度および生産性にかかわる矯正条件（ロール高さ、ロール角度、ガイド位置など）は従来、作業者のスキルに依存するところが多かった。そのため、鋼種や寸法の変化に応じて真直度などの矯正後品質を規格内に調整する作業に長時間を要していた。そこで今回、矯正条件の自動セットアップ機能を導入することにより、鋼種や寸法に適合した矯正条件を自動的にセットアップすることができ、安定した矯正と調整時間の短縮が可能となった。

2.2 表面疵探傷装置

今回設置した表面疵探傷装置は、従来と同様の漏洩磁束探傷装置（Magnetic Leakage Flux Testing System、以下MLFTという）であり、外観を図3に、設備仕様を表3に示す。今回、検出能力（探傷可能な疵深さ）を1.5倍向上することを目的に導入した。

MLFTでは、表面に疵がある材料を局部磁化させたとき、疵部から漏洩する磁束を探触子が検出して信号強度に変換する。疵の深さや長さに対してあらかじめ設定した値を超える信号のものは疵として検出される。

今回の更新では、高性能探触子の導入と探触子ピッチの短縮により、深さ0.10mm、長さ10mmの疵の検出を可能とした。また、探触子の個数を増やし、材料長手方向の探傷範囲を広くすることによって搬送速度も向上でき、最大150m/minで通過する被検査材を全周探傷できる。

2.2.1 疵手入れ材の再探傷化

疵手入れ後の材料の残存疵低減を目的に、MLFTでの設定値以上の疵個数をカウントした材料は、疵手入れ後再度MLFTにて探傷できるライン構成とした。従来、疵手入れ部のみの磁粉探傷（手探傷）をオフラインで実施

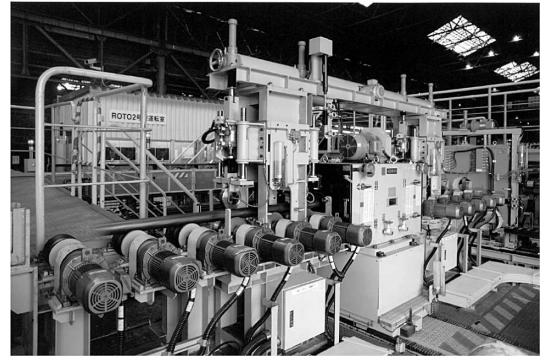


図3 新表面疵探傷装置
Fig. 3 New magnetic leakage flux testing system

表3 表面疵探傷装置仕様
Table 3 Specifications of magnetic leakage flux testing system

Type	Rotating type magnetic leakage flux testing system
Speed	Max.150m/min
Detection ability	$\phi 0.10\text{mm} \times 10\text{mm}$

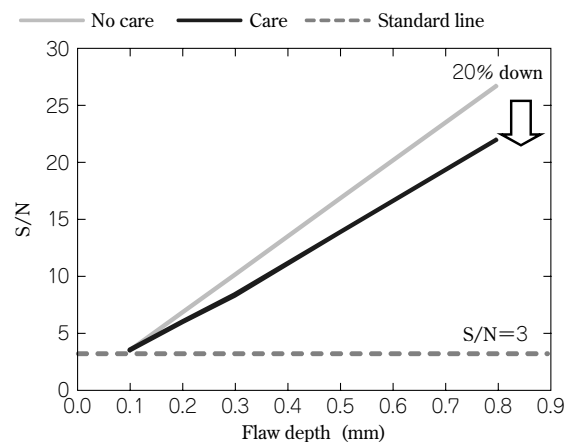


図4 疵取前後の信号強度
Fig. 4 Signal intensity of before and after care

していたが、再度自動探傷することにより、疵手入れ部周辺を含めた全長の残存疵を高い信頼性で確認することが可能となった。疵手入れ後の表面は凹凸があり、自動探傷時には疵手入れ部と探触子との間にギャップが発生するが、探触子が材料に追従する機構を採用することによって高い信号強度を得ることができた。図4に疵手入れ前後の信号強度を示す。疵手入れ後は信号強度が20%低下するものの、 $S/N \geq 3$ 以上は確保できるため再探傷は十分可能であることを確認した。

2.2.2 疵形状に対応した判定基準の導入

更新したMLFTは、信号強度が高いことから疵を過検出する傾向にある。このため、過検出を低減する判定基準を検討し、導入した。

従来の判定基準では信号強度のみで判定していたが、今回のMLFTでは信号強度（疵の深さ）だけでなく、疵長さによって判定する仕組を構築した。疵形状（へげ疵、割れ疵）による信号強度の違いを図5に、疵形状を図6に示す。疵形状によって信号強度が変化することから、へげ疵のように開口が大きく疵長さが短い疵に対しては、信号強度の設定値を高くして疵長さの設定値を短くする。一方、割れ疵のように開口が小さく疵長さが長い疵に対しては、信号強度の設定値を低くして疵長さの設

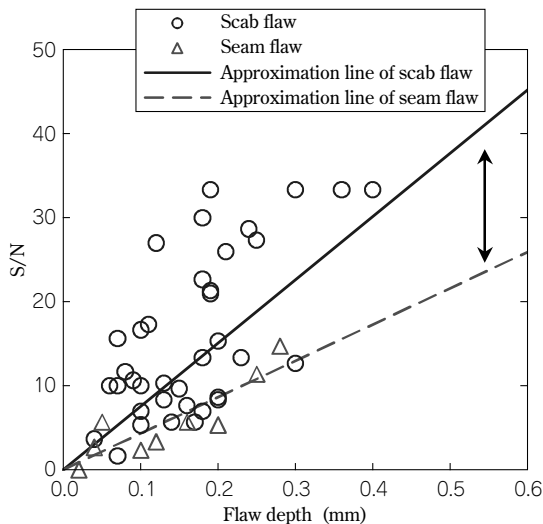


図5 疵形状による信号強度
Fig. 5 Signal intensity of flaw shape

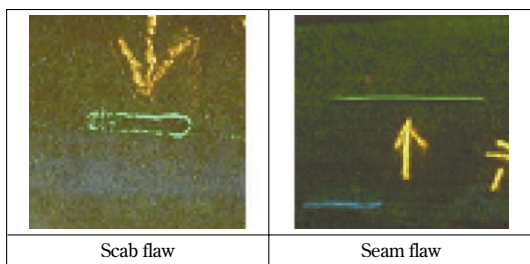


図6 へげ疵、割れ疵の疵形状
Fig. 6 Flaw shape of scab flaw and seam flaw

定値を長くすることとした。検出範囲の概要を図7に示す。疵形状に応じた判定を行うことにより、過検出を低減することができた。

2.3 内部欠陥探傷装置

今回設置した内部欠陥探傷装置は、従来と同様の超音波探傷装置 (Ultra Sonic Testing System, 以下USTという) であり (図8), 設備仕様を表4に示す。今回、検出能力 (探傷可能な最小欠陥サイズ) を2倍に向上させることを目的に探傷装置を導入した。

USTは材料の内部に超音波を発信し、欠陥部などから反射する超音波を探触子が検出してモニタに表示する。ある設定値以上の信号は欠陥として検出している。従来の探傷装置と比較して、①高性能探触子の導入、②素子のピッチの短縮、および③信号処理盤の高速化により欠陥検出能力が向上した。また、探触子内の素子個数を増加し、探傷範囲を材料長手方向に延長することによって搬送速度を向上させることができ、最大150m/minで通過する被検査材の全長探傷が可能となった。

USTは、欠陥検出を安定して行うためには媒質である水膜を安定させることが重要である。今回の更新では、2.3.2項で述べるカセット式 (図9) を採用することによって水膜を安定させ、安定した信号を確保することができた。図10より、新USTは旧USTと比較して平均で10%高い信号を検出していることが確認できた。

2.3.1 拡張式ホルダの採用

USTの斜角探傷は材料寸法によって超音波の入射角が変わるため、寸法に応じた探触子位置の調整が必要と

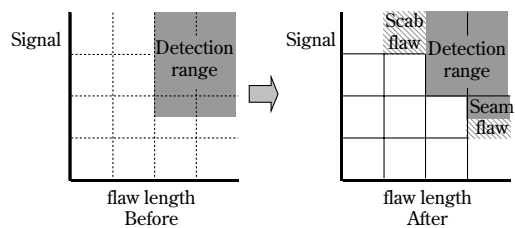


図7 更新前後の検出範囲
Fig. 7 Detection range of before and after improving



図8 新内部欠陥探傷装置
Fig. 8 New ultrasonic testing system

表4 内部疵探傷装置仕様
Table 4 Specifications of ultrasonic testing system

Type	Rotating type ultrasonic testing system
Speed	Max.150m/min
Detection ability	$\phi 150 \mu\text{m} \times 15\text{mm}$

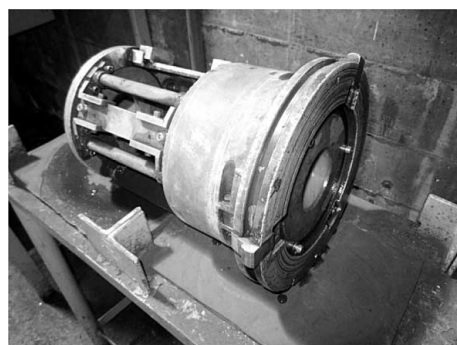


図9 探傷用カセット
Fig. 9 Testing cassette

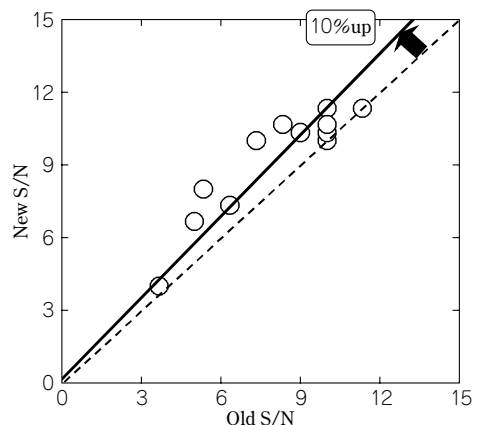


図10 新旧信号強度比較
Fig.10 Comparison of signal intensity between old and new UST

なる。従来の探傷装置では、寸法型替えのたびにホルダを外して探触子の位置を調整する必要があり、寸法型替え作業に長時間を要する問題があった。こうした問題を改善するため今回の探傷装置では、ホルダを取外すこと

なく探触子の位置を調整（拡張）する機構を備えた拡張式ホルダを採用した。これにより、ホルダ取替えによる寸法型替え準備時間を60%短縮することができた。

2.3.2 自動校正装置の導入

探傷装置は、被検査材の寸法変化によって探傷距離や超音波の入射角が変化する。このため、探傷する感度にばらつきが生じて探傷精度が低下する。これを防ぐため、被検査材の寸法に適した人工欠陥付きのテストピースを用い、感度を校正をする必要がある。

校正作業は従来、まず作業者が機側まで近寄って探傷装置の寸法替えを行い、続いて校正作業用テストピースを挿入して感度校正を実施していた。新設したUSTでは、感度校正のための作業時間を短縮することを目的に自動校正装置を採用した。自動校正装置は現寸法、次寸法、校正用の3種類のカセットを保有することができる。これらを台車に事前に装着しておくことにより、校正時には寸法を選択するだけで自動的に必要なテストピースを挿入して校正することができる。このような自動校正装置を導入することにより、校正時間は従来比55%低減することができた。

3. 搬送設備の改良

近年、品質の厳格化に伴い、従来は問題とならなかった規格内の軽微な疵であってもお客様から指摘されるようになってきた。棒鋼精整ラインで発生する冷間疵に対しても指摘されることがあったことから、今回の更新工事では以下の改良を実施した。

3.1 材料切出し方法の変更

給材テーブルから搬送ラインへ材料を1本ずつ切出す場合、従来はプッシャ式切出し方式であった。この方式では、材料の下からプッシャで突上げるため材料は跳ね上り、落下時に打痕疵（図11）がまれに発生していた。そこで今回、打痕疵防止を目的に、材料をすくい上げて搬送ラインに静置する機構である移載式切出し方式に変更することとした。概要を図12に示す。

3.2 矯正機入側ガイド

矯正機は、材料の振れ回りを防止するため、矯正機入側にガイドを設置している。従来はガイド幅が固定であったため、高速矯正時は材料寸法や鋼種によって振れ回りが大きくなり、材料とガイド端部が強接触して打痕疵が発生することがあった。今回、材料の寸法に応じて矯

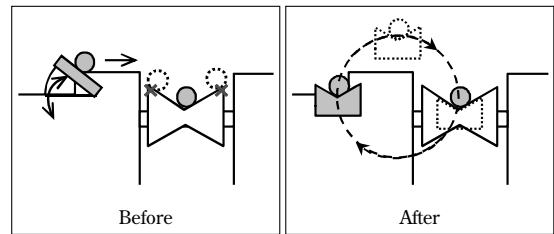


図12 材料切出し方法
Fig.12 Charge method of bar

正機入側のガイド幅を変更できる機構とすることによって材料の振れ回りを抑制することができ、打痕疵の低減と高速矯正が可能となった。

4. 自動荷札、識別シール発行

棒鋼精整ラインの最終工程では、材料ごとに荷札と識別シールをはり付けている。荷札や識別シールは従来、オフラインによって事前に発行し、材料が流れてきたタイミングで作業者がはり付けていた。そのため、はり付けミスによる品質異常が発生していた。今回、ラインのトラッキングシステムを強化することにより、材料が流れてくるタイミングに合わせてオンラインで荷札、識別シールを自動発行することとした。材料ごとに荷札と識別シールをタイムリーに必要枚数発行することにより、はり付けミスの発生を低減した。

むすび＝棒鋼加工工場の新太径ラインは立上げ後順調に稼動している。従来のラインと比較して、表面疵や内部欠陥の検出能力およびライン生産能力を向上させることができた。その結果、お客様からの品質不具合件数を1/2以下に低減することができた（図13）ことに加え、労働生産性を向上させることができた（図14）。今後これらの設備を極限まで有効利用して、さらなる品質改善、操業改善に努めていく考えである。

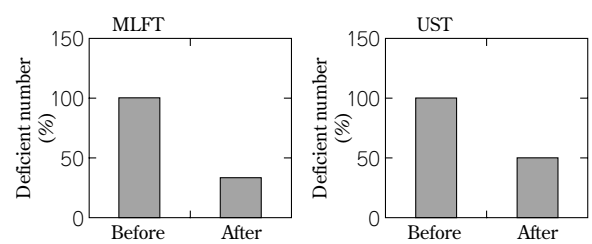


図13 品質保証度
Fig.13 Guarantee of quality

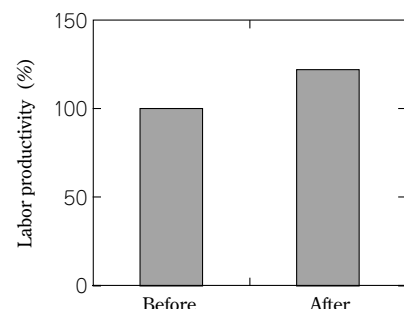


図14 労働生産性
Fig.14 Labor productivity

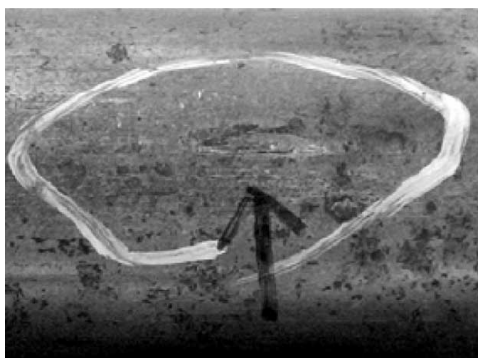
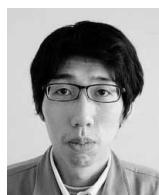


図11 打痕疵の疵形状
Fig.11 Flaw shape of dent flaw

(技術資料)

鋼片加工工場リフレッシュ工事の概要

Outline of Renewal and Improvement of Billet Conditioning Line



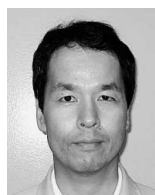
前田 悟*1
Satoru MAEDA



高岡克也*1
Katsuya TAKAOKA



前川祥二*2
Yoji MAEKAWA



和佐泰宏*3
Yasuhiro WASA

March 2009 saw the completion of improvements to surface and internal defect inspection equipment and defect removing machinery at the Kobe Works billet conditioning yard. During this refurbishment program, the shotblast machine, automatic magnetic particle inspection system, ultra-sonic detector, auto milling machine and manual magnetic particle inspection system were all revamped with the aim of improving the quality assurance of the equipment, and raising the level of production. The program was successful and with renewed use production has increased, with a decrease of residual surface defects.

まえがき＝当社神戸製鉄所では特殊鋼線材・棒鋼製品を主として製造している。代表的なものとして冷間圧造用線材や軸受鋼などが挙げられ、主に自動車向け部品の素材に使われている。これらの製品に求められる品質要求は高強度・高寿命化であるが、顧客からの品質要求は近年ますます厳格化する傾向にある。

顧客製品の品質には素材として使用される圧延鋼材の欠陥の有無が大きく左右し、圧延鋼材の品質は圧延段階での表面・内部欠陥の残存状況に大きく依存する。一方で鋼材製造側の観点では、これらの要請への対応に加え、製造コストを低減することが課題となっている。

このような状況のもと、神戸製鉄所鋼片加工工場は鋼片での検査・疵（きず）取工程を担うべく1980年より稼動している。稼動後30有余年を経て、老朽化した設備の更新による安定操業の確保、厳格化する品質要求に対応した鋼片品質保証度の向上、およびさらなる処理能力向上による労働生産性の改善を達成させるべく、リフレッシュ更新工事を行い、2009年3月に完工した。以下に、設備更新概要を述べる。

1. 鋼片加工工場における設備更新概要

鋼片加工工場における自動探傷ラインの工程は以下に示すとおりである。

- ①ショットブラスト：スケール剥離（はくり）除去
- ②自動磁粉探傷：表面疵自動検査
- ③超音波探傷：内部疵自動検査
- ④自動疵取：表面疵自動除去
- ⑤目視磁粉探傷：表面疵再検査

上記検査・疵取工程を経た後、鋼片は圧延工場へ搬送される。

この度のリフレッシュ工事においては、探傷装置、疵取装置の更新を行った。

1.1 ショットブラスト装置

1.1.1 スケール剥離性能の改善

更新前後のショットブラスト装置の設備仕様を表1に、またショットブラスト改善前後のビレット幅方向投射密度を図1に示す。ショットブラストのスケール剥離性能は鋼片搬送速度に依存し、従来では低・中炭素鋼には40m/min、低合金鋼（30C以下）は30m/min、スケール剥離性の低い軸受鋼や高合金鋼（30C以上）、および高炭素鋼は25m/minで搬送していた。今回の更新では、

表1 ショットブラスト装置の設備仕様
Table 1 Specifications of shotblast machines

Item	Specification	
	Old type	New type
Incidence (kg/min)	480	720
Motor capacity (kW)	30	45
Incidence density (kg/m ²)	46	60

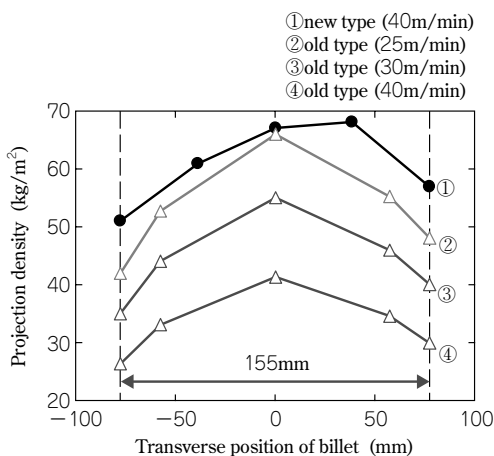


図1 鋼片幅方向位置の投射密度の新旧比較
Fig. 1 Comparison of projection density (a) old type and (b) new type

*1 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部 *2 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部 (現 鉄鋼事業部門 技術総括部) *3 技術開発本部 生産システム研究所

ショット球を投射する駆動モータの容量増強を行い、単位時間あたりの投射量を従来比 1.5 倍に向上させた。さらに投射密度の幅方向の分布を変え、中心部分の密度を下げ、幅方向の密度を上げた。本改善により、幅方向の最低投射密度部においても搬送速度 40m/min の条件でも全鋼種に対して旧設備の 1.3 倍の投射密度を確保し、スケール剥離性の確保と同時に搬送速度向上による処理能力増強を実現させた。

1.2 自動磁粉探傷設備¹⁾

自動磁粉探傷設備の更新前後の設備仕様を表 2、設備概要を図 2 に示す。探傷工程ではまず、搬送中の鋼片（ショットブラストによるスケール剥離済）に蛍光磁粉液を散布する。鋼片は極間磁化方式によって走間磁化し、蛍光磁粉が表面疵部に凝集する。これを紫外光源の照明光により可視化させ、ITV カメラにて撮像し疵を検知する仕組みである。

1.2.1 カメラ分解能の改善

更新前後でのカメライメージを図 3、同一欠陥をエリアカメラおよびラインカメラで撮像した画像を図 4 に示す。本更新では、従来のエリアカメラからラインカメラへ変更することによって 200 倍の撮像分解能を可能とした。従来方式では紫外線照度が低いうえにカメラ感度も

表 2 自動磁粉探傷装置の設備仕様

Table 2 Specifications of automatic magnetic particle inspection systems

Item	Specification	
	Old type	New type
Camera type	area camera	line camera
Pixel size (mm)	0.36 × 8	0.11 × 0.11
Number of magnetic coils	2	3
Table rate (m/min)	25	40

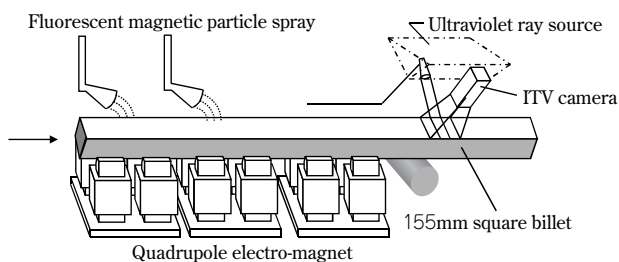


図 2 新自動磁粉探傷装置の設備概要

Fig. 2 New automatic magnetic particle inspection system

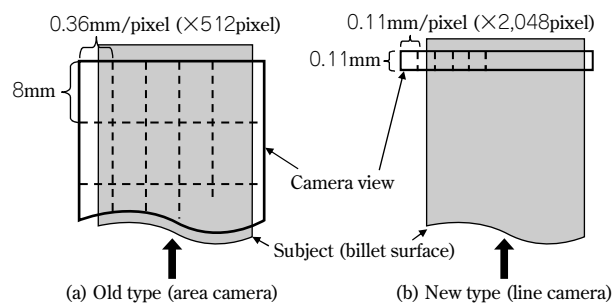
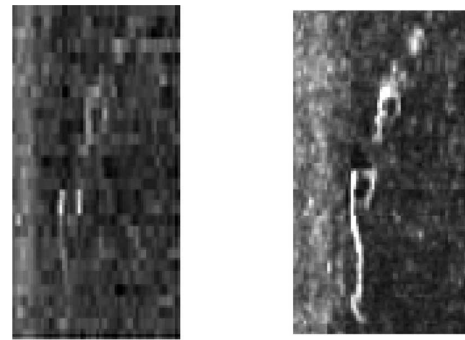


図 3 更新前 (a)、更新後 (b) のカメラ画像イメージの比較

Fig. 3 Comparison of camera view image between (a) old type and (b) new type



(a) Area camera

(b) Line camera

図 4 (a) エリアカメラ、(b) ラインカメラによる欠陥画像
Fig. 4 Defect image of (a) area camera and (b) line camera

低い。このため、シャッタ速度が遅くなって像流れが発生し、鋼片長手方向の分解能が低い。更新後では紫外線照度を高めたうえで高感度カメラを使用することによってシャッタ速度を大幅に上げることが可能となった。その結果、像流れは無視できるレベルとなってカメラ分解能を向上させることができ、従来は長さ 10mm 以上が限界であった疵検知が 5mm でも可能であることを確認した。

1.2.2 疵検出性能の向上

疵をより検出しやすくする方策としては、通材時の磁化方法、磁粉液散布法の最適化、紫外光源照度の向上による指示模様の輝度向上が挙げられる。今回の改善では紫外光源を更新し、従来比で 5 倍の照度が得られる高輝度タイプのものを選定した。

1.2.3 疵判定アルゴリズムの高度化

カメラで捕えた高輝度部の指示模様のなかから有害欠陥を選択的に弁別する必要があることから、以下のアルゴリズムによる疵判定を実現した。

a) 独自の線分抽出フィルタの採用

搬送方向に伸びた割れ欠陥だけでなく、不定形のへげ欠陥も強調可能な多方向線分抽出フィルタを前処理として画像全体に施し、疵検出の SN 比を向上させる。

b) 動的 2 値化しきい値の適用

鋼片地肌輝度の平均値と標準偏差から疵判定 2 値化しきい値を算出して動的に変化させる。これにより、紫外光源の劣化や磁粉濃度変動への対応だけでなく鋼種による輝度変化にも対応可能となる。

c) 指示模様の形状による弁別

高輝度であるが面積の小さい磁粉だまりに対し、面積の大小によって除去するだけでなく、搬送方向に長い欠陥でもスリキズのような無害なものは幅方向サイズによって除去することで誤検出の低減を行っている。

1.2.4 メンテナンス性の向上

更新前におけるカメラ・紫外光源の設備架台機構は鋼片への追従式であったため、追従機構のメンテナンスが必要であった。更新後はカメラ・紫外光源架台を固定式にし、幅方向の位置ズレ補正をレーザ変位計によって行うことにした。これにより、設備の簡素化を図ることができ、追従機構のシリンダ部品などのメンテナンスを不要にすることができた。

1.2.5 疵分類情報の追加

検出した疵情報に対し、従来は位置座標のみの情報しか得ることができなかった。しかしながら更新後は、疵の縦／横長さ比情報から疵の分類（線状疵、へげ疵）情報を得る仕様を構築した。その結果、日々の鋼片の疵探傷結果から得られる疵分類情報から、前工程の品質状況を把握できることを可能とした。

1.3 鋼片自動超音波探傷装置

自動超音波探傷装置の更新前後の設備仕様を表3に示す。1981年に設置したこれまでの超音波探傷装置は稼働後24年が経過しており、老朽化によるトラブルの頻発や電装予備品の枯渇のため更新を行った。

1.3.1 感度校正作業の容易化

従来の感度校正作業では、超音波探傷の標準試験片（STB-V8）を用いてオペレータがプローブ全数の探傷感度を測定・調整していた。この作業には1時間程度要し、その間、探傷装置を休止させる必要があった。今回の更新では、通常操業で探傷する155mm角鋼片と同形状の感度校正用のテストピースを用いたオンライン感度校正を行うことができるようになった。これにより、感度校正時間を約8割短縮した。

1.4 鋼片自動疵取装置

自動疵取装置の外観写真を図5、自動疵取装置の更新前後の仕様比較を表4に示す。自動疵取装置の研削方式は、従来と同様のフライスカッタ方式を採用した。

1.4.1 疵取装置チップ形状の改善

図6に更新前後の自動疵取装置のチップ形状を示す。従来の疵取装置のチップは丸形チップを平行に配置した

表3 自動超音波探傷装置の設備仕様
Table 3 Specifications of automatic ultra sonic detectors

Item	Specification	
	Old type	New type
Frequency (Vertical angle)(MHz)	3	3
Frequency (Oblique angle)(MHz)	2	3
Number of Probes (ch/single-plane)	6	8
Table rate (middle part)(m/min)	30	40
Speed control	Beier cyclo	Inverter

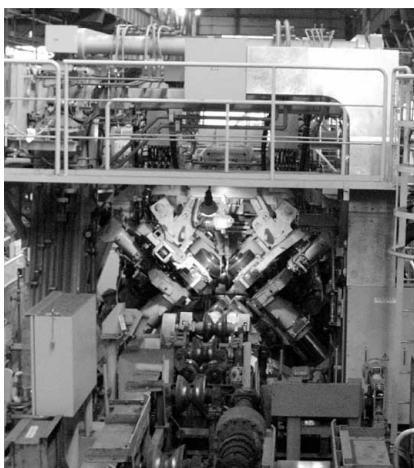


図5 自動疵取装置の外観
Fig. 5 Appearance of automatic milling machine

カッタ形状であった。更新後のチップはだ円形状とし、さらにチップを千鳥配置にすることによって切削幅を大きく取れるようにしている。

1.4.2 切削深さの改善

カッタ駆動モータ容量を従来に比べ1.7倍に増強することにより、従来1.5mmであった研削深さを3.0mmまで可能とした。また、チップ研削部の曲率を緩やかにする（Rを大きくする）ことにより、深く切削しても鋼片に有害な鋭利なくぼみができない形状とした（図6）。

1.5 目視磁粉探傷装置の更新

目視磁粉探傷装置の更新前後の設備仕様を表5に示す。

1.5.1 磁化方式の改善

磁化方式の違いによる磁場形成方向の違い、および人工欠陥試験片での見え方の違いを図7に示す。従来の磁化方式は2極極間方式であり、磁場は鋼片の幅方向に分布する（図7(a)上）。このため、鋼片長手方向の疵に対しては磁粉が凝集して見やすい反面、幅方向に対しては指示模様が形成され難い状況（図7(a)下）であった。

表4 自動疵取装置の設備仕様
Table 4 Specifications of automatic milling machines

Item	Specification	
	Old type	New type
Cutting method	Milling cutter	
Number of cutting units	4	
Arrangement of milling chip	parallel	staggered
Shape of milling chip	round	oval
Number of chips (piece)	24	32
Material properties of chip	ceramic metal	
Capacity of cutter drive motor (kW)	11.0	18.5
Max.milling width (mm)	13.0	43.0
Max.milling depth (mm)	1.5	3.0

表5 目視磁粉探傷装置の設備仕様
Table 5 Specifications of manual magnetic particle inspection systems

Item	Specification	
	Old type	New type
Number of magnetic coils	2	3
Magnetization type	double-pole	quadru-pole
Length of magnetic field (mm)	540	1,800
Magnetization time (s)	1.3	2.7
Table rate (m/min)	25	40

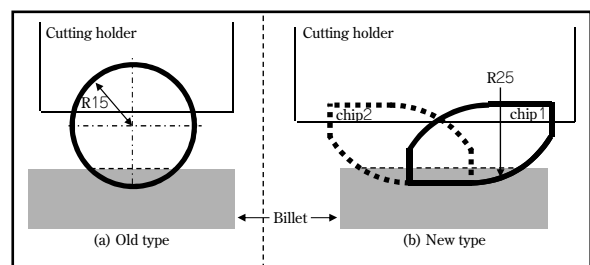


図6 更新前(a)、更新後(b)のカッタチップ形状
Fig. 6 Milling chip shape of (a)old type and (b)new type

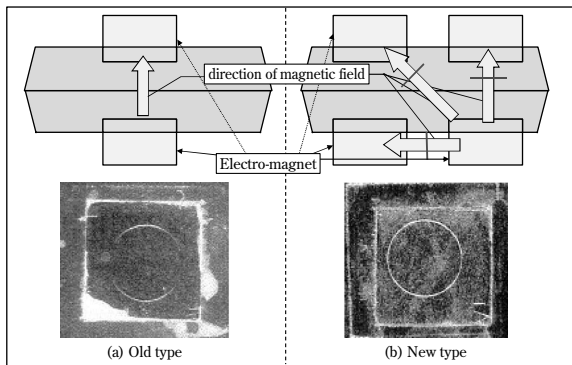


図7 磁場形成方向と人工欠陥の見え方の更新前(a), 更新後(b)での比較

Fig. 7 Comparison of direction of magnetic field (upper) and visibility of artificial defect (lower) between (a)old type and (b)new type

これに対し、4極極間方式とした更新後は、鋼片の幅方向に加え、長手方向にも磁場が形成されるため、長手方向の疵だけでなく幅方向の疵に対しても同等の指示模様を形成することを可能とした(図7(b)下)。

2. 品質改善効果

2.1 表面疵保証度の改善

図8にリフレッシュ工事前後での目視磁粉探傷時の残存表面疵個数指数の比較を示す。更新後は約50%低減しており、残存疵流出リスク低減に寄与していることを確認した。

2.2 処理能力の改善

図9にリフレッシュ工事前後での鋼片加工工場の処理量の比較を示す。更新前後で約10kt/月の処理量増を達成し、処理能力が向上した。

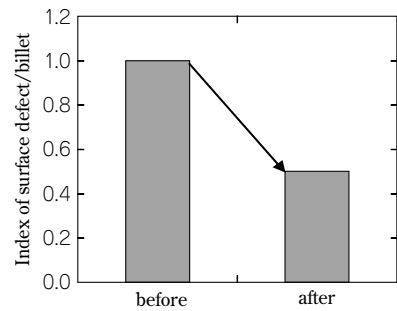


図8 更新前後の目視磁粉探傷後の表面疵個数指数
Fig. 8 Index of surface defect after manual magnetic particle inspection of before and after improving

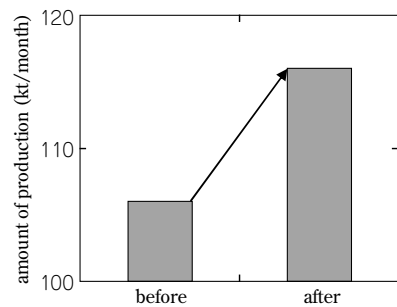


図9 更新前後の鋼片処理量
Fig. 9 Amount of production of before and after improving

むすび=当社神戸製鉄所鋼片加工工場は、リフレッシュ工事以後順調に稼動している。今後、これらの設備の能力を最大限に発揮させ、コストダウン、品質向上に努めていく所存である。

参考文献

- 1) 小川岳夫ほか：神戸製鋼技報，Vol.50, No.1 (2000), p.69.

(論文)

ホットスカーフ溶削技術の高度化

Improvement of Bloom Surface Quality in the Hot Scarfing Process



多比良知秀*1
Tomohide TAIRA



小林正宜*1
Masanori KOBAYASHI



高岡克也*2
Katsuya TAKAOKA



宮崎庄司*2
Shouji MIYAZAKI

A hot scarfer is used to remove bloom surface defects in the blooming mill. To manufacture bar and wire rod products with a good surface quality, it is important to maintain the optimum operating conditions of the hot scarfer. The purpose of this study is to investigate the main factors causing uneven hot scarfing performance and to clarify the proper preheating conditions of the hot scarfer. A finite element fluid analysis has been conducted to calculate the mixing ratio of propane and oxygen at the bloom surface, and the a reasonable mixing ratio was estimated by comparing the calculated results and the actual bloom surface after the hot scarfing. This mixing ratio was applied in the actual operation of the hot scarfer and the satisfactory results have been achieved.

まえがき＝線材・棒鋼の高強度化および部品成形時の高加工度化が進められてきた結果、浅い表面疵（きず）であっても加工割れの破壊の起点となるようになってきた。そのため、表面疵に対する許容限度はますます厳格なものとなってきている。この割れリスクの低減のため、最終製品はもとより中間製品においても表面疵除去とその出来映え評価が重要なものとなりつつある。

ホットスカーフ（以下、HSという）は、線材・棒鋼の製造工程の中で、連続铸造したブルームから中間製品であるビレットを製造する分塊圧延工程に配置され、ブルームに存在する表面欠陥（脱炭層および表面疵）を溶削により除去するための設備である。これは、ミーリングなどの機械加工に比べて高い生産性を有することから広く用いられている。分塊圧延後のビレットの表面品質はHSの溶削の良しあしに大きく左右されるものの、HSでの溶削不良につながるメカニズムについて詳しく検討した事例はこれまでほとんどない。そこで、HSによる溶削不良の発生メカニズムと影響因子を調べることで、溶削不良を大幅に低減できるめどを得た。以下にその概要を述べる。

1. HS における溶削むら低減の考え方

図1に示すようにHS直後のブルーム表面には、ブルームの長手方向に平行な凹凸（溶削むら）が形成される。こうした溶削むらは、その程度によっては、HS後の分塊圧延において表面疵（図2）を発生させる原因になることがある。また、これらの表面疵には脱炭層が認められることから、HSによる溶削では元々ブルーム表面を覆っている脱炭層を完全に除去しきれない場合があることがわかる。したがって、分塊圧延後のブルーム表面疵を低減させるためには、HSの溶削深さを十分確保した上で、

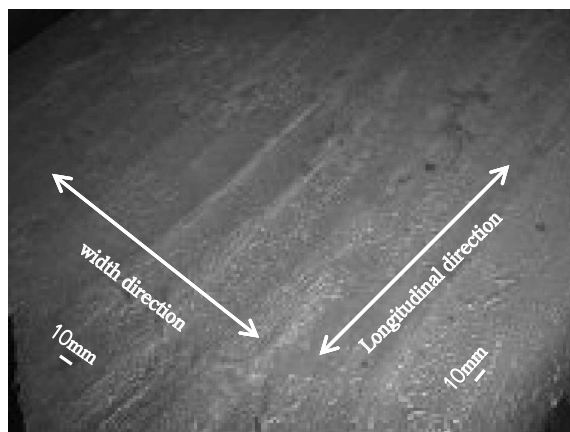


図1 HS後のブルーム表面
Fig. 1 Bloom surface after hot scarfing

No.	Surface	Cross section
1		
2		

図2 分塊圧延後のビレットの表面疵
Fig. 2 Surface defects of billet after blooming

溶削むらの小さい平滑な溶削面を実現させることが必要である。

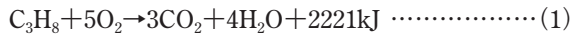
*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター プロセス技術開発部 *2 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部

1.1 HSの溶削原理

HSの概略図を図3に示す。HSは、溶融鉄と酸素の熱化学反応によってブルーム表面層を削り取る設備であり、下記手順によってブルームの4面（上下面と両側面）を長手方向に沿って同時に溶削する。

手順1：ブルーム先端部の予熱

ブルームを停止した状態で火口（ひぐち）からプロパンと酸素を噴付けることにより（図4）、ブルーム先端部に溶融部を形成させる。このときのプロパンの燃焼反応を式（1）に示す。



手順2：ブルーム長手方向の溶削

ブルーム先端に溶融部を形成させた後、ブルーム全長の表面層を削り取るために、ブルームを火口方向に一定速度で搬送する。このときのプロパンと酸素の流量比は予熱時とは異なり、プロパンの流量を下げて酸素の流量が多くなるように設定する。これにより、式（2）に示す溶融鉄と酸素による酸化反応熱を発生させて継続的に溶削を進行させる。



1.2 HSにより生じるブルーム表面の溶削むら

HS直後のブルームの予熱を行った先端部（以下、予熱部という）、および溶削した長手方向位置（以下、溶削部という）における幅方向の溶削深さを測定した（図5）。この図から、溶削部より予熱部の方が深く溶削されていることに加え、予熱部と溶削部の凹部と凸部がそれぞれ

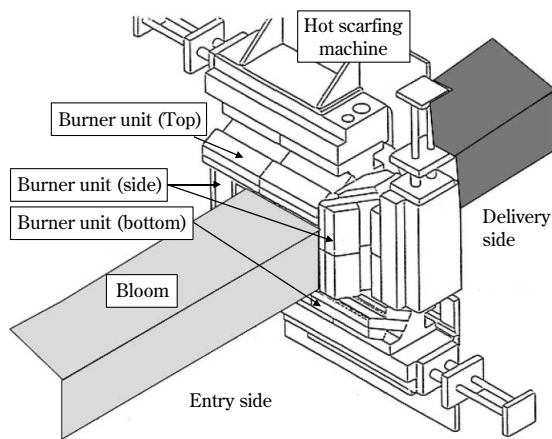


図3 ホットスカーフの概略図
Fig. 3 Schematic diagram of hot scarfing machine

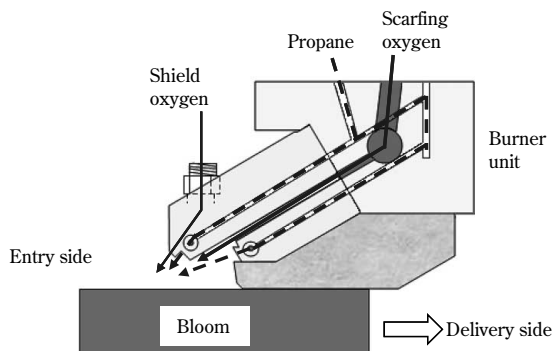


図4 火口の概略図
Fig. 4 Schematic diagram of burner unit

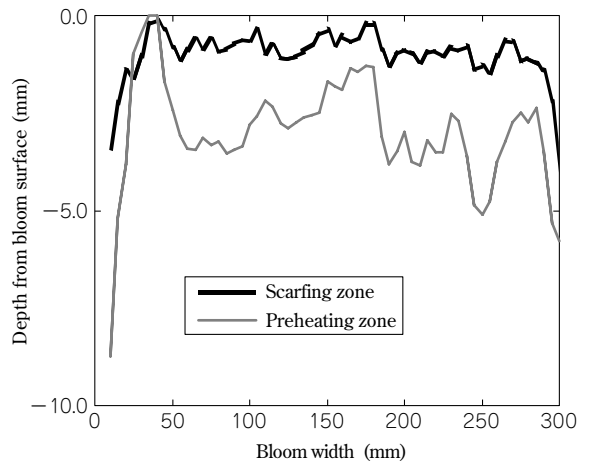


図5 ブルーム幅方向の溶削深さ分布
Fig. 5 Distribution of scarfing depth along width direction

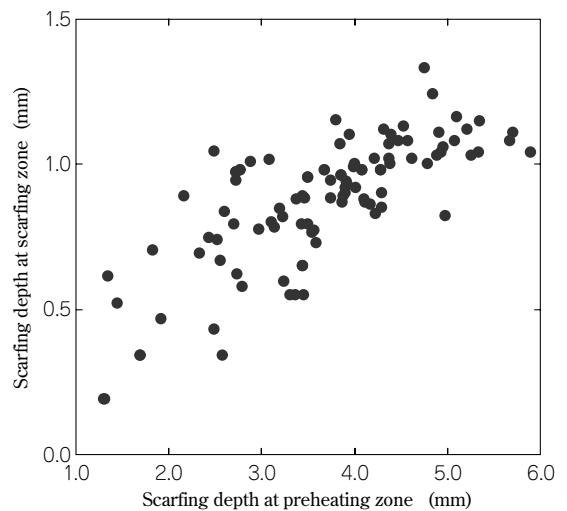


図6 予熱部と溶削部の溶削深さ
Fig. 6 Relationship between scarfing depth at preheating and scarfing zone

れ、幅方向位置においてよく対応することがわかる。また、予熱部と溶削部の溶削深さの対応関係は図6に示すとおりであり、予熱部の溶削深さの減少に伴って溶削部の溶削深さも減少する傾向が認められる。

1.3 溶削むら低減の考え方

HSにおけるブルーム表面の溶削深さには、予熱後の溶削時におけるブルームの搬送速度が影響することが従来から知られている¹⁾。

この知見に加えて、前節で述べた予熱部と溶削部の溶削深さの対応関係に着目すると、HSの前段で行う予熱作業が溶削の良否に大きく影響していることは明らかで、溶削面の健全性を確保するには、予熱時においてブルーム幅方向に均一な溶融部を形成する必要があるといえる。

2. HSにおけるプロパンと酸素の混合比分布と予熱時の溶削状態の対応

ブルーム先端部の予熱時には、ブルーム表面の溶融に式（1）に示したプロパンの燃焼熱を利用していることから、ブルーム幅方向のプロパンと酸素の流量分布、すなわちプロパンと酸素の混合比（以下、混合比という）の

分布が溶削状態に影響すると考えられる。

このため、実機の HS 装置における混合比分布を有限要素法（以下、FEM という）解析で明らかにするとともに、それが溶削むらに及ぼす影響を実機実験によって調査した。

まず、火口から噴射されるプロパンと酸素のブルーム表面上での混合状態を明らかにするため、FEM による流体解析を行った。解析には、FLUENT ver6.3 を使用した。HS 装置は、ブルーム断面を囲うようにプロパン、燃焼用酸素およびシールド用酸素の噴出ノズルを配置しており、これらのノズルはブルーム幅に対して余剰幅を持たせた設計となっている。FEM 解析では対称性を考慮して 1/4 構造を対象にモデル化した（図 7）。また、プロパンおよび酸素の圧力、ノズル配置幅をそれぞれ表 1 および表 2 に示す。また図 8 は、各流体の噴出ノズルの FEM モデルである。

このモデル化の妥当性を検証するため、実操業と同じ圧力条件で火口から流体を噴射させたときの流速分布をブルーム表面上で測定し、その測定結果と計算結果との比較を行った。図 9 にプロパンおよび燃焼用酸素の流速分布の実測値と計算値を示す。実測値と計算値はほぼ一致しており、解析モデルが妥当であるうえに十分な精度を有していることがわかった。

この解析モデルにより、実機における予熱時の各流体

表 1 ガス圧力条件

Table 1 Condition of gas pressure

Status	Gas	Pressure (KPa)
Preheating	Propane	30
	Shield oxygen	180
	Scarfing oxygen	4
Scarfing	Propane	10
	Shield oxygen	30
	Scarfing oxygen	180

表 2 ガスの噴射幅条件

Table 2 Condition of gas injection width

	Gas injection width (mm)	
	(a) Conventional	(b) Improved
Propane	Bloom width + 20	→
Shield oxygen	Bloom width + 70	Bloom width + 20
Scarfing oxygen	Bloom width + 50	Bloom width + 20

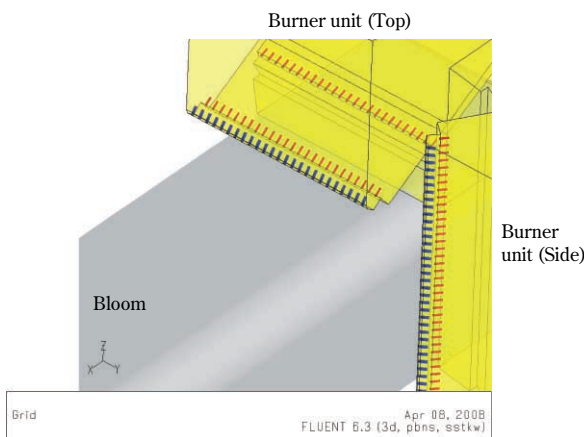


図 7 FEM 解析に用いた 3 次元モデル
Fig. 7 3 dimensional model for FEM analysis

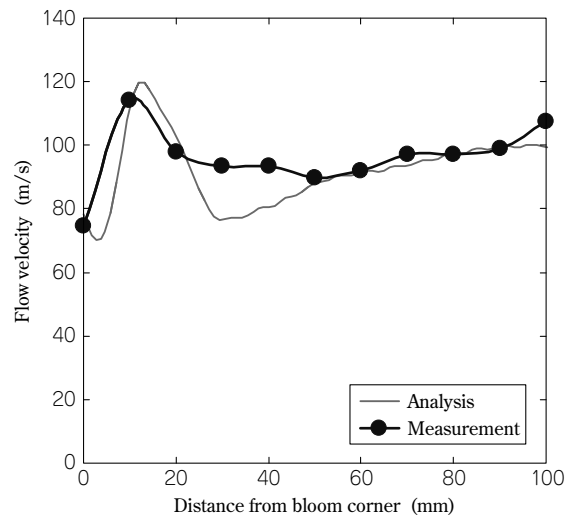


図 9 ガス流速の解析結果と実測値の比較
Fig. 9 Comparison of gas flow velocity obtained by FEM analysis and experiment

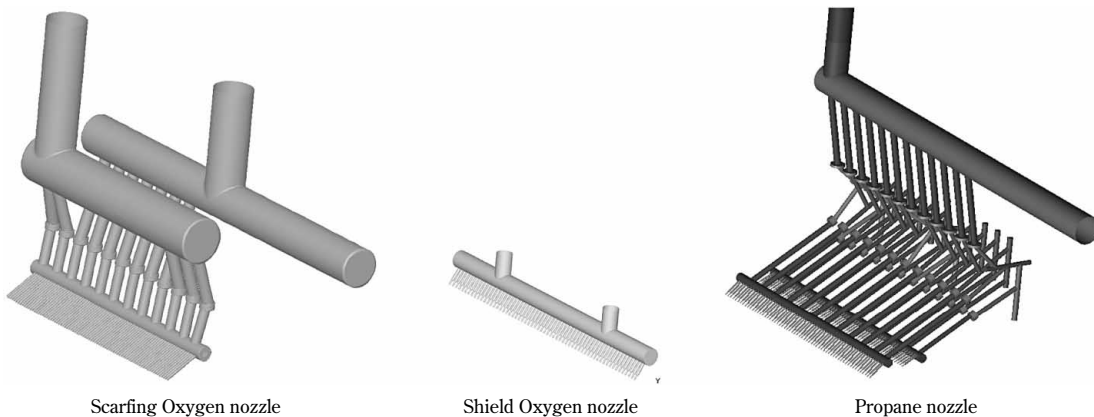


図 8 FEM 解析に使用したノズル形状
Fig. 8 FEM models of nozzles

の圧力条件（表1）での混合比分布を解析した。図10はその解析結果を示したものである。混合比はブルームの幅方向に一樣な分布となっておらず、ブルームコーナから30mm程度入った位置でピーク値を示している。一方、ブルームの幅中央付近の混合比は、プロパンと酸素が完全燃焼するときの理論混合比5.0（式（1））にほぼ等しくなっている。ブルームコーナから30mmの位置において混合比のピークが出現するのは、側面火口はプロパン・酸素ともにブルーム幅より広い幅でノズルを配置した設計となっており、さらに酸素のノズル配置幅はプロパンのそれよりも広いことから、酸素リッチな条件になるためと考えられる。

つぎに、混合比分布と溶削状態との関係を調べるため、表1の条件下でブルームを予熱したときに生じる溶削深さを測定した。図11に溶削深さの幅方向分布を示す。この図と図10を比較すると、溶削深さと混合比の間には密接な関係が認められ、混合比が理論値に近い位置で溶削深さは深く、逆に混合比が酸素リッチとなる位置で浅くなっている。この結果より、ブルームコーナ近傍を酸素リッチな状態にする原因と考えられる酸素の余剰ノズル配置幅を削減した条件（表2（b））で混合比分布の解析を行った。

図12にその結果を示す。従来のノズル配置幅では、ブルームコーナから30mmの位置において混合比のピーク

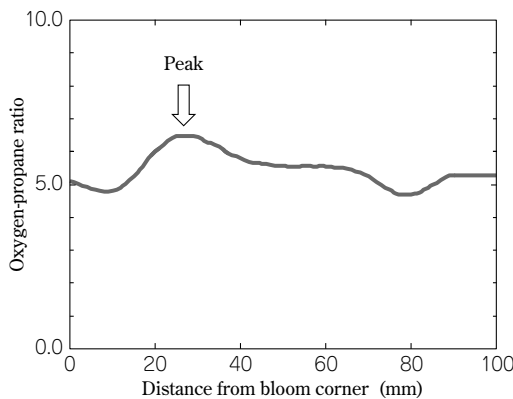


図10 混合比の計算結果

Fig.10 Analysis results of distribution of oxygen-propane ratio

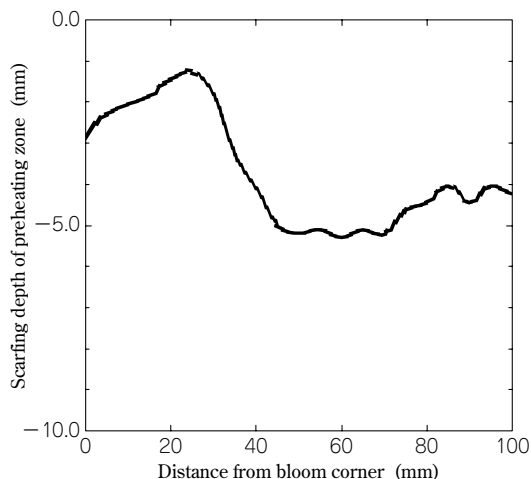


図11 ブルームコーナ近傍の溶削深さ

Fig.11 Scarfing depth near bloom corner

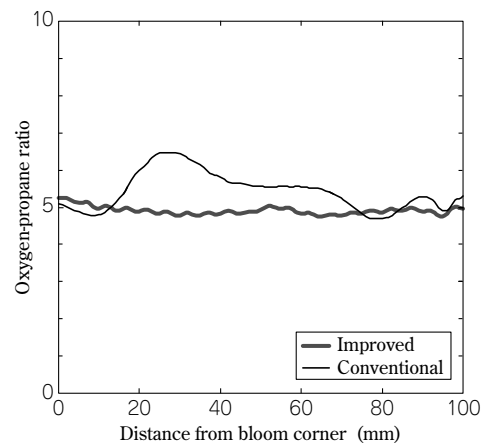


図12 混合比分布の改善結果

Fig.12 Improvement of oxygen-propane ratio distribution near bloom corner

が認められたのに対し、ノズル配置幅を縮小した場合はこのピークが消失し、混合比は解析領域の全幅にわたって5.0に近い分布となっている。この結果から、酸素の余剰ノズル配置幅を縮小することによってブルームコーナ近傍の溶削むらが改善できると考えられる。

3. 予熱部の溶削むら低減実験と考察

FEM解析の結果、混合比が予熱部の溶削深さに大きく影響を及ぼしていることがわかった。この結果を実機において検証し、そこから最適な溶削条件の導出を試みた。

実機における検証では、予熱時に火口に供給するプロパンの流量を固定して投入熱量を一定とした上で酸素の流量を変更し、混合比を3.8～6.0まで6段階に変化させて溶削を行った。このときの予熱部における溶削深さを測定することによって溶削むらの大きさを評価した。

図13に混合比と予熱部の溶削深さの関係を示す。同一面における溶削深さの最大値、最小値および平均値をプロットした。予熱部の溶削深さは、混合比が酸素リッチになるにしたがって減少する傾向を示した。

さらに、図13で示した溶削深さの最大値と最小値の差を溶削むらとし、混合比と予熱部における溶削むらの大きさとの関係を示したのが図14である。溶削むらの大きさは混合比が理論的な条件である5.0のときに最も小さくなり、そこから乖離（かいり）するにしたがって大きくなる傾向を示している。これは、混合比を変化させることによってブルーム表面における混合比の分布のばらつきが変化し、これが溶削深さの分布に影響を与えた結果と考えられる。

図14を見ると、混合比を5.0とすると溶削むらは小さくなるが、この条件においても4.0mm程度の溶削むらが存在する。この溶削むらは、ブルームコーナ近傍の溶削深さが浅いことに起因している。そこで、2章で述べた解析結果から得られた知見を基に、酸素ノズル配置幅の縮小によるブルームコーナ近傍における溶削むらの改善を実機実験によって試みた。このときの各ノズルの配置幅条件は、表2（b）とした。

従来のノズル配置幅の場合と改善後のノズル配置幅の

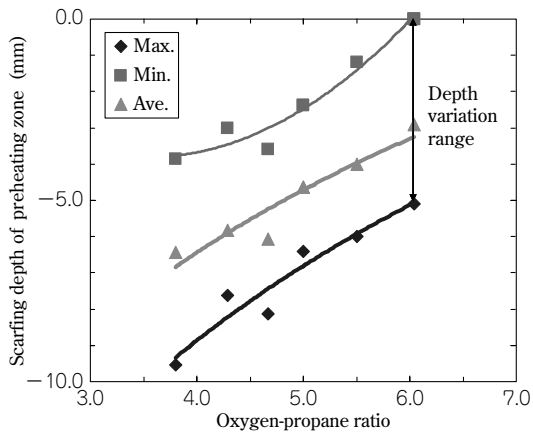


図13 予熱部の溶削深さと混合比の関係

Fig.13 Relationship between oxygen-propane ratio and scarfing depth at preheating zone

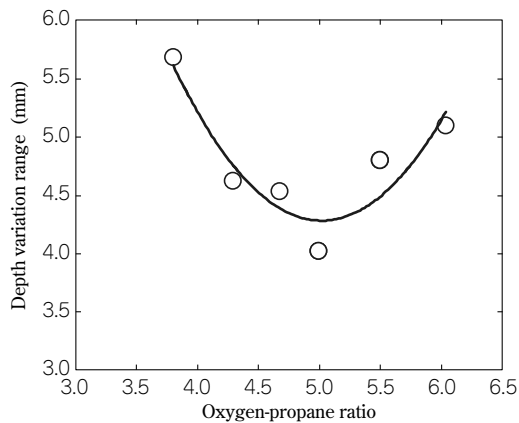


図14 予熱部の溶削むらの大きさと混合比の関係

Fig.14 Relationship between oxygen-propane ratio and depth variation range at preheating zone

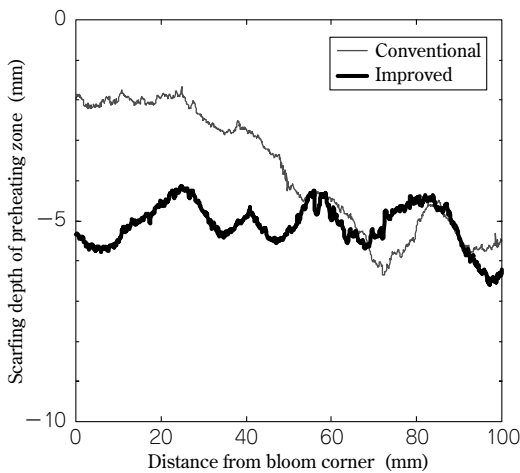


図15 ブルームコーナ近傍における溶削深さの改善結果

Fig.15 Improvement of scarfing depth distribution near bloom corner

場合での予熱部における溶削深さを図15に示す。前述のように従来は、ブルームコーナ近傍に生じる浅い溶削が溶削むらの大きな原因となっていた。一方、酸素ノズル配置幅を縮小したものでは、ブルームコーナ近傍の溶削深さは平面部と同等となり溶削むらは改善された。これは、余剰な酸素ノズル配置幅の縮小によって、ブルームコーナ近傍での酸素リッチな状態が解消された結果で

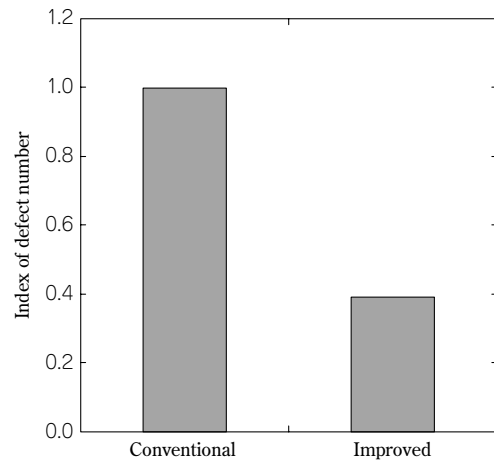


図16 表面疵の改善結果

Fig.16 Improvement of surface defects

あると考えられる。

このように、酸素リッチな状態となることによって予熱部における溶削深さが減少するのは、プロパンの燃焼に寄与しない過剰な酸素が存在する領域では、その過剰な酸素によって加熱部が冷却されるためと考えられる。

以上の実験結果および予熱部の溶削状態の良否がブルーム全長の溶削むらと密接な関係にあることを勘案すれば、一定量の溶削深さを確保しつつ溶削むらの少ない平滑な溶削面を得るためには、予熱時における混合比を5.0程度に設定した上で、ブルーム表面における混合比分布も5.0程度となるようにプロパンおよび酸素の流量分布を均一化させることが重要である。

実験で得られた知見を実機に適用した結果、現在では分塊圧延後のビレットにおける表面疵の発生が大幅に抑制されている(図16)。

むすび=鋼片疵の発生原因となる溶削むら形成メカニズムの検討を行い、以下のような知見を得た。

- (1) 溶削むらは、HSの初期プロセスである予熱時に形成されたむらが解消されずに残存したものである。
- (2) 予熱部におけるむらは、酸素/プロパンの混合比が理論値よりも酸素リッチとなった箇所の溶削深さが減少することによって起こされる。
- (3) 一定量の溶削深さを確保しつつ平滑な溶削面を得るための最適な溶削条件は、予熱時におけるプロパン/酸素の混合比を理論値である5.0程度とし、混合比分布が均一となるようにブルームに噴射することである。

今回、ブルームコーナ近傍のむらは改善できたものの、平面部のむらの改善は残された課題であると認識しており、これらの知見を基に改善に取り組む所存である。

参考文献

- 1) 人見康雄ほか：鉄と鋼，Vol.78 (1992)-T137.

(論文)

線材表面きず発生挙動とその低減

Analysis of Surface Defect Generation Behavior and Decrease of Wire Rolling Defects



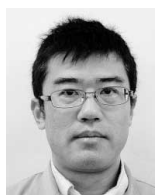
串田 仁*1
Hitoshi KUSHIDA



武田実佳子*1(工博)
Dr. Mikako TAKEDA



宮崎庄司*2
Shoji MIYAZAKI



久保田吉彦*2
Yoshihiko KUBOTA

Decreasing surface defect is one of the most important factors for increasing the quality of wire rod products. Conventional studies on surface defects mainly focused on billet defects by investigating, rolling deformation behavior. In this report, a generating mechanism was experimentally envisaged for surface defects generated in the rolling process. Next, the presumed mechanism was verified by the experiment and the numerical analysis, and a procedure to decrease defects was carried out.

まえがき＝熱間圧延された線材は、熱処理、酸洗、引抜きの後、種々の形状に鍛造される。線材の表面に疵(きず)があると、その箇所が鍛造工程での割れの起点となる。このため、過去から線材の表面疵の低減に対する様々な研究が行われ、実機適用されてきた。しかしながら、近年、鍛造加工の多様化や高精度化、工程省略の促進に伴って要求される表面品質もますます厳しくなっており、よりいっそうの表面疵の低減が求められている。

表面疵の低減に対する取組みは従来から様々な検討がなされてきたが、鋼片段階に存在していた疵の変形挙動を調査した例が主流であり、圧延変形独自で発生する疵に関して研究された例は少ない^{1), 2)}。

本報告では、圧延工程で発生する表面疵を対象とし、実機サンプルを調査して発生メカニズムを推定し、基礎実験を通じて仮説の検証を行った。また、基礎実験と数値解析結果を比較することにより、表面疵発生指標の定量化に取り組んだ。

1. 表面疵の分類

線材の表面疵は一般的に、圧延後の外観によって分類される³⁾。圧延工程で発生する代表的な表面疵の分類を表1に示す。かき疵(①)の発生は圧延後のガイド装置との接触が原因となっており、また折込疵(②)は、圧延中に孔型から嚙(か)み出した圧延材を続く圧延で押しえ込むことによって生じる疵である。これら2種類の疵は、圧延後の外観、あるいは横断面の疵形状調査からの同定や対策は比較的容易である。

しわ疵(④)は、主として自由圧縮面に生じる疵で、「しわ状」に見えることが特徴である。発生部位に規則性があることから圧延変形が起因していると想定できるが、同一条件で圧延しても発生頻度にばらつきがあり、その

表1 圧延工程で発生する代表的な表面疵の分類
Table 1 Classification of typical surface defect generated by rolling

	Form	Feature
① Scratch		Defect scratched by groove or induction device, etc.
② Overlap		Defect that overlaps along direction of rolling
③ Scale mark		Defect that scale sticks to surface
④ Wrinkle		Wrinkled defect chiefly caused on free compression side

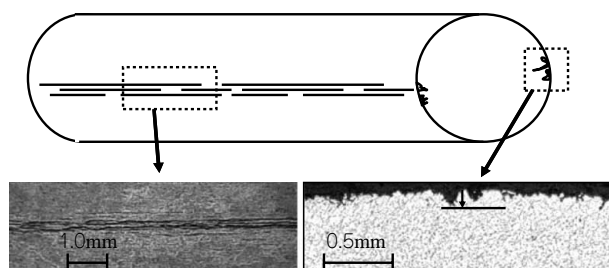


図1 典型的なしわ疵の外観写真と光学顕微鏡写真
Fig.1 Optical photomicrograph of typical wrinkle defect on the surface and the cross-section

明確な発生原因は明らかになっていなかった。

またスケール疵(③)は、鋼材表面に部分的に残存した、あるいは鋼材表面から剥離(はくり)したスケールが圧延によって押し込まれて生じる疵であり、圧延工程の最終段階近くで発生した疵は表1のような外観となる。しかしながら、圧延工程の比較的上流で発生したスケール疵は、圧延による変形によってしわ状に変化し、圧延後の外観ではしわ疵と判定されることが考えられる。

そこで本報告では、圧延後にしわ状に発生するしわ疵を対象とし、変形、スケールの両面からその発生機構を検討した。典型的なしわ疵の酸洗後外観写真と横断面光学顕微鏡写真を図1に示す。疵発生位置には円周方向に

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部

規則性があり、酸洗後の外観では複数の凹凸が密集したしわ状となっている。また、その疵の深さは一般的に0.01~0.05mm程度である。

2. 鋼材成分がスケール密着性に及ぼす影響

スケールと地金との密着性は、鋼材の成分によって変化し、SiやCrが含まれると急激に剥離性が悪化する(密着性が高くなる)ことが知られている。Siに対しては過去から多くの検討がなされているため、ここではとくにCrがスケールと地金間の密着性に及ぼす影響を調査した⁴⁾。

2.1 実験方法

供試材には表2に示す組成のφ8×12mmの円柱状試験片を使用した。スケール形成のために、供試材を燃焼ガス雰囲気中で加熱後、樹脂に埋込み、検鏡用試料に供した。なお、加熱雰囲気は実操業で使用されているLNGの燃焼組成(72%N₂-18%H₂O-10%CO₂)を模擬した雰囲気とした。

加熱温度は1,373Kとし、30min保持した。所定の温度以下での酸化を防止するためN₂雰囲気中で昇温し、材料が所定温度に到達した後、混合ガスを導入して所定時間保持し、再びN₂雰囲気中で常温まで冷却した。図2に実験の概略を示す。加熱後には、外層にFe₂O₃、Fe₃O₄、FeOの3層スケール、内層にCr、Siが濃化したサブスケールから構成される厚いスケールが生成した。外層の3層スケールは容易にはがれるものの、サブスケールは強固に鋼に密着して残り、表面性状劣化の原因になると考えられる。このため、外層スケールをあらかじめ取り除き、サブスケール層のみ残った試験片を真空中で昇温して1,273Kに到達後、圧縮変形でサブスケールを剥離させた。図3に密着性評価試験の概略図を示す。圧縮ひずみ率は50%、ひずみ速度は10mm/sである。その後、Ar

表2 鋼材の成分 (mass%)
Table 2 Chemical compositions of Cr containing steels

Steel	C	Si	Mn	P, S	Cr
A	0.95-1.10	0.15-0.35	< 0.05	< 0.025	1.30-1.60
B	0.33-0.38	0.15-0.35	0.60-0.85	< 0.030	0.90-1.20
C	0.08-0.13	0.10-0.20	0.30-0.60	< 0.030	

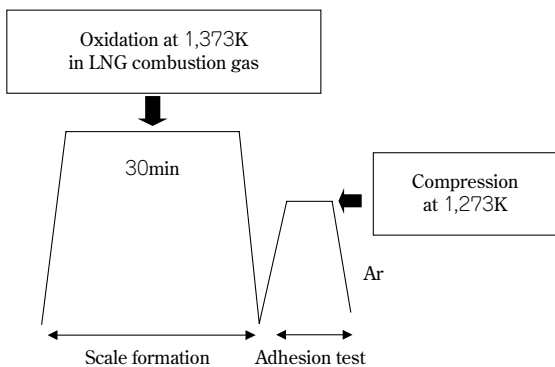


図2 実験の概略図
Fig. 2 Schematic diagram of experiment

中で常温まで急冷し、剥離後のスケール生成を抑制した。

スケールの密着性は、全面積に対する残留したサブスケール面積の割合で定量化した。またサブスケールのCrの濃化は電子線マイクロアナライザ (Electron Probe MicroAnalyser, 以下EPMAという。日本電子製JXA-8800RL)を用いて調べた。加速電圧は15kV、照射電流は0.1μA、ビーム径を2.0μmとした。

2.2 スケールの密着性に及ぼす合金元素の影響

スケールの高温密着性に及ぼす鋼材Cr濃度の影響を図4に示す。残留スケール面積率が大きいほど密着性は高く(剥離性:劣)、小さいほど密着性が低い(剥離性:良)ことを示す。図から鋼材Cr濃度の増加に伴い、高温密着性が増加することが分かる。1,373Kで酸化させた鋼A、Bのスケール断面のSEM写真およびEPMAによるCr分布を図5に示す。鋼A、BともCrがスケールと地金の界面部に濃化しており、Crを含有するサブスケール層が界面部に生成している。とくにCr濃度の高い鋼AでCrの濃化の程度が著しい。このため、鋼材のCr濃度が高いほど厚いサブスケールが生成するとともに、スケールと地金間の剥離性が悪化したと考えられる。

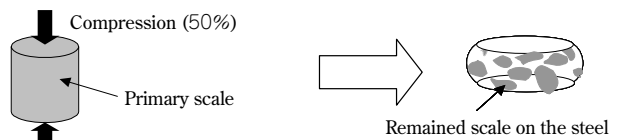


図3 スケールの高温密着性評価実験の概略図
Fig. 3 Schematic diagram of evaluation for adhesive test at high temperature

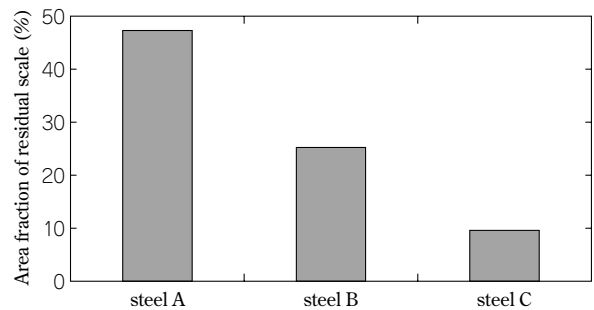


図4 スケールの高温密着性に及ぼすCr濃度の影響
Fig. 4 Effect of Cr content on area fraction of residual scale at high temperature of primary scale

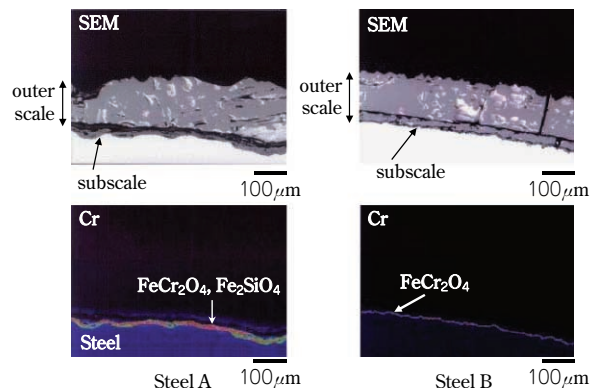


図5 サブスケール構造に及ぼす加熱温度の影響
Fig. 5 Effect of heating temperature on structure of subscale

3. 表面疵発生原因の推定

3.1 実機で発生するスケール・表面疵調査

3.1.1 実験鋼種の選定

2章の結果から、鋼材のCr濃度が高いほどスケールと地金間の密着性が上がり、剥離性が悪化することが分かった。そこで、表面疵の生成に及ぼすスケールの影響をより顕著にするために、Cr、Si含有鋼である軸受鋼を実験鋼種として選定した。

3.1.2 実機実験によるスケール、表面疵分析

選定した軸受鋼を当社神戸製鉄所第7線材工場で圧延し、圧延途中のサンプルを採取した。サンプルを採取した工程は、加熱炉出側鋼片(I)、デスケーラで剥離したスケール片(II)、圧延工程を経緯した粗列出側(III)および最終製品(IV)とし、実機圧延ラインでのスケールおよび表面疵の推移を分析した。第7線材工場のレイアウトと、サンプルを採取した工程(図中の矢印)を図6に示す。

加熱後の鋼片表層部のSEM写真を図7に、デスケーラで剥離したスケール片の光学顕微鏡写真を図8に示す。加熱後の鋼片表層部には全周にわたってサブスケールが生じており、剥離性を低下させる微細な凹凸が観察される。一方、デスケーラで剥離したスケール片はウスタイトとマグネタイトのみであり、鋼材とスケール界面に生

じていたサブスケールは観察されない。このことから、デスケーラではウスタイトより上層のスケールのみが剥離しており、サブスケールは鋼材全周に残存していると推定できる。

粗列出側サンプル、および製品サンプルにおける表面疵内部のEPMAによるCr分布を、それぞれ図9、図10に示す。両者ともに表面疵内部のスケールにのみ高濃度のCrが確認され、表面疵以外の表層部ではこのような高濃度のCrは観察されなかった。Siについても同様の傾向があり、サブスケール中のCr、Siの濃化は、長時間の高温雰囲気中で促進することから、観察された表面疵内部のサブスケールは加熱炉内で生じたものと推定できる。

3.1.3 表面疵発生メカニズムの推定

実機実験によるスケールと表面疵の分析結果から、表面疵発生メカニズムを以下のように推定した。表面疵発生メカニズムの模式図を図11に示す。

- 1) 加熱炉内で鋼材全周にスケール、サブスケールが生成する
 - 2) サブスケールはデスケーリング後も残存する
 - 3) 線材圧延特有の変形によって鋼材は局部的に周方向に圧縮され、同時にサブスケールがトラップされることによって規則性を持つ表面疵が生成する。
- 生成した表面疵は、その後の圧延での延伸によ

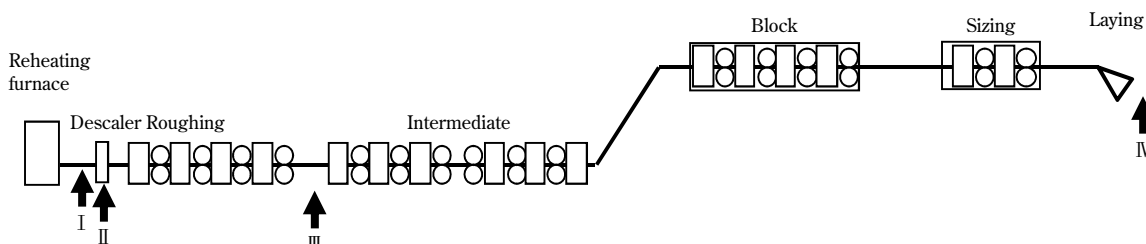


図6 7線材工場のレイアウトとサンプル採取場所
Fig. 6 No.7 wire rod mill layout and sample collection place

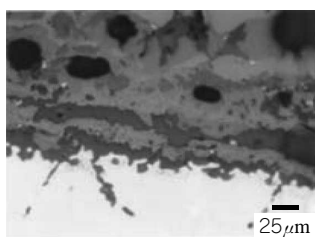


図7 加熱後の鋼片表層部のSEM写真(I)
Fig. 7 SEM photograph on billet surface after heating (I)

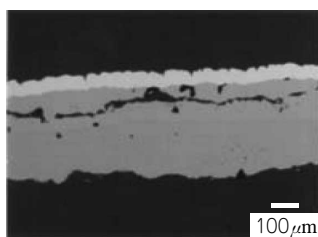


図8 加熱後の鋼片表層部のSEM写真(II)
Fig. 8 Optical photomicrograph of scale splinter that flakes off by descaler (II)

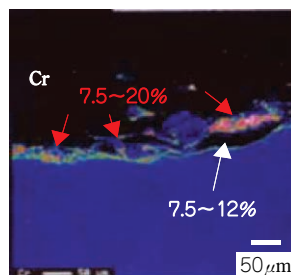


図9 疵内部のCr濃度分布(III)
Fig. 9 Distribution of density of Cr in defect (III)

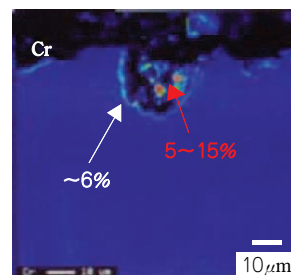


図10 疵内部のCr濃度分布(IV)
Fig. 10 Distribution of density of Cr in defect (IV)

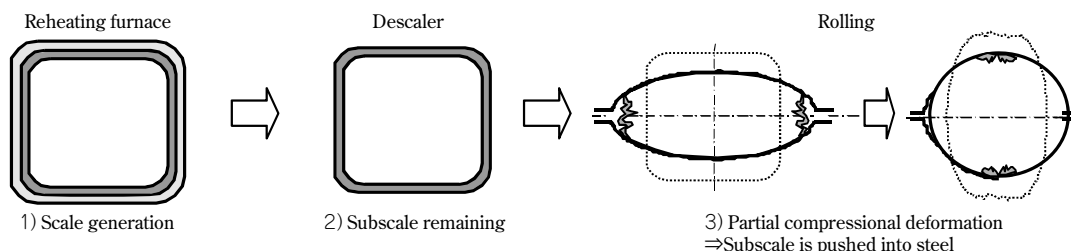


図11 表面疵発生メカニズムの模式図

Fig. 11 Diagrammatic illustration of surface defect generation mechanism

って浅くなるものの、生成した時点の表面疵が深い場合には製品まで残存する。

3.2 表面疵発生メカニズムの検証

線材特有の圧延変形によって表面疵が発生することを検証するために、テストミルでの基礎実験を実施した。実験に使用した孔型系列は、線材圧延で一般的に用いられる孔型系列の中でもとくに不均一変形が顕著である角一オーバル孔型系列とした。次に素材（ピレット）については、表面に発生するひずみを変化させるために、17角から21角、および角のコーナRの形状を変化させた素材を1パス熱間圧延後、横断面を光学顕微鏡で観察し、疵深さを測定した。実験条件を表3に示す。

20角素材（コーナR=0mm）での横断面疵発生位置と疵深さ、および表面疵写真を図12に示す。素材段階で表面疵がない状態であっても、圧延変形によってスケールがトラップされた表面疵が発生することに加え、発生した表面疵の部位に規則性があることが確認できた。

3.3 表面疵発生の定量化

3.3.1 表面疵発生部位の推定

圧延変形における表面疵の発生指標を定量化するため、自社開発の剛塑性3次元FEM解析ソフトを用いて表面周方向のひずみを解析し、基礎実験結果と比較した。17角素材（コーナR=0mm）を対象とした周方向ひずみ分布解析結果と基礎実験で観察された表面疵との比較を図13に示す⁵⁾。

角一オーバル孔型系列では、素材コーナからカリバに接触する。このため、圧延変形による幅広がりカリバで拘束することとなり、カリバと自由面との接触面境界近傍で大きな周方向圧縮ひずみ（以下、局部圧縮ひずみ

表3 実験条件
Table 3 Test condition

Material	SWRCH45K
Roll diameter (mm)	230.0
Rolling temperature (K)	1,273
Rolling speed (m/min)	1.5
Shape of groove (mm)	R=23.6 H=5.00

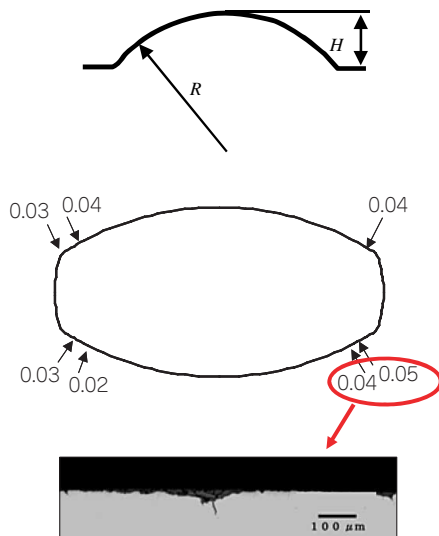


図12 圧延後の疵発生位置と疵深さ
Fig.12 Defects position and defects depth after

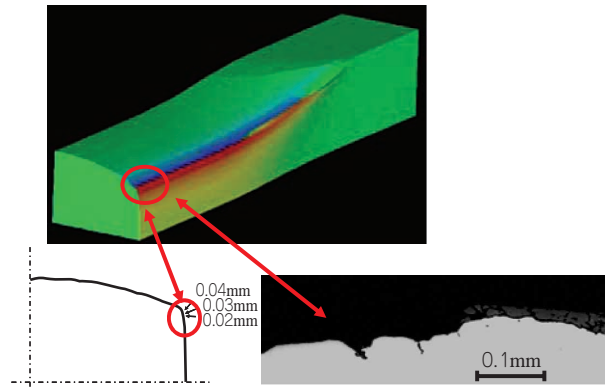


図13 FEMによる周方向ひずみ分布と基礎実験で観察された表面疵
Fig.13 Calculated strain distribution by FEM and observed

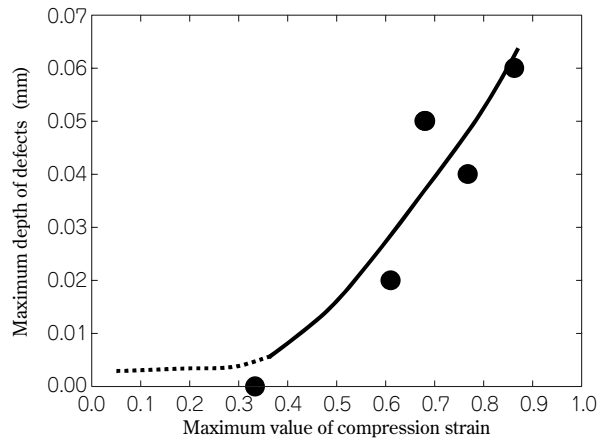


図14 局部圧縮ひずみと最大疵深さの関係
Fig.14 Relationship between compression strain and maximum depth of defect

という)が生じる。図より、基礎実験での疵発生位置とFEM解析での局部圧縮ひずみの位置は対応しており、FEM解析によって表面疵発生部位を推定できることが分かった。

3.3.2 表面疵発生指標の定量化

2章での結果から、表面疵の発生指標（疵深さ）は、サブスケールの剥離性に影響する鋼材の成分（表面疵内部へのトラップのしやすさ）にも依存するため、生成する疵深さの感受性は鋼種によって変動する。今回の基礎実験に用いたシリコンキルド鋼（JIS SWRCH45K）での、各条件における局部圧縮ひずみと、その部位における表面疵深さの関係を図14に示す。局部圧縮ひずみと表面疵深さには相関があり、局部圧縮ひずみが小さくなるほど疵深さは減少する。この結果から、局部圧縮ひずみを制御することによって表面疵深さの低減が可能であることが分かる。

4. 実機における表面疵の低減

前章までの結果に基づき、デスクレーン装置のヘッド改造によるサブスケール除去能力の向上、およびパススケジュール最適化による局部圧縮ひずみの低減という二つの対策に取り組んだ。図15は、当社の代表鋼種の一つである低合金鋼に対し、それらの対策を行う前と後の製品表面疵を調査した結果を示す。この図からも分かるよ

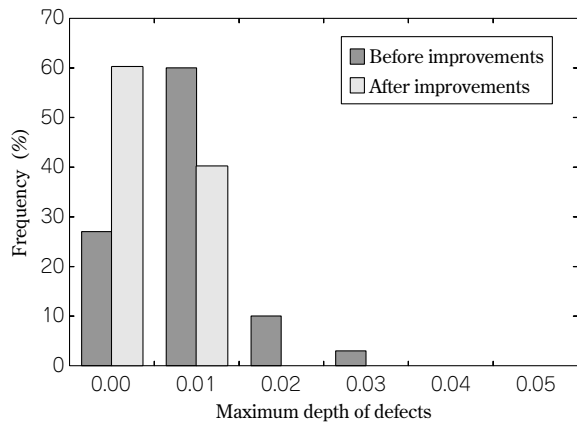


図15 製品表面疵調査結果

Fig.15 Product surface defect investigation result

うに、製品疵での最大深さの低減、および表面疵発生率の低減を実現することができた。

むすび＝線材の重要な要求品質の一つであるしわ疵の低減に対し、スケールと圧延変形の両面から検討することによってその発生メカニズムを明らかにした。また、圧延変形中の鋼材表面に作用する局部圧縮ひずみにより、表面疵の発生を予測できることを明らかにし、その発生指標を定量化した。

今後、圧延ラインでの温度分布や張力、ねじれなどに起因する各スタンドの形状変動を低減する技術を開発し、さらなる表面疵低減技術の確立を行う。

参 考 文 献

- 1) 松井利光ほか：住友金属 Vol.26, No.3, pp.324-337.
- 2) 加藤健三ほか：昭和53年度塑性加工春期講演会, pp.197-200.
- 3) 日本鉄鋼協会：鉄鋼便覧Ⅲ(2)第3版, pp.875-876.
- 4) 武田実佳子ほか：CAMP-ISIJ, Vol.15 (2002), p.1092.
- 5) 串田 仁ほか：CAMP-ISIJ, Vol.18 (2005), p.1225.

(技術資料)

線材ミル互換体制確立による特殊鋼供給能力の向上

Capacity Improvement of Special Steel Supply by Establishing a Compatible System for a Wire Rod Mill



白野 剛*1
Goh SHIRANO



久保田吉彦*1
Yoshihiko KUBOTA



酒井英典*1
Hidenori SAKAI

The wire rod manufacturing of our company has been carried out in two mills; the No.7 wire rod plant mainly manufacturing special steel for cars, and the No.8 plant mainly manufacturing high-level mass production steel, e.g. steel cord. To meet the rise of demand in recent years for special steel by the automobile industry, and to make more effective use of the No.8 mill, from 2004 to 2008 we promoted the interchangeability of production functions and expanded the mill. We improved inspection accuracy and the throughput of the billet conditioning yard, along with the production of large diameter coils; these changes resulted in an expansion of the interchangeable amount by 135% compared with 2004.

まえがき＝当社の線材は、自動車用特殊鋼を主体とした神戸製鉄所第7線材工場、スチールコードに代表される高級量産鋼を主体とした加古川製鉄所第8線材工場の2工場で機能分担し、製造してきた。近年の自動車用特殊鋼の需要の高まりを受け、生産能力の高い第8線材工場の有効活用を図ることによって需要の増加に対応するとともに、第7線材工場と第8線材工場の間での生産機能の互換体制を構築する取組を推進した。この取組を進めるにあたり、第8線材工場における関連設備を対象とした種々の改造・更新を行ってきた。本稿ではこれまでの取組と成果を概説する。

1. 鋼片加工工程の強化

1.1 概要

鋼片加工工程は製銑～製鋼～分塊圧延工程を経て製造された鋼片の表面疵（きず）や内部欠陥の検査、およびそれらの手入れを行う工程である。第7線材工場と第8線材工場との間での生産機能の互換性を拡大するにあたり、鋼片の表面および内部の検査精度向上と手入れ負荷の増大に対応した能力増強を実施した（表1）。

表1 鋼片加工工場改善項目

Table 1 Improvement at billet conditioning yard

Process	Improvement item
Automatic MT line	Shortening sending pitch
Stationary MT line	Updated stationary MT line
	Expanded buffer area
UT	Updating
Care line	Updating

■ : Improvement of inspection accuracy
 □ : Improvement of capability

1.2 鋼片検査精度向上

第8線材工場においては鋼片検査精度が特殊鋼の製造能力を向上させる上でのネックとなっていた。そこで、第8線材工場の鋼片加工工場における表面および内部の品質保証能力を向上させるべく、2004～2008年にかけて以下の設備改善を実施した。

1) 静止目視磁粉探傷ライン導入（2004年）

冷間圧造用鋼（以下、CH鋼という）厳格材の生産にあたり、第7線材工場の鋼片加工工場では鋼片の表面疵検査に静止目視磁粉探傷装置（MT）を用いている。一方、第8線材工場の鋼片加工工場では静止目視MT装置を有しておらず、表面疵の検出には走間目視MTを用いていた（表2）。走間目視MTは、静止目視MTと比較して表面疵の見逃しが多く、線材圧延後も有害欠陥となる深い疵（直径で0.3mm以上）が微細な疵に紛れる場合があり、十分な検出を保証することができない（表3）。

表2 工程増強後の品質保証
 Table 2 Updated process for quality assurance

Plant	Process
No.7 wire rod mill (Kobe Works)	(SB) □ (Auto MT) □ (Fraise cutter) □ (Stationary MT) □ (Chipping)
No.8 wire rod mill (Kakogawa Works)	before improvement (SB) □ (Auto MT) □ (Servo grinder) □ (Continuous MT) □ (Servo grinder)
	after improvement (SB) □ (Auto MT) □ (Servo grinder) □ (Stationary MT) □ (Servo grinder)

表3 残存疵調査結果

Table 3 Residual defect after inspection of processed billet

Plant	Residual defect index		Remarks
	d < 0.3mm	d ≥ 0.3mm	
No.7 wire rod mill (Kobe Works)	100.0	0.0	
No.8 wire rod mill (Kakogawa Works)	95.9	4.1	Key factor : Crack overlooking

*1 鉄鋼事業部門 神戸製鉄所 線材条鋼圧延部

そこで、鋼片加工工場の手入後鋼片の表面品質保証精度を向上させるべく、以下に示す仕様の静止目視 MT ライン (図 1) を新設した。

- ・設備スペック (工程保証)
 - 対応寸法 : □155mm
 - 表面性状 : ショットブラスト肌
 - 温度 : 80°C 以下
 - 搬送速度 : 30m/min
 - 0.3mm 以上の疵残存指数 : 0.0

2) 超音波探傷器の更新 (2006年)

超音波探傷器 (UT) は、非金属介在物に代表される内部欠陥を探傷する設備である。鋼片の 4 面から探傷を行い、その結果を合成することによって鋼片全断面の疵検出を可能としている (図 2)。第 8 線材工場の鋼片加工工場に設置されている UT は 85 年に稼動した設備であり、老朽化が進んでいた。また、90 年代半ば以降、高検出能力を有する最新鋭機が開発され、世の中のスタンダードとなりつつある中、内部の品質保証精度の改善が必要であった (表 4)。

そこで、超音波ビームのフォーカスを上げ、ピーク強度が上がることによって空間分解能を向上させた UT への更新を実施し、内部品質保証精度の向上を図った (図 3)。

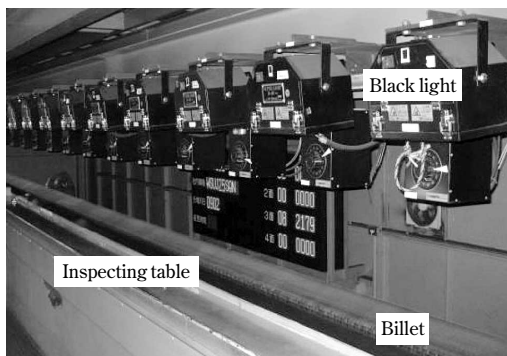


図 1 静止目視 MT 検査室
Fig. 1 Stationary MT inspecting room

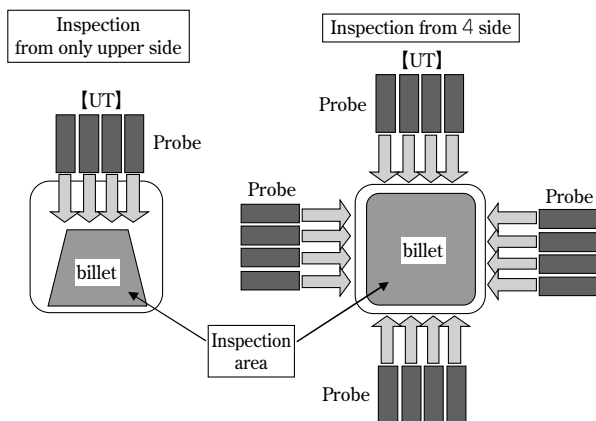


図 2 UT の探傷範囲
Fig. 2 Inspection area of UT

表 4 改善前後の疵検出性能
Table 4 Capability of defect detection

Item	Equipment	Before improvement	After improvement
Internal defect	UT	$\phi 0.5\text{mm} \times 10\text{mm}$	$\phi 0.35\text{mm} \times 10\text{mm}$

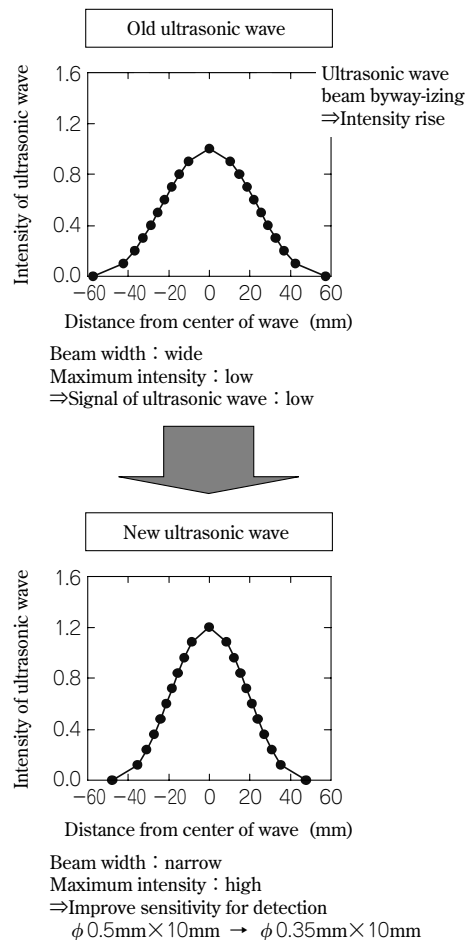


図 3 検査限界レベルの改善
Fig. 3 Improvement of ultrasonic wave intensity

- ・設備スペック
 - 対応寸法 : □155mm
 - 表面性状 : ショットブラスト肌
 - 温度 : 80°C 以下
 - 搬送速度 : 30m/min
 - 疵検出能 : $\phi 0.35\text{mm} \times 10\text{mm}$

1.3 鋼片手入れ能力増強

第 7 線材工場と第 8 線材工場との間での生産機能の互換性を拡大することにより、第 8 線材工場では特殊鋼生産体制へのシフトが推進される。その結果、手入れ負荷の高い品質厳格材の比率が増加し、鋼片加工工程における生産負荷の増大が見込まれた。そこで、鋼片加工工程の能力を増強すべく、2006 年から 2007 年にかけて以下の設備改善を実施した。

1) 疵取ライン研削台車更新 (2007年)

研削台車は、疵取ラインにおいて鋼片表面疵研削用サーボラインダに鋼片を供給する設備である (図 4)。手入れ負荷の増大が見込まれるなか、これまで使用していた台車は稼動から 15 年が経過していた。このため、設備老朽化によるトラブル休止時間の増加や、鋼片寸法変更 (1999 年に鋼片寸法を □115mm から □155mm に変更し、7 線材と 8 線材で統一) 対応として実施した搬送速度ダウン (鋼片のサイズアップに伴い、設備強度不足への対応のために搬送速度を落として操業していた) による生産性の低下が発生していた。こうした状況を改善すべ

く、設備の改造／更新を実施した（図5）。

・改造／更新内容

老朽化対応：全面更新
 強度不足対応：台車部材強度の増強，
 2輪駆動→4輪駆動化による連結
 部衝撃の緩和

保守性向上対応：動力の見直し（油圧→電気）

・設備スペック

対応寸法：□155mm
 搬送速度：60m/min → 75m/min

2) 自動磁粉探傷ライン間ピッチ短縮（2007年）

互換拡大により自動磁粉探傷ラインに対しても処理余力の逼迫が予測される。これに対応すべく、自動磁粉探傷ラインの間ピッチ（送りピッチ）短縮，および搬送速度の高速化による生産能力の増強を実施した（図6）。

・設備スペック（改造内容）

対応寸法：□155mm

搬送ローラテーブル分割：ライン上に同時に存在し
 得る鋼片の本数4本→6
 本

鋼片搬送速度増強：30m/min → 40m/min
 （モータ増設）

3) バッファ増設（2007年）

鋼片加工の探傷ラインおよび疵取ラインの処理能力を比較すると，疵取ライン170t/hに対し給材側では自動探傷ラインが150t/h，また静止MTラインは100t/hであり，トータル250t/hになる。したがって疵取ラインが全体のボトルネックとなっている（図7）。

しかし，疵取ライン自身の生産性のネックは，探傷ラインに起因する材料待ちである。この材料待ちは，自動探傷側の負荷変動に対して既設のバッファでは平準化ができないために発生していた。このため，疵取ラインを増強するより，バッファを増設する方が有効であった。そこで，一時的な材料待ちを低減すべく，バッファの増設を実施した（図8）。



図4 研削台車
 Fig. 4 Grinding cart

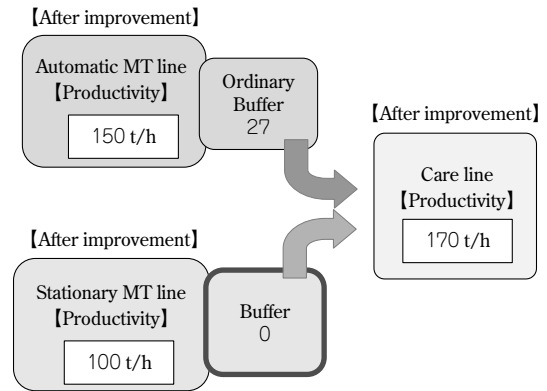


図7 探傷工程と手入れ工程の処理能力バランス
 Fig. 7 Capacity balance between inspection process and care process

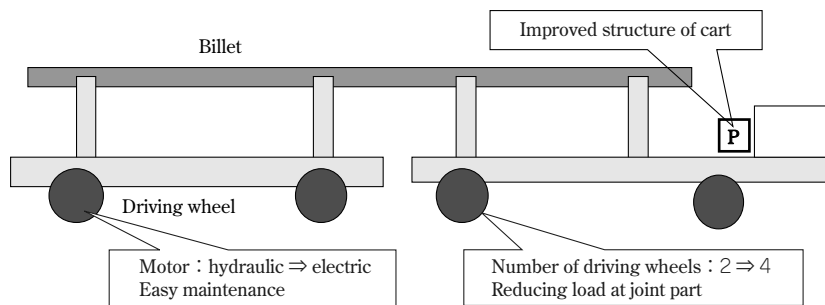


図5 研削台車改造内容
 Fig. 5 Improving points of grinding cart

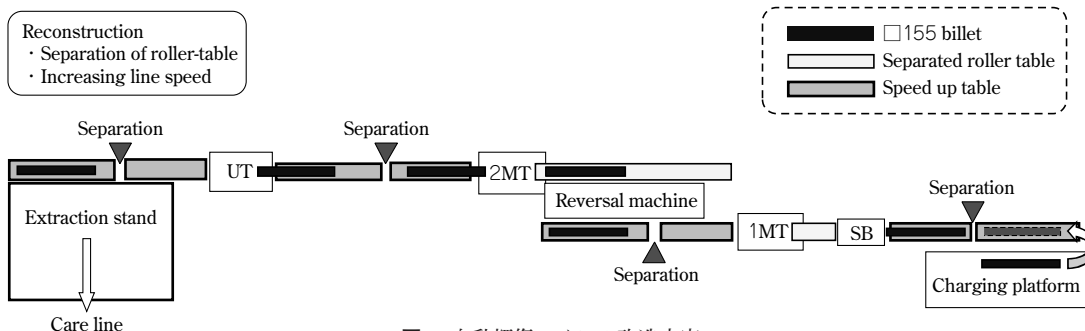


図6 自動探傷ラインの改造内容
 Fig. 6 Updated automatic MT line

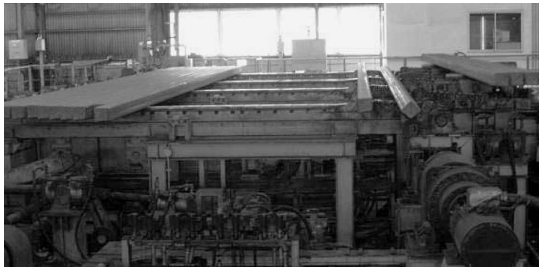


図8 静止MTラインバッファ
Fig. 8 Line buffer at stationary MT

2. 製品荷姿の改善（コイル大径巻化）（2007～2008年）

CH鋼主体の第7線材工場では世界最大のコイル巻径を採用しており、コイル高さが低い（図9）。当社系列のCH二次加工メーカーは、第7線材工場のコイル形状に合わせて酸洗設備や熱処理設備を設計・導入している。このため、第7線材工場で製造されたコイルの使用時は処理効率が上がり、生産性やコスト面で優位に立つことができる（図10）。一方、第8線材工場では従来、スチールコードやPC用鋼など国際市場向け品種や熱処理不要の普通線材が主体であったことから、国際標準レベルのコイル巻径を採用しており、φ8.0mm以上のサイズのコイル高さは、第7線材工場に比べて高くなっている（図11）。このため、このサイズ域においては、コイル巻径の違いが互換性拡大の制約となっていた。

この問題を解消すべく、第8線材工場の巻線機（レイングヘッド）を、φ1,225mm用のパイプとφ1,100mm用のパイプを切替えて使用できるよう改造することによって大径と従来径の両コイルの製造を可能とした。また、それと同時に、巻取後のリングを搬送・冷却するステルモアコンベヤの拡幅などのコイル大径化対応（図12）を実施した結果、第7線材工場と同等レベルのコイル高さの製造が可能になった。

・設備スペック

《レイングヘッド改造更新》（図13）

対応コイル径：φ1,100mm（従来径），
φ1,225mm（大径）

《ステルモアコンベヤ拡幅》（図14）

コンベヤ幅：1,350mm → 1,600mm

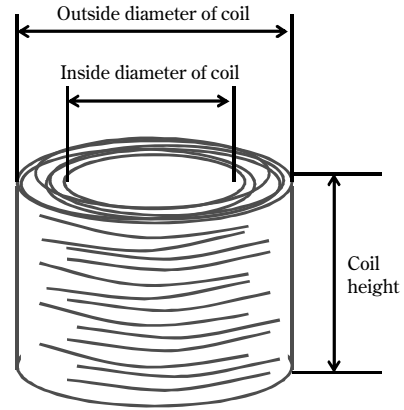


図9 コイル高さとかイル径
Fig. 9 Height and diameter of coil

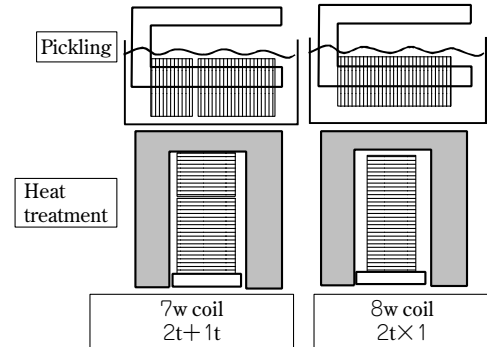


図10 7線材コイルと8線材コイルの生産性比較
Fig.10 Comparison of productivity between No.7 wire rod mill (7w) coil and No.8 wire rod mill (8w) coil

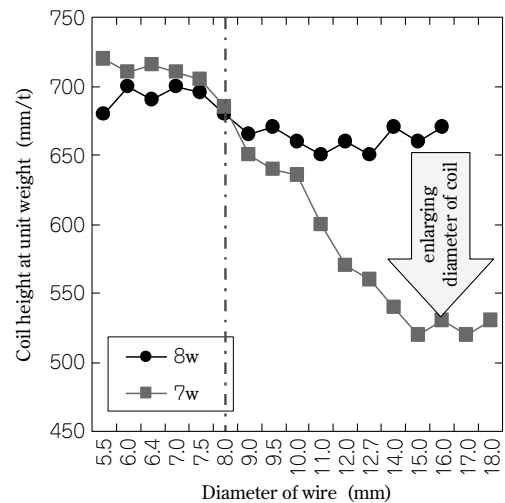


図11 コイル1トンあたりの高さ（平均）
Fig.11 Coil height per 1ton (ave.) of 8w and 7w

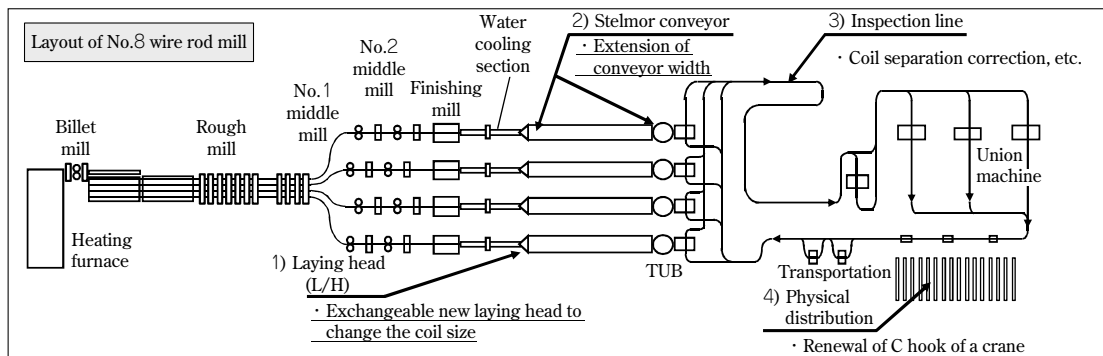


図12 工事内容（全体図）
Fig.12 Contents of construction (overall view)

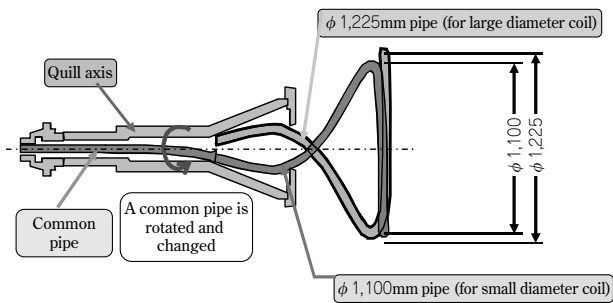


図13 大径／中径切換式巻線機
Fig.13 Updated laying head

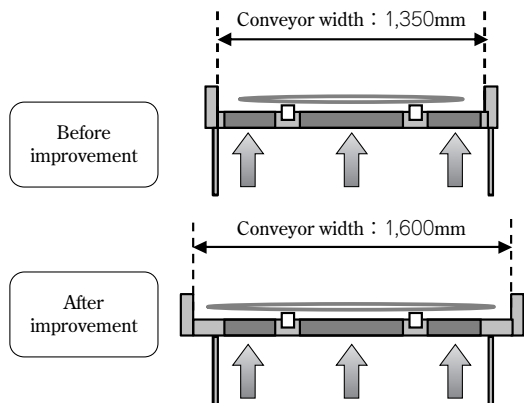


図14 ステルモアコンベア幅の拡張
Fig.14 Extension of stelmor conveyor width

3. 圧延サイズ拡大（2008年）

従来、第7線材工場および第8線材工場での圧延可能製品サイズはそれぞれ、 $\phi 5.5\sim 22.0\text{mm}$ 、 $\phi 5.0\sim 16.0\text{mm}$ であった。前章で述べたように、 $\phi 16.0\text{mm}$ より大きいサイズ域では圧延可能サイズが互換拡大の制約となっていた。この制約を解消し、さらなる互換拡大を図るべく、第8線材工場において新規圧延シリーズの設定（新規カリバ配列の設計）により製品サイズの拡大（ $\phi 16.3\sim 18.0\text{mm}$ ）を実施した。

・サイズ拡大

拡大サイズ： $\phi 16.3\text{mm}$ 、 $\phi 16.7\text{mm}$ 、 $\phi 17.0\text{mm}$ 、 $\phi 17.5\text{mm}$ 、 $\phi 18.0\text{mm}$

シリーズ編成： $\phi 16.3\text{mm}$ は既設の $\phi 8.3\text{mm}$ シリーズに統合、 $\phi 16.7\text{mm}$ 以上はシリーズを新設（ $\phi 17.0\text{mm}$ シリーズ）

4. 精整ライン冷却設備新設（2008年）

従来よりも太いサイズの線材を圧延した場合、細い線材のときよりコイルが冷えにくいため、精整ラインが高温となる。そうした作業環境を軽減すべく、精整ラインに冷却設備を新設した（図15）。精整ラインの検査工程の中で最も上流側に位置する端切り作業場前にコイル冷却ファンと天井排気ファンを設置し、コイルが通過する間の約5分間強制風冷した。これにより、精整ラインで

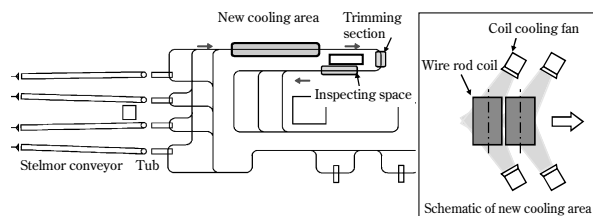


図15 精整ライン冷却設備概要
Fig.15 Cooling system of inspection line

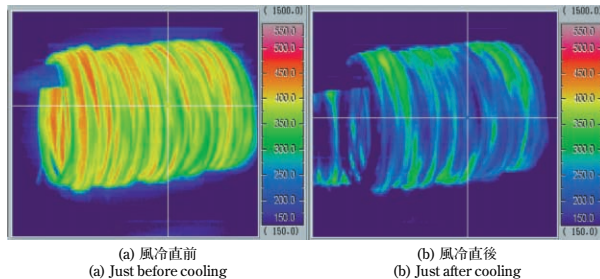


図16 風冷前後のコイル温度分布
Fig.16 Temperature distribution of coil before and after cooling

は、太いサイズの線材においても従来並みの材料温度が実現できた（図16）。

・設備スペック

コイル冷却ファン：50台

天井排気ファン：12台

冷却速度（参考）： $40^\circ\text{C}/\text{min}$

むすび＝本稿で述べた設備改造／更新に加え、第8線材工場の品質管理項目の見直し、品質改善の仕組づくりなどの品質改善活動を実施することにより、これまで第8線材工場で作ることのできなかつた懸架ばね用鋼や、表面疵に対する要求の厳しい自動車用厳格CH用鋼の生産機能の互換を達成した（図17）。これによって安定して互換量を拡大することが可能となり、需要の高まっていた特殊鋼の増産体制を確立することができた。

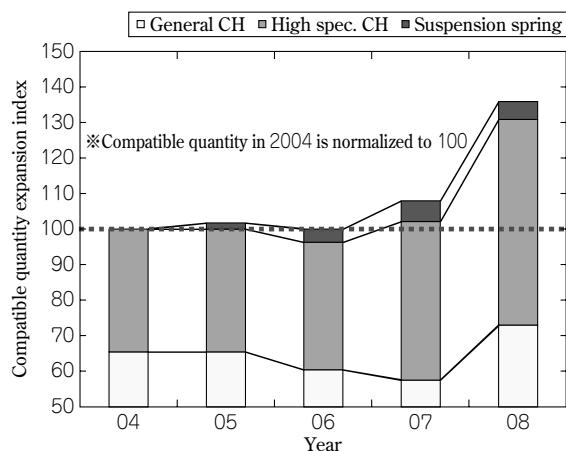


図17 互換拡大量推移（2004～2008）
Fig.17 Transition of compatible products in 8w and 7w

(解説)

高強度弁ばね用鋼の開発の歴史

History of Development of Wire Rods for Valve Springs



吉原 直*1

Nao YOSHIHARA

To reduce fuel consumption, the weight of automotive valve springs needs to be decreased. Kobe steel has developed high strength steel for valve spring to meet this requirement. Furthermore by continuously developing technology for the control of non-metallic inclusions i.e., internal defects, high strength valve spring steels with good robust quality has been provided. This paper describes the development history of wire rods for valve spring with high fatigue strength.

まえがき=弁ばね(図1)は、内燃機関の動弁機構において吸排気弁をカムの揚程曲線どおりに運動させながら弁をシートに密着させて圧縮もれを防ぐ役割がある。また、動弁系部品の摩擦損失を増加させないための適度な張力が必要となる。近年の地球環境問題における自動車のCO₂排出規制を受け、低燃費を目的とするカムとの追従性、動弁系自体の慣性重量低減、さらにはエンジンの小型化を図るための弁ばねの軽量・コンパクト化傾向が強い。軽量・コンパクト化によってばね素線応力は高くなるうえに、1分間に数千回という繰返し荷重を受けることから、長期間の耐久性が求められる。さらに、経年劣化によってばね長が縮む、へたりと呼ばれる現象があり、高応力下での高い耐へたり性も要求される。弁ばね用鋼線は、1970年代後半に1,700MPa程度の抗張力を有する高炭素鋼の硬引き線から1,900MPa級のオイルテンパ線が使用されるようになり、現在では2,100~2,200MPa級のオイルテンパ線が実用化されている^{1),2)}。さらには耐久性を高めるために表面の窒化処理が採用されている(図2)。

本稿では、当社弁ばね用鋼の高強度化の変遷と最近の開発材について紹介する。

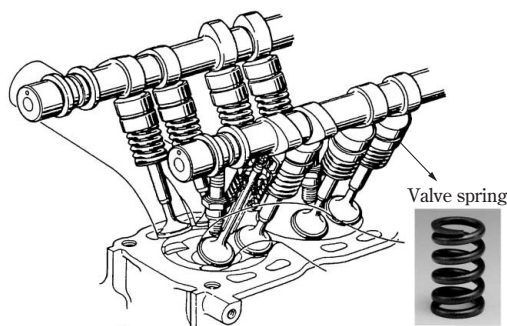


図1 自動車エンジンに組込まれた弁ばね
Fig. 1 Valve spring in automobile engine

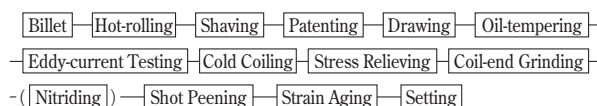


図2 弁ばねの製造工程

Fig. 2 Manufacturing process of valve spring

1. 当社弁ばね用鋼の高強度化の推移

1.1 弁ばね用鋼の高強度化の歴史

弁ばねに使用されている線材には、高炭素鋼線を伸線加工したピアノ線と、伸線された鋼線を焼入れ焼戻し処理したオイルテンパ線がある。

第二次世界大戦以前はスウェーデン製のピアノ線が使われていた。当社が高炭素鋼線材の生産に着手したのは1930年であり、1941年には弁ばね用線材の開発に成功して弁ばね用ピアノ線の生産を開始した。当時は主に航空機エンジン用弁ばねに使われていたが、その後、自動車エンジン用弁ばねに使用されるようになった³⁾。1952年には、スウェーデン鋼に匹敵する線材(KPR:Kobe Piano Wire Rod)の開発に成功した⁴⁾。

また、戦後アメリカよりオイルテンパ線が紹介されたことから、当社も1955年より炭素鋼とCr-Vオイルテンパ線の生産を開始し、自動車エンジン用として徐々に使用されるようになった⁵⁾。

さらに1964年ごろより、高疲労強度化と耐へたり性向上のため、耐熱性に優れたSi-Crオイルテンパ線(SAE9254, JIS SWOSC-V)が使用されるようになってきた。現在では、これが一般的に使用されている。

SAE鋼および当社で開発した弁ばね用線材の化学成分を表1に、各線材の開発経緯を図3に示す。当社では、オイルテンパ線の疲労強度を低下させる原因となる表面きずや脱炭層の低減技術、線材表面全長にわたって皮削りする方法⁶⁾などを開発してきた。1980年代前半には介

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

在物の評価技術と介在物清浄化技術⁷⁾を確立し、実用化を図ってきた。本技術をSAE9254に適用することにより、弁ばねの疲労強度を向上させることができた。

さらに、高強度化に適した成分の研究も進めてきた。1980年代半ばごろ、SAE9254に対して、C量増加による引張強さ増大、ならびにV添加によるオーステナイト結晶粒の微細化と軟化抵抗性向上を図ったKHV7を開発し、実用化した。SAE9254のオイルテンパ線の引張強度は約1,900MPaであるのに対し、KHV7のオイルテンパ線の引張強度は2,050MPa級である。本鋼の適用により、SAE9254比で約1.1倍の疲労強度を達成した。さらに、窒化処理を適用することにより、約1.3倍の疲労強度を達成した。

1990年代前半には焼戻し軟化抵抗向上のため、Siを2.0%添加したKHV10Nを開発した。これによりオイルテンパ線の引張強度を2,200MPa級に増大させるとともに、窒化処理の適用とショットピーニング技術の改良により、SAE9254比で約1.4倍の疲労強度を達成した。

これに続いて、KHV10Nよりも疲労強度や耐へたり性を向上することを目的とし、Cr、Vを増量添加して結晶粒の超微細化を達成するKHV12Nを開発し、2006年に実用化した。

図4に当社弁ばね用鋼の高強度化比率を示す。近年、高強度鋼の採用が急速に増えてきており、当社の出荷量の約6割を占めるまでになっている。今後、この比率はさらに高まっていくものと予想される。

1.2 高強度化手段

一般に、疲労限度 σ_w とビッカース硬さHVとの間には、欠陥が存在しない場合、

$$\sigma_w = 1.6HV \dots\dots\dots (1)$$

の関係⁸⁾がある。ただし、単位は σ_w :MPa、HV:kgf/mm²

である。

一方、自動車用エンジンの弁ばねは、高温・高応力という厳しい環境下で長時間使用されるため、約10 μ m以上の非金属介在物が存在したとき、それを起点に疲労破壊する。

村上によると、介在物をはじめとする内部欠陥が存在する場合の疲労限度 σ_w は次式によって推定される⁸⁾。

$$\sigma_w = \frac{1.56(HV+120)}{(area)^{1/2}} \cdot \left[\frac{(1-R)}{2} \right]^\alpha \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 $R = (\sigma_m - \sigma_a) / (\sigma_m + \sigma_a)$

$$\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$$

area: 欠陥面積 [μ m²]、 σ_m : 平均応力 [MPa]

σ_a : 応力振幅 [MPa]

ただし、単位は σ_w :MPa、HV:kgf/mm²である。

したがって、疲労強度の向上には硬さの増大と欠陥サイズの低減が必要である。

これまで、オイルテンパ線での強度を増大させて疲労強度を向上させる方法も採られてきたが、引張強度が1,800MPaを超えると、図5に示すように非金属介在物を起点とした折損が起これ、疲労強度がばらつく¹⁾ことがわかっている。そのため、素線強度増大による疲労強度向上には限界がある。そこで、窒化処理による表面硬度の増大、ショットピーニング処理による圧縮残留応力の付与といった方法が採られている。圧縮残留応力は平均応力として扱うことができ、実効応力を低減できる。

一方、耐へたり性を向上させるためには、ばね素線の引張強度の増大(内部硬度の増大)が有効である⁹⁾。

以下に高強度化に向けた各種処理・技術を概説する。

1.2.1 窒化処理の適用

窒化処理は一般的に400～600℃で行われる。ばね表層部の硬さを増大させるとともに、圧縮残留応力を高

表1 弁ばね用鋼の化学成分

Table 1 Chemical compositions of wire rod for valve spring

(mass%)

Steel grade		C	Si	Mn	Ni	Cr	V
KHV12N	Ultra high tensile	0.60	2.15	0.45	0.20	1.75	0.27
KHV10N	Super high tensile	0.58	2.00	0.85	0.30	0.95	0.10
KHV7	High tensile	0.62	1.45	0.60	—	0.60	0.12
SAE9254	SWOSC-V	0.55	1.40	0.65	—	0.65	—
SAE6150	SWOSV-V	0.50	0.25	0.80	—	0.95	0.20
SAE1070	SWO-V	0.70	0.25	0.80	—	—	—

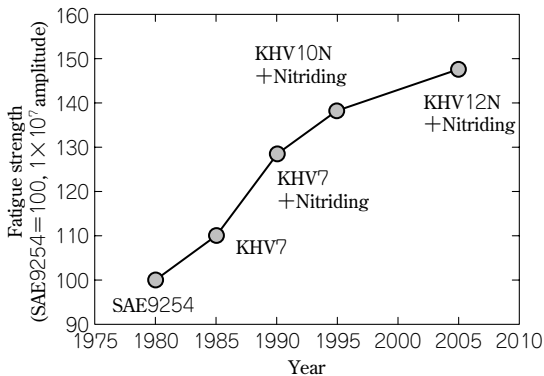


図3 当社高強度鋼の開発経緯

Fig. 3 Trend of high strength steel grades for valve spring in KOBE STEEL

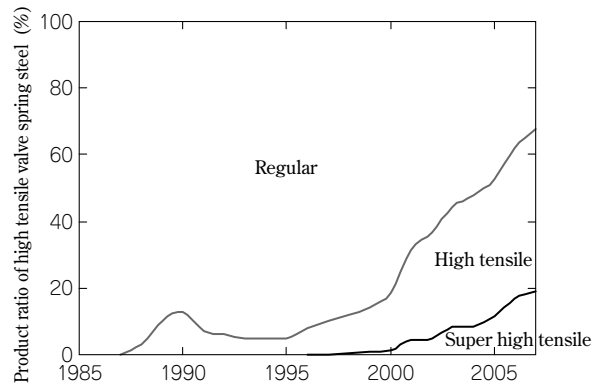


図4 当社弁ばね用鋼の高強度化比率

Fig. 4 Product ratio of valve spring steel grades in KOBE STEEL

め、疲労強度を飛躍的に向上させることができる。一方で、内部硬さが低下するという問題が生じ、疲労強度と耐へたり性を両立させることは難しい。この問題を解決するため、オイルテンパ線の焼戻軟化抵抗性が非常に重要である。

1.2.2 ショットピーニング処理の適用

弁ばねのように高い疲労強度を要求される部品では、表面の圧縮残留応力を高めるとともに、硬度を上昇させることによって疲労強度を向上させるショットピーニングが有効である。ショットピーニング技術に対してはこれまで、多段ショットピーニングの適用によって疲労強度の向上を図ってきた¹⁰⁾。近年では、微細粒ショットピーニングにより残留応力を改善する方法^{11), 12)}、強加工ショットピーニングにより表面をナノ結晶化させて疲労強度を向上させる方法¹³⁾などが報告されている。高強度化達成のためには、このような表面改質技術との組み合わせも必要である。

1.2.3 介在物制御技術の適用

弁ばねの折損原因となる非金属介在物として、SiO₂系介在物が挙げられる。これらの非金属介在物に対しては、図6に示したような低融点化制御²⁾を行っている。

この領域に組成制御するためには、二次精錬工程におけるスラグ塩基度などのコントロール精度の向上を図る必要がある。

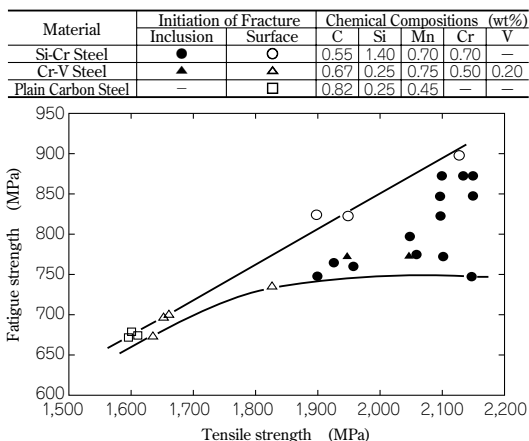


図5 疲労強度に及ぼす弁ばね用鋼線の引張強度の影響

Fig. 5 Effect of tensile strength of steel wire for valve spring on fatigue strength

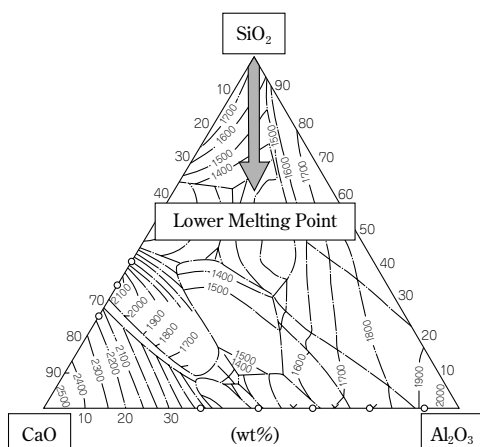


図6 介在物組成の低融点化⁹⁾

Fig. 6 Composition of inclusion

2. 超高強度弁ばね用線材の特性

当社は、世界最高の疲労強度を有する超高強度弁ばね用線材KHV12Nを開発し、2006年に実用化した。本章ではKHV12Nの特性を紹介する。

2.1 成分設計の考え方

窒化特性の向上や結晶粒の微細化を図るため、先に開発したKHV10Nに対してCrやVを増量した。さらに、Siの増量によって焼戻し軟化抵抗を増大させ、窒化処理による内部の硬度低下を低減し、耐へたり性の向上を図った。

2.2 オイルテンパ線の特性

表2にオイルテンパ線の機械的性質および結晶粒度を示す。KHV12Nではオーステナイト結晶粒度番号14の超微細組織が得られた。このオイルテンパ線を用いて、ひずみ取り焼鈍相当の20分の低温焼鈍を行った。焼鈍後の機械的性質を図7に示す。KHV12Nは、高強度弁ばね用線材KHV10Nよりもさらに高い軟化抵抗性を示し、高温でも強度の低下は少なかった。

2.3 ばねの疲労特性

ばねの疲労寿命とへたり量を図8に示す。KHV12Nは窒化との組み合わせにより、SAE9254に比べて約1.6倍の疲労強度を達成することができる。これにより、ばね重量を約半分にすることが可能である。図9にKHV12Nを用いたばねの一例を示す。

ばねの耐へたり性を図10に示す。KHV12Nはもっと

表2 オイルテンパ線の特性
Table 2 Properties of oil-tempered wire

	Tensile strength [MPa]	Reduction of area [%]	γ grain size No.
KHV12N	2,157	46.4	14.0
KHV10N	2,155	52.4	12.0

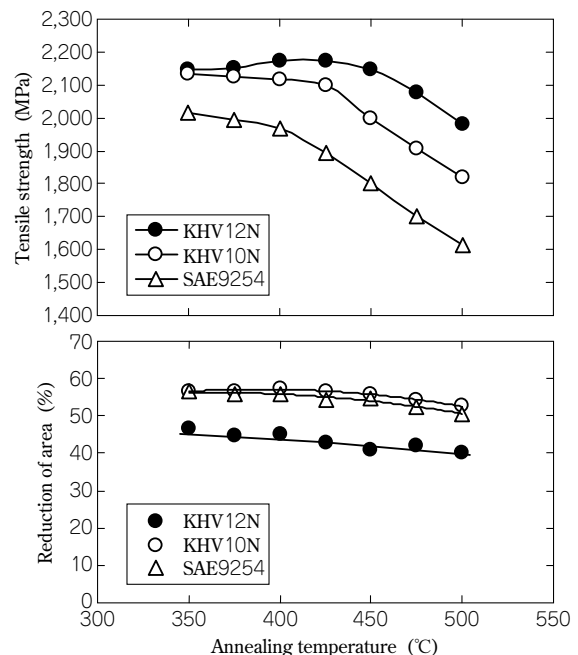


図7 低温焼鈍温度における機械的性質の変化

Fig. 7 Relationship between annealing temperature and mechanical properties

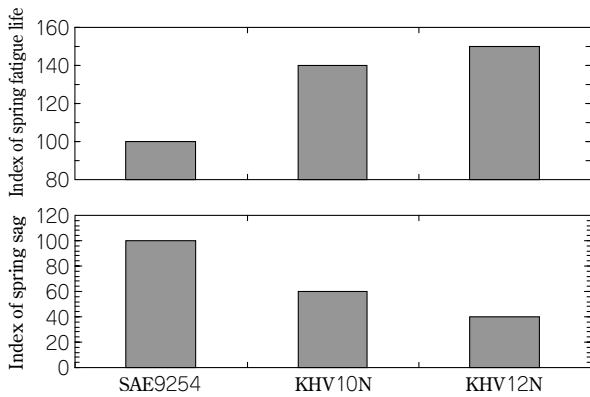


図8 超高強度弁ばねの疲労寿命とへたり量
Fig. 8 Fatigue life and sag index of high-tensile valve spring

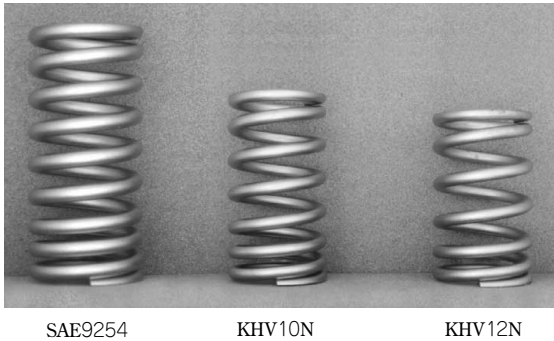


図9 超高強度弁ばねの形状比較
Fig. 9 Comparison of valve spring height

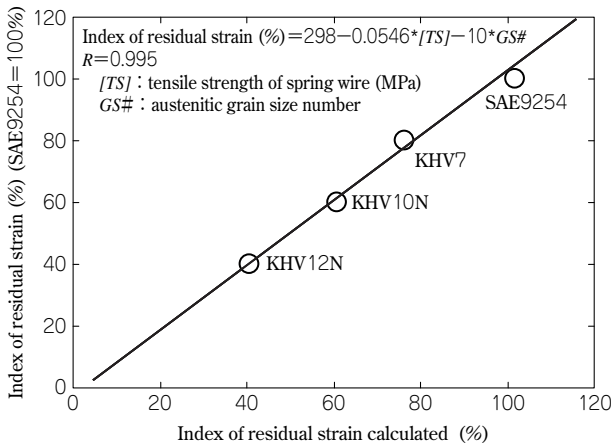


図10 ばね素線引張強さとオーステナイト結晶粒度とへたりの関係
Fig.10 Sag resistance with a function of tensile strength and austenitic grain size number

も優れた耐へたり性を示し、オーステナイト結晶粒度とばね素線の引張強さとの高い相関がみられた。KHV12Nのへたり量は、SAE9254に比べて約60%低減、KHV10Nに比べても約20%低減することができる。これは、結晶粒の微細化によるものと考えられる。図11にCr添加量と結晶粒径の関係を、図12にKHV12NとKHV10Nの結晶粒界エッチング写真を示す。KHV12Nでは、Crを増量添加しているため、炭化物の熱安定性を向上し、結晶粒粗大化防止に効果のある炭化物を確保できた。さらに、Vを増量添加しているためV系炭化物が増加し、結晶粒度が14番という超微細化を達成できた。その結果、耐へたり特性が向上したと考えられる。

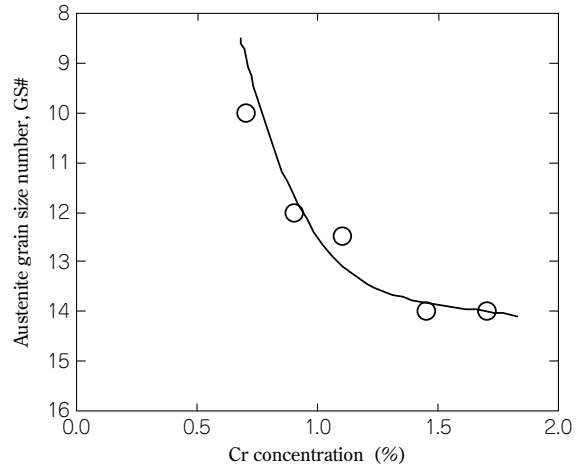


図11 結晶粒径とCr添加量の関係
Fig.11 Relationship between austenitic grain size number and Cr content

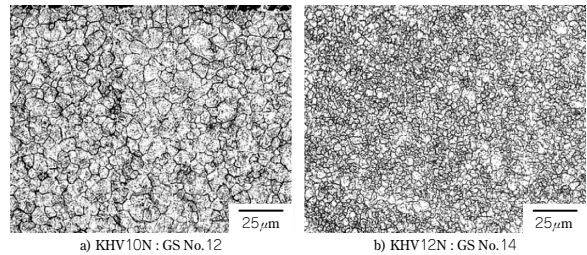


図12 高強度弁ばねの結晶粒
Fig.12 Etched austenitic grain of high tensile valve spring

むすび＝当社は信頼性が高く、高応力で使用できる高強度弁ばね用線材を他社に先駆け開発し、市場に提供してきた。2015年を過ぎるとエンジンとモータを併用するハイブリット車の生産台数が急速に増加するといわれている。当社の超高強度弁ばね用線材を含めた高強度弁ばね用線材は、ハイブリット車用エンジンの小型化やガソリンエンジンの燃費改善に有効であり、今後も自動車産業の発展と地球環境問題への取組に貢献できると考えられる。

参考文献

- 1) 茨木信彦：R&D 神戸製鋼技報，Vol.50, No.3 (2000)，p.27.
- 2) 吉原 直ほか：ばね論文集，No.45 (2000)，p.15.
- 3) 日本ばね工業会：日本のばねの歴史，(1984)，p.173.
- 4) 裏川康一：R&D 神戸製鋼技報，Vol.18, No.4 (1968)，p.29.
- 5) 線材製品協会編：線材製品読本 (改訂第3版)，(1980)，p.170.
- 6) 中村芳美ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.24, No.1 (1974)，p.115.
- 7) T. Ohshiro et al. : Stahl und Eisen, 109 (1989) Nr.21, p.1011.
- 8) 村上敬宜：微小欠陥と介在物の影響，養賢堂，(1993)，p.90.
- 9) 須田澄恵ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2 (2005)，p.22.
- 10) 俊野英男ほか：ばね論文集，No.32 (1987)，p.31.
- 11) Y. Yamada et al. : SAE paper 2000-01-0791
- 12) Y. Yamada et al. : SAE paper 2003-01-1312
- 13) 間野日出男ほか：ばね技術研究会 2003 秋季講演会講演論文集，p.23.

(論文)

低Ni, Vフリー高強度懸架ばね用鋼ACROS1950

High Strength Wire Rod with Low Nickel and Vanadium-free for Suspension Spring ACROS1950



丸尾知忠*1
Tomotada MARUO



吉原直*1
Nao YOSHIHARA

Newly developed suspension spring steel, ACROS1950, has low Ni but has no V, in order to avoid the risk of increased alloy costs. ACROS1950 can enhance the suspension spring design stress up to 1,200MPa as the maximum shear. Hydrogen embrittlement resistance was maintained by controlling only the Ti, and corrosion properties by controlling the Cr, Cu and Ni. As a result, the suspension spring steel has the same corrosion fatigue life as UHS1900 at 1,200MPa of spring stress.

まえがき＝近年、中国市場を中心に鋼材消費量が伸長し、添加合金コストの高騰リスクが高まりつつある。懸架ばね用鋼は、小型軽量化や耐へたり性、耐久性の観点からばね素材の強度を上げる必要がある。さらに、寒冷地においては融雪材散布の影響で水素脆化や腐食疲労の危険性が增大する懸念が加わる。したがって、高強度と優れた環境脆化特性（主に腐食疲労特性）を兼備するために合金元素が添加され、当社では最大せん断応力（ τ_{max} ）が1,200MPa級で使用できるUHS1900、 τ_{max} が1,300MPa級で使用できるUHS1970を展開してきた。しかし、添加合金コストの高騰リスクを低減させるため、合金元素を低減させた懸架ばね用鋼が必要となってきた。そこで今回、UHS1900よりも合金元素添加量を低減させて、 τ_{max} が1,200MPaで使用できるACROS1950を開発した。本稿では、優れた腐食疲労特性を確保した低Ni, VフリーであるACROS1950の特性を報告する。

1. ACROS1950の成分設計の考え方¹⁾

懸架ばねに要求される特性として大気耐久性、耐へたり性および腐食疲労特性が挙げられる。大気耐久性とは、大気中で静的破断荷重以下の繰返し応力を受けた

際、破断に至るまでの繰返し回数を示す。耐へたり性とは、繰返し荷重下における負荷方向への塑性変形の生じにくさを示す。腐食疲労特性とは、腐食性のガスや液体中で繰返し応力を受けたときの破断に至るまでの時間の長さを示す。

大気耐久性および耐へたり性の向上にはばね素線の硬さを増加させる必要がある。ばね素線の硬さを高める手段としては、

- ①合金元素添加
- ②熱処理条件の変更

がある。顧客の生産性を考慮に入れると、硬さを高めるために焼戻し温度を下げることはばね生産工程上難しいため、硬さを高める合金元素であるC, Si, Crなどをある程度確保することが必要となる。

腐食疲労特性の向上には腐食疲労の機構の理解が重要である。懸架ばねの腐食疲労の機構を図1に示す²⁾。まず、飛び石などで塗装がはがれ、そこから融雪剤に含まれるCaCl₂の影響によって腐食ピットが発生する。腐食ピットがある程度の大きさに成長した際、ピット底に応力集中が起こって疲労き裂が発生する。その後疲労き裂は徐々に進展し、その際に腐食過程で発生した水素が耐

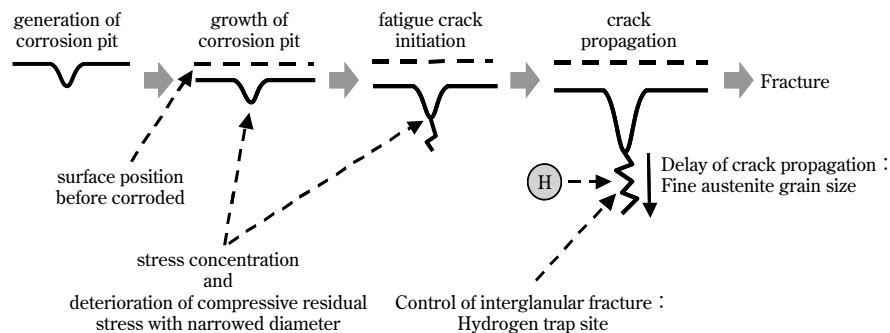


図1 懸架ばねの腐食疲労の機構
Fig. 1 Mechanism of spring corrosion fatigue fracture

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

水素脆性を低下させると考えられている³⁾。

腐食ピットの形状は、ピット面積とピットアスペクト比（腐食ピット深さ／腐食ピット幅）によって表される。成分設計の考え方（図2）で示したように、開発当時のUHS1900では、ピット面積を小さくすべく耐食性向上効果が得られるCu, Ni, Crを積極的に添加した。さらにその後、ピットアスペクト比にもCu, Ni, Crが影響を及ぼしていることがわかった。Cu, Niには腐食中に生じる錆（さび）のアモルファス合金組成物を増加させてピットアスペクト比を低減させる効果があると報告されている⁴⁾。また、Crには腐食ピット底のpHを下げる効果があり、積極的な添加はむしろピット深さを増大させ、アスペクト比を高めてしまう⁵⁾。

そこで、ACROS1950の開発にあたっては、腐食疲労寿命を向上させるためにピットアスペクト比に着目した。具体的には、腐食ピットの面積拡大抑制ではなく、ピットアスペクト比を小さくすることによって腐食ピット底への応力集中を緩和する方法を考えた（図2）。したがって、ACROS1950では耐食性をある程度確保しつつ、ピットアスペクト比を小さくする最適なCu, Ni, Crバランスとした。

また、水素脆性を抑制する手段としては、

- ①旧オーステナイト結晶粒の微細化
- ②炭化物などの析出物による水素トラップ
- ③結晶粒界の清浄化
- ④マトリックスの靱性向上

がある。旧オーステナイト結晶粒の微細化および炭化物形成のどちらに対してもTiやVの添加が有効である。ACROS1950では、高価なV添加を抑制するためにTi単独添加を試みた⁶⁾。また、マトリックスの靱性向上にはSiの添加およびC量の低減が必要となる。

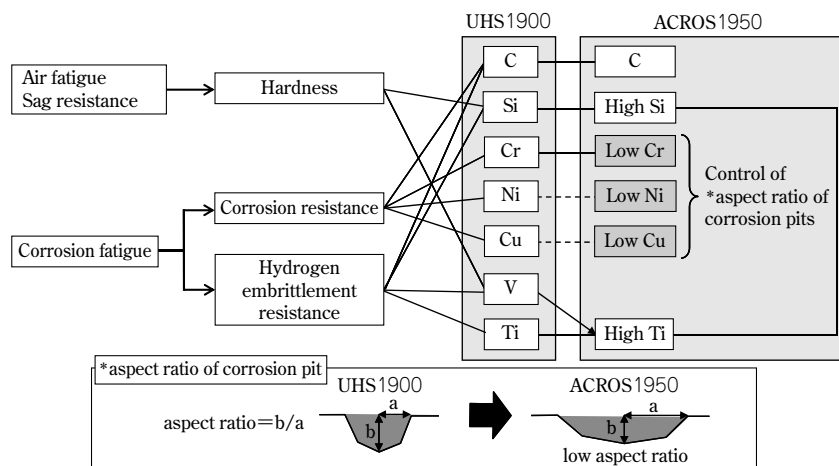


図2 ACROS1950の成分設計の考え方
Fig. 2 Chemical compositions design of ACROS1950

2. 実験方法

2.1 供試材

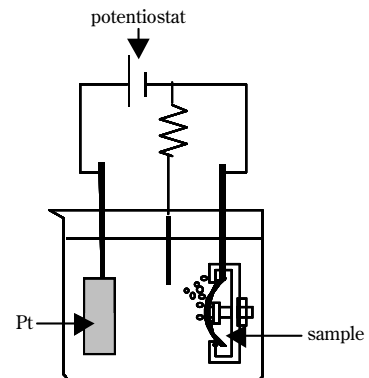
表1に供試材の化学成分を示す。一般鋼SAE9260、 τ_{max} が1,200MPa級であるUHS1900、および今回の開発鋼であるACROS1950を転炉溶製した。いずれの鋼種も $\phi 13.5\text{mm}$ に熱間圧延し、各試験片を作製した。

2.2 材料特性

水素感受性の試験には図3に示す陰極チャージ4点曲げ試験を行った。試験片は、長さ65mm、幅15mm、板厚1.5mmの平板を925℃に加熱し、油焼入れ以降は上述の条件にて調質した後、表面を800番のエメリー紙で仕上げた。これを初期最大曲げせん断応力が1,400MPaとなるように4点曲げ治具にて固定し、そのまま溶液中で1分間に0.7mL/gの水素を吸蔵させて破断までの寿命を測定した。なお、溶液は0.5mol/L H_2SO_4 と0.01mol/L KSCNの混合液で陰極電位は-700mVとした。

腐食特性は、塩水噴霧（以下、SSTという）8時間→恒温恒湿保持（35℃、60%RH）16時間を1サイクルとする複合サイクル腐食試験（以下、CCT試験という）を最長14サイクルまで行って評価した。試験片は、 $\phi 10 \times 100\text{mm}$ 丸棒を925℃で10分間加熱、70℃で油焼入れし、350℃にて1時間焼戻した後に機械加工にて切り出し、さらに表面を800番のエメリー紙で仕上げた。腐食ピット深さは、腐食表面積2,514 mm^2 におけるピット深さをレーザー顕微鏡によって測定し、最大深さから上位3点を平均して求めた。ピットアスペクト比に対しても同様に、ピット幅（a）およびピット深さ（b）を測定して求めた。

腐食疲労特性は、CCT試験にて腐食させた試験片を用いた回転曲げ疲労試験を実施し、応力と破断までの回数



Sample : $65 \times 1.5 \times 10 \text{ mm}$
Solution : 0.5mol/L $\text{H}_2\text{SO}_4 + 0.01\text{mol/L KSCN}$
Stress : 1,400MPa
Potential : -700mV

図3 陰極チャージ4点曲げ試験の概略図
Fig. 3 Schematic image of 4-point bending test under cathodic hydrogen charge

表1 供試材の化学成分
Table 1 Chemical compositions of tested steels

Steel grade	Chemical compositions (mass%)										Manufacturing process
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	
SAE9260	0.60	2.00	0.90	0.012	0.005	—	—	0.15	—	—	Continuous casting → Billet → Hot rolling ($\phi 13.5\text{mm}$)
UHS1900	0.41	1.75	0.18	0.009	0.003	0.27	0.51	1.05	0.157	0.060	
ACROS1950	0.42	2.10	0.93	0.012	0.005	0.25	0.25	0.35	—	0.095	

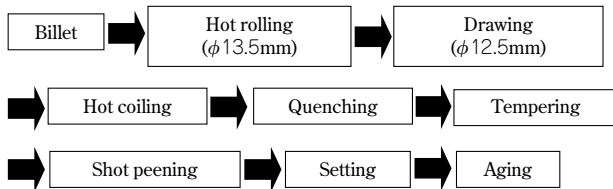


図4 ばね試験片の作製工程
Fig. 4 Process of preparing spring specimens

の関係で評価した。なお、試験片は、925℃で10分間加熱した後、70℃で10分間油焼入れし、さらに350℃にて1時間焼戻した。その後、機械加工にて切り出してJIS Z 2274の1号試験片とした。CCT試験は、先に述べたようにSSTを8時間→恒温恒湿保持(35℃, 60%RH)16時間を1サイクルとする試験を14サイクルまで行った。回転曲げ疲労試験は大気中の室温下で400MPaおよび500MPaの片振り曲げ応力を負荷し、3,500rpmの回転数で行った。吸蔵された水素量はAPIMS法(Atmospheric Pressure Ionization Mass Spectrometry: 大気圧イオン化質量分析法)を用いて測定した。

2.3 ばね特性

腐食疲労特性を調査するため、図4に示す工程によってばね試験片を作製した。腐食疲労試験は、SSTを30分間→加振3,000回(100rpm)→恒温恒湿保持(26℃, 95%RH)23時間を1サイクルとして破断するまで繰返し、加振回数の合計にて評価した。なお、ばね硬さはHRC52.0とし、最大せん断応力 $\tau_{max} = 1,200\text{MPa}$ で腐食疲労試験を実施した。

3. 実験結果および考察

3.1 材料特性

3.1.1 水素感受性

図5に、陰極チャージ4点曲げ試験による各鋼の水素感受性評価結果を示す。SAE9260では焼戻し温度の低下による硬さの増大に伴い、短時間で破断する。しかしUHS1900およびACROS1950ではHRC52以上で600秒以上の破断時間を示す。さらにACROS1950はUHS1900と同等の破断時間であり、同等の水素感受性を持っていると考えられる。

3.1.2 腐食特性

CCT試験で得られたSAE9260, UHS1900およびACROS1950の3鋼種の腐食ピットの深さ、およびピットアスペクト比の経時変化をそれぞれ図6、および図7に示す。UHS1900およびACROS1950のピットの深さ、ピットアスペクト比ともにSAE9260より小さいことから、応力集中を小さく抑えることによって優れた腐食疲労特性を有することが期待できると考えられる。また、ACROS1950のピットアスペクト比はUHS1900に比べて小さく制御できている。さらに、試験片にある6個のピットアスペクト比からばね1本分のピットアスペクト比を極値統計法によって算出した結果を図8に示す。極値統計法は次の通りである。算出した6個のピットアスペクト比を用いて累積分布関数からばね1本分の面積中に

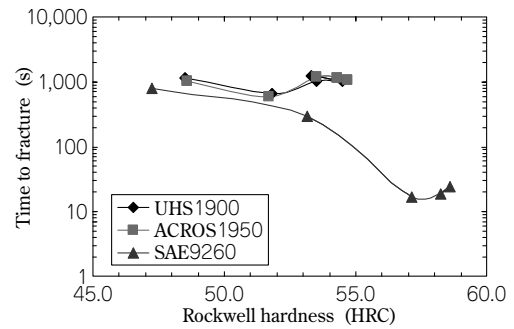


図5 水素チャージした各種試験片の硬さと破断時間の関係
Fig. 5 Relationship between hardness and breaking time of each specimen charged hydrogen

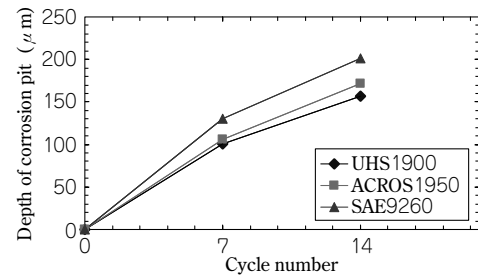


図6 サイクル数と腐食ピット深さの関係
Fig. 6 Relationship between cycle numbers and depths of corrosion pits

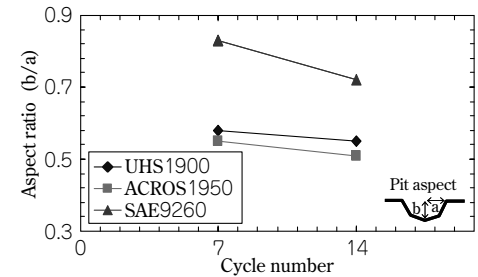


図7 サイクル数と腐食ピットのアスペクト比の関係
Fig. 7 Relationship between cycle numbers and aspect ratios of corrosion pits

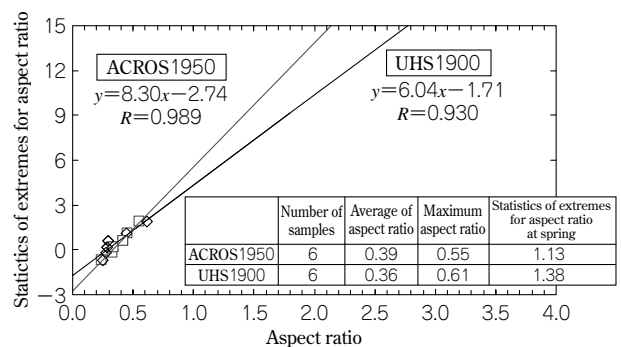


図8 極値統計による腐食ピットのアスペクト比結果
Fig. 8 Aspect ratios of corrosion pits by statistics of extremes

存在するピットアスペクト比の極値を求めた。ACROS1950のピットアスペクト比の極値はUHS1900に比べて小さくなり、ピットアスペクト比を低く制御できることがわかった。

3.1.3 腐食疲労特性

回転曲げ疲労試験で得られた腐食後のUHS1900およびACROS1950の破断までの回数を図9に示す。この図

から ACROS1950 の腐食疲労特性は UHS1900 に比べて同等以上であることがわかる。図10 に腐食疲労試験後の疲労破面を示す。ACROS1950 は UHS1900 に比べて粒内破壊領域が約 65% 広い。さらに図11 に示すように ACROS1950 は UHS1900 に比べて発生水素量が少ない。また Cr 量の低下はピット底の pH を上昇させることが報告されており⁷⁾、水素吸蔵量が少なくなると推定できる。したがって、UHS1900 に比べて低 Cr である ACROS1950 は腐食疲労特性が優れると示唆される。

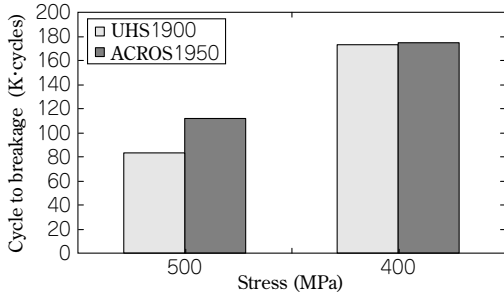


図9 腐食後回転曲げ疲労試験結果

Fig. 9 Results on rotating bending fatigue test after corrosion test

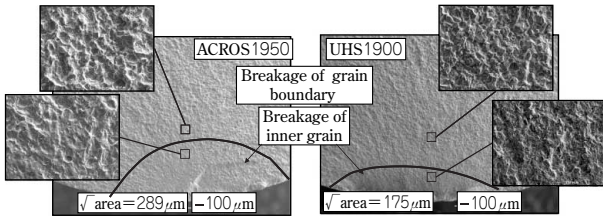


図10 腐食疲労破面

Fig.10 Corrosion fatigue fracture

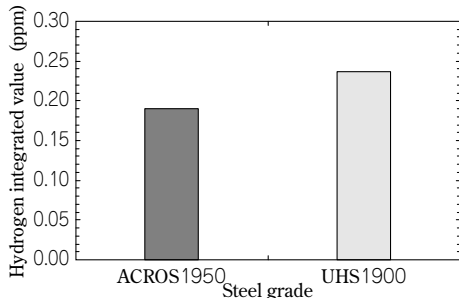


図11 CCT試験 (14 サイクル後) の水素含有量

Fig.11 Hydrogen integrated value after CCT test for 14 cycles

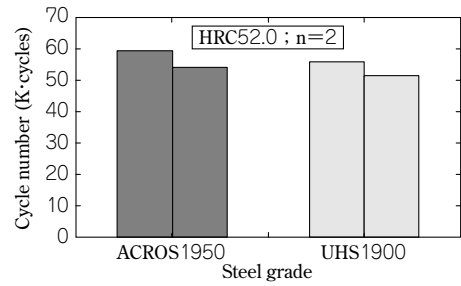


図12 ばね腐食疲労試験結果

Fig.12 Results of corrosion fatigue test at springs

3.2 ばね特性

図12 に UHS1900 および ACROS1950 のばね腐食疲労試験結果を示す。この結果から HRC52.0 にて UHS1900 と比較して、同等の腐食疲労特性が得られた。

むすび=開発した低 Ni, V フリー高強度懸架ばね用鋼 ACROS1950 の特性を下記にまとめる。

- ① V フリーとし、UHS1900 と同等の水素感受性を確保することができた。
- ② Cr, Ni, Cu 量を適正化することによって UHS1900 に比べてピットの深さ、アスペクト比を低減することができた。
- ③ ばね腐食疲労試験結果から、HRC52.0 にて UHS1900 と同程度の腐食疲労特性を確保できている。

また、ACROS1950 は以下の特長を有する高強度懸架ばね用鋼である。

- ① 最大せん断応力 1,200MPa でばね設計ができる。
- ② UHS1900 と同等の腐食特性を持つ。
- ③ 低 Ni, V フリーであることから合金コスト高騰リスクを低減する。

参考文献

- 1) 公開特許：2009-046764.
- 2) 吉原 直ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.56, No.3(2006), pp.48-52.
- 3) A. Inada et al. : Kobelco Technology Review, No.21 (1998), p.21.
- 4) 石川達雄ほか：材料と環境, Vol.52, No.3 (2003), pp.140-154.
- 5) 中山武典ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.47, No.2(1997), pp.50-53.
- 6) 特許：第 4423253 号.
- 7) 中山武典ほか：第 47 回材料と環境討論会, (2000), p.314.

(技術資料)

SSRT法による高強度鋼の遅れ破壊評価

Delayed Fracture Evaluation of High Strength Steels by SSRT Testing



漆原 亘*1
Wataru URUSHIHARA



高知琢哉*1
Takuya KOUCHI

The demand for improving the delayed fracture resistance in high strength steels, especially for automobile applications, has increased dramatically. By use of the SSRT (Slow Strain Rate Technique) test, the susceptibility to delayed fracture can be rapidly and quantitatively evaluated. Therefore, with SSRT tests, the relationship between the critical hydrogen concentration for fracture and applied stress can be analyzed. Furthermore, by combining atmospheric corrosion test with SSRT test, the effects of such surface corrosion, as the formation of pits, can be evaluated on the delayed fracture susceptibility. This test provides an optimum evaluation method used under a normal atmospheric environment for such high strength steels as bolts and springs.

まえがき＝近年、高層建築や長大橋などの大型構造物から情報機器、鉄道車両、船舶、自動車などにいたる様々な分野で軽量化が要求されている。そのための有効手段の一つとして、構造物や機器の主構成材料である鉄鋼の高強度化が指向されている^{1)~3)}。とくに自動車用途のボルトや懸架ばねなどの鉄鋼材料に対しては、燃費低減に向けた高強度化ニーズが高い。しかしながら、それら鉄鋼材料は、高強度化に伴って遅れ破壊（水素脆化）感受性が増大するため、遅れ破壊を克服するための研究開発が多数行われている^{4)~6)}。

遅れ破壊は、鋼材の腐食反応によって発生し、吸蔵される極微量の拡散性水素が原因であると考えられており、使用環境中では腐食を伴いながら長時間かけて破壊にいたる⁷⁾。したがって、短時間で遅れ破壊感受性を評価するためには、何らかの加速試験を行う必要がある。遅れ破壊が材料、応力、環境の三要素に起因することを考慮すると、応力あるいは環境のいずれかを加速して（＝厳しくして）試験を行う必要がある。

前報⁸⁾において、遅れ破壊試験法として、応力加速型のSSRT (Slow Strain Rate Technique) 法を取上げ、同法を用いることによって、大量の水素を吸蔵させる強酸のような加速環境のみならず、使用環境に近い弱酸性～中性環境や大気腐食環境でも遅れ破壊感受性を高感度に評価することが可能であることを紹介した。

本稿では引き続きSSRT法を取上げ、同法を用いた遅れ破壊評価として有効な遅れ破壊が生じる水素量（限界拡散性水素量）の評価法、および大気腐食環境試験とSSRT法を組合わせた評価法を、それらの評価例とともに紹介する。

1. SSRT法を用いた遅れ破壊評価

1.1 SSRT法

陰極チャージしながら実施するSSRT法の模式図を図1に示す。模式図に示したように、SSRT法は動的ひずみにより徐々に（例えば $10^{-7} \sim 10^{-5}/s$ で）応力を負荷する応力加速型の試験である。この試験では、試験片を微量の拡散性水素によって脆化させ、強制的に破断させる。このため、試験環境によらず迅速な評価が原理的に可能である。図2に示すように、大気中での試験片の最大引張応力を σ_0 、破断時の伸びを E_0 、水素を吸蔵した試験片の最大引張応力を σ_1 、破断時の伸びを E_1 とし、 σ_1 や E_1 、 $100 \times (1 - \sigma_1 / \sigma_0)$ および $100 \times (1 - E_1 / E_0)$ による遅れ破壊感受性指標にて評価を行う。

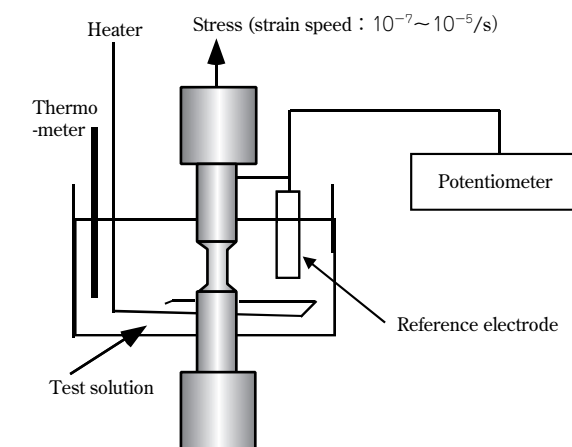


図1 陰極チャージしながらのSSRT法模式図
Fig. 1 Scheme of SSRT test with electrolytic charging in solution

*1 技術開発本部 材料研究所

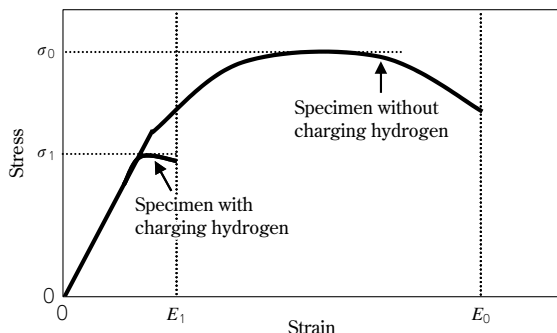


図2 SSRT法での評価法
Fig. 2 Evaluation method of SSRT test

1.2 SSRT法の利点

定ひずみ法、定荷重法によって、使用環境に近い環境や吸蔵水素量で試験を行う場合は長期試験が必要であり、優劣が評価できないこともある。したがって定ひずみ法、定荷重法では、強酸などの環境加速下で試験を行わざるを得ないが、表面近傍の吸蔵水素量が多く、腐食挙動も使用環境とは異なる。例えば、使用環境が大気腐食環境であるボルトや懸架ばねでは、実使用後に鋼材表面にさびや腐食ピットが形成しており、遅れ破壊特性への影響が大きいといわれている^{9)・10)}が、強酸では減肉が多く、さびや腐食ピットが形成しにくいいため、正確な遅れ破壊評価とならない場合がある。

これに対してSSRT法では、試験環境によらず短時間で遅れ破壊感受性を測定できるため、試験環境や吸蔵水素量を使用環境に合わせて測定することが可能である。また、破断の際の拡散性水素量を測定することにより、遅れ破壊が発生する限界拡散性水素量と遅れ破壊感受性指標との相関を容易に把握することができる。近年評価例^{11)・12)}があるCSRT (Conventional Strain Rate Test) 法も同様に迅速評価が可能であるが、SSRT法の方がひずみ速度が遅いため、応力ひずみ場への水素の濃化を助長でき、より低い吸蔵水素量での高感度な評価が可能である。

1.3 SSRT法での水素吸蔵法

使用環境での遅れ破壊特性を評価するには、使用環境での吸蔵水素レベルや腐食表面形態を把握し、SSRT法での試験片の吸蔵水素量や腐食模擬環境に反映させるとよい。吸蔵水素レベルを実機に合わせて試験を行う場合は、使用環境において吸蔵する拡散性水素量をTDA (hydrogen Thermal Desorption Analysis) などの測定によって把握し、同じレベルの拡散性水素量となる条件での陰極チャージによって試験片に水素を吸蔵させてSSRT法を行えばよい。一方、吸蔵水素レベルに加えて腐食表面形態も実機に合わせ、腐食の影響も含めた実態に近い評価とする場合は、実機の腐食を模擬した環境下で腐食させてSSRT法を行えばよい。

1.4 限界拡散性水素量の評価

鋼材自体の遅れ破壊特性を評価する手法として、遅れ破壊を生じる最少の拡散性水素量(=限界拡散性水素量)と、使用環境において吸蔵する拡散性水素量とを比較することが試みられている^{13)・14)}。SSRT法で実施する場

合、吸蔵水素量が既知の条件で陰極チャージした後、水素逃散防止めっきを施して水素量を一定に保持した状態で試験を行うか、水素吸蔵しながら試験を行い、破断直後に試験片の吸蔵水素量を測定すればよい。破断時の拡散性水素量が、その破断応力・伸び量での限界拡散性水素量となる。

1.5 大気腐食環境試験とSSRT法を組合わせた評価

前述のように、腐食の影響も含めた実態に近い遅れ破壊感受性評価を行う場合は、実機の腐食を模擬した環境下で腐食させてSSRT法による評価を行えばよい。すなわち、ボルトやばねなどのように大気環境で用いられる鋼材の遅れ破壊の評価としては、SST (Salt Spray Test)、あるいはSST/乾燥/湿潤を繰り返すCCT (Cyclic Corrosion Test)により、大気腐食表面形態を模擬する腐食環境にて評価する必要がある。腐食試験後あるいは腐食試験を進めながらSSRT法による評価を行うことにより、鋼材表面のさびや腐食ピットの形成などの腐食表面形態を反映した遅れ破壊感受性評価が可能である。

2. SSRT法による遅れ破壊評価例

2.1 限界拡散性水素量の評価例

数種類の条件での陰極チャージによって強制的に拡散性水素を侵入させながらSSRT法による評価を行い、破断時の水素量(限界拡散性水素量)と遅れ破壊感受性との相関を把握した例を示す。

ここでは、表1に示す化学成分の鋼材A, Bを用いて応力集中係数が約5となるノッチを設けたφ8mmの試験片(図3)を作製し、引張強さを約1,400MPaに調整した引張試験を行った。まずは、試験片の水素量を広範囲で制御しつつ、十分に侵入拡散させるために表2に示すa, b, cの3条件にて96h陰極チャージ処理を行った。そ

表1 試験材の化学成分
Table 1 Chemical compositions of tested steels (mass%)

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti
A	0.42	0.06	0.53	0.007	0.004	0.54	1.00	0.97	0.070	0.050
B	0.41	0.20	0.72	0.013	0.010	—	1.01	0.18	—	—

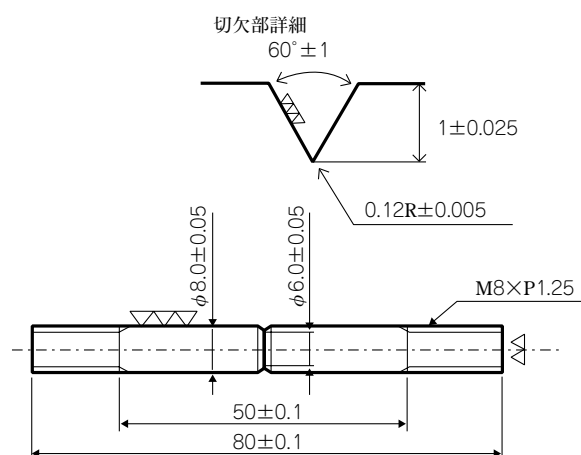


図3 SSRT法でのノッチ付きの引張試験片模式図
Fig. 3 Scheme of sample with notch for SSRT test

表 2 陰極チャージ条件
Table 2 Conditions of electrolytic charging

	Test solution	Current density (A/m ²)
a	0.5mol/L H ₂ SO ₄ + 0.01mol/L KSCN	10
b	0.5mol/L NaCl+0.01mol/L KSCN	10
c	0.5mol/L NaCl+0.01mol/L KSCN	1

の後、同条件にて陰極チャージ処理を行いながら SSRT 法により評価した。破断後すぐに、液体窒素に浸漬しながら破面から 2mm 位置で切断・研磨し、拡散性水素量を TDA を用いて測定した。なお一般的な方法¹⁵⁾に従い、室温より 350℃ の範囲で検出される水素放出曲線の第一ピークの水素放出量(図 4)を拡散性水素と定義した。すなわち、V 炭化物、Ti 炭化物によりトラップした水素の大部分は第一ピークに含まれるため、拡散性水素として評価している。

図 5 は、各陰極チャージ条件(表 2)での両鋼材の破断強度を示す。いずれの陰極チャージ条件においても、A 鋼の方が B 鋼よりも破断強度が高い。A 鋼では、水素トラップサイトとなる炭化物を形成する V と Ti を複合添加していることから水素拡散を抑制し、遅れ破壊しにくいと考えられる。

図 6 は、限界拡散性水素量に相当する破断時の拡散性水素量と、遅れ破壊感受性指標の一つである応力比 $100 \times (1 - \sigma_1 / \sigma_0)$ との相関を示したものである。A 鋼は炭化物によりトラップする水素が多いため、同一の陰極チャージ条件では、B 鋼よりも多量の拡散性水素を吸蔵する。同量の限界拡散性水素にて比較すると、遅れ破壊感受性は A 鋼の方が B 鋼よりも格段に低いことがわかる。また、同じ遅れ破壊感受性で比較すると、限界拡散性水素量は A 鋼の方が B 鋼よりも高いことがわかる。

こうした評価により、所定の応力比、使用応力での限界拡散性水素量を調査することが可能である。また別途、使用環境にて同じ負荷応力で吸蔵する最大の拡散性水素量を比較することにより、鋼自体の遅れ破壊特性を検討することが可能である。

2.2 大気腐食環境試験と SSRT 法を組合わせた評価例

大気環境で用いる鋼材の遅れ破壊感受性を評価するためには、大気腐食を模擬する必要がある。そうした評価例として本節では、SST 後に SSRT を実施した例、および CCT 後に SSRT を実施した例を概説する。

それぞれの例では、さびや腐食ピットの形成など腐食表面形態への影響が大きいと考えられる旧 γ 粒径や耐食性元素である Cr 量を評価する。また、大気腐食を模擬した結果と、陰極チャージや酸浸漬により SSRT 法を行った結果を比較することにより、遅れ破壊に及ぼす大気腐食表面形態の影響を示す。

2.2.1 SST 後に SSRT 法を実施した評価例

0.4C-1.0Si-1.0Mn-1.0Cr をベースとし、旧 γ 粒径を 4.3, 6.0, 15.3, 31.9 μm とした 4 鋼材を対象に、引張強さを約 1,500MPa に調整した引張試験を行った。試験片は、ノッチ無しの平行部 $\phi 4\text{mm}$ とした(図 7)。

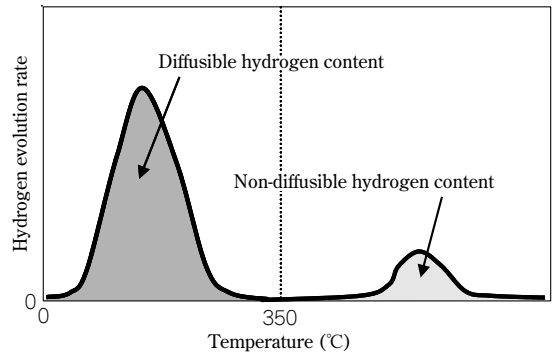


図 4 拡散性水素量の評価法

Fig. 4 Evaluation method of diffusible hydrogen content

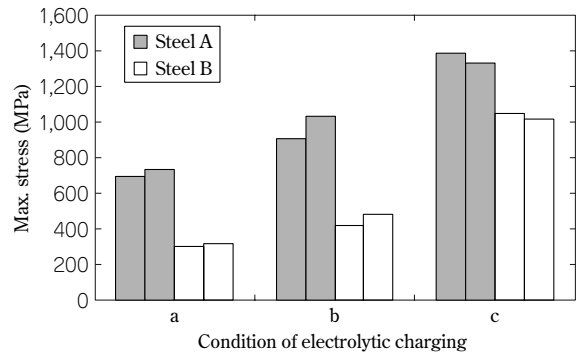


図 5 陰極チャージ SSRT での試験結果

Fig. 5 Max stress by SSRT test with electrolytic charging

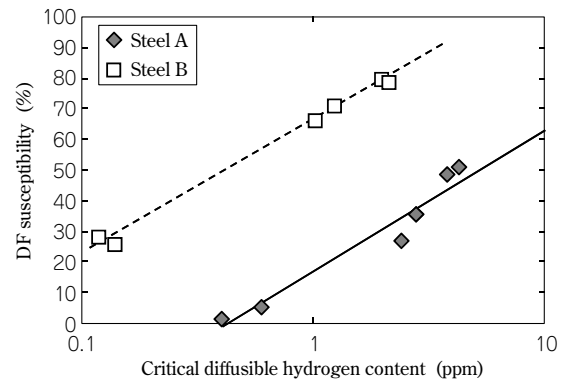


図 6 遅れ破壊感受性と限界拡散性水素量との相関

Fig. 6 Relationship between critical diffusible hydrogen contents and delayed fracture (DF) susceptibility

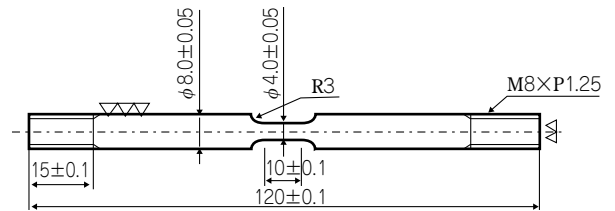


図 7 SSRT 法でのノッチ無し引張試験片形状

Fig. 7 Schematic view of test piece without notch for SSRT

SSRT 法としては、腐食挙動が大きく異なる 3 種類の試験条件を選択した。試験①は腐食を伴わない条件とし、表 2 条件 b の陰極チャージの下で SSRT を行った。試験②は水溶液腐食(酸腐食)を伴う条件とし、pH3 の塩酸に浸漬しての SSRT 法評価を行った。また試験③では、大気腐食を伴う条件として 5%NaCl を用いた SST を 2 週間実施した後、SSRT を行った。それぞれの試験の結果

得られた伸び量の比から遅れ破壊感受性を評価するとともに、破断後のサンプルの拡散性水素量を TDA にて測定した。

図8は、各試験法での遅れ破壊感受性を示したものである。①陰極チャージと②塩酸浸漬では、旧 γ 粒径が遅れ破壊感受性に及ぼす影響が小さく、明確な優劣が認められなかった。一方③ SST では、旧 γ 粒径が小さいほど遅れ破壊感受性が低くなる傾向にあった。このように、遅れ破壊感受性は試験環境に大きく依存する。

図9に試験②、③での腐食減量、また図10に試験①、②、③における吸蔵拡散性水素量を示す。SST を実施した試験③にて旧 γ 粒径が $4.3\mu\text{m}$ の場合のみ腐食減量がわずかに少ないことが認められたものの、いずれの試験でも旧 γ 粒径と腐食減量との間に、明確な相関が認められなかった。また、いずれの試験法でも旧 γ 粒径は拡散性水素量に影響しなかった。すなわち、これらの鋼材は、腐食量や拡散性水素量の差異が明確でなく、2.1 で述べた限界拡散性水素量と使用環境において吸蔵する水素量の比較では、4 鋼材の優劣を判断することは難しいと考えられる。

試験②および③を実施後の断面の光学顕微鏡写真をそれぞれ図11、図12に示す。酸浸漬した試験②では、旧 γ 粒径が $4.3\mu\text{m}$ あるいは $15.3\mu\text{m}$ のいずれも全面腐食の形態を示し、大きな腐食ピットは認められない。一

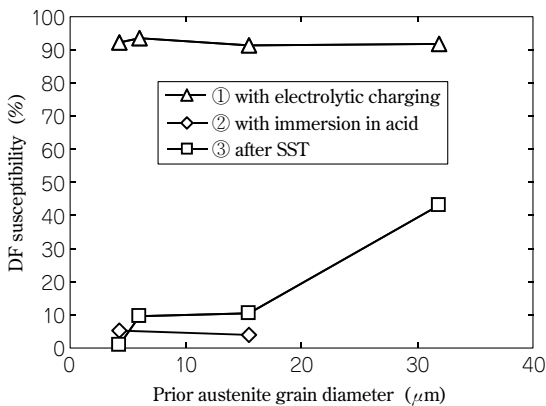


図8 旧 γ 粒径と遅れ破壊感受性との相関

Fig. 8 Relationship between prior austenite grain size and delayed fracture (DF) susceptibility

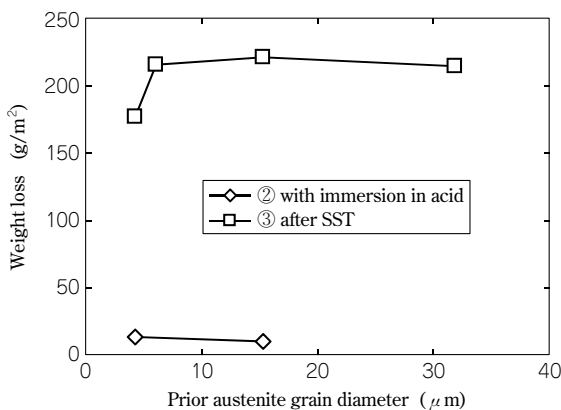


図9 旧 γ 粒径と腐食減量との相関

Fig. 9 Relationship between prior austenite grain size and weight loss

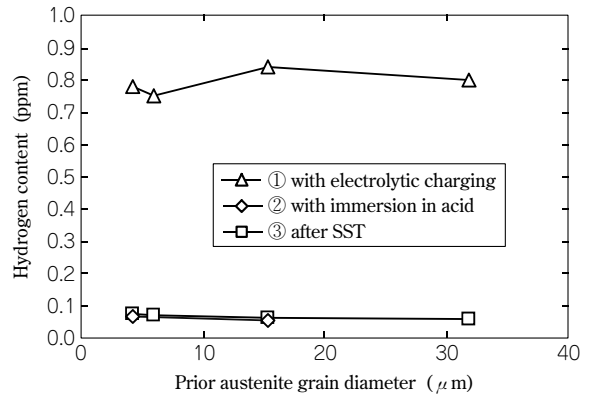


図10 旧 γ 粒径と吸蔵水素量との相関

Fig.10 Relationship between prior austenite grain size and hydrogen contents

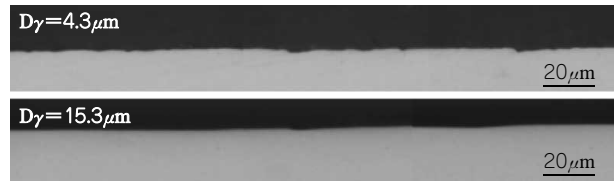


図11 酸浸漬での SSRT 後の断面の光顕写真

Fig.11 Optical micrograph of cross-section after SSRT with immersion in acid

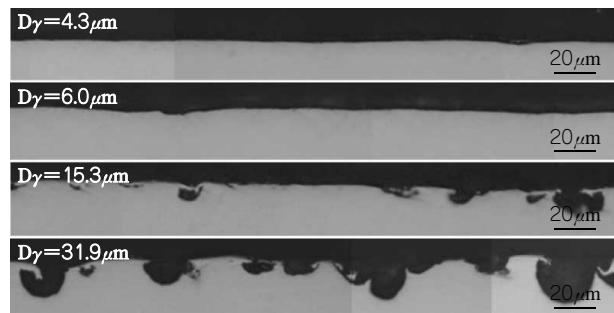


図12 SST での SSRT 後の断面の光顕写真

Fig.12 Optical micrograph of cross-section after SSRT with SST

方、SST を実施した試験③では、旧 γ 粒径が大きいほど粗大な腐食ピットが観察された。これは、旧 γ 粒界が局所アノード化して優先的に腐食が進行したと推察される。すなわち、図8の遅れ破壊感受性の差異は、腐食ピット形成のしやすさに依存したと考えられ、大気腐食環境下では旧 γ 粒径が小さい鋼材の方が遅れ破壊しにくいといえる。このように、ボルトや懸架ばねのような大気環境で用いる鋼材を評価するには、試験①や②よりも大気腐食の影響も含めた実態に近い評価である試験③が望ましい。

2.2.2 CCT 後に SSRT 法を実施した評価例

0.45C-0.05Si-0.5Mn-0.3Ni-1.0Mo をベースとし、Cr 量を 0.3, 1.0, 2.0% とした 3 鋼材を対象に 2.2.1 と同様の引張試験を行った。得られた伸び量の比から遅れ破壊感受性を評価した。

図13は、腐食を伴わない陰極チャージ処理、および大気腐食である CCT により水素を導入した試験結果である。陰極チャージ処理は、表2の条件aによって0.5ppmの拡散性水素を吸蔵させた。さらに、亜鉛による水素逃

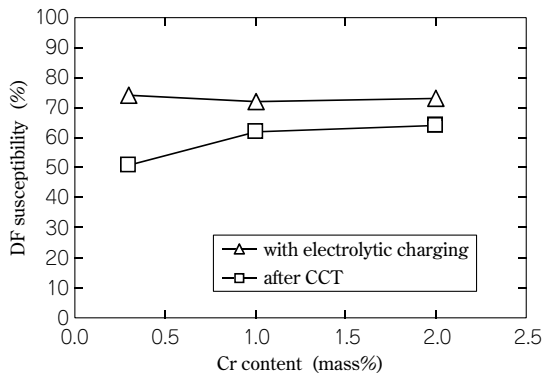


図13 Cr量と遅れ破壊感受性との相関

Fig.13 Relationship between Cr contents and delayed fracture (DF) susceptibility

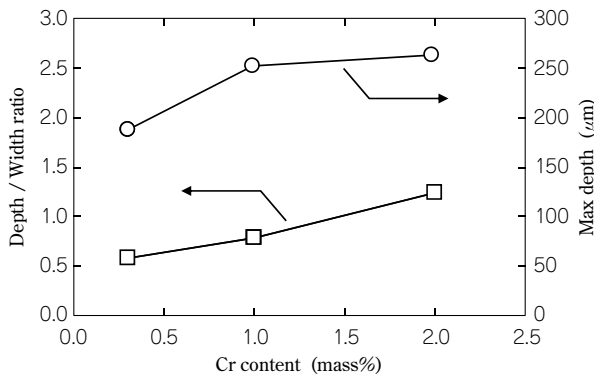


図14 Cr量と腐食ピット深さとの相関

Fig.14 Relationship between Cr contents and depth of corrosion pits

散防止めっきを施し、常温保持により水素均一化を図った後、SSRT法によって遅れ破壊感受性を評価した。陰極充電ではCr量により遅れ破壊感受性に差異はなく、吸蔵する拡散性水素量も同じであることから、2.2.1と同じく、限界拡散性水素量の優劣は生じないと考えられる。

一方CCTは、SST(5%NaCl)8h、恒温恒湿試験(35℃、60%)16hを1サイクルとして28サイクル行い、その後SSRT法にて遅れ破壊感受性を評価した。陰極充電と異なり、Cr量が高い方が遅れ破壊感受性が高い。試験後の各鋼材の断面の観察から求めた腐食ピットの最大深さと、深さ/幅比が大きい腐食ピット5個の深さ/幅平均値を図14に示す。Cr成分は腐食ピット先端にてpHが低下することが知られており¹⁶⁾、この試験でもCr量が高いほど腐食ピットが深さ方向に成長することが認められた。すなわち、2.2.1と同じく、Crのような腐食挙動への影響が大きい成分の影響評価では、使用環境に近い環境で評価することが有効である。大気環境で使用されるボルトやばねの場合は、腐食ピットの成長抑制が遅れ破壊感受性低減に有効であり、Cr含有量を低減させることによって、それら製品の遅れ破壊を抑制できると考えられる。

以上の二つの例から、遅れ破壊感受性は、使用環境や試験環境に大きく依存し、使用環境に近い環境(大気環境で使用する場合は大気腐食模擬環境)で評価すること

により、吸蔵水素量のみならず腐食形態の影響も含めた実態に近い評価ができることがわかる。大気腐食模擬環境は、使用環境に対する腐食加速度が明確とされている環境(例えばJASO-CCT条件など)に設定することにより、より使用環境に近い遅れ破壊評価ができると考えている。

2.3 遅れ破壊評価の課題

遅れ破壊評価に対して有効な、遅れ破壊が生じる水素量(限界拡散性水素量)のSSRT法を用いた評価法、および大気腐食環境試験とSSRT法を組合わせた評価法を、それらの評価例とともに紹介した。しかしながら、前者の評価法においては、使用環境にて吸蔵する最大の拡散性水素量を精度よく推定し、限界拡散性水素量と一定の指標で比較する必要があるが、そうした手法はまだ十分に確立できていない。

さらには、いずれの評価法においても、応力集中部や腐食ピット近傍などの水素が濃化する微小領域での水素濃度や水素挙動を把握し、遅れ破壊特性と水素との相関を評価することが必要である。しかしながら、現状ではまだサンプル全体での水素濃度や水素挙動の把握にとどまっている。

以上のように、遅れ破壊評価についてはまだまだ取り組むべき課題は多い。

むすび=遅れ破壊感受性を高感度で迅速に評価することが可能なSSRT法を用いた評価として、限界拡散性水素量の評価結果と大気腐食環境試験を組合わせた評価結果を紹介した。これらの方法で示したように、遅れ破壊には水素量や腐食による表面形態の差異が大きく影響しており、使用環境での遅れ破壊特性を推定するためには、侵入水素量や腐食表面形態を再現する腐食模擬環境下で評価することが重要と考えている。

当社では、今後も水素と腐食挙動を関連づけながら遅れ破壊評価技術を高め、耐遅れ破壊性に優れた鋼材を開発することによって、自動車用途などでの鉄鋼材料の高強度化の要望に応えていきたい。

参考文献

- 1) 鈴木茂樹：日本ゴム協会誌，Vol.80，No.5 (2007)，p.172.
- 2) 鮎谷清司：電気製鋼，Vol.77，No.1 (2006)，p.53.
- 3) 大村朋彦：Zairyo-to-Kankyo，Vol.58，No.4 (2009)，p.130.
- 4) 津崎兼彰ほか：鋼構造論文集，Vol.14，No.54 (2007)，p.121.
- 5) 三澤俊平ほか：鉄と鋼，Vol.92，No.2 (2006)，p.58.
- 6) 吉原直ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.59，No.1 (2009)，p.54.
- 7) 南雲道彦：水素脆性の基礎，内田老鶴園 (2008)，p.219.
- 8) 漆原巨ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52，No.3 (2002)，p.57.
- 9) 松山晋作：鉄と鋼，Vol.69，No.8 (1983)，p.903.
- 10) 紅林豊ほか：ばね論文集，Vol.2000，No.45 (2000)，p.1.
- 11) 萩原行人ほか：鉄と鋼，Vol.95，No.6 (2009)，p.489.
- 12) 日本鋼構造協会編：高力ボルトの遅れ破壊特性評価ガイドブック，(2010)，p.54.
- 13) 並村裕一ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.54，No.3 (2004)，p.16.
- 14) 樽井敏三ほか：鉄と鋼，Vol.88，No.10 (2002)，p.26.
- 15) 阪下真司ほか：鉄と鋼，Vol.88，No.12 (2002)，p.849.
- 16) 中山武典ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.51，No.1 (2001)，p.29.

(論文)

冷間鍛造時の変形抵抗に及ぼすひずみ速度の影響

Effect of Strain Rate on Deformation Resistance in Cold Forging Steels



増田智一*1(工博)

Dr. Tomokazu MASUDA



土田武広*1

Takehiro TSUCHIDA



千葉政道*2(理博)

Dr. Masamichi CHIBA

We conducted compression tests using cold forging steels with a wide range of strain rates. We discovered that carbon steel which contains dissolved nitrogen shows a distinctive increase in deformation resistance due to dynamic strain aging when a static load is applied. In addition, we realized that when a high deformation speed is applied, deformation resistance shows a decrease as the strain rate becomes higher due to limited dynamic strain aging. Hardness after deformation tends to increase in accordance with the strain rate in carbon steel with dissolved nitrogen. This phenomenon is due to a higher dislocation density which is stabilized by the dissolved nitrogen. We also observed a tendency that strain concentrates in the pearlite phase, and confirmed cementite decomposition along with finer ferrite dislocation cells adjacent to the cementite.

まえがき＝冷間鍛造用鋼線材・棒鋼は、鋼材を積極的に加熱せず、室温または室温に近い温度での鍛造に用いられる鋼材である。冷間鍛造は、熱間鍛造と比較して良好な寸法精度が得られるものの、鋼材の加工硬化によって金型に大きな負荷が加わって金型を損傷させることや、加工度の増加に伴って鋼材が脆（もろ）くなる問題がある¹⁾。これらの問題を解消するためには、冷間鍛造時に生じる動的ひずみ時効を抑制することによる変形抵抗の低減が有効である。動的ひずみ時効の抑制方法として、Cr 添加による固溶 C 量の低減、Al の増量添加、Nb および B の添加による固溶 N 量の低減、および圧延後の過時効処理などが行われている²⁾。一方、動的ひずみ時効は、温度だけでなくひずみ速度にも影響を受ける。動的ひずみ時効とひずみ速度の関係は、主に薄鋼板の引張試験のようにひずみの小さい領域での報告が多く、冷間鍛造のようなひずみの大きい領域の報告は少ない^{3), 4)}。

そこで当社では、冷間鍛造時の動的ひずみ時効に及ぼす温度およびひずみ速度の影響、その時のマイクロ組織変化を調べることを目的とし、各種実験と解析を実施したので以下に報告する。

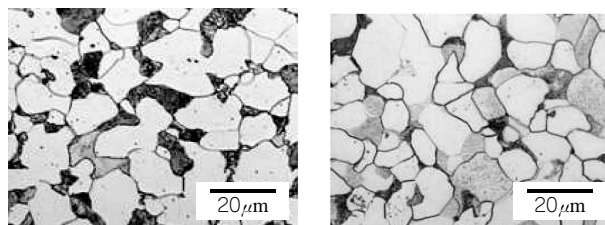
1. 実験方法

1.1 供試材

供試材には 2 種類の冷間鍛造用鋼線材を用いた。表 1 に化学組成、図 1 にマイクロ組織を示す。Steel (I) は一般的な 0.25%炭素鋼組成であり、Steel (II) は B を適量

表 1 供試材の化学組成
Table 1 Chemical composition of samples (mass%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	N	Others
Steel (I)	0.26	0.20	0.42	0.01	0.02	0.004	Al
Steel (II)	0.24	0.20	0.36	0.01	0.02	0.003	Al, B



(a) Steel (I) (b) Steel (II)

図 1 供試材のマイクロ組織
Fig. 1 Microstructure of samples

表 2 圧縮試験条件

Table 2 Conditions for compression tests

Specimen size	φ6×9mm
Compressibility	20% (ε=0.27) 80% (ε=2.23)
Temperature	20-600°C
Strain rates	10 ⁻³ -10 ² s ⁻¹
Sampling time	100 μs

添加し固溶 N を固着することによって冷間鍛造時の動的ひずみ時効を抑制した組成である。組織は、両鋼種共にフェライト・パーライト組織を呈しており、パーライト分率、結晶粒径共にほぼ同等である。

1.2 強度および組織評価方法

本実験では、鋼材の冷間鍛造性の指標として圧縮加工における最大変形抵抗を用いた。圧縮加工と変形抵抗の測定は、容量 20kN の富士電波工機(株)製サーメックマスター Z で行った。圧縮試験片サイズおよび試験条件を表 2 に示す。圧縮荷重および圧縮率からそれぞれ真応力、真ひずみを算出する際には、樽型変形を考慮した式(1)および式(2)を用い、サーメックマスター Z の制御 PC で計算した⁵⁾。

$$\sigma = \frac{P}{A_{max}(1+G)} \dots\dots\dots(1)$$

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

$$\epsilon = \frac{L_0}{L_0 - L_i + L_r} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、

P ：試験荷重， A_{max} ：試験片の最大直径， G ：バレルリングに伴う補正值， L_0 ：試験片の初期長さ， L_i ：ストローク変位量， L_r ：試験機剛性の補正值

また、圧縮試験片の側面中央部に熱電対を溶着し、圧縮加工中の温度履歴を記録した。試験後の圧縮試験片は、試験片中心位置で圧縮方向と平行に切断して冷間樹脂に埋込み、研磨後、ピッカース、およびナノインデンタによる硬さ試験を実施した。また、同位置のTEM（(株)日立製作所製 H-800）、および SEM（Carl Zeiss NTS 社製 ULTRA55）による組織観察を行った。なお、硬さ測定および組織観察は、これらの断面において、素材の外周表面から中心に向かって直径の 1/4 に相当する位置にて行った。

2. 実験結果および考察

2.1 変形抵抗および加工後硬さのひずみ速度依存性

図 2 に、ひずみ速度 10^{-3}s^{-1} における Steel (I) および (II) の真応力 (σ)—真ひずみ (ϵ) 曲線を示す。図中の $\Delta\sigma$ は、 $\epsilon = 0.3 \sim 0.4$ および $1.2 \sim 1.3$ の間の平均応力変動量を表している。Steel (I) は、試験雰囲気温度が室温の場合よりも 200°C の場合の方が変形初期から変形抵抗が高い。また、 $\epsilon = 0.7$ 付近から加工硬化が顕著になるとともに、平均応力変動量も増加する傾向を示した。これは、固溶 N の転位の固着による繰返し降伏現象（セレー

ーション)⁶⁾ と考えられる。一方、Steel (II) の変形抵抗は、Steel (I) と逆に試験温度が 200°C の方が低かった。また、Steel (II) は Steel (I) と比較して加工硬化しにくく、セレーションも小さくなっていることから、B による固溶 N の固着によって動的ひずみ時効が抑制されていることが分かる。

図 3 は、ひずみ速度 10^2s^{-1} における Steel (I) および (II) の真応力—真ひずみ曲線を示す。Steel (I)、Steel (II) とともに、全ての真応力—真ひずみ曲線において変形初期に変形抵抗が急激に増加する降伏挙動を示し、ひずみの増加に伴う加工硬化はほとんど示さなかった。特に Steel (I) の真応力—真ひずみ曲線は、 10^{-3}s^{-1} の場合と大きく異なり、変形抵抗は室温よりも 200°C の方が低くなり、室温での試験において $\epsilon = 0.7$ 付近から発生したセレーションも確認されなかった。Steel (I) のひずみ速度 10^2s^{-1} の真応力—真ひずみ曲線は、動的ひずみ時効が抑制されている Steel (II) とほぼ同様の形状を示したことから、ひずみ速度 10^2s^{-1} では、N が固溶している状態でも動的ひずみ時効が抑制されていることが分かる。

図 4 に Steel (I) および Steel (II) の最大変形抵抗のひずみ速度依存性を示す。最大変形抵抗は、Steel (I)、Steel (II) とともにひずみ速度の増加に伴って低下する傾向を示した。Steel (I) は、ひずみ速度 10^1s^{-1} 以下において室温よりも 200°C の最大変形抵抗値が高くなっている。ひずみ速度の増加に伴って室温と 200°C の最大変形抵抗値の差は小さくなっていき、 10^2s^{-1} では室温よりも 200°C の方が低くなっていた。一方、Steel (II) の最大変

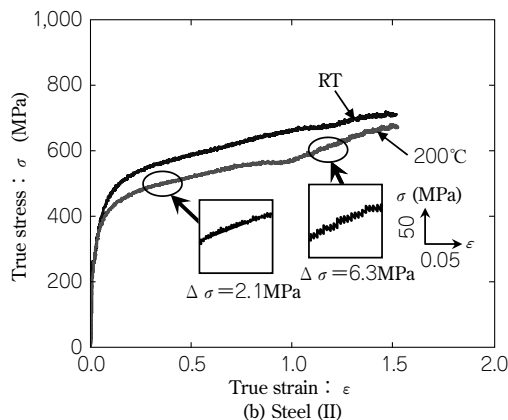
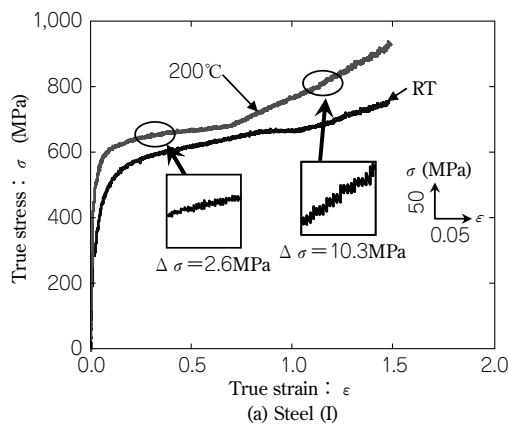


図 2 Steel (I) および (II) のひずみ速度 10^{-3}s^{-1} における真応力—真ひずみ曲線

Fig. 2 True stress-strain curves of Steel (I) and Steel (II) at a strain rate of 10^{-3}s^{-1}

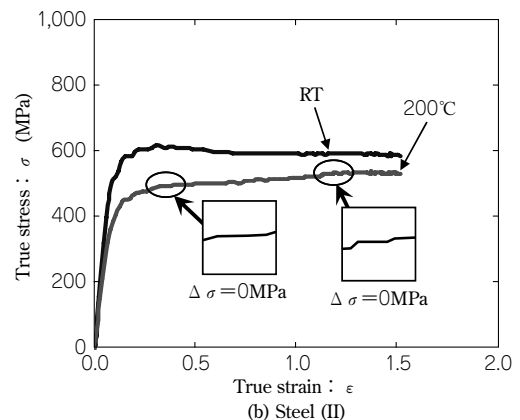
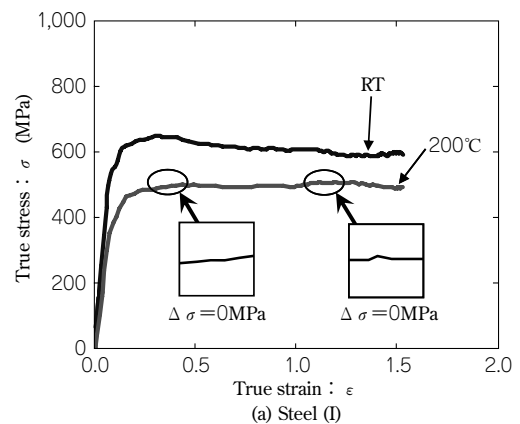


図 3 Steel (I) および (II) のひずみ速度 10^2s^{-1} における真応力—真ひずみ曲線

Fig. 3 True stress-strain curves of Steel (I) and Steel (II) at a strain rate of 10^2s^{-1}

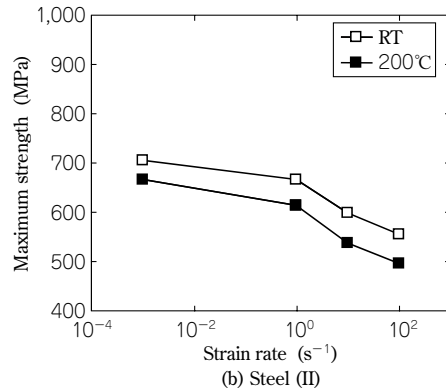
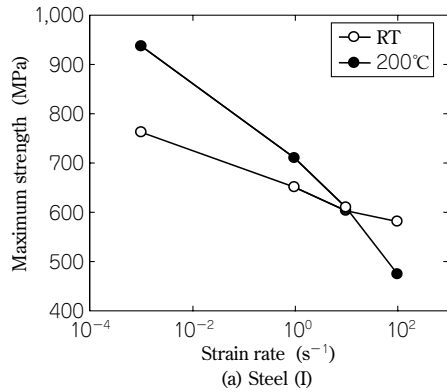


図4 Steel (I) および(II)の最大変形抵抗のひずみ速度依存性

Fig. 4 Strain rate dependency of the increase in maximum strength of Steel (I) and Steel (II)

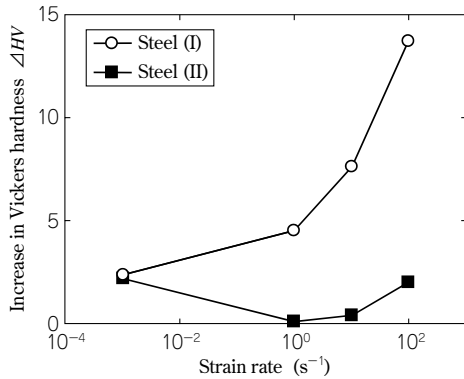


図5 Steel (I) および(II)のピッカース硬さ増分のひずみ速度依存性
Fig. 5 Strain rate dependency of the increase in Vickers hardness of Steel (I) and Steel (II)

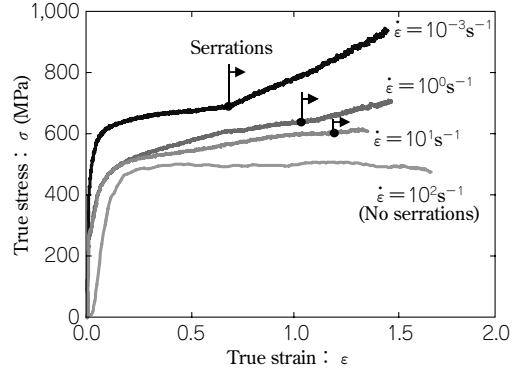


図6 Steel (I)の室温での真応力-真ひずみ曲線のひずみ速度による変化

Fig. 6 True stress-strain curves for Steel (I) at various strain rate and temperature of RT

形抵抗値もひずみ速度の増加に伴って低下する傾向を示し、室温と200℃とで同様の低下傾向を示した。

圧縮試験後のSteel (I) およびSteel (II)におけるピッカース硬さの増分とひずみ速度の関係を図5に示す。ここで、ピッカース硬さの増分とは、圧縮率80% ($\epsilon = 2.23$)まで圧縮加工し、100℃×20分の時効熱処理を施した後の硬さと、圧縮率80%まで圧縮加工した直後の硬さの差のことである。Steel (I)は、圧縮加工時のひずみ速度の増加に伴って硬さ増分が大きくなる。一方、Steel (II)の硬さは、ひずみ速度が増加してもほとんど変化しないことが分かる。

ここで、ひずみ速度の増加に伴って変形抵抗が低下する要因として、動的ひずみ時効の抑制のほか、加工発熱に伴う変形抵抗の低下も考えられる。Steel (I)の 10^2s^{-1} における圧縮試験直後の実測温度は、室温圧縮材で184℃、200℃圧縮材で345℃となった。一般的な炭素鋼の最大変形抵抗の温度依存性⁷⁾によると、動的ひずみ時効の影響を除外した場合、温度が300℃まで上がっても変形抵抗の低下量は100MPa程度である。温度のみによる変形抵抗の低下は、図4(b)に示したとおりであり、Steel (I)のような変形抵抗の逆転現象は生じないはずである。また、ひずみ速度の増加に伴い、セレーションの発生が抑制されたことに関して、例えば、セレーションを伴うAl-Mg合金の場合、ひずみ速度の増加に伴って流動応力が減少し、ひずみ速度が 10^1s^{-1} の時、引張強度が最小になることが報告されている⁸⁾。また、セレーションが現れる場合に負のひずみ速度依存性が生じる報告も

ある⁹⁾。セレーションの発生は、転位の溶質雰囲気による固着と荷重応力による固着からの開放によって生じると考えられている。図6に、Steel (I)の応力-ひずみ曲線のひずみ速度による変化、および動的ひずみ時効の開始点を示す。本実験において、変形抵抗が急激に増加するとともにセレーションが発生し始める点を動的ひずみ時効の開始点とすると、この開始点はひずみ速度の増加に伴って高ひずみ側にシフトしていることが分かる。ひずみ速度の増加に伴って動的ひずみ時効が発生しにくくなる中、ひずみ速度 10^2s^{-1} でセレーションが消失して動的ひずみ時効が完全に抑制されることを示している。動的ひずみ時効の発生条件は、温度とひずみ速度、すなわち、固溶Nの拡散速度と転位の移動速度によって決定される¹⁰⁾。ひずみ速度 10^2s^{-1} でセレーションが抑制されたのは、ひずみ速度の増加によって固溶Nの拡散速度よりも転位の移動速度が相対的に速くなったことに起因している。すなわち、ひずみ速度の増加によって動的ひずみ時効が抑制され、その分だけ変形抵抗が低下したと考えられる。図5に示したように、加工後の時効熱処理(静的ひずみ時効)によって硬さが増加したことから、固溶Nは、圧縮加工中に転位と固着せずに残存していたものが存在すると考えられる。したがって、Steel (I)のひずみ速度に伴う変形抵抗の低下は、動的ひずみ時効の抑制が最も影響を及ぼしているといえる。

2.2 圧縮加工時のひずみ速度によるミクロ組織変化

前節で、ひずみ速度の増加に伴って圧縮加工後の硬さの増分が大きくなっていることに関して、動的ひずみ時

効に寄与しなかった固溶Nが、圧縮加工後の静的ひずみ時効によって硬さが増加したことを述べた。ただし、静的ひずみ時効が発生しないSteel (II) でもひずみ速度の増加に伴って硬さの増分が増加していることから、硬さのひずみ速度依存性には、高速での圧縮加工に起因した組織変化も影響していることが考えられる。例えば、IF鋼の転位組織に及ぼすひずみ速度の影響として、高速変形によって加工転位セルの形成が遅れる。このため、転位が不均一に分布する傾向があり、全体的に転位密度が低くなることが報告されている¹¹⁾。

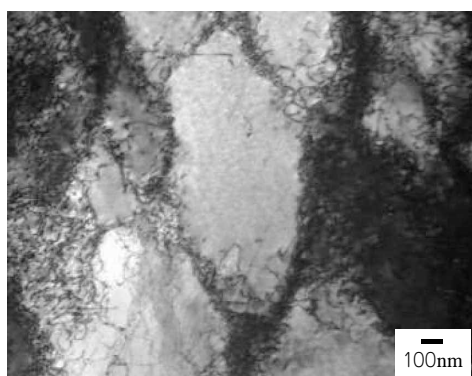
図7に、Steel (I) を20%圧縮 ($\epsilon=0.27$) した時のフェライト部分をTEM観察した結果を示す。図7のように、大きなひずみを付与した圧縮加工の場合、ひずみ速度が 10^{-3}s^{-1} では数百nmの転位セルが形成されていた。また、セル内は整理され、転位があまり存在しない。一方、ひずみ速度 10^2s^{-1} の場合は、転位セルサイズが細くなり、また、セル内にも多数の転位が存在していることが確認された。転位セルと加工後の硬さの変化を関連付けると、ひずみ速度が遅い場合は、時効熱処理で硬さが変わらず、ひずみ速度の増加に伴って硬さが増加することから、セル内の転位が固溶Nによって固着された可能性があると考えられる。すなわち、ひずみ速度が低い場合、動的ひずみ時効によって転位が固着されるため静的ひずみ時効が発生しない。一方、動的ひずみ時効が発生しにくい高速変形下では、変形後も転位が移動できたため、静的ひずみ時効によって硬さがさらに増加したと

考えられる。

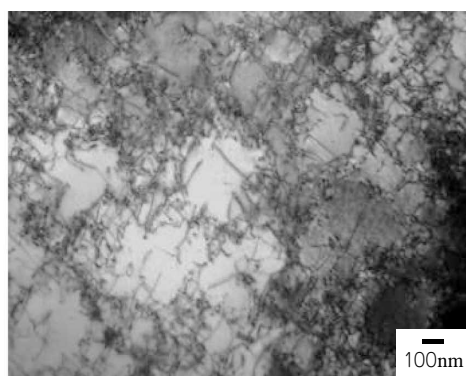
Steel (I) を20%圧縮 ($\epsilon=0.27$) した時のパーライト部分のTEM観察結果を図8に示す。なお、変形量の指標として、TEM写真からパーライト中のフェライト間の方位差とパーライトのラメラ間隔を求め、樽井らによるラメラ間隔、転位密度および方位差の関係図からそれぞれのひずみ速度における転位密度を算出、比較した¹²⁾。その結果、圧縮試験後のフェライト部分の転位密度は、ひずみ速度 10^{-3}s^{-1} で $1.2 \times 10^{13}\text{m}^{-2}$ 、 10^2s^{-1} で $2.8 \times 10^{13}\text{m}^{-2}$ となった。すなわち、同じ圧縮率まで塑性変形を付与した時には、ひずみ速度が高いほど、パーライトに塑性変形が容易に導入されることが分かる。

図9に、Steel (I) を20%圧縮 ($\epsilon=0.27$) した後のフェライトおよびパーライト単一組織のそれぞれの硬さ試験結果を示す。ひずみ速度 10^{-3}s^{-1} と 10^2s^{-1} の硬さ試験結果を比較すると、フェライトの硬さは 10^{-3}s^{-1} が高く、パーライトの硬さは 10^2s^{-1} が高くなった。ひずみ速度が低く、かつ、低ひずみ領域において、塑性変形は軟質なフェライト部分に優先的に導入されるため、フェライト部分が加工硬化しやすく硬さが増加しやすい。一方、高速変形下では、パーライトの硬さが増加していた。このことは、高速変形下では、組織の硬さに無関係に塑性変形が導入されることを表している。

図10は、Steel (I) を80%圧縮 ($\epsilon=2.23$) した後のSEM画像である。ひずみ速度 10^{-3}s^{-1} では、フェライトとパーライトの界面で変形帯が観察されるものの、パーライ

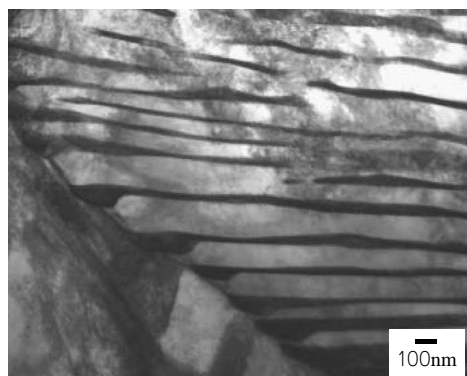


(a) 10^{-3}s^{-1}

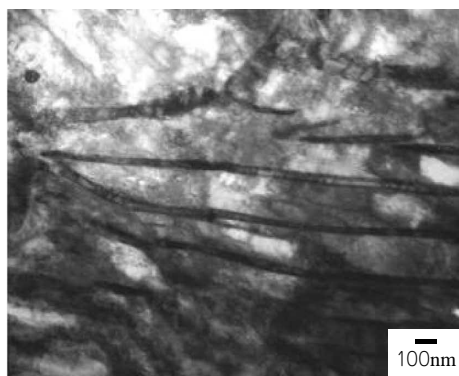


(b) 10^2s^{-1}

図7 Steel (I)における20% ($\epsilon=0.27$)圧縮後のフェライトのTEM写真
Fig. 7 TEM image of ferrite in Steel (I) after compressed 20% ($\epsilon=0.27$)



(a) 10^{-3}s^{-1}



(b) 10^2s^{-1}

図8 Steel (I)における20% ($\epsilon=0.27$)圧縮後のパーライトのTEM写真
Fig. 8 TEM image of pearlite in Steel (I) after compressed 20% ($\epsilon=0.27$)

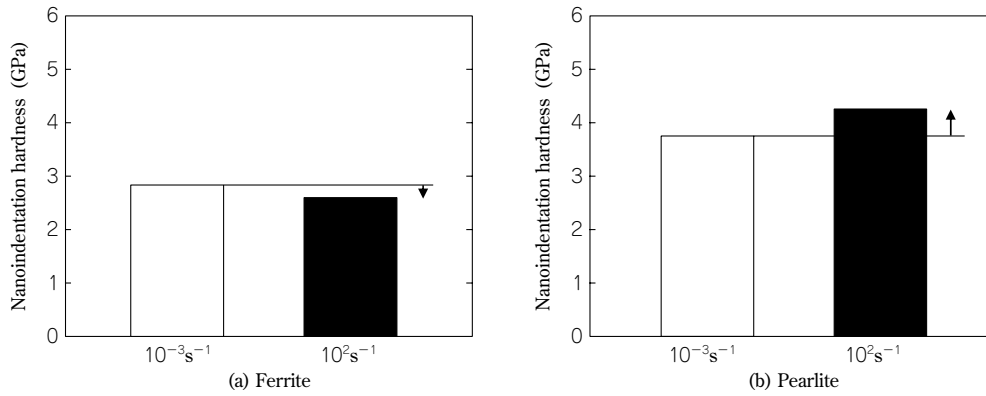


図9 Steel (I)における20% ($\epsilon=0.27$)圧縮後のフェライトおよびパーライトのナノインデンテーション硬さ
 Fig. 9 Nanoindentation hardness of single-phase of ferrite and pearlite in Steel (I) after compressed 20% ($\epsilon=0.27$)

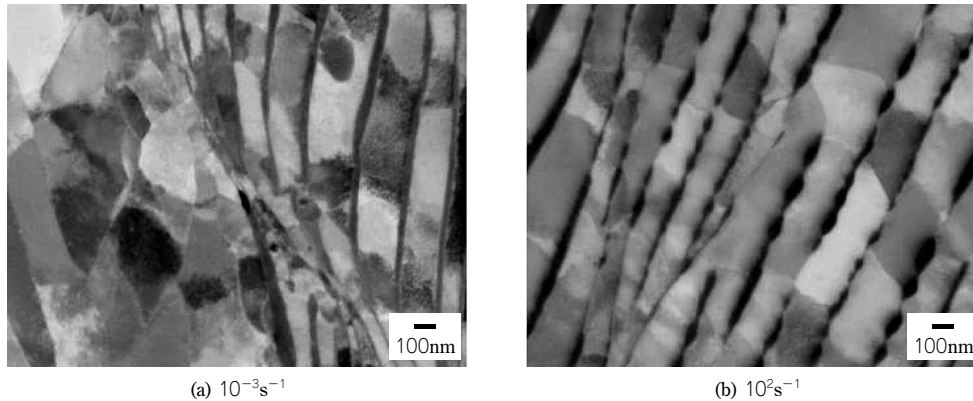


図10 Steel (I)における80% ($\epsilon=2.23$)圧縮後のフェライトおよびパーライトのSEM写真
 Fig.10 SEM image of ferrite and pearlite in Steel (I) after compressed 80% ($\epsilon=2.23$)

ト内部では、転位セルが形成されているほかは特徴的な組織は見られない。一方、ひずみ速度 10^2s^{-1} では、部分的にセメントライトが溶解するとともに、その近傍のフェライトの転位セルが微細化する様子が確認された。すなわち、高速変形下では硬さの高いパーライト部分にも変形初期から塑性ひずみが導入されやすく、セメントライトの分解に伴う固溶Cの増加や転位セルの微細化も圧縮加工後の硬さの増加に寄与したものと考えられる。

むすび＝固溶N量の異なる2種類の冷間鍛造用鋼線材を用い、幅広いひずみ速度範囲で圧縮加工を行った。変形抵抗に及ぼすひずみ速度の影響と、圧縮加工後の組織変化を詳細に調査し、以下の結論を得た。

- 1) 圧縮加工時のひずみ速度を増加させることによって動的ひずみ時効を抑制し、変形抵抗を低減させることができる。
- 2) 鋼中の固溶Nは、高速変形後も転位を固着しない状態で存在する。加工後に時効熱処理を施すことによって固溶Nは転位に固着し、硬さを増加させる。
- 3) 低速変形と高速変形とでは、フェライトとパーライ

トに導入されるひずみの配分が変化する。高速変形下ではパーライトにより多くの塑性ひずみが導入され、セメントライトの分解、その近傍の転位セルの微細化を生じさせる。このことは、時効熱処理後の硬さの増加にも寄与していると考えられる。

参考文献

- 1) (社)日本塑性加工学会編：鍛造―目指すはネットシェイプー、(1995), p.2, (株)コロナ社。
- 2) 百崎 寛ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.50, No.1 (2000), pp.45-48.
- 3) W. R. Carado et al. : ISIJ Int., Vol.48, No.11 (2008), pp.1592-1595.
- 4) L. Chen et al. : ISIJ Int., Vol.47, No.12 (2007), pp.1804-1812.
- 5) K. Osakada et al. : Annals of the CIRP, Vol.30, No.1 (1981), pp.135-138.
- 6) 小野寺龍太：塑性と加工, Vol.39, No.444 (1998), pp.7-12.
- 7) 橋爪 伸ほか：塑性と加工, Vol.4, No.34 (1963), pp.733-738.
- 8) 新倉正和ほか：軽金属, Vol.47, No.9 (1997), pp.469-474.
- 9) A. Korbel et al. : Acta Metall., Vol.29, No.1 (1981), pp.89-93.
- 10) E. Pink : Scr. Metall. Mater., Vol.30, No.6 (1994), pp.767-768.
- 11) 津山青史ほか：鉄と鋼, Vol.80, No.5 (1994), pp.401-405.
- 12) 樽井敏三：西山記念技術講座, No.188/189 (2006), pp.141-166, (社)日本鉄鋼協会。

(解説)

純鉄系軟磁性材料の開発動向

Development Trends of Soft Magnetic Iron



千葉政道*¹(理博)

Dr. Masamichi CHIBA

Driven by advances in electronically controlled parts for automobiles, demands are growing for soft magnetic steels which can generate a large electromagnetic force with low electric power. New steels with very low carbon have been developed in consideration of their DC electromagnetic properties, their cold forgeability, and machinability. In this paper, the recent development trends of soft magnetic steel and the advantages of our developed steel (ELCH2 series) are described.

まえがき＝近年の自動車では、安全性や快適性の向上、燃費低減の観点から、電子制御AT、電動パワーステアリング (EPS)、アンチロック・ブレーキング・システム (ABS) など、電気エネルギーを利用する部品 (電子・電磁制御部品) が多用されている^{1), 2)}。

自動車の電子化・電動化が始まった当初 (1950～1960年代) は、各ユニット単独での性能向上や高機能化が主であったが、近年の高度・複雑化した車両制御技術には、ユニット間の高速連係・協調動作が不可欠であり、電子・電磁制御部品の重要性は年々高まってきている。

これらの電子・電磁制御部品のうち、電磁力を利用する部品では、制御信号に対する応答性とエネルギー効率を向上させる目的で、磁界を発生させるコイル部に鉄心材が組込まれており、従来、C量が0.1%程度の低炭素鋼が多く使用されてきた³⁾。しかし、ここ数年の電磁制御の伸展は目覚ましく、各電磁部品では一層の高性能化と消費電力低減が必須となっている。

本稿では、電磁部品の鉄心材などに用いられる軟磁性材料の動向を述べるとともに、当社の純鉄系軟磁性材料 ELCH2 (Extra Low Carbon Cold Heading Wire) シリーズの諸特性について紹介する。

1. 軟磁性材料の変遷

自動車用電磁部品の代表例として、油圧制御用ソレノイド部品の構造を図1に示す。磁気回路を形成する鉄心材およびカバー部品などのハウジング部においては通常、軟磁性材料が用いられる。

初期の自動車用ソレノイド部品では、油流量のON-OFF制御が主な役割だったため、鉄心材の磁気特性よりも、材料入手の容易さや加工性が重視され、SWRCH10A (JIS G 3507-1) やSUM23 (JIS G 4804) などの低炭素鋼が鉄心材に使用された。

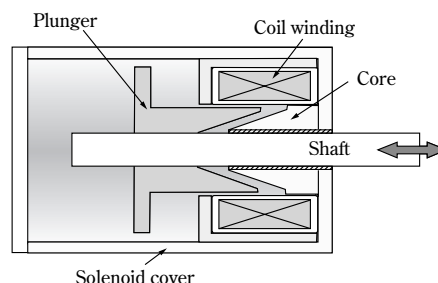


図1 ソレノイド部品の構造例
Fig. 1 Example of solenoid structure

しかし最近のソレノイド部品では、迅速かつ安定した油圧設定が必要となり、ON-OFF制御に代わってリニア制御が多用される傾向にある^{4), 5)}。リニア制御では、制御電流と鉄心材の吸引力 (電磁力) とが比例する必要があり、高磁束密度で低保磁力 (低磁気ヒステリシス) の軟磁性材料が不可欠となる。最新のリニアソレノイド用鉄心材では、SUY-1種 (JIS C 2504) 以上の磁気特性が求められつつあり、ON-OFF制御で用いてきた低炭素鋼では、磁束密度、保磁力ともに要求特性を満足できない状況にある (図2)。

そこで当社では、軟磁性材料の磁気特性に悪影響を及ぼす因子を徹底排除することに取組み、電磁軟鉄としてJISグレードの最良特性 (JIS SUY-0種) を実現することができる純鉄系軟磁性材料 ELCH2 を1980年代半ばに開発した⁶⁾。また、鍛造工程を活用しての部品成型と部品機能の両立に取組んだ結果、現在では冷間鍛造用の軟磁性材料として広く使用されるようになってきている。

一方、1990年代後半からは部品形状の複雑化や寸法の高精度化への対応要望が高まってきた。その結果冷間鍛造後の切削加工が必要となり、軟磁性材料の被削性が重視される傾向が強まった。純鉄系材料は磁気特性に優れた反面、通常の炭素鋼に比べて切削加工時の切屑処理性

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

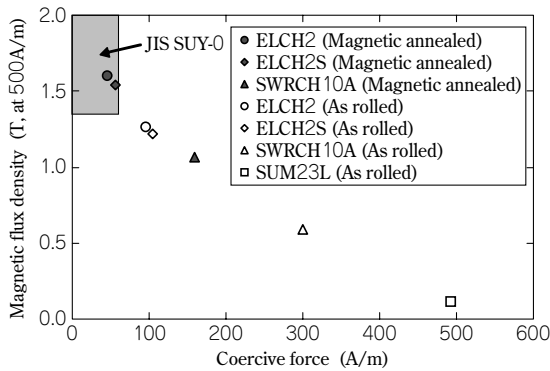


図2 磁気特性の鋼種間比較
Fig. 2 Comparison of magnetic properties

や工具寿命が低下するため、その対策としてはこれまで、少量のPb添加が行われてきた⁷⁾。しかし、Pbは環境負荷物質であることから、Pbを使用することなく部品成型を行うことが軟磁性材料にとっての重要な課題であった。

当社では、磁気特性に悪影響を及ぼさない被削性改善手法の研究を進め、Pbフリーの新たな被削性改善鋼ELCH2Sを2001年に開発した⁸⁾。2004年からは大型電磁クラッチ用鉄心材などでの本格量産を開始し、先行開発した基本鋼とともに、多くの自動車用高機能電磁部品で実用化されている。

2. 開発鋼の考え方

軟磁性材料の磁気特性は、材料の磁気モーメントの大きさに加えて、結晶粒の大きさや析出物などの金属組織的な因子によっても左右される。とくに多結晶体の磁気特性においては、結晶粒界や析出物が磁壁移動をピン止めする箇所となることから、磁気特性低下の原因となる⁹⁾。

このため、ELCH2シリーズでは以下の観点から磁気特性の向上を図った。

- ①高純度のフェライト単相組織として素材の磁気モーメントを増加させる。⇒Cの低減(≤0.01%, 図3)
- ②結晶粒界面積を低減し、磁壁移動抵抗を低減する。
⇒Al, Nの低減

また、金属系軟磁性材料は加工性に優れること、すなわち生産性が高いことが利点の一つであるため、次の点も考慮した。

- ③冷間鍛造性の向上⇒Si低減, Mn添加(Sの無害化)
- ④被削性の向上(ELCH2S)⇒S増量(MnSの適量分散)

極低炭素鋼へのS添加量と旋削加工時の工具摩耗量の関係を図4に示す。S量を0.025%程度まで増加させることにより、従来の純鉄系材料(S<0.010%)に比べて工具摩耗量の半減が期待できる。

しかし、図5に示すように、Sを過剰に添加した場合、磁気特性の大幅低下とばらつき拡大が生じ、旧オーステナイト粒界にFeSの析出が認められた⁸⁾。すなわち、FeSが磁気モーメントを担うフェライト相の占積率低下と磁壁移動に対する抵抗増加をもたらし、磁気特性を低下させたものと推定できる。このため、被削性改善鋼ELCH2Sでは、Sの増量とともにFeSが残存しないようMn/S比を適正に制御した。

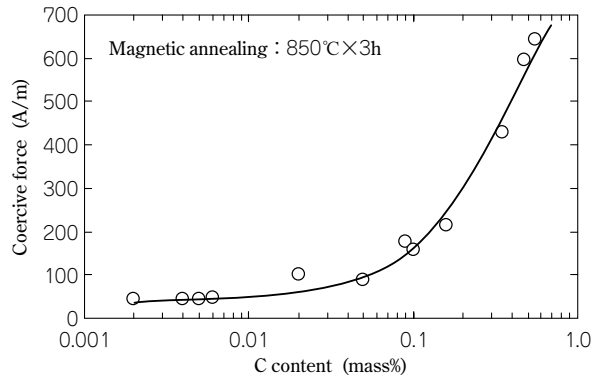


図3 保磁力へのC量の影響
Fig. 3 C content dependence of coercive force

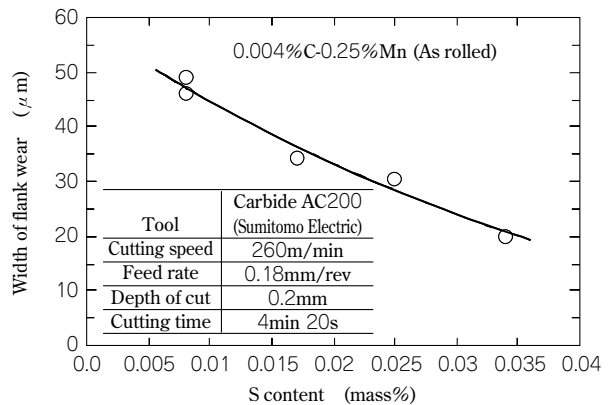


図4 S量と切削工具逃げ面摩耗量の関係
Fig. 4 Relation between S content and width of flank wear

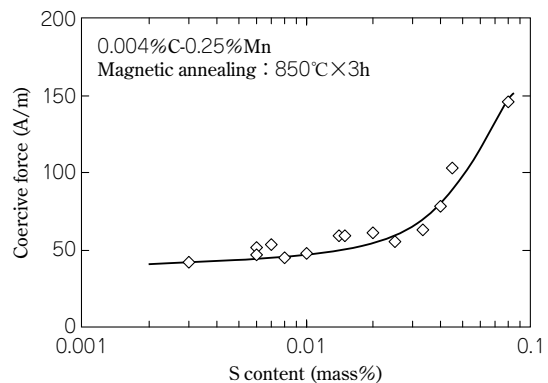


図5 保磁力へのS量の影響
Fig. 5 S content dependence of coercive force

3. 試料および実験方法

基本鋼ELCH2、被削性改善鋼ELCH2S、および比較鋼としてSWRCH10Aの化学成分例を表1に示す。上記の供試材を転炉溶製後、φ20mmの線材に圧延した。この圧延材に対して、直流磁気特性、機械的性質、被削性、および耐食性を評価した。

3.1 磁気特性

磁気特性の測定に際しては、供試材からリング状の試験片を作製し、JIS C 2504(電磁軟鉄)に基づいて実施した。測定では自動磁化測定装置(理研電子社製:BHS-40)を用いて初磁化曲線およびヒステリシス曲線を描き、これらから保磁力、透磁率および各磁界の強さでの磁束密度を求めた。なお、測定時における印加磁界の掃

表 1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical composition of steels used in this study (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S
ELCH2S	0.005	0.004	0.26	0.010	0.025
ELCH2	0.005	0.004	0.25	0.009	0.008
SWRCH10A	0.10	0.04	0.45	0.014	0.009
JIS SUY	max. 0.03	max. 0.20	max. 0.50	max. 0.03	max. 0.03

引速度 (200~250 (A/m·s)) は、渦電流損失がヒステリシス曲線に影響を与えない範囲を確認して設定した。

3.2 機械的性質

機械的性質は常温での引張試験により評価した。引張試験に用いた試験片は、JIS Z 2201 (金属材料引張試験片) で規定される 14A 号を供試材より切出した。

3.3 冷間鍛造性 (変形能)

開発鋼の変形能を測定するため、側面に切欠を入れた試験片 (φ20×30 mm) を作製し、メカニカルプレスで端面を拘束した据込み試験を実施した。変形能は、切欠から割れが発生しない限界の据込み率で評価した。

3.4 被削性

ドリル加工による貫通試験および超硬切削試験を行い、被削性 (バリの高さ、切屑の分断性および切削工具の摩耗量) を評価した。

3.5 耐食性

耐食性試験は、JIS Z 2371 (塩水噴霧試験方法) に準拠した 5% 塩水による塩水噴霧試験を行い、試験後に供試材を 70°C のクエン酸アンモニウム 10% 溶液に浸し、錆 (さび) を除去した後の質量変化 (減量) を評価した。

4. 実験結果と考察

4.1 磁気特性

ELCH2 シリーズおよび SWRCH10A の印加磁界の強さと磁束密度の関係を図 6 に示す。なお、供試材の磁気焼鈍条件は工業用で広く採用されている 850°C×3 時間とし、真空中 (0.5mmTorr 以下) で実施した。

ELCH2 シリーズでは、比較鋼に比べて磁界印加時の磁束密度が高く、とくに 2,000A/m 以下の磁界領域で顕著な向上が認められる。なお、磁束密度の向上効果が高磁界側で縮小するのは、飽和磁化に近づくに伴い、磁化機構が磁壁移動から回転磁化に移行し、金属組織構造が支配的な磁壁移動の影響が減少するためである。

図 7 に ELCH2 シリーズの磁気焼鈍後の組織比較を示す。いずれも、清浄なフェライト単相組織を呈する。なお、被削性改善鋼 ELCH2S では、MnS が磁気焼鈍時の結晶粒成長のピン止め点として作用することが危惧 (きぐ) された¹⁰⁾ が、両鋼種のフェライト結晶粒径はほぼ同等であり、結晶粒成長に対する悪影響はほとんど認められない。このため、ELCH2 シリーズでは、熱処理条件が同一であれば、基本鋼と被削性改善鋼とでほぼ同等の磁気特性が確保できると考えられる。

表 2 に ELCH2 シリーズの磁気特性例を示す。基本鋼 ELCH2 および被削性改善鋼 ELCH2S はともに、JIS SUY-0

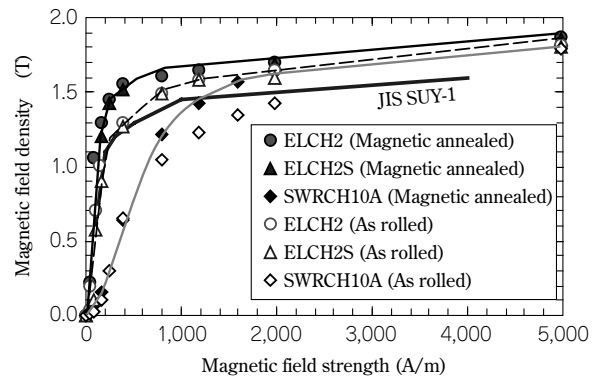


図 6 磁束密度特性

Fig. 6 Magnetic field dependence of magnetic flux density

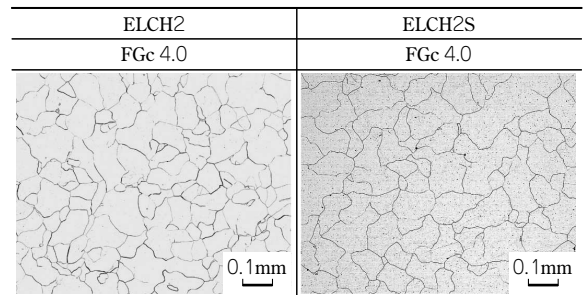


図 7 磁気焼鈍後の断面組織

Fig. 7 Microstructure of developed steel after magnetic annealing

表 2 ELCH2 シリーズの磁束密度特性 (磁気焼鈍材)

Table 2 Magnetic properties of ELCH2 series (Magnetic annealed)

Steel	Magnetic field density (T)						Coercive force (A/m)
	B100	B200	B300	B500	B1000	B4000	
ELCH2S	0.90	1.24	1.47	1.54	1.64	1.80	55.7
ELCH2	0.92	1.30	1.50	1.60	1.65	1.81	45.2
SUY-1	≥0.60	≥1.10	≥1.20	≥1.30	≥1.45	≥1.60	≤ 80
SUY-0	≥0.90	≥1.15	≥1.25	≥1.35	≥1.45	≥1.60	≤ 60

種の優れた磁気特性を満足する。このため、通常の低炭素鋼を使用した場合よりも小さな印加磁界すなわち小電流で同等の電磁力を発生でき、部品特性の向上とともに消費電力の低減にも有効であると推察できる。

例えば、電磁部品の動作に必要な磁束密度を 1.6T と仮定すると、SWRCH10A では 1,200A/m の磁界強さが必要であるのに対し、ELCH2 シリーズでは約 400A/m で達成でき、電磁力発生に必要な起磁力エネルギーを約 65% 低減できる。

さらに、図 6 に示したように、ELCH2 シリーズでは圧延ままの状態でも磁気焼鈍した SWRCH10A 相当の磁気特性を満足する。したがって、現行材が SWRCH10A 相当の部品に対しては磁気焼鈍工程の省略が可能と考えられる。

4.2 機械的性質

表 3 に開発鋼の圧延材での機械的性質を示す。圧延材の引張強さは約 300MPa であり、SWRCH10A の球状化材とほぼ同等である。なお、伸線加工などを施すことにより引張強さは上昇するが、磁気焼鈍時に軟化するため、最終的な引張強さは伸線減面率によらず 230MPa 程度となる。

表3 ELCH2シリーズの機械的性質
Table 3 Mechanical properties of ELCH2 series

Steel	Tensile strength (MPa)	Young modulus (GPa)	Elongation (%)	Reduction area (%)
ELCH2	305	208	38.1	90.1
ELCH2S	306	209	36.7	92.8

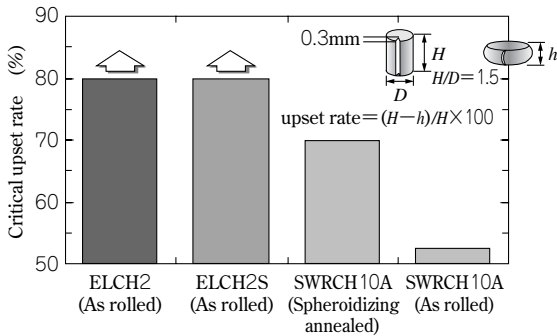


図8 割れ発生限界圧縮率
Fig. 8 Critical upset rate

4.3 冷間鍛造性

切欠入り試験片において、割れが発生する限界の据え込み率を図8に示す。SWRCH10Aでは、球状化焼鈍材においても限界据え込み率が70%であるのに対し、開発鋼は軟化焼鈍を行わない状態で80%の据え込み加工を行っても割れが発生せず、優れた変形能を有することを確認した。このため、ELCH2シリーズの適用は、冷間鍛造前の軟化熱処理工程の省略など、部品製造コスト低減の観点からも極めて有用であると考えられる。

4.4 被削性

(1) ドリル加工性

表4の条件でドリル加工した際の切屑と貫通穴部のバリ高さの平均を図9に示す。被削性改善鋼ELCH2Sでは、基本鋼ELCH2と比べて切屑は短く分断され、バリ高さも大幅に低減されている。ELCH2Sでは、鋼中に分散析出したMnSが切屑中での応力集中源として有効に作用し、ドリル加工性が向上することが分かる。

(2) 旋削加工性

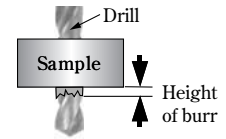
被削性改善鋼ELCH2Sを表5に示した条件で旋削加工した際の切削速度と逃げ面摩耗量の関係を図10示す。同一切削長(800m)で比較すると、摩耗量は切削速度の増加に伴って減少傾向を示し、切削速度を80m/minから700m/minに増加させることによって摩耗量は0.117mmから0.038mmと約1/3に減少した。とくに、切削速度が250m/min程度までの領域において改善効果が大きく、本開発鋼のような純鉄系材料では、250m/min以上の高速で切削加工することが工具摩耗量の軽減に有効であることが判明した。高速切削で摩耗量が減少する主な原因としてつぎの2点が考えられる¹¹⁾。

- i) 加工発熱に伴う温度上昇によって被削材が軟化し、切削抵抗が減少する
- ii) 切削速度が低いと、切削工具への構成刃先の生成が抑制されるため、摩耗が促進される

また図10には、切削速度260m/minでの基本鋼ELCH2

表4 旋削加工試験条件
Table 4 Conditions for turning test

Tool	SKH straight drill
Cutting speed	30m/min
Feed rate	0.20mm/rev
Coolant	Dry



	ELCH2	ELCH2S
Chip		
Height of burr	4.11mm	0.94mm

図9 切屑とバリの比較
Fig. 9 Comparison of chip and height of burr

表5 旋削加工試験条件
Table 5 Conditions for turning test

Tool	Carbide AC200 (Sumitomo Electric)
Cutting speed (m/min)	80, 150, 260, 350, 700
Feed rate (mm/rev)	0.15
Depth of cut (mm)	0.2
Coolant	Water-soluble

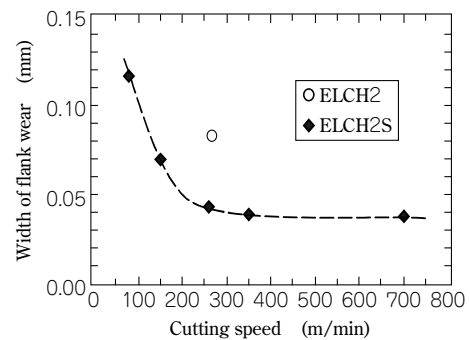


図10 切削速度と逃げ面摩耗量の関係
Fig.10 Relation between cutting speed and width of flank wear

の工具摩耗量も示した。同一加工条件で比較すると、開発鋼の摩耗量は従来鋼の約1/2であり、工具寿命の面からも開発鋼の有用性が確認できた。

4.5 耐食性

開発鋼ELCH2と比較鋼SWRCH10Aを対象とする塩水噴霧試験を行った。図11に腐食減量の変化を示す。開発鋼の腐食減量は比較鋼に比べて約40%少なく、耐食性はSWRCH10Aよりも明らかに優れることが分かる。従来、SWRCH10A相当の材料を用いている部品には問題なく使用できると考えられる。

ELCH2シリーズでは、磁気特性向上を目的に極低炭素化と析出物の生成を抑制して組織を均一化した結果、腐食環境下での局部電池の生成が抑えられ、耐食性が改善したものと考えられる。

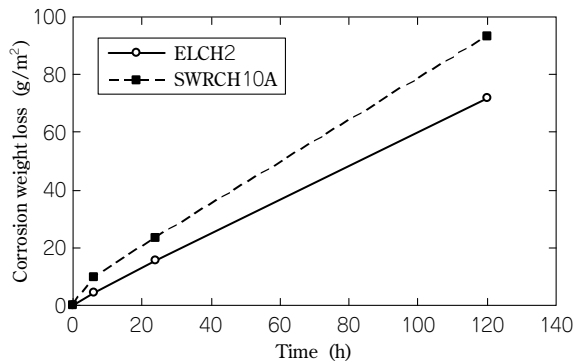


図11 腐食減量
Fig.11 Corrosion weight loss

5. 適用例

ELCH2 シリーズは、電磁制御部品の高性能化・高機能化とともに、部品製造コストの低減にも有用な軟磁性材料である。

これまでに、油圧制御用ソレノイドの鉄心材をはじめ、電磁クラッチなどの大型鉄心材としても採用され、消費電力低減と部品の生産性向上に大きく貢献している^{12), 13)}。

むすび＝優れた磁気特性と冷間鍛造性を有する純鉄系軟磁性材料 ELCH2 シリーズを開発し、以下に示す特長を確認した。

- ①電磁力の発生に要する消費電力を大幅に低減でき、部品の発熱量低減や制御回路への負荷軽減が実現できる。

- ②複雑形状部品でも冷間鍛造で成型できる可能性があり、電磁部品の高性能化とともに、部品製造コストの低減に大きく寄与することができる。

- ③被削性改善鋼では、磁気特性を最優先した基本鋼に比べ、切削加工時のバリと工具摩耗量を大幅に低減でき、切削加工に伴う作業負荷の低減が図れる。

ハイブリッド車や電気自動車の拡大に伴い、今後も新たな電磁制御部品が創出され、拡大するものと考えられる。電磁部品の高性能化、省電力化および製造コスト低減を可能にする純鉄系軟磁性材 ELCH2 シリーズを提供することによって環境負荷低減の一翼を担い、社会に貢献していきたい。

参考文献

- 1) 浜田有啓ほか：三菱電機技報，Vol.61, No.8, (1987), pp.651-656.
- 2) 川延寿継ほか：内燃機関，Vol.26, No.333 (1987), pp.230-241.
- 3) ASM Committee on Magnetically Soft Materials: Metals Handbook, Vol.1, American Society for Metals (1961), pp.785-797.
- 4) 深谷直幸：自動車技術，Vol.58, No.4 (2004), p.48.
- 5) JTEKT Engineering Journal, No.1003 (2007).
- 6) 千葉政道ほか：神戸製鋼技報，Vol.52, No.3 (2002), pp.66-69.
- 7) 加藤哲男ほか：電気製鋼，Vol.38, No.1 (1967), pp.2-8.
- 8) 千葉政道ほか：神戸製鋼技報，Vol.55, No.2 (2005), pp.18-21.
- 9) 近角聡信：強磁性体の物理，裳華房，(1963).
- 10) 尾田善彦ほか：NKK 技報，No.178, (2002), pp.16-20.
- 11) 尾崎勝彦ほか：精密工学会，Vol.52, No.3 (2002), p.66.
- 12) 國井力也ほか：HONDA R&D Technical Review, Vol.16, No.2, (2004), pp.9-16.
- 13) 黒川和司ほか：自動車技術，Vol.59, No.8 (2005), pp.105-108.

(論文)

軸受鋼における介在物を起点とした転動疲労き裂発生メカニズム

Mechanism of Crack Initiation at Non-metallic Inclusion under Rolling Contact Fatigue in Bearing Steels



土田武広*1

Takehiro TSUCHIDA



田村栄一*1(工博)

Dr. Eiichi TAMURA

This study aims to clarify the fracture, caused by rolling contact fatigue and initiated from inclusions, in bearing steel. A rolling contact fatigue test was conducted in thrust mode. Then, FIB-SEM was used to observe three-dimensionally the fracture surface for the cracks initiated from non-metallic inclusions. This has clarified the overall picture for the initiation sites and propagation directions of the cracks. Subsequent stress simulation consistently-elucidates the observation result by assuming that the stress component which governs the crack initiation is tensile stress rather than shear stress.

まえがき＝近年、地球温暖化防止の観点から、各種機械に使われて摩擦損失を低減する軸受に対してはいつそうの高性能化が求められている。とくに自動車などの輸送機械用では、燃費向上のために各種ユニットの小型・軽量化が進み、必然的に軸受に対しても小型・軽量化の要求が高まっている。軸受を小型・軽量化するためには、より高い負荷を受けても要求寿命を満足する軸受鋼が必要であり、それを実現するための課題は転動疲労寿命の向上である。

軸受における転動疲労は、非金属介在物を起点とする内部起点型の疲労破壊である場合が多く、従来、酸化物系介在物を中心に介在物サイズや量を低減することによって転動疲労寿命の向上がなされてきた。しかしながら、介在物の低減には製造上の限界があり、新たな制御指針の提案が望まれている。一方、内部起点型の転動疲労に関する理解は、その観察の難しさもあって必ずしも十分ではなく、現在も地道な研究活動が続けられている^{1)~3)}。

本稿では、介在物から発生するき裂をFIB-SEMを用いて3次元的に観察するとともに、繰返し応力を付与した場合の介在物周囲のひずみの蓄積を応力シミュレーションを用いて予測し、き裂発生メカニズムについて考察した結果について述べる。

1. 転動疲労における介在物周囲のき裂発生状況の3次元観察

1.1 介在物およびき裂の3次元観察方法

従来、転動疲労における介在物からのき裂発生状況は、断面を研磨して光学顕微鏡またはSEMで観察する方法が主流であったため、介在物形状とき裂発生位置・方向の全体像を把握することは難しかった。そこでこ

では、集束イオンビーム(Focused Ion Beam, 以下FIBという)によって連続的に断面を削り出してSEM観察する工程を繰返し取得した後、多数の断面写真を画像処理によって3次元画像に再構築し、介在物とき裂の全体像を把握する方法を検討した。

供試材は、後述のプロジェクトと共通の高炭素クロム軸受鋼(SUJ2)のラボ溶製材(通常よりも酸素を増量し25ppmとしたもの)である。この溶製材に存在する介在物の位置を愛知製鋼(株)においてUT(超音波顕微鏡)を用いて特定し、さらに山陽特殊製鋼(株)においてその介在物の上を転動体が転がるようにスラスト転動疲労試験が実施された後、試験片を切出した。

3次元観察では、まず、UT情報に基づいて介在物の一部が現れるまで疲労試験片の断面を湿式研磨し、介在物からき裂が発生していることを確認した後、FIB-SEMに供した。図1に3次元観察方法の概略を示す。FIB-SEMは、FEI社製Helios600を用いた。FIBによる断面観

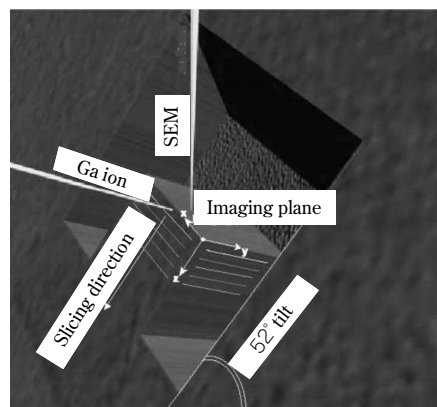


図1 FIB-SEMによる3次元観察方法の概略図
Fig. 1 Schematic of 3D structure observation by FIB-SEM

*1 技術開発本部 材料研究所

察は $0.2\mu\text{m}$ ピッチで行い、断面写真を 100~200 枚程度取得した。得られた SEM 写真について、き裂と介在物を明確に示すため、あらかじめ介在物の輪郭とき裂をマーカーでトレースし、介在物表面とき裂のみを 3次元再構築した。

1.2 介在物およびき裂の 3次元観察結果

図 2 には、転動面に垂直な断面において、介在物位置まで従来法の湿式研磨で得られた断面の光学顕微鏡写真を示す。これらのき裂は、剥離（はくり）にいたらずに停留しており、進展途中のき裂と推定される。いずれも、き裂は転動体の移動方向に対して介在物の前後に発生していることがわかるが、3次元的な全体像は明確ではない。また、これらの介在物は EDS による成分分析の結果、いずれも Al_2O_3 であった。

つぎに、試験片に最大面圧 5.3GPa で 2.79×10^6 回負荷を与えたとき、FIB-SEM で取得した断面写真の一部を図 3 に示す。断面によって介在物やき裂の形状が変化していく様子わかる。さらに、同様に取得した断面の連続写真を画像処理によって 3次元画像に再構築した。その画像の一例を図 4 に示す。最大面圧 5.3GPa で 6.1×10^6

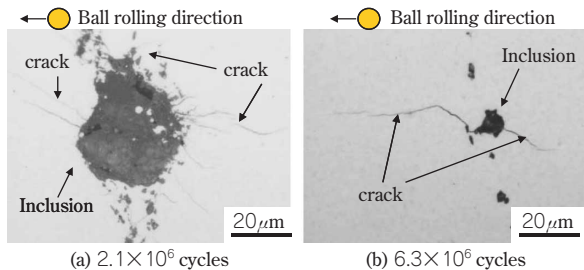


図 2 疲労試験片断面（転動面に垂直）における非金属介在物とき裂の光学顕微鏡写真（ 2.1×10^6 回負荷、 6.3×10^6 回負荷）
 Fig. 2 Examples for optical micrographs of non-metallic inclusion and cracks on conventional polished plane (vertical to rolling plane) (2.1×10^6 cycle loaded, 6.3×10^6 cycle loaded)

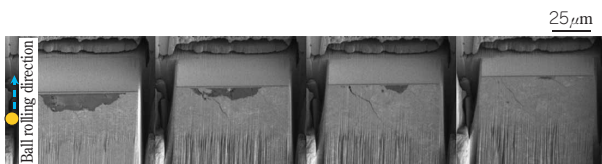


図 3 非金属介在物とき裂の FIB-SEM 連続写真の一例（ 2.79×10^6 回負荷）
 Fig. 3 Example for continuous SEM photographs of non-metallic inclusion and cracks on sectioning plane by FIB (2.79×10^6 cycle loaded)

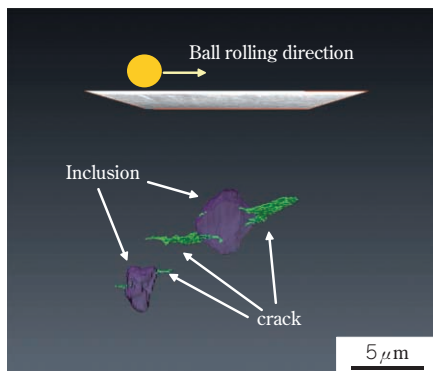


図 4 観察された介在物起点の転動疲労き裂の 3次元像の一例（ 6.3×10^6 回負荷）
 Fig. 4 3D image of crack initiation at non-metallic inclusion observed by FIB-SEM (6.3×10^6 cycle loaded)

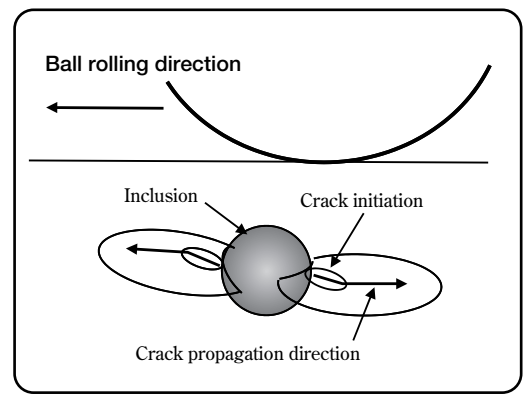


図 5 介在物を起点とした転動疲労き裂発生状況の概略図
 Fig. 5 Schematic of crack initiation at non-metallic inclusion

回負荷後に見られたき裂である。き裂は、転動体の移動方向に対して介在物の前部と後部を起点として発生し、それぞれ前方および後方に進展していることが明確である。この場合、介在物サイズが約 $4\mu\text{m}$ と小さく、 6.1×10^6 回負荷後もき裂を含めて $10\mu\text{m}$ 程度と小さいことから停留している可能性が高い。しかしながら、この初期き裂を含めた欠陥サイズや存在位置によって決まる応力拡大係数の大きさによっては、さらに進展して剥離にいたるか停留するかに分かれるものと考えられる。図 5 は典型的なき裂発生と進展の状況を示す概略図である。

2. 介在物周囲の応力シミュレーション

2.1 シミュレーションの概要

転動負荷中の介在物近傍のひずみ分布を解析することにより、き裂発生を検討した。解析は市販の弾塑性有限要素解析ソフト ABAQUS 6.5 を用いて行った。シミュレーションモデルの概略を図 6 に示す。ここでは、多種介在物形態の影響を解析できるよう、紙面に垂直方向に無限長さをもつ 2次元平面ひずみモデルとして簡便化し、転動体模擬の円柱モデル（ $\phi 9.6\text{mm}$ ）を軸受鋼模擬のモデルに変位制御で押付けた場合のひずみを調べた。

軸受鋼模擬のモデルの材質は弾完全塑性体とした（降伏応力 1,960MPa）。モデル内には介在物を模擬した弾性体をモデル化した。ここで、介在物は円形モデルを押付けた際の最大せん断応力位置に設定した。介在物モデルのヤング率は 400GPa（ Al_2O_3 模擬）および 100GPa（MnS 模擬）とした。

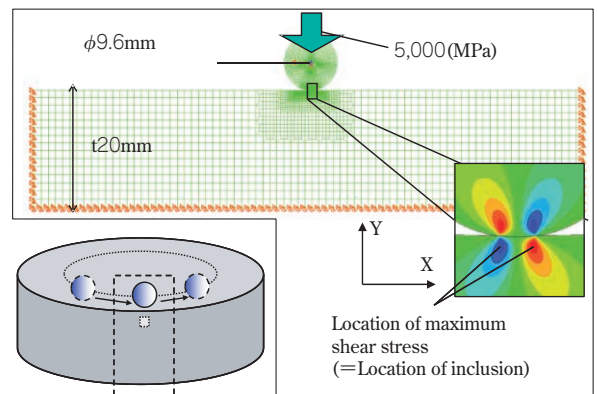


図 6 応力解析モデルの概略図
 Fig. 6 Schematic of analysis model

本稿では、転動体が軸受鋼上面を転がる挙動を模擬して解析を行ったが、解析の収束性・計算時間を考慮して、例えば図7に示すように数箇所を押付け位置を限定し、“押付け負荷(図7中①-1)→除荷(①-2)→負荷点移動(①-3)→押付け負荷…”を繰り返した。

2.2 繰返し負荷の影響

疲労現象の解析においては、繰返し負荷によるひずみの蓄積を考慮することが重要である。そこで、図7に示した転動負荷条件を3サイクル繰返し、ひずみ挙動の変化を調べた(最大面圧5,000MPa)。このとき、介在物は15×15 μm の正方形形状とし、ヤング率は100GPaとした。

計算結果の一例として、ひずみ集中部(要素A, B)のX方向(転動体移動方向)ひずみの変化を図8に示す。なお、要素A, Bの結果において、細線は除荷時の挙動も含めたひずみ変化を、太線は最大押付け時のひずみ変化を示す。1サイクル目の後半より、X方向ひずみが大きく変化するが、2サイクル目および3サイクル目はほぼ同等の挙動を繰返すことがわかる。これより、1サイクル目の解析結果でひずみ範囲を計算しても2サイクル目以降の挙動を評価できず、介在物周囲のき裂発生および進展挙動を検討するためには、2サイクル目以降の負荷サイクルに対して評価を行う必要があることがわかる。な

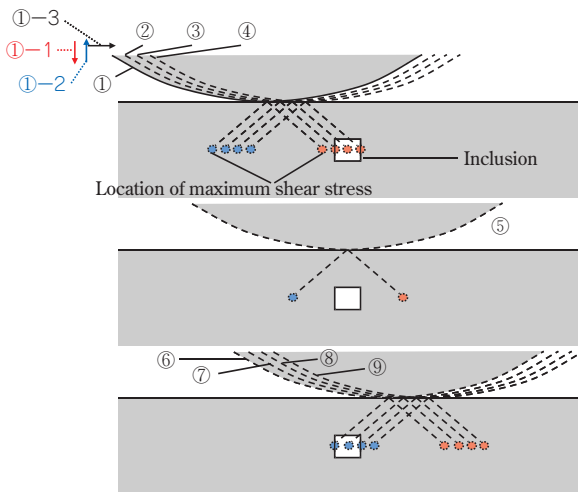


図7 転動疲労の解析条件
Fig. 7 Analysis conditions for rolling contact loading

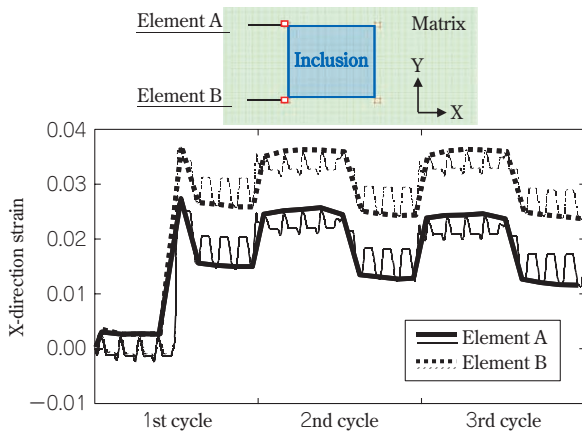


図8 介在物周囲のひずみ変化挙動
Fig. 8 Strain behavior near inclusion on 3 cycles of rolling contact loading

お、この傾向は他のひずみ成分および他の介在物形態に対するシミュレーションにおいても同様に見られた。この解析結果は、1サイクル目には、介在物の周囲に2サイクル目以降により大きな塑性ひずみが導入されることを示している。しかしながら、疲労き裂発生にはその後の安定した繰返しひずみの影響が大きいと考え、き裂発生に関する考察は繰返し負荷2回目のひずみを用いることとした。

3. 転動疲労におけるき裂発生に関する考察

前述のシミュレーション手法を用いてき裂発生メカニズムの検討を行った。まず、介在物をひし形形状(15×15 μm , ヤング率400GPa)とし、最大面圧4,500MPaとした場合の解析を行った。その結果の一例を図9に示す。転動負荷中の内部起点破壊に対しては、従来はモードII(せん断)変形によりき裂発生すると考えられていたが、内部欠陥からのき裂発生挙動に関する最近の研究⁴⁾では、モードI(引張)変形によってき裂が発生する可能性も示唆された。そこで本研究では、モードI変形によりき裂発生すると仮定し、解析結果から任意の方向の引張成分ひずみの変化($\Delta\epsilon$)を求めた。さらに、 $\Delta\epsilon$ が最大になる方向および $\Delta\epsilon$ 値($\Delta\epsilon_{max}$)を評価し図中に示す。また、 $\Delta\epsilon$ が最大になる方向にき裂が発生するとの仮定に基づき、推定されるき裂方向を破線で示す。図より、き裂はいずれの箇所からも転動体移動方向に対して前方斜め上方向(あるいは後方斜め下方向)に進むと推定されることがわかる。一方、図2に示した観察結果では、(a)では、介在物の前後および上下位置から、それぞれ前方斜め上方向と後方斜め下方向にき裂が発生しており、解析による推定とよく一致している。一方、(b)では介在物の前後位置のみからき裂が発生しており、それぞれ、介在物形状の違いに起因する応力集中部位から優先的にき裂が発生したのと考えられる。

また、解析結果に影響を与え得る因子として介在物とマトリクスの界面の接着状態の影響について考察した。ここでは、実際の形状に近づけるため、六角形の介在物モデルを考え、応力シミュレーションを実施した。ここでは、界面の接着状態を変化させ、その影響を検討した。図10に解析結果を示す。界面が剥離した場合で、引張成分のひずみ範囲をもとに予想したき裂発生と方向が転動体移動方向に対して前方および後方となり、観察結果とよく一致することがわかる。一方、せん断ひずみ範囲は

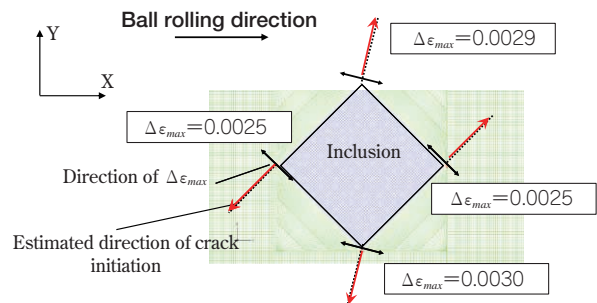


図9 応力解析結果に基づくクラック発生位置と方向の推定
Fig. 9 Estimated direction and location of crack initiation

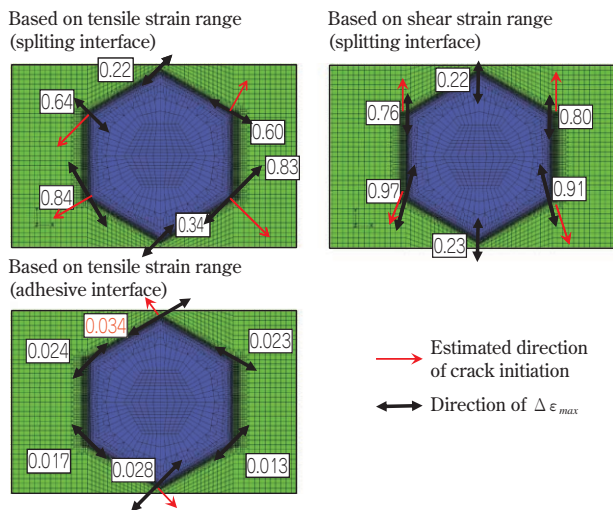


図10 ひずみ範囲に及ぼす介在物/マトリクス界面剥離の影響 (図中の数字は $\Delta \epsilon_{max}$)

Fig.10 Influence of interface condition on tensile and shear strain range

介在物の上下位置で最大となり、き裂発生方向も上下方向となるため、観察結果とは一致しない。以上のことから、転動疲労におけるき裂発生に対する影響因子として、介在物のマトリクスとの界面の密着状況を考慮する必要があることが示唆される。これは、従来から介在物の量やサイズを低減することを疲労寿命改善の主な手段としてきたことに対し、新たな指針を与えるものと考えられる。

むすび=代表的な軸受鋼であるSUJ2を用い、転動疲労における介在物起点のき裂発生状況をFIB-SEMを用いて3次元的に観察し、き裂発生位置と方向についての全体像を明らかにした。また、繰返し負荷を与えたときの介在物周囲のひずみの蓄積の解析手法を確立し、解析と観察結果の比較より、き裂発生に対してせん断応力よりもむしろ引張応力の影響が大きいことを示唆する結果を得た。さらに、き裂発生に対し、介在物のサイズだけでなく、ヤング率とマトリクス界面の密着状況を考慮する必要があることが明らかになった。今後、さらに介在物形態の影響を詳細に検討し、軸受鋼のさらなる長寿命化に向けた取組を継続していく。

最後に、本研究は、財団法人金属材料センター(JRCM)が新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)からの業務委託により実施する「鉄鋼材料の革新的高強度化・高機能化基盤研究開発研究体」にて行ったことを記し、謝意を表します。

参考文献

- 1) 家口 浩: トライボロジスト, Vol.46, No.9 (2001), pp.702-705.
- 2) 山川耕志ほか: Koyo Engineering Journal, No.166(2004), pp.24-28.
- 3) 長尾実佐樹ほか: 山陽特殊製鋼技報, Vol.12, No.1 (2005), pp.38-45.
- 4) 藤松威史: 鉄と鋼, Vol.94, No.1 (2008), pp.13-20.

(論文)

ボロン肌焼鋼におけるTi析出物の影響

Influence of Ti Precipitate in Carburizing Steel Containing Boron



岡本成朗*¹(Ph.D.)
Dr. Nariaki OKAMOTO



新堂陽介*¹
Yosuke SHINDO



永濱睦久*²
Mutsuhisa NAGAHAMA

The fine TiC precipitates prevent austenite grain coarsening in the carburizing of cold forging gear steel. As well as the grain coarsening, the precipitates influence the deformation resistance of cold forging due to precipitation hardening. In this study, the influences of Ti precipitate on the deformation resistance and the anti-grain coarsening property are evaluated in the carburizing of a steel containing Boron.

まえがき＝近年、切削や熱間鍛造などの従来の成形方法よりもCO₂排出量が少なく製造コスト低減が可能な冷間鍛造が自動車メーカにおいて注目されており、冷間鍛造歯車用鋼のニーズが高まっている。しかしながら、冷間鍛造では熱間鍛造に比べて鋼材の変形抵抗が高くなり、歯車などの複雑な形状の部品を成形することが困難である。このため、冷間鍛造歯車用鋼には従来の歯車用鋼よりも変形抵抗をできるだけ低くすることが求められている。

一方、歯車には強度付与のために浸炭処理が施される。この前工程が冷間鍛造の場合、冷間鍛造により導入されるひずみエネルギーにより、浸炭時に部品精度の低下を招く恐れがある結晶粒粗大化が生じやすくなる。このため、冷間鍛造歯車用鋼ではAl, Nb, Tiなどの炭窒化物を析出させて結晶粒粗大化を防止するピンニング効果が古くから活用されている。しかしながら、これら合金元素の添加は変形抵抗増大を招くため、少ない合金添加量で炭窒化物の析出状態を制御することによりピンニング効果を有効に発揮することが重要である。

そこで本稿では、変形抵抗が低くかつ結晶粒粗大化防止効果を有する冷間鍛造歯車用鋼を開発するため、炭窒化物の析出状態の影響を検討した。

1. 冷間鍛造歯車用鋼の検討

冷間鍛造歯車用鋼では、結晶粒粗大化防止のためにAl, Nb, Tiなどの炭窒化物によるピンニング効果を利用する。このピンニング効果を有効に発揮させるためには、浸炭中に大きな炭窒化物が周囲の小さな炭窒化物を吸収し、成長するオストワルド成長を抑制して炭窒化物の個数密度を確保することが必要となる。このオストワルド成長は原子拡散を伴う現象であるため、ピンニング効果を有効に発揮する合金元素は拡散係数が低いことが

望ましい¹⁾。Al, Nb, Tiの拡散係数(表1)を見ると、ピンニング効果を有効に発揮する元素はTiが最適であることがわかる。

このピンニング効果は、結晶粒の成長力と析出物による結晶粒成長の抑制力により説明される(図1)²⁾。結晶粒の成長力はGibbs-Thomsonの式より式(1)のように表すことができる。

$$\Delta G \approx \frac{4\sigma V}{D} \dots\dots\dots(1)$$

ここに、 ΔG ：結晶粒成長力

表1 炭窒化物を形成する元素の拡散係数
Table 1 Diffusion coefficient forming carbonitride

Element	Diffusion coefficient (m ² /sec)	Precipitation
Al	3.0×10 ⁻³	AlN
Nb	5.6×10 ⁻⁴	NbCN
Ti	1.5×10 ⁻⁵	TiC

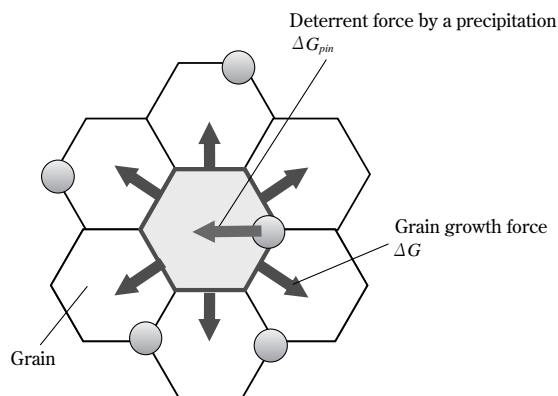


図1 結晶粒成長とピンニング効果のイメージ
Fig. 1 Schema of grain growth and pinning effect

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 (現 線材条鋼商品技術部)

σ : 粒界エネルギー

V : モル容積

D : 結晶粒直径

一方、結晶粒成長の抑制力は Zener-Smith のモデルより式 (2) のように表すことができる。

$$\Delta G_{pin} \approx \frac{\pi d \sigma}{2} n V \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 ΔG_{pin} : 結晶粒成長の抑制力

d : 析出物直径

n : 単位面積あたりの析出物個数密度

結晶粒成長が抑制される場合、結晶粒成長力と結晶粒成長の抑制力が平衡状態 ($\Delta G = \Delta G_{pin}$) となるため、結晶粒直径と析出物直径の関係は式 (3) のように表すことができる。

$$D \approx \frac{8}{\pi n d} \dots\dots\dots (3)$$

式 (3) より析出物個数密度が高く、析出物直径が大きいほど結晶粒粗大化が抑制できることがわかる。

一方、析出物が生成することにより析出強化機構が働き冷間鍛造時の変形抵抗の増大を招くことが考えられる。この析出強化は Ashby-Orowan のモデルにより式 (4) のように表すことができる³⁾。

$$\Delta \sigma = 2.95 \sqrt{\pi n} \ln \left(\frac{d}{2.5 \times 10^{-4}} \right) \dots\dots\dots (4)$$

ここに、 $\Delta \sigma$: 変形抵抗増大量

式 (4) より、析出物密度を高く、析出物直径を大きくするほど冷間鍛造時の変形抵抗が増大することがわかる。すなわち、析出物の密度と粒径の制御により、浸炭後の結晶粒粗大化の抑制と冷間鍛造時の変形抵抗増大を抑制することができると思われる。

2. 実験方法

本実験では表 2 に示す Ti, B 添加肌焼鋼と一般的な歯車用鋼 SCM420H を用いた。析出状態による変形抵抗および結晶粒粗大化防止特性への影響を調査するために、Ti, B 添加肌焼鋼に 4 種類 (Condition ①~④) の熱処理を施し、図 2、図 3 のような TiC の析出状態が異なる鋼を作製した。

Ti, B 添加肌焼鋼の Condition ①~④および SCM420H の変形抵抗を調査するため、 $\phi 20 \times 30\text{mm}$ の円柱試験片を用いて圧縮率 75% の端面拘束圧縮試験を行った。さらに、圧縮試験後に 950°C 浸炭を施した試験片により結晶粒粗大化防止特性の調査を行った。結晶粒度観察は図 4 に示す相当ひずみ 2.0 を含む領域 (図中の破線枠部) で行った。

表 2 供試材の化学成分
Table 2 Chemical composition of specimens

Steel	Chemical composition (mass%)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	B
Carburizing steel containing B	0.17	0.06	0.44	1.38	—	0.04	add
SCM420H	0.20	0.18	0.83	1.12	0.17	—	—

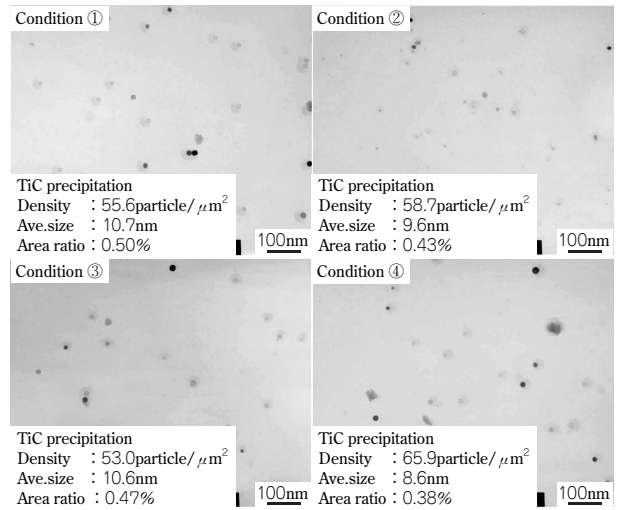


図 2 開発鋼における TiC の析出状態
Fig. 2 Precipitation condition of TiC

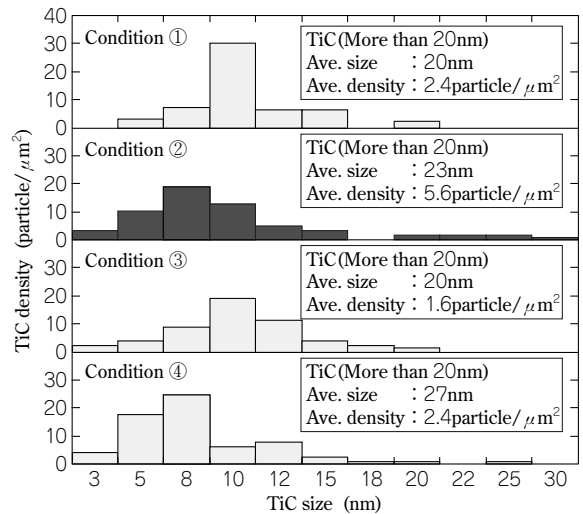


図 3 TiC の分布状態
Fig. 3 Condition of TiC distribution

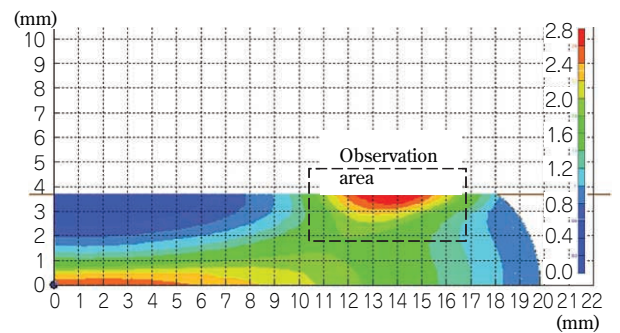


図 4 結晶粒度調査位置
Fig. 4 Position of investigation for size of grains

3. 実験結果

軟質化処理材 Condition ①~④の変形抵抗測定結果を図 5 に示す。Ti, B 添加肌焼鋼の Condition ①~④の変形抵抗はほとんど差が生じず (SCM420H よりも 16% 程度低減する)、本実験のような TiC の析出状態の違いでは変形抵抗に大きく影響しないことがわかった。

さらに、圧縮試験後に浸炭処理を施した試験片の結晶粒度を図 6 に示す。この図より、最表層の結晶粒度は Condition ①~④のいずれの条件でも No.12 程度となり、

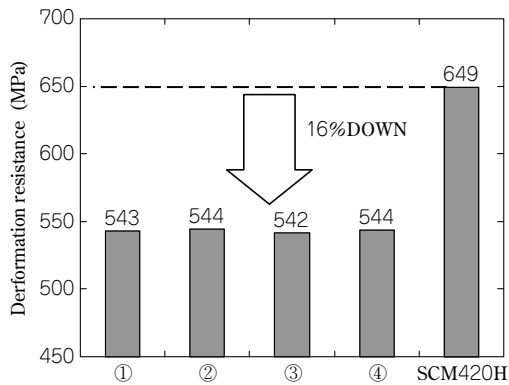


図5 各試験片における変形抵抗
Fig. 5 Deformation resistance of each specimen

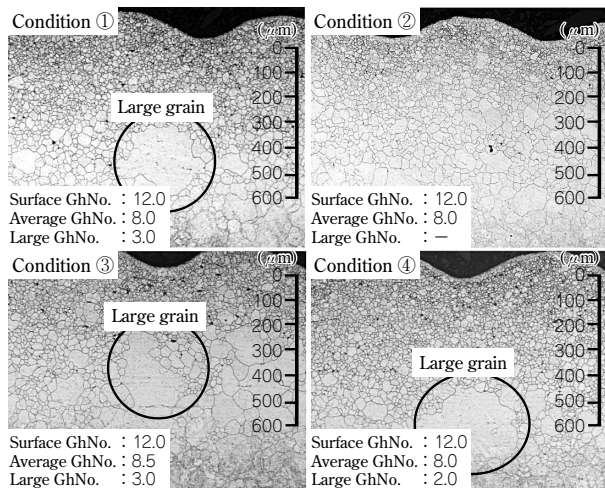


図6 プレス後の浸炭による結晶粒

Fig. 6 Grain size of carburized specimen after compressing test

差は生じなかった。しかしながら、表層から400 μ m以上の深さではCondition ①~④のいずれでも平均結晶粒度はNo.8程度となるものの、Condition ①, ③, ④では図中に楕円で囲んだ部分のように結晶粒度No.3以下の粗大粒が確認され、Condition ②とは異なる結果となった。

4. 考察

4.1 析出状態による変形抵抗への影響

式(4)で示したように、冷間鍛造時の変形抵抗は析出物の粒径および密度に影響を受けると考えられる。しかしながら、析出物の粒径および密度が異なるCondition ①~④では図5に示したように変形抵抗は542~544MPaとほとんど差が生じなかった。このとき、析出状態による変形抵抗への影響は、図2に示した密度および平均サイズの値を式(4)に用いることによって得られる(表3)。表3に示したように、Condition ①~④の析出状態における変形抵抗の増大量は143~150MPaとなり、変形抵抗測定値と同様にほとんど差が生じないことがわかる。したがって、Condition ①~④では析出物による変形抵抗への影響はほとんどないと考えられる。

4.2 TiCによる結晶粒粗大化防止効果

図6に示したように、Condition ①~④のいずれにおいても表層の結晶粒度はNo.12(結晶粒径:約6 μ m)となり差が生じなかった。このような微細な結晶粒が得られ

表3 変形抵抗と析出強化による変形抵抗への寄与

Table 3 Deformation resistance and calculation of the influence by precipitation hardening

Heat history	Measurement (MPa)	Calculation (MPa)
	Deformation resistance	Increase of deformation by precipitation
Condition ①	543	146
Condition ②	544	146
Condition ③	542	143
Condition ④	544	150

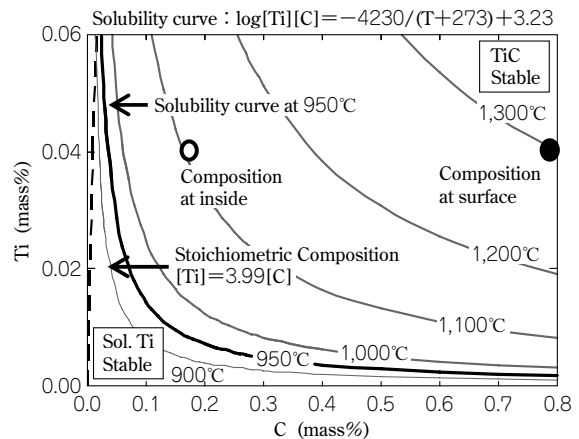


図7 TiCの溶解度曲線
Fig. 7 Solubility Curve of TiC

た原因としてTiCのピンニング効果が有効に発揮されることが考えられる。式(3)によると、析出物の直径と密度によって結晶粒径の評価を行うことができる。そこで、浸炭前に観察されたTiCが浸炭後も変化しないと仮定し、式(3)に図2に示した値を用いてCondition ①~④の結晶粒径を評価すると4.3~4.5 μ mが得られる。これは、観察結果と同程度の値で差が生じないことがわかる。このことより、観察された大部分のTiCが有効にピンニング効果を発揮したと考えられる。

一方、Condition ①, ③, ④では表層から400 μ mより深い位置において結晶粒度No.8(結晶粒径:約22 μ m)と粗大化した結晶粒も確認できた(図6)。このような粗大な結晶粒が得られた原因として、大きなTiCよりもエネルギー的に不安定な小さなTiCが浸炭時にマトリックス中に固溶して析出物個数密度が減少したため、ピンニング効果が有効に発揮されなかったことが考えられる。

このような析出物の固溶は一般的に、図7のような溶解度曲線によって説明される⁴⁾。図7において、浸炭温度である950°Cの曲線を境に左下ほど固溶Tiが安定しやすく、右上ほどTiCが安定する。したがって、浸炭したB添加肌焼鋼の内部では表層よりもC濃度が低く、TiCが不安定になると考えられる。さらに、浸炭時のB添加肌焼鋼の内部では、エネルギー的に不安定な小さなTiCはマトリックス中に固溶して比較的大きなTiCのみが存在する状態になると考えられる。

このため、浸炭前に観察されたTiCのなかでも比較的大きなTiCの析出状態から結晶粒粗大化を定量的に評価することができる。そこで、図3に示す20nm以上のTiCが浸炭時にもマトリックス中に固溶せずピンニング効果を有効に発揮したと仮定し、それらの平均直径と個数密

度より式 (3) を用いて Condition ①～④の結晶粒径を評価すると図 8 のようになる。この図より結晶粒粗大化が生じていない Condition ②では結晶粒径の測定値と計算値は同程度となることわかる。一方、結晶粒粗大化が生じた Condition ①, ③, ④の計算値はいずれも 40 μm (結晶粒度 No.6) 以上となることわかる。このように、表層から 400 μm より深い位置では 20nm 未満の TiC は浸炭時にマトリックス中に固溶してしまうためピンニング効果を発揮せず、20nm 以上の TiC のみがピンニング効果を発揮したと考えると矛盾なく説明できる。

以上より、浸炭時の B 添加肌焼鋼における TiC と結晶粒の挙動は図 9 に示すように 20nm 以上の TiC が少ない

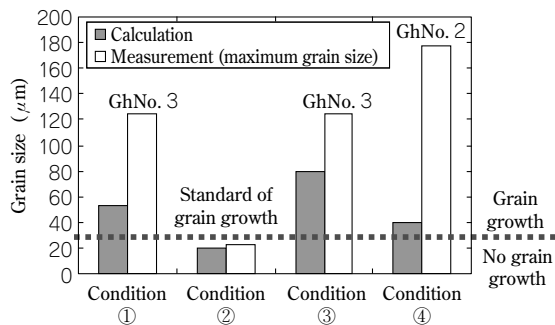


図 8 表層から 400 μm 深さの結晶粒径の測定値と計算値の比較
Fig. 8 Comparison of measurement value and calculation in grain size around 400 μm from surface

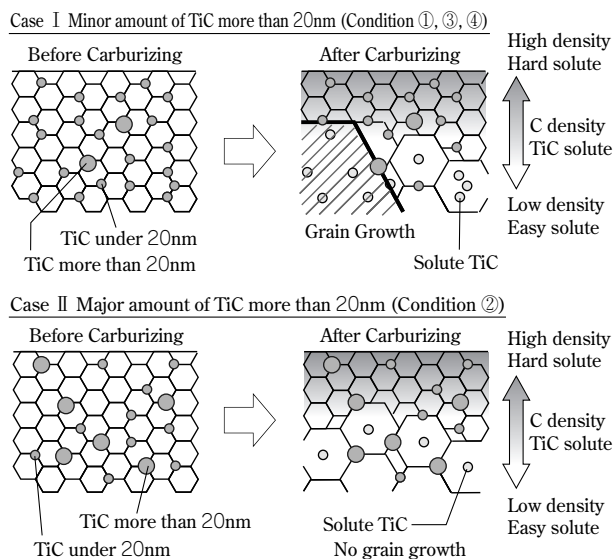


図 9 各条件における浸炭による TiC と結晶粒径の様子
Fig. 9 Schema of relation of TiC and grain size by carburization

場合 (Case I) と 20nm 以上の TiC が多い場合 (Case II) の二つに分類できると考えられる。Case I の場合、表層では C 濃度が高いために TiC はサイズによらず安定に存在し、結晶粒粗大化が生じない。一方、内部では C 濃度が低いことから 20nm 未満の TiC がマトリックス中に固溶し、ピンニング粒子数が不足して結晶粒粗大化が生じると考えられる。また Case II の場合、表層では Case I と同様に C 濃度が高く TiC はサイズによらず安定に存在するため結晶粒粗大化が生じない。しかしながら、内部では C 濃度が低いために 20nm 未満の TiC がマトリックス中に固溶してしまう。一方で 20nm 以上の TiC が多いことから結晶粒粗大化防止に必要なピンニング粒子数を確保でき、結晶粒粗大化を防止できると考えられる。

むすび=変形抵抗が低く結晶粒粗大化防止効果を持続した冷間鍛造用鋼を開発することを目的に取組んだ結果、以下のような知見を得た。

- (1) 同一成分で析出状態を変化させた Condition ①～④では変形抵抗にほとんど差が表れない。
- (2) Condition ①～④では圧縮後の浸炭により結晶粒度分布が異なり、表層部ではいずれも結晶粒粗大化防止が達成できた。また、表層から 400 μm 付近では Condition ②のみが結晶粒粗大化防止が達成できた。
- (3) Condition ①, ③, ④の表層から 400 μm 付近において結晶粒粗大化が発生した原因は、Condition ②に比べ 20nm 以上の TiC の密度が低かったことが考えられる。

参考文献

- 1) 藤田英一：金属物理，アグネ技術センター，(2004)，659p.
- 2) 西澤泰二ほか：マイクロ組織の熱力学，日本金属学会，(2005)，p.140.
- 3) W. C. Leslie：鉄鋼材料，丸善，(1985)，p.213.
- 4) H. Ohtani et al.：Proceedings of Japan-Canada Seminar on Secondary Steelmaking，(1985)，p.1.

(論文)

浸炭歯車の熱処理ひずみ予測技術

Simulation on Distortion of Carburized Gear



沖田圭介*¹(工博)
Dr. Keisuke OKITA



堤 一之*¹
Kazuhiro TSUTSUMI



新堂陽介*²
Yosuke SHINDO



藤田 学*²
Manabu FUJITA



永濱睦久*³
Mutsuhisa NAGAHAMA



岩崎克浩*⁴
Katsuhiro IWASAKI

A carburizing and quenching analysis of a helical gear is carried out with the general-purpose finite element analysis program, ABAQUS, in which the original user subroutine code of the phase transformation is implemented. The calculated distortions of the tooth profile and tooth trace agree well with those of the verification experiments. This shows the validity of the developed simulation model. The calculated results clarify that the distortion behavior of the gear during the quenching is classified into four stages according to the start time of martensite transformation in each part of the gear. The influence of the carburized layer on the distortion behavior during the quenching and the final distortion of the gear is also clarified.

まえがき＝焼入れを行う部品には不可避免的に熱処理ひずみが発生する。このため、高い寸法精度を要求される自動車部品などでは、振動や騒音の原因となる熱処理ひずみを低減することは重要な課題となっている。しかし、焼入れによって生じるひずみは、部品形状や焼入れ時の配置・姿勢など様々な因子に影響されるため、これを低減するための熱処理条件を抽出するには、多くの実験や熟練技術者の経験に依存しているのが現状である。

そこで、焼入れ部品の熱処理ひずみを予測する技術が必要とされ、有効なツールとして、硬度分布および残留応力分布などの内部品質も予測できる有限要素法 (FEM) を用いた熱処理シミュレーションに期待が寄せられている^{1), 2)}。当社では、汎用 FEM コード ABAQUS とそのユーザサブルーチンを用いた解析を実施し、相変態および浸炭を考慮した熱処理ひずみ予測技術の構築に取り組んできた³⁾。

本稿では、自動車用変速機に用いられる JIS SCr420 鋼の浸炭はすば歯車を対象として、焼入れ中の変形予測計算を行い、熱処理ひずみや硬度分布を実験結果と比較することによって計算結果の妥当性を検証した。さらに、計算結果から焼入れ中の変形履歴を分析することによって複雑な熱処理ひずみの発生機構を明らかにするとともに、熱処理ひずみの発生に及ぼす浸炭層の影響について考察した。

1. 解析モデル

解析手法については、熱処理工程の加熱・冷却における温度、相変態および応力・ひずみの連成に加え、浸炭焼入れによる炭素濃度の影響を考慮した数式モデルおよび連成解析のアルゴリズムが井上らによって提案されている。基本的にはこの理論に基づいて計算を行った⁴⁾。

1.1 浸炭計算

カーボンポテンシャルと化学成分、温度から表面の平衡濃度 C_s を求め⁵⁾、式 (1) を用いて表面濃度 C を求めた。

$$\frac{dC}{dt} = a(C_s - C) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 t は時間、 a は反応速度で、化学成分に依存した値である。内部の炭素濃度は一般的な拡散方程式で求める。拡散係数 D も C 濃度に依存する変数として与えた。

1.2 組織予測

オーステナイトからベイナイト (またはフェライト + パーライト) への変態の進行には KJMA (Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami) 式である式 (2) を採用している⁴⁾。

$$\xi = 1 - \exp(-kt^n) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 ξ はベイナイトの体積分率、 k と n は材料パラメータであり、SCr420 鋼の TTT (time-temperature-transformation) 線図から求めた。マルテンサイト変態の進行は、マルテンサイト体積分率と温度の関係を表す Magee の式を用いるのが一般的である。しかしながら、実測値に必ずしも一致しなかったため本稿では、炭素濃度が異なるサンプルを用いて実測した温度—ひずみ関係から温度—組織分率を逆算してテーブルデータとして与えた。

1.3 各ひずみの定義

相変態を伴う熱弾塑性体における全ひずみの増分 $d\epsilon$ は、弾性ひずみ増分 $d\epsilon^e$ 、塑性ひずみ増分 $d\epsilon^p$ 、熱ひずみ増分 $d\epsilon^{th}$ 、変態ひずみ増分 $d\epsilon^m$ 、および変態塑性ひずみ増分 $d\epsilon^{mp}$ の和として与えられる。 $d\epsilon^{th}$ 、 $d\epsilon^m$ はそれぞれ式 (3)、式 (4) で定義した。

$$d\epsilon^{th} = \sum_i \alpha_i \xi_i dT \dots\dots\dots (3)$$

*¹技術開発本部 機械研究所 *²鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 *³鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 (現 線材条鋼商品技術部) *⁴DETROIT OFFICE

表 1 供試体の化学組成

Table 1 Chemical compositions of test specimens

Symbol	Chemical composition (wt%)			
	C	Si	Mn	Cr
SCr420	0.19	0.18	0.79	1.14
A	0.37	0.18	0.82	1.18
B	0.58	0.18	0.82	1.17
C	0.80	0.18	0.82	1.16

$$d\epsilon^m = \sum_i \beta_i d\xi_i \dots\dots\dots (4)$$

α_i , β_i および ξ_i はそれぞれ i 相の熱膨張率, 変態膨張率, 体積分率, T は温度である。

また, $d\epsilon^m$ は次式で定義した。

$$d\epsilon^m = \sum_i 3K_i (1 - \xi_i) d\xi_i / s \dots\dots\dots (5)$$

K_i は変態塑性係数であり, s は偏差応力である^{4), 6)}。

1.4 応力-ひずみ曲線

炭素濃度依存性を考慮するため, SCr420鋼を基準に炭素量を 0.4, 0.6, 0.8% と変えた材料 (表 1) を溶製し, 引張試験を行った。また, 組織と温度の依存性を考慮するため, フェライト・パーライト組織のものと, 供試体を事前に焼入れしてマルテンサイト組織としたものを用意し, 種々の異なる温度に対して試験を行った。

2. 温度計測および熱伝達率の同定

2.1 焼入れ中の歯車の温度計測

はすば歯車の諸元は, 外径 72.5mm, 内径 36.0mm, 円筒部の高さ 35.0mm, 歯の高さ 20.0mm, 歯数 28, ねじれ角 34.0° である。自動車の変速歯車として用いられる形状, 寸法を参考にしたものである。

歯部の測定位置には, $\phi 1$ mm の孔を内径側から放電加工によって開けて $\phi 0.5$ mm のシース熱電対 (K 熱電対) を挿入した。なお, 測定点は図 1 に示す位置で, 歯車の上段, 中段, 下段それぞれに対し, ①歯底, ②歯中央のドライブ側, ③歯先, ④歯中央のバック側の計 12 点である。熱処理条件は図 2 に示すとおりであり, 浸炭炉にて浸炭処理した後, 860°C から油温 25°C に焼入れした。

2.2 熱伝達率の同定

図 3 に伝熱計算・応力計算に用いた歯車の FEM 解析モデルを示す。周期境界条件を与えることによって, 28 歯のうちの 1 歯を対象に解析を行った。歯面表面における熱伝達率は, 図 3 のように異なる熱的境界条件を持つ 7 領域に分割し, 冷却過程の温度計測を行った各点の冷却曲線に合わせ込むことによって同定した。

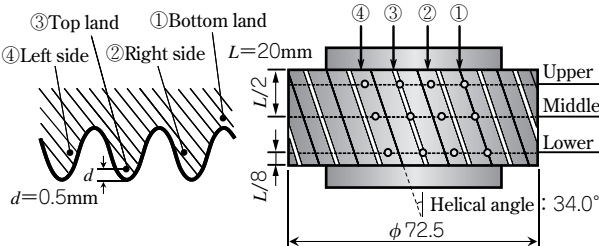


図 1 温度計測点の概略図
Fig. 1 Positions of temperature measurement

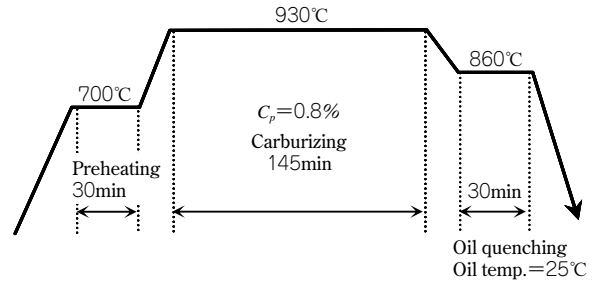


図 2 浸炭焼入れ条件
Fig. 2 Temperature conditions during heat treatment

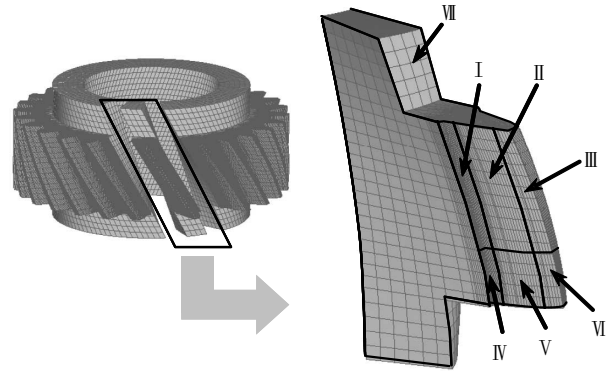


図 3 はすば歯車の解析モデル
Fig. 3 Finite element model of helical gear

3. 実験結果と解析結果の比較

3.1 形状予測結果と実験結果との比較

焼入れ試験後の歯車形状変化は, 歯形誤差および歯筋誤差 (図 4) を用いて評価した。実験値の特徴としては, 歯筋誤差のバラツキが歯形誤差に比べて大きく, バラツキも含めて全てマイナス側の変形, すなわちねじれ角が小さくなる方向への変形となっている。計算値はいずれも, 実験値でのバラツキの範囲に収まっており, 変形の傾向を精度よく表している。

また, 図 5 には歯筋プロファイルの実験値 (平均化したもの) と計算値の比較を示す。計算値は, 検査範囲においては左右いずれの歯筋ラインも傾向としては実験値とよく一致しているのがわかる。しかし, 浸炭層に相当する両端部においては実測値を再現できていない。これは, 浸炭層の炭素濃度の分布に対して, 長手 (軸) 方向のメッシュサイズが大きいことが原因であり, 両端部近傍をより細かく分割することにより改善されると思われる。

3.2 組織予測結果と実験結果との比較

図 6 に焼入れ後のマルテンサイト相体積分率を示す。コンター図は, 内部の相変態の様子がわかるように中央部を切取った表示とした。歯部および本体円筒部の内部ではほとんどマルテンサイト変態 (赤塗部) しているが, 浸炭された表面では M_s 点が低下するため, 常温においてもマルテンサイト変態が終了せず, 8% 程度のオーステナイト相が残留する結果となっている。また, 歯面ピッチ点における芯部方向の硬さ分布に対し, 実験値と計算値の比較を行った (図 7)。実験値と計算値はよく一致しており, 浸炭プロファイルが精度よく予測できている。

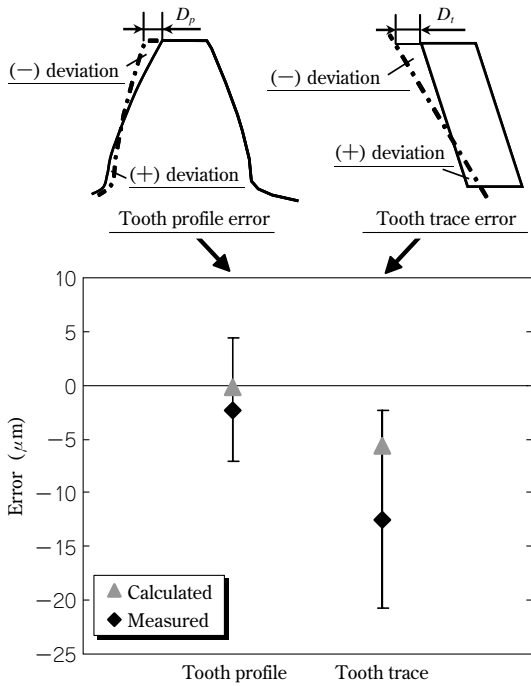


図4 歯車形状誤差の実測値と計算値の比較

Fig. 4 Comparison of change of tooth shape between experimental value and calculated value

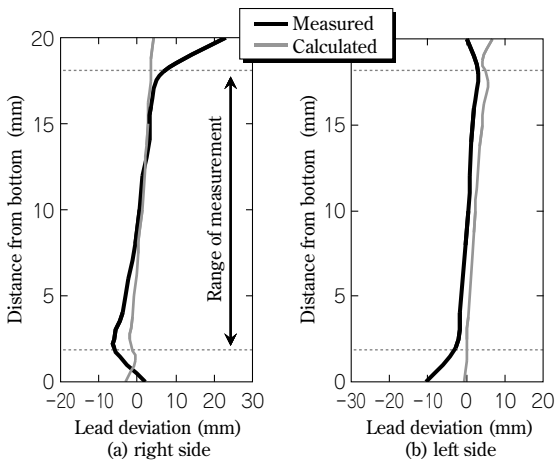


図5 歯すじプロファイルの実測値と計算値の比較

Fig. 5 Comparison of profile of tooth trace between experimental value and calculated value

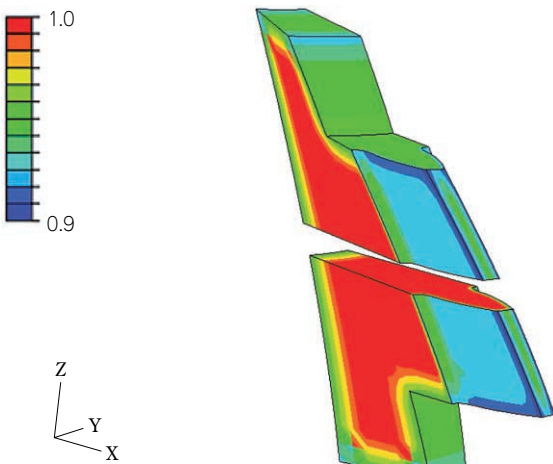


図6 マルテンサイト体積分率

Fig. 6 Volume fraction of martensite

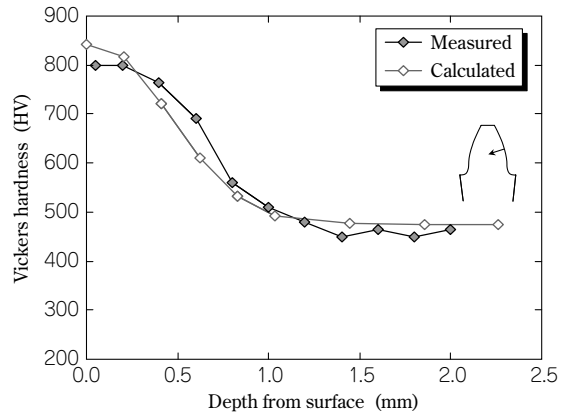


図7 歯面ピッチ点の硬さ分布

Fig. 7 Distribution of Vickers hardness

4. 歯車における熱処理ひずみの発生メカニズム

4.1 ねじれ角の変化履歴による評価

一般的に、浸炭処理された歯車は、図5に示したように、歯筋誤差がマイナスになる。つまり、ヘリカルな歯が立ち、ねじれ角が小さくなる方向に変形する。また、歯形誤差に比べて歯筋誤差が大きくなるという傾向がある。そこで、歯筋誤差に着目し、熱処理中に歯車がどのように変形しているのか熱処理シミュレーションの結果を精査した。ここでは、熱処理中の歯車のマクロな変形挙動を把握するために、歯筋誤差をねじれ角の変化として評価し、熱処理中のねじれ角の変化履歴を追うことによって熱処理ひずみ（歯筋誤差）の発生メカニズムの解明を試みた。

図8に、シミュレーション結果を分析することによって得られた焼入れ過程における歯車の代表温度（図中の T_s ）とねじれ角の関係を示す。常温に達したときのねじれ角が最終的に計測される歯筋誤差に相当している。図に示すように、熱処理中の歯車の変形挙動は大きく4つのStageに大別される。各Stageで生じている現象を以下で説明する。

4.1.1 Stage 1：オーステナイト単相の熱変形

焼入れにおける核沸騰段階であり、歯車表面と芯部との大きな温度差に起因する熱変形が生じる。この段階ではまだ相変態は生じておらず、オーステナイト単相での熱変形が生じるだけである。歯車形状において、ボスや歯部のエッジが最も早く冷やされて収縮しようとするため、歯部には図に示すような軸方向の引張応力が発生する。このようなエッジでの熱収縮に伴って、ねじれ角は低下する方向、すなわち、歯が立つように変形する。

4.1.2 Stage 2：歯部内部のマルテンサイト変態による体積膨張

冷却速度が速い歯部において、その中でも浸炭層よりもマルテンサイト変態開始温度 M_s が高い浸炭層の内部からマルテンサイト変態が開始する。内部の M_s 点は約500℃であり、Stage 2の開始とおおむね一致する。図8におけるStage 2の開始が500℃(M_s 点)より高くなっているのは、表面温度 T_s を歯筋中央としているためであり、より冷却が進んでいる歯部の上下端では既にマルテ

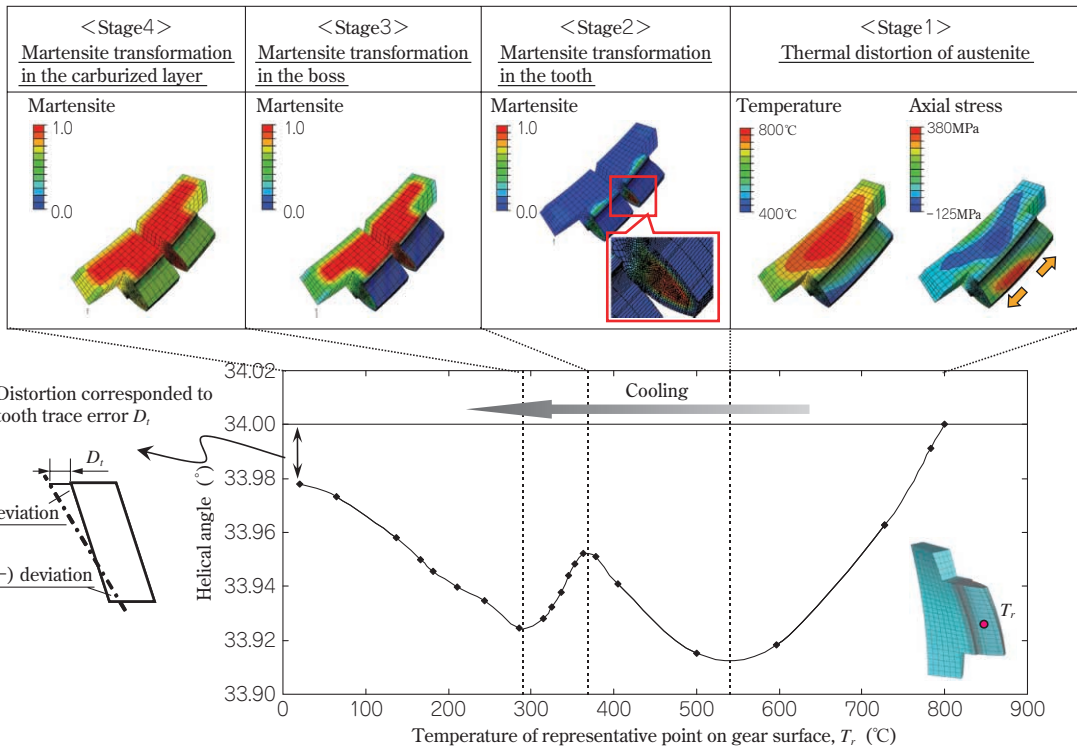


図8 焼入れ過程におけるねじれ角の変化挙動
Fig. 8 Behavior of helical angle during quenching process

ンサイト変態が始まっている。

Stage 2では、マルテンサイト変態に伴って歯部が体積膨張しようとするため、Stage 1とは逆にねじれ角が増大して元の角度へ戻る（歯が傾く）方向へ変形する。

4.1.3 Stage 3：本体ボス部のマルテンサイト変態による体積膨張

この段階では、歯部比べて体積が大きく冷却速度の遅いボス部でマルテンサイト変態が生じ、体積膨張しようとする。このとき、歯部では既にマルテンサイト変態が終了しているため、ボス部の体積膨張によって歯部は軸方向に伸ばされ、再びねじれ角が低下する方向に変形する。

4.1.4 Stage 4：浸炭層におけるマルテンサイト変態

最後に、 M_s が低い浸炭層においてマルテンサイト変態が生じる。それに伴い、表層が体積膨張しようとするため、ねじれ角は再度大きくなる方向へ変形する。浸炭層の M_s 点は約250°Cであり、Stage 4の開始と一致する。

以上の過程を経て、最終的な初期ねじれ角との差異が歯筋誤差として発現する。すなわち、熱処理ひずみの発生にはオーステナイトの熱ひずみが支配的であり、マルテンサイト変態による変態ひずみ（膨張）は、相対的にはこれを打消す方向に生じている。

4.2 熱処理ひずみに及ぼす浸炭層の影響

上述の熱処理ひずみ発生メカニズムに基づくことにより、これまでは実験的事実としては認知されながらも説明が難しかった現象に対してもわかりやすい解釈を与えることができる。本節では、同様の手法によって熱処理ひずみに及ぼす浸炭の影響について述べる。

まず、焼入れ過程のねじれ角の変化挙動の違いを浸炭の有無によって比較した(図9)。Stage 2で大きな違いが生じていることがわかる。浸炭した場合には、上述のよ

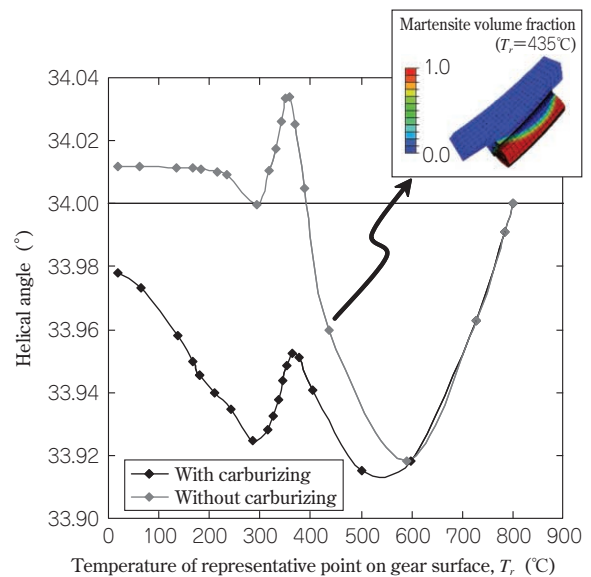


図9 ねじれ角の変化挙動における浸炭層の影響
Fig. 9 Influence of carburized layer on helical angle behavior

うに Stage 2において歯部の浸炭層内部からマルテンサイト変態が生じ始める。一方、浸炭しない場合には、図9中のマルテンサイト分率の分布で示すように、冷却速度の速い表層からマルテンサイト変態が生じ始めている。この歯部における浸炭層と内部でのマルテンサイト変態開始のタイミングの違いが、最終的なひずみに大きく影響していることがわかる。すなわち、Stage 2において、浸炭した場合には浸炭層の内部でマルテンサイト変態によって体積膨張しようとする。これに対し、表層のオーステナイト相は熱収縮しようとするため、内部の体積膨張に対する抵抗となる。一方、浸炭していない場合には表層から順次マルテンサイト変態するため、浸炭した場合よりも体積膨張しやすい。結果として、Stage 2

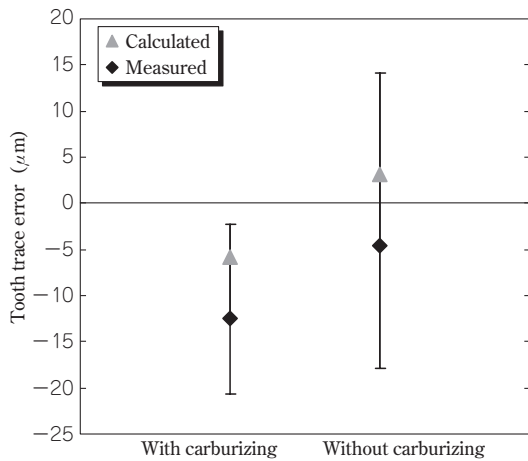


図10 歯すじ誤差に対する浸炭層の影響
Fig.10 Influence of carburized layer on tooth trace error

において、浸炭していない方が、ねじれ角がより大きくなる方向に変形し、最終的なねじれ角は、初期よりも大きくなっている。また、浸炭層がないため Stage 4 では冷却に伴う単純な熱収縮となり、ねじれ角に変化は生じない。実際に浸炭工程を省略して熱処理を行い、浸炭した場合との歯筋誤差を比較したものを図10に示す。浸炭した場合に比べ、相対的に歯筋誤差が大きくなっており、解析結果と同様の傾向を示している。

むすび= SCr420鋼を用いたはすば歯車の浸炭焼入れを対象とした熱処理シミュレーションを実施した。熱処理ひずみに起因した歯車の形状誤差を求める計算では実験値をおおむね再現することができた。また、浸炭歯車における熱処理ひずみの発生メカニズムについて考察し、相変態や浸炭の影響を明確にした。

本予測技術は今回のはすば歯車だけでなく、リングギヤや軸付き歯車、CVT用プーリなどの部品にも応用が可能である。今後も引続き精度改善に努めるとともに、上記のような実部品への適用拡大を目指していく。

参考文献

- 1) 鮎谷清司：熱処理, 46巻, 6号 (2006), pp.324-330.
- 2) 岡村一男：材料, Vol.55, No.5 (2006), pp.529-535.
- 3) 沖田圭介ほか：計算力学講演会講演論文集, 2007 (20), pp.501-502.
- 4) 山口 豪ほか：材料, Vol.33, No.375 (1984), pp.26-32.
- 5) 野村正裕ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.47, No.1 (1997), pp.28-31.
- 6) G. W. Greenwood : Proceeding of Royal Society of London Series A, 293, 1965, pp.403-422.

(論文)

省合金かち割りコンロッド用鋼

Low Alloy Steel for Fracture Splitting Connecting Rod



松ヶ迫亮廣*1

Akihiro MATSUGASAKO

To reduce V content of the steel for Fracture Splitting Connecting Rod, the effect of Ti addition on the splitting property was investigated. As a result, it was found that Ti addition effectively reduced the impact value of the steel. This is thought to be due to the decrease of volume fraction of the ferrite and the precipitations strengthening of the ferrite. Furthermore, Ti was also found not to have a bad effect on machinability. Based on these results, a new steel for Fracture Splitting Connecting Rod was developed.

ま え が き = 自動車に求められる特性として現在、「低環境負荷」と「安全」の2つが重要視されている。とくに、環境に対する世の中の関心は高く、メーカーも「低公害車」、「低燃費車」の開発に向けた取組を積極的に推進している^{1), 2)}。

また、コストの低減も強く求められており、鋼材の省合金化に加えて、工程の見直しによる低コスト化も多く行われている。たとえば、自動車のエンジン部品の一つであるコンロッドに対しては、製造コストの低減のため、かち割り工程による製造方法が開発された³⁾。従来の工程ではロッド部とキャップ部を別々に鍛造・粗加工し、位置決め加工を行ってから組合わせて仕上げ加工を行う。他方、かち割り工程ではロッド部とキャップ部を一体で鍛造・粗加工した後、組合せ面となる位置にノッチ加工を施す。続く工程において、このノッチ部で破断することによってロッド部とキャップ部に分割し、仕上げ加工を行う(図1)。この製法により、鍛造時の材料歩留りの向上に加え、キャップ部および位置決めピン、穴の加工工程の削減が可能となる。1990年代の実用化以降、かち割り工程は欧州や米国で広く普及し、日本でも

導入するメーカーが増えている^{3)~6)}。

かち割りコンロッド用の鋼材は、従来のコンロッド用鋼に求められる特性に加えて、かち割りした際に変形が少ない(かち割り性が良い)ことが求められる。欧州では、組織のほぼ全てをパーライトとしてかち割り性を確保したDIN規格のC70S6鋼が広く用いられている。当社はP、Vの増量とMnSの球状化によってかち割り性を確保した高強度かち割りコンロッド用鋼を開発している⁷⁾。

当社では、資源リスクの回避を目的に省Vでもかち割りが可能となる新たなかち割り性改善手法を検討し、得られた知見を元に省Vのかち割りコンロッド用鋼の開発を行った。本稿でその概要を述べる。

1. 省合金化のための代替手段検討

C70S6鋼は資源リスクの高い合金元素は含まれていないが、硬質なセメント量が多いため被削性に劣る。一方、フェライト・パーライト非調質鋼は被削性に課題は少ないものの、かち割り性改善のために初析フェライト(以下、フェライトという)の靱性を低下させることが必要である。このことは、衝撃値を低くするとかち割り性が改善することからも明らかである⁷⁾。衝撃値低下の手法として、VやPを添加してフェライトを強化し、脆化させることが検討されている。

しかしVは、供給国が限られるうえに産出量が少ない⁸⁾資源リスクの高い元素であることから代替元素が求められている。そこで当社は、Vと同様の炭化物形成元素で、産出量が多く、資源リスクが低いと考えられるTiに着目した。そして、Tiを添加した際の衝撃値や被削性に及ぼす影響を調査することにより、Vの代替が可能か検討した。

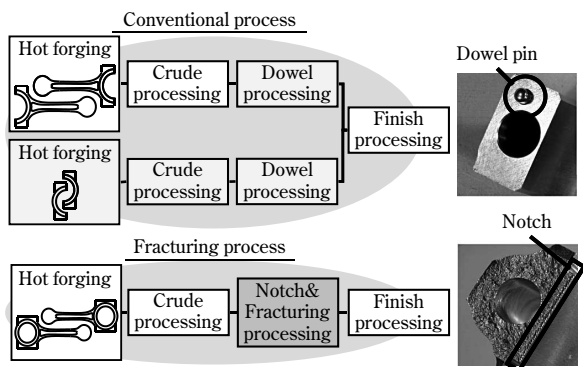


図1 通常工程とかち割り工程
Fig. 1 Manufacturing process of connecting rods

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

2. 実験方法

2.1 供試材

表1に供試材の化学成分を示す。Tiの影響を見るためにTi量を変化させた鋼材2種 (Steel A, Steel B), 勝ち割り性の評価の基準としてC70S6相当鋼 (Steel C), 被削性の評価の基準として従来のコンロッド用鋼相当鋼 (Steel D) の4種を準備した。鋼材はラボ真空溶製炉で溶製し, 加熱温度を1,200℃とした熱間鍛造によって所要形状に成形し, 試験に用いた。

2.2 衝撃試験方法

衝撃値に及ぼすTiの影響を調査するため, Steel AおよびSteel Bを用いてシャルピー衝撃試験を実施した。試験片形状はUノッチ試験片とし, 熱間鍛造によってφ30mmまで鍛造し, これを直径方向に厚さ15mmの板に熱間プレス加工した板材から作製した。

2.3 被削性試験方法

被削性を確認するため, ドリル寿命の評価を行った。熱間鍛造にてφ80mmまで鍛造したものを被削材とし, 横断面へのドリル穴あけによる寿命評価を行った。工具はφ10mmハイスドリルを用い, 試験条件は乾式で1回転あたりの送り量0.21mm/revである。ドリル折損までの切削距離を寿命とした。

2.4 勝ち割り試験方法

勝ち割り性は, 勝ち割り試験によって評価した。勝ち割り試験片は図2に示す形状であり, 熱間鍛造によってφ65mmまで鍛造した丸棒を直径方向に厚さ25mmの板に熱間プレス加工した板材から作製した。ノッチは, 実際のコンロッドを模擬して鍛伸方向に対して垂直な面で破断分離する位置に設けた。勝ち割り性は破断分離後の穴径の変化量で評価した。すなわち, 図3に示すように

表1 供試材の化学成分
Table 1 Chemical compositions of samples (mass%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ti
Steel A	0.38	0.25	1.07	0.051	0.050	0.18	0.170	0.051
Steel B	0.38	0.24	1.08	0.049	0.050	0.18	0.160	—
Steel C	0.70	0.23	0.54	0.011	0.058	0.11	—	—
Steel D	0.41	0.26	1.06	0.019	0.060	0.23	0.099	—

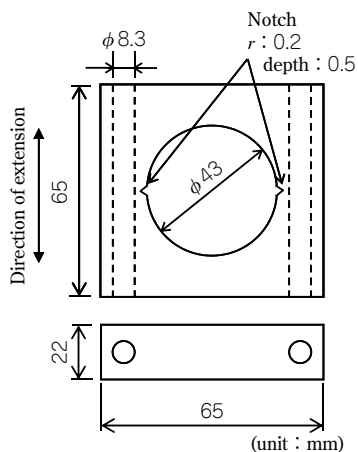


図2 勝ち割り試験片
Fig. 2 Fracture splitting test piece

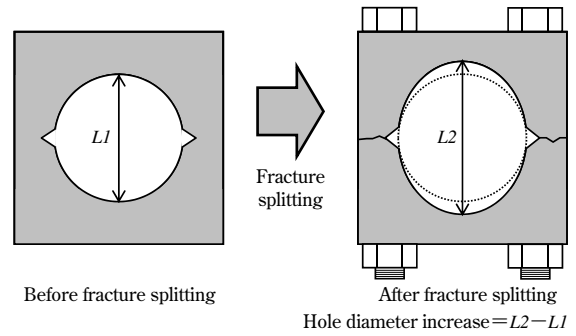


図3 寸法変化の測定方法
Fig. 3 Measuring method of hole diameter increase

破断前, および破断後にボルト締めをしてから穴径を測定し, 両者の寸法差を勝ち割り性の指標とした。

3. 実験結果および考察

3.1 シャルピー試験結果

図4にシャルピー衝撃試験の結果を示す。Tiを添加することにより, 衝撃値が大きく低下することがわかった。衝撃試験時に起こっている現象を把握するため, Steel A, Bの衝撃試験片を対象に破面や組織の詳細な観察・調査を行った。

3.1.1 破面観察

破面のSEM写真を図5に示す。Steel Aはほぼ全面がへき開となっており, 延性破壊の特徴であるディンプルは認められない。また, 一部粒界が観察されることから, 正確には疑へき開と考えられる。一方, Steel Bは, 試験片のノッチ底 (初期き裂発生位置) 付近においてほぼ全面にディンプルが観察された。ただし, 300μmほど内部に入った箇所からは, へき開の破面となっている。

このことから, Ti添加による衝撃値の低下は, ディンプルを伴った延性破壊が抑制されたことが原因と考えられる。ディンプルは, 介在物などの周辺材料が塑性変形することによって発生し, フェライト・パーライト組織において塑性変形能を持つのは主にフェライトである⁹⁾。したがって, Ti添加はフェライトに対して脆化などの影響を与えている可能性が高いと考えられる。

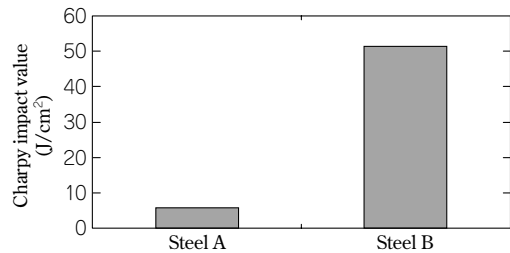


図4 シャルピー衝撃試験結果
Fig. 4 Result of Charpy impact tests

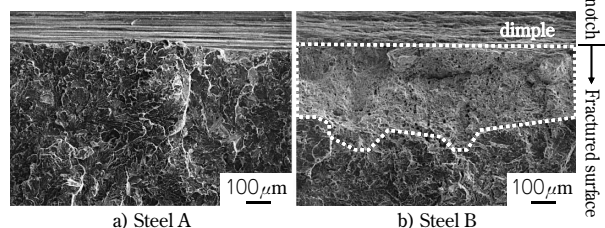


図5 破面SEM写真
Fig. 5 SEM images of fractured surface

3.1.2 組織調査

フェライトの変化を確認するため組織調査を実施した。図6に材質調査の結果を示す。Tiを添加することにより、フェライト分率は29%から20%に低下し、硬さは272.0HVから294.7HVに増加した。フェライト分率が低下するほど延性脆性遷移温度は上昇し⁹⁾、上部棚エネルギーも低下して¹⁰⁾、衝撃値が低下するため、これは衝撃値の低下に寄与していると考えられる。

そこでまず、Ti添加によってフェライト分率が低下する要因について詳細な検討を行った。変態挙動を調査するためCCT（連続冷却変態）曲線を作成した。熱間鍛造時の挙動を模擬するため、加熱温度は1,200℃としている。この結果を図7に示す。これにより、Tiの添加によって拡散変態（フェライト変態）開始が抑制され、長時間、低温側に移動することが確認された。

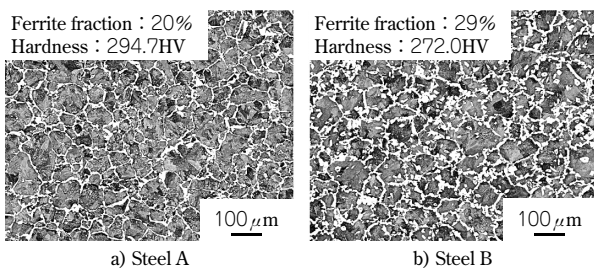


図6 組織および硬さ調査結果
Fig. 6 Microstructures and hardness of Steel A and B

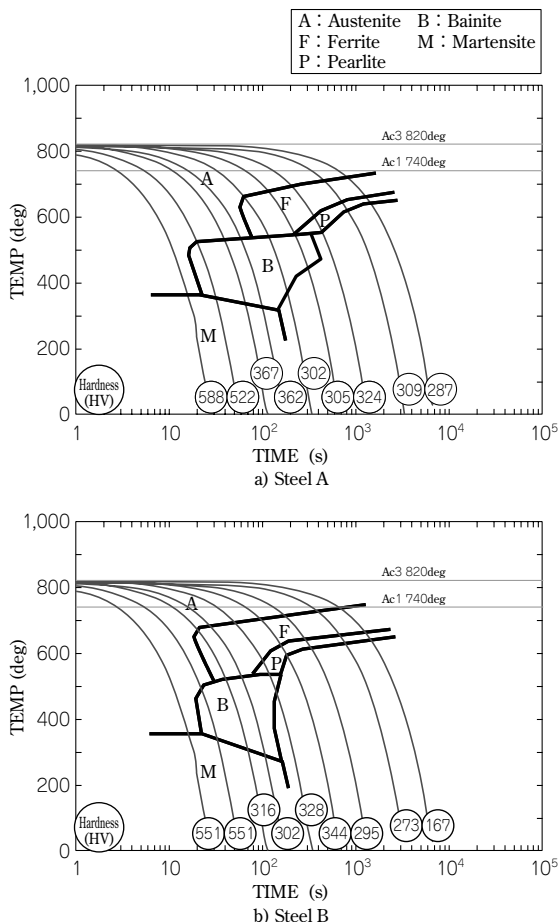


図7 CCT 曲線
Fig. 7 Continuous cooling transformation diagram

Tiがフェライト変態開始を抑制する理由は以下のように考察される。すなわち、TiはCとの親和力が高く、炭化物形成元素となっている。同様の炭化物形成元素であるVはCの拡散速度を低下させることが知られている¹¹⁾。そのため、TiもVと同様にCの拡散速度を低下させていると考えられる。拡散速度が低下した結果、拡散変態であるフェライト変態、パーライト変態が抑制されていると考えられる。

つぎに、硬さの増加について詳細な検討を行った。硬さの増加は、TiCの析出強化とフェライト分率の低下の双方が影響しているものと考えられる。硬さ変化に及ぼすフェライト分率の影響を確認するため、硬さ混合則による検証を行った。硬さ混合則は以下の関係式で与えられる¹²⁾。

$$HV = f_a^{1/3} HV_a + (1 - f_a^{1/3}) HV_p \dots\dots\dots (1)$$

ここで、HVは全体の硬さ、 f_a はフェライトの分率、 HV_a はフェライトの硬さ、 HV_p はパーライトの硬さである。

$HV_a = 235$ 、 $HV_p = 295$ ¹³⁾と図6に示すフェライト分率からフェライト分率の影響を算出した。計算の結果、フェライト分率が9%変化したことによる硬さの変化は約5HVであることがわかった。硬さの増加約23HVのうち、約18HVはTiCの析出強化が原因であると考えられるため、フェライトもTiCにより強化され、脆化していると考えられる。

3.1.3 Tiによる脆化メカニズム

以上の結果より、Ti添加による衝撃値低下のメカニズムは以下のようになっていると考えられる。

Ti添加により、

- ・フェライト分率が低下し、延性脆性遷移温度が上昇するとともに、上部棚エネルギーが低下する
- ・析出強化し、フェライトの強度が増加し、塑性変形能が低下する

これらの影響によってディンプルを伴った延性破壊が抑制されてへき開破壊が発生し、衝撃値が低下したと考えられる。とくに今回は、フェライト分率の変化に大きな効果があり、衝撃値の大幅な低下によるかち割り性向上が期待できる。

3.2 被削性試験結果

被削性試験結果を図8に示す。C70S6相当鋼であるSteel Cの被削性は著しく悪かったが、Steel A、Bおよび従来コンロッド用鋼相当鋼であるSteel Dはほぼ同等の工具寿命であり、Tiを添加したことによる被削性の大幅な悪化は認められなかった。

3.3 かち割り試験結果

3.1節および3.2節で得られた知見に基づき、従来のコンロッド用鋼(Steel D)と同等の強度(耐力600MPa程度)である省合金かち割りコンロッド用鋼の成分を決定した。表2に開発鋼の成分の一例を示す。Ti量は今回の試験で十分な効果が確認できたSteel Aと同等とし、V量は強度を同等とするためにSteel Dと同等とした。これにより、開発鋼は当社の従来のかち割りコンロッド用鋼⁷⁾よりV量を約60%低減できている。

Steel A~Dと開発鋼の5種についてかち割り試験を実

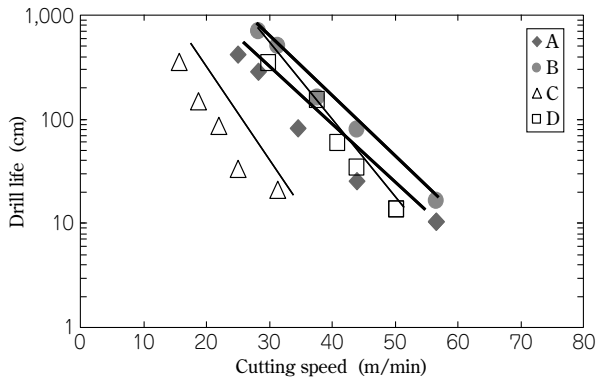


図8 ドリル寿命
Fig. 8 Results of drill life test

表2 開発鋼成分
Table 2 Chemical compositions of developed steel (mass%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ti
Developed steel	0.37	0.25	1.12	0.047	0.062	0.29	0.106	0.043

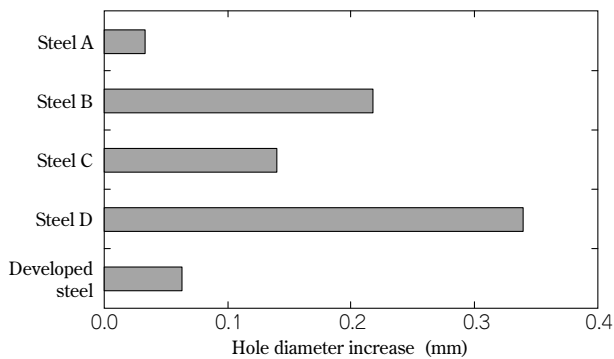


図9 寸法変化結果
Fig. 9 Hole diameter increases

施した。その試験結果を図9に示す。Tiを添加した開発鋼およびSteel Aのかち割り性は、Tiを添加していないSteel BおよびDに比べて大幅に改善しており、C70S6相当鋼であるSteel C以上に良好なかち割り性を示すこと

が確認できた。これにより、Tiを添加することによって省Vでもかち割り性の改善が可能であることが確認できた。

むすび=省合金かち割りコンロッド用鋼を開発するため、新たなかち割り性改善手法を検討し、TiによってVを代替できることを見いだした。Ti添加により「フェライト分率が低下」および「フェライトが析出強化」し、へき開破壊が発生しやすくなって衝撃値が低下していることが明らかになった。さらに、良好なかち割り性を確保でき、被削性の悪化もないことが確認できた。得られた知見を用いることにより、省Vのかち割りコンロッド用鋼を開発することができた。

参考文献

- 1) (社)自動車技術会編：自動車の材料技術，5 (1996)，p.2，朝倉書店．
- 2) (社)自動車技術会編：自動車技術ハンドブック，1 (2008)，p.1，自動車技術会．
- 3) Z. Gu et al.：The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol.25, No.9-10 (2005)，pp.883-887.
- 4) 久保田剛ほか：YAMAHA MOTOR TECHNICAL REVIEW, No.39 (2005)，pp.80-87.
- 5) 小金丸知志ほか：自動車技術会学術講演会前刷集，No.20-06 (2006)，p.7.
- 6) 京徳信夫：自動車技術会シンポジウム，新開発エンジン，No.19-07 (2008)，p.19.
- 7) 阿南吾郎ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.56, No.3 (2006)，pp.44-47.
- 8) (独)石油天然ガス・金属鉱物資源機構：鉱物資源マテリアル・フロー 2009，(2009)，pp.147-152.
- 9) 荒木 透：鉄鋼材料学，(1970)，p.102，丸善．
- 10) 岡本正三：鉄鋼材料，(1960)，p.167，コロナ社
- 11) S. N. Tewari et al.：Journal of Materials Science, Vol.17, No.6 (1982)，pp.1639-1648.
- 12) T. Gladman et al.：Journal of The Iron and Steel Institute, Vol.210，(1972)，pp.916-930.
- 13) 前田千芳利ほか：日本熱処理技術協会講演大会講演概要集，Vol.30，(1990)，pp.57-58.

(論文)

VC相界面析出制御による高強度化・傾斜機能化技術

Strengthening and Functionally Grading Technology by VC Interphase Precipitation Control



村上俊夫*¹(工博)
Dr. Toshio MURAKAMI



柿内エライジャ*¹
Elijah KAKIUCHI



畑野 等*¹(工博)
Dr. Hitoshi HATANO



有川剛史*¹
Takeshi ARIKAWA



柿本英樹*¹(工博)
Dr. Hideki KAKIMOTO



長田 卓*¹
Takashi CHODA

The strengthening and functionally grading technique for the hot-forging of high V added steel were investigated. As in the past, it was considered that the effect of a V addition of more than 0.3mass% on strengthening would result in saturation. But the high precipitation strengthening in high V added steels could be achieved by the optimum control of cooling, which leads to a ferrite-pearlite microstructure with fine VC particles formed by interphase precipitation. And the strength of high V added steels could be suppressed by heating at 900°C thus preventing the dissolution of vanadium, and dispersing coarse VC particles. Based on these results, the strengthening and gradient function in one hot-forging part was achieved by gradient heating and controlled cooling.

まえがき＝自動車部品の小型化、軽量化のため、熱間鍛造用非調質鋼を用いた部品の高強度化が進められている。一方で高強度化は被削性を低下させて加工コストを上昇させる要因となるため、高強度化と被削性を両立することが求められている。これを実現する手法として、強度が必要な部位の高強度化と切削等の加工が必要な部位での強度上昇防止を一つの部品内で両立させる傾斜機能付与技術が有効と考えられる。

独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(以下、NEDOという)「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」プロジェクト制御鍛造分科会では、先進的な制御鍛造により現行の高強度非調質鋼の1.5倍以上となる0.2%耐力1,000MPa以上の高強度化を達成するとともに、同一部品内に切削性が許容できる0.2%耐力800MPa以下の領域を共存させる傾斜機能付与技術について検討している。当社はその中で、熱間鍛造後の冷却中に多量に微細な析出物を分散可能な相界面析出に着目し、その現象を活用した高強度化および固溶・析出制御による傾斜機能化に取り組んでいる。

高強度化目標達成のため、熱間鍛造用非調質鋼のV量を単純に増加させても0.2~0.4%を超えると強化量が飽和する^{1), 2)}と考えられている。そのため、プロジェクトの目標とする0.2%耐力1,000MPa以上の高強度化には高V添加時の析出強化量飽和現象の克服が必須である。一方で、高強度化を達成できる鋼種において被削性を確保するには、多量のVが添加されていても析出強化量を低減できる固溶・析出制御技術が求められる。また、高強度部と低強度部を一つの部品内で実現するための傾斜機能化技術が必要となる。

ここでは、0.3%を超える高V添加鋼における高強度化

および析出強化量の低減に関して検討すると共に、一つの部品内での傾斜機能化について検討した結果について報告する。

1. 高V添加鋼における高強度化と析出強化量低減

1.1 実験方法

真空溶製によりS45C相当の鋼にV添加量を変化させた4種類の供試鋼(K1:V無添加, K2:0.1mass%, K3:0.3mass%, K4:0.5mass%)を作製した。表1に各鋼種の化学成分を示す。相界面析出挙動を制御する目的から、単純な加熱・冷却を施した。熱処理は富士電波工機(株)製サーメックマスターZ(以下、加工フォーマスタという)を用いた。900~1,250°Cで加熱して600s保持した後、0.5~10°C/sで連続冷却した。強度の指標としてビッカース硬さ(荷重10kgf)を用いた。なお、硬さの目標値は、ビッカース硬さ[HV]が引張強さTS[kgf/mm²]の3倍(つまりTS[MPa]の0.306倍)、降伏比(=0.2%耐力/TS)が0.8と仮定して、高強度部は383HV(=1,000[MPa]/0.8×0.306)以上、切削部は306HV(=800[MPa]/0.8×0.306)以下に設定した。

熱処理した試料は鏡面に研磨後、ナイトール腐食を施し、光学顕微鏡で組織観察を行った。また、析出V量お

表1 供試鋼の化学成分

Table 1 Chemical compositions of specimens investigated (mass%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	V	N
K1	0.44	0.25	0.86	0.016	0.015	0.031	0.00	0.0036
K2	0.44	0.26	0.86	0.015	0.015	0.030	0.10	0.0036
K3	0.46	0.25	0.85	0.015	0.017	0.031	0.30	0.0042
K4	0.45	0.25	0.85	0.015	0.016	0.033	0.50	0.0046

*¹ 技術開発本部 材料研究所

よび固溶 V 量は抽出残渣（ざんさ）分析により求めた。析出物の観察には透過型電子顕微鏡を用いた。

1.2 実験結果および考察

1.2.1 冷却速度の影響

1,100°C で加熱，加工後，各冷却速度で連続冷却した時の硬さ測定結果を図 1 に示す。K1 および K2 では，冷却速度の上昇に伴って硬さが単調に上昇した。これに対して K3，K4 では，冷却速度の上昇に伴って硬さも上昇するなかで，2°C/s あるいは 5°C/s の冷却速度で硬さが低下する現象が見られた。V 添加量の影響を見ると，2°C/s 以上では K3 と K4 の硬さの差が小さかった。Parsons らの報告¹⁾において V 添加量が 0.3% 以上で強化量が飽和していたのは，冷却速度の検討範囲が約 1.5°C/s 以上だったためと考えられる。一方，冷却速度が 0.5°C/s，1.0°C/s では V 添加量の増加に伴って強化量も増加し，0.5mass%V を添加した K4 で 383HV の仮目標を達成できた。このことから，適正な条件で冷却することにより，0.3mass% を超えて V 添加しても高強度化が可能であるといえる。

各供試鋼に対し，K4 で目標硬さが得られた 0.5°C/s，および冷却速度が高いにもかかわらず硬さが低下した 2.0°C/s で冷却した時の光学顕微鏡組織を比較した（図 2）。0.5°C/s では V 添加量によらずフェライト—パーライト組織が観察されるなか，フェライト分率については V 添加量の増加に伴って上昇する傾向を示した。これは，V がフェライト/オーステナイト界面の炭素分配に影響し，フェライトの成長速度を高めるためであると考えられる³⁾。一方，2.0°C/s では V 添加量が 0.3% 以上になるとパーライト変態が抑制され，ベイナイト（図中の B 部）が形成された。

また，各組織中の V の存在状態を比較するため，K4 材を対象に TEM 観察したところ（図 3），0.5°C/s で冷却した場合は，フェライトおよびパーライトの両方に VC の析出が観察された。一方，2.0°C/s で冷却した場合は，フェライト中には 0.5°C/s で観察されたものより微細な VC の析出が観察されたが，ベイナイト中には VC は観察されなかった。

つぎに，このときの析出物の分散状態からおよその析出強化量の見積りを行う。微細析出物の析出強化機構は，Cutting 機構か Orowan 機構かによって強化量に変化する。その遷移サイズは，VC の場合 7.4nm⁴⁾ という試算もあるが，それ以下の析出サイズでも微細化に伴って強化量が高まる⁵⁾ ことが報告されていることから Orowan 型の強化機構で強化されると考えられる。そこでここでは，式 (1) に示す Ashby-Orowan 型の降伏強度上昇量の式を用いて析出強化量 $\Delta\sigma$ (MPa) を見積もった。

$$\Delta\sigma = 0.84m \left(\frac{1.2Gb}{2\pi L} \right) \cdot \ln \left(k \frac{x}{2b} \right) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで m : Taylor 因子， G : 剛性率， b : バーガースベクトル， L : すべり面上の粒子間距離 ($=r(2\pi/3f)^{1/2}-r$)， x : すべり面上の粒子断面の平均直径 ($=2r/\pi$)， k : 補正係数（フェライト中：2.7，パーライト中：1.0）⁶⁾ である。また， r : VC 半径， f : 体積率である。計算には今回

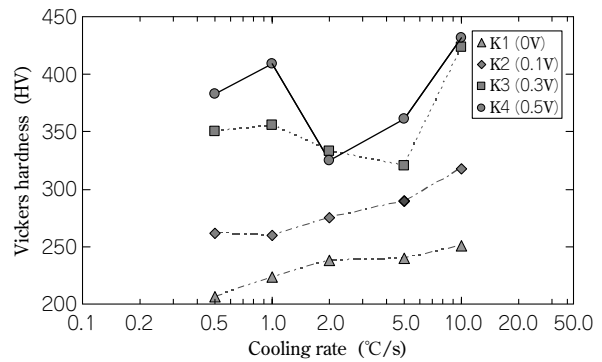


図 1 V 添加鋼の硬さに及ぼす V 添加量および冷却速度の影響
Fig. 1 Effects of V content and cooling rate on hardness of V added steels

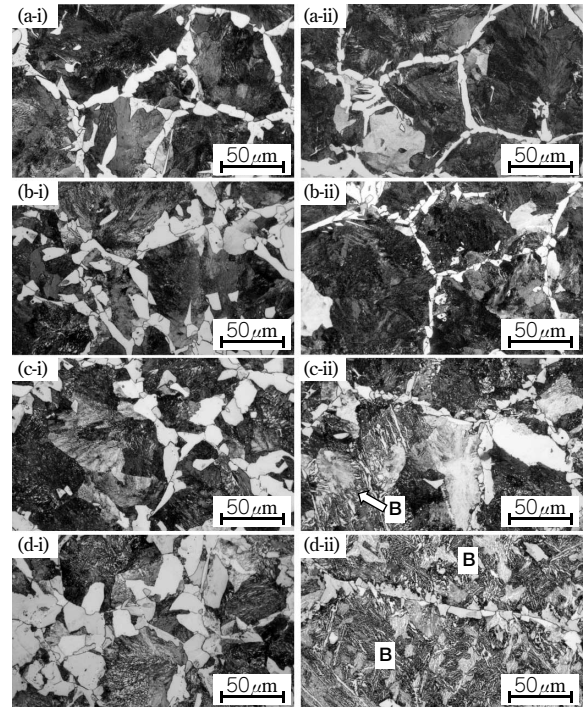


図 2 1,100°C 加熱後，(i)0.5°C/s，(ii)2.0°C/s で連続冷却した (a) 0V，(b)0.1V，(c)0.3V，(d)0.5V 添加鋼の光学顕微鏡組織
Fig. 2 Optical micrographs of (a)0V，(b)0.1V，(c)0.3V，(d)0.5V steels cooled at (i)0.5°C/s，(ii)2.0°C/s after heating at 1,100°C

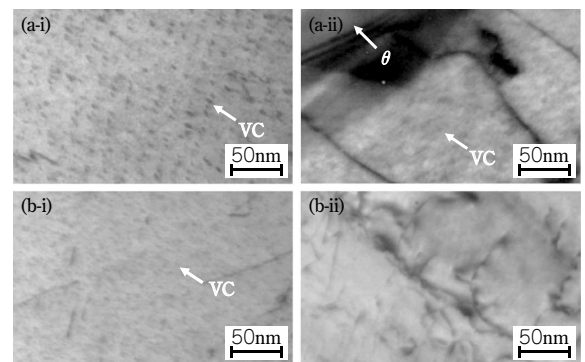


図 3 1,100°C 加熱後に (a)0.5°C/s，(b)2.0°C/s で連続冷却した 0.5V 鋼の (i)フェライトおよび (ii)パーライトもしくはベイナイト中の TEM 組織
Fig. 3 TEM micrographs of (i)ferrite，(ii)pearlite or bainite in 0.5V steels cooled at (a)0.5°C/s，(b)2.0°C/s after heating at 1,100°C

観察されている VC 半径 r : 約 2.5nm，添加した 0.3mass% の V が全て析出したと仮定した体積率 f : 0.52Vol% を用いた。その結果，析出強化量はフェライト中 503MPa，

パーライト中で361MPaとなる(表2)。一方、V無添加のK1の硬さが0.5°C/sで206HV, 1.0°C/sで223HVであるのに対して、0.5mass%VのK4の硬さは0.5°C/sで383HV, 1.0°C/sで409HVである。したがって、析出強化量はおよそ180HV, 降伏強度に換算すると約470MPaであり、式(1)を用いた析出強化量の計算値にほぼ合致した。

このことから、冷却速度が1.0°C/s以下の高V添加鋼において冷却速度の上昇に伴って強化量が向上するのは、組織が相界面析出で形成される微細なVCを含むフェライト-パーライトとなることで大きな析出強化が得られるためであると考えられる。また、冷却速度が1.0°C/s~5.0°C/sで冷却速度上昇に伴って強度が低下するのは、VCを含まず析出強化されないベイナイトが形成されることによって高V添加の効果なくなると考えられる。さらに10°C/sで硬さが上昇するのはマルテンサイトが形成されるためである。

1.2.2 加熱温度の影響

加熱温度を1,250°C, 1,100°C, および900°Cとした時のK4の硬さ変化挙動を図4に示す。比較のため、図中には図1に示したK1の1,100°C加熱時の硬さ変化挙動も併記した。加熱温度が1,250°Cでは、0.5°C/sでフェライト-パーライト組織での硬さが423HVと最も高い値を示したが、全体的にはほぼ1,100°C加熱と同等の挙動を示し

た。一方、900°C加熱では冷却速度の上昇とともに、硬さも210HVから250HVまで単調に上昇した。この時の挙動はV無添加のK1とほぼ同等である。

以上の結果から、0.5mass%V添加鋼では、成分が同一であっても加熱温度を変化させることによって最大183HVの硬さ差を与えられることがわかった。

また、このときの光学顕微鏡観察組織を図5, TEM観察組織を図6に示す。組織は加熱温度が低温化するに従って微細になる。すなわち、1,250°Cおよび1,100°C加熱ではパーライトが主体の粗大なフェライト-パーライト組織であるのに対し、900°C加熱ではフェライトが主体の微細なフェライト-パーライト組織を示した(図5)。フェライト中のVCの分散状況を確認すると、1,250°Cおよび1,100°C加熱では点列状に分布した数nmの微細VCが形成されているのに対し、900°C加熱では10~20nmの粗大なVCが観察された(図6)。

これらのVCが加熱冷却中のどの段階で形成されたかを確認するため、加熱終了直後に水冷した際のVC析出状態のTEM観察を行うとともに、抽出残渣分析によって固溶V量を求めた。その結果、1,250°Cおよび1,100°C加熱では、固溶量がそれぞれ0.50mass%, 0.49mass%とほぼ全量固溶していたのに対し、900°C加熱では0.16%と半分以上が固溶せずに残存していたことがわかった。また、図7に示すTEM観察組織でも、1,250°C加熱では

表2 0.5%V添加による強化量と析出強化量計算値の比較

Table 2 Comparison between experimental hardening and calculated value of precipitation strengthening by 0.5%V addition

Cooling rate	Hardness (HV)		Hardening by 0.5%V addition (Experimental)		Precipitation strengthening (Calculated)	
	K4 (0.5%V)	K1 (V free)	Hardness (HV)	0.2%PS* (Equivalent)	0.2%PS* (MPa)	
					Ferrite	Pearlite
0.5°C	383	206	177	463	503	361
1°C	409	223	186	486		

$$*[0.2\%PS(MPa)] = [Hardness(HV)] / 3 \times 9.8 \times 0.8$$

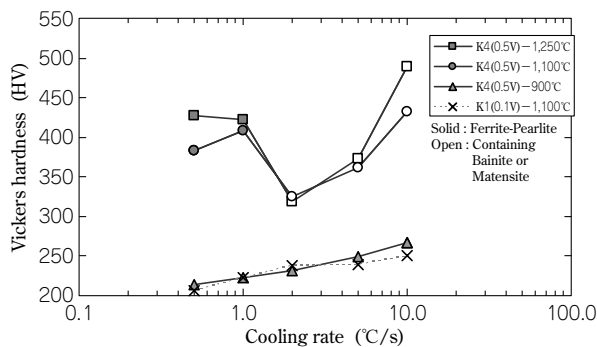


図4 0.5V鋼の硬さに及ぼす加熱温度の影響

Fig. 4 Effects of heating temperatures on hardness of 0.5V steels

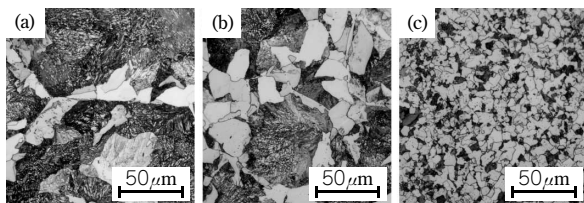


図5 (a)1,250°C, (b)1,100°C, (c)900°Cで加熱後0.5°C/sで冷却した0.5V鋼の光学顕微鏡組織

Fig. 5 Optical micrographs of 0.5V steel cooled at 0.5°C/s after heating at (a)1,250°C, (b)1,100°C and (c)900°C

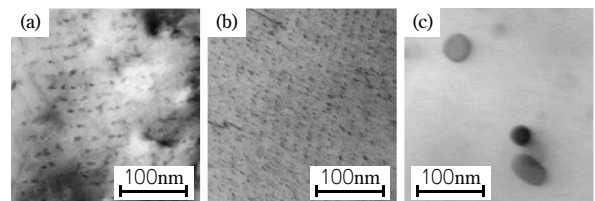


図6 (a)1,250°C, (b)1,100°C, (c)900°Cで加熱後0.5°C/sで冷却した0.5V鋼のTEM組織

Fig. 6 TEM micrographs of 0.5V steel(K4) cooled at 0.5°C/s after heating at (a)1,250°C, (b)1,100°C and (c)900°C

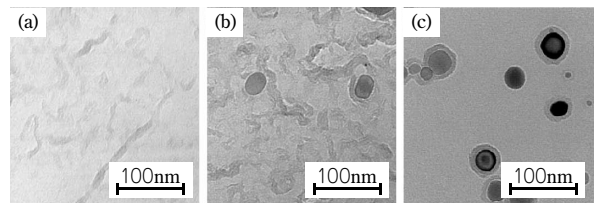


図7 (a)1,250°C, (b)1,100°C, (c)900°Cで600s加熱後、水冷した0.5V鋼のTEM組織

Fig. 7 TEM micrographs of K4(0.5V) specimens quenched after heating at (a)1,250°C, (b)1,100°C and (c)900°C for 600s

VCは全く観察されず、1,100℃加熱でも10~20nm程度のVCが一部で観察されたただけであった。一方、900℃加熱では20nm程度のVCが全面に高密度に存在していた。

以上の結果から、加熱温度を1,100℃以上にすれば加熱時にVを十分に固溶でき、その後の冷却過程で相界面析出により微細に分散できるため大きな析出強化が得られることがわかった。また、900℃のような低温加熱の場合、加熱段階でVCが溶解せず、析出強化にほとんど寄与しない粗大VCとして存在するため、V添加による強度上昇を抑制できることがわかった。

2. 同一部品内での高強度化・傾斜機能化の検討

上記の知見を元に、同一部品内での高強度化と傾斜機能化の実現可能性を検討した。熱履歴の影響を評価するため、ここでは熱間加工時のひずみ分布の均一性が良好な熱間押出による実験を行った。押出材の軸方向に強度の傾斜を付与することをねらい、高強度化したい部位に対してはVを固溶させられる1,100℃以上の高温に加熱後、フェライト-パーライト組織が得られるように制御した冷却を行った。また、強度上昇を抑制したい部位に対しては、Vを固溶させない低温加熱による析出強化量の低減をねらった。

2.1 実験方法

試料にはK4鋼を用いた。φ40×60mmの円柱状の試料を作製し、これの全体を高周波コイルで900℃に加熱後、試料の上部のみをさらに高周波コイルで加熱することによって加熱温度差を付与した。加熱終了後、ただちに押出比2(φ40mm→φ28mm)の熱間押出を施し、試料全体に圧縮ガスを吹きつけることによって速度制御した冷却を行った。なお、予備実験として高強度化を実現できる最適な冷却条件を検討した結果、800~500℃間の試料中心部平均冷却速度が約2.0℃/sとなる条件が最適であることがわかっており、その条件を用いて実験を行った。この時、適正な冷却速度が1章に示す加工フォーマスタでの検討結果(0.5℃/s~1.0℃/sで強化量最大化)と差があるのは、加工フォーマスタでは変態中も単調に冷却するように制御していたのに対し、押出の場合は冷却時に変態発熱による復熱が起こるため、平均値に比べて変態が進行している時の冷却速度が小さくなるためと考えられる。

この試料の長手方向5箇所から平行部φ3×10mmの微小引張試験片を切出し、0.2%耐力を測定した。また、各部位の組織および析出状態を調査した。

2.2 実験結果

加熱段階の温度分布をサーモビューアで測定した結果を図8に示す。試料の上端は約1,300℃、下端は約950℃と約350℃の加熱温度差を付与することができた。

押出材内部での0.2%耐力および引張強度の変化を図9に示す。1,300℃まで加熱し、高温鍛造を施した上端部では0.2%耐力が1,063MPaと高強度化できた。一方、低温加熱した下端部の0.2%耐力は、上端部(高強度部)より400MPa程度低い650MPaであり、強度差を付与することができた。このときの組織およびフェライト中の

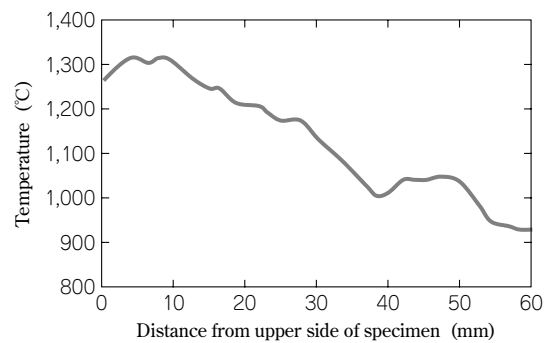


図8 傾斜加熱材の押出前の表面温度分布
Fig. 8 Surface temperature distribution of inclined heated specimen before extrusion

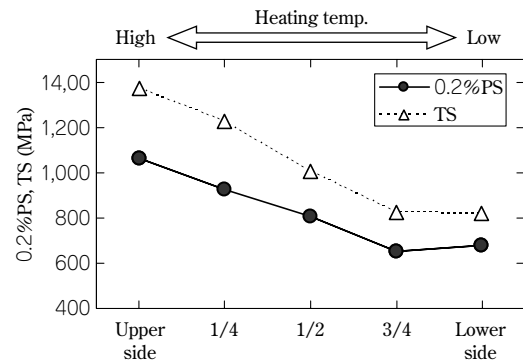


図9 傾斜加熱後に押出しをした0.5V鋼中の0.2%耐力およびTSの分布
Fig. 9 0.2%PS and TS distribution in 0.5V steel extruded after inclined heating

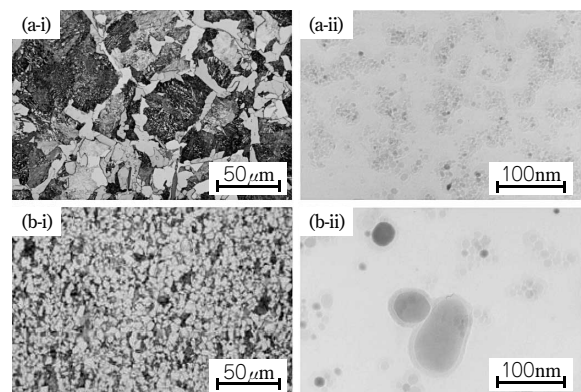


図10 傾斜加熱後に押出した0.5V鋼の(a)上端(高温加熱部)、(b)下端(低温加熱部)の(i)光学顕微鏡組織および(ii)TEM組織
Fig.10 Optical(i) and TEM(ii) micrographs in (a)the upper side (heated at high temperature) and (b)the lower side (heated at low temperature) of the 0.5V steel extruded after inclined heating

析出状態の観察組織を図10に示す。1,300℃に加熱した領域ではマイクロ組織は粗大なフェライト-パーライト組織であるが、フェライト中にはVCが均一微細に分散している。大きな析出強化が得られた結果、強度が確保できたことがわかる。一方、950℃加熱部では非常に微細なフェライト-パーライト組織であるが、フェライト分率が高いうえにVCが粗大になっているため、V添加量が多くても析出強化量を低減できたと考えられる。

むすび=0.3mass%を超えるV添加鋼では、1.0℃/s以下で冷却することによってV添加量に比例して析出強化量

を高めることができる。これは、 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上ではV添加によりVCの析出を伴わないベイナイトが形成されやすくなり、V添加による析出強化が得られない一方で、 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下では均一微細な相界面析出したVCを含むフェライト-パーライト組織になって大きな析出強化が得られるためである。

0.5mass%V添加した鋼でも、加熱温度を 900°C にすることによって、V無添加鋼と同程度の硬さまで析出強化量を抑制することができる。これは、加熱時にVCが溶解できず、析出強化量が小さい粗大なVCとして存在するためである。

上述の知見に基づき、一つの部品内での高強度化・傾斜機能化はつぎのようにして実現させ得ることを示した。すなわち、まず高強度化部を高温で、非強度化部は低温で加熱することによってV固溶量を変化させる。さらに、高強度部に対して適正に制御した速度で冷却を行う

ことにより、高強度部 $1,063\text{MPa}$ 、非強度部 650MPa の強度差を付与させることができる。

本稿は、NEDOからの助成事業により実施する「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体」の研究成果であることを記し、謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) S. A. Parsons et al.: Materials Science and Technology, 3 (1987), 894.
- 2) 松島吉武ほか: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 781.
- 3) K. Sugita et al.: Proceedings of Asia Steel International Conference 2009, (2009), S7.
- 4) 高木節雄: 鉄鋼の析出メタラジー最前線, 日本鉄鋼協会, (2001), 69.
- 5) N. Kamikawa et al.: Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science, (2009), 179.
- 6) 梅本 実ほか: NEDO プロジェクト「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」制御鍛造分科会シンポジウム講演予稿集, (2010), 9.

(論文)

切削シミュレーション技術

Cutting Simulation of Wire and Rod



尾崎勝彦*¹(工博)
Dr. Katsuhiko OZAKI



赤澤浩一*¹(工博)
Dr. Koichi AKAZAWA



永濱睦久*²
Mutsuhisa NAGAHAMA

This study presents a practical technique to predict tool wear considering cutting conditions and work-piece components. The proposed model is developed for automation of production processes, optimization of cutting conditions, development of new work-piece materials, etc. The model consists of tool temperature analysis and tool wear prediction. The tool temperature is simulated by FEM analysis, and then the tool wear is predicted by utilizing the simulated temperature. The tool wear prediction model has a few constants which need to be identified for each set of tool and work-piece materials. The constants are identified and the material properties are measured for a steel work-piece and a carbide tool, and the system is verified by some experiments in the present research.

まえがき＝線材・棒鋼分野では、部品特性として高強度化が求められ、絶え間なく材料開発に挑戦しつづけている。部品を製造する際、高強度化に伴い切削加工時の工具摩耗や切りくず処理性が悪化し、生産性を阻害されることが一般的に知られている。その改善方法として、鉛や硫黄など、快削性元素を微量添加し、被削性を向上するとともに切削条件や工具を変更した対策も併せて検討されることが多い。

被削性改善のためには、ユーザの切削条件に適した改善方法の提案が重要であり、切削データを幅広く蓄積することによりこれまで対応してきた。しかしながら、より効果的に対策立案するには、切削シミュレーション技術を活用した被削性改善技術の開発が必要であり、その一環として、最も大きく影響を受ける工具摩耗の予測技術を確立し、活用してきたのでここで報告する^{1)~4), 8)}。

1. 工具摩耗モデル

工具摩耗の機構としては主に、被削材に含まれる硬質粒子によって機械的に工具刃先が削り取られるアブレシブ摩耗と、高温・高圧環境下で工具材成分が被削材中に拡散することによって摩耗が進展する拡散摩耗があげられる。拡散摩耗は切削温度に指数関数的に影響を受けることが知られており、式(1)のようなモデルが提案されている²⁾。

$$dW = A_1 \cdot \sigma \cdot dL \cdot \exp(-A_2 / temp) \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 dW は摩耗量の増分であり、 dL は切削距離の増分を示している。また、 σ と $temp$ はそれぞれ工具刃先近傍の応力と切削温度を表している。式(1)はフィックの拡散方程式と類似の形式となっている²⁾ことから、その妥当性が理解できる。

本報では、式(1)の拡散摩耗モデルに新たにアブレシブ摩耗モデルを統合し、幅広い切削条件下で工具逃げ面摩耗の予測が可能な工具摩耗予測モデルとして次式を提案する。

$$dW = dL \cdot C_1 \cdot H_w / H_t + dL \cdot C_2 \cdot \exp(-C_3 / temp) \dots\dots(2)$$

本モデルは、第1項がアブレシブ摩耗のモデル、第2項が拡散摩耗モデルとなっている。ここで、 H_w は被削材の切削温度条件下での硬さ、 H_t は工具材の切削温度条件下での硬さを表している。 C_1 はアブレシブ摩耗の影響係数であり、被削材に含まれる硬質介在物(TiN, TiC, Al_2O_3 , SiO_2 など)の含有率に依存すると考えられる。 C_2 , C_3 は拡散摩耗の影響係数であり、ともに切削試験により得られた摩耗経過曲線により決定する。ここで、工具逃げ面のアブレシブ摩耗は、図1に示すように、仕上げ面側の被削材に含まれるアブレシブ粒子が工具刃先に押し付けられ、工具材が除去される摩耗である。アブレシブ粒子は十分に硬いとすると、アブレシブ摩耗量はアブレシブ粒子が工具材に押し込まれる量に比例し、さらにその押し込み量は工具材の硬さに反比例するものと考えられる。一方、被削材は塑性変形と若干の弾性変形を受けながら工具刃先から逃げ面にかけて流れ

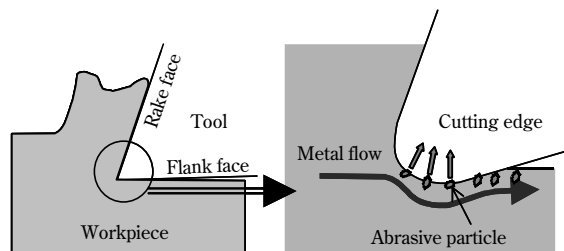


図1 アブレシブ摩耗メカニズム
Fig. 1 Abrasive wear mechanism

*¹技術開発本部 材料研究所 *²鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 (現 線材条鋼商品技術部)

ていく。つまり、この3次塑性域では被削材は常に塑性変形状態であることから、表面付近のアブレシブ粒子は切削条件などに関係なく、切削温度下における被削材の硬さに対応する圧力で工具材に押し込まれていると考えられる。

以上をまとめると、アブレシブ摩耗量は、被削材の硬さに比例し、工具材の硬さに反比例するものと考えられ、式(2)の第1項のように表される。

なお、アブレシブ摩耗は、その機構から切削温度の影響をあまり受けず、低速切削条件域から高速切削条件域まで大きく変化しないと言われているが、実際には本モデル(式(2))の第1項で表されるように、工具材と被削材の硬さの温度依存性(H_v , H_t)によって切削速度の影響を受けると考えられる。

2. 実験方法

2.1 切削実験方法

本実験では、外周旋削加工により工具摩耗のデータ取得を行った。工具には超硬 P10 種 SNMG120405 ((株)タンガロイ製 TX10D) を使用し、工具ホルダ(住友電工ハードメタル(株)製 PSBN-R) に取付けて加工を行った。加工機械はオークマ(株)製 NC 旋盤 LS30-N を使用した。また、被削材には構造用炭素鋼 S45C (HV216) を用い、乾式切削を行った。切削条件については、切削温度を大きく変化させるため、切削速度を5段階に変化させた。切削条件を表1に示す。

2.2 被削材および工具材の硬さ測定方法

アブレシブ摩耗の予測に必要な切削温度下における被削材の硬さ情報として、硬さと強い相関を持つ降伏応力を圧縮試験により測定した値を使用した。試験片の形状は、直径9mm、高さ12mmとし、ひずみ速度は0.005mm/sとした。測定装置は島津製作所製オートグラフを使用した。一方、工具材のピッカース硬さの測定は、サファイア(α -Al₂O₃)の圧子を使用して日本光学(株)製高温硬さ試験装置(高温顕微硬度計 QM 型)により実施した。測定条件を表2に示す。

2.3 切削温度の解析方法

工具刃先の切削温度は、工具摩耗予測モデルにおいて重要な入力パラメータである。切削温度の測定法としてはこれまでに、工具-被削材熱電対法や、赤外線式非接触温度計を用いて輻射熱を測定する方法などが報告されているが^{5, 6)}、いずれの方法も広範囲の切削条件や被削材成分に対して測定を行うことは実用的ではない。そこで本実験では、切削温度データベースの構築が容易に行えるよう、市販の温度連成有限要素法(以下、FEMという)解析ソフト(THIRD WAVE SYSTEMS 社製 AdvantEdge 2D)を使用して工具刃先温度を求め、その値を前述の摩耗予測モデルの入力値とした。また、解析条件として、被削材強度の温度依存性は前節にて述べた高温圧縮試験により得られたデータを用いた。その他の解析条件を表3に示す。実際の旋削加工での切削断面は、工具ノーズ部での切削など、複雑な3次元形状となるが、ここではまず、比較的2次元切削に近いと考えられる旋削工具の

表1 切削条件
Table 1 Cutting conditions

Cutting speed	50, 100, 150, 200, 250m/min
Feed rate	0.25mm/rev
Depth of cut	1.5mm

表2 硬さ測定条件
Table 2 Conditions for hardness measurements

Test temperature	RT, 300, 600, 700, 800°C
Test load	9.8N
Atmosphere	Vacuum (3.0×10 ⁻⁵ torr)
Loading time	30s
Heating rate	0.333°C/s
Hold time	300s

表3 切削温度解析条件
Table 3 Conditions for analysis of cutting temperature

Rake angle	-5°
Relief angle	5°
Radius of cutting edge roundness	0.01mm
Thermal conductivity of workpiece	45W/m·°C
Specific heat of workpiece	460J/kg·°C
Density of workpiece	7,900kg/m ³
Cutting length	10mm
Friction coefficient	0.5

直線切れ刃部の工具摩耗を対象としたため、2次元切削の解析を行うことができる本ソフトウェアを使用した。

3. 実験結果

切削実験結果として、各切削速度における工具逃げ面摩耗幅と切削距離の関係を図2に示す。超硬工具によるS45Cの旋削加工では、切削速度が150m/min以上の比較的高速度領域では切削速度の増加に伴って工具摩耗量が急激に増加するのに対して、150m/min以下の中低速度領域では高速度領域と比較して切削速度の影響が小さい。高速度領域での切削速度増加に対する工具摩耗量の大きな増加は、拡散摩耗が切削速度に対して指数関数的に増大するためであると考えられる。一方、低速度領域では、工具摩耗の主要因がアブレシブ摩耗であり、拡散摩耗がほとんど起こっていないため、切削速度の影響が小さいと考えられる。

次に、切削プロセスのシミュレーションによる工具内部の温度分布解析結果の一例として、切削速度200m/minにおける工具刃先部の温度分布を図3に示す。本実験では逃げ面の摩耗を対象とするため、すくい面上の最高温度部ではなく、図3右図中に○で示した箇所の温度を切削温度とした。切削速度と切削温度解析値の関係を図4に示す。切削温度の解析値の妥当性を確認するため、先行の研究³⁾において微小熱電対露出法により測定された値と比較を行った。測定では、炭素鋼S45Cを切削速度100m/min、送り速度0.15mm/revにおいてすくい面上の最高温度が約830°Cとなっており、S45Cにおける同一切削条件における最高温度の解析値は809°Cであることから、実際の現象に即した解析が行えていると考えられる。

被削材の高温時における降伏応力および工具材の高温

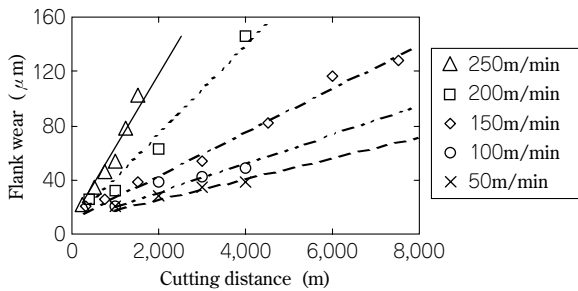


図2 切削速度と工具摩耗の関係
Fig. 2 Relationship between cutting speed and tool wear

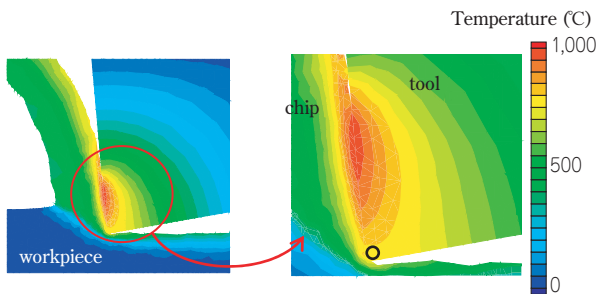


図3 切削温度解析結果；温度分布
Fig. 3 Simulated temperature distribution

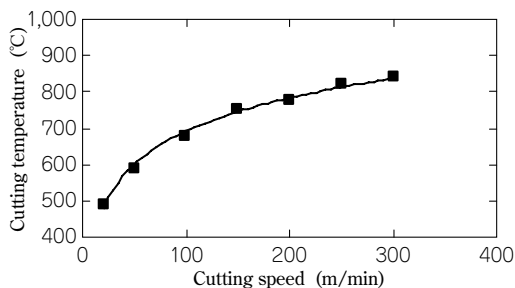


図4 切削速度と切削温度の関係
Fig. 4 Relationship between cutting speed and temperature

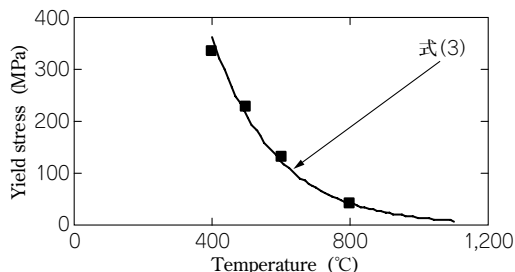


図5 温度の被削材降伏応力に及ぼす影響
Fig. 5 Relationship between temperature and yield stress of workpiece

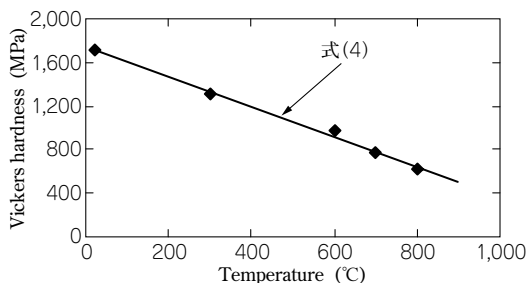


図6 温度の工具材料硬さに及ぼす影響
Fig. 6 Relationship between temperature and Vickers hardness of tool material

時におけるビッカース硬さをそれぞれ図5、図6に示す。図から、実験に使用した被削材および工具材はともに、温度の増加に伴って軟化するが、工具材と比較して被削材の方が軟化傾向が大きいことが分かる。このことか

ら、アブレシブ摩耗は切削速度の変化に対し一定量となるのではなく、切削温度の上昇に伴って減少するものと推測される。

式(2)に示したモデルによって工具摩耗量を予測するためには、切削温度 $temp$ 、被削材の高温降伏応力 H_w 、工具の高温硬さ H_t を知る必要がある。切削温度は解析により求めることができる。また、高温時の被削材の降伏応力および工具の硬さは、切削温度と同一温度において測定試験を行い、データを取得することが理想である。しかしながら、その場合、あらかじめ切削温度を知っておく必要があることから、現実的には困難である。そこで、代表的な温度条件において測定を行った実験データ(図5、図6)から回帰式(式(3)、式(4))を求め、切削温度におけるそれぞれの値を算出することとした。

$$H_w = 3110 \cdot \exp(-0.00538 \cdot temp) \dots\dots\dots (3)$$

$$H_t = -1.38 \cdot temp + 1740 \dots\dots\dots (4)$$

式(3)、式(4)を用いることにより、少ない実験回数で、簡便に被削材の降伏応力および工具材の硬さを求めることが可能となる。また、工具逃げ面と被削材仕上げ面との微小接触領域では両者の温度は等しいと考えられることから、ここでは、前述の解析により得られた切削温度を工具、被削材の温度とした。

次に、各切削速度における切削温度 $temp$ 、被削材の降伏応力 H_w 、および工具材の硬さ H_t を算出し、実際の工具逃げ面摩耗の測定値とモデルによる計算値が一致するように、モデル係数 C_1 、 C_2 、 C_3 の同定を行った。その結果、 C_1 は 0.0641、 C_2 は 114000、 C_3 は 11900 となった。これらのモデル係数により、逃げ面摩耗幅を算出した結果を図7に示す。なお、今回の実験で使用した工具には逃げ面側から観察すると $10\mu\text{m}$ 程度の初期刃先丸みが存在していたため、逃げ面摩耗幅の計算結果に初期摩耗として $10\mu\text{m}$ を加えることとした。図から分かるように、各切削速度における逃げ面摩耗量と工具摩耗予測モデルによる計算値は良く一致しており、各モデル係数は適切に同定されていると考えられる。

次に、切削温度と工具摩耗の関係をより明確にするため、切削距離と工具摩耗量の線形関係(図2)における直線の傾き(工具摩耗率 dW/dL) と切削温度の関係について実測値と計算値を比較した(図8)。図8に示した摩耗量の計算値では、総摩耗量のほか、アブレシブ摩耗量と拡散摩耗量の計算値を区別して示した。図7と同様に、このグラフでも測定値と計算値は良い一致を示して

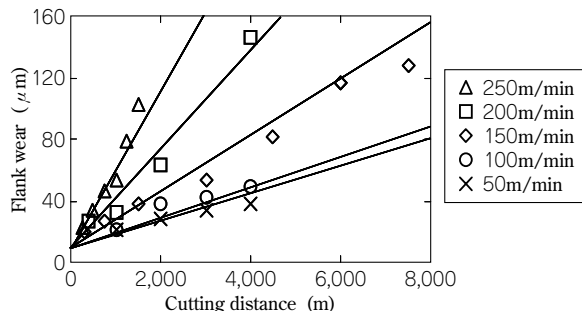


図7 切削距離と逃げ面摩耗幅の関係
Fig. 7 Comparison between calculated and measured flank wear

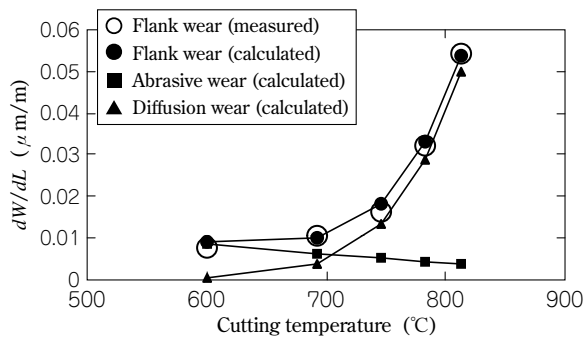


図8 切削温度と逃げ面摩耗速度の関係

Fig. 8 Comparison between calculated and measured wear rates dW/dL

おり、低速度から高速度までの全速度領域における逃げ面摩耗幅が本モデルによって精度良く表すことができることが分かる。また、低速度領域では拡散摩耗はほとんど無視できる程度となり、式(2)の第1項で表したアブレシブ摩耗を考慮する必要があることが分かる。

4. 工具摩耗予測技術の開発と検証

実際の切削条件設計においては切削条件と工具摩耗の関係を明らかにしておくことが重要である、そこでまず、表4に示したように切削速度と送り速度を様々に変化させて切削温度解析を行い、切削条件と切削温度の関係を求めた(図9)。この切削温度解析結果と式(2)、式(3)、式(4)により工具摩耗を予測することが可能となるが、解析で用いた切削条件以外の切削温度は、各送り速度における切削速度と切削温度の回帰式(式(5)、式(6)、式(7))から求めた。式中の V は切削速度を示す。また、送り速度の変化に対しては、各送り速度における切削温度から直線補間により求めた。

・ Feed rate : 0.10mm/rev

$$temp = 122 \cdot \log V + 64.4 \quad \dots \dots \dots (5)$$

・ Feed rate : 0.25mm/rev

$$temp = 132 \cdot \log V + 83.5 \quad \dots \dots \dots (6)$$

・ Feed rate : 0.40mm/rev

$$temp = 127 \cdot \log V + 137 \quad \dots \dots \dots (7)$$

式(2)～式(7)により、様々に変化する切削条件における工具摩耗を計算することが可能となる。そこで、切削速度および送り速度を変化させ、切削距離が4,000mに達した時の工具摩耗量の予測を行った結果を図10に示す。この図を用いることによって、様々な切削条件の変化における工具摩耗量を容易に知ることができることから、本工具摩耗予測システムは、切削条件設計において非常に有用であると考えられる。

次に、快削添加成分の影響について検討を行った。硫黄や鉛などの快削元素は、鋼材加工における被削性を向上させる目的で添加される。とくに硫黄は、鋼材中でMnと硫化物MnSを形成し、切りくず分断性を向上させるほか、工具摩耗を低減させることが知られている⁷⁾。このことから、あらかじめ硫黄の工具摩耗低減効果を予測することができれば、要求される工具寿命に対し適切な硫黄添加量を求めることが可能となり、鋼材成分設計効率化において非常に大きな効果が期待できる。そこ

表4 切削温度解析条件

Table 4 Cutting conditions for temperature simulation

Cutting speed	20, 50, 100, 150, 200, 250, 300m/min
Feed rate	0.10, 0.25, 0.40mm/rev

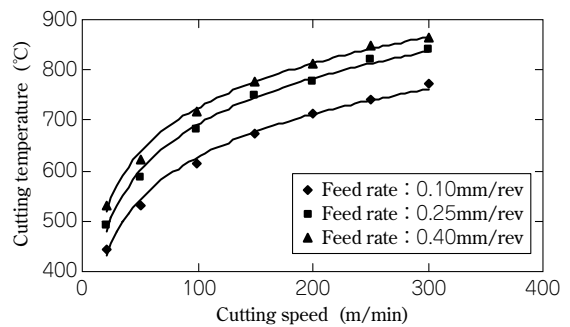


図9 切削速度の切削温度に及ぼす影響

Fig. 9 Relationship between cutting conditions and cutting temperature (S45C)

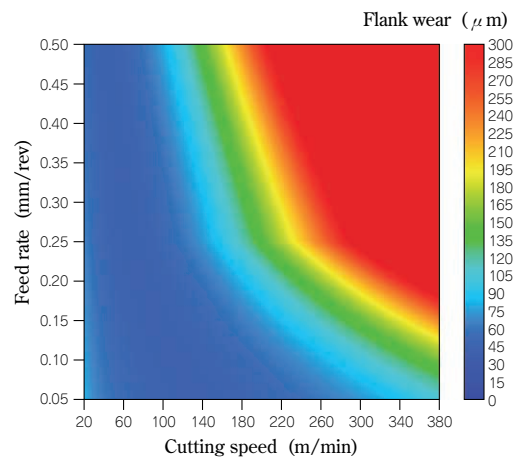


図10 切削条件と工具摩耗予測量の関係

Fig.10 Relationship between cutting conditions and predicted flank wear (S45C)

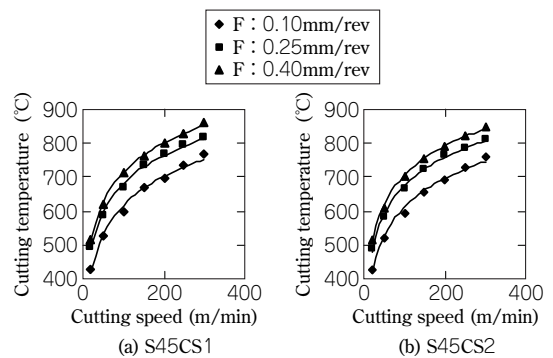


図11 切削条件と切削温度の関係

Fig.11 Relationship between cutting conditions and cutting temperature (free cutting steel)

で、硫黄添加量と工具摩耗量の関係を定量化するため、本工具摩耗予測システムにより硫黄添加鋼の工具摩耗予測を行った。ここでは、S45C(硫黄0.019wt%添加)に、硫黄を0.053wt%添加したS45CS1と0.097wt%添加したS45CS2に対し、表4に示した切削条件による切削温度解析を行った。その結果を図11に示す。硫黄の添加に伴って切削温度が若干低下している。これは、硫黄添加により機械的特性が変化したためである。例えば、S45Cの降伏応力が410MPaであるのに対し、S45CS1および

S45CS2 では、MnS の切欠き効果などによってそれぞれ 400MPa, 395MPa と小さいため、温度が低下したと考えられる。今回は鉛添加快削鋼については検討を行っていないが、鉛のように潤滑効果を向上させる添加物を添加した場合は、温度解析時に摩擦条件の詳細な検討が必要になると考えられる。

次に、解析により得られた切削温度をモデル式 (2) に代入して工具摩耗の予測を行った。ここで、モデル内の係数 C_1 , C_2 , C_3 については、極微量の添加物が摩耗機構に与える影響は無視できるものとして、S45C に対して同定された上述の値を用いた。また、実際に超硬 P10 種工具による加工実験を行い、それぞれの鋼材における工具摩耗量の測定値と予測値の比較を行った。ここでは、切削速度を 200m/min, 送り速度を 0.25mm/rev とした。各鋼材に対して測定および予測された摩耗率 (dW/dL) を図12 に示す。硫黄の添加に伴って摩耗量は小さくなる傾向があり、それぞれの硫黄添加鋼における工具摩耗量の測定値と、S45C に対して同定した工具摩耗予測モデルによる予測値は良く一致している。

さらに、本工具摩耗予測技術の予測精度を検証するため、S45CS1 に対して切削速度と送り速度を変化させて切削距離 4,000m まで切削実験を行い、測定値と予測値の比較を行った。切削条件を表 5 に、比較結果を図13 に示す。図のように予測値と測定値は良い一致を示していることが分かる。

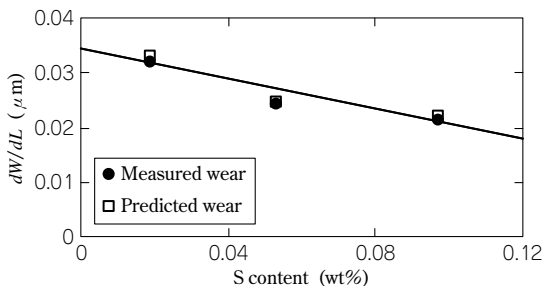


図12 硫黄添加量の逃げ面摩耗速度に及ぼす影響

Fig.12 Relationship between wear rates and additive amount of sulfur

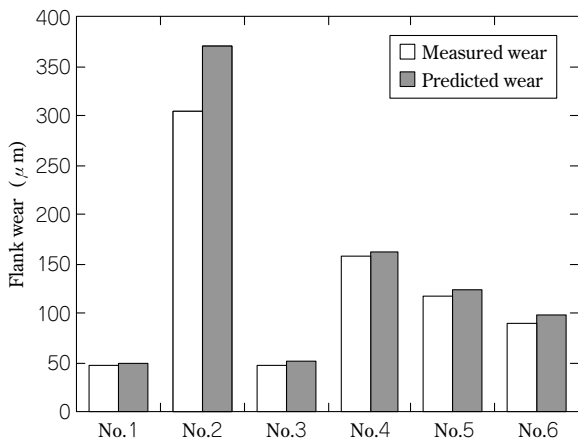


図13 各種切削条件下での逃げ面摩耗量の実験値と予測値の比較結果

Fig.13 Comparison between predicted and measured wear (S45CS1)

表 5 切削条件
Table 5 Cutting conditions

	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	No.6
Cutting speed (m/min)	100	350	200	200	170	140
Feed rate (mm/rev)	0.25	0.25	0.05	0.35	0.35	0.40
Depth of cut (mm)	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
Tool material	P10	P10	P10	P10	P10	P10
Workpiece material	S45CS1	S45CS1	S45CS1	S45CS1	S45CS1	S45CS1

むすび=従来の工具摩耗モデルを改良するとともに、有限要素法解析による刃先温度の予測を組合せることによって実用的な工具摩耗予測技術の開発を試み、以下の成果を得た。

- (1) アプレシブ摩耗と拡散摩耗を同時に考慮することにより、広い加工条件に対応し得る逃げ面摩耗予測モデルを構築した。
- (2) 上記モデルに FEM 切削シミュレーションにより計算される切削温度、被削材・工具の高温時の機械的特性を入力することにより、S45C の旋削加工における工具摩耗量を広い切削速度範囲にわたって正確に表現し得ることを確認した。
- (3) 硫黄添加快削鋼において、工具摩耗に対する硫黄添加量の影響をモデル式で表すことにより、様々な硫黄添加量および切削条件に適用可能な工具摩耗予測技術を開発した。
- (4) 切削実験による検証の結果、本工具摩耗予測技術は、広範囲の切削条件における工具摩耗量を比較的精度良く予測し得ることを確認した。

参考文献

- 1) 植松哲太郎ほか：主入力変数による表現の簡潔な GMDH モデルとその工具摩耗予測モデルへの適用, 生産研究, Vol.33, No.5 (1981), p.28.
- 2) 北川武揚ほか：切削工具寿命の解析的予測に関する研究 (第 4 報), 精密工学会誌, Vol.53, No.9 (1987), p.1414.
- 3) 白井英治：現代切削理論, 共立出版, (1990), p.162.
- 4) E. Kannatery-Asibu, Jr.: A Transport-Diffusion Equation in Metal Cutting and its Application to Analysis of the Rate of Flank Wear, ASME Journal of Engineering for Industry, Vol.107 (1985), p.81.
- 5) 生田明彦ほか：切削過程における凝着現象の材料学的検討, 高温学会誌, Vol.32, No.3 (2006), p.152.
- 6) P. Kwon et al.: Experimental Observations on Flank Wear in Machining Spheroidized Plain Carbon Steels, Prepr. ASME/STLE Tribol. Conf., (1998), p.1.
- 7) 鳴瀧則彦ほか：高速切削における硫黄快削鋼の被削性, 精密工学会誌, Vol.53, No.3 (1987), p.455.
- 8) 鳴瀧則彦ほか：切削条件と被削材成分を考慮した工具摩耗予測システムの開発, 精密工学会誌, Vol.75, No.3 (2009), p.396.

(解説)

スチールコードの高強度化を支える線材の製造技術

Production Technology of Wire Rod for High Tensile Strength Steel Cord



桐原和彦*1

Kazuhiko KIRIHARA

The wire rod for steel cord is designed for high tensile purposes, and this results in a reduction of the tire weight. For several years, such steel cord has also been used as saw wire to cut silicon ingots. The saw wire is more highly tensile and has a smaller diameter. Therefore, an appropriate wire rod is required for manufacturing such saw wire. This report describes the technology to control non-metallic inclusion and superior draw ability wire rod needed for manufacturing the high strength wire used for steel cord and saw wire.

まえがき＝スチールコードは優れた強度と弾力性を有しているため、タイヤやコンベアベルトの補強材など、さまざまな工業分野に用いられている。

自動車用タイヤを補強するために用いられるスチールコードは、極細鋼線を素線としたより線である。レーヨンやナイロン、ポリエステルなどの化学繊維系補強材に比べて比強度が低く、タイヤが重くなるといった短所がある。しかしながら、剛性率が高いうえに熱伝導性に優れるため、タイヤ寿命を著しく向上させるとともに、自動車に高い走行性と操縦安定性を与える長所がある。

新興国における自動車の普及に伴ってスチールコードの使用量が飛躍的に増加する見込みである。さらに、タイヤの軽量化、自動車の低燃費化および製造工程簡略化などの市場ニーズを反映して、スチールコードの生産性向上と高強度化が求められている。

一方でここ数年、地球環境負荷低減に向けた取組が世界的に高まり、発電時にCO₂が発生しない太陽光発電の市場が急伸している。太陽電池パネルに用いられるシリコンウエハは、シリコンインゴットからソーワイヤを用いて切断される(図1)。被切断物の歩留りを向上させるため、ソーワイヤの細径化が求められる。また、ウエハ

の切断加工面のひずみを抑制することにより発電効率を向上させることができる。切断加工面のひずみを抑制するためには、ソーワイヤの高強度化が有効な手段であり、スチールコードと同様、高強度のワイヤが求められている。

本稿では、スチールコード細径化・製造工程簡略化要望への対応、および今後のスチールコード用線材に課せられた課題について述べる。

1. スチールコードに要求される品質特性

当社が製造しているスチールコード用線材の代表的な化学成分組成を表1に、スチールコードの高強度化の動向を図2¹⁾に示す。素線の引張強度は、1970年代には0.20mm径で2,800MPaであったものが1980年代には3,300MPa、1990年代初期に3,600MPaと高強度化し、1990年代末には4,000MPaに達している^{2), 3)}。スチールコードの材料組織は、フェライト/セメンタイトが層状に並んだパーライト鋼を伸線加工強化したもので、大量生産されている実用材料の中で最高強度を有している。高強度化に伴い、スチールコード用線材のC含有量は、0.7%C亜共析鋼から0.8%C共析鋼、0.9%C過共析鋼へと高くなってきた。

タイヤ補強材として用いられるスチールコードの一般的な製造工程を図3²⁾に示す。

φ5.5mmの熱間圧延線材に対し、乾式伸線、中間パテンティング、プラスめっき、湿式伸線を施す工程まではスチールコード、ソーワイヤともほぼ同一の工程で製造される。スチールコードを構成する素線はφ0.15～φ0.38mmと非常に細いうえに、湿式伸線後のより線工程では素線に強いねじり応力に加えられる。このため断線が発生しやすく、生産性の低下や得られたコードの品質低下を招くことから、全長にわたって厳しい品質が要

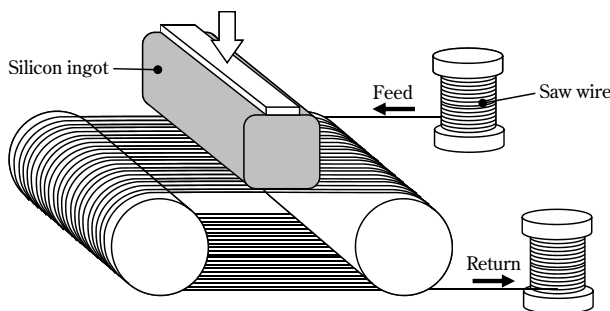


図1 シリコンインゴットの切断イメージ
Fig. 1 Schematic of cutting of silicon ingot

*1 鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 線材部

表1 スチールコード用線材の化学組成
Table 1 Chemical compositions of wire rod for steel cord

Steel grade	C	Si	Mn	P	S	Cr
KSC72	0.70-0.75	0.15-0.30	0.40-0.60	≤0.020	≤0.020	≤0.05
KSC82	0.80-0.85	0.15-0.30	0.40-0.60	≤0.020	≤0.020	≤0.05
KSC90	0.88-0.93	0.15-0.30	0.40-0.60	≤0.020	≤0.020	≤0.05
KSC92-E	0.90-0.95	0.10-0.25	0.30-0.50	≤0.020	≤0.020	0.10-0.30
KSC105-E	1.02-1.07	0.15-0.30	0.20-0.40	≤0.020	≤0.020	0.10-0.30

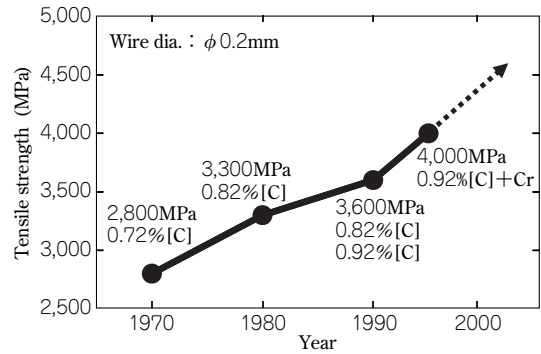


図2 タイヤコードの高強度化の動向
Fig. 2 Trend of high tensile strength of tire cord

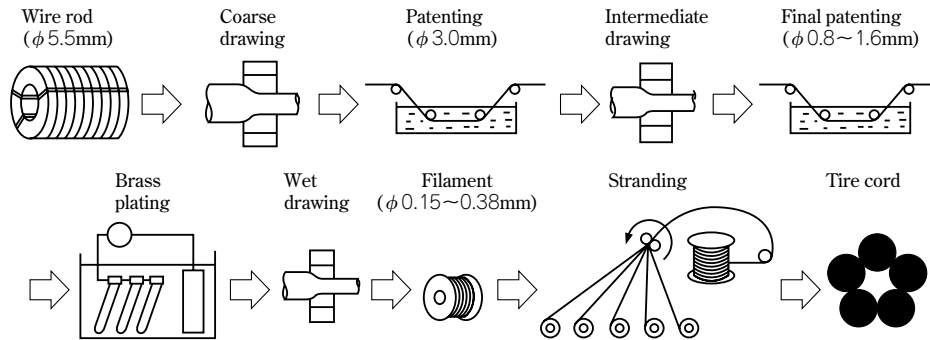


図3 タイヤコードの製造工程²⁾
Fig. 3 Manufacturing process of tire cord²⁾

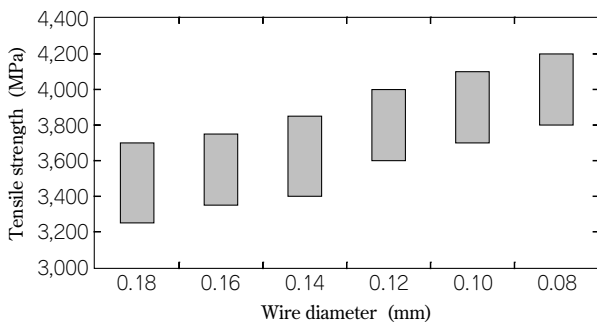


図4 ソーワイヤの引張強度
Fig. 4 Tensile strength of saw wire

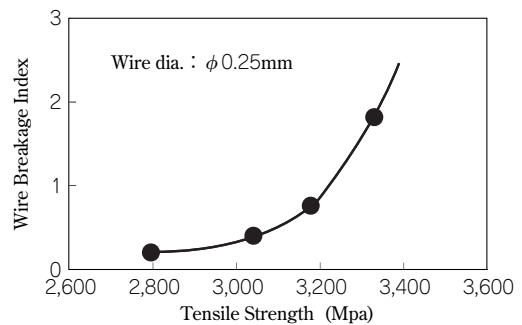


図5 素線の引張強度と熱線時の断線頻度の関係³⁾
Fig. 5 Relationship between tensile strength of filament and wire breakage index during stranding process

求される。

一方、単線で使用するソーワイヤにはより線工程はなく、被切断物の歩留り向上のため、ワイヤの線径はφ0.08～0.20mmと極めて細い。さらに、切断中のワイヤに繰返し曲げ応力と引張応力が作用する。このため、ソーワイヤの引張強度は、高いもので4,000MPaに達する(図4)。

図5は、スチールコードの素線強度とより線時の断線頻度の関係を示しており、高強度化に伴って断線率が急激に上昇することが報告されている³⁾。線材要因の断線としては、表面きず、中心偏析、介在物などが挙げられ、とくに介在物は数十μmの大きさでも断線の起点となる(図6)だけでなく、疲労特性にも影響を及ぼす⁴⁾。鋼の清浄度がスチールコード用線材の品質を左右するといっても過言ではなく、高強度化に伴う断線を防止するためにはさらなる非金属介在物の低減が必須となる。

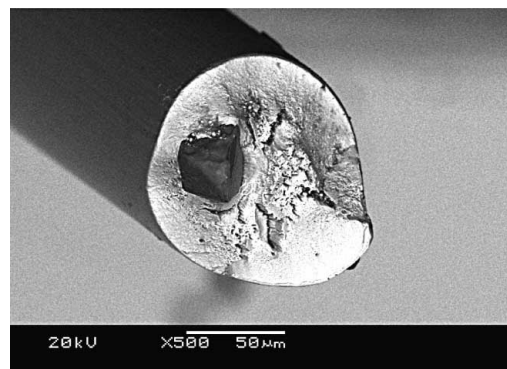


図6 スチールコードの断線破面
Fig. 6 Fracture surface of steel cord

2. 断線ゼロへの挑戦

断線の原因となる介在物の組成は、熱間圧延や冷間加工時に伸びにくく破壊されにくい硬質のアルミナが主体であり、主に Corundum (Al₂O₃) や Spinel (MgO·Al₂O₃)

が報告されている^{5)~7)}。

アルミナの起源は、溶鋼から晶出する場合と耐火物から混入する場合とに分けられる。これらを防止するため、溶鋼へのAl混入やスラグ精錬方法、耐火物に対してさまざまな対策を実施している⁸⁾。

(1) Al混入の規制

目標組成と平衡する溶鋼中溶存Al濃度は数ppm程度の極めて低いレベルであるため、合金鉄などからのAl混入量の制御あるいは規制が行われている。当社では、Al濃度を規制した合金を用いるとともに、後述するスラグ精錬におけるスラグ組成コントロール技術との組み合わせにより、溶鋼中のAl濃度を極めて低い濃度に抑制する技術を確立している。

(2) スラグ精錬

木村らは、硬質で高融点のアルミナ、ジルコニア、ジルコン、シリカの熱間圧延および冷間伸線時の破壊挙動を調査している⁹⁾。熱間圧延後のφ5.5mm線材、およびその後の冷間伸線時のアルミナとシリカの破壊挙動を図7⁹⁾に示す。熱間圧延における破壊挙動に大きな差は見られないが、冷間伸線においては、圧縮強度の低いシリカの方がより小さく破壊されている。溶鋼中に晶出する結晶や耐火物などから混入する介在物について、より破壊されやすいガラス質が主体の低融点介在物組成に改質することが重要である。

スチールコード用線材中の介在物は、スラグ起源のCaO-SiO₂-Al₂O₃系と、脱酸生成物起源のMnO-SiO₂-Al₂O₃系に大別される。CaO-SiO₂-Al₂O₃系およびMnO-SiO₂-Al₂O₃系状態図を図8に示す。両組成系において、熱間圧延中に伸長し、無害化されると考えられる低融点領域は、AnorthiteとPseudowollastoniteの共晶線近傍およびSpessatite初晶域を中心とする領域である。当社では、スラグ精錬中にスラグを目標組成に精度よくコントロールする製造技術の確立により、硬質のアルミナの晶出を防止し、介在物を無害化することに成功した。

(3) 耐火物の改善

高温の溶鋼を処理するにあたっては耐火物の使用を避けることはできない。しかしながら一方で、耐火物起因と推定される断線が発生する場合がある。当社では、溶鋼を受ける部材としての強度や耐食性を維持しつつ溶鋼の清浄度を最大限に保持するため、耐火物の使い分け技術や施工技術を培ってきた。

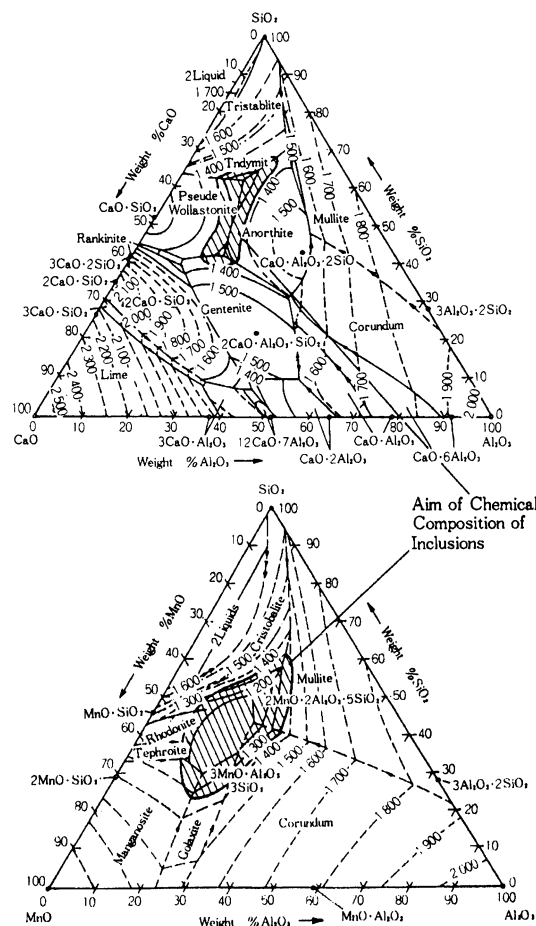


図8 目標介在物組成

Fig. 8 Aim of chemical compositions of inclusions

3. 高伸線性への対応—新商品の開発

前述のように、スチールコードに対する高強度化の要望は強いいため、現在では引張強さ4,000MPaを超えるスチールコードの研究開発が実施され、極限強度への追求がなされている。

一方で、コードメーカーでの生産コスト削減の目的から、通常材における一次伸線工程での中間パテンティングを省略する直接伸線化、あるいはダイス寿命向上が進められている。

当社では、高強度化に加えて、直接伸線化、ダイス寿命向上に寄与できる伸線性に優れた線材の開発を進めてきた。

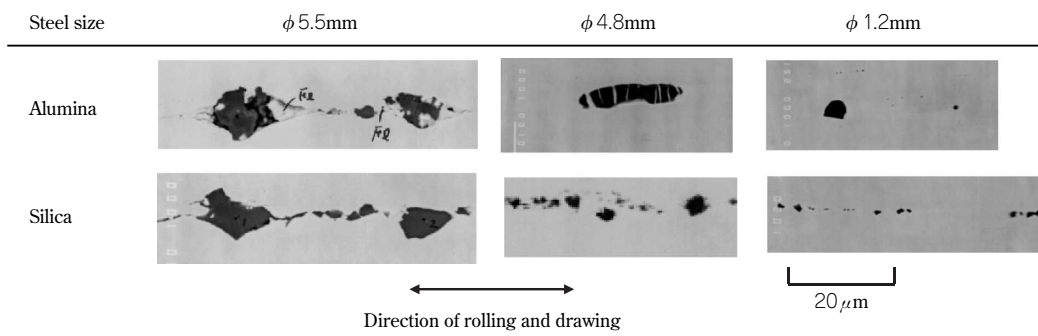


図7 伸線中の介在物の変形例(線材縦断面)⁹⁾

Fig. 7 Typical examples of change in shape of oxide inclusions appeared on longitudinal section of steel wire during drawing⁹⁾

線材の伸線性を評価する特性として絞り値が用いられ、絞り値が高いほど伸線に適しているといわれている。一方、伸線限界域の向上、およびダイス寿命の向上のためにはパラライトのラメラ間隔を広くし、線材の引張強度を下げるのが必須である。

一般的に、線材の引張強度と絞り値は比例関係にあり、強度が低くなるほど絞り値も低下する。当社は、制御圧延と制御冷却を組み合わせることにより、絞り値を維持したまま引張強度を低下させ、伸線性に優れた線材を開発するに至った。

ワイヤの健全性を評価する手法の一つとしてねじり試験が行われ、伸線加工によって脆化したワイヤをねじったとき、デラミネーションと呼ばれる縦割れが発生する。

図9は、従来鋼および開発鋼の伸線加工における真ひずみとデラミネーションの発生限界を示す。開発鋼ではより高い伸線ひずみでもデラミネーションが発生せず、伸線性に優れていることを示している。

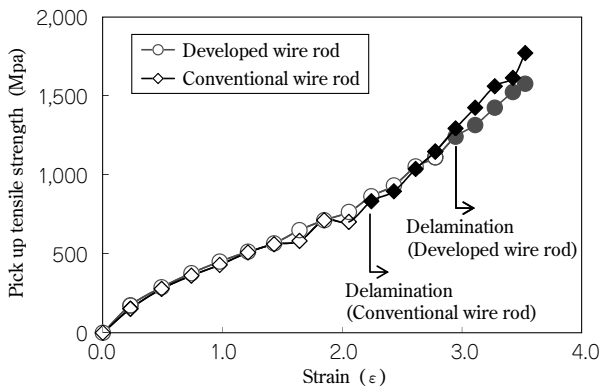


図9 真ひずみとデラミネーション発生の関係
Fig. 9 Relationship between strain and delamination

4. 今後の展望

タイヤ用スチールコードの優れた特性は、走行性や操縦安定性などの安全性、および軽量化による燃費向上に大きな役割を果たしてきた。地球環境負荷低減への取組が世界規模で進む中、自動車の排出ガス規制は今後ますます厳しくなり、タイヤのさらなる軽量化を可能とする高強度スチールコードが必要になるであろう。

しかしながら、スチールコードの高強度化はタイヤ重量低減に有効な手段ではあるが、高強度化に伴って材料の欠陥感受性が高くなるため、非金属介在物や偏析、表面きずなどの一層の改善が必要である。

一方で、スチールコードの製造においては競争が激化しており、製造コスト削減・生産性向上に寄与する材料も求められている。

また、太陽光発電のマーケットは今後もさらに伸張すると見込まれるものの、ソーワイヤメカ、あるいはインゴット切断メカ間での競争が激化するものと予想される。切断性向上のためには高強度化、切断歩留り向上のためには細径化が有効であり、スチールコード用途と同様、線材の高強度化、断線起因となる欠陥の改善が必要である。

むすび＝当社は今後とも市場ニーズに対応できる材料開発を進め、タイヤ、自動車、および太陽光発電の発展に貢献していく所存である。

参考文献

- 1) 隠岐保博：ふえらむ，Vol.8, No.9 (2003)，pp.627-632.
- 2) 南田高明ほか：R&D神戸製鋼技報，Vol.50, No.3 (2000)，p.32.
- 3) 山田凱朗ほか：R&D神戸製鋼技報，Vol.36, No.4 (1986)，p.71.
- 4) 富岡美都夫ほか：R&D神戸製鋼技報，Vol.23, No.3 (1975)，p.39.
- 5) A. Yoshimochi et al.：Wire Journal Int., Sep (1983)，p.224.
- 6) 佐藤 洋ほか：製鉄研究，Vol.320, (1986)，p.35.
- 7) E. Stampa et al.：Wire Journal Int., Mar (1987)，p.44.
- 8) 三村 毅：第182・183回西山記念技術講座，(2004)，pp.11-12.
- 9) 木村世意ほか：鉄と鋼，Vol.88, No.11 (2002)，pp.755-762.

(解説)

二次加工技術開発の歴史

History of Development of Secondary Processing Technology



山根茂洋*1

Shigehiro YAMANE

The second processing technology development of our wire rod has advanced along with the development of steel materials. Second processing is essential to the manufacturing of various parts from steel wire rod, and in this paper, the history of development of secondary processing technology is reviewed and future prospects are considered.

まえがき＝当社ではニーズの多様化，高機能化に伴い新しい鋼材を開発してきた。それと同時に，当社は鋼材をより付加価値の高いものにする加工技術も開発してきた。現在我々がやっている線材二次加工は，たゆまぬ研

究開発を重ねた先人の努力によって達成されたものといえる。

本報では，当社における二次加工技術開発の歴史(図1)を振り返ってみたい。

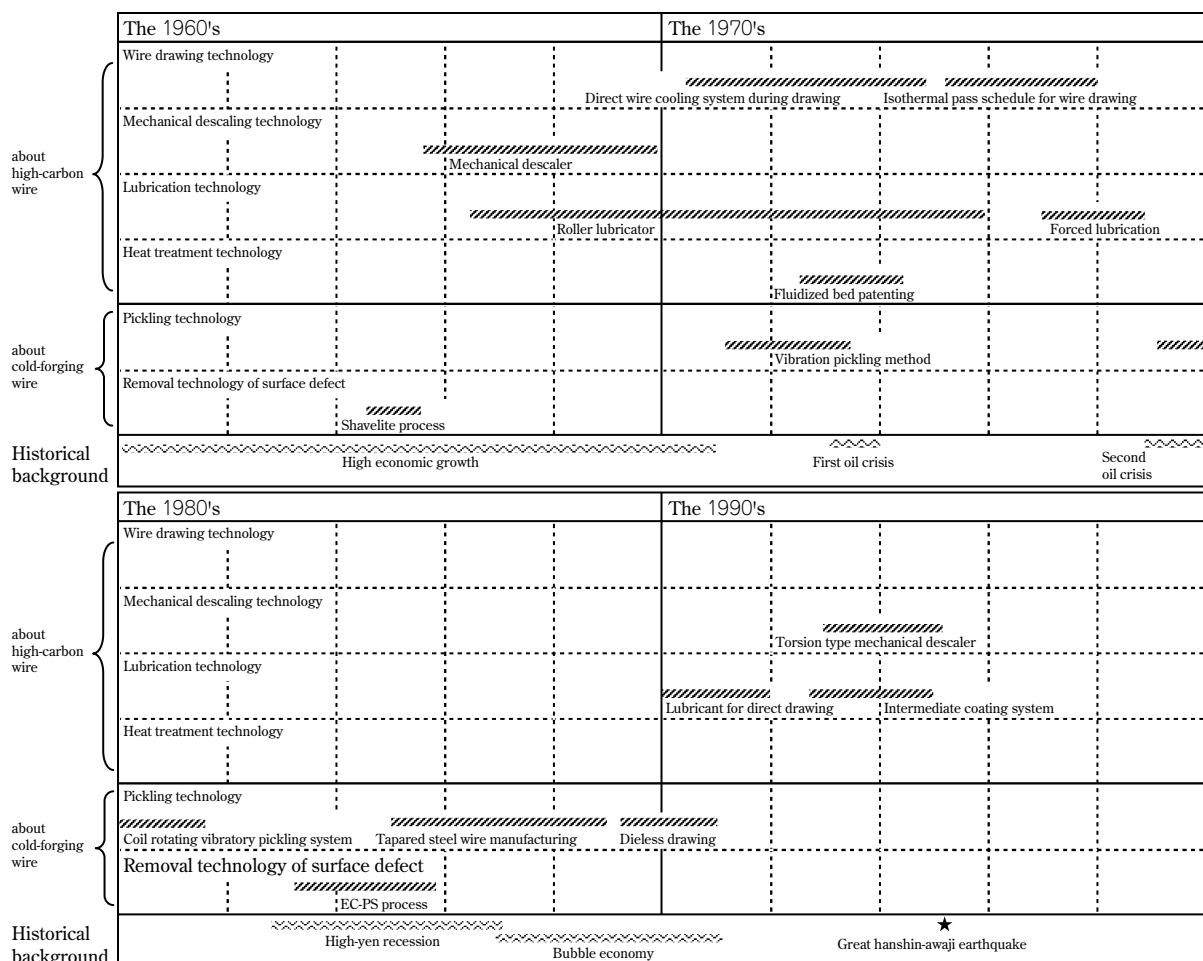


図1 線材二次加工技術開発の変遷
Fig. 1 Time-line of development of secondary processing technology

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

1. 二次加工技術開発のはじまり

戦後間もないころ、わが国の二次加工技術は欧米に比べて50年程度遅れているといわれていた。そのような状況のなか、欧米の加工技術に追いつき追いつくべく、彼らの技術文献などを手がかりに開発が進められた。これは、高品質な製品を提供するための加工技術を開発するとともに、それを提供することによって需要家の技術競争力を強化する狙いがあった。また、省力・省エネルギーや環境問題への対応など、世の中の求めに応じて進められた開発案件もあった。

2. 高炭素鋼線材に関する二次加工技術開発

わが国の戦後復興のなかで、復興資材である線材の高品質化と加工技術に対する要望が強くなった。記録によれば、1951年に当社で国産初の軟鋼線材用乾式連続伸線機が試作され、1952年には米国エトナ社と提携して試作した乾式連続伸線機が我が国初の高炭素鋼線用乾式連続伸線機であるとされる¹⁾。以降連続伸線機が急速に普及していき、それに関連した技術開発も盛んに行われた。

2.1 高速伸線技術

伸線速度の高速化は生産性向上のために必須の課題であったため、まず乾式潤滑剤の開発に取組んだ。当時は市販の乾式潤滑剤では潤滑性が不十分であったことから自社開発に踏切ったものである。潤滑剤の原料や配合比は文献などを参考に試行錯誤で作り込み、徐々に伸線速度を向上させていった。

さらなる伸線の高速化を目指し、1970年ごろからは冷却技術の開発に着手した。素材メーカーである当社の取組として、線材を20℃以下の低温で伸線したとき線材の機械的性質がどの程度向上するかという観点から試作を始めた。試作を重ねた結果、ダイス出口直後を直接水冷することにより時効脆化の進行を大幅に抑制できることがわかり、ダイス背面の直接水冷とダイス直後の線材を冷却する「Kobe Direct Cooling System」を開発した²⁾

(図2)。この技術は国内をはじめ海外にも普及し、1987年には約400基の実用実績を誇った³⁾(図3)。

2.2 メカニカルデスケーラによる伸線技術の開発

1966年ごろから環境問題がクローズアップされ、酸洗に代わる脱スケール方法の開発に取りかかった。当時、

メカニカルデスケーラは、海外や国内でも溶接棒のような限られた業界で使用されていたが、一般的には普及していなかった。当社が目標としたのは「メカニカルデスケーラ本体の開発」ではなく、「メカニカルデスケーラによる伸線技術の開発」であった。伸線工程のノウハウをトータルで技術開発しなければ需要家での労力がかかり、普及の障害になるという考えがあった。開発はメカニカルデスケーラ本体のほかに、潤滑剤やその付帯装置の開発まで行い、一連のインライン処理技術を開発した(図4)。こうした取組は、試作工場を持ち試作ラインでテストができる当社の強みであり、需要家での実用化を推進するために多大な効果があった。これにより開発した技術は比較的スムーズに普及していった。メカニカルデスケーラは、ベンディングとワイヤブラシを組み合わせたりリバースベンディング方式が炭素鋼線材を中心に多く使用されるようになり、1973年ごろに「Kobe Super Mechanical Descaler」として需要家に導入、指導していった。その後、従来のリバースベンディング方式では曲げぐせの影響で脱スケールが困難とされていた高炭素鋼線材に対し、ねじりひずみを与えることによって線材全周にわたる脱スケールが可能なねじり式メカニカルデスケーラも開発された(図5)。

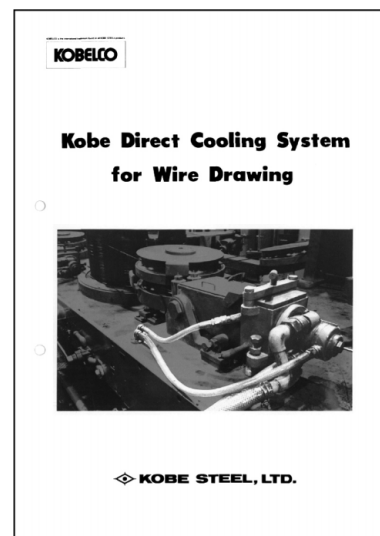


図3 「Kobe Direct Cooling System」の海外向けパンフレット
Fig. 3 Booklet of "Kobe Direct Cooling System" for overseas users

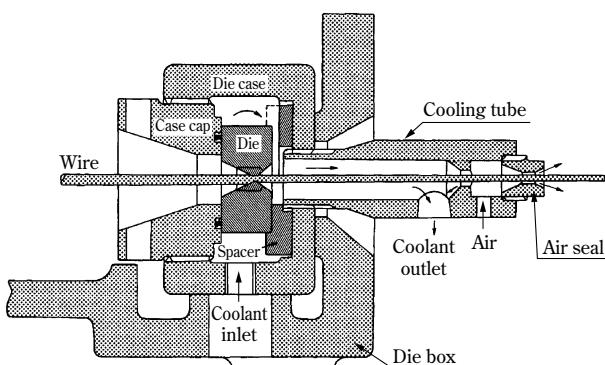


図2 冷却伸線装置の概念図²⁾
Fig. 2 Schematic of direct cooling unit

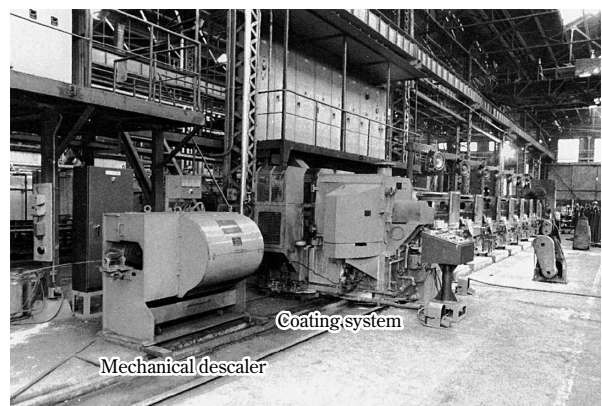


図4 メカニカルデスケーラとコーティング装置
Fig. 4 Kobe Super Mechanical Descaler and coating system



図5 ねじり式メカニカルデスケーラ
Fig. 5 Torsion type mechanical descaler

2.3 伸線潤滑技術

メカニカルデスケーラによりスケール除去された線材は、酸洗した線材に比べて表面が平滑であり、乾式潤滑剤をダイスに持込む効果が低い。このため、潤滑不良を起こししやすいという欠点があった。そこで、乾式潤滑剤を圧着させてダイスへの持込みを補助する圧着ローラを開発した⁴⁾ (図6)。乾式潤滑剤をダイスに効果的に導入するためのローラ形状に加え、乾式潤滑剤に投入しても確実に回転する機構の改良を重ねて完成させた。圧着ローラは、メカニカルデスケーラを使用した伸線のみならず、潤滑効果を向上させるために極めて有効であり、伸線ラインに多く普及した³⁾。その他潤滑状態を改善する方法として、強制潤滑伸線法や回転ダイス法なども開発され、ダイス寿命の延長や伸線速度の向上に寄与した⁵⁾。さらに、メカニカルデスケーラと組み合わせたりん酸亜鉛のインラインコーティングの開発に取り組んだ。このとき開発された装置は普及しなかったが、後のインライン潤滑被膜技術に大きな影響を与えた。

2.4 流動層パテンティング技術

環境対策が発端となった技術開発をもう1件紹介する。高炭素鋼線材は、良好な伸線性と所要の機械的性質を得るため、伸線前にパテンティング処理が行われ、多くの場合鉛パテンティングが行われていた。しかし、鉛パテンティングは400～650℃の熔融鉛を冷却媒体として使用するため、鉛ヒュームの発生や酸化鉛の処理など、非常に大きな環境問題を抱えていた。そこで1970年代中ごろ、化学反応槽によく利用されている流動層が大きな熱交換機能を持つことに着目し、鉛パテンティングに代わる技術として冷却媒体にジルコンサンド気体流動層を利用した流動層パテンティング法を開発、実用化した⁶⁾ (図7)。

2.5 線材皮削り技術の開発

当社の二次加工技術で世界的に普及した技術の一つに線材の表面皮削り SHAVELITE[®] (以下、SV という) がある。SV は線材の表面きずや脱炭などの表面欠陥を完全に除去する技術である。ステンレス鋼やベアリング鋼、高級ばね鋼など、高級線材に対して需要家から寄せられる厳格な表面品質要求に応じて開発、1965年に完成

した。当時当社で製造されていたステンレス線材で問題になっていた表面きずや脱炭層の除去が開発のきっかけとなった。

従来、線材の表面きず除去方法はターニング方式やグラインダ方式があったが、米国の非鉄分野のみで適用されていたシェービング方式を適用して実用化させたことは画期的であった (図8)。その後、「Kobe Shavelite」と称して国内外で採用されるようになり、技術供与も盛んに行われた (図9)。この技術は表面をいかに均一にはぐかがポイントであり、自動調芯機構⁷⁾の開発によって達成することが可能となった。

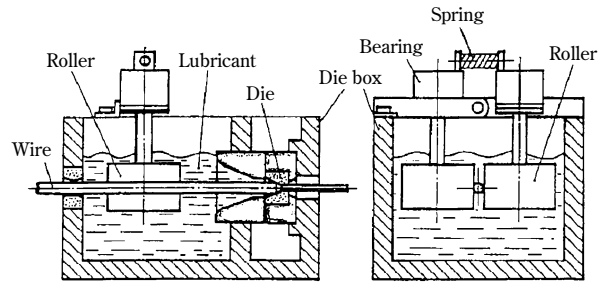


図6 圧着ローラの概略図⁴⁾
Fig. 6 Schematic of roller lubricater

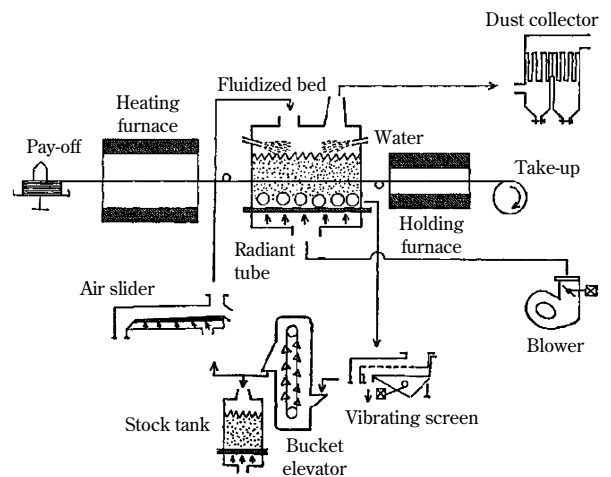


図7 流動層パテンティングの概略図⁶⁾
Fig. 7 Schematics of fluidized bed patenting system

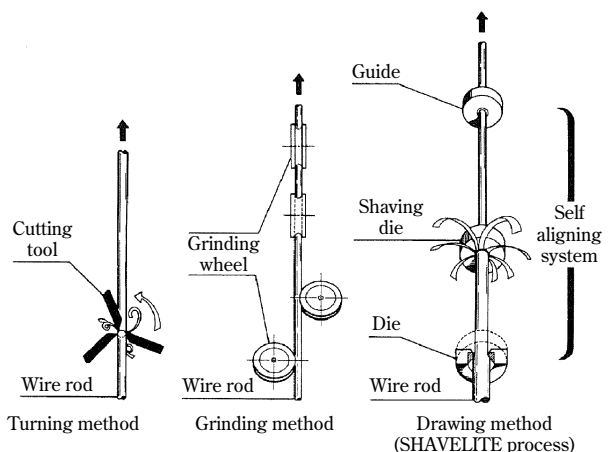


図8 SHAVELITE[®]方式と他方式の概念図
Fig. 8 Schematics of SHAVELITE[®] method process and other methods



図9 SHAVELITE®の海外向けパンフレット

Fig. 9 Booklet of SHAVELITE® process for overseas users

3. 冷間圧造用線材に関する二次加工技術開発

高度経済成長に支えられた自動車や電化製品などの旺盛な需要に伴い、それらに用いられるボルトなどの部品を加工する冷間鍛造技術も進歩し、冷間圧造用線材の加工技術についての開発が進められた。

3.1 酸洗技術の開発

線材の脱スケールは、最終加工品の表面品質に影響を与えるため、線材二次加工工程のなかで最も重要な工程であるといえる。線材の脱スケールは現在まで、コイルを塩酸や硫酸などの酸槽に浸漬するバッチ式酸洗が主流となっている。バッチ式酸洗は環境対応が必要となるものの、コイルのまま処理ができるため量産に適していることから普及してきた。一方で当時は、コイルの線間に酸が浸透し難く、脱スケールの状態にむらが発生するという課題があった。その対策として、コイルを解束しフック上で広げて酸洗するという、大きな労力を要する方法を採っていた。

これに代わる振動酸洗技術を当社が開発し、使用し始めたのは1971年である。従来のコイル単重を1トンから2トンにする計画を当社が打出したとき、需要家の既存酸洗槽では2トンコイルに対応できないという問題が発生したことが開発のきっかけとなっている。すなわち、2トンコイルを解束してフック上で広げるとフックに収まらないため、結束したままコイルを酸洗する技術が必要であったのである。

当初、振動モータを積載したフックをばねで受ける機構でコイルを振動させる方式であったが、コイルとフックの接触部にスケール残りが発生する問題があった。そこで、コイルとフックの接触部をずらしながら回転させるコイル回転振動酸洗法を開発した。1982年に当社のモノレールタイプの自動酸洗設備に適用したところ、酸洗時間を従来の1/3に短縮させることができた⁸⁾(図10)。モノレールタイプの酸洗設備は、ホイストがフックと一体となってレールに沿って槽間を移動するもので、各ホイストに振動装置が設けられていた。

その後、モノレールタイプに比べて低コストでコイルの大荷重化が可能な置台振動式振動酸洗法が開発され、

電磁石固定方式やエアスプリングの採用、フックレベルリングシステム、周波数変換システムなど様々な技術が付加され、現在の酸洗設備に欠かせない技術となっている⁸⁾(図11)。

3.2 部分皮削り技術の開発

1980年代になると、自動車の重要保安部品などに用いられる線材に対してはきずのない線材が要望されるようになった。冷間圧造は熱間鍛造後に機械加工する工程に比べてエネルギーコスト低減や歩留り向上の効果があるが、線材にわずかなきずがあっても加工中に割れが発生する問題がある。そこで、前述のSVの技術ノウハウを渦流探傷と組み合わせ、渦流探傷検出信号から表面きずのみを削る部分きず取り技術(ECPS:Eddy Current Partial Shaving)が開発された⁹⁾(図12)。この技術は、広い範囲の伸線操業条件に対応できるため生産性がよいことに加え、表面きず部のみを除去できることから歩留りロス

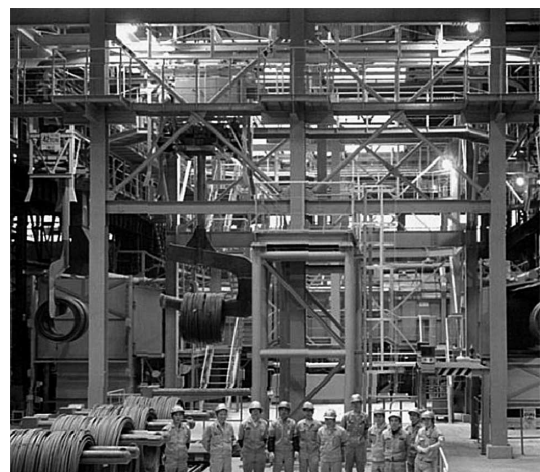


図10 モノレール式自動酸洗設備

Fig.10 Monorail type automatic cleaning house

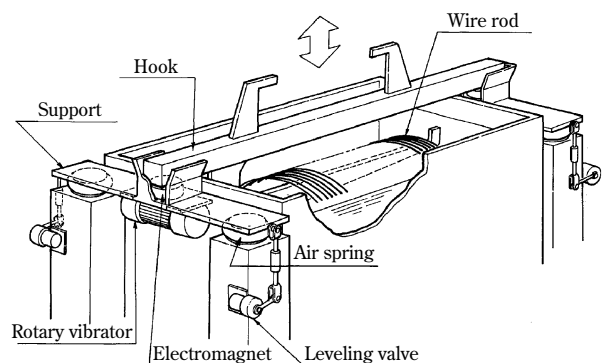


図11 置台振動式振動酸洗装置⁸⁾

Fig.11 Support vibrating system

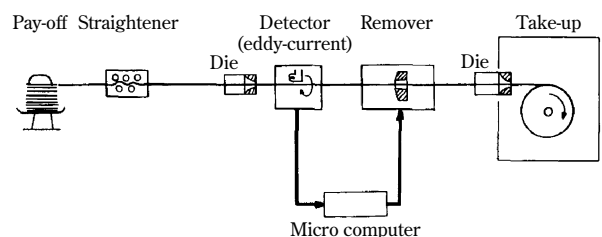


図12 ECPSの概念図⁹⁾

Fig.12 Schematic of ECPS

最小にできるという利点がある。このきず取り技術を使って伸線した線材の品質に対しては多くの冷間圧造メーカーから高い評価を受けた。

むすび＝線材には表面性状の厳格化や高機能化が要望され、それに対応した加工プロセス開発や生産性向上技術、さらに地球環境負荷に対応した省エネ、環境改善技術の開発がこれまで以上に必要になると予想する。二次加工によって製品の付加価値を高めたオンリーワン製品を創出するという場面は、今後ますます多くなると推察する。また、今後グローバル化が進むなかで、どのような環境下でも展開できるグローバルスタンダードな加工技術も重要になると想像する。

二次加工技術開発の歴史を振り返ったとき、その時代背景や需要家からの要望に基づいて開発した加工技術が当

社製品を支えてきたといえる。また、当社が二次加工技術分野におけるパイオニア的存在として技術をけん引してきた。今後、先人たちの残した技術を礎として、革新的な技術開発を目指していきたい。

参 考 文 献

- 1) 日本塑性加工学会：日本の塑性加工（1986），pp.479-480.
- 2) Y. Nakamura et al.：Wire Journal, Vol.9, No.7（1976），p.59.
- 3) 川上平次郎：鋼線の伸線加工速度の向上に関する研究，（1988），p.166.
- 4) 川上平次郎：鋼線の伸線加工速度の向上に関する研究，（1988），p.96.
- 5) 中村芳美：塑性と加工，Vol.31, No.355（1990），p.955.
- 6) 高橋栄治：鉄鋼界，Vol.25, No.12（1975），pp.42-48.
- 7) 中村芳美ほか：特殊鋼，Vol.23, No.7（1974），p.56.
- 8) 田中勝正ほか：最近の振動酸洗技術，（1992），pp.1-4.
- 9) 川口康信：第115回塑加シンポジウムテキスト，（1988），p.11.

(論文)

超清浄軸受鋼の取鍋精錬時におけるCaO含有介在物の挙動

Behavior of CaO Containing Inclusions during Ladle Refining of Ultraclean Bearing Steel



太田裕己*¹(工博)
Dr. Hiroki OHTA



木村世意*¹(工博)
Dr. Sei KIMURA



三村 毅*²
Tsuyoshi MIMURA



松元弘昭*³
Hiroaki MATSUMOTO

This study aims to clarify the behavior of inclusions containing CaO, the inclusions which can adversely affect the fatigue life of bearing steel. Focus was placed on the behavior of the CaO containing inclusions during ladle furnace(LF) treatment. A tracer element was added to the top slag prior to the LF treatment to identify the origin of the inclusions. As a result, the main origin of the CaO element in the inclusions is LF top slag entrapped during gas stirring, and this is confirmed by the formation kinetics of the inclusions. The quality of ultrafine bearing steel was improved by applying countermeasures to suppress slag entrapment.

まえばき=軸受鋼は産業機械にとって欠かすことのできない重要素材であり、高い信頼性が求められている。軸受鋼にとって最も重要な特性は転動疲労寿命であり、その支配要因は非金属介在物であることが知られている^{1), 2)}。軸受鋼中に含まれる非金属介在物のうち、B系に分類されるAl₂O₃系介在物は、長く断続した介在物になりやすく硬度が高いことから、応力集中を起し疲労破壊の起点となるため最も有害とされてきた^{3), 4)}。これに対し、各種製鋼プロセスの改善によるB系介在物の徹底排除が進められてきており、一定の効果が確認されている⁵⁾。

一方、存在確率はB系介在物に比べて小さいが、鋼材中において最も大型の介在物として存在することが多い介在物組成はCaOを含む酸化物系介在物(以下、CaO含有介在物という)である。介在物サイズと疲労寿命との関係を調査した結果⁶⁾では、疲労起点となった介在物のサイズが大きいほど疲労寿命が低下しており、CaO含有介在物の低減は、軸受鋼の疲労寿命特性のさらなる向上にとって重要であると考えられる。

当社加古川製鉄所における軸受鋼(SUJ2に代表される

高炭素クロム軸受鋼)の製鋼溶製プロセスを図1に示す。高炉から出銑された溶銑は、予備処理による脱P・脱S処理、転炉によるC濃度調整を経て、LF、RH設備を用いた取鍋精錬による脱酸素処理を行っている。介在物制御は主にこの取鍋精錬により実施している。CaO含有介在物の発生活源として、①取鍋精錬時におけるトップスラグからの巻き込み、②前ヒート残留取鍋スラグの混入、および③鋼中溶存CaとAl₂O₃介在物との反応などが考えられるが⁷⁾、いまだ明確にはなっておらず、適切なCaO含有介在物の低減対策の実施が困難な状況にある。

本報では、CaO含有介在物の起源を明確にするため、取鍋精錬時におけるCaO含有介在物の挙動に着目した。取鍋トップスラグが溶鋼中に巻き込まれる要因の寄与割合を取鍋トップスラグへのトレーサ添加により評価した。さらに、介在物-溶鋼反応によるCaO含有介在物組成変化を速度論的に解析した。これらの基礎調査結果をもとに精錬方法の改善を行うことによってCaO含有介在物が低減し軸受鋼の品質が向上した。以下にその概要を述べる。

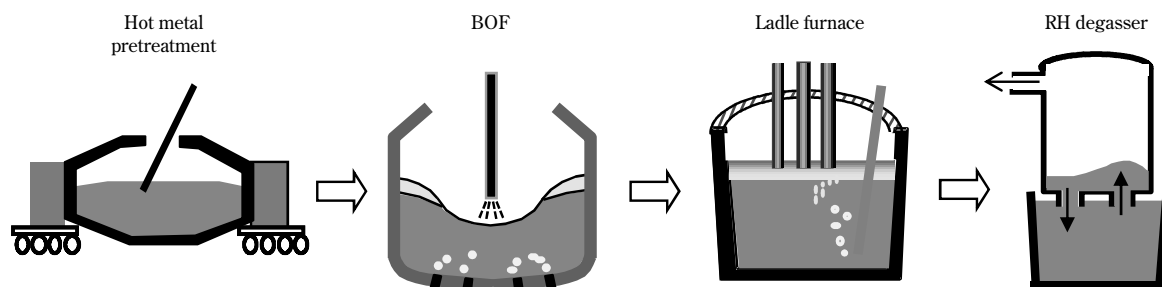


図1 加古川製鉄所における軸受鋼の溶製プロセス
Fig. 1 Schematic steelmaking process for bearing steel at Kakogawa Works

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 製銑・製鋼開発部 *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 製銑・製鋼開発部 (現 資源・エンジニアリング事業部門 新鉄源本部 開発部)
*³ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 製銑・製鋼開発部 (現 神鋼スラグ製品株)

1. トレーサテストによるCaO含有介在物の起源調査

1.1 テスト方法

CaO含有介在物に対するLFトップスラグの寄与割合を把握するため、加古川製鉄所のLF精錬設備を用いてLFスラグにトレーサ元素を投入するテストを実施した。LF精錬条件を表1に示す。スラグ組成の基本系はCaO-Al₂O₃系であり、LF処理開始前にトレーサとしてSrCO₃をSrOとして8%目標でスラグに投入した。LF処理開始後、Arガスを用いて溶鋼250tonを攪拌(かくはん)し、LF処理前後の溶鋼サンプルと铸造・分塊後のピレットサンプルの介在物評価を行った。

介在物の評価は顕鏡面EPMA観察により行い、観察面積100~150mm²に存在する幅5μm以上の介在物の組成と個数を測定した。本報ではCaO濃度を5%以上含む介在物をCaO含有介在物と称す。また、EPMAのノイズの影響を考慮して介在物中のトレーサ成分(SrO)が1.2%以上混入している介在物をトレーサ混入介在物と見なし、これをガス攪拌中にLFトップスラグから巻込まれて鋼中に混入した介在物と判定した。

1.2 結果

LF処理前後の介在物組成をCaO-Al₂O₃-MgOの3元系に規格化して示した結果を図2に示す。軸受鋼はAlキ

ルド鋼であり、転炉出鋼時のAl添加により、LF処理前ではほぼ全ての介在物がAl₂O₃組成となっている。一方、LF処理後ではAl₂O₃介在物が減少し、CaO含有介在物とスピネル介在物が鋼中に残存している。LF処理後における介在物中のCaOとトレーサ成分(SrO)濃度の関係を図3に示す。図中にはLFスラグのCaOとSrO濃度の関係も併せて示した。図3の結果では、CaO含有介在物(CaO濃度5%以上)の全個数15個のうち、13個がSrOを含んだトレーサ混入介在物であることから、CaO含有介在物の起源の主要因はLFスラグと推定された。また、図よりトレーサ成分であるSrOを含有する介在物の組成は、グラフ上の原点とLFスラグ組成を結ぶ線上に存在している。これは、鋼中介在物はLF処理中に巻込まれたトップスラグとLF処理前に残存、あるいはLF処理中に生成したAl₂O₃介在物とが合体して生成したものであることを示唆している。

溶鋼サンプルと同様に、ピレット内におけるCaO含有介在物の起源の割合を求めた結果を図4に示す。これより、CaO含有介在物の最大の要因がLFトップスラグからのスラグ巻込みであることがわかる。トップスラグ起因以外(30%)のCaO含有介在物の起源として、溶鋼中に溶解しているCaとAl₂O₃介在物との反応により生じた可能性が考えられる。これを明らかにするため、次章にて速度論的な解析を行った。

表1 テスト条件
Table 1 Experimental condition

Factory facilities	LF at Kakogawa works	
Steel grade	Al-killed steel	
Heat size	250ton/heat	
Heating rate	3.5°C/min	
Bubbling gas	Ar	
Gas flow rate	1.8~8 l/min/ton	
Stirring energy	20~165 W/ton	
Slag composition	CaO/Al ₂ O ₃	1.5~2
	CaO/SiO ₂	5~12

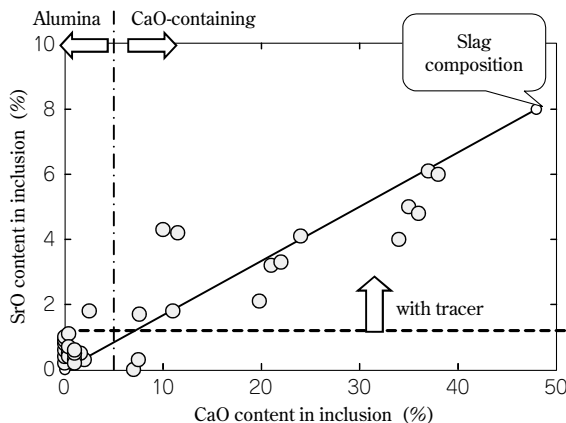


図3 LF処理後の介在物中CaOとSrO濃度の関係
Fig. 3 Relationship between CaO and SrO content in inclusions after LF treatment

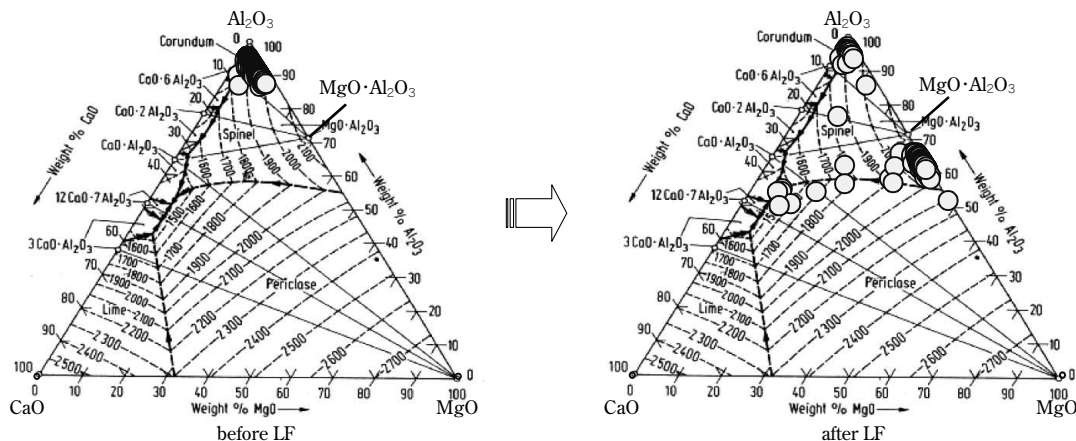


図2 LF処理前後における介在物組成変化
Fig. 2 Composition of inclusions before and after LF treatment

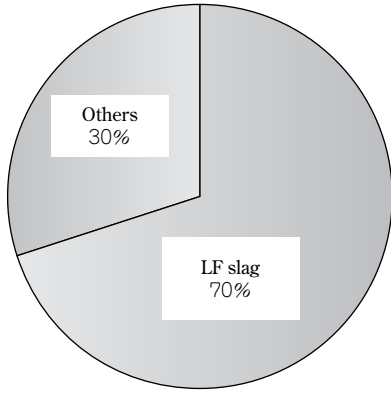


図4 ビレット鋼中におけるCaO含有介在物の起源
Fig. 4 Origin of CaO containing inclusions in billet sample

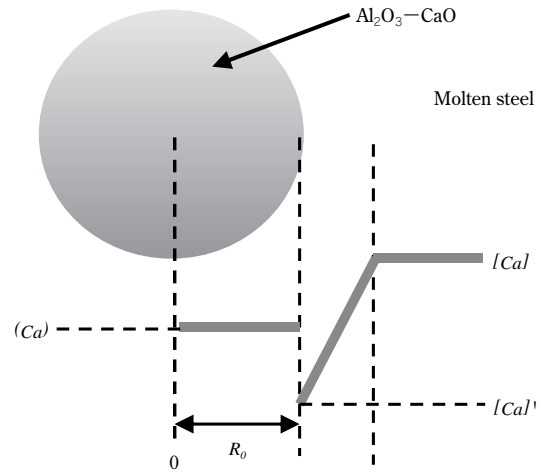


図5 介在物周辺のCa濃度分布の模式図
Fig. 5 Ca content distribution in molten steel and inclusion

2. 溶鋼/介在物間の反応による速度論的解析

介在物中Ca濃度の増加が溶鋼中に溶存するCaとの反応によって生じたとすれば、介在物中のCaO濃度が増加していく過程には、①溶鋼中の溶存Caが Al_2O_3 介在物へ向かって拡散していく過程、② Al_2O_3 介在物と溶鋼界面におけるCaとAl元素との置換反応過程、および③ Al_2O_3 介在物内でCaが拡散していく過程が考えられる。このうち、②の過程は十分に早く、①が律速過程と考えられる。介在物中のCaO濃度分布が均一であるとする、介在物周辺のCa濃度分布は模式的に図5のように表すことができる。溶鋼側境膜内の物質移動による介在物中Ca濃度の変化は式(1)で与えられる。

$$\frac{d}{dt}(Ca) = \frac{3D_m \cdot \rho_m \cdot ([Ca] - [Ca]')}{R_0^2 \cdot \rho_s} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 R_0 : 介在物半径、 (Ca) : 介在物中Ca濃度、 ρ_s : 介在物密度 ($2,700\text{kg/m}^3$)、 ρ_m : 溶鋼密度 ($7,000\text{kg/m}^3$) である。 D_m は溶鋼境膜内のCa拡散定数であり、Alの拡散と同等であるとして、 $3.5 \times 10^{-9}\text{m}^2/\text{s}$ とした。溶鋼中の溶存Ca濃度 $[Ca]$ は、急冷サンプルを2次イオン質量分析計(SIMS)で分析した結果(3~9ppb)から6ppbとした。

$[Ca]'$ は、溶鋼-介在物界面で局所的に平衡している溶鋼中Ca濃度である。ここでは、式(2)の反応を考え、 $1,600^\circ\text{C}$ にて $CaO-Al_2O_3$ 系スラグの Al_2O_3 飽和濃度組成におけるCaO活量(a_{CaO})、溶鋼中の実測溶存酸素($[\%O]$)、および溶鋼温度(T)、Ca脱酸反応の溶解度積(K_3)、相互作用助係数(e_o^{Ca} , e_{Ca}^o)を式(2)~式(6)に与えて求めた^{9), 10)}。

$$CaO(\text{in inclusion}) = [Ca]' + [O] \dots\dots\dots (2)$$

$$\log K_3 = \log([\%Ca]' \cdot [\%O] / a_{CaO}) + e_o^{Ca} [\%Ca] + e_{Ca}^o [\%O] \dots\dots\dots (3)$$

$$\log K_3 - 3.29 - 7220/T \dots\dots\dots (4)$$

$$e_o^{Ca} = 627 - 1760000/T \dots\dots\dots (5)$$

$$e_{Ca}^o = 1570 - 4400000/T \dots\dots\dots (6)$$

同様な溶鋼/介在物間の速度論的な解析をMgに対しても実施した。詳細は省くが、溶鋼中の溶存Mg濃度はSIMS分析の結果から0.4ppmを用いた。

図6に介在物中のCaO濃度の経時変化を計算した結果を示す。介在物径が $10\mu\text{m}$ の比較的小さい場合であっ

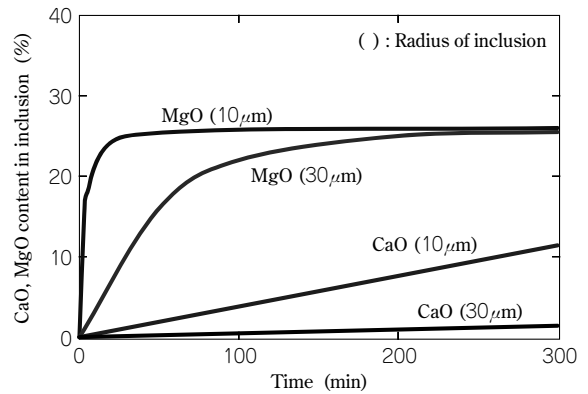


図6 介在物中CaO濃度の経時変化
Fig. 6 Change of CaO and MgO content in inclusions

ても、5%のCaO濃度に達する時間は、150分程度と長く、介在物径が大きくなるとさらに遅くなり、LF処理時間内にCaO濃度はほとんど増加しないことがわかる。すなわち、CaO含有介在物の起源は溶鋼中に溶存しているCaとの反応により生じたものでないことが推測される。また、図中には、MgO濃度の経時変化を併せて示すが、CaO濃度の場合とは異なり、LF処理時間内にほぼ定常状態に達している。Alキルドステンレス溶鋼における Al_2O_3 からスピネルへの変化挙動を調査したOkumuraら¹¹⁾による結果も、本計算結果とほぼ同様の結果である。このようにCaOとMgOの濃度変化の時間依存性が異なるのは、溶存Ca濃度がppbオーダーであるのに対し、溶存Mg濃度はppmオーダーと高濃度であり、介在物組成変化の駆動力が異なるためと考えられる。

3. 超清浄軸受鋼の品質改善

以上の結果より、CaO含有介在物の起源の最大の要因は、取鋼精錬中に機械的に溶鋼中に巻込まれたLFスラグであり、溶鋼中の溶存Caとの反応により生じた可能性が少ないことが判明した。そこで、LF処理条件の適正化を図り、LFトップスラグの巻込み防止およびその浮上促進の対策を実施した。対策による介在物個数の変化を図7に示す。介在物個数は従来の1/4以下に減少しており、軸受鋼の品質を改善することができた。

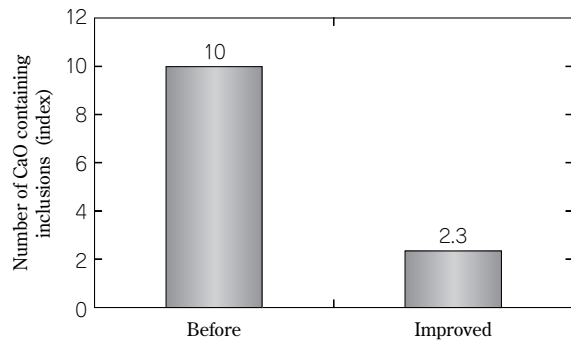


図7 CaO含有介在物個数の変化

Fig. 7 Change of number of CaO containing inclusions

むすび＝取鋼精錬時におけるCaO含有介在物の挙動を調査した結果，以下のことがわかった。

- ・ LFトップスラグへのトレーサ添加テストにより，CaO含有介在物混入起源の主要因がLFガス攪拌中における取鋼トップスラグの巻込みによるものであることが判明した。
- ・ 介在物—溶鋼の介在物組成に対して速度論的な解析を

行った結果，CaO含有介在物の生成に対して溶鋼中の溶存Caが関与している可能性は少ないことが判明した。

- ・ LFにおけるスラグ巻込み対策および介在物の浮上促進策を実施した結果，CaO含有介在物個数は減少し，軸受鋼の品質を改善することができた。

参考文献

- 1) Kinoshita M, et al. : ASTM Spec. Tech. Publ. (Am. Soc. Test Mater.), No.575 (1975), p.138.
- 2) 上杉年一：鉄と鋼，74 (1988), p.1891.
- 3) J. B. Jhonson et al. : Trans. Am. Soc. Steel Treat., 2 (1922), p.1167.
- 4) R. F. Jhonson et al. : JISI, 196 (1960), p.414.
- 5) 川上 潔：第182, 183回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，(2004), pp.151-179.
- 6) J. Monnot et al. : Amer. Soc. for Test. Mat., (1988), pp.149-165.
- 7) 加藤恵之：山陽特殊鋼技報，Vol.2, No.1 (1995), p.15.
- 8) H. Keller et al. : Metall. Trans. B, 10B (1979), p.67.
- 9) 伊東裕恭ら：鉄と鋼，83 (1997), pp.695-700.
- 10) D. A. R. Kay et al. : Trans. Faraday Soc., 56 (1960), p.1372.
- 11) G. Okumura et al. : ISIJ. Int., 40 (2000), p.121.

R&D 神戸製鋼技報掲載 線材・棒鋼関連文献一覧表 (Vol.50, No.1~Vol.60, No.2)

Papers on Advanced Technologies for Steel Wire Rod and Bar in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.50, No.1 ~ Vol.60, No.2)

	巻/号
● 高強度冷間巻き懸架ばね用線材 吉原 直ほか	59/1
High Strength Suspension Spring Wire Rods for Cold-forming Process	Nao YOSHIHARA et al.
● 高強度軟磁性材料の開発 千葉政道(理博)	59/1
Development of High Strength Soft Magnetic Steel	Dr. Masamichi CHIBA
● 高強度ボルト用非りん被膜剤 山根茂洋	59/1
Phosphorus Free Coating for High Strength Bolts	Shigehiro YAMANE
● 超高強度弁ばね用線材の開発 増本 慶ほか	59/1
Developments of Ultra-high Strength Wire Rods for Valve Springs with Excellent Fatigue Life	Kei MASUMOTO et al.
● 圧延中にも容易に設置可能な線材・棒鋼用寸法計測装置 和佐泰宏	57/3
Easily Installable Bar and Wire Size Measurement Apparatus for Rolling	Yasuhiro WASA
● ワイヤロープの動的シミュレーション技術 今西悦二郎(工博)ほか	57/1
Wire Rope Dynamic Simulation	Dr. Etsujiro Imanishi et al.
● 特集：線材・棒鋼 56/3	
線材・棒鋼特集号の発刊にあたって 木村雅保	Masayasu Kimura
Kobe Steel's Recent Advancements in Steel Wire Rod and Bar Products	
線材・棒鋼の課題と今後の取組み 尾上善則	Yoshinori Onoe
Tasks and Future Activities Related to Steel Wire Rod and Bar Products	
線材二次加工拠点の海外展開 尾上善則ほか	Yoshinori Onoe et al.
Overseas Deployment of Secondary Processing Operations for Wire Rod	
ブルーム連続2基生産体制における鑄片品質向上技術—神戸第5連鑄機建設 酒井宏明ほか	Hiroaki Sakai et al.
Quality Improvements of Bloom with Two Continuous Casters	
線材のサイジング圧延における3次元変形解析技術 串田 仁ほか	Hitoshi Kushida et al.
Three Dimensional Deformation Analysis for Wire Rod Sizing Rolling	
線材圧延における張力制御 高岡克也ほか	Katsuya Takaoka et al.
Tension Control Technology for Wire Rod Rolling	
スケール微細構造と密着性に及ぼすCrおよび加熱条件の影響 武田実佳子ほか	Mikako Takeda et al.
Influence of Cr Content and Heating Conditions on the Microstructure and Adhesion of Scales in Cr Steels	
鋼の化学成分および加熱条件を考慮したフェライト脱炭深さの計算 野村正裕ほか	Masahiro Nomura et al.
Calculation of Ferrite Decarburizing Depth Based on Steel Chemical Composition and Heating Conditions	
肌焼鋼の焼鈍による軟質化に及ぼす前組織形態および伸線加工率の影響 村上昌吾ほか	Shogo Murakami et al.
Influence of Microstructures and Drawing Reduction on Softening Behavior during Annealing of Case-hardened Steels	

Pbフリー低炭素硫黄快削鋼の開発 Development of Pb-free Low Carbon Resulfurized Free-cutting Steels	坂本浩一(工博)ほか Dr. Koichi Sakamoto et al.	
切削シミュレーション技術の被削性改善への応用 Application of Cutting Simulation to Improve Machinability	赤澤浩一ほか Koichi Akazawa et al.	
高強度Pbフリーかち割りコンロッド用鋼 High Strength Lead Free Steels for Fracture Splitting Connecting Rods	阿南吾郎ほか Gorou Anan et al.	
高強度懸架ばね用線材 High Strength Suspension Spring Wire Rods	吉原 直ほか Nao Yoshihara et al.	
歯面強度に優れた浸炭窒化歯車用鋼 Development of Carbo-nitriding Gear Steels with High Anti-pitting Fatigue Strength	永濱睦久ほか Mutsuhisa Nagahama et al.	
Nb添加肌焼鋼の異常粒成長挙動に及ぼす Nb (CN) の析出状況の影響 Effect of Nb(CN) Precipitation Conditions on Abnormal Grain Growth in Nb-added Case Hardening Steels	村上俊夫ほか Toshio Murakami et al.	
疲労特性および耐へたり性に優れた超高強度弁ばね用鋼	須田澄恵	
● SUM 系低炭素 Pb フリー快削鋼	阿南吾郎	56/1
● 高強度弁ばね用鋼の歴史と今後の展望 The Past and Future of High-strength Steel for Valve Springs	須田澄恵ほか Sumie Suda et al.	55/2
● タイヤ用スチールコードのプラスめっき/ゴム接着界面の TEM 断面観察 Examining Rubber-brass Inter-reacted Layers of Steel Cord using Crosssectional TEM Observation	安永龍哉(工博)ほか Dr. Tatsuya Yasunaga et al.	54/3
● 微量ボロン添加による高強度スチールコードのデラミネーション抑制 Delamination Suppression in High Strength Steel Cord Filaments using Boron	長尾 護ほか Mamoru Nagao et al.	54/3
● 低炭素硫黄複合快削鋼の仕上げ面粗さに及ぼす構成刃先の影響 The Influence of Built-up Edges on Machined Surface Roughness in Low-carbon Resulfurized Free-machining Steel	家口 浩(Ph. D.) Dr. Hiroshi Yaguchi	54/3
● 耐遅れ破壊特性に優れた 1600MPa 級高強度ボルト用鋼 Improved Delayed Fracture Resistance in 1600MPa Class Ultra-high strength Bolt Steel	並村裕一ほか Yuichi Namimura et al.	54/3
● 面疲労強度に優れた高濃度浸炭歯車用鋼の開発 High Pitting Fatigue Strength Steels based on Super-carburizing	安部 聡ほか Satoshi Abe et al.	54/3
● スチールコードの介在物制御技術 Control Techniques to Reduce Inclusions During the Manufacture of Steel for Tire Cords	木村世意(工博)ほか Dr. Sei Kimura et al.	54/3
● 熱間鍛造性に優れた高強度チタン合金 KS EL-F	小野公輔ほか	54/1
● 加工性に優れた新型残留 γ 鋼板の開発 The Development of New Excellent Formability Residual γ Steel Sheet	鹿島高弘ほか Takahiro Kashima et al.	52/3
● 飽和磁化法を用いた低 C-TRIP 鋼中の残留オーステナイト精密定量測定 Accurately Determining Retained Austenite Levels in Low-carbon TRIP Steel Sheet through Saturation Magnetization Measurement	赤水 宏ほか Hiroshi Akamizu et al.	52/3
● 高強度非調質棒鋼 High Strength Microalloyed Steels	池田正一ほか Masakazu Ikeda et al.	52/3

● 非調質ボルト用線材	鹿磯正人ほか	52/3
Non Heat-treated Cold Heading Wire Rod for Bolts	Masato Kaiso et al.	
● SSRT による高強度鋼の遅れ破壊評価	漆原 亘ほか	52/3
Evaluation of High Strength Steels Delayed Fractures with SSRT	Wataru Wurushihara et al.	
● 介在物形態制御タイプ鉛フリー快削鋼	家口 浩(Ph. D.)	52/3
Non-lead-added Free Machining Steel by Sulfide Inclusion Morphology Modification	Dr. Hiroshi Yaguchi	
● 純鉄系軟磁性材料	千葉政道(理博)ほか	52/3
Soft Magnetic Iron Wire	Dr. Masamichi Chiba et al.	
● 高力ボルト	寺門三郎	52/1
High Strength Bolts	Saburo Terakado	
● 切削加工の数値シミュレーション	尾崎勝彦(工博)ほか	51/3
Cutting Process Computer Simulations	Dr. Katsuhiko Ozaki et al.	
● 被削性に優れた冷間鍛造用鋼 KFCH シリーズ	染川雅実ほか	51/3
Free Cutting Steels without Lead Addition	Masami Somekawa et al.	
● 条鋼製品を支える高強度化技術	長尾 護ほか	51/1
Technologies for Strengthening Wire Rod Products	Mamoru Nagao et al.	
● 弁ばね用線材の発展	茨木信彦	50/3
Developments in Automotive Valve Spring Wire Rods	Nobuhiko Ibaraki	
● スチールコード用線材の歩み	南田高明ほか	50/3
Developments in Steel Cord Wire Rods	Takaaki Minamida et al.	
● 変形能に優れた冷間鍛造用鋼	百崎 寛ほか	50/3
Wire Rods · Steel Rods Special Issue		50/1

ダイヤモンドを用いた高輝度X線ビームモニタ

横田嘉宏*¹(工博)・橘 武史*²(Ph.D.)

*¹技術開発本部 電子技術研究所 *²技術開発本部 電子技術研究所 (現 知的財産部)

X線自由電子レーザー(XFEL)は、極短時間の化学反応過程や、金属材料中の微小介在物の構造/状態観察も可能であり、新機能材料の開発において強力なツールになると期待されている。しかしながら、従来の空気電離箱によるビームモニタでは、高輝度X線に対して出力が飽和するなど、ビーム強度と位置決め精度において問題があった。

一方、ダイヤモンドは軽元素の炭素でできていることから、X線透過性や耐X線性に優れ、さらには高輝度X線ビームモニタに求められる耐熱性や高熱伝導性も兼ね備えている。そこでダイヤモンドを用いたX線ビームモニタの開発を試み、兵庫県佐用郡の大型放射光施設(以下、SPring-8という)でその有用性を実証した。

本モニタは、X線が気相合成(Cheical Vapor Deposition: CVD)多結晶ダイヤモンドに入射した際に発する(励起する)可視光を利用した「励起光型」であることが特徴で、ダイヤモンドの合成条件や形状の制御により、励起光強度が高輝度X線ビームの大きなダイナミックレンジにも忠実に追従するようにした。さらに位相乱れの問題も克服し、透過モードにおいてもビーム位置と強度を正確に検出できるようになり、分析精度向上や時間短縮が可能になった。

作製方法

シリコン基板(20mm^W×18mm^D×0.5mm^t)にマイクロ波プラズマ法を用いて多結晶ダイヤモンドを成膜した後、表面を平坦化研磨した。つぎに、基板中央φ10mm領域のシリコンを薬液で溶解除去し、シリコン枠つきダイヤモンド・メンブレンを作製した(図1)。なお、ダイヤモンドの膜厚は、5keVのX線で95%以上の透過率が得られ、取扱い強度が確保できる30μmとした。また、X線ビームは、ダイヤモンドで一部のエネルギーを失って熱に変わるが、それによって生じる温度・応力分布を有限要素法解析で予測した。ダイヤモンド膜の熱伝導率を600W/m-Kと仮定して解析した結果、450W/mm²の入

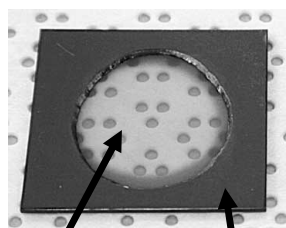


図1 X線ビームモニタ用ダイヤモンド・メンブレンの外観

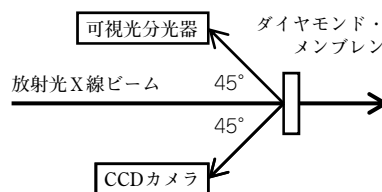


図2 ダイヤモンドX線ビームモニタの模式図

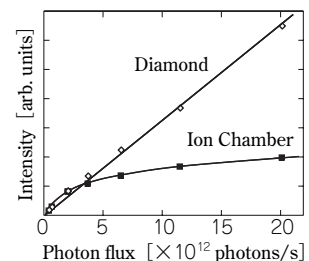


図3 透過X線強度(光束)に対するダイヤモンドX線ビームモニタおよび空気電離箱の出力強度

射ビーム最大パワー密度に対して、ビーム透過領域の最高到達温度は500K未満と算出された。これに伴う最大変形量は0.7μm、発生する応力は、ダイヤモンド・メンブレンで600MPa、シリコン支持枠で160MPaであり、十分な機械的強度が担保できると見積もられた。

評価方法

上述のダイヤモンド・メンブレンを水冷式ホルダに装着し、SPring-8の標準型アンジュレータX線ビームラインの真空チャンバ内に設置した(図2)。X線ビームの直径は約1mmで、ダイヤモンドを透過するとき、その場所で可視光が励起され発光する。この励起光を可視分光器で観測したところ、560nm付近に最大強度があるブロードなスペクトルであった。この可視光をCCDカメラで捕らえることによって位置および強度を計測した。また、透過X線の位相乱れの評価も行った。なお、ビーム位置検出と位相乱れの評価には単色X線(12.4keV)を、励起光強度の評価には準白色X線をそれぞれ用いた。

結果

<ビーム位置検出>励起光の画像重心として観測・算出されたX線ビーム位置は、従来の標準モニタによる計測結果とよく一致した。

<励起光強度>図3はX線ビーム強度(光子束)に対するモニタ出力の依存性である。ダイヤモンド・モニタでは、CCDカメラの全ピクセル信号量の総和で記した。3×10¹² photons/s以上の強度領域では、従来用いられている空気電離箱の出力は飽和傾向を示すのに対し、ダイヤモンド・モニタでは良好な直線性を保っていることがわかる。

<X線の位相乱れ>1km長尺ビームラインでダイヤモンド・メンブレンを透過したX線を観察、評価した。その結果、コヒーレントX線透過のnear/far像ともスペククル・ノイズが極めて少なく、位相乱れを抑制できていることを確認した。

編集後記

＜特集：線材・棒鋼＞

＊当社は1924年に脇浜地区で棒鋼の製造を開始して以来、神戸、加古川の両製鉄所において高級線材や棒鋼の連铸化、圧延技術の開発および品質保証技術の確立に取り組むとともに、高度な信頼性や特性を有する新商品を開発し、お客様のご要望にお答えできるよう、技術開発に取り組んでいます。

＊前回の線材・棒鋼特集号は2006年12月に刊行しました。その中では、高度化するお客様のご要望に対応できる新商品・新技術の紹介だけでなく、線材・棒鋼商品の将来動向、ならびにお客様のグローバル調達に合わせた二次加工拠点の海外戦略について紹介しました。さらにお客様の信頼を得るために線材・棒鋼商品の品質向上に大きく寄与する、神戸製鉄所におけるブルーム2機体制による品質向上について紹介いたしました。

＊今回の特集号では、線材・棒鋼商品と基盤となる製造技術の全貌をこの1冊で網羅できるよう、製鋼から圧延までの製造技術、当社が重点指向している品種の最新の技術開発状況をご紹介しております。長年にわたり、地球環境問題の解決のための種々の技術開発に取り組んできていますが、新商品・新技術の開発の目的

は部品の高強度化・軽量化から熱処理省略、冷間鍛造化まで様々です。また当社の線材・棒鋼をお客様に使用していただくための加工技術も重要な要素技術であり、その代表的な例として、熱処理ひずみ、切削、線材二次加工技術について紹介いたしました。また、お客様の信頼を得るための品質向上活動の一環として、ブルーム連铸機3機体制による品質向上の取組、さらに、最新の生産設備の導入状況や線材・棒鋼の表面品質向上、ならびに当社が誇る線材ミルである第7線材工場と第8線材工場の互換への取組などもご紹介しました。

＊企業理念の一つである「信頼される技術、商品、サービスを提供します。」を実現するために、提案能力の高い企業へのチャレンジを続けています。本特集号ではその一部をご紹介できたと考えております。しかし、お客様のご要望は時々刻々と変化し、そのスピードも年々速くなっており、お客様のニーズを的確に把握することが我々の大きな課題だと認識しております。このような意味からも本特集号に対するご意見やご要望がございましたらご一報いただければ幸いです。多数のご連絡をお待ちしております。

(西川恒明)

次号予告

＜特集：厚鋼板・薄鋼板＞

＊厚鋼板と薄鋼板は、今回特集した「線材・棒鋼」とあわせて、人々の生活に欠かせない鉄鋼製品として研究開発が行われ特性の向上が図られてきました。

＊厚鋼板は建築用構造物や橋梁・船舶などに使用され、薄鋼板は自動車、家電・OA機器、建材分野などで使用されています。次号は、線材・棒鋼に続きまして、これら厚鋼板、薄鋼板の最近の新技術・新製品について特集いたします。

＊当社の厚鋼板製品の特徴は、先進的なTMCP(Thermo-Mechanical Control Process)技術を駆使することにより高強度と高溶接施工性、さらには高靱性などの優れた機能を高い次元で両立していることにあります。厚鋼板は、R&D 神戸製鋼所技報として、前回2008年4月に「厚板・溶接技術」特集号を発刊しました。この数年間で鋼構造物の安全性向上や長寿命化への要求は高度化しており、主要素材である厚鋼板の性能に対する要望、期待はますます高まっています。今回は、最新の造船、建築用高強度高機能鋼材とそれを支える基盤技術の開発成果を紹介いたします。

＊当社の薄鋼板製品の特徴は、高強度で高い成形性を有した自動車用ハイテンと、環境に優しくお客様の多様なニーズに対応した特殊化成処理製品です。これらはその優れた特性から、需要家の皆様から高く評価されています。薄鋼板は、前回 R&D 神戸製鋼所技報として、2007年8月に刊行した「自動車車体用材料」特集号の中で、ハイテンを中心に紹介してきました。その後も、自動車分野では、衝突安全性、CO₂削減のための自動車車体の軽量化の観点から、加工性に優れたハイテンのニーズがますます高まっています。今回は、加工性に優れた冷延および合金化溶融亜鉛めっきハイテンとそれらを支える基盤技術、ハイテンの加工技術を中心に紹介いたします。

＊これまででも環境に優しい製品作り、お客様のお役に立つ製品を目指して製品開発を行ってきました。今後ともさらなる高品質、高性能の鋼板開発に努力いたします。

＊「線材・棒鋼」特集号とあわせて、厚鋼板・薄鋼板特集号を読んでいただき、当社の鋼材製品開発への取組をご理解いただければ幸いです。

(西川恒明)

＜編集委員＞

委員長	関 勇 一
副委員長	中 川 知 和
委員	井 上 憲 一
	大 井 敬 一
	清 水 弘 之
	西 川 恒 明
	橋 村 徹 哉
	前 田 恭 志
	元 行 正 浩
	森 川 裕 文
	吉 村 省 二

＜五十音順＞

本号特集編集委員

西 川 恒 明

R&D 神戸製鋼技報

第 61 巻・第 1 号 (通巻第 226 号)

2011 年 4 月 28 日発行

年 2 回 (4 月, 8 月) 発行

非売品 <禁無断転載>

発行人 関 勇一

発行所 株式会社 神戸製鋼所
秘書広報部
〒651-8585
神戸市中央区脇浜町2丁目10-26
(神鋼ビル)

印刷所 福田印刷工業株式会社
〒658-0026
神戸市東灘区魚崎西町4丁目
6番3号

お問合わせ先 神鋼リサーチ株式会社
R&D 神戸製鋼技報事務局
〒651-2271
神戸市西区高塚台1丁目5-5
(株)神戸製鋼所内
FAX (078) 992-5588
rd-office@kobelco.com



Iron & Steel Business

- Iron and Steel Products :** Wire rods, Bars, Plates, Hot-rolled sheets, Cold-rolled sheets, Electro-galvanized sheets, Hot dip galvanized sheets, Painted sheets, Deformed bars, Pig iron
- Steel Castings and forgings :** Marine parts (Crankshafts, Engine parts, Shafts, Ship hull parts), Industrial machinery parts (Forgings for molds, Rolls, Bridge parts, Pressure vessels)
- Titanium Products :** Parts for jet engines and airframes (Forgings, Ring rolling products), Coils, Sheets, Foils, Plates, Wire rods, Welded tubes, Titanium alloys for high strength applications, corrosion resistant applications and cold forging applications, Titanium alloys for motorbikes and automobiles exhaust systems, golf club heads, architecture and medical appliances
- Steel Powders :** Atomized steel powders for Sintered parts, Soft magnetic components, Soil and ground water remediation, Handwarmers, Deoxidizers, Metal injection moldings
- Independent Power Producer :** Wholesale power supply

Welding Business

- Welding Consumables :** Covered welding electrodes, flux-cored and solid welding wire for semi-automatic welding, solid wire and fluxes for submerged arc welding, TIG welding rods, backing materials
- Welding Systems :** Robot systems for welding steel columns, welding robot systems for construction machine, offline teaching systems, other welding robots, power sources
- High Functional Materials :** Filters for deodorization, dehumidification, ozone decomposition, toxic gas absorption, and oil mist elimination; equipments for deodorization, dehumidification
- General :** Testing, analysis, inspection, and commissioned research; educational guidance; consulting; maintenance and inspection of industrial robots, power sources, and machinery

Aluminum & Copper Business

- Aluminum and Aluminum Alloy Products :** Sheets, strips, plates, foils, shapes, bars, tubes, forgings, castings
- Aluminum Secondary Products :** Blank and substrates for computer memory disks, pre-coated materials
- Aluminum Fabricated Products :** Construction materials, electronics and OA equipment drums, automotive parts, heat exchanger parts, chamber, electrode parts
- Copper and Copper Alloys :** Sheets, strips, tubes, pipes
- Copper Secondary Products :** Conductivity pipes, inner grooved tubes for air conditioners, Lead frames
- Magnesium castings :** Sand mold castings

Machinery Business

- Tire and Rubber Machinery :** Batch mixers, twin-screw extruders, tire curing presses, tire testing machines, tire & rubber plant
- Plastic Process Machinery :** Large-capacity mixing / pelletizing systems, compounding units, twin-screw extruders, optical fiber processing equipment, wire-coating equipment, injection-molding machines
- Advanced Products :** Surface modification system (AIP, UBMS), inspection and analysis systems (high-resolution RBS system)
- Compressor :** Screw compressors, centrifugal compressors, reciprocating compressors, refrigeration compressors, heat pump, radial turbine, standard compressors, micro steam energy generator
- Material Forming Machinery :** Bar & wire rod rolling mills, blooming & billeting mills, strip rolling mills, automatic flatness control systems, continuous casting equipment, hot isostatic presses, cold isostatic presses, various high pressure machinery, metal press machines
- Energy :** Aluminum brazed plate fin heat exchanger (ALEX), LNG vaporizers (Open rack vaporizers, Intermediate fluid vaporizer, Hot water vaporizer, Cold water vaporizer, Air-fin vaporizer), Pressure vessels, Aerospace ground testing equipment,

Natural Resources & Engineering Business

- Coal and Energy :** Upgraded brown coal, Hyper-coal (ash-free coal), High strength coke, Coal liquefaction, Heavy-oil hydrocracking
- New Iron :** Direct reduction plants, Steel mill waste processing plants, Iron ore beneficiation plants,
- Nuclear · CWD :** Nuclear plants (radioactive waste processing/disposal), Advanced nuclear equipment, Spent fuel storage and transport packaging, Power reactor/Reprocessing plant components, Fuel channels
Chemical weapon destruction (Consulting, search and recovery, Transportation, Storage, Chemical analysis, Monitoring, Safety management, CWD plant construction and operation), Detoxification of soil and other materials contaminated with chemical agents, Destruction of explosive ordnance and persistent toxic substances
- Construction Sabo and disaster prevention products :** Steel grid sabo dams, Flaring shaped seawalls, Cable construction work, Acoustic & vibration absorption systems
- Advanced Urban Transit Systems :** Automated guideway transit AGT, SKYRAIL, Guideway Bus, Platform screen door (PSD), Wireless monitoring, KOBELCO Automatic Train Control System, Floating conveyer system
- Urban Information Systems :** Environment monitoring systems, environment information systems

2011年4月28日

各 位

(株)神戸製鋼所
秘書広報部

「R & D 神戸製鋼技報 Vol.61, No.1」お届けの件

拝啓、時下ますますご清栄のこととお慶び申し上げます。

また平素は、格別のご高配を賜り厚くお礼申し上げます。

このたび、「R & D 神戸製鋼技報 Vol.61, No.1」を発行しましたのでお届け致します。
ご笑納のうえご高覧いただきましたら幸甚です。

なお、ご住所・宛先名称などの訂正・変更がございましたら、下記変更届けに必要な事項
をご記入のうえ、FAXにてご連絡いただきますようお願い申し上げます。

敬 具

神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局 行
FAX 078-992-5588
rd-office@kobelco.com

変 更 届

	変 更 前	変 更 後
貴社名		
ご所属		
ご住所	〒	〒
宛名シール 番号	No. _____ ←(封筒の宛名シール右下の番号をご記入下さい)	
備 考		
本紙記入者	お名前：	TEL：