R&D® 神戸製鋼技報

Vol. 61, No. 2 / Aug. 2011　通巻227号

特集：厚鋼板・薄鋼板

ページ

1 （巻頭言） 神戸製鋼における厚鋼板・薄鋼板の技術開発 宮脇新也

2 （論文） 大形コンテナ船向け大入熱溶接用高アレスト鋼板の特性 金子雅人・谷　徳孝

6 （論文） 厚板Ｔ継手の脆性き裂停止挙動に対する鋼板特性の影響 田村栄一・中川知和・堤　一之・古川直宏

11 （論文） 制御圧延による母材強度向上のための強化手法の検討 下山哲史・谷　徳孝・大宮良信

16 （論文） HAZ靭性に優れた建築構造用低YR型780MPa級円形鋼管の特性と組織制御技術 山口徹雄・今村弘樹・塩飽豊明・川辺壮一

20 （論文） 冷間成形円形鋼管および角形鋼管柱梁接合部の設計方法 松下政弘・高田武之・今村弘樹・塩飽豊明・佐々木靖文・田中　剛

28 （論文） ニッケル系耐候性鋼の腐食量予測技術 阪下真司・巽　明彦・今村弘樹・渕田保司・松下政弘

32 （論文） TiN粒子の生成挙動と大入熱HAZ靭性に及ぼすCa添加の影響 加藤　拓・佐藤進佑・太田裕己・塩飽豊明

36 （論文） 耐水素脆化特性に優れる1,470MPa級高強度鋼板 粕谷康二・中屋道治・経澤道高・向井陽一

41 （技術資料） 自動車用高加工性590-980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性 二村裕一・三浦正明・経澤道高

45 （技術資料） 高周波焼入れ用合金化溶融亜鉛めっき鋼板 濵本紗江・内海幸博・浅井達也

49 （技術資料） TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の成形性 木村高行

53 （論文） ロール成形による高性能軽量ドアビーム 吉岡典恭

57 （論文） 複合組織冷延鋼板のミクロ組織に及ぼす焼鈍前加熱速度の影響 浅井達也・中屋道治・兵頭聖子

61 （論文） 低炭素焼戻しマルテンサイトの機械的特性に及ぼす下部組織の影響 村上俊夫・斉藤賢司

65 （解説） 複合サイクル試験による高強度鋼板の遅れ破壊評価 衣笠潤一郎・湯瀬文雄・経澤道高・向井陽一

69 （論文） 熱延ホットランテーブル上の鋼板形状と水冷熱伝達率 柳　修介・山口　証・奥野利明・小林正宜

75 （論文） 熱延ホットランテーブルにおける巻取温度制御 佃　岳洋・白坂貴成・西田吉晴・長谷川裕之・小林正宜・土肥広大

80 （解説） コーベホーネツ®構造体 平野康雄・五十嵐哲也・松田治幸・西村　真

83 （技術資料） 薄膜塗装鋼板の耐食性におよぼす下地溶融亜鉛めっき鋼板表面性状の影響 千田　実・入江広司

87 神戸製鋼技報掲載　厚鋼板・薄鋼板関連文献一覧表 （Vol.51, No.1～Vol.61, No.1）

91 編集後記・次号予告

"R&D" Kobe Steel Engineering Reports, Vol. 61, No.2 (Aug. 2011)

《FEATURE》 Steel Plate and Sheet

1 Research and Development of Steel Plate and Sheet in Kobe Steel
Shinya MIYAWAKI

2 Characteristic of Brittle Crack Arrest Steel Plate for Large Heat-input Welding for Large Container Ships
Masahito KANEKO・Dr. Tokutaka TANI

6 Effect of Steel Toughness on Brittle Crack Arrest Behavior of T-weld Joint Structure Using Thick Plates
Dr. Eiichi TAMURA・Dr. Tomokazu NAKAGAWA・Kazuyuki TSUTSUMI・Naohiro FURUKAWA

11 Study of Strengthening Method of Strength by Air-cooled Type TMCP
Satoshi SHIMOYAMA・Dr. Tokutaka TANI・Yoshinobu OMIYA

16 Mechanical Properties and Microstructural Control of TS 780MPa Steel Pipe with Low Yield Ratio and Excellent HAZ Toughness for Building Structures
Tetsuo YAMAGUCHI・Hiroki IMAMURA・Toyoaki SHIWAKU・Soichi KAWABE

20 Design Technology for Column to Beam Connection of Circular Hollow Section and Square Hollow Section Steel Columns
Masahiro MATSUSHITA・Takeshi TAKADA・Hiroki IMAMURA・Toyoaki SHIWAKU・Yasufumi SASAKI・Dr. Tsuyoshi TANAKA

28 Corrosion Prediction Method for Ni-added High-performance Weathering Steel
Dr. Shinji SAKASHITA・Akihiko TATSUMI・Hiroki IMAMURA・Yasushi FUCHITA・Masahiro MATSUSHITA

32 Effects of Ca Addition on Formation Behavior of TiN Particles and HAZ Toughness in Large Heat Input Welding
Taku KATO・Shinsuke SATO・Dr. Hiroki OHTA・Toyoaki SHIWAKU

36 Cold-rolled Steel Sheets of 1,470MPa Grade with Superior Delayed Fracture Resistance Characteristics
Kouji KASUYA・Michiharu NAKAYA・Michitaka TSUNEZAWA・Youichi MUKAI

41 Characteristics of Highly Formable 590-980MPa Grade Hot-dip Galvannealed Steel Sheets for Automobiles
Dr. Yuichi FUTAMURA・Masaaki MIURA・Michitaka TSUNEZAWA

45 Galvannealed Steel Sheets for Induction Hardening
Sae HAMAMOTO・Yukihiro UTSUMI・Tatsuya ASAI

49 Formability of TRIP Type Banitic Ferrite Steel Sheet
Takayuki KIMURA

53 Roll-formed Lightweight Door Beam
Noriyasu YOSHIOKA

57 Effect of Heating Rate during Continuous Annealing on Microstructure of Multiphase Cold Rolled Steel Sheet
Tatsuya ASAI・Michiharu NAKAYA・Seiko HYODO

61 Influence of Substructures on Mechanical Properties of Low Carbon Tempered Martensite Steels
Dr. Toshio MURAKAMI・Dr. Kenji SAITO

65 Evaluation of Delayed Fracture of High Strength Steel Sheets for Cyclic Corrosion Test
Junichiro KINUGASA・Dr. Fumio YUSE・Michitaka TSUNEZAWA・Youichi MUKAI

69 Cooling Behavior of Steel Sheets with Detoriorated Flatness on Hot-run Table
Shusuke YANAGI・Akashi YAMAGUCHI・Toshiaki OKUNO・Masanori KOBAYASHI

75 Coiling Temperature Control at Hot-run Table in Hot Strip Mill
Takehiro TSUKUDA・Takanari SHIRASAKA・Dr. Yoshiharu NISHIDA・Hiroyuki HASEGAWA・Masanori KOBAYASHI・Kodai DOI

80 Integrated Application Method for KOBEHONETSU™ Steel Sheet
Dr. Yasuo HIRANO・Tetsuya IGARASHI・Haruyuki MATSUDA・Makoto NISHIMURA

83 Effect of Surface Condition of Hot Dipped Zinc Coating on Corrosion Resistance of Chromate-free Coated Hot-dip Galvanized Steel Sheet
Minoru CHIDA・Hiroshi IRIE

87 Papers on Advanced Technologies for Steel Plate and Sheet in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.51, No.1～Vol.61, No.1)

（巻頭言）

神戸製鋼における厚鋼板・薄鋼板の技術開発

宮脇新也
常務執行役員　鉄鋼事業部門

Research and Development of Steel Plate and Sheet in Kobe Steel

Shinya MIYAWAKI

本号で特集する厚鋼板・薄鋼板は，当社鉄鋼事業部門の主力製品であるとともに，厚鋼板は造船，建築，橋梁，エネルギーなどの分野に，また薄鋼板は自動車，電機，建材などの分野にと，たいへん幅広く使用される基礎素材である。近年の地球環境意識の高まり，新興国経済の目覚しい発展，資源・原材料価格の高騰といった目まぐるしい環境変化に伴って，お客様のニーズも当然ながら急速に変化している。すなわち，従来の高品質・高性能だけでなく，安心・安全・環境に優しい，といった観点での特長を有した鋼材が強く求められている。

当社は企業理念として「信頼される技術，製品，サービスの提供」と「たゆまぬ変革による新たな価値の創造」を掲げ，「特長ある製品」の開発とそれを可能にする「ものづくり力」の強化に取組んできた。

本号ではそれらの取組の一端を紹介する。

厚鋼板の技術開発

厚鋼板は，社会インフラと関わりの深い素材である。新興国においては好調な経済発展を背景に社会基盤の整備が順調に進展するとともに，ラインパイプや海洋構造物などのエネルギー関連の需要も増加している。こうした中で厚鋼板の需要業界においても地球環境保護やライフサイクルコストの低減，鋼構造物の安全性・信頼性の向上，さらには溶接施工性の効率化が課題として重要度を増している。

このような厚鋼板への要望に対して当社は，独自のTMCP（Thermo-Mechanical Control Process，スラブの加熱ー圧延ー冷却時の温度や加工度を精密に制御する厚板製造方法）技術をさらに高度化するとともに，低C多方位ベイナイトに代表される高HAZ（Heat Affected Zone，溶接熱影響部）靭性化を達成する組織制御技術，成分制御技術を進化させることで応えてきた。今後は高性能鋼材だけにとどまらず，性能予測技術やソリューション技術などのソフト技術も発展させ，より安全で安心な鋼構造物の「ものづくり」に貢献していく所存である。

造船分野では，船舶の大形化に伴う船体重量の増加を抑制するため，使用鋼材を高強度薄肉化する検討が進んでいる。一方でコンテナ船においては，大開口部など高強度薄肉化では必要な部材強度や剛性が確保できない部位があり，厚肉化するか，もしくは疲労特性やアレスト特性（脆性き裂伝播停止性能）など破壊に対する鋼材性能を飛躍的に高める必要がある。前回の厚板・溶接特集号（2008年4月発刊）ではTMCP鋼の最高強度規格を超えるYP460MPa級鋼を紹介したが，直近ではさらなる高強度化を目指している。また，2009年に財団法人日本海事協会より設計指針が公開されたアレスト鋼は，基礎検討段階から鋼材の開発，商品化へと移行し，今後適用拡大が進むものと想定される。

建築分野においても建造物の超高層化，大スパン化に対応するため使用鋼材の高強度化，厚肉化が進展している。一方で耐震安全性の観点から大入熱溶接HAZ部の靭性確保や塑性変形エネルギーの吸収量が大きい低YR化が鋼材性能として強く求められている。当社では鋼材の高性能化にとどまらず，建築用鋼管製造や柱梁接合部形式などの技術領域についても注力してきた。

また厚鋼板関連の基盤技術として，超大入熱溶接適用時においてもHAZ部の靭性を確保できる改善型KST処理（Kobe Super Toughness処理）技術，ならびに環境因子の寄与度を見直して，より精度を高めた橋梁用耐候性鋼の腐食量予測技術について紹介する。

薄鋼板の技術開発

薄鋼板の最大需要分野である自動車分野では，世界的なCO_2規制に伴う自動車の燃費向上要請から車体軽量化が急務である。加えて，乗員の安全確保からキャビンの安全規制強化に対応した高剛性化が重要な課題となっている。この相反する要望に対応するため，当社では，早くから薄鋼板のハイテン化に取組んできた。とくに近年では，前回の自動車特集号（2007年8月発刊）で紹介したTBF鋼（TRIP aided Bainitic Ferrite）をさらに進化させてきた結果，980MPa級の超ハイテン材の加工性改善に成功し，採用拡大を目指している。また，1,180～1,470MPa級超ハイテン材の開発・特性改善にも貢献する技術であり，今後も注力していく。さらに，ボデー骨格への適用に欠かせない耐食性鋼板（合金化溶融亜鉛めっき（以下，GAという）鋼板）のハイテン化ならびに加工性の改善も進めている。本号ではその一部を紹介する。

加えて，自動車業界の海外現地生産拡大に伴うハイテン材のグローバル調達の要望に応えるため，当社では培ったハイテン材の製造技術を海外に積極的に展開してきた。北米ではUSスチールとの合弁会社であるPRO-TECコーティングカンパニーでDP（Dual Phase）型GAハイテン材（590～980MPa級）の生産を行い，北米市場の需要に対応している。また同拠点には連続焼鈍設備（CAL）の導入も決定し，将来は冷延ハイテン材も供給できる体制を整える予定である。欧州ではvoestalpine Stahl GmbH（オーストリア）との包括技術提携を通じて国内と同一品質のハイテン材を供給する体制を構築している。

ハイテン材をより使いやすくするためのソリューション技術についても注力してきた。成形シミュレーション技術の充実，ハイテン化の重要な課題である部品寸法精度向上に向けた取組を重点的に実施してきた。さらに，1,000tonサーボプレス機やロールフォーム試験機を導入し，お客様のニーズに素早く対応できる体制を整えた。本号ではこれらソリューション技術の一端にも触れる。

電機・建材用鋼板においては，地球環境保全に対応し，2008年に環境負荷物質であるクロメート処理の全廃を当社は達成した。その後もさらなる機能性追求の観点から，電機・OA機器分野の高性能化に伴う熱・電磁波対策となる皮膜の開発を行ってきた。今回はその中で，熱対策商品の利用技術について紹介する。

以上のように厚鋼板・薄鋼板の使用される分野は幅広く，お客様のニーズはこれからもますます高度化，多様化することは必至である。当社としては今後ともお客様から信頼されるメーカとして，「特長ある製品」の創出ならびに「ものづくり力」強化に取組んでいく所存である。

（論文）

大形コンテナ船向け大入熱溶接用高アレスト鋼板の特性

Characteristic of Brittle Crack Arrest Steel Plate for Large Heat-input Welding for Large Container Ships

金子雅人*1　谷　徳孝*1（工博）
Masahito KANEKO　Dr. Tokutaka TANI

A brittle fracture, when it once occurs in the hatch coaming around the deck opening of a container ship, can cause serious structural damage that potentially result in both fatalities and environmental damages. With this in mind, ships are designed and constructed to ensure that no brittle crack will occur. However, in the unlikely event of a brittle fracture occurring, a back-up function of arresting the brittle crack should be included in the steel plate. This report describes the characteristics of KE36 class plates having a capability of arresting brittle cracks. The arrestability was improved by a new thermo mechanical control process (TMCP), in which the process temperature is strictly controlled to refine crystal grains.

まえがき＝近年，物資の海上輸送量の増大が牽引力となって，コンテナ船の大形化が進んでおり，積載数が１万個を超える超大形船が建造されている。コンテナ船はアッパデッキに大開口を設けた構造になっており，船体梁は開断面で，大型商船の中でも最も縦強度の厳しい船種である。そのため，船体の大形化に伴う縦強度確保の目的から甲板周りのハッチサイドコーミングおよびアッパデッキを厚肉化するのが一般的であり，板厚 50mm 以上の鋼板が適用されている[1)]。

一方，厚肉化することによって鋼板内部は平面ひずみ状態になって塑性域寸法が小さくなり，降伏応力より大きな応力が生じてき裂が進展しやすくなる。このため，脆性破壊を防止して船舶の安全性を確保するために，脆性き裂が発生すると予測される部位や大規模な破壊につながる恐れのある重要部位に対しては，破壊靭性や脆性き裂に対する十分な脆性き裂伝播停止特性（アレスト性能）を有する材料を使用することが求められている[2)]。鋼材のアレスト性能に関してはこれまで多くの研究例がある。ハッチサイドコーミングおよびアッパデッキのＴ継手を模擬したモデル試験体を用いて行われた脆性破壊試験では，板厚 60mm においても試験温度（－10℃）での K_{ca} 値（脆性き裂伝播停止靭性）が 6,000N/mm$^{1.5}$ 以上であればクラックアレスタとして有効であるとの結果が得られたことが報告されている[3, 4)]。

一方，製造方法に関しては，K_{ca}（－10℃）が 6,000N/mm$^{1.5}$ を超える高アレスト船体構造用鋼板において板厚 50mm 以上の厚肉鋼板を対象とした報告例は少ない。

そこで本開発において，厚肉材における制御圧延条件の最適化，すなわち再結晶 / 未再結晶温度域における圧延の厳格管理を行った結果，K_{ca}（－ 10℃）値が 6,000 N/mm$^{1.5}$ を超える高アレスト鋼板の製造技術を確立することができた。本稿では，その製造技術の一端を概説するとともに，開発鋼板の特性を紹介する。

1. 開発目標

開発目標特性を**表１**に示す。機械的特性は，母材および溶接継手ともに，日本海事協会（NK）規格 KE36 を満足することを目標とした。

また，母材のアレスト特性は，NK 船級によって提示された「脆性き裂アレスト設計指針」に従い，試験温度（－10℃）における最小脆性き裂伝播停止靭性値 K_{ca}（－10℃）が 6,000N/mm$^{1.5}$ 以上を満足することを開発目標とした[4)]。

2. 開発の考え方

アレスト特性を高める手段として，1）表層部の結晶粒

表１　開発目標特性
Table 1　Target properties

Grade	Thickness (mm)	Base metal properties				Arrestabilty	Properties of welded joints		
		YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	vE$_{-40}$ (J)	K_{ca}(－10℃) (N/mm$^{1.5}$)	Welding method	TS (MPa)	vE$_{-20}$ (J)
KE36	60	≧355	490～620	≧21	≧34(Ave.) ≧24(Each)	≧6,000	1pass EGW*	490～620	≧34(Ave.) ≧24(Each)

* EGW (Electrogas welding)

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部

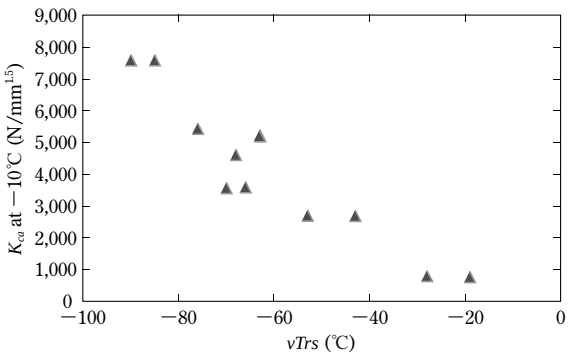


図 1 −10℃における K_{ca} と $vTrs(t/4)$ の関係[7]
Fig. 1 Relationship between K_{ca} at −10℃ and $vTrs(t/4)$

径を 1〜3 μm に細粒化させる技術[5] や 2）細粒化とフェライトの加工集合組織，変態集合組織を両立させる技術[6] が知られている。

それに対して本開発では，既存設備での能力を最大限に活用することによって，K_{ca}（−10℃）値が 6,000 N/mm$^{1.5}$ を超える高アレスト鋼板の製造技術を確立することを検討した。

図 1 に示すように K_{ca} と $t/4$ 部の母材靭性（破面遷移温度 $vTrs$）の間には相関関係があることが報告されている[7]。一般に鋼材は，すべり変形が起こらない場合，き裂は表面エネルギーの低い結晶面に沿って進展して破壊する[8]。したがって，母材靭性を向上させるためには，脆性き裂の抵抗箇所となる結晶方位差 15° 以上の粒界を増加させることが有効である[9]。結晶方位差 15° 以上の粒界径を「有効粒径」としたとき，この有効粒径を微細化して母材靭性を向上させることが大切であり，微細化の結果がアレスト特性を向上（K_{ca}≧6,000N/mm$^{1.5}$）させると考えられる。しかし，厚肉材では付与できる圧下率が限られるうえに板厚方向の温度偏差が大きいため，従来の圧延技術では所要温度域での圧延が行えず，微細化を実現するのは困難である。

そこで，再結晶 / 未再結晶温度域における圧下率を適切に制御できる TMCP（Thermo Mechanical Control Process）技術[10] をベースに，さらなる圧延温度域および圧下率の適正化を検討した。具体的には，これまでは再結晶温度域から未再結晶温度の高温域にわたって連続的に圧延していた。このような圧延に代えて，圧延途中に鋼板冷却を組入れることによるさらに厳格な温度域制御を行うことにより，オーステナイト粒内により効果的にひずみ（核生成サイト）を導入して微細化を促すことができる Ar_3 変態点直上の未再結晶温度の低温域における圧延を検討した。

3. 開発鋼の特徴

3.1 母材の化学成分と機械的特性

開発鋼板の化学成分を**表 2** に示す。低温での大入熱溶接 HAZ（Heat Affected Zone）靭性確保の観点から，島状マルテンサイト発生による靭性劣化を防止するため，C 量を 0.08%に抑えた。その結果，C_{eq} は 0.34%と低い。また旧オーステナイト粒径の粗大化による靭性劣化を防止するため，微量の Ti を添加している。さらに，有効粒径の微細化を促進させる観点から，未再結晶温度域を拡大させるために微量の Nb を添加している。

TMCP 条件を変化させて有効粒径と K_{ca}（−10℃）の関係を調査した。その結果を**図 2** に示す。予測どおり，有効粒径の微細化によって K_{ca} が向上することを確認でき，有効粒径を 10 μm 以下にすることによって目標である K_{ca}（−10℃）≧6,000N/mm$^{1.5}$ を満足することがわかった。

そこで，アレスト特性を確保するため，有効粒径 10 μm 以下を達成できる製造技術の確立に取組んだ。開発鋼および従来鋼のミクロ組織と電子線後方散乱回析法（Electron Back Scattering Diffraction，以下 EBSD という）による結晶方位粒界マップ[11] を**図 3** に示す。結晶方位差 15° 以上の有効粒径がマッピングされている。再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与することにより，従来鋼が上部ベイナイト主体組織であるのに対し，開発鋼はポリゴナルフェライト主体組織へと変化し，結晶方位差 15° 以上の有効粒径が微細化している。これは再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与することにより，オーステナイト粒内にフェライト核生成サイトが導入され

表 2 開発鋼の化学成分
Table 2 Chemical compositions of developed steel (mass%)

	C	Si	Mn	Ti	Others	C_{eq}
Developed Steel	0.08	0.12	1.55	0.012	Nb, B, Ca	0.34

C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15

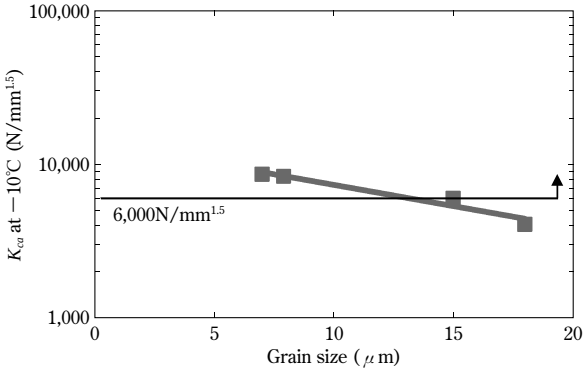


図 2 有効粒径と K_{ca}（−10℃）の関係
Fig. 2 Relationship between high angle grain size and K_{ca} at −10℃

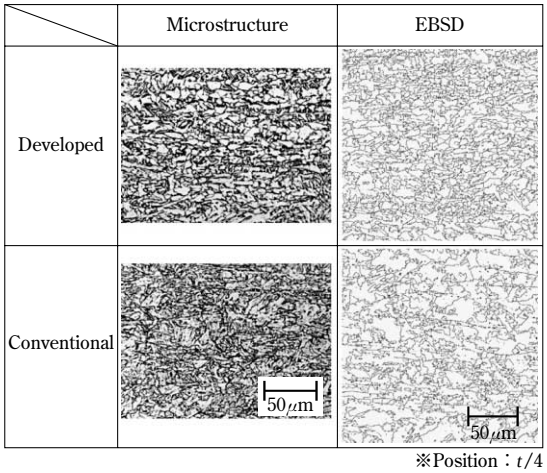


図 3 ミクロ組織および EBSD による結晶粒界マップ
Fig. 3 Microstructure and grain boundary map with EBSD

表 3 開発鋼の母材特性
Table 3 Mechanical properties of developed steels

	Thickness (mm)	Base metal properties				
		YP*1 (MPa)	TS*1 (MPa)	EL*1 (%)	vE_{-40} (J)*2	*vTrs* (℃)
Developed Steel	60	425	538	31	340 (Ave.) 338, 332, 349 (Each)	−100
Conventional Steel	60	499	615	23	231 (Ave.) 235, 230, 229 (Each)	−60
KE36 Target properties	60	≧355	490〜620	≧21	≧34 (Ave.) ≧24 (Each)	−

*1 Round tensile specimen：NK14A　*2 Charpy test specimen：NKU4

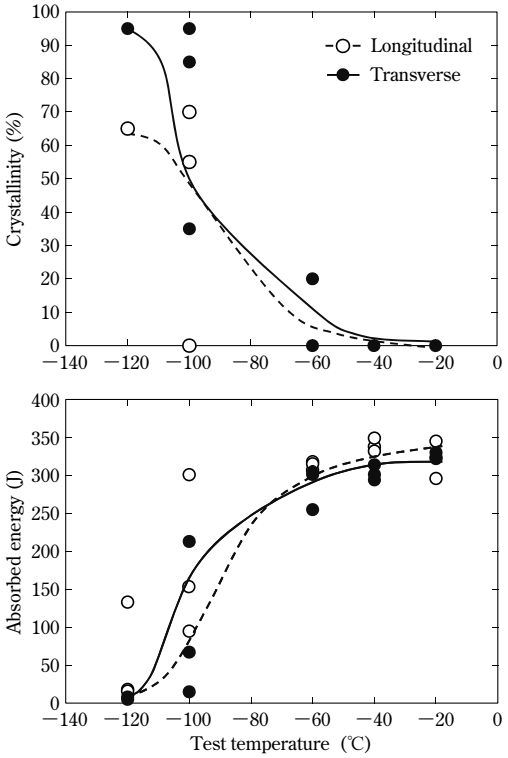


図 4 開発鋼におけるシャルピー遷移曲線
Fig. 4 Charpy transition curve of developed steel plate

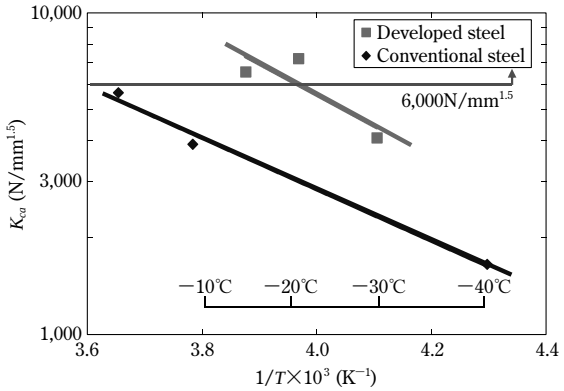


図 5 ESSO試験結果
Fig. 5 Results of ESSO test

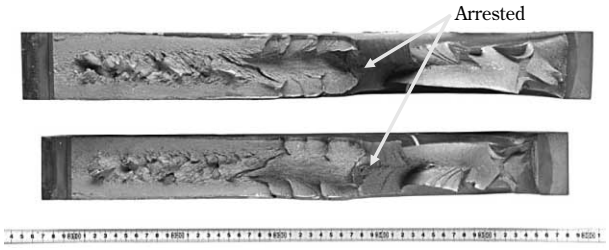


図 6 ESSO試験片の破面写真（K_{ca}=6,326N/mm$^{1.5}$）
Fig. 6 Fracture surface of specimen after ESSO test

るとともに，ポリゴナルフェライトの生成が促進されたためと考えられる[12]。

開発鋼板の母材特性を**表 3** に示す。機械的特性は目標強度を満足し，vE_{-40} が 340J 以上と目標値（34J）を十分に満足している。また**図 4** に示すように破面遷移温度は−90℃以下と良好である。

3. 2　脆性き裂伝播停止特性

脆性き裂伝播停止特性 K_{ca} 値は，アレスト設計指針にて規定されている ESSO 試験方法[5] にしたがって算出した。ESSO 試験結果を**図 5** に示す。最低使用温度（−10℃）における開発鋼の K_{ca} は近似直線を外挿することによって 8,000N/mm$^{1.5}$ 以上確保できる見込みであり，脆性き裂アレスト設計指針にて規定される試験温度（−10℃）における最小脆性き裂伝播停止靭性値 K_{ca}（−10℃）≧ 6,000N/mm$^{1.5}$ を十分満足することが確認された。

図 6 に破面写真の一例を示すが，脆性き裂発生後，き裂は温度勾配に伴う材料靭性向上により停止している。シアリップが鋼板表層から内部（t/8〜t/4）まで広がると，脆性破壊駆動力は板厚中央部の動的破壊靭性値を下回り，脆性き裂が停止すると考えられている[8]。開発鋼の破面ではシアリップが t/8〜t/4 まで形成されており，シアリップ部での塑性変形によるき裂伝播時のエネルギー吸収効果によってアレスト特性が向上したものと考えられる。

表 4 EGW 溶接条件
Table 4 Conditions of EGW

Thickness (mm)	Groove angle(°)	Root gap (mm)	Welding consumable	Number of passes	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
60	20	8	Wire：DWS-1LG (ϕ1.6mm) Shielding gas：CO_2	1	400	43	2.3	449

3. 3　大入熱溶接継手特性

コンテナ船のハッチサイドコーミングおよびアッパデッキ部の接合には建造効率を向上させるため，大入熱溶接が用いられている。そのため溶接条件は，上記部位における実際の施工を想定して大入熱 1 電極 EGW（Electrogas Welding）溶接を行った。開発鋼板の溶接条件および溶接継手特性をそれぞれ**表 4** および**表 5** に示す。入熱量は 450kJ/cm の大入熱溶接となっている。継手強度は目標値を十分に満足しており，継手靭性においてもＶノッチシャルピー試験（試験温度−20℃）で全てのノッチ位置で良好な結果となっている。

表 5 EGW 溶接継手の機械的特性
Table 5 Mechanical properties of EGW welded joint

Thickness (mm)	Properties of welded joints					
	TS*1 (MPa)	Broken location	$vE_{-20}min$*2(J)			
			Position	Depo	Bond	Bond＋1mm
60	583	HAZ	Surface $t/2$ Back	113 91 108	208 204 207	199 203 182
KE36 Target properties	490 ～620	—	≧34(Ave.) ≧24(Each)			

*1 Round tensile specimen：NKU2A　*2 Charpy test specimen：NKU4

むすび＝再結晶温度域から未再結晶温度の低温域において適切なひずみを付与し，微細なポリゴナルフェライトを主体組織とした結果，板厚 50mm を超える厚肉材においても有効粒径を微細化することができた。

その結果，脆性き裂アレスト設計指針にて規定される試験温度（－10℃）における最小脆性き裂伝播停止靭性値 K_{ca}(－10℃)≧6,000N/mm$^{1.5}$ を十分に満足することができた。

開発鋼は，今後も継続するコンテナ船の大形化と安全性向上に応えるものであり，急速に需要が拡大するものと考えられる。

参　考　文　献

1）白木原浩：第191・192回西山記念技術講座，2007年 6 月.
2）山口欣弥ほか：感臨，第 3 号，2005, p.70.
3）田村栄一：CAMP-ISIJ, Vol.20, 2007, p.469.
4）財団法人日本海事協会：脆性き裂アレスト設計指針，2009.
5）石川　忠ほか：鉄と鋼，Vol.85, No.7 (1999), pp.544-551.
6）西村公宏ほか：JFE 技報，No18, 2007, p.19.
7）田村栄一：CAMP-ISIJ, Vol.22, 2009, p.1315.
8）粟飯原周二：西山記念講座，平成 14 年(第 177 回), pp.159-160.
9）M. Kaneko：ISOPE, 2010.
10）金子雅人ほか：CAMP-ISIJ, Vol.22, 2009, p.1315.
11）鈴木清一：まてりあ，第 40 巻，第 7 号(2001), p.612.
12）(社)日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会：(極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究―ベイナイト調査研究部会最終報告書―，平成 6 年 7 月30日.

（論文）

厚板T継手の脆性き裂停止挙動に対する鋼板特性の影響

Effect of Steel Toughness on Brittle Crack Arrest Behavior of T-weld Joint Structure Using Thick Plates

田村栄一*1（工博）　Dr. Eiichi TAMURA
中川知和*2（工博）　Dr. Tomokazu NAKAGAWA
堤　一之*2　Kazuyuki TSUTSUMI
古川直宏*3　Naohiro FURUKAWA

Brittle crack arrest properties in ship construction have become more important as shipbuilding steel plates become thicker and stronger. There have been indications that steel toughness can have the effect of arresting brittle crack initiating in a welded joint; however T-weld joints of an actual large structure has not been well investigated. In this report, the brittle crack length and steel toughness were found to affect brittle crack arrest behavior. Furthermore, it was suggested that a horizontal plate with sufficiently large K_{ca} can arrest brittle cracks even for the T-weld joint of an actual large-scale structure.

まえがき＝コンテナ船の大形化は，積載貨物量が増大することによる1航海あたりの収入増加につながるだけでなく，渡航回数が減少することによるCO_2削減効果にもつながり，環境負荷低減にも寄与する。また，近年の中国をはじめとする東アジア経済の急速な発展に伴い，海上輸送需要は増大しており，コンテナ船をはじめとする輸送船の大形化は顕著となっている[1)]。

コンテナ船は上甲板に大開口を設けた構造になっており，船体縦強度部材には高強度の極厚板が使用されている。船形の大形化に伴い，使用される鋼材に対してはさらなる高強度化･厚板化が求められている[2)]。一方，厚板大入熱溶接部に万一脆性き裂が発生した場合，溶接部に沿ってき裂が直進伝播（でんぱ）するとの実験結果も得られており[1)]，厚板大入熱溶接継手を船体構造に適用することに問題提起がなされている。近年のコンテナ船の大形化への要求を満足すると同時に十分な安全性を保障するためには，厚板大入熱溶接部を伝播する脆性き裂を確実に停止させる技術が必要である。

コンテナ船の上甲板部は，ハッチサイドコーミング（縦強度部材の一部）と強力甲板（アッパーデッキ）とのT溶接継手構造となっている（**図1**）。本構造では，甲板母材の脆性き裂停止性能が一定のレベルで確保されていれば，継手位置をずらすことによってハッチサイドコーミングの溶接部に沿って直進伝播する脆性き裂を強力甲板母材部へ突入させ，脆性き裂の伝播を停止させることが可能と考えられ，これまでにもいくつかの検討がなされている[3)～6)]。著者らの検討[5),6)]でも，強力甲板にある程度以上の脆性き裂停止性能（K_{ca}）を有する鋼板を使用することによって脆性き裂の伝播を停止できることを示唆している。しかしながらいずれの検討も，実際の船体構造に比べると小さい寸法での模擬試験で検討せざるを得ず，実際の船体構造で想定される長大き裂を停止させるのに必要な鋼板のK_{ca}は明確にはなっていない。

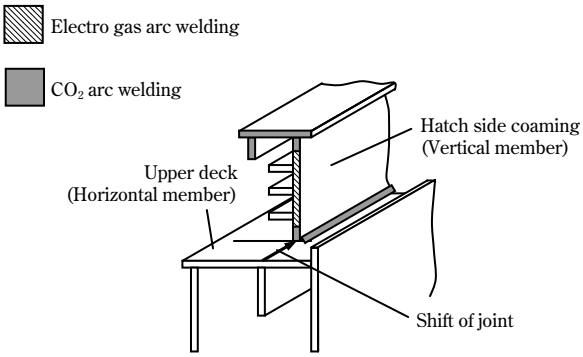


図1 ハッチコーミング部近傍の構造
Fig. 1 Construction around hatch coaming

そこで，ハッチサイドコーミングと強力甲板のT継手を模擬した大形構造試験体に対し，試験体寸法および強力甲板模擬部材のK_{ca}を変化させた脆性破壊試験を実施することによって長大脆性き裂の停止性能への影響を検討した。本稿ではその概要を紹介する。

1. 試験方法

1.1 試験体形状

ハッチサイドコーミングと強力甲板のT継手を模擬するため，板厚60mmの鋼板を使用した完全溶込T継手試験体を製作した。ここでは，横板部材（強力甲板を模擬）に達するまでのき裂長さの影響を調べるため，縦板部材（ハッチコーミングを模擬）の寸法を変化させた3種の試験体形状（試験体1～3）で実験を行った（**図2**（a）～(c)）。縦板部材は，2枚の鋼板をエレクトロガスアーク溶接（以下，EG溶接という）による突合せ溶接とし，縦板部材と横板部材の接合は完全溶込のCO_2溶接とし

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 技術開発本部　機械研究所　*3 鉄鋼事業部門　厚板商品技術部

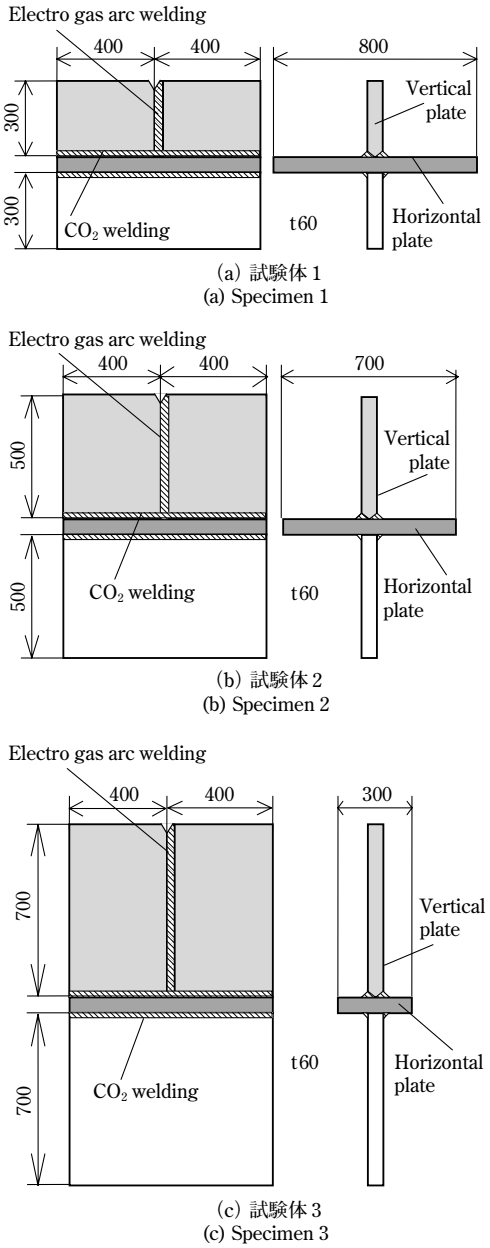


図 2 試験体形状
Fig. 2 Dimension of specimens (Unit：mm)

表 1 試験体 1 の溶接条件
Table 1 Welding condition for specimen 1

Electro gas arc welding	Welding method	Electro gas arc welding
	Welding consumables	DWS-1LG/ ϕ 1.6mm, CO_2
	Welding conditions	Heat input：35kJ/mm
Full penetration welding	Welding method	CO_2 arc welding
	Welding consumables	DW-55E/ ϕ 1.2mm, CO_2
	Welding conditions	Welding current：190～236A Welding voltage ：23～29V Welding speed：18～60cm/min

表 2 試験体番号と使用鋼板（縦板部材には鋼板 A を使用）
Table 2 Steels used for the specimen (Steel A was used for vertical plate)

Specimen	Dimension of Specimen	Horizontal plate (Upper deck)
		K_{ca} at −10℃ (N/mm$^{3/2}$) (Material)
1	Fig.2(a)	4,200(N/mm$^{3/2}$) (Steel B)
2−1	Fig.2(b)	
2−2		7,360(N/mm$^{3/2}$) (Steel C)
3	Fig.2(c)	

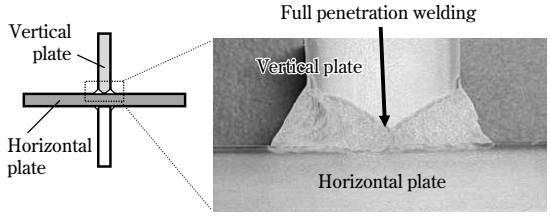


図 3 完全溶込溶接部の断面マクロ写真例（試験体 1）
Fig. 3 Cross section of T-weld joint of specimen 1

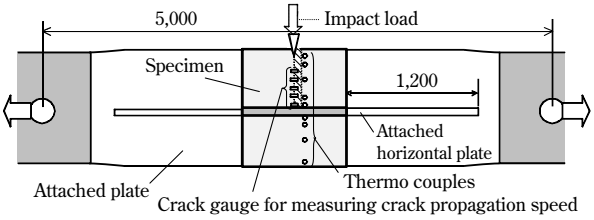


図 4 T 継手試験の概要
Fig. 4 Schematic illustration of experiment for T-weld specimen

た。**表 1** に溶接条件を，**図 3** に完全溶込溶接部の断面マクロ写真例を示す。

1.2 使用鋼板

縦板部材用の鋼板（鋼板 A）は前報[6]と同じ鋼板を使用した（YS=520MPa, TS=619MPa）。本検討では，横板部材用鋼板の K_{ca} の影響を調べるため，横板部材用鋼板として K_{ca} の異なる 2 種類の鋼板（鋼板 B および C）を用いた。鋼板 B および C の−10℃における K_{ca} は，それぞれ 4,200N/mm$^{3/2}$ および 7,360N/mm$^{3/2}$ である。なお，鋼板 B と C の強度クラスは同等である。**表 2** に試験体番号と各試験体の使用鋼板を示す。

1.3 試験方法

試験機は最大荷重 30MN の引張試験機を用いた。試験状況の概略を**図 4** に示す。なお，試験体に対して均一の応力を加えるべく，試験機と試験体の間には治具を配した。試験体温度は試験体の数箇所に貼付した熱電対により監視し，設定温度である−10℃均一状態で 30 分以上保持した後に試験を開始した。引張荷重は，横板部材の数箇所に貼付したひずみゲージ測定値の平均が 257MPa（強力甲板の設計応力）となるよう設定した。

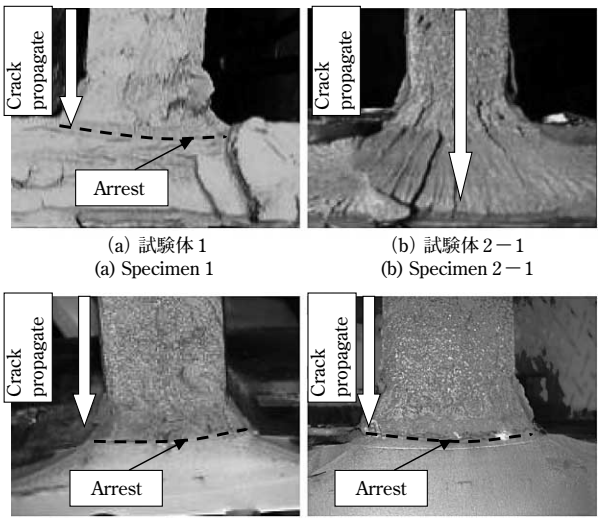
上述の温度および荷重条件下で，試験体上部のノッチ部に衝撃負荷を加え，脆性き裂を発生させた。

なお，脆性き裂進展速度が十分に高くない場合などには脆性き裂発生後に試験体に加わる荷重が低下し，試験結果に影響を及ぼす可能性が考えられる。このため本試験では，治具にもひずみゲージを配置して脆性き裂発生後の治具部のひずみを測定することにより，脆性き裂発生後の荷重挙動を監視した。

2. 試験結果

2.1 縦板部材での脆性き裂進展挙動

いずれの試験でも脆性き裂は，発生直後から EG 溶接部に沿って直進伝播した。脆性き裂が T 継手部に到達する直前のき裂伝播速度は 500～700m/s であった。なお，



(a) 試験体1
(a) Specimen 1

(b) 試験体2－1
(b) Specimen 2－1

(c) 試験体2－2
(c) Specimen 2－2

(d) 試験体3
(d) Specimen 3

図5 試験結果（破面写真）
Fig. 5 Test results (fracture surface)

治具に配したひずみゲージ測定においても，き裂進展に影響を及ぼす荷重低下は確認されなかった。

2.2 横板部材での脆性き裂伝播停止挙動

各試験後の破面写真を**図5**（a）～（d）に示す。なお，本試験にて横板部材が破壊しなかった場合は，試験後に引張負荷を加えて強制的に延性破壊させた。

試験体1（縦板部材高さ（H）＝300mm，横板部材：鋼板B）に対する試験では，図5（a）からわかるように，縦板部材のEG溶接部を伝播した脆性き裂はT継手部を介して鋼板Bに進展するが，その進展量は鋼板Bの板厚に比べ十分に小さく，脆性き裂は鋼板Bに進展直後に停止していることがわかる。

試験体2－1（H＝500mm，横板部材：鋼板B）では，脆性き裂は停止せず横板部材端部まで脆性き裂が進展した（図5（b））。

試験体2－2（H＝500mm，横板部材：鋼板C）では，T継手部を介して鋼板Cに約6～8mm進展した後に停止した（図5（c））。

試験体3（H＝700mm，横板部材：鋼板C）では，T継手部を介して鋼板Cに約6～8mm進展した後に停止した（図5（d））。

3. 脆性き裂伝播の停止特性に対する影響因子に関する考察

3.1 横板部材用鋼板のK_{ca}の影響に関する考察

試験体2－2は，試験体2－1と同じ試験体形状（H＝500mm）でありながら試験体2－1とは異なり，き裂が停止した。これに対しては，試験体2－2の横板部材用鋼板のK_{ca}が試験体2－1に比べ高いためと考えられ，T継手部に対しても横板部材用鋼板のK_{ca}が脆性き裂伝播停止特性に大きく影響を与えると考えられる。

3.2 試験体寸法（脆性き裂長さ）の影響に関する考察

3.2.1 試験体1および2－1の比較

試験体1（H＝300mm）では脆性き裂は横板部材に進展した直後に停止した。一方，試験体2－1（H＝500mm）では，試験体1と同じK_{ca}の横板部材でありながら脆性き裂は停止しなかった。これに対しては縦板部材高さHが異なる点が要因として考えられる。すなわち，試験体2－1の方がHが大きいため，き裂が横板部材に達したときのき裂先端における応力拡大係数K値が試験体1に比べ大きくなり，横板部材用鋼板のK_{ca}を上回ったためき裂進展したと考えられる。

3.2.2 試験体2－2および3の比較とさらなる長大き裂での脆性き裂伝播停止特性の可能性

試験体3では，横板部材に達したときのき裂長さが試験体2－2に比べ大きいにもかかわらずき裂停止した。これに対しては，試験体3でのき裂長さ条件においても，依然としてき裂先端のK値が横板部材用鋼板のK_{ca}を下回ったためと考えられる。

町田ら[7]によれば，高速で伝播する脆性き裂では塑性域の発達が抑制され，き裂長さの増大に対してK値は飽和する（ほぼ一定となる）との考察を行っている。試験体3の実験においても同様のK値飽和現象が発生している場合，より長大なき裂においてもK値は増大せず，横板部材に鋼材Cを使用すればき裂停止すると考えられる。ただし，脆性き裂伝播時のK値の飽和現象に対しては，脆性き裂先端のK値を評価することが困難であることからその挙動は十分に把握されていない。そこで本検討では，T継手試験での縦板部材を伝播する脆性き裂のK値飽和挙動の評価をひずみゲージ測定を活用して試み，長大脆性き裂を停止させるために必要な横板部材用鋼板特性の考察を行った。

4. 長大脆性き裂伝播を停止するための必要鋼板特性に関する考察

4.1 K値飽和挙動に対する検討の概要

ここでは，脆性き裂伝播時のK値飽和挙動を調べるため，試験体3での実験において，溶接部（すなわち，き裂進展経路）の近傍にひずみゲージを貼付し（**図6**），き裂通過時のひずみを評価した。き裂先端近傍のひずみ分布はき裂先端のK値に対応して変化すると考えられ，ひ

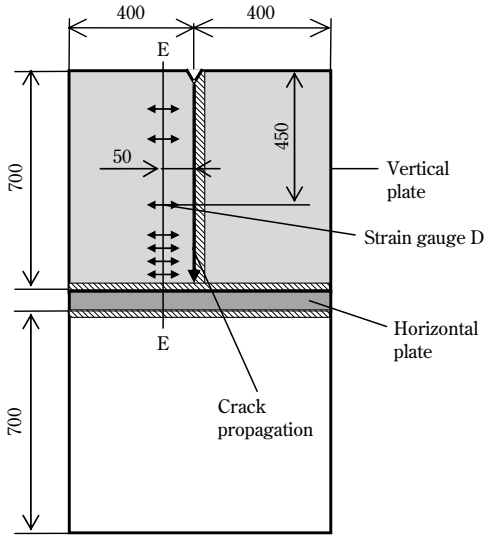


図6 脆性き裂進展経路近傍のひずみゲージ貼付位置概要
Fig. 6 Schematic illustration of strain gauge measurement along crack path

ずみの挙動から K 値の挙動を考察した。

ひずみゲージの測定値例を**図7**に示す。図中には脆性き裂がひずみゲージの真横を通過した時刻（クラックゲージ測定で評価）も併せて示した。図より，脆性き裂がひずみゲージの真横を通過する直前にひずみ測定値は最大となることがわかる。これは，き裂先端近傍ではき裂の真横よりも斜め前方が高ひずみとなるためと考えられる。ひずみが最大となる時刻とき裂がひずみゲージの真横を通過する時刻との差は，図7中に示すようにおよそ0.042msであり，並行して測定したき裂進展速度（同等のき裂長さにおいてはおよそ636m/s）を考慮すると，これはき裂進展長さ26.7mmに相当する。一方，詳細は省略するが，線形破壊力学から計算されるき裂先端とひずみ最大位置との間の距離は，今回の位置関係（き裂経路から50mm横で測定したひずみ）で計算すると，き裂進展方向で約20mmとなる。この値と今回の計測結果との間には大きな差異はないと考えられ，本ひずみ測定によるき裂先端近傍のひずみ分布評価の妥当性が確認できる。

ここでは，各ひずみゲージ測定値の最大値を抽出し，さらにひずみが最大となる際のき裂長さをひずみ進展速度から推定し，ひずみ測定最大値―き裂長さ関係として整理を行った。

4.2　ひずみ測定結果

ひずみ測定最大値とき裂長さの関係を**図8**に示す。図8より，き裂長さがおよそ500mmを越える時点からひずみ測定最大値がほぼ一定となる傾向がみられる。また，き裂が横板部材に到達する直前（約50mm手前）からひずみが急激に低下する現象がみられる。

本測定結果と比較するため，試験体3に対して有限要素法（FEM）解析を行った。解析モデルを**図9**に示す。ここでは，図中z方向に関して1／2構造を対象にソリッド要素を用いてモデル化した。板厚方向に対し，横板部材は3分割，縦板部材は6分割とした。また，き裂進展部近傍は要素サイズを最小5mmまで細分化し，計算精度を向上させた。また，縦板部材の上端部に板厚貫通き裂（き裂長さ0～700mm，き裂先端は直線形状）をモデル化した。

なお，脆性き裂は高速（試験体3の場合最大700m/s）で伝播することから，き裂伝播中の試験体の変形も極めて高速となる。これにより，ひずみ速度依存性の影響を受けてとくにき裂先端周辺の降伏強度は極めて高くなり，またき裂開口量も極めて小さくなる。これを静的解析で模擬する手法として，本来は片側き裂である試験体を中央き裂の試験体に変換して弾性計算されることが多い。今回も図9のF部（試験体上端部に相当）を対称境界条件とし，中央き裂に置換えて静的弾性解析を行った。計算では，解析モデル端部に図中矢方向の一様荷重を加え，公称応力が257MPaとなるよう荷重設定した。なお，試験体の荷重方向長さは5,000mmとし，図4に示した実験時の荷重点間距離と合わせた。解析ソルバはABAQUS6.5[8]を使用した。

解析結果からは，ひずみゲージ貼付位置に相当する箇所（図6中のE―E線分上）でのx方向ひずみ最大値を

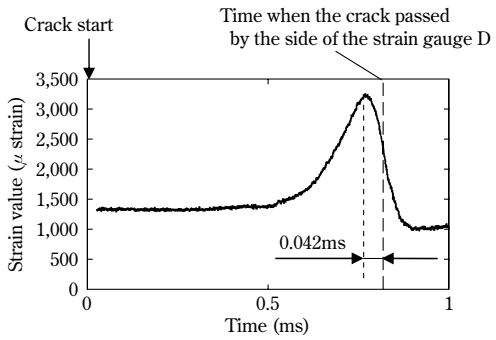


図7　脆性き裂通過時のひずみゲージ測定一例（ひずみゲージD）
Fig. 7　Strain behavior of strain gauge D in Fig.6

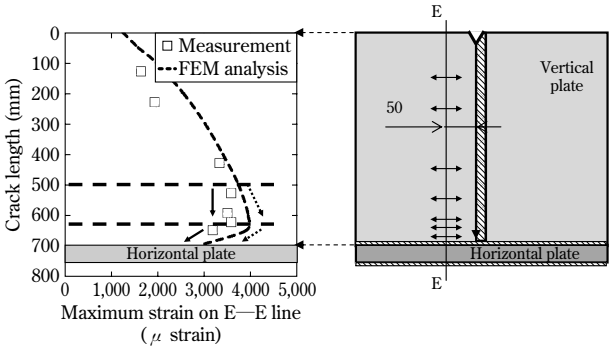


図8　脆性き裂進展時のき裂先端真横位置のひずみとき裂長さとの関係
Fig. 8　Relationship between crack length and maximum strain on E—E line in Fig.6

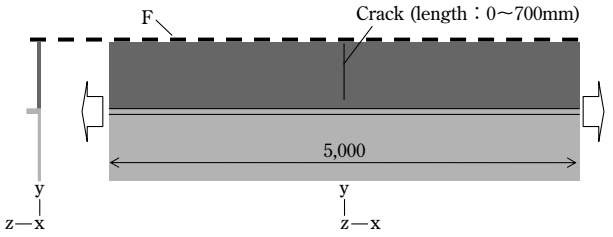


図9　試験体3に対するFEMシミュレーションモデル
Fig. 9　FEM analysis model for specimen 3

抽出し，き裂長さとの関係を整理した。その結果を図8中に破線で示す。前述のとおり，本解析は高速変形挙動を静的弾性解析に置換えたものであるため，定量的には実測結果とは必ずしも一致しないが，定性的には実測結果との比較は可能と考えられる。図8より，実測結果と同様に，き裂が横板部材に到達する直前（約50mm手前）でひずみが急激に低下する挙動がみられ，横板部材によりき裂先端前方の剛性が高まったためと考えられる。一方，実測結果でみられたようなき裂長さ500mm以上の領域でのひずみ飽和現象はみられない。

き裂先端部のひずみ分布に対しては，き裂長さに加えてき裂進展速度も大きく影響を与え，今回のひずみ飽和挙動に対しても，急激なき裂進展挙動の変化が影響を及ぼしている可能性が考えられる。そこで，脆性き裂進展速度の変化の影響を調べるため，試験体3の試験における脆性き裂進展速度（クラックゲージで測定）とき裂長さの関係をグラフにまとめた（**図10**）。図よりき裂長さが約200mm以上になると，脆性き裂は約630～720m/sの十分に高い速度で安定して進展していることがわかる。

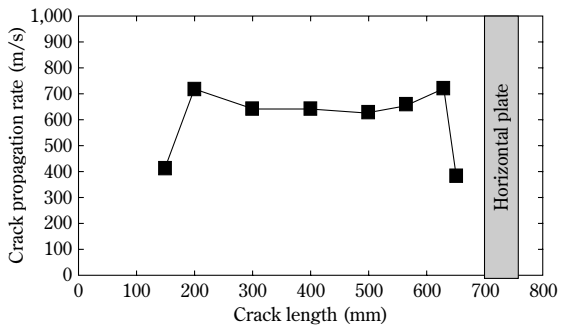


図10 試験体３における脆性き裂進展速度とき裂長さの関係
Fig.10 Relationship between brittle crack propagation rate and crack length

図８では，き裂長さが約500～620mmの領域においてひずみ測定値がほぼ一定となったが，図10では同き裂長さにおいてき裂進展速度に顕著な変化はみられず，き裂進展挙動自体に大きな変化は生じていないことがわかる。なお，図10ではき裂長さ630mmにおいて約50m/sのき裂進展速度の上昇がみられ，き裂先端周囲への影響も考えられるが，一方でき裂長さ566mmにおいては顕著なき裂進展速度の上昇はみられない。図８においてひずみの飽和挙動はき裂長さ500mm～620mmにおいて生じていることから，図10の同領域でみられる程度のき裂進展速度の変化量の差は，ひずみ飽和挙動に影響していないと考えられる。

4.3　K値飽和挙動および必要鋼材特性に関する考察

前節の結果より，実測結果でみられたひずみ飽和現象は，脆性き裂進展速度の変化とは対応しておらず，脆性き裂進展挙動の変化に関連するものではないことがわかる。一方で，FEM静的弾性解析では考慮できない動的な効果が影響を及ぼしていると考えられる。上述のとおり，き裂近傍のひずみ分布はき裂先端のK値と対応関係があるため，試験体３ではき裂先端のK値も飽和している可能性がある。これが，前述の町田らの考察と対応すると考えると，さらなる長大き裂の条件においてもK値は同一値に飽和し，試験体３と同様に鋼板Ｃを横板部材（例えば強力甲板）に使用していれば脆性き裂は停止すると推察される。

むすび＝本検討では，ハッチサイドコーミングと強力甲板の継手部を模擬した大形継手試験体を用い，縦板部材（ハッチサイドコーミングを模擬）溶接部から発生した脆性き裂の停止特性に対する，横板部材（強力甲板を模擬）用鋼板の特性の影響を，試験体寸法の影響も考慮にいれて調査した。その結果，以下の知見が得られた。

・横板部材用鋼板のK_{ca}および試験体寸法（脆性き裂長さ）はき裂の停止性能に大きな影響を及ぼし，K_{ca}＝7,360 N/mm$^{3/2}$の鋼板Ｃを使用した場合には，本検討で使用した最も大きな寸法の試験体においてもき裂停止することが確認できた。

・試験体３での試験時に実施したひずみ測定より，き裂先端近傍のひずみ分布はあるき裂長さ以上になるとき裂進展中に飽和する現象が確認された。

・き裂先端近傍のひずみはK値と対応関係があると考えられることから，試験体３での脆性き裂伝播試験においては，き裂進展中にK値が飽和している可能性が考えられた。

・以上より，今回検討した試験体よりもさらに長大なき裂に対しても，横板部材（例えば強力甲板）に適切な脆性き裂伝播停止特性を有した鋼材を使用すればき裂停止する可能性が示唆された。

参　考　文　献

1）山口欣弥ほか：Kanrin, No.3,（2005）, p.70.
2）大北　茂：溶接技術 , 2007-3,（2007）, p.65.
3）井上健裕ほか：日本船舶海洋工学会講演会論文集，第３号，（2006）, p.359.
4）半田恒久ほか：日本船舶海洋工学会講演会論文集，第４号，（2007）, p.459.
5）田村栄一ほか：日本船舶海洋工学会講演会論文集，第４号，（2007）, p.455.
6）田村栄一ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.58, No.1（2008）, p.8.
7）町田　進ほか：日本造船学会論文集，第131号 ,（1972）, p.367.
8）ABAQUS/Standard User's Manual, Hibbit, Karlsson & Sorensen, Inc., 1999.

（論文）

制御圧延による母材強度向上のための強化手法の検討

Study of Strengthening Method of Strength by Air-cooled Type TMCP

下山哲史*1　Satoshi SHIMOYAMA
谷　徳孝*2（工博）　Dr. Tokutaka TANI
大宮良信*2　Yoshinobu OMIYA

Steel plates produced by thermo-mechanical control process (TMCP) are widely used because of its excellent weldability which allows high heat input welding with high efficiency. Some consumers, however, require high strength steel plates processed by controlled rolling without water cooling to avoid residual stress which deteriorates bending accuracy and to prevent softening during high heat input welding. This study quantitatively analyzes the increase of strength by solid solution strengthening, dislocation strengthening and particle dispersion strengthening. The result clearly indicates that a high strength steel plate of YP550 grade can be produced by a controlled rolling without water cooling.

まえがき＝制御圧延後に加速冷却を行う水冷型TMCP（Thermo-Mechanical Control Process）によって，低成分の鋼種でも高強度鋼を得ることが可能である。しかし，板厚が厚い場合，鋼板の表面と板厚方向内部とで冷却速度差に起因して引張強度の差や残留応力が発生し，平坦度や曲げ加工性が悪化することがある。冷却速度が速い場合には，低成分で強度を確保できる反面，大入熱溶接継手での熱影響部（Heat Affected Zone，以下 HAZ 部という）の軟化が顕著になる場合がある。

こうした状況に対して，成分設計や製造技術面からの改善に向けた検討が精力的になされているが，一方で制御圧延ままでも高強度を達成する製造技術の検討は必要である。

そこで当社では，非水冷型TMCPによって製造された鋼板としては最高強度クラスである引張強度670MPa級鋼板（降伏強度550MPa級）の実現を目標として，強度向上のための基礎的検討を行った。本稿ではその結果について報告する。

1. 開発鋼の目標特性

今回の開発において目標とした特性を**表 1** に示す。また，こうした特性を得るための強化手法の考え方を**図 1** に示す。通常，鉄鋼材料の強化機構は，大きく分けて次の 4 つが知られている[1)]。

①固溶強化（C, Si, Mn, Cu, Ni などの添加）
②転位強化（低温圧下によるフェライト中の転位密度向上）
③粒子分散強化（Mo, V, Nb, Ti などの添加）
④結晶粒微細化強化（オーステナイト域での強ひずみ加工など）

表 1　目標特性
Table 1　Target properties

Base metal	
Tensile properties	
YP (MPa)	TS (MPa)
≧ 550	≧ 670

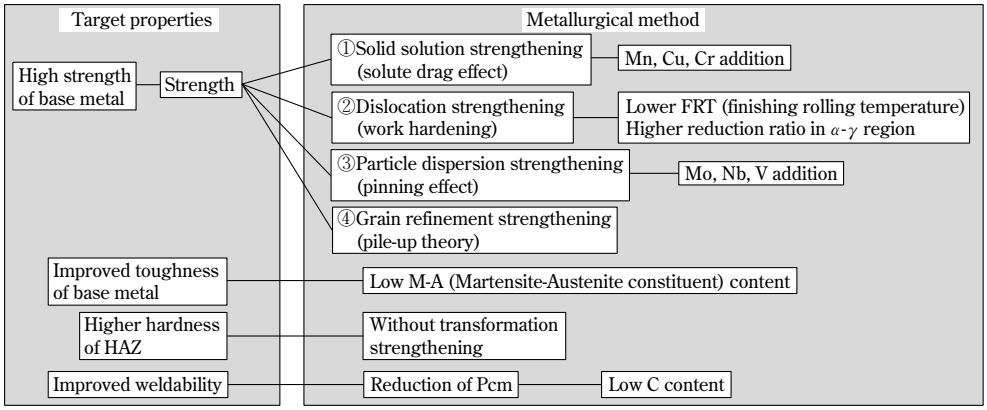


図 1　目標特性を得るための化学成分および製造条件の検討
Fig. 1　Metallurgical method to achieve the target properties

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部（現 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　厚板部）　*2 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部

これらの手法のなかで，制御圧延により製造される厚鋼板においては，④結晶粒微細化強化が一般的である。対象鋼種は，制御圧延により結晶粒が5μm程度に微細化されていることから，本稿では，①固溶強化，②転位強化，③粒子分散強化の観点から強度向上に関する実験を行い，その効果を検証した。なお，良好な溶接性を確保するため制約条件として，溶接割れ感受性組成Pcmの上限は0.25とした。

2. 実験方法

2.1 固溶強化の効果検証

最初に，母材強度に及ぼす固溶強化の効果を検証する。炭化物非生成元素と呼ばれるSi, Mn, Cu, およびNiは，フェライトに固溶することによって固溶強化に寄与すると言われている[2)]。このなかで，Siは強度の低いフェライト分率を上昇させてしまうこと，Niは添加コストが高いことから，本稿では強度に及ぼすMn, Cuの効果について検討した。

検討に用いた供試材の成分系を**表2**に示す。ベース鋼のS0鋼は，当社で制御圧延によって製造している引張強度570MPa鋼である。このベース鋼に対し，溶接性確保の観点からC量を0.10～0.12%と低減させ，MnおよびCuによる固溶強化向上効果を検討した。

素材は，150kgの真空溶解炉にて溶製した小形インゴットを使用した。このインゴットを圧延して厚さ25mmの鋼板に仕上げた。この鋼板を1,100℃にて3h加熱後，**図2**に示した条件にて圧延を行った。

2.2 転位強化の効果検証

つぎに，母材強度に及ぼす転位強化の影響について調査した。熱間圧延における転位強化とは，フェライトが生成する低温域で圧下が加えられることによってフェライト中に導入される圧延ひずみを通して転位密度が上がり，強度が向上するという強化機構であり，加工硬化とも呼ばれる。

表2 基礎検討材の化学成分
Table 2 Chemical composition of tested steels (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Nb	V	Pcm	Ceq
S0	0.16	0.30	1.40	—	0.025	0.05	0.25	0.41
S1	0.10	0.30	1.90	0.10	0.025	0.05	0.22	0.46
S2	0.10	0.30	1.90	0.15	0.025	0.05	0.23	0.47
S3	0.12	0.30	1.90	—	0.025	0.05	0.25	0.48

Ceq＝C＋Mn/6＋(Cr＋Mo＋V)/5＋(Cu＋Ni)/15
Pcm＝C＋Si/30＋(Mn＋Cu＋Cr)/20＋Ni/60＋Mo/15＋V/10＋5B

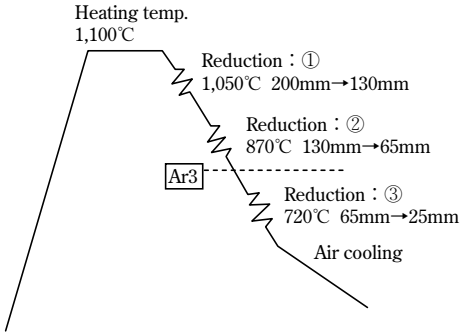


図2 小形試作材の圧延条件
Fig. 2 Rolling Pattern of Laboratory tested steels

この強化機構は，降伏強度（σ_y）は転位密度（ρ）の平方根に比例するというBailey—Hirschの関係（式(1)）として知られており，圧延によって導入された転位の消滅が起こりにくい低温域，とくにAr3変態点以下のフェライト＋オーステナイト（以下，$\alpha+\gamma$という）二相温度域において圧下を加えるのが効果的である。

$$\sigma_y=\sigma_{y0}+\alpha\mu b\sqrt{\rho} \quad \cdots\cdots(1)$$

ここで，σ_{y0}，α，μ，bは定数である。

また，この効果は一般に2×10^{14}以上の転位密度がある場合に発揮されるといわれているが[1)]，X線回折によってベース鋼（S0鋼）量産材の転位密度を計測したところ，1.8×10^{14}とそれを下回っていることが分かった。つまり，ベース鋼の圧延条件では，転位強化の効果を十分に活用できておらず，適切な圧延条件を設定することによって転位強化による強度上昇が期待できるものと考えられる。

そこで，適正な圧延温度と圧下率の関係を把握するため，次の2点について調査した。

① $\alpha+\gamma$二相温度域での適正な圧下率
② $\alpha+\gamma$二相温度域の圧延温度域の影響

まず①では，熱間加工シミュレータを用い，$\alpha+\gamma$二相温度域での圧下率を変化させることによって強度に対する影響を調査した。試験片はϕ8×12mmの円柱であり，熱間加工に供した。試験条件を**表3**に示す。

つぎに②では，$\alpha+\gamma$二相温度域での圧下率を一定とし，その温度域の影響について小形圧延により調査した。圧延温度は，高温側の720℃と低温側の680℃の2水準とした。試験に供した素材は150kg真空溶製スラブ（200mm厚）であり，1,100℃に加熱した後，**表4**の条件にて圧延を行った。

2.3 粒子分散強化の効果検証

最後に，母材強度に及ぼす粒子分散強化の影響について調査した。粒子分散強化への寄与が大きいと考えられている元素は，炭化物形成元素であるCr, Mo，およびマイクロアロイ元素のNb, Vである。このなかで，より強度上昇効果が大きいといわれているのがマイクロアロイの炭窒化物である[3)]。いずれの元素も，圧延後の冷却中にフェライト相へ整合析出することによって強化に大きく寄与するが，同様の効果は圧延中にフェライト相へMo_2Cを析出するMoにもある[4)]ため，両者の効果を検証した。

検討する成分系を**表5**に示す。Nb, VはベースS0鋼（S0鋼）に既に添加されており，NbはHAZ靭性を損なわずに強度を向上させるための適正添加量が0.02～0.03%といわれているため[5)]，S0鋼と同様のままとした。ただし，Nbはオーステナイト相中に難溶性であるため，スラブ加熱温度が低いと全固溶せず，圧延中のフェライト相への微細再析出効果が薄れる可能性がある。そこで，Nbの固溶量を計算すべく，Irvineの式（式(2)）にP21鋼の変数を代入して計算した。

$$\log(Sol.Nb[\%])=2.26-\frac{6770}{T[K]}-\log_{10}\left\{C[\%]+\frac{12}{14}N[\%]\right\} \cdots\cdots(2)$$

ここで，$Sol.Nb$：固溶Nb量，T：加熱温度，C：C添加量，N：N添加量である。

表 3 熱間加工条件
Table 3 Hot forming condition of tested steels

Steel	Forming 1		Forming 2		Forming 3		Rolling ratio at α-γ region (%)
	Rolling ratio (%)	Temperature (℃)	Rolling ratio (%)	Temperature (℃)	Rolling ratio (%)	Temperature (℃)	
D1	17	1,050	42	870	—	—	0
D2	17	1,050	28	870	14	720	25
D3	17	1,050	8	870	33	720	44
D4	17	1,050	—	—	50	700	50
D5	33	1,050	—	—	38	700	38
D6	50	1,050	—	—	17	700	17

表 4 基礎検討材の圧延条件
Table 4 Rolling condition of tested steels

Steel	Rolling 1		Rolling 2		Rolling 3	
	Thickness (mm)	Temperature (℃)	Thickness (mm)	Temperature (℃)	Thickness (mm)	Temperature (℃)
D7	200→130	1,050	130→65	850	65→25	680
D8	200→130	1,050	130→65	850	65→25	720

表 5 供試材の化学成分
Table 5 Chemical composition of steels

(mass%)

Steel	C	Si	Mn	Mo	V	Nb	N	Pcm	Ceq
P1	0.10	0.30	1.40	0.00	0.05	0.025	0.0030	0.20	0.37
P21, P22	0.10	0.30	1.40	0.20	0.05	0.025	0.0060	0.21	0.42
P3	0.10	0.30	1.40	0.20	0.02	0.025	0.0060	0.21	0.42

表 6 圧延条件
Table 6 Rolling condition

Steel	Reheating temperature (℃)	Rolling 1		Rolling 2		Rolling 3	
		Thickness (mm)	Temperature (℃)	Thickness (mm)	Temperature (℃)	Thickness (mm)	Temperature (℃)
P1, P21, P3	1,100	200 → 130	1,050	130 → 65	850	65 → 25	680
P22	1,150	200 → 130	1,050	130 → 65	850	65 → 25	680

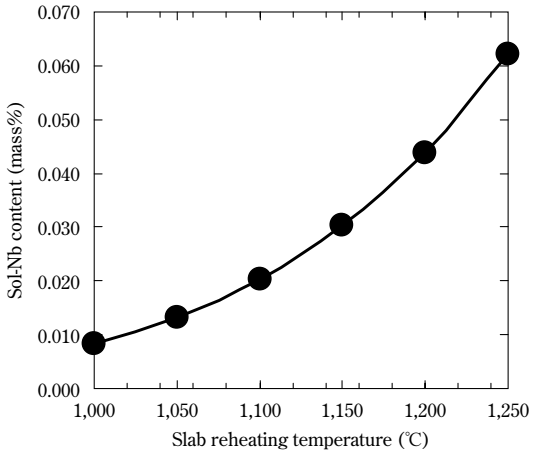


図 3 スラブ加熱温度と計算固溶Nb量との関係
Fig. 3 Relationship between slab reheating temperature and calculated sol-Nb content

計算結果を**図 3** に示す。この結果によると，加熱温度が上昇するにつれて固溶Nb量も増加し，1,100℃では未固溶Nbが残存するのに対して1,150℃では添加Nbが完全固溶するのが分かる。そこで，P21およびP22については加熱温度を変化させ，母材強度に及ぼす固溶Nb量の効果について検証した。

一方，VについてはVの窒化物（VN）が強化に有効であるという報告があり[5]，その効果を検証した。供試材を150kg真空溶製し，**表 6** の条件にて圧延を行った。

3. 結果および考察

3.1 固溶強化の効果検証

各供試材の圧延後の引張試験結果を**表 7** に示す。また，Ceqと強度の関係を**図 4** に示す。固溶強化元素のMnやCuを添加することによってCeqが高くなると，引張強度は向上したが，降伏強度は横ばいか，むしろ低下する傾向を示した。そこで，引張試験の応力—ひずみ曲線を観察したところ，明確に降伏挙動を示さないラウンド型の曲線となっていた。一般的に，このようなラウンドカーブが現れるのはベイナイト単相組織か，もしくは複相組織化した場合であると言われている[1]。供試材の成分系ではベイナイト単一組織とはならず，MA（Martensite—Austenite constituent）が生成した複相組織化していることからMA分率を計測した。その結果，炭素当量Ceqの増加とともにMA分率が上昇していることが分かった（**図 5**）。Ceq増加によるMA分率の上昇が降伏強度の向上を妨げているものと推察される。

この現象については以下のように考えられる。MnおよびCuはフェライトへの固溶によって強化に寄与する。しかしながら，オーステナイト中にも濃縮すると考えた場合，オーステナイト相は硬質相であるMAへと変化しやすくなる。このため，組織は軟質なフェライトと硬いMAの複相組織となる。さらに，MAが変態する際に発生する体積変化によって軟質のフェライトが塑性変形を

表 7 引張試験結果
Table 7 Tensile test result

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)
S0	514	643
S1	529	710
S2	489	695
S3	521	737

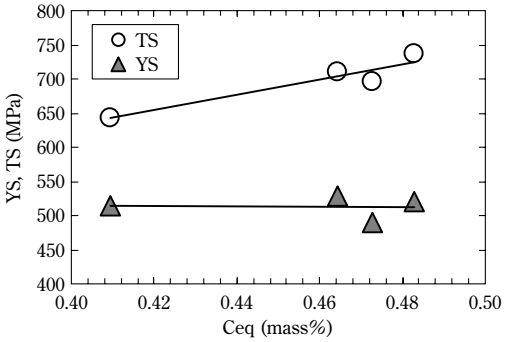


図 4 供試材の炭素当量と強度の関係
Fig. 4 Relation between Ceq and tensile properties

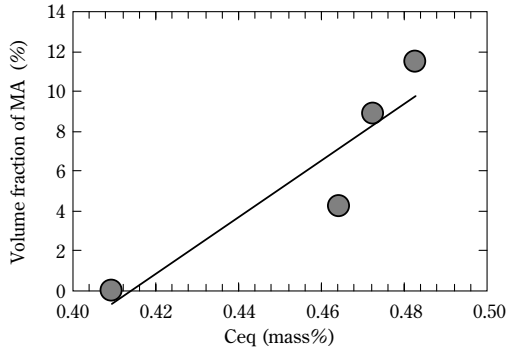


図 5 供試材の炭素当量とMA分率の関係
Fig. 5 Relationship between Ceq and volume fraction of MA

起こし，MAの界面に可動転位が生じる[1)]。この可動転位は小さな応力でも容易に運動するため，引張試験においては，可動転位によって降伏強度が低下するものと考えられる。

以上より，MA分率を上昇させる固溶強化元素の添加は引張強度向上には効果があるものの，降伏強度向上には効果がないことが分かった。

3.2 転位強化の効果検証

つぎに，α＋γ二相温度域での圧延条件を変化させた実験を行った結果を以下に示す。

3.2.1 α＋γ二相温度域での適正圧下率

α＋γ二相温度域での圧下率を変化させ，強度に及ぼす二相温度域圧下率の影響を調査した。その結果を**図 6**に示す。α＋γ二相温度域において25%の圧下を加えると，二相温度域での圧下がない場合と比較して引張強度が200MPa程度向上している。この強度向上効果は圧下率25%でほぼ飽和し，それ以上の圧下を加えても強化に寄与しないことが分かる。

3.2.2 α＋γ二相温度域の圧延温度域の影響

α＋γ二相温度域において，圧延完了温度FRT（Finishing Rolling Temperature）を変化させて強度に対する影響を調査した。その結果を**図 7**に示す。図中には，X線回折による転位密度測定結果も併記した。FRT

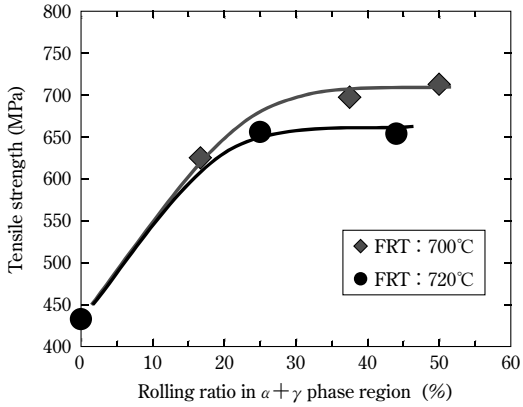


図 6 強度に及ぼすα＋γ二相温度域での圧下率の影響
Fig. 6 Effect of rolling ratio in α＋γ phase region on strength of steel

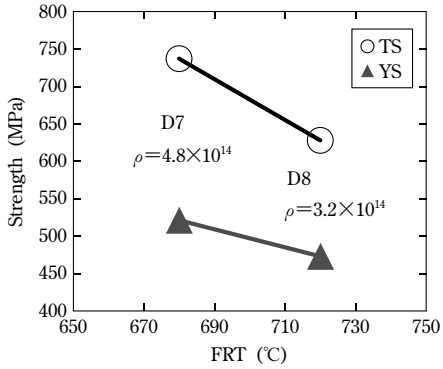


図 7 強度に及ぼすFRTの影響
Fig. 7 Effect of FRT on strength of steel

表 8 引張試験結果
Table 8 Tensile properties

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)
S0	514	643
P1	517	626
P21	604	722
P3	530	656

を680℃まで低下させることにより，引張強度および降伏強度はさらに向上している。転位密度は，FRTが低い方が高く，式（1）のBailey—Hirschの関係と一致することが確認できた。

以上より，引張強度および降伏強度の向上には，α＋γ二相温度域での圧下率が25%程度，FRTは，680℃程度が望ましいと言える。

3.3 粒子分散強化の効果検証

化学成分を変化させて粒子分散強化の効果を検討した。引張試験結果を**表 8**に示す。Mo，V，Nbを添加したP21の引張強度および降伏強度が最も高くなっており，狙いの強度レベルを満たしていることが分かる。

各供試材の抽出残渣（ざんさ）分析を行った結果を**図 8**に示す。Mo，Vの析出量は元素添加量に応じて増加している。Mo_2CおよびVNの母材強度に対する影響は非常に大きく，これらの析出量増加に伴って母材強度が向上していると考えられる。また，P1鋼とP21鋼を比較すると，V添加量が同じでもN添加量によって析出量が異なっている。N添加量の増加とともにVの析出量が増加していることから，VをVNとして強度向上に活用する

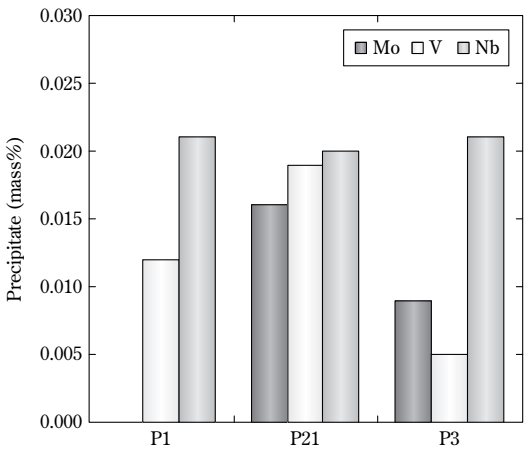


図 8 供試材の析出物分析結果
Fig. 8 Analysis results on precipitation

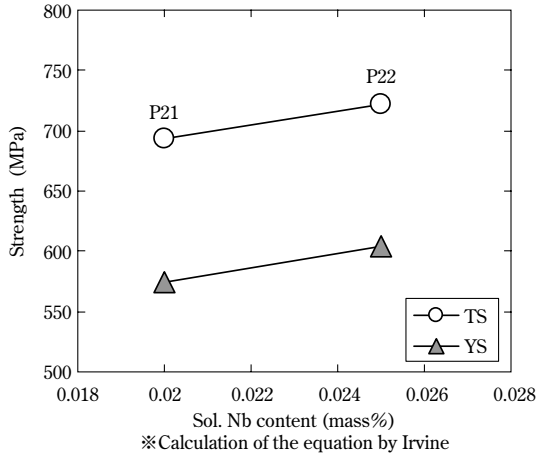


図 9 強度におよぼす固溶Nb量の影響
Fig. 9 Effect of calcurated sol-Nb content on strength of steel

にはVに対応する適切なNの添加が必要であるといえる。

つぎに，固溶Nb量に及ぼす圧延時加熱温度の影響を検討した。その結果を**図 9** に示す。加熱温度が1,100℃のP21に比べて1,150℃のP22は固溶Nb量が多く，引張強度および降伏強度が高くなっている。圧延時の加熱温度を1,150℃とすることによって高強度化することが分かる。これはIrvineの式から計算されるように，今回添加したNbを完全に固溶させるには1,150℃の加熱が必要であり，固溶したNbが圧延後の冷却中に微細に析出し，強度向上に寄与するためであると考えられる。

以上より，粒子分散強化を活用するためには，Mo，VおよびNbを添加することに加えて，VNの析出量を確保するため，Vに対応する適切なNを添加することが必要である。さらに，Nb析出物の強度向上効果を発揮させるためには，加熱段階で完全にNbを固溶させることが重要であるといえる。

4. 高強度鋼の試作検証

以上の検討結果に基づいて化学成分（**表 9**）および製造条件（**表10**）を決定し，高強度鋼の試作を行った。試作材の機械的特性を**表11** に示す。目標どおりの強度特性が確保できていることを確認した。

表 9 開発鋼の化学成分
Table 9 Chemical composition of developed steel (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Mo	Others	Pcm	Ceq
Developed steel	0.10	0.35	1.40	0.20	Cu, Nb, Cr Ti, Nb, V	0.21	0.42

表10 開発鋼の製造条件
Table10 Manufacturing condition of developed steel

Reheating temp. (℃)	Finish rolling		Rolling ratio at $\alpha+\gamma$ (%)
	Thickness (mm)	Temp. (℃)	
1,150	25	680	25

表11 開発鋼の試作結果
Table11 Tensile properties of developed steel

Developed steel	
Tensile properties	
YP (MPa)	TS (MPa)
602	732

むすび＝鋼板の高強度化を目的に，変態強化によらない強化手法として成分，および製造方法の双方から検討し，以下を明確にした。

（1）今回評価を行った固溶強化元素の添加は引張強度向上には有効である。しかしながら，降伏強度に対しては効果がなく，逆にMA生成によってフェライト相との界面に導入される可動転位が増加し，降伏強度は低下する。

（2）$\alpha+\gamma$二相温度域での圧下率は，25%までは引張強度および降伏強度の増加に大きく寄与するが，それ以上の圧下では効果が飽和する。FRTを低温にすることによって転位密度が上昇し，Bailey—Hirschの関係のとおり降伏強度が向上する。

（3）粒子分散強化はMo_2CとVNの効果が大きい。Nbの析出物を活用するためには，Nbの全固溶温度以上に加熱する必要がある。

（4）上記の検討結果を基に工場試作したところ，狙いどおりの特性が得られ，本強化手法の妥当性を検証できた。今後，本取組で得られた知見を活用することにより，様々な分野向けの高強度鋼板が実現できるものと期待される。

参 考 文 献

1） 高木節雄：「降伏強度と組織」研究に関する最近の進歩，第191・192回西山記念技術講座（2007.6），日本鉄鋼協会.
2） 日本金属学会：講座・現代の金属学　材料編　鉄鋼材料，1985.
3） 東田幸四郎：マイクロアロイング鋼の熱間加工時のマイクロアロイングの効果と諸問題，第104・105回西山記念技術講座（1985.5），日本鉄鋼協会.
4） 森山　康：総論，日本溶接学会シンポジウム資料（1983.11）
5） 小指軍夫：制御圧延・制御冷却，地人書館，1997.

（論文）

HAZ靭性に優れた建築構造用低YR型780MPa級円形鋼管の特性と組織制御技術

Mechanical Properties and Microstructural Control of TS 780MPa Steel Pipe with Low Yield Ratio and Excellent HAZ Toughness for Building Structures

山口徹雄*1 Tetsuo YAMAGUCHI　今村弘樹*1 Hiroki IMAMURA　塩飽豊明*2 Toyoaki SHIWAKU　川辺壮一*3 Soichi KAWABE

Recently, since thicker steel pipes with higher tensile strength are being used for large building construction and large spans, TS 780MPa steel pipes with high earthquake-resistant performance are in demand. To meet this demand, we have developed TS 780MPa steel pipes (KSAT®630) with low YR and excellent HAZ toughness. The application of the DQ-N'-T process and a chemical composition low in carbon, plus the inclusion of Mn, Ni, and Cr in steel plates for steel pipes enables multi-phase microstructural control including M-A and refining of the effective grain size in HAZ. As a result, advanced steel pipes formed from developed steel plates satisfied target properties.

まえがき＝近年，建築分野においては，建造物の大形化や大スパン化傾向が強まるにつれて，使用鋼材のさらなる厚肉化，高強度化の要望が高まっている。さらに，設計自由度や意匠性向上の観点から，入力荷重に対する等方性，梁取付けの自由度の高さなど，構造的に優位な高強度厚肉円形鋼管が，主に柱材として中高層～超高層建造物に適用されてきている。

一方，阪神・淡路大震災以降，巨大地震時の倒壊防止を目的として，塑性変形能力の観点での低降伏比（Yield Ratio，以下 *YR* という）化や，破壊の起点となりやすい溶接熱影響部（Heat Affected Zone，以下 HAZ という）での良好な靭性（じんせい）といった建築構造物の耐震安全性向上に関わる特性が建築用鋼材に求められるようになっている。

当社では，上述の状況を踏まえ，耐震安全性向上に寄与する鋼材の提供を目的として，国内最大級のプレス能力を有する佐々木製鑵工業株式会社と共同で HAZ 靭性に優れた低YR型の引張強さ780MPa級円形鋼管（KSAT®630）を開発した。

本稿では，低YR化および高 HAZ 靭性化に向けた鋼管素材鋼板の組織制御技術および開発鋼管の特性について報告する。

1. 開発鋼管の目標特性

本開発鋼管においては，高強度化と耐震安全性向上を目的として以下の特性を具備させることを目標とした（**表 1**）。

1）鋼管加工後での 780MPa 級以上の引張強度（*TS*）の確保
2）適用最大厚 80mm，最小径厚比（*D*/*t*）で 10 という厳しい曲げ加工条件時でも低 YR 特性の具備（*YR*≦90%）
3）円形鋼管シーム溶接継手部（サブマージアーク溶接，入熱 10kJ/mm）での靭性確保（$_vE_0$≧70J）

2. 円形鋼管での低YR化と高HAZ靭性化

2.1 円形鋼管用素材鋼板の目標特性の設定

今回対象としている厚肉，高強度の円形鋼管は素材鋼板をプレスベンド法によって曲げ加工して製造される。曲げ加工により導入されるひずみ量が増すにつれ，塑性

表 1 円形鋼管の機械的性質の目標値
Table 1 Target mechanical and welded joint properties of steel pipes

Thickness(mm)	*D*/*t*	Mechanical properties				Welded joint properties	
		Tensile properties			Charpy impact properties	Tensile properties	Charpy impact properties
		YS (MPa)	*TS* (MPa)	*YR* (%)	$_vE_0$ (J)	*TS* (MPa)	$_vE_0$ (J)
≦80	10≦	630≦	780～930	≦90	70≦	780≦	70≦

Tensile test specimen : JIS Z 2201 No.4 1/4t
Charpy impact test : JIS Z 2242 V-notch 1/4t

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部　*2 神鋼リサーチ株式会社　*3 佐々木製鑵工業株式会社

変形による加工硬化は大きくなり，鋼管加工後には *YS* の上昇に伴い，*YR* が上昇する。したがって，鋼管加工後の低 *YR* 化のためには素材鋼板の *YR* を低減することが不可欠である。

そこで，**表 2** に示す従来の調質型 780MPa 級鋼の成分に二相域焼入れ（Q'）を施し，低YR化させた供試鋼を用いて鋼管加工時の曲げひずみ量と *YR* の変化を調査した。結果を**図 1** に示す。*D*/*t* が 10 という最小径厚比で想定される 1/4*t* 位置での曲げひずみ量は 5.6%相当であり，その曲げ加工条件において*YR*≦90%を確保するには，素材鋼板の *YR* を 80%以下とする必要があることがわかる。本開発においては鋼管加工によるばらつきも考慮し，素材鋼板の *YR* の目標を 75%以下に設定した。

また，溶接継手部靭性については，成分の影響が支配的であり，鋼管加工により変化しないため，素材鋼板の成分設計にて HAZ 靭性を確保することとした。以上より，耐震安全性と高強度を両立させる鋼管を実現するために設定した素材鋼板の目標を**表 3** に示す。

2.2　素材鋼板の極低YR化のための製造方法検討

590MPa以上の高強度建築構造用鋼板で低YR化を実現するための製造プロセスとしてはこれまで，**図 2** に示すような二相域での焼入れを含む多段熱処理（DQ—Q'—T）が適用されてきた[1), 2)]。これは，DQ 時に生成して Q' 時に逆変態せず，高温焼戻しを受ける焼戻しベイナイト（軟質相）と，Q' 時に逆変態して生成したベイナイト（硬質相）の複相組織とすることによって *YR* の低減を図ったものであり，780MPa 級素材鋼板の *YR* は図 1 のとおり80%程度である。低YR化には軟質相と硬質相の硬さ比の増大が有効である[3)]ことから，さらなる鋼板の極低 YR 化のためには，硬質相の硬さをさらに増加させることが効果的であると考えられる。そこで，ベイナイトや焼戻しマルテンサイトより硬さの高い島状マルテンサイト（Martensite—Austenite constituent，以下 M—A という）を硬質相として積極的に活用することとした。

M—A は，オーステナイトからの拡散変態の進行に伴い，未変態オーステナイトへのカーボンの局部的な濃縮によって生成する。そのため，M—A を生成させるには，二相域加熱後を Q' のような水冷ではなく，冷却速度の遅い空冷とする二相域焼準（DQ—N'—T，**図 3**）を適用し，**図 4** に示すように二相域加熱後の空冷中に逆変態オーステナイトへのカーボンの局部的な濃縮を促進させることが有効と考えた。**図 5** に表 2 と同じ成分の供試鋼を用いて各熱処理法での *TS*—*YR* バランスを調査した結果を示す。N' を適用することにより，素材鋼板に対する *YR* の目標である70%程度という極低 YR 特性を実現できることがわかる。しかしながらこの成分では，二相域加熱後の空冷時に軟質なポリゴナルフェライトも析出し，その *TS* は 720MPa 程度にとどまっている。したがって，N' を適用して極低YR特性を具備しつつ，780MPa 級鋼としての強度を確保するには焼入れ性をさらに高める必要がある。

2.3　素材鋼板の成分系の検討

図 6 に今回適用を検討しているDQ—N'—Tプロセスに近い Q—N'—T（Q：オフライン再加熱焼入—N'—T）における 780MPa 級鋼板の引張特性におよぼす焼入れ性倍数（合金元素を添加したときの理想臨界直径と，添加しないときの理想臨界直径との比）*DI* の影響を示す[4)]。ここで，*DI* は鋼の焼入れ性を示す指標で丸棒試験片が中心部までマルテンサイト変態する最大直径［inch］のことであり，添加元素の種類や量の影響を受ける。*DI* が増加

表 2　試作鋼の化学成分と熱処理方法
Table 2　Chemical compositions and heat treatment of steel

Chemical compositions (mass%)						Heat treatment
C	Si	Mn	P	S	others	
0.13	0.25	0.85	0.009	0.003	Cu, Ni, Cr, Mo, V, B	DQ-Q'-T

DQ : Direct Quenching
Q' : Inter-critical reheating and Quenching
T : Tempering

表 3　鋼管用素材鋼板の機械的性質目標値
Table 3　Target mechanical and welded joint properties of steel plates for steel pipes

Mechanical properties		Welded joint properties	
Tensile properties		Tensile strength	Charpy impact properties
TS (MPa)	*YR* (%)	*TS* (MPa)	$_vE_0$ (J)
780～850	≦75	780≦	70≦

Tensile test specimen : JIS Z 2201 No.4 1/4t
Charpy impact test : JIS Z 2242 V-notch 1/4t

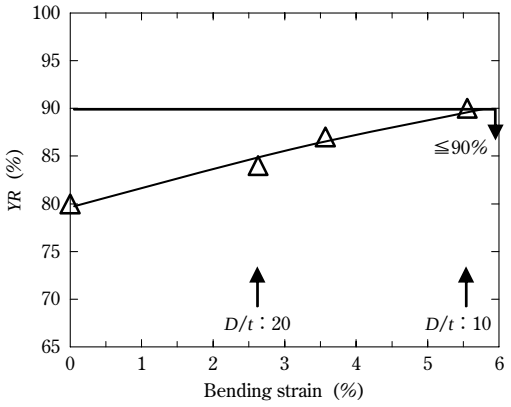


図 1　曲げひずみが*YR*におよぼす影響
Fig. 1　Effect of bending strain on yield ratio (*YR*)

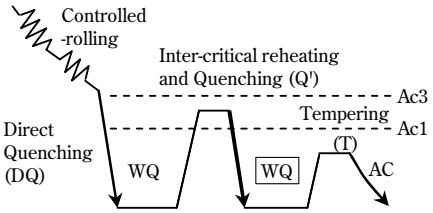


図 2　多段熱処理（DQ—Q'—T）の模式図
Fig. 2　Schematic illustration of multiple heat treatment (DQ-Q'-T)

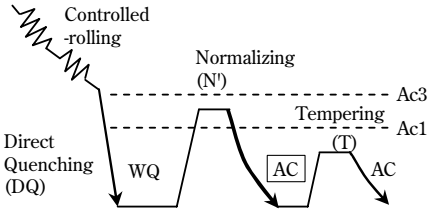


図 3　多段熱処理（DQ—N'—T）の模式図
Fig. 3　Schematic illustration of multiple heat treatment (DQ-N'-T)

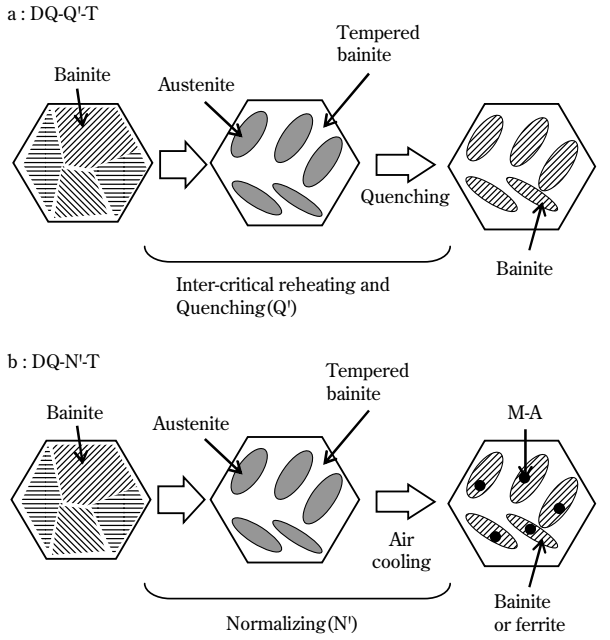


図 4　多段熱処理（a : DQ—Q'—T, b : DQ—N'—T）による組織制御の模式図

Fig. 4 Schematic illustration of microstructural control by multiple heat treatment (a : DQ-Q'-T, b : DQ-N'-T)

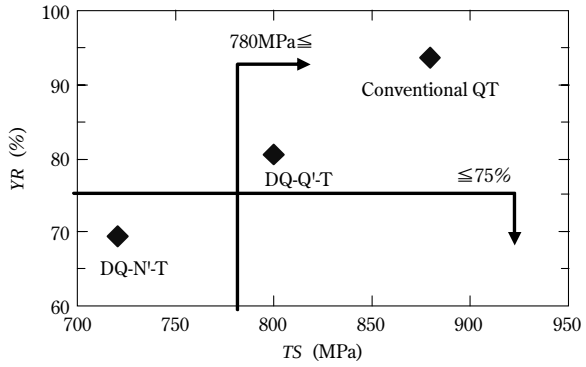
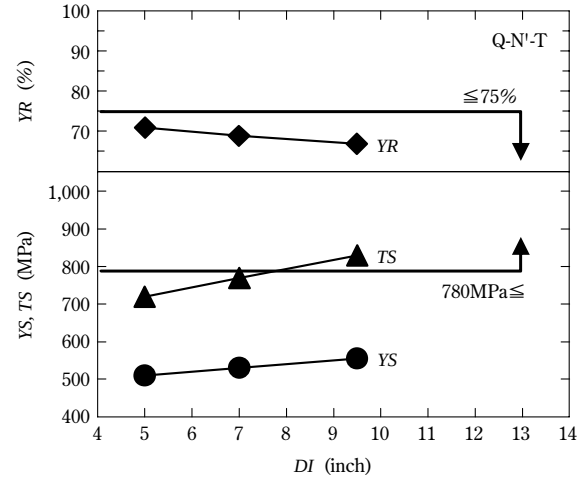


図 5　種々の熱処理方法での *TS* と *YR* の関係

Fig. 5 Typical relationship between *TS* and *YR* of each multiple heat treatment



$^{*}DI = 1.16 \times (C/10)^{1/2} \times (0.7 \times Si + 1) \times (5.1 \times (Mn - 1.2) + 5) \times (0.35 \times Cu + 1) \times (0.36 \times Ni + 1) \times (2.16 \times Cr + 1) \times (3 \times Mo + 1) \times (1.75 \times V + 1) \times (200 \times B + 1)$

M : M(mass%)

図 6　780MPa 級鋼板の引張特性における *DI* の影響[4)]

Fig. 6 Effects of *DI* on tensile properties of HT780 (thickness : 50mm, *t*/4)

するのに伴って強度は増加し，*YR* は低下する傾向が確認された。また，780MPa 級としての強度を安定して確保するには *DI* は 9 inch 以上が必要なことがわかる。しかしながら，表 2 に示したような従来の調質型 780MPa 級鋼板の成分ではカーボン量が 0.1%を超えている。このため，耐溶接割れ性や HAZ 靭性の劣化を招くことが懸念されることから，焼入れ性向上のためにさらに合金元素を添加することは困難である。

一方，当社では，590MPa 級以上の高強度鋼における HAZ 靭性改善技術として，「低カーボン多方位ベイナイト技術」[5)] を確立している。この技術は，従来の 780MPa 級鋼に対し，カーボン量を 1/2 以下とするとともに弱炭化物生成元素である Mn，Ni，Cr を積極的に添加し，HAZ の組織単位の方向をランダム化することによって破壊の抵抗を上げる技術である。これにより，従来の調質型 780MPa 級鋼板に対して耐溶接割れ性と HAZ 靭性を大幅に改善することが可能である。そこで，強度確保と HAZ 靭性両立の観点からこの技術に基づいた成分系とすることとした。

3. 素材鋼板と円形鋼管の特性

2 章で述べた検討結果を踏まえ，耐震安全性に優れた低YR型780MPa級円形鋼管用素材を製造した。まず，成分は良好なHAZ靭性が得られる「低カーボン多方位ベイナイト技術」を適用し，極低YR特性と高強度を両立させる目的から *DI* を10 inchとした（**表 4**）。そして，この成分を有する鋼片に制御圧延および加速冷却を施し，厚さ80mmの厚鋼板とし，二相域焼準を実施することによって円形鋼管用素材鋼板とした。

表 5 に素材鋼板の機械的性質を示す。780MPa 級の強度と71%という極低YR化との両立が図られている。**図 7** に開発鋼板の組織写真を示す。比較として二相域焼入れを実施した従来鋼の組織も示す。ナイタール腐食の結果，いずれの鋼板も地の組織は微細な焼戻しベイナイト組織となっていることがわかる。一方，レペラ腐食の結果，二相域焼準を適用した開発鋼には微細に分散した M—A が認められ（図中の矢印部），図 4 に示した狙いどおりの組織となっていることを確認した。以上のような組織の実現により，極低YR特性と780MPa級の強度を両立できたものと考えられる。

表 4　開発鋼の化学成分

Table 4 Chemical compositions of developed steel

Chemical compositions (mass%)						*DI* (inch)
C	Si	Mn	P	S	others	
0.05	0.26	2.01	0.007	0.002	Cu, Ni, Cr, Mo, Ti, B	10.03

表 5　開発鋼板の機械的性質

Table 5 Mechanical properties of developed steel plate

Thickness (mm)	Mechanical properties				
	Tensile properties			Charpy impact properties	
	YS (MPa)	*TS* (MPa)	*YR* (%)	$_{v}E_{0}$ (J)	$_{v}T_{rs}$ (℃)
80	582	814	71	240	−125

Tensile test specimen : JIS Z 2201 No.4 1/4t
Charpy impact test : JIS Z 2242 V-notch 1/4t

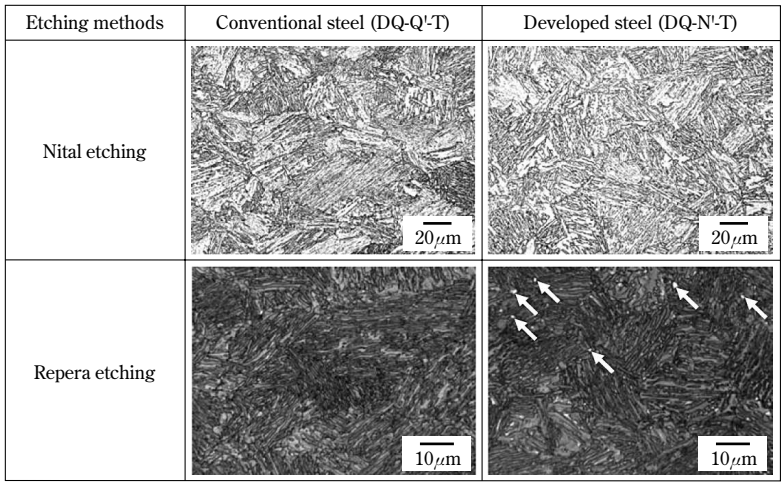


図 7 開発鋼の組織
Fig. 7 Microstructure of developed steel

表 6 開発鋼管の機械的性質
Table 6 Mechanical properties of developed steel pipe

Wall thickness (mm)	D/t	Mechanical properties				
		Tensile properties			Charpy impact properties	
		YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	${}_vE_0$ (J)	${}_vT_{rs}$ (℃)
80	10	777	899	86	195	−94
80	15	751	890	84	205	−100
80	20	720	875	82	202	−106

D/t : Diameter of steel pipe/Wall thickness
Tensile test specimen : JIS Z 2201 No.4 1/4t from surface
Charpy impact test : JIS Z 2242 V-notch 1/4t from surface

表 7 開発鋼管のシーム溶接条件と継手性能
Table 7 Welding conditions and mechanical properties of seam welded joints (SAW)

Wall thickness (mm)	D/t	Shapes and dimensions of groove	Welding conditions	Tensile properties		Charpy impact properties	
				TS (MPa)	Fracture position	V-notch position	${}_vE_0$ (J)
80	10	59°, 80mm, 59mm, 4mm, 17mm, 57°	Welding consumable : PF-H80AK/US-80LT Heat input : ～9.3kJ/mm Preheat : 75℃ Inter pass temp : 100～200℃	854 850	HAZ HAZ	WM	122
						FL	215
						HAZ1mm	191
						HAZ3mm	238

WM : Weld metal FL : Fusion line HAZ : Heat affected zone
Tensile test : JIS Z 3121 No.1
Charpy impact test : JIS Z 2242 V-notch

つぎに，開発鋼板を素材として佐々木製罐工業が有する15,000トンプレス機にてプレスベンド法により製缶加工を行った。得られた円形鋼管の機械的性質を**表 6** に示す。D/t で10という本開発で想定した曲げ加工度の最も厳しい条件においても86%と十分に低い YR 特性を達成できている。また，D/t で 15，20 程度の曲げ加工であれば，JIS の建築構造用炭素鋼鋼管（STKN）に匹敵する低YR特性（YR≦85%）が得られている。

表 7 にシーム溶接におけるサブマージアーク溶接（SAW）条件，溶接継手引張特性，およびシャルピー衝撃試験特性を示す。継手強度は 780MPa 以上を十分に満足している。一方，HAZ 靭性は，従来の調質型 780MPa 級鋼板では HAZ 部靭性確保の観点から最大入熱が 5 kJ/mm以下に制限されているのに対し，約 2 倍となる入熱9.3kJ/mmの溶接を適用しても，本開発鋼管では 0 ℃でのシャルピー吸収エネルギーはHAZ部のいずれの位置でもほぼ200Jの良好な値を示しており，目標の70J以上を十分に達成できていることを確認した。

むすび＝最大厚 80mm において，径厚比が小さく曲げ加工度が大きい場合でも安定して低YR特性を有し，HAZ 部の靭性も良好な耐震安全性に優れた 780MPa 級円形鋼管 KSAT630 を開発した。開発鋼管は東京スカイツリー®（東武タワースカイツリー株式会社などの商標）のゲイン塔に適用されている。今後も設計自由度や意匠性，耐震安全性に優れた建築構造物への適用拡大が期待される。

参 考 文 献

1） 鹿内伸夫ほか：鉄と鋼，Vol.76 （1990），p.89.
2） 徳納一成ほか：新日鉄技報，No.365（1997），p.37.
3） 小林克壮ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.58, No.1（2008），p.52.
4） 岡野重雄ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.42, No.3（1992），p.6.
5） 畑野　等ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.54, No.2（2004），p.105.

（論文）

冷間成形円形鋼管および角形鋼管柱梁接合部の設計方法

Design Technology for Column to Beam Connection of Circular Hollow Section and Square Hollow Section Steel Columns

松下政弘*1 Masahiro MATSUSHITA　高田武之*2 Takeshi TAKADA　今村弘樹*3 Hiroki IMAMURA　塩飽豊明*4 Toyoaki SHIWAKU　佐々木靖文*5 Yasufumi SASAKI　田中　剛*6(工博) Dr. Tsuyoshi TANAKA

The column-to-beam connections in a steel-structure building require the development of a reasonable design approach that attempts to decrease the amount of processing and welding. Kobe Steel has paid attention to the problem of the non-through type of column and developed a method of designing circular hollow section steel columns without diaphragms and square hollow section steel columns with exterior ring diaphragms to improve productivity and gain more freedom in architectural planning.

まえがき＝鋼構造建築物のラーメン骨組は，柱材，梁材およびダイアフラムで構成される柱梁接合部を有しており，地震時の揺れによってこうした接合部には大きな応力が生ずる。そのため，溶接箇所が集中する柱梁接合部の性能・品質は，建築物全体の耐震性能を大きく左右する。

柱梁接合部で採用されているダイアフラム形式のなかで，現在最も多用されている通しダイアフラム形式（非柱貫通タイプ，**図1**（a））は，接合する梁のせいが異なるとダイアフラム数が増加するため，接合部の構成が複雑化して加工工程および溶接量が増加することがある[1)]。さらに，コンクリート充填鋼管構造においてはコンクリートの充填性が悪化する懸念がある。こうしたことから，施工性および品質確保に優れた合理的な柱梁接合形式，およびその設計手法の開発が求められている。

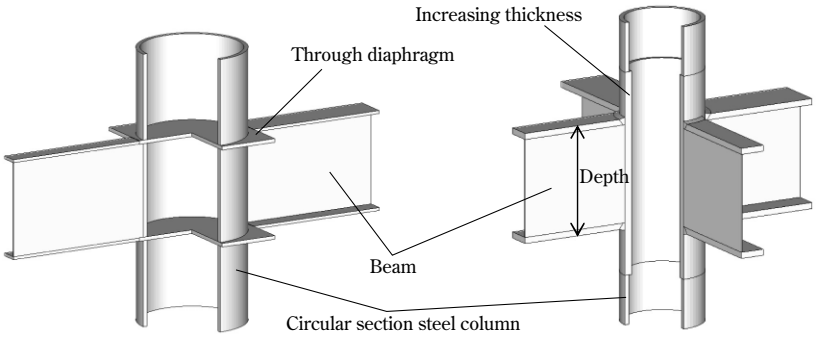
円形鋼管柱に対しては，柱を切断せずに柱梁接合部を構成できる柱貫通タイプ（図1（b））として，柱梁接合部に鋳造鋼管を用いたノンダイアフラム形式の研究実績がある。しかしながら，現在広く使用されている冷間プレス成形円形鋼管を用いた場合の設計方法はまだ確立されていない。また，角形鋼管柱では外ダイアフラム形式の設計手法が一般化しているが，外ダイアフラムの平面的な寸法が大きく，外壁や設備配管との干渉が避けられない。

本稿では，柱貫通タイプの柱梁接合形式として，接合部円形鋼管の板厚を増加させるノンダイアフラム形式，およびダイアフラムの平面的な寸法を最小化した角形鋼管柱用外リングダイアフラム形式を提案するとともに，新たな局部耐力評価式を実験的および解析的に検討した結果を報告する。

1. 柱梁接合部の設計

柱梁接合部の設計では，梁材の降伏曲げモーメントおよび全塑性曲げモーメントに対して，鋼管柱およびダイアフラムの局部耐力が短期（地震時，暴風時など）許容応力内であること（式（1）），および保有耐力接合が成立すること（式（2））の確認が必要である。

$$ {}_{j}M_{y} \geq {}_{b}M_{y} \quad \cdots\cdots (1) $$



（a）通しダイアフラム形式（非柱貫通タイプ）
(a) Through diaphragm (non-through column type)

（b）ノンダイアフラム形式（柱貫通タイプ）
(b) Non-diaphragm (through column type)

図1 柱梁接合部の概要
Fig. 1 Column-to-beam connection

*1 鉄鋼事業部門　厚板商品技術部　*2 鉄鋼事業部門　建設技術部　*3 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部　*4 神鋼リサーチ㈱　*5 佐々木製罐工業㈱
*6 神戸大学大学院工学研究科　教授

表 1 接合部係数
Table 1 Connection-Coefficient

${}_bF$ (Design strength of beam)	α
235 (MPa)	1.3
325～385 (MPa)	1.2
440 (MPa)	1.15

表 2 適用範囲
Table 2 Application range

D (mm)	400～2,000
D/t_c	10～20
B/D	0.3～0.7
Strength (MPa)	400～590

D：Diameter of steel pipe, t_c：thickness of steel pipe, B：Flange width

$_jM_y$：接合部の降伏曲げ耐力（$=P_y \cdot H_b$）
$_bM_y$：梁の降伏曲げ耐力
P_y：接合部の降伏耐力
H_b：梁フランジの板厚中心間距離

$$_jM_u \geq \alpha \cdot {}_bM_p \quad \cdots\cdots (2)$$

$_jM_u$：接合部の最大曲げ耐力（$=P_u \cdot H_b$）
$_bM_p$：梁の全塑性曲げ耐力
P_u：接合部の最大耐力
α：接合部係数（**表 1** による）

次章以降では，円形鋼管柱および角形鋼管柱の柱梁接合における降伏耐力（P_y）および最大耐力（P_u）の評価方法について述べる。

2. ノンダイアフラム形式円形鋼管柱

本形式の接合部は図 1（b）に示すように，円形鋼管の柱梁接合部肉厚を増加させることによって接合部を適切に補強し，梁材を円形鋼管柱に直接溶接接合することができる。本章では，円形鋼管柱の本接合部における肉厚および増厚範囲を合理的かつ安全に決定するための設計方法として耐力式を提案する。

対象とする円形鋼管柱および H 形梁材の適用範囲を**表 2** に示す。

2.1 単純模型引張実験

まず，接合部の局部耐力および破壊モードを確認するため，**図 2** に示す単純模型試験体を用いた引張試験を行った。実験因子は，①径厚比，②補強部長さ，③フランジ両端部開先形状，④コンクリート充填の有無である。**表 3** に試験体一覧を示す。梁端部（接合部）の開先形状は，K 形（K type，図 2（b））に加え，実構造物を想定したレ形（L type，図 2（c））の 2 種類とした。載荷方法は円形鋼管に溶接接合したフランジ鋼板端部への引張荷重とし，荷重および変形量を測定した。

図 3 および**表 4** に実験結果を示す。ここで，降伏耐力 $P_y{}^T$ および塑性耐力 $P_p{}^T$ は，接線剛性が初期剛性 K の 1/3（図 3 の○）および 1/6（図 3 の●）に低下した時点の

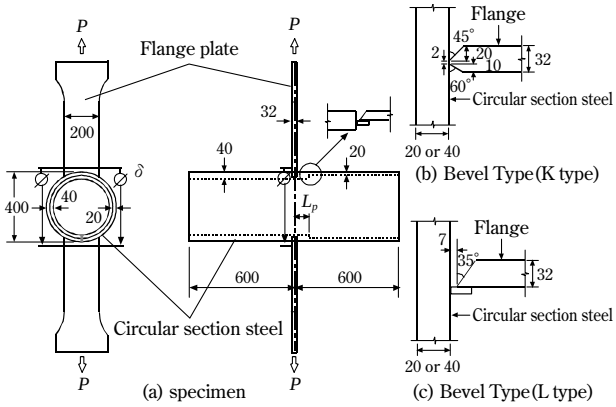


図 2 単純模型引張実験
Fig. 2 Simplified model specimen

荷重であり，$P_{max}{}^T$ は実験における最大荷重である。また，δ_y，δ_p および δ_{max} は，それぞれ $P_y{}^T$ 時，$P_p{}^T$ 時および $P_{max}{}^T$ 時のフランジ幅中心部分における円形鋼管柱外表面の変形量を示す。図 3 より，補強部長さを 0.6D とした試験体は，全長を増厚した試験体とおおむね同等の荷重変形関係を示した。開先形状の違いにおいては，最大耐力に対してレ形開先が K 形開先より 18%ほど下回ったものの，変形量が 20mm 程度までは耐力に及ぼす影響は認められなかった。コンクリート充填の影響としては，弾性剛性，降伏耐力，塑性耐力および最大耐力は増大する一方で，最大耐力時の変形量は減少した。

破壊は，全試験体とも溶接部始終端に生じた延性き裂を起点とした破壊が発生し，延性き裂が板厚方向に進展して鋼管柱を貫通するケース（破壊モード C，**図 4**（a））と，延性き裂が脆性き裂に転化し，溶接部が脆性破壊したケース（破壊モード W，図 4(b)）の 2 種類となった[1)]。

2.2 既往の耐力式による降伏耐力評価方法

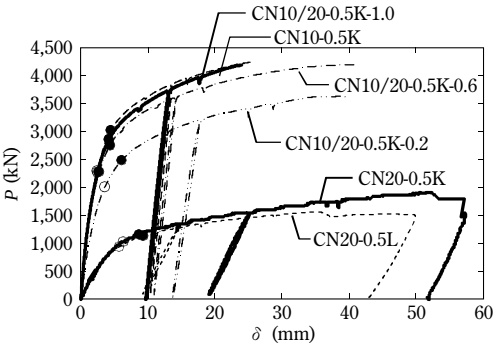
日本建築学会「鋼管構造設計施工指針･同解説」には，中空鋼管（$D/t_c \geqq 15$，式（3））およびコンクリート充填鋼管（$D/t_c \geqq 20$，式（4））の接合部耐力式が示されており，ノンダイアフラム形式の接合部耐力評価では，耐力式に含まれる外リングダイアフラムのせいを 0 として降

表 3 試験体一覧
Table 3 List of specimens

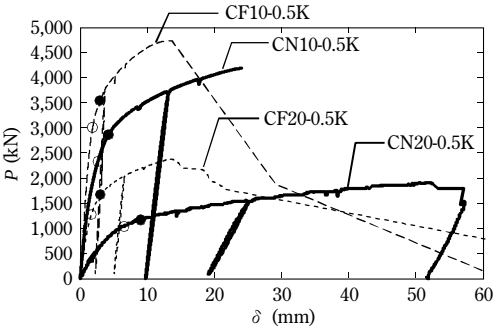
Specimen	CHS：STKN400B (plate：SN400C)		Flange width (K-TEN780A)		Lengthened length L_p(mm)	Concrete	Bevel type
	$D\times t_c$ (mm)	D/t_c	B (mm)	B/D			
CN20-K CN20-L CF20-K	400 × 20	20	200	0.5	—	filled	K L K
CN10-K CF10-K	400 × 40	10			—	filled	K
CN10/20-K-0.2 CN10/20-K-0.6 CN10/20-K-1.0	400×40 (connection) 400 × 20 (except connection)	10 20			0.2D 0.6D 1.0D		K

表 4 実験結果
Table 4 List of test results

specimen	K (×10³ MPa)	P_y^T (kN)	P_p^T (kN)	P_{max}^T (kN)	P_u (kN)	δ_y (mm)	δ_p (mm)	δ_{max} (mm)	Fracture mode
CN20-K	242	1,040	1,160	1,910	1,148	6.1	8.2	52.2	C
CN20-L	243	950	1,140	1,570	1,083	5.8	9.3	35.3	
CF20-K	1,180	1,280	1,670	2,370	2,136	1.6	3.0	13.5	
CN10-K	1,420	2,280	2,860	4,190	3,367	2.5	4.2	24.0	W
CF10-K	2,170	3,000	3,240	4,720	4,411	1.8	2.9	13.7	
CN10/20-K-0.2	860	2,010	2,490	3,630	2,693	3.6	6.1	39.2	W
CN10/20-K-0.6	1,180	2,280	2,760	4,200	3,237	2.8	4.4	40.8	
CN10/20-K-1.0	1,490	2,300	3,020	4,260	3,479	2.5	4.5	26.1	

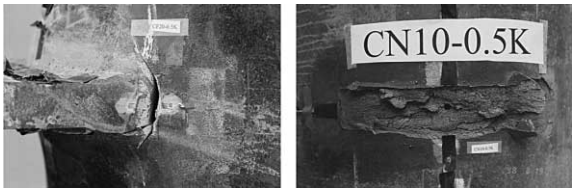


(a) 中空鋼管
(a) Circular hollow section



(b) コンクリート充填
(b) Concrete filled section

図 3 荷重—変形関係
Fig. 3 Relationship between load and local displacement



(a) CF20-K (b) CN-10K

図 4 破壊状況の例
Fig. 4 Examples of fracture aspect

伏耐力 P_a を評価した。

$$P_a=1.5\cdot\left(3.28\frac{B}{D}+1.43\right)\cdot t_c\cdot\sqrt{t_f\cdot t_c}\cdot{}_cF \cdots\cdots(3)$$

$$P_a=1.5\cdot1.44\cdot\frac{D}{B}\cdot\left\{\left(0.63+0.88\frac{B}{D}\right)\cdot\sqrt{D\cdot t_c}+t_f\right\}\cdot t_c\cdot{}_cF \quad \cdots(4)$$

${}_cF$：鋼管の基準強度
t_c：接合部円形鋼管柱板厚
t_f：梁フランジ板厚

図 5 に単純模型引張実験結果と既往の耐力式との対応関係を示す。中空鋼管については $10\leqq D/t_c\leqq15$ においても適切に評価できたが，コンクリート充填鋼管については過小評価することがわかった[1)]。

2.3 有限要素法による数値解析

単純模型引張実験では 400MPa 級の円形鋼管を使用したが，他の強度クラスの鋼種や径厚比などの因子に対する各耐力を確認するため，有限要素法（FEM）による数値解析を実施した。数値解析では，対称性を考慮して 1/4 構造を対象にソリッド要素を用いてモデルを行い（**図 6**），汎用市販ソフト ABAQUS（Version6.7-2）を使用した。材料特性は，引張試験より得られた公称応力—公称歪（ひずみ）関係を真応力—真歪関係に換算し，多直線近似したものを用いた[1)]。

図 7 に解析結果と実験結果の比較を示す。FEM解析により，実験結果を精度よく再現できることを確認した。

表 3 の試験体に加え，新たに**表 5** に示す材料および寸法因子の全ての組合せを対象に解析を実施し，本接合部の降伏耐力 P_y と P_a との関係を D/t_c，B/D および鋼管の基

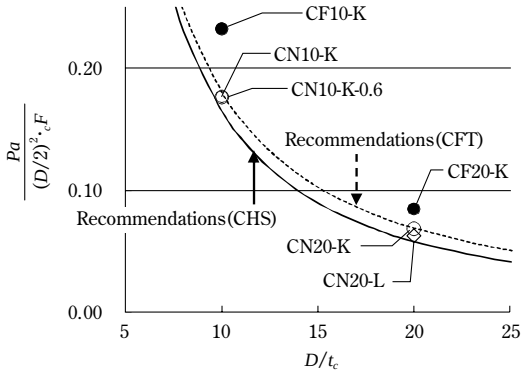


図 5 既往の耐力式との比較
Fig. 5 Comparison with recommendation of design

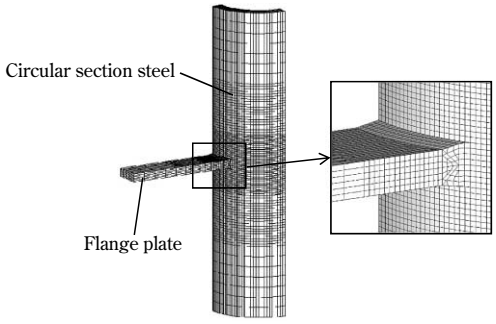
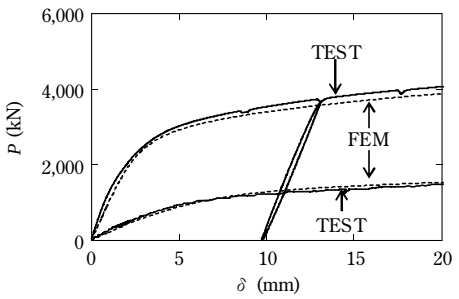
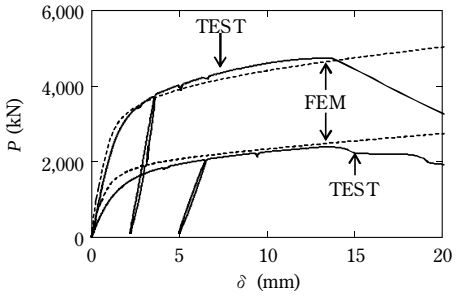


図 6 単純模型FEMモデル
Fig. 6 FEM mesh layout for simplified model



(a) 中空鋼管
(a) Circular hollow section



(b) コンクリート充填
(b) Concrete filled section

図 7 荷重－局部変形関係
Fig. 7 Relationship between load and local displacement

表 5 実験因子
Table 5 Test parameter

item	parameter
CHS strength (MPa)	400, 590
D/t_c	10, 15, 20
B/D	0.3, 0.5, 0.7
concrete	filled, non-filled

準強度 ${}_cF$ について調査した。

2.4 最大耐力 P_u の定義

最大耐力 P_u を，梁フランジ溶接接合部における円形鋼管柱の局部変形が鋼管径 D の 1％（両側 2％）変形時の荷重と定義することにした。これは，単純模型引張試験および FEM解析から得られた最大荷重 P_{max} を最大耐力 P_u として評価すると，径厚比が大きい場合や鋼管強度が高い場合において局部変形が過大となり，接合部の剛性を確保できないためである。

2.5 降伏耐力 P_y の定義

試験体 CN10－K(D/t_c=10) において，1/3K 時の荷重 P_y^T と接合部の最大耐力 P_u の関係は，$P_y^T \fallingdotseq P_u/1.3$ となり，$P_y^T=P_y$ として評価することが可能である。しかしながら，径厚比が大きくなるにしたがって接合部の初期剛性 K は低下し，例えば CN20－K(D/t_c=20) のとき，$P_y^T \fallingdotseq P_u/1.0$ となり，$P_y^T=P_y$ として評価すると梁の降伏曲げ耐力時に局部変形が 1％に達するため危険側である。そこで，本接合部の降伏耐力を

$$P_y=\frac{P_u}{1.3} \quad \cdots\cdots(5)$$

と定義することとし，以降の検討は FEM解析によって得られた降伏耐力 P_y^F（$=P_u/1.3$）にて検討を行った。

2.6 D/t_c が降伏耐力 P_y に及ぼす影響

P_y^F/P_a と D/t_c の関係を**図 8** に示す。ここで，縦軸は P_y^F/P_a を D/t_c=10 のときの値で除して無次元化している。D/t_c が大きくなるにしたがって P_y^F/P_a は減少する傾向にあり，これを近似した式(6)にて式(4)を補正する。

$$\beta_1=1.25-0.02\frac{D}{t_c} \quad \cdots\cdots(6)$$

2.7 B/D が降伏耐力 P_y に及ぼす影響

既往の耐力式には B/D の項が含まれているが，ノンダイアフラム形式においても精度よく耐力を予測できるかどうかについて確認した。

図 9 に P_y^F/P_a と B/D の関係を示す。ここで，縦軸は P_y^F/P_a を B/D=0.5 としたときの値で除して無次元化している。B/D が大きくなるにしたがって P_y^F/P_a は増加する傾向にあり，これを近似した式（7）にて式（3）を補正する。

$$\beta_2=0.34\frac{B}{D}+0.84 \quad \cdots\cdots(7)$$

2.8 鋼管の基準強度 ${}_cF$ が降伏耐力 P_y に及ぼす影響

本接合部では最大耐力 P_u を変形量によって評価することとした。一方で，円形鋼管の強度が上昇するにしたがって弾性変形も増加するため，降伏耐力 P_y は強度比見合いでは上昇しない。

図10 に P_y^F/P_a と鋼管の基準強度 ${}_cF$ の関係を示す。ここで，縦軸は P_y^F/P_a を 400MPa 級円形鋼管の値で除して無次元化している。基準強度 ${}_cF$ が大きくなるにしたがって P_y^F/P_a は小さくなる傾向にあり，これを近似した式（8）にて既往の耐力（式（3））を補正する。

$$\beta_3=1.24-0.0007\,{}_cF \quad \cdots\cdots(8)$$

以上より式（9）を得た。

$$P_y=1.5\left(3.28\frac{B}{D}+1.43\right)\cdot t_c\cdot\sqrt{t_f\cdot t_c}\cdot{}_cF\cdot\beta_1\cdot\beta_2\cdot\beta_3 \quad \cdots(9)$$

なお，コンクリート充填鋼管に対しても同様の検討を実施し，式（10）～（13）の耐力を得た。

$$P_y=1.5\cdot1.44\cdot\frac{D}{B}\cdot\left\{\left(0.63+0.88\frac{B}{D}\right)\cdot\sqrt{D\cdot t_c}+t_f\right\}\cdot t_c\cdot{}_cF\cdot{}_{CFT}\beta_1\cdot{}_{CFT}\beta_2\cdot{}_{CFT}\beta_3 \quad \cdots(10)$$

$${}_{CFT}\beta_1=0.03\frac{D}{t_c}+0.7 \quad \cdots\cdots(11)$$

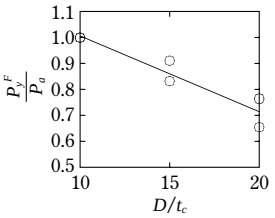


図 8 D/t_c の影響
Fig. 8 Effect of D/t_c

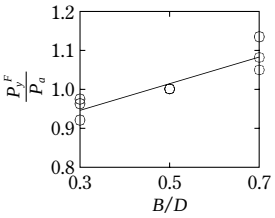


図 9 B/D の影響
Fig. 9 Effect of B/D

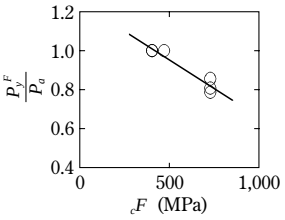


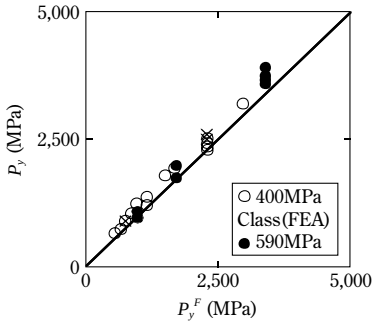
図10 ${}_cF$ の影響
Fig.10 Effect of ${}_cF$

$$_{CFT}\beta_2 = 1.69 - 1.24\frac{B}{D} \quad \cdots\cdots (12)$$

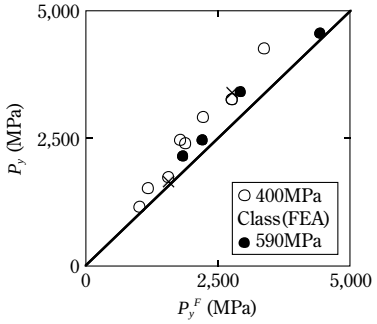
$$_{CFT}\beta_3 = 1.28 - 0.0005_{c}F \quad \cdots\cdots (13)$$

2.9 補正式の確認

図11 に，式（9）および式（10）により得られた降伏耐力 P_y と，FEM解析で得られた本接合部の降伏耐力 P_y^F（$=P_u/1.3$）の関係を示す。プロットしたモデルはストレート鋼管および増厚範囲を0.6Dとした鋼管であり，実験結果もあわせてプロットする。式(9) および式(10) により得られた降伏耐力 P_y は，実験および解析結果と精度よく対応しており，かつ安全側で耐力を評価できる。



(a) 中空鋼管
(a) Circular hollow section



(b) コンクリート充填
(b) Concrete filled section

図11 P_y-P_y^F 関係
Fig.11 Relationship between P_y and P_y^F

3. 外リングダイアフラム形式角形鋼管柱

本章では，**図12** に示す柱梁接合部において，冷間プレス成形角形鋼管（以下，角形鋼管という）をコの字形の2枚の鋼板で補強する外リングダイアフラム形式の耐力評価式を得る目的で実施した単純模型実験および極限解析について述べる。

対象とする外リングダイアフラム形式の接合部角形鋼管柱，H形梁材フランジ，および外リングダイアフラムの適用範囲を**表6** に示す。

3.1 単純模型実験

接合部を単純化した模型試験体を用いて各寸法因子を変化させた実験を行った。試験体形状の例および試験体の一覧を**図13** および**表7** に示す。載荷方法は，試験体を

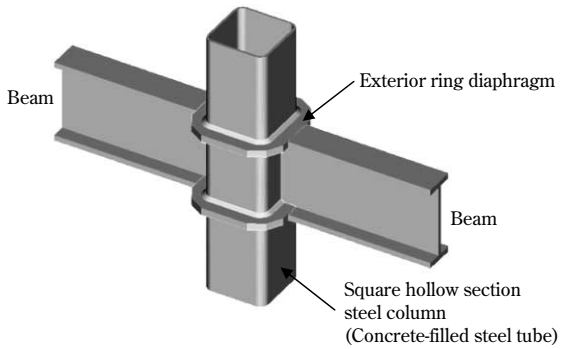


図12 外リングダイアフラム模式図
Fig.12 Exterior ring diaphragm schematic drawing

表6 適用範囲
Table 6 Application range

Column classification		Concrete-filled steel tube
Column	Dia.	400mm≦D≦1,200mm
	Dia.-to-thickness ratio	≦34
	strength	400～590MPa class
Beam	Flange width-to-dia. ratio	0.3≦B/D≦0.7
	strength	400～590MPa class
Exterior ring	Extrusion width-to-Dia. ratio	0.15≦h_f/D≦0.35
	Extrusion width-to-thickness ratio	1.25≦h_f/t_d≦4.7
	strength	400～590MPa class

表7 試験体一覧
Table 7 List of specimens

Specimen symbol	Square section steel column D × t_c	(Material)	Diaphragm h_f × h_s × t_d	(Material)	Flange B × t_b	Loading direction	Concrete filling	Weld S a	(Welding wires)
TM33R-0.5	300 × 9	(BCP325)	75 × 75 × 36	(SN490C)	150 × 28	Tensile	−	24 9	(YGW11)
TM25R-0.5	300 × 12	(BCP325)							
TM16R-0.5	300 × 19	(BCP325)							
TM25R-0.3	300 × 12	(BCP325)	75 × 75 × 36	(SN490C)	100 × 28	Tensile	−	24 17	(YGW11)
TM25R-0.7		(BCP325)			200 × 16			24 6	(YGW11)
TM25L-0.5	300 × 12	(BCP325)	75 × 75 × 16	(SN490C)	150 × 16	Tensile	−	10 6	(YGW11)
TM25H-0.5		(BCP325)	75 × 75 × 50	(SN490C)	150 × 28			34 12	(YGW11)
TS25R-0.5	300 × 12	(BCP325)	45 × 45 × 36	(SN490C)	150 × 16	Tensile	−	24 12	(YGW11)
TL25R-0.5		(BCP325)	105 × 105 × 36	(SN490C)	150 × 28			24 6	(YGW11)
TE25R-0.5	300 × 12	(BCP325)	75 × 30 × 36	(SN490C)	150 × 28	Tensile	−	24 9	(YGW11)
CM25R-0.5	300 × 12	(BCP325)	75 × 75 × 36	(SN490C)	150 × 28	Compressive	−	24 9	(YGW11)
TM16R-0.5/HB	300 × 19	(SA440C)	75 × 75 × 36	(SN490C)	150 × 28	Tensile	−	24 6	(YGW11)
TM16R-0.5/HD	300 × 19	(BCP325)	75 × 75 × 36	(SA440C)				24 12	(YGW21)
TM25R-0.5/C	300 × 12	(BCP325)	75 × 75 × 36	(SN490C)	150 × 28	Tensile	○	24 9	(YGW11)

表 8 試験結果一覧
Table 8 List of test results

Specimen symbol	K (×10³ MPa)	$P_{y(1/3)}$ (kN)	$P_{y(0.15\%)}$ (kN)	P_P^T (kN)	P_u^T (kN)	P_{max}^T (kN)	$\delta_{y(1/3)}$ (mm)	δ_p (mm)	δ_{max} (mm)	$\frac{P_{y(1/3)}}{P_P^T}$	$\frac{P_u^T}{P_P^T}$	$\frac{P_{max}^T}{P_P^T}$
TM33R-0.5	670	884	977	1,020	1,230	1,690	1.81	2.67	36.9	0.87	1.2	1.66
TM25R-0.5	788	1,020	1,130	1,190	1,450	1,860	1.81	2.7	22.8	0.86	1.22	1.57
TM16R-0.5	1,180	1,390	1,540	1,700	2,090	2,560	1.76	2.9	17.7	0.82	1.23	1.51
TM25R-0.3	640	922	946	1,050	1,230	1,670	2.23	3.2	33.6	0.88	1.17	1.59
TM25R-0.7	917	1,160	1,300	1,360	1,620	1,870	1.72	2.7	13.9	0.85	1.18	1.37
TM25L-0.5	466	443	520	537	729	963	1.32	2.2	21.8	0.82	1.36	1.79
TM25H-0.5	962	1,450	1,560	1,680	1,920	2,360	2.12	3.1	25.6	0.86	1.15	1.4
TS25R-0.5	415	714	695	868	958	1,190	2.7	4.3	19.2	0.82	1.1	1.37
TL25R-0.5	1,150	1,310	1,490	1,520	1,900	2,410	1.72	2.1	25	0.86	1.25	1.59
TE25R-0.5	763	960	1,070	1,100	1,350	1,700	1.54	2.5	25.6	0.88	1.23	1.56
CM25R-0.5	810	1,020	1,130	1,160	1,450	1,950	1.77	2.48	30.1	0.88	1.25	1.68
TM16R-0.5/HB	1,150	1,490	1,550	1,810	2,150	2,470	2.07	3.31	11.1	0.83	1.19	1.37
TM16R-0.5/HD	1,150	1,780	1,890	2,110	2,440	2,520	2.2	3.41	6.9	0.84	1.16	1.19
TM25R-0.5/C	1,530	1,080	1,290	1,280	1,700	2,310	1.04	1.69	29.2	0.85	1.33	1.81

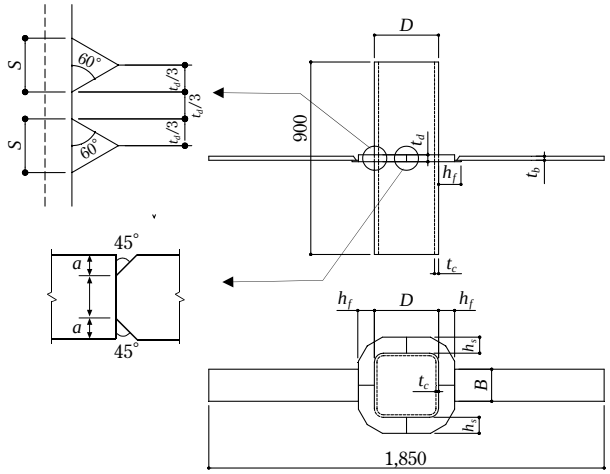


図13 試験体形状
Fig.13 Test specimen

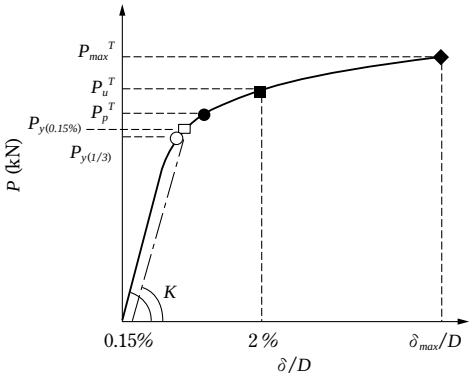
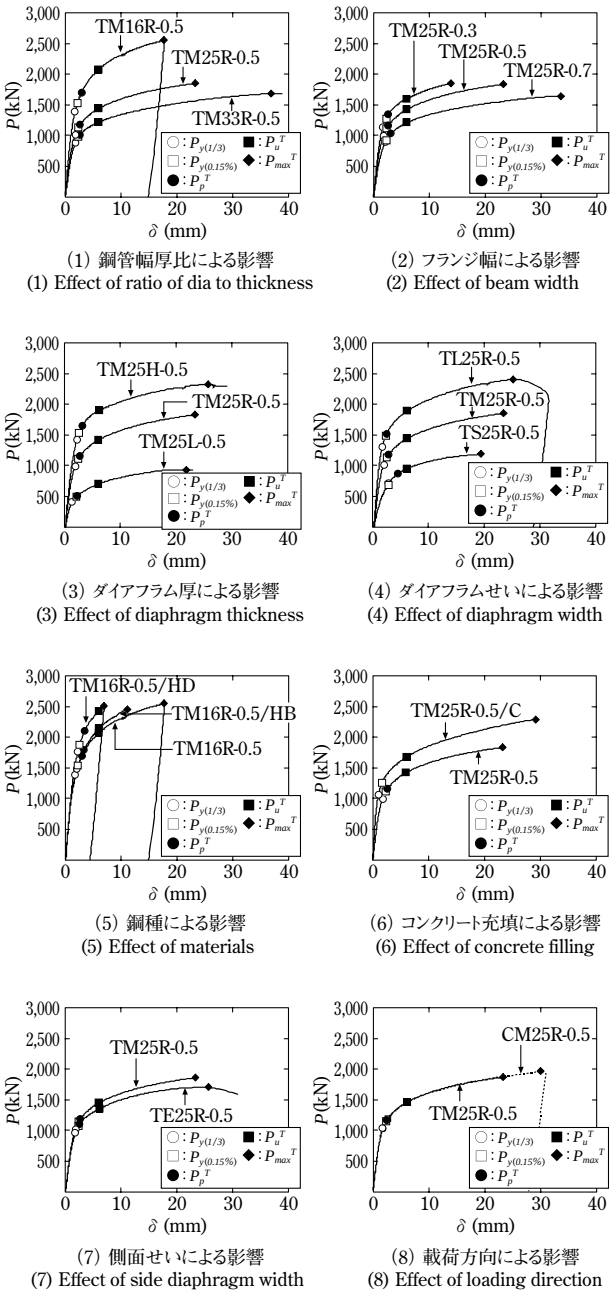


図14 耐力の定義
Fig.14 Definition of stress

油圧式万能試験機にセットし，フランジ鋼板の両端部に引張力または圧縮力を作用させた。試験結果の一覧を**表 8** に示す。同表中の各耐力の定義を**図14** に示す。ここで，P_u^T は終局耐力を示し，片側の局部変形量が鋼管幅の１％（両側２％）になるときの荷重である。

各実験因子による荷重―局部変形関係の比較を**図15** に示す。試験体は終局耐力の 55～75％の荷重で降伏耐力に達し，変形が急増し始める。破壊状況は，**図16** に示すように，リングダイアフラムとフランジにより形成される入隅部に生じたき裂が，溶接線に沿って進展する場



(1) 鋼管幅厚比による影響
(1) Effect of ratio of dia to thickness

(2) フランジ幅による影響
(2) Effect of beam width

(3) ダイアフラム厚による影響
(3) Effect of diaphragm thickness

(4) ダイアフラムせいによる影響
(4) Effect of diaphragm width

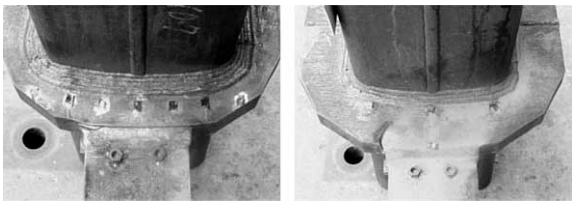
(5) 鋼種による影響
(5) Effect of materials

(6) コンクリート充填による影響
(6) Effect of concrete filling

(7) 側面せいによる影響
(7) Effect of side diaphragm width

(8) 載荷方向による影響
(8) Effect of loading direction

図15 荷重―局部変形関係
Fig.15 Relationship between load and local displacement



(a) TH25H-0.5　　(b) TM16R-0.5/HB

図16 破壊状況の例
Fig.16 Examples of fracture aspect

合とダイアフラム側に進展する場合が観察された。なお，全試験体とも，リングダイアフラムと角形鋼管との異形隅肉溶接部およびリングダイアフラム間の部分溶込み溶接部にき裂は生じなかった。

3.2　極限解析

外リングダイアフラムを用いた角形鋼管柱梁接合部の全塑性耐力を極限解析により誘導する。本稿では**図17**に示すように真の崩壊荷重により近い上界を与える崩壊機構を提案する。ただし，図17に示す機構により得られる崩壊荷重は数値解析解であり，個々の接合部に対してその解を得るには計算が複雑で実用的ではない。そこで，フランジ板を剛体と仮定し，リングダイアフラムの崩壊機構を**図18**に示すものとすることによって，次式に示す崩壊荷重の近似式を導出した。

$$ {}_cP_{p-a}=4{}_cM_p\cdot\left\{\left(\pi+\frac{4}{\pi}(\log_e\kappa_a)^2+\frac{2}{D_m-B}\left(\frac{B}{\kappa_a}+t_d\right)\right)+{}_dN_y\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\cdot h_f-\frac{1}{12}\cdot(D_m-B)\right)\right\} \quad \cdots(14) $$

ここで，

$$ \kappa_a=\frac{1}{2}+\frac{1}{2}\cdot\sqrt{1+\frac{\pi}{2}\cdot\left(\frac{2\cdot B}{D_m-B}\right)},\ {}_cM_p={}_cF\cdot t_c^2/4,\ {}_dN_y={}_dF\cdot t_d $$

${}_dF$：外リングダイアフラムの基準強度

3.3　降伏耐力の推定

実験における全塑性耐力と降伏耐力を比較することにより，降伏耐力の推定方法を検討した。

表8に示す降伏耐力 $P_{y(1/3)}$ と全塑性耐力 $P_p{}^T$ との比より，ここでは式（14）に0.85を乗じて降伏耐力の推定値 P_y とした。すなわち，

$$ P_y=0.85{}_cP_{p-a} \quad \cdots(15) $$

図19に P_y と実験降伏耐力 $P_{y(1/3)}$ および $P_{y(0.15\%)}$ との比較を示す。図19より得られた降伏耐力式は実験結果とよく対応していることがわかる。

3.4　終局耐力の推定

実験における全塑性耐力と終局耐力を比較することにより，終局耐力の推定方法を検討した。

表8に示す終局耐力 $P_u{}^T$ と全塑性耐力 $P_p{}^T$ の比より，ここでは，式（14）に1.15を乗じて終局耐力の推定値 P_u とする。すなわち，

$$ P_u=1.15{}_cP_{p-a} \quad \cdots(16) $$

図20に P_u と実験終局耐力 $P_u{}^T$ の比較を示す。図20よ

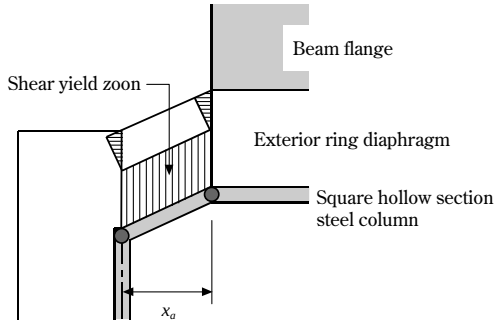


図18 近似式のための崩壊機構
Fig.18 Collapse mechanism for approximate expression

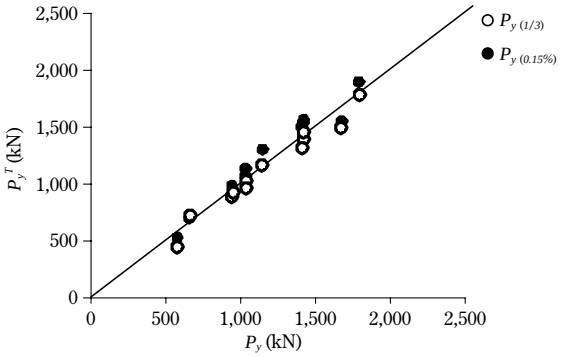


図19 $P_y{}^T$—P_y 関係
Fig.19 Relationship between $P_y{}^T$ and P_y

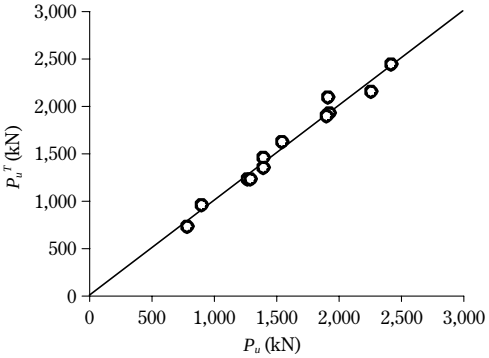


図20 $P_u{}^T$—P_u 関係
Fig.20 Relationship between $P_u{}^T$ and P_u

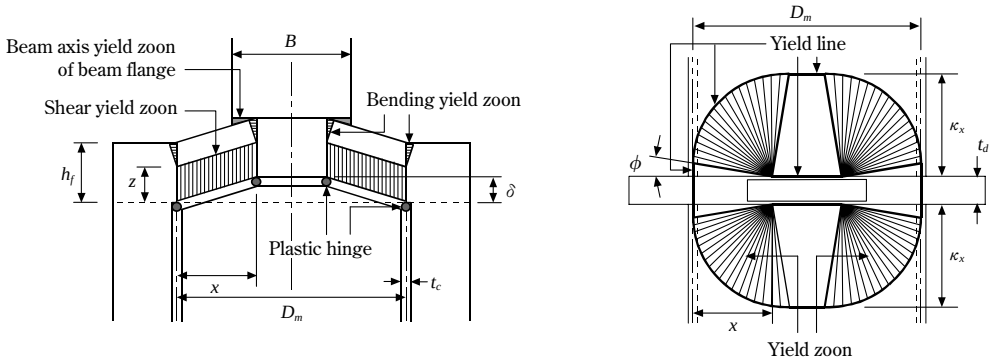


図17 崩壊機構
Fig.17 Collapse mechanism

り得られた終局耐力式は実験結果とよく対応していることがわかる。

むすび＝今回の構造試験およびFEM解析によりノンダイアフラム形式と外リングダイアフラム形式の安全性を確認した。また，十字形架構試験（逆対称荷重）も行っており[2), 3)]，実用上，適用可能であることを確認している。

本稿にて提案した柱梁接合部の設計方法は，(財)日本建築センターにおいて鋼構造評定委員会の構造審査を完了しており，今後の柱梁接合部の製作および施工面における合理化の一助となれば幸いである。

最後に，本設計法を提案するにあたって，非常に有益なご指導を賜った大手前大学田渕基嗣教授（神戸大学名誉教授）に心から謝意を表す。

参　考　文　献

1）高田武之ほか：ノンダイアフラム形式円形鋼管柱梁接合部の局部破壊，鋼構造年次論文報告集，第17巻，pp.571-578，2009年11月.
2）高田武之ほか：ノンダイアフラム形式円形鋼管柱梁接合部の弾塑性挙動，鋼構造年次論文報告集，第18巻，pp.283-290，2010年11月.
3）伊藤綾那ほか：外リングダイアフラム形式角形鋼管柱梁接合部の耐力評価，鋼構造年次論文報告集，第18巻，pp.275-282，2010年11月.

（論文）

ニッケル系耐候性鋼の腐食量予測技術

Corrosion Prediction Method for Ni-added High-performance Weathering Steel

阪下真司*1（工博）　Dr. Shinji SAKASHITA
巽　明彦*1　Akihiko TATSUMI
今村弘樹*2　Hiroki IMAMURA
渕田保司*3　Yasushi FUCHITA
松下政弘*4　Masahiro MATSUSHITA

The use of weathering steel in bridges has been increasing with a view to maintenance reduction. It is important to accurately predict corrosion in order to select the optimum steel for the environment. Kobe Steel has researched and developed a method of corrosion prediction for weathering steels, considering the effect of environmental factors such as air-borne salt and annual mean temperature on corrosion behavior in atmospheric exposure testing. Based on the developed method, a proposal will be advanced for reducing life-cycle costs by applying the use of weathering steel to steel structures.

まえがき＝社会資本としての鋼構造物においてはライフサイクルコストの低減が重要課題となっている。そうしたなか，一般的な防食塗装を施す必要がなく，無塗装で使用できる耐候性鋼の適用が橋梁を中心として広がっている[1)]。耐候性鋼は，銅やニッケルなどの微量添加元素の作用により，使用環境で生成する錆（さび）層による保護性を向上させて腐食の進行を遅らせる鋼材[2)]である。JIS G 3114 に規定されている従来の耐候性鋼（以下，JIS 耐候性鋼という）は，飛来塩分量の目安を 0.05mg/dm^2/day 以下とする腐食性が比較的低い環境で用いられている。

当社は，鋼構造物のミニマムメンテナンスのさらなる進展に寄与する鋼材として，JIS 耐候性鋼の常用環境よりも腐食性の厳しい環境でも適用できるニッケル系高耐候性鋼スーパータイコール W®を商品化し[3)~5)]，実橋への適用を進めてきた[6)]。

耐候性鋼の適用においては，設計使用期間中に進む腐食による板厚の減耗が構造物の耐荷重性能に影響がない範囲にとどめるばかりでなく，使用環境における腐食性に対して必要十分な耐候性を有する適切な鋼材を選定することが初期コスト低減の観点から望まれている。このため，使用環境における鋼材の腐食量を精度良く予測する技術が必要である。そこで当社は，腐食に影響する環境因子および鋼材の耐候性にかかわる材料因子を用いて，任意の使用環境における各種耐候性鋼，とくに JIS 耐候性鋼およびニッケル系耐候性鋼を対象とする腐食量予測技術を構築した。本稿でその概要を紹介する。

1. 実験方法

当社のニッケル系耐候性鋼スーパータイコール W および JIS 耐候性鋼を用いて大気暴露試験を実施した。1 %Ni-Ti 鋼（以下，1 N という）と，より高耐食仕様の 2.7%Ni-Ti 鋼（以下，2.7N という）の 2 鋼種のスーパータイコール W および JIS 耐侯性鋼を供試材として用いた。スーパータイコール W の化学成分は**表 1** に示すとおりである。暴露地点は**表 2** に示す 4 箇所である。暴露

表 1　スーパータイコール W の化学成分の例
Table 1　Examples of chemical composition of Super-ticor W

(mass%)

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Ti	C_{eq}	P_{cm}
1N	0.06	0.25	1.09	1.00	1.02	0.047	0.35	0.19
2.7N	0.05	0.32	0.50	0.47	2.71	0.037	0.21	0.15

C_{eq}＝C＋Si/24＋Mn/6＋Ni/40＋Cr/5＋Mo/4＋V/14（＋Cu/13）
（Cu：applied when Cu≧0.50mass%）
P_{cm}＝C＋Si/30＋Mn/20＋Cu/20＋Ni/60＋Cr/20＋Mo/15＋V/10＋5B

表 2　大気暴露試験 Test i の概要
Table 2　Environmental condition of exposure test site

Site No.	Name	D (km)	C (mg/dm^2/day)	T (K)	Period (Year)
1	Miki	10	0.004	288.1	7
2	Tottori	0.6	0.053	287.8	7
3	Tokushima	0.5	0.223	289.4	3
4	Sasebo	0.2	0.488	289.7	1

D：Distance from coast, C：Air-borne salt, T：Annual mean temperature

*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　厚板開発部　*3 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　厚板部　*4 鉄鋼事業部門　厚板商品技術部

試験片のサイズはすべて150×70×9 mm である。橋梁において腐食が最も厳しい部位を想定した評価を行うため，降雨による洗い流し作用を受けることなく塩分が蓄積しやすい桁内の水平方向に試験片を設置した。

また，これまでに，北海道から沖縄までの日本全国41箇所におよぶJIS耐候性鋼の大気暴露試験が独立行政法人土木研究所，(社) 鋼材倶楽部および (社) 日本橋梁建設協会の三者共同により実施されている[7] (以下，三者共研という)。腐食量予測式の検討にあたっては，三者共研の水平方向暴露材の試験結果も用いたため，次章以降では，当社が実施した大気暴露試験を Test i，三者共研の大気暴露試験を Test ii とした。

2. 鋼の大気腐食挙動

耐候性鋼の防食機能は，使用環境において表面に形成される錆の保護性によって発現される。腐食性が比較的マイルドであり，安定な保護性のある錆が鋼表面に形成される大気環境の場合，錆の保護性は経時的に向上する[8), 9)]。したがって，この場合の腐食速度は徐々に低下し，腐食量の経時変化は模式的に**図1**のType Ⅰのようになる。

また，使用環境の腐食性が厳しいために安定な錆が形成されず，不定期的な錆層の剥離を伴いながら腐食が進行する場合，錆成長による腐食速度の低下と新生面露出が繰返されるため，腐食量の経時変化は模式的に図1のType Ⅱのようになると想定される。

腐食量の経時変化はType ⅠとType Ⅱの双方とも式 (1) でよく表されることが三者共研でも確認されている[10)]。

$$Y=AX^{B} \quad \cdots\cdots (1)$$

ここに，Y：腐食量(mm)，X：使用期間(年)，A および B：定数である。鋼材の使用環境における A および B を求めることにより X 年経過時点での Y を把握することができる。

式 (1) において，A は大気環境の腐食性を定量的に示す指標であり，局部環境腐食性指標と呼ばれる[11)]。また，B の逆数は錆の保護性により腐食速度が経時的に低減してゆく度合いを示す指標であり，保護性錆形成効果指標と呼ばれる[11)]。(社)日本鋼構造協会のテクニカルレポート[11)] には，鋼材の使用環境における気温や飛来塩分量などの環境因子の関数として A を求め，さらに A と B との相関関係に基づいて A から B を求めて耐候性鋼の腐食量を予測する方法が提示されている。

3. 腐食量予測式の基本的な考え方

三者共研においては，式 (1) の A と B には相関関係が認められている[12)] が，与えられた環境条件における電気化学反応性である A と生成錆の構造やイオン透過性などの物性で決定される B とでは環境因子依存性が異なる可能性が想定される。そこでここでは，A および B をそれぞれ独立に環境因子から求めることにより精度の高い腐食量予測が可能であると考えた。A および B は後述する式 (6) および式 (7) のように腐食速度の関数として表されることに着目して，まず腐食速度を環境因子によって関数化し，得られる腐食速度から A および B をそれぞれ求めた。

まず，腐食量の経時変化の基本式である式 (1) を X で微分すると下記の式 (2) が得られるが，Y' は腐食が定常的に進行すると考えた場合の X における腐食速度を表す。ここでは，式 (3) の初期の腐食速度 CR_0 および式 (4) の1年経過時点，すなわち $X=1$ における腐食速度 CR_1 を用いて，解析を行った。なお，CR_0 は**図2**の斜線部の面積が A となるように定めた腐食速度である。

$$Y'=ABX^{B-1} \quad \cdots\cdots (2)$$

$$CR_0=2A-AB \quad \cdots\cdots (3)$$

$$CR_1=AB \quad \cdots\cdots (4)$$

当社の暴露試験 Test i および三者共研の暴露試験 Test ii で得られたJIS耐侯性鋼の A および B を用いて CR_1 と CR_0 を計算すると，CR_1 と CR_0 との関係は**図3**のようになっている。CR_0 がおおむね 0.01～0.1mm/y の範囲において，CR_1 は CR_0 よりも小さくなる傾向が認められ，錆の保護性により腐食速度が経時的に低下したために現れる挙動と考えられる。また，CR_0 が約0.03mm/y を超えると生成する錆が安定ではなくなり，錆層の剥離が認められる領域である。この領域では CR_0 の増大に伴って錆による腐食速度の経時的低下が得られなくなり，CR_0 と CR_1 はほぼ同じ値に近づくと考えられる。

以上のように，CR_0 と CR_1 とは安定な錆層が形成され

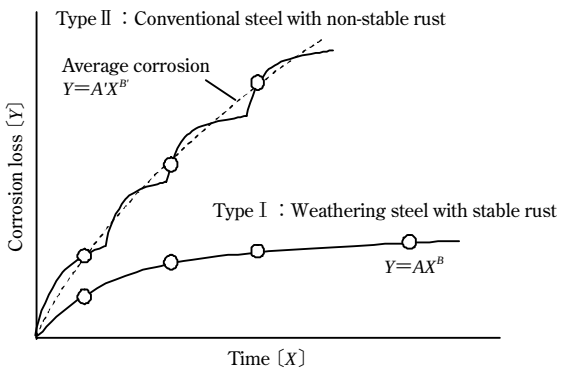


図1 大気腐食環境における耐候性鋼の腐食挙動（模式図）
Fig. 1 Schematics of corrosion behavior in atmospheric corrosive environment

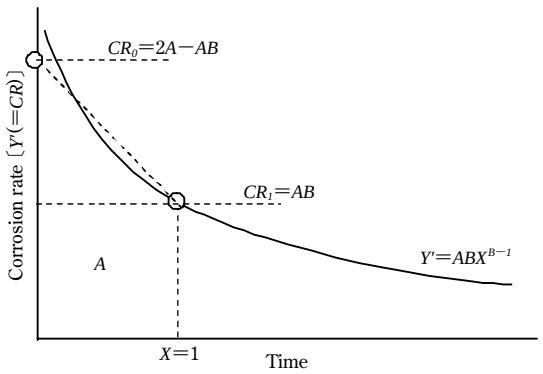


図2 大気腐食環境における腐食速度の経時変化（模式図）
Fig. 2 Schematics of corrosion behavior in atmospheric corrosive environment

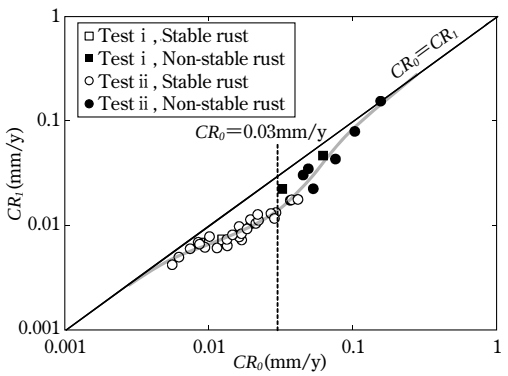


図 3 大気暴露試験より得られた CR_0 と CR_1 との関係
Fig. 3 Correlation between CR_0 and CR_1 obtained by exposure test

る場合，および錆が剥離する場合の双方を含めて相関性が認められ，CR_0 と CR_1 は耐候性鋼の腐食挙動をよく表している。

4. 環境因子の影響

環境因子としてここでは，飛来塩分量 C（mg/dm^2/day），硫黄酸化物量 S（mg/dm^2/day），年平均湿度 H（%RH），年平均風速 W（m/s）および年平均気温 T（K）を用いた。

鋼の大気腐食は湿潤時に進行し，湿潤時の腐食は基本的には薄水膜下での電気化学反応として進行すると考えられる[13]。飛来塩分は，水膜の電導度を増大させて電気化学反応を促進する作用に加えて錆の保護性を低下させる作用があり，腐食性を増大させると考えられる。三者共研において，飛来塩分は C の累乗に比例して腐食量を増大させる結果となっており[7]，当社でも飛来塩分の影響は C の累乗で腐食量を促進すると考えた。

飛来塩分と同様に硫黄酸化物も大気腐食を促進することが知られている[14]。JIS 耐候性鋼の大気暴露試験結果においては，硫黄酸化物が多い環境では C の腐食促進度合いを低下させる傾向が認められた。このため，硫黄酸化物は S の累乗に比例して腐食量を増大させ，見かけの C を低下させると考えられる。

一方，湿度は腐食が進行する濡れ時間を増大させて腐食を促進する。T と H から年間濡れ時間を求める Kucera の式[15] によると，年間濡れ時間は H の累乗で近似できる。そこでここでは，湿度は H の累乗に比例して腐食量を増大させると考えた。

また，風速が大きい場合は，鋼材表面に形成された水膜の乾燥速度が増大し，濡れ時間が短くなると考えられる。このため，風速は Kucera の式における湿度を見かけ上低下させると考えて関数化した。さらに，大気暴露試験結果においては，風速が大きいほど CR_0 および CR_1 が大きくなる傾向が見られた。このことから，風速は濡れ時間を短縮して腐食を抑制する反面，腐食を促進する効果もあることが示唆される。そこでここでは，風速は見かけの H を低下させることに加えて，W の累乗に比例して腐食速度を増大させると考えた。

また，上述のように耐侯性鋼の腐食は水膜下での電気化学反応により進行すると考えられるが，電気化学反応は Butler-Volmer の式に従うため温度は $\exp\left(-\frac{anF}{RT}E^e\right)$ の形で腐食速度に影響すると考えられる。ただし，a は対称因子，n は反応にかかわる電子数，F はファラデー定数，R は気体定数，E^e は平衡電位である。また，温度上昇に伴う溶存酸素濃度の低下を考慮すると，温度の影響には q を定数として $\exp(-qT)$ の項を追加しておくことが好ましいと考えられる。

以上の検討・知見より，耐候性鋼の腐食速度 CR_0 および CR_1 は，C，S，T，H および W の関数として，式（5）で表すことができると考えた。

$$CR_k=\alpha_k\left(C\frac{1}{1+mS}\right)^{\beta_k}S^{\gamma_k}\left(H\frac{1}{1+pW}\right)^{\delta_k}W^{\varepsilon_k}\exp\left(-\frac{anF}{RT}E^e-qT\right)\quad(k=0,1)\cdots(5)$$

ここに，α_k，β_k，γ_k，δ_k，ε_k，m，p，q は定数である。Test i および Test ii の結果の回帰分析を行い，JIS 耐候性鋼に対するそれぞれの値を決定した。任意の使用環境における JIS 耐候性鋼の A を A_{SMA}，B を B_{SMA} とすると，式（3）および式（4）より A_{SMA} および B_{SMA} は CR_0 と CR_1 を用いて式（6）および式（7）から求めることができる。

$$A_{SMA}=(CR_0+CR_1)/2\cdots\cdots(6)$$

$$B_{SMA}=2CR_1/(CR_0+CR_1)\cdots\cdots(7)$$

5. 材料因子の影響

各種耐候性鋼の耐候性能は耐候性合金指標 V により評価できることが三木らによって示されている[16]。また，(社)日本鋼構造協会のテクニカルレポート[11] にも V による腐食量予測方法が提示されている。当社においても三木らの耐候性合金指標 V を用いてスーパータイコール W の腐食量を予測した。すなわち，スーパータイコール W の A_Z および B_Z は下記の式（8）および式（9）より求めた。

$$A_Z=H_A(V)A_{SMA}\ (Z：1N，2.7N)\cdots\cdots(8)$$

$$B_Z=H_B(V)B_{SMA}\ (Z：1N，2.7N)\cdots\cdots(9)$$

ここに，$H_A(V)$ および $H_B(V)$ は V の効果を A_{SMA} および B_{SMA} との比として関連づける関数である。

以上のように，使用環境における環境因子および材料因子によりスーパータイコール W の腐食量 Y_Z が予測できる。

$$Y_Z=A_ZX^{B_Z}\ (Z：1N，2.7N)\cdots\cdots(10)$$

6. 腐食量予測式の妥当性

図 4 は Test i および Test ii の環境条件から予測された JIS 耐候性鋼の CR_0 と CR_1 の関係を示す。なお，図 4 における×印は仮想環境条件を入力して得られた計算結果

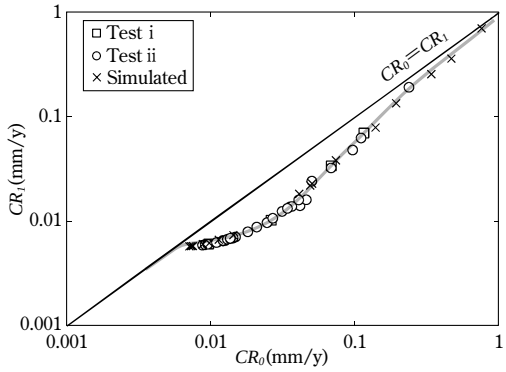


図 4 計算により得られた CR_0 と CR_1 との関係
Fig. 4 Correlation between CR_0 and CR_1 obtained by prediction

である。本予測式により得られる CR_0 と CR_1 の関係は，図3に示した大気暴露試験結果と同様の傾向を示しており，耐候性鋼の腐食挙動をよく再現しているものと考えられる。

図5はTest ⅰおよびTest ⅱにおける腐食量の実測値と本予測式による予測値との関係を示す。図5で用いたデータの暴露期間はTest ⅰでは1～7年間，Test ⅱでは9年間である。腐食量の実測値と予測値はよく一致しており，安定錆が形成される環境条件および錆の層状剥離が生じる環境条件のいずれにおいてもJIS耐候性鋼の腐食量を精度良く予測できることがわかる。なお，本予測式による腐食量の予測誤差率の標準偏差 σ は22.9%であった。

図6および**図7**はTest ⅰによるスーパータイコールWの腐食量の実測値と予測値を示す。ただし，腐食量の予測値に記したエラーバーは±2 σ の範囲を示す。腐食量が実測値よりやや大きく予測される傾向もあるが，1Nおよび2.7N両鋼とも腐食量の実測値と予測値はよく一致しており，予測式の妥当性が示唆される。

以上のように，使用場所の環境因子 C，S，H，W，T の関数として CR_0 と CR_1 を求め，耐候性合金指標 V を適用して CR_0 と CR_1 より A および B をそれぞれ独立に求めることにより，スーパータイコールWの高精度腐食量予測式を構築した。本予測式を用いることにより，任意の期間における腐食量予測が可能である。また，予測された腐食量から適切な鋼材の選定あるいは適用可否の判定が可能と考えられる。腐食量予測の一例として，Test ⅰの暴露サイトNo.1における1Nの腐食量の予測結果を

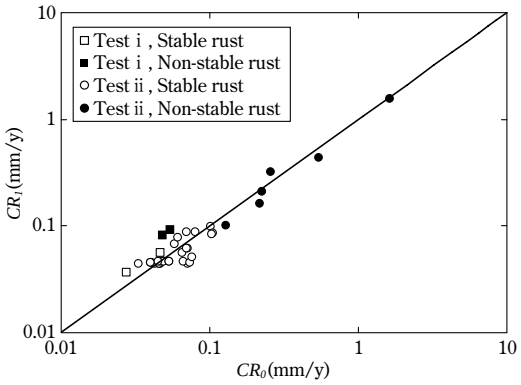


図5 大気暴露試験における腐食量の実測値と予測値との関係
Fig. 5 Correlation between predicted value and experimental value of corrosion loss

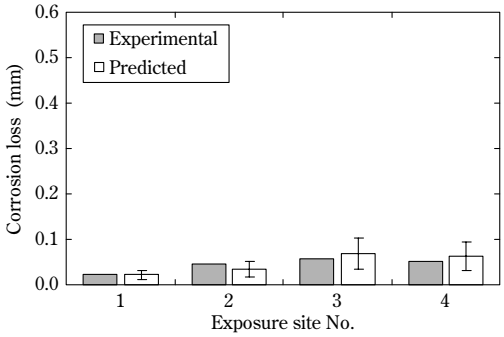


図6 スーパータイコールWの腐食量の実測値と予測値（1N）
Fig. 6 Measured value and predicted value of corrosion loss of Super-ticor W(1N)

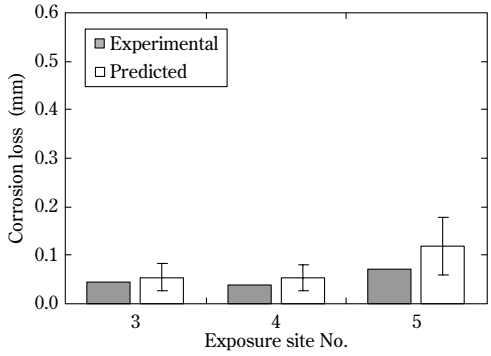


図7 スーパータイコールWの腐食量の実測値と予測値（2.7N）
Fig. 7 Measured value and predicted value of corrosion loss of Super-ticor W(2.7N)

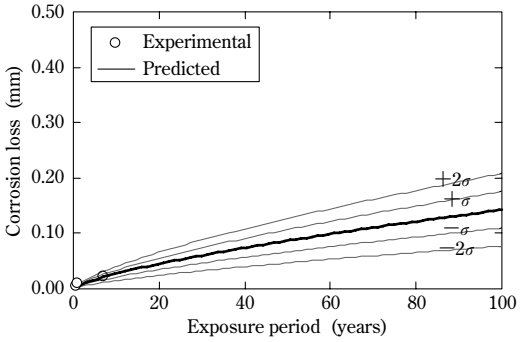


図8 スーパータイコールWの腐食量予測の一例
Fig. 8 Example of corrosion loss prediction result of Super-ticor W(1N)

図8に示す。本予測結果は7年目までは腐食量の実測値とよく一致しており，1Nの100年間の腐食量は0.12mm程度と予測される。

むすび＝任意の使用場所における当社ニッケル系耐候性鋼スーパータイコールWおよびJIS耐候性鋼の腐食量を予測する技術を構築した。本技術により最適な鋼材選定が可能であり，橋梁をはじめとした鋼構造物に対して耐候性鋼適用によるライフサイクルコスト低減の提案を進めてゆく。

参　考　文　献

1）紀平　寛：配管技術, Vol.52, No.14（2010）, pp.42-48.
2）松島　巌：低合金耐食鋼ー開発，発展，そして研究，地人書館, 1995.
3）川野晴弥ほか：R&D神戸製鋼技報, Vol.52, No.1(2002), pp.25-28.
4）並村裕一ほか：R&D神戸製鋼技報, Vol.52, No.1(2002), pp.29-33.
5）岡野重雄ほか：R&D神戸製鋼技報, Vol.52, No.1(2002), pp.39-43.
6）古川直宏ほか：R&D神戸製鋼技報, Vol.53, No.1(2003), pp.47-52.
7）建設省土木研究所ほか：耐候性鋼の橋梁への適用に関する共同研究報告書（ⅩⅧ）,（1993）.
8）三澤俊平：材料と環境, Vol.50, No.12（2001）, pp.538-545.
9）三澤俊平：ふぇらむ, Vol.6, No.5（2001）, pp.325-331.
10）西田俊一ほか：第123回腐食防食シンポジウム資料,（社）腐食防食協会,（1999）, pp.39-44.
11）（社）日本鋼構造協会：耐候性鋼橋梁の可能性と新しい技術，テクニカルレポートNo.73（2006）, pp.118-143.
12）紀平　寛ほか：土木学会論文集, No.780/Ⅰ-70（2005）, pp.71-86.
13）西方　篤ほか：材料と環境, Vol.43, No.4（1994）, pp.188-193.
14）T. Komeiji et al.：材料と環境, Vol.43, No.5（1994）, pp.250-257.
15）V. Kucera et al.：ISO/TC156/WG4-N314, Annex A（1999）.
16）三木千壽ほか：土木学会論文集, No.738/Ⅰ-64(2003), pp.271-281.

（論文）

TiN粒子の生成挙動と大入熱HAZ靭性に及ぼすCa添加の影響

Effects of Ca Addition on Formation Behavior of TiN Particles and HAZ Toughness in Large Heat Input Welding

加藤　拓*1 Taku KATO　佐藤進佑*2 Shinsuke SATO　太田裕己*2(工博) Dr. Hiroki OHTA　塩飽豊明*3 Toyoaki SHIWAKU

A new process technique, Kobe super toughness (KST), enables maintaining excellent toughness in heat affected zones (HAZs) formed by large heat input welding. In order to improve the KST treatment, the effect of Ca addition on HAZ toughness was studied with focus on TiN particles. It was found that Ca addition inhibits the crystallization of coarse TiN particles and increases the number of fine TiN particles precipitated. Consequently, a fine-grained microstructure of HAZ was achieved and HAZ toughness was improved significantly.

まえがき＝近年，コンテナ船や建築物などをはじめとした鋼構造物の大形化に伴い，鋼材の厚肉化が進んでいる。しかしながら，厚肉鋼材の溶接接合に際しては，従来の多層盛溶接ではパス数が増大して施工効率が大幅に低下する。このため，エレクトロガスアーク溶接やエレクトロスラグ溶接をはじめとする1パス溶接が可能な超大入熱溶接の適用が拡大している。しかし，溶接熱影響部（HAZ）では，溶接入熱の増大に伴って高温での保持時間が増加することに加え，冷却速度も低下する。このため，組織が粗大化し，靭性が著しく劣化する。

こうした問題に対応すべく当社では，KST（Kobe Super Toughness）処理技術をすでに開発している[1)]。この技術は，微量のTi添加によって微細なTiN粒子を分散させ，HAZのオーステナイト（γ）粒の粗大化を抑制するとともに，TiNを粒内フェライト（α）の変態核として活用することによって組織の微細化を図ることができる。このため，超大入熱溶接を適用した場合にも良好なHAZ靭性を確保でき，安全性の高い鋼材を提供することができる。

しかしながら，HAZ靭性に対する要求はますます高まっており，KST処理技術のさらなる向上が望まれている。HAZ靭性の改善には，粒内αの変態核としてTiNに加えCaOやCaSを活用することが有効であるとの報告があり[2), 3)]，当社でもCa添加によりHAZ靭性の向上が図れることを確認している[4)]。一方で，HAZ靭性に及ぼすCa添加の影響をTiN粒子の観点から詳細に検討した例は少なく，未知な部分が多い。そこで，TiNの粒子径や個数に及ぼすCa添加の影響を詳細に調査し，得られた知見に基づいて，Ca添加量の最適化によるHAZ靭性の改善効果の検証を行った。以下にその概要を報告する。

1. 実験方法

本実験で用いた供試鋼の化学成分組成を**表1**に示す。Caは主に酸化物を形成する。そこで，酸化物の形成に影響する溶存酸素量を変化させるため，Caと同様に酸化物の形成元素であるAlの添加量も変化させた。150kgの真空溶解炉にて溶解後，直径250mm，高さ400mmのインゴットを鋳造した。これをさらに1,100℃に加熱し，終了時温度が850℃となるような熱間圧延を施すことによって板厚50mmの圧延材を作製した。

TiNの晶出に及ぼすCa添加の影響を調査するため，インゴット中の介在物を観察した。観察位置は，インゴットの中心と表面との中間位置とした。電界放出型電子線マイクロアナライザ（Field Emission Electron Probe Micro Analyzer，以下FE－EPMAという）により介在物を観察するとともに，2μm以上の粗大な介在物の組成とTiN粒子径を測定した。なお，TiN粒子径は介在物中のTiNの面積に相当する円の直径を粒子径とした。

HAZにおけるTiNの析出に及ぼすCa添加の影響を調査するため，Alの添加量を0.03%に固定した供試鋼による圧延材を用いて超大入熱溶接を模擬した溶接再現熱サイクル試験を行った。溶接再現熱サイクル試験は，圧延

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

(mass%)

C	Si	Mn	Al	Ti	Ca	N	others
0.08	0.35	1.55	0.013～0.058	0.015	0～0.0022	0.0060	Cu, Ni, B

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　厚板開発部　*2 鉄鋼事業部門　技術開発センター　製銑・製鋼開発部　*3 神鋼リサーチ株式会社

材の表面と板厚中心面との中間位置より試験片を採取し，1,400℃に加熱後30秒間保持し，800℃から500℃までの冷却時間が730秒となる冷却を付与する条件にて実施した。

溶接再現熱サイクル試験後，FE−EPMAにより2μm以上の介在物中のTiN濃度を測定するとともに，透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope）にて300nm以下の微細なTiNの個数密度を測定した。

2. 実験結果

2.1 インゴット中のTiNの晶出に及ぼすCa添加の影響

FE−EPMAによって観察した代表的な介在物を**図1**に示す。Caを添加しない供試鋼では，生成される酸化物Al_2O_3を核とする数μm程度の粗大なTiNが観察された。一方，Caを添加した供試鋼では，AlとCaの複合酸化物が形成され，その酸化物を取巻くようにCaSが生成し，TiNはほとんど晶出していなかった。

図2に酸化物中に占めるCaO濃度と酸化物上に晶出したTiN粒子径の関係を示す。なお，本成分系での酸化物はほぼCaOとAl_2O_3から構成されており，CaOの残部はほぼAl_2O_3である。全体の傾向として，CaO濃度の増加に伴いTiN粒子径は減少する。とくにCaO濃度がおよそ40〜60%の領域では，TiN粒子径が急激に減少し，50%程度で最も小さくなる特徴が認められた。

図3に介在物中のCaS濃度とTiN濃度の関係を示す。CaS濃度の増加に伴いTiN濃度は急激に減少し，CaS濃度が20%以上になるとほとんどTiNは晶出しなかった。

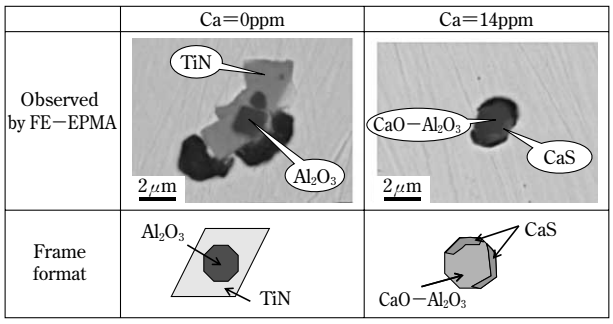


図1 介在物形態に及ぼすCaの影響[5)]

Fig. 1 Effect of Ca on inclusion morphology[5)]

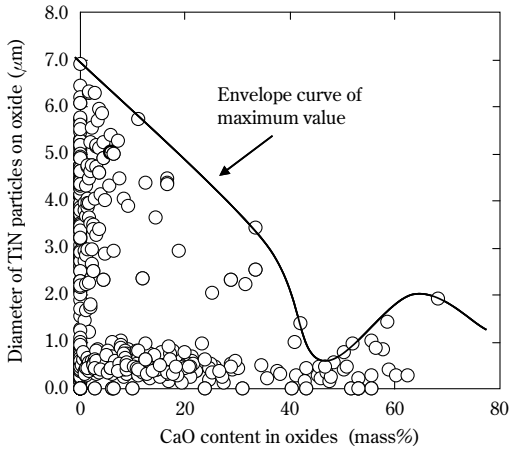


図2 TiN粒子径に及ぼすCaO濃度の影響

Fig. 2 Effect of CaO content in oxides on diameter of TiN particles

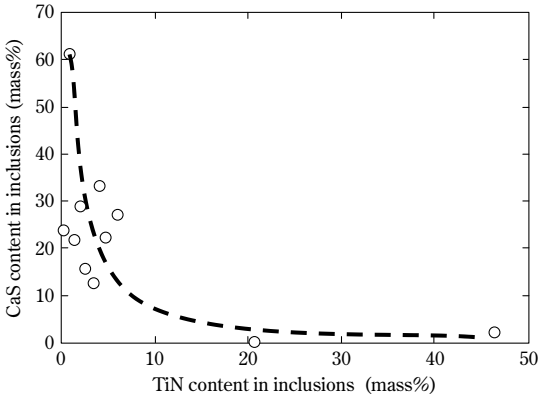


図3 介在物中のTiN濃度とCaS濃度の関係

Fig. 3 Relationship between TiN content and CaS content in inclusions

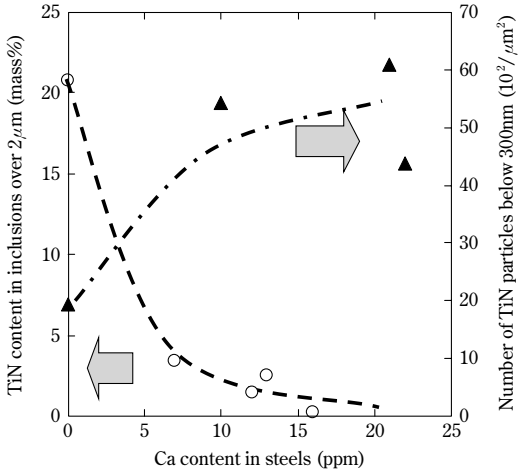


図4 粗大TiNと微細TiNに及ぼすCa添加量の影響

Fig. 4 Effect of Ca content in steels on coarse TiN particles and fine TiN particles

2.2 HAZのTiNの析出に及ぼすCa添加の影響

図4に2μm以上の粗大な介在物中に占めるTiN濃度および300nm以下の微細なTiNの個数密度に及ぼすCa添加量の影響を示す。Ca添加量の増加に伴い，2μm以上の粗大な介在物中に占めるTiN濃度は減少する一方，微細なTiN個数は増加する傾向を示した。これは，Ca添加量の増加により酸化物上の粗大なTiNの晶出が抑制された結果，微細なTiNが多く析出したためと考えられる。

3. 考察

図1に示したとおり，TiNはAl_2O_3上に優先的に晶出し，CaSや$CaO-Al_2O_3$からは晶出していなかった。そこで，TiNの晶出しやすさを評価するためCaO，CaSとAl_2O_3のTiNに対する格子misfitと臨界核生成エネルギーをAaronson，J.H.Van Der Merwe，Jimbo，森影らの方法により計算した[6)〜8)]。その結果を**図5**および**図6**に示す。ここでは，臨界核生成エネルギーは，Al_2O_3のそれで規格化して比較した。また，界面エネルギーは構造的エネルギーに等しいと仮定して計算した。その結果，TiNに対する格子misfitはCaSが最も大きくAl_2O_3とCaOはほぼ同等であった。また，臨界核生成エネルギーはCaSが最も大きく，CaOが最も小さかった。したがって格子misfitと臨界核生成エネルギーの観点からCaSは最も

TiNの晶出核となりにくく，図3に示したようにCaS濃度の増加に伴ってTiN濃度が急激に低下するものと考えられる。一方，3者の中では，CaOが最もTiNの晶出核となりやすい傾向にある。しかし，図2に示したようにCaO濃度の増加に伴ってTiN粒子径は減少する傾向を示していた。これは，Ca添加量の増加によりCaO濃度の増加とともにTiNの晶出核となりにくいCaSの濃度も増加した結果，図1に示したようにTiNよりもCaOに対する臨界核生成エネルギーが小さいCaSが酸化物を取巻くように生成し，溶鋼とCaOの接触面積を減少させたためと考えられる。

つぎに，図2のようにCaO濃度が40～60%の領域でTiN粒子径が急激に減少する現象について考察する。酸化物がTiNの晶出核として機能するためには溶鋼中に固体で存在する必要があることから，酸化物の融点に着目した。一般的に，酸化物中のCaO濃度が40～60%と変化することで酸化物の融点は1,413～1,600℃と変化し，CaO濃度が49%で融点は最も低下することが知られている[9]。仮に鋳造中の溶鋼温度が1,600℃であると仮定すると，CaO濃度が40～60%の領域は，酸化物の融点が溶鋼の温度以下となる領域と一致する。すなわち，この領域では，CaO濃度が49%に近づく程，溶鋼中の酸化物が低温域まで液体で存在するため，TiNの晶出温度が低温化し，晶出から溶鋼の凝固完了までの時間が短縮される。その結果，TiNの粗大化が抑制されたものと考えられる。

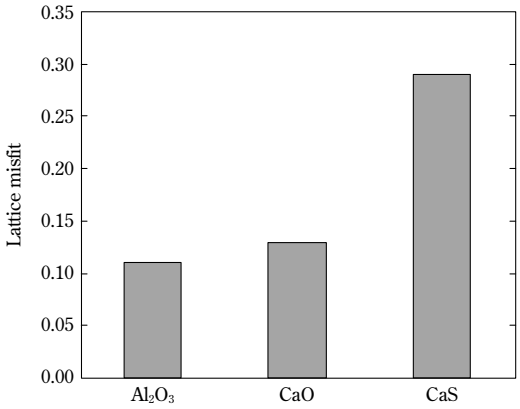


図5 TiNと介在物の格子misfit
Fig. 5 Lattice misfit between TiN and inclusions

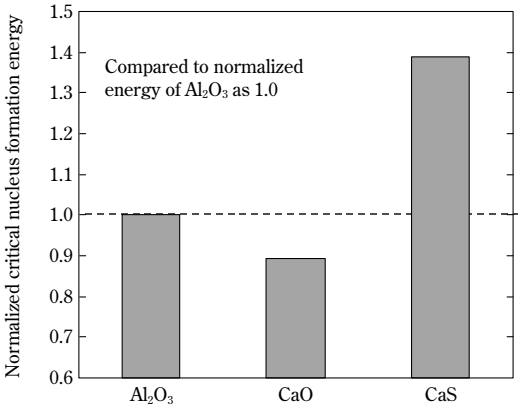


図6 TiNと介在物の臨界核生成エネルギー
Fig. 6 Critical nucleus formation energy between TiN and inclusions

4. HAZ靭性の改善効果の検証

これまでの知見から，TiN粒子に及ぼすCa添加の影響は以下のように整理できる。すなわち，酸化物の融点と格子misfit，臨界核生成エネルギーの観点からCa添加量を増加することにより，脆性破壊の起点となる粗大なTiNが抑制されることに加え，γ粒の微細化や粒内αの生成に寄与する微細なTiNが増加する。これらはいずれも超大入熱HAZ靭性の向上に有効であると考えられる。

これを検証するため，表1に示す化学成分をベースにAlの添加量を0.03%に固定した化学成分にて，前述同様の鋳造･圧延および溶接再現熱サイクル試験を実施した。その後，シャルピー試験を実施しHAZ靭性を評価するとともに，シャルピー試験片の破面観察およびナイタール腐食によるミクロ組織観察を行った。

図7に鋼中のCa添加量と延性破面遷移温度（*vTrs*）の関係を示す。Ca添加量の増加に従って*vTrs*は低下しており，超大入熱HAZ靭性は大きく向上することが確認された。また，シャルピー試験片の破面観察をしたところ，Caを添加していない供試鋼では**図8**に示すように粗大なTiNが脆性破壊の起点となっていた。さらに**図9**に示すように，Caを添加していない供試鋼では100μm以上の粗大なフェライトが観察された一方，Caを添加した供試鋼では粒内αの生成促進により20μm程度の微細なフェライトが均一に分散していた。以上の結果より，Caを添加することによって粗大TiNが抑制されるとともに微細TiNが増加し，超大入熱HAZ組織が微細化して靭性が改善されることが検証できた。

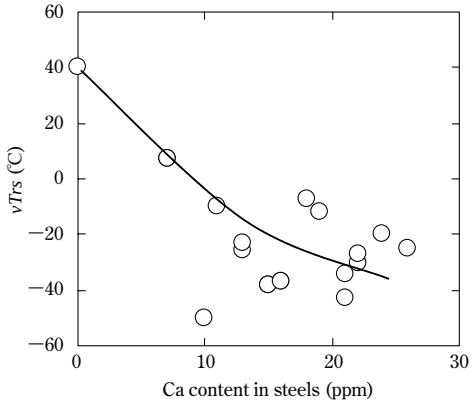


図7 HAZ靭性に及ぼすCa添加量の影響
Fig. 7 Effect of Ca content on HAZ toughness

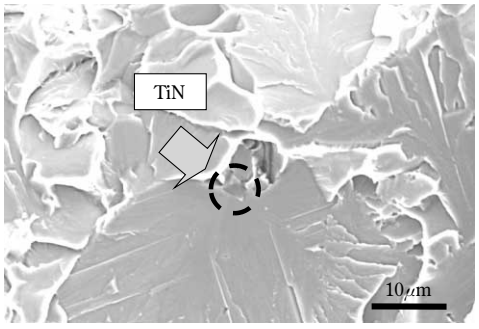


図8 Ca非添加鋼の脆性破壊の起点に存在する晶出TiN
Fig. 8 Crystallized TiN at originating point of brittle fracture in Ca free steel

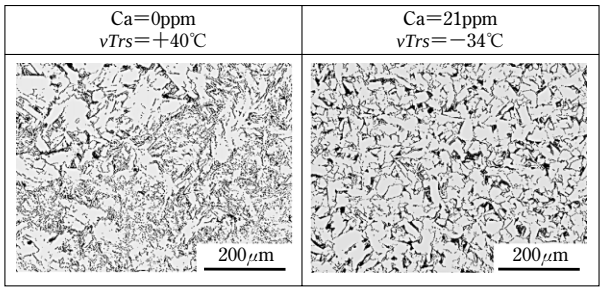


図 9 HAZ組織に及ぼすCaの影響
Fig. 9 Effect of Ca content on microstructure of HAZ

むすび＝ Ca 添加により TiN 粒子の微細分散技術である KST 処理技術のさらなる向上を図った。本技術は，造船用鋼板や建築用鋼板をはじめとするあらゆる分野の鋼板に適用可能であり，溶接施工効率の向上に寄与するとともに，鋼構造物の安全性の向上を通じて社会に貢献できるものと考える。

参　考　文　献

1） 笠松　裕ほか：鉄と鋼，Vol.65, No.8（1979）, p.1222.
2） 北村信也ほか：鉄と鋼，Vol.73, No.6（1987）, p.677.
3） 鈴木伸一ほか：JFE技報，No.5（2004）, p.19.
4） 山内　学：R&D神戸製鋼技報，Vol.50, No.3（2000）, p.16.
5） 加藤　拓ほか：溶接学会全国大会講演概要，86集，2010, p.92.
6） 日本鉄鋼協会：鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズム，1995, p.75.
7） 森影　康ほか：鉄と鋼，Vol.84, No.7（1998）, p.510.
8） I. Jimbo et al.：Trans of the ISS, 1989, p.43.
9） Verein Deutsher Eisenhuttenleute：SLAG ATLAS 2nd Edition, 1995, p.39.

（論文）

耐水素脆化特性に優れる1,470MPa級高強度鋼板

Cold-rolled Steel Sheets of 1,470MPa Grade with Superior Delayed Fracture Resistance Characteristics

粕谷康二*1 Kouji KASUYA　中屋道治*1 Michiharu NAKAYA　経澤道高*2 Michitaka TSUNEZAWA　向井陽一*3 Youichi MUKAI

It has been reported that a TBF steel (TRIP-aided steel with Bainitic Ferrite matrix) has superior delayed fracture resistance. This study researched the effects of austemper conditions on the delayed fracture resistance of TBF steel. The results indicate that austempering below Ms point for a period until the end of the bainite transformation is effective in achieving both high tensile strength and excellent delayed fracture resistance. Based on this finding, a TS 1,470MPa grade TBF steel sheet for automotive parts was manufactured on production lines. The TBF steel exhibited excellent performance for elongation and delayed fracture resistance.

まえがき＝燃費改善のための軽量化と衝突安全性の向上との両立を目的として自動車部品の高強度化が進められている[1)]。しかしながら，鋼板が1,180MPaを超える強度クラスにまで高強度化されると，静的な負荷を受けた状態である時間経過後に突然脆性的な破壊が起こる「遅れ破壊」が問題となる。この現象は，大気環境下における腐食反応によって発生する水素が鋼材中に侵入して拡散性水素となり，応力集中部に集積して水素脆化を引き起こす現象と考えられている[2)]。

これに対し当社では，母相をベイニティックフェライトとし，ラス間にフィルム状の残留オーステナイトを分散させた新しいミクロ組織鋼（TRIP-aided bainitic ferrite鋼，以下TBF鋼という）[3), 4)] の開発を進めている。本鋼板は，① Si 添加により，割れを助長する粒界上の炭化物析出を抑制する，②微細分散した残留オーステナイトが拡散性水素のトラップサイトとなることで，応力集中部への水素集積を防止する[5)]，という特徴から，1,180MPaを超える強度クラスにおいても優れた耐遅れ破壊性を示すことが期待される。

TBF鋼は，オーステナイト単相域で焼鈍後，フェライトの生成を防止できる冷却速度でベイナイト変態開始温度以下まで冷却してオーステンパすることにより製造される。オーステンパ中にはベイナイト変態が進行しており，その進行度合は温度，時間により大きく影響を受けることが予想される。本稿では，TBF鋼の機械的性質および耐遅れ破壊性に及ぼすオーステンパ条件の影響について調査した。次いで，得られた知見を活かして，実用化されている最高強度レベルである1,470MPa級の引張強度を有するTBF鋼を実機ラインにて製造し，その機械的性質，耐遅れ破壊性を評価した結果を報告する。

1. 実験方法

供試材の化学成分は，Fe－0.2C－1.5Si－2.5Mn（mass %）とした。本成分鋼を真空溶解にて溶製し，熱延，酸洗後，冷延により1.2mm厚の薄鋼板とした。熱処理は，オーステナイト単相域である900℃で120秒保持後，上部臨界冷却速度以上の30℃/sで380℃あるいは330℃まで冷却し，さらにこの温度で50～2,000秒のオーステンパを施してから空冷した。上記熱処理を施した試料に対して，引張試験，耐遅れ破壊性の評価，組織観察，残留オーステナイト量および残留オーステナイト中のC濃度の測定を行った。

組織は，板厚 $t/4$ 位置における圧延方向に平行な断面について走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope，以下 SEM という）観察を行った。残留オーステナイト量の測定には，飽和磁化法[6)] を使用した。残留オーステナイト中の C 濃度は，X 線回折から求めたオーステナイトの格子定数により計算した。引張試験には，圧延直角方向に採取した JIS13号B 試験片を用いた。耐遅れ破壊性は，U 曲げ塩酸浸漬試験にて評価した。**図 1** に試験の概略を示す。短冊状試験片を圧延方向と直角方向に，曲げ半径 4 mm で U 曲げ加工し，ボルト締めによって1,500MPaの曲げ応力を負荷した。曲げ応力は，曲げ加

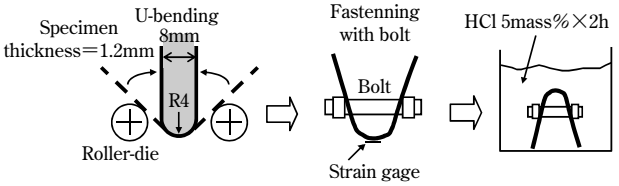


図 1 耐遅れ破壊性の評価方法

Fig. 1 Experimental procedure of delayed fracture resistance test

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部　*2 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　薄板商品技術部）
*3 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　技術総括部）

工部凸側に１軸測定用歪ゲージを貼り付け，（ヤング率）×（歪ゲージで測定した歪量）から計算した値である。浸漬させる塩酸の濃度は５mass%とし，２時間後の割れ発生有無を目視調査して耐遅れ破壊性の評価とした。

2. 実験結果

2.1 機械的性質に及ぼすオーステンパ条件の影響

図２に，オーステンパ条件が機械的性質に及ぼす影響を示す。オーステンパ温度を高温にすることにより引張強度は低下している。これは，高温で変態することで母相がより転位密度の低い軟質な組織になる[7]ためと考えられる。また，いずれのオーステンパ温度でも引張強度は時間経過に伴って低下している。これは，ベイナイト変態が進行することにより，オーステンパ後の最終冷却で生じる硬質なマルテンサイトの量が減っていくためと考えられる。**図３**に，引張強度と全伸びの関係を示す。全伸びについては，引張強度が高くなるほど低下するという一般的な傾向が認められる。

2.2 耐遅れ破壊性に及ぼすオーステンパ条件の影響

表１に，各オーステンパ条件で熱処理したときの耐遅れ破壊性の評価結果を示す。いずれのオーステンパ温度でも，オーステンパ時間が長時間化して低強度となることで遅れ破壊がなくなるという一般に知られた傾向[2]が認められる。ただし，オーステンパ条件が330℃×2,000秒（以下，低温長時間という）の熱処理材と380℃×50～100秒（以下，高温短時間という）の熱処理材は同程度の引張強度を有するにもかかわらず，その耐遅れ破壊性は低温長時間の方が優れている。

以上，TBF鋼において高強度化と優れた耐遅れ破壊性との両立を図るには，低温長時間のオーステンパ条件が適切であるとわかった。

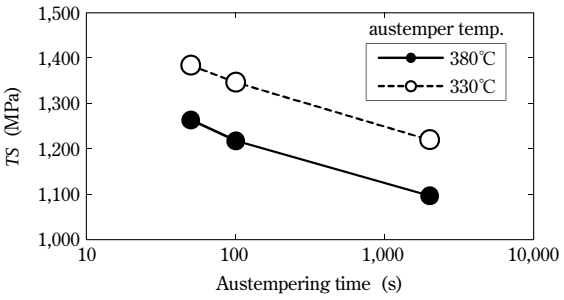


図２ 引張強度に及ぼすオーステンパ条件の影響
Fig. 2 Effect of austemper conditions on tensile strength

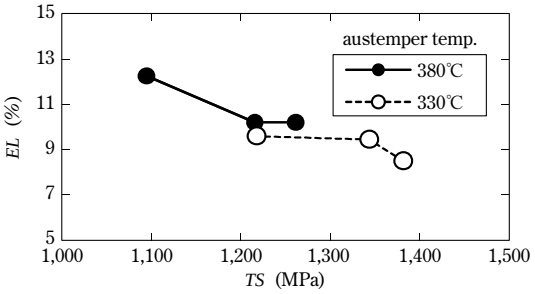


図３ 強度と伸びの関係
Fig. 3 Relationship between tensile strength and elongation

表１ 各熱処理材の耐遅れ破壊性評価結果
Table 1 Evaluation results of delayed fracture resistance of each heat treatment steels

Heat treatment	Tensile strength (MPa)	Time in 5%-HCl
		2h
380℃×50s	1,263	××
380℃×100s	1,217	××
380℃×2,000s	1,095	○○
330℃×50s	1,382	××
330℃×100s	1,346	××
330℃×2,000s	1,219	○○

2 samples for each　　○：no cracking，×：cracking

3. 考察

3.1 各オーステンパ条件における組織の同定

引張強度が同程度であるにもかかわらず，高温短時間より低温長時間のオーステンパにて優れた耐遅れ破壊性が得られたことには，ミクロ組織の違いが影響していると考えられる。

図４に，各オーステンパ条件で熱処理したときのSEM組織の代表例を示す。いずれのオーステンパ条件に対しても母相はラス状の組織を呈しており，その中に図中に囲い線で示した塊状のMA（Martensite Austenite constituent）[8]が混在する様子が観察される。処理時間が50秒（図４（a））から2,000秒（図４（b））と長時間化することで，比較的サイズの大きなMAが減少しており，処理温度が380℃（図４（b））から330℃（図４（c））と低温化することで，量が更に減少する傾向が確認できる。それぞれの温度で形成されているラス組織は機械的性質が異なることから転位密度などの下部組織は異なると考えられるが，組織観察だけでこれら下部組織を区別することは困難である。

ミクロ組織の違いを明確にするために，ここではフォーマスタ試験を利用した。フォーマスタ試験では，オーステナイトからの変態に対応する体積膨張が測定されるため，これを解析することでオーステンパ中の変態の進行度合を把握することができる。

まず，予備実験として900℃から室温までの冷却における体積膨張挙動からMs点を測定したところ，Ms点は340℃であった。次いで330℃あるいは380℃にて2,000秒までのオーステンパを施した際の体積膨張挙動を調査し

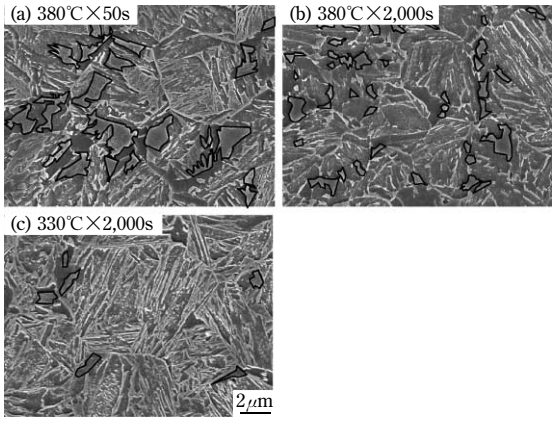


図４ 各条件でオーステンパした熱処理材のSEM組織
Fig. 4 SEM image of steels austempered at each condition

た。体積膨張の飽和点での値を100として百分率表示した結果を**図5**に示す。ここで，図の横軸の基点は，380℃の処理では恒温保持開始時間，330℃の処理では温度がMs点を下回る時間とした。380℃の処理では，数秒の潜伏期の後にベイナイト変態が開始し，約1,200秒で変態が飽和している。一方，330℃のオーステンパ処理では，冷却が進行するA点に至るまではマルテンサイト変態による膨張が観察され，A点以降は，恒温保持中のベイナイト変態による膨張が800秒程度で飽和に至る様子が観察される。330℃にてベイナイト変態の潜伏期が観察されないのは，Ms点以下でマルテンサイトによってベイナイト変態が促進されるという現象[9), 10)]によるものである。

ベイナイト変態の飽和後も未変態のままだったオーステナイトは，最終冷却においてマルテンサイトに変態するか，あるいは残留オーステナイトとなる。最終冷却後の残留オーステナイトの体積率をオーステンパ時間で整理して**図6**に示す。オーステンパの進行に伴う最終冷却後の残留オーステナイトの体積率増減は2％程度と小さく，条件によらず比較的安定していることがわかる。

上記の結果より，低温長時間と高温短時間のオーステンパにおける組織形成挙動は**図7**のように模式化できる。低温長時間のオーステンパは，Ms点以下への冷却によって生成したマルテンサイトにとっては焼戻しの熱処理に相当することから，最終組織は，焼戻しマルテンサイト＋ベイニティックフェライト＋残留オーステナイトの複合組織と考えることができる。一方，高温短時間のオーステンパでは，ベイナイト変態飽和前（例えば，図5における50秒に相当するB点）の未変態オーステナイトが多い状態で最終冷却がなされる。前述のように，残留オーステナイト量にはオーステンパ時間の違いで大きな変化がないことから，この未変態オーステナイトの大部分は最終冷却においてマルテンサイトに変態すると考えられる。このマルテンサイトは焼戻しを受けていないフレッシュマルテンサイトであり，この場合の最終組織は，ベイニティックフェライト＋フレッシュマルテンサイト＋残留オーステナイトの複合組織と考えることができる。SEM観察においてオーステンパ時間の増加に伴いサイズの大きなMAが減少したのは，ベイナイト変態の進行によるフレッシュマルテンサイトの減少に対応したものと考えられる。

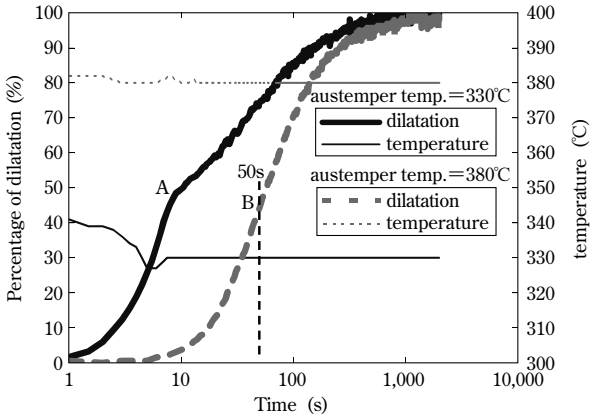


図5 オーステンパ中の線膨張量変化
Fig. 5 Change of dilatation during austempering

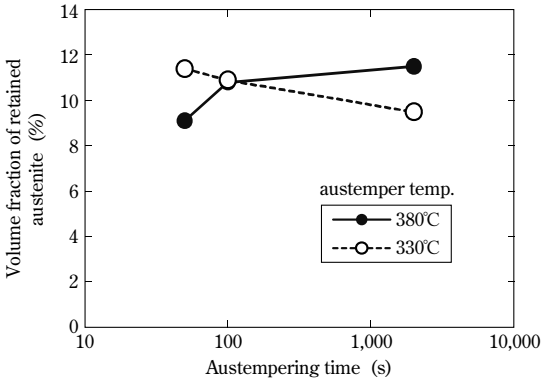


図6 残留オーステナイト体積率に及ぼすオーステンパ条件の影響
Fig. 6 Effect of austemper conditions on volume fraction of retained austenite

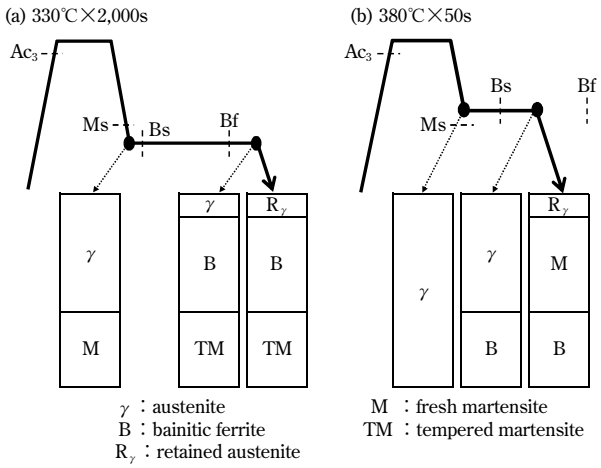


図7 各段階における組織構成の模式図
Fig. 7 Illustrations of phase composition at each stage

3.2 耐遅れ破壊性に及ぼすミクロ組織の影響

ミクロ組織の観点から，低温長時間と高温短時間のオーステンパで耐遅れ破壊性に優劣が生じた原因について考察する。

低温長時間のオーステンパ後の組織には，従来遅れ破壊感受性が高いとされていた焼戻しマルテンサイトが存在する。焼戻しマルテンサイトでは粒界に析出したフィルム状の炭化物が，遅れ破壊の主破壊形態である粒界割れを助長する[11)]ことが報告されていることから，低温長時間材における炭化物の析出状態を確認するために透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope，以下TEMという）観察を実施した。観察結果の一例を**図8**に示す。ラス組織中に板状と思われる炭化物が析出する部位も認められたが，粒界上にフィルム状炭化物は観察されなかった。これは，Si添加によって炭化物の析出が抑制された効果であり，この結果として耐遅れ破壊性への悪影響が小さくなったと考えられる。

これに対し，前節で述べたように高温短時間のオーステンパ後の組織にはフレッシュマルテンサイトが存在すると考えられる。こちらにも遅れ破壊に有害な粒界のフィルム状炭化物が存在しないのは同様であるが，フレッシュマルテンサイトは周囲のベイニティックフェライトより低温で生成することで転位密度の高い硬質な組織と

なるため，部分的に硬質な相が分散することになる。こうして組織全体が不均質になることでU曲げ加工時のひずみが局在化し，高ひずみ部位が遅れ破壊の起点となることが考えられる。また，フレッシュマルテンサイト中の高密度の転位が，割れ起点への水素拡散を促進することで遅れ破壊の感受性を高める[12]ことも要因の一つと考えられる。

また，残留オーステナイトの体積率と水素吸蔵量の間に正の相関があるという報告[13]から，残留オーステナイトの体積率が遅れ破壊に影響する可能性がある。本実験においては，試験片を水素侵入環境にさらす前にU曲げ加工を実施していることから，遅れ破壊に影響するのは図6に示した初期残留オーステナイト量ではなく，U曲げ加工後の残留オーステナイト量と考えるべきである。これには残留オーステナイトの安定性が影響するため，オーステンパ時間の変化に対する初期残留オーステナイト中のC濃度の変化を調査した。結果を**図9**に示す。長時間のオーステンパではCの濃化が進行しており，残留オーステナイトがより安定化していることがわかる。このことから，C濃化が十分に進行していない高温短時間のオーステンパでは，初期の残留オーステナイトの体積率は低温長時間と同じであっても，不安定な残留オーステナイトがU曲げ加工時の歪み誘起変態によって減少することで水素吸蔵量が低下し，耐遅れ破壊性が悪化したと考えられる。

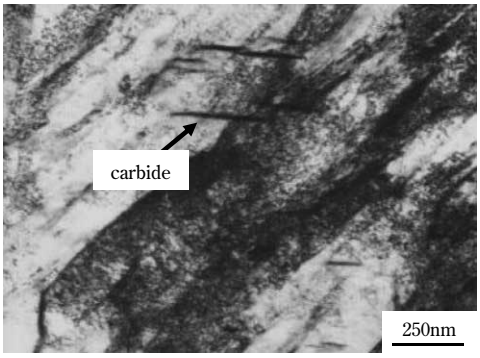


図8 330℃×2,000秒でオーステンパした熱処理材のTEM組織
Fig. 8 TEM image of steel austempered at 330℃ for 2,000s

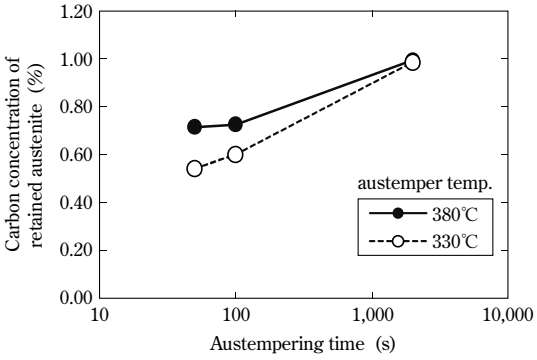


図9 残留オーステナイト中のC濃度に及ぼすオーステンパ条件の影響
Fig. 9 Effect of austemper condition on carbon content of retained austenite

4. 1,470MPa級TBF鋼の実機製造結果

高強度を確保するためにオーステンパ温度を低くし，耐遅れ破壊性を向上するためにベイナイト変態が飽和するまでオーステンパすることが，TBF鋼の製造にとって効果的であるという検討結果を得た。この知見を活用して，1.4mmの1,470MPa級TBF鋼板を実機ラインにて製造した。製造条件は，自動車用高強度鋼板に要求される諸特性，製造容易性も勘案した上で決定した。

製造した1,470MPa級TBF鋼のSEM組織を**図10**に示す。SEM組織から，全面に均一なラス組織となっていることがわかる。**表2**に，TBF鋼の機械的性質を1,470MPa級のフェライト＋マルテンサイト組織鋼（Dual Phase鋼，以下DP鋼という）と比較して示す。TBF鋼はDP鋼に対し，優れた強度－伸びバランスを示している。耐遅れ破壊性はU曲げ塩酸浸漬試験により評価した。U曲げ加工の曲げ半径は5mm，ボルト締めによる負荷曲げ応力は1,500～2,000MPaとした。浸漬させる塩酸濃度は5mass %とし，600時間までの経過時間に伴う割れ発生の有無を調査した。結果を**表3**に示す。DP鋼では，負荷応力によら

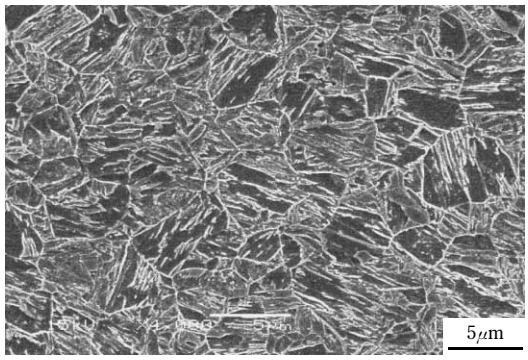


図10 1,470MPa級TBF鋼のSEM組織
Fig.10 SEM image of 1,470MPa TBF steel

表2 供試鋼の機械的性質
Table 2 Mechanical properties of steels

Steel	*YP* (MPa)	*TS* (MPa)	*EL* (%)	*TS*×*EL* (MPa·%)
TBF1470	1,071	1,527	11	16,797
DP1470	1,342	1,578	8	12,624

thickness：1.4mm，JIS No.5 specimen

表3 供試鋼の耐遅れ破壊性の評価結果
Table 3 Evaluation results of delayed fracture resistance of steels

Steel	Bending radius (mm)	Residual stress (MPa)	Time in 5mass%-HCl			
			1h	4h	576h	600h
TBF1470	5	1,500	○○	○○	○○	○○
		2,000	○○	○○	○○	○×
DP1470	5	1,500	○○	××	××	××
		2,000	○○	××	××	××

2 samples for each　　○：no cracking，×：cracking

ず 4 hで割れが発生するのに対し，TBF鋼では，負荷応力2,000MPaでの割れ発生時間が600hまで長時間化しており，1,500MPaでは600h経っても割れが発生していない。

以上，実機製造材において，1,470MPa級TBF鋼が同強度クラスのDP鋼よりも，伸び，耐遅れ破壊性ともに優れることが確認できた。

むすび＝TBF鋼の機械的性質および耐遅れ破壊性に及ぼすオーステンパ条件の影響をミクロ組織の観点から調査した。その結果，TBF鋼の高強度化と優れた耐遅れ破壊性の維持を両立するために有効な組織を見出した。さらに，本技術を活用して1,470MPa級TBF鋼を試作し，成形性および耐遅れ破壊性においてDP鋼より優れることを報告した。

本技術は，今後ますます高まると予想される自動車部材高強度化のニーズに対応し得る技術であると考えている。

参　考　文　献

1） 占部俊明：熱処理，Vol.50, No.4（2010），p.310.
2） 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社，1989.
3） 向井陽一：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2（2005），p.31.
4） 粕谷康二ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.57, No.2（2007），p.27.
5） 北條智彦ほか：CAMP-ISIJ, Vol.18, No.3（2005），p.554.
6） 赤水　宏ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52, No.3（2002），p.43.
7） 塚野保嗣ほか：鉄と鋼，Vol.72, No.5（1986），p.S536.
8） 日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会：鋼のベイナイト写真集，Vol.1（1992），日本鉄鋼協会.
9） R. T. Howerd ほか：Trans. AIME, Vol.176（1948），p.384.
10） 中島宏興ほか：金属材料研究所研究報告，Vol.10（1967），p.499.
11） 中里福和ほか：鉄と鋼，Vol.61, No.6（1975），p.841.
12） 高井健一：腐食防食部門委員会資料，Vol.44, No.247（2005），p.8.
13） 北條智彦ほか：CAMP-ISIJ, Vol.17, No.3（2004），p.456.

（技術資料）

自動車用高加工性590-980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性

Characteristics of Highly Formable 590-980MPa Grade Hot-dip Galvannealed Steel Sheets for Automobiles

二村裕一*1（工博）　Dr. Yuichi FUTAMURA
三浦正明*1　Masaaki MIURA
経澤道高*2　Michitaka TSUNEZAWA

A series of 590-980MPa grade hot-dip galvannealed steel sheets has been developed in order to improve the formability of automotive body frame parts, such as lower pillars. These are either DP or TRIP steel sheets, designed 1) to have homogeneous microstructures, 2) to inhibit the precipitation of carbide, 3) to maintain ferrite as much as possible, 4) to harden the ferrite to prevent degradation of local deformability, and in TRIP steel sheet, additionally, 5) to obtain a large amount of retained austenite. The above microstructural controls are mainly accomplished by the addition of silicon, which can be adopted through a special surface preparation technology. The developed steel sheets have not only excellent formability but also practically required performance including good spot weldability and high coating quality.

まえがき＝近年，自動車の衝突安全基準の厳格化に対応した車体構造の強化と，環境対策としての排出ガス削減に向けた軽量化を目的として，車体構造部材への高強度鋼板の適用比率が一段と高まってきている[1)]。なかでも，耐食性を要する部位には，合金化溶融亜鉛めっき（以下，GAという）鋼板が使用されており，とくにピラー下部やメンバ類などには加工性に優れた高強度GA鋼板が積極的に適用されている。最近では，高強度鋼板の使用部位拡大に伴い，さらなる加工性の向上も強く望まれている[2)，3)]。

当社では，これらのニーズに対応すべく，590～980MPa級の強度クラスを対象に，従来材比で1.3倍の高い伸びを有したGAハイテンを開発した[4)]。本稿では，開発材の組織制御の考え方および主要特性について紹介する。

1. 開発材の組織制御の考え方

開発材は，フェライトとマルテンサイトから構成されるDP（Dual phase）鋼板と，フェライトとベイナイト，残留オーステナイトからなるTRIP（Transformation induced plasticity）鋼板である。いずれの鋼種においても，高い伸びを達成するため，①組織の均一化を図り，②炭化物の析出を抑制するとともに，③高延性のフェライトを最大限確保し，なおかつ局所変形能の劣化を極力抑える目的で④フェライト自体も固溶強化するような材料設計を採用しており，さらにTRIP鋼板では⑤多量の残留オーステナイトを得る組織制御も行っている。

これらの達成手段として，DP鋼板では当社でこれまで培ってきた590～980MPa級のGA鋼板の技術[5)～12)]を採用し，とくに焼鈍後の冷却過程でベイナイト変態を極力抑制するような成分系にしていることが挙げられる（②，③）。さらに今回，DP鋼板およびTRIP鋼板のいずれにおいても，添加元素の中で最も重要な役割を担っているのがフェライト安定化元素であり，大きな固溶強化を示すシリコン（Si）である（③，④）。従来，Siは加工性向上に有用な元素であると知られていたが[13)]，GA鋼板ではめっき性確保の観点からその適用は困難であった。この課題に対して当社では，特殊な表面改質を行うことにより，GA鋼板でも冷延鋼板と同様に1.0%以上のSi添加を可能とし，今回の開発に至った。

このように，Si添加によって材料特性としての伸びを大幅に向上させることは可能である。しかしながら一方で，組織としては冷却中にフェライトが析出しやすくなって降伏比が低くなり，引張強度を同レベルに調整した場合には顕著な降伏強度の低下を招く。そのため，製造面では，冷延により導入された加工組織の回復・再結晶挙動に着目して，成分や板厚ごとに冷延率を最適化し，焼鈍時に伸びを劣化させず降伏強度を調整する組織制御を行っている。この制御法は，板厚によらず，均一な複合組織を得るのに有用な手法である（①）。また，TRIP鋼板においても，残留オーステナイト量を最大限確保するような組織制御を行っている。TRIP鋼板では通常，未変態オーステナイト部へ炭素を濃化させるオーステンパ処理を施すが，GA鋼板の製造工程では，めっきの合金化時に鋼板が高温にさらされ，その際，組織変化としてオーステナイトの分解（炭化物として析出）というGA

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部　*2 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　薄板商品技術部）

鋼板特有の現象が起こる。そこで開発材では，従来のように炭素濃化を単に行うオーステンパ処理ではなく，合金化処理まで考慮したオーステンパ条件の適正化を行い，残留オーステナイト量の最大化を図っている（⑤）。

図 1 は，開発材の 980MPa級DP鋼板（a）および 780 MPa級TRIP鋼板（b）の代表的なミクロ組織を示す。いずれも，フェライトが多く含まれ，炭化物の析出は確認されない。さらに，DP鋼板では均一微細な複合組織が得られており，TRIP鋼板では塊状の残留オーステナイトが主に分布している中，針状の残留オーステナイト（図中矢印）もベイニティックフェライトのラス間に存在している。**図 2** は，980MPa級DP鋼板を対象に，電子後方散乱回析像（Electron Back Scattering Pattern，以下 EBSP という）測定で結晶方位解析により得られた組織内部の粒界分布を示す。ここで，粒界分布（図 2（b））における黒実線は 15 度以上の大角粒界を，また灰実線は 15 度未満の小角粒界を表している。フェライト組織内には多くの小角粒界が含まれており，冷延で導入された加工組織が焼鈍によりサブグレン化して残存していることがわかる。このような加工組織の活用により，開発材では強度特性を調整しつつ，後述するように高い伸びを実現している。さらに，開発材のめっき品質については，**図 3** に示す590MPa級および980MPa級DP鋼板のめっき層断面 SEM からわかるように，均一なめっき層性状が確保されており，またこれらの耐パウダリング性も良好であることを確認している。

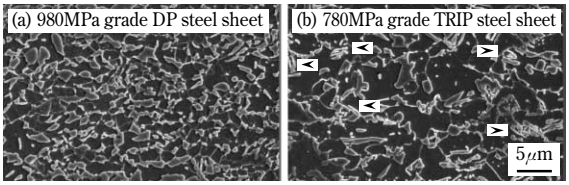


図 1　開発材の代表的な組織写真（(a) 980MPa級DP鋼板，(b) 780MPa級TRIP鋼板）

Fig. 1　SEM images of microstructure in developed steel sheets ((a)980MPa grade DP and (b)780MPa grade TRIP)

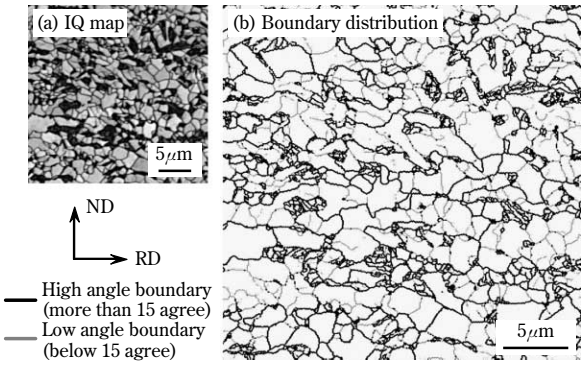


図 2　開発材の980MPa級DP鋼板でのEBSP解析結果（(a)IQマップ，(b)粒界分布）

Fig. 2　Image Quality map (a) and Crystal orientation image map with boundary distribution (b) in developed 980MPa grade DP steel sheet

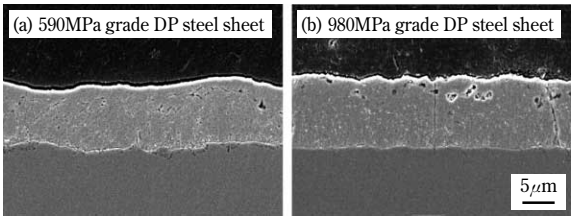


図 3　開発材のめっき層断面（(a)590MPa級，(b)980MPa級DP鋼板）

Fig. 3　SEM images of coating layer in developed steel sheets ((a)590MPa grade, (b)980MPa grade DP steel)

2. 開発材の主要特性

2.1　加工性

表 1 は，開発材（板厚 1.6mm）の代表的な引張特性を示す。この表には 590 ～ 980MPa級冷延鋼板の代表値も比較として記載しており，そのうち 980MPa 級冷延鋼板については当社DP鋼板のメニューの中の伸び重視の品種[14] の値を記した。開発材はいずれも，比較した同一強度クラスの冷延鋼板と同等の伸びを達成していることがわかる。**図 4** は，開発材である980MPa級DP鋼板および780MPa級TRIP鋼板の引張強度（*TS*）と伸び（*EL*）の関係を整理し，従来材と比較した結果である。両品種ともに，前述した成分設計や組織制御の適用により，当社従来材比で最大1.3倍もの高い伸びを実現している。また，TRIP鋼板では，張出し成形の評価において，ひずみの分散性が極めて高く，局所的な板厚減少が起こりにくいため，従来材でワングレード低い強度クラスの590MPa級DP鋼板に匹敵する限界成形高さを示すことも確認している。

表 2 は，開発材について，伸びフランジ性の指標である穴広げ率（λ）および90度 V 曲げ試験での最小曲げ半径の代表値を示す。なお，最小曲げ半径は，先端（*R*）

表 1　GA鋼板（開発材）と冷延鋼板（比較材）の引張特性

Table 1　Tensile properties of developed GA (Galvannealed) steel sheets and reference CR (Cold-Rolled) steel sheets

Steel	TS grade	Category	*YP* (MPa)	*TS* (MPa)	*EL* (%)
Galvannealed (GA) steel (Developed)	590MPa	Dual Phase	387	613	34
	780MPa	Dual Phase	481	828	23
		TRIP	478	823	29
	980MPa	Dual Phase	619	1,037	18
Cold-rolled (CR) steel	590MPa	Dual Phase	388	633	33
	780MPa	Dual Phase	509	838	22
	980MPa	Dual Phase	635	1,032	18

・Specimen thickness : 1.6mm
・Tensile test : JIS Z 2241 (JIS Z 2201 ＃5 specimen in Transverse direction)

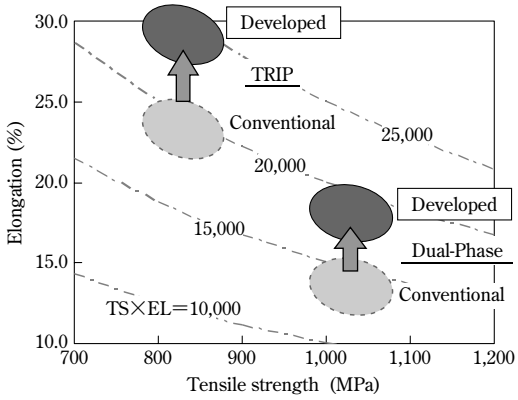


図 4　開発材の引張強度と伸びの関係（980MPa級DP鋼板，780MPa級TRIP鋼板）

Fig. 4　Relationship between tensile strength and elongation in developed 980MPa grade DP and 780MPa grade TRIP steel sheets

表 2 開発材と従来材の穴拡げ率と最小曲げ半径
Table 2 Hole expansion ratio and Minimum bending radius of developed and conventional steel sheets

Steel	TS grade	Category	Thickness (mm)	λ-value (%)	Minimum bending radius 〈Transverse direction〉
Developed steel	590MPa	Dual Phase	1.6	74	0.0
	780MPa	Dual Phase	1.6	27	0.0
		TRIP	1.4	29	0.0
	980MPa	Dual Phase	1.6	27	0.0
Conventional steel	590MPa	Dual Phase	1.6	68	0.0
	780MPa	Dual Phase	1.6	31	0.5
	980MPa	Dual Phase	1.6	25	2.0

・Stretch flanging (Hole expanding) test :
Hole expansion ratio : λ-value obtained by method of JFST1001
・Bending test : V-block method (90 degree angle) according to JIS Z 2248 (JIS Z 2203 #3 specimen in transverse direction)

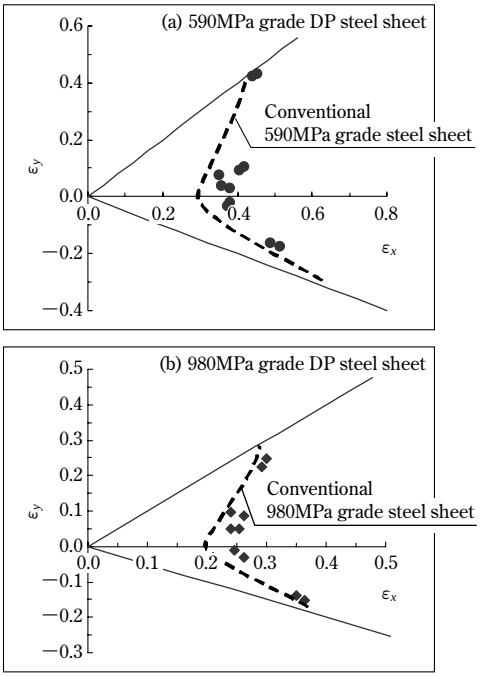


図 5 開発材の成形限界線図（(a)590MPa級，(b)980MPa級DP鋼板）
Fig. 5 Forming limit diagrams of developed steel sheets ((a)590 MPa, (b)980MPa grade DP)

が 0 ～ 5.0mm の90度パンチで成形した際に供試材にクラックが生じない最小の曲げ半径とし，曲げ方向は圧延方向に対して垂直とした。また，比較として，従来材である 590～980MPa 級 GA 鋼板の代表値も記載している。開発材のλは，同じ強度クラスの従来材のそれと同等の値を示しており、局所変形能の劣化は抑えられ，結果的に *EL* とλのバランスは開発材の方が優れている。一方，曲げ性は一般的に，伸びフランジ性とともに局部延性と相関を持つ[15), 16)] ことが知られており，最小曲げ半径とλの間にもおおむね良好な相関関係が成り立つと考えられる。しかしながら，開発材ではλが従来材と同等であるにもかかわらず，曲げ性は優れた値を示している。このことは，曲げ性が必ずしもλで整理できる訳ではなく，Si の添加によるフェライトとマルテンサイトの硬度差の減少が局所変形能を向上させるという一般的なλへの効果のみならず，他の効果も働いていることを示唆するものである。今のところ詳細なメカニズムは明らかでなく，現在その解明に向けさらなる調査を進めている。

図 5 は，開発材の 590MPa 級（a）および 980MPa 級 DP鋼板（b）（いずれも板厚：1.2mm）の成形限界を示す。スクライブドサークル径は 0.25inch であり，比較として同一強度クラスの従来材の成形限界も破線で示している。いずれの開発材も，成形時に最も厳しい条件である平面ひずみ状態で従来材より高い成形限界を示していることがわかる。これは，前述したように成分設計や組織制御の活用による伸び改善に起因した効果である。

2.2 スポット溶接性

図 6 は，開発材である590MPa級および980MPa級DP鋼板でのせん断引張強度（*TSS*）および十字引張強度（*CTS*）を溶接電流で整理した結果を示す。なお，供試材は板厚 1.6mm であり，溶接は**表 3** に示した条件にて行った。590MPa級，980MPa級ともに開発鋼では，ナゲット径 5.4mm においてせん断引張強度は JIS-A 級の規定である 13.5kN を超えており，チリ発生までの適正溶接電流範囲も 2.5kA 以上と広い範囲を確保していることがわかる。

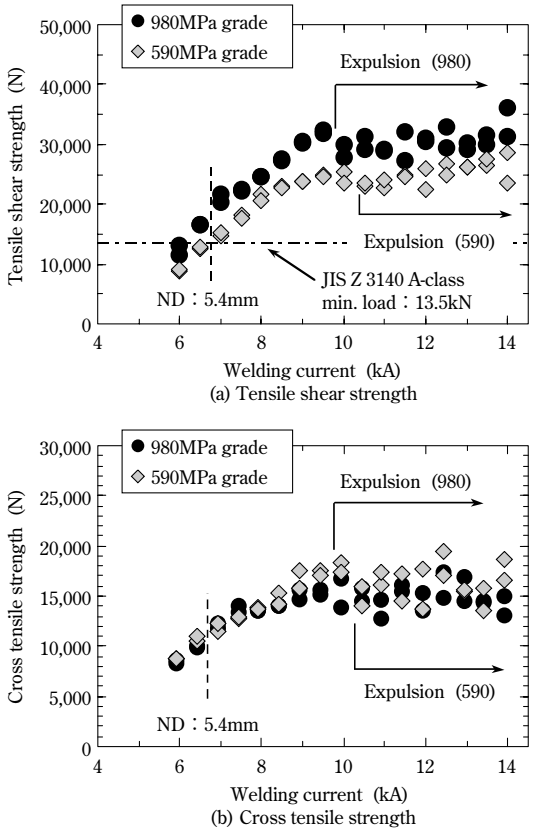


図 6 開発材の（a)せん断引張強度，(b)十字引張強度と溶接電流の関係（590MPa級および980MPa級DP鋼板）
Fig. 6 Relationship between welding current and (a)tensile shear strength, (b)cross tensile strength in developed 590MPa and 980MPa grade DP steel sheets

表 3 スポット溶接の条件
Table 3 Spot welding conditions for Fig.6

Electrode tip	Dome type Cu-Cr
Tip diameter	8mm
Electrode force	4,950N
Welding time	28cycle (60Hz)
Welding current	6-14kA
Cooling water (Upper, Lower)	1.5L/min

Thickness	1.2mm	1.6mm	2.0mm
Tip diameter	6mm	8 mm	8mm
Electrode force	3,750N	4,950N	6,450N
Welding time (60Hz)	23 cycle	28 cycle	29 cycle

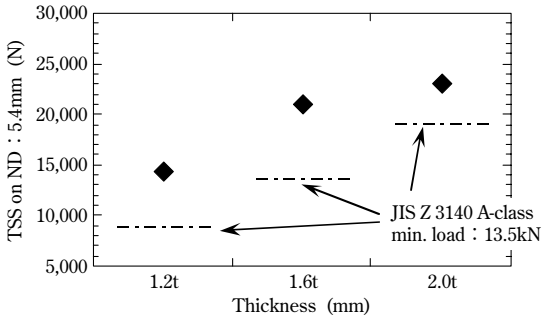


図 7　開発材におけるせん断引張強度と板厚の関係（980MPa級DP鋼板）

Fig. 7 Relationship between tensile shear strength and sheet thickness in developed 980MPa grade DP steel sheet

表 4　スペーサ有／無の場合の開発材のスポット溶接性（590MPa級および980MPa級DP鋼板）

Table 4 Spot weldability in developed 590MPa and 980MPa grade DP steel sheets welded with/without gap (1mm) between sheets

TS grade (steel)	Gap between sheets	Welding current		
		ND:5.4mm	A-class TSS: 13.5kN	Expulsion
590MPa (Developed steel)	0mm	6.5kA	6.5kA	9.0kA
	1mm	6.5kA	6.5kA	9.0kA
980MPa (Developed steel)	0mm	6.0kA	5.5kA	8.0kA
	1mm	6.0kA	5.5kA	8.0kA

十字引張強度は，成分の影響を受けて継手強度は低下する場合がある[17]が，開発材では顕著な強度劣化は生じておらず，せん断引張強度と十字引張強度の比である延性比（*CTS/TSS*）も適正溶接電流範囲内において590MPa級の開発材で0.65以上，980MPa級開発材では0.48以上と良好な値を示している。**図 7** は，980MPa級の開発材を対象に，ナゲット径5.4mmでのせん断引張強度に及ぼす板厚の影響を調査した結果である。板厚が厚いほど，電極径や加圧力を大きくし，また電流時間を長くしているが，いずれの板厚でもせん断引張強度はJIS-A級の規定を大きく上回り，良好な継手強度が得られていることがわかる。

表 4 は，実用面でのスポット溶接性を評価する目的で，表3の条件よりも電極先端径を細く（6 mm），加圧力も低減（3,430N）した上に，溶接板間へのスペーサ（1 mm）の有／無それぞれの条件下で溶接した590MPa級および980MPa級の開発材の試験結果である。なお，表中には，規定ナゲット径（5.4mm），JIS-A級規定（13.5kN），およびチリ発生の電流値をまとめている。規定ナゲット径とJIS-A級規定の両方を満たし，なおかつチリ発生が生じない電流範囲は，すべての場合で1.5kA以上を確保している。したがって，開発材では，良好な加工性のみならず，高い溶接継手強度を安定して得ることができると示唆される。

むすび＝今回，従来材比で1.3倍もの高い伸びを示す590～980MPa級のGA鋼板を新たに開発し，その組織制御の考え方や主要特性について紹介した。開発材は高い伸びを有するだけでなく，曲げ性にも優れ，スポット溶接性やめっき品質についても十分にユーザ要求を満足する特性を示す。当社では，今回の開発材を高強度GA鋼板のメニューの中で高伸び型鋼種として位置付けており、他にも当社は，ユーザニーズに応える形で溶接性改善型鋼種，高YS型鋼種などのラインアップを有している。しかしながら，材料特性に対する最近のユーザニーズは数年前と比べると一段と厳しくなっており，今後もユーザの抱える課題に対して，当社は材料面での特性改善を行うことで貢献し，高強度鋼板の適用拡大に寄与していく所存である。

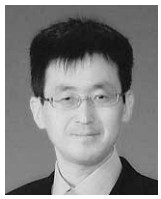
参　考　文　献

1）栗山幸久ほか：自動車技報，Vol.55, No.4（2001），p.51.
2）小吹信三：TOYOTA Technical Review, Vol.52, No.1（2002），p.8.
3）柴田公博：日産技報，No.50（2002），p.26.
4）二村裕一ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.57, No.1（2007），p.109.
5）中屋道治ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.50, No.1（2000），p.75.
6）大宮良信ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52, No.3（2002），p.10.
7）嘉村　学ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.51, No.2（2001），p.79.
8）M. Kamura et al.：IBEC2002, Proc. of the 2002 IBEC and ATT Conf. on CD-ROM,（2002），2001-01-3094.
9）M. Kamura et al.：SAE Technical Paper,（2003），2003-01-0522.
10）X. M. Chen et al.：SAE Technical Paper,（2004），2004-01-1048.
11）X. M. Chen et al.：SAE Technical Paper,（2005），2005-01-0354.
12）二村裕一ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.57, No.2（2007），p.11.
13）宮原征行ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.35, No.4（1985），p.92.
14）田村享昭ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52, No.3（2002），p.6.
15）田中福輝ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.42, No.1（1992），p.20.
16）岩谷二郎ほか：塑性と加工，Vol.35, No.404（1994），p.1122.
17）野村伸吾ほか：抵抗溶接研究委員会，（1981），RW-192-81.

（技術資料）

高周波焼入れ用合金化溶融亜鉛めっき鋼板

Galvannealed Steel Sheets for Induction Hardening



濵本紗江*1
Sae HAMAMOTO

内海幸博*1
Yukihiro UTSUMI

浅井達也*1
Tatsuya ASAI

In recent years, ultra-high-strength steel sheets have been increasingly applied in automotive body parts to improve crashworthiness and decrease body weight. Induction-hardening and die-quenching are technologies which enable the production of ultra-high-strength parts having complex shapes. Kobe Steel has developed several types of steel sheets for induction hardening. This article describes the features of 1,470MPa grade after-quenched galvannealed steel sheets for induction hardening.

まえがき＝近年地球規模で問題となっている温暖化効果ガスの CO_2 は，運輸部門からの排出が産業部門に次いで多く，自動車業界における CO_2 排出量削減が期待されている[1)]。自動車から排出される CO_2 の削減には，ハイブリッド車や電気自動車などの駆動面からの改善はもちろん，軽量化による燃費の向上も有効な手法の一つである。一方，自動車の衝突安全性に関する法規制は年々厳しくなっており[2)]，軽量化との両立が課題となっている。このような背景から，自動車メーカ各社では高強度鋼板の多用化が進められており，とくにボデー骨格部材に対して引張強度 980MPa 以上の超高強度鋼板が採用される事例も増えている。また，プレス成形と同時に熱処理（焼入れ）を行うダイクエンチ技術（熱間プレス）[3)~6)]，あるいは加工後に高周波やレーザで部分的に強度を付与する部分焼入れ技術[5)~8)]も，部材を容易に高強度化できる技術として採用されている。本稿では，これまで部分焼入れ用に開発してきた焼入れ後引張強度 1,470MPa 級の高周波焼入れ用合金化溶融亜鉛めっき（Galvannealed，以下 GA という）鋼板について紹介する。

1. 高周波焼入れ技術

高周波焼入れ技術は，鋼板を冷間成形後，必要な部分を焼入れ強化することによって高強度部材を得る技術であり，ダイクエンチ技術とともに高強度鋼板の成形性や寸法精度における課題を解決する手法の一つである。例えば，リンフォースを用いて補強しているセンタピラーなどの部材に高周波焼入れを施したとき，部分的に強化することができるためリンフォースが不要となり，軽量化と衝突安全性の両立が可能となる[7)]。また，スポット溶接する部分を軟質なままにしておくことにより，超高強度鋼板やダイクエンチ技術よりもスポット溶接が容易に行えるという利点もある。

2. 開発鋼の成分設計

本開発鋼は，原板強度を 440MPa もしくは 590MPa 級に抑えて汎用鋼並みの成形性を確保しつつ，焼入れ後の強度を 1,470MPa にする必要がある。ここでは，高周波焼入れ用鋼板の成分設計の考え方について述べる。

溶製した供試材の化学成分を**表 1** に示す。この供試材を熱間圧延し，酸洗によるスケール除去後にさらに 1.4mm 厚まで冷間圧延し，再結晶焼鈍を行った。こうして得られた冷延焼鈍鋼板を 950℃で高周波焼入れを行い，JIS 5 号引張試験片を作成して引張試験を行った。**図 1** に高周波焼入れ装置を示す。温度は放射温度計で測定し，高周波の出力を調整することで焼入れ温度を調整した。得られた結果を C 当量（$C_{eq}=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14$）[9)]および鋼中の C 量と焼入れ後の引張強度との関係で整理した。それぞれの結果を**図 2** および**図 3** に示す。高周波焼入れ後の強度は鋼中 C 量との相関が強く，焼入れ後強度は鋼中 C 量でほぼ決定する。C 当量に依存性が認められないのは，図 1 に示した高周波焼入れ装置を用いた場合は焼入れ後にマルテンサイト単一組織となり，フェライトが生成しないためと考えられる。この結果より，開発鋼の C 量は，引張強度 1,470MPa を得るために，製造時の鋼中 C の変動も考慮して C ＝ 0.23%とした。

原板強度が 440MPa あるいは 590MPa の鋼で汎用鋼並みの成形性を確保する観点から，組織はフェライト・パ

表 1　ラボ溶製材の化学成分
Table 1　Chemical composition of steels (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.13 ～ 0.23	0.01 ～ 0.19	0.2 ～ 1.61	0.006 ～ 0.015	0.003 ～ 0.012	0.01 ～ 0.5	0.01 ～ 0.3

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部

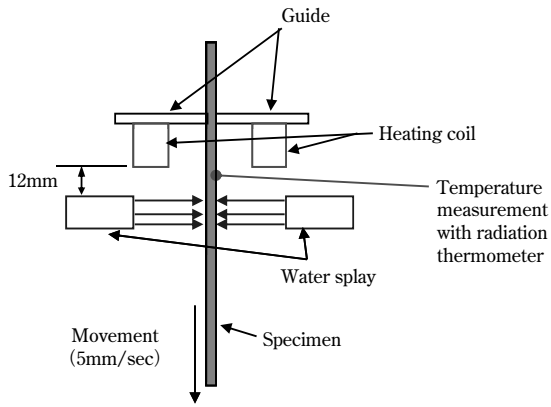


図 1 高周波焼入れ装置
Fig. 1 Schematic diagram of high-frequency quenching equipment

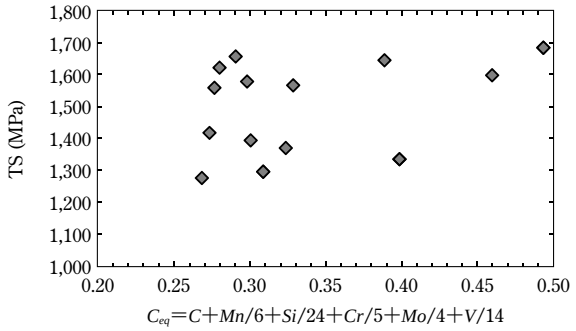


図 2 C 当量と焼入れ後引張強度の関係
Fig. 2 Effect of Ceq on tensile strength of quenched material

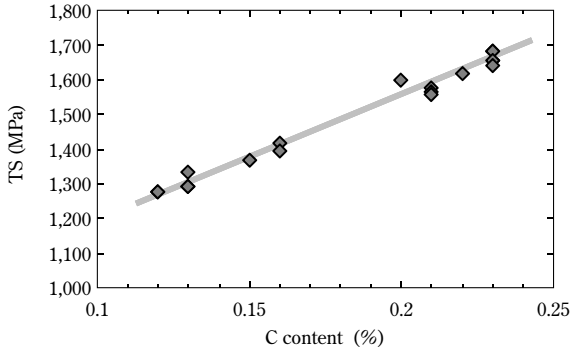


図 3 鋼中 C 量と焼入れ後引張強度の関係
Fig. 3 Effect of C content on tensile strength of quenched material

ーライト組織とした。また，十分な焼入れ性を確保するため Cr，B を添加し，B 添加効果を確保すると同時に超高強度鋼板で問題となる耐遅れ破壊特性向上のために Ti を添加した。さらに，原板強度が 590MPa の鋼に対しては原板強度確保のために Si を添加した。

3. 開発鋼の特性

3.1 原板の特性

実験室的な検討結果に基づき，GA 鋼板を実機で製造した。本鋼の機械的性質を**表 2** に示す。440MPa 級，590MPa 級いずれも汎用鋼と比較して同等以上の良好な伸び特性を示している。

スポット溶接性は，板厚 1.8mm の供試材に対し，先端径 ϕ8 mm の DR 形電極を用い，加圧力 4.41kN，溶接時間 30 サイクル/60Hz，溶接電流 5 ～14kA による溶接を行って評価した。**図 4** に引張せん断強度および十字引張強度をそれぞれ溶接電流値で整理した結果を示す。引張せん断強度は従来の知見と同様に原板強度に対応して高くなる傾向にあり，440MPa 級，590MPa 級ともに JIS Z 3140 の A 級規格の最小ナゲット径：5.7mm（$4.25\sqrt{t}$）が得られる電流値以上で JIS Z 3140 の A 級規格の引張せん断強度（440MPa 級：11,800N, 590MPa 級：16,200N）を上回っている。また，ナゲット径：5.7mm（$4.25\sqrt{t}$）が得られる電流からチリ発生までの適正溶接電流範囲は 440MPa 級で 3.0kA，590MPa 級では 2.5kA 程度で実用上十分な範囲を確保できる。十字引張強度は従来，母材強度の影響をあまり受けないと報告されている[10]が，チリが発生しない範囲において，本開発鋼の 590MPa 級が 440MPa 級より高い継手強度を示す。これは Si 添加の影響と推察している。

図 5 に（a）440MPa 級および（b）590MPa 級それぞれの原板めっき層断面の SEM 写真を示す。図にはそれぞれのめっき付着量およびめっき組成を併せて示した。鋼板とめっき界面に生成する Γ 相は薄い。表層部には ζ 相はみられず，ほぼ δ 1 単相で構成されている。パウダリング性などの結果も良好であった。

3.2 高周波焼入れ後の特性

図 1 に示した高周波焼入れ装置を用い，焼入れ温度を変化させたときの強度変化を調査した。また 1,000℃ で

表 2 開発鋼の機械的性質
Table 2 Mechanical properties of developed steels

as TS grade	YS(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	n-value
440MPa	327	484	34.6	0.20
590MPa	542	640	30.2	0.23

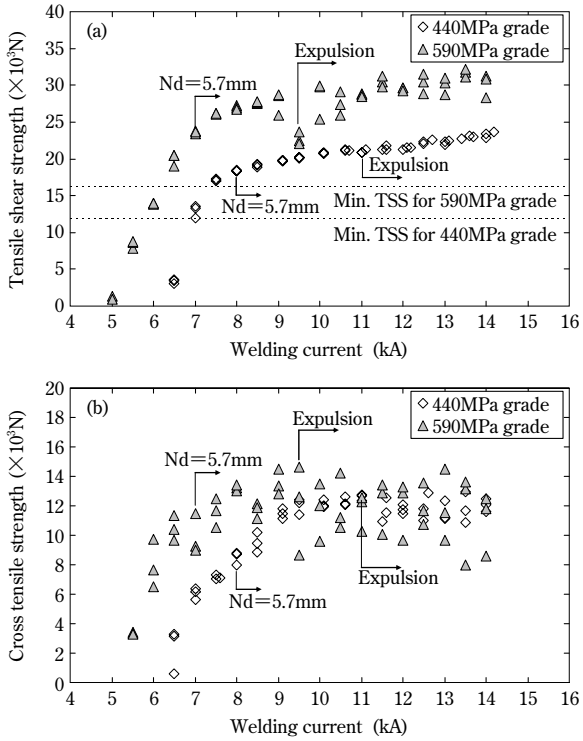


図 4 引張せん断強度（a）と十字引張強度（b）に及ぼす溶接電流値の影響
Fig. 4 Effect of welding current on tensile shear strength (a) and cross tension strength (b) in the developed steels

焼入れした鋼板のシャルピー試験を行い，焼入れ後の低温靭性を評価した。**図6**に焼入れ後強度に及ぼす高周波焼入れ温度の影響を示す。440MPa級，590MPa級いずれも焼入れ温度を900℃以上とすることによって1,470MPa以上に強化できることが分った。JIS 4号衝撃試験片に準拠した2 mm—Vノッチ試験片を作製し，シャルピー試験を行った結果を**図7**に示す。いずれの鋼板も，吸収エネルギーは室温から−40℃まではほとんど変化がなく，実用上の問題はないといえる。

つぎに，焼入れ後の耐遅れ破壊特性の評価をU曲げ—塩酸浸漬法により実施した。**図8**に示すように，曲げ半径15mmでU曲げを行った供試材を電気炉で1,000℃まで加熱し，水焼入れした。この供試材を，曲げ部に1,500MPaの応力を負荷した状態で0.1Nの塩酸に336時間（14日間）浸漬し，割れ発生の有無を調べた。440MPa級，590MPa級ともに割れは発生せず，焼入れ後の遅れ破壊特性は良好であることが確認できた。

また，部分焼入れ温度影響部の塗装性能を評価する目的から，以下のような模擬試験を実施した。図1に示した高周波焼入れ装置を用い，**図9**に示すように，コイル位置X1からX4まで10mm間隔で熱電対による温度測定を行いながら供試材を加熱した。コイル位置X1における温度が約1,000℃となった状態で20秒保持した後，水焼入れを行った。こうした熱処理を施した供試材を対象に，めっき層の残存状態，りん酸塩処理性，および塩温水試験による耐食性を調査した。めっき層の残存状況は，断面のSEM観察およびEPMAによるZnの分析を行って調べた。塩温水試験では通常，りん酸塩処理後に電着塗装を行い，クロスカットで塗膜にキズを付けて評価する。本試験では，温度測定位置X1〜X4を通るよう

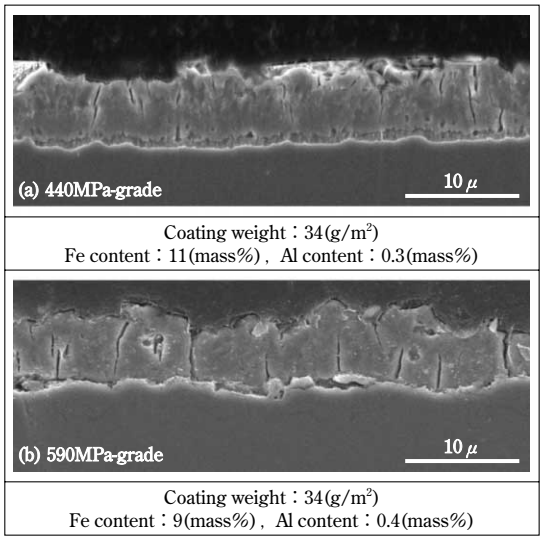


図5 開発鋼めっき層断面SEM写真
Fig. 5 SEM images of cross section of galvannealed layer

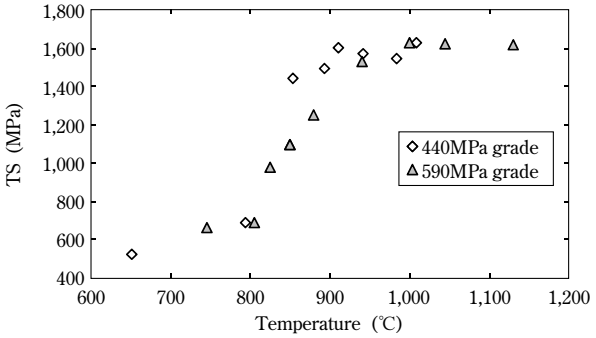


図6 焼入れ温度と強度
Fig. 6 Relationship between tensile strength and quenching temperature

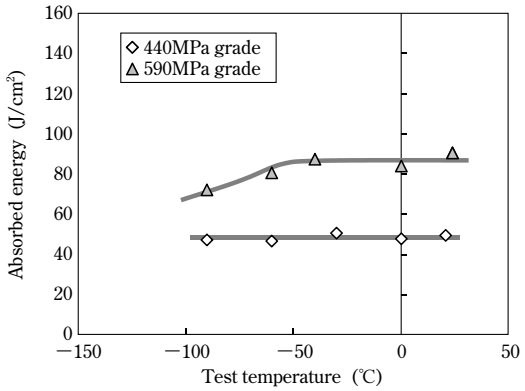


図7 焼入れ後のシャルピー衝撃試験結果
Fig. 7 Relationship between testing temperature and absorbed energy in Charpy Impact test

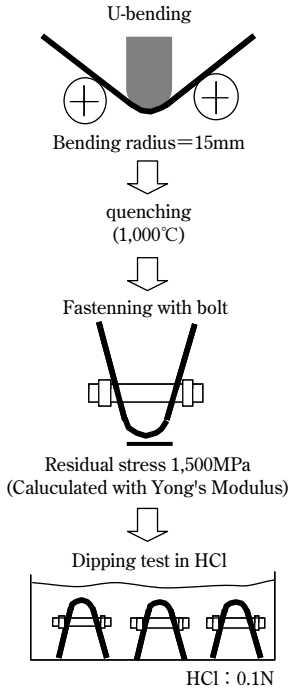


図8 遅れ破壊試験（U曲げ—塩酸浸漬）方法
Fig. 8 Experimental procedure for delayed fracture resistance test

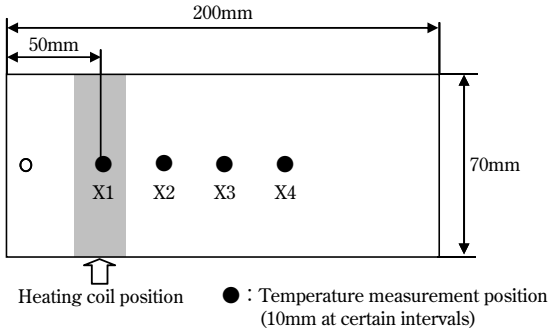


図9 塗装性能評価用サンプル
Fig. 9 Sample for painting performance evaluation

にカットを行い，55℃の5％食塩水に240時間浸漬してX1〜X4の膨れ幅と最大膨れ幅を測定した。また，熱処理しない供試材についても塩温水試験を実施し，最大膨れ幅を測定した。

焼入れ後にX1〜X4位置から採取した供試材のめっき層残存状態を**図10**に示す。りん酸塩皮膜表層部のSEM写真を**図11**に示す。なお図中に示した温度は加熱時のX1〜X4位置での実測温度である。加熱温度が1,000℃程度までめっき層が残存しており，りん酸塩処理性も良好である。**図12**，**図13**に塩温水試験の結果を示す。塩温水試験後の膨れ幅も焼入れを施さない鋼板と同等レベルで良好である。

本開発鋼を用いることにより，加熱温度900〜1,000℃の焼入れ処理を行った場合でも，塗装性能を損なうことなく1,470MPaに部分強化した部品を製造することが可能である。

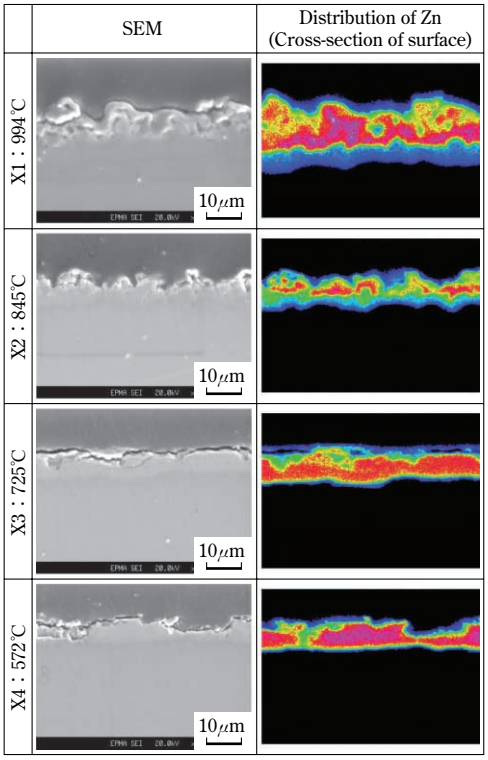


図10 焼入れ後のめっき層残存状態（440MPa級）
Fig.10 Cross section of galvannealed layer after quenching (440MPa grade)

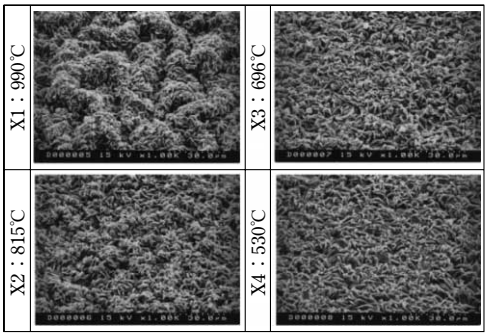


図11 焼入れ後のリン酸塩結晶（440MPa級）
Fig.11 Micrograph of phosphate crystal after quenching (440MPa grade)

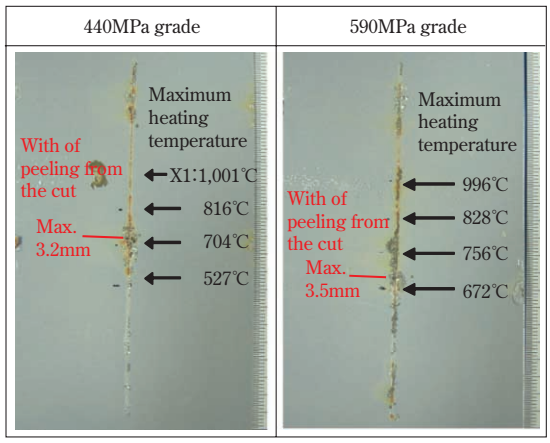


図12 焼入れ材の塩温水試験（SDT）後外観
Fig.12 Surface after hot salt water resistance test

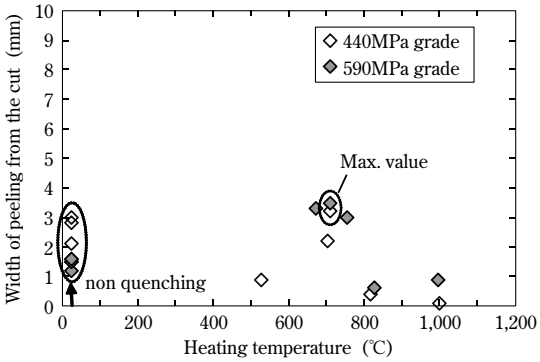


図13 塩温水試験（SDT）結果
Fig.13 Result of hot salt water resistance test

むすび＝当社は既に，焼入れ後の強度が1,180MPa級となる高周波焼入れ用440MPa級GA鋼板を商品化しており，部分強化センタピラー部品向け素材としての採用実績もある。本稿では，さらなる高強度化に対応して開発した，焼入れ後引張強度が1,470MPa級の高周波焼入れ用GA鋼板について紹介した。

自動車車体においては，衝突安全性向上と軽量化の両立が今後とも重要な課題であり，980MPa級以上の超高強度鋼板の適用部位が拡大する傾向にあると考えられる。今後，超高強度鋼板のさらなる加工性，実用特性の向上のみならず，本稿にて紹介したような後熱処理技術の活用なども含め，車体軽量化と衝突安全性向上に多方面から寄与し得る材料開発を進めていく所存である。

参　考　文　献

1） 環境省：環境白書　循環型社会白書／生物多様性白書 平成21年版，http://www.env.go.jp/policy/hakusyo/h21/index.html，(参照 2011-03-31)．
2） 高木　潔：塑性加工シンポジウム，237th（2005），p.9.
3） 中嶋勝司ほか：素形材，2002.12, p.31.
4） 広瀬洋三ほか：自動車用材料技術，2009年春季大会フォーラム，p.12.
5） 小嶋啓達：Journal of the JSTP, Vol.46, No.534, p.595.
6） 小嶋啓達：材料フォーラム，2004, p.13.
7） 柴田眞志ほか：まてりあ，Vol.37, No.6（1998），p.525.
8） 佐藤章仁：自動車技術会，1995-5, p.93.
9） JIS G 3106.
10） 田中福輝ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9（1982），p.1437.

（技術資料）

TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の成形性

Formability of TRIP Type Banitic Ferrite Steel Sheet

木村高行*1
Takayuki KIMURA

In recent years, cold rolled steel sheets of 980MPa grade are increasingly used for automotive parts to improve collision safety (crashworthiness) and to reduce body weight. Kobe Steel has developed a new 980MPa cold rolled steel sheet with elongation properties improved compared with conventional dual-phase (DP) steel sheets. This article focuses on the press formability of the newly developed steel sheet. Press formability testing was performed using a small-sized model die and a large-sized actual part die. The result clearly indicates that the developed steel sheet has a press formability significantly improved compared with conventional DP steel sheets.

まえがき＝近年，自動車の衝突安全性向上と軽量化の両立ニーズが高く，対策アイテムの一つとして高強度鋼板の適用が広く進んでいる。しかし，強度が高い鋼板ほど，伸び特性が低下し，プレス成形時に割れが発生しやすい。このため，部品を分割して成形難易度を下げなければならない場合があった。そこでこれまでは，深絞り成形性向上のための複数工程化[1)]や伸びフランジ成形性向上のための2回打抜き[2)]などの工法面での対策が提案されてきた。また材料面では，成形性に優れた高強度鋼板が種々開発されている。例えば当社では，ボデー骨格用に適した，従来のDual Phase（以下，DPという）鋼板より伸び特性を高めたTRIP（Transformation Induced Plasticity）型ベイニティックフェライト980MPa級冷延鋼板（以下，開発鋼という）を開発した[3)，4)]。

本稿では，開発鋼の特長，小形ラボ金型を用いた成形性，ならびに大形実部品模擬金型を用いた成形性について報告する。

1. 開発材の組織と機械的性質

1.1　ミクロ組織

980MPa級ハイテンの適用範囲の拡大に伴い，より加工性の良い鋼板が求められている。このため開発鋼は，当社既存メニューの従来型980MPa級DP鋼板の伸びを重視したタイプ（以下，980DP鋼という）に比較して，伸びフランジ性を維持したまま伸び特性を向上させることを狙いとしている。開発鋼と980DP鋼の組織写真を**図1**[3)]に示す。開発鋼は，伸び特性を高めるため多量の残留γを有し，その形態を微細に分散した伸長形状となるように制御した。これは，残留γの安定度を高めて加工時の変形後期までTRIP効果を発現させることを狙ったものである。

1.2　引張特性

開発鋼の機械的特性を把握するため，JIS 5号に準じた試験片を製作し，島津製作所製の100kNオートグラフを用いて引張試験を行った。引張速度は10mm/min一定である。比較鋼には980DP鋼に加え，780MPa級DP鋼（以下，780DP鋼という）を使用した。**表1**に示すように，開発鋼は780DP鋼と同等で980DP鋼を大きく上回る伸び特性を有しており，優れた成形性が期待できる。また，開発鋼は比較鋼よりn値（加工硬化指数）が大幅に高く，ひずみ分散性にも優れている。このため，プレス成形後の局所的な板厚減少の抑制に有利であり，自動車ボデーの骨格部品への適用によってより良い衝突性能を得ることが期待できる。

開発鋼がひずみ分散性に優れていることを確認するため，GOM社製非接触式ひずみ測定機ARGUSを用いて引

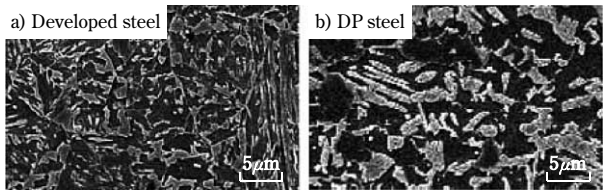


図1　代表的組織写真（SEM）a）開発鋼　b）従来型DP鋼[3)]
Fig. 1　Microstructure of 980MPa grade cold rolled steel sheets a) developed steel, b) conventional DP steel[3)]

表1　供試材の機械的特性
Table 1　Mechanical properties of sample steels
（t：1.4mm）

		YS (MPa)	*TS* (MPa)	*EL* (%)	*n* value 2-6%
a)	980 Developed steel	631	1,062	20	0.22
b)	980 DP steel	642	1,060	16	0.15
c)	780 DP steel	527	831	20	0.13

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　プロセス技術開発部

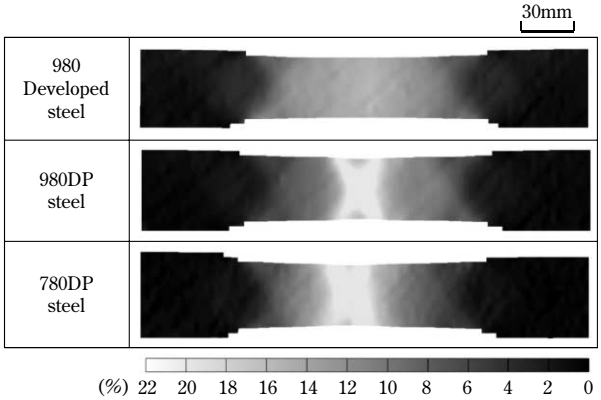


図 2 引張試験片の長手方向ひずみ分布（ひずみ：15%）
Fig. 2 Longitudinal strain distribution of tensile test specimen (strain：15%)

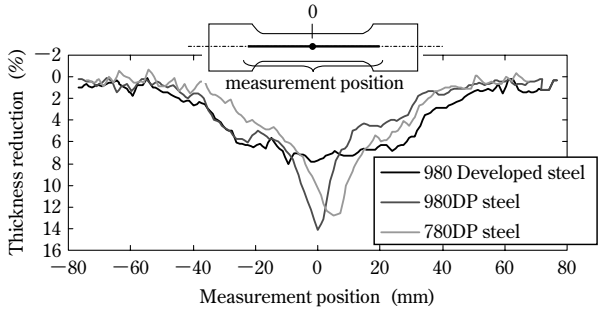


図 3 引張試験片の板厚減少率分布（ひずみ：15%）
Fig. 3 Distribution of thickness reduction rate in tensile test specimen (strain：15%)

張試験片の長手方向ひずみを計測した。試験片にはあらかじめドットパターンを等間隔に転写しておいた。ひずみが 15%に達した時点で試験機から試験片を取外し，変形後のドットパターンの位置関係を測定，画像処理することによりひずみ分布を確認した。**図 2** の測定結果に示すように，開発鋼は比較鋼に比べて局所的なひずみ集中が強く現れず，試験片内でひずみがほぼ一様に分散していることがわかる。試験片の板厚減少率分布（**図 3**）でも，ひずみの局所集中が抑制されていることが確認できた。

2. 開発鋼の成形性

開発鋼を対象に，薄板の 4 つの主要な成形様式である張出し，深絞り，伸びフランジ，および曲げの各成形性を調べた。供試材の板厚はすべて 1.4mm である。

2.1 張出し成形性

試験条件を**図 4** に示す。限界成形高さで張出し成形性を評価した。限界成形高さは，荷重―ストローク線図において荷重が急激に減少する破断発生時のパンチストロークとした。比較鋼には980DP鋼を用いた。試験機は(株)東京衡機製造所製500kN万能深絞り試験機を用いた。

図 5 に示した限界成形高さより，開発鋼は 980DP鋼より優れた成形性を有していることを確認できた。張出し性は材料の伸びや n 値に影響されるといわれており[5]，引張試験結果から予測されたとおりの結果が得られた。

引張試験と同様に，張出し成形品においてもひずみ分散効果が得られるかを確認するため，開発鋼および980DP鋼ともに成形高さを17mmにそろえたサンプルの板厚減少率を測定した。開発鋼の板厚減少率は，最大となる頂部付近においても 30%以下となっている（**図 6**）。一方，980DP鋼では，同じ成形高さであるにもかかわらず約35%と高く，張出し試験においても開発鋼のひずみ分散性の良さが明らかとなった。

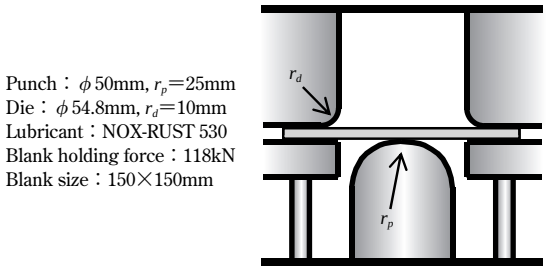


図 4 張出し成形試験条件
Fig. 4 Experimental apparatus for stretch formability

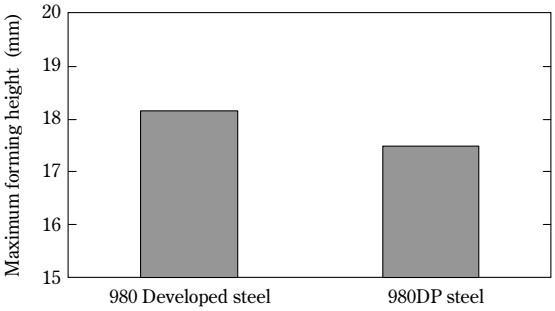


図 5 限界張出し高さ
Fig. 5 Maximum forming height

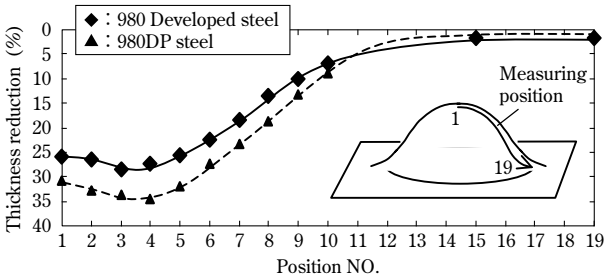


図 6 張出し成形品の板厚減少率分布（成形高さ：17mm）
Fig. 6 Thickness reduction rate distribution of stretch test specimen (Forming height：17mm)

2.2 深絞り成形性

直径 50mm の球頭パンチを用いて深絞り成形試験を行った（**図 7**）。絞り比を 2.0 に固定したときの限界成形高さを評価指標とした。限界成形高さは，張出し成形性のときと同様に，荷重―ストローク線図において荷重が急激に減少する破断発生時のパンチストロークとした。比較鋼には 980DP 鋼に加え，780DP 鋼を用いた。(株)東京衡機製造所製500kN万能深絞り試験機を用いて試験した。

図 8 に示すように，開発鋼は 3 鋼種の中で最も優れた成形性を示した。**図 9** の成形品外観写真からもその差が明確である。全伸び，n 値ともに開発鋼が最も優れており，その両方の効果で良い成形性が得られたと考えられる。前述のとおりこれは，開発鋼が含有する残留 γ により優れたひずみ分散性を発揮することに加え，パンチ肩部での加工誘起変態による強度上昇が寄与していると考えられる[6]。すなわち，優れたひずみ分散性によって最も薄くなる頂部付近の板厚が DP 鋼に比べて厚いことに

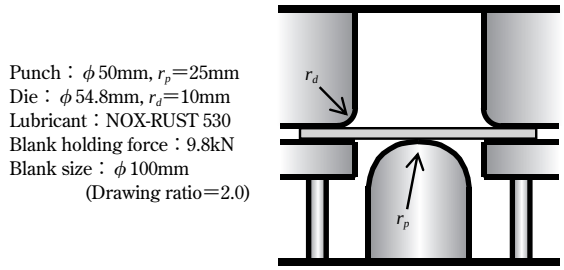


図 7 深絞り成形試験条件
Fig. 7 Experimental apparatus for drawing formability

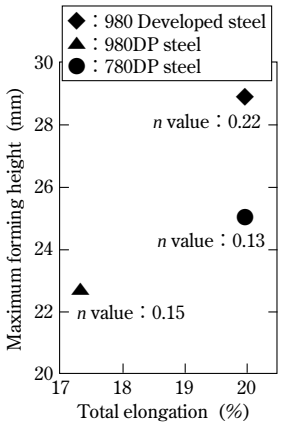


図 8 深絞り限界成形高さ
Fig. 8 Maximum forming height (Draw)

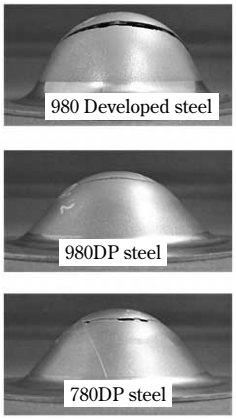


図 9 深絞り成形品
Fig. 9 Drawing test specimen

加え，加工硬化による強度上昇が大きいため，より大きなフランジ流入抵抗に耐えることができるためと考えられる。また開発鋼では，通常の残留γ鋼と異なり，変形後期まで加工硬化が持続するように残留γを伸長形状として微細に分散させたことも成形性に優れる一因である。一方，フランジ流入抵抗については，残留γの加工誘起変態が体積膨張を伴うため，材料引込み時の圧縮応力下では変態が抑制される。さらに，加工硬化による強度上昇が DP 鋼より小さくなって流入抵抗が小さくなることが開発鋼の深絞り性の良さに影響している。

2.3 伸びフランジ成形性

伸びフランジ成形性を穴広げ試験によって評価した。試験条件は，日本鉄鋼連盟規格 JFST1001 に準じた。開発鋼の伸びフランジ成形性は，**図10** に示すように 980DP 鋼とほぼ同等の値を示す。高強度鋼板では通常，伸びと伸びフランジ性とはトレードオフの関係にある。すなわち，伸びが優れる鋼板は伸びフランジ性が劣り，伸びフランジ性に優れる鋼板は，伸びが低下する傾向にある。980DP鋼に比較して伸びが優れているにもかかわらず伸びフランジ性の低下を抑制できたのは，開発鋼の組織が微細で均一なため，局所的なクラックの発生を抑制できたためと考えられる。

2.4 曲げ成形性

曲げ成形性を，パンチ角度 90°の V 曲げ試験により，パンチ先端の半径 R を変化させたときの曲げ部外側に生じるき裂の有無によって評価した。V 曲げ試験では，圧延方向が曲げ稜線と平行になるようにサンプルをセットし，加圧力が 19.6kN に達するまでパンチを押込んだ。このときの試験結果を**表 2** に示す。開発鋼が，980DP鋼と同等の曲げ成形性を有することを確認した。ほぼ密着曲げまで曲げ加工が可能であることから，ボデー骨格部品に要求される曲げ加工性レベルは十分に満足していると考えられる。

2.5 フロントピラー模擬金型での成形性評価

前述のとおり，開発鋼は従来型DP鋼板に比較して，張出し，深絞り，曲げのいずれも上回る成形性を有し，伸びフランジ性は980DP鋼と同等の特性を確保できていることがわかった。そこで，開発鋼の成形性の優位性を確認するため，実部品を模擬した大形金型を用いた成形性評価を行った。

以前，当社でセンタピラー模擬金型を用いて開発鋼の成形性評価を行い[3]，開発鋼の優位性を確認した。しかしながらそのときの評価は，部品全体を対象とした成形性ではなく，張出しや深絞りの要素を含む部分を対象とした成形性であり，伸びフランジ変形要素を欠いた評価であった。そこで今回は，伸びフランジ変形要素も含むフロントピラーの模擬金型を使用し，部品全体の成形性を評価することにした。

図11 に成形品の外観写真を示す。現在量産されているフロントピラーは，440MPa 級あるいは 590MPa 級が使用されており，980MPa 級を採用している例は少ない。またこの部品は，プレス成形時の割れを回避することを目的に，車両下側の袋状の形状を別体とする分割構造にする場合が多い。しかしながら今回は，分割することなく部品全体を一体成形にて評価した。図 11 に示したプレス成形品形状からわかるように，高深絞り性，高張出し性に加え，しわ押え部での高伸びフランジ性が要求される形状となっている。比較鋼には 980DP鋼を用いた。板厚はいずれも 1.4mm である。

しわ押え力を 800kN から 2,000kN まで変化させ，割れ

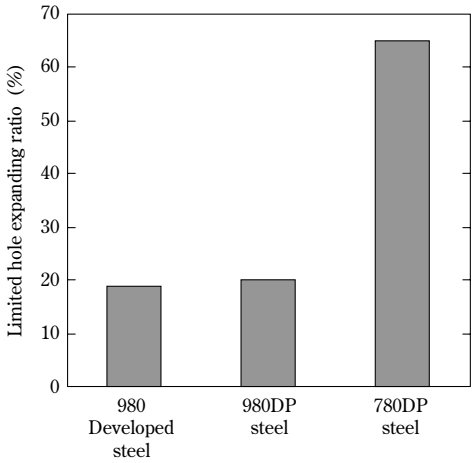
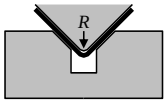


図10 限界穴広げ率
Fig.10 Limited hole expanding ratio of steels

表 2 曲げ特性
Table 2 Bendability of steels

	90°V		
	R=0mm	R=0.5mm	R=1.0mm
980 Developed steel	△○	○○	○○
980DP steel	△△	○○	○○

○：Good　△：Hair crack



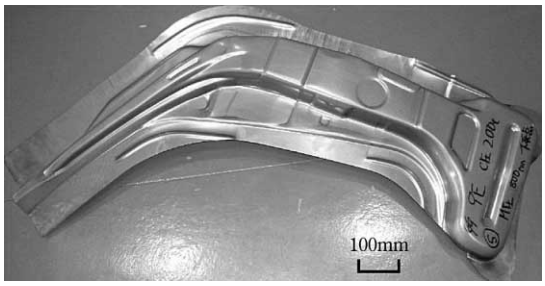


図11 プレス品形状
Fig.11 Shape of press test part

表 3 プレス結果
Table 3 Results of press test

BHF (blank holding force)	fracture		wrinkle
	980 Developed steel	980DP steel	
800kN	○	○	NG
1,000kN	○	○	↓
1,200kN	○	○	↓
1,300kN	○	○	↓
1,400kN	○	×	↓
1,500kN	○	×	↓
1,700kN	○	×	↓
2,000kN	○	×	Good

○：Good　×：fracture

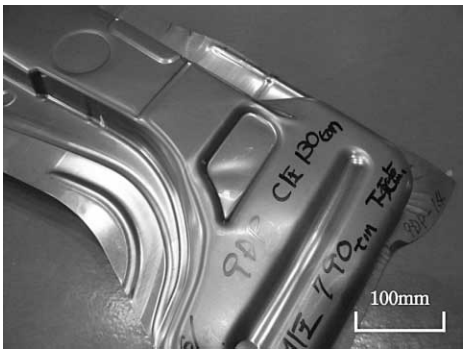


図12 プレス品のしわ（BHF＝1,300kN）
Fig.12 Example of wrinkle in test part
(BHF＝1,300kN 980DP steel)

やしわの有無を確認した。**表 3** に示すように，980DP鋼は 1,300kN まで割れることなく成形することが可能であったが，パンチ上面の座面部分にしわが発生した。部品内部に発生するこのようなしわは，しわ押え力が高いほど抑制することができる。表中の矢印は，しわ抑制に有利である方向を示している。発生したしわの一例を**図12** に示す。しわ押え力が 1,400kN 以上では伸びフランジ部分で**図13** に示すような割れが発生した。一方，開発鋼は，設備能力限界のしわ押え力である 2,000kN まで

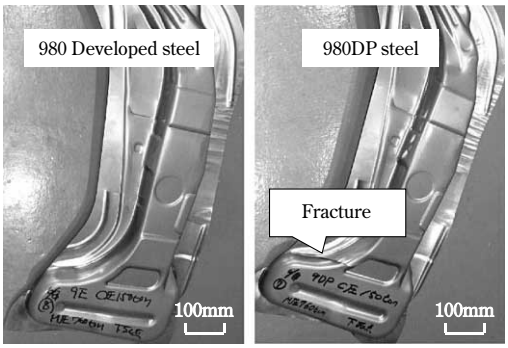


図13 プレス結果の一例（BHF＝1,500kN）
Fig.13 Example of press result (BHF＝1,500kN)

割れることなく成形可能であった。このように，開発鋼を用いることによって部品の高強度化や一体化による製造コストの削減が可能と考えられる。また，優れた成形性を活用することにより，部品断面深さがより深い製品設計が可能となり衝突性能の向上も期待できると考えられる。

むすび＝従来型DP鋼より伸び特性を高めたTRIP型ベイニティックフェライト 980MPa 級冷延鋼板の成形性の優位性を紹介した。

開発鋼は従来型DP鋼と比較して，伸び特性やひずみ分散性に優れており，ボデー骨格部品への適用（成形）が可能である。

小形ラボ金型を用いた成形性評価では，開発鋼は張出し，深絞り，曲げのいずれも従来型DP鋼を上回る成形性を有し，伸びフランジ性もほぼ同等の性能を確保できていることを確認した。

センタピラーあるいはフロントピラーを模擬した大形実部品金型を用いて開発鋼の成形性を評価した結果，従来型DP鋼を大幅に上回る成形性を有していることを確認した。本開発鋼は難成形部品の一体化によるコスト削減や，製品設計の自由度が上がることによる衝突性能向上に貢献できると考えられる。

参　考　文　献

1） 岩谷二郎ほか：第 36 回塑性加工連合講演会論文集，(1985)，p.309.
2） 岩谷二郎ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.47, No.2 (1997)，p.33.
3） 中屋道治ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.59, No.1 (2009)，p.46.
4） 中屋道治ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.57, No.2 (2007)，p.19.
5） 薄鋼板成形技術研究会：プレス成形難易ハンドブック 第 3 版，日刊工業新聞社，2007, p.78.
6） 松村　理ほか：鉄と鋼，Vol.79, No.2 (1993)，p.209.

（論文）

ロール成形による高性能軽量ドアビーム

Roll-formed Lightweight Door Beam

吉岡典恭*1
Noriyasu YOSHIOKA

High tensile strength (Hi-ten) steel is increasingly used for bodies in white (BIW) to reduce the weight of automobiles. Roll forming is a method for processing super hi-ten steel and has an advantage that it increases design freedom for cross-sectional shapes. This design freedom is exploited to develop a light door beam with high performance by adequately stiffing the cross sectional shapes to prevent the cross section from collapsing. The newly developed door beam is expected to reduce the weight of a conventional door beam by 10%.

まえがき＝地球温暖化防止への取組の一環としてCO_2排出量削減に向けて燃費目標値が設定されるなど，自動車の燃費向上が強く求められており，その具体策の一つとしてボデーの軽量化ニーズが一層高まっている。一方，自動車事故による死傷者数低減に向け，法規制やNCAP（New Car Assessment Program）の試験強化にみられるように，衝突安全性を向上させるための自動車ボデーの高強度化ニーズは依然として高い。

こうしたボデーの軽量化と高強度化の両立に向け，自動車メーカではボデー材料である鋼板のハイテン化を主要方策の一つとし，その適用の範囲を拡大している。

自動車のボデーを構成する部品の多くは冷間でプレス成形されており，これまでのハイテン実用化はその成形上の課題を乗越えながら行われてきた。従来の冷間プレス成形に代わり，近年ではホットスタンプやハイドロフォーミングなどの工法も適用されてきている[1), 2)]。ロール成形もその一つである[3)]。ロール成形は，プレスにおける精度不良や加工力不足などの課題の克服や製造コストの低さといった利点に加え，断面形状の自由度が高いという長所を併せもっており，その自由度の高さを断面設計へ生かすことによって軽量化の実現につながる可能性を秘めているといえる。

そこで本稿では，ロール成形の特徴を生かせる部品の一つとしてドアビームを選定し，その断面形状自由度の高さを生かした軽量ドアビームの開発を行ったので報告する。

1. 開発の目標値

ドアビームは比較的細長い棒状の補強部品である。自動車のサイドドア内部に車両前後方向に配置される。その主な役割は，車両側面方向からの衝突時における乗員保護を目的とした衝突物の車内侵入防止やボデーの変形抑制などである。

自動車の側方からの衝突安全性に関する評価方法に対しては，各国の法規やNCAPなどそれぞれの国の交通事情に合った多くの規定が定められている。それらのうち，米国の基準であるFMVSS NO.214のDOOR CRUSH RESISTANCE REQUIREMENTSでは，ドア中央部を負荷デバイスで押込んだ際のInitial crush resistance[注)]が10kN以上となるよう規定されている。本開発では，この車両として求められる性能をドアビーム単体で受け持つことを想定し，これをエネルギー吸収量へ置換えて（平均圧壊抗力10kN×ストローク152mm）安全率1.2を乗じた1.82kJを性能目標として設定した。

ところで，ドアビームは現在1,470MPa級以上の高周波焼入れパイプが多く用いられている[4)]。その外径はϕ31.8mmのものが多いが，板厚は車両により様々である。外径ϕ31.8mmの1,470MPa級パイプを対象に，後述の評価方法（スパン長800mmの3点曲げ試験）によって目標性能としたエネルギー吸収量1.82kJを有する板厚を求めたところ2.3mmであることがわかった。この板厚のパイプを重量ベンチマークとして設定し，同じ強度クラスの1,470MPa級冷延鋼板を用いて10%軽量化することを重量目標とした。

また，単位重量あたりの性能を大きく左右し，ドア内部のレイアウト性にも影響するビームの高さ，すなわち車両幅方向の寸法は，ベンチマークのパイプ外径である31.8mm以下とすることを形状制約とした。

2. 性能評価の方法

ドアビーム単体の評価方法はFMVSS NO.214のDOOR CRUSH RESISTANCE REQUIREMENTSの試験方法に

脚注) 負荷デバイスストローク初期152mmにおける平均圧壊抗力

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　プロセス技術開発部

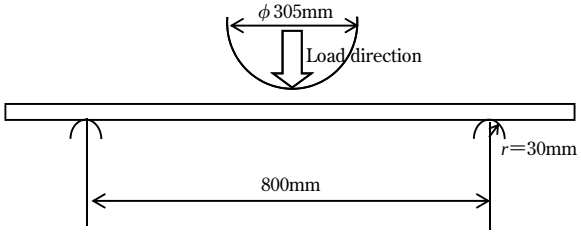


図 1 3 点曲げ試験の方法
Fig. 1 Method of 3 points bending test

準拠し，**図 1** に示す静的 3 点曲げ試験とした。デバイス直径はφ305mmで，評価ストロークは同規格 Initial crush resistance と同じ152mmである。また性能を左右する支持スパンは1,500～2,000ccクラスの中形セダンのドアビーム取付けスパンを想定して800mmとした。以上の評価条件に基づいたFEM解析を行うことによって断面開発を進めた。さらに，試作部品を用いた実験による検証も行った。

3. FEM解析による断面形状の開発

3.1 FEM解析の方法

FEM 解析には，汎用ソフト LS－DYNA ver.971 倍精度を用いた。完全積分シェル要素を用い，積分点を板厚方向 5 点とし，要素サイズは 3.0mm を基本に，曲げR部をさらに細分化した。材料特性は，比較部品の解析も含め **表 1** に示す当社の 1,470MPa 級冷延鋼板の機械的特性を Swift型指数硬化式で近似した。

3.2 軽量化における課題

圧壊性能を維持しながら軽量化を図ることは，重量あたりの性能を向上させることであり，それを実現する一般的な方策としては使用材料の強度向上がある。しかし，本開発のベンチマーク品は既に現在の最高強度クラスにあるため，さらなる高強度化には限界がある。そこで，同強度クラスの材料を薄肉化し，形状的対策で性能効率を向上させることにした。

目標性能としたエネルギー吸収量（EA）は，式（1）で表される。

$$EA=\int_0^{152} F ds \quad \cdots\cdots (1)$$

ここで，F：抗力，s：デバイスストロークである。

また，単純支持された 3 点曲げの抗力 F は式（2）で表されるため，評価ストローク内における負荷部の曲げモーメント（M_c）を向上させることが必要であることがわかる。

$$F=\frac{4M_c}{L} \quad \cdots\cdots (2)$$

ここで，L：支持スパンである。

M_c の最大値 M_{max} を，全塑性モーメント[5]（M_p）で無次元化した M_{max}/M_p を強度効率の指標として導入する。M_p は負荷点断面全域（面積を A とする）の曲げ応力（断面の垂直応力）が降伏応力に達したと仮定したときの曲げモーメントであり，式（3）で表される。

$$M_p=\int_A \sigma_Y \cdot |y| dA \quad \cdots\cdots (3)$$

ここで，σ_Y：降伏応力，y：中立面からの距離である。

図 2 に板厚 t で一辺の平面幅が b の角形パイプ（正方形）における M_{max}/M_p と幅厚比（b/t）の関係と，構造設計で用いられる有効幅[6]の板厚比 b_e/t を示す。ここでは Karman の近似式[6] を用いた。同図より 3 点曲げの負荷点においては有効幅に関係なく M_{max}/M_p と b/t の間に負の相関関係があることが確認できる。すなわち，断面サイズを変化させずに薄肉化すると M_{max}/M_p は低下して材料が有する強度を発揮できず，重量あたりの性能はむしろ低下してしまうという問題が生じる。b/t が大きくなることにより，はり部材を構成するそれぞれの面の剛性が低下して局所的な座屈変形が発生しやすくなり，早期に断面崩壊に至るためである。そこで，断面崩壊のトリガである局所変形を抑制することを断面開発の課題として取組んだ。

3.3 性能向上への方策

局部変形が，b/t の増加に伴う局部剛性の低下によるものであれば，何らかの方法によって当該部の剛性低下を補うことにより M_{max}/M_p を高めることが可能であるといえる。さらに同じ理由で M_c が低下に転ずるタイミングも遅延させることができ，EA 量をさらに拡大できると考えた。

そこで，局所変形が発生する部位の剛性を補う手段として，断面形状を工夫することにした。それによって材料降伏後の加工硬化領域まで断面変形を抑制し，M_{max} の最大化とその維持によって性能効率の増大を狙うことにした。

3.4 断面形状の検討

まず，ベースとする断面形状を台形閉断面構造とし，下底（長辺）が曲げ引張り側（車室側）となるように配置した。ロール成形は断面形状自由度が高く，開断面や閉断面ともに成形可能であるが，ここでは，突合せ溶接を用いた閉断面パイプ構造を選択した。これは，台形断面の脚部が互いに外に膨れようとする変形を相殺することができ，断面変形の抑制に有利であると考えたからで

表 1 使用した材料の機械的特性とswift式パラメータの値
Table 1 Mechanical properties of material and swift parameter

	YS (MPa)	*TS* (MPa)	*EL* (%)	$\sigma=F(E_0+\varepsilon_p)^n$		
				F	E_0	n
CR1470	1,072	1,546	10.5	2,161.73	0.000532	0.09323

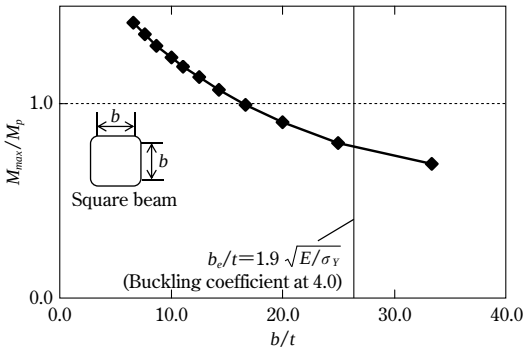


図 2 M_{max}/M_p と b/t の関係
Fig. 2 Relationship between M_{max}/M_p and width-thickness ratio

ある。また台形としたのは，変形量の少ない曲げ引張り側へ材料を多く配置することと，面外変形が発生する最大圧縮応力発生部の補剛形状に要する重量を最小化すべく曲げ圧縮側の b/t を下げておくためである。

次に補剛のための形状を，負荷デバイスの線接触部でありかつ最大圧縮応力部である断面上部（車両外側）へ付与した。(a) ベース断面，および (b) 断面上部に補剛形状を付与した断面，それぞれの断面を有するビームの FEM 解析を行った。その結果を**図 3** に示す。縦軸は支持スパン中央における M_c/M_p，横軸は負荷デバイスのストロークである。この図より，断面上部の補剛による M_c/M_p 最大値への向上効果が確認できた。さらに (b) の M_c/M_p 低下を遅延させることを目的に，局部変形が発生する台形脚部（側壁部）に対して補剛を施した。その結果が図 3 (c) であり，(b) に比べて M_c/M_p の低下開始が大幅に遅延することを確認できた。

これらの検討結果に加えて軽量化対策を施すことによって**図 4** に示す断面形状を開発した。

3. 5　FEM解析結果

開発断面と比較部品におけるエネルギー吸収量と重量の関係を**図 5** に示す。縦軸はエネルギー吸収量であり，横軸は，ベンチマークとした板厚2.3mmの円形パイプ重量に対する百分率である。比較用に示した円形パイプと角形パイプの解析結果はすべて開発断面と同じSwift型指数硬化式を用いたものである。開発断面はそれらに対して重量効率の点で優位にあることが確認できた。また，開発断面における性能目標，重量目標ともに達成できる板厚は1.8mmであることがわかった。**図 6** に板厚1.8mm

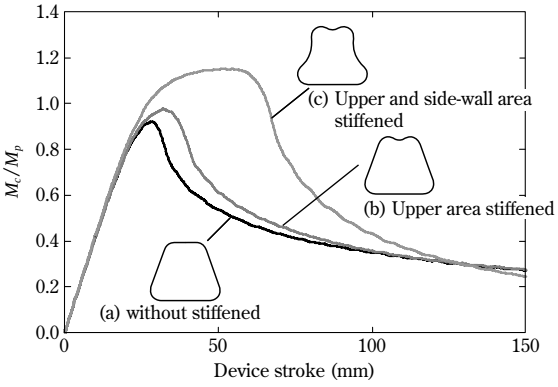


図 3　補剛の効果
Fig. 3　Effect of stiffing to M_c/M_p

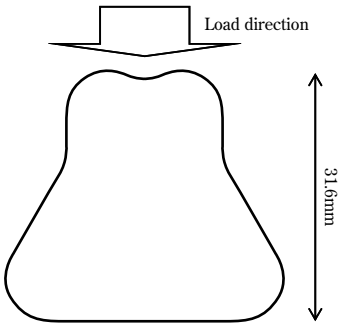


図 4　開発ドアビームの断面形状
Fig. 4　Cross-section of developed door beam

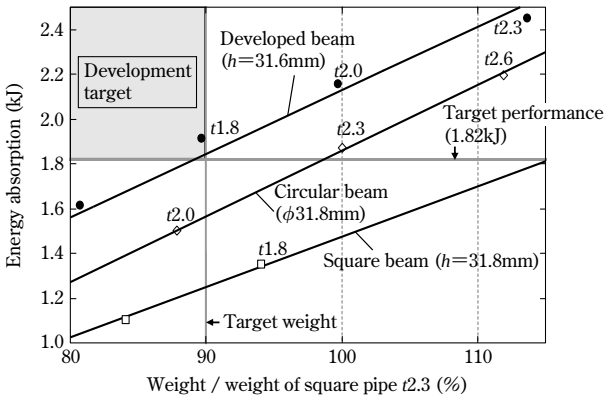


図 5　エネルギー吸収量と重量の関係
Fig. 5　Relation between energy absorption and weight

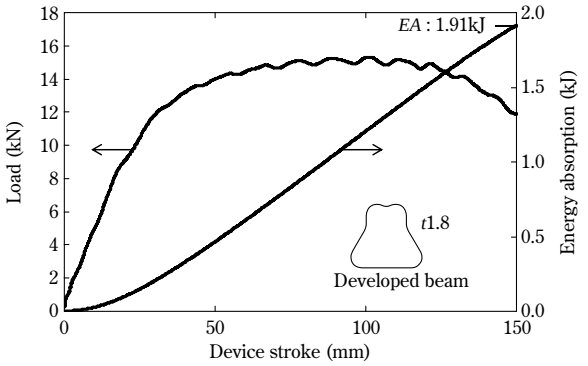


図 6　開発ドアビーム (t1.8mm) の荷重―ストローク線図 (FEM)
Fig. 6　Load—device stroke curve of developed t1.8mm beam by FEM

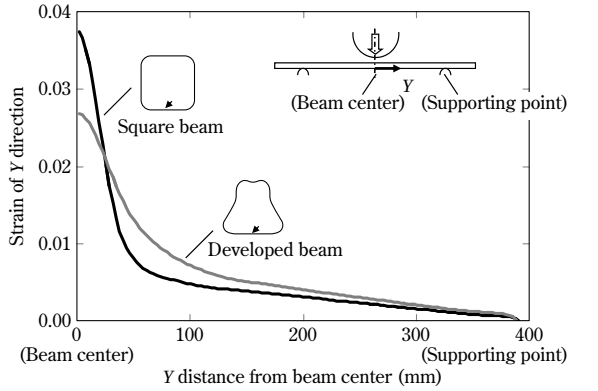


図 7　断面下部長手方向ひずみ（デバイスストローク60mm）
Fig. 7　Strain of Y direction (device stroke at 60mm)

の開発断面の解析における荷重とストロークの関係を示す。ピーク値発生後も荷重が高いレベルで安定化し，エネルギー吸収量が増加していることが確認できた。

一方，ドアビームのように衝突時に大変形する部品への超高強度材の適用においては，衝突変形時の破断による性能低下の防止，およびその破断面からの乗員の保護の観点から，耐破断性も重要になる。開発ドアビームおよび比較用の角形パイプそれぞれの断面下部（曲げ引張り側）中央の板表面長手方向ひずみを**図 7** に示す。開発ドアビームでは，長手方向の引張りひずみが分散され，ピーク値が低減していることが確認できた。これは，断面変形を抑制したことによってひずみの局所化が抑えられ，変形が広範囲に進行したためである。実際の破断発生の有無は次章の実験によって検証した。

4. 実験による性能検証

図4で示した開発断面形状のドアビームをt1.8mmで試作し，目標性能であるエネルギー吸収量およびその変形過程における破断発生の有無の2点について実験による検証を行った。

開発断面を有するドアビームの試作にあたっては，材料は表1で示した当社の1,470MPa級冷延鋼板を使用し，プレスブレーキによるV曲げで成形した。その後断面幅方向を矯正拘束した状態で，断面下部中央を突合せレーザ溶接にて接合した（**図8**左）。

このドアビームを用いて図1に示した3点曲げ試験を実施した(図8右)。このときの荷重―ストローク線図を**図9**に示す。エネルギー吸収量は，性能目標である1.82kJを上回る1.87kJが得られた。また，評価範囲であるデバイスストローク152mmを超える300mmまで押込んだものの，**図10**に示すように懸念された破断はなかった。なお，今回の性能目標としなかった抗力最大値は，16.7kNであった。

本実験結果により，重量目標である円形パイプ（ϕ31.8mm，t2.3）を10%軽量化した断面で目標性能を達成することが確認できた。

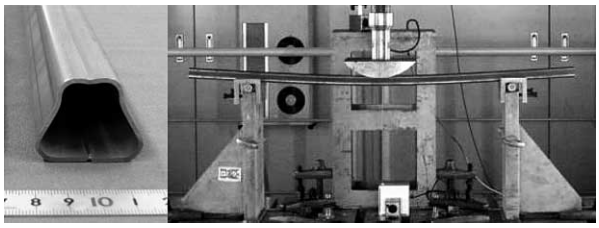


図8 試作部品と実験の様子
Fig. 8 Test specimen and scenery of experiment

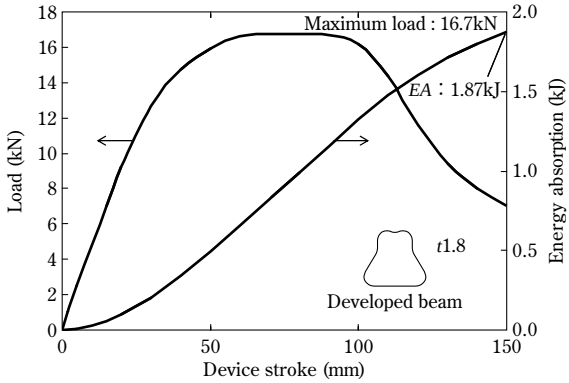


図9 開発ドアビームの荷重―ストローク線図（実験）
Fig. 9 Load―device stroke curve in experiment

図10 300mm押込み後の開発ドアビーム
Fig.10 Developed beam after device 300mm stroke

むすび＝当社の1,470MPa級冷延鋼板を用い，超ハイテンの加工法の一つであるロール成形による軽量ドアビーム断面の開発を試みた。ロール成形の特長である断面形状自由度の高さを生かした補剛断面形状とすることにより，薄肉化の課題である断面の局部変形を抑制し，高性能と軽量化を両立させることができた。

その結果，本開発ドアビームでは1,470MPa級パイプに対し，10%の軽量化が見込めることがわかった。

参 考 文 献

1） Schiessl G. et al.：Proceedings of the IDDRG 2004 Conference, 2004, pp.158-166.
2） Mason M.：Proceedings of the 29th International Symposium on Automotive Technology and Automation, Vol.1(1996), pp.143-156.
3） 橘　美枝ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.57, No.2 (2007), pp.31-36.
4） 清水　純ほか：SUBARU Technical Review, No.37(2010), pp.19-24.
5） 日本機械学会編：機械工学便覧　新版，1991, p.A4-38.
6） 日本機械学会編：機械工学便覧　新版，1991, p.A4-91.

（論文）

複合組織冷延鋼板のミクロ組織に及ぼす焼鈍前加熱速度の影響

Effect of Heating Rate during Continuous Annealing on Microstructure of Multiphase Cold Rolled Steel Sheet

浅井達也*1　Tatsuya ASAI
中屋道治*1　Michiharu NAKAYA
兵頭聖子*2　Seiko HYODO

The effect of the heating rate during continuous annealing on the microstructure of multiphase cold rolled steel sheet was examined. Cold rolled Nb-added steel sheets were heated up to austenite temperature at various heating rates and were subsequently cooled under the same conditions. The results indicated that the microstructure and the mechanical properties of annealed steel sheet had changed with the heating rate. The phenomenon is attributable to the micro-segregation of Mn caused by the redistribution of Mn in austenite during heating. The redistribution of Mn takes place when the interface between the ferrite and austenite migrates slow enough to allow the diffusion of Mn from ferrite to austenite. It was found that the redistribution of Mn affects the transformation behavior of austenite, varying the microstructure of multiphase steel sheet.

まえがき＝近年，地球環境保護の観点から，自動車の車体軽量化による燃費向上が要求されている。また，同時に自動車事故での乗員保護の観点から，車体構造の強化も求められている。使用する鋼板の板厚増加や補強部材の追加により車体の強化は可能であるが，車体重量の増加となる。こうした相反する要求の達成には，センタピラーなどのボデー骨格部材に高強度鋼板の採用が必須となりつつある[1)]。

一方，鋼板の高強度化はプレス成形性の劣化といった課題を抱えるため，成形性のよい高強度鋼板の開発が求められている。そのため，要求されるプレス成形性に応じた特性を発現させるべく，フェライト―マルテンサイト鋼板やフェライト―ベイナイト鋼板といったミクロ組織を複合化した高強度鋼板が開発されている[2)]。高強度鋼板のミクロ組織を複合化するうえでは，冷間圧延後の焼鈍条件が重要であり，その影響を検討した報告は多い[3)]。しかしながら，鋼板を焼鈍温度に保持するまでの加熱速度の影響について検討した報告は少ない。そこで本稿では，ミクロ組織に及ぼす焼鈍前加熱速度の影響について検討した結果を報告する。

1. 実験方法

0.07mass%C-2.3mass%Mn-0.02mass%Nbの化学成分を有する鋼を溶製し，これを熱間圧延，および冷間圧延を行うことによって熱処理実験用の試験片を準備した。熱間圧延における加熱条件は，Nb炭化物をいったん十分に溶解するため1,250℃で30分間保持とし，熱間圧延後のミクロ組織はフェライト＋パーライト組織となるように巻取温度を調整した。その後，酸洗を行って冷延率50%で冷間圧延を行い板厚1.6mmの熱処理実験用試験片を作製した。

熱処理実験は，フェライトとマルテンサイトおよびベイナイトによるミクロ組織の複合化を想定し，それらミクロ組織が得られやすい溶融亜鉛めっきラインを前提とした条件で行った（**図1**）。焼鈍温度は供試鋼のAc3点（820℃）以上である単相域温度（860℃）とし，その温度で60秒間保持した。焼鈍温度までの加熱速度は3～12℃/sの間で変化させ，保持後は加熱速度にかかわらず一定条件で処理を行った（熱処理実験1）。熱処理後の試験片に対して板厚$t/4$位置における圧延方向断面のミクロ組織観察（光学顕微鏡）および電界放射型電子プローブマイクロアナライザ（Field Emission－Electron Probe Micro Analyzer，以下FE－EPMAという）により元素分布状態を調査した。

さらに，加熱過程でのミクロ組織変化を観察するため，1℃/sおよび20℃/sの加熱速度で700℃，750℃さらには800℃まで加熱した後，直ちに40℃/sで急冷する熱

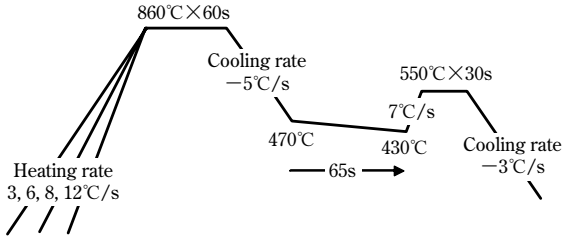


図1 熱処理条件
Fig. 1 Heat treatment conditions

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部　*2 鉄鋼事業部門　技術開発センター薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　薄板商品技術部）

処理実験（焼鈍実験 2）を行った。熱処理後の試験片に対して熱処理実験 1 と同様のミクロ組織観察および元素分布状態を調査した。

2. 実験結果

2.1 加熱速度による機械的特性およびミクロ組織の変化：熱処理実験 1

図 2 に示すように種々の加熱速度で熱処理をした試験片の機械的性質は，加熱速度の変化に対して降伏強度（*YS*）と降伏比（*YR*）が顕著な変化を示した。また，**図 3** に示すように，加熱速度の変化に応じてミクロ組織にも変化が観察された。すなわち，加熱速度が遅い場合，速い場合と比較してレペラ腐食で白く見えるマルテンサイトの分率が多くなる傾向が見られた。このように，加熱速度が変化することによって，その後の熱処理条件が同じであっても得られる機械的性質やミクロ組織が変化した。

これら試験片に対してFE－EPMAにより C，Mnの濃度分布を測定した。**図 4** に示すように，C はいずれの加熱速度においても濃化部が形成されていた。一方でMnは，遅い加熱速度（3 ℃/s）では，図中の点線で囲まれたところに代表されるような 1 μm 程度の大きさで濃化が起こっていた。しかしながら，速い加熱速度（12℃/s）ではそのような Mn 濃化は見られなかった。このように，加熱速度は熱処理後の試験片の機械的性質やミクロ組織，さらにミクロ組織中の Mn 分布に強い影響を及ぼしていた。

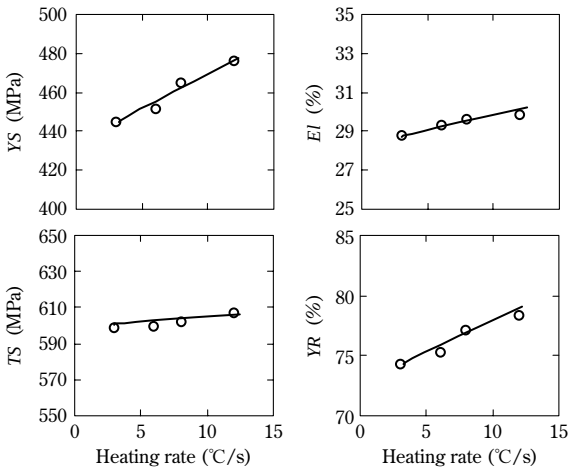


図 2 複合組織鋼板の機械的性質におよぼす加熱速度の影響
Fig. 2 Effect of heating rate on mechanical properties of multiphase steel sheet

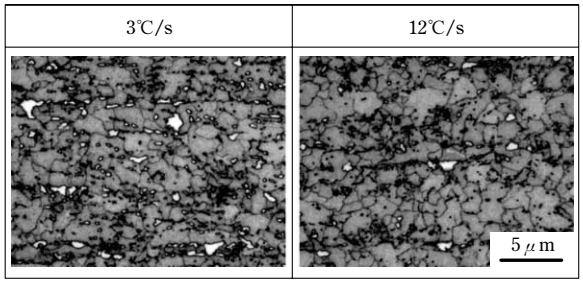


図 3 焼鈍後のミクロ組織におよぼす加熱速度の影響
Fig. 3 Effect of heating rate on microstructure after heat treatment

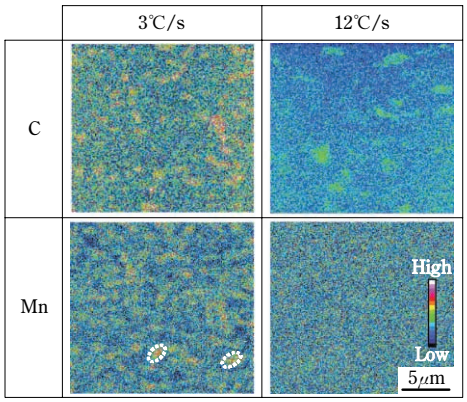


図 4 C および Mn 分布状態におよぼす加熱速度の影響
Fig. 4 Effect of heating rate on C and Mn distribution

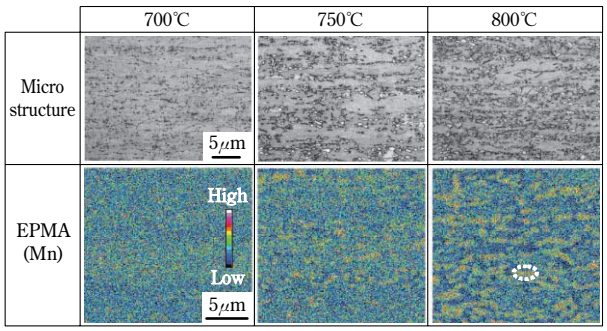


図 5 加熱過程（1 ℃/s）におけるミクロ組織および Mn 分布状態の変化
Fig. 5 Change of microstructure and Mn distribution during heating with 1℃/s

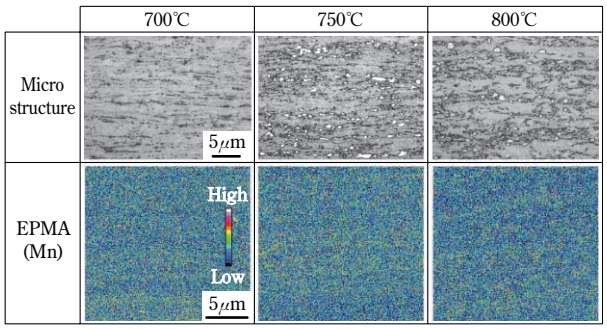


図 6 加熱過程（20℃/s）におけるミクロ組織およびMn分布状態の変化
Fig. 6 Change of microstructure and Mn distribution during heating with 20℃/s

2.2 加熱過程におけるミクロ組織変化とMn分布状態：熱処理実験 2

加熱過程でのミクロ組織変化およびFE－EPMAによる Mn 分布状態の変化を調査した結果を示す。加熱速度が遅い場合（**図 5**）では，ミクロ組織中にマルテンサイトが観察される750℃以上に加熱して急冷した試験片においてMn濃化が生じていた。このことからMn濃化は，少なくとも加熱過程においてオーステナイト変態が生じる温度域で生じていたと推定される。一方，加熱速度が速い場合（**図 6**）は，オーステナイト変態が生じる温度域まで加熱しても Mn 濃化は生じていなかった。

以上のことから本実験条件においては，Mn濃化が加熱過程で発生し，かつ加熱速度の遅い場合にオーステナイト変態が生じる温度域（二相域）で生じていたと判断した。

3. 考察

3.1 Mn 濃化とミクロ組織の関係

オーステナイト中の Mn 拡散係数は非常に小さく[4]，加熱過程でいったん形成されたMn濃化は，その後のオーステナイト温度域での保持においても容易には解消されず，焼鈍後の冷却過程に引継がれると考えられる。

ここで，冷却過程におけるミクロ組織変化を考えると，冷却停止温度である470℃までは主にオーステナイトはフェライトに変態し，冷却停止温度以降（470～430℃）においては，フェライトへ変態しなかった未変態オーステナイトがベイナイトに変態する。ここでオーステナイト中のMn量が増えると，フェライトへの変態やベイナイトへの変態が遅延する[5]。そのため，Mn 濃化が生じたオーステナイトは，濃化していないオーステナイトよりも変態に時間を要するため，最終的に未変態のままMs点以下の温度まで冷却されてマルテンサイトとなる。したがって，Mn濃化が生じた場合は，生じなかった場合と比較してミクロ組織中のフェライトやベイナイトが減少し，マルテンサイトが増加する傾向を示すと考えられる。このことは図 3 に見られたミクロ組織の変化と一致する。

須藤らは[6),7)] フェライト，ベイナイトおよびマルテンサイトを含むミクロ組織において，ベイナイトに対してマルテンサイト比率が相対的に増えることによって降伏比が低下することを報告している。図 2 に見られた降伏比の変化は，加熱速度が遅いほど，マルテンサイトが増加しベイナイトが減少したことを反映したものと考えられる。

3.2 Mn濃化の発生メカニズム

2.2 節で説明したように，Mn 濃化は比較的遅い加熱速度で二相域温度以上において形成される。そこで，700℃から800℃に加熱する過程において Mn の移動可能な距離として，フェライト中の Mn 拡散係数[4] からこの温度間での平均自由工程を計算した。その結果を**図 7** に示す。当然のことながら加熱速度が遅いほどMnの拡散距離は長くなり，加熱速度 3 ℃/sでの拡散距離は 12℃/s での 2 倍程度となった。一方で，加熱途中で試験片を急冷することで，加熱過程でのオーステナイト量を測定すると，**図 8** に示すように加熱速度 12℃/s では短時間で変態が進行していたが，3 ℃/sでは12℃/sより 3 倍以上の時間をかけてゆっくりと変態が進行していた。

温度が上昇しフェライトからオーステナイトへの変態が開始されるとフェライト中のMnはオーステナイトへ分配する。このときオーステナイト変態速度（フェライト―オーステナイト界面移動速度）が速いと，フェライトからオーステナイトにMnが分配することなく変態が進行することになる（**図 9** (a)）。一方で加熱速度が遅く

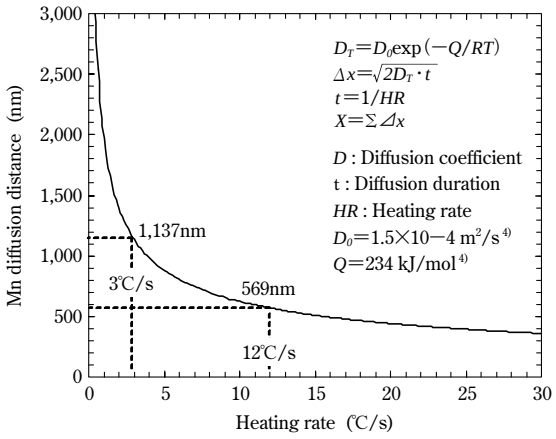


図 7 700℃から800℃までの温度域における加熱速度とフェライト中の Mn 拡散距離の関係

Fig. 7 Relationship between heating rate from 700℃ to 800℃ and Mn diffusion distance in ferrite

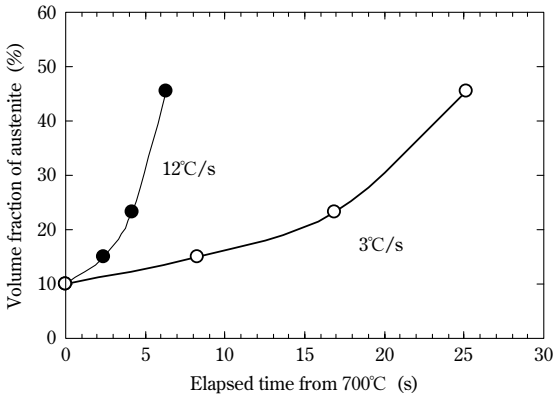
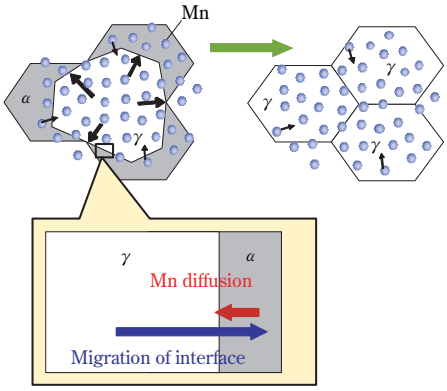


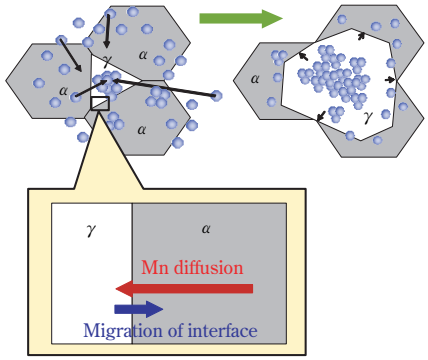
図 8 加熱過程でのオーステナイト量に及ぼす加熱速度の影響

Fig. 8 Effect of heating rate on volume fraction of austenite during heating



Mn diffusion < migration velocity

a）加熱速度が速い場合
a)high heating rate



Mn diffusion > migration velocity

b）加熱速度が遅い場合
b) low heating rate

図 9 連続焼鈍時におけるMn濃化形成の模式図

Fig. 9 Schematic of formation of Mn micro-segregation during continuous annealing

なると，図7に示すようにMnの拡散距離が大きくなるうえ，界面の移動速度が緩やかなため，結果としてオーステナイトへのMn分配が促進されると考えられる（図9（b））。本稿の実験結果において加熱速度が遅い場合にのみMn濃化が観察されたのはこのためと考えられる。ただし，本稿の供試鋼はNbを含有しているため組織が微細化しており，組織が微細化していない場合と比べてフェライトからオーステナイトへの拡散距離が短くなっていることがMn濃化部の形成に寄与している可能性があり，今後の検討課題である。

むすび＝冷間圧延後の鋼板をオーステナイト単相域まで加熱し焼鈍する熱処理において，焼鈍前加熱速度が熱処理後のミクロ組織に及ぼす影響を検討した結果，以下の結論を得た。

（1）加熱速度は熱処理後のミクロ組織に影響を及ぼし，加熱速度が遅くなると，速い場合と比較してミクロ組織中のマルテンサイトが増加する。

（2）マルテンサイトの増加は加熱過程で生じるオーステナイトへのMn濃化が関与している。Mn濃化が生じると，その後の冷却過程でオーステナイトのフェライトやベイナイトへの変態が遅延し，未変態のままMs点以下まで冷却されるオーステナイトが増え，それらがマルテンサイトとなるためと考えられる。

（3）オーステナイトへのMn濃化は加熱速度が遅い場合に生じやすい。その理由は，加熱速度が遅いとフェライト／オーステナイト界面移動速度が緩やかとなり，かつフェライト中のMn拡散距離が大きくなるため，フェライトからオーステナイトへのMn分配が進むためと考えられる。

本知見は，高強度冷延鋼板やめっき鋼板の複合組織制御技術として重要であり，これら知見を活用し高性能な高強度鋼板の開発を進めていく所存である。

参　考　文　献

1） 薄鋼板成形技術研究会編：プレス成形難易ハンドブックー第3版ー, pp.1-23.
2） 自動車用材料共同調査研究会編：ハイテンハンドブック, pp.53-56.
3） 中沢　吉ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9（1982）, p.1263.
4） 日本金属学会編：金属データブック改訂4版，（2004）, p.21.
5） Bertram Ehrhardt et al.：AHSS PROCEEDINGS,（2004）, p.39-50.
6） 須藤正俊ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9（1982）, p.1185.
7） M. Sudo et al.：Trans. ISIJ, Vol.21（1981）, p.820.

（論文）

低炭素焼戻しマルテンサイトの機械的特性に及ぼす下部組織の影響

Influence of Substructures on Mechanical Properties of Low Carbon Tempered Martensite Steels

村上俊夫*1（工博）　Dr. Toshio MURAKAMI
斉藤賢司*2（工博）　Dr. Kenji SAITO

We investigated the influence of substructures on the mechanical properties of tempered martensite, which was the microstructure making up dual phase steel used as advanced high strength steel. Water-quenched specimens were tempered at various temperatures, keeping the tempering parameter at a constant value in order to control the substructures of tempered martensite. In the results, YS, TS and EL were in proportion to the square root of dislocation density, and the hole expansion ratio showed an inverse association with cementite size. On the other hand, the dislocation density could be controlled by the tempering parameter, and cementite size could be changed by the tempering temperature, while keeping the tempering parameter at a constant value. These results suggest that the mechanical property balance of tempered martensite can be improved by optimizing the tempering conditions.

まえがき＝自動車用高強度鋼板において良好な強度―延性バランスを実現することができる鋼として，フェライトと，マルテンサイトもしくは焼戻しマルテンサイトからなる複相組織鋼（Dual Phase鋼，以下DP鋼という）が汎用的に用いられている。DP鋼は延性をフェライトが，強度をマルテンサイトが受け持つことにより，単一組織鋼に比べて強度―伸びバランスを向上させることができるため，1970年代から検討が進められてきた[1)~3)]。当初はフェライト中心の組織の中に5～30%のマルテンサイトを分散させる組織が主体であった[1), 2)]。このため，変形は主にフェライトが担っており，マルテンサイトの特性は重視されていなかった。しかし，引張強度が980MPa程度まで高強度化が進むと，適用される部品によってはDP鋼でも伸びだけでなく伸びフランジ性や曲げ性に優れた特性をもつ鋼が求められるようになってきた。そうした要望に応えるため，組織制御技術を用いることによって焼戻しマルテンサイトの比率を高めたDP鋼が開発された[4)]。このようなDP鋼は従来の鋼と異なり，焼戻しマルテンサイトも変形を担うため，フェライトだけでなく焼戻しマルテンサイト自身の特性もDP鋼の特性に強く影響すると考えられる。そのため，焼戻しマルテンサイト自体の特性を支配する因子を明らかにし，特性改善指針を明示することがこのようなDP鋼の特性改善に必要といえる。

一方で，焼戻しマルテンサイト単一組織での特性は，強度に対しては多数報告されている[5)]が，伸びや伸びフランジ性といった機械的特性は，大谷らが焼戻し温度を変化させたときの伸びフランジ性について検討している[6)]ものの，下部組織が及ぼす影響を詳細に検討した報告は見られない。

そこで当社では，DP鋼の機械的特性のさらなる向上を図るための基礎的知見を得ることを目的に，低炭素鋼における焼戻しマルテンサイトの機械的特性に及ぼす下部組織の影響について検討した。

1. 実験方法

真空溶製により**表1**に示す成分の鋼を溶製した。この鋼を熱間圧延にて厚さ3.2mmの板にした後，冷間圧延にて1.6mmまで減厚した。これをソルトバスにて930℃×90sの加熱を施した後，水冷することによってマルテンサイト組織を得た。これを**表2**に示すように焼戻しパラ

表1 供試鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of specimens investigated (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.157	1.36	2.12	0.012	0.001	0.049	0.0028

表2 焼戻し条件
Table 2 Tempering conditions

Tempering temperature (℃)	Tempering time (s)	Tempering parameter
550	1	13,533
550	10	14,356
550	180	15,389
500	10	13,484
500	180	14,454
500	3,100	15,410
450	180	13,519
450	3,700	14,469
450	72,000	15,401
400	4,000	13,491
400	108,000	14,454

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 技術開発本部　材料研究所（現 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　薄板部）

メータ（$P=T(\log(t)+A)$, T：温度(K), t：時間(h), A：定数（ここでは20を使用））が13,500程度，14,500程度，15,500程度になるように焼戻し条件を400～550℃×1～108,000sの範囲で変化させることにより，焼戻しマルテンサイトの下部組織，とくに転位密度とセメンタイトの存在状態を変化させた鋼を作り込んだ。

これを用いてJIS 5号試験片を作製し，引張試験によって強度および伸びを評価した。また，伸びフランジ性の評価としては日本鉄鋼連盟規格JFS T1001の穴拡げ試験にて穴拡げ率（λ）を測定した。

また，マルテンサイト組織の評価のため，走査型電子顕微鏡（SEM）観察，およびセメンタイトの分散状態の観察には抽出レプリカサンプルを透過型電子顕微鏡（TEM）にて観察した。また，X線回折法（XRD）にて測定した(110)，(200)，(211)，(220)の回折ピークの半価幅から転位密度を算出した。また，固溶C量は（110）と（101）の面間隔からtetragonality（c軸，a軸比：c/a）を求め，$c/a=1+0.045[\%C]$（ここで$[\%C]$：固溶C量）[7]として求めた。

2. 実験結果

2.1 焼戻し条件による組織因子の変化

焼入れ—焼戻しを施した鋼の組織の代表例を**図1**に示す。今回検討した範囲内で焼戻し条件を大きく変化させた（(a) 550℃ 1 s，(b) 450℃ 72,000s）にもかかわらず，全てラス組織が維持された典型的な焼戻しマルテンサイト組織を示していた。

この焼戻しマルテンサイト中のセメンタイトの分散状態を観察するため，抽出レプリカ膜を用いて観察したTEM写真例を**図2**に示す。また，これらの写真からセメンタイトの平均半径を解析した結果を**図3**に示す。焼戻し温度を一定にして焼戻し時間を変化させて焼戻しパラメータを変化（図2(a)－(b)－(c)の比較）させたとき，セメンタイトのサイズが顕著に大きくなる傾向を示した。一方，焼戻しパラメータを一定にして焼戻し温度，時間を変化させた場合（図2(b)－(d)－(e)の比較）もセメンタイトサイズが変化し，焼戻し温度の上昇（同時に焼戻し時間短縮）によりセメンタイトサイズが微細化する傾向が見られた。

つぎに転位密度の測定結果を**図4**に示す。転位密度は，焼戻しパラメータが一定の条件では焼戻し温度によらず一定の値を示した。この結果から，転位密度は焼戻しパラメータで整理できることがわかった。

また，固溶C量の評価を行ったところ，焼入れ材でのc/aが1.0073となり，1章で述べた算出式から0.156mass %が得られた。この量は添加C量（0.157mass %）とほぼ一致した。一方，焼戻し材では，本実験の標準的な焼戻し条件である500℃×180s焼戻し材で（110)，(200）のピーク分離は見られなかった。この結果から，本実験で対象としている焼戻し条件下では焼戻しマルテンサイト中には固溶Cがほとんど存在しないといえる。

以上の結果から，焼戻しで変化するマルテンサイトの下部組織のうち，固溶C量はゼロのまま変化しない。また，転位密度は焼戻しパラメータで整理できる一方で，セメンタイトのサイズは焼戻しパラメータが同等でも焼戻し条件により変化することがわかった。

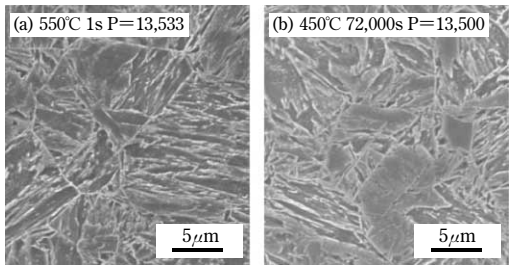


図1 焼戻しマルテンサイトのSEM観察結果
Fig. 1 Optical micrographs of typical tempered martensite

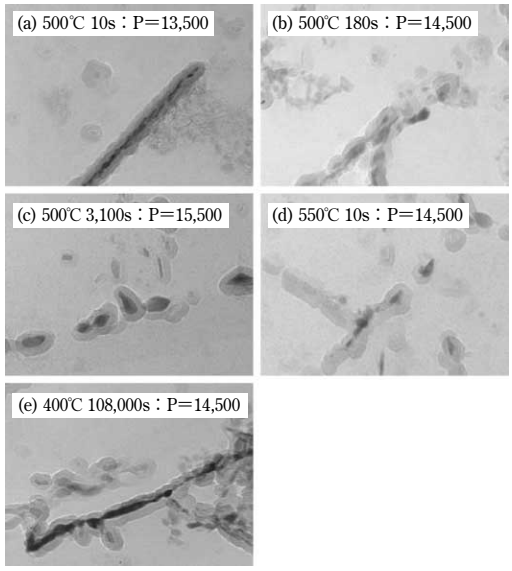


図2 各種条件で焼戻したマルテンサイト中のセメンタイトのTEM組織写真
Fig. 2 TEM micrographs of cementites in tempered martensite tempering at various condition

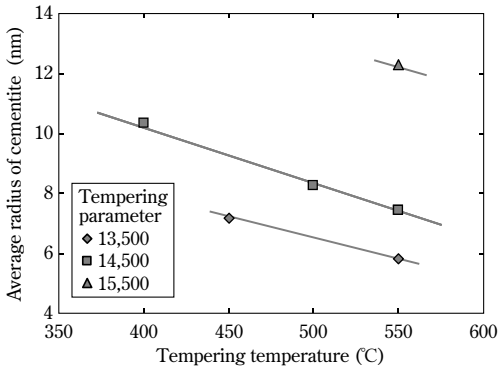


図3 焼戻しマルテンサイト中のセメンタイトサイズに及ぼす焼戻しパラメータ一定下での焼戻温度の影響
Fig. 3 Influence of tempering temperature under constant tempering parameters on cementite sizes in tempered martensite

2.2 機械的特性に及ぼす焼戻し条件の影響

一般に，焼戻しパラメータが一定の場合はマルテンサイトの焼戻され方は同等で，機械的性質も同等の値が得られると考えられる。焼戻しパラメータを一定にして焼戻し温度を変化（同時に焼戻し時間も変化）させたときの降伏強度や引張強度（図5(a)），伸び（図5(b)），穴拡げ率（図5(c)）に及ぼす影響を**図5**に示す。

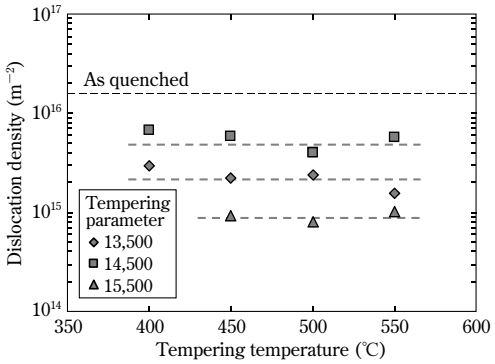


図 4　焼戻しマルテンサイトの転位密度に及ぼす焼戻しパラメータ一定下での焼戻温度の影響

Fig. 4 Influence of tempering temperature with constant tempering parameter on dislocation density of tempered martensite

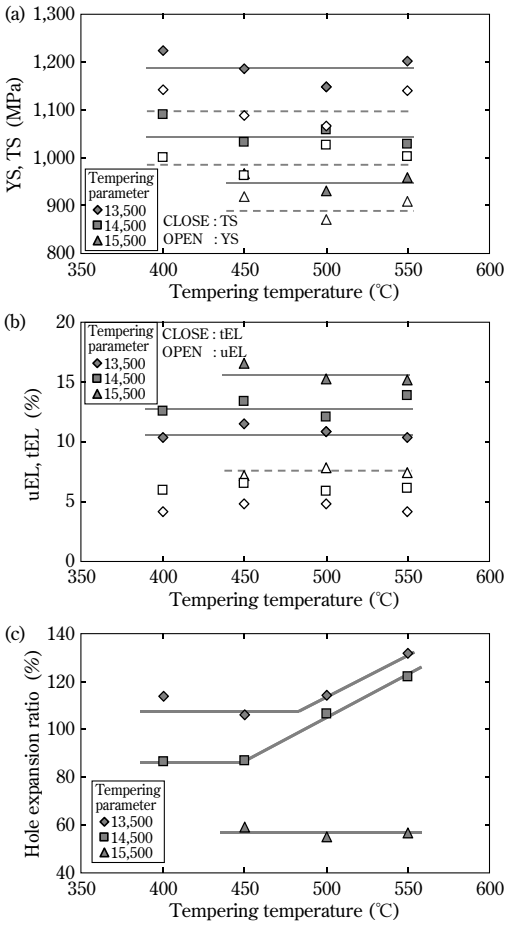


図 5　機械的特性に及ぼす焼戻しパラメータ一定下での焼戻し温度の影響

Fig. 5 Effects of tempering temperature with constant tempering parameter on mechanical properties

焼戻しパラメータが大きくなるに従って，降伏強度および引張強度は低下し，均一伸びおよび全伸びは向上する傾向を示した。また，焼戻しパラメータが一定の条件では焼戻し温度が変化しても降伏強度や引張強度，均一伸び，全伸びはほとんど変化しなかった。

一方，穴拡げ率は強度や伸びと異なる傾向を示した。焼戻しパラメータ一定の条件でも15,500程度と大きい場合は焼戻し温度の影響が見られないが，14,500以下では，焼戻し温度が高い，すなわち，高温短時間焼戻しの方が穴拡げ率が向上する傾向を示した。

つまり，焼戻しパラメータが一定下では強度，伸びなどの引張特性は焼戻し温度や時間を変化させても一定だが，穴拡げ率については焼戻し条件を高温短時間化することで改善できるといえる。

3. 考察

炭素鋼の焼戻しマルテンサイトの強度は，結晶粒微細化強化，固溶Cによる固溶強化，セメンタイトの析出強化，転位強化の全てが寄与すると考えられる。

このうち，結晶粒微細化強化については，図1に示したように焼戻し条件が変化しても組織は変化しないことから，本実験の焼戻し条件範囲ではほとんど変化していないといえる。

また，固溶Cによる固溶強化については，焼戻しの第3段階になると固溶Cによる固溶強化の寄与が小さいと指摘されている[8)]。本実験においても，焼戻しマルテンサイト中には少なくともX線回折により捕捉できる量の固溶Cは存在しなかったため，固溶Cによる固溶強化はほぼ無視できるといえる。したがって，焼戻しにより変化しうる強化機構は，セメンタイトの析出強化および転位強化の二つとなる。

降伏強度および引張強度とセメンタイトサイズの逆数あるいは転位密度との関係をそれぞれ**図6**，**図7**に示す。それぞれ転位密度が高いほどもしくはセメンタイトサイズが微細なほど強度が高くなる一般的な傾向を示す。しかし，転位密度との相関が非常に強く，さらに，転位密度が同程度の条件ではセメンタイトサイズの変化による強化量に明確な変化が見られないことから，強度の変化は転位密度の変化に強く依存し，セメンタイトサイズの変化にはあまり影響を受けないと考えられる。

析出強化量は析出物のサイズにより変化し，析出物サイズが小さくて転位によって切断される場合はCutting機構によって決定される。一方，析出物サイズが大きく転位が析出物周囲にループを残して通過しないといけな

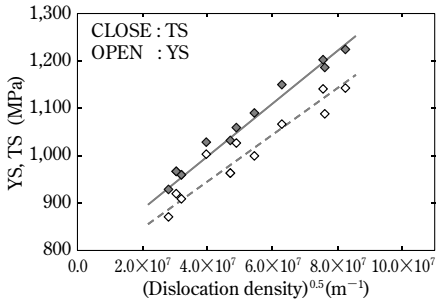


図 6　YS, TS と転位密度の関係

Fig. 6 Relationship between YS, TS and dislocation density

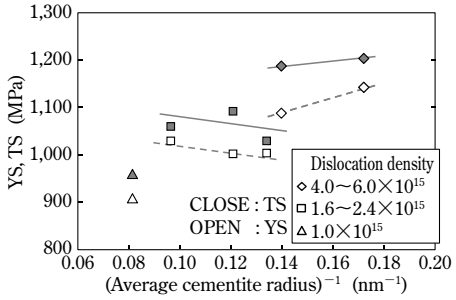


図 7　YS, TS とセメンタイトサイズの関係

Fig. 7 Relationship between YS, TS and cementite radius

い場合はOrowan機構によって強化量が決定される。高木らはセメンタイトが転位にせん断される臨界半径を約18nmとしている[9]。ここで対象としているセメンタイトの平均半径は6～12nmと臨界サイズ以下であり，セメンタイトのサイズ依存性がないCutting機構が働くサイズ域にあった。このため，セメンタイトサイズの変化が強度に対し，あまり影響を与えなかったと考えられる。

強度と同様に伸びも転位密度に強く支配されていると考えられる。これは，セメンタイトサイズがせん断される臨界サイズ以下だったため加工硬化に寄与せず，転位密度の変化による転位増殖の余地の変化，すなわち加工硬化率の変化が伸びを支配すると考えられる。

一方，穴拡げ率は，セメンタイトサイズとの相関が強く表れる。**図8**は穴拡げ率とセメンタイトサイズとの関係を示す。焼戻しパラメータの値，すなわち，強度クラスごとに分離して整理することが可能であること，さらにセメンタイトサイズと穴拡げ率とが相関することを示している。

セメンタイトが穴拡げ率に影響を及ぼす原因を明らかにするため，引張試験片の破面近傍の断面組織を観察したのでその結果を**図9**に示す。ラス境界やブロック境界，旧γ粒界に存在する粗大なセメンタイトに接してボイド（図中の黒いコントラスト）が観察された。同じひずみ量の部位で比較するとセメンタイトの平均サイズが大きい方がボイドの発生数が多く観察され，破壊が進行しやすくなっていることがわかった。この結果から，穴拡げ試験においても変形が進行するにつれて粗大なセメンタイトの周囲にボイドが発生して破壊に至るため，セメンタイトサイズが穴拡げ性の支配因子となっているといえる。そのため，穴拡げ性の改善にはセメンタイト，とくに各種粒界上の粗大セメンタイトを微細にすることが有効と考えられる。

以上の結果から，成分が一定の場合，焼戻しマルテンサイトの機械的特性として強度，伸びについては転位密度が，穴拡げ率はセメンタイトサイズが主な支配因子であり，それぞれを焼戻し温度と時間を個別に適正に制御することによって特性バランスが改善できることがわかった。このような硬質組織を活用することによってマルテンサイトが主体となる伸びフランジ性，曲げ性を主眼としたDP鋼のさらなる特性向上を図ることができると考えられる。

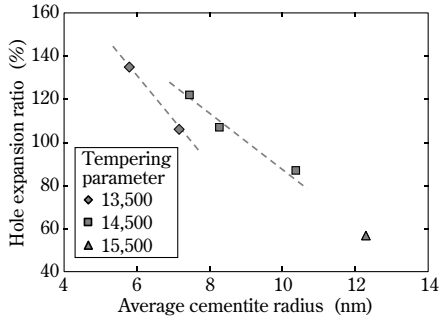


図8 穴拡げ率と平均セメンタイト半径の関係
Fig. 8 Relationship between hole expansion ratio and cementite radius

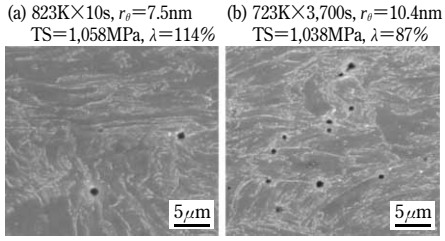


図9 引張試験片破断部近傍でひずみ量30%程度の領域のSEM組織写真
Fig. 9 SEM micrographs of area at about 30% strain near fracture surface of tensile specimen

むすび＝DP鋼の構成組織である焼戻しマルテンサイトの機械的特性の支配因子を調査するため，低炭素鋼のフルマルテンサイト組織を種々の焼戻し条件（400～550℃×1～108,000s）でマルテンサイトの下部組織を変化させて特性への影響を調査した。その結果，以下の知見が得られた。

(1)本実験の検討範囲においては，転位密度は焼戻しパラメータに依存して変化する。一方，セメンタイトサイズは焼戻しパラメータが同一でも焼戻し温度，時間の組合せで変化し，焼戻し条件が高温・短時間になるとセメンタイトサイズが微細化する。また，ラスサイズは焼戻し条件によらず一定，固溶C量はゼロで変化しなかった。

(2)焼戻しマルテンサイトの機械的特性のうち，強度および伸びは焼戻しパラメータに依存して変化する。一方，穴拡げ率は焼戻しパラメータが一定でも焼戻しを高温短時間化することによって向上する。

(3)焼戻しマルテンサイトの機械的性質と組織因子を比較すると，降伏強度，引張強度および伸びは転位密度と強い相関を持つ。これは，焼戻しで変化する3つの強化機構（固溶Cによる固溶強化量，セメンタイトの析出強化量，転位密度による転位強化量）のうち，固溶Cはほとんどゼロで変化せず，析出強化量はセメンタイトサイズが変化してもCutting機構の臨界サイズより小さくサイズ依存性がないため，転位密度が強化量を支配するためである。

(4)穴拡げ率はセメンタイトサイズと非常に強い相関を示し，セメンタイトサイズを微細化することによって穴拡げ率が向上する。これは，マルテンサイト中のセメンタイトのなかでも，ラス境界やブロック境界に存在する粗大なセメンタイトが変形中にボイドの発生源となることから，これを微細化することによって破壊を抑制することができるためである。

参　考　文　献

1） S. Hayami et al.：Micro Alloying 75, Proceedings of a Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels, Products and Process (Washington, D.C.), (1975), p.78.
2） 古川　敬：日本金属学会会報，Vol.19（1980），p.439.
3） H. Shirasawa et al.：Trans. ISIJ, Vol.26（1986），p.310.
4） 白沢秀則ほか：鉄と鋼，Vol.74（1988），p.326.
5） T. Kunitake：Trans. ISIJ, Vol.7（1976），p.254.
6） 大谷茂生ら：鉄と鋼，Vol.96（2010），p.406.
7） C. S. Roberts et al.：Trans. ASM, Vol.45（1953），p.576.
8） 邦武立郎：鉄と鋼，Vol.54（1968），p.710.
9） 高木節雄：鉄鋼の析出メタラジー最前線，日本鉄鋼協会，(2001), p.69.

（解説）

複合サイクル試験による高強度鋼板の遅れ破壊評価

Evaluation of Delayed Fracture of High Strength Steel Sheets for Cyclic Corrosion Test

衣笠潤一郎*1 Junichiro KINUGASA　湯瀬文雄*2（工博） Dr. Fumio YUSE　経澤道高*3 Michitaka TSUNEZAWA　向井陽一*4 Youichi MUKAI

Delayed fracture in steel is considered to be affected by the amount of hydrogen and stress conditions. This study aims to verify the applicability of cyclic corrosion test (CCT), an accelerated test for cyclic corrosion, to an accelerated testing for delayed fracture. Considerations were made on iron dissolution, the mechanism of hydrogen generation under conditions of atmospheric corrosion, hydrolysis reaction, the surface morphology of corrosion and on the influence of stress state.

まえがき＝近年，自動車には衝突安全性向上に加えて低燃費化によるCO_2排出量削減が求められている。これらの要求を同時に解決する手法の一つとして高強度薄鋼板の適用が急速に進んでおり，とくにバンパやドアインパクトビームなどの補強部材を対象に適用され始めている。

そうしたなか，引張強さが1,180MPaを超える鋼材では，実使用環境において鋼中に侵入する水素が原因と考えられる「遅れ破壊（水素脆性）[1]」の発生が懸念されている。実際の使用条件で鋼材に遅れ破壊が発生するか否かを判断するには暴露試験を行う必要があり，その評価に年単位の時間を要してしまう。そのため，鋼材開発や部品実用化にあたっては短時間で遅れ破壊特性を評価する必要があり，これまで塩酸浸漬法などの種々の加速試験[2)~4)]が提案されている。

しかしながらこれらの方法では，実際の使用条件で進行する腐食と異なり，鋼材とさびの界面が凹凸形状にならず滑らかな形状を維持しながら鋼材が溶解する。このため，凹凸形状に起因する応力集中の影響まで考慮した遅れ破壊評価方法となっていないと考えられる。

そこで本稿では，鋼材の大気腐食を加速模擬評価する複合サイクル試験（Cyclic Corrosion Test，以下CCTという）を用いることにより，水素発生反応だけでなく鋼材表面とさび界面の凹凸形状の効果まで含めた遅れ破壊評価方法の可能性について検討した。

1. 遅れ破壊加速試験環境にCCTを適用する考え方

自動車の使用環境である大気腐食環境では，気温や湿度の変化，降雨などに応じて鋼材は乾湿の繰返しを受ける。このような環境下での鋼材の腐食はEvansモデル[5)]により進行すると考えられている。まず，鋼材表面に水滴が付着してさびが形成された箇所では，湿潤時には鉄のアノード溶解とさびの還元反応が起き，乾燥時にはさびの酸化反応が起きる。これらの反応が繰返されることによってさびの形成箇所が拡大し，やがてさび同士がつながって全面腐食となる。さびが早期に形成された箇所では腐食が鋼材の内部方向にも進行するため，さびが厚くなってさびの厚さに分布が生じる。さらに，さびの厚さ分布によってさびと鋼材の界面に到達する酸素量に違いが生じ，鋼材表面で局所的に酸素濃淡電池が形成される。さびが厚い凹状の鋼材表面ではアノード，さびが薄い凸状の鋼材表面ではカソードとなり，アノード反応で溶解した鉄イオンが凹部で加水分解を起こすことによって鉄水酸化物や水素イオンが蓄積していく（$Fe^{2+}+2H_2O \rightarrow Fe(OH)_2+2H^+$）。これらの陽イオンに対して電気的な中性を保つため，付着した水滴中の陰イオンの塩化物イオン（Cl^-）が凹部に拡散し，さらに鉄イオンが加水分解を起こすことで錯体形成や水素イオンが発生する（$2Fe^{2+}+3H_2O+Cl^- \rightarrow Fe_2(OH)_3Cl+3H^+$）。これらの反応で発生した水素イオンにより凹部ではpHが低下[6)]して鉄の溶解がさらに進み，ピット状となる。一方，この水素イオンが電子を受取って原子化（$H^++e^- \rightarrow H_{ad}$）し，鋼中に侵入する。

このような仕組で腐食が進行することにより，鋼材表面での凹凸形成による応力集中と水素侵入が起こり，ある臨界値を越えると遅れ破壊が発生すると考えられる。日本各地での炭素鋼の腐食速度は100～300g/m^2・年（0.01～0.04mm/年）[7)]と報告されていることから，大気腐食環境では鋼材表面での凹凸形成や水素の侵入が起こるまでには数箇月から年単位の時間を要すると推察される。したがって，鋼材表面での凹凸形成や水素侵入が生じるまでの腐食反応を加速することができれば，短時間に実際の使用条件で生じる表面凹凸や水素侵入の影響を

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 技術開発本部　開発企画部　*3 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　薄板商品技術部）
*4 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部（現 鉄鋼事業部門　技術総括部）

含めた鋼材の遅れ破壊特性の評価が可能になると考える。そこでここでは，大気腐食の模擬加速が期待できるCCTの適用を検討した。

2. 実験方法

供試材には，高強度鋼板の代表的な組織形態であるフェライト―マルテンサイト混合組織[8]を有する1,470MPa級，および1,180MPa級冷延鋼板を用いた。それぞれの鋼板の化学成分を**表1**に示す。

高強度薄鋼板は種々の形状にプレス加工されて使用されるため，曲げ加工や残留応力を考慮できる曲げ半径5～20mmのU曲げ試験片[4]を用いた。U曲げ試験片にはさらに曲げ応力を付加した。付加応力は便宜上，曲げ頭頂部の外側に貼付けたひずみゲージにより測定したひずみ量を用い，(ヤング率)×(ひずみ量) から計算した500～2,500MPaの範囲に調整した。

遅れ破壊試験環境として，大気暴露は財団法人日本ウエザリングテストセンター銚子暴露試験場にて24箇月間実施した。CCTでは，自動車用鋼板の耐食性を調査する複合サイクル試験として提案されているJASO－CCT (Japanese Automobile Standards Organization Cyclic Corrosion Test)[9]を28日間実施した。また，加速試験法として適用されている酸浸漬法[4]との比較を行うため，5％塩酸水溶液での評価も行った。各試験環境における試験片の割れ発生の有無は目視観察により行った。

鋼材の腐食量は各試験環境で所定の試験期間腐食させた後，鋼材に生成した腐食生成物を除去し，試験前後の重量変化から求めた。

鋼中水素量の測定は，大気圧イオン化質量分析計 (Atmospheric Pressure Ionization Mass Spectrometer：API-MS)[10]を用いて行い，昇温速度を12℃/minとして室温から600℃まで昇温させながら放出される水素量を測定した。なお，室温から300℃までに放出される水素量の積算値を遅れ破壊に影響を与えると考えられる「拡散性水素量」と定義した。水素量の測定は，U曲げ試験片の曲げ頭頂部から約10×10mmの試験片を切り出し，試験片表面に付着したさびはショットブラストにて除去した後に行った。

U曲げ試験片に割れが発生する水素量については，酸溶液中での電解陰極チャージにより鋼中に水素を導入し，割れが発生した時点での水素量として評価した。その結果，曲げ半径15mm，付加応力1,000MPaの1,470MPa級鋼板では0.45ppm，曲げ半径5 mm，付加応力2,000MPaの同鋼板では0.22ppmであった。1,180MPa級鋼板についてはそれぞれ1.65ppm，1.23ppmであった。

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

(mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ti	Other
1,470MPa	0.22	0.40	1.90	0.01	0.001	0.05	Cu, Ni
1,180MPa	0.11	0.70	1.90	0.01	0.001	0.05	－

3. 結果と考察

3.1 各試験環境における鋼材の腐食量

大気暴露およびCCT環境における試験時間と鋼材の腐食量の関係を示す（**図1**）。いずれの鋼板においても，CCTの腐食量は大気暴露より多く，例えば試験時間100時間で大気暴露17,000時間(24箇月）と同等の腐食量を示している。このことから，CCTを適用することにより大気暴露で生じる腐食を大幅に加速できることがわかる。

3.2 各試験環境における鋼材の腐食形態

図2に大気暴露，CCTでの供試材のU曲げ試験片曲げ頭頂部の断面写真を示す。大気暴露は試験後12箇月，CCTは試験後10日の結果である。CCTでは大気暴露よりも若干凹部の深さが浅いものの，両環境とも鋼板表面に深さ数十μm程度の凹部が認められた。このことから，両環境における鋼材の腐食は表面形態の面から類似しており，遅れ破壊加速試験環境としてCCTを適用することにより，大気暴露における鋼材表面の凹凸形状を模擬できることがわかった。

3.3 各試験環境における鋼中水素量

大気暴露およびCCT環境において曲げ半径15mmで付加応力1,000MPa，および曲げ半径5 mmで付加応力2,000MPaとした試験でのU曲げ試験片の水素量経時変化を**図3**に示す。大気暴露では水素量にばらつきが認められるものの，試験初期に水素量が増加し，時間の経過

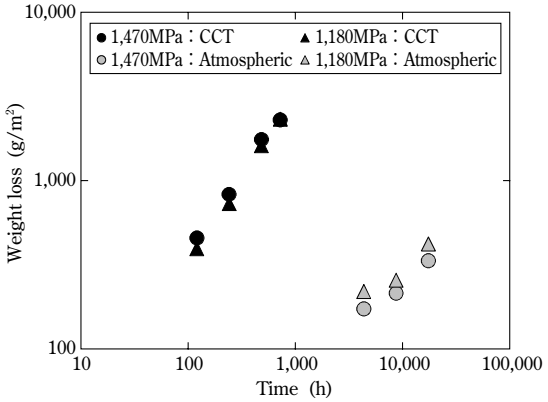


図1 大気腐食環境とJASO-CCTでの1,470/1,180MPa級鋼板の腐食減量
Fig. 1 Weight loss of 1,470/1,180MPa grade steel under atmospheric corrosion condition and JASO-CCT

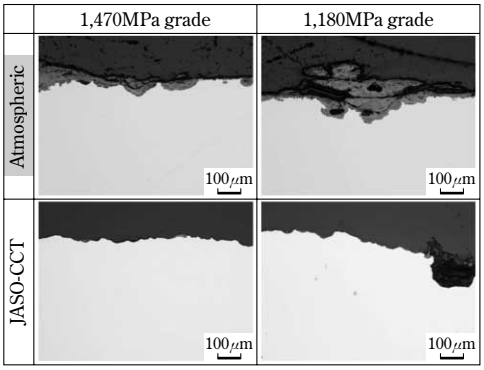


図2 大気腐食環境とJASO-CCTでの1,470/1,180MPa級鋼板の表面形態
Fig. 2 Surface profile of 1,470/1,180MPa grade potion under atmospheric corrosion condition and JASO-CCT

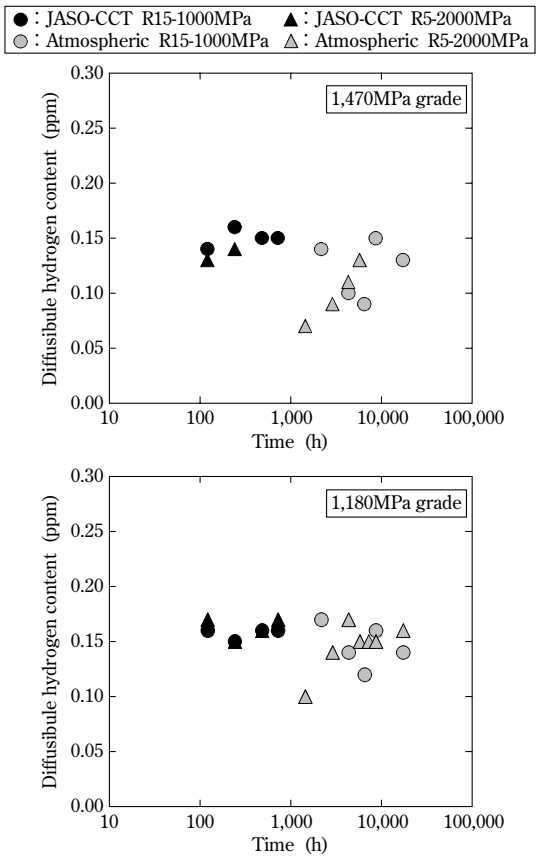


図 3　大気腐食環境とJASO-CCTでの1,470/1,180MPa級鋼板U曲げ試験片中の拡散性水素量

Fig. 3 Diffusibule hydrogen content into 1,470/1,180MPa grade U-bend potion under atmospheric corrosion condition and JASO-CCT

に伴って一定値に収束する傾向を示した。それに対してCCTでは，120時間（5日）以降ほぼ一定の水素量を示しており，大気暴露で一定の値に収束する8,800時間（12箇月）以降の水素量とほぼ同じ値に収束した。これは，早期に定常水素量に達したためと考えられる。すなわち，3.1節で示したように，CCTでは大気暴露に比べて腐食速度が桁違いに速いうえに腐食量が時間に比例して（図1）腐食速度が一定の定常状態になっている。このため，早期に凹凸が形成されて水素が侵入できる状況になるとともに，水素の発生は定常状態になっていると考えられる。

また大気暴露とCCTでは腐食速度が大きく異なるにもかかわらず，一定値に収束後の鋼中水素量は同程度であった。これは，さびの形成に伴う鋼材表面のpH低下が影響を与えていると考えられる。すなわち，さびを形成する中性湿潤環境ではピット状凹部のpHは4程度に低下する[6]ことが知られている。一方，CCTをはじめとする腐食促進試験における鋼材表面のpH低下は4程度[11),12)]と報告されており，今回のCCTでもpHの低下は4程度であると考えられる。さらに，鋼中への水素侵入は水素イオン濃度で整理できる[13)]ことが報告されていることから，大気暴露とCCTの水素量の収束値が同程度になったと考えられる。

3.4　各試験環境における遅れ破壊試験結果

表 2 に大気暴露およびCCTでのU曲げ試験片の遅れ破壊試験結果を示す。1,180MPa級鋼板での大気暴露およびCCTにおいて，いずれのU曲げ試験片にも割れは生じなかった。それに対して1,470MPa級鋼板では，大気暴露にて曲げ半径5mmで付加応力2,500MPaのU曲げ試験片が6,500時間（9箇月）で，曲げ半径5mmで付加応力2,000MPaのU曲げ試験片が6,800時間（9.5箇月）で割れが生じ，CCTではそれぞれ260時間（11日），500時間（21日）で割れが生じた。なお，その他のU曲げ試験片では，大気暴露，CCTともに試験期間を通じて割れは発生しなかった。

表 2　大気腐食環境とJASO-CCTでの1,470/1,180MPa級鋼板U曲げ試験片の遅れ破壊評価結果

Table 2 Evaluation result of delayed fracture of 1,470/1,180MPa grade U-bend potion under atmospheric corrosion condition and JASO-CCT

		Atmospheric (month)				JASO-CCT (Day)			
		6	12	18	24	7	14	21	28
1,470MPa	R15-1000MPa	○	○	○	○	○	○	○	○
	R5-1500MPa	○	○	○	○	○	○	○	○
	R5-2000MPa	○	×	×	×	○	○	×	×
	R5-2500MPa	○	×	×	×	○	×	×	×
1,180MPa	R15-1000MPa	○	○	○	○	○	○	○	○
	R5-1500MPa	○	○	○	○	○	○	○	○
	R5-2000MPa	○	○	○	○	○	○	○	○
	R5-2500MPa	○	○	○	○	○	○	○	○

○：No Fracture　×：Fracture

CCTでのU曲げ試験片の割れ感受性は大気暴露の割れ感受性との一致を示したが，これは，図3に示したように，CCTでは大気暴露に比べて早期に大気暴露と同等の鋼中水素量に達したためと考えられる。しかし，U曲げ試験片の割れ発生水素量で比較すると，割れの生じたU曲げ試験片はいずれも割れ発生水素量よりも少ない水素量で割れが発生している。この原因として鋼材表面の凹凸形状の影響が考えられる。すなわち，U曲げ試験片の割れ発生水素量を求めた方法では鋼材表面に凹部は形成していないが，大気暴露およびCCTでは図2に示したように凹部が形成しており，この部分で応力集中が生じた結果，実験室的な手法で求めた割れ発生水素量よりも少ない水素量であるにもかかわらず割れが発生したと考えられる。

このように，鋼材の遅れ破壊促進試験環境としてCCTを適用することにより，早期に大気暴露で鋼中に侵入する水素量および鋼材表面に形成される腐食形態に近づけることができ，大気暴露で得られた遅れ破壊感受性とほぼ一致させることができた。

3.5　酸浸漬法との比較

大気暴露およびCCTで得られた結果について，加速試験法として広く適用されている酸浸漬法[4)]との比較を行った。

酸浸漬法におけるU曲げ試験片の遅れ破壊感受性については，1,180MPa級鋼板では大気暴露，およびCCTと一致したが，1,470MPa級鋼板では大気暴露やCCTで割れが生じなかったU曲げ試験片でも割れが発生し，結果の不一致が生じた。割れの生じなかった1,180MPa級鋼

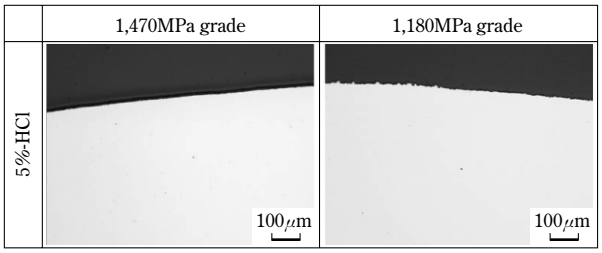


図 4 5％-塩酸中での 1,470/1,180MPa 級鋼板の表面形態
Fig. 4 Surface profile of 1,470/1,180MPa grade potion under 5%-HCl

板のＵ曲げ試験片の水素量を測定したところ，試験開始から48時間で 0.28～0.49ppm であり，大気暴露や CCT と比べて短時間に多量の水素が鋼中に侵入していることがわかった。このことから，1,470MPa 級鋼板でも短時間に割れ発生水素量を超える水素が鋼中に侵入したため割れが発生したと考えられる。また酸浸漬での試験後の鋼板断面を観察したところ，大気暴露やCCTとは異なり凹凸は形成しておらず平滑であった（**図 4**）。鉄の電位―pH 図[14] から考えても，pH 1 未満である今回の条件では鉄は活性溶解となるため凹凸が形成しなかったと考えられる。

以上のことから，酸浸漬法は凹凸形成による応力集中が生じない試験方法となっており，鋼中水素量の大小で遅れ破壊発生のしやすさを判定する評価方法と考えることができる。

むすび＝大気暴露による遅れ破壊評価を加速する試験方法としてCCTを用いた結果，鋼中水素量を同程度の量にしつつ，侵入する時間を約20倍に加速することができた。また腐食後の鋼材表面の形態も大気暴露を模擬することができた。その結果，遅れ破壊評価時間を20倍程度加速でき，遅れ破壊感受性も大気暴露を再現できた。これらの結果から，CCT は大気暴露を加速評価するのに有効な試験方法と考えられ，遅れ破壊に対して信頼性の高い高強度鋼板の開発に寄与できると考えている。

参　考　文　献

1） 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社，1989.
2） S.Yamazaki et al.：Tetsu-to-Hagané, Vol.83 (1997), pp.454-459.
3） N.Suzuki et al.：Tetsu-to-Hagané, Vol.79（1993), pp.227-232.
4） 岩谷二郎ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.47, No.2 (1997), pp.42-45.
5） U. R. Evans：Corros. Sci., Vol.9（1969), p.813.
6） 三沢俊平ほか：遅れ破壊解明の新展開(1997), 日本鉄鋼協会，pp.82-87.
7） 財団法人日本ウエザリングテストセンター：大気暴露試験ハンドブック(2007)〔Ⅱ〕金属編，p. 金-13.
8） 岡野洋一郎ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.47, No.2（1997), pp.38-41.
9） 社団法人日本自動車技術会：自動車規格 自動車用材料腐食試験法（M609-91), (1991).
10） 岩田多加志：こべるにくす，Vol.12, Oct.（2003), pp.7-9.
11） K. Hayashi et al.：Tetsu-to-Hagané, Vol.76（1990), pp.1309-1316.
12） M. Matsumoto et al.：Tetsu-to-Hagané, Vol.91（2005), pp.700-705.
13） T. Omura et al.：Zairyo-to-Kankyo, Vol.54（2005), pp.61-67.
14） M. Pourbaix：Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions（1966), NACE, Houston.

（論文）

熱延ホットランテーブル上の鋼板形状と水冷熱伝達率

Cooling Behavior of Steel Sheets with Detoriorated Flatness on Hot-run Table

柳　修介*1　Shusuke YANAGI
山口　証*2　Akashi YAMAGUCHI
奥野利明*3　Toshiaki OKUNO
小林正宜*4　Masanori KOBAYASHI

Deteriorated flatness of steel sheets on a hot-run table (HRT) is considered to change the flow pattern of water retained on the steel sheets and affect their cooling characteristics. Techniques have been reported for predicting the flatness after cooling from the cooling history of the sheets on an HRT, however, no sufficient study has been made for the cases where the sheets has a deteriorated flatness. The present study evaluates the effect of the flatness on the average heat transfer coefficient based on actually measured temperature and flatness. An analysis model was constructed for the temperature and flatness, accounting for strains induced thermally and by transformation to clarify the effect of rolled shapes on cooling.

まえがき＝熱延仕上げミルからコイラまでの冷却帯（熱延ホットランテーブル，Hot-run Table，以下，HRTという）における鋼板の冷却特性は，耳波，中伸びなどの形状不良が原因で生じる滞留水の挙動により変化すると言われている。しかし，これまでHRT上の温度履歴から巻取後の平坦度を予測する手法に関する報告は多数あるが[1)~3)]，HRT上の形状不良が冷却特性に及ぼす影響に関しては十分に検討されていない。本稿では実測したHRT上の鋼板温度，鋼板形状をもとに，平坦度が熱伝達率に及ぼす影響を評価した。さらに，熱および変態によるひずみを考慮した鋼板温度・鋼板形状の解析モデルを構築し，HRT上の鋼板形状が冷却に及ぼす影響について考察した[4)]。

1. HRTの設備概要

当社加古川製鉄所におけるHRTの設備概要を**図1**に示す。HRTには，近接バンクと遠方バンクが設置されており，仕上げ圧延機出側，近接バンク出側，およびコイラ直前の計3か所の板幅方向温度計により鋼板温度（以下，それぞれFDT，MT1，CTという）を測定した。また，遠方バンクの中間に光切断法[5)]による平坦度計を設置し，鋼板全長の形状データを収集した。

2. 平坦度を評価するデータ解析方法

2.1 光切断法による平坦度測定方法

光切断法とは，斜め上方より鋼板表面にスリット状のレーザ光を照射し，板からの反射光（光切断線）を上方のCCDカメラで撮影することにより形状を測定する方法で，板が平坦なとき光切断線は直線であるが，形状不良になると複雑な曲線になる（**図2**（a））。

2.2 光切断線のTchebycheff展開と平坦度指標

得られた光切断線データを式（1）に示すTchebycheff級数[6)]を用いて展開し，各次数の係数で平坦度のパターンと大きさを判定した（図2（b），（c））。

$$Y=\sum_{n=0}^{N} C_n T_n\left(\frac{X}{W/2}\right)$$
$$T_n(\zeta)=\sum_{k=0}^{[n/2]}(-1)^k\binom{n}{2k}\zeta^{n-2k}(1-\zeta^2)^k \quad \cdots\cdots(1)$$

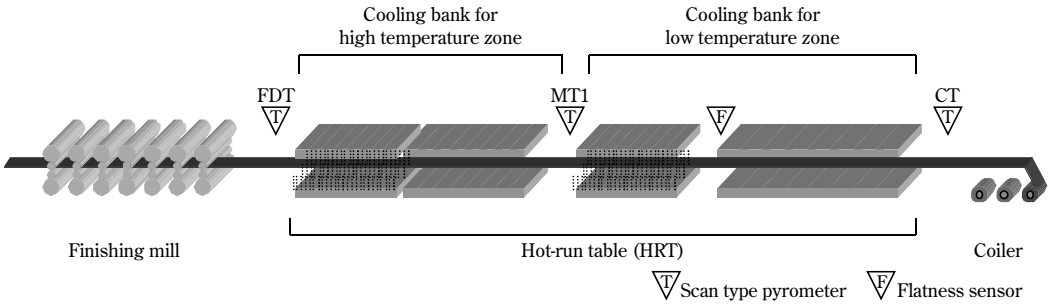


図1　加古川製鉄所HRTの設備概要
Fig. 1　Schematic diagram of hot-run table in Kakogawa hot strip mill line

*1 技術開発本部　材料研究所　*2 技術開発本部　生産システム研究所　*3 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　薄板部　*4 鉄鋼事業部門　技術開発センター プロセス技術開発部

ここで，X および Y は光切断線の水平および垂直方向の位置を表わす座標であり，W は光切断線の幅，ζ は－1から＋1の間に正規化された幅方向位置を表わす。N は展開次数で，ここでは N＝4 とした。C_0 は鋼板の上下方向の移動による光切断線の位置の変化を補正し，C_1 は光学系の設置時の傾きを補正する係数である。C_2 は中伸びあるいは耳波，C_3 は片伸び，C_4 はクウォータ伸びあるいは中伸びと耳波の複合伸びを表わす係数である。

撮影した光切断線を画像処理し3次元的に表示した例を**図3**に示す。鋼板先端部において図3（a）では耳波，（b）では中伸びが発生している。そして板がコイラに巻付き張力が作用し始めると形状が安定している。**図4**にCTの目標値と実績値の偏差と2次のTchebycheff係数 C_2 の長手方向の推移を示す。C_2 の変動が大きい鋼板先端の約100mまでは，CTも大きく変動しており，同様の傾向が認められる。

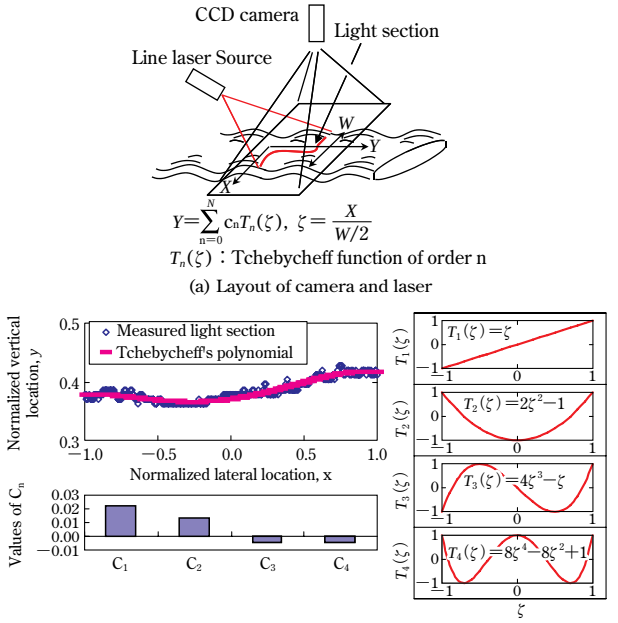


図2 光切断法による鋼板平坦度の評価手法

Fig. 2 Strip flatness measurement using light section method and data analysis evaluating strip flatness

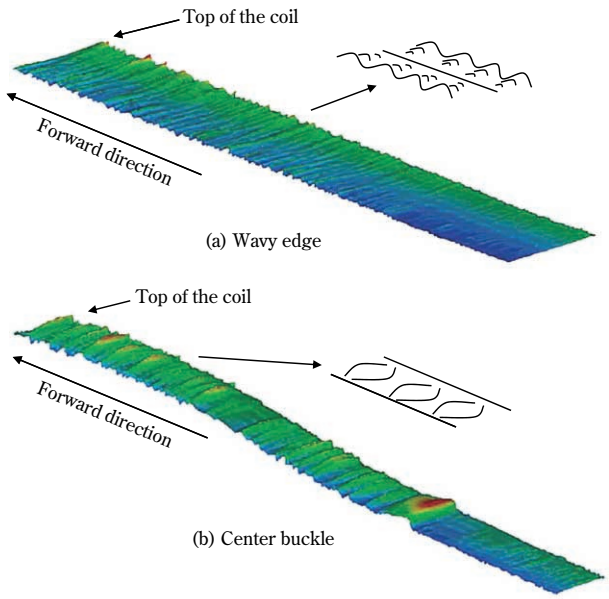


図3 平坦度の擬似3次元表示

Fig. 3 Example of strip flatness photographed by light section method

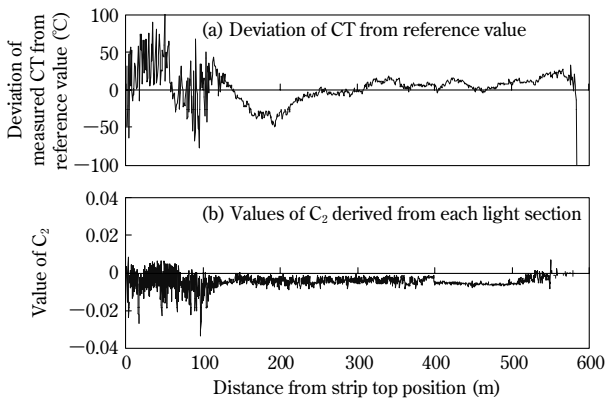


図4 長手方向のCTの変動と平坦度指標 C_2 の変動

Fig. 4 Longitudinal trend of coiling temperature (CT) and Tchebycheff parameter, C_2

測定したデータで平坦度不良が発生した形状を見ると，大半が中伸びあるいは耳波のいずれかに分類されたことから，平坦度を表わす指標として係数 C_2 を用いることとした。また，データ解析の結果，C_2 は鋼板形状が耳波の場合0から正の範囲で周期的な変動を繰返し，中伸びの場合には逆に0から負の範囲で周期的な変動を繰返すことがわかった。

3. HRT上の鋼板温度と鋼板形状の数値計算法

冷却過程における板厚・板幅方向の温度分布，ならびに熱膨張と変態による体積変化を考慮した板幅方向の応力分布とその結果生じる鋼板形状の算出方法について以下に述べる。

3.1 鋼板温度の計算方法

吉田らの方法[1]に従い，2次元の熱伝導方程式（式(2)）を解いて[7]冷却過程の板厚・板幅方向の温度分布を計算する。

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}=\lambda\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right]+\dot{Q} \quad \cdots\cdots(2)$$

ここで，x は板幅方向，y は板厚方向座標，ρ，c，λ は鋼板の密度，比熱，熱伝導率，$\dot{Q}$ は変態による発熱を表わす。

境界条件として与える水冷熱伝達率 α_W を，一定長さの鋼板（切板）の板幅中央における FDT，MT1，CT の実測値と，冷却水の使用実績とから推定した。すなわち，空冷による温度変化を補正して水冷開始および終了温度を求め，板幅中央の温度が実測値と一致するよう，収束計算により水冷熱伝達率を推定した[8]。この方法で得られる熱伝達率は，鋼板が水冷バンクを通過した後に残留する滞留水による温度降下も水冷バンク内で冷却されたものとして取扱っており，いわば見かけの熱伝達率である。

板幅方向の熱伝達率の分布については，板端部が過冷されることを考慮して，式（3）で与えた[1]。

$$\alpha_W(\eta)=\begin{cases}\alpha_W\left[1+\varepsilon\left(1-\frac{\eta}{\delta}\right)\right], & \eta<\delta\\ \alpha_W, & \eta\geq\delta\end{cases} \quad \cdots\cdots(3)$$

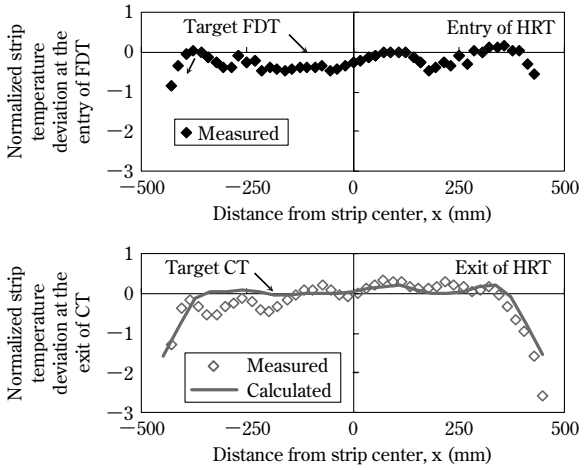


図 5　FDTおよびCTの板幅方向分布の実測結果と計算結果
Fig. 5 Measured and calculated strip temperature distributions in lateral direction at FDT and CT

ここで，α_Wは板幅中央部の熱伝達率であり，その推定結果を4章で述べる。ηは板端からの距離，δは板端部で熱伝達率が高くなっている領域の幅，εは熱伝達率の増加代を表わす。板幅方向の温度分布の実測結果を**図 5**に示す。ただし，縦軸はFDTの板幅方向温度差を0から－1にとり正規化した。板端部が過冷されることにより，FDTの板幅方向の温度差はCTで拡大していることがわかる。この実測結果をもとに，式（3）のパラメータδ，εをδ＝100mm，ε＝0.3とした。

3.2　相変態の計算方法

変態の加算則が成り立つとしてTTT線図からその開始と進行を計算した[9]。伊藤らの方法[10]に従いTTT曲線を式（4）で表現し，数値計算に適用した。

$$\frac{S-S_0}{S_N-S_0}=\frac{1}{\exp(-1/2)}\cdot\left(\frac{U-U_0}{U_N-U_0}\right)^{1/2}\cdot\exp\left\{-\frac{1}{2}\cdot\left(\frac{U-U_0}{U_N-U_0}\right)\right\}\quad\cdots(4a)$$

$$\left.\begin{array}{ll} U=1000/(T+273),\ U_0=1000/(T_0+273) & \\ U_N=1000/(T_N+273),\ S=\ln t & \\ S_0=\ln t_0,\qquad\qquad S_N=\ln t_N & \end{array}\right\}\cdots\cdots(4b)$$

式（4）に含まれるパラメータT_0, T_N, t_0, t_Nに関しては，恒温変態試験を行い変態の開始，終了する温度と時間から決定した。

冷却過程での体積変化は，オーテナイト相とフェライト相の体積分率X_γ, X_αを求め，温度変化に伴う体積変化ΔV_γ，ΔV_αに体積分率を乗じて足し合わせた上，変態の進行ΔXによる体積の変化を加えて計算される（式（5））。

$$\left.\begin{array}{l} \Delta V=X_\gamma\Delta V_\gamma+X_\alpha\Delta V_\alpha+(V_\alpha-V_\gamma)\Delta X \\ \Delta V_\gamma=\beta_\gamma V_\gamma\Delta T \\ \Delta V_\alpha=\beta_\alpha V_\alpha\Delta T \end{array}\right\}\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots(5)$$

連続冷却試験における試験片の体積変化の実測値を用いて，オーステナイト相とフェライト相の体積変化率β_γ, β_αを求めた（**図 6**）[11]。

3.3　鋼板形状の計算方法

鋼板形状を以下に示す簡易的な取扱いによって計算した。まず，冷却過程で生じる板幅方向の温度差を求め，次いで熱膨張と変態の進行を考慮して体積変化をひずみに変換し，当該温度域のヤング率を乗じて板幅方向の応力分布を計算した。座屈応力を超える鋼板長手方向の圧縮応力が発生した場合には，内部応力がすべて解放されて凹凸形状として顕在化するとした。座屈応力σ_{cr}は，吉田らに従い式（6）で与えた[1]。

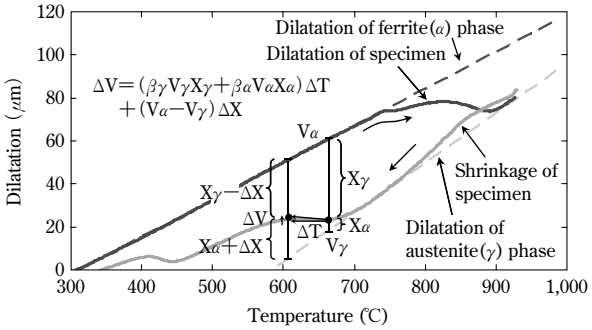


図 6　連続冷却試験中の温度と試験片の膨張量の関係
Fig. 6 Relationship between temperature and dilatation of specimen during continuous cooling test

$$\sigma_{cr}=K\frac{E\cdot\pi^2}{12(1-\nu^2)}\left(\frac{h}{\bar{b}}\right)^2\quad\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots(6)$$

ここで，E，νは鋼板のヤング率およびポアソン比，hは板厚，$\bar{b}$は圧縮応力が作用する幅，耳波の場合はK＝0.425，中伸びの場合はK＝4.0とされている。

4.　HRT上の水冷熱伝達率と鋼板形状の関係

HRT上の温度と平坦度を実測した上，前章で述べた温度解析法を用いて水冷部の熱伝達率を推定し，鋼板形状との関係を調べた。

4.1　定常部の水冷熱伝達率

HRT上で平坦度不良のない定常部を対象に，水冷熱伝達率α_W^{MID}を推定した[8]。近接バンクと遠方バンクについて，α_W^{MID}と水量密度の関係を**図 7**に示す。図中，鋼種が異なりヒートパターンが違うものを別々のマーカで示した。後述する**図 8**も同様である。熱伝達率は従来得られている熱伝達率の実験式（たとえば三塚の式[12]，式（7））と同様の式により整理できることがわかる。

$$\alpha_W=3567\times W^{0.663}\times10^{-0.0014\cdot T_s}\quad T_s\geq600℃\quad\cdots\cdots(7a)$$

$$\alpha_W=5843\times W^{0.800}\times10^{-0.0020\cdot T_s}\quad T_s\leq600℃\quad\cdots\cdots(7b)$$

ここで，鋼板の表面温度T_s[℃]には，定常部の水冷開始温度と終了温度の平均値を用い，水量密度W[m³/(m²·h)]は上下の水量密度の平均で評価した。

4.2　鋼板先端部の水冷熱伝達率

鋼板先端部についても同様に熱伝達率α_W^{TOP}を推定した結果を図8に示す。鋼板温度が高い近接バンクでは定常部とほぼ同じ曲線上に分布するが，鋼板温度が低い遠方バンクでは定常部と同程度の値から2倍程度までの範囲にばらついている。

次に，先端部と定常部の熱伝達率の差$\Delta\alpha_W=\alpha_W^{TOP}-\alpha_W^{MID}$を求め，鋼板形状との関連を調べた。平坦度として，20m間隔で前述のTchebycheff係数C_2の標準偏差を計算した上，中伸びの場合を正に，耳波の場合を負として定義したパラメータΔC_2（式（8））を用いた。

$$\Delta C_2=\left\{\begin{array}{ll} +\sqrt{\left[n\sum_{i=1}^{n}(C_{2,i})^2-\left(\sum_{i=1}^{n}C_{2,i}\right)^2\right]\Big/n(n-1)} & \left(\sum_{i=1}^{n}C_{2,i}\Big/n<0\right) \\ -\sqrt{\left[n\sum_{i=1}^{n}(C_{2,i})^2-\left(\sum_{i=1}^{n}C_{2,i}\right)^2\right]\Big/n(n-1)} & \left(\sum_{i=1}^{n}C_{2,i}\Big/n>0\right) \end{array}\right.\quad\cdots(8)$$

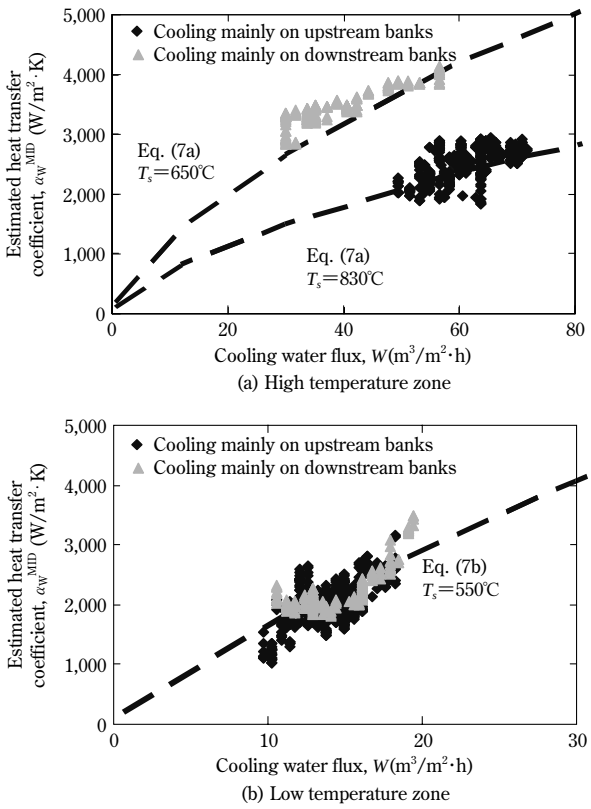


図 7　定常部における冷却水の水量密度と熱伝達率の関係，近接バンクでの冷却(a)と遠方バンクでの冷却(b)

Fig. 7 Relation between flow rate of cooling water and estimated heat transfer coefficient of middle part of strip, high temperature zone (a) and low temperature zone (b)

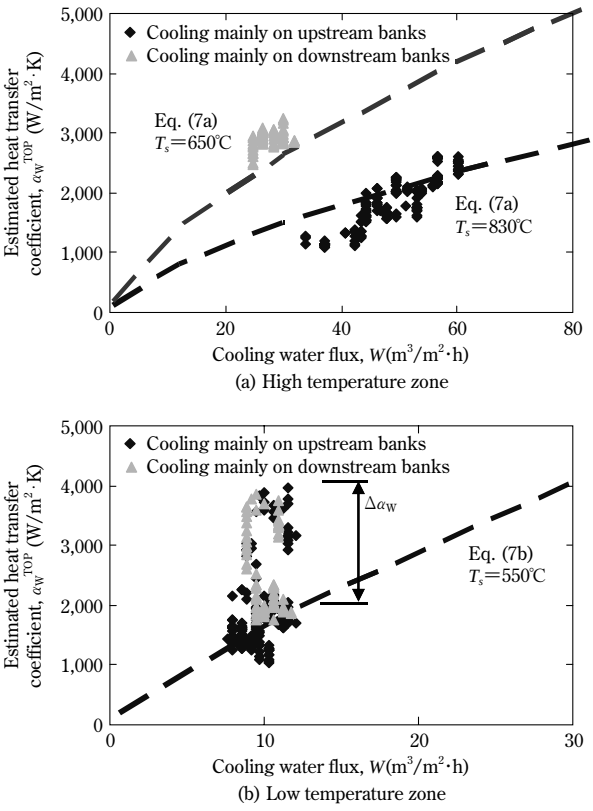


図 8　先端部における冷却水の水量密度と熱伝達率の関係，近接バンクでの冷却（a）と遠方バンクでの冷却（b）

Fig. 8 Relation between flow rate of cooling water and estimated heat transfer coefficient of top 100m of strip, high temperature zone (a) and low temperature zone (b)

ここで，n は長さ20m内に含まれる測定点数で，通板速度により異なり60～80点である。式（8）より，C_2 が正の範囲で変動する耳波の場合には ΔC_2 は負となり，C_2 が負の範囲で変動する中伸びの場合には ΔC_2 は正となる。

$\Delta\alpha_W$ についても約20m間隔の平均値 $\overline{\Delta\alpha_W}$ を求め，ΔC_2 と比較した結果を**図 9** に示す。近接バンクでは，ΔC_2 が大きく鋼板形状が悪くても $\overline{\Delta\alpha_W}$ は小さく形状による冷却特性が小さい（図 9（a））。一方，遠方バンクでは，中伸びの場合（$\Delta C_2>0$），ΔC_2 が大きくなると $\overline{\Delta\alpha_W}$ も大きくなるが，耳波の場合（$\Delta C_2<0$）には明瞭な傾向が見られない（図 9（b））。

以上のことから，鋼板温度が高い近接バンクでは，鋼板形状によらず安定した沸騰膜が形成され，熱伝達率の変動が小さくなったと推定される。鋼板温度が低い遠方バンクでは，耳波の場合，滞留水が板上から排出されやすく膜沸騰の維持が容易になり，熱伝達率の変動が小さくなったと考えられる。一方，中伸びの場合，凹部の滞留水が板上から排除されにくいため，周囲よりも温度が下がり，膜沸騰から遷移沸騰へ移行する領域が板面上に局所的に形成されるようになる。この結果，熱伝達率が鋼板の長手方向に大きく変動し，図 4（a）に示されるような CT 変動につながると考えられる。

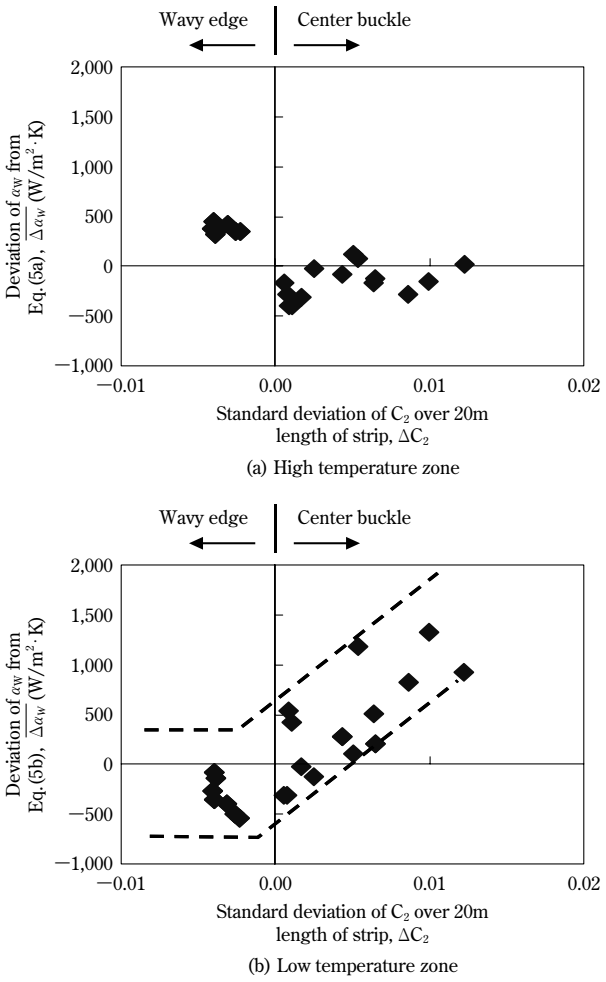


図 9　冷却曲線から推定された先端部の熱伝達率の変動 $\overline{\Delta\alpha_W}$ と同じ位置での平坦度指標 C_2 の長手方向の変動 ΔC_2 の関係

Fig. 9 Relation between standard deviation of Tchebycheff parameter, C_2 and deviation of heat transfer coefficient, $\Delta\alpha_W$

5. HRT上の鋼板温度と鋼板形状のシミュレーション

3章で述べた計算手法および4章で述べたHRT上での熱伝達率の実測結果を用いて，鋼板温度と鋼板形状のシミュレーションを行い，実測結果と比較・検討した。計算には，HRT上で鋼板先端部に顕著な中伸びが形成され，巻取温度の変動が認められたときの実績を用いた。

5.1 シミュレーション結果

仕上げ圧延機とコイラ間に張力が作用しない鋼板先端部を対象に，温度と形状の計算を行った。計算の前提として，冷却開始前の板は完全にフラットであり熱応力もないとし，FDTの板幅方向温度分布を冷却開始前の初期温度として与えた。また，冷却中に熱応力により鋼板が座屈して凹凸形状として顕在化した場合，計算領域を凸部，凹部，平坦部の3つの領域に分け，凸部は滞留水がないために冷えにくく，逆に凹部は滞留水により冷えやすく，平坦部は平均的な冷却速度で冷却されるという前提を置き，各部に異なる熱伝達率を与えた（**図10**）。平坦部の熱伝達率には式（7）を用い，4章で述べた先端部の熱伝達率α_W^{TOP}の変動範囲から凸部と凹部の熱伝達率を決定した。

温度履歴（a），変態の進行（b），熱応力（c），急峻度（d）の計算結果を**図11**に示す。ここで（b）の潜伏期の消費Zとは温度Tにおける変態開始までの潜伏時間$\xi(T)$と冷却履歴を用いて式（9）で計算される指標であり[9]，潜伏期がすべて消費されたとき（$Z=1$），変態が開始する。

$$Z=\int_{t=0}^{t=t}\frac{1}{\xi(T)}dt=\int_{T=T_0}^{T=T}\frac{1}{\xi(T)}\frac{dt}{dT}dt \quad \cdots\cdots (9)$$

図12にはHRT上の中程，および出側付近での温度分布の計算結果を示した。冷却開始後に板中央部と板端部の温度差が拡大し，従来の報告[1)~3)]と同様に，HRT上では板端部で引張り，板幅中央部で圧縮となる応力分布が形成される。そして，鋼板がHRT上の中央付近に達したときに圧縮応力が座屈応力を上回り，板幅中央部が座屈して中伸びが発生している。計算で得られる中伸びは，急峻度にして1.2%程度である。

5.2 鋼板形状の実測結果との比較と考察

光切断法によって撮影した画像からC_2を求め，カメラとレーザの位置関係を考慮してC_2の変動を実寸法に換算して中伸びの平坦度を推定すると，波の高さにして50～60mm程度であった。HRT上での板の搬送速度から計算される波のピッチ（約2～2.5m）より急峻度を求めると2.0～3.0%となり，シミュレーションにより計算される急峻度よりも大きな中伸びがHRT上で観察されていた。

この理由として，

・冷却前の鋼板形状がフラットではなく，中伸びであった

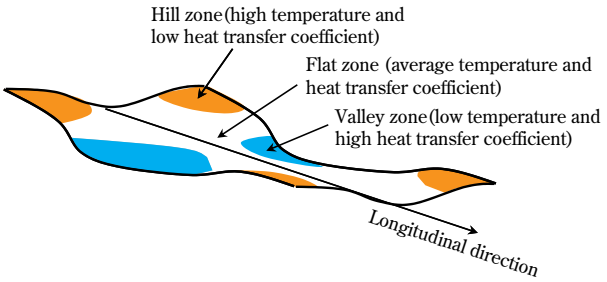
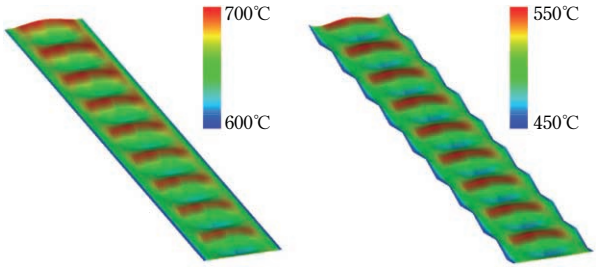
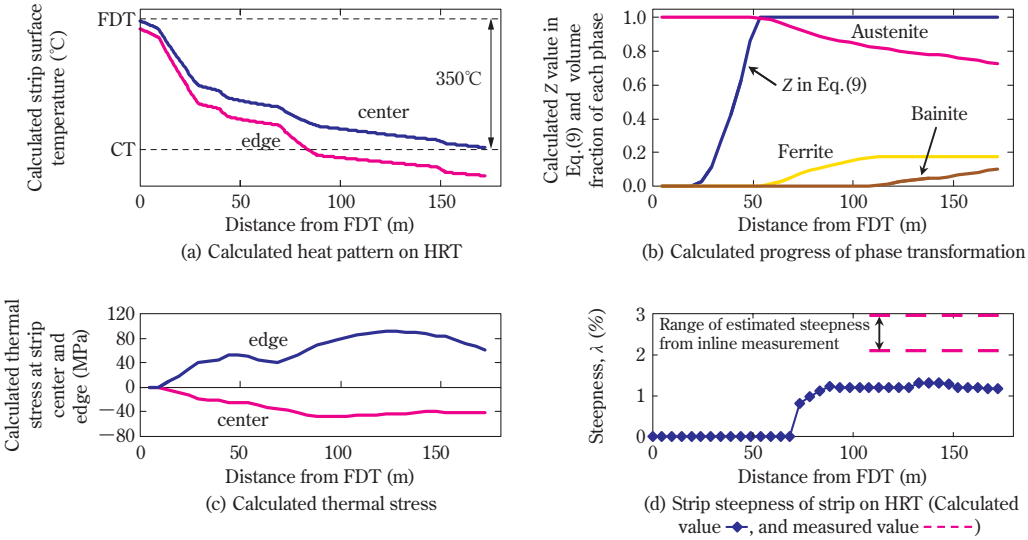


図10 平坦度による冷却特性の差を簡易的に評価するための計算方法
Fig.10 Modeling of dependence of cooling characteristics upon strip flatness



(a) Middle position on HRT　(b) Exit position on HRT

図12 HRTの中間位置および出側付近での温度分布の計算結果
Fig.12 Calculated temperature distribution within strip in two different position on HRT



(a) Calculated heat pattern on HRT
(b) Calculated progress of phase transformation
(c) Calculated thermal stress
(d) Strip steepness of strip on HRT (Calculated value ◆, and measured value - - - -)

図11 HRT上での温度履歴，変態の進行，熱応力，急峻度の計算結果
Fig.11 Calculated temperature, thermal stress, and flatness of strip on HRT

・凹部滞留水により幅方向だけでなく，板厚方向にも温度分布が発生し，この影響によるひずみあるいは応力が変形を助長した

ことが想定される。

以上のことから，冷却を安定するためには，圧延形状をフラットあるいは耳波状に制御してHRT上で中伸びの形成を防ぐこと，冷却後の水切りにより板上の滞留水を確実に除去すること，が有効と考えられる。

むすび＝HRT上での鋼板形状と熱伝達率の関係を調べ，以下の結論を得た。

・平坦度の計測手法として，光切断法とTchebycheff級数展開を用いる方法を提案し，HRT上の平坦度はTchebycheff級数の２次の係数C_2で評価できることを見出した。

・HRT上で中伸び形状となっている場合，鋼板温度が高い遠方バンクではC_2と熱伝達率に明瞭な関係は認められず，鋼板温度が低い近接バンクではC_2の変動が大きいほど熱伝達率が大きくなることを明らかにした。

・HRT上で耳波となっている場合には，温度域によらずC_2と熱伝達率の間に明瞭な関係が認められないことを確認した。

・圧延形状が中伸びの場合には，冷却過程で形状が悪化したり，板面上で局所的に遷移沸騰域に移行し冷却が不安定になることがある。この改善には，圧延形状をフラットあるいは耳波に制御すること，水切りの強化により滞留水を確実に除去することが有効と考えられる。

参　考　文　献

1）吉田　博ほか：鉄と鋼，68-8（1982），p.965.
2）明石　透ほか：CAMP-ISIJ, Vol.17（2004），p.1034.
3）大貝晴俊ほか：新日鐵技報，379（2003），p.43.
4）柳　修介ほか：CAMP-ISIJ, Vol.21（2008），p.1216.
5）井口征士ほか：三次元画像計測，（1990），p.36, 昭晃堂.
6）力武常次ほか：物理数学 I,（1990），p.74, 学会誌刊行センター.
7）矢川元基：流れと熱伝導の有限要素法入門，（1983），p.103, 培風館.
8）日本鉄鋼協会，特別報告書 No.29：鋼材の強制冷却，（1978），p.107.
9）須藤　一ほか：鉄鋼材料，（1985），p.29, 丸善.
10）伊藤　庸ほか：鉄と鋼，64（1978）S806, p.352.
11）大和久重雄：S 曲線，（1967），p81, 日刊工業新聞社.
12）日本鉄鋼協会，冷却技術小委員会報告書：鉄鋼製造プロセスにおける冷却技術，（1988），p.70.

（論文）

熱延ホットランテーブルにおける巻取温度制御

Coiling Temperature Control at Hot-run Table in Hot Strip Mill

佃　岳洋*1　Takehiro TSUKUDA
白坂貴成*2　Takanari SHIRASAKA
西田吉晴*2(工博)　Dr. Yoshiharu NISHIDA
長谷川裕之*3　Hiroyuki HASEGAWA
小林正宜*4　Masanori KOBAYASHI
土肥広大*5　Kodai DOI

The coiling temperature is a very important factor in determining the mechanical properties of a strip during the cooling process at the run-out table in a hot strip mill, and it is necessary to control the coiling temperature with a high degree of accuracy. This paper states that a 32% decrease of the standard deviation of the coiling temperature has been achieved by applying strict temperature models (difference model) to calculate the temperature distribution in the thickness direction, as well as applying a learning system to ascertain the heat transfer coefficient, which is a boundary condition in water cooling.

まえがき＝近年，ハイテン材をはじめとする高付加価値鋼材の品質や歩留り，生産性を改善するためには，鋼板の材質特性を大きく左右する，巻取温度制御のさらなる高精度化が必要である。当社では，1980年代に冷却設備や冷却制御システムの開発に取組んでおり[1)]，また国内外の他社においても当社と同様の取組がなされ，多数の報告がある[2)～5)]。当社加古川製鉄所熱延工場では，冷却制御のプロコンを更新する際，巻取温度をより高精度に制御することを目的に，巻取温度制御モデルの高精度化を図った。本稿では，薄鋼板を対象とした巻取温度制御モデルの高精度化方法とその適用結果について述べる。

1. 巻取温度制御の概要

巻取温度を制御するために温度予測モデルに基づいて鋼板に対する冷却水量を計算する巻取温度制御（Coiling Temperature Control，以下 CTC という）システムが熱延冷却帯（ホットランテーブル，以下 HRT という）に導入されている。本章ではまず，HRT の冷却設備の概要を述べ，つぎにCTCに導入されている多数の制御機能やモデル学習機能について述べる。

1.1　冷却設備の概要

図 1 に当社熱延工場における仕上圧延機以降の HRT 上の設備概要を示す。仕上圧延機にて圧延された鋼板は冷却設備にて所定の巻取温度まで冷却された後，コイラで巻取られる。冷却設備には，一つの給水配管から冷却水が供給され，多数の冷却ヘッダ群から構成されるバンクが複数設置されている。上部の冷却方式は層流噴流によるラミナ冷却，下部の冷却方式は水噴霧によるスプレー冷却となっている。各ヘッダに設置された注水バルブの開閉（以下，バルブ開閉パターンという）を任意に設定することによって，各バンクの冷却水量を調節することができる。

また，放射温度計が 4 台（仕上圧延機出側温度計（FDT），中間温度計（MT1，MT2），巻取温度計（CT））設置されている。すべての温度計の温度精度は±5℃，応答速度は 200ms である。

1.2　制御・学習機能の概要

図 2 に CTC の基本的な構成図を示す。主な制御機能として，フィードフォワード制御，フィードバック制御，速度外乱補償制御などがある。それらの制御機能とモデル学習機能について以下に述べる。

（1）フィードフォワード制御

鋼板全長を仮想的にある一定長に分割した鋼板（切板と呼ぶ）に対して，つぎに示す方法に基づいて各バンク

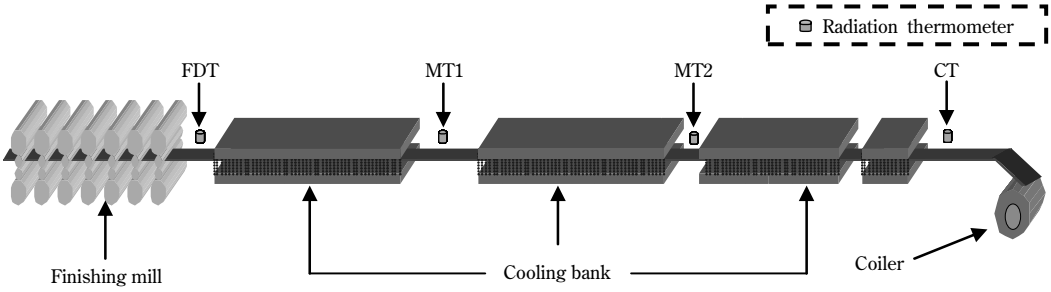


図 1　冷却設備の概要
Fig. 1　Schematic of cooling equipment

*1 技術開発本部　生産システム研究所（現 鉄鋼事業部門　技術開発センター　プロセス技術開発部）　*2 技術開発本部　生産システム研究所
*3 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　制御部　*4 鉄鋼事業部門　技術開発センター　プロセス技術開発部　*5 鉄鋼事業部門　加古川製鉄所　薄板部

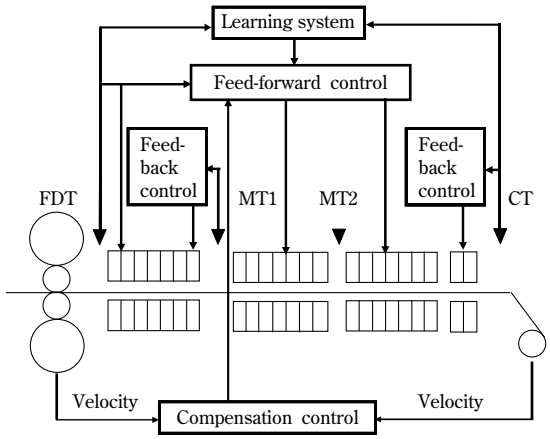


図 2 巻取温度制御システムの概要
Fig. 2 Configuration of coiling temperature control system

の注水バルブ開閉本数を決定する。すなわち，仕上圧延機出側の温度，板厚，速度などの実績情報と温度予測モデルを用いて巻取温度（CT 値）の予測値を計算し，その予測値と目標値の偏差が最小になるまでバルブ開閉本数を増減させる。CTC の中でフィードフォワード制御は中核機能である。

（2）初期設定制御

鋼板最先端部に対しては，バルブ開閉の応答遅れの影響のため，フィードフォワード制御が機能しない。そのため，鋼板の最先端部が仕上圧延工程の所定の位置に到達した時点で，別途鋼板最先端部に対する冷却水量を計算する。

（3）フィードバック制御

HRT 上での様々な外乱の影響により，(1) で述べたフィードフォワード制御だけでは温度計直下の実績温度と目標温度の間に偏差が生ずる。この偏差を解消するために，リアルタイムで温度計直前のバンクの注水バルブ開閉本数を変更するフィードバック制御を行う。

（4）速度外乱補償制御

仕上圧延工程では，鋼板長手方向に対して仕上圧延機出側温度を一定に制御するために，オペレータが手動で圧延機の速度を変更することがある。その結果，HRT 上の鋼板速度が変動するため，フィードフォワード制御で決定した注水バルブ本数をそのまま用いると，巻取温度を目標値に制御することができない。

速度外乱補償制御では，変動した鋼板速度の実績情報を用いて HRT 上の鋼材の温度予測を再計算し，この再計算された温度予測に基づいて (1) のフィードフォワード制御で決定した注水バルブ開閉本数を修正する。

（5）モデル学習機能

上記（1）～（4）の各制御機能が正しく機能するためには，そこに内包される温度予測モデルに対して高い精度が要求される。高温の鋼板から冷却水への伝熱形態は，鋼板温度によって非線形に変化する。熱したフライパンに水滴を落としたときなど，日常的に経験することができる現象であり，ライデンフロスト現象と呼ばれる。フライパンが高温のとき，水滴は接触面で瞬時に生じた蒸気によって浮き上がってフライパンとは直接接触しなくなる。一方，フライパンの温度が低いときは，水滴はフライパン上に広がって速やかに蒸発する。このため，こうした温度域での冷却現象（熱伝達率に反映）は非常に複雑になり，温度予測モデルの精度を経時的に維持するためにはモデルの予測誤差を活用したモデル学習を行う必要がある。具体的には，鋼材の冷却が終了した後，仕上圧延機出側温度や巻取温度，鋼板速度，バルブ開閉パターンなどの実績値を基に温度モデルの予測誤差が計算される。

2. 新しい巻取温度制御モデル

鋼板温度は，水冷時に鋼板表面から奪われる熱量と変態によって発生する熱量（変態発熱）に支配される。そのため，温度予測モデルの高精度化を実現するためには，これらの熱量を高精度で予測する必要がある。

上述のように，鋼板と冷却水との間の熱伝達率は鋼板表面温度に対して強い非線形特性を有するため，熱伝達率の予測には差分モデルを用いた鋼板表面温度の計算が必要となる。従来のプロセスコンピュータは計算能力が乏しいため，膨大な計算量を必要とする差分モデルをオンライン制御にそのまま用いることは難しかった。しかしながら，近年，プロセスコンピュータの計算能力が大幅に向上したことを受け，熱伝達率をできる限り高精度に予測すべく，熱伝達率を境界条件とする差分モデルをオンライン制御に導入することを試みた。また，差分モデルをそのままフィードフォワード制御に適用することは困難であるため，計算負荷が小さく，かつ差分モデルと同程度の精度を有する改良型温度予測モデルを新たに開発した。さらに，様々な外乱の影響によって大きく変動する熱伝達率を学習させながら温度予測モデルの精度を維持する機能をシステムに付加した。

つぎに変態発熱について述べる。鋼板は通常，冷却過程においてオーステナイト組織からフェライト組織やパーライト組織などに変化（変態）し，この変態前後の組織の内部エネルギー差に起因する変態発熱と呼ばれる発熱現象が起こる。とくに，高炭素鋼や高合金鋼では変態発熱量が大きいため，変態発熱量を精度良く予測しなければ制御精度が悪化し，鋼板の品質バラツキを引起こす。この変態発熱量を予測するには，まずオーステナイト組織からフェライト組織などへの変態率の変化量を精度良く予測する必要があるが，熱間圧延工程においてはその予測は現実的には非常に難しい。そこでこの問題に対して，後述する二つの対策を実施した。

以下，2.1 節では差分モデルの概要，2.2 節では熱伝達率学習システム，2.3 節では計算負荷を低減した改良型の温度予測モデル，そして 2.4 節では変態発熱現象の対策とその効果について述べる。

2.1 鋼板温度予測モデル（差分モデル）

差分モデルでは，式 (1) に示した板厚方向一次元熱伝導方程式を差分法で計算する。また，鋼板下面における境界条件は式 (2)，上面における境界条件は式 (3) で与える。

$$\frac{\partial T(z,t)}{\partial t}=\frac{\lambda(T(z,t))}{c\cdot\rho}\cdot\frac{\partial^2 T(z,t)}{\partial z^2}+\frac{q(T(z,t),t)}{c\cdot\rho} \quad \cdots(1)$$

$$z=0:\lambda(T(0,t))\cdot\frac{\partial T(0,t)}{\partial z}=\alpha_d(T(0,t),t)\cdot\{T_d(t)-T(0,t)\} \quad \cdots(2)$$

$$z=h:\lambda(T(h,t))\cdot\frac{\partial T(h,t)}{\partial z}=\alpha_u(T(h,t),t)\cdot\{T_u(t)-T(h,t)\} \quad \cdots(3)$$

ここで，z：板厚方向位置（$z=0$：鋼板下面，$z=h$：鋼板上面），t：時間，T：鋼板温度，T_d：鋼板下面側冷却水温度，T_u：鋼板上面側冷却水温度，c：鋼板比熱，ρ：鋼板密度，h：板厚，λ：板厚方向の熱伝導率，q：変態発熱速度である。

上記の式において，α は鋼板表面の熱伝達率であり，以下のように冷却条件に応じて与えられる。

$$\alpha_d=\begin{cases}\alpha_\gamma+\alpha_c\,(\text{空冷時})\\ \alpha_\gamma+\alpha_{WS}\,(\text{水冷時})\end{cases} \quad \cdots\cdots(4)$$

$$\alpha_u=\begin{cases}\alpha_\gamma+\alpha_c\,(\text{空冷時})\\ \alpha_\gamma+\alpha_{WL}\,(\text{水冷時})\end{cases} \quad \cdots\cdots(5)$$

ここで，α_γ：輻射熱伝達率，α_c：強制対流熱伝達率，α_{WS}：スプレー冷却の熱伝達率，α_{WL}：ラミナ冷却の熱伝達率である。

2.2　熱伝達率学習システム

2.2.1　熱伝達率学習の必要性

熱伝達率は鋼板表面温度だけではなく，鋼板表面の性状（鋼板表面に発生するスケールの影響や鋼板の形状乱れなど）や冷却水の流量，気温などの影響によっても大きく変動するため，温度予測モデルの精度を維持するためには，熱伝達率を学習することが不可欠である。しかし，実際の冷却現象は熱伝達率が鋼板表面温度に対して強い非線形特性を示すにもかかわらず，従来は，単に温度降下量の予測誤差を平滑化して学習係数を算出する線形手法にとどまっていたため[1)]，温度予測モデルの精度を高く維持するには限界があった。そこで，今回，非線形最適化計算を活用した熱伝達率学習システムを開発した。次項に学習システムを概説する。

2.2.2　熱伝達率学習システムのアルゴリズム

ラミナ冷却やスプレー冷却による熱伝達率は，鋼板表面温度，冷却水の温度，冷却水の流量密度などに対して非線形特性を有している。この特性を明らかにすべく，熱伝達率モデルの表現方法を式（6）に基づく非線形関数 f とゲイン G の積とした。

$$\alpha=f(T,T_W,W)\times(G) \quad \cdots\cdots(6)$$

ここで，T：鋼板表面温度，T_W：冷却水の温度，W：冷却水の流量である。

式(6) 中のゲイン G により，HRT の環境で生じる様々な予測不可能な不規則外乱の影響を補償する。**図 3** に示したフローチャートに基づき，学習システムのアルゴリズムを説明する。鋼板の冷却完了後，FDT 値，CT 値，鋼板速度，バルブ開閉パターンなどの実績データと初期ゲインの値を用い，境界条件として式（6）の熱伝達率モデルで表現される差分モデルに基づいて仕上圧延機出側温度から巻取温度までの温度降下計算を行い，巻取温度の予測値（CT_P）を計算する。つづいて，巻取温度の予測誤差（実績値（CT_A）と予測値の偏差）とあらかじめ定めておいた閾（いき）値の比較を行い，予測誤差の値が閾値以下となるまでゲインの値を繰返し修正し，温度降下計算を行う。この収束計算により求められるゲインの値を指数平滑法などの処理を経て更新し，その更新された値を各制御機能に内包されている温度予測モデルにおける熱伝達率モデルのゲインとして与え，次鋼材に対してこのゲインを用いた温度予測モデルに基づき，バルブ開閉パターンを計算する。

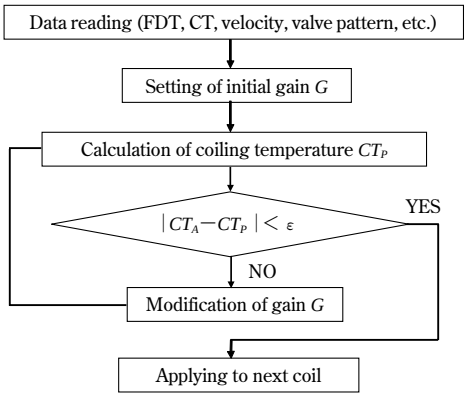


図 3　学習アルゴリズムのフロー
Fig. 3　Flow diagram of learning system algorithm

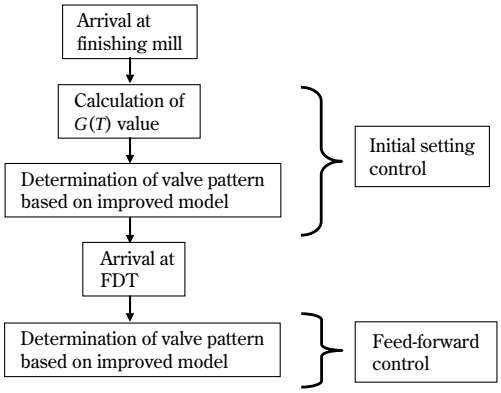


図 4　計算負荷低減のフロー
Fig. 4　Flow diagram of reducing calculation load

2.3　改良型温度予測モデル

2.3.1　計算負荷の低減方法

フィードフォワード制御において，バルブ開閉操作パターンの決定を行う場合，温度モデルの繰返し計算を行う。このため，差分モデルをそのまま利用すると計算量が膨大となり，所定の制御周期内に計算を終えることができない。そこで，制御周期内にバルブ開閉操作の最適パターン計算を完了でき，差分モデルと同程度の精度を確保する温度予測モデルを開発した。**図 4** にそのフロー図を示す。

フィードフォワード制御と比較して計算時間に余裕がある初期設定制御において，差分モデル，質点系モデルそれぞれのモデルに基づいて FDT から CT までの区間にて温度降下計算を行う。その計算結果を基に仕上圧延機出側温度から巻取温度までである一定の温度領域（例えば 50℃）ごとに，差分モデルと質点系モデルの温度降下量の比 $G(T)$ を計算する。この $G(T)$ を用い，式（7）で定義する改良型温度予測モデルに対して鋼板最先端部のバルブ開閉パターンを計算する。

$$\frac{dT(t)}{dt}=\frac{1}{c\cdot\rho\cdot h}\left[(\alpha_u+\alpha_d)\cdot\{T_w-T(t)\}\cdot G(T)+h\cdot q\right] \quad \cdots(7)$$

ここで，T_w：冷却水温であり，他の諸変数は2.1節で示したものと同じである。

つぎに，鋼板最先端部が仕上圧延機出側温度計に到達してから動作するフィードフォワード制御においても，初期設定制御のときと同様に式（7）に基づき，制御周期ごとにすべての切板のバルブ開閉パターンを計算する。なお，すべての切板に対し，$G(T)$の値は同じ値を用いる。

改良型温度予測モデルは質点系モデルと本質的に同じ構造であるため，計算負荷は差分モデルと比較して劇的に小さく，短時間計算が要求されるフィードフォワード制御に適用することが可能となった。

2.3.2　改良型温度予測モデルの精度

ある冷却条件において，差分モデル，質点系モデル，および改良型モデルに基づいて計算した仕上圧延機出側温度から巻取温度までのそれぞれの鋼板温度履歴を**図5**に示す。差分モデルで計算した巻取温度と質点系モデルで計算した巻取温度の偏差は約100℃ある一方，差分モデルと改良型モデルの巻取温度の偏差は約3℃である。なお，他の冷却条件においても同等の結果が得られている。このように，精度が良い差分モデルによる温度降下量の値を積極的に活用することにより，差分モデルと同程度の精度が確保できることに加え，オンライン制御に適用可能な温度予測モデルの開発に成功した。

2.4　変態発熱を考慮した温度制御

2.4.1　変態発熱を考慮した温度予測モデル項の適正化

変態発熱量が大きい高炭素鋼など一部の鋼種に対し，一次元熱伝導方程式（式（1））の一つの要素である変態発熱速度 q と変態開始温度の二つの項を過去に蓄積した十分な実績データを用いて適正化した。以下，適正化方法を簡単に記す。評価関数 J は，式（8）に示す中間温度（*MT1*）における予測誤差と巻取温度（*CT*）における予測誤差の二乗和とし，J が最小となる変態発熱速度 q と変態開始温度を鋼種ごとに決定した。

$$J=(MT1_P-MT1_A)^2+(CT_P-CT_A)^2 \quad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (8)$$

ここで，$MT1_P$：MT1の予測温度，$MT1_A$：MT1の実績温度，CT_P：CTの予測温度，CT_A：CTの実績温度である。

その結果，**図6**に示すように，高炭素鋼では中間温度（*MT1*）の平均誤差が10～50℃程度改善した。

2.4.2　変態発熱を考慮したフィードバック制御の活用

一部の鋼種においては，中間温度の実績値がそれより下流の巻取りまでの間の変態率変化量（オーステナイト組織からフェライト組織やパーライト組織への変化量）に影響を及ぼし，巻取温度の制御精度の悪化を引起こす要因となっていた。この問題に対して，**図7**に示す中間温度（*MT1*）を用いたフィードバック制御が非常に有効に働き，中間温度が一定に制御されて巻取温度の制御精度の向上を実現した。

発生する変態発熱量が多い代表的な高合金鋼に対する中間温度（*MT1*）によるフィードバック制御の例を示す。鋼板先端部50mにおける中間温度（*MT1*）の誤差標準偏差は8.7℃から3.0℃に低減し（**図8**），その結果，巻取温度の誤差標準偏差が15.2℃から11.2℃に改善された（**図9**）。

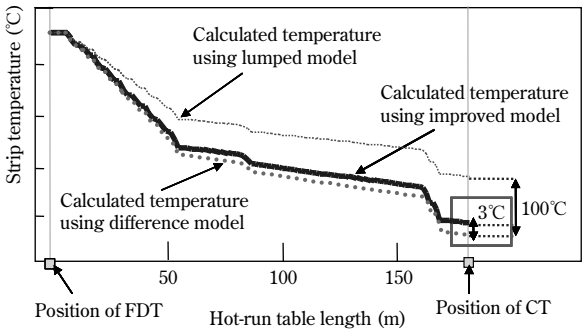


図5　温度履歴の比較
Fig. 5　Comparison of temperature histories

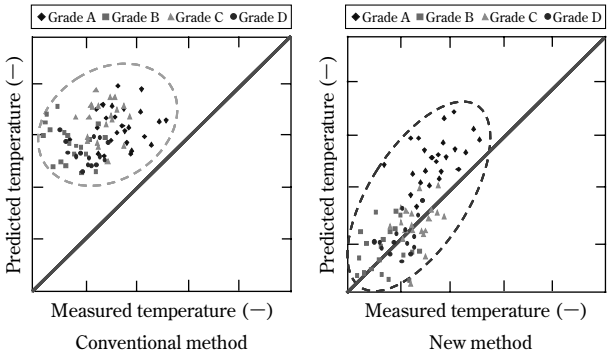


図6　中間温度（*MT1*）の温度予測精度
Fig. 6　Prediction accuracy of temperature models in *MT1*

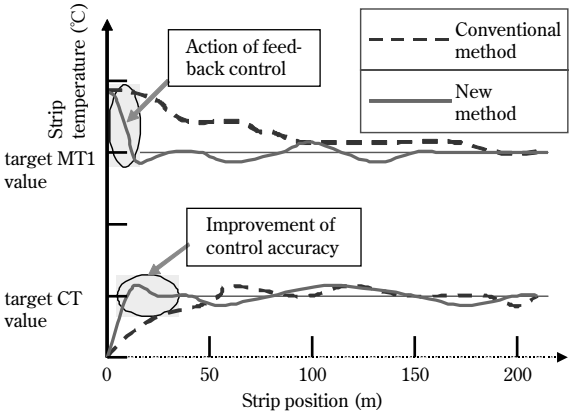


図7　中間温度（*MT1*）安定化による巻取温度制御精度向上模式図
Fig. 7　Schematic of improving accuracy of coiling temperature control by stabilizing *MT1* temperatures

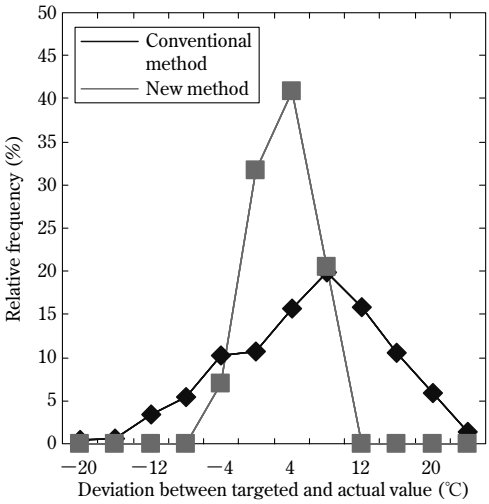


図8　鋼板先端50m部の中間温度（*MT1*）制御精度
Fig. 8　Accuracy of controlling *MT1* in strip top 50m

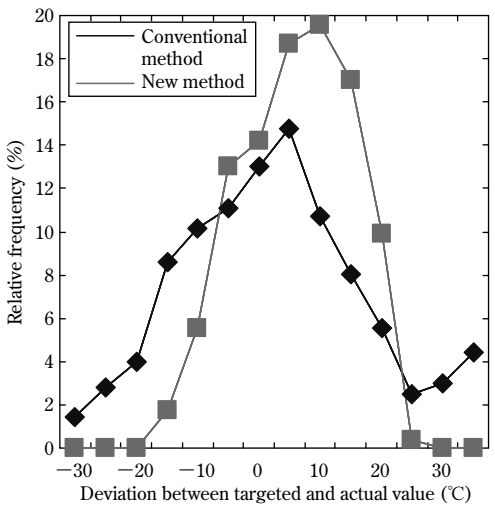


図 9 鋼板先端50m部の巻取温度制御精度
Fig. 9 Accuracy of controlling *CT* in strip top 50m

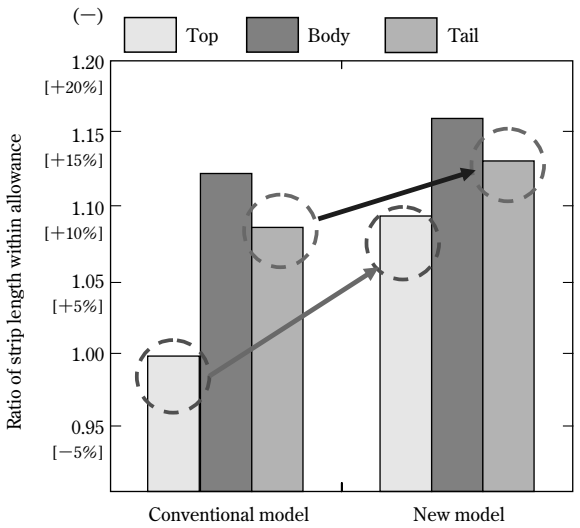


図11 巻取温度公差的中率の比較
Fig.11 Hitting ratio of coiling temperature allowance

3. 実機適用結果

図10に示すように，新しい巻取温度制御モデルを適用することによって巻取温度の誤差標準偏差が 14.5℃から 9.9℃に改善され，従来の制御モデルと比較して，誤差標準偏差が約 32%低減した。

また，従来の制御モデルと今回開発した新しい制御モデルの鋼板の先端部，中間部，後端部それぞれに対する巻取温度の公差的中率を**図11** に示す（図 11 では，従来制御モデルの先端部の公差的中率の値を 1 として規格化した）。図 11 より，とくに先端部および後端部に対する公差的中率が大幅に改善されていることがわかる。

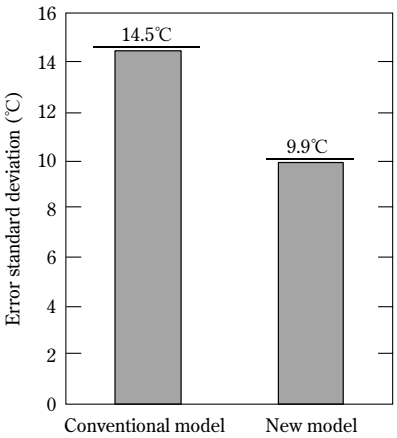


図10 巻取温度誤差標準偏差の比較
Fig.10 Comparison of standard deviation of coiling temperature errors

むすび＝加古川製鉄所熱延工場においては，新しい巻取温度制御システムが2006年12月に稼動を始めた。巻取温度の誤差標準偏差が約32%低減し，高付加価値鋼板を中心に鋼板の品質や歩留り，生産性の向上に大きく貢献した。

参　考　文　献

1） 井上尚和ほか：熱延製品の新冷却制御技術，R&D 神戸製鋼技報，Vol.42, No.4（1992），pp.75-78.
2） 橘　久好ほか：熱延ランアウトテーブルにおける冷却制御技術，CAMP-ISIJ, Vol.22,（2009），pp.374-377.
3） McNutt P. et al.：2006 STEEL ROLLING Proceedings, Session4, Run-out-table cooling models for high cooling rate products.
4） Luinenburg A. W. et al.：44th MWSP Conference Proceedings, Successful implementation of a physical on-line model for coiling temperature control in CORUS' Hot Strip Mill #2 at IJmuiden, Vol.XL,（2002）.
5） Kazuhiro YAHIRO et al.：Development of Coiling Temperature Control System on Hot Strip Mill, KAWASAKI STEEL TECHNICAL REPORT, No.24,（1991），pp.32-40.

（解説）

コーベホーネツ®構造体

Integrated Application Method for KOBEHONETSU™ Steel Sheet

平野康雄*1 (Ph.D.)　五十嵐哲也*1　松田治幸*2　西村　真*2
Dr. Yasuo HIRANO　Tetsuya IGARASHI　Haruyuki MATSUDA　Makoto NISHIMURA

KOBEHONETSU is the trade name of a steel sheet having heat-releasing ability. A method was developed for applying this steel sheet to dissipate heat in high-performance electronic equipment. By applying KOBEHONETSU to both the heat sink and housing simultaneously, the amount of heat transferred out of an electronic device was significantly increased to a level comparable with that achieved by a cooling fan. This cooling effect is enhanced by increasing the heat sink area, making KOBEHONETSU more applicable to heat sources, such as CPU. For example, this steel sheet can be machined into heat sinks which otherwise may interfere with other parts while maintaining its area and heat dissipation capability.

まえがき＝家電・OA機器のデジタル化の動きが急速に進んでいる。これらの機器のデジタル回路を構成する半導体素子はオンオフを繰返すスイッチとして動作している。半導体素子をオンオフ動作させるために電気エネルギーが用いられ，その大半は熱に変換されてしまう。半導体素子は，動作速度を高めると消費電力が大きくなり，発熱量が増えて温度が上昇する。つまり，デジタル機器の高性能化に伴う発熱量の増大とそれに付随する温度上昇は不可避な現象であるといえる。

機器の内部温度が上昇すると，半導体素子の誤動作や抵抗体などの特性変化，有機絶縁物を含有する電子部品全般の寿命低下につながる。そこで，機器内部で発生する熱を熱源から機器外へ効率よく誘導するための熱対策技術の開発が進められている。この熱対策には，ヒートシンクやファンをはじめとして多様な手法が採用されている。

当社も，家電・OA機器のカバーやシャーシ用の鋼板を提供するメーカとして，放熱性を有する鋼板であるコーベホーネツ®を供給している[1)]。コーベホーネツは表面の熱放射率を高めた鋼板であり，例えば家電・OA機器のカバーに使用された場合には，内部の熱を放射伝熱の形で効率的に外部に放散することによって機器内部の温度を低減させる機能を有しており，これまでに多くの使用実績がある。

放射伝熱の効率は絶対温度の4乗に比例する。このため，内部温度が高い場合には高い効率で放熱作用を発現するが，環境温度が低く，さらに内部温度との差が小さい場合にはその放熱作用は相対的に小さくなる。

本稿では，環境温度が低く，また発熱体の温度が比較的に低い場合でも，冷却ファンに匹敵する放熱効果を発現させる方法を紹介する。

1. 放熱構造体の原理

内側から発熱体，筐体（きょうたい）材料，外部空間の順番で配置されている灰色体からなる半円筒状モデル（**図1**）を用いて熱放射で伝わる熱量を考える[1)]。発熱体の放熱面を①，筐体材料の内面を②，外面を③，外部空間面を④とする。また，それぞれの面の面積をA_1, A_2, A_3, A_4，放射率をε_1, ε_2, ε_3, ε_4，発熱体表面の温度をT_1，筐体の内面温度をT_2，外面温度をT_3，外部空間の壁面温度をT_4とする。熱伝導と対流による伝熱を無視すると，発熱体から筐体への放熱量Q_{12}(W)は式(1)で表すことができる。

$$Q_{12}=\frac{A_1\sigma(T_1^4-T_2^4)}{\frac{1}{\varepsilon_1}+\frac{A_1}{A_2}\left(\frac{1}{\varepsilon_2}-1\right)} \quad \cdots\cdots(1)$$

また，筐体から外部空間への放熱量Q_{34}(W)は，

$$Q_{34}=\frac{A_3\sigma(T_3^4-T_4^4)}{\frac{1}{\varepsilon_3}+\frac{A_3}{A_4}\left(\frac{1}{\varepsilon_4}-1\right)} \quad \cdots\cdots(2)$$

と表すことができる。ここで，σはステファン－ボルツマン定数であり，5.667×10^{-8}(W/m^{2}K^4)の値となる。式

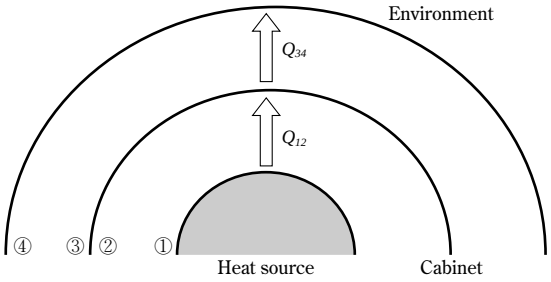


図1 熱放射の計算モデル
Fig. 1 Calculation model for thermal radiation transfer

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部　*2 技術開発本部　機械研究所

表 1　発熱体の表面積･放射率，筐体の放射率が発熱体の温度におよぼす影響

Table 1　Influences of surface area and emissivity of heating element and emissivity of housing on temperature of heating element

Case	A_1 (cm^2)	$A_2=A_3$ (cm^2)	ε_1	$\varepsilon_2=\varepsilon_3$	$Q_{12}=Q_{34}$ (W)	T_1 (℃)
1	10	1,200	0.8	0.1	0.3	79
2	10		0.8	0.86		74
3	20		0.86	0.86		53
4	30		0.86	0.86		44

(1)，(2) において $T_2=T_3$ として T_1 について解くと次式が得られる。

$$T_1=\left[T_4^4+\frac{Q_{12}}{A_1\sigma}\left\{\frac{1}{\varepsilon_1}+\frac{A_1}{A_2}\left(\frac{1}{\varepsilon_2}-1\right)\right\}+\frac{Q_{34}}{A_3\sigma}\left\{\frac{1}{\varepsilon_3}+\frac{A_3}{A_4}\left(\frac{1}{\varepsilon_4}-1\right)\right\}\right]^{\frac{1}{4}} \quad \cdots\cdots(3)$$

式 (3) を用い，発熱体の表面積および筐体の放射率が発熱体の温度におよぼす影響を検討した（**表 1**）。ここで，発熱量は0.3W，外部空間壁面の面積が100m^2，放射率が0.99，温度は25℃とした。ケース 1 は筐体を電気亜鉛めっき鋼板とした場合であり，発熱体温度は79℃となった。ケース 2 では筐体をコーベホーネツとしている。発熱体温度は74℃となった。次に，ケース 3 は，発熱体の表面の放射率をコーベホーネツと同等にしたうえでその表面積を 2 倍にし，同時に筐体もコーベホーネツとした場合に相当する。このケースでは発熱体温度は53℃に低下している。ケース 4 は発熱体の表面積を 3 倍にした場合であり，発熱体温度は44℃まで低下している。

これらの結果より，発熱体の放射率を高めることに加えてその表面積を大きくし，さらに筐体の放射率も大きくすることによって温度を大きく低下させることが期待できる。以下ではこの解析結果を実証した結果を紹介する。

2. 放熱構造体の実験的検証

前章での計算結果を実験で確認するため，**図 2** の装置を作製した。筐体は前面に開口部をもつ電気亜鉛めっき鋼板製で，幅 300mm，奥行き88mm，高さ250mmである。上下に100×30mmの通風孔を設け，実際の機器でしばしば採用される自然対流による冷却効果をあらかじめ盛り込んでいる。筐体の奥の面には，基板に25×25×２mmのセラミックヒータ（1.8W）を装着したものを設置している。この装置を用いて，次の 4 ケースについてセラミックヒータの温度を比較した。

1）前面開口部を電気亜鉛めっき鋼板で閉じた場合（**図 3**（a））
2）前面開口部をコーベホーネツで閉じた場合（図 3（b））
3）前面開口部を電気亜鉛めっき鋼板で閉じ，この鋼板中央部にファンを設置し，直接セラミックヒータを冷却した場合（図 3（c））。
4）前面開口部をコーベホーネツで閉じ，セラミックヒータにコーベホーネツ（40×40mm）をかぶせて取付けた場合（図 3（d））。

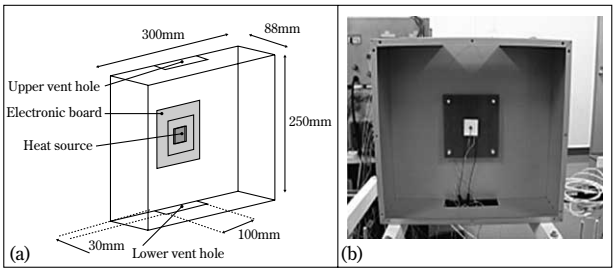


図 2　放熱構造体

Fig. 2　Experimental apparatus for heat radiation structure

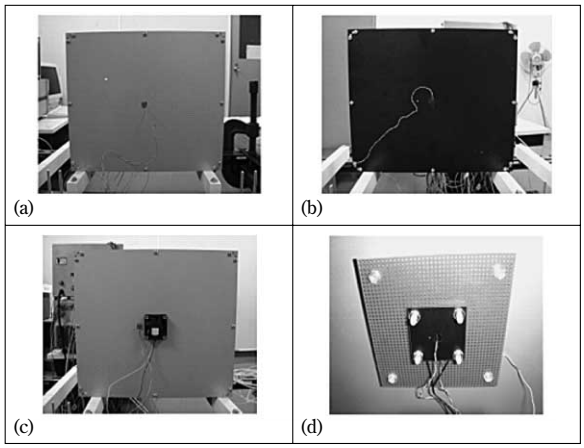


図 3　熱源の冷却方法

Fig. 3　Cooling method of heat source

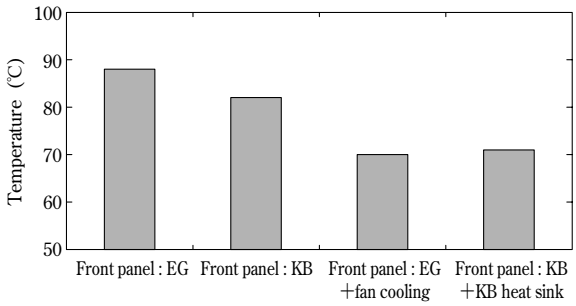


図 4　放熱構造体の効果

Fig. 4　Effects of heat radiation structure (EG : Electrogalvanized steel sheet, KB : kobehonetsu)

結果を**図 4** に示すが，セラミックヒータにコーベホーネツをかぶせて取付けることによって冷却ファンに匹敵する放熱効果が得られることが示された。

3. 放熱構造体の効果的な利用方法

前章において，25×25mmのセラミックヒータに40×40mmのコーベホーネツをかぶせて取付けることにより17℃の温度低減が実現できることを示した。一方，表 1 の結果は，取付けるコーベホーネツを大きくすれば温度はさらに低減することを示唆している。これを確認するため，またどの程度の大きさのコーベホーネツを取付ければ所期の温度を達成することができるかの指針を得るために，**図 5** に示す解析モデルを用いて解析を行った。結果を**図 6** に示す。コーベホーネツ製ヒートシンクの面積が大きくなるにつれて熱源温度が下がっている。目標とする温度に応じてヒートシンクの大きさを設定できることを示唆している。

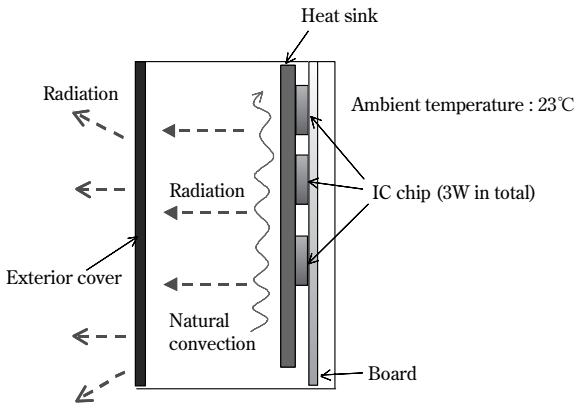


図 5 放熱構造体の解析モデル
Fig. 5 Simulation model for heat radiation structure

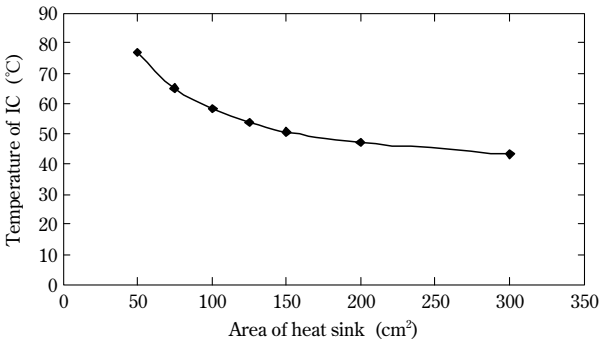


図 6 ヒートシンクの面積がおよぼす熱源の温度への影響
Fig. 6 Effects of heat sink area on heat source temperature

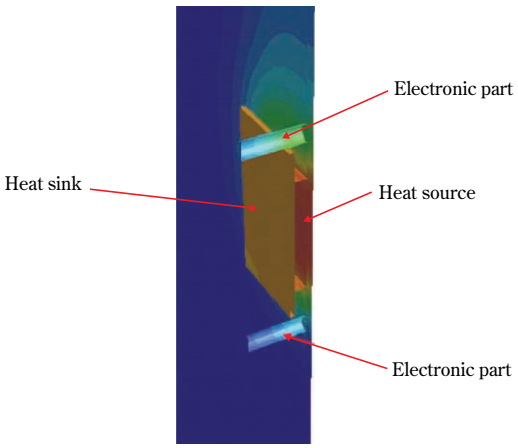


図 7 他の電子部品によるヒートシンクの制約
Fig. 7 Constraints on heat sink due to other electronic components

一方，熱源の近傍にある部品により，ヒートシンクの面積を所期の大きさにできない場合がある（**図 7**）。この場合，近傍部品との干渉を回避したヒートシンクとすることができる。いくつかの例を**図 8** に，また対応する温度計算結果を**表 2** に示す。ケース（c），（d）のように，

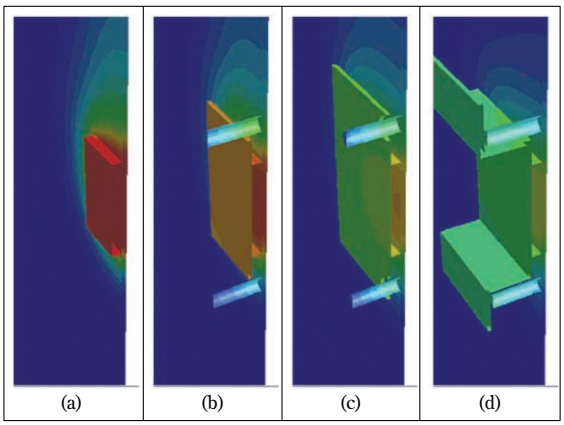


図 8 熱源の近傍に部品がある場合のヒートシンク設置例
Fig. 8 Cases of setting up heat sink in case of parts close to heat source

表 2 熱源の近傍に部品がある場合のヒートシンク設置による温度低減
Table 2 Temperature reduction by setting up heat sink in case of parts close to heat source

Case	Area of heat sink (cm^2)	Temperature of heat source (℃)
(a)	None	103
(b)	9	79
(c)	16	68
(d)	20	62

近傍部品を回避して，ヒートシンクの面積を大きくすることにより，熱源温度を低減できる。ケース（d）のような，熱源に垂直な面がある場合でも温度低減に寄与できる。

むすび＝電子機器内部では CPU のような演算素子の耐熱性に近いところまで温度が上がっており，また，精密部品の寿命も問題になっている。コーベホーネツは，装置の気密性を低下させずに電子機器内部の温度を下げることができる。このコーベホーネツをカバーだけでなく，ヒートシンクとして用いることにより，発熱体の温度をさらに低減することができるため，冷却ファン，モータの容量ダウンや冷却ファンレスなどのコストダウンにもつながる。これらの結果として，機器のさらなる高機能化，小形化，あるいは省電力，低騒音等に貢献できると期待している。

参 考 文 献

1） 平野康雄ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.54, No.1 (2004), p.58.

（技術資料）

薄膜塗装鋼板の耐食性におよぼす下地溶融亜鉛めっき鋼板表面性状の影響

Effect of Surface Condition of Hot Dipped Zinc Coating on Corrosion Resistance of Chromate-free Coated Hot-dip Galvanized Steel Sheet

千田　実*1
Minoru CHIDA

入江広司*1
Hiroshi IRIE

In recent years, chromate-free hot-dip galvanized steel sheet has been developed for reducing environmental pollution. Many studies on chromate-free coating have been reported. However, there are not many studies concerned with the effect of the surface condition of a zinc-coated layer on the performance of chromate-free hot-dipped galvanized steel sheet. This study revealed that aluminum oxide on the surface of a zinc-coated layer strongly affects the corrosion resistance of chromate-free coated hot-dipped galvanized steel sheet and adhesion between the zinc-coated layer and chromate-free coating.

まえがき＝クロメート処理は安価で優れた耐食性能を有し，亜鉛めっき鋼板やAl合金，Mg合金などの一次防錆（ぼうせい）および塗装下地として広く用いられてきた。しかし近年，環境汚染などの問題を背景として，6価クロムを含まないクロメートフリーの薄膜塗膜によって鋼板表面を被覆した薄膜塗装鋼板の開発が進んでいる。このクロメートフリー薄膜塗膜についてはさまざまな検討がなされており，当社においても電気亜鉛めっきや合金化溶融亜鉛めっき，溶融亜鉛めっき（以下，GIという）をベースとしたクロメートフリー薄膜塗装鋼板（以下，薄膜塗装鋼板という）の開発，実用化を行っている[1)~4)]。クロメートフリー薄膜塗膜そのものについてはこれまで数多くの研究がなされているが，ベースとなる亜鉛めっき鋼板の表面性状が薄膜塗装後の特性におよぼす影響については，これまでほとんど検討されていない。そこで今回，GIをベースとした薄膜塗装鋼板を対象にめっき層の表面性状の影響を調査した。亜鉛めっき表面は一般的に自然酸化膜で覆われているが，GI材の場合，めっき層と素地鋼板の合金化反応を抑制する目的からめっき層中に少量のAlを含有していること，および商業生産においては通常，めっき後に調質圧延（Skin Pass，以下SKPという）が実施されることから，酸化膜の組成や形態がこれらの影響を受ける。本稿ではこの点に着目して検討を行った結果を報告する。

1. 供試材および調査項目

1.1　供試材

連続溶融亜鉛めっきラインでSKPを施さないGI材（以下，NO－SKP材という）を採取し，評価に供した。めっき原板は冷延軟鋼で板厚は0.8mmとし，めっき付着量は片面60g/m^{2}とした。めっき層中に含有されるAlは0.43wt%（1.04at%）であった。また，NO－SKP材にダルロールを用いた圧延を行い，ラボSKP材を作製した。伸び率は1.0%とした。

GI材表面の初期酸化皮膜の影響を調査するため，強アルカリ水溶液にGI材を浸漬し，めっき表層を溶解除去した材料（以下，表層除去材という）を作製した。表層除去材の作製手順は，純水1リットルにNaOH 40gを溶かして60℃に保持した後，これにNO－SKP材を10秒間浸漬して水洗，温風乾燥した。

1.2　薄膜塗装鋼板の作製

薄膜塗装鋼板は，表面の汚れや油分を事前に除去したNO－SKP材，ラボSKP材，および表層除去材に対し，スチレン―アクリル系樹脂に無機成分を添加した処理液をロールで塗布し，温風乾燥して作製した。塗膜付着量は0.5g/m^{2}狙いとし，塗膜中の無機成分を蛍光X線で測定し，この値から換算して付着量を求めた。

1.3　調査項目

1.3.1　GIめっき層の調査

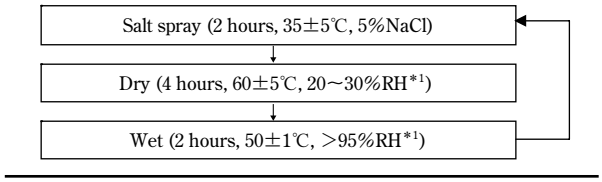
1.2節で作製した各種GI材を対象にめっき表面におけるZn，Al，OのEPMA（Electron Probe Microanalyzer）マッピングを行い，各元素の分布状態を調査した。また，ラボSKPで圧下されたSKP圧延領域，および未圧下ままのNO－SKP領域においてオージェ電子分光分析を行い，微小領域におけるめっき表面からめっき層深さ方向の元素分布の調査および酸化膜厚を測定した。酸化膜厚は，O濃度（at%）が最高濃度とベース濃度の差の1/2になる深さと定義した。

1.3.2　耐食性（白錆発生率）

1）JIS Z 2371に準拠して塩水噴霧試験（Salt Spray

*1 鉄鋼事業部門　技術開発センター　薄板開発部

表1 CCT条件
Table 1 Conditions of cyclic corrosion test



*1 RH：Relative Humidity

Test，以下SSTという）を行い，試験開始から240時間後の薄膜塗装鋼板平板部の白錆（しろさび）発生率を目視評価した。

2）JASO（日本自動車技術会規格：Japanese Automotive Standards Organization）M609－91に準拠して複合サイクル試験（Cyclic Corrosion Test，以下CCTという）を行い，試験開始から10日（30サイクル）後の薄膜塗装鋼板平板部の白錆発生率を目視評価した。**表1**にCCT条件を示す。

なお，両試験とも評価部分以外からの白錆混入を防止するため，薄膜塗装鋼板の裏面およびエッジ部分のテープシールを行った。

1.3.3 めっき層表面とクロメートフリー薄膜塗膜の密着性

ラボSKP材および表層除去材をベースとした薄膜塗装鋼板に，バーコータによって白色のアクリル系塗料（関西ペイント製マジクロン1000）を膜厚20 μmに塗装後，160℃で20分間焼付け乾燥を行った。この供試材の塗装面に対し，カッタ押付荷重200gで1 mm角100個の碁盤目状切込みを入れ，平板のままおよび6 mmの高さにエリクセン押出し加工を行った。碁盤目部にスリオンテック製フィラメントテープを貼付けて引きはがし，テープに付着した塗膜の面積を測定して鋼板上の塗料残存率を求めた。

なお，アクリル系塗料を塗布した理由は，クロメートフリー薄膜塗膜が無色透明で剥離（はくり）の有無が判別しにくいためである。アクリル系塗料と薄膜塗膜自体の密着性は良好であり，鋼板上から塗料が剥離した箇所を観察すると，めっき層表面と薄膜塗膜の界面で剥離していた。

1.3.4 めっき層の電気化学測定

めっき層の分極挙動をポテンショ・ガルバノスタットを用いて測定した。対極にPt，参照電極にAg／AgCl電極を使用し，空気飽和で静止状態の5 %NaCl水溶液（室温，pH 7）中にて電位走査速度1 mV/sでアノードおよびカソード分極測定を行った。

2. 評価結果

2.1 EPMAマッピングおよびオージェ電子分光分析結果

NO－SKP状態のGIめっき表面SEM写真とZn，Al，OのEPMAマッピング結果を**図1**に示す。Alのマッピング結果から，AlはZnのスパングルの結晶粒界と結晶粒内に分散していることがわかる。Oのマッピング結果からも同様にZnスパングルの結晶粒界と粒内にOが分散していることがわかる。

図2にラボSKP材のめっき表面SEM写真およびZn，Al，OのEPMAマッピング結果を示す。SEM写真中の矢印は，SKPによる圧下領域を示す。AlおよびOのマッピング結果より，いずれもSKP圧下領域において検出強度が強く分布濃度が高くなっていることがわかる。

図3は，NO－SKP領域のめっき層深さ方向のオージェ電子分光分析結果を示す。Alはめっき表面に30at%程度濃化している。一方，表面のZnの量は10at%程度である。また，この領域の酸化膜厚は約5 nmであった。EPMAおよびオージェ電子分光分析結果より，NO－SKP状態のGIめっき表面には，Al系酸化物主体の極薄い酸化皮膜が存在していると考えられる。

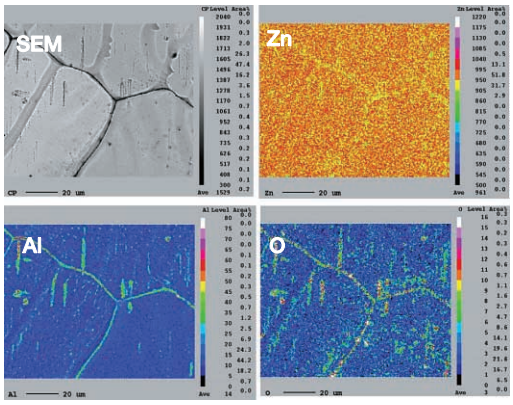


図1 NO－SKP材表面SEM写真およびZn，Al，OのEPMAマッピング結果

Fig. 1 Micrograph of no-skin-pass GI surface and EPMA mapping image of Zn, Al and O

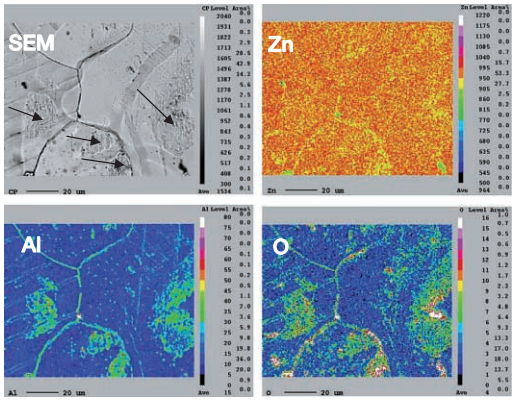


図2 ラボSKP材表面SEM写真およびZn, Al, OのEPMAマッピング結果（矢印はSKP圧下領域を示す）

Fig. 2 Micrograph of skin-pass rolled GI surface and EPMA mapping image of Zn, Al and O (Arrows show skin-pass rolled area)

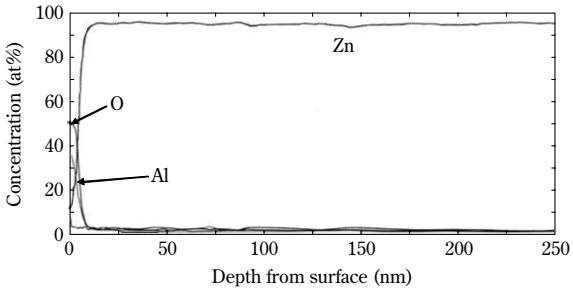


図3 NO－SKP領域のオージェ分光分析結果

Fig. 3 AES depth profile of no-skin-pass area

図4にラボSKP材圧下領域のオージェ電子分光分析結果を示す。めっき表面のAlの濃化量は30at%程度，Znは10at%程度であり，NO－SKP部とほとんど同じである。このことから，SKP圧下領域においてもめっき表面はAl系酸化物主体の酸化皮膜が存在していると考えられる。西原らは，溶融亜鉛系めっき材の表面に形成される自然酸化膜について，Znめっきへの Alの添加量に関係なくその表層の最大成分はAl酸化物であると述べている[5)]。NO－SKP領域およびSKP圧下領域のめっき表面におけるオージェ電子分光分析結果はこの報告と一致している。また，めっき表面から深さ方向におけるAl，Oの分布量は両元素ともにNO－SKP部より増大しており，図2に示したEPMAによるAl，Oの検出強度が図1より強く，分布濃度が高くなっている結果とも一致している。この部分の酸化膜厚は約11nmであった。

SKP圧下領域においてAl，Oの検出強度が強くなる理由は明らかになっていない。実際に多くなっているのか，表面粗度などの影響を受けたことによる分析上の問題であるのかについては今後検討が必要である。

図5に表層除去材のめっき表面SEM写真およびZn，Al，OのEPMAマッピング結果を示す。SEM写真に示すように，この状態ではZnのスパングルの結晶粒界は確認できなかった。また，EPMAマッピング結果ではAl，Oの分布に偏りは見られずほぼ均一な表面状態となっている。**図6**は表層除去材におけるめっき層深さ方向のオージェ電子分光分析結果であり，表面のAl濃化量は10at%程度，Zn量は30at %程度であった。酸化膜厚は約4 nmであり，この状態ではZn系酸化物が主体の酸化皮膜がめっき表面に存在しているものと考えられる。

2.2 薄膜塗装鋼板の耐食性におよぼすめっき表面性状の影響

以上の結果から，GI材のめっき表面は，NO－SKP材およびラボSKP材ではAl系酸化物主体の酸化皮膜で覆われており，表層除去材ではZn系酸化物主体の酸化皮膜で覆われていると考えられる。そこで，酸化物形態が薄膜塗装鋼板の耐食性におよぼす影響をSSTおよびCCTによって調査した。SST 240時間後およびCCT 30サイクル後の白錆発生率を**図7**に示す。NO－SKP材ベースの薄膜塗装鋼板はSST，CCTともにもっとも良好な耐食性を示した。ラボSKP材ベースの場合はSST，CCTともに耐食性は劣化し，表層除去材ベースの薄膜塗装鋼板ではSST，CCTともにさらに耐食性が劣化した。

NO－SKP材ベースと表層除去材ベースの薄膜塗装鋼板の耐食性の違いは，めっき表面を覆う酸化物がAl系主体の酸化物（図3）かZn系主体（図6）かの違いによるものと考えられる。ラボSKP材ベースの薄膜塗装鋼板の耐食性がNO－SKP材ベースより劣化する理由については後述する。

2.3 薄膜塗膜とめっき表面との密着性におよぼすめっき表面性状の影響

薄膜塗膜とめっき表面との密着性におよぼすめっき表面性状の影響を調査した。結果を**図8**に示す。平板碁盤目試験ではいずれの表面性状でもめっき表面と薄膜塗膜は剥離せず密着性は良好であった。しかしながら，より試験条件の厳しいエリクセン押出試験ではラボSKP材との密着性は著しく劣った。これに対し，表層除去材と薄膜塗膜はほとんど剥離せず，良好な密着性を示した。これらの理由については後述する。

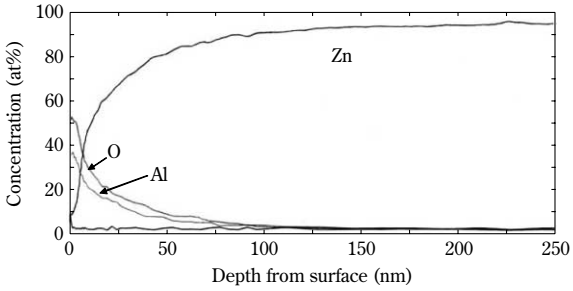


図4 ラボSKP材圧下領域のオージェ分光分析結果
Fig. 4 AES depth profile of skin-pass rolled area

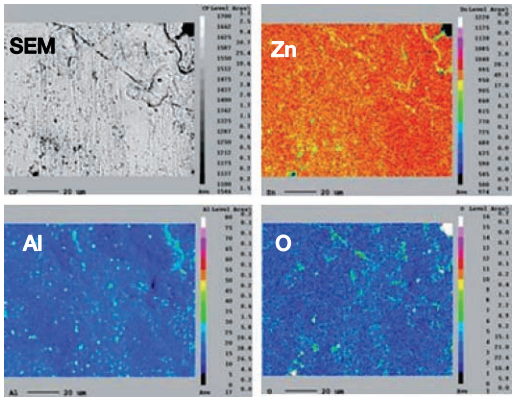


図5 表層除去材表面SEM写真およびZn，Al，OのEPMAマッピング結果
Fig. 5 Micrograph of GI after removing surface layer and EPMA mapping image of Zn, Al and O

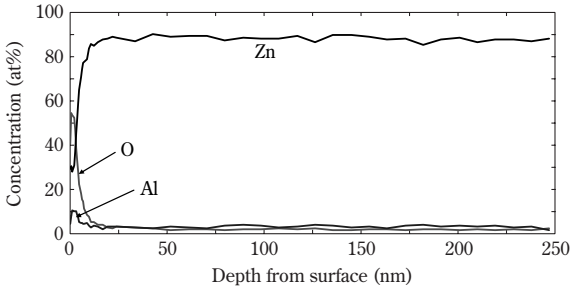


図6 表層除去材のオージェ分光分析結果
Fig. 6 AES depth profile GI after removing surface layer

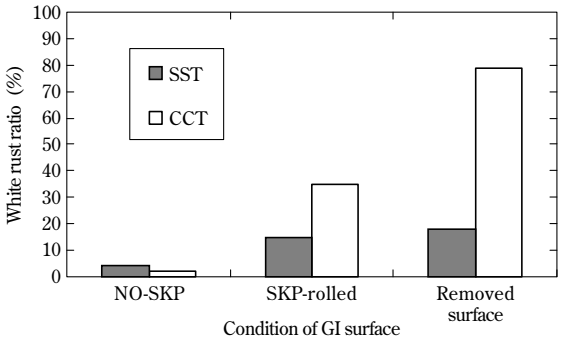


図7 SST240時間後およびCCT30サイクル後の平板部白錆発生率
Fig. 7 White rust ratio on flat plate area after SST(240 hours) and CCT(30 cycles)

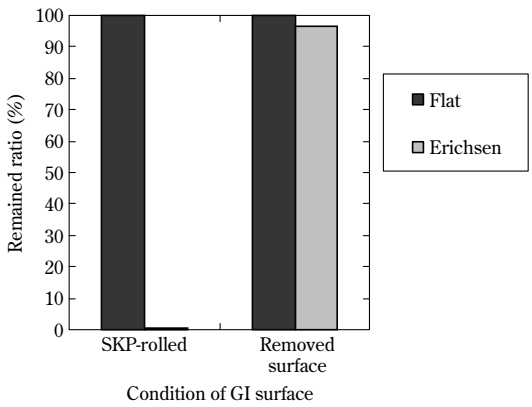


図 8　碁盤目試験によるSKP材および表層除去材とクロメートフリー薄膜塗膜の密着性

Fig. 8 Adhesion between GI surface and chromate-free coating layer by cross-cut test

2. 4　めっき層の電気化学測定結果

図 9 にNO－SKP材，ラボSKP材および表層除去材の分極測定結果を示す。ターフェルプロットにおいてアノード分極測定結果は，全てのサンプルで電位と電流値の対数の関係が急峻かつ直線的であった（図中には代表としてラボ SKP 材のアノード分極曲線を示す）。一方，カソード分極測定結果では，全てのサンプルにおいて酸素の拡散律速と思われる停滞が見られた。これにより，GI めっきの分極はカソード支配であると判断できる。

カソード分極測定において，酸素還元反応が支配的な－1.1V付近の電流密度はNO－SKP材が一番低い値を示し，次いでラボ SKP 材，表層除去材の順に高くなっている。この結果は，薄膜塗装鋼板の耐食性評価結果と一致している。これより，NO－SKP状態で GI 材表面に生成する Al 系酸化物主体の酸化皮膜の耐食性は良好であり，Zn 系酸化物主体の酸化皮膜では耐食性は劣ると考えられる。図3および図4に示したように，NO－SKP材およびラボ SKP 材はともに Al 系酸化物を主体とする酸化物が表面に生成しているが，NO－SKP材の方がより酸素還元反応を抑制していることから，ラボ SKP 材より緻密で安定した酸化皮膜を形成しているものと考えられる。一方，ラボ SKP 材は SKP によってめっき時に生成した Al 系酸化物主体の酸化皮膜が一部破壊されたことから，酸素還元反応のカソード電流密度が増加したものと考えられる。この原因についても今後，EPMA マッピング結果やオージェ電子分光分析結果と合せて検討を進めていく。

－1.4V付近に見られる表層除去材のショルダは，めっき表面に生成している ZnO の還元反応に起因している[6]と考えられる。また，表層除去材では薄膜塗膜との密着性が向上した（図 8）理由は，めっき表面の水酸基（Me－OH）が薄膜塗膜中の官能基（例えば－COOH）と結合し，これが密着性の向上に寄与したことが考えられる[7]。

NO－SKP材とSKP材では－1.3V付近で同一電流密度でのショルダが見られる。これは，高温で形成された亜鉛系酸化物に起因する可能性がある。

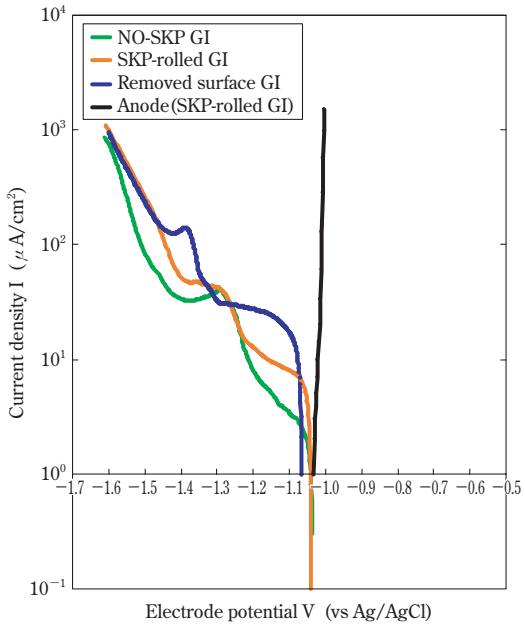


図 9　アノード，カソード分極測定結果

Fig. 9 Anode and cathode polarization curves of GI

むすび＝ GI 材のめっき表面には Al 系酸化物が主体の酸化皮膜が存在し，これが薄膜塗装鋼板の耐食性に加えてめっき表面と薄膜塗膜自体との密着性に影響することが明らかとなった。今後は，高耐食性でかつ塗膜密着性を含む他の特性にも優れた溶融亜鉛めっき系薄膜塗装鋼板を開発するため，Al 系酸化物による耐食性向上効果を活用しつつ，最適なめっき層表面性状の検討および薄膜塗膜の改善を進めていく。

参　考　文　献

1）宮内重明ほか：CAMP-ISIJ, Vol.13（2000）, p.1323.
2）中元忠繁：防錆管理，Vol.46, No.5（2002）, p.181.
3）中元忠繁：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2（2005）, p.36.
4）中元忠繁：環境研究 2009，No.155, p.18.
5）西原克浩ほか：材料と環境，Vol.57, No.2（2008）, p.76.
6）鈴木一郎ほか：鉄と鋼，Vol.72, No.8（1986）, p.924.
7）前田重義：腐食センターニュース，No.27（2003）.

R&D 神戸製鋼技報掲載 厚鋼板・薄鋼板関連文献一覧表

（Vol.51, No.1～Vol.61, No.1）

Papers on Advanced Technologies for Steel Plate and Sheet in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.51, No.1 ～ Vol.61, No.1)

厚　鋼　板

巻／号

- 厚板分野のコアコンピタンスと高機能商品 ……大宮良信ほか　59/1
  Core Competency in Advanced High Performance Steel Plates　Yoshinobu OMIYA et al.
- 厚板需要業界の技術動向と当社の対応状況 ……岡野重雄ほか　58/1
  Latest Technical Trends in Steel Plate and Action in Kobe Steel　Shigeo OKANO et al.
- 船舶用厚板Ｔ継手部の脆性き裂停止挙動に関する検討 ……田村栄一ほか　58/1
  Investigation on Brittle Crack Arrest Behavior of T-weld Joint Structure using Thick Plates for Ships　Dr. Eiichi TAMURA et al.
- 原油タンク底板用耐食鋼 ……阪下真司ほか　58/1
  Development of Corrosion Resistant Steel for Bottom Plate of Cargo Oil Tanks　Dr. Shinji SAKASHITA et al.
- 長時間PWHT対応型タンク用550MPa級鋼の開発 ……下山哲史ほか　58/1
  Development of 550MPa Class Steel Plate for Spherical Tanks with High Resistance to Long-term PWHT　Satoshi SHIMOYAMA et al.
- 超大型コンテナ船向け大入熱溶接用YP460MPa級厚肉鋼板の開発 ……金子雅人ほか　58/1
  Development of Thick YP460MPa Class Steel Plate for Large Heat-input Welding for Very Large Containerships　Masahito KANEKO et al.
- 超大型コンテナ船向け大入熱溶接用YP355MPa級厚肉鋼板の開発 ……高橋祐二ほか　58/1
  Development of Thick YP355MPa Class Steel Plate with Excellent HAZ Toughness for Very Large Containerships　Yuji TAKAHASHI et al.
- 建築構造用高性能TS550MPa級厚鋼板および円形鋼管 ……小林克壮ほか　58/1
  550MPa Tensile Strength Class Steel Plates and Steel Pipes for Building Structures　Yoshitake KOBAYASHI et al.
- 建築構造用高性能鋼管KSAT440およびKSAT630 ……小林克壮ほか　58/1
  High Tensile Strength Steel Pipe KSAT440 and KSAT630 for Building Structures　Yoshitake KOBAYASHI et al.
- タンク用TMCP型大入熱・予熱軽減610MPa級鋼板……今村弘樹ほか　56/2
- 橋梁用高性能570MPa級鋼板「BHS500」 ……大西宏道　55/3
- 大入熱溶接用高強度厚鋼板 ……安部研吾ほか　55/2
  High Tensile Strength Steel Plates for High-heat Input Welding　Kengo Abe et al.
- 建築構造用780MPa級鋼板 ……畑野　等ほか　54/2
  780MPa Class Steel Plate for Architectural Construction　Hitoshi Hatano et al.
- 超高層ビル用高HAZ靭性TMCP鋼板 ……川野晴弥ほか　54/2
  TMCP Steel Plate with Excellent HAZ Toughness for High-rise Buildings　Haruya Kawano et al.
- 低温海域向けLNG船用FH355MPa級鋼板 ……川野晴弥ほか　53/2
  FH355MPa Class Steel Plate for Low-temperature Use LNG Carriers　Haruya Kawano et al.

● 鋼橋のライフサイクルコスト低減に向けた新鋼材の実橋への適用 ……古川直宏ほか 53/1
New Steels to Reduce Bridge-related Lifecycle Costs Naohiro Furukawa et al.

● 大型コンテナ船用大入熱溶接型YP355～460MPa級鋼板及び溶接材料 ……岡野重雄ほか 52/1
355-460MPa Yield Point Steel Plates and Welding Consumables for Large Heat-input Welding for Giant Container Ships Shigeo OKANO et al.

● 残留応力制御型 TMCP 鋼板の開発と有効性検証……谷　徳孝ほか 52/1
Effects of "Residual Stress Controlled TMCP Steel Plate" on Block Shape Accuracy Tokutaka Tani et al.

● 溶接性に優れたTMCP 型HT570 鋼板……岡野重雄ほか 52/1
TMCP Type HT570 Steel Plates with Excellent Weldability Shigeo OKANO et al.

● 海浜・海岸耐候性鋼板と溶接材料 ……川野晴弥ほか 52/1
Atmospheric Corrosion Resistant Steel Plates and Welding Consumables for Coastal Use Haruya Kawano et al.

● 橋梁向ロングライフ塗装用鋼板（エコビュー） ……岡野重雄ほか 52/1
Steel Plates with Long-life for Painted Bridges (Eco-View) Shigeo OKANO et al.

● 超大入熱溶接対応型厚肉SA440鋼板の開発 ……畑野　等ほか 52/1
Development of Thick SA440 Steel Plate for Ultra High Heat Input Welding Hitoshi Hatano et al.

● KBコラムにおける隅肉溶接部の設計方法 ……芳賀純子ほか 52/1
KB Column Fillet Weld Design Technology Junko Haga et al.

● 建築構造用高性能鋼管 （KSAT325, 355, 440）……池田英次ほか 52/1

● 海浜・海岸耐候性鋼板および長曝型塗装用鋼板の開発 ……中山武典ほか 51/1
Development of Atmospheric Corrosion-resistant Steel Plates for Unpaint or Paint Use in Chloride Environments Dr. Takenori Nakayama et al.

● 海浜・海岸耐候性鋼板「スーパータイコール W」 ……川野晴弥ほか 51/1

薄　鋼　板

● 自動車衝突安全・軽量化に貢献する高成形性冷延980MPa級ハイテン ……中屋道治ほか 59/1
980MPa Grade Cold Rolled Steel-sheets with Excellent Formability Contributing to Improved Performance of Safety in Impacts and Reduced Body Weight Michiharu NAKAYA et al.

● 電磁波減衰鋼板「コーベデンジシールド®」……平野康雄ほか 59/1
Electromagnetic Wave Attenuation Steel Sheet KOBEDENJISHIELD™ Dr. Yasuo HIRANO et al.

● 電磁波減衰鋼板「コーベデンジシールド®」……平野康雄 58/2

● 自動車車体用材料の現状と動向 ……大宮良信ほか 57/2
Latest Trends in Automobile Body Materials Yoshinobu Omiya et al.

● 米国プロテック社の概要と最近の生産状況 ……加瀬友博ほか 57/2
PRO-TEC: Corporate Profile and Recent Production Status Tomohiro Kase et al.

● 780MPaおよび980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性……二村裕一ほか 57/2
Characteristics of 780MPa and 980MPa Grade Hot-dip Galvannealed Steel Sheets Dr. Yuichi Futamura et al.

● 高 El. 高 λ 型980MPa級冷延鋼板の特性 ……三浦正明ほか 57/2
Cold-rolled, 980MPa Grade Sheet Steels with Excellent Elongation and λ-value Characteristics Masaaki Miura et al.

● 高延性980MPa級冷延鋼板の成形性 ……中屋道治ほか 57/2
Formability Characteristics of Newly Developed 980MPa Cold-rolled Steel Sheets with High Elongation Properties Michiharu Nakaya et al.

● 1,620MPa級超高強度焼入れドアインパクトビーム用熱延鋼板 ……佐藤始夫ほか 57/2
Hot Rolled Steel Sheets for 1,620MPa Grade Ultra High Strength Quenchtype Automobile Door Impact Beams Moto Sato et al.

● TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の機械的性質に及ぼす合金元素及び焼鈍条件の影響……粕谷康二ほか 57/2
Effect of Alloying Elements and Annealing Conditions on Tensile Properties of TRIP-Aided Steel Sheet with Bainitic Ferrite Matrix Kouji Kasuya et al.

● 超高強度鋼板によるロールフォーム技術を活用した軽量車体構造コンセプト ……橘 美枝ほか 57/2
Light Weight Vehicle Side Structures Made by Roll-forming Ultra High Strength Steels Mie Tachibana et al.

● ハイテン材実用化のための寸法精度対策技術 ……山本倫明 57/2
Counter-measures Against Dimensional Precision Defects in High-strength Steels (HSS) Tomoaki Yamamoto

● 自動車用溶接可能塗装鋼板の諸特性 ……斉藤隆司ほか 57/2
Characteristics of New Pre-painted Steel Sheets for Automotive Industry Takashi Saito et al.

● 熱延TRIP鋼の機械的特性に及ぼすNbとMoの影響 ……池田周之ほか 57/2
The Effect of Nb and Mo Additions on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-Aided Steel Sheets Dr. Shushi Ikeda et al.

● 自動車用高加工性590-980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板 ……二村裕一ほか 57/1

● ホルムアルデヒドを吸着・分解する塗装鋼板「コーベプレコート・エアブリーズ®」……中元忠繁ほか 56/3

● 新しい自動車用高強度鋼板の開発 ……向井陽一 55/2
Development of New High-strength Steel Sheets for Automobiles Youichi Mukai

● 当社電気亜鉛めっき製品の完全クロメートフリー化 ……中元忠繁 55/2
Complete Chromate-free Production of Electro-galvanized Products at Kobe Steel Tadashige Nakamoto

● 放熱性鋼板「コーベホーネツ®」……平野康雄ほか 55/2
KOBEHONETSU Heat Releasing Steel Sheet Dr. Yasuo HIRANO et al.

● TRIP鋼板の塑性変形挙動に及ぼす微細組織の影響のモデル化検討 ……斉藤賢司ほか 55/1
Modelization of Microstructure Effects on Plastic Deformation Behavior of TRIP Steel Sheet Kenji Saito et al.

● 熱延ハイテンにおける打抜穴疲労特性の改善 ……十代田哲夫ほか 54/3
Improvement of Fatigue Strength of High-tensile Strength Steel Sheet with a pierced hole Tetsuo Soshiroda et al.

● 寸法精度および衝撃特性に及ぼす形状凍結ビードの影響 ……山本貴之ほか 54/3
The Effect of a Shape Fixing Bead on Dimensional Precision and Impact Deformation Takayuki Yamamoto et al.

● 放熱性，導電性に優れた表面処理鋼板「コーベホーネツ 」……平野康雄ほか 54/1
KOBEHONETSU Coated Steel Sheet: Significant Heat Releasing Capability and Surface Conductivity Yasuo Hirano, Ph. D. et al.

● クロメートフリープレコート鋼板「コーベプレコート GX」……貴答 豊ほか 54/1
KOBE PRE-COAT GX Series (Chromate-free Pre-painted Steel Sheet) Yutaka Kito et al.

● ブレード用ゴム接着性に優れるクロメートフリー表面処理鋼板 ……中元忠繁ほか 54/1
Excellent Rubber Adhesion Chromate-free Steel Sheet for Blades Tadashige Nakamoto et al.

● 自動車用鉄鋼材料の現状と動向 ……小宮幸久 52/3
The Latest Trends in Steel Products for Automobiles Yukihisa Komiya

● 超高強度冷延鋼板の車体部材への適用 ……田村享昭ほか　52/3
Application of Ultra High-strength Steel Sheets for Automotive Body Parts　Takaaki Tamura et al.

● 590MPa級低YP型合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性 ……大宮良信ほか　52/3
Characteristics of 590MPa Grade Low YP Type Hot Dip Galvannealed Steel Sheet　Yoshinobu Omiya et al.

● 加工性に優れた新型残留γ鋼板の開発 ……鹿島高弘ほか　52/3
The Development of New Excellent Formability Residual γ Steel Sheet　Takahiro Kashima et al.

● 780MPa 級超高伸びフランジ高強度熱延鋼板の開発 ……鹿島高弘ほか　52/3
Development of 780MPa Class High Strength Hot Rolled Steel Sheet with Super High Flange Formability　Takahiro Kashima et al.

● 高強度鋼板の実用化のためのプレス成形技術 ……岩谷二郎　52/3
Press Forming Technologies for High Strength Steel Sheets Used for Automotive Body Parts　Jiro Iwaya

● 高強度鋼板の衝突特性と評価方法 ……向井陽一ほか　52/3
Estimation Methods and Testing Machines for the Evaluation of Impact Deformation Properties in High-strength Steel Sheets　Youichi Mukai et al.

● 自動車用潤滑鋼板「R 2 コート」の特性 ……入江広司ほか　52/3
Properties of "R2 Coat" Lubricant Film Coated Steel Sheets for Automobiles　Hiroshi Irie et al.

● 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 ……赤水　宏ほか　52/3
Accurately Determining Retained Austenite Levels in Low-carbon TRIP Steel Sheet through Saturation Magnetization Measurement　Hiroshi Akamizu et al.

● 放熱性鋼板「コーベホーネツ」 ……平野康雄ほか　52/2

● 家電用グリーン調達対応プレコート鋼板 「コーベープレコート GX」 ……貴答　豊ほか　51/3

● 衝突部材用780MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板 ……嘉村　学ほか　51/2

● ブレード芯金用クロムフリー電気亜鉛めっき鋼板「コーベジンク　グリーンコート GX-BX」 …木原敦史ほか　51/2

● 自動車用ハイテンと利用技術 ……岩谷二郎ほか　51/1
High Strength Steel and Practical Technologies for Automotive Parts　Jiro Iwaya et al.

● クロムフリー鋼板「グリーンコートGX処理」の開発……梶田富男ほか　51/1
GREENCOAT GX (Chrome-free Steel Sheet) Development　Tomio Kajita et al.

編集後記

＜特集：厚鋼板・薄鋼板＞

＊厚鋼板は1968年に，薄鋼板は熱延鋼板を1971年に，加古川製鉄所で製造を開始しました。その後，厚鋼板は，造船をはじめ建築，橋梁，各種産業機械，エネルギーなどの各需要分野のご要望にお答えし，優れた溶接施工性を備えた高強度鋼や高機能，高性能鋼の材料開発とその製造技術の確立に取組んできました。一方，薄鋼板も，冷延鋼板，表面処理鋼板の生産を開始し，自動車，電機，建材の各需要分野のご要望にお答えし，新技術・新商品の開発をたゆみなく続けてまいりました。

＊前回，2007年12月に発刊した「厚板・溶接技術」特集号では，鋼材特性と溶接技術の両面から鋼構造物の機能向上に寄与する最新の技術を紹介いたしました。今回の特集号では，優れたアレスト性能を有する造船用高強度鋼や高HAZ靭性を有する建築用低YR型780MPa級円形鋼管など最新の高性能鋼材をご紹介しました。また，橋梁用耐候性鋼の腐食量予測や柱梁接合部形式の設計提案などの基盤技術も掲載いたしました。

＊自動車用分野では，衝突安全性，CO_2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が強く要望されています。2007年８月に刊行した「自動車車体用材料」特集号ではハイテンに関する新技術・新商品を紹介しました。今回の特集号では，ハイテンの適用拡大を目指して進めている研究開発の一端として，遅れ破壊特性に優れた1,470MPa級冷延鋼板，加工性をさらに改善した590～980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびTBF鋼の成形性やこれらの開発を支える評価・基盤技術，ソリューション技術や生産技術を掲載しました。

＊電機分野では，電子機器の高精度化に伴う熱対策の一助となる機能性表面処理鋼板のシミュレーション技術を紹介しました。

＊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。」を実現し，多様化するお客様のご要望にお答えすべく，また，環境保全など社会的責任を果たすための新技術・新商品開発にこれからも邁進いたします。そのためにも，この特集号に対するご意見，ご要望がございましたらご連絡いただければ幸いです。

（西川恒明）

次号予告

＜特集：建設機械・クレーン＞

＊コベルコ建機(株)の主力製品である油圧ショベルは，最も普及台数の多い建設機械として世界中のお客様に愛用されています。2000年代初頭までは，日米欧に代表される先進国が市場の大半を占めていましたが，現在は中国を筆頭とする新興国市場が大半を占める状況になっています。そうしたなか，当社も中国工場およびタイ工場の生産能力を増強するとともに，インド工場の立上げを行い，伸張するアジア地区での競争力強化を図ってきました。また，コベルコ建機グループ全体の開発・生産を最適化する司令塔機能としてグローバル・エンジニアリング・センター（GEC）を設置するとともに，五日市新工場に生産拠点を移し，主力の中・大型油圧ショベルを生産する工場として世界最高水準の生産性と競争力の実現を目指していきます。

＊コベルコ建機の油圧ショベルは「燃費」と「静粛性」で圧倒的な技術的先進性を確保してきました。重機ショベルでは，環境大臣省を受賞したハイブリッド技術だけでなく，通常現行機の省エネ技術が「低燃費のコベルコ」として着実に認知されてきています。また，建物解体・金属リサイクルなどの環境・リサイクル分野でも当社油圧ショベルが様々な現場で活躍しています。次号では，コベルコ建機で取組んできた技術開発・製品開発とものづくり力強化活動の一端を紹介いたします。

＊コベルコクレーン(株)の主力製品であるクローラクレーンは，全世界をまたいで稼動する特性から，世界各地域のニーズに合せたメニュー揃えと規制対応が求められています。一方，中国メーカとの競合は激化しており，商品力強化のための差別化も必要となっています。そこで，グローバルステージでの存在感を維持するために，多くの新機種開発を推進するとともに，旺盛な需要の新興国に向けて，インド・中国を生産拠点とし現地調達率を高めてコスト競争力を強化したモデルを市場投入して，新中期経営計画の目標達成を目指しております。

＊コベルコクレーンの最近の開発には，排ガス規制が大きな影響を与えています。なぜならば，排ガス規制に対応してエンジンが変わることにより，輸送時および走行時の寸法・重量の道路規制に適合させるべく，エンジンレイアウトの変更や軽量化をしなければならないからです。そこで，そのタイミングに合わせて，道路規制適合化の改善を図るとともに，省エネや低騒音などの観点で新機能・新機構を採用し，環境に優しい製品を開発しています。次号では，今までにコベルコクレーンで取組んできた最新の技術と開発の成果を紹介いたします。

＊特集号を読んでいただき，コベルコ建機ならびにコベルコクレーンの開発・生産への取組をご理解いただければ幸いです。

（小林真人・東谷和巳）

≪編集委員≫

委員長	関　勇一
副委員長	中川知和
委員	井上憲一
	小林真人
	清水弘之
	竹之下　登
	西川恒明
	橋村　徹
	東谷和巳
	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 2 号（通巻第 227 号）

2011 年 8 月 1 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
㈱神戸製鋼所内
FAX(078)992 - 5588
rd-office@kobelco.com

主要製品一覧

■鉄鋼事業部門

鋼　　材：線材，棒鋼，厚板，熱延鋼板，冷延鋼板，電気亜鉛めっき鋼板，溶融亜鉛めっき鋼板，塗装鋼板，異形棒鋼「デーコン」・「ネジコン」，銑鉄

鋳 鍛 鋼：舶用部品〔クランクシャフト，機関部品，軸系，船体部品〕，産業機械部品〔型用鋼，ロール，橋梁部品，圧力容器ほか〕

チ タ ン：航空機エンジン・機体用部品〔鍛造品，リング圧延品〕，薄板〔コイル，シート〕，箔，厚板，線材，溶接管，各種チタン材〔高強度用，耐食用，成型用，自動車マフラー用，ゴルフクラブヘッド用，眼鏡用，冷間鍛造用，建材用，医療材料用〕

鉄　　粉：粉末冶金用鉄粉，圧粉磁芯用磁性鉄粉，土壌・地下水浄化用鉄粉，カイロ用鉄粉，脱酸素材用鉄粉，金属射出成形用微粉末

電　　力：電力卸供給，熱供給

■溶接事業部門

溶接材料：被覆アーク溶接棒，半自動溶接用フラックス入りワイヤ及びソリッドワイヤ，サブマージアーク溶接用ソリッドワイヤ及びフラックス，ティグ溶接棒，溶接用裏当材

溶接システム：鉄骨溶接ロボットシステム，建設機械溶接ロボットシステム，そのほか溶接ロボットシステム，オフラインティーチングシステム，溶接ロボット，溶接電源

高機能材：脱臭・除湿・オゾン分解・有毒ガス除去，油煙除去など用高機能フィルタ，脱臭・除湿回収装置

全　　般：試験・分析・検査・受託研究，教育指導，コンサルティング業務，産業ロボット・電源・機器の保守点検

■アルミ・銅事業部門

アルミニウム板：缶材，コンピュータディスク材，表面処理フィン材，自動車パネル材，一般材，箔

アルミニウム押出材・加工品：アルミニウム形材，管，棒，加工品〔自動車･輸送機器用部材，OA 機器用部材，建設資材〕

アルミニウム・マグネシウム鋳鍛造品：アルミニウム鍛造品〔自動車，鉄道車両，航空機用部品〕，鋳造品〔航空機用部品他〕，機械加工品〔半導体・液晶製造装置部品〕

銅板・条：半導体用リードフレーム材・リードフレーム，端子・コネクタ材

銅　　管：エアコン用銅管，建設・給湯用銅管，一般銅管

■機械事業部門

タイヤ・ゴム機械：バッチ式ミキサ，ゴム二軸押出機，タイヤ加硫機，タイヤ試験機，タイヤ・ゴムプラント

樹脂機械：大型混練造粒装置，連続混練押出機，二軸混練押出機，成形機，光ファイバ関連製造装置，電線被覆装置

高機能商品：真空成膜・表面改質装置〔AIP，UBMS〕，検査・分析評価装置〔高分解能 RBS 分析装置〕

圧 縮 機：スクリュ･遠心･往復圧縮機，スクリュ冷凍機，ヒートポンプ，ラジアルタービン，汎用圧縮機，スクリュ式小型蒸気発電機

素材成型機械：棒鋼線材圧延機，分塊圧延機，板圧延機，形状制御装置，連続鋳造装置，等方圧加圧装置（HIP・CIP），各種高圧関連装置，金属プレス

エネルギー：アルミニウム熱交換器（ALEX），LNG 気化器（ORV，中間媒体式，空温式，温水式，冷水式），圧力容器，航空宇宙地上試験設備

■資源･エンジニアリング事業部門

石炭エネルギー:改質褐炭（脱水炭）製造，完全無灰炭製造，コークスの高強度化，石炭液化，重質油軽質化

新 鉄 源：直接還元鉄プラント，製鉄ダスト処理プラント，ペレットプラント，選鉱プラント

原子力・CWD：原子力関連プラント（放射性廃棄物処理・処分），原子力先端設備，原子炉・再処理機器，使用済燃料輸送・貯蔵容器，燃料チャネル，濃縮ボロン製品
化学兵器処理に関するコンサルティング・探査・回収・運搬・保管・化学分析・モニタリング・安全管理・無害化処理施設建設／運営
化学剤により汚染された土壌その他の無害化施設建設及び無害化業務
爆発性物質・難分解性毒性物質の処理施設建設及び処理業務

鋼構造物：砂防・防災製品〔鋼製堰堤，フレア護岸〕，ケーブル製作架設工事，防音・防振システム

都市・交通システム：新交通システム〔ゴムタイヤ式中量軌道システム AGT，スカイレール，ガイドウェイバス，短距離システム〕，プラットホームドア，無線モニタリング，無人運転システム，PFI 型事業，浮遊式連続埋立設備

都市情報システム：環境監視システム，環境情報システムなど

Business Items

Iron & Steel Business

Iron and Steel Products : Wire rods, Bars, Plates, Hot-rolled sheets, Cold-rolled sheets, Electrogalvanized 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 pomp, 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８月１日

各　位

㈱神戸製鋼所
秘書広報部

「Ｒ＆Ｄ神戸製鋼技報　Vol.61, No.2」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.2」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：	