

特集：素形材

ページ

- 1 (巻頭言) 素形材特集号の発刊にあたって 山口育廣
- 2 (論文) 鍛伸加工における工程設計技術 柿本英樹・高森秀樹・高橋洋一・吉田鷹志
- 9 (論文) フェーズフィールド法によるデンドライト形態予測による透過率評価 石田 斉・棗 千修・大笹憲一
- 15 (技術資料) 新ESRによる高品位ロール製造技術 佐藤 潤・岩永浩司・富岡 篤・西口克茂・中嶋宏樹・石田 斉
- 20 (技術資料) 大形鍛鋼品へのポリマー焼入れの適用 石山 治・松本 修・高橋 功・藤田寿夫
- 24 (技術資料) 組合せ荷重下にある組立型クランク軸のフィレット冷間ロール加工による疲労強度向上効果の予測 松田真理子・大月英士・梶原修平・埜 洋二・濱田 猛
- 29 (論文) 熱処理によるAuコーティングチタンセパレータの導電性向上 佐藤俊樹・鈴木 順
- 33 (論文) Ti-Fe合金のプレス成形性に及ぼす組織形態の影響 工藤 健・村上昌吾・逸見義男
- 37 (論文) Fe, Cを含有する α - β 型チタン合金の被削性および熱間加工性に及ぼす合金元素の影響 村上昌吾・尾崎勝彦・小野公輔・逸見義男
- 42 (技術資料) マフラー用耐熱廉価合金KS Ti-0.9SAの諸特性 多田宏一郎・逸見義男
- 46 (技術資料) プレス成形性に優れた潤滑プレコートチタン板 藤田皓久・逸見義男・中元忠繁・山本佳代
- 50 (技術資料) KS Ti-9の異方性改善技術 逸見義男・多田宏一郎
- 55 (技術資料) チタン合金鍛造品の品質安定化のための鍛造設備の自動制御化 百田悠介・荒木重臣・小島壮一郎・石外伸也・森川裕文・竹内俊二郎
- 60 (論文) 微細凹凸面を有するチタン製プレート式蒸発器におけるアンモニアの沸騰熱伝達促進 岡本明夫・有馬博史・池上康之
- 66 (技術資料) 引張強さ600MPa級焼結材料「44FH30」 吉田真規・古田智之・澤山哲也・佐藤正昭
- 70 (論文) 高密度セグレス® 鈴木浩則・西田 智・藤浦貴保
- 75 (技術資料) MnSプレアロイ型快削鋼粉と酸化物添加型快削鋼粉による被削性改善 田中浩之・古田智之・谷口祐司
- 79 (技術資料) 低鉄損圧粉磁心用粉末 北条啓文・赤城宣明・澤山哲也・三谷宏幸
- 84 (論文) アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適化技術の適用 細井寛哲・橋村 徹・泉 耕一郎・中村 元・阪本正悟
- 90 神戸製鋼技報掲載 素形材関連文献一覧表 (Vol.49, No.3~Vol.60, No.1)

新製品・新技術

- 93 超純水中極微量ナトリウムイオンの連続モニタリング技術 高橋英二・甘中将人・片山 亮
- 94 海洋油田掘削基地向け小型・高性能ハイブリッドガス圧縮機 栗岡義紀・天野靖士・横山 健
- 95 編集後記・次号予告

《FEATURE》 Material Processing Technologies

- 1 Recent Trends in Material Processing Technologies
Ikuhiro YAMAGUCHI
- 2 Process Design of Extended Forging
Dr. Hideki KAKIMOTO • Hideki TAKAMORI • Dr. Yoichi TAKAHASHI • Takashi YOSHIDA
- 9 Characterization of Dendrite Morphology for Evaluating Interdendritic Permeability Based on Phase-field Simulation
Dr. Hitoshi ISHIDA • Dr. Yukinobu NATSUME • Dr. Kenichi OHSASA
- 15 High-quality Work Roll Manufacturing Technology Using New ESR
Jun SATO • Kouji IWANAGA • Atsushi TOMIOKA • Katsushige NISHIGUCHI • Hiroki NAKASHIMA • Hitoshi ISHIDA
- 20 Application of Polymer Quenching for Large Forgings
Osamu ISHIYAMA • Osamu MATSUMOTO • Isao TAKAHASHI • Hisao FUJITA
- 24 Prediction of Effects of Cold Rolling Method on Fatigue Strength Under Combined Loading
Mariko MATSUDA • Eiji OOTSUKI • Shuhei KAJIHARA • Yoji HANAWA • Takeshi HAMADA
- 29 Improvement in Electrical Conductivity of Titanium Separator with Au Coating through Heat Treatment
Toshiki SATOH • Jun SUZUKI
- 33 Influence of Microstructure on Formability in Ti-Fe Alloy
Takeshi KUDO • Shogo MURAKAMI • Yoshio ITSUMI
- 37 Effect of Alloy Elements on Machinability and Hot Workability of α - β Titanium Alloy Containing Fe and C
Shogo MURAKAMI • Dr. Katsuhiko OZAKI • Kousuke ONO • Yoshio ITSUMI
- 42 Characteristics of Low-cost Heat-resistant Titanium Alloy for Automobile Exhaust Systems, KS Ti-0.9SA
Koichiro TADA • Yoshio ITSUMI
- 46 Pre-coated Titanium Sheet with Excellent Press Formability
Akihisa FUJITA • Yoshio ITSUMI • Tadashige NAKAMOTO • Kayo YAMAMOTO
- 50 Process for Hot Rolling KS Ti-9 Coiled Sheet for Less In-Plane Anisotropy in Strength and Bendability
Yoshio ITSUMI • Koichiro TADA
- 55 Computer Control of Die Forging Equipment for Quality Stability in Titanium Alloy Forgings
Yusuke MOMOTA • Shigeomi ARAKI • Souichiro KOJIMA • Shinya ISHIGAI • Hirofumi MORIKAWA • Syunjiro TAKEUCHI
- 60 Boiling Heat Transfer Enhancement for Ammonia Using Micro-Grooved Surface on Titanium Plate Evaporator
Dr. Akio OKAMOTO • Dr. Hirofumi ARIMA • Dr. Yasuyuki IKEGAMI
- 66 600MPa Tensile Strength Material As-sintered "44FH30"
Masaki YOSHIDA • Satoshi FURUTA • Tetsuya SAWAYAMA • Masaaki SATO
- 70 High Density SEGLESS®
Hironori SUZUKI • Satoshi NISHIDA • Takayasu FUJIURA
- 75 Improvement of Machinability by MnS Pre-alloyed Free Cutting Steel Powder and Free Cutting Steel Powder with Oxide Added
Hiroyuki TANAKA • Satoshi FURUTA • Yuji TANIGUCHI
- 79 Powder for Dust Core with Low Iron Loss
Hirofumi HOJO • Nobuaki AKAGI • Tetsuya SAWAYAMA • Hiroyuki MITANI
- 84 Applying Optimization Technology to Designing Forged-aluminum Suspension Members
Hiroaki HOSOI • Dr. Toru HASHIMURA • Koichiro IZUMI • Hajime NAKAMURA • Shogo SAKAMOTO
- 90 Papers on Advanced Technologies for Material Processing Technologies in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.49, No.3~Vol.60, No.1)

(巻頭言)

素形材特集号の発刊にあたって

山口育廣

代表取締役副社長

Recent Trends in Material Processing Technologies

Ikuhiro YAMAGUCHI



世界経済はリーマンショック後の混乱が収束に向かい、回復の兆しが見られつつある。本号で特集する素形材の主なユーザーである自動車・造船・航空機などの各業界も同様に回復に向かいつつあるが、技術面では省エネルギー・省資源等の環境対策が今後の大きな課題となっている。

この環境対策を始めとした高度化・多様化する課題を解決するための機械装置や機械システムを検討するにあたって、鋼材等の一般的な素材では、特性やコストの面から要求に応えられない場合がある。このような課題のソリューションとなり得るのが素形材技術である。素形材技術とは、高強度・軽量・耐食等の要求特性に合った材料を用いて、ユーザーの最終要求形状どおりの形状に高歩留り・高生産性で製造する技術であり、今後ますます需要が高まる分野であると考えられる。

当社は創業以来 100 年の歴史を持つ鋳鍛鋼、業界のパイオニア的存在であるチタン、鉄粉、アルミニウム鋳造品の各事業を有し、それぞれの業界をリードする総合素形材メーカーである。今回の特集号では、鋳鍛鋼・チタン・鉄粉・アルミの各事業分野で、素形材製品に適用された最新の技術について紹介する。

当社の鋳鍛鋼事業は、船舶用ディーゼルエンジンのクランク軸、エンジンとプロペラを結ぶ軸製品、舵周辺製品等、船用鋳鍛鋼品における世界のトップメーカーであり、その他にも圧延用ロールや圧力容器用リング等の鍛鋼品を生産している。特にクランク軸については、生産開始以来 60 年を超える歴史の中で、当社独自材料の開発や様々な工程改善により疲労強度向上を実現し、ディーゼルエンジンの高出力化・コンパクト化の推進に貢献してきた。本稿では、クランク軸等の疲労強度向上を目的に適用される冷間ロール加工による残留応力や加工硬化の評価技術、鍛造時の生産性を向上するための工程設計の改善、防災や作業環境の改善を目的とした焼入媒体の変更、高度な品質を求められる圧延用ワークロールの生産を目的に導入した新 ESR 装置等について紹介する。

当社のチタン事業は、1949 年の研究開発着手、1959 年のチャージ溶解法実用化、1979 年の原子力発電用チタン管納入など、わが国初の業績が多く、チタンのパイオニアと呼ばれている。加えて、国内で唯一、溶解から最終

製品まで一貫して手がけるトップメーカーでもある。このような立場から、当社は素材の開発のみならず、製品の「使い勝手」を高める技術開発にも注力し、産業民生におけるチタン利用拡大に大きく貢献している。本稿では、燃料電池用セパレータ適用に向けた表面処理と熱処理技術、従来の航空機部材用 Ti6Al4V 合金の代替を目指した廉価材の加工性向上と特性改善、圧延製品の高強度化や薄肉化に寄与する材料開発とプレス成形時の潤滑改善、板材の表面凹凸による温度差発電の伝熱効率向上、マフラー用耐熱廉価合金の諸特性、生産性向上と品質向上を目的としたハンマ鍛造技術の改善について紹介する。

鉄粉事業は 1970 年、神戸製鉄所岩屋工場にて国産初の水アトマイズ法による鉄粉の生産・販売を開始し、さらに 1992 年高砂製作所への移転を機に生産規模を拡大し、需要の増加に対応した。焼結部品用鉄粉はプレアロイ型鋼粉、部分拡散型鋼粉、快削鋼粉などメニューの充実を図り、また黒鉛偏析防止処理粉として開発した“セグレス®”は被削性改善材“KSX”や高離型性潤滑剤“KPA”等との組み合わせにより、高機能材料として発展を続けている。さらに、環境への関心の高まりに呼応して土壌浄化鉄粉“エコメル®”を開発、実用化を果たした。そして自動車の分野はハイブリッド、電気自動車といった環境性能重視へと変化し、磁性用鉄粉へのニーズが高まりを見せている。本稿では焼結部品、磁性部品用途に開発された最近の製品および技術について紹介する。

素形材技術は金属材料技術だけでなく、鍛造・鋳造・圧延・粉末冶金・機械加工と幅広い要素技術から構成され、これらの要素技術はいずれも長年にわたる経験とそれに基づく技術蓄積を必要としているものの、高度な要素技術のみでお客様に満足頂ける新技術が開発できるものではない。素形材製品は、お客様からの要求仕様に基づき製造することが基本であり、素形材に関する新技術の開発は、正にお客様と一体となったコラボレーションの成果であると言える。従って、今後ますます高度化・多様化すると予想されるお客様のニーズに確実に応えていくためには、従来以上にお客様との連携を深めていくことが重要であると感じている。読者の皆様を始めとして各方面からの忌憚のないご意見をお待ちする次第である。

(論文)

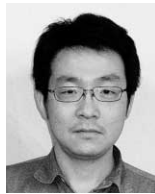
鍛伸加工における工程設計技術

Process Design for Extended Forging



柿本英樹* (工博)

Dr. Hideki KAKIMOTO



高森秀樹**

Hideki TAKAMORI



高橋洋一** (工博)

Dr. Yoichi TAKAHASHI



吉田鷹志***

Takashi YOSHIDA

The process design for extended forging was developed using numerical simulation to establish a process that would assure both the productivity and surface quality of extended forging using the open die free forging press. The coefficient of friction is important for accurately predicting the forged shape. The coefficient of friction using 3D-FEM (the Finite Element Method) is identified using a model experiment. The forged shapes of the square process and the tap process are analyzed by using this 3D-FEM. The relationship between the forging conditions and the forged shape is shown. The predicted equations using numerical models are constructed using these relations. The effectiveness of using the predicted equations is verified by the actual process.

まえがき＝自由鍛造プレスを用いて銅塊（素材）からフランジ付き丸棒を製造する場合、まず、加熱炉で素材を所定温度まで加熱してプレス装置に搬入し、マンピュレータでこれをつかむ。素材をつかんだ状態のまま移動・回転させながら平工具を使って圧下を繰返して目標寸法に近づけていき、最後に孔型（タップ）を有する工具を使って仕上げる方法が一般的である。この工程を鍛伸工程と呼んでおり、断面形状や使用工具によって荒工程・中間工程（四角工程）・仕上工程（八角工程・タップ工程）に分けられている。従来から、鍛伸加工の工程設計（鍛造パススケジュール）を事前に決定し、実機に適用した事例¹⁾が報告されている。しかしながら、鍛造前に鍛造パススケジュールを決定するため、鍛造途中で曲がりなどの発生によって予測値と異なった形状になった場合、パススケジュールの継続的な適用が難しくなり、プレスオペレータが介入せざるを得ない状況となる。一方、プレスオペレータが介入すると、オペレータ個人の能力が生産性や表面性状などに大きく影響を及ぼすため、ばらつきが発生しやすい傾向となる。このため、鍛造途中でのパススケジュールをフレキシブルに変更でき、極力プレスオペレータ個人の能力に頼らずに鍛造パススケジュールを適宜決定していく工程設計手法を確立することが重要となる。

そこで本稿では、プレスオペレータの介入頻度が高い中間工程（四角工程）、および鍛造時間や寸法精度のばらつきが大きい仕上工程（タップ工程）において、工程設計手法を確立することを目的とした。

四角工程では幅広がり特性を簡易に予測することが重要である。そこで、数値シミュレーション技術を活用した鍛造形状の幅広がり特性における数値モデル式を提案すると同時に、実機実験による数値モデル式の精度検証

を行った。

また、仕上工程では、圧下量を大きくしてパス数を減らすことによって鍛伸工程の生産性を向上させることができるが、一方で表面性状は悪化する。また、寸法精度を始めとする表面性状を良好にするためには圧下量を小さくする必要があるが、生産性が悪化する。とくに、タップ工程では素材が長くなるため、生産性のばらつきが大きくなる。そこで、数値シミュレーション技術を活用して鍛造条件（八角形状、送り、回転角度）が表面性状に及ぼす影響を調べ、実機実験により効果を検証した。

1. 鍛伸工程

図1は実機4,000トン自由鍛造プレス装置の概観である。素材を保持・移動・回転させるためのマンピュレータが装備されている。この自由鍛造プレスでは、主にフランジ付き丸棒などを製造しており、その鍛造工程を図2に示す。加熱炉で所定温度に加熱した素材（押湯側）をマンピュレータで保持して鍛造を開始する。鍛造工程で



図1 自由鍛造プレスの外観
Fig. 1 Appearance of free forging press

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 ***鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鍛圧部

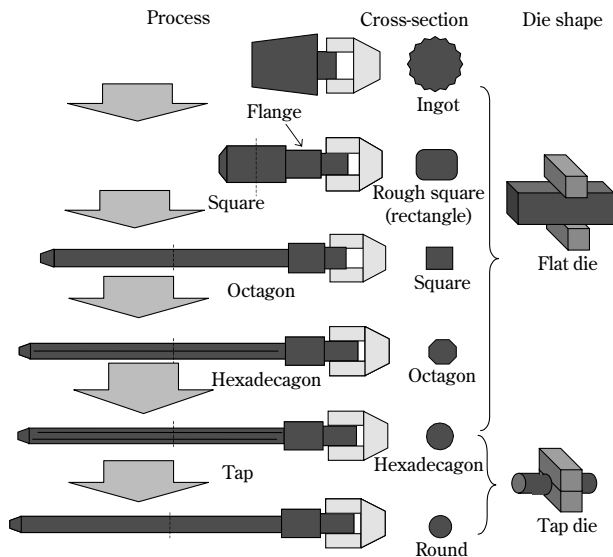


図2 フランジ付丸棒の鍛造工程
Fig. 2 Forging process of round bar with flange

は、効率よく断面積を減少させると同時に工具交換を必要最小限に抑えるため、平面の工具（以下、平金敷という）を用いるのが一般的である。まずフランジ部を鍛造し、続いて軸部を鍛造する。軸部の鍛造では、素材を軸方向に動かして全長を鍛造した後、素材を90°回転させて同様に鍛造し、断面形状を四角形に整える（荒工程）。この鍛造を繰り返すことによって断面形状（四角形）を保ったまま断面積を減少させ、所定の寸法まで鍛造する（中間工程：四角工程）。その後、仕上工程として、四角の角を圧下して八角形状を作る（八角工程）。さらに、八角の角を圧下して十六角形状を作る（十六角工程）。最後にタップ工具を用い、圧下と回転を繰り返し与えて円形断面形状を作って（タップ工程）鍛造を終了する。なお、十六角工程は八角形状を修正する目的の工程のため、省略されることもある。

2. 三次元数値シミュレーション

自由鍛造では、素材に圧下を加えることによって軸方向および幅方向の2方向に材料流動が生じる。この幅方向の材料流動を予測するために、ここでは汎用剛塑性有限要素解析ソフト (FORGE3D) を用いた。FORGE3Dは並列計算が可能であり、軸材の鍛伸加工のような長尺物を対象とした場合でも実用上十分な計算速度が得られることから使用した。

本稿では、FORGE3Dを活用して種々の実機鍛造条件と幅寸法の間関係を調べることによって幅寸法に関する数値モデル式を構築し、さらに、操業中にパススケジュールを決定できるシステムを構築した。以下にその概要を述べる。

2.1 摩擦係数の同定

数値シミュレーションを用いて鍛造形状を精度よく予測するためには、とくに、素材と工具との摩擦係数を明らかにする必要がある。通常、リング圧縮試験により圧縮後の形状から摩擦係数を同定する方法が用いられているが、鍛伸加工の場合、軸方向と幅方向の材料流れが同じではないため、リング圧縮試験では同定できないと考

えられる。また、表面酸化スケールと金型との相互作用があると考えられる。

このため、実機に近い条件でモデル実験を行い、種々の摩擦係数（クーロン則）を与えた場合の断面形状を比較することによって摩擦係数の同定を行った。

モデル実験は実機の1/5サイズで、素材形状は幅100mm、高さ60mm、長さ500mm、角rは10mmとした。素材を1,200°Cに加熱し、素材表面の酸化スケールをはく離させた後、圧下速度1mm/sとして四角工程を模擬した実験を行った。その後、空冷して工具中央面において幅寸法を測定した。図3に実験装置の外観を示す。なお、モデル実験での圧下量は12mmとし、噛（かみ）込み量は50mm一定とした。一方、数値シミュレーションでは、1/4対称モデルとし、実験と同一条件で実施した。また、変形抵抗は別途行った圧縮実験により得られた値を用いた。

数値シミュレーションで得られた摩擦係数と最大素材幅 (W_{max}) / 初期素材幅 (W) の関係を図4に示す。最大素材幅の測定位置は、工具中央面でのバルジ部が最大となる位置とした。数値シミュレーションにおいて、工具と素材との摩擦係数が低い場合は自由面のバルジ形状が少なく、逆に摩擦係数が高い場合は自由面のバルジ形状が大きくなる。モデル実験から1パス目の $W_{max}/W=1.13$ が得られ、図中に点線で示した。この結果から、モデル実験と同等の幅広がりを示す摩擦係数は0.15と決定した。

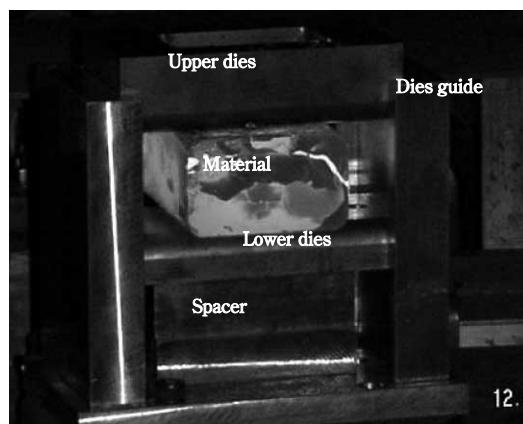


図3 実験装置の外観
Fig. 3 Appearance of experimental unit

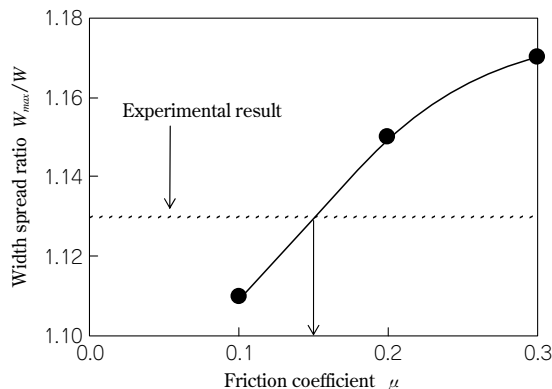


図4 摩擦係数 μ と幅広がり率 W_{max}/W との関係
Fig. 4 Relationship between friction coefficient μ and width spread ratio W_{max}/W

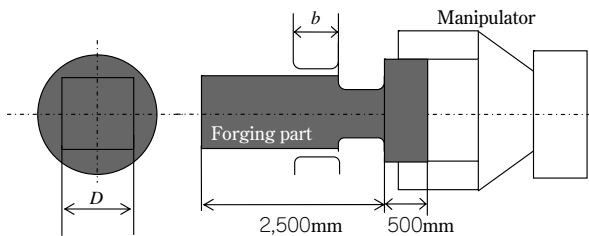


図5 四角工程の解析モデル
Fig. 5 Analytical model for square process

表1 四角工程の解析条件
Table 1 Analytical conditions for square process

D (mm)	Bite b (mm)	Reduction (%)
400~1,000	125, 250, 375	10~50

2.2 実機相当の数値シミュレーション

図5に四角工程の解析モデルの一例を示す。工具には平金敷を用いている。また、実機の鍛造状態を再現するため、マニピュレータの掴（つか）み部をモデル化した。実機では、圧下することによってマニピュレータ側とその反対側への材料流動が生じ、マニピュレータ側への流動はマニピュレータの緩衝機構によって吸収される。そこで、数値シミュレーションでも同様な挙動となるようにマニピュレータ掴み部での素材の拘束条件は、円周部のみ円周方向の拘束を行った。なお、軸方向は鍛造の影響がなく節点移動がないことを別途確認しているため、拘束条件は与えていない。鍛造部は2,500mmとし、鍛造方向は実機と同様に一方向とした。表1に解析条件を示す。素材の四角形状を400mmから1,000mmの範囲で変化させ、工具噛込み量 b を125mm, 250mm, 375mmとした。圧下率は素材の高さに対して10%から50%の範囲で変化させた。

3. 四角工程における工程設計手法

3.1 数値モデル式の構築

四角工程では、任意の四角形状から任意の四角形状を作る。そこで、工程設計を容易に行うためには、四角形状の寸法変化を数値シミュレーションで求めるのではなく、簡易的に形状予測することが必要となる。そこでここでは、幅広がりに関する数値モデル式を構築することにより、任意四角形状の簡易的な形状予測を試みた。

一般的に、幅広がりには工具噛込み量と相関があるため、噛込み量と幅広がりとの関係を定量的に明確にする必要がある。

はじめに、初期形状が幅 W_0 、厚さ H_0 、長さ L_0 から噛込み量 b で鍛造した後、幅 W_1 、厚さ H_1 、長さ L_1 に変化したと仮定した場合、噛込み比を以下のように定義する。

$$\text{噛込み比} = b/W_0 \quad \dots\dots\dots (1)$$

また、幅広がり係数 s を以下の式で定義した。

$$s = -\ln(W_1/W_0) / \ln(H_1/H_0) \quad \dots\dots\dots (2)$$

一方、体積一定の法則より以下の式が得られる。

$$\ln(W_1/W_0) + \ln(L_1/L_0) = -\ln(H_1/H_0) \quad \dots\dots\dots (3)$$

以上式(2)および式(3)から

$$\ln(L_1/L_0) / \ln(H_1/H_0) = -1 + s \quad \dots\dots\dots (4)$$

が得られる。これより以下の式が得られる。

$$W_1 = W_0 \cdot (H_0/H_1)^s \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$L_1 = L_0 \cdot (H_0/H_1)^{1-s} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、噛込み比 $b/W_0=1$ の場合、理想的な状態では幅広がりと同じ伸びは等しくなる。すなわち、上記の式(5)、式(6)から

$$s = 1 - s$$

となり

$$s = 1/2$$

が得られる。また、噛込み比 b/W_0 が非常に小さい場合、幅広がりが生じない。すなわち、

$$W_1/W_0 = 1$$

より

$$s = 0$$

となる。さらに、噛込み比 b/W_0 が非常に大きい場合では伸びがなくなる。すなわち、以下のようになる。

$$s = 1$$

これらの極限状態を満たす $s=f(b/W_0)$ で最も簡単な式は以下の式で表される。

$$s = \frac{b/W_0}{1+b/W_0} \quad \dots\dots\dots (7)$$

図6に式(7)から得られる幅広がり係数 s と噛込み比 b/W_0 の理想的な関係を示す。

以上から、幅広がり係数 s は噛込み比 b/W_0 の関数で表される。ところで、噛込み比 $b/W_0=1$ の場合、実際の鍛造伸加工では軸方向に拘束されているために必ずしも幅広がりと同じ伸びは等しくならない。一方で、 $b/W_0=0$ または ∞ の場合では、軸方向あるいは幅方向の一方向に伸びることが予測される。そこで、式(7)を満たすように以下のように b/W_0 に定数 a を乗じることを考えた。

$$s = \frac{a \times b/W_0}{1+a \times b/W_0} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで、定数 a は材料の異方性、工具形状、材料と工具の潤滑状態など加工の状況によって決定される。そこで、前述した解析モデルおよび解析条件を用いて s と b/W_0 の関係を調べた。図7に解析により得られた s と b/W_0 の関係を示す。図中の●は解析結果を示す。式(8)を用いて最小2乗法から係数 a を算出した結果、 $a=1.52$

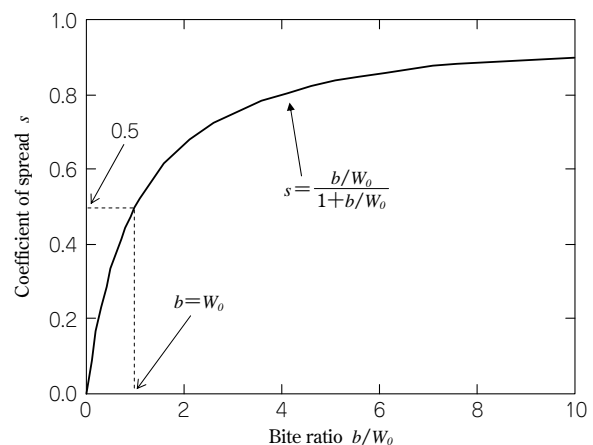


図6 幅広がり係数 s と噛込み比 b/W_0 との関係
Fig. 6 Relationship between coefficient of spread s and bite ratio b/W_0

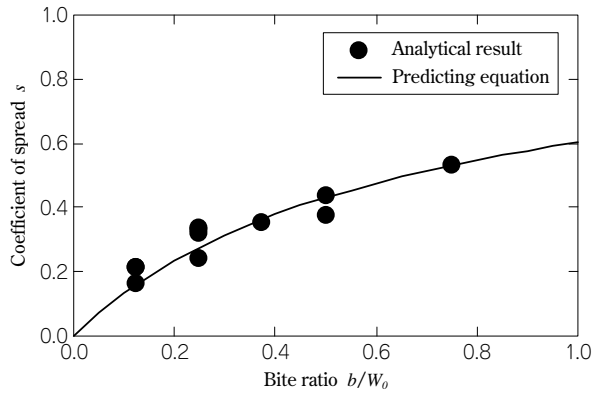


図7 数値シミュレーションにより得られた幅広がり係数 s と噛込み比 b/W_0 との関係

Fig. 7 Relationship between coefficient of spread s and bite ratio b/W_0 obtained by numerical simulation

が得られ、近似式(9)を得た。式(9)を図7の実線で示す。

$$s = \frac{1.52 \times b/W_0}{1 + 1.52 \times b/W_0} \dots\dots\dots (9)$$

以上より、鍛造後の幅寸法は式(10)によって算出できる。

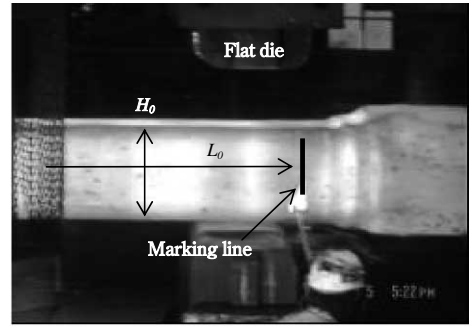
$$W_1 = W_0 \cdot (H_0/H_1)^{\frac{1.52 \times b/W_0}{1 + 1.52 \times b/W_0}} \dots\dots\dots (10)$$

3.2 実機による検証

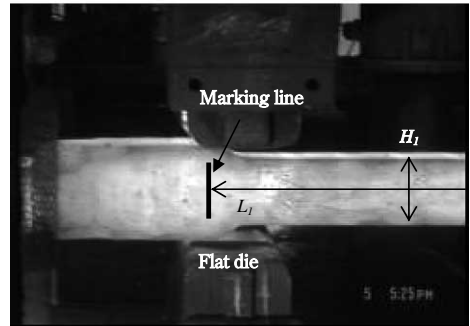
実機での幅広がり測定することにより、前節での数値シミュレーションにより得られた予測式の妥当性を検証した。図8に実機実験の様子を示す。実機では、圧下すると自由面がバルジ形状となるため、正確な幅広がり測定することは困難である。そこで、はじめに所定の断面形状にした後、試験材の側面に所定の長さにはけがき線を入れて鍛造し、鍛造後の伸びを測定した。その後、体積一定則から平均幅広がり算出した。なお、1パス目の圧下後に寸法を測定し、引続き素材を90°回転させて2パス目の圧下を行って複数パスの影響も調査した。この方法により、幅広がり軸方向のばらつきおよび圧下方向のばらつきが平均化されて算出される。一方、上述した幅寸法の予測式についてもばらつきが平均化された値が算出されるため、同方法による検証が妥当であると考えられる。

はじめに、圧下率が実機実測から算出される幅広がり係数に及ぼす影響を調べた。図9に実機より得られた幅広がり係数と噛込み比の関係を示す。 b/W_0 を変数にすることで幅広がり係数 s との相関があることが分かる。また、図9から1パス目、2パス目ともに解析結果から得られた式で近似できることが分かる。なお、2パス目に比べ1パス目のばらつきが大きい、この原因として b/W_0 が0に近づくに伴い、工具角部 R の影響が大きくなるためと考えられる。

つぎに、鍛造後の幅寸法に関して実機より得られた結果と上式から得られた値との比較を行った。図10にその結果を示す。同図より、ほぼ±5%以内で予測できることを確認した。なお、素材形状が大きい場合にばらつきが大きくなる原因として、荒工程での素材寸法のばらつき、とくに、素材角部 R の影響により、工具と素材との幅方向の接触長がばらつくためと考えられる。



(A) Experiment preparation



(B) Forging end

図8 実機実験の様子

Fig. 8 Appearance of actual experiment

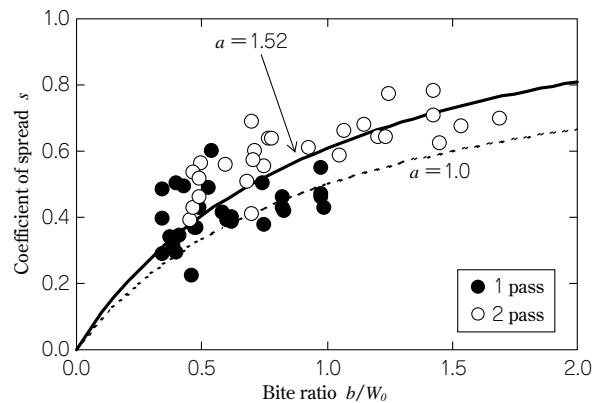


図9 実機実験により得られた幅広がり係数 s と噛込み比 b/W_0 との関係

Fig. 9 Relationship between coefficient of spread s and bite ratio b/W_0 obtained by experiment

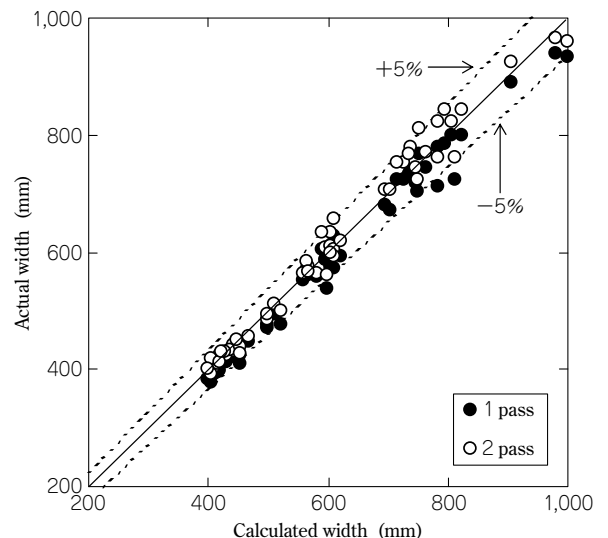


図10 実機幅寸法と計算により得られた幅寸法の比較

Fig. 10 Comparison of actual width and calculated width

4. タップ工程における工程設計手法

タップ工程とは孔型を有する工具を用いて鍛造する工程である。多角形状の断面を有する素材に圧下を与えた後、素材に回転および移動を繰返して目標寸法の円形形状に仕上げていく。タップ鍛造の1つであるスパイラル鍛造²⁾は、素材に回転のみを与える一般的なタップ工程と異なり、回転と工具噛込み量（送り量）を同時に与えながら鍛造するため、生産性に優れていると考えられている。しかしながら、素材形状や金型形状、鍛造条件が相互に影響し合うため、これらの適正化が必要である。そこで、数値シミュレーションを活用し、スパイラル鍛造工程での鍛造条件が寸法精度に及ぼす影響を調べた。

4.1 スパイラル鍛造条件が寸法精度に及ぼす影響

一般的なタップ鍛造とスパイラル鍛造の違いが寸法精度に及ぼす影響を数値シミュレーションを用いて調べた。図11にタップ工程の解析モデルを示す。

目標の仕上径をφ500mmとして、初期八角寸法を対辺504.6mmとした。この場合の丸断面積に対する八角断面積の断面積比は107.5%である。タップ金型形状は中心角度90°、R250とした。すなわち、上下金型の間が0の場合、φ500mmとなる。初期八角形状、仕上形状および金型形状を一定とし、工具噛込み量および回転角度が寸法精度に及ぼす影響について調べた。表2にタップ鍛造とスパイラル鍛造の解析条件(5種類)を示す。単位長さ(ここでは300mm)および単位角度(ここでは180°)の同一領域内での圧下回数を同一にして比較した。

図12に表2の解析番号4における軸半径の軸方向変化を示す。同図に示すように、軸半径が周期的に変化していることが分かる。端部である0~500mm間および1,500~2,000mmの間は非定常部と考えられるため、今

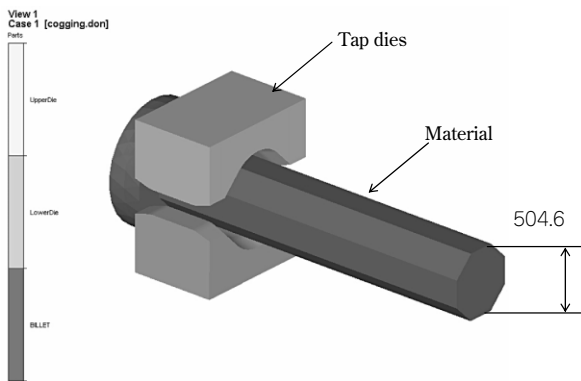


図11 タップ工程の解析モデル
Fig.11 Analytical model for tap process

表2 タップ鍛造とスパイラル鍛造の解析条件

Table 2 Analytical conditions of tap forging and spiral forging

No.	Tap forging		Spiral forging		
	1	2	3	4	5
Rotated:degree (°)	20	45	20	45	60
Press times (/180°)	9	4	9	4	3
Bite (mm)	150		300/18	300/8	300/6
Press times (/300mm)	18	8	18	8	6

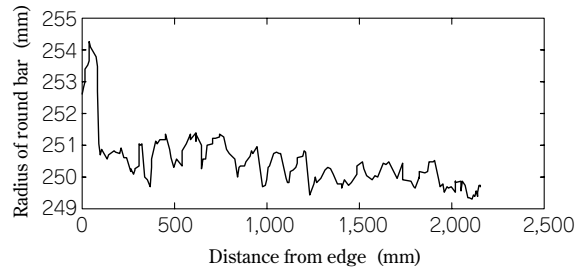


図12 軸半径の軸方向変化 (解析番号4)
Fig.12 Radius distribution in case of analytical No.4

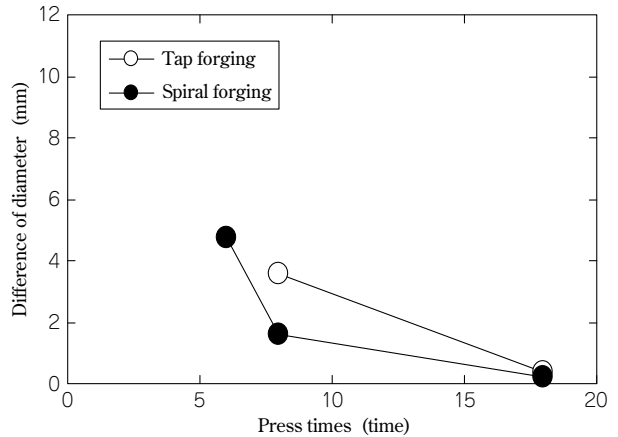


図13 タップ鍛造およびスパイラル鍛造における回転角度と径差(寸法精度)の関係

Fig.13 Relationship between angle of rotation and difference of diameter among tap of forging and spiral forging

回は定常部の500~1,500mmにおいて半径を評価した。なお、寸法精度を表す指標として定常状態での径差(最大半径-最小半径)を用いた。

図13にタップ鍛造およびスパイラル鍛造における回転角度と径差の関係を示す。圧下回数の増加に伴って径差が小さくなる傾向にあることが分かる。また、1周あたりの圧下回数が8回および18回の場合ともタップ鍛造に比べスパイラル鍛造の方が径差は小さくなっていることが分かる。とくに圧下回数が18回の場合では、タップ鍛造での径差3.5mmに対してスパイラル鍛造では1.6mmとおおよそ1/2程度に抑えられており、スパイラル鍛造の方が寸法精度が良いことが分かった。一方で、圧下回数が6回の場合では、急激に径差が大きくなる傾向にある。この原因として、1回の圧下あたりの送り量が大きいため、圧下されていない部分が発生するためであると考えられる。

4.2 工具噛込み量と回転角度の関係

スパイラル鍛造において、圧下回数は工具噛込み量と回転角度により影響される。そこで、工具噛込み量および回転角度が寸法精度に及ぼす影響を調べた。表3に示すように解析条件は、解析番号2-1(No.2-1)を基準として、送りおよび回転角度をともに0.5倍(No.1-1)、1.5倍(No.3-1)、2倍(No.4-1)とし、さらに、工具噛込み量のみを変えた場合(No.2-2, 2-3)とした。

図14に解析番号1-1, 2-1, 3-1, 4-1の解析結果を示す。また、図15に工具噛込み量が同じで回転角度が異なった場合の径差を示す。図14から工具噛込み量、回転角度とも小さくなるに伴い、径差が小さくなる傾向にあるこ

表3 タップ工程の解析条件
Table 3 Analytical conditions for tap process

No.	1-1	2-1	2-2	2-3	3-1	4-1
Feed (mm)	37.5	75	37.5	112.5	112.5	150
Angle of rotation (°)	22.5	45	45	45	67.5	90
Press times A (/180°)	8	4	4	4	2.7	2
Press times B (/300mm)	8	4	8	2.7	2.7	2
B/A	1	1	2	0.67	1	1

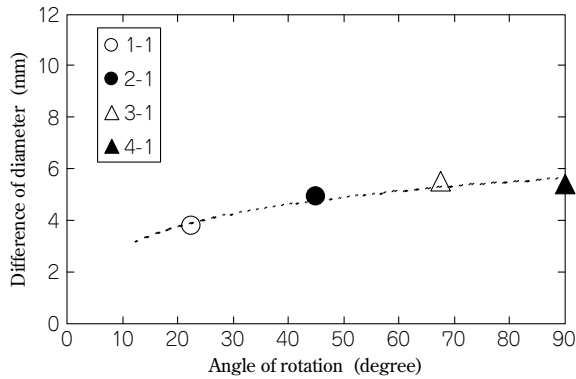


図14 各解析条件における回転角度と径差の比較
Fig.14 Relationship between angle of rotation and difference of diameter

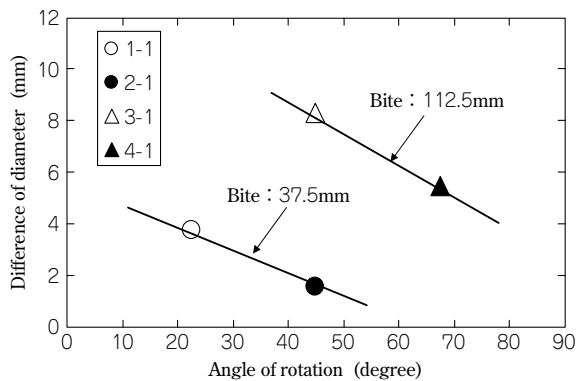


図15 送り異なった場合における回転角度と径差の比較
Fig.15 Relationship between angle of rotation and difference of diameter in case of difference feed

とが分かるが、その差は小さい。これは、各圧下間の素材と金型の接触域の重なり（オーバーラップ量）が多くなり、素材表面が金型内面 R に沿いやすいため、同一箇所を複数回圧下するためと考えられる。また、図15から工具噛込み量が小さく回転角度が大きくなるに伴い、径差が小さくなる傾向にあることが分かる。これも素材と金型の接触域の重なりが多くなるためと考えられる。

以上から、工具噛込み量を小さく、また回転角度を大きくすることによって寸法精度が向上することが分かった。一方で、スパイラル鍛造において工程設計を行うにあたり、工具噛込み量および回転角度と寸法精度との関係を明確にする必要がある。

そこで、300mmあたりの圧下回数 B を 180° 回転あたりの圧下回数 A で除した値と径差の関係を調べた。図16に結果を示す。同図から、 B/A が大きくなるに伴って径差が小さくなる傾向にある。なお、この B/A が大きくなるに伴い、オーバーラップ量が多くなることを示してい

る。図16を活用することにより、目標の寸法精度となる B/A を得ることができ、生産性の観点から回転角度や送りを決定することができる。

4.3 八角形状寸法の影響

最終目標径に対する八角断面積比 SN を変化させた数値シミュレーションを行い、初期八角形状の影響について調べた。ここでは、 $SN=1.05$, 1.075 , 1.10 の3条件とした。なお、解析条件は表3と同じである。

図17に各八角寸法における送り回数/圧下回数と径差の比較を示す。各条件とも B/A が大きくなるに伴い、径差が小さくなる傾向は変わらないが、断面積比 SN が径差に影響を及ぼしていることが分かる。今回の数値シミュレーションの結果から、 $B/A=2$ の場合では、断面積増加率 $SN=1.075$ で径差が2mm以下となっており、適正値に近いと考えられる。ところで、径差が5mm以下を目標とした時、ばらつきの最大で曲線近似を行うと、 $B/A \geq 1.5$ で目標到達の可能性があることが分かる。ここで、 $B/A < 1$ では断面積比 $SN=1.05$ で径差が一番小さく、逆に、 $B/A \geq 1$ では断面積比 $SN=1.05$ で径差が最大である。これは、断面積比 $SN=1.05$ では $B/A < 1$ では全周を圧下していないが、他の断面積比に比べて八角寸法が小さいために径差が最小になると考えられる。逆に $B/A \geq 1$ では圧下回数が多いため、断面積比が小さいと圧下中にくぼみが生じ、それが残存して径差が大きくなると考えられる。

以上のことから、表面寸法ばらつき5mm以内を許容し、生産性最大化を目指す場合は、 $B/A \geq 1.5$ で回転角

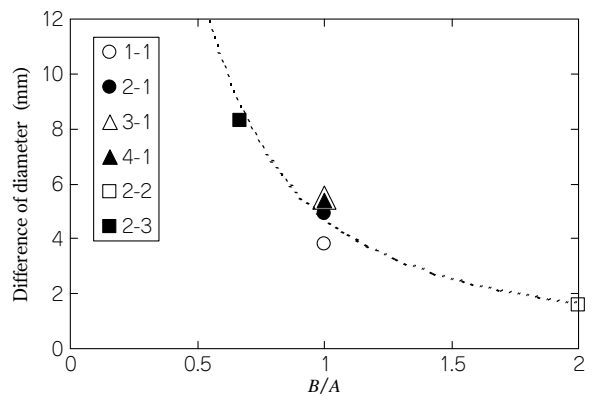


図16 B/A と径差の関係
Fig.16 Relationship between B/A and difference of diameter

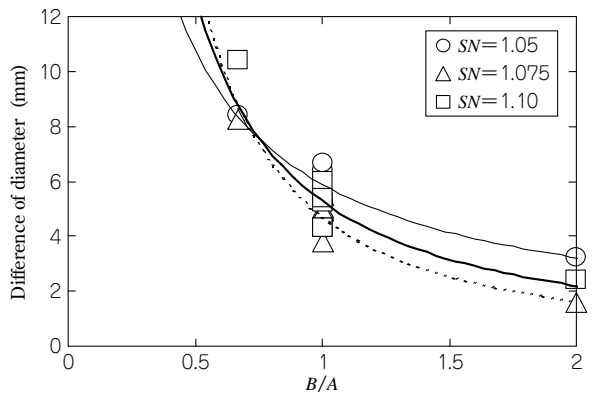


図17 各八角寸法における送り回数/圧下回数と径差の比較
Fig.17 Relationship between B/A and difference of diameter in case of changing octagon size

度と送り量をできる限り大きくする必要がある(例えば、金型回転角度 90°, 送り 150mm)。一方、寸法精度を重視する場合は、断面積増加率=7.5%とし、 $B/A \geq 2$ を満たす工具噛込み量および回転角度を選ぶ必要がある。

5. 実機による工程設計手法の効果検証

5.1 四角工程

2パスで幅と高さが同一寸法形状に鍛造する場合の四角工程概略図を図18に示す。

本稿における四角工程の工程設計方法は、四角形状の高さ H_{sh} ・幅 H_{sw} を測定し、2パス目の高さおよび幅寸法が目標四角形状(高さ H_s , 幅 H_s)となる1パス目の圧下量を導出することである。ここで、1パス目後の形状を幅 W_l , 高さ H_{sl} とすると、式(10)から以下の式が得られる。

$$W_l = H_{sw} \cdot (H_{sl}/H_{sh})^{\frac{1.52 \times b/H_{sw}}{1+1.52 \times b/H_{sw}}} \dots\dots\dots(11)$$

$$H_s = H_{sl} \cdot (H_s/W_l)^{\frac{1.52 \times b/H_{sl}}{1+1.52 \times b/H_{sl}}} \dots\dots\dots(12)$$

式中の b は噛込み量(送り量)を示しており、ここでは1パス目および2パス目とも同じとしている。式(11)および式(12)を連立させることで W_l および H_{sl} が得られ、1パス目および2パス目の圧下量を算出できる。その後、得られた工程を元実際に鍛造することにより目標形状が得られる。

表4に上記の予測式を活用した実機適用例を示す。初期形状の高さ520mm、幅500mmから2パスで高さ、幅とも450mmになるように設計した。なお、工具噛込み量は250mmで一定である。実機適用結果は誤差が2%以内であり、精度よく予測可能であることが分かった。これにより、プレスオペータ個人の能力によることなく、任意の四角形状から目標四角形状まで2パスの圧下

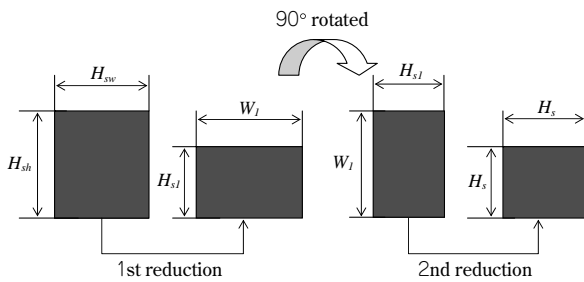


図18 四角工程の概略図
Fig.18 Appearance of square process

表4 予測式を活用した実機適用例
Table 4 Example of process design

	Process design (mm)		Actual size (mm)	
	Width	Height	Width	Height
Initial	500	520	500	520
1 pass	431	524	431	532
2 pass	450	450	452	450

表5 実機試作における鍛造条件
Table 5 Actual forging conditions

Process design	Octagon size (mm)	Target size (mm)	Bite (mm)	Angle of rotation (°)	B/A
Conventional forging design	505	500	40	45	0.93
Modified forging design	505	500	75	90	2

による工程設計を行うことが可能となった。

5.2 タップ工程

図17の結果を活用して実機試作を行い、寸法精度への効果を確認した。実機試作における鍛造条件を表5に示す。改善した鍛造条件では、 $B/A=2$ として生産性を考慮して工具噛込み量を最大とし、回転角度を90°に決定した。実機により径差を実測した結果、従来の鍛造条件では7mmであったが、改善した鍛造条件では4mmとなり寸法精度が向上することを確認した。また、3,000mmを鍛造する時間を比較した場合、従来の鍛造条件では176秒かかるが、改善した鍛造条件では130秒となり、生産性向上の効果も得られた。

むすび=鍛伸工程において、数値シミュレーションを活用して四角工程での鍛造形状予測式を構築した。また、タップ工程の鍛造条件が寸法精度に及ぼす影響について調べた。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 数値シミュレーションの結果から工具噛込みと幅広がりとの関係を明らかにし、幅広がりに関する数値モデル式を構築した。これを活用することにより、複数パスでも実機幅広がりを±5%以内で予測することが可能であることを実機確認した。
- 2) 幅広がり数値モデルを活用することにより、プレスオペータ個人の能力によらず任意の四角形状から目標四角形状まで2パスの圧下による工程設計が可能であること、および工程設計手法の有効性を確認した。
- 3) タップ工程において鍛造条件が寸法精度に及ぼす影響を調べた結果、単位長さ(本稿では300mm)あたりの圧下回数/180°あたりの圧下回数で整理可能であることを明らかにした。
- 4) タップ工程の工程設計手法を実機に適用した結果、従来条件に比べて生産性および寸法精度とも向上することを確認し、工程設計手法の有効性を確認した。

参考文献

- 1) 中田和広：鑄鋼と鍛鋼, No.493, (1994), pp.15-22.
- 2) K.Yamamoto: 13th IFM, vol.1, (1997), pp.115-132.

(論文)

フェーズフィールド法によるデンドライト形態予測による透過率評価

Characterization of Dendrite Morphology for Evaluating Interdendritic Permeability Based on Phase-field Simulation



石田 斉*(工博)



森 千修*(工博)



大笹憲一**(工博)

Dr. Hitoshi ISHIDA Dr. Yukinobu NATSUME Dr. Kenichi OHSASA

The evolution of dendrite morphology in Fe-base alloys was simulated by using the phase-field method, and the complexity of the dendrite morphology was evaluated by fractal dimensions and the dimensionless perimeter of dendrites. It was shown that the parameters of both the fractal dimensions and the dimensionless perimeter are effective in evaluating the complexity of dendrites. Factors controlling the dendrite morphology, such as material properties, composition, and cooling rate were investigated using the simulation. The permeability of a simulated dendrite array was estimated by the fractal dimensions and the dimensionless perimeter, and the permeability that was obtained corresponded to the reported permeability values for metallic alloy systems.

まえがき＝素形材の casting・凝固プロセスにおいて生成する引巣や偏析は、UT 欠陥あるいは材料特性の不均一などの原因となる。引巣は従来より、伝熱計算における温度勾配や凝固速度によって、また偏析は局所平衡による溶質再分配によってその生成挙動の評価が行われている。いずれも、熱物性値の実測定や熱力学データベースとの連成によって予測精度を向上させることができる。

しかしながら、実際の凝固過程においては固液共存領域の流動現象も影響するため、伝熱パラメータや局所平衡に基づく検討だけでは十分に評価できない。固液共存領域における溶鋼流動は、デンドライト組織間に濃化した液相の透過率として評価される。铸造欠陥の生成挙動を決定する重要な因子である固液共存領域の透過率を、合金組成や凝固条件などを考慮して理論的にかつ定量的に評価することができれば、所望の合金の凝固過程における铸造欠陥の生成機構をより詳細に検討することが可能となる。

固液共存領域の透過率は、有機系材料をはじめ金属合金を対象に実験的に測定した結果が数多く報告されているが¹⁻¹⁰⁾、汎用的に使用されている多元系合金の透過率を数多くの実験で測定するには多大な労力とコストを必要とする。一方で、固液共存領域を多孔質媒体と仮定することによって理論的に透過率を見積る試みも検討されており、固液共存領域のマッシーゾーンにおける透過率と液相率の関係が capillary flow model と Darcy 則に基づいて得られている。しかしながら、デンドライト形態が複雑に変化しながら凝固する際の透過率を理論的な手法に基づいて評価することは非常に困難である。

そこで当社では、デンドライト間液相の透過率を評価

するため、デンドライト形態の影響を考慮して理論的・定量的に評価することを試みた。具体的には、Fe-C 系合金のデンドライト形態の予測に対し、理論的な計算手法としてフェーズフィールド (Phase-field, 以下 PF という) 法を用いて求めた。また合金組成などの違いがデンドライト形態に及ぼす影響を考慮するため、平衡分配係数や固液界面エネルギー、デンドライト形態の異方性などの要因を評価した。最後に、フラクタル次元と無次元周囲長の二つの評価パラメータを用いて固液共存領域の液相透過率を定量的に評価する手法を提案した。

1. 計算モデル

1.1 PF 法

デンドライト形態の予測にあたっては、ここ 20 年ほどの間に凝固組織形成シミュレーションの研究が盛んに行われるようになり、下記に示すいくつかの予測モデルが提案され開発が進められてきている。凝固組織予測モデルを凝固組織のサイズ別に分類すると、通常の結晶粒サイズのミリメートルオーダーでは Monte Carlo (MC) 法¹¹⁾ や Cellular Automaton (CA) 法^{12), 13)} が、デンドライト形態などのマイクロオーダーでは PF 法^{14)~19)} が一般に用いられている。

PF 法では、液相から固相への変化に対応して値が 0 から 1 に変化するスカラ連続関数 ϕ (フェーズフィールド) を導入し、相成長を ϕ の時間変化として取扱う。これによって固液界面の複雑な境界条件を取扱わないで済む。またこの方法では、曲率効果や溶質分配などの界面条件は界面物性値から求めたパラメータによって自動的に満足され、界面の位置や形状、移動速度を決める必要がな

*技術開発本部 材料研究所 **秋田大学 工学資源学部 教授

い。このため、数値解析としては比較的簡単なロジックで計算プログラムが作成できる。複雑なデンドライト形態を計算機上で正確に予測することができる非常に強力なツールとして近年目覚ましい発展を遂げ、多元系合金、多相系合金へと拡張されている。

当社ではデンドライト形態の予測にこの PF 法を採用した。あわせて、Kim ら¹⁵⁾によって報告されている KKS モデルを用い、界面領域では Thin interface limit モデルを適用した。

2 元系合金における ϕ の支配方程式は以下のとおりとなる。

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = M(\epsilon^2 \nabla^2 \phi - f_\phi) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla \cdot \left[\frac{D(\phi)}{f_{cc}} \nabla f_c \right] \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 c はモル分率、 M および ϵ はフェーズフィールドパラメータ、 $D(\phi)$ は溶質の拡散係数である。下添字付き f はその添字変数による一次または二次微分である。

合金系の PF モデルでは、自由エネルギー密度関数 $f(c, \phi)$ は溶質濃度 c の関数として与えられる。液相と固相の自由エネルギーおよび二重井戸型ポテンシャル $Wg(\phi)$ の和であり、界面領域における溶質濃度は固相率で重み付けした式で表される。

$$f(c, \phi) = h(\phi)f^s(c_s) + [1-h(\phi)]f^l(c_l) + Wg(\phi) \quad \dots (3)$$

$$c = h(\phi)c_s + [1-h(\phi)]c_l \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $h(\phi) = \phi^2(3-2\phi)$ 、 $g(\phi) = \phi(1-\phi)$ であり、 W はフェーズフィールドパラメータ、下付添字の S と L はそれぞれ固相と液相を表している。

フェーズフィールドパラメータの ϵ と W は界面エネルギー σ と界面領域の幅 2λ に関係し、以下の式で表される。

$$\sigma = \frac{\epsilon \sqrt{2W}}{8} \pi \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$2\lambda = \frac{\epsilon}{\sqrt{2W}} \pi \quad \dots\dots\dots (6)$$

Thin interface limit の条件から導かれる易動度 M はカイネティック係数 μ_k と界面での固相濃度・液相濃度に依存する。

$$M = (M_k + M_d)^{-1} \quad \dots\dots\dots (7)$$

$$M_k = \frac{\epsilon^2 RT}{\sigma V_m m} \frac{1-k_0}{\mu_k}$$

$$M_d = \frac{\epsilon^3}{D\sigma\sqrt{2W}} f_{cc}^s(C_s^\epsilon) f_{cc}^l(C_l^\epsilon) (C_l^\epsilon - C_s^\epsilon)^2 \times$$

$$\int_0^1 \frac{h(\phi_0)[1-h(\phi_0)]}{[1-h(\phi_0)]f_{cc}^s(C_s^\epsilon) + h(\phi_0)f_{cc}^l(C_l^\epsilon)} \frac{d\phi_0}{\sqrt{\phi_0(1-\phi_0)}}$$

ここで、 R は気体定数、 T は温度、 V_m はモル体積、 k_0 は平衡分配係数、 m は液相線温度勾配、 μ_k は線形のカイネティック係数、上付添字の e は平衡状態を意味する。金属のようにカイネティック係数が十分大きい系では式

(7) の右辺第 1 項を省略して、モビリティの関係は $M = M_d^{-1}$ と書き直せる。三元系合金の希薄溶液近似を適用すると、KKS モデル¹⁵⁾と同様の支配方程式を使用する

表 1 Fe-C 合金, Fe-C-Mn 合金の計算に使用した物性値
Table 1 Material properties of Fe-C alloy and Fe-C-Mn ternary alloys used in the simulation

	Fe-0.15%C	Fe-0.15%C-0.5%Mn
Partition coefficient of C, $k_{0,c}$	0.173	0.174 (at 1,785K)
Partition coefficient of Mn, $k_{0,Mn}$	—	0.724 (at 1,785K)
Diffusivity of C in Solid, $D_{s,c}$ [m^2/s]	6.0×10^{-9}	6.0×10^{-9}
Diffusivity of C in Liquid, $D_{l,c}$ [m^2/s]	2.0×10^{-8}	2.0×10^{-8}
Diffusivity of Mn in Solid, $D_{s,Mn}$ [m^2/s]	—	1.0×10^{-12}
Diffusivity of Mn in Liquid, $D_{l,Mn}$ [m^2/s]	—	1.0×10^{-9}
Molar volume of Fe, $V_{m,Fe}$ [m^3/mol]	7.59×10^{-6}	7.59×10^{-6}
Molar volume of C, $V_{m,C}$ [m^3/mol]	5.3×10^{-6}	5.3×10^{-6}
Molar volume of Mn, $V_{m,Mn}$ [m^3/mol]	—	8.8×10^{-6}
Interfacial energy, σ [J/m^2]	0.204	0.204
Anisotropy parameter, ϵ_4	0.03	0.03

ことができる。

1.2 計算条件

計算では、式 (1) と式 (2) を均一要素で離散化し、陽的差分法で数値的に解くことができる。ここでは、Fe-0.15mass%C 二元系合金および Fe-0.15mass%C-0.5mass%Mn 三元系合金を対象として選定し、表 1 に示した物性値を用いて計算した。Fe-0.15mass%C-0.5mass%Mn 三元系合金の熱物性データは Thermo-Calc を使用して求め、固液界面での平衡組成は温度の関数として与えた。カイネティック係数 μ_k は金属系において非常に大きいことから、動的過冷を無視してフェーズフィールドの易動度を決定した。

また、PF 法の固液界面の異方性は通常、界面エネルギーに関係するフェーズフィールドパラメータ ϵ で導入され、式 (8) に示すように 2 次元の 4 回対称性の関係として表される。

$$\epsilon(\theta) = \epsilon[1 + \epsilon_4 \cos(4\theta)] \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 ϵ_4 は異方性の度合いを表し、 $\epsilon_4 < 1/15$ を満たす。 θ は x 軸と固液界面のなす角度を表す。

計算では二つの二次元長方形領域 $1,000 \times 500$ メッシュおよび $1,200 \times 400$ メッシュを用いた。要素サイズは、計算条件に応じて $0.02 \times 10^{-6}m$ 、 $0.2 \times 10^{-6}m$ 、および $0.4 \times 10^{-6}m$ の三つのサイズを使用した。初期の固液平滑界面は計算領域の下部に配置し、デンドライト二次アームの成長を計算した。また境界条件は、計算領域の上側および左右の境界に対して断熱条件と周期境界条件を設定した。このようにして求められたデンドライト形態は次章で示す。なお計算時間短縮のため、実際の計算は半分の領域で実施し、 x 軸を対称に反転させることによってデンドライト形態を表現した。

1.3 デンドライト形態の評価

1.3.1 フラクタル次元

70 年代に B. B. Mandelbrot が、自然界で観察される形状における自己相似性を表す新たな概念としてフラクタルを提唱した。それから現在に至るまで、複雑形状を定量的に評価する手法の一つとしてフラクタル理論が発展し、近年では材料の組織形態を記述する手法としてフラクタル理論を適用することに成功している^{20)~24)}。Yang ら²³⁾ は、Ni 基合金の凝固組織においてさまざまな冷却条件下でのデンドライト状組織およびセル状組織をフラ

クタル次元で評価している。さらに Sanyal ら²⁴⁾ は、凝固過程のデンドライトネットワークを有する組織にフラクタル次元を適用してマッシュゾーンの透過率を求めている。

そこで当社では「フラクタル次元」をデンドライト形態の定量的な評価に用いることを試み、フラクタル次元の算出にボックスカウント法²⁵⁾を適用した。ボックスカウント法の適用方法は、まず、PF法で求めたデンドライト形態が存在する解析範囲を1辺 r の正方形メッシュに分割する。このとき、固液境界を含むメッシュの個数を N とすると、固液界面の長さはおおよそ $r \times N$ として求められる。さらにメッシュサイズ r を変更し、複数のメッシュサイズ r に対する固液界面長さ $r \times N$ を求めることを繰り返す。このとき、デンドライト形態のフラクタル次元 D は式(9)のように表される。

$$N(r) = r^D \dots \dots \dots (9)$$

このようにして求めた r と N に対して $\log r$ と $\log N$ をプロットした場合、フラクタル次元 D は直線の傾き($D = \log N / \log(1/r)$)として求めることができる。

1.3.2 無次元周囲長

デンドライト形態を評価する別の手法として、フラクタル次元に代わる新たな評価指標として「無次元周囲長」の概念を導入した。無次元周囲長は次のように定義した。

PF法によって求められたデンドライト形態の界面の周囲長を L 、その面積を S とする。面積 S と同じ面積を持つ円の円周を L_2 としたとき、 L/L_2 を「無次元周囲長 L 」とする。

このように、周囲長を無次元化して定義することによってデンドライト形態を数値化できると考えられる。また、デンドライト形態が複雑になるほど周囲長は増加するため、それに伴って無次元周囲長も大きくなる。したがって無次元周囲長はデンドライト形態を表すのに有効なパラメータと考えられる。

2. 結果と考察

2.1 PF法によるデンドライト形態の予測

凝固過程における固液共存領域でのデンドライト間溶鋼流動の評価方法を検討した。二次元のPF法シミュレーションにより求めたデンドライト形態に基づき、「フラクタル次元 D_f 」および「無次元周囲長 L 」を用いてデンドライト形態を定量的に評価することを試みた。

まず、Fe-0.15mass%C二元系合金に二次元のPF法を適用し、デンドライト形態を計算によって求めた。図1にその計算結果を示す。デンドライト成長過程の計算では表1に示した条件を用いた。

図1(A)は基準となる計算条件でのデンドライト成長過程を示している。凝固の進行とともにデンドライトアームが発達し、液相率は減少していく。デンドライトの成長過程において、ある側枝は優先的に成長し、ある側枝は成長が抑制され再溶解していることが確認できる。

さらに、材料物性がデンドライト形態に及ぼす影響を確認するため、計算条件をつぎのように仮想的に変更した。(B)は平衡分配係数 k_0 を2倍に、(C)は界面エネルギー

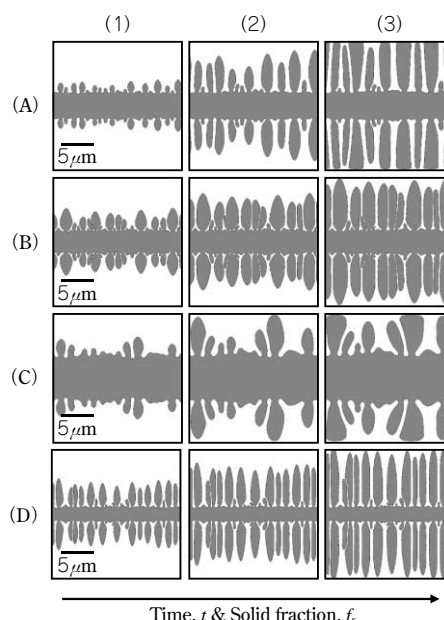


図1 フェーズフィールド法で計算したデンドライト成長過程 (Fe-0.15mass%C alloy at 1780K)
(A) 基準条件(表1), (B) $k_0 \times 2$, (C) $s \times 2$, (D) $\epsilon_4 \times 2$

Fig. 1 Evolution of dendrite morphology in Fe-0.15mass%C alloy at 1780K simulated by Phase-field method. (A) Results of the standard condition shown in Table 1, (B) $k_0 \times 2$, (C) $s \times 2$, (D) $\epsilon_4 \times 2$

表2 図1の各デンドライト形態における液相率、フラクタル次元、無次元周囲長

Table 2 Values of liquid fraction, f_L , fractal dimension, D_f , and dimensionless perimeter, L , for each dendrite morphology shown in Fig.1

	Liquid Fraction, f_L	Fractal Dimension, D_f	Dimensionless Perimeter, L
A-1	0.738	1.266	3.362
A-2	0.516	1.268	5.183
A-3	0.297	1.345	5.953
B-1	0.668	1.353	4.852
B-2	0.478	1.358	5.901
B-3	0.286	1.373	6.903
C-1	0.582	1.200	2.438
C-2	0.427	1.223	3.189
C-3	0.318	1.219	3.462
D-1	0.708	1.444	7.200
D-2	0.541	1.459	8.438
D-3	0.372	1.464	9.357

を2倍に、(D)は異方性パラメータ ϵ_4 を2倍にしたものである。図1(B),(C)および(D)にその結果を示す。

この結果から、凝固過程におけるデンドライト形態はこれらの材料物性の影響を大きく受けることがわかった。デンドライトの複雑さは、平衡分配係数 k_0 および異方性パラメータ ϵ_4 が増加すると側枝が増えて複雑になる。一方、界面エネルギー σ が増加すると側枝の発達が抑制されてデンドライト形態は単純になることがわかる。デンドライト形態の複雑さは計算条件によって変化し、複雑さは高い順に(D) > (B) > (A) > (C)という結果となっている。

2.2 フラクタル次元と無次元周囲長

図1に示したデンドライト形態を定量的に評価するため、フラクタル次元と無次元周囲長を用いて評価した。表2にそれぞれのデンドライト形態における液相率 f_L 、フラクタル次元 D_f 、および無次元周囲長 L を示す。

また、図2および図3に、液相率 f_L の低下に伴うフラクタル次元 D_f および無次元周囲長 L の変化を示した。この図からわかるように、液相率 f_L が低下するに従ってフラクタル次元 D_f および無次元周囲長 L は増加する。とくに無次元周囲長 L はその傾向が顕著に現れている。さらに、計算した液相率の範囲では、フラクタル次元 D_f および無次元周囲長 L は、高い順に(D) > (B) > (A) > (C)という結果となっている。この順は、図1に示したデンドライト形態の複雑さと一致しており、フラクタル次元 D_f および無次元周囲長 L はデンドライト形態を定量的に評価できる有効な指標であると考えられる。また、図2に示したフラクタル次元 D_f の値は、1.2~1.5の範囲で変化している。これは、2次元平面内の形状のフラクタル次元が1~2の範囲であることから妥当な結果と考えられる。一方で、無次元周囲長 L の値は2~10となっている。無次元周囲長は、デンドライト形態が複雑になればなるほど増加するため、形状の差を表しやすいと考えられる。

図4はフラクタル次元 D_f と無次元周囲長 L の関係を示している。 D_f と L は $D_f=1.2\sim 1.5$ の範囲内では比例関係にあり、かつ L のほうが $L=2\sim 10$ の範囲でより大きく変化することから、定量的な評価パラメータとして無次元周囲長 L のほうがより有効であることを示している。

2.3 デンドライト間流動

多孔質媒体を通過する流動はDarcy則で記述され、平均流速 v は式(10)のように表される。

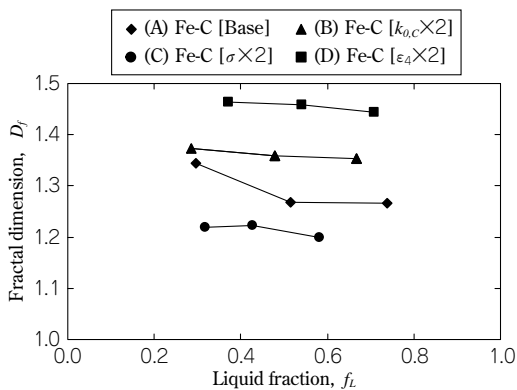


図2 液相率増加に伴うフラクタル次元の変化
Fig. 2 Change in fractal dimension, D with increase in liquid fraction, f_L

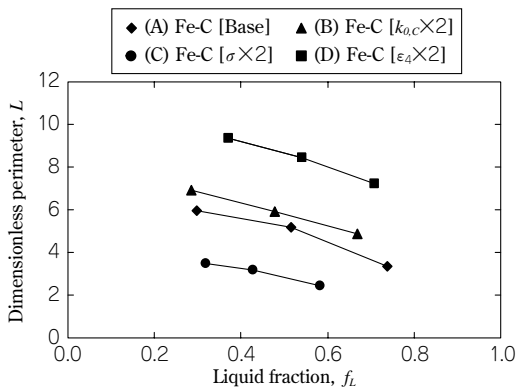


図3 液相率増加に伴う無次元周囲長の変化
Fig. 3 Change in dimensionless perimeter, L with increase in liquid fraction, f_L

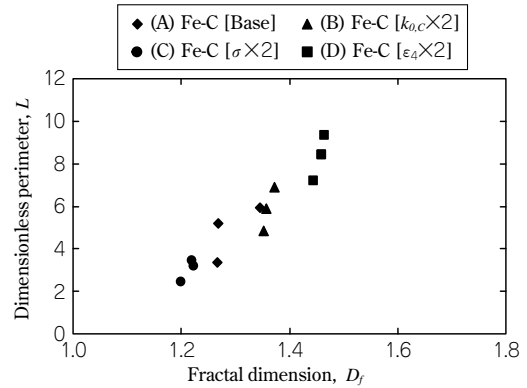


図4 フラクタル次元と無次元周囲長の関係
Fig. 4 Relationship between fractal dimension, D , and dimensionless perimeter, L

$$v = \frac{K}{\mu L} \Delta P \dots \dots \dots (10)$$

ここで K は透過率(m^2)、 μ は液相の粘性($Pa \cdot s$)、 L は多孔質媒体の長さ(m)、 ΔP は圧量降下量(Pa)を表す。

これまで、凝固過程の合金のデンドライト間液相流動の研究が数多く行われてきた。これらの研究においては、デンドライト間の流動はDarcy則に従うとして取扱われ、デンドライトネットワークの流動性は透過率として評価できる。

Piwonkaらは、マッシュゾーンを多くのチャンネルを持つ媒体として扱うことによって、固液共存領域の透過率 K を式(11)のように表現した²⁶⁾。

$$K = \frac{g_L^2}{8\pi n \tau^3} \dots \dots \dots (11)$$

ここで K は透過率(m^2)、 g_L は液相の体積率、 n は単位面積あたりのチャンネル数(m^2)、 τ はtortuosity factorである。tortuosity factorはチャンネルの複雑さを表したパラメータである。

式(11)において、チャンネル数がデンドライトアーム数に等しいと仮定すると、これらのチャンネルの間隔はデンドライトアーム間隔 λ_2 に等しく $n=1/(\lambda_2)^2$ となって式(12)が得られる。

$$K = \frac{g_L^2 \lambda_2^2}{8\pi \tau^3} \dots \dots \dots (12)$$

凝固条件からデンドライトアーム間隔 λ_2 およびtortuosity factor τ の値を決めることができれば、式(12)から透過率を求めることができる。ここで、tortuosity factor τ はデンドライト形態の複雑さを意味するパラメータである。デンドライト形態の複雑さは、図2および図3に示したようにフラクタル次元と無次元周囲長で表すことができる。したがって、tortuosity factor τ の値は、PF法で求めたデンドライト形態からフラクタル次元と無次元周囲長に比例するものと期待される。最も単純な場合として、tortuosity factor τ の値がフラクタル次元もしくは無次元周囲長と等しいと仮定すると、デンドライト間液相の透過率を評価することが可能となる。

図5は、式(12)に従い、フラクタル次元をtortuosity factor τ と等しいと仮定して液相率 f_L と K/λ_2^2 の関係を示したものである。 K/λ_2^2 の値は液相率 f_L が減少すると

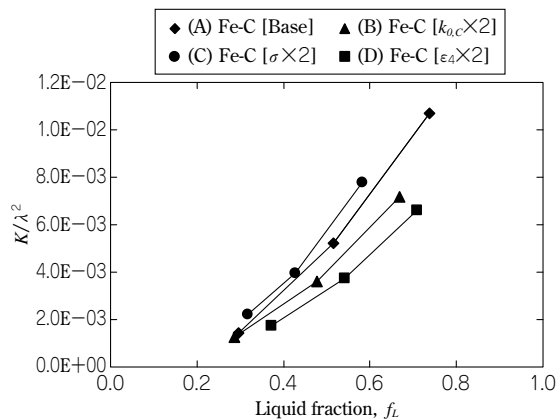


図5 フラクタル次元が tortuosity factor と等しいと仮定した場合の液相率と K/λ_2^2 の関係

Fig. 5 Relationship between liquid fraction, f_L , and K/λ_2^2 assumed that fractal dimension, D , is tortuosity factor.

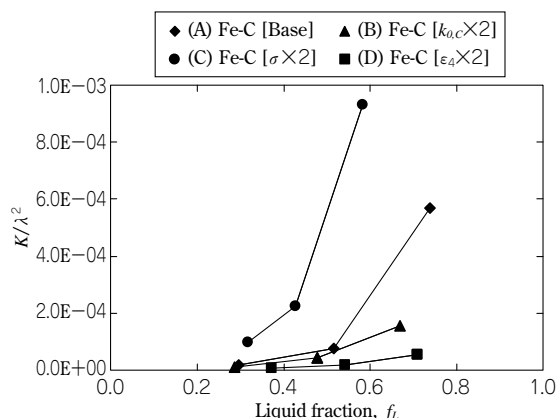


図6 無次元周囲長が tortuosity factor と等しいと仮定した場合の液相率と K/λ_2^2 の関係

Fig. 6 Relationship between liquid fraction, f_L , and K/λ_2^2 assumed that dimensionless perimeter, L , is tortuosity factor

ともに低下し、(C) > (A) > (B) > (D) の順に小さくなることわかる。同様に図6は、無次元周囲長を tortuosity factor τ と等しいと仮定して液相率と K/λ_2^2 の関係を示したものである。 K/λ_2^2 の値は液相率が減少するとともに低下し、(C) > (A) > (B) > (D) の順に小さくなることわかる。また特徴として、 K/λ_2^2 の値は液相率の低い領域で非常に大きいことわかる。これは、低固相率の条件では無次元周囲長の値が非常に大きいことに関係していると考えられる。

このように、デンドライトアーム間隔 λ_2 を実験もしくは理論的な方法で求めることができれば、 K/λ_2^2 の値から透過率 K を求めることができる。

2.4 透過率決定のための制御因子

前節で示したように、デンドライト間液相の透過率は、PF法やフラクタル次元、無次元周囲長を用いてデンドライト形態を評価することによって求めることができる。

一方、デンドライト形態は冷却速度や合金成分などによっても変化することが知られている。このため、デンドライト形態を制御する主要な因子を明らかにすることができれば、デンドライト形態を制御することによって透過率を制御することも可能になると考えられる。

多元系合金の製造に際し、引巣欠陥やマクロ偏析、逆

V偏析などの铸造欠陥を抑制・制御するには、さまざまな铸造条件において固液共存領域の液相流動を制御する必要があり、そのためには透過率を制御する必要がある。

2.1節で説明したように、デンドライト形態は、平衡分配係数 k_0 および異方性パラメータ ϵ_4 が増加すると側枝が増えて複雑になるが、界面エネルギー σ が増加すると側枝の発達が抑制されて単純になることがわかっている。しかしながら、多元系合金の物性制御において、界面エネルギーや異方性パラメータを制御することは困難である。実際に制御可能なパラメータとしては、合金成分の平衡分配係数を決定付ける合金成分や铸造時の冷却速度が有効である。

そこで、鉄基合金における冷却速度や合金成分がデンドライト形態に及ぼす影響を評価するため、上記の手法で透過率を算出して評価した。

計算にあたっては、本来であれば合金成分の変化が固液の界面エネルギーや異方性パラメータに及ぼす影響を考慮しなければならない。しかしながら、各元素添加による界面エネルギーや異方性パラメータの影響を考慮することは非常に困難である。そのためここでは、冷却速度や合金成分のみの影響を考慮した場合を仮定し、表1に示した条件で行った。

計算結果の一例として低液相率での三つの計算条件での結果を図7に示した。図7における計算条件は、(A) Fe-0.15mass%C, $R_c=50\text{K/s}$, (B) Fe-0.15mass%C, $R_c=100\text{K/s}$, (C) Fe-0.15mass%C-0.5mass%Mn, $R_c=100\text{K/s}$ である。ここで R_c は冷却速度である。フラクタル次元と無次元周囲長の評価結果も図7中に併せて示している。デンドライト形態は冷却速度の増加および合金成分のMn添加により複雑になり、これらの評価指標も増加することがわかる。そこで図7よりデンドライトアーム間隔を測定し、式(12)に従って透過率を算出した。

図8は、デンドライト形態をフラクタル次元もしくは無次元周囲長で定量化した数値を用い、それぞれが tortuosity factor τ に等しいと仮定して透過率を求めたものである。Fe-C-Mn合金では、フラクタル次元、無次元周囲長のいずれも液相率が低くなるとともに透過率も低下している。一方、Fe-C合金でのフラクタル次元においては、いずれの冷却速度の条件においても、低液相率

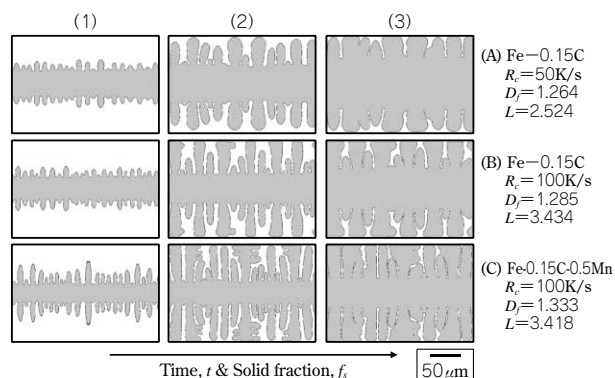


図7 デンドライト形態に及ぼす冷却速度と組成の影響

Fig. 7 Effects of cooling rate and composition on the dendrite morphology in Fe-base alloy simulated by Phase-field method

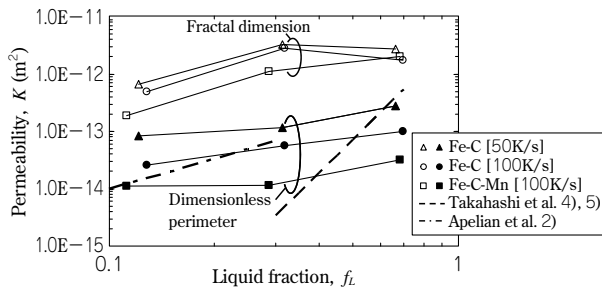


図8 図7に示した dendrite 形態および参考文献2), 4), 5) から求めた透過率
Fig. 8 Evaluated permeability, K , from the fractal dimension, D_f , and dimensionless perimeter, L , of the dendrite morphologies shown in Fig.7. and the permeability reported in Ref.2, 4 and 5

では液相率が低くなるとともに透過率も低下する関係にあるが、高液相率では逆に透過率が低下している。この原因としては、液相率が0.7以上の高液相率領域では dendrite ネットワークが十分に形成されておらず、透過率を正確に評価することが難しいためと考えられる。さらに、図8ではフラクタル次元を直接 tortuosity factor τ と等しいと仮定しており、この2次元での計算においては、図2に示したようにフラクタル次元は1.2~1.5の比較的狭い範囲にある。したがって、式(12)において、tortuosity factor τ としてフラクタル次元を用いた場合、液相率が高い場合には dendrite アーム間隔 λ_2 の値の影響が大きくなり、透過率の値が逆の結果となることがあり得るものと考えられる。

一方、無次元周囲長の場合には液相率が低くなるとともに透過率も低下しており、その関係は全領域にわたって比例関係にある。これは、無次元周囲長が2~10の比較的広い範囲にあることから(図3)、液相率が高い領域においても液相率と透過率が比例関係にあるのではないかと考えられる。

また図8には金属材料の合金系(Al-4%Si合金, steel)において過去に報告されている透過率の実測値^{2), 4), 5)}を示した。本稿での計算で無次元周囲長から求めた透過率の値は $1.1 \times 10^{-14} \sim 2.7 \times 10^{-13}$ であり、過去の報告値とほぼ同等であることがわかる。

以上のことから、tortuosity factor τ として無次元周囲長を用いて求めた透過率はほぼ妥当なものと考えられるが、tortuosity factor τ としてフラクタル次元を用いる場合には、直接等しいとして用いるのではなく何らかの関数として使用することが望ましいと考えられる。フラクタル次元を用いる方法として、図4に示したフラクタル次元と無次元周囲長との相関関係を用いてフラクタル次元を無次元周囲長に換算し、tortuosity factor の値として代入することで透過率を評価することが期待できる。実際の鋳塊の dendrite 組織において複数の dendrite 組織が関係する場合、無次元周囲長を算出することは困難であるが、フラクタル次元は画像解析的に算出することが比較的容易である。したがって、フラクタル次元を用いて透過率を評価する手法は、実鋳塊の実用的な面からも非常に有効な指標であると考えられる。

以上により、透過率をさまざまな鋳造条件下において PF 法で計算した dendrite 形態の結果を用い、フラ

クタル次元や無次元周囲長で dendrite 形態を定量的に評価することによって dendrite 間の透過率を評価できることを示した。

むすび＝本稿では、フラクタル次元と無次元周囲長をフェーズフィールド法で計算した dendrite 形態の結果を用いて定量的評価を行った。その結果、フラクタル次元および無次元周囲長は dendrite 形態の複雑さを評価するのに有効な指標であることを示した。

さらに、このようにして評価したフラクタル次元と無次元周囲長を活用し、Fe-0.15mass%C 二元系合金と Fe-0.15mass%C-0.5mass%Mn 三元系合金を対象として dendrite 間の液相流動の透過率を評価した。また、算出した透過率の値は $1.1 \times 10^{-14} \sim 2.7 \times 10^{-13}$ であり、金属材料の合金において過去に他の研究者らによって報告されている値とほぼ同等であり、妥当な結果であることがわかった。

一方、フラクタル次元を用いる方法として、フラクタル次元と無次元周囲長との相関関係を用いてフラクタル次元を無次元周囲長に換算し、tortuosity factor の値として代入することによって透過率を評価することが期待できる。これは、複数の dendrite 組織からなる実鋳塊組織に適用する場合に、フラクタル次元を画像解析的に求めることが比較的容易なため、実用的には非常に有効な手法と考えられる。

すなわち本手法は、PF 法を用いた計算結果によってさまざまな鋳造条件下での dendrite 形態を予測し、合金の透過率を定量的に求めることができることを明らかにした。

参考文献

- 1) T. S. Pivonka et al. : Trans. metall. Soc. A. I. M. E., 236(1966), 1157.
- 2) D. Apelian et al. : Metall. Trans., 5(1974), 2533.
- 3) N. STREAT et al. : Metall. Trans., 7B(1976), 417-423.
- 4) T. Takahashi et al. : Nippon-Kinzoku-Gakkaishi, 43(1979), 1086.
- 5) T. Takahashi et al. : Tetsu-to-Hagane, 68(1982), 623.
- 6) R. NASSER-RAFI et al. : Metall. Trans., 16A(1985), 2263-2271.
- 7) D. R. POIRIER : Metall. Trans., 18B(1987), 245-255.
- 8) K. MURAKAMI et al. : Acta Metall., 31(1983), 1417-1424.
- 9) K. MURAKAMI et al. : Acta Metall., 32(1984), 1423-1428.
- 10) K. MURAKAMI et al. : Acta Metall., 32(1984), 1741-1744.
- 11) J. A. Spittle et al. : Acta Metall. Mater., 37(1989), 1803.
- 12) M. Rappaz et al. : Acta Metall. Mater., 41(1993), 345.
- 13) L. Nastac : Acta Mater., 47(1999), 4253.
- 14) R. Kobayashi : physica D, 63(1993), 410.
- 15) S. G. Kim et al. : Phys. Rev E, 60(1999), 7186.
- 16) A. Karma et al. : Phys. Rev. E, 57(1998), 4323.
- 17) M. Ode et al. : ISIJ Int., 40(2000), 870.
- 18) Y. Natsume et al. : Mater. Trans., 44(2003), 819.
- 19) Y. Natsume et al. : Mater. Trans., 44(2003), 824.
- 20) T. Kleiser et al. : Z. Metallkd., 77(1986), 582.
- 21) E. Hornbogen : Z. Metallkd., 78(1987), 622.
- 22) M. J. Tanaka : Mater. Sci., 27(1922), 4712.
- 23) A. Yang et al. : Sci. Tech. Adv. Mat., 2(2001), 101.
- 24) D. Sanyal et al. : Chem. Eng. Sci., 61(2006), 307.
- 25) N. Matsushita : "Furakutaru no Buturi", Shokabou, (2002), p.36.
- 26) T. S. Pivonka et al. : Trans. Met. Soc., AIME, 236(1966), 1157.

(技術資料)

新ESRによる高品位ロール製造技術

High-quality Work Roll Manufacturing Technology Using New ESR



佐藤 潤*
Jun SATO



岩永浩司*
Kouji IWANAGA



富岡 篤*
Atsushi TOMIOKA



西口克茂*
Katsushige NISHIGUCHI



中嶋宏樹**
Hiroki NAKASHIMA



石田 斉***
Hitoshi ISHIDA

As work rolls for cold rolling (hereinafter referred to as rolls) have a stringent requirement for a high degree of surface and internal quality, the rolls are generally made from ESR (Electro Slag Remelting) ingots, which assures stable quality. In order to produce rolls with good dendrite pattern, a fine and uniform dendrite structure with no flow pattern is necessary. Segregation lines called freckle are sometimes generated in the ingots. Freckle should not be generated within the range of use of the rolls. In recent years, the equipment was upgraded, and a great improvement was seen in surface quality and internal quality.

ま え が き＝冷間圧延用ワークロールは、薄板用鋼板を冷間で圧延するとき使用されるロールである。表面および内部品質の要求が厳しいため、これらに対して安定した品質が保証できる ESR (Electro Slag Remelting) 鋼塊が一般的に使用されている。ロール表面の耐肌荒れ性に対して流れ模様のない微細で均一なデンドライト模様が必要である。また、鋼塊の内部には、材質によってフレッケルと呼ばれる偏析線が発生するが、ロールの有効使用範囲にフレッケルが現出してはならない。このような厳しい品質要求に対応するために、2007年に ESR 設備の更新を行い、表面品質および内部品質の大幅な向上を実現したので報告する。

1. 冷間圧延用ワークロール製造方法と求められる特性

冷間圧延用ワークロール（以下、ロールという）は、EF(電気炉)→LF(取鍋精錬炉)→下注造塊→ESR→鍛錬・熱処理→機械加工の工程で製造される。ESR 法は、目的とする金属を消耗電極とし、水冷铸型内で熔融スラグ層に大電流を流すことによって抵抗熱を発生させて電極を溶解する再溶解法の一つである。液滴状となった溶鋼はスラグ層を通過し、逐次凝固して鋼塊となる。得られた鋼塊は清浄度に優れており、ロールや航空機用部材などの高付加価値製品の製造に用いられている。

ロールの製品品質は ESR 後の鋼塊品質に大きく影響を受け、表面のデンドライト組織が微細で均一であること、およびフレッケルと呼ばれる溶鋼成分の正偏析が使用範囲内に現出しないことが求められる。ロールはその使用条件によって求められる品質が異なり、飲料水用缶材を圧延するために用いられるブリキ圧延用ロールは、とくにその表面に微細で均一なデンドライト組織が必要である。ブリキ圧延用ロールの中でも使用後のロールを

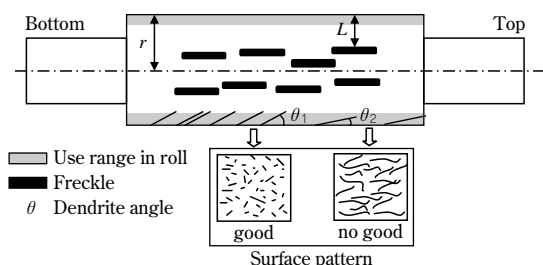


図 1 ロール材に必要な品質
Fig. 1 Necessary quality for roll material

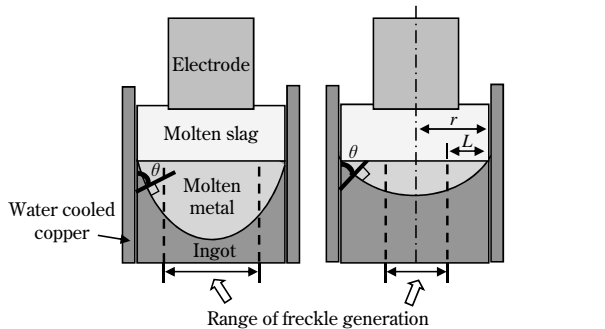
再加工して使用する再生ロールは、厳しい表面品質に加え、通常のロールの約 2 倍の深さまでフレッケルが現出してはならない。

表面デンドライト組織を微細化するためには铸型と鋼塊のデンドライト成長方向との角度を大きくする必要があり、デンドライト角度によってロールの表面組織を評価することが可能である。本稿では、表面品質の評価指標としてデンドライト角度 θ を、内部品質の評価指標としてフレッケル深さ L/r (L : 鋼塊外周からのフレッケル発生距離, r : 鋼塊半径) を使用し (図 1), それらの指標の改善内容について述べる。

2. デンドライト角度とフレッケル深さの関係

デンドライトは溶鋼プール形状 (凝固界面) に垂直に成長するため^{1), 2)}, デンドライト角度を大きくするには溶鋼プール側面を铸型にできるだけ平行にする必要がある。一般的に、溶解速度が速くなると溶鋼プールは深くなり、デンドライト角度は大きくなる。一方、フレッケルは、濃化溶鋼が浮上して凝固層に捕らえられたものであり、溶鋼プールが浅いほど発生しにくい^{3), 4)}。溶鋼プールを浅くするためには溶解速度を遅くする必要がある。すなわち、デンドライト角度とフレッケル深さは相

*鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 製鋼製造部 **鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 技術開発部 ***技術開発本部 材料研究所



Melting rate	High	Low
Molten metal depth	Deep	Shallow
Dendrite angle (θ)	Big(good)	Small(no good)
Depth of freckled region (L/r)	Small(no good)	Big(good)

図2 溶解速度、溶鋼プール深さ、 dendrite 角度 (θ) およびフレックル深さ (L/r) の関係

Fig. 2 Relationship between melting rate, molten metal depth, dendrite angle (θ), and depth of freckled region (L/r)

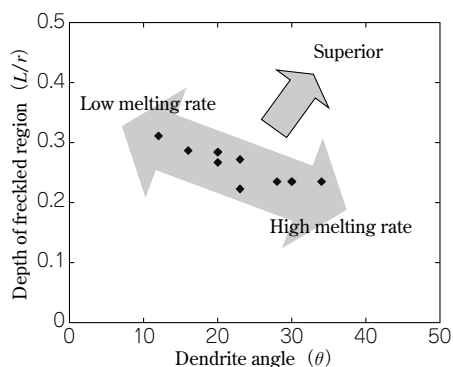


図3 dendrite 角度とフレックル深さの関係

Fig. 3 Relationship between dendrite angle and depth of freckled region (L/r)

反する関係があり、溶解速度が速いと、 dendrite 角度 θ は大きくなり、フレックル深さ L/r は小さくなる。逆に、溶解速度が遅いと dendrite 角度 θ は小さくなり、フレックル深さ L/r は大きくなる (図2)。溶解速度を種々変えて溶解したときの dendrite 角度 (θ) とフレックル深さ (L/r) の関係を図3に示す。 dendrite 角度は、鋼塊表面側から 30mm 深さ位置 (出荷時のロール外表面を想定) と、90mm 深さ位置 (ロール廃却時のロール外表面を想定) の平均値で整理して示しているが、この図からも溶解速度のみのコントロールでは dendrite 角度とフレックル深さの両者を同時に改善できないことがわかる。

3. スラグスキン厚さの低減

ESRにおいて溶解速度以外に鋼塊の品質に影響を及ぼす溶解条件は、フラックス組成、フラックス量、電流、電圧、鑄型冷却能力、フィルレシオなど種々ある。当社では、 dendrite 角度とフレックル深さの両者を同時に改善することを目的として、鋼塊と水冷銅鑄型の間に形成されるスラグスキンの熱伝達に着目し、スラグスキン厚さを薄くして鋼塊の冷却速度を向上させ、溶鋼プールの側面を鑄型に平行に近くすることによって全体的に浅い形状にすることを考えた (図4)。

スラグスキン厚さは、主にスラグ組成と電極の浸漬量に大きく影響を受けており、スラグスキンを薄くするた

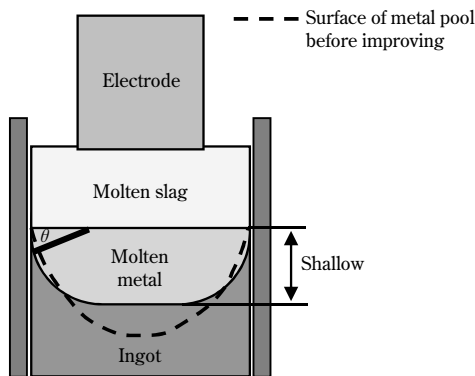


図4 理想的な溶鋼プール形状

Fig. 4 Ideal shape of molten metal

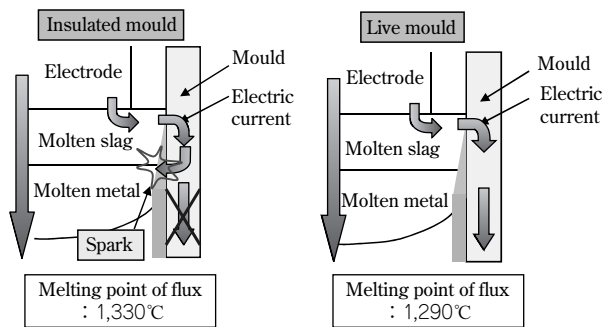


図5 ESR 溶解における鑄型絶縁方式と鑄型導電方式の模式図

Fig. 5 Pattern diagrams of insulated mould and live mould in ESR melting

表1 電極位置制御方式

Table 1 Electrode positioning control

	Conventional ESR	New ESR
Electrode positioning control	Voltage swing	Resistance swing
Electrode positioned by	Winch hoisting	Ball screw
Amount of immersion	10mm	1 ~ 3mm

めには低融点フラックスの使用や電極浸漬量の低減が有効である。

CaO-Al₂O₃-CaF₂系フラックスにおいて CaF₂濃度を高めた低融点フラックスは電気伝導性が高く、鑄型と鋼塊が絶縁されている絶縁方式で使用した場合、鑄型-鋼塊間に電位差が生じアーキングが発生する。このため、更新前の設備では使用が困難であった。低融点フラックスを使用するためには、鑄型-鋼塊間を同電位とすることが必要である (図5)。新 ESR では鑄型導電方式を採用することにより、低融点 (1,290°C) のフラックスを使用することが可能となった。

また、スラグ層への電極浸漬量を大きくすると電極からの抜熱が大きくなり、スラグ層温度が低下してスラグスキンが厚くなる。このため、電極の浸漬量はできるだけ小さいほうがよい。しかし、更新前は電極をワイヤでつる方式を採用していたため、応答速度が遅く、電極位置の正確な制御が困難であった。また、電圧スイング方式を採用していた電極位置制御に対しては、スラグ組成の変化による電気伝導度の変化やスラグボリュームの変化、電極およびインゴット長さの変化に伴う電気抵抗および電圧の変動がその制御を阻害していた。このため、電極位置制御方法を抵抗スイング制御とした (表1)。

その他、ESR 設備の更新前後の特徴を図6にまとめた。

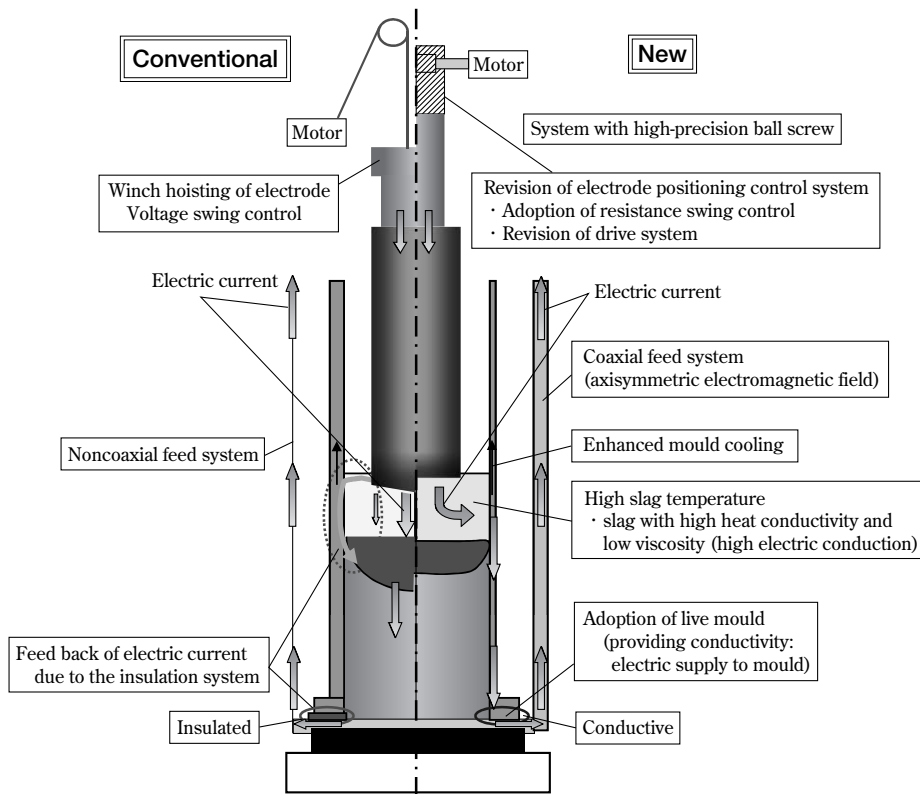


図6 更新前後のESRの特徴
Fig. 6 Features of conventional and new ESR

4. 新 ESR で製造した鋼塊の品質

ESR 更新前後における鋼塊の品質評価に加え、最適な操業条件を考察した。

4.1 調査方法

新 ESR での鋼塊品質を調査するため、TOP 部に 500mm の余長をつけた鋼塊を製造し、図 7 に示す要領で①φ810×30mm 横断面マクロ用試験片、②810×470×30mm 縦断面マクロ用試験片を採取した。

横断面マクロ用試験片にて認められるスポット状偏析のなかで、平均径が 2mm を超えるものをフレッケルと判定し、その発生位置を調査した。また、縦断面マクロ用試験片ではデンドライト成長方向の角度を測定した。

4.2 調査結果

図 8 に横断面マクロ組織写真を、図 9 に縦断面マクロ

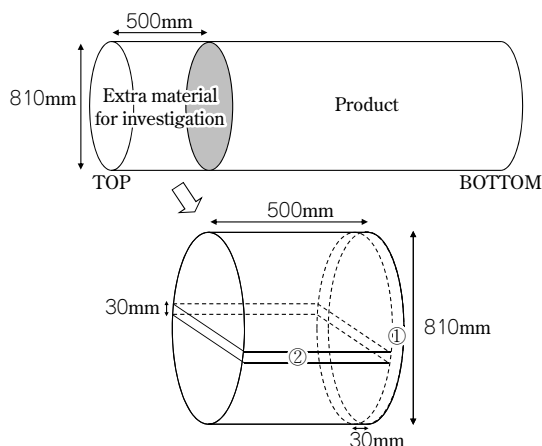


図7 ESR 鋼塊調査用試験片
Fig. 7 Specimens for investigation of ESR

組織写真の一例を示す。また、図10にデンドライト角度とフレッケル深さの関係を、新 ESR の場合および従来 ESR の場合を比較して示す。デンドライト角度およびフレッケル深さが従来よりも大幅に改善していることがわかる。

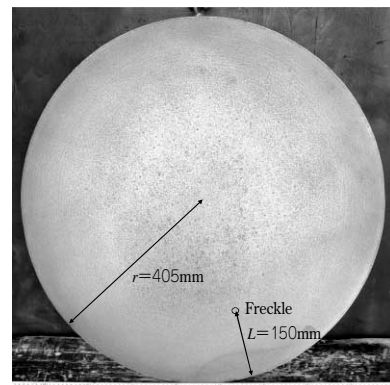


図8 横断面マクロ組織写真の一例〔フレッケル発生位置：表面下 150mm 深さ ($L/r=0.37$)〕

Fig. 8 Photograph of typical cross-sectional macro structure [Freckled region:150mm deep from the surface ($L/r=0.37$)]

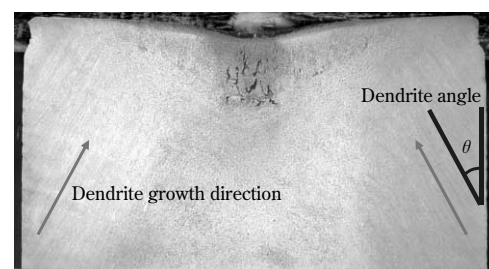


図9 縦断面マクロ組織写真の一例

Fig. 9 Photograph of typical longitudinal sectional macro structure

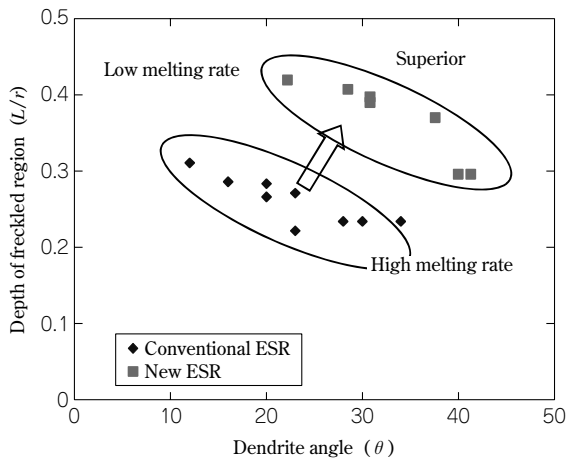


図10 新 ESR 鋼塊におけるデンドライト角度とフレックル深さの関係

Fig.10 Relationship between dendrite angle(θ) and depth of freckled region(L/r) in the ingot produced by New ESR

5. 鋼塊内部品質向上の理論的検証

今回の ESR 装置の更新により、制御方法の違いやスラグ組成、スラグ温度、溶鋼温度、スラグスキン厚さ、鋳型構造など、鋳造条件が従来と変わったため、凝固プロフィールが変化しと考えられる。そこで、今回の鋼塊品質の向上を理論的に検証するため、数値解析（伝熱計算）によって溶鋼プール形状（デンドライト角度）を求め、4章で実施した鋼塊品質調査結果と比較した。

ESR 溶解における凝固界面の進行状況および溶鋼プール形状の算出は、当社が開発した有限要素法凝固解析プログラム“CASTEM (Casting Analysis System)”を使用した⁵⁾。CASTEM は次式のような凝固時の潜熱放出を考慮した非定常熱伝導方程式を解くことができる。

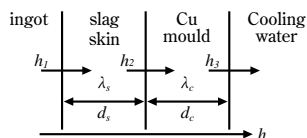
$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right)$$

ここで、 T は温度、 t は時間、 C は比熱、 ρ は密度、 L は潜熱、 f_s は固相率、 λ は熱伝導率である。

伝熱計算に用いた物性値は表 2 に示すとおりである。溶解速度は 600, 700, 920 kg/h の 3 条件とした。溶鋼プール表面の溶湯温度 T (°C) は測定データがないため、従来 ESR において過去に別鋼種の溶解で測定したスラグ温度を参考に式 (1) より算出した。ここで α をフィッティングパラメータとした。

$$T(^{\circ}\text{C}) = 0.24 \times (\text{溶解速度 kg/h}) + 1460 + \alpha \quad \dots (1)$$

また、鋼塊側面と水冷銅鋳型間の総括熱伝達係数 h は、式 (2) の計算式により算出した値を使用した。



$$\frac{1}{h} = \frac{1}{h_1} + \frac{1}{\lambda_s/d_s} + \frac{1}{h_2} + \frac{1}{\lambda_c/d_c} + \frac{1}{h_3} \quad \dots (2)$$

上記条件で計算したスラグスキン厚さと総括熱伝達係数の関係を図 11 に示す。従来 ESR のスラグスキン厚さが約 3mm であったのに対して更新後の ESR では 1mm であり、総括熱伝達係数は約 2.5 倍になっていると考えら

表 2 伝熱計算に使用した物性値と実験条件

Table 2 Physical properties and experimental conditions used in heat transfer analysis

Liquid steel physical properties	Liquidus temperature	1,450°C		
	Solidus temperature	1,344°C		
	Heat conductivity	$3.8 \times 10^{-2} \text{ cal}/(\text{mm} \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C})$		
	Specific heat	0.17 cal/g/K		
	Density	$7.6 \times 10^{-3} \text{ g}/\text{mm}^3$		
	Latent heat of solidification	65 cal/g		
Coefficient of heat transfer	Ingot bottom	$1.4 \times 10^{-3} \text{ cal}/(\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C})$		
	Ingot side surface	$2.7 \times 10^{-4} \text{ cal}/(\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C})$		
Melting speed		600kg/h	700kg/h	920kg/h
Molten metal temperature		$1,604^{\circ}\text{C} + \alpha$	$1,628^{\circ}\text{C} + \alpha$	$1,681^{\circ}\text{C} + \alpha$

表 3 スラグスキン厚さと総括熱伝達係数

Table 3 Slag skin thickness and overall heat transfer coefficient

	Slag skin thickness (mm)	Overall heat transfer coefficient ($\times 10^{-4} \text{ cal}/(\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C})$)
Conventional ESR	3	1.05
New ESR	1	2.68

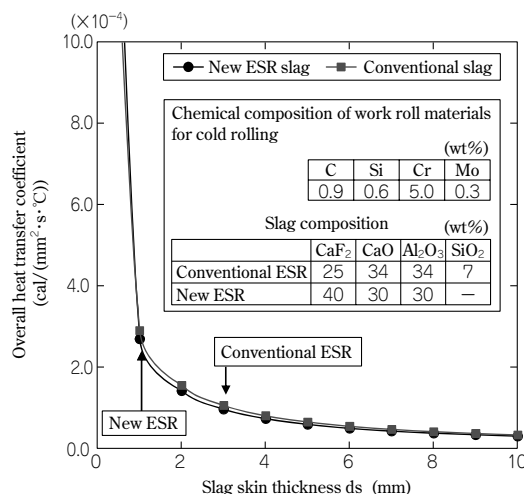


図11 スラグスキン厚さと総括熱伝達係数

Fig.11 Slag skin thickness and overall heat transfer coefficient

れる (表 3)。

つぎに、溶鋼プール形状を計算した一例を図 12 に示す。計算モデルは 2 次元軸対称モデルのため、左側が鋼塊中心、右側が鋼塊表面となる。図中には、各時間における等液相線温度分布と等固相線温度分布から決まる溶鋼プール形状を示した。

デンドライト角度の算出は、鋼塊表面側から 30mm および 90mm 深さ位置において、等液相線温度分布で決まる溶鋼プール形状に垂直な方向をデンドライト成長方向とした。これと鋼塊表面との角度を求めてデンドライト角度とし、30mm および 90mm 深さ位置の平均値で評価した。

平均デンドライト角度の計算値と実測値を比較した結果を図 13 に示す。計算値と鋼塊の実測値に差異があることがわかった。また、図 13 は従来設備で測定したスラグ温度を参考に算出したが、今回の更新で電極位置制御

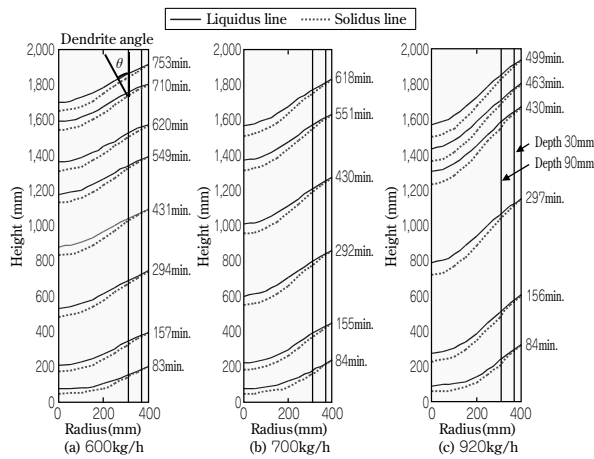


図12 各溶解速度のメタルプール形状 ($\alpha=50^\circ\text{C}$)
Fig.12 Metal pool shapes at each melting speed ($\alpha=50^\circ\text{C}$)

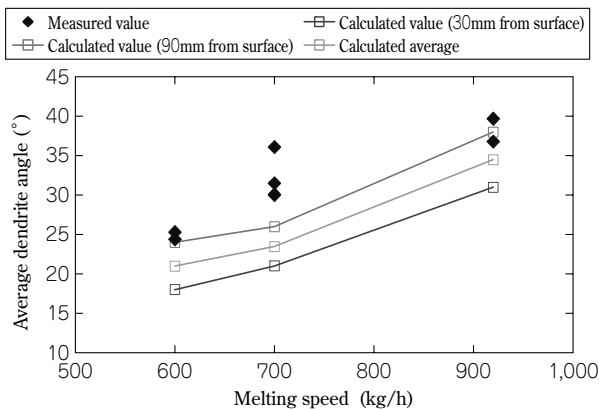


図13 平均デンドライト角度の計算 ($\alpha=0^\circ\text{C}$) と実測値
Fig.13 Calculated (Molten metal temperature $\alpha=0^\circ\text{C}$) and measured values of average dendrite angle

機構を変更 (抵抗スイング制御の採用, 電極駆動方式変更) したことにより, 更新後の ESR では電極浸漬量を浅くすることができ, より高いスラグ層温度 (=溶湯温度) が得られていると考えられる。

そこで, 式 (1) におけるフィッティングパラメータ α を 50°C および 100°C の条件で溶鋼プール表面の溶湯温度 $T(^\circ\text{C})$ を求めた。おのおのの条件で平均デンドライト角度を算出し, 実測値と比較を行った結果を図14, 15 に示す。

実測値と比較した結果, 溶鋼プール表面の溶湯温度 $T(^\circ\text{C})$ は, $\alpha=50\sim 100^\circ\text{C}$ においてデンドライト角度が鋼塊の実測値に近づくことがわかった。

以上のことから, 今回更新した ESR 装置では, 更新前よりもスラグ温度が $50\sim 100^\circ\text{C}$ 高く保たれており, その結果としてスラグスキン厚さが従来の 3mm から新 ESR で 1mm に薄くなったと考えられる。また, スラグスキンが薄くなって鋼塊側面の冷却速度が速くなり, 溶鋼プール形状が改善されて (図 4) デンドライト角度が大きくなり, かつフレッケル欠陥の少ない鋼塊が得られたものと考えられる。

6. まとめ

高品位ロールの生産を目的として ESR 装置を更新した。新装置での溶解条件と鋼塊内部品質の関係を調査

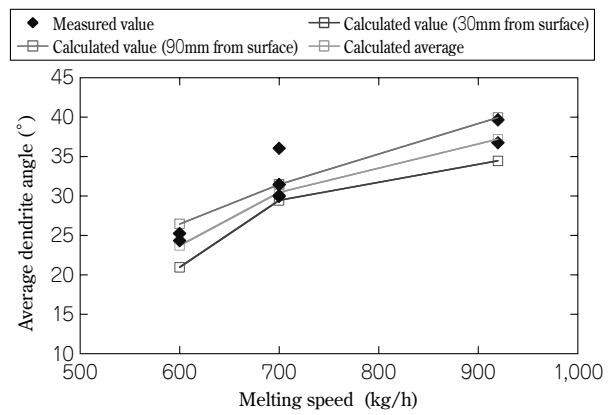


図14 平均デンドライト角度の計算 ($\alpha=50^\circ\text{C}$) と実測値
Fig.14 Calculated (Molten metal temperature $\alpha=50^\circ\text{C}$) and measured values of average dendrite angle

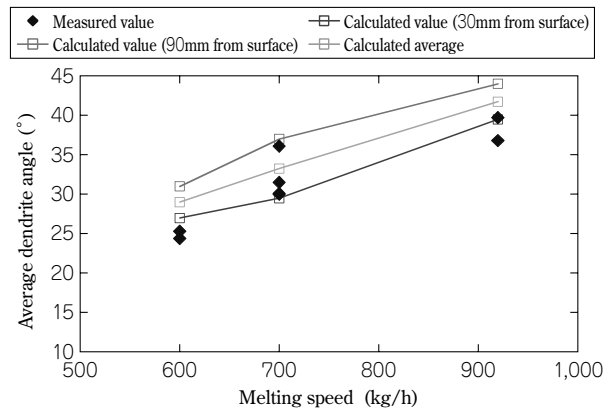


図15 平均デンドライト角度の計算 ($\alpha=100^\circ\text{C}$) と実測値
Fig.15 Calculated (Molten metal temperature $\alpha=100^\circ\text{C}$) and measured values of average dendrite angle

し, 以下の結果が得られた。

- (1) 新 ESR におけるデンドライト角度とフレッケル発生深さは, 従来 ESR に比較して大幅に改善した。
- (2) ESR 鋼塊のスラグスキンは従来 ESR の 3mm に対して新 ESR では 1mm となり, 総括熱伝導係数は約 2.5 倍となった。
- (3) 鋼塊内部品質と凝固解析結果より, 新 ESR では従来 ESR よりもスラグ温度が $50\sim 100^\circ\text{C}$ 高くなったと考えられる。高スラグ温度の実現により, スラグスキンを薄くできたと考えられる。

むすび=更新後の ESR 装置で製造したロール材の品質とその評価について概説した。さらに, 本装置は自動溶解制御システムを具備しており, 作業によるバラツキが少なく, 高品位のロール材を安定的に生産することが可能である。

参考文献

- 1) 鈴木 章ほか: エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, (1979), pp.132-133.
- 2) 梶井 明ほか: エレクトロスラグ再溶解法の物理化学と技術的諸問題, (1979), pp.149-151.
- 3) 山田人久ほか: 鉄と鋼, 第1号 (1989), pp.97-104.
- 4) 山田人久ほか: 鉄と鋼, 第1号 (1989), pp.105-112.
- 5) 藪 忠司ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.37, No.4 (1987), pp.99-100.

(技術資料)

大形鍛鋼品へのポリマー焼入れの適用

Application of Polymer Quenching for Large Forgings



石山 治*
Osamu ISHIYAMA



松本 修*
Osamu MATSUMOTO



高橋 功*
Isao TAKAHASHI



藤田寿夫**
Hisao FUJITA

Kobe Steel introduced polymer quenching instead of oil quenching, to prevent fires and preserve the environment. New polymer quenching equipment was constructed, taking into consideration the cooling ability and temperature changes of polymer solution, and various quenching tests were performed to establish the operational technology. Currently, polymer quenching is being used for large forgings including complex shapes such as a solid-type crankshaft that exceeds the maximum weight of 40 tons.

まえがき＝鋳鍛鋼製品として当社では、主に一体型クランク軸、組立型クランク軸などの船舶用製品を製造している。近年、これらの鋳鍛鋼製品は高強度化の傾向にあり、機械的性質確保の観点から、焼入れ性の高い低合金鋼が多用されている。この場合、熱処理の焼入れ工程では油焼入れが施されることが多いが、油焼入れには次の問題点がある。

- 1) 火災発生の危険性
- 2) 油煙・油臭による作業環境の悪化

上記の油焼入れの問題点を解決する手段として、焼入れ液に水溶性ポリマーを用いた焼入れ方法（ポリマー焼入れ）がある。当社では、安全性のさらなる向上および環境問題への積極的対応の観点から、ポリマー焼入れ装置導入の検討を行ってきた。

一般的に、ポリマー焼入れは油焼入れに比較して冷却速度は大きい。そのため焼割れ発生の可能性が高くなる。一方、焼割れは鋼材が大きいほど、また形状が複雑であるほど起こりやすくなると考えられる。既にポリマー焼入れを導入している国内外の鋳鍛鋼メーカー^{1),2)}はいずれも、熱処理される鋼材サイズが小さいか、丸棒形状や板形状といった焼割れが生じにくいものを対象としている場合がほとんどである。当社が製造する船舶用製品は、例えば一体型クランク軸のように数mもの長さを有する大形の鍛鋼品であり、しかも複雑形状を有している。このような大形複雑形状の鍛鋼品を工業的にポリマー焼入れしている例はこれまでに報告がなく、当社におけるポリマー焼入れ装置の導入は、技術的に新しい取組みであるといえる。

このような状況のもと、当社の大形複雑形状鍛鋼品に適用できるポリマー焼入れ設備の仕様を検討し、適正な操業条件の検討を行いながら新しいポリマー焼入れ設備を導入した。その結果、ポリマー焼入れ技術を工業的に

適用することが可能となったので以下に報告する。

1. 新ポリマー焼入れ設備の仕様

新しいポリマー焼入れ設備の代表的な仕様を表1に、系統図を図1に示す。攪拌（かくはん）ポンプの能力は、ポリマーメーカー推奨値（15～20回/h）を参考にして、17回/hと決定した。冷却用ポンプおよび熱交換器の能力は、製品浸漬中のポリマー水溶液温度の上昇を15℃以下となるよう決定した。当社が採用したポリマー液はポリアルキレングリコール系（Poly Alkylene Glycol、以下PAGという）のUcon-Quenchant E（米国Dow Chemical Companyの商標）である。PAG系ポリマー水溶液は、一定以上の温度に上昇するとポリマーが水と分離（Ucon-Quenchant Eの場合、74℃³⁾）してしまうため、焼入れ中のポリマー水溶液の温度上昇を分離温度以下に抑制する必要がある。

図2に、45tonの一体型クランク軸を焼入れした場合のポリマー水溶液の温度変化を推定（解析）した結果を示す。温度変化の推定は、

- ① クランク軸の冷却にともなう放出熱量を算出し、この熱量によるポリマー水溶液の温度上昇
- ② 熱交換器と冷却用ポンプ能力に基づく水温の低下を求め、初期温度30℃としてポリマー水溶液温度の時間変化を算出した。これにより、ポリマー水溶液温の最大

表1 ポリマー焼入れ設備の仕様
Table 1 Main specification of polymer quenching equipment

Items	Capacity
Tank dimension	Length : 15m Width : 3.6m Depth : 4m
Stirring pump	11.25m ³ /min×4units
Cooling pump	8.05m ³ /min×1unit
Heat exchanger	4,700,000kcal/h

*鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 鍛圧部 **（株）コベルコ科研

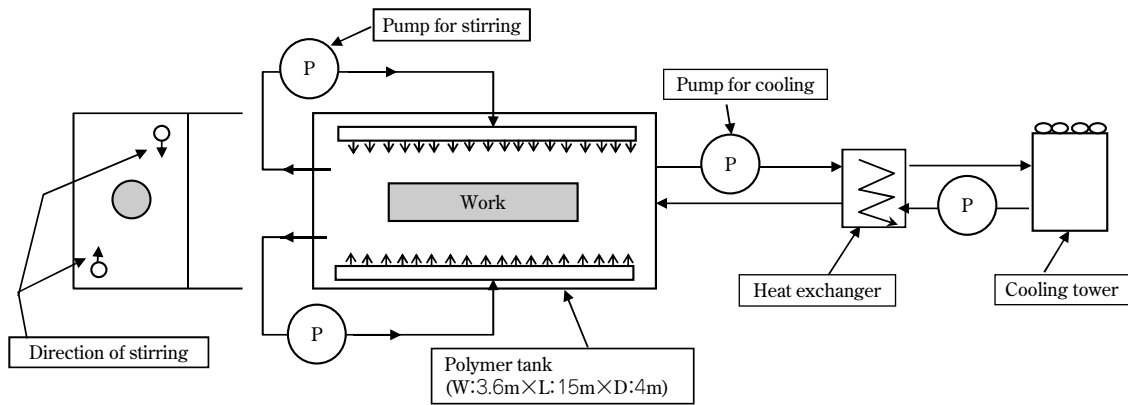


図1 ポリマー焼入れ設備の系統図
Fig. 1 System constitution of polymer equipment

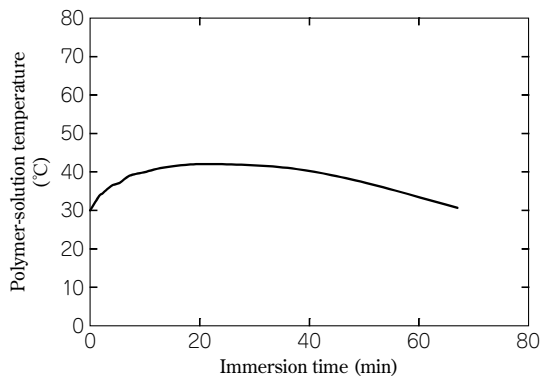


図2 45トンの一体型クランク軸をポリマー焼入れした際のポリマー水溶液の温度変化解析結果
Fig. 2 Analysis result of change of polymer-solution temperature for 45ton solid-type crankshaft quenching

上昇温度は15℃以下となっており、ねらいどおりに温度管理ができることがわかった。

2. 基礎試験

2.1 ポリマー水溶液適用時の鋼材冷却速度

ポリマー水溶液を適用した際の鋼材の冷却速度を確認するため、焼入れ測温試験を実施した。試験片の形状は、代表的な一体型クランク軸の相当直径を模擬してφ540×4,500mmとし、表層部の焼入れ時の温度を測定した。比較として、油焼入れと水焼入れの場合の測温試験も実施した。図3に示したように、ポリマー焼入れの冷却速度は水焼入れよりも遅く、油焼入れと比較して35%速い程度であった。

2.2 冷却速度に及ぼすポリマー水溶液濃度の影響

小試験片(φ25×60mm)を用い、冷却速度に及ぼすポリマー濃度の影響を調査した。図4に示すように、ポリマー水溶液の濃度が高くなるにしたがって冷却速度は遅くなる傾向にある。しかし、濃度25%と27%では顕著な差異が認められなかった。このためポリマー水溶液濃度は、経済性を考慮して25%に決定した。

2.3 標準浸漬時間の決定

ポリマー焼入れ時の浸漬時間を決定するため、φ540mm、φ320mm、φ200mmの丸棒を25%濃度のポリマー水溶液に浸漬し、試験材の表面と中心部の温度を測定した。それぞれの測温結果を図5および図6に示す。

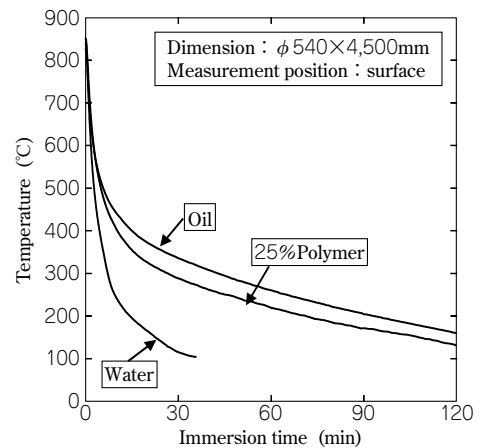


図3 水、ポリマーおよび油の冷却速度比較
Fig. 3 Comparison of cooling rate of water, polymer and oil quenching

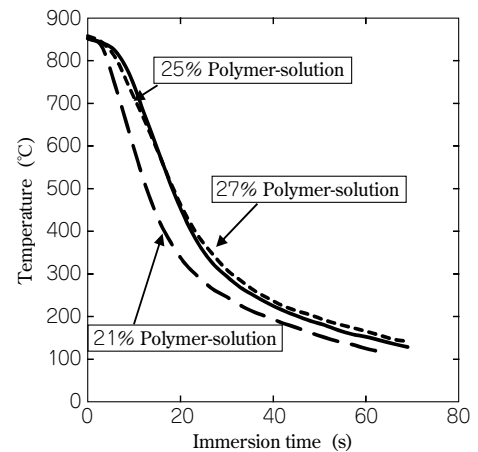


図4 冷却速度に及ぼすポリマー濃度の影響
Fig. 4 Influence of polymer concentration on cooling rate

これらの測温結果を基に、 t 秒間の試験材温度変化から冷却量 ΔQ_c は式(1)で表すことができる。

$$\Delta Q_c = \rho V c_p (T(t) - T(t - \Delta t)) / \Delta t \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 ρ ：密度、 V ：試験材体積、 c_p ：比熱、 T ：体積平均温度、 Δt ：測温間隔

また、この試験材冷却量から総括熱伝達率 h を式(2)から算出した。

$$h = \Delta Q_c / (A \times (T(t) - T_{polymer}(t))) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 A ：試験材の表面積、 T ：試験材の温度、 $T_{polymer}$ ：ポリマー水溶液の温度

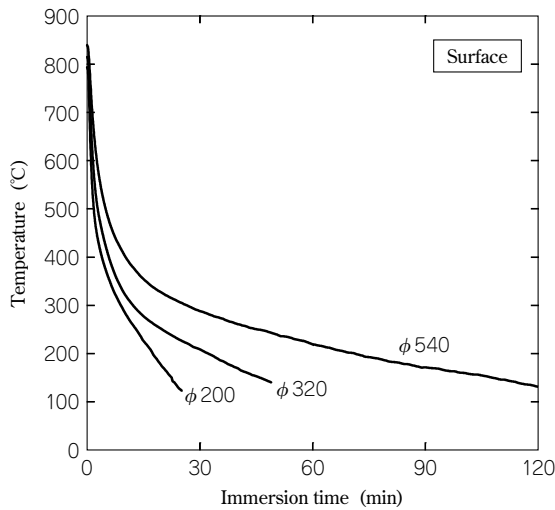


図5 25%濃度ポリマー水溶液における種々試験材の冷却速度変化(表面)

Fig. 5 Change of cooling rate for various sized test piece at quenching 25% polymer-solution (surface)

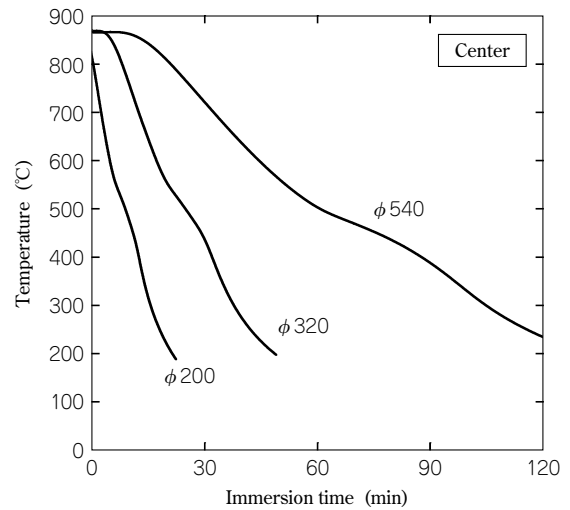
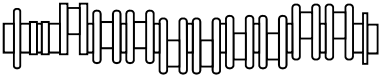
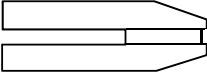
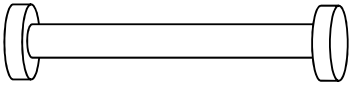
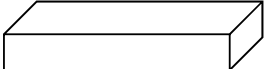


図6 25%濃度ポリマー水溶液における種々試験材の冷却速度変化(中心)

Fig. 6 Change of cooling rate for various sized test piece at quenching 25% polymer-solution (center)

表2 ポリマー焼入れを実施した製品の形状と数量

Table 2 Manufacturing experience and schematic shape of forgings applied polymer quenching

Products	Shape	Treated number	Maximum weight
Solid type crankshaft		1,500	45ton
Crank throw for built-up type crankshaft		248	5ton
Intermediate shaft		275	36ton
Mold steel		111	28ton

算出した総括熱伝達率を用い、丸棒中心温度が所定温度に到達する時間(浸漬時間)を種々の直径について求めた。こうして求めた浸漬時間と製品直径の関係を数式化し、ポリマー焼入れ時の標準浸漬時間の算定式とした。

3. 実製品へのポリマー焼入れの適用

3.1 操業

実製品へのポリマー焼入れは、2007年9月から開始した。ポリマー焼入れを適用した製品の材質は低合金鋼(Ni-Cr-Mo鋼, Cr-Mo鋼)および炭素鋼である。最大重量45tonの一体型クランク軸をはじめ、組立型クランク軸のクランクロー、中間軸、および型用鋼と多くの実製品に適用している。ポリマー焼入れ操業開始後から2010年1月の間にポリマー焼入れを実施した製品の形状と本数を表2に示す。焼割れが生じやすい大形複雑形状の鍛鋼品でありながら、すでに相当数のポリマー焼入れが問題なく実施できている。一例として、大形一体型クランク軸のポリマー焼入れ直前の状況を図7に示す。



図7 ポリマー焼入れタンクにおいて焼入れを開始する一体型クランク軸

Fig. 7 Solid-type crankshaft before quenching in the polymer tank

3.2 機械的性質

ポリマー焼入れを適用した製品において、表面および内部とも、要求される機械的性質を十分に満足することを確認している。図8および図9は、Cr-Mo鋼の一体型クランク軸のポリマー焼入れ品、および油焼入れ品の機械的性質を示す。ポリマー焼入れ品の引張強度レベル

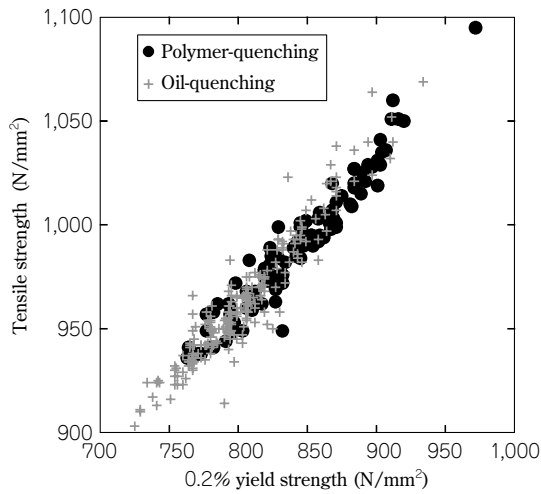


図8 一体型クランク軸 (Cr-Mo 鋼) におけるポリマー焼入れと油焼入れの強度比較

Fig. 8 Comparison of strength between polymer quenching and oil quenching for solid-type crankshafts (Cr-Mo steel)

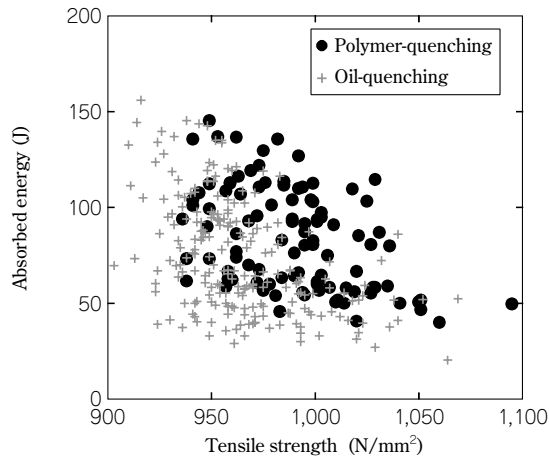


図9 一体型クランク軸 (Cr-Mo 鋼) におけるポリマー焼入れと油焼入れの靱性比較

Fig. 9 Comparison of toughness between polymer quenching and oil quenching for solid-type crankshafts (Cr-Mo steel)

は、若干の差異は認められるものの油焼入れ品とほぼ同等であった (図8)。一方、強度と靱性のバランスにおいては、ポリマー焼入れ品は油焼入れ品よりわずかながら優れる傾向が認められた (図9)。

このように、表2に示す相当数の製品においてそれぞれの要求特性に応じた機械的性質を十分に満足できることがわかった。当社は、従来報告例のない、複雑形状を有する大形鍛鋼品のポリマー焼入れ技術を工業レベルで確立できたと考えられる。

むすび＝当社は、熱処理工程における安全性の確保、環境問題への対応の観点からポリマー焼入れ装置の導入を検討し、以下の結果を得た。

- 1) 油焼入れからポリマー焼入れに変更することにより、火災発生リスクを低減し、油煙・油臭などの環境への影響を低減することができた。
- 2) 生産を行う上での水溶性ポリマーの温度や濃度の条件を適正に定めた結果、従来ポリマー焼入れの適用例がなかった大形複雑形状の鍛鋼品において相当数の生産実績を積むことができた。
- 3) ポリマー焼入れ品の機械的性質を調査した結果、油焼入れ品と同等以上の特性を有することを確認した。
- 4) 上記より、大形複雑形状の鍛鋼品を対象とする、工業レベルでのポリマー焼入れ技術が確立できたと考えられる。

ポリマー焼入れ設備の導入にあたり、(株)三菱製鋼、(株)エンダー、Buderus Edelstahl(独)より貴重な情報を頂いた。また、ポリマー液に関し、ナガセ ケムスペック(株)より貴重な助言を頂いた。ここに感謝の意を表す。

参考文献

- 1) K. Hiltner : 15th International Forgemasters Meeting, Kobe, Japan, Oct. 2003, p.526.
- 2) 清水ほか：三菱製鋼技報, Vol.23, (1989), p.33.
- 3) 鳴海孝雄：工業加熱, Vol.32, No.5 (1995), p.55.

(技術資料)

組合せ荷重下にある組立型クランク軸のフィレット冷間ロール加工による疲労強度向上効果の予測

Prediction of Effects of Cold Rolling Method on Fatigue Strength Under Combined Loading



松田真理子*
Mariko MATSUDA



大月英士**
Eiji OOTSUKI



梶原修平***
Shuhei KAJIHARA



埴 洋二****
Yoji HANAWA



濱田 猛*****
Takeshi HAMADA

The cold rolling method is adopted to improve the fatigue strength of crankpin fillet for marine diesel engines. Under working conditions, combined bending and torsional loading occurs in crankpin fillet; therefore, combined axial and torsional fatigue tests under tensile or compressive mean stress were conducted to distinguish among the three methods of fatigue strength evaluation. Modified IACS and Findley criteria were confirmed to be methods on the safe side. By evaluating fatigue strength by these criteria, it was confirmed that compressive residual stresses from the cold rolling method improve fatigue strength on the pin fillet surface of semi-built crankshafts under working conditions.

まえがき＝当社の代表製品の一つである船用ディーゼル機関用のクランク軸は、フィレット部が最大応力発生部位となる。この部位の疲労強度向上を目的として当社は「冷間ロール加工技術」を開発した。本技術は加熱を伴わないため熱変形がなく、寸法精度や生産性に優れる。このため、1970年より鋳鋼製組立型クランク軸に適用を開始し、1995年以降に一部の一体型クランク軸に適用した事例もあり、当社の差別化技術の一つとなっている。

冷間ロール加工は、加工硬化による硬度上昇と圧縮残留応力付与の両方の効果によってフィレット部の疲労強度を向上させる技術である。硬さと疲労強度には相関があるため、硬度上昇の効果は比較的容易に予測可能であるが、圧縮残留応力の場合はフィレット部に働く応力状態によってその効果が異なる。クランク軸のフィレット部には曲げとねじりの組合せ荷重が発生するため、冷間ロール加工による圧縮残留応力の疲労強度向上効果を精度良く予測するためには、組合せ荷重を考慮した疲労強度評価法を適用する必要がある。

本稿では、冷間ロール加工による圧縮残留応力の疲労強度向上効果を予測するために、平均応力を伴う組合せ荷重下の疲労試験を行い、これまで多数提案されている組合せ荷重を考慮した疲労強度評価法の中から取上げた三つの手法の有効性を評価した。また、鋳鋼製組立型クランク軸のピンフィレット部を対象に組合せ荷重を考慮した疲労強度評価法を適用し、冷間ロール加工による圧縮残留応力のみが疲労強度に与える効果を予測した。

1. 従来結果のまとめ

1.1 小形冷間ロール加工試験による評価¹⁾

図1に小形冷間ロール加工試験の概要を示す。対象材

料には当社の鋳鋼製組立型クランク軸の代表鋼種の一つであるスロー3種材を使用している。化学成分を表1に、機械的性質を表2に示す。φ10mm試験片に設けたUノッチ部に冷間ロール加工を施し、回転曲げ疲労試験を実施した。その結果を図2に示す。同図では横軸に平均応力を、縦軸に疲労強度を表示し、硬度上昇を考慮し

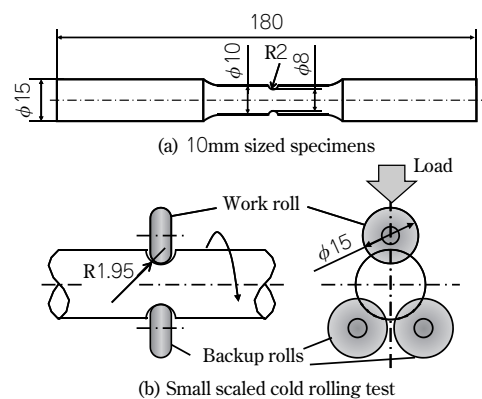


図1 小形冷間ロール加工試験概要

Fig. 1 Outline of small scaled cold rolling test using φ10mm sized specimens

表1 スロー3種材の化学成分
Table 1 Chemical composition of "Throw Grade3"

	C%	Si%	Mn%	Cr%	Mo%	Ni%	V%
Spec. "Throw Grade3"	0.25*	0.35*	1.0*	≤ 0.50	≤ 0.30	≤ 0.50	0.08*

* nominal

表2 スロー3種材の機械的性質
Table 2 Material property of "Throw Grade3"

Specimen	Tensile strength (MPa)	Yield point (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Spec. "Throw Grade3"	≥ 530	≥ 310	≥ 20	≥ 45

*鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 **鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 鍛圧部 ***三井造船(株) 機械・システム事業本部 機械工場 ディーゼル設計部 ****技術開発本部 機械研究所 *****技術開発本部 機械研究所 (現 コベルコクレーン(株))

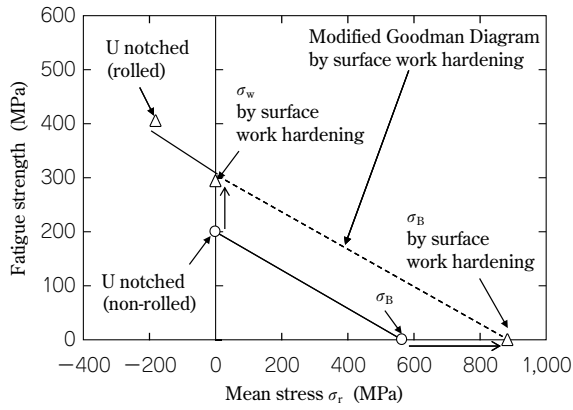


図2 疲労試験結果

Fig. 2 Effects of surface work hardening and residual stress on fatigue strength of $\phi 10\text{mm}$ sized specimens after cold rolling

た引張強さ σ_B と疲労強度 σ_w を用いた修正 Goodman 線図を表示している。冷間ロール加工を施した試験片の疲労強度は、圧縮残留応力を平均応力として扱うと、硬度上昇を考慮した修正 Goodman 線図に良く一致していることがわかる。以上より、スロー3種材の冷間ロール加工による疲労強度向上要因は、加工硬化による硬度上昇と圧縮残留応力であり、また圧縮残留応力は平均応力として取扱うことが可能であることがわかる。

1.2 実体クランク軸の残留応力分布²⁾

当社製品の大型組立型クランク軸のなかからシリンダ径980mmのK98MCタイプの実物大スローをスロー3種材で製造し、冷間ロール加工後の残留応力を計測した。K98MCタイプのスロー形状を図3に示す。また図4、図5にそれぞれ、残留応力の計測位置および計測結果を示す。図5より、半径方向および円周方向共に、ピンフィレット表面には400MPa程度の圧縮残留応力が付与されていることがわかる。

1.3 組合せ荷重を考慮した疲労強度予測法

ディーゼル機関用クランク軸に関する国際船級協会連合の統一規則(IACS UR M53, 以下 IACS ルールという)³⁾において、曲げ応力とねじり応力を考慮した評価式が適用されている。ただし、IACS ルールでは変動応力の応力振幅のみに着目して平均応力の効果を含めない。このためここでは、既報²⁾と同様に修正 Goodman 線図式に基づき曲げ応力振幅を修正する手法を取入れた。式(1)に修正 Goodman 線図式を、式(2)に IACS ルールを一部修正した評価式を示す。なお、ねじり応力に関しては一般に平均応力の影響が小さいとされているため、平均応力の影響は無視した。

$$\sigma'_{ra} = \sigma_{ra} / \left(1 - \frac{\sigma_{rm}}{\sigma_B} \right) \dots\dots\dots (1)$$

$$\sqrt{\sigma'_{ra}{}^2 + 3\tau_a^2} = \sigma_w \dots\dots\dots (2)$$

- ここで、 σ_{ra} : フィレット部に働く曲げ応力振幅
- σ_{rm} : フィレット部に働く平均応力
- τ_a : フィレット部に働くねじり応力振幅
- σ_B : 材料の引張強度
- σ_w : 材料の軸荷重または回転曲げ疲労強度を表す。

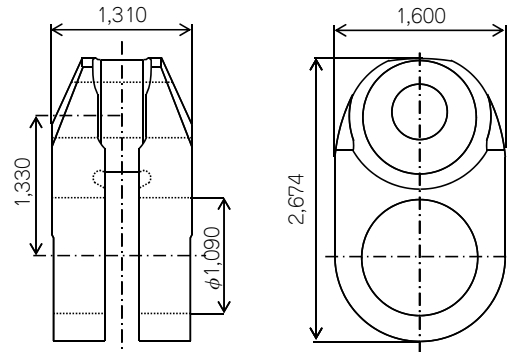


図3 K98MC クランクスロー形状
Fig. 3 Dimensions of K98MC throw

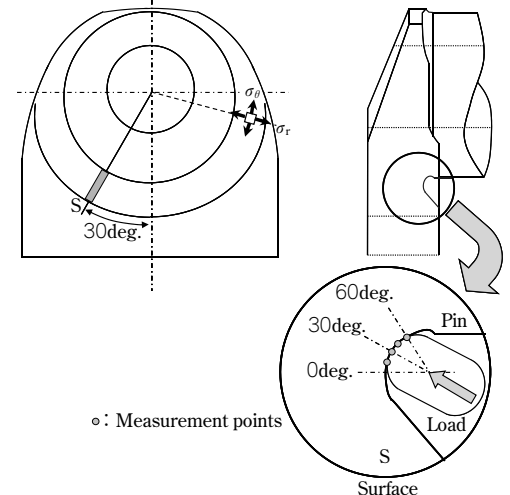


図4 残留応力測定位置
Fig. 4 Residual stress measurement points

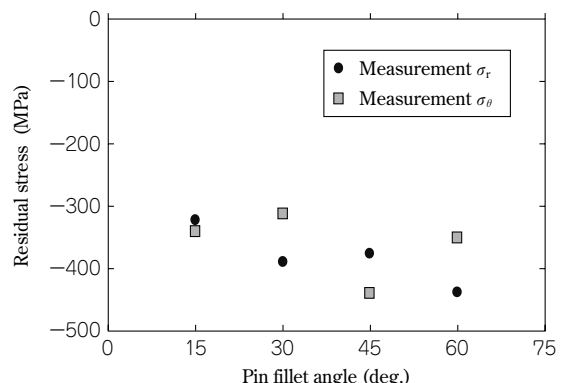


図5 ピンフィレット表面の残留応力測定結果
Fig. 5 Measured residual stresses on pin fillet surface

平均応力を伴う組合せ荷重下の疲労強度評価法の一つに、Mises 説に基づいて導かれた式(3)に示す Sines の式⁴⁾が提案されている。

$$\left. \begin{aligned} & \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{ax} - \sigma_{ay})^2 + (\sigma_{ay} - \sigma_{az})^2 + (\sigma_{az} - \sigma_{ax})^2 + 6(\tau_{axy}^2 + \tau_{ayz}^2 + \tau_{axz}^2)} \\ & = A - B(\sigma_{mx} + \sigma_{my} + \sigma_{mz}) \end{aligned} \right\} (3)$$

$$A = \sigma_{w,R=-1}, B = \frac{\sigma_{w,R=-1}}{\sigma_{w,R=0}} - 1$$

- ここで、 σ_{ai} ($i = x, y, z$) : x, y, z 方向の応力振幅
- σ_{mi} ($i = x, y, z$) : x, y, z 方向の平均応力
- τ_{aj} ($i, j = x, y, z$) : x, y, z 面に働くせん断応力振幅
- $\sigma_{w,R=-1}$: 両振り条件での軸荷重疲労強度
- $\sigma_{w,R=0}$: 片振り条件での軸荷重疲労強度

を表す。

組合せ荷重に位相差が存在する場合も考慮した疲労強度評価法の一つに、内部摩擦説に基づく Findley の評価法 (式 (4))⁵⁾ が提案されている。Findley 説では、破断を起こす面は主応力の方向から θ 傾いた面であり、面の方向 θ は式 (4) の左辺が最大になる条件で決まるとされている。

$$(\tau_{\theta} + k\sigma_{\theta})_{\max} = f \dots\dots\dots (4)$$

ここで、

τ_{θ} : 主応力の方向から θ 傾いた面のせん断応力振幅

σ_{θ} : 主応力の方向から θ 傾いた面の垂直応力振幅

を表す。また、 k, f は材料によって決まる定数であり、荷重条件が異なる二つの疲労強度から求めることができる。ここでは両振りと片振りの軸荷重疲労強度を使用する式 (5) を適用した。

$$\frac{\sigma_{w,R=0}}{\sigma_{w,R=-1}} = \frac{k + \sqrt{1+k^2}}{2k + \sqrt{1+4k^2}}, f = \frac{k + \sqrt{1+k^2}}{2} \sigma_{w,R=-1} \dots\dots (5)$$

本稿では上記三つの組合せ荷重を考慮した疲労強度評価法を取上げ、疲労試験結果と実機フィレット部の評価に適用した。以下、式 (1) および式 (2) を用いた評価法を“Modified IACS”，式 (3) を“Sines”，式 (4) および式 (5) を“Findley”と表記する。

2. 疲労試験による疲労強度予測法の有効性評価

2.1 材料および試験片

スロー 3 種材を使用し、軸荷重とねじり荷重を同位相で負荷した組合せ荷重下の疲労試験を実施した。同時に各種の疲労強度評価に必要な材料定数を求めるために、軸荷重およびねじり荷重単独の疲労強度を求めた。各試験の試験片形状を図 6 に示す。

2.2 試験条件および結果

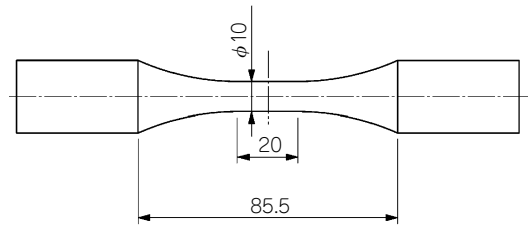
試験片本数に限りがあったため、いずれの疲労試験も低荷重条件から破断まで段階的に荷重を上げていく手法を取入れた。同荷重条件での繰返し数は、軸荷重疲労試験では 3×10^6 回とし、ねじりおよび組合せ荷重下の疲労試験では 1×10^6 回とした。

軸荷重疲労試験では、平均応力の影響を把握するために両振りおよび片振りの 2 条件で実施した。ねじり疲労強度は平均応力の影響を無視できると考え、平均応力のない条件で実施した。試験から求めた軸荷重およびねじり疲労強度は図 7 のとおりである。両振りおよび片振りの軸荷重疲労強度は修正 Goodman 線図と良く一致した。

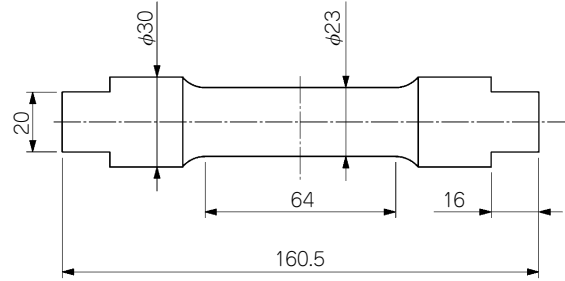
組合せ荷重下の疲労試験では、引張の平均応力有無の 2 条件に加え、冷間ロール加工で付与される圧縮残留応力を想定して圧縮の平均応力下での試験を実施した。引張の平均応力ありの条件では軸荷重およびねじり荷重の両方で片振り条件とし、圧縮の平均応力ありの条件では軸荷重に -200MPa の一定値の平均応力を与え、ねじり荷重は片振り条件とした。試験条件と結果を表 3 に示す。

2.3 疲労強度評価法の比較

本稿で取上げた三つの疲労強度評価法を適用し、組合せ荷重下の疲労試験結果を評価した。各手法の評価結果の比較を図 8 に示す。縦軸には各評価式の右辺の値を左



(a) Axial fatigue test



(b) Torsional or combined loading fatigue test

図 6 疲労試験片形状

Fig. 6 Dimensions of fatigue test specimen

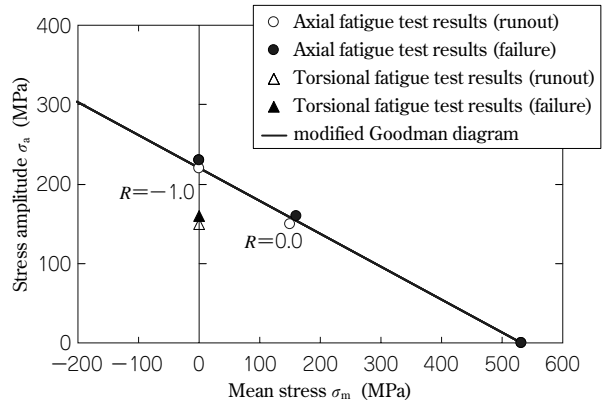


図 7 軸荷重およびねじり疲労試験結果

Fig. 7 Results of Axial and torsional fatigue test

表 3 組合せ荷重下の疲労試験結果

Table 3 Fatigue test results under combined loading

Axial-torsion fatigue tests	Axial stress		Torsional stress		Result
	Amplitude	Mean	Amplitude	Mean	
without mean stress	143.8	0.0	115.0	0.0	runout
	149.9	0.0	120.0	0.0	failure
with tensile mean stress	130.0	130.0	65.0	65.0	runout
	140.0	140.0	70.0	70.0	failure
with compressive mean stress	200.0	-200.0	100.0	100.0	runout
	210.0	-200.0	105.0	105.0	failure

辺の値で割った値を示した。右辺の値は図 7 に示した単軸方向の疲労試験結果の応力振幅を用いて計算した。右辺の値は材料固有に決まる値であり、左辺と右辺の一致する条件が疲労限度となる。

疲労強度評価に要求される精度は、最低でも破断条件で図 8 の縦軸が 1.0 を下回ることであり、未破断条件で縦軸が 1.0 を下回る場合は安全側の評価であるといえる。図 8 によると、平均応力なしの条件と引張の平均応力ありの条件ではいずれの手法も安全側の評価となったが、圧縮の平均応力ありの条件では“Sines”の評価は大幅に危険側の評価となった。“Modified IACS”と“Findley”の

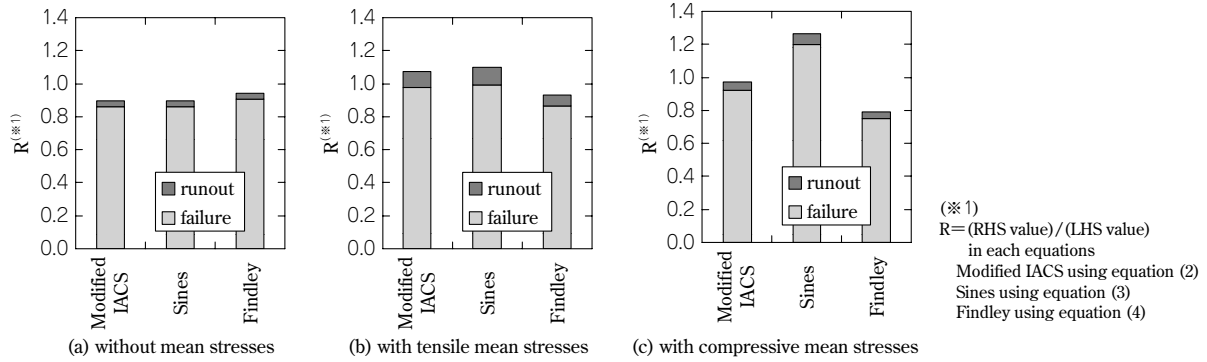


図8 組合せ荷重を考慮した疲労強度評価法の比較
 Fig. 8 Comparison of criteria under combined loading

手法は平均応力条件にかかわらず安全側の評価となり、“Modified IACS”は三つの中では一番精度が良い結果となった。

3. フィレット冷間ロール加工の効果予測

既報²⁾と同様に MITSUI-MAN B&W 8K98MC-C 機関を取上げ、エンジン稼動時のピンフィレット部に発生する応力を実働応力解析にて求めた。表4に対象機関の諸元を示す。またピンフィレット部の応力が最大となるNo.8シリンダのフィレット角度(図4で定義した角度)30度位置の応力履歴を図9に示す。同図より3つの応力成分にはほとんど位相差が見られず、ピン周方向応力 σ_θ は半径方向応力 σ_r およびせん断応力 τ と比べ応力振幅および平均応力共に小さいことがわかった。

エンジン稼動時のNo.8シリンダのピンフィレット部に発生する応力を対象に、図8の結果で安全側の評価となった“Modified IACS”および“Findley”の評価を適用した。ピンフィレット部の組合せ荷重を考慮した疲労強度評価結果を図10に示す。ここでは冷間ロール加工の影響を考慮していない。“Modified IACS”ではピン周方向応力 σ_θ を考慮できないため、“Findley”においてピン周方向応力の影響を確認したところ無視できることがわかった。いずれの評価においても、現状の発生応力では疲労限度以下となり、“Findley”の評価は“Modified IACS”よりもかなり安全側の評価となった。

つぎに、冷間ロール加工の圧縮残留応力がピンフィレット部の疲労強度に与える効果を確認した。ピンフィレット部の発生応力を片振り条件に固定し、“Modified IACS”の式(2)および“Findley”の式(4)において右辺と左辺の値が一致する限界応力を求め、圧縮残留応力が限界応力に与える効果を確認した。曲げ応力とねじり応力の比は図9のエンジン稼動時の最大応力の比と同様に1/2に固定し、冷間ロール加工による圧縮残留応力は図5の実測結果を使用した。“Modified IACS”および“Findley”の評価から求めたピンフィレット部の限界応力と、冷間ロール加工による圧縮残留応力が限界応力に与える効果を図11に示す。同図より、“Findley”の評価は“Modified IACS”よりも安全側の評価となったが、圧縮残留応力が限界応力に与える効果はほぼ同等の評価となった。また、ピンフィレット表面は冷間ロール加工による圧縮残留応力の効果で限界応力が約40%向上する

表4 対象機関諸元
 Table 4 Particular of studied engine

Type	MITSUI-MAN B&W 8K98MC-C	
Output	kW	45,680 (62,080HP)
MCR	rpm	104.0
Cylinder number		8
Cylinder bore	mm	980
Stroke	mm	2,400
Firing order		1-8-3-4-7-2-5-6
Throw material		Grade 3 (Cast steel)

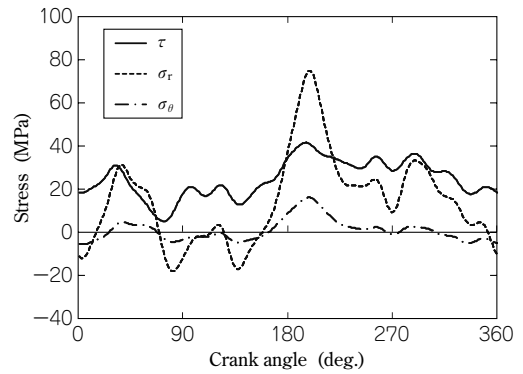
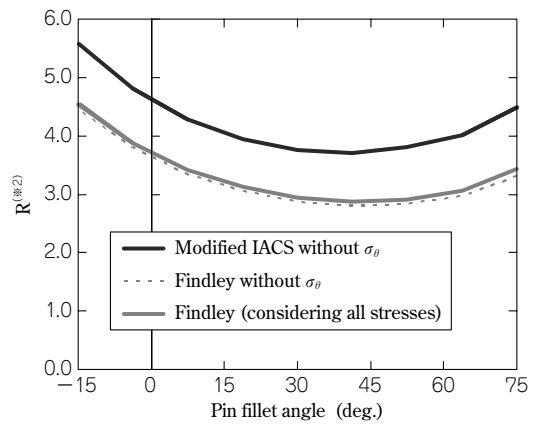


図9 ピンフィレット部の応力履歴 (No.8cyl. pin fillet angle=30deg.)
 Fig. 9 Surface stress history of pin fillet (No.8cyl. pin fillet angle=30deg.)



(※2)
 $R = (\text{RHS value}) / (\text{LHS value})$ in each equations
 Modified IACS using equation (2)
 Findley using equation (4)

図10 ピンフィレット部の組合せ荷重を考慮した疲労強度評価結果 (No.8cyl.)
 Fig.10 Evaluation of fatigue strength under combined loading of pin fillet (No.8cyl.)

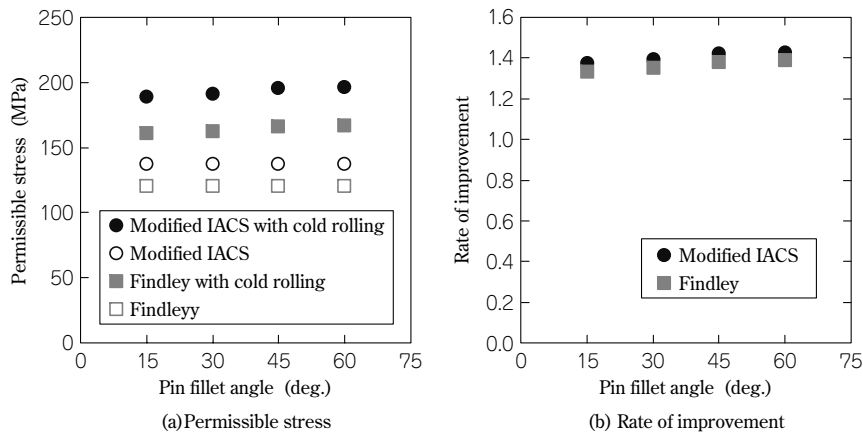


図11 冷間ロール加工によるピンフィレット部の限界応力向上効果
Fig.11 Rate of improvement of pin fillet permissible stress by cold rolling

ことがわかった。

本稿より、冷間ロール加工による圧縮残留応力がフィレット部の疲労強度に与える効果を評価する上では、“Modified IACS”と“Findley”の手法はほぼ同等の評価となった。“Findley”の評価はすべての応力成分と位相差を考慮することが可能であるが、式(4)の左辺が最大になる条件を見つけるために繰り返し計算が必要である。本稿で取上げた応力条件はピン周方向応力を無視することが可能であり、位相差もほとんど存在しなかったため、“Modified IACS”でも十分に精度良く評価可能であった。曲げとねじりのみの組合せ応力下で位相差がない場合には、“Modified IACS”は非常に簡便で有効な評価法であるといえる。

むすび＝冷間ロール加工の影響を平均応力として考慮した組合せ荷重下の疲労試験を実施し、組合せ荷重を考慮した三つの疲労強度評価法の有効性を評価した。その結果、“Modified IACS”と“Findley”の評価は平均応力条件

にかかわらず安全側の評価となることがわかった。また、曲げとねじりのみの組合せ応力下で位相差がない場合には、“Modified IACS”は非常に簡便で有効な評価法であることがわかった。

同評価手法をエンジン稼働時のピンフィレット部に適用した結果、冷間ロール加工による圧縮残留応力の効果でピンフィレット部の限界応力が約40%向上することがわかった。本稿では冷間ロール加工による加工硬化の影響を考慮しておらず、加工硬化の影響が大きい材料ではさらなる疲労強度向上が期待できる。冷間ロール加工技術は既に実用化されており、今後も積極的に活用されることを期待する。

参考文献

- 1) 濱田 猛ほか：日本鉄鋼協会，第131回春季講演大会，pp.394.
- 2) 松田真理子ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.59, No.1 (2009)，pp.89-93.
- 3) IACS UR M53：Calculation of Crankshafts for I. C. Engines.
- 4) G. Sines：NACA Tech. Note, 3495 (1955).
- 5) W. N. Findley：J. Eng. Ind., Nov.(1959)，pp.301-306.

(論文)

熱処理によるAuコーティングチタンセパレータの導電性向上

Improvement in Electrical Conductivity of Titanium Separator with Au Coating through Heat Treatment



佐藤俊樹*
Toshiki SATOH



鈴木 順*
Jun SUZUKI

Through heat treatment in a vacuum after coating with nanometer-thick Au, the electrical contact resistance of titanium was reduced to the same value as that of conventional graphite separator. The oxygen concentration of the passive oxide layer (POL) was reduced due to the diffusion of oxygen into the titanium substrate, and the structure of the POL changed from amorphous to rutile. It was suggested that the formation of rutile deficient in oxygen which demonstrates the properties of an n-type semi-conductor resulted in the increase in conductivity of the POL.

まえばき=水素と酸素を燃料とする固体高分子型燃料電池は、地球環境問題やエネルギー問題を解決する次世代の発電システムとして期待されている。家庭用コージェネシステムや携帯機器用電源、燃料電池自動車で実用化が進められている^{1)~3)}なか、さらに普及を促進させていくため、燃料電池重量の大半を占める⁴⁾セパレータに対して、軽量・コンパクト化と低コスト化が要求されている。また、セパレータは燃料電池セルで発生した電気を取り出す役割を担うため、ガス拡散層であるカーボンクロスとの接触抵抗が低いことに加え、燃料電池内が硫酸酸性の腐食環境であることから耐食性も要求される。

このような要求に対して、接触抵抗と耐食性において良好な特性をもつ黒鉛系のセパレータが主に用いられている。しかし、強度の関係から軽量・コンパクト化が困難なため、ステンレスやチタンなどの耐食性金属を用いた金属セパレータが検討されている^{5)~8)}。これらの耐食性金属は、表面に不働態皮膜を形成することによって耐食性を発揮する反面、不働態皮膜は導電性が低いことから接触抵抗が高くなるという問題があるため、耐食性と導電性を併せもつ金属セパレータが切望されている。

そこで当社では、軽量で高耐食性であるチタンに着目し、ナノレベル厚の金 (Au) コーティングに加えて熱処理を施すことによって耐食性と導電性を両立させ得るセパレータを開発したので本稿でその概要を報告する。

1. 実験方法

1.1 試料の作製

試料の作製には硝酸で酸洗した表面に不働態皮膜を有する0.2mm厚の純チタン板(当社製KS50)を用いた。この表面に高周波マグネトロンスパッタリング装置

によってAuをコーティング(膜厚3~20nm)した後、温度400~500℃、真空度 $6.7 \times 10^{-3} \text{Pa}$ の条件で真空熱処理を1~5分間行った。

熱処理および不働態皮膜の影響を調べるため、Auコーティング後に熱処理を行わない試料、および高周波マグネトロンスパッタ装置内でアルゴンイオンビームを純チタン板の表面に照射することによって不働態皮膜をあらかじめ除去した後にAuをコーティングした試料を製作した。

1.2 接触抵抗評価方法

接触抵抗は従来から行われている方法により測定した^{7),9)}。図1に接触抵抗測定方法の模式図を示す。先端に金箔をちよう付した面積 1cm^2 の銅電極とカーボンクロスによってAuコーティングチタン(以下、試料という)を挟み、10kgの荷重を加える。この状態で銅電極間に一定の電流を流したときのカーボンクロス間の電圧を測定することにより、カーボンクロスと試料との接触抵抗を測定した。

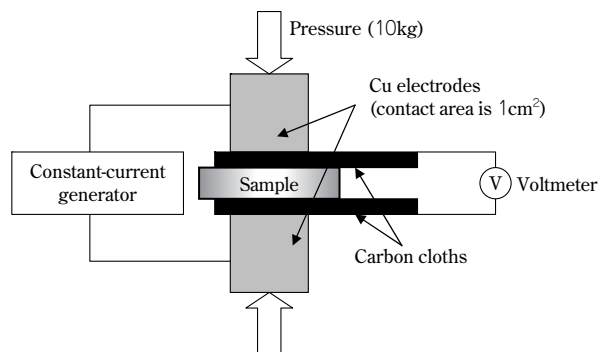


図1 接触抵抗の測定方法
Fig. 1 Measuring method of contact resistance

*技術開発本部 材料研究所

1.3 耐久性評価試験方法

試料の耐久性を評価するため、燃料電池の内部環境を模擬した pH2, 80°C の硫酸水溶液中に 1,000 時間浸漬したときの接触抵抗の変化を測定した。また、ポテンシostatを用いて飽和カロメル電極 (SCE) に対して 0.65V vs SCE の電位を試料に印加し、pH2, 80°C の硫酸水溶液に 1,000 時間浸漬する電位印加試験を実施した (図 2)。この試験により、燃料電池内でセパレータ間に 1V の電圧が加わったときに相当する、酸素極側の厳しい腐食環境を模擬した評価を行った。

1.4 水素吸収試験方法

水素極側セパレータは水素を吸収することによって脆化する。この脆化性能を調べるため、試料を 150°C, 2.0 × 10⁵ Pa の水素雰囲気中に 200 時間暴露したときの試料中の水素濃度を測定し、水素吸収性を評価した。

1.5 Au コーティングの密着性評価

図 1 に示した測定装置を用い、接触抵抗試験と同様の状態から試料を引抜く。このとき、チタン表面に残存する Au 量を SEM-EDX で分析し、引抜き前の Au 量と比較することによって Au コーティングの密着性を評価した。

1.6 Au コーティングチタンの表面構造解析

試料の熱処理前後の表面断面構造を透過電子顕微鏡 (TEM) および電子線回折によって分析した。断面試料は収束イオンビーム装置を用いて作製した。また、高分解能ラザフォードバックスキヤタリング (High Resolution Rutherford Backscattering Spectroscopy, 以下 HR-RBS という) 装置を用い、表面から深さ方向の元素組成分布を分析した。

1.7 燃料電池発電試験

表面に Pt 触媒が塗布された固体高分子膜をカーボンクロスで挟み、さらにガス流路溝が形成された Au コーティングチタンセパレータで挟むことによって電極面積 5cm² の燃料電池セルを作製した。このセルを用い、温度 80°C, 水素流量 50cm³/分, 空気流量 200cm³/分の条件で燃料電池の発電試験を行った。

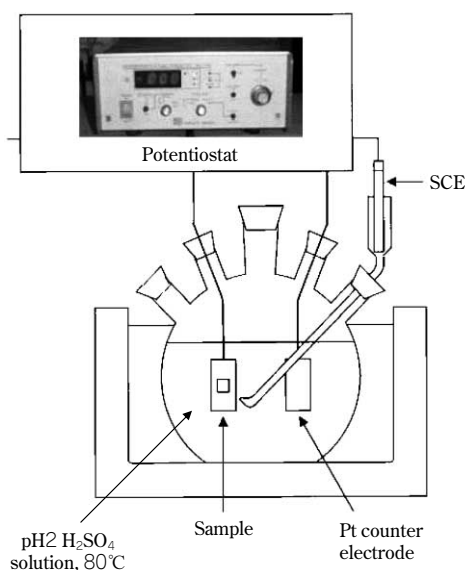


図 2 電位印加試験の模式図
Fig. 2 Schematic view of controlled potential test

2. 結果と考察

2.1 接触抵抗に及ぼす熱処理の影響

純チタン, 熱処理前後の試料, 不働態皮膜除去後に Au をコーティングしたチタン, および黒鉛の接触抵抗測定結果を図 3 に示す。黒鉛の接触抵抗が 4.5mΩ・cm² であるのに対し, 純チタンの接触抵抗は 40.1mΩ・cm² と高い値を示した。膜厚 10nm の試料は接触抵抗が約 8mΩ・cm² まで低下し, さらに 500°C, 1 分間の熱処理を加えることにより, 黒鉛と同等の 4.5mΩ・cm² に低下した。このように, 熱処理を加えた試料が良好な接触抵抗を示した原因を調べるため, 熱処理前後の試料 (Au 膜厚 10nm) の表面断面構造を, TEM と電子線回折により分析した。図 4 に結果を示す。熱処理前では, Au とチタンの間に厚さ 10nm のアモルファス構造の不働態皮膜が存在するが, 熱処理を加えることによって不働態皮膜は 5nm まで薄くなり, ルチル結晶相を含む構造に変化していることがわかった。また, 熱処理前後の試料の深さ方向組成を HR-RBS によって分析した結果を図 5 に示す。熱処理後

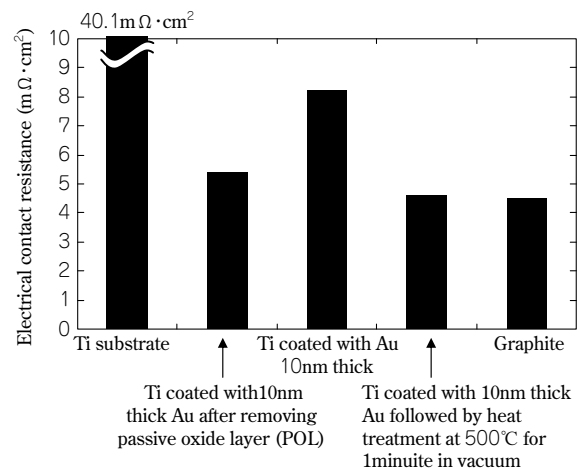


図 3 種々の試料の接触抵抗
Fig. 3 Electrical contact resistance of various samples

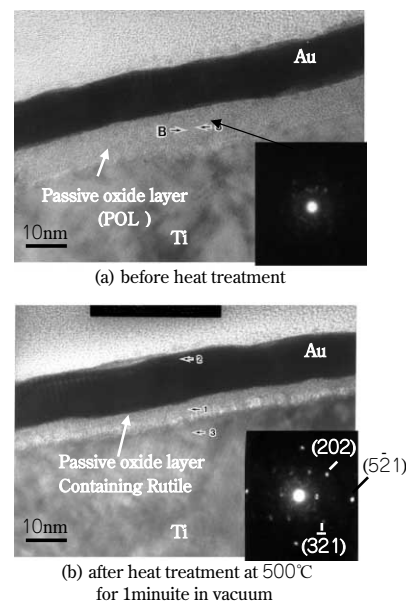


図 4 Au コーティングチタンの断面 TEM 像と電子線回折パターン
Fig. 4 Cross-sectional TEM images and electron diffraction patterns of Au-coated Ti

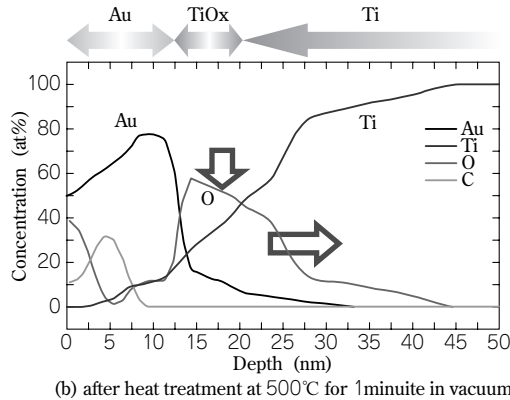
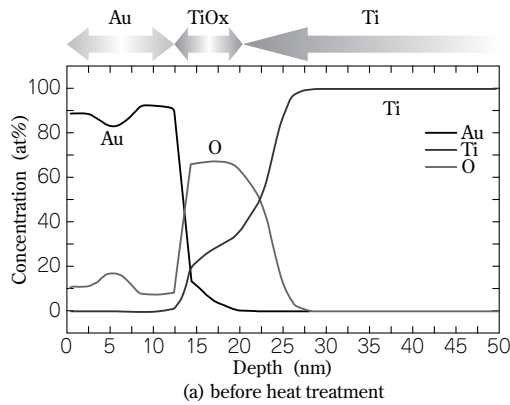


図5 AuコーティングチタンのHR-RBSによる深さ方向組成分析結果
Fig. 5 Depth profiles of Au-coated Ti obtained from HR-RBS

の試料では、酸素がチタン母材中に拡散することによって不働態皮膜厚さが熱処理前より減少するとともに、不働態皮膜の酸素組成が低下していることがわかった。

以上の結果から、熱処理によって不働態皮膜の構造がアモルファスからルチル結晶を含む構造に変化するとともに、不働態皮膜中の酸素がチタン母材中に拡散することによって酸素欠乏型のルチル結晶が生成したと考えられる。ルチル構造の酸化チタンは、化学量論組成に対して酸素が欠乏するとn型半導体特性を示すことが知られており^{10), 11)}、熱処理によって酸素欠乏型のルチル結晶が形成されて不働態皮膜の導電性が向上するとともに、不働態皮膜の厚さが減少することにより、接触抵抗が低減したと考えられる。

2.2 耐久試験結果

熱処理を加えた膜厚の異なる4種類の試料、不働態皮膜除去後にAuを膜厚10nm成膜したチタン、および黒鉛を対象に、pH2、80°Cの硫酸水溶液に浸漬したときの接触抵抗の変化を調べた(図6)。熱処理を加えた試料は、Auの膜厚が5nm以上で黒鉛と同等の安定した接触抵抗を示すことがわかった。一方、不働態皮膜を除去してAuをコーティングしたチタンは、浸漬時間が100時間を超えると劣化して接触抵抗が増大した。

また、図7に試料の電位印加試験結果を示す。硫酸浸漬で良好な耐久性を示したAuの膜厚が5nm以上の熱処理を加えた試料は、1,000時間の電位印加試験においても安定した接触抵抗を示すことがわかった。

このように、不働態皮膜の有無によって耐久性が異なる原因を調べるために、膜厚10nmの試料表面のSEM観察を行った。図8(b)に示すように、Auのピンホール

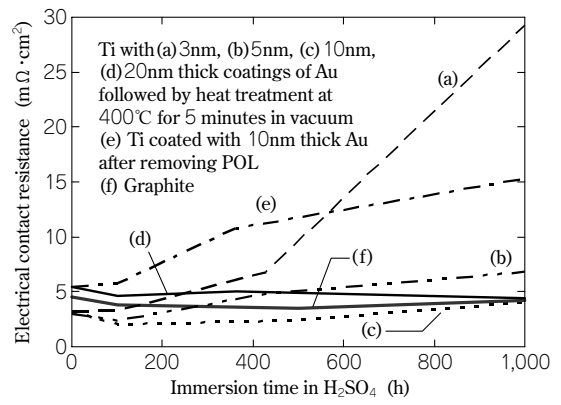


図6 硫酸水溶液浸漬試験結果
Fig. 6 Result of immersion test in H₂SO₄ aqueous solution

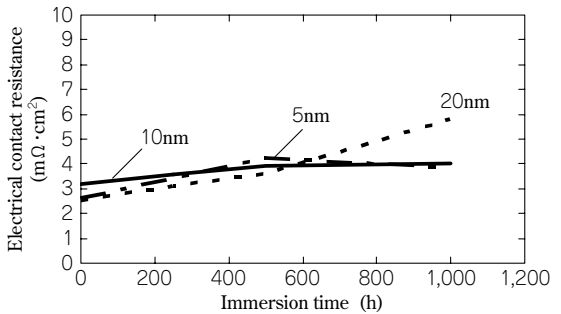


図7 400°C、5分間の真空熱処理をした種々の膜厚のAuコーティングチタンの電位印加試験結果
Fig. 7 Result of controlled potential test on Ti with various thick coatings of Au followed by heat treatment at 400°C for 5 minutes in vacuum

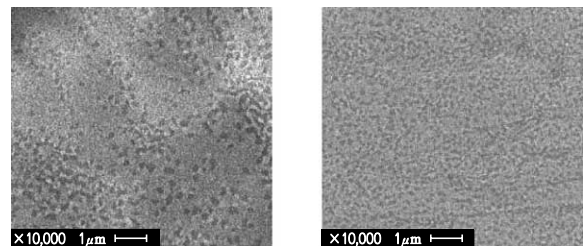


図8 膜厚10nmのAuをコーティングしたチタンの表面SEM像
Fig. 8 SEM images of surface of Ti coated with 10nm thick Au

部ではチタン表面が露出するため、黒い斑点像となる。一方、不働態皮膜が存在するチタン表面(図8(a))では黒い斑点像がなく、Auが連続膜になっている領域が存在することがわかる。チタンは、硫酸酸性雰囲気では表面から酸素が徐々に侵入して不働態皮膜が厚くなり接触抵抗が上昇するが、ピンホールがないAuの連続膜領域ではAuが酸素侵入の障壁となって、熱処理により形成した不働態皮膜の酸素欠乏構造が維持される。すなわち、n型半導体特性が維持されるために接触抵抗の増加が抑制されたと考えられる。一方、不働態皮膜を除去したチタン上に膜厚10nmのAuをコーティングした試料では、コントラストが暗いチタン表面露出部を示すピンホールが均一に多数存在している。チタン表面の不働態皮膜が除去されたことにより、Auコーティングの初期過程であるAuの核生成挙動が不働態皮膜上と異なったために多数のピンホールが形成され、チタンの酸化が表面全体に進行して接触抵抗が増大したと考えられる。

2.3 密着性と水素吸収試験結果

密着性評価前の試料表面の Au 量を SEM-EDX で測定した値を 100% としたときの密着性評価後の Au の残存割合を図 9 に示す。また、密着性評価前後の試料表面の外観写真を図 10 に示す。熱処理を行っていない試料は Au がはがれてほとんど残存していないのに対して、熱処理した試料は Au が全くはがれていないことがわかる。図 5 の HR-RBS 分析結果から、熱処理により Au とチタンが Au と不働態皮膜界面で相互拡散していることがわかることから、Au とチタンの相互拡散層が形成されたことによって密着性が向上したと考えられる。

また、図 11 に水素吸収試験結果を示す。熱処理した膜厚 20nm の Au コーティングチタン (b) は、不働態皮膜を有する純チタンの水素吸収試験前 (図では帯で示した) および試験後 (a) とほとんど同じ水素濃度を示したのに対して、不働態皮膜を除去して Au を膜厚 20nm コーティングしたチタン (c) は水素濃度が高くなっており、水素を吸収したことがわかる。以上の結果から、熱処理した Au コーティングチタンは不働態皮膜を有しているために水素吸収が抑制されたことがわかる。

2.4 燃料電池発電試験結果

熱処理した膜厚 20nm の Au コーティングチタンで作製したセパレータ、黒鉛セパレータ、および純チタンセパレータの燃料電池セルによる発電試験結果を図 12 に

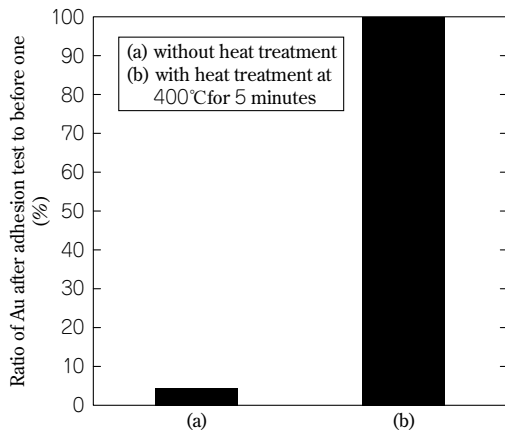


図 9 Au コーティングの密着性評価試験結果
Fig. 9 Result of adhesion test on Au-coated Ti

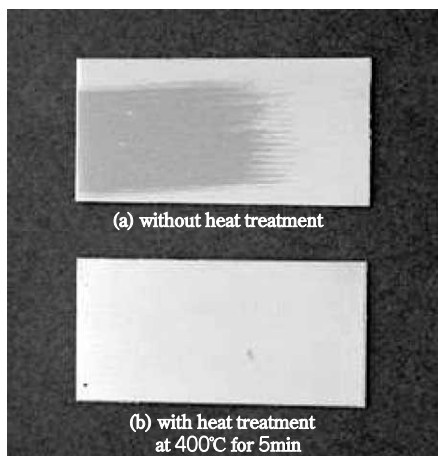


図 10 密着性試験後の Au コーティング表面の外観
Fig.10 Appearance of Au-coated Ti after adhesion test

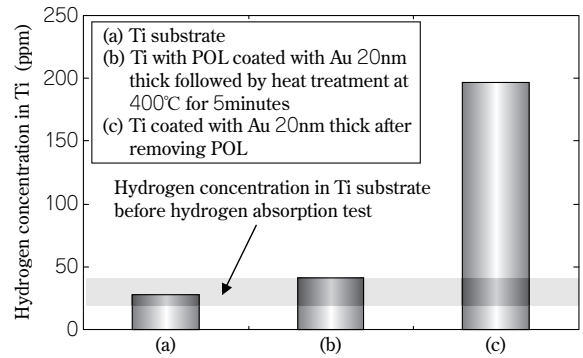


図 11 水素吸収試験結果
Fig.11 Results of hydrogen absorption test

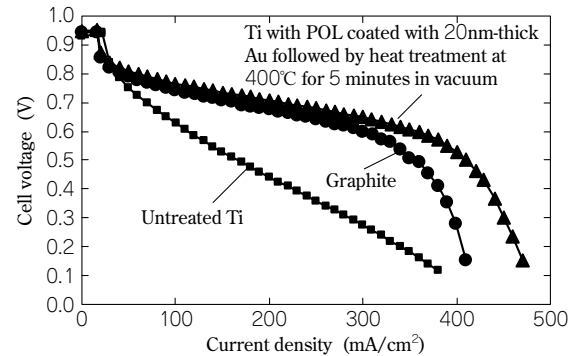


図 12 種々のセパレータによる燃料電池発電試験結果
Fig.12 Results of fuel cell performance test with various separators

示す。熱処理を行った Au コーティングチタンで作製したセパレータは、接触抵抗が低減されたことにより、発電特性上問題がない黒鉛と同等以上の発電性能を示すことがわかった。

むすび=不働態皮膜を有するチタン表面に Au をコーティングし、さらに熱処理することにより、接触抵抗や耐久性、耐水素吸収性、および燃料電池発電性能において黒鉛と同等の特性を示すチタンセパレータを開発することができた。チタン表面に成膜する Au の膜厚を 5nm まで低減できることから Au の使用量が少なくて済むうえに、成膜時間が数秒と短い。さらに、熱処理も数分以内の短時間処理が可能のため生産性にも優れていることから、今後の固体高分子型燃料電池の耐久性向上やコスト低減に貢献していくものと期待される。

参考文献

- 1) 堀 琢磨: エネルギー・資源, Vol.31, No.1 (2010), p.15.
- 2) 高橋 靖: 自動車技術, Vol.63, No.9 (2009), p.24.
- 3) 佐藤嘉晃: 工業材料, Vol.57, No.9 (2009), p.18.
- 4) 草川紀久: プラスチックスエージ, Vol.50, No.3 (2004), p.128.
- 5) Tomokazu Fukutsuka et al.: J. Power Sources, Vol.174, (2007), pp.199-205.
- 6) Wonseok Yoon et al.: J. Power Sources, Vol.179, (2008), pp.265-273.
- 7) 清藤雅宏ほか: チタン, Vol.52, No.4 (2004), p.291.
- 8) 鈴木 順ほか: 材料とプロセス, Vol.19, (2006), p.604.
- 9) 新エネルギー・産業技術総合開発機構: NEDO 平成 12 年度 固体高分子型燃料電池研究開発成果報告会要旨集, (2001), p.22.
- 10) C. J. Boxley et al.: J. Phys. Chem. B, Vol.107, (2003), p.9677.
- 11) K. Azumi et al.: Corros. Sci. Vol.43, (2001), p.533.

(論文)

Ti-Fe合金のプレス成形性に及ぼす組織形態の影響

Influence of Microstructure on Formability in Ti-Fe Alloy



工藤 健
Takeshi KUDO



村上昌吾*
Shogo MURAKAMI



逸見義男**
Yoshio ITSUMI

The influence of microstructure on formability has been investigated in Ti-Fe binary alloy in order to achieve high strength and good formability in titanium sheets used in the Plate type Heat Exchanger (PHE). The formability of the CP Ti (Commercial Pure Titanium) generally used in the PHE depends on the grain size in the alpha phase, but the formability of Ti-Fe alloy increases as the size of prior beta phase regions decreases, and Ti-1.5mass%Fe alloy with uniform fine prior beta phase regions that has undergone a controlled annealing process shows higher strength and more excellent formability than JIS class 2.

ま え が き = チ タ ン は 軽 量 で 高 い 比 強 度 ， 優 れ た 耐 食 性 を 示 す こ と か ら ， そ の 優 位 性 を 発 揮 す る 熱 交 換 器 や 航 空 機 部 材 ， 自 動 車 ， 2 輪 部 材 な ど の 様 な 用 途 に 使 用 さ れ て い る 。 と く に ， 日 本 に お け る チ タ ン 展 伸 材 の 需 要 は プ レ ー ト 式 熱 交 換 器 (Plate Heat Exchanger:PHE) 用 が 多 く ， そ の 板 材 に は プ レ ス 成 形 性 が 要 求 さ れ る た め ， 従 来 最 も 軟 質 な 純 チ タ ン が 使 用 さ れ て い る 。 こ の PHE 分 野 で は 適 用 分 野 の 拡 大 に 伴 う 耐 圧 強 度 の 向 上 が 求 め ら れ て お り ， こ れ を 実 現 す る た め の 素 材 特 性 と し て 高 強 度 化 と さ ら な る プ レ ス 成 形 性 の 向 上 が 求 め ら れ て い る 。

こ う し た 要 求 に こ た え る た め ， 純 チ タ ン で は 主 要 な 不 純 物 元 素 で あ る Fe と 酸 素 量 を 調 整 す る こ と に よ っ て ， ま た チ タ ン 合 金 で は 合 金 元 素 を 適 正 に 添 加 す る こ と や 金 属 組 織 を 制 御 す る こ と に よ っ て 改 善 が 行 わ れ て き た 。 例 え ば α 単 相 の 純 チ タ ン で は ， α 相 の 結 晶 粒 径 の 適 正 化 に よ っ て 成 形 性 の 向 上 と 成 形 品 肌 荒 れ 防 止 の 両 立 が 図 ら れ て い る¹⁾。 し か し な が ら ， 純 チ タ ン で は 高 強 度 化 に 伴 っ て 成 形 性 が 低 下 す る こ と ， チ タ ン 合 金 で は そ も そ も 純 チ タ ン と 同 等 の プ レ ス 成 形 性 を 得 が た い こ と に 加 え ， 希 少 金 属 を 数 % オ ー ダ ー で 添 加 す る た め 一 般 的 に コ ス ト が 増 大 す る と い う 課 題²⁾ が あ る 。

そ こ で 当 社 で は ， 安 価 な β 安 定 化 元 素 で あ る Fe に 着 目 し ， Ti-Fe 合 金 に お け る 強 度 お よ び プ レ ス 成 形 性 に 及 ぼ す 組 織 形 態 の 影 響 に つ い て 検 討 し た の で 本 稿 で 紹 介 す る 。

1. 実験方法

1.1 供試材作製方法

コールドクルーシブル誘導溶解炉 (CCIM) にて 1.5mass% の Fe を 含 有 す る Ti-Fe 合 金 約 20kg の 小 形 鋳 塊 を 溶 製 し ， ス ケ ー ル 除 去 の 工 程 を 適 時 加 え な が ら 分 塊 鍛 造 ， 熱 間 圧 延 ， 冷 間 圧 延 ， 焼 鈍 を 行 っ て 0.3mm の 板 材 を

供試材として作製した。なお，熱間圧延および冷間圧延の圧延方向は同一方向で行うとともに，組織形態の制御を目的に冷延および焼鈍回数はそれぞれ1回および2回とした。そのほかの条件の詳細は適時文中に記載した。

1.2 特性評価方法

1.2.1 引張試験

圧延方向を引張軸方向とする標点間距離 50mm，平行部幅 12.5mm の引張試験片を作製し，ストローク速度 0.3mm/min 一定で引張試験を実施した。

1.2.2 エリクセン試験

プレス成形性の簡易指標として，ここではエリクセン値を採用した。供試材から 90×90mm のブランクを切出し，JIS Z2247 の規定に準拠するエリクセン試験を実施した。このとき，試験速度（プレス工具の変位速度）は 5mm/min とした。

1.2.3 微小硬度試験

数 μm オーダーの α 相ならびに旧 β 領域の硬度を微小硬度試験により測定した。測定装置に Agilent Technologies 社製 Nano Indenter XP/DCM を使用し，荷重を押し込み深さから算出した圧子面積で除した値を硬度 (GPa) とした。

1.3 組織解析

1.3.1 光学顕微鏡観察

供試材から切出したサンプルの板表面から板厚方向に板厚 1/4 深さの位置まで機械研磨した後エッチングにより観察面を仕上げ，光学顕微鏡によってマイクロ組織観察を実施した。また，撮影した写真から画像解析ソフトを用いて α 相の平均サイズを計測した。なお，サイズは円相当直径（形状を円と仮定した上で実測面積から算出した直径）を採用した。

1.3.2 EBSP 解析

供試材から切り出したサンプルの板表面から板厚方向

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室

に板厚 1/4 深さの位置まで機械研磨した後電解研磨により観察面を仕上げ、SEM-EBSP (Scanning Electron Microscope-Electron Backscattered Pattern) 法を用いて β 相の相面積率および平均サイズを求めた。なお、平均サイズは円相当直径を採用した。

2. 実験結果および考察

2.1 JIS class1 および Ti-Fe 合金における成形性の組織支配因子

図 1 に JIS class1 および Ti-Fe 合金の α 相における平均サイズとエリクセン値の関係を示す。JIS class1 は α 相の粗大化に伴ってエリクセン値は増大している。この結果は、純チタンにおける従来知見である α 相の粒径粗大化に伴う双晶変形頻度の増大、および加工硬化性 (n 値) の増加と一致する⁴⁾。一方、Ti-Fe 合金では α 相の粗大化によりエリクセン値は低下し、JIS class1 とは逆の傾向を示した。したがって、Ti-Fe 合金における成形性の組織支配因子は α 相とは異なると考えられる。

JIS class1 および Ti-1.5Fe 合金の 800°C 1 回焼鈍材の組織状態を図 2 に示す。JIS class1 はサイズ約 50 μm の α 単相であるのに対し、Ti-Fe 合金は JIS class1 よりも微細な α 相 (淡い部分) および旧 β 領域 (残留 β 相と変態 α 相の混在領域、濃い部分) から構成される。また Ti-Fe 合金は、焼鈍温度 800°C において焼鈍時間を 300 分まで長時間化することにより、 α 相および旧 β 領域ともに粗大化した。

図 3 は、圧延方向に一軸引張を加えた後の破断部近傍のポイドの生成状態を示す。JIS class1 は破面近傍にお

いてもポイドはほとんど存在しないのに対し、Ti-Fe 合金では多数のポイドが観察された。また、組織が粗大な 800°C、300 分焼鈍材の方がポイドのサイズも大きかった。

図 4 に Ti-Fe 合金の 800°C、3 分 1 回焼鈍材の α 相と旧 β 領域との界面近傍における Fe 濃度変化を示す。また、表 1 に α 相および旧 β 領域の硬度測定結果を示す。Fe は主に旧 β 領域に濃化し、旧 β 領域の硬度は α 相の約 2 倍の値を示した。したがって Ti-Fe 合金では、 β 安定化元素である Fe を添加することによって α 相よりも硬質の旧 β 領域が形成され、その界面の硬度差に起因して変形時のポイドが生成したと考えられる。また、Ti-Fe 合金における成形性は、 α 相および旧 β 領域の界面サイズの影響が大きいと推察される。

2.2 Ti-Fe 合金における組織制御と成形性

2.1 で述べたように、Ti-Fe 合金における成形性の組織支配因子は α 相および旧 β 領域の界面サイズであると推察されることから、成形性の向上のためには旧 β 領域の微細化が有効であると考えられる。そこでまず、Ti-Fe

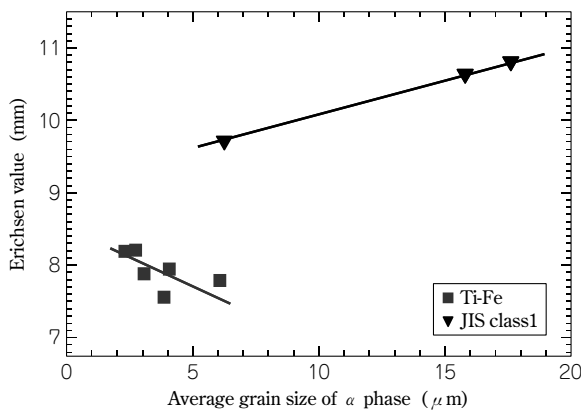


図 1 α 相の平均サイズとエリクセン値の関係
Fig. 1 Grain size dependence of alpha phase on erichsen value

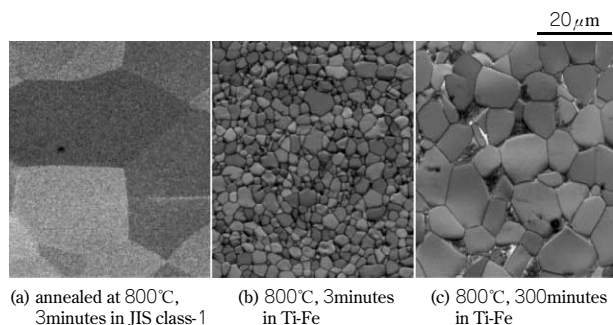


図 2 JIS class1 と Ti-Fe 合金の組織状態
Fig. 2 Microstructures of JIS class1 and Ti-Fe alloy

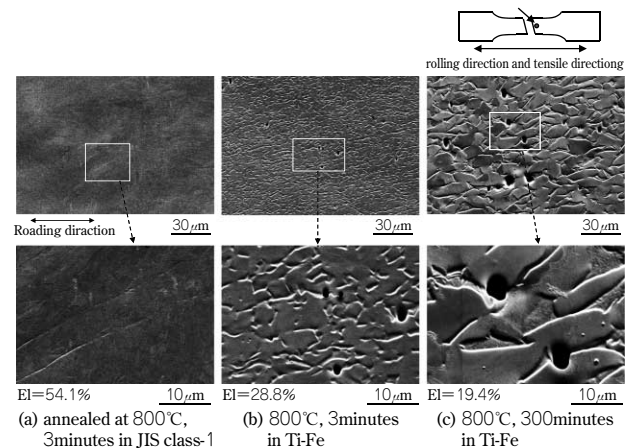


図 3 一軸引張後のポイドの組織状態
Fig. 3 Microstructures after tensile of JIS class1 and Ti-Fe alloy

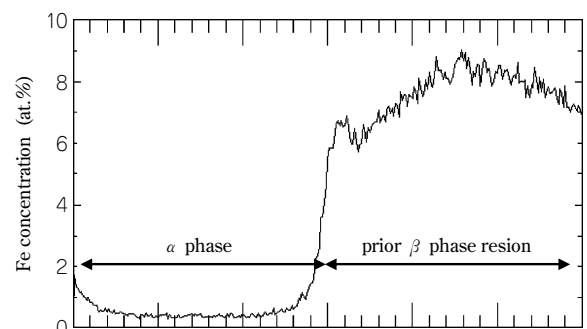


図 4 Ti-Fe 合金の Fe 濃度変化
Fig. 4 Iron concentration profile around α/β grain boundary of Ti-Fe alloy

表 1 Fe 合金の硬度測定結果
Table 1 Hardness of Ti-Fe alloy

	alpha phase	prior beta phase region
Hardness (GPa)	2.518	4.709
Std. Dev (GPa)	0.519	2.818
Minimum (GPa)	2.004	1.505
Maximum (GPa)	3.568	9.809

合金の旧β領域の形態に及ぼす熱処理条件の影響を検討した。図5にTi-Fe合金を600℃で3分、および300分焼鈍したときの組織を示す。焼鈍前の冷延ままの状態では伸長した旧β領域が存在したが(図5(a)), 3分焼鈍後では伸長した旧β領域が分断され等軸化が進み(図5(b)), 焼鈍時間を300分に長時間化すると粗大化した旧β領域が多く分散していた(図5(c))。一方でα相は、600℃の焼鈍では焼鈍時間を300分まで長時間化しても等軸化していないことから、完全に再結晶していないと考えられる。すなわち、600℃の焼鈍のみではα相の延性は確保されないと考えられる。

そこで、α相が確実に再結晶する800℃での焼鈍条件の違いによる旧β領域の形態への影響を検討した。図6にTi-Fe合金の800℃焼鈍後の冷却速度が組織状態に及ぼす影響を示す。冷却速度が比較的大きい水冷材(冷却速度約1,000℃/s)および空冷材(同約100℃/s)では旧β領域が粗く残存したのに対し、徐冷後(同約0.1℃/s)の旧β領域は比較的微細に分散していた。

以上の検討から、1回目の600℃での短時間焼鈍によって伸長した旧β領域を分断し、続く2回目の800℃での焼鈍後、冷却速度を小さくして冷却中のβ→α変態を進めることによって旧β領域をより微細化するような2回焼鈍工程が有効であると考えられる。

Ti-Fe合金の1回焼鈍材および2回焼鈍材の旧β領域の分散状態を図7に示す。なお、1回焼鈍材の焼鈍条件は800℃3分である。また、2回焼鈍の1回目は旧β領域の分断、等軸化を目的に焼鈍条件を600℃3分とし、2回目

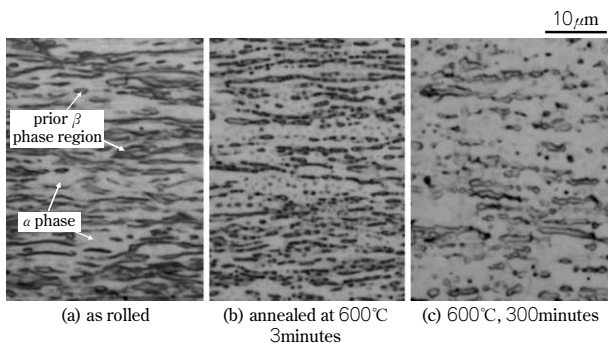


図5 Ti-Fe合金の600℃焼鈍による組織変化
Fig. 5 Microstructures after annealed at 600°C of Ti-Fe alloy

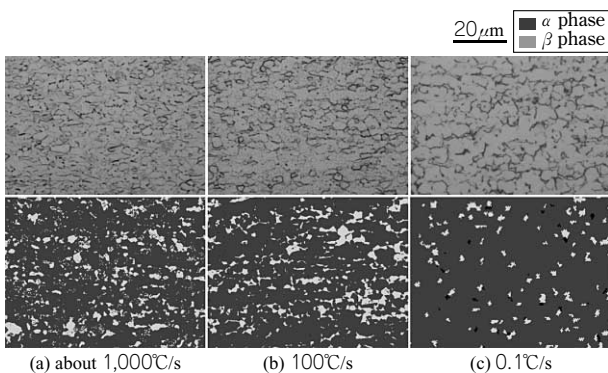


図6 Ti-Fe合金における800℃焼鈍後の冷却速度の違いによる組織変化
Fig. 6 Change in microstructures with cooling rate after annealed at 800°C of Ti-Fe alloy

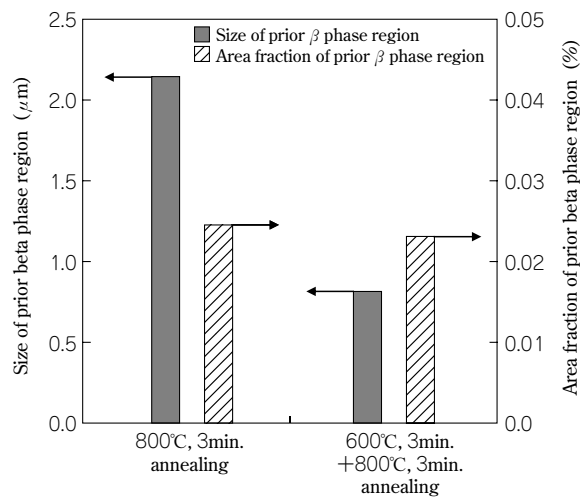


図7 Ti-Fe合金の旧β領域のサイズ、面積率
Fig. 7 Size and area fraction of prior beta phase region of Ti Fe alloy

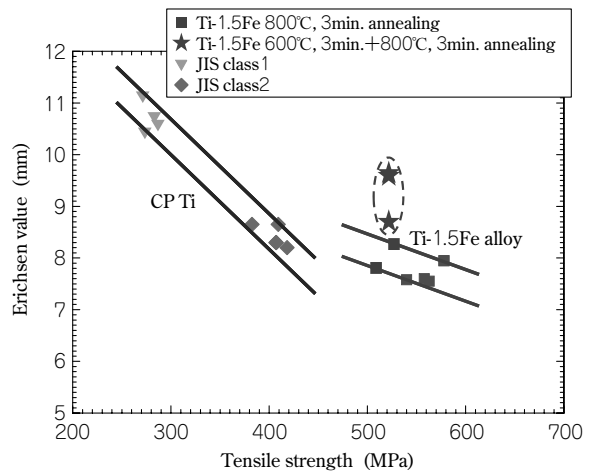


図8 CP TiとTi-Fe合金の強度とエリクセン値
Fig. 8 Tensile strength and erichsen value of CP Ti and Ti Fe alloy

の焼鈍は800℃3分とした。冷却速度は、1回焼鈍材および2回焼鈍材の2回目の焼鈍後はいずれも徐冷とした。旧β領域の分散状態に着目すると、旧β領域の面積率は両者ともにほぼ同じであるが、サイズは2回焼鈍材のほうが1回焼鈍材よりも微細であった。

図8にJIS class1, JIS class2それぞれのCP Ti(Commercial Pure Titanium), およびTi-Fe合金の圧延方向の引張強度とエリクセン値との関係を示す。Ti-Fe合金は純チタンよりも高い強度・成形性バランスを示した。また、Ti-Fe合金においては、2回焼鈍材は1回焼鈍材よりも高い強度・成形性バランス特性を示し、JIS class2よりも20%以上高い強度にもかかわらずJIS class2を超えるエリクセン値を示した。

これらの結果から、Ti-Fe合金においては焼鈍を600℃および800℃の2回とし、それぞれの最終焼鈍後の冷却速度を徐冷とすることによって母相のα相が再結晶した状態で旧β領域を微細にすることができる。その結果、強度を維持したまま成形性が向上したと考えられる。

むすび=高価な純チタンよりも高強度で高いプレス成形性を兼備する安価な展伸材を開発することを目的に、安価なβ安定化元素であるFeを積極添加したTi-Fe合金に

おける強度、プレス成形性に及ぼす組織形態の影響を検討した。 α 相と β 相の2相を有するTi-Fe合金における成形性は主に旧 β 領域の分散状態に支配され、その形態は最終焼鈍条件の影響を強く受ける。また、焼鈍後の冷却速度を制御することによってTi-Fe合金における旧 β 領域を微細化することができ、JIS class2よりも20%以上高い強度を持ちながらJIS class2を超える成形性が得られることがわかった。

なお、ここで行った実験・検討は、経済産業省のエネルギー使用合理化技術開発補助金「高機能チタン合金創製プロセス技術開発プロジェクト」の一環として進めた。

参考文献

- 1) 田村 信：プレス技術, Vol.42, No.2 (2004), p.30.
- 2) 新家光雄：社団法人日本鉄鋼協会第61回白石記念講座 (2009), p.1.
- 3) 蛭川伸吾ら：R&D 神戸製鋼技報, Vol.49, No.3 (1999), p.15.
- 4) 石山成志：チタン, Vol.54, No.1 (2006), p.42.

(論文)

Fe, Cを含有する α - β 型チタン合金の被削性および熱間加工性に及ぼす合金元素の影響

Effect of Alloy Elements on Machinability and Hot Workability of α - β Titanium Alloy Containing Fe and C



村上昌吾*
Shogo MURAKAMI



尾崎勝彦*(工博)
Dr. Katsuhiko OZAKI



小野公輔**
Kousuke ONO



逸見義男***
Yoshio ITSUMI

Many studies have been done on the workability of titanium alloys because these alloys are inferior in machinability and hot workability when compared with other structural materials, such as steel and aluminum alloys. KS EL-F (Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C) has been developed with mechanical properties equivalent to those of Ti-6Al-4V at room temperature and excellent hot workability. This study found that increasing Fe and decreasing Cr concentration in the chemical composition of KS EL-F improved both machinability and hot workability. It was found that with the modified alloys, there was a decrease in tool tip wear of almost 30% (Cr : 1~2.5% , Fe : 1.25~2%), and the hot deformation stress was reduced by about 10%. Furthermore, decreasing Cr suppressed aging embrittlement caused by the precipitation of $TiCr_2$.

まえがき = Ti-6Al-4V 合金に代表される α - β 型チタン合金は比強度、耐熱性、耐食性に優れ、航空機部品や自動車・2輪バイクの部品としてよく使用される¹⁾。また、2009年11月に初飛行に成功したボーイング 787 の機体部品に見られるように、最近多用されるようになった炭素繊維強化プラスチックとの接合部において、熱膨張係数が近く電食が生じないことからチタン合金の使用量が大きく増大しており、今後も航空機に使用されるチタン合金の需要は拡大することが見込まれている²⁾。 α - β 型チタン合金は、多様な熱処理により機械的特性を調整することが可能であるが、一般的に使用されている Ti-6Al-4V 合金は鍛造性や機械加工性が鉄鋼材料やアルミ合金などと比較して劣っていることから、素材費に加えて加工費も高いのが現状である。そこでこれまで熱間加工性を大幅に向上した KS EL-F 合金などが開発・実用化されている³⁾。

KS EL-F 合金は、室温での強度を確保しつつ高温での変形抵抗を低減するために C を含有している。このため、加工熱履歴条件によっては TiC が析出し、工具摩耗量を増大させる場合があることがわかっている⁴⁾。

本稿では、KS EL-F 合金の被削性に及ぼす合金元素の影響に加え、その改良組成の熱間加工性および被削性の調査結果についてまとめた。また、KS EL-F 合金は時効脆化することがわかっており⁵⁾、高温環境下での使用は制限されることから、改良組成の時効脆化についても触れた。

1. 実験方法

1.1 供試材作成方法

合金系を選択するための実験として、表 1 に示すよう

表 1 被削性検討成分系 (mass%)

Table 1 Chemical compositions of samples for machinability (mass%)

No.	Al	Cr	Fe	C	Others	Mo equivalent	Al equivalent
EL-F	4.5	4	0.5	0.15	—	6.25	4.5
5%Mo	4.5	—	0.5	0.15	Mo:5.0	6.25	4.5
7.5%V	4.5	—	0.5	0.15	V:7.5	6.25	4.5
2Fe-1Cr	4.5	1	2	0.15	—	6.25	4.5
4%Ni	4.5	—	0.5	0.15	Ni:4.0	6.25	4.5
3%Mn	4.5	—	0.5	0.15	Mn:3.0	6.35	4.5
3%Co	4.5	—	0.5	0.15	Co:3.0	6.35	4.5
7.5Sn-2Al	2	4	0.5	0.15	Sn:7.5	6.25	4.5

に、KS EL-F 合金 (Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C, 以下 EL-F という) をベース成分として、Cr を代替する元素に Fe, Mo, V, Ni, Mn, および Co を、また Al を代替する元素に Sn を抽出した。また Mo 当量は 6.25~6.35, Al 当量は 4.5% となるように成分設計を行った。ここで Cr を代替した理由は、TiC の析出抑制および時効析出物 $TiCr_2$ の生成を抑制するためであり、また Al を代替することによってさらなる熱間変形抵抗の低下を期待できるからである。供試材は真空アーク溶解によって約 $\phi 40 \times 20$ mm のボタンインゴットを溶製し、鍛造によって約 $\phi 25 \times 55$ mm とした。その後、被削性に及ぼす合金元素の影響をより明確に調査するため、全ての成分系で全面針状 α 組織となるように、焼鈍条件は β 変態点以上となる 1,100 °C-2h 保持後空冷とした。

つぎに、選択した成分系においてコールドクルーシブル誘導溶解炉によって約 $\phi 155 \times 165$ mm のインゴットを溶製し、 $\phi 60$ mm 丸棒に鍛造した後、800 °C, 1.5h の焼

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン商品技術室 ***鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室

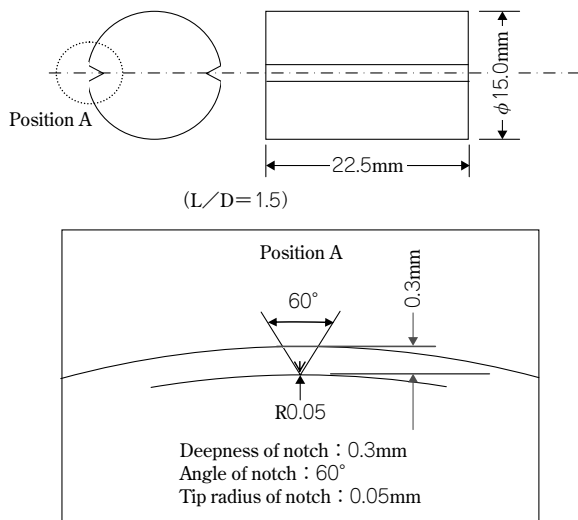


図1 限界圧縮率評価サンプル
Fig. 1 Test specimen on limit of compressibility

鈍を行い、熱間加工性、被削性ならびに時効挙動を調査した。また、比較材として用いたTi-6Al-4V合金およびEL-Fは、φ60mm丸棒(市販材)からサンプル採取を行った。

1.2 評価方法

各成分系の被削性は、旋削加工後の工具チップ刃先の逃げ面摩耗幅を光学顕微鏡で測定して評価を行った。切削条件の詳細は各図中に示す。

マイクロ組織は、鏡面研磨後、水：硝酸：フッ酸＝80：15：1の腐食液にてエッチング後、光学顕微鏡で観察した。硬さはビッカース試験機にて荷重10kgで測定した。

熱間加工性は、図1に示すφ15×22.5mmの0.3mm深さのノッチ付き試験片を作製し、電気炉で875℃および810℃に加熱、50min保持後、1,600トンプレス機を用いて端面拘束圧縮加工を行い、700℃および650℃で圧縮後、ノッチ底の割れの有無を調査した。金型温度は上型120～130℃、下型150～170℃、ひずみ速度は1～2/sである。また変形抵抗については、熱間加工シミュレータを用い、φ8×12mmの標準サンプルにて加工温度400～800℃の範囲で調査した。試験機のクロスヘッドスピードは15mm/sとし、変形応力の最大値を変形抵抗値とした。

時効挙動については、焼鈍後のサンプルを300～700℃に再加熱して8h保持後空冷し、引張試験を行って強度および延性の変化を調査した。引張試験は平行部φ6mm、ゲージ長さ30mmの試験片を用い、JIS Z 2241に準拠して実施した。

また、Ti-DATA ver.2を用い、熱力学計算ソフトThermo-Calc ver.Pによって擬二元系状態図およびCの固溶限を求めた。

2. 実験結果と考察

2.1 被削性に及ぼす合金元素の影響

工具摩耗量は一般的に被削材の硬さが大きいほど摩耗量も大きくなる。表1に示す各成分のビッカース硬さを調査したところいずれも310±10HVとほぼ一定であり、

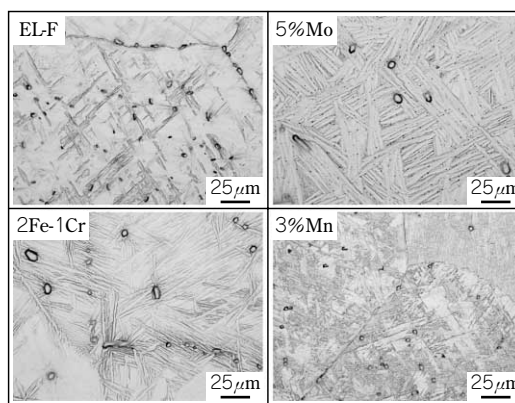


図2 被削性検討合金の代表マイクロ組織
Fig. 2 Microstructure of representative samples

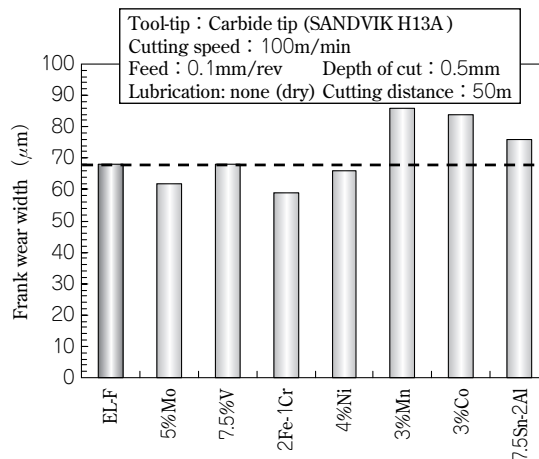


図3 被削性検討合金の逃げ面摩耗幅
Fig. 3 Frank wear of test alloys for machinability

硬さの影響は無視できる程度と考えられる。またいずれの成分系においても、マイクロ組織は図2に示すようにβ_{-anneal}組織でTiCが少量残存した形態となっていた。

切削速度100m/min、送り速度0.1mm/rev、切込み深さ0.5mm、切削距離50mでドライ旋削加工を実施した後の逃げ面摩耗幅を図3に示す。ベース成分であるEL-Fの工具摩耗量を基準とすると、5%Mo材と2Fe-1Cr材は摩耗量が小さく良好である。また、7.5%V材および4%Ni材はほぼ同等、3%Mn材、3%Co材および7.5Sn-2Al材はEL-Fより工具摩耗量が多い。

ここで、摩耗量が小さかった5%Mo材と2Fe-1Cr材は、図2に示すように、やや針状α相も粗大である。一般的に、2次せん断域でのひずみ集中が大きいほど切りくず生成が容易となり、被削性が改善する⁶⁾。粗大な針状α相はこのひずみ集中を阻害すると考えられることから、被削性においては好ましい組織ではないにもかかわらず工具摩耗量が小さい。したがって、CrをMoもしくはFeで置換することが工具摩耗低減に有効に作用していると考えられる。

一方、図4に示したようにTiC析出量が多いほど工具摩耗が増大するため⁴⁾、成分系の選択においてはCの固溶限が大きい方が望ましいと考えられる。熱力学計算ソフトThermo-Calcを用い、5%Mo、7.5%V、1Cr-2Fe、4%Ni、7.5Sn-2Alの各組成におけるβ変態点近傍のCの固溶限を計算した結果を表2に示す。また、EL-Fと2Fe-1Cr

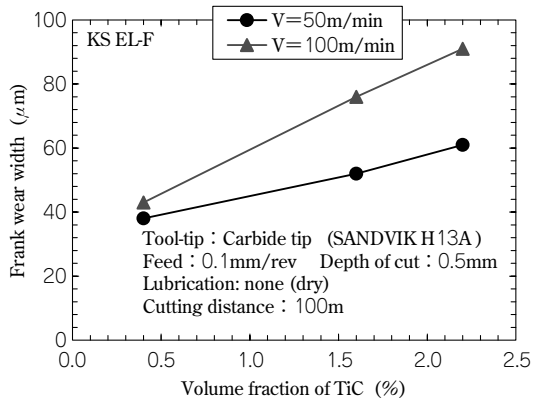


図4 工具逃げ面摩耗幅に及ぼすTiC析出量の影響⁴⁾
Fig. 4 Influence of TiC volume fraction on frank wear of cutting tool tip⁴⁾

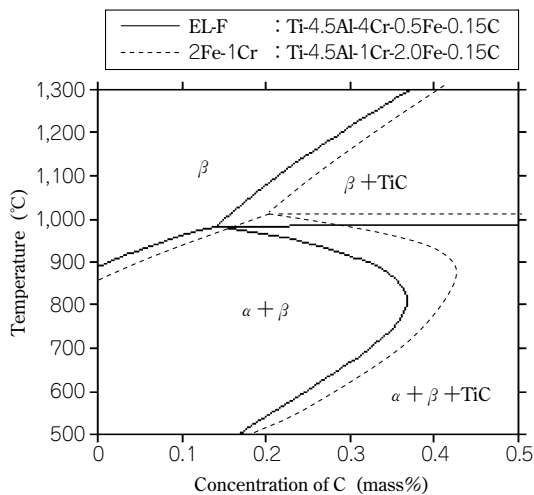


図5 Ti-Al-Cr-Fe-C系の計算状態図
Fig. 5 Calculated phase diagram of Ti-Al-Cr-Fe-C system

表2 被削性検討合金のβ変態点近傍のCの固溶限
Table 2 Solubility limit of C on beta transformed temperature in test alloys

No.	Solubility limit of C (mass%)
EL-F	0.140
5%Mo	0.182
7.5%V	0.133
2Fe-1Cr	0.198
4%Ni	0.118
3%Mn	no data
3%Co	no data
7.5Sn-2Al	0.259

材のC濃度を横軸にした擬二元系状態図を図5に示す。工具摩耗を促進させるTiC析出物はβ変態点近傍で生成するため、この固溶限以下のC添加量であれば被削性を大きく劣化させることはない。逆に固溶限以上の場合、TiCの析出を抑制するために熱間加工条件や焼鈍温度・時間を調整する必要が生じる。表2より、5% Mo材と2Fe-1Cr材ではCの固溶限がベースのEL-Fよりも大きくなっており、TiCの析出抑制という点においても好ましく、特別な鍛造条件や焼鈍条件の設定は不要である。

以上のことから、EL-Fの被削性を改善するには、CrをMoもしくはFeで代替することが有効であることがわかった。また、ユビキタス元素の活用および経済性の観点

表3 高Fe系検討合金の成分

Table 3 Chemical composition of high Fe system test alloys

Alloy	Al	Cr	Fe	C
EL-F	4.5	4	0.5	0.15
F-1	4.5	2.5	1.25	0.15
F-2	4.5	1	2	0.15

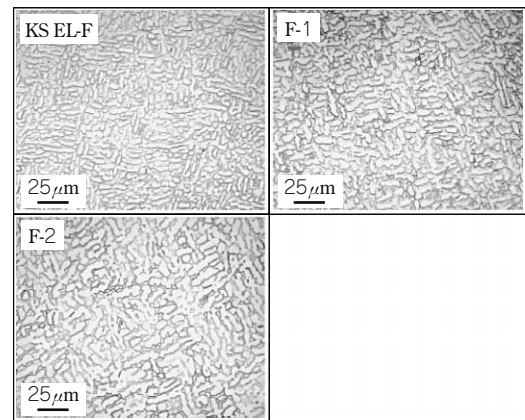


図6 高Fe系検討合金のマイクロ組織
Fig. 6 Microstructure of high Fe system test alloys

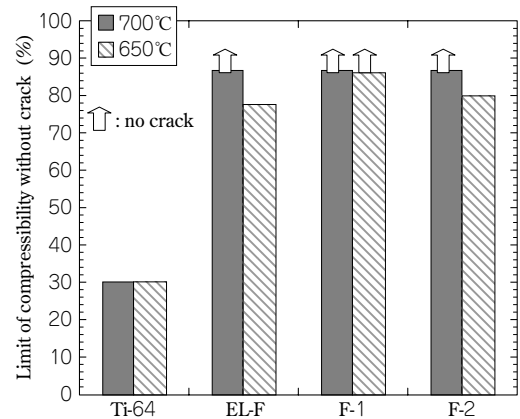


図7 既存合金と高Fe系合金の限界圧縮率
Fig. 7 Limit of compressibility of conventional and high Fe system alloys

においてはFe代替材がより好ましいことから⁷⁾、Fe代替成分系を選択し、さらに以下の検討を実施した。

2.2 高Fe系α-β型チタン合金の熱間加工性と被削性

合金元素中のFeは実機溶製時の偏析が大きいことを考慮し、表3に示す成分系にて熱間加工性の評価を実施した。これらのサンプルのマイクロ組織を図6に示す。得られたサンプルのビッカース硬さは340±10HVでほぼ一定であった。

端面拘束圧縮試験後の割れ評価結果を図7に示す。一般的なα-β型チタン合金Ti-6Al-4V(以下、Ti-64という)に対して、EL-Fおよび高Fe系のF-1、F-2ともに割れ限界は極めて高く、高Fe系はEL-Fよりさらに割れ限界が高いことがわかる。また、各合金の変形抵抗を調査したところ、図8に示すように、Ti-64は変形抵抗の温度依存性が比較的小さいのに対し、EL-FおよびF-1、F-2の高Fe系合金では温度が高くなるにしたがって変形抵抗が顕著に低下することわかる。また600℃では、F-1およびF-2はEL-Fよりさらに変形抵抗が10%程度小さい。600℃の拡散係数を比較すると、α相中のFeはCrより約2倍

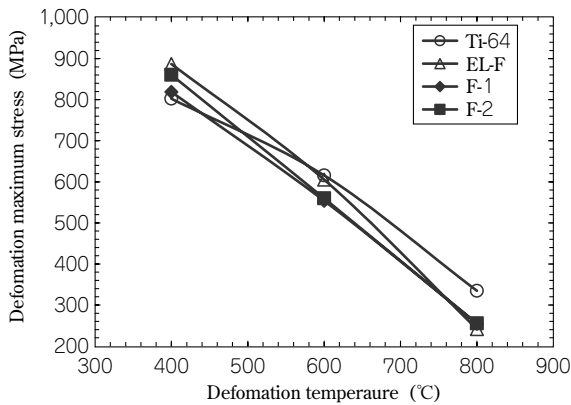


図8 既存合金と高 Fe 系合金の変形抵抗

Fig. 8 Deformation stress of conventional and high Fe system alloys

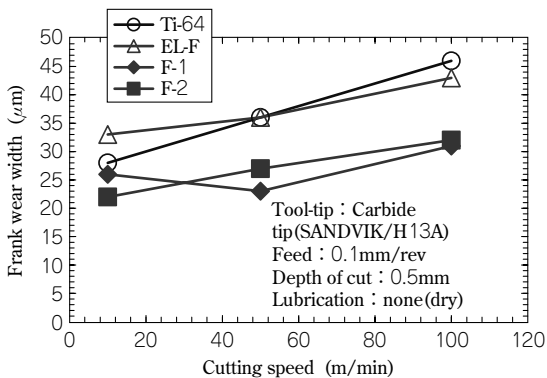


図9 既存合金と高 Fe 系合金の逃げ面摩耗幅

Fig. 9 Frank wear of conventional and high Fe system alloys

が大きく、 β 相中では3~4けた大きい。したがって、Cr低減Fe増量によって拡散がさらに促進されることにより、変形抵抗がより一層低減したものと推察される。

切削速度10~100m/minで100m旋削加工した後の工具摩耗を図9に示す。Ti-64合金やEL-F合金に比べて高Fe系合金は工具摩耗量が小さく、極めて良好な被削性を有することが明らかである。一方、図4の結果と比較すると、同一切削条件で切削距離が2倍になっているにもかかわらず、工具摩耗量は小さい。これは図6のマイクロ組織写真に示すように、粗大なTiC析出物は認められないこと、また β -annealした針状 α 組織から等軸 α 組織に変化したことによると考えられる。一般的に、等軸 α 組織は針状 α 組織より破壊靱性が低く⁸⁾、切りくず生成がより容易であるために工具摩耗量が低減したと推察される。

2.3 高 Fe 系 α - β 型チタン合金の時効挙動

表3に示したEL-F合金および高Fe系合金の時効後の引張特性を図10および図11に示す。いずれも500℃前後で強度が高く、延性が劣化しているが、EL-Fに対してF-1、F-2は延性の劣化度合いが極めて小さい。EL-Fの時効脆化はTiCr₂の析出によって生じることがわかっており⁹⁾、Crを低減したことによってF-1およびF-2の時効脆化が抑制されていると考えられる。またF-1、F-2の強度と延性の変化する温度域がやや異なるが、TiCr₂のほか、TiCあるいはTiFeなどの影響も考えられ、詳細は今後解明する必要がある。

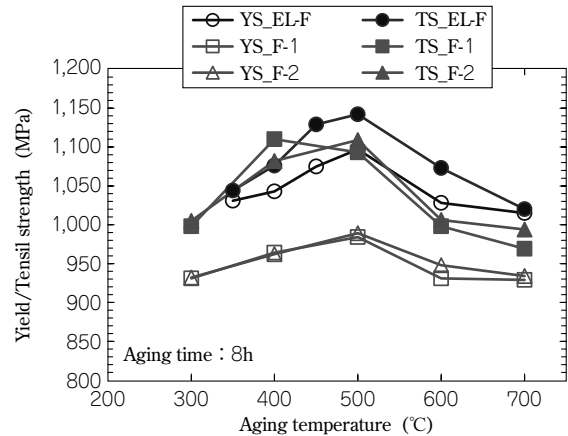


図10 高 Fe 系合金の時効処理後の強度特性

Fig.10 Strength after aging on high Fe system alloys (KS EL-F data : ref. 5)

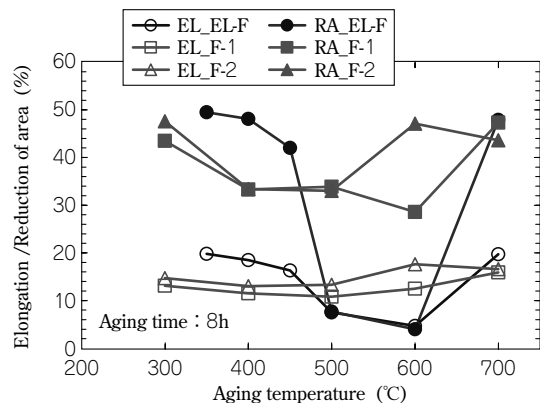


図11 高 Fe 系合金の時効処理後の延性

Fig.11 Ductility after aging on high Fe system alloys (KS EL-F data : ref. 5)

むすび= KS EL-F合金をベースに被削性および熱間加工性について調査した結果、以下のことがわかった。

- 1) KS EL-F成分(Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C)をベースにCrおよびAlを低減し、他の合金元素(Mo, V, Fe, Ni, Mn, Co, Sn)と置換して針状 α 組織にて被削性を評価したところ、Cr低減Mo代替およびFe代替が有効であることがわかった。
- 2) 等軸 α 組織において、Ti-6Al-4VおよびKS EL-Fに対して高Fe系合金(1~2.5Cr - 1.25~2Fe)は工具摩耗量が約30%抑制される。また、600℃の熱間変形抵抗が10%程度低く、割れ限界圧縮率が5%以上高いことがわかった。
- 3) 熱力学平衡計算結果において、高Fe系合金は β 変態点近傍でのCの固溶限が大きいこと、被削性に悪影響を及ぼす粗大なTiCがKS EL-Fよりも析出しにくい成分系である。
- 4) 高Fe系合金は、TiCr₂析出物の抑制によりKS EL-Fの500℃前後での時効脆化が抑制される。

現在、本稿で述べた知見を反映した改良合金「KS EL-F 531C」の実用化研究を進めているところである。なお、本研究は経済産業省「航空機・宇宙イノベーションプログラム」のうち中核的要素技術研究に位置づけられ

た「次世代構造部材創製・加工技術開発」プロジェクトの1テーマである「次世代チタン合金構造部材創製・加工技術開発」の一環として、(財)素形材センターとの契約に基づき実施している。関係各位に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) ADVANCED MATERIALS & PROCESSES/OCTOBER, (2003), p.38.
- 2) グラフ記事：最新の航空機開発を支える材料技術，ふえらむ，Vol.11, No.2 (2006), pp.2-6.
- 3) H. Oyama et al. : Materials Science Forum, 426-432 (2003), p.713.
- 4) 尾崎勝彦ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.3 (2005), pp.61-63.
- 5) 小野公輔ほか：軽金属，Vol.55, No.12 (2005), pp.673-677.
- 6) Recht. R. F. : Trans. ASME (1964), pp.186-193.
- 7) 新家光雄：第61回白石記念講座，(2009), pp.1-15.
- 8) 新家光雄ほか：鉄と鋼，Vol.72, No.6 (1986), pp.99-106.

(技術資料)

マフラー用耐熱廉価合金KS Ti-0.9SAの諸特性

Characteristics of Low-cost Heat-resistant Titanium Alloy for Automobile Exhaust Systems, KS Ti-0.9SA



多田宏一郎*
Koichiro TADA



逸見義男**
Yoshio ITSUMI

Another alloy, "KS Ti-0.9SA" (Ti-0.5Al-0.35Si), has been added to the menu for wider use in automotive exhaust systems. It is expected to cost less and have better deep-drawing formability and maintain appropriate high temperature oxidization resistance and strength, compared with the recently-developed KS Ti-1.2ASNEX (Ti-0.5Al-0.45Si-0.2Nb), which is one of the best-performing alloys for exhaust systems. The new alloy, manufactured in a mass production line, exhibits well-balanced properties for use in manufacturing the parts of exhaust systems and for application to their systems.

まえがき＝チタンは近年、その軽量性や耐食性に加えて高級感ある意匠性が受け入れられ、二輪車の多くの部位に採用されている。とくに、大排気量車のマフラーへの適用においてはほぼ定着した感がある。一方、四輪分野のマフラーにおいても、現行のステンレスからチタンへの置換えで40%強もの軽量化が図れることから、運動性能の向上や燃費向上、また、高級感による差別化などの目的で、ごく一部の高級車やオプションマフラーに採用されるようになってきている。

四輪車への採用にあたっては、触媒の搭載などで排ガス温度が二輪車よりも高いため、耐高温酸化性、高温強度や疲労強度を改善したチタン合金がいくつか実用化されている¹⁻⁴⁾。当社においても、2004年にASTM規格に登録されたKS Ti-1.5Al¹⁾、続く2005年には耐高温酸化性を飛躍的に高めたKS Ti-1.2ASNEX²⁾を開発してきた。

一方、より多くのチタン材が四輪車マフラーに採用されるためには、何よりも部品として低コストであることが求められる。このため素材としては、要求される耐高温酸化性はそのままに、複雑で多様な加工に対応できる良好な成形加工性を併せもつ安価な合金が必要となる。

そこで当社は、耐高温酸化性に余力のあるKS Ti-1.2ASNEXをベースに合金構成を見直した。さらに、マフラー部品での成形加工において多用される深絞り成形に着目することにより、加工熱処理による改良を加えたKS Ti-0.9SA合金を開発した。本稿では、KS Ti-0.9SA合金の開発経緯と量産試作した合金の諸特性について紹介する。

1. Ti-Al-Si系合金の高温強度および耐高温酸化性と材料特性

KS Ti-0.9SAの組成は、KS Ti-1.2ASNEXの開発時に既

に検討、報告されている²⁾。しかしながら、ここでは廉価を目的としているため高価なNbの使用を避け、AlとSi量の適正バランスを検討した。Nbはとくに耐高温酸化性向上に寄与していることから、KS Ti-1.2ASNEXと比較して耐高温酸化性は低下すると思われる。このため、750℃大気雰囲気中200時間保持後の酸化重量増加をKS Ti-1.2ASNEXの1.5倍以下にとどめることを目標にAlおよびSiの組成を決定することにした。

まず、アーク炉にて溶解した約100gの小形鋳塊を造り、熱間鍛造、熱延、冷延、焼鈍を施して板厚1.0mmの供試材を作製した。この供試材を対象に高温強度および耐高温酸化性を評価することによって組成を最適化した。高温強度はASTM E21に準拠した700℃における引張試験にて評価した。また、耐高温酸化性は、20.0mm²の試験片を電気炉にて750℃、200時間大気にて加熱暴露して加熱前後の重量変化を測定し、単位表面積あたりの重量変化を酸化増量として評価した。

図1に700℃での高温引張強度に及ぼすAl、Si量の影

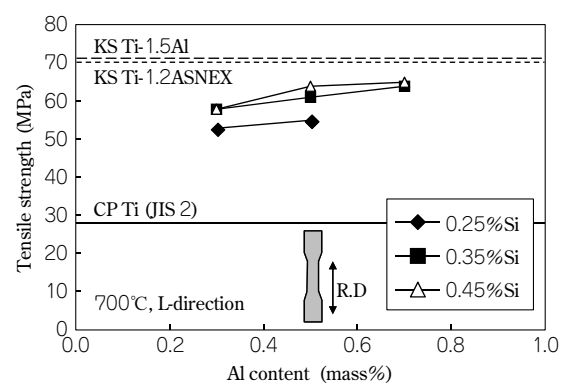


図1 Al、Si量に及ぼす高温引張強度の影響
Fig. 1 Effects of Al and Si content on tensile strength at 700°C

*鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 薄板部 **鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室

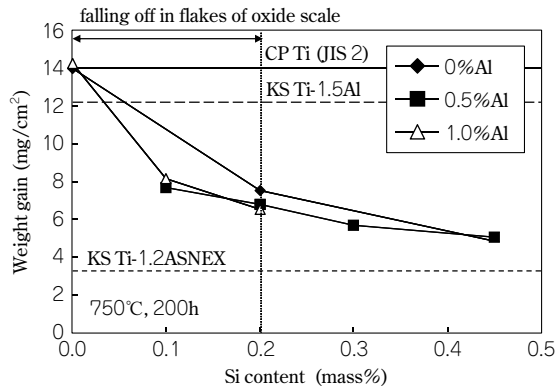


図2 酸化重量増に及ぼす Al, Si 添加量の影響

Fig. 2 Effects of Al and Si content on weight gain at 750°C for 200h

響を示す。図には KS Ti-1.2ASNEX, KS Ti-1.5Al および JIS 2 種純チタン (JIS class2 Commercially Pure Ti, 以下 CP Ti (JIS 2) という) の強度も併せて示した。本試験範囲では Al 量とともに引張強度は一樣に増加するが, Si は 0.35% あたりで飽和する傾向を示す。Al は α 相を固溶強化するが Si は固溶限を超えており, 0.35% 以上添加しても Si 化合物の析出サイズが大きくなるだけで強化に寄与しないと考えられる。KS Ti-1.5Al および KS Ti-1.2ASNEX と比較すると, どの組成においても高温引張強度は低いものの, CP Ti (JIS 2) の約 2 倍の強度を有することがわかる。

図 2 に 750°C で 200 時間大気加熱後の酸化増量に及ぼす Al, Si 量の影響を示す。Al 量および Si 量の増大に伴って酸化増量が減少する。とくに Si は, 0.1% の添加でも酸化重量が大きく抑えられ, 耐高温酸化性に有効な元素であることがわかる。さらに, 0.3% 以上の試験片はスケールのはく離も起こらないことが確認された。一方, Al も耐高温酸化性に有効であるが, 0.5% 以上の添加で飽和する傾向を示す。KS Ti-1.2ASNEX と比較するとどの組成においても耐高温酸化性はやや劣るものの, CP Ti (JIS 2) や KS Ti-1.5Al よりも大幅に優れていることがわかる。

以上の結果より, 高温強度および耐高温酸化性のバランスを考え, Ti-0.5Al-0.35Si を選定した。以降, 本合金を KS Ti-0.9SA と呼ぶ。

2. KS Ti-0.9SA の r 値と焼鈍条件の関係

マフラーの成形では張出しや深絞りの要素を多く含む加工が多い。ここでは深絞り性に着目し, 深絞り性と強い相関がある L 方向 (圧延方向) の r 値 (ランクフォード値) と熱処理の関係調べた。

一般に, r 値が高い方が深絞り性に優れる。供試材にはコールドクルーシブル炉にて溶解した約 10kg の鋳塊から熱間鍛造, 熱延, 冷延, 焼鈍を経て作製した 1.0mm 厚の板を用いた。焼鈍は真空焼鈍 (660°C, 2 時間保持) および大気ライン焼鈍を想定した大気焼鈍 (850°C, 3 分保持) を行い, 両者を比較した。なお, r 値は ASTM E517 に準拠して測定し, 付与したひずみは L 方向, T 方向 (圧延方向に垂直な方向), 45° 方向 (圧延方向と 45° をなす方向) とともに 5% とした。また, r 値に大きな影響を及

ぼす集合組織を比較するため, 焼鈍後の板を板厚 1/4 ままで削り込んだ圧延面を SEM-EBSP により結晶方位を測定し, $\langle 0001 \rangle$ と板面法線方向との傾きの分布図を作成した。当分布図の縦軸は, サンプルの板面法線方向に対する $\langle 0001 \rangle$ 傾角分布を, 完全にランダムな組織状態の $\langle 0001 \rangle$ 傾角分布で規格化した値である。少なくとも結晶粒径が 100 個以上入るように測定面積を 100 μm 角とし, 0.25 μm 間隔で測定した。また比較材の KS Ti-1.2ASNEX は, 量産材の熱延板から, KS Ti-0.9SA と同じ冷延, 焼鈍工程を経て作製した 1.0mm 厚の板を用いた。

図 3 に焼鈍条件の異なる KS Ti-0.9SA の r 値を示す。 r 値は明らかに 850°C の大気焼鈍の方が高い値を示している。一方 KS Ti-1.2ASNEX の r 値は, KS Ti-0.9SA ほどには大気焼鈍での大幅な向上は認められなかった。図 4 に両者における $\langle 0001 \rangle$ と板面法線方向との傾きの分布図を示す。いずれの合金も 850°C 焼鈍は, 660°C 焼鈍に比べて 0° 付近に $\langle 0001 \rangle$ が集積した basal texture 成分が増加し, 90° 付近に $\langle 0001 \rangle$ が集積した transverse texture が減少する傾向にある。KS Ti-0.9SA の 850°C 3 分間焼鈍材が 0° 付近への集積が最も高く, 90° 方向では最も小さくなっている。すなわち KS Ti-0.9SA の 850°C 3 分間焼鈍

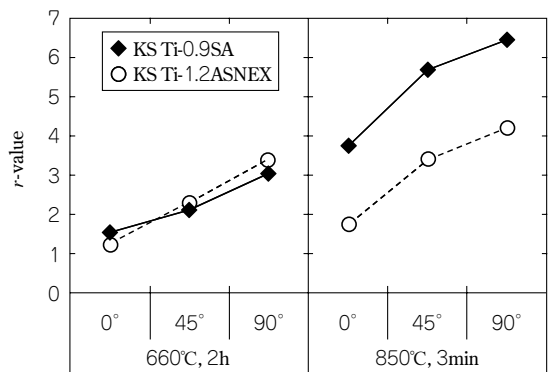


図3 KS Ti-0.9SA の各方向 r 値に及ぼす最終焼鈍条件の影響

Fig. 3 Influence of annealing condition on r -value in various directions of KS Ti-0.9SA

0°: parallel to rolling direction, 45°: 45 degree diagonal to rolling direction, 90°: perpendicular to rolling direction

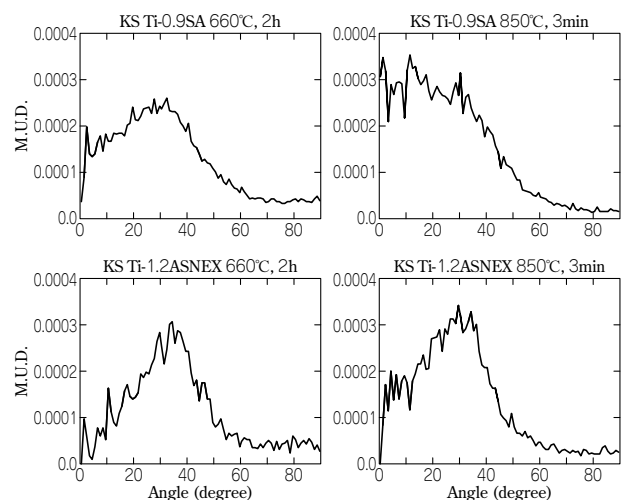


図4 最終焼鈍条件の異なる KS Ti-0.9SA, KS Ti-1.2ASNEX の $\langle 0001 \rangle$ 軸方向平均分布

Fig. 4 $\langle 0001 \rangle$ mean radial distribution for KS Ti-0.9SA and KS Ti-1.2ASNEX annealed at 660°C for 2 h and at 850°C for 3 min

材が basal texture の成分を最も多く含むため r 値が高くなったものと推定されるが、詳細のメカニズム解明は今後の課題である。本合金においては深絞りには有効とされる L 方向の r 値は 850°C の大気焼鈍により向上することがわかった。

3. KS Ti-0.9SA 量産試作材の諸特性

1. の評価を通じて決定した開発材 KS Ti-0.9SA の冷延板を実生産設備で試作した。すなわち、当社高砂製作所チタン溶解工場の消耗電極式真空アーク溶解炉を用いて 6ton の铸塊を製造し、3,000ton プレスで分塊鍛造後、当社加古川製鉄所にて分塊圧延、熱延、冷延および最終焼鈍を実施し、厚さ 1.0mm の冷延板を作製した。最終焼鈍では、2. での検討結果を受けて連続焼鈍酸洗ラインにて 850°C で処理した。この試作材を用いて ASTM E8M に準じた常温引張試験を行い、ヤング率や引張強さなどの物理的および機械的性質を測定した。

表 1 に KS Ti-0.9SA の物理的性質を、既存のマフラー用耐熱合金である KS Ti-1.2ASN, KS Ti-1.5Al および CP Ti (JIS 2) の量産材のそれと比較して示す。密度、線膨張係数は CP Ti (JIS 2) とほぼ同等であるが、ヤング率は CP Ti (JIS 2) に比べてやや低い。また、 β 変態点が Al 添加の影響で CP Ti (JIS 2) より約 30°C 高くなっていることがわかる。

3.1 KS Ti-0.9SA の機械的性質と高温強度および耐高温酸化性

表 2 に KS Ti-0.9SA の室温での機械的性質を KS Ti-1.2ASNEX, KS Ti-1.5Al および CP Ti (JIS 2) との比較で示す。0.2%耐力や引張強度はこれらの中では最も高い。伸びは CP Ti (JIS 2) に比べてやや低いものの、KS Ti-1.2ASNEX, KS Ti-1.5Al とほぼ同等である。CP Ti (JIS 2) の引張強度の規格範囲が 340~510MPa であることから、KS Ti-0.9SA は CP Ti (JIS 2) の硬質材相当の特性を有している。

図 5 に KS Ti-0.9SA の引張強度の温度依存性を示す。1. で述べたように、Ti-Al-Si 系合金の Si 量や Al 量の影響を調べた小形铸塊での引張試験では全体的に KS Ti-1.2ASNEX および KS Ti-1.5Al よりも低い高温強度を示した。しかしながら、量産試作材ではほぼ同等の高温引張特性を示し、600°C 以上の高温では CP Ti (JIS 2) の約 2 倍の強度を有している。これは、量産試作材は小形铸塊に比べて固溶酸素量を増加させたためと考えられる。

図 6 に KS Ti-0.9SA の 700~800°C、200 時間大気加熱後の酸化増量を示す。KS Ti-0.9SA は、最も耐熱性の良い KS Ti-1.2ASNEX と比べてやや劣るものの、750°C まではほぼ同等、800°C でも 1.5 倍以内の酸化増量に抑えられている。KS Ti-1.5Al および CP Ti (JIS 2) は 700°C 以上の高温になると急激に酸化増量が増えているが、KS Ti-0.9SA はそれらの合金と比べて非常に良好な耐高温酸化性を有しているといえる。

3.2 KS Ti-0.9SA の成形加工性

プレス加工に対する板の成形性は、深絞り性、張出し性、曲げ加工性、および伸びフランジ性の 4 つ⁵⁾ の評価

表 1 KS Ti-0.9SA の物理的性質

Table 1 Physical properties of KS Ti-0.9SA

Physical properties	KS Ti-0.9SA	KS Ti-1.2ASNEX	KS Ti-1.5Al	CP Ti (JIS 2)
Density (g/cm ³)	4.49	4.49	4.47	4.51
β transus (°C)	915	906	943	885
Young's modulus L-direction (GPa)	105	102	107	117
Young's modulus T-direction (GPa)	112	115	108	117
Liner expansion coefficient RT-800°C ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	10.0	10.3	10.3	9.9

表 2 KS Ti-0.9SA の機械的性質

Table 2 Tensile properties of KS Ti-0.9SA

	Tensile direction	0.2% proof strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	n-value
KS Ti-0.9SA	L	351	494	33	0.115
	T	415	477	36	0.054
KS Ti-1.2ASNEX	L	286	427	34	0.111
	T	376	434	38	0.056
KS Ti-1.5Al	L	309	455	34	0.134
	T	363	440	35	0.076
CP Ti (JIS 2)	L	222	391	38	0.148
	T	272	387	41	0.100

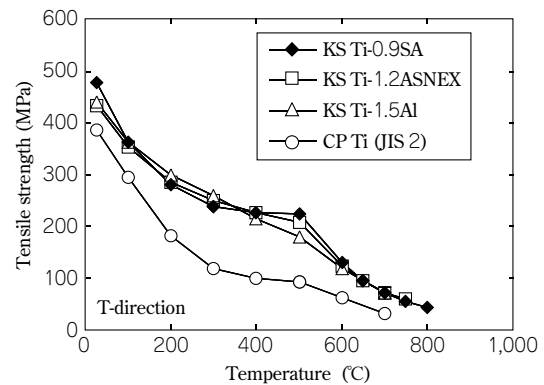


図 5 KS Ti-0.9SA の高温引張特性

Fig. 5 Elevated temperature tensile properties of KS Ti-0.9SA

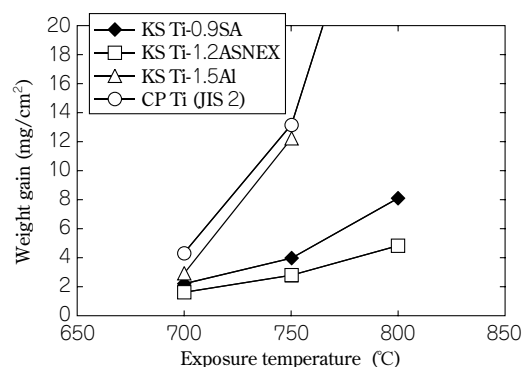


図 6 KS Ti-0.9SA の耐熱性 (高温酸化特性)

Fig. 6 Oxidation properties at elevated temperature of KS Ti-0.9SA

を行った。深絞り性は、Swift 試験⁶⁾ による LDR (Limit Drawing Ratio) と L 方向 r 値で評価した。Swift 試験ではパンチ径: $\phi 50.0\text{mm}$, パンチ肩半径: 10.0mm, ダイス径: $\phi 51.6\text{mm}$, ダイス肩半径: 10.0mm とし、潤滑はポリエチレンシートを用いた。また、張出し性の評価はエリクセン試験 (JIS Z 2247) を採用した。曲げ加工性は

JIS Z2248に準じて行ったが、180°曲げとして曲げ半径を変えて試験し、目視で割れが認められる直前の半径を限界曲げ R/t (R :曲げ半径, t :板厚)として評価した。伸びフランジ性は穴広げ試験打抜き穴 ϕ 10.0mmで、日本鉄鋼連盟規格 (JFS T1001-1996) に準じて評価した。

図7にKS Ti-0.9SAのL方向 r 値とLDRを示す。LDRはCP Ti (JIS 2)と同程度で、KS Ti-1.2ASNEXよりも高い値を示す。また、L方向 r 値はCP Ti (JIS 2)およびKS Ti-1.2ASNEXよりも高く、KS Ti-0.9SAが高い深絞り性を有していることが量産試作においても再確認できた。

図8にKS Ti-0.9SAのエリクセン値を示す。KS Ti-1.5Alが若干低い、比較材を含めて ± 0.5 mmの範囲にあり4合金ともほぼ同等の張出し性を示す。

図9に曲げ加工性試験結果を示す。深絞り性とは逆に、 r 値 (図7)が高いほど曲げ加工性は悪くなる傾向があることから、KS Ti-0.9SAは、CP Ti (JIS 2)やKS Ti-1.2ASNEXより劣るものの、KS Ti-1.5Alより優れた曲げ加工性を有していることがわかる。これは、結晶粒成長を抑えるSi化合物の存在により、KS Ti-1.5Alよりも結晶粒が細かいと推察される。

図10はKS Ti-0.9SAの伸びフランジ性を示す。限界穴広げ率はKS Ti-1.2ASNEXやCP Ti (JIS 2)に比べて低い値を示しており、伸びフランジ性はやや劣っているが、同強度の鋼と比較しても遜色 (そんしょく) ない値を示している。

以上により、KS Ti-0.9SAは、CP Ti (JIS 2)と比較して曲げ加工性および伸びフランジ性はやや劣るものの、マフラーを成形加工する際に必要な張出し性や深絞り性

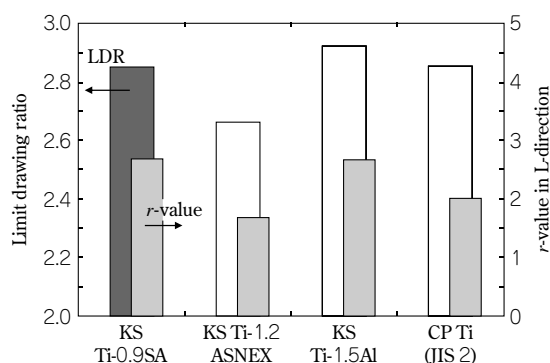


図7 KS Ti-0.9SAのL方向 r 値と深絞り性 (LDR)
Fig. 7 r -value in L-direction and deep drawability (LDR) of KS Ti-0.9SA

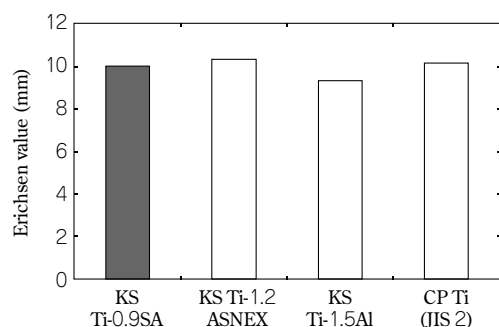


図8 KS Ti-0.9SAのエリクセン値
Fig. 8 Erichsen value of KS Ti-0.9SA

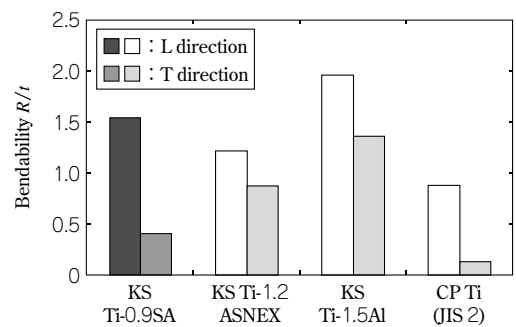


図9 KS Ti-0.9SAの曲げ加工性 (R :最小曲げ半径, t :サンプル板厚)

Fig. 9 Bendability of KS Ti-0.9SA (R : minimum bend radius without cracking, t : thickness of sample sheet)

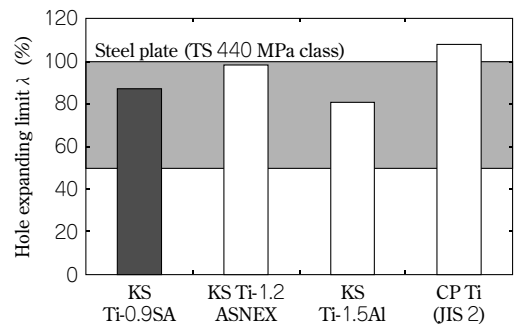


図10 KS Ti-0.9SAの伸びフランジ性

Fig.10 Stretch flange formability of KS Ti-0.9SA

は同等であることを確認した。また、KS Ti-1.2ASNEXと比較すると、耐熱性ではやや劣る一方で、深絞り性では優位にある合金である。

むすび=先行のKS Ti-1.2ASNEXがトヨタ自動車LEXUSの旗艦車種であるLF-Aのマフラーに採用されたことが契機となり、チタン製マフラーは四輪分野でも実績を積上げる段階を迎えている。地球環境保護の気運が高まる中でガソリン車はこれまで以上にCO₂削減のための軽量化が求められており、現行のステンレス製マフラーをチタン製に置換えることによって40%を超える軽量化、すなわち10kg前後の軽量化が期待される。

KS Ti-0.9SA (Ti-0.5Al-0.35Si)は、KS Ti-1.2ASNEXに匹敵する良好な高温強度および耐高温酸化性を有するだけでなく、深絞り性が良好な廉価合金である。本合金が今後、四輪向けマフラー分野におけるチタンの普及に少しでも貢献ができれば幸いである。

参考文献

- 1) 森倉功和ほか:R&D 神戸製鋼技報, Vol.54, No.3 (2004), pp.38-41.
- 2) 屋敷貴司ほか:R&D 神戸製鋼技報, Vol.55, No.3 (2005), pp.42-47.
- 3) Y. Kosaka et al.: Ti-2007 Science and Technology, The Japan Institute of Metal, Vol.2 (2007), pp.1403-1406.
- 4) 大塚広明ほか:チタン, Vol.55, No.4 (2007), pp.282-287
- 5) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック, 第3版 (2007), p.71, 日刊工業新聞社発行
- 6) H. W. Swift: Sheet Metal Industries, Vol.31 (1954), p.817.

(技術資料)

プレス成形性に優れた潤滑プレコートチタン板

Pre-coated Titanium Sheet with Excellent Press Formability



藤田皓久*
Akihisa FUJITA



逸見義男*
Yoshio ITSUMI



中元忠繁**
Tadashige NAKAMOTO



山本佳代**
Kayo YAMAMOTO

The PHE (Plate type Heat Exchanger) is one of the main applications for commercially pure titanium. The titanium plate, with a complex corrugated pattern created by press-forming, is directly linked to high performance such as in thermal conductivity for the PHE. We have, therefore, developed an excellent new press-formable pre-coated titanium, which is designed to have a lubricant layer that is easily removed by alkaline cleansing.

まえがき＝化学プラントや発電設備、大形輸送船舶などでは、冷却媒体として海水を大量に使用するプレート式熱交換器 (Plate type Heat Exchanger, 以下 PHE という) が使用されている。このため、PHE のプレートや配管などの主要部材には海水に対して極めて優れた耐食性を示すチタンが数多く採用されており、PHE は今やチタンの主要用途の一つになっている¹⁾。PHE の原理を図 1 に示す。PHE は、チタンプレートを挟んで温水と海水とを互いに逆方向に流すことによって熱交換を行う装置であり、熱の授受はこのチタンプレートを通して直接行われる。このため、チタンプレートは複雑な波板形状に加工されており、その形状が熱交換器の伝熱性能を左右するとともに、PHE の高圧化に向けたプレート素材の高強度化が必要とされる。

従来の軟質チタンがもつ良好な成形性を維持しつつ高強度化が実現できれば、より高圧用途への適用拡大が図れるとともに、薄肉化による重量削減も可能である。このように、PHE プレートの素材に対しては、より良好な

プレス成形性と高強度が同時に求められている。

強度と成形性は、材料面においてトレードオフの関係にある。このため、まず当社では成形性向上手法として表面潤滑に着目し検討した。潤滑法には様々な方法が知られており、たとえば、潤滑シートをてん付して成形する方法²⁾が一般的であるが、実生産ではシートのてん付、引きはがしに手間やコストがかかる。また、表面を酸化あるいは窒化させる方法も報告³⁾されているが、厳しいプレスパターンでは表層が硬質で延性がないためき裂が発生しやすく、皮膜が伝熱性を阻害する要因にもなる。そこで当社では、プレス成形後のアルカリ脱脂による脱膜を前提にした潤滑プレコートを施す方法を考案した。この方法により、従来の JIS 1 種よりも高強度な JIS 2 種を使用しても従来並みのプレス成形が可能なチタン板の開発を行った。

本稿では、まず PHE プレートのプレス成形性を数値的に適切に評価できるよう独自に開発した評価手法を紹介する。さらに、その評価手法を用いて開発した潤滑プレコートチタン板について紹介する。

1. 当社独自のプレス成形性評価方法

プレス成形中に割れが発生する部位は流路部またはガasket部と呼ばれる部分が多く、これらの部分の変形様式は 2 軸の張出し成形に近い^{4), 5)}。このため、単純なプレス成形性指標としてはエリクセン値が挙げられる。しかしながら、実際には張出しだけではなく深絞りなどの変形様式が混成した成形となっているため、実態に即した定量的なプレス成形性の評価方法を確立しておく必要がある。

そこで、PHE プレート伝熱部において頻繁に見られる魚の骨を模した形状、いわゆるヘリンボーン形状を模擬し、簡易的な評価が可能な小形金型、および実際の PHE

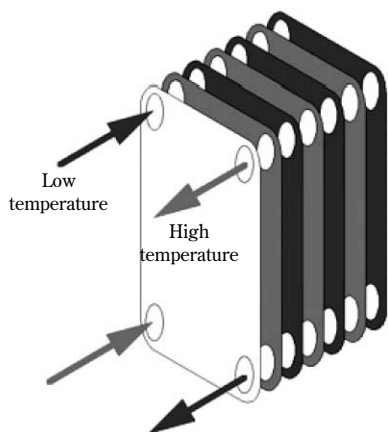


図 1 PHE の原理

Fig. 1 Principle of plate type heat exchanger

*鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室 **鉄鋼事業部門 技術開発センター 薄板開発部

のサイズに近い大形の金型をそれぞれ製作し、以下の方法でプレス後の割れやネッキングに点数を付けることによってプレス成形性を数値化することを試みた。

ただし、本プレス成形性評価方法は実成形との相関が取れていないなどの課題もあるため、さらなる検討を行い評価精度向上に努めていく。

1.1 小形金型での評価方法

小形金型の形状は以下のとおりである。

- ・サイズ：160mm□（成形部 100mm□）
 - ・稜間ピッチ：10.0mm
 - ・稜高さ：4.0mm
 - ・各稜の半径 R ：0.4, 0.6, 0.8, 1.0, 1.4, 1.8 (mm)
- 6本

試験片サイズは160mm□とし、プレスは80ton油圧プレス機を用いた。稜部の成形高さは、JIS 1種と2種で割れ、状態に明瞭な差が生じる3.4mmとした。

プレス試験後、特定の部位における割れおよびネッキングの有無でランク付けし、数値化した。すなわち、プレス成形試験後のサンプル（図2）において、割れの起

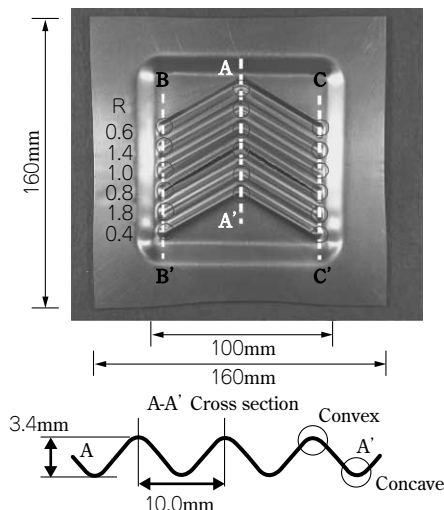


図2 小形金型によるプレス成形評価形状と割れ有無の評価位置
Fig. 2 Pressed test shape and positions for scoring in order to evaluate the pressformability using compact size test die

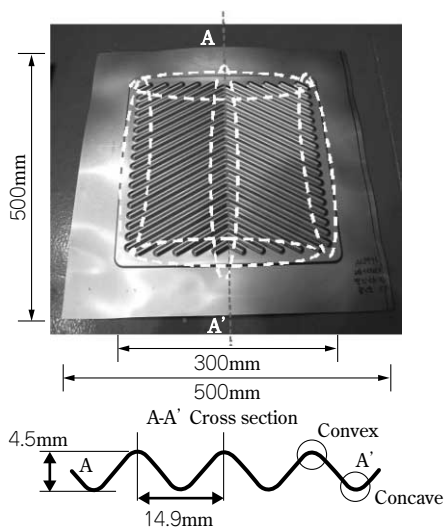


図3 大形金型によるプレス成形評価形状と割れ有無の評価位置
Fig. 3 Pressed test shape and positions for scoring in order to evaluate the pressformability using large size test die

点となる稜部と3本の破線（A-A', B-B', C-C'）上の凸部（ただし、A-A'のみ凹部でも割れが生じるため凹も対象とした）の計24部位を測定箇所とし、以下の採点方法を用いてそれぞれの箇所の評価を行った。

- ・割れなし(健全)：4点
- ・弱いネッキング：3点
- ・明瞭なネッキング：2点
- ・小割れ：1点
- ・大割れ：0点

総合評価として、上記の評点を用いて

$$\text{スコア}(\%) = (\sum(E/R)) / (\sum(4/R)) \times 100 \quad \dots\dots(1)$$

ここで、 E は各測定箇所の点数、 R は各測定箇所での稜の半径(mm)とした。全く割れない場合は100%、全てが割れていれば0%となる。 R で除したのはその稜での R による曲げ変形効果を考慮するためである。

1.2 大形金型での評価方法

大型金型の形状は以下のとおりである。

- ・サイズ：500mm□（成形部 300mm□）
- ・稜間ピッチ：14.9mm
- ・稜高さ：8.1mm
- ・各稜の半径 $R=3.4$ (mm)

試験片サイズは500mm□で、プレスは1,000tonサーボプレス機を用いた。稜部の成形高さは小形金型と同様の基準で4.5mmとした。測定箇所は図3に示すように破線で囲った稜端部、稜中央部（凸部、凹部）の計92箇所であり、小形金型と同様の手法で評点を付けた。また、製品と同様の形状とするため R は一定としている。

$$\text{スコア}(\%) = \sum E / (4 \times 92) \times 100 \quad \dots\dots(2)$$

2. 潤滑プレコートチタン板の特徴

成形性が良い潤滑シートとプレス油潤滑による変形の違いを確認するため、小形金型にてプレス試験後サンプルのおおのの稜線 ($R=0.8, 1.0, 1.8$) における潤滑シート、およびプレス油（スギムラ化学工業株式会社製サンプルプレス S-304）潤滑でのプレス後の断面をそれぞれ観察した（図4）。点線の丸で囲んだ箇所は板厚が周囲よりも減少している部位である。潤滑シートは、プレス油潤滑と比較して割れおよびくびれの箇所が少ないことがわかる。プレス油潤滑では、成形が進むにつれて金型と板が局部的に接触して拘束され、動けなくなる一方で、その間も全体としては成形加工が続けられるため、動けなく

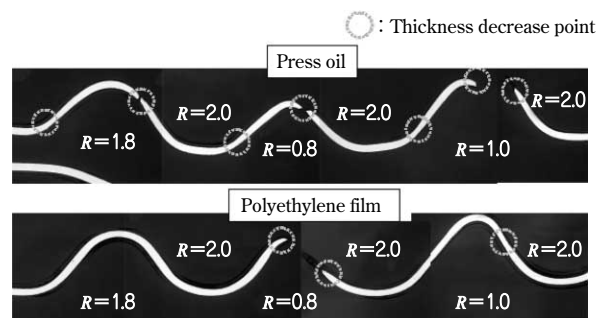


図4 プレス油とポリシート潤滑におけるプレス成形後のサンプル断面形状比較

Fig. 4 Comparison between cross sections of pressed samples using press oil and polyethylene film as lubricant

なった部分との間で伸びてくびれが生じ、さらには割れが生じることになる。一方、潤滑シートにおいては、シートが破れない限り金型と板が直接接触することはなく、板の流動性が保たれて周囲から材料が供給される。その結果、プレス油潤滑と比べてマクロ的に均一変形が保たれると考えられる。したがって、高成形性を得るためには、摩擦力を極力抑えることが重要と考えられる。

そこで潤滑性、とくに動摩擦係数の低減を目的とした潤滑プレコート板を作製した。潤滑プレコート皮膜の組成を表1に示す。アクリル樹脂は板との密着性が高く、変形にも十分に追従できる特性を有しており、かつアルカリで容易に脱膜できることからベース樹脂として選定した。コロイダルシリカは皮膜を硬化させ、また、ポリオレフィンワックスは金型との潤滑性を高める効果を有し、プレコート皮膜の動摩擦係数を低減させることを目的に添加した。

潤滑性の違いによるプレス成形性を確認するため、表2に示す特性を有するJIS 2種純チタン板にプレス油(スギムラ化学工業株式会社製サンプレス S-304)、潤滑プレコート組成からポリオレフィンワックスを除いた皮膜(アクリル樹脂+コロイダルシリカ)、および潤滑プレコート皮膜を塗布した3種の板を作製した。皮膜はロールコータを用いて塗布し、恒温槽で乾燥させて1.0 μ mの膜とした。

膜厚は、プレコート溶液の固形分濃度を变化させることによって調整した。また、蛍光X線装置(島津製作所製「MIF-2100」)を用いて皮膜中のSi元素量を定量化し、下記式(3)により求めた皮膜付着量(g/m²)から式(4)で換算することによって皮膜厚(μ /m)を求めた。

皮膜付着量(g/mm²)=Si \times 60 \times 100/28 \times C \times 1000... (3)
 ここで、Siは皮膜中のSi元素量(mg/m²)、Cは表面処理組成物中のSiO₂の添加濃度(%), 28はSiの元素量, 60はSiO₂の分子量である。

$$\text{皮膜厚}(\mu/m) = (\text{皮膜付着量} \times 0.1/2.2) + (\text{皮膜付着量} \times 0.9/1.0) \dots\dots (4)$$

ここで、皮膜中には比重2.2のSiO₂が10%、比重1.0の樹脂とワックスが90%含まれていることより式(4)を用いている。

プレス成形性は、1.1で紹介した小形金型を用いた方法によって数値化し、評価した。また、動摩擦係数は、

表1 潤滑プレコートの皮膜成分
 Table 1 Composition of pre-coated layer

	mass%	Contents
Resin	80	・ Acrylic resin consisted of alkylacrylate-methacrylate copolymer
Colloidal silica	10	・ Amorphous SiO ₂ ・ Alkali Na ₂ O
Wax	10	・ Polyolefin wax

表2 JIS 2種純チタンの引張特性
 Table 2 Tensile properties of JIS Class-2 titanium sheet

Tensile direction	0.2% Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
L direction	243	396	31
T direction	288	389	29

試験荷重 500g, 摺動(しゅうどう)速度 100mm/min, 摺動距離 40mm, 測定方向L方向として新東科学社製 HEIDON を用いて計測した。相手材は ϕ 10.0mmのSUSボール, 評価金型は小形金型を使用した。

作製したプレコート板の動摩擦係数とプレス成形性の関係を図5に示す。試験点数は少ないが、素材の動摩擦係数は樹脂とコロイダルシリカで構成された皮膜を塗布することによって減少し、これにポリオレフィンワックスを添加することによってさらに低減させることができる。さらに、それに伴って成形性が向上することが確認された。

プレス成形に最適なプレコート膜厚を選定するため、表2に示した特性をもつJIS 2種純チタン板を用いてプレス成形性に及ぼすプレコート膜厚の影響を調査した。その結果を図6に示す。膜厚0.5 μ mまでは膜厚の増加に伴って成形性が向上し、それ以上の厚さでは飽和している。これにより、本試験の変形範囲であれば0.5 μ m程度の非常に薄い膜で十分であることがわかった。

本潤滑プレコートはPHEにそのまま適用可能であるが、皮膜を介しての熱伝達になるため、伝熱性能の低下は避けられない。その対策として、一般的なアルカリ脱

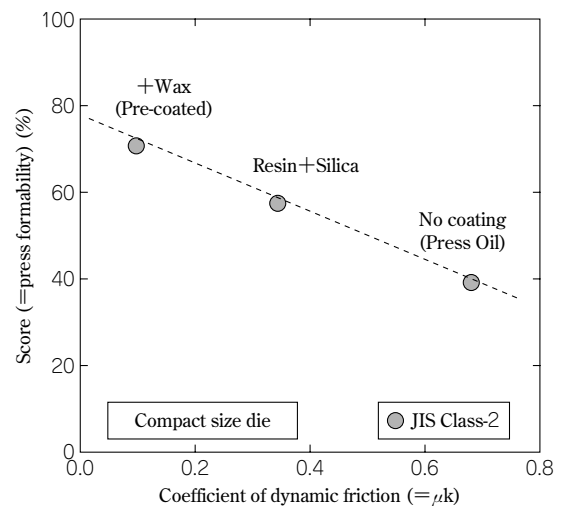


図5 成形性に及ぼす動摩擦係数の影響
 Fig. 5 Effect of coefficient of dynamic friction on press formability

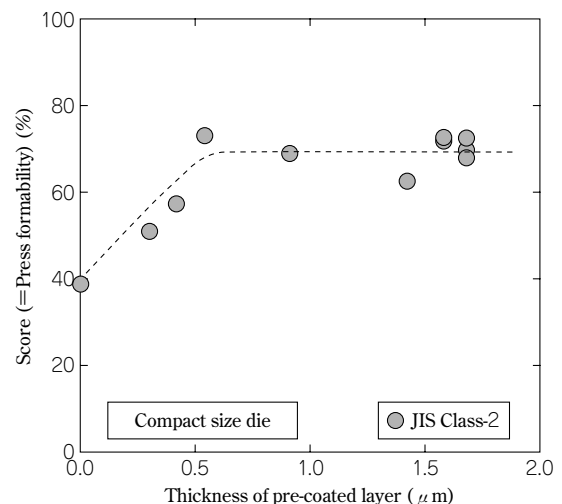


図6 成形性に及ぼす皮膜厚さの影響
 Fig. 6 Effect of thickness of pre-coated layer on press formability

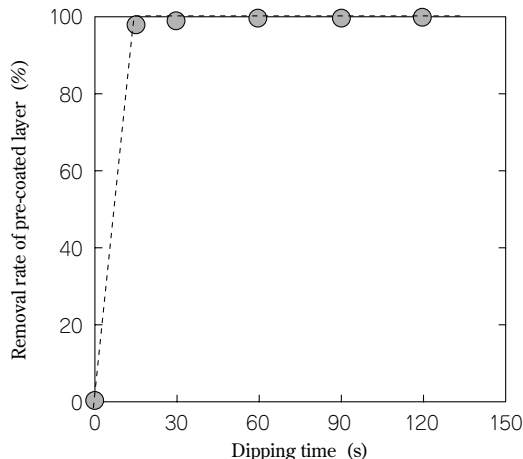


図7 プレコート皮膜のアルカリ溶液浸漬による脱膜性
Fig. 7 Removability of pre-coated layer by dipping in alkaline cleaner bath

脂で簡単に脱膜できるように設計した。また脱膜性を確認する以下のような試験を行った。

潤滑皮膜の付着量を測定した後、一般的に推奨されているチタンの脱脂液に所定の時間浸漬し、さらに水洗・乾燥した後、皮膜付着量を測定した。なお、脱脂液は弱アルカリの日本パーカライジング株式会社製ファインクリーナー 4368 製を用い、濃度：20g/L、浴温：60℃に調整した。皮膜の脱膜率は式 (6) により求めた。

脱膜率(%) = $100 \times (V_0 - V_1) / V_0$ (6)
ここで、脱脂前および脱脂後の付着量をそれぞれ V_0 (g/m²)、 V_1 (g/m²) とした。

図7に脱膜率とアルカリ溶液浸漬時間の関係を示す。浸漬開始直後に皮膜が除去され、60秒の浸漬で完全に脱膜できていることがわかる。一般的なアルカリ脱脂時間は1～3分程度であることから、本皮膜は十分に脱膜可能であると考えられる。

3. 潤滑プレコートチタン実機試作板のプレス成形性

種々の引張特性を有する純チタンに潤滑プレコート皮膜を実機塗工したプレコート板のプレス成形性を、プレス油潤滑、および潤滑シートと比較して図8に示す。より実際のプレス成形に近い条件における成形性を評価するため、評価金型は大形金型を使用した。同図より、潤滑プレコートにより潤滑シートに近い良好な成形性が得

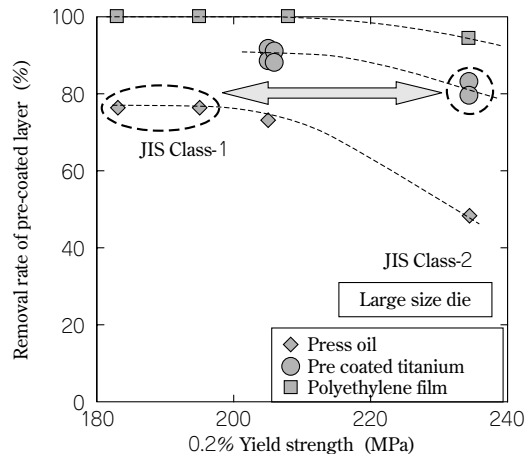


図8 潤滑プレコート板のプレス成形性
Fig. 8 Press formability of pre-coated JIS Class-1 and JIS Class-2, compared with using press oil and polyethylene film as lubricant

られていることがわかる。また、JIS 1種よりも15%高強度なJIS 2種でもJIS 1種のプレス油潤滑並みのプレス成形性が得られることがわかった。

むすび＝当社は、純チタンの主要用途であるPHEをターゲットに従来のJIS 1種よりも高強度なJIS 2種で従来材プレス油潤滑並みのプレス成形性が得られる潤滑プレコートチタン材を開発し、本稿でその特性を紹介した。本皮膜は環境にも十分配慮した上で設計されており、皮膜そのものも薄く、プレス油を使用した場合に比べ脱脂処理量や残渣(ごんさ)も少なく安心してお使いいただけるものと思う。また、PHEに限らず様々なプレス成形品への適用が可能であり、幅広くご使用していただけることを期待している。

参考文献

- 1) 草道英武ほか：日本のチタン産業とその新技術，(1996)，p.18，株式会社アグネ技術センター。
- 2) (社)チタニウム協会：チタンの加工技術，(1992)，pp.82-86。
- 3) Kazuhiro Takahashi et al. : Development of High Lubricity Titanium Sheet with Excellent Press Formability, (2007), pp.1079-1082, Ti-2007 Science and Technology.
- 4) 森口康夫ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.32, No.1(1982)，pp.24-27。
- 5) 石山成志：工業用純チタン板のプレス成形性に対する双晶変形の影響に関する研究，東北大学，1993年，博士論文，pp.13-78。

(技術資料)

KS Ti-9の異方性改善技術

Process for Hot Rolling KS Ti-9 Coiled Sheet for Less In-Plane Anisotropy in Strength and Bendability



逸見義男*
Yoshio ITSUMI



多田宏一郎**
Koichiro TADA

KS Ti-9 has been developed as substitute for Ti-6Al-4V alloy, which has been widely used in aerospace parts. However, this alloy shows strong in-plane anisotropy in strength and bendability when manufactured by the conventional method, that is, by a uni-directional rolling process in the α - β region. In order to reduce in-plane anisotropy, we have adopted the β rolling process, defined as the process of rolling after heating the slab in the β region. This new process results in forming a weaker transverse-texture than that obtained by the conventional method, as it offers a much better chance for new α nucleation with random crystal orientation in cooling from β into the α - β phase. Trial sheet manufactured by the new process on a mass production line also exhibits less in-plane anisotropy and has the same properties as Ti-6Al-4V.

まえがき= KS Ti-9 は、汎用の Ti-6Al-4V 合金と同等の高い機械的特性を有し、これまでその強度クラス (1,000MPa) では困難であったコイル圧延を工業レベルで世界で初めて可能にした合金^{1), 2)} であり、ASTM に Gr.35 として登録されている。

航空機部材に多用されている Ti-6Al-4V 合金は加工性が悪く、そのまま熱間圧延すると激しいエッジ割れを起こすことや冷間圧延性に乏しいことから、鋼板の量産ラインで製造することはきわめて困難である。このような Ti-6Al-4V 合金と比較して、KS Ti-9 は鋼板の量産製造ラインにてコイル圧延が可能であることから、低コスト・短リードタイムで製造できる。このため、Ti-6Al-4V の代替合金として航空機分野での適用拡大が期待されている。

しかしながら、熱延スラブから仕上げまで一方向に圧延されることから、強度などの機械的特性において圧延方向とそれに垂直な方向の間で強い面内異方性が生じる。とくに α - β 型チタン合金は、主相である α 相の結晶構造が最密六方晶であることからすべり系が限られているため、結晶方位によって機械的特性が大幅に異なる。このため、一方向にのみ圧延を行うと特有の集合組織が形成されるとともに、一般のアルミや鋼と比べて板面にきわめて強い異方性を発現する。この異方性を抑制する方法としてはいくつかの方法が提案されている^{3), 4)}。たとえば、圧延方向と 90° 方向に一定量圧延するいわゆるクロス圧延法が採用されている³⁾ が、コイルの製造を前提とした場合にはその方法を採用することは困難である。クロス圧延した Ti-6Al-4V 合金板を使い慣れたユーザでも違和感なく KS Ti-9 を使用して頂くためには、コイルであっても異方性の低減を図ってゆく必要がある。

本稿では、熱延プロセスにおける集合組織の変化に着目し、強度と曲げ加工性における異方性軽減の検討を行った。さらに、その結果を基に量産ラインでコイルを試作した板の諸特性も紹介する。

1. 強度異方性に及ぼす熱延温度の影響

1.1 供試材および試験方法

KS Ti-9 の基本組成である Ti-4.5Al-2Mo-1.6V-0.5Fe-0.3Si-0.03C (mass%) をコールドクルーシブル誘導溶解炉にて溶解して得た、10kg 強の ϕ 100mm、高さ約 300mm の鋳塊を供試材とした。その化学組成を表 1 に示す。これを 1,100°C にて分塊鍛造後、板厚 75mm、幅 100mm のスラブに分割、調整した。さらに、 β 変態点 (T_{β}) の 970°C を境とする 950°C、1,000°C、および 1,100°C に加熱した後熱間圧延を行い、板厚 4.5mm の熱延板を得た。その後、焼鈍酸洗、冷延を繰返して板厚 1.0mm に仕上げた。

試験は、圧延方向に平行な方向 (L 方向) および垂直方向 (T 方向) の 2 方向に対する引張試験、および 105° 曲げ試験をいずれも室温にて実施した。引張試験は、ASTM E8M に準拠し、曲げ試験は ASTM E290 に準拠して行った。なお曲げ試験では、押込み治具の半径 R (mm) を変えて目視にて割れの有無を観察し、割れが発生しない限界の曲げ半径を板厚 t (mm) で除して無次元

表 1 試験材の化学組成
Table 1 Chemical composition of KS Ti-9 specimen (wt%)

Element	Al	Mo	V	Fe	Si	C	O
Chemical compositions	4.31	1.91	1.58	0.51	0.27	0.03	0.142
Nominal compositions	4.5	2.0	1.6	0.5	0.3	0.03	—

*鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室 **鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 薄板部

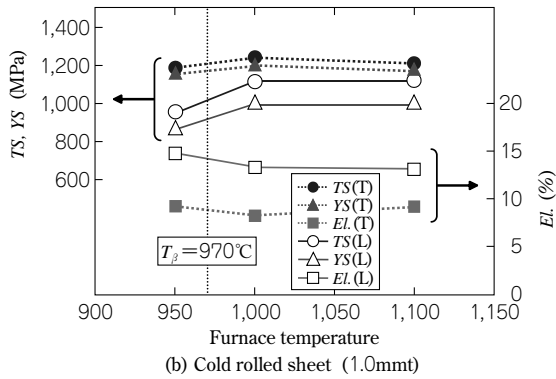
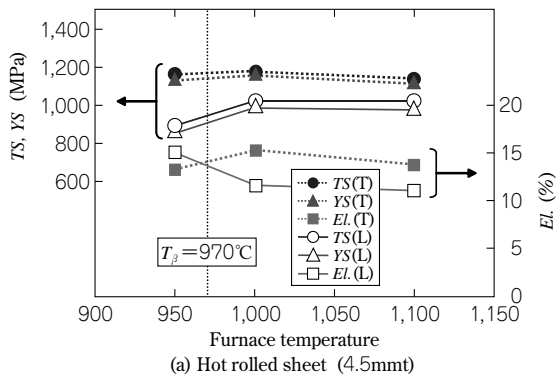


図1 引張特性に及ぼす熱延時の加熱温度の影響
Fig. 1 Effect of furnace temperature in hot rolling on mechanical properties of KS Ti-9

化した値を限界曲げ半径 (R/t) として定義した。同時に、それらのマイクロ組織を走査型電子顕微鏡 (SEM) にて観察し、電子線後方散乱回折 (EBSP) 法を用いて集合組織を測定した。観察面は板面から $1/4t$ まで削り込み、研磨した面とした。

1.2 試験結果・考察

図1に4.5mm熱延板ならびに1.0mm冷延板における引張特性に及ぼす熱延時の加熱温度の影響を示す。 β 変態点直下の950°Cで加熱・圧延した従来工程(以下、 α - β 圧延という)材に比べ、 β 変態点よりも高い1,000°C, 1,100°Cに加熱した圧延(以下、 β 圧延材という)材は、L方向では耐力および引張強度がともに高くなる一方で、T方向ではほとんど変化せず、結果的にその異方性は小さくなっていることがわかる(図1(a))。

熱延後、冷延焼鈍を繰返して得た1.0mmの冷延板も同様の傾向を示している(図1(b))。また、 β 圧延材では強度の低いL方向が α - β 圧延材よりも向上しているため、Ti-6Al-4V合金焼鈍板の規格AMS4911の耐力(YS) ≥ 866 MPa, 引張強度(TS) ≥ 920 MPa, 伸び(EL) $\geq 10\%$ (for 4.5mm), $\geq 8\%$ (for 1.0mm)を満足している。とくに耐力は若干の余裕を持たせることができている。

常に強度が高いT方向の値をL方向のそれで割った値を強度異方性と定義し、図1を強度異方性で整理したものを図2に示す。 β 変態点を超えるとその異方性が明瞭に低減していることから、 β 圧延は異方性低減効果があることがわかる。一方、熱延材と冷延材で比較すると、冷延・焼鈍の工程を経ることによって、引張強度の異方性は低減するが、耐力のそれは逆に増大する傾向を示す。ただし、その変化量は熱延時の加熱温度が与える影

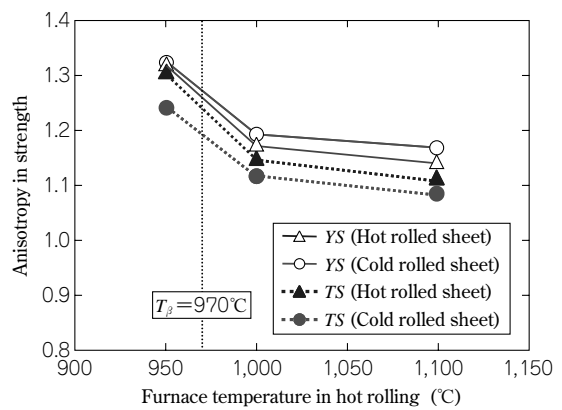


図2 強度異方性に及ぼす熱延時の加熱温度の影響
Fig. 2 Effect of furnace temperature in hot rolling on anisotropy in strength of KS Ti-9 sheet

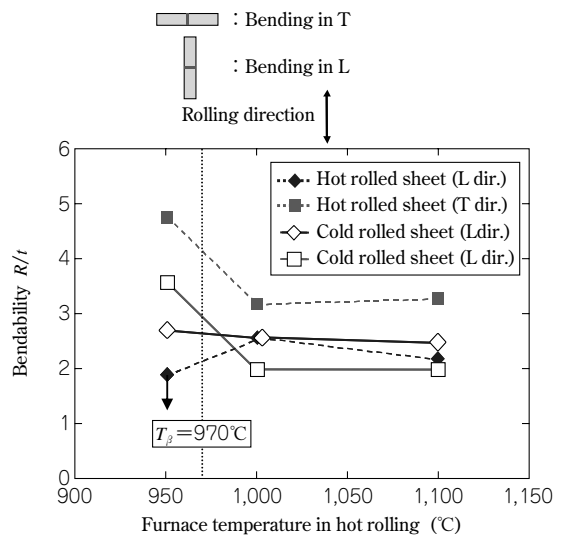


図3 限界曲げ半径と熱延時の加熱温度の関係
Fig. 3 Effect of furnace temperature in hot rolling on bendability in L and T direction

響量に比べると小さいことから、本試験範囲では熱延工程が異方性に対して支配的であることがわかった。

強度と同様、曲げ加工性についても熱延時の加熱温度の影響を図3に整理した。T方向(曲げ稜線が圧延方向と平行)の曲げ加工性は、熱延材、冷延材ともに α - β 圧延材と比べて β 圧延材で大幅に改善されている。一方、L方向(曲げ稜線が圧延方向と垂直)では逆に劣化しているが、その変化はT方向に比べて小さい。また、冷延材は、熱延材と比べて総じて曲げ加工性が改善されている。熱延工程のみならず冷延、焼鈍工程の影響も大きく受けることがわかり、強度特性とは異なる傾向を示す。

図4に限界曲げ半径の異方性に及ぼす熱延温度の影響を示す。熱延材、冷延材ともに β 圧延材は α - β 圧延材よりも異方性が改善されている。また α - β 圧延材では、熱延材、冷延材を問わずL方向の曲げ加工性がT方向よりも良い関係を示すが、 β 圧延材では熱延後に冷延、焼鈍を加えるとその関係が逆転することがわかる。この結果は、冷延、焼鈍の工程を経ることによって曲げ加工性の面内異方性の関係が変化することを示唆している。

これらの違いを明らかにするために組織および集合組織を調査した。各熱延温度での焼鈍後の熱延板および冷延板を対象に、板面方向のSEM組成像を図5に示す。暗

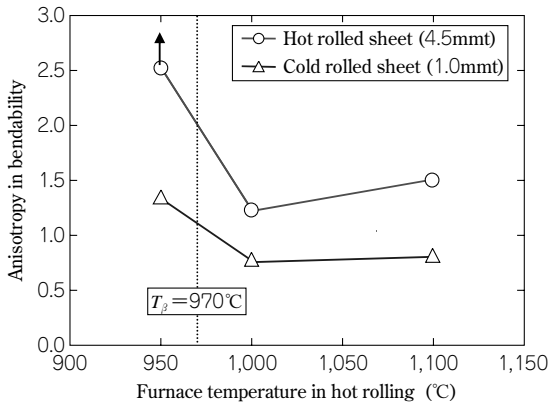


図4 曲げ異方性に及ぼす熱延温度の影響

Fig. 4 Effect of furnace temperature in hot rolling on anisotropy in bendability of KS Ti-9 sheet

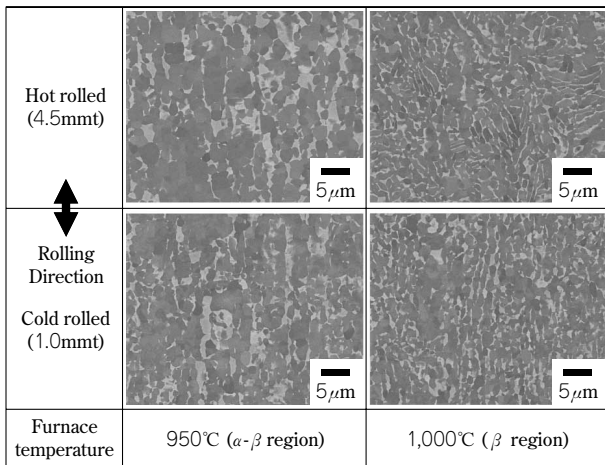


図5 圧延温度と熱延、冷延後のマイクロ組織との関係

Fig. 5 Relationships between furnace temperature in hot rolling and microstructure after hot rolling and cold rolling with subsequent annealing

灰色が主相の α で明灰色が β である。950°Cの α - β 圧延材は、変態点直下の圧延温度のため、粗大化した初析 α 晶が圧延方向にやや伸びた等軸組織が不均一に分布している。冷延材では、冷延と焼鈍の繰返しによってやや微細になる傾向は見られる。一方、 β 圧延材は、熱延中に析出した α に変形が加わるため針状の長い α は分断され、アスペクト比が比較的小さく、幅がそろった針状 α が均一分散している。これに冷延、焼鈍を加えると、長軸 α がさらに分断され、等軸化が進む傾向がうかがえ、 α - β 圧延材よりも等軸で均一微細な組織が得られている。 β 圧延材の曲げ加工性が改善するのは、この均一微細組織がある程度寄与しているものと考えられる。

冷延焼鈍後の α の結晶方位マップと集合組織を図6に示す。 α - β 圧延材はほとんどの α 晶の(0001)面の法線がT方向に向いた非常に強いTransverse Texture(以下、T-textureという。)を形成している。これに対して1,000°Cの β 圧延材は、T-textureの成分も残るものの、板面法線から(0001)面の法線がT方向に約 $\pm 50^\circ$ 傾いたsprit TD textureが強くなっている。図7に(0001)面の集積度ピークに及ぼす圧延温度の影響を示した。 β 圧延材は α - β 圧延材より集積度は低く、弱い集合組織を形成しているのに対し、 α - β 圧延では初析 α が熱延時に加工を

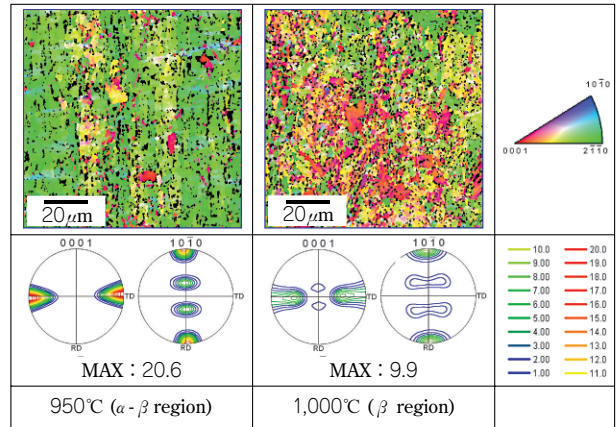


図6 熱延温度と集合組織の関係

Fig. 6 Relationships between furnace temperature in hot rolling and their texture

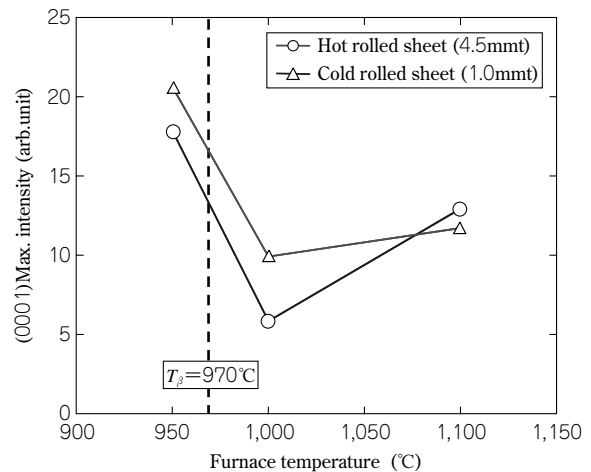


図7 (0001)集積度に及ぼす熱延温度の影響

Fig. 7 Effect of (0001)Max. intensity on furnace temperature in hot rolling

受けて強い集合組織を形成する。 β 圧延においては、 β が加工を受けつつ比較的ランダムに β から α に変態する。変態析出した α はその後に加工を受けることになるが、その集合組織の形成は必然的に α - β 圧延よりも弱くなる。このため、 β 圧延は α - β 圧延に比べて異方性が軽減されたものと推察される。純チタン板の冷延焼鈍集合組織はsprit TD textureを示し⁵⁾、T方向の曲げ加工性がL方向より良好であることが知られており⁶⁾、図3に示すT方向の曲げ加工性の向上は β 圧延によるsprit TD textureが影響していると考えられる。

以上により、 β 圧延によって集合組織のランダム化と組織微細化が図られ、強度ならびに曲げ異方性が改善されることがわかった。

2. 量産試作材の特性

1章で述べた試験結果を受け、量産ラインでの試作を行ってその特性を評価した。まず、真空アーク溶解炉(VAR)にて2回溶解し、 $\phi 1,080\text{mm}$ の6トン鋳塊を造り、 β 域で分塊鍛造後スラブ形状に整えた。これをさらに β 域の1,000°Cに加熱・熱延し、板幅1,000mm、板厚4.8mmの熱延コイルを製作した。続いて酸洗焼鈍した後、冷延、焼鈍を繰返して板厚1.0mmのコイルとした。

また、 α - β 圧延した従来プロセスの量産材を比較材とした。

量産試作した β 圧延材および α - β 圧延材における引張強度やその異方性に及ぼす仕上焼鈍温度の影響を 図 8 に示す。 β 圧延材は、量産材においても α - β 圧延材より L 方向の強度が上がり、T 方向の強度が下がる傾向を示し、結果として異方性が軽減している。焼鈍温度が β 変態点を超えると強度異方性は消失するが、その伸びを調べると両方向とも 5% 未満に低下していることがわかった。 β 変態点以上に加熱すると β 単相となって β 結晶粒が急激に粗大化し、最終的に旧 β 粒界に沿った粒界 α と針状 α で構成された組織となる。延性が低下したのはこのためであると推定される。また、 β 変態点から下の α - β 域内では、温度が高くなるほど異方性は軽減する傾向を示している。とくに α - β 圧延材はその傾向が強い。これは、温度が高いほど変態する β 相量が多くなる一方で、その後の冷却過程において β 相から比較的ランダムに α 相が変態析出するため異方性が改善されるものと推察される。したがって、異方性の強い α - β 圧延材でその効果がより強く出るものと考えられる。

表 2 に、量産試作材の限界曲げ半径とその異方性を示

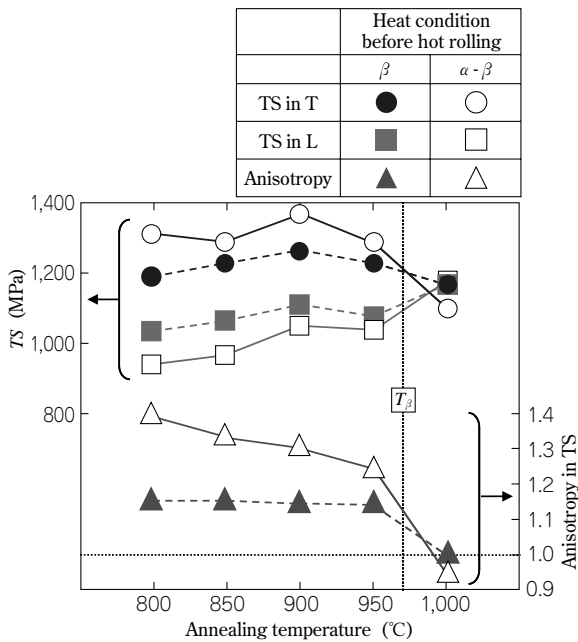


図 8 β 圧延および α - β 圧延材の引張強度とその異方性に及ぼす焼鈍温度の影響

Fig. 8 Effect of annealing temperature on tensile strength and their anisotropy, comparing KS Ti-9 sheet hot rolled in β region heating with in α - β region heating

表 2 実機 β 圧延材と α - β 圧延材の限界曲げ半径とその異方性

Table 2 Minimum bend radius in L and T direction and its anisotropy of KS Ti-9 annealed sheet, heated in β and in α - β at hot rolling

Heat condition before hot rolling	Annealing condition	Minimum bend radius (R/t)		Anisotropy
		in T	in L	
in β region	800°C, 3min	3.3	2.6	1.3
	850°C, 3min	2.9	2.2	1.3
in α - β region	800°C, 3min	4.4	1.7	2.6
	850°C, 3min	3.9	2.2	1.8

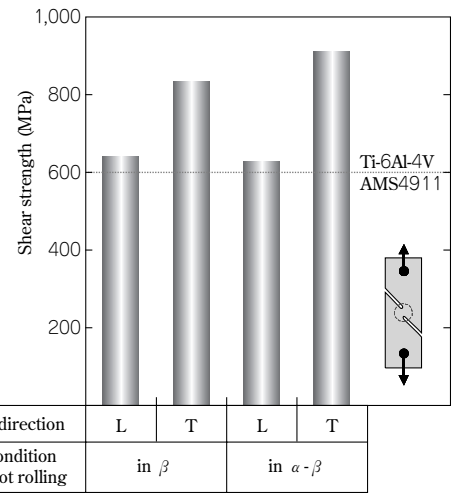


図 9 KS Ti-9 のせん断強度

Fig. 9 Shear strength of KS Ti-9

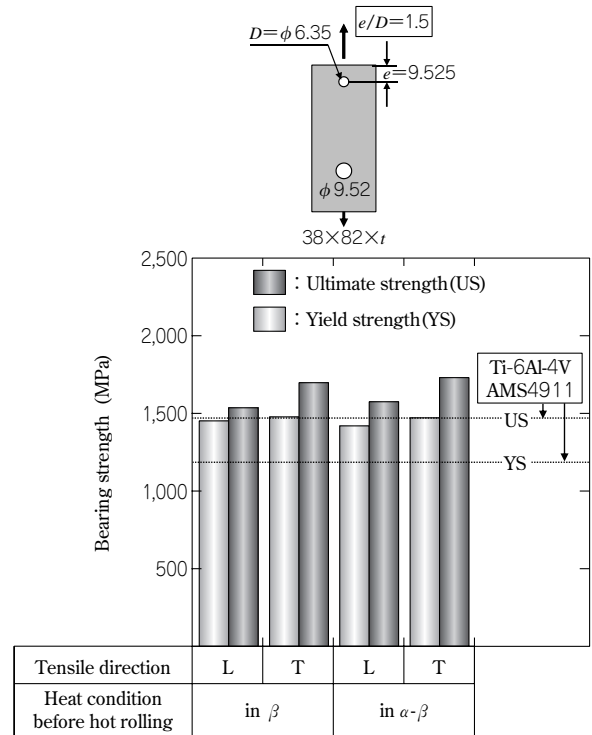


図 10 KS Ti-9 のベアリング強度

Fig. 10 Bearing strength of KS Ti-9

す。ラボでの試験と同様に β 圧延材は α - β 圧延材と比較して曲げ加工性の低い T 方向が改善する一方、L 方向が低下し、異方性が改善することが確認された。また α - β 圧延材、 β 圧延材ともに高温で熱処理するほど、曲げ加工性が改善されることがわかった。詳細は不明であるが、高温ほど初析 α の再結晶や等軸化が進み、加工性が改善するものと考えられる。一方、ラボでの試験結果で見られたような L 方向と T 方向の曲げ加工性の逆転は認められなかった。これは、量産材の集合組織においてラボ試験での β 圧延材ほど sprit TD texture が発達しなかったためと推察される。

つぎに、航空機に必要なとされる板のせん断的な破壊に対する強さを評価するため、せん断強度試験 (ASTM B831) を実施した。その結果を 図 9 に示す。また、リベットなどの穴部からの破壊に対する強さを評価するた

め、短冊状の試験片に板端部から所定距離の位置に設けた穴に同径のピンを通して引張り、その強度を調べるベアリング強度試験 (ASTM E238) を行った。その結果を図10に示す。いずれの試験結果からも異方性の影響が認められるものの、基本的な特性はTi-6Al-4V焼鈍材 (AMS4911) とほぼ同等であり、使用に際して問題ないものと考えられる。

むすび= KS-Ti-9は β 域からの圧延により、 α - β 圧延材と比べて集合組織のランダム化および組織の均質微細化に伴い、強度ならびに曲げ加工性の異方性が改善できることがわかった。また、航空機部材適用にあたり必要とされるせん断強度、ベアリング強度とも汎用のTi-6Al-4V合金のそれとほぼ同等であり十分な特性が備わっているものといえる。

しかしながら本手法では、クロス圧延のように完全に異方性が解消されているわけではない。さらなる異方性軽減に向けて今後も継続して改善を図っていきたい。

実績が重視される航空機業界において、新規部材の採用に対しては機体メーカーの協力が必須である。そこで平成20年度より、国内重工メーカーとの共同研究による航空

機部材の開発を進めている。この共同研究は、本合金ならびに熱間加工性の良好なKS EL-Fをベースとした合金を題材とする経済産業省「次世代構造部材創製・加工技術開発」プロジェクトの1テーマである「次世代チタン合金構造部材創製・加工技術開発」において遂行されているものであり、新たな日本発の航空機部材用合金として適用実現が期待される。

なお、本稿で紹介した開発の一部は、上記プロジェクトの開発の一環として(財)素形材センター 次世代材料技術本部との契約に基づいて実施した成果である。ここに関係各位に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 大山英人ら：R&D 神戸製鋼技報, Vol.49, No.3 (1999), pp.53-56.
- 2) 逸見義男ら：R&D 神戸製鋼技報, Vol.59, No.1 (2009), pp.81-84.
- 3) M. Peters et al.: Titanium'80 Science and Technology, Vol.2 (1980), pp.925-935.
- 4) H. Fujii: Mat. Sci. Form, 426-432 (2003), pp.661-666.
- 5) H. Conrad et al.: Titanium Science and Technology, Vol.2 (1973), pp.969-1005, Plenum Press.
- 6) (社)チタニウム協会編：チタンの加工技術 (1992), pp.77-80, 日刊工業新聞.

(技術資料)

チタン合金鍛造品の品質安定化のための鍛造設備の自動制御化

Computer Control of Die Forging Equipment for Quality Stability in Titanium Alloy Forgings



百田悠介*
Yusuke MOMOTA



荒木重臣*
Shigeomi ARAKI



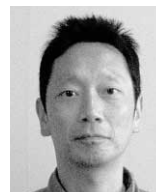
小島壮一郎*
Souichiro KOJIMA



石外伸也**
Shinya ISHIGAI



森川裕文***
Hirofumi MORIKAWA



竹内俊二郎****
Syunjiro TAKEUCHI

Kobe Steel produces the compressor disc titanium forgings for aircraft jet engines, using the die forging equipment of the 400kJ counterblow hammer. In recent years, there has been a demand for the stable production of high quality aircraft disc forgings to ensure high power and ultra-high reliability in aircraft jet engines. The equipment for the 400kJ counterblow hammer was retrofitted in May 2007, including such elements as the computer control, and measures were taken to increase the power of the compressor and accumulator. The stable production of high-quality in Ti-6246 alloyed disc forgings has been achieved by the computer control and increase in power. At the same time, Kobe Steel has improved the productivity of Ti-64 alloyed discs.

ま え が き＝当社は、400kJ カウンタブローハンマ（図1）により航空機用ジェットエンジンディスク鍛造品を製造している。近年、航空機エンジンの高出力化、高信頼化のニーズにより、航空機エンジンメーカーからはエンジン部品の品質安定化が強く求められるようになってきた。しかしながら、従来のハンマはオペレータが手動で操作するため、品質の安定化には限界があった。そこで、2007年5月にハンマのコンピュータ制御化に加え、コンプレッサおよびアキュムレータの増強による高出力化の工事を行うことにより、品質の安定化を達成したので報告する¹⁾。

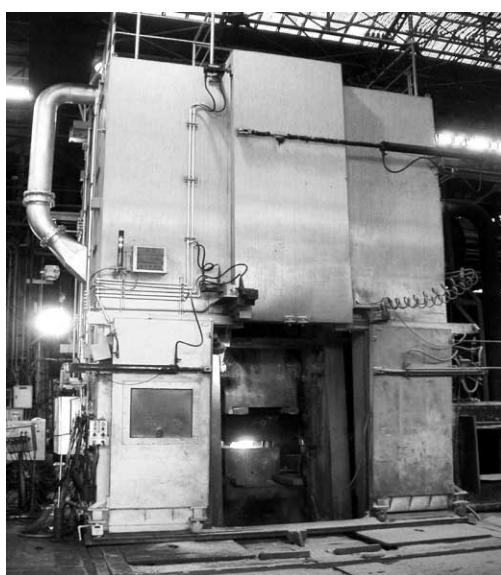


図1 400kJ カウンタブローハンマ
Fig. 1 400kJ counterblow hammer

1. 400kJ ハンマの改善

1.1 ハンマの自動制御化

1.1.1 目的

ハンマの自動制御化は以下のような目的で行った。

- i) 航空機用ジェットエンジン部品の中でもとくに高強度な Ti-6246 合金ディスク鍛造品に対しては、ベータプロセス鍛造とよばれる鍛造中の材料温度と鍛造ひずみを同時制御する特殊な鍛造熱処理技術が不可欠である。そこで、ハンマの打撃エネルギーと打撃間隔をコンピュータ制御することによって鍛造中の温度とひずみを制御し、優れた特性を持つ鍛造品の製造を可能にする。
- ii) オペレータによる手動操作技術の個人差に起因する品質のばらつきをなくし、優れた特性を持つ鍛造品を安定して繰返し鍛造する。
- iii) 難加工性材料であるチタン合金は鍛造割れや欠肉を生じやすいため、適正な打撃条件による品質向上や歩留り向上を図る。

Ti-6246 合金の β プロセス鍛造組織におよぼす温度とひずみの影響を図2に示す²⁾。Ti-6246 合金が良好な特性を得るためにはマイクロ組織が全面針状アルファ組織（図2(a)）であることが不可欠であり、そのための鍛造条件としては素材温度を 800~1,050℃、ひずみ量を 0.5 以上確保することが必要である。また、Ti-6246 合金ディスクを、ハンマの打撃エネルギーと打撃間隔をコンピュータ制御によって鍛造した場合の FEM 解析結果を図3に示す。これより、素材温度が 800℃以上から 1,050℃以下でひずみが 0.5 以上で鍛造されたことが確認できる。

*鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン工場 **鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン商品技術室 ***鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 ****鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 鍛圧部

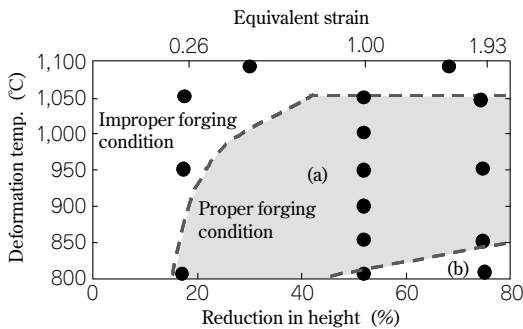
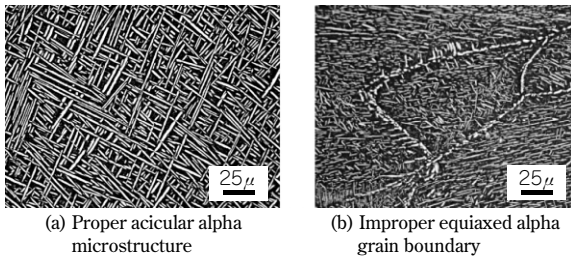


図2 Ti-6246のβプロセス鍛造組織におよぼす温度とひずみの影響
Fig. 2 Influence of temperature and strain on microstructure by beta-processed forging

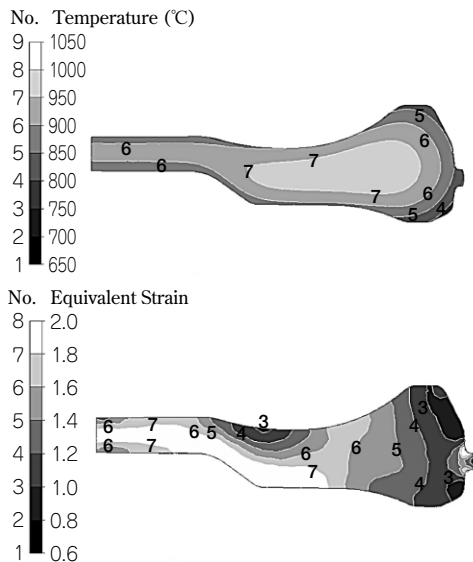


図3 FEM解析におけるディスク鍛造の温度およびひずみ分布
Fig. 3 Temperature and strain distribution during disc forging from FEM analysis

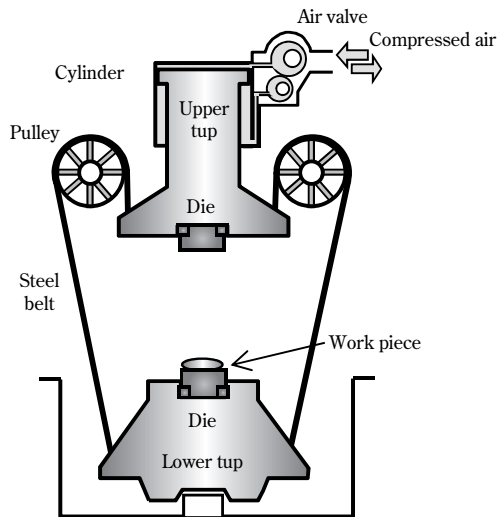


図4 カウンタブローハンマの模式図
Fig. 4 Schematic of counterblow hammer

1.1.2 カウンタブローハンマの機構

カウンタブローハンマの構造を図4に模式的に示す。カウンタブローハンマは、上金型を取付ける上タップ、上タップを圧縮空気で動かすシリンダ、下金型を取付ける下タップ、上下タップを結合するスチールベルトとプーリーから構成されている。動力源である圧縮空気が上タップと一体構造になっているピストンを下方に押し下げると、上タップが下降すると同時にスチールベルトを介して下タップが上昇し、金型間の素材を上下方向から相撃鍛造する機構である。圧縮空気はエアバルブの開閉によりシリンダに給排気される。従来は、オペレータが操作レバーを使ってエアバルブの開閉を手動調整することで打撃エネルギーと打撃間隔を制御していた。

1.1.3 ハンマの自動制御の概念

この度のコンピュータによる自動制御化とは、コンピュータによってエアバルブが開いている時間や打撃速度を制御し、その結果として打撃エネルギーが制御されるシステムである。図5に示す概念に基づいてハンマの運動を考えると、エアバルブの開放時間と打撃速度との関係は、ハンマの運動方程式から以下のように表すことができる³⁾。

$$m_1 \cdot \frac{d^2x}{dt^2} = m_1 \cdot g + F_{(t)} - T \dots\dots\dots (1)$$

$$-m_2 \cdot \frac{d^2x}{dt^2} = m_2 \cdot g - T \dots\dots\dots (2)$$

$$F_{(t)} = A \cdot P_{(t)} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $\frac{d^2x}{dt^2}$ ：上下タップの加速度

t ：タップが動き始めてから衝突するまでの時間

g ：重力加速度 (9.8m/s²)

m_1 ：上タップの質量

m_2 ：下タップの質量

T ：スチールベルトに伝わる力

$F_{(t)}$ ：タップが圧縮空気から受ける力

A ：タップのシリンダの表面積

$P_{(t)}$ ：圧縮空気の圧力

そこで、ハンマの打撃速度 (t 秒後のタップ速度) $V_{(t)}$ は、式(1)から式(2)を引いて T を消去し、タップの動き始めから t 秒後までを積分すると、

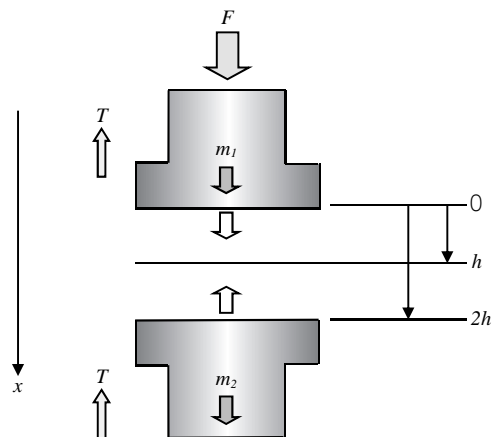


図5 ハンマの運動を考える際の概念図
Fig. 5 Schematic of hammer motion

$$(m_1+m_2) \cdot V_{(t)} = (m_1-m_2) \cdot g \cdot t + \int_0^t F_{(t)} dt \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、上下のタップはほぼ同じ質量であるので $m_1 \approx m_2$ として、

$$(m_1+m_2) \cdot V_{(t)} = F_{(t)} \cdot t = A \cdot P_{(t)} \cdot t \quad \dots\dots\dots (5)$$

これらよりタップ速度、すなわちハンマの打撃速度 $V_{(t)}$ は、圧縮空気の圧力 $P_{(t)}$ に比例し、タップが動き始めてから衝突するまでの時間 t に比例することがわかる。すなわち、コンピュータによる自動制御化とは、エアバルブが開の時間 t を電氣的に制御することによって打撃速度を制御するシステムである。また、ハンマの打撃エネルギーは、式 (2) および式 (3) のそれぞれに $\frac{dx}{dt}$ を掛けて両辺をそれぞれ加え、タップのスタート位置から打撃位置まで積分すると

$$\frac{1}{2} m_1 \cdot V_1^2 + \frac{1}{2} m_2 \cdot V_2^2 = F_{(t)} \cdot h \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$E_T = \frac{1}{2} m_1 \cdot V_1^2 + \frac{1}{2} m_2 \cdot V_2^2 \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 E_T :ハンマの打撃エネルギー

V_1 : 衝撃時の上タップ速度

V_2 : 衝撃時の下タップ速度

h :ハンマ開放時の金型間の高さ

すなわち、ハンマのエネルギーは打撃速度の2乗に比例し、タップが圧縮空気から受ける力 $F_{(t)}$ に比例することがわかる。ただし本自動制御システムでは、バルブの開放時間のみでエネルギーを制御するよう、上下タップを全開にしたときの高さ h を常に一定に保つ機構を採用している。これより、コンピュータによる自動制御化とは、エアバルブが開の時間 t を制御し、打撃速度を制御することによって打撃エネルギーを制御するシステムであることがわかる。

1.1.4 自動制御システム

カウンタブローハンマの自動制御は、打撃ごとの打撃エネルギーと打撃間隔、打撃数をプログラムどおりに制御するシステムである。その自動制御を実現するための機器はここでは、PLC (プログラマブルロジックコントローラ) による制御が可能な油圧サーボユニット、タップの位置を検出するための近接スイッチ、鍛造プログラムを開始するためのフットスイッチ、エネルギー検出のためのスピードセンサ、およびプログラム入力のためのPCと操作用のモニターペンダントなどで構成した。オペレータは、打撃ごとの打撃エネルギーと打撃間隔をモニターペンダントを使ってPCに前もって入力しておく。自動制御による鍛造を行うとき、オペレータは所定のプログラムを選定し、フットスイッチを踏むことによって鍛造を開始する。本装置は、制御精度を確保する機構として①圧力補正システム、および②ストローク保証システムを持つことを特徴とする。圧力補正システムは、シリンダ内圧縮空気の圧力を検出し、圧力が+0.05~-0.05MPaまでの範囲の変動に対応してエアバルブの開閉時間を補正することによって打撃エネルギーの最大値に対して±10%以下に変動を抑えるシステムであ

る。一方、ストローク保証システムは、電磁誘導式の5個の近接スイッチによってタップスピードを計算し、エアバルブでブレーキをかけて下タップの下死点を常に一定とする機構である。これによって打撃エネルギーがエアバルブの開閉時間のみに依存するよう、上下タップ間の最大ストロークを打撃ごとに常に一定に保つ。

1.1.5 データロギング

カウンタブローハンマによる鍛造では、出力される打撃エネルギーによって材料を塑性変形させる。このとき、打撃エネルギーの全てが鍛造エネルギーに使われるわけではなく、タップの反発エネルギーなどにも使われる。そこで本データロギングでは、鍛造の直前および直後のタップの速度を速度センサで計測している。これによって打撃エネルギーと鍛造エネルギーを打撃ごとに計算し、記録することで実際の塑性変形に使われるエネルギーを把握できるシステムとした。鍛造エネルギー、打撃エネルギー、および反発エネルギーとタップ速度との関係は次式で示される。

$$E_A = E_T - E_R$$

$$E_T = \frac{1}{2} m_1 \cdot V_1^2 + \frac{1}{2} m_2 \cdot V_2^2$$

$$E_R = \frac{1}{2} m_1 \cdot V_1'^2 + \frac{1}{2} m_2 \cdot V_2'^2$$

ここで、 E_A :鍛造エネルギー (実際の塑性加工に使われるエネルギー)

E_T :ハンマの打撃エネルギー

E_R :反発エネルギー (鍛造後にタップが反発するエネルギー)

V_1' : 衝撃後の上タップ速度

V_2' : 衝撃後の下タップ速度

タップ速度は、速度センサに内蔵した CCD カメラで 5ms ごとに写したタップを画像処理することによって計算する。

また、本データロギングは加熱炉の扉の開閉を検知し、加熱炉抽出から鍛造開始までの時間、加熱炉の番号や加熱温度なども記録する。

1.1.6 自動制御の精度

本自動制御システムを実際の鍛造に適用し、打撃エネルギーの目標値に対する実測値の比較を行った (図6)。鍛造プログラムは、打撃エネルギーを 120~380kJ まで8

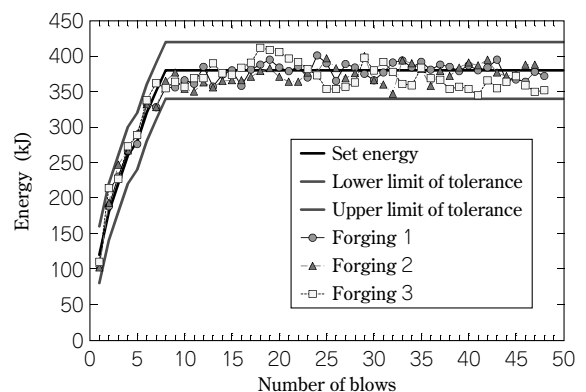


図6 鍛造における実測エネルギー
Fig. 6 Measured energy of forging

段階に変化させ、全打撃回数は48回、打撃間隔は2.0秒とした。打撃エネルギーの上限値は目標エネルギー+40kJ、下限値は目標エネルギー-40kJである。打撃エネルギーの実測値は目標エネルギーの範囲内で推移しており、打撃エネルギーは本システムにより精度良く制御されていることが確認された。

1.2 ハンマの高出力化

1.2.1 高出力化の概要

ハンマの高出力化の目的を以下に示す。

- i) 高強度なTi-6246合金製ディスクの製造を、1回加熱のベータプロセス鍛造で可能にするために、従来以上のハンマ力量に増強する。
- ii) 従来から製造しているTi-64合金製ディスクなど大型鍛造品の加熱回数を削減し、トータルの生産性を向上させる。

従来のハンマ用の圧縮空気は当社の工場エアから供給されており、圧力は低く、供給量も不足していたため、ハンマの最大打撃エネルギーは300kJ程度と低い状態であった。そこでこのたび、ハンマの高出力化のためにコンプレッサとアキュムレータをハンマ専用設備として独立させるだけでなく、コンプレッサの高圧化とアキュムレータ容量の増強を行った。新しいコンプレッサとアキュムレータの仕様は、最大打撃エネルギー400kJを2秒間隔で50回連打してもエア圧力を0.75MPa以上に維持できる能力を持つこととした。

1.2.2 高出力化の事前準備

(1) 計算によるタップ疲労強度評価

高出力化により打撃エネルギーが約300kJから400kJに増大するため、タップの疲労寿命が懸念された。そこで、タップ速度が従来の2.5m/sから3.0m/sに増加すると、タップの疲労強度にどの程度影響を及ぼすかを検討した。まず、解析ソフトLS-DYNAによる3次元非線形衝撃応答解析を行い、打撃中のタップに生じる応力分布を求めた。その結果を図7に示す。つぎに、タップ材料の残留応力が疲労強度に及ぼす影響については、構造解析ソフトABAQUSによる3次元熱変形解析（熱伝導解析と変形解析）を行い、残留応力分布を求めた。解析に用いた上下タップおよび金型は対称性から1/4モデルとした。ここで、タップ材料の引張強さを500MPa、両振疲労強度を200MPaとして修正Goodman線図を描き、打撃

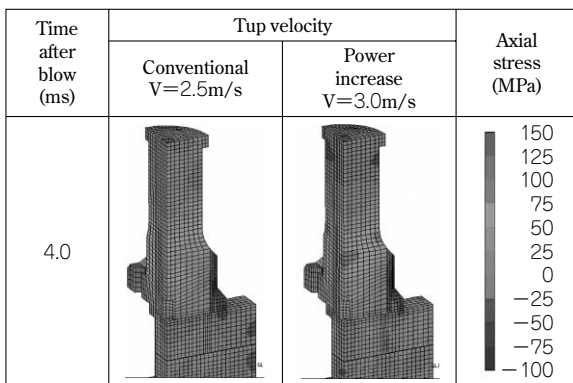


図7 打撃中のタップの応力分布

Fig. 7 Stress distribution of tup during blow

中のタップの応力分布の最大値と最小値から疲労強度の応力振幅を求め、残留応力値を疲労強度の平均応力としてタップの疲労強度を評価した⁴⁾。上タップの中心部でタップの下面から600mmの位置における平均応力45MPaのときのタップ材料の修正Goodman線図を図8に示す。タップ速度が2.5m/sから3.0m/sに増加し、応力振幅が61MPaから73MPaに上昇しても、安全率が低下することはほとんどないことが確認できた。

(2) 騒音と振動の影響調査

高出力化に伴う騒音および振動による環境問題が懸念されたため、工場敷地境界において騒音および振動を実測した。その結果、騒音は工事前の49dBAに対して工事後は45dBA、振動は工事前の46dBに対して45dBであり、騒音および振動規制法の基準値に対して十分に余裕があることが確認された。

1.2.3 高出力化の効果

高出力化前後の鍛造中の圧縮空気の圧力変動を図9に示す。工事前は、打撃間隔に対して圧縮空気の圧力の回復が間に合わず、連続的に圧力が低下して打撃力も低下していた。一方、工事後の圧縮空気の圧力は、0.93MPaの初期設定値で86秒間鍛造した後は下限値0.87MPaに低下するものの、直ちにコンプレッサが稼働して打撃終了30秒後には初期設定値まで回復する。このため、打撃を継続しても0.87MPa以下に低下することはない。このように、高出力化工事により圧縮空気の圧力変動が自動制御システムの圧力補正範囲である0.90±0.05MPa以内で安定していることが確認できたため、自動制御シス

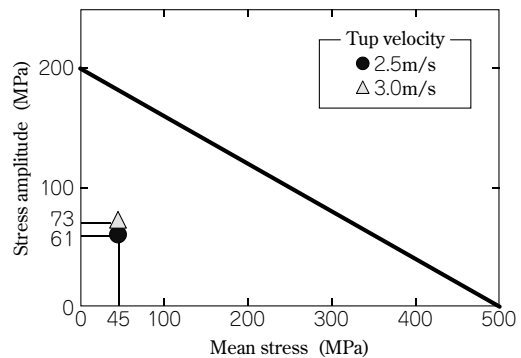


図8 タップ材料の修正グッドマン線図

Fig. 8 Modified Goodman diagram of tup material

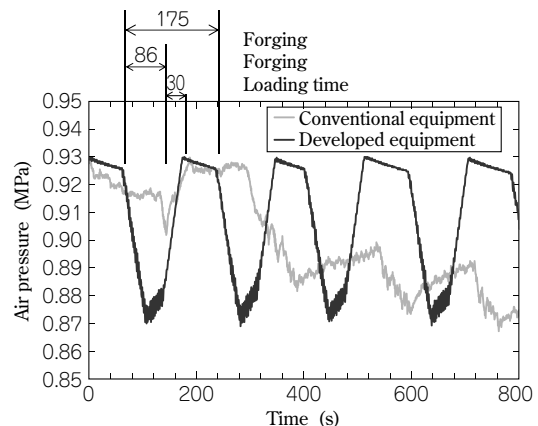


図9 鍛造中の圧縮空気圧力の変動

Fig. 9 Fluctuation of air pressure during forging

テムは正常に機能すると考えている。

さらに、打撃エネルギーが400kJに増大したことによって加熱回数が削減でき、Ti-64合金製ディスクの生産性が大幅に向上した。

むすび = 400kJ カウンタブローハンマにおいて、コンピュータ自動制御化工事と打撃エネルギーの増強工事を行うことにより、Ti-6246合金ディスクのような高品質を要求される鍛造品を安定して生産することが可能になった。さらに、従来から製造しているTi-64合金製ディスクにおいては生産性が向上した。

参 考 文 献

- 1) Shigeomi Araki et al. : 17th International Forgemasters Meeting, (2008), pp.230-236.
- 2) Yusuke Momota et al. : Ti-2007 Science and Technology, Vol.2 (2007), pp.881-884.
- 3) 荒木重臣ほか：昭和57年度 塑性加工春季講演会、カウンタブローハンマ鍛造時のエネルギー効率, (1982), pp.379-382.
- 4) 西島 敏：材料強度データシート資料 No.1 (1981), 独立行政法人物質・材料研究機構.

(論文)

微細凹凸面を有するチタン製プレート式蒸発器におけるアンモニアの沸騰熱伝達促進

Boiling Heat Transfer Enhancement for Ammonia Using Micro-Grooved Surface on Titanium Plate Evaporator



岡本明夫* (工博)

Dr. Akio OKAMOTO



有馬博史** (工博)

Dr. Hirofumi ARIMA



池上康之** (工博)

Dr. Yasuyuki Ikegami

Small thermal energy conversion, such as ocean thermal energy conversion (OTEC), is being looked to as the new energy. As small thermal energy conversion cycles have low thermal efficiency, these systems use plate type heat exchangers (PHE) for evaporators and condensers, and ammonia or an ammonia/water mixture as a working fluid. Since sea water is often used as the heat source for small thermal energy conversion, titanium is expected to become the main material for plates in PHEs for these systems because of its excellent corrosion resistance. Therefore, in order to improve the efficiency of plate evaporators for small thermal energy conversion, we propose using titanium plate with a micro-grooved surface for the plate evaporator. Measurements were performed to determine the local boiling heat transfer coefficient for pure ammonia under forced convection on a micro-grooved surface and flat surface in a vertical evaporator in a range of mass flux (2-7.5kg/m²s), heat flux (10-20kW/m²), and saturated pressure (0.7-0.9MPa). The result shows that the local heat transfer coefficient of a micro-grooved surface was remarkably larger than that of a flat surface. The effect of heat transfer enhancement using a grooved surface was especially notable in the nucleate boiling region.

まえがき＝環境問題やエネルギー危機への関心が高まるなか、海洋温度差発電 (OTEC) や排熱利用発電 (DTEC) に代表される低温度差発電は新エネルギーとして期待されている。低温度差発電では、熱源の温度が低いうえに温度差が小さいため、蒸発器や凝縮器にプレート式熱交換器 (以下、PHE という) が、また作動流体にはアンモニアやアンモニア/水が用いられる。さらに、熱源に海水が用いられる場合が多いことから、海水における耐食性に優れたチタンが PHE 用プレートの主要な材料として最もふさわしい。

低温度差から効率よく発電を行うためには、熱交換器であるプレート式蒸発器の性能向上が重要であり、そのためにはアンモニアやアンモニア/水の沸騰熱伝達に優れたプレートの開発が必要である。円管式熱交換器においては、伝熱面にフィンなどの微細構造を付与することで核沸騰熱伝達の促進が図られてきている。一方、プレート式蒸発器について、Djordjevic ら¹⁾ は、ステンレス製ヘリンボーン型プレート式熱交換器を用いて R134a とアンモニアの沸騰熱伝達に関する実験的研究を行い、ヘリンボーンパターンの交差角度 (chevron angle) を小さくし、一般的な単相流で多く用いられる対向流を平行流とすることによって熱伝達が向上することを示している。また池上ら²⁾ は、縦溝と斜め溝が施された形状 (PHE-1) とエンボス形状 (PHE-2) の 2 種類のプレートを用いてアンモニア/水の沸騰熱伝達に関する実験的研究を行

い、プレート形状がエンボスの場合の熱通過係数が溝形状の場合の約 2 倍であることを示している。しかしながら、プレート式蒸発器においては沸騰を考慮した伝熱促進に関する研究は少ない。

Uehara ら³⁾ や池上ら⁴⁾ は、表面にステンレス粒を溶射したプレートを用いてアンモニアの沸騰熱伝達試験を行い、未加工のプレートに対して熱伝達が向上することを示している。しかしながら溶射加工には、脱落した金属粉によるタービンなど関連機器の破損や生産性の低さといった課題がある。

そこで、低温度差発電用プレート式蒸発器の効率化を目的として、量産が可能な微細凹凸形状を表面に付与したチタンプレート提案するとともに、その微細凹凸形状を表面に施したプレートを用いてアンモニアの沸騰熱伝達試験を行った。

<記号と添字>

d : 円筒長さ (m)

E_i : ヤング率 (Pa)

G : 質量流束 (kg/(m²·S))

h_{loc} : 局所熱伝達係数 (W/(m²·K))

I : テストプレート入口でのエンタルピー (J/kg)

i_{fg} : 蒸発潜熱 (J/kg)

$i_{pre.i}$: プレヒータ入口でのエンタルピー (J/kg)

$i_{pre.out}$: プレヒータ出口でのエンタルピー (J/kg)

$i_{sat.liq}$: 飽和液のエンタルピー (J/kg)

*鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン商品技術室 **佐賀大学 海洋エネルギー研究センター

- $i_{test.in}$: テストプレート局所でのエンタルピー (J/kg)
- k : 熱伝導率 (W/(m·K))
- k_i : 熱伝導率 (W/(m·K))
- l_i : 距離 (m)
- m : 質量流量 (kg/S)
- p_{max} : ヘルツの最大接触応力 (Pa)
- p_n : 荷重 (N)
- p_{sat} : 飽和蒸気圧 (Pa)
- q : 局所熱流束 (W/m²)
- q_{av} : 平均熱流束 (W/m²)
- Q_{pre} : プレヒータ内での交換熱量 (W)
- R_i : 円筒半径 (m)
- T_i : 熱電対測定温度 (°C)
- T_{wall} : プレート壁面温度 (°C)
- T_{sat} : 作動流体の飽和温度 (°C)
- x : 熱平衡乾き度 (-)
- ν_i : ポアソン比 (-)

1. 微細凹凸プレートの提案

図1に低熱源温度差発電に用いられるプレート式蒸発器用チタンプレートの量産工程を示す。チタンプレートの素材は、まず熱間圧延されて連続焼鈍酸洗ラインで熱処理される。表面のスケールが取除かれた後、冷間圧延機によって所要板厚に圧延される。冷間圧延されたチタン板は連続焼鈍酸洗ラインで再び熱処理されるとともに表面のスケールが取除かれ、所定の寸法に切断された後、プレス機によってプレートに加工される。

プレートに対して伝熱促進の加工を効率よく行うためには、上述の量産工程のなかで伝熱促進に有効な微細凹凸をプレートに付与する方法が有効である。プレートに微細凹凸を付与する方法として酸洗によるエッチングなども考えられる。しかしながら本稿では、生産性や加工コストなどを考慮し、圧延における転写によって微細凹凸を付与、すなわち、冷間圧延工程においてワークロールに付与した微細凹凸をプレートに転写する方法を提案する。また、冷間圧延に適用が可能な微細凹凸形状の検討を行い、その結果に基づいて沸騰熱伝達試験に用いる

テストプレートの表面形状を決定した。

伝熱促進の観点からプレートの表面積を拡大するためには、微細凹凸は相応の深さを有することが望ましい。微細凹凸形状を検討する目的で行った圧延実験において、ワークロールよりプレート素材に転写される凹凸の深さは圧延時の圧下率が高くなるほど溝深さが増加することが確認された。一方、使用する圧延機や素材の変形抵抗などに応じて圧下率に適切な範囲があり、とくに圧下率はその範囲の上限を超えると素材の平坦度が著しく悪化する。そこで、プレート式蒸発器用チタンプレート向け素材に対し、その圧延に適していると考えられる圧延機を基準とした圧下率の上限値、および微細凹凸の圧延実験で求めた圧下率と転写される凹凸深さの関係より、テストプレートに付与する微細凹凸の深さは30μmとした。

深さが制限された微細凹凸の表面積を拡大するためには凹凸の数を増やす必要がある。このため、微細凹凸の凹部および凸部の幅は小さいことが望ましい。しかし、凹部および凸部の幅の下限はワークロールに微細凹凸を付与する際の加工精度に制約される。そこで、ワークロールに対する微細加工が可能な方法として機械加工、放電加工、レーザー加工およびエッチングを抽出し、それらの加工精度から凹部および凸部の幅の下限は100μmとした。

また、プレート式蒸発器のチタンプレート素材のような金属板の圧延に用いられる圧延機は、素材を圧延するワークロール、およびそのワークロールのたわみを制御することによって圧延材の厚さや平坦度の精度を高めるバックアップロールによって構成される。微細凹凸が付与されたワークロールの表面に占める凸部の面積が小さくなるにつれ、バックアップロールとの接触によってワークロール凸部に発生する応力が高まり、ワークロール材の降伏応力を超えて凸部が変形する可能性が懸念される。そこで、接触する二つのロールを均質な円筒とし、接触面に作用する力が面に垂直であり、材料の弾性限界を超える荷重は加わらないとするヘルツの接触条件を用い、ロール接触部に発生する応力を検討した。図2に示

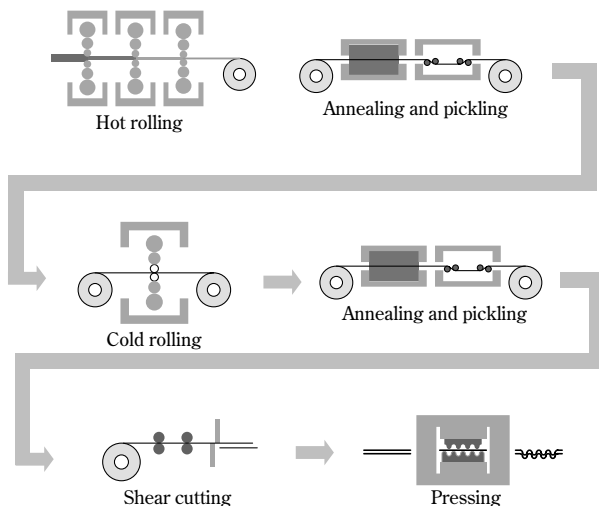


図1 チタンプレートの製造工程
Fig. 1 Manufacturing processes of titanium plates

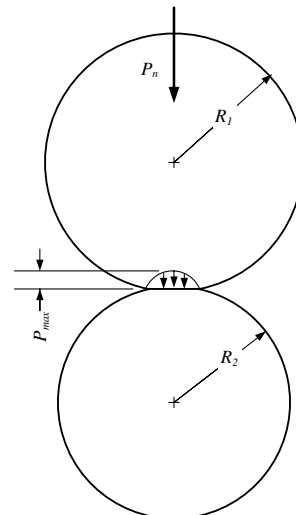


図2 二円筒の接触
Fig. 2 Tangency of two circular cylinders

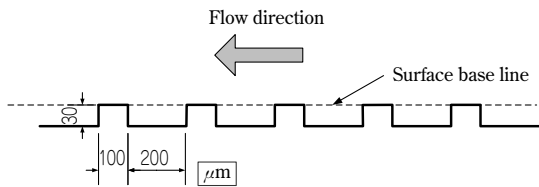


図3 プレート S2 表面の溝形状
Fig. 3 Grooved surface of plate S2

すような半径が R_1 と R_2 の二つの円筒が接触する場合、ヘルツの最大接触応力 p_{max} は次式で示される。

$$p_{max} = \sqrt{\frac{1}{\pi} \frac{P_n}{d} \frac{\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}}{\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで P_n は円筒に加わる荷重、 d は円筒の長さ、 ν_1 、 ν_2 、 E_1 、 E_2 はそれぞれ半径 R_1 および R_2 の円筒のポアソン比とヤング率である。ロール表面に占める凸部の面積の割合を β とすると、円筒の凸部に加わる最大応力 p_{max}/β は各円筒の降伏応力未満となる必要がある。微細凹凸ロールを用いた圧延実験により P_n/d を求め、プレート式蒸発器用チタプレートに適用可能な圧延機を前提としたロールの半径 R_1 、 R_2 、ポアソン比、ヤング率と降伏応力から、ロール表面に占める凸部の面積の割合を求めた。

以上の検討結果に基づいて決定したテストプレートの表面形状を図3に示す。溝の深さは $30\mu\text{m}$ 、凸部の幅は $100\mu\text{m}$ 、ピッチは $300\mu\text{m}$ とした。本稿では、量産可能な微細凹凸形状が沸騰熱伝達促進に寄与する可能性を確認することを目的とした。このため、凹凸形状は単純な溝形状とした。また、溝の方向は、蒸気泡の発生を考慮して作動流体の流れに対して垂直とした。

2. 実験装置および実験方法

2.1 プレート式蒸発器

図4にテストプレートの概略図を示す。テストプレートはプレートとフレームで構成される。作動流体流路の幅は 250mm 、高さが 2mm である。伝熱面の加熱には $100\text{V}-500\text{W}$ 、幅 100mm 、高さ 250mm のラバーヒータを使用し、伝熱面の背面に断熱材とともに設置した。

プレートは、前述した検討結果に基づいて決定した微細凹凸面が付与された横溝板（プレート S2、以下 S2 という）と平滑平板（プレート S1、以下 S1 という）の2種類を使用した。S1 は SUS304 製の一枚板で、表面の十点平均粗さは $0.6\mu\text{m}$ である。S2 は、作動流体の流れに直交する溝（横溝）を加工した厚さ 0.4mm の Ti 板を Ti 製台座にろう付けした構造となっている。表面の十点平均粗さは凸部で $0.6\mu\text{m}$ 、凹部で $5\mu\text{m}$ である。プレート内温度はプレート側面に設けた横穴に $\phi 1\text{mm}$ の K 型サーモ電対を挿入して測定した。図5に S1、S2 の概略図および熱電対挿入位置の詳細を示す。

2.2 実験装置

実験装置は、蒸発器（テストプレート）、凝縮器、プレヒータ、サブクーラ、作動流体ポンプ、作動流体タンク、

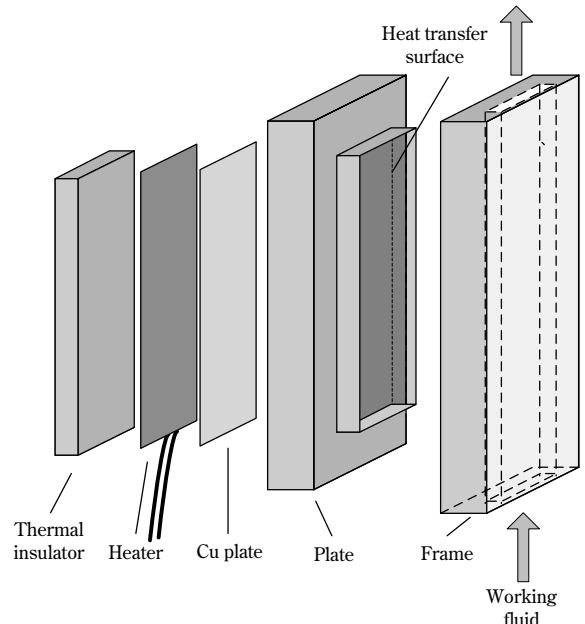


図4 テストプレート概略図
Fig. 4 Schematic diagram of test plate

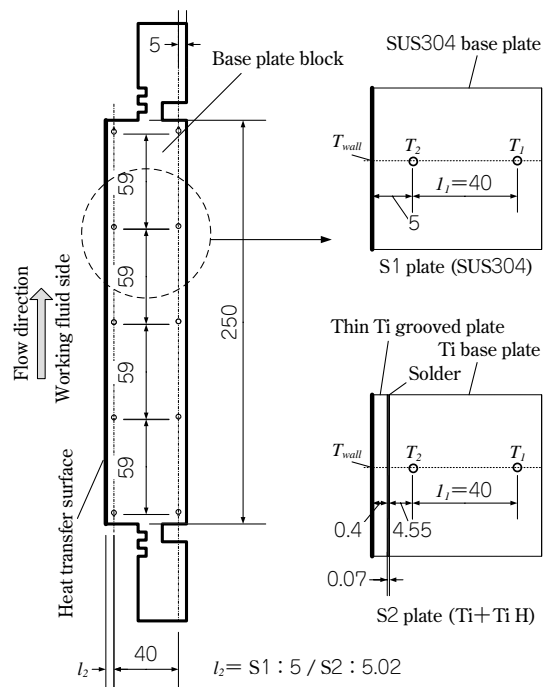


図5 プレート S1、S2 の概略図および熱電対の位置
Fig. 5 Schematic diagram of plate S1, S2 and positions of thermocouples

および温水・冷水供給装置で構成される（図6）。作動流体タンク中の作動流体は、サブクーラで過冷度を調整された後に作動流体ポンプによってプレヒータに送られる。プレヒータにおいて温水と熱交換することによって乾き度が調節された作動流体は蒸発器へ送られ、熱源であるラバーヒータ（ 1kW ）によって加熱されて一部が蒸発する。作動流体はさらに凝縮器へ送られ、冷凍機で作られた冷水で冷却されて凝縮する。凝縮した作動流体はアンモニアタンクに戻り、再び作動流体ポンプで蒸発器へ送られる。温水は、温水タンク内の 2kW のヒータで温度調節された後、温水ポンプでプレヒータに送られる。冷水は、冷水タンク内で温度調節された後、冷水ポンプで凝縮器や作動流体タンク、サブクーラへ送られる。

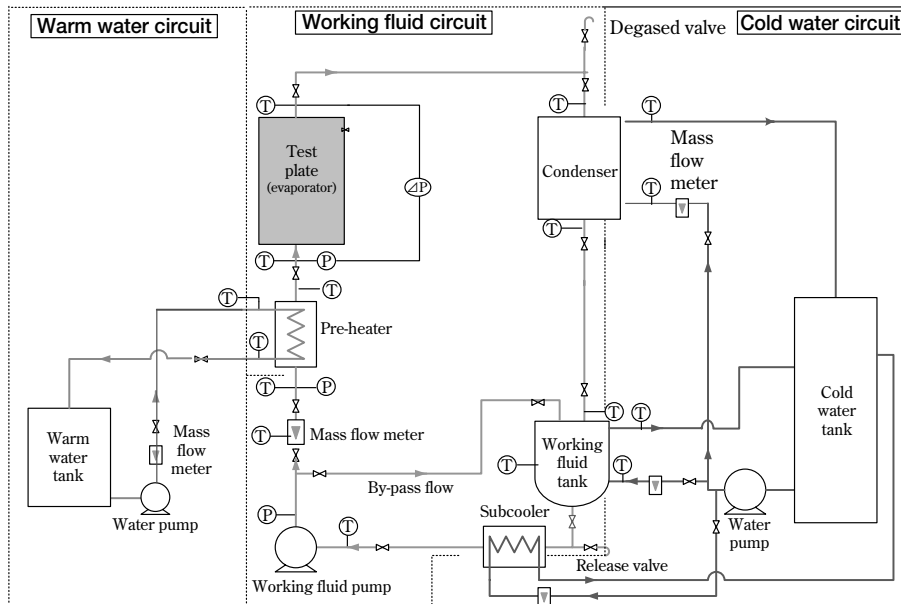


図6 実験装置概略図

Fig. 6 Schematic diagram of the experimental apparatus

表1 実験条件

Table 1 Experimental conditions

Working fluid	Pure ammonia
Plate surface	S1 : Flat surface (SUS304) S2 : Grooved surface (Ti)
Mass flux G (kg/m ² s)	2, 5, 7.5
Average heat flux q_{av} (kW/m ²)	10, 15, 20
Saturated pressure P_{sat} (MPa)	0.7, 0.8, 0.9

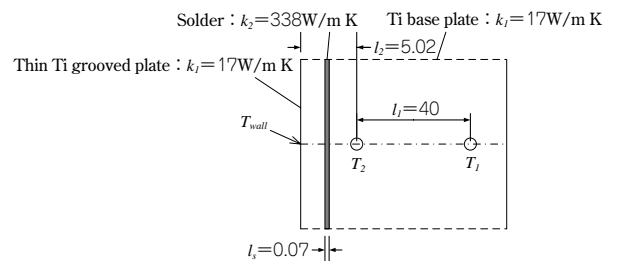


図7 プレート S2 の概略図および熱伝導率

Fig. 7 Schematic diagram and thermal conductivity of plate S2

作動流体、温水、冷水の温度測定には K 型シース熱電対を使用し、作動流体の質量流量測定にはコリオリ式質量流量計、温・冷水の体積流量測定には電磁流量計、また圧力測定にはダイヤフラム式圧力センサを使用した。これらの測定データはマルチメータに接続された PC に取込んだ。なお、熱電対のマルチメータでの測定については、あらかじめ恒温槽を用いた検定を行い、精度±0.1℃以内での測定を行った。

2.3 実験条件

表1に実験条件を示す。作動流体にはアンモニアを用いた。実験では、作動流体が定常状態になったことを確認した後データ採取を開始した。

3. データ整理方法

3.1 局所沸騰熱伝達係数

テストプレート内の各測定点での局所熱流束 q 、作動流体側のプレート表面温度 T_{wall} 、局所の熱伝達係数 h_{loc} 、および熱平衡乾き度 x はそれぞれ以下の方法により求めた。

まず局所熱流束 q は、一次元定常熱伝導を仮定して式(2)で導いた。

$$q = k \frac{T_1 - T_2}{l_1} \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 T_1 、 T_2 は図5に示した熱電対の温度、 l_1 はこれらの距離、 k はプレートの熱伝導率である。

求められた局所熱流束 q 、プレートの熱伝導率 k 、熱電対の温度 T_2 、および作動流体側の熱電対とプレート表面の距離 l_2 よりプレート表面温度 T_{wall} は次式より求められる。

$$T_{wall} = T_2 - \frac{q \times l_2}{k} \quad \dots \dots \dots (3)$$

作動流体の局所熱伝達係数 h_{loc} は、局所熱流束 q 、プレート表面温度 T_{wall} および作動流体の飽和温度 T_{sat} を用いて式(4)によって求めた。 T_{sat} はここでは、テストプレート入口の圧力を飽和圧力としたときの飽和温度を与えた。なお、データの誤差伝播を考慮した熱伝達係数の精度は±9.8%である。

$$h_{loc} = \frac{q}{(T_{wall} - T_{sat})} \quad \dots \dots \dots (4)$$

ところで、図7に示すS2はTi台座にTi薄板をろう付けした複合材となっている。そこで式(5)より求めた見かけの熱伝達率 k_s を実験に用いた。

$$k_s = \frac{l_1 + l_2}{\frac{l_1 + l_2 - l_s}{k_1} + \frac{l_s}{k_2}} \quad \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 l_1 は熱電対間の距離、 l_2 は作動流体側の熱電対とプレート表面の距離、 l_s はろう付け部の厚さ、 k_1 はTi台座およびTi薄板の熱伝導率、 k_2 はろう材の熱伝導率である。

3.2 局所エンタルピーおよび熱平衡乾き度

テストプレート内の各測定点での熱平衡乾き度(以下、

乾き度という) x は式 (6) より求めた。

$$x = \frac{i - i_{sat, liq}}{i_{fg}} \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 i は各測定点でのエンタルピー、 $i_{sat, liq}$ は飽和液のエンタルピー、 i_{fg} は蒸発潜熱である。また、各測定点でのエンタルピー i は以下の方法により求めた。すなわち、プレヒータ入口のエンタルピー $i_{pre, in}$ を P-Propath⁵⁾ で求め、これにプレヒータでの交換熱量 Q_{pre} と作動流体の質量流量 m から求められるエンタルピーの増加量を積算することによってプレヒータ出口のエンタルピー $i_{pre, out}$ を求めた。プレヒータ出口から蒸発器入口までは断熱されていることから、この間でのエンタルピーの変化はないものとした。熱電対の位置を基準にプレート内部を複数のブロックに分割し、それぞれのブロック内で熱流束が一定として各ブロックにおけるエンタルピー増加量を算出し、これをプレート入口のエンタルピー $i_{test, in}$ に積算してゆくことにより、プレート内の各位置におけるエンタルピー i を求めた。

4. 局所熱伝達係数

4.1 プレート表面形状の影響

伝熱面形状の違いが沸騰熱伝達に及ぼす影響について検討するため、同一の質量流束、平均熱流束、飽和蒸気圧の条件において、S1 および S2 での局所沸騰熱伝達を比較した。

なお本実験に先立ち、S2 を Ti 製台座にろう付けしたことが実験データに及ぼす影響を検討するため、表面の粗さを SUS304 製の S1 と同一に仕上げた Ti プレートを S2 と同じ方法で Ti 製台座にろう付けし、S1 とともに飽和蒸気圧、平均熱流束および質量流速が同一の条件で沸騰熱伝達の試験を行った。その結果、低い乾き度において若干の差異が確認されたものの、これら二つのプレートによる熱伝達係数はほぼ同じ値を示した。そこで本実験では、プレートの材質およびろう付けによる沸騰熱伝達への影響はほとんどないものとして以下の検討を行った。

質量流束、熱流束および飽和圧力を一定にしたとき、S1 および S2 での乾き度とアンモニアの局所沸騰熱伝達の関係を図 8 に示す。S1 および S2 における局所沸騰熱伝達係数は、 $x < 0.3$ の低い乾き度の範囲で乾き度の上昇に伴って急激に上昇する一方、 $x > 0.3$ の高い乾き度の範囲ではほぼ一定の値を示した。これはプレート内の流動様式が気泡流から環状流に変化し、環状流では沸騰熱伝達が乾き度の影響をあまり受けないためと考えられる。

S1 と S2 を比較すると、同じ乾き度では S2 の沸騰熱伝達係数の方が高い値を示した。S1, S2 の沸騰熱伝達係数の比は、低い乾き度 ($x < 0.3$) の場合で約 1.4、高い乾き度 ($x > 0.3$) で約 1.1 となり、低い乾き度において沸騰熱伝達係数の大幅な向上がみられた。S2 の伝熱面積は、微細凹凸により S1 より約 20%増加していると見積もられる。S2 における低い乾き度での 40%の沸騰熱伝達係数の上昇は、S2 における沸騰熱伝達において表面積拡大以上の伝熱促進効果が得られていることを示している。

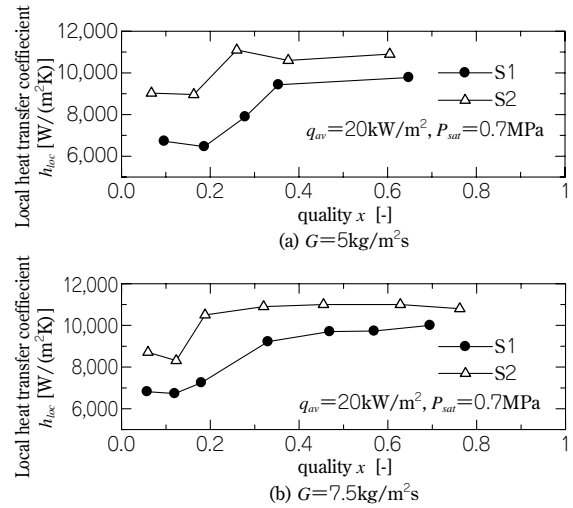


図 8 異なる表面形状における乾き度と沸騰熱伝達係数
Fig. 8 Comparisons of local boiling heat transfer coefficient on quality at different surface conditions

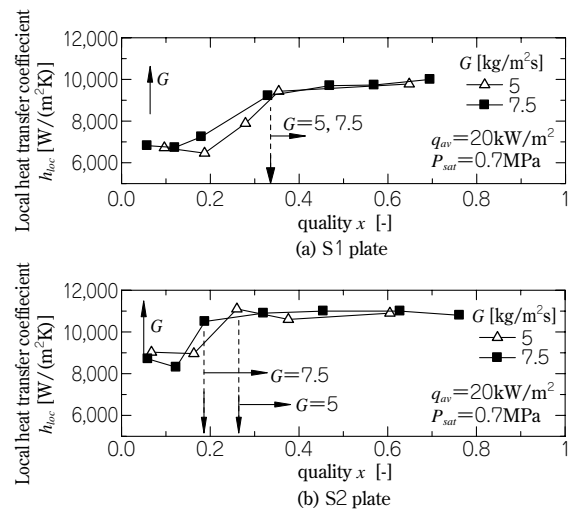


図 9 異なる質量流束における乾き度と沸騰熱伝達係数
Fig. 9 Comparisons of local boiling heat transfer coefficient versus vapor quality at different mass fluxes

このように、S2 における沸騰熱伝達係数の上昇は核沸騰域である低い乾き度の領域で顕著であった。このことから、微細凹凸形状によって伝熱面での気泡発生点が増加し、核沸騰による伝熱の促進が行われたものと考えられる。

以上に述べた S2 における核沸騰による伝熱促進は、Uehara ら³⁾ や池上ら⁴⁾ が金属粉を伝熱面に溶射したプレート式蒸発器でも示されており、金属粉の溶射は金属粉脱落による周辺機器の破損や加工コストの点で課題を抱えていることは本稿の冒頭で述べた。これに対し、S2 はプレート表面の加工のみで得られる形状のため、溶射で問題となる金属粉の脱落がないうえに、量産性に優れるためにコストアップも最少に抑えられることから、実用性の高い技術といえる。

4.2 質量流束の影響

熱流束および飽和圧力を一定とし、質量流束を変えた場合の乾き度と局所沸騰熱伝達率の関係を図 9 に示す。S1 におけるアンモニアの局所沸騰熱伝達係数は、質量流束の変化に対してほとんど違いがみられなかった。しか

しながら S2 では、低い乾き度でみられる大幅な熱伝達の向上が、質量流束の増加に伴ってより低い乾き度で起こり、沸騰熱伝達係数がわずかながら上昇した。鉛直伝熱面での沸騰では、核沸騰域で伝熱面に集中する気泡が強制対流で排除されることによって伝熱面が除熱されることが一般的に知られている。S2 においては前節で述べたように、気泡発生点の増加によって核沸騰が促進するとともに、質量流束の増加によって気泡の排除が行われ、わずかではあるが伝熱促進が進んだものと考えられる。

むすび＝低熱源温度差発電に適した蒸発器の伝熱促進技術の開発を目的として、圧延プロセスを前提とした量産可能な微細凹凸形状を表面に有するチタンプレートを提案した。また、その微細凹凸形状の伝熱面を持つ蒸発器によって構成する実験装置を製作し、局所沸騰熱伝達率を調べる試験を行った。その結果、提案した微細凹凸形状のプレートは、平滑プレートに比べて約 10～40%の伝熱促進効果があることを確認し、量産適用の可能性を示した。

なお、プレート表面形状による沸騰熱伝達促進の検討において、熱伝達特性とともに重要となる圧力損失については、本実験で使用した蒸発器では流路長さが短いことから測定が困難であった。圧力損失に関する検討は、今回の結果を踏まえて大形の蒸発器を製作後に実施することとし、今後の課題としたい。

参 考 文 献

- 1) E. Djordjevic et al.: Flow boiling of R134a and ammonia in a plate heat exchanger, Int. J. Heat Mass Transfer, Vol.51, No.25-26 (2008), pp. 6235-6242.
- 2) 池上康之ほか：アンモニア水を用いた海洋温度差発電用プレート式蒸発器の性能試験，日本機械学会中国四国支部・九州支部合同企画講演会講演論文集，(2006)，pp.73-74.
- 3) H.Uehara et al.: Shell-and-Plate Type Heat Exchanger for OTEC Plants, Trans. ASME J. Solar Energy Eng., Vol.106, No.3 (1984), pp.286-290.
- 4) 池上康之ほか：ポラス加工した冷凍機用プレート式蒸発器の性能試験，日本伝熱シンポジウム講演論文集，(2000)，pp.825-826.
- 5) 長崎大学工学部機械システム工学科：Single Shot P-PROPATH on Web Page, <http://www2.mech.nagasaki-u.ac.jp/PROPATH/p-propath.html>, [2006-04 参照].

(技術資料)

引張強さ600MPa級焼結材料「44FH30」

600MPa Tensile Strength Material As-sintered “44FH30”



吉田真規*
Masaki YOSHIDA



吉田智之*
Satoshi FURUTA



澤山哲也**
Tetsuya SAWAYAMA



佐藤正昭***
Masaaki SATO

A low pre-alloyed steel powder 44FH30 was developed as a high tensile strength as-sintered material in the 600MPa class. 44FH30 of 0.3wt%Mo has good compressibility equivalent to that of pure iron powder. 44FH30 exhibits a greater tensile strength than 600MPa and a high fatigue strength due to the precipitation of bainite at the boundary of the powder particles.

まえがき＝高強度焼結材料の原料鉄粉は、拡散型鋼粉とプレアロイ型鋼粉の2種類に大別される。代表的な拡散型鋼の品種として、4% Ni-1.5% Cu-0.5% Mo 拡散型鋼粉（以下、4Ni 拡散型という）がある。この4Ni 拡散型は、圧縮性に優れるため高密度化が容易である。また、焼結体でマルテンサイト組織が得られるため、引張強さ600MPa 級高強度部品用焼結材料の原料鉄粉として広く利用されている。しかし、4Ni 拡散型は Ni, Cu, Mo の合計で6wt%も高価な金属粉末を含有していることから、結果として材料コストが高くなるという問題がある。

プレアロイ型鋼粉は、合金源として安価な製鋼用合金鉄が使用できるため、低コスト化が可能である反面、合金元素が鉄のフェライト相に固溶して粉末が硬化する。このために圧縮性が低下し、高密度化が困難となる。さらに、焼結体ではマルテンサイト組織を得にくいいため、高強度焼結材料として用途が限定的である。

そこで当社は、高強度焼結材料の低コスト化を目的に、圧縮性が優れ、かつ、引張強さ600MPaを得るプレアロイ型鋼粉「アトメル® 44FH30」（以下、44FH30という）を開発した。44FH30は0.3wt%のMoを含有する。本稿では、44FH30の開発に際して調査したMo量の最適化（最少化）評価結果および44FH30の材料特性について報告する。

1. Mo量の最適化（最少化）

プレアロイ型鋼粉の強化元素として、合金化によるフェライトの硬化を小さくして¹⁾ 圧縮性の低下を抑え、フェライトが硬くなりやすく¹⁾、酸化性のエンドサーミックガスを用いた焼結雰囲気でも酸化することなく強度が低下しない特性をもつMoを選定した²⁾。

さらに、成形圧力588MPa、焼結条件1,393K×30minという標準的な方法で焼結体を作製し、引張強さ

600MPaを得るMo量を調査した。

1.1 実験方法

純鉄粉アトメル300M(0%Mo)を比較材とし、Mo量が0.1から1.5wt%のプレアロイ鋼粉(アンダーサイズ³⁾:250μm)6水準を準備した。これらの鉄粉に、強化材としてCu粉を2wt%、黒鉛粉を0.8wt%、潤滑剤としてステアリン酸亜鉛を0.75wt%混合し、588MPaの圧力で成形してMPIF規格No.10の引張試験片を作製した⁴⁾。さらに、ガス組成がN₂-10vol%H₂の雰囲気中で1,393K×30min[冷却速度(1,393~773K)17K/min]の条件で焼結を行った。

引張試験は、引張速度を2mm/minとして室温で実施した。引張試験破断片をナイトール(3vol%硝酸)で腐食し、光学顕微鏡によって金属組織を観察した。金属組織の比率(面積率)は以下の方法で求めた。

- ①撮影した金属組織写真を、フェライト組織、パーライト組織、マルテンサイト組織に区分けし、残りの金属部分をベイナイト組織とした。
- ②画像解析ソフトを用いてそれぞれの組織の面積を求め、比率を計算した。

1.2 引張強さと金属組織

焼結後の密度を測定した結果、7.00~7.08g/cm³と比較的小さい密度差のため、強度への影響を無視して以下の考察を行った。

図1にMo量と引張強さの関係を示す。Mo量が増えるに従って引張強さは増加し、600MPa以上の引張強さはMo量が0.2wt%以上で得られる。しかし、Mo量が0.2~0.85wt%の範囲ではMo量が増加しても、ほぼ同じ引張強さとなっている。0.85wt%以上にMo量が増加すると、再び引張強さは向上する。

図2に0.1, 0.2, 0.85, 1.5wt%Mo材の金属組織を示す。また、図3は0.2wt%Mo材および0.85wt%Mo材における金属組織の分布を示し、表1にMo量が異なる各種焼

*鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 **鉄鋼事業部門 鉄粉本部 ***(株)コベルコ科研

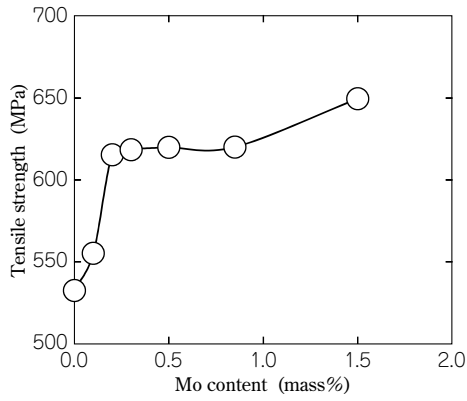


図1 Mo量と引張強さの関係

Fig. 1 Relationship between Mo content and tensile strength

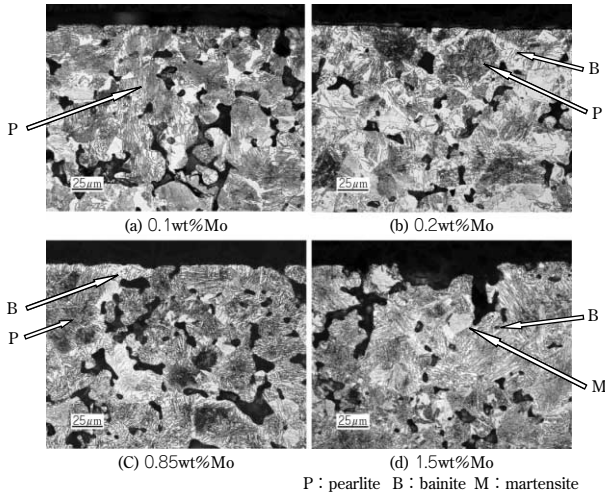


図2 光学顕微鏡組織

Fig. 2 Optical micrograph

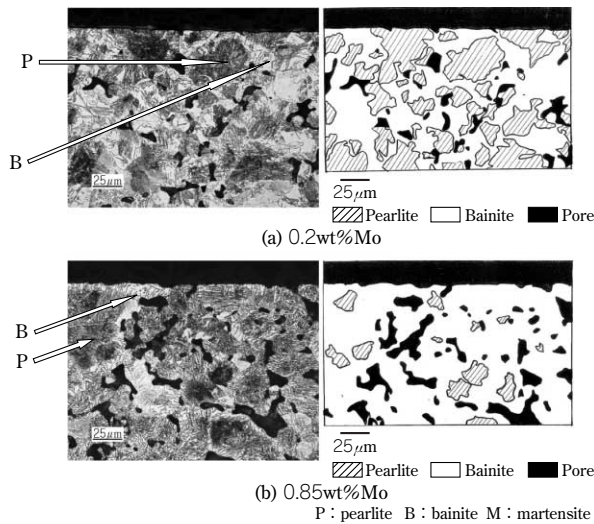


図3 金属組織のマップ

Fig. 3 Map of micro structures

結材料における金属組織の面積率を示す。さらに、図4は、Mo量とベイナイト量の関係を示す。0.1wt%Mo材の金属組織はフェライト+パーライト組織であるのに対し、0.2wt%Mo材では鉄粉粒子の表層部にベイナイト組織、中心部はパーライト組織のベイナイト+パーライト組織となっている。このことから、ベイナイト組織によって引張強さが向上したと考えられる⁵⁾。Mo量が増加するにしたがってベイナイト+パーライト組織中のベイ

表1 Mo プレアロイ焼結材料の金属組織の比率 (面積率)
Table 1 Area ratio of metal phase in Mo pre-alloyed sintered material

Mo (wt%)	Ferrite (%)	Pearlite (%)	Bainite (%)	Martensite (%)
0.1	21.0	79.0	0	0
0.2	0	50.0	50.0	0
0.3	0	21.9	78.1	0
0.5	0	20.6	79.4	0
0.85	0	9.6	90.4	0
1.5	0	0.0	91.8	8.2

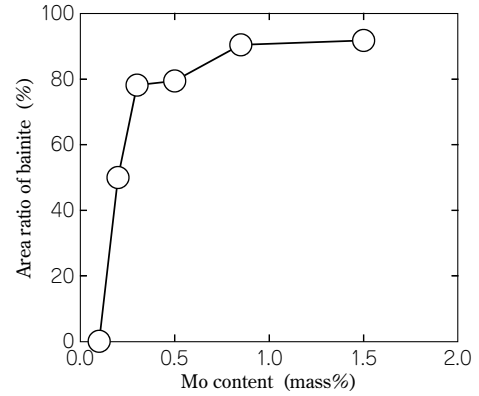


図4 Mo量とベイナイト量の関係

Fig. 4 Relationship between Mo content and area ratio of bainite

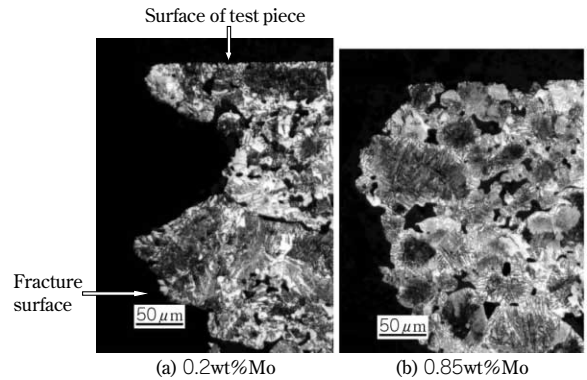


図5 破壊起点部近傍断面の金属組織写真

Fig. 5 Microstructures of cross-section of vicinity of crack start area

ナイト量は増加しており、Moが1.5wt%となるとマルテンサイトが出現している。

1.3 考察

0.2~0.85wt%Moの範囲で引張強さがほぼ同じ値である原因について考察した。0.2wt%Mo材および0.85wt%Mo材の引張試験片破面を観察した結果、焼結体の表面部から破壊していることを確認した。

この破壊起点近傍部で引張試験片を縦割りし、金属組織を観察した。図5は破壊起点部の金属組織を示す。0.2wt%Moおよび0.85wt%Moのいずれも粉末粒子表層部に形成されたベイナイト組織である。

図6にEPMA分析したCu元素の分布を示す。通常、焼結工程でCuは鉄粉粒子表面から拡散して鉄と合金化していくが、本調査の焼結条件では鉄粉粒子の中心部まで拡散せず、鉄粉粒子表面部つまり粉末粒子境界部のCu濃度が高くなっている。Cu元素の焼入れ性の効果により、粉末粒子境界部はベイナイト組織となる^{6), 7)}。破壊起点部の観察からベイナイト組織の強度が引張強度を

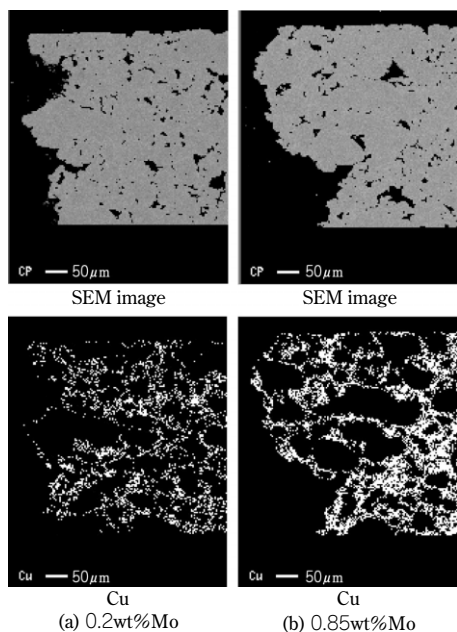


図6 Cu元素の分布
Fig. 6 Mapping of Cu element

決定していると考えられることから、0.2wt%Mo材および0.85wt%材の引張強さは同等となると考えられる。

以上の知見に基づき、さらに品質の安定性およびコストに配慮すると0.3wt%Mo材が最適と考える。

2. アトメル 44FH30 の特性

最適化で得られた結果を基に開発した0.3wt%Moプレアロイ型鋼粉「アトメル 44FH30」の主要化学成分および粉体特性を表2に示す。

44FH30は、以下の三つの特徴がある。

- ① 合金量が少ない低コストプレアロイ型鋼粉である。
- ② 圧縮性が良く、密度が高い焼結材料を得られる。
- ③ 600MPaの引張強さが得られる高強度・高疲労強度材料特性である。

本章では、44FH30の圧縮性および焼結体特性について述べる。なお、4Ni拡散型(4%Ni-1.5%Cu-0.5%Mo)を比較材とした。

2.1 評価方法

2.1.1 圧縮性

44FH30、4Ni拡散型および純鉄粉「アトメル 300M」にそれぞれステアリン酸亜鉛を0.75wt%混合後、490、588、686MPaの圧力で成形し、得られた成形体の密度を測定した。

2.1.2 焼結体特性

表3に示す材料配合で混合粉を作製した。これらの混合粉を490、588、686MPaの圧力で、MPIF規格No.10の引張試験片およびシャルピー衝撃試験片(10×10×55mm)を成形した。また、焼結は1章と同じ条件で実施した。

疲労試験片は、588MPaおよび686MPaの圧力で成形体を作製し、焼結後、切削加工によってJIS1号(φ8mm)の回転曲げ疲労試験片の形状とした。

シャルピー衝撃試験は常温で実施した。また硬さは、焼結体表面をHRBスケールにて測定した。

表2 44FH30の化学組成と粉体特性

Table 2 Chemical composition and powder properties of 44FH30

Chemical composition (%)			Apparent density (g/cm ³)	Flow rate (s/50g)
Mn	Mo	O		
0.15	0.3	0.10 ~ 0.15	3.00	22.5

表3 混合粉の配合

Table 3 Composition of mixed powders

Mark	Steel powder	Cu (%)	Graphite (%)	Zinc stearate (%)
44FH30-2Cu	44FH30	2.0	0.8	0.75
44FH30-3Cu	44FH30	3.0	0.8	0.75
4Ni	4Ni-1.5Cu-0.5Mo	—	0.6	0.75

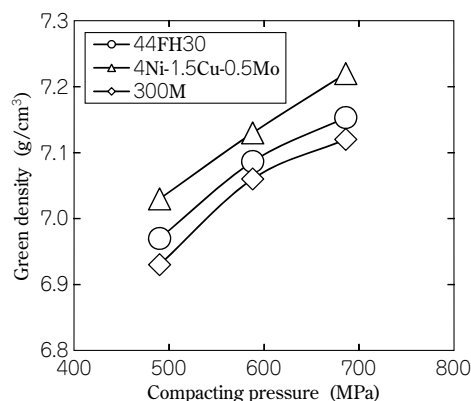


図7 44FH30の圧縮性

Fig. 7 Compressibility of 44FH30

さらに、回転曲げ疲労試験片における破壊起点近傍部の金属組織を観察した。まず、疲労破面を観察して起点部を特定した後、試験片を縦に切断した。その断面をナイタル(3vol%硝酸)で腐食させ、光学顕微鏡を用いて金属組織を観察した。

2.2 評価結果

2.2.1 圧縮性

成形圧力に対する成形体密度を図7に示す。成形体密度は4Ni拡散型が一番高く、圧縮性が良いことを示唆している。純度が高い純鉄粉を原材料とする4Ni拡散型は、Ni粉などの拡散処理による焼鈍効果を受けることによって良好な圧縮性を有する。44FH30は、4Ni拡散型には及ばないものの300Mと同等の成形体密度を得、圧縮性が良好である。

合金化によって鉄が硬くなるため、鉄粉の圧縮性は低下するのが一般的である。しかしながら44FH30は、鉄粉製造工程の一つである還元工程において焼鈍効果を強化したことによって圧縮性が高く、焼結材料の高密度化が可能となった。

2.2.2 焼結体特性

44FH30の引張強さ、シャルピー衝撃値、硬さ、および回転曲げ疲労強さをそれぞれ図8~図11に示す。44FH30-2%Cu材は、588MPa成形で引張強さ614MPaを得た。また、44FH30-3%Cu材は、少ない合金量で4Ni拡散型と同等の引張強さが得られた。

一方、44FH30のシャルピー衝撃値や硬さは、4Ni拡散型と比較して低い。したがって、切削加工時の工具の長寿命化が期待される。

44FH30-2Cu 材および 44FH30-3Cu 材の回転曲げ疲労強さは 4Ni 拡散型より高い。なかでも 44FH30-2Cu 材は、4Ni 拡散型よりも引張強さが低いにもかかわらず高い疲労強さを有しており、疲れ限度比が高い。疲労破面を観察した結果、三つの材料いずれも試験片表面から破壊していることを確認した。破面を縦に切断した断面での破壊起点部近傍の金属組織写真を図12に示す。三材料とも粉末粒子境界部で破壊している。44FH30の粉末粒子境界部はベイナイト組織を呈する一方、4Ni 拡散型の粉末粒子境界部には、強度が低い残留オーステナイトが析出している。44FH30の高疲労強度特性は、粉末粒子境界部が高強度のベイナイト組織となることで得られていることがわかった。

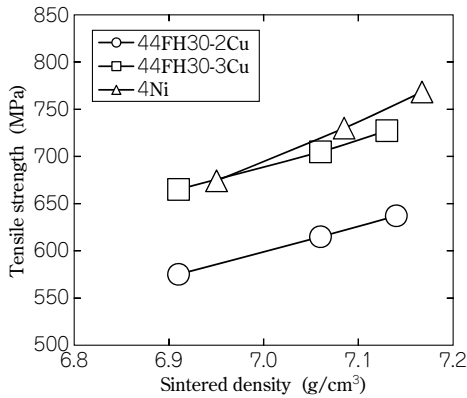


図8 44FH30の引張強さ
Fig. 8 Tensile strength of 44FH30

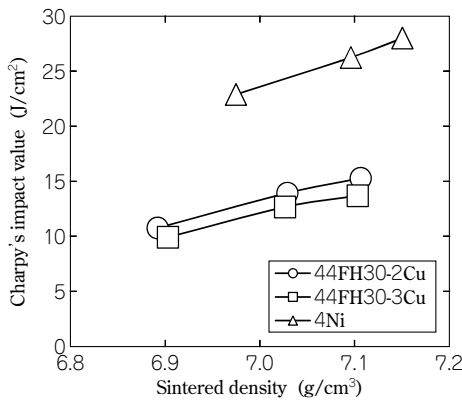


図9 44FH30の衝撃値
Fig. 9 Impact Value of 44FH30

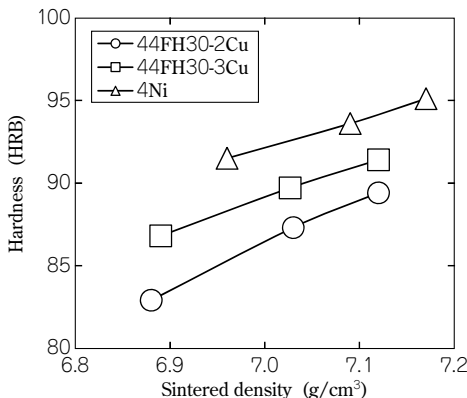


図10 44FH30の硬さ
Fig.10 Hardness of 44FH30

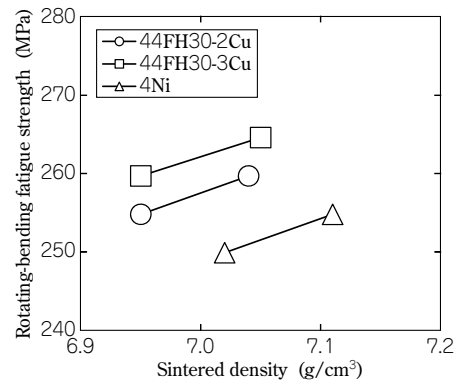


図11 44FH30の回転曲げ疲労強さ
Fig.11 Fatigue strength of 44FH30

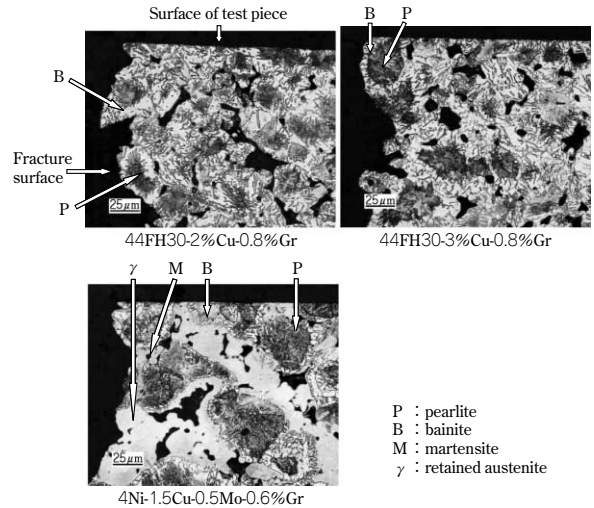


図12 破壊起点部近傍断面の金属組織写真
Fig.12 Microstructures of cross-section of vicinity of crack start area

むすび=焼結材料の低コスト化を目的に、引張強さ 600MPa 級 0.3wt%Mo プレアロイ型銅粉「44FH30」を開発した。44FH30の主な特性をまとめると以下のようになる。

- ①純鉄粉と同等の圧縮性をもつ高圧縮性プレアロイ型銅粉である。
- ②粉末粒子境界部のベイナイト組織の強度が引張強度を決定し、少ない Mo 量でも引張強さを得る。
- ③0.3wt%の少ない Mo 量で 600MPa の引張強さを有する高強度銅粉である。また、疲労特性も優れている。

参考文献

- 1) 日本学術振興会製鋼第 19 委員会編：鉄鋼と合金元素 (上), (1966), p.902, 誠文堂新光社.
- 2) 日本粉末冶金工業会：焼結機械部品—その設計と製造, (1987), p.55, 技術書院.
- 3) 粉体冶金協会編：粉体粉末冶金用語事典, (2001), p.23, 日刊工業新聞社.
- 4) MPIF (Metal Powder Industries Federation)'s Standard, No.10, "Tension Test Specimens for Pressed and Sintered Metal Powders".
- 5) 矢島悦次郎ほか：若い技術者のための機械・金属材料, (1979), p.137, 丸善株式会社.
- 6) 榛葉久吉ほか：改訂増補粉末冶金学・標準金属工学講座 6, (1978), p.234, コロナ社.
- 7) 金属熱処理技術便覧編集委員会編：金属熱処理技術便覧 (増補改訂版), (1965), p.75, 日刊工業新聞社.

(論文)

高密度セグレス®

High Density SEGLESS®



鈴木浩則*
Hironori SUZUKI



西田 智**
Satoshi NISHIDA



藤浦貴保***
Takayasu FUJIURA

The newly-developed KPA lubricant consists of two different functional materials. Based on this feature, an iron powder mixture with KPA lubricant has better powder flow at the powder stage and better ejection performance at the green stage. Since KPA lubricity is superior to that of conventional lubricants, it is possible to reduce lubricant content without increasing the ejection pressure. By utilizing this process, high-density P/M parts can be made at a relatively lower production cost, in comparison with conventional methods.

まえがき＝粉末冶金法による鉄系焼結部品は、鉄粉に合金用粉末や潤滑剤などを混合し、成形・焼結工程を経て製造され(図1)、複雑形状に低コストで大量生産できる特徴がある。主にエンジン部品を構成する鉄系焼結部品においては、最近の自動車軽量化やエンジン高性能化のニーズにこたえて、さまざまな高強度化の検討がなされている。なかでも焼結体に有する空孔をできるだけ減らし密度を高めて高強度化させる温間成形や型潤滑成形法などの手法は、焼結部品に広く展開でき効果的である。しかしながら、これらの高密度成形方法では、加熱装置

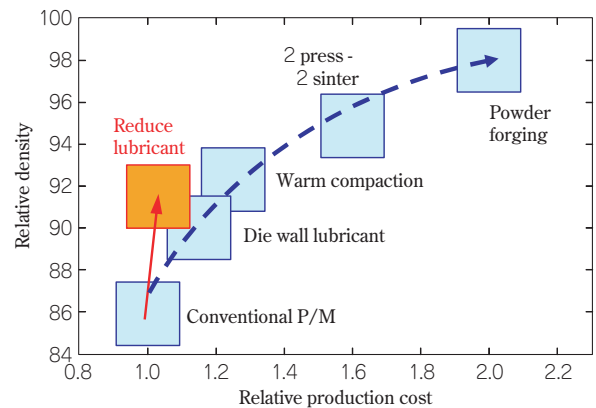


図2 粉末冶金高密度プロセスの製造コストと到達密度の関係
Fig. 2 Production cost and typical density for various high density processes

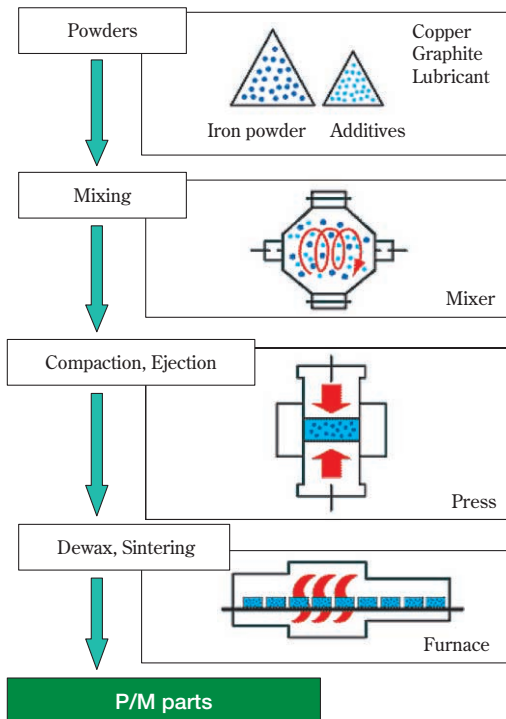


図1 粉末冶金法の製造プロセス
Fig. 1 Production process of powder metallurgy

や潤滑剤塗布装置などの特別な付帯設備を必要とするため、より簡便な高密度成形方法が望まれていた。

図2にさまざまな粉末冶金プロセスの相対的な製造コストと到達密度の関係を示す。従来技術の温間成形や型潤滑成形、粉末鍛造法などの高密度プロセスは、密度の増加に従って製造コストは上昇する傾向にあった。当社は、機能性潤滑剤を使用することで内部潤滑剤の添加量を低減し、既存設備のまま比較的 low コストで高密度化が達成できることを見いだした。本稿では、離型性に優れた機能性潤滑剤の性質、および機能性潤滑剤を添加した高密度鉄粉の特性を紹介する。

1. 粉末冶金用潤滑剤の役割

粉末冶金用潤滑剤は、主に成形・金型抜出時において、粉末同士や圧粉体と金型間の摩擦力を低減する目的で使用される。潤滑剤の添加方法は、ステアリン酸亜鉛(以下、Zn-st という)などの金属石けんや、エチレンビスステアリルアミド(以下、EBS という)などのワックス系

*鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 **鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉営業部 ***技術開発本部 開発企画部

樹脂を粉末で混合する内部潤滑法が一般的である。鉄粉に2%銅粉と0.8%黒鉛粉を加えた一般的な配合と、鉄粉のみの配合での内部潤滑剤の添加量と到達理論密度の関係を図3に示す。潤滑剤の添加量増加に伴って密度低下が顕著であることがわかる。また、潤滑剤は成形が終わると不要のものとなり、圧粉体から取除く必要がある。このため、添加量はできるだけ少ないほうが好ましい。潤滑機能を確保するため鉄粉に対して0.75重量%程度添加するのが一般的である。

潤滑剤は、鉄粉と混合した後の粉末の流れ性（限界流出径：テスト容器から排出する最小口径のことで当社独自の評価方法）と、混合粉末を成形した後の圧粉体を金型から抜出す際の抜出力（離型性）に大きな影響を及ぼすことが知られている。また、さまざまな市販の潤滑剤で評価した結果、この流れ性と離型性とは図4のように相反する関係にあることも知られている¹⁾。

たとえば低融点の潤滑剤は、圧粉体を金型から抜出す際に潤滑剤が金型壁面に集積しやすく離型性に優れるが、混合粉末の段階では鉄粉との付着力が強く、凝集や流れ性悪化の原因となる。逆に、高融点の潤滑剤は粉末段階では固体状態を保つため流れ性に優れるが、潤滑剤の集積が充分でなく離型性はあまり良くない。このように、従来の潤滑剤では流れ性と離型性を両立させることは困難であった。

そこで当社は、図4中の矢印のように流れ性と離型性

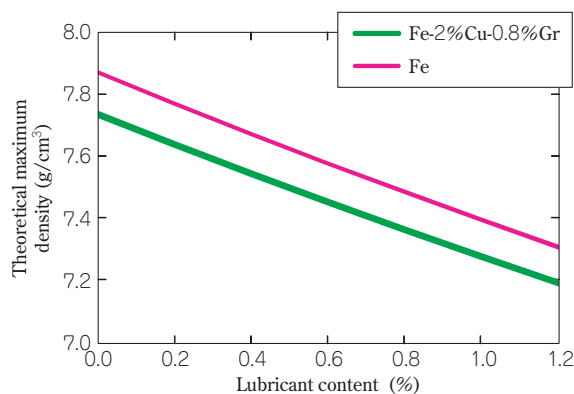


図3 内部潤滑剤の配合量と到達理論密度の関係
Fig. 3 Effect of lubricant content on theoretical maximum density

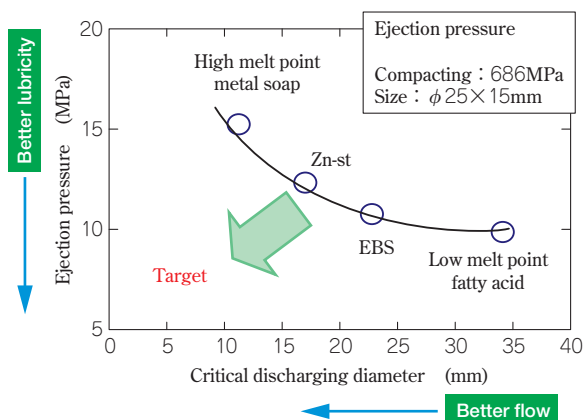


図4 各種潤滑剤混合粉の流れ性と離型性の関係¹⁾
Fig. 4 Relation between flowability and ejection pressure for various lubricant mixture¹⁾

の機能を併せ持つことを開発目標とし、混合粉末の段階では流れ性の機能が、抜出の際には離型性の機能が選択的に発揮されることを特徴とする機能性潤滑剤（Kobelco Polyhydroxyl Amide, 以下KPAという）を開発した。

2. 機能性潤滑剤 KPA のコンセプト

KPAは、融点の異なる二種類のポリヒドロキシルアミド系潤滑剤で構成される²⁾ (図5)。流れ性に寄与する高融点潤滑剤(融点150℃以上)と離型性に寄与する低融点潤滑剤(融点100℃以下)の配合比率、およびそれぞれの材質や粒径などを最適化することによって流れ性と離型性の両特性の改善を行った。また、KPAは焼結炉内への汚染が低減でき、焼結体の表面汚れも少ない完全有機のワックス系潤滑剤である。

脱ろう性を評価するため、鉄粉とKPAを混合した混合粉末の圧粉体を熱天びんで加熱し、加熱中の重量減少を測定した(図6)。温度の上昇とともに潤滑剤が分解・ガス化し、窒素雰囲気中では450℃までに完全に圧粉体から除去できることがわかる。また、脱ろう後には潤滑剤の残さはほとんどないことが確認された。

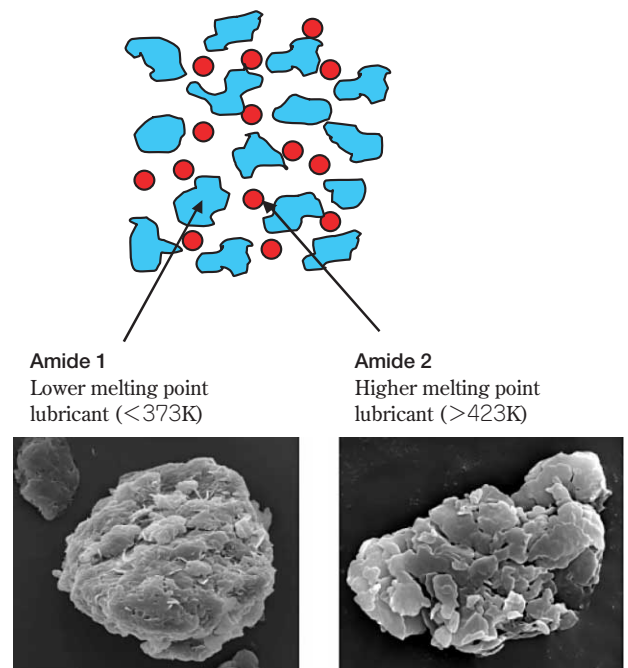


図5 機能性潤滑剤 KPA の概念図
Fig. 5 Conceptual diagram of functional lubricant KPA

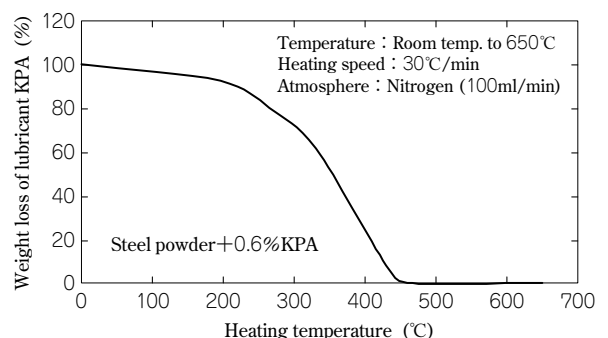


図6 KPAの脱ろう特性
Fig. 6 Weight loss of KPA lubricant during heating

3. KPA の特性

3.1 KPA を添加した混合粉末の基礎特性^{3),4)}

当社製アトマイズ鉄粉 300M (平均粒径 $70\mu\text{m}$) に 2% 銅粉 (平均粒径 $30\mu\text{m}$)、0.8% 黒鉛粉 (平均粒径 $5\mu\text{m}$) および各種潤滑剤を 0.75% 添加した黒鉛偏析防止鉄粉 (セグレス) を試作し、諸特性を比較した。潤滑剤は、開発した KPA のほかに、比較材として市販の Zn-st (平均粒径 $10\mu\text{m}$)、および EBS (平均粒径 $25\mu\text{m}$) を使用し、同じ添加量で比較した。

表 1 に三種類の混合粉の代表的な粉体特性と圧粉体特性を示す。見掛密度は JIS 2504、流動度は JIS 2502 に準じて測定し、圧粉体特性として混合粉を 490MPa の成形圧力で成形した直方体 ($31.8 \times 12.7 \times$ 高さ 6.3mm) の圧粉体密度と三点曲げによる圧粉体強度 (JIS Z2511) を測定した。また、離型性の特性として、490、588、686 MPa の三水準の成形圧力で円柱形 ($\phi 25 \times 25\text{mm}$) に成形したときの圧粉体の抜出力 (ピーク値) を図 7 に示す。KPA を添加した混合粉末は従来粉と比べて抜出力が大幅に低減し、離型性に優れることがわかる。とくに成形圧力が高いほど顕著であり、686MPa の成形圧力では従来粉に比べて約 20% 低減する。

3.2 KPA の潤滑作用メカニズム

KPA が市販の Zn-st や EBS に比べて離型性に優れるメカニズムを解明するため各種実験を行った。まず、溶解粘度測定器にて KPA と従来の EBS 潤滑剤の各温度での粘弾性を測定した。測定方法は、ディスク間に約 1mm の厚さに圧縮した潤滑剤を置き、ディスクを 62.5 rad/s (10Hz) で回転させたときに得られるトルク値から求めた。図 8 は KPA と EBS の粘弾性を比較したもので、KPA は融点以下である 60°C 付近から徐々に低下し、EBS に比べて低い値であることがわかる。これは、圧粉体を成

表 1 KPA と比較粉の粉体、圧粉体特性

Table 1 Powder and green properties of KPA and other lubricant mixture

Lubricant	KPA	Zn-st	EBS
Apparent density (g/cm^3)	3.27	3.49	3.24
Flow rate ($\text{s}/50\text{g}$)	24.1	22.1	28.3
Critical flow diameter (mm)	22.5	22.5	30.0
Green density (g/cm^3)*	6.92	6.90	6.91
Green strength (MPa)*	12.0	10.0	10.6

*Compacting pressure : 490MPa

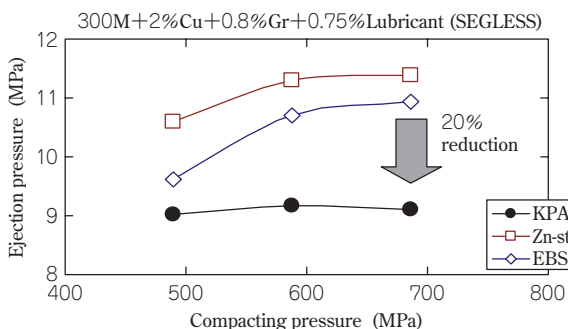


図 7 KPA を配合した混合粉末の抜出し圧力

Fig. 7 Ejection pressure of KPA and conventional mixture

形・金型から抜出す工程において、KPA は粘性が低いいため圧粉体内部から金型壁面へ集積しやすく、潤滑機能が発揮されやすいことを示唆する^{5), 6)}。

つぎに、KPA および EBS の静摩擦係数を HEIDON 摺動 (しゅうどう) 試験機を用いて調べた。銅板上に潤滑剤を $10\sim 30\mu\text{m}$ の厚さで塗布し、面圧 $2\sim 3\text{MPa}$ を加えて $100\text{mm}/\text{min}$ の速度で摺動させた。このときの摺動距離に対する抵抗力のピークから静摩擦係数を求めた。図 9 に示した静摩擦係数から、EBS は雰囲気温度に依存して静摩擦係数が増加するのに対し、KPA は温度による変化はあまり見られない。とくに 60°C 付近を超えると EBS との差が顕著になることがわかる。静摩擦係数は、潤滑剤自体の機能としての潤滑性を示すが、室温成形であっても圧力による摩擦熱で局部的には 60°C を超える部位があると推察され、KPA の潤滑性が効果的に発揮するものと考えられる。

つづいて、成形および圧粉体抜出工程において実際に

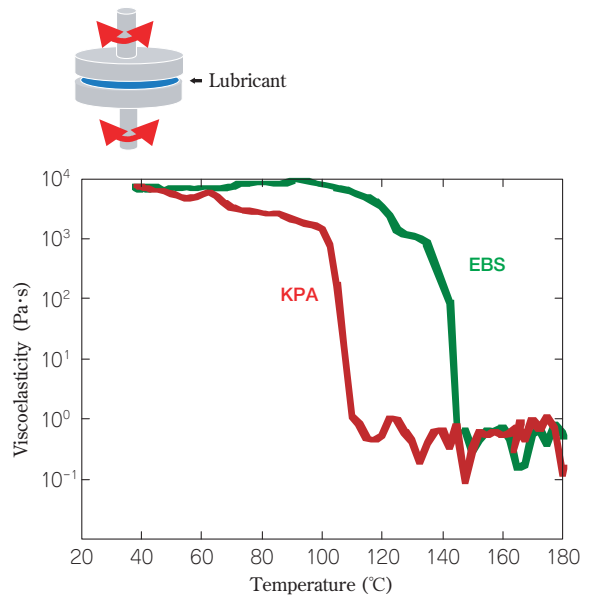


図 8 KPA と従来潤滑剤の弾粘性

Fig. 8 Viscoelasticity of KPA and conventional lubricant

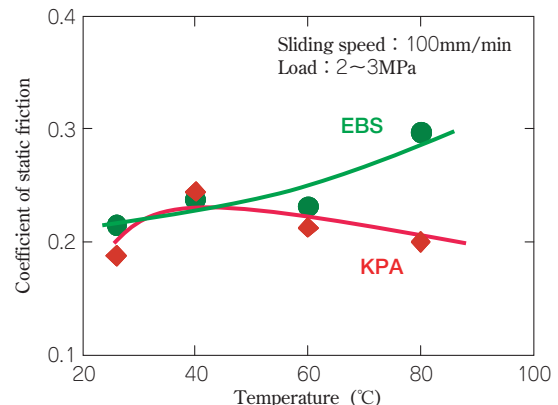
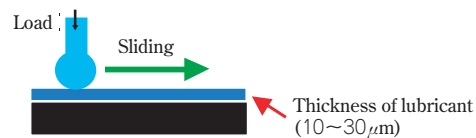


図 9 KPA と従来潤滑剤の静摩擦係数

Fig. 9 Coefficient of static friction of KPA and conventional lubricant

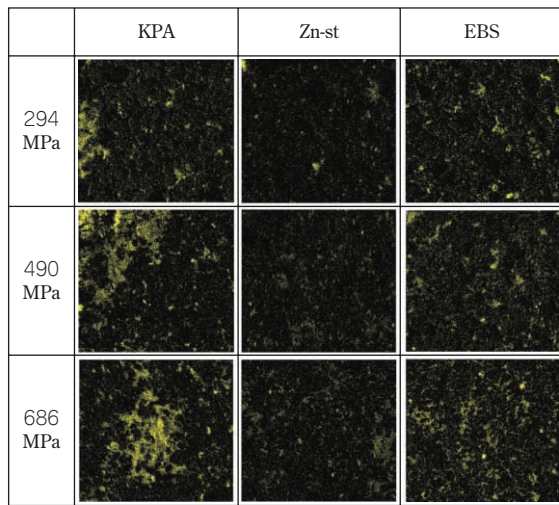
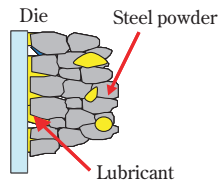


図10 EDXで観察した圧粉体表面の潤滑剤分布

Fig.10 Lubricant distribution on surface of green compact by EDX

潤滑剤が移動し、圧粉体表面に集積が起きる現象を確認した。鉄粉に三種類の潤滑剤を0.75%配合した混合粉末を三水準の成形圧力で成形し、圧粉体パンチ側の面を観察した。図10は、圧粉体の表面をエネルギー分散型X線分析装置(EDX)で観察した結果である。黄色の部分に潤滑剤に含まれる炭素を検出した結果であり、いずれの成形圧力においてもKPAは他の潤滑剤に比べて多く潤滑剤が成形体表面に集積していることがわかる。

以上の実験から、KPAは静摩擦係数が低く潤滑性に優れるだけでなく、粘性が低いことから圧粉体表面への染み出しが効果的に発揮される。これらの相乗効果により、他の潤滑剤に比べて離型性に優れていると考えられる。

3.3 KPAを添加した高密度セグレスの特性

KPAは離型性に優れているため、金型への負担低減による金型寿命の延長や複雑形状部品への適用が期待できる。また同時に、従来の潤滑剤の抜出力レベルまでKPAの添加量を低減し、高密度化をねらうことも可能である。潤滑剤添加量を低減する高密度化プロセスは、特別な付帯設備の追加が必要なく比較的容易に適用できる手法であるとともに、脱ろう時の排ガス量が少なく環境面にも優れる特徴がある。本節では、KPAを添加することで潤滑剤添加量を従来の1/2に低減することが可能な高密度セグレスの特性を紹介する。

当社製高圧縮性純鉄粉300NHに2%銅粉(平均粒径約30 μ m)と0.8%黒鉛粉(平均粒径5 μ m)ならびにKPAを0.4%添加した高密度セグレスと、従来のEBS潤滑剤(平均粒径25 μ m)を0.8%使用した従来セグレスの二種類を試作して供試粉とした。表2は高密度セグレスと従来セグレスの粉体特性を示す。見掛密度には大差は見られないが、高密度セグレスは潤滑剤添加量が少ないため、従来セグレスに比べ3 s/50g以上も流動度が良い。

図11は高密度セグレスと従来セグレスを ϕ 25 \times 25mmの円柱形に成形した際の成形圧力と圧粉体密度の関係を示す。高密度セグレスは、潤滑剤を低減した効果によって圧粉体密度が向上し、従来セグレスより約0.2g/cm³高い7.30g/cm³(686MPa成形)を達成する。また、図12にそれらの圧粉体を抜出す際の抜出力を示す。いずれも密度に依存して抜出力は増加する傾向にあるが、潤滑剤を低減した高密度セグレスは同じ密度の比較で従来セグレスの抜出力と同等となり、抜出力を悪化させずに潤滑剤添加量を低減できることがわかる。

つづいて、二種類の粉末を外径64mm、内径24mm、高さ10mmのリング形状に成形圧力を変えて成形し、5%水素を含む窒素雰囲気中で1,120 $^{\circ}$ C、30分間焼結して焼結体特性を比較した。図13は、リング形状の焼結体試

表2 高密度セグレスと従来セグレスの粉体特性

Table 2 Powder properties of high density SEGLESS and conventional SEGLESS

	High density SEGLESS	Conventional SEGLESS
Apparent density (g/cm ³)	3.49	3.46
Flow rate (s/50g)	23.1	26.5

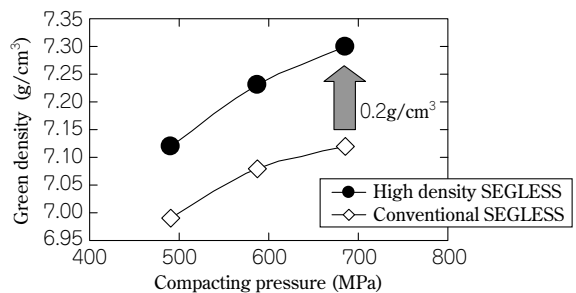


図11 高密度セグレスの圧縮性

Fig.11 Compressibility curve of high density SEGLESS

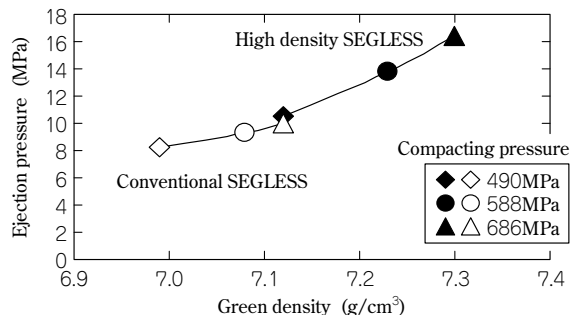


図12 高密度セグレスの抜出力

Fig.12 Ejection pressure of high density SEGLESS

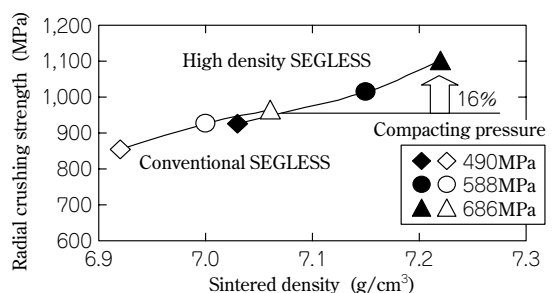


図13 高密度セグレスの焼結体圧環強度

Fig.13 Radial crushing strength of sintered high density SEGLESS

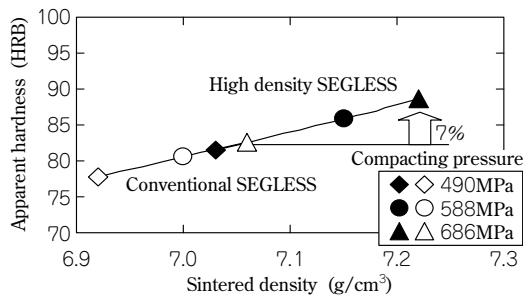


図14 高密度セグレスの焼結体見掛硬さ

Fig.14 Apparent hardness of sintered high density SEGLESS

験片を径方向にプレスで圧縮荷重を加え、壊れる力から圧環強度を求めた。高密度セグレスは密度の増加とともに焼結体強度は増加し、同じ成形圧力での比較では従来セグレスに比べて約16%向上する。また、図14に焼結体の上面と下面各3箇所をロックウェルのBスケールで測定した見掛硬さの平均値を示す。強度と同様、硬度も密度の増加とともに増加し、686MPaでの成形比較では従来セグレスに比べて約7%向上する。

むすび＝粉末冶金用に開発した機能的潤滑剤とそれを鉄粉に添加した混合粉の特性は以下のようにまとめられる。

1) 融点の異なる二種の潤滑剤で構成されたKPAは、従

来困難とされた流れ性と離型性の両立を可能とする。

- 2) KPAを添加した鉄系混合粉末はとくに離型性に優れることから、金型プレスへの負担を低減し、複雑・薄肉形状部品用に適している。
- 3) 従来レベルの抜出力までKPAの添加量を低減した高密度セグレスは、追加の付帯設備なく高密度部品の製造が可能となり、とくに近年ニーズの高い自動車用部品の高強度・軽量化にこたえられる。
- 4) 純鉄系機械部品のほか、圧縮性の悪い合金系高強度部品や高密度がさらに追及される磁性鉄粉用など、幅広い用途への適用が期待できる。

参考文献

- 1) 鈴木浩則ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.55, No.3 (2005), pp.64-67.
- 2) S. Nishida et al.: Proceeding of 2006 Powder Metallurgy World Congress, (2006), Part II, pp.731-732.
- 3) 鈴木浩則ほか：粉体粉末冶金協会春季講演大会概要集, (2005), p.124.
- 4) H. Suzuki et al.: Proceeding of the 2007 International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, (2007), Part 3, pp.11-18.
- 5) 伊藤義浩ほか：粉体粉末冶金協会秋季講演大会概要集, (2007), p.81.
- 6) Y. Ito et al.: Proceeding of the 2008 World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials, (2008), Part 3, pp.41-49.

(技術資料)

MnSプレアロイ型快削鋼粉と酸化物添加型快削鋼粉による被削性改善

Improvement of Machinability by MnS Pre-alloyed Free Cutting Steel Powder and Free Cutting Steel Powder with Oxide Added



田中浩之*

Hiroyuki TANAKA



古田智之*

Satoshi FURUTA



谷口祐司*

Yuji TANIGUCHI

KOBE STEEL has two types of free cutting steel powder, MnS pre-alloyed free cutting steel powder and free cutting steel powder mixture with oxide added. The machinability of MnS pre-alloyed free cutting steel powder is improved by using solid lubrication to prevent tool wear. The effect of uniform MnS particle dispersion results in a remarkable improvement in machinability when using a small diameter drill. The Free cutting steel powder mixtures with oxide added have been given the names KSX and KSX-II. KSX is a compound oxide containing calcium oxide, and KSX forms a protective film called belag on tools during machining. The belag protects against tool wear. KSX-II contains an addition of oxide with a low melting point and reduces tool wear by the stabilization of a built-up edge and its restraining effect on plastic deformation. We have three types of free cutting steel powder, and they have different mechanisms. Each type of free cutting steel has its own machining condition requirements. The type should be selected with reference to tool materials, the shapes of the parts, and machining conditions.

まえがき=エンジンの燃費向上設計技術の進歩に伴い、エンジンに搭載される粉末冶金による自動車部品点数が増加し、適用拡大の一途をたどっている。これらの部品は粉末冶金の特徴を生かしてネット形状に近づけた設計がなされているものの、プレスでは成形困難な形状や、必要な精度を機械加工に頼る事例が多く、低コストでの機械加工のニーズはますます強まっている。しかし、一般的に鉄系焼結部品の加工は焼結組織に空孔が存在するため断続切削になり、溶製材に比して工具寿命が低下するといわれている。

これまで当社では、鉄系焼結材の被削性改善の手法として、MnSプレアロイ型快削鋼粉¹⁾および酸化物系被削性改善材 KSX²⁾、KSX-II³⁾を開発してきた。これらはそれぞれ、対象材料や加工条件の違いにより特徴を發揮する。本稿では、それぞれの被削性改善材の特徴を述べ、対象とする焼結部品への適用状況を解説する。

1. MnSプレアロイ型快削鋼粉

焼結材で一般的に使われている MnS 粉を添加した鋼粉は、焼結時に雰囲気水素と反応して脱硫し、被削性の改善効果が低下してしまう問題があった。本 MnS プレアロイ型快削鋼粉は、従来材の脱硫影響を低減するため、溶製中に Mn および S を添加し、凝固時に MnS を鉄粉中に均質に分散させることを特徴としている。

当社は、Mn および S の添加量や成形性の違いにより、400MS-A、250MS-Aなどをメニュー化している。400MS-A および 250MS-A は Mn を化学量論組成より

も高めに添加しており、鉄粉粒子内に MnS が均一に分散した組織となっている。このため、脱硫が少なく被削性に優れている。それらの鋼粉の化学成分および粉体特性を表 1 に、快削鋼粉のマイクロ組織を図 1 に、400MS-A および 250MS-A の粒子 SEM 像を図 2 に、被削性(工具

表 1 化学成分
Table 1 Chemical composition

Chemical composition	C	Si	Mn	P	S	O
400MS-A	0.001	0.012	0.65	0.038	0.30	0.15
250MS-A	0.002	0.017	0.63	0.040	0.31	0.17
Conventional reduced powder	0.001	0.055	0.34	0.007	0.01	0.27

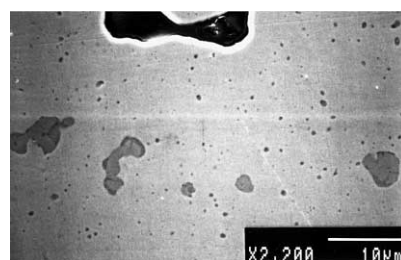


図 1 MnS プレアロイ型快削鋼粉のマイクロ組織
Fig. 1 Microstructure of MnS pre-alloyed steel powder

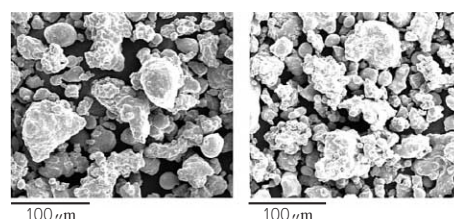


図 2 400MS-A および 250MS-A の粒子 SEM 像
Fig. 2 SEM micrograph of 400MS-A and 250MS-A+A22

*鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場

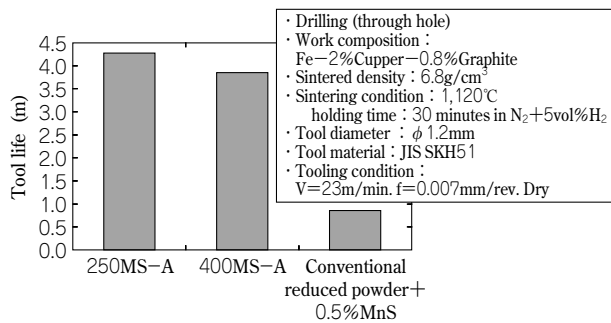


図3 被削性の比較
Fig. 3 Comparison of machinability

寿命)を図3に示す。

MnS プレアロイ型快削鋼粉はφ1mm程度の細物のドリルでは外周切削速度は30m/分であり、MnS プレアロイ系で十分な効果が得られる。理由としては、本鋼快削鋼粉中に MnS が均一に分散している効果が現れていると考えられる。

2. KSX 添加型快削鋼粉

KSXはカルシウムを含有する添加物で、MnS プレアロイ型快削鋼粉とは被削性改善のメカニズムが異なる。MnS プレアロイ型快削鋼粉は、工具とワークの間に MnS が存在して固体潤滑の効果が生じることによって工具摩耗を低減する。これに対して KSX は、工具の表面に保護膜を形成することによって工具寿命の延長、すなわち被削性向上を図っている。

それらの試験結果の概要を説明する。表2に被削性改

表3 焼結条件
Table 3 Sintering condition of test piece

Green density	6.90g/cm ³
Sintering temperature	1,120°C
Holding time	30 minutes
Sintering atmosphere	N ₂ -10%Vol H ₂

表4 被削性評価条件
Table 4 Evaluation conditions for machinability

Methods	Tool materials	Cutting speed (m/min)	Depth of cut /Dia. (mm)	Feed per revolution (mm/rev.)	Coolant
Turning	Carbide (K10)	100 ~ 120	0.5	0.1	None
	Carbide (P10)	100 ~ 200			
	Cermet (P20)	100 ~ 120		0.07	
	cBN	400			
Boring	Cermet (P10)	180	0.1	0.05	Aqueous coolant
	HSS (HS 6-5-2)	<100			
Drilling	(Ti-Al)N coated carbide (K20)	110	5 (Dia.)	0.1	None

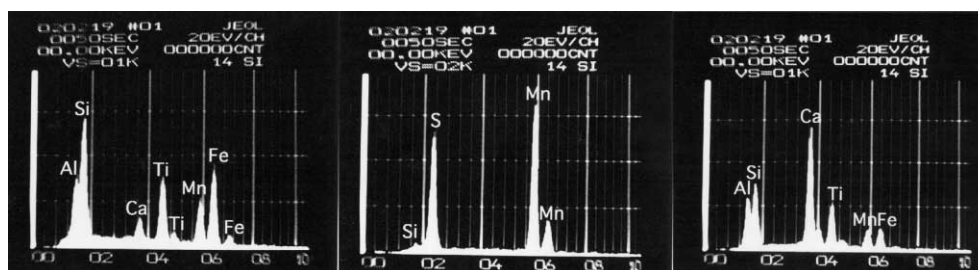


図5 (Ti-Al)N コートドリル逃げ面の X線スペクトル
Fig. 5 X-ray spectrum on flank wear of (Ti-Al)N coated drill

善材の混合組成を、表3に示す焼結条件にて外径64mm、内径24mm、厚さ20mmのテストピースを作成した。これらのテストピース10個をマンドレルで束ね、表4に示す条件で切削加工を行うことによって被削性の評価を行った。表5に被削性評価材料の機械的性質を示す。KSX添加材の機械的性質は、MnS添加材や無添加材と同等である。図4にターニングによる被削性試験結果を示す。切削速度が200~400m/分ではKSX添加材の工具摩耗量はMnS添加材と比べて非常に少なくなっている。KSX添加材をドリル切削した後の工具のX線観察結果を図5に示す。無添加材ではFe、Al、およびSiが、MnS粉添加材ではMnとSが検出された。一方、KSX添加材ではCaが主要な元素として検出された。これは、切削中の温度や圧力によってKSXが軟化、あるいは溶融してKSX添加材が工具に付着したことを示す。KSX添加材で観察された工具付着物は一般的にベラーク (belag) と呼ばれるもので、工具への鉄の拡散を防止する効果がある。ベラークは工具中にTiCやTaCに多く含有するほ

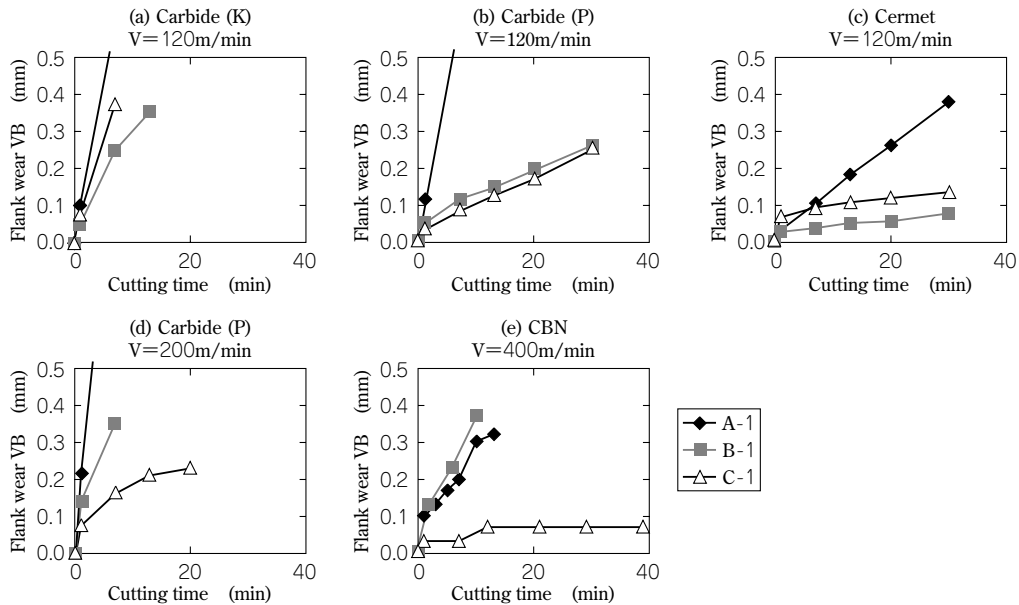
表2 配合表
Table 2 Mix composition

Base powder	Composition (wt%)	Free-machining agent (wt%)
		No addition
300M (Pure)	Fe-2Cu-0.6Gr (FC0205)	0.3MnS(PF)
		0.5MnS(PM)
		0.1KSX

表5 被削性評価材料の機械的特性
Table 5 Mechanical properties of test pieces for machinability test

Composition	Density (g/m ³)	Apparent hardness HRB	Radial crushing strength (Mpa)
			666
FC0205 for sintered GD=6.9(g/m ³)	No addition	63.4	666
	0.5MnS	63.8	655
	0.1KSX	66.5	693

Turning : No-coolant ; (a)-(e)



Drilling : No-coolant ; (f), (g)

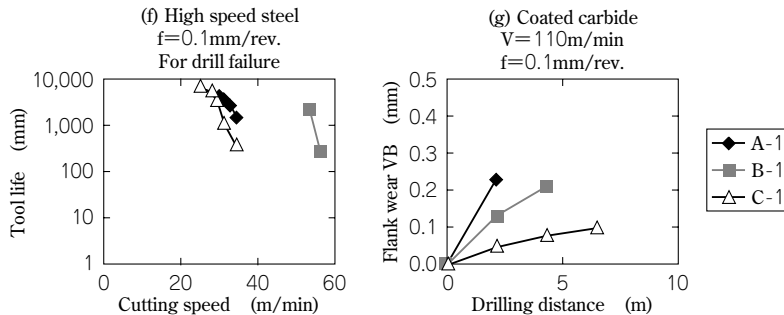


図4 FC2025 配合の被削性
Fig. 4 Machinability of sintered parts of FC2025 composition

ど、また、切削温度が上昇するほど工具に付着しやすいことが知られている⁴⁾。このことがTiCやTaCを多く含有するP種超硬、およびそれ以上の高級工具での切削、または切削温度上昇を引起す高速切削や硬い材料での切削でK SX が効果的である理由である。

焼結部品の切削コスト低減のためには、高効率で切削できる高速切削が前提となる。このため、K SX は現在の被削性改善の要求に適した添加材となっている。

3. K SX-Ⅱ 添加型快削鋼粉

K SX-Ⅱは、K SX が適用できない低速切削や、ベラーグの生成しにくいK種超硬での被削性改善を主眼に開発した。

K種超硬工具での工具摩耗抑制のためには被削材の変形を抑制し、構成刃先を生成することが有効であることを見いだした。さらに構成刃先安定化のために、構成刃先と被削材間の潤滑性が必要と判断した。

この条件に適した酸化物を粘度などから選定し³⁾、工具摩耗量が少なく十分な焼結体強度が確保できる複合酸化物をK SX-Ⅱと名付けた。K SX-Ⅱの評価内容および評価結果を以下に述べる。

試験材として、K SX-Ⅱを0.3mass%添加したものとMnS粉(MnS)を0.5mass%添加したものの2種類の材

料を準備した。

なお、K SX-Ⅱは遊離Cを生じやすいため、MnS添加材に機械的性質を合わせる目的で黒鉛粉添加量を0.8mass%から0.1mass%増加させて0.9mass%とした。使用原料、混合成形、および焼結条件を表6に示す。なお、被削性試験に用いるMnS添加材ならびにK SX-Ⅱ添加材の焼結体特性は、図6に示すように同等であった。

切削試験はK種超硬工具を用い、切削速度は一般に使用される速度域である100、150、200m/分の3水準で2,000mの切削距離まで乾式旋削を実施した。切削速度および距離以外の切削条件は表7に示す。被削性評価として、任意の距離を切削したときの工具逃げ面摩耗量および切削抵抗を測定した。また、被削材特性として見掛け硬さと圧環強さを測定した。

図7に、K SX-Ⅱの被削性試験結果を示す。工具寿命を仕上げ切削での逃げ面摩耗量0.2mm(JIS B 4011:1971)を基準としたとき、MnSの工具寿命は切削速度100m/分で1,000m、150、200m/分で400mであった。K SX-Ⅱの工具寿命は切削速度200m/分では1,000mを示し、100、150m/分では切削距離2,000mでは寿命に達しなかった。したがって、K SX-ⅡのMnS比工具寿命は切削速度100m/分で少なくとも2倍、150m/分で少なくとも5倍、200m/分で2.5倍であった。

表 6 KSX の評価条件

Table 6 Condition of machinability test piece

Composition	Fe-2mass%Cu-0.8mass%Gr+0.75mass%Lub Fe : 300M (KOBÉ STEEL) Cu : Atomized Copper Gr : Natural Graphite Lub : Ethylen bis stearate
Green Density	6.9g/cm ³
Sintering condition	1,120°C Holding time 30minutes

表 7 切削試験条件

Table 7 Machinability evaluation condition

Tool material	Tungsten carbide(K10)
Cutting speed	100, 150, 200m/min
Cutting distance	2,000m
Coolant	None(Dry)
Cutting way	Turning

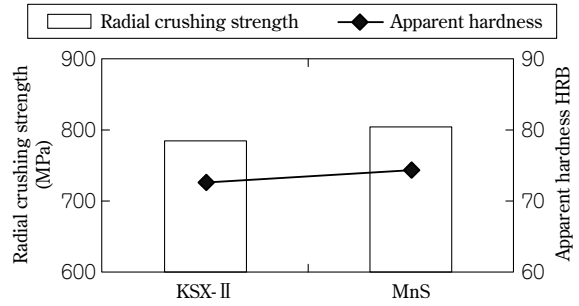


図 6 KSX-II と MnS 混合材の圧環強さ、見掛け硬さの比較
Fig. 6 Comparison between material with KSX-II and MnS on radial crushing strength and apparent hardness

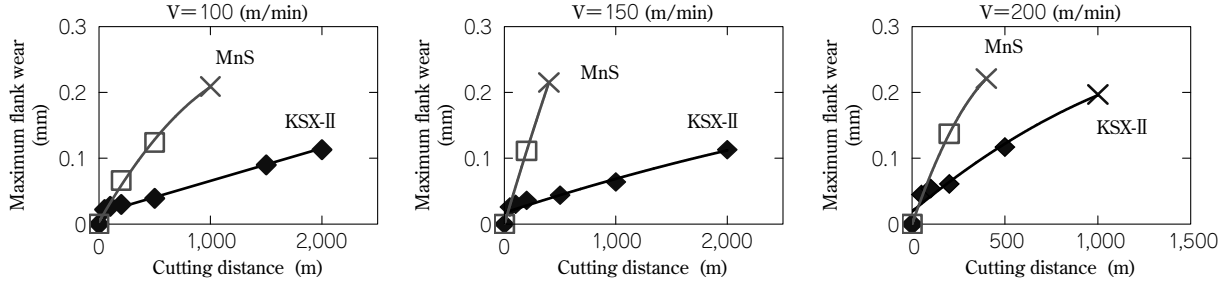


図 7 種々の切削速度での切削距離と逃げ面摩耗量との関係

Fig. 7 Relationship between cutting distance and maximum flank wear with each cutting speeds

4. MnS プレアロイ型快削鋼粉と酸化物添加型快削鋼粉の適用事例

当社は、MnS プレアロイ型鋼粉 (400MS-A, 250MS-A), KSX, および KSX-II の 3 種類の被削性改善材を商品化している。それぞれ特徴があり、用途によって材料選定を推奨している。

旋削加工でのワークの直径と切削速度で整理した例を図 8 に示す。KSX-II と MnS プレアロイ型鋼粉は低速切削領域に適しており、MnS プレアロイ型鋼粉はワーク直径が小さい加工まで適用できる。これは、1 章で述べたように、MnS プレアロイ型鋼粉は MnS が鉄粉粒子中に均質に分散しているためと考えられる。

MnS プレアロイ型鋼粉ならびに KSX 添加粉について、おのおの適した推奨工具を表 8 に示す。KSX-II については、これまでの当社試験結果から推奨工具を示した。表 8 の適用部品事例は、今後の適用拡大に伴って充実させてゆく予定である。

むすび＝当社では、MnS プレアロイ型快削鋼粉ならびに酸化物系被削性改善添加材 KSX および KSX-II を開発してきた。MnS プレアロイ型快削鋼粉は固体潤滑の効果により被削性改善を図っており、KSX はベラーク生成により工具摩耗を抑制する。また、KSX-II は構成刃先による保護作用とせん断抵抗抑制による切削抵抗低減により工具摩耗を抑制する。これらメカニズムの異なる 3 種類の被削性改善材のなかから、適用部品の切削様式などに合せて最適な材料を選択することができる。

KSX ならびに MnS プレアロイ型快削鋼粉は、それぞれ 2006 年、2009 年に技術的な特徴ならびに豊富な使用

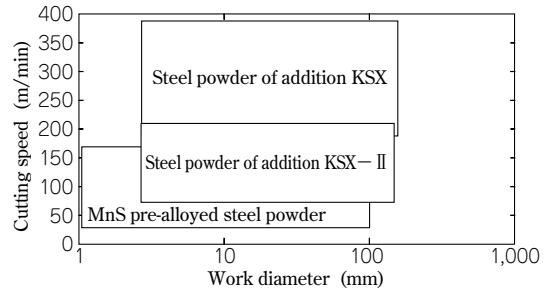


図 8 外周旋削での各快削鋼粉の推奨切削速度

Fig. 8 Recommend turning cutting speed for each free cutting steel powder

表 8 各被削性改善材の推奨工具

Table 8 Suitable combination of material and tool type for each objective parts

Type	Tool	Applied parts (example)
MnS pre-alloyed steel powder	high speed steel, cabide (K10~K40)	shock absorber parts, sliding parts (small diameter)
addition KSX	carbide (P10~P40), cermet, cBN	parts for valve timing, sprocket, synchronizer Hub
addition KSX-II	high speed steel, cabide (K10~K40)	sliding parts (high graphahite contents)

実績が認められて日本粉末冶金工業会原料賞を受賞している。今後、KSX-II と共に市場に提供し、機械加工費低減を通じて粉末冶金部品のコストダウンならびに競争力強化、適用拡大に貢献していきたい。

参考文献

- 1) 佐藤正昭ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.44, No.2(1994), pp.14-17.
- 2) 古田智之ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.55, No.3(2005), pp.72-75.
- 3) 古田智之ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.59, No.1(2009), pp.76-80.
- 4) 鉄鋼便覧：Vol.4, No.4 (2002), p.66.

(技術資料)

低鉄損圧粉磁心用粉末

Powder for Dust Core with Low Iron Loss



北条啓文*
Hirofumi HOJO



赤城宣明*
Nobuaki AKAGI



澤山哲也**
Tetsuya SAWAYAMA



三谷宏幸***
Hiroyuki MITANI

Dust core is made by compressing insulated magnetic powder. One of the advantages of dust cores is magnetic isotropy, which makes possible 3D magnetic circuit designs. Therefore, it is expected that the size and weight of magnetic parts can be reduced. There is a strong demand to reduce core loss in dust cores so that they can be used in more magnetic parts - for example, in motor cores. This paper reports on an investigation of some methods for reducing core loss in dust cores and presents the magnetic properties of dust cores made from improved powder using these methods. Dust core with 28.6W/kg of iron loss was achieved; this is comparable to some electrical sheets.

まえがき＝低環境負荷，省エネルギーを背景に，電磁気部品に対する損失低減ニーズはますます強くなっている。太陽光発電などのパワーコンディショナをはじめ，ハイブリッド車（HEV）や電気自動車（EV）に使われる昇圧コンバータのリアクトルなどは，高周波に対応した低損失磁性材料が求められる。さらにHEVやEVのモータなどに対しては，低損失だけでなく小型・軽量化の要求も強い。

軟磁性粉末に絶縁処理を行い圧縮成形して得られる圧粉磁心は，それらを構成する粒子が絶縁されていることにより，渦電流損失を抑制することができる利点を持つ。渦電流損失は周波数の2乗に比例し，高周波用部品ではとくにその利点を生かすことができるため，HEVの昇圧コンバータのリアクトルなどへ実用化が進んでいる。

さらに，圧粉磁心は等方的な磁気特性を持つため，磁気異方性を持つ積層鋼板製磁心にはない3次元的な新しい磁気回路を用いた設計が可能となる。このため，モータなどの分野において，圧粉磁心を活用した小型軽量化の検討が行われている^{1), 2)}。しかしながら，モータなどで用いられる商用周波数程度の低い周波数域における圧粉磁心の鉄損は，渦電流損よりヒステリシス損が支配的である。このため，低渦電流損である利点が生かせず，ヒステリシス損の低減が望まれている。

本稿では，圧粉磁心の低鉄損化技術について，ひずみ取りのための最適磁気焼鈍温度の調査，最適磁気焼鈍のための高耐熱絶縁被膜の開発に加え，粉末粒子径や結晶粒径が鉄損に及ぼす影響について述べる。さらに，得られた知見に基づいて開発した低鉄損粉末の成形体特性を紹介する。

1. 圧粉磁心における鉄損支配因子

鉄損は一般的に，渦電流損とヒステリシス損から構成される。渦電流損はさらに，粒子内を流れる渦電流に起因する粒子内渦電流損，および粒子をまたがって部品全体に流れる渦電流に起因する粒子間渦電流損に分けることができる。

一方，ヒステリシス損はBH（磁束密度－磁場）カーブの面積に相当し，その大きさは保磁力と強い相関がある。保磁力を低減させることがヒステリシス損を低減させることとなる。保磁力を支配する因子として，磁壁の移動を妨げる要素である粒子組成（固溶元素），析出・介在物，結晶粒界，粉末表面，転位（ひずみ）などが挙げられる。

粒子内渦電流損を支配する因子は，粒子の電気抵抗に影響を及ぼす粒子組成（固溶元素），および渦電流が流れる領域を決定する粒子径である。また，粒子間渦電流損を支配する因子には，粒子間の絶縁性に影響を及ぼす絶縁被膜の電気抵抗がある（図1）。

これらの因子のなかで保磁力については，ひずみの除去を目的とする磁気焼鈍を高温で行うほどその低減効果

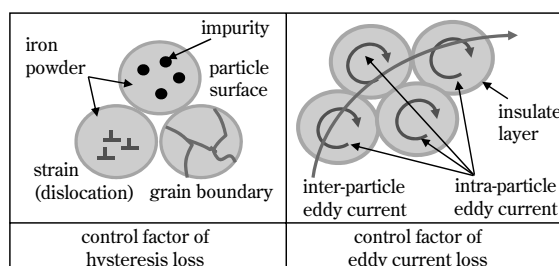


図1 鉄損支配因子
Fig. 1 Control factor of iron loss

*鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 **鉄鋼事業部門 鉄粉本部 ***技術開発本部 材料研究所

が大きい。しかしながら、従来の圧粉磁心は粒子表面の絶縁被膜の耐熱性が低いため、高温で焼鈍を行うと粒子間の絶縁が破壊されて粒子間渦電流損が増加してしまうという課題があった。また、粒子径の増加も保磁力を低減させる手法として知られている。しかし、粒子内渦電流損は粒子径の2乗に比例することから、粒子径もまた背反する性質を制御する因子である。

これらのことから、渦電流損の抑制と同時にヒステリシス損を低減させることが圧粉磁心の低鉄損化への重要な課題であるといえる。

2. 成形体ひずみ取りのための最適焼鈍温度

圧粉磁心は金型成形により製造される。したがって、粉末粒子は塑性変形しており、ひずみが多く導入された状態になっている。ひずみ（転位）は保磁力を増加させる要因の一つであり、熱処理によって除去することが可能である。ひずみ除去のための最適焼鈍温度を調査した。

2.1 調査方法

純鉄粉（当社製 300NH、平均粒径約 $100\mu\text{m}$ ）に高純度アルミナ微粉末（昭和電工製、平均粒子径約 $1.3\mu\text{m}$ ）4.0mass%を有機バインダと共に混合し、鉄粉表面にアルミナ微粉末粒子を付着させて絶縁層とした。この粉末を用い、外径45mm、内径33mm、高さ5mmのリング状成形体を金型潤滑成形法によって980MPaの成形圧で作製した。金型潤滑に用いた潤滑剤はステアリン酸Znである。成形体には窒素雰囲気中で温度673~1,073K、時間7.2ksの焼鈍処理を行った。これらの試験片を対象にBHカーブトレーサ（理研電子製BHS-40S）にて直流磁気特性を測定した。さらに、試験片断面をナイタルにより腐食し、光学顕微鏡を使った組織観察を行った。

2.2 結果と考察

図2にひずみ取り磁気焼鈍温度と試験片の保磁力の関係を示す。973Kまではひずみ取り磁気焼鈍温度が高くなるにつれて保磁力が低減している。これは、磁気焼鈍により成形体中のひずみが開放されたためと考えられる。1,073Kでの焼鈍では973Kで焼鈍した成形体より保磁力は増加した。また、磁気焼鈍温度873Kおよび973Kでの成形体保磁力の差はわずかであり、ひずみ取り焼鈍の保磁力低減効果は、およそ873Kでほぼ飽和すると考えられる。

図3にひずみ取り磁気焼鈍前の成形体と、1,073Kで磁気焼鈍後の成形体の光学顕微鏡による断面組織写真を示す。1,073Kで磁気焼鈍した後の成形体の結晶粒は、ひずみ取り磁気焼鈍前の成形体の結晶粒径よりも細かく、再結晶が起きていることが確認できた。一般に、結晶粒径が小さくなると保磁力は大きくなることから、磁気焼鈍温度1,073Kの成形体の保磁力が増大している原因は、再結晶による結晶粒の細粒化であると考えられる。詳細に見ると、873K以上の領域では磁気焼鈍による保磁力低減効果が少なく、保磁力低減に効果のあるひずみ取り磁気焼鈍の上限はおよそ973Kであるといえる。さらに、1,073Kのひずみ取り磁気焼鈍は保磁力低減に対しては逆

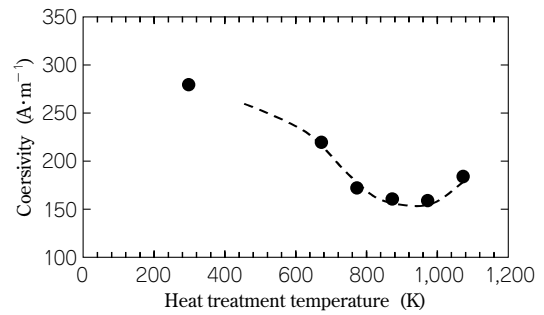


図2 磁気焼鈍温度と成形体保磁力の関係
Fig. 2 Relationship between coersivity and annealing temperature

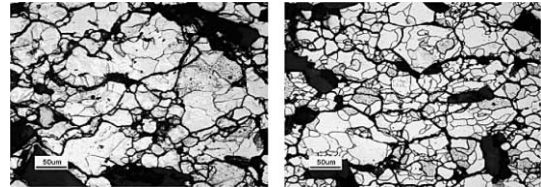


図3 1,073Kでの磁気焼鈍前後の成形体断面組織写真
Fig. 3 Cross sectional microstructure of before annealed(left) and annealed at 1,073K(right) compact

効果となることがわかった。

以上から、純鉄粉を用いた圧粉磁心の磁気焼鈍の最適温度はおよそ873K~973Kにあるといえる。

3. 絶縁被膜の耐熱性

2章で調査した最適温度での磁気焼鈍は、保磁力すなわちヒステリシス損に対して効果的であるが、従来の絶縁被膜は耐熱性が低いという問題があった。そこで、耐熱性被膜の開発を進めたので以下にその概要を述べる。

3.1 調査方法

無機被膜を形成する絶縁処理液としてりん酸系処理液3種（A・B・C）、有機被膜を形成する耐熱樹脂としてシリコーン樹脂を選定し、純鉄粉300NHに2層（無機被膜1層+有機被膜1層）の被覆処理を行った。金型潤滑成形法を用い、980MPaの成形圧で12.7×31.8×5mmの板状試験片を成形した。成形体を窒素雰囲気中で773~873K・1.8ksの焼鈍処理を行い、4端子法を用いて電気抵抗を測定した。

3.2 結果と考察

絶縁被膜による電気抵抗は、被膜の材質や厚さ、磁気焼鈍温度によってさまざまに変化する。これら絶縁被膜の電気抵抗を支配する因子を変化させて試験片の電気抵抗を変え、渦電流損を調査した結果を図4に示す。この結果から、試験片の電気抵抗がおよそ $100\mu\Omega\cdot\text{m}$ 以上あれば、粒子間渦電流損は十分抑制できるといえる。したがって、圧粉磁心に必要な被膜の電気抵抗特性は、試験片全体の電気抵抗として約 $100\mu\Omega\cdot\text{m}$ 以上必要であるといえる。

図5にりん酸系無機被膜（3種）とシリコーン樹脂被膜を2層に被覆処理を行った粉末成形体の電気抵抗の焼鈍温度依存性を示す。いずれの被膜においても、焼鈍温度の上昇とともに被膜の劣化に起因すると考えられる電気抵抗の減少が見られる。しかしながら、りん酸系無機A+シリコーン樹脂2層被膜は電気抵抗の減少の程度が

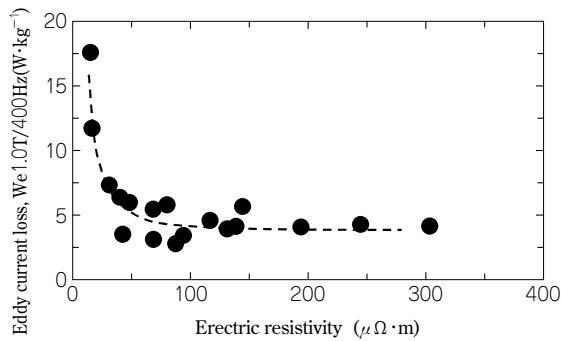


図4 電気抵抗と渦電流損の関係
Fig. 4 Relationship of eddy current loss and electric resistivity

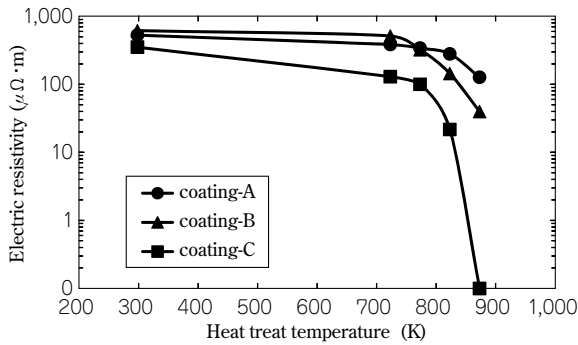


図5 焼鈍温度と成形体電気抵抗の関係
Fig. 5 Relationship between electric resistivity and annealing temperature

小さく、最適磁気焼鈍温度である 873K で必要な電気抵抗である $100 \mu\Omega \cdot m$ 以上を示した。りん酸系無機被膜の耐熱性向上に関する報告として、被膜のガラス化温度に着目した報告³⁾や元素の拡散に着目した報告⁴⁾があるが、本稿のりん酸系無機 A + シリコン樹脂 2 層被膜の耐熱性が高い理由についてはさらなる詳細な調査が必要である。

従来の絶縁被膜は耐熱性が低く、磁気焼鈍可能温度は 773K 程度であったが、開発した 2 層被膜により、圧粉磁心のひずみを十分開放できる 873K での磁気焼鈍が可能となった。

4. 粉末粒子径および結晶粒径の鉄損への影響

粉末粒子径および結晶粒径が鉄損に及ぼす影響を調査した。とくに粉末粒子径は、ヒステリシス損および渦電流損に影響を及ぼす因子であるため、両方の観点からの調査を行った。また、密接に関連している粉末粒子径と結晶粒径についても概説する。

4.1 調査方法

粉末状態の純鉄粉 300NH を水素雰囲気中で 1,243K、5.4ks の熱処理を 3 回行い、結晶粒を成長させた。この粉末を、目開き 180、150、100、75、63、45 μm のふるいにてふるい分け、細かい粒子から順に取除いた粉末を作製した。得られた粉末を用い、成形体密度が 7.60Mg/m^3 のリング試験片を金型潤滑成形法により作成した。試験片は窒素雰囲気中で 823K・1.8ks および 873K・1.8ks の 2 条件の焼鈍を行った後、直流磁気特性、および自動磁気測定装置（横河電機製）にて鉄損を測定した。評価に使用した鉄損測定条件は、励磁磁束密度 1.5T・励磁周波数 200Hz である。

4.2 結果と考察

結晶粒界や粉末表面など、磁性体の界面は磁壁の動きを妨げるサイトとなる。そこで、純鉄粉の結晶粒を成長させるための熱処理を行った。熱処理前後の粉末の断面組織写真を図 6 に示す。熱処理により結晶粒が成長している様子がわかる。

結晶粒粗大化熱処理を行う前と行った後の粉末を用いた成形体の保磁力を図 7 に示す。結晶粒の粗大化により保磁力が低減していることがわかる。

この粗大化処理後の粉末を目開き 180、150、100、75、63、45 μm のふるいにてふるい分け、小さい粒子から順に除去した粉末を作製した。粉末の粒度分布幅は A) 0 ~ 250 μm 、B) 45 ~ 250 μm 、C) 63 ~ 250 μm 、D) 75 ~ 250 μm 、E) 106 ~ 250 μm 、F) 100 ~ 250 μm 、G) 180 ~ 250 μm である。これらの粉末を用いた成形体の保磁力を図 8 に示す。結晶粒を増大させた粉末の微粒子を除去して平均粉末粒子径を増大させることにより、保磁力がより低減することがわかった。

粉末を熱処理して結晶粒を増大させるだけでは、粉末粒子が単結晶になれば、それ以上の平均結晶粒径の増加は見込めない。このため、微粒子の存在が保磁力低減を妨げることになる。また、ふるいによる微粒子の除去

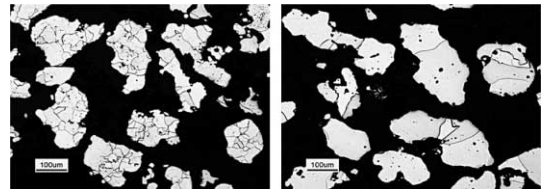


図6 結晶粒粗大化処理前後の粉末断面組織
Fig. 6 Cross sectional microstructure of powder with(right) and without(left) grain growth treatment

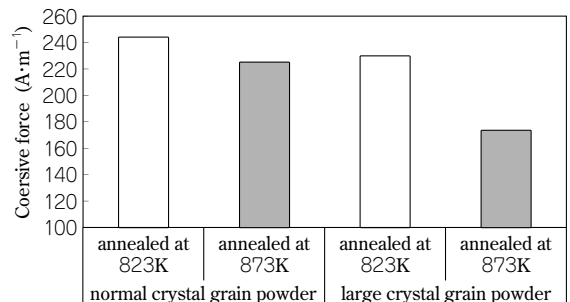


図7 粉末結晶粒による成形体保磁力の比較
Fig. 7 Coercive force comparison of crystal grain size

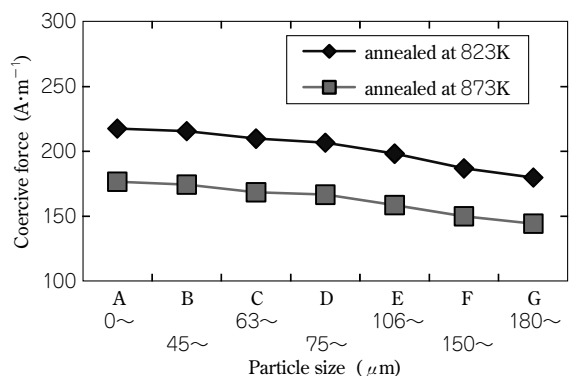


図8 粒子径と保磁力の関係
Fig. 8 Relationship of particle size and coercive force

表 1 開発粉末の成形体特性

Table 1 properties of developed material

		size distribution (sieve size) (μm)	density (Mg/m^3)	heat treatment temperature (K)	flux density (@8,000A/m) (T)	maximum permeability	coersivity (A/m)	core loss (1.0T/400Hz) (W/kg)	transverse rupture strength (MPa)
dust core	developed	150 ~ 250	7.69	873	1.66	669	134	28.6	76
	conventional	0 ~ 250	7.61	823	1.58	446	243	50.4	82
electrical sheet	JIS 50A400	—	—	as cutted	1.8	6,213	60	35.5	—
	JIS 35A360	—	—	as cutted	1.79	6,532	59	22.9	—

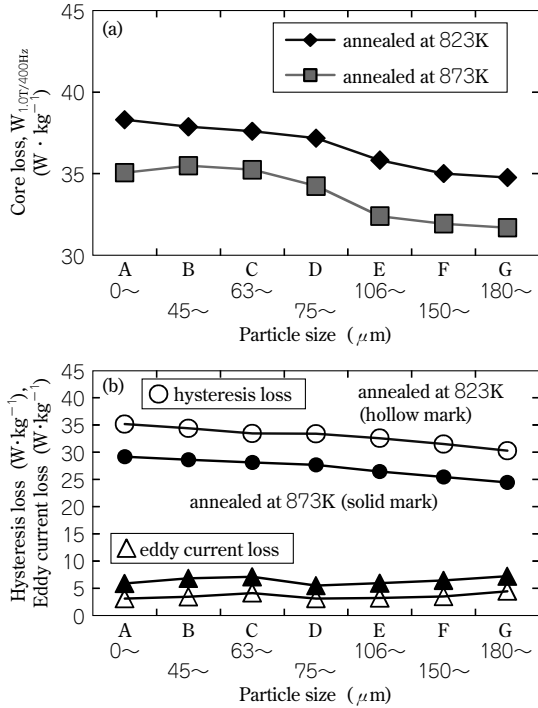


図 9 粒子径と鉄損(a), 粒子径とヒステリシス損, 渦電流損の関係(b)
 Fig. 9 Relationship between particle size and core loss(a), and between particle size and hysteresis, and eddy current loss(b)

は、結晶粒より小さな粒子の除去は効果的であるが、粗大粒子の微結晶が保磁力低減を妨げる。

以上のことから、保磁力低減のためには、微粒子の除去(粗粒子化)と結晶粒の粗大化の両方を組み合わせることが重要である。

ところで、粒子径の増大は粒子内渦電流を増加させる。したがって、粒子径に対してはヒステリシス損の低減効果と渦電流損の増加効果をあわせて考慮する必要がある。

微粒子を除去した鉄粉による成形体の鉄損を図 9 (a) に、鉄損をヒステリシス損・渦電流損に分離したものを図 9 (b) に示す。本稿での調査範囲の粒度分布では、図 9 (b) に示すとおり、微粒子の除去は保磁力およびヒステリシス損の低減に効果的であり、渦電流損増加の影響はわずかであった。したがって、図 9 (a) に示す鉄損は、微粒子除去によって単調に減少した。

5. 開発した低鉄損粉末の特性

得られた知見を用いて開発した低鉄損粉末の特性を紹介する。

開発粉末を使った圧粉体の特性を調べるため、まず純鉄粉 300NH を出発原料に、目開き $150\mu\text{m}$ のふるいによ

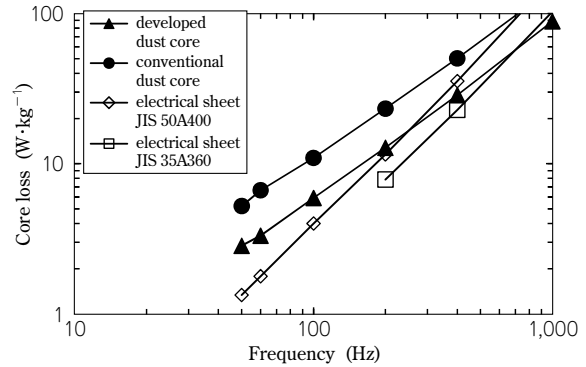


図 10 開発材と他材料の鉄損比較
 Fig. 10 Comparison of core loss

り微粒子を除去し、結晶粒の粗大化処理を行った。この粉末にりん酸系無機絶縁皮膜 A とシリコン樹脂による 2 層被膜を形成して磁性用粉末を作製した。この粉末を 403K に加熱して金型潤滑成形法により 1,176MPa で成形した後、窒素雰囲気中で 873K・1.8ks の磁気焼鈍を行って試験片を作製した。

この試験片の磁気特性および鉄損をそれぞれ表 1、および図 10 に示す。いずれも比較のため、従来材および電磁鋼板の特性を合せて示した。なお、電磁鋼板のリング試験片はワイヤカットを用いて作製した。また、図 10 の従来材では、300NH に従来の絶縁被膜を形成した後、773K・1.8ks の磁気焼鈍を行った。

開発粉末は従来材と比べて大幅に鉄損が低減されており、電磁鋼板 JIS50A400 と比較して 200~300Hz 以上で低鉄損、JIS35A360 と比較して 700~1kHz 以上で低鉄損となる特性を示した。したがって、比較的高回転で使用されるモータなどへの適用が期待される。

むすび=保磁力すなわちヒステリシス損を低減させる手段として、ひずみ取り磁気焼鈍、および粒子径や結晶粒径に着目した粉末の開発により、以下のことが明らかになった。

- ・純鉄粉を用いた圧粉磁心の最適磁気焼鈍温度は 873K ~ 973K であり、それ以上の温度での焼鈍は逆に保磁力が増加する。その原因の一つとして、再結晶による結晶粒の微細化が挙げられる。
- ・粒子間渦電流損を抑制するために必要な電気抵抗は、約 $100\mu\Omega \cdot \text{m}$ 以上であり、873K での磁気焼鈍後でも必要とする電気抵抗を維持する絶縁被膜を開発した。この被膜により、保磁力低減すなわちヒステリシス損低減が可能となった。
- ・粉末結晶粒径と粉末粒子径が成形体保磁力に及ぼす影

響を明らかにした。粉末結晶粒および粉末粒子径をそれぞれ独立して増加させるのではなく、両方を組み合わせることで大幅な保磁力低減が可能となる。

- ・開発した耐熱絶縁被膜と結晶粒粗大化、粗粒子化（微粉除去）を用いることにより、一部の電磁鋼板と同等の鉄損を示す圧粉磁心が得られた。圧粉磁心は高周波数でも渦電流損を抑制できることが特徴であるため、高周波域（数百 Hz ～ 1kHz 以上）で、電磁鋼板よりも低い鉄損材料となる。

参 考 文 献

- 1) Lars Hultman et al.: Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, (2002), pp.14-26.
- 2) 榎本裕治ほか：電気学会論文誌 D, Vol.129, (2009), pp.1004-1010.
- 3) 田島伸ほか：粉体および粉末冶金, Vol.53, (2006), pp.290-296.
- 4) 田島伸ほか：粉体および粉末冶金, Vol.52, (2005), pp.164-170.

(論文)

アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適化技術の適用

Applying Optimization Technology to Designing Forged-aluminum Suspension Members



細井寛哲*
Hiroaki HOSOI



橋村 徹*(工博)
Dr. Toru HASHIMURA



泉 耕一郎**
Koichiro IZUMI



中村 元**
Hajime NAKAMURA



阪本正悟**
Shogo SAKAMOTO

To reduce the weight and designing time of forged aluminum suspension members, a new designing method has been developed, applying topology optimization technology. This method is characterized by using topology optimization results to derive global optimum structures, which are difficult to obtain through skilled designing. We applied this approach to the design of an actual suspension member and succeeded in obtaining a structure that was 10% lighter than that of a conventional design and took almost the same amount of designing time.

ま え が き＝地球温暖化や化石燃料の枯渇を背景として、自動車の燃費規制が世界的に強化されてきている。これに対して、自動車メーカーは新しい駆動システムを持つ車両の開発を進めるとともに、重くなる傾向にあった車体の軽量化にも取組み、主要素材である鋼の高強度化や構造合理化、あるいは軽量材料への置換の動きを加速させている。

当社では、アルミ鍛造品の高い軽量化効果に着目し、アルミ鍛造サスペンション部材の開発に取り組んできた。2001年には、大安工場において同部材の連続鍛造から鍛造、検査までの一貫生産を開始し¹⁾、さらには、2005年から北米工場での生産を開始することによって年間700万本以上の供給体制を確立した。同時に、高強度合金の開発²⁾、有限要素法(FEM)による性能予測技術の高度化、鍛造シミュレーションによる工程設計改善などにも取組み^{3),4)}、自動車メーカーに対してより軽量のサスペンション部材の提案を行ってきた。

しかし近年、高強度鋼板や新しい加工技術の導入による軽量化の進展、他のアルミ鍛造メーカーとの競合激化とともに、より一層の軽量化が求められてきている。

図1に例示するようなサスペンション部材は要求性能が多岐に亘ること、鍛造品は形状自由度が高いことなどからアルミ鍛造サスペンション部材の設計には膨大な工数が必要となる。このため、過去の類似形状を基に改良を加えながら設計を行うことが多いが、高い軽量化目標に十分にこたえきれなかったり、あるいは設計が長期化する傾向が生じつつあった。

そこで著者らは、軽量構造の徹底した追及および設計工数削減を目的として、近年、産業界での実用化例が増加傾向にある最適化技術に着目し、アルミ鍛造サスペンション部材設計への適用を検討してきた。

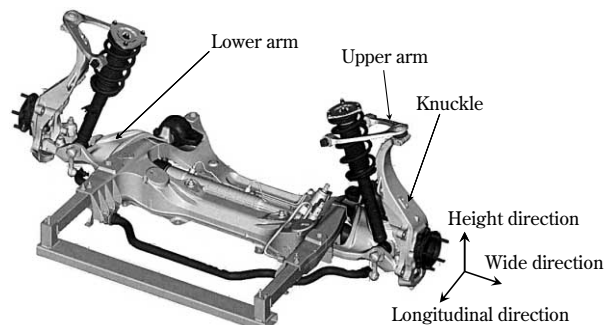


図1 サスペンション部材の例(ダブル・ウィッシュボーン方式フロントサスペンション)

Fig. 1 Example of suspension members (front suspension structure of double wishbone type)

本稿では、最適化の一手法であるトポロジー最適化⁵⁾を利用した設計フローを構築し、アルミ鍛造サスペンション部材の設計に適用した事例を報告する。

1. トポロジー最適化

最適化とは、いくつかの制約条件の下で、目的関数が最小(または最大)となる設計変数の組合せを効率的に決定する数学的手法である。その手法は、設計変数の変動に対する目的関数などの変動との比(感度)を利用する勾配法と、設計変数に対する目的関数などの値のみを利用する直接探索法に大別でき、それぞれ極めて多様な手法が考案されている。

対象が構造物の場合の最適化手法は、設計変数の採り方によって寸法最適化、形状最適化、およびトポロジー最適化に分類できる。これらの手法は、理論の発展や汎用ソフトの充実、CAEの普及を背景に発展してきた。

本稿で適用するトポロジー最適化は、1988年にBensøeら⁵⁾によって提案された連続体内の材料配置を最

*アルミ・銅事業部門 技術部 **アルミ・銅事業部門 大安工場

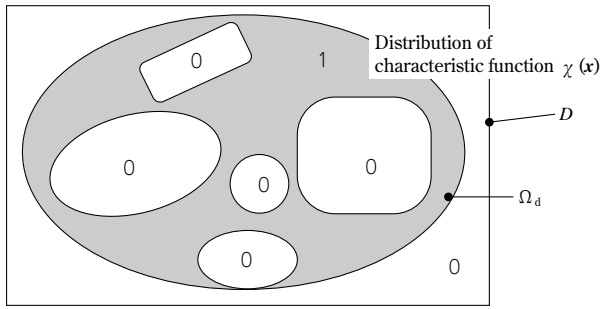


図2 設計領域 D への特性関数 χ の導入
 Fig. 2 Adoption of characteristic function χ into design region

適化する手法である。その基本概念は、固定された設計領域 D に対して次式で表される特性関数 $\chi(x)$ を導入し、 $\chi(x) = 1$ となる領域 Ω_d の配置を導くことにある (図2)。

$$\chi(x) = \begin{cases} 1 & \text{if } x \in \Omega_d \\ 0 & \text{if } x \in D/\Omega_d \end{cases} \dots\dots\dots (1)$$

1, 0 はそれぞれ、材料がある状態、ない状態に対応する。しかし、式 (1) の特性関数は離散値であるため、設計領域の多くで微視的な不連続性を有し、そのままでは最適解が得られない。そこで、特性関数を巨視的な意味で連続化 (緩和) し、勾配法をベースとした最適化が可能な形式に置換する方法として、均質化設計法^{5), 6)} や密度法^{7), 8)} などが考案されている。

本稿で採用した密度法では、対象とする特性がその場所の相対密度 ρ のみに依存すると仮定し、特性関数の連続化を行う。一般的には、対象とする特性と ρ との関係に SIMP (Solid Isotropic Material Penalization) 法と呼ばれるべき乗関係を適用する。力学問題を例にとれば、要素 i の剛性マトリクス $\mathbf{K}_{i,e}$ と相対密度 ρ_i とを次式のように関連付ける。

$$\mathbf{K}_{i,e}(\rho_i) = \mathbf{K}_{i,e}^0 \rho_i^p \dots\dots\dots (2)$$

$\mathbf{K}_{i,e}^0$ は $\rho_i = 1$ のときの要素剛性マトリクス、 p は中間的な相対密度を排除するためのペナルティパラメータであり、通常 2 ~ 4 を与える。なお、トポロジー最適化では、一般に設計変数が膨大となるため、設計変数一つ一つに対して目的関数および制約条件の感度解析を行うことは困難である。そこで、1回の演算で各設計変数の感度を求めることができる随伴変数法⁹⁾ と呼ばれる手法が用いられる。

トポロジー最適化を単純な力学問題に適用した例を図3に示す。ここでは、正方形平板の4隅を変位拘束し、中心節点に面法線方向の集中荷重を加え、制約条件をコンプライアンス (剛性の逆数)、目的関数を質量最小化として SIMP 法によるトポロジー最適化を行った。最適化で得られた相対密度分布に対し、2値化 (低密度要素の削除) や平滑化処理などを施すことによって具体的な設計を行ううえで有益なヒントが得られることが分かる。

ここでは単純な例を示したが、トポロジー最適化の最大の特長は、複雑な問題であっても設計者のみでは想起困難な構造案が短期間に得られることにあり、さまざまな部材設計への適用が検討されてきた¹⁰⁾。一方、“一般に製造困難な形状が導かれる”、“2値化後の性能の精度が予測困難”、“原則として材料非線形性が考慮できな

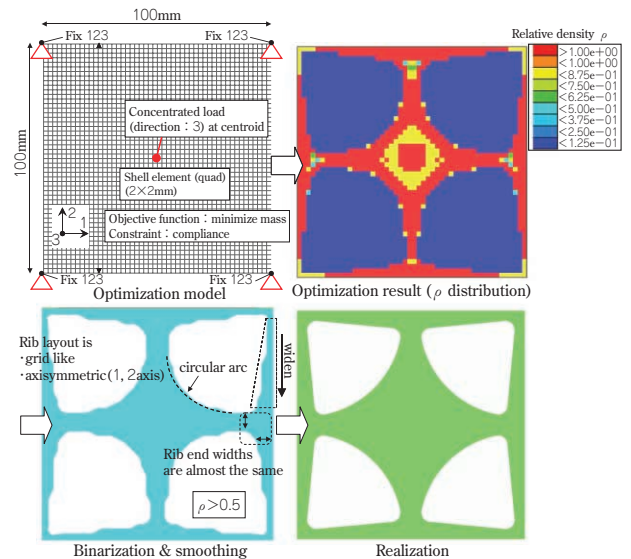


図3 トポロジー最適化の適用例
 Fig. 3 Example of an application of topology optimization

い”、といった弱点もある。最適化結果を製造可能な形状に近づける研究は盛んに行われ¹¹⁾、押出方向や型抜き方向、部材寸法を制御する手法などが実用化されている。

2. サスペンション部材設計へのトポロジー最適化の適用

2.1 設計手法の構築

構造設計は一般に、大域的な構造をおおまかに決定するプロセスと、決定した大域的な構造に対して所定の性能を満足するための局所的な形状修正を行うプロセスとに分けることができる。本稿では便宜上、前者のプロセスを概念設計、後者のプロセスを詳細設計と呼ぶことにする。

従来の設計フローでは、概念設計には重点をおかず、主に類似形状からの転用、あるいは設計者の力学的知識や経験、感覚に基づいた設計を行っていた。したがって、詳細設計が少ない工数で完了することはまれで、通常、10回以上の形状修正が必要であった。また概念設計の不十分さから、局所的な形状修正のみでは目標を達成できない状況に陥り、大域的構造の見直しに戻らざるを得ないケースもあった。

従来の設計フローにおける上記課題にかんがみ、著者らはトポロジー最適化の特長を生かした新たな設計フローを構築した。新たな設計フローを、従来の設計フローと比較するかたちで図4に示す。新設計フローでは、概念設計にトポロジー最適化を組み込み、設計者のみでは得ることが難しい優れた大域的構造を導出することによって従来設計フローにおける課題の解決を目指す。以下にそのフローを説明する。

- (1) 他部材と干渉しない設計領域 D を作成
- (2) 複数要件を同時に考慮したトポロジー最適化を、制約条件を変えて実行。なお、降伏荷重や破断荷重などの強度要件は剛性制約に置換
- (3) 低密度要素を機械的に削除したラフモデルに対して FEM 解析を実行

- (4) 得られた性能-質量関係を分析し、具体化時に目標性能を満足すると考えられるラフモデルを決定
- (5) 同モデルを基に、製造（鍛造）制約を考慮して形状を具体化

上記(2)で制約条件を変えて最適化を実行するのは、トポロジー最適化では強度要件を剛性制約に置換せざるを得ず、剛性制約の適正值のスクリーニングが必要となるためである。強度と剛性では最適形状に差異が生じ得るが、概念設計段階における実用上の不都合は少ないと判断した。

(3)、(4)では、低密度要素を削除したラフモデルに対してFEM解析を行い、性能を確認したうえで具体化形状の作成に使用するラフモデルを決定する。具体化形状の性能を予測するためにこのプロセスを実行するが、ラフモデルの性能は平滑なモデルに比べて要素種類や要素サイズに敏感なため、ラフモデルの決定にはさまざまな知識が必要となる。

(5)のラフモデルからの形状具体化では、精度を高め

るため、(3)のFEM解析結果を参照して具体化形状に反映させる。なお、具体化の方法には厳密なルールは設けず、設計者の判断の余地を残すこととした。

これ以降の詳細設計は従来設計フローと同様であり、目標を満足するまで(6)~(8)の手順を繰り返す。

(6) FEM解析を実行し、性能を確認

(7) 目標とする性能と質量を満足するかを判断

(8) (7)が否であれば局所的な形状修正を実行

(8)では、設計者がFEM解析の結果を力学的に解釈し、形状変化に対する質量変化と性能変化の感度を把握しながら最適と思われる方向へと形状修正を行う。サスペンション部材は一般に、荷重入力によって曲げやねじりなどの変形モードが複合した複雑な応力分布を示し、かつ鍛造制約や他の要件への影響も考慮しなければならないため、形状修正方向の決定には設計者の高い洞察力や豊富な経験が必要となる。

2.2 設計対象

構築した新設計フローの有効性を評価するため、従来

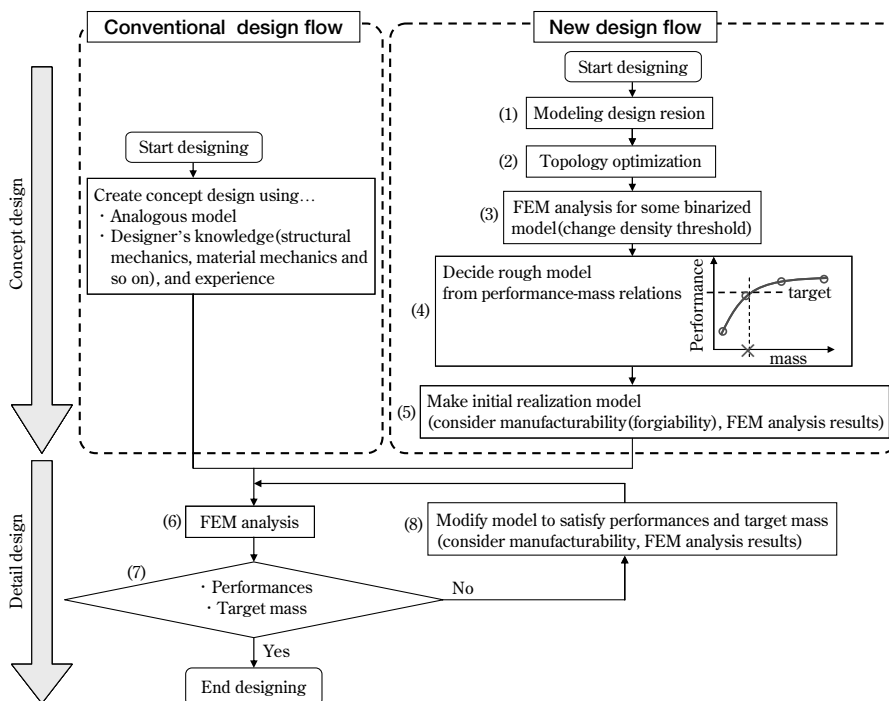


図4 従来設計フローおよび新設計フロー

Fig. 4 Conventional design flow diagram and new design flow diagram

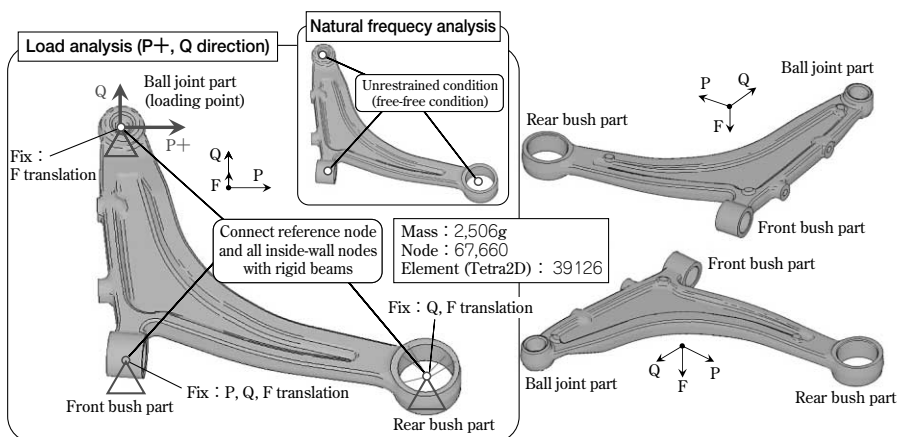


図5 従来設計フロントロアアーム形状および解析条件

Fig. 5 Conventional design configuration of front-lower arm and analysis conditions under consideration

フローで設計したフロントロアアーム (図 5) を対象に、新設計フローによる再設計を実施した。従来設計フローで得られた形状の性能を表 1 に示す。

評価要件には、P+方向 (軸直角方向) 入力而降伏荷重と破断荷重、Q 方向 (軸方向) 入力剛性、および拘束なしの状態での曲げ 1 次固有振動数の 4 つを選んだ。固有振動数要件は主に共振防止のために設定される。解析条件は図 5 中に併記した。

また、設計目標には、“従来設計形状の全性能を上回り、かつ 10% 以上軽くすること” を設定した。

なお、アルミ鍛造材は表 2 の特性を持つ均質材とし、全て四面体二次要素でモデル化を行った。FEM 解析ソルバには ABAQUS 6.7、最適化ソフトには OptiStruct 10.0

(Altair Engineering 社) を使用した。

2.3 設計結果

作成した設計領域 (7,879g) を図 6 に示す。ボールジョイントやブッシュ取付部、ボルト穴周辺は設計領域から除外した。トポロジー最適化条件を表 3 にまとめる。得られる形状を製造可能なものに近づけるため、型抜き方向制約および最小部材寸法の製造制約を加えた。

トポロジー最適化結果から低密度要素を削除して得たラフモデルの性能-質量関係を図 7 に示す。同図およびラフモデルの性質を考慮し、2,480g ($\rho \geq 0.7$) のラフモデルを基に形状の具体化を行った。図 8 にラフモデルと具体化した形状を示す。具体化形状は 2,646g で 166g 増加し、目標質量には未達であるが、全ての要件で性能が

表 1 従来設計フロントロアアーム形状の性能
Table 1 Performances of conventional front-lower arm design configuration

Mass (g)	P+yield load (kN)	P+failure load (kN)	Q stiffness (kN/mm)	Natural frequency (1st) (Hz)
2,506	31.2	45.6	168	547

表 2 材料特性
Table 2 Material properties

Density (g/cm ³)	Young's modulus (MPa)	Poisson's ratio	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
2.70	68,650	0.33	315	345	10

表 3 最適化条件
Table 3 Optimization conditions

Software	Optimization method	Objective function	Load steps and constraints	Other conditions
OptiStruct (Ver.10.0)	Topology (SIMP method)	Mass (Minimize)	(1) P stiffness $\geq 6.24 - 12.48$ kN/mm (2) Q stiffness ≥ 168 kN/mm (3) Natural frequency (1st) ≥ 547 Hz	(1) $\rho = 3 (K_{i,c} \propto \rho^3)$ (2) Draw direction constraint : F direction (3) Minimum member size constraint ≥ 30 mm

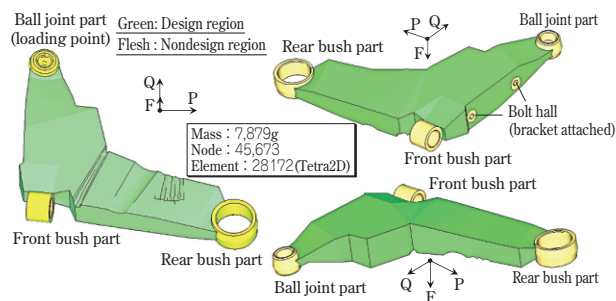


図 6 設計領域
Fig. 6 Design region

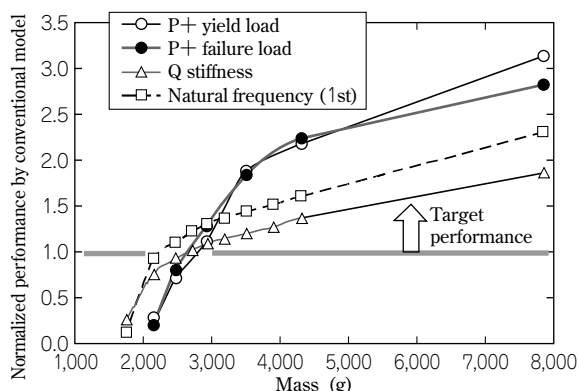


図 7 トポロジー最適化結果の性能-質量関係
Fig. 7 Performance-mass relations obtained from topology optimization

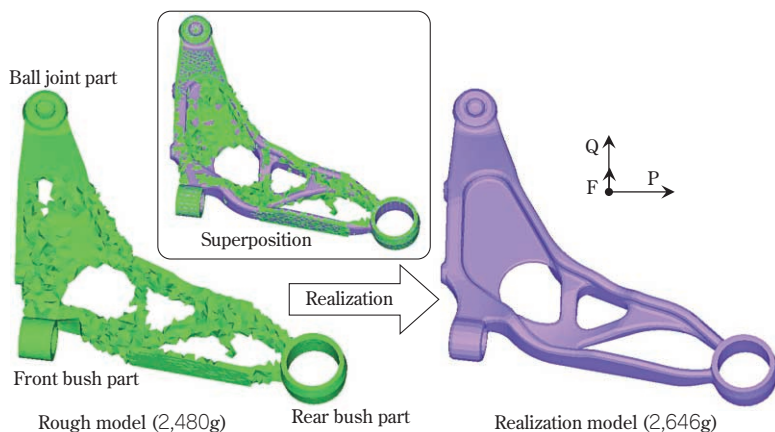


図 8 ラフモデルと具体化形状
Fig. 8 Rough model and realization model

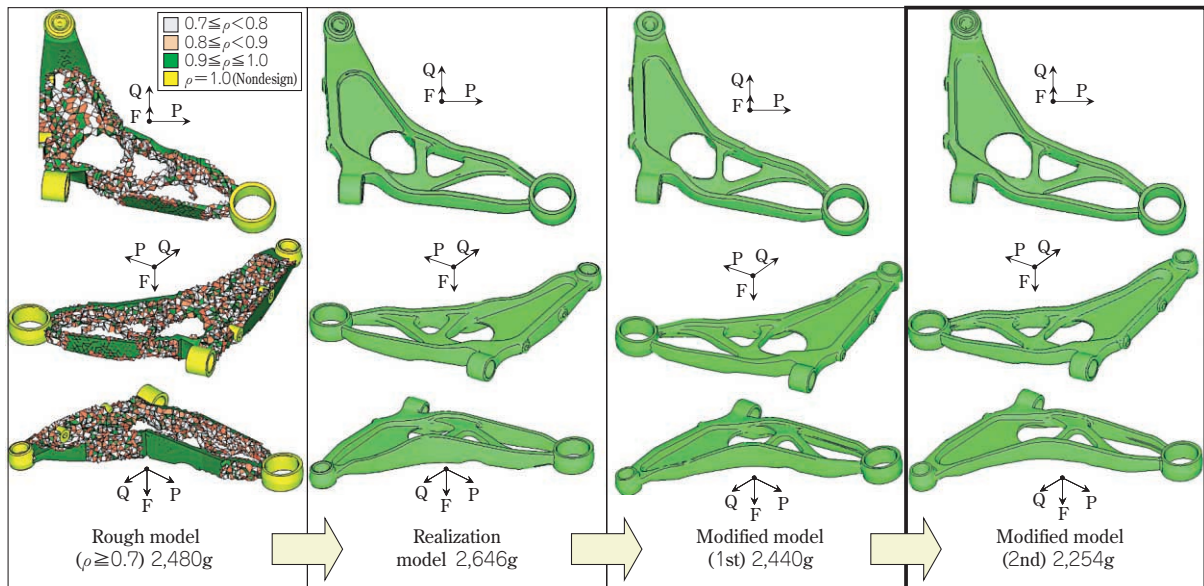


図9 設計形状のまとめ
Fig. 9 design configurations

表4 各設計形状の性能
Table 4 Performances of each design configurations

Model No.	Mass (g)	P+ yield load (kN)	P+ failure load (kN)	Q stiffness (kN/mm)	Natural frequency (1st) (Hz)	Note
1	7,879	96.0	129.0	448	1,240	Design region
2	2,480	22.5	36.8	158	607	Rough model
3	2,646	32.5	49.9	200.3	641	Realization model
4	2,440	34.0	51.0	204.1	589	Modified model (1st)
5	2,254	32.5	49.6	182	551	Modified model (2nd)
Conventional design	2,506	31.2	45.6	168	547	Designed by conventional design flow

過剰であった。その後、2回の形状修正と性能解析を繰返し、目標を満足する2,254gの形状が得られたため設計を終了した。図9にラフモデルから最終的な設計形状に至るまでを示す。また、表4に各設計段階における性能をまとめる。

3. 考察

設計目標の厳しさが異なるため、工数を横並びで比較することは適当ではないが、設計各段階で要した計算機使用を含めた工数と従来設計での工数（いずれも概算）を図10に示す。ここで、人一人による作業は1日を8時間、計算機使用は1日を24時間として計算した。

図10より、新設計フローは、従来設計フローに比べて詳細設計の工数が減少していることがわかる。少ない詳細設計の工数で従来より厳しい設計目標を満足したことは、トポロジー最適化による概念設計が有効に機能し、優れた大域的構造が得られたことを示すと考える。

一方で、トポロジー最適化にも無視できない工数が必要となることが影響し、今回のケースでは従来設計フローからの総工数の大幅な削減には至らなかった。しかし、設計目標が厳しくなる場合には、一般に詳細設計での形状修正に費やす工数が増加するため、概念設計において優れた大域的構造が得られる本設計フローを採る方が総工数の削減につながりやすいと考える。

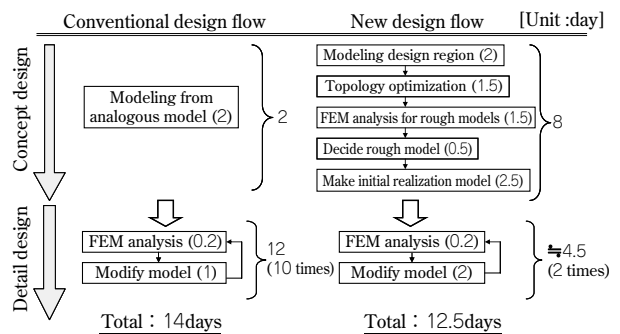


図10 設計工数の比較
Fig.10 Comparison of designing man-days

最後に、新設計フローにおいても、トポロジー最適化結果から具体化モデルを作成するプロセスをはじめ、多くのプロセスで設計者の判断が関与することも強調しておく。これは、最適化技術の適用にあたって、設計手順を厳密にルール化し設計者に依存する部分を極力排除することを試みたが、結果として遠回りとなり有益な結果が得られなかった著者らの経験に基づいている。

製造制約をはじめ、設計で考慮すべき諸条件を厳密に定義することが難しいなど、少なくとも現時点での最適化技術には限界がある。そのことを十分に理解したうえで、設計者の苦手とする部分に最適化技術を組込んだ設計フローを対象に応じて構築することによって、最も有益な効果が得られるものとする。

むすび＝トポロジー最適化を利用したアルミ鍛造サスペンション部材の設計フローを構築し、実部材設計への適用を試みた。その結果、従来の設計フローと同等の工数で、従来の設計形状より約10%軽量な形状を導出した。

産業界における最適化技術の導入事例は、今後も増加することが予想される。製品設計分野において最適化技術は万能ではないが、そのことを十分にわきまえたうえで、トポロジー最適化をはじめとする有用な技術は積極的に活用し、ユーザの期待にこたえていきたいと考えている。

参 考 文 献

- 1) 福田篤実ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.52, No.3 (2002), pp.87-89.
- 2) 稲垣佳也ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.55, No.3 (2005), pp.83-86.
- 3) 福田篤実ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.57, No.2 (2007), pp.61-64.
- 4) 稲垣佳也ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.59, No.2 (2009), pp.22-26.
- 5) M. P. Bendsøe et al. : Comput. Meth. Appl. Mech. Eng., Vol.71, No.2 (1988), pp.197-224.
- 6) K. Suzuki et al. : Comput. Meth. Appl. Mech. Eng., 93(1991), pp.291-318.
- 7) M. P. Bendsøe et al. : Struct. Optim., 1 (1989), pp.193-202.
- 8) N. Olhoff et al. : Struct. Optim. Vol.16 (1998), pp.1-18.
- 9) T. Burczynski et al. : Int. J. Numer. Meth. Engng., 38 (1995), pp.2839-2866.
- 10) Vinicius L. et al. : SAE Tech Pap Ser (Soc Automot Eng), Vol.16 (2006), pp.1-18.
- 11) 石井恵三ほか：日本機械学会論文集 (A), Vol.68 (2002), pp.170-177.

R&D 神戸製鋼技報掲載 素形材関連文献一覧表 (Vol.49, No.3~Vol.60, No.1)

Papers on Advanced Technologies for Material Processing Technologies in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.49, No.3 ~ Vol.60, No.1)

巻/号

- アルミ鍛造による自動車サスペンションの軽量化稲垣佳也ほか 59/2
Weight Reduction of Forged-aluminum Automotive Suspension Yoshiya INAGAKI et al.
- 凝固シミュレーション技術の現状棗 千修ほか 59/1
Recent Research for Simulations of Solidification Processes Dr. Yukinobu NATSUME et al.
- 塑性加工分野における高度数値シミュレーション技術の応用前田恭志 59/1
Application of Advanced Numerical Simulation Technology in Plastic Working Dr. Yasushi MAEDA
- ヒ素土壌汚染および汚染水浄化用鉄粉「エコメル®」の開発藤浦貴保ほか 59/1
Development of ECOMEL® Iron Powder for Remediation of Arsenic-contaminated Soil and Water Takayasu FUJIURA et al.
- 新しい黒鉛偏析防止鉄粉「セグレスII」西田 智ほか 59/1
New Segregation-free Steel Powder “SEGLESSII” Satoshi NISHIDA et al.
- 新しい鉄系焼結部品用被削性改善添加剤「KSX-II」.....古田智之ほか 59/1
New Free-machining Additive “KSX-II” for Iron Based Sintered Parts Satoshi FURUTA et al.
- コイル製造可能なTi-6Al-4V代替高強度 α - β 型チタン合金、KS Ti-9逸見義男ほか 59/1
Coilable High Strength α - β Type Titanium Alloy, KS Ti-9, with Properties Comparable to Ti-6Al-4V Yoshio ITSUMI et al.
- 熱間鍛造性に優れた高強度 α - β 型チタン合金、KS EL-F大山英人ほか 59/1
New α - β Type Titanium Alloy, KS EL-F, for Forging, Having Mechanical Properties Comparable to Ti-6Al-4V Dr. Hideto OYAMA et al.
- 大型ショートストローク鋳鋼製組立型クランク軸の信頼性評価松田真理子ほか 59/1
Reliability Assessment for Large Size Cast-steel Semi-built-up Type Crankshaft having Short-stroke Mariko MATSUDA et al.
- 4サイクルディーゼル機関の高出力化への対応～一体型クランク軸の高疲労強度化への取組み～ 篠崎智也ほか 59/1
New Approach for Higher Output of 4-cycle Diesel Engines — Improving Fatigue Strength of Solid-type Crankshafts — Tomoya SHINOZAKI et al.
- 熱間大型鍛鋼品の形状計測装置の開発岡本 陽ほか 57/3
Development of Shape Measurement System for Hot Large Forgings Akira OKAMOTO et al.
- 鋳鍛造および圧延鋼材の自動超音波探傷システム和佐泰宏ほか 57/3
Automatic Ultrasonic Inspection Equipment for Cast, Forged and Rolled Work Yasuhiro WASA et al.
- ヒ素吸着・浄化用鉄粉「エコメル®」松原正明 57/3
- アルミ鍛造サスペンション拡大に向けて福田篤実ほか 57/2
New Applications for Forged Aluminum Suspension Arms Atsumi Fukuda et al.
- 自動車足回り鍛造品用高強度アルミニウム合金稲垣佳也 57/1
- 当社におけるクランク軸の製造・技術開発の足跡久保晴義ほか 55/3
Technical Developments and Recent Trends in Crankshaft Materials at Kobe Steel Haruyoshi Kubo et al.

- 鋳鍛鋼品向け自動超音波探傷装置岡本 陽ほか 55/3
Automatic Ultrasonic Inspection System for Steel Castings and Forgings Akira Okamoto et al.
- 一体型クランク軸用高強度低合金鋼深谷 莊吾ほか 55/3
High Tensile Strength Low Alloy Steel for Solid Type Crankshafts Shogo Fukaya et al.
- RR 鍛造への数値シミュレーションの適用柿本英樹ほか 55/3
RR Forging Finite Element Simulation Hideki Kakimoto et al.
- 耐スポーリング性に優れた CGL スキンパス圧延用ロール鋼藤綱宣之ほか 55/3
New Roll Steel with Low Spalling-susceptibility for CGL Skin-pass Rolling Nobuyuki Fujitsuna et al.
- 低硬度耐摩耗性中間ロール用熱間ダイス鋼藤綱宣之ほか 55/3
A New Hot-work Die Steel for Intermediate Rolls with High Wear Resistance at Lower Hardness Nobuyuki Fujitsuna et al.
- 4 輪車マフラー用耐熱チタン合金屋敷貴司ほか 55/3
Heat-resisting Titanium Alloy for Automobiles Exhaust Systems Dr. Takashi Yashiki et al.
- 貴金属元素含有チタン合金の酸洗後熱処理による接触抵抗の低減佐藤俊樹ほか 55/3
Reduction in the Contact Resistance of Titanium Alloys Containing Noble Metals through Heat Treatment after Pickling Toshiki Satoh et al.
- 航空機エンジン用 Ti-6246 合金ディスク鍛造品の製造技術石外伸也ほか 55/3
Manufacturing Technologies for Ti-6246 Alloy Aero Engine Disk Forging Shinya Ishigai et al.
- チタン合金の切削性改善尾崎勝彦ほか 55/3
Improved Titanium Alloy Machinability Dr. Katsuhiko Ozaki et al.
- 離型性と流れ性を兼備した黒鉛偏析防止鉄粉「セグレス®」鈴木浩則ほか 55/3
SEGLESS® Segregation-free Steel Powder for Improved Flowability and Lubricity Hironori Suzuki et al.
- 粉末冶金用金型潤滑剤塗布装置北条啓文ほか 55/3
A Die Wall Lubrication System for P/M Components Hirofumi Houjou et al.
- 被削性改善添加剤「KSX」古田智之ほか 55/3
KSX Free-machining Agent Satoshi Furuta et al.
- シンタハードニング用合金鋼粉「94FDH」鈴木浩則ほか 55/3
94FDH Sinter Hardening Alloyed Steel Powder Hirinori Suzuki et al.
- “Agitating-shoe”による鉄粉充填性の改善橋本康宏ほか 55/3
Agitating-shoe Application for Improved Die Filling Yasuhiro Hashimoto et al.
- 自動車サスペンション用高強度アルミニウム合金稲垣佳也ほか 55/3
High Strength Aluminum Alloys for Automobile Suspension Systems Yoshiya Inagaki et al.
- 熱間鍛造性に優れ時効硬化可能なチタン合金「KS EL-F II」小野公輔ほか 55/3
- 当社におけるクランク軸の製造・技術開発の足跡久保晴義ほか 55/2
Technical Developments and Recent Trends in Crankshaft Materials at Kobe Steel Haruyoshi Kubo et al.
- チタン合金製大形リング品のリング圧延技術の進歩谷 和人ほか 55/2
The Evolution of Near-net-shape Ring-rolling Processes for Large Rings Made of Ti-6Al-4V Kazuhito Tani et al.
- マフラ用新チタン合金柰倉功和ほか 54/3
A New Heat Resistance Titanium Alloy for Mufflers Norikazu Matsukura et al.

● A380 用エンジン TRENT900 向チタン合金製中圧縮機ケーシングの製造	谷 和人ほか	54/3
● 熱間鍛造性に優れた高強度チタン合金 KS EL-F	小野公輔ほか	54/1
● 自動車足回りアルミニウム合金鍛造品及び一貫生産体制	福田篤実ほか	52/3
Aluminum Alloy Forging for Automobile Suspension Parts	Atsumi Fukuda et al.	
● ディーゼルエンジン用鋳鋼製クランク軸への熱間ロール加工法の適用	落 敏行ほか	52/1
Application of Hot Rolling to Diesel Engine Cast Crankshafts	Toshiyuki Ochi et al.	
● 大型鍛鋼品の製造設計におけるシミュレーションの適用	香川恭徳ほか	51/3
Simulation Techniques for Large Forging Manufacturing Process Design	Yasunori Kagawa et al.	
● 構造物用高強度高靱性鋳鋼	森 啓之ほか	51/1
High-strength and High-toughness Cast Steel for Structural Components	Dr. Hiroyuki Mori et al.	
● 鋳鋼製組立型クランク軸の進歩	森 啓之ほか	50/3
Evolution of the Kobe Steel Cast Steel Build-up Type Crankshaft	Dr. Hiroyuki Mori et al.	
● チタン薄板の圧延技術の進歩	福田正人ほか	50/3
Developments in Titanium and Titanium Alloy Strip Rolling Technology	Masahito Fukuda et al.	
● V2500 エンジン用ファンケースのリング圧延技術	谷 和人ほか	49/3
Profile Ring-rolling Process of Fan Case Front for V2500 Turbo Engine	Kazuhito Tani et al.	
● ニア β 合金 (Ti-17) 鍛造品の機械的特性に及ぼす加工熱処理の影響	大山英人ほか	49/3
Effects of Deformation and Heat Treatment on The Mechanical Properties of β -Processed Forging for Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr (Ti-17)	Dr. Hideto Oyama et al.	
● コイル製造可能な高強度 α - β 合金 (KS Ti-9)	大山英人ほか	49/3
Coilable α - β Titanium Alloy (KS Ti-9) Comparable to Ti-6Al-4V	Dr. Hideto Oyama et al.	
● チタン製バイクマフラー	村上 仁	49/3
Titanium Bike Muffler	Hitoshi Murakami	

超純水中極微量ナトリウムイオンの連続モニタリング技術

高橋英二*・甘中将人*・片山 亮*

*技術開発本部 生産システム研究所

超純水中のナトリウムイオンを、超高感度に連続モニタリングできる技術を開発した^{注)}。ナトリウムイオンに選択的に結合する有機化合物を新規開発し、当社独自の高感度吸光分析手法（レーザー干渉光熱変換法）を適用することにより、濃度 100ppt（1ppt = 1 兆分の 1）レベルの検出感度が得られることを実証した。火力発電所や原子力発電所など、ボイラ水の常時監視へ活用を検討していく。

背景

発電所のボイラ水には、不純物を極限まで除去した超純水が使われている。ボイラで加熱されて高圧蒸気となった超純水は、発電タービンを回転させた後、海水で冷やされて回収・再循環される。

定期点検時の外気暴露や配管ひび割れなどがあった場合、このボイラ水に微量のナトリウムが混入することによってタービンをはじめとする構成部材の腐食を引起す危険がある。このため、ナトリウムイオン濃度のモニタリングは重要な管理項目となっている。

従来、ナトリウムイオンを選択的に付着させる感応膜を含んだ電極を介してボイラ水の電気伝導率を測定する方法が一般的であるが、電極を定期的に交換する必要があるうえに検出感度も 1ppb 程度が限界であった。

また、ボイラ水をサンプリング・濃縮して質量分析などの手法でオフライン分析する方法では、濃縮から分析までに数日かかることに加え、サンプリングや濃縮時に不純物が混入する懸念もある。

測定原理

当社は、レーザー干渉光熱変換法を活用することによって極微量ナトリウムイオン検出技術を開発した。この技術は、励起用レーザー光をボイラ水に照射し、励起光を吸収したナトリウムイオンが温度上昇（屈折率変化）する現象を測定用レーザー光の干渉計測によって検出するものである（図 1）。

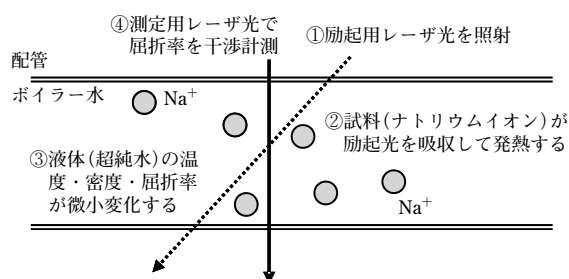
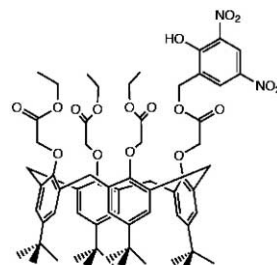


図 1 測定原理

ナトリウムイオン単体には紫外～可視光に大きな光吸収がないことから、当社はさらに、「カリックスアレーン」という新しい有機化合物（図 2）を開発した。このカリックスアレーンは、ナトリウム捕捉性を備えるうえにナトリウムイオンを補足したときに特定の波長に対して光吸収特性をもつように調整している。これを当社独自開発の高感度吸光度分析装置（図 3）と組み合わせることにより、ナトリウムイオン検出感度を飛躍的に向上させることができた。

結果

現在までに、ナトリウムイオン検出の基礎技術を確立し、濃度 100ppt まで実測できることを確認した（図 4）。今後、化合物種の最適化や分析装置の調整を行い、目標とする濃度 10ppb への感度向上を進めていく。上記目標感度が得られれば、電力会社などボイラユーザへ技術紹介するとともに、半導体用超純水や化学薬品などの高感度分析ニーズに対しても適用を検討していく予定である。



Calix[4]arene derivative

図 2 有機化合物「カリックスアレーン」



図 3 高感度吸光分析装置

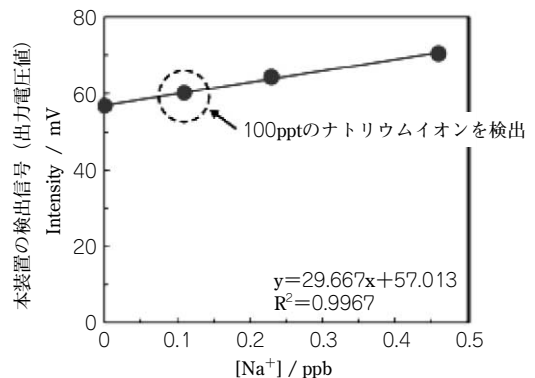


図 4 実測結果

脚注) 本技術は、和歌山大学大学院 システム工学部 木村恵一教授と共同開発した。

海洋油田掘削基地向け小型・高性能ハイブリッドガス圧縮機

栗岡義紀*・天野靖士*・横山 健*

*機械事業部門 圧縮機事業部 回転機技術部

背景

当社はこのほど、海洋油田掘削基地（プラットフォーム）用に、当社従来機を60%省スペース化した小型・高性能ハイブリッドガス圧縮機（図1）の開発に成功し、海洋油田開発世界最大手のペトロブラス社（本社：ブラジリアリオデジャネイロ市）に1号機を納入することとなった。

近年、新油田開発の50%以上が海洋油田となっており、2010年には世界の石油生産量も海洋油田からの比率が35%程度にまで増加すると予測されている。このような状況のもと、世界では毎年20基以上のプラットフォームや船上掘削基地が新設されている。

概要

当社は、スクリュ、ターボ、レシプロの3つのタイプのプロセス用ガス圧縮機を製造している。このうち、原油や天然ガス掘削においては以下のような観点からスク

リュタイプが最適であると判断し、2006年から新機種の開発を行ってきた。

- 1) 掘削時の原油と炭化水素ガスの混合比率の変動に起因する圧縮機内ガスの比重や流量の大きな変化に対応可能
 - 2) 原油中に含まれる硫化水素による腐食防止
 - 3) プラットホームや船上掘削基地での省スペース化
- スクリュ圧縮機にはオイルフリーと油入りの2種類があり、原油・天然ガス掘削分野ではこれまで、腐食ガス成分に強いオイルフリータイプが主に使われてきた。しかしながら油入りに対して、特徴とする軸封部の削減や増速機の撤廃、さらには潤滑油量を削減して油系統機器を小型化することにより、当社の従来機（オイルフリースクリュ圧縮機）を60%省スペース化した小型・高性能のハイブリッドガス圧縮機の開発に成功した（図2）。

販売開始直後から小型・高性能が高く評価され、海洋油田開発の世界最大手であるペトロブラス社に第1号機を納入することとなった。

当社は、1915年に国産初の空気圧縮機の生産を開始して以来、スクリュ、ターボ、レシプロの3種類の圧縮機を製造する総合圧縮機メーカーである。これまでに蓄積した豊富な経験と実績を生かし、今回の小型・高性能ハイブリッド圧縮機のような技術力に裏づけされた優位性のある製品の開発・製造を今後とも続けていきたいと考えている。



図1 小型・高性能ハイブリッドガス圧縮機

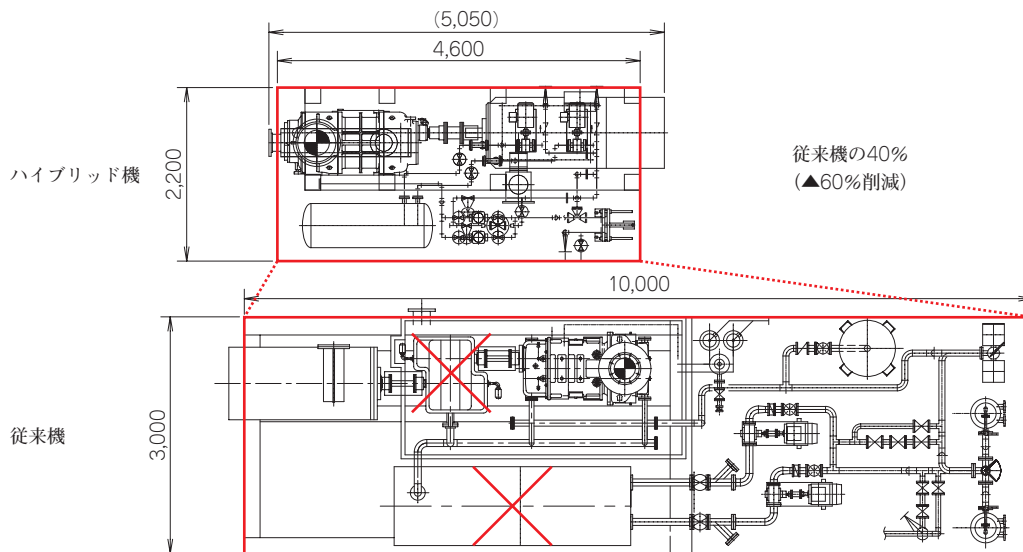


図2 ハイブリッド機と従来機との占有面積比較（×部分が主な削減機）

編集後記

<特集:素形材>

*素形材技術の特集号をお届けします。当社は鋳鍛鋼・チタン・鉄粉・アルミ鋳鍛品と多岐に渡る材料技術と、鍛造・鋳造・圧延・粉末冶金・機械加工という生産技術を組み合わせて、極めて幅広く素形材技術の開発を推進していることをご理解頂けたものと思います。

*この特集号でご紹介した記事の中で、例えば新ESRによる高品位ロール製造技術や組立型クランク軸の冷間ロール加工による疲労強度向上効果の予測、熱処理によるAuコーティングチタンセパレータの導電性向上、マフラー用耐熱廉価チタン合金、プレス成形性に優れた潤滑プレコートチタン板、引張強さ600MPa級焼結材料、圧粉磁心の低鉄損化、アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適設計技術の導入などの記事について、どのような感想をお持ち頂けたでしょうか。当社が多岐に渡る最新技術を様々な分野・用途に適用している状況を具体的に

にイメージ頂ければ幸いです。

*素形材技術に関しては、5年前の2005年に初めて特集号を組んで以来、2回目の特集号の発行になります。この5年間に、素形材技術を取り巻く環境は大きく変化しました。主なお客様である自動車・造船・航空機という業界がかつてない好景気を迎えたなかでのリーマンショックによる急激な落ち込み、そして回復と、景気は目まぐるしく変化してきましたが、環境対策を中心に材料に対する要求特性の高度化は緩むことなく、ますます鮮明になってきました。

*今後進んでいく要求特性の高度化に対応した技術開発を進めていくためには、巻頭言にもありますように、お客様との連携が最も重要であり、いかにしてお客様のニーズを的確に把握するかが我々の大きな課題であると認識しています。このような意味からも、本特集号に対する意見や感想をお待ちしています。

(森川裕文)

次号予告

<特集:線材・棒鋼>

*当社にとって線材・棒鋼は黎明期から重点を置いてきた分野であります。したがって、R&D 神戸製鋼技報でも、変化点をとらえて線材・棒鋼製品を幾度も特集で取扱ってきました。前回の「線材・棒鋼」特集号は、2006年12月に刊行しました。省資源・環境保全に対する意識の高まりから、線材・棒鋼製品に対する信頼性、特性の向上を経済的に達成することが各需要家から強く求められていた状況下、それに対応するために開発した各種高強度・高機能鋼、およびそれらを支える要素技術や神戸製鉄所の第5連鋳機建設、圧延技術の高度化を中心とした特集号として編集しました。

*その後も当社の線材・棒鋼製品に対しての要求はますます高度化しています。線材・棒鋼製品の大部分が自動車の基幹部品であるエンジンやトランスミッションなどに使用されており、これらの基幹部品にかかる負荷が増大するとともに、非常に高度な信頼性と加工性を兼備することが求められているためです。また、地球環境問題への対応も強く求められています。

*今回の特集号においては、本誌1冊で線材・棒鋼の全体像が把握できるよう、主な品種の最新の商品や開発の歴史、また最新の生産技術を網羅することを意識しました。まず、要求が多岐にわたる線材・棒鋼製品のニーズや動向の全体像の理解を深めていただくために、前回の特

集号と同様、将来動向を最初にまとめ、その後、需要家のグローバル調達に合わせた二次加工拠点の海外戦略について紹介します。

*当社では、需要家の信頼を得るため、線材・棒鋼製品の品質向上活動に継続的に取り組んでおります。その一環としての、ブルーム連鋳機3機体制による品質向上の取組みについて報告します。さらに、最新の生産設備の導入状況や線材・棒鋼の表面品質向上、ならびに当社が誇る線材ミルである第7線材工場と第8線材工場の互換への取組みなどを紹介します。

*長年にわたり、地球環境問題の解決に向けた技術開発に取り組んできました。新商品開発の目的は高強度化から熱処理省略、冷間鍛造化まで様々です。当社の特長ある製品における最新の商品開発について紹介します。また当社の線材・棒鋼をお客様に使用していただくための加工技術も重要な要素技術であり、その代表的な例として、熱処理ひずみ、切削、線材二次加工技術についても紹介します。

*企業理念の一つである「信頼される技術、製品、サービスを提供します。」を実現するために、提案能力の高い企業へのチャレンジを続けています。次号は、その高い技術力を多くの需要家に認めていただいております線材・棒鋼製品についての特集号を企画しております。是非、ご期待ください。

(西川恒明)

<<編集委員>>

委員長	関 勇 一
副委員長	中 川 知 和
委員	井 上 憲 一
	大 井 敬 一
	清 水 弘 之
	西 川 恒 明
	橋 村 徹 志
	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	森 川 裕 文

R&D 神戸製鋼技報

第60巻・第2号(通巻第225号)

2010年8月5日発行

年2回(4月,8月)発行

非売品 <禁無断転載>

発行人 関 勇一

発行所 株式会社 神戸製鋼所
秘書広報部
〒651-8585
神戸市中央区脇浜町2丁目10-26
(神鋼ビル)

印刷所 福田印刷工業株式会社
〒658-0026
神戸市東灘区魚崎西町4丁目
6番3号

お問合わせ先 神鋼リサーチ株式会社
R&D 神戸製鋼技報事務局
〒651-2271
神戸市西区高塚台1丁目5-5
(株)神戸製鋼所内
FAX(078)992-5588
rd-office@kobelco.com



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：船用部品〔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：アルミニウム型材，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



Iron & Steel Business

- Iron and Steel Products :** Wire rods, Bars, Plates, Hot-rolled sheets, Cold-rolled sheets, Electro-galvanized sheets, Hot dip galvanized sheets, Painted sheets, Deformed bars, Pig iron
- Steel Castings and forgings :** Marine parts (Crankshafts, Engine parts, Shafts, Ship hull parts), Industrial machinery parts (Forgings for molds, Rolls, Bridge parts, Pressure vessels)
- Titanium Products :** Parts for jet engines and airframes (Forgings, Ring rolling products), Coils, Sheets, Foils, Plates, Wire rods, Welded tubes, Titanium alloys for high strength applications, corrosion resistant applications and cold forging applications, Titanium alloys for motorbikes and automobiles exhaust systems, golf club heads, architecture and medical appliances
- Steel Powders :** Atomized steel powders for Sintered parts, Soft magnetic components, Soil and ground water remediation, Handwarmers, Deoxidizers, Metal injection moldings
- Independent Power Producer :** Wholesale power supply

Welding Business

- Welding Consumables :** Covered welding electrodes, flux-cored and solid welding wire for semi-automatic welding, solid wire and fluxes for submerged arc welding, TIG welding rods, backing materials
- Welding Systems :** Robot systems for welding steel columns, welding robot systems for construction machine, offline teaching systems, other welding robots, power sources
- High Functional Materials :** Filters for deodorization, dehumidification, ozone decomposition, toxic gas absorption, and oil mist elimination; equipments for deodorization, dehumidification
- General :** Testing, analysis, inspection, and commissioned research; educational guidance; consulting; maintenance and inspection of industrial robots, power sources, and machinery

Aluminum & Copper Business

- Aluminum and Aluminum Alloy Products :** Sheets, strips, plates, foils, shapes, bars, tubes, forgings, castings
- Aluminum Secondary Products :** Blank and substrates for computer memory disks, pre-coated materials
- Aluminum Fabricated Products :** Construction materials, electronics and OA equipment drums, automotive parts, heat exchanger parts, chamber, electrode parts
- Copper and Copper Alloys :** Sheets, strips, tubes, pipes
- Copper Secondary Products :** Conductivity pipes, inner grooved tubes for air conditioners, Lead frames
- Magnesium castings :** Sand mold castings

Machinery Business

- Tire and Rubber Machinery :** Batch mixers, twin-screw extruders, tire curing presses, tire testing machines, tire & rubber plant
- Plastic Process Machinery :** Large-capacity mixing / pelletizing systems, compounding units, twin-screw extruders, optical fiber processing equipment, wire-coating equipment, injection-molding machines
- Advanced Products :** Surface modification system (AIP, UBMS), inspection and analysis systems (high-resolution RBS system)
- Compressor :** Screw compressors, centrifugal compressors, reciprocating compressors, refrigeration compressors, heat pump, radial turbine, standard compressors, micro steam energy generator
- Material Forming Machinery :** Bar & wire rod rolling mills, blooming & billeting mills, strip rolling mills, automatic flatness control systems, continuous casting equipment, hot isostatic presses, cold isostatic presses, various high pressure machinery, metal press machines
- Energy :** Aluminum brazed plate fin heat exchanger (ALEX), LNG vaporizers (Open rack vaporizers, Intermediate fluid vaporizer, Hot water vaporizer, Cold water vaporizer, Air-fin vaporizer), Pressure vessels, Aerospace ground testing equipment,

Natural Resources & Engineering Business

- Coal and Energy :** Upgraded brown coal, Hyper-coal (ash-free coal), High strength coke, Coal liquefaction, Heavy-oil hydrocracking
- New Iron :** Direct reduction plants, Steel mill waste processing plants, Iron ore beneficiation plants,
- Nuclear · CWD :** Nuclear plants (radioactive waste processing/disposal), Advanced nuclear equipment, Spent fuel storage and transport packaging, Power reactor/Reprocessing plant components, Fuel channels
Chemical weapon destruction (Consulting, search and recovery, Transportation, Storage, Chemical analysis, Monitoring, Safety management, CWD plant construction and operation), Detoxification of soil and other materials contaminated with chemical agents, Destruction of explosive ordnance and persistent toxic substances
- Construction Sabo and disaster prevention products :** Steel grid sabo dams, Flaring shaped seawalls, Cable construction work, Acoustic & vibration absorption systems
- Advanced Urban Transit Systems :** Automated guideway transit AGT, SKYRAIL, Guideway Bus, Platform screen door (PSD), Wireless monitoring, KOBELCO Automatic Train Control System, Floating conveyer system
- Urban Information Systems :** Environment monitoring systems, environment information systems

2010年8月5日

各 位

(株)神戸製鋼所
秘書広報部

「R & D 神戸製鋼技報 Vol.60, 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.60, 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な事項
をご記入のうえ、FAXにてご連絡いただきますようお願い申し上げます。

敬 具

神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局 行
FAX 078-992-5588
rd-office@kobelco.com

変 更 届

	変 更 前	変 更 後
貴社名		
ご所属		
ご住所	〒	〒
宛名シール 番号	No. _____ ←(封筒の宛名シール右下の番号をご記入下さい)	
備 考		
本紙記入者	お名前：	TEL：