

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 松原弘明
- 2 (解説) 船用鋳鍛鋼品の技術開発 藤綱宣之
- 7 (技術資料) 大型鍛鋼スローの鍛造技術 有川剛史・野崎孝彦・堀江祥平・香川恭徳・柿本英樹
- 12 (論文) 固有ひずみ法を用いたクランク軸の残留応力推定技術 沖田圭介・中川知和・松田真理子
- 16 (論文) 一体型クランク軸用自動超音波探傷装置 和佐泰宏・濱野博文・山路鉄生・竹裏英之
- 20 (論文) 一体型クランク軸用低合金鋼の超高サイクル疲労域まで含めた疲労特性に及ぼす介在物サイズの影響
矢倉亮太・松田真理子・酒井達雄・上野 明
- 25 (技術資料) 高強度低合金鋼の中間軸への適用 池上智紀・高岡宏行・田村史彦・藤綱宣之・井口 祐
- 29 (技術資料) バナジウム添加高耐摩耗ロール材の特性 緒方啓丞・保元康彦・太田恭平・野村正裕・中田好洋・土田武広
- 34 (解説) 当社がこの20年間に開発した独自のチタン合金 大山英人
- 38 (技術資料) 熱交換器用高伝熱チタン板HEET[®] 田村圭太郎・逸見義男・岡本明夫・大山英人・有馬博史・池上康之
- 42 (技術資料) 異方性が小さく低温超塑性を示す高強度ニア α 型チタン合金Ti-2111S
逸見義男・今野 昂・佐々木啓太・大山英人
- 48 (論文) チタン合金の鍛造プロセス設計のための超音波探傷性の予測技術 伊藤良規・高妻弘行・木下敬之
- 53 (技術資料) 連続成形での重量ばらつきを低減した黒鉛偏析防止粉KFセグレス
佐藤充洋・谷口祐司・赤城宣明・鈴木浩則
- 57 (技術資料) 被削性改善添加剤"KS"シリーズの展開 赤城宣明
- 61 (技術資料) 焼結浸炭歯車に適用したNi-Mo系プレアロイ粉「46F4H」 西田 智・鈴木浩則・吉田真規
- 68 (技術資料) 高周波用圧粉磁心の低鉄損化 北条啓文・上條友綱・谷口祐司・赤城宣明・三谷宏幸
- 72 (論文) 6061アルミニウム合金鍛造品の機械的特性に及ぼすマイクロ組織の影響
中井 学・岡田慶太・伊原健太郎・稲垣佳也
- 79 (解説) 高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」 田中敏行・上高原康樹
- 84 神戸製鋼技報掲載 素形材関連文献一覧表 (Vol.55, No. 2 ~ Vol.65, No. 2)

《FEATURE》 Material Processing Technologies

- 1 Recent Trends in Material Processing Technologies
Hiroaki MATSUBARA
- 2 Development of Steel Castings and Forgings for Vessels
Nobuyuki FUJITSUNA
- 7 Forging Process for Large Crank Throws
Takefumi ARIKAWA · Takahiko NOZAKI · Dr. Shohei HORIE · Yasunori KAGAWA · Dr. Hideki KAKIMOTO
- 12 Prediction of Residual Stress in Crankshafts Using Inherent Strain Method
Dr. Keisuke OKITA · Dr. Tomokazu NAKAGAWA · Mariko MATSUDA
- 16 Ultrasonic Test Apparatus for Integral-type Crankshafts
Yasuhiro WASA · Hirofumi HAMANO · Tetsuo YAMAJI · Hideyuki CHIKURI
- 20 Effect of Inclusion Size on Fatigue Properties in Very High Cycle Region of Low Alloy Steel Used for Solid-type Crankshaft
Ryota YAKURA · Mariko MATSUDA · Dr. Tatsuo SAKAI · Dr. Akira UENO
- 25 Application of Low Alloy Steel with High Tensile Strength to Intermediate Shaft Designs
Tomonori IKEGAMI · Hiroyuki TAKAOKA · Fumihiko TAMURA · Nobuyuki FUJITSUNA · Yu IGUCHI
- 29 Properties of Vanadium-added High Wear Resistance Steel for Cold-rolling Mill Rolls
Keisuke OGATA · Yasuhiko YASUMOTO · Kyohei OTA · Dr. Masahiro NOMURA · Takahiro NAKADA · Takehiro TSUCHIDA
- 34 Kobe Steel's Original Titanium Alloys Developed in the Past 20 Years
Dr. Hideto OYAMA
- 38 High Heat-transfer Titanium Sheet—HEET[®]— for Heat Exchanger
Keitaro TAMURA · Yoshio ITSUMI · Dr. Akio OKAMOTO · Dr. Hideto OYAMA · Dr. Hirofumi ARIMA · Dr. Yasuyuki IKEGAMI
- 42 High-strength Near α Type Titanium Alloy, Ti-2111S, with Less Anisotropy and Low-Temperature Super-Plasticity
Yoshio ITSUMI · Takashi KONNO · Keita SASAKI · Dr. Hideto OYAMA
- 48 Technique for Predicting Ultrasonic Detectability in Process Designing of Titanium Alloy Forgings
Yoshinori ITO · Dr. Hiroyuki TAKAMATSU · Keiji KINOSHITA
- 53 Segregation-free Powder, "KF-SEGLESS," with Reduced Weight Variation during Continuous Compaction
Mitsuhiro SATO · Yuji TANIGUCHI · Nobuaki AKAGI · Hironori SUZUKI
- 57 Advanced Machining Enhancer "KS" Series
Nobuaki AKAGI
- 61 Ni-Mo Pre-alloyed Powder "46F4H" Applicable to Carburized Sintered Gear
Satoshi NISHIDA · Hironori SUZUKI · Masaki YOSHIDA
- 68 Dust Core with Low Core-loss for High-frequency Applications
Hirofumi HOJO · Tomotsuna KAMIJO · Yuji TANIGUCHI · Nobuaki AKAGI · Hiroyuki MITANI
- 72 Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Forged 6061 Aluminum Alloys
Dr. Manabu NAKAI · Keita OKADA · Dr. Kentaro IHARA · Yoshiya INAGAKI
- 79 Highly Heat-Resistant Aluminum Alloy "KS2000"
Toshiyuki TANAKA · Yasuki KAMITAKAHARA
- 84 Papers on Advanced Technologies for Material Processing Technologies in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.55, No. 2 ~Vol.65, No. 2)

(巻頭言)

素形材特集号の発刊にあたって

松原弘明

常務執行役員

Recent Trends in Material Processing Technologies

Hiroaki MATSUBARA



伊勢志摩サミットでは「世界経済の危機感を共有するも実効的底上げ策の見えない形で終了し、先行きは…」が正直な思いではないだろうか？もちろん「企業はいかなる事態にも独自工夫で生き残りを図る」ということは当然で景気任せにはできない。

当社の「2016～20グループ中期経営計画」でも「世界経済の先行き不透明感拭えない中、素材系、機械系、電力の三本柱による成長戦略の深化・盤石の事業体確立⇒KOBELCO VISION G+jが示され、とくに「輸送機の軽量化・エネルギー・インフラなどの伸長分野への経営資源集中⇒付加価値向上、競争優位性発揮⇒事業の拡大発展を目指す。」としている。輸送機では自動車の軽量化素材の追求はもちろんのこと、拡大が見込まれる航空機分野素材（チタン、アルミニウム、マグネシウム）の強化拡大で「アジア圏で存在感あるサプライヤ」を目指すことを宣言した。また、鉄鋼事業部門の中の素形材三分野（鋳鍛鋼、チタン、鉄粉）でも、それぞれ「高付加価値メニュー開発による競争優位性を発揮して事業拡大と収益基盤の確立」という成長戦略を打ち出した。これら素形材の最近の動きから技術開発に期待するところを簡単に述べる。

鋳鍛鋼の歴史は、鉄器文明に始まり武器・軍需主体に各国が育成し、産業革命で重厚長大産業の基盤を支える重要部材を供給する重要産業の位置づけとなった。しかしながら、1975年頃からは淘汰の歴史で「脱コモディティ」ができた物／者しか生き残っていない。当社の鋳鍛鋼は造船分野に軸足を置き、大型船舶用ディーゼルエンジンのクランク軸や動力を伝える中間軸、プロペラ軸、舵回り部品で圧倒的シェアを誇ってきたが、1990年代からは韓国、中国といった新興国にシェアを侵食されてきた。とくに中間軸や舵回り部品はコモディティ化し、「いずれは新興国に食われてしまうメニュー」となりかけていた。2007～10年の造船ブームに救われたが、その際に掴んだのは「やはり信頼性の高いコベルコ部材を。」という温かい声援と、「日本造船が勝つために一歩先の競争力を！」という「ものづくりの根源」へ立ち返らせるありがたい教示であった。実際に昨今の世界新造船は船腹余剰から低調であるが、日本は2018年度まで受注を確保し、中韓はまだ埋まっていないという状況である。まさにエコシップ＝船の品質・性能が評価されての競争優位性で日本造船から埋まってきたということである。そして今日本造船はNOx、SOx環境規制や省エネ／燃費CO₂規制に適合した2019年度進水船の設計に注力されている。その新設計には主要部材の性能改善で寄与できることが分かり、当社技術開発の優位クランク軸、中間軸、舵回り部品のデザイン・インを目標としている。高纯净度鋼による高い疲労強度と材料技術を駆使した合金設計による高強度鋼などの品質・性能優位性をエンジンや船体に盛り込んで頂こうとしているところである。また、これらの優位性を公的機関にも認証頂き「コベルコ・ブランド」として売り出そうとしている。

チタンに関しても、日本におけるパイオニアとして常

に先頭を走っているが、2010～11年度のブーム、その後の供給過剰によるドン底を経て収益回復が果たせた。そういった中、まずは事業の安定化を目指し、純チタンのコストダウンに向けた生産技術開発、新規優位メニュー開発に取り組んだ。まさに「技術による競争優位性獲得」を目指した。差別化商品としてエンボス高伝熱板や新規メニューの燃料電池セパレータ用特殊処理板、スクラップ多配合溶解技術などは技術開発成果の代表的なものである。今では純チタンは、数量／操業面だけでなく収益面でも事業を下支えする柱となっている。一方、航空機分野では、日本エアロフォージ社に設置の5万トンプレスや高砂の新大型リングミルなどで製造する航空機用大型チタン合金部材の拡販に向け、試作→認証→量産とまさにテイクオフ段階である。新溶解炉による本格拡大のなる2022年度には、航空機チタン部材による利益積み上げはもちろん、「アジアにおける航空機用チタン部材の一貫メーカー／アジアでの供給拠点」として認知され、「当社を代表する事業の一角」となることを目標にしている。この長い道のりには技術開発、認証、生産技術定着化等でまだまだハードルはあるが、多くの経営資源（人・物・金すべて）を集中投下しており、この成果を着実に実らせるべく本部+関係部署一丸となって取り組み中である。今中長期計画では「航空機分野チタン製品の機械加工やアルミニウム鍛造材の表面処理などの川下進出の技術開発」もスタートさせており、まさに「航空機部材の一貫メーカー／ワンストップ化でサプライ・チェーンに確実に組み込まれる」ことを目指した活動を展開していく。

鉄粉はNear-Net焼結部材で成長してきたが、韓国を始めとする新興国での生産も始まっており、一部コモディティ化してきた。ここでも技術開発による競争優位性獲得を基軸に、高性能商品（高強度、高密度、高被削性）によるシェアの拡大や新規メニューによる需要拡大を進めている。さらには、新しい機能（磁気特性、重金属吸着など）による鉄粉需要開拓も進めている。すでに第四次産業革命の一アイテムとして「金属3Dプリンタ」が脚光を浴びているが現在は装置開発先行であり、これを利用した金属製品の実用化はこれからという段階である。これには粉末技術と冶金技術が必須で当社の技術ポテンシャルが活かせる分野である。また、鉄粉だけでなく素形材三分野がすべて絡む可能性を秘めており、今のスタンディ段階から研究のステージへ高めていく必要性を強く感じている。

いずれの分野も共通語は「需要分野のニーズを的確に捕えて課題化し、技術開発による競争優位性を構築し、需要分野へ植込でいただく」ということだと考えている。すなわち、「Metallurgyを筆頭にMaterialに必要なTechnologyを客先ニーズにDesign-inしていくSolution (MATE-LUTIONと名付けた。= Solution by Material Technology) 売り」という形が素形材 (= Processed Material) の成長戦略だと確信している。

本特集号はそのスタートである。読者皆様を始め、各方面からの忌憚なきご意見をいただければ幸いです。

(解説)

舶用鑄鍛鋼品の技術開発

Development of Steel Castings and Forgings for Vessels



藤網宣之*

Nobuyuki FUJITSUNA

KOBE STEEL has been developing crankshafts, as well as other steel castings and forgings for ships, to make ships more energy efficient and reliable. This paper introduces technologies relevant to crankshafts, namely, super clean steel, technology for improving the fatigue strength of forged steel crank-throws and improved techniques of non-destructive inspection. Also introduced is the development status of highly strengthened intermediate shafts and high-strength steel for rudders.

まえがき = 当社は、クランク軸を中心として、中間軸やプロペラ軸、舵（かじ）部材用鑄鋼品やラダーストックなどの鑄鍛鋼品（図1）を製造している。

昨今、NO_x規制やSO_x規制、エネルギー効率設計指標（EEDI）の導入など、船舶に関する環境規制が段階的に強化され¹⁾、エコシップに代表される船型開発、新型省エネ機関に代表されるハード面の開発や、低速運行の導入が進められている²⁾。

このような舶用業界の動向に対し、船舶の省エネ化や信頼性向上に寄与することを目的として、舶用部材の品質向上に取り組んでいる。本稿では、当社で製造している舶用部材に関する最近の技術開発の取り組みを紹介する。



図2 組立型クランク軸
Fig. 2 Built-up type crankshaft

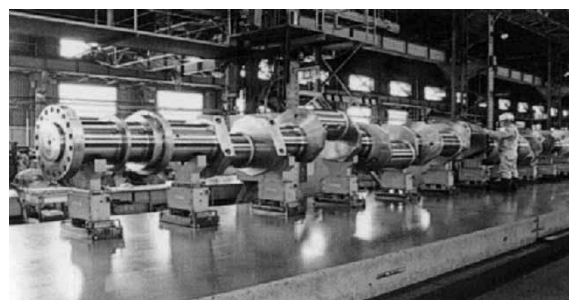


図3 一体型クランク軸
Fig. 3 Solid type crankshaft

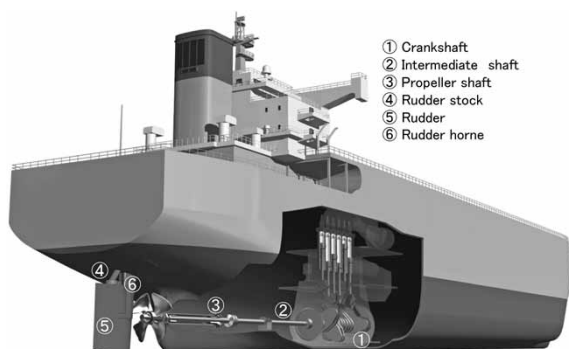


図1 鑄鍛鋼品が使用される船舶部材
Fig. 1 Marine parts using casting and forging

1. クランク軸における取り組み

ディーゼル機関用クランク軸は、舶用部品の中でも主要部品と位置づけられ、2ストローク機関用の組立型クランク軸（図2）と4ストローク機関用の一体型クランク軸（図3）がある。

1.1 一体型クランク軸

一体型クランク軸が使用される4ストローク機関は船内発電用補機や陸上発電用として使用され、クランク軸には高い疲労強度が要求される。舶用ディーゼル機関で使用されるクランク軸の設計疲労強度は、国際船級連合（IACS）の統一規則（UR）で式（1）のように規定されている³⁾。ここで、 k は製造法により決定される係数で、鍛流線が連続したCGF（Continuous Grain Flow）鍛造法に対し、1.05が与えられている。CGF鍛造法には

* 鉄鋼事業部門 鑄鍛鋼事業部 技術開発部

RR鍛造法やTR鍛造法などあり、当社で採用しているRR鍛造法を図4に示す。

$$\sigma_{DW} = k \cdot (0.42\sigma_B + 39.3) \cdot \left(0.264 + 1.073D^{-0.2} + \frac{785 - \sigma_B}{4900} + \frac{196}{\sigma_B} \sqrt{\frac{1}{R}} \right) \dots (1)$$

k : 製造法による係数, σ_B : 引張強さ

D : 軸直径, R : フィレット半径

一方、材料の疲労強度は非金属介在物をはじめとする内在欠陥の大きさに影響され、欠陥サイズが大きくなるとともに低下することが知られている⁴⁾。そこで、疲労破壊の起点となる非金属介在物の低減を目的とし、不純物(S, O)の低減や精錬条件の最適化、造塊条件の改良を進め、高纯净度化技術を開発した^{5), 6)}。高纯净度鋼の疲労強度を、従来鋼(Tap Degassing(TD)法)および現用鋼(纯净度鋼)と比較した結果を図5に示す。高纯净度鋼では、現用纯净度鋼に対して20%以上、従来TD法に対して40%近く疲労強度が向上している。この結果を基に、式(1)におけるk-factorについて $k=1.15$ を船級協会に申請し、全船級協会から $k=1.15$ の承認取得を完了している。これにより、高纯净度鋼プロセスで製造したクランク軸を使用することにより、設計疲労強度を高くすることができ、エンジンの高出力化、コンパクト化が図られることが期待される。また、クランク軸の長時間信頼性の観点から、超高サイクル疲労特性の評価も進めており、当社開発鋼の40CrMo8(引張強さ: 1,000 MPa級)では超高サイクル疲労破壊が起こらないという結果が得られつつある⁷⁾。

さらなる高疲労強度化を目指し、引張強さ1,050 MPa 超級高強度鋼や冷間ロール加工による圧縮残留応力付与技術の開発も進めている。

1.2 組立型クランク軸

組立型クランク軸はプロペラを回転させる主機となる2ストロークディーゼル機関で使用され、図6に示すように、ジャーナルと呼ばれる軸部と、スローと呼ばれる偏芯部を焼ばめにより組み立てて製造する。スローについては当社では、生産性の観点から鋳鋼製を主に採用し、材質、品質の改善を進めてきた^{8), 9)}。しかしながら、将来的な品質厳格化や高強度化への対応のため、2009年に鍛鋼製スローを全面採用することとした。以来、鍛鋼スローの生産性向上、品質改善に向けた技術開発を進めている。

鍛鋼スロー成形方法を図7に示す。一般には板状素材をプレスで折りたたむ折り曲げ法で製造されるが、対称性の確保など高い技能が要求される鍛造法である。これに対して当社は型入れ法を開発した。型入れ法は、棒状素材を輪切りにした一片を金型に挿入する。このため、素材が金型に拘束され、後方押し出しの状態では羽部を成形することができる。この鍛造法は技能に依存せず、対象性が高いニアネット形状を安定して得られるとともに、生産性が格段に改善された。型入れ法で製造したスロー(以下、型入れスローという)の断面マクロ組織を図8に示す。対象性が非常に高く、フィレット部では鍛流線が認められない。鍛流線の黒い部分は合金成分が濃化したマイクロ偏析部に相当し、介在物が形成されやす

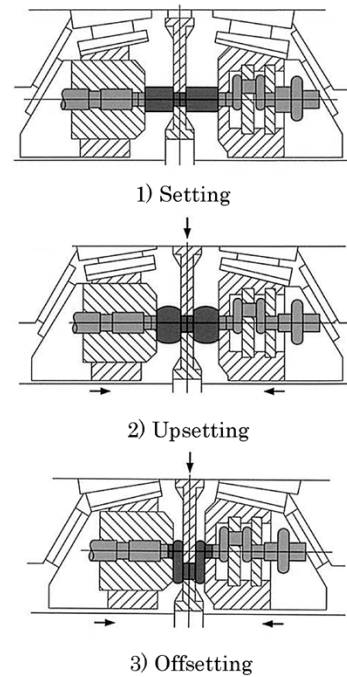


図4 RR鍛造法
Fig. 4 RR Forging

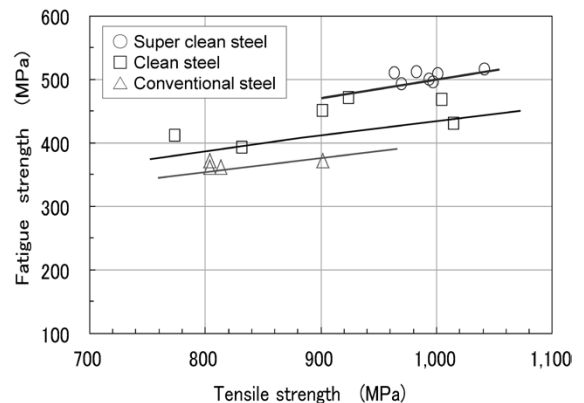


図5 一体型クランク軸用高纯净度鋼の疲労強度
Fig. 5 Fatigue strength of super clean steel for solid type crankshaft

い。型入れスローのフィレット部は、鍛造方法により鍛流線が横切らないため、マイクロ偏析に起因する介在物のない高纯净な領域で形成されている。これは、一体型クランク軸におけるCGF鍛造と同様の効果を有しているといえる。纯净度改善を目的とした低S化を採用した型入れスローの疲労試験結果を図9に示す。低S化の効果も含まれるが、型入れスローでは折り曲げスローと比較し、約20%向上している。本結果を基に、日本海事協会より設計疲労強度計算式(式(1))におけるk-factorについて $k=1.05$ の特別承認を得た。

組立型クランク軸で使用される鋼種は、シリンダ径約400 mm以下の小型クラスでは引張強さ800 MPaの低合金鋼が使用されており、シリンダ径500 mm以上の中型クランク以上では主に炭素鋼が使用されている。これは、焼ばめによって製造される組立型クランク軸においては、スローの大型化に伴って低合金鋼では焼き割れの危険性が大きいことによる。そのため、製造性の容易な低合金鋼の開発を進めている。

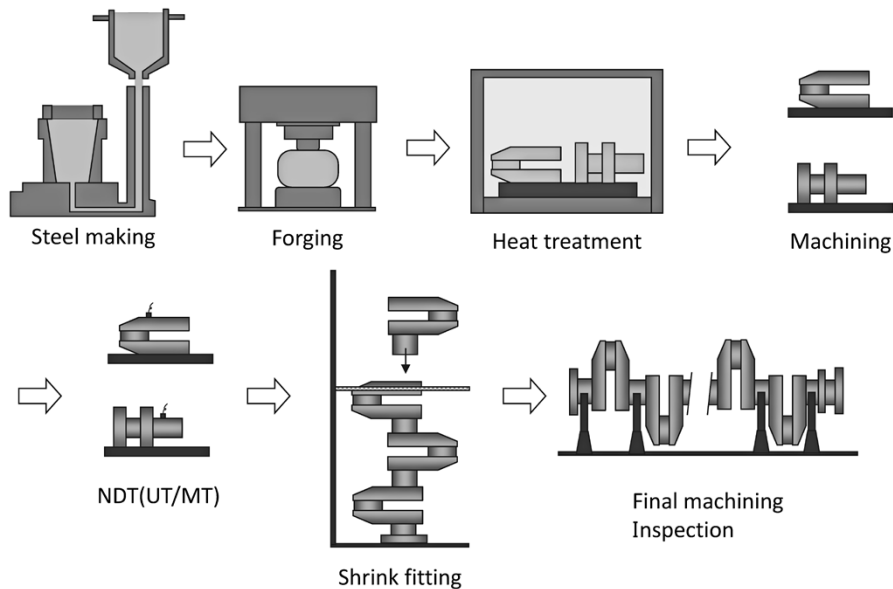


図6 組立型クランク軸の製造工程

Fig. 6 Manufacturing sequence of built-up type crankshaft

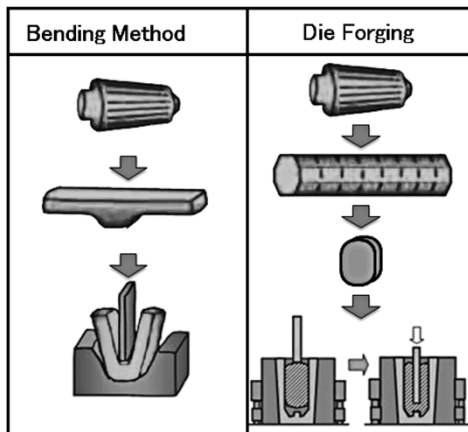


図7 鍛鋼スロー成形方法

Fig. 7 Forging method of crank-throw

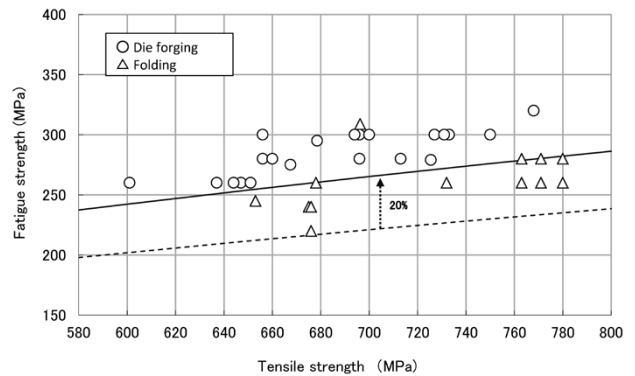


図9 鍛鋼スローの疲労強度

Fig. 9 Fatigue strength of forged throw

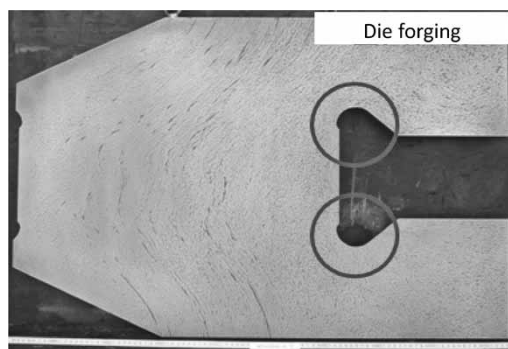


図8 型入れスローの断面

Fig. 8 Cross section of throw by die forging

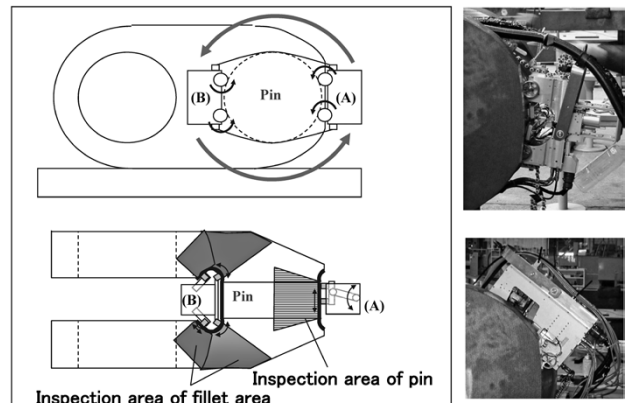


図10 スロー自動超音波探傷の走査装置

Fig.10 Scanning system of throw automatic ultrasonic inspection

1.3 クランク軸の非破壊検査技術

クランク軸の信頼性を確保する上では、特に高い応力が負荷されるフィレット部の内部品質を厳しく管理する必要があり、安定した検査技術が求められる。従来は探触子を手で走査する超音波探傷を行ってきたが、組立型クランク軸用、および一体型クランク軸用自動超音波探傷装置を開発し^{10), 11)}、適用している。

組立型クランク軸のスロー用自動超音波探傷装置の走査機構部を図10に示す。本装置では、ピン部探傷ユニ

ット(図10 (A))とフィレット部探傷ユニット(図10の(B))の二台のユニットをローラチェーンで結合することにより、ピンをはさんで180°対向位置に固定できる。この状態でピン周りを自走(回転)しながら探傷することができる。ピン部探傷ユニットには、表層近傍を探傷する斜角探触子と深部を探傷する垂直探触子が組み込まれており、ピン軸方向を往復走査する。フィレット探傷ユニットには、フィレットR部の曲面に沿う凸R曲面を有する斜角探触子、および直線形状の傾斜部を探傷

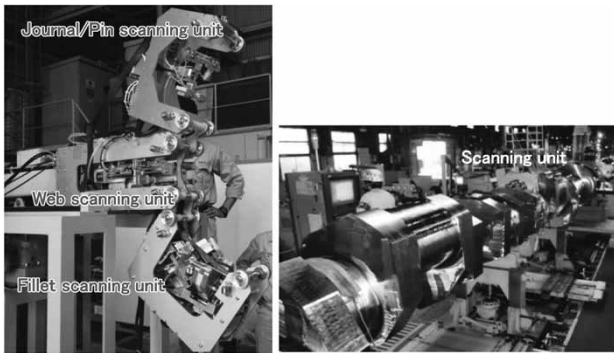


図11 一体型クランク軸用自動超音波装置走査ユニットおよび検査状況

Fig.11 Scanning system of automatic ultrasonic inspection for solid-type crankshaft

する斜角探触子が組み込まれ、型式ごとにあらかじめ教示された範囲をプレイバック方式で走査する。ピン部探傷およびフィレット部探傷の両ユニットで1走査終了ごとに周方向に一定ピッチで移動し、1周することによりピン部およびフィレット部の全領域を探傷する。欠陥検出能として平底穴 (FBH) $\phi 1.0\text{mm}$ を検出できる。

一体型クランク軸に対しては、分解能として平底穴 $\phi 0.5\text{mm}$ を検出できる自動超音波探傷装置を開発した¹¹⁾。開発した装置の走査機構部と検査状況を図11に示す。ピン/ジャーナル平行部、フィレット部およびスローアーム部を探傷する走査ユニットを組み込んだ走査ヘッドがクランク軸に追従して回転しながら検査する。また、本装置のフィレット走査ユニットでは、複数の超音波振動子をアレイ状に配置し、様々なUTパルスを発生させることができるフェイズドアレイ法を適用している。

これら自動超音波探傷装置はコンピュータシステムに接続されており、データはデジタルデータとして保管され、当該クランク軸の内部欠陥の確認等のトレーサビリティが確保されている。

2. 中間軸における取り組み

中間軸はエンジンの出力をプロペラに伝達する軸である。エンジンからの振動やプロペラの動きに伴う振動を受けるため、優れたねじり疲労強度が要求される。中間軸の直径は、船級規則で規定される式(2)で計算され、使用できる最高引張強さは800MPaを超えてはいけないとされている¹²⁾。

$$d = F \cdot k \cdot \sqrt[3]{\frac{P}{n_0} \cdot \frac{1}{1 - \frac{d_i^4}{d_o^4}} \cdot \frac{560}{\sigma_B + 160}} \dots\dots\dots (2)$$

F: 軸系部材の種類による定数, k: 形状因子
 n_0 : 1分間の回転数, p: 伝達力
 d_i : 軸中心孔の直径, d_o : 軸部材の直径

引張強さの上限が800MPaに規定されている理由は明確ではないが、800MPaを超える領域でのねじり疲労強度が不明確であることが要因と想定された。そこで、一体型クランク軸で実績のある当社開発鋼40CrMo8のねじり疲労特性を評価した結果、図12に示すように、ねじり疲労強度の低下はなく、引張り強さの増加に従って

ねじり疲労強度が比例的に向上することが確認された。切欠感受性や船級規則で規定される振動応力に対する安全率についても従来鋼と同等であることを同時に確認している¹³⁾。

これらの結果から、日本海事協会から40CrMo8について950MPa級まで強度計算に使用可の承認を取得した。また、日本海事協会を通して、中間軸の材料に800MPaを超え950MPa未満の強度の合金鋼を用いる特別承認を得るためのIACS UR M68のAPPENDIX Iが2015年4月に追加された。

中間軸高強度化の効果としては、図13 (A) に示すように、軸径を変えずに材料強度が上がることから、許容振動応力 (τ_1 , τ_2) が向上し、エンジン出力の増大や振動抑制機器の低減・省略が期待される。また、エンジンの出力が同一で、高強度化により軸径を細くすると固有振動数が小さくなることから、バードレンジが低回転数側にシフトする (図13 (B)) と考えられる。ここで、

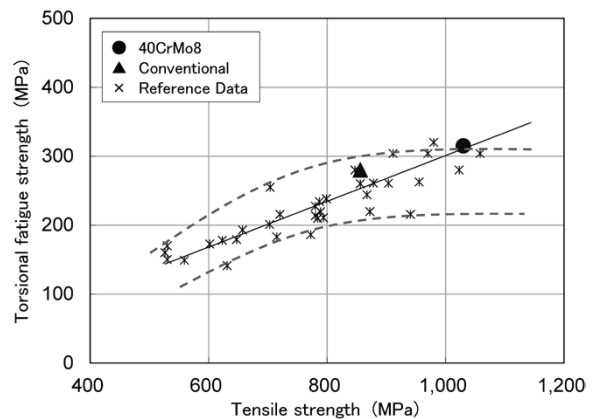
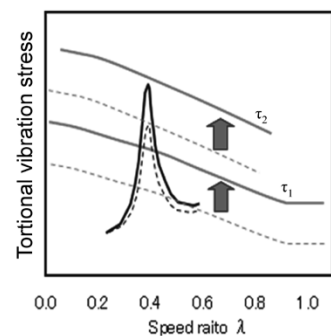
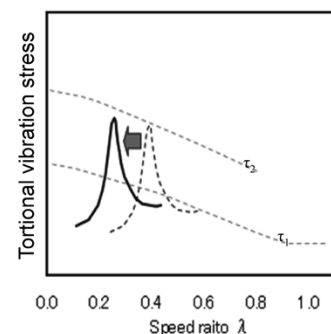


図12 引張強さとねじり疲労強度の関係
 Fig.12 Relationship between tensile strength and torsional fatigue strength



(A) In the case of diameter immutability



(B) In the case of decreased diameter

図13 高強度中間軸の適用効果
 Fig.13 Effect of applying high-strength intermediate shaft

横軸のSpeed ratio λ は定格最大回転数に対する比率(回転数/定格回転数)である。これにより常用回転数を下げることができ、低速運航の余裕度が向上できると考えられる。

3. 舵部材における取り組み

舵は船舶の針路を制御する装置であり、旋回性や推進性の観点から工夫された種々の型式や構造のものがある。代表例としてマリナ型舵を図14に示す。ここで、旋回軸(舵軸)となるラダースtockとピントルは鍛鋼品が使用される。また、舵およびラダーホンのベアリング部は鋳鋼品が使用され、ラダーホンについては一体型鋳鋼品の場合もある。

舵厚さ(t)を薄くすれば船速抵抗が低減することから、燃費の向上を図ることができると考えられる。舵厚さ(t)を薄くするためには、図14下図(横断面図)から、ピントルやラダーホンの直径を小さくすること、ベアリング(鋳鋼品)の肉厚を薄くすること、すなわち舵用鋳鍛鋼品の高強度化が有効と考えられた。ここで、ラダースtockおよびピントルについては船級規則より溶接性が要求され、C量は0.23%以下と規定されている¹⁴⁾。本規則要件を満足し、設計に必要となる降伏点が高い高強度材として、表1に示す低合金鋼(鋼種名KSFA65W-S)を開発し、主要船級協会から特別承認を取得した。本鋼種はラダースtockおよびピントルとして既に多数採用され、実船に搭載されている。

一方、鋳鋼品については船級規則の成分範囲¹⁴⁾が限定されているが、JIS溶接構造用鋳鋼品のSCW620をベースとして表2に示す4グレードの材料承認を取得し

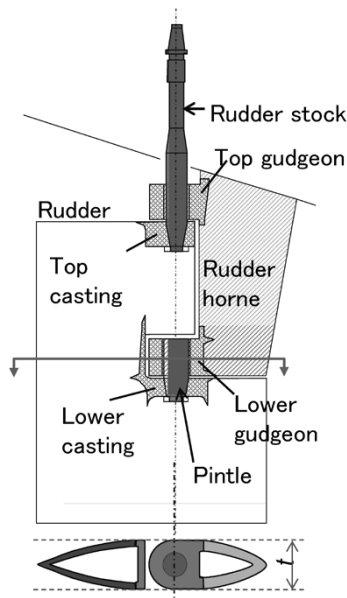


図14 マリナ型舵の断面模式図
Fig.14 Schematics of cross section of mariner rudder

表1 ラダースtock, ピントル用低合金鋼KSFA65W-Sの材料特性
Table 1 Mechanical properties of low alloy steel KSFA65W-S for rudder-stock and pintle

Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)		Reduction of area (%)	
		Longitudinal	Tangential	Longitudinal	Tangential
640-790	445 min.	17 min.	12 min.	50 min.	35 min.

表2 舵用高強度鋳鋼の材料特性
Table 2 Mechanical properties of low alloy cast steel for rudder parts

Grade	Tensile strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Absorption energy at 0°C (J)
SCAI450W	450 min.	255 min.	20 min.	27
SCAI480W	480 min.	275 min.	20 min.	27
SCAI550W	550 min.	355 min.	18 min.	27
SCAI620W	620 min.	430 min.	17 min.	27

た。鋳鋼品は厚鋼板との溶接構造となるため、製作作業および一体型ラダーホンの船尾への取り付け作業性の観点から、溶接予熱フリー化のための最適化を進めており、ほぼ目途が付きつつある。

むすび=当社における船用鋳鍛鋼品の技術開発状況を紹介した。

本稿で紹介した材料技術や部材成形技術、検査技術を主体とした船の価値向上(燃費改善、品質・信頼性向上)に資する技術シーズを展開し、顧客ニーズに対応していくことによって海運・造船業界の発展に貢献していくべく、今後も技術開発を継続していく所存である。

参考文献

- 1) 石田悟史. 日本マリンエンジニアリング学会誌. 2011, Vol.46, No.6, p.46-48.
- 2) 近藤守男ほか. 日本マリンエンジニアリング学会誌. 2011, Vol.46, No.2, p.5-9.
- 3) Calculation of Crankshaft for I.C. Engines. Unified Requirement M53s of International Associations of Classification Societies Ltd.
- 4) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響. 養賢堂, 1993, 265p.
- 5) Fujitsuna et al. 17th International Forgemasters Meeting. 2008, p.390.
- 6) 篠崎智也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.94-97.
- 7) R. Yakura et al. 27th CIMAC Congress. 2013, Paper No.442.
- 8) 吉田泰正ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.7.
- 9) 吉田泰正ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.13.
- 10) 岡本 陽ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.16.
- 11) Hamano et al. 19th International Forgemasters Meeting. 2014, p.520.
- 12) Dimensions of propulsion shafts and their permissible torsional vibration stresses. Unified Requirements M68 of International Associations of Classification Societies Ltd.
- 13) T. Ikegami et al. 1th International Symposium on Marine Engineering (ISME2014).
- 14) 日本海事協会. 鋼船規則. K編 材料.

(技術資料)

大型鍛鋼スローの鍛造技術

Forging Process for Large Crank Throws



有川剛史*1
Takefumi ARIKAWA



野崎孝彦*1
Takahiko NOZAKI



堀江祥平*2 (博士(工学))
Dr. Shohei HORIE



香川恭徳*3
Yasunori KAGAWA



柿本英樹*4 (博士(工学))
Dr. Hideki KAKIMOTO

A large build-up-type crankshaft, used in diesel engines for low-speed vessels, consists of eccentric parts called "crank throws" and shaft parts called "journals," each part being fabricated separately and then assembled into the crankshaft. Large crank throws are generally formed by a method called fold-forging. Fold-forging has the advantage of being able to press large-sized throws with a relatively small forging load; however, it suffers from low material yield due to large, unwanted cutting stock required for removing overlapping defects generated during the forging process. This study, based on experiments and numerical simulations, aims at developing an improved forging process that can both prevent defects and reduce cost.

まえがき = 低速船用ディーゼルエンジンに使用される大型の組立型クランク軸は、クランクスローと呼ばれる偏心部位とジャーナルと呼ばれる軸部を各々で製造し、これらを組み立てることで最終的に1本のクランク軸となる。大型のクランクスローは、その大きさから型鍛造ではなく、一般的に数百mm以上の板厚がある段付板を折り曲げ加工し、クランクスロー形状に成形する。

この折り曲げ工程中に曲げ内面に表面疵(きず)が発生することがある。表面疵が発生すると製品廃却に至る場合もあるため、必要以上の機械加工代を設けて折り曲げ加工を行っていた。一方で、曲げ加工に関する研究は数多くあるが、その多くが10mm以下の板厚を対象としたものであり^{1)~3)}、10mm以上の板厚に対する曲げ加工中の変形挙動や曲げ内面での表面疵の発生について調査した事例はほとんどない。

そこで、折り曲げ加工中の表面疵の抑制を目指して、折り曲げ工程中の表面疵の発生挙動について調査した。さらに、歩留り向上を目的にクランクスロー成形工程の適正化についても検討し、実機にてその効果を検証した。

1. 大型クランクスローの成形工程とその課題

1.1 大型クランクスローの成形工程

大型鍛鋼クランクスローの成形工程を図1に示す。高温に加熱した鋼塊を鍛造し、T字型の段付板(以下、荒地という)を成形する。その後、折り曲げ工程(曲げ工程-たたみ込み工程)およびウェブ鍛伸工程を経てクランクスロー形状に成形する。なお、T字の段付板状の荒地を成形するのは折り曲げ加工のみで、クランクスローのウェブ部とピン部を成形するためである。

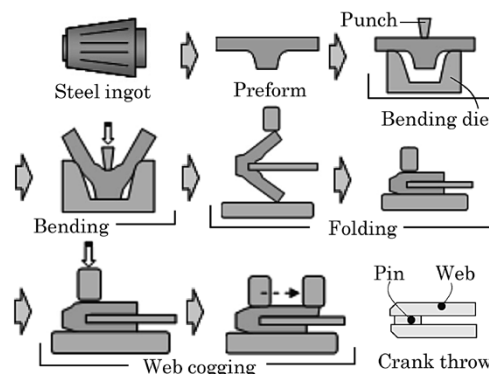


図1 クランクスローの成形工程
Fig. 1 Forming process of crank throw

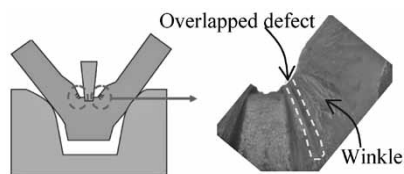


図2 かぶさり疵
Fig. 2 Overlapped defect

1.2 曲げ工程で発生する表面疵

曲げ工程で発生する実際の表面疵とは、図2に示すように曲げ内面側に発生する筋状の疵のことをいう。この表面疵はかぶさり疵と呼ばれ、鍛錬終了まで残存する。疵が深い場合には製品部にまで疵が入り込み、製品廃却に至る場合もある。そのため、かぶさり疵の発生挙動を明らかにし、その抑制方法を検討することが必要である。

1.3 たたみ込み不良に伴う表面疵および非対称曲がり

たたみ込み不良の事例を図3に示す。前工程の曲げ形状が不適切な場合、板材は中板挿入部から変形せず、

*1 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 *2 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鍛圧部 *3 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鍛圧部 (現 業務管理部)
*4 技術開発本部 材料研究所

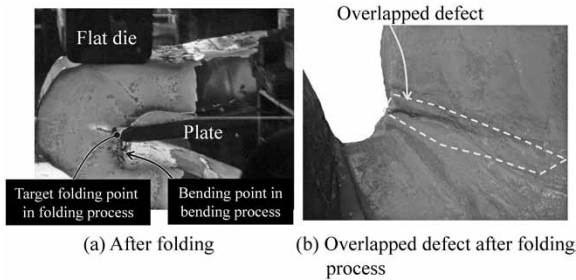


図3 たたみ込み工程での非対称曲がり
Fig. 3 Asymmetric deformation in folding process

曲げ加工時の曲がり点から変形する。このような変形が生じると、曲げ工程と同様にかぶさり疵が発生する。また、たたみ込み後の上下の長さが非対称になるため、製品寸法を確保するには必要以上の機械加工代を設けなければならない。かぶさり疵の発生および非対称曲がりを防止するためには、曲げ形状の適正化も必要になる。

2. 曲げ工程でのかぶさり疵の発生挙動

2.1 小型実験

曲げ工程での荒地の変形挙動およびかぶさり疵の発生挙動を確認するため、小型実験を行った。実験材形状および曲げ金型の形状を図4に示す。実験材を1,250℃に加熱し、1時間保持した後に曲げ加工を行った。実験材にはS45Cを用いた。曲げ加工後は、実験材を室温まで冷却した後、幅方向中央で切断した。

小型実験での変形挙動を図5(a)に示す。荒地の板厚変化部が曲がり点となって変形する様子が確認された。この変形挙動は実工程の変形挙動と同様であった。小型実験においても実工程の変形挙動が再現できるといえる。一方で、図5(b)に示すように、実工程で発生するようなかぶさり疵は再現されなかった。変形挙動は実工程と同様であることから、小型実験と実工程で違いのある荒地に注目し、実工程で成形された荒地の調査を行った。

2.2 実工程で製造した荒地の調査

小型実験ではかぶさり疵を再現できなかった。その原因を検討するため、実際の荒地の成形工程および荒地形状を調査した。荒地の成形方法を図6に示す。まず、鋼塊をブロック状に成形する。その後、両端を平金敷で压下し、逐次鍛造することでT字型の荒地を成形する。

実際の荒地を図7に示す。全体的な形状は小型実験と大きな差異がないが、荒地表面に注目すると板厚変化部の表面に15 mm程度の段差が形成されていることが分かる。この表面段差は、逐次鍛造した際に形成されたと考えられる。表面段差の形成位置は曲げ加工での曲がり点周辺にあり、かぶさり疵の発生にこの表面段差（以下、初期欠陥という）が影響を及ぼしたと推察される。

2.3 かぶさり疵の再現実験

荒地表面の初期欠陥がかぶさり疵の発生に及ぼす影響を確認するため、改めて小型実験を行った。実験材形状を図8に示す。初期欠陥位置の影響も確認するため、2水準の初期欠陥位置（0 mm、10 mm）を有する実験材（No.1、No.2）を用意した。初期欠陥深さは1 mmと

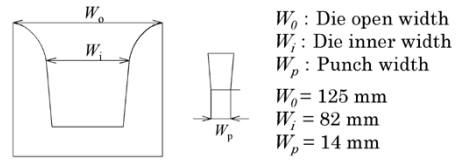
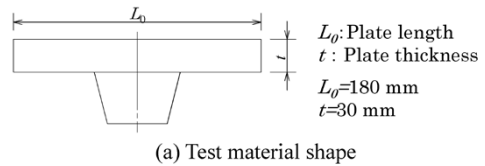


図4 実験材形状と曲げ金型の形状
Fig. 4 Shapes of test specimen and bending die

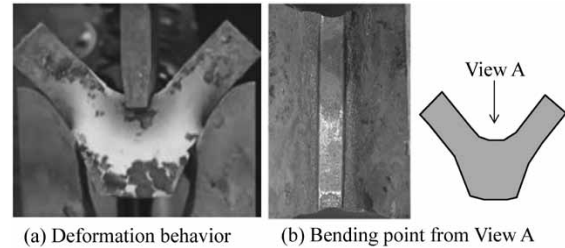


図5 小型実験での変形挙動
Fig. 5 Deformation behavior of bending process in small size test

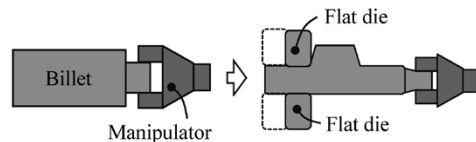


図6 荒地の成形方法
Fig. 6 Forming process of preform

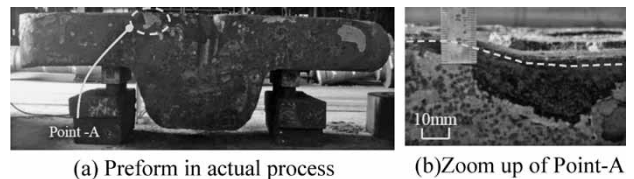


図7 実際の荒地
Fig. 7 Photos of actual preform

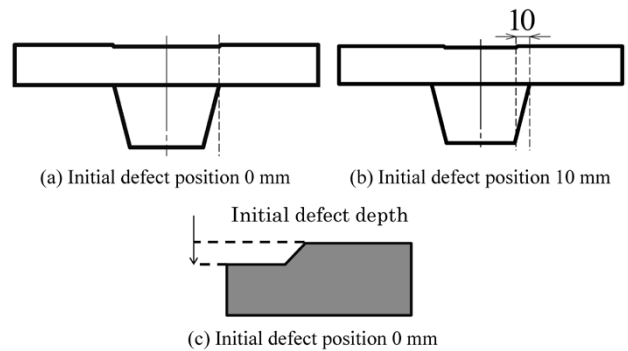


図8 実験材形状
Fig. 8 Shapes of test specimens

した。実験方法は2.1節と同様とした。曲げ加工後は試験材を幅中央で切断し、切断面を研磨して初期欠陥があった部位でのかぶさり疵発生の有無を確認した。

曲げ加工後の実験材の切断面写真を図9に示す。各試験材において、初期欠陥位置にかぶさり疵が発生していることが確認できる。初期欠陥を起点に疵周辺の肉が盛り上がり、欠陥部が内部に巻き込まれるような変形が見られる。曲げ加工前後の疵深さを図10に示す。縦軸は

曲げ加工前の初期欠陥深さ、および加工後のかぶさり疵深さを示している。初期欠陥位置によってかぶさり疵深さが異なることが分かる。また、かぶさり疵の深さが初期欠陥深さよりも伸長していることが分かる。この結果は、曲げ加工によって初期欠陥がかぶさり疵になるだけでなく、かぶさり後に板厚方向に疵が伸長することを示している。

2.4 かぶさり疵伸長のメカニズム

小型実験の結果、荒地表面の初期欠陥部がかぶさり疵となるだけでなく、疵が板厚方向に伸長することも確認された。そこで、かぶさり疵が板厚方向へ伸長するメカニズムについて検討するため、数値シミュレーションを行った。荒地表面の解析モデルは平滑とし、その他の解析条件は小型実験と同様とした。なお、数値シミュレーションソフトには汎用有限要素解析ソフトFORGE (TRANSVALOR製) を使用した。

実験材No.1 およびNo.2 における初期欠陥部に相当する位置での曲げストロークとひずみの関係を図11に示す。ここで、 ε_c は曲げ方向ひずみを、 ε_t は板厚方向ひずみを示す。板表面では、曲げ加工に伴って曲げ方向に圧縮ひずみが発生している。一方で、板厚方向には伸びひずみが発生している。この板厚方向の伸びひずみに伴

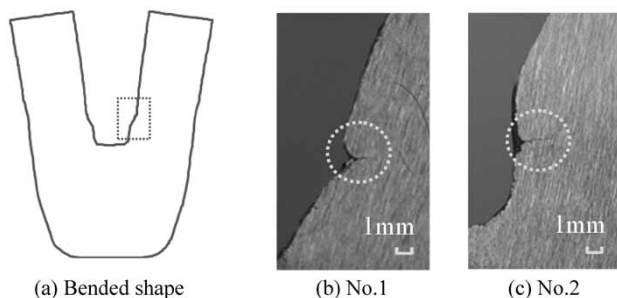


図9 実験材の切断面
Fig.9 Cross sectional views of test specimen

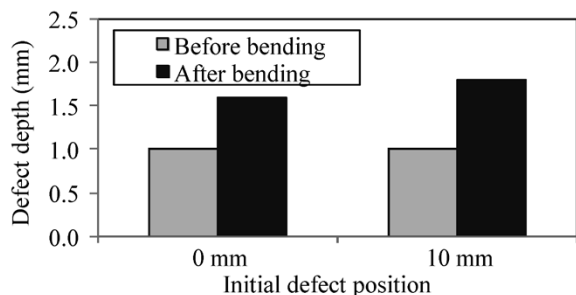


図10 曲げ加工前後のかぶさり疵深さ
Fig.10 Depth of overlapped defects before and after bending

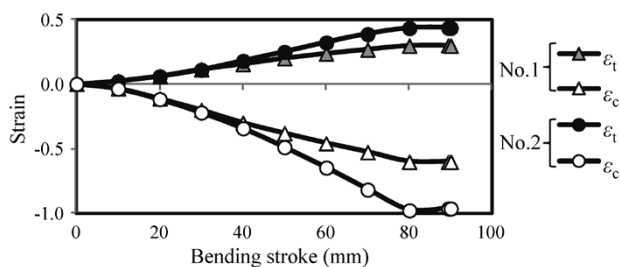


図11 曲げストロークとひずみの関係
Fig.11 Relationship between bending stroke and strains
(ε_t : thickness direction strain, ε_c : bending direction strain)

て、かぶさり疵が伸長したと考えられる。また、初期欠陥位置0 mmに対して10 mm位置の伸びひずみ量が大きく、このひずみ量の違いによって、最終的に10 mm位置でのかぶさり疵深さが伸長したと考えられる。

ここで、板厚方向の引張ひずみの発生メカニズムについては以下のように考えることができる。曲げ方向ひずみを ε_c 、板厚方向ひずみを ε_t 、板幅方向ひずみを ε_w とすると、体積一定則により一般的に式(1)が成り立つ。

$$\varepsilon_c + \varepsilon_t + \varepsilon_w = 0 \quad \dots\dots\dots(1)$$

さらに、幅の広い板の曲げ変形では、板縁に近い部分を除くとほぼ平面ひずみ状態と考えられる⁴⁾ため、曲がり起点部では式(2)の関係が成立する。

$$\varepsilon_c + \varepsilon_t = 0 \quad \dots\dots\dots(2)$$

曲げ方向ひずみは圧縮ひずみとなるため、板厚方向に伸びひずみが発生すると考えられる。2.1節で示したように荒地表面が無欠陥の場合、かぶさり疵の発生は抑制できる。そのため、曲げ工程でのかぶさり疵抑制には曲げ加工前の初期欠陥除去が必須になると考えられる。

3. 曲げ工程の適正化

3.1 曲げ形状適正化のコンセプト

かぶさり疵を防止するためには、荒地表面の初期欠陥を曲げ加工前に除去することが必須であることが分かった。しかしながら、曲げ形状が不適切な場合には、1.3節で示したように、たたみ込み工程で変形不良が生じ、非対称曲がりが発生する。そこで、たたみ込み工程で適切な変形を実現するため、曲げ工程の適正化を検討した。

たたみ込み工程の形状不良は、曲げ工程終了時の曲がり起点とたたみ込み工程で曲げたいポイントが乖離(かいり)していることに起因する。つまり、適正な曲げ形状とは、2箇所曲げ起点が存在するようなU字型の形状ではなく、曲げ起点が1箇所であるV字型の形状に変形させることであると考えた。ここで、曲げ形状適正化のコンセプトを図12に示す。V曲げを実現するには、曲げ部をなるべくポンチ片部に近づけた方がよい。そのため、「金型とポンチが形成するクリアランス($W_i - W_p$)」と「板厚(t)」とが同一になることがV字変形を実現する条件になると考えた。そこで、V曲げ加工条件を式(3)のように設定した。

$$\alpha = 2t / (W_i - W_p) \geq 1.0 \quad \dots\dots\dots(3)$$

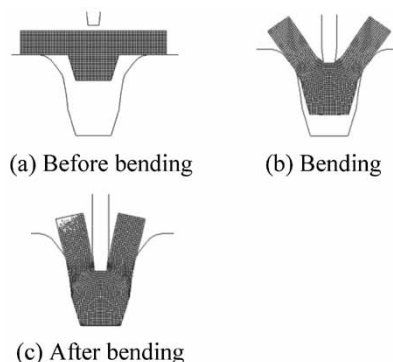


図12 V曲げ加工のコンセプト
Fig.12 Concept of V-bending process

3.2 V曲げ加工条件の検証

V曲げ加工条件の妥当性を検証するため、小型実験を行った。なお、本実験では板厚 t のみを変化させた。また、実操業に近い条件とするため、2.1節で実施した実験の4倍の大きさの実験材および金型を用いて実験を行った。なお、実験材の表面は平滑なままとした。実験材を1,250℃に加熱して1時間保持した後に曲げ加工を行った。実験終了後、実験材を室温まで冷却させた後、幅方向中央で切断し、曲げ起点とポンチ肩部までの距離 L を測定した。

パラメータ α と L との関係を図13に示す。パラメータ α が1.00に近づくに伴って L が0に近づくことが分かる。 $\alpha=1.00$ のときの曲げ変形の様子を図14に示す。曲げ加工開始と同時にポンチ肩部から離れた位置で曲がり始めていることが分かる。ポンチの押し込み量が大きくなるに伴い、金型とポンチ間のクリアランスが小さくなるため、曲がりながら曲げ起点がポンチに接触し、V字形状を形成している。 $\alpha=0.85$ および $\alpha=1.00$ のときの曲げ加工形状を図15に示す。 $\alpha=0.85$ の場合は曲げ起点が左右

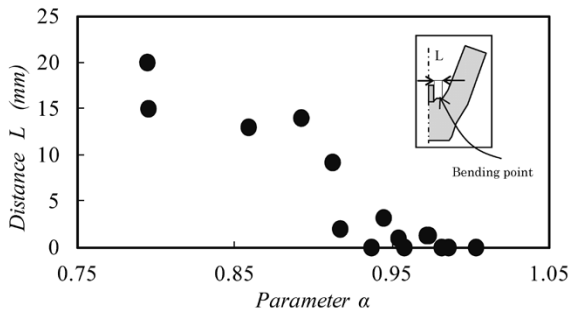


図13 パラメータ α とポンチ肩部から曲げ起点までの距離
Fig.13 Relation between the parameter α and the distance of bending point from the tap-die pressing

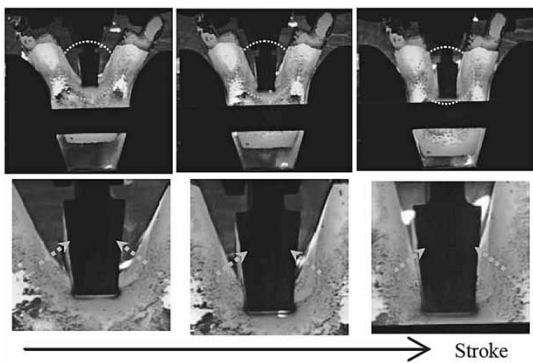


図14 $\alpha=1.00$ のときの曲げ変形の様子
Fig.14 Condition of bending deformation ($\alpha=1.00$)

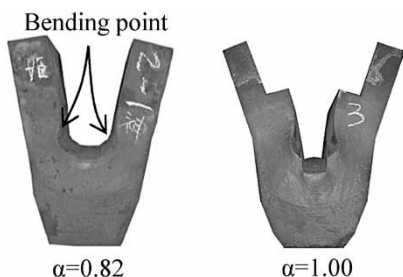


図15 曲げ加工形状
Fig.15 Bending shape

両方に存在している。一方で、 $\alpha=1.00$ ではV字状に変形している。本結果は、V曲げ加工条件が適正であることを示唆している。また、V曲げの実現により、たたみ込み工程での非対称曲がりが防止できると考えられる。

4. クランクスローの成形形状予測

4.1 変形形状予測のコンセプト

2章および3章において、かぶさり疵の抑制およびたたみ込み工程での非対称曲がりの抑制について検討した。一方で、成形工程での歩留りを向上させるためには、荒地形状から成形終了時の形状を予測し、適正な荒地寸法を決定する必要がある。

そこで、荒地形状から成形終了時のクランクスロー形状、具体的には成形終了時の長さ L_f の予測式を構築した。クランクスロー長さ予測のコンセプトを図16に示す。変形形状予測は2ステップで行う。まず、荒地から折り曲げ加工終了時の長さ L_b を予測する。ここで、曲げ加工終了時の長さ L_b とたたみ込み後の長さは同等であるという仮定をおいた。つぎに、ウェブ鍛伸工程での伸び量 ΔL を予測し、クランクスローの最終長さ $L_f = L_b + \Delta L$ を予測することにした。

4.2 折り曲げ形状予測およびウェブ伸び量の予測

折り曲げ加工前後の形状変化を予測するため、数値シミュレーションを行った。解析により曲げ加工前後の形状変化データを採取し、曲げ工程での形状変化を予測する実験式を作成した。図17に示す形状変化に基づいた折り曲げ形状の予測式を式(4)に示す。

$$L_b = H_1 + R \cos \theta \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 R は曲げの展開半径を示し、板厚 t と曲げ加工終了時の長さ L_b から逆算して決定する。 θ は曲げ加工後の開き角度を示している。また、 H_1 は荒地の段高さを示し、製品のピン寸法と板厚 t との兼ね合いから決定す

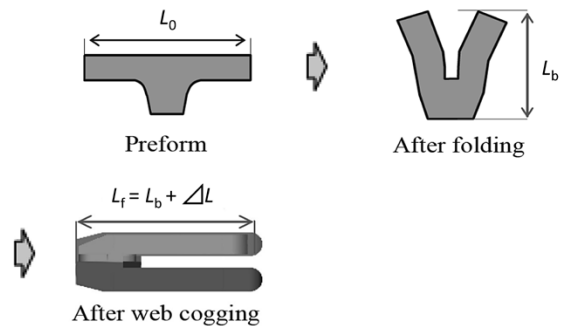


図16 クランクスローの長さ予測のコンセプト
Fig.16 Concept of deformation prediction of crank throw length

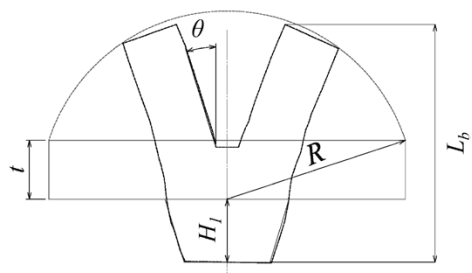


図17 曲げ加工後の形状変化
Fig.17 Deformed shape after bending

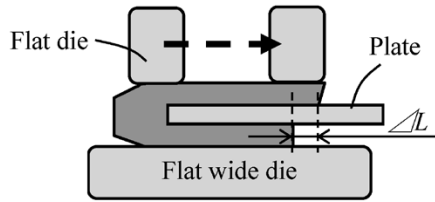


図18 伸び量の定義

Fig.18 Definition of amount of elongation in web cogging process

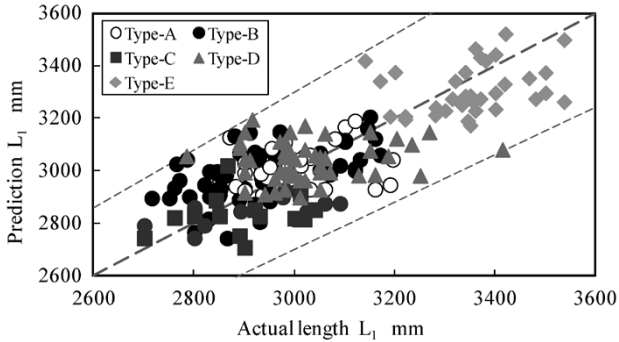


図19 ウェブ長さ L_f の予測値と実績値の比較

Fig.19 Comparison between predicted and measured web length L_f

る。なお、板厚 t は、あらかじめ決まっている曲げ金型寸法およびポンチ寸法から3.1節に示した $\alpha=1.00$ の条件をもとに決定する。

ウェブ鍛伸の鍛造形態および予測する伸び量を図18に示す。曲げ形状予測の場合と同様に、数値シミュレーションによって予測式を構築した。伸び量 ΔL の予測式を式(5)に示す。

$$\Delta L = \frac{(L_b - H_f) \times \Delta t}{(t - \Delta t)} \times \beta \quad \dots \dots \dots (5)$$

ここで Δt は圧下量を示している。また、伸び量の予測精度を向上するため、幅方向のメタルフローを考慮して、変形解析結果より求めた補正係数 $\beta=0.67$ を用いた。

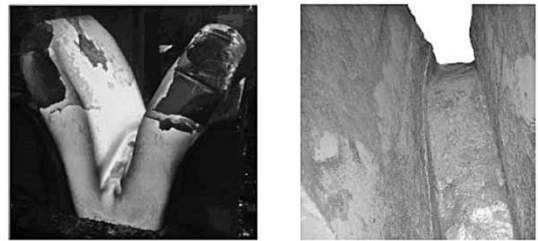
4.3 形状予測式の妥当性の確認

形状予測式の妥当性を確認するため、実工程で計測した成形終了後のクランクロー長さと予測式より求めた予測値 ($L_f = L_b + \Delta L$) の比較を行った。比較結果を図19に示す。グラフには、成形終了時の長さの異なる5型式のデータを掲載している。どの型式においても予測値と実績値との差異は5%以内に収まっていることから、今回定義した形状予測式により成形終了時のクランクロー長さを適切に予測することが可能になったといえる。

5. 実工程への適用

これまでの検討結果を実際の工程設計に適用した。まず、曲げ加工前に荒地表面の初期欠陥をガス溶削などにより除去した。つぎに、曲げ加工条件はV曲げを実現できる $\alpha=1.00$ とした。また、形状予測式を使用して荒地の形状設計を行った。

実工程での曲げ成形後の外観および曲げ内面部の拡大写真を図20に示す。V曲げの実現とともに、曲げ内面のかぶさり疵が防止できていることが確認できる。また、たたみ込み工程の様子を図21に示す。V曲げの実現に伴



(a) Bending shape (b) Inner surface

図20 実機での曲げ成形の外観
Fig.20 Appearance of actual bending

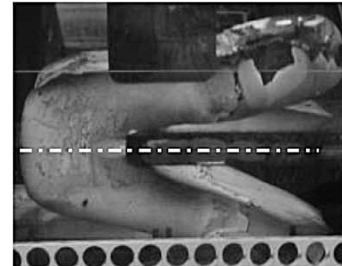


図21 実機でのたたみ込み工程
Fig.21 Folding process

い、たたみ込み工程での曲げ起点が中板挿入部となり、非対称曲がり防止できている。これらの結果、板厚および長さの機械加工代が適正化できるようになり、歩留りが向上した。

むすび = 大型鍛鋼クランクローの成形工程における表面疵の抑制および歩留り向上を目的に、折り曲げ成形時の表面疵の発生挙動の明確化および成形工程の適正化について検討した。得られた結果を以下に示す。

- ・ 小型実験により、荒地表面の初期欠陥がかぶさり疵となることが分かった。また、曲げストロークに伴って、かぶさり疵が板厚方向に伸長することが分かった。
- ・ 数値シミュレーションの結果、曲げ加工中の曲がり点周辺で板厚方向に伸びひずみが発生することが確認された。本結果は、曲げ加工中にかぶさり疵が発生した場合、板厚方向に疵が伸長することを示している。
- ・ 小型実験より、板厚とポンチおよび曲げ金型のクリアランスを適正に選択することによってV曲げを実現できることを確認した。
- ・ 歩留り向上のため、荒地寸法から成形終了時のクランクロー長さを予測する形状予測式を構築した。実製品のクランクロー長さと予測値を比較した結果、 $\pm 5\%$ の精度で長さを予測できるようになった。
- ・ 実製品の工程設計にV曲げ条件および形状予測式を適用し、かぶさり疵および非対称曲がりを防止できることを確認した。また、成形後の機械加工代を適正化でき歩留りが向上した。

参考文献

- 1) 小川秀夫ほか. 塑性と加工. 1999, Vol.40, No.459, p.48-52.
- 2) 小川秀夫ほか. 塑性と加工. 2002, Vol.43, No.493, p.65-69.
- 3) 小川秀夫ほか. 職業能力開発大学校紀要. 2007, 36-A, p.71-74.
- 4) 鈴木 弘. 塑性加工. 1980, p.240-241.

(論文)

固有ひずみ法を用いたクランク軸の残留応力推定技術

Prediction of Residual Stress in Crankshafts Using Inherent Strain Method



沖田圭介^{*1} (博士(工学))
Dr. Keisuke OKITA



中川知和^{*1} (博士(工学))
Dr. Tomokazu NAKAGAWA



松田真理子^{*2}
Mariko MATSUDA

Introducing compressive residual stress into crankshafts by cold rolling enables them to achieve high fatigue strength. When designing the fatigue strength of a crankshaft, it is important to grasp the residual stress distribution, not only on the surface, but also inside of the crankshaft. Thus, an inherent strain method has been developed to estimate the residual stress distribution of overall shaft systems, including inside the shafts, from limited amounts of actual data concerning stresses and strains. An estimate calculation using the developed method yielded values that match well with the actually measured values, verifying its usefulness.

まえがき = 船舶用ディーゼルエンジン向けのクランク軸に要求される疲労強度は年々高くなる傾向にある。これに対し、高強度材料の開発という材料面からのアプローチや冷間ロール加工法^{1), 2)}の適用が、さらなる高疲労強度化の有力な手段となる。冷間ロール加工法は、実働時に最大応力が発生するフィレット部に圧縮残留応力を付与する表面硬化技術である。高周波焼入れや浸炭、窒化など他の表面硬化技術に比べ、硬化深さを深くできることが特徴であり、クランク軸のフィレット部の硬化処理として適した方法である。

一方、冷間ロール加工を実機適用する際には、適切な加工深さまで圧縮残留応力が付与されていることを確認することが要求されることから、フィレット内部の残留応力の分布状態を把握する必要がある。これまでは、穿孔した穴底にひずみゲージを貼り、切断法によって深さ方向の測定を行ってきた。しかし、この方法による内部残留応力測定では、測定位置やその点数、方向が限定されるため、要求部位の包括的な内部残留応力の分布状態を把握することは難しい。

そこで、広い範囲における任意点の内部残留応力を把握する方法として、溶接継手部の内部残留応力測定に多数の適用事例がある固有ひずみ法^{3~7)}に着目し、クランク軸に適用するための技術開発を行っている。クランク軸は3次元的な複雑形状のため、最終的には固有ひずみ法による推定計算も3次元形状を想定した検討が必要となる。そこで、冷間ロール加工によるフィレット内部に生じる残留応力分布の推定手法としての固有ひずみ法の有効性を確認するために、まずはシンプルな軸対称形状を対象とした検討を行った。

本稿では、クランク軸において特徴的な形状であるフ

ィレット部への固有ひずみ法の適用方法について説明するとともに、実機と同寸法のフィレット部を持つ軸対称サンプルを対象に、ここで開発した手法を用いて推定した残留応力分布、およびその妥当性評価について紹介する。

1. 固有ひずみ法による残留応力の推定原理

1.1 固有ひずみの定義

固有ひずみとは、構造物あるいは部材内の残留応力の発生源となるひずみであり、熱的または機械的な外力によって、材料の内部に生じた永久ひずみ(非弾性ひずみ)に起因して生じる。ここで対象とするクランク軸に限れば、固有ひずみは冷間ロール加工によって生じた材料内部の塑性ひずみによって生じることになる。固有ひずみと残留応力は一意的に対応しているため、固有ひずみが求めれば、弾性計算で残留応力を求めることができる。固有ひずみの主成分は塑性ひずみなどの永久ひずみであるため、評価対象の物体を切断しても、切断加工により新たな塑性ひずみが導入されない限り、固有ひずみの分布や大きさは保たれる。固有ひずみ法は、この特性を利用した残留応力の推定方法であり、適切に切断した物体の弾性ひずみ、あるいは残留応力の測定値から逆解析して固有ひずみを求め、元形状における物体内に発生している残留応力を推定する方法である。

固有ひずみを ϵ_0 とすると、固有ひずみによって発生する残留応力 σ は、次式で表される。

$$\sigma = \mathbf{D}(\epsilon - \epsilon_0) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 \mathbf{D} は弾性係数マトリックス、 ϵ は全ひずみマトリックスである。上式により、残留応力が求められるので、固有ひずみを精度よく推定することが製品の設計や強度評価において極めて重要となる。

^{*1} 技術開発本部 機械研究所 ^{*2} 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部

1.2 固有ひずみの推定方法

固有ひずみ法による残留応力推定方法は先行文献^{3)~7)}と基本的には同じであるため、詳細についてはここでは割愛し、大まかな手順について図1のフローチャートを用いて説明する。

Step1: 塑性加工や溶接施工などにより残留応力が導入された構造物を切断し、各切断片に対して複数点の残留応力を測定する。ここでは、切断片の残留応力測定にはX線法を用いた。また、切断片は構造物の形状に合わせて適切な形状で採取する必要があるため、対象とするクランク軸のフィレット部に対する切断片の採取方法や従来法との違いについては、2.2節で述べる。

Step2: 固有ひずみの分布形状を仮定する。例えば、固有ひずみを $\varepsilon_0 = ax^2 + bx + c$ という x 座標の2次関数と仮定すると、3個の係数 a, b, c が決まれば全領域の固有ひずみが求まる。 a, b, c を分布関数パラメータと呼ぶ。

Step3: Step2で仮定した固有ひずみから式(1)によって求めた残留応力(計算残留応力 σ_c) と、Step1で求めた測定残留応力 σ_m の差が最小になるように分布関数パラメータを決定する。これにより、測定残留応力に最も合う固有ひずみ分布が決まる。

Step4: 分布関数パラメータを用いて、任意点の残留応力を計算(推定)できる。式(1)の ε_0 を材料に内在する初期ひずみと考えれば、通常の線形弾性体に対する有限要素法を用いて、構造物全体の釣り合い式を解くことで、残留応力 σ_c を求めることができる。

1.3 測定ひずみから固有ひずみを求める方法

N 個の測定残留応力を σ_m と表す。これに対応して、固有ひずみから求めた N 個の計算残留応力を σ_c とし、測定ひずみとの残差 R を次式で定義する。

$$R = (\sigma_m - \sigma_c)^T (\sigma_m - \sigma_c) \dots\dots\dots (2)$$

また、任意点の固有ひずみを M 個の分布関数パラメータ \mathbf{a} によって、つぎの線形関係で表す。

$$\varepsilon_0 = \mathbf{M}\mathbf{a} \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 \mathbf{M} は座標の関数で、座標に関して非線形であっても構わない。式(3)によって固有ひずみが決まれば、計測残留応力は式(1)で求められるため、つぎのような線形の関係式が成り立つ。

$$\sigma_c = \mathbf{H}\mathbf{a} \dots\dots\dots (4)$$

ここに、 \mathbf{H} は係数マトリックスで、その成分は \mathbf{a} の各成分に単位値を与えて残留応力を求めることにより得られる。

式(2)に式(4)を代入し、 R が最小になるように \mathbf{a} を決定することにより、測定残留応力、および測定点における計算残留応力の誤差が最小になるような固有ひずみ分布が決定できる。

2. フィレット形状を対象とした推定方法

2.1 試験体および座標系

最終的な解析対象のクランク軸の寸法形状を元に、図2に示すフィレット付き丸棒形状を製作し、クランク軸と同一条件の冷間ロール加工をフィレット部の全周に実施した。座標系としては、図3に示すようなフィレット半径中心 (r_0, z_0) を基準とする局所円筒座標系を定義した。例えば、図3におけるフィレット角 β の場合に対しては、 r をフィレット半径方向、 z をフィレットに沿

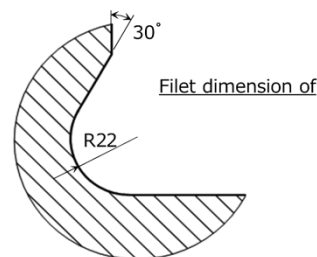
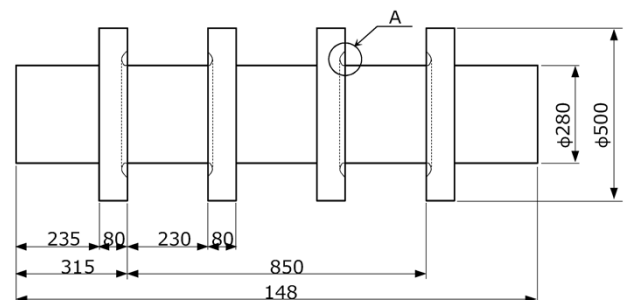


図2 フィレット付き丸棒試験体の形状
Fig. 2 Shape of round bar sample with fillets

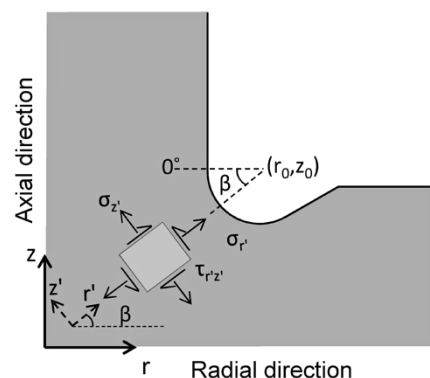


図3 フィレットにおける局所座標系の定義
Fig. 3 Definition of a local coordinate system for fillet

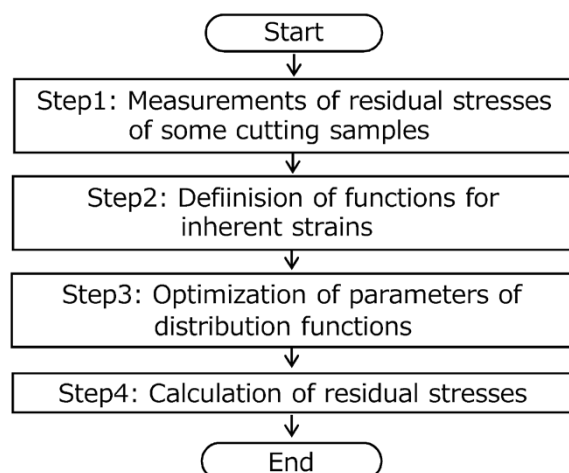


図1 固有ひずみ法における残留応力の計算フロー
Fig. 1 Calculation flow of residual stress in inherent strain method

う周（接線）方向，紙面垂直方向 θ を軸周方向と定義する。

2.2 サンプル切断および測定手順

固有ひずみ法におけるサンプル切断は，一般的には，平板形状を対象として直交座標系の各軸方向成分に沿って切断するT-L法⁸⁾が使われている。しかし，冷間ロール加工によりフィレット部に生じる残留応力はフィレット表面に沿った方向に分布するため，従来のT-L法におけるL片では急峻な応力分布を捉えきれない。そこで，L片に代えて，フィレット半径中心を基準にフランジ部を円錐形状に切断し，この切断片から図3に示す円筒座標系の半径方向と周方向の測定値を計測する方法を考案した（図4）。円錐（Conical）にちなんで，T-C法⁹⁾と呼ぶ。T片からはフィレット半径方向と軸周方向の残留応力を計測する。軸対称体のためT片は1体あればよいが，C片はフィレット角に応じて各々採取する必要がある。具体的には，塑性ひずみが導入されている領域よりも広いと考えられるフィレット角 20° から 110° ，かつフィレット深さ40mmの範囲を 10° ピッチで測定した。実際の工程では，フランジ部を切断し，まずフィレット角 110° のC片から測定する。つぎに，フィレット角 10° 分を切断し，フィレット角 100° のC片で測定する，という要領によって切断と測定の繰り返しをフィレット角 20° まで行った。総数で264箇所を計測し，今回の計算には対応する全てのデータを使用した。

2.3 固有ひずみ分布関数

固有ひずみは冷間ロール加工により発生する塑性ひずみに起因しているため，ロールと接触する周囲の領域にのみ発生し，その領域外では固有ひずみは存在しない。したがって，この領域の境界では0になる固有ひずみの分布関数を定義する必要がある。ここでは，その条件を満たす式（5）の三角級数を用いて，各ひずみ成分について独立に定義した。

$$\varepsilon = \sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^n A_{ij} (1-\xi)^i \sin(j\pi\omega) \dots\dots\dots (5)$$

ここで， m ， n は ξ ， ω のそれぞれの方向成分に対応する

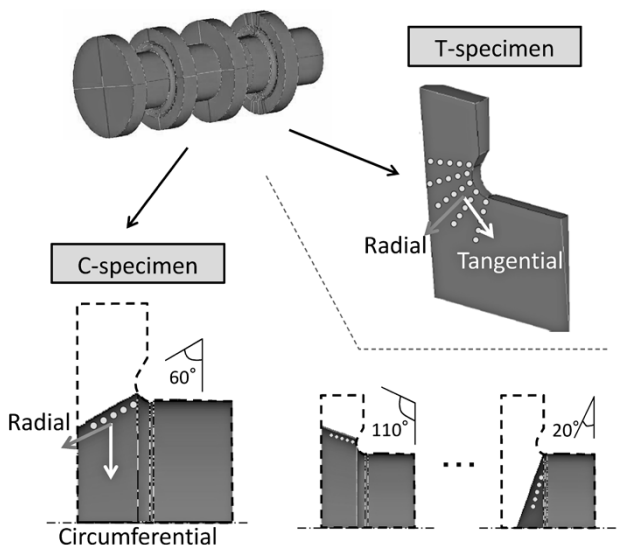


図4 各サンプルの切断および測定の手順
Fig. 4 Procedure of cutting and measuring for each sample

関数の次数である。また， ξ ， ω はそれぞれフィレット半径方向とフィレット周方向の固有ひずみ領域を表しており，図5に示す領域パラメータを用いて，次式で定義される無次元化座標である。

$$\xi = \frac{R-R_1}{\Delta R}, \omega = \frac{\alpha-\alpha_0}{\Delta\alpha} \dots\dots\dots (6)$$

2.4 クランク軸での推定方法

ここで，クランク軸に対する残留応力あるいは変形の前測方法の考え方について触れておく。クランク軸に対する冷間ロール加工において，ピンフィレットとジャーナルフィレットの加工領域は，図6に示すようにそれぞれの軸周りに 180° ， 360° である。導入される塑性ひずみは，ロールとワークとの局所的な接触・荷重条件によって決定されるため，フィレット形状やロール加工条件が同じであれば，加工領域内において同等と考えられる。したがって，2次元軸対称を対象とした計算プログラムおよび試験体を用いて固有ひずみを同定し，その固有ひずみを3次元形状であるクランク軸の各加工領域に割り当てるという手順により，加工後の残留応力および変形を予測することが可能となる。つまり，図1のフローチャートのStep1～3までは2次元軸対称問題として固有ひずみを同定しておいて，Step4でその固有ひずみをクランク軸形状に割り当てて弾性計算を行うという手順となる。

本手法の最終目的は，3次元形状であるクランク軸への拡張であり，その場合の前測方法の精度や妥当性の検証が今後の課題の一つである。

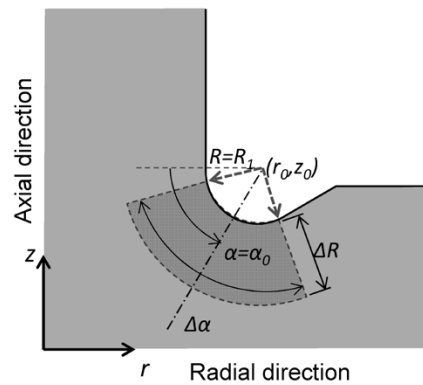


図5 固有ひずみの領域パラメータ
Fig. 5 Region parameters of inherent strain

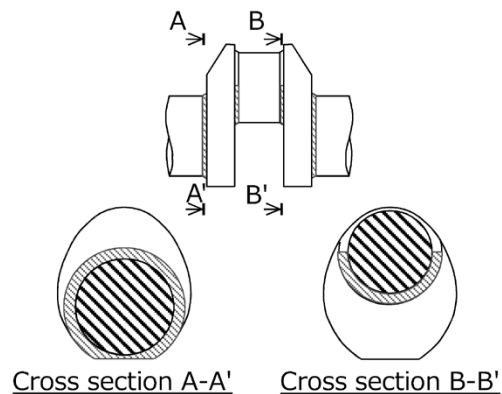


図6 各フィレットの冷間ロール加工範囲
Fig. 6 Cold rolled regions of each fillet

3. 軸対称試験体に対する測定結果および考察

2章で述べた推定手法を用いて、軸対称体に対して得られた残留応力分布を図7に示す。固有ひずみ法による残留応力の推定精度において、図5で示した領域パラメータの設定が非常に重要となる。本手法では、複数の領域パラメータの組合せを最初に定義し、その中で推定誤差を表す式(2)が最小となる組合せを自動抽出する機能を追加している。ここでは、一例として、分布関数の次数 m 、 n をそれぞれ4とし、表1に示す領域パラメータを設定した場合の結果を示す。あわせて、図8にフィ

表1 固有ひずみの領域パラメータ
Table 1 Values of region parameters of inherent strain

Filet radius R_f (mm)	22
Depth of inherent strain ΔR (mm)	12
Center of width of inherent strain α_0 ($^\circ$)	42.5
Width of inherent strain $\Delta\alpha$ ($^\circ$)	125

レット角度 40° ラインにおける内部残留応力の推定値と実測値との比較を示す。なお、検証用の実測は、所定の深さまで穿孔した穴底にひずみゲージを貼り、切断法によって行った。

図7より、フィレット周方向応力、軸周方向応力ともに表面に圧縮の残留応力となり、少し内部にバランスするように引張の残留応力が発生していることが分かる。フィレット周方向応力の方が、軸周方向応力に比べてフィレット周方向に沿ってより広い領域に残留応力が分布しており、内部の引張残留応力の値もより大きくなっている。この深さ方向の残留応力分布の傾向は図8の実測値ともよく一致しており、内部残留応力を精度よく推定できていることが分かる。

むすび=表面硬化処理である冷間ロール加工後の内部残留応力分布の推定を目的に、クランク軸に特有なフィレット部に適した固有ひずみ法を開発した。実機サイズの軸対称サンプルの切断片データを用いた推定計算を行い、切断法により実測した内部残留応力分布(フィレット角 40° ライン)と比較した結果、フィレット周方向と軸周方向ともによく一致していることを確認した。今回の検討により、冷間ロール加工によるフィレット内部の残留応力分布の推定手法としての固有ひずみ法の有効性を示すことができたと考えている。

今後は、本文中にも記した3次元形状であるクランク軸への適用を検討する。さらに、本手法では切断片への加工および測定が不可欠のため、多くの時間や労力を費やすことも課題であり、推定手法(とくに切断片データの取り扱い)の簡略化、および測定点の位置や点数の適正化(最小化)にも取り組む予定である。

参考文献

- 1) 長坂英明ほか. R&D神戸製鋼技報. 1998, Vol.48, No.1, p.68-71.
- 2) 松田真理子ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.24-28.
- 3) 上田幸雄ほか. 日本造船学会論文集. 1979, 第145巻, 第215号, p.203-211.
- 4) 中長啓治ほか. 溶接学会論文集. 2007, 第25巻, 第4号, p.581-589.
- 5) 中長啓治ほか. 溶接学会論文集. 2009, 第27巻, 第4号, p.297-306.
- 6) 小川直輝ほか. 溶接学会論文集. 2010, 第28巻, 第2号, p.208-215.
- 7) 中長啓治ほか. 溶接学会論文集. 2012, 第30巻, 第4号, p.313-322.
- 8) 中長啓治ほか. 溶接学会論文集. 2009, 第27巻, 第1号, p.104-113.
- 9) 松田真理子ほか. 特願2013-236300. 残留応力算出方法. 2013.

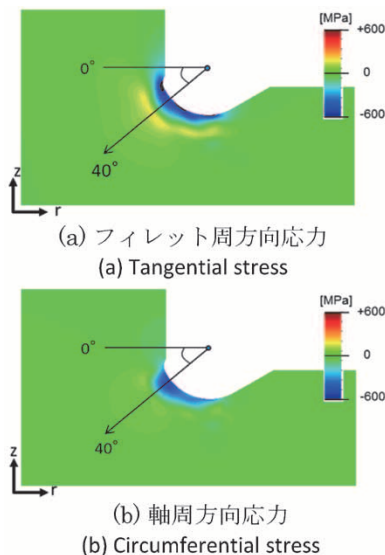


図7 固有ひずみ法により推定したフィレット内部の残留応力分布
Fig. 7 Residual stress distribution in the fillet calculated by inherent strain method

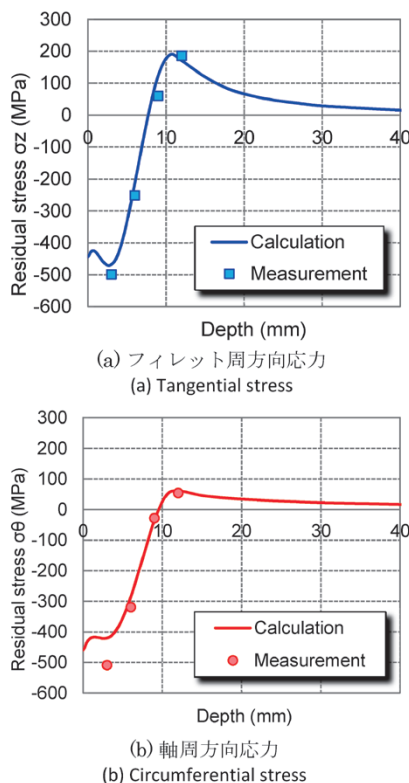


図8 フィレット角 40° ラインにおける残留応力の推定値と実測値の比較
Fig. 8 Comparison of residual stress between calculated and measured on the fillet angle of 40 degree

(論文)

一体型クランク軸用自動超音波探傷装置

Ultrasonic Test Apparatus for Integral-type Crankshafts



和佐泰宏*1
Yasuhiro WASA



濱野博文*2
Hirofumi HAMANO



山路鉄生*3
Tetsuo YAMAJI



竹裏英之*4
Hideyuki CHIKURI

An automatic ultrasonic-testing apparatus has been developed for integral-type crankshafts used in four-stroke engines for marine and power-plant industries. The apparatus adopts a unique phased-array technique applicable to fillets and comprises a scanning mechanism that enables its probe to rotatably follow the surfaces of eccentric shafts, while maintaining stable scanning pitch and coupling. The defect detectability has turned out to be $\phi 0.5\text{mm}$ flat-bottom hole (FBH) at depths down to 50mm.

まえがき = 当社は、図1に示すような船舶や陸用発電機に使用するエンジンの一体型クランク軸を製造している。近年、これらのエンジンは高出力化、コンパクト化の傾向にあり、クランク軸のピンおよびジャーナルとウェブの接合部であるフィレット部にとりわけ大きな繰り返し応力が集中する。そのため、クランク軸における介在物などの内部欠陥品質に対しては、従来船級ルールで規定された品質よりもさらに厳しい品質が要求されている。

従来行われてきた超音波垂直探傷¹⁾(以下、UTという)では、小曲率半径を持つフィレット部の表面から検査した場合、欠陥からの超音波エコーは超音波ビームの中央部のごく狭い範囲でしか検出できない。

したがって、有効な超音波をフィレット部全体に漏れなく入射し、欠陥からのエコーを検出するためには、走査ピッチを非常に細かくして、高感度かつ入念な探傷を実施する必要がある。このため、手動での探傷では長時間を要するとともに非常に高度なスキルを要する。ま

た、手動で走査ピッチを維持する困難性から、検査品質面での信頼性に多少なりとも不安があることは否定できない。

これらの問題を解決し、生産工程のリードタイムを増加させることなく、信頼性の高い検査を実施することを目的にして、独自のフェイズドアレイ法と走査機構を備えた自動UT装置を開発した。

1. 自動超音波探傷(UT)装置の概要

一体型クランク軸の超音波探傷は、最終熱処理が行われた後、その全域が探傷できるように、探傷面を全て機械加工し、かつ完成形状から少なくとも3mm以上の余剰肉厚を持った形状(以下、UT形状という)で実施される。これは、UTが表面近傍で不感帯を持つ特性に起因する非検査領域を作らないための対策である。なかでも、応力集中箇所であるフィレット部の完成形状は製品型式により様々であるが、UT形状のフィレット部は一律にR12mmの90°範囲に統一し、様々な型式のクランク軸へのUT装置の適用を容易にしている。その結果、重要探傷箇所であるフィレット部では表面から余剰5mm以上を確保している。最終形状ではないUT形状といえども機械加工の表面粗度は十分に滑らかに仕上げられており、超音波入射効率の向上と表面不感帯低減に寄与している。

本装置では、ピン、ジャーナルおよびウェブの各表面から垂直UT法および斜角UT法で検査を実施し、さらにフィレット部からフェイズドアレイ法で検査を実施することによって、ほぼ全域の探傷を実現している。表1は本装置の主要仕様を示し、図2は被検査材であるクランク軸の部位ごとに適用される探触子位置と方向を示す。

本装置の検出能は、探傷面から深さ50mmまでが平底

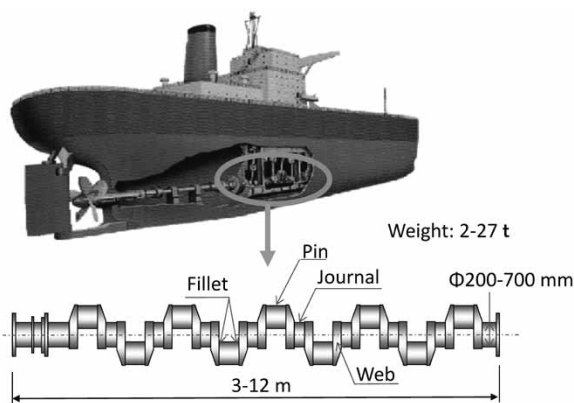


図1 一体型クランク軸 (9気筒の例)

Fig. 1 Integral type crankshaft (example of 9 cylinders)

*1 技術開発本部 生産システム研究所 *2 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 品質保証室 (現 本社 IT企画部) *3 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 品質保証室
*4 神鋼検査サービス(株) 技術部

表1 一体型クランク軸自動UT装置の概略仕様

Table 1 Specifications of UT equipment for integral type crankshaft

Item		Specification
Work Size	Length(mm)	~ 10000 (max)
	Pin/J. width (mm)	250 ~
	Pin/J. diameter (mm)	400 ~ 500
Probe	Pin/J.	Normal & Angle(4M)
	Web	Normal & Angle(4M)
	Fillet	Phased Array (10M)
Coupling	Coupling liquid	Water
	Coupling check	B1 echo or grass echo
UT	Inspection method	Pulse reflection method
	Pulser repetition	Normal:0.2KHz, Angle:1KHz
	Pulse pitch	2mm(Normal & Angle) & 1mm(PA)
	Detectability	Reference(Φ0.5mm FBH) -6dB

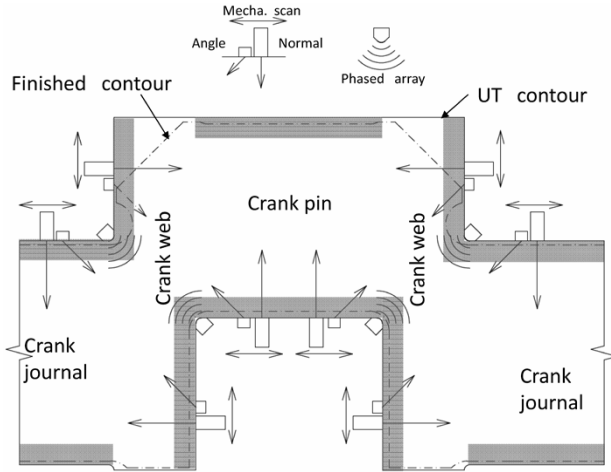


図2 クランク軸の検査対象部位と検査する探触子群

Fig. 2 Target parts of crankshaft for detection and UT probes

穴 (flat bottom hole, 以下FBHという) $\phi 0.5\text{mm}$, その他はFBH $\phi 1\text{mm}$ 以上であり, 深さにより異なる。原子力用鍛鋼品の検査基準がFBH $\phi 6\text{mm}^2$, 一般鍛鋼品がFBH $\phi 4\text{mm}^3$ であることを考えると, 常に疲労破壊の危険にさらされているクランク軸の品質要求の厳しさが理解できる。

本装置を用いて一体型クランク軸を検査している状況を図3に示す。

ローラ付きの受台は, クランク軸長手方向に移動でき, かつローラ部の高さを変更できる。したがって, ジャーナルの数および寸法が異なるクランク軸に対しても, ジャーナル部を受けて一体型クランク軸芯を回転装置軸芯に一致させることができる。

回転装置は, クランク軸端をチャッキングし, ジャーナル軸芯を中心として回転させる。回転角や回転速度は制御ユニットで制御される。

走査ヘッドは複数の探触子を搭載し, 探触子を移動させる機構, 検査対象面に倣いながら探触子を適正な圧力で押し付ける機構, および接触媒質を自動供給する機構を有する。これらの探触子群は, ピン, ジャーナル, フィレット部およびウェブ内外の全表面を走査する。検査中は, 接触媒質は常に自動で探触子表面に供給され, 使用した接触媒質はプールに回収され循環・再利用される。探触子は, 接触媒質を介して検査対象に超音波パルスを送信し, 欠陥からのエコーを受信する。欠陥からのエコーは, 時間波形として探触子の位置情報とともに制御ユニットに送信される。



図3 一体型クランク軸自動UT装置外観

Fig. 3 Appearance of UT instruments for integral type crankshaft

制御ユニットに送信された欠陥エコーはエコー高さで分類され, 検査対象の表面展開マップ上の該当する探触子位置に色分け表示される。

2. 独自のフェイズドアレイ法

検査品質上重要な応力集中箇所であるフィレット部 (R12mm) の探傷においては従来, 当該フィレット部に対応する凸型R12mmウェッジを装着した探触子を機械的に走査していた。しかしながらこの方法では, 小ピッチでの走査, 深さ別の複数回の探傷が必要で非常に長時間を要する。

本装置では, フィレット部にフェイズドアレイ法を適用した。フェイズドアレイ法では, 複数の超音波振動子をアレイ状に配置し, 各素子のパルス送信時間を制御することで様々なUTパルスを発生させることが可能となる。たとえば, 超音波ビームに角度を持たせることや, 超音波ビームの集束深さを変化させることができる。

フェイズドアレイ法を適用することにより, 機械的に探触子を細かいピッチで走査すること, あるいは複数の探触子を用いる必要がない。すなわち, 図4に示すように1プローブでの電子的な走査により複数のフォーカスポイント (Zone I ~ III) で, かつ扇型で示した幅広い角度範囲の超音波ビームでの検査が可能となった。プローブの設計にあたっては, 一般的なフェイズドアレイの周波数上限である10MHzを選択し, R12フィレットに適合すべく0.5mmピッチで128個の振動子を配置している。

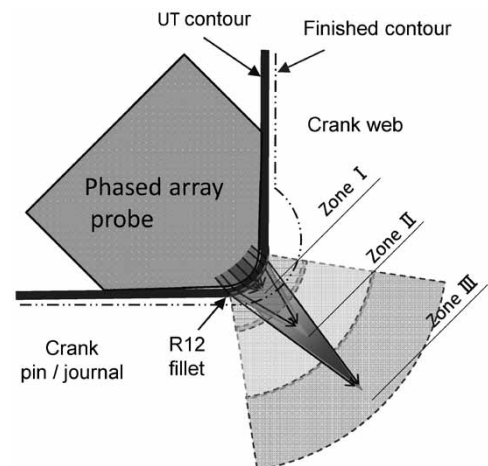


図4 R12フィレットに適用するPAプローブのフォーカス模式図

Fig. 4 Focus pattern diagram of PA probe for R12 fillet

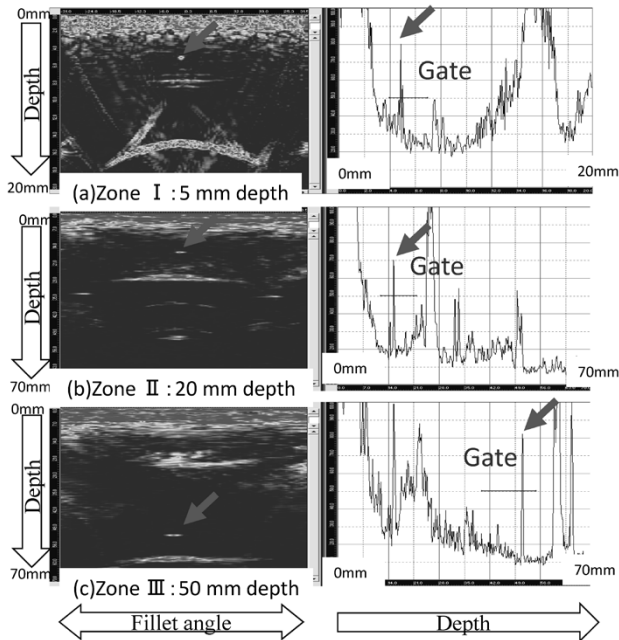


図5 PAプローブによるフィレット部0.5mm平底穴検出結果
 Fig. 5 Detection results of $\phi 0.5\text{mm}$ flat bottom holes using PA probe

フェイズドアレイプローブをフィレット部に適用するにあたっては、深さゾーンごとの励起素子数、ディレイ設定、感度設定、接触媒質の供給方法などの条件を最適化し、R12の探傷面から90°の角度範囲で深さ50mmまでのFBH $\phi 0.5\text{mm}$ を確実に検出できる探傷法を独自開発した。図5に示すのは、FBH $\phi 0.5\text{mm}$ の人工欠陥を設けたテストピースを探傷した結果である。矢印で示したように、表層下5~50mmのゲート範囲内で十分なS/NでFBH $\phi 0.5\text{mm}$ を検出できている。

3. 独自の走査機構

偏心部を持ったクランク軸特有の複雑形状に対して安定した探傷を実現できる独自の走査機構を開発した。

図6に示すように本装置の走査機構は、フリーに動く走査ヘッドをピンまたはジャーナルに設置し、回転装置でクランク軸を回転させると、走査ヘッドがクランク軸に追従して回転しながら検査する。走査ヘッドは、偏心したピンにも追従して検査できるように設計されている。走査ヘッドは、ウェブ用、ピンおよびジャーナル用、

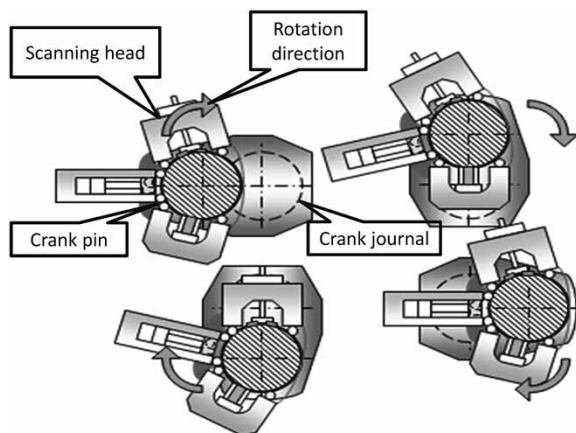


図6 ピン追従型走査機構の模式図
 Fig. 6 Mechanism of pin-following type scanning

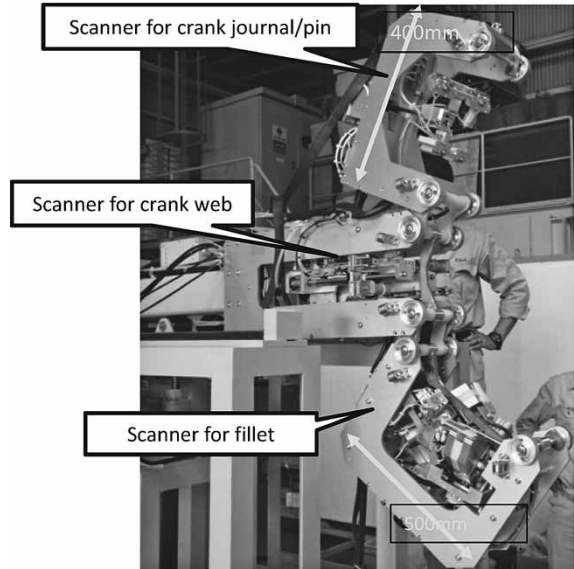


図7 走査ヘッド外観
 Fig. 7 Appearance of scanning head

およびフィレット用の3つのスキャナで構成されている(図7)。各スキャナは、クランク軸が回転して偏心したピンがどの角度に位置しても、クランク軸の半径方向または軸方向に探触子を走査できる機構を有している。ピン/ジャーナル部の探触子走査機構には抑え圧自動制御を付加した首振り走査方式⁴⁾、⁵⁾を採用し、幅広い機種への対応を可能にした。

本装置では複数の探触子による同時探傷を実現しており、ウェブとピンまたはジャーナルを同時に走査できる。

各探触子ごとにビームの半値幅を測定し、走査ピッチを、その半値幅未満に設定する。これにより評価レベルを基準エコーレベルの半分とすることで、欠陥エコーの見逃しがなくなる。

4. 探傷結果例

本装置を用い、介在物を内在させた試験体を対象に探傷を行った結果の一例を図8に示す。探傷結果は、クランク軸表面を展開したマップ上に、探触子ごとにエコー高さで色分類されプロットされている。

中央部②にはウェブ表面マップがあり、画面左側の長

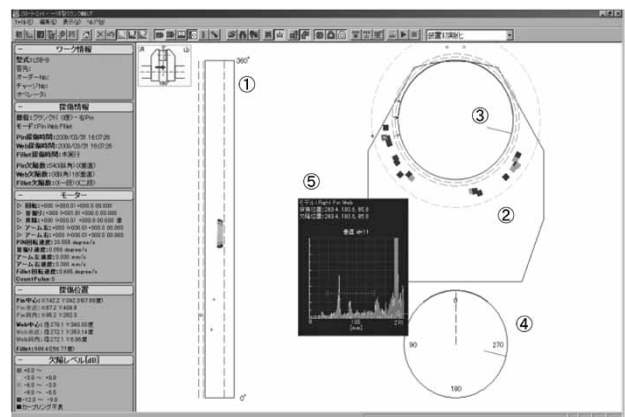


図8 検査結果の例
 Fig. 8 Example of detection results

方形①は、ピンの表面を展開したマップである。ピンまたはジャーナルを示す円形（③、④）のマップ上にはフィレット部の探傷結果がプロットされる。

それぞれのマップ上にプロットされた点にはそれぞれの点で観測されたエコー波形も記録されており、プロット部をクリックすることで画面中央部にUTエコーの時間波形が表示され（⑤）、検査員による分析が可能である。

検出されたインディケーション^{注)}は一覧表としてリスト表示される。近接したインディケーションをまとめてグループ化し、欠陥サイズを評価項目として表示することも可能である。信号処理部においては、外来電気ノイズによる誤検出を低減すべく、送信超音波パルスに同期したエコー信号かどうかを判定するアルゴリズム⁴⁾を搭載し、信頼性の高い検査としている。

5. 従来法との比較^{6), 7)}

当社検査員が従来の手動探傷法で本装置と同レベルの検査を実施する場合、常に2mm以下の細かなピッチで走査しなければならなかった。とくに、探傷が難しいフィレット部からの垂直探傷では、完全に検査するためには、深さごとに超音波の焦点を変えたミニチュア探触子を複数使用して、1mm以下の走査ピッチで検査していた。たとえば、図1に示した一般的な9気筒の一体型クランク軸を上記条件で検査すると、走査速度や探傷ピッチ、探傷面積から概算される検査時間は約10労働日を必要とする。さらに、このような検査は非常に訓練された

検査員でしか実施できない。

一方、本装置で検査する場合には2労働日で実施できる。さらに、手探傷と比較しても検査員に対してそれほど高いスキルや訓練を必要としない特長を持つ。

むすび＝一体型クランク軸用自動超音波探傷装置を開発して、以下のことを実現した。

- ・独自のフェイズドアレイ法により、探傷面がR12のフィレット表面から深さ50mmまでの平底穴φ0.5mmの欠陥を電子走査によって角度90°の範囲で検出可能にした。
- ・独自の走査機構により、偏心回転するクランク軸に対しても安定した自動走査を可能にした。
- ・垂直法、斜角法およびフェイズドアレイ法を採用し、一体型クランク軸のほぼ全体積の自動検査を可能にした。

これらの実現により、従来法では10労働日が必要な検査を2労働日に短縮するとともに、検査員に要求するスキルを低減させることができた。

参 考 文 献

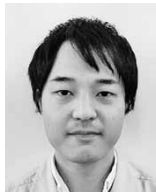
- 1) 日本非破壊検査協会. 超音波探傷試験 I～III. 1989.
- 2) ASME SA508 Class2 S2. 2007.
- 3) JIS G 0587. 2007.
- 4) 岡本 陽ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.16.
- 5) 和佐泰宏ほか. R&D神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.3, p.35.
- 6) H. Hamano. IFM2014. 2014, p.520
- 7) 濱野博文ほか. 鋳鋼と鍛鋼. 2014, No.541, p.68.

脚注) 非破壊試験で検出した不連続部または不規則部から得られた信号などの情報。

(論文)

一体型クランク軸用低合金鋼の超高サイクル疲労域まで含めた疲労特性に及ぼす介在物サイズの影響

Effect of Inclusion Size on Fatigue Properties in Very High Cycle Region of Low Alloy Steel Used for Solid-type Crankshaft



矢倉亮太*¹
Ryota YAKURA



松田真理子*¹
Mariko MATSUDA



酒井達雄*² (博士(工学))
Dr. Tatsuo SAKAI



上野 明*² (博士(工学))
Dr. Akira UENO

A study was conducted to grasp the fatigue properties, including the properties in a very high-cycle fatigue region, of a low-alloy steel used for the solid-type crankshaft of a 4-cycle diesel engine. Fatigue tests were conducted on specimens, some of which were taken from a solid-type crankshaft and others taken from a round forged bar. The relation between the inclusion size at crack initiation sites and the fatigue property was studied on the basis of fracture mechanics. The study developed a relation equation between the fatigue life and inclusion size, as well as a relation equation between the threshold stress intensity range and inclusion size, for fracture initiated from the surface and internal inclusions. These equations show that decreasing inclusion size improves not only the fatigue strength working against surface fracture but also that attributable to internal fracture.

まえがき = 近年、船舶および陸上発電用の4サイクルディーゼルエンジンの高出力化、コンパクト化が望まれている^{1)~4)}。これに伴い、4サイクルディーゼルエンジンに搭載される一体型クランク軸の高強度化が求められており、現在では、引張強さ900~1,100MPaの低合金鋼が主流の材料となっている。

また当社では、材料の高強度化に加えて高疲労強度化技術の開発にも注力している。一体型クランク軸を含む大型鍛鋼品中には、不可避免的に介在物が含まれる。こうした介在物は疲労き裂の起点となり、その大きさに応じて疲労強度を低下させることが知られている⁵⁾。そこで、鍛鋼品中の介在物の量と大きさを減少させることによって疲労強度を改善した高纯净度鋼を開発し^{6)~8)}、一体型クランク軸への適用を開始している。

一方、4サイクルディーゼルエンジンの機器寿命を全うするまでの間、一体型クランク軸には 10^9 回にも達する繰り返し応力が負荷される。応力負荷繰り返し数が 10^9 回までの疲労は超高サイクル疲労と呼ばれ、現在も多数の研究が行われている⁹⁾。一体型クランク軸用材料についても、超高サイクル域まで含めた疲労特性の把握が必要と考えられるが、そういった研究事例は少ない^{10), 11)}。そこで、超高サイクル域における疲労破壊の有無、および疲労限度に及ぼす介在物サイズの影響の把握を目的に、一体型クランク軸用低合金鋼を対象とする疲労試験を行ない、疲労寿命および疲労限度と介在物サイズの関係について検討を行った。

1. 超高サイクル域での疲労破壊の特徴

従来、鉄鋼材料の疲労破壊は、応力負荷繰り返し数 10^7 回までに現れる疲労限度（以下、疲労限度という）以下の応力では生じないと考えられてきた。しかし、とくに高強度の鉄鋼材料において $10^7 \sim 10^9$ 回の繰り返し数で疲労限度よりも低い応力で疲労破壊が生じる現象、すなわち超高サイクル疲労の存在が近年の研究によって明らかにされている。

通常の疲労破壊は、金属表面もしくは表面に存在する介在物を起点に生じるが、超高サイクル疲労破壊におけるき裂の起点は、一般的に内部に存在する介在物とされている⁹⁾。こういった内部介在物を起点とした超高サイクル疲労破壊は、軸受鋼¹²⁾ やばね鋼¹³⁾、工具鋼¹⁴⁾ などの引張強さ1,200MPa以上の高強度鋼で起こりやすいとされているが¹⁵⁾、引張強さ900~1,100MPa程度の一体型クランク軸用低合金鋼では超高サイクル疲労破壊が起こるかどうか明らかにされていない。

2. 調査・試験方法

2.1 供試材

供試材は、重量12~65トンの鋼塊から作製した。鋼種は当社開発鋼40CrMo8に加えて34CrNiMo6、36CrNiMo4、および42CrMo4 (DIN規格鋼) を用いた。これらの鋼の成分の狙い値とS、O量の範囲を表1に記す。40CrMo8については、S、O量やスラグ組成などを調整することで介在物を種々の大きさに制御し、高纯净度鋼

*¹ 鉄鋼事業部門 鍛鋼事業部 技術開発部 *² 立命館大学 理工学部機械工学科

(S<20ppm, O<15ppm) および従来鋼を作製した。

これらの鋼塊を用い、鍛錬比3以上、の熱間鍛造によりφ450~620mmの丸棒形状に成形した。また、40CrMo8製の重量約65トンの高純度鋼および従来鋼の鋼塊を、熱間鍛造により主軸径480mmの一体型クランク軸に成形した。

成形した素材に焼入れ・焼戻しを施し、丸棒材を引張強さ800~1,100MPaの範囲、クランク軸材を引張強さ1,000MPa級(950~1,050MPaの範囲)に調質した。

試験片は図1に示すとおり、クランク軸の場合は実働中に最も負荷がかかるピンフィレット部から採取し、丸棒の場合は、表面からの深さと試験片長手方向に対する鍛流線の方向が、クランク軸ピンフィレット部から採取した試験片と同等になるように採取した。

2.2 疲労試験

2.2.1 高サイクル疲労試験

高純度鋼と従来鋼の 10^7 回までの疲労限度の比較を目的に、小野式回転曲げ疲労試験を実施した。また、クランク軸から採取した試験片については、軸力疲労試験を行った。

小野式回転曲げ疲労試験は、丸棒材から採取した平行部φ10×30mmの平滑試験片を用いて、試験周波数60Hzで行った。試験方法は階差法とし、試験片ごとの疲労限度 σ_w を求めた。具体的には、ある応力振幅 σ_a で疲労試験を実施し、 3×10^6 回未破断の場合、 σ_a を20MPaずつ増加させて破断するまで試験を繰り返し、破断した応力から20MPaを引いた σ_a を σ_w とした。この方法を用いることで、 σ_w と介在物寸法の関係を直接検討することができる。

軸力疲労試験は、平行部φ10×30mmの平滑試験片を用いて、応力比-1で行った。試験周波数は30~45Hzとし、試験打ち切り繰り返し数は 10^7 回とした。

表1 供試材の化学成分

Table 1 Target of chemical compositions of test steels

Material	(mass%)							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	O
40CrMo8	0.38	0.25	0.90	-	2.00	0.25	<60 ppm	<50 ppm
34CrNiMo6	0.34	0.25	0.65	1.50	1.50	0.25		
36CrNiMo4	0.36	0.25	0.65	1.00	1.00	0.25		
42CrMo4	0.42	0.25	0.75	-	1.10	0.23		

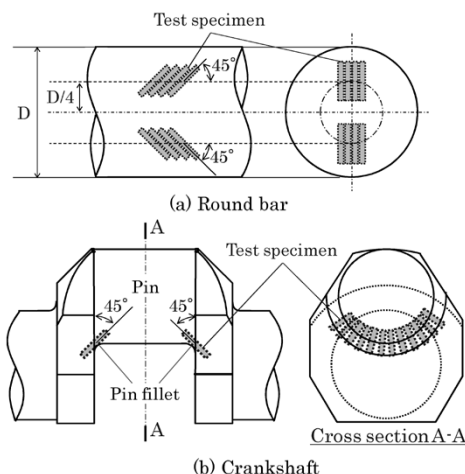


図1 試験片の採取方法

Fig. 1 Preparation of specimens

2.2.2 超高サイクル疲労試験

高純度鋼と従来鋼の超高サイクル域までの疲労特性の比較を目的に、片持ち式回転曲げ疲労試験¹⁶⁾を行った。試験片は、軸力疲労試験片と同様にクランク軸材から採取し、最小断面部φ4mm砂時計型形状とした。試験周波数は52.5Hzとし、試験打ち切り繰り返し数は 10^9 回とした。なお、上述の疲労試験は、すべて常温大気中で行った。

2.3 破面観察および介在物サイズの測定

破断した疲労試験片の破面をSEMによって観察した。疲労き裂の起点が介在物の場合は、その形状を外接する楕円で近似し、楕円の面積の平方根を介在物サイズの代表値 \sqrt{area} とした。 \sqrt{area} は、疲労強度に対する介在物サイズの影響を評価するパラメータとして有効であることが知られている⁵⁾。

3. 試験結果

3.1 高サイクル疲労試験の結果

小野式回転曲げ疲労試験によって得られた40CrMo8高純度鋼と、40CrMo8および他の3鋼種を含む従来鋼の疲労限度 σ_w を、800~1,100MPaの強度範囲で比較した結果を図2に示す。高純度鋼および従来鋼ともにばらつきはあるものの、引張強さが増加すると疲労限度も増加する傾向が認められた。また、ばらつきの上限は高純度鋼と従来鋼で同程度であるが、ばらつきの下限は高純度鋼の方が高かった。すなわち、高純度鋼の σ_w は従来鋼に比べて安定して高いといえる。

つぎに、40CrMo8の高純度鋼および従来鋼の軸力疲労試験結果を図3に示す。なお、軸力疲労試験では、

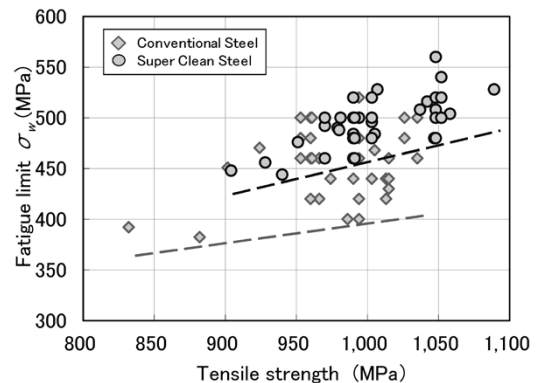


図2 小野式回転曲げ疲労試験の結果

Fig. 2 Results of rotating bending fatigue tests

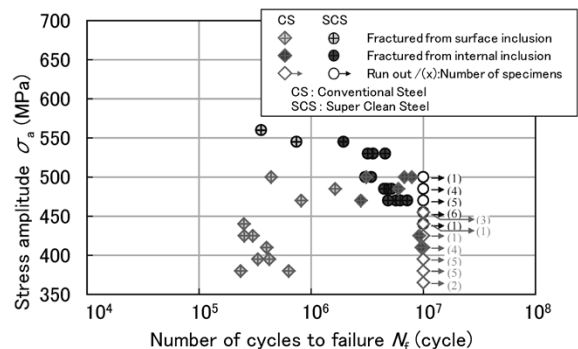


図3 40CrMo8の軸力疲労試験の結果

Fig. 3 Results of axial load fatigue tests of 40CrMo8

小野式回転曲げ疲労試験の結果から疲労限度付近と思われる応力振幅を重点的に実施した。軸力疲労試験では、疲労き裂の起点が表面介在物と内部介在物の2種類の破壊形態が確認された。表面介在物を起点とした疲労破壊は、主に 10^6 回未満で発生した。一方、内部介在物を起点とした疲労破壊は、すべて 10^6 回以上で生じた。破断した応力振幅の最小値は、表面介在物起点型破壊において高純度鋼および従来鋼でそれぞれ545MPaおよび380MPa、内部介在物起点型破壊においてはそれぞれ470MPaおよび410MPaで、いずれの破壊形態においても従来鋼よりも高純度鋼の方が高かった。

3.2 超高サイクル疲労試験の結果

40CrMo8の高純度鋼および従来鋼の片持ち式回転曲げ疲労試験結果を図4に示す。 σ_w は、高純度鋼および従来鋼でそれぞれ582.5MPa、525MPaであり、高純度鋼の方が約11%高かった。疲労き裂の起点は、高純度鋼で全て金属表面、従来鋼で全て表面介在物であった。軸力疲労試験に見られたような内部介在物起点型破壊は生じず、 $10^6 \sim 10^9$ 回の繰り返し数域での疲労破壊も生じなかった。

3.3 破面観察の結果

破面観察結果の一例として、SEMにより撮影した反射電子像を図5に示す。前述のとおり、金属表面(図5

(a)、表面介在物(図5(b))、および内部介在物(図5(c))および(c)中の介在物を拡大した(d)の3種類の疲労き裂の起点が確認された。介在物の大きさ \sqrt{area} は、高純度鋼および従来鋼でそれぞれ20~60 μ m、20~150 μ m程度であった。

4. 考察

4.1 破壊形態に応じたS-N関係

図6に、片持ち式回転曲げ疲労試験と軸力疲労試験の結果を合わせて示す。図6では、高純度鋼と従来鋼を識別せず、試験方法と破壊形態に応じてデータ点の表示方法を変えた。図6から、金属表面(Surface)、表面介在物(Surface inclusion)および内部介在物(Internal inclusion)の疲労き裂起点位置に応じたS-N関係が成り立っているように見受けられた。疲労寿命は、疲労き裂の起点が表面介在物の場合が最も短く、次に金属表面の場合が短く、内部介在物の場合が最も長かった。最小破断応力は、内部介在物起点型破壊よりも表面介在物起点型破壊の方が低かった。しかし、軸力疲労試験では 10^7 回を打ち切り回数としたため、 10^7 回以上の繰り返し数域で表面介在物起点型破壊の最小破断応力よりも低い応力振幅下で内部介在物起点型破壊が生じる可能性を否定できない。また、片持ち式回転曲げ疲労試験では、内部介在物を起点とした長寿命域($10^6 \sim 10^9$ 回)の疲労破壊は生じていないが、軸力疲労試験に比べて試験片サイズが小さいため、内部に介在物が含まれにくく、その結果内部介在物起点型破壊が現れなかった可能性もある。すなわち、 10^7 回以降の繰り返し数域における内部介在物起点型破壊の発生有無、およびそのS-N関係は依然不明のままである。そこで、 10^7 回以降の繰り返し数域における内部介在物起点型破壊の挙動を予測するため、以下の検討を行った。

4.2 疲労寿命と介在物サイズの関係

介在物をき裂とみなしたときの初期応力拡大係数範囲 ΔK は、 \sqrt{area} と応力振幅 σ_a を用いて式(1)で表される⁵⁾。

$$\Delta K = M \sigma_a (\pi \sqrt{area})^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、Mは応力拡大係数の補正係数で、疲労き裂の起点が表面介在物の場合0.65、内部介在物の場合0.50であることが知られている⁵⁾。また、式(1)によって求め

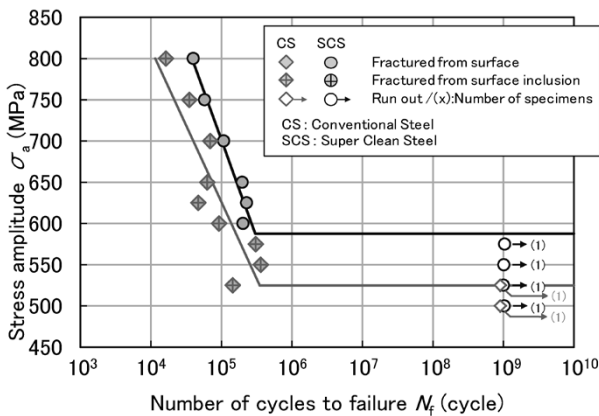


図4 40CrMo8の片持ち式回転曲げ疲労試験結果

Fig. 4 Results of cantilever rotating bending fatigue test of 40CrMo8

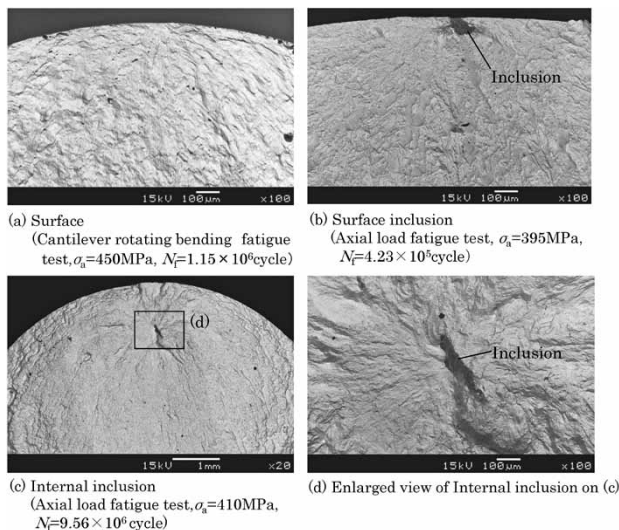


図5 疲労き裂起点の観察例

Fig. 5 Examples of fatigue crack initiation sites

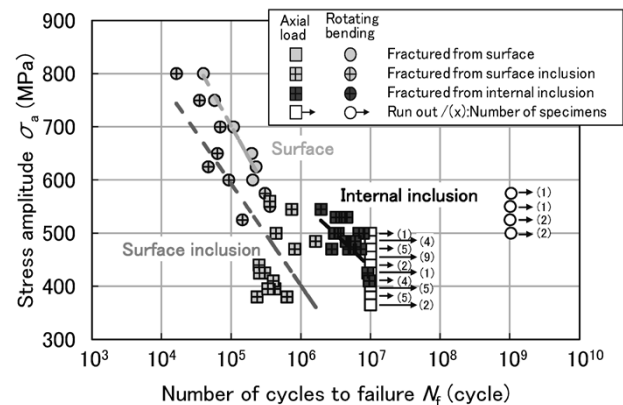


図6 40CrMo8の軸力及び片持ち式回転曲げ疲労試験結果

Fig. 6 Results of axial load and cantilever rotating bending fatigue tests of 40CrMo8

られる ΔK は、疲労寿命 N_f を \sqrt{area} で除したパラメータ (N_f/\sqrt{area}) との間で式 (2) の両対数直線関係が成り立つとされている¹⁰⁾。

$$\Delta K = \alpha (N_f/\sqrt{area})^\beta \quad \dots\dots\dots (2)$$

1,000MPa級40CrMo8の軸力および片持ち式回転曲げ疲労試験結果とSEM破面観察結果に基づき、 ΔK と (N_f/\sqrt{area}) の関係について実験点をプロットした結果を図7に示す。図7から、式(2)の α は表面介在物起点型破壊で25、内部介在物起点型破壊で44、 β は表面介在物起点型破壊で-0.21、内部介在物起点型破壊で-0.23と推定された。式(2)と図7から求めた α および β を用いて、任意の σ_a と \sqrt{area} を与えることで、表面および内部起点型破壊における N_f を予測することができる。

4.3 疲労限度と介在物サイズの関係

一般的に、鋼の疲労限度はき裂の発生限界ではなく、発生したき裂の伝播停止限界と考えられている⁵⁾。したがって、き裂が進展を開始する閾値(いきち)である下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係を明らかにすることにより、介在物サイズが疲労限度に及ぼす影響も明らかになる。

図8に、1,000MPa級40CrMo8の小野式回転曲げ疲労試験および軸力疲労試験の結果と、SEM破面観察結果から式(1)を用いて算出した ΔK と \sqrt{area} の実験値をプロットした結果を示す。

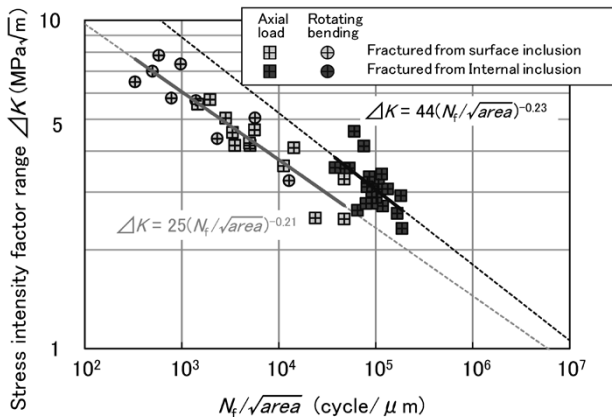


図7 40CrMo8における ΔK と(N_f/\sqrt{area})の関係
Fig. 7 Relationship between ΔK and (N_f/\sqrt{area}) for 40CrMo8

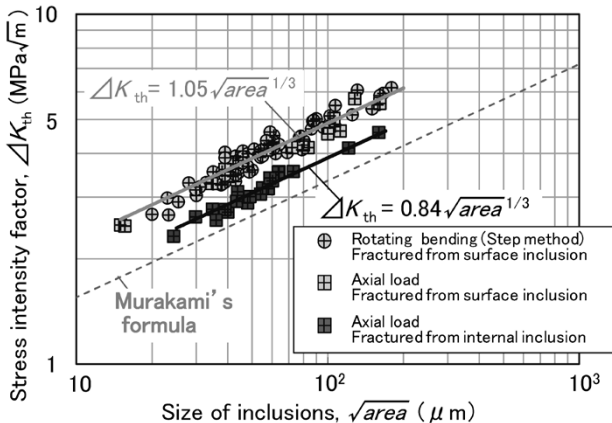


図8 40CrMo8における ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係
Fig. 8 Relationship between ΔK_{th} and \sqrt{area} for 40CrMo8

階差法で行った小野式回転曲げ疲労試験からは、試験片ごとの σ_w と \sqrt{area} が得られる。これらを式(1)の σ_a と \sqrt{area} に代入して求めた ΔK は、疲労き裂が進展を開始する閾値である ΔK_{th} とみなすことができる。

一方、軸力疲労試験で得た破断応力 σ_f と \sqrt{area} を式(1)の σ_a と \sqrt{area} に代入して求めた ΔK は、本来 ΔK_{th} とみなすことはできない。しかしながら、軸力疲労試験が疲労限度付近と思われる応力振幅下で行われたことと、表面介在物起点型破壊において階差法と軸力疲労試験のデータ点が良く一致したことから、ここでは上記 ΔK を ΔK_{th} として扱い、内部介在物起点破壊の ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係の定式化に用いた。

図8において、表面および内部介在物起点型破壊の双方で式(3)に示した村上の式⁵⁾に類似した傾向が見られたため、 ΔK_{th} は(\sqrt{area})^{1/3}に比例すると仮定して式(4)を得た。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-2} (HV+120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\Delta K_{th} = \gamma (\sqrt{area})^{1/3} \quad \dots\dots\dots (4)$$

図8から、1,000MPa級40CrMo8では、係数 γ は表面介在物起点型破壊で1.05、内部介在物起点型破壊で0.84と推定された。また、式(4)から、任意の \sqrt{area} を与えることで表面および内部介在物起点型破壊における ΔK_{th} を予測することができ、ひいては、次節で述べるとおり σ_w を推定することも可能である。

4.4 S-N曲線の予測と介在物サイズの影響の推定

以上に述べた N_f および ΔK と \sqrt{area} の関係を表す式(1)、(2)および、 ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係を表す式(4)から、1,000MPa級40CrMo8について、任意の大きさの介在物を起点とした表面および内部介在物起点型破壊のS-N曲線を予測する。

まず、想定される介在物サイズを \sqrt{area} として、式(1)に任意の応力振幅 $\sigma_{a,i}$ を与えると、 $\sigma_{a,i}$ に応じた応力拡大係数範囲 ΔK_i が算出される。算出された ΔK_i と \sqrt{area} を式(2)に与えると、 \sqrt{area} および $\sigma_{a,i}$ に応じた破断繰り返し数 $N_{f,i}$ が求まる。同様の方法で、ほかの $\sigma_{a,i}$ についても $N_{f,i}$ を求めることで、図9中の①の曲線で示した有限寿命域のS-N曲線を予測できる。つぎに、式(4)に \sqrt{area} を与えて求まる下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th} に相当する応力振幅を式(1)から求めると σ_w および直線②が得られる。図9中の曲線①と直線②の交

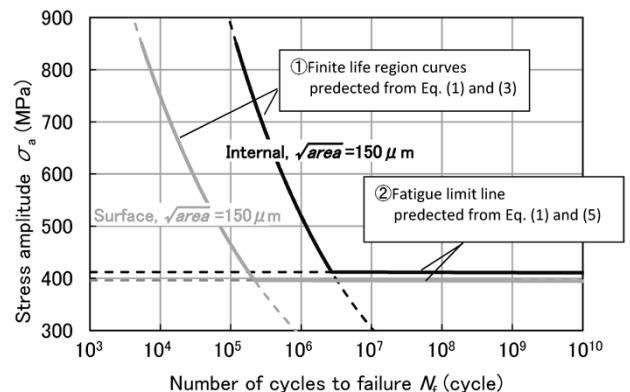


図9 S-N曲線の予測方法
Fig. 9 Prediction method of S-N curves

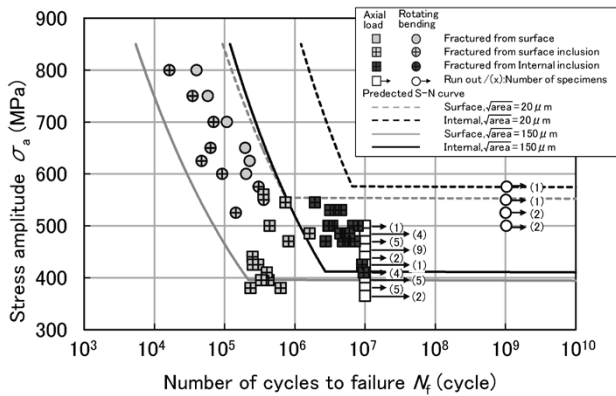


図10 40CrMo8のS-N曲線の予測結果
Fig.10 Predicted S-N curves for 40CrMo8

点よりも下側部分を曲線①から、左側部分を直線②から除去することで、S-N曲線を予測できる。

実際にS-N曲線を予測した結果を図10に示す。疲労試験片の破面上に観察された介在物の大きさが $\sqrt{areae} = 20 \sim 150 \mu\text{m}$ 程度であったため、その下限値の $20 \mu\text{m}$ および上限値の $150 \mu\text{m}$ の2条件で表面および内部介在物起点型破壊のS-N曲線の予測を行った。

予測の結果、表面および内部介在物起点型破壊のほぼ全てのデータ点が、それぞれの破壊形態における $\sqrt{areae} = 20 \mu\text{m}$ と $\sqrt{areae} = 150 \mu\text{m}$ の予測S-N曲線の間に収まった。また、片持ち式回転曲げ疲労試験で 10^9 回未破断となった σ_a の最大値(=575MPa)と、 $\sqrt{areae} = 20 \mu\text{m}$ で予測した内部介在物起点破壊のS-N曲線の σ_w (水平部)がおおむね一致した。以上の結果から、本手法により予測したS-N曲線は妥当なものと考えられる。

図10の予測S-N曲線から、1,000MPa級40CrMo8の超高サイクル域まで含めた疲労特性について、以下のことが言える。まず、予測した $\sqrt{areae} = 20 \mu\text{m}$ と $150 \mu\text{m}$ のS-N曲線を比較すると、表面および内部介在物起点型破壊ともに $\sqrt{areae} = 20 \mu\text{m}$ のS-N曲線のほうが $\sqrt{areae} = 150 \mu\text{m}$ のものよりも長寿命側に位置し、 σ_w も高い。この結果から、高纯净度化、すなわち介在物サイズの低減により、表面介在物起点型破壊だけでなく、内部介在物起点型破壊における疲労限度も同様に改善が可能と思われる。また、同じ \sqrt{areae} で予測した内部介在物起点型破壊と表面介在物起点型破壊のS-N曲線を比較すると、表面介在物起点型破壊の σ_w よりも内部介在物起点型破壊の σ_w のほうが高い。すなわち、表面と内部に同じ大きさの介在物が存在する場合、表面介在物起点型破壊の σ_w 以下の応力では、内部介在物を起点とした疲労破壊は生じないことが示唆された。さらに、いずれのS-N曲線も、傾斜部と水平部の交点が 10^7 回よりも低サイクル側に位置していることから、 10^7 回以降の繰り返し数域では表面介在物起点型だけでなく、内部介在物起点型破壊も生じないことが示唆された。

むすび=一体型クランク軸に用いられる高纯净度鋼および従来鋼について、超高サイクル域まで含めた疲労特性を調査した。また、疲労寿命および疲労限度に及ぼす介在物サイズの影響について検討を行った。得られた結果を以下に記す。

- 1) 最大繰り返し数 10^9 回までの片持ち式回転曲げ疲労試験を実施した結果、高纯净度鋼・従来鋼ともに 10^7 回以上の繰り返し数で疲労破壊は生じなかった。
- 2) 当社製一体型クランク軸用低合金鋼の表面および内部介在物起点型破壊における疲労寿命 N_f と介在物サイズ \sqrt{areae} の関係式、および下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} と介在物サイズ \sqrt{areae} の関係式を得た。
- 3) 2)の関係式を用いて、介在物サイズ $\sqrt{areae} = 20 \sim 150 \mu\text{m}$ の範囲で表面および内部介在物起点型破壊それぞれのS-N曲線の予測が可能である。
- 4) 介在物サイズの低減によって、表面介在物起点型破壊だけでなく内部介在物起点型破壊における疲労限度も同様に改善が可能と思われる。

参考文献

- 1) 真壁 稔. 第75回マリンエンジニアリング学術講演会予稿集. 2006, p.77.
- 2) Franz Koch. The new MAN B&W L21/31 Engine-Design Development and Experience. 2004, No.174.
- 3) Juha Kytola. Development of the Waertsilae 4-stroke engine range. 2004, No.123.
- 4) Yutaka Miyawaki et al. The new DAIHATSU DC-17 4-stroke medium speed diesel engine. 2004, No.101.
- 5) 村上敬宜. 金属疲労. 微小欠陥と介在物の影響, 1993.
- 6) 篠崎智也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.94-97.
- 7) T. Shinozaki, et al. International Symposium on Marine Engineering. 2009.
- 8) R. Yakura, et al. CIMAC Congress (2013), Paper No.442.
- 9) Tatsuo Sakai. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering. 2009, Vol.3, No.3, p.425-439.
- 10) 小俣重雄ほか. 日本マリンエンジニアリング学会誌. 2003, Vol.38, No.7, p.55-62.
- 11) 矢倉亮太ほか. 日本材料学会第63期学術講演会予稿集. 2014, 講演番号206.
- 12) 酒井達雄ほか. 材料. 2000, Vol.49, No.7, p.779-785.
- 13) 阿部孝行ほか. 日本機械学会論文集(A編). 2001, Vol.67, No.664, p.112-119.
- 14) 塩澤和章ほか. 材料力学部門講演会講演論文集. 2001, p.243-244.
- 15) K. Kanazawa et al. NRIM Fatigue Data Sheet Technical Document, 1989, No.9.
- 16) Taizoh Yamamoto et al. Proceedings of VHCF-5. 2011, p.439-444.

(技術資料)

高強度低合金鋼の中間軸への適用

Application of Low Alloy Steel with High Tensile Strength to Intermediate Shaft Designs



池上智紀*¹
Tomonori IKEGAMI



高岡宏行*¹
Hiroyuki TAKAOKA



田村史彦*¹
Fumihiko TAMURA



藤網宣之*¹
Nobuyuki FUJITSUNA



井口 祐*²
Yu IGUCHI

It is stipulated in Requirements Concerning Machinery Installations, Unified Requirement M68 of International Association of Classification Society (IACS UR M68) that the minimum specified tensile strength of alloy steel for a propulsion shaft shall not exceed 800MPa. This is due to the fact that torsional fatigue properties and fatigue notch sensitivity are not known in the high-strength region. Meanwhile, demand is increasing for intermediate shafts having a minimum specified tensile strength greater than 800MPa to reduce the weight by decreasing the diameter, to prevent damage to shaft bearings and to broaden the permissible scope of torsional vibration stresses. Thus we have developed a steel having a tensile strength of 1,000MPa, evaluated its torsional fatigue property and verified that the torsional fatigue strength has been increased in proportion with the tensile strength, while the fatigue notch sensitivity remains the same as that of conventional steel.

まえばき = 船舶用エンジンは、近年のCO₂排出規制および省エネの観点から、高出力・高効率化が求められるため、低回転数、高トルク回転での設計となる傾向がある。そのため、エンジンの動力をプロペラ軸に伝える部材である中間軸には、これまでよりも高いねじり振動応力が生じることが予想される。高いねじり振動応力に対応するには中間軸材料の高強度化が必要であるが、国際船級協会連合 (International Association of Classification Societies: IACS) より公示された技術決議である統一規則IACS UR M68¹⁾には、中間軸に適用される低合金鋼の規格最低引張強度は800MPaを超えてはいけなく定められている。これは、従来の材料においては、ある一定以上の高強度になった場合に、引張強度増加分の疲労強度の増加が一般的には期待できなくなる²⁾こと、また、引張強度の増加に伴って疲労強度の切欠に対する感受性が高くなる³⁾ことなどの理由から、安全性を考慮して高強度での設計を制限するためと考えられる。これらの高引張強度域での疲労強度特性が低下する原因として、鋼中に非金属介在物が存在することであると考られている⁴⁾。

そこで当社は、800MPaを超える引張強度を有する低合金鋼を用いた中間軸の設計というニーズに応え、引張強度1,000MPaを有する清浄度の高い低合金鋼用材料を開発し、そのねじり疲労強度および切欠感受性を調査した。本稿では、開発鋼と従来鋼との疲労特性を比較して報告する。

1. 高強度中間軸の製造

図1に船舶における中間軸の搭載位置を、図2に機

械加工後の中間軸を示す。中間軸はエンジンの動力をプロペラ軸に伝える役割を有する重要な部材である。図3、4に中間軸の製造工程の概略を示す。製鋼、造塊を

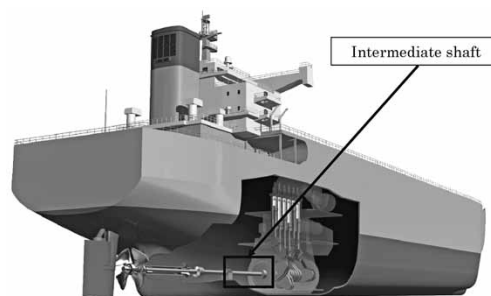


図1 中間軸搭載位置
Fig. 1 Location of intermediate shaft



図2 中間軸の外観 (機械加工後)
Fig. 2 Appearance of intermediate shaft after machining

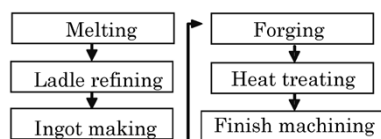


図3 中間軸製造工程
Fig. 3 Manufacturing process of intermediate shafts

*¹ 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 *² 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鍛圧部

経て鋼塊を製造し、加熱、鍛造を行ってフランジ付き丸棒形状に成形を行う。続いて熱処理を施し、最後に機械加工にて所定の寸法に仕上げる。

今回開発した高強度中間軸用鋼は、表1に示すように合金成分を加えて焼入れ性を向上させて高強度化を図った。一方で、硫化物系および粒状酸化物系介在物の両者を低減すべく製鋼プロセスの改善を図り、溶鋼中のS量、O量の低減、溶存酸素により生成した介在物の浮上分離の促進を行うことで清浄度の高い材料を作製した。

こうして開発した鋼が、高強度かつ疲労特性にばらつきが少なく、高強度中間軸用鋼として適用可能かどうかの検討を行った。表2に高強度中間軸の清浄度測定結果の一例を示す。開発鋼の清浄度観察視野中に存在する介在物は硫化物系介在物で長さ127μm以下、粒状酸化物系介在物で直径φ27μm以下であることがわかる。ま

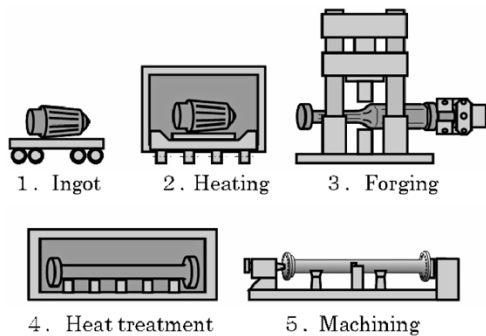


図4 中間軸製造工程

Fig. 4 Manufacturing process of intermediate shafts

表1 試験材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of test pieces

Steel type		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Developed	Max	0.45	0.40	1.20	0.020	0.005	2.50	0.35
	Min.	0.36	0.15	0.80	-	-	1.50	0.15
Conventional	Max	0.43	0.35	0.90	0.035	0.035	1.2	0.30
	Min.	0.38	0.15	0.60	-	-	0.90	0.15

た、欠陥寸法の \sqrt{area} (μm) が100μm以下の欠陥は、引張強度980MPaの低合金鋼のねじり疲労強度に影響を与えないことが調査されている⁵⁾。硫化物系介在物は一般的に細長い形状に伸展されており、開発鋼の清浄度観察視野中に存在する介在物は \sqrt{area} で100μm以下だと考えられ、ねじり疲労強度を評価するにあたり介在物寸法が十分に小さいことがわかる。

2. 中間軸の設計

IACS UR M68によると中間軸の直径は式(1)、ねじり振動許容応力は式(2-1)、(2-2)、(3)にて計算される。ここで、 σ_B は材料の引張強度、 F は軸系部材の種類による定数、 k は形状因子、 n_0 は1分間の回転数、 p は伝達力、 d_i は軸ボアの直径、 d_o は軸部材の直径、 C_k は式(4)によって計算される形状に関する係数、 C_D は軸の直径によって決まる寸法に関する係数、 λ は使用回転数と連続最大回転数との比、 scf は応力集中係数である。 τ_c は引張強度、切欠係数、応力に対する安全率を2として計算された許容応力であり、設定された連続使用禁止範囲において τ_c を超えるような条件での運転は速やかに通過することが望まれる。また、 τ_T は機関の始動、停止に伴う危険回転数通過の際に受ける荷重の生涯繰返し数を $10^{4.5}$ 回とした時間強度を考慮して計算された許容応力であり、いかなる場合も τ_T を超えない条件で運転しなければならない。高強度化するにあたっては、耐久限度、有限寿命、切欠感受性の観点において従来鋼と同等以上の疲労強度が求められるため疲労試験により確認を行った。

$$d = F \cdot k \cdot \sqrt[3]{\frac{p}{n_0} \cdot \frac{1}{1 - \frac{d_i^4}{d_o^4}} \cdot \frac{560}{\sigma_B + 160}} \dots\dots\dots (1)$$

$$\pm \tau_c = \frac{\sigma_B + 160}{18} \cdot C_k \cdot C_D \cdot (3 - 2 \cdot \lambda^2) \dots\dots\dots (2 - 1)$$

表2 清浄度測定結果 (ISO 4976 method A)

Table 2 Cleanliness by ISO 4976 method A

Sample No.	Inclusion group									
	A		B		C		D		DS	
	Index	Total length (μm)	Index	Total length (μm)	Index	Total length (μm)	Index	Count number	Index	Diameter (μm)
	0.5	37 ≤	0.5	17 ≤	0.5	18 ≤	0.5	1 ≤	0.5	13 ≤
	1	127 ≤	1	77 ≤	1	76 ≤	1	4 ≤	1	19 ≤
	1.5	261 ≤	1.5	184 ≤	1.5	176 ≤	1.5	9 ≤	1.5	27 ≤
	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick		
1	-	-	-	-	-	-	1	0.5		0.5
2	-	-	-	-	-	-	0.5	0.5		1
3	-	-	-	-	-	-	0.5	0.5		1
4	-	0.5	-	-	-	-	1	0.5		1
5	0.5	-	-	-	-	-	1	0.5		1
6	-	-	-	-	-	-	1	0.5		0.5

$$\pm \tau_c = \frac{\sigma_B + 160}{18} \cdot C_K \cdot C_D \cdot 1.38 \quad \dots\dots\dots (2-2)$$

for $0.9 \leq \lambda < 1.05$

$$\pm \tau_T = 1.7 \cdot \frac{\tau_c}{\sqrt{C_K}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$C_K = \frac{1.45}{scf} \quad \dots\dots\dots (4)$$

3. ねじり疲労試験

3.1 試験材料

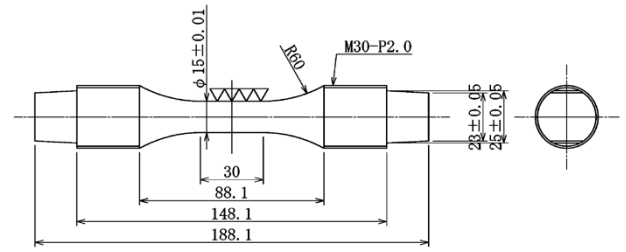
800MPa以上の引張強度を有する材料での疲労特性を評価するため、800MPa程度の引張強度を有する従来鋼、および1,000MPa程度の引張強度を有する開発鋼について疲労試験を実施した。表3に開発鋼と従来鋼の機械的特性を示す。また、表4に示すように焼戻し条件を調整することにより、800MPa以上の異なる引張強度を有する材料を作製した。本稿では、強度クラスが最も高い開発鋼KSF A95を用いて疲労試験を実施し、従来鋼の疲労特性との比較を行った。

3.2 疲労試験方法

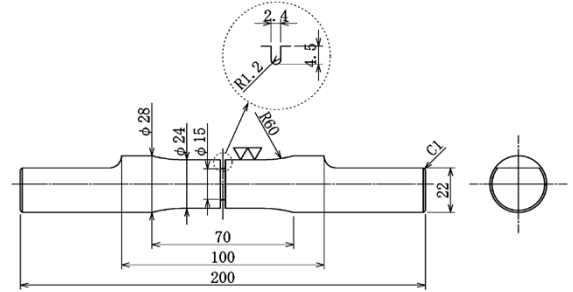
上記二つの材料を用いてねじり疲労試験を実施した。測定環境は室温大気中、応力比は $R = -1$ 、最大繰返し数は 10^7 回、評価方法はS-N法とした。図5に平滑試験片および切欠試験片形状 ($scf = 1.58$) を示す。

3.3 試験結果

図6 (a), (b) にそれぞれ、従来鋼および開発鋼を用いたねじり疲労試験結果を示す。図中には後述するクライテリアも併せて示した。図7に引張強度と 10^7 回で定義した平滑試験片のねじり疲労強度との関係を示す^{5), 6)}。図7を見ると、1,000MPaの引張強度を有する開発鋼のねじり疲労強度は、800MPa以下の引張強度を有する材料の疲労強度との回帰線より上にあり、引張強度増加分の疲労強度の増加は従来どおり見込まれることがわかる。また、図8に応力集中係数と切欠係数との関係を示す^{5), 6)}。図8から1,000MPaの引張強度を有する開発鋼の切欠係数と応力集中係数の関係は、800MPa以



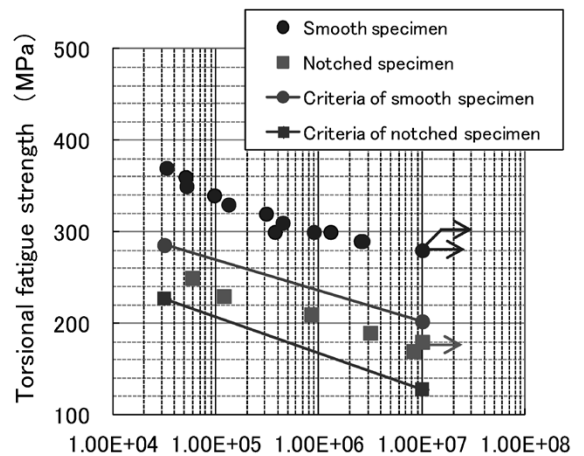
(a)平滑試験片
(a) Smooth specimen



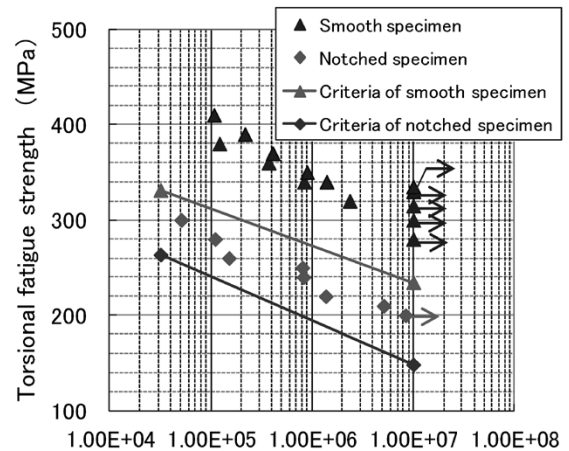
(b)切欠き試験片 ($scf=1.58$)
(b) Notched specimen ($scf=1.58$)

図5 ねじり疲労試験片

Fig. 5 Specimens for torsional fatigue tests



(a) 従来鋼
(a) Conventional steel



(b) 開発鋼
(b) Developed steel

図6 疲労試験結果

Fig. 6 Results of torsional fatigue tests

表3 試験材の機械的性質

Table 3 Mechanical property of test piece

Steel type	Tensile strength (MPa)	Yield stress (MPa)	Elongation (%)		Reduction of area (%)	
			ta	ta	ta	ta
Developed	1,023	866	16.2		55.1	
Conventional	856	679	18.5		53.5	

ta: tangential direction

表4 引張強度と焼戻し条件

Table 4 Tensile strength and tempering conditions

Grade	Steel type	Tensile strength (MPa)		Tempering condition
		Min	Max	
KSFA80	Conventional	780	930	630°C × 10 h
KSFA85	Developed	830	980	630°C × 10 h
KSFA90		880	1,030	615°C × 10 h
KSFA95		930	1,130	600°C × 10 h

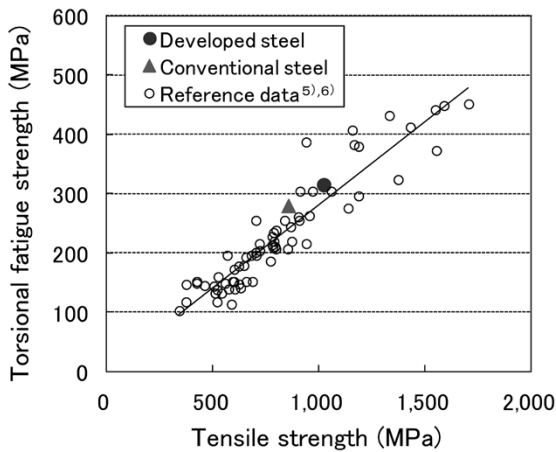


図7 引張強度と平滑試験片でのねじり疲労強度の関係^{5), 6)}
 Fig. 7 Relationship between tensile strength and torsional fatigue strength of smooth specimen^{5), 6)}

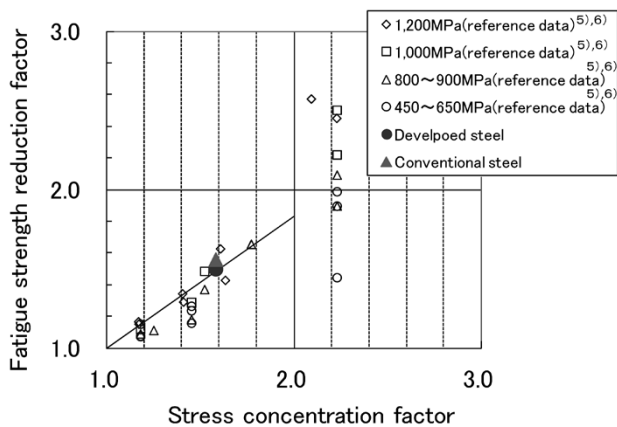


図8 応力集中係数と切欠き係数の関係^{5), 6)}
 Fig. 8 Relationship between fatigue notch sensitivity and stress concentration factor^{5), 6)}

下の引張強度を有する従来鋼の切欠き係数と応力集中係数との回帰線上にあり、引張強度増加に伴う疲労強度の切欠に対する感受性が高くなる傾向は確認されなかった。

4. 考察

IACS UR M68の考えに基づくと、 τ_c は 10^7 回の繰り返し数に対する許容応力であると考えられる。また、 τ_T は危険回転数を通過する際のねじり振動の繰り返し数を $10^{4.5}$ 回 (3.16×10^4 回)として計算された許容応力と考えられる¹⁾。本稿では、 τ_c は式2-1の $\lambda = 0$ で計算し

た。これは、 τ_c の最大値を算出するためである。また、切欠試験片の場合は、 C_k は当社で製造した中間軸の最大値である $scf=1.58$ として式(4)にて計算するものとした。このように計算された τ_c と τ_T とをS-N線図上にて直線で結んだ線をクライテリアとして与え、試験結果と比較することとした。図6から平滑試験片および切欠試験片での試験結果は、いずれもクライテリアより高い応力振幅側に位置しており、安全側であることがわかる。これらの結果から、1,000MPaの引張強度を有する開発鋼を用いることで、規格最低引張強度950MPa未満の規格材に適用可能であることが示唆される。

むすび=800MPa以上の引張強度を有する低合金鋼での中間軸の設計可否を検討するため、引張強度1,000MPaを有する清浄度の高い低合金鋼にてねじり疲労試験を実施した。以下にそれらの結果を示す。

- ・ 開発鋼では引張強度増加分の疲労強度の増加は従来どおり見込まれることがわかった。
- ・ 開発鋼の切欠係数と応力集中係数との関係は800MPa以下の引張強度を有する材料と傾向はほぼ一致しており、高強度化により切欠感受性が高くなる傾向は確認されなかった。
- ・ τ_c と τ_T を用いて設定したクライテリアに対し、試験結果が高応力振幅側に位置することから、開発鋼が規格最低引張強度950MPa未満の規格材に適用可能であると示唆される。

なお、中間軸の材料に800MPaを超え950MPa未満の強度の合金鋼を用いる特別承認を得るためのAPPENDIX Iが2015年4月にIACS UR M68に追加された。本結果を生かして高強度材の適用を推進していく。

参考文献

- 1) International Association of Classification Society, "Requirements Concerning Machinery Installations, Unified Requirement M68". 2015.
- 2) 村上敬宜ほか. 日本機械学会論文集. 1987, 54巻, 500号, p.688-696.
- 3) 石田 正. 金属の疲労と破壊の防止. 養賢堂, 1967.
- 4) 齊藤 誠ほか. ばね論文集. 1985, Vol.30, p. 11-19.
- 5) 日本材料学会. 金属材料疲労強度データ集, 2000.
- 6) 日本機械学会. 疲労強度の設計資料I. 1982.

(技術資料)

バナジウム添加高耐摩耗ロール材の特性

Properties of Vanadium-added High Wear Resistance Steel for Cold-rolling Mill Rolls



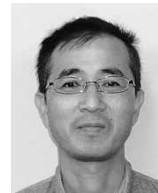
緒方啓丞*1
Keisuke OGATA



保元康彦*1
Yasuhiko YASUMOTO



太田恭平*1
Kyohei OTA



野村正裕*2 (博士(工学))
Dr. Masahiro NOMURA



中田好洋*3
Takahiro NAKADA



土田武広*4
Takehiro TSUCHIDA

Recent cold-rolling mills are increasingly being operated under high load and high speed, increasing the load imposed on the work rolls. Therefore, there is an increasing need for rolls that exhibit excellent resistance against wear, seizure and decreased roughness. This paper reports the results of a study conducted to improve these properties of rolls by adding vanadium to 5% chromium steel, which is widely used for cold-milling work rolls and intermediate rolls, to increase the amount of carbide. A laboratory test confirmed that adding a proper amount of V improves the properties of rolls, while maintaining the same level of hardness as that of the conventional 5% Cr steel. It has also been verified that the selected alloy composition allows the actual rolls to be made without any problems, and the rolls are compatible with broad hardness specifications.

まえがき = 近年の冷間圧延ミルにおいては、鋼板の高強度化や生産性向上の要求を背景に、高荷重・高速度での操業が行われるようになってきている。このような厳しい条件での圧延はロールへの負荷が大きく、偏摩耗、表面粗度低下、および焼付きといった問題が発生しやすくなる。このような問題が発生すると圧延製品の品質が保持できなくなるだけでなく、ロールの交換を余儀なくされ場合もあるため、ロール原単位や生産性が悪化する。そのため、耐摩耗性、粗度維持性、および耐焼付き性に優れたロールが求められている。

一般的に、これらの特性を向上させるためには、ロール硬さを高くすることや、炭化物量を増やすことが効果的である^{1)~3)}。主要な炭化物生成元素としてCr, Mo, V, Ti, Wなどが挙げられ、これらの元素は図1に示すように、 M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , M_2C , MCといった高硬度の炭化物を形成する⁴⁾。ここでMは炭化物構成元素を示す。その中でもVは高硬度のMC炭化物を形成し、かつ炭化物の固溶温度が比較的low、熱処理によって炭化

物形態を制御できる可能性がある。さらに、製造コストの上昇も小さく済み、原単位が向上することによりランニングコスト改善につながると考えられる。

本稿では、冷間圧延ワークロールおよび中間ロール向けに広く適用されている5%Cr鋼にVを添加し、耐摩耗性をはじめとする諸特性の向上を検討した結果について報告する。

1. 試験方法

ラボで作製した材料（小型材）を試験材とし、耐摩耗性、粗度維持性および耐焼付き性を評価した。本章では、それらの評価方法を概説する。

1.1 試験材の作製

試験材（ロール材）は、当社で製造しており、幅広いユーザーに使用されている5%Cr鋼、およびこれをベースに適量のVを添加した5%Cr+V鋼である（以下、それぞれベース鋼、およびV添加鋼という）。V添加鋼では、炭化物形成によって基地中のC量が減少しないよう、V増量に応じたCを添加することで、炭化物量の増加によるロール特性の改善を狙っている。試験材は真空誘導溶解炉で溶製（150 kg鋼塊）し、鍛錬比が実製品ロールと同様になるように鍛錬を施した。つづいて、実製品ロールの胴部表面を模擬した熱処理を行い、硬さ、組織を調査した後に各種評価試験に供した。

1.2 耐摩耗性試験

耐摩耗性は、大越式摩耗試験により評価した。図2に試験の模式図を示す。本試験では、リング状の相手材を回転させながら平板状の試験材に押し付け、試験材の摩耗量を評価した。表1に試験条件を示す。試験材の硬さ

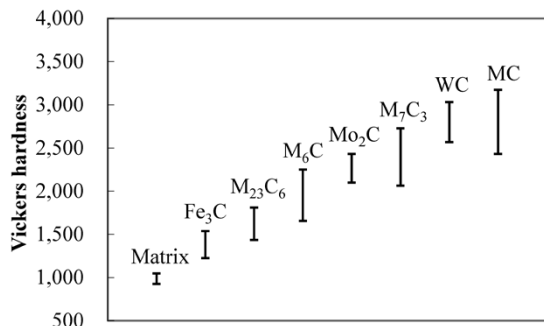


図1 鉄鋼材料中の炭化物の硬さ⁴⁾
Fig.1 Hardness of carbides in steel⁴⁾

*1 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 *2 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鍛圧部 *3 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼営業部 *4 技術開発本部 材料研究所

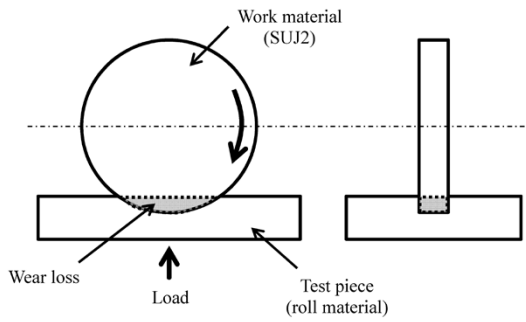


図2 大越式摩耗試験の模式図
Fig. 2 Schematic diagram of Ohgoshi-type abrasion test

表1 大越式摩耗試験の試験条件
Table 1 Condition of Ohgoshi-type abrasion test

Test piece (roll material)	Hardness	HS88
	Shape	25×40×5 mm
Work material (SUJ2)	Hardness	HS84
	Shape	φ30×11 mm
Test velocity		1.58 m/s
Test distance		200 m
Test load		12.6 kgf
Test temperature		R.T.
Lubricant		Dry

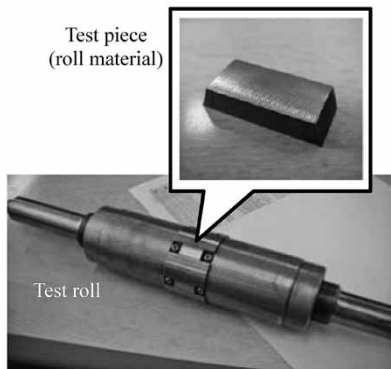


図3 試験材チップと小型圧延用ロールの外観
Fig. 3 Appearance of test piece and test roll

は、ロール廃却径での硬さを想定してHS88とした。

1.3 粗度維持性試験

粗度維持性の評価方法を以下に示す。まず、図3に示すように、試験材から作製したチップを小型圧延用ロールにセットし、小型圧延機で圧延を行う。ついで、図4に示すように、一定の圧延距離ごとに試験材チップの表面粗さ R_y を測定し、式(1)で近似して a を粗度維持性パラメータとした。

$$R_y = -a \cdot \ln(L) + b \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 L ：圧延距離 (m)

a , b ：式(1)から求まる定数

R_y は圧延距離の増加に伴って低下するため、 a は正の値となる。本稿では、 a の値が小さいほど圧延距離増加に伴う R_y の低下が小さく、粗度維持性が優れているとして評価した。試験条件を表2に示す。

1.4 耐焼付き性試験

耐焼付き性は、ピンオンディスク試験により評価した。図5に試験の模式図を示す。本試験では、試験荷重を段階的に上げていき、焼付きが発生して停止したとき

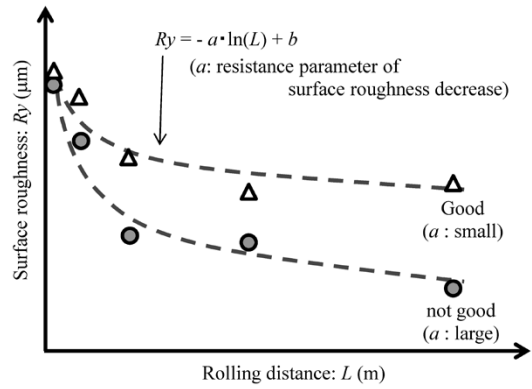


図4 粗度維持性の評価方法
Fig. 4 Evaluation method of resistance of surface roughness decrease

表2 粗度維持性試験の試験条件
Table 2 Test conditions of resistance of surface roughness decrease test

Test piece (roll material)	Hardness	HS95
	Shape	15×8×4 mm
Work material (SPCC)	Hardness	HV100
	Shape	60×0.5 mm (coil)
Test roll diameter		φ50mm
Rolling speed		5 m/min
Contact pressure		108 kgf/mm ²
Rolling distance		100~3,000 m
Test temperature		R.T.
Lubricant		Wet (1 L/min)

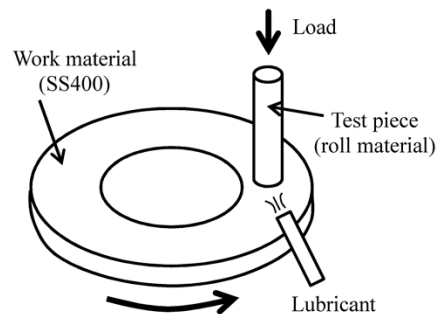


図5 ピンオンディスク試験の模式図
Fig. 5 Schematic diagram of pin-on-disk test

表3 ピンオンディスク試験の試験条件
Table 3 Test conditions of pin-on-disk test

Test piece (roll material)	Hardness	HS95
	Shape	φ5×15 mm
Work material (SS400)	Hardness	HS21
	Shape	φ139×6 mm (internal diameter: φ105)
Test velocity		2 m/s
Test load		Increase stepwise (10 kgf every 3 min)
Test temperature		R.T.
Lubricant		Turbin oil (4 mL/min)

の試験荷重を焼付き限界荷重として耐焼付き性を評価した。表3に試験条件を示す。

2. 試験結果

2.1 胴部表面模擬熱処理材の硬さ

ベース鋼およびV添加鋼に対して実製品ロールの胴部

表面を模擬した熱処理を行った後に、ビッカース硬さを測定した結果を図6に示す。圧延ロールに対しては、耐摩耗性や耐事故性に加え、廃却径に至るまで十分な硬さを保つことが求められるが、V添加鋼でベース鋼と同等の硬さが得られることが確認された。

2.2 炭化物組織観察

図7に、ベース鋼とV添加鋼の炭化物組織を光学顕微鏡で観察した結果を示す。両鋼種とも、微細炭化物が均一に分散した組織となっている。著しく粗大な一次炭化物が存在すると、ロール製造時やユーザでの圧延使用時に破壊起点となる可能性があるが、そのような炭化物は見られなかった。

2.3 耐摩耗試験結果

図8に大越式摩耗試験の結果を示す。縦軸は、ベース鋼の摩耗減量を1としたときのV添加鋼の摩耗減量を示している。V添加によって摩耗減量が少なくなっており、V添加鋼の方が耐摩耗性に優れている。

2.4 粗度維持性試験結果

図9に粗度維持性試験の結果を示す。縦軸には、ベース鋼の粗度維持性パラメータ a を1としたときのV添加鋼の a の値を示している。V添加により、粗度維持性パラメータが小さく、すなわち初期からの粗さ低下が小さくなっており、粗度維持性が向上している。

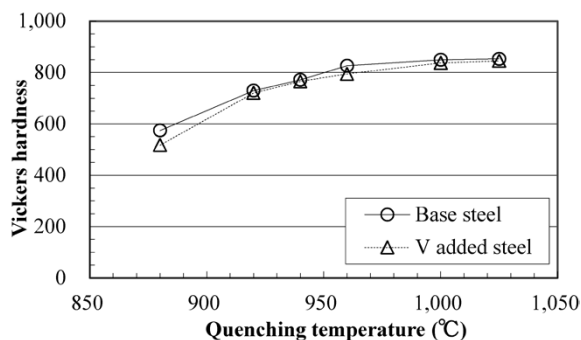


図6 ベース鋼とV添加鋼の硬さ
Fig. 6 Hardness of base steel and V added steel

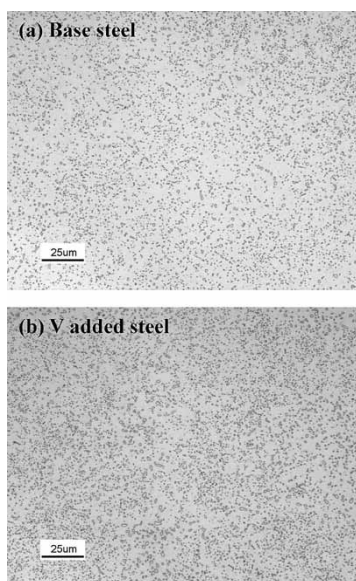


図7 ベース鋼とV添加鋼の炭化物組織 (光学顕微鏡)
Fig. 7 Microstructure of base steel and V added steel observed by optical microscope

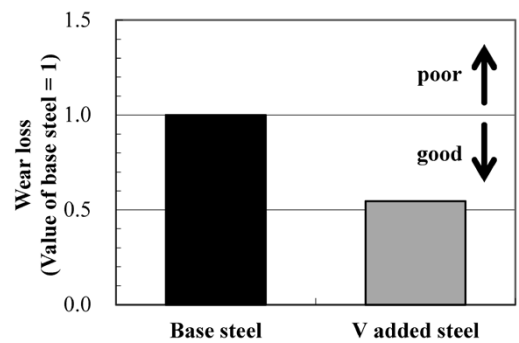


図8 大越式摩耗試験の結果
Fig. 8 Results of Ohgoshi-type abrasion test

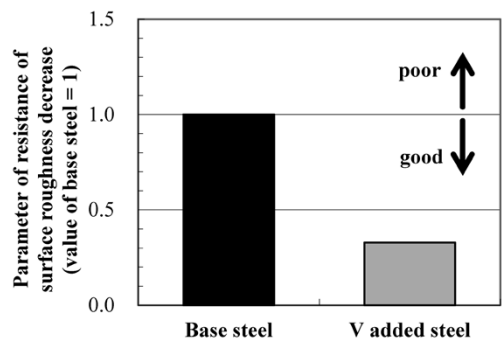


図9 粗度維持性試験の結果
Fig. 9 Results of resistance of surface roughness decrease test

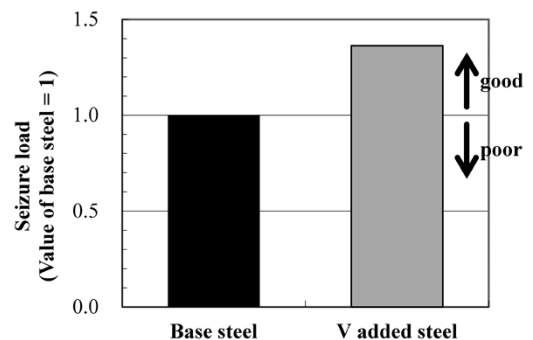


図10 ピンオンディスク試験の結果
Fig.10 Results of pin-on-disk test

2.5 ピンオンディスク試験結果 (耐焼付き性評価)

図10にピンオンディスク試験の結果を示す。縦軸は、ベース鋼の焼付き限界荷重を1としたときのV添加鋼の焼付き限界荷重を示している。V添加により、焼付き限界荷重が向上している。

3. 考察

2章で述べた試験結果から、V添加によって耐摩耗性や粗度維持性、耐焼付き性が向上することがわかった。この理由を明確にするため、詳細な組織観察を実施した。

ベース鋼とV添加鋼の炭化物組織を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した結果を図11に示す。高倍率での観察においても、両者には著しい炭化物の凝集粗大化や分布の偏りは見られないが、V添加鋼では炭化物数が増加している。画像解析を用いて炭化物の分散距離を定量化した結果を図12に示す。炭化物数の増加から予想されるように、V添加鋼の方が炭化物分散距離が短くなっている。

つぎに、X線回折法(XRD)により炭化物量を測定し

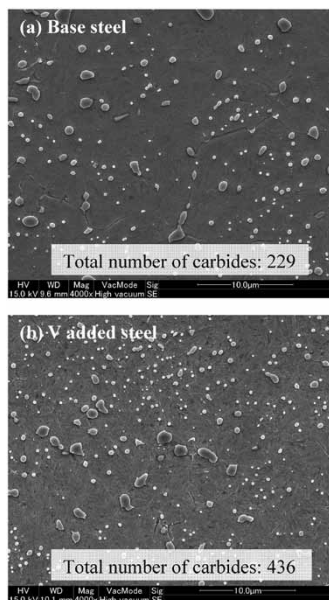


図11 ベース鋼とV添加鋼の炭化物組織 (SEM)

Fig.11 Microstructure of base steel and V added steel observed by SEM

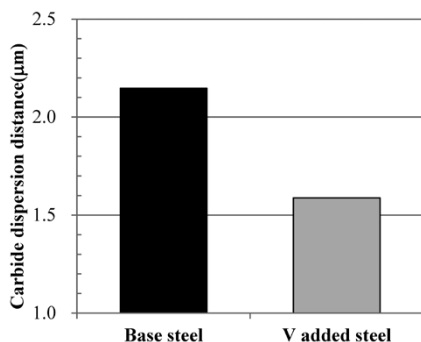


図12 ベース鋼とV添加鋼の炭化物分散距離

Fig.12 Carbide dispersion distance of base steel and V added steel

た結果を図13に示す。V添加により炭化物量が増加していることが確認された。また、存在する炭化物は、V添加の有無によらず M_7C_3 炭化物のみであり、V添加によって析出すると予想されるMC炭化物は確認されなかった。そこで、エネルギー分散型X線分光法 (EDX) により炭化物組成を半定量した結果、添加したVは M_7C_3 炭化物へ固溶し、複合炭化物を形成していることがわかった (表4)。

添加したVが M_7C_3 炭化物に固溶して複合炭化物となっていたことから、炭化物の特性が変化している可能性がある。そこで、ナノインデント (超微小硬度計) により炭化物硬さを測定した。その結果を図14に示す。炭化物硬さはV添加鋼の方がHV40程度高い。本試験材と材質は異なるが、 M_7C_3 炭化物へのV固溶が炭化物を強化する可能性があるとの報告⁵⁾が過去にあることから、本鋼種でも同様の効果があったことが推察される。

以上の結果から、V添加鋼はベース鋼より硬い炭化物が多量かつ緻密に分散した組織を有しているといえる。このような組織を有している場合、図15に示すように、圧延される鋼板やバックアップロールなどと接触する際に硬い炭化物がより多く接触することになるため、炭化物と比べて軟らかい基地の摩耗が抑制され、耐摩耗性、

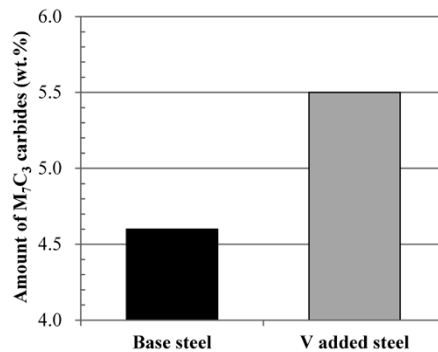


図13 M_7C_3 炭化物の定量結果

Fig.13 Amount of M_7C_3 carbides in test steels

表4 M_7C_3 炭化物の組成
Table 4 Chemical composition of M_7C_3 carbides

	Chemical composition of M_7C_3 carbides (wt.%)						Total
	C	Si	Cr	Fe	Mo	V	
Base steel	11.0	0.0	39.4	48.5	1.1	0.0	100
V added steel	7.5	0.1	35.1	49.4	1.8	6.0	100

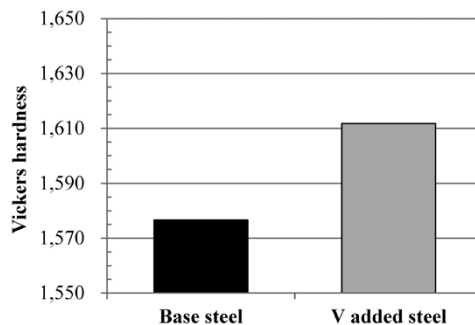


図14 M_7C_3 炭化物の硬さ

Fig.14 Hardness of M_7C_3 carbides in test steels

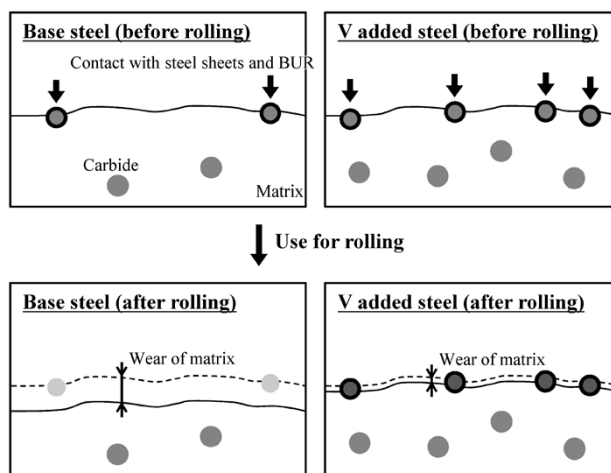


図15 炭化物による摩耗抑制の模式図 (推定)

Fig.15 Schematic diagram of reduction of abrasion by carbides

粗度維持性が向上したと推定される。また、焼付きは接触する材料の基地同士の凝着によって進行し、炭化物は焼付きを停止させるとの報告⁶⁾がある。炭化物量の増加により、分散距離が短くなったことが焼付き防止に有効に作用したものと推定される。

4. V添加ロールの実機製造

上述した小型材による試験結果に基づき、V添加鋼に

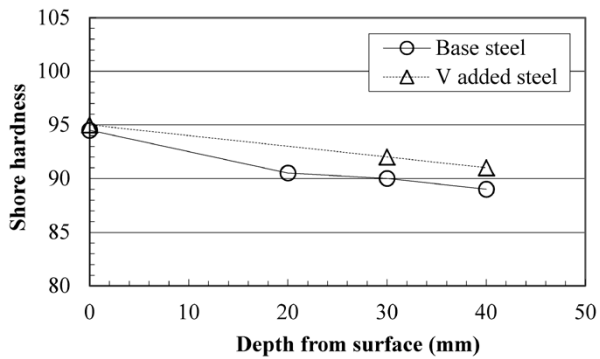


図16 実機ロールの硬さ
Fig.16 Hardness of actual work roll

て実機ロールの試作を行った。製造条件は従来の5%Cr鋼ロールと同等としたが、焼割れなどの問題が生じることなく製造することができた。製造した実機ロールの硬さ測定結果を図16に示す。ロール表面から廃却径まで従来鋼と同等の硬さが得られている。製造したロールは実機ミルに投入され、現在耐摩耗性の評価試験を行っている。

むすび = 現行の5%Cr鋼をベースとし、V添加による耐

摩耗性、粗度維持性および耐焼付き性の向上を検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- ・V添加鋼は、ベース鋼と比較して耐摩耗性、粗度維持性および耐焼付き性が向上した。V添加鋼は、より硬い複合炭化物が多量かつ緻密に分散した組織を有しており、これが特性向上に寄与したと推定される。
- ・鍛錬や熱処理といった各工程で問題が生じることなく、V添加鋼で実機ロールを製造することができた。製造したロールの硬さはベース鋼で製造したものと同等であり、幅広い硬度仕様に対応できることを確認した。

今後は、実機ミルでの評価結果を基に、顧客の皆様のご要望を満足できるように改善に取り組んでゆく。

参考文献

- 1) 高島孝弘ほか. 鉄と鋼. 1980, Vol.66, No.11, p.S1145.
- 2) 小豆島明ほか. 鉄と鋼. 1995, Vol.81, No.12, p.42-47.
- 3) 太田恭平ほか. IFM2011講演概要 2011-9-12/15. IFM2011, 2011, p.401-405.
- 4) 日本鉄鋼協会. 鉄鋼便覧. 第VI巻. 第3版. 丸善, 1982, p.102.
- 5) 市野健司ほか. 鉄と鋼. 2003, Vol.89, No. 6, p.58-63.
- 6) 小豆島明ほか. 鉄と鋼. 1995, Vol.81, No. 1, p.64-69.

(解説)

当社がこの20年間に開発した独自のチタン合金

Kobe Steel's Original Titanium Alloys Developed in the Past 20 Years



大山英人*¹ (博士(工学))
Dr. Hideto OYAMA

In the past 20 years, Kobe Steel has developed and commercialized various titanium alloys. AKOT is a corrosion-resistant alloy, in which Cr has the important role of enriching Pd and Ru on the corroded surface. Ti-1.2ASN is a heat-resistant alloy that can be used at temperatures up to 800 °C, in which oxidation resistance has been improved by the addition of Al and Si, and grain growth is inhibited by silicide. Ti-9 is a quasi Ti-6Al-4V alloy that is as coilable as CP-Ti, its Al content has been suppressed to 4.5% to enhance cold rollability, and Si has been added to ensure the ductility of welds. KS EL-F is a quasi Ti-6Al-4V and is as hot-forgeable as CP-Ti, in which C is exploited to achieve high strength at temperatures up to approximately 500°C and to reduce flow stress during hot-forging.

まえがき=チタンは「軽くて強く錆(さ)びない」金属として広く知られるようになったが、過酷な腐食環境では錆びる(隙間腐食)場合がある。さらに、もともと酸化チタンを還元して金属チタンを得ているため、大気中で高温に曝(さら)されると容易に酸化して脆化するなど、単純な工業用純チタンでは耐えられない使用環境がある。また、チタン合金の代表は航空機部品で多用されるTi-6Al-4V合金であるが、熱間加工性と冷間加工性に劣り、生産性が良いとはいえない。

これらの問題をできるだけコストアップを避けて克服し、より広い環境でチタン材料を利用していただきたいとの思いから、当社はこの20年間に様々なチタン材料を独自に開発してきている。本稿では、これらのチタン材料を概説する。

1. 耐隙間腐食性合金：AKOT

高温高濃度塩化物環境のような過酷な環境では隙間腐食を起こしやすい。この隙間腐食に対してはTi-0.15Pd¹⁾などが開発されたが白金族元素は極めて高価であるため、多くの研究者が白金族元素をできるだけ減らす開発を行った^{2)~4)}。その中で当社は、Ti-0.4Ni-0.015Pd-0.025Ru-0.14Cr⁵⁾(AKOT)を開発した。図1および図2に、Ti-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru合金およびTi-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru-0.14Cr合金を沸騰10mass%濃度塩酸水溶液中に0s(as polished), 300s, および2,400s浸漬した時の二次イオン質量分析(Secondary Ion-microprobe Mass Spectrometer: SIMS)による深さ方向の添加元素濃度プロファイルを示した。いずれの合金も白金族元素であるPdとRuの表面濃化が起こるが、Cr添加により表面濃化が加速される傾向がある。これらの知見を踏まえ、Ni, Pd, Ru添加量の最適化を図り、AKOTに到達した。

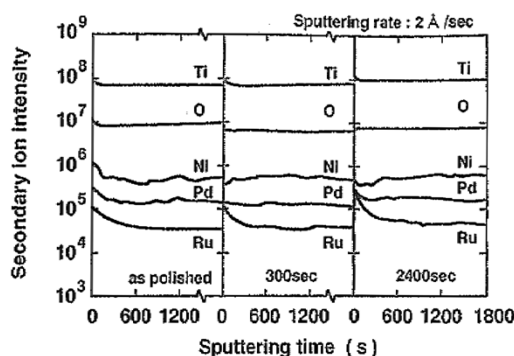


図1 Ti-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru合金を沸騰10mass%濃度塩酸水溶液中に浸漬した後のSIMS深さ方向の添加元素濃度プロファイル
Fig. 1 SIMS depth profiles of Ti-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru alloy, immersed in boiling 10mass% hydrochloric acid solution

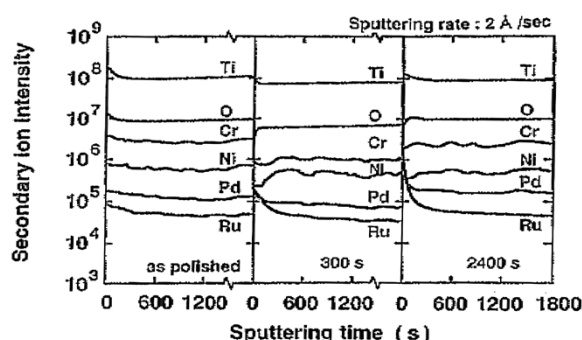


図2 Ti-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru-0.14Cr合金を沸騰10mass%濃度塩酸水溶液中に浸漬した後のSIMS深さ方向の添加元素濃度プロファイル
Fig. 2 SIMS depth profiles of additive elements in Ti-0.41Ni-0.01Pd-0.02Ru-0.14Cr alloy, immersed in boiling 10mass% hydrochloric acid solution

AKOTは、ソーダ電解での過酷な雰囲気などで用いられている。

*¹ 鉄鋼事業部門 チタン本部

2. マフラ用チタン合金：Ti-1.5Al, Ti-1.2ASN, Ti-0.9SA

90年代の初めから2輪車用マフラに純チタンが使われ始めた。その中で当社は、使用領域を広めるべく、より高温に耐えられるマフラ用合金の開発に世界に先駆けて着手し、2000年にTi-1.5Al⁶⁾を上市した。また、2輪車用マフラは外気によって冷まされやすいのに対して4輪車用は冷まされにくいことから、さらに高温に耐えられるマフラ用合金の開発を行った。高温に耐えるマフラ材の最大の課題は、高温での酸化と結晶粒の粗大化による脆化をいかに抑制するかである。また、他元素を多量に添加すると適用に不可欠な成形性を損なうことになるため、いかに少ない他元素の添加にて前記の課題を解決するかにあった。

ここで当社は、後述するようにTi-1.5Alの酸化が純チタンより抑制されること、また、Siはシリサイドを形成して粒成長を抑制することから、微量のAlとSiの添加をベースに検討を進め、マフラ材として800℃までの使用に耐えるTi-1.2ASN⁷⁾を開発し、2010年にトヨタ自動車のスーパーカーLEXUS LFAに採用された。さらに、スーパーカーのみならず、より幅広い車種での採用を目指し、Ti-1.2ASN で用いた高価なNbを用いず、かつ、成形性をより高めるために、シリサイドの消失温度を下げた連続焼鈍・酸洗ラインでの焼鈍中にコントロールが可能となるように添加元素量を調整してTi-0.9SA⁸⁾を開発した。

図3は、純チタン、Ti-1.5Al、およびTi-1.2ASNを800℃で200時間大気暴露した際のそれぞれの板厚減少および結晶粒径の変化を比較している。純チタンは酸化スケールの脱落による減肉が激しく、結晶粒の粗大化も顕著である。これに対してTi-1.5Alでは、酸化スケール形成および結晶粒成長ともに抑制されている。さらに、Ti-1.2ASNではほとんど減肉は起こらず、また、結晶粒の粗大化もシリサイドの存在により抑えられている。図4に上記の高温大気暴露後の酸化スケールの状態を純チタンとTi-1.2ASNで比較した。純チタンはポイドを

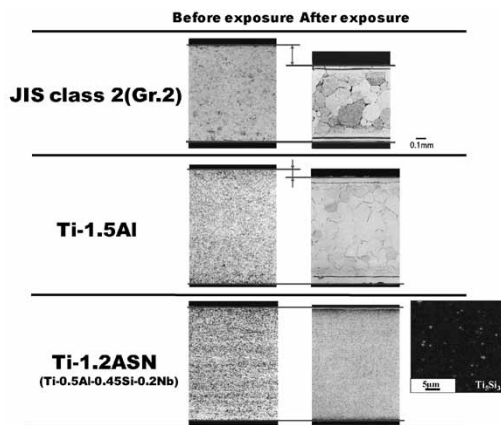


図3 純チタン、Ti-1.5Al、Ti-1.2ASNを800℃で200時間の大気暴露をした後の板厚変化と粒成長の挙動比較
Fig. 3 Comparisons of wall thinning and grain growth behavior between JIS class 2, Ti-1.5Al and Ti-1.2ASN materials after exposure at 800℃ for 200 hours in air

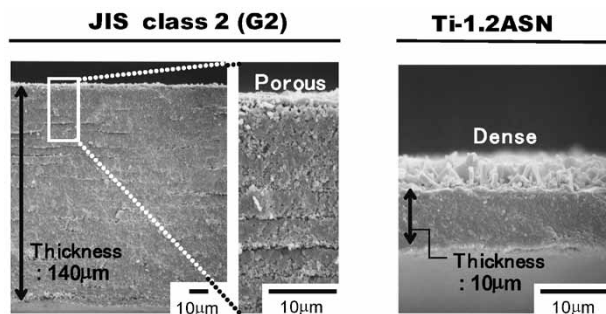


図4 純チタンとTi-1.2ASN酸化スケールの形態比較 (大気暴露800℃×200h)
Fig. 4 Comparison of oxidation scale between JIS class 2 CP-Ti and Ti-1.2ASN after exposure at 800℃ for 200 hours in air

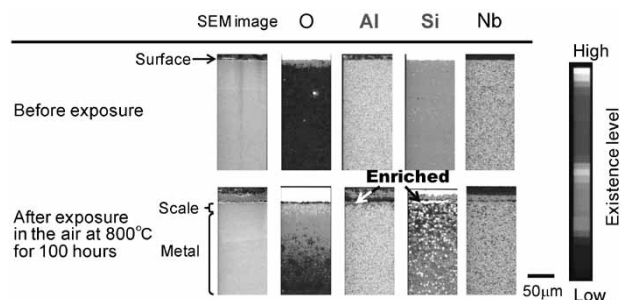


図5 Ti-1.2ASNを800℃で200時間の大気暴露後の酸化スケール下部(金属部)におけるEPMAによる添加元素の濃度分布状況
Fig. 5 EPMA mappings of Ti-1.2ASN after exposure at 800℃ for 200 hours in air

多く含んだ酸化スケールが厚く形成されているのに対し、Ti-1.2ASNに形成される酸化スケールは緻密で薄い。この理由は、図5に示した高温大気暴露後の酸化スケールの下部(金属部)の電子線マイクロアナライザ(Electron Probe Micro Analyzer: EPMA)による濃度分布から分るように、微量添加であるにもかかわらずAlとSiが表面に濃化することでTiの表面への拡散が阻止されることに起因していると考えている。

3. Ti-6Al-4V合金の弱点を補う合金：Ti-9, KS EL-F, Ti-531C

まえがきで述べたとおり、チタン合金の代表格はTi-6Al-4V合金であるが、熱間加工性や冷間加工性は良くない。このため例えば、薄板を製造する際にはバック圧延とよばれる、ある程度の板厚の素材を銅板で完全に囲んで保温しながら圧延する方法が採られる。この圧延手法は工程も煩雑で、最大のコストアップ要因の一つである。この問題を克服するべく当社は、純チタンのようにコイル圧延が可能なTi-6Al-4V相当の合金としてTi-9^{9), 10)}を開発した。また、熱間加工性が悪いと熱間鍛造で割れやすいため加熱回数を増やさなければならなくなることから当社は、純チタンのように熱間鍛造が可能なTi-6Al-4V相当の合金としてKS EL-F¹¹⁾を、さらにKS EL-Fの切削性を改善するべく成分を調整したTi-531C¹²⁾を開発している。

図6にTi-9によって製造したコイルの引張特性を示した。一方向圧延のため強度の異方性はあるが、高強度なT方向(圧延方向に対して垂直な方向)でも伸びは7~8%以上が得られる。Ti-9の組成はTi-4.5Al-2Mo-

1.6V-0.5Fe-0.3Si-0.03Cであり、冷延性を確保するべくAl量を4.5%まで抑えている。また、強度と溶接後の特性を考慮して他の元素量を最適化している。

図7にKS EL-F (Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.2C) の常温から高温までの引張強度をTi-6Al-4V合金と比較した結果を示す。KS EL-Fは、高温強度を高めるAlを減らす一方で、強度低下分をCで補っている。Cは格子間元素であるため、比較的低温域では固溶強化に寄与する一方、熱間鍛造の高温域では固溶強化能が大幅に低下することに着目した。Cをβ相への固溶限近傍まで多量に添加するとともに、残りの添加元素はできるだけ安価なものを選択している。図7に見られるように、500℃くらいまではTi-6Al-4V合金と同等の強度であるが、700℃以上では強度低下が大きく、優れた熱間加工性が得られる。KS EL-Fを用いると、図8に示すような形状の部品でも一度の加熱で熱間鍛造が可能となる。

KS EL-Fは、製造履歴によるがTiCが存在する可能性がある。このTiCは、疲労強度も含めて機械的特性を阻害しないことは確認しているが、図9に示すように、TiCが増加すると切削性が低下することが明らかとなった。そこで、表1に示すようにβ相中へのCの固溶限に及ぼすCrとFeの量の影響を試算し、Crの一部をFeで置換した2組成 (F-1, F-2) を選び、KS EL-FおよびTi-6Al-4V合金との比較で切削性を比較した。その結果、図10に示すようにF-1, F-2はKS EL-Fより切削性に優れる

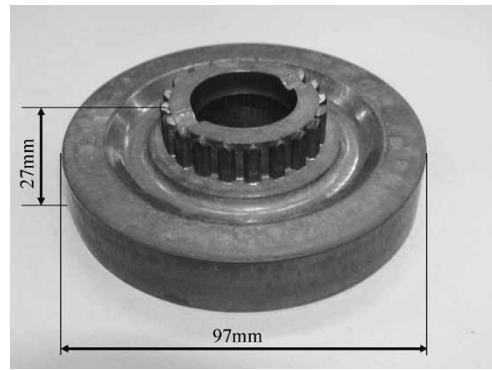


図8 φ45×66mmのKS EL-F円筒ビレットを鋼 (SCM415) 用の量産設備を用いて1度の加熱で鍛造したギア部品の例
Fig. 8 Gear part forged from 45mm diam. and 66mm length billet of KS EL-F in mass production line for steel (SCM415) in single heat process

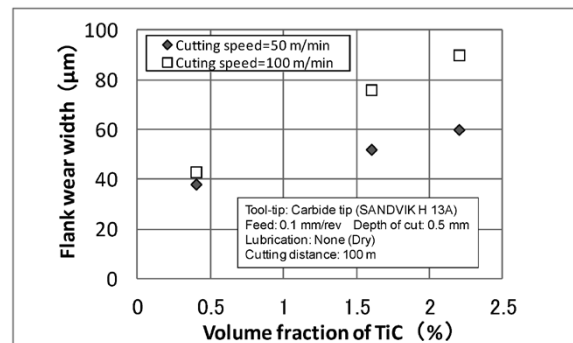


図9 切削チップの逃げ面磨耗量に及ぼすTiC量の影響
Fig. 9 Influence of TiC volume fraction on flank wear width of cutting tool tip

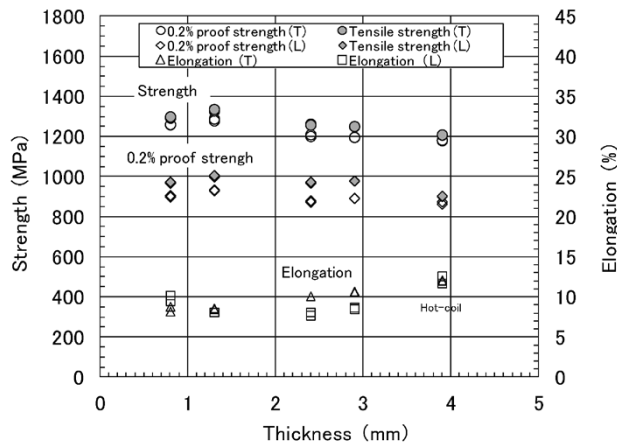


図6 Ti-9コイルの引張特性例
Fig. 6 Tensile properties of first strip of Ti-9

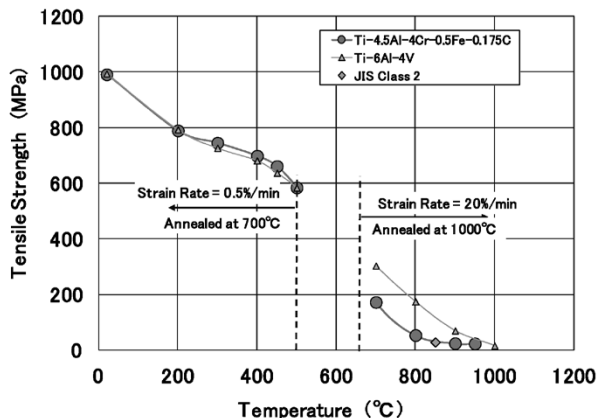


図7 KS EL-Fの引張強度の温度依存性
Fig. 7 Temperature dependence of tensile strength of KS EL-F

表1 検討した組成でのβ相へのCの固溶限計算結果比較
Table 1 Alloy compositions and their calculated solubility limits of C into β phase

Alloy	Al	Cr	Fe	C	Solubility limit of C
					(mass%)
KS EL-F	4.5	4	0.5	0.15	0.14
F-1	4.5	2.5	1.25	0.15	Not calculated
F-2	4.5	1	2	0.15	0.198

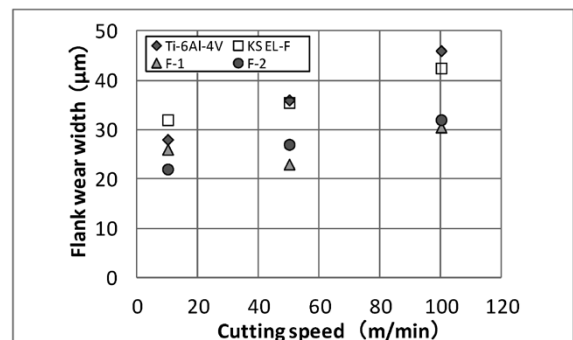


図10 F-1, F-2, KS EL-F, および Ti-6Al-4Vでの逃げ面磨耗量の比較
Fig. 10 Comparison of flank wear width of cutting tool tip among F-1, F-2, KS EL-F and Ti-6Al-4V

ことが明らかとなった。これらの結果に基づき、最終的にTi-4.5Al-2.5Cr-1.25Fe-0.1C (Ti-531C) に成分を決定した。

むすび=チタン材料の利用分野が広がり、顧客にも喜んでいただけることを目指して、この20年間に当社が独自

に開発してきたチタン材料のいくつかを、合金開発のコンセプトにも触れながら技術的なポイントを概説させていただいた。これまで培ってきたチタンの材料技術ポテンシャルをさらに高め、また、マルチマテリアル利用技術などへの視野も広げることによって、今後も顧客のニーズに的確に応えられるチタン材料の開発を進めていく。

参 考 文 献

- 1) M. Stern et al. J. Electrochem Society. 1959, Vol.106, No.9, p.759-764.
- 2) R. S. Class. Elcromica Acta. 1983, 28, 1507-1513.
- 3) K. Taki. Titanium-Zirconium. The Japan Titanium Society, 1988, 36, 29-33.
- 4) R. W. Schutz et al. Proceeding of the 12th International Corrosion Congress, NACE. Houston, TX, September 1993, 3 A, 1213.
- 5) T. Yashiki et al. Titanium'95 Science and Technology. The Institute of Metals. London, UK, 1996, 1871-1878.
- 6) 森倉功和ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.3, p.38-41.
- 7) T. Yashiki. Ti-2007 Science and Technology, JIM. Japan, 2007, 1387-1390.
- 8) 多田宏一郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.42-45.
- 9) 大山英人ほか. R&D神戸製鋼技報. 1999, Vol.49, No.3, p.53-56.
- 10) S. Kojima et al. Ti-2003 Science and Technology. WILEY-VHC Verlag GmbH & Co.KGaA, Weinheim. 2004, p.3097-3102.
- 11) S. Kojima et al. Ti-2003 Science and Technology. WILEY-VHC Verlag GmbH & Co.KGaA, Weinheim. 2004, p.3089-3095.
- 12) 村上昌吾. チタン. 2015, Vol.63, No.2, p.104-107.

(技術資料)

熱交換器用高伝熱チタン板HEET[®]

High Heat-transfer Titanium Sheet-HEET[®] - for Heat Exchanger



田村圭太郎*¹
Keitaro TAMURA



逸見義男*¹
Yoshio ITSUMI



岡本明夫*¹ (博士(工学))
Dr. Akio OKAMOTO



大山英人*² (博士(工学))
Dr. Hideto OYAMA



有馬博史*³ (博士(工学))
Dr. Hirofumi ARIMA



池上康之*³ (博士(工学))
Dr. Yasuyuki IKEGAMI

A plate-type heat exchanger (PHE) that use seawater as a cooling/heating medium is widely employed by chemical plants, power-generating facilities and large transport ships. Titanium is a common material for these heat exchangers, particularly for their primary members, including a heat exchanging plate and piping, thanks to its excellent corrosion resistance to seawater. Improving the heat-transfer performance of PHE enables the reduction in number and size of the plate used in PHE and thus enables the entire facility to be downsized. We have developed a high-heat-transfer titanium plate-HEET[®]-which has a heat-transfer performance that is significantly improved by fine irregularities imparted on its surface. The surface area increased by the fine irregularities, along with the promoted nucleate boiling, has improved the heat-transfer and particularly increased the evaporation heat transfer by approximately 20% or more.

まえがき = チタンは海水に対して極めて優れた耐食性を示す。このため、化学プラントや発電設備、大型輸送船舶などにおいて、海水を用いて冷却や加熱を行うプレート式熱交換器 (Plate type Heat Exchanger, 以下PHEという) の熱交換プレートや配管などの主要部材に数多く使用されている¹⁾。図1にPHEの構造と原理を示す。PHEは、プレートを挟んで逆方向に流れる海水と、海水によって冷却あるいは加熱される媒体との間で熱交換を行う装置である。熱交換は図2に示す3タイプがあり、工場などで排出される温水を冷たい海水にて冷却する液单相強制対流伝熱、海洋温度差発電などにおける作動流体を温かい海水で気体に変える蒸発伝熱、および作動気体を液体に変える凝縮伝熱がある。それらの伝熱性能を向上させることができれば高効率化が可能となる。また、PHEに使用するプレート枚数やサイズを減少させることにより、設備全体の小型化が可能となる。

これまでに、熱交換器の効率化のため種々の研究開発が行われてきた。とくに、蒸発伝熱において、プレートの素材からの熱伝達を向上させる方法として、プレート表面にステンレス粒を溶射することでポーラス加工を施すこと²⁾や、表面に銅の電着を利用した塗膜形成することで微細な凹凸を付与すること³⁾が報告されている。これらの方法では、表面の微細な凹凸が沸騰核となり、核沸騰を促進させることによって蒸発伝熱の向上が確認されている。しかし、これらいずれの方法も、表面凹凸が剥離(はくり)するなど長時間使用での安定性、および加工のコストや生産性などの問題がある。

そこで当社は、これらの問題を解決する方法として、転写圧延技術によってチタン板の表面に微細凹凸を付与する方法を提案した⁴⁾。図3に転写圧延技術の概略図を

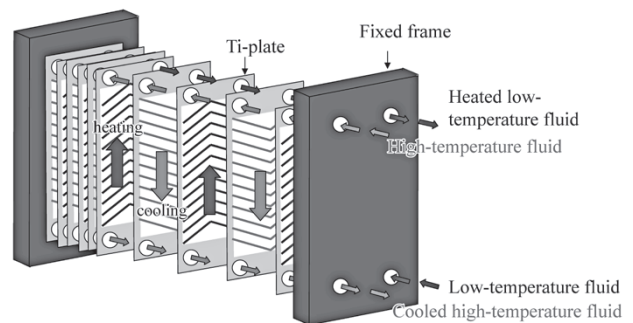


図1 プレート式熱交換器の構造と原理
Fig. 1 Structure and principles of plate type heat exchanger

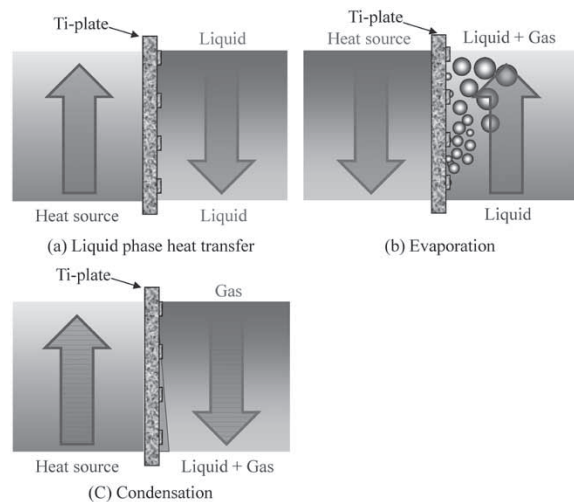


図2 伝熱タイプ概略
Fig. 2 Outline of heat transfer type

示す。転写圧延技術とは、表面に微細凹凸加工を施したロールを用いて圧延することにより、ロールの凹凸をチタン板表面に転写する技術である。この技術を用いて

*¹ 鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン工場 *² 鉄鋼事業部門 チタン本部 *³ 佐賀大学 海洋エネルギー研究センター

図4に示すような微細凹凸溝（凹部幅200 μm 、凸部幅100 μm 、深さ30 μm ）を付与したチタン板は、微細凹凸溝が流れに対して垂直になるように配置した場合、通常の平滑板と比較して蒸発伝熱性能が約10~40%向上することが確認されている⁴⁾。

実際のPHEのプレートは、熱交換効率や機械的耐久性の向上のため、図5に示すような複雑な波形形状、例えばヘリンボーン（にしんの骨の意）にプレス成形される。PHE内部の流れはそのプレートの形状の起伏によって、方向を変えるため、どの方向に対しても高い熱交換効果が得られる形状（模様）とするのが望ましい。そこで、微細円柱状凹凸を千鳥状に配置した水玉模様とし、これを量産工程に適用することによって高伝熱チタン板HEET[®]（以下、HEETという）を開発した。図6に、HEETの転写圧延後のコイル、表面形態および

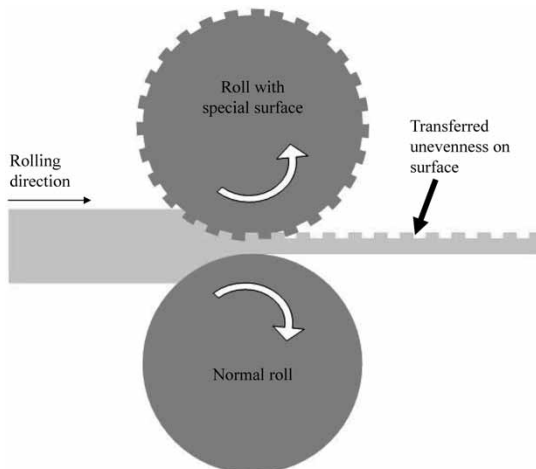


図3 転写圧延技術の概略

Fig. 3 Outline of transfer-printing technology in rolling process

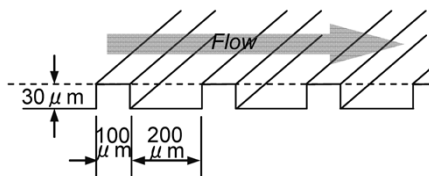


図4 微細凹凸溝の略図

Fig. 4 Schematic of unevenness of line pattern on surface

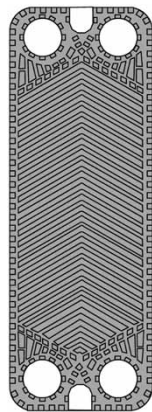


図5 代表的な熱交換プレートの模式図

Fig. 5 Pattern diagram of typical heat exchanger plate

脚注) HEETは当社の登録商標である。

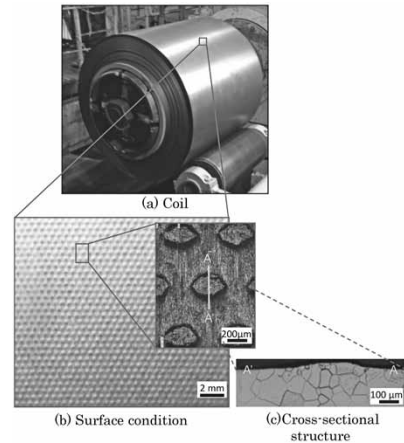


図6 高伝熱チタン板HEETのコイル、表面形態および断面組織
Fig. 6 Coil, surface condition and cross-sectional structure of high heat transfer titanium HEET

断面組織を示す。凹凸は板全面に配置され、均一で安定した形状を示し、その高さは約25 μm である。

HEETは再生可能エネルギー源として注目されている、海洋温度差発電の実証プラント（沖縄県久米島）のPHEに採用され、2013年度より連続運転されている。本稿では、HEETの伝熱性能向上効果、また、実際の海洋温度差発電実証プラントのPHEを対象とする伝熱性能評価結果も合わせて紹介する。

1. 伝熱性能評価試験

1.1 試料作製

試料に供したHEETの製造方法を説明する。まず、純チタン（ASTM G1）素材を熱間圧延および冷間圧延によって所定の板厚まで圧延した後、転写圧延により板片面に図6に示す千鳥状に配置した微細円柱状凹凸を転写した。板厚は0.6mmとし、熱処理および平坦度矯正後、幅80mm、長さ200mmに切断して伝熱性評価用のHEETを作製した。比較材として同サイズの従来の平滑チタンプレートも用意した。

また、外周側が微細凹凸面となるようにHEETをロール成形および溶接することにより、外径19mm、肉厚0.6mm、長さ550mmの溶接管も作製した。

1.2 伝熱性能評価方法

作製したHEETと平滑チタンプレートを用いて蒸発伝熱試験を行った。図7に伝熱試験概略図を示す。熱交換器No.1を蒸発器とし、そこに平滑チタンプレートまたはHEETを固定し、HEETは凹凸を付与した面に作動流体フロンR134a、反対側の面に温水を流して熱交換を行い、R134aを気化させた。気体となったR134aは凝縮器で冷却して液化させ、装置内で循環させた。伝熱面積は50×150mmとし、それぞれの蒸発器の入・出側温度を測定した。得られた温度から熱量 Q および対数平均温度差 ΔT_m を式(1)および式(2)より求めた。

$$Q = l_h \rho_h c (T_{h1} - T_{h2}) \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta T_m = \frac{(T_{h1} - T_{h2})}{\ln \frac{(T_{h1} - T_2)}{(T_{h2} - T_1)}} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 T_{h1} 、 T_{h2} はそれぞれ温水の入側温度、出側温度、

T_1, T_2 はそれぞれR134aの入側温度, 出側温度, l_h は温水流量, ρ_h は温水密度, c は温水の比熱, A は熱伝達面積を示す。求めた Q および ΔT_m から蒸発熱通過係数 U を式(3)より求めた。

$$U = \frac{Q}{A\Delta T_m} \dots\dots\dots (1)$$

また, 凝縮伝熱および液单相強制対流伝熱におけるHEETの効果も併せて調査した。凝縮伝熱試験では, 図7の熱交換器No.2を凝縮器とし, そこに平滑チタンプレートまたはHEETを固定し, HEETは凹凸を付与した面に作動流体R134a, 反対側の面に冷水を流して熱交換を行った。一方, 液单相強制対流伝熱試験では, 図7の熱交換器No.1に平滑チタンプレートまたはHEETを固定し, HEETは凹凸を付与した面に冷水を流し, 反対側の面に温水を流して熱交換を行った。それぞれの試験において, 蒸発伝熱試験と同様に, 熱交換器の入・出側温度を測定し, 上記式(1)~(3)より熱通過係数 U を求めた。表1に各試験での条件を示す。

蒸発伝熱においては, 外表面に微細凹凸を付与したHEETの溶接管を用いて, 熱交換での気泡発生状況の可視化を試みた。図8に試験概略図および表2に試験条件を示す。溶接管外面の一部を研磨し, 微細凹凸を除去することによって通常の平滑面と同等の粗さに調整したものを使用した。R134aに溶接管を浸漬させて溶接管内に温水を流し, 溶接管外面でR134aを沸騰させた。試験装置にはのぞき窓を設けており, そこから微細凹凸面と

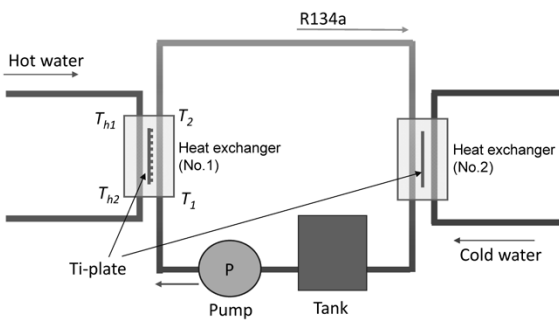


図7 伝熱試験装置概略図

Fig. 7 Schematic diagram of experimental apparatus

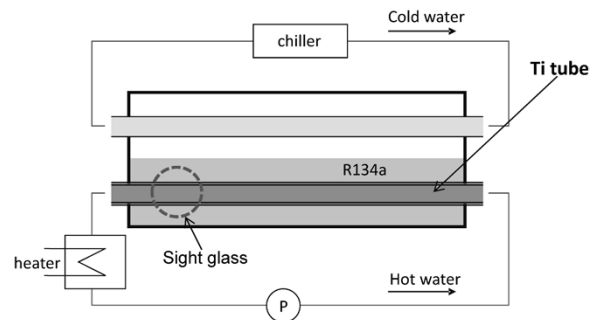


図8 可視化試験概略図

Fig. 8 Schematic diagram of visualization experimental apparatus

平滑面の気泡の発生状況を高速度カメラで撮影した。

2. 伝熱性能評価結果

2.1 蒸発伝熱

図9にHEETおよび平滑プレートの蒸発伝熱試験結果を示す。HEETは平滑プレートに対して約24%の伝熱性能向上が確認された。HEETは微細凹凸により平滑板に比べて表面積が約6%大きい, その拡大率よりも伝熱性能向上効果が大きい結果となっている。図10は溶接管の沸騰の様子を高速度カメラで撮影した例である。写真中央の破線から左側は, 表面の研磨によって微細凹凸を除去し, 通常の平滑面と同等の粗さに調整したもので

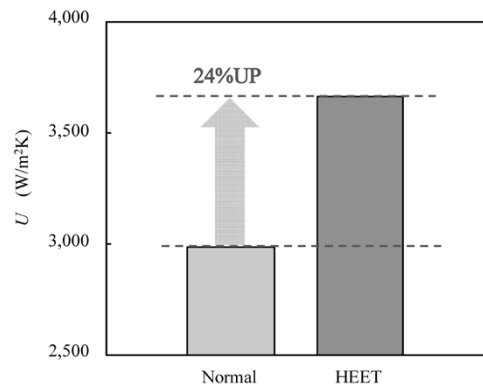


図9 HEETと平滑プレートの蒸発伝熱性能

Fig. 9 Evaporation heat transfer performances of HEET and normal plate

表1 伝熱試験条件

Table 1 Test conditions of heat transfer performance

	Hot water			Cold water			R134a		
	Inlet temperature (°C)	Flow volume (m³/s)	Flow rate (m/s)	Inlet temperature (°C)	Flow volume (m³/s)	Flow rate (m/s)	Flow volume (m³/s)	Mass flux (kg/m²s)	Saturation pressure (MPa)
Evaporation	35	3.0	0.6	10	5.0	0.8	0.1	23	0.5
Condensation	40	3.0	0.6	10	2.0	0.4	0.1	22	0.9
Liquid phase heat transfer	70	5.0	0.9	20	1.0	0.2			

表2 可視化試験条件

Table 2 Conditions of visualization experiment

Hot water		Cold water		R134a		
Inlet temperature (°C)	Flow volume (m³/s)	Inlet temperature (°C)	Flow volume (m³/s)	Evaporative temperature (°C)	Saturation pressure (MPa)	Heat flux (kW/m²)
40.0	25.0	6.0~17.0	1.0~2.0	30.0~33.0	0.65~0.74	20.0~40.0

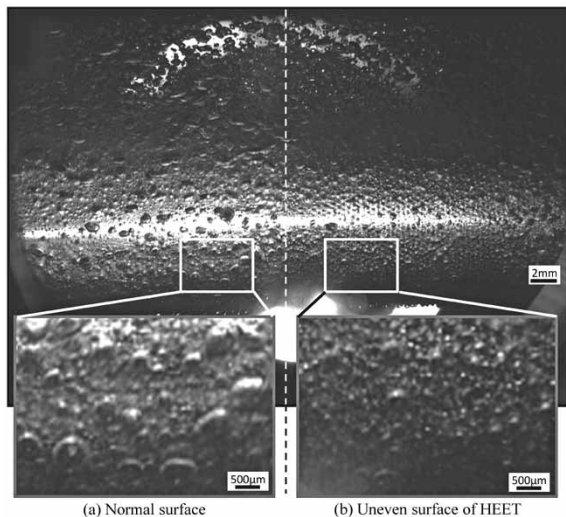


図10 溶接管での微細凹凸面と平滑面での沸騰状況
Fig.10 Boiling situation in uneven surface and normal surface in titanium pipe

ある。HEETの微細凹凸面では、平滑面に比べて細かい気泡が多く発生していることが確認できた。一般に沸騰は、板表面の微細なキズやキャビティが沸騰核となり、そこから気泡が発生して起こるが、HEETでは、微細凹凸がキズやキャビティの役割を果たし、核沸騰の促進が主要因となり、伝熱性能向上したと考えられる。

2.2 凝縮および液单相強制対流伝熱

凝縮伝熱試験では、平滑チタンプレートおよびHEETの U 値はそれぞれ、 $910 \text{ W/m}^2\text{K}$ 、 $943 \text{ W/m}^2\text{K}$ であり、HEETは平滑プレートに対して約6%の性能向上を示した。また、液单相強制対流伝熱では、平滑チタンプレートおよびHEETの U 値はそれぞれ、 $2,050 \text{ W/m}^2\text{K}$ 、 $2,283 \text{ W/m}^2\text{K}$ であり、HEETは平滑プレートに対して約11%の性能向上を示した。

この伝熱試験においては、性能向上メカニズムについては推定ではあるが、表面積拡大や乱流発生により熱交換器内での液が攪拌（かくはん）されたことが寄与したと考えられる。

3. 熱交換器での検証

実際のPHEでは、プレートは図5に示すような複雑な波形形状にプレス成形された状態で熱交換器に組み込

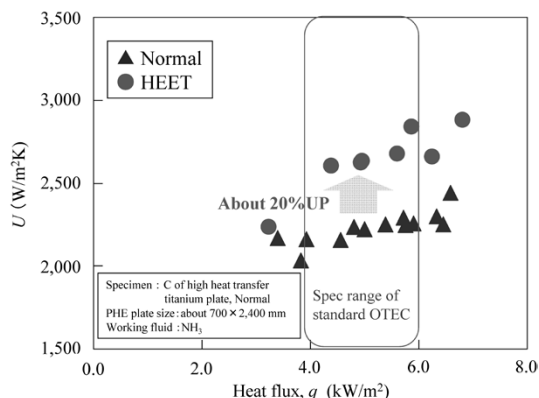


図11 OTECと同タイプの熱交換器での蒸発伝熱試験結果
Fig.11 Relationship between overall heat transfer coefficient U of evaporation and heat flux q on PHE of OTEC



図12 OTEC実証プラント
Fig.12 OTEC demonstration plant

まれる。このため、効果の確認にあたっては、海洋温度差発電の実証プラントに用いられる約 $700 \times 2,400 \text{ mm}$ サイズのPHEを対象に評価を行った。所定の形状にプレス成形した後、熱交換器に組み込んで蒸発伝熱性能を確認した。図11に結果を示す。HEETは実際のPHEにおいて性能が約20%向上することを確認した。図12は2013年に沖縄県に建設された100kW級海洋温度差発電実証プラントである。HEETは本プラントにおいても、蒸発伝熱性能が約20%向上したことが確認され、有効性が証明されている。

むすび = 高伝熱チタン板HEETは、圧延転写技術を活用して表面に微細凹凸を持たせている。この微細凹凸による表面積拡大や核沸騰の促進などによって伝熱性能が向上すると考えられ、とくに蒸発伝熱においては約20%以上の性能向上を確認した。

また、凝縮伝熱においては、生成する液膜がプレート表面を覆うことによって伝熱性能の低下につながるの一般的なであるが、微細凹凸を有するHEETは液膜の排出を促進させる効果が期待される。今後、微細凹凸形状の最適化を検討することで、様々なタイプの熱交換器への展開を推し進める。

なお、本開発における成果の一部は、平成23~26年度独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構「風力等自然エネルギー技術研究開発／海洋エネルギー技術研究開発／次世代海洋エネルギー発電技術研究開発（海洋温度差発電）」への取り組みにおいて得られたものであり、ここに記して感謝する。

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. 株式会社アグネ技術センター, 1996, p.18.
- 2) 池上康之ほか. 第37回日本伝熱シンポジウム講演論文集. 2000, p.825.
- 3) Furberg et al. ASME Journal of Heat Transfer. 2009, Vol.131, p.101010.
- 4) 岡本明夫ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.60.
- 5) 日本機械学会. JSME テキストシリーズ 伝熱工学. 丸善, 2005, p.123.
- 6) 小山 繁ほか. 冷凍. 2000, Vol.75, No.874, p.654.

(技術資料)

異方性が小さく低温超塑性を示す高強度ニアα型チタン合金Ti-2111S

High-strength Near α Type Titanium Alloy, Ti-2111S, with Less Anisotropy and Low-Temperature Super-Plasticity



逸見義男*¹
Yoshio ITSUMI



今野 昂*²
Takashi KONNO



佐々木啓太*²
Keita SASAKI



大山英人*³ (博士(工学))
Dr. Hideto OYAMA

Once hot rolled unidirectionally at around β -transus temperature, $\alpha + \beta$ type titanium alloys exhibit strong planar anisotropy in tensile properties; the anisotropy is caused by a texture in which (0001) α is strongly oriented transverse to the rolling direction. On the other hand, α -type titanium alloys and CP titanium, which are based primarily on α phase, have a texture in which (0001) α is oriented in directions ranging from the normal direction of the sheet surface to a direction transverse to the rolling direction, resulting in planar anisotropy smaller than that of $\alpha + \beta$ type titanium alloys. Taking these facts into consideration, this study aimed at developing an alloy that is rollable, as strong as Ti-6Al-4V alloy, has less anisotropy and is capable of being super-plastically formed at a low temperature. As a result, a near α type titanium alloy, Ti-2Al-1Sn-1Fe-1Cu-0.5Cr-0.3Si, was obtained. This alloy has an anisotropy smaller than that of $\alpha + \beta$ type titanium alloys and exhibits excellent super-plasticity at relatively low temperatures not exceeding 850°C.

まえがき = 航空機の機体材料に汎用されている $\alpha + \beta$ 型合金のTi-6Al-4V薄板は、1,000MPaクラスの高強度と10%強の延性を併せ持つ合金であるが、冷間圧延性に乏しく、鋼板の量産ラインでの圧延が困難である。このため、薄板製造においては、スラブを鋼板でパックし保温しながら熱間圧延を行うバッチ方式を採用している。またこの合金は、900°C付近の高温で優れた超塑性を示すが、表面酸化に起因する不具合や高価な耐熱金型の使用が必要なことから、より低温で超塑性成形ができる薄板材料が望まれている¹⁾。

Ti-6Al-4Vと同等の機械的特性を有しながら、熱間圧延あるいは冷間圧延にて薄板コイル製品を製造できる α

+ β 型チタン合金は、当社のKS Ti-9をはじめ、これまでもいくつかの合金が開発されてきた^{2)~4)}。ところがこれらの合金は、熱間加工が容易な変態点近傍、とくに変態点直下の $\alpha + \beta$ 相域において熱間圧延を行うと、機械的特性において強い面内異方性が現れる。これは、熱間圧延温度域別に形成される集合組織(図1¹⁾)に示すように、結晶構造が六方晶である α 相の底面(0001) α が圧延方向と板面法線方向に垂直な板幅方向(T方向)に強く集積したT textureと呼ばれる集合組織の形成に起因する。より低温側で圧延すると、(0001) α が板面法線方向に集積するB textureも混在する集合組織を形成する。しかしながら、変形抵抗が高くなり熱間加工が困

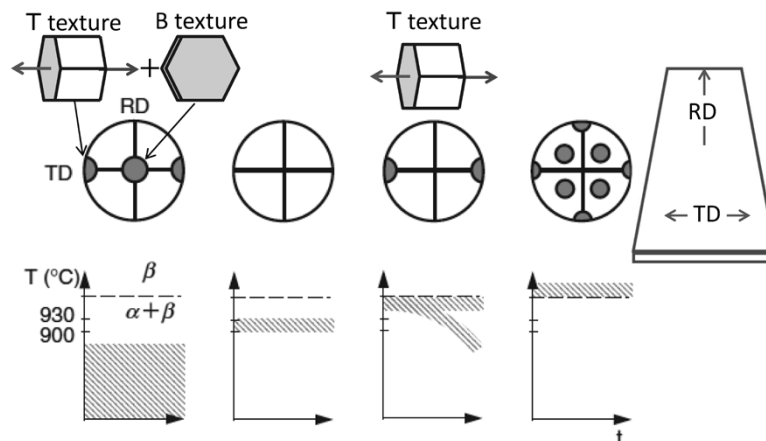


図1 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の(0001) α 極点図および熱間圧延温度と集合組織の関係¹⁾

Fig. 1 Schematics of (0001) α pole figures and relationship between hot rolling temperature and texture of $\alpha + \beta$ type titanium alloy¹⁾

*¹ 鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室 *² 鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン工場 *³ 鉄鋼事業部門 チタン本部

表 1 Ti-2111Sの合金組成
Table 1 Chemical compositions of Ti-2111S

Element	Al	Sn	Fe	Cu	Cr	Si	O	N	Ti
Nominal	2.0	1.0	1.0	1.0	0.5	0.3	0.3	-	Bal.
Composition	2.2	1.0	0.97	0.93	0.42	0.29	0.31	0.003	Bal.

難な温度域となるため、熱間圧延そのものが困難になる。一方、純チタンや α 型チタン合金のように α 相が変形を担う場合は、(0001) α が板面法線方向に集積する上記のB texture、あるいは板面法線方向から圧延方向と垂直な方向に傾いた方向に集積するTD-splitと呼ばれる集合組織が形成され、面内異方性は、上述のT textureが支配的な集合組織を持つ $\alpha + \beta$ 型チタン合金に比べ小さい。

そこで当社では、室温での強度はTi-6Al-4V並みの強度を有しつつ、 α 相が変形の主たる担い手になるように室温から中高温域における α 相の塑性変形能を高め、かつ β 変態点を下げることにより比較的低温でも超塑性が発現できる成分設計を行った。具体的には、Ti-6Al-4Vよりも室温での強度は低いが、高温での熱間加工性が良く安価な元素で構成されるTi-3Al-1Feをベース合金とした。Alは、 α 相を効果的に固溶強化するが熱間加工性を損ねる元素である。このため、 α 相、 β 相の双方に固溶強化し、熱間加工性を比較的損ねない元素で、かつ β 相量を増やさないSn,Cu,Siを選定した。一方、 β 相強化には、Feに加えてCrを加えた元素構成とした。Ti-6Al-4Vと同等の機械的特性が得られるよう、適正な配合量を検討した結果、表1に示す組成で代表されるニア α 型チタン合金Ti-2Al-1Sn-1Fe-1Cu-0.5Cr-0.3Si (Ti-2111S)を見出した。本稿では、その引張特性および超塑性特性について調査した結果を報告する。

1. 試験方法

表1に示す組成の合金を真空アーク溶解 (VAR炉)にて溶製し、300kgの鑄塊を用意した。図2に示す工程で分塊鍛造、熱間圧延を行い、板幅250mm、板厚4.5mmの熱延板を作製した。つづいて800°Cで5分間の焼鈍・酸洗を施して熱延焼鈍板を作製し、特性評価試験に供した。さらに、熱間圧延と同じ方向に冷間圧延を施し、同

様の焼鈍・酸洗を3回繰り返して板厚を1.0mmに仕上げ、最後に、800°Cで5分間の焼鈍を施した。これを冷延焼鈍材として特性評価試験に供した。

作製した板材から圧延方向 (L方向)、および、それに垂直な板幅方向 (T方向)に試験片を切り出し、引張試験を実施した。また、強度の面内異方性は、T方向の値をL方向の値で除した数値によって定義した。また、超塑性特性は、JIS H 7501に準拠したひずみ速度急変法にて評価した。

試験片の形状は板厚1.0mm、ゲージ部の幅6.0mm、標点間距離18.0mmとし、800、825、850、および900°Cの大気雰囲気中で試験を行った。真ひずみ0.05を加えるごとにクロスヘッド速度を2倍に上げて引張る操作を6回繰り返した後、破断するまで試験を継続した。

$9 \times 10^{-5} \sim 4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の各ひずみ速度で測定した流動応力値から超塑性特性の代表的指標となるひずみ速度感受性指数 (m値)を求めた。また、Schulzの反射法による正極点図、SEM-EBSDによるIPF (Inverse Pole Figure) マップ、および結晶粒内のひずみ分布を示すKAM (Kernel Average Misorientation) マップを用いて組織を評価した。

2. 組織と引張特性

4.5mm厚の熱延焼鈍板、および1.0mm厚の冷延焼鈍板の圧延方向に平行な断面のマイクロ組織と(0001) α の正極点図を図3に示す。熱延焼鈍板では回復組織が、冷延焼鈍板では再結晶が一部進んだ組織となっている。また、熱延焼鈍板の集合組織は、(0001) α 法線のピークが板面法線方向からT方向に約65°傾いたTD-splitである(図3左)。これをさらに冷間圧延すると約50°まで板面法線方向に近づいた集合組織を示し、純チタンの冷延集合組織に近い様相を示している(図3右)。

図4に引張特性とその強度の面内異方性を示す。いず

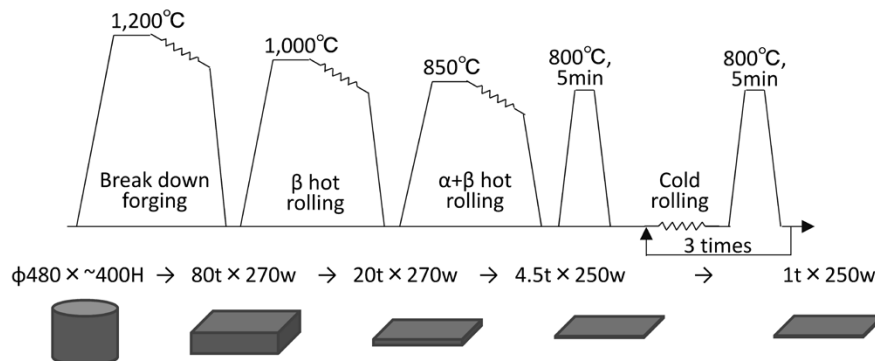


図2 Ti-2111S 熱延焼鈍材および冷延焼鈍材の製造工程
Fig. 2 Manufacturing process of hot/cold rolled Ti-2111S sheet

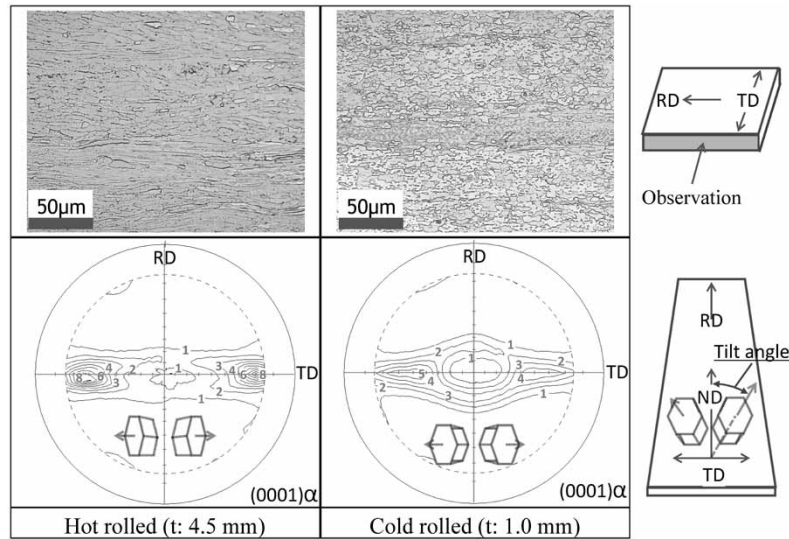


図3 Ti-2111S 熱延焼鈍材および冷延焼鈍材のマイクロ組織と(0001)α部分極点図
Fig. 3 Microstructures and (0001)α partial pole figures of hot/cold rolled Ti-2111S sheet

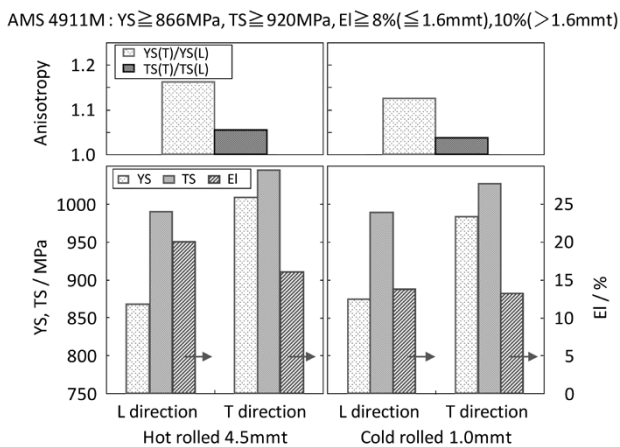


図4 Ti-2111S熱延焼鈍材および冷延焼鈍材の引張特性とその強度異方性
Fig. 4 Tensile Properties and their planar anisotropies in hot and cold rolled sheet Ti-2111S

れの供試材もTi-6Al-4V焼鈍板の航空宇宙材料規格AMS4911を満足しており、ほぼ同等の引張特性を有している。また、面内異方性の値は、熱延焼鈍板の0.2%耐力が1.16、引張強度が1.06であった一方で、冷延焼鈍板ではさらに改善されて0.2%耐力が約1.12、引張強度が1.04となっている。Ti-6Al-4V合金は一方向圧延で薄板を製造できないため比較できないが、Ti-6Al-4V合金並みの強度で一方向圧延が可能で、最近開発されたα+β型チタン合金板の引張強度の面内異方性は、β域からの熱延や2段熱処理などで改善されたものでも1.10以上^{4)~6)}ある。本合金はこれらよりもさらに小さいことが分かった。

面内異方性は集合組織に起因しており、α+β型チタン合金において1方向圧延した場合に見られるT方向に強い集積を示すT textureとは異なり、図3に示すとおり純チタンに比較的近いTD-splitにすることで小さい面内異方性が得られたと考えられる。

3. 超塑性特性

800~900℃の温度域で実施したひずみ速度急変試験に

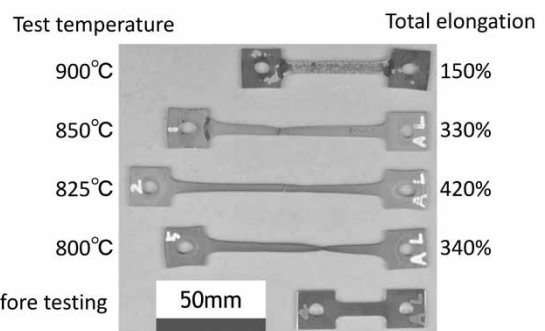


図5 ひずみ速度急変法にて高温引張試験した後の試験片外観と破断伸び
Fig. 5 Sheet test pieces after superplastic deformation test at various temperatures

より冷延焼鈍材の超塑性特性を調べた。図5に引張試験後の試験片概観を示す。800~850℃の試験温度では300%を超える大きな伸びを示すが、900℃では150%程度の伸びで破断した。また、破断形態に着目すると、825℃以上では均一に伸びた後、くびれずに破断したのに対して、800℃ではほぼ100%くびれが生じた。

各試験温度でのひずみ速度と流動応力、およびm値の関係を図6に示す。ひずみ速度が速くなるに従って流動応力は高くなるが、m値は小さくなる。超塑性発現の目安は一般に、m値0.3以上、伸び200%以上とされている。本合金は800℃から850℃までの $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の比較的速いひずみ速度条件までm値0.3以上を確保できている。

超塑性の要件を満たす試験材の変形機構を調べるため、組織観察を行った。図7に、試験前および試験後のつかみ部と破断部近傍における断面SEM組成像を示す。試験前の冷延焼鈍材の組織は、圧延によって延ばされた扁平な初析α相(暗灰色、以下α相という)、その周りに分散するβ相(明灰色)、および微細な微粒子(点状の暗黒色)から成っている。800℃、5分の熱処理はライン焼鈍を想定した短時間の焼鈍のため、再結晶までには至っていないものと考えられる。試験後は、全ての試験条件においてα相、β相はともに等軸化し、かつ、高温の条件ほど組織は粗大化していることが分かる。数百%

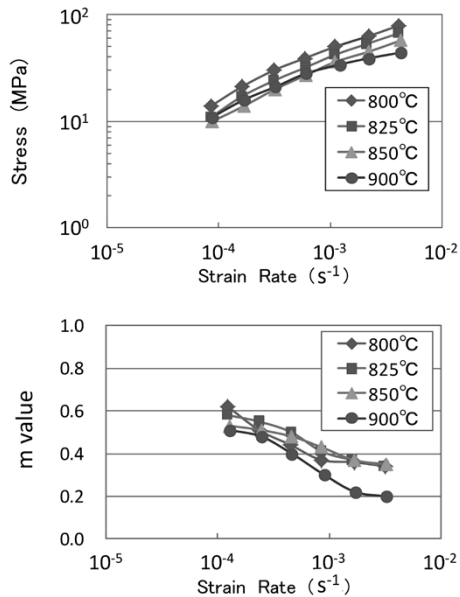


図6 各引張温度における流動応力とひずみ速度感受性指数 (m 値) に及ぼすひずみ速度の影響
 Fig. 6 Influence of strain rate on flow stress and m value at various temperatures

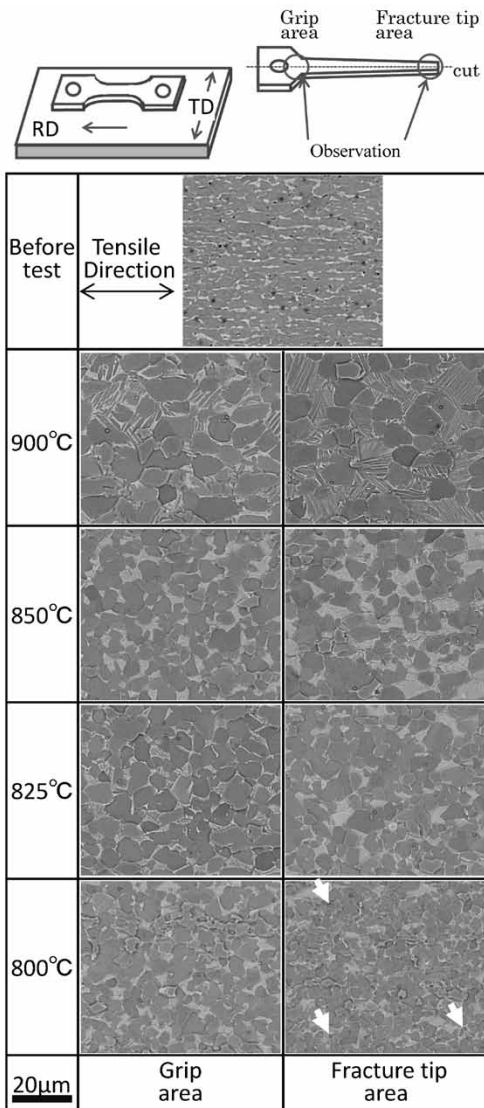


図7 超塑性引張試験後の試験片の掴み部と破断部近傍の断面マイクロ組織
 Fig. 7 Cross sectional microstructures of test specimens at grip area and vicinity area of fracture after superplasticity testing at various temperatures

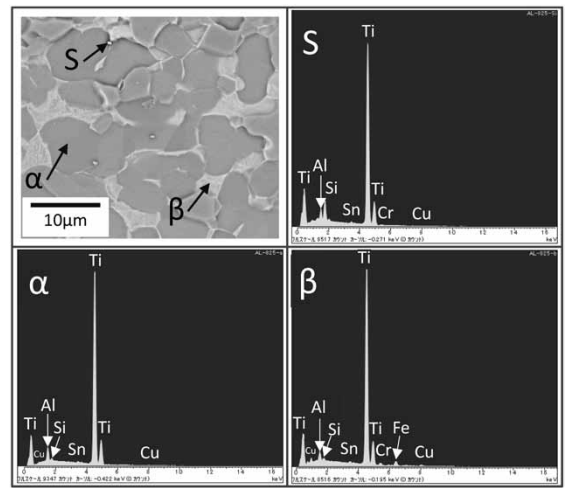


図8 825°C引張試験片のSEM像と各相のポイント分析
 Fig. 8 SEM and EDX spot analysis in 825°C test specimen

以上の変形を受け続けてきたにもかかわらず α 相は等軸粒を維持しており、超塑性特有の界面すべりによる変形が支配的であると考えられる。

また、825°C以上の破断部近傍の α 相のサイズは、変形を受けていないつかみ部のそれと比べてほぼ同じである。超塑性変形中の α 相はひずみに誘起されて粗大化しやすく、引張試験片の変形部の α 相は、つかみ部に比べて大きくなることが知られている^{7), 8)}が、本試験材では両者の違いはほとんど認められない。これは、図7の矢印で観察されるように、 α/β 相界面や α/α 相界面に微細な点状の微粒子が界面の移動を抑えるため、目視上に認められるほどの違いにならなかったものと考えられる。図8に示すSEM-EDXによる定性分析では、Siのピークは、 α 相(図中 α と表示)や β 相(図中 β と表示)に比べて微粒子(図中Sと表示)の方が高くなっていることから、微粒子はSiが濃化した化合物と考えられる。この微粒子の同定には至っていないが、2輪、4輪のマフラ材に適用されているSiを添加した耐熱 α 型チタン合金では、微細な Ti_5Si_3 化合物が析出し、結晶粒の成長を抑制していることが報告^{9), 10)}されており、この微粒子も同様の効果を持つと考えられる。

一方、800°Cの試験片では逆に、破断近傍における粒径がつかみ部よりも小さくなっている。これは、変形中に動的再結晶が起こっているものと推察される。粒界すべりが支配的な超塑性を示す温度域においては、結晶粒が小さくなるほど流動応力は低くなることが報告⁶⁾されていることから、再結晶粒が生成した領域では流動応力がより小さくなることで変形が加速し、さらに動的再結晶が誘発されたと考えられる。図5の800°Cにおける試験片が100%近くまでくびれて破断したのはこのためと考えられる。

最後に、超塑性の変形機構を調べるために、本試験の中で最も大きく伸びた825°Cにおける試験片断面のSEM-EBSDによる観察を行った。図9に α 相のIPFマップを示す。SEM観察でも述べたとおり、破断部近傍の α 相は数百%の変形を受けているにもかかわらず等軸形状で、ほとんど変形していないつかみ部と比べほぼ同

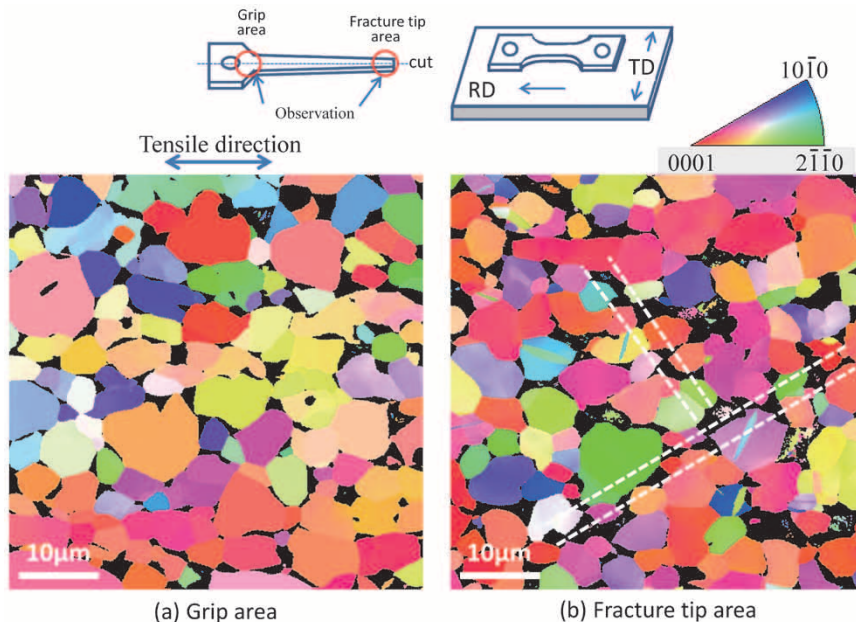


図9 825℃引張試験片の (a) つかみ部および (b) 破断部近傍における逆極点図マップ
 Fig. 9 Inverse pole figure maps of alpha phase at (a) grip area and (b) fracture tip area in 825℃ test specimen

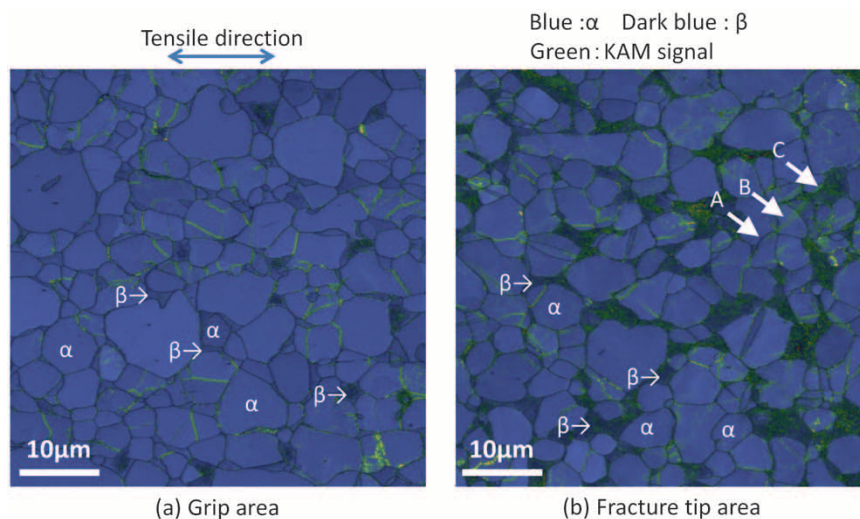


図10 825℃引張試験片の (a) つかみ部および (b) 破断部近傍におけるフェーズマップを重ね合わせたKAMマップ
 Fig.10 KAM map superimposed on phase map at (a) grip area and (b) fracture tip area in 825℃ test specimen

じサイズを維持している。また、結晶方位は比較的ランダムである。一方、 β 相（黒色）は、つかみ部ではほとんどが α 相の3重点に存在するが、破断部近傍では変形中に変化して α 相を取り囲むように凝集しているものが多数存在する。

さらに、破断部近傍において、白色の点線で挟んだ部分において、引張方向に対して45°に近い傾き、すなわちせん断方向に α/β 相界面および α/α 相粒界面がほぼ直線上に並んでいる組織帯が、いくつも見つけることができる。これらは、 α/β 相界面や α/α 相粒界面が同時に集団的にすべった痕跡と推測できる。

つぎに、隣接する測定点間の局所方位差であり、微小領域の塑性ひずみ勾配の分布を表すKAMマップを図10に示す。本図には、どの場所にひずみが集積しているかも分かるように α/β 相の相マップを重ね合わせた。

図中の矢印A, B, Cが並んだところに着目すると、左

下の α/α 相粒界面（矢印A）と、その延長線上の3重点から粒内をまたいだ形でひずみが直線状に分布（矢印B）し、さらにその右上の α/β 相界面（矢印C）が直線上に並んでいる。これは、 α/α 相粒界面と、隣接する α 相内で転位の集積を引き起こし、その先の α/β 相界面が連動してすべることを示唆しており、界面が連動・協調してすべる超塑性の変形機構のBall & Hutchinsonモデル^{11), 12)}にあたるものと考えられる。

また、破断部近傍における β 相には相対的に塑性ひずみが集中しており、 α 相よりも大きな変形を受けていることが示唆され、 α/β 相界面のすべりに引きずられる形で変形を受けたものと考えられる。

なお、いずれの条件においても破断部近傍を含む試験片全長において目立った空洞の形成は観察されなかった。

むすび=汎用のTi-6Al-4Vとほぼ同等の強度を有するニア α 型チタン合金Ti-2Al-1Sn-1Fe-1Cu-0.5Cr-0.3Si (Ti-2111S) の特性試験を行った結果、以下のことが分かった。

- 1) チタン合金を熱間と冷間で一方向に圧延する場合、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金では、T texture成分が残るのに対して、ニア α 型合金は、純チタンに近い(0001) α がほとんどTD-splitに集積する傾向を示し、比較的案内異方性の少ない薄板の製造が可能である。
- 2) Ti-6Al-4V合金板よりも比較的低い850°C以下の温度で良好な超塑性変形を示す。

今後、実機規模でコイルを製造してその性能を検証し、航空機部材をはじめとする様々な用途への適用を試みる考えである。

参 考 文 献

- 1) G. Lütjering et al. Titanium. 2003, p.97-102, p.177-190.
- 2) 大山英人ほか. R&D神戸製鋼技報. 1999, No.3, Vol.49, p.53-56.
- 3) T. Takechi et al. Ti-2007 Science and Technology. 2007, Vol.2, p.985-988.
- 4) 川上 哲ほか. 新日鉄住金技報. 2013, No.396, p.69-75.
- 5) 逸見義男ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.50-54.
- 6) T. Akahori et al. Materials Transactions. 2013, Vol.54, No.5, p.783-790.
- 7) 佐藤英一ほか. 鉄と鋼. 1992, Vol.78, No.9, p.1414-1421.
- 8) A.K. Ghosh et al. Metall. Trans. A. 1982, Vol.13A, p.733-743.
- 9) T. Yashiki. Ti-2007 Science and Technology. 2007, Vol.2, p.1387-1390.
- 10) Y. Kosaka et al. Ti-2007 Science and Technology. 2007, Vol.2, p.1403-1406.
- 11) 東 健二. 粉体工学学会誌. 1988, Vol.25, No.8, p.528-536.
- 12) J. Sieniawski et al. J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2007, Vol.24, p.123-130.

(論文)

チタン合金の鍛造プロセス設計のための超音波探傷性の予測技術

Technique for Predicting Ultrasonic Detectability in Process Designing of Titanium Alloy Forgings



伊藤良規*¹
Yoshinori ITO



高松弘行*² (博士(工学))
Dr. Hiroyuki TAKAMATSU



木下敬之*³
Keiji KINOSHITA

Critical rotating parts such as aircraft engine disks require high reliability and therefore are subjected to ultrasonic testing. Titanium alloy forgings, however, are known to generate backscattering signals that are attributable to their microstructure, which hinders the detection of the signals from defects. In order to provide titanium alloy forgings with excellent ultrasonic flaw detectability, Kobe Steel is developing a technique for predicting the backscattering signals attributable to the microstructure of the forgings deformed in β region. A study was conducted to correlate the ultrasonic signals generated from microstructures of β -forged titanium alloys, and a verification was made by FEM analysis. The results indicate that the colony-microstructure, aggregates of primary α -platelets, provokes the backscattering of ultrasonic waves. It has been revealed that the prediction using a microstructural model based on the shape and thickness of β -grains tends to agree well with the experimental results. The findings are applicable to the process design of titanium alloy forgings with excellent flaw detectability.

まえがき = チタンおよびチタン合金は比強度に優れることから航空機用部材に広く用いられている。なかでも、 β 域で鍛造されたTi-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246) 合金は強度靱性 (じんせい) バランスに優れ、航空機エンジンのディスク部材などの重要回転体に用いられている。重要回転体は高い機械的特性が要求されることに加え、その損傷が重大事故を引き起こすことから、とくに高い信頼性が要求される。例えば、窒素などの侵入型元素が濃化したハード α などの欠陥がチタン合金鍛造材内部に存在すれば早期の疲労損傷を引き起こすことから¹⁾、欠陥形成を防ぐために製造管理を徹底すると同時に、超音波探傷による内部欠陥検査を実施する。

超音波探傷検査は、欠陥から反射する超音波信号を元に内部欠陥のサイズなどを判断するが、チタン合金鍛造材は材料組織に起因して発生する後方散乱信号 (以下、材料ノイズという) が大きく、微小欠陥から生じる信号が材料ノイズに埋もれてしまうことによって微小欠陥信号の検出が妨げられ、超音波探傷検査が難しいことが知られている²⁾。

そのため、超音波探傷性に優れたチタン合金鍛造材を提供するためには、チタン合金鍛造材から発生する材料ノイズを予測し、それを抑制するために材料組織を制御することが必要である。これまでに、チタン合金における材料ノイズの発生挙動に及ぼす組織の影響について、様々な基礎検討がなされている^{3)~8)}。チタン合金を β 域から比較的遅い速度で冷却した場合、板状の一次 α が

形成される。その厚さはミクロンオーダーであるが、隣接して配列する板状一次 α は同一の結晶方位を有し、数百ミクロン以上の粗大なコロニー組織を形成し得る。

超音波は弾性定数 (伝播する音速) の異なる境界面で反射するが、 α 相チタンの結晶構造は六方晶で弾性異方性が強いので、コロニー組織など、異なる結晶方位を有する領域 (“マクロゾーン” などとも称されるが、これらの領域も含めて本稿では “コロニー組織” という) の境界面が超音波の反射源となり得る。これまでに、Gintyらが平坦 (へいたん) なコロニー組織の境界面が強い反射源になること³⁾、また、Panettaらが伸長したコロニー組織が材料ノイズの異方性の原因になること⁷⁾を報告している。さらに、音響の後方散乱理論を基に、組織から発生する材料ノイズ強度を予測する試みがなされている^{9), 10)}。

このように、チタン合金の材料ノイズ発生にかかわる基礎的な挙動が明らかになっているが、実鍛造材は複雑形状をなし、その内部に形成される組織は均質ではない。また、超音波探傷検査の際、入射信号のフォーカス条件や角度条件などに様々な条件を用いて探傷することを鑑みると、実鍛造部材の材料ノイズ予測は困難であった。そこで、工業的に適用可能な材料ノイズの予測技術構築を目的に、種々の鍛造圧下率により組織形態を変化させたTi-6246合金の β 鍛造材を用いて材料ノイズ発生に及ぼす組織の影響を検討し、FEM解析による検証を試みた。本稿においてその概要を報告する。

*¹ 技術開発本部 材料研究所 *² 技術開発本部 生産システム研究所 *³ 鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン工場

1. 実験方法

実験では、 β トランズスが約965°CのTi-6246合金ピレットを用い、 β 単相域に加熱後、一軸のアップセット鍛造を行い、パンケーキ状鍛造材を得た。圧下率は0%、33%、50%、67%、および83%の5条件とし、圧下率が67%までの条件は、鍛造材の形状がおおよそ直径200mm、厚さ60mmとなるように圧下率条件に応じて形状の異なる初期素材を準備した。圧下率83%の条件のみは、アップセット鍛造時の素材の座屈を防ぐ目的で圧下率67%と同じ形状の初期素材を用いたため、鍛造材形状はおおよそ直径280mm、厚さ30mmである。鍛造は恒温鍛造で行い、所定圧下率のアップセット鍛造の後、室温までファンによる強制空冷を行った。その後、溶体化処理と、時効処理を施し、組織観察と超音波探傷試験を行った。

組織観察は光学顕微鏡を用い、鍛造材の中心と外周を直線で結んだ中間位置で、厚さ中央部を観察し、観察面は鍛造方向と半径方向に平行な断面とした。鍛造と同じ熱履歴のみを加えた場合（圧下率0%）、等軸の β 粒が認められる（図1）。その粒界には連続で直線的な粒界 α が形成され、 β 粒の内部には板状一次 α が形成されている。鍛造を施すことで β 粒の形状は等軸から扁平（へんぺい）に変化し、圧下率の増加に伴って扁平な β 粒の厚さが薄くなる（図2）。また、連続した直線的な粒界

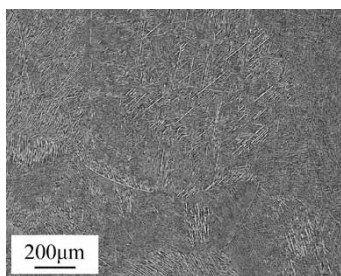


図1 加熱履歴のみ加えた圧下率0%のTi-6246合金の光学顕微鏡組織
Fig. 1 Optical microstructure of Ti-6246 specimen without deformation

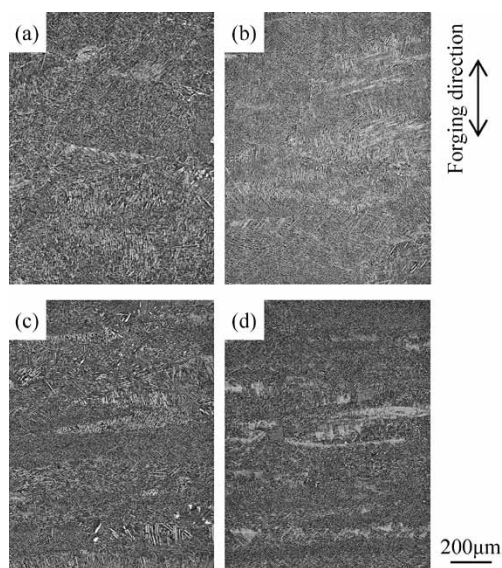


図2 β 鍛造を施したTi-6246合金の光学顕微鏡組織（圧下率 (a) 33%、(b) 50%、(c) 67%、(d) 83%）
Fig. 2 Optical microstructures of Ti-6246 specimens deformed above β transus (reduction in height of (a) 33%, (b) 50%, (c) 67% and (d) 83%)

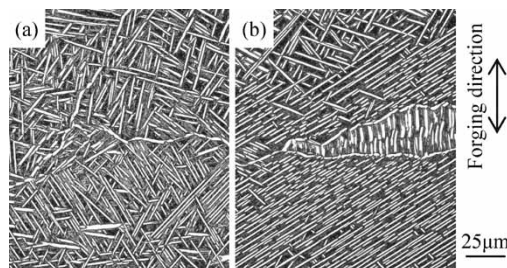


図3 β 鍛造を施したTi-6246合金の光学顕微鏡組織（高倍率）（圧下率：(a) 33%、(b) 67%）

Fig. 3 Higher magnified optical microstructures of Ti-6246 specimens deformed above β transus (reduction in height of (a) 33% and (b) 67%)

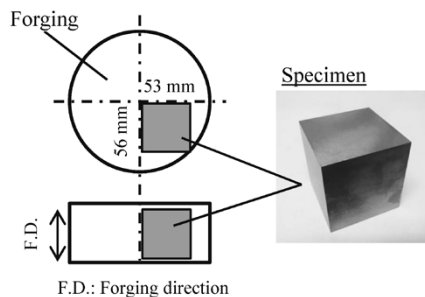


図4 超音波探傷用試験片の採取位置

Fig. 4 Location of specimens excised from forgings for ultrasonic inspection

α は分断されて不連続な形態に変化し、また、いずれの鍛造材にも10~100 μ m程度の長さの板状一次 α が β 粒内に形成されている（図3）。

このような組織を有するそれぞれの鍛造材から直方体形状の試験片を切り出し、超音波探傷試験に供した。圧下率が67%までの鍛造材からは53mm（半径方向）×56mm（半径方向）×53mm（鍛造方向）の、圧下率83%の鍛造材からは53mm（半径方向）×56mm（半径方向）×26mm（鍛造方向）の試験片を図4に示す位置から切り出した。

超音波探傷試験には、平均周波数が5、10、15MHzのフラット探触子を用い、それぞれ20dB、30dB、40dBの条件で、水浸法にて試験面に対して垂直方向にパルス波を送受信し、表面エコーと第1底面エコー間の信号を評価した。送受信方向は鍛造方向に平行方向と垂直方向の2条件とし、今回の探傷では減衰補正を行わなかった。さらに、FEMベースの弾性波解析によって実験結果の検証を行った。

2. 実験結果と考察

2.1 鍛造材から発生する材料ノイズ

周波数5MHzの探触子で鍛造方向に平行方向の探傷により受信した超音波信号のプロファイルを図5に示す。本実験では、欠陥を含まない鍛造材を評価しているため、図中に明示する表面エコー（Surface echo）と第1底面エコー（Bottom echo）との間が材料組織から生じた信号、つまり材料ノイズである。本図では複数回の測定で得たデータから算出した二乗平均平方根値（RMS値）を図示している。材料ノイズは圧下率0%の場合には厚さ方向全域で小さい（図5（a））が、圧下率が高く

なるに従って急激に大きくなる傾向が認められる。また、試験片の厚さ方向に一定ではなく中央付近で最大値を示し、あたかも欠陥があるかのようなピークを示す(図5(d), (e))。

つぎに、図5に示すプロファイルを基に、表面エコーと第1底面エコーの中間位置で全体の25%の区間の信号強度を平均化し、各鍛造材の平均材料ノイズとした。周波数10MHzと15MHzでの測定プロファイルからも同様に求め、鍛造圧下率による変化を図6に整理した。材料ノイズの強度は鍛造時の圧下率と、探傷時の周波数に強く依存することが明らかである。つまり、周波数が10MHzと15MHzで探傷した場合、材料ノイズは圧下率の増加に伴って圧下率が83%まで単調に増加するが、これに対して、周波数が5MHzの場合には、圧下率67%までは単調に増加してピークを示し、さらなる圧下率の増加に伴って材料ノイズの減少が認められる。

つぎに、材料ノイズの異方性を検討するため、周波数5MHzで鍛造方向に垂直の方向に探傷を行った。その結果を図7に示す。鍛造方向と平行な方向の探傷とは異なり、圧下率条件にかかわらず発生する材料ノイズが非常に小さいことが分かる。つまり、材料ノイズの強度は探傷方向に強く依存し、とくに圧下率67%近傍の条件において、その異方性が顕著となることが明らかとなった。

2.2 材料ノイズの支配組織因子

等軸の結晶粒組織から発生する材料ノイズは等方的である一方で、細長く伸びた結晶粒組織から発生する材料ノイズには異方性が認められることが報告されている^{6), 7)}。さらに、伝播する超音波を横切る広い界面が存在する場合に大きな材料ノイズが発生することが報告されている⁷⁾。図1および図2に示したとおり、圧下率0%と33%の鍛造材には等軸もしくはだ円形状の β 粒が形成しているのに対して、圧下率67%と83%の鍛造材には扁平な β 粒が形成されている。図6に示したように、圧下率の増加に伴って急激な材料ノイズの増加が認められたが、これは β 粒の形状変化とおおむね一致する。このことから、等軸な β 粒が鍛造により扁平に変化することで、超音波の伝播方向に垂直で広く平坦な粒界面を持つ β 粒が多く形成され、大きな材料ノイズが発生すると考えられる。鍛造方向に垂直な方向には、圧下率条件にかかわらず、伝播する超音波を横切る方向に β 粒の広く平坦な粒界面はほとんど形成されない。このため、鍛造方向に垂直な方向から探傷した場合には、圧下率に依存せず材料ノイズが小さかった図7の実験結果とも傾向が一致する。このように、材料ノイズの強度変化は β 粒の形状変化と良く対応している。ただし、今回用いたTi-6246合金は室温で α 相が約75%を占める $\alpha + \beta$ 二相合金である¹¹⁾。 β 鍛造により β 粒が変形した後の冷却過程で板状一次 α が形成され、その面積率は、その後の溶体化処理温度に依存するが、約50%を占める¹¹⁾。そのため、板状一次 α の同一結晶方位の集合体であるコロニー組織が超音波の後方散乱を引き起こす主な組織因子と考えられる。コロニー組織の形状とサイズは、 β 鍛造とその後

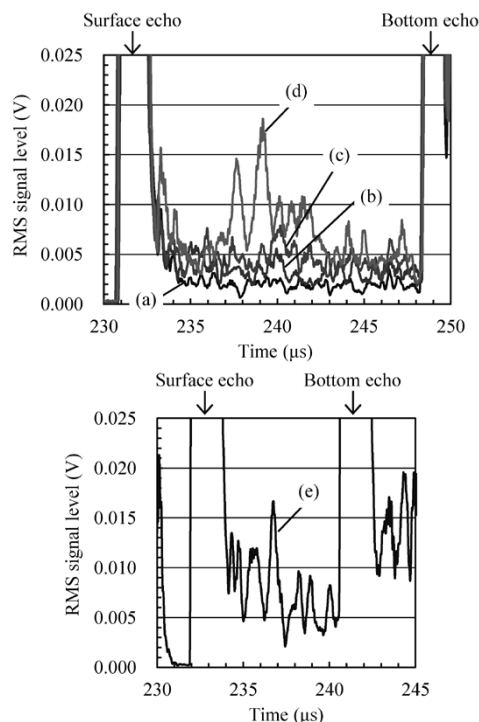


図5 超音波探傷試験(周波数: 5 MHz)による受信信号プロファイル(圧下率(a) 0%, (b) 33%, (c) 50%, (d) 67%, (e) 83%)
Fig. 5 RMS signal profiles of ultrasonic inspections at frequency of 5 MHz (reduction in height of (a) 0%, (b) 33%, (c) 50%, (d) 67%, (e) 83%)

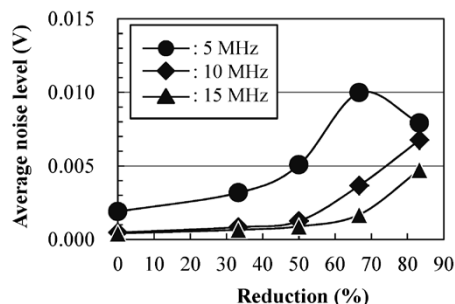


図6 鍛造方向に平行方向の探傷により発生する超音波ノイズに及ぼす圧下率の影響(周波数: 5 MHz, 10 MHz, 15 MHz)
Fig. 6 Influence of reduction in height on average RMS noise levels at frequencies of 5 MHz, 10 MHz and 15 MHz

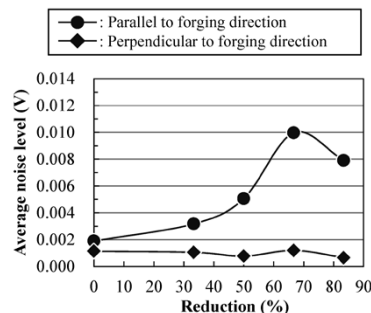


図7 超音波ノイズに及ぼす圧下率と探傷方向の影響(周波数: 5 MHz)
Fig. 7 Influence of reduction in height and direction of ultrasonic inspections on average noise levels

の冷却過程で決まる。本稿では詳細を示していないが、冷却条件をほぼ一定とした場合、コロニー組織の形状とサイズは板状一次 α 形成前の β 粒の形状と強い相関を有すると考えられ、材料ノイズの強度変化が β 粒の形状変化と良く対応したと考えられる。

以上の結果から、Ti-6246合金の β 鍛造材において、

広く平坦な粒界面を有する扁平な β 粒が形成されることで、同様に鍛造方向に垂直方向に広がった境界面を有するコロニー組織が形成され、大きな材料ノイズが発生すると考えられる。この考えを基にすると、平坦な β 粒の粒界面形成に必要な圧下率以上に鍛造を施した場合には、圧下率条件にかかわらず大きな材料ノイズが発生すると考えるべきであるが、周波数5 MHzの探傷にて生じた材料ノイズは圧下率67%でピークを示し、それ以上の圧下にて減少が認められることから、材料ノイズの発生は β 粒の粒界面形状のみでは単純に説明できず、他の因子を考慮しなければならないことを示している。

材料ノイズのピークは周波数5 MHzの探傷でのみ観察され、周波数10 MHzと15 MHzの探傷では認められなかった実験結果に着目すると、この現象は探傷に用いる超音波の波長に依存していると考えられる。Gigliottiらは⁸⁾、 $\alpha + \beta$ 域で鍛造したTi-6242合金に対して超音波探傷性を評価し、超音波の後方散乱の原因となるコロニー組織のサイズと超音波の周波数の影響を検討している。すなわち、一般的な鍛造材には粒径 $10\mu\text{m}$ 程度の一次 α 粒の集合体であるコロニー組織が残存し大きな材料ノイズが発生するが、特殊な超微細化プロセスにてコロニー組織を十分に微細化した鍛造材では、材料ノイズが大きく低減すると報告しており、超音波の波長（周波数5 MHzの場合は $1,200\mu\text{m}$ ）に対してコロニー組織を相対的に十分小さくすることで超音波の散乱メカニズムが変化する^{注)}ためと実験データを基に考察している。本実験で認められた材料ノイズの強度変化もGigliottiらの報告⁸⁾と同じメカニズムによると考えられ、数値解析を用いた検証を行った。

2.3 数値解析による検証結果

高圧下率の鍛造材に認められた扁平な β 粒組織に形成される板状一次 α のコロニー組織の形状は β 粒の形状と厚さに相関すると仮定し組織のモデル化を行った。つまり、扁平な β 粒組織と同様に平坦な境界面を有するコロニー組織が形成するとし、この組織を模擬するため、無限長の直線状粒界が平行に配列した図8の多層粒界モデルを用い、粒界の垂直方向から超音波を送受信した。隣り合う直線状粒界に挟まれた領域をコロニー組織とみなし、粒界の平均間隔（コロニー組織の平均厚さに相当）は25, 50, 100, 200, $400\mu\text{m}$ の5条件を検討し、平均間隔から $\pm 10\%$ の範囲でランダムな間隔の粒界を配列させた。

コロニー組織を形成する α 相のチタン内の超音波の音速は結晶方位に依存し、六方晶の底面の法線方向に平行に伝播した場合に最大速度を、法線方向に垂直に伝播した場合に最小速度を示す。文献により値が異なるが、それぞれ $6,332\text{m/s}$ と $6,003\text{m/s}$ ¹³⁾、並びに $6,014\text{m/s}$ と $5,494\text{m/s}$ ¹⁴⁾という報告がある。ここでは、平均 $6,000\text{m/s}$ に対して $\pm 5\%$ の範囲のランダムな値を各コロニー組織内の音速

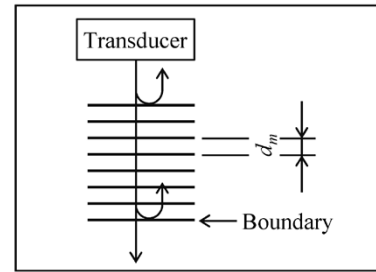


図8 多層粒界モデルの模式図
Fig. 8 Schematic of multi-layered model

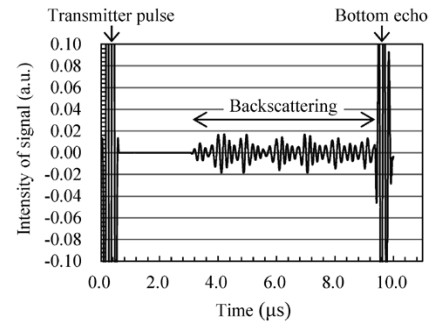


図9 多層粒界モデルの数値解析で得られた信号プロファイル（周波数：5 MHz、平均粒界間隔： $400\mu\text{m}$ ）
Fig. 9 Signal profile obtained by FEM analysis for multi-layered model (frequency: 5 MHz, mean distance between boundaries (d_m): $400\mu\text{m}$)

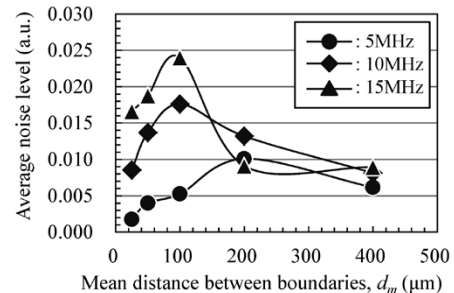


図10 超音波ノイズの予測値に及ぼす平均粒界間隔の影響（周波数：5 MHz, 10 MHz, 15 MHz）
Fig. 10 Influence of mean boundary distance on average noise levels predicted at frequencies of 5 MHz, 10 MHz and 15 MHz

に用いて解析を行った。解析結果の一例を図9に示す。図には送信波、第1底面エコー、および多層粒界モデル部から発生した材料ノイズを示している。今回の多層粒界モデルにて図5に示す実験結果と類似のプロファイルが得られることが分かる。

このような解析結果を基に、実験結果と同様の手順で平均の材料ノイズを求め、平均粒界間隔と超音波の周波数に対して整理した結果を図10に示す。発生する材料ノイズの強度は粒界間隔に依存し、いずれの周波数条件においてもピークを示す。平均粒界間隔の減少は圧下率の増加に対応するが、材料ノイズ強度が単調に増加するのではなくピーク値を示し、その時の平均粒界間隔が周波数の増加つまり波長の減少に伴い短間隔側にシフトしていることが特徴的である。今回検討した平均粒界間隔の範囲で最大値 $400\mu\text{m}$ からの減少に伴い認められる材料ノイズ強度の増加は、後方散乱源である粒界の数密度増加のためと考えられる。一方、ピークよりも間隔の短い条件範囲では、粒界の数密度の増加にもかかわらず材

脚注) コロニー組織サイズが波長に比べて十分小さい場合にはRayleigh散乱¹²⁾が支配的であるが、そのサイズが波長に近づくにつれ、Stochastic散乱¹²⁾の寄与が加わると考察している。

料ノイズ強度が減少する。これはGigliottiらが報告したとおり⁸⁾、ピークを境に散乱メカニズムが変化していると考えられ、波長に対して粒界間隔が相対的に小さくなることで粒界の後方散乱限としての作用が弱くなるためと考えられる。波長の短い高周波条件ではピークを示す平均粒界間隔が短間隔側にシフトしており、上記の考え方と定性的に一致している。ここで、図6の結果において周波数が10MHzと15MHzの探傷では材料ノイズにピークが認められなかった。これは、周波数が5MHzでは、波長が1,200 μm であることに対して、10MHzと15MHzではそれぞれ600 μm と400 μm と波長が短いためである。したがって、83%よりも大きな圧下率で加工を行い、 β 粒の厚さ、すなわちコロニー組織の厚さを小さくすることでピークを示すと考えられる。

以上の結果から、チタン合金の β 鍛造材の材料ノイズは β 粒の形状と厚さに強く影響を受けることが明らかとなった。これは、材料ノイズ強度は鍛造初期の結晶粒径と鍛造ひずみ量で予測できることを示している。この知見を基に鍛造プロセス設計技術を高度化することで材料ノイズを抑制し、信頼性を向上させたチタン合金の β 鍛造材を製造可能になると考えている。

鍛造プロセス設計のコンセプトを図11に示す。まず、変形解析により鍛造材内部の結晶粒形状を予測する。この情報に基づき、本稿で示した超音波にかかわる数値解析のモデルを作成し、所定条件の探傷で発生する材料ノイズ強度を予測する。これらの解析はFEMをベースとしており、工業的に適用可能な計算負荷で実施可能なことが特徴である。

なお、本稿では触れていないが、超音波の伝播中の減

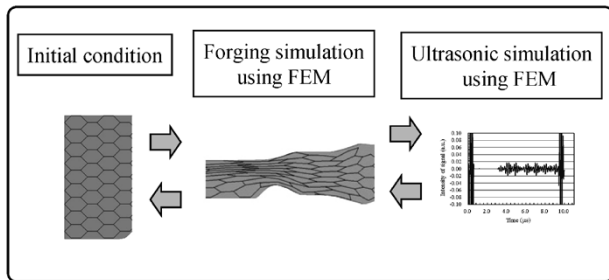


図11 超音波探傷性に優れたチタン合金鍛造材の鍛造プロセス設計コンセプト

Fig.11 Concept of process design for titanium forgings with excellent flaw detectability

衰などの影響を考慮することも可能であり、鍛造材内部の材料ノイズ強度を精度良く予測可能と考えている。あわせて、所望の機械的特性を得るプロセスウィンドウの情報を加味することで、超音波探傷性と機械的特性に優れたチタン合金鍛造部材を製造可能になると期待している。

むすび = 超音波探傷性に優れたチタン合金の β 鍛造材を提供可能とするために、Ti-6246合金の β 鍛造材を対象に、材料ノイズの発生挙動と組織の相関を検討した。その結果、材料ノイズの強度は β 粒の形状と厚さ、および超音波の波長と強い相関が認められ、FEMベースの数値解析にて現象を検証できることが明らかとなった。これは、材料ノイズの強度を鍛造初期の結晶粒径と鍛造ひずみ量で予測できることを示している。この技術を活用して鍛造プロセス設計技術を高度化することにより、材料ノイズを抑制したチタン鍛造材を製造可能になると期待される。

参考文献

- 1) J. F. Wildey. Focus on Mechanical Failures: Mechanism and Detection. 1991, p.3-12.
- 2) F. J. Margetan et al. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. 1992, Vol.11B, p.1717-1724.
- 3) B. Ginty et al. Titanium 80 Science and Technology. 1980, p.2095-2103.
- 4) R. K. Granville et al. British Journal of NDT. 1985, Vol.27, p.156-158.
- 5) R. B. Thompson et al. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. 1992, Vol.11B, p.1685-1691.
- 6) K.Y. Han et al. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. 1993, Vol.12B, p.1743-1750.
- 7) P. D. Panetta et al. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. 1998, Vol.17, p.89-96.
- 8) M. F. X. Gigliotti et al. Metallurgical and Materials Transaction. A. 2000, Vol.31A, p.2119-2125.
- 9) Y. K. Han et al. Metallurgical and Materials Transaction. A. 1997, Vol.28A, p.91-104.
- 10) O. I. Lobkis et al. Ultrasonics. 2012, Vol.52, p.694-705.
- 11) M.M. Attallah et al. Materials Characterization. 2009, Vol. 60, p.1248-1256.
- 12) E. P. Papadakis. The Journal of Acoustical Society of America. 1965, Vol.37, p.703-710.
- 13) E. S. Fisher et al. Physical Review. 1964, Vol.2A, p.A482-A494.
- 14) J. Y. Kim et al. The Journal of Acoustical Society of America. 2009, Vol.126, p.2998-3007.

(技術資料)

連続成形での重量ばらつきを低減した黒鉛偏析防止粉KFセグレス

Segregation-free Powder, "KF-SEGLESS," with Reduced Weight Variation during Continuous Compaction



佐藤充洋*1
Mitsuhiro SATO



谷口祐司*1
Yuji TANIGUCHI



赤城宣明*1
Nobuaki AKAGI



鈴木浩則*2
Hironori SUZUKI

Conventional iron-based sintered parts that are made of mixtures of iron powder, graphite powder, copper powder and additional ingredients such as lubricant have problems, including the segregation of the mixture ingredients and insufficient fillability. To deal with such problems, Kobe Steel commercialized SEGLESS, which is treated so as to prevent the segregation of graphite. This paper introduces the properties of another segregation-free powder, KF SEGLESS, having excellent die-fillability and improved filling-weight stability during continuous compaction, which are the results of suppressing friction among powder particles while retaining the conventional segregation-prevention performance.

まえがき = 粉末冶金法を利用した焼結部品は生産性に優れ、部品形状の自由度が高いことから、近年、複雑な形状の部品に広く用いられるようになってきた。鉄系の焼結部品は、主原料である鉄粉に副原料である黒鉛や銅、有機成分を添加した混合粉を金型に充填し、プレス機で成形することで製造している。

混合粉では主に、鉄粉と比較的比重差の大きい黒鉛粉との間で、ハンドリング時に容易に偏析が生じ、ホップ排出時の副原料成分の不均一化による品質のばらつき、流動性の悪化に起因した充填重量のばらつきや生産性の低下を引き起こす。したがって、均質な焼結部品を製造するためには混合粉の成分偏析が抑制されることに加え、充填重量が安定していることが重要である。

そこで当社では、従来の黒鉛偏析防止粉セグレスよりもさらに高い流動性を有し、連続成形における充填重量の安定性に優れた「黒鉛偏析防止粉KFセグレス」を開発したので本稿でその特性を紹介する。

1. 新しい黒鉛偏析防止処理手法の検討

焼結部品に使用する混合粉の黒鉛の偏析を抑制するためにこれまで、接着性能に優れた高分子樹脂や潤滑剤など種々の有機物をバイндаとして用いる方法が提案されている^{1)~3)}。

そうしたなか当社では、黒鉛の偏析防止と高充填性とを両立させることを目的として、鉄粉と黒鉛との間に作用する分子間力や静電気力、液架橋力などの付着力を増大させることによって黒鉛を鉄粉に付着させ、かつ流動性を阻害する因子である粉体間で生じる内部摩擦力⁴⁾を低減させることで金型への充填性を向上させる方法を種々検討した。

まず、黒鉛の性状が鉄粉への付着力に及ぼす影響を定量化するために、単位質量あたりの黒鉛の表面積を平均粒径の2乗で除した値をここでは「改質度」と定義し、黒鉛性状を表す指標とした。改質した各種黒鉛の改質度を算出して鉄粉への付着率を測定した結果、図1に示すように黒鉛の改質度が増加するにつれて鉄粉への付着力が大きく改善されることが分かった。

また、混合方法については、従来のV型ブレンダを用いた対流混合から攪拌(かくはん)翼を備えた混合機を用いた高速せん断混合に変更することで、混合時の高いせん断力の付与により付着力が高まることを明らかにした。

最適な黒鉛性状(改質度)と混合方法による効果の組合せにより、バイндаを使用することなく黒鉛の鉄粉への付着力を向上させることができ、従来の黒鉛の偏析防止処理と同等の効果を得ることが分かった。また、高い接着性をもつバイндаを使用する従来の黒鉛偏析防止粉と比較して、粉体間の内部摩擦力が低減されることも確認された。

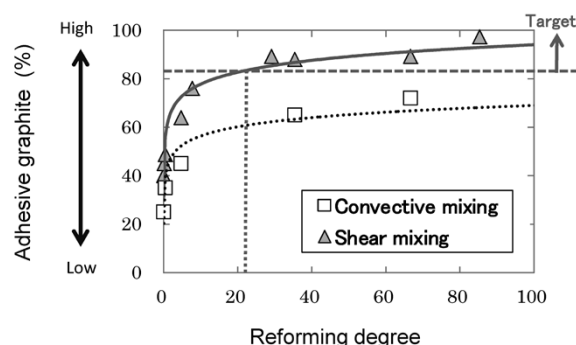


図1 改質度と黒鉛付着率の関係

Fig. 1 Relationship between reforming degree and adhesive graphite

*1 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 *2 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 (現 鉄粉本部 鉄粉企画室)

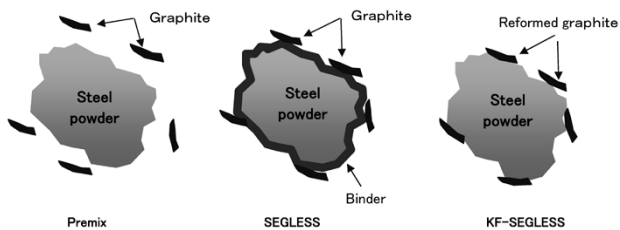


図2 単純混合粉と従来セグレスおよびKFセグレスの概略図
Fig. 2 Concept of Premix, SEGLESS, and KF-SEGLESS

このコンセプトに基づき黒鉛偏析防止粉KFセグレスを開発した。単純混合粉 (Premix), 従来セグレス (SEGLESS), およびKFセグレス (KF-SEGLESS) の鉄粉と黒鉛の混合状態の概略図を図2に示す。

2. KFセグレスの特性評価方法

2.1 供試材の作製

KFセグレスは、当社純鉄粉アトメル300Mに2.0mass% Cu, 0.8mass%改質Gr, および0.75mass%潤滑剤 (エチレンビスアマイド) を配合した。また比較材として、同配合の単純混合粉と従来セグレスを作製した。

2.2 粉体特性評価

供試材の黒鉛偏析防止効果の評価について、当社独自の黒鉛付着率評価試験機を用いて黒鉛付着率の測定を行った。また、見掛け密度と流動度は、JIS Z 2504およびJIS Z 2502に基づき、ホールフローメータで測定した。

ホールフローメータによる流動度の測定結果だけでは、実際のホッパ排出性や金型に充填される際の流動性を評価するには十分でない。そこで今回、当社独自で開発した流動性評価方法^{5)~9)}である「金型充填性」を評価した。さらに、粉体間に作用する内部摩擦力を評価した。以下にこれらの評価手法について説明する。

2.2.1 黒鉛付着性評価手法

鉄粉への黒鉛の付着性評価は、図3に示した黒鉛付着率評価試験機を用いて実施した。メンブレンフィルタ (網目10 μ m) を取り付けた漏斗状ガラス管 (内径16mm, 高さ100mm) に25gの混合粉末を入れ、ガラス管の下方よりドライエアを0.8L/minの速度で20分間通気し、次式によって黒鉛付着率 (%) を求めた。

$$\text{黒鉛付着率 (\%)} = \frac{\text{ドライエア通気後の炭素量 (g)}}{\text{ドライエア通気前の炭素量 (g)}} \times 100$$

ここで、混合粉末中の黒鉛の主成分である炭素の重量を炭素量 (g) とした。

2.2.2 金型充填性評価手法

粉末成形時のシューボックス (粉末供給箱) から金型キャビティへの充填性の評価は、図4に示した金型充填性評価試験機を用いた。金型キャビティ内に充填された粉末の重量をキャビティの断面積で除した値を充填度と定義して評価した。

2.2.3 粉末の内部摩擦力評価手法

内部摩擦力の評価として、「JIS Z 8835」に基づき、せん断試験機 (株) ナノシーズ社製, NS-S200) を用いて内部摩擦角を測定した。

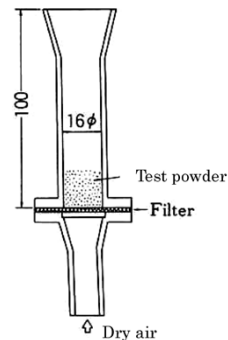


図3 黒鉛付着性評価試験機
Fig. 3 Apparatus for evaluating graphite adhesion property

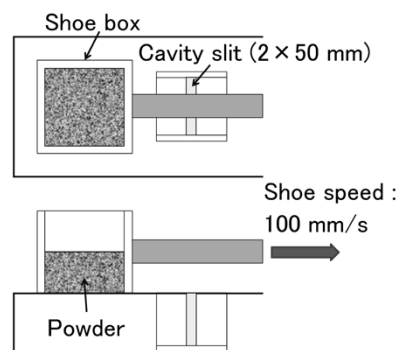


図4 金型充填性評価試験機
Fig. 4 Apparatus for evaluating die filling characteristics

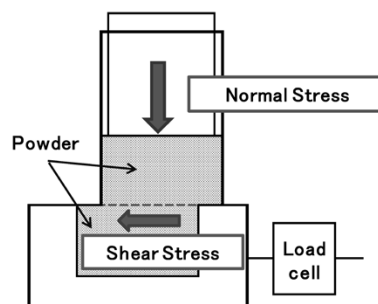


図5 せん断試験
Fig. 5 Shearing test of powder bed

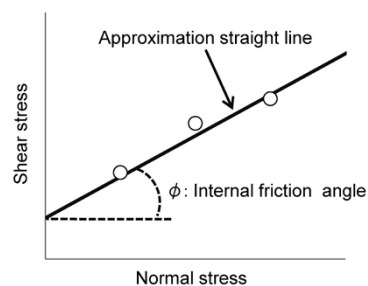


図6 内部摩擦角の測定
Fig. 6 Measurement of internal friction angle

試験は図5に示すように、上下に2分割可能な容器に粉末を充填し、上方から鉛直荷重を加えることで粉体層を形成させる。この粉体層下半部に水平方向荷重を加えて移動させたときにせん断面に生じるせん断応力と垂直応力を測定する。本試験では各試料に対して3種類の荷重によって測定し、垂直応力 (横軸) とせん断力 (縦軸) の関係で表した場合の近似直線が横軸となす角度である内部摩擦角 (図6) を算出した。

2.3 圧粉体特性評価

フローティング方式の金型を用い、成形圧力490MPa、588MPa、および686MPaによって供試材を円柱形（φ25×20mm）に成形し、粉末の圧縮性を示す圧粉体密度を測定した。

またJPM-A-P11-1992(金属圧粉体のラトラ値測定方法)に基づき、上記と同様の成形圧力条件でφ11.28×10mmの圧粉体を作製し、圧粉体の成形性評価方法の一つであるラトラ値を測定した。

2.4 焼結体特性評価

焼結体特性を測定するために、外径30mm、内径10mm、高さ10mmの円筒形成形体を490MPa、588MPa、および686MPaの成形圧力で成形し、プッシュ式焼結炉でN₂-10vol%H₂雰囲気下1,120℃×20minで焼結処理を実施した。得られた焼結体の金属組織および機械特性（圧縮強度、表面硬さ）を測定した。

2.5 連続成形テスト評価

連続成形プレスでの重量ばらつきを確認するために、機械式100トンプレスにより圧粉体密度が6.8g/cm³、φ30×10mmの圧粉体を400個連続して成形した。なお、プレス成形の速度（shot per minute: spm）は毎分11個で重量フィードバック制御は行わなかった。得られた圧粉体の重量を測定し、圧粉体重量の安定性を評価した。

3. KFセグレスの特性評価結果と考察

3.1 粉体特性

表1に各混合粉末の粉体特性を示す。KFセグレスは従来セグレスと同等の黒鉛付着率を示した。

また流動性の指標である流動度および金型充填性が良好であり、内部摩擦角についてもKFセグレスは従来セグレスよりも小さい結果が得られた。図7に示すように内部摩擦角と金型充填性には相関が得られ、KFセグレスは内部摩擦角が小さいため、金型充填性をはじめとする流動性の改善につながったと考えられる。

3.2 圧粉体特性

図8に圧縮性評価、図9に成形性評価の結果を示す。KFセグレスの成形体密度およびラトラ値は、いずれの成形圧力においても単純混合粉や従来セグレスと同程度であることが分かった。したがって、黒鉛性状の改質による圧縮性や成形性への影響はないといえる。

3.3 焼結体特性

図10に焼結体の金属組織、図11および図12にそれぞれ焼結体密度と圧縮強度および表面硬さとの関係を示す。黒鉛の表面性状を改質したKFセグレスの金属組織は単純混合粉や従来セグレスと同等であり、強度や硬さも同等であった。

3.4 連続成形テスト

図13、図14、および図15に連続成形による重量のばらつきを示す。単純混合粉の標準偏差(σ)は1.04であり、最大値と最小値の差(R)は5.3であった。これに対して従来セグレスはσが0.40、Rが2.4であり、重量ばらつきが低減された。さらにKFセグレスはσが0.31、Rが1.8と単純混合粉のおよそ1/3まで低減が確認できた。

表1 KFセグレスの粉体特性
Table 1 Powder properties of KF-SEGLESS

Powder	Premix	SEGLESS	KF-SEGLESS
Adhesive Graphite (%)	49	98	94
Apparent Density (g/cm ³)	3.02	3.22	3.06
Flow Rate (s/50g)	29.9	26.8	25.2
Die Fillability (mg/mm ² , 2mm Width)	27.8	36.3	38.6
Internal Friction Angle (°)	15.6	10.4	9.1

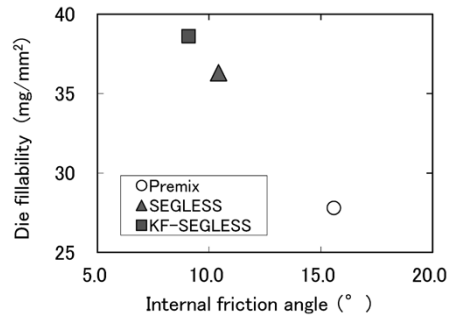


図7 内部摩擦角と金型充填性の関係

Fig. 7 Relationship between internal friction angle and die fillability

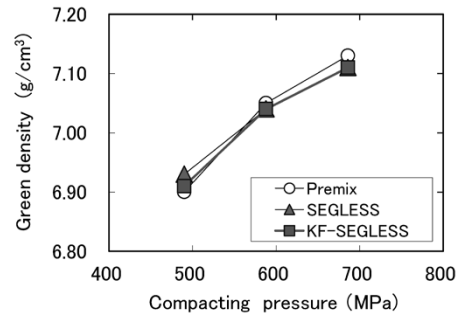


図8 成形圧力と圧粉体密度の関係

Fig. 8 Relationship between compacting pressure and green density

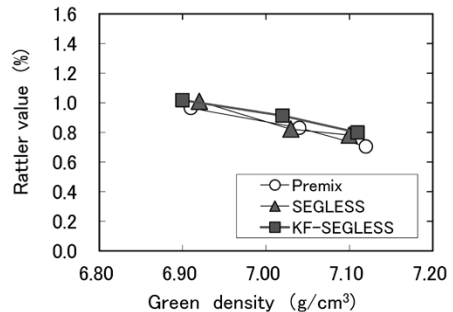


図9 圧粉体密度とラトラ値の関係

Fig. 9 Relationship between green density and rattler value

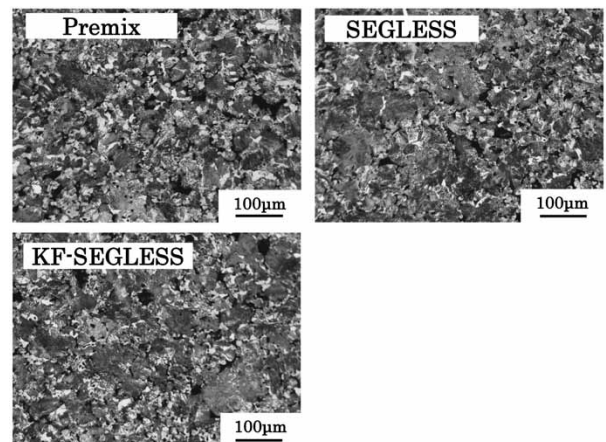


図10 焼結体の金属組織

Fig.10 Microstructures of sintered compacts

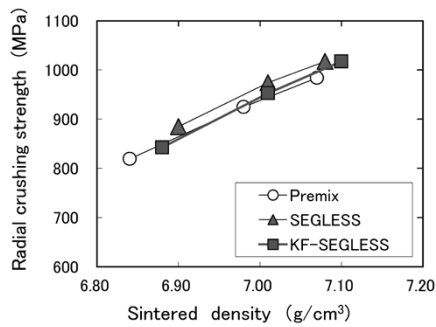


図11 焼結体密度と圧環強度の関係

Fig.11 Relationship between sintered density and radial crushing strength

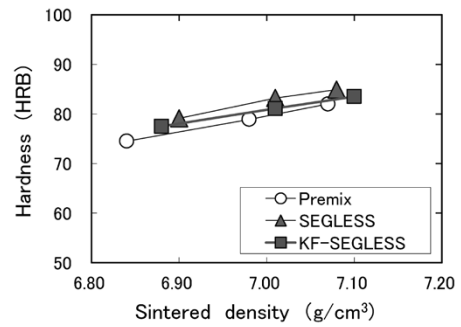


図12 焼結体密度と表面硬さの関係

Fig.12 Relationship between sintered density and hardness

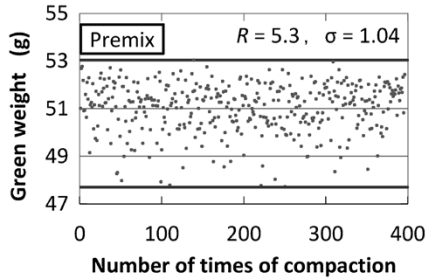


図13 単純混合粉の成形体重量ばらつき

Fig.13 Green weight variation of Premix

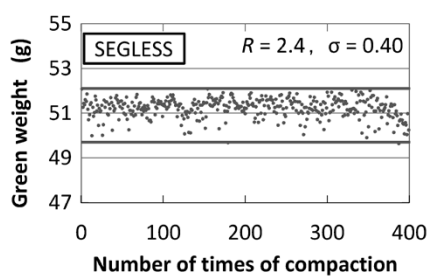


図14 従来セグレスの成形体重量ばらつき

Fig.14 Green weight variation of SEGLESS

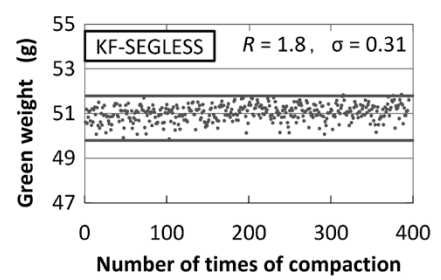


図15 KFセグレスの成形体重量ばらつき

Fig.15 Green weight variation of KF-SEGLESS

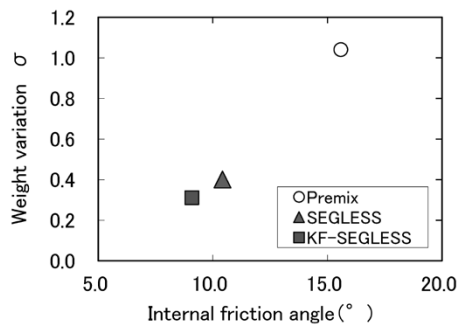


図16 内部摩擦角と重量ばらつきの関係

Fig.16 Relationship between internal friction angle and weight variation

また、重量ばらつきと内部摩擦角の関係を調べたところ、図16に示したように内部摩擦角と重量ばらつきに相関が見られた。黒鉛の偏析防止処理を施している従来セグレスやKFセグレスは単純混合粉に比べて内部摩擦角が小さく、金型への充填性が向上したことによって重量ばらつきが低減したと考えられる。また、その低減傾向は従来セグレスよりもKFセグレスの方が大きく、これは添加した黒鉛性状を改質したためと考えられる。

むすび = 本稿では、従来の黒鉛偏析防止性能に加えて、金型への充填性を高めたことにより、連続成形時の重量安定性が向上した黒鉛偏析防止粉KFセグレスの特性を紹介した。

KFセグレスは黒鉛性状を改質したことにより、従来品に比べて粉体中の内部摩擦力が小さく、金型への充填性が高まる。このため、複雑形状部品への適用が期待される一方、連続成形による重量ばらつきの抑制効果による成形品の不良品率低減が見込まれる。

参考文献

- 1) H. Suzuki et al. Proceeding of 1993 Powder Metallurgy World Congress. 1993, p.747.
- 2) 高井伝栄ほか. R&D神戸製鋼技報. 1994, Vol.44, No.2, p.10-13.
- 3) 小倉邦明ほか. 川崎製鉄技報. 2000, Vol.32, No.1, p.82-84.
- 4) 青木隆一. 化学工学. 1961, Vol.25, No.3, p.199-206.
- 5) 関 義和. 粉体および粉末冶金. 2005, Vol.52, No.7, p.503-510.
- 6) 澤山哲也ほか. 粉体粉末冶金協会春季講演大会概要集. 1996, p.29.
- 7) 澤山哲也ほか. 粉体粉末冶金協会秋季講演大会概要集. 1997, p.103.
- 8) T. Sawayama et al. Advances in Powder Metallurgy & Particles Materials. 1999, 2-61.
- 9) 関 義和. 粉体粉末冶金協会秋季講演大会概要集. 2004, p.133.

(技術資料)

被削性改善添加剤"KS"シリーズの展開

Advanced Machining Enhancer "KS" Series



赤城宣明
Nobuaki AKAGI

Although net-shape production is one of the goals of powder metallurgy, a number of sintered parts undergo sizing, coining and machining to achieve the tight tolerance required. A calcium-based machining enhancer, KS-100X, developed by Kobe Steel, has successfully reduced the machining cost while achieving excellent productivity in high-speed machining. Further study has led to the development of three new machining enhancers namely: i) an enhancer that does an excellent job of preventing tool wear even during low-speed machining, ii) an enhancer that reduces the tool wear to a third of that achieved by KS-100X, and iii) an enhancer that is excellent in dealing with post-machining surface roughness. This paper introduces the performance of these three newly developed enhancers.

まえがき = 粉末冶金法は複雑形状部品の大量生産に適していることから、自動車部品をはじめとする機械構造部品に広く用いられ、ネットシェイプ生産を目標とした多くの取り組みがなされている。

しかしながら、鉄系焼結部品の製造方法であるプレス成形と焼結による工法ではプレス成形可能な形状に制約があり、近年の高い寸法精度要求を満たすため、多くの部品で矯正加工や切削加工が施されているのが実情である。また、一軸成形プレスの加圧軸方向に対して直角方向の段差を有する部品（例えば二段スプロケット）や加圧軸方向の細径穴を有する部品など、一軸成形プレスでは製造困難な部品、あるいはプレス成形は可能であっても金型の耐久性向上やダイセット構造の簡素化を図りたい部品に対しては、切削加工を前提とした設計が行われている。部品によっては切削加工費が焼結部品製造コストの20%に達するものもあり、被削性改善による低コスト化が鉄系焼結部品において大きな課題の一つとして重要性を増している。

当社はこれまで、鉄系焼結部品の被削性を大幅に改善するCa系被削性改善添加剤 "KS-100X" を開発し^{1), 2)}、自動車の燃費性能向上デバイスとして普及の進む可変バルブタイミング機構部品などに採用されている。

本稿では、ますます高まる種々の被削性改善要望に応えるため、一層の改良を行ったCa系被削性改善添加剤 "KSシリーズ" の特性について報告する。

1. Ca系被削性改善添加剤による工具保護機構

Ca系被削性改善添加剤による工具保護機構はつぎのように説明される。すなわち、切削中に酸化した工具中のTi化合物と、保護膜成分となる酸化物が結合し、Ti複合酸化物を生成する。この酸化物を介して工具面に形成

される付着物（ベラゲ）が保護膜となって、被削材と切削工具間の拡散摩耗が抑制されると考えられている³⁾。

このような反応が進行するために必要な熱エネルギーは、切削加工中の工具刃先温度上昇が供給源となる。工具に含まれるTi化合物が大気中で酸化するには、工具刃先温度がTi化合物の酸化開始温度以上になることが必要であり、TiNの例では823K以上が必要との報告がある⁴⁾。このためKS-100Xでは、中低速の切削加工よりも、工具刃先温度が上昇する高速切削加工で顕著な被削性改善効果が得られる。

2. 新設計Ca系被削性改善添加剤の特徴

被削性は、付着物が工具表面に生成する温度、位置、量、付着物自体の物性により変化する。これらのことを基に添加剤の成分設計を行った。開発した添加剤 (KSシリーズ) の特徴を表1に示す。

KS-100Xに対して、KS-200XとKS-300Xではともに、工具表面への付着物形成を促進する元素を添加し、前者は低速切削から付着物が生成することを主眼に、後者は高速切削時に少量の添加でも多量の付着物が形成される設計とした。その結果、KS-200Xは低速のドリル穿孔から高速旋削まで幅広い切削加工に対応し、KS-300Xは高速切削加工で優れた工具摩耗量低減効果を発現する。KS-500Xは、薄く、強固で、工具の偏摩耗抑制に

表1 開発したCa系被削性改善添加剤の特徴
Table 1 Features of developed machinability enhancers

Grade	Feature	Addition
KS-100X	Suitable for high speed machining (Original)	0.1mass%
KS-200X	Suitable for wide speed machining, including drilling	0.3mass%
KS-300X	Improved tool wear	0.1mass%
KS-500X	Improved surface roughness	0.1mass%

効果的な付着物層を形成させ、優れた表面粗さが得られる設計とした。

3. 新設計Ca系被削性改善添加剤の特性

3.1 評価方法

当社製純鉄粉アトメル300Mに、2 mass%の銅粉と、0.8 mass%の黒鉛粉、および表1に示す量の添加剤を内数（主原料、副原料および添加剤の合計が100重量部となる配合率）で配合した。プレス成形用の潤滑剤として、市販の粉末冶金用潤滑剤を外数（前記配合合計を100重量部とおき、その外の配合率）で0.75 mass%配合し、供試粉とした。試験片は、金型プレス成形により外径64 mm、内径24 mm、厚さ20 mm、成形体密度7.00 g/cm³のリング状に成形し、10 vol% H₂-N₂雰囲気下で1,130 °C × 30 minの焼結を施して製作した。一部の評価については、鉄系焼結部品の被削性改善添加剤として広く知られているMnS粉末0.5 mass%を内数添加した材料を同様の手順で調製し、比較材とした。

外周旋削試験は、上記リング状試験片10個を治具により棒状に締結し、サーメット工具（TNGG160404またはSNGN120408）を用いて切込 $t=0.5$ mm、送り $f=0.1$ mm/rev、切削速度 $V=100\sim 220$ m/min、乾式の条件で行った。ドリル穿孔試験は、TiCNコーティングを施した $\phi 5$ mmハイスドリル、17.5 mm止り穴、送り $f=0.1$ mm/rev、切削速度 $V=10, 40$ m/min、乾式の条件で行った。

3.2 機械的強度への影響

鉄系焼結部品は機械構造用部品に適用されるため、強度の低下を招くことなく良好な被削性を発現することが求められる。図1に焼結後の圧環強さ（JIS Z 2507）と見掛けの表面硬さ（JIS Z 0202）を示す。MnS粉末の添加は、無添加材と比較して強度低下が顕著であるのに対し、KSシリーズは無添加材に近い強度が得られる。これは、MnS添加による被削性改善が、比較的多量の添加剤によって切りくず分断性とすべり性を付与しつつ、構成刃先を形成することによるものであるのに対し、KSシリーズの被削性向上は、少量の添加で工具表面に

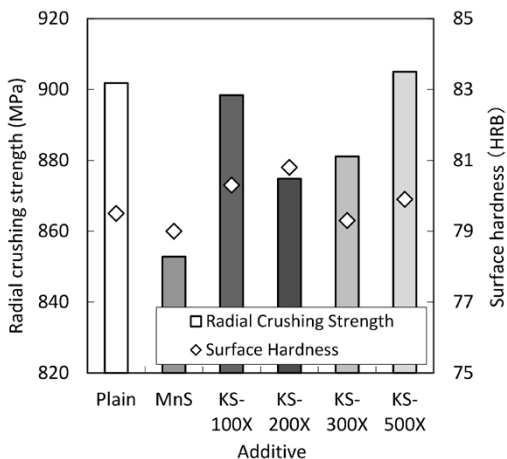


図1 被削性改善添加剤の圧環強度および表面見掛け硬さにおよぼす影響

Fig. 1 Influence of machinability enhancer on R.C.S and apparent surface hardness of sintered specimen

付着物層を形成し、被削材と工具の直接接触を抑制することによるものであるため、焼結阻害が少ないことによると考えている。

3.3 KS-200Xの被削性

各種添加剤を用い、距離1,148 mの旋削加工を行ったとき、および90穴穿孔加工を行ったときの工具摩耗量と切削速度の関係をそれぞれ図2および図3に示す。旋削粗加工（ $V=100$ m/min前後）や小径油穴のドリル穿孔（ $V=10$ m/min前後）などの中低速切削加工ではKS-100Xは無添加材と同等であり、工具摩耗抑制効果が得られないことが分かる。一方、MnS添加材は中低速加工では良好な工具摩耗抑制効果を発現するものの、工具刃先温度の上昇により構成刃先が消失する高速切削では効果が低下する。KS-200Xは、低速から高速まで幅広い切削速度で良好な工具摩耗抑制効果を発現し、速度依存性が小さいことが分かる。

走査型電子顕微鏡で観察した旋削加工後の工具すくい面の反射電子線像（上段）および特性X線像（下段）を図4に示す。KS-200X添加材では添加剤成分がすくい面全体に付着し、工具が健全な状態に保たれていることが分かる。低速切削においても付着物が生成して工具を保護することにより、従来添加剤では困難であった幅広い切削速度において工具摩耗を抑制することが可能とな

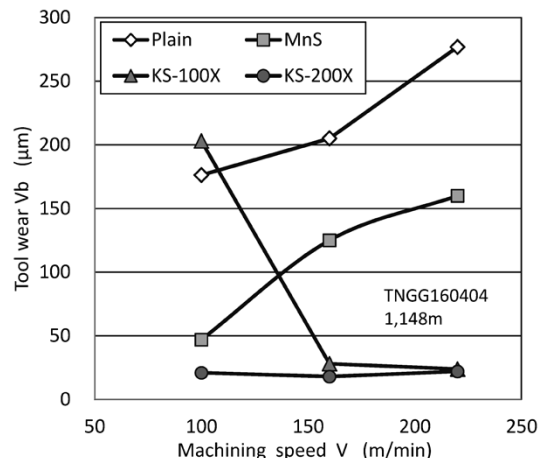


図2 KS-200X添加材の旋削工具摩耗量への影響
Fig. 2 Influence of KS-200X on tool wear at turning

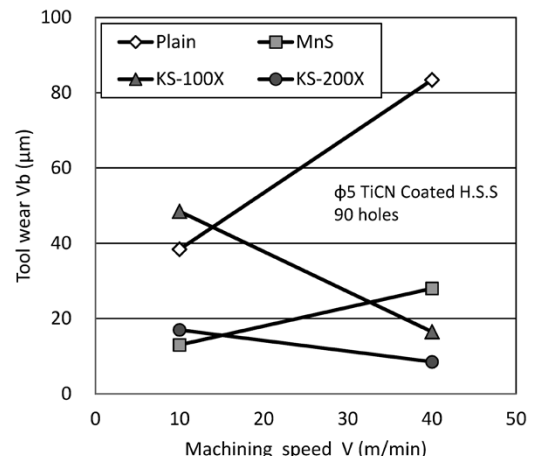


図3 KS-200X添加材のドリル摩耗量への影響
Fig. 3 Influence of KS-200X on tool wear at drilling

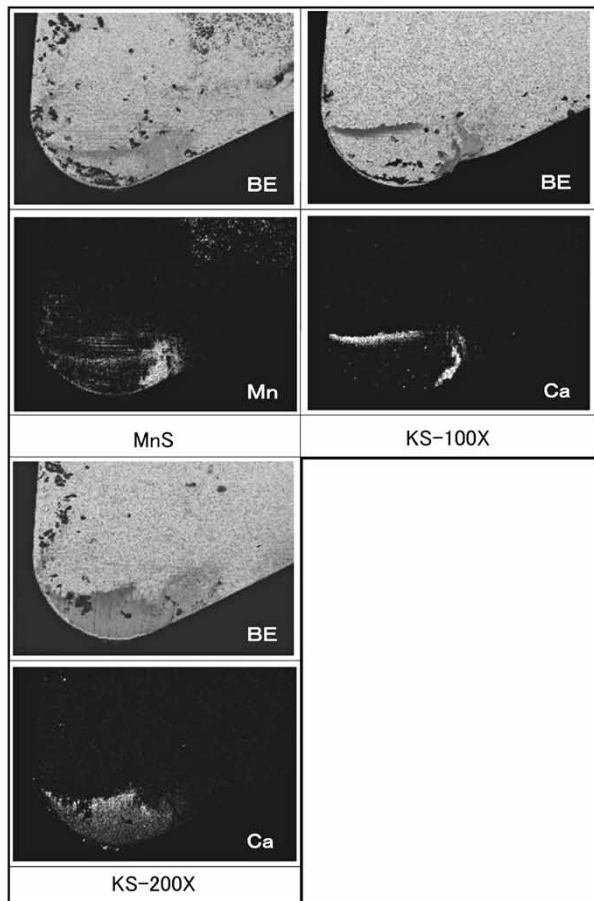


図4 旋削加工後の工具すくい面の付着物観察
Fig. 4 Rake face images after turning

る。したがって、例えば高速旋削加工と小径穴のドリル穿孔の両方を必要とする焼結部品の製造に適している。

3.4 KS-300XとKS-500Xの被削性

KS-100X添加材は、実際の自動加工ラインにおいて工具交換頻度が数分の一に低減するなど、効果がユーザーに認知されている。工具交換は、切削代が多い場合は工具摩耗量により、また美しい仕上げ面が求められる場合は面粗さにより決定される。各交換基準に対して、KS-300Xは工具摩耗量低減を、KS-500Xは面粗さ改善を主眼において設計されている。一例として、加工速度 $V=160\text{m/min}$ で外周旋削を行ったときの切削距離と工具摩耗量、および表面粗さの関係をそれぞれ図5、図6に示す。KS-100Xに対して、KS-300X添加材は工具摩耗量の基準を $40\mu\text{m}$ とした場合に3倍、面粗さ基準を $6\mu\text{m}$ とした場合に2倍の被削性が得られる。一方、KS-500X添加材は、KS-100Xと同等の工具摩耗進行であるものの、良好な被削材面粗さが得られ、面粗さ基準 (R_z) を $6\mu\text{m}$ とした場合に3倍の寿命を示す。

この理由について、種々の観察結果を基に考察する。工具すくい面を走査型電子顕微鏡で観察した反射電子線像および特性X線像を図7に示す。KS-100X添加材の付着物は、反射電子像およびCaの特性X線像よりクレータの外周部への付着が観察されるが、工具のコーナ部、逃げ面の稜線付近への付着は明瞭ではない。工具摩耗量の少ないKS-300X添加剤では、クレータ部のほぼ全体が

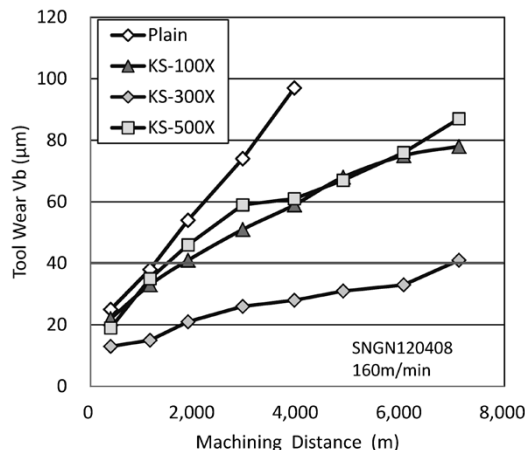


図5 KS-300X添加材とKS-500X添加材の工具摩耗量
Fig. 5 Influence of new machining enhancer KS-300X and KS-500X on tool wear

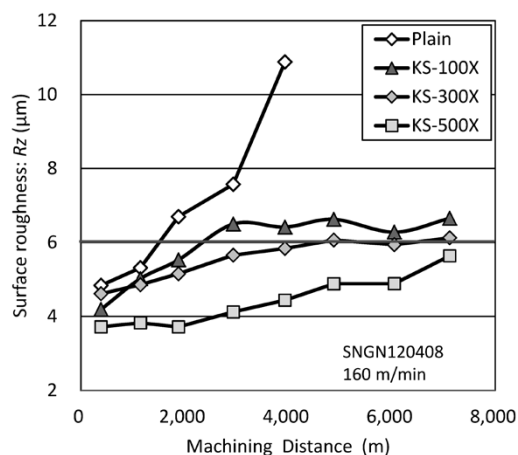


図6 KS-300XとKS-500Xの被削材表面粗さ
Fig. 6 Surface roughness of machined works

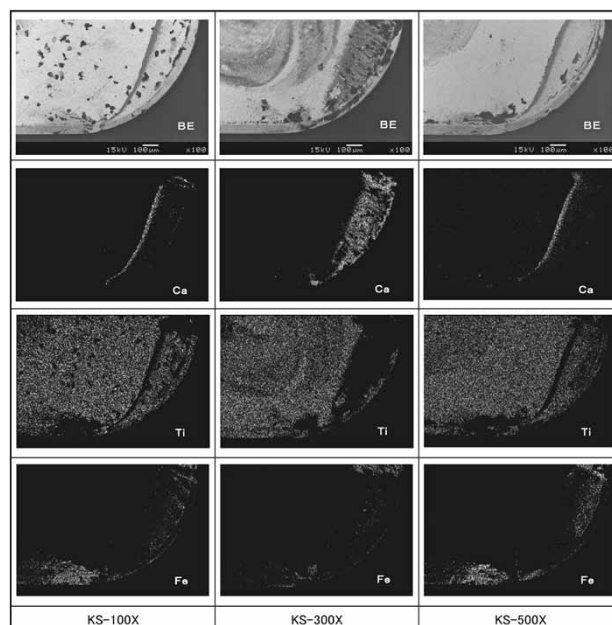


図7 旋削加工後の工具すくい面付着物観察
Fig. 7 Rake face images after turning

付着物により覆われており、工具中に含まれるTiおよび被削材のFeの付着がわずかに見られる程度である。このことから、KS-300XはKS-100Xよりも付着物の形成に優れ、工具と被削材との直接接触が少ないことにより

摩耗が抑制されたものと考えられる。一方、KS-500Xの付着物形成状態は、KS-100Xのそれと明確な違いは見られず、工具摩耗の進行にほとんど差が見られなかったことと一致する。

つぎに、被削材の表面粗さの差異について検討するため、使用後の工具を三次元測定した結果を図8に示す。KS-300Xでは、工具すくい面の走査電子顕微鏡観察でも見られたように付着物が多量に生成しているため、初期工具形状に対してすくい面が盛り上がっている。これに対してKS-500Xでは、ごくわずかな摩耗が見られるもののほぼ平坦（へいたん）である。また今回使用した工具にはホーニングが施されているが、KS-500Xでは稜線の偏摩耗が少なく初期形状を維持している。また、被削材の加工面を光学顕微鏡で観察した結果（図9）を見ると分かるように、KS-100XおよびKS-300Xでは黒色点状のムシレ傷が見られるのに対して、KS-500Xではほとんど見られない。これらのことから、KS-500Xでは薄く、強固な付着物によって工具の偏摩耗が少なく、初期形状を長時間に渡り維持できることで良好な表面粗さが得られているものと考えられる。

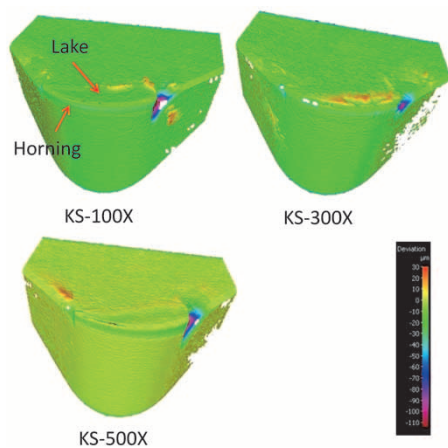


図8 使用後工具の三次元計測結果

Fig. 8 Results of 3D measurements of used tool

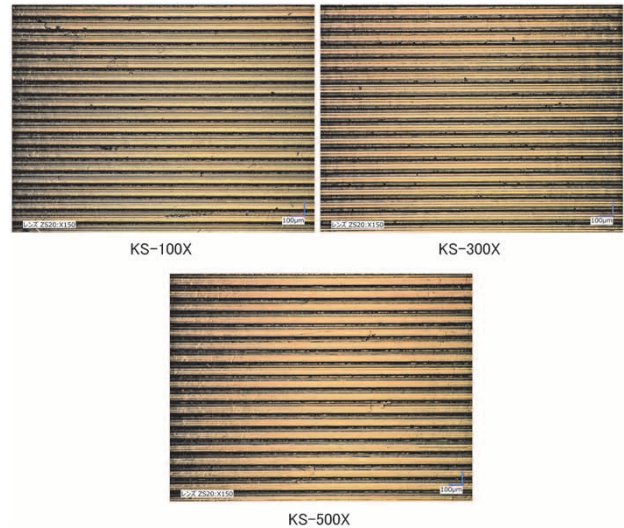


図9 被削材加工面の光学顕微鏡像

Fig. 9 Optical microscope images of machined surfaces

むすび = 鉄系焼結部品の被削性向上を目的に、Ca系添加剤の組成を検討した。その結果当社は、複雑な加工内容・加工条件の組合せであり、かつ要求特性も多様である切削加工に対し、種々の被削性改善要望に応えるCa系被削性改善添加剤を開発した。高速切削で多くの実績を持つKS-100Xに加え、低速から高速まで幅広い切削加工条件に対応するKS-200X、工具摩耗が少なく加工数向上が期待されるKS-300X、加工肌が美しいKS-500Xにより、切削加工コストの低減を図り、焼結部品の競争力強化に貢献できるものとする。

参考文献

- 1) S. Furuta et al. PM2004 Conference Proceedings. 2004, Vol.2, p.339.
- 2) 古田智之ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.72-75.
- 3) Y. Yamane et al. The Formation of a Protective Oxide Layer in Machining Resulphurized free-cutting Steels and Cast Irons. Wear. 1990, Vol.139, p195.
- 4) 池田 孜ほか. 日本金属学会誌. 1993, Vol.57, No.8, p.919-925.

(技術資料)

焼結浸炭歯車に適用したNi-Mo系プレアロイ粉「46F4H」

Ni-Mo Pre-alloyed Powder "46F4H" Applicable to Carburized Sintered Gear



西田 智*¹
Satoshi NISHIDA



鈴木浩則*²
Hironori SUZUKI



吉田真規*³
Masaki YOSHIDA

In order to increase the applicability of sintered parts in automobiles, sintered materials with high fatigue strength must be developed. In this study, 46F4H (0.5Ni-1.0Mo) pre-alloyed steel powder was sintered into gears, each having densities varying, by location, from 7.4 g/cm³ to 7.5 g/cm³ against the true density of 7.8 g/cm³. Their surfaces were densified by rolling, which resulted in a tooth bending fatigue strength and rolling contact fatigue strength equal to or higher than those of wrought steel (SCM415) gears. Shot peening, as an alternative for rolling, also has achieved comparable tooth bending fatigue strength for similar densities. This study has shown that the sintered gears, based on 46F4H, with their teeth rolled for surface densification or shot-peened to increase their residual stress, can provide fatigue strength comparable to that of wrought steel, even without powder forging.

まえがき = 自動車用トランスミッションには通常、クロム鋼 (SCr) やクロム・モリブデン鋼 (SCM) などの溶製鋼を浸炭焼入れした歯車 (以下、浸炭焼入れ溶製鋼歯車という) が多く使用されている。一方、焼結鋼を浸炭焼入れした歯車 (以下、焼結浸炭焼入れ歯車という) は、溶製鋼よりも面圧疲労強度が低いためにほとんど実用化されていない。

しかしながら従来の研究で、低合金鋼粉アトメル 46F4H (0.5 mass%Ni-1.0 mass%Mo) (以下、46F4Hという) を用いた歯車を粉末鍛造し、溶製鋼と同等の真密度で浸炭すれば、浸炭焼入れ溶製鋼歯車と同等の疲労特性を示すことが明らかにされている¹⁾。

そこで本開発では、低コスト化²⁾を目的に46F4Hを用い、粉末鍛造のようにワーク全体を真密度 (7.8 g/cm³) まで上げずに7.4~7.5 g/cm³の高密度焼結体を作製した。これを歯車形状に加工した後、転造加工により歯部表面層部のみを緻密化し、さらに浸炭焼入れすることによって焼結浸炭歯車を作製した。

この焼結浸炭歯車の疲労強度を評価した結果、歯元曲げ疲労強度および面圧疲労強度において、浸炭焼入れ溶製鋼歯車に匹敵する荷重負荷能力を有することを確認した^{3)~5)}。さらに、転造加工ではなく汎用性のあるショットピーニング加工を行った場合の焼結浸炭歯車の特性についても同様の密度で強度評価を行った。その結果、溶製鋼と同等の疲労強度であることを確認した⁶⁾。

本稿では、46F4Hを原料としたブランク材から歯車を作製し、さらに転造加工およびショットピーニング加工を行った焼結浸炭歯車の特性について報告する。

1. 46F4Hの概要

1.1 46F4Hの特長

46F4Hは、水アトマイズ製法により製造した0.5 mass% Ni-1.0 mass% Mo組成をもつ完全低合金鋼粉 (以下、プレアロイ粉という) であり、その焼結部品は、均質な金属組織を得ることができる。粉体特性を表1に示す。

46F4Hの合金元素および組成は、①圧縮性が高い、②耐酸化性に優れ、焼結部品に一般的に多く使用される酸素ポテンシャルの高いエンドサーミックガス (RXガス) 雰囲気中でも使用が可能、③靱性が良い、④切削加工性が良い、⑤寸法精度が良い、などの項目を留意して合金成分の最適化が図られている⁷⁾。

とくに、フェライト硬化能が大きいNi含有量を抑えたことにより、プレアロイ粉にも関わらず純鉄粉 (アトメル300M) と同等の圧縮性を示すことが大きな特長となっている (図1)。

1.2 疲労強度特性

当社の製品である高強度浸炭焼結材用プレアロイ粉 (Ni-Mo系およびMo系) に0.3mass%黒鉛粉を混合して作製した浸炭焼入れ焼結鋼の回転曲げ疲労強度 (焼結体密度7.0 g/cm³)、および二円筒式面圧疲労強度 (焼結体密度7.3 g/cm³) を表2に示す。回転曲げ疲労強度の焼結条件はN₂雰囲気、1,120℃ (1,393 K) × 1,800 s、浸炭条

表1 46F4Hの粉体特性

Table 1 Powder properties of 46F4H

AD (g/cm ³)	FR (s/50g)	GD (g/cm ³)	RV (%)
2.99	22.3	6.91	0.77

Fe+0.75Lub, 490 MPa

*¹ 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 *² 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 (現 鉄粉本部 鉄粉企画室) *³ 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉企画室

表2 Ni-Mo系およびMo系プレアロイ浸炭材疲労強度

Table 2 Fatigue strength of Ni-Mo and Mo pre-alloyed sintered steel powders

Pre-alloyed steel powder	4600	46F2H	46F4H	44FH85	44FH
Chemical composition	2Ni-0.5Mo	0.5Ni-0.5Mo	0.5Ni-1.0Mo	0.85Mo	1.5Mo
Rotating bending fatigue limit, (MPa), SD:7.0	400	411	425	400	368
Tooth bearing fatigue strength on rollers test (GPa), SD:7.3	-	-	1.55	1.50	1.42

Addition:Fe-0.3Gr

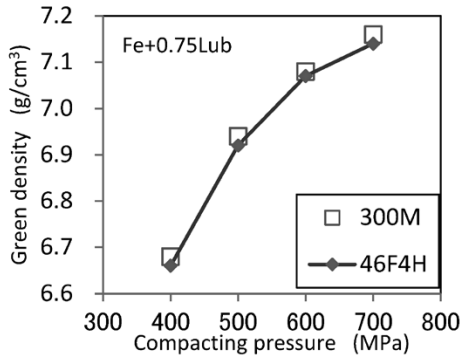


図1 46F4H/300Mの圧縮曲線

Fig. 1 Compression curve of 46F4H/300M

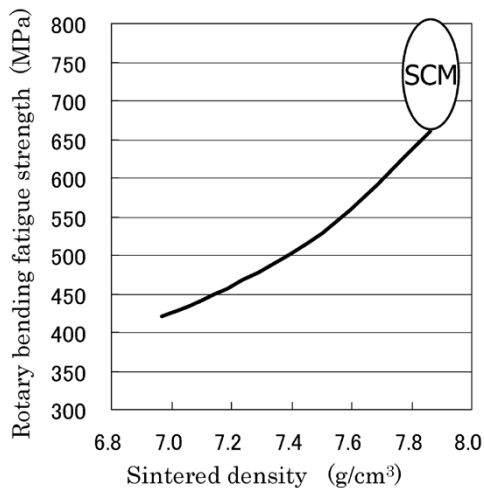


図2 46F4H-0.3Cの回転曲げ疲労強度

Fig. 2 Rotating bending fatigue strength for sintered 46F4H-0.3C

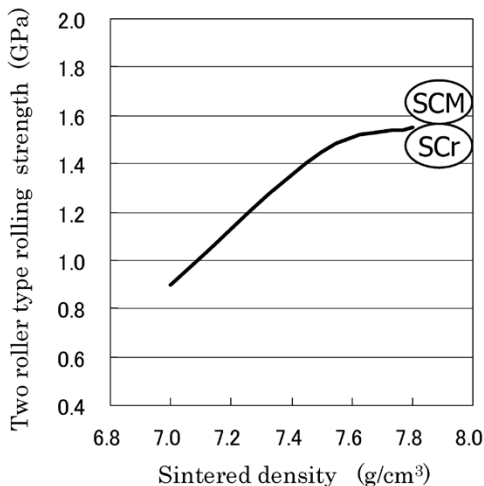


図3 46F4H-0.3Cの二円筒式面圧疲労強度

Fig. 3 Two roller type rolling strength of sintered 46F4H-0.3C

件は、920℃ (1,193 K) × 3,600 s (CP:0.8)、850℃ (1,123 K) × 3,600 sでの油焼入れ、200℃ (473 K) × 3,600 sでの焼戻しであり、回転曲げ疲労強度および二円筒面圧疲労強度は、 1.0×10^7 サイクルを疲労限としている。

表2の結果から、46F4Hの疲労特性は、回転曲げ疲労強度が425 MPa、二円筒疲労強度が1.55 GPaであり、いずれも他のNi-Mo系およびMo系プレアロイ粉よりも高い値を示す。そのため従来、46F4Hは焼結粉末鍛造の研究に用いられており^{8), 9)}、真密度まで高めれば、回転曲げ疲労は溶製鋼SCMと同等となる(図2)。また、面圧疲労強度においては密度7.5 g/cm³以上では溶製鋼SCMと同等であることが分かっている(図3)。

以上のことから本開発では、高圧縮性で浸炭材の疲労強度の高い46F4Hをベースにした鉄粉を駆動系歯車の原料として適用できないか検討した。

2. 焼結転造浸炭歯車の特性

2.1 試験条件

試験材は、46F4Hに0.3 mass%の天然黒鉛粉(平均粒径5 μm)を加えた混合粉を用いた。ブランク材(φ70 × 15 mmもしくはφ90 × 25 mm)は、金型に潤滑剤を塗布し、油圧式500 tプレスを用いて3条件の圧粉体密度(7.3 g/cm³, 7.4 g/cm³, 7.5 g/cm³)狙いで成形した。焼結はプッシュ式焼結炉で1,120℃ (1,393K) × 3,600 s, N₂-10%H₂雰囲気で行った。

焼結されたブランク材から平歯車形状(モジュール3, 圧力角20°)に歯切加工し(ホブ切り)、表面転造を行った後、浸炭焼入れした。転造は(株)ニッセー製プランジ式転造装置¹⁰⁾を用い(図4)、転造量は片側歯減少量で150 μm(工具押し込み量1.2 mm)の条件で実施した。浸炭焼入れ条件は、ガス浸炭930℃ (1,203 K) × 7,200 s



図4 ニッセー製プランジ式転造装置外観

Fig. 4 Plunge type rolling device (Nissei corporation)

表3 試験に用いた焼結歯車の主な仕様
Table 3 Specifications of tested sintered gears

ID	7.3C	7.3RC	7.4C	7.4RC	7.5C	7.5RC
Material	Chemical composition					
	0.26%C, 0.56%Ni, 0.99%Mo					
Process	Sintered density (g/cm ³)					
	7.3	7.4	7.5			
Gears for tooth bending fatigue tests	Rolled					
	-	Done	-	Done	-	Done
Gears for surface durability tests	Carburized					
	Done	Done	Done	Done	Done	Done
Gears for tooth bending fatigue tests	Module					
	3					
	Pressure angle (°)					
	20					
Gears for surface durability tests	Face width (mm)					
	10					
	Number of teeth					
Gears for surface durability tests	24					
	Module					
	3					
	Pressure angle (°)					
20						
Face width (mm)						
6						
Number of teeth						
26						
13						



図5 試験歯車の外観
Fig. 5 Appearance of tested gear

(CP:0.8%), 焼戻し160°C (433 K) × 7,200 s (大気中) とした。試験歯車の外観を図5に示す。

曲げ疲労試験は油圧式パルセータ¹¹⁾を用い、荷重繰返し数Nが5 × 10⁶を超えても歯が破断しないときの荷重をもって曲げ疲労限度荷重とした。また、面圧疲労試験は動力循環式運転試験機¹²⁾を用いて行い、荷重繰返し数が1.5 × 10⁷を超えても損傷面積が2%に達しないときの荷重をもって疲労限度荷重とした。

面圧疲労試験は、焼結歯車を駆動側とし、相手歯車に溶製鋼SCM420歯車を使用した。試験歯車は全て同一条件で浸炭焼入れした後、粗さ最大高さがRz < 2 mmとなるよう歯面研削を実施した。各試験に使用した歯車条件を表3に示す。

焼結体密度7.5 g/cm³の歯車に対しては、歯元の歯幅中央部における空孔分布、表面硬さ、および残留応力を測定した。空孔分布の解析は、歯車断面のSEM観察(エッチングなし)を行った後、画像解析により空孔率を算出した。残留応力は、リガク製PSPC型微小X線測定装置を用いてsin2Ψ法で行い、電解研磨により深さ方向の残留応力分布を測定した。

2.2 試験結果と考察

2.2.1 疲労強度試験結果

図6に歯元曲げ疲労試験の結果を示す。縦軸に、会田・寺内式¹³⁾によって求めた歯元すみ肉部応力 σ_t をとり、横軸に荷重繰返し数Nをとっている。比較のために参照材であるSCM415 (0.15C-1.0Cr-0.2Mo-0.7Mn) 浸炭焼入れ溶製鋼歯車の値も併記した。歯元曲げ疲労強度(N: 5.0 × 10⁶)は、焼結体密度7.5 g/cm³の転造歯車(7.5RC)が1.23 GPa, 7.4 g/cm³の転造歯車(7.4RC)が1.30 GPa

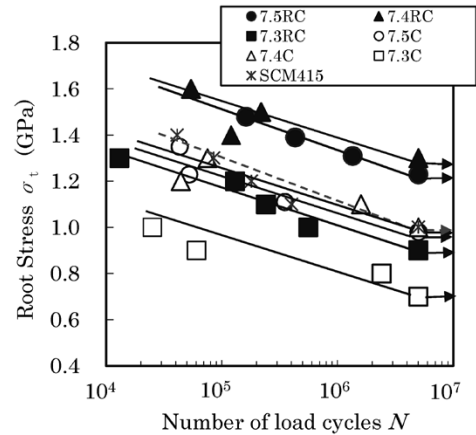


図6 46F4H焼結歯車の歯元曲げ疲労試験結果
Fig. 6 Results of tooth bending fatigue tests of 46F4H sintered gears

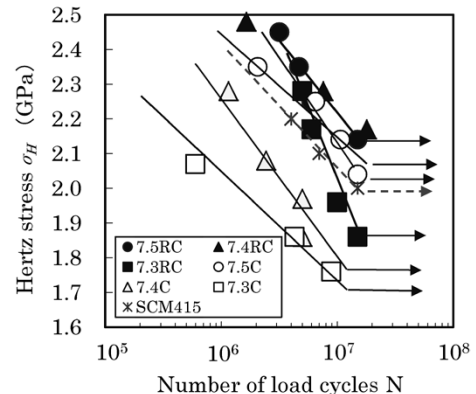


図7 46F4H焼結歯車の面圧疲労試験結果
Fig. 7 Results of surface durability tests for 46F4H sintered gears

となり、焼結体密度7.4 g/cm³以上であればSCM415浸炭焼入れ溶製鋼歯車の1.0 GPaと同等以上の疲労強度を有する結果となった。

図7に面圧疲労試験の結果を示す。溶製鋼のヤング率およびポアソン比を用いて計算したヘルツ応力 σ_H を縦軸にとり、荷重繰返し数Nを横軸にとっている¹⁴⁾。比較のためにSCM415浸炭焼入れ溶製鋼歯車のS-N曲線も併記した。面圧疲労強度(N: 1.5 × 10⁷)は、7.5 g/cm³転造歯車(7.5RC)が2.14 GPa, 7.4 g/cm³転造歯車(7.4RC)が2.17 GPaとなり、曲げ疲労強度と同様に、焼結体密度7.4 g/cm³以上であればSCM415浸炭焼入れ溶製鋼歯車の2.0 GPaと同等以上の疲労強度を有することを確認した。

2.2.2 空孔分布と金属組織

曲げ疲労試験に用いた焼結体密度7.5 g/cm³の歯車に

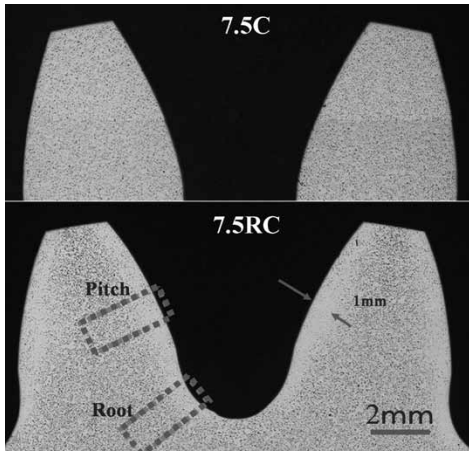


図8 焼結歯車断面の空孔比較

Fig. 8 Porosities in sintered gears (cross-sectional views)

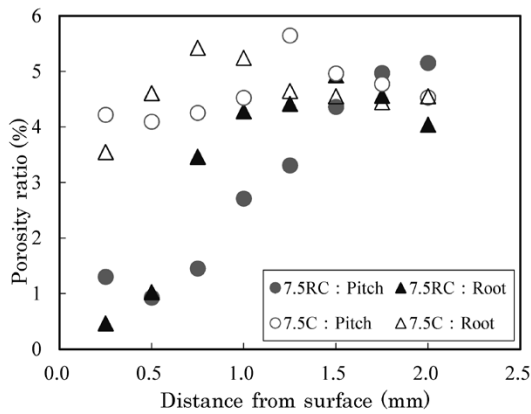


図9 曲げ疲労試験用焼結歯車の表面付近空孔分布

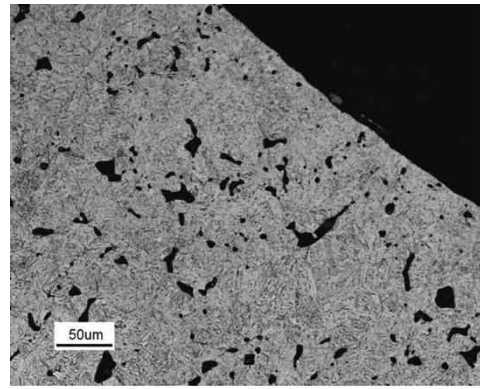
Fig. 9 Distributions of porosity near surface of sintered gears for bending fatigue tests

ついて、未転造歯車 (7.5C) と転造歯車 (7.5RC) の歯形断面の比較を図8に示す。転造加工を行うことにより、歯先から歯元まで歯形全体にわたり深さ約1 mmの表面層の空孔が減少し、緻密化されている。さらに、歯面 (Pitch点付近) および歯元 (Root) の歯車表面から2.0 mm深さまでの範囲を0.5 mm幅×0.25 mm深さごとに画像処理を行い、各深さでの空孔の面積率から求めた深さ方向の空孔分布を図9に示す。転造により、表面から0.5 mm深さまでは、Pitch点付近、歯元ともに空孔率が2%以下と低くなっていることが分かる。

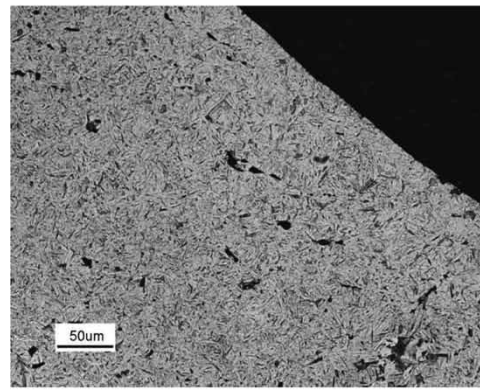
また図10は、曲げ疲労試験に用いた焼結体密度7.5 g/cm³の歯車の歯元部マイクロ組織 (ナイタールエッチング) を示す。転造加工の有無にかかわらず、粒界酸化が見られず、どちらも同様のマルテンサイトが観察された。

2.2.3 硬さ分布

曲げ疲労試験に用いた焼結体密度7.5 g/cm³の歯車における、歯面表面から2.5 mm深さまでの硬さ分布を図11に示す。転造加工の有無にかかわらず、有効硬化層 (550 Hv) の深さは0.5 mm以上であり、全硬化層深さは約1.5 mmであった。図12に歯面表面のC濃度分布を示す。C濃度のピークは、転造加工の有無にかかわらず表面から0.1 mm付近にあり、大きな差は見られなかった。転造加工材の表面層の硬さが未転造加工材より若干高いのは、転造により表面層の密度が高くなったためと考え



7.5C



7.5RC

図10 焼結歯車のマイクロ組織比較

Fig.10 Microstructures at root of sintered gears

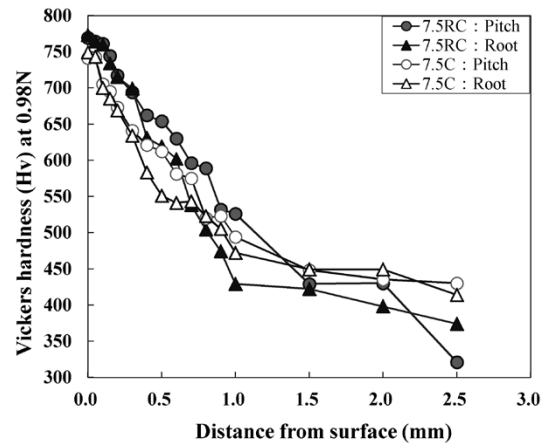


図11 焼結歯車表面の硬さ分布

Fig.11 Distributions of hardness near surface of sintered gears for tooth bending fatigue tests

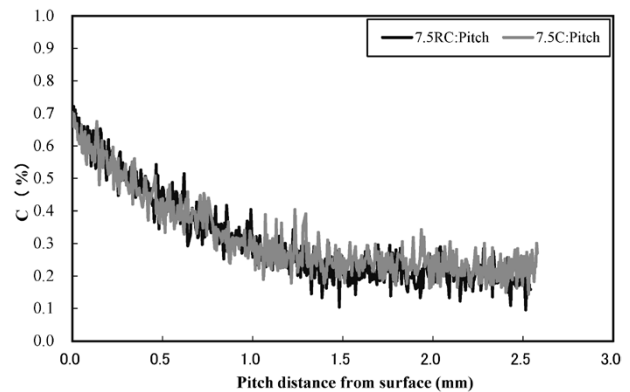


図12 焼結歯車表面のC値分布

Fig.12 Distributions of C values near surface of sintered gears for tooth bending fatigue tests

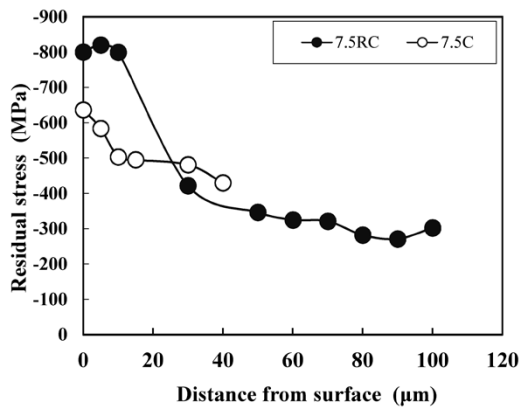


図13 焼結歯車表面の圧縮残留応力分布

Fig.13 Distributions of compressive residual stresses near surface of sintered gears

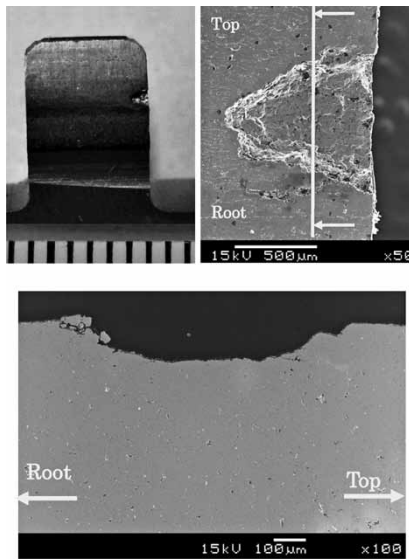


図14 転造浸炭焼結歯車の損傷例

Fig.14 Photographs of damaged sintered gears

られる。

2.2.4 残留応力分布

曲げ疲労試験に用いた焼結体密度 7.5 g/cm^3 の歯車を対象に、表面から深さ $100 \mu\text{m}$ までの歯元歯筋方向の圧縮残留応力を測定した結果を図13に示す。転造加工した歯車の圧縮残留応力は未転造歯車よりも高く、深さ $5 \mu\text{m}$ 程度のところにピークが存在している。さらにその圧縮残留応力値は 800 MPa 以上あり、ショットピーニング加工した浸炭焼入れ溶製鋼歯車と同等であった¹⁵⁾。転造加工した歯車の圧縮残留応力が高い理由はつぎのように考えられる。すなわち、転造加工で焼結体内部に存在する数十ミクロンの空孔が潰れることによって表面の密度が高くなり、内部との密度差が生まれる。さらに、転造後の浸炭焼入れによって高密度部分（金属含有が多い）の熱処理ひずみが大きくなり、表面近傍の圧縮残留応力が大きくなったためである。また、残留オーステナイト量を測定した結果、転造歯車が 10.8% 、未転造歯車が 13.2% と差がなかった。

2.2.1~2.2.4項の結果より、転造加工歯車の疲労強度が高い理由は、転造により表面付近の欠陥（空孔）が減少したこと、それに伴って表面付近の硬さが若干高くなることに加え、高い圧縮残留応力が付与されたためと考え

られる。

2.2.5 歯面損傷観察

図14は面圧疲労試験に用いた焼結体密度 7.4 g/cm^3 の転造歯車の損傷例であり、損傷歯面における歯形方向断面のSEM写真を示す。これらの写真から、歯面の損傷形態は空孔や内部が起点となるスポーリング破壊ではなく、表面からき裂が生じ進展するピッチング損傷であることが分かった¹⁶⁾。すなわち、損傷形態は溶製鋼歯車と同様であることから、本焼結転造歯車は従来の転造加工しない焼結歯車とは異なり、溶製鋼歯車と同等以上の疲労強度を有することと矛盾しない。

3. 焼結浸炭ショットピーニング加工歯車の特性

3.1 試験条件

転造加工試験と同様の手法で46F4Hを原料とした焼結体密度 7.5 g/cm^3 の歯車を作成し、転造を行わず浸炭焼入れ処理のみを行った。つづいて、直径 $\phi 0.6 \text{ mm}$ 、硬さ 700 Hv のショット粒を用い、アークハイト: 0.5 mm 狙い、カバレッジ: 300% 以上、ショット圧: 4 kgf/cm^2 、投射距離: 170 mm の条件で 20 rpm の速度で回転させたターンテーブルに歯車を置き、投射時間: 45 s でエアノズル式のショットピーニング（以下、SPという）加工を行った。このSP加工後の歯車を対象に歯元曲げ疲労強度を評価した。

また、面圧疲労試験に適用する歯車に対しては、歯面の平滑化を目的とし、上記のエアノズル式ショットピーニングに続いて、2次加工としてインペラ式のSP加工（粒子: $\phi 0.6 \text{ mm}$ 、硬さ: 700 Hv 、速度: $20 \text{ m/s} \times 20 \text{ min}$ 、ターンテーブル回転速度: 20 rpm ）を行った。さらに、ウレタン+砥石材によるホーニング加工（研削量 $< 0.01 \text{ mm}$ ）もしくは、グライディングによる歯面研削（研削量: $150 \mu\text{m}$ ）を行った。

3.2 試験結果と考察

3.2.1 歯元曲げ疲労試験結果

図15に、密度 7.5 g/cm^3 (7.5SP)、 7.4 g/cm^3 (7.4SP)の焼結浸炭焼入れ後にSP加工した歯車の歯元曲げ疲労強度の結果を示す。浸炭焼入れしたSCM415溶製鋼歯車、および転造後に浸炭焼入れした焼結歯車7.5RCも併記した。SP加工した歯車の歯元曲げ疲労強度（ $N: 5.0 \times 10^6$ ）は、7.5SPが 1.18 GPa 、7.4SPが 1.0 GPa となりいずれの密度であっても、SP加工しないSCM415浸炭焼入れ溶製鋼歯車の 1.0 GPa と同等以上の疲労強度であった。

図16にSP加工歯車の圧縮残留応力測定結果を示す。いずれの密度においても圧縮残留応力のピーク値は $1,200 \sim 1,400 \text{ MPa}$ であり、転造材の約 1.75 倍であった。緻密化を行わなくても残留応力だけで疲労強度が向上することを確認した。

3.2.2 歯面平滑化と面圧疲労試験結果

前項で評価したSP加工歯車の歯面の粗さは歯面研削と比較して大きい（粗い）ため（ $R_a: 1.47 \mu\text{m}$ 、 $R_z: 7.42 \mu\text{m}$ ）、面圧疲労試験に不適であることが分かった。そこで、密度 7.5 g/cm^3 のSP加工した歯車の歯面を平滑化するために、2次加工として低速SP加工を行い、その後、ホー

表 4 SP加工した焼結歯車の表面粗さ
Table 4 Surface roughness of SP sintered gears

Process	Surface roughness (μm)		ID
	Ra	Rz	
Carburized+SP(High)	1.47	7.42	-
Carburized+SP(High+Low)	1.03	5.18	-
Carburized+SP(High+Low)+ Honing	0.78	3.93	7.5 2SP-H
Carburized+SP(High+Low)+ Grinding	0.05	0.40	7.5 2SP-G

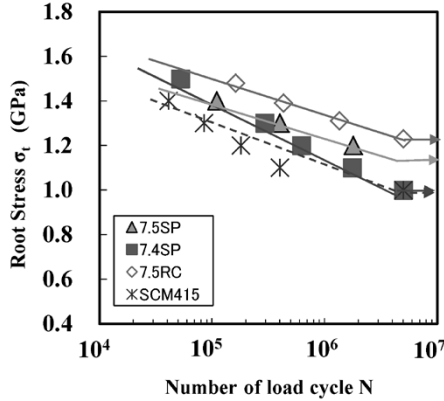


図15 SP加工した焼結歯車の歯元曲げ疲労試験
Fig.15 Results of tooth bending fatigue tests for 46F4H SP gears

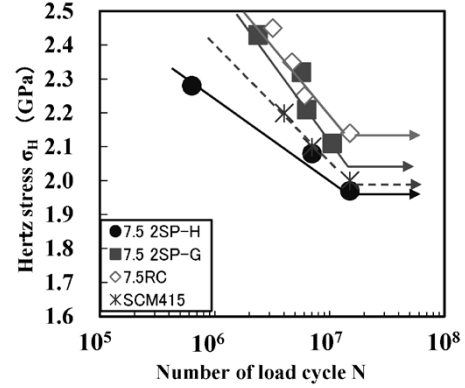


図17 2段SP加工+平滑化した焼結歯車の面圧疲労試験結果
Fig.17 Results of surface durability tests for 46F4H SP gears

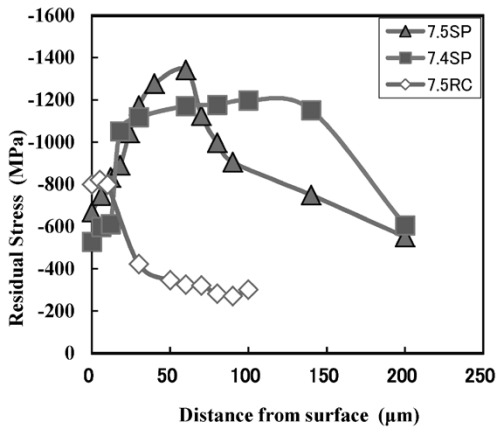


図16 SP加工した焼結歯車表面の圧縮残留応力分布
Fig.16 Distributions of residual compressive stresses near surface of sintered SP gears

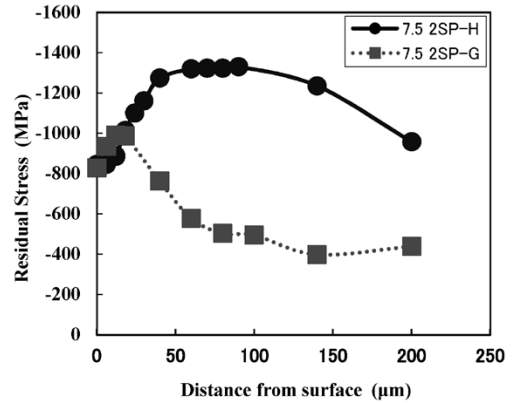


図18 2段SP加工+平滑化した焼結歯車表面近傍の圧縮残留応力分布
Fig.18 Distributions of residual compressive stresses near surface of SP gears for durability tests

ニグ加工 (7.5 2SP-H) もしくは、歯面研削 (7.5 2SP-G) を実施した。表 4 にそれぞれの加工条件と歯面粗さを示す。

図17にSP加工歯車の面圧疲労試験結果を示す。浸炭焼入れしたSCM415材と転造浸炭した7.5RCを併記した。面圧疲労強度 (1.5×10^7) は、ホーニング加工歯車 (7.5 2SP-H) が1.97 GPa、歯面研削加工歯車 (7.5 2SP-G) が2.11 GPaとなり、歯面研削加工歯車が溶製鋼歯車と同等以上の疲労強度であった。

3.2.3 考察

図18, 19にそれぞれ、各平滑化した歯車の表面の圧縮残留応力分布および硬さ分布を示す。7.5 2SP-Gは、7.5 2SP-Hに比べて圧縮残留応力は減少し、最表面の硬さも低いにもかかわらず、面圧疲労強度が大幅に向上している。これより、粗さの改善が面圧疲労強度向上に大きく寄与していることが分かる。

また、7.5 2SP-Gを焼結転造浸炭歯車 (7.5RC) と比較

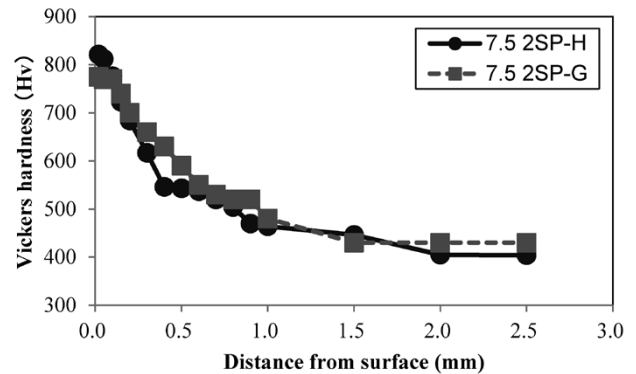


図19 2段SP加工+平滑化した焼結歯車表面近傍の硬さ分布
Fig.19 Hardness distributions near surface of SP gears for durability tests

すると、表面硬さは図11に示した転造歯車の硬さと同等であり、残留応力も転造歯車の残留応力 (-830 MPa: 別途測定) とほぼ同等であった。このことも面圧疲労強度向上の要因の一つであり、その結果、溶製鋼歯車に匹

敵する面圧疲労強度が得られたと考えられる。なお、これら影響因子の詳細なメカニズムの解析を行うにはさらに調査が必要である。

以上より、SP加工歯車が高い面圧疲労強度を確保するためには、硬さと表面粗さと残留応力のバランスを考慮した歯面の平滑化が必要と思われる。

むすび＝本開発結果のまとめを以下に示す。

- (1) 0.5mass%Ni-1.0mass%Moプレアロイ粉（アトメル46F4H）の密度 7.4 g/cm^3 以上の焼結転造浸炭歯車は、歯元曲げ疲労強度 1.0 GPa 以上（ $N: 5 \times 10^6$ ）、面圧疲労強度 2.0 GPa 以上（ $N: 1.5 \times 10^7$ ）であり、浸炭焼入れ溶製鋼（SCM415）と同等の疲労強度であることを確認した。
- (2) 歯車材質調査の結果、焼結転造歯車はPitch点付近で 1 mm まで緻密化されていた。また、表面近傍の圧縮残留応力は 800 MPa となり、溶製歯車のショットピーニング加工と同等レベルであった。
- (3) 焼結転造歯車は溶製鋼と同様に、表面がき裂の起点となるピッチング損傷であり、内部から生じるスポーリング破壊ではないことが歯面損傷の断面観察によって分かった。
- (4) 汎用性のあるショットピーニング加工を検討した結果、焼結歯車の歯元曲げ疲労強度はショットピーニングしない溶製鋼と同等であった。また、密度 7.5 g/cm^3 の焼結歯車の歯面に対しては、平滑化を行うことによって溶製鋼と同等の面圧疲労強度を得ることができた。

以上により、ここで開発した手法によってアトメル46F4Hを用いて作製した焼結歯車は、粉末鍛造のようにワーク全体の密度を上げなくても、浸炭焼入れ前の歯面の転造加工による部分的な緻密化もしくは浸炭焼入れ後のショットピーニング加工により高い圧縮残留応力を付

与することで、溶製鋼と同等の疲労強度が得られることが明らかになった。

実用化に向けて、さらに高密度化成形が適用できる材料や成形方法の開発、様々な歯車形状に適用するために、転造や浸炭加工条件の最適化を行ってゆく必要がある。

最後に、本開発において開発当初から転造技術や歯車評価をご指導いただいている諏訪東京理科大学竹増光家教授と鳥取大学小出隆夫教授に感謝の意を表す。

参考文献

- 1) 關 正憲ほか. 日本機械学会 [No12-14] 第12回機素潤滑設計部門講演論文集. 2012, 2101, p.103-106.
- 2) P. Brewin et al. Powder Metallurgy 2007. Vol.50, No.2, p.98-104.
- 3) 西田 智ほか. 粉体粉末冶金協会秋季講演大会概要集. 2013, p.73.
- 4) 西田 智ほか. 粉体および粉末冶金. 2014, Vol.61, No.6, p.318-323.
- 5) H. Suzuki et al. ADVANCES in Powder Metallurgy & Particulate materials-2014 Part12. p.28-37.
- 6) 西田 智ほか. 粉体粉末冶金協会秋季講演大会概要集. 2014, p.16.
- 7) 佐久間均ほか. R&D神戸製鋼技報. 1994, Vol.44, No.2, p.18-21.
- 8) Qiang et al. JSME International Journal. 2004, Vol.47, p.925-932.
- 9) A. Yoshida et al. JSDE Journal Design Engineering. 2005, Vol.40, p.360-367.
- 10) T. Takemasu et al. Gear solutions. 2004, p.33-39.
- 11) 会田俊夫ほか. 日本機械学会論文集. 1966, Vol.32, No.323, p.137-142.
- 12) 小田 哲ほか. 日本機械学会論文集C編. 1984, Vol.50, No.454, p.1039-1044.
- 13) 会田俊夫ほか. 日本機械学会論文集. 1961, Vol.27, p.862-868.
- 14) 小出隆夫ほか. 日本機械学会 [No.13-17] MPT2013シンポジウム<伝熱装置>講演論文集. 2013, p.264-267.
- 15) 吉崎正敏ほか. 日本機械学会論文集C編. 2009, Vol.75, p.97-105.
- 16) 日本機械学会編. 歯車損傷図鑑. 2006, p.155-208.

(技術資料)

高周波用圧粉磁心の低鉄損化

Dust Core with Low Core-loss for High-frequency Applications



北条啓文*1
Hirofumi HOJO



上條友綱*1
Tomotsuna KAMIJO



谷口祐司*1
Yuji TANIGUCHI



赤城宣明*1
Nobuaki AKAGI



三谷宏幸*2
Hiroyuki MITANI

Dust cores produced by compacting insulation-coated powder allow a high degree of freedom in shaping and are expected to be useful for the downsizing of parts; however, they have issues of energy loss, or core loss. A study has been conducted on reactors and choke coils, which are used at relatively high frequencies, to improve their core-loss characteristics by focusing on the particle size of the powder. As a result, "MAGMEL MH20D" powder was developed by designing powder, taking into account, not only the magnetic characteristics, but also power characteristics, and by combining conventional techniques of heat-resistant coating and grain coarsening. The newly developed powder has improved the core loss, reducing it to 30% of that achieved by conventional products, and has been adopted for the reactors of solar-power systems.

まえがき = 電磁気部品に対しては、省エネルギー・低環境負荷の観点から高効率化、そして省スペースの観点から小型化が求められている。電磁気部品の鉄心には従来、電磁鋼板を積層したコアが用いられているが、積層構造のため異方性を持つこと、および形状に制約があることから小型化には限界があった。

一方で、粉末を固めて製造する圧粉磁心には異方性がないうえに、形状の制約も少ないことから小型化が期待されている。実際、ハイブリッド車の昇圧リアクトルにはFe-Si系合金粉末の圧粉磁心が採用された¹⁾。さらに、再生可能エネルギー普及促進政策の一環で太陽光発電に対する助成制度が開始されたことに伴い、太陽光発電システムの需要増とともに、発電システムに用いられる部品の小型・高効率化を目的とする圧粉磁心の実用化が進んでいる。

圧粉磁心原料として用いられる純鉄粉は、合金粉と比べて圧縮性が高く、飽和磁束密度が大きいため、さらなる部品小型化の可能性がある。また、粒子が柔らかく成形性が良いため、コア製造工程において扱いやすい特長を持つ。しかしその一方で、鉄損すなわちエネルギーロスを低減することが課題であった。

そこで、純鉄系圧粉磁心の鉄損を低減することを目的に、粉末粒子径が鉄損に及ぼす影響について調査した。それらの調査を通じて得られた知見やこれまでに開発した被膜技術、結晶粒制御技術を活用することにより、従来の純鉄粉と比較して鉄損を約30%改善し、Fe-Si系合金粉末の一部に匹敵する鉄損特性となる「マグメルMH20D」を開発した。マグメルMH20Dは太陽光発電のパワーコンディショナ用リアクトル原料として採用された。

1. 純鉄系圧粉磁心の課題と開発のアプローチ

磁心材料に求められる特性は、高磁束密度および低鉄損である。前述のとおり、純鉄粉による圧粉磁心は、合金粉末と比較して磁束密度は高いものの、鉄損が大きいことがデメリットである。鉄損は、主として渦電流損とヒステリシス損から構成される。渦電流損は磁化の変動によって発生する渦電流によるジュール損失であり、ヒステリシス損は磁性体を磁化させる際に生じるエネルギー損失である。図1にそれぞれの支配因子を示す。圧粉磁心は、粒子表面にコーティングされた絶縁被膜により、部品全体に流れる粒子間渦電流を抑制できる。しかし高周波域においては、渦電流損失全体の割合が増加するため、粒子間だけでなく粒子内に流れる渦電流も抑制する必要が生じる。合金粉末は、添加元素によって電気抵抗を大きくすることによって粒子内渦電流を抑制している。一方、純鉄粉の場合は、成分元素によって電気抵抗を制御することは困難である。このため、粒子径を小さくし、渦電流の流れる範囲を小さくすることによって

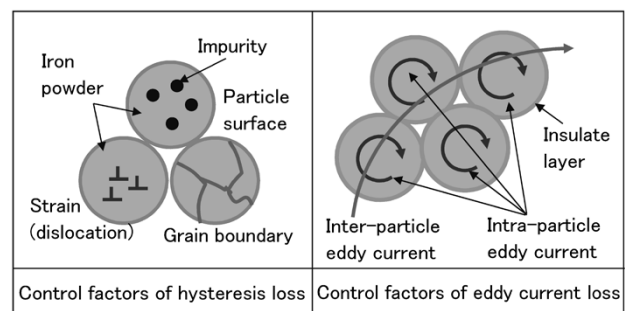


図1 鉄損支配因子
Fig. 1 Control factors of iron loss

*1 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 鉄粉工場 *2 技術開発本部 開発企画部

粒子内渦電流を抑制することになる。しかし、粒子径の減少は、ヒステリシス損増加の原因となる表面積の増加を招くため、両者の影響の調査に基づく最適な粒径を得ることが重要である。

そこで、鉄粉粒子径が鉄損特性および粉体特性に及ぼす影響を調査することによって高周波数域においても低鉄損を実現する最適な粒度について検討した。次章以降では、その検討結果に基づいて高周波用途として開発した「マグメルMH20D」の特性を紹介する。

2. 調査方法

アトマイズ法による当社製純鉄粉をふるい分けによって粗粒子を除去し、平均粒径（ふるい分けにより測定された粒度分布における積算値50%での粒径（D50））約30～85 μm の原料鉄粉を準備した。りん酸を主成分とする処理液を用いてこれらの鉄粉の粒子表面に無機被膜を形成させた後、シリコン樹脂をコーティングすることにより、無機-有機被膜による2層の絶縁コーティング鉄粉を作製した²⁾。粉末潤滑剤を塗布した金型にコーティング処理した鉄粉を充填し、金型および粉末を303Kに加熱し、1,176MPaの圧力でリング形状（外形 ϕ 45mm、内径 ϕ 33mm、高さ6mm）に成形した。さらにこの成形体を窒素雰囲気中で873K、1.8ks保持して熱処理した。熱処理後の試験片に対し、鉄損を測定するために50回の1次巻線と10回の2次巻線を、また、BHカーブを測定するために400回の1次巻線と25回の2次巻き線を行った。

コーティング処理した粉末の流動度は、JIS Z 2502：2012金属粉-流動度測定方法に従って測定した。リング試験片のBHカーブは最大励磁磁場10kA/mにて測定し、鉄損は励磁磁束密度を0.1Tとし、1k～100kHzの間で周波数を変えて測定した。

3. 結果および考察

3.1 鉄粉粒子径が磁気特性に及ぼす影響

圧粉磁心の渦電流損は、部品全体を流れる渦電流による粒子間渦電流損と、構成する粒子内を流れる粒子内渦電流損から構成される（図1）。粒子間渦電流損は鉄粉粒子を絶縁コーティングすることで抑制できる。一方、粒子内渦電流損は、粒子の大きさ、すなわち電流の流れる領域を変えることで制御できるが、同時に粒子の表面積を変化させることになる。粒子表面積はヒステリシス損に影響する因子の一つであるため、粒子径の影響は、渦電流損とヒステリシス損の両方を考慮する必要がある。

平均粒子径と鉄損の関係を調査した結果を図2(a)に示す。粒子径が小さくなるほど鉄損が減少することが明らかになった。また、高周波になるほどその傾向は顕著であった。鉄損の周波数依存性から渦電流損とヒステリシス損に分離した結果をそれぞれ図2(b)、(c)に示す。渦電流損は鉄損と同様、粒子径が小さくなるにつれ小さくなる一方で、ヒステリシス損は粒子径に対する変化が小さいことから、鉄損の減少は渦電流損の減少によ

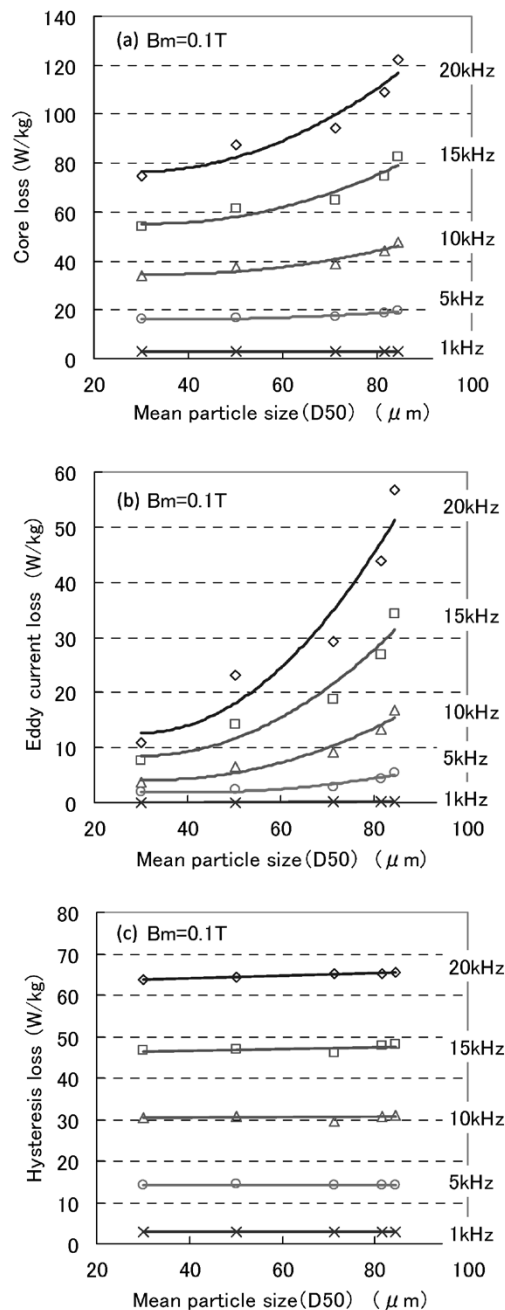


図2 粒子径と鉄損の関係
a) 鉄損, b) 渦電流損, c) ヒステリシス損
Fig. 2 Relationship between particle size and core loss
a) Core loss, b) Eddy current loss, c) hysteresis loss

るものが支配的であることが分かった。

つぎに、粒子径に対する保磁力の依存性を図3に示す。保磁力は粒子径の減少とともに増加しており、粒子径の減少、すなわち、粒子表面積の増加は磁壁移動を妨げる要因となっていることが分かる。

一般に、保磁力はヒステリシス損に比例することが知られているが、図2で得られたヒステリシス損の粒子径依存性と、図3で得られた保磁力の粒子径依存性の間には矛盾が生じている。これは、各特性測定時の励磁条件を考慮することで説明できる。鉄損測定における励磁条件は、励磁磁束密度が0.1Tである。一方で保磁力測定すなわち直流磁気測定においては、励磁磁場10kA/mである。これらの励磁条件を図4にBHカーブ上に示す。保磁力測定における磁束密度は約1.4Tであり、鉄損測定

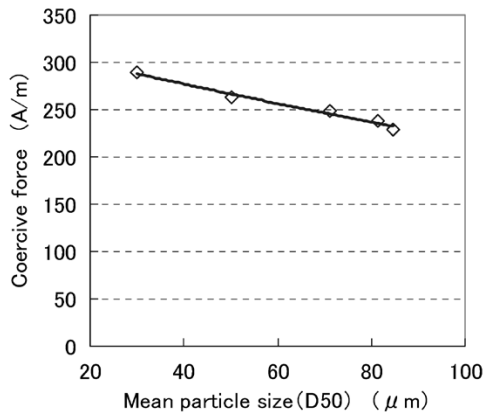


図3 粒子径と保磁力の関係

Fig. 3 Relationship between particle size and coersivity

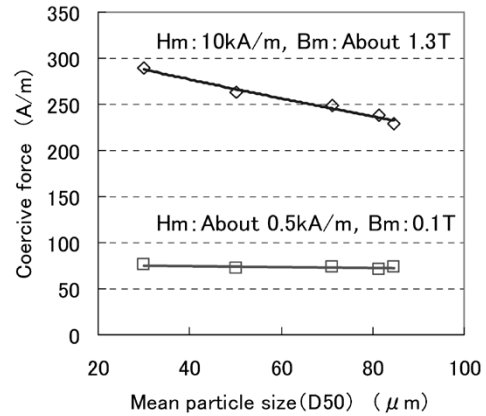


図5 粒子径と保磁力の関係

Fig. 5 Relationship between particle size and coersivity

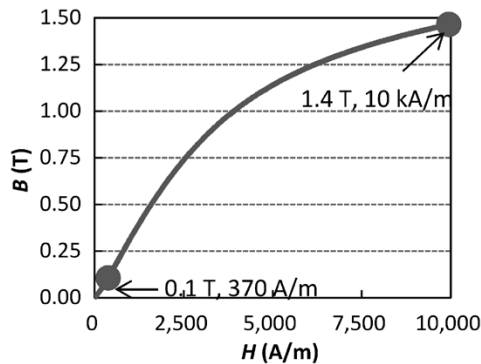


図4 BHカーブと励磁条件

Fig. 4 Excitation conditon

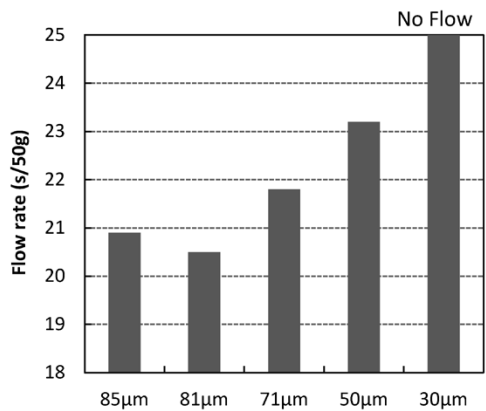


図6 粒子径と流動度の関係

Fig. 6 Relationship between particle size and flow rate

磁束密度とは大きく異なる。これは、磁壁の移動が異なることを意味し、鉄損測定時には磁壁はあまり移動しないが、保磁力測定時には飽和近くまで磁化するため、磁壁は大きく移動する。磁壁移動が小さい場合、粒子内部に存在する磁壁移動の妨げになる因子の影響が大きいと考えられ、磁壁移動が大きくなるにつれ、表面の影響が大きくなると考えられる。図5に異なる励磁条件における保磁力の粒子径依存性を示すとおり、励磁磁束密度0.1Tの低い励磁条件においては、保磁力の粒子径依存性は観察されなかった。

以上のことから、対象としている励磁条件(0.1T程度)においては、粒子径減少によるヒステリシス損の増加は見られず、渦電流損低減の効果のみ観察されたと考えられる。

3.2 鉄粉粒子径が粉体特性へ及ぼす影響

粉末を扱ううえで流動性は、粉体の貯蔵やハンドリング、金型への充填など、部品製造時の生産性に影響を及ぼす重要な特性の一つである。一般的に、微粉ほど表面

積の割合が大きく付着凝集性が増し、流動性は悪化する。したがって、前節における渦電流損とのトレードオフの関係となる。ふるい分けにより粒子径を変化させ、粒子径と流動性の関係を調査した結果を図6に示す。流動度は粒子径が小さくなるとともに大きく(悪く)なり、平均粒径30μmにおいては流動しなくなった。そこで実用上、流動度計を流れる最小粒度として約50μmを採用し、渦電流損と流動性の両立を図った。

4. まとめ

高周波・低磁束密度領域を対象に、純鉄粉の圧粉磁心に適した粒子径を検討した。この検討結果を基に、従来技術である高耐熱絶縁被膜技術²⁾および粉末の結晶粒粗大化技術³⁾を活用することによって「マグメルMH20D」を開発した。表1に熱処理体の特性、図7にマグメルMH20DとFe-Si系合金粉末⁴⁾との特性比較を示す。これらの複合技術により、純鉄粉の長所である高磁束密度を

表1 「MH20D」を用いたコアの特性

Table 1 Properties of 'MH20D' core

Grade	Density (Mg/m ³)	DC Magnetic properties			AC Magnetic Properties			Mechanical Properties
		Flux Density $B_{10kA/m}$ (T)	Maximum Permeability	Coercive force (A/m)	Core Loss $W_{1/10k}$ (W/kg)	Hysteresis Loss $Wh_{1/10k}$ (W/kg)	Eddy current Loss $We_{1/10k}$ (W/kg)	Transverse Rupture Strength (MPa)
MH20D	7.44	1.46	224	224	20.1	15.2	4.9	77

* Compaction: 1,176MPa with DWL compaction method at 403K
Heat treatment: 873K for 1.8ks in N₂

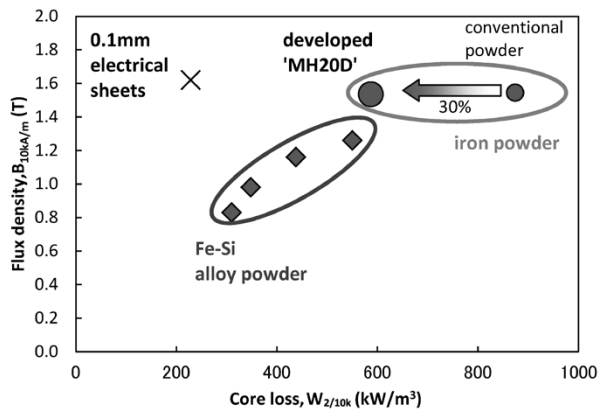


図7 各材料の特性比較
Fig. 7 Characteristic comparison of each material

維持したまま、課題であった鉄損を約30%低減し、Fe-Si系合金粉末の一部に匹敵する鉄損特性を得ることができた。本粉末は、太陽光発電のパワーコンディショナ用リアクトルに採用された。

むすび = 従来、電磁鋼板が使用されていた用途に対して、本材料によって純鉄粉の適用範囲を広げられることが確かめられた。積層コアと比較すると、圧粉コアは打抜き残材がないため歩留りが高く、低コスト・省資源に貢献できる。また、合金粉末と比較すると圧縮性が高いため、コア成形圧力を約20~50%低減させることができ、エネルギーコスト削減にもなる。現状では太陽光発電システムへの適用であるが、今後は、同様の昇圧回路が使用されているインバータ（汎用、車載用）などへの展開が期待される。

参考文献

- 1) 杉山昌揮ほか. 素形材2010, Vol.51, No.12, p.24-29.
- 2) 神戸製鋼所. 高周波用圧粉磁心およびその製造方法. 特許第4044591. 2006-09-11.
- 3) H. Hojo et al. PM2010 POWDER METALLURGY World Congress & Exhibition. 2010.
- 4) 武本 聡. 電機製鋼2011, Vol.82, No.1, p.57-65.

(論文)

6061アルミニウム合金鍛造品の機械的特性に及ぼすマイクロ組織の影響

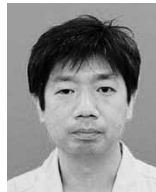
Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Forged 6061 Aluminum Alloys



中井 学^{*1} (博士(工学))
Dr. Manabu NAKAI



岡田慶太^{*2}
Keita OKADA



伊原健太郎^{*3} (博士(工学))
Dr. Kentaro IHARA



稲垣佳也^{*4}
Yoshiya INAGAKI

The 6061 aluminum alloy is widely used for vehicles, vessels, land structures, etc., in medium-strength structural members having high corrosion resistance and fatigue properties. A study was conducted on the effect of hot-forging conditions on the proof strength and microstructure of the 6061-T6. Hot forging under a medium value of the Zener-Hollomon parameter promotes the sub-division of grains during forging, resulting in the formation of a fine-grained recrystallization structure. This structure is highly thermally stable and remains almost unchanged during solution treatment at high temperature. After T6 treatment, a worked structure with a small Schmid's factor has been obtained, realizing a material with high proof strength.

まえがき = 6061アルミニウム合金は、中強度高耐食性構造部材として1954年にAA登録されて以来、車輛、船舶、自動車などの構造部材で広く用いられている。構造部材のなかでは、鍛造材は主として熱間加工ならびにその後のT6処理からなる工程で製造される。熱処理型アルミニウム合金の熱間加工材の機械的性質は一般に、熱間加工時に形成される下部組織に大きく影響される。

6061合金(代表成分値: Al-1.0Mg-0.6Si-0.3Cu-0.2Cr)のT6処理材(ピーク時効処理材)のマイクロ組織と特性との関係を調べた結果では^{1)~4)}、高温・低ひずみ速度の条件で熱間鍛造するとマイクロ組織は主として亜結晶粒からなる微細粒回復組織となり、低温・高ひずみ速度の条件で得られる再結晶組織に比べて降伏応力は大幅に高くなった。また、破壊じん性に対応する切欠強度比や耐粒界腐食性も高くなった。すなわち、合金成分の添加量の増大ではなく、マイクロ組織を制御することによって、高強度でかつ信頼性(耐食性や破壊じん性、疲労特性など)の高い材料が得られることが分かった。

材料開発者は、[組成・工程]と[材料特性]とを直接結び付けて各種条件を組み合わせ、目標とする[材料特性]が得られるまで延々と試験を進める傾向がある。錬金術士と呼ばれるゆえんである。材料開発はやはり、[マイクロ組織]を中心として進めることが重要と考える。[組成・工程]-[マイクロ組織]-[材料特性]の関係のなかで、[材料特性]の目標値を達成するために必要な[マイクロ組織]をまず明らかにし、つぎにその[マイクロ組織]を形成させるために必要な[組成・工程]を明白にすることとなる^{5), 6)}。

そこでここでは、熱間鍛造の温度ならびにひずみ速度を大きく変化させて作製した供試材(T6処理材)を用いて、供試材のマイクロ組織、引張特性を調査し、[工程(熱間鍛造条件)]と[マイクロ組織]、[マイクロ組織]と[材料特性(引張特性)]との関係をまず整理した。つぎに、これらの結果を用いて、供試材の微細粒回復組織による強化機構、ならびに微細粒回復組織の形成機構を明らかにした。

1. 試験方法

1.1 供試材

試験に用いた6061合金の化学成分は、表1に示すようにAA6061成分規格範囲のほぼ中央値である。均質化熱処理を行った後、鑄塊からφ60mm、高さ90mmの円柱状の試料を作製した。その後、試料を再加熱し、軸方向に高さ26mm(加工度71.1%)まで恒温鍛造(単軸圧縮)した。鍛造条件を表2に示す。ここで、 d は光学顕微鏡の写真から測定した肉厚方向(ST方向)の結晶粒径である。また、 d_L ならびに d_S は、SEM-EBSDの画像から測定したST方向の粒径で、 d_L は大角の境界、 d_S は小角の境界も含んだ粒径である。 ρ はTEM写真から測定した

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of 6061alloy specimen (mass %)

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Specimen	0.74	0.22	0.23	-	0.96	0.12	-	0.02
Standard (AA6061)	0.40 -0.80	≤0.7	0.15 -0.40	≤0.15	0.80 -1.20	0.04 -0.35	≤0.25	≤0.15

^{*1} アルミ・銅事業部門 大安工場 鋳鍛研究室 ^{*2} アルミ・銅事業部門 大安工場 サスペンション部 ^{*3} アルミ・銅事業部門 真岡製造所 アルミ板研究部 ^{*4} 神鋼自動車アルミ部品(蘇州)有限公司

表2 鍛造条件とマイクロ組織パラメータ

Table 2 Testing conditions of hot forging and microstructural parameters of each specimen

Specimens	Test conditions of hot forging			Optical microscope	SEM-EBSD			TEM
	T (°C)	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)	Z (s ⁻¹)	d (μm)	d (μm)		s	ρ (cm ⁻²)
					d_L ($\theta \geq 15^\circ$)	d_s ($\theta \geq 2^\circ$)		
Low Z	500	2.7×10^{-4}	1.1×10^6	14	20	14	0.432	7.2×10^8
Middle Z(1)		2.7×10^{-3}	1.1×10^7	-	12	9	0.425	-
Middle Z(2)		2.7×10^{-2}	1.1×10^8	9	13	10	0.430	7.5×10^8
Middle Z(3)		2.7×10^{-1}	1.1×10^9	-	12	9	0.426	-
High Z(1)	425	2.7×10^{-1}	1.1×10^{10}	-	75	71	0.452	-
High Z(2)	365	2.7×10^{-1}	1.1×10^{11}	121	141	123	0.447	6.1×10^8
High Z(3)	310	2.7×10^{-1}	1.4×10^{12}	-	86	84	0.464	-

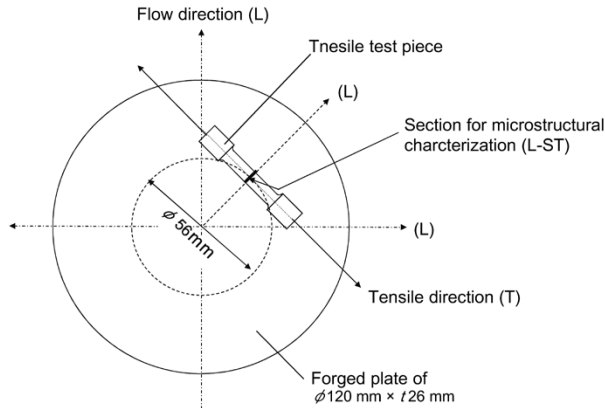


図1 試験片の採取位置

Fig. 1 Configuration of tensile test piece and section for microstructural characterization with respect to forged plate

転位密度を示す。なお、それぞれの値は平均値である。つぎに、540°Cで3hの溶体化処理を行い、25°Cの水中に焼入れを行った。その後、180°Cで8hの人工時効処理したT6材を供試材とした。

1.2 T6材の強度およびマイクロ組織の評価

供試材のマイクロ組織は、圧延方向(L方向)に対応する材料の塑性流動方向に平行な断面(L-ST面)で、主として中央部位($t/2$ 部)で行った。マイクロ組織の観察は、光学顕微鏡のほかに、SEM-EBSDならびに透過型電子顕微鏡を用いて行った。SEM-EBSDでは、各試料の方位集積の最も高い面・方位を特定するため、ODF(結晶方位分布関数)の解析も行った。また、TEMでは、人工時効析出物の観察や転位密度の測定を行った。引張試験はASTM-E8に従い、塑性流動方向と直角方向(LT方向)にひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で室温において実施した。マイクロ組織の観察部位、引張試験片の採取部位を図1に示す。引張試験片の平行部中央部が、マイクロ組織の観察部位(L-ST)に対応する。

2. 試験結果

2.1 代表的な供試材のマイクロ組織

熱間鍛造条件は、Z因子(温度補償ひずみ速度因子)を用いて整理した。Z因子は、 $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ で示され、 $\dot{\epsilon}$ は初期ひずみ速度(s⁻¹)、Rは気体定数8.31(J/mol·K)、Tは温度(K)、Qはアルミニウムの自己拡散の活性化エネルギー(144kJ/mol)⁷⁾である。

Z因子の範囲のなかで、Low Z材($1.1 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$)、

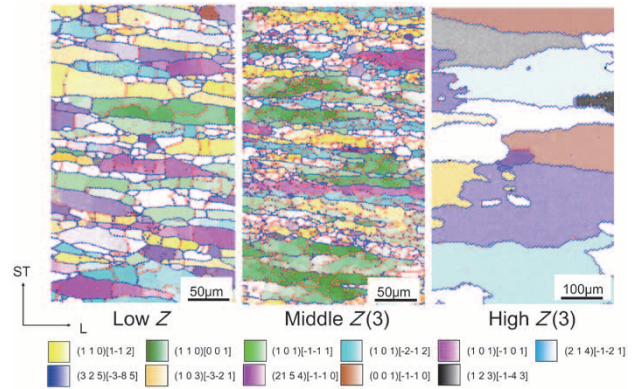


図2 供試材の結晶方位マップ(T6, 肉厚中心部)

Fig. 2 Inverse pole figure maps of three specimens after T6-tempering at $t/2$

Middle Z(3)材ならびにHigh Z(3)材($1.1 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$)の3種類の試料のSEM-EBSDによる結晶方位マップを図2に示す。ここで、太線(青色)は $\theta \geq 15^\circ$ 、細線(赤色)は $15^\circ > \theta \geq 2^\circ$ の方位差の境界を示す。図8、図11も同様である。Low Z材、Middle Z(3)材において、L方向の塑性流動方向に伸長な粒を形成する。これらの伸長粒は大角ならびに小角の境界に区切られた微細な粒からなることが分かる。境界の大部分は大角からなり、Low Z材、Middle Z(3)材それぞれで約78%、約73%を占める。なお、Low Z材の粒径 d_L と d_s はそれぞれ20μmと14μm、Middle Z(3)材はそれぞれ12μmと9μmである。Z因子の値が最も高いHigh Z(3)材では、境界に占める大角の境界の割合は約83%とさらに大きく、大部分が大角粒からなる粗大な再結晶粒組織である。粒径 d_L と d_s は、それぞれ86μm、84μmと粗大である。いずれの粒径も、Z因子の値が3種類の試料のなかで中間となるMiddle Z(3)材で、粒径が最も微細な組織となる。表2には、これらの粒径の測定結果を後述するマイクロ組織の各因子とともに示す。

図2の集合組織の表示は圧延集合組織と同様とし、鍛造面を圧延面に、L方向に対応する塑性流動方向を圧延方向に対応させて表示した。なお、集合組織の分類は伊藤によるものを適用した⁸⁾。Low Z材、Middle Z(3)は、回復組織で、圧延集合組織のGoss方位からBrass方位にかけての α -方位群の生成が見られる。また、 $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位に属するP方位、PP方位、RG方位の分布の割合も大きい。 $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位の比率は、Low Z材で約0.5、Middle Z(3)材で約0.7に達する。Low Z材、Middle Z(3)材は微細粒からなり、後述の図10のTEM像にも示すように回復組織(亜結晶粒)である。

一方、粗大粒再結晶組織のHigh Z(3)材には、再結晶集合組織のR-方位、立方体ならびに立方体に近い方位、また表面再結晶組織に分類されるSA方位、SF方位も観察される。せん断変形に起因する表面集合組織に分類されるRW方位からZ方位に至る $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ の方位群の分布密度も高い。このほかに、主としてSS方位からなる β -方位群も観察される。他のHigh Z材の組織も観察したが、High Z(3)材とほぼ同様の粗大再結晶粒組織となっていた。

2.2 代表的な供試材の機械的性質⁹⁾

微細粒回復組織からなるMiddle Z材の降伏応力は345~354MPaと高い。つぎに、やや粗大な微細粒回復組織からなるLow Z材で333MPa, 粗大なほぼ再結晶粒からなるHigh Z材は最も低く308~310MPaである。

3. 考察

3.1 強化機構の推定

金属の基本的な強化機構として、固溶強化, 粒子分散強化, 転位強化, ならびに微細粒強化が挙げられる^{10), 11)}。降伏応力が高くなる原因をこれらの因子に対応付けて以下に整理を行った。High Z材, Middle Z材ならびにLow Z材の導電率(%IACS)は, それぞれ45.1%, 45.0%, 45.0%と, 試料間に差異はない。人工時効析出物のTEM写真を図3に示す。<100>方向に成長した針状のβ相と推定される時効析出物¹²⁾が見られる。各試料のβ相のサイズ, 析出密度には差異はほとんどない。また, 表2に示すように, 転位密度にも差異はほとんどないうえにそれらの値は低く, 焼鈍材のもの(10⁶~10⁸ cm⁻²)と同程度である¹³⁾。したがって, 降伏応力が高くなる原因を, これらの因子に対応付けて固溶強化, 析出強化ならびに転位強化で説明することは難しい。

そこで, High Z材, Middle Z材ならびにLow Z材を含む供試材の降伏応力σと結晶粒径dとの関係をHall-Petchの関係式(式(1))を用いて整理した結果を図4に示す。実線は大角のみの粒径d_L, 破線は小角を含めた粒径d_Sの影響を示している。また, 同図には, 中井ら¹⁴⁾の再結晶粒のみからなる試料の結果もプロットした。

$$\sigma = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで, σ₀は単結晶の軟質材の降伏応力に相当する定数, K_yは転位の固着力τ_dに結び付く定数である。図4

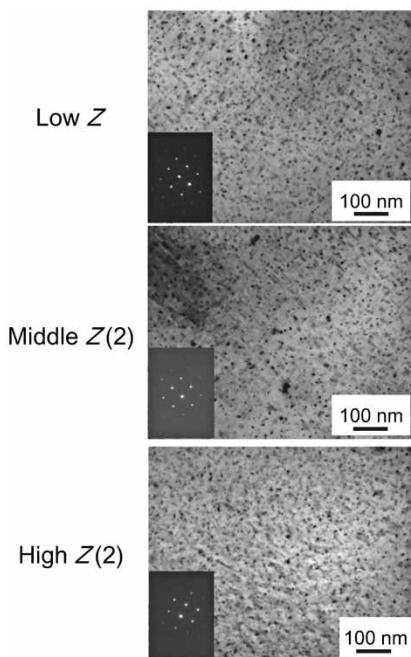


図3 供試材のTEM像 (T6, 肉厚中心部)

Fig. 3 TEM micrographs of three specimens after T6-tempering at t/2

に示すように, 再結晶粒のみからなる材料の降伏応力の粒径依存性は小さく, 粒径を最小の15μm (d^{-1/2} = 8 mm^{-1/2})まで微細粒化しても, 降伏応力の増加はたかだか数MPaと小さい。これに対して, 亜結晶粒をミクロ組織に含む材料の降伏応力の粒径依存性は大角のみで整理しても高い。すなわち, 6061-T6材は, 亜結晶粒化で降伏応力が大幅に高くなることを示す。なお, 粒径が約10μmと微細 (d^{-1/2} ≥ 9 mm^{-1/2})になると, 降伏応力と粒径 (d^{-1/2})との関係は直線上からずれる。このため, わずかな微細粒化で降伏応力は大きく増大し, Hall-Petchの関係では整理できないことを示す。

亜結晶粒の存在による降伏応力の増大には, 修正Hall-Petchの式(式(2))で説明されることが多い^{15), 16)}。式(2)において, σ₀は下部組織を含まない焼なまし材の降伏応力, kおよびmは実験定数である。

$$\sigma = \sigma_0 + k_1 \cdot d^{-p} \cdot d^{-1/2} = \sigma_0 + k_1 \cdot d^{-m} \dots \dots \dots (2)$$

図5に, High Z(3)材, Middle Z(3)材ならびにLow Z材を含む供試材において降伏応力ならびに粒径をσ - σ₀ = k · d^{-m}の式で整理し, 両対数プロットして表示

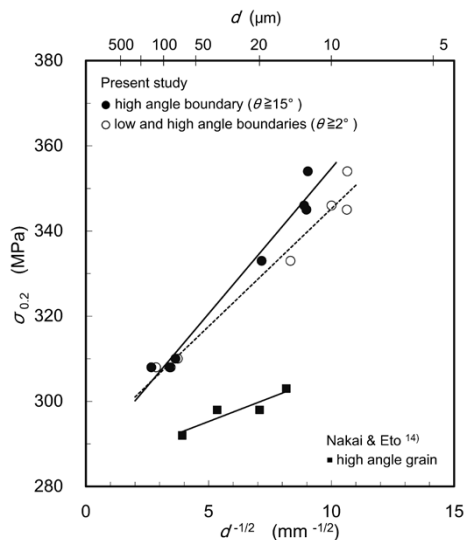


図4 供試材の降伏応力と粒径の関係

Fig. 4 Relationship between σ_{0.2} and d^{-1/2} of each specimen

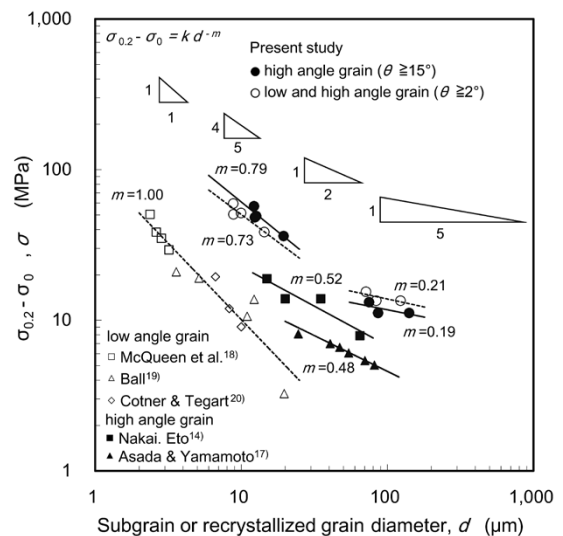


図5 供試材の降伏応力と粒径の関係

Fig. 5 Relationship between σ_{0.2} and d^{-1/2} of each specimen

した。図5には参考のため、過去の関係研究結果も併せて示した。

大角の境界からなる中井ら¹⁴⁾の再結晶材による結果、および麻田ら¹⁷⁾の大角境界からなる材料による結果では、いずれも、 m は約0.5とHall-Petchの関係に一致する。本試験結果を大角のみの境界からなる粒径 d_L と降伏応力との関係(実線)で整理すると、 m は0.79ならびに0.73と大きい。過去の関係研究^{18)~20)}においても、 $d_s \leq 10 \mu\text{m}$ で、 m は1.0と大きい。これらは、亜結晶粒界強化の方が再結晶粒微細化強化よりもはるかに有効な手段であることを示す。

しかしながら、小角の境界からなる亜結晶粒の方位差は数度(°)程度と小さい。これらの境界では、転位は堆積ではなく通過しやすいものと推定される。したがって、降伏応力がHigh Z材に比べてLow Z材で、さらにはMiddle Z材と高くなる原因を、亜結晶化するかわち小角の境界が発達することのみ結び付けることは難しいと考える。

修正式には、ほかに転位密度 ρ 、粒径 $d^{-1/2}$ 、 d^{-1} の寄与を考慮した種々の式が提案されている。このなかで、比喜ら^{21), 22)}は、数値シミュレーションを用いて、結晶粒内の転位密度が多結晶金属材料の変形挙動に及ぼす影響を検討し、 $\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-m}$ の関係式において、 m は、0.71~0.91と高い値となることを示した。この m の値は、図5に示した本試験の m の値に比較的近い。なお、数値シミュレーションでは、すべり面方位角はランダムに与えており、集合組織は考慮されていない。

図5に示した中井ら¹⁴⁾の再結晶材は、冷間圧延後にT6処理したものである。溶体化処理は、硝石炉による急速加熱工程からなる。粗大な第2相晶出物周りの強加工部を中心に、再結晶が生じるため、加工集合組織は発達し難い。一方、Low Z材さらにはMiddle Z材の亜結晶組織が発達したマイクロ組織には、図2に示すように、熱間鍛造後の回復組織が強く残存し、集合組織が発達した組織である。

そこで、降伏応力に及ぼす集合組織の影響を考慮するため、降伏応力と粒径との関係をつぎの関係式(式(3))で整理した。

$$\begin{aligned} \tau'_{\text{CRSS}} &= \tau'_{\text{CRSS0}} + k' \cdot d_{\text{slip}}^{-m} \dots \dots \dots (3) \\ \tau'_{\text{CRSS}} &= s \cdot \sigma \\ \tau'_{\text{CRSS0}} &= s \cdot \sigma_0 \end{aligned}$$

ここで、 τ'_{CRSS} は臨界分解せん断応力に相当する値、 s は平均シュミット因子である。 τ'_{CRSS} は降伏応力に平均シュミット因子 s を掛け合わせて算出した。 s は、各試料の引張方向(LT方向)のシュミット因子の平均値を各方位の面積率をもとに算出し、表2に示した。 τ'_{CRSS0} は、下部組織を含まない材料の臨界分解せん断応力に相当する値である。

High Z(3)材、Middle Z(3)材ならびにLow Z材を含む供試材において、 τ'_{CRSS} とすべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} との関係を、図5と同様に両対数プロットして整理した結果を図6に示す。

ここで、すべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} は、以下の

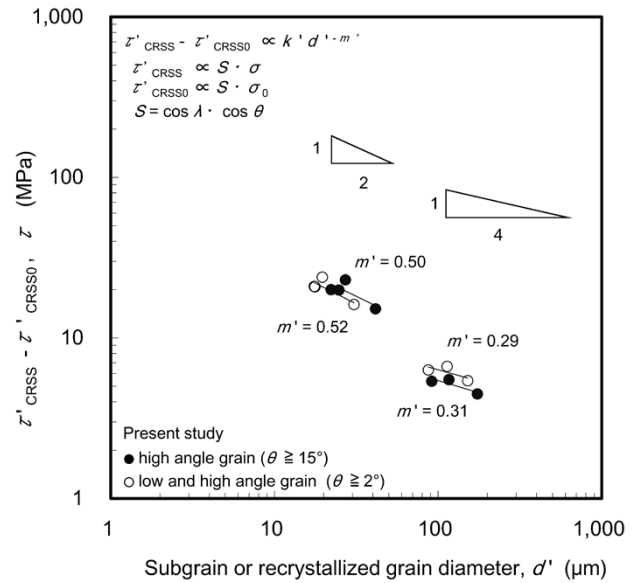


図6 供試材の臨界せん断応力と粒径の関係
Fig. 6 Relationship between τ'_{CRSS} and d of each specimen

とおりに算出した。すべり面・すべり方向と引張方向(LT)との角度を λ 、引張方向(LT)とすべり面法線との角度を θ とする。さらに、各試料を代表する結晶粒において、鍛造面(圧延面に対応)の法線とすべり面・すべり方向と角度を ϕ とする。ここで、各試料のODFで、方位集積が最も高い結晶方位 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ の粒を各試料を代表する結晶粒とし、この結晶粒がすべりを開始する粒と仮定した。各結晶粒のすべり面(111)には等価な面が4組、またそれぞれに $\langle 110 \rangle$ 方向は3組があり、各結晶粒には12組のすべり面・すべり方向がある。12組のすべり系の面・方位と代表粒の結晶方位 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とを用いて $\cos \lambda$ と $\cos \theta$ を求め、シュミット因子に対応する $\cos \lambda \cdot \cos \theta$ を算出した。 $\cos \lambda \cdot \cos \theta$ の値が最も大きな値となる面・方位の組み合わせを、各試料を代表するすべり面・すべり方向とした。このすべり面・すべり方向と代表粒の鍛造面の法線との角度 ϕ から $\cos \phi$ を求め、肉厚方向(ST方向)の粒径 d を用いて、 $d/\cos \phi$ から、すべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} を算出した。

これより、図5において $d_L \leq 20 \mu\text{m}$ で0.79~0.73と高い値を示した m は、集合組織を考慮して整理した図6では、大角境界の粒径 d_L の場合で $m' = 0.50$ 、小角の境界も含めた粒径 d_s の場合では、 $m' = 0.52$ といずれもほぼHall-Petchの関係となる。

したがって、High Z(3)で、降伏応力(LT)が最も低く、Low Z材、Middle Z(3)材と、Z因子が大きくなるに従って降伏応力が高くなる原因は、熱間鍛造ならびに調質後においても回復組織が残存し、低いシュミット因子に対応する集合組織が発達したことによるものと推察される。また、集合組織を考慮した τ'_{CRSS} の粒径依存性は小さく、これは、前述のとおり、亜結晶境界では、転位は堆積ではなく通過しやすいことによるものと考えられる。

以上より、6061-T6の降伏応力の粒径依存性について、集合組織を考慮して検討した結果、従来どおりに6061-T6の降伏応力の粒界依存性は本質的には小さいことが

分かった。

3.2 微細粒未再結晶組織の形成機構

降伏応力の高いMiddle Z(3)ならびにLow Zのマイクロ組織は図2に示したように微細粒回復組織である。このようなマイクロ組織の形成には、まず加工度(相当塑性ひずみ)が大きな影響を及ぼすことが予想される。断面内の相当塑性ひずみ分布を算出した結果を図7に示す。なお、解析の摩擦係数は、実験に合わせ、供試材の断面形状と解析による断面形状とがほぼ合致する値を用いた。LowZ, MiddleZ(3)材ならびにHighZ(3)材それぞれで0.32, 0.22ならびに0.22である。試料表層部, $t/16$ 部, $t/8$ 部において、肉厚中央部と同様にSEM-EBSDによるバウンダリーマップを調査し、試料表層部から肉厚

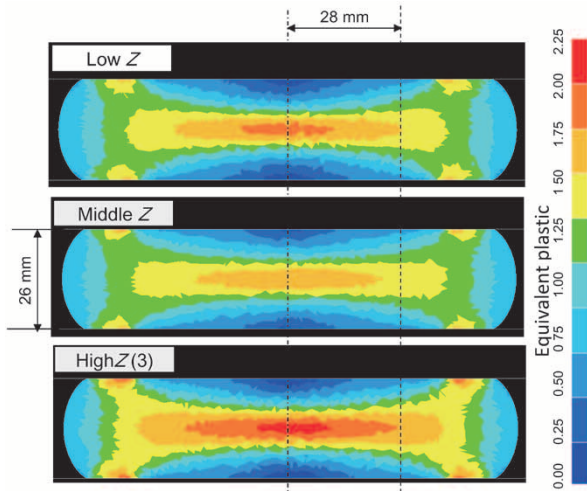


図7 供試材断面の相当塑性ひずみ分布
Fig. 7 Distribution maps of equivalent plastic strain

中心部へと相当塑性ひずみの増大に伴うマイクロ組織の変化を整理した。図8に示すように、Low Z材の表層部には、初期組織となる鑄塊組織が残存する。大角境界に囲まれた鑄塊の結晶粒は、塑性流動の方向にやや伸長化している。肉厚中心部に近づき相当塑性ひずみが大きくなるにつれて、さらに伸長化する。大角境界に囲まれた領域内には、同一粒内においても、方位差が異なる領域が形成され、大角ならびに小角の境界が新たに生じ、微細粒が形成されてゆく。この微細粒の形成過程は、grain subdivision^{23)~27)}に対応するものと推定される。塑性流動に平行な大角の境界がgeometrically necessary boundary (GNB)に、また伸長粒を区分けする大角ならびに小角の境界がそれぞれGNBならびにincidental dislocation boundary (IDB)に対応するものと推定される。微細粒化の程度は、Middle Z(3)材でより顕著で、粒径はMiddle Z(3)材の方がLow Z材よりも小さい。一方、High Z(3)の表層部でのマイクロ組織の大部分は、不定形で、大角の境界に囲まれた粗大粒からなる。肉厚中心部に近づくにつれ、さらに粗大化する。また、粒界には張り出しが見られ、ひずみ誘起粒界移動により巨大な粒へと成長したものと推定される。なお、肉厚中心部では、粒径はやや小さくなり、伸長粒化する。また、張り出しの箇所も少なくなる。

溶体化処理前後のマイクロ組織の変化を整理するため、Low Z材、Middle Z(3)材、High Z(3)材の鍛造直後、T6後のTEM像を観察した。なお、試料は鍛造終了後、室温までは空冷で冷却を行った。図9に鍛造直後のTEM像を示す。観察部位は $t/2$ 部である。いずれの供試材においても、亜結晶粒組織である。Low Z材が最も粗

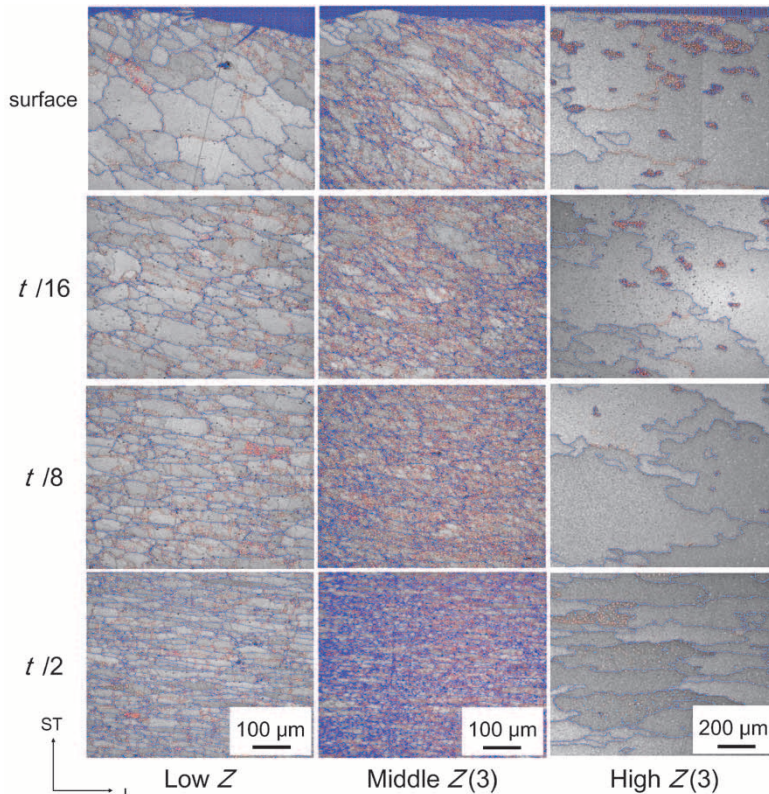


図8 供試材(T6)のバウンダリーマップ
Fig. 8 Grain boundary maps of T6-tempered three specimens

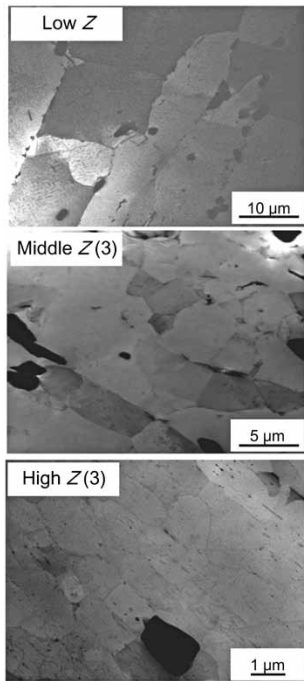


図9 供試材のTEMミクロ像（鍛造直後，肉厚中心部）
Fig. 9 TEM micrographs of three specimens after forging at $t/2$

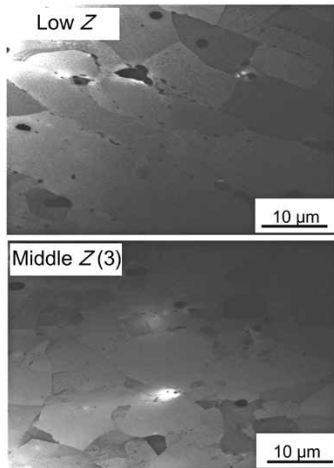


図10 供試材のTEM像（T6，肉厚中心部）
Fig.10 TEM micrographs of two specimens after T6-temper at $t/2$

大で，Middle Z(3)材，High Z(3)材の順に，粒径（平均値）は7.0, 2.4, 0.60 μm と，Z因子の値が大きくなるにつれて小さくなる。この組織の状態から，High Z(3)材で，再結晶が起こるのは，溶体化処理時の昇温中ならびに保持中であることが分かる。つぎに，図10に，Low Z材とMiddle Z(3)材のT6後のTEM像を示す。いずれも亜結晶粒組織であることが分かる。粒径（平均値）はそれぞれ7.0, 3.6 μm である。鍛造直後の微細な亜結晶粒組織は，やや成長するものの，溶体化処理後（T6後）においても維持される。

鍛造直後材のSEM-EBSDによる結晶方位マップを図11に示す。部位は相当塑性ひずみの大きい肉厚中心部 $t/2$ 部である。Low Z材ならびにMiddle Z(3)材ともに，鍛造ままのマイクロ組織は微細粒回復組織である。図2の溶体化処理後の結晶方位マップとの比較からも明らかにように，溶体化処理前後のマイクロ組織は，定性的にほぼ同様であり，マイクロ組織の変化は小さい。この傾向は，

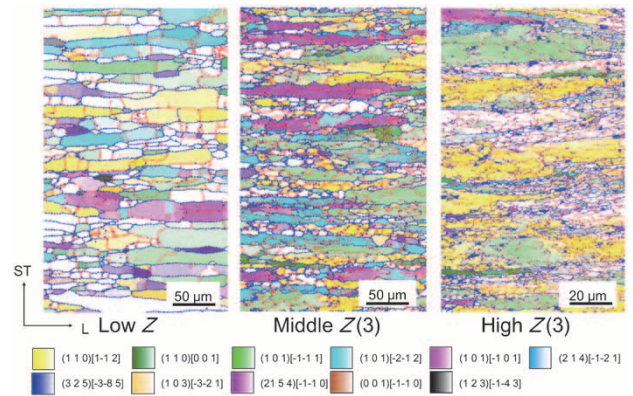


図11 供試材の結晶方位マップ（鍛造直後，肉厚中心部）
Fig.11 Inverse pole figure maps of three specimens after forging at $t/2$

Middle Z(3)材でより顕著で，溶体化処理後においても，大部分が大角の境界からなる微細粒で，Goss方位，Brass方位などの α 方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位が発達した微細粒回復組織となる。

High Z(3)材においても，鍛造まま材のマイクロ組織は微細粒回復組織である。微細化（grain subdivisionの結果）の程度は，Zとともに顕著となり，High Z(3)材が最も微細となっている。Goss方位，Brass方位などの α 方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位の割合は高い。

以上より，High Z(3)材の粗大な再結晶粒組織，Middle Z(3)材ならびにLow Z材のやや微細粒からなる回復組織が，形成される経緯は以下のとおりと推察される。Z因子の高いHigh Z(3)材の場合，熱間加工終了直後の転位密度は全体的に高い。肉厚中心部付近は加工度が大きく，微細粒を形成する。一部の粒は合体して少数の比較的大きな粒となりやすい。また，晶出物等の粗大な粒子周りは，転位密度が局所的に高く，再結晶の核を形成しやすい。比較的大きな粒とその周囲，および再結晶の核とその周囲との方位差は大きく，溶体化処理温度への昇温また保持に伴い粒界は移動し，周囲の亜結晶粒を蚕食し，粗大な再結晶粒へと成長する。ここで，形成される再結晶核の密度が高ければ，再結晶組織は微細となるが，本試験では，高Zの場合でも，熱間加工であり，蓄積エネルギーは低く，核の頻度が低かったため，粗大粒組織となったと考えられる。なお，High Z(3)材においても，表層部に近く相当塑性ひずみの小さな部位では，Y方位，X方位等の表面圧延集合組織に起因する集合組織が発達する。粒界には張り出しが見られることから，新たな核からなる再結晶ではなく，特定の方位の既存の粒がひずみ誘起粒界移動により粗粒化したものと推察される。

一方，Z因子の値が一定のレベル以下と小さくなると，加工終了後の転位密度は低く，再結晶の核は形成されない。ただし，肉厚中心部のように，相当塑性ひずみが一定以上と大きくなると，鍛造終了時に，grain subdivisionの機構により微細粒回復組織が形成される。鍛造後冷却途中，溶体化処理の昇温・保持中で，さらに回復が進み転位密度は低くなる。微細粒の境界の多くは大角からなり，このようなマイクロ組織は，粒界の易動度

に差異が小さく、安定と考えられる。溶体化処理による高温長時間の熱処理によっても、亜結晶粒の成長等の回復が進むのみで、基本的にはマイクロ組織にはほとんど変化を生じない。このため、T6調質後においても、圧延集合組織に対応する主としてGoss方位、Brass方位などの α -方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // ND$ 方位などの微細粒が多数観察されることとなる。これらマイクロ組織は、本質的には回復組織であり、供試材では、Middle Z材ならびにLow Z材が該当する。なお、鍛造直後から溶体化処理にいたる回復の進行は、extended recovery (延長回復)に対応するものと推定される²⁸⁾。

Middle Z材ならびにLow Z材においても、表層部に近く、相当塑性ひずみの小さな部位では、grain subdivisionがあまり起こらない状態で、回復が進む。したがって、溶体化処理後に、微細亜結晶粒組織を得るには、一定以上の相当塑性ひずみを伴う加工が必要である。

図11に示したように、Z因子の値が大きくなるにつれ、熱間変形終了直後の亜結晶粒の粒径は小さくなる。しかも高Zになると、grain subdivisionも起こりやすくなると考えられる。転位密度が十分に低く、再結晶が生じない場合、この関係は、溶体化処理後の粒径にも反映されることとなる。このため、Middle Z材の方が、Low Z材よりも、T6調質後の粒径が小さくなったと推察される。

むすび = 熱間鍛造の温度ならびにひずみ速度を大きく変化させて作製した6061合金の試料を用いて、マイクロ組織とT6処理後の降伏応力との関係を整理し検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) 比較的高い中間領域のZ因子の値 ($10^7 \sim 10^9 \text{ s}^{-1}$) で熱間鍛造を行うと、加工度の増大に伴い、大部分が大角粒界からなる伸長粒組織となる。またその内部は、小角ならびに大角の粒界に区別された微細粒が形成される。基本的には回復組織で、集合組織の集積度も高い微細粒回復組織である。
- 2) 微細粒回復組織は、溶体化処理、人工時効の高温の熱処理でも極めて安定で、回復がやや進行する程度である。T6処理後でも微細粒回復結晶となり、6061-T6鍛造材で、約350MPaの高い降伏応力(LT)の材料となる。
- 3) 集合組織の影響を、シュミット因子を用いて整理したところ、微細粒回復組織の臨界分解せん断応力の粒径依存性は小さいことが分かった。これより、微細粒回復組織の高い降伏応力は、亜結晶境界強化によるものではなく、低いシュミット因子に対応する集合組織が集積したことによるものであると結論された。
- 4) 上記より、6061-T6の降伏応力の粒径依存性について、集合組織を考慮して検討した結果、従来どおりに6061-T6の降伏応力の粒界依存性は本質的

には小さいことが分かった。これは、亜結晶境界が転位の移動の障害として再結晶粒界よりも効果が低いことに起因すると推定され、さらに亜結晶境界強化は、再結晶粒微細化強化に比べて効果的でないと結論された。

アルミニウム6000系合金材の高強度化を、[マイクロ組織]を中心にして、[組成・工程]-[マイクロ組織]-[材料特性]の関係性を明白にすることにより進めた。その結果、添加成分の増量によらず、マイクロ組織の制御で達成可能なことを示した。本知見は、高強度材の開発に重要な指針となる。他合金系にも適用し高強度材の開発を進める。

本稿の執筆にあたりましては、茨城大学工学部機械工学科教授 伊藤吾朗様からは多大なご指導をいただきました。ここに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 細田典史ほか. 軽金属学会第104回春期大会講演概要. 2003, p.145-146.
- 2) 細田典史ほか. 軽金属学会第105回秋期大会講演概要. 2003, p.61-62.
- 3) 細田典史ほか. 軽金属学会第106回春期大会講演概要. 2004, p.97-98.
- 4) N. Hosoda et al. ICAA-9. 2004, p.1382-1387.
- 5) 江藤武比古. までりあ. 1998, Vol.8, p.703.
- 6) T. Eto. Materials Science and Engineering A285. 2000, p.62-68.
- 7) 藤川辰一郎. 軽金属. 2010, Vol.60, p.314.
- 8) 伊藤邦夫. 軽金属. 1993, Vol.43, p.285-293.
- 9) 中井 学ほか. 軽金属. 2015, Vol.65, p.123-130.
- 10) 丸山公一. 高温強度の材料科学. 内田老鶴圃. 1997.
- 11) 高村仁一. 材料強度の基礎. 京都大学学術出版会. 1998.
- 12) 松田健二ほか. 軽金属. 2003, Vol.53, p.457-462.
- 13) 横堀武夫. 材料強度学. 岩波書店. 1974.
- 14) 中井 学ほか. 軽金属学会第97回秋期大会講演概要. 1999, p.37-38.
- 15) O. Kosik et al. J. I. S. I. 1971, Vol.209, p.624.
- 16) C. M. Young et al. J. I. S. I. 1973, Vol.211, p.640.
- 17) 麻田 宏ほか. アルミニウム科学技術振興委員会強度グループ委員会資料. 昭和49年2月.
- 18) H. J. McQueen et al. Met. Trans. 1970, Vol.1, p.2997.
- 19) C. J. Ball. Phil. Mag. 1957, Vol.2, p.1011.
- 20) J. R. Cotner et al. J. Inst. Metals. 1969, Vol.87, p.73.
- 21) 比喜吉一ほか. 機械学会論文集A編. 2003, Vol.69, No.679, p.523-529.
- 22) 比喜吉一ほか. 機械学会論文集A編. 2005, Vol.71, No.710, p.1292-1298.
- 23) N. Hansen et al. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001, Vol.32A, p.2001-2917.
- 24) D. A. Hughes et al. Scripta Materialia. 2003, Vol.48, p.147-153.
- 25) N. Hansen et al. Materials Science and Engineering A 387-389. 2004, p.191-194.
- 26) 稲垣裕輔. 日本金属学会誌. 2005, p.283-290.
- 27) 辻 伸泰. 軽金属. 2012, Vol.62, p.392-397.
- 28) Humphreys, F. J. et al. Material Science and Technology. 1996, Vol.12, p.143-148.

(解説)

高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」

Highly Heat-Resistant Aluminum Alloy "KS2000"

田中敏行*¹

Toshiyuki TANAKA

上高原康樹*²

Yasuki KAMITAKAHARA

Rotating/sliding components that operate at elevated temperatures, such as impellers and pistons, require aluminum alloys having a heat resistance higher than that of conventional aluminum alloys. Kobe Steel has optimized the additive elements to finely disperse precipitates that improve high-temperature properties, the homogenization conditions to finely disperse crystallized products and the conditions of plastic deformation to refine grain size. The optimizing of the composition and processing conditions resulted in the development of a new aluminum alloy, "KS2000," having an excellent heat resistance compared with the conventional 2618 alloy.

まえがき＝アルミニウムは密度が鉄の約1/3(約2.7g/cm³)と低いことに加えて比強度(強度/比重)が高く、 casting, 鍛造, 圧延, 切削など様々な加工が容易である。これらの特長を生かし、鉄道車両や自動車、船舶などの輸送機械をはじめ、各種機械部品、エンジン部品などに必要な特性に応じたアルミニウム合金が用いられている。これらの製品のなかでも、発電機やコンプレッサに用いられているインペラ、真空ポンプ用のロータ、あるいはエンジンのピストンなど、室温よりも高い温度環境下で高速回転または摺動(しゅうどう)する部材に対しては高温特性に優れたアルミニウム合金が用いられている。例えばAl-Cu-Mg-Fe-Ni系の2618合金は、高温環境下で使用されるアルミニウム合金として多用されており、自動車から船舶まで様々な大きさの過給機用インペラに適用されるなど、代表的な耐熱性アルミニウム合金の一つである。

近年、過給機は輸送機械の燃費効率化の流れのなかで、高圧縮化、高流量化の傾向にある。そのため、タービンが従来よりも高速回転となり、圧縮空気を作り出す吸気側のインペラも高温環境、高負荷圧力下にさらされることになり、さらなる高耐熱性を有するアルミニウム合金が求められている。

本稿では、これらニーズを踏まえて開発を進めた耐熱アルミニウム合金「KS2000」を紹介する。

1. 高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」の特徴

現在、展伸材用として多く使用されている耐熱性アルミニウム合金2618合金は、1954年にAluminum Associationに登録された合金である。イギリスではRR58、フランスではAU2GNと呼ばれており、超音速旅客機コンコルドの構造部材として使用されていた。当社では、60年代

後半に油圧機器用ハウジングの製造への適用に始まり、80年代からは自動車用ピストンや過給機用インペラなどの製造において使用してきており、現在でも当社大安工場が扱う製品向け素材合金として多く使用している。

前述したとおり、近年さらなる高耐熱性を有するアルミニウム合金のニーズの高まりを受け、当社では2000年頃から耐熱性アルミニウム合金の開発を進め、「KS2000」を開発した^{1)~4)}。以下にその特徴を述べる。

- 1) Cu, Ag, Mgなどの添加元素の最適化により、高温特性を向上させる析出物であるΩ相を微細に分散し、2618合金を超える高温強度およびクリープ特性の向上を図ることができた。
- 2) 均熱条件の最適化による晶出物の微細化、および塑性加工などの鍛造条件の最適化による結晶粒の微細化により、高温疲労特性を有するプロセス条件を見出した。

2. クリープ特性

船舶用エンジンやディーゼル発電機に搭載される過給機は高負荷で回転し続ける。このため、インペラの羽根部には遠心力によって高い応力が発生するうえに、吸気側においても100~200℃程度まで温度が上がることから、クリープ変形が懸念される。したがって、吸気側のインペラに使用される材料において、クリープ特性は重要な特性である。

高温強度向上を目的とした本開発材に対しては、Cu, Mg添加によるAl-Cu系析出物の微細高密度化、およびAg添加による高温特性に優れた析出物の形成をコンセプトにして成分を調整した。2618合金およびKS2000の特徴を表している代表的な成分を表1に示す。また、2618およびKS2000のT61時効処理後の透過型電子顕微鏡観

*¹ アルミ・銅事業部門 大安工場 鋳鍛研究室 *² アルミ・銅事業部門 大安工場 品質保証室

察結果を図1に示す。Al-Cu-Mg系合金における過飽和固溶体からの析出相の形成については、各合金のCu/Mg比(重量比)によって析出過程が異なる⁵⁾。すなわち、Cu/Mg>8では θ 相が、Cu/Mg<1.5ではS相が、そして1.5<Cu/Mg<8では α 、 θ 、S三相平衡に向かって競合析出が起こる。2618合金ではCu/Mg比が2程度であり、多くの析出物がS'相となる。図1(a)に示した2618合金の写真において、 $[1\bar{1}0]$ および $[00\bar{1}]$ 方向に伸びたS'相が観察された。

一方、KS2000はCu/Mg比が20程度であり、一般的には θ' 相が析出する領域である。しかしながらKS2000では、Agが添加されていることにより異なった析出挙動を示す。図1(b)に示すとおり、 $[1\bar{1}0]$ および $[00\bar{1}]$ 方向に伸びた θ' 相に加えて、 $[1\bar{1}\bar{2}]$ および $[\bar{1}1\bar{2}]$ 方向に伸びた新たな析出相が認められる。これは Ω 相と呼ばれる析出相であり、合金の強度、および耐熱性が向上するといわれている^{6),7)}。 Ω 相の析出について、室野は3次元アトムプローブ(3DAP)などを用いた解析によりAg-Mg複合クラスタによる異質核生成作用を提唱している⁸⁾。すなわち、 θ 相と Ω 相は熱力学に等価であるが、 θ 相は α 相に対して特定の方向を持たずに非整合に成長する一方、 Ω 相はAg-Mg複合クラスタを前駆構造として α 相の $\{111\}$ 面に整合に均一に析出した平衡相である。このように Ω 相は α 相に整合し、平衡相であるため高温での安定性に優れ、合金の高温特性を改善している。

表1 代表的な成分値
Table 1 Typical chemical composition (wt%)

Alloys	Fe	Cu	Mg	Ni	Ag
2618	1.0	2.5	1.5	1.0	—
KS2000	—	6.5	0.3	—	0.5

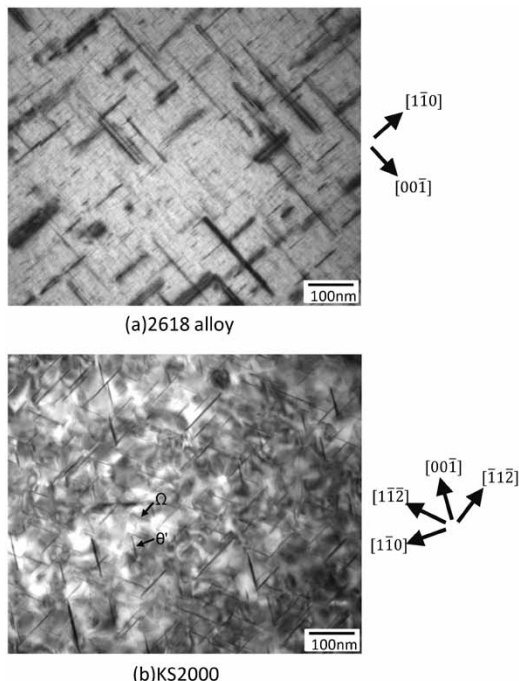


図1 T61人工時効後の透過型電子顕微鏡観察
Fig. 1 Transmission electron micrographs after T61 artificial aging

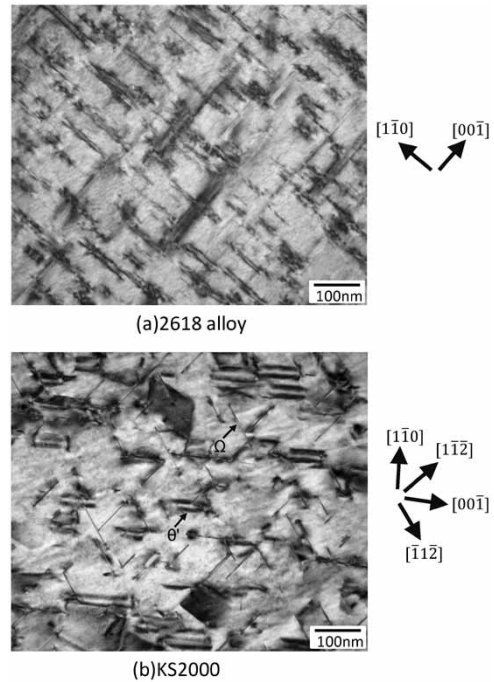


図2 T61人工時効後に180°C-400h加熱した後の透過電子顕微鏡観察
Fig. 2 Transmission electron micrographs after T61 artificial aging followed by exposure at 180°C-400h

表2 合金の耐力、クリープ特性
Table 2 Properties of yield strength and creep of each alloy

Alloys		2618-T61	KS2000-T61
Yield strength (MPa)	RT	360	430
	150°C, 100h	330	375
Creep rupture time (h)	180°C, 235MPa	165	710

また図2に、2618およびKS2000のT61時効処理材を180°C、400時間加熱した後の透過型電子顕微鏡観察結果を示す。図2(a)の2618合金ではS'相がラス状に粗大化しており、加熱によってS'相の析出強化の効果が低下することが分かる。一方、図2(b)に示すKS2000では、 θ' 相は粗大化しているものの、 Ω 相の大きさはT61時効後と大きな変化がない。表2に、室温および150°Cで100h加熱後における2618およびKS2000の耐力、ならびに180°C、235MPaの試験雰囲気下におけるクリープ特性を示す。表2に示すように、KS2000のクリープ破断寿命は2618合金よりも長くなることが分かった。このように、熱的安定性の高い Ω 相が粒内すべりを抑制することにより、KS2000は優れた高温引張特性、クリープ特性を発現することができる。

3. 高温疲労特性

過給機は、船舶や発電機以外に、自動車のターボチャージャーにも使用されている。自動車の過給機では、船舶や発電機のように定常状態で回転し続けるのではなく、アクセル操作によるエンジン出力に連動して回転数も大きく変動する。したがって、インペラには加速、減速に伴う応力変動、応力振幅が負荷されることとなり、高温での疲労強度が求められる。このように、回転体に使用

される材料には、クリープ特性だけでなく、一定強度の高温疲労特性が要求される。

前章で述べたとおり、KS2000ではCuを多く添加し、Fe、Niなどの遷移元素を低減した。また、Agを添加した成分として Ω 相の析出により、クリープ特性を向上させた。しかしながら、疲労強度については、 casting後の単純な鍛造・熱処理だけでは室温、高温ともKS2000の方が2618合金より劣ることが分かった。この理由として、①KS2000の成分の場合、最大固容量を超えるCu量が添加されており、晶出物が粗大となって疲労破壊の起点となる、②遷移元素が少なく、粗大な結晶粒が形成されて疲労強度の低下要因となる、といったことが考えられた。

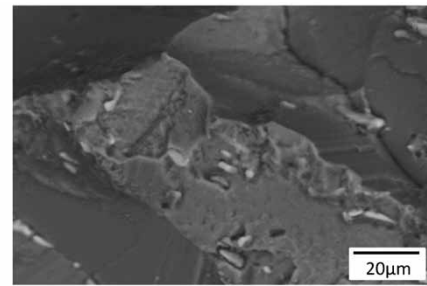
KS2000の高温での使用を考えた場合、得られたクリープ特性を損なわずに、少なくとも2618と同等の疲労特性が必要となる。そこで以下の節では、KS2000の高温疲労特性の向上を目的として開発した最適な製造条件について述べる。

3.1 晶出物の微細化

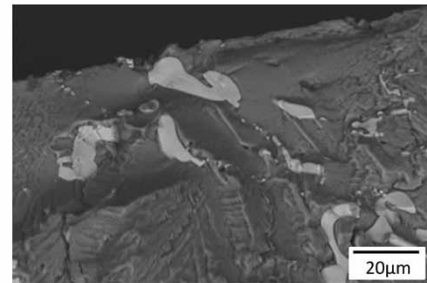
図3に2618合金および晶出物微細化前のKS2000の軸疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察結果を示す。2618では破壊の起点は粒内破壊を示すへき開割れであるが、KS2000は晶出物が起点となっていた。図4に各疲労試験材の光学顕微鏡観察結果を示す。晶出物サイズはKS2000の方が2618よりも大きく、分布も不均一であった。また、エネルギー分散型X線分光分析により、KS2000で認められた晶出物はAl-Cu系であることが分かった。黒木らにより、アルミニウム合金鋳物において共晶Si、Fe系化合物のサイズを小さくすることにより、疲労強度が向上することが示されている⁹⁾。そこで、Al-Cu系晶出物において、均熱時の温度を高温にし、Al-Cu系晶出物を母相に固溶することによる晶出物の微細化を検討した。KS2000のようなAl-Cu系合金では、均熱温度を高温にし過ぎると共晶溶解を生じてしまう。このため、熱力学平衡計算ソフトThermo-Calcによる計算および小型のテストピースによる加熱試験結果を基に均熱温度を最適化した。晶出物の低減効果に関しては、示差熱分析で評価した。 castingのまま、および均熱温度の最適化前後の示差熱分析結果を図5に示す。均熱温度の最適化前では吸熱ピークが castingのまま材とあまり変わらないが、均熱温度を最適化することによって吸熱ピークが減少した。これは、Al-Cu系晶出物の一部が母相に固溶したことを示しており、晶出物が低減することが示された。均熱温度最適化前後のKS2000鍛造材のミクロ組織観察結果を図6に示す。図6(a)の最適化前に比べて図6(b)の最適化後の方が晶出物同士のネットワークが分断され、晶出物が小さくなったことが組織観察からも認められた。したがって、均熱温度を適切に調整することにより、Al-Cu系晶出物の分布を制御できることが分かった。

3.2 結晶粒の微細化

2618合金試験材、および前節により晶出物を微細化したKS2000試験材を用いて回転疲労試験を行った。それ

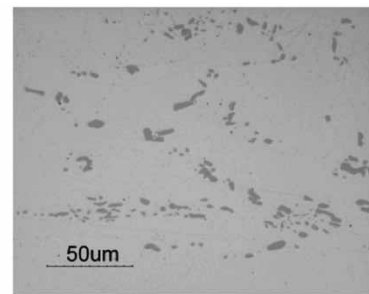


(a) 2618 alloy

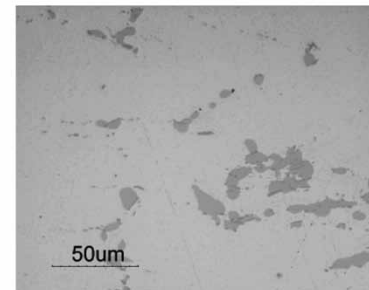


(b) KS2000 under unoptimized condition of homogenization

図3 軸疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察
Fig.3 Scanning electron micrographs around starting point of fatigue fracture of axial fatigue tests



(a) 2618 alloy



(b) KS2000 under unoptimized condition of homogenization

図4 疲労試験材の光学顕微鏡観察

Fig.4 Optical micrographs of fatigue testing sample

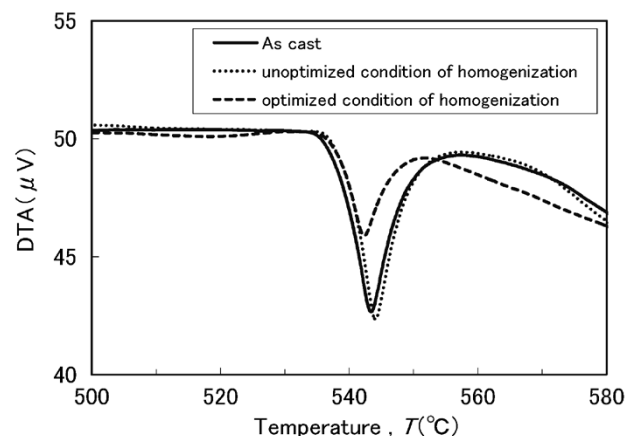


図5 各材料状態における示差熱分析

Fig.5 Differential thermal analysis in each material condition

ぞれの疲労破面を図7に示す。いずれの合金もへき開割れとなることが分かったが、KS2000の方がへき開割れが大きいことが観察された。また、光学顕微鏡によって結晶粒の観察を行った結果を図8に示す。KS2000の結晶粒は大きいものでは1mmを超えるものもあるが、2618は100~200 μm 程度であった。幡中らはAl-2.4Mg合金における結晶粒と疲労強度との関係を調査し、結晶粒を小さくすることによって疲労強度が向上することを示した¹⁰⁾。また、低応力で行われる高サイクル側の疲労試験においては、1mm以下の微小き裂の進展が寿命の大半を占めると考えられているなかでスレッシュは、そのような微小き裂は結晶粒の影響を大きく受けるとしてお

り、結晶粒の小さい方が微小き裂の進展を妨げ、疲労寿命が長くなるとしている¹¹⁾。

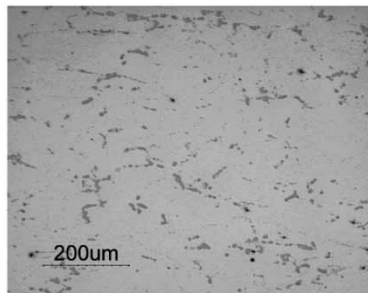
そこでKS2000に対し、結晶粒の微細化による疲労強度向上を検討することとした。結晶粒の微細化には、結晶粒の粗大化抑制に効果のある遷移元素の添加、あるいは塑性変形による転位密度の導入が有効である。本合金に遷移元素を添加すると焼入れ感受性が鋭くなり、大型製品では必要な強度が得られなくなるとともに、晶出物が増加することによってかえって疲労強度が低下する恐れがある。したがって、塑性変形を加える鍛造条件を最適化することによって結晶粒を微細化することを検討した。

塑性変形における結晶粒径の変化は材料内部の転位密度に相関し、また転位密度はひずみ量やひずみ速度、鍛造温度に依存する。そこで、これらの因子が結晶粒径にどのような影響を与えるかを把握するため、加工フォーマスタを用いて鍛造条件と結晶粒径との関係を調査した。図9に鍛造温度と相当塑性ひずみによるT61人工时效後の結晶粒径への影響を示す。これらの写真から、相当塑性ひずみが大きいほど、また温度が低いほど結晶粒径が微細となることが分かった。図9の試験結果を踏まえて量産工程での調整を進め、KS2000における結晶粒径を制御する最適な鍛造条件を見出すことができた。

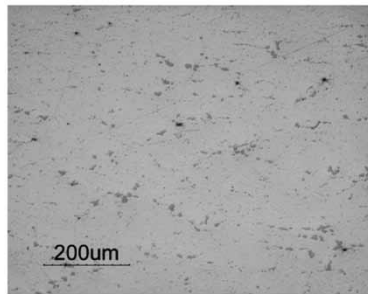
図10に均熱条件および鍛造条件を最適化した後のKS2000の疲労破面を示す。また、図11は鍛造条件の最適化前後のサンプルにおける破面の走査型電子顕微鏡観察結果を示す。鍛造条件の最適化後のサンプルは図7(a)の2618合金のように最適化前よりも結晶粒径が微細になり、へき開割れが細かくなっていた。

表3に2618合金、および最適化前後のKS2000の疲労強度を示す。このように、

- ①均熱条件の最適化による晶出物の微細化
- ②鍛造条件の最適化による結晶粒径の微細化



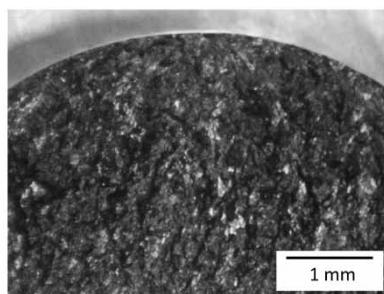
(a) Unoptimized condition of homogenization



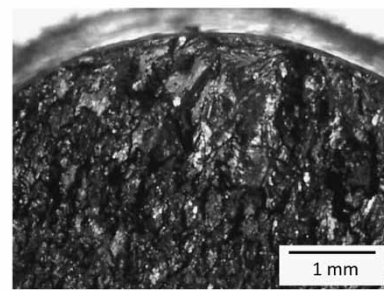
(b) Optimized condition of homogenization

図6 KS2000鍛造材の光学顕微鏡観察

Fig. 6 Optical micrographs of KS2000 forging



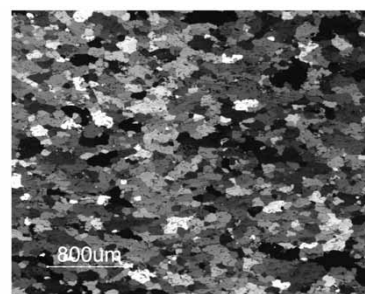
(a) 2618 alloy



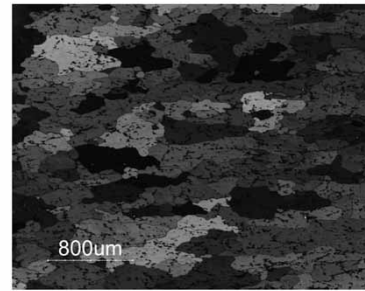
(b) KS2000 under unoptimized condition of forging

図7 回転疲労試験における破面観察

Fig. 7 Fractography in rotary bending fatigue tests



(a) 2618 alloy



(b) KS2000 under unoptimized condition of forging

図8 結晶粒の光学顕微鏡観察

Fig. 8 Optical micrographs of crystal grain

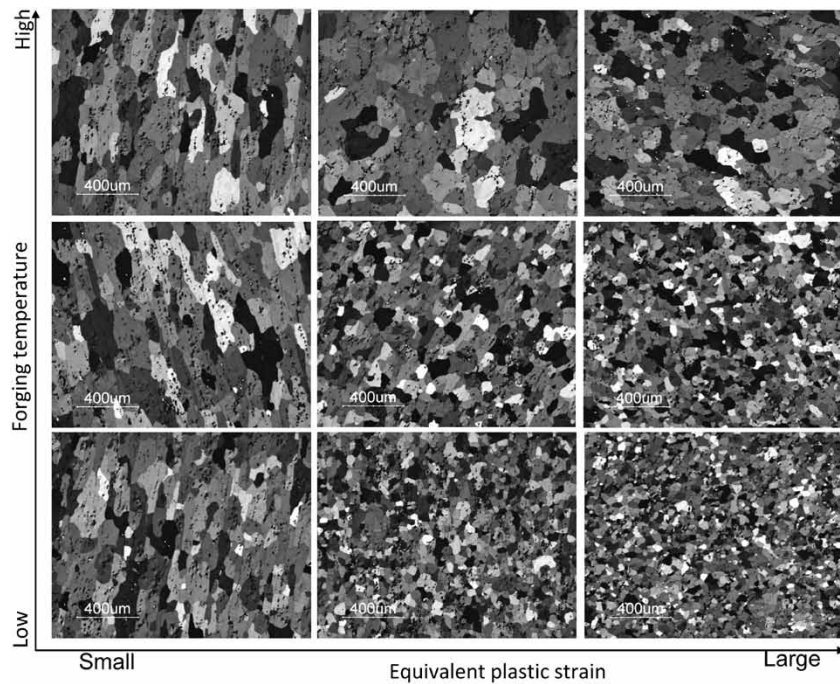


図9 鍛造条件によるT61人工時効後の結晶粒径への影響
 Fig. 9 Influence of crystal grain-size after T61 artificial aging in forging conditions

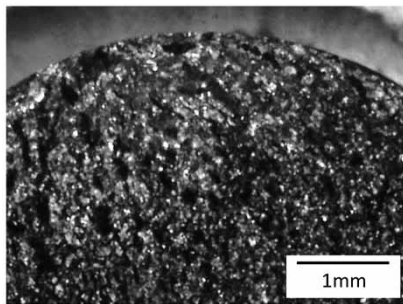
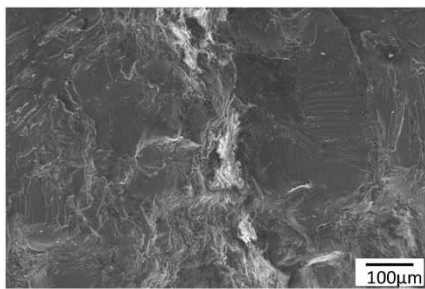
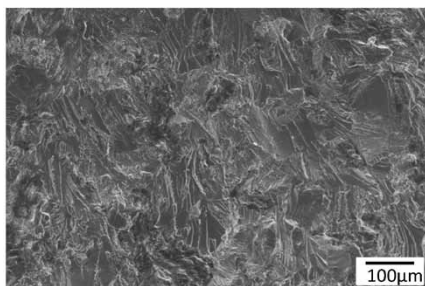


図10 鍛造条件最適化後の回転疲労試験における破面観察
 Fig.10 Fractography in rotary bending fatigue test under optimized condition of forging



(a) Unoptimized condition of forging



(b) Optimized condition of forging

図11 回転疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察
 Fig.11 Scanning electron micrographs around starting point of fatigue fracture of rotary bending fatigue tests

表3 合金の疲労強度
 Table 3 Fatigue strength of each alloy

Alloys	2618-T61	KS2000-T61	
		Unoptimized condition of forging	Optimized condition of forging
Fatigue strength (MPa)	RT, 10^7 cycles	160	150
	180°C, 10^7 cycles	120	110

を行うことにより、KS2000の疲労強度を2618合金と同等にすることが可能なプロセスを開発することができた。

むすび= 高温特性のための成分調整、疲労強度のための均熱条件および鍛造条件の最適化によって、開発材「KS2000」の特性を十分に発現できるプロセス条件を得ることができた。今後さらに回転体などの製品ではアルミニウム合金に要求される高温特性が厳しくなることが予想される。今後も成分、プロセス両面からのアプローチにより、ユーザーズに応えられる材料開発を進めていく。

参考文献

- 1) JP 2007-3997009.
- 2) JP 2008-4058398.
- 3) JP 2008-4088546.
- 4) 特開2013-14835.
- 5) 軽金属学会. アルミニウムの組織と性質. 1991, p.192-216.
- 6) I. P. Polmear. Trans. Metall. Soc. AIME. 1964, p.1331.
- 7) J. A. Taylor et al. Metal Sci. 1978, p.478-482.
- 8) 宝野和博. 金属. 2003, Vol.73, No.3, p.201-209.
- 9) 黒木康徳ほか. 軽金属. 2000, Vol.50, No.3, p.116-120.
- 10) 幡中憲治ほか. 日本金属学会誌. 1976, Vol.40, No.10, p.1016-1024.
- 11) S. スレッシュ. 材料の疲労破壊. 第2版, 培風館, 2005, p.535-539.

R&D 神戸製鋼技報掲載 素形材文献一覧表 (Vol.55, No.2~Vol.65, No.2)

Papers on Advanced Technologies for Material Processing Technologies in R&D
Kobe Steel Engineering Reports (Vol.55, No.2~Vol.65, No.2)

	巻/号
●次世代磁性材料「磁性鉄粉」への期待……………三谷宏幸	65/2
Expectations for Next-generation Magnetic Material "Magnetic Iron Powder"	Hiroyuki MITANI
●重金属浄化用鉄粉「エコメル TM 」53NJの性能……………飯島勝之 ほか	65/1
Adsorptive Properties of "ECOMEL TM " 53NJ for Heavy Metal Compounds	Katsuyuki IJIMA et al.
●航空機向けチタン合金の鍛造工程設計技術……………長田 卓 ほか	64/2
Process Designing Technologies for Titanium Alloy Forging for Aircraft Parts	Takashi CHODA et al.
●内部欠陥閉鎖挙動の予測技術……………柿本英樹 ほか	64/2
Prediction of Closing Internal Voids by Using Numerical Simulation	Dr. Hideki KAKIMOTO et al.
●鍛造鋼品表面疵の発生機構……………池上智紀 ほか	64/2
Generation Mechanism of Deep Flaws on Forging Surface	Tomonori IKEGAMI et al.
●消失模型鑄造法における鑄物形状予測……………堤 一之 ほか	64/2
Predicting Shapes of Castings Manufactured by Evaporative-pattern Casting Process	Kazuyuki TSUTSUMI et al.
●高温高圧リアクタ用9Cr改良鋼鍛造リングの製造と特性……………篠崎智也 ほか	64/1
Fabrication and Properties of Forged Rings made of Modified 9Cr-1Mo-V Steel for High-temperature and High-pressure Reactor	Tomoya SHINOZAKI et al.
●大型原子力圧力容器用部材の鍛造技術……………柿本英樹 ほか	64/1
Forging Technology for Large Nuclear Pressure Vessel Parts	Dr. Hideki KAKIMOTO et al.
●耐熱マグネシウム合金部材の製造技術……………浅川亮史 ほか	62/2
Technology for Manufacturing Magnesium Alloy Components with Excellent Heat Resistance	Ryoji ASAKAWA et al.
●特集：素形材……………	60/2
●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
●ひ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 "SEGLESS II"	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り組み～ … 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 深谷荘吾 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.



主要製品一覧

- 鉄鋼事業部門
 - 銅材：線材，棒鋼，厚板，熱延鋼板，冷延鋼板，電気亜鉛めっき鋼板，溶融亜鉛めっき鋼板，塗装鋼板，異形棒鋼「デーコン」・「ネジコン」，銑鉄
 - 鋳鍛鋼：舶用部品〔クランクシャフト，機関部品，軸系，船体部品〕，産業機械部品〔型用鋼，ロール，橋梁部品，圧力容器ほか〕，原子力部品
 - 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，伝熱用，自動車マフラー用，ゴルフクラブヘッド用，眼鏡用，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およびソリッドワイヤ，サブマージアーク溶接用ソリッドワイヤおよびフラックス，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・オゾン分解・有毒ガス除去
 - 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：飲料缶用アルミ板，熱交換器用アルミ板，自動車用アルミ板，磁気ディスク用アルミ基板，一般材
 - アルミニウム押出材・加工品：形材，管，棒，加工品〔自動車・輸送機用部材，OA機器用部材，建材，建設用資材〕
 - アルミニウム合金およびマグネシウム合金鋳鍛造品：アルミ鍛造品〔航空機用部品，自動車用部品，鉄道用部品ほか〕，鋳造品〔航空機用部品など〕，機械加工品〔半導体・液晶製造装置部品〕
 - 銅板・条：半導体用伸銅板条，自動車端子用伸銅板条，リードフレーム
 - 銅管：空調用銅管，給湯用銅管，復水管，一般銅管
- 機械事業部門
 - タイヤ・ゴム機械：パッチ式ミキサ，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
- エンジニアリング事業部門
 - 新鉄源・石炭エネルギー：直接還元鉄プラント，ペレットプラント，製鉄ダスト処理プラント，新製鉄プラント（ITmk3，FASTMELT），選鉱プラント，改質褐炭（脱水炭）製造
 - 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，燃料チャンネル，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および運営業務
 - 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
 - 汚染された地域の環境回復業務
 - 鉄構・砂防：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，スカイレール，ガイドウェイバス〕，駅ホームドア，列車停止位置検知装置，建築限界測定装置（JKシリーズ），無線モニタリング，無人運転システム，PFI型事業，医療情報システム



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 components, Shafting, Ship hull parts), Industrial machinery parts (Forgings for molds, Rolls, Bridge parts, Forgings for pressure vessel), Nuclear parts
- 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 heat transfer 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, other welding robot systems, offline teaching systems, other welding robots, power sources
- High Functional Materials :** Filters for deodorization, ozone decomposition, toxic gas absorption
- 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, 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,

Engineering Business

- New Iron · Coal and Energy :** Direct reduction plants, Pelletizing plants, Steel mill waste processing plants, New ironmaking plants (ITmk3, FASTMELT), Iron ore beneficiation plants, Upgraded brown coal
- 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, Contaminated site remediation projects
- Steel Structure · Sabo :** Sabo and Disaster Prevention Products (Steel grid sabo dams, Flaring shaped seawalls), Cable construction work, Acoustic & vibration absorption systems
- Urban Systems :** Urban transit system (Mass rapid transit system, Automated guideway transit system, SKYRAIL, Guideway bus), Platform screen door (PSD), Train stopping place detection equipment, Clearance envelope measurement equipment, Wireless monitoring, Automatic train control system, Private finance initiative (PFI) business, Medical information system

編集後記

＜特集：素形材＞

*素形材特集号をお届けします。素形材は、そのまま各種機械に組み込まれる部品となることを基本としており、素形材に関わる技術開発は、材料技術、鍛造・鋳造などの成形技術、および部品としての信頼性を評価するための検査技術と多岐にわたります。本特集号では、鋳鍛鋼品、チタン製品、鉄粉、アルミ鋳鍛造品といった当社素形材分野における最新技術をご紹介しますが、幅広い技術領域の開発を進めていることをご理解いただけたらと思います。

*この特集号では、例えばクランク軸を主体とした船用部品に関する技術開発、チタン合金に関する組織制御を中心とした材料技術や高伝熱性チタン板「HEET®」、焼結体の性能向上や電磁気部品用としての高周波用圧粉磁心に関する鉄粉技術、自動車足回りや過給機に使用されるアルミ合金鍛造部品に関する材料技術をご紹

介いたしました。これらの記事についてどのような感想をお持ちいただけでしょうか。この特集号により、様々な分野・用途への適用を目指し、多岐にわたる技術開発に取り組んでいる状況をイメージいただければ幸いです。

*巻頭言にありますように、素形材各分野で新たな成長戦略を打ち出し、その実現に向けた取り組みを始めています。一方で、先に示しましたように素形材はそのまま各種機械部品になることから、顧客のニーズに基づいて製造するものです。このため、素形材における技術開発は、顧客のニーズをいかに的確に把握するかが最も重要であると考え、今後ともお客様との連携を強化させていただきたいと考えております。このような意味からも、本特集号に対するご意見、ご感想をお待ちしています。

(藤綱宣之)

次号予告

＜特集：自動車用材料・技術＞

*自動車業界では地球温暖化対策として燃費改善による二酸化炭素排出量の削減への取り組みが強化されており、ハイブリッド自動車や電気自動車、燃料電池車などの環境対応車の増加だけでなく、エンジンやトランスミッションのダウンサイジング化、車体の軽量化が強力に進められている。一方、安全性のさらなる向上に向けた取り組みも並行して強化されており、衝突安全性向上の観点からは車体の高剛性化への技術開発が加速されている。これらを達成するため、各自動車メーカーとも新しい技術開発、品質の向上、コストダウンなどの課題に対する取り組みを強化している。

*このような自動車メーカーからの要求に対して当社は、鉄とアルミを様々な接合

技術で組み合わせることによって強度と軽量を両立させるマルチマテリアル技術により、自動車の軽量化を加速し、燃費向上に向けた提案を行えるよう、お客様に喜んでいただける新商品、新技術の開発に鋭意取り組んでいます。

*次号の自動車用材料・技術特集号では、高強度薄鋼板（ハイテン）、特殊鋼線材棒鋼、アルミ・銅材料とともにこれらの加工技術、高速変形特性評価・成形シミュレーション技術、溶接技術について最近の開発成果をご紹介します。当社がお客様にご提案したい内容、お客様における具体的な期待効果を可能な限り定量的に提示することを念頭に編集いたします。ご期待ください。

(鹿嶋正人、小西晴之)

＜編集委員＞

委員長	三宅俊也
副委員長	中川知和
委員	鹿嶋正人
	小西晴之
	清水弘之
	高松弘行
	福中恒博
	藤綱宣之
	前田恭志
	三村毅
	吉村省二
	＜五十音順＞
本号特集編集委員	藤綱宣之

R&D 神戸製鋼技報

第66巻・第1号（通巻第236号）

2016年9月6日発行

年2回（9月、11月）発行

非売品 禁無断転載

発行人 三宅俊也

発行所 株式会社 神戸製鋼所
技術開発本部
〒651-2271
神戸市西区高塚台1丁目5-5

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

2016年 9月 6日

各 位

(株)神戸製鋼所
技術開発本部

「R & D神戸製鋼技報 Vol.66, No.1」お届けの件

拝啓、時下ますますご清栄のこととお慶び申し上げます。

また平素は、格別のご高配を賜り厚くお礼申し上げます。

このたび、「R & D神戸製鋼技報 Vol.66, No.1」を発行しましたのでお届け致します。
ご笑納のうえご高覧いただきましたら幸甚です。

なお、ご住所・宛先名称などの訂正・変更がございましたら、下の変更届に必要な事項を
ご記入のうえ、FAXあるいはE-mail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：