

お詫びと訂正

2020年12月21日に発行いたしました本誌「Vol.70, No.2 特集：素形材」におきまして、記載に誤りがございましたので以下のように訂正いたします。

ご愛読いただいている皆さま、ならびに関係各位にご迷惑をお掛けしましたことをお詫び申し上げます。

9ページ 右段 図9：

誤： 図9 160℃×5hで予備時効し、DSCのピーク2で焼入れした試料のTEM写真
(析出物の個数密度： 5.2×10^{22} 個/m³，析出物サイズ：6.7 nm)

Fig.9 TEM image of specimen pre-aged at 160℃×5 h and quenched at temperature of DSC peak 2
(Number density of precipitates: 5.2×10^{22} /m³, size of precipitates: 6.7 nm)

正： 図9 160℃×5hで予備時効し、DSCのピーク1で焼入れした試料のTEM写真
(析出物の個数密度： 5.2×10^{22} 個/m³，析出物サイズ：6.7 nm)

Fig.9 TEM image of specimen pre-aged at 160℃×5 h and quenched at temperature of DSC peak 1
(Number density of precipitates: 5.2×10^{22} /m³, size of precipitates: 6.7 nm)

49ページ 右段3行目：

誤： $S_N = S_{a0} \pm d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) \dots\dots\dots (2)$

正： $S_N = S_{a0} + d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) \dots\dots\dots (2)$

50ページ 左段18行目：

誤： $S_N = S_{a0} \pm d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) = 460 + 25 \times \left(\frac{5}{4} - \frac{1}{2} \right)$
 $= 478.8(\text{MPa})$

正： $S_N = S_{a0} + d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) = 460 + 25 \times \left(\frac{5}{4} - \frac{1}{2} \right)$
 $= 478.8(\text{MPa})$

特集：素形材

ページ

- 1 (巻頭言) 素形材特集の発刊にあたって 松原弘明
- 3 (技術資料) 2000系新耐熱アルミニウム押出合金 貝田一浩・吉原伸二
- 7 (論文) 自動車用サスペンション向けアルミニウム合金鍛造材の二段時効による高強度化
堀 雅是・蛭川謙一・中野雅司・田中雅和・岡藤洋平
- 12 (技術資料) 低鉄損圧粉磁心用新鉄粉「マグメルTM ML25D」 北条啓文・谷口祐司・上條友綱・三谷宏幸
- 17 (論文) 焼結転造歯車の高強度化メカニズムおよび適用メリット 谷口祐司・西田 智
- 22 (技術資料) 高密度化潤滑剤「KP-300A」を添加した混合鉄粉の特性
佐藤充洋・谷口祐司・伊藤義浩・切石まどか
- 27 (解説) TiAl基金属間化合物の溶解鑄造技術 松若大介・西村友宏・工藤史晃・森川雄三・石田 斉
- 32 (論文) チタン合金鍛造材における局所集合組織領域の形態評価技術
伊藤良規・高姿弘行・佐伯翔吾・辻 伸泰
- 37 (解説) 航空機向け大型チタン合金部品の鍛造技術 本田恭英・百田悠介・小野公輔
- 42 (技術資料) 大型鍛造シミュレータを活用したチタン合金の組織予測技術
逸見義男・長田 卓・神崎文兵・横地恒平
- 47 (技術資料) 組立型クランク軸用材料の高強度化の取り組み 白藤 司・高岡宏行・矢倉亮太
- 52 (論文) 船舶用中間軸への高強度鋼適用によるねじり振動問題への対応 太田雅人・有川剛史・堀 洋二
- 56 (技術資料) 高清浄度仕様一体型クランク軸の最大介在物寸法評価技術 池上智紀
- 61 (論文) 冷間ロール加工を施した一体型クランク軸フィレット部用自動X線応力測定システム
松田真理子・足立 暉・兜森達彦・高姿弘行・佐々木敏彦
- 68 (論文) 大型鍛鋼品を対象とした焼入れに関する検討
有川剛史・今村亮祐・松宮知朗・沖田圭介・松田真理子
- 75 神戸製鋼技報掲載 素形材関連文献一覧表 (Vol.60, No. 2 ~ Vol.69, No. 1)

《FEATURE》 Advanced Materials Business

- 1 New Trend in Advanced Materials Business
Hiroaki MATSUBARA
- 3 New Aluminum Alloy of 2000 Series for Extruded Materials with Excellent Heat Resistance
Kazuhiro KAIDA · Dr. Shinji YOSHIHARA
- 7 Strengthening of Aluminum Alloy Forgings for Automotive Suspension by Two-step Aging
Masayuki HORI · Kenichi HIRUKAWA · Masashi NAKANO · Masakazu TANAKA · Yohei OKAFUJI
- 12 Newly Developed Iron Powder "MAGMEL™ ML25D" for Low Loss Dust Core
Hirofumi HOJO · Yuji TANIGUCHI · Tomotsuna KAMIJO · Hiroyuki MITANI
- 17 Mechanism of Attaining High Strength Sintered and Surface-rolled Gear and Merits of Its Application in Automotive Field
Yuji TANIGUCHI · Satoshi NISHIDA
- 22 Properties of Steel Powder Mixture with Newly Developed Lubricant "KP-300A" for High Density Application
Mitsuhiro SATO · Yuji TANIGUCHI · Dr. Yoshihiro ITO · Madoka KIRIISHI
- 27 Melting and Casting Technologies for Titanium Aluminide Intermetallics
Daisuke MATSUWAKA · Tomohiro NISHIMURA · Fumiaki KUDO · Yuuzo MORIKAWA · Hitoshi ISHIDA
- 32 Evaluation for Morphology of Regions Having Microtexture in Ti-6Al-4V Alloy Forging Products
Yoshinori ITO · Dr. Hiroyuki TAKAMATSU · Shogo SAEKI · Dr. Nobuhiro TSUJI
- 37 Forging Technology for Large Titanium Alloy Parts for Aircraft
Yukihide HONDA · Yusuke MOMOTA · Kosuke ONO
- 42 Prediction Technology of Titanium Alloy Microstructure Utilizing Large Forging Simulator
Yoshio ITSUMI · Takashi CHODA · Bumpei KANZAKI · Kohei YOKOCHI
- 47 An Approach to Increase Strength of Materials for Built-up Type Crankshafts
Tsukasa SHIRAFUJI · Hiroyuki TAKAOKA · Ryota YAKURA
- 52 Solution to Torsional Vibration Problems of Shafting for Ships by Utilizing High Strength Intermediate Shaft
Masato OTA · Dr. Takefumi ARIKAWA · Yoji HANAWA
- 56 Technology of Evaluating Maximum Inclusion Size in Solid-type Crankshaft with High Cleanliness Specifications
Tomonori IKEGAMI
- 61 Automatic X-ray Stress Measurement System for Cold-rolled Fillet of Solid-type Crankshafts
Dr. Mariko MATSUDA · Hitomi ADACHI · Tatsuhiko KABUTOMORI · Dr. Hiroyuki TAKAMATSU · Dr. Toshihiko SASAKI
- 68 Study of Polymer Quenching for Application to Large Forged Steel Products
Dr. Takefumi ARIKAWA · Ryosuke IMAMURA · Tomoaki MATSUMIYA · Dr. Keisuke OKITA · Dr. Mariko MATSUDA
- 75 Papers on Advanced Technologies for Advanced Materials Business in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.60, No. 2 ~Vol.69, No. 1)

(巻頭言)

素形材特集の発刊にあたって

松原弘明

専務執行役員 素形材事業部門 技術総括部、品質保証部担当

New Trend in Advanced Materials Business

Hiroaki MATSUBARA



2020年4月に当社素材系事業（旧鉄鋼事業部門とアルミ・銅事業部門）は、素材:鉄鋼アルミ事業部門と部品:素形材事業部門に組織改編した。新しい組織において、販売・生産両面においてシナジーをより効果的に発揮することを目指している。

素形材事業部門は、お客さまへのさらなる貢献を目的として「需要分野別戦略」の強化と、共通する要素技術と品質管理に横串を通すことによって「ものづくり力」の強化を図る。そして「市場変化への対応を通じて各製品事業の競争力を強化する」ために、製品ごとのユニット制を導入した。鋳鍛鋼・アルミ鋳鍛・チタン・サスペンション・アルミ押出・銅板・鉄粉の7つのユニットから構成される。

銅板と鉄粉は素材提供事業ではあるが、銅板はリードフレームや端子としての強度や導電性などの性能を直接コントロールする機能部材でもある。また、鉄粉は焼結体性能を直接コントロールしていく構造部材になり、磁性特性を活かした機能部材にもなるという意味で、広く素形材事業とした。

「素形材」という言葉は、本来は「Shaped Material: 素材に形が与えられた部材」や「Formed & Fabricated Material: 成形・加工された素材」という意味合いである。しかし、素材そのものの高性能化や新機能に加え、加工技術も高度化しており、それらを駆使していかに素材の高付加価値化を図っていくかが競争の鍵となっている。求められる付加価値には、“near net-shape”や“high performance”, “cost cut”, “flexibility”などがあり、お客さまのニーズや世の中の変化に伴って変遷・拡大している。

いっぽうで当社も、付加価値として、組立部品やモジュール化など「複合化製品の提供」や「ソリューション」などを加えている。このような高付加価値化を実現する組織として「Advanced Materials business = 素形材事業部門」が生まれた。

折しも、社会全体が技術革新による大変革期を迎えている。モビリティ分野はAI、IoT、IoEなどの最先端技術により、陸海空の移動だけでなく住環境をも変革しようとしている。ものごとの発想や考え方、価値観にもSDGsの観点を取り込むことが必須になりつつある。さらに、現在世界を震撼させているコロナ禍(Covid-19)は、2020年度の世界景気に大打撃を与えるだけでなく、今後の生活様式を一変させようとしている。

このような大変革期を迎えて「素形材」に求められる

ニーズも変化し、多様化していく。現在の「素形材事業部門」を見渡すと、本号での紹介記事を含めて既にそういった最新ニーズにこたえようとしているメニューがいくつも見いだせる。たとえば、複合化という観点ではサスペンションモジュールやドアガードビーム（自動車向け）、ソリューションという観点ではサスペンションなどが挙げられる。サスペンションの役割は通常運転時の操縦性や緩衝性能、乗り心地だけではない。それらに加えて衝突時の乗員保護、すなわち大変形による衝突エネルギーの吸収や特定部位の破断といった安全装置としての機能が材料設計や形状設計によって織り込まれている。

さらに、大型船舶駆動系に供される鋳鍛鋼ユニットの大型クランク軸、中間軸、プロペラ軸では、軸回転数における共振域のコントロールや、航行中のクランク軸挙動のリモートセンシングといったソリューションとセットにした素形材提供を進めている。これは、安定運航の確立といったSDGsニーズにかなったものといえる。

そのほかにも、耐熱チタン合金（航空分野向け）や磁性鉄粉（特殊モータ向け）、非磁性アルミ部材（鋳鍛造品や押出品、高速鉄道向け）なども最新ニーズを捉えた高付加価値素形材の一例である。

今後、社会的な価値創出に素形材が貢献していくためには、従来の「成長市場のなかに量・利益を求める運営」ではなく、「社会の目指す方向を見据えたニーズの先取り／付加価値の創出」に主眼を置いた「B to B to C一貫透視型運営」にする必要がある。そして、そのニーズ・付加価値を「素形材 + α , β , ...」といったAdvanced Materials/Parts/Moduleで獲得するというような観点で素形材の技術開発を進めていく必要がある。

これまでの技術開発ロードマップはメーカーのお客さまが目指しているところに執心し、目指す商品像から素形材ニーズを引き出そうとしてきた。これからは、さらにその先のお客さま（C:最終消費者、社会）の変化を知ることから始める。すなわち、素形材 + α の活躍領域を積極的に模索していくことが求められており、これにかなった技術開発の在り方や果たすべき役割について議論を深めていきたい。

いっぽう、将来を追求するためには足元の収益基盤強化が不可欠である。素形材事業部門のいずれのユニットも特定市場では圧倒的なシェアと競争力を有し、将来収益貢献の可能性を秘めているにもかかわらず、2019年度は不本意な業績となった。各ユニットが抱える問題点を抽出すると、以下のような共通する課題が見えてくる。

課題①工業製品として安定生産できる生産技術力の強化

課題②お客さま目線での商品開発・提供

課題③複数市場での優位商品の確保

これらの課題解決に向けて、事業部門の総力で応急的な改善策と中長期的な構造改革（事業基盤整備×事業ビジョン見直し×収益基盤改善）を検討している。そのなかにおいて、技術開発や技術企画の果たすべき役割は大きい。

課題①の解決に向けては、生産技術を愚直に高めていくことに尽きる。当社グループ全体からの支援や指導を得て加速させていく。課題②③の解決には、まずは既存分野そして新規に狙う分野におけるお客さまニーズ、競合他社との彼我の差を見極める。さらに、事業戦略をはじめとして営業戦略・戦術を見直し、技術開発に的確に結びつけるという活動となる。その際にも、直接のお客

さまの目線だけでなく、さらにその先の最終消費者や社会の目線で見極められるかが成否を分ける。前述した「社会の大変革」のなかで当社自身の眼、考え方、価値観をブラッシュアップしてから取り組むべきと考えている。

一般的に、「素材」と比べて「素形材商品の寿命は短い」といわれている。社会の変化が激しくなるほどニーズの変化もさらに激しくなり、そのニーズに合致する商品の寿命も短くなる。確かにニーズの変化は激しく商品の寿命は短い。しかし、高付加価値ニーズを継続的に追い求めることが宿命である以上、それにふさわしい事業体・技術開発体制を目指していかなければならない。真の Advanced Materials Business を実現することを皆さまと共有し、広く世の中に貢献できる素形材事業としていきたい。

(技術資料)

2000系新耐熱アルミニウム押出合金

貝田一浩*・吉原伸二 (博士 (工学))

New Aluminum Alloy of 2000 Series for Extruded Materials with Excellent Heat Resistance

Kazuhiro KAIDA・Dr. Shinji YOSHIHARA

要旨

自動車の燃費向上を目的に、ターボチャージャ用インペラはさらなる高速回転化が検討されている。このため、過給圧の上昇や排ガスの再循環による使用環境温度の高温化への対応を求められることが予測される。そこで当社は、従来のインペラ材料 (A2618) より高温強度に優れた新たなアルミニウム合金の開発を進めている。新合金の開発においては、各種合金成分の試作材を対象とした疲労試験およびクリープ試験に基づいて合金成分量の最適化や結晶粒径の制御を行った。その結果、高温 (180°C) における疲労強度とクリープ破断時間が従来材料より優れた新合金 (仮称: CR20) を開発することができた。

Abstract

The impellers for turbochargers have been being studied for even higher rotational speed to improve the fuel efficiency of automobiles. For this reason, it is expected to be necessary to deal with the operating environment temperature, which is rising due to the increase in boost pressure and exhaust gas recirculation (EGR). Hence, Kobe Steel has developed a new aluminum alloy with a high-temperature strength that is greater than that of the conventional impeller material (A2618).

In the development of the new alloy, the amount of alloy components was optimized, while the grain size was controlled, on the basis of fatigue tests and creep tests on trial materials with various alloy compositions. This has led to the development of the new alloy (tentative name: CR20) with a fatigue strength and creep rupture time at a higher temperature (180°C), superior to the conventional material.

キーワード

高温強度, アルミニウム, インペラ, 疲労強度, クリープ破断時間

まえがき = 近年、地球環境保全に向けた取り組みとして自動車の軽量化による燃費向上技術が進展している。車体構造部材の薄肉高強度化や比重の小さい素材への材料置換、およびエンジンの効率化とターボチャージャ装着によるダウンサイジング化などが進められている。ターボチャージャの性能を高めるためには、インペラの最適な形状設計¹⁾と高精度の加工技術に加えて、インペラ用材料には優れた高温特性が要求される。

一般に、アルミニウム合金は150°C以上の温度で強度が低下する²⁾。このため、吸気側のコンプレッサインペラには高温強度に優れたA2618アルミニウム合金が多く採用され、鑄造材、鍛造材や押出材を用いて切削により製作されている³⁾。いっぽう、排気側のタービンインペラはさらに高温となることからニッケル基合金やチタン合金が採用されている^{4), 5)}。また、ターボ分子ポンプ (Turbomolecular Pump) 用ロータ材も同様に軽量化や高速回転のニーズがあり、高温クリープ特性に優れた材料が求められている。図1にインペラ用材料に要求される特性を示す。高温疲労特性は、翼部や穴部の割れによってターボチャージャの寿命に影響を及ぼす。また高温クリープ特性は、穴径をはじめとする諸寸法の変化によってターボチャージャの効率や性能に影響する。一般に、疲労強度は引張強度が大きく結晶粒径が小さいと高

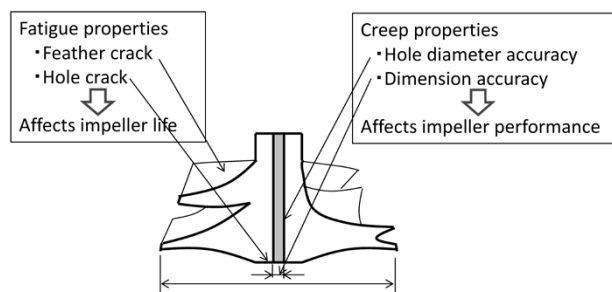


図1 インペラ用材料の要求特性

Fig.1 Required characteristics of materials for impeller

く⁶⁾、クリープ破断時間は結晶粒径が大きいと向上する⁷⁾。このため、材料開発に際して相反する特性の両立が求められる。本稿では、180°Cの温度での疲労強度およびクリープ破断時間においてA2618よりも優れている開発合金について紹介する。

1. 新合金の開発目標

図2に代表的な熱処理アルミニウム合金の高温引張特性 (データの一部は文献²⁾を使用)を示す。引張強度は温度が高くなるにつれて低下する傾向であり、とくにA7075アルミニウム合金は100°Cを超えると急激に低下する。当社が開発した耐熱合金CR18⁸⁾はA2618と同じAl-Cu-Mg-Fe-Ni系の2000系アルミニウム合金である。

* アルミ・銅事業部門 長府製造所 (現 (株)コベルコ科研 関門事業所)

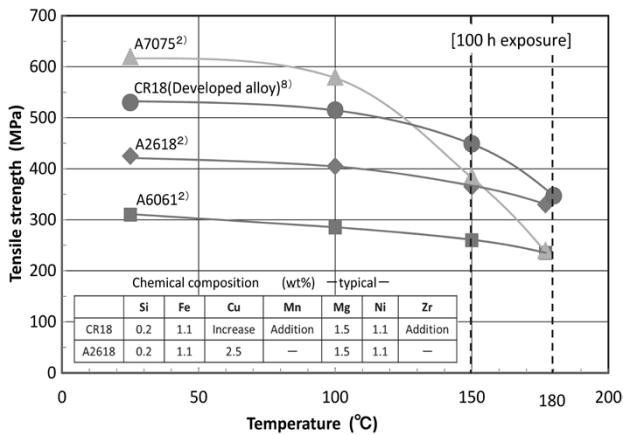


図2 高温引張特性（データの一部分は文献²⁾を使用）
Fig.2 High temperature tensile properties (using reference²⁾ for preparing some of data)

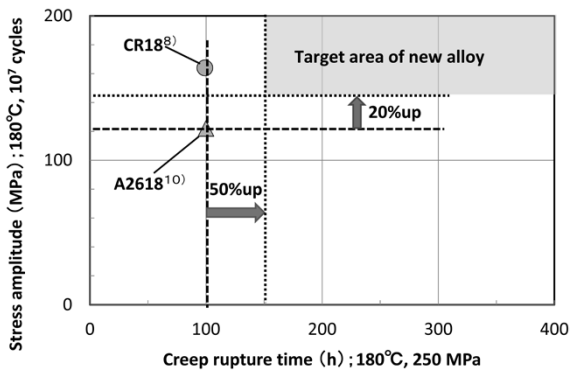


図3 A2618合金の特性と新合金の開発目標
Fig.3 Properties of A2618 alloy and development target of new alloy

150℃以下の温度での強度はA2618より高いが、180℃の温度ではA2618との強度差も小さくなり、優位性が認められない。今後、ターボチャージャの高性能化に向けてさらに高速回転による過給圧の上昇や排ガス再循環(Exhaust Gas Recirculation)化によって、使用環境温度の高温化が予想される⁹⁾。180℃を超えた温度でCR18やA2618よりも高温特性に優れた新合金が求められている。

そこで当社は新合金(仮称:CR20)の開発に着手した。従来合金A2618(クリープ値は文献値¹⁰⁾)およびCR18の高温特性⁸⁾に加えて、新合金の開発目標を図3に示す。CR18については、疲労強度は上記目標を満足しているものの、クリープ破断時間は目標を下回っている。新合金では、180℃の温度においてA2618のクリープ破断時間を50%以上長くすること、さらに疲労強度を20%以上高くすることを開発目標とした。今回の新合金開発にあたって設けた開発目標を実現させた取り組みについて次章以降で紹介する。

2. クリープ試験および高温疲労試験

クリープ試験には2t試験機を使用した。試験片を所定の試験温度180℃まで昇温して1時間保持し、所定の荷重250 MPaを付加して破断時間で評価した。

疲労試験は回転曲げ疲労試験機を使用した。試験片を試験温度180℃まで昇温し、所定の荷重を付加して破断までのサイクル数で評価した。10⁷回の疲労強度は(公

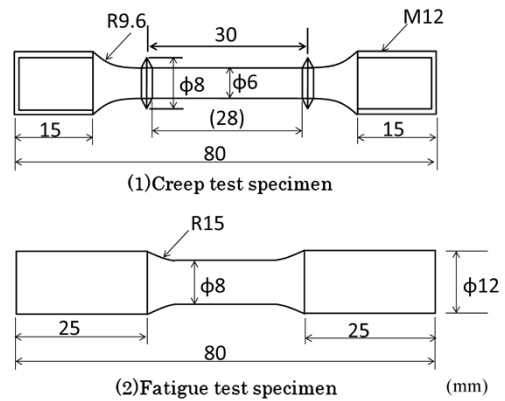


図4 クリープ試験および疲労試験に供した試験片形状
Fig.4 Shapes of test specimens for creep and fatigue test

社)日本材料学会の金属材料疲労信頼性評価標準¹¹⁾に基づいて作成したS-N線図から推定した。それぞれの試験に供した試験片の形状を図4に示す。試験片はいずれも押出方向と平行に採取した。

3. ラボ試作による添加成分の最適化

3.1 Ni, Fe添加量の最適化

新合金におけるNiとFeの添加量比とクリープ破断時間との関係を図5に示す。開発のベース合金はCR18である。Ni/Fe(重量比)を高くするにつれてクリープ破断時間は長くなる傾向があるなか、破断時間のピークが生じるNi/Feが存在する。すなわち、Ni/Fe=2.0の材料でクリープ破断時間が最も長くなった。

図6にNi/Fe比の異なる材料のマイクロ組織を示す。Ni/Fe=2.0の材料はNi/Fe=1.0の材料よりもFe量が少なく(Niリッチ)、Feが主体と想定される晶出物の量も減少している。いっぽう、Ni/Fe=2.6の材料はNiの絶対量が多いため、Niが主体と想定される晶出物の量も増加している。これらの結果から、晶出物の量が減少することによってき裂の進展が遅くなり、クリープ破断時間が長くなったと考えられる¹²⁾。

以上より、クリープ破断時間の長時間化には、Fe量の調整とともにNi/Fe=2.0とすることが最も有効であることが分かった。

3.2 Zr添加量の最適化

添加するZr量がクリープ破断時間および疲労強度に及ぼす影響を図7に示す。Zr添加量を増加させるとクリープ破断時間は短くなった。そのいっぽうで疲労強度は高くなり、Zr量が0.11 wt%以上でほぼ一定となった。Zr添加量を無添加、0.08 wt%、および0.16 wt%とした材料のマイクロ組織を図8に示す。Zr量が増加するにつれて結晶粒径は小さくなっている。このため疲労強度は高くなり、クリープ破断時間は短くなったと考えられる。

以上の検討を踏まえ、最適成分で製作した新合金の180℃におけるクリープ試験結果と疲労試験結果との関係を図9に示す。この新合金は、A2618(クリープ値は文献値¹⁰⁾)と比較して疲労強度が25%高く、クリープ破断時間が60%長いことが分かる。

前節の結果と合わせて、ラボ試作材で目標を満足する

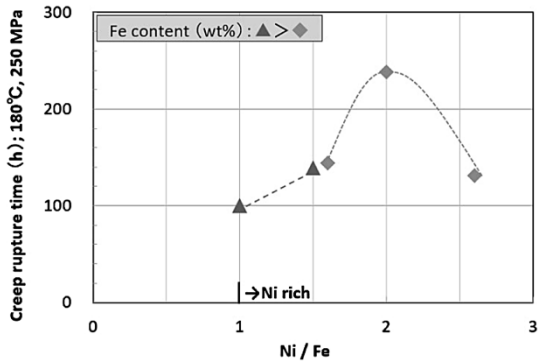
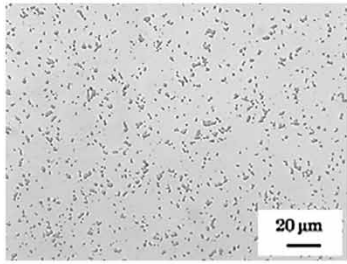
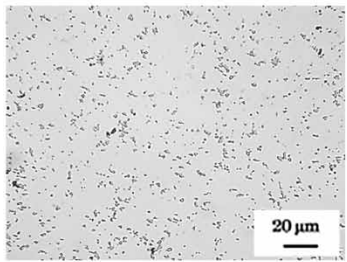


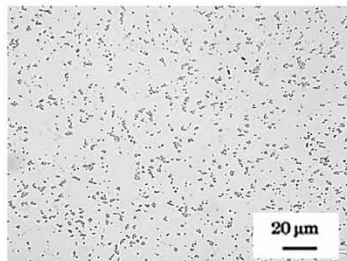
図5 Ni/Feのクリープ特性への影響
Fig.5 Effect of Ni/Fe on creep properties



(a) Ni/Fe=1.0



(b) Ni/Fe=2.0



(c) Ni/Fe=2.6

図6 Ni/Feが異なる材料のマイクロ組織観察 (D/2)

Fig.6 Microstructural observation of materials of different Ni/Fe (D/2)

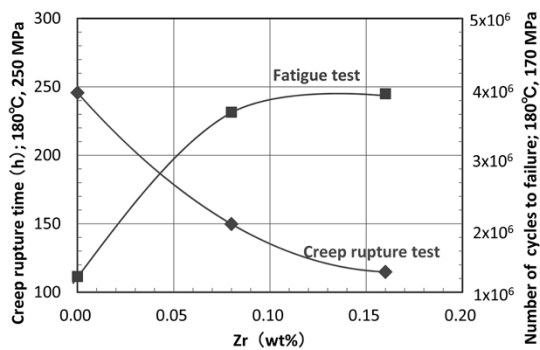
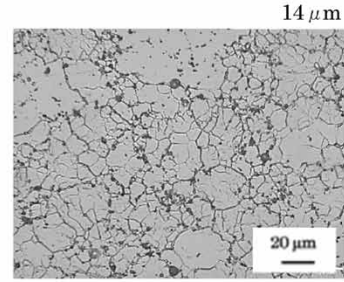
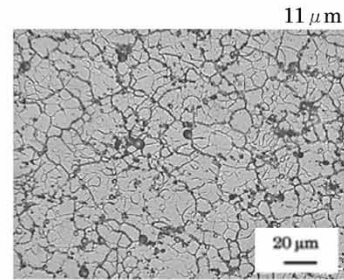


図7 Zr添加量がクリープ破断時間および疲労強度に及ぼす影響
Fig.7 Effect of amount of Zr added on creep rupture time and fatigue strength

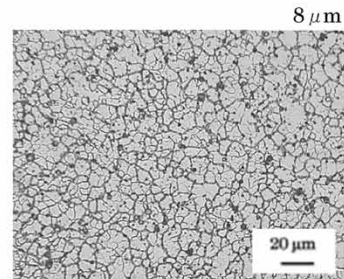
Average crystal grain size (intercept method)



(a) Zr-free



(b) 0.08%Zr



(c) 0.16%Zr

図8 Zr添加量が異なる合金のマイクロ組織観察 (D/2)

Fig.8 Microstructural observation of alloys of different amount of Zr added (D/2)

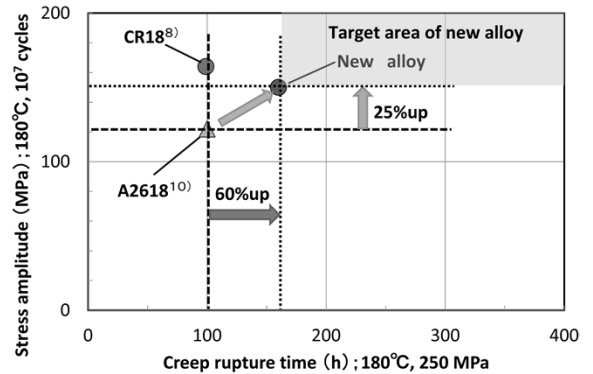


図9 ラボ試作新合金のクリープ試験と疲労試験との関係

Fig.9 Relationship between creep test and fatigue test of lab prototype new alloy

成分を抽出できたといえる。

4. 工場試作による特性評価

工場設備を用いて試作した新合金(＃1)の180℃におけるクリープ破断時間と疲労強度を図10に示す。工場試作材(＃1)はラボ試作材よりもクリープ破断時間が大幅に長くなった。いっぽうで疲労強度は急激に低下し、比較材であるA2618(クリープ値は文献値¹⁰⁾よりも18%低下した。後述するように工場試作材(＃1)は

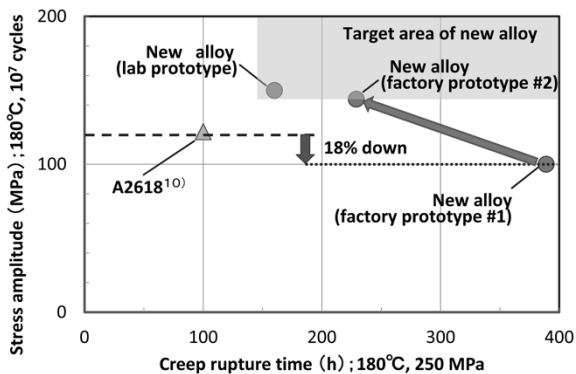


図10 工場試作新合金のクリープ試験と疲労試験との関係
Fig.10 Relationship between creep tests and fatigue tests of factory prototype new alloys

Average crystal grain size (intercept method)

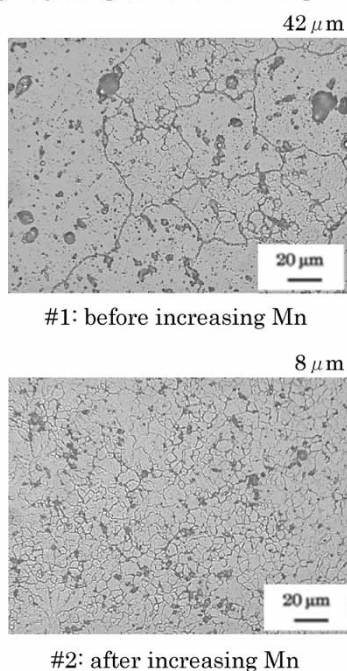


図11 Mn増量前後における工場試作新合金のマイクロ組織観察 (D/4)
Fig.11 Microstructural observation of factory prototype new alloys before and after increasing amount of Mn added (D/4)

ラボ試作材と比較して結晶粒が粗大化していることが判明した。工場試作材はラボ試作材と比較して押出温度が低く、押出速度が速かった。このため押出材の残留ひずみ量が増え、その後の溶体化処理によって結晶粒が粗大化したと考えられる。

工場設備での結晶粒粗大化を抑制することによって疲労強度を向上させることを試みた。すなわち、Zrを添加した材料を用いてさらにMn量を増加させた工場試作材(#2)を製作した。工場試作材(#2)のクリープ試験結果および疲労試験結果を図10に併記するとともに、工場試作材#1および#2のマイクロ組織(光学顕微鏡)を図11に示す。Mn量を増加させることによって結晶粒の粗大化を抑制でき、ターゲット域内に入る高温特性を有する合金とすることができた。ここで、Mn量を増加させたことによって微細粒組織となったにもかかわらず目標以上のクリープ破断時間を示したメカニズムについてはMnの固溶量が増えた効果によるものと推察する。

むすび=本稿では、高温におけるクリープ破断時間および疲労強度を従来合金A2618よりも向上させた新合金(仮称:CR20)を紹介した。新合金は、A2618と同じ2000系であり既に開発済の耐熱アルミニウム合金CR18の化学成分をベースとした。Fe添加量を少なくすることによって主としてFe-Ni系晶出物を減少させ(Ni/Fe制御)、クリープ破断時間を長くすることができた。さらに、ZrやMnの添加量の最適化によって結晶粒の粗大化を抑制することによって微細で安定な結晶粒組織とし、疲労強度の低下を抑制することができた。

インペラの形状や使用環境によって材料への要求特性も顧客によって異なることが予測される。このため当社は、今後とも押出条件を含めて成分の微調整をはじめとする組織制御を行い、市場の期待にこたえる材料開発に取り組む所存である。

参考文献

- 1) 横山隆雄ほか. 三菱重工技報. 2017, Vol.54, p.79-87.
- 2) J. Gilbert Kaufman. PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS. The Aluminum Association, p.92, p.168, p.210.
- 3) 日本アルミニウム協会. アルミエージ. 2016, No.184, p.12-13.
- 4) 大岩直貴ほか. IHI技報. 2011, Vol.51, No.1, p.43.
- 5) 実験評価部. IHI技報. 2017, Vol.57, No.1, p.24-25.
- 6) 竹内勝治. アルミニウムの疲労強度. 軽金属溶接構造協会. p.57.
- 7) 山部恵造. 金属学ミニマム&マキシマム. 175p.
- 8) 竹添修ほか. アルトピア. 1990, VOL.20, No.5, p.9-17.
- 9) トヨタ自動車. ターボチャージャのインペラ. 特開2000-291441.
- 10) J. Gilbert Kaufman. PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS. The Aluminum Association, p.93.
- 11) 金属材料疲労信頼性評価標準検討委員会. 金属材料疲労信頼性評価標準-S-N曲線回帰法-改訂版の発行と解析例について(2004). 日本材料学会.
- 12) 火力原子力発電技術協会. 大学講座. クリープ損傷メカニズム. http://www.tenpes.or.jp/files/topics/25478_ext_06_1.pdf. (参照2020-03-30).



貝田一浩

アルミ・銅事業部門 長府製造所
(現 ㈱コベルコ科研 関門事業所)



吉原伸二 (博士(工学))

アルミ・銅事業部門 長府製造所
(現 素材材事業部門
アルミ押出ユニット アルミ押出・加工工場)

(論文)

自動車用サスペンション向けアルミニウム合金鍛造材の二段時効による高強度化

堀 雅是*・蛭川謙一・中野雅司・田中雅和・岡藤洋平

Strengthening of Aluminum Alloy Forgings for Automotive Suspension by Two-step Aging

Masayuki HORI・Kenichi HIRUKAWA・Masashi NAKANO・Masakazu TANAKA・Yohei OKAFUJI

要旨

自動車の燃費を改善するには車体を軽量化することが重要であり、サスペンションに対してもAl-Mg-Si系アルミニウム合金鍛造材を適用した軽量化が進められている。サスペンションのさらなる軽量化には材料の高強度化が必要ことから、当社は二段時効による材料の高強度化を検討した。その結果、160℃の予備時効と190℃の高温時効を組み合わせた二段時効により、160℃×56h一段時効の場合と同じピーク耐力390MPaを8hという短時間で得ることができた。これは、予備時効で約3~4nmの復元しない臨界サイズ以上となるβ''相を高密度に析出させ、高温時効で成長させることで高強度化することによる。本技術の適用によって従来技術と比べて3%の軽量化が可能となり、自動車の燃費向上や二酸化炭素排出量の削減に貢献することが期待される。

Abstract

In order to improve the fuel efficiency of automobiles, it is important to reduce the weight of vehicle bodies. The weight of suspensions is also being reduced, by applying Al-Mg-Si aluminum alloy forgings, for example. Further reducing the weight of suspensions will require additional strengthening of the material, and Kobe Steel has conducted a study to increase the strength by two-step aging. As a result, a two-step aging process combining pre-aging at 160℃ and high-temperature aging at 190℃ has achieved a peak proof stress of 390 MPa in a short time period of only 8 hours. Obtaining the same peak proof stress by single-step aging at 160℃ requires 56 hours. This is attributed to the fact that β'' phase, having a size of 3 to 4 nm, which is greater than the critical size for non-reversion, precipitates with a high number density during the pre-aging and grows at the high temperature to increase the strength. This technology has enabled a weight reduction of 3% over that of the conventional technology and is expected to contribute to improving fuel efficiency and reducing the carbon dioxide emissions of automobiles.

キーワード

アルミニウム鍛造材, Al-Mg-Si系合金, 二段時効, 予備時効, 復元

まえがき = 近年、地球環境問題の高まりに伴って排出ガスに対する規制が厳しくなり、自動車業界においても排出ガス、とくに二酸化炭素の削減が重要な課題となっている。車体軽量化による燃費の向上は、地球温暖化の原因である二酸化炭素の排出量削減に直結する有望な手段である¹⁾。また、安全対策、環境対策、装備の充実などによる重量の増加を軽減するためにも車体の軽量化が必要となっている。こうした軽量化ニーズを満たすために、サスペンションに対しては材料面からの検討がなされ、6000系アルミニウム鍛造材の適用が拡大している²⁾。さらなる軽量化には材料の高強度化が有効であり、当社においてもCuを添加した6000系アルミニウム合金鍛造材(KD610)が使われている³⁾。

より一層の軽量化にはさらなる高強度化が必要となっており、プロセス面からのアプローチも検討されている。一つの方法として、人工時効の低温長時間化により高強度化することが一般的に知られており、析出物の微細高密度化によることが分かっている。しかしながら、時効時間が長くなるため、生産性の低下および環境への負荷が高くなるという問題がある。また金子の研究⁴⁾

によると、A6061合金板材に120℃で24hの予備時効を施す二段時効でピーク耐力が向上するとの報告がある。ただし、予備時効時間が長時間である問題がある。さらに、このような研究はBH処理^{注1)}される板材で積極的に探索が進められている⁵⁾が、構造部材での報告はほとんどない。そこで当社は、6000系アルミニウム鍛造材に短時間の予備時効を適用した二段時効による高強度化への効果を調査し、この高強度のメカニズムについてミクロ組織観察を通して考察した。本稿ではその概要を紹介する。

1. 試験方法

供試材の製作にあたっては表1に示す化学成分を有

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

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.97	0.22	0.43	0.45	0.97	0.17	<0.01	0.03	Rem.

脚注1) BH処理とは、塗装焼付け時の熱を利用して強度(耐力)を上げる処理のことである。

*アルミ・銅事業部門 大安製造所(現 素形材事業部門 アルミ鑄鍛ユニット アルミ鑄鍛工場)

する材料を用いた。まず横型連続鋳造機にてφ90 mmのビレットを鋳造し、φ84 mmまで面削を行った。500℃の均質化熱処理を施して空冷した後、520℃に加熱し、圧下率70% (φ84 mm→t25.2 mm) まで鍛造した。溶体化処理の後水冷して120~180℃×5 hの予備時効を行い、190℃で二段目の時効処理を実施して供試材とした。以降、予備時効と二段目の時効を実施したものを二段時効材とする。上記の熱処理の手順を図1にまとめた。また、比較用の一段時効材として160℃と190℃での時効曲線を作成した。なお、熱処理はすべて大気中で実施した。

時効硬化挙動の評価として引張試験を行った。引張試験片はJIS4号引張試験片サブサイズ(標点間距離25 mm)を用い、鍛造L方向(鍛伸方向)に平行に採取した。また、予備時効材および二段時効材に対して電解研磨法にて薄膜を作成し、透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscope, 以下TEMという)観察を行った。さらに予備時効後の析出相の評価は、示差走査熱量計(Differential Scanning Calorimetry, 以下DSCという)測定により行った。これら試験片は図2に示す位置より採取した。

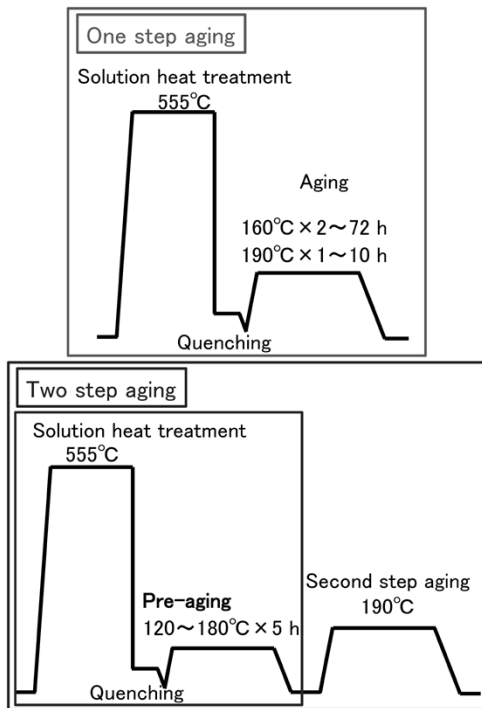


図1 供試材の熱処理工程
Fig.1 Heat treatment processes of specimens

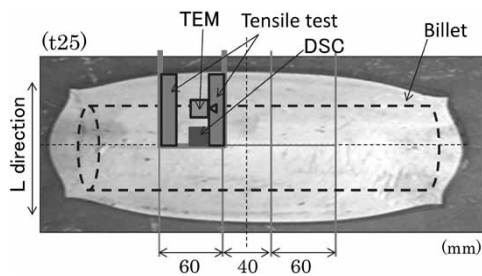


図2 試験片採取位置
Fig.2 Collection positions of test pieces

2. 試験結果および考察

2.1 時効曲線

一段時効の時効曲線、および160℃×5 hで予備時効後に190℃で二段目の時効した時の時効曲線を図3に示す。ピーク耐力は、時効温度が160℃の場合は390 MPa、時効温度が190℃の場合は375 MPaとなり、160℃の方が高強度となった。また、ピークとなる時効時間はそれぞれ56 hおよび3 hとなった。いっぽう、160℃×5 hで予備時効したのに対し、190℃で時効した場合は160℃のピーク耐力を低下させることなくトータルの時効時間を56 hから8 hに短縮できることが分かった。

そこで、最適な予備時効温度を得るため、二段時効材の引張特性に及ぼす予備時効温度の影響を調査した。その結果を図4に示す。なお、二段目の時効条件は190℃×3 hとした。一段目の予備時効時間を5 hに固定して時効温度を変えたところ、160℃で最も高強度になることが分かった。このメカニズムを組織観察にて詳細に調べることにした。

2.2 組織観察

150℃、160℃および170℃で5 hの予備時効後のTEM観察写真を図5に示す。どの時効条件においてもTEMで観察可能な析出物が確認でき、これら析出物はβ相

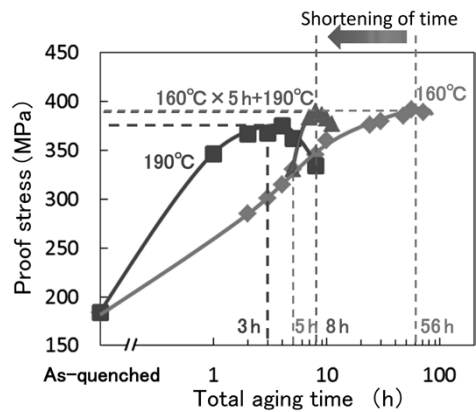


図3 160℃および190℃での一段時効曲線、および160℃×5 hの予備時効後の190℃での二段時効曲線
Fig.3 One-step aging curve at 160℃ and 190℃, and two-step aging curve at 190℃ after pre-aging at 160℃×5 h

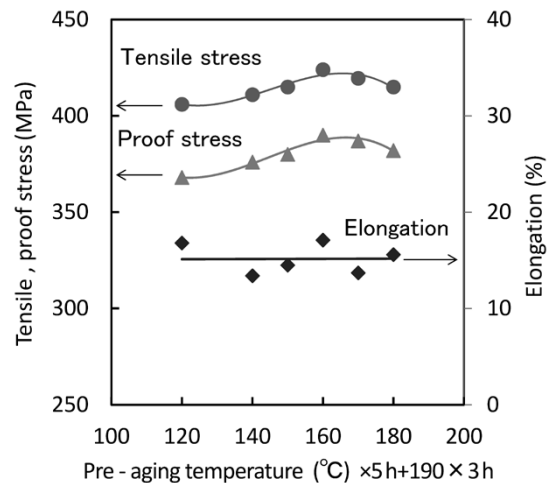


図4 予備時効温度が引張特性に与える影響
Fig.4 Effect of pre-aging temperature on tensile properties

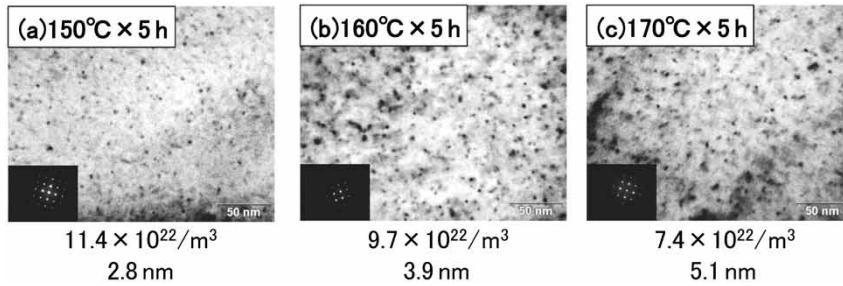


図5 予備時効後のTEM観察写真（上段の数値：析出物個数密度，下段の数値：析出物サイズ）
Fig.5 TEM images after pre-aging (upper number: number density of precipitates, lower number: size of precipitates)

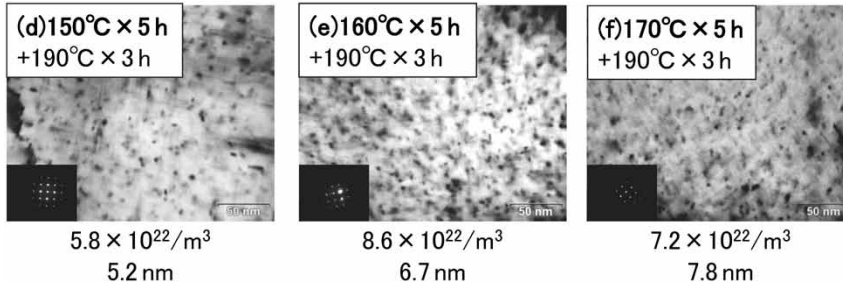


図6 二段時効後のTEM観察写真（上段の数値：析出物個数密度，下段の数値：析出物サイズ）
Fig.6 TEM images after two step aging (upper number: number density of precipitates, lower number: size of precipitates)

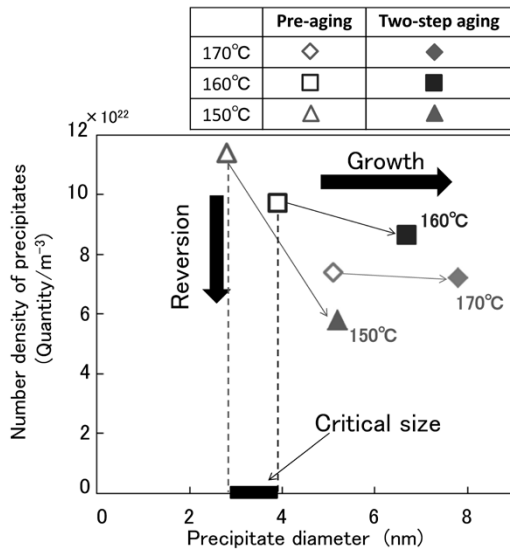


図7 予備時効後と二段時効後の析出物サイズおよび析出物数密度の関係
Fig.7 Relationship between size and the number density of precipitates after pre-aging and two-step aging

と考えられる⁶⁾。また析出物の密度は低温で時効するほど微細かつ高密度になっていた。

図5の予備時効材に190°C x 3 hの二段目の時効をした時のTEM観察写真を図6に示す。どの予備時効条件においても二段目の時効により析出物のサイズが粗大化していることが分かった。また、150°Cで予備時効したものは二段目の時効をすることで析出物の数密度が大きく低下していることが分かった。析出物サイズと個数密度の関係を図7にまとめた。なお、析出物の数密度は写真垂直方向に析出している黒い点を測定し、3倍して算出している。低温で予備時効することによって析出物は微細高密度になり、二段目の時効を施すことで析出サイズは大きくなる。しかしながら、150°Cで予備時効したものは一部が復元することが分かった。このことから

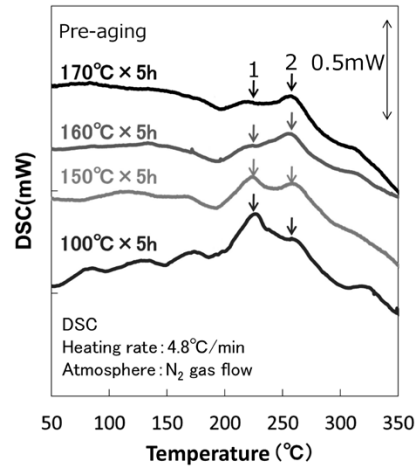


図8 予備時効後のDSC結果
Fig.8 DSC results after pre-aging

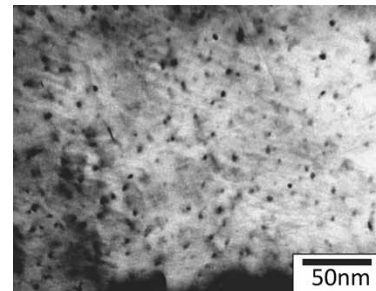


図9 160°C x 5hで予備時効し、DSCのピーク2で焼入れした試料のTEM写真（析出物の個数密度：5.2 x 10²²個/m³，析出物サイズ：6.7 nm）
Fig.9 TEM image of specimen pre-aged at 160°C x 5h and quenched at temperature of DSC peak 2 (Number density of precipitates: 5.2 x 10²²/m³, size of precipitates: 6.7 nm)

3~4 nmの間に190°Cで復元する析出物の臨界サイズがあることが推定された。

2.3 DSC

熱処理時の組織変化を確認するため、二段目の時効と

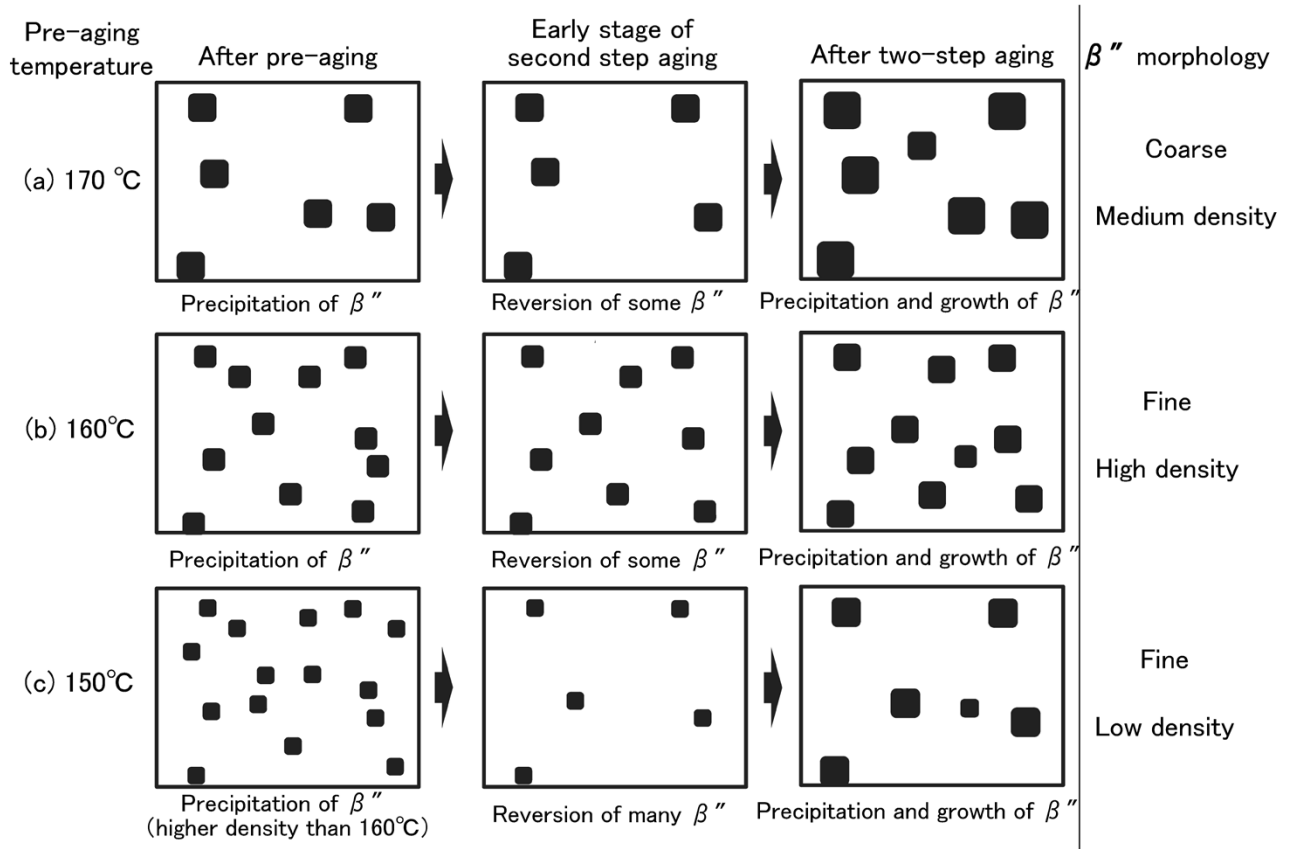


図10 二段時効の析出過程のモデル概略図
 Fig.10 Schematic models of precipitation processes for two-step agings

昇温速度を合わせて示差熱分析を実施した(図8)。その結果、 β'' と考えられる1の発熱ピークおよび β' と考えられる2の発熱ピーク⁷⁾が認められた。150°C以下では β'' のピークが高く、160°C以上ではピークが小さくなっていった。このことから160°C以上では β'' の析出がほぼ完了していると考えられた。

また、160°C × 5 hで予備時効した材料を1の発熱ピークである220°Cで焼入れし、TEM観察を実施した結果を図9に示す。予備時効後(図5(b))と比較して、析出物の密度が低下していることが分かった。このことから析出物の β'' が一部復元し、残ったものが粗大化したと推定される。

2.4 適正二段時効条件のメカニズム

析出過程のモデルを図10に示す。まず予備時効で β'' が析出し、その後の二段目の時効で β'' が成長して強度に寄与するモデルを考えた。160°Cで予備時効を施した時(図10(b))と比較して、予備時効170°C以上では(図10(a))予備時効で低密度に β'' が析出する。その後の二段目の時効で β'' が成長し、強度に寄与する。いっぽう、予備時効を150°C以下にした時(図10(c))は、予備時効で β'' が160°Cより微細高密度に析出する。しかしながら、析出物サイズが小さいため二段目の時効でその多くが復元する。そのため、二段目の時効後の析出物密度が予備時効160°Cの時より低くなると考えられた。すなわち、5時間の予備時効で析出する β'' が二段目の時効で最も高密度で復元しない温度は160°Cになったと考えられた。

3. 二段時効の高強度化による軽量化効果

各種アルミニウム合金の耐力と軽量化率の関係を図11⁸⁾に示す。当社ではすでに、A6061材より高強度となるKS651およびKD610材の量産化を実施している。今回開発した二段時効を用いることによりさらなる高強度材が実現できることが分かった。本開発材を適用することにより、生産性の低下を小さくしつつ、従来のKD610と比べて約3%の軽量化が期待される。

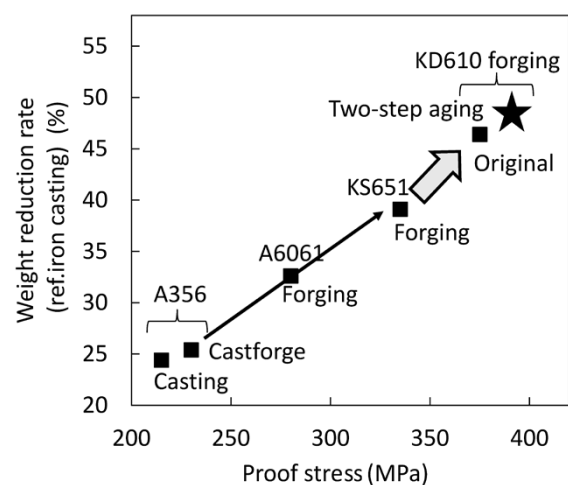


図11 アルミニウム合金の耐力と軽量化率の関係⁸⁾
 Fig.11 Relationship between proof strength and weight reduction rate of aluminum alloy⁸⁾

むすび = Al-Mg-Si-Cu系合金の時効挙動におよぼす予備時効の影響を調査した。その結果、時効条件を190℃から160℃にすることでピーク耐力を高めることができたが、56 hの長時間熱処理が必要であることが分かった。

また、二段時効を活用した短時間・高強度化条件を調査した結果、以下のことが分かった。

- ・二段時効：一段目時効 (160℃ × 5 h) + 二段目時効 (190℃ × 3 h) を適用することにより、低温長時間で得られるピーク耐力を8 hで達成した。

本条件の高強度化メカニズムとして、以下のように考察した。

- ・予備時効で臨界サイズ3~4 nm以上の β'' を高密度に析出させることにより、二段目の時効での復元を抑えつつ成長できることが分かった。
- ・予備時効温度が高いと析出物が疎となり、また予備時効温度が低いと二段目の時効で復元して疎となる。このため高いピーク耐力が得られなかった。

自動車向け材料は、燃費向上のための軽量化がさらに求められている。当社はこうした軽量化ニーズに対応し、アルミニウム鍛造サスペンションのさらなる拡大に向けて材料の高強度化を実現していく所存である。

参 考 文 献

- 1) 湊 清之. 国際交通安全学会誌. 2004, Vol.29, No.2, p.103-108.
- 2) 渡辺孝広ほか. アルトピア. 2007, Vol.37, No.4, p.9-14.
- 3) 稲垣佳也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, p.22-26.
- 4) 金子純一. 軽金属. 1977, Vol.27, No.2, p.49-56.
- 5) 山田健太郎ほか. 軽金属. 2001, Vol.51, No.4, p.215-221.
- 6) 鈴木 寿ほか. 軽金属. 1980, Vol.30, No.11, p.609-616.
- 7) 菅野幹宏ほか. 軽金属. 1978, Vol.28, No.11, p.553-557.
- 8) 稲垣佳也ほか. R&D神戸製鋼技報. Vol.55, No.3, p.83-86.



堀 雅是

アルミ・銅事業部門 大安製造所
(現 素形材事業部門 アルミ鍛造ユニット アルミ鍛造工場)



蛭川謙一

アルミ・銅事業部門 大安製造所
(現 素形材事業部門 技術総括部)



中野雅司

アルミ・銅事業部門 大安製造所 サスペンション部
(現 Kobe Aluminum Automotive Product, LLC)



田中雅和

アルミ・銅事業部門 品質保証部
(現 素形材事業部門 サスペンションユニット サスペンション工場)



岡藤洋平

Kobe Aluminum Automotive Product, LLC

(技術資料)

低鉄損圧粉磁心用新鉄粉「マグメル™ ML25D」

北条啓文*・谷口祐司・上條友綱・三谷宏幸

Newly Developed Iron Powder "MAGMEL™ ML25D" for Low Loss Dust Core

Hirofumi HOJO・Yuji TANIGUCHI・Tomotsuna KAMIJO・Hiroyuki MITANI

要旨

絶縁コーティングされた鉄粉を圧縮成形して製造される圧粉磁心は、形状自由度が高く部品の小型化が期待されるが、エネルギーロスすなわち鉄損特性が問題であった。鉄損特性を改善するため、介在物に着目した調査を行った。調査の結果、鉄粉中に存在する介在物の大きさは純鉄の磁壁の厚さとほぼ同じで、磁壁のピンニング効果が大きいことが示唆された。それら介在物量が鉄損、とくにヒステリシス損へ及ぼす効果を定量化した。これらの調査結果に基づいて当社は、新たな低鉄損圧粉磁心用鉄粉「マグメル™ ML25D」を開発した。本粉末は従来比約10%の鉄損改善を達成し、圧粉磁心の適用拡大が期待される。

Abstract

Dust cores, which are manufactured by compressing iron powder coated with insulation in dies, have a high degree of freedom in shaping and are expected to reduce the size of parts; however, they have suffered from energy loss, or an iron-loss characteristic. Hence, a study focusing on inclusions has been conducted to improve the iron loss characteristic.

The results suggest that the inclusions present in the iron powder have almost the same size as the thickness of the domain wall of pure iron and have a great pinning effect on the domain wall. The effects of these inclusions on iron loss, especially on hysteresis loss, have been quantified. On the basis of the results of the study, Kobe Steel has developed a new iron powder for low iron-loss dust cores, MAGMEL™ ML25D. This powder has achieved an improvement in iron loss of approximately 10% compared with conventional powders and is expected to expand the application of dust cores.

キーワード

鉄粉, 圧粉磁心, ダストコア, SMC, 軟磁性, 鉄損, モータ, 粉末冶金

まえがき = モータをはじめとする電磁気機器は、省エネルギー・低環境負荷の観点から、小型化・高効率化が推進されている。電磁気機器に使用される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。しかしながら電磁鋼板は、積層構造由来の異方性を持つことから、磁気回路を形成する形状に制約があり、さらなる小型化は困難になりつつある。

いっぽう、近年研究開発が進んでいる圧粉磁心は、粉末を圧縮成形して製造するため異方性がない。さらに、積層構造の電磁鋼板と比べて形状の制約も少ない。このため圧粉磁心は、電磁気部品の小型化に貢献できる材料として注目されている。実際に、圧粉磁心を用いた自動車用補機モータや産業用モータのほか、ハイブリッド車の昇圧リアクトルや太陽光発電の昇圧回路リアクトルなどへの実用化が進んでいる¹⁾。とくにモータの小型化については、3次元磁路構造となるアキシシャルギャップモータが注目され、純鉄粉を用いた圧粉磁心の適用を目指した研究がなされている^{2), 3)}。

圧粉磁心の原料となる軟磁性粉末には主として鉄基金属粉末が用いられている。鉄基金属粉末のなかでも純鉄粉は、合金粉と比較して粒子が柔らかいため圧縮性が高

く、飽和磁束密度が大きい。すなわち、部品の小型化に有利な特徴を持つといえる。さらに粒子同士が絡みやすく成形性も良いため、コア製造工程において扱いやすいというメリットもある。しかしながらそのいっぽうで、鉄損すなわちエネルギーロスが大きいことが問題であった。

当社はこれまでに、純鉄系圧粉磁心の鉄損を低減させるため、鉄粉の粒子径や結晶粒径と鉄損との関係を明らかにしてきた。さらに、圧粉体のひずみを除去するために必要な熱処理温度を定量化し、ひずみ除去を可能にする高耐熱絶縁被膜を開発し、低鉄損圧粉磁心用粉末「マグメル^{注1)} ML28D」を上市した⁴⁾。

さらなる低鉄損を達成するため当社は、鉄粉粒子内の介在物が磁気特性に及ぼす影響を調査し、それらを制御することによって鉄損を約10%低減した「マグメル ML25D」を開発した。本稿ではマグメル ML25Dの特性を紹介する。

1. 圧粉磁心における鉄損の支配因子

軟磁性材料一般に求められる特性は、高磁束密度およ

脚注1) マグメルは当社の登録商標 (第4669506号) である。

* 素形材事業部門 鉄粉ユニット

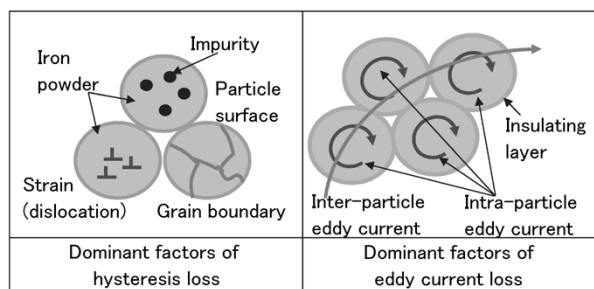


図1 鉄損支配因子
Fig.1 Dominant factors of iron loss

び低鉄損であり、圧粉磁心に対しても同様の特性が求められる。純鉄は、他の鉄基磁性材料に比べて飽和磁束密度は大きく適しているが、もう一つの要求特性である鉄損が大きいたことが問題である。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。渦電流損は外部磁界の変化に伴って磁心内に誘起される渦電流によって生じるジュール熱である。いっぽうヒステリシス損は磁化に必要なエネルギーであり、ヒステリシス曲線が囲む面積がこれに相当する^{5), 6)}。図1にそれぞれの支配因子を示す。

渦電流損低減のために、鉄粉の粒子表面に絶縁被膜をコーティングすることによって圧粉磁心全体に流れる粒子間渦電流を抑制している。また、一つの粒子内に流れる渦電流に対しては流れる範囲を制限することによって、すなわち粒子径を小さくすることによって抑制が可能である。いっぽうヒステリシス損低減のためには、ヒステリシス曲線を狭くすること、すなわち保磁力を小さくすることが必要である。保磁力の低減には磁壁の移動を妨げる因子を低減することが効果的であり、不純物や析出物・介在物のほか、結晶粒界、粉末表面、転位（ひずみ）などを低減させることが重要である^{5), 6)}。

本稿においては、これらの因子のうちでも鉄粉粒子内に存在する介在物に着目し、介在物量が圧粉磁心の鉄損、とくにヒステリシス損に及ぼす影響を調査した。なお、本稿では介在物と析出物とは区別せず、それらを合わせて介在物と呼ぶこととした。

2. 調査方法

当社の水アトマイズ鉄粉製造プロセス条件を調整し、介在物量の異なる4種の純鉄粉a, b, c, dを準備した。各鉄粉の断面を鏡面研磨し、任意の10視野に対して反射電子像によるSEM観察を実施した。さらに、断面をナイタールによって腐食し、光学顕微鏡を用いて結晶粒を観察した。同一の粒度となるよう、各鉄粉はふるい分けによって75~250 μm の粒子サイズに調整した。これらの鉄粉に対してりん酸を主成分とする処理液を用いて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って無機-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。

つづいて、403 Kに加熱したコーティング鉄粉と金型を用い、1,176 MPaの圧力で外径 ϕ 45 mm、内径 ϕ 33 mm、高さ6 mmのリング状の試験片を成形した。成形には、アルコールに分散させた潤滑剤を金型に塗布する金型潤

滑成形法を用いた。得られた試験片は、窒素雰囲気中で873 K、1.8 ks保持して熱処理を行った。この試験片に対して、50回の1次巻き線に加えて10回の2次巻き線を施した鉄損測定用試験体、および400回の1次巻き線と25回の2次巻き線を施したヒステリシス曲線測定用試験体を準備した。磁気測定にはメトロン技研製自動磁化測定器 (MTR-2248) を用い、ヒステリシス曲線は励磁磁場10 kA/m、鉄損は励磁磁束密度を1.0 Tとして周波数50~1 kHzの間で測定した。

3. 試験結果および考察

3.1 粉末の特性

純鉄粉a, b, c, dのSEMによる介在物観察結果を図2に示す。介在物量の変化が目視で分かるよう、それぞれ10視野中の2視野を示している。

水アトマイズ法で製造された鉄粉には酸化物と推定される微細な介在物が存在する。そこで本稿では、図2に示したSEM観察結果に基づいて画像解析を行い、1 μm^2 あたりの個数として介在物量を定量化した。その結果、粉末aは0.11, bは0.09, cは0.05, dは0.02個/ μm^2 となった。また、介在物の大きさ（相当円の直径）は最も大きいもので約1 μm 、多くは100 nm程度（50~150 nm）であった。介在物の数を表1に、全視野において観察された介在物の大きさを表すヒストグラムを図3に示す。

光学顕微鏡による粉末断面の組織写真を図4に示す。また、この写真から求められた平均結晶粒径（相当円の直径）を表2に示す。絶縁コーティング後の鉄粉の化

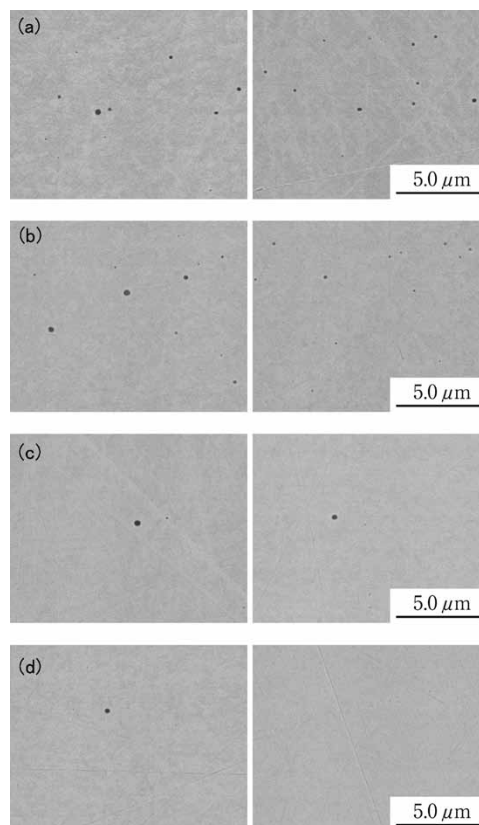


図2 粉末断面のSEM写真
Fig.2 Cross sectional SEM images of powders

表1 各鉄粉に含まれる介在物数
Table 1 Amount of inclusions in powders

Powder ID	Amount of inclusions (pieces/ μm^2)
a	0.11
b	0.09
c	0.05
d	0.02

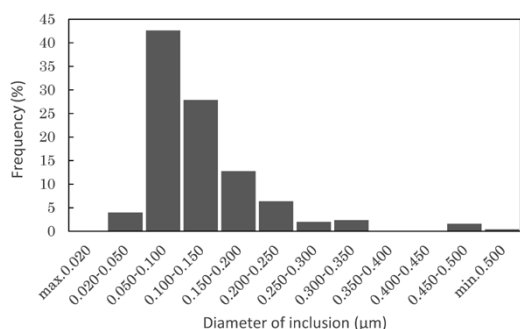


図3 介在物サイズのヒストグラム
Fig.3 Histogram of inclusion size

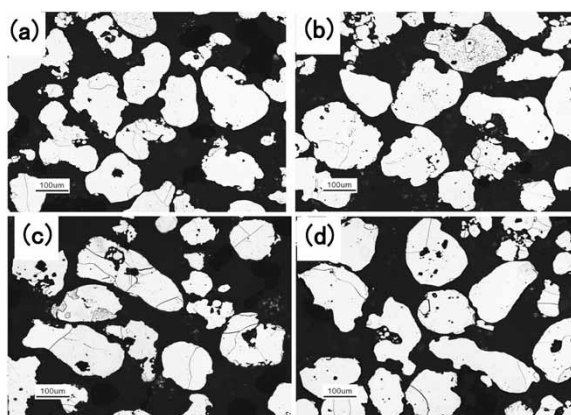


図4 粉末断面の組織写真
Fig.4 Cross-sectional micrograph of powders

表2 各鉄粉の平均結晶粒径
Table 2 Average crystal grain size of powders

Powder ID	Average size of crystal grain (μm)
a	127
b	145
c	127
d	130

表3 絶縁コーティング後の鉄粉の化学成分
Table 3 Chemical compositions of powders after insulation coating (mass%)

Powder ID	C	Si	Mn	P	S	O
a	0.02	0.01	0.09	0.043	0.005	0.16
b	0.02	0.01	0.09	0.043	0.004	0.15
c	0.02	0.01	0.09	0.043	0.004	0.15
d	0.02	0.01	0.09	0.042	0.004	0.14

表4 絶縁コーティング前の粒度分布
Table 4 Particle size distribution of powders before insulation coating (mass%)

Powder ID	+250 μm	+180 μm	+150 μm	+106 μm	+75 μm	-75 μm
a	0.0	31.1	50.8	8.4	9.2	0.5
b	0.0	29.5	54.8	9.4	5.8	0.5
c	0.0	29.6	51.8	8.3	10.0	0.3
d	0.0	33.7	49.7	6.8	9.3	0.5

学成分分析結果を表3に、絶縁コーティング前の粒度分布を表4に示す。

図3および表2～表4から、本試験で用いた鉄粉のヒステリシス損に影響を与える介在物以外の因子(不純物, 結晶粒界, 粉末表面)^{1), 4)}はほぼ同じであることが確認できた。

3.2 圧粉体の磁気特性

本節では、介在物量の異なる4種の粉末を用いて調べた圧粉体の磁気特性について述べる。まず、励磁磁場10 kA/mにおける磁束密度と介在物量との関係、および最大比透磁率と介在物量との関係を調べた。それぞれの結果を図5、図6に示す。図5、図6から分かるように、介在物量と磁束密度および最大比透磁率との間には明確な関連は見られなかった。つぎに、保磁力と介在物量の関係を調べたところ、介在物の減少に伴って保磁力が低下することが分かった(図7)。

バルクの磁性材料においては、保磁力の低下に伴って比透磁率も増加するのが一般的な挙動である。しかしながら本調査では比透磁率に変化はなく、保磁力のみが変

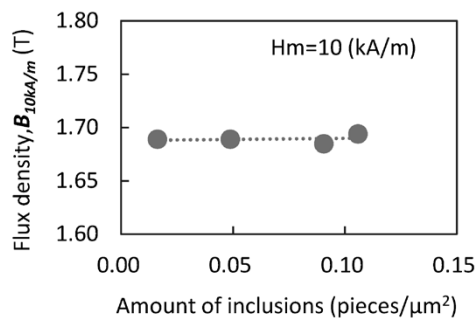


図5 介在物量と磁束密度の関係
Fig.5 Relationship between amount of inclusions and flux density

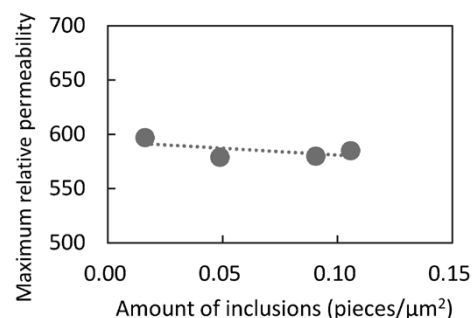


図6 介在物量と最大比透磁率の関係
Fig.6 Relationship between inclusions and maximum relative permeability

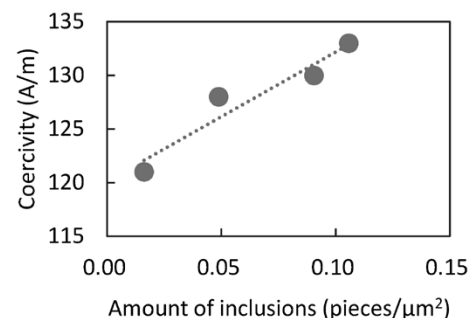


図7 介在物量と保磁力の関係
Fig.7 Relationship between amount of inclusions and coercivity

化する結果となった。圧粉磁心は粉末を圧縮成形したものであり、各粒子は磁気的につながっておらず、粒子間の小さなギャップによって磁路が分断されている。したがって、磁気回路としてはギャップによる磁気抵抗が分散した状態であるため、純鉄バルクの透磁率値である数千⁷⁾と比べて最大比透磁率は1桁低くなっている。

ヒステリシス曲線において磁化曲線が急激に立ち上がり、最大比透磁率が観察される領域では磁心全体に及ぶ大きな磁壁移動が支配的であり⁵⁾、粒子間のギャップは比透磁率に対して非常に大きな影響を及ぼす。すなわち、介在物による鉄粉粒子内の磁気抵抗よりも粒子間のギャップによる磁気抵抗の影響が大きい。このため、介在物量の変化による圧粉磁心全体としての磁気抵抗の変化が微小であり、最大比透磁率として表れなかったと考えられる。介在物量に対して最大比透磁率が変化しなかったのはこうした理由によるものと考えられる。

いっぽうで保磁力は、残留磁化を0とするために必要な逆向きの磁場であり、ギャップを介した磁壁の移動ではなく粒子内のみの磁壁の移動の影響が大きい。このため、粒子内に存在する介在物の影響を顕著に反映したものであると思われる。介在物が磁壁をピンニングした効果^{5), 8)}が保磁力の変化として観察されたともいえる。

つぎに、鉄損と介在物量の関係を調べたところ、介在物量の減少に伴って鉄損が低下していることが分かった(図8)。鉄損がヒステリシス損と渦電流損のみからなると仮定すると式(1)で表すことができる⁵⁾。

$$W = W_h + W_e = k_h \cdot f + k_e \cdot f^2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、W：鉄損、 W_h ：ヒステリシス損、 W_e ：渦電流損、 f ：周波数、 k_h ：ヒステリシス損係数、 k_e ：渦電流損係数である。鉄損の周波数依存性結果を式(1)によって回帰し、 k_h および k_e を求め、400 Hzにおけるヒステリシス損、渦電流損に分離した結果を図9に示す。鉄損分離の結果から、鉄損低下はヒステリシス損の低下によるものであり、渦電流損には変化がないことも分かった。ヒステリシス損は、ヒステリシス曲線の面積で表され、保磁力に比例する⁹⁾ことから、図7に示す保磁力の結果からも、介在物量の減少に伴ってヒステリシス損が低下することは妥当であるといえる。

介在物は磁壁の移動の妨げに寄与する因子と分類され、結晶粒界や表面弾性エネルギーの影響を考慮しない理想状態の場合、磁壁の厚さ δ は式(2)で与えられる。

$$\delta = \pi \sqrt{\frac{A}{K}} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 A は交換定数、 K は磁気異方性定数であり、純鉄

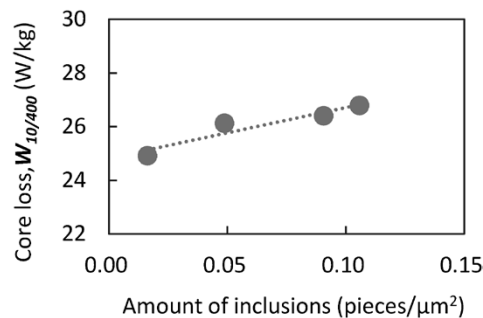


図8 介在物量と鉄損の関係
Fig.8 Relationship between amount of inclusions and core loss

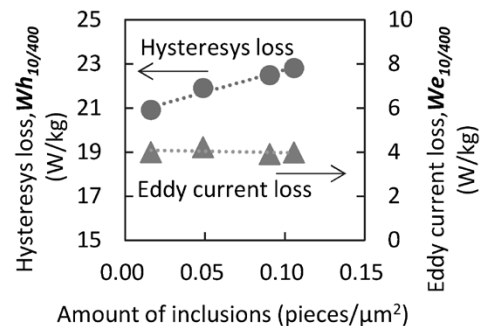


図9 介在物量と鉄損の関係
Fig.9 Relationship between amount of inclusions and core loss

の物性値を代入すると、磁壁の厚さは約80 nmと計算される⁶⁾。また、磁壁の幅および磁壁のエネルギーについての詳細な計算によると¹⁰⁾、鉄の90°壁の幅はおおよそ40~50 nm、磁気ひずみを考慮した180°壁の幅はおおよそ70~140 nmであり、本稿で観察された介在物のサイズ約100 nmと近い値になることが分かった。磁壁の幅とピンニングサイトとなる介在物のサイズがほぼ同じになる場合が最もピンニング効果が大きい⁸⁾。したがって、本稿で観察された介在物は、保磁力やヒステリシス損に十分影響を与えるサイズであると考えられる。本試験においては、保磁力に大きく影響を及ぼすサイズを有する介在物の量が変化したため、介在物量の変化が保磁力の変化として大きく反映されたものと考えられる。

4. 従来材との比較

本稿で述べた介在物低減の効果を取り入れて開発した磁性鉄粉「マグメルML25D」と、従来の磁性鉄粉「マグメルML28D」とを比較した結果を表5に示す。ML25Dの磁束密度や透磁率はML28Dとほぼ同等である。そのいっぽうで、保磁力が低減した結果、ML25Dは鉄損が約10%改善した材料となっていることが分かる。電磁鋼板(JIS 35A360)と磁性鉄粉との比較を図10に示す。従来材のML28Dは励磁周波数約600~

表5 開発した鉄粉と従来鉄粉とのコア特性の比較
Table 5 Comparison of core properties of developed and conventional powder

Powder	Density (g/cm³)	Flux density $B_{10kA/m}$ (T)	Coercivity H_c (A/m)	Maximum permeability	Core loss			Transverse rupture strength (MPa)
					$W_{10/400}$ (W/kg)	$W_{10/800}$ (W/kg)	$W_{10/1k}$ (W/kg)	
Conventional ML28D	7.72	1.67	129	545	28.7	68	91	66
Developed ML25D	7.71	1.70	113	517	25.6	59	77	69

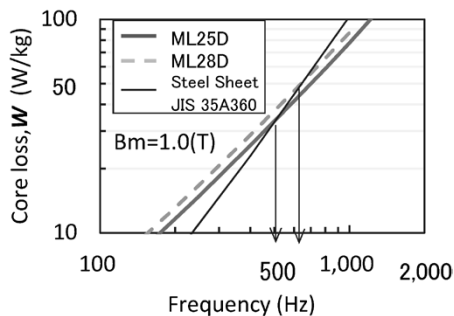


図10 電磁鋼板と圧粉磁心との鉄損比較

Fig.10 Comparison of core loss between silicon steel sheet and dust cores

700 Hzで電磁鋼板と同等の鉄損となる。これに対して、開発材 ML25Dは約500 Hzで同等となり、低鉄損が得られる高周波数領域が拡大している。磁心励磁周波数が500 Hzを超えるような高速モータなどへの適用による効率改善や、3次元磁気回路構造をもつアキシアルギャップモータなどの小型・効率化が期待できる材料を開発することができた。

むすび = 鉄粉中に存在する多くの介在物は約100 nmの大きさであることが分かった。これら介在物の大きさは、純鉄の磁壁の厚さとほぼ同じと推定され、磁壁のピンニング効果が大きいことが示唆された。このような大きさの介在物を低減することにより、鉄損改善となることを定量的に明らかにし、従来と比べて低鉄損となる圧粉磁心用鉄粉を開発した。本開発材料は、電磁気部品の小型化・効率化に貢献し、圧粉磁心の適用範囲を拡大させることが期待される。

参考文献

- 1) 北条啓文ほか. R&D神戸製鋼技報. 2016, Vol.66, No.1, p.68-71.
- 2) T.Arakawa et al. IEEE Transactions on Magnetics, 2011, Vol.47, No.10, p.3602-3605.
- 3) T.Takahashi et al. IEEE Transactions on Industry Applications, 2017, Vol.53, No.4, p.3927-3935.
- 4) 北条啓文ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.79-83.
- 5) 加藤哲男. 技術者のための磁気・磁性材料. 日刊工業新聞社, 1991, 255p.
- 6) 太田恵造. 磁気工学の基礎 II. 一磁気の応用一. 共立出版, 1973, 232p.
- 7) R.M.Bozorth. Ferromagnetism. D. VAN NOSTRAND COMPANY, INC., 1951, p.59.
- 8) 金子英雄ほか. 磁性材料(金属工学シリーズ (8)). 日本金属学会, 1977, p.101.
- 9) 高城重彰. 鉄系圧粉および焼結磁心材料の磁気特性解析と製造に関する研究. 東北大学博士論文. 1987, p.14-26.
- 10) B.A.Lilley. Phil. Mag., 1950, Vol.41, p.792-813.



北条啓文
素形材事業部門
鉄粉ユニット



谷口祐司
素形材事業部門
鉄粉ユニット 鉄粉工場



上條友綱
素形材事業部門
鉄粉ユニット 鉄粉工場



三谷宏幸
素形材事業部門
鉄粉ユニット 鉄粉工場

(論文)

焼結転造歯車の高強度化メカニズムおよび適用メリット

谷口祐司*・西田 智

Mechanism of Attaining High Strength Sintered and Surface-rolled Gear and Merits of Its Application in Automotive Field

Yuji TANIGUCHI・Satoshi NISHIDA

要旨

自動車への焼結部品の適用拡大を目的として、高い疲労強度が要求されるトランスミッション歯車への適用が検討されている。最近の研究では、プレアロイ鋼粉を用いた焼結転造歯車が、従来の溶製鋼歯車と比較して同等以上の疲労強度を得られることが報告されている。しかし、焼結転造歯車で溶製鋼歯車を超える疲労強度が得られるメカニズムは十分には解明されていなかった。

そこで当社では、焼結転造歯車で高い疲労強度が得られる要因を溶製鋼との比較によって調査し、圧縮残留応力が高いことに起因することを明らかにした。さらに当社は、焼結転造ギアの適用メリットについても検討を行った。歯形精度向上の観点から転造条件を調整することにより、歯面研削（歯研）を行わなくても歯研品と同等の面圧疲労強度が得られ、歯研工程省略の可能性が示された。

Abstract

With the aim of expanding the application to automobiles, a study was conducted to determine the applicability of sintered parts to transmission gears that require high fatigue strength. Recent studies have reported that sintered and surface-rolled gears based on pre-alloyed steel powder can achieve fatigue strength equal to or higher than that of conventional wrought steel gears, but the mechanism that enables the former to achieve a fatigue strength higher than that of the latter has not been fully clarified. Hence, Kobe Steel has investigated the factors that may bring higher fatigue strength to sintered and surface-rolled gears in comparison with wrought steel and found that it is attributable to their highly compressive residual stress. Also studied were the advantages of applying sintered and surface-rolled gears. By optimizing the surface-rolling conditions so as to improve the tooth profile accuracy, the same contact-pressure fatigue strength as that of the ground product can be obtained without any grinding, suggesting the possibility of eliminating the grinding process.

キーワード

焼結歯車, トランスミッション, プレアロイ鋼粉, 転造, 面圧疲労強度, 歯研

まえがき = 近年、地球温暖化対策として二酸化炭素排出量削減が大きな課題となっており、自動車分野では電動化が急速に進展している。焼結部品の主要用途は自動車エンジン部品であるため、自動車の電動化により用途が減少することが懸念される。

そうしたなか、焼結部品の新たな用途として、トランスミッション歯車への適用が検討されている。トランスミッション歯車の材料には高い疲労強度が要求されることから、主にSCr420などの機械構造用合金鋼の浸炭焼入れ材が用いられている。焼結材は内部に空孔が存在するため、疲労強度が溶製鋼と比較して低いことが課題であった。しかしながら、転造加工によって表面近傍を緻密化することで溶製鋼歯車と同等以上の疲労強度が得られている^{1), 2)}。とくにCrなどの易酸化性元素を含まないNi-Moプレアロイ合金鋼粉は、吸熱型変成ガス(通称:RXガス)雰囲気下の焼結および熱処理でも酸化による性能低下の懸念が小さいという利点を有している。いっぽう、転造加工において空孔は完全にはなくなっていないにもかかわらず、焼結転造歯車が溶製鋼歯車を上回る疲労強度を示すメカニズムは十分には解明されてい

い。

そこで当社では、焼結転造歯車が高い疲労強度を示す要因を解明すべく、溶製鋼歯車との比較調査を行った。さらに、焼結転造歯車の適用拡大のため、溶製鋼歯車からの置換えによるメリットについても検討を行った。本稿ではこれらの概要を述べる。

1. 焼結転造歯車の高強度化メカニズム

歯車の強度として、曲げ強さや歯面強さ、スコアリング強さを検討するのが一般的である。本章では焼結転造歯車の面圧疲労強度について述べる。

1.1 歯車面圧疲労強度への影響因子

歯車の歯面損傷の代表的なものにピッチング損傷が挙げられる。ピッチングの発生には、表面硬さや内部欠陥(介在物や空孔)、残留オーステナイト量、圧縮残留応力が影響すると考えられている³⁾。トランスミッション歯車は面圧負荷が高くすべりを伴う駆動条件で使用され、歯車の歯面では摩擦熱による温度上昇が生じる。このため、常温硬さ(初期硬さ)だけでなく573 K焼戻し硬さが耐ピッチング性に影響することが報告されている⁴⁾。

* 素形材事業部門 鉄粉ユニット 鉄粉工場

これらの因子について焼結転造歯車と溶製鋼歯車との比較調査を行った。

1.2 試験方法

焼結鋼試験材は、水アトマイズ法により作製した0.5%Ni-1.0%Moプレアロイ粉（完全合金鋼粉）に0.3%黒鉛粉を加えた混合粉を用いた。直径70mm高さ30mmの円盤形状ブランク材を密度7.5g/cm³狙いで成形し、N₂-10%H₂雰囲気中で1,120℃×60min焼結を行った。ブランク材から表1に示すはすば歯車形状に切り出し、転造加工を行った後、浸炭焼入れを行った。転造方法はプランジ式転造で、転造量は工具押し込み量1.2mmとした。浸炭焼入れ条件は、ガス浸炭930℃×120min、160℃×120min焼戻しとした。溶製鋼試験材にはJIS SCr420（以下SCr420という）を使用し、前記の焼結鋼試験材と同じはすば歯車形状に切り出し、浸炭焼入れを行った。浸炭焼入れは、パルス浸炭950℃×210min、焼戻し150℃×60minの条件で行った。表面粗さによる強度への影響をできる限り小さくするため、いずれの歯車も歯面研削仕上げによってJIS B 0601:2001で規定された最大高さRzを2μm以下とした。

面圧疲労試験は動力循環式運転試験機を用いて行った。疲労限度荷重は、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とした。残留応力および残留オーステナイト量の測定にはPSPC型微小X線測定装置を用いた。

1.3 試験結果および考察

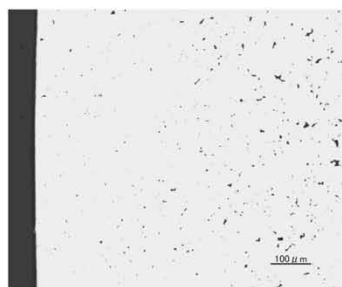
面圧疲労試験の結果を図1に示す。縦軸はピッチ点

表1 試験歯車の諸元（はすば歯車）
Table 1 Dimensions of test gear (helical gear)

	Drive	Driven
	Evaluation material	SCM420 carburized
Material		
Module	3	
Pressure angle (deg.)	20	
Helix angle (deg.)	20	
Number of teeth	16	24
Face width (mm)	6	25
Standard pitch circle diameter (mm)	51.1	76.6

表2 表面硬さおよび残留オーステナイト量
Table 2 Surface hardness and amount of retained austenite phase

		Rolled sintered gear	SCr420 gear
Surface hardness (HV)	before testing	708	717
	after tempering 573K	656	667
Amount of retained austenite phase (%)		14.1	16.0



Rolled sintered gear



SCr420 gear

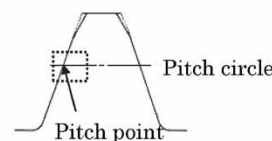


図2 ピッチ点近傍の空孔および介在物
Fig.2 Porosities and inclusions near pitch point

におけるヘルツ接触応力を計算した値である。本試験においても、焼結転造歯車は溶製鋼よりも高い面圧疲労強度が得られることを確認した。

表面硬さと残留オーステナイト量の測定結果を表2に示す。焼結転造歯車と溶製鋼歯車の硬さおよび残留オーステナイト量はほぼ同じであった。

ピッチ点近傍（図中の破線枠部）の断面写真を図2に示す。いずれの歯車においても粗大な介在物は確認されなかったが、焼結転造歯車には多数の微小な空孔が存在していた。そこで、表面近傍および表面から約1mm内側の幅1mm×深さ0.5mmの部分を対象に画像解析を行い、当該領域に含まれる空孔の個数と各空孔の円相当径を算出した。それらの結果を表3に示す。転造により緻密化された表面近傍において10μm以上の粗大な空孔は全体の0.6%とわずかであり、最大径も13.4μmと小さい。このため、空孔の強度への影響は極めて小さいものと考えられる。

歯の表面近傍の残留応力は、電解研磨によって深さ方向に研削することによって測定した。歯たけ方向の残留応力測定結果を図3に示す。焼結転造歯車は溶製鋼歯車と比較して表面近傍に高い圧縮応力が残留していることがわかった。圧縮残留応力は面圧疲労強度の向上に有効であることが知られている⁵⁾ことから、本試験結果

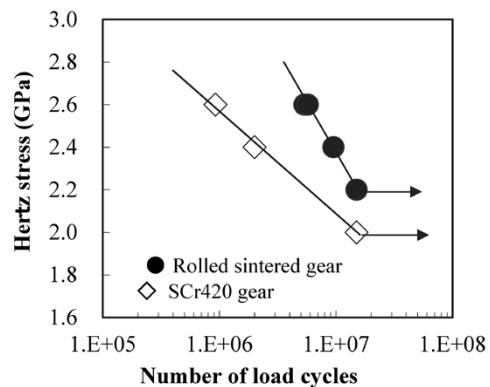


図1 歯車面圧疲労試験結果
Fig.1 Results of fatigue test for gear surface pressure

表3 焼結転造歯車の空孔サイズおよび分布

Table 3 Pore size and distribution of surface-rolled and sintered gear

	Surface	Inside
Mean diameter (μm)	2.8	5.3
Maximum diameter (μm)	13.4	21.6
Ratio of pores (%)	<5μm	89.7
	5~10μm	9.8
	>10μm	0.6

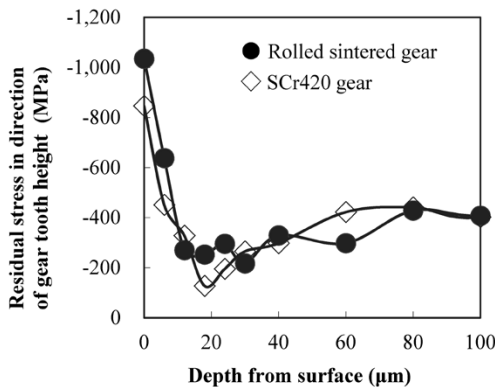
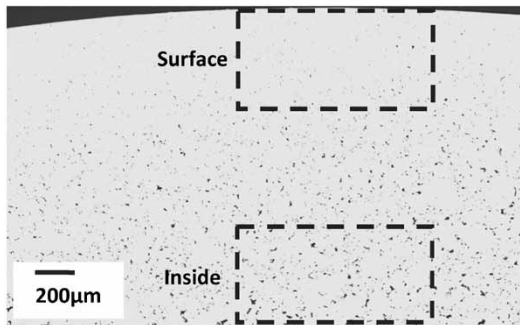


図3 表面近傍の歯たけ方向の残留応力分布
Fig.3 Residual stress distribution near surface

は焼結転造歯車の面圧疲労強度の向上に寄与することを示唆している。

なお、焼結転造歯車と溶製鋼歯車とで残留応力の大きさに差異が生じた要因として、焼結転造歯車は表層近傍と内部で密度差があることが考えられる。すなわち、転造により緻密化した表面近傍と空孔が残存している内部とでは浸炭焼入れ時の変形量が異なる。このため、密度差がほとんどない溶製鋼歯車よりも大きな圧縮残留応力が生じる。これが焼結転造歯車の優れた面圧疲労強度の発現メカニズムであると推察できる。

2. 焼結転造歯車の適用メリット

2.1 転造工程での歯形調整効果

自動車のトランスミッションには、燃費向上の観点からは小型軽量化、走行快適性の観点からは高静粛性が求められている。歯車に対してはそれに応じて強度向上やギヤノイズ低減の要求が高まっている。歯車の歯形精度が強度や騒音に影響することが知られており^{6), 7)}、上記の要求に対応するために近年では歯形精度の向上を目的として実施する歯面研削（以下、歯研という）の採用が増加している。

歯研を行う場合の溶製鋼歯車および焼結転造歯車の製造プロセスを図4に示す。溶製鋼歯車では歯形精度を調整できる工程が歯研工程のみとなる。いっぽう焼結転

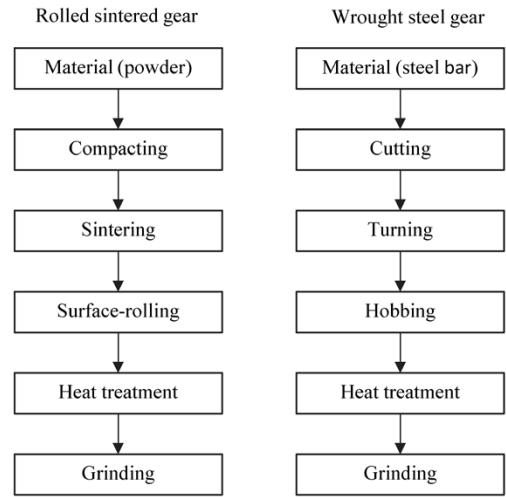


図4 焼結転造歯車と溶製鋼歯車の製造プロセス比較
Fig.4 Comparison of production process between rolled sintered gear and wrought steel gear

表4 試験歯車の諸元（平歯車）
Table 4 Dimensions of test gear (spur gear)

	Drive	Driven
Material	Evaluation material	SCM420 carburized
Module	3	
Pressure angle (deg.)	20	
Number of teeth	13	26
Face width (mm)	6	10
Standard pitch circle diameter (mm)	39.0	78.0

造歯車では、歯研工程だけでなく転造工程でも歯形調整が可能であることが報告されており⁸⁾、転造工程での歯形精度を向上させることによって熱処理後の歯研工程を省略できる可能性が期待される。本章では歯面強度の観点から転造条件の改良による歯形精度向上と歯研省略の可能性について検討を行った。

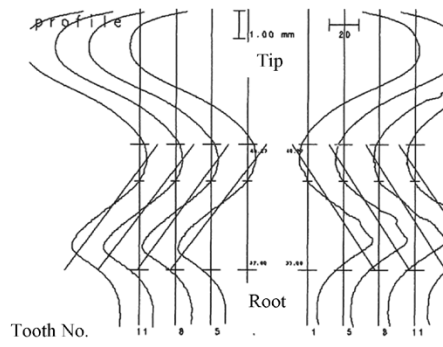
2.2 試験方法

水アトマイズ法により作製した0.5%Ni-1.0%Moブレアロイ粉に0.3%黒鉛粉を加えた混合粉を用いた。ブランク材を密度7.5 g/cm³狙いで成形し、1,120℃×60 min N₂-10%H₂雰囲気焼結を行った。ブランク材から表4に示す平歯車形状に切り出して転造加工を行った後、浸炭焼入れを行った。転造にはプランジ式転造盤を用い、転造代0.14 mmの従来条件で実施した。また、この改良条件として転造代を0.11 mmとし、歯形精度向上のために転造ダイス形状を調整して転造を実施した。浸炭焼入れ条件は、ガス浸炭930℃×120 min、焼戻し160℃×120 minとした。従来条件で転造した歯車は浸炭焼入れ後に歯形精度がJIS N4級となるように歯研を行った。

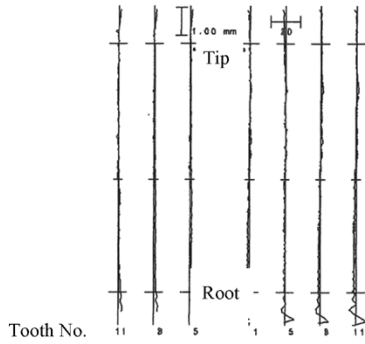
面圧疲労試験は動力循環式運転試験機を用いて行い、荷重繰り返し数が1.5×10⁷を超えても損傷面積が2%に達しないときの荷重を疲労限度荷重とした。

2.3 試験結果および考察

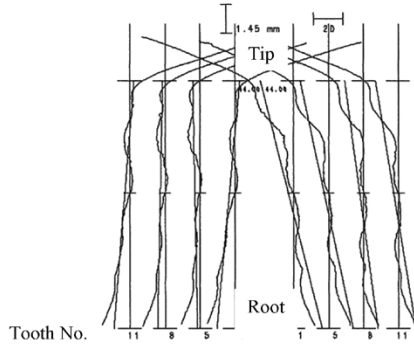
歯形形状の測定結果を図5に示す。(a)図は従来条件で転造した歯車、(b)図は従来条件で転造したものに歯研を行った歯車、(c)図は改良条件で転造した歯車の歯形を示している。歯形精度の改善を狙って改良条件



(a) Surface-rolled under conventional rolling condition (without grinding)



(b) Surface-rolled and ground



(c) Surface-rolled under modified rolling condition (without grinding)

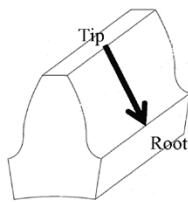
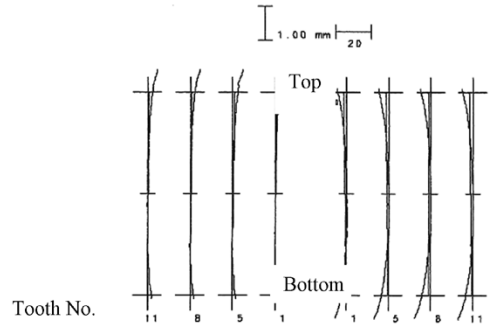
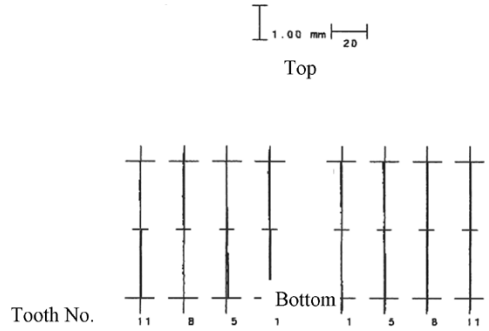


図5 歯形状の比較

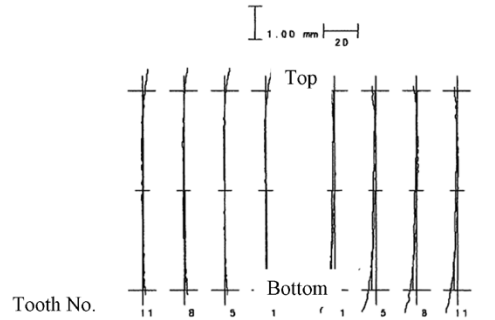
Fig.5 Comparison of tooth profiles



(a) Surface-rolled under conventional rolling condition (without grinding)



(b) Surface-rolled and ground



(c) Surface-rolled under modified rolling condition (without grinding)

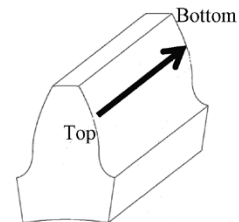


図6 歯すじ形状の比較

Fig.6 Comparison of lead profiles

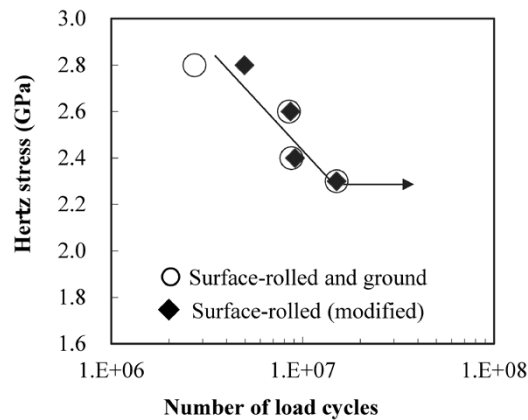


図7 歯車面圧疲労試験結果

Fig.7 Results of fatigue test for gear surface pressure

で転造した歯車は、従来条件と比較して歯形誤差が大幅に低減した。しかし、歯研歯車と同等レベルまでには至らなかった。また、歯すじ形状の測定結果を図6に示す。歯すじ誤差は転造条件および歯研の有無による差はほとんど認められず、いずれも良好な歯すじ精度を示した。

歯車面圧疲労試験結果を図7に示す。従来条件で転造した歯車(a)は運転試験時の振動が大きく、試験機の異常停止が発生して面圧強度を評価できなかった。いっぽう、改良条件で転造した歯車は運転試験時の問題はなく、歯研歯車と同等の面圧疲労強度であった。改良条件で転造した歯車は歯形誤差が十分に小さく歯面強度の低下が生じなかったものと考えられる。転造条件の調整により、歯研を行わなくとも歯研品相当の歯面強度寿命が得られることが示された。

むすび = 焼結転造歯車について高強度化メカニズムおよび適用メリットの検討を行い、以下の結果を得た。

- ①焼結転造歯車には転造によって溶製鋼歯車より大きい圧縮残留応力が生じるため、面圧疲労強度に優れる。
- ②焼結転造歯車は転造工程での歯形精度調整が可能で、条件調整により熱処理後の歯研工程を省略しても歯研材と同等の面圧疲労強度が得られる。

最後に、本検討にあたり転造技術および歯車評価技術に関して多大なご協力をいただいた諏訪東京理科大学、鳥取大学、(株)ニッセーの関係各位に感謝の意を表す。

参考文献

- 1) Teruie Takemasu et al. JSMME. 2011, Vol.5, No.12, p.825-837.
- 2) 西田 智ほか. 粉体および粉末冶金. 2014, Vol.61, No.6, p.318-323.
- 3) 永浜陸久ほか. R&D神戸製鋼技報. 2006, Vol.56, No.3, p.53-58.
- 4) 秦野敦臣ほか. CAMP-ISIJ. 1993, 6, p.796.
- 5) 石倉亮平ほか. 電気製鋼. 2010, Vol.81, No.2, P.99-108.
- 6) 吉崎正敏. 日本機械学会論文集C編. 2001, Vol.67, No.660, p.2651-2658.
- 7) 中村貫太郎. 日本機械学会論文集. 1966, Vol.32, No.238, p.1001-1006.
- 8) Hiroshi Sasaki et al. Procedia Engineering. 2014, Vol.81, p.316-321.



谷口祐司
素形材事業部門
鉄粉ユニット 鉄粉工場



西田 智
素形材事業部門
鉄粉ユニット

(技術資料)

高密度化潤滑剤「KP-300A」を添加した混合鉄粉の特性

佐藤充洋*・谷口祐司・伊藤義浩 (博士(工学))・切石まどか

Properties of Steel Powder Mixture with Newly Developed Lubricant "KP-300A" for High Density Application

Mitsuhiro SATO・Yuji TANIGUCHI・Dr. Yoshihiro ITO・Madoka KIRIISHI

要旨

焼結部品の適用範囲を拡大する方策の一つとして、トランスミッションギアのような高強度部品への適用が検討されており、焼結部品のさらなる高密度化が課題となっている。すなわち、従来の焼結部品の密度は高くても7.2~7.3 g/cm³であり、トランスミッションギアへの焼結部品の適用にあたって、溶製鋼と同等の疲労強度を得るために7.5 g/cm³の密度が必要とされる。

焼結部品の高密度化には鉄粉中の潤滑剤量の低減が有効である。このため、従来よりも潤滑性が向上した層状構造を有する潤滑剤「KP-300A」を開発した。このKP-300Aは、混合粉中の添加量を低減させることが可能である。また、高い熱分解性を有していることから焼結時の拡散が進行することで収縮が大きく、980 MPaの成形圧で約7.50 g/cm³の焼結密度を得ることができる。

Abstract

As one of the measures to expand the applicability of sintered parts, application to high strength parts such as transmission gears is being studied, the challenge being to increase the density of sintered parts. In other words, the density of conventional sintered parts is 7.2 to 7.3 g/cm³ at the highest, and to apply sintered parts to transmission gears, a density of 7.5 g/cm³ is required to obtain a fatigue strength equivalent to that of wrought steel. To increase the density of sintered parts, it is effective to reduce the amount of lubricant in the powder mixture. To this end, Kobe Steel has developed a lubricant, "KP-300A," having a layered structure with improved lubricity compared with that of conventional products. KP-300A can reduce the amount of additives in the mixed powder. Since KP-300A has a high thermal decomposability, it undergoes a large shrinkage with the progress of diffusion during sintering, and a sintering density of about 7.50 g/cm³ is obtained at a compacting pressure of 980 MPa.

キーワード

焼結ギア, 高密度, 潤滑剤

まえがき=粉末冶金技術を利用した焼結部品は、生産性に優れるうえに部品形状の自由度が高いことから自動車用部品として多く用いられている。近年、自動車用焼結部品の軽量・高機能化に伴い、用いられる粉末に対して高密度化や高流動性といった要求特性が高度化している。とくにトランスミッションギアに対しては、高負荷がかかることから溶製材が用いられるのが通常であり、焼結部品の適用にはより高い強度と耐久性が要求される。

焼結部品の強度には部品密度が大きく影響するのが一般的である。このため、高強度化を図るためには密度を高めることが有効である。従来の焼結部品の密度は高くても7.2~7.3 g/cm³である。当社の知見として、トランスミッションギアへの焼結部品の適用にあたって、これまで使用されている溶製鋼と同等の疲労強度（歯車面圧疲労強度 ≥ 2.0 GPa）を得るためには、焼結部品の密度は7.5 g/cm³とする必要があることが分かっている¹⁾ (図1)。

焼結部品の高密度化には温間成形²⁾や金型潤滑成形³⁾などのプロセスによる方法があるが、これらの方法では

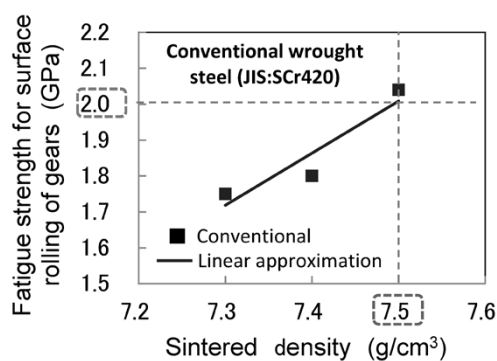


図1 焼結密度と歯車面圧疲労強さの関係
Fig.1 Relationship between sintered density and fatigue strength for surface rolling of gears

付帯設備が必要になりコストアップとなる。いっぽう、焼結部品の製造工程には粉末成形後に部品を金型から抜き出す工程がある。その工程における焼付き防止のために原料の鉄粉に潤滑剤が添加されており、その潤滑剤が高密度化の妨げになる。そのため、焼付きを抑制しつつ潤滑剤の添加量が低減できる高性能な潤滑剤があれば、付帯設備を追加することなく材料の変更だけで高密度化

* 鉄鋼事業部門 鉄粉本部 (新組織名 素形材事業部門 鉄粉ユニット)

が可能となる。

そこで当社は、トランスミッションギアに適用可能な新しい高密度化潤滑剤「KP-300A」を開発した。本稿では、その特長とともにKP-300Aを添加した混合粉末および圧粉体、焼結体の特性を紹介する。

1. 開発した高密度化潤滑剤「KP-300A」

粉末冶金で用いる潤滑剤の特性としては、金型との焼付きを防止するための離型性に加え、粉末が複雑な金型にスムーズに供給されるための流れ性も重要となる。離型性と流れ性とは相反する関係にある⁴⁾の一般的なものである。これまで、当社はこの二つの機能を併せ持つ複合潤滑剤KPシリーズを商品化してきた⁵⁾。今回は、トランスミッションギアのような高負荷環境に耐え得る高強度（高密度）が得られるよう、潤滑剤の構造に着目することによって少量の添加で済む潤滑剤の開発を検討した。そのなかで、黒鉛のような層状構造を有する潤滑剤は成形時の加圧によって粒子が崩れ、へき開によるすべり効果を発揮して高い離型性を示すことが分かった。さらに、この潤滑剤の粒度を最適化することにより、離型性が従来よりも飛躍的に向上した新しい高密度化潤滑剤「KP-300A」の開発に至った。

KP-300Aの特長である高離型性を評価するために、当社製ブレアロイ低合金鋼粉46F4H（0.5%Ni-1.0%Mo組成⁵⁾）に0.3 mass%の黒鉛を配合したトランスミッションギアへの適用を想定した粉末を用意した。上記配合において980 MPa成形で7.5 g/cm³を得るためには、各成分の比重を基にした計算に基づく、潤滑剤添加量を0.5 mass%以下とする必要がある⁵⁾。このため、各潤滑剤（従来剤：EBS、従来高密度剤、開発潤滑剤KP-300A）を0.5 mass%ずつ添加した混合粉末で金型からの抜出し力（離型性の指標）を比較した（図2）。その結果、KP-300Aを添加した混合粉末の抜出し力は高圧成形下において従来の高密度剤よりも小さかった。また、他の潤滑剤で生じているような圧粉体側面の荒れがなく、良好な状態の圧粉体が得られることが確認された（図3）。すなわち、KP-300Aを用いることによってこれまで困難であった0.5 mass%添加での高圧成形が可能であることが分かったことから、トランスミッションギアに適用できることが期待される。

そこで、KP-300Aを含む各潤滑剤を適量添加した混合粉末を対象とする各種特性の評価を行ったので次章以降でその概要を紹介する。

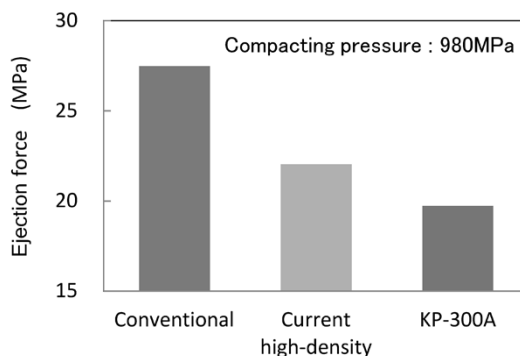


図2 各潤滑剤を添加した混合粉の離型性の比較
Fig.2 Comparison of ejection force of mixed powder with lubricant of 0.5%

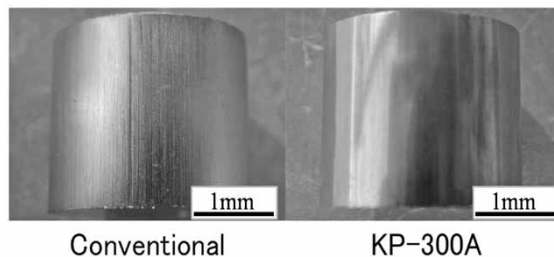


図3 圧粉体の外観
Fig.3 Appearance of green compact

2. KP-300Aを添加した混合粉末の特性評価方法

2.1 供試材の作製

表1に特性評価試験に用いた混合粉末の配合を示す。混合粉末のベース成分はいずれも、0.3 mass%の黒鉛を添加した低合金鋼粉アトメル46F4Hとした。特性評価に用いた潤滑剤は、従来剤、従来高密度剤、およびKP-300Aとした。それぞれの潤滑剤は、焼付きが生じることなく金型成形が可能な適正量である0.75 mass%、0.60 mass%および0.50 mass%を添加して供試材を作製した。

2.2 粉体特性評価

供試材の見掛密度と流動度を、それぞれ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。

2.3 圧粉体特性評価

フローティングダイ方式の金型を用いて供試材を円柱形状（φ25×20 mm）に成形した。成形圧力を686 MPa、784 MPa、882 MPa、980 MPaとしたときの粉末の圧縮性を示す圧粉密度と離型性を示す抜出し力を測定した。

圧粉体強さは、JIS Z 2511に基づき686 MPaおよび980MPaの成形圧力で31.8×12.6×6 mmの圧粉体を成形し、3点曲げによる抗折強さを測定した。また、JPMA

表1 特性評価試験に用いた混合粉末の配合

Table 1 Composition of powder mixtures used for characterization test

ID	Base composition	Lubricant	Addition amount
Conventional	46F4H-0.3mass%Gr	EBS	+0.75mass%
Current high-density		Current high-density	+0.60mass%
KP-300A		Newly developed "KP-300A"	+0.50mass%

P 11-1992に基づき、同様の成形圧力条件でφ11.28×10 mmの圧粉体を作製し、圧粉体の成形性評価指標の一つであるラトラ値を測定した。

2.4 焼結体特性評価

焼結体の特性評価として、圧縮性評価で使用した円柱形状の圧粉体および外径30 mm、内径10 mm、高さ10 mmの円筒形圧粉体を686 MPaおよび980 MPaで成形して作製した供試材を対象に、N₂-10 vol%H₂雰囲気下、1,393 K×30 minの条件でプッシュヤ式焼結炉によって焼結を実施した。得られた円柱焼結体の密度と寸法変化率、および円筒焼結体の圧環強さや見掛硬さを測定した。また、焼結時の圧粉体の寸法変化挙動を観察するため、圧粉密度7.40 g/cm³の直方体形状(8×8×33 mm)の圧粉体を用意し、熱膨張測定装置(東京工業株式会社製ディラトメータ)を用いて焼結時の寸法変化を連続的に測定した。

3. KP-300Aを添加した混合粉末の特性評価結果と考察

3.1 粉体特性の評価結果

各潤滑剤の見掛密度および流動度を表2に示す。KP-300Aを添加した混合粉末の見掛密度や流動度は、その他の材料と同等である。

3.2 圧粉体特性の評価結果

圧粉体の離型性および圧縮性の評価結果をそれぞれ図4および図5に示す。いずれの混合粉末も同じ密度における抜出し力は同等であるが、KP-300Aは潤滑剤添加量が少量であるため、他の材料に比べて高い圧粉密度が得られた。

また、図6に圧粉体の密度と強さの関係、図7に圧粉体の密度とラトラ値の関係を示す。KP-300Aは他の潤滑剤に比べて圧粉体強さが高く、ラトラ値が低いことから、高い成形性を有していることが分かる。

表2 各潤滑剤の見掛密度と流動度の比較

Table 2 Comparison of apparent density and flow rate of each lubricant

Characteristic	Conventional	Current high-density	KP-300A
Apparent density (g/cm ³)	3.26	3.17	3.17
Flow rate (s/50g)	22.4	24.0	22.1

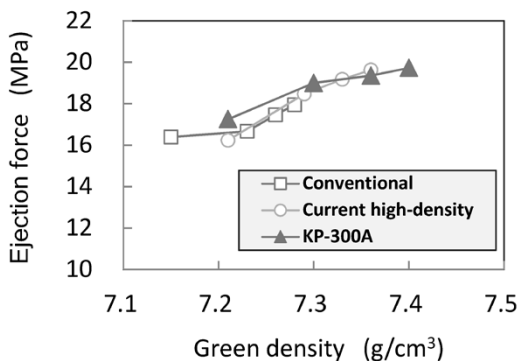


図4 圧粉密度と抜出し力との関係

Fig.4 Relationship between green density and ejection force

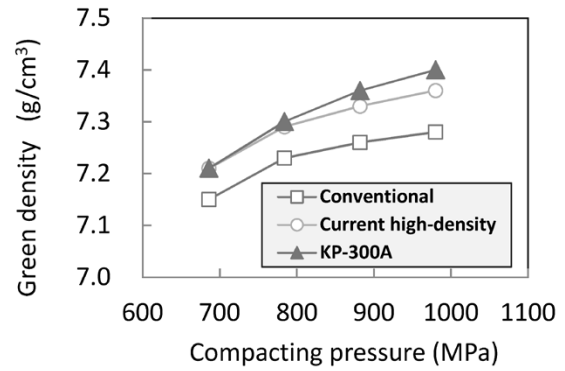


図5 成形圧と圧粉密度との関係

Fig.5 Relationship between Compacting Pressure and Green Density

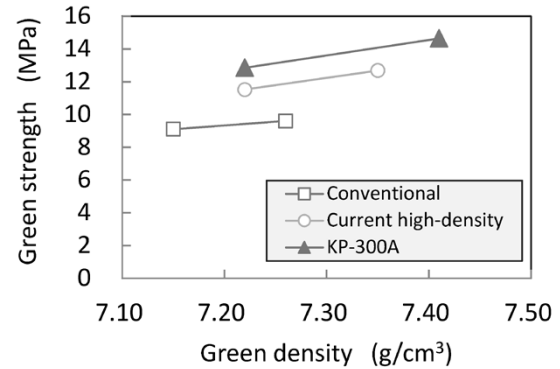


図6 圧粉体の密度と強さの関係

Fig.6 Relationship between density and strength of mixed green compacts

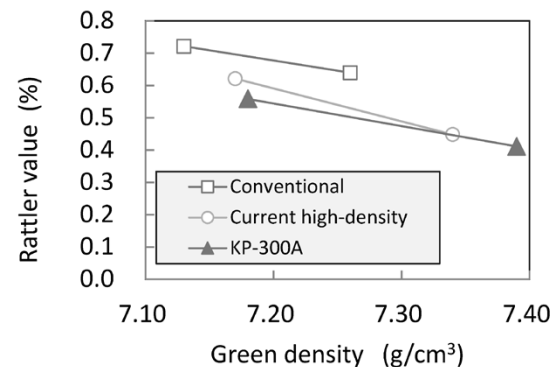


図7 圧粉体の密度とラトラ値の関係

Fig.7 Relationship between green density and rattler value of mixed green compacts

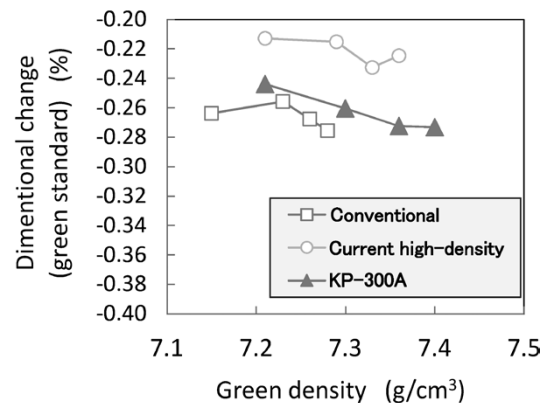


図8 圧粉体の密度と寸法変化率との関係

Fig.8 Relationship between green density and dimensional change of mixed green compacts

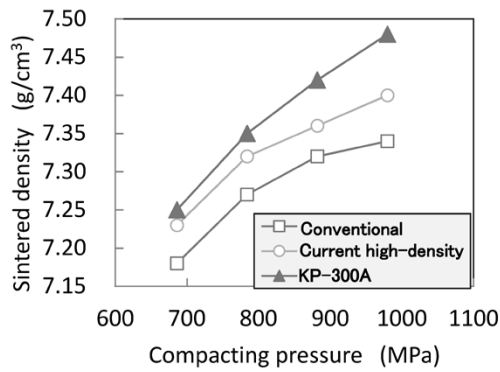


図9 圧粉体の成形圧と焼結密度の関係

Fig. 9 Relationship between compacting pressure and sintered density of mixed green compacts

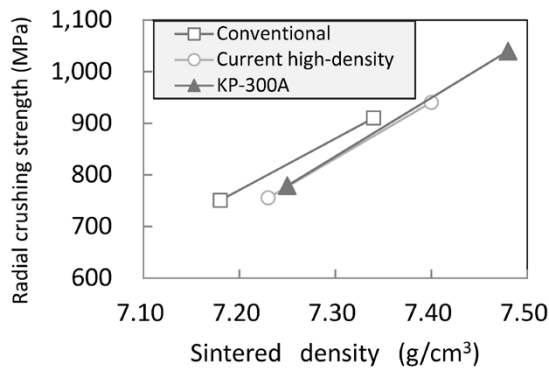


図10 圧粉体の焼結密度と圧環強さの関係

Fig. 10 Relationship between sintered density and radial crushing strength of mixed green compact

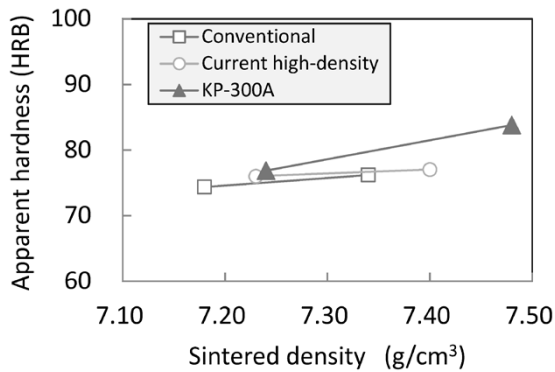


図11 圧粉体の焼結密度と見掛硬さの関係

Fig. 11 Relationship between sintered density and apparent hardness of mixed green compacts

3.3 焼結体特性の評価結果

図8に圧粉体の密度と焼結による寸法変化率の関係、図9に成形圧と焼結密度の関係を示す。また、焼結密度と圧環強さ、および見掛硬さとの関係をそれぞれ図10および図11に示す。KP-300Aは焼結時の寸法変化率が大きく、寸法収縮幅が従来高密度材より大きい。このため、より高い焼結密度が得られており、それにより高い強度や硬さが得られている。またKP-300Aは、980 MPaの成形圧力において溶製材と同等の面圧疲労強度となる焼結密度7.5 g/cm³が得られることが確認された。

3.4 焼結時における圧粉体寸法変化挙動の評価と考察

従来高密度材とKP-300Aを対象に、焼結時の圧粉体

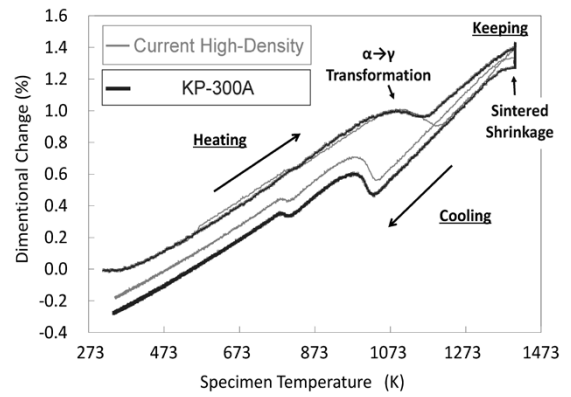


図12 焼結時の圧粉体の寸法変化挙動

Fig. 12 Dimensional change behavior of mixed green compacts during sintering

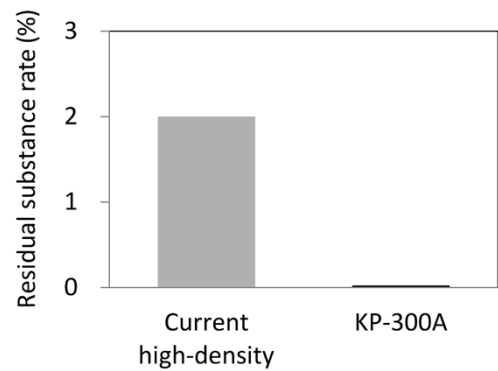


図13 潤滑剤の残渣量の比較

Fig. 13 Comparison of amount of residual lubricant

の寸法変化挙動を連続的に測定した結果を図12に示す。両者とも圧粉体の温度が上がるにつれ膨張するなか1,000 K付近で $\alpha - \gamma$ 変態が開始し、従来高密度材よりもKP-300Aのほうが早く変態が完了していることが分かる。その後1,393 Kで30 minの均熱保持中に、KP-300Aは従来高密度材よりも大きく焼結収縮している。この収縮の差が冷却後の最終的な寸法変化率の差につながっていることが分かる。

潤滑剤の違いによる熱処理中の寸法変化挙動を解明するため、潤滑剤の熱分解性について調査した。熱分解性の評価として、従来高密度材とKP-300Aをそれぞれ1,273 KのN₂雰囲気中で加熱した後の潤滑剤の残渣(ごんさ)量を測定した。測定結果は図13に示すとおり、KP-300Aは残渣がなく良好な熱分解性を有していることが分かった。圧粉体に添加したKP-300Aの残渣がないことから、鉄粉への炭素の浸炭阻害が抑制され $\alpha - \gamma$ 変態が早く完了したと考えられる。また、焼結においても余分な残渣がないことから鉄粉粒子同士の接触面が増える。それがネック(粒子の結合)形成に優位に働いて拡散が進行し、焼結収縮が促進されたと推察される。これによりKP-300Aを添加した圧粉体は、他の潤滑剤を添加した圧粉体より高い焼結密度が得られたと考えられる。

むすび=当社は潤滑剤の構造が離型性に影響を与える可能性に着目し、黒鉛のような層状構造により高い離型性を発揮する新しい高密度潤滑剤「KP-300A」を開発した。

本稿ではその特長と、KP-300Aを添加した混合粉末の特性について紹介した。

KP-300Aは従来の潤滑剤に比べて高い離型性を有することから、潤滑剤の添加量の低減を可能にし、付帯設備を追加することなく高い圧粉密度が得られることが分かった。また、熱分解性を有するため焼結時に進行する拡散による収縮が大きく、980 MPa成形で約7.50 g/cm³の焼結密度が得られた。すなわち、開発した高密度化潤滑剤KP-300Aを用いることにより、トランスミッションギアのようなより高い強度と耐久性が求められる自動車用部品に対する焼結部品の適用が期待される。

参 考 文 献

- 1) 西田 智ほか. R&D神戸製鋼技報. 2016, Vol.66, No.1, p.61-67.
- 2) 鈴木浩則ほか. R&D神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.70-73.
- 3) 北条啓文ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.68-71.
- 4) 鈴木浩則ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.64-67.
- 5) 鈴木浩則ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.70-74.
- 6) 吉田真規ほか. R&D神戸製鋼技報. 1997, Vol.47, No.2, p.54-57.



佐藤充洋

鉄鋼事業部門 鉄粉本部
(新組織名 素形材事業部門 鉄粉ユニット)



谷口祐司

鉄鋼事業部門 鉄粉本部
(新組織名 素形材事業部門 鉄粉ユニット 鉄粉工場)



伊藤義浩

技術開発部門 機械研究所



切石まどか

技術開発部門 機械研究所

(解説)

TiAl 金属間化合物の溶解鑄造技術

松若大介*・西村友宏・工藤史晃・森川雄三・石田 斉

Melting and Casting Technologies for Titanium Aluminide Intermetallics

Daisuke MATSUWAKA・Tomohiro NISHIMURA・Fumiaki KUDO・Yuuzo MORIKAWA・Hitoshi ISHIDA

要旨

チタンアルミ金属間化合物基合金 (TiAl) は、軽量で高温強度や耐酸化特性に優れる。このため、燃費削減ニーズなどを背景に、民間航空機用ジェットエンジンの低圧タービンプレードへの採用が進んでいる。

当社は、国際競争力を有したTiAl素材の製造技術の開発に取り組み、高濃度のアルミを添加することによって酸素溶解度が低下する現象を利用した溶解脱酸法を考案し、0.03 mass%以下の酸素濃度を実現した。また、CCIM法を用いた溶解鑄造プロセス構築による成分狭幅制御 (Al成分 ± 0.3 mass%)や鑄造歩留りの改善 (従来比+25%以上)も実現した。チタンスクラップのリサイクル技術の詳述とともに、今後の展望について述べた。

Abstract

Alloys based on the titanium aluminide (TiAl) intermetallic compound are lightweight and have excellent high temperature strength and oxidation resistance. Therefore, they are being increasingly used in low-pressure turbine blades of jet engines for commercial aircraft, against the backdrop of fuel consumption reduction needs and the like. Kobe Steel has been working on the development of a manufacturing technology for TiAl material with international competitiveness, devised a melt deoxidation method utilizing the phenomenon of decreased oxygen solubility when high concentration aluminum is added, and achieved an oxygen concentration of 0.03 mass% or less. The company has also realized a narrow composition range (Al content ± 0.3 mass%) and improved casting yield (+25% or higher compared with the conventional method) by constructing a melting and casting process using the cold crucible induction melting (CCIM) method. This paper also details the technology for recycling titanium scrap and describes future prospects.

キーワード

TiAl, チタンアルミ, コールドクルーシブル誘導溶解, 溶解, 鑄造, 脱酸, リサイクル

まえがき = チタンアルミ金属間化合物基合金 (以下、TiAlという) は、Ni基合金に比べて密度が約半分と軽量であり、かつ高温強度や耐酸化特性に優れる。このため、近年の燃費削減ニーズやCO₂排出抑制を背景に、民間航空機用ジェットエンジンの低圧タービンプレードへの採用が進んでいる^{1), 2)}。

TiAlの現在のデファクトスタンダードとなっている48-2-2合金 (Ti-48Al-2Cr-2Nb at.%) はゼネラル・エレクトリック社が開発した。その後、1990年代にTakeyamaらが鍛造用合金の組織設計指導原理を示す^{3)~5)}など先駆的な研究開発が精力的に行われ、環境意識の高い欧州でTiAlの実用化が進んでいる。今後、実用化がさらに進むにつれて次世代航空機エンジンでの採用拡大が期待されるとともに、他分野へも波及する可能性がある^{6)~8)}。

我が国では、内閣府が主導する戦略的イノベーション創造プログラム (Cross-ministerial Strategic Innovation Promotion Program, 以下SIPという) において、耐熱性向上の組織設計指針とこれを実現するための製造技術開発 (ジェットエンジン用高性能TiAl基合金の設計・製造技術の開発) が推進された⁹⁾。

本稿では、TiAl素材の製造技術 (溶解・鑄造・リサイクル) における諸課題を示すとともに、量産技術の確立に向けた当社におけるこれまでの取り組み成果と今後の

展望を述べる。

1. TiAl素材の製造技術

1.1 代表的な溶解鑄造プロセスおよび技術課題

TiAlの溶解鑄造技術としては、チタンあるいはチタン合金に採用されている真空アーク溶解 (Vacuum Arc Remelting, 以下VARという) のほか、電子ビーム溶解 (Electron Beam Melting) やプラズマアーク溶解 (Plasma Arc Melting, 以下PAMという)、真空誘導溶解 (Vacuum Induction Melting)、およびコールドクルーシブル誘導溶解 (Cold Crucible Induction Melting, 以下CCIMという) などの特殊溶解プロセスが適用される¹⁰⁾。

TiAlに対しては、その用途から高い品質が求められる。このため、とくに材料組織 (製品特性を左右) に大きく影響する成分均質性の確保や鑄造欠陥の低減が課題となる。このような高い品質を満たすため、世界最大手のGfE社 (独) はVAR法で素材を溶解した後、遠心鑄造法で鑄造を行っている¹¹⁾。また原料が高価なことから、航空機エンジンへの採用拡大とともに、スクラップのリサイクルなどによる低コスト化が今後ますます重要となることが予想される。

* 技術開発本部 材料研究所 (現 技術開発本部 ソリューション技術センター)

1.2 CCIM法による溶解鑄造技術

前節で紹介した各プロセスを技術課題ごとに比較した結果を表1に示す。この表からも分かるように、スクラップリサイクルや成分均質性の観点も考慮するとTiAlの溶解鑄造プロセスとしてはCCIM法が最も適していると考えられる。そこで本稿では、CCIM法におけるこれまでの取り組みの成果を紹介する。

上述したように、TiAlの溶解においては成分を所定の濃度に制御することが重要となる。CCIM法は誘導加熱によって対象物を強攪拌（かくはん）して均質に溶解する方式（図1）である。溶解容器に分割型水冷銅坩堝（るつぼ）を使用するため、水冷銅と接触する部分に凝固スカル（凝固殻）が形成される。そこで当社は、この現象を考慮してあらかじめ原料の配置や配合、添加順序を最適化した。こうした取り組みによって同一組成を連続的に溶解する際のTiAl合金中のAl濃度を狭幅制御（狙いに対して±0.3 mass%）することができた。また素材の高品質化や低コスト化に対しては、TiAlの鑄造における鑄造欠陥を低減することによって健全な素材の歩留りを向上させることが有効である。当社は、CCIM法を用いた溶解プロセスにおいて、鑄造速度を制御することによって鑄造欠陥のない健全な素材を製造する技術を開発し、水冷銅坩堝を傾けて下方に設置した鑄型に溶湯を流

し込む従来製法に比べて、歩留りを25%以上改善できた。

1.3 TiAlのスクラップリサイクル技術

チタンスクラップをリサイクルする際の最大の障害は不純物元素の増加であり、その主たる不純物元素の一つが酸素である。これまでさまざまな手法によるチタンからの脱酸が試みられているが^{12)~16)}、チタンからの脱酸は熱力学的に困難である。

TiAlにおいても工業的には社内で発生するスクラップリサイクルのみにとどまっておらず、過度に汚染されたスクラップリサイクルの実用化に向けてはさまざまな課題がある。このため、チタンと同様に活性な金属であるTiAl向け原料には酸素濃度の低い高品位な原料を使用せざるを得ない。

そこで当社は、一般的なTiAl中のアルミ濃度が30~40 mass%より高くなった際に金属間化合物中の酸素溶解度が著しく低下するという熱力学的な特徴に着目し、TiAl溶解中にアルミを添加することによる脱酸プロセスの成立性を検証した（図2）。図3にその結果を示す。0.8 mass%の酸素を含有するTiAlをPAMあるいはCCIMで溶解して金属Alを添加した結果、40 mass%超の高Al領域において0.1 mass%以下まで脱酸できることを明らかにした。この脱酸反応における脱酸生成物は

表1 TiAl溶解プロセスにおける技術課題の比較

Table 1 Comparison of technical issues in melting processes for TiAl

Melting process	Atmosphere	Heat source	Homogeneity & composition controllability	Scrap recycle	Total
VAR (skull melt-pour)	Vacuum	Arc	△ : Fair ・double/triple melt required ・evaporation loss (Al, Cr, etc.)	△ : Limited flexibility for electrode preparation	△ Fair
EBM	High vacuum	Electron beam	× : No good ・high evaporation loss (Al, Cr, etc.)	○ : Normal flexibility	× Bad
PAM	Inert-gas	Plasma arc	○ : Good ・depend on blended compositions of additional materials	○ : Normal flexibility	○ Good
CCIM	Inert-gas	Induction heating	◎ : Excellent ・strong magnetic stirring	◎ : High flexibility	◎ Excellent

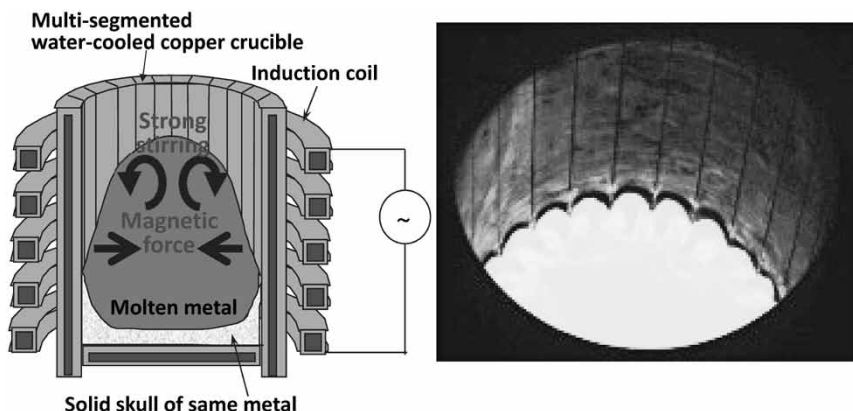


図1 CCIM法の概略図

Fig.1 Schematic diagram of CCIM (Cold Crucible Induction Melting)

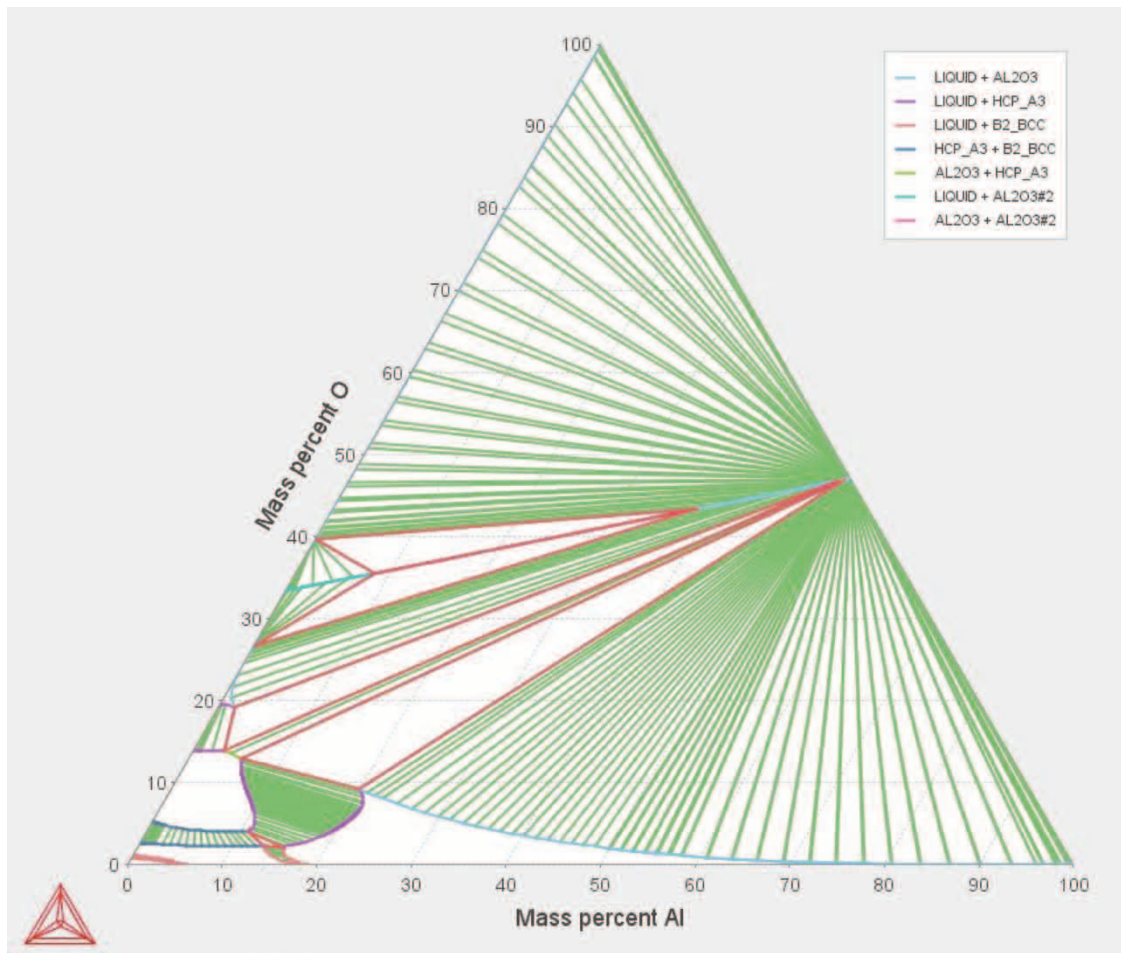


図2 Ti-Al-O 3元系等温断面図 (1,973K)

Fig.2 Ternary isothermal section of Ti-Al-O at 1,973K (calculated by Thermo-Calc)

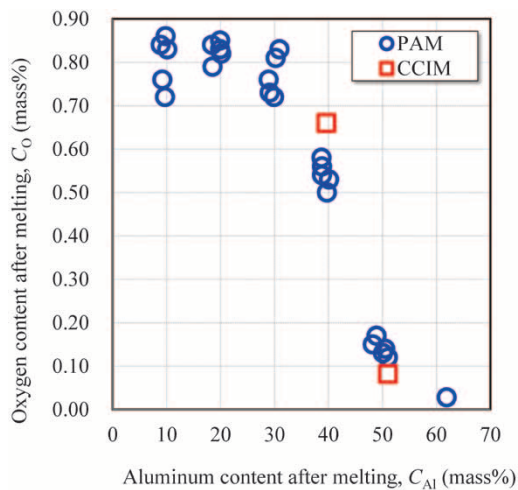


図3 溶融TiAl中脱酸挙動のAl濃度依存性

Fig.3 Effect of aluminum content on deoxidation behavior in molten TiAl

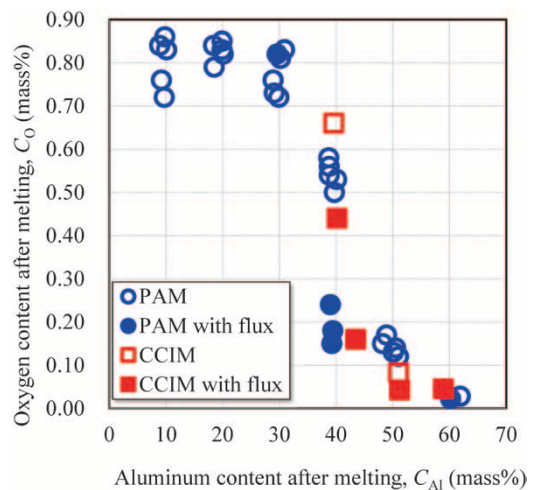


図4 フラックス添加の影響

Fig.4 Effect of flux addition

Al₂O₃であることが確認できた。

そこで、さらなる酸素濃度の低減に加えて溶融TiAlとAl₂O₃とを分離するため、フラックスを添加した。フラックスには、低融点(溶融しやすく反応性が高い)である点およびAl₂O₃の溶解度が大きい点からCaO-CaF₂系を選定した。図4にフラックスを添加したときの結果を示す。同じAl濃度でのフラックス添加の有無による酸素濃度を比べると、狙いどおり、フラックス添加によって酸素濃度が低減していた。また、フラックスを添

加しない場合、脱酸生成物であるAl₂O₃(図5上図の斑点状析出物)はTiAl中に点在しており、脱酸後のTiAlとの分離が問題となる。しかしながらフラックス添加によって、溶解後に凝固したTiAl中からAl₂O₃が排斥されている(図5下図)ことも確認できた。これは、溶融したフラックス中にAl₂O₃が吸収された結果と考えられる。また、得られたAl濃度の高いTiAlを原料に、成分調整のためにTiを添加してAl濃度を希釈していくと、残存したAl₂O₃が分解される(再びTiAl中に溶存する)こと

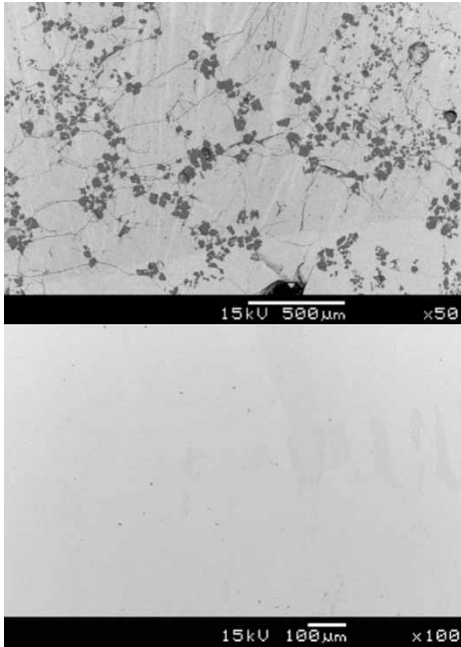


図5 溶解後のサンプル断面SEM像（フラックス添加なし（上），フラックス添加あり（下））
Fig.5 SEM images of sample cross-sections after melting without flux (upper) and with flux (lower)



図7 パイロット規模のCCIM炉外観
Fig.7 Appearance of pilot-scale CCIM furnace

3. 今後の展望

航空機産業は今後も年率5%程度の成長が予測されており、TiAlの市場拡大も期待される。TiAlのさらなる採用拡大に向けては、素材の高品位化・低コスト化が最も重要となる。とくに、高価な元素を含むスクラップのリサイクルの重要性がますます増大していくことが予測される。このため当社は、高Al溶解脱酸法やスクラップの形状が制約されないCCIM法が量産技術として有力になり得ると考えている。

また、積層造形技術が普及し、そのメリットやデメリットの理解が進んでいくことにより、現行の部材製造技術（精密鑄造・恒温鍛造・総切削など）からの転換が進み、TiAl粉末の需用が急増することが期待される。いっぽう、粉末製造においても高品位・低コストの素材製造技術は必要不可欠である。これらの将来課題に対してもSIP第2期の課題の一つである「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」における「高性能TiAl基合金動翼の粉末造形プロセス基盤技術構築と開発」に参画し、引き続き、TiAl量産の基盤技術として高度化を図っていく計画である。

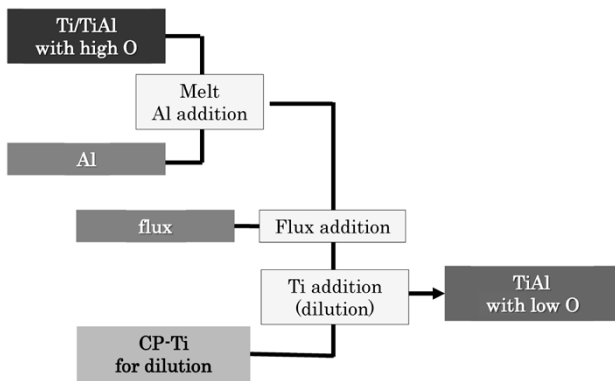


図6 TiAl脱酸プロセスの概略図
Fig.6 Schematic diagram for TiAl deoxygenation process

も確認しており、この考察が裏付けられた。

本原理を活用した溶存酸素の高いスクラップのリサイクル技術（以下、高Al溶解脱酸法という）は、溶解中に脱酸反応が進むため反応速度も速い。TiAlであればTi添加量（Al濃度の希釈量）も少なくても良いため、今後の実用化に向けた発展が期待できる。図6に本プロセスの概略図を示す。

2. 量産技術確立への取り組み

冒頭で述べたとおり当社は、SIPにおける課題である「次世代ジェットエンジン用高性能TiAl基合金の設計・製造技術の開発」において、CCIMによる「高品位・低コストインゴット製造技術」の開発に取り組んできた。これまでに、量産化に向けた技術確立を目的に導入したパイロット規模のCCIM設備（図7）を用い、高品質を実現するための溶解条件適正化によるAl濃度の狭幅制御や、鑄造条件適正化による鑄造欠陥の低減と歩留りの向上を実証した。

むすび＝低コスト・高品質のTiAl溶解鑄造プロセスの開発に取り組み、以下の結果を得た。

- (1) 原料配合・配置および添加順序などの最適化によって、同一組成を連続的に溶解する際のTiAl合金中のAl濃度を狭幅制御（狙いに対して±0.3 mass%）することができる。
- (2) 鑄造速度を制御することによって鑄造欠陥のない健全な素材歩留りを従来比25%以上改善することができる。
- (3) Al濃度の増加に伴って金属間化合物中の酸素溶解度が低下する現象を利用した溶解脱酸プロセスを考案した。

また、本研究（の一部）は、内閣府総合科学技術・イノベーション会議の戦略的イノベーション創造プログラム（SIP）「革新的構造材料」（管理法人：JST）によって実施されました。

参 考 文 献

- 1) 藤村哲司ほか. IHI技報. 2008, Vol.48, No.3, p.153-158.
- 2) 竹川光弘ほか. IHI技報. 2013, Vol.53, No.4, p.16-19.
- 3) 竹山雅夫ほか. 塑性と加工. 2015, Vol.56, No.654, p.535-539.
- 4) YW. Kim. 日本金属学会会報. 1993, Vol.32, No.2, p.73-77.
- 5) E. Schwaighofer et al. Intermetallics. 2014, Vol.44, p.128-140.
- 6) T. Tetsui. Materials Science and Engineering:A. 2002, Vol.329-331, p.582-588.
- 7) 錦織貞郎. 金属. 2006, Vol.1038, No.7, p.738.
- 8) 小柳禎彦ほか. チタン. 2015, Vol.63, No.4, p.303-306.
- 9) 内閣府. 戦略的イノベーション創造プログラム (SIP) 第1期課題評価最終報告書. <https://www8.cao.go.jp/cstp/gaiyo/sip/saishuhokoku.html>, (参照2020-03-26).
- 10) 草道龍彦ほか. R&D神戸製鋼技報. 1999, Vol.49, No.3, p.13-14.
- 11) V. Guthier. Intermetallics. 2018, Vol.103, p.12-22.
- 12) G. Z. Chen. nature. 2000, Vol.407, p.361-364.
- 13) 小野勝敏ほか. まてりあ. 2002, Vol.41, No.1, p.28-31.
- 14) 岡部 徹. 軽金属. 2005, Vol.55, No.11, p.537-543.
- 15) 池田 貴ほか. 生産研究. 1994, Vol.46, No.6, p.298-305.
- 16) Y. Xia. MATERIALS TRANSACTIONS. 2017, Vol.58, No.3, p.355-360.



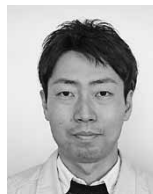
松若 大介

技術開発本部 材料研究所
(現 技術開発本部 ソリューション技術センター)



西村 友宏

技術開発本部 材料研究所



工藤 史晃

(株)コベルコ科研
材料ソリューション事業部 材料評価技術部



森川 雄三

チタン本部 チタン製造室
(新組織名 素形材事業部門
チタンユニット チタン工場 製造部)



石田 斉

技術開発本部 材料研究所

(論文)

チタン合金鍛造材における局所集合組織領域の形態評価技術

伊藤良規*・高峯弘行 (博士(工学))・佐伯翔吾・辻 伸泰 (博士(工学))

Evaluation for Morphology of Regions Having Microtexture in Ti-6Al-4V Alloy Forging Products

Yoshinori ITO・Dr. Hiroyuki TAKAMATSU・Shogo SAEKI・Dr. Nobuhiro TSUJI

要旨

チタン合金鍛造材の内部には、 α 相の結晶方位が類似の局所集合組織領域が形成される。この局所集合組織領域は機械的特性の劣化を引き起こすため、その形態評価が重要である。本稿では、SEM/EBSD法との比較検討により、超音波測定による後方散乱信号を活用することで、局所集合組織領域の形態を評価できることを示した。

Abstract

Titanium alloys contain regions having microtexture in which the crystallographic orientation of the alpha phase is similar. Because the regions with microtexture deteriorate mechanical properties, it is important to evaluate their morphology. In this study, ultrasonic measurement was conducted and then compared with characterization results obtained by the SEM/EBSD method. It has been verified that backscattered signals by ultrasonic measurement can be used for the evaluation of the regions having microtexture.

キーワード

チタン合金, 局所集合組織, マクロゾーン, SEM/EBSD, 超音波, 後方散乱信号

まえがき=チタン合金は比強度に優れるため航空機産業用途で多く使用される。汎(はん)用性のあるチタン合金はTi-6Al-4Vである。その組織はhcp構造の α 相とbcc構造の β 相から成り、室温での α 相分率は約9割である^{1), 2)}。

チタン合金の機械的特性は、主に α 相の組織形態に依存する。そのため高い疲労強度と延性が求められる用途では α 相組織を粒状に制御している。そのプロセスの概略はつぎのとおりである。まず、 β 単相が安定な高温域から室温へ冷却する過程でラメラ状の α 相組織を形成させる。つぎに、 $\alpha + \beta$ の2相が安定な温度域での熱間鍛造を繰り返し、 α 相の形態を粒状 α とする。その後、必要に応じて $\alpha + \beta$ 域での溶体化熱処理と時効熱処理を施す。

光学顕微鏡観察で認められる熱間鍛造後の α 粒のサイズは10~20 μm 程度と微細である。しかし、数100 μm を超える範囲にわたって α 粒が類似の結晶方位を有する局所集合組織の形成が報告されており、このような領域はmacrozoneもしくはmicrotextured regionと呼ばれている^{3)~14)}。本稿ではこれを局所集合組織領域と称する。局所集合組織領域は一つの大きな結晶粒のように振舞い、疲労特性に悪影響を及ぼすといわれている^{3), 4)}。そのため、品質に優れるチタン合金鍛造材を提供するため

には、局所集合組織領域の形成状態の評価が重要である。

局所集合組織領域は一般的に、走査型電子顕微鏡内での電子線後方散乱回折(SEM/EBSD)法^{15), 16)}にて評価される。この方法には、広範囲の測定に長時間を要するうえに破壊評価が必要という欠点がある。そのため、超音波を活用した非破壊での評価方法が検討されている^{11), 12)}が、断面形状の評価にとどまっている。

局所集合組織領域(あるいは広義の意味の金属組織)は超音波の散乱挙動に影響を及ぼすといわれている。Gintyらは、Ti-5Al-6V-2Sn合金鍛造材を用いた検討において、マクロ組織で観察される平坦な粒界に対して垂直方向に超音波を入射させた場合、後方散乱信号(入射方向に対して逆方向に散乱する超音波の信号)強度が最大になると報告している¹⁷⁾。Humbertらは、IMI834合金鍛造材において、長く伸びた局所集合組織が平行に多数配列している組織形態を観察し、伸長方向に垂直な方向に超音波を入射した際、高い後方散乱信号強度が得られることを示した⁷⁾。その理由として、局所集合組織の配列に起因して結晶方位の擬周期的な変動(後述する弾性率の変動に相当する)が生じるため、と考察している。しかしながら、超音波の後方散乱挙動に及ぼす局所集合組織の影響について、定量的には不明な点が多い。

* 技術開発本部 材料研究所

そこで当社は、Ti-6Al-4V合金の円柱素材に対して局所集合組織の形成状態と超音波の後方散乱挙動に及ぼす影響を調査した¹⁸⁾。その結果、素材長手方向に伸びた局所集合組織領域が形成されており、超音波の入射方向による後方散乱信号強度の異方性を示した。さらにこの異方性は、局所集合組織に起因して形成される弾性率の変動で説明できることを示した。

本研究は、先の研究¹⁸⁾をさらに発展させたものである。すなわち、局所集合組織の3次元的な形態評価を行うべく、超音波の入射方向と入射角度が後方散乱信号強度に与える影響を明らかにすることを目的とした。対象とした素材は、 $\alpha + \beta$ 域で円柱形状に鍛伸し、粒状 α 組織を有するTi-6Al-4V合金鍛造材である。

1. 実験方法

1.1 供試材の作製

素材にはTi-6Al-4V合金を用いた。 β 単相域となる最低温度(β トランザス)は988℃である。直径405mmの円柱素材を β 単相域に加熱保持後、水冷した。表面の酸化スケールを除去した後、 $\alpha + \beta$ 域の熱間温度域で鍛伸加工とアップセット鍛造を複数回実施し、直径165mmの円柱素材を得た。なお、鍛造後は室温まで空冷した。この円柱素材から試験片を切り出して評価に供した。試験片の切り出し要領と円柱素材の座標系との対応を図1に示す。以後、円柱素材の接線方向(TD)に垂直な面を縦断面、長手方向(AD)に垂直な面を横断面と称す。

1.2 円柱素材の組織とSEM/EBSD測定

円柱素材の縦断面に対して観察した光学顕微鏡組織を図2¹⁸⁾に示す。図中、塊状に認められる灰色の領域が粒状 α であり、組織の大部分の領域を占めている。この倍率の写真では判別が難しいが、粒状 α の間げきは、板状の α 相と残留 β 相で構成されている。

本研究では、局所集合組織領域を評価するため、走査型電子顕微鏡内にて電子線後方散乱回折(SEM/EBSD)測定を行った。その際、3次元形態を評価するため、縦断面と横断面をそれぞれ評価した。

1.3 超音波測定

試験片の形状は半径方向(RD)、AD、TDの長さがそれぞれ52mm、35mm、57mmの直方体である。超音波

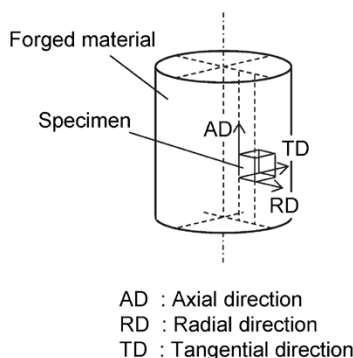


図1 円柱素材からの試験片採取位置と座標系
Fig.1 Schematic illustration of specimen position in forged material and coordinate system

測定には10 MHzの周波数を用いた。チタン合金中を伝播する波長は約600 μ mである。フラット探触子を試験片とともに水に浸して探触子から超音波を送信し、素材内部からの後方散乱信号を同じ探触子で受信した。送信した超音波はパルス状の平面波である。入射波の送信方向は円柱素材のRDとADの2方向とした。RDからの測定においては、RDを基準(0°)に入射角度を傾斜させた測定を行った。ADに平行方向、およびTDに平行方向の2方向に沿って、探触子をそれぞれ傾斜させた。傾斜角度をそれぞれ-4°から+4°の範囲で、1°ピッチで傾斜させて測定した。解析に十分な信号強度を得るために、後方散乱信号は40 dBのゲインで増幅させた。素材内部に超音波を伝播させた際に生じる後方散乱信号の強度を素材の深さ方向に対して平均化した値を求め、解析に用いた。以後、この平均化した値を後方散乱信号強度と表現する。

1.4 超音波測定の基本原理

超音波は素材内を伝播し、音響インピーダンスが異なる二つの領域の界面で散乱する。音響インピーダンスは式(1)と式(2)で表される。

$$Z = \sqrt{\rho \cdot V_L} \dots\dots\dots (1)$$

$$V_L = \sqrt{C/\rho} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 Z が音響インピーダンス、 ρ は素材の密度、 C は素材の弾性率、 V_L は縦波の音速である。

素材内部の密度は均一とみなすことができるため、素材内部に周囲とは弾性率が異なる不均質組織が存在するとその界面で散乱が生じる。

Ti-6Al-4V合金の主相は α 相であることから、本稿では α 相の弾性率に着目する。hcp格子から成る α 相のチタン単結晶における弾性定数は、 C_{11} 、 C_{33} 、 C_{12} 、 C_{13} 、 C_{44} がそれぞれ162.4 GPa、180.7 GPa、92.0 GPa、69.0 GPa、46.7 GPaと報告されている¹⁹⁾。なお、 C_{11} 、 C_{33} はそれぞれhcp格子のc軸に垂直方向、およびc軸に平行方向の弾性定数を示す。hcp格子の対称性を考慮すると、弾性率は応力負荷方向に対するc軸のなす角 θ に依存し、c軸回りには等価である。 θ による弾性率の変化を図3¹⁸⁾に示す。このように、結晶方位変化は弾性率の変化を伴うため、超音波の散乱の原因となる。すなわち、局所集合組織領域が存在すると超音波の散乱発生が予想される。

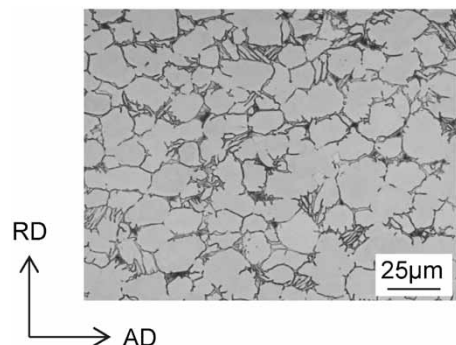


図2 $\alpha + \beta$ 域で鍛造を施したTi-6Al-4V合金の光学顕微鏡組織¹⁸⁾
Fig.2 Optical microstructure of Ti-6Al-4V material forged in $\alpha + \beta$ phase region¹⁸⁾

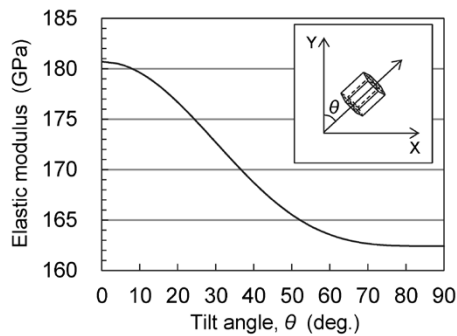


図3 hcp構造 (α 相) のc軸の傾斜角と弾性率との関係¹⁸⁾
 Fig.3 Relationship between elastic modulus and tilt angle of c-axis in hcp lattice (α phase)¹⁸⁾

2. 実験結果と考察

2.1 局所集合組織領域の形態

SEM/EBSDにより得た逆極点図方位マップ (Inverse pole figure: IPFマップ)^{15), 16), 20)} を図4に示す。図4(a)が縦断面, 図4(b)が横断面での測定結果である。IPFマップの色付けは図中に併記する標準三角形を基に行い, 各測定点のRDの結晶方位を示している。図5(A)~(H)は, 図4(a)内に白色の長方形枠で示した

領域A~Hにおける α 相の(0001)正極点図^{15), 16), 20)}である。

まず, 縦断面のIPFマップ(図4(a))に着目する。長手方向に伸びた局所集合組織領域が形成されているのが分かる。その厚さは数100 μ mで長さは1mmを超える。光学顕微鏡では, 直径が20 μ m程度の粒状 α 組織が認められたが(図2), SEM/EBSD測定の結果, 多くの隣り合う粒状 α は類似の結晶方位を有していることが分かる。横断面(図4(b))においても局所集合組織領域が認められるが, その形状は縦断面とは異なり, 等軸状に近い形状である。すなわち, 本研究で用いたTi-6Al-4V合金の円柱素材にはファイバ状の局所集合組織が形成されていることが明らかとなった。

縦断面で認められた局所集合組織の特徴を詳細に検討するため, 図中に白色の長方形で示した枠内における結晶方位情報を正極点図^{15), 16), 20)}の形式で整理した(図5)。領域A~Gは, 長方形の長辺が円柱素材のADに平行であり, 領域Hはその垂直方向(RD)に長方形の長辺が平行である。領域A(図5(A))にはTDからRDに傾斜した方位にc軸の強い集積が認められ, その他の角度範囲への集積はほとんど認められない。これは, 図4(a)

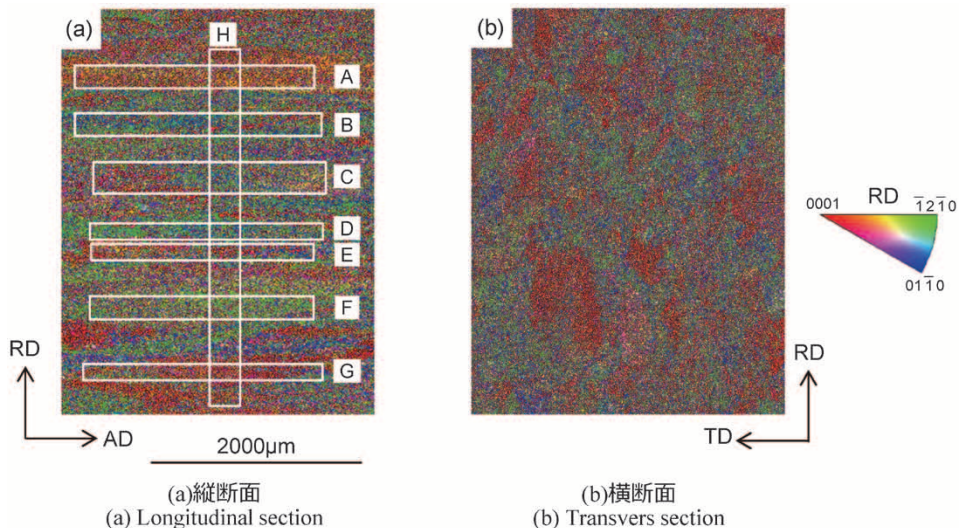


図4 $\alpha + \beta$ 域で鍛造を施したTi-6Al-4V合金のEBSD IPFマップ
 Fig.4 EBSD IPF maps of Ti-6Al-4V material forged in $\alpha + \beta$ phase field

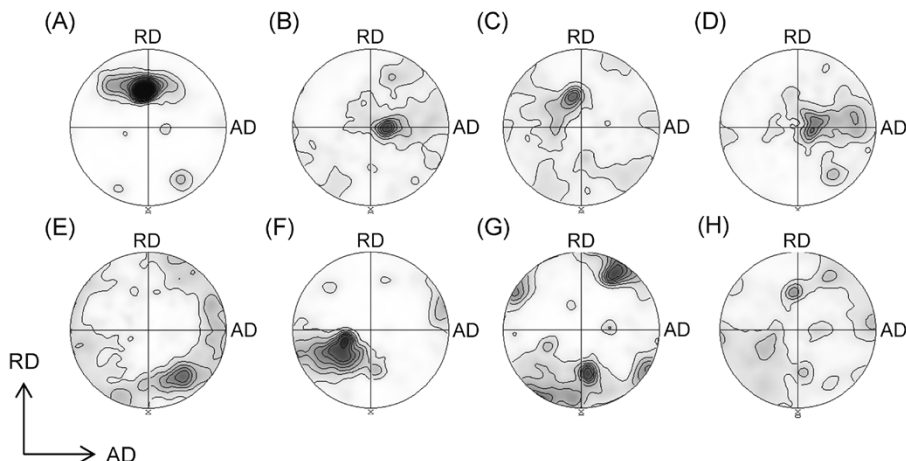


図5 図4(a)に示した領域A~Hにおける α 相の(0001)正極点図
 Fig.5 (0001) pole figures of α phase in region A through H shown in Fig.4 (a)

のIPFマップで、各測定点が主に赤色から黄色で表示されていることから想定されるとおり、白い長方形で囲んだ領域があたかも一つの結晶粒のように見なせることを示す。図5(B)~(F)も同様に、c軸はおおむね一箇所に集積している。しかし、集積する方位が互いに異なっている。例えば、領域Aに隣り合う領域B(図5(B))は、領域Aとは異なりTDに近い方位に集積が認められる。つぎに領域C(図5(C))と領域D(図5(D))はそれぞれ領域Aと領域Bに近い方位に強い集積を示す。領域E(図5(E))と領域F(図5(F))では、領域A~Dとは異なる方位に集積が認められ、領域Eでの集積方位は正極点図の外周部付近で、RDの逆側に近い。領域F(図5(F))はTDからADに平行に傾斜した方位近傍に集積が認められる。領域G(図5(G))においては、領域AからEとは異なり約3箇所に集積が認められた。図3に示したとおり、 α 組織の弾性率は θ に依存して変化する。図4(a)および図5(A)~(G)の結果から、Ti-6Al-4V合金の円柱素材にはADに伸びた局所集合組織領域が多数形成されており、各領域の結晶方位(なす角 θ)の違いに起因して、RDに沿って弾性率が数100 μm のピッチで変化していると考えられる。いっぽう、結晶方位情報を抽出した領域の長辺がRDと一致する領域H(図5(H))には特定の方位への集積は認められず、領域Aから領域Gと比較して集合組織の集積度は小さかった。図4(a)のIPFマップから、長方形の長辺をRDと一致させた場合、その領域に複数の局所集合組織領域が含まれるため、強い集合組織を示さないものと考えられる。

以上のように、 $\alpha + \beta$ 域で鍛造したTi-6Al-4V合金の円柱素材には、ADに長く伸びたファイバ状の局所集合組織領域が形成されており、その結晶方位(θ)は互いに異なっていた。その差異に起因して、RDに沿った弾性率の変動が生じると考えられる。いっぽうで、その垂直方向の領域における結晶方位の集積は顕著でなく、ADに沿った弾性率の変動は小さいと考えられる。

2.2 超音波測定で得られる後方散乱信号強度

円柱素材のRDおよびADに平行に測定した際に得られる後方散乱信号強度を図6に示す。先の検討結果¹⁸⁾と同様に、ADから測定した際に比べてRDから測定した際に大きな後方散乱信号強度を示し、測定方向による異方性が認められる。ニア α 型チタン合金鍛造材において、弾性率の周期的な変動は超音波の後方散乱を引き起こすと指摘されている⁷⁾。前節で示したとおり、本研究で用いたTi-6Al-4V合金の円柱素材にはADに伸びた局所集合組織領域が形成されている。本研究では周期性は評価していないものの、RDに沿って弾性率の変動が認められ、その変動のピッチは超音波の波長とオーダが近い数100 μm であった。いっぽうで、ADに沿った弾性率の変動は生じていないと考えられた。そのため、本研究において認められた後方散乱信号強度の異方性も、測定方向における弾性率変動の有無に起因していると考えられる。すなわち、後方散乱挙動は局所集合組織領域の形態を反映して変化しているといえる。

超音波の後方散乱信号強度が局所集合組織領域の形態

によって変化するという特徴に着目し、局所集合組織領域の形態評価への活用を検討した。RDからの測定について、入射角度を -4° から $+4^\circ$ の範囲で傾斜させ、後方散乱信号強度の変化を調査した結果を図7に示す。図7(a)はADに沿って傾斜させた場合、図7(b)はTDに沿って傾斜させた場合の結果である。横軸の 0° はRDと平行に超音波を送信したことを示す。図7(a)より、ADに沿って傾斜させた場合、後方散乱信号強度の変化は大きいことが分かる。傾斜角度が 1° で最大強度を示した後、プラス側とマイナス側のいずれの方向に傾斜させた場合でも後方散乱信号強度は急激に低下している。いっぽう図7(b)より、TDに沿って傾斜させた場合には後方散乱信号強度の変化はほとんど認められない。このように、後方散乱信号強度は入射角度に敏感に反応すること、および入射角度による後方散乱信号強度の変化は傾斜方向に大きく依存することが明らかとなった。

この挙動は、Ti-6Al-4V合金の円柱素材に形成される局所集合組織領域の形態に起因していると考えられる。すなわち、本研究ではADに伸びたファイバ状の局所集

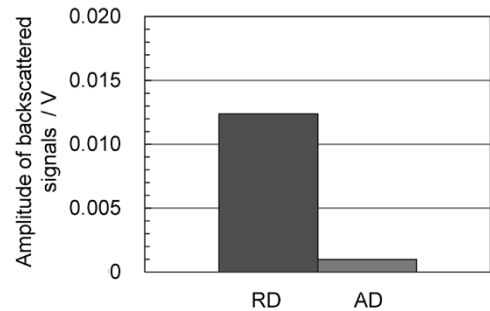


図6 $\alpha + \beta$ 域で鍛造を施したTi-6Al-4V合金に対する超音波測定においてRDおよびADから得られる後方散乱信号強度
Fig.6 Amplitude of backscattered signals obtained in RD and AD in ultrasonic measurements on Ti-6Al-4V material forged in $\alpha + \beta$ phase region

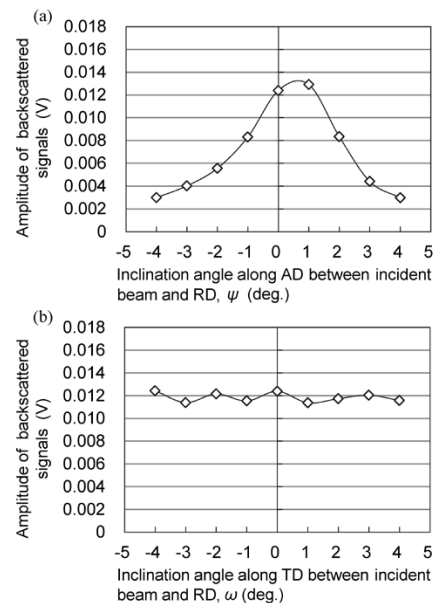


図7 超音波の入射角度と傾斜方向が後方散乱信号強度に及ぼす影響
(a) ADに沿って傾斜させた場合、(b) TDに沿って傾斜させた場合
Fig.7 Influence of incident angles and inclination direction on the amplitude of backscattered signals (a) inclined along AD, (b) along TD

合組織領域を対象に調査したため、ADに平行に局所集合組織領域の界面が形成されている。RDに沿って超音波が伝播する場合、局所集合組織領域に起因する弾性率の変動が生じ、高い後方散乱信号強度を示す。しかしながら、入射角度をADに沿って傾けるとそれに伴って局所集合組織領域の界面と入射方向との角度が変化し、超音波の伝播方向に沿った弾性率の変動が緩慢になる。そのため、後方散乱信号強度が急激に低下すると考えられる。なお、傾斜角度1°の測定で最大の後方散乱信号強度を示したが、これは局所集合組織領域の伸長方向がADに対して完全に平行ではなく、若干傾いていることが原因であると推定される。

いっぽう、TDに沿って入射角度を傾斜させた場合、後方散乱信号強度はほとんど変化しなかった。局所集合組織領域がファイバ状であり、TDには曲率を持った界面を有している。さらに、TDに沿って傾斜した場合でも、局所集合組織領域の伸長方向との関係性は変化しない。そのため、入射角度における弾性率変動の変化は小さく、後方散乱信号強度がほとんど変化しなかったと考えられる。

以上のように、Ti-6Al-4V合金の円柱素材を超音波測定した際に得られる後方散乱信号強度は、入射方向と入射角度に敏感に影響を受け、その挙動は局所集合組織領域の形態に対応していることが明らかとなった。

むすび = 本研究では、超音波の後方散乱信号強度はチタン合金鍛造材に形成された局所集合組織領域の形態に依存し、その入射方向と入射角度に対して敏感に変化することを示した。この現象を活用することにより、超音波による局所集合組織領域の形態評価が可能であると考えられる。本研究で取り扱った局所集合組織領域の形態はファイバ状であったが、他にもパンケーキ状や楕円（だえん）状などの形態があり得る。これらの形態に対しても同様の評価を行うことにより、より普遍的な形態評価技術を構築できると考える。機械的特性に対しては、局所集合組織領域の空間分布も影響していると考えられるため、今後検討を進めていきたいと考えている。

参 考 文 献

- 1) J. W. Elmer et al. Materials Science and Engineering A. 2005, Vol.391, p.104-113.
- 2) S. Kar et al. Metallurgical and Materials Transaction A. 2006, Vol.37, p.559-566.
- 3) A. P. Woodfield et al. Titanium 95 Science and Technology. 1995, p.1116-1123.
- 4) K. Le Biavant et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2002, Vol.25, p.527-545.
- 5) L. Germain et al. Acta Materialia. 2005, Vol.53, p.3535-3543.
- 6) L. Germain et al. Acta Materialia. 2008, Vol.56, p.4298-4308.
- 7) M. Humbert et al. Acta Materialia. 2009, Vol.57, p.708-714.
- 8) R. Whittaker et al. Materials Science and Technology, 2010, Vol.26, p.676-684.
- 9) L. Toubal et al. Metallurgical and Materials Transaction A. 2010, Vol.41, p.744-750.
- 10) N. Gey et al. Acta Materialia. 2012, Vol.60, p.2647-2655.
- 11) A. Moreau et al. Materials Characterization. 2013, Vol.75, p.115-128.
- 12) A. L. Pilchak et al. Metallurgical and Materials Transaction A. 2014, Vol.45A, p.4679-4697.
- 13) C. Buirette et al. Materials Science and Engineering A. 2014, Vol.A618, p.546-557.
- 14) S. L. Semiatin. Metallurgical and Materials Transaction A. 2020, Vol.51A, p.2593-2625.
- 15) 鈴木清一. あたりあ. 2001, Vol.40, p.612-616.
- 16) R. Yoda. Compendium of Surface and Interface Analysis, The Surface Science Society of Japan (ed.). Springer, 2018, p.127-132.
- 17) B. Ginty et al. Proceedings of the 14th World Conference on Titanium. 2020, 11021, p.1-4.
- 18) Y. Ito et al. MATEC Web Conferences. 2020, Vol.321, p.11021.
- 19) E. S. Fisher et al. Physical Review. 1964, Vol.135, p.482-494.
- 20) 稲垣裕輔ほか. 軽金属. 2002, Vol.52, p.494-499.



伊藤良規

技術開発本部 材料研究所



高太弘行

技術開発本部 生産システム研究所



佐伯翔吾

素材材事業部門 高砂品質保証部



辻 伸泰

京都大学大学院 工学研究科

(解説)

航空機向け大型チタン合金部品の鍛造技術

本田恭英*・百田悠介・小野公輔

Forging Technology for Large Titanium Alloy Parts for Aircraft

Yukihide HONDA・Yusuke MOMOTA・Kosuke ONO

要旨

チタン合金は「熱容量が小さく冷めやすい」、「熱伝導率が小さく温度分布が大きくなりやすい」、「熱間変形抵抗の温度依存性が強い」という特徴があり、温度に敏感な材料である。また鍛造温度は形成される材料組織や機械的特性に影響するため、チタン合金の熱間鍛造では温度制御が重要である。そのため、温度予測精度を高めた熱連成塑性流動FEM解析を用いた評価技術はチタン合金の高度な鍛造設計に有用であると考えられる。

Abstract

Titanium alloys are sensitive to temperature due to their low heat capacity, which makes them easy to cool; low thermal conductivity, which tends to cause greater thermal distribution; and the strong temperature dependence of their flow stress during hot plastic deformation. Furthermore, the microstructure and mechanical properties of forged titanium alloys are affected by the forging temperature. Thus, for the hot forging of titanium alloys, it is important to control the temperature. It is, therefore, useful in the advanced forging design of titanium alloys to consider using coupled thermal-plastic FEM analysis with improved temperature prediction accuracy.

キーワード

航空機部品, ジェットエンジン部品, チタン合金, 鍛造, 金型, 熱連成塑性流動解析, 有限要素法

まえがき = 航空機の機体やジェットエンジンの部品には、アルミ合金やチタン合金のほか、ニッケル基合金などのさまざまな金属の鍛造材が使用されている。アルミ合金は軽さ（低密度）、チタン合金は比強度（耐力／密度）、ニッケル基合金は高温強度などに優れており、各部品に求められる材料特性などに応じて使い分けられている。

ボーイング社やエアバス社が製造する中・大型機の機体や、その機体に搭載されるジェットエンジンに使用される大型部品になると、その製造には大がかりな設備が不可欠になる。図1に鍛造材の製造工程を模式的に示す。铸塊組織を熱間自由鍛造によって微細化してビレット（丸棒）にした後、熱間型鍛造によって成形する。つづいて、合金種や必要となる材料特性に応じた熱処理を施して調質する。機体やジェットエンジンに搭載される最終部品となるまでにはさらに、鍛造材に機械加工と検査が施される。型鍛造では自由鍛造よりも大きなプレス力量が必要である。全長2 mを超えるような大型部品の場合は力量数万トン以上の超大型プレス機が必要になる場合もある。

日本国内には超大型プレス機が長らく存在しなかったが、2013年に超大型5万トン油圧鍛造プレス機が日本エアロフォージ株式会社（当社含む数社の合弁会社）にお

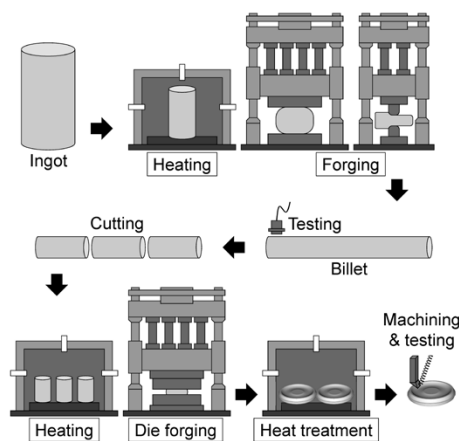


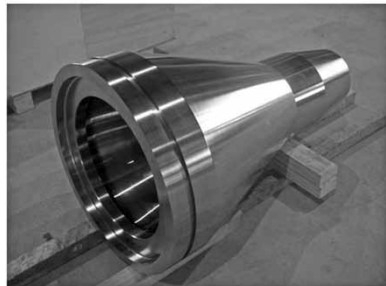
図1 航空機向け鍛造材の製造工程（模式図）
Fig.1 Schematic illustration of forging process for aircraft

いて稼働した。当社は、このプレス機を活用してチタン合金の大型鍛造材を製造している。図2にその一例を示す。これらは鍛造材に機械加工が施されたものであるが、機体やジェットエンジンに搭載される最終部品となるまでには、さらに機械加工が施される。図2(a)は着陸装置（ランディングギア）の車輪部に使用される脚部品である。重量200~400 tもある機体を地上で支えるだけでなく、着陸時の衝撃に耐える必要がある。そのため、高強度と高い破壊じん性の両立が求められる。図2

* 技術開発本部 材料研究所



(a) Landing gear part



(b) Jet engine part

図2 航空機向けチタン合金鍛造品の外観

Fig.2 Appearance of forged titanium alloy products for aircraft

(b) はジェットエンジンに使用されるシャフト部品である。離陸時の高速回転負荷に耐える必要があるため、優れた疲労特性が求められる。

チタン合金は一般的に、アルミ合金や合金鋼と比較して鍛造が難しい材料であるといわれている。チタン合金は「熱容量が小さく冷めやすい」、「熱伝導率が小さく温度分布が大きくなりやすい」、「熱間変形抵抗の温度依存性が強い」といった特徴がある。そのため、金型への抜熱によって被鍛造材表面の変形能が急激に低下すると金型への充填性が低下し、目標の鍛造形状を確保することが難しくなる。

また、図2に例示したような鍛造部品に対しては高い信頼性が要求され、優れた機械的特性を狭い範囲内のばらつきに管理しなければならない。溶解工程や熱処理工程に加えて鍛造工程も機械的特性に大きく影響する。そのため、品質は製品検査だけでなく製造工程全般に対して厳しく管理される。

さらにチタン合金は、アルミ合金や合金鋼と比較して原料が高価であるうえ、被削性が悪いいため機械加工費も高くなる。品質を確保しつつ、鍛造ニアネット化による機械加工量の削減や、投入重量削減による材料歩留り向上は、鍛造技術としての重要課題である。

本稿では、航空機向け大型チタン合金部品の鍛造技術について概説する。

1. 航空機向けチタン合金鍛造材

チタン合金は図3に示すように、添加元素の種類と添加量によって、 α 、 $\alpha + \beta$ 、 β 合金の3種類に大別することができる。結晶構造は α 相が最密六方格子、 β 相が体心立方格子である。最も一般的に使用されているのは α 相と β 相の2相からなる $\alpha + \beta$ 合金であり、相分率や相形態によって材料特性に差が生じる。 α 相安定化元素(Alなど)は、 α 相の構造安定性を高めて β 変態点(α

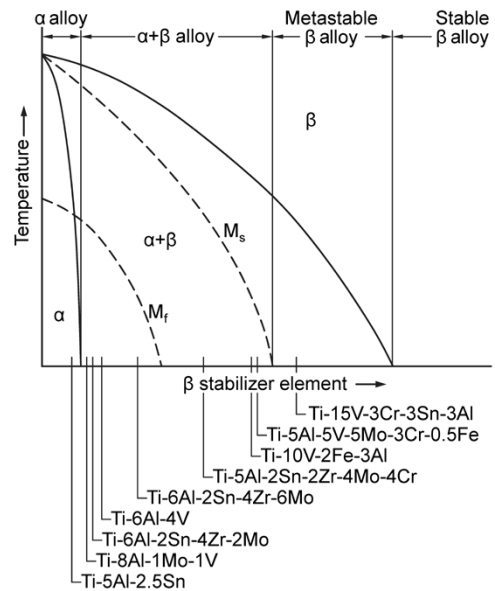


図3 チタン合金の種類と状態概念図

Fig.3 Types and phase diagram of titanium alloys

表1 チタン合金の β 変態点

Table 1 β transus of titanium alloys

Alloy	Abbreviation	β transus (°C)
Pure Titanium	Ti	885
Ti-6Al-4V	Ti-64	990 ~ 1,010
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	Ti-6246	940 ~ 960
Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	Ti-17	880 ~ 900
Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe	Ti-5553	850 ~ 870
Ti-10V-2Fe-3Al	Ti-10-2-3	800 ~ 820

$\alpha + \beta$ の2相域と β 単相との遷移温度)を上昇させる方向に作用する。いっぽう β 相安定化元素(V, Mo, Cr, Feなど)は、 β 相の構造安定性を高めて β 変態点を低下させる方向に作用する。一般的に β 相安定化元素が多いほど、 β 相の増加により結晶構造としての塑性変形能は向上する。ただし、 $\alpha + \beta$ 鍛造($\alpha + \beta$ 域での鍛造)では β 変態点の低下に伴って不可避的に鍛造温度も低くなるため、必要なプレス力量が増大しやすい。表1に各種チタン合金の β 変態点を参考値として示す。

航空機向けに多く使用されている一般的なチタン合金はTi-6Al-4V(略称Ti-64)である¹⁾。Ti-64は最も汎用(はんよう)的なチタン合金であり、引張強度や破壊じん性などの機械的特性のバランスが良い。航空機分野での使用実績も豊富であることから、技術的なデータベースも蓄積されている。適用部品も幅広く、機体構造部品や、ジェットエンジンのファンロータおよび低圧圧縮機付近の部品など、耐用温度が約300°C以下の部品で使用されている²⁾。

400°C前後までの中温度域で強度が必要なジェットエンジンのディスク部品には、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(略称Ti-6246)合金やTi-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr(略称Ti-17)合金が使用されている³⁾。仕上鍛造工程(型鍛造の最終工程)で β 鍛造(β 域での鍛造)と β 鍛造後の冷却速度制御を行い、さらに溶体化時効処理を施すことによって強度を確保しながら破壊じん性と疲労き裂進展特性を向上させることができる。

脚部品では合金鋼が主流として使用されているが、軽量化を目的にチタン合金も一部で採用されている。たとえば、Ti-64よりも高強度なTi-10V-2Fe-3Al（略称Ti-10-2-3）合金やTi-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe（略称Ti-5553）合金が適用されている⁴⁾。適切な鍛造と溶体化時効処理による組織制御を施すことにより、高強度と高い破壊じん性とを両立させることができる。

2. チタン合金の熱物性と熱間変形特性

表2にチタン合金(Ti-6Al-4V)、アルミ合金(A7075)、工具鋼(SKD61)の熱物性を示す。チタン合金の熱容量(密度×比熱)はアルミ合金や鋼材より小さく、熱間鍛造中に温度が低下しやすいことが推察される。また、熱伝導率もアルミ合金や鋼材より小さく、熱間鍛造中に温度分布が生じやすいことが推察される。

図4にTi-6Al-4V合金の熱間変形抵抗と温度の関係を示す。温度が100℃低下すると変形抵抗が約2倍になることが分かる。熱間変形特性は合金成分や組織状態、塑性変形時のひずみ速度によって異なるが、この強い温度依存性を十分に考慮して鍛造工程と鍛造条件を設計する必要がある。

前述したように、チタン合金は熱容量が小さい。そのため、熱間鍛造中に雰囲気や金型などへの抜熱などによって被鍛造材の温度が低下しやすい。温度が低下すると、変形抵抗が加速度的に上昇することによってプレス荷重が急激に上昇し、プレス力量不足や金型への過負荷が懸念される。また、チタン合金は熱伝導率が小さく、

表2 各種合金の熱物性
Table 2 Thermal properties of various alloys

Alloy	Temperature (°C)	Specific heat (J/(kg·K))	Thermal conductivity (W/(m·K))	Density (kg/m ³)
Ti-6Al-4V	RT	515	6.5	4,420
	300	594	9.8	-
	500	635	12.0	-
	700	736	15.9	-
Al alloy (JIS: A7075)	RT	869	159	2,780
	300	1,101	184	-
	400	1,238	192	-
Tool steel (JIS: SKD61)	RT	445	24.8	7,740
	300	561	28.2	-
	500	676	28.3	-
	700	820	24.1	-

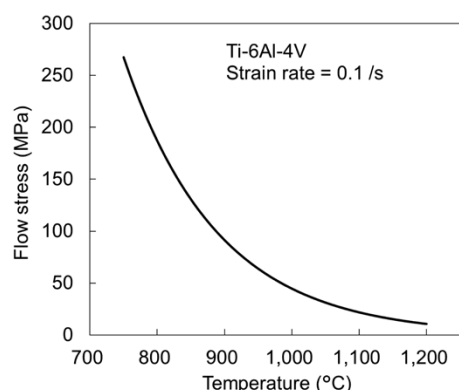


図4 Ti-6Al-4V合金の熱間変形抵抗
Fig.4 Flow stress of Ti-6Al-4V alloy

金型への抜熱によって被鍛造材の表面と内部で温度差が生じやすい。被鍛造材表面の温度が低下して塑性流動抵抗が上昇すると金型への充満性が低下し、目標の鍛造形状を確保することが難しくなる。さらに、材料組織制御の観点では、被鍛造材を塑性変形させる瞬間の温度も重要である。とくにTi-6246合金やTi-17合金のβ鍛造では、変形開始から完了までを狭い温度範囲内に収めなければならない。さらに、温度低下した領域は相対的に塑性変形しにくくなるため、鍛錬を加えられなくなるという問題もしばしば生じる。

このように、上述したチタン合金の熱物性および熱間変形特性がチタン合金の熱間鍛造を難しくしている。温度を精度良く制御することがチタン合金の熱間鍛造においては最も重要だといっても過言ではないであろう。

3. チタン合金の熱間鍛造技術

本章では、温度制御という観点に適宜着目しながら、チタン合金の型鍛造技術について述べる。

3.1 α + β鍛造とβ鍛造

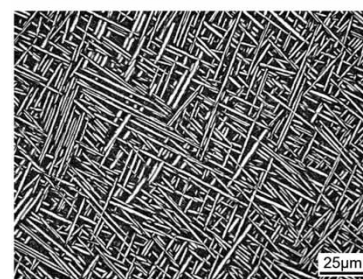
チタン合金の型鍛造では、β変態点未満の温度域(α + β域)で鍛造するα + β鍛造が一般的である。被鍛造材の加熱温度は、組織制御や鍛造中の温度変化(抜熱と加工発熱)、鍛造成形性やプレス力量など、さまざまな因子を考慮して決める。一般的には、表1に示したβ変態点に対して数十℃低い温度に設定することが多い⁹⁾。もちろん、加熱温度の目標値は被鍛造材を予加熱する炉温公差も考慮して設定される。

Ti-6246合金やTi-17合金の仕上鍛造では、β変態点以上の温度域(β域)に加熱して鍛造するβ鍛造が必要に応じて行われる。被鍛造材の加熱温度は、組織制御を最優先に考えながらその他の因子を考慮して決定する。一般的には、表1に示したβ変態点に対して、数十℃程度高い温度に設定することが多い⁹⁾。

図5にα + β鍛造材とβ鍛造材のマイクロ組織を示す。



(a) α + β forged Ti-6Al-4V (STOA)



(b) β forged Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (STA)

図5 チタン合金鍛造材のマイクロ組織
Fig.5 Microstructure of titanium alloy forgings

図5(a)はTi-64合金を $\alpha + \beta$ 鍛造して溶体化過時効処理(Solution Treatment and Over-Aging, STOA)を施したものであり、母相(β 相)に等軸な α 粒(初析 α 相)と微細な針状 α 組織(2次 α 相)が析出したBimodal組織となっている。図5(b)はTi-6246合金を β 鍛造して速やかに急冷した後、溶体化時効処理(Solution Treatment and Aging, STA)を施したものであり、全面が針状 α 組織となっている。一般的には、等軸 α 組織は引張強度や疲労強度に優れ、針状 α 組織はクリープ強度や破壊じん性および疲労き裂進展特性に優れるといわれている⁵⁾。

成分、鍛造工程(加熱温度・時間、鍛造温度・変形量・変形速度、鍛造後冷却速度など)、および熱処理条件によってこのようなマイクロ組織形態が複雑に変化し、機械的特性もそれに依りて変化する。製品に要求される機械的特性を得るためのマイクロ組織形態、およびそのプロセス条件を明確にすることが航空機向けチタン合金の鍛造材を製造するうえでは重要である。組織制御に関する説明は他の記事^{5)~7)}において詳細に述べられており、本稿では割愛した。

3.2 鍛造FEM解析による鍛造設計

組織制御のためのプロセス条件と鍛造材の成形とを両立させるには、熱間鍛造中の変形温度をはじめ、変形量(塑性ひずみ)や変形速度(ひずみ速度)、メタルフローなどを高度に制御して鍛造を行う必要がある。そのような鍛造設計にあたっては、熱連成塑性流動FEM解析による予測・評価が欠かせない。

$\alpha + \beta$ 鍛造の設計において最も注意しなければならないのは、鍛造中の加工発熱による β 変態点超過(オーバーヒート)である。一般的に $\alpha + \beta$ 鍛造では、複数回の鍛造で付与した塑性ひずみが累積的に作用することによって、結晶粒微細化による機械的特性の向上が期待できる。ただし、 β 変態点を超過して再結晶と粒成長が生じると、機械的特性が大幅に低下してしまう恐れがある。また、鍛造前の炉内予加熱時の均熱保持時間が不必要に長いと、 β 変態点未満($\alpha + \beta$ 域)の均熱温度であっても機械的特性に少なからず影響を及ぼす。もちろん、鍛造材に導入されるメタルフローも機械的特性を左右する。

β 鍛造においてはほぼすべての鍛造条件因子、すなわち、

- ・ β 鍛造加熱前の被鍛造材の結晶粒径
- ・均熱温度および均熱保持時間
- ・ β 鍛造で導入される塑性ひずみと変形中の温度・ひずみ速度・メタルフロー
- ・ β 鍛造後の冷却速度と冷却開始までの遅延時間

などが組織形成および機械的特性に直結する。引張強度や延性、破壊じん性、および疲労き裂進展特性のすべてを満足しつつ、超音波探傷性の良い組織⁸⁾を得るためのプロセス条件範囲は狭い。

鍛造材の割れや金型への充満不足などの鍛造不良は、外観や寸法などの製品検査で検知できる。しかし、鍛造材内部の組織不良や機械的特性不良は、超音波探傷検査

(UT)や余長部(実体付部)の検査では検出できないことがある。そのため、鍛造条件を含む厳格な工程管理(工程凍結)による品質保証が必要になる。具体的には、ワークケースとなる鍛造条件(炉温公差、炉出からの搬送時間、型温、鍛造後冷却など)でも問題ないことをFEM解析にて評価する。さらに、鍛造材の実体破壊試験(鍛造材内部の組織および機械的特性検査)による評価を行い、品質保証できる鍛造条件範囲を決定する必要がある。

このようにFEM解析は、鍛造設計ツールとしてだけでなく、鍛造材の品質保証に対しても重要な役割を担う。また大型鍛造材は、多品種少量生産であることに加えて試作に多大なコストがかかるため、試作と設計修正の繰り返しは回避しなければならない。そのため、FEM解析には高い精度が求められる。

3.3 鍛造FEM解析の高精度化

前章で述べたように、チタン合金は温度に非常に敏感であり、かつ鍛造材の組織を制御するには緻密な温度制御が必要である。すなわち、チタン合金の熱間鍛造のFEM解析においては、温度予測精度が最も重要になる。具体的には、鍛造加熱炉の炉温公差($\pm 14^\circ\text{C}$ 程度で設定されることが多い⁹⁾)と同等以上の温度予測精度を確保できなければ、解析精度の信頼性としては不十分であると考えられる。図4に示した熱間変形抵抗から推察されるように、 14°C 程度の温度誤差がプレス荷重誤差10%程度に相当することからもその必要性を理解できる。

高い温度予測精度を確保するには、解析モデル(有限要素データ、鍛造条件、熱連成計算条件など)と入力パラメータ(材料データ、境界条件)が重要になる。解析モデルとしては、被鍛造材に加えて金型自体も熱連成(温度変化)させたモデルが望ましく、変形開始前の温度解析(被鍛造材の搬送空冷など)も必要である。入力パラメータとしては、被鍛造材の熱物性と熱間変形抵抗、金型の熱物性、被鍛造材-雰囲気および被鍛造材-金型間の熱伝達係数などが重要になる。とくに注意を要するのは、熱間鍛造中の温度変化に伴う α/β 相分率変化が昇温時の吸熱反応と降温時の発熱反応として現れる点である。この発熱・吸熱反応を連成させた解析モデルとするか、あるいは比熱の入力値(温度-比熱の関係)により補正する必要がある。また、チタン合金の熱間変形抵抗に関しては、温度やひずみ速度との相関性に重点をおいて定式化するのが望ましい。

3.4 鍛造金型設計

鍛造中の被鍛造材の温度変化を抑えるには恒温鍛造するのが理想的である。しかし実際は、製造コストや生産性を考慮して適度な温度に金型を加熱して鍛造するのが一般的である。 $\alpha + \beta$ 鍛造では熱間工具鋼製の金型を炉で $300\sim 500^\circ\text{C}$ 程度に予加熱して使われることが多い⁹⁾。型温が低いと被鍛造材からの抜熱が大きくなるため、鍛造材の組織制御や成形性の面で不利になる。いっぽうで、型温が高過ぎると、被鍛造材からの受熱によって型温が熱間工具鋼の耐熱温度を超過し、金型の強度低下や摩耗、熱疲労につながる。そのため、適度な型温に保温

または冷却するほか、金型に部分的に耐熱材料を使用することや、被鍛造材から金型への伝熱を抑えるなどの対策が適宜講じられる。β鍛造ではプロセス条件としての鍛造温度範囲が狭い。そのため、耐熱合金製の金型をヒータやガスバーナを用いて500℃以上（鍛造温度より数百℃低い温度）に維持しながら鍛造するホットダイ鍛造⁹⁾が広く使われている。

鍛造金型を設計する際に注意しなければならないのは、被鍛造材や金型材の線膨張率である。温度や合金種によって異なるが線膨張率は0.4~1%程度あり、大型鍛造材や大型の金型では10 mm程度以上の熱膨張が生じる。鍛造材の寸法精度を確保するには、被鍛造材と金型材の温度のばらつきも考慮した金型設計が必要になる。

3.5 潤滑技術

チタン合金の熱間型鍛造ではガラス潤滑剤が広く使われている。微粒ガラス・水・バインダ樹脂などからなる潤滑剤を加熱前の被鍛造材に塗布して用いるのが一般的である⁹⁾。図6にガラス潤滑剤の粘度特性を示す。ガラス潤滑剤はSiO₂、B₂O₃などの含有成分比率や温度によって粘度が変化するが、良好な潤滑性を発揮する粘度はおおむね決まる。すなわち、鍛造温度に対して適切な粘度となる潤滑剤を選択すると良い。

金型に塗布する潤滑剤としては、黒鉛などの固体潤滑成分を含む潤滑剤が用いられている⁹⁾。ガラス潤滑剤のみを用いて鍛造すると、ガラスを介して鍛造材が金型に粘着して離型の妨げになるほか、金型にガラスが堆積して鍛造材の形状不良（欠肉）の原因になるなどの問題が生じることがある。金型に塗布する潤滑剤は、それらの問題回避にも役立つことができる。

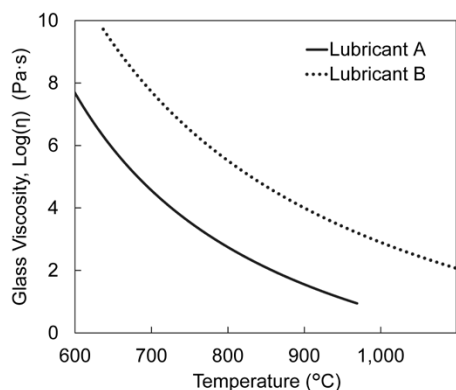


図6 ガラス潤滑剤の温度-粘度特性

Fig.6 Relationship between viscosity and temperature of glass lubricant

むすび=本稿では、航空機向け大型チタン合金部品を対象とする鍛造技術について、チタン合金の熱間材料物性の特徴と温度制御の重要性に着目しながら紹介した。高い品質と信頼性が求められる航空機向け鍛造部品では、製造工程全体での高度な組織制御と厳格な製造条件管理が必要であり、その開発・設計・製造に関わる技術者には広範な技術的理解と実現手段の具体化が求められる。

また、鍛造FEM解析を活用した予測・評価技術は、品質や信頼性の向上、製造工程の最適化などに今後ますます活用されてゆくものと考えられる。さらに、結晶学的・組織学的モデルに基づいた熱間鍛造中の組織変化予測技術や、それを活用した鍛造工程設計技術の高度化が期待される。

参考文献

- 1) R. R. Boyer. Mater. Sci. and Eng. A. 1996, Vol.213, p.103-114.
- 2) 錦織貞郎. 軽金属. 2005, Vol.55, p.557-560.
- 3) Clifford E. Shamblen. Metall. and Mater. Trans. B. 1997, Vol.28, p.899-903.
- 4) James D. Cotton et al. JOM. 2015, Vol.67, p.1281-1303.
- 5) 新家光雄ほか. 軽金属. 1992, Vol.42, p.605-613.
- 6) I. Weiss et al. Mater. Sci. and Eng. A. 1998, Vol.243, p.46-65.
- 7) 西村 孝ほか. 鉄と鋼. 1984, Vol.70, p.1898-1905.
- 8) 伊藤良規ほか. R&D神戸製鋼技報. 2016, Vol.66, No.1, p.48-52.
- 9) S. L. Semiatin (Ed.). ASM Handbook. Vol.14A, ASM International. 2005.



本田恭英

技術開発本部 材料研究所



百田悠介

素形材事業部門
チタンユニット チタン工場 製造部



小野公輔

素形材事業部門
チタンユニット チタン工場 製造部

(技術資料)

大型鍛造シミュレータを活用したチタン合金の組織予測技術

逸見義男*・長田 卓・神崎文兵・横地恒平

Prediction Technology of Titanium Alloy Microstructure Utilizing Large Forging Simulator

Yoshio ITSUMI・Takashi CHODA・Bumpei KANZAKI・Kohei YOKOCHI

要旨

チタン合金は比強度や耐食性の良さから航空機部材に広く用いられている。航空機部材として必要な機械的特性とマイクロ組織との間には強い関係性がある。このため、鍛造中および鍛造後の熱処理中のマイクロ組織の変化を知ることが製造上極めて重要である。最近導入された1500トン鍛造シミュレータを用いて、エンジン部材に適用されているニアβチタン合金Ti-17の鍛造中の組織変化を観察した。さらに、モデル化された結果を模擬部品での実機試作結果へ適用して組織予測を試みた。本稿では、これらの結果について紹介する。

Abstract

Titanium alloys are widely used for aircraft parts thanks to their high specific strength and excellent corrosion resistance. Since mechanical properties of the alloys are strongly related to their microstructure, it is extremely important in manufacturing to know the changes in microstructure during forging and during post-forging heat treatment. A recently-introduced 1500-ton forging simulator has been used to observe the microstructural change during the forging of a near-β titanium alloy, Ti-17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr), which is used for engine parts. In addition, attempts were made to predict the microstructure by applying the modeled results to the actual prototype results of simulated parts. This paper introduces the results.

キーワード

チタン合金, 熱間鍛造, プレス, ミクロ組織, 組織予測, FEM解析, シミュレータ, α相, β相, 引張強度, 航空機部材

まえばき=チタン合金は他の金属素材よりも比強度や耐食性に優れており、航空機の構造部材やエンジン部材に幅広く用いられている。最近の民間航空機では機体の軽量化を図る目的で炭素繊維強化樹脂(CFRP)が大幅に採用されている。いっぽうチタン合金も、ガルバニック腐食を起こしにくく、また熱膨張率の差が小さいなど、CFRPとの適合性が良いことから締結部位などへの適用が増えている。最近のエアバス社のA350XWBやボーイング社のB787では、CFRPは機体の重量比で50%以上を占め、チタン合金も14~15%程度を占めている。この比率はこれまでの機種に比べると数倍高くなっている¹⁾。チタン合金はまた、ジェットエンジンにおいても低圧・中圧圧縮機のディスクやファン、シャフト、ファンケースなどの多くの部位に適用されている。

当社はこれら民間航空機の機体やジェットエンジン向けにチタン合金の大型鍛造部材を製造している。これらの部材は人命を預かる航空機の重要部品に用いられるため、静的強度はもちろんのこと、疲労強度や破壊じん性などの面においても高い信頼性が求められている。

チタン合金の鍛造材は、製品寸法通りの形に仕上げるのみならず、所望の特性を得るために、鍛造中の温度、ひずみ、ひずみ速度ならびに鍛造後の冷却速度、また熱処理中の温度、時間、冷却速度などを厳密に管理して製造されている。特性と密接な関係にある組織は、鍛

造プロセスによって、大きく変わることが知られている。

一例として図1にエンジンディスクに適用されているニアβチタン合金Ti-6246 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo)の二つの異なる鍛造プロセスで得られたマイクロ組織を示す。チタン合金の鍛造材は鍛造後、調質を目的とする熱処理が通常β変態点以下のα+β2相域の温度範囲で行われる。このため、鍛造中に形成された組織形態のベースは、熱処理後も大きく変化することなく受け継がれ、特性にも大きな影響を及ぼす。図1の左側がβ変態点以下のα+β2相域の温度で鍛造加工(α+β鍛造)して得られるマイクロ組織(等軸バイモダル組織)である。鍛造中に伸長の初析α相が分断されて、再加熱により等軸化が進んだものである。この組織は延性や疲労強度に優れる

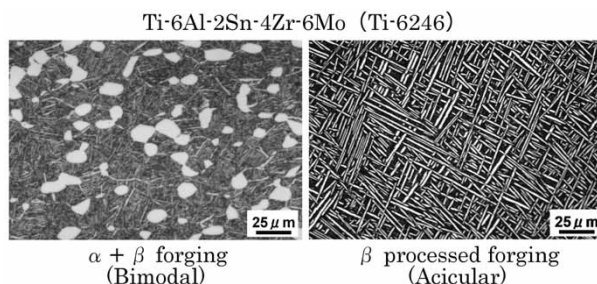


図1 ニアβチタンTi-6246合金の組織例
Fig.1 Microstructures of near β Ti-6246 alloy

*素形材事業部門 チタンユニット チタン工場 技術部

ものの、き裂伝播速度が速く、破壊じん性値が低い特徴を持つ。

いっぽう、図1の右側が β 変態点より高温域に加熱してから鍛造加工（ β プロセス鍛造）して得られたマイクロ組織（針状組織）である。鍛造中に α 相の析出が少なく、鍛造後の冷却中に α 相が板状に析出するため、その延性はやや低くなるが、高い破壊じん性値が得られる²⁾。つまり、同じ合金であっても組織形態を変えることによって異なる特性を付与することができる。また、 β プロセス鍛造でも鍛造温度やひずみ量などが変われば、得られるマイクロ組織は同じ針状組織であったとしてもサイズや形状、旧 β 粒界からの析出などさまざまな変化があり、特性も変わることが報告されている³⁾。

このため、鍛造材の全断面内にわたって所望の組織・特性を得るためには、鍛造中の温度やひずみ、ひずみ速度などを厳密にコントロールして製品寸法を造るとともに組織を創り込むことが必要となる。すなわち、鍛造形状を造りながら最適な組織形態を創り出すためのプロセス条件を導き出すには、組織を予測する技術が極めて重要となる。

本稿ではTi-6246合金と同じく、航空機ジェットエンジン用部材に適用されているTi-17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr)合金の β プロセス鍛造を題材に、マイクロ組織の予測技術についての当社における取り組みを紹介する。

1. FEM解析と組織予測の連成化

熱間型鍛造部品は設計どおりの形状に成形され、かつその成形品が要求特性を満足するように製造される。そのためには、鍛造中の変形温度や変形量（塑性ひずみ）に加えて変形速度（ひずみ速度）やメタルフローなどを高度に制御する必要がある。

このような鍛造工程を効率的・効果的に設計するためには、温度と塑性変形を連成させたFEMによる数値解析が欠かせない。このようなFEM解析を行うことにより、鍛造中に材料が流動していく様子やプレス荷重、鍛造材の任意の場所における温度履歴やひずみ履歴を鍛造品内の分布として把握することができる。

いっぽう金属組織に関しては、初析 α 相の体積分率や

サイズ、形態、 β 相の回復率や再結晶率などの組織因子が特性に影響を与えると考えられる。これらの組織因子を、FEM解析で導出される温度やひずみ、ひずみ速度などの関数として表現できれば、鍛造による形状変化と同時に組織因子が変化する様子をFEM解析によって予測可能となる。また、組織因子と明らかに強い相関がある機械的特性の関係式を求めることができれば、特性も同様に計算可能となる。

松本らは^{4), 5)}、Ti-17合金を対象に $\alpha + \beta$ 域から β 域までの温度域において、種々のひずみ速度で高温圧縮試験を行った。その試験鍛造中およびその後の熱処理で得た組織写真から組織因子を数値化し、古典的な物理冶金モデルをベースに関係式を求め、組織因子の予測を行っている。具体的な組織因子は、 β 相の動的再結晶化率、動的再結晶粒径、板状初析 α 相のアスペクト比、 α / β 相量比などで、温度、ひずみ、ひずみ速度の関数として表現されている。

また古原らは^{6), 7)}、鍛造後の調質のために行う溶体化時効処理中の加熱・冷却に伴う組織因子を定量的に評価し、冶金モデルを提案した。求めている組織因子は α 相全量、初析 α 相量、板状初析 α 相の平均厚さ、あるいはそのアスペクト比である。 α / β 相界面の移動は、Moの拡散律速成長に支配されているとし、鍛造後溶体化における溶体化処理後の冷却速度の違いによって初析 α 相量が影響を受けることを定量的に示している。

これらの組織因子を予測する冶金モデルを商用FEM鍛造解析シミュレーションソフトFORGE[®] NxT1.0に組み込み、鍛造解析に連成させて組織因子が計算できるようにした。

2. 1500トン鍛造シミュレータによる組織予測の検証と機械的特性の対応付け

内閣府「総合科学技術・イノベーション会議」が創設した「戦略的イノベーション創造プログラム (SIP)」の「革新的構造材料」プロジェクトにおいて「革新的プロセスを用いた航空機エンジン用耐熱材料創製技術開発」を推進するため、2015年に実験装置として1500トン鍛造シミュレータが物質・材料研究機構に設置された。

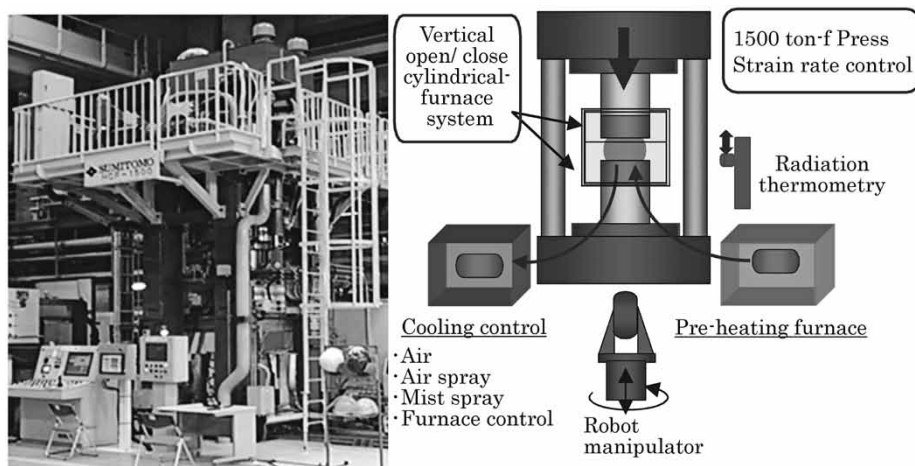


図2 1500トン鍛造シミュレータの外観とその概念図

Fig.2 Appearance and conceptual scheme of 1500-ton forging press simulator

図2にその外観写真と概念図を示す。本装置は、鍛造素材を予備加熱する素材加熱炉のほか、金型および素材を加熱保持する金型加熱炉、その炉内で圧縮変形を与える1500トン油圧プレス機、および変形後にさまざまな様式で冷却する冷却装置群からなる。また、それぞれの装置間における鍛造素材の移動は、ロボットマニピュレータにて行う。

実験では、予備加熱した鍛造素材は金型加熱炉内に移されて所定の温度に加熱・保持される。続いて所定の圧縮速度と圧縮量で鍛造された後、冷却装置に搬送される。素材の加熱、鍛造、冷却に至るまでプログラム制御され、鍛造履歴として記録される。鍛造材は引張などの試験片が十分に採れるサイズ（素材は最大で直径200mm、高さ300mm）である。このため、鍛造材の任意の箇所における組織と機械的特性、プロセスとを直接対応づけるデータが採取できる。なお本装置については、御手洗りの解説に詳細が記載されている⁸⁾。

鍛造シミュレータを用いた本検証においては β プロセス鍛造を想定し、 β 相域の930℃にあらかじめ加熱したTi-17合金円柱素材を金型加熱炉内で $\alpha + \beta$ 域温度域に

冷却均熱後、ひずみ速度一定で恒温鍛造した。この時のプレス荷重とストロークの関係を図3(左)に示す。 $\alpha + \beta$ 域の温度は750℃、800℃および850℃の3条件とし、実際に鍛造した時の実績荷重とFEM解析で得られた計算荷重の結果とを合わせて示している。プレス初期では計算荷重が実績よりもやや高い傾向にあることを除いて、プレス終了までの荷重変化はいずれの温度条件でも実績荷重とおおむね一致している。

また、800℃鍛造後の鍛造材の断面（マクロ組織）と計算で得た断面形状（相当ひずみ分布を合わせて表示）を図3(右)に示す。鍛造後の端部のバルジ形状が解析結果とほぼ一致している結果が得られており、鍛造解析における各部位での温度・ひずみ履歴がおおむね再現できていることが期待される。

鍛造後の鍛造材断面における旧 β 粒の厚さおよび初析 α のアスペクト比（初析 α の長片と短片の長さ比）のFEM解析による計算結果を図4に示す。あわせて、組織写真から読み取ったそれぞれの組織因子の実測値と計算値の関係を示す。いずれの分布も図3に示す相当ひずみの分布に対応しており、相当ひずみがこれら組織に強

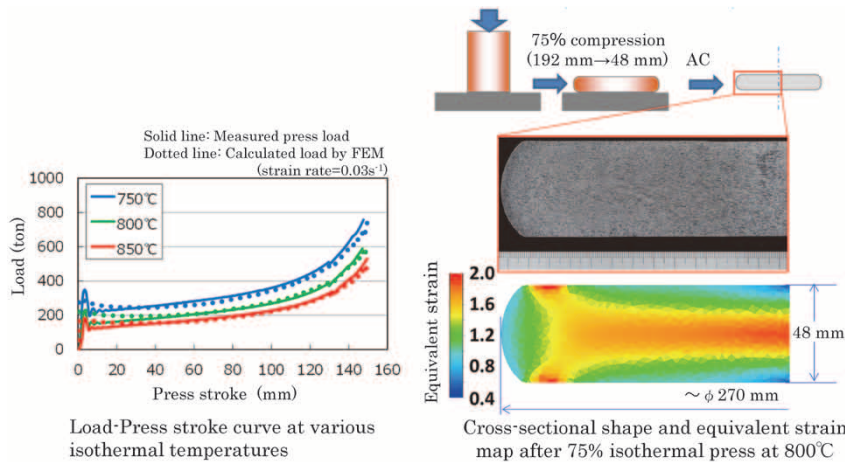


図3 75%圧縮した鍛造材の形状およびプレス荷重の実測値とFEM解析結果との比較

Fig.3 Comparison of shape and press load of 75% compressed forgings between measured values and analytical results of FEM

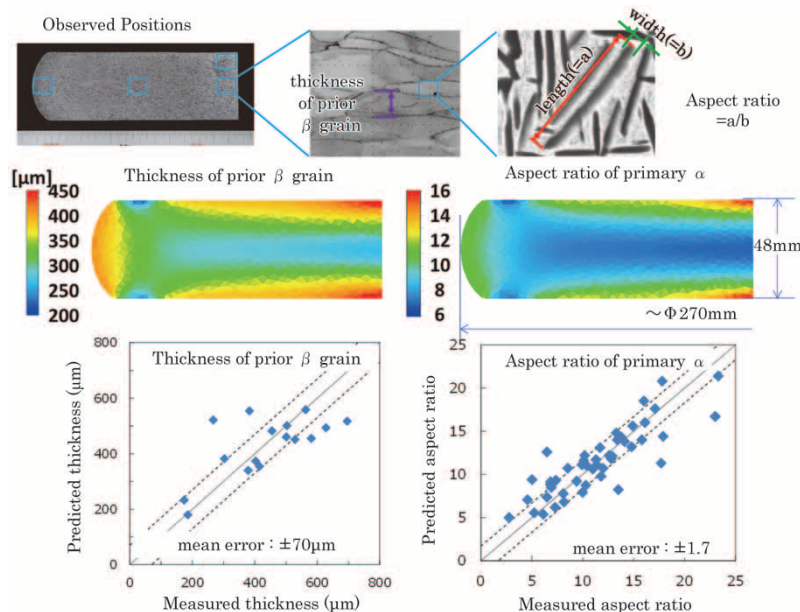


図4 鍛造シミュレータで鍛造したTi-17合金における旧 β 粒厚さおよび初析 α アスペクト比の実績とFEM解析との比較

Fig.4 Comparison of microstructural parameter between measurement values and analytical results of FEM

い影響を与えていることが分かる。また実測値と計算値は、ばらつきは見られるものの大まかに1:1の相関があることが分かる。

御手洗らは⁹⁾、鍛造シミュレータで鍛造してさまざまな温度条件で溶体化時効処理した鍛造材を用いて引張試験を行った。また、引張部に相当する箇所組織観察を行い、初析 α 相量に加えて2次 α 相量と粒界 α 相量の三つの組織因子を独自に定義し、これらの因子と強度特性との相関を求めて数式化した。ここで、これら α 相に関する組織因子は古原らが提案した冶金モデル⁶⁾により求めることができる。

鍛造シミュレータで得た鍛造材の実測強度と計算値は、 ± 50 MPaの範囲内で一致していることが報告されている⁹⁾。なお、ここで予測する強度特性は組織因子を変数に用いた数式から導出されており、組織予測の精度が強度予測の精度を支配することになる。

3. 模擬ディスクによる組織・機械的特性の予測技術の検証

2章で述べた組織予測技術が実機レベルの大型鍛造品に対しても適用可能かどうかの検証を行った¹⁰⁾。模擬材はTi-17合金を用いたエンジンディスクとし、日本エアロフォージ株式会社が保有する5万トン油圧鍛造プレスを使用して作製した。ディスクの大きさは、実機サイズ相当の直径760 mm、最大厚さ130 mmとし、 β プロセス鍛造にて試作した。鍛造後のディスク外観と断面形状を図5に示す。金型への充満もできており、設計したおりの鍛造形状が得られている。ディスク断面内の種々の箇所から試験片を採取し、組織観察と周方向の引張特性を調査した。

いっぽう、このエンジンディスクの鍛造加工シミュレーションを行い、鍛造後の組織因子を計算した。図6にシミュレーションで得たディスク断面における初析 α 相のアスペクト比の分布と、A~Dで示す位置でのマイクロ組織写真を示す。あわせて、初析 α 相のアスペクト比の

実測値と予測値との相関を示す。図中には2章で示した鍛造シミュレータの実験で得た点(青菱形)と、鍛造ディスク断面のA~Dの部位で得た点(赤丸)を示している。

実機相当の大型鍛造における実測値と予測値との相関性は、鍛造シミュレータで得られた相関のばらつき範囲内に収まっていることが分かる。

つぎに、初析 α 相量や2次 α 相量などを組織予測した結果から導き出した耐力および引張強度についても図6と同様に図7に示す。御手洗らが示した⁹⁾ ± 50 MPaの範囲内で、実測値と予測値が一致していることが分かる。

$\alpha + \beta$ 型チタン合金の溶体化時効では、溶体化処理後の水冷で凍結された不安定な β 相から、微細な2次 α 相が時効によって析出することで強化される。溶体化処理後の冷却が緩やかになるほど、初析 α 相は冷却中に多く析出する。このため、後に時効で析出する2次 α 相の量が減ることとなる。すなわち、溶体化処理後の冷却が緩やかな部位での強度は低下する。反して、ディスクの肉厚の薄い部位や表層付近の部位は冷却速度が大きくなるため強度が高くなることが予想される。図7に示すとおり、強度の絶対値や試験片採取箇所による強度の変化量

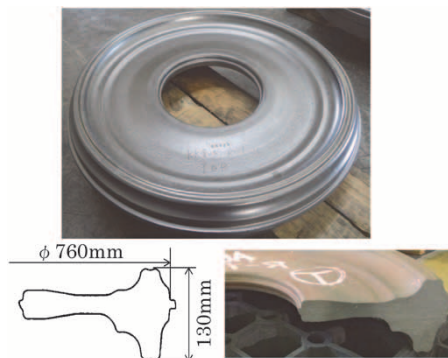


図5 β プロセス鍛造後のディスク概観とその断面
Fig.5 Appearance of disk after β process forging and its cross section

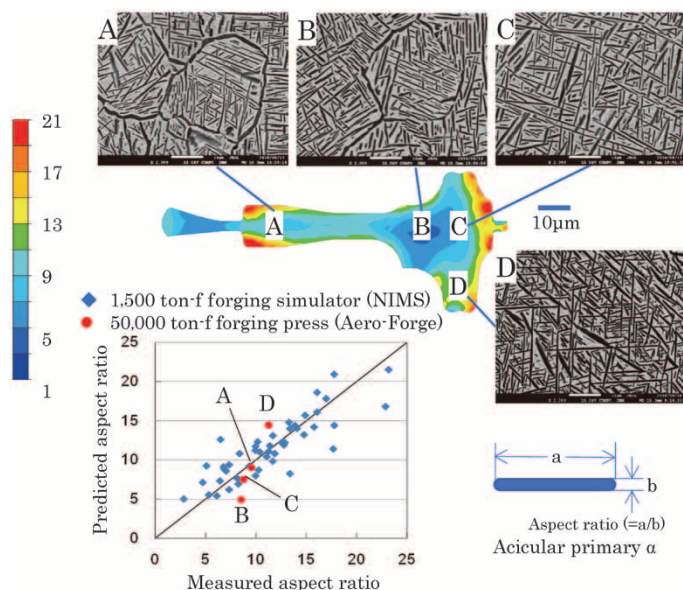


図6 初析 α 相アスペクト比の鍛造シミュレータと5万トン鍛造プレス機実績の相関図

Fig.6 Correlation of aspect ratio of acicular primary α between results of forging simulator and actual values of 50,000-ton forging press

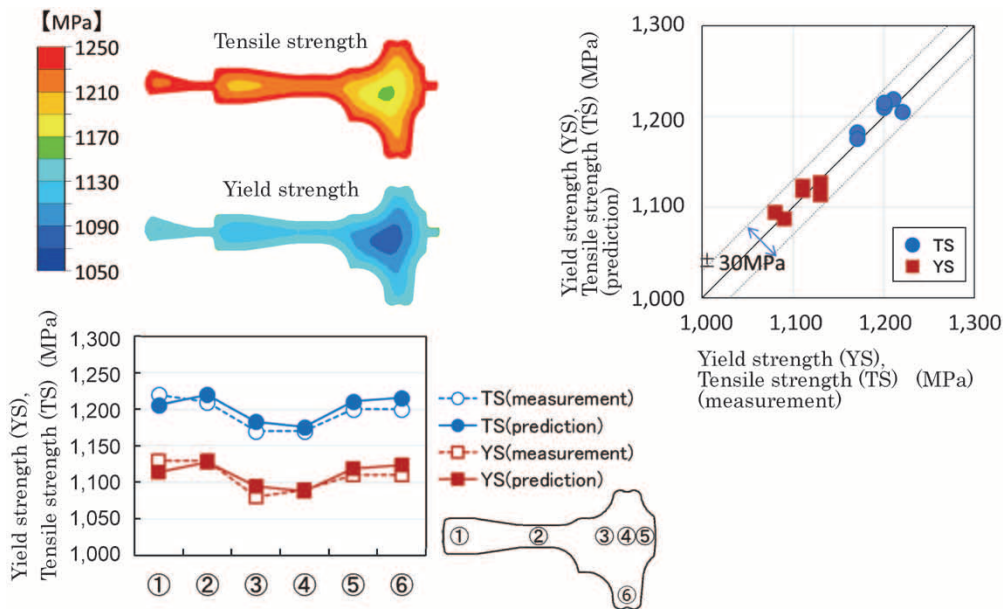


図7 引張強度および耐力の鍛造シミュレータ結果と5万トン鍛造プレスによる実測値の対比

Fig.7 Correlation of tensile strength and yield strength between results of forging simulator and actual values of 50,000-ton forging press

においても実測値と予測値がおおむね合致することが示されている。

むすび = 本稿では航空機向け大型チタン合金部材の鍛造プロセスにおける組織予測技術の取り組みについて紹介した。

Ti-17合金のエンジンディスクを対象に、実機製造と変わらないプロセスで製造した鍛造材において、鍛造解析ソフトを活用した組織予測技術がおおむね適用できることを示した。

日本国内では、日本エアロフォージ株式会社が保有する世界最大級の5万トン油圧鍛造プレス機が立ち上がり、民間航空機の機体やエンジン向けの大型チタン合金鍛造材の生産がようやく本格化しつつある。先行する欧米フォージに伍して大型鍛造品の生産を拡大していくためには、製品の形を作り込むだけでなく、組織や材料特性までを高位で安定して作り出せる信頼性の高いものづくりが期待されている。本技術のさらなる精度向上のほか、そのベースとなるFEM解析技術そのものの精度向上も必要であり、予測可能な特性の拡充や他のチタン合金への展開が望まれる。

また、AIなどを活用して最終的な鍛造材の組織や特性を予測するいわゆる「順方向の予測技術」、適正な組織や特性が得られる最適なプロセスを求める「逆解析」などの技術の進展にも期待したい。

本稿の内容の一部は、総合科学技術・イノベーション会議のSIP（戦略的イノベーション創造プログラム）「革新的プロセスを用いた航空機エンジン用耐熱材料創製技術開発」（管理法人：JST）によって行われた。そのなかで、組織予測モデルを導出し、ご提供をいただいた香川大学の松本洋明教授、東北大学の古原忠教授と宮本吾郎准教授、および物質・材料研究機構の御手洗容子副拠点長に感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 平 博仁. 軽金属. 2015, Vol.65, No.9, p.426-431.
- 2) 長田 卓. ぶらすとす. 2019, Vol.2, No.22, p.634-638.
- 3) 石外伸也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.3, p.52-56.
- 4) H. Matsumoto et al. Sci. Tech. Adv. Mater. 2017, Vol.18, No.1, p.893-904.
- 5) 山根 玄ほか. 日本金属学会誌. 2017, Vol.81, No.2, p.60-65.
- 6) 古原 忠. SIPシンポジウム「大型精密鍛造シミュレータを用いた革新的新鍛造プロセス開発と材料・プロセスリボンデータベース構築」講演概要集. 2018, p.45.
- 7) Y. Nagata et al. Proc. 9th Pacific Rim Int. Conf. on Adv. Mater. Process. (PRICM9). 2016, p.654-657.
- 8) 御手洗容子ほか. チタン. 2018, Vol.66, No.3, p.160-163.
- 9) 御手洗容子. SIPシンポジウム「大型精密鍛造シミュレータを用いた革新的新鍛造プロセス開発と材料・プロセスデータベース構築」講演概要集. 2018, p.46.
- 10) 逸見義男. SIPシンポジウム「大型精密鍛造シミュレータを用いた革新的新鍛造プロセス開発と材料・プロセスデータベース構築」講演概要集. 2018, p.18-19.



逸見義男

素形材事業部門 チタンユニット
チタン工場 技術部



長田 卓

素形材事業部門 チタンユニット
チタン工場 技術部



神崎文兵

素形材事業部門 チタンユニット
チタン工場 製造部



横地恒平

素形材事業部門 チタンユニット
チタン工場 技術部

(技術資料)

組立型クランク軸用材料の高強度化の取り組み

白藤 司*・高岡宏行・矢倉亮太

An Approach to Increase Strength of Materials for Built-up Type Crankshafts

Tsukasa SHIRAFUJI・Hiroyuki TAKAOKA・Ryota YAKURA

要旨

近年、船舶用低速ディーゼルエンジンの高効率化に関する要求が高まっている。これに対応するため、高い降伏点および高い疲労強度を有するうえに、大型鍛鋼品に生じることが多い焼割れリスクを回避した安価な組立型クランク軸用低合金鋼を開発した。開発鋼を含む複数の鋼種でクランクスローを製造し、主要部位から採取した鋼片の材料特性を確認した。その結果、開発鋼は従来鋼と比較して優れた機械的特性と疲労強度を有していることが確認された。本開発鋼が次世代エンジンに適用され、今後ますます厳しくなると予想されている環境規制への対応に貢献することが期待される。

Abstract

Recently, there is an increasing need for improving the efficiency of low-speed diesel engines for ships. In response, Kobe Steel has newly developed an inexpensive low-alloyed steel for built-up type crankshafts. This steel has a high yield point and high fatigue strength while avoiding the risk of quench cracking, which often occurs in large forged steel products. Crank throws were manufactured from multiple steel types, including the newly developed steel, and the material properties of samples of steel pieces taken from their major parts were evaluated. The results confirmed that the newly developed steel has mechanical properties and a fatigue strength superior to those of conventional steel. It is expected that this newly developed steel will be applied to next-generation engines and contribute to compliance with environmental regulations, which are expected to become increasingly stringent.

キーワード

組立型クランク軸, 疲労強度, 降伏点, 低合金鋼, 型入鍛造, 高纯净度化技術

まえがき = 大型船舶の主機エンジンは、近年の排出ガス規制の強化に基づく省燃費の観点から、高筒内圧およびロングストロークを有する設計が主流となっている。そのため、エンジンの爆発力から生じる往復運動を回転運動へ変換する組立型クランク軸において、クランクスローのピンフィレット部には大きな曲げ応力が生じる。また、焼きばめを施しているスローとジャーナルの間には大きな回転トルクが生じる。環境規制は今後段階的に強化されることが計画されており¹⁾、ピンフィレット部および焼きばめ部はますます大きな負荷を受けることが予測される。そのため、ピンフィレット部における疲労破壊を防止する観点からクランクスローの材料には高い疲労強度が求められる。さらに、焼きばめによるジャーナルのグリッピングトルクを高め、微小すべりを抑制する必要がある。このため、焼きばめ時にジャーナルを挿入するアーム部の軸穴近傍において降伏点の高い材料特性が要求される。

組立型クランク軸用鋼種としては主に、焼ならし処理後の空冷によって熱処理された炭素鋼が使用されている。本鋼材は600MPa級の引張強さを有する。降伏点および疲労強度を向上させる方法としては、熱処理時に急冷を施す焼入れによって引張強さの高いマルテンサイトやベイナイト組織を得る方法が一般的である。しかし大

型鍛鋼品の場合、質量効果が大きいため冷却速度が不足し、炭素鋼ではこれらの金属組織を得ることができない。そのため、Ni, Cr, Moなどの元素を添加することによって焼入れ性を高めた低合金鋼が高強度材として選択されている。組立型クランク軸用材料には引張強さ800MPa級まで高強度化された低合金鋼が使用されている。

しかし、焼入れを施した高強度を有する低合金鋼はシリンダ径500 mm以上の中型以上のエンジンで採用が広がっていない²⁾。その理由として、熱処理時の急冷に際して、複雑形状を有するクランクスローに焼割れが生じる危険性が大型化に伴って高まることが挙げられる²⁾。そこで、組立型クランク軸のスローに要求される降伏点と疲労強度を向上させるため、800MPa級の高強度を有する低合金鋼を開発した。本開発鋼は焼入れが不要であり、大型クランクスロー特有の焼割れの危険性を回避することができる。

いっぽうで、材料の疲労強度は非金属介在物をはじめとする内部欠陥の大きさに影響され、その欠陥が大きくなるとともに低下することが知られている³⁾。そこで当社は、疲労き裂発生の起点となる非金属介在物を低減させる高纯净度化技術を開発した²⁾。この技術を大型鍛鋼品に適用することによって疲労強度は向上することが確認されているものの^{4), 5)}、組立型クランク軸に適用した

* 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 (新組織名 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 技術部)

際の疲労特性は確認されていない。

本稿では、開発鋼および高 cleanliness 技術を適用して製造したクランクロー（以下、ローという）の機械的特性および疲労強度を従来鋼と比較しながら概説する。

1. 組立型クランク軸の製造および材質

図1に組立型クランク軸の製造工程を示す。溶解、製錬を経て造塊された鋼塊を加熱し、鍛造およびガス切断によってロー形状に成形する。なお、ローの成形方法は4種類あり、それぞれの成形方法を図2に示す。成形後は必要とされる機械的特性を得るために熱処理を施した後、機械加工を施す。つづいて軸部のジャーナルと偏心部のローを焼きばめによって連結し、最終機械加工によって所定の寸法に仕上げる。

今回製造した鋼種の化学成分と熱処理方法を表1に示す。また、クランクローの鋼種、製法、降伏点（YP）および引張強さ（TS）の規格強度を表2に示す。表1

に示した32CrNiMo6-3が当社の開発鋼である。本鋼種は、熱処理する際に焼ならし後の空冷処理（Normalized & tempered）によって製造する。なお本鋼種は、焼入れ（Quenched & tempered）を施す従来の低合金鋼（34CrNiMo6）と同様の金属組織が得られるように成分設計されている。したがって本鋼種は、従来の低合金鋼と同等の強度を有しつつ、大型鍛鋼品特有の焼割れを回避することが可能である。なお、表2に示したNo.1ローの製錬時には、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、溶鋼中のSおよびOを低減し、溶存酸素により生成した介在物の浮上分離を促す高 cleanliness 技術を適用した。これによって cleanliness の高い鋼塊を作製することが可能である。

本取り組みでは、表2に示した材料と、製造方法の異なるローのアーム部軸穴近傍およびピン部の降伏点と疲労強度を調べた。次章以降でその概要を紹介する。

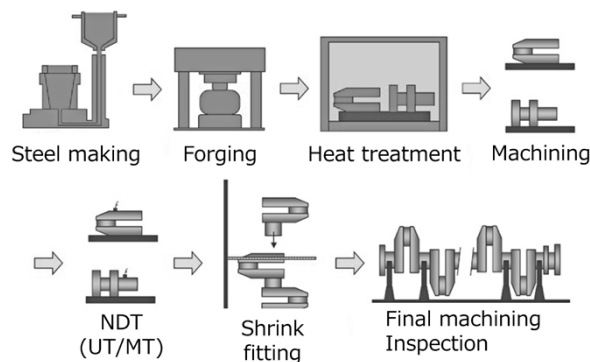


図1 組立型クランク軸の製造工程

Fig.1 Manufacturing process of semi-builtup type crankshaft

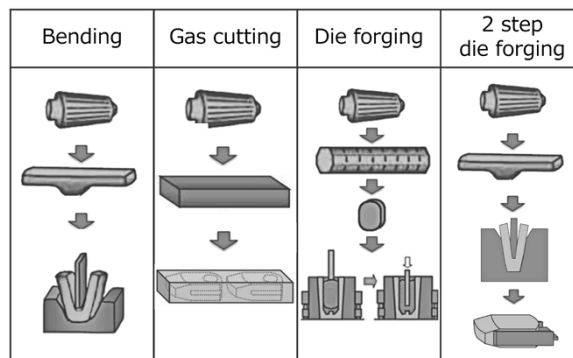


図2 鍛鋼ローの成形方法

Fig.2 Forging methods of crank throw

表1 各種試験鋼材の化学成分および熱処理方法

Table 1 Chemical composition and heat treatment methods of test steels

Steel type	Chemical composition (wt%)								Heat treatment
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	
32CrNiMo6-3 (developed alloy steel)	Max.	0.40	0.40	1.50	1.10	1.60	0.40	0.20	Normalized & tempered
	Min.	0.25	0.15	0.80	0.60	1.10	0.15	—	
34CrNiMo6 (conventional alloy steel)	Max.	0.38	0.40	0.70	1.70	1.70	0.30	—	Quenched & tempered
	Min.	0.30	—	0.40	1.40	1.40	0.15	—	
Carbon steel (conventional steel)	Max.	0.50	0.40	1.40	—	0.30	—	0.12	Normalized & tempered
	Min.	—	—	1.00	—	—	—	0.06	

表2 各種の試験鋼材で製造したクランクスロー
Table 2 Forged crank throws manufactured from test steels

Throw No.	Steel type	Steel making process	Cylinder size (mm)	Forging method	Specified strength	
					YP (MPa)	TS (MPa)
1	32CrNiMo6-3	Super clean (Developed)	950	2 step die forging	≧ 590	≧ 780
2	34CrNiMo6	Tap degassing (conventional)	500	Gas cutting	≧ 590	≧ 780
3	Carbon steel	Tap degassing (conventional)	600	Die forging	≧ 350~370	≧ 590~610
4	Carbon steel	Tap degassing (conventional)	600	Gas cutting	≧ 350~370	≧ 590~610
5	Carbon steel	Tap degassing (conventional)	960	2 step die forging	≧ 350~370	≧ 590~610

2. 組立型クランク軸の調査・試験方法

2.1 試験片の作製

実機の製造プロセスによって製造されたクランクスローのアーム部の軸穴近傍およびクランクピン部から引張試験片用および疲労試験片用鋼片を採取した。それぞれの試験片の採取位置を図3に示す。これらの鋼片から、引張試験片はJIS14A号(φ14×70mm)に準拠して作製し、疲労試験片は平行部φ10×30mmの平滑試験片を作製した。

2.2 疲労試験

作製した疲労試験片を使用して軸力(引張-圧縮)疲労試験を実施した。疲労特性の評価には国際船級協会IACS(International Association of Classification Society)が推奨するステアケース法⁶⁾を採用した。ステアケース法による疲労試験手順は以下のとおりである。

- ①最初の1本目の試験片を対象に、疲労強度の平均値 S_N に近いと想定される応力レベルで疲労試験を行う。
- ②2本目の試験片を対象に、
 - ②-(1) ①の試験において所定の繰り返し数 N_0 (= 2×10^6 回)で未破断の場合：作用させる応力レベルを階差応力 d だけ増加させて疲労試験を行う。
 - ②-(2) ①の試験において N_0 未満で破断した場合：応力レベルを d 減少させて疲労試験を行う。
- ③2本目の試験結果に基づき、3本目に作用させる応力レベルを d 変化させて疲労試験を行う。
- ④以下、同様の試験を繰り返す。

このような手順にて階差応力 d はできるだけ疲労強度の標準偏差に近い値になるように選定する。得られた結果の評価方法を以下の手順で評価する。

$$F = \sum f_i, A = \sum if_i, B = \sum i^2 f_i \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 i ：応力レベルのナンバリング

f_i ：応力レベル i における試験片の数

ただし、式(1)における i, f_i は、全試験片で生じる破断/未破断の内、発生数の少ない方の結果のみを取り扱う⁶⁾。

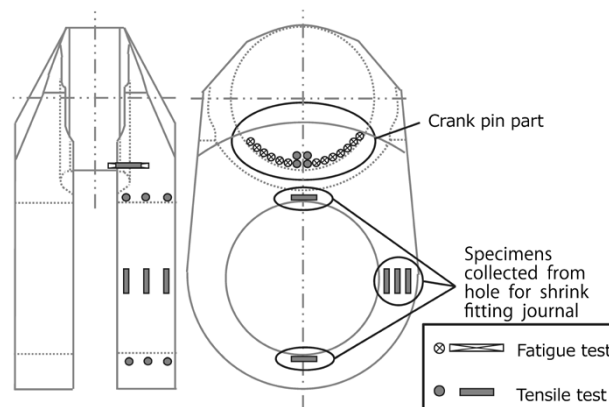


図3 引張試験片および疲労試験片の採取位置
Fig.3 Collection locations of tensile and fatigue test specimens

上記で得られた F, A, B を用いて以下の式から疲労強度の平均値 S_N および標準偏差 s を算出する。

$$S_N = S_{a0} \pm d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) \dots\dots\dots (2)$$

$$s = 1.62d \left(\frac{BF - A^2}{F^2} + 0.029 \right) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 S_{a0} は最小応力レベルである。

ただし式(2)における S_{a0} は、式(1)と同様に全試験片で生じる破断/未破断の内、発生数の少ない方の結果のみを取り扱う⁶⁾。また、全試験片の内、破断した試験片数が少ない場合は負の符号を取り、未破断の試験片数が少ない場合は正の符号を取る⁶⁾。

本方法を採用することによって平均疲労強度と標準偏差が得られるため、疲労強度を統計的に評価することが可能である。なお本稿では、階差応力 d として25 MPaを選定した。

3. 試験結果および評価

3.1 焼きばめ部における引張試験結果

No.1~No.5スローのアーム部ジャーナル軸穴近傍から採取した試験片の降伏点と引張強さの関係を図4に示す。開発鋼の降伏点および引張強さは炭素鋼と比較して大きく向上していることが分かる。また、強度クラスのターゲットとしている34CrNiMo6と比較すると同等以上であり、表2に示した規格強度に対して上回っていることが分かる。

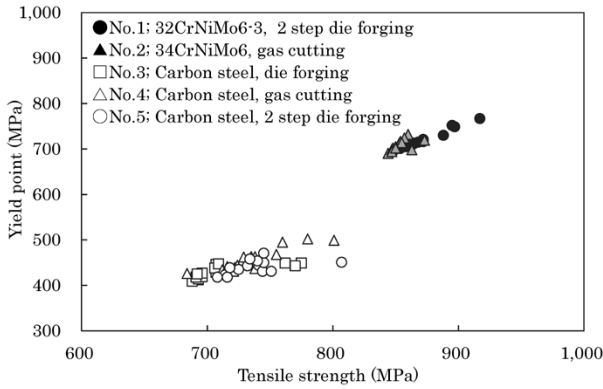


図4 クランクスローアーム部ジャーナル軸穴近傍から採取した試験片の引張試験結果

Fig.4 Tensile test results of specimens collected from crank arm in the vicinity of hole for shrink fitting journal

3.2 クランクピン部における材料特性

3.2.1 引張試験結果

No.1~No.5 スローのクランクピン部から採取した試験片の降伏点と引張強さの関係を図5に示す。開発鋼の降伏点および引張強さは、炭素鋼はもとより、ベンチマークとした34CrNiMo6の強度と比較しても大きく上回っており、表2に示した規格強度に対しても大きなマージンを有していることが分かる。

3.2.2 疲労試験結果

開発鋼を用いて製造したクランクスローのクランクピン部から採取した試験片の疲労試験結果を図6に示す。破断した試験片が4本であり、未破断の試験片が9本であるため、ナンバリングの対象は発生頻度の少ない破断した試験片とする。破断が生じたときの最小応力 S_{a0} は460 MPaであることから、式(1)~式(3)にそれぞれの値を代入して平均疲労強度と標準偏差を算出した。

$$\begin{aligned}
 F &= 4, A = 5, B = 9, \\
 S_N &= S_{a0} \pm d \left(\frac{A}{F} \pm \frac{1}{2} \right) = 460 + 25 \times \left(\frac{5}{4} - \frac{1}{2} \right) \\
 &= 478.8 \text{ (MPa)} \\
 s &= 1.62d \left(\frac{BF - A^2}{F^2} + 0.029 \right) \\
 &= 1.62 \times 25 \left(\frac{9 \times 4 - 5^2}{4^2} + 0.029 \right) \\
 &= 29.0 \text{ (MPa)}
 \end{aligned}$$

開発鋼と同様に従来鋼についてもステアケース法によって平均疲労強度および標準偏差を算出した。その結果を表3にまとめた。

3.3 疲労特性評価

ステアケース法を使用した統計的な疲労特性評価において、疲労強度が正規分布で分散していると仮定した場合、信頼区間の下限強度で評価することがIACSによって推奨されている⁶⁾。 $X = (1 - \alpha) \times 100\%$ としたとき、 $X\%$ 信頼区間における下限疲労強度 $S_{aX\%}$ は式(4)によって算出される⁶⁾。

$$S_{aX\%} = S_N - t_{\alpha, n-1} \frac{s}{\sqrt{n}} \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 $t_{\alpha, n-1}$: 片側確率 α 、自由度 $n-1$ におけるt分布の逆関数
 n : 試験片の本数

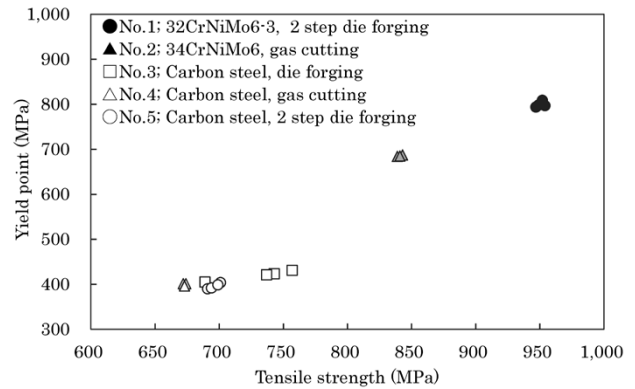


図5 クランクピン部から採取した試験片の引張試験結果

Fig.5 Tensile test results of specimens collected from crank pin

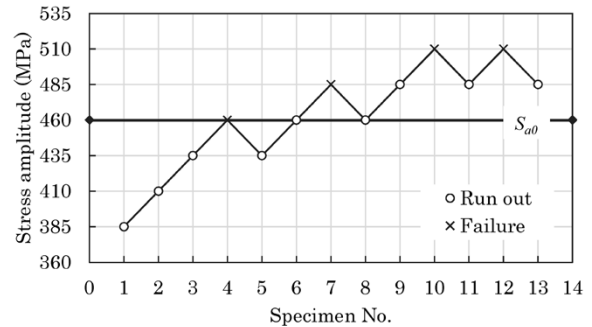


図6 ステアケース法による開発鋼の疲労試験結果

表3 試験材の平均疲労強度および標準偏差
 Table 3 Mean fatigue strength and standard deviation of test steels for crank throws

No.	steel type	d (MPa)	n	S_N (MPa)	s (MPa)
1	32CrNiMo6-3	25	13	479	29.0
2	34CrNiMo6	25	13	438	17.4
3	Carbon steel	25	13	313	1.2
4	Carbon steel	25	13	263	1.2
5	Carbon steel	25	13	313	1.2

d : Stress increment or decrement
 n : Total number of the fatigue test specimens
 S_N : Mean fatigue strength
 s : Standard deviation

なおIACSは、信頼区間として通常90%を使用することを提唱している⁶⁾。ここでもそれに倣い、 $\alpha = 0.1$ としたときの90%信頼区間の下限疲労強度 $S_{a90\%}$ を式(4)に代入して算出した。

いっぽうで、船用エンジンに適用されるクランク軸は船級協会が規定する設計疲労強度を満足する必要がある。本稿ではIACSが規定する設計疲労強度 σ_{DW} ⁶⁾と比較することによって疲労特性の評価を行った。 σ_{DW} は式(5)によって算出される⁶⁾。

$$\begin{aligned}
 \sigma_{DW} &= \pm K (0.42\sigma_B + 39.3) \\
 &\times \left(0.264 + 1.073D^{-0.2} + \frac{785 - \sigma_B}{4900} + \frac{196}{\sigma_B} \sqrt{\frac{1}{R_H}} \right) \dots \dots (5)
 \end{aligned}$$

表4 90%信頼区間の下限疲労強度における疲労特性評価

Table 4 Evaluation of fatigue characteristics at lower limit of fatigue strength with 90% confidence interval

No.	steel type	① σ_B (MPa)	② D (mm)	③ R_H (mm)	④ $\sigma_{DW, K=1.0}$ (MPa)	⑤ $t_{0.1, n-1}$ (MPa)	⑥ $S_{a90\%}$ (MPa)	⑥ / ④
1	32CrNiMo6-3	951	1,220	90	224	1.4	468	2.09
2	34CrNiMo6	841	645	40	229	1.4	431	1.88
3	Carbon steel	732	720	45	209	1.4	312	1.49
4	Carbon steel	673	730	55	197	1.4	262	1.33
5	Carbon steel	696	990	70	194	1.4	312	1.61

σ_B : Average tensile strength result of crank pin part

D : Diameter of crank pin

R_H : Radius of crank pin fillet

$\sigma_{DW, K=1.0}$: Designed fatigue strength (K=1.0)

$t_{0.1, n-1}$: Inverse function of t-distribution with one-sided probability α of 0.1 and degrees of freedom $n-1$

$S_{a90\%}$: Fatigue limit resulted from 90% confidence interval

ここで、 D : クランクピン直径 (mm)

R_H : ピンフィレット半径 (mm)

σ_B : 引張強さ (MPa)

K : 製造プロセスに対する係数

なお、製造プロセスに対する係数 K に対して、自由鍛造により製造されたクランク軸には1.0が、CGF (Continuous Grain Flow) 鍛造により製造されたクランク軸には1.05が与えられる⁶⁾。当社は高纯净度化技術を適用した一体型クランク軸に対して $K=1.15$ の特別承認を全船級協会より取得している²⁾。すなわち、この係数 K の値が高い製造プロセスを適用した一体型クランクを使用することにより、従来よりも高い疲労強度でクランク軸を設計することが可能である。

今回は自由鍛造により製造されたクランク軸が基準となる。このため、 $K=1.0$ を式(5)に代入した設計疲労強度 $\sigma_{DW, K=1.0}$ で下限疲労強度 $S_{a90\%}$ を規格化することにより、各スローの $S_{a90\%}$ を係数 K 相当に換算して評価した。その結果を表4に示す。なお引張強さ σ_B は、図5にプロットした各クランクスローのピン部における引張強さの平均値を使用した。各スローの $S_{a90\%}/\sigma_{DW, K=1.0}$ の値は1以上であり、設計疲労強度を上回っていることが分かる。とくに、高纯净度化技術と二段型入法を適用して製造したクランクスローは $K=2.09$ に相当する優れた疲労特性であり、設計疲労強度に対して大きなマージンを有している。

むすび= 開発鋼および従来鋼で製造したクランクスローから試験片を採取し、機械的特性と疲労特性を評価した。以下に結果の概要を示す。

- ・ 開発鋼で製造したクランクスローのアーム部ジャーナル軸穴近傍は従来鋼よりも高い降伏点を有している。また、従来の低合金鋼の強度規格と比較して高い降伏点を有する。
- ・ 高纯净度化技術および型入法を経て製造した開発鋼のクランクスローは高い疲労強度を有しており、その90%信頼区間における下限疲労強度はIACS UR M53で規定される設計疲労強度の係数に換算して2.09の優れた疲労特性を有している。

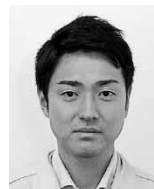
なお、これらの結果を基に、開発鋼の32CrNiMo6-3

は従来の規格よりも高強度である降伏点650 MPa、引張強さ850 MPaを有する組立型クランク軸用材料として日本海事協会をはじめとする多くの船級協会から特別承認を取得した。さらに、高纯净度化技術および型入法を経て製造された開発鋼の組立型クランクスローは一体型クランク軸と同様に²⁾、設計疲労強度の式(5)における製造プロセスに対する係数 K の値として1.15を与える特別承認を取得した。これらの承認が得られた結果、上記の当社独自技術を適用することによって組立型クランク軸におけるグリップングトルクや疲労強度を従来よりも高く設計することが可能となった。

今後、本開発鋼および製造技術が次世代エンジンへ適用され、ますます厳しくなる環境規制への対応に貢献することが期待される。

参考文献

- 1) 米沢挙志ほか. 日本マリンエンジニアリング学会誌. 2019, Vol.54, No.5, p.680.
- 2) 藤網宜之. R&D神戸製鋼技報. 2016, Vol.66, No.1, p.2-6.
- 3) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響. 養賢堂, 1993, 265p.
- 4) 篠崎智也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.94-97.
- 5) R. Yakura et al. 27th CIMAC Congress. 2013, Paper No.442.
- 6) International Association of Classification Society, "Calculation for I.C. Engine Crankshafts, Unified Requirement M53". 2017.

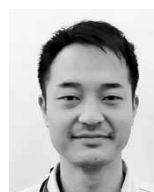


白藤 司

鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部
(新組織名: 素材材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 技術部) (新組織名: 素材材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 技術部)



高岡宏行



矢倉亮太

鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部
(新組織名: 素材材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 技術部)

(論文)

船舶用中間軸への高強度鋼適用によるねじり振動問題への対応

太田雅人*・有川剛史(博士(工学))・埴 洋二

Solution to Torsional Vibration Problems of Shafting for Ships by Utilizing High Strength Intermediate Shaft

Masato OTA・Dr. Takefumi ARIKAWA・Yoji HANAWA

要旨

複雑化する推進軸系のねじり振動問題に対する解決策として当社は、中間軸に適用可能な高強度の低合金鋼を開発した。この開発鋼は従来の中間軸用鋼と同等の切り欠き感受性を有するほか、高強度化に伴ってねじり疲労強度も向上することが確認されている。このような長を有する開発鋼を活用することによって中間軸径の許容範囲を拡大することができ、ねじり共振回転数の制御が可能となる。これにより連続運転禁止回転速度範囲の通過特性を改善することも可能であり、機関設計を大幅に変更することなくねじり振動の問題に対処できるようになることが期待される。

Abstract

As a solution to the increasingly complicated torsional vibration problems of propulsion shaft systems, Kobe Steel has developed a high-strength, low-alloy steel applicable to intermediate shafts. This newly developed steel has been confirmed to have a notch sensitivity equivalent to that of the conventional intermediate shaft steel and to have a higher torsional fatigue strength thanks to its increased tensile strength. With such features, the steel enables the expansion of the allowable range of intermediate shaft diameters and the control of torsional resonance points. This allows the passing characteristics of the barred speed range to be improved, warranting the expectation that the problem of torsional vibration can be dealt with without significantly changing the engine design.

キーワード

ねじり振動、船舶用中間軸、連続運転禁止回転速度範囲、通過特性

まえがき = 国際海運が排出するCO₂排出量は全世界の約3%ともいわれている。そうしたなか国際海事機関では、エネルギー効率設計指標などの規制によりCO₂など温室効果ガスの排出を厳格化している¹⁾。大型船舶においては、こうした動きを受けてロングストロークの主機と大径のプロペラを組み合わせ、低回転で高出力化する設計が一般的となっている。加えて近年では、燃料消費率の改善を目的に、減速運転時の出力が定格出力となるよう設計されたディレーティング機関も多く見受けられる。また積載量の確保を目的に、クランク軸や中間軸、推進軸(以下、推進軸系という)がより短く設計される船舶も増加している。

推進軸系においては主にエンジンのトルク変動に起因するねじり振動が問題となることがあるが、軸を短く設計することによってねじり共振の回転数は高回転側に移行する場合がある。ねじり共振に起因する軸系の疲労損傷を回避するため、共振回転数を挟むように連続運転禁止回転速度範囲(Barred Speed Range: BSR)が設定されるのが一般的である。しかしながら、高回転側に移行した結果BSRを速やかに通過できず、軸系が高いねじり応力に長時間曝(さら)される事象が近年問題となっている^{2)~5)}。

この問題を解決するために従来、ダンパや慣性質量といったカウンタを装着することによってねじり振動を低減することが一般的に行われている。しかしながらこれらの方法は機関重量の増加を伴い、積載量や燃費性能などへの影響が懸念される。いっぽう、カウンタを装着することなく、推進軸系のねじり剛性を低下させることによってねじり共振回転数を追い下げる手法が考えられる。ねじり剛性を低下させるには中間軸の小径化が有効な手段であるが、いっぽうで軸としての強度が低下することも心配される。すなわち、高強度の中間軸用材を用いることにより、ねじり振動応力に対する許容値を改善することが肝要であると考えられる。そこで当社は、中間軸に適用可能な950 MPa級の高強度低合金鋼を開発した。

本稿では、開発した中間軸用高強度低合金鋼のねじり疲労特性、および中間軸に適用した場合のねじり振動特性に与える効果について試算した結果を紹介する。

1. 中間軸用高強度低合金鋼のねじり疲労強度特性⁶⁾

当社は中間軸に適用可能な950 MPa級の低合金鋼を開発している。一般に、引張強さが高強度域になるにしたがって繰り返し荷重に対する切欠感受性も増大し、疲労強度は向上しなくなる。そこで当社では、疲労強度低

* 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部(現 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部)

下の要因といわれる鋼中の非金属介在物を小さくすると同時に少なくするため、高纯净度鋼製造プロセスを適用している。本章では、従来鋼と開発鋼に対して実施したねじり疲労試験の結果を紹介する。

1.1 ねじり疲労試験の条件

ねじり疲労試験に用いた試験材の化学成分および機械的特性をそれぞれ表1、表2に示す。また、ねじり疲労試験の条件を表3に示す。平滑試験片のほか、応力集中係数が1.58となるよう設計された切欠試験片についてねじり疲労試験を実施した。この応力集中係数は、中間軸における軸フィレット部の応力集中係数を代表する値である。

1.2 ねじり疲労試験結果

従来鋼および開発鋼のねじり疲労試験結果をそれぞれ図1および図2に示す。いずれの図も中実(●, ▲)で示す点は平滑試験片の試験結果を、白抜き(□, ◇)で示す点は切欠試験片の試験結果を示す。開発鋼のねじり疲労強度は、切欠の有る場合およびない場合のいずれの場合も従来鋼よりも高いことが分かる。

表1 試験材の化学成分

Table 1 Chemical composition of test pieces

Steel type	(unit: wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	
Developed	Max.	0.45	0.4	1.2	0.02	0.005	2.5	0.35
	Min.	0.36	0.15	0.8	-	-	1.5	0.15
Conventional	Max.	0.43	0.35	0.9	0.035	0.035	1.2	0.3
	Min.	0.38	0.15	0.6	-	-	0.9	0.15

表2 試験材の機械的特性

Table 2 Mechanical properties of test pieces

Steel type	Tensile strength (MPa)	Yield stress (MPa)	Elongation (%)		Reduction of area (%)	
			Longi. Trans.		Longi. Trans.	
			Longi.	Trans.	Longi.	Trans.
Developed	1,023	866	16	16	55	55
Conventional	856	679	19	19	54	54

表3 ねじり疲労試験の条件

Table 3 Fatigue test conditions

Fatigue evaluation method	S-N diagram method
Loading type	Torsion only
Load wave	Sine curve, 5~20 Hz
Maximum number of cycle	1×10^7
Temperature	Room temperature
Stress ratio	$R = -1$

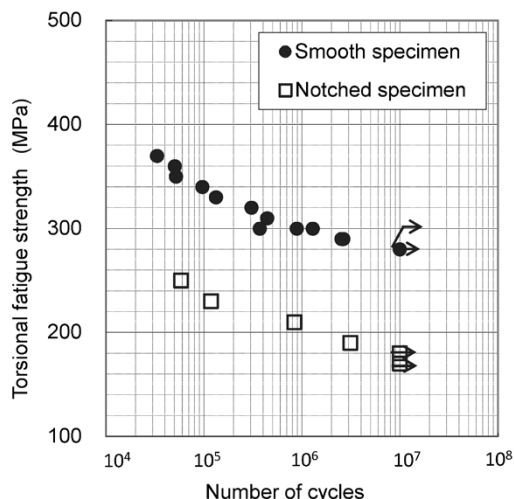


図1 従来鋼のねじり疲労試験結果

Fig.1 Test results of conventional steel

つぎに、平滑試験片における引張強さとねじり疲労強度の関係を図3に、応力集中係数と切欠感受性の関係を図4に示す。これらの関係性から、開発鋼のねじり疲労強度は引張強さに比例して高くなり、そのいっぽうで切欠感受性は増大しないことが確認される。

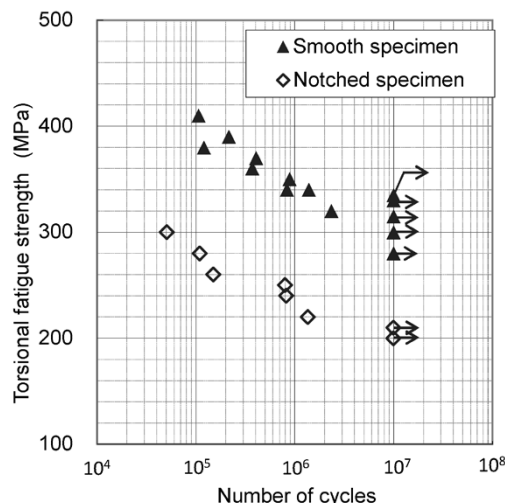


図2 開発鋼のねじり疲労試験結果

Fig.2 Test results of developed steel

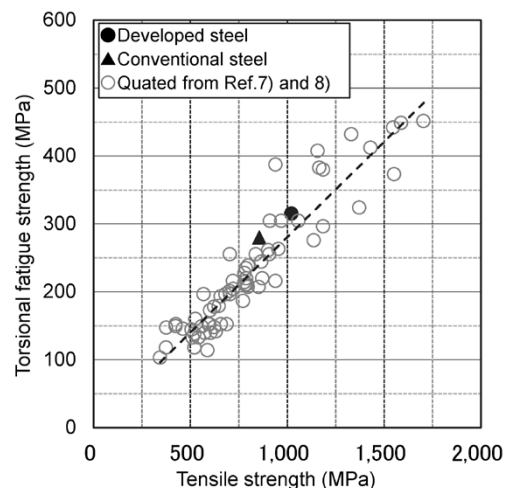


図3 引張強さとねじり疲労強度の関係

Fig.3 Relationship between tensile strength and torsional fatigue strength

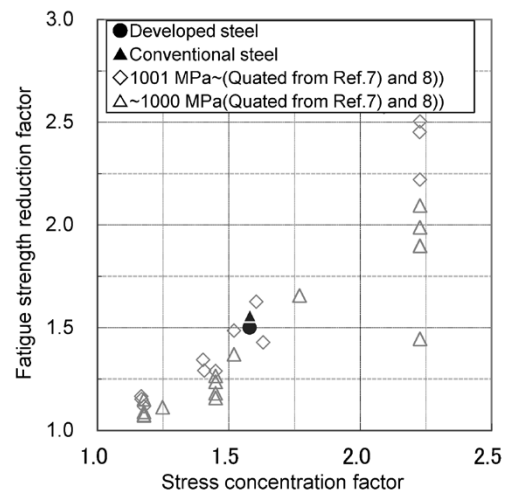


図4 応力集中係数と切り欠き感受性の関係

Fig.4 Relationship between stress concentration factor and notch sensitivity

2. 高強度低合金鋼を中間軸に適用した場合のねじり振動特性

船舶の検査機関である船級協会が構成される国際船級協会連合 (International Association of Classification Societies, 以下 IACS という) の統一規則 IACS UR M68⁹⁾ に記載されている推進軸・中間軸の最小径の定義式によると、定格出力と回転速度が一定の場合、より高い引張強さを有する材料を適用することによって軸径をより小さく設計することが可能であるとされている。本章では、中間軸に高強度の開発鋼を適用した場合の軸系ねじり振動に対する効果について、マルチボデーダイナミクス解析ツールである AVL 社製 AVL EXCITE™ を用いたパラメータスタディの結果を示す。

2.1 計算に用いた軸系モデル

主機のシリンダ数、推進軸系の長さ、およびそれらの軸径が機関推進軸系のねじり振動特性に影響を与えることが一般に知られている。そこで、表 4 に示すような機関・推進軸系を用いて中間軸に発生するねじり振動応力を評価した。機関・推進軸系をばね-質量系でモデル化し、表 5 に示す中間軸径についてパラメータスタディを実施した。ねじり振動計算に必要な主機およびプロペラの諸元は一般的な値を用いて仮定した。一般社団法人日本海事協会 (Class NK) が規定する低合金鋼鍛鋼品 (KSFA) の各強度クラスについて、IACS UR M68 で規定される最小軸径を算出し、それらを満足するように計算条件を決定した。表 5 中の KSFA に続く 2 桁の数字は材料の強度レベルを示しており、例えば KSFA60 は 600 MPa 級の低合金鋼鍛鋼品を示す。

2.2 ねじり振動計算結果

中間軸径 (D) 465 mm の場合のねじり振動応力計算結果に加えて、KSFA80 および KSFA95 を適用した場合のそれぞれの許容ねじり振動応力 τ_c および τ_t を図 5 に示す。ここで、 τ_c は連続運転時におけるねじり応力の許容値である。この値を超えた場合は BSR を設定し、その範囲では常用運転を行わず、速やかに通過する必要がある。 τ_t は有限寿命域のねじり疲労に対する閾値 (しきいち) であり、いかなる状況においても超えることは認められない。横軸は定格回転数に対する回転数比である。

表 4 計算に使用した機関・推進軸系
Table 4 Calculation conditions of shafting

Number of cylinders	6
Shafting length (mm)	12,915
Diameter of intermediate shaft (mm)	Design parameters ref. Table 5

表 5 ねじり振動計算条件
Table 5 Calculation conditions for torsional vibration

Steel type	ClassNK grade	Min. diameter acc. to IACS (mm)	Calc. diameter (mm)
Conventional	KSFA60	450	465
	KSFA70	432	440
	KSFA80	416	420
Developed	KSFA95	397	400

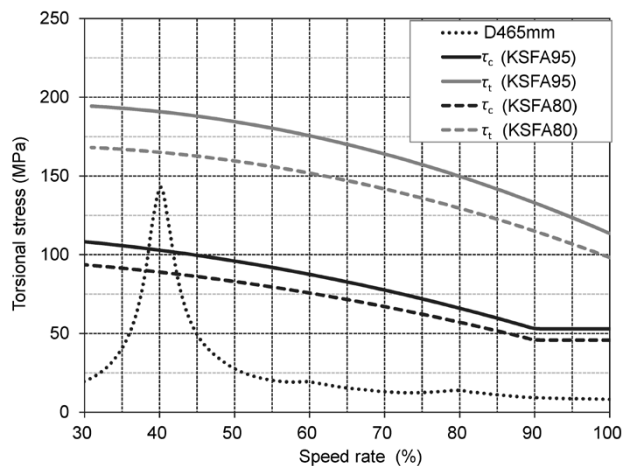


図 5 高強度鋼を中間軸に適用した場合の許容ねじり応力
Fig.5 Allowable torsional stress of high-strength steel with applying to intermediate shaft

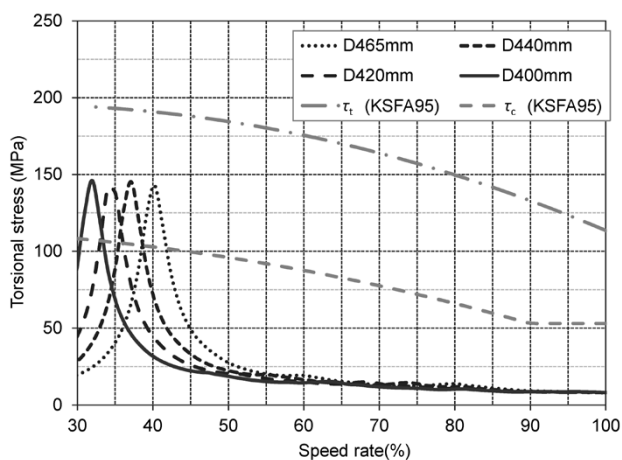


図 6 中間軸を小径化した場合のねじり振動特性
Fig.6 Characteristics of torsional vibration of intermediate shafts with reduced diameter

る。KSFA95 を中間軸に適用した場合、ねじり振動応力の許容値が KSFA80 と比較して約 15% 向上することが確認される。

強度クラスに応じて中間軸径を設定し、ねじり振動応力を計算した結果を図 6 に示す。中間軸径を小さくすればするほど、ねじり共振回転数が低回転側に移行していることが確認できる。換言すれば、中間軸に適用する材質および軸径を適切に選定することによって BSR を適切な速度域に設計することが可能であることを示唆する。

3. BSR の通過特性に対する期待効果

2 章においては、より高強度な材質を適用し、中間軸を小さく設計することは BSR を低回転側に設定できることを示した。本章では、これらの計算結果を用いて、中間軸の小径化が BSR の通過特性がどの程度改善するのかを試算した。試算には、エンジンライセンサである MAN Energy Solutions より新設計・新造船の加速性能対策の指針として提示されている barred speed range power margin (BSR PM) を用いた⁵⁾。BSR PM とは、BSR 上限回転速度比 (nBSRH) における最大許容出力とボラードプル特性との関係性から加速力不足による

表6 BSR PMの計算条件
Table 6 Calculation conditions for BSR PM

Light running margin:LRM (%)	5
Light running factor: LRF	1.05
Bollaed pull heavy running: BPHR (%)	17.5
Heavy running factor: HRF	0.825
BSR high end speed rate: nBSRH	Calculation results ref. table 7

表7 BSR PMの計算結果
Table 7 Calculation results of BSR PM

ClassNK grade	Shaft dia. (mm)	nBSRH	BSR PM (%)
KSFA60	465	0.44	51.3
KSFA70	440	0.41	62.7
KSFA80	420	0.37	80.7
KSFA95	400	0.35	91.4

BSRでの停滞に対する余裕度を表す指標であり、パーセントで示される。これが大きいほどBSRの通過時間は短くなる。試算に用いた条件を表6に示す。

2章で実施した中間軸を対象にBSR PMを算出した結果を表7に示す。KSFA60からKSFA95に材質変更し、中間軸を小径化することで、BSR PMは約40%改善できることが試算された。KSFA80からKSFA95に変更した場合においても、10%以上の改善効果が期待されることが確認された。なお、MAN Energy Solutionsとエンジンライセンスである(株)三井E&SマシナリーではBSR PMが10%以上となる設計を推奨しており、中間軸に950 MPa級の開発材を適用して小径化することにより、十分にBSRの通過特性を改善する効果が得られることを示唆する。

むすび = 当社が開発した中間軸用950 MPa級低合金鋼のねじり疲労特性とその活用方法について紹介した。本開発鋼は国際船級連盟連合から特別承認として採択されている。IACS UR M68に基づいて中間軸の径を減じた場合のねじり振動特性を評価した。開発鋼を中間軸に活用し、軸径を小径化することは、機関の燃費性能や積み荷の積載量を犠牲にすることなく機関推進軸系のねじり剛性や共振回転数を適切に調整できる可能性を示唆している。また、昨今議論が活発となっている連続運転禁止回転速度範囲の通過時間あるいは通過特性の問題に対す

る有効な一つの解決策といえる。

当社は今後とも機関推進軸系の材料の開発を通じて、海の安全と環境問題に貢献していく所存である。

参 考 文 献

- 1) 辻本 勝ほか. 海上技術安全研究所報告. 2012, 第12巻, 第4号, p.11-22.
- 2) S. Persson. Passing time through the barred speed range and fatigue life time of propulsion shafting. Torsional Vibration Symposium 2017.
- 3) H. Keller. Aspects of simulation, estimation and evaluation of torsional loads from BSR passages. Torsional Vibration Symposium 2017.
- 4) A. Yamada. Comparison of measured torsional stress and excitation for steady state condition and transient condition. Torsional Vibration Symposium 2017.
- 5) Man Energy Solutions. Dynamic limiter functions. https://marine.man-es.com/docs/librariesprovider6/test/5510-0188-03-man-es_dynamic-limiter_techpaper_new-map-2018_web.pdf?sfvrsn=77f91ca2_12 (参照2020-03-26)
- 6) 池上智紀ほか. R&D神戸製鋼技報. 2016, Vol.66, No.1, p.25-28.
- 7) 日本材料学会. 金属材料疲労強度データ集. 2000.
- 8) 日本機械学会. 疲労強度の設計資料 I. 1982.
- 9) International Association of Classification Society. UR M68 Requirements Concerning Machinery Installations. 2015.



太田雅人

鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部 鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 鋳鍛鋼工場 鍛圧部
(現 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部) (新組織名 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部)



有川剛史



埴 洋二

鉄鋼事業部門 鋳鍛鋼事業部 技術開発部
(現 素形材事業部門 高砂品質保証部)

(技術資料)

高 cleanliness 仕様一体型クランク軸の最大介在物寸法評価技術

池上智紀*

Technology of Evaluating Maximum Inclusion Size in Solid-type Crankshaft with High Cleanliness Specifications

Tomonori Ikegami

要旨

クランク軸の疲労強度に対する高強度化の要望がある。これを受けて当社では、高 cleanliness 仕様のクランク軸を製造している。従来の光学顕微鏡による cleanliness 評価方法では、クランク軸の疲労強度に大きな影響を与える最大介在物の寸法情報を十分に得ることができていない。そこで当社は、極値統計解析を用いて最大介在物の寸法を評価する技術を開発した。開発した技術では、クランク軸余材の超音波探傷によって得られた介在物の寸法分布データを用いることにより、クランク軸に内在する最大介在物の寸法を評価することができることが分かった。また、その妥当性も確認できた。

Abstract

There is a demand for crankshafts with higher fatigue strength. In response to this demand, Kobe Steel is manufacturing crankshafts with high cleanliness specifications. The conventional method of cleanliness evaluation using an optical microscope does not allow obtaining sufficient dimensional information on the maximum size of inclusions that have a significant effect on the fatigue strength of crankshafts. Hence, the company has developed a technique for evaluating the size of the largest inclusions using extreme value statistical analysis. The newly developed technology has been found to enable the evaluation of the dimensions of the largest inclusions in a crankshaft by using the dimensional distribution data on inclusions obtained by the ultrasonic flaw detection of its surplus material. The validity of this evaluation method has been confirmed by using the actual distribution of inclusion sizes.

キーワード

介在物, cleanliness, 極値統計解析, 高 cleanliness 鋼, クランク軸

まえがき = 近年、環境規制や省エネ、CO₂削減などに向けた取り組みがさまざまな分野において進められている。船舶の分野においても燃費改善が求められており、船用エンジンの小型化や高出力化が検討されている。これに伴い、船用エンジンの主要部品であるクランク軸に対してはより一層の高疲労強度化が要求され始めている。

クランク軸はピストンの往復運動を回転運動に変換するための重要な部品である。エンジン稼働中において、クランク軸には曲げ応力とねじり応力の複合応力が生じる。フィレット部においてその最大応力値が発生する。このため、クランク軸の疲労強度を向上させるためには、フィレット部の疲労強度を高めることが必要となる。

フィレット部の疲労強度を向上させる方法としては、高 cleanliness 鋼製造プロセスの適用のほか、冷間ロール加工^{1), 2)} やショットピーニング加工、窒化、高周波焼入れなどの表面処理技術の適用が挙げられる。これらの表面処理技術は、表面硬さを高めることによってき裂発生を抑制する、あるいは表面に圧縮残留応力を付与することによってき裂進展を抑制し、疲労強度向上を狙ったものである。

鋼材中の非金属介在物が疲労き裂発生の起点になるこ

とが知られており、クランク軸中に存在する最大介在物寸法がクランク軸の疲労強度に大きな影響を与える。鋼中の非金属介在物の大きさやその分布の評価には従来、光学顕微鏡法³⁾ や酸溶解法、スライム法、超音波探傷法、あるいは疲労試験を利用した方法⁴⁾ が適用されている。

一般的に用いられている光学顕微鏡法は、鋼材から切り出した試験片を光学顕微鏡で観察し、非金属介在物を硫化物系、アルミナ系、シリケート系、酸化物系などに分類し、それらの個数や大きさによって cleanliness を評価する方法である。光学顕微鏡法では、微小な介在物の観察が可能であるが、顕微鏡視野内かつ試料表面での評価であることから、介在物の三次元評価を含む大領域評価が困難である。

また、一般的な超音波探傷法は大領域の評価が可能であるが、検出可能な介在物サイズに下限がある。超音波探傷の周波数を高周波にすると微細な介在物を検出できるが、検出可能な領域が小さくなり、要求される領域全体を検査することは困難となる。

そこで当社は、非金属介在物の最大値を評価し得る極値統計解析を用いる方法を検討した。本方法では、クランク軸の一部分を対象とした超音波探傷検査を行う。超音波探傷検査の中で、疲労き裂発生の起点となる微細な非金属介在物の検出が可能な高周波超音波探傷を採用し

* 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部

た。この高周波超音波探傷検査により得られた介在物寸法分布データに基づいて極値統計解析を行うことにより、クランク軸の高応力部位の最大介在物寸法を十分に評価することができる。

1. 試験方法

1.1 高周波超音波探傷検査

本検討で使用した超音波探傷検査装置は3~150 MHzの広い周波数帯を有する高周波探傷器、および広領域の検査面を走査探傷可能な機構を有している。探傷条件を表1に示す。超音波探傷子は水浸型、焦点型で周波数50 MHzのものを使用した。水中焦点距離は0.5 inであり、鋼中焦点距離が表面下1.3 mmとなるように鋼材表面と探傷子表面との距離を設定した。

1.2 試験片仕様

高周波超音波探傷検査における反射波のエコー高さや欠陥径との関係性を調査するため、人工欠陥を有する標準試験片を用意した。鍛造クランク軸用鋼である低合金Cr-Mo鋼を真空溶解にて作製し、80×65×10 mmの寸法に切り出した。その後、熱処理として焼ならし(870℃, 2 h) および焼戻し(640℃, 5 h)を施し、表面にラップ研磨を実施した。さまざまな寸法を有する欠陥からの超音波反射エコー挙動を調査すべく、標準試験片表面(ラップ研磨面)から深さ0.8~1.8 mmの位置にφ50~500 μmの平底穴を加工した。また、実際の介在物の寸法分布を調査するため、熱処理前の実クランク軸の余材から250×250×30 mmの寸法の試験片を切り出した。その後、焼ならし(870℃, 2 h) および焼戻し(640℃, 5 h)の熱処理を施し、表面にラップ研磨を実施した。試験片の化学成分を表2に示す。

1.3 極値統計解析

極値統計解析は、試験片サイズの領域の検査によって得られた複数の最大値データを用いて、実機サイズの領域での最大値を予測する手法である。石油タンク底の最大腐食深さ⁶⁾や、ある期間における最大波高の推定⁷⁾などに用いられている。本検討では、実鋼材から切り出した一部分を高周波超音波探傷にて検査し、得られた最大介在物寸法データを用いて、検査領域より大領域の最大介在物寸法の推定に極値統計解析を適用した。介在物

表1 超音波探傷条件
Table 1 Condition of ultrasonic test

Scan type	C-scan ultrasonic test machine
Probe (frequency / caliber / focus point in water)	50 MHz / 0.125 in / F0.5 in
Scan mode	X-Y mode
Scan pitch	0.04×0.04 mm
Focus point	1.3 mm (in steel)
Scan speed	100 mm/s

表2 低合金Cr-Mo鋼試験片の化学成分
Table 2 Chemical composition of specimen of low alloy Cr-Mo steel

							(mass%)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	
0.39	0.25	1.11	0.006	<0.0005	2.00	0.30	

寸法分布が指数分布型に従うと仮定した場合、累積分布関数 $F(x)$ は式(1)で示される。

$$F(x) = \int_0^x f(x) dx = 1 - e^{-\frac{x}{\mu}} \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 x 、 μ はそれぞれ介在物寸法、尺度パラメータである。ここで、極値統計解析には n 箇所の任意の体積中の介在物寸法検査データを使用する。1箇所あたりの検査領域の体積を要素体積とし、最大介在物寸法を推定したい領域の体積を評価体積とする。 n 箇所の要素体積中の最大値 $x(1)$ 、 $x(2)$ 、 \dots 、 $x(n)$ が $F(x)$ に従うとき、 n 箇所の最大値の累積分布関数は式(2)のように表現される。ただし、 $x(1) \leq x(2) \leq \dots \leq x(n)$ とする。

$$F_n(x) = \left(1 - e^{-\frac{x}{\mu}}\right)^n \dots\dots\dots (2)$$

分布の最大値を評価する場合、 $e^{-\frac{x}{\mu}}$ は0に近く n を十分に大きな値とすれば、式(2)は式(3)に近似される。

$$F_{(n)}(x) = \exp\left(-\exp\left(-\frac{x - \mu \log n}{\mu}\right)\right) \dots\dots\dots (3)$$

式(3)で示した累積分布関数の両辺の二重対数 y は式(4)のように表記される。

$$y = -\log(-\log(F_{(n)}(x))) = \frac{x - \lambda}{\mu} \dots\dots\dots (4)$$

ただし、 $\mu \log n = \lambda$ とし λ は位置パラメータとする。 x 軸に最大介在物寸法 $x(i)$ 、 y 軸に $-\log(-\log(i/n+1))$ ($i=1 \sim n$)をプロットすると、最大介在物寸法プロットは直線上に分布する。ここで、要素体積を V_e 、評価体積を V_d とした場合、要素体積中、評価体積中の最大介在物寸法分布が同一の累積分布関数に従うとき、評価体積中の最大値 x_d が発生する累積確率 $F(x_d)$ は式(5)のように表現される。

$$F(x_d) = V_d / (V_d + V_e) \dots\dots\dots (5)$$

評価体積中に発生し得る推定最大値は、式(5)を式(4)に代入した式(6)を x について解くことによって得られる⁵⁾。

$$-\log(-\log(V_d / (V_d + V_e))) = (x_d - \lambda) / \mu \dots\dots\dots (6)$$

2. 実鋼材試験片による極値統計解析手法の評価

2.1 標準試験片による超音波探傷検査特性の把握

欠陥寸法の指標である平底穴換算径(以下、FBH換算径という)を超音波探傷検査での反射波のエコー高さから把握するため、標準試験片を用いて超音波探傷検査を実施した。検査結果を図1に示す。縦軸はFBH換算径、横軸はエコー高さを示す。標準試験片での結果を基にエコー高さ $x(\%)$ とFBH換算径 $y(\mu\text{m})$ の関係式(7)を算出した。

$$y = 3.46x \dots\dots\dots (7)$$

超音波探傷検査における深さ範囲は1.3~1.8 mmとした。図1からエコー高さ x とFBH換算径との決定係数(R^2)が96%程度であり、エコー高さからFBH換算径が十分予測し得ることが分かる。以下、実介在物の寸法は得ら

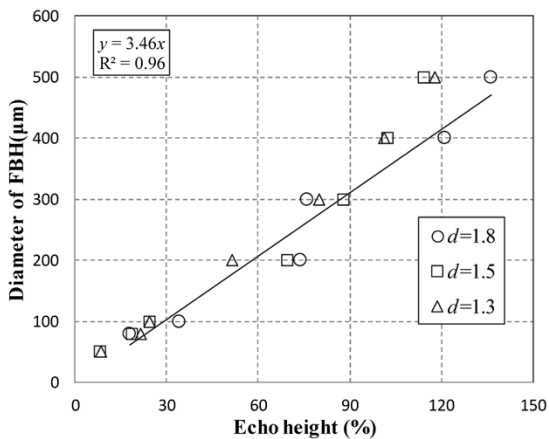


図1 エコー高さとFBH換算径との関係

Fig.1 Relationship between echo height and diameter of FBH

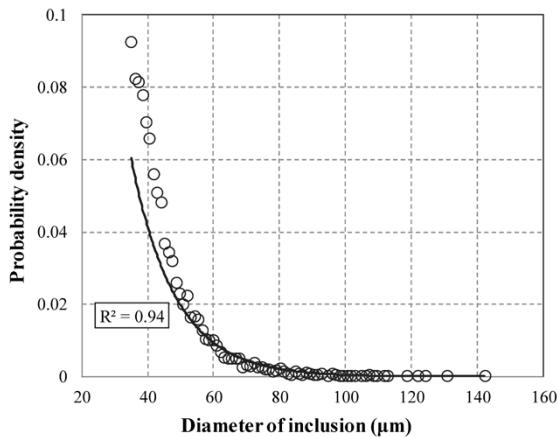


図2 超音波探傷による実鋼材中の介在物寸法検査結果

Fig.2 Inspection results of inclusion dimensions in actual steel by ultrasonic testing

れたエコー高さと関係式(7)を用い、FBH換算径として評価した。

2.2 実鋼材の介在物寸法分布

最大介在物寸法の評価に対して極値統計解析が適用可能かを検討するため、実鋼材試験片を用いて超音波探傷検査を実施した。図2に検査結果を示す。得られた介在物寸法分布に対して指数関数で近似し、近似曲線を実線で表記した。

超音波探傷にて検査した領域の体積 $3.04 \times 10^4 \text{ mm}^3$ 中、介在物寸法最大値はFBH換算径で $141 \mu\text{m}$ であった。実際は $30 \mu\text{m}$ 以下の寸法の介在物は多く存在すると考えられるが、超音波探傷検査にて検出できていない。極値統計解析を実施する上では、分布の極大値付近のデータを用いるため、 $30 \mu\text{m}$ 以下の介在物寸法データを取得できていなくても最大値推定結果に大きく影響を与えるものでないと考えられる。

また、介在物寸法データを指数分布で近似したところ決定係数は0.94となり、指数分布でよく表現されることが分かった。

2.3 極値統計解析による実鋼材の最大介在物寸法評価

実鋼材試験片の一部を対象に超音波探傷によって介在物を検査し、得られた寸法分布データを用いて極値統計解析を行う。その解析結果を用いて実鋼材試験片の領域全体に存在する最大介在物寸法 $141 \mu\text{m}$ が推定可能か

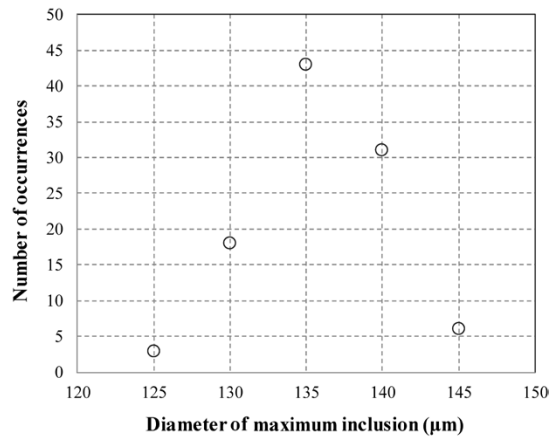


図3 最大介在物寸法の発生頻度

Fig.3 Frequency of occurrence of maximum inclusion size

否かを評価した。

超音波探傷によって検査した領域 $3.04 \times 10^4 \text{ mm}^3$ から、 150 mm^3 の要素体積を有する領域を無作為に20箇所に設定し、各要素体積中の最大介在物寸法を抽出した。これらの最大介在物寸法を昇順にx軸に、 $-\log(-\log(i/n+1))$ をy軸にプロットすると、最大介在物寸法は直線上に分布し、式(4)から λ 、 μ を決定することができる。ここで、要素体積 V_e 、評価体積 V_d をそれぞれ 150 mm^3 、 $3.04 \times 10^4 \text{ mm}^3$ とし、式(6)から最大介在物寸法の推定を実施した。また最大介在物寸法の推定値は、要素体積をどの部位から抽出するかによって異なる値を示す。本検討では要素体積を抽出する位置を無作為に変化させ、100回の極値統計解析を実施した。図3に極値統計解析により推定した最大介在物寸法の発生頻度を示す。推定された介在物寸法最大値の平均値は $134 \mu\text{m}$ 、標準偏差は $4.36 \mu\text{m}$ となった。また、正規分布を仮定すると、推定された介在物の最大値は95%信頼区間で $130 \sim 138 \mu\text{m}$ の範囲になることが計算される。実鋼材試験片中の超音波探傷で検査された最大介在物寸法 $141 \mu\text{m}$ に対して、極値統計解析による最大介在物寸法は大きな差異なく推定された。この結果から、一部分の介在物寸法データを用いて極値統計解析によって全体の最大介在物寸法が推定されることが分かった。

3. 一体型クランク軸の介在物寸法評価

3.1 フィレット部の介在物寸法評価方法

エンジンの稼働時、クランク軸にはフィレット部に最大の応力が発生する。このため、クランク軸の疲労強度を評価するうえにおいて、フィレット部の最大介在物寸法を把握することが重要となる。

一体型クランク軸では、ジャーナルとピンの接合部を中心として一定の曲率半径を有するフィレットが円周方向に加工されている。フィレット部表面は曲面(凹面)であるため同部位への直接的な高周波超音波探傷検査は困難である。また、フィレット部から介在物調査用試験片の切り出しは破壊検査となる。

そこで本検討では、クランク軸製造工程においてクランク軸本体から切り離される軸延長部から試験片を切り出す方法を提案する。図4に試験片採取方法を示す。軸

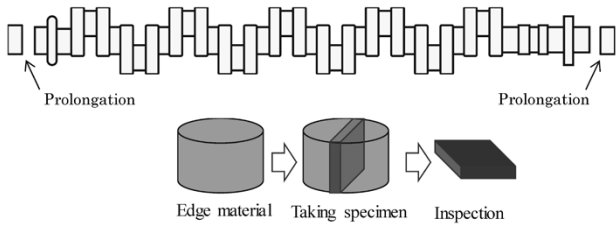


図4 軸延長部からの試験片採取
Fig.4 Collection of specimens from shaft prolongations

延長部から切り出した試験片には製品と同等の熱処理を施した後、ラップ研磨を実施する。つづいて、表1に記載した条件にて超音波探傷検査を実施し、介在物寸法分布データを取得する。超音波探傷検査を実施した領域を複数個所に分割し、各領域内の介在物寸法最大値を用いて極値統計解析を行い、クランク軸中の最大介在物寸法を推定する。

3.2 フィレット近傍と軸延長部での介在物寸法分布

フィレット近傍の最大介在物寸法を推定するのに必要となる介在物寸法分布を得るために、図4に示す軸延長部から試験片を切り出し、超音波探傷検査を実施した。

また、フィレット近傍の最大介在物寸法を得るために、図5に示すようにフィレット近傍から試験片を切り出し、超音波探傷検査を実施した。検査条件は表1と同じである。軸延長部およびフィレット近傍の超音波探傷検査を実施した体積はそれぞれ $2.65 \times 10^4 \text{ mm}^3$ 、 $6.73 \times 10^4 \text{ mm}^3$ であった。

つぎに、軸延長部およびフィレット近傍の介在物寸法分布を比較するために、軸延長部の検査領域から $1.00 \times 10^4 \text{ mm}^3$ の試験片を、またフィレット近傍の検査領域から $1.00 \times 10^4 \text{ mm}^3$ の試験片を切り出し、それぞれから20分割した要素体積 500 mm^3 中の最大介在物寸法を抽出した。最大介在物寸法の累積分布を図6に示す。四角(□)のプロットは軸延長部、丸(○)のプロットはフィレット近傍の最大介在物寸法分布である。図中の実線は、フィレット近傍の介在物寸法分布に対して式(3)に示す二重指数分布型の近似曲線を示している。また破線はその近似曲線の95%信頼区間の上限と下限を示している。これらの信頼区間内に軸延長部の介在物寸法分布データ全てが上下限の間に位置していることから、軸延長部とフィレット近傍の介在物寸法分布には有意な差がないことが分かる。すなわち、上記の差異検証結果から、軸延長部の介在物寸法分布データを用いて極値統計解析を実施することにより、フィレット近傍の介在物寸法を十分評価し得ることが分かった。

3.3 フィレット近傍の推定最大介在物寸法

軸延長部の超音波探傷検査を実施した体積 $2.65 \times 10^4 \text{ mm}^3$ から、 341 mm^3 の要素体積を有する領域を20箇所を設定し、各領域中の介在物寸法の最大値を抽出し、フィレット近傍の超音波探傷検査を実施した体積 $6.73 \times 10^4 \text{ mm}^3$ の介在物寸法の最大値を極値統計解析によって推定した。その結果を図7に示す。フィレット近傍から超音波探傷検査によって検出された介在物の最大値 $87.5 \mu\text{m}$ に対して、極値統計解析では $105 \mu\text{m}$ の評価結

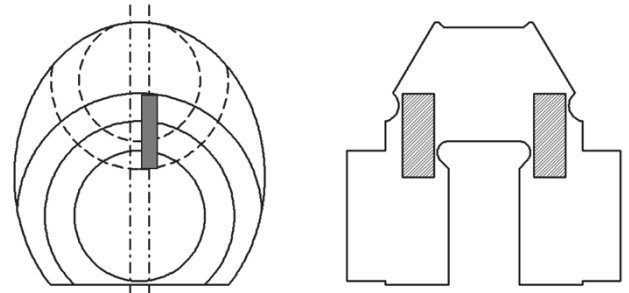


図5 フィレット近傍からの試験片採取
Fig.5 Collection of specimens from vicinity of fillet

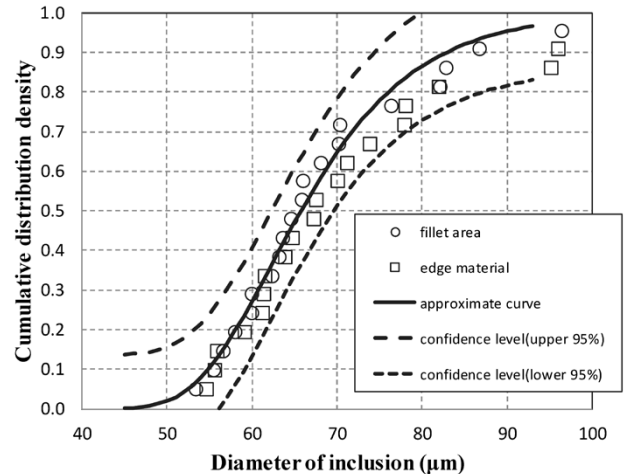


図6 軸延長部およびフィレット近傍の超音波探傷による介在物寸法検査結果
Fig.6 Inspection results of inclusion dimensions in shaft prolongations and vicinities of fillets by ultrasonic testing

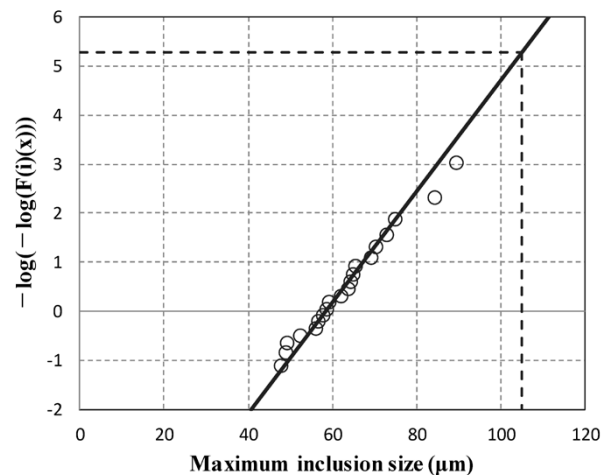


図7 フィレット近傍の最大介在物寸法推定結果
Fig.7 Evaluation results of maximum inclusion sizes in vicinities of fillets

果を得た。実測の最大値に比べ20%大きく評価する結果となったが、クランク軸の疲労強度に大きく影響を及ぼすフィレット部の疲労強度を評価するうえでは安全側の評価結果といえる。

むすび=クランク軸の軸延長部から切り出した試験片を高周波超音波探傷にて検査し、得られた介在物寸法分布データから極値統計解析によってクランク軸フィレット近傍の最大介在物寸法を評価する方法を検討した。得ら

れた結果は以下のとおりである。

- 1) 軸延長部とフィレット近傍での介在物寸法分布には有意な差がないことが確認された。
- 2) 極値統計法での介在物寸法評価では、疲労強度を評価するうえで重要となる実構造部材中の最大介在物寸法が評価できることが示唆された。

大型鍛造クランク軸のフィレット部は大体積である。このような部位中の最大介在物寸法の評価が可能な極値統計法は、高纯净度鋼の信頼性を定量的に評価できる手法として重要な技術であるといえる。

参 考 文 献

- 1) 長坂英明ほか. R&D神戸製鋼技報. 1988, 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) JIS G 0555:2020.
- 4) 古谷佳之ほか. 鉄と鋼. 2002, Vol.88, No.10, p.643-650.
- 5) E. J. Gumbel et al. Statistics of Extreme. Dover Publications. 2012, p.400.
- 6) 荒木了一ほか. 圧力技術. 1986, Vol.24, No.3, p.20-28.
- 7) 合田良美ほか. 海岸工学論文集. 2002, Vol.49, p.171-175.



池上智紀

素形材事業部門
鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部

(論文)

冷間ロール加工を施した一体型クランク軸フィレット部用 自動X線応力測定システム

松田真理子* (博士(工学))・足立 瞳・兜森達彦・高谷弘行 (博士(工学))・佐々木敏彦 (博士(工学))

Automatic X-ray Stress Measurement System for Cold-rolled Fillet of Solid-type Crankshafts

Dr. Mariko MATSUDA・Hitomi ADACHI・Tatsuhiko KABUTOMORI・Dr. Hiroyuki TAKAMATSU・Dr. Toshihiko SASAKI

要旨

近年、地球環境問題に注目が集まるなか、陸上発電用の中速ディーゼルエンジン向けクランク軸においてもさらなる高疲労強度化が求められており、その手段として表面処理技術が注目されている。しかし、いずれの表面処理技術においても、表面処理部と未処理部の境界に疲労強度低下の要因となる引張残留応力が生じるため、表面処理部周辺の残留応力分布を把握する必要がある。本稿では、大型鍛鋼材特有のマクロ偏析と、フィレット部の測定時に生じるX線入射角および入射角設定誤差が $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定精度に与える影響を評価し、それらの改善策を示した。また、冷間ロール加工を施したフィレット部の残留応力を自動測定可能なシステムの有効性を示した。

Abstract

In recent years, attention has been paid to global environmental problems, and even higher fatigue strength is required for crankshafts used in medium-speed diesel engines for onshore power generation. Surface treatment technology is drawing attention as one of the means to achieve this. In any of the surface treatment technologies, however, a tensile residual stress, which causes a decrease in fatigue strength, occurs at the boundary between the surface treated portion and the untreated portion, and it is necessary to understand the residual stress distribution around the surface treated portion. This paper describes the evaluation of the macro-segregation peculiar to large forged steel, and the influence of the X-ray incident angle and incident-angle setting error generated during fillet measurement on the accuracy of X-ray stress measurement by the $\cos\alpha$ method. Improvement measures are also described. In addition, the effectiveness of a system that can automatically measure the residual stress in the cold rolled fillet has been demonstrated.

キーワード

 $\cos\alpha$ 法 X線応力測定, 残留応力, 冷間ロール加工, 偏析, 自動測定装置

まえがき = 近年、地球環境問題に対する取り組みが活発化するなか、陸上発電用の中速ディーゼルエンジンにおいても温室効果ガスの排出削減が主要命題となってきた。エンジンの主要部品であるクランク軸においても、エンジンの高効率化・高出力化に伴う高強度化・高疲労強度化が従来にも増して求められている。

当社はこれまでに、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸に対し、鍛鋼品に内在する非金属介在物の低減(高纯净度化)による高疲労強度化を実現し¹⁾、さらなる材料の高強度化に取り組んできた。しかし、一般的な高強度鋼材で明らかになっているように、1,200 MPaを超える高強度材はギガサイクル疲労の懸念があり²⁾、製造コストの増加に相当するだけの疲労強度の向上は期待できないことがわかってきた。

そこで、さらなる高疲労強度化技術として、表面処理技術^{3),4)}が注目されている。当社は冷間ロール加工技術の開発を古くから進めてきた。冷間ロール加工技術は、他の表面処理技術と比べて表面処理深さが深いため、大型クランク軸にも適用可能な技術である⁵⁾。冷間ロール加工に限らずいずれの表面処理技術においても、

表面処理部に圧縮の残留応力を付与するいっぽうで、表面処理部と未処理部の境界に引張の残留応力を生じさせるという問題がある。圧縮残留応力は一般的に疲労強度を向上させる効果があり、引張残留応力は疲労強度を低下させる⁶⁾ことが知られている。このため表面処理を施す部品を設計する際には、表面処理部周辺の残留応力分布を把握することが重要である。

残留応力の非破壊測定技術としては、X線応力測定法が挙げられる。しかし、従来の $\sin^2\psi$ 法によるX線応力測定法⁷⁾は装置が大型で測定に必要なスペースも大きく、クランク軸のフィレット部のような狭隘(きょうあい)部に対しては測定が難しかった。そうしたなか近年、 $\cos\alpha$ 法を用いた小型で可搬型のX線応力測定装置が市販された^{8),9)}。この装置では、クランク軸のフィレット部に対しても工場内で簡便に残留応力測定が可能である。しかしながら、現在の汎用(はんよう)的な装置として普及し始めてからはまだ日が浅いため、 $\sin^2\psi$ 法と比べて実用上の材料を対象にした研究事例はまだ少ない。このため、大型鍛鋼品である実機クランク軸への適用に際しては、同手法の有効性を確認する必要がある。

* 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 技術部

また、 $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定法では、測定時のX線入射角が小さくなると測定精度は低下することが知られており¹⁰⁾、入射角は35度近傍が推奨されている。しかし、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸は、大型鍛鋼品のなかではサイズが比較的小さいため、 $\cos\alpha$ 法の小型装置でX線応力測定を実施してもフィレット部測定時の入射角は20度以下にせざるを得ない場合もある。加えて、実製品は公差を持っていることから、凹曲面を有するフィレット部に対するX線入射角を正確に把握することは困難である。したがって、応力解析する際の設定入射角と実際の入射角に誤差が生じる可能性がある。そこで、 $\cos\alpha$ 法によるX線入射角と入射角設定誤差が測定精度に与える影響について検証の必要があった。さらには、クランク軸のフィレット部のような狭隘部を測定する際には、検査体に装置を接触させることなく適切な測定条件でX線を測定部位に照射させることは非常に煩雑な作業となる。したがって実機への適用においては、フィレット部のX線測定作業をいかに自動化させるかが課題の一つであった。

以上のような背景から当社は、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸に使用される大型鍛鋼材への適用を目的に、代表的な材料であるベイナイト組織を有する低合金鋼を対象とする $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定技術の有効性を確認した¹¹⁾。また、測定時に設定するX線入射角と実際の入射角に誤差が生じた場合のX線応力測定精度に与える影響について検討した¹²⁾。さらに、クランク軸のフィレット部の測定が可能な自動X線応力測定システムを開発した。この測定システムを用いることによって冷間ロール加工を適用したクランク軸のフィレット部を簡便に高精度で測定できることを確認した。本稿では、これらの検討結果について報告する。

1. $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定技術の概要

X線応力測定に関する研究は古くからなされており、従来は $\sin^2\psi$ 法と呼ばれる手法¹³⁾が一般的であった。近年では二次元検出器を用いた $\cos\alpha$ 法による測定に注目が集まっている。 $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定原理は1978年に平ら¹⁴⁾により最初に提案され、当時は写真フィルムが検出器として用いられた。

その後、1980年代にイメージングプレート（以下、IPという）が登場し、吉岡ら¹⁵⁾により検出器にIPを用いた $\cos\alpha$ 法の検討がなされた。IPでは通常、画素サイズが $100\mu\text{m}$ とやや大きく、基盤の目状に配列していた。このため、 $\cos\alpha$ 法の適用にあたっては極座標系状の回折X線強度のプロファイルに高精度に変換する必要があった。また、実用的な応力測定精度を得るには1/10画素以下のデータ処理技術が必要であった。さらに、回折環の中心位置の決定精度や画像の平滑化も重要な要素であった。

1994年以降、佐々木らはそれらの一連の課題を解決し、IPを使った $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定システム¹⁰⁾が確立された。また、X線応力測定の課題であった三軸応力¹⁶⁾、マクロ・マイクロ応力¹⁷⁾、結晶粒が粗大な場合な

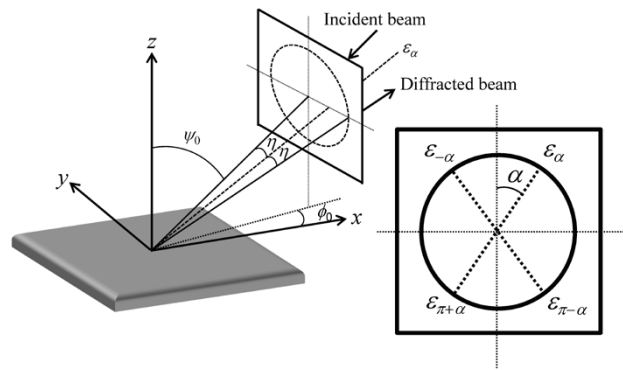


図1 $\cos\alpha$ 法のX線光学系
Fig.1 X-ray optics used for $\cos\alpha$ method

どに対する有効性¹⁸⁾を示した。しかし、X線露光部とIPリード部が分離していたため作業性が総合的に低く、普及の妨げとなっていた。

2009年に、JSTの新技术説明会において佐々木は本技術の装置化を呼びかけ、それが契機となり2012年以降に各社から一体型の $\cos\alpha$ 法専用機および類似機が相次いで商品化された。 $\cos\alpha$ 法は単一のX線照射によって応力測定が可能のため、 $\sin^2\psi$ 法に比べて装置が小型で測定に必要なスペースが小さい。さらに、測定時間が短いという利点を実証されたことから現在広く普及し始めている。

$\cos\alpha$ 法は単一のX線照射から360度の回折環を二次元検出器にて取得し、試料のひずみによる二次元の回折環の変化から応力を算出する手法である。図1に $\cos\alpha$ 法における回折環取得時の光学系を示す。ここで、 ψ_0 はX線入射角を、 2η は入射X線と回折X線とのなす角を表す。図中の回折環の中心角 α はX線管球側から見た角度であり、中心角が α 、 $-\alpha$ 、 $\pi+\alpha$ 、 $\pi-\alpha$ であるX線のひずみをそれぞれ ϵ_α 、 $\epsilon_{-\alpha}$ 、 $\epsilon_{\pi+\alpha}$ 、 $\epsilon_{\pi-\alpha}$ とした場合、これらのひずみから次式で表されるパラメータ a_1 が定義される。

$$a_1 = \frac{1}{2} \{(\epsilon_\alpha - \epsilon_{\pi+\alpha}) + (\epsilon_{-\alpha} - \epsilon_{\pi-\alpha})\} \dots\dots\dots (1)$$

また、平面応力状態を仮定した場合のX線照射点のx方向応力 σ_x と a_1 の関係は次式が成り立つ。

$$a_1 = -\frac{1+\nu}{E} \sin 2\eta \sin 2\psi_0 \cos\alpha \cdot \sigma_x \dots\dots\dots (2)$$

ここで E 、 ν はそれぞれ、試料のX線のヤング率およびポアソン比を表す。式(2)より、 $\cos\alpha$ と a_1 には直線関係($\cos\alpha$ 線図)が成り立つため、その直線の傾きを用いると σ_x は次式で求められる。

$$\sigma_x = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\eta \sin 2\psi_0} \left[\frac{\partial a_1}{\partial \cos\alpha} \right] \dots\dots\dots (3)$$

以上の手順により、二次元検出器にて取得した回折環の変化から応力を算出することができる。

2. 大型鍛鋼品のクランク軸材料に対する $\cos\alpha$ 法X線応力測定法の有効性¹¹⁾

中速ディーゼルエンジン向けクランク軸に適用される代表的な材料は、ベイナイト組織を有するCrMo系低合金鋼である。各化学成分の含有比率範囲を表1に示す。

表1 化学成分の含有比率範囲
Table 1 Range of chemical composition ratios

	(mass %)					
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
Max.	0.45	0.40	1.20	0.50	2.50	0.35
Min.	0.36	0.15	0.80	0.30	1.50	0.15

ディーゼルエンジン向けクランク軸のような大型鍛鋼品の製造にあたっては、鋼塊の凝固過程で生じるマクロ偏析を完全に避けることは困難である。そこで、マクロ偏析の有無が $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定精度に与える影響について評価を行った。

実部品のX線応力測定を行っても、実際に生じている残留応力の正解値が分からなければ測定精度の検証は難しい。そこで、生じている応力が既知の試験体を対象にX線応力測定を行って検証することにした。すなわち、実部品から試験片を切り出し、万能引張試験機を用いて引張応力を負荷した状態でX線応力測定を行った。このとき、X線応力測定によって得られた応力と試験片平行部に生じる公称応力との比較を行うことによってX線応力測定精度の検証を行った。図2に試験状況を示す。試験片形状はL150×W20×t3 mmの板材とした。試験片の採取にあたっては、実部品断面のミクロ観察によって偏析が多い部位を特定し、偏析の多い部位と少ない部位からそれぞれ2本ずつ採取した。

それぞれの機械的特性を表2に示す。また、図3に偏析が多い試験片におけるX線照射部位の組織と結晶粒径の観察結果を、図4に偏析が少ない試験片における同様の観察結果を示す。いずれの試験片も主な材料組織はベイナイトであった。偏析の多い試験片の平均結晶粒径は30~40 μm 、偏析の少ない試験片の平均結晶粒径は20~30 μm であり、いずれもX線応力測定には十分な細粒となっていることが分かった。ただし、偏析の多い試験片の場合は部分的に大きな結晶粒が存在する混粒状態であった。

X線応力測定装置にはパルステック社製 μ -X360 ロングレンジモデルを使用した。試験片の切り出し時に生じる加工層の影響を除外するため、試験片平行部中央の15×12.5 mmの範囲に深さ0.1 mmの電解研磨を行った。電解研磨を施した領域の外観、およびX線応力測定位置とそれらの番号を図5に示す。X線応力測定位置は、電解研磨範囲の中心部9×9 mmの範囲を3 mmピッチで3×3点の計9点とした。X線回折プロファイルのピーク位置決定には μ -X360でデフォルトとされているローレンツ近似法を使用した。また、X線の弾性定数には(公社)日本材料学会がフェライト/マルテンサイト系鉄鋼材料向けに推奨するX線の弾性定数 $E/(1+\nu)=175\text{ GPa}^{19)}$ を使用した。X線測定条件を表3に示す。

万能引張試験機にて試験片に負荷した公称応力は弾性応力範囲内、すなわち0.2%耐力の1/4、1/2および3/4の3条件とした。具体的には、無負荷状態から徐々に負荷を増しながらX線応力測定を行った。ただし、2本目の試験片では1本目の結果の再現性を確認することを主目的とした。このため、測定効率の観点から0.2%



図2 X線応力測定の精度確認用引張試験
Fig.2 Tensile test to confirm accuracy of X-ray stress measurement

表2 試験片の機械的特性
Table 2 Mechanical properties of specimens

	Tensile strength (MPa)	Proof stress (MPa)
1st. specimen with much segregation	945	813
2nd. specimen with much segregation	987	828
1st. specimen with less segregation	1,035	899
2nd. specimen with less segregation	966	818

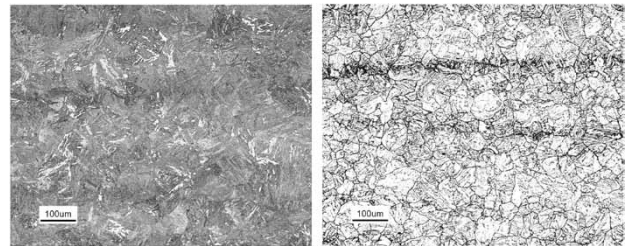


図3 偏析の多い試験片中央部のミクロ写真
Fig.3 Microstructures on center of specimen with much segregation

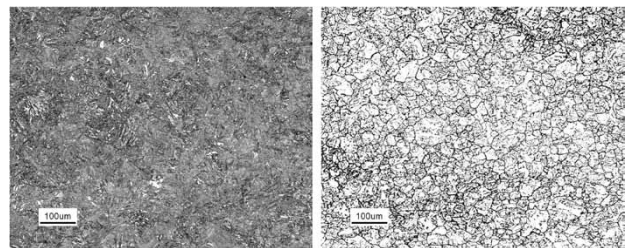


図4 偏析の少ない試験片中央部のミクロ写真
Fig.4 Microstructures on center of specimen with less segregation

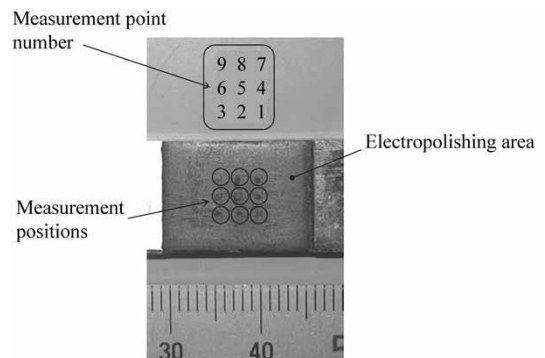


図5 電解研磨を施した領域の外観、X線測定位置とその番号
Fig.5 Appearance of electropolishing area and X-ray measurement positions and their numbers

表3 X線測定条件
Table 3 X-ray measurement conditions

Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction plane	α Fe (211)
Tube voltage	30 kV
Tube current	1 mA
Irradiated area	3 mm ²
Fixed time	30 s
ψ_0 tilt angle	35°
Diffraction angle in stress free	156.4°
Filter	Vanadium foil

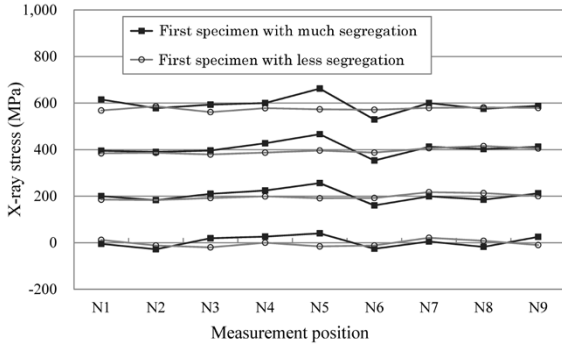


図6 1本目試験片の各測定位置におけるX線応力測定結果
Fig.6 Results of X-ray measurement at each position of first specimen

耐力の1/2条件のみでX線応力測定を行った。また試験片平行部に生じる公称応力は、試験機のロードセルの値と試験片平行部の断面積から算出した。このとき、電解研磨の影響として、試験片平行部の板厚減少のみを考慮した。電解研磨部の境界では応力集中が生じると考えられ、また片側だけの電解研磨によって試験片の表裏で若干の応力差が生じると考えられる。しかしながらそれらの影響は微小であることを予備検証で確認した。

1本目の偏析が多い試験片および少ない試験片における9点の測定位置でのX線応力測定結果を図6に示す。偏析が少ない試験片は、いずれの負荷応力においても9点の測定位置で測定値に大きな差異は見られなかった。いっぽう、偏析が多い試験片は9点の測定位置間で測定値に大きなばらつきが生じていることが分かった。また、偏析が多い試験片の測定値はN5位置で大きい値を示し、N6位置で小さい値を示し、その傾向は試験片の負荷応力の値に関わらず同様であることが分かった。これは、偏析部に生じた何らかの条件による差異がX線応力測定に影響を及ぼしていることを示唆している。

偏析部特有のX線応力測定に大きく影響を与える因子の一つとして、偏析部における炭素濃度の偏りが挙げられる。X線照射部位ごとに炭素濃度が異なるとセメントナイトなどの第二相の出現率が異なり、X線によるフェライト相の応力測定のばらつきに影響を与えと考えられる。そこで、偏析の多い部位から採取した2本目の試験片における9点のX線応力測定位置に対し、FE-SEMによる元素分析をEDS分析にて行った。X線照射範囲に比べてEDS分析の範囲は非常に小さいため、元素分析はX線照射範囲内の異なる2点を測定し、その平均値を使用した。元素分析結果を図7に示す。炭素および各合金元素の濃化度は測定位置ごとに傾向が異なってい

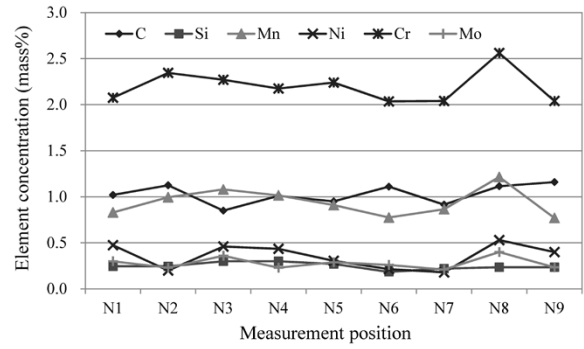


図7 偏析の多い2本目の試験片の各測定位置における元素濃度
Fig.7 Element concentration at each position of second specimen with much segregation

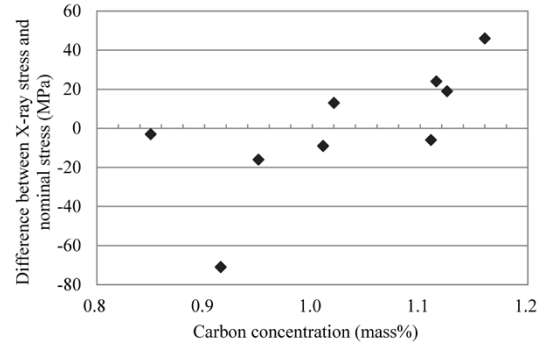
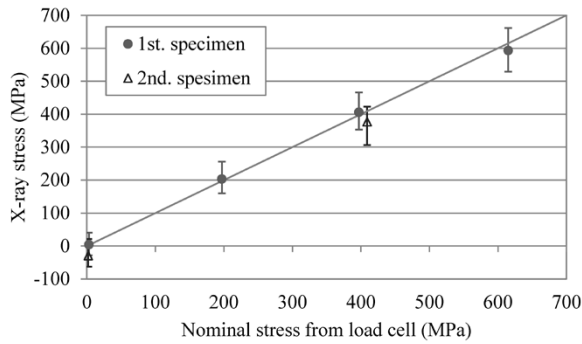


図8 偏析の多い2本目の試験片における炭素濃度に対するX線応力と公称応力の差
Fig.8 Relationship between carbon concentration and difference between X-ray stress and nominal stress in second specimen with much segregation

た。そこで、X線応力測定に影響を与えるセメントナイトの出現率に最も影響を及ぼす炭素濃度のみに着目し、9点の測定位置における炭素濃度とX線応力測定値とを比較した(図8)。図中の縦軸には、公称応力と測定値の差分を取った。炭素濃度が高い場合に公称応力よりも測定値が高く、炭素濃度の低い場合に公称応力よりも測定値が低い傾向が見られた。したがって、偏析部における炭素濃度の偏りがX線応力測定値のばらつき原因の一つであったと考えられる。

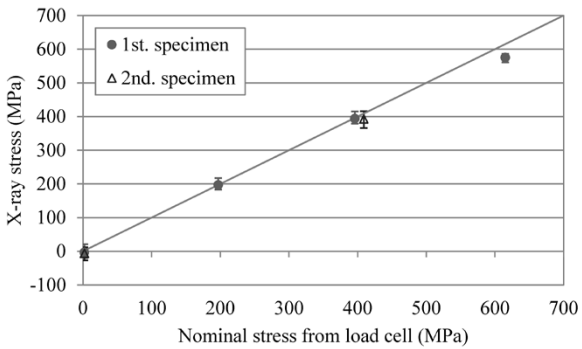
つぎに、偏析の多い試験片および少ない試験片における、9点の測定位置のX線応力測定値の平均値と公称応力の比較を図9に示す。図中のプロットはそれぞれの試験片における9点の測定結果の平均値を示し、誤差範囲は9点内の最大値と最小値の範囲を示す。また、図中の直線は測定値と公称応力が一致する条件を示している。1本目の試験片における9点の測定値の平均値は、偏析の多い試験片および偏析の少ない試験片のいずれの場合も測定値と公称応力は良く一致する結果となった。いっぽうで2本目の試験片の場合は測定値と公称応力に若干の差が生じている。これは、無負荷状態で若干の初期残留応力が生じており、9点の測定結果の平均値の傾きは1本目の試験片と同等であることから、X線応力測定値に初期残留応力が影響したと考えられる。

これらの結果から、偏析の多い試験片の場合、X線照射位置ごとに測定値が大きくなるため、1点のみの測定では十分な測定精度であるとはいえない。しかしながら、9点の測定位置の結果を平均化すると、偏析の少



(a) 偏析の多い1本目と2本目の試験片

(a) First and second specimens with much segregation

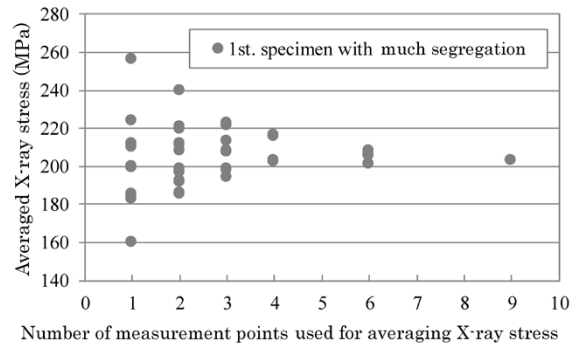


(b) 偏析の少ない1本目と2本目の試験片

(b) First and second specimens with less segregation

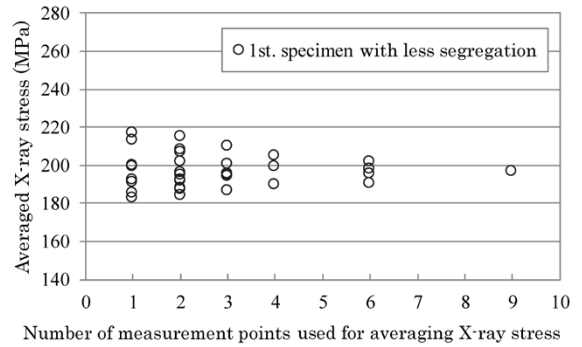
図9 9点の測定位置におけるX線応力の平均値と公称応力との比較
Fig.9 Comparison between mean value of X-ray stress and nominal stress at 9 measurement points

ない試験片と同様にX線応力測定値は公称応力とよく一致することが分かった。そこで、偏析の影響を最小限に抑えることができる測定点数（X線照射面積）について検討した。9点の測定位置に対し、測定点数を1点、2点、3点、4点、6点、および9点とした場合の隣接する位置の全組み合わせを考え、それぞれの測定点数のX線応力測定値を平均化した。0.2%耐力の1/4条件（公称応力197 MPa）における、測定点数と平均化したX線応力値との関係について、偏析が多い試験片と偏析が少ない試験片との比較を図10に示す。偏析が多い試験片も少ない試験片も、測定点数が多くなるほど公称応力197 MPaに近づく傾向を示した。偏析の多い試験片の場合、3点測定すれば偏析の影響による誤差は大幅に減少し、4点測定すれば測定値のばらつきは偏析の少ない試験片と同等レベルになるということが分かった。本研究ではX線照射面積約3 mm²の条件で測定を行ったため、4点以上つまり約12 mm²以上の面積にX線を照射し測定値を平均化すれば、偏析の影響を最小限に抑えることが可能である。本検討では複数点の測定を行い平均化した。ほかには、「X線を照射しながら計測器もしくは被測定物を揺動させて回折環を平均化する揺動測定を実施する」、「X線照射径を大きくする」、「同一部位を複数のX線入射角で測定し平均化する」といった手段が挙げられる。これらの手段も、回折情報を得る結晶の数を増やすという本法と同様の思考に基づいており、いずれも有効な手段と考えられる。



(a) 偏析の多い1本目の試験片

(a) First specimen with much segregation.



(b) 偏析の少ない1本目の試験片

(b) First specimen with less segregation.

図10 公称応力197 MPaにおける測定点数とその点数分を平均化したX線応力測定値との関係

Fig.10 Relationship between number of measurement points used for averaging X-ray stress and averaged X-ray stress in case of nominal stress of 197 MPa

3. フィレット部の測定におけるX線入射角と入射角誤差が測定精度に与える影響¹²⁾

$\cos\alpha$ 法によるX線応力測定法は、入射角が小さくなると測定精度が低下すること¹⁰⁾が示されている。しかし、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸のフィレット部を測定する場合、測定位置によっては小さい入射角でしか照射できない場合がある。また、実製品は公差を持っており、フィレット部の凹曲面に対しX線入射角を正確に把握することは困難である。そこで、X線入射角と入射角設定誤差が $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定精度に与える影響について検証した。

まず、X線入射角がX線応力測定精度に与える影響を評価した。2章と同等のベイナイト組織を有するCrMo系低合金鋼において偏析の少ない部位から鋼片を採取し、L150×W20×t3 mmの板状試験片を作製した。この試験片を対象に4点曲げ試験を行い、引張（曲げ）応力を負荷した状態で $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定を行った。試験片に生じた応力は、試験片裏面（凹側）に貼付したひずみゲージから算出した。また、試験片中央部を10×10 mmの範囲で深さ150 μmの電解研磨を行い、X線入射角を35、15、10、5度とした場合の試験片中央部の応力測定を行った。X線応力測定条件の詳細は2章とおおむね同等である。

図11にX線入射角がX線応力測定精度に与える影響を示す。横軸は4点曲げ試験によって生じた公称応力、縦軸はX線応力測定値を示し、図中の実線は公称応力と

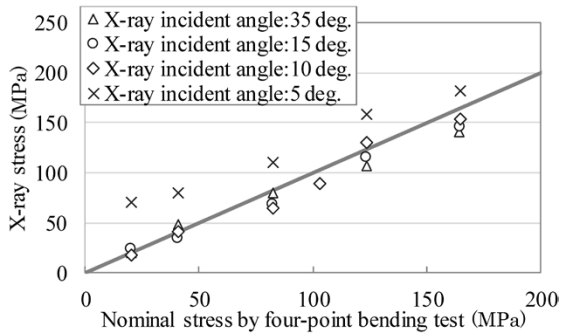


図11 X線入射角がX線応力測定精度に与える影響

Fig.11 Influence of X-ray incident angle on accuracy of X-ray stress measurement

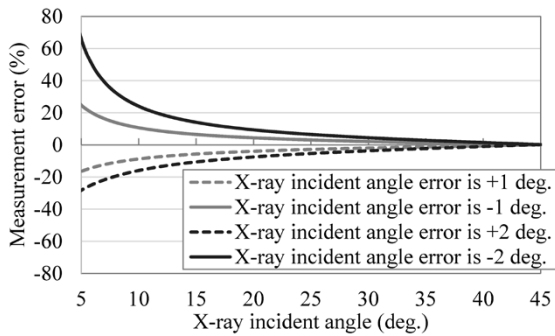


図12 X線入射角と測定誤差の関係

Fig.12 Relationship between X-ray incident angle and measurement error

測定値が一致する条件を表す。X線入射角が10~35度では測定値と公称応力はおおむね一致しているが、入射角が5度になると測定値は公称応力から大きく外れていることが分かる。すなわち、X線入射角が10度未満はX線測定精度が実用上十分ではないことが確認された。

つぎに、X線入射角設定誤差がX線応力測定精度に与える影響について検討した。cos α 法の応力は、cos α 線図の直線の傾きを用いて式(3)によって求められる。そこで、 E 、 ν 、 η を一定とした条件で、それぞれのX線入射角に対して σ_x が400 MPaとなるcos α 線図の直線の傾きを計算した。さらに、回折環から応力を解析する際の設定入射角が実際の入射角から ± 1 度および ± 2 度ずれた場合の σ_x の変化を理論計算で算出した。X線入射角が5度から45度の条件において、入射角誤差が ± 1 度および ± 2 度生じた場合のX線応力測定誤差の理論計算結果を図12に示す。入射角が35度以上であれば入射角誤差による測定誤差への影響は微小である。入射角が小さくなるほど入射角誤差の影響が大きくなり、入射角が10度未満となると入射角誤差の影響が極端に大きくなる事が分かる。また、入射角がプラス側にずれた場合の方が、マイナス側にずれた場合よりも入射角誤差の影響は小さくなる事が分かる。また、入射角がプラス側にずれた場合の測定値は実際の値より小さくなり、マイナス側にずれた場合の測定値は実際の値より大きくなる事が分かった。残留応力の評価において、どちらにずれる方が安全側の評価となるか、使用時に本稿の理論計算を用いて適切に判断すべきと考えられる。

以上の検討より、X線入射角と入射角設定誤差のどちらの影響を考えると、X線入射角が10度未満の条件は測

定精度の面で不適當であることが分かった。すなわち、クランク軸のフィレット部を測定する際には、X線入射角が10度以上となるように測定条件を設定することが重要である。

4. 自動X線応力測定システムの開発

上記の検討結果を踏まえると、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸のフィレット部にcos α 法によるX線応力測定法を適用する場合、以下の点に注意することが必要である。

- 1) 大型鍛鋼品特有のマクロ偏析の影響を最小限にするため、複数点の測定、揺動測定、もしくは複数のX線入射角で測定して平均化する。
- 2) X線入射角はできるだけ大きく設定(10度以上)し、入射角設定誤差は最小限とする。

測定位置によって測定可能なX線照射距離に制約がある。このため、被測定物に装置が当たることなくX線入射角を制約範囲内でできるだけ大きく設定する測定条件を見つける必要がある。しかし、フィレット部は凹曲面であるため、X線入射角と照射距離はフィレット測定位置との相対角度と距離である。これらの値を理論計算によって求め、装置の最適な設置条件を決めることは可能であるが、実際に装置を最適条件に手で設置することは難しい。また、複数点の測定を行うことから、測定点ごとに装置の設置を複数回行う必要があり、膨大な時間と手間を要することになる。

そこで当社は自動X線測定システム(図13)を開発した。本システムは、図13の①~④に示す4種類の移動機構を有する。①はクランク軸の周方向の回転機構であり、②および③はそれぞれ軸に平行および垂直方向の移動機構である。④はX線入射角を調整するための回転機構である。②および③の移動機構によりX線照射距離の許容範囲内に装置を設置し、④によってX線入射角をできるだけ大きく設定する。被測定物と装置との接触判定機能を有しており、測定したい位置とX線測定条件の一覧を制御系に設定することができる。この機能によって、装置を被測定物に当てることなくクランク軸フィレット部の任意の複数位置を連続で測定可能であり、揺動測定にも対応している。例えば、②~④の位置条件を変

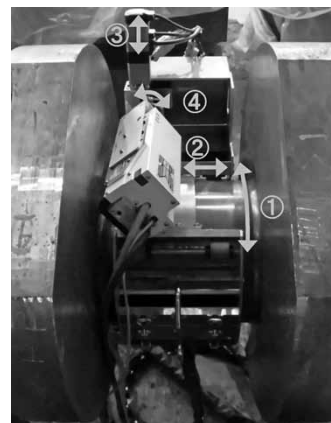


図13 開発した自動X線測定システムの外観

Fig.13 Appearance of developed automatic X-ray measurement

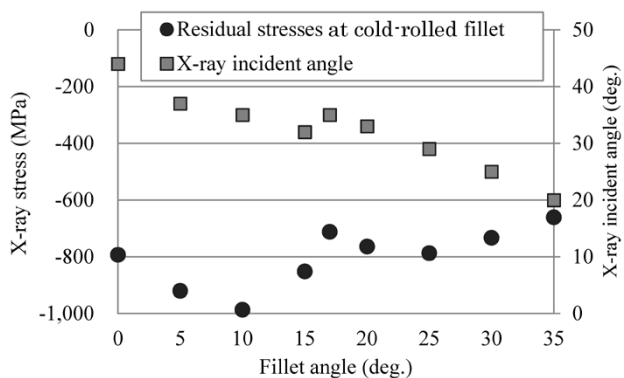


図14 冷間ロール加工を施したクランク軸フィレット部におけるX線応力と入射角度の測定結果

Fig.14 Measurement results of X-ray stresses and X-ray incident angles at cold-rolled fillet of crankshaft

えることなく①のみを動かすことにより、クランク軸の周方向に装置を回転させながら複数点の測定や揺動測定が可能である。

冷間ロール加工を施したフィレット部に対して本システムを適用したときのX線応力測定結果を図14に示す。横軸はフィレットの曲率中心を基準としたフィレットに沿った方向の角度（フィレット角度）とし、左縦軸はX線応力測定結果、また右縦軸には測定時のX線入射角とした。冷間ロール加工を施したフィレット部には、疲労強度向上に十分な圧縮残留応力が付与されていることが確認できた。

図14の結果はフィレット角度ごとに1点のみの測定結果を示した。大型鍛鋼品特有のマクロ偏析の影響が懸念される場合は、冷間ロール加工条件が均一と考えられる軸の周方向に複数点を測定するか、あるいは揺動測定を実施することによって測定精度を改善することができる。また、手動測定では入射角の設定誤差によって測定精度が低下する懸念がある。しかしながら本システムでは、入射角を図13に示した回転機構（④）によって設定するため、入射角の設定誤差を最小限に抑えることができる。

以上の検討結果より、本システムは中速ディーゼルエンジン向けクランク軸フィレット部に対する $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定の精度を改善するのに有効であると考えられる。

むすび＝本稿では、中速ディーゼルエンジン向けクランク軸の代表的な材料であるCrMo系低合金鋼に対し、大型鍛鋼品特有のマクロ偏析が $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定精度の低下要因となることを確認した。さらに、マクロ偏析の影響を最小限に抑えるためには複数点測定、あるいは揺動測定が有効であることを確認した。

また、X線入射角が10度未満になると測定精度が著しく低下することを確認した。さらに、フィレット部の応力測定時に実際のX線入射角と設定入射角に誤差が生じた場合、入射角が小さくなるほど応力測定精度に与える入射角誤差の影響が大きくなることを理論計算にて確認した。

こうした精度上の問題を解決する手段として当社は、

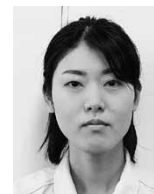
自動X線応力測定システムを開発した。冷間ロール加工を施したクランク軸のフィレット部を測定する際にこの測定システムを使用すると、マクロ偏析と入射角設定誤差の影響を最小限に抑えた高精度な測定を簡便に行うことができることを示した。

参考文献

- 1) Ryota Yakura et al. the 27th CIMAC World Congress 2013 in Shanghai. No.422.
- 2) 酒井達雄ほか. 材料. 2000, Vol.49, No.7, p.779-785.
- 3) Tero Frondelius. the 28th CIMAC World Congress 2016 in Helsinki. No.180.
- 4) Roberto Elvira et al. the 20th International Forgemasters Meeting. 2017.
- 5) 長坂英明ほか. R&D神戸製鋼技報. 1998, Vol.48, p.68-71.
- 6) 松田真理子ほか. 日本マリンエンジニアリング学会誌. 2020, Vol.55, No.1, p.3-10.
- 7) I. C. Noyan et al. Residual Stress Measurement by Diffraction and interpretation. Springer-Verlag, 1987.
- 8) 丸山洋一ほか. 材料. 2015, Vol.64, No.7, p.560-566.
- 9) 長尾圭悟. 表面技術. 2015, Vol.66, No.12, p.636-641.
- 10) 佐々木敏彦ほか. 材料. 1995, Vol.44, No.504, p.1138-1143.
- 11) 松田真理子ほか. 材料. 2019, Vol.68, No.3, p.285-291.
- 12) 松田真理子ほか. 日本非破壊検査協会 第48回応力・ひずみ測定と強度評価シンポジウム講演論文集. 2017, p.97-100.
- 13) 日本材料学会編. 改訂X線応力測定法. 養賢堂, 1981.
- 14) 平修二ほか. 材料. 1978, Vol.27, No.294, p.251-256.
- 15) 吉岡靖夫ほか. 非破壊検査. 1990, Vol.39, No.8, p.666-671.
- 16) 佐々木敏彦ほか. 日本機械学会論文集(A編). 1995, Vol.61, No.590, p.2288-2295.
- 17) 佐々木敏彦ほか. 日本機械学会論文集(A編). 1996, Vol.62, No.604, p.2741-2749.
- 18) 佐々木敏彦ほか. 日本機械学会論文集(A編). 1997, Vol.63, No.607, p.533-541.
- 19) X線材料強度部門委員会応力測定と弾性分科会. 材料. 1971, Vol.20, p.1257-1271.



松田真理子
素形材事業部門
鍛鍛鋼ユニット 技術部



足立 瞳
素形材事業部門
鍛鍛鋼ユニット 技術部



兜森達彦
素形材事業部門
鍛鍛鋼ユニット 鍛鍛鋼工場 加工部



高奈弘行
技術開発本部 生産システム研究所



佐々木敏彦
金沢大学
人間社会研究域 人間科学系

(論文)

大型鍛鋼品を対象とした焼入れに関する検討

有川剛史* (博士(工学))・今村亮祐・松宮知朗・沖田圭介 (博士(工学))・松田真理子 (博士(工学))

Study of Polymer Quenching for Application to Large Forged Steel Products

Dr.Takefumi ARIKAWA・Ryosuke IMAMURA・Tomoaki MATSUMIYA・Dr.Keisuke OKITA・Dr.Mariko MATSUDA

要旨

ポリマー焼入れは、油焼入れと比較して冷却速度が速いのが一般的である。このため、焼入れの致命的な問題である焼割れが発生しやすいと考えられており、複雑形状の大型鍛鋼品にポリマー焼入れを適用している例は少ない。したがって、大型鍛鋼品へのポリマー焼入れの導入は技術的に新しい取り組みであるといえる。

ポリマー焼入れによる焼割れを防止するには、焼入材の形状や大きさに加えて、焼入れに伴う発生応力の関係を把握することが重要である。そこで当社は、焼割れ発生事例がある段付き丸棒を対象に、フランジ厚と焼入応力の関係について調査した。焼入応力解析と実機実験により、フランジ半径方向の焼入応力が焼割れに大きく影響を及ぼしていることを確認した。また、ラボ実験を行うことにより焼割れ発生応力の目安となる応力値も明らかにした。

Abstract

In general, polymer quenching results in a faster cooling rate than oil quenching. Therefore, polymer quenching is regarded as more vulnerable to quench cracking, which is a fatal problem of the process, and there are only a few cases where it is used for large forged steel products with complicated shapes. Thus, introducing polymer quenching to large forged steel products is regarded as a new technological challenge. In order to prevent quench cracking during polymer quenching, it is important to understand the relationship between the stress generated by the quenching and the shape/size of the material to be quenched. Hence, Kobe Steel studied the relationship between flange thickness and quenching stress in a stepped round bar that had experienced quench cracking. Stress analysis and actual machine experiments on the quenching confirmed that the quenching stress in the radial direction of the flange has a large effect on quench cracking. In addition, laboratory experiments have revealed the stress value that can be used as a guideline for the stress causing quench cracking.

キーワード

大型鍛造品, ポリマー焼入れ, 焼割れ防止, 焼入応力, 焼入応力解析, 冷却速度

まえがき = 船用エンジンなどに使用される軸材をはじめとする大型鍛鋼品は高強度化の傾向にあり、焼入性に優れた低合金鋼を焼入れして優れた機械的特性を確保することが一般的である。大型鍛鋼品の焼入工程では、焼割れや熱処理変形などの不具合を防止する目的で油焼入れが施されることが多い。しかし、油焼入れは火災発生の危険性や油煙による環境汚染などのリスクを伴う。このため環境防災の観点から、油焼入れの代替として水溶性ポリマー液を用いた焼入れが活用されている¹⁾。

ポリマー焼入れは一般的に、油焼入れと比較して冷却速度が速いため、焼入れの致命的な問題である焼割れが発生しやすいと考えられている²⁾。さらに焼割れは、焼入品の体積が大きいくほど、また形状が複雑であるほど発生しやすいと考えられている^{3), 4)}。そのため、複雑形状の大型鍛鋼品にポリマー焼入れを適用している例⁵⁾は少なく、大型鍛鋼品へのポリマー焼入れの導入は技術的に新しい取り組みであるといえる。

大型鍛鋼品の焼入工程において焼割れを発生させないポリマー焼入工程を確立するには、焼割れ発生条件を定量的に把握して適切に工程管理を行うことが必要である。焼割れの発生限界は現在のところ明確にはなっていないものの、焼入れに伴う発生応力が焼割れの発生要因

の一つとして挙げられている。さらに、焼入れに伴う発生応力の影響因子には、焼入材の形状や大きさによって生じる応力集中のような形状因子、および温度分布に関する熱的因子がある⁶⁾。これらの影響因子が複合的に作用することによって焼入材に大きな引張応力が発生することがある。そのため、ポリマー焼入れによる焼割れを防止するためには、焼入材の形状や大きさと焼入れに伴う発生応力との関係を把握することが重要である。

焼入中の発生応力の推定に関しては、数値解析を用いたさまざまな取り組み^{7)~9)}が行われている。しかしながら、数値解析を大型鍛鋼品に適用した事例¹⁰⁾や、数値解析と大型鍛鋼品の実験結果とを比較した事例は少ない。そこで当社は、焼割れを発生させない大型鍛鋼品のポリマー焼入プロセスの確立を目指し、焼割れ発生事例がある段付き丸棒のフランジを対象に、フランジ厚と焼入れに伴う発生応力の関係について調査した。また、実操業への焼入応力解析の活用について検討した。

1. 解析による焼入応力の推定

1.1 フランジ部の焼割れ

段付き丸棒の焼割れの発生事例を図1に示す。フランジ部に周方向の割れが発生していることが確認でき

* 素形材事業部門 鋳鍛鋼ユニット 鋳鍛鋼工場 鍛圧部

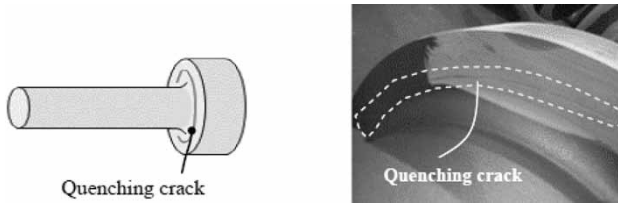


図1 段付き丸棒の焼割れ事例
Fig.1 Example of quenching crack of stepped shaft

る。フランジ部の焼割れの特徴は以下の2点である。

- (1) 割れ発生方向が必ず周方向である。
- (2) フランジ厚が薄い場合に発生する傾向がある。

1.2 焼入応力の解析方法

大型鍛鋼品に対しては、形状や鋼種ごとに焼入実験を行うことは困難である。そのため、任意の形状・鋼種に対して焼入応力を把握するには、熱処理を対象とした応力解析（以下、熱処理応力解析という）が必要である。そこで、熱処理応力解析を行うことによってフランジ厚とポリマー焼入れに伴う発生応力（焼入応力）との関係を調査した。

対象材は表1に示す低合金鋼とした。また熱応力解析では、冷却過程における温度、相変態および応力・ひずみの連成を解析した。解析に使用する応力-ひずみ曲線は、対象とする鋼種にて実施した引張試験結果を用いた。熱伝導率、比熱などの熱物性についても実測により得られた値を使用した。この応力-ひずみ曲線および熱物性には、それぞれ温度および生成相の依存性も考慮している。それぞれの代表データを図2に示す。なお、熱物性に関してはMaterial-A, Bではほとんど同じ値を示したため、Material-Aのみを掲載した。また、変態中の塑性変形に影響を及ぼす変態塑性係数は、文献値⁹⁾を参考にベイナイト変態では $6.30 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 、マルテンサイト変態では $8.00 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ とした。変態潜熱はマルテンサイト変態およびベイナイト変態ともに $8.4 \times 10^3 \text{ J/kg}$ とした。

冷却中の相変態開始は、等温変態線図（TTT線図）と式(1)に示すSheilの法則¹¹⁾を用いて判定した。 $\tau(T)$ は、 T 度における相変態開始時間を意味しており、 β が1に達すると変態開始と判定する。

$$\beta = \int_0^t dt / \tau(T) \dots\dots\dots (1)$$

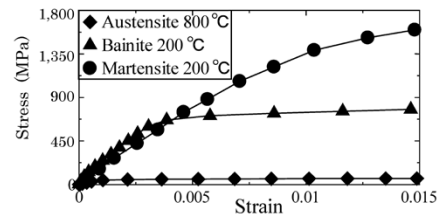
つぎに、変態開始後は式(2)に示すJohnson-Mehl-Avramiモデル¹²⁾をベースに、オーステナイトからベイナイト（またはフェライト+パーライト）への変態率を決定する。 y は変態分率であり、材料パラメータである $b(T)$ 、 $n(T)$ は温度の関数である。 t は時間を示す。なお、 $b(T)$ 、 $n(T)$ を同定するには、各温度において二組の等温変態中の時刻-変態率の関係が必要となる。

$$y = 1 - \exp[-b(T)t^{n(T)}] \dots\dots\dots (2)$$

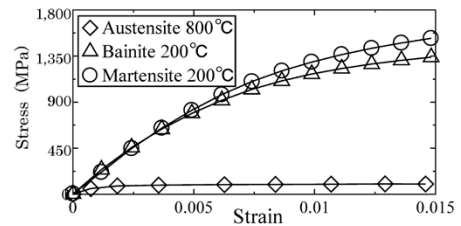
また、マルテンサイト変態に関しては式(3)に示すKoistien-Marburger¹³⁾のモデルをベースに変態率を決定する。 y および y_f はそれぞれ、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの相分率を示す。 A_M は材料パラメ

表1 試験鋼材の化学成分
Table 1 Chemical composition of test steels

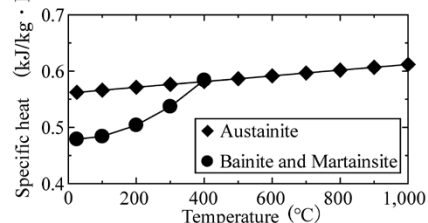
(unit: wt%)					
Material	C	Si	Mn	Cr	Mo
Material-A	0.40	0.25	1.00	2.00	0.25
Material-B	0.35	0.05	0.90	1.60	0.354



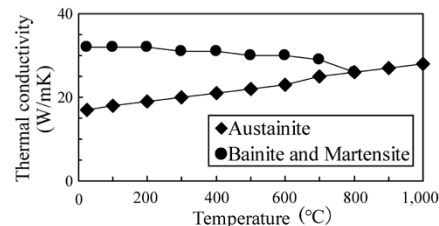
(a) Mechanical properties of Material-A



(b) Mechanical properties of Material-B



(c) Specific heat of Material-A



(d) Thermal conductivity of Material-A

図2 解析に用いた物性値

Fig.2 Material properties used for analyses

ータ、 M_s は無応力下でのマルテンサイト変態開始温度および T は温度を示している。

$$y = y_f [1 - \exp\{-A_M(M_s - T)\}] \dots\dots\dots (3)$$

なお、冷却中の変態開始温度および変態分率の推定に使用するTTT線図は、対象とする材料に近い成分のデータを修正して使用した。ここで、図3に示すように解析での変態開始温度および変態分率がフォーマスタ試験で実測した連続冷却中の温度とひずみの関係と一致することを確認している。なお、図中のC.R.は冷却速度を示している。数値シミュレーションソフトには、汎用(はんよう)有限要素解析ソフトFORGE®(TRANSVALOR社の登録商標)を使用した。

1.3 熱伝達係数の同定

ポリマー焼入れ中の温度変化を推定するには、ポリマー水溶液の熱伝達係数が必要である。そこで、小型材の焼入試験を行ってポリマー水溶液の熱伝達係数を採取し

た。ポリマー水溶液のポリマー濃度は25 vol%とした。ポリマーには市販のポリアルキレングリコール系ポリマー (PAG) を用いた。実験装置の概略を図4に示す。相変態や表面酸化の影響を受けない熱伝達係数を採取するため、試験材はインコネル600を採用した。なお、インコネル600とA材、B材の比熱は同程度である。試験体形状はφ20mm×60mmの円柱形状とした。ポリマー水溶液の容量は1.7Lとした。900℃に加熱した試験体をポリマー水溶液中に浸し、試験体の中心および上面、側面、下面から1.5mm位置(図5(a))での温度変化を熱電対により計測した。焼入れ開始時のポリマー水溶液の温度 T_s はヒータを用いて作業時の温度である50℃に設定した。なお、焼入れ前後での液温の変化は10℃

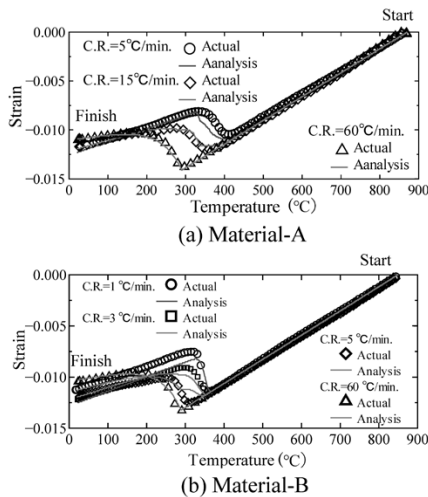


図3 実験結果および解析結果に基づく連続冷却中の温度とひずみの関係
Fig.3 Relationship between temperature and strain during continuous cooling based on experimental and analytical results

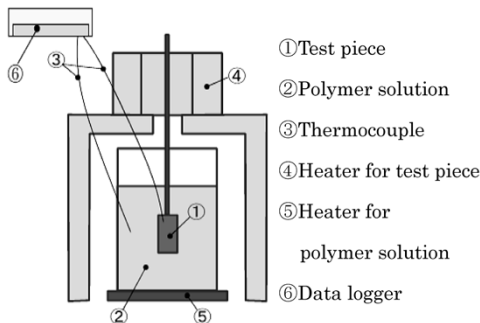


図4 実験装置の概略図
Fig.4 Schematic of experimental apparatus

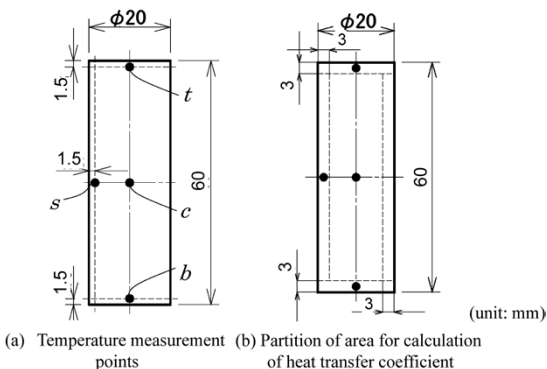


図5 温度測定用試験体
Fig.5 Test piece for temperature measurement

程度であった。実験で得られた冷却曲線から熱伝達係数を算出した。また熱伝達係数は、図5(b)に示すように測温位置に対してエリアを分割し、各エリア間の熱のやりとりを考慮して各エリアでの熱伝達係数を式(4)から算出した。ここで、 m :各エリアの質量、 C_p :各エリアの比熱、 T :各エリアの温度、 T_{bulk} :各エリア近傍の溶液温度、 dT/dt :冷却速度、 h :各エリアの熱伝達係数、 A :各エリアの表面積、 l :中心から各測温点までの距離を示す。添え字 t :上面、 s :側面、 b :底面、 c :中心、 i :熱伝達係数を算出する測定位置($i = t, s, b, c$ のいずれか)を示す。

$$m_i C_{pi} \frac{dT_i}{dt} = h_i A_i (T_i - T_{bulk, i}) - m_c C_{pc} \frac{dT_c}{dt} \left[\frac{(T_c - T_i) A_i}{l_i} + \frac{(T_c - T_i) A_b}{l_b} + \frac{(T_c - T_i) A_s}{l_s} \right] \quad (4)$$

円柱試験体の側面(s 点)における熱伝達係数を式(4)より算出した値を図6に示す。なお、得られた熱伝達係数の妥当性を確認するため、次節にて精度検証を行った。

1.4 温度予測の精度検証

小型試験で得られた熱伝達係数を用いて大型材の温度が精度良く予測できるかを確認するため、実機ポリマー槽での実測温度と解析による冷却計算結果との比較を行った。温度測定材の形状を図7に示す。870℃に加熱した試験体をポリマー水溶液中に浸し、試験体フランジ部の中心(e)および側面(f), (g)の3箇所の温度変化を熱電対により計測した。なお、実操業機ポリマー槽では液温を50℃に保持し、周方向が均一に冷却されるようポリマー水溶液を攪拌(かくはん)しながら焼入れを行った。解析で用いた熱伝達係数は、平均的な傾向を示すと考えられる円柱試験体の側面(s 点)の値とした。試験材は表1で示したA材である。実測結果と解析結果との比較を図8に示す。フランジ部での実測結果と

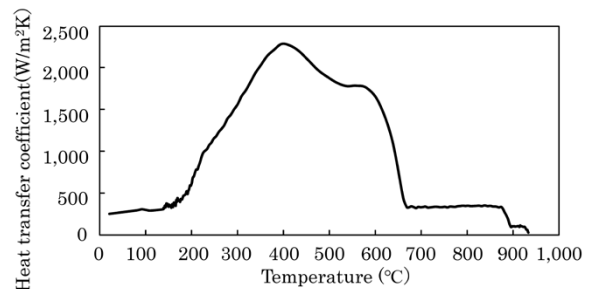


図6 ポリマー焼入れでの熱伝達係数
Fig.6 Heat transfer coefficient in polymer quenching

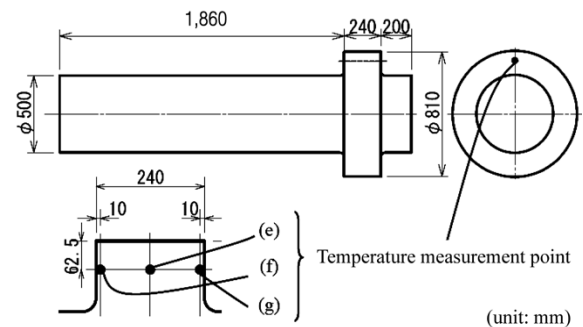


図7 試験片形状および熱電対取り付け位置
Fig.7 Shape of test material and thermocouple mounting positions

解析結果はよく一致しており、本解析の温度推定に関しては、実現象を推定する上で妥当な結果であると判断できる。なお、(g)点での結果は(f)点と重なるため、グラフでは省略した。

1.5 段付き丸棒の焼入応力解析

焼入応力に及ぼすフランジ厚の影響を確認するため、50 mmから200 mmまでの計6種類のフランジ厚を有する段付き丸棒形状で焼入応力解析を行った。解析モデルを図9に示す。解析モデルの軸径およびフランジ径は実製品を代表するサイズとした。また、焼入れ時のポリマー水溶液の攪拌によって温度の対称性が確保できていることから、計算時間の短縮を図るために解析モデルは軸対称モデルとした。焼入れ時の初期温度は900℃とし、ポリマー水溶液の濃度は25 vol%とした。

実フランジでの割れ状況(図1)からフランジに生じる半径方向応力が割れ発生に関与すると推察される。そこで半径方向応力に着目し、焼割れ事例と解析で得られた100 mm厚フランジにおける半径方向の応力コンター図(焼入れ開始から1,500秒後)を比較した(図10)。

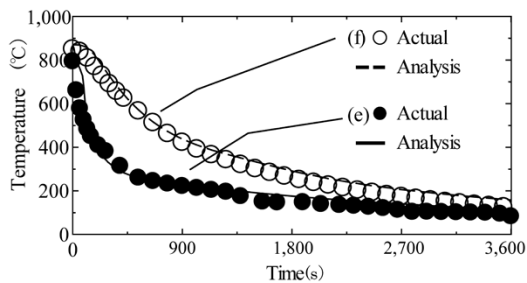


図8 ポリマー焼入れ時の試験材表面の温度変化

Fig.8 Temperature change during polymer quenching of test material

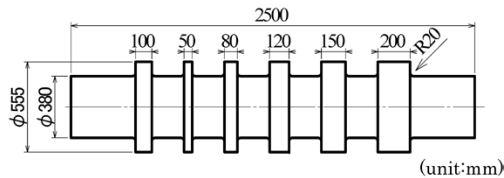


図9 解析対象とした段付き丸棒の形状

Fig.9 Shape of stepped round bar for analyzing

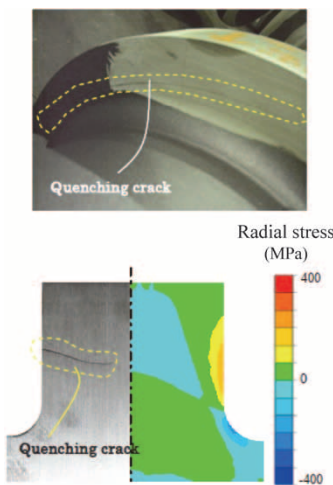


図10 フランジ部における焼割れ事例と焼入れ開始から1,500秒後の半径方向応力解析結果との比較

Fig.10 Comparison of actual quenching crack and analysis result of radial stress in flange after 1,500 seconds from start of quenching

焼割れ発生位置と最大応力の発生位置がよく一致することが確認できる。

つぎに、焼入れ終了時(焼入れ開始から3,600秒後)の各方向の応力コンター図(A材)および100 mm厚フランジの拡大図を図11に示す。焼割れが発生したことのあるフランジ平面部だけでなく、フランジ外周面や軸部でも引張応力が発生していることが分かる。しかしながらこれまで、フランジ外周面や軸部で焼割れが発生したことがないことから、これらの引張応力が焼割れに寄与しないことが推察される。フランジ外周面では、フランジ平面部と比べて発生する応力値が小さいため焼割れが発生していないと考えられる。いっぽうで、軸部では表面側が圧縮応力となっているため焼割れが発生しなかったと考えられる。すなわち、焼割れの発生には鋼材表面での大きな引張応力の発生が大きく寄与することから、周方向に割れが発生した実フランジの表面には半径方向に大きな引張応力が生じたと考えられる。

フランジ平面部における半径方向の焼入応力において、焼入れ中の最大値とフランジ厚との関係を図12に示す。図12にはA材およびB材の計算結果を示している。フランジ厚が薄くなるほど、半径方向に発生する最大の引張応力が高くなることが分かる。フランジ厚200 mmに対して、フランジ厚50 mmでは2~3倍の応力が発生することが分かった。少なくとも今回の焼入材形状では、鋼種によらずフランジ厚が薄くなるにつれて半径方向応力が大きくなる傾向は同じであった。また、大型鍛

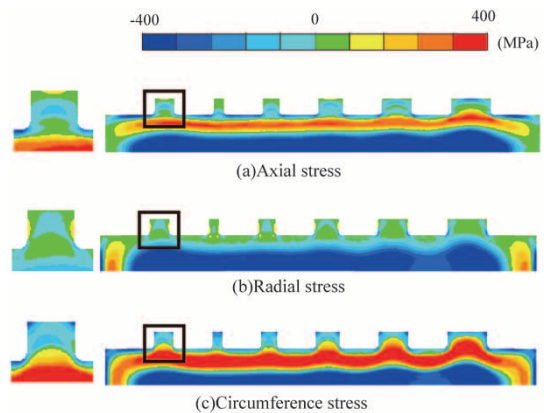


図11 焼入れ終了時(焼入れ開始から3,600秒後)の応力コンター図
Fig.11 Stresses contour maps at end of quenching (after 3,600 seconds from start of quenching)

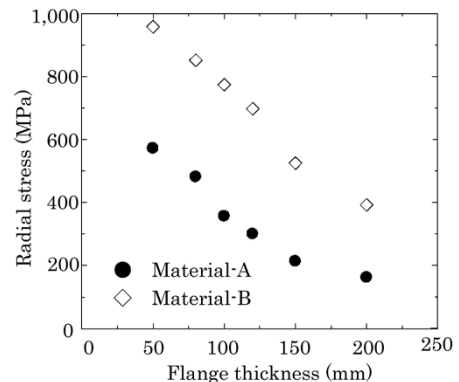


図12 フランジ厚と焼入れ中の最大焼入応力(計算値)との関係
Fig.12 Relationship between flange thicknesses and maximum quenching stress (analysis results) during quenching

鋼品のフランジ部では厚さの低下に伴って焼割れが発生しやすい傾向にあることを考え合わせると、本結果として得られた傾向も焼入れに伴う半径方向の発生応力が焼割れ発生の一因であることを示唆している。

2. 段付き丸棒の焼入実験

2.1 実験方法

これまでの検討結果を踏まえ、フランジ厚と焼入応力の関係を実験で検証した。焼入応力は残留応力で評価した。試験体(段付き丸棒)は表1に示した低合金鋼(A, B材)を用いた。試験体形状を図13に示す。図13(b)に示したB材は解析で用いた形状と同じであるが、A材は材料採取の都合上、図13(a)に示す形状とした。

実験では、870℃に加熱した試験体をポリマー水溶液中(25 vol%)に浸した。試験後はフランジ平面部の半径方向の残留応力を確認するため、X線回折残留応力測定装置(パルステック社製μ-360n)にて残留応力測定を行った。フランジ平面部の残留応力の測定位置(軸中心部からの位置)を表2に示す。半径方向の残留応力測定位置は、焼入応力解析において高い半径方向応力が得られた位置を参考に決定した。なお、残留応力測定時は焼入材表面に付着した酸化スケールを除去した後、表面を電解研磨して測定した。

2.2 実験結果

フランジ平面部の表層部における残留応力の測定結果(A材:フランジ厚50 mm, B材:フランジ厚50 mm, 200 mm)を図14に示す。横軸にフランジ表面からの深さ位置、縦軸に残留応力値を示す。解析結果と同様に最表面でフランジ半径方向に引張の残留応力が発生している。応力値はフランジ表面から内側に入るに従って徐々に上昇し、表面から100μmほど内側で最大値を示している。焼入れ時の表面における発生応力を時系列的に推

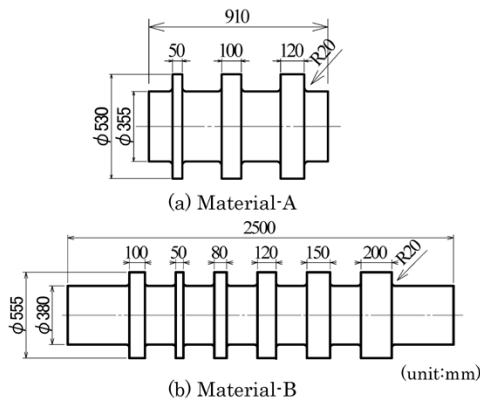


図13 焼入実験用段付き丸棒の形状

Fig.13 Shape of stepped round bar for quenching testing

表2 残留応力測定箇所の軸心からの位置

Table 2 Location of residual stress measurement position from axis center

		(unit: mm)					
Material	Flange thickness	50	80	100	120	150	200
	Material-A		212.5	—	212.5	222.5	—
Material-B		225.0	225.0	235.0	245.0	245.0	250.0

定すると、焼入れ開始直後に熱収縮に起因する引張応力が発生し、その後、マルテンサイト変態による体積膨張によって圧縮応力が発生する。最終的には全体がバランスする形で残留応力が分布する。しかし最表面は、焼入れ初期の熱収縮に起因する引張応力が内部よりも大きく、それに起因して圧縮側の残留応力成分が最表面で大きくなり、図14に示すような残留応力分布になったと推定する。いっぽうで、解析結果においては最表面での引張応力が最大となっており(図10)、今回観察された表層部の応力分布は再現できていなかった。最表面の詳細な応力分布の把握については、最表面や表層部での有限要素分割数(要素の大きさ)の適正化に加えて、実際に即した熱伝達係数の算定などが今後の課題として考えられる。

残留応力の最大値をフランジ厚について整理した結果を図15に示す。フランジ厚が薄くなるにつれて引張残留応力が大きくなることが確認できる。また、鋼種による残留応力値に関しては、各フランジにおいてB材がA材よりも大きい値を示した。B材はA材よりも焼入性に優れた鋼種であり、B材の方がマルテンサイト変態しやすいことが残留応力値に影響したと考えられる。

これらの結果から、段付き丸棒形状ではフランジ厚が薄くなるのに従って焼入応力が大きくなる傾向にあることが実験からも確認できた。また、フランジ厚と半径方向応力の関係において、図15に示す実験結果と図12に示す焼入応力解析結果とは、定性的に似た傾向があることが確認された。

つぎに、実験後の試験材(A材)を焼鈍して切断し、100 mm厚のフランジ内部のブリネル硬さの分布を調査した。その結果と解析によって得られたマルテンサイト

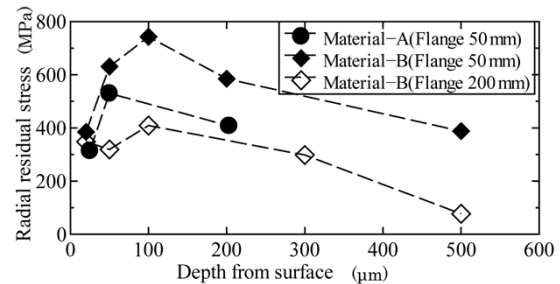


図14 フランジ平面の表層部における残留応力分布
Fig.14 Residual stress distribution near surface of flange plane

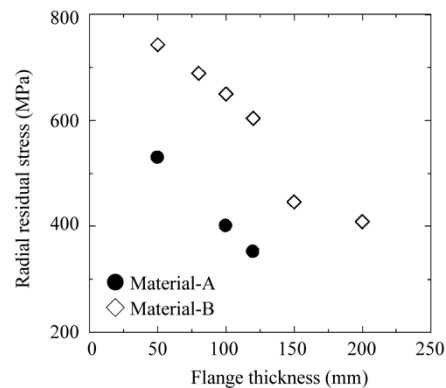


図15 フランジ厚と最大残留応力との関係
Fig.15 Relationship between flange thickness and maximum residual stress

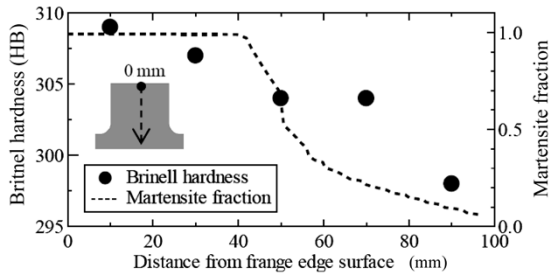


図16 実測したブリネル硬さと解析によるマルテンサイト分率との関係

Fig.16 Relationship between measured values of Brinell hardness and Martensite fractions obtained by analysis

分率を図16に示す。解析によるマルテンサイト分率の高い領域では硬度が高く、マルテンサイト分率の低下に伴って、硬度も低下していることが分かる。本結果より、焼入れ時の組織予測に関しても解析によって定性的な傾向は再現されると考えられる。

これらの結果から、定性的な傾向を把握する上では、大型鍛鋼品の焼入れ工程においても焼入れ応力解析が十分適用可能であることが確認できた。

3. 焼割れ抑制条件の検討

3.1 小型実験

焼入れ応力解析により大型鍛鋼品の焼入れ中の発生応力を推定することが可能となった。いっぽう、焼割れの発生を抑制するには焼入れ中に発生する応力を把握することが重要である。

そこで、小型実験による焼割れ発生応力の推定を行った。小型実験の試験材形状は、過去の文献⁶⁾を参考に $\phi 20 \times 60$ mmの円柱形状とした。試験材の材質は表1に示すMaterial-Aとし、50 kgの鋼塊を真空溶解にて作製して鍛造した後、試験片（以下、標準材という）を採取した。また、本研究では大型鍛鋼品を対象としていることから、大型鋼塊で生じる成分偏析が焼割れ発生に及ぼす影響を調べる必要がある。このため、同一成分で造塊した40 tの大型鋼塊を鍛造成形した軸材からも試験片を採取した。なお、試験片採取位置は図17に示す位置とし、採取位置を参考にSurface材、1/2R材、Center材と呼ぶことにする。試験材を900℃まで加熱して2時間保持し、焼入れを行った。なお、焼入れ冷媒には実験の容易さから水を使用した。

3.2 実験結果

標準材、Surface材、1/2R材、Center材それぞれの焼入れ実験結果を表3に示す。1/2R材にて焼割れの発生が確認された。焼割れの発生方向は図18に示すように軸方向であった。つぎに、焼割れ破面のSEM観察写真を図19に示す。破面の大部分が粒界破壊を主とした脆性破面であることや、最表面から数百 μ mの領域が延性破壊していることが分かる。これらのことから、今回の試験で確認された焼割れの破壊形態は従来の知見⁶⁾と同様の様相であることが明らかになった。

また、偏析帯のないSurface材では割れがなく、偏析帯を含む1/2R材の多くで割れが発生したことから、焼割れには偏析帯が関与していると推察される。すなわ

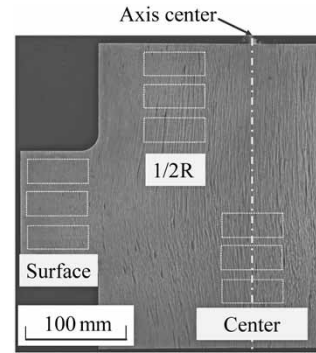


図17 大型鍛造軸材のマクロ写真と焼入試験片採取位置
Fig.17 Schematic of macro structure of large forged shaft and positions of specimens for quenching test

表3 焼入実験結果

Table 3 Results of quenching test

Quenching temperature	Base	Surface	1/2R	Center
900℃	○○○	○○○	●●○	○○○

(○: no cracks, ●: cracked)

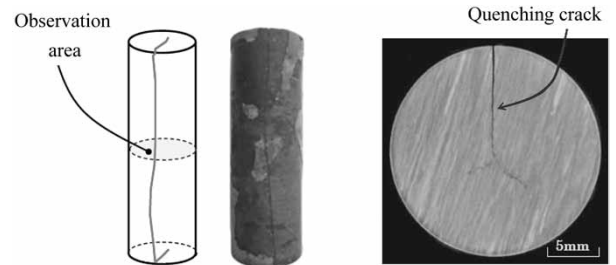


図18 焼割れが生じた1/2R材の外観および断面写真
Fig.18 Appearance and macro structure of cross section of 1/2R specimen

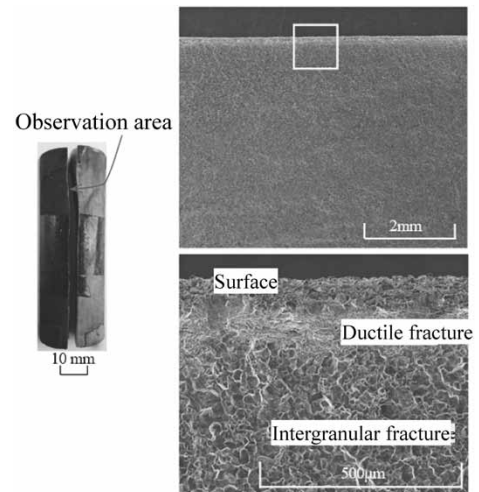


図19 焼割れ破面のSEM画像
Fig.19 SEM microstructure of quenching crack surface

ち、焼入れ材表面に偏析帯の現出を防止することができれば、焼割れは抑制しやすくなると考えられる。

つぎに焼割れ発生限界を定量化するため、試験材の残留応力を計測した。焼割れの生じていない焼入れ材の残留応力値は焼割れを生じさせない程度の応力値である。そのため、厳密ではないものの、焼入れ後の残留応力値は焼割れが発生するか否かを判断する目安として考えることができる。

まず、焼入れ後に焼割れが発生していない900℃焼入

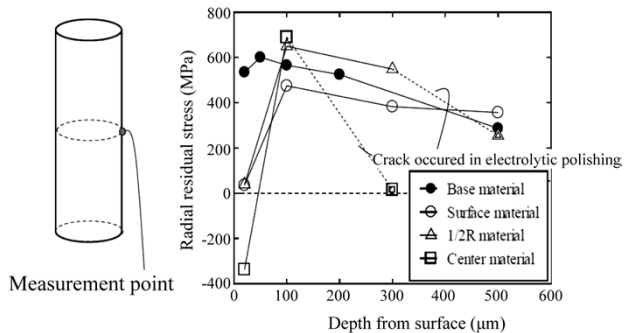


図20 試験材表層部の周方向残留応力測定結果
Fig.20 Measurement results of circumferential residual stress near surface of specimens

試験材を対象に、2章で述べた実験で用いたX線回折残留応力測定装置によって残留応力を計測した。残留応力の測定位置は円柱材の長手中央部とした。この位置は、試験材の焼割れ状況、および別途実施した円柱試験材の焼入応力解析結果¹⁴⁾を参考に決定した。なお、残留応力測定時は焼入材表面に付着した酸化スケールを除去した後、表面を電解研磨して測定した。

試験材表層部における周方向の残留応力測定結果を図20に示す。残留応力値は鋼材表面から内部(軸心側)に入るに従って徐々に上昇し、50~100μm内側において最大値を示している。残留応力の最大値は、Surface材で最も小さく475 MPa、標準材では600 MPa、1/2R材では605 MPa、Center材では試験材のなかで最も大きい690 MPaを計測した。また、図20内の点線で示すように、1/2R材、Center材を対象とした測定において、電解研磨時に割れが発生した。割れ発生前に計測した残留応力値は600 MPa以上であった。

本実験での結果と、2章で述べた実体試験結果とを考えると、割れに起因する支配応力方向は異なるものの、測定された最大残留応力値はほぼ同等である。このことから、本鋼種の焼割れ発生限界は、安全をみて600 MPaにできると考えられる。

このように、各鋼種での実験結果と焼入応力解析結果とを組み合わせることによって、焼割れの発生を防止することができる適正なフランジ厚の設計が可能になると考える。

むすび = 焼割れを発生させない大型鍛鋼品のポリマー焼入プロセスの確立を目指して、段付き丸棒のフランジを対象に、フランジ厚と焼入れに伴う発生応力の関係を調査した。以下に得られた結果を示す。

- ・ 焼入応力解析の結果、フランジ部での焼割れ発生位置と、FEM解析によって得られた半径方向応力の最大値の発生位置とがよく一致した。このことから、半径方向の焼入応力が焼割れ発生に大きく影響を及ぼしていることが分かった。
- ・ 実機相当材の段付き丸棒形状で焼入実験した結果、フランジ厚が薄くなるに従って焼入応力が大きくなる傾向にあることが確認できた。
- ・ 材料の相変態データや機械的特性、熱物性データを採取してFEM解析を実施した。その結果、大型鍛鋼品

における焼入工程においても焼入材の残留応力を比較的精度良く推定できることを確認した。

- ・ 大型鍛鋼材の表層部、1/2R部、および中心部から試験材を採取し、900℃での焼入れを施す実験を行った。その結果、1/2R位置の偏析材で焼割れが発生した。この結果から、偏析材では焼割れが発生しやすい傾向にあることが確認できた。また、焼割れ発生応力の目安値が600 MPaであることを明確にした。
- ・ 大型鍛鋼品の焼入プロセスにおいて焼割れを抑制するには、偏析帯の位置を考慮した工程設計が必要である。成分偏析などの材質のばらつきが鋼塊内部で必ず生じる大型鍛鋼品においては重要な検討項目であるといえる。

参考文献

- 1) 石山 治ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.20-23.
- 2) 笠井秀明. 熱処理. 2006, Vol.46, No.6, p.339-345.
- 3) 内田富士夫ほか. 鑄造工学. 2005, Vol.77, No.10, p.696-703.
- 4) 大和久重雄. 熱処理. 1990, Vol.30, No.2, p.63-67.
- 5) 志水実男ほか. 三菱製鋼技報. 1989, Vol.23, p.33.
- 6) 福谷理明ほか. 日本船舶海洋工学会論文集. 2007, 第6号, p.119-129.
- 7) 井上達雄ほか. 材料. 1995, Vol.44, No.498, p.103-109.
- 8) 有本亨三. Sanyo Technical Report. 2013, Vol.20, No.1, p.11-23.
- 9) 岡村一男ほか. 熱処理. 2002, Vol.42, No.5, p.319-325.
- 10) 柳沢祐介ほか. 材料学会講演論文集. 2014, p.205.
- 11) E. Scheil. Anlaufzeit der Austenitumwandlung, Arch. Eisenhüttenwes. 1935, Vol.12, p.565-567.
- 12) W. A. Johnson et al. Transaction of AIME. 1939, Vol.135, p.416-458.
- 13) D. P. Koistinen et al. ACTA Metallurgica. 1959, Vol.7, p.59-60.
- 14) 有川剛史ほか. 日本機械学会論文集. 2017, Vol.83, No.845, p.16-00442.



有川剛史

素形材事業部門
鑄鍛鋼ユニット 鑄鍛鋼工場 鍛圧部



今村亮祐

素形材事業部門
鑄鍛鋼ユニット 技術部



松宮知朗

技術開発本部 機械研究所
(現 電力事業部門 神戸建設本部 建設部)



沖田圭介

技術開発本部 機械研究所



松田真理子

素形材事業部門
鑄鍛鋼ユニット 技術部

R&D 神戸製鋼技報掲載 素形材関連文献一覧表 (Vol.60, No.2~Vol.69, No.1)

Papers on Advanced Technologies for Advanced Materials Business in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.60, No.2~Vol.69, No.1)

	卷/号
●自動車用アルミ板、押出材、鍛造サスペンション事業のグローバル展開…………… 高木康夫ほか Global Marketing Strategies for Automotive Aluminum Sheet, Extrusion and Forged Suspension Businesses Dr. Yasuo TAKAKI et al.	69/1
●自動車部材の剛性設計指針に関する考察…………… 細井寛哲ほか Study on Rigidity Design Guideline for Automotive Parts Hiroaki HOSOI et al.	69/1
●自動車用アルミサスペンション部品の製造データの収集と解析…………… 小林 明ほか Production Data Collection and Analysis of Forged Aluminum Automobile Suspension Parts Akira KOBAYASHI et al.	68/2
●自動車部品へのアルミ押出材の適用…………… 橋本成一 Application of Aluminum Extrusion Materials to Automotive Parts Narukazu HASHIMOTO	66/2
●自動車用アルミ鍛造サスペンション事業～日・米・中3極体制の確立～…………… 中村 元ほか Globalization of Aluminum Forging Automotive Suspension Business –Establishment of Production Bases in Japan, USA and China – Hajime NAKAMURA et al.	66/2
●アルミニウム合金製鍛造サスペンション部材のひずみ状態の評価…………… 細井寛哲ほか Evaluation of Strain Distribution in Forged Suspensions of Aluminum Alloy Hiroaki HOSOI et al.	66/2
●船用鑄鍛鋼品の技術開発…………… 藤綱宣之 Development of Steel Castings and Forgings for Vessels Nobuyuki FUJITSUNA	66/1
●大型鍛鋼スローの鍛造技術…………… 有川剛史ほか Forging Process for Large Crank Throws Takefumi ARIKAWA et al.	66/1
●固有ひずみ法を用いたクランク軸の残留応力推定技術…………… 沖田圭介ほか Prediction of Residual Stress in Crankshafts Using Inherent Strain Method Dr. Keisuke OKITA et al.	66/1
●一体型クランク軸用自動超音波探傷装置…………… 和佐泰宏ほか Ultrasonic Test Apparatus for Integral-type Crankshafts Yasuhiro WASA et al.	66/1
●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…………… 矢倉亮太ほか Effect of Inclusion Size on Fatigue Properties in Very High Cycle Region of Low Alloy Steel Used for Solid-type Crankshaft Ryota YAKURA et al.	66/1
●高強度低合金鋼の中間軸への適用…………… 池上智紀ほか Application of Low Alloy Steel with High Tensile Strength to Intermediate Shaft Designs Tomonori IKEGAMI et al.	66/1
●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 Kobe Steel's Original Titanium Alloys Developed in the Past 20 Years Dr. Hideto OYAMA	66/1
●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…………… 逸見義男ほか High-strength Near α Type Titanium Alloy, Ti-2111S, with Less Anisotropy and Low-Temperature Super-Plasticity Yoshio ITSUMI et al.	66/1
●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…………… 伊藤良規ほか Technique for Predicting Ultrasonic Detectability in Process Designing of Titanium Alloy Forgings Yoshinori ITO et al.	66/1
●焼結浸炭歯車に適用したNi-Mo系プレアロイ粉「46F4H」…………… 西田 智ほか Ni-Mo Pre-alloyed Powder "46F4H" Applicable to Carburized Sintered Gear Satoshi NISHIDA et al.	66/1
●高周波用圧粉磁心の低鉄損化…………… 北条啓文ほか Dust Core with Low Core-loss for High-frequency Applications Hirofumi HOJO et al.	66/1

- 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 学ほか 66/1
Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Forged 6061 Aluminum Alloys Dr. Manabu NAKAI et al.
- 高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」…………… 田中敏行ほか 66/1
Highly Heat-Resistant Aluminum Alloy "KS2000" Toshiyuki TANAKA et al.
- 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
- 鉄粉コアと銅帯コイルで構成した低損失リアクトル…………… 橋本裕志ほか 65/2
Low Loss Reactor Composed of Dust Core and a Copperbelt Coil Hiroshi HASHIMOTO 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.
- 回転曲げ疲労試験における5056-H112アルミニウム合金押出材の疲労限度の存在 …… 志鎌隆広ほか 62/2
Fatigue Limit in 5056 Aluminum Alloy Extrusion Studied by Rotating-Bending Tests Dr. Takahiro SHIKAMA et al.
- 大形鍛鋼品へのポリマー焼入れの適用…………… 石山 治ほか 60/2
Application of Polymer Quenching for Large Forgings Osamu ISHIYAMA et al.
- 組合せ荷重下にある組立型クランク軸のフィレット冷間ロール加工による疲労強度向上効果の予測
…………… 松田真理子ほか 60/2
Prediction of Effects of Cold Rolling Method on Fatigue Strength Under Combined Loading Mariko MATSUDA et al.
- Fe, Cを含有する α - β 型チタン合金の被削性および熱間加工性に及ぼす合金元素の影響 …… 村上昌吾ほか 60/2
Effect of Alloy Elements on Machinability and Hot Workability of α - β Titanium Alloy Containing Fe and C Shogo MURAKAMI et al.
- チタン合金鍛造品の品質安定化のための鍛造設備の自動制御化…………… 百田悠介ほか 60/2
Computer Control of Die Forging Equipment for Quality Stability in Titanium Alloy Forgings Yusuke MOMOTA et al.
- 引張強さ600MPa級焼結材料「44FH30」…………… 吉田真規ほか 60/2
600MPa Tensile Strength Material As-sintered "44FH30" Masaki YOSHIDA et al.
- 高密度セグレス® …… 鈴木浩則ほか 60/2
High Density SEGLESS® Hironori SUZUKI et al.
- MnSプレアロイ型快削鋼粉と酸化物添加型快削鋼粉による被削性改善 …… 田中浩之ほか 60/2
Improvement of Machinability by MnS Pre-alloyed Free Cutting Steel Powder and Free Cutting Steel Powder with Oxide Added Hiroyuki TANAKA et al.
- 低鉄損圧粉磁心用粉末…………… 北条啓文ほか 60/2
Powder for Dust Core with Low Iron Loss Hirofumi HOJO et al.
- アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適化技術の適用…………… 細井寛哲ほか 60/2
Applying Optimization Technology to Designing Forged-aluminum Suspension Members Hiroaki HOSOI et al.

お詫びと訂正

2020年7月31日に発行いたしました本誌「Vol.70, No.1 特集：エネルギー・環境」におきまして、記載に誤りがございましたので以下のように訂正いたします。

ご愛読いただいている皆さま、ならびに関係各位にご迷惑をお掛けしましたことをお詫び申し上げます。

46ページ 右段下：

『戸島正剛』

誤： 機械事業部門 開発センター 技術開発部

正： 技術開発本部 機械研究所

『久保洋平』

誤： 機械事業部門 開発センター 技術開発部

正： 技術開発本部 機械研究所



主要事業内容

■鉄鋼アルミ

- 薄板製品
- アルミ板
- 線材・条鋼製品
- 厚板製品

■素形材

- 鋳鍛鋼製品
- アルミ鋳鍛
- アルミサスペンション
- チタン
- 建材用チタン
- アルミ押出・加工品
- 銅板条
- 鉄粉製品

■溶接

- 溶接システム
- 溶接材料

■機 械

- 汎用圧縮機
- 回転機（非汎用圧縮機）
- タイヤ・ゴム機械
- 樹脂機械
- 高性能商品
- 圧延設備
- 超高压装置
- エネルギー・化学関連機器

■エンジニアリング

- 製鉄プラント関連
- 原子力プラント・機器
- 都市交通システム
- 水処理
- 廃棄物処理、リサイクル
- 冷却塔
- 化学・食品機械
- エネルギー・化学プラント

■建設機械

■電 力

URL : 神戸製鋼ホームページ 技術・製品情報
<https://www.kobelco.co.jp/products/>



QRコードはデンソーウェーブの登録商標です。



Business Field

■Steel & Aluminum

- Steel Sheets
- Aluminum Plate
- Wire Rods and Bars
- Steel Plates

■Advanced Materials

- Steel Castings and Forgings
- Titanium
- Copper Sheet and Strip
- Steel Powder

■Welding

- Robots and Electric Power Sources
- Welding Materials

■Machinery

- Standard Compressors
- Rotating Machinery
- Tire and Rubber Machinery
- Plastic Processing Machinery
- Advanced Technology Equipment
- Rolling Mill
- Ultra High Pressure Equipment
- Energy & Chemical Field

■Engineering

- Iron Unit Field
- Advanced Urban Transit System

■Construction Machinery

■Electric Power

URL : Kobe Steel, Ltd Website, "Products"
<https://www.kobelco.co.jp/english/products/>



“QR Code” is a registered trademark of DENSO WAVE INCORPORATED.

編集後記

<特集：素形材>

*本号は、2020年4月の「素形材事業部門」発足後初の素形材特集号となりました。素形材事業部門は鍛造鋼・アルミ鍛造・チタン・サスペンション・アルミ押出・銅板・鉄粉の7ユニットから構成されます。素形材事業部門の製品の多くは、そのまま各種機械に組み込まれる部品となるため、原材料から部品までのトータルの製造技術に加えて、部品設計・評価技術の開発も必要となります。

*本特集号ではアルミ押出・サスペンション・鉄粉・チタン・鍛造鋼の5ユニットに関する最新の技術・製品を紹介しております。アルミ押出・サスペンションは、自動車の燃費改善に向けた新たなアルミニウム合金の開発についてご紹介しました。鉄粉ユニットは、電磁気機器に使用される新鉄粉および自動車向け焼結部品に関する最新技術をご紹介しました。チタンユニットは、航空機向けチタン合金の製造および評価技術についてご紹介しました。鍛造鋼ユニットは、船用部品の高性能化を実現するための新製品および保証技術をご紹介しました。いずれも最新ニーズを捉えた技術開発成果の

一例です。

*巻頭言にもありますように、デジタル技術の急速な進展や、地球温暖化などの環境問題への注目の高まりに伴い、当社素形材事業部門をはじめとして、関連するグループ会社を取り巻く環境は大きな変革期を迎えております。素形材事業部門の7ユニットは扱う素材や部品は異なるものの、技術開発の基盤となる要素技術には共通する部分が多くあります。素形材事業全体としてシナジー効果を発揮することで、時代の変化にも柔軟に対応してゆけると考えています。

*今後ますます多様化するお客さまおよび社会のニーズにお応えすべく、多岐にわたる技術開発に事業部門一体となって取り組んで参ります。また、現在のコロナ禍 (covid-19) の中で、お客さまとの接点の創り方にも変化が求められております。当社としても、新しい時代の在り方に対応しながら、今後ともお客さま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や感想をお待ちしております。

(松田真理子)

次号予告

<特集：材料組織・特性の予測と分析>

*当社グループでは、鉄鋼材料を始めとして、アルミニウムや銅、溶接材料、チタンなど多くの金属材料の製造・販売を行っています。これらの材料に要求される強度・延性・じん性などの機械的特性は、近年ますます厳しくなっています。

*当社グループでは、こうしたお客さまからのご期待に応えるべく、従来の特性をしのぐ材料の開発に不断の努力を続けています。

*また、信頼される技術や製品、サービスを提供するためには、既存製品の品質保証に加えて、特性の安定化や工程改善においても材料の特性予測や分析技術は重要な技術となっています。

*これらの材料開発や工程改善での取り組みにおいて、材料科学と呼ばれる分野では、新たな分析技術や数値計算方法、さらには近年話題となっているデータサイエンスを活用した予測技術などが盛んに研究されるようになっていきます。

*材料の特性を予測・向上させるため、ミクロな現象の解明や特性の評価が必要であり、これらにも新たな技術を活用し

た種々の分析評価技術が開発されつつあります。従来、解析の中心であった材料の平衡状態に限らず、非平衡状態や動的な現象の解析・分析技術が発展してきています。また、従来のmm単位から μ m単位あるいはnm単位、さらには原子レベルでの解析も行われるようになってきています。

*次特集号では、当社の製品を支えるとともに次世代の商品開発に活用されている「材料組織・特性の予測と分析」に関する最新技術をご紹介いたします。原子レベルの第一原理計算のほか、nmサイズのクラスター形成、ミクロな組織とマクロな特性を結び付ける計算手法、さらにはデータサイエンスを活用した特性予測手法などをご紹介します。また、X線を用いた新たな分析技術や高温でのin-situ分析技術、微細析出物の分析など最新の分析技術についてもご紹介いたします。

*材料の組織・特性の予測に関わる技術はますます高度化されています。次号では、当社グループにおけるそうした技術開発の現状をご紹介いたします。どうぞご期待ください。

(前田恭志)

<<編集委員>>

委員長	後藤 有一郎
副委員長	高 柰 弘 行
委員	小 西 晴 之
	佐 成 弘 毅
	野 澤 健 太 郎
	橋 本 裕 志 夫
	原 田 孝 夫
	本 家 浩 一
	前 田 恭 志
	松 崎 道 弘
	松 田 真 理 子
	渡 邊 博 久
	<五十音順>
本号特集編集委員	松 田 真 理 子

R&D 神戸製鋼技報

第70巻・第2号 (通巻第245号)

2020年12月21日発行

年2回発行

非売品 <禁無断転載>

発行人 後藤有一郎

発行所 株式会社 神戸製鋼所
技術開発本部 企画管理部
〒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
〒651-0073
神戸市中央区脇浜海岸通2丁目2-4
(株)神戸製鋼所 神戸本社ビル6F
FAX(078)261-7843
rd-office@kobelco.com

2020年12月21日

各 位

(株)神戸製鋼所
技術開発本部

「R & D神戸製鋼技報 Vol.70, No.2」お届けの件

拝啓、時下ますますご清栄のこととお慶び申し上げます。

また平素は、格別のご高配を賜り厚くお礼申し上げます。

このたび、「R & D神戸製鋼技報 Vol.70, No.2」を発行しましたのでお届け致します。
ご笑納のうえご高覧いただきましたら幸甚です。

なお、ご住所・宛先名称などの訂正・変更がございましたら、下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)261-7843
rd-office@kobelco.com

本誌お送り先変更届

	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：	E-mail： TEL：

RE: Delivery of R&D Kobe Steel Engineering Report, Vol.70, No.2

Dear Sir or Madam,

We would like to express our sincere gratitude for your continued support and cooperation.

Attached please find Vol.70, No. 2 of the R&D Kobe Steel Engineering Report.

If there is any correction or change of address, contact name, etc., please fill in the required information in the change notification below and contact us by fax or by e-mail.

Best wishes for your continued success,

Attention:

R&D Office, Kobe Steel Engineering Report

Shinko Research Co., Ltd.

FAX: +81-78-261-7843

E-mail: rd-office@kobelco.com

Change Notification

	Before change	After change
Company name		
Department		
Address		
Address seal number	No. _____ ← (Please fill in the right lower number on the address sticker)	
Remarks		
Person making this entry	Name :	E-mail :