

ISSN 0387-1118

三
菱
製
鋼
技
報
VOL.37 2023

三菱製鋼技報



VOL.37 2023

THE
MITSUBISHI
STEEL
CORPORATION
TECHNICAL
REVIEW

三菱製鋼技報

第 37 卷 (通巻第 45 号) 2023 年

目 次

■ 巻頭言	1
小倉 潤司	
■ 寄 稿	
・ $\cos \alpha$ 法を用いた X 線応力測定技術について	2
金沢大学 名誉教授 佐々木 敏彦	
・ 肌焼鋼の高温浸炭時に発達するオーステナイト結晶組織に及ぼす 添加元素, 鍛造温度, 鍛造後の冷却速度, 焼準温度の影響	14
北海道大学 名誉教授 松浦 清隆, 名古屋大学 助教 齊藤 元貴, 北海道大学 准教授 坂口 紀史	
■ 技術報告	
・ ばねにおける $\cos \alpha$ 法を用いた三軸応力解析の有効性	21
山崎 智裕, 金沢大学 名誉教授 佐々木 敏彦	
・ 鍛造直接焼入れに関する技術報告	28
田中 順也	
・ 高温浸炭用素材の開発	31
佐野 太一, 名古屋大学 助教 齊藤 元貴	
・ 軽量中空スタビライザーの開発	35
佐山 博信	
・ 水アトマイズ粉末の品質・コスト改善	39
志関 鉄二, 久米 慶太	
・ タンディッシュ煉瓦付着物低減による品質改善	44
松平 光, 豊島 崇行	
■ 製品紹介	54
・ ホイールローダー用タイヤプロテクター	
・ デジタルカメラ用ヒンジ/後席ディスプレイ用ヒンジ	
・ リングローリングミル装置/金属選別回収システム	
■ 設備紹介	62
・ 先端材料センター (精密鑄造用真空溶解炉、ガスアトマイズ量産装置、真空誘導溶解炉、分析装置)	
・ 高周波超音波探傷設備	
・ ボンデッドブッシュ評価用軸直振り試験機	
■ 産業財産権情報	75
■ 編集後記	83

MITSUBISHI STEEL TECHNICAL REVIEW

Vol. 37 (Con. No. 45) 2023

CONTENTS

■ Foreword	1
Junji OGURA	
■ Contribution	
• X-ray Stress Measurement using $\cos\alpha$ method	2
Kanazawa University, Emeritus Professor Toshihiko SASAKI	
• Effects of Alloying Elements, Forging Temperature, Cooling Rate after Forging, and Normalizing Temperature on the Austenite Grain Structure Formed during High-Temperature Carburization of Case Hardening Steel	14
Hokkaido University, Emeritus Professor Kiyotaka MATSUURA Nagoya University, Assistant Professor Genki SAITO Hokkaido University, Associate Professor Norihito SAKAGUCHI	
■ Technical Report	
• Efficacy of tri-axial stress analysis using $\cos\alpha$ method in springs	21
Tomohiro YAMAZAKI Kanazawa University, Emeritus Professor Toshihiko SASAKI	
• Direct forge quenching of steel	28
Junya TANAKA	
• Development of materials for high-temperature carburizing	31
Taichi SANNO Nagoya University, Assistant Professor Genki SAITO	
• Development of lightweight tubular stabilizer	35
Hironobu SAYAMA	
• Quality and cost improvements of water atomized powder	39
Tetsuji SHISEKI, Keita KUME	
• Quality improvements by reducing tundish refractory brick deposits	44
Hikaru MATSUHIRA, Takayuki TOYOSHIMA	
■ Products	54
• Tire protector for wheel loader	
• Digital camera hinges / Rear seat display hinges	
• Ring Rolling Mills / Magnetic separators	
■ Equipment	62
• Advanced Materials Center	
• High-Frequency Ultrasonic equipment	
• Axial and torsion testing machine for Bonded bushing	
■ Industrial Property Rights	75
■ Editor's Note	83

巻頭言

いつも三菱製鋼技報をご愛読いただき、誠にありがとうございます。2022年7月より技術開発センター長を務めることになった小倉です。この度お手元にお届けする最新号では、金沢大学の佐々木名誉教授並びに北海道大学の松浦名誉教授、坂口准教授、齊藤助教に寄稿を執筆頂きました。また主要事業である鋼材・ばね・素形材・機器の製品力向上を目的とした技術報告並びに製品紹介とともに、2022年4月に新たに技術開発センター内に統合したAMC (Advanced Materials Center)等の設備紹介をまとめています。AMCには開発・試作・改善を目的とした精密鑄造ライン、ガスアトマイズ装置、VIM (真空誘導溶解炉) の量産設備が設置されています。AMC統合により「材料から製品まで一貫した開発を行い、三菱製鋼グループの未来を創る」というコンセプトをもとに脱炭素社会実現のための研究開発、あるいは先端材料や将来テーマに向けた新製品等の開発を全社で推進できる体制となりました。

脱炭素社会実現や新製品開発のためには将来の市場及び顧客のニーズをいち早くつかみ、新たな価値を創造していくことが重要であり、エンジニアが積極的に顧客の声を取り入れ、研究開発に繋げる活動を行っています。また産官学連携により、製品力向上及び新製品開発に繋がる基礎研究を重視しています。2023年3月に「技術開発センターの取り組み」を当社ホームページに掲載していますので、ご参考頂ければと考えています。

皆様には今後ともご指導・ご支援のほど、宜しくお願いします。



上席執行役員

技術開発センター長 小倉 潤司

cos α 法を用いたX線応力測定技術について

金沢大学 名誉教授 佐々木 敏彦
Toshihiko Sasaki

X-ray Stress Measurement using cos α method

Key words: X-ray; residual stress; Debye ring; cos α method; neutron; synchrotron radiation; SOI detector

Synopsis:

In this paper, a stress measurement technique using X-rays was reviewed. First, the measurement principle, features, and recent trends were explained. Next, the "cos α method", which is a new X-ray stress measurement technique that has been popularized mainly in Japan in recent years, was described. The authors' previous studies on the cos α method was also outlines in this paper. The research examples taken up in this paper can be classified into extensions of data analysis theory, extensions of radiation sources, and extensions of applicable materials.

1. 緒言

本稿では、X線を使用した応力測定技術¹⁾について、測定原理、特長、最近の動向などについて概説する。とくに、近年、日本を中心に普及が進んでいる新しいX線応力測定技術の「cos α 法」²⁾について、著者らの検討例を示して説明する。

X線応力測定技術は、100年近い歴史を持っており、この間の周辺技術の進歩に影響を受けながら発展と変遷をしてきている。すなわち、初期には写真フィルムがX線の検出に用いられ、1950年代以降からはシンチレーションカウンターが登場し、加えて測定機構としてディフラクトメーターも使われるようになった。また、1980年代頃からは1次元検出器(PSPC¹など)の適用やPC化が始まり、その後の2次元検出器の適用へと続いた。こうしたハード面の変遷の影響により、データ解析法に関しても従来のsin² ψ 法を拡張した種々の手法が提案されてきた³⁾⁻⁵⁾。中でも、最近ではcos α 法等の2次元検出器に適した手法の普及が目される。

なお、X線応力測定の適用対象は、結晶性の材料に限定されているという特徴がある²⁾。また、事実上、微細でランダムな方位³⁾を有する結晶粒からできたもの⁴⁾を主対象としている。後述するように、X線を用いることで結晶粒のひずみを測定することができる。また、結晶粒がより微細でランダムな方位分布を有する場合ほど測定の信頼性が高くなる。逆に、実用材料が持つ種々の結晶状態⁵⁾によっては測定精度が低下するケース

も有り得る。一方、現状のX線応力測定装置はPC化されているため、上述のような特性を理解し、出力データの妥当性を判断する能力が重要になってきている。本稿で示す測定事例を通して、X線応力測定の特徴や可能性について参考にして頂ける機会となれば幸いである。

2. X線で応力が測定できる理由

まず、「なぜX線で応力が測定できるか？」について説明する。

X線は物質を透過する性質があることがよく知られているが、それとは別に、結晶に当たると進行方向を変える性質もある。一見、光の反射に似ているが両者は異なる現象であり、X線の場合には照射した部分が結晶構造を有している必要がある。この性質は回折(diffraction)と呼ばれ、よく知られているブラッグの法則に従っている⁶⁾。

図1に、結晶格子にX線ビームが照射され、回折X線が生じる模様を示す。図中の記号 λ はX線の波長、 θ は結晶格子面とX線ビームとのなす角(ブラッグ角)、 d は結晶の間隔(格子面間隔)を表す。なお、図に示されているように、入射X線ビームの進行方向と回折X線の方向とのなす角は 2θ になる⁶⁾。ブラッグの法則によれば、 λ 、 θ 、 d の間に次式の関係が成り立つとき、回折X線が発生する⁷⁾。

$$2d \sin \theta = \lambda \quad (1)$$

さらに、ブラッグの法則より次式の関係が導出できる⁸⁾。

1 位置敏感型比例計数管の略称。

2 結晶粒自体は力学的に異方性であるため、その片鱗がX線応力測定データにも現れる場合があり、注意する必要がある。例えば、回折面依存性やX線の弾性定数などのことを指す。詳細については、参考文献1)または6)を参照。

3 個々の結晶粒が無秩序な方位を取る状態のこと。

4 多結晶集合体

5 結晶粒径が大きい場合や、結晶方位分布が不均一な場合等の他に、転位密度などの格子欠陥の状態も影響する。

$$\Delta d/d = -\Delta\theta \cdot \cot\theta \quad (2)$$

上式は、格子面間隔(d)とその変化量(Δd)との比が、ブラッグ角(θ)とその変化量($\Delta\theta$)で与えられることを示している。なお、左辺は格子面間隔(d)を基準長さにした「ひずみ(ε)」を意味している。また、式(2)は次式のように書き換えることができる。

$$\varepsilon = (\theta_0 - \theta) \cot\theta_0 \quad (3)$$

ここで、 θ_0 は変形後の θ を表している。式(3)より、 θ と θ_0 を測定できれば、 ε が判明することが分かる⁹。このような関係を利用することで、X線によりひずみが測定可能となる¹⁰。なお、このときに得られる ε は、ナノメートルオーダーの格子面間隔を基準とする縦ひずみである。

一方、工業材料では一般にフックの法則が成り立ち、上記のひずみから応力が計算可能となる。以上により、X線で応力を得ることが可能になる。

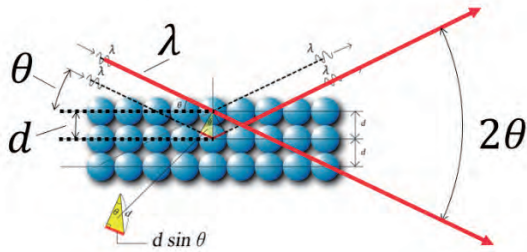


図1. 結晶によるX線の回折現象についての説明図
(θ :ブラッグ角、 2θ :回折角、 λ :X線の波長、 d :格子面間隔)

実際の測定においては、多軸応力状態の影響や、ブラッグ角の変化が微小量であることに起因した課題も存在するが、現在のX線応力測定技術ではそれらをクリアするための工夫が施されている。

3. 工業材料のX線回折(デバイリングの発生)

前述の図1は、1個の結晶¹¹に対するX線の回折現象を示しているが、一般の工業材料のような多結晶集合体サンプルでは、通常、多数の結晶から同時に回折X線が発生するようになる¹²。それらの回折X線は、全てブラッグの法則に従い、その結果、照射点を頂点とした円錐の側面を形成するよ

うになる(図2を参照)。

そのため、入射X線ビームと垂直になるように二次元X線検出器を配置して測定を行うと、円環状のパターンが得られる。この円環のことを回折環(あるいは、デバイリング等)と呼ぶ¹³。

デバイリング上の各点からは、ブラッグ角、格子面間隔、ひずみが判明できる。X線応力測定法では、この性質を用いてひずみを測定し、応力に変換している。このときのデータ処理方法として、実用性を考慮した $\sin^2\psi$ 法や $\cos\alpha$ 法などが考案されている。なお、いずれの手法においても以下のような仮定が共通して用いられている。

- ①測定サンプルが均質かつ等方弾性であること¹⁴
- ②平面応力状態であること¹⁵
- ③測定領域内で応力が一定であること¹⁶
- ④表面粗さが無いこと
- ⑤サンプルの表面は平坦であること¹⁷

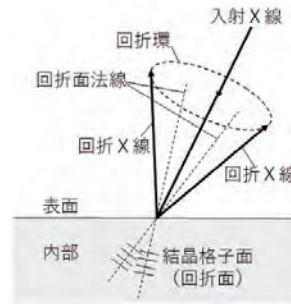


図2. 多結晶材料に特性X線を照射したときのデバイリングの発生について

4. $\sin^2\psi$ 法について

比較のため、まず従来のX線応力測定法である $\sin^2\psi$ 法¹⁸について概説する。

$\sin^2\psi$ 法では、測定サンプルに対して7種類以上¹⁹の傾斜方向からX線ビームを照射し、発生する回折X線の測定を行う(図3参照)。応力が付与された状態下ではそれらの方位ごとに格子面間隔(ひずみ)が異なり、測定される回折角(または、ブラッグ角)は互いに異なる値となる²⁰。測定サンプル面の法線からのひずみ方位の傾きを角 ψ とし(図3参照)、プ

6 X線応力測定では 2θ の値が頻りに利用されている。

7 ブラッグの法則では回折次数も含まれるが、X線応力測定では通常必要性が小さいので本稿では省略した。

8 式(1)に全微分の公式を適用することで導出できる。ただし、波長 λ は一定値と仮定する。

9 θ は変形後、 θ_0 は変形前のそれぞれブラッグ角を表す。なお、 $\Delta\theta = \theta_0 - \theta$ である。

10 このため、X線応力測定をX線ひずみ測定と呼ぶ研究者も少なくない。

11 単結晶ともいう。

12 一般に、X線照射面積は $1\text{mm}^2 \sim 10\text{数mm}^2$ 程度の範囲であり、測定サンプルの平均結晶粒径は数 $\mu\text{m} \sim$ 数 $10\mu\text{m}$ であることが多い。

13 多結晶体のX線回折を最初に研究したP. J. W. DebyeとP. Scherrerに由来し、Debye-Scherrer ringとも呼ばれる。

14 複合材料は該当しないことになる。また、フェライト、セメントナイト、残留オーステナイトを含む鋼の場合も厳密には該当しないことになる。ただし、その後の研究によって複合組織からなる材料のX線応力測定法も確立している。一方、集合組織を持つ材料の場合は等方性の仮定に抵触する可能性がある。

15 X線侵入深さは数 μm から数 $10\mu\text{m}$ 程度のため平面応力の仮定が用いられている。ただし、複合組織を持つ材料の場合にはX線回折の選択性のため、一種類の構成相の応力のみしか測定できないので三軸応力が測定される場合があると考えられている。詳細については文献を参照されたい。

16 X線照射面積とX線侵入深さで定まる領域に対する条件であり、面内方向や深さ方向に応力が変化する場合には、この仮定による影響が出現する可能性がある。逆に、この性質を利用して応力分布(応力勾配)を非破壊で測定する手法も種々考案されている。

17 測定面が球面や円筒状ではないことを意味する。

ラッグ角を θ とすると、 2θ 対 $\sin^2\psi$ は直線関係になることが判明している($\sin^2\psi$ 線図)²¹。さらに、その直線の傾きは応力に比例し(図4参照)²²、この性質を利用することで測定サンプルの応力を求めることができる。以上の方法を $\sin^2\psi$ 法という。 $\sin^2\psi$ 法は、事実上現在のX線応力測定における(世界)標準法となっている。

$\sin^2\psi$ 法では、角 ψ を複数設定するための傾斜機構が必要になる。また、X線検出器として0次元検出器(点測定)²³や1次元検出器(線測定)²⁴が適用できる。

なお、実際に $\sin^2\psi$ 法を適用する場合には、測定やデータ解析に関するいくつかの知見も必要である。例えば、回折X線を測定して回折X線プロファイルを求め、 2θ 値を決定する手順(ピーク位置決定)²⁵や、 $\sin^2\psi$ 線図の傾きから応力を計算する際に必要な応力定数²⁶についても吟味が必要である。

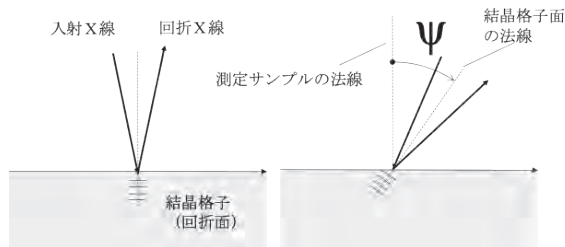


図3. X線応力測定法におけるX線測定の手順($\sin^2\psi$ 法の場合)

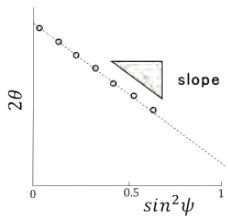


図4. $\sin^2\psi$ 線図の説明図

5. $\cos\alpha$ 法について

$\cos\alpha$ 法は、測定サンプルから発生するデバイリングを測定し、その全周からの情報(ϵ)を利用して応力を求めていく方法である。このとき、デバイリング上の4カ所のデータ²⁷を

組み合わせた値を利用する(図5参照)。この値を a_1 と表すと、 a_1 は $\cos\alpha$ に対して直線関係を示すことが判明している(ここで、 α はデバイリングの中心角を表す)。応力はこの直線の傾き²⁸から決定することができる。

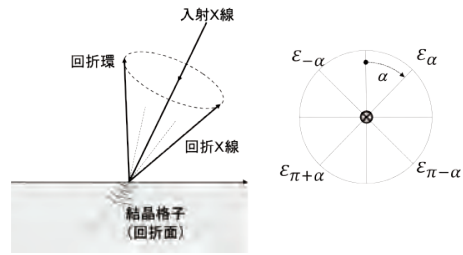


図5. デバイリング上の4カ所のひずみデータの定義。 α はデバイリングの中心角を表す。

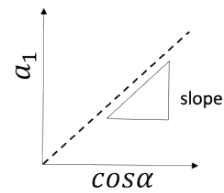


図6. $\cos\alpha$ 線図の説明図

$\cos\alpha$ 法では、二次元検出器²⁹を使用する必要があるが、X線の入射角は1種類に固定可能であるため $\sin^2\psi$ 法の場合のような角 ψ の傾斜は不要になる³⁰。このため、装置の構造の単純化や小型化、測定時間短縮などの実用的なメリットが生まれる。

$\sin^2\psi$ 法と $\cos\alpha$ 法を比較すると次のような違いがある。

1. $\sin^2\psi$ は、材料から発生するデバイリングの一端を測定して利用するため³¹、デバイリングの大部分(約99%以上)は利用されずに放置される。このため、無駄が多く非効率な方法である。
2. 装置の重量及びサイズに関して、 $\cos\alpha$ 法は $\sin^2\psi$ 法の約1/10に小型化することが可能³²。
3. 測定時間に関して、 $\cos\alpha$ 法は $\sin^2\psi$ 法の約1/10に短縮することが可能³³。
4. $\cos\alpha$ 法は自動化が容易であり、多点マッピング測定に適している。

18 ψ は回折面の法線方向の傾斜角を表す。図3を参照。

19 日本材料学会による推奨条件

20 無応力状態の場合には、どの傾斜方向からの測定データも一定値になる。

21 $\sin^2\psi$ 線図の縦軸にはひずみ ϵ が用いられることも少なくない。 ϵ を用いた場合は 2θ を用いた場合と傾きの正負が逆になる。 ϵ と 2θ は式(3)を用いることで変換できる。

22 この傾きには、応力 σ_x と共にヤング率、ポアソン比、式(3)の θ_0 が含まれている。

23 シンチレーションカウンターなど

24 位置敏感型比例計数管(PSPC)など

25 半価幅中点法やガウス関数近似法など

26 日本材料学会やばね学会などで推奨値が示されている

27 図5の右図に示した位置からひずみを求めて使用する

28 この傾きには、 $\sin^2\psi$ 法の場合と同様に応力 σ_x と共にヤング率、ポアソン比、式(3)の θ_0 が含まれている。

29 IPやSOI検出器など

30 $\cos\alpha$ 法のX線入射角は 35° にすることが多い。原理上は 45° が最も高精度になるが、X線の吸収の影響を考慮して 45° 以下にすることがある。

31 図5の $\alpha=180^\circ$ が利用されることが多い

32 現時点での概算値であり、今後の装置の進展によって変化する可能性がある。

33 現時点での概算値であり、X線強度の大小や今後の装置の進展によって変化する可能性がある。

5. データサンプリング数を多数必要とする三軸応力解析に対して、cos α 法はより効率的な方法である。(今後の発展が期待される深さ方向の応力勾配の評価や、集合組織材料の応力測定に対しても同様な可能性がある)
6. 複数のデバイリングを同時測定することにより、微細な複合組織を有するサンプルに対する相応力³⁴、ミクロ応力³⁵、マクロ応力³⁶、塑性ひずみ等の定量的評価する場合に、より効率的で有効な方法である。
7. 単相組織からなる材料に対し、複数の回折面のデバイリングを同時測定可能な場合には回折面依存性³⁷の評価が効率的で有効になる。
8. cos α 法では、X線照射面積を比較的容易に可変することが可能であり(揺動法³⁸)、デバイリングがスポッティ化³⁹することで応力測定精度が悪くなるようなケースに対しても測定精度の向上が可能にできる。このような応用例として、溶接ビード部や熱処理部のような粗大結晶粒が出現する場合が考えられる。さらに、細束X線ビームを用いた測定においても有効である。なお、本揺動法の測定時間は通常のポイント測定の場合と同様であり、測定時間は増加しない。
9. ライン状、ジグザグ状、渦巻状の部分の測定や、円筒状サンプルに対するらせん状の測定なども可能である。この場合、測定される応力値はX線照射範囲内の平均値になる。
10. 上記のライン状の測定の応用として、複数かつ平行なライン上の測定を複数の方向に対して行い、画像再構成法⁴⁰を適用すると、面内の応力分布が得られる。
11. 中性子ビームを用いたcos α 法の適用も可能である。この場合の測定深さはX線を用いた場合に対して約1,000倍になる。例えば、鋼のサンプルの場合には表面から数mmの範囲の平均応力を得ることが可能になる。さらに、せん断応力の測定にも有効である⁴¹。
12. 放射光を用いたcos α 法の適用も可能である。放射光を用いる場合には、入射X線の波長を自由に可変することが容易にできるため、X線侵入深さ⁴²を任意に選択できるようになる。また、ブラッグ角の値を最適な条件に設定可能になるので測定精度の向上が期待できる。

6. 金沢大学におけるcos α 法の研究について

前章において、cos α 法に関する種々の特長や可能性について述べたが、以下ではそれらの検証を行った著者らの研究結果について説明する。

6.1 平面応力状態での検証⁷⁾

cos α 法による応力値をひずみゲージ法を適用した場合の応力値と比較した。短冊状の鋼材(S45C)に四点曲げを負荷して評価試験を行った。X線装置には市販のIP搭載装置を使用し、CrK α 線によるフェライト相からの211回折線に対する測定を行った。図7に、測定結果を示す。その結果、両方法による応力値は1:1の関係を示しており、ひずみゲージ法を通じた機械的応力との相関性は十分に得られていることが確認された。なお、本研究では σ_x 、 τ_{xy} に加えて σ_y を同一のデバイリングから求める方法も提案し、検証を行った。

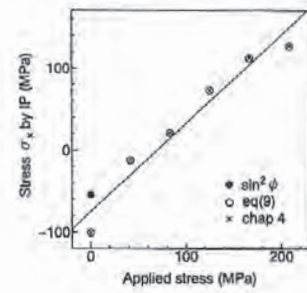


図7. 鋼材試験片に対する四点曲げ試験におけるcos α 法の適用結果

6.2 三軸応力の測定⁸⁾ (研削加工した鋼の場合)

cos α 法による三軸応力測定の例として、鋼材(S55C)の研削加工面の測定結果を図8に示す。

試験片に対して四点曲げにより σ_x を変化させながらcos α 法を適用して三軸応力測定を行った結果について示している。また、比較のため $\sin^2\psi$ 法を三軸応力測定用に拡張したDölleらの方法を適用した結果も併記した。

その結果、各垂直応力(σ_x 、 σ_y 、 σ_z)と各せん断応力(τ_{xy} 、 τ_{xz} 、 τ_{yz})は、いずれも、無負荷状態ではcos α 法の結果とDölleらの方法による結果は実用範囲内で一致した。また、四点曲げ負荷した状態に関しては、四点曲げに対応して変化する σ_x とcos α 法による σ_x がほぼ1:1の直線関係

34 構成相ごとの応力のことをいう。弾性係数が異なる構成相間では各相応力は通常異なる。

35 測定領域内の平均的応力と相応力との差と定義される。

36 測定領域内の平均的応力のことをいう。

37 X線応力測定で使用する回折面によって、同じ応力状態の下でもX線で測定したひずみが異なる性質。

38 ここでは、X線照射位置を移動させながらX線測定する手法のこと。

39 デバイリングが斑点状になり、途切れ途切れになる状態をいう。

40 医療現場で普及しているX線CTで使用される手法と原理上同様な手順。

41 X線応力測定における $\sin^2\psi$ 法でも、直接せん断応力を測定することはできない。cos α 法ではせん断応力を直接測定することが可能である。

42 $\sin^2\psi$ 法のX線侵入深さは、線吸収係数 μ 、ブラッグ角 θ 、回折X線の方位 ψ に依存する。cos α 法では μ 、 θ 、X線入射角 ψ_0 、デバイリングの中心角 α に依存する。

を示し、他の5種類の応力成分は一定値を保持していることが示されている。これらの実験結果は、 $\cos\alpha$ 法による三軸応力解析が妥当な方法であることを示すものである。

なお、Dölleらの方法では、測定面内の6方向(ϕ)から、それぞれ、13種類の ψ 角に対する回折データを測定する。これに対し、 $\cos\alpha$ 法では2個のデバイリング測定のみによって720個の回折データが利用できる。したがって、 $\cos\alpha$ 法ではDölleらの方法の2/78(2.6%)の測定によって、約9倍(720/78)のデータが利用可能であり、豊富なデータを効率よく利用できる。

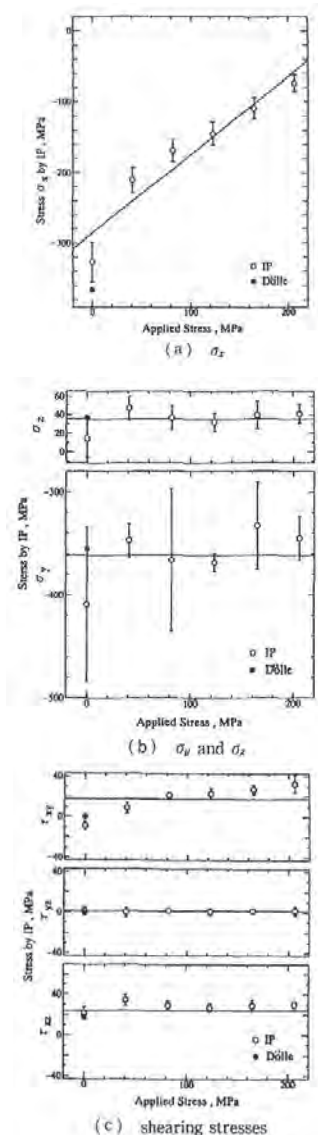


図8. 研削加工を施した鋼材表面に対する三軸応力測定結果。試験片には四点曲げ負荷を与えた状態で $\cos\alpha$ 法及びDölle-Hauk法を適用して比較した。

6.3 三軸応力の測定II⁹⁾(転がり接触疲労)

在来線で使用されたJIS 60kg普通レールの頭頂面について、 $\cos\alpha$ 法による三軸応力測定を行った結果について述べる。レールは、車輪による転動接触疲労によって踏面

(車輪との接触面)近傍に金属組織の塑性流動を形成させ、X線応力測定を行うと三軸残留応力が観察される。本研究では、頭頂面の中心について $\cos\alpha$ 法を適用してX線測定を行った。

デバイリングの測定にはIPを使用した。回折環画像を構成する各画素は設計上、一辺100 μ mの正方形であり、縦横共に約1,000画素(合計100万画素)である。各画素の輝度分解能は8bitである。

図9に、レールから得られたデバイリングの測定例を示す。いずれも内側の回折環が基準材(焼鈍した鋼)の211回折であり、その次が測定レールからの211回折線である⁴³⁾。

図10は、 $\cos\alpha$ 法により得られた応力成分を比較している。6個の三軸応力成分と垂直応力成分間の差 $\sigma_x - \sigma_z$ 、 $\sigma_y - \sigma_z$ が示されている。なお、詳細は文献に譲るが、ここでは3種類の三軸応力測定手順を適用している。それぞれ、第1法、第2法、第3法と呼ぶ。その結果、せん断応力については各方法ともに同様な傾向を示している。一方、垂直応力、とくに、 σ_y および $\sigma_y - \sigma_z$ に関しては、第1法が他と異なる傾向を示している。この原因は、ポアソン効果によるひずみ感度の差によるものである。これに対して、他の2種類の方法では、 $\phi_0=90^\circ$ 方向のデータを用いることで、ポアソン効果の影響を低減できている。

第2、第3法による応力値の差は比較的小さいが、両者は互いにX線侵入深さの異なる回折データを用いており、測定サンプルによっては一致しなくなる場合もある。3種類のデータ解析法の選択については、デバイリングの測定精度や応力勾配の程度を考慮する必要がある。

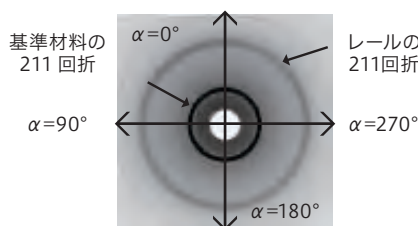


図9. 在来線レールの頭頂面から測定されたデバイリングの一例($\phi_0=0^\circ$, $\psi_0=0^\circ$)

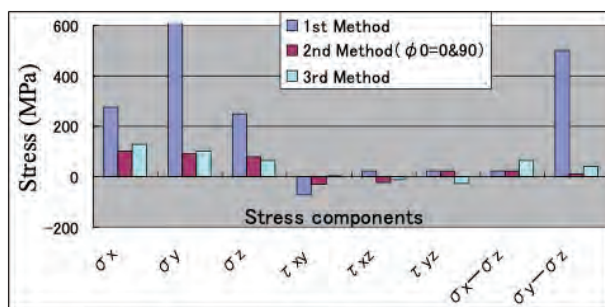


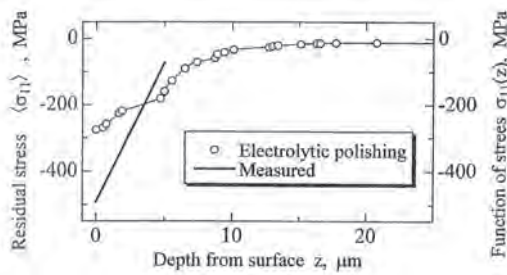
図10. 3種類の三軸応力解析法を適用して求めた三軸応力成分の比較(垂直応力の差 $\sigma_x - \sigma_z$ 、 $\sigma_y - \sigma_z$ についても併記した)

43 最も外側の弱い回折は基準材からの220回折である。

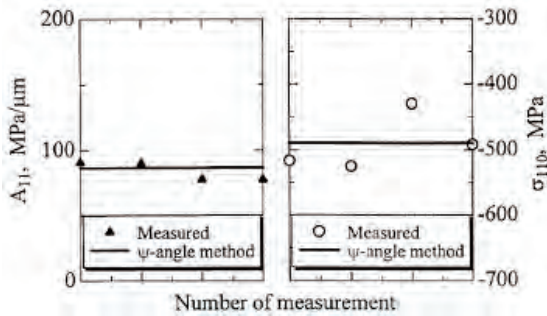
44 回折X線の強度を重みとして、すべてのX線侵入深さからの回折X線を平均化する方法。

6.4 cos α法による応力勾配の非破壊測定¹⁰⁾

表面を強加工した測定サンプルに対するX線応力測定では、深さ方向の応力の変化(応力勾配)が発生する場合がある。その結果、従来法ではsin²ψ線図が湾曲することが知られている。これは、図3に示したψ傾斜ごとにX線侵入深さが異なるためである。このような場合には、X線侵入深さを考慮した重み付き平均解析が必要になる⁴⁴⁾。著者らは、この方法をcos α法に拡張して検証を行った。図11に測定結果を示す。図11(a)は、電解研磨を行って、表面から内部への応力の変化を測定した結果(○)である。また、図中の直線はcos α法を適用して表面で測定したデバイリングから内部の応力勾配を1次式で評価した結果である。両者の測定結果はいずれも右上がりの分布傾向を示し一致することが確認された。なお、傾きの差は電解研磨による応力開放の影響による可能性が考えられる。図11(b)は、1次近似した応力勾配の傾き(A₁₁)と切片(σ₁₁₀)の結果を示しており、従来法とcos α法の結果がほぼ一致していることが確認できる。



(a) cos α法により非破壊で深さ方向の応力勾配を求めた結果(実線)、及び、表面電解研磨を行いながらsin²ψ法を用いて測定した深さ方向の応力分布



(b) 深さ方向の応力勾配(A₁₁)、及び、表面応力(σ₁₁₀)をcos α法とsin²ψ法によって測定した結果の比較

図11. エメリー研磨紙を用いて表面を研磨した鋼材に対してcos α法を適用して深さ方向の応力勾配を非破壊評価した結果

6.5 粗大結晶粒材料の応力測定¹¹⁾(試料平面揺動法)

cos α法では、X線照射範囲を任意のライン上に沿って移動させて応力測定することが可能になる。著者らは、この測定方法を「試料平面揺動法」と称している。この場合、X線光学系を一定に保持する必要があるが、市販のxyステージで十分可能である。著者らは、図12のような結晶粒径が約200 μmの鋼材に対して検証実験を行った。図には、一辺が2mmから10mmの正方形の範囲をジグザグ状

に試料平面揺動させたときの回折環の変化を、揺動しない場合(ポイント測定)と比較して示している。X線照射面積の増加と共に回折環が均一化する様子が確認できる。図13は、図11(a)のサンプルに対して試料平面揺動法を適用し、cos α法によるX線応力測定を行った結果である。四点曲げ負荷を与えた結果、機械的応力とほぼ1:1の関係が得られた。

サンプルの結晶粒径がX線照射面積に比較して大きくなると、デバイリングがスポッティ化することでX線応力測定精度が低下する可能性がある。従来法では、ψ角や2θ角などを一定の範囲内で移動(揺動)させてデバイリングの改善を図っているが、揺動によって光学系の精度が崩れることによる精度悪化の懸念があった。これに対して、cos α法による試料平面揺動法では、光学系を正確に保持することが可能になる。加えて、測定時間は揺動無し(ポイント測定)の場合と変わらないといった特長がある。

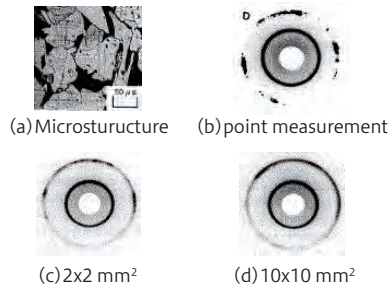


図12. (a)はX線を照射したサンプルの顕微鏡組織写真、(b)~(d)は内径1mmのコリメータを用い、種々のX線照射面積に対して測定して得られたデバイリング。(b)はポイント測定(照射面積≒3 mm²)で得られたデバイリング、(c)はX線照射面積2x2mm²、(d)はX線照射面積10x10mm²

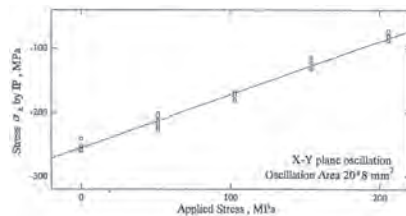


図13. 平均結晶粒径が200 μmの粗大結晶粒を有する鋼材に対して、揺動面積10x10mm²の条件でcos α法によるX線応力測定を適用した場合の測定結果。なお、サンプルには四点曲げ応力を負荷した。

6.6 面内応力分布の測定¹²⁻¹³⁾(ライン測定データの再構成)

cos α 法の応用による前節のようなライン測定を進展させ、複数の互いに平行なライン上の応力測定データから応力の面内分布を解析して得ることができる方法を考案した。これは、医療分野におけるX線CT法をX線応力測定に応用したものである。図14に本再構成法の原理図を示す。図15は、本方法の検証実験に用いた測定サンプルと得られた残留応力分布の結果である。

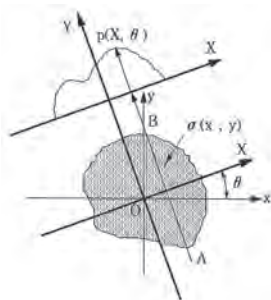
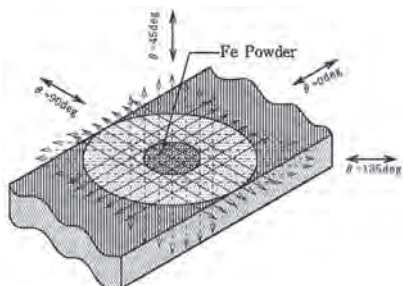
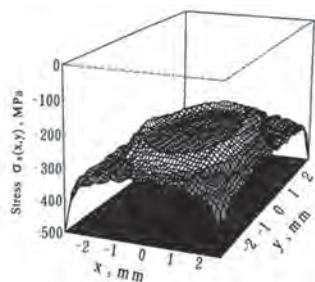


図14. cos α 法を適用してライン複数のラインに対する平均応力を測定し、面内応力分布を求める方法の説明図。X線CTでは物体の内部の透過X線を用い、本方法では物体の表面について測定を行う点が大きく異なるが、再構成の手順は同様となる。



(a) 検証に用いた測定サンプル。中央の円内にFe粉末、その周囲を研磨加工した鋼材とし、それらの外周部はマスキングしてX線が回折しないようにした。



(b) 面内応力分布を再構成して得られた結果。図(a)に示した中央部の円形の部分が出現できていることが確認できる。

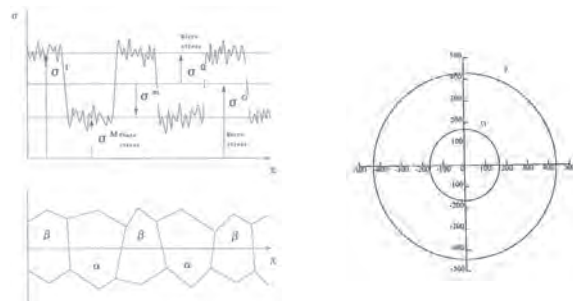
図15. ライン状揺動してcos α 法を適用して求めた平均応力から面内応力分布を再構成する解析法の実験及び結果

本方法は、ポイント測定では精度が得られにくい粗大結晶粒サンプルや細束X線ビームを使用する場合に、高精度な面内応力分布を得たい場合に有効である。

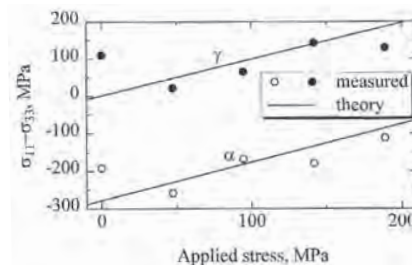
6.7 複合組織材料へのcos α 法の適用¹⁴⁾(二相ステンレス鋼のマクロ応力・ミクロ応力の測定)

cos α 法では、サンプルと特性X線の条件を調整することで複数のデバイリングを同時計測できる場合がある(図16(a)参照)。その結果、一度の測定によって材料中の複数の構成相の平均応力(相応力)を評価することが可能になる。さらに、微視的応力のつり合い関係やマイクロメカニク

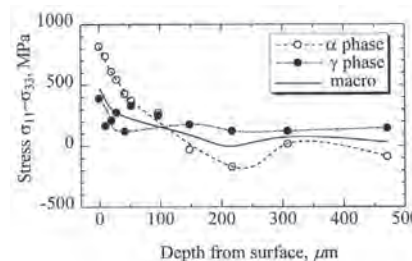
ス理論をベースにしたマクロ応力、ミクロ応力の評価が可能になる。このような多相材料や複合材料の変形挙動の実測においても、cos α 法は非常に効率のよい方法である。一例として、図16に二相ステンレス鋼にCr管球のX線を照射することによって、 α Fe211回折と γ Fe311回折による二重のデバイリングを測定して検証した結果を示す。



(a) 2種類の構成相を有する材料の微視的応力状態の概念図、及び、その場合に得られる2種類のデバイリングの説明図



(b) 四点曲げ負荷を与えた二相ステンレス鋼からcos α 法を用いて測定された応力(α 相および γ 相の相応力の同時測定の結果)



(c) 研削加工を施した二相ステンレス鋼の表面から逐次電解研磨しながら測定した残留応力(cos α 法を用いて α 相および γ 相の相応力及びマクロ応力を同時測定)

図16. 多相複合組織を有するサンプルに対するcos α 法の適用結果

図16(b)は、四点曲げ負荷を与えた場合の両相の相応力を本方法で測定し、ひずみゲージ法による応力と比較した結果である。測定した応力は、理論による予測値とよく一致していることが確認できている。図16(c)は、研削加工した二相ステンレス鋼に対して逐次電解研磨を行って両相の相応力を測定した結果である。この測定により、両相の相応力が内部で逆転することが判明した。

6.8 塑性ひずみの定量的測定¹⁴⁻¹⁵⁾

X線応力測定は、格子面間隔の変化を利用する方法であるので、格子のずれに起因している塑性ひずみは定量的に測定することは不可能と考えられてきた。これに対して、著者らは多相材料の変形挙動に対するマイクロメカニクス(介在物理論)を基礎式に導入することで、塑性ひずみの定量的測定が可能になることを見出した。本手法の適用に対し、cos α 法は

複数の構成相の回折データを効率よく解析することが可能であり最適な測定手段である。

構成相間の塑性ひずみの差 $\Delta \varepsilon_p$ は、多相材料における母相の応力 σ_M 、第2相の応力 σ_1 に対して次式の関係を持つ。

$$\Delta \varepsilon^p = a\sigma_1 + b\sigma_M \quad (4)$$

係数aとbは、弾性定数(E、 ν)、第2相の体積率である。詳細は文献に譲るが、結論として、構成相の各相応力が分かれば、塑性ひずみが計算可能になる。図17は、前述の図16(c)の測定結果に対して塑性ひずみを求めた結果である。

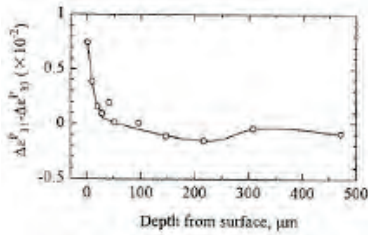
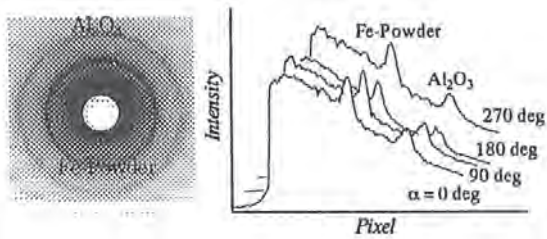


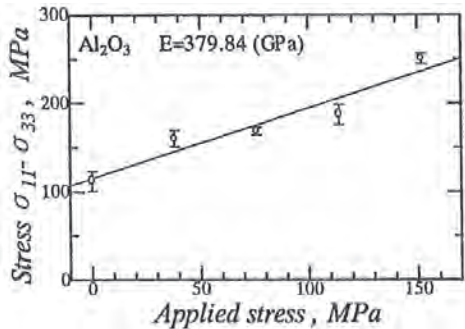
図17. cos α 法を適用して塑性ひずみの定量的測定を行った結果(二相ステンレス鋼を研削加工したサンプルの表面の測定)

6.9 セラミックス(アルミナ)の応力測定¹⁶⁾

アルミナに対してcos α 法を適用する場合の基礎検証を行った。X線測定にはCrK α 線を用いて、220回折線によるデバイリングを測定した。図18(a)に、得られたデバイリングと回折プロフィールの一例を示す。次に、測定サンプルに四点曲げを负荷してひずみゲージ法によって负荷応力をモニタし、機械的応力とcos α 法による応力との比較を行った。その結果、図18(b)に示すように両者の間には良好な1:1の相関性が得られ、cos α 法によりアルミナの応力測定が可能であることが判明した。



(a) 本実験により得られたデバイリング及び回折プロフィール



(b) 四点曲げ负荷試験による測定精度の検証結果

図18. 四点曲げ応力を与えたアルミナ試験片から得られたデバイリング、及び、回折プロフィール。(b)はcos α 法を適用して得た応力値とひずみゲージ法による応力値との比較

6.10 放射光を用いたcos α 法による応力測定¹⁷⁾

(高2 θ 角による測定精度向上効果の検証)

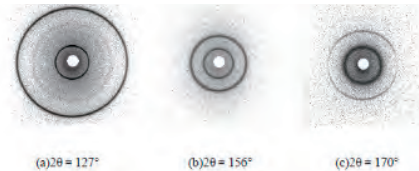
高エネルギー加速器研究機構(KEK)の放射光施設を利用してcos α 法による応力測定について検討した結果について述べる。放射光では、入射ビームの波長が自由に可変できるため、測定サンプルごとに最適なX線条件を選択することができる。そこで、ひずみ感度が高いとされている高2 θ 角の回折線を用いた応力測定の測定精度について検討した。本実験では3種類のX線の波長を用いて比較した。図19に、使用した実験装置の外観写真と得られたデバイリングの測定例を示す。こうして、cos α 法を適用しひずみゲージ法による応力と比較した。詳細については参考文献に譲るが、2 θ =170°のときの測定精度は、2 θ =156°の場合より低くなることが判明し、cos α 法では高2 θ 角の利用が必ずしも有効とは言えないことが分かった。

6.11 金属間化合物TiAl・Ni3Alの応力測定¹⁸⁾

軽量耐熱材料として期待されているTiAlおよびNi₃Al金属間化合物は、粗大結晶の影響が現れるため、X線応力測定が困難な材料の一つである。著者らは、試料平面揺動法の適用によって両材料の測定精度の改善が可能なることを実証した。図20に、検証を行った2種類のTiAlサンプルから得られたマイクロ組織とデバイリング(CrK α 線による311回折、2 θ =142.9°)を示す。本実験の詳細については文献に譲る。



(a) 高エネルギー加速器研究機構の放射光施設で行ったcos α 法の適用に関する実験で使用した装置の写真



(b) 鋼試験片の211回折により、3種類のX線波長に対して測定されたデバイリング

図19. 3種類のX線波長の放射光を用いて測定した鋼材試験片からのデバイリングの比較

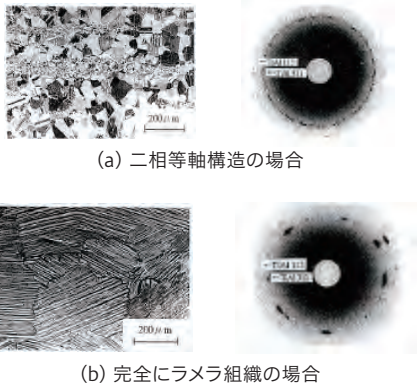


図20. TiAl金属間化合物のX線応力測定に用いたサンプルの顕微鏡組織写真、及び、本研究によって得られたデバイリング

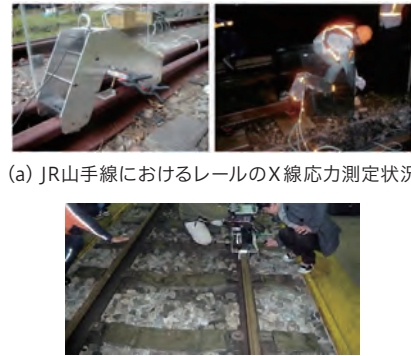


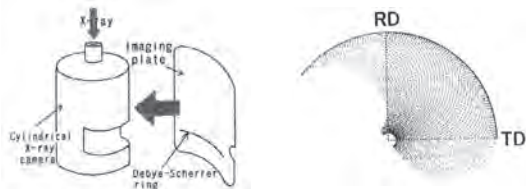
図22. $\cos\alpha$ 法を適用した屋外におけるX線応力測定の実施事例

6. 12 極点図・結晶粒方位分布へのIPの適用¹⁹⁻²¹⁾

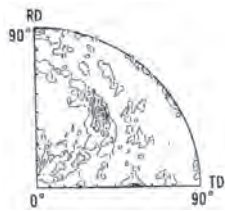
二次元検出器の広い計測範囲は、極点図の測定にも適している。著者らは、IPを用いて図21のような簡単な装置を試作してAlサンプルについて検証を行った。X線には $\text{CoK}\alpha$ 線を用い、222回折線を計測した。その結果、同図(b)に示すような極点図の取得に成功した。また、得られた極点図から測定サンプルの結晶方位分布関数を求めることにも成功した。本実験の詳細については文献に譲る。

6. 13 $\cos\alpha$ 法による現場適用²²⁾

著者らは、 $\cos\alpha$ 法による現場適用の可能性について鉄道レールを中心に幾つか検証を行ってきた。これまで、山手線(図22(a))、北陸本線(図22(b))のレールの現場測定を実施した。



(a) 本研究の実験装置の概略図及び測定データの分布



(b) 本研究によって得られた極点図

図21. IPを使用した極点図測定用に用いた実験装置、及び、得られた極点図の一例

7. $\cos\alpha$ 法への中性子線の適用²³⁻²⁴⁾

著者らは、中性子応力測定に対して $\cos\alpha$ 法を行うための検討を行った。同様な研究例は世界的にも例がなく、現時点では著者らの検討のみの状況である。本研究は、日本原子力研究所の実験研究炉JRR-3Mにおいて実施された。用いた試験片は板厚が5mmの機械構造用炭素鋼S50Cであり、専用の引張試験機を用いて4段階の負荷応力を与え、デバイリング($\alpha\text{Fe}211$ 回折)を測定して $\cos\alpha$ 法を適用した。中性子線は、波長を0.20888nmに単色化した後、Cd製スリットによってビーム径を $\phi 4\text{mm}$ として試験片に照射した。図23に本実験で使用した装置を示す。

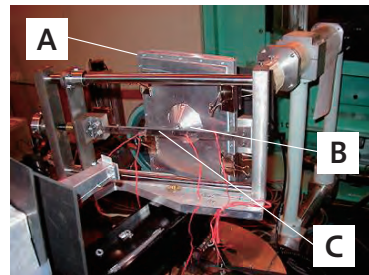


図23. 中性子線を用いた $\cos\alpha$ 法の適用実験に用いた実験装置の写真。Aは中性子IP用の固定ホルダー、Bは校正用の鋼製基準材料、Cは鋼材引張試験片。

図24に、本実験で得られた $\alpha\text{Fe}211$ 中性子デバイリングの一例を示す。

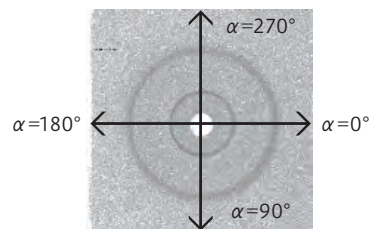


図24. 本実験により得られた中性子デバイリングの一例。外側の大きいリングは引張応力を負荷した鋼材試験片から得られた中性子デバイリングであり、内側の小さい方のリングは校正用の鋼製の基準材料からの中性子デバイリング。いずれも、フェライト相からの211回折による。試験片には 1400×10^{-6} のひずみを負荷して中性子測定を行った。

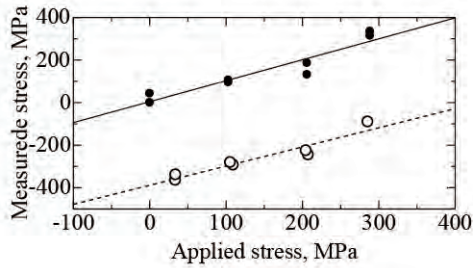


図25. 中性子デバイリングにcos α 法を適用して求めた応力、及び、著者らが開発したデータ補正法を適用して求めた応力値の比較。いずれも試験片に負荷した引張応力を横軸に取って比較した。

図25に、cos α 法により求めた応力値と負荷応力の関係を図示した結果を示す(○のプロット)。図中の実線は縦軸と横軸が1対1の関係を示し、破線は測定データの1次式近似式である。その結果、cos α 法による応力値は負荷応力に対してほぼ1の傾きを示すものの、圧縮応力側に約390MPaシフトする誤差を示した。詳細については著者らの論文に譲るが、著者らは補正法を考案して本測定結果に適用し、図25中の●のプロットを得た。補正後の結果は、負荷応力とよく一致することが判明した。

本実験結果の考察のため、中性子デバイリング及びそのcos α 法適用結果に関する数値的シミュレーションを実施した。まず、デバイリングを形成する回折線について、材料内の通過経路長、強度の減衰量、応力による回折ビームの挙動を計算した。さらに、表面から中性子侵入深さ内の回折ビーム(ガウス関数で表記)を求めて積分し、最終的な合成プロファイルを求めた(図26を参照)。

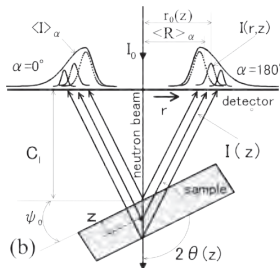


図26. 材料の表面や内部で回折した中性子ビームによって検出器上に形成される回折プロファイルの説明図、及び、シミュレーションで用いた種々のパラメータの説明。各深さからの回折ビームはガウス関数で表した

図27、図28にシミュレーションの結果を示す。その結果、中性子回折プロファイル及びcos α 法の与える応力値は実測結果と傾向がよく一致することを確認した。これによって、cos α 法による応力が圧縮応力側にシフトする原因も判明し、その対応方法も考案することができた。

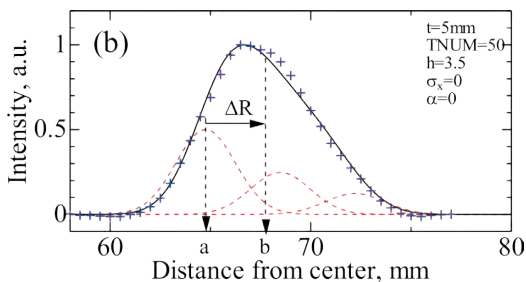


図27. 測定又はシミュレーションから得られた中性子デバイリングに対する回折プロファイルの比較

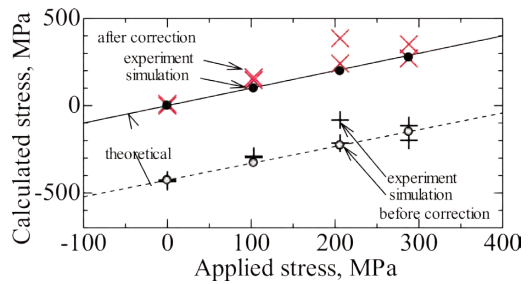


図28. 引張応力を負荷した鋼材試験片から得られたデバイリングにcos α 法を適用して求めた応力、及び、シミュレーションから得られた応力との比較。回折ピーク位置の決定には半幅中点法を用いた。

8. X線フーリエ解析法²⁵⁻²⁷⁾

著者らは、デバイリングからのひずみに対してフーリエ解析を行い、応力を決定する手法を考案した(以下、X線フーリエ解析法)。また、本法はcos α 法と等価であることも判明した。本法は、デバイリングが均一ではない場合や一部分が欠落することでcos α 法が有効に使用できない場合に対して威力を発揮する特長がある。X線フーリエ解析法の概要は以下のとおりである。

デバイリングから得られるひずみ ϵ_α は、次式のフーリエ級数に展開することができる。

$$\epsilon_\alpha = a_0 + a_1 \cos \alpha + b_1 \sin \alpha + a_2 \cos 2\alpha + b_2 \sin 2\alpha \quad (5)$$

右辺のフーリエ係数は、cos α 法におけるcos α 線図の傾きと対応していることが判明した。一例として、 σ_x の決定に必要なcos α 線図の直線関係は、式(5)の a_1 を用いて次式のように表すことができる。

$$\epsilon_{a1}(\alpha) = 2a_1 \cos \alpha \quad (6)$$

このことより、cos α 線図から1次近似式を算出することは、上記のフーリエ係数を求めることと同等であることが判明する。文献27)のFig.8には、cos α 法とX線フーリエ解析法の結果が併記されており、両者がよく一致していることが示されている。

cos α 法では、図5に示すように、デバイリングの4か所からのデータが必要であるため、それらの1個でも失われると残りの3個も利用ができなくなる。これに対し、X線フーリエ解析法では1個ずつのデータを独立して使用することができる。このため、一部分が欠落した場合などの不完全なデバイリングが得られる場合に、本法は有効な方法になる。

9. SOI検出器を適用したcos α 法²⁸⁻²⁹⁾

SOI検出器は、半導体検出器の一種であり高エネルギー加速器研究機構を中心に開発が進められてきた。著者らは、2014年よりcos α 法への適用を検討して来た。図29に、SOI検出器を用いた場合の光学系及びデバイリングの測定例を示す。現状では、cos α 法に対してSOI検出器を使用することで、測定時間をIP使用の場合に比べて約1/60に短縮でき、測定の高速化に有効であることが判明している(測定時間約1秒)。ハード面、ソフト面の改良により更なる

る高速測定が実現できる可能性があり、将来的には、本技術により生産製品の全数検査や動的測定、移動(又は、走行)しながらのX線応力測定等が可能になることが期待できる。

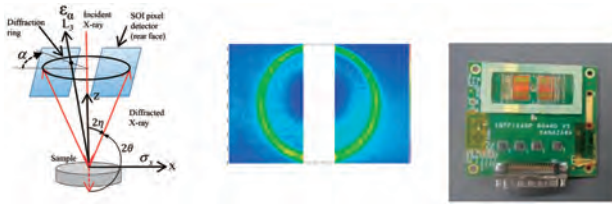


図29. SOI検出器を用いた $\cos\alpha$ 法の光学系(左)、デバイリング測定用のセンサー回路基板(中)、鋼材から測定したデバイリング(右)

10. まとめ

$\cos\alpha$ 法を用いてX線応力測定を行う方法について、著者らの研究成果を紹介した。それらは、以下のように、データ解析理論の拡張、線源の拡張、適用材料の拡張に分類される。

まず、データ解析理論の拡張では、初期の平面応力測定理論に対して $\cos\alpha$ 法による三軸応力測定理論を提案した。また、複合材料や複合組織材料に対する相応力、マイクロ応力、マクロ応力の効率的な測定に適していることも指摘した。さらにX線応力測定では不可能とされてきた塑性ひずみの定量的測定方法も考案し、実証した。この他にも、X線フーリエ解析法を提案し、 $\cos\alpha$ 法の欠点の一つである4個のデータを必要とする点を改善可能とした。

次に、線源の拡張に関しては、通常のX線管球による特性X線の適用の他に、測定深さがX線の約1,000倍大きい中性子線を用いた場合の $\cos\alpha$ の特徴や適用方法について検討し

た。また、放射光を用いた $\cos\alpha$ についても検討を行い、高 2θ 角の効果を明らかにした。なお、本文中では触れなかったが、X線エネルギーを変化させることでX線侵入深さを変化させて表面直下の深さ方向の応力分布(応力勾配)の評価方法についても検討を行っている。

最後に、適用材料の拡張に関しては、鋼材、オーステナイト系ステンレス鋼、二相ステンレス鋼、ニッケル基合金、アルミニウム合金、セラミックス、チタン合金などについて $\cos\alpha$ 法を適用してきた。

$\cos\alpha$ 法は、日本で考案されたデータ解析法であり、装置の心臓部となる二次元X線検出器(IPやSOI)は日本で開発された技術である。2012年に上市された $\cos\alpha$ 法の専用機も日本の企業が世界に先駆けて実現したものであり、現時点では海外製の $\cos\alpha$ 法装置は存在しない状況である。また、その性能は、 $\sin^2\psi$ 法をデータ解析理論としシンチレーションカウンタ(またはPSPC)をX線検出器とする現在の世界標準技術を上回る潜在能力を有していると考えられる。このように、日本発の世界に貢献する新技術の一つになりつつある。

一方、現時点の $\cos\alpha$ 法の市販装置は、IPを用いた平面応力測定用とした段階に留まっているとも言える。 $\cos\alpha$ 法には、本稿で述べてきた三軸応力測定、マクロ・マイクロ応力測定、塑性ひずみ測定、粗大結晶粒の測定、深さ方向の応力勾配の測定など、まだ普及に至っていない可能性も残されている。さらに、本稿では触れなかったデバイリングによる結晶状態の評価や、それを通しての疲労や劣化などへの応用面も今後装置化が期待される機能であると考えられる。

参考文献

- 1) The Society of Materials Science, Japan ed., *X-Ray Stress Measurement Method*, (1981), p.54, Yokendo.
- 2) Taira, S., Tanaka, K. and Yamazaki, T., A Method of X-Ray Microbeam Measurement of Local Stress and Its Application to Fatigue Crack Growth Problems, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 27, No. 294 (1978), pp. 251-256.
- 3) Hanabusa, T. and Fujiwara, H., Residual Stress in Uni-Directionally Deformed Surface Layer and $d\text{-sin}^2\psi$ Diagrams by X-Ray Stress Measurements, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 30, No. 338 (1981), pp. 1095-1101.
- 4) Dölle, H. and Hauk, V., The Influence of Multiaxial Stress States, Stress Gradients and Elastic Anisotropy on the Evaluation of (Residual) Stresses by X-Rays, *Journal of Applied Crystallography*, 12, (1979), pp.489-501.
- 5) He, B. B., Preckwinkel, U. and Smith, K. L., Advantages of Using 2D Detectors for Residual Stress Measurements, *Advances in X-ray Analysis*, Vol. 42(1998), pp.504-509.
- 6) Noyan, I. C. and Cohen, J. B., *Residual Stress, Measurement by Diffraction and Interpretation*, (1987), 166, Springer-Verlag.
- 7) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 2次元のX線検出器イメージングプレートを用いた全平面応力成分の単一入射X線応力測定, 材料, 第44巻, 第504号, pp.1138~1143, (1995)
- 8) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, イメージングプレートによる二次元検出回折像を用いたX線三軸応力解析, 日本機械学会論文集(A), 第61巻, 第594号, pp.2288~2295, (1995)
- 9) 佐々木敏彦, 高橋俊一, 佐々木勝成, 小林裕一, エリアディテクタ方式のX線三軸応力測定法の改良に関する研究, 日本機械学会論文集A, 第75巻, 第750号, pp.219~227, (2009)
- 10) 佐々木敏彦, 江原崇, 矢沢和路, 広瀬幸雄, イメージングプレートを用いた急激な応力勾配を有する材料のX線応力測定, 日本非破壊検査協会平成10年度秋季大会, 1998年11月12日.
- 11) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 安川昇一, イメージングプレートを用いた粗大結晶粒材料のX線マクロ応力測定, 日本機械学会論文集(A), 第63巻, 第607号, pp.533~541, (1997).
- 12) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, イメージングプレートを用いたX線の残留応力のコンピュータグラフィック, 日本機械学会論文集(A), 第63巻, 第614号, pp.2196~220, (1997).
- 13) 佐々木敏彦, 矢, (1999).
- 14) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, イメージングプレートを用いたマクロ・ミクロ応力のX線測定および $(\alpha+\gamma)$ 二相ステンレス鋼への適用, 日本機械学会論文集(A), 第62巻, 第604号, pp.2741~2749, (1996).
- 15) Sasaki, T., Lin, Z. and Hirose, Y., X-Ray Measurement of Plastic Strain by Means of Eshelby/Mori-Tanaka Model and Its Application, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 63, No.606 (1997), pp. 370-377.
- 16) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 宮野武晴, 鷹合滋樹, イメージングプレートを用いた焼結アルミナのX線応力測定, 日本非破壊検査協会平成10年度秋季大会, 1998年11月12日.
- 17) Miyazawa, Y., Yaguchi, O. and Sasaki, T., Evaluation of Residual Stress in Shot-Peened Tools by Means of Synchrotron Radiation Using an Area Detector, *Materials Science Forum* Vol.652, pp.315-320 (2010).
- 18) 佐々木敏彦, 後藤時政, 田畑裕之, 広瀬幸雄, イメージングプレートを用いたNi3AlのX線応力測定, 材料, 第46巻, 第7号pp. 756~762, (1997).
- 19) 広瀬元, 後藤時政, 佐々木敏彦, 長嶋晋一, イメージングプレートを用いた反射法のみによる完全極点図測定および集合組織の三次元解析への適用, 日本機械学会論文集(A), 第65巻, 第640号, pp.2538~2544, (1999).
- 20) 後藤時政, 佐々木敏彦, 広瀬元, 長嶋晋一, イメージングプレートを用いた複数極点図の同時測定, 日本機械学会論文集(A), 第65巻, 第640号, pp.2530~2537, (1999).
- 21) 後藤時政, 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 長嶋晋一, イメージングプレートを用いた極点図作成方法の提案, 日本機械学会論文集(A), 第64巻, 第620号, pp.1120~1127, (1998).
- 22) 佐藤幸雄, 高橋俊一, 佐々木敏彦, 井上博史, 岩淵研吾, 石田誠, 鷹合滋樹, 田中義弘, 廣瀬幸雄, 鉄道レールの残留応力および集合組織のX線測定, 日本材料学会・第40回X線材料強度に関するシンポジウム, pp.125, 2005年9月9日.
- 23) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, $\cos\alpha$ 法による中性子応力測定に関する基礎的研究, 日本機械学会論文集(A), 第71巻, 第704号, pp.670~676, (2005).
- 24) 佐々木敏彦, 皆川宣明, 森井幸生, 新村信雄, 広瀬幸雄, 中性子応力測定へのエリアディテクタの適用に関する基礎的研究, 日本機械学会論文集(A), 第69巻, 第688号, pp.1711~1716, (2003).
- 25) Miyazaki, T. and Sasaki, T., A comparison of X-ray stress measurement methods based on the fundamental equation, *Journal of Applied Crystallography*, 49, pp.426-432, (2016).
- 26) Miyazaki, T. and Sasaki, T., X-ray residual stress measurement of austenitic stainless steel based on Fourier analysis, *Nuclear Technology*, vol.194, No.1, pp.111-116, (2016).
- 27) 藤本洋平, 宮崎利行, 佐々木敏彦, デバイリングのフーリエ解析による鉄鋼材料のX線応力測定, 材料, 第64巻, 第7号, pp.567~572, (2015).
- 28) Sasaki, T., Mitsui, S., Shinya, M., Yanagi, Y., Nishimura, T., Miyoshi, T. and Arai, Y., Study on application of a monolithic SOI pixel detector to residual stress measurement using X-rays, *Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A*, Volume 924, Pages 452-456, 21 April (2019).
- 29) Sasaki, T., Shin-ya, M., Mitsui, S., Nishimura, R., Yanagi, K., Miyoshi, T. and Arai, Y., X-ray tri-axial stress analysis system using two monolithic SOI pixel detectors, *Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A* 979, 164426(2020).

肌焼鋼の高温浸炭時に発達するオーステナイト結晶粒組織に及ぼす 添加元素，鍛造温度，鍛造後の冷却速度，焼準温度の影響

松浦 清隆^a，齊藤 元貴^b，坂口 紀史^c

Kiyotaka Matsuura^a，Genki Saito^b，Norihito Sakaguchi^c

Effects of Alloying Elements, Forging Temperature, Cooling Rate after Forging, and Normalizing Temperature on the Austenite Grain Structure Formed during High-Temperature Carburization of Case Hardening Steel

1. はじめに

浸炭処理は歯車やシャフトなど輸送機器部品の疲労および摩耗の特性改善を目的に一般に行われる表面処理の1つであるが、長時間の加熱を要するためエネルギー消費の観点からプロセスの改善が求められる。エネルギー消費削減のためには高温短時間の浸炭が有効である。例えば930°C×12hの浸炭条件は1050°C×3hに代替できることが知られているので¹⁾、これを実施すれば温度を約13%増すだけで時間を75%も減らせる。しかし、高温浸炭の場合には、しばしば異常粒成長が発生するという問題がある^{2), 3)}。異常粒成長により形成される粗大結晶粒の存在は、鋼材部品の疲労強度や衝撃吸収エネルギーを著しく低下させるため、きわめて有害である。

異常粒成長を抑制するための有効な手段は、AlN^{4), 5)}、Nb(C,N)^{3), 4), 6-11)}、Ti(C,N)¹²⁾、V(C,N)¹³⁾などの高温で安定な微細析出物によるピン止め効果を利用することである。冷間鍛造された肌焼鋼の浸炭中の異常粒成長についてはすでに広く研究され、剪断応力¹⁴⁾やセメントタイトの球状化および固溶^{12), 16)}の観点からメカニズムが検討されてきた。一方、熱間鍛造やその後の焼準など浸炭前のプロセスが浸炭中の異常粒成長に及ぼす影響も調査されており、例えばKamadaら¹⁷⁾は熱間鍛造後の焼準などの熱処理条件が疑似浸炭処理中の異常粒成長発生に及ぼす影響について調査し、AlN粒子の数密度の不均一性がオーステナイト結晶粒組織に影響を及ぼすことを見いだした。ここで、上記の疑似浸炭処理とは、実際には浸炭処理はせずに浸炭時と同様の熱履歴のみを与えるという簡便式の実験方法を指す。異常

粒成長の発生に及ぼす因子は多くあると考えられるが、そのメカニズムはまだ明確には解明されていない。例えば、異常粒成長を抑制できる高温安定型微細析出物(ピン止め粒子)を形成する元素の添加濃度は決定的に重要な因子であることはもちろんであるが、その他にも熱間鍛造温度やその後の冷却速度、またその後の焼準温度もピン止め粒子の析出挙動に対して影響を与えうる因子である。

それゆえ、本稿では、本著者らが最近行った異常粒成長に関する研究の成果の中から、溶質元素および鍛造温度の影響¹⁸⁾、鍛造後の冷却速度の影響¹⁹⁾、焼準温度の影響²⁰⁾をレビューする。

2. 溶質元素および鍛造温度の影響

まず、溶質元素の影響を調査するため、JIS SCM420肌焼鋼(以後18Alと称する)およびAl濃度とNb濃度を増した鋼種(以後35Al-32Nb)を約20kg真空誘導炉で溶製し、得られたインゴットを直径約25mmの丸棒に熱間鍛造した。それぞれの鋼種の溶製後の分析化学組成をTable 1に示した。次に、鍛造温度の影響を調査するため、鍛造丸棒から切り出した1辺約15mmの立方体状試料に対してFig. 1に示すような熱履歴を与えた。すなわち、熱間鍛造を模擬した1150°C×1hまたは1250°C×1hの加熱の後に炉冷し、続いて1070°C×3hの焼準を施して炉冷し、その後にアルコールとプロパンの混合ガス中で1050°C×5.5hの高温浸炭加熱をして油焼入れした。また、比較のため、鍛造模擬加熱をせずに焼準と高温浸炭のみを施した試料も準備した。

a) 北海道大学名誉教授

b) 元 北海道大学大学院工学研究院特任助教, 現 名古屋大学工学研究科助教

c) 北海道大学大学院工学研究院附属エネルギー・マテリアル融合領域研究センター准教授

Table 1 本研究で用いた鋼種の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	N
18Al	0.21	0.25	0.86	0.012	0.023	1.00	0.15	0.018	0.00	0.002	0.0147
35Al-32Nb	0.20	0.26	0.85	0.015	0.025	0.99	0.16	0.035	0.032	0.007	0.0250

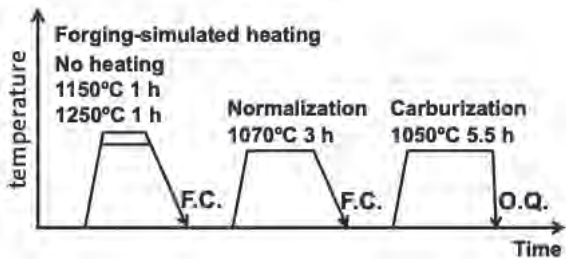


Fig. 1 鍛造模擬加熱、焼準、浸炭の熱履歴 FC: 炉冷, OQ: 油焼き入れ

熱処理後、試料の断面を研磨してピクリン酸水溶液でエッチングし、光学顕微鏡でオーステナイト結晶粒組織を観察した。その結果をFig. 2に示した。オーステナイト結晶粒組織は、鍛造模擬加熱の条件によらず、18Al鋼に比べて35Al-32Nb鋼の方が著しく微細で均一であった。18Al鋼ではいずれの鍛造模擬加熱温度の場合にも異常粒成長が発生したが、35Al-32Nb鋼では異常粒成長は完全に抑制され、均一で微細な結晶粒組織が得られた。異なる鍛造模擬加熱条件の間で結晶粒組織を比較すると、1250°Cと比べて1150°Cの方で粒径がやや細かかったが、鍛造模擬加熱なしで直接に焼準処理を受けた場合が最も微細であり、この場合には18Al鋼においてすら異常粒は形成されなかった。

高温浸炭時に形成するオーステナイト結晶粒組織が上記のように鍛造模擬加熱温度の影響を受けた原因を検討するため、STEM-EDSを用いて析出物を観察・分析した。その結果をFig. 3に示した。模擬鍛造温度1150°Cにおいて鋼種間の違いを比べると、18Al鋼(Fig. 3(b))では比較的大きなAlN粒子が形成しているのに対し、35Al-32Nb鋼(Fig. 3(c))では粒子が小さく、しかもAlNとNbCの複合粒子であった。ただし、鍛造模擬加熱温度が高くなると(Fig. 3(d)), 粒子数は減少して粒子径が増加した。一方、鍛造模擬加熱なしで直接に焼準処理を受けた場合は(Fig. 3(a)), 18Al鋼においてすら粒子数が多く、また一部でAlNとTiNの複合粒子も形成していた。このように、JIS SCM420肌焼鋼に対しNbを約0.03%添加してAl濃度を0.035%まで増加すると、AlN粒子がAlN/NbC複合粒子となって高密度に析出し、そのために高温浸炭時の異常粒成長を抑制して微細で均一な結晶粒組織を形成することが明らかになった。ただし、AlとNbを添加した鋼種であっても、鍛造模擬加熱温度が1250°Cと高い場合にはAlN/NbC複合粒子は粗大化して数密度が減少し、そのためにピン止め力が低下して結晶粒径はやや大きくなった。

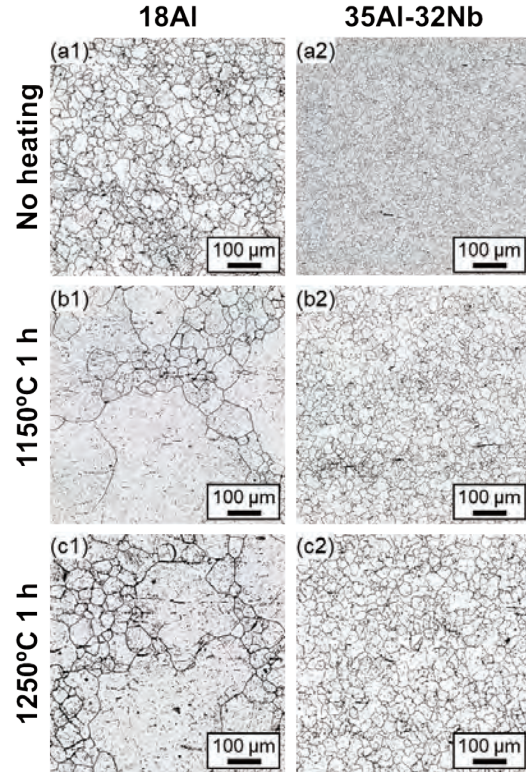


Fig. 2 焼準後に模擬浸炭された18Al鋼(a1, b1, c1)および35Al-32Nb鋼(a2, b2, c2)の光学顕微鏡写真。鍛造模擬加熱温度: 加熱なし(a1, a2), 1150°C(b1, b2), 1250°C(c1, c2)

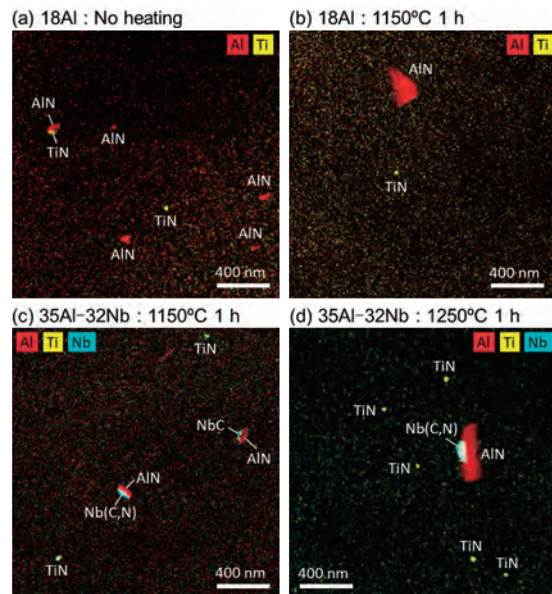


Fig. 3 高温浸炭された試料のSTEM-EDS像

両鋼種について析出物の平衡体積分率をThermo-Calcで計算し、その結果をFig. 4に示した。Fig. 4(a)に見られるように、18Al鋼では1250°Cおよび1150°Cのいずれの鍛造模擬加熱温度においてもTiNのみが存在し、焼準温度1050°CにおいてはAlNとTiNが共存するがTiNの体積分率はAlNの約1/10で0.01vol%以下である。一方、Fig. 4(b)に見られるように、35Al-32Nb鋼ではAlNの体積分率が18Al鋼の約2倍の約0.25vol%になり、さらにNb(C, N)が約0.1vol%も析出する。1250°Cの鍛造模擬加熱温度においてTiNのみが存在するが、1150°Cの鍛造模擬加熱温度においてはAlNとNb(C, N)は固溶し切れずにわずかに残存してTiNと共存する。しかし、焼準温度1050°CにおいてはAlNとNb(C, N)の体積分率は著しく増加する。このとき、先に析出したNb(C, N)粒子の表面上にAlNが遅れて析出し、Fig. 3(c)および(d)に見られたようなAlN/NbC複合粒子を形成したものと推察される。このように、35Al-32Nb鋼では多量の析出物が形成し、そのために高温浸炭時の異常粒成長を抑制して均一で微細な結晶粒組織を形成することが明らかになった。ちなみに、Fig. 2(a1)および(a2)で見られたように鍛造模擬加熱なしで直接に焼準処理を受けた場合に結晶粒が最も微細であった原因は、鑄造時の冷却過程で微細析出した粒子が焼準時および高温浸炭時に固溶せずに残留したためであると推察される。

異常粒成長の抑制は、析出粒子による強いピン止め力によって可能となる。析出粒子は18Al鋼の場合はAlNとTiNであり、一方35Al-32Nb鋼の場合はAlN/Nb(C, N)複合粒子と単独のNb(C, N)およびTiNであった。これらの異なる粒子がそれぞれにピン止め力を有するので、全粒子による総合ピン止め力は

$$\Delta P_{pin} = -3\sigma/2 (f_{AlN}/r_{AlN} + f_{Nb(C,N)}/r_{Nb(C,N)} + f_{TiN}/r_{TiN}) \quad (1)$$

と記述できる。ただし、ここで σ はオーステナイト結晶粒界の界面エネルギー(約0.5J/m²)²¹⁾で、 r と f はそれぞれ各粒

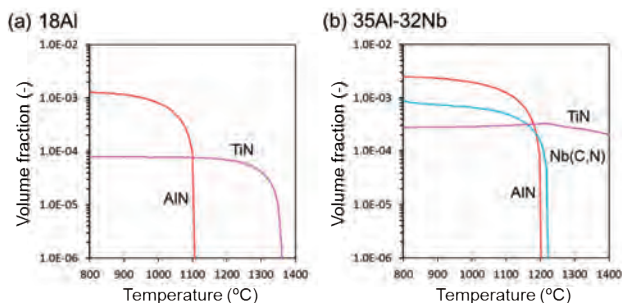


Fig. 4 熱力学計算により得られた各析出相の体積分率の温度依存性

子の平均半径と体積分率である。本研究で用いた各試料において r と f を実測し、それらを用いて各試料におけるピン止め力を求めた。その結果をFig. 5(a)~(c)に示した。Fig. 5(c)にみられるように、最もピン止め力が大きかったのは1150°Cで鍛造模擬加熱した35Al-32Nb鋼で、次が1250°Cで鍛造模擬加熱した35Al-32Nb鋼、その次が鍛造模擬加熱なしで直接に焼準処理を受けた18Al鋼で、最もピン止め力が小さかったのは1150°Cで鍛造模擬加熱した18Al鋼であった。この順は、Fig. 2に示した結晶粒組織の細かさの順と一致する。

また、下記のZenerの式²²⁾を用いて r と f (式中では f_v)から結晶粒径 d を推算することができる。

$$d = K r / f_v \quad (2)$$

ここで、 K は定数で、その値はZenerモデルによれば4/3である。この式を用いて各試料における粒径を推算し、実測した粒径と比較した。その結果、Fig. 5(d)に示すように両者は高い精度で一致した。すなわち、適切な元素を添加して適切な温度で鍛造したときには、高いピン止め力が発揮できるような粒子径と体積分率を有する炭窒化物粒子を析出させることができ、それによって高温浸炭中のオーステナイト結晶粒成長の粗大化を抑制できることが明らかになった。

3. 鍛造後の冷却速度の影響

前章では、高温浸炭時の粒成長を抑制するためにはNb添加が有効であることが示された。また、Nb添加鋼におけるピン止め粒子は、鍛造温度が低いときは微細で高数密度に分布して粒成長を効果的に抑制するが、鍛造温度が高くなるとピン止め粒子が粗大化して粒成長抑制効果が低下することも示された。すなわち、Nb添加鋼を低温で鍛造することが高温浸炭時の粒成長を効果的に抑制できる条件であることが示された。

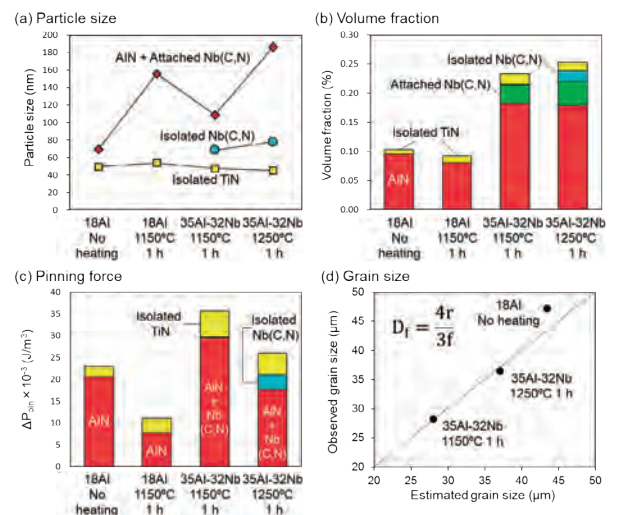


Fig. 5 高温浸炭後の試料中の各析出物粒子の(a) 粒子径、(b) 体積分率、(c) ピン止め力、および(d) 実測結晶粒径とピン止め力から推算される結晶粒径の関係

しかしながら、操業上の制約から鍛造温度を低くできず高温で鍛造せざるを得ない場合もありうる。高温鍛造の場合には、ピン止め粒子であるAlNやNb(C, N)は母相のオーステナイトに固溶して、その後の冷却時に再析出すると考えられる。その時の冷却速度が速い場合には上記ピン止め粒子は微細・高数密度に析出し、逆に遅い場合には粗大な粒子が低数密度に析出することが容易に予測される。また、冷却速度が著しく速い場合には、ピン止め粒子構成元素は過飽和固溶してその後の焼準時に再析出することも予測される。このように、鍛造後の冷却速度はピン止め粒子の析出挙動を支配する重要な因子となり、ひいては高温浸炭時の粒成長挙動に強く影響しうる。それゆえ、鍛造後の冷却速度がピン止め粒子の析出挙動および高温浸炭時の粒成長挙動に及ぼす影響を次に調査した。

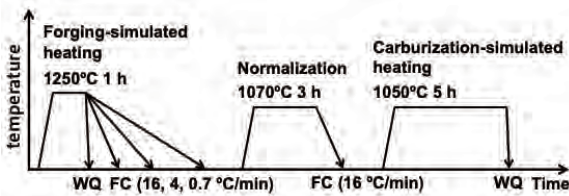


Fig. 6 鍛造模擬加熱、焼準、浸炭模擬加熱の熱履歴 FC: 炉冷, WQ: 水焼き入れ

調査に用いた試料はTable 1にある35Al-32Nb鋼とし、鍛造丸棒から切り出した1辺約15mmの立方体状小片に対しFig. 6に示す熱履歴を付与した。ただし、実際には浸炭処理はせず、浸炭を模擬した加熱のみを行った。鍛造模擬加熱温度は、前章で採用した2つの温度のうち的高温の方を選び1250°Cとした。この温度からの冷却速度を、Fig. 6に示すように4通りに変えた。その後、1070°C×3hの焼準と1050°C×5hの浸炭模擬加熱を行った。

鍛造模擬加熱温度からの冷却速度が浸炭模擬加熱後の結晶粒組織に及ぼす影響を調べた結果をFig. 7に示す。それを見ると、鍛造模擬加熱温度からの冷却速度が速いほど、結晶粒径が小さくなっている。これは、冷却時の粒成長とは無縁の結果である。なぜなら、冷却時に形成した結晶粒組織は、その後に焼準加熱されてオーステナイトに再変態しているからである。この結果は、鍛造温度から冷却される際あるいはその後の焼準の際に析出したピン止め粒子が、その後の浸炭時の粒成長を抑制した結果である。

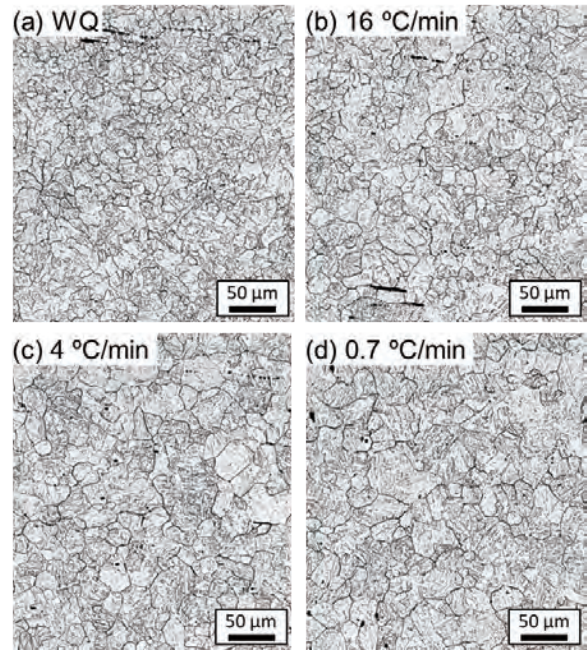


Fig. 7 鍛造模擬加熱温度からの冷却速度が浸炭模擬加熱後の結晶粒組織に及ぼす影響

鍛造模擬加熱温度から冷却された直後の試料の析出物を観察した結果をFig. 8に示す。水冷の場合にはTiN粒子のみがわずかに観察された。16°C/minのときはTiNに加えてNb(C, N)も見られ、これを詳細に観察したところ既存のTiNを核発生サイトとしてNb(C, N)が析出したものと推測された。このNb(C, N)複合粒子の数は冷却速度が4°C/minになると増え、さらに0.7°C/minになるとAlNの析出も起こった。AlNはNb(C, N)を核として析出し、AlN/Nb(C, N)複合粒子を形成した。粒子の数密度は冷却速度が遅いほど高くなった。しかし、鍛造模擬加熱から冷却した後に焼準を行った直後の試料では、これとは逆に粒子の数密度は冷却速度が遅いほど低くなった(Fig. 9)。焼準後の析出物の数密度は、鍛造模擬加熱温度から水冷された場合に最も高く、すでにAlN粒子の析出も認められる。すなわち、鍛造模擬加熱後の冷却速度が速いときにはAlやNbなど炭窒化物形成元素が過飽和に固溶し、その後の焼準によってそれら元素が炭窒化物として新たに析出する。これに対し、鍛造模擬加熱後の冷却速度が遅いときにはAlNやNb(C, N)が冷却時にすでに析出し、その後の焼準によってそれらの析出粒子はオストワルド成長する。また、4°C/minのような中間的な冷却速度の場合には、鍛造模擬加熱後の冷却中に炭窒化物が部分的に析出し、その後の焼準時には炭窒化物の成長と新たな析出がともに起こる。

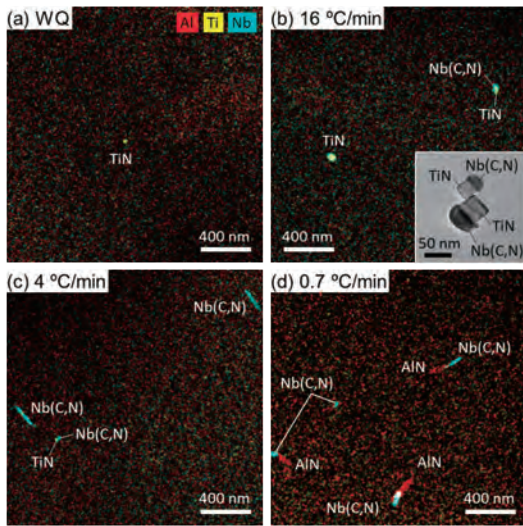


Fig. 8 鍛造模擬加熱温度から種々の速度で冷却された直後の試料中の析出物

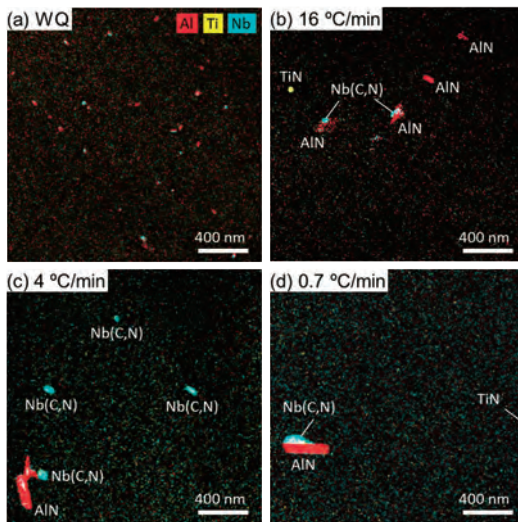


Fig. 9 鍛造模擬加熱温度から種々の速度で冷却された後に焼準された試料中の析出物。焼準後の冷却速度は16°C/min

鍛造模擬加熱後の冷却直後およびその後の焼準加熱からの冷却直後における析出粒子の体積分率をFig. 10に示し、また、それらの直径をFig. 11に示した。析出物の種類別に計測したが、AlN粒子については単独のものとNb(C, N)と複合化したものを同様に扱い1つのカテゴリーとして計測した。一方、TiNとNb(C, N)の粒子については、単独のものと複合化したものを区別して計測した。両図を見ると、鍛造模擬加熱からの冷却速度が最も遅い0.7°C/minを除けば冷却過程でAlNは析出せず、その後の焼準時にほぼ平衡体積分率が析出すること、および、そのときの粒子径は鍛造模擬加熱からの冷却速度が速いほど小さくなるのが読み取れる。すなわち、高温浸炭時の粒成長を抑制するピン止め力が最も大きくなるのは、式(2)に基づくと、鍛造模擬加熱から急冷された場合であり、これはFig. 7で見られた結晶粒組織の傾向と符合する。

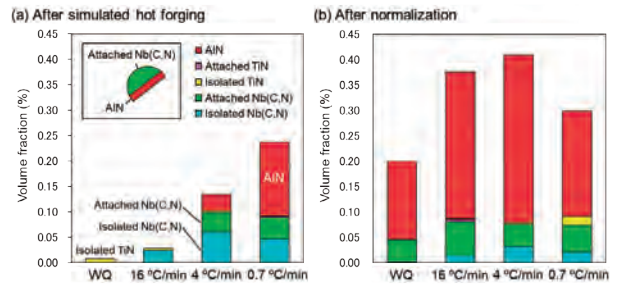


Fig. 10 (a) 鍛造模擬加熱からの冷却直後および(b) 焼準加熱からの冷却直後における析出物粒子の体積分率

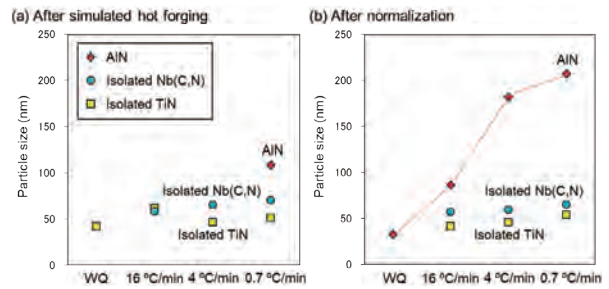


Fig. 11 (a) 鍛造模擬加熱からの冷却直後および(b) 焼準加熱からの冷却直後における析出物粒子の直径。

以上の結果から、高温浸炭時のピン止め粒子の分布はその前の焼準時に決定されることが明らかになり、その時の析出速度を速くして微細粒子の高数密度分布を実現して大きなピン止め力を得るためには焼準前にAlを過飽和固溶させておくことが必要であり、そのためには鍛造模擬加熱温度からの冷却速度をできるだけ速くすることが必要であるとわかった。

4. 焼準温度の影響

前章では、高温浸炭時の粒成長を抑制するためには鍛造模擬加熱温度からの冷却速度をできるだけ速くしてAlを過飽和固溶させ、その後の焼準時に一気に析出させて微細で高数密度のAlN粒子を分布させることが重要であることが示された。これに基づけば、ピン止め粒子となる析出物の分布が焼準時に決定されることになるので、焼準温度が低いほど微細で高数密度の析出粒子分布が得られるものと予測される。それゆえ、鍛造後に行われる焼準の温度がピン止め粒子の析出挙動および高温浸炭時の粒成長挙動に及ぼす影響を次に調査した。

試料はTable 1にある35Al-32Nb鋼とし、鍛造丸棒から切り出した1辺約15mmの立方体状小片に対しFig. 12に示すような熱履歴を付与した。鍛造模擬加熱温度は前章と同様に1250°Cとし、そこからの冷却速度を前章より速い20°C/minとしてAlやNbを過飽和固溶させた。また、焼準温度は前章と同じ1070°Cの他に950°Cと900°Cとより低い温度を選択して、過飽和のAlやNbが微細な炭窒化物として析出することを期待した。その後、1085°C×5hの高温浸炭を行い、この間の粒成長挙動に及ぼす上記焼準温度の影響を調査した。ただし、浸炭は通常ガス浸炭では

なく、黒鉛と鉄からなる混合粉末ベッドの上に試験片を置いてAr中で加熱保持した。

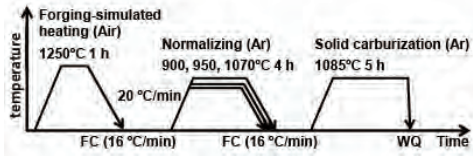


Fig. 12 鍛造模擬加熱、焼準、固相浸炭の熱履歴 FC: 炉冷, WQ: 水焼き入れ

浸炭後に急冷された試料で見られた旧オーステナイト結晶粒組織をFig. 13に示す。(a)~(c)は浸炭表面を含む試料縦断面であり、(d)~(f)は試料断面中央部を高倍率で撮影した写真である。(d)~(f)における結晶粒径に注目すると、焼準温度が低いほど小さくなっている。焼準温度が1070°Cと高いときには浸炭表面近傍で異常粒成長した粗大粒が認められるが((a)図中の矢印)、焼準温度が950°Cと900°Cのときには粗大粒の形成は全く認められない。浸炭表面近傍を拡大して観察した結果をFig. 14に示す。そこに明らかなように、焼準温度を低くすることで異常粒の発生が確実に抑制できた。

次に、上記のように焼準温度を低くすることで異常粒の発生が抑制できる原因を検討するため、析出物を観察した。Fig. 15(a), (b)に示す写真は、焼準直後に観察した析出物のSTEM-EDS組成マップである。析出物の種類は大部分がAINで、それらの一部はNb(C, N)と複合化している。その他にも、まれにNb(C, N)と複合化したTiNも見られる。図から明らかなように、焼準温度が低いときに析出物の数密度が高い。このメカニズムは以下のように理解できる。すなわち、元は受け入れ材に存在していた析出物が高温の鍛造模擬加熱時に固溶し、その後の高速冷却のために鍛造後にも過飽和固溶が維持され、それが焼準時に再析出する。それゆえ、焼準温度が低いときに核生成速度が高く成長速度が低くなり、析出物の数密度が高くなると理解できる。

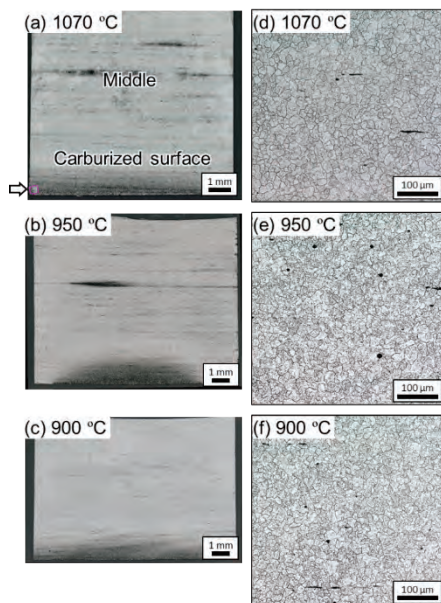


Fig. 13 浸炭後に急冷された試料の組織に及ぼす焼準温度の影響

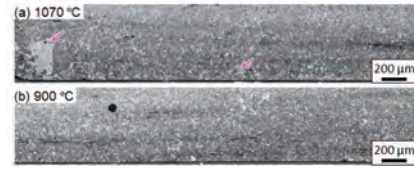


Fig. 14 浸炭表面近傍の拡大図(図中の矢印は異常に成長した粗大粒を指す)

しかし、上記のように析出物粒子が900°Cという低い焼準温度で高密度に分布したとしても、その高密度分布が1085°Cという高い浸炭温度でも維持されなければ粒成長を抑制できないことに注意しなければならない。それゆえ、浸炭後の析出物分布を観察した。その結果をFig. 15(c), (d)に示す。焼準直後と比較すると粒子径はやや大きくなっているものの、浸炭後においても依然として、焼準温度が低いときには高い数密度が維持されている。

このように、鍛造模擬温度から冷却する際に炭窒化物が過飽和固溶し、それが低い焼準温度で高い数密度に再析出し、その高密度分布が高温の浸炭中も維持されるため高温浸炭時の粒成長が抑制されるというメカニズムが明らかになった。

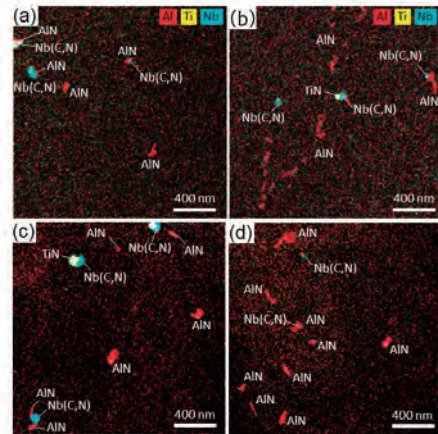


Fig. 15 焼準直後に観察した析出物((a), (b))および浸炭模擬加熱後に観察した析出物((c), (d)) (a), (c): 焼準温度1070°C (b), (d): 焼準温度900°C

5. まとめ

高温浸炭時の異常粒成長を抑制できる条件を知るため、溶質元素、鍛造温度、鍛造後の冷却速度、および焼準温度が高温浸炭時の粒成長挙動に及ぼす影響を調査した。まず、JIS SCM420肌焼鋼のAl濃度を0.035mass%に増量してNbを新たに0.032mass%添加した改良鋼に対して熱間鍛造を模して加熱し、焼準したのちに高温ガス浸炭を施した。このとき、鍛造模擬加熱条件を1250°C×1hまたは1150°C×1hとし、焼準条件を1070°C×3h、浸炭条件を1050°C×5.5hとした。浸炭後に急冷して旧オーステナイト結晶粒組織を観察した結果、以下のことがわかった。

(1) 従来のSCM420肌焼鋼と比べて改良鋼では結晶粒径が著しく微細になった。また、従来鋼ではAlNが析出し、改良鋼ではNb(C, N)と複合化したAlNが析出した。

(2) 2つの鍛造模擬加熱温度の間で結晶粒組織を比較すると、1250℃と比べて1150℃の方で粒径がやや細かった。しかし、鍛造模擬加熱なしに焼準処理された場合が最も微細になった。また、前記の炭窒化物粒子の数密度は、鍛造模擬加熱温度が1250℃の場合と比べて1150℃の場合の方が高かった。しかし、鍛造模擬加熱なしに焼準処理された場合が最も数密度が高かった。この鍛造模擬加熱温度による粒径の違いは析出粒子のオストワルド成長速度の違いによると考えられる。一方、模擬鍛造加熱なしの時の結果は、鋳造時の冷却過程で微細析出した粒子が焼準時および高温浸炭時に固溶せず分布していたことによるものと推察される。

次に、鍛造模擬加熱後の冷却速度を0.7℃/minから16℃/minまで変化させ、さらに水冷による急速冷却も行い、これら冷却条件が高温浸炭を模擬した加熱時の粒成長挙動に及ぼす影響を調査した。このとき、鋼種を改良鋼とし、鍛造模擬加熱条件を1250℃×1h、焼準条件を1070℃×3h、浸炭模擬加熱条件を1050℃×5.5hとした。浸炭模擬加熱後に急冷して旧オーステナイト結晶粒組織を観察した結果、以下のことがわかった。

(3) 鍛造模擬加熱後の冷却速度が速いほど浸炭模擬加熱時の結晶粒径が小さくなり、水冷の場合が最も小さかった。また、鍛造模擬加熱温度から冷却された直後の析出物の数密度は冷却速度が速いほど低くなり、水冷の場合にはほとんど析出しなかった。しかし、焼準直後の析出物の数密度は鍛造模擬加熱後の冷却速度が速いほど高くなり、水冷の場合が最も析出物が高密度に分布した。

さらに、焼準温度を3通りに変え、これが高温浸炭時の粒成長挙動に及ぼす影響を調査した。このとき、鋼種を改良鋼とし、鍛造模擬加熱条件を1250℃×1h、焼準条件を1070℃×4h、950℃×4h、900℃×4hの3通りとし、黒鉛と鉄からなる混合粉末ベッド上で1085℃×5.5hの浸炭をした。浸炭後に急冷して旧オーステナイト結晶粒組織を観察した結果、以下のことがわかった。

(4) 焼準温度が低いほど浸炭時の粒成長は抑制された。特に、焼準温度1070℃の場合には浸炭表面に異常粒が形成したが、900℃の場合には浸炭表面においても試料内部と同様に微細組織となった。また、焼準温度が低いほど析出物の数密度が高くなり、この状況が浸炭時にも維持された。

参考文献

- 1) M. Kubota and T. Ochi: Mater. Sci. Forum, 539–543 (2007), 4855. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4855>
- 2) R. F. de Morais, A. Reguly and L. H. de Almeida: J. Mater. Eng. Perform., 15 (2006), 494. <https://doi.org/10.1361/105994906x124596>
- 3) K. A. Alogab, D. K. Matlock, J. G. Speer and H. J. Kleebe: ISIJ Int., 47 (2007), 307. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.307>
- 4) M. Chapa, S. F. Medina, V. Lopez and B. Fernandez: ISIJ Int., 42 (2002), 1288. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1288>
- 5) N. Kamiya, Y. Tanaka and R. Ishikura: Denki Seiko, 89 (2018), 3 (in Japanese).
- 6) C. M. Enloe, K. O. Findley and J. G. Speer: Metall. Mater. Trans. A, 46 (2015), 5308. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3103-1>
- 7) N. Zavaleta Gutiérrez, M. I. Luppó and C. A. Danón: ISIJ Int., 47 (2007), 1178. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.1178>
- 8) K. A. Alogab, D. K. Matlock, J. G. Speer and H. J. Kleebe: ISIJ Int., 47 (2007), 1034. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.1034>
- 9) S. C. Hong, S. H. Lim, K. J. Lee, D. H. Shin and K. S. Lee: ISIJ Int., 42 (2002), 1461. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1461>
- 10) X. An, Y. Tian, H. Wang, Y. Shen and Z. Wang: Adv. Eng. Mater., 21 (2019), 1900132. <https://doi.org/10.1002/adem.201900132>
- 11) T. Murakami, H. Hatano and H. Yaguchi: Tetsu-to-Hagané, 92 (2006), 448 (in Japanese). https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.92.7_448
- 12) A. Graux, S. Cazottes, D. De Castro, D. San Martín, C. Capdevila, J. M. Cabrera, S. Molas, S. Schreiber, D. Mirković, F. Danoix, M. Bugnet, D. Fabrègue and M. Perez: Materialia, 5 (2019), 100233. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100233>
- 13) R. Staško, H. Adrian and A. Adrian: Mater. Charact., 56 (2006), 340. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.09.012>
- 14) T. Fujimatsu, M. Nakasaki, S. Fukumoto and A. Yamamoto: Tetsu-to-Hagané, 95 (2009), 161 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.95.161>
- 15) Y. Imanami, T. Yamashita, K. Tomita and K. Hase: ISIJ Int., 57 (2017), 2220. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-131>
- 16) T. Fujimatsu, K. Hashimoto, K. Hiraoka, S. Fukumoto and A. Yamamoto: Tetsu-to-Hagané, 95 (2009), 169 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.95.169>
- 17) Y. Kamada, K. Matsushima and K. Takahashi: Netsu Shori, 58 (2018), 4 (in Japanese). <https://doi.org/10.14940/netsushori.58.4>
- 18) G. Saito, N. Sakaguchi, M. Ohno, K. Matsuura, M. Takeuchi, T. Sano, K. Mizoguchi and T. Yamaoka: ISIJ International, Vol. 60 (2020), No. 11, pp. 2549–2557. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-123>
- 19) G. Saito, N. Sakaguchi, M. Ohno, K. Matsuura, M. Takeuchi, T. Sano, K. Minoguchi and T. Yamaoka: ISIJ International, Vol. 61 (2021), No. 6, pp. 1964–1970. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-743>
- 20) G. Saito, N. Sakaguchi, K. Matsuura, T. Sano and T. Yamaoka: ISIJ International, Vol. 63 (2023), No. 4, pp. 727–736 <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-429>
- 21) M. Maalekian, R. Radis, M. Militzer, A. Moreau and W.J. Poole: Acta Materialia, 60 (2012), 1015.
- 22) N.A. Haroun and D.W. Budworth: Journal of Materials Science, 3 (1968), 326.

ばねにおける $\cos\alpha$ 法を用いた三軸応力解析の有効性山崎 智裕^{*1}, 佐々木 敏彦^{*2}Keywords: Shot-peening, Residual stress, X-ray, $\cos\alpha$ method, Debye ring, Tri-axial stress

Abstract

The purpose of this study is to carry out the basic verification necessary for the correct evaluation of the residual stress of shot peened spring steel by the $\cos\alpha$ method. Spring steel (JIS-SUP9) was used as the specimen. Shot peening (SP) was performed on the surface of the specimen by changing the direction and the number of SP. In the X-ray stress measurement, the Debye ring was measured from five directions for each measurement point and used to determine the residual stress. Residual stress was determined assuming plane stress or tri-axial stress, respectively. As a result, it was found that out-of-plane shear stress (τ_{xz}) may occur depending on the direction of SP, and in that case, if stress analysis assuming plane stress is performed, a measurement error will occur. Furthermore, it was found that the smaller the incident angle of X-rays, the larger the measurement error.

1. 緒言

自動車用のコイルスプリングやスタビライザ、トラック用のリーフスプリングといった懸架ばねには、乗り心地の向上、軽量化・省スペース化等の要求がある。中でも燃費向上を目的とした軽量化ニーズが年々高まっており、懸架ばねにおいても設計による応力低減、素材となる材料開発、さらに、加工技術による疲労強度の向上等の取り組みが行われている。その中の加工技術の一つであるショットピーニング処理は、懸架ばね全般に広く用いられている。本処理は、対象によって大きささまざまな鋼、もしくは非鉄材の細粒を高速でばねに投射する手法である。これにより、ばね表面には圧縮の残留応力が付与され、ばねの使用中に発生する応力（引張およびせん断応力）を緩和する効果があり、疲労強度の向上が期待できる¹⁾。

懸架ばねの残留応力評価には、X線応力測定法($\sin^2\psi$ 法)が広く採用されている。懸架ばねのうち、コイルスプリングやスタビライザは曲率形状を有するため、位置によっては投射角度のついた状態でショットピーニングが施されている。このような処理面では、表面直下のX線侵入深さ領域に面外せん断応力(τ_{xz} 等)が付与され、 $\sin^2\psi$ 線図が非線形となる ψ スプリット現象が観察されることが知られている(ここで、xは測定面内の軸、zは法線方向の軸)。榊原らは、既に投射角度をつけ

てショットピーニングを施したばね鋼において ψ スプリットが生じることを報告している²⁾。このような場合には、 $\sin^2\psi$ 法を拡張したDölle-Hauk法による三軸応力解析³⁾が有効であるが、この方法は6方向からの $\sin^2\psi$ 線図を必要とする。そのため、1箇所すべての応力成分($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$)を測定するのに約1時間以上を要し、測定箇所の多い場合など広範囲の測定を行うには不向きである。

これに対して、近年、多くの分野で報告事例が増えている $\cos\alpha$ 法は単一X線照射によって取得する回折環(Debye ring:図1)から応力が決定可能であり、短時間かつ容易に測定できる特長を持つ。さらに、 ψ スプリットの原因となる τ_{xz} および τ_{yz} は垂直方向からの単一X線照射によって得られる回折環から求められるため⁴⁾、大幅な測定時間の短縮が望め、現状では $\sin^2\psi$ 法の約1/20以下にできる。

このような $\cos\alpha$ 法を、ばね部品の製造現場での残留応力評価に応用することを目的とし、ショットピーニング処理を施したばね鋼(SUP9)の場合について、基礎的検討を行った。

本報は、著者らのこれまでの研究成果⁵⁾を基に $\cos\alpha$ 法の標準理論である平面応力解析結果を適用した場合において、ショットピーニング処理条件やX線測定条件によって一部に三軸応力の影響が現れ、評価結果に対して注意が必要であることを示し、その原因について考察した結果を概説する。

*1 三菱製鋼(株) 技術開発センター

*2 金沢大学

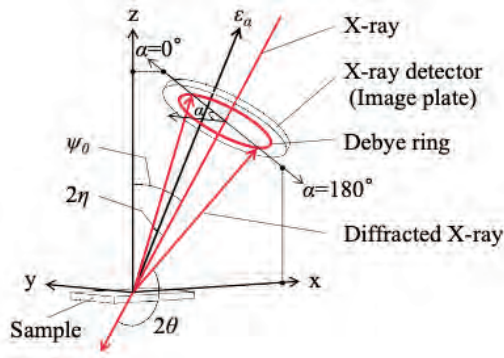


図1. cos α法によるX線応力測定に用いられるX線光学系およびX線ひずみの定義⁵⁾

2. X線応力解析法

2.1 基礎式

まず、各測定点における残留応力成分を次式のように定義する。

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} \quad (1)$$

ここで、i, j=x, y, zである。以下では、試験片の長手方向をx軸、それと直角な方向をy軸、法線方向をz軸とする。図2に示すように、測定した回折環の4箇所からX線ひずみを決定し、次式で定義されるパラメータ a_1, a_2 を算出する⁶⁾。

$$a_1 \equiv \frac{(\epsilon_\alpha - \epsilon_{\pi+\alpha}) + (\epsilon_{-\alpha} - \epsilon_{\pi-\alpha})}{2} \quad (2)$$

$$a_2 \equiv \frac{(\epsilon_\alpha - \epsilon_{\pi+\alpha}) - (\epsilon_{-\alpha} - \epsilon_{\pi-\alpha})}{2} \quad (3)$$

a_1 と a_2 は、いずれも回折環の中心角 α が図2に示すような角度関係を取る4箇所($\alpha, \pi+\alpha, -\alpha, \pi-\alpha$)から得られるX線ひずみの組み合わせにより求められる。両パラメータは、応力に対して次式の関係を示す。

$$a_1(\varphi_0, \psi_0) = -\frac{1+\nu}{E} \left[(\sigma_x \cos^2 \varphi_0 + \tau_{xy} \sin 2\varphi_0 + \sigma_y \sin^2 \varphi_0 - \sigma_z) \sin 2\psi_0 + 2(\tau_{xz} \cos \varphi_0 + \tau_{yz} \sin \varphi_0) \cos 2\psi_0 \right] \sin 2\eta \cos \alpha \quad (4)$$

$$a_2(\varphi_0, \psi_0) = -\frac{1+\nu}{E} \left\{ (\sigma_x - \sigma_y) \sin 2\varphi_0 - 2\tau_{xy} \cos 2\varphi_0 \right\} \sin \psi_0 + 2(\tau_{xz} \sin \varphi_0 - \tau_{yz} \cos \varphi_0) \cos \psi_0 \sin 2\eta \sin \alpha \quad (5)$$

ここで、Eはヤング率、 ν はポアソン比、 η はBragg角 θ の余角である($\eta = \pi/2 - \theta$)。なお、Eと ν は、測定で用いた回折面に依存する性質がある。本研究では、Krönerモデルによる計算値($E=224 \text{ GPa}$, $\nu=0.28$)を使用した^{7), 8)}。 ψ_0 は、図1に示すようにz軸から入射X線ビームまでの角度、また、 φ_0 は測定サンプルの表面(xy面)への入射X線ビームの投影とx軸とのなす角である。cos α法では、通常、平面応力状態($\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$)を仮定し、また、 $\varphi_0=0^\circ$ において行

われる場合が多い。これに対して、式(4)、(5)は任意の三軸応力状態と任意の φ_0 方向に対するcos α法の一般式である。また、平面応力解析による σ_x, σ_y の決定と共に、三軸応力解析により($\sigma_x - \sigma_z$)、($\sigma_y - \sigma_z$)、 τ_{xz}, τ_{yz} も決定した。なお、垂直応力成分の差は比較的精度よく測定できるが、各垂直応力成分を分離する場合にはX線ひずみを高精度に測定しなければならない。この性質は、従来の $\sin^2 \psi$ 法を拡張したDölleとHaukらによるX線三軸応力測定の場合と同様である⁹⁾。このため、本研究では、垂直応力成分を分離せず、その差を求めて比較検討を行った。以下では、本研究で用いた各応力解析方法について詳述する。

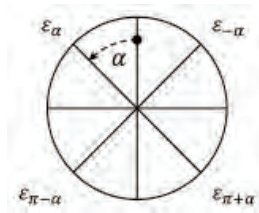


図2. 回折環から得られるひずみ ϵ_α の説明図⁵⁾

2.2 平面応力解析

2.2.1 σ_x の決定(PLANE0, PLANE180)

図3に示すように、入射X線ビームを試験片の法線から $\varphi_0=0^\circ$ 方向(x軸方向)、または、 $\varphi_0=180^\circ$ 方向(-x軸方向)にそれぞれ ψ_0 傾けて回折環を測定し、cos α線図の傾き($\partial a_1 / \partial \cos \alpha$)を求めた。続いて、それぞれの測定結果に対して次式を適用して垂直応力 σ_x を決定した。

$$\sigma_x = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\psi_0 \sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_1(0^\circ)}{\partial \cos \alpha} \right) = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\psi_0 \sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_1(180^\circ)}{\partial \cos \alpha} \right) \quad (6)$$

式(6)の第2式はcos α法における σ_x の標準的な決定式であり、平面応力状態を仮定している。区別のため、以降では式(6)の第2式を用いる方法をPLANE0、第3式を用いる場合をPLANE180と呼ぶ。平面応力状態の場合、PLANE0とPLANE180の結果は、測定理論上、一致する。

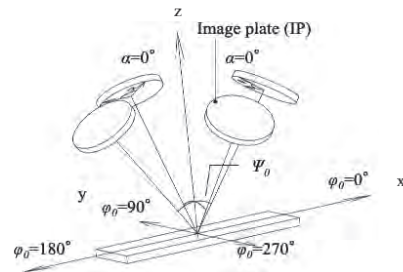


図3. cos α法による三軸応力測定における回折環の測定方向(二次元検出器の配置)⁵⁾

2・2・2 σ_y の測定 (PLANE90、PLANE270)

次に、図3に示すように入射X線ビームを測定面の法線から $\phi_0=90^\circ$ 方向(y軸方向)、または、 $\phi_0=270^\circ$ 方向(-y軸方向)にそれぞれ ψ_0 傾けて回折環を測定し、上記と同様に $\cos\alpha$ 線図の傾きを求め、平面応力状態に対する次式を適用して垂直応力 σ_y を決定した。

$$\sigma_y = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\psi_0 \sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_1(90^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right) = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\psi_0 \sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_1(270^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right) \quad (7)$$

以降では、式(7)の第2式を用いる方法をPLANE90、第3式を用いる方法をPLANE270と呼ぶ。

2・3 三軸応力解析

図3に示す計4方向から測定した各回折環を組み合わせると、X線照射位置における三軸応力成分が決定できる。本報では、佐々木らの解析理論⁴⁾のうち、第一法および第二法を用いて、本研究で求めた垂直応力成分差、($\sigma_x - \sigma_z$)および($\sigma_y - \sigma_z$)、並びに面外せん断応力、 τ_{xz} および τ_{yz} 、に関する算出方法に絞り要点のみを説明する。その際、ひずみ感度を考慮して、 $\phi_0=0^\circ$ および $\phi_0=180^\circ$ 方向から得られる回折環より($\sigma_x - \sigma_z$)、 τ_{yz} を、 $\phi_0=90^\circ$ および $\phi_0=270^\circ$ 方向から得られる回折環から($\sigma_y - \sigma_z$)、 τ_{xz} を導出した。 τ_{xy} は両組合せの回折環からそれぞれ算出可能であり、両者の平均値を用いることが望ましい(本報では議論から割愛する)。

2・3・1 ($\sigma_x - \sigma_z$)および τ_{yz} の測定

(第一法⁴⁾: TRI-2X)

図3に示す $\phi_0=0^\circ$ および $\phi_0=180^\circ$ 方向の2方向から測定した回折環に対して、それぞれ $\cos\alpha$ 線図の傾きの平均および偏差を求め、次のようにパラメータ B_1 および B_4 と表す。パラメータの表記は、日本非破壊検査協会より制定された「 $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定通則(NDIS 4404)¹⁰⁾」に合わせた。式(4)および式(5)を式(8)へ代入して整理すると、 $\phi_0=0$ のとき式(9)の($\sigma_x - \sigma_z$)および τ_{yz} が得られる。

$$B_1 = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_1(0^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right)_{\psi_0>0} + \left(\frac{\partial a_1(180^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right)_{\psi_0>0} \right]$$

$$B_4 = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_2(0^\circ)}{\partial \sin\alpha} \right)_{\psi_0>0} - \left(\frac{\partial a_2(180^\circ)}{\partial \sin\alpha} \right)_{\psi_0>0} \right] \quad (8)$$

$$(\sigma_x - \sigma_z) = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\eta} \frac{1}{\sin 2\psi_0} \cdot B_1$$

$$\tau_{yz} = \frac{E}{2(1+\nu)} \frac{1}{\sin 2\eta} \frac{1}{\cos\psi_0} \cdot B_4 \quad (9)$$

2・3・2 ($\sigma_y - \sigma_z$)および τ_{xz} の測定

(第二法⁴⁾: TRI-2Y)

図3に示す $\phi_0=90^\circ$ および 270° の方向から測定した回折環に対して、 $\cos\alpha$ 線図の傾きの平均および偏差パラメータ B_1' および B_4' を求め、3・3・1の第一法同様に式(4)および式(5)を式(10)へ代入して整理することで、($\sigma_y - \sigma_z$)および τ_{xz} が得られる。

$$B_1' = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_1(90^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right)_{\psi_0>0} + \left(\frac{\partial a_1(270^\circ)}{\partial \cos\alpha} \right)_{\psi_0>0} \right]$$

$$B_4' = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_2(90^\circ)}{\partial \sin\alpha} \right)_{\psi_0>0} - \left(\frac{\partial a_2(270^\circ)}{\partial \sin\alpha} \right)_{\psi_0>0} \right] \quad (10)$$

$$(\sigma_y - \sigma_z) = -\frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin 2\eta} \frac{1}{\sin 2\psi_0} \cdot B_1'$$

$$\tau_{xz} = -\frac{E}{2(1+\nu)} \frac{1}{\sin 2\eta} \frac{1}{\cos\psi_0} \cdot B_4' \quad (11)$$

2・3・3 基礎的仮定

式(4)より、 $\phi_0=0^\circ$ かつ三軸応力状態の場合には、 $\cos\alpha$ 線図の傾きには σ_x の他に σ_z と τ_{xz} が含まれることが分かる。平面応力状態では、 $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$ であるため、 $\cos\alpha$ 線図の傾きには応力成分として σ_x のみが残り、式(9)の($\sigma_x - \sigma_z$)は式(6)の σ_x と一致する。このとき、同様に式(11)の($\sigma_y - \sigma_z$)は式(7)と一致する。

なお、式(4)～(11)は、前提条件(基礎的仮定)として、測定部分が力学的に均質で等方であること、応力が均一で勾配を持たないこと、測定面が平坦であることなどを仮定している。これらに対し、鋼の測定においてはフェライトの他に、セメントイトや残留オーステナイト等も含まれる場合があることに伴う不均質性、試験片製造過程で形成される集合組織による弾性異方性、試験片表面における粗さや曲率、表面の加工変質層(深さ方向に関する応力勾配)、などの影響がある程度現れる可能性がある。

3. 実験

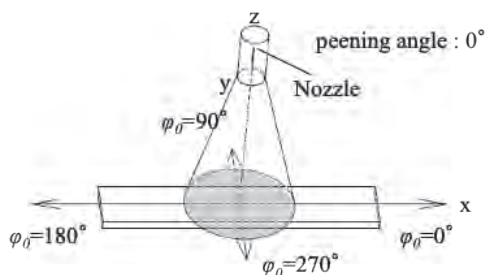
3.1 試験片

試験片には、ばね鋼SUP9¹¹⁾を用いた。試験片の作製方法として、まず、長さ300mm、幅70mm、厚さ8mmの材料を13.5分間、880℃に保持した後に焼入れを行い、さらに、410℃において60分間の焼戻しを行った。以上の処理後のビッカース硬度はHV 493であった。続いて切断、研削により、長さ150mm、幅20mm、厚さ3mmの短冊状に成形した。研削加工後の試験片表面には、約400 MPaの圧縮残留応力が付与されていた。最後に、試験片全面について、化学研磨処理を用いて約50μmだけ表面層を除去した。化学研磨処理後の表面の残留応力は数MPa程度となり、概ね加工による残留応力を除去できた。以上により、合計2種類の試験片を作製し、以下で説明するショットピーニング処理を施した後、X線応力測定に供した。

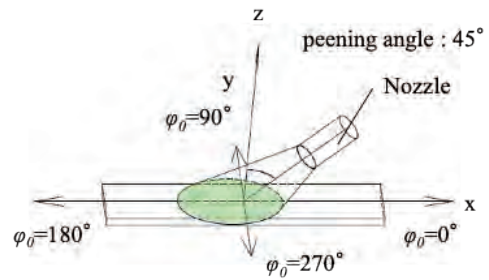
3.2 ショットピーニング(SP)処理

試験片の片側の中央部分に対し、以下の条件でショットピーニング処理を行った。

まず、ショットピーニング装置には新東工業製SBT-1A型を使用し、ショットメディアとして粒径φ0.43 mmの硬鋼線材(JIS G 3506 SWRH)を用いた。このときの投射圧は0.5MPa、ノズル径はφ10mmとし、投射時間10secとした。また、図4示すように、ショットの投射角度は次のような合計2種類とした。1つ目は、加工面に垂直な方向(0°)とし、以下では本試験片をTP1と呼ぶ(図4a)。2つ目は45°の方向とし、以下ではTP2と呼ぶ(図4b)。TP1およびTP2ではそれぞれ1回ずつ投射を行った。本研究では、生産現場にてショットピーニングの管理指標のひとつであるアークハイト条件を同一にし、投射角度の影響を検討するため、投射角度によって投射距離D=400mmまたは200mmに調整した。



(a) TP1: 垂直方向からのSP方法



(b) TP2: 45° 方向からのSP方法
図4. ショットピーニング(SP)方法⁵⁾

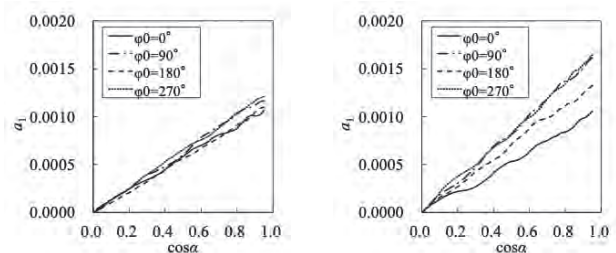
3.3 X線応力測定

本研究におけるX線応力測定には、市販のcosα法方式の専用装置(パルステック工業製、μ-X360s)を使用した。本装置は、X線検出器として2次元検出器の1種であるイメージングプレート(IP)を用いている。本研究では、特性X線として鋼に対する標準的な測定条件であるCrKα線を用い、試験片中の主要な構成相の一つであるフェライト相からの211回折線(回折環、Debye ring)を計測してデータ解析を行った。

4. 実験結果

4.1 X線測定結果および断面組織

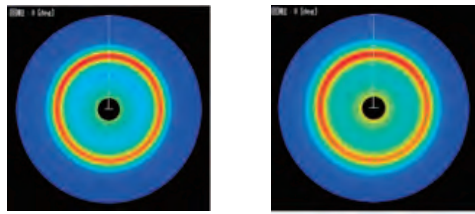
図5および図6に、本研究により測定された回折環とcosα線図の例を示す。図に示されているように、回折環は、いずれも均一な回折強度を示しており、結晶粒が粗い兆候、あるいは、X線照射面積が不足している兆候は見られない。なお、入射X線のψ₀傾斜のための回折X線強度の減衰(図6の上下方向に関する変化)が、ショット方向の違いによってやや相違している傾向が見られており、ショットピーニング処理で生じた塑性フロー(後述の図7)による集合組織の形成の影響が推定される。一方、cosα線図に関しては測定誤差の範囲内で概ね直線的な分布を示しており、cosα法の測定理論の予測と一致している。回折環とcosα線図については、他の測定結果についてもほぼ同様な傾向であった。以下では、集合組織の影響はとくに考慮せずに応力を決定した。



(a) TP1: 垂直SP

(b) TP2: 45° SP

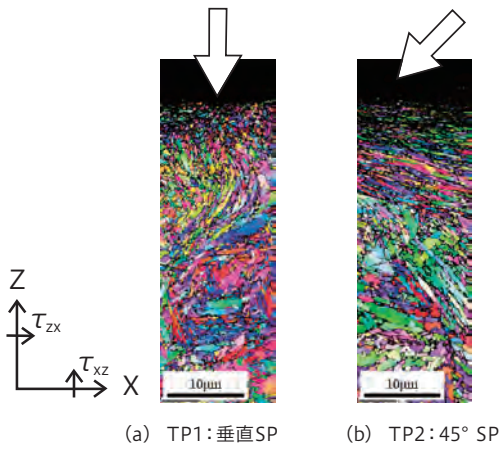
図5. 本研究により測定されたcosα線図⁵⁾



(a) TP1: 垂直SP (b) TP2: 45° SP

図6. 本研究により測定された回折環画像⁵⁾

図7は、ショットピーニング後の試験片の断面のEBSD像をTP1およびTP2について示している。図中の矢印はショットの投射方向を示している。同図より、表面から約10~20 μm の深さの範囲において、結晶粒の微細化が見られ、また、斜めから投射した場合には投射方向に依存した傾きを示す塑性フローが形成されていることが分かる。



(a) TP1: 垂直SP (b) TP2: 45° SP

図7. 各TPの断面EBSD像⁵⁾

4.2 垂直投射(TP1)

図8~10に、測定面に対して垂直方向からショットピーニングを1回施した場合(TP1)に対する残留応力の測定結果を示す。本報では、著者らの研究成果⁵⁾のうち、検討するデータのみを抜粋した。以下に抜粋した測定範囲を示す。幅方向中央部(x軸上)にて、長手方向20mmの領域を2mm間隔で測定した。図の横軸0mmの位置が投射の中心である。同図には、試験片の法線方向からX軸の正の方向に35°傾斜して入射X線ビームを照射した場合($\phi_0=0^\circ$ 、図3)に対する $\cos\alpha$ 法による平面応力解析結果(PLANE0)と共に、x軸の負の方向($\phi_0=180^\circ$)に入射X線ビームを傾斜させた場合に対する結果(PLANE180)を併記した。また、両測定データに対して三軸応力解析法(式(9))を適用した結果(TRI-2X)も併記した。なお、PLANE0およびPLANE180からは垂直応力成分 σ_x が得られ、また、TRI-2Xからは $(\sigma_x-\sigma_z)$ が得られる。

以上の結果、図8に見られるように、計3種類の応力解析結果は、ほぼ同様な残留応力分布を示していることが分かる。また、各残留応力は、測定位置による変化が少なく、ほぼ一定で平坦な分布を示している。

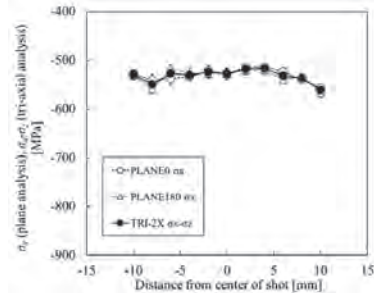


図8. $\phi_0=0^\circ$ および $\phi_0=180^\circ$ 方向の残留応力測定結果⁵⁾ (PLANE0、PLANE180および $(\sigma_x-\sigma_z)$)

次に、図3に示すように入射X線ビームを $\phi_0=90^\circ$ 方向に $\psi_0=35^\circ$ 傾斜させた場合(PLANE90)および $\phi_0=270^\circ$ 方向に $\psi_0=35^\circ$ 傾斜させた場合(PLANE270)について $\cos\alpha$ 法を適用した平面応力解析結果を図9に示す。さらに、同図には両データを用いて三軸応力解析法を適用した結果(TRI-2Y)も併記した。同図より、y軸方向に関する測定結果も概ね図8と同様な傾向を示しており、3種類の応力解析法の差は見られない。また、測定範囲内の応力分布もほぼ一定である。ただし、残留応力の値は約50 MPaだけ図9の方が圧縮側に大きくなっている。

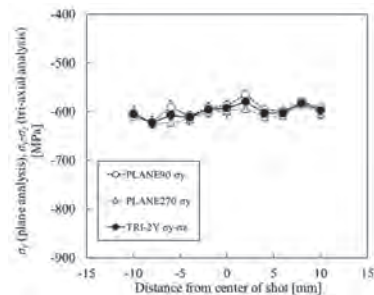


図9. $\phi_0=90^\circ$ および $\phi_0=270^\circ$ 方向の残留応力測定結果⁵⁾ (PLANE90、PLANE270および $(\sigma_y-\sigma_z)$)

図10は、式(9)および式(11)を用いて2種類の面外せん断応力 τ_{yz} および τ_{xz} を求めて、測定位置に対してプロットした結果を表している。図より、双方ともに数MPaの値を示した。

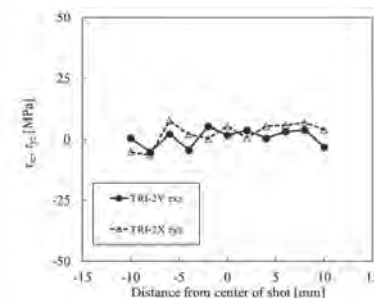


図10. 面外せん断応力 τ_{yz} および τ_{xz}

4.3 45° 投射(TP2)

次に、ショットを45° の方向から1回投射した場合(図4(b))について、前節と同様にX線応力測定を行った結果を図11~13に示す。こちらも、著者らの研究成果の内、検討するデータのみを抜粋した⁵⁾。まず図11では、3種類のX線応力解析法によって求めた結果がそれぞれ異なる応力値を示していることが分かる。とくに、PLANE0とPLANE180の差が大きく、TRI-2Xは、PLANE0、PLANE180の中央付近に位置している。

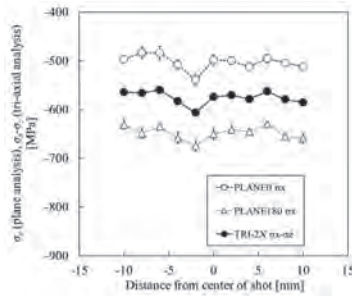


図11. $\phi_0=0^\circ$ および $\phi_0=180^\circ$ 方向の残留応力測定結果⁵⁾ (PLANE0、PLANE180および (σ_x, σ_z))

図12は、y方向に $\psi_0 = \pm 35^\circ$ 傾斜した2種類の入射X線ビームに対する測定結果(PLANE90、PLANE270、TRI-2Y)を示している。なお、PLANE90、PLANE270は平面応力状態を仮定したときの σ_y を与え、TRI-2Yは三軸応力状態を仮定した場合の (σ_y, σ_z) を与えている。以上の結果、図12より、3種類の解析方法の結果は互によく一致している。

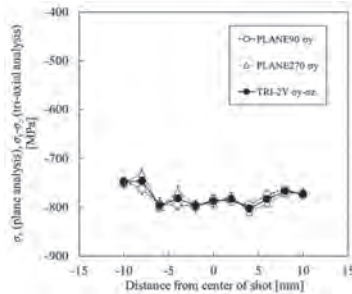


図12. $\phi_0=90^\circ$ および $\phi_0=270^\circ$ 方向の残留応力測定結果⁵⁾ (PLANE90、PLANE270および (σ_y, σ_z))

図13は、前節同様に式(9)、(11)を用いて2種類の面外せん断応力 τ_{xz} 、 τ_{yz} を求めて、測定位置に対してプロットした結果を表している。図より、 τ_{xz} は測定範囲において約25 MPaの正值を示し、 τ_{yz} は値が小さく約0 MPaから数MPaの範囲を示している。

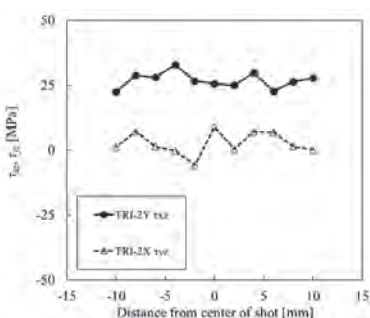


図13. 面外せん断応力 τ_{yz} および τ_{xz}

以上の結果からは、同一の試験片においても応力測定方向 ϕ_0 が互いに 90° 異なることで、平面応力を仮定した場合(PLANE)と、三軸応力を仮定した場合(TRI)の残留応力値が異なる場合があることが判明する。なお、それぞれのX線測定条件における代表的な $\cos \alpha$ 線図(図5)同様に、PLANEとTRIに差異が生じる場合と生じない場合とにおいて、 $\cos \alpha$ 線図の分布状態に関して曲線化等の顕著な差異は認められない。

5. 考察

前章に示したように、ショットピーニング処理した鋼材の表面部分に発生した残留応力は、処理条件や測定条件によって異なりと共に、X線応力解析方法(応力状態の仮定)によっても種々の差が生じることが判明した。以下では、応力解析方法による差異の発生原因について考察する。

標準的な $\cos \alpha$ 法(式(6)の第2式)では、応力状態として平面応力を仮定して測定理論が導出されている。これに対し、本研究で行ったようにショットの投射方向を傾斜して行った場合には、面外せん断応力 τ_{xz} 、 τ_{yz} が測定されることが図13より確認された。このような τ_{xz} および τ_{yz} が発生した場合に対する $\cos \alpha$ 法の測定理論は、既に佐々木ら⁴⁾により提案され、一般的な三軸応力状態の場合にも応力測定が可能になっている。以下では、このような測定理論から導出された式(8)~(11)に基づいて前章の測定結果を考察する。

まず、図8~10に示したショットを垂直方向から投射した場合(TP1)は、 $\phi_0=0^\circ$ 方向からの測定結果と、 $\phi_0=180^\circ$ 方向からの測定結果は互いに概ね一致する結果を示しており、このケースにおいては、 τ_{xz} および τ_{yz} が発生していなかったことが、式(9)、(11)を用いて行った解析結果から確認されている。ただし、 σ_z の存在については現時点では判別が困難である。

一方、図11~13に示した45° 方向から投射した結果(TP2)では、図13より τ_{xz} が存在し正值を有するため、 $\phi_0=0^\circ$ 方向からの測定結果は、 $\phi_0=180^\circ$ 方向からの測定結果より $-[4(1+\nu)/E] \tau_{xz} \cos 2\psi_0 \sin 2\eta$ だけ大きい値を示すことが式(4)から判明する。すなわち、平面応力状態の場合やTP1の場合には、 $\tau_{xz}=0$ であるため、上式の右辺の値は0となり、 $\phi_0=0^\circ$ 方向と $\phi_0=180^\circ$ 方向の差は生じないが、 τ_{xz} が発生した場合(TP2)には式(12)に起因した差が発生する。

$$\left(\frac{\partial a_1(0^\circ)}{\partial \cos \alpha}\right) - \left(\frac{\partial a_1(180^\circ)}{\partial \cos \alpha}\right) = -\frac{4(1+\nu)}{E} \tau_{xz} \cos 2\psi_0 \sin 2\eta \tag{12}$$

6. 結言

- (1) 垂直方向からショットを投射した場合、投射面内において互いに 90° ずつ異なる方向($\phi_0=0^\circ$ 、 90° 、 180° 、 270°)における $\cos\alpha$ 法による平面応力解析結果 σ_x および σ_y は、本実験条件ではほぼ一致し、長さ20 mmの範囲において概ね一定の残留応力分布を示す。また、三軸応力状態を考慮した応力解析法の結果、 $(\sigma_x-\sigma_z)$ 、 $(\sigma_y-\sigma_z)$ とも一致する。
- (2) 45° 傾斜した方向からショットを1回投射した場合、投射方向側($\phi_0=0^\circ$)に対する平面応力解析結果は、それに対して反対側の方向($\phi_0=180^\circ$)の応力解析結果と一致せず、両者の差はショットピーニング処理によって生じた面外せん断応力 τ_{xz} に比例する。

7. おわりに

本研究は、熱処理およびショットピーニング処理したばね鋼の残留測定において $\cos\alpha$ 法の有効性を検証したものである。

多種多様な形状、製品サイズを持つ懸架ばねにおいてショットピーニングによって付与される圧縮残留応力は、ばね製品の性能を左右する重要な要素であり、この残留応力をより速く、より正確に測定可能な $\cos\alpha$ 法は、平面応力測定はもちろんのこと、形状要因等の影響で三軸応力状態が存在する場合においても大いに有効な測定法といえる。

2021年には、日本非破壊検査協会より $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定通則(NDIS 4404)¹⁰⁾も制定され、今後も様々な工業分野で広く活用されていることが期待される。

参考文献

- 1) ショットピーニング最適化に関する研究委員会, ショットピーニングの最適化に関する研究委員会報告, ばね論文集, No.47 (2002), pp.43-61.
- 2) 榊原隆之, 尾形直樹, 佐藤嘉洋, ショットピーニング残留応力測定における 2θ - $\sin^2\psi$ 線図の ψ スプリットに及ぼす化学成分の影響, ばね論文集, No.50 (2005), pp.17-22.
- 3) Dölle, H., The influence of multiaxial stress states, Stress gradients and elastic anisotropy on the evaluation of (residual) stress by X-rays, Journal of Applied Crystallography, No.12 (1979), pp.489-501.
- 4) 佐々木敏彦, 高橋俊一, 佐々木勝成, 小林裕一, エリアディテクタ方式のX線三軸応力測定法の改良に関する研究, 日本機械学会論文集A編, Vol.75, No.750 (2009), pp.219-227.
- 5) 山崎智裕, 曾田裕二, 山岡拓也, 佐々木敏彦, $\cos\alpha$ 法によるショットピーニング処理したばね鋼表面の残留応力評価, 日本機械学会論文集A編, Vol.87, No.894 (2021), 論文ID:20-00390
- 6) 平修二, 田中啓介, 山崎利春, 細束X線応力測定の一方法とその疲労き裂伝ば問題への応用, 材料, Vol.27, No.294 (1978), pp.251-256.
- 7) Noyan, I. C. and Cohen, J. B., Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation (1987), pp.69-72, Springer.
- 8) 田中啓介, 秋庭義明, 鈴木賢二, 残留応力のX線評価 (2006), pp.345-354, 養賢堂.
- 9) 英崇夫, 藤原晴夫, 有向性加工層のX線の応力測定における ψ スプリットと微視的残留応力について, 材料, Vol.31, No.342 (1982), pp.227-233.
- 10) NDIS4404, $\cos\alpha$ 法によるX線応力測定通則 (2021)
- 11) JIS G 4801, ばね鋼材, 日本規格協会 (2005), pp.2-14.

鍛造直接焼入れに関する技術報告

田中 順也^a

I. 緒言

昨今、世界的にカーボンニュートラルの推進が図られている中、自動車メーカー等において熱処理工程の省略、短縮技術の確立を目指している。特に建設機械メーカーでは脱炭素や工程省略の一つとして、図1に示す、熱間鍛造後の余熱で焼入れを行う直接鍛造焼入れを検討されている。鍛造品は打上げ時点の温度がAc3変態点以上となっており、再加熱を省略して焼入れ出来る。しかし、逆変態を利用した結晶粒微細化が出来ない為、本研究では、熱間鍛造温度域で安定な析出物を利用して動的再結晶で得られる結晶粒の粗大化抑制を図る事とした。

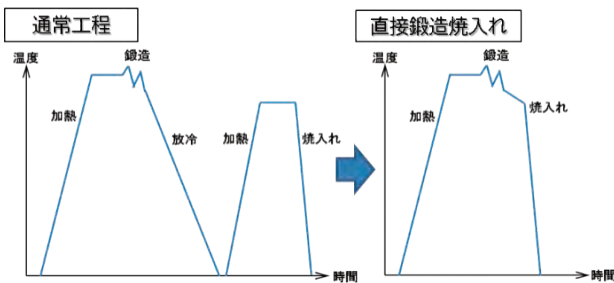


図1 直接鍛造焼入れの熱履歴

II. 試験方法

1. 試験材の検討

本研究では高温下でピン止め効果を発揮し、結晶粒の成長を抑制するとされるNb系析出物に着目した。

ベースとなるボロン鋼に対して、Nbを添加する量を検討する為、Thermo-Calcを用いて、各温度における析出物の体積分率を算出した。図2に示す平衡状態図から、Nbの添加量に応じて体積分率が増加し、固溶温度は高くなる事が判った。これを元に表1に示す成分系で、鍛造温度域での析出量を調整した素材を製作して結晶粒挙動のメカニズムを調査する事とした。

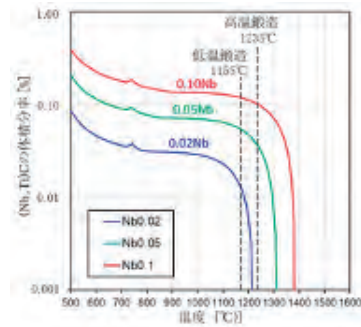


図2 Nb添加鋼の析出物体積分率

2. 試験片の製作

素材は20kg高周波真空溶解炉で铸込んだ後、エアドロップハンマーにて鍛造を行った。焼ならしを行った鍛造材より切り出した直径8mm、長さ12mmの円柱状試験片を製作し、加工フォーマスター試験機を用いて図3に示す熱間鍛造工程を模擬した試験を行った。

まず始めに歪み速度の影響を確認する為、ベースとなるボロン鋼で1170°C、1250°Cに加熱して真歪み速度を0.01~6.2s⁻¹と振って、Heガスで急冷を行った。

続いて、Nb添加鋼では試験片を1170°C、1250°Cの温度に加熱して、6.2s⁻¹の真ひずみ速度で加工率75%の圧縮変形を与えた後、Heガスにより、急冷した(試験パラメータの詳細は表2、3に示す)。これら圧縮試験片の縦断面において旧オーステナイト結晶粒組織を光学顕微鏡により観察し、また微細析出物粒子の分布をTEMにより計測した。

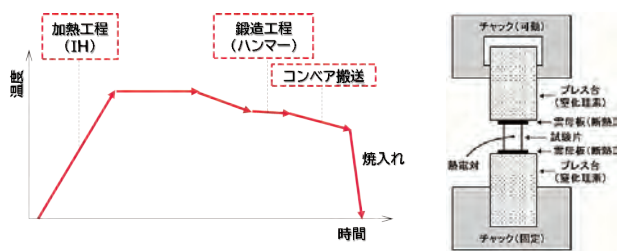


図3 熱間圧縮試験

表1 供試材の化学成分 (mass%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	B	Nb	N
ボロン鋼 (ベース)	0.38	0.27	1.03	0.017	0.021	0.98	0.033	0.033	0.002	0.00	0.006
ベース+Nb0.02	0.38	0.28	1.03	0.013	0.019	0.99	0.032	0.022	0.002	0.02	0.010
ベース+Nb0.05	0.38	0.28	1.03	0.014	0.021	1.00	0.045	0.024	0.002	0.05	0.010
ベース+Nb0.10	0.38	0.27	1.03	0.014	0.021	1.00	0.028	0.025	0.002	0.10	0.008

a) 技術開発センター

表2 試験パラメータ (歪み速度)

加熱温度 (鍛造温度)	加工率	歪速度
1250°C (1235°C)	75%	0.01~6.16s ⁻¹
1170°C (1155°C)	75%	0.01~6.16s ⁻¹

表3 試験パラメータ (Nb添加鋼)

加熱温度 (鍛造温度)	加工率	歪速度
1250°C (1235°C)	75%	6.16s ⁻¹
1170°C (1155°C)	75%	6.16s ⁻¹

III. 試験結果

1. 歪み速度の影響

結晶粒の観察はピクリン酸溶液により、粒界を腐食して行った。ベース鋼の粒径測定結果を図4に示す。

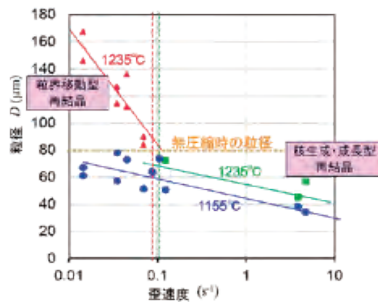


図4 結晶粒径と歪み速度の関係

歪速度が高いほど結晶粒径は小さくなっている。また、1155°Cの低温で圧縮した試験片は、より結晶粒径は細かくなっている。一方、1235°Cで圧縮した試験片は、歪み速度0.1s⁻¹より低くなると粒径が著しく粗大化している。このことから動的再結晶によって細粒を得るには一定以上の歪み速度が必要である事が判った。

ここで動的再結晶における温度と歪みの関係を示すZener-Hollomon因子Zという指標があり、式1で表される。Zが高値であるほど動的再結晶によって得られる結晶粒は微細とされており今回の試験で得られた傾向はこの式と一致している。この事より、温度を低く、歪み速度を上げる事が鍛造条件の改善に有効である事が改めて確認出来た。

$$Z = e \exp(Q/RT) \dots (式1)$$

e : 歪速度
 Q : 活性化エネルギー
 R : ガス定数
 T : 加工温度

2. Nbの影響

図5に粒径測定の結果を示す。また、図6に代表例としてベース鋼とNb0.05%鋼の結晶粒写真を示す。

結晶粒径は、Nb添加量が増すと減少した。しかし、その効果は0.05%を超えるとほぼ飽和した。また、いずれのNb

濃度においても、圧縮温度が低いと粒径が小さくなった。この事からNb添加のみの微細化効果には上限があり、更なる微細化を図るには加工条件と組み合わせる事が重要であると推測される。

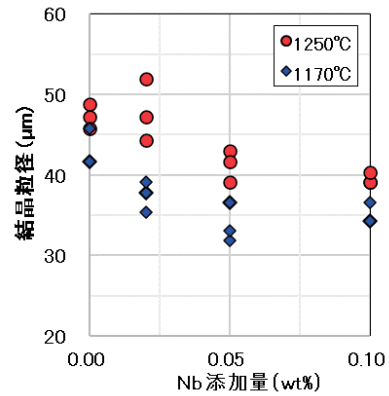


図5 Nb添加量と鍛造温度の影響

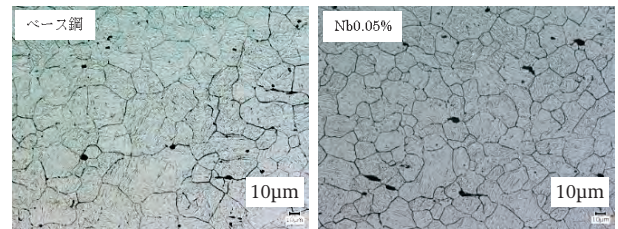


図6 1155°C圧縮時の結晶粒

3. 微細析出物粒子の測定

TEMを用いて、表4に示す条件でマイクロ組織、析出物の観察を行った。

表4 測定条件

測定機	STEM-EDS
面積	9μm*9μm(1024*1024pixels)
プローブサイズ	0.2nm
プローブ電流	1μA

微細析出物粒子を観察すると、Nbを添加していないベース鋼では粗大なTi(C,N)粒子が見られたが、その数密度は極めて少なかった。Ti系析出物は固溶温度が高く、本試験の鍛造温度では固溶していない為、鍛造加熱前より存在していた物と推測される。

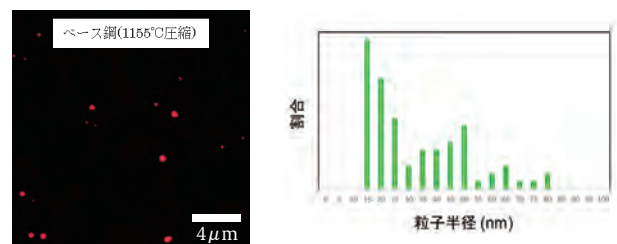


図7 ベース鋼の析出物分布

一方、Nb添加鋼では微細NbC粒子が高密度に分布しており、それらの多くは微細なTi(C,N)粒子と複合化していた。多くの粒子は圧縮加工前から形成されていたものと思

われるが、観察結果から一部は圧縮加工時に析出したものと推測された。これら微細析出物が、動的再結晶で形成された微細な結晶粒組織の粗大化をピン止めした事により阻止したものと推察された。

複合化したまた、ベース鋼で見られるような粗大なTi析出物は複合化によって更なる粗大化を招き、ピン止め力の低下が示唆される事から、Tiの添加量は現状が望ましいと考えられる。

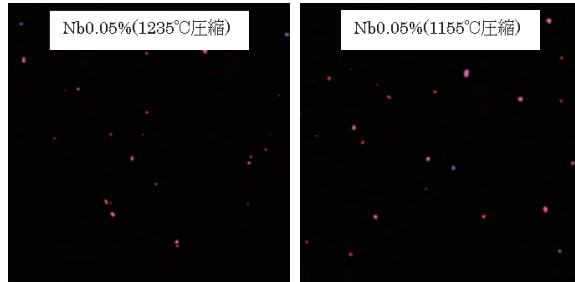


図8 Nb0.05%添加鋼の析出物
赤:Ti(C,N) 青:NbC マゼンタ:複合化

表5 Nb0.05%添加鋼の析出物分布

圧縮速度	1235°C	1155°C
数密度	2.05×10^{18} 個/ m^3	3.51×10^{18} 個/ m^3
平均半径	42.8nm	25.5nm
体積割合	0.181%	0.041%

IV. 結言

1. 鍛造条件の影響

上記の結果から、鍛造条件はZener-Hollomonの式で表される通り、加工温度の低下、歪み速度の向上が有効であった。直接鍛造焼入れ工程では高Zの加工で得られた微細な再結晶粒を如何に粒成長抑制するかが重要であると考えられる。

2. Nb添加による効果

本試験結果から、Nb添加によって鍛造品の結晶粒粗大化を防止出来る事が分かった。

Nb添加材では、微細な粒子が増加し、粗大な粒子は減少している。この結果からNbCといった析出物が微細分散し、ピン止め効果によって粒成長を抑制したものと推測する。これらの微細粒子と加工時の熱履歴および加工条件を組み合わせる事により、更なる微細化が出来る可能性を見出せた。

3. まとめ

今後、脱炭素社会が推進されていくに当たり、熱処理省略や短縮技術はニーズの増加が見込まれると思われる。鋼種毎の基礎的なデータの収集、TEMによる析出物観察といった、様々な手法でメカニズムの解明を図り、他部品への横展開による受注拡大を目指したい。

参考文献

- 1) 成田貴一:鋼におよぼすニオブの影響鉄と鋼第50年(1964)第2号1986
- 2) 荻野喜清:鋼のオーステナイト結晶粒度におよぼすNb添加の影響日本金属学会秋季講演大会(1968)

高温浸炭用素材の開発

佐野 太一^a、齊藤 元貴^b

I. 初めに

自動車や建設機械の動力伝達部品では疲労強度等を向上させるため、浸炭処理が用いられる。通常、浸炭処理は約900°C前後の温度で実施されており、比較的処理時間の長い熱処理である。特に、建設機械用の大きな部品ではより浸炭処理時間が長くなる。昨今、環境問題の観点から二酸化炭素排出量の削減を強く求められている。そのため、浸炭処理も処理時間短縮が必要となってくるだろう。

浸炭処理時間短縮のアプローチの1つとして、浸炭処理温度の高温化が検討されている。ただし、浸炭処理温度が高温化するに従い、結晶粒が成長しやすくなる。部分的または全体的に結晶粒が異常に成長してしまうと(以降、異常粒成長と記載する。)、疲労強度の低下等を招き、部品としての寿命が低下する恐れがある。

一般的に、結晶粒の異常粒成長抑制には、結晶粒の成長抑制に効果的なAl,Nb,Tiといった炭窒化物形成元素を添加し、ピン止め粒子を増加させる手法が取られる。

当社でも、代表的な肌焼き鋼であるSCM420をベースにNbやAlを添加した自動車部品向けの高温浸炭用鋼(SCM420H-KS)を開発している。この材料を浸炭時間がより長い建設機械用部品への適用を試みたところ、異常粒成長が発生してしまった。

そこで、本稿では、SCM420H-KSをベースにAl,Nb,Tiの添加量を変化させた供試材を作製し、合金添加量や浸炭前熱履歴の差が高温浸炭時の異常粒成長抑制に及ぼす影響を調査した。

II. 実験方法

1. 供試材の作製

表1に試験に用いたサンプルの化学成分を示す。No.3~6は、SCM420H-KSをベースにAl,Nb,Tiの添加量を調整している。供試材は、真空溶解炉を用い、20Kgインゴットに铸造し、インゴットを熱間でφ30の直棒とした。その後、図1に示す条件で熱処理を行い、供試材とした。熱処理は、熱処理1,2,3の順に実施し、熱処理2の処理後、素材をφ25に切削加工した。図1の熱処理1は熱間鍛造時の加熱温度を模擬し、1250°C又は1150°Cで1時間保持後、炉冷却としている。

加熱温度1250°Cは熱間鍛造を実施する際によく用いられる加熱温度を想定している。熱処理2は熱間鍛造後の焼準を模擬し、1070°Cで4時間保持後、炉冷却とした。熱処理1,2において、炉冷却とした理由は大型部品の放冷を想定した。図1の熱処理3は異常粒成長発生有無を確認するため、高温下での浸炭処理条件とした。

供試材は、熱処理1の処理温度が1150°Cの場合、サンプルNo.末尾をA(例:No.1-A)とし、1250°Cの場合、サンプルNo.末尾をBとする。評価サンプルは光学顕微鏡及び透過電子顕微鏡を用い、結晶粒組織及び析出部の観察を実施した。

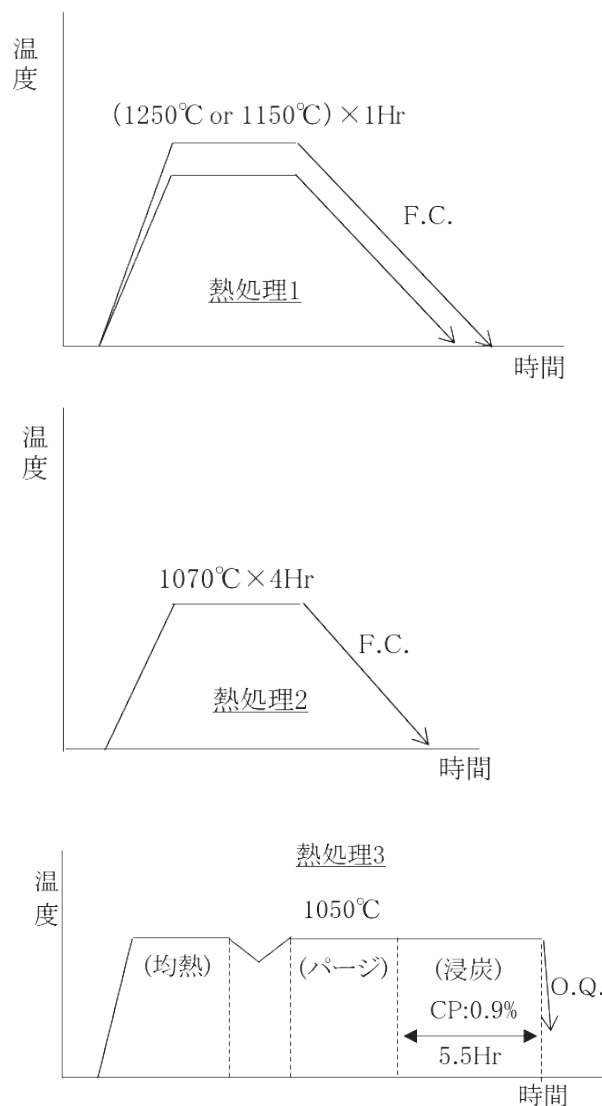


図1 熱処理条件

a) 技術開発センター

b) 元 北海道大学大学院工学研究院特任助教, 現 名古屋大学工学研究科助教

表1 供試材の化学成分/wt%

No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	N	備考
1	0.21	0.25	0.86	1.00	0.15	0.018	-	-	0.0147	-
2	0.20	0.26	0.85	0.99	0.16	0.035	0.032	0.007	0.0250	SCM420H-KS
3	0.19	0.27	0.80	1.00	0.16	0.037	0.051	0.003	0.0202	-
4	0.19	0.26	0.81	0.97	0.15	0.034	0.029	0.011	0.0227	-
5	0.21	0.25	0.82	1.02	0.15	0.016	0.048	0.002	0.0232	-
6	0.19	0.27	0.84	1.03	0.15	0.030	0.001	0.018	0.0266	-

図2 浸炭後の結晶組織写真(サンプルNo.1-3)

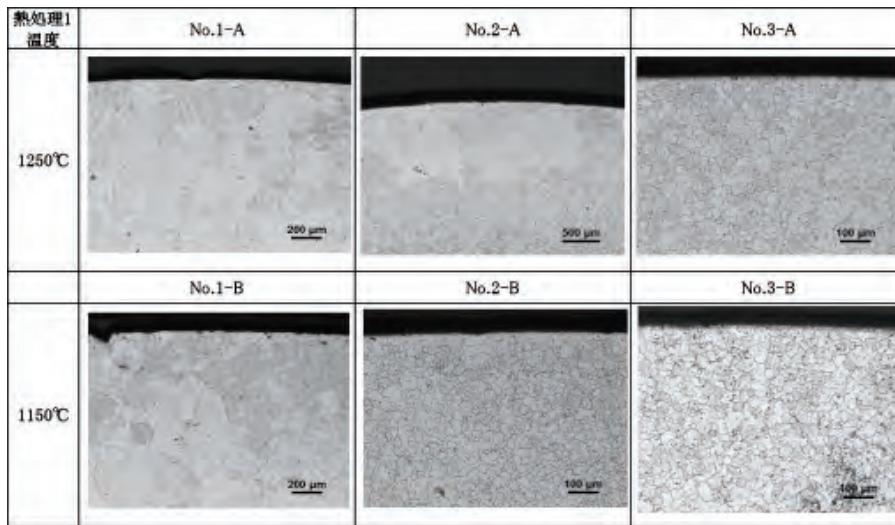
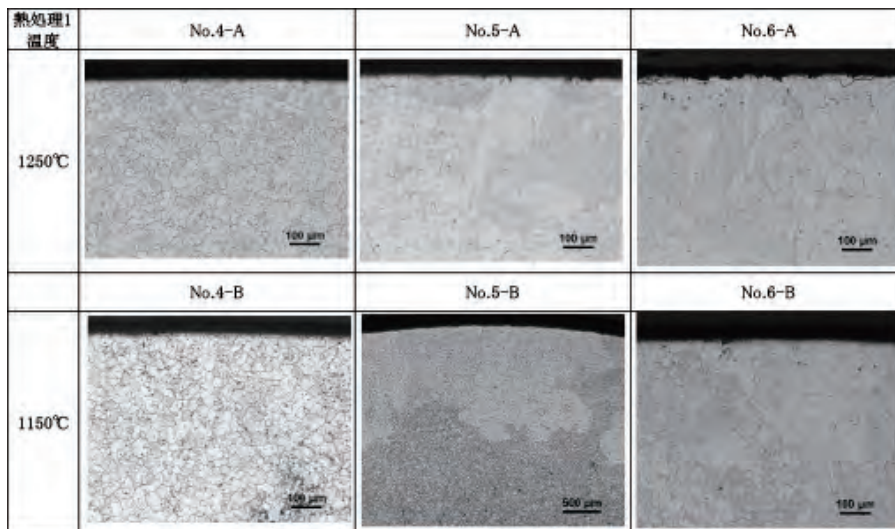


図3 浸炭後の結晶組織写真(サンプルNo.4-6)



III. 実験結果

1. 合金元素及び熱履歴の影響

図2・3に浸炭処理後のサンプルの結晶粒組織を示す。また、表2に浸炭処理後の結晶粒組織観察結果を熱処理1の温度で纏めている。結晶粒組織の評価は、結晶粒度番号で6番以上を良好とし、混粒や結晶粒組織を観察した際、明らか

に粗大な粒が発生していたサンプルは不良とした。

まず、熱処理1の処理温度が1150°C及び1250°Cのいずれの場合も結晶粒組織が良好となったサンプルはNo.3と4である。1150°Cのみで良好となったサンプルはNo.2となっている。一方で、No.1,5,6はいずれの熱履歴でも不良となった。

No.3,4は、ベース鋼(SCM420H-KS)に、Nb量を増量又は、Ti合金を添加した効果と推測される。

No.5,6はベース鋼からNb又はTiを添加させているが、Al又はNb含有量を減少させている。このことから、異常粒成長抑制には適正な合金添加のバランスがあることが示唆される。さらに、No.2において、熱処理1の温度が1150℃の場合のみ結晶粒組織が良好となっており、浸炭前の熱履歴も異常粒成長抑制に影響することが示唆された。

表2 浸炭処理後の結晶粒組織 評価結果

No.	Al	Nb	Ti	N	結晶粒度	
					(熱処理1の履歴)	
					1150℃	1250℃
1	0.018	0.000	0.002	0.0147	×	×
2	0.035	0.032	0.007	0.0250	○	×
3	0.037	0.051	0.003	0.0202	○	○
4	0.034	0.029	0.011	0.0227	○	○
5	0.016	0.048	0.002	0.0232	×	×
6	0.030	0.001	0.018	0.0268	×	×

○:良好 ×:不良

2. 析出粒子観察結果

添加された合金元素及び熱履歴により、結晶粒組織に差が生じた原因を推定するため、透過電子顕微鏡を用い、AIN,NbCやTiNについて、観察を実施した。今回は、No.2-A,B及びNo.3-B, No.4-Bのサンプルについて、調査を実施した。

図4,5に熱履歴の異なるNo.2-A,Bの析出粒子の数密度及び平均析出粒子径の比較結果を示す。図6,7にNo.2-BとNo.3-B,図8,9にNo.2-BとNo.4-Bとの析出粒子の数密度及び平均析出粒子径の比較結果を示す。No.4-BにはTiを添加しているため、TiNについても観察を実施した。また、図10にNo.2-A,B, No.3-B, No.4-Bの透過電子顕微鏡写真を示す。

図4より、No.2-A,Bを比較すると、No.2-BにおけるAINの数密度が大幅に減少していることがわかる。図5より、No.2-BにおけるAINの平均粒子径がNo.2-Aと比較し、粗大になっていることがわかる。AINサイズが粗大となった結果、No.2-Bにおいて、AINの数密度が減少してしまったと推測される。そのため、ピン止め粒子の数が不足し、No.2-Bでは異常粒成長が発生してしまったと考えられる。図6より、No.3-BはNo.2-Bと比較し、NbCの数密度が多くなっている。また、図7より、NbCの平均粒子径に大きな差が見られてない。このことからNb含有量が増加したことにより、NbCの個数が増加したと考えられる。図8より、No.4-BはNo.2-Bと比較し、TiNの数密度が大幅に多くなっている。また、図9より、各析出粒子の平均粒子径に大きな差が見られてない。このことからTi含有量が増加したことにより、TiNの個数が増加したと考えられる。その結果、No.3-BやNo.4-Bでは、ピン止め粒子が増加し、異常粒成長が抑制されたと推測される。

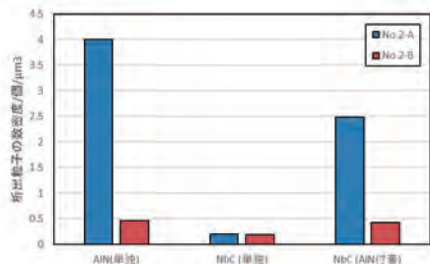


図4 析出粒子の数密度 (No.2-A,B)

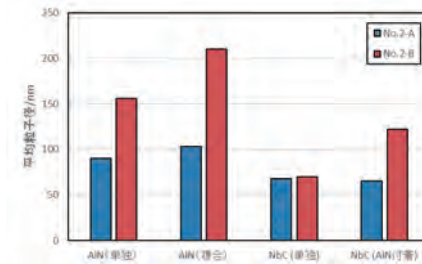


図5 析出粒子の平均粒子径 (No.2-A,B)

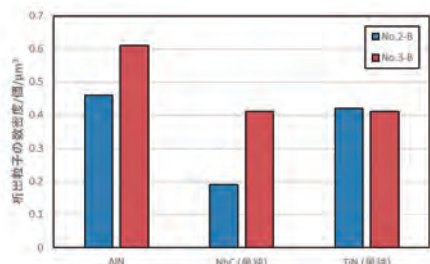


図6 析出粒子の数密度 (No.2-B,3-B)

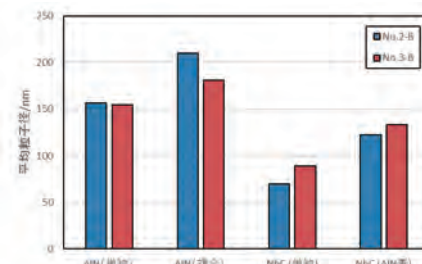


図7 析出粒子の平均粒子径 (No.2-B,3-B)

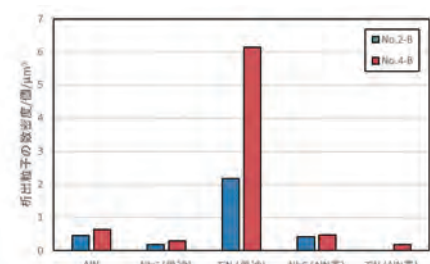


図8 析出粒子の数密度 (No.2-B,4-B)

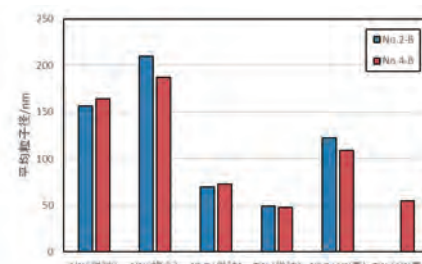


図9 析出粒子の平均粒子径 (No.2-B,4-B)

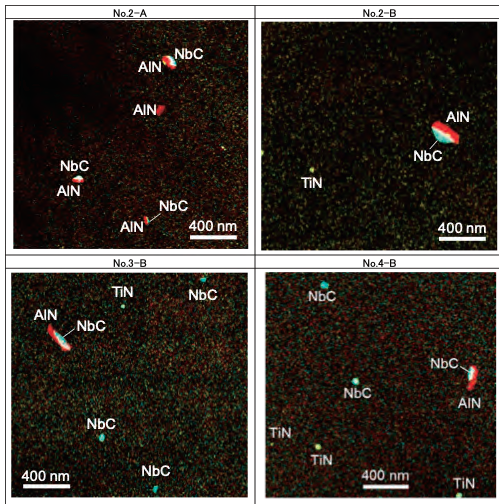


図10 析出粒子観察写真(No.2-A,B,3-B,4-B)

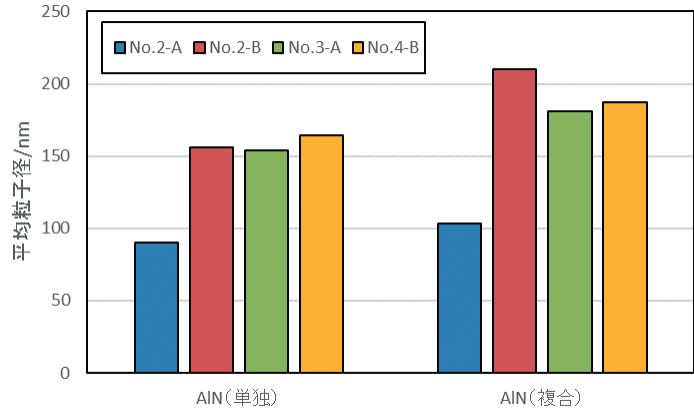


図11 AlN平均粒子径 (No.2-A,B, No.3-B, No.4-B)

IV. 考察

実験結果より、ベース鋼からNb量増加やTiを添加することで異常粒成長が抑制できることがわかった。その要因の一つとして、ピン止め粒子として働くNbCやTiNの析出粒子の増加が考えられる。

また、No.2において、熱処理1の温度が低温の場合、異常粒成長が抑制できることがわかった。熱処理1の加熱温度の差により、AlNの平均粒子径に違いが見られたことから、各サンプルのAlNの平均粒子径について、図11にまとめた。熱処理1の加熱温度が高温の場合、AlNの平均粒子径は鋼種間で大きな差は見られなかったが、いずれもNo.2-Aより粗大なサイズであった。このことから熱処理1の加熱温度が高温の場合、AlNが粗大化してしまうことが示唆される。No.2-Bにおいて、異常粒成長が発生してしまった要因の一つは、AlNの平均粒子径が大きくなり、ピン止めとして働くAlNの粒子数が減少してしまったためと考えられる。

AlNサイズの違いを推測するため、統合型熱力学計算ソフトウェア(Thermo-Calc)を用い、No.2の平衡状態図計算を行った結果を図12に示す。図12より、AlNを固容させるには1200°C以上必要と推測される。そのため、熱処理1の加熱温度1150°Cや熱処理2,3の条件ではAlNはほとんど溶け残っていると推測される。一方で、熱処理1の温度が1250°Cの場合、保持中にAlNは固溶し、冷却中にAlNが再析出すると考えられる。今回、冷却速度は炉冷却と非常にゆっくりである。再析出後のAlNは冷却中に高温下に長くさらされるため、加熱温度1150°Cの条件よりもAlNサイズが成長しやすかったと推測される。また、その他の熱処理条件では、いずれのサンプルも保持中及び冷却中にAlNサイズが成長していくと推測される。

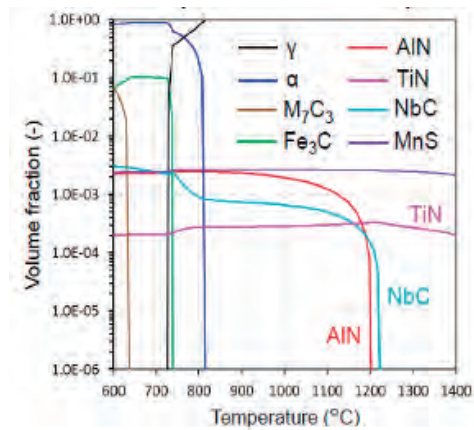


図12 No.2の平衡状態図計算結果

V. 結言

今回、合金元素及び浸炭前の熱履歴について検討を行い、以下の結果が得られた。

1. Al,Nb,Ti添加量を調整することで、結晶粒の異常粒成長抑制に効果的な合金添加量を見出した。
2. 熱間鍛造時の加熱温度を低温化することで、結晶粒の異常粒成長を抑制できることが示唆された。
3. Nb,Ti含有量を増加させることで、ピン止め粒子として働く、AlNやTiNが増加することが分かった。

軽量中空スタビライザーの開発

佐山 博信^a

Development of lightweight tubular stabilizer

1. 緒言

近年自動車において燃費向上、CO₂排出量削減の観点より部品の軽量化が求められている。自動車用ばねのスタビライザーにおいては軽量化する為に中実の材料から中空状の材料が使用されるように変化してきている。中空材を使用したスタビライザーの軽量化としては高強度材の使用や工法開発による軽量化技術に各社取り組んでいる。

中空スタビライザーでは一般的にばね特性を確保する為にねじり剛性が同等となるように設計する必要があり、中空材の場合は材料の大径、薄肉化することでばね特性を維持したまま軽量化が図れる。中空スタビライザーでは通常外面側の方が負荷応力としては高くなるが、スタビライザーの製造工程においてはショットピーニング加工が施されており、材料の外面側にはこのショットピーニング加工の効果により圧縮残留応力が付与される為、外面側の実質的な負荷応力としては低くなるので疲労破壊の起点が内面側から生じる場合がある。軽量化の為材料を大径、薄肉化していくと外面と内面の応力差が小さくなるのでこの傾向はより顕著に生じることとなる。その為軽量化をするには内面側の疲労寿命の向上が必要となる。

一般に機械部品の疲労寿命向上手法として次の3方法が有用であると言われている。¹⁾

- (i) 表面粗さを小さくして応力集中を小さくする
- (ii) 材料の硬さを向上させる
- (iii) 表面近傍に圧縮残留応力を付与する

3つの手法の中でもばねにおいては(iii)の圧縮残留応力付与を目的にショットピーニング加工が主に用いられているが、スタビライザーは周辺部品を避けて配置するよう設計されている為、複雑な形状となる場合が多くスタビライザーの材料内面側に均一にショットピーニング加工を施し、かつピーニング効果を得ることは困難である。そこで、この懸念に対して当社ではスタビライザーの形状に左右されず、中空材内面の疲労寿命を向上させる内面改質工法を開発した。本報では本技術の概要と有効性について評価した結果を報告する。

2. 内面改質工法

スタビライザーの製造工程は一般的に図1に示すような工程にて製造される。スタビライザー材料内面を加工するには素材段階で実施するもしくはスタビライザーの形状に成形した後に加工する2方法が考えられるが、途中熱処理工程があるので素材段階で加工しても十分な効果が得られない為、内面改質加工は成形、熱処理後に実施する必要がある。



図1. スタビライザー製造工程フロー

そこで複雑な曲げ形状を有するスタビライザー内面を均一に加工する方法として粘弾性の性質を持った研磨メディアをスタビライザー内面に流して研磨加工する工法を採用した。研磨メディアには粘弾性の性質を持った高分子材料の母材に炭化ケイ素などの砥粒を混合させたものを用いた。図2に示すように研磨メディアが入ったタンクとスタビライザー端部を連結させ、圧力を掛けて研磨メディアを押し出すことでスタビライザー内面に研磨メディアを充填

a) 技術開発センター 研究第一グループ グループ長

させつつ流動させることが可能となる。圧力を掛けて押し出された研磨メディアは粘弾性の性質を持っている為、中空材の内壁に押し付けられるように流動する。複雑なスタビライザーの形状においても研磨メディアが形状に沿って流動し、混合された砥粒によって中空材の内面を均一に研磨加工することができる。スタビライザーの一端部から押し出された研磨メディアは他端部から排出されるが、再度他端部から圧力を掛けて押し出すことでスタビライザー内面を研磨メディアが往復流動し、偏りなく研磨加工することが可能である。

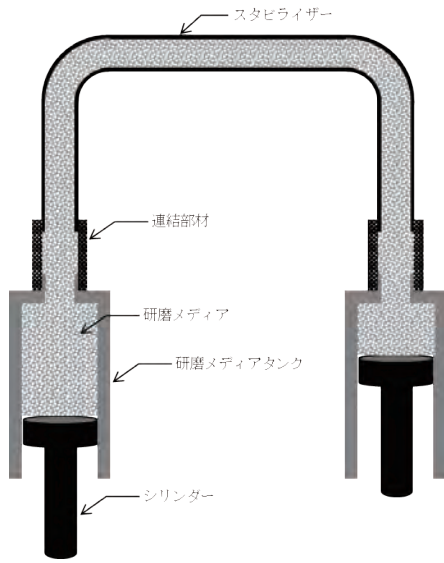


図2. 内面改質工法模式図

3. 本開発工法の有効性確認

3-1. 加工による表面粗さ低減効果

本開発工法を用いてスタビライザー内面を加工した後の表面状態の確認をした。試験材には表1に示す化学成分の34MnB5を用いて製造した電縫溶接鋼管を使用した。中空材サイズは外径φ28mm、板厚4mmの材料とし、図2の模式図に示しているような略コの字形状のスタビライザーに成形したものを試験材に用いた。スタビライザーの成形は熱間成形と冷間成形それぞれで製作を行い、500HV程度の硬度に調質したのち内面改質加工を実施した。加工有無での表面粗さの測定は接触式の表面粗さ計を用いて実施した。略コの字形状の曲げ部と直線部を含めた5か所をそれぞれ上下左右4方向の合計20点測定を実施した。測定した結果を図3に示す。

Steel Grade	C	Si	Mn	P	S	B
34MnB5	0.34	0.20	1.25	0.01	0.001	0.002

表1. 化学成分 (wt%)

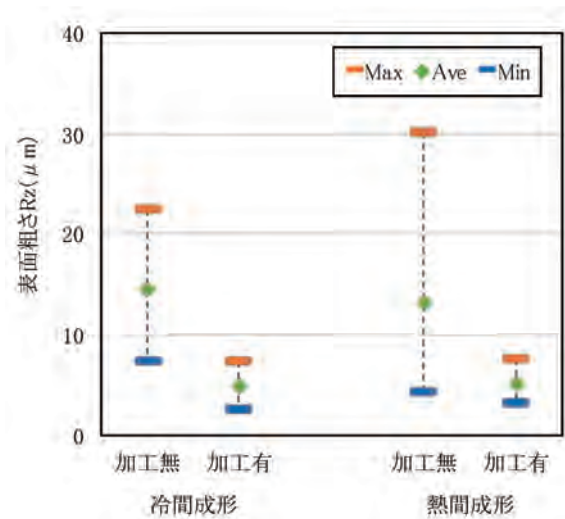


図3. 内面改質加工前後の表面粗さ

内面改質加工をすることで冷間成形、熱間成形ともに表面粗さの低減が図れていることが確認できた。加工前の表面粗さが冷間成形と熱間成形で若干の差が生じているが内面改質加工により表面粗さはほぼ同等程度の粗さとなっている。

3-2. 内面改質加工の加工均一性

内面改質加工の均一性を評価する為に図4に示すような複数の曲げ部を有するスタビライザー形状を用いて加工有無での表面粗さを測定した。測定箇所については図4内に記載している各曲げ部(計9か所)と曲げに対して内外上下の4方向測定することで位置と方向性に対する加工均一性を確認した。

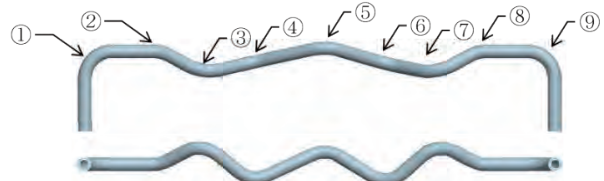


図4. スタビライザー形状

曲げ位置別の加工有無での表面粗さ測定結果を図5、図6に示し、方向別の加工有無での表面粗さ測定結果を図7、図8に示す。

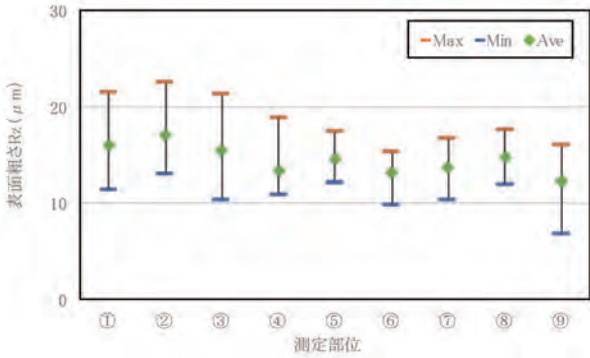


図5. 部位別表面粗さ (加工無)

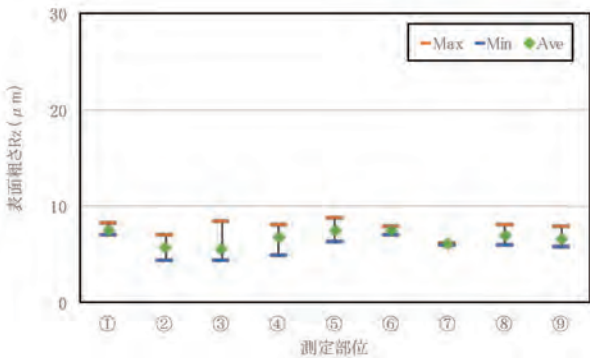


図6. 部位別表面粗さ (加工有)

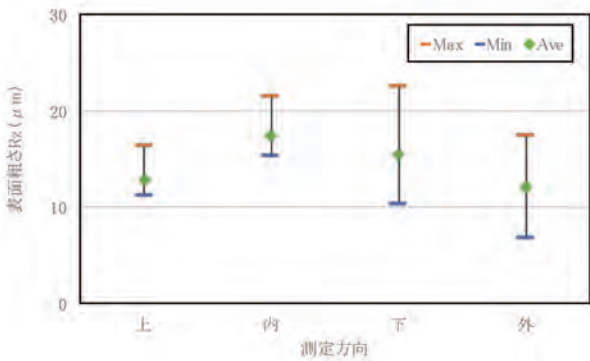


図7. 方向別表面粗さ (加工無)

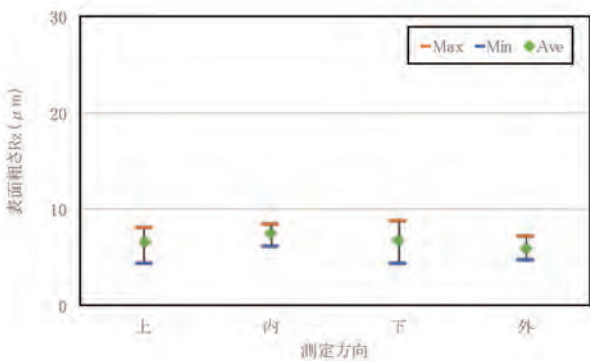


図8. 方向別表面粗さ (加工有)

部位別の表面粗さの測定結果からどの曲げ位置においてもほぼ同等程度の表面粗さになっていることより、位置によらず均一に加工が出来ていることが確認できる。本技術のような圧力をかけて中空材内に物体を流す場合は徐々に圧力損失が生じる為、端の方が加工能力としては低くなる。今回の加工方法の場合では両端部間を往復するように研磨メディアが流動する為、⑤の箇所が最も加工し難い箇所にはなるが、⑤の位置においても他の箇所と同等程度の表面粗さになっている為、加工能力としては十分であると考えられる。また、方向別の表面粗さの結果からどの方向においてもほぼ同等程度の表面粗さになっていることより、方向によらず均一に加工が出来ていることが確認できる。曲げ部を有する箇所においては外側が加工し易く、内側が加工し難い箇所となるが、本加工方法においては方向による影響もほぼなく加工が出来ていると考えられる。

3-3. 疲労寿命向上効果

内面改質加工による疲労寿命向上効果を確認する為、疲労耐久試験を実施した。疲労耐久試験は図4に示すスタビライザーを用いてスタビライザー両端部を上下に逆位相で加振をする試験方法にて実施した。疲労試験は加工有無それぞれで実施して同じ付加応力で破断するまで繰り返し加振をした。加工無品の破断回数を基準として、内面改質加工をすることでどの程度疲労寿命が向上するかが評価をした結果を図9に示す。

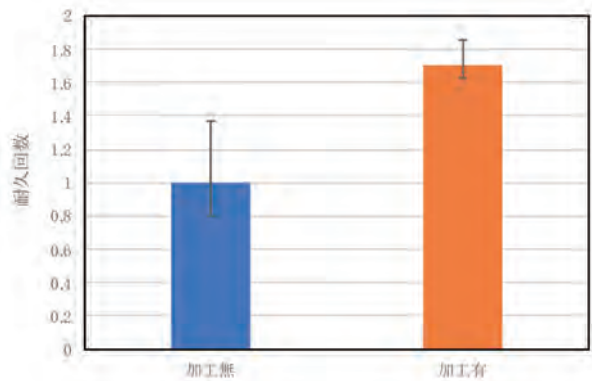


図9. 耐久試験結果

内面改質加工をすることにより疲労寿命を向上でき、かつ耐久回数のばらつきについても低減が出来ていることを確認できた。表面粗さと疲労寿命の関係についてこれまでもいくつか報告^{2)~4)}があるが、本評価結果よりスタビライザーの疲労寿命においても同様に効果が得られることを確認できた。

4. 結言

中空スタビライザーの軽量化には内面側の疲労寿命向上が必要となる為、今回独自の内面改質工法を開発して評価を行い、以下結果が得られた。

- (1) スタビライザーの製法によらず内表面の粗さを低減させることが可能。
- (2) 複雑な形状においても部位、方向によらず均一に加工することが可能
- (3) 内面改質加工による表面粗さ低減効果により疲労寿命の向上が可能

参考文献

- 1) 材料強度学 日本材料学会 p98-109
- 2) 井藤賢久、戸梶恵郎、中島正貴、高行男、材料、54、p1249-1254、(2005)
- 3) 清永欣吾、浦野元一、吾郷瞭生、芥川俊雄、日立評論、50(2)、139-142
- 4) E.SIEBEL、M.GAIER、Engineers Digest 18 109-112、1957

水アトマイズ粉末の品質・コスト改善

志関 鉄二^a, 久米 慶太^b

1. まえがき

三菱製鋼(株)広田製作所では、粉末冶金や金属射出成形に主に利用される金属粉末を水アトマイズ法という製法で製造している。

本報ではアトマイズ製法の紹介と水アトマイズ試作ラインで得られた技術を量産ラインへ展開する事により、品質向上、コスト削減に関して所定の成果を得たので、以下に報告する。

2. 金属粉末の製法

2.1 金属粉末の製法

金属粉末の製造方法を大別すると機械的粉碎法、アトマイズ法、熱分解法、電解析出法、還元法などに区分され、このうち熔融金属の粉化を原理とするアトマイズ法には、水・ガス・回転円盤など粉化に寄与する媒体があり、それぞれ水アトマイズ・ガスアトマイズ・遠心アトマイズと呼ばれている。本報では鉄系(ステンレス、工具鋼、超合金系、軟磁性粉末、etc)を中心とした水アトマイズ粉末について紹介する。

2.2 水アトマイズ粉末の成形

水アトマイズ法では平均粒径が数 μm ~数百 μm の粉末が製造可能で、表1には水アトマイズ粉末の主要な成形方法を示す。

2.3 アトマイズ

水アトマイズ法は原材料を溶解炉で溶融させたのち炉底部もしくは溶湯を注いだ取鍋底部の小径ノズルから出湯した熔融金属流に噴霧水(水ジェット)を噴霧し粉化する製法で、合金粉末を製造する最も一般的な方法である。(図1参照)

噴霧媒体の水はガスと比較し圧縮性がはるかに小さく密度が高いためガスアトマイズ法よりも微細な粉末が得られる。熔融金属流の冷却速度が約 10^5 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)と速く、急速に凝固するため平衡条件下で凝固した材料とは異なり合金粒子中の組成偏析が少なくなる。

急速凝固は粉末形状にも影響を及ぼしガスアトマイズ粉末に比べ異形状となり、アトマイズ時に高温の熔融金属流と水ジェットが接触するため酸化しやすい。

粉末特性はアトマイズ工程での各パラメーターが重要な役割を担い水ジェット起因では水圧、水量、噴霧角度、噴霧形状など、熔融金属起因では化学成分、出鋼温度、出湯径などが主要なパラメーターとなり、製造される粉末特性が異なる。(図2参照)

表1 水アトマイズ粉末の主な成形方法

成形方法	概略	粉末区分
粉末冶金 (Powder Metallurgy)	金属粉末を金型に充填しプレス後焼結を行い成形 材質例(鉄系、ステンレス鋼、工具鋼、超合金系、etc)	粗粉末 主に $-150\mu\text{m}$
金属射出成形 (Metal Injection Molding)	金属粉末とバインダーを混練後ペレットにして射出成形機から金型に噴射成形 材質例(鉄系、ステンレス鋼、工具鋼、etc)	微粉末 主に $D50;10\mu\text{m}$
その他(圧粉磁心など)	圧粉成形後に焼結もしくは歪取温度域での熱処理、コイルと一体成形など 材質例(軟磁性粉末;Fe-Si-Cr系、Fe-Si系、etc)	微粉末& 粗粉末

a) 三菱製鋼(株)広田製作所 製造部粉末グループ グループ長

b) 三菱製鋼(株)広田製作所 製造部粉末グループ

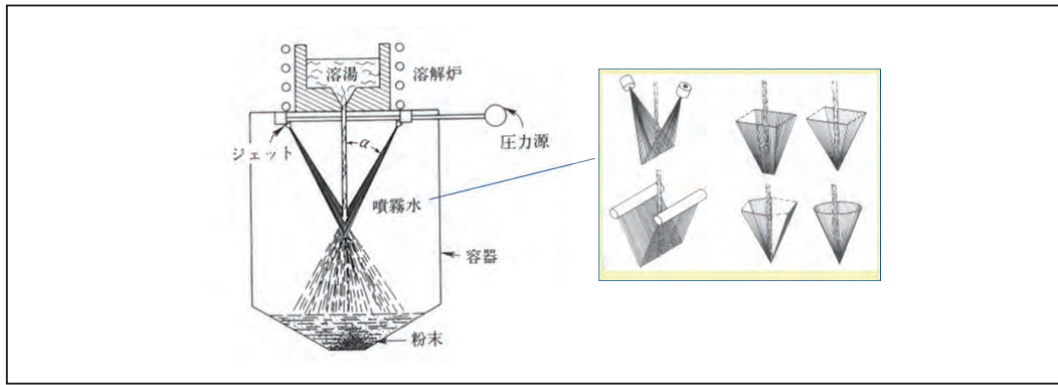


図1 水アトマイズ装置の概略図¹⁾²⁾

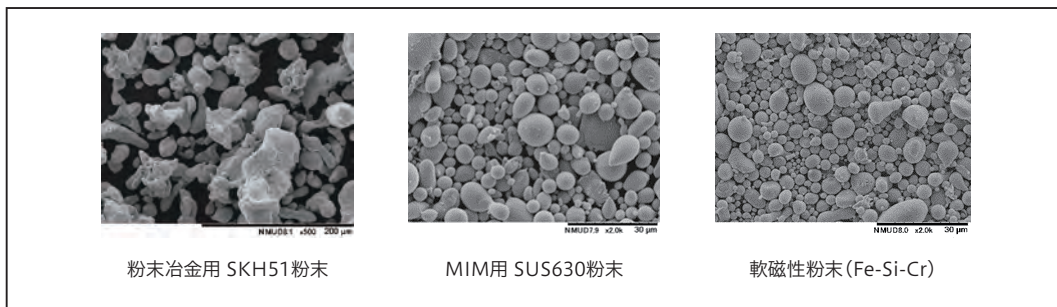


図2 各種水アトマイズ粉末

2.4 粉末製造工程

水アトマイズ法による粉末製造工程の一例を図3に示す。アトマイズ工程で水ジェットを噴霧された熔融金属はスラリーと呼ばれる水と金属粉末の混合体となり脱水・乾燥工程で水分を除去する。脱水にはフィルタープレス・真空ベルト脱水・遠心分離などの選択肢があり、粉末の粒度・鋼種成分・処理量などの特徴に合わせて選定する。乾燥工程は脱水工程と連動した連続式、あるいは非連続のバッチ式の選択が可能で粉末を加熱し含水率を低下させる。

乾燥後、粉末冶金用の粗粉末はアトマイズ時に粉末に生じた内部歪を除去する為の焼鈍、および焼鈍で焼結した粉末を粉砕する解砕を行う。金属射出成形用の微粉末は分級

と呼ばれる粉末粒径を細かくする処理を行う。分級方式には重力式・慣性力式・遠心力式がある。

粒度調整後の粉末は粒度偏析を防ぐためV型やダブルコーン型などの回転容器で一定時間混合するブレンドを実施する。ブレンド後に検査サンプルを採取し検査基準を満たせば梱包作業を行う。

一連の工程での注意点は、装置の生産能力もさることながら複数鋼種を同一装置で処理する機会が多く、コンタミネーション(異鋼種混入)防止に最大限の配慮をせねばならないことである。分解清掃、目視確認可能でかつ効率的な作業が求められ、この点についても各粉末製造メーカーの生産ライン設計思想が反映される。

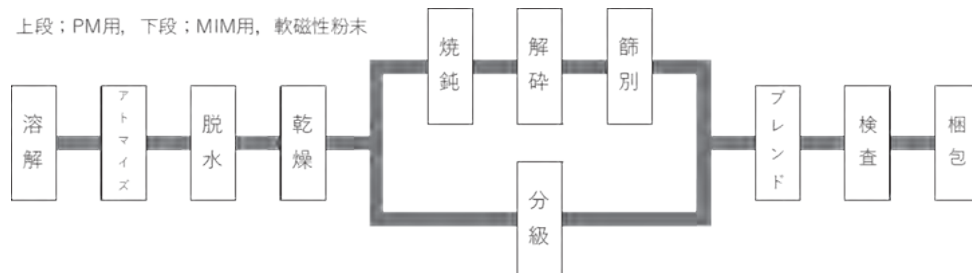


図3 水アトマイズ法による粉末製造工程

1) RANDALL M. GERMAN Powder Metallurgy Science, P111

2) ERHARD KLAR Metals Handbook Ninth Edition Volume7 Powder Metallurgy, P29

3. 最近の水アトマイズ粉末の動向

3.1 金属射出成形(MIM)用粉末

金属射出成形(MIM)品は、電子部品、自動車、産業用部品、医療・歯科用、民生品など用途が多岐に渡り今後更なる市場の拡大が見込まれている。各製品が小型化するであろうことを考慮すると、現在主流の粉末の平均粒径;約7-10 μm から更に微粉化へシフトすることも予想される。より細かい粉末を製造するために水ジェットの水圧向上とそれに伴うノズルの開発など、従来の開発の延長となるが粉末粒度を小さく収率よく製造することが必要である。

また、ここ最近の電力代高騰、原材料費上昇によるコストアップを避ける為、粉末製造工程全体で今まで以上のコストダウンが求められる。

3.2 3Dプリンター用粉末

今後3Dプリンター用途への拡大も期待されており、金属粉末の代表的な加工方式である粉末床溶融方式(PBF)と指向性エネルギー堆積方式(DED)ではガスアトマイズ粉末が使用されるケースが多く、PBFは粉末を均一な厚みで高密度に敷き詰めるので球状かつ均一粒径の粉末が好まれ、DEDでは粉末とレーザーを造型部分に同時照射するので球状で流動性の良い粉末が望まれるが、粉末が粗大過ぎるとレーザーでの融解が難しくなるなどの欠点もある。注目されるのは金属微粉末を敷詰めバインダーと呼ばれる接着剤を噴射し固相焼結で造型するバインダージェット方式(BJ)で、造形速度が従来機の数倍向上した機種が開発されるなど注目を浴びている。更なる普及に向けガスアトマイズ粉末の長所を取り入れた水アトマイズ粉末の製造を目標として特性改善に努めねばならない。

3.3 軟磁性粉末

軟磁性材料とは、磁場を印加すると磁化し、磁場を取り除くと磁化しなくなる性質を持つ材料のことで、飽和磁束密度(単位面積あたりの磁束)が高く、磁化のしやすさである透磁率が高く、保磁力が小さいほど高特性である。Fe系の軟磁性粉末は、圧粉成形後に焼結し製品となる焼結磁心や焼結温度以下の歪取温度域で熱処理をおこない製品となる圧粉磁心、コイルと粉末を一体成形し製品となるメタルコンポジットインダクタなど様々な製法・用途で使用されている。

近年、スマートフォンやPC、自動車のECUなどに用いられる電子部品(主にインダクタ)では高周波化、大電流化、小型化の要求が強くなっている。使用される周波数が高くなると、軟磁性材料の厚みが厚いほど損失が増大し効率が低下するため、電磁鋼板やアモルファスリボンには限界がある。また、大電流化、小型化を実現するためには飽和磁束

密度が高いことが求められており、Feの1/4程の飽和磁束密度であるソフトフェライトにも限界がある。水アトマイズ法ではシングルミクロンオーダーのFe系軟磁性粉末を製造できるため、高周波化、大電流化、小型化に対応可能で需要が高まっている。

上記は軟磁性材料として求められる特性だが、粉末への要求特性も厳しくなっている。水アトマイズ法で製造された粉末は、噴霧された溶鋼が表面張力により球形になる前に急冷凝固してしまうため異形状となり易い事、また、水を使用するため不純物である酸素含有量が多くなるというデメリットが有る。これらの改善により磁気特性の向上が可能のため、粉末の球状化や酸素含有量の低減化が求められており、改善に取り組んでいる。

4. 現状の課題と取組み

4.1 現状の課題

市場ニーズや弊社粉末の状況から現状の課題として、MIM用粉末及び軟磁性粉末について球状化、低酸素化、微粉化、コストダウンなどの課題がある。

従来、量産ラインで改善活動を実施していたが、大きな設備改造を伴う試験ができず改善が頭打ちとなっていた。その為、広田製作所では2020年10月に水アトマイズ試作ラインを1ライン新設(写真1)し、設備改造を伴う改善試験を実施している。



写真1 水アトマイズ試作ライン

4.2 水アトマイズ試作ライン

水アトマイズ試作ラインではMIM用微粉末やインダクターなどに使用される軟磁性粉末の品質と技術向上を目的に、各種試験を実施している。

水アトマイズ試作ラインは量産ラインから切り離されたOff-Line装置となっており、設備改造や設計変更柔軟に対応できるように各部分がユニット構造になっている。また、試験状態の見える化や量産ライン展開時に再現性を確認する為、各種センサを設置しており開発の早期化やノウハウの量産ライン展開に効果を発揮している。

4.3 改善試験の効果(粉末特性)

水アトマイズ試作ラインではアトマイズ条件、脱水方法、乾燥方法など条件を任意に変更して試験する事が可能となっている。各種の改善試験の効果として、代表的に軟磁性粉末の改善結果を図4～7に記載する。量産ラインを100とした指数で表示し、試作ライン及び試作ライン技術を応用展開した量産ラインについてそれぞれの結果を記した。図4は粉末の球状化の指標となる比表面積について、試作

ラインでは47%減、量産ライン応用展開では49%減と大幅に改善した。図5の粉末酸素含有量は試作ラインでは36%減、量産ライン応用展開では32%減と改善された。図6の粉末収率は試作ラインで75%増、量産ラインで56%増と大幅改善された。図7の粉末保磁力は試作ラインで26%減、量産ライン応用展開で16%減と低減された。また、粉末保磁力低減とともに粉末表面硬さが低減され、トロイダルコア成形時に低圧で圧粉密度が向上するという特性を得られた。

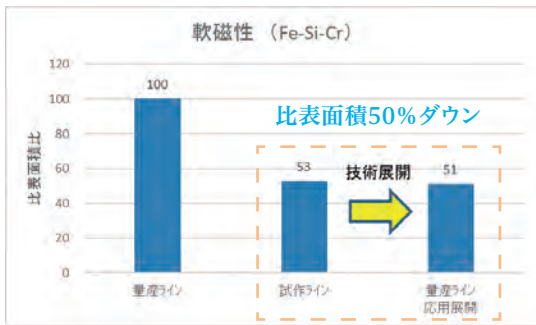


図4. 各ラインの比表面積指数 (軟磁性Fe-Si-Cr)

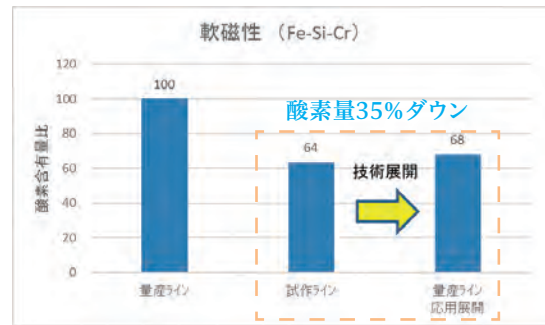


図5. 各ラインの酸素含有量指数 (軟磁性Fe-Si-Cr)

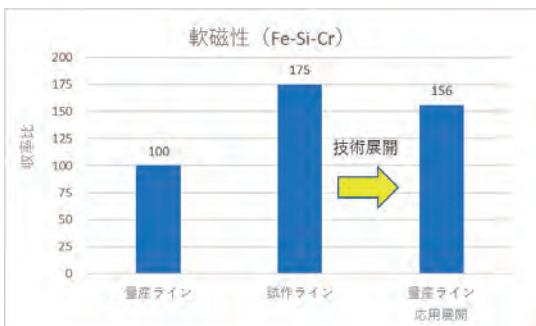


図6. 各ラインの収率指数 (軟磁性Fe-Si-Cr)

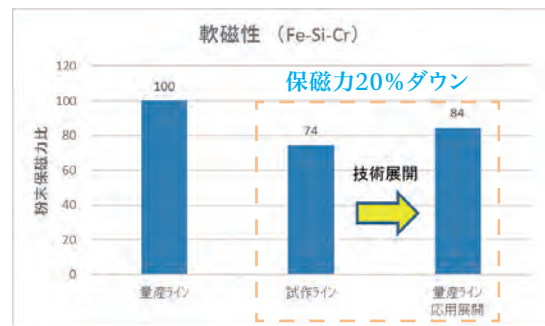


図7. 各ラインの粉末保磁力指数 (軟磁性Fe-Si-Cr)

図8に各ラインで製造した粉末のSEM写真を示す。量産ラインの粉末は写真中央下部のような凝集粉が有るのに対し、試作ライン及び試作ライン技術を応用展開した量産

ラインの粉末は球形状に近い粉末が多く、凝集粉が無く一粒一粒が独立しており、表面が滑らかな粉末となっていることが分かる。

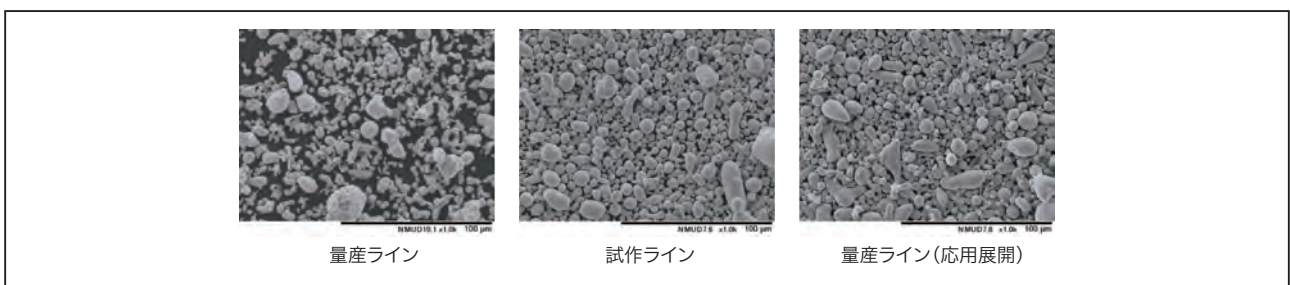


図8. 各ラインで製造された粉末のSEM写真 (軟磁性Fe-Si-Cr)

4.4 改善試験の効果(トロイダルコアの磁気特性)

各ラインで製造した粉末をトロイダルコアに成形し透磁率を測定した結果を図9に示す。透磁率は、不純物である酸素含有量が大幅に減少した為、約8%の向上となった。一般論として透磁率が高いとコイルの巻き数を減らせるなどインダクターの小型化にメリットが有る。

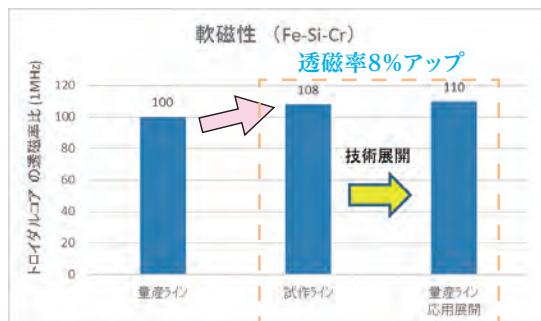


図9. 各ラインの透磁率指数(軟磁性Fe-Si-Cr)

5 まとめ

水アトマイズ粉末の改善試験で以下のような結果が得られた。

・軟磁性粉末(Fe-Si-Cr系)

- 1) 粉末球状化(比表面積50%減)
- 2) 酸素含有量低減(35%減)
- 3) 保磁力低減(20%減)
- 4) 低圧での圧粉密度向上
- 5) 透磁率向上(8~10%)
- 6) コスト改善(収率55~75%増)

・試作ラインで得られた技術を量産ラインへ応用展開する事で改善粉末の量産対応が可能となった。

タンディッシュ煉瓦付着物低減による品質改善

松平 光^a、豊島 崇行^b

1. 緒言

三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)製鋼工場では、機械構造用炭素鋼、機械構造用低合金鋼、ばね鋼、軸受鋼といった特殊鋼の製造を主体として、粗鋼約64千トン/月の製造能力を有している。

タンディッシュ(TD)耐火物コストを抑えるためTDの改修周期を長くしたことで耐火物原単位は良好したが、一方で煉瓦への付着物が増加し鑄片の品質が悪化するなどの問題が起きている。本報告では煉瓦への付着物を低減し問題の解決に取り組んだ結果について述べる。

2. 設備概要

図1に当社製鋼工場のプロセスフローを示す。日本製鉄(株)北日本製鉄所の転炉・電気炉より出鋼・一次精錬された溶鋼を当社にてLF、RHで二次精錬後、BLCCにて鑄造を行う。表1にBLCCの設備概要を示す。

※当製鋼工場では製造ロット(110ton/1取鋼)をチャージ(CH)と称する。

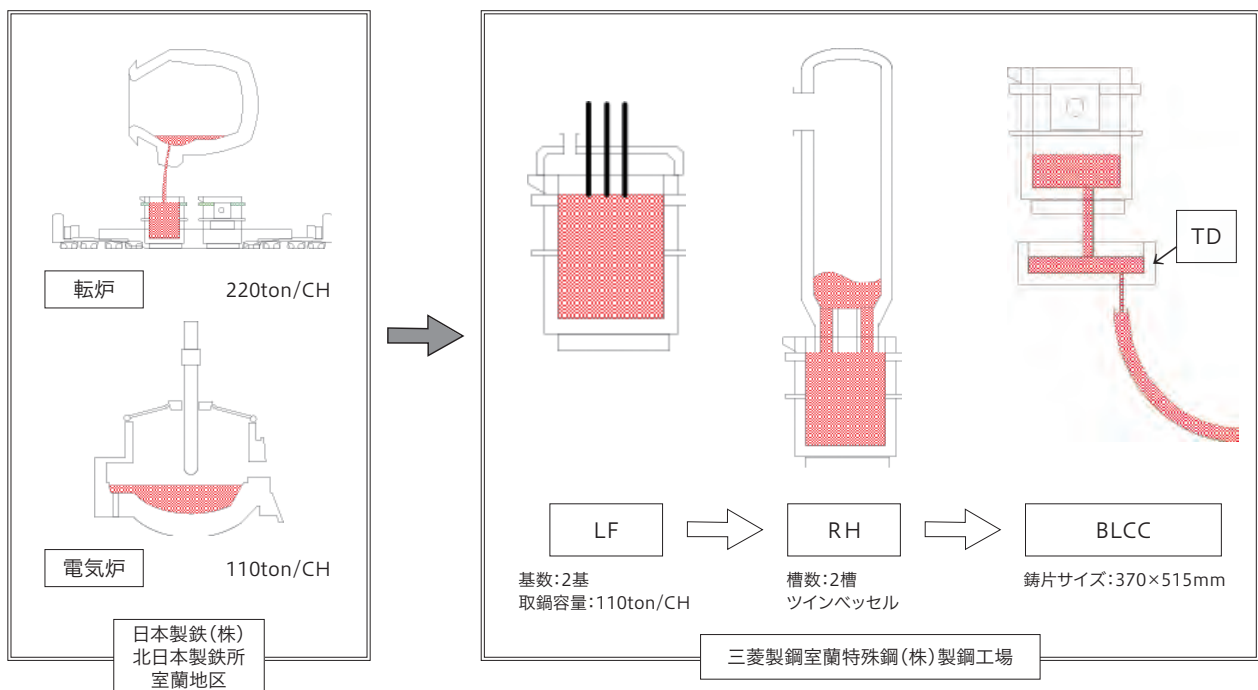


図1. 当製鋼工場の製造プロセス

表1 BLCC主設備仕様

項目	仕様
型式	全湾曲4点矯正
マシンR	16m
鑄片サイズ・ストランド数	370×515mm、2ストランド
電磁攪拌	モールド
二次冷却	エアミスト5.5m
平均鑄造速度	MAX 0.74m/min
TD容量	max.21ton
軽圧下帯	有り

a) 三菱製鋼室蘭特殊鋼(株) 製造部 製鋼グループグループ長

b) 三菱製鋼室蘭特殊鋼(株) 製造部長

3. 品質課題

3.1 TD使用状況

当製鋼工場にて使用しているTDはT型を採用しており、溶鋼接触部分には Al_2O_3 -MgO-C煉瓦を使用している。TD耐火物コスト削減のために1シリーズの操業終了後、残存地金等を除去した後に再使用する。TD煉瓦は繰り返

し使用するにつれてTDスラグと接触する部位(スラグライン)が損耗するため約320CH使用後に煉瓦の全張替え(全張)を行っている。また、その間の約160CH使用した時点で耐火物の部分補修(中修)を行っている。TDの煉瓦には使用していくとともに付着物が形成され、TD使用末期にはTD表面が多量の付着物でおおわれている。使用前と使用末期のTD模式図を図2に示す。

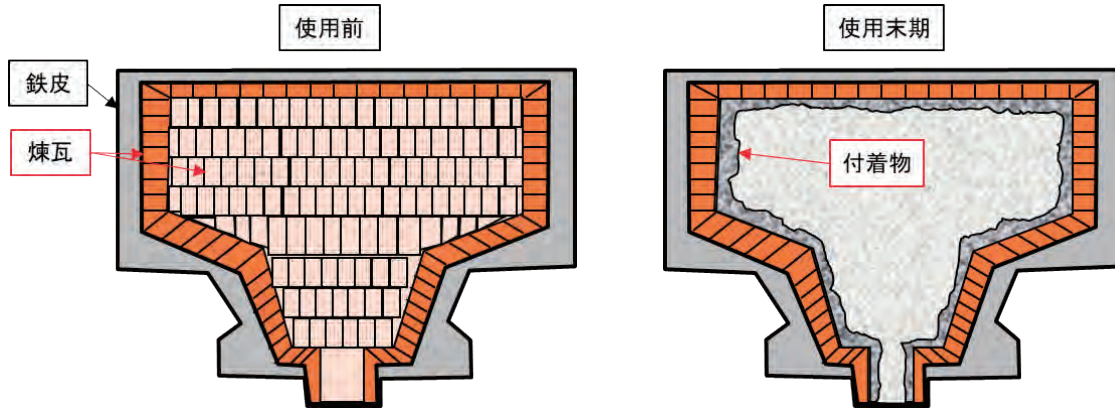
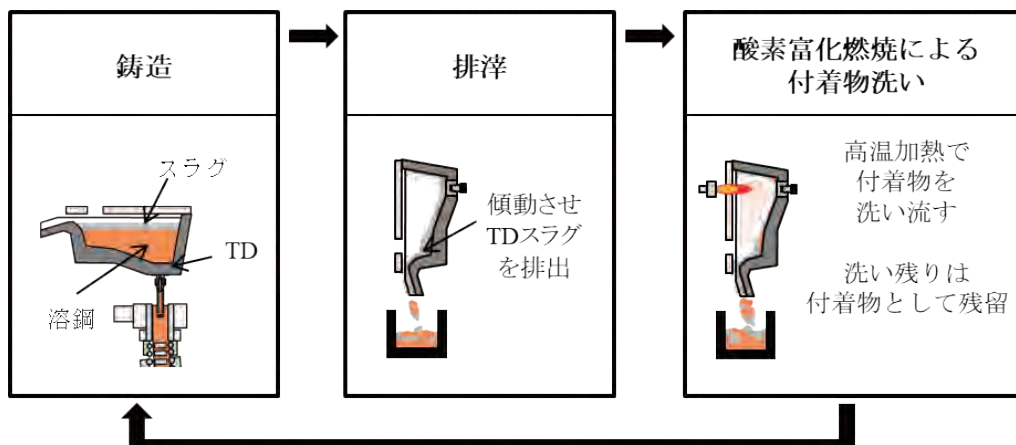


図2. 使用前と使用末期のTD模式図

3.2 付着物の概要

TD内容鋼の保温・断気、非金属介在物の捕捉の為に、TD内容鋼上にTDパウダーを投入しており、それが溶融しTDスラグを形成する。TDスラグはTD使用後に傾動排出

(排滓)し、酸素富化バーナーを用いた高温加熱により洗い流しているが、一部は付着物として残存する。TDは図3に示すように繰り返し使用し、その過程で付着物厚は徐々に成長していく。



繰り返し使用で付着物が成長

図3. TDの付着物の形成・成長過程

図4にTD内壁の位置名称とTD使用回数による付着物厚さを示す。図4よりTD内でも付着状況に差があり、コーナー部が最も付着量が多くなっている。これはT型の関係で排滓時に最も流れ出づらいためである。最も

付着しづらい長辺側もコーナー側もどちらも中修期(約160CH使用)と比べて全張期(約320CH使用)の付着量厚みが増している。

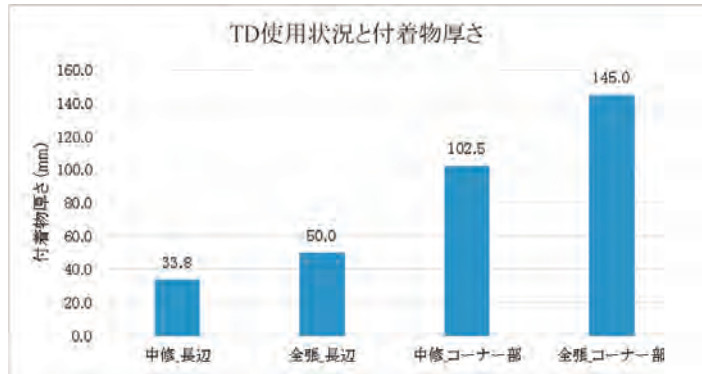
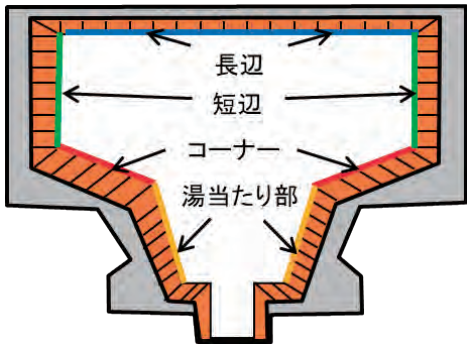


図4. TD使用回数による付着物厚さ

3.3 付着物による問題点

TD煉瓦への付着物厚の増加によって以下の様な問題が発生する。

- ① TD内に保持できる溶鋼量の減少
- ② 铸片品質の悪化
- ③ 操業トラブルの増加

①は、付着物によってTD内の内容積が減少するため、それにとまって徐々に溶鋼保持量も減少する。それにより介在物の浮上分離時間が減少する。また、TD内に付着物として残存したスラグや酸化地金によって初期溶鋼が再酸化されるが、付着物が増加するにつれて初期溶鋼や铸片への品質悪化影響は大きくなる。これらの要因により②铸片品質の悪化に繋がる。さらに②の溶鋼再酸化によって発生

したアルミナによってTDとモールド(MD)を繋ぐ浸漬ノズルが閉塞する等の③操業トラブルの増加につながる。

図5にスタートCHにおける铸片(铸造長)の酸素含有量とTD使用回数の関係を示す。なおスタートCHとはTD予熱終了後の1CH目のことである。図より、特に铸造初期(3.0m~6.0m)の品質状況に差があり、TD使用回数が増加しTD付着物が厚くなるにつれて酸素含有量が大きくなり品質悪化しているのがわかる。図6にTD使用回数とスタートCHのTDスラグ中の低級酸化物(MnO+FeO)含有量を示す。図よりTD使用回数の増加に伴い、低級酸化物含有量も増加しており、この酸化物が溶鋼を酸化させるため铸片品質の悪化に繋がる。

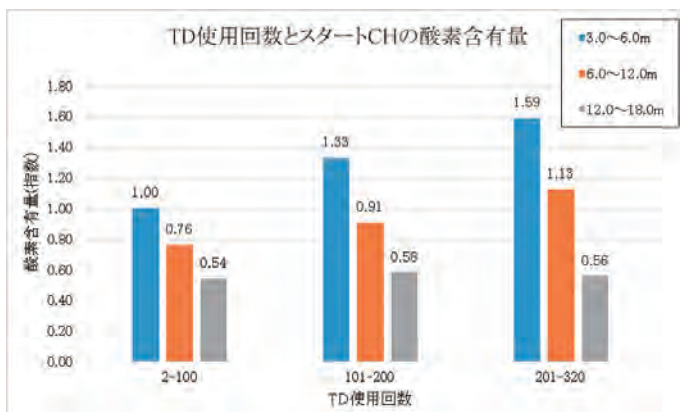


図5. TD使用回数と初期铸片酸素含有量

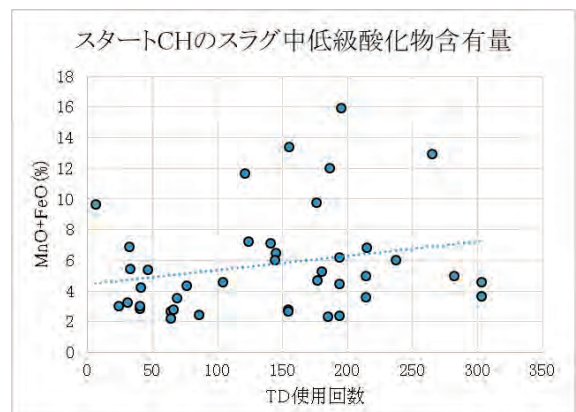


図6. TD使用回数と低級酸化物含有量

3.4 付着物の分析

TD煉瓦への付着物を低減させるためには、その構成物質や生成過程を調査する必要がある。そこで、TD煉瓦付着物のEPMAカラーマッピングを行った。

付着物のカラーマップを図7に示す。図より、Fe成分に富んだ溶鋼由来の領域と、CaOやMgO、SiO₂、Al₂O₃に富んだ酸化物の領域が確認できる。このことより付着物は煉瓦

とTDスラグの反応による酸化物とその隙間に浸潤した溶鋼の集合体と考えられる。また、付着物のX線回折の結果から、スピネル(MgAl₂O₄)やゲーレンナイト(Ca₂Al₂SiO₇)などが付着物を構成していることが分かった。TDスラグは固化するとスピネルやゲーレンナイトになることが分かっているため、付着物は主にTDスラグ(TDパウダー)により形成されると考えられる。

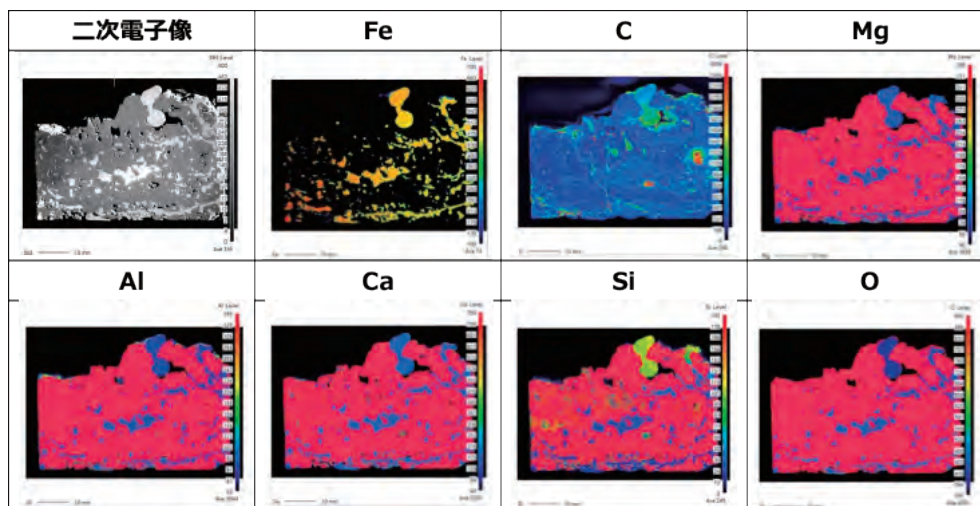


図7. 付着物のカラーマップ

4. 付着物低減対策①

4.1 TDパウダー変更(低MgO化)

付着物の主成分であるスピネルなどの高融点酸化物の析出を抑制するためにTDパウダーのMgO含有量を低減させたパウダーを試験した。現状と試験品のパウダー成

分を表2に示す。現行品はTD煉瓦の溶損を抑制するためMgOを8%添加しているが、現状は320CH使用後もまだ耐火物厚に余裕があり、逆にMgOが付着物を増やす要因となっている可能性があるためMgOの含有量を半分に低減したパウダーを設計した。

表2. 試験品パウダー①の成分値

TDパウダー	化学成分 (mass%)					熔融温度 (℃)
	T・C	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	
現行品	20 ~ 22	19 ~ 20	15 ~ 17	25 ~ 26	7 ~ 9	1390
試験パウダー① (低MgO試験品)	20 ~ 22	20 ~ 21	15 ~ 17	26 ~ 27	3 ~ 5	1400

試験パウダー①の煉瓦への付着性を調べるために図8に示すようにモデル実験を行った。煉瓦を張った坩堝に溶鋼を注いでその上面にTDパウダーを投入してスラグを作成する。この状態でかき混ぜながら1,550℃で4時間保持

した後に溶鋼を排出した後、回収した煉瓦の付着物厚さを測定した。その結果を図9に示す。図より現行品と比較してテスト品は付着物厚が21%減少しており、付着抑制の効果が確認できた。

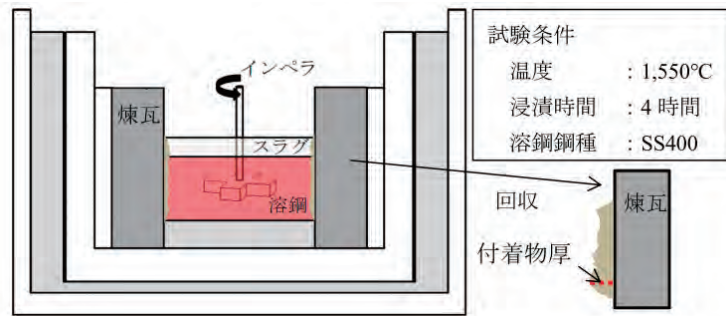


図8. パウダー付着性調査モデル実験の概要

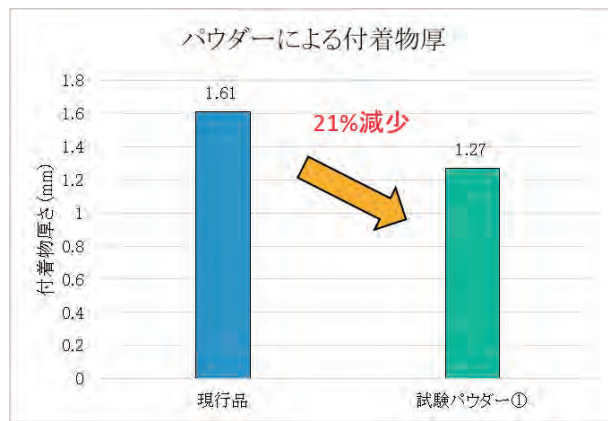


図9. パウダーの付着性試験結果

5. 対策①試験結果

5.1 試験パウダー① 付着物厚

試験パウダー使用時のTD全張時の付着物厚を図10、付着物によるTD内容量減少率を図11に示す。図10より低

MgOパウダーを使用することにより、TD煉瓦付着物厚が低減しており、狙いの効果が確認できた。

また、付着物量の低減に伴いTD内容量減少度も小さくなっていることがわかる。(図11)

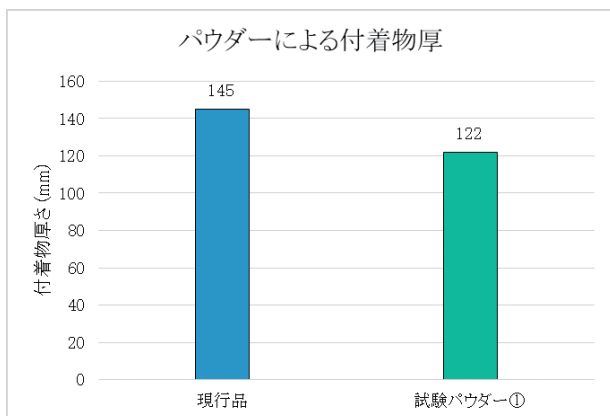


図10. 試験パウダー①使用時のTD付着物厚

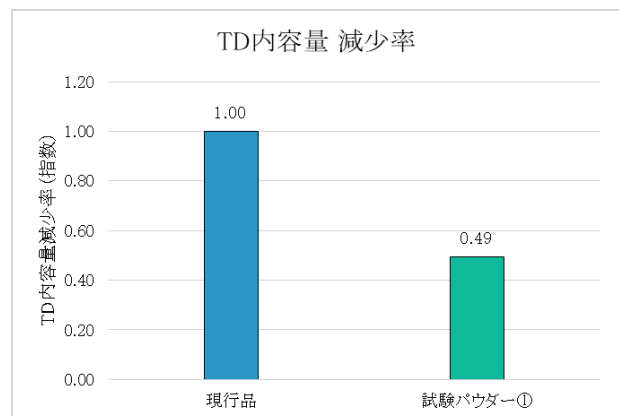


図11. 試験パウダー①使用時のTD内容量減少率

付着物低減の要因を調査するためにTDスラグの組成を調査した。現行品と試験パウダー①を使用したTDスラグの組成から $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ の三元系状態にプロットしたものを図12に示す。図より、現行品使用時のTDスラグはMgO含有量が約10%でありTDスラグは約1,550～1,650°Cでスピネルの結晶化が始まる。一方、試験パウ

ダー①を使用した場合はTDスラグのMgO含有量は約5%であり、スピネルは1,400°C程まで下らないと析出しない。このため付着物が凝固しづらくなり結果として付着物量が低減したと考えられる。

(TD内容鋼温度平均:1,535°C)

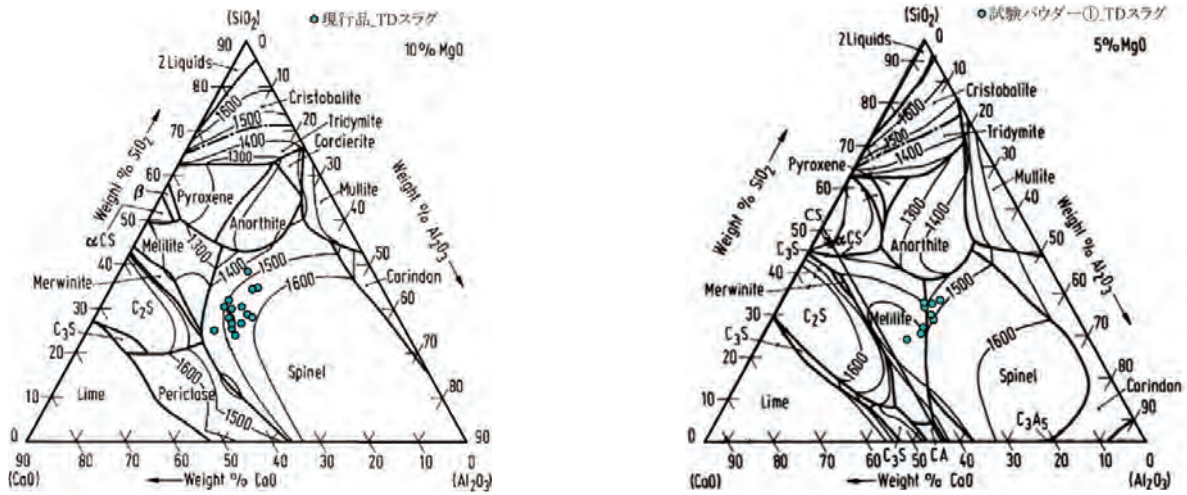


図12. 試験パウダー①使用時のTDスラグ組成

5.2 スタートCHノズル閉塞発生状況

試験パウダー①使用時のスタートCHノズル閉塞発生率を図13に示す。図より試験パウダー①を使用したCHではスタートCHのノズル閉塞は発生しておらず良好な結果となった。付着物が少なくなったことにより初期TDからの溶

鋼再酸化を抑えることが出来たためノズル閉塞を抑制できたと考えられる。現行品は付着物が厚いため汚染度合いが大きく、発生した Al_2O_3 等の酸化物が浮上分離できずにノズル閉塞発生したと推測できる。

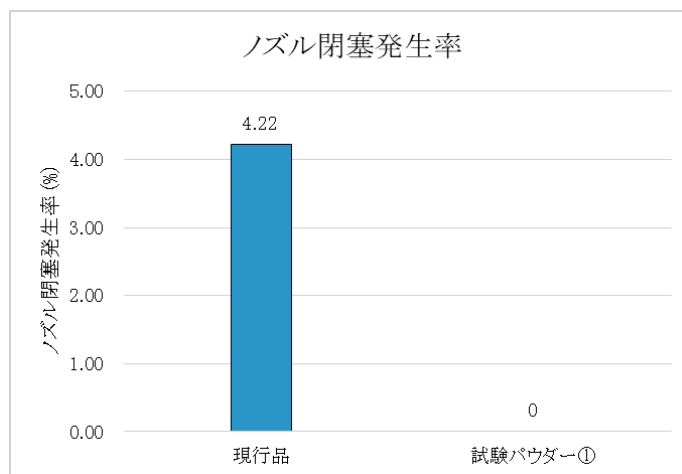


図13. 試験パウダー①使用時のノズル閉塞発生率

5.3 試験パウダー① 鑄片の品質評価

試験パウダー①使用時のスタートCHにおける1本目鑄片(3~6m)の酸素含有量の平均値、推定最大介在物径を図14、15に示す。なお、評価は酸素規格の厳しくない鋼種([O]≦15ppm以外)で、付着物影響を比較しやすいようにTD使用末期(201~320CH)で行っている。図より現行

品使用時の鑄片と比較して試験パウダー①を使用した鑄片は1%ほど悪化傾向となっていた。

図より試験パウダー①を使用した場合は推定最大介在物径が2%悪化していた。この悪化傾向は酸素含有量の結果と相関がとれている。

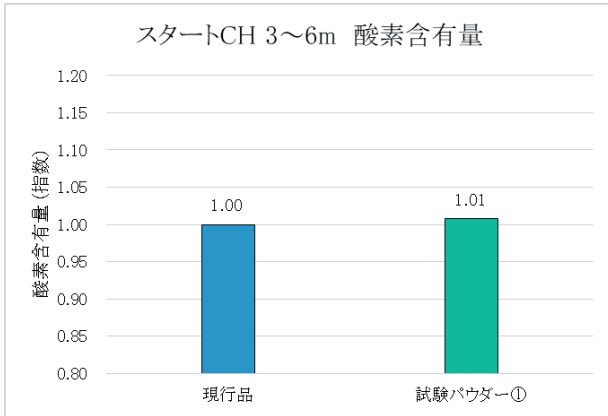


図14. 試験パウダー①使用時の酸素含有量

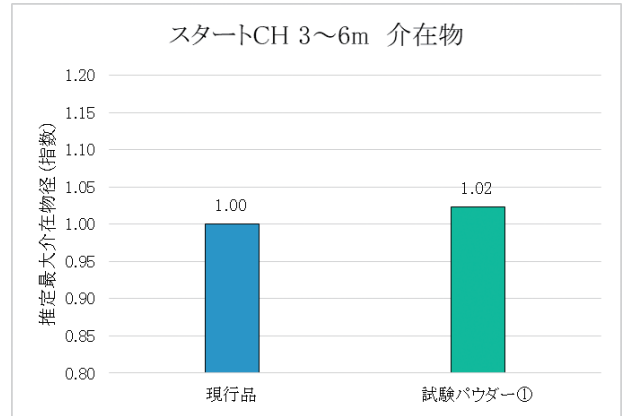


図15. 試験パウダー①使用時の推定最大介在物径

5.4 試験パウダー①使用時の鑄片品質考察

試験パウダー①使用時のTDスラグのSiO₂含有量と塩基度を図16、17に示す。低MgO化による融点の上昇を抑えるためにSiO₂の含有量を増やした結果、試験パウダー

①を使用したTDスラグは従来品使用時よりもCaO/SiO₂が小さくなっている(図17)。TDスラグのCaO/SiO₂が小さいほど溶鋼の脱酸性能が低いため、試験パウダー①を使用した鑄片では酸素含有量が悪化したと考えられる。

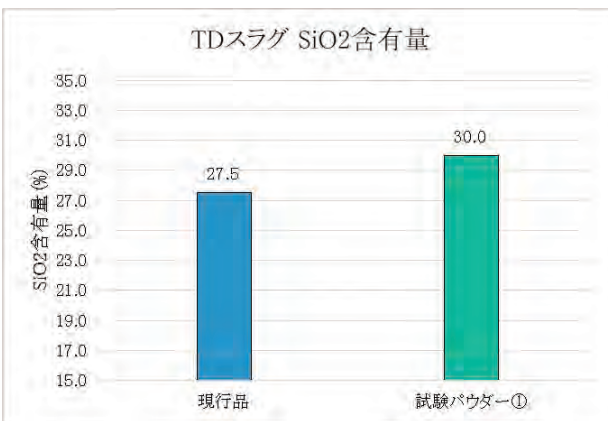


図16. 試験パウダー①スラグのSiO₂含有量

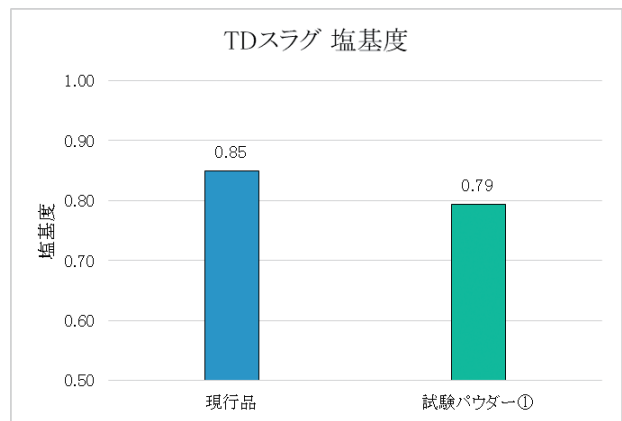


図17. 試験パウダー①スラグ塩基度

6. 付着物低減対策②

6.1 TDパウダーの再設計

スタートCHのスラグ中のSiO₂含有量と酸素含有量の関係を図18に示す。スラグ中のSiO₂が多くなるにつれ酸

素含有量が悪化しているのが確認できる。

この結果と5-3の考察より、付着物低減+品質悪化抑制のために設計した試験パウダー②(低MgO・SiO₂パウダー)を表3に示す。表に示すように初回試験品と同じMgO含有量であり、SiO₂の含有量を半分程低減させた。

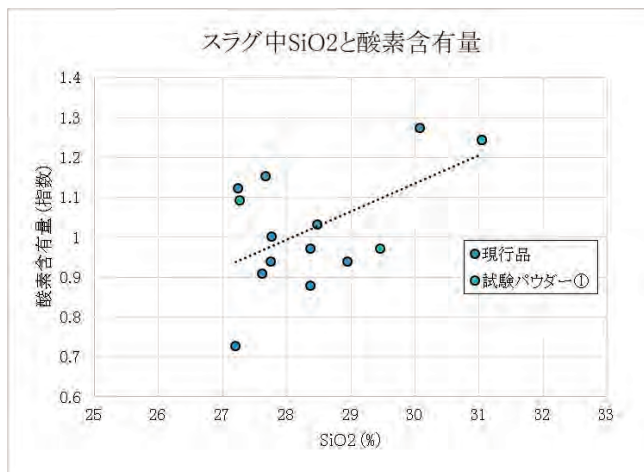


図18. TDスラグ中SiO₂と酸素含有量

表3. 試験品パウダー②の成分値

TDパウダー	化学成分 (mass%)					熔融温度 (°C)
	T・C	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	
現行品	20 ~ 22	19 ~ 20	15 ~ 17	25 ~ 26	7 ~ 9	1390
試験パウダー① (低MgO試験品)	20 ~ 22	20 ~ 21	15 ~ 17	26 ~ 27	3 ~ 5	1400
試験パウダー② (低MgO・低SiO ₂ 試験品)	21 ~ 23	9 ~ 10	21 ~ 23	29 ~ 30	3 ~ 5	1320

7. 対策②試験結果

7.1 試験パウダー② 付着物厚

試験パウダー②使用時のTD全張時の付着物厚を図19、付着物によるTD内容量減少率を図20に示す。図19より、

現行品や試験パウダー①と比較して付着物厚は減少していた。また、付着物量の低減に伴いTD内容量減少度も現行品、試験パウダー①と比べて小さくなっていることがわかる。(図20)

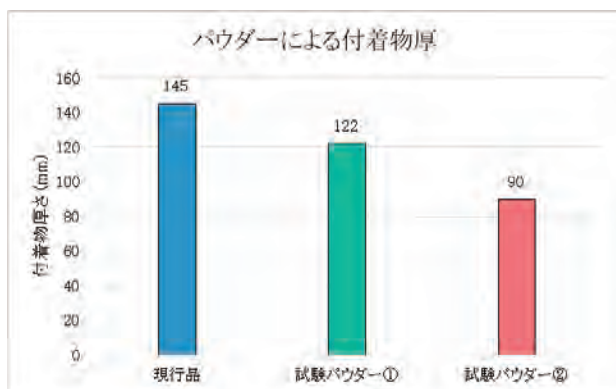


図19. 試験パウダー②使用時のTD付着物厚

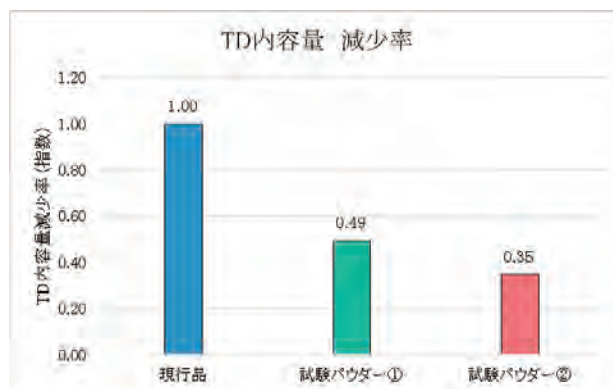


図20. 試験パウダー②使用時のTD内容量減少率

7.2 スタートCHノズル閉塞発生状況

試験パウダー①使用時のスタートCHノズル閉塞発生率を図21に示す。図より試験パウダー②を使用した場合も

CHではスタートCHのノズル閉塞は発生しておらず良好な結果となった。この傾向は試験パウダー①と同様の効果によるものと推測できる。

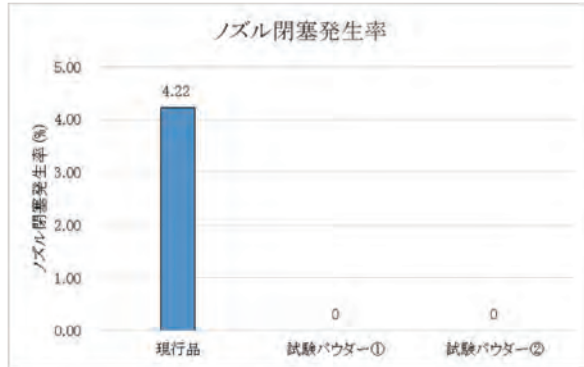


図21. 試験パウダー②使用時のノズル閉塞発生率

7.3 試験パウダー② 鑄片品質

試験パウダー②使用時のTDスタートCHの1本目の酸素含有量、介在物極値統計結果を図22、23に示す。図より試験パウダー②を使用することにより現行品より12%ほ

ど良化していた。推定最大介在物径は若干悪化していたが、酸素含有量は良化していたため再酸化以外の外来系介在物の影響等が出た可能性が考えられる。

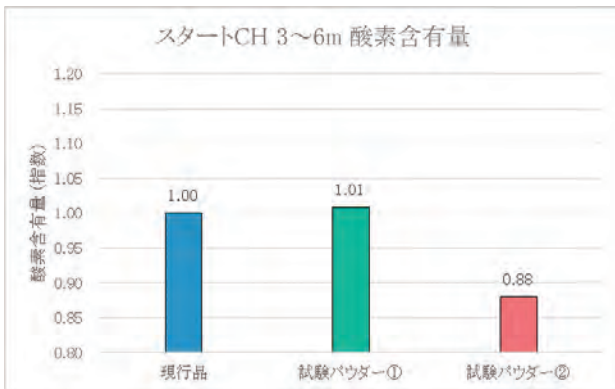


図22. 試験パウダー②使用時の酸素含有量

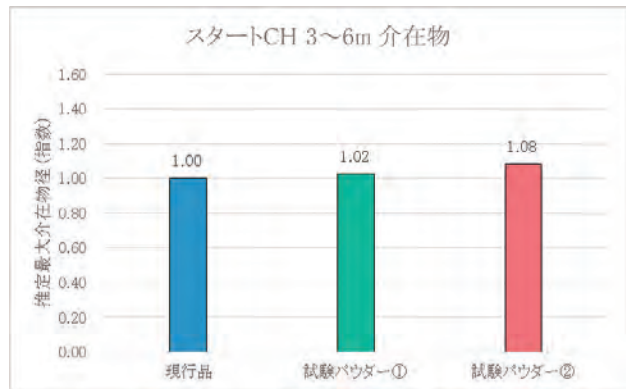


図23. 試験パウダー②使用時の推定最大介在物径

試験パウダー②使用時のTDスラグSiO₂含有量とスラグ塩基度を図24、25に示す。図24より試験パウダー②使用時のTDスラグ中SiO₂含有量は現行品・試験パウダー①

と比べて低くなっており、それに伴いスラグ塩基度も高くなっていった。(図25)。これによりTD内での脱酸性能が良化したため初期鑄片の酸素品質が良化したと考えられる。

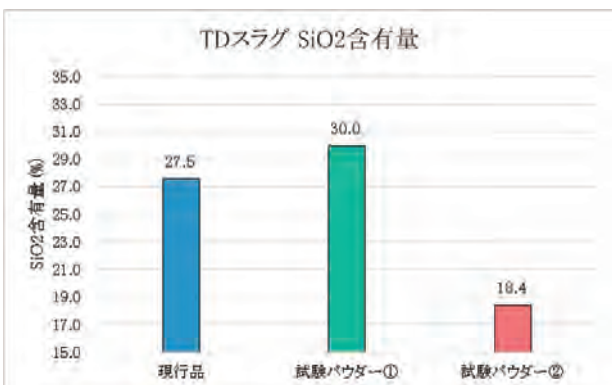


図24. 試験パウダー②スラグのSiO₂含有量

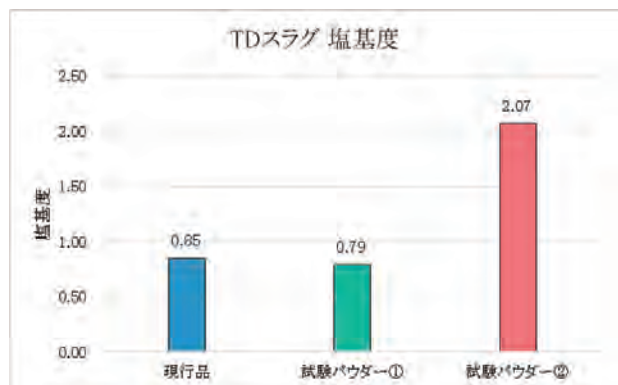


図25. 試験パウダー②スラグの塩基度

8. 結言

TD付着物低減のためにTDパウダー変更試験を実施し以下の知見を得た。

- 1) 試験パウダー②を使用することによりTD使用末期の付着物厚が145mmから90mmまで低減した。
- 2) 試験パウダー①、②を使用することによりスタートCHノズル閉塞発生率が4.22%から0%まで改善できた。
- 3) 試験パウダー②を使用することによりスタートCH初期鑄片の酸素含有量は12%改善した。

ホイールローダー用タイヤプロテクター

1. はじめに

部品事業部では、1972年に建設機械ホイールローダー用タイヤを全面的に保護するタイヤプロテクターの販売を開始致しました。碎石現場・製鐵場内ノコ処理現場およびトンネル掘削現場等においてタイヤバースト等トラブルによる休車防止、お客様の作業性・経費削減に取り組んでまいりました。

このたび製品発売より50年以上が経過、海外製当社コピー製品の国内市場流入影響もあり当社最新技術の活用により主力中型機種用TP6線径16mmモデルの接地面鍛造リンクの形状を見直し、大幅な耐久性向上および作業性向上を図ることに成功致しました。

2. 新型製品の特長

従来製品では、タイヤ接地面に三菱グループのダイヤモンドをイメージした菱型鍛造Aリンク(表1)を採用していました。従来Aリンク製品では急登坂現場や積雪現場での使用を

あまり想定していなかったため、一部のお客様は海外製「滑り止め効果」に優れた競合品を採用していました。

新発売のMリンク(表1)では、従来製品の材質見直しに加え接地面鍛造リンクの形状を全面的に見直し耐久性を向上しました。また鍛造リンク高さを47mm⇒53mmと摩耗代を大きく取り、リンク重量も490g⇒542gと耐久性だけでなく「滑り止め効果」を最大限発揮出来る形状に改良致しました。

これにより従来のタイヤバースト防止用途だけではなく、急登坂現場を走行するオフロードダンプ用滑り止め需要にも対応可能となり、冬季中心に大幅需要増が期待出来ます。

3. 旧型鍛造リンクと新型鍛造Mリンク

(意匠第1695892号・特許第7084524号)

タイヤプロテクターメインサイズの中型ホイールローダー用TP6(リンク接続用Oリング線径16mm)用鍛造リンクの仕様を表1に示します。

表1 鍛造リンク仕様

	【旧型】	【新型】
品名	Aリンク 16-54	Mリンク 16-54
品番	TPP-11546	TPP-11546-M
サイズ [mm]	W :92 x D :38 x H :47	W :82 x D :41 x H :53
重量 [kg/PC]	0.490	0.542
形状		

4. タイヤプロテクター装着写真

①従来製品の菱型鍛造Aリンク装着写真



②新型鍛造Mリンク

トンネル掘削現場・積雪地での登坂用長寿命ヘビー
デューティー仕様



5. 2023年5月24日～26日

千葉市幕張メッセ開催第5回CSPI出展



(部品事業部長 淀谷 尚生)

デジタルカメラ用ヒンジ

1. まえがき

近年のカメラ業界はスマートフォン等の代替製品の台頭により、年々市場の縮小が進み、その差別化や高付加価値化を進めている。そのような環境下において市場に流通しているデジタルスチルカメラ(以下DSC)には、液晶部分の可動を目的としたヒンジと呼ばれる機構部品が搭載されているが、これは消費者の動画撮影や自撮り等の行動特性に合わせた差別化要素の一つとなっている。(写真1)

当社では、DSC用途向けのヒンジを供給しており、要素技術の一例を紹介する。

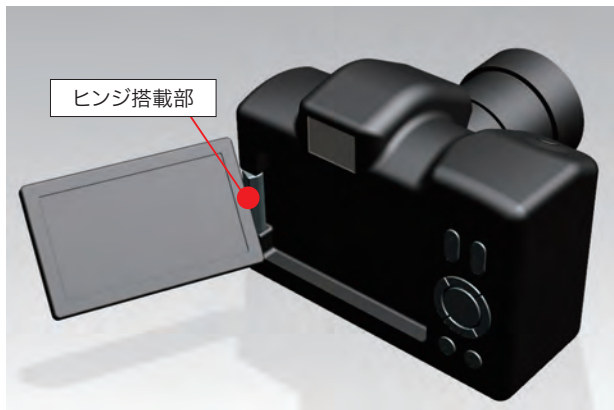


写真1 ヒンジ付きDSC

2. ヒンジの構成

2.1 皿ばね方式

ヒンジを搭載するDSCの液晶画面は、任意の位置で停止、保持される必要がある。その為、ヒンジには、画面が閉じた状態、開いた状態でロックする為の力、任意の位置で液晶画面を保持する力の機能を有する。

ヒンジに求められる最低限且つ重要な機能は、2種類のトルクとなる。主となるヒンジの構成は図1となる。

閉じた状態に於いて、クリック板と相手部品はそれぞれに設けた凹凸で嵌り込んだ状態である。動作時、クリック板を皿ばねが撓み、相手部品との摩擦を発生させることによりトルクが発生する仕組みとなっている。(図2)その構成上、回転するクリック板の径が小さい程発生するトルク値も小さくなる。

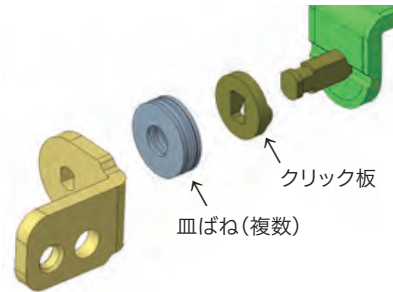
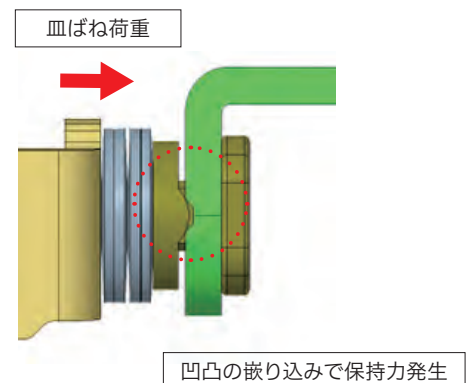
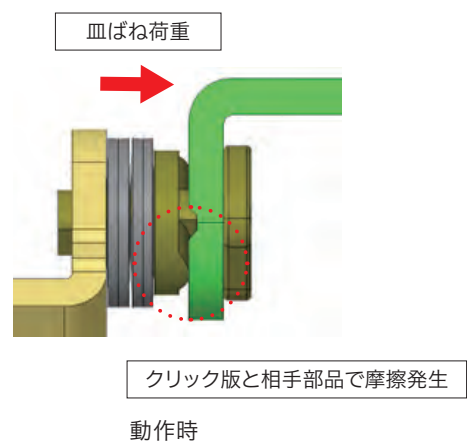


図1 ヒンジ構成 (皿ばね)



閉じた状態



動作時

図2 トルク発生仕組み (皿ばね)

2.2 板ばね方式

ヒンジの小型化要求に対して、回転径を小さくしつつ高トルクを維持する方法として板ばねを採用する方式もある。

所定の形状に加工した板ばねを、回転軸の外径に対して撓ませ、摩擦を発生させることによりトルクが発生する仕組みとなっている。(図3)

この方式は、軸のスラスト方向に広範囲に板ばねを配置させて摩擦範囲を増やすことで、径方向は小さくすることが可能となる。

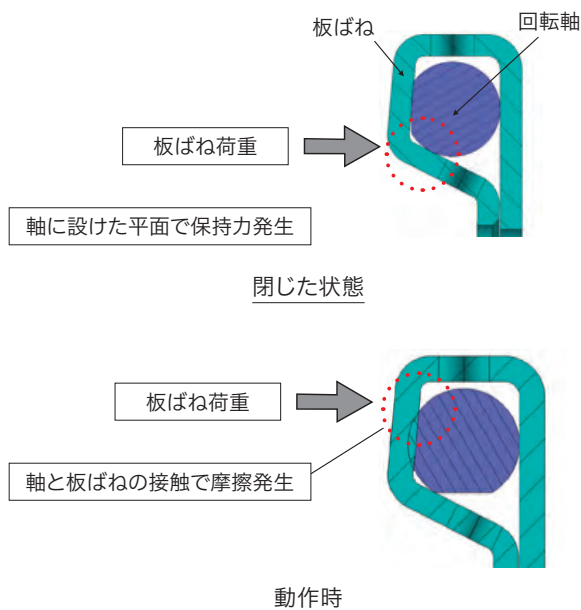


図3 トルク発生仕組み (板ばね)

3. 組立方式

組立方法は、基本的に品種ごとに専用化された治具を用いて組み立てていくこととなるが、ここで組立加工の一例を紹介する。

3.1 加締め

軸を所定の位置で加締め、ユニット部を構築する。(写真2)加締め後の軸径とトルクの間には相関性がある為、仕様に合わせた適切な設定条件を考慮する必要がある。

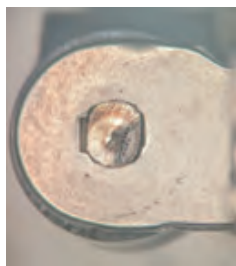


写真2 加締め後の外観

3.2 剥離

顧客製品に当社ヒンジが組み込まれた後で、一部表面が露出する仕様の製品も存在する。ヒンジには塗装を施し外観機能を持たせる必要が生ずるが、一方でヒンジは摩擦によりトルクを発生する仕組みであるから、部品に施した塗装は安定したトルクの発生を阻害するものである。当社ではレーザー照射により不要な塗装面のみを剥離することで、問題の解決とともに、製品品質の安定化と連続生産に対応している。(写真3)

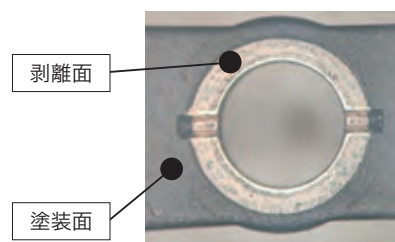


写真3 塗装剥離後の外観

4. あとがき

業界の特性上、DSCに搭載するヒンジの需要は今後も続くと見込まれる。

ただし、市場全体の活性化に向けてはさらなる差別化を訴求していく必要があり、今後は培った技術を活用したシーズ提案で業界の発展へ貢献していくとともに、本技術の他分野への展開を図っていく。

(ばね事業部 千葉製作所技術部設計第三グループ 帖佐 智彦)

後席ディスプレイ用ヒンジ

1. まえがき

後席ディスプレイとは、自動車の車室内の天井に設置されているディスプレイ(写真1)であり、ディスプレイの開閉動作にはヒンジが使用されている。

近年、ディスプレイの大型化に伴い、ディスプレイの重量が増加していることから、ヒンジの高トルク化が求められている。

しかしながら、高トルク且つヒンジの小型化となると、従来のヒンジと比較して、開閉回数に応じてトルクを発生させる部品が早期に摩耗してトルクが減少してしまうため、耐久性が悪化するという問題が発生する。

本製品は、上記課題を解決することが可能な高トルクヒンジである。

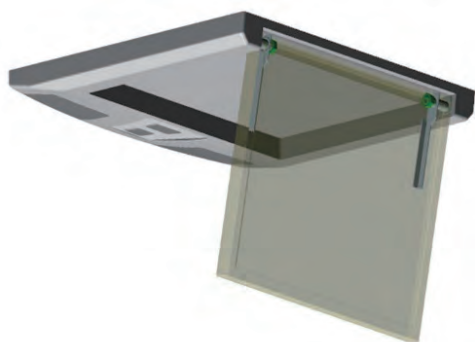


写真1 後席ディスプレイ

2. 高トルクヒンジのカム構造について

2.1 従来ヒンジのカム構造

後席ディスプレイの動作は図1のようにクリックと呼ばれ、決められた位置でクリック力を発生させる機構である。

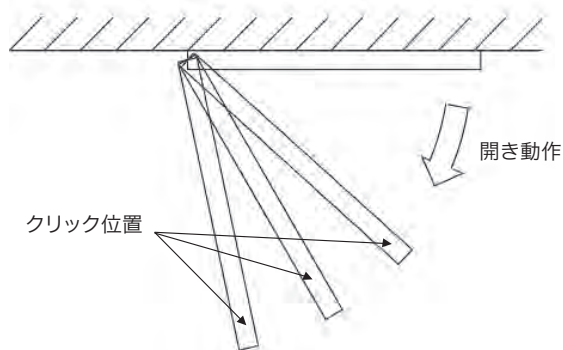


図1 後席ディスプレイの動作

図2はカム構造を示すが、クリック力は、回転側のカムが回転することにより、回転側に設けられたカムの穴と固定側に設けられたカムの凸部が嵌り込み、ばねで押し付けられることで発生する。

しかしながら、高トルク化の場合、カムの面圧が上昇し、カムが開閉回数の早期に摩耗することで開閉耐久試験を満足することができない。

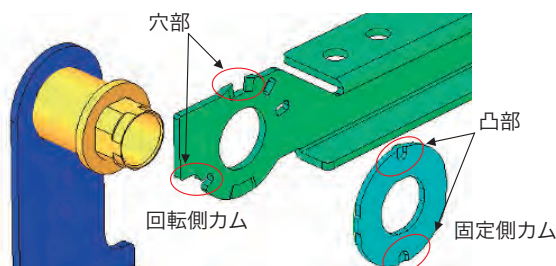


図2 従来ヒンジのカム構造

2.2 高耐久性ヒンジの特徴

図3のように、回転側のカムの穴および固定側のカムの凸をそれぞれ内側と外側の両方に配置する。

クリック力を発生させるカムが外側の凸、クリック力以外の摺動トルクを発生させるカムを内側凸に配置させることで、カムが摺動する領域を分散させることでカムの摩耗を低減させる仕様とした。

また、内側のカムと外側のカムが同時に摺動することがないように、固定側カムの内側と外側の凸高さが異なる設計としている。

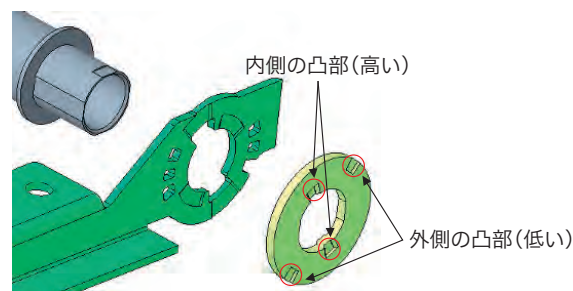


図3 当社高トルクヒンジのカム構造

図4の斜線部は固定側カム凸部を示す。なお、外側の凸は内側の凸より低い設計である。

クリック状態では外側の固定側カム凸部が回転側カム穴に嵌合しており、内側の固定側カムは回転側カム穴に落ち込むためトルクが発生しない。また、摺動状態では、固定側カム凸部が内側・外側共に摺動状態であるが、外側の凸に対して内側のカム凸部が高いため、内側の凸部のみ摺動している。

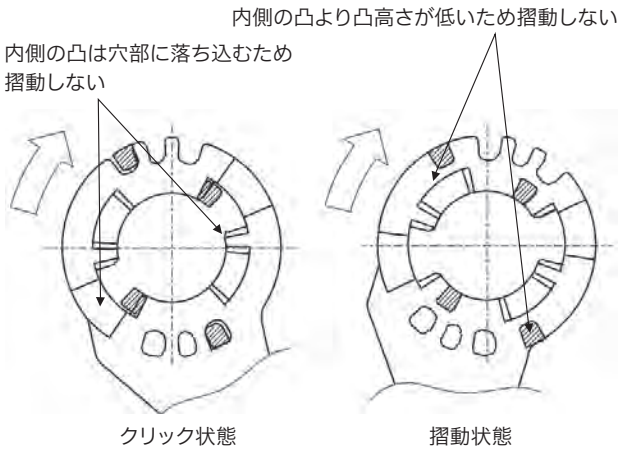


図4 回転側カムと固定側カムの嵌合

3. 評価結果

図5は従来ヒンジカム構造の試験回数とトルク変化率を示すグラフである。2,000回程度で著しくトルクが低下していることが確認できるが、これは試験回数の増加に伴い、カムの摩耗が進行したことにより、トルクが低下したと考える。

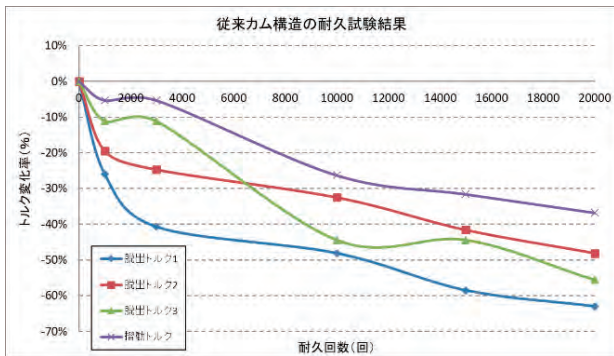


図5 従来ヒンジのカム構造の耐久試験結果

一方で高耐久性ヒンジカム構造の耐久試験結果を図6に示す。

20,000回往復の耐久において、最大で-20%程度のトルクダウンに収まっており、従来ヒンジカム構造に対して、大幅に耐久性能が向上していることが確認できる。

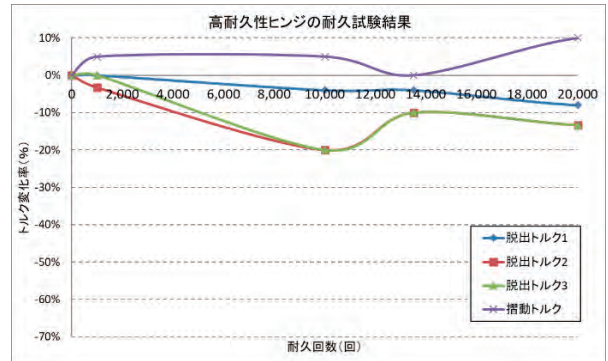


図6 高耐久性ヒンジカム構造の耐久試験結果

4. あとがき

今後もモニターの大画面化に伴い、高トルク化の需要は求められることが予想される。

また、本機構においてはモニター用のヒンジのみならず他の分野でも活用することが可能と考えており、更なる小型化および高トルク化に取り組み、拡販を進めていく。

(ばね事業部 技術部設計第三グループ グループ長 光井 泰弘)

リングローリングミル装置

1. まえがき

リングローリングミルとは自動車用の各種ギア、建設機械などの旋回リング、または航空機部品用リングなど特殊鋼の活躍する世界で小型から大型までの各種リング製造に、無くてはならない装置である。

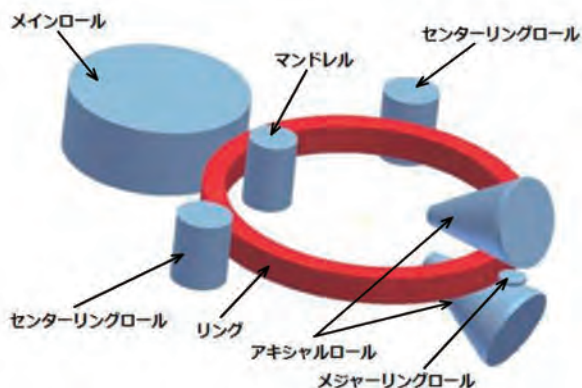


図1 リングローリングミル基本構造

近年、熱間鍛造加工において高精度化、自動化及び省エネ化が求められているが、実際の鍛造作業は未だ経験と勘に頼ることが多い。しかし、近年の塑性変形の解析技術や鍛造設備の制御技術の進歩により、高精度化などの要求に対応できるフレキシブルな鍛造装置として開発を進めてきた。

三菱長崎機工は既に新型リングローリングミルMRBタイプとして市場投入を行っている。

2. 新型リングローリングミル装置の特長



図2 新型リングローリングミル

従来型はマンダレル開閉式フレーム、車輪による走行及び圧延ガイド方式を採用していたが、新型(図2)は4本ガイドロッドによる移動、圧延ガイド方式を採用することで従来型と比較して機械剛性が高く安定した圧延動作が可能となっている。

さらに各種機械装置の簡素化/構造変更により各ロール高さの遠隔操作調整機構の追加、ロール交換の時短化などメンテナンス性の向上を実現している。

また、機械装置のみならず圧延制御技術においても「圧下制御方式」「センタリングロール圧延制御方式」の大幅な制御変更により、リング圧延の全自動化、高精度化に対応している。



写真1 形状圧延品

これらにより、これまで対応できなかった写真1のような異形リングや製品高さが低いリングなど高難易度のリング圧延が可能となるため、顧客製品の付加価値向上に大きく貢献することが可能となり従来機からの比較において高い評価を得ている。

3. ユーザー目線における新しい試み

項目名	数量(個)	単位	状態	項目名	数量(個)	単位	状態
メインロール	30000	個	OK	センターリングロール	30000	個	OK
マンダレル	30000	個	OK	リング	30000	個	OK
アキシアルロール	30000	個	OK	メジャーリングロール	30000	個	OK
センターリングロール	30000	個	OK	ベアリング	30000	個	OK
リング	30000	個	OK	その他	30000	個	OK
メジャーリングロール	30000	個	OK				

図3 アナンのEシステム

ベアリングや各種ロール類など消耗品の交換は、装置の健全性維持において必要不可欠なメンテナンスである。しかしながら、交換時期はユーザー任せとなっており、メンテナンスの遅れにより二次的損害を引き起こす可能性がある。そこで、各ベアリングやロールの交換周期を運転時間、負荷状況または任意の条件(係数)を組み合わせ、設定周期との比較により交換アナウンスを発報するシステムを導入した(図3)。現在、実機への搭載に向け準備中である。

4. あとがき

当社はものづくりを支える装置メーカーとして、お客様の困り事を拾い上げながら、装置パフォーマンスの向上、さらなる省人化及び自動化に取り組みます。

(三菱長崎機工(株) 製造本部 設計部長 小野 侯一)

金属選別回収システム

1. まえがき

本システムは、廃家電品や廃自動車に含まれるモータ、業務用給湯器、小型家電及びパソコンなどから、鉄やアルミ・銅などの非鉄金属を単一金属として、高精度に選別回収するシステムである。

近年、中国が海外からの金属スクラップ、廃プラスチックの輸入制限・禁止措置により、日本から破碎未処理品又は選別未処理品の状態での輸出が出来なくなっており、日本国内で単一金属へ選別処理を行う需要が高まっている。

このような需要にこたえるため、三菱長崎機工は、磁力選別機、渦電流式選別機と色彩選別機を組合せ、鉄やアルミ・銅などの非鉄金属類を高精度に選別回収するシステムを開発・市場投入を行っている。

2. 金属選別システム

従来のシステムは、磁力選別機と渦電流式選別機との組合せが主であり、磁力選別機で鉄、渦電流式選別機で非鉄金属を選別回収していたが、銅・アルミなどの非鉄金属混合物を選別する製品がなく、ミックスメタルとして回収しており、高度選別のニーズに対応できなかった。また、ミックスメタルからのアルミ・銅の選別は手選別が多く、効率的ではなかった。



写真1 金属選別ライン

本システムは、従来の磁力選別機、渦電流式選別機に加え、色彩選別機を導入。さらに各機器とのライン化を行い、自動化による高度選別を可能とした。

システム導入により、アルミ、銅など付加価値の高い金属ごとの回収が可能となり、また、破碎から色彩選別機まで自動化処理できることから、人員の削減も可能となり、必要経費の圧縮にも繋がっている。

3. 各装置の特長

本システムを構成する各装置の特長を紹介する。

磁力選別機は省スペースかつ高磁力の性能を有する永久磁石式高磁カドラム磁選機を採用。ドラム内部に内蔵した強力な永久磁石によって、ドラム表面に鉄などの強磁性体を吸着させ、常時回転しているドラムシェルにより磁界範囲外へ移動させ、分離分別を行う。

渦電流式選別機では高性能型ロータを採用。独自の磁気設計及び偏心ロータ構造により、粒径10mmの非鉄金属を選別回収することが可能となっている。



写真2 永磁式ドラム磁選機(左)及び渦電流式選別機(右)

色彩選別機は中国・TAIHO社の技術を導入。投入された処理物を2方向からのCCDカメラでの色判別・検知し、エア噴出により分離分別を行う。色彩選別機は2段式を採用しており、1段目と2段目が対向したレイアウトとなっており、省スペースを達成。また、1台で処理物の2回選別ができ、精選などの高度選別が可能。さらに、選別アウトプットが3ヶ所となるため、処理物の3種選別ができるなど、ユーザーのニーズに幅広く対応できるシステムとなっている。

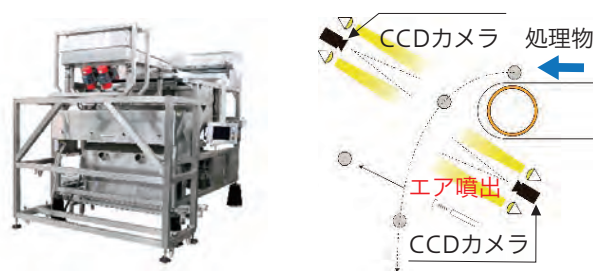


写真3 色彩選別機及び選別イメージ

4. あとがき

今回のシステムは、高度選別ニーズに対応するべく、市場投入したものであるが、今後も多様化するニーズを十分掴み、開発・製品化を行い、より良いシステムを提案・提供できるよう取り組んでいく。

(三菱長崎機工(株) 製造本部 防振・磁選機部長 揚野 一隆)

精密鑄造用真空溶解炉

1. はじめに

当社の精密鑄造（別名ロストワックス）は、海外拠点のMSM (THAILAND) CO., LTD.で量産を行っており、日本に製造拠点が無い状態であった。そこで2020年3月に精密鑄造試作ラインを千葉製作所のAdvanced Material Center (AMC:先端材料センター)に新設した。

AMCの精密鑄造試作ラインでは耐熱・耐食鋼を中心とした「モノづくり力の強化」や「製品開発力の向上」を推進しており、マザー工場としてMSM (THAILAND) CO., LTD.と同等設備（コンパクトライン）を導入している。これらを活用しタイへの支援強化や国内の生産技術を強化している。

本稿では精鑄試作ラインの精密鑄造用真空溶解炉について紹介を行う。

2. 精密鑄造用真空溶解炉の概要と特徴

当社が保有している精密鑄造用真空溶解炉の基本的な設備仕様を表1、概略図を図1にそれぞれ示す。

表1 精密鑄造用真空溶解炉の仕様

メーカー	RETECH Systems LLC
型式	VIM50EQ
溶解重量	Max 25 kg/ch
溶解電源	125 kW
溶解温度	Max 1,700 °C
到達真空度	溶解室:0.07 Pa 鑄型室:60秒以内に20Pa

精密鑄造用真空溶解炉の概要について説明する。

原材料のマスターヒートをサイドチャージャーから溶解室内の溶解炉体に入れて高周波誘導加熱を行う。マスターヒートが溶湯となり規定の温度に到達後、予熱した鑄型を鑄型室に入れて真空引きを行う。鑄型室の真空度が20Paに到達したらフラッパー（溶解室と鑄型室の間にあるドア）を開き、鑄型を溶解室へ搬送、鑄込みを行う。

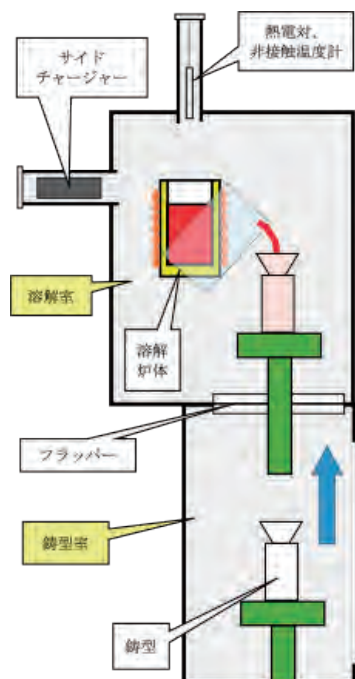


図1 精密鑄造用真空溶解炉の概略図

次に精密鑄造用真空溶解炉の特徴について紹介する。

(1) 自動溶解

熱電対のみでの温度測定の場合、熱電対が溶湯挿入時のみ温度測定が可能であり規定の温度を保持するためには手動での出力管理が必要であった。しかし、非接触温度計を併用することで常時温度測定が可能となり出力制御を自動で調整することができる。

(2) 自動傾動鑄込み

炉体を傾動する場合は傾動レバーを手動で操作するが、鑄込み時は微い機能により予め設定した傾動レシピを用いて自動傾動鑄込みを行うことができる。そのため毎回同じ動作で傾動・鑄込みを行うことができる。

(3) 連続溶解

サイドチャージャーを使用することで溶解室を真空保持したまま使用済み坩堝の取出しや新しい坩堝とマスターヒートを同時に溶解室へ装入することができる。そのため連続して異なる材質の溶解が可能となり真空保持を続けることができるため生産性・原単位を向上させることができる。

3. 精密鑄造用真空溶解炉での製造品

精密鑄造用真空溶解炉では溶湯表面と接触する大気を遮断することができ、耐熱鋼に含まれる酸化しやすいAl、Ti等の酸化抑制ができ、機械的強度の維持ができる。その為、内燃機関など過酷な状況下で使用される部品製造に使用される。

当社で製造した精密鑄造品の一部であるタービンホイールの写真を図2に示す。

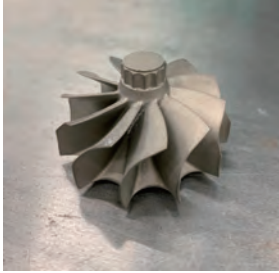


図2 タービンホイール

4. 改善事例

(1) 鑄型搬送ロボット

鑄型を予熱炉から取り出して真空溶解炉の鑄型室へ搬送する作業をロボットにて自動化を行った。自動化により鑄型を予熱炉から取り出してから鑄込みを行うまでの時間が一定となり安定品質且つ安全作業につながっている。

(2) 金型レス製造

弊社所有3DプリンタでのWAX成型品や委託によるマシナブルWAX成型品を使用することで、金型レス製造による短納期での試作対応が可能となっている。

5. あとがき

AMCでは、他の設備として原材料となるマスターヒートを製造できるVIM(真空誘導溶解炉: Vacuum Induction Melting)を保有している。精密鑄造試作ラインでは自社製造したマスターヒートを用いて部品製造することができるため、客先ニーズに対応した材料開発から開発材料を用いた製品評価まで行うことができる「素形材一貫モデルの構築」を推進している。今後も精密鑄造試作ラインとVIMのシナジー効果による素材から製品まで一貫したモノづくり体制を構築していく。

(技術開発センター 松下 祐基)

ガスアトマイズ量産装置

1. はじめに

当社では、従来からガスアトマイズ試験装置を導入し、金属粉末の製造および試験を行ってきた。用途としてHIPや溶射、軟磁性粉末、金属3D積層造形を主なターゲットとして試作を行っている。近年は金属3D積層造形の需要の高まりもあり、さらなる客先のニーズに応じていくべく、ガスアトマイズ量産装置の導入に至った。

令和4年度より稼働を始め、現在は試験装置で得た知見を活かし、量産装置に展開している段階にある。

本報告では、ガスアトマイズ量産装置の設備概要および操業状況について紹介する。

2. ガスアトマイズ量産装置の概要と特徴

導入したガスアトマイズ量産装置の基本的な設備仕様を表1、概略図を図1にそれぞれ示す。

表1 ガスアトマイズ量産装置の仕様

メーカー	ALD Vacuum Technologies GmbH
型式	VIGA35
溶解重量	250 kg/ch
溶解電源	250 kW
溶解温度	~1700 °C
到達真空度	5 Pa
ガス圧力	~7.0 MPa

ガスアトマイズ量産装置は、メルトチャンバー内で高周波誘導溶解炉による真空溶解を行う。誘導溶解炉を傾動させ、タンディッシュに溶湯を注ぐ。タンディッシュ底部に取り付けられたノズルから溶湯を滴下させ、そこに高圧の不活性ガスを噴射することで溶湯を粉砕(アトマイズ)する。粉砕されて細くなった溶湯はアトマイズタワーを落下する過程で凝固し、表面張力によって球形状の粉末となる。粉末はガスの気流と共に運ばれた後、サイクロンにて分離し回収容器に回収される。

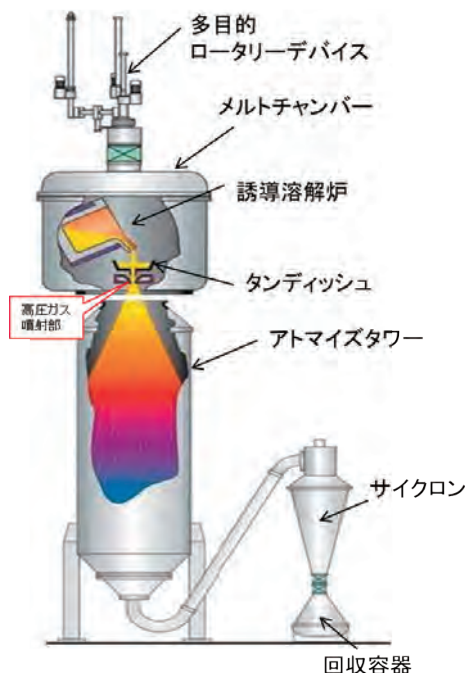


図1 ガスアトマイズ量産装置の概略図

また、アトマイズの安定化を図り、より高品質な粉末を得るために導入している機構をいくつか紹介する。

(1) リサーキュレーションシステム

サイクロンにて粉末と分離されたガスはフィルターを介して浄化され、一部をアトマイズタワーに戻すリサーキュレーションシステムを導入している。より効率よくガスを使用できるとともに、再循環ガスの気流によってアトマイズタワー内に粉末が滞留するのを防ぎ、粉末同士が付着する現象を抑制することができる。

(2) ガスヒーターシステム

電気ヒーターを使用して高圧ガスを100°C程度まで加温してからアトマイズを行っている。ガス膨張を利用して流速を増大させ、粉末の微細化および溶湯が閉塞するリスクを低下させることができる。

(3) ダブルタンディッシュシステム

メルトチャンバー内にタンディッシュを2つセットすることができ、それぞれ1200°Cまで予備加熱ができる。

万が一一方が閉塞してしまった際に、素早く交換し、アトマイズを続行することができる。

3. ガスアトマイズ量産装置の粉末特性

ガスアトマイズ製法の特徴でもある非常に丸く、低酸素な粉末が製造できている。

特に金属3D積層造形用の粉末に求められる粉末特性は一般的に厳しいが、十分に規格を満たす特性が得られている。ガスアトマイズ量産装置で製造した粉末の一部のSEM写真を図2に示す。

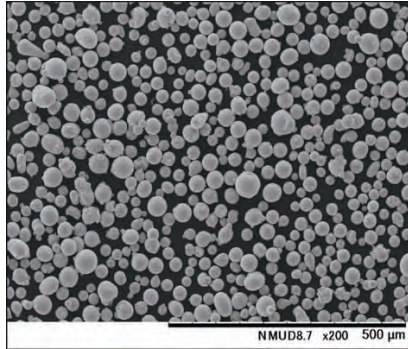


図2 量産装置製造粉末のSEM写真

4. あとがき

世界的な新型コロナウイルス感染症の影響により当初の予定よりも遅れることとなったが、ガスアトマイズ量産装置を導入し、安定して操業するまでに至った。

今後も試験を重ね、解析技術を応用する中で、様々な鋼種やニーズに応じたアトマイズ条件の適正化を行い、さらなる高歩留り化、高品質化を目指していく。

(技術開発センター 石井 友也)

VIM (Vacuum Induction Melting) 設備

1. まえがき

現在、技術開発センターAMセンターとMSM-Thailand,CO.LTD(以下、MSM-Tと表記)で製造しているタービンホイールの溶解素材は、外部からの購入品にて対応している。また、開発品や実機製品試作の為に素材も外部購入である。そこで、製品や開発品・試作品の素材を内製化することを目的として、VIM (Vacuum Induction Melting) 設備が導入された。内製化には以下の3つのメリットが挙げられる。

- ①新素材の開発力強化(高応力鋼等)
- ②タービンホイール素材の品質向上とコストダウン
- ③精密铸造用マスターヒート外販による売上増

2019年5月に千葉製作所AMセンターにて工事が始まり、2021年10月に設置完了された。図1にVIM設備の全景写真を、図2に実際にVIM設備で製造したマスターヒートを示す。



図1 VIM設備全景写真



図2 マスターヒート(材質:713C)

2. VIMについて

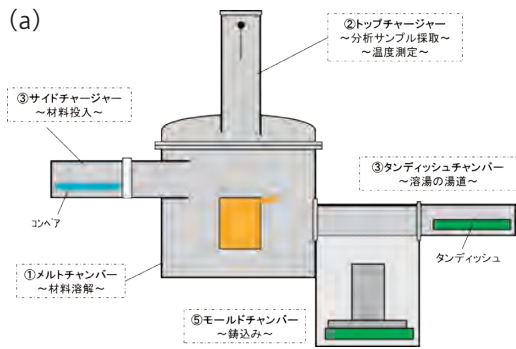
VIM(Vacuum Induction Melting)とは真空誘導溶解のことである。導線に交流電気を流すと、その周囲に磁力線が発生する。導線をコイル状に巻き、その中心部に金属のような電気伝導体を置いてコイルに通電すると、磁力線の影響を受けて、電磁誘導作用により誘導電流が生じる。この誘導電流は、金属のもつ抵抗によりエネルギーを損失し、ジュール熱を発生させる。この発熱現象を熱源として利用したのが誘導溶解であり、金属を融点以上に加熱・溶解することができる。実際は真空中で交流電源を熱源とし、そのコイル中にある溶解ルツボに合金材料を投入し溶解する。

3. VIM設備の特徴

VIM設備の特徴は3つ挙げられる。

- ①高真空中で溶解可能
- ②ガス成分の低減化、特殊超合金の製造可能
- ③高さ3.5mのモールドチャンバーを保有

上記に挙げた特徴について説明する。VIM設備の模式図を図3に示す。VIM設備はメルトチャンバー、サイドチャージャー、トップチャージャー、タンディッシュチャンバー、モールドチャンバーの計5つの部屋に分かれており、各々のチャンバーを減圧して同圧にし、真空ゲートを閉開することによって真空を保持したまま作業することが可能である。メルトチャンバーを高真空中、もしくは不活性ガス雰囲気中で溶解が可能であり、ガス成分の低減化・特殊超合金の製造が可能である。また、モールドチャンバーの有効長さは3.5mを確保しているため、圧延用母材やESR用電極のような、背の高い鋼塊が製造可能である。図3(b)に鑄込み作業時の模式図を示す。鑄込み時には、タンディッシュチャンバーを操作してタンディッシュをメルトチャンバーの溶解炉体近くまで移動させる。その後、炉体を傾動(最大95°)させ溶湯をタンディッシュに注湯する。溶湯はタンディッシュを伝い、タンディッシュのノズルからモールドチャンバーに設置した鑄型に注ぎ込まれる。溶湯が冷えて固まれば鑄込み完了となる。



5. あとがき

現在、VIM設備では構造用鋼の試作と713Cのマスターヒート(φ105)試作を行っている。今後は、精密鑄造設備・ガスアトマイズ設備への溶解材料の供給や、ユーザーの要望に応えるために製造鋼種とマスターヒート径のバリエーション増、下注ぎ鑄型の導入等を計画している。

(技術開発センター 鈴木 牧生)

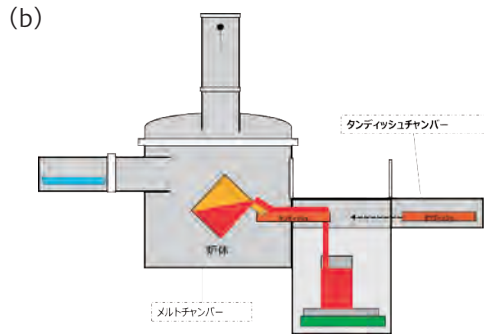


図3 VIM設備模式図
(a)通常時 (b)鑄込み時

4. VIM設備仕様

VIMの設備仕様を表1に示す。

表1 VIM設備仕様

項目	仕様
出力	Max.750kW、250Hz
真空ポンプ	オイルプースターポンプ2台 バックラインポンプ3台
溶解温度	Max.1680°C
炉体容量	公称3ton
炉体傾動	前方95°、後方10°
到達真空度	≦0.1Pa
リークレート	2Pa/Hr
不活性ガス封入圧	Max.14kPa

分析装置

1. まえがき

現在、技術開発センターでは、VIM（真空誘導溶解炉：Vacuum Induction Melting）の導入を行っている。VIMの操業では詳細な成分が未知のスクラップ材を使用した溶解や成分規格の厳しい材料の溶解を行うため、操業中の溶鋼の成分分析（炉中分析）が必須となる。そこで、炉中分析用に蛍光X線分析装置、炭素・硫黄分析装置、酸素・窒素分析装置の3種類の分析装置を導入した。本稿では分析装置の紹介を行う。

2. 蛍光X線分析装置

2-1 設備概要

主要元素の分析装置として、(株)RIGAKU製の多元素同時蛍光X線分析装置Simultix 15を導入した。VIM操業においては、Fe基、Ni基、Co基など多様な鋼種を製造する予定があるため。様々な鋼種の分析に対応が可能である蛍光X線分析装置を選定した。

本装置の特徴として、走査型分光器だけでなく、元素ごとの固定分光器を最大30種類搭載することができる点が挙げられる。そのため、多元素を同時に測定可能であり、1分析あたり約60秒で分析が完了する。その他装置の仕様については表2-1に示す。

2-2 測定原理

蛍光X線分析の原理を図2-2に示す。物質にX線を照射すると内殻電子が外部へとはじき出され、励起状態となる。その後、電子が抜けた部分へと外殻電子が移動して定常状態へと戻る。この電子の移動の際には物質から蛍光X線が放出される。この蛍光X線は元素ごとに特定の波長を有しているため、分析する元素に対応した波長の蛍光X線強度を測定することで、分析する元素の含有量を測定することができる。



図2-1 蛍光X線分析装置

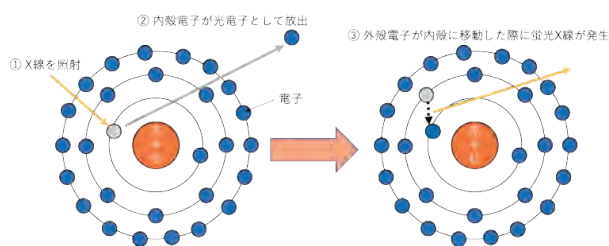


図2-2 蛍光X線分析の原理

表2-1 装置仕様

項目	仕様
装置名	(株) RIGAKU製 Simultix 15
分析法	同時型波長分散蛍光X線分析 (WDXRF)
X線管	Rh ターゲット 4kW
固定型分光器 (分析可能元素)	B, C, Al, Si, P, S, Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, Ta, W, Mg, Sb
走査型分光器	重元素スキャンゴニオメーター (Ti~U) : LiF(200)
検出器	シンチレーションカウンタ (SC)
検出器用ガス	PRガス (Ar90%-CH ₄ 10%混合ガス) 圧力0.15MPa, 流量25mL/min
装置恒温化機構	制御温度 36.5 ± 0.5°C
測定試料サイズ	Φ 30mm ~ Φ 52mm × 30mmH

2-3 分析方法

成分が既知の標準試料を8~10個用意し、検量線法で定量分析を行っている。図2-3に示すように、分析する鋼種の元素ごとに、蛍光X線の測定強度と既知の各元素の含有量でプロットを取り、近似直線を作成して検量線としている。しかし、蛍光X線は元素ごとに特定の他元素と干渉して分析結果に影響が出てしまうため、各種補正を行うことで分析結果の精度を向上させている。サンプルは#80のZrO₂研磨紙で乾式研磨した状態で分析を行っている。

装置前方には回転テーブルに、測定試料を入れた専用のホルダーをセットすることで試料ホルダーが自動で真空室に送られ、分析を行うことができる。試料ホルダーにはΦ30mm~Φ52mmまでのサンプルをセットすることができ、最大8試料まで同時にセットすることができる。

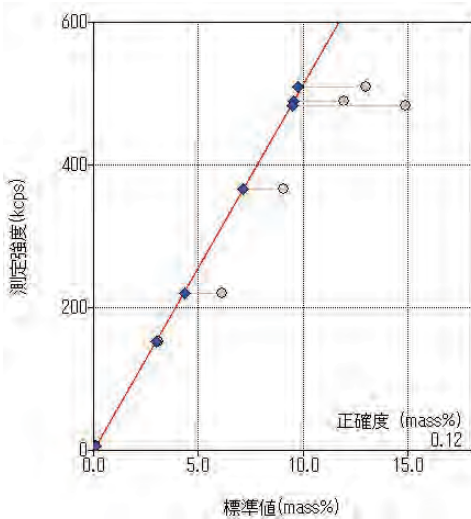


図2-3 Fe基のCr検量線

3. 炭素・硫黄分析装置

3-1 設備概要

炭素・硫黄分析装置として(株)HORIBA製、EMIA-Expertを導入した。装置の外観を図3-1に示す。本装置の特徴としては作業性の良さとキャリアガス精製による分析精度の向上が挙げられる。サンプル調整はボール盤を使用してサンプルから切粉を採取するだけでよく、1分析が約60秒で終了する。また、キャリアガス精製器(図3-1中の右側のユニット)を付随しており、キャリアガス(燃焼用の酸素ガス)中の炭化水素ガスを取り除くことで精度よく分析できる点も特徴として挙げられる。その他装置の仕様については表3-1に示す。

3-2 測定原理

本分析装置では、酸素気流中高周波加熱燃焼-赤外線吸収法で分析を行う。分析フローを図3-2に示す。サンプルと助燃材を入れたセラミック製のルツボを酸素気流中で燃焼することによって、炭素は一酸化炭素と二酸化炭素として、硫黄は二酸化硫黄として抽出される。助燃材のタングステン

は酸化時の熱容量が大きく、高周波加熱時のサンプルを燃焼させるための熱源としての役割がある。スズは溶解した試料の粘性を下げることで流動性が上がり、分析中に試料を攪拌して分析結果を安定させる役割がある。酸素気流はダストフィルタとH₂O吸収剤を通り、不純物を取り除いた後に非分散型赤外線検出器で一酸化炭素、二酸化炭素、二酸化硫黄をそれぞれ測定する。



図3-1 炭素・硫黄分析装置

3-3 分析方法

装置前方にルツボ台があり、分析サンプルと助燃材を入れたセラミック製のるつぼをセットする。分析サンプルは通常1g、粉末サンプルは0.3g、助燃材はW:1.5g, Sn:0.3gで分析を行っている。測定を開始するとルツボ台が燃焼炉内に移動し、分析を行うことができる。

表3-1 炭素・硫黄分析装置の仕様

項目	仕様
装置名	(株)HORIBA製 EMIA-Expert
分析法	酸素気流中高周波加熱燃焼-非分散型赤外線吸収法
炭素測定範囲	0.6ppm ~ 10.0%
硫黄測定範囲	0.6ppm ~ 1.0%
ブランク測定精度	< 0.3ppm
最小読み取り	0.01ppm
試料質量	1.0g±0.1g
測定時間	約60秒
燃焼用ガス	酸素：純度99.5% 圧力0.3MPa
駆動用ガス	窒素：純度99.5% 圧力0.35MPa

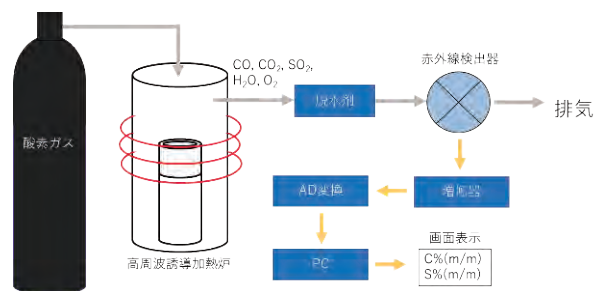


図3-2 炭素・硫黄分析の分析フロー

4. 酸素・窒素分析装置

4-1 設備概要

酸素・窒素分析装置として(株)HORIBA製, EMGA-920を導入した。装置の外観を図4-1に示す。本装置の特徴としてはオートクリーナーを使用した自動の燃焼炉清掃とルツボの供給が挙げられる。本来, 酸素・窒素分析は分析時に煤が発生するため, 分析後の清掃が不可欠であったが, 本装置では装置立ち上げ時と分析終了ごとに自動で燃焼炉内をブラシで清掃する。また, るつぼ台座へのるつぼの設置もアームを使用して自動で供給を行う。そのため, 使用者の清掃ムラによる誤差を低減することができ, 作業も簡略化されている。その他装置の仕様については表4-1に示す。

4-2 分析原理

本装置は, 酸素は不活性ガス中融解-非分散型赤外線吸収法, 窒素は不活性ガス中融解-熱伝導度法で測定を行う。分析フローを図4-2に示す。まず, 黒鉛るつぼのみを真空中で加熱し, るつぼ表面に付着している水分などを飛ばす。その後, 試料を黒鉛るつぼに投入し, ヘリウム雰囲気中でインパルス加熱を行う。溶解した試料から発生した酸素は黒鉛るつぼと反応し, 一酸化炭素, となり, 窒素はそのまま窒素ガスとしてヘリウム雰囲気中に発生する。キャリアガスはそのままダストフィルタを通り, 不純物を取り除いた後に非分散型赤外線検出器で一酸化炭素を測定する。その後, キャリアガスは酸化銅を通り, 一酸化炭素は二酸化炭素に酸化され, 非分散型赤外線検出器で測定される。CO₂吸着剤, H₂O吸着剤を通した後, 最後に窒素ガスを熱伝導度法により測定する。



図4-1 酸素・窒素分析装置

4-3 分析方法

前述の通り, 清掃やルツボのセットは自動で行われるため, 作業者はサンプルを装置上部の試料の投入口に入れるだけで分析を行うことができる。窒素分析は炭素・硫黄分析装置同様にボール盤を使用して切粉サンプルを採取しており, 酸素サンプルはブロック状に切り出した後にサンプル表面を研磨して調整している。また, 粉末を分析する際には, 専用のNiカプセルにサンプルを入れて分析を行う。

表4-1 酸素・窒素分析装置の仕様

項目	仕様
装置名	(株) HORIBA製 EMGA-920
酸素分析法	不活性ガス中インパルス加熱融解-非分散型赤外線吸収法
窒素分析法	不活性ガス中インパルス加熱融解-熱伝導度法
酸素測定範囲	0 ~ 5.0%
窒素測定範囲	0 ~ 3.0%
最小読み取り	0.001ppm
試料質量	1.0g±0.1g
測定時間	約120秒
測定雰囲気ガス	ヘリウム: 純度99.995% 圧力0.35MPa
駆動用ガス	窒素: 純度99.5% 圧力0.45MPa

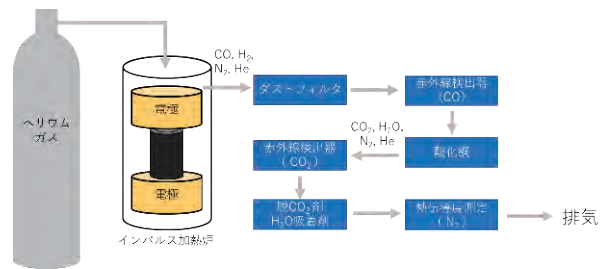


図4-2 酸素・窒素分析の分析フロー

(技術開発センター 杉本 悠希)

高周波超音波探傷設備

I. 緒言

鉄鋼材料を連続鋳造設備で溶製する上で避ける事の出来ない非金属介在物は、製品の耐久性に影響を与える有害な不純物とされている。

現在まで主流となっていた非金属介在物評価法として、検鏡法と言われるJIS点算法やASTM-E45A法、極値統計等があるが、評価面積が小さく十分な信頼性が得られない点が課題となっている。自動車・軸受メーカーにおいて非破壊検査である超音波探傷機を用いた大体積での非金属介在物の検出技術が確立されてきている。当社では、今後カーボンニュートラルに伴うEV車用軸受や、洋上風力発電分野の発展に対応する為、製鋼プロセスにおける高纯净度化に取り組んでいる。このような取組みの中で、信頼性の高い検査が必要となってくる事から超音波探傷装置を導入し、検出技術を確立した。

II. 装置概要

1. 仕様

表1 装置仕様

型式	SDS-winIII 6500R
メーカー	株KJTD
水槽容積	幅705mm×奥行655mm×高さ440mm
ターンテーブル径	φ300
走査範囲	X軸 500mm, Y軸 400mm, Z軸 300mm
走査速度	max300mm/sec
探傷ピッチ	min0.005mm

超音波探傷機の一般的な特徴として、検出限界を超える非金属介在物や欠陥を確実に捉える事が挙げられる。本装置は水浸式超音波探傷機と画像化ソフトのパッケージとなっており、検出した反射エコーの大きさを記録、その大きさを画面上に描画し、内部欠陥を可視化する機能を持っており、その位置や形状を鮮明に確認する事が出来る。また、当社独自の仕様として欠陥径、欠陥長さを所定の閾値で判定し、合否判定を行う機能を有している。



図1 装置写真

2. 探触子について

使用する水浸用探触子(図2)は焦点位置で感度が最大となるフォーカスタイプとなっており、水中での焦点距離は12.5mmである。探触子の特性として周波数が高いほど検出能が高く、微小な欠陥を検出出来るが減衰しやすくなり到達距離も短くなる。当社では表層付近の30μm以上の非金属介在物をターゲットとして50MHz探触子を選定した。



図2 探触子写真

3. 測定方法について

平面探傷を行う場合、図3に示す動きで探傷ピッチ毎のエコー高さを記録している。

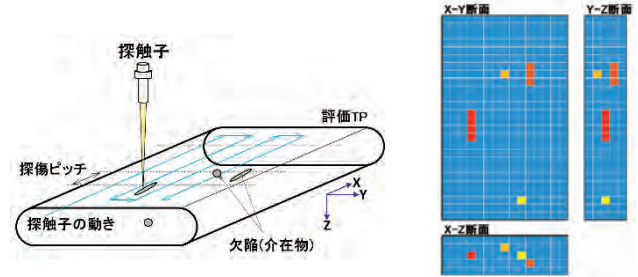


図3 超音波探傷イメージ

III. 評価技術

1. 探傷用TPの製作

試験片は結晶粒による超音波の散乱を抑えて、欠陥部の反射エコーを高める為、鋼種に応じた適切な熱処理を行う。材料表面で発生するノイズエコーを除去する為、バフ研磨にて鏡面に仕上げる。

2. 非金属介在物の検出

当社では、一例として表2に示す条件にてTPの平面探傷を行っている。装置の特性上、材料の表層約0.6mmは不感帯が存在しており、0.6~2.0mm深さの範囲で内部欠陥を検出している。

表2 探傷条件

探触子周波数	50MHz
焦点深さ	2.0mm
水距離	4.5mm
感度	64dB
走査速度	20mm/sec
探傷ピッチ	0.020mm

この条件で探傷する事により、図4に示すような欠陥を検出した。これらの位置からサンプルを切出して追込み研磨によってエコー検出部の実体を確認したところ図5に示す通り、非金属介在物径と欠陥エコー高さに相関がある事が確認されている。現状ではばらつきがあるものの、今後更なる検証により精度を高めていく。

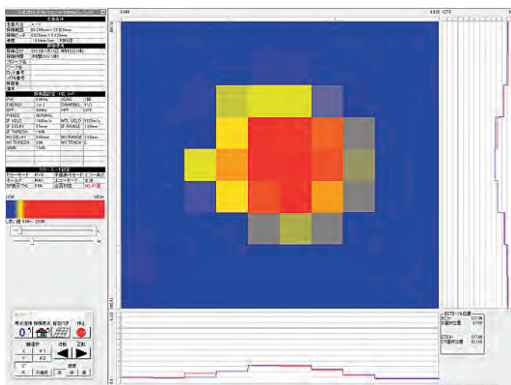


図4 画像化した欠陥一例

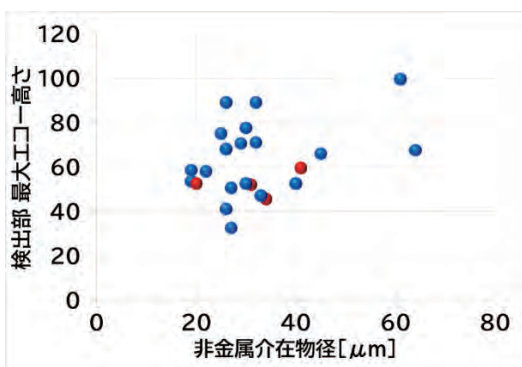


図5 非金属介在物径とエコー高さの関係

IV. 結言

これまで三菱製鋼では、従来の検鏡法のみで非金属介在物の評価を行ってきたが、高周波超音波探傷機の検出技術確立により大体積の検査が可能となった。

これは極値統計法の数十倍に評価面積に相当し、これまで以上に迅速で高精度なデータを収集出来るので、当社で保有する介在物自動解析装置と合わせて、製造プロセスへのフィードバックをしていく事で、より一層の品質改善に繋がっていくものと考えている。

(技術開発センター 田中 順也)

ボンデッドブッシュ評価用軸直振り試験機

1. はじめに

2019年に技術開発センターに国際計測器株式会社製の軸直振り試験機ならびに恒温槽の導入を行った(写真1)。本試験機は、スタビライザに装着されているボンデッドブッシュ(以下、B.Bと略す)の特性を評価する試験機である。

B.Bは従来の金属リング&ゴムブッシュ仕様に対し、接着剤にてゴムブッシュを直接装着しているため金属リングが不要となる。また金属との擦れによる異音の防止やスタビライザへの荷重入力時にゴムブッシュの追従が良くなることで、ロール剛性が向上する。そのため、ゴムブッシュを含めたスタビライザに求める機能性要求事項が多くなっている。

2. 試験機の概要及び特徴

本試験機の概要として、テストピース状態(以下、T.Pと略す)のB.Bを軸直方向と振り方向へ入力させることができる。

軸直方向は最大荷重±35kN、最大ストローク±30mmの能力があり、高精度アクチュエータを用いることにより高精度な変位制御、荷重検出器による高精度な荷重制御が可能である。また振り方向は最大トルク±350N・m、最大振り角度±50°の能力があり、角度検出器とのダイレクトパルスカウント方式により高精度な角度制御、トルク検出器による振りトルクを高精度な制御が可能となっている。



写真1 試験機本体及び制御装置

更に本試験機と連動している恒温槽を使用することで試験環境を-40℃~120℃雰囲気中に調節し、温度影響によるゴム特性を測定することが可能となる。また静的な軸直方向や振り方向のみだけでなく、専用アプリケーションにより動的による軸直方向と振り方向の複合耐久試験

が可能となり、ブッシュにダメージを付与することでB.Bの特徴である接着力に問題が無いか確認することもできる。

本試験機の特徴としては、油圧駆動源を一切使用しない電気サーボ式からなっている。従来の試験機は油圧サーボ式が一般的であり、設備の良好状態を維持するための労力と費用と電気料金が課題としてあった。これに対し本試験機は省エネや省スペースは勿論のこと、設置場所を汚すことも無く、試験機特有の騒音も低減化されている。更に維持管理に必要な消耗部品が少ないため、低コストにて維持管理が可能となった。

3. 試験機の仕様

本試験機の主要仕様一覧を表1に示す。

表1 主要仕様一覧

項目	仕様	
	軸直方向	振り方向
最大荷重 / トルク	±35kN	±350N・m
荷重 / トルク計測精度	±1%以内 (F/S)	
最大ストローク / 角度	±30mm	±50°
変位 / 角度計測精度	±1%以内 (F/S)	
加振速度	0.01~10Hz	
加振波形	サイン波、三角波、矩形波	
◇寸法・重量		
試験機本体	W1700mm×D805mm×H1732mm	
	約1500kg	
制御装置	W900mm×D700mm×H1950mm	
	約250kg	

4. B.B特性の測定例

本試験機によるB.B特性測定状況を写真2に示す。

T.P状態の供試品を左右のクランプ治具にて固定させる。軸直方向は、指定荷重条件にて上下方向へ入力させた時の変位を計測し定数を算出する。また振り方向についても、指定角度条件にて回転方向へ入力させた時のトルクを計測し定数を算出する。

またゴムの特性を取得するため、測定の際は温度環境や測定スピード等、各カーメーカーの要求仕様に準ずる必要がある。

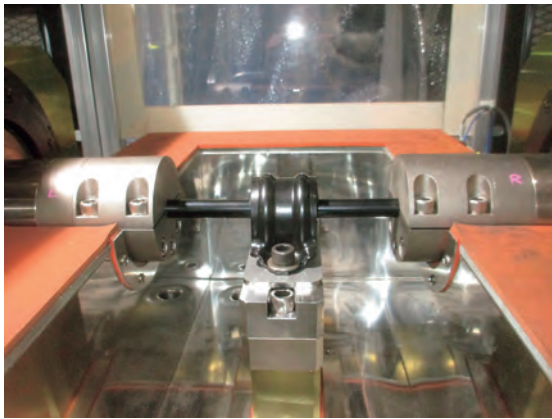


写真2 B.B特性測定状況

図1に軸直方向特性を示す。指定荷重条件 $\pm 4,000\text{N}$ にてブッシュのゴム硬度違いによる測定を行った。

(実線: ゴム硬度A64、破線: ゴム硬度A54)

結果、ゴム硬度が硬いと変位が小さくなり、定数が強くなるのに対し、柔らかいと変位が大きくなるため定数が弱くなるのが分かる。

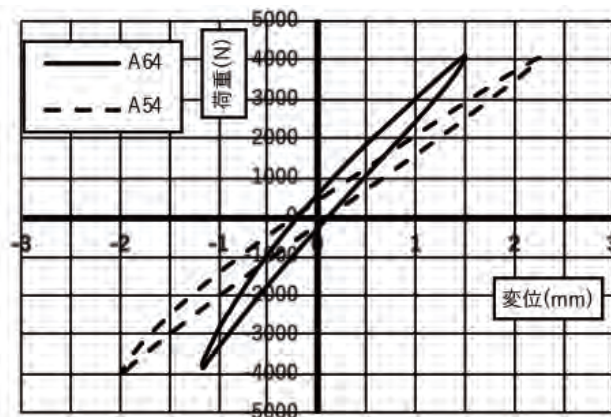


図1 軸直方向特性

図2に振り方向特性を示す。軸直方向特性を測定したのと同じT.Pを用いており、同じくゴム硬度違いにて測定を行った。結果、ゴム硬度が硬いとトルクは高くなり、柔らかいとトルクが低くなるのが分かる。

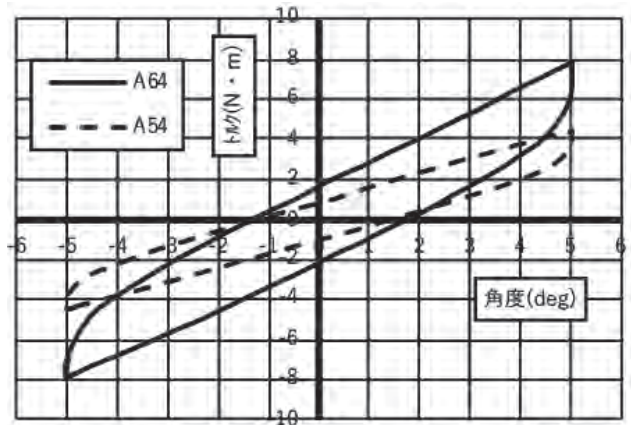


図2 振り方向特性

5. あとがき

ゴムブッシュ単体の軸直方向及び振り方向の特性を把握した上で、次のステージとしてスタビライザにゴムブッシュを接着し、スタビライザAssyでの評価を実施することになる。スタビライザAssy評価は、ゴムブッシュやスタビライザ自体の耐久性を確認する。ゴムブッシュについては意地悪試験として、まず90°Cの電気炉内へ任意の時間投入し、ゴムブッシュを熱で老化させる。その後同相や逆相入力を繰り返すサイクル試験、また泥水および砂水を滴下させながらゴムブッシュへダメージを与える加振試験がある。これらの試験を実施し、ゴムブッシュの破断や接着剤の剥がれが無かったものを、最終的に異音発生の有無を確認する試験がある。ここでゴムブッシュから異音が発生すると、ゴム硬度や接着条件の見直し等が発生し、対策後品で同様の試験を最初から実施することになり、多大な開発工数が発生する部品でもある。

(技術開発センター 浜上 竜也)

1. 弾性部材および弾性装置 (特許第7199587号)

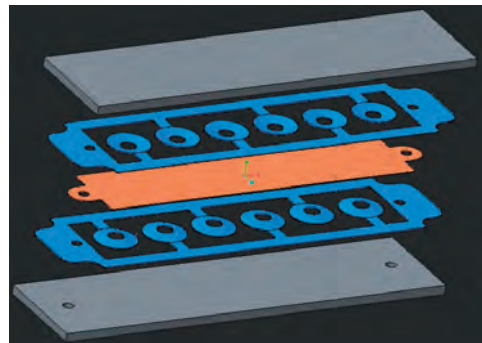
発明者: 光井 泰弘、帖佐 智彦、広兼 徹

ばね事業部技術部の設計グループと、技術開発センターの解析・評価グループが協力して、創出した発明です。

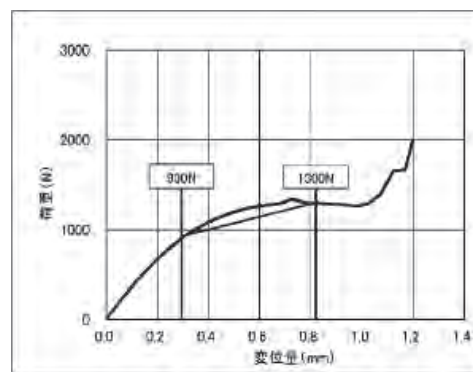
半導体装置には、ヒートシンク(放熱・排熱用の部品)が設けられていますが、この部品は半導体モジュールに高荷重で押し付けた状態を維持しないと、ガタついたり、冷却効率が低下するという問題が生じます。

また、半導体装置・半導体モジュールは、小型化が進んでいますので、より小さいスペースで高荷重を負荷できる弾性部材が求められる傾向にあります。

本発明は、複数の皿ばねを配置する形態によって、前述のニーズを満たす事ができました。



部品構成例



荷重特性解析結果

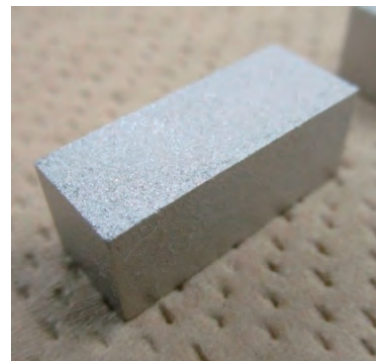
2. ホイスラー型金属系熱電材料及びその製造方法(特許第7078964号)

発明者: 齊藤 晴一、青山 俊文、他

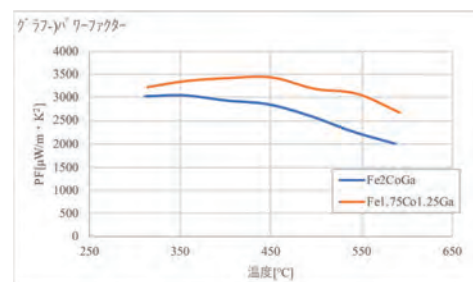
千葉工業大学様との共同研究によって完成した発明です。

熱電モジュールは、大気中に捨ててしまう熱を発電に利用することができるため、近年カーボンニュートラルの観点などから、注目されている分野です。

熱電モジュールに使用される材料は、従来品だとBiTe系の材料が多かったのですが、Gaを含む成分系で代替える事によって、ホイスラー型金属材料で有りながら、エネルギー変換効率を高める事ができました。



金属粉末を焼結した状態

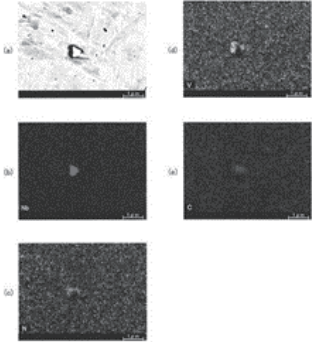
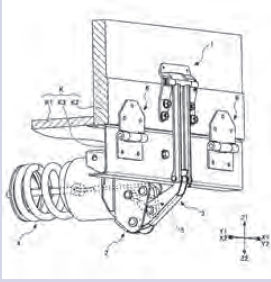
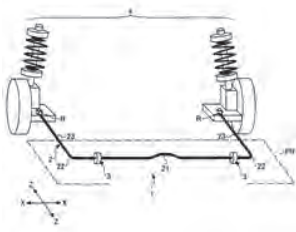
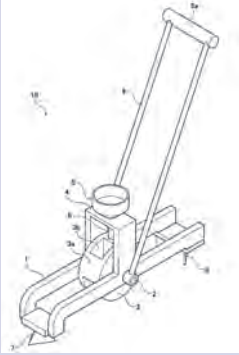
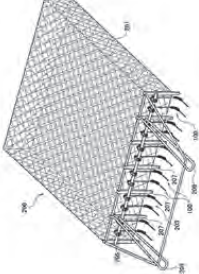


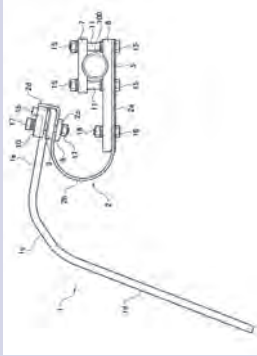
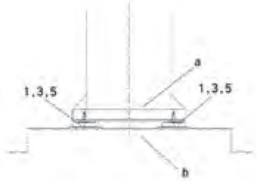
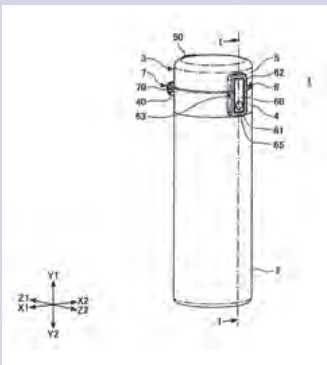
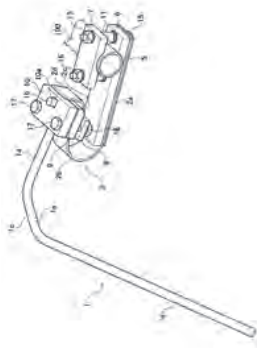
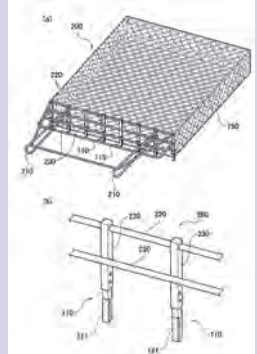
熱電変換特性の測定結果

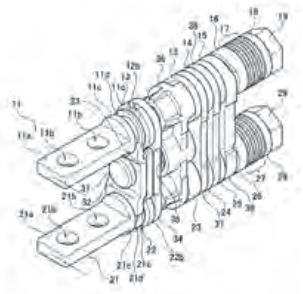
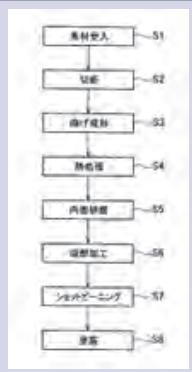
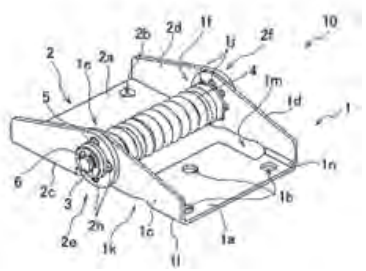
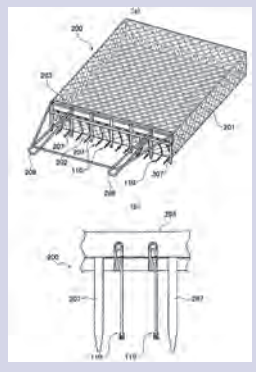
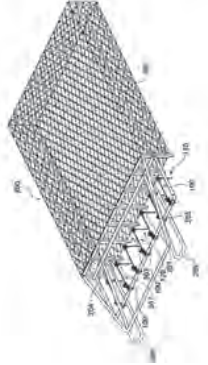
産業財産権登録情報

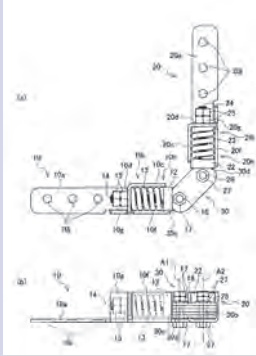
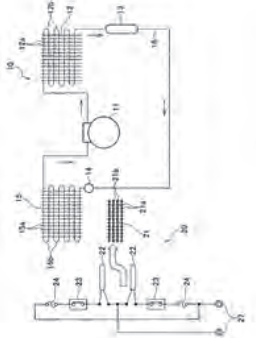
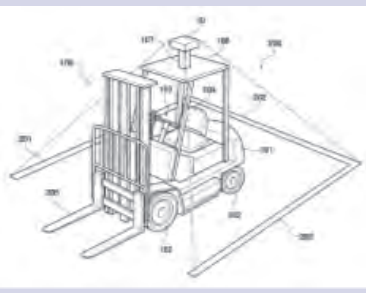
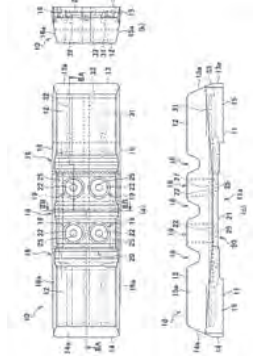
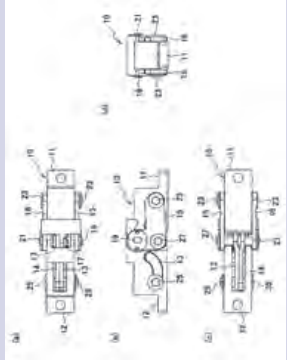
2018～2022年登録分

(1)特許

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
1	B6356309		高強度ばね、およびその製造方法、ならびに高強度ばね用鋼、およびその製造方法	渡辺 幹 養口 光樹 大石 裕之	Nb化合物とV化合物とで複合析出物を形成することで、水素トラップサイトとしてのV化合物を微細分散させ、腐食環境下における疲労強度、耐水素脆性、耐遅れ破壊性を向上させた自動車用ばね、ばね鋼と、それらの製造方法。
2	B6539147		あおり板の開閉補助装置	遠藤 隆生	あおり板の開放動作に伴って移動する動滑車により、螺旋ばねの弾性力を増幅させることで、軽量化と小型化を実現したトラックのあおり板の開閉補助装置。
3	B6542516		ゴムブッシュ付きスタビライザバーの製造方法	樋口 大祐 岡田 洋平 松田 拓也	加硫接着剤を塗布したゴムブッシュを外嵌固着したスタビライザバーを1～50 kHz以下の周波数で160～280℃の温度まで高周波誘導加熱することで、加硫反応を起こしてゴムブッシュをスタビライザバーに接着する、ゴムブッシュ付きスタビライザバーの製造方法。
4	B6542948		追肥機	鈴木 秀昭	地面に溝を掘り、肥料を溝に断続的に散布し、肥料の上をさらに土で覆うことができる、手押しで操作する歩行型の追肥機。
5	B6559919		魚介類採取具の爪	遠藤 隆生	弾性金属線材からなるアームと爪先からなる魚介類採取具の可動爪であって、アームの先端部を切り離して爪先に転用することができるようにしたもの。

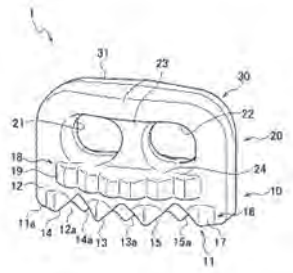
No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
6	B6572343		魚介類採取具の爪	板谷 利幸	弾性金属線材の動きを緩衝する板ばねを備えた魚介類採取具の爪。
7	B6588506		構造物の防振装置	嶋田 唯幸 揚野 一隆	地震時のネジ部破損のリスクを回避し、かつ耐震性能を有したコンパクトなユニット型の構造物の防振装置。
8	B6637707		ダンパー装置	光井 泰弘	携帯用の飲料容器などに利用される、固定筐体と、固定筐体の一端にシャフトにより回転可能に軸支され固定筐体に対して開閉自在に開閉する可動筐体とを有する開閉機構に搭載されるダンパー装置。
9	B6652590		魚介類採取具の爪	板谷 利幸	弾性金属線材の動きを緩衝する板ばねを備えることで、線材の摩耗を防止し、頻繁な部品の交換を不要にした魚介類採取具の爪。
10	B6691949		魚介類採取具の爪	板谷 利幸	アール形状を有する超合金片を取り付け、ホタテ貝を衝撃により損傷することなく採取することができるようにした、魚介類採取具の爪。

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
11	B6719427		ヒンジ及び電子機器	間 雄二 西澤 克仁	第1及び第2シャフトと、シャフトを回転可能に連結するジョイントプレートと、シャフトの軸方向に沿って移動可能なレギュレータと、レギュレータと係合してシャフトの回転を阻止するロックプレート・ロックスリーブと、シャフトの回転角度が所定範囲にあるときにレギュレータを所定の位置に送るレギュレーションカムとを含む、360度まで開閉できる二軸ヒンジ。
12	B6721789		中空ばね及びその製造方法	佐山 博信	曲げ加工及び熱処理の工程の後に、管内に粘弾性を有する研磨メディアを流して管の内面を研磨することで疲労寿命を向上させた中空ばねと、その製造方法。
13	B6731364		ヒンジ	板谷 利幸	集配箱本体及び蓋体を互いに回転可能に支持し、本体に対する蓋体の開閉角度を45度、90度又は135度に留めることができるヒンジ。
14	B6754853		魚介類の採取具の爪及びその製造方法	板谷 利幸	屈曲部に金属管を嵌めることで、ホタテ貝の衝突による破損を防止した魚介類採取具の爪と、その製造方法
15	B6801069		魚介類採取具の爪	遠藤 隆生	工具鋼により形成された爪先カバーを取り付けることで、土壌との摩擦による爪先の摩耗の進行を低減した魚介類採取具の爪。

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
16	B6837297		ヒンジ	遠藤 隆生	可動天板を開く際は軽い力で開き、可動天板を閉じる際はゆっくりと閉じることができるよう、適切なトルクを提供するヒンジ。
17	B6933346		空気調和装置	小川 学 ほか (金子製作所との共同出願)	冷房ユニット及び暖房ユニットに電力を供給する充電池を備え、車両のアイドル時の停止時でも動作できる空気調和装置。
18	B6966267		車両	小柳 幸久 斎藤 裕行	複数の発光ダイオードから放出された光をレンズで集光し、レンズカバーで略平行光として地面に所定のパターンを投影するように取り付けられたパターン投影装置を備えた車両。
19	B7012808		履帯用ゴムパッド	田島 佳広	複数の主棒材とプレートとを埋め込み、履板の取付穴にプレートを固定することができるように複数の貫通穴を形成した、軽量化された履帯用ゴムパッド。
20	B7043463		ヒンジ	光井 泰弘 広兼 徹	連結部分の内側の面からシャフトが突出することがなく、かつ、所定の回転角度でクリックを発生させることができる折り畳み式電子機器用ヒンジ。

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
-----	------	-----	-------	-----	----

21 B7084524

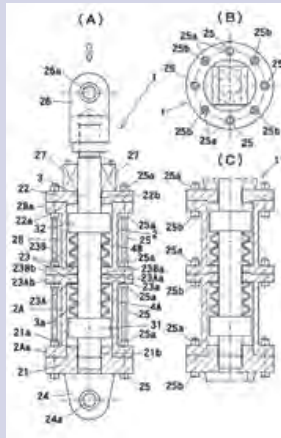


タイヤプロテクター

小柳 幸久

底面に複数の溝を設け、また、側面に複数の突起を設けることにより、建設車両が湿地や軟弱地の地盤を走行するときにスリップや横滑りを防止することができるタイヤプロテクター用リンク。

22 B7091190

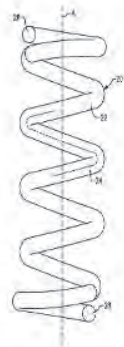


複合型制震装置

嶋田 唯幸
揚野 一隆

振動エネルギーを血バネの復元力とヒステリシス減衰力でエネルギーを吸収し、ロッド外周側に血バネが配置されるロッドの断面を小さくして軽量化でき、メカストップパーの機能を有し、血バネの初期荷重設定やバネ調整を可能にした複合型制震装置。

23 B7092947

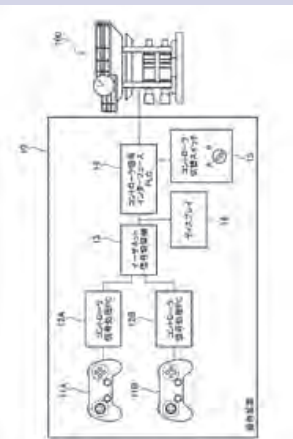


炭素及びガラス繊維層を有する複合コイルばね

ヨシオカ ジュン

ポリマーマトリックスと、ポリマーマトリックス内に配置された炭素繊維コアと、コイル軸に対して交互に斜めの繊維角で炭素繊維コアの周りに巻き付けられた複数の繊維層とを含む複合コイルばね。

24 B7097561



操作装置

奥嶋 浩二
佐藤 諒
ほか
(北ロング・エンジニアリングとの共同出願)

ハンドヘルドコントローラを用いて圧延ロールとマニピュレータを同時に操作できるようにした分塊圧延機の操作装置。

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
-----	------	-----	-------	-----	----

25 B7101040

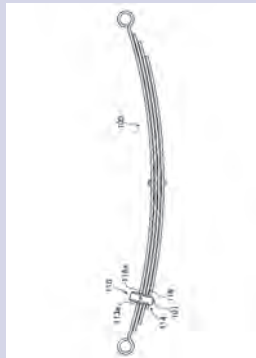


ばねの製造方法

山崎 智裕
木野 文尋
福田 好純
曾田 裕二

荷重が負荷された状態で $\cos\alpha$ 法によるX線回折を用いてばねの有効部の表面の応力を測定する工程を含む、ばねの製造方法。

26 B7101207

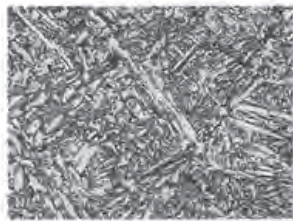


重ね板ばね用クリップ及び重ね板ばね

栗田 紘平
ほか
(三菱自動車工業との共同出願)

対向して接触する重ね板ばねに追従するように動き、粉塵等の付着によって重ね板ばねとの間の摺動性が損なわれても、重ね板ばねとの接触による異音の発生を抑制することができるサイレンサーを設けた重ね板ばね用クリップ、及び、そのような重ね板ばねクリップを取り付けた重ね板ばね。

27 B7132000

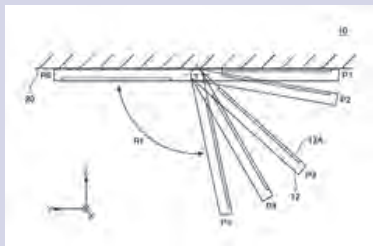


熱間鍛造用非調質鋼

竹内 正芳
佐野 太一

V及びTiを実質的に含有せず、降伏強度を440 MPa以上とし、衝撃値を35 J/cm²以上とすることが可能な熱間鍛造用非調質鋼。

28 B7133701

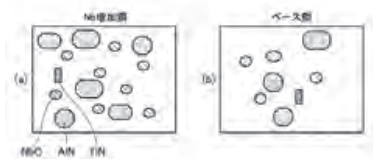


開閉機構

光井 泰弘

高さの異なる2つのカム山を設けたカム部材を用いた、摺動部の耐摩耗性を高めることが可能な開閉機構。

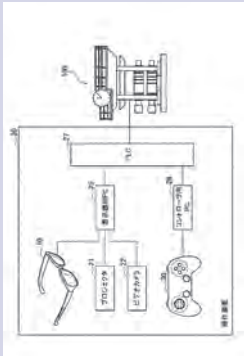
29 B7142306



浸炭用鋼

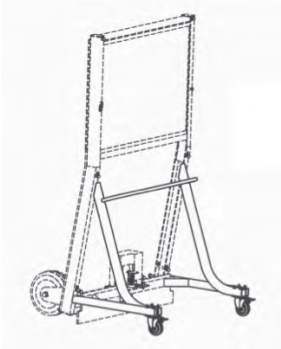
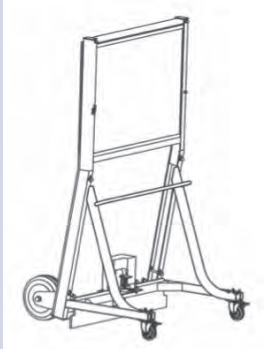

佐野 太一
ほか
(北海道大学との共同出願)

鋼中に発生したAlN、NbC及びTiNの析出物によって結晶粒界がピン止めされることにより、浸炭処理の処理温度を高温にしても結晶粒が異常に成長することのない浸炭用鋼。

No.	登録番号	代表図	発明の名称	発明者	概要
30	B7149440		操作装置	田中 翔三 佐藤 諒	データを含む画像を視界に重ね合わせて表示してオペレータに複合現実を提供するスマートグラスと、ハンドヘルドコントローラとを用いた分塊圧延機の実操作装置。

31	B7178052		積層希土類磁石の製造方法及び積層希土類磁石	曾田 裕二 福田 好純 ほか (e-Gleとの共同出願)	3Dプリンターで、希土類金属を含む材料の層と、絶縁体の層とを交互に積層することにより、希土類磁石を製造する方法。ならびに、前記方法で製造された希土類磁石。
----	----------	---	-----------------------	---------------------------------------	---

(2) 意匠

No	登録番号	図面	意匠に係る物品	創作者	概要
1	D1598106		可動防護板	中村 清明 ほか (ケイズ・アローとの共同出願)	高速飛翔体、火災あるいは爆発物等から人や建物を防護するための可動防護板の後輪ならびにその支持部の部分意匠。
2	D1598107		可動防護板	中村 清明 ほか (ケイズ・アローとの共同出願)	高速飛翔体、火災あるいは爆発物等から人や建物を防護するための可動防護板の全体の意匠。
3	D1695892		建設車両用タイヤの保護部材	小柳 幸久	タイヤプロテクターの接地面の部分意匠。

編集後記

「三菱製鋼技報」は今回で第37巻目の発行を迎えることができました。ご愛読くださいます皆さま方には深く感謝申し上げます。

新型コロナやロシアのウクライナ侵攻, AIによる技術革新等々…現代は変化が激しく, 予測することが難しい社会と言われます。こうした社会・経済情勢では, 研究開発の重要性がますます高まり, 守ることなく挑戦する姿勢が求められていくことでしょう。

巻頭言でも触れていますが, 弊社ホームページに「技術開発センターの取り組み」を掲載しています。このような研究開発事例のご紹介は初めての試みになります。その中で開発の方向性として、『持続可能な社会の実現に向けて新製品の開発を推進していく』を掲げ, 具体的には, 新規開発(省エネ), 製品力向上(高付加価値・高機能), 基礎研究力向上(高品質)を3大テーマとしています。また個社での対応が難しい分野も増えていくと考え, 産学官共創によりイノベーションを創出することで, カーボンニュートラル社会の実現に貢献してまいります。「技術開発センターの取り組み」は今後, 必要に応じ更新していく予定です。皆さまのご指導, ご助言をお願いいたします。

最後になりましたが, 今回の「三菱製鋼技報」の発行にあたり, ご多忙中にも関わらず, ご執筆頂きました皆さま, ご協力頂きました編集委員や関係者の皆さまにこの場をお借りして厚く御礼申し上げます。

(技術開発センター 山岡 拓也)

三菱製鋼技報

第37巻(通巻第45号)

2023年9月29日発行

(非売品)

本書掲載の記事, 写真等の無断転載を禁じます。

©MITSUBISHI STEEL MFG. CO., LTD. 2023

発行人 技術開発センター長
小倉 潤司

編集責任者 山岡 拓也

編集委員 青山 俊文 村山 努
知野 克彦 細谷 光明
佐野 正典 木下 侑尋
佐山 博信 横田 雅博
宮田 将晴 寺本 友理香
樋口 大祐 田中 絢

発行所 東京都中央区月島 4-16-13 Daiwa 月島ビル
三菱製鋼株式会社
電話 03(3536)3118 (広報・IR部)

印刷所 京都府京都市伏見区下鳥羽東芹川町 33
株式会社グラフィック
電話 050(2018)0700

三菱製鋼株式会社

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL(03)3536-3111 FAX(03)3533-3123
<https://www.mitsubishisteel.co.jp>

● 企画部門

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
営業企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3185
生産企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3185
経営企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3185

〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15
システム部 TEL (047)306-0316 FAX (047)306-0319

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
資材部 TEL (03)3536-3189 FAX (03)3536-2271

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
DX推進室 TEL (03)3536-3207 FAX (03)3536-2271

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
監査室 TEL (03)3536-3114 FAX (03)3536-4376

● 管理部門

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
広報・IR部 TEL (03)3536-3118 FAX (03)3533-3123
総務部 TEL (03)3536-3111 FAX (03)3533-3123
人事部 TEL (03)3536-3111 FAX (03)3533-3123
リスク管理室 TEL (03)3536-3120 FAX (03)3533-3123
経理部 TEL (03)3536-3135 FAX (03)3536-2271

● 技術開発部門

技術開発センター 〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6
TEL (0436)42-8713 FAX (0436)40-1259
技術開発センター室蘭分室 〒050-0087 北海道室蘭市仲町12
TEL (0143)41-2831 FAX (0143)41-2869

● 営業部門

営業本部

営業戦略室 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155
鋼材営業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155
ばね営業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL (03)3536-3126 FAX (03)3536-3127
〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6
TEL (0436)40-1116 FAX (0436)42-0301
機能部品営業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL (03)3536-3122 FAX (03)3536-3123
中部支社 〒460-0022 愛知県名古屋市中区金山1-12-14金山総合ビル
TEL (052)321-5631 FAX (052)321-5271
西日本支社 〒541-0047 大阪府大阪市中央区淡路町3-6-3御堂筋MTRビル
TEL (06)7669-3300 FAX (06)7669-3301
福岡営業所 〒811-2112 福岡県糟屋郡須恵町植木128
TEL (092)687-5432 FAX (092)687-5434
広島営業所 〒732-0066 広島県広島市東区牛田本町6-1-27うしたみらいビル6階G号室
TEL (082)502-7680 FAX (082)222-6223

● 事業部門

鋼材事業部

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155

ばね事業部

千葉製作所 〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6
TEL (0436)40-1111 FAX (0436)40-1120

素形材事業部

広田製作所 〒969-3471 福島県会津若松市河東町広田字六丁405
TEL (0242)75-3111 FAX (0242)75-2619

● 部品事業部

東日本販売部

札幌サービスセンター
〒004-0002 北海道札幌市厚別区厚別東二条2-3-25
TEL (011)809-6700 FAX (011)898-1780

苫小牧サービスセンター
〒053-0056 北海道苫小牧市あけぼの町4-9-62
TEL (011)809-6700 FAX (011)898-1780

盛岡サービスセンター
〒020-0832 岩手県盛岡市東見前9-135-1
TEL (019)637-3780 FAX (019)637-3650

仙台サービスセンター
〒983-0013 宮城県仙台市宮城野区中野2-4-9
TEL (022)259-1621 FAX (022)259-1630

新潟サービスセンター
〒950-0953 新潟県新潟市江南区丸瀧新田728-1
アライドコーポレーション内1F
TEL (025)280-7981 FAX (025)280-7985

東京サービスセンター
〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15
TEL (047)306-0337 FAX (047)306-0338

西日本販売部

名古屋サービスセンター
〒459-8001 愛知県名古屋市長区大高町字寅新田108
TEL (052)625-2095 FAX (052)625-2090

北陸サービスセンター
〒920-0003 石川県金沢市松村6-112大西運輸西営業所内
TEL (076)200-6485 FAX (076)200-6635

大阪サービスセンター
〒532-0035 大阪府大阪市淀川区三津屋南3-20-42
つばめ急便大阪ロジスティクスセンター内
TEL (06)6302-5101 FAX (06)6302-5104

岡山サービスセンター
〒710-0803 岡山県倉敷市中島1376
TEL(086)460-1755 FAX(086)460-1756

広島サービスセンター
〒732-0066 広島県広島市東区牛田本町6-1-27
うしたみらいビル6階G号室
TEL (082)502-7670 FAX (082)502-7691

福岡サービスセンター
〒812-2112 福岡県糟屋郡須恵町植木128
TEL (092)687-5431 FAX (092)687-5433

部品販売部
〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15
TEL (047)306-0387 FAX (047)306-0388

● 関連会社

三菱製鋼室蘭特殊鋼株式会社

〒050-0087 北海道室蘭市仲町12
TEL (0143)41-2800 FAX (0143)41-2839

三菱長崎機工株式会社

〒851-0301 長崎県長崎市深堀町1-2-1
TEL (095)871-2211 FAX (095)871-2104

菱鋼運輸株式会社

〒272-0127 千葉県市川市塩浜1-9-3
TEL (047)307-1116 FAX (047)307-2020

