

ISSN 0387-1118

三  
菱  
製  
鋼  
技  
報  
VOL.36 2018

# 三菱製鋼技報

VOL.36 2018

THE  
MITSUBISHI  
STEEL  
CORPORATION  
TECHNICAL  
REPORTS  
VOL.36  
2018

# 三菱製鋼技報

第36巻(通巻第44号) 2018年

## 目次

■巻頭言	1
高山 淳	
■寄稿	
・新しい半破壊的クリープ試験法の活用	2
千葉大学大学院 教授 小林 謙一	
・浮動拡管プラグ曲げの概要	3
立命館大学OIC総合研究機構 客員研究員 小山 秀夫	
■技術報告	
・1300MPa級高応力ばね鋼の開発	5
山口 徹, 箕浦 有一, 渡辺 幹	
・Fe-Si-B-Nb-Cr-Cu系圧粉磁心における高周波領域での磁気特性	9
斉藤 晴一, 中條 伸仁, 福田 方勝, 青山 俊文	
・IoT技術に関する取組み	13
曾田 裕二, 河野 一博	
■技術資料	
・モールドテーパー変更による品質・コスト改善	16
木村 太一, 豊島 崇行	
・レーザー顕微鏡を利用したミクロ組織変化のその場観察	23
竹内 正芳	
■設備紹介	29
・高温加熱観察ステージ付きEBSD結晶方位解析装置	
・介在物自動解析装置	
■寄稿	
・永久磁石百年史	33
福田 方勝	
■産業財産権情報	40

# MITSUBISHI STEEL TECHNICAL REVIEW

Vol. 36 (Con. No. 44) 2018

## CONTENTS

■ <b>Introduction</b> . . . . .	1
Jun TAKAYAMA	
■ <b>Contribution</b>	
• Application of a new semi-destructive creep test method . . . . .	2
Chiba University, Professor Kenichi KOBAYASHI	
• Summary of the floating expansion pipe for plug bending . . . . .	3
Ritsumeikan University, Visiting researcher Hideo KOYAMA	
■ <b>Technical Report</b>	
• Development of the 1300 MPa grade high stress spring steel . . . . .	5
T. YAMAGUCHI, Y. MINOURA, M. WATANABE	
• Magnetic Properties in high Frequency Region for Nano-crystal Powder Core of Fe-Si-B-Nb-Cr-Cu System . . . . .	9
S. SAITOH, N. Chujo, M. FUKUDA, T. AOYAMA	
• Action about the IoT technology . . . . .	13
Y. SODA, K. KOHNO	
■ <b>Technical Note</b>	
• Quality and cost reduction by the mold taper changing . . . . .	16
T. KIMURA, T. TOYOSHIMA	
• <i>In-situ</i> observation of microstructure transformation by using lazer microscope . . . . .	23
M. TAKEUCHI	
■ <b>Equipment</b> . . . . .	29
• EBSD orientation imaging microscopy device with <i>in-situ</i> stage at high temperature	
• Automated non-metallic steel inclusions analyzer	
■ <b>Contribution</b>	
• The one hundred years history of permanent magnet . . . . .	33
M. FUKUDA	
■ <b>Industrial Property Rights</b> . . . . .	40

## 巻頭言

2016年4月に設立した技術開発センターでは、その役割の一つとして産学連携の窓口を担っており、大学等研究開発法人での先進的な研究成果・技術シーズを探求し、共同研究を通じて社内の製品・製造・評価技術などに応用を図る活動を行っています。技術開発センター設立から3年目に入り、連携先の大学数およびテーマ数が順調に増えてきました。

大学で数多研究されている優れた技術を社会に還元することは、当社の使命の一つであります。現在、当社の技術ニーズに合致する技術を有した大学との共同研究を遂行しており、特にEV技術や軽量化技術といった地球環境問題解消にとって大きな力になる分野での産学連携を進めているところであります。また、大学の研究者や学生を社内に招き入れ、調査機器・試験装置を利用していただいたり、研究施設ならび同敷地内の製造工場を見学いただくといった機会も増加するなど、人的交流も活発化しています。このように技術開発センター開設以来、産学連携の活動・取り組みが順調に進み、且つ、大きく広がりを見せはじめており感じています。

さて、復刊2号目となる本号では、大学で開発された技術に関する原稿を共同研究先の先生から2編ご寄稿いただきました。現在、寄稿いただきました技術を元にした共同研究に取り組んでおり、数号先の三菱製鋼技報にはこれら研究の成果を掲載する予定です。研究成果掲載時には、本号のご寄稿内容と照らし合わせてご覧くださいますようお願い申し上げます。

【参考】2018年度の主な共同研究先(五十音順, 敬称略) 金沢大学, 千葉大学, 千葉工業大学, 日本大学, 北海道大学



技術開発センター担当取締役  
高山 淳

# 新しい半破壊的クリープ試験法の活用

千葉大学大学院 教授 小林 謙一

## 1. はじめに

通常、低温/常温で変形しにくい金属材料も、融点 $T_m$ (絶対温度)の $0.4T_m$ 以上の状態で一定荷重が負荷されると、時間とともに変形するクリープ現象が生ずる。一般的にこの変形や強度特性はJISで規定された単軸クリープ試験片を用いて求められる。複雑な形状や各種材料を用いた人工構造物の破壊は、一様な応力部位ではなく、応力集中部や組織変化部など微小領域が破壊の起点となるため、部材や構造物全体の破壊を防ぐには、危険な微小領域を集中的かつ継続的にモニターし、その健全性を統計的に評価することが望ましい。

## 2. スモール・パンチ・クリープ(SPC)試験

現在、高温構造物のクリープ強度を評価する手法を大別すると、次の3つの方法がある:破壊試験法;非破壊計測法;解析法。構造部材の劣化診断に必要な時間や計測精度の観点からこれらを分類したものが図1である。近年、診断精度を保ちつつ、検査コストや時間を抑える半破壊的試験法として微小試験片を用いたクリープ試験が注目されており、スモール・パンチ・クリープ(SPC)試験法はそのうちの1つである。

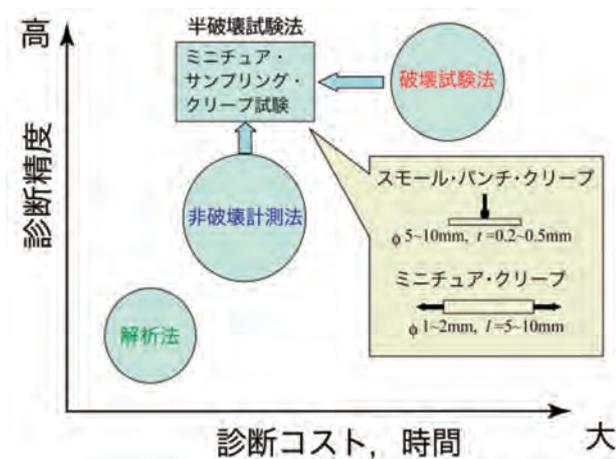


図1 各種クリープ強度試験法。

ここでは薄い円板状の試験片を用いるため、試験片体積は単軸試験片の1/500以下まで縮減できる。その結果、構造部材の局所的部位のクリープ強度特性が評価できる。一方、SPC試験では、一定荷重をディスク状試験片中央に負荷するため、力学的指標が応力ではなく、荷重となる。またクリープ変形曲線は、荷重直下の張り出し量(たわみ)として記録される(図2(a))。

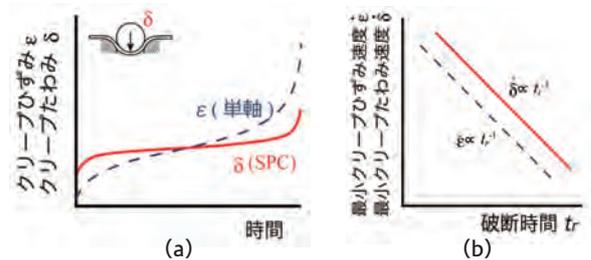


図2 単軸クリープ試験とSPCクリープ試験における (a)変形曲線, (b)モンクマン・グラントの関係。

## 3. SPC試験法の活用

SPC試験からは最小クリープたわみ速度 $\delta \dot{min}$ が求まる。これと破断時間 $t_r$ の関係は、単軸クリープ試験と同様、べき乗則(モンクマン・グラントの関係)が成立する(図2(b))。この関係式が各材料や別温度でも適用できるか、まだ十分データが蓄積されていないが、成立すると長期使用材の劣化/損傷評価に活用できる。また、SPC試験片は極微小であるため、検査時に対象部材の健全性が担保されれば、部材はそのまま継続使用が可能となる。

単軸クリープ試験での応力 $\sigma$ と、SPC試験の負荷荷重 $P$ との相関関係式( $P/\sigma$ )が分かると、単軸クリープ試験をSPC試験で代替できる(図3)。(国研)物質・材料研究機構(NIMS)には耐熱材料のクリープ強度に関する大量のデータが蓄積・公開されている。荷重応力比 $P/\sigma$ とこれらデータを活用すれば、新規耐熱材料のクリープ強度特性評価を短時間かつ効率的に行える。

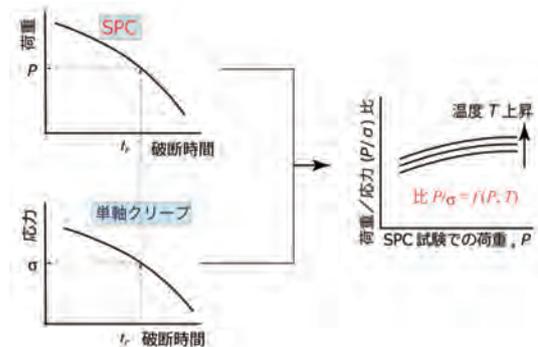


図3 SPC試験と単軸クリープ試験との相関関係。

## 4. あとがき

従来のクリープ試験とは異なるものの、信頼性を保ちつつ時間や計測コストを削減できる、SPC試験が国内外で着目され、試験法が規格化されつつある<sup>1)</sup>。この試験法の特徴と活用法を簡単に紹介した。

### 参考文献

1)日本材料学会・高温強度部門委員会編, "微小サンプル試験法標準", (2012)。

# 浮動拡管プラグ曲げの概要

立命館大学OIC総合研究機構グローバルMOT研究センター  
客員研究員 小山 秀夫(元 千葉大学大学院 准教授)

## 1. はじめに

一般的に円管の曲げ成形には、プレス曲げの他に引曲げ、押付曲げなど円管の径に合った溝加工を施した型を用いて、折れやつぶれを防ぎながら曲げる方法が用いられている。それらの成形法では、曲げ半径ごとに型を用意しなければならず、曲げ角を180°以上に曲げることは難しい。

円管を曲げると、通常は曲げ方向の外側には引張力がはたらく肉厚は薄くなり、逆に曲げ内側は圧縮力により厚くなる。この圧縮力により曲げ内側にはしわが発生しやすく、曲げ外側の引張力等に起因する変形によっては断面がつぶれた形になる。それらの変形のために、円管の高精度曲げは難しい成形の一つである。曲げの際の円管のつぶれを防止するためには、金型により外側から形状を拘束する押通し曲げなどのほかに、円管に砂や氷を詰めたり数珠状の中子やプラグを入れて曲げる方法も効果的である。しかし肉厚が不均一になることに対しては、前述の方法はほとんど効果がない。

それに対し浮動拡管プラグ曲げは、円管のつぶれと肉厚の不均一が改良され、厳しい曲げ加工が可能な方法である。ここではその加工法の概略と特徴を紹介することにする<sup>1)</sup>。

## 2. 浮動拡管プラグ曲げの概略

図1には、円管の浮動拡管プラグ曲げの概略を示した。同図は芯金で支えられた球形の浮動拡管プラグを用いた場合で、円管は断面で示してある。図中の右側からスリーブに送り込まれた円管は、出口で浮動拡管プラグにより拡管される。浮動拡管プラグの直径は円管の内径よりも拡管率 $e = 10 \sim 30\%$ 程度大きく、円管は拡管により塑性変形する。またプラグを支える芯金の弾性変形により、プラグは円管の曲げに伴い管の半径方向に移動(偏心)できる。曲げ成形するためには、拡管された円管の側方から曲げロールを押し込み、曲げモーメントを付与する。この曲げモーメントにより円管は曲げられ、曲がった方向に浮動拡管プラグは移動しようとし、逆に円管からはプラグを中心に戻そうと力が作用するため、プラグはそれらの力が釣り合う位置に自動的に移動する。

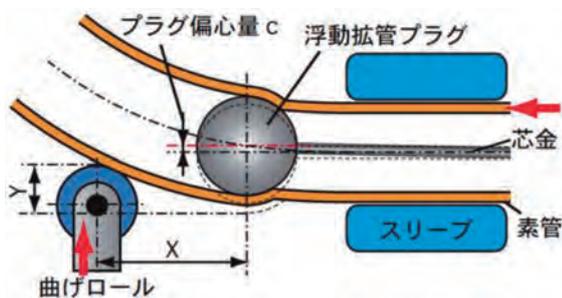


図1 浮動拡管プラグ曲げの概要

## 3. 浮動拡管プラグ曲げの効果

浮動拡管プラグ曲げでは、拡管率が大きいほど曲げに必要なモーメントは小さくなり、曲げ内側のしわ発生により決定される加工限界も向上する。しかし拡管率が大きくなると円管の押し込み力も大きくなるため、しわは逆に発生しやすくなることから、材料や曲げの程度に見合った最適な拡管率が存在する<sup>2)</sup>。

図2には浮動拡管プラグ曲げ後の円管の扁平率を、曲げによって偏心しない中心固定プラグ曲げの場合と併せて示した。一般に拡管プラグ曲げでは拡管部に曲げが集中するため、プラグの効果により管の扁平化が抑制され、拡管率を大きくするほど扁平率は減少することがわかる。浮動拡管プラグは中心固定プラグに比較してその効果が大きい、これは浮動拡管プラグ曲げではプラグが曲げ内側に移動して内壁を押すように作用するためである。

図3には円管の偏肉率についての結果を示した。偏肉率は数値が大きいほど曲げ内側の肉厚増加が大きいことを示す。通常の曲げモーメントのみによる変形と同様に、中心固定プラグ曲げでは拡管率に関係なく曲げの外側が薄く内側が厚く偏肉する。それに対し浮動拡管プラグ曲げでは、プラグの偏心により曲げ内側の肉厚が薄くなるため偏肉率が減少する。この場合も拡管率が大きいほど偏肉率減少には効果があるが、扁平率のようにほぼ0にすることは困難で、曲げモーメントの影響が少なからず残存する。

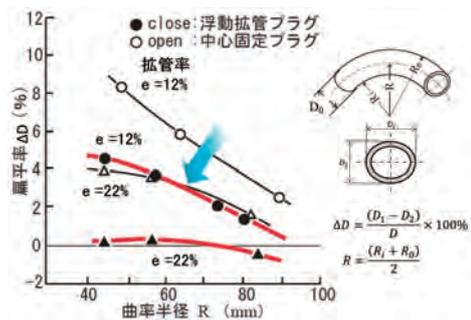


図2 浮動拡管プラグ曲げにおける扁平率 (C1220TS-1/2H,  $t=1\text{mm}$ ,  $D_0=15\text{mm}$ )

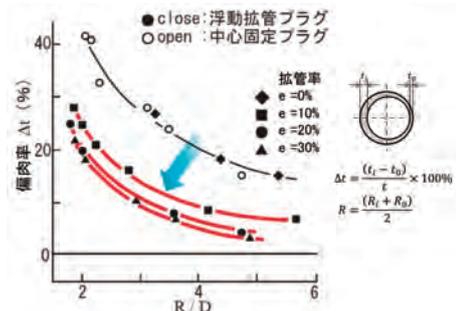


図3 浮動拡管プラグ曲げにおける偏肉率 (C1220TS-1/2H,  $t=1\text{mm}$ ,  $D_0=15\text{mm}$ )

## 4. おわりに

浮動拡管プラグ曲げは通常の円管曲げ成形法に比較して、精度上の様々な利点がある。他にも材料を選ばず<sup>3)</sup>、肉厚制御が可能で<sup>4)</sup>、断面形状変化<sup>5)</sup>や三次元加工<sup>6)</sup>が容易である点などメリットが多い。一方、装置がやや複雑になる、成形速度が遅いなどの問題点も存在するが、高機能部品の多品種少量生産には適した成形法であり更なる実用化が期待される。

---

### 参考文献

- 1) 例えば、浮動拡管プラグにより付加価値を付ける円管の加工：中村ほか、塑性と加工，46-538(2005)，1044-1049.
- 2) 浮動拡管プラグ曲を用いた円管の曲げ加工：中村ほか、塑性と加工，37-424(1996)，540-545.
- 3) 例えば、熱可塑性プラスチックパイプの浮動拡管プラグ曲げ加工：林ほか、塑性と加工，38-437(1997)，566-570.
- 4) 浮動拡管プラグを用いた偏肉パイプの加工技術：中村ほか、平成14年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2002)，267-268.
- 5) 浮動拡管プラグ曲げによる異形断面管の変形特性：石井ほか、平成23年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2011)，57-58.
- 6) 浮動拡管プラグ曲げ装置による円管の曲げおよび偏肉加工の自動化：小山ほか、平成21年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，411-412.

# 1300MPa級高応力ばね鋼の開発

山口 徹<sup>a</sup>, 箕浦 有一<sup>a</sup>, 渡辺 幹<sup>b</sup>

## 1. まえがき

地球温暖化対策の観点から、自動車の軽量化はCO<sub>2</sub>排出量の削減、および燃費の向上に大きく貢献するため、部品、モジュールは様々な軽量化の取り組みが進められている。自動車用懸架ばねについても同様に軽量化の取り組みがなされており、アプローチの一つとして高強度ばね鋼の開発が進められている。しかしながら、材料の高強度化により耐環境特性（耐腐食疲労特性、耐遅れ破壊性）が大きく劣化することが知られており、強度と耐環境特性の両立が重要である。

本稿では自動車用ばね鋼の軽量化への取り組みとして、優れた耐腐食疲労特性、耐遅れ破壊性を有する1,300MPa級高応力ばね鋼の開発について紹介する。

## 2. 自動車用ばね鋼の軽量化への取り組み

### 2.1 自動車用ばねの開発経緯

自動車用ばねについて、年代をベースとした軽量化の開発経緯を考えた場合、1970年代後半から1980年代にかけては、設計応力1,100MPa級の鋼種SUP7やSUP12を主流とするものであったが、1990年代以降は、設計応力1,200MPa級、あるいは1,300MPa級の高強度ばね用鋼が主流となってきている。特に1,300MPa級のばねは、一旦合金価格の高騰やグローバル調達化指向により、敬遠された期間があるが、近年再び注目され、より高強度のばねが求められている。計算上、設計応力1,100MPa⇒1,300MPa化により、自動車用ばね20%の軽量化が可能となる。これらの開発では化学成分のみの対応ではなく、ショットピーニングや塗装といった要素技術と組み合わせられて進められてきている。

### 2.2 自動車用ばね鋼の高強度化における課題

自動車用ばね鋼を高強度化するためには、硬度を上昇させることが必要になるが、一般的に硬度上昇に伴い、靱性、耐遅れ破壊特性は低下する。これらの特性が低下すると特に腐食環境下において、ばね鋼はより鋭敏となることから、腐食環境下で発生する影響要因に対して、対策を立てなければならない。

## 3. 高強度ばね鋼の開発

### 3.1 成分設計

上述のように高強度材料の開発には、一般的に材料の硬度上昇が検討されるが、焼戻し温度の調整のみで硬度を上昇させた場合、耐腐食疲労特性、および耐遅れ破壊性の低下が懸念される。この懸念に対して、化学成分を調整することで、高強度化を施しても優れた耐腐食疲労特性、耐遅れ破壊性を有する高強度材料の開発を目指した。

一般的に各合金元素が鋼、およびばねの特性におよぼす影響は以下の通りである。

C: 硬さを高める。ばね鋼では硬さを安定して確保するために基本となる元素である。

Si: 耐へたり性を向上させる。

Mn: 焼入性を向上させる。

P: 粒界に偏析し、靱性を低下させる。

S: 切削性を付与するが、靱性を低下させる。

Cr: 焼入性を向上させる。

Mo: 焼入れ性を向上させる。靱性を向上させる。

V: 結晶粒を微細化させる。

B: 微量添加で焼入性を大きく向上させる。

さらに耐腐食疲労特性、耐遅れ破壊性向上のため、Ni, Cu, Ti, Nbなどの元素が添加調整される。

表1に従来鋼と開発鋼の化学成分を示す。高強度化を実現するために必要となる硬度上昇の方法としては、化学成分の調整に加え、焼戻し温度を低下させることにより行った。

本開発では、疲労き裂の起点となる腐食ピットの生成を抑制することで耐腐食疲労特性の改善を図った。耐腐食疲労特性は緻密な非晶質錆を生成するNi及びCuを添加することで向上させる。また耐腐食疲労特性を低下し、破断起点となり得るMnSの析出量を軽減する目的でS量の減量を行った。耐遅れ破壊性の改善はV量の増量によって試みた。Vは微細炭化物析出による水素トラップ効果により、高応力部への水素の集中を阻害し、脆化を防ぐ。またC量の減量によりマトリックスの靱性を向上させることで水素脆化を抑制させる。さらにP量を減量することで、き裂伝播の経路となり得る粒界脆化の軽減を図った。

表1 開発鋼の化学成分 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
従来鋼	0.52	1.50	0.45	≦0.020	≦0.015	—	0.80	0.08	—	0.16
開発鋼	0.44	1.75	0.45	≦0.015	≦0.003	0.25	0.75	0.08	0.35	0.25

a) 技術開発センター b) 技術開発センター マネージャー

### 3.2 材料特性

#### 3.2.1 機械的性質

表1に示す従来鋼及び開発鋼の供試材を用いて、焼入れ、焼戻しの熱処理を実施し、引張試験及びシャルピー衝撃試験(試験温度:室温, -40°C)を行った。各試験は、引張試験片 JIS Z 2241 4号試験片, シャルピー衝撃試験片 JIS Z 2242 Uノッチ試験片で行った。引張強度に対する、伸びと絞りの関係を図1, 引張強度に対するシャルピー衝撃値

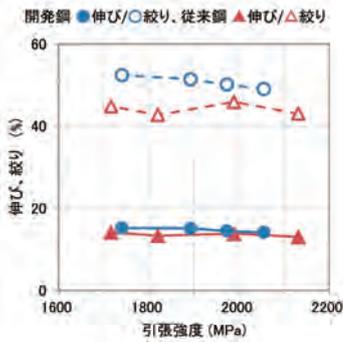


図1 引張強度 - 伸び,絞りの関係

の関係を図2に示す。

図1より引張強度に対して、伸びは同一の特性を示しているが、絞りはやや向上している。これは従来鋼に比べ開発鋼のC量の減少していることから、同レベルの引張強度において、加工性が上昇したためと考えられる。

図2より同レベルの引張強度において開発鋼の衝撃特性は、従来鋼と比べ20%以上向上しており、成分調整による靱性向上していることが確認できる。

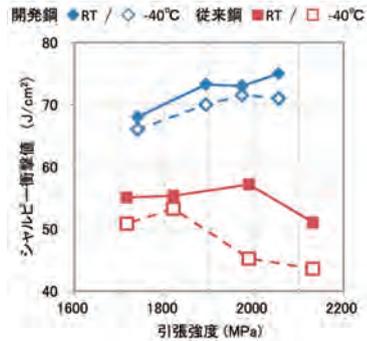


図2 引張強度 - 衝撃値の関係

#### 3.2.2 疲労特性

疲労特性は大気環境下での小野式回転曲げ疲労試験によって評価を行った。試験片形状を図3に示す。従来鋼は1,900MPa, 開発鋼は2,000MPaの引張強度の試験片を

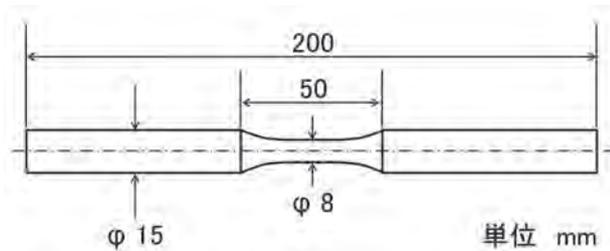


図3 JIS Z 2274 1号試験片

用い、 $10^7$ 回未折損時の負荷応力を疲労限度とした。

図4に従来鋼の疲労限度に対する開発鋼の疲労限度の向上率を示す。開発鋼は従来鋼に対し疲労限度は14%向上し、引張強度上昇による疲労特性の向上が確認された。

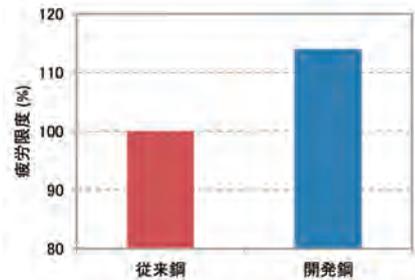


図4 回転曲げ疲労試験での疲労限度

#### 3.2.3 耐腐食性

試験片はφ12×80mmの丸棒を使用し、図5に示す腐食サイクル環境に試験片保持し、10サイクル経過後の腐食減量および腐食ピット形状の深さと幅のアスペクト比を算出し、耐腐食性の評価した。腐食減量の値は腐食前後の質量差を試験片の腐食前表面積で除し算出し、腐食ピットのアスペクト比は、各試験片で30点の腐食ピットの深さと幅を測定し、深さを幅で除し算出した。図6に腐食減量結果、図7に腐食ピットのアスペクト比の正規分布曲線を示す。開発鋼は従来鋼に対して腐食減量、腐食ピットのアスペクト比がともに減少した。これは、NiおよびCuの添加に加え、S量の減量により耐腐食性が改善されたことによるものと考えられる。

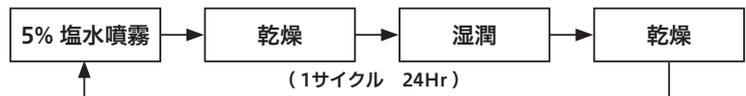


図5 腐食サイクル

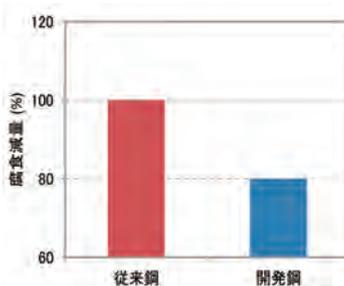


図6 腐食減量試験結果

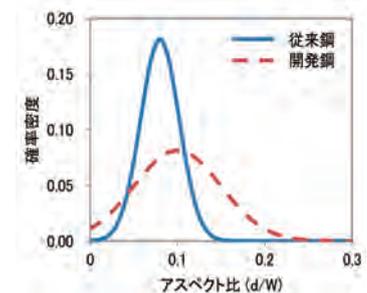


図7 腐食ピットのアスペクト比正規分布曲線

### 3.2.4 耐遅れ破壊性

試験片内部に水素を吸蔵した状態で荷重を負荷することで遅れ破壊を生じさせ、その破壊が起こる直前の限界応力(未破断応力)から耐遅れ破壊性の評価を行った。試験片形状は、図8に示す。試験は、従来鋼1,900MPa、開発鋼2,000MPaの引張強度の試験を用い、試験開始前に5%チオシアン酸アンモニウム水溶液に無負荷状態で48hr浸漬させることで、事前に試験片中に限界水素濃度まで吸蔵させる。その後、溶液に浸漬させたままの状態、試験片に定荷重を付加し、引張応力状態で破断までの時間を測定した。試験は最大で96hr行い、試験片が破断しない引張応力を未破断応力とした。また、未破断試験片で、試験片中の拡散性水素量の測定を合わせて実施した。

図9に未破断応力試験結果、図10に拡散性水素量測定結果を示す。開発鋼は従来鋼よりも高強度にもかかわらず、従来鋼に対して未破断応力が約35%上昇し、拡散性水素量も80%減少していることから耐遅れ破壊性が向上していることが確認できる。これはV量の増量による水素トラップ効果に加え、P量の減量により水素が集中し破断が生じやすい結晶粒界の脆化が抑制されたことが影響しているものと考えられる。

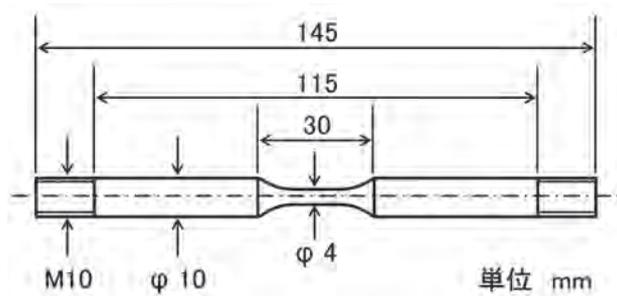


図8 未破断応力試験片形状

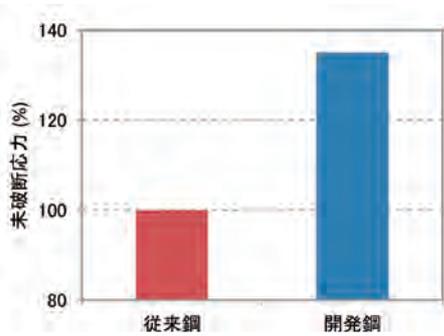


図9 未破断応力試験結果

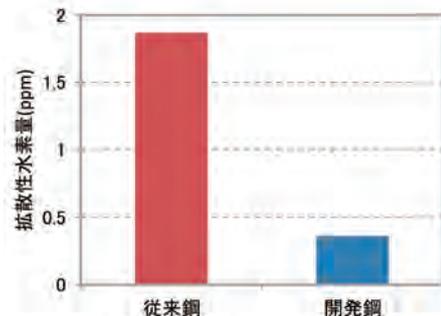


図10 未破断試験片の拡散性水素量

### 3.3.3 ばね製品評価

#### 3.3.1 評価対象ばね

図11に熱間成形コイルばねの製造工程を示す。また表2に評価対象としたばねの諸元を示す。評価項目は、実物ばねとしての大気疲労特性、耐腐食疲労特性および耐遅れ破壊性である。

表2 評価対象ばねの諸元

線径 (mm)	平均径 (mm)	自由長 (mm)	総巻数	ばね定数 (N/mm)
13	112	326	5.5	48.6

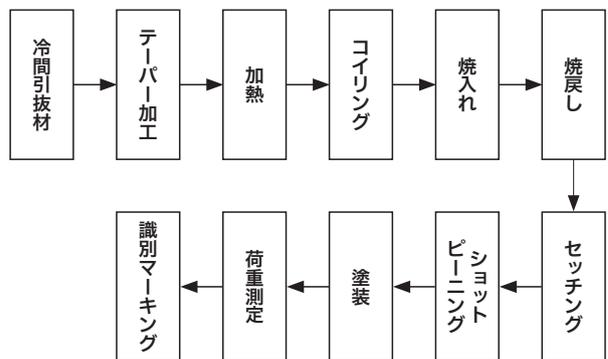


図11 熱間成形コイルばねの製造工程

### 3.3.2 台上耐久試験

ばね台上耐久試験には、従来鋼：1,900MPa、開発鋼：2,000MPaの引張強度の試験用ばねを使用した。大気疲労試験結果を図12に示す。

3.2.2項での試験片での回転曲げ疲労試験結果と同じく、ばね形状での疲労特性は、引張強度上昇に伴い、開発鋼は従来鋼に対してばねにおいても大気疲労特性が向上することが確認された。

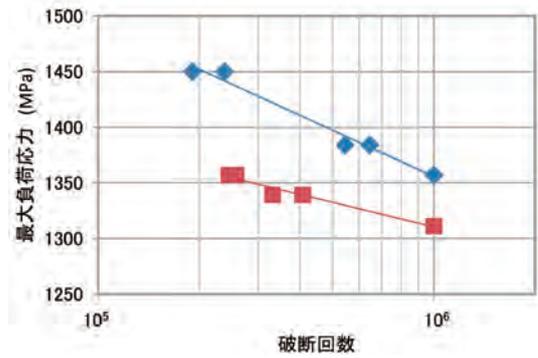


図12 台上耐久試験 S-N線図

### 3.3.3 耐腐食疲労特性

腐食疲労試験は塩水噴霧(5%NaCl)→乾燥→湿潤を1サイクル(8hr)とし、加振を3サイクルごとに5,000回、乾燥時に実施した。試験用のばねは大気疲労試験と同じばねを使用し、加振での平均応力は同じだが、開発鋼は従来鋼よりも加振応力を100MPa上昇させて耐久試験を実施した。腐食耐久試験結果を図13に示す。

開発鋼は、従来鋼よりも高応力で加振しているが、耐久回数が従来鋼よりも50%上昇していることが確認された。開発鋼の耐腐食疲労特性が向上した要因は、材料評価において腐食減量および腐食ピットのアスペクト比が小さかったことから、減肉による応力上昇とピット形状が緩やかなことによる応力集中が緩和され、疲労き裂発生が抑制されたためと考えられる。

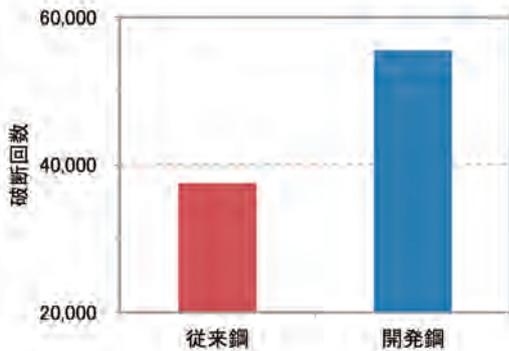


図13 腐食疲労試験結果

### 3.3.4 耐遅れ破壊性

遅れ破壊試験は、従来鋼：1,300MPa、開発鋼：1,400MPaの負荷応力をかけ、1%チオシアン酸アンモニウム水溶液中に浸漬させ、ばね破断までの総浸漬時間により耐遅れ破壊性を評価した。試験用のばねは大気疲労試験と同じばねを使用した。

図14に遅れ破壊試験結果を示す。開発鋼は従来鋼よりも高強度のばねであり、試験での負荷応力が高いにもかかわらず、従来鋼を上回る破断時間を示した。開発鋼が優れた耐遅れ破壊性を示した要因として、V量の増量による水素トラップ効果に加え、靱性向上により切欠き感受性が低減され、水素脆性が抑制されたためと考えられる。またP量の減量により粒界脆化が抑制されたことも耐遅れ破壊性の向上に貢献したものと考えられる。

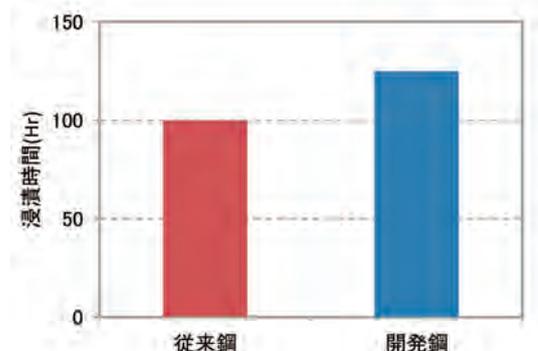


図14 遅れ破壊試験結果

## 4. まとめ

1,300MPa級高応力ばね鋼の開発において、以下の結果が得られた。

- (1) NiおよびCuの添加に加え、S量の減量により耐腐食性が向上し、腐食減量および腐食ピット深さが軽減されたことで、応力集中による疲労き裂発生が抑制された。
- (2) V量の増量による水素トラップ効果、C量の減量による靱性向上、およびP量の減量による粒界脆化抑制により耐遅れ破壊性が改善した。
- (3) ばね評価において開発鋼は高強度および高応力にも

かわらず、優れた耐腐食疲労特性および耐遅れ破壊性を示した。

今回、引張強度2,000MPa級材の自動車用高強度ばね鋼の開発事例を紹介をしたが、既に引張強度2,100MPa以上のもも発表されている。自動車用ばねに求められる耐腐食性向上の成分設計だけでなく、微細組織を形成させるなどの方法を組み合わせ達成している。

今後の自動車用高強度ばね鋼開発は、微細組織の形成方法、さらに表層の硬度分布の制御、残留応力付与などの表面改質加工などの組み合わせも必要となると考える。

このため耐腐食性、靱性の向上に加え、これらの加工を考慮した成分設計が求められる。

## Fe-Si-B-Nb-Cr-Cu系圧粉磁心における高周波領域での磁気特性

齊藤 晴一<sup>a</sup>, 中條 伸仁<sup>a</sup>, 福田 方勝<sup>a</sup>, 青山 俊文<sup>b</sup>

## Magnetic Properties in high Frequency Region for Nano-crystal Powder Core of Fe-Si-B-Nb-Cr-Cu System

Keywords: amorphous, nano-crystalline, atomization method,

## Abstract

Nano-crystalline materials are well known to possess superior soft magnetic properties. They are obtained by following process. First, liquid metals are rapid cooled to make them amorphous ribbons. After that, they are heat treated at higher the crystallization temperature to precipitate fine crystals. Nano-crystal powders are obtained to pulverize the ribbons. In this research, they are prepared by an atomization method to amorphous state and heat treating to nano-crystal state.

## I. 緒言

軟磁性材料として様々な合金が利用されている。代表的なものとして、純鉄やケイ素鋼、パーマロイなどの磁心材料がインダクタとして幅広く用いられている。その中でも現在着目されているのがアモルファス粉末であり、さらに、アモルファス合金に熱処理を施し微細で均一な結晶を析出させたナノ結晶粉末である。

このナノ結晶粉末の特徴として高透磁率、低コアロス特性を有し、軟磁性材料として非常に有望な材料であるが、ナノ結晶粉末を得るには、まずアモルファス粉末を作製する必要がある。アモルファス粉末の作製には液相状態から急速冷却を行うことで得ることができるため、単ロール法やアトマイズ法など急速に溶湯を冷却できる製造法が用いられる。

単ロール法では非常に速い冷却速度(10<sup>6</sup>K/s)が得られるが試料形状が薄帯状となり、粉末を得るにはボールミルなどで粉砕する必要が生じる。

また、水アトマイズ法では単ロール法に比べて冷却速度は劣るものの、直接粉末状の試料を作製することができる。しかし、水アトマイズ法の欠点としては粉末が不規則形状となりやすく、また、酸素量が高くなってしまふ。

そこで本研究では冷却速度は他の製法(単ロール法、水アトマイズ法)に劣るが粉末状の試料が作製でき、比較的球状で低酸素の粉末が得られるガスアトマイズ法を用いることで成分・粒径を調整することでアモルファス粉末を得ることができるか検討し、その後、熱処理を施すことでナ

ノ結晶粉末を作製することができるのか試みた。また、CやPを添加することでアモルファス化への影響も調査し、その磁気特性を評価した。

## II. 実験方法

## 1. アモルファス粉末の作製

Fe<sub>69.5</sub>Si<sub>13.5</sub>B<sub>12</sub>Nb<sub>3</sub>Cr<sub>1</sub>Cu<sub>1</sub>の成分で溶解を行い、ガスアトマイズ法を用いて粉末を作製した。その後、一般的に小さい粉末の方が比表面積が大きく急速に冷却されやすいため、アモルファス化しやすい。そこで-32μm、-20μmで篩別を行い、アモルファス粉末が得られているカリガク社製XRDを用いて確認を行った。

## 2. 熱処理条件の検討及び磁気特性の評価

得られたアモルファス粉末に対しAr雰囲気中で580℃、590℃、600℃、610℃でそれぞれ熱処理を施し、ナノ結晶粉末が得られるかXRDを用いて確認を行った。

各種ナノ結晶粉末に対してシリコーン樹脂を混合した後、コータキ精機社製1000kNプレス成形機にて1980MPaの圧力をかけて外径21mm、内径13.5mm、高さ4.5mmのトロイダル形状のサンプルを作製し、樹脂の硬化条件として大気中で150℃×1hで熱処理を施した。その後透磁率はアジレントテクノロジー社製LCRメータ(0.1-2000kHz)より測定を行い、コアロスは岩崎通信機社製B-H ANALYZERにより、磁束密度10mT、周波数100k~3000kHzの条件で測定を行った。

3. CあるいはP添加によるアモルファス化促進及び磁気特性の調査  
 $Fe_{69.5-x}Si_{13.5}B_{12}Nb_3Cr_1Cu_1C_x$  or  $P_x$  ( $x=2$ ) の成分で溶解を行いガスアトマイズ法にて粉末を作製した。得られた粉末に対してXRDよりアモルファス粉末が得られているか確認を行った。その後、540°C、560°C、580°Cでそれぞれ熱処理を施し、同様にその磁気特性の評価を行った。

### III. 実験結果

#### 1. アモルファス粉末の作製

Table.1にガスアトマイズ法により作製した粉末の化学成分を示す。狙い値と実績値とを比較し、ほぼ狙い通りの粉末を作製することができた。

Table.1 ガスアトマイズ法により作製した粉末の化学成分

	Fe [at%]	Si [at%]	B [at%]	Nb [at%]	Cr [at%]	Cu [at%]
Target value	Bal.	13.5	12	3	1	1
Actual value	Bal.	14	11.5	2.8	1.2	1.0

Fig.1にガスアトマイズ法により作製した粉末のX線回折図を示す。得られた粉末に対して-32 $\mu$ m及び-20 $\mu$ mで篩別を行い、XRDより測定を行ったところ、-32 $\mu$ mでは約50°近辺に鋭い回折ピークが見られた。このことから-32 $\mu$ mではアモルファス粉末が得られていないことが分かる。それに対して-20 $\mu$ mでは鋭い回折ピークが見られず、アモルファス独特のブロードなピークのみが見られた。以上より-20 $\mu$ mで篩別を行うことでアモルファス粉末が得られることが分かった。

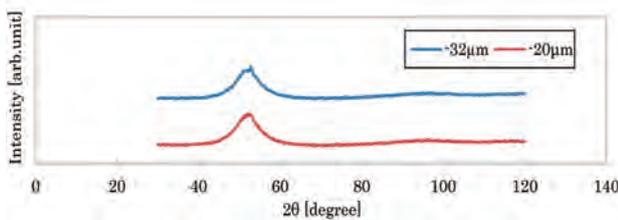


Fig.1 ガスアトマイズ法により作製した粉末のX線回折図

#### 2. 熱処理条件の検討及び磁気特性の評価

Fig.2にアモルファス粉末及び熱処理を施した粉末のX線回折図を示す。アモルファス粉末に対して熱処理を施すことで、結晶が析出していることが分かる。またこの結晶子サイズとして数十nm以下であることからガスアトマイズ法でもアモルファス粉末を作製することができ、かつ熱処理を施すことでナノ結晶粉末の作製が可能であることが分かった。

Fig.3に熱処理条件による透磁率特性及びコアロス特性を示す。透磁率特性において熱処理温度が上がっていくにつれて透磁率特性の低下が伺えた。そのため、580°Cで熱処

理を施したナノ結晶粉末が最も磁気特性が高く、比透磁率が24.3を示した。対してコアロス特性では140kW/m<sup>3</sup>以下の値が得られた。以上より580°Cで熱処理を施したナノ結晶粉末が最も磁気特性が高いことが分かった。

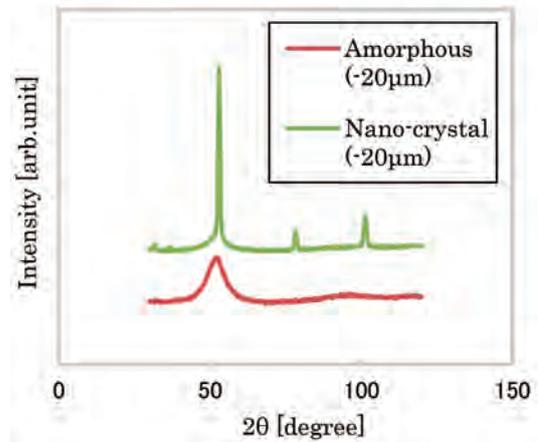


Fig.2 アモルファス粉末及び熱処理を施した粉末のX線回折図

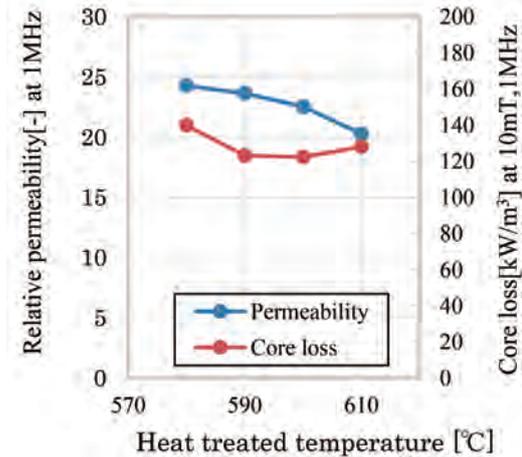


Fig.3 熱処理条件による透磁率特性及びコアロス特性

#### 3. CあるいはP添加によるアモルファス化促進及び磁気特性の調査

Table.2にCおよびP添加の粉末の化学成分を示す。また、Fig.4にCおよびP添加による粉末のX線回折図を示す。-32 $\mu$ mで篩別を行った粉末では添加なしとC添加の粉末では2 $\theta$ =50degree近辺で鋭い回折ピークが見られたが、P添加による粉末では鋭い回折ピークが見られず、ブロードな回折ピークのみが見られた。このことよりC添加ではアモルファス化促進が見受けられなかったが、P添加を行うことでアモルファス化促進を促す効果があることが分かった。また、Fig.5に熱処理を施した粉末のX線回折図を示す。各種アモルファス粉末に対して熱処理を施すことで鋭い回折ピークが見られ、結晶子サイズも数十nm以下であることからナノ結晶粉末になっていることがわかった。

Table.2 CあるいはP添加の粉末の化学成分

	Fe [at%]	Si [at%]	B [at%]	Nb [at%]	Cr [at%]	Cu [at%]	C [at%]	P [at%]
Target value	Bal.	13.5	12.0	3.0	1.0	1.0	2.0	
Actual value	Bal.	13.4	11.4	2.8	1.2	1.0	1.2	
Target value	Bal.	13.5	12.0	3.0	1.0	1.0		2.0
Actual value	Bal.	13.5	11.6	3.0	1.1	1.0		2.1

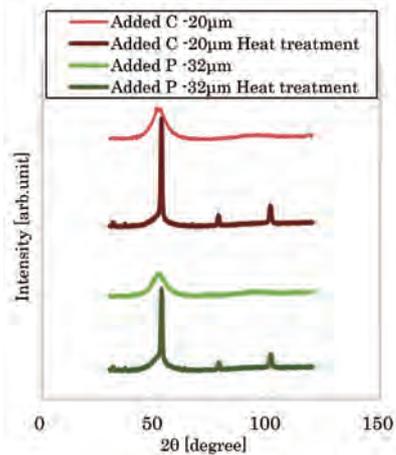


Fig.4 CおよびP添加による粉末のX線回折図

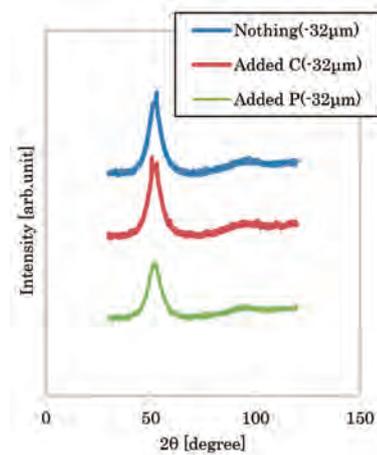


Fig.5 熱処理を施した粉末のX線回折図

Fig.6にCあるいはP添加の粉末の透磁率特性を示す。また、Fig.7にCあるいはP添加の粉末のコアロス特性を示す。透磁率特性において、C添加の粉末及びP添加の粉末共に、熱処理温度が高くなるにつれて透磁率の低下が見られた。そのため、540°Cで熱処理を施したナノ結晶粉末が最も透磁率が高い結果となった。また、CあるいはPの添加を行っていない試料と比較すると透磁率が低くなっていることが分

かった。コアロス特性においては透磁率特性とは逆に熱処理温度が高くなるにつれてコアロス特性が小さくなった。また、CあるいはPの添加を行っていない試料と比較すると透磁率と同様に特性劣化していることが分かった。以上よりC添加、P添加を行うことで磁気特性は低下してしまうものの、P添加ではアモルファス化を促す効果があり、粉末粒径の粗大化が可能であることが分かった。

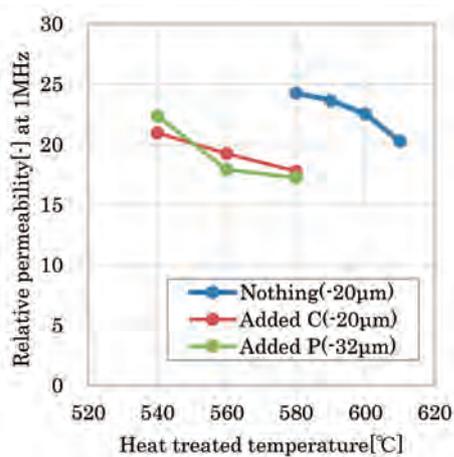


Fig.6 CおよびP添加の粉末の透磁率特性

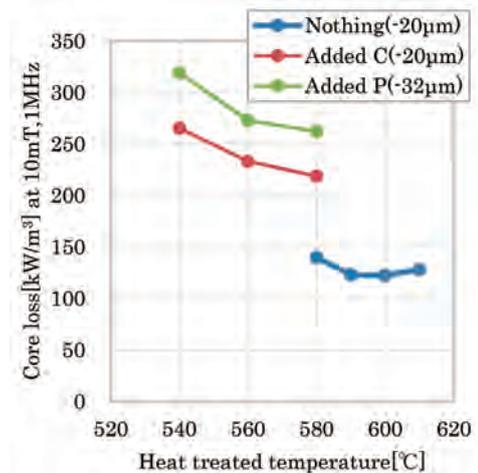


Fig.7 CおよびP添加の粉末のコアロス特性

#### IV. 考察

Pを2at%添加することでアモルファス化促進に繋がることが分かった。そのため、さらに4at%添加を行い、アモルファス化促進に繋がるか検討した。Fig.8にP添加量によるX線回折図を示す。2at%添加を行うことで、鋭い回折ピークが見られず、アモルファス粉末を得ることができたが、4at%添加時では様々な回折ピークが見られた。このことよりP量の添加は適正量を超えると逆にアモルファス化を阻害してしまうことが分かった。また、Fig.8から添加により磁気特性が低下してしまう。これはPの添加によりFe量などが減少してしまうため、磁気特性が下がってしまったと考えられる。よってPの添加を行うことで粉末粒径の粗大化が可能であり、磁気特性の向上が見込めたが、それよりもPの添加による磁気特性の低下が大きく、磁気特性の向上には至らなかった。

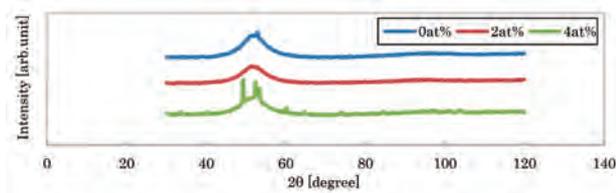


Fig.8 P添加量によるX線回折図

#### V. 結言

他の製法より冷却速度が劣るガスアトマイズ法によりアモルファス粉末の作製、熱処理条件の検討を行うことでナノ結晶粉末の作製及びその磁気特性の調査を行った。さらに他元素(CあるいはP)の添加によるアモルファス化の促進を検討し以下結論が得られた。

1. ガスアトマイズ法でも成分や粒度を調整することによりアモルファス粉末を作製することができる。
2. 得られたアモルファス粉末に対して熱処理を施すことで、結晶子サイズが数十nm以下のナノ結晶粉末を作製することができ、高い磁気特性を示す。
3. C添加ではアモルファス化促進の影響が見られなかったが、P添加ではアモルファス化促進につながり、粉末粒径の粗大化を可能とした。しかし、その磁気特性はCあるいはPの添加による影響で低下してしまう。また、Pの添加量にも適正量があり、それを超えると逆にアモルファス化を阻害する。

#### 参考文献

- 1) 吉沢克仁・山内清隆:日本応用磁気学会誌 13,231-236(1989)
- 2) 吉沢克仁・山内清隆:日本金属学会誌 第53巻 第2号 (1989),pp.241-248
- 3) 増本健 編著:アモルファス金属の基礎

## IoT技術に関する取組み

曾田 裕二<sup>a</sup>, 河野 一博<sup>b</sup>

IoTに関してはドイツが国策として推進するインダストリー4.0, 米国ではGE等の企業共同体が提唱するIIICや, 中国の中国製造2025等が知られており, また日本でも色々な企業での取組みや成果が報告されていますが, 当社においてもその導入検討・予備研究を進めている所です。

当社は, 国内拠点として北海道室蘭市で特殊鋼鋼材, 福島県会津若松市で素形材製品, 千葉県市原市で金属ばね, 長崎市で鍛圧装置等の機器を各々製造しており, また近年は各事業部毎に海外工場展開を積極的に進めています。IoT導入の目的は急激に展開する海外工場を管理するため, まず以下の課題を早期にクリアする事でした。

- 国内工場から海外工場に派遣できる熟練工, 技術者が不足している
- 国内工場の「見える化」も精度が粗く海外展開に耐えるものではない

- 製造・品質データの採取が主にロット毎で個品管理精度が低いため解析精度も悪い

- センシング技術の遅れにより製造データ, 品質データの自動採取が出来ていない

これらの課題を解決するために, 先ず国内ばね工場をモデルケースとして千葉製作所の自動車用巻ばね1号ライン, 同じく自動車用スタビライザラインの「見える化」を実現するべく三菱電機のソリューションを導入し, 全設備のシーケンサーを通して設備・操業データを収集できるようにしました。更に自動車巻ばね1号ラインについては個品に対してデジタル・トラッキングで追跡可能になり, 個々の製品毎の製造履歴を確認する事も可能になりました。但し, 検査目的の抜き取り行為や設備異常による工程途中の製品排出には未対応ですので今後の課題となります。

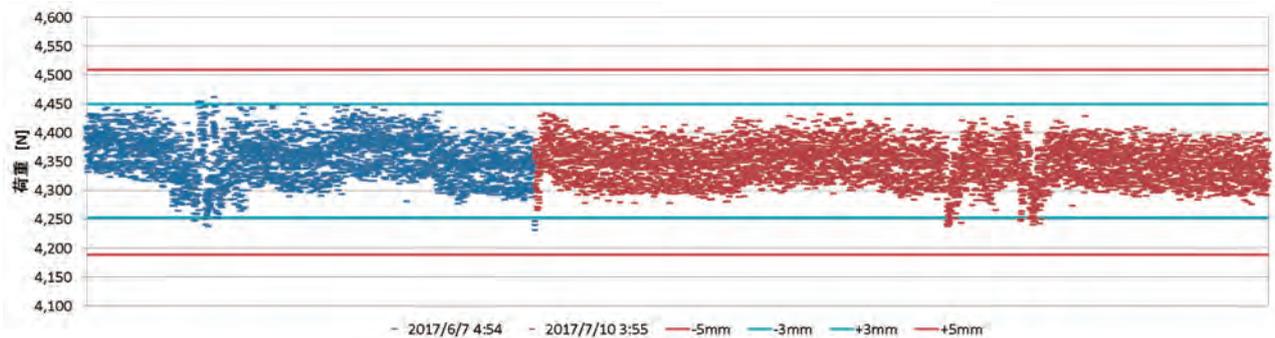


図1 荷重グラフ (赤色の直線は公差)



図2 焼入れ油温度 (図1に対応, 製品が一定時間間隔で流れていない時があった)

本報告は, 特殊鋼 2018年1月号に掲載された「IoT技術に関する三菱製鋼の取組み」にデータを追加したものである。

a) 技術開発センター 副センター長 b) 千葉製作所 製造部 生産技術グループ長

こうして得られたデータから対策が必要な問題や有効なデータが予想通り見えてきました。図1のグラフの一点一点は製品の荷重値で(青色と赤色は製造日が異なる事を示す)、途中に分布が振れているのが確認出来ます。この製品の前工程である焼入れ温度図2を確認すると、ラインが順調に稼働していなかった事が分かります。図3は図1のデータを引き延ばしたグラフで同じく一点一点は製品の荷重値を示していますが、変動に規則性がある様に感じられます。戻し炉～ショットピーニング間の加工が関連し

ていると以前から言われており、設備の改善検討を進めています。

図4はショットピーニングの投射装置駆動用ベルトが破断した時のデータです。通常、投射装置モーター電流値(青色)は一定なのですが変動が見られます。また、ショット玉補給量調整装置(赤色)も頻繁に動作を繰り返している事が分かります。これらを監視すると少なくとも製品を流している時の突然停止は防止できます。

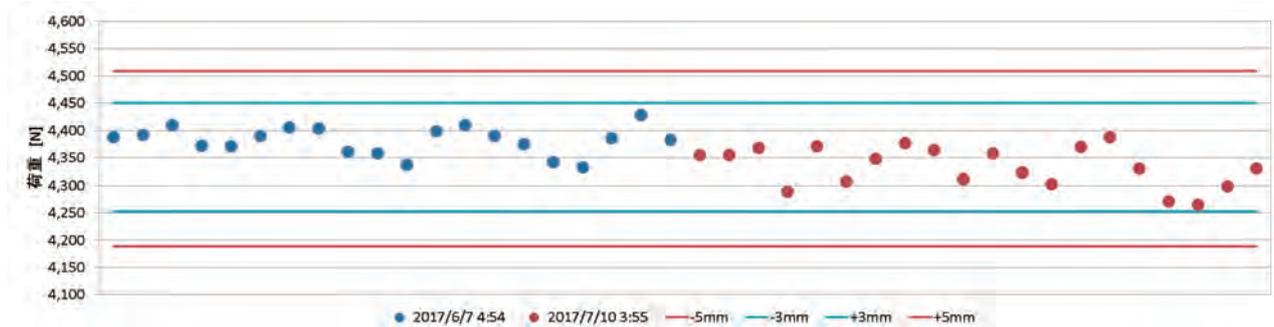


図3 荷重グラフ (図1の時間軸(横軸)を引き延ばしたもの)

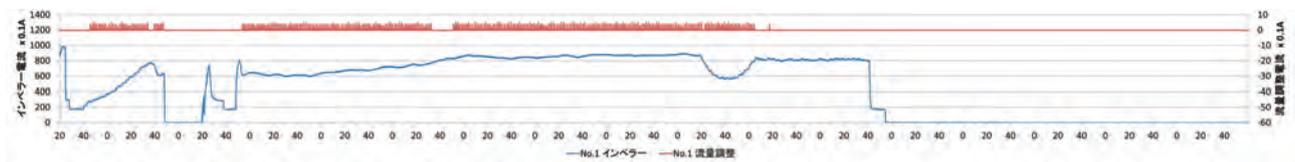


図4 ショット投射装置ベルト断 (青: 投射装置電流, 赤: ショット玉補給量調整装置作動)

尚、現時点では製造データ(設備の稼働状況・製造条件・生産量等)は自動収集出来るようになりビッグデータと言える程度のデータ収集量にはなったのですが、まだ個品品質に関しては個品毎にインラインで自動収集できるデータ量が少なく、今後以下のようなセンシング技術の研究開発(①、②)及び温度・長さセンサー設置の設備投資(③)を進めようと考えております。

- ① 視覚的センサーによる、巻ばねの3次元座標データ取得(形状プロファイリング)
- ② 聴覚的センサーによる、巻ばねの異常検知(微小クラックや線間接触等)
- ③ 各工程での温度測定、寸法測定

これら品質データと製造データを突き合わせたビッグデータ解析にて、更に生産効率を高めたり品質安定化が図れる工場運営を目指していきたいと考えております。

一方、品質データはそれを使って、別の付加価値を製品に付与できる可能性もあります。例えば、図5のように巻ばねの三次元形状測定が可能になると、そのデータを使用してシミュレーション解析し、実際に使用する負荷状態での個品品質・性能を確認する事が可能になる等、今後はよりお客様に満足して頂ける製品・情報・サービスを提供できる事が可能になると考えられます。

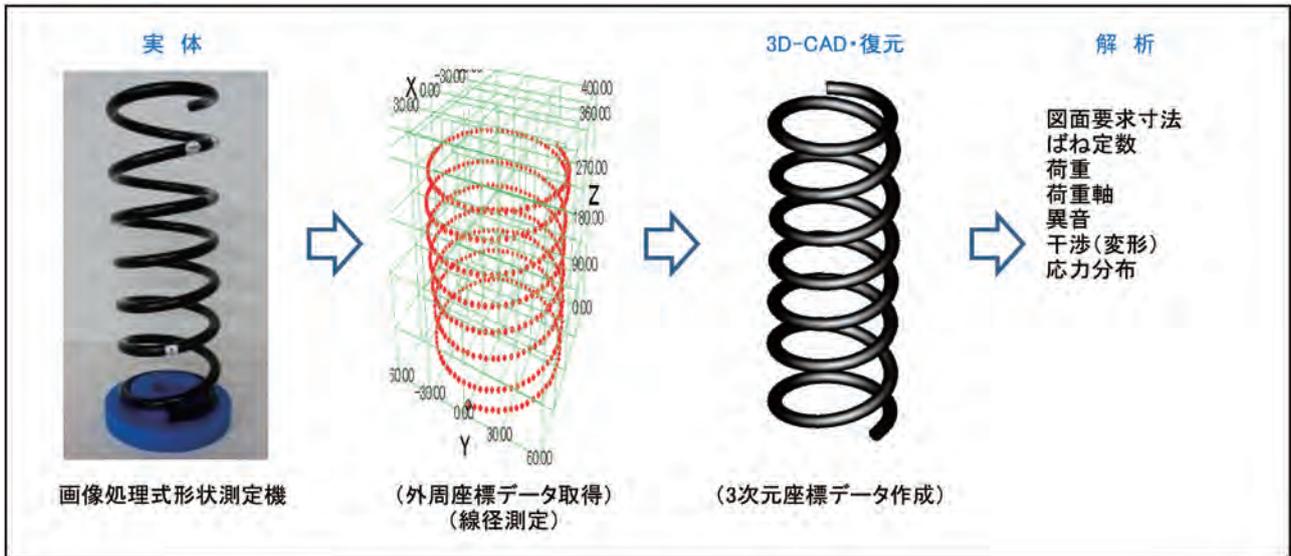


図5 巻ばね形状インライン計測のイメージとデータ解析による活用用途

# モールドテーパー変更による品質・コスト改善

木村 太一<sup>a</sup>, 豊島 崇行<sup>b</sup>

## 1. まえがき

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60千トン/月の製造能力を有している。

本報では連続 casting の際に使用するモールドのテーパーを変更する事により、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. 製鋼工場の設備概要

図1に当社製鋼工場のプロセスフローを示す。新日鐵住金株式会社棒線事業部室蘭製鐵所の転炉・電気炉より出鋼・一次精錬された溶鋼を当社にて二次精錬後、ブルーム鑄片へ鑄造する。表1にBLCCの設備概要、表2にモールドの仕様、図2にモールド概要図を示す。

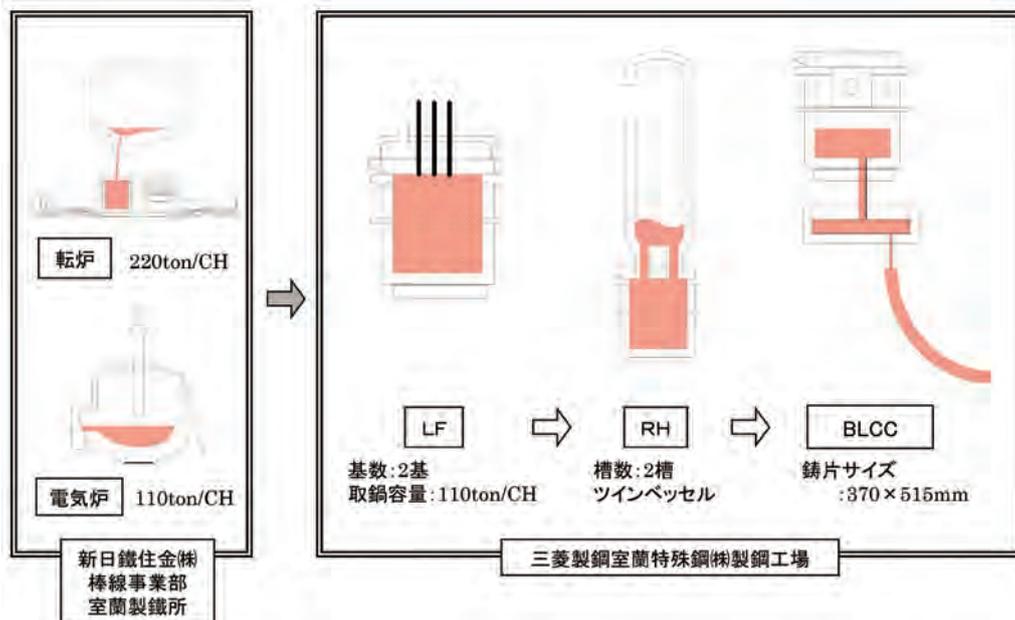


図1 プロセスフロー

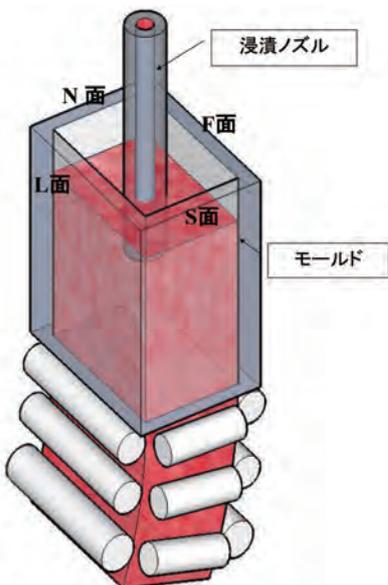


図2 モールド概要図

表1 BLCC主設備仕様

項目	仕様
型式	全湾曲型4点矯正
マシンR	16m
ストランド数	2st
鑄片サイズ	370×515mm
電磁攪拌	モールド
鑄造速度	max. 0.74m/min
軽圧下	あり

表2 モールド仕様

項目	仕様
型式	4面組立式湾曲モールド
形状	シングルテーパー
長さ	800mm

a)三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)製造部製鋼グループ b)三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)製造部製鋼グループ グループ長

### 3. 品質面での現状

これまで鑄片コーナー付近に発生する表層割れ(表面から5~15mm程度の位置に長さ3~12mm程度の割れ)が品質面で問題となっていた。この表層割れが規定以上の長さの場合、鑄片段階で屑化処理となる。また、規定内の割れの場合でも製品のマクロ試験で割れが発生していると屑化処理となる為、歩留悪化の問題があった。鑄片の表層割れ状況のサルファープリント写真(鑄片C断面)を図3に示す。

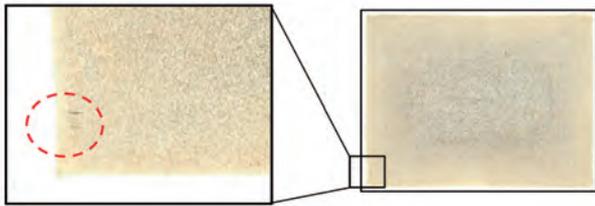


図3 表層割れ状況(サルファープリント写真)

この表層割れは鑄片コーナー付近のディプレッション(局部的な凹み)部分を起点として発生していた。このディプレッションはコーナーの過冷却により、コーナー部の凝固中及び凝固後の体積収縮によって凝固シェルが変形し発生している。図4の様に、ディプレッション部分はモールド壁面から離れてしまう為、モールドによる冷却が低下し、凝固シェルが薄くなる。凝固初期ではこの凝固シェルの薄い部分にシェルの収縮や変形に起因する応力が集中するため、割れ易い条件となる。

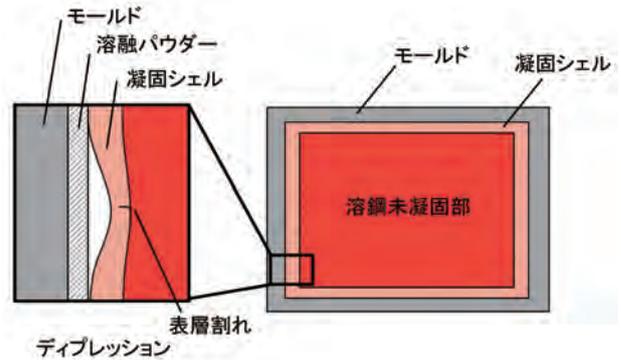


図4 ディプレッション概略図(モールド断面)

また、モールドと凝固シェルの上にエアギャップが発生すると、熱の受け渡しが阻害され鑄片の不均一冷却となってしまいます。これを防止する為、鑄造鑄片の凝固収縮量に合わせて、モールド断面に鑄片の引抜方向に沿って小さくなるようにテーパを付けている。計算により求めたS45Cのモールド内凝固収縮量と現行のモールドテーパラインを図5、6に示す。現行モールドでは、下

端部では凝固収縮量とテーパラインが近い値になっているが、上端から中段にかけてはS45Cの凝固収縮量がテーパラインより大きくなっていることが分かる。テーパが凝固収縮量より小さい場合、拘束性ブレイクアウトが発生する恐れがある為、現行モールドでは余裕を持った設計としていた。

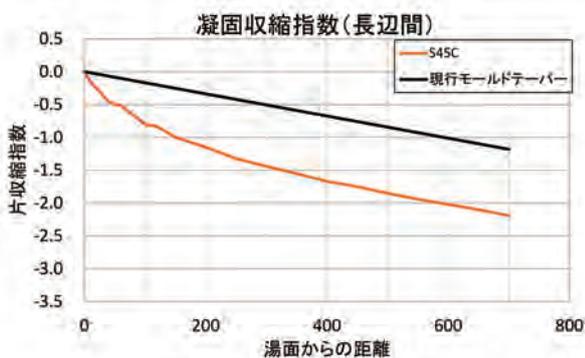


図5 凝固収縮とテーパライン(長辺間)

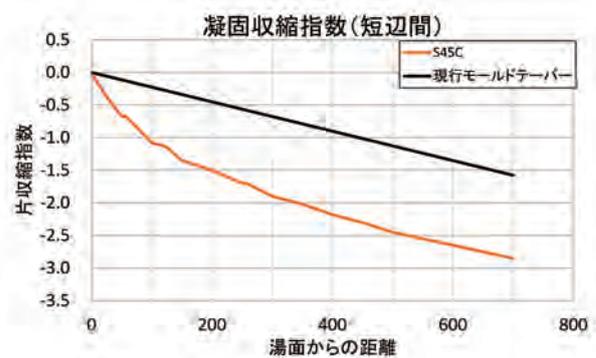


図6 凝固収縮とテーパライン(短辺間)

この事から、現行モールドではテーパが適切でないため、モールド下端ではモールドと鑄片が接触しておらず、エアギャップが大きいと考えられる。そのため、コーナー過冷却によってモールド上部で発生したディプレッションが、

モールド壁に接触せず冷却不均一な状態で二次冷帯に進入するため、このシェルが薄い部分を起点として割れが発生していると推測される。

### 4. モールドの現状

現行のモールド耐用は平均750chである。792ch使用したモールド外観写真を図7に示す。モールド下端コー

ナー部の腐食損耗が大きく銅板が露出している。使用後のモールド面間寸法とモールド設計面間寸法との差を比較したものを図8, 9に示す。

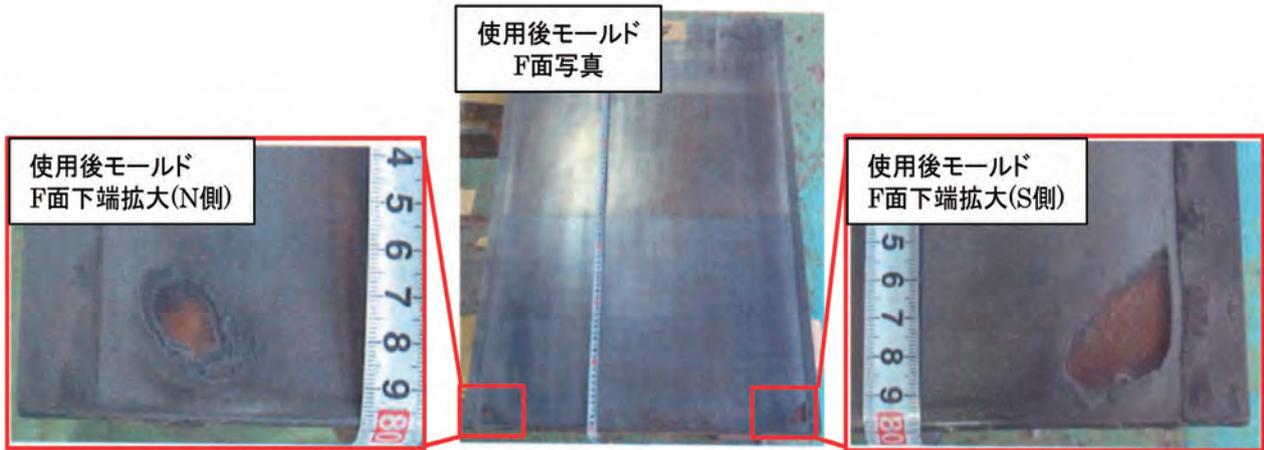


図7 モールド使用後外観写真

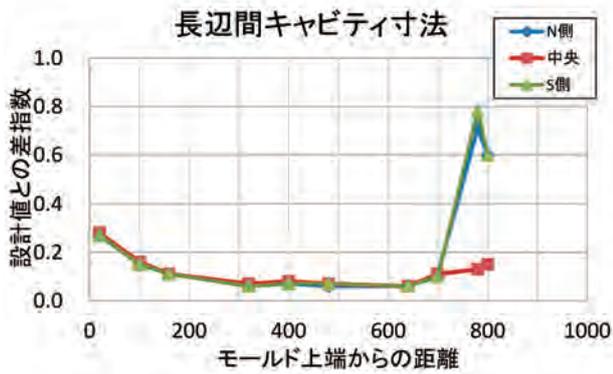


図8 キャビティ寸法 (長辺間)

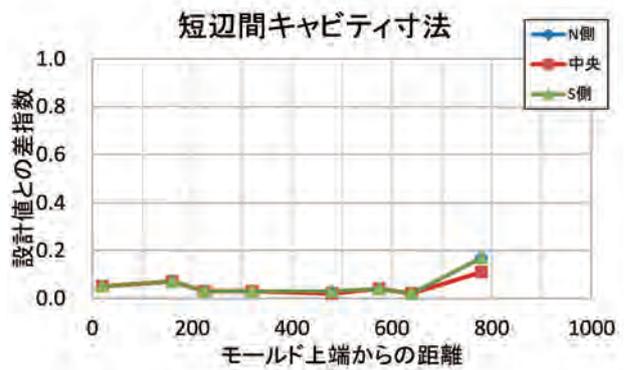


図9 キャビティ寸法 (短辺間)

面間寸法は特に長辺間でコーナー下端部の値が大きくなっている事が分かる。銅板が露出した状態で使用を継続すると銅母材の損耗量が多くなり、モールド補修加工の際に改削量が増し、トータルモールド使用回数が減ってしまう。これによりコストアップとなる場合がある。

鑄片の凝固収縮量と現行モールドテーパラインの関

係から、モールド下端では、鑄片とモールド間のギャップが大ききことで、二次冷却水が侵入し、またモールドパウダーに含有されるフッ素の影響で腐食しやすい環境になっていると考えられる。これにより腐食が進行し損耗が大きくなっていると推測される。

## 5. モールドテーパーの変更

前述の問題解消するためには、モールドテーパーの変更が必要である。以下の目的でモールドテーパーの変更を行った。

- 1) モールドと凝固シェルとのエアギャップを低減させ均一冷却を図る。
- 2) モールド下端での鑄片とモールド間の隙間を小さくすることで、二次冷却水の侵入を抑制し、モールド下端の腐食を防止する。

鑄片の凝固収縮に合ったモールドテーパーにするため、テーパー数を現行のシングルテーパーから三段テーパーとし、各テーパー率の変更を行った。拘束性のブレークアウトを懸念して、試験品モールドのテーパーラインは当社製造鋼種の中で最も凝固収縮量の小さい鋼種に合わせて設計した。

現行品のテーパーラインと試験品のテーパーラインを図10, 11に示す。また、図12, 13に現行品と試験品の設計寸法、表3にモールドテーパー率を示す。

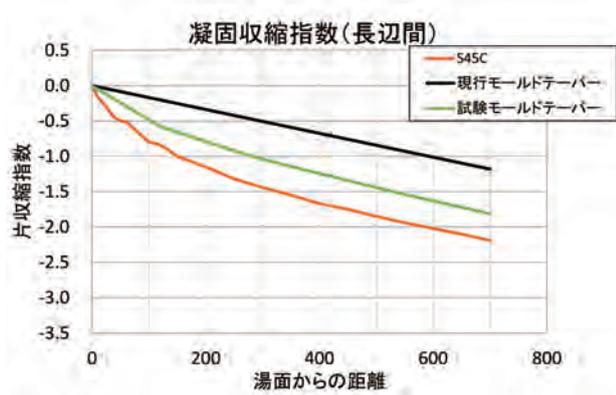


図10 長辺間テーパーライン

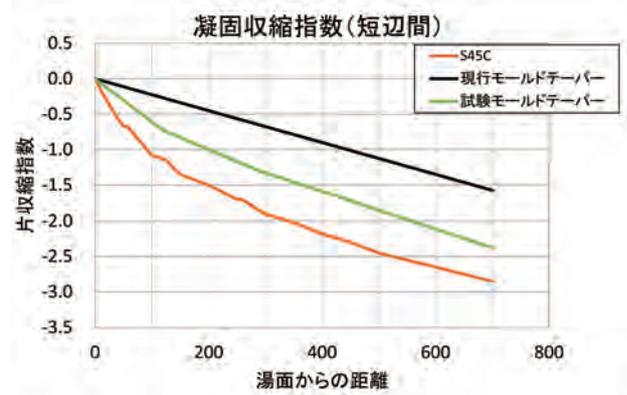


図11 短辺間テーパーライン

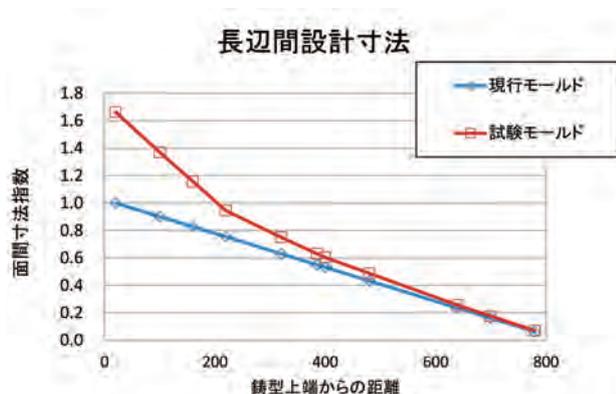


図12 長辺間設計寸法

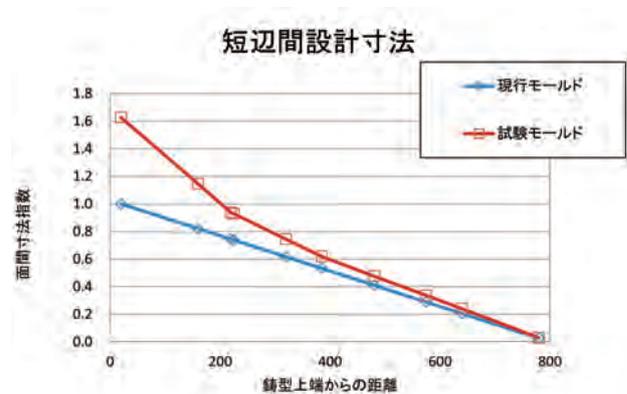


図13 短辺間設計寸法

表3 モールドテーパー率指数

	現行モールド		試験モールド	
	長辺間	短辺間	長辺間	短辺間
テーパー①	1.0	1.0	2.8	2.7
テーパー②			1.5	1.5
テーパー③			1.2	1.2

試験内容としては、二つあるストランドの片側に試験モールド、もう一方に現行モールドを設置し、品質・モールド耐用の比較試験を行った。試験はモールド8基分で実施した。

## 6. 試験結果

### 6.1 鋳片結果

現行モードと試験モード使用時のサルファープリン

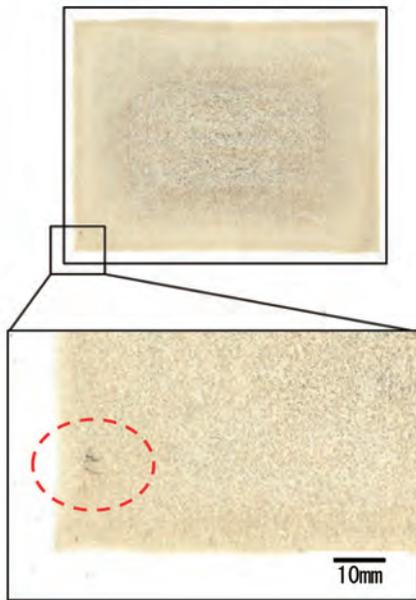


図14 現行モードサルファープリン

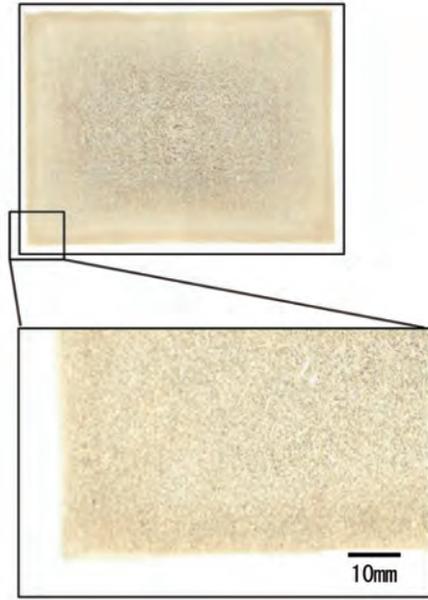


図15 試験モードサルファープリン

表層割れ発生率結果を図16, 割れ発生時の割れ長さ結果を図17に示す。試験モードを使用した場合, 表層割れ発生率は通常モード100に対して8と92%低減した。ま

ト写真を図14, 15に示す。現行モードではコーナー付近に表層に割れが発生しているが, 試験モードでは発生していない事が分かる。

た, 表層割れ発生時の割れ長さについても通常モード100に対して85と15%低減した。

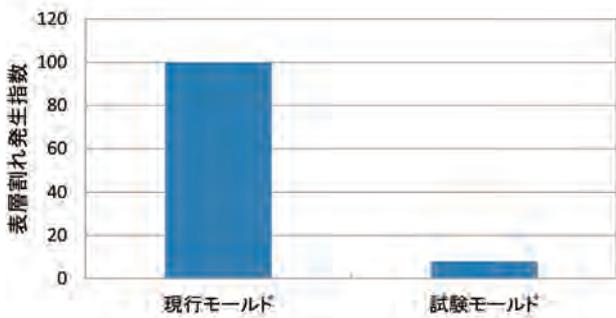


図16 表層割れ結果

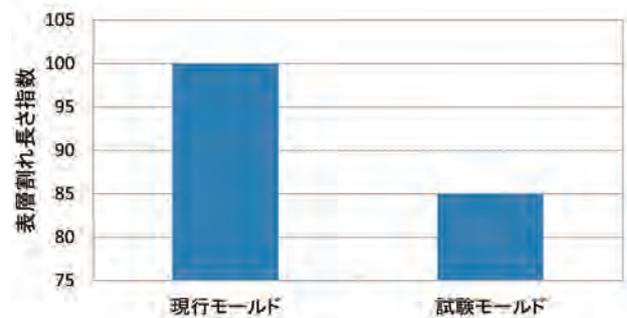


図17 表層割れ長さ結果

### 6.2 製品表面結果

モードテーパー変更による, 鋳片表面への影響を確認するため, 鋳片を圧延して製造された製品の表面積当たりの割れ数(以下, キズ/面積)を漏洩磁束式探傷装置で調査した。割れ深さが閾値を超えたものは屑化されるため, 総検査量に対する屑量の割合も調査した。製品表面結果を図18に示す。疵/面積, 割れによる屑化率ともにも現行モードと大差なく同等レベルであった。

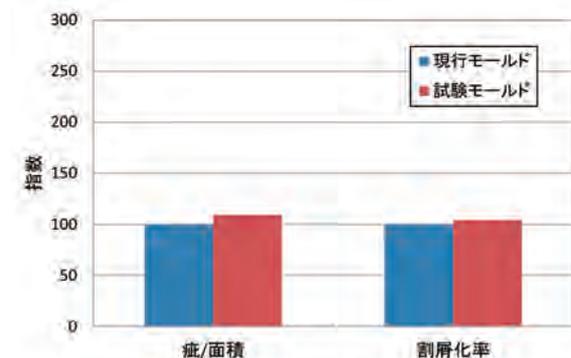


図18 製品表面結果

### 6.3 モールド耐用結果

954ch使用後の試験モールド下端外観写真を図19に示す。現行モールドで発生していた鑄片下端腐食による銅の

露出は見受けられなく、良好な状態と言える。また、使用後のモールドキャビティ寸法を図20, 21に示す。下端のキャビティ寸法も現行モールドより精度良く維持されている。

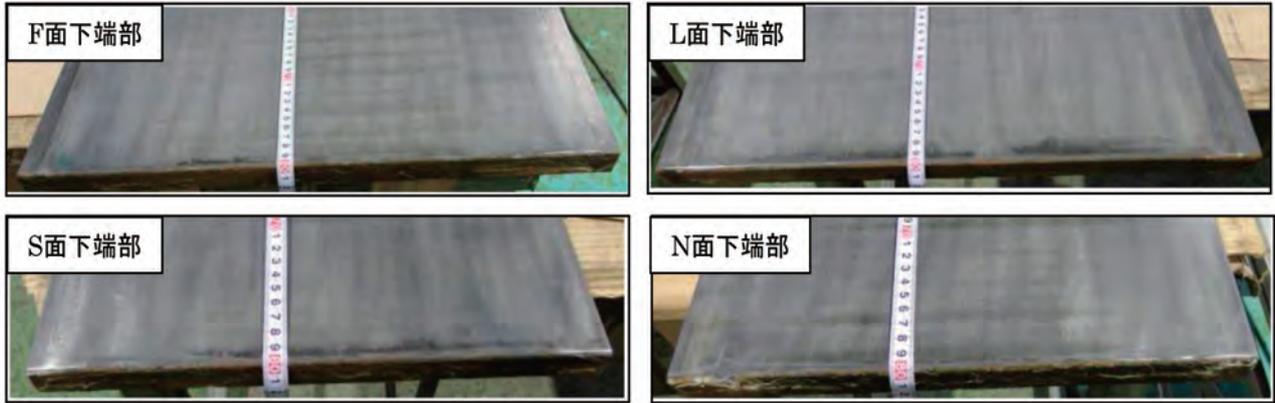


図19 試験モールド下端状況写真

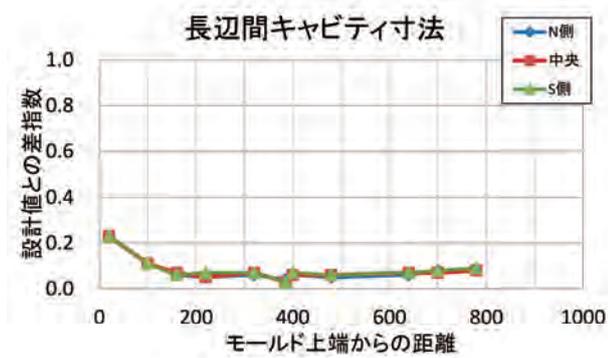


図20 キャビティ寸法 (長辺間)

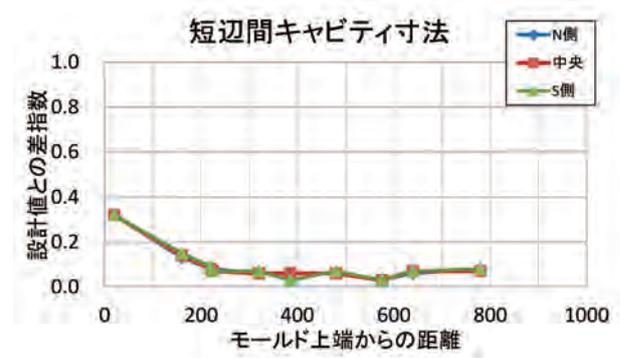


図21 キャビティ寸法 (短辺間)

モールド使用回数と表層割れ発生指数の関係を図22に示すが、現行モールドは使用回数が400回を超えると表層割れ発生指数が急激に増加しているが、試験モールドの場合は回数は800回を超えても、著しい増加は見られない。これは、モールド下端の腐食が軽減されたことで、使用回数が増加してもモールド下端の寸法に大きな影響はなく、モールド使用初期と同等の冷却条件が保たれているためと考えられる。

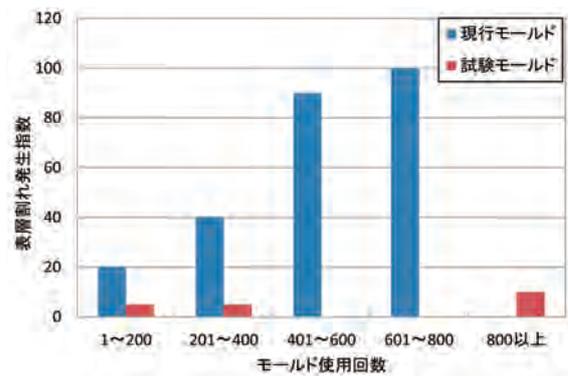


図22 モールド使用回数と表層割れ結果

## 6.4 コスト

モールドテーパーの変更試験を行いモールド耐用回数平均で982chとなった。図23で示す様に現行モールドの耐用1.3倍に向上した。今回はサポートロール耐用の問題このch数となったが、サポートロールを交換することでさ

らなる耐用向上が可能と考えられる。

図24にモールドコスト指数を示す。シングルテーパーを3段テーパーにした場合、銅板、補修加工費は高くなるが、耐用延長とモールド母材改削量削減により母材寿命が大幅に改善し、トータルコストで約10%の削減が可能となった。

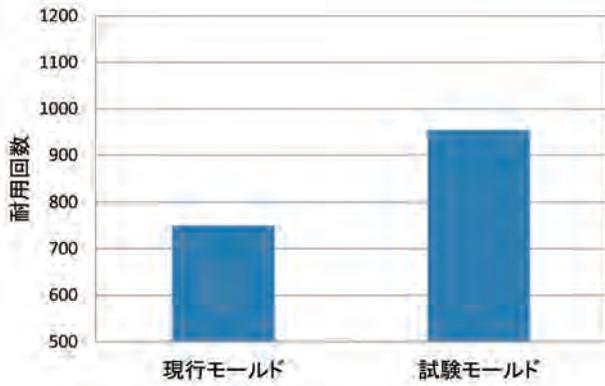


図23 モールド耐用回数

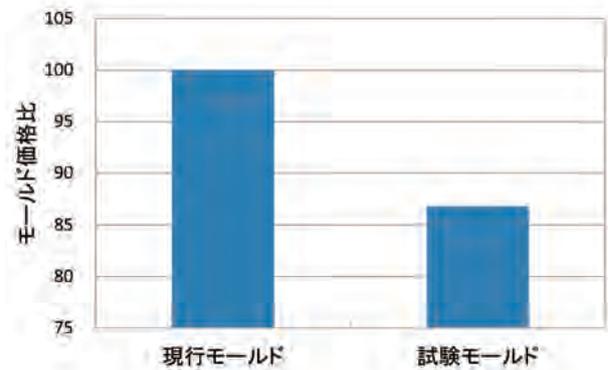


図24 モールドコスト指数

## 7. まとめ

モールドテーパー変更試験を行い、以下のような結果が得られた。

1) 表層割れ発生率は92%低減し、表層割れ発生時の割れ長さは15%低減した。

2) 製品表面性状への影響は確認されなかった。

3) 試験モールドではモールド下端の腐食は見られず、平均耐用982chと1.3倍に向上した。

4) モールドテーパー変更によりトータルコストで約10%の削減が可能となった。

## レーザー顕微鏡を利用したマイクロ組織変化のその場観察

竹内 正芳<sup>a</sup>

## 1. はじめに

高温引張観察レーザー顕微鏡を前号VOL.35で紹介した。今回、本装置を使用して熱処理時に変化するマイクロ組織についてその場観察を行ったので、その結果を報告する。本装置ではレーザー光を用いることで標準的な光学顕微鏡では放射による影響で観察不可能な高温域のその場観察を可能にしている。

## 2. 装置概要

装置メーカー：株式会社米倉製作所

観察装置：リアルタイム観察バイオレット

レーザー顕微鏡 VL2000DX

加熱装置：超高温イメージ加熱観察装置 SVF18SP

最高温度：1800°C

最高加熱速度：500°C/min

最高冷却速度：-100°C/sec

冷却ガス：Heガス

## 3. 実験方法

## 3.1 供試材

供試材としてJIS規格のばね鋼SUP12を使用した。SUP12は乗用車用ばね鋼として広く使用されている鋼種である。

## 3.2 観察方法

金相組織の高温観察の例として、繰返し焼入れ処理を施した時に生じるマルテンサイトの大きさの変化を観察した。熱処理パターンを図1に示す。今回、結晶粒の大きさの変化を分かり易くするため、初めに1300°Cに加熱保持して、オーステナイト領域で結晶粒を大きく成長させた後に200°Cまで急速冷却してマルテンサイトに変態させた。その後、連続してA<sub>3</sub>変態点より少し高い温度781°Cに急速加熱してオーステナイト化させ、一定時間保持後に200°Cまで急冷してマルテンサイトに変態させることを3回繰り返した。以上の熱処理を通して実施し、鏡面研磨した供試材表面をレーザー顕微鏡にて観察した像を動画撮影した。

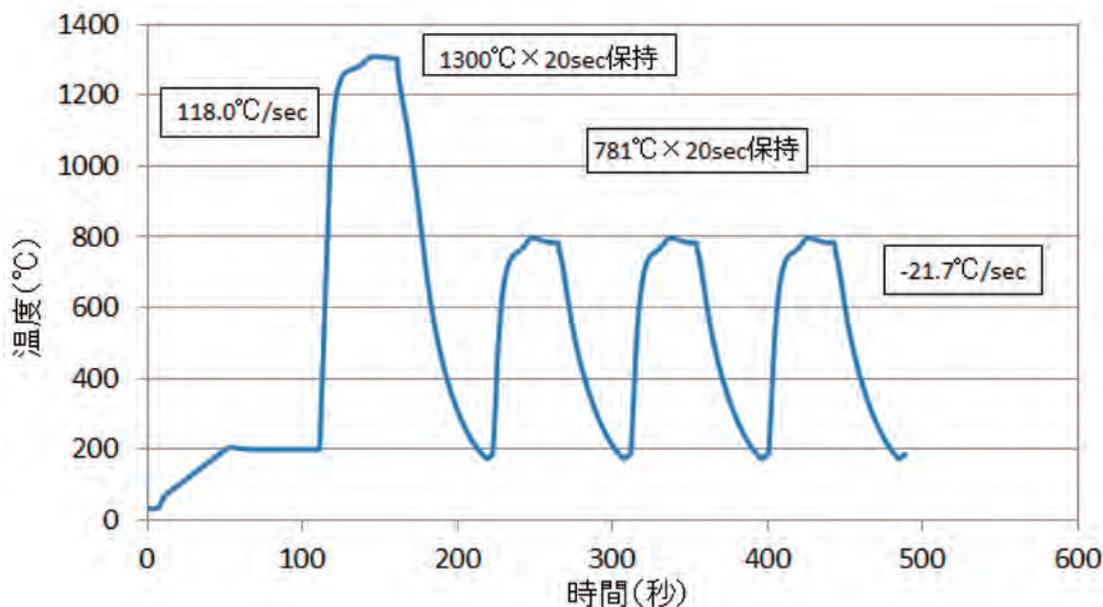


図1 熱処理パターン

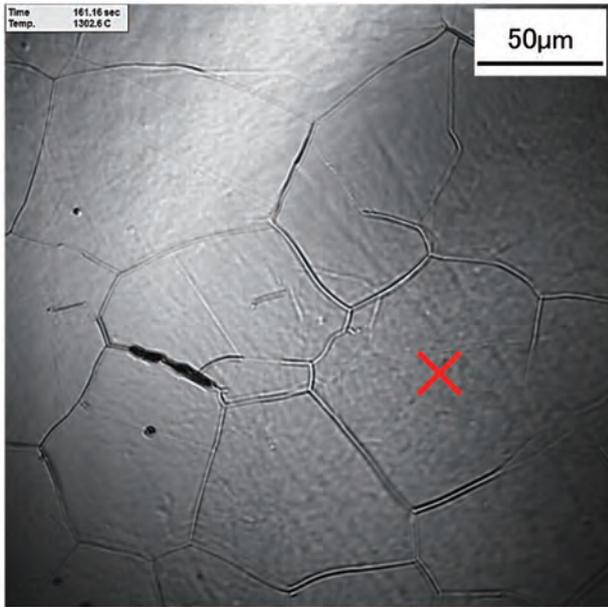
## 4. 結果

レーザー顕微鏡による観察結果を写真1～4に示す。溶体化処理温度やA<sub>3</sub>変態点温度といった光学顕微鏡では観

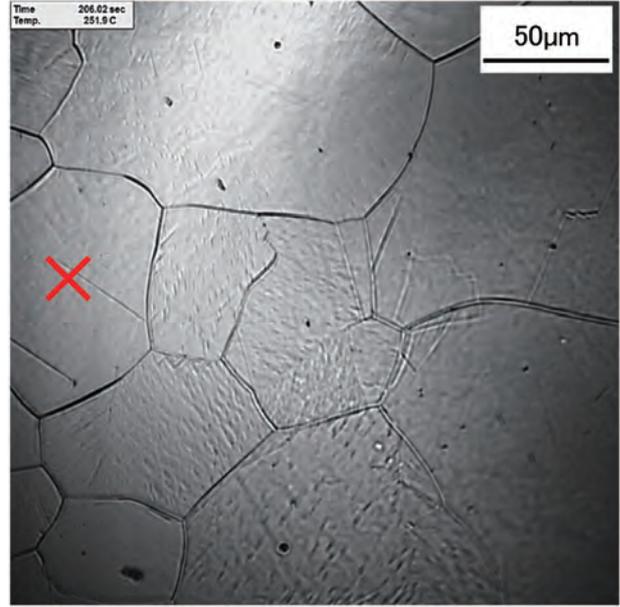
察できない温度域の金相組織を観察することが出来ている。金相組織の解説については、それぞれの写真の下に付けている解説をご覧いただきたい。

a) 技術開発センター

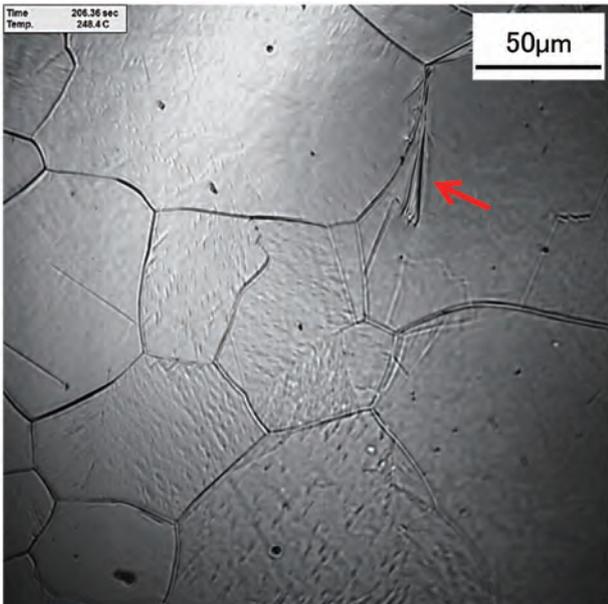
(a) 1300°C 溶体化処理



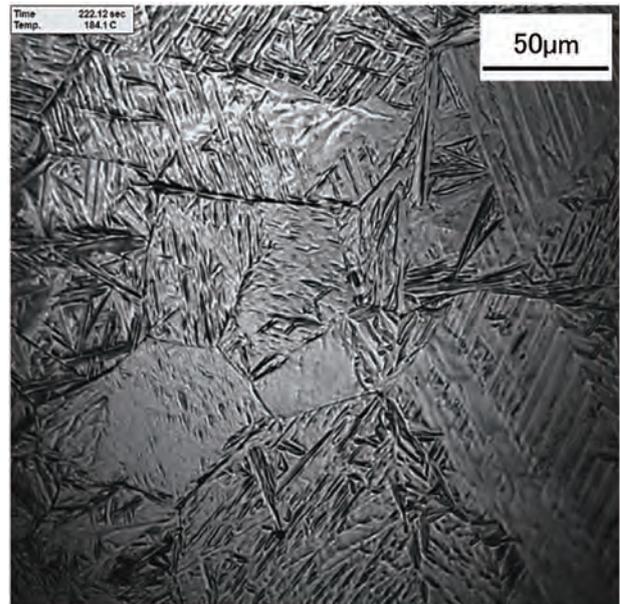
①1300°C保持後,冷却開始時・・・試料温度 1300°C



②マルテンサイト変態開始直前・・・試料温度 252°C



③マルテンサイト変態開始直後・・・試料温度 248°C



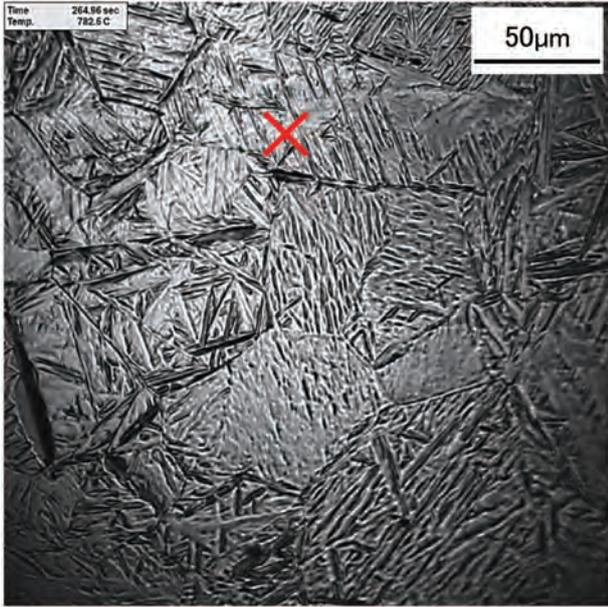
④冷却保持完了時・・・試料温度 184°C

写真1 1300°C溶体化処理中のレーザー顕微鏡観察像

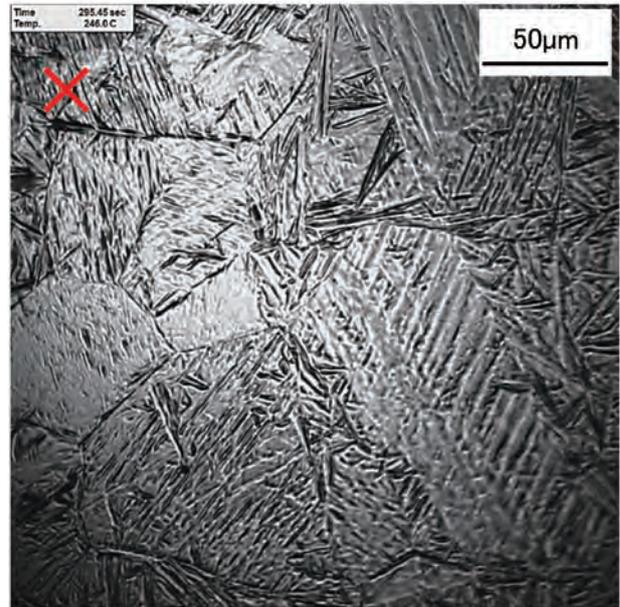
### 解説

- ① 1300°C加熱保持により結晶粒をピン止めする効果があるAlNが鋼中に固溶し、オーステナイト結晶粒が100µm前後に成長
- ② 冷却による試料の収縮により観察画面内でシフト移動(X印参照)400°C台で出現し始めたベイナイト変態に伴う炭素の濃化が模様が見られる
- ③ 矢印位置にてマルテンサイト変態を観察
- ④ 観察領域全体にマルテンサイト変態が広がっている  
マルテンサイトラスサイズは, 10~100µm程度

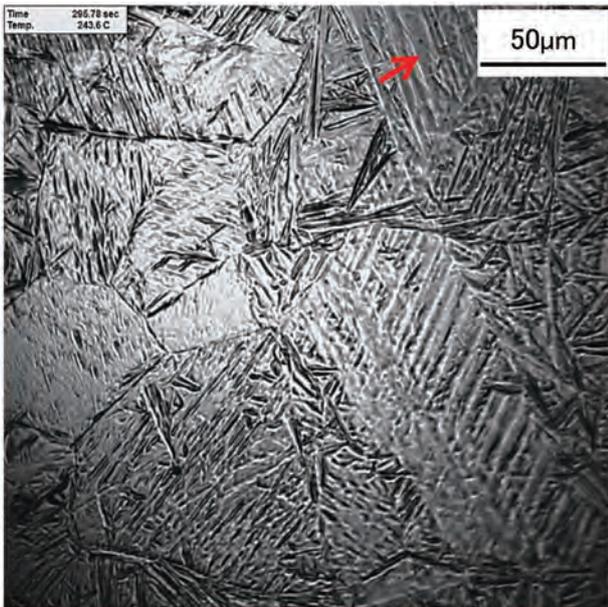
(b) 781°C繰返し加熱冷却熱処理 1回目



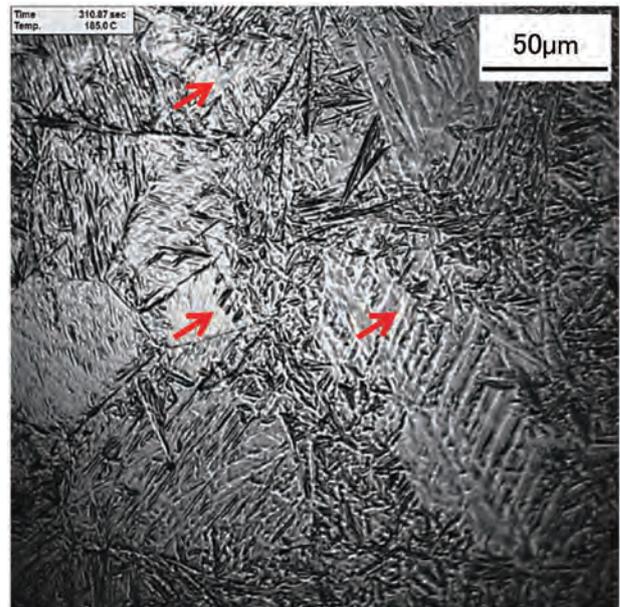
⑤加熱保持後,冷却開始時・・・試料温度 782°C



⑥マルテンサイト変態開始直前・・・試料温度 246°C



⑦マルテンサイト変態開始直後・・・試料温度 244°C



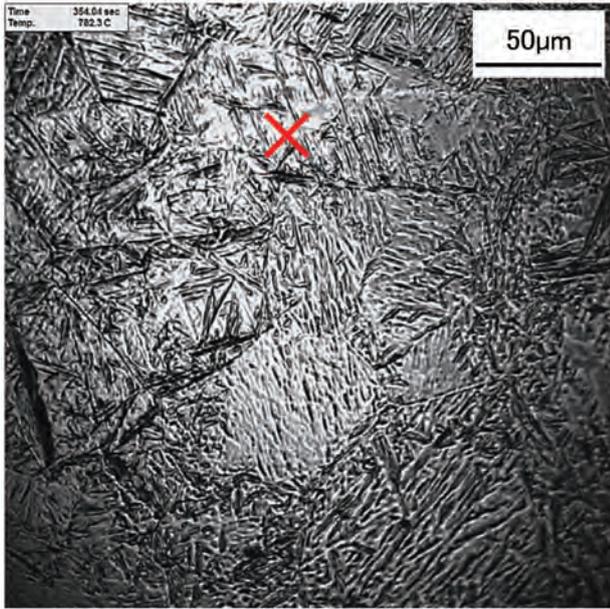
⑧冷却保持完了時・・・試料温度 185°C

写真2 781°C繰返し加熱冷却熱処理 1回目のレーザー顕微鏡観察像

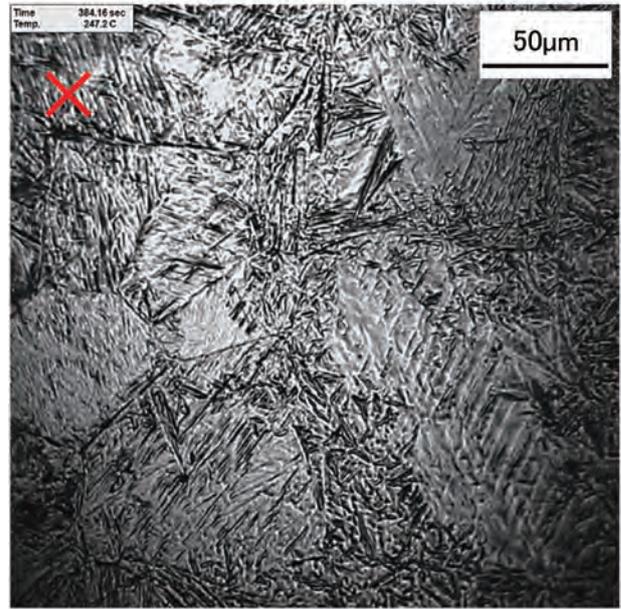
### 解説

- ⑤A<sub>3</sub>変態点以上の領域で保持し, オーステナイト化  
ただし, 試料表面では直前の熱処理によるマルテンサイトラス模様が残存している
- ⑥冷却による試料の収縮により観察画面内でシフト移動(X印参照)
- ⑦矢印位置にてマルテンサイト変態を観察
- ⑧元のラスサイズよりも小さなマルテンサイトラスが生成  
マルテンサイトラスサイズは, 5~10µm程度

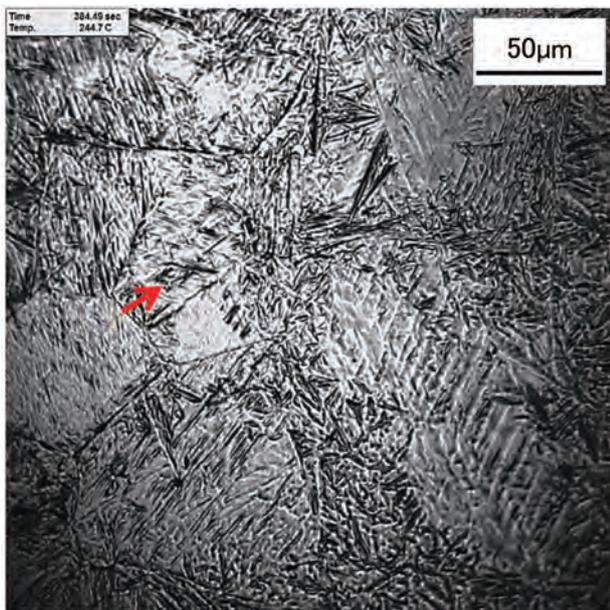
(c) 781°C繰返し加熱冷却熱処理 2回目



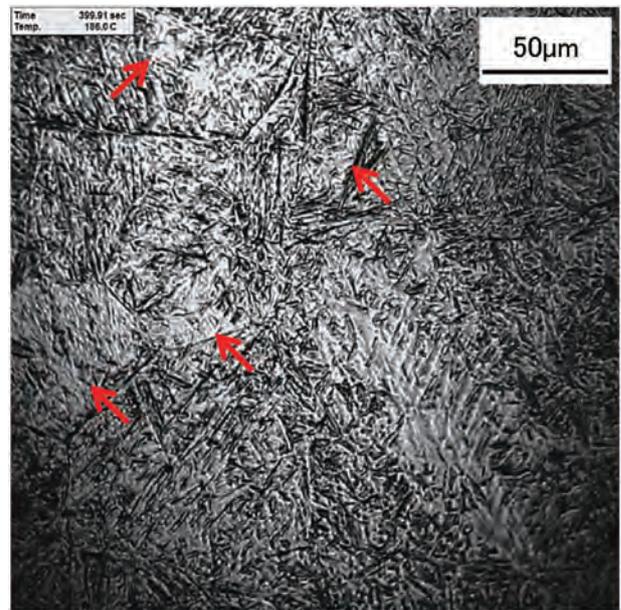
⑨加熱保持後,冷却開始時・・・試料温度 782°C



⑩マルテンサイト変態開始直前・・・試料温度 247°C



⑪マルテンサイト変態開始直後・・・試料温度 245°C



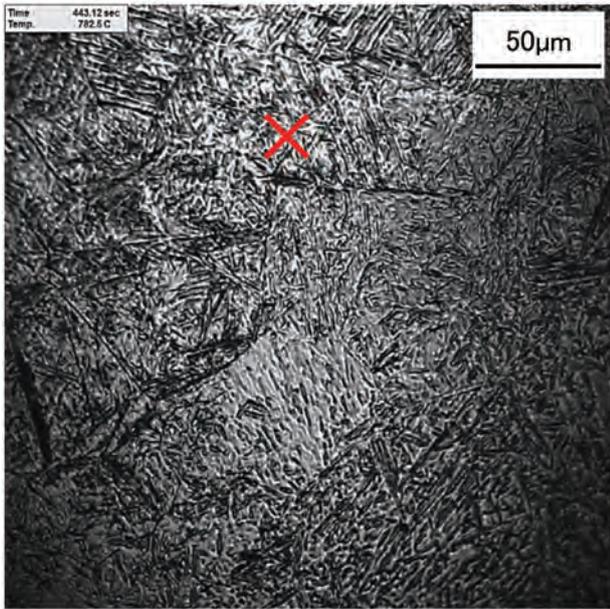
⑫冷却保持完了時・・・試料温度 186°C

写真3 781°C繰返し加熱冷却処理 2回目のレーザー顕微鏡観察像

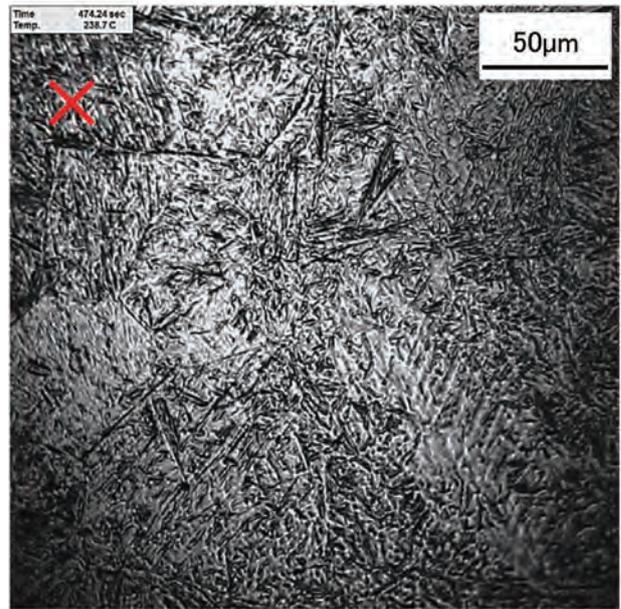
### 解説

- ⑨A<sub>3</sub>変態点以上の領域で保持し, オーステナイト化  
ただし, 試料表面では直前の熱処理によるマルテンサイトラス模様が残存している
- ⑩冷却による試料の収縮により観察画面内でシフト移動(X印参照)
- ⑪矢印位置にてマルテンサイト変態を観察
- ⑫観察面とマルテンサイトラスの方位関係でラス模様が明瞭でなかった部位に新たな方位を持ったマルテンサイトラスが生成

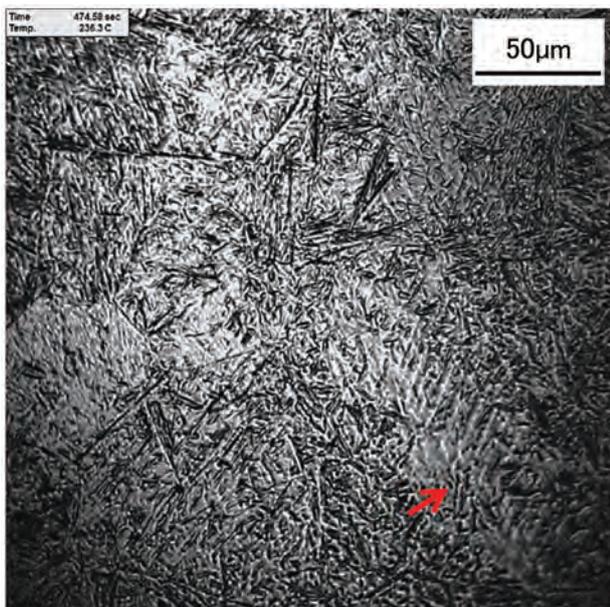
(d) 781°C繰返し加熱冷却熱処理 3回目



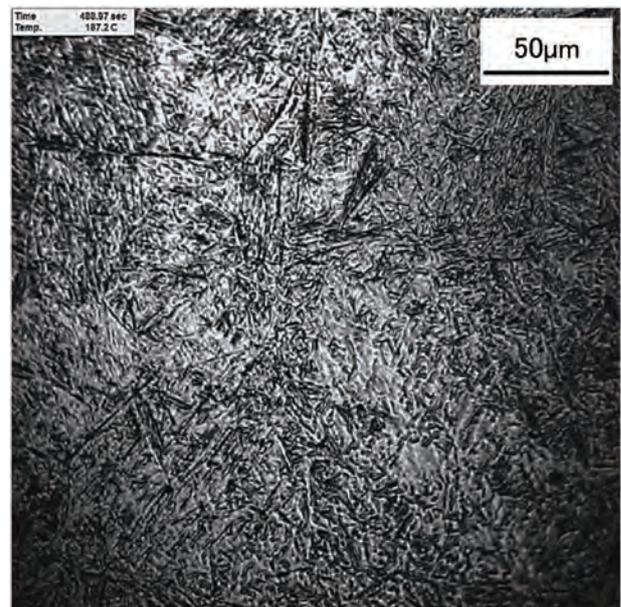
⑬加熱保持後,冷却開始時・・・試料温度 782°C



⑭マルテンサイト変態開始直前・・・試料温度 239°C



⑮マルテンサイト変態開始直後・・・試料温度 236°C



⑯試験終了時・・・試料温度 187°C

写真4 781°C繰返し加熱冷却処理 3回目のレーザー顕微鏡観察像

### 解説

- ⑬A<sub>3</sub>変態点以上の領域で保持し, オーステナイト化  
ただし, 試料表面では直前の熱処理によるマルテンサイトラス模様が残存している
- ⑭冷却による試料の収縮により観察画面内でシフト移動(X印参照)
- ⑮矢印位置にてマルテンサイト変態を観察
- ⑯既に生成しているラス模様のため目立たないが, 冷却保持中に3µm前後のマルテンサイトラスの生成が観察され, 画面全体が細かいラス模様で覆われるようになった

## 5. あとがき

従来の試験機では結晶粒微細化熱処理時の表面状態を観察することは困難であったが、本装置を用いることで特にマルテンサイト変態の様子がよく理解できた。

## 加熱観察ステージ付きEBSD結晶方位解析装置

### 1. はじめに

今回紹介する設備は「加熱観察ステージ付きEBSD結晶方位解析装置」は1050℃まで加熱可能な電子顕微鏡内に取り付けられる加熱ステージと結晶方位測定装置 (Electron BackScatter Diffraction: EBSD)が特徴である。

この装置を用いて鉄鋼材料の加熱時における相変態のその場観察を行うことで可能である。

鉄鋼材料の相変態温度は $\alpha$ 相から $\gamma$ 相への変態温度が高くても910℃程度であり、鉄鋼の変態可能温度域まで加熱が可能である。

またEBSDを用いることで結晶構造の変化を測定し、より詳細な情報を得ることが可能となる。

### 2. 装置構成と原理

装置構成は下記の4つに分けられる。図1～4にそれぞれの外観写真を示す。

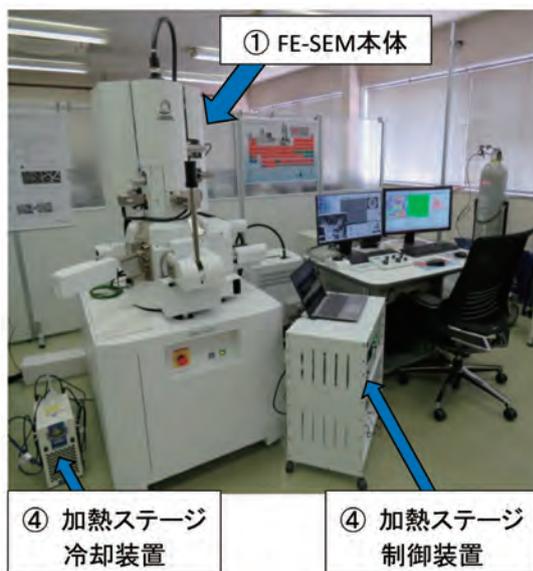


図1 FE-SEM/EBSD装置構成 (表側)



図2 FE-SEM/EBSD装置構成 (裏側)

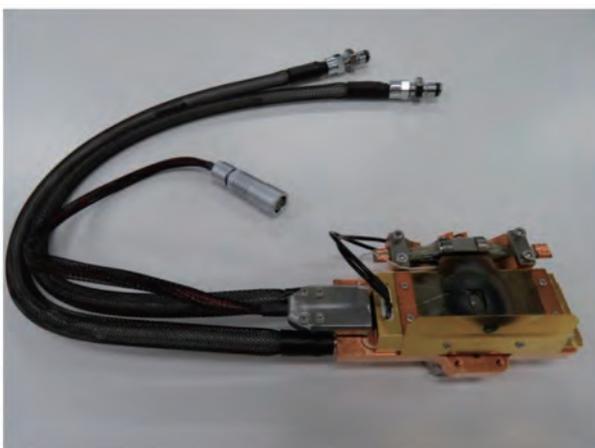


図3 加熱ステージ本体

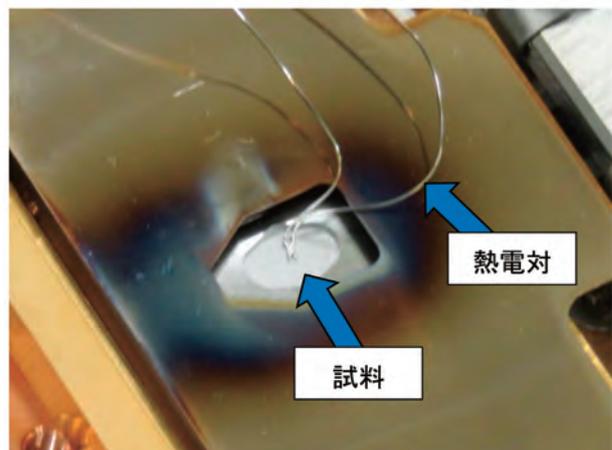


図4 試料と熱電対 (サンプル温度測定用)

## 2.1 電界放出型走査型電子顕微鏡(FE-SEM)

…JSM7900F(日本電子(株))

FE-SEMを使用するのは電子線のビームを絞れる為である。ビームの線径が細いと結晶方位測定における精度が向上する為である。

## 2.2 エネルギー分散型X線分析装置(EDS)

…Octan Elect(アメテック(株))

EDSは化学分析を行うために用いる。

加熱前と加熱後での成分の変化や微細な析出物の組成を調べるために使用する。

## 2.3 電子後方散乱解析装置(EBSD)

…Hikari Super((株)TSLソリューションズ)

70度に傾けた試料に電子線を照射することで「菊池パターン」が発生する。この菊池パターンをEBSD検出器に連続収集しながら結晶方位の算出を行う。EBSD測定時の電子線は30~50nm程度の侵入深さであるので、結晶方位も表層の情報となる。よって試料はバフ研磨で鏡面仕上げした後、イオンミリング装置で仕上げを行っている。

## 2.4 加熱ステージ

小型高出力セラミックヒーターの上にサンプルをカーボンペーストで固定することにより加熱することが出来る。温

度はヒーターに接触させた熱電対とサンプルに取り付けた熱電対2つで制御を行う。加熱ステージに試料をセット後にFE-SEM本体に加熱ステージを取り付け、真空排気を長時間行った後、測定の際には加熱ステージを70度傾斜させ、加熱ステージ制御装置で温度の制御を行う。最高温度は1050℃であり、冷却速度は放冷に近い速度である。冷却水をステージに流しているが、SEM本体に熱が伝わらない為の措置であり、水冷に近い速度は得られない。

## 3. 加熱ステージを用いた観察例

目的:1050℃での鉄鋼材料の結晶粒の変化を本装置で観察する。

### 3.1 サンプル

鋼種:SCM420H相当圧延材

サイズ:2mm×3mm×1mmh

観察面は鏡面仕上げとして1μmのバフ研磨を行った後、イオンミリングで最終仕上げを行っている。

### 3.2 結果

図5に試験時の昇温パターンを示す。①~④の時点でEBSDの測定を行っている。

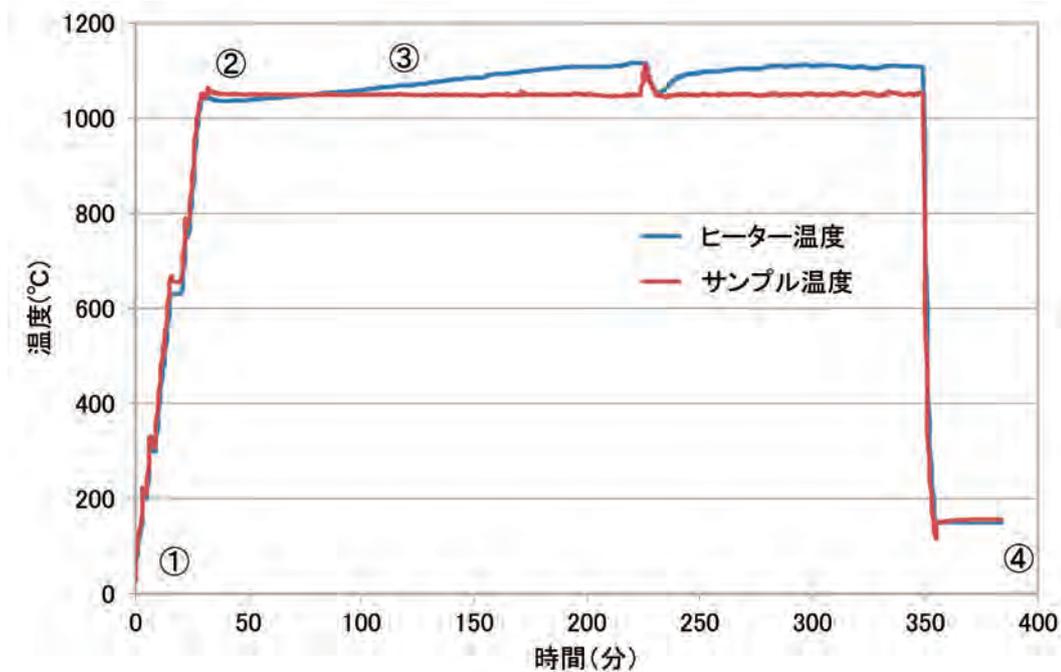


図5 温度グラフ

図6より③の加熱後約1時間半で結晶粒の粗大化が観察された。6分保持時点では $\gamma$ 粒は10nm程度であったが1時間半後には150nm程度まで成長していることが確認

された。

④の結果から5時間程度加熱後放冷での冷却によって試料はマルテンサイト変態を起こしていることが確認された。

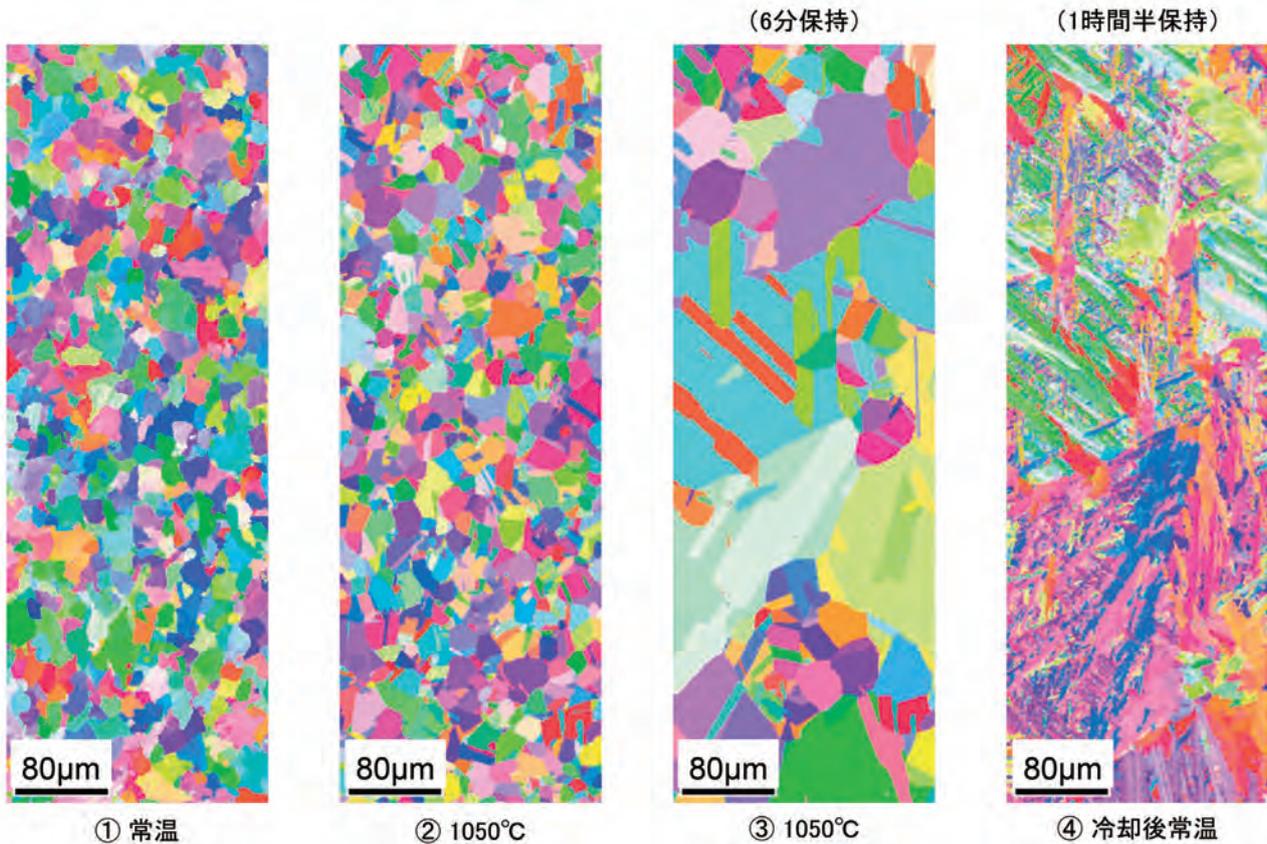


図6 時間経過後の結晶方位図

#### 4. あとがき

本設備の導入により、製造過程や使用環境に近い温度環境下での評価が可能となった。

熱処理による結晶粒の変化や温度による歪の変化の測定など開発に役立てていきたい。

(技術開発センター 竹内 正芳)

## 介在物自動解析装置 (Explore4 Analyzer)

### 1. はじめに

技術開発センター室蘭分室にThermo Fisher Scientific社製介在物自動解析装置Explorer4 Analyzerならびに解析ソフトウェアMetal Quality Analyzer(以下、MQA<sup>TM</sup>と略す)の新規導入を行った(写真1)。本装置は、日本国内導入初号機である。今回導入したMQAは、数千個の介在物を検出し、個々の介在物に対するサイズ測定と元素組成を自動解析し、自動解析によりオペレーターによる解析結果のバラツキを防止すると共に元素情報に基づいた高精度の解析を行う装置である。

### 2. 装置の特徴

従来の非金属介在物の試験方法として、JIS G0555鋼の非金属介在物の顕微鏡試験方法に基づき、顕微鏡と標準図(介在物のそれぞれの系を個々に考察)を用いて技術員の目視による測定を行っていた。標準図を用い、介在物の形状及び分布による分類のみで分類を行った非金属介在物の組成含有量(wt%)までの情報は得られていなかった。組成含有量の測定結果を得るには測定箇所マーキング印を付け、EPMAやFE-SEMの装置を用いて測定する方法が有るが、測定物箇所の視野探し、測定条件設定とかなりの時間と労力が必要となっていた。また、測定に際して

は、技術員の測定技術の習得、測定者による測定結果のバラツキ及び測定時間等も含め今後の技術伝承の課題も浮き彫りになっており、本装置導入により上記課題も解決方向へ向く装置と考えている。

今回導入したMQA<sup>TM</sup>は電子顕微鏡を使用し、試料を動的にスキャンを行い、鋼材母材と非金属介在物の輝度(明暗)を利用し異物の検出を行い、異物サイズ測定、EDSによる元素解析、分類の順で測定からレポート作成まで全て自動化された装置である。介在物自動解析装置の特徴として、①オペレータの技量に左右されない解析結果、②短時間で数千個の介在物を自動解析、③組成を含んだ介在物毎の詳細情報をデータ化がある。

### 3. 装置の仕様

最後に介在物自動解析装置および解析ソフトウェアの仕様を表1に示す。

(技術開発センター室蘭分室 岩淵 道昭)



写真1 装置本体及び解析用PC

表1 装置および解析ソフトウェア仕様表

項目	仕様
検出器	Quad BSED 及び SED
倍率	×80~×100,000
加速電圧	5~20kV
画像分解能	14nm
最大試料サイズ	100 mm×100 mm×35 mm
最大試料重量	1kg
サイズ計測再現性	0.09μm以上 <sup>※1</sup>
サイズ計測精度	0.5μm以上 <sup>※1</sup>
真空システム	高真空 及び 可変圧力
EDS性能	25mm <sup>2</sup> ,137eV,6,000cps/nA <sup>※2</sup>
EDS最軽量検出元素	<sup>5</sup> B ホウ素
ユーザーインターフェイス	Perception2
格付解析ソフトウェア	ASTM E45及びE2142, ISO4967, JIS G 0555, DIN 50602, EN 10247

※1 Performance Grading Systemを用いた計測

※2 ノミナルWDでMn(Kα)を計測

# 永久磁石百年史

## A Century History of Permanent Magnet

技術開発センター 福田 方勝

### 1. はじめに

1917年に本多光太郎先生がKS鋼を発明されて近代永久磁石開発の幕が開いてから、すでに百年が経過しました。この百年間には永久磁石として種々の材料が開発されました。永久磁石の開発年表を表1に示します。

永久磁石の磁気特性は、残留磁束密度(B<sub>r</sub>)、保磁力(H<sub>c</sub>)、最大エネルギー積((BH)max)の3つの特性によって評価されます。とりわけ、最大エネルギー積は永久磁石が内部に蓄えているエネルギーを表わしますから永久磁石の強さといえます。永久磁石の開発の歴史はこの最大エネルギー積をいかに大きくするかという歴史です。

永久磁石の歴史については多くの著作がありますが、後述するNd(ネオジム)磁石を発明した佐川真人氏に対してその発想に大きな影響を与えた(故)浜野正昭氏の優れた解説があります[1]。以下、主に日本での永久磁石の開発の状況を最大エネルギー積(以下、単にエネルギー積)に着目して俯瞰します。紙面の都合で、すべての永久磁石には触れることはできず、また、ボンド磁石については省略します。なお、本文では、磁気特性についての数値は歴史的観点からcgs単位系を使用します。SI単位への変換は、エネルギー積は1MGOe(メガガウスエルステッド)≒8kJ/m<sup>3</sup>(キロジュール毎立方メートル)です。

表1 永久磁石の開発年表

日本		外国		出来事	
1917(大正6)	本多:KS鋼発明			1914~18	第一次世界大戦
1922(大正11)	渡辺三郎:FW磁石鋼発明			1923 1925	関東大震災 ラジオ放送開始
1931(昭和6)	三島:MK鋼発明	1932	Koester:Remalloy発明		
1932(昭和7)	加藤,武井:OP磁石発明	1935	Neumann(独):CuNiFe,CuNiCo磁石発明		
1933(昭和8)	本多,増本,白川:新KS鋼発明		Graf & Kussmann:PtFeの研究		
		1936	Jellinghous(独):PtCo磁石発明		
		1938	Oliver & Shedden(米):アルニコ磁石の 磁場中冷却効果発見	1939	第二次世界大戦
		1940	Nesbit(米):Vicalloy発明	~45	
1945(昭和20)	三島,牧野:MT磁石発明	1942	Jonas(蘭):アルニコ5磁石完成	1949	湯川秀樹ノーベル賞受賞
		1952	Went(米):Baフェライト磁石発明	1953	テレビ放送開始
		1956	de Vos(蘭):アルニコ8磁石発明		
1964(昭和39)	久保(松下電器)ら:MnAlC磁石開発	1963	Cochardt(米):Srフェライト磁石発明	1960	カラーテレビ放送開始
1966(昭和41)	金子(東北大学):PtCo磁石で13.5MGOe	1966	Strnat(米):希土類磁石提案	1964	東京オリンピック
		1969	Buschow(蘭):焼結SmCo5磁石開発		
1971(昭和46)	金子(東北大学):Fe-Cr-Co磁石発明	1971	Charles(米):(SmPr)Co <sub>5</sub> 磁石で26MGOe	1972	札幌オリンピック
1975(昭和50)	俵(松下電器):SmCoFeCu磁石開発			1973	第一次オイルショック
1977(昭和52)	米山(東京電気化学)ら: SmCoFeCuZr磁石で30MGOe達成			1979	第二次オイルショック
1982(昭和57)	佐川(住友特殊金属):Nd磁石発明	1982	Croat(米):MQパウダー発明		
1983(昭和58)	渡辺(電磁研)ら:PtFe磁石で20.4MGOe			1987	国鉄分割民営化
1987(昭和62)	入山(旭化成):SmFeN磁石発明	1988	Coehoon(蘭):ナノコンポジット磁石発表	1989	消費税導入(3%)
1988(昭和63)	下田(セイコーエプソン):PrFeBCu磁石発明				
1989(平成1)	武下(三菱金属):HDDR法によるNdFeB粉末発明				
1996(平成8)	田口(TDK):LaCo置換型Srフェライト磁石開発	1990	Coey(アイルランド):SmFeN磁石発表	1995	阪神淡路大震災
				1997	ハイブリッドカー発売
				1998	長野オリンピック
2005(平成17)	松浦(日立金属):NdFeB磁石で59.5MGOe達成			2003	デジタルTV放送開始
	中村(信越化学):粒界拡散法開発(省Dy)			2008	リーマンショック
2015(平成27)	桜田(東芝):高Fe濃度SmCoFeCuZr磁石開発			2011	東日本大震災

## 2. 金属・合金磁石

### (1) 焼入れ硬化型磁石

19世紀末から20世紀初めにかけては、炭素鋼やクロム鋼、タングステン鋼などの工具鋼が永久磁石として使用されていました。エネルギー積は高々0.4MGOe程度でした。1917年に、東北帝国大学の本多光太郎先生は、タングステン・クロム鋼の鉄を1/3のコバルトで置換することにより磁化が増加することを予想し、Co-W-Cr磁石鋼(Fe-0.9%C-4%Cr-6%W-35%Co)を発明しました。エネルギー積は0.9MGOeと従来の2倍に向上しました。この磁石は、研究を支援してきた住友吉左衛門のイニシャルから「KS鋼」と名づけられました。これが永久磁石の研究開発の端緒となりました。これらの永久磁石は保磁力を得るために高温から焼入れる必要がありました。そのため、「焼入れ硬化型磁石」と呼ばれました。焼入れ鋼であるので、硬さが硬く、そのことが永久磁石材料のことを硬質磁性材料と呼ぶ元になっています(正しくは、磁氣的に硬い=保磁力が大きいこと)。KS鋼は1918年から住友鋳鋼所(住友金属工業の前身)が特許権者として量産を開始しました。

他の焼入れ硬化型磁石として、特殊鋼の父と呼ばれた、日本特殊鋼(現、大同特殊鋼)の渡辺三郎氏により1922年に発明された「FW磁石鋼」があります(FWは養父の渡辺福三郎翁のイニシャルによる)[2]。高価なWを使用しないMn-Cr鋼です(Fe-0.6~1.0%C-2~5%Cr-1~4%Mn)。この磁石鋼は自硬性が強く、空气中放冷だけで焼入れ硬化が可能でした。関東大震災(1923年)後の復旧のための電話機用に、また1925年のラジオ放送の開始により受信機用に大量に使用されました。

また、第二次世界大戦中にNi, Coの入手が困難になったため、これらの希少金属を含まない永久磁石の開発が急務となり、Fe-Al-C合金の「MT磁石」が1945年に東京帝国大学の三島徳七先生の下で開発され(Fe-8%Al-2%C)、戦後、牧野昇氏(東京計器→三菱製鋼→三菱総研)らにより東京計器で実用化されました。この技術は戦後米国への技術輸出第一号となりました。

これらの磁石は、主に鍛造によって製造されるため、「鍛造磁石」とも呼ばれました。

### (2) 析出硬化型磁石(分散硬化型磁石)

#### ・MK磁石と新KS鋼

つぎに、非磁性母相中に強磁性微粒子相を析出させる「析出硬化型磁石」が開発されました。1931年に東京帝国大学の三島徳七先生がFe-Niの非磁性鋼の研究の中で、Fe-Ni-Al系の「MK鋼」を発明しました(Fe-25%Ni-12%Al)。エネルギー積は1.2MGOeで、それまでのKS鋼を上

回りました。MKは三島先生の養家の三島と実家の喜住の頭文字をとりました。MK鋼は炭素を含まないので、「MK磁石」という名称で東京鋼材(現、三菱製鋼)が実施権を得て1933年から工業化しました。三島先生は海外でも積極的に特許を取得し、米国ではGE社、欧州ではBosch社(独)へ実施権を許諾し、世界的規模の工業生産に貢献しました。

KS鋼の磁気特性の値がMK磁石により破られたため、東北大学金属材料研究所では直ちに本多先生を中心として新しい磁石鋼の研究が進められました。そして、1933年に、本多光太郎、増本量、白川勇記先生らがFe-Ni-Co-Ti系の「新KS鋼」を開発しました(Fe-28%Co-16%Ni-11%Ti)。エネルギー積は2.0MGOeで再び最強の磁石となりました。新KS鋼は「NKS磁石」として住友金属工業(現、新日鐵住金)が工業化をしました。

これらの永久磁石の特許としては、MK磁石はFe-Ni-Al-Co合金が基本で、新KS鋼はFe-Ni-Co-Ti合金が基本でした。新KS鋼がMK磁石の特許権の範囲を侵害するものであるか(改良発明であるか)について、量産をしていた三菱鋼材(現、三菱製鋼)と住友金属工業との間で特許係争となりました。幾度の変遷を経て、戦時下での挙国一致のために、1944年に和解しました。

#### ・アルニコ磁石

MK磁石とNKS磁石がその後のアルニコ磁石のオリジナルとなりました。アルニコ磁石はFe, Al, Ni, Co, Cuを主な構成元素とし、それらの元素の頭文字をとってAlnico磁石と呼ばれました。元々は米国GE社の商品名でした。日本ではMK磁石、NKS磁石などと呼ばれ、外国ではAlNiCo(独)、Alcomax(英)、NiAlCo(仏)、Ticonal(蘭)などと呼ばれました。アルニコ磁石は合金組成、磁気特性などにより様々なものが開発されましたが、大きくは、「等方性アルニコ磁石」、異方性磁石の「アルニコ5磁石」、「アルニコ8磁石」に分類されます[3]。(永久磁石には、どの方向に対しても同じ磁気特性を示す「等方性磁石」と、特定の方向に磁気特性が強い「異方性磁石」があります。)

等方性アルニコ磁石は、MK磁石を基本としてCoを0~13%含むものです。Co含有量が1%以下のものは特に「アルニコ磁石」と呼ばれ、コストパフォーマンスの良い磁石として二輪車のスピードメータなどに使用されています。

1938年、D.A.OliverとJ.W.Shedden(英)がAlnico-2(Fe-12%Co-18%Ni-10%Al-6%Cu)の合金を磁場中で冷却することにより、その方向の磁気特性が20%増大することを発見しました。そして1939年、G.B.Jonas(蘭)によりCo量の高い組成(Fe-24%Co-13.5%Ni-8%Al-3%Cu)の合金において磁場中冷却を行い磁気特性を向上させる発明がされ(4.79MGOe)、Alnico-5磁石が開発されました(5.0MGOe)。その後、1953年、D.G.Ebeling(米)によ

り、鑄造組織を柱状晶としてその方向に磁場を印加して熱処理することにより磁気特性が向上することが見い出されました。柱状晶アルニコ5磁石(Alnico-5Co)です。柱状晶の割合を増加させることにより磁気特性が向上しました(7.0→8.0MGOe)。そして、1962年、E.Steinort(伊)により単結晶合金で9.9MGOeが達成されました。アルニコ5磁石は、磁束密度が高いこと、温度安定性が非常に良いことから、計測器、汎用のスピーカなどに広く使用されています。

アルニコ5磁石に対して、Co含有量が高くTiが添加されているものがアルニコ8磁石で、新KS鋼から発展したものです。1957年、A.I.LuteijnとK.J.de Vos(蘭)は、Fe-34%Co-15%Ni-7%Al-4%Cu-5%Ti合金をチョクラルキー法によって柱状晶化し(Ticonal X)、実験室的ではあるものの11.0MGOeのエネルギー積を達成しました。同時期に、等軸晶(柱状晶ではない)のアルニコ8磁石が開発されました(Ticonal 450:4.5MGOe)。アルニコ8磁石はTiを含むために柱状晶化が難しく、Sなどの元素を添加する方法が開発され、また、柱状晶化の方法も加熱鑄型法や帯溶融法など工業的に実施できる方法が開発されました。柱状晶化により磁気特性が向上し、1967年にA.Hoffmann(独)らは帯溶融法で柱状晶化を図り、12.0MGOeのエネルギー積を得ました。アルニコ8磁石は保磁力が大きいという特長があるため、コアレスモータのロータなどに使用されました。

アルニコ磁石の基礎は日本で築かれてきましたが、その後の発展は欧米で行われました。丁度その時に日本が戦争に突入り、研究が停滞してしまったものと推察されます。

アルニコ磁石は鑄造法によって製造されるため「鑄造磁石」と呼ばれています(焼結法によっても製造されました)。MK磁石とNKS磁石の特許はそれぞれ1950年、1954年に満了となり、1950年代後半から多数の会社で製造されました。

#### ・Fe-Cr-Co磁石

1971年、東北大学の金子秀夫先生らはスピノーダル分解という相変態理論に基づいて「Fe-Cr-Co磁石」を開発しました。アルニコ磁石と同様に分散硬化型磁石です。FeCrCo固溶体の $\alpha$ 相がFeCo-richの $\alpha_1$ 相とCr-richの $\alpha_2$ 相に分解するため、二相分離型磁石とも呼ばれます。アルニコ磁石の相変態もスピノーダル分解であることがわかっています。開発当初はCoの含有量がアルニコ5磁石と同程度の20~25%でしたが、その後、熱処理を容易にする目的から15%Coの組成での開発が行われました(5.5MGOe)。本間基文先生(東北大学)らは、二相分離面の詳細な検討により、Fe-24%Cr-12%Co合金で7.7MGOe、Fe-22%Cr-15%Co合金で8.3MGOe、保磁力を増加させるためにMoを添加したFe-18%Co-28%Cr-

3%Mo合金において、柱状晶合金で9.5MGOe、単結晶合金で11.5MGOeのエネルギー積を達成しました。

工業的には塑性加工できる磁石(圧延磁石)として注目を浴び、住友特殊金属(現、日立金属)、日立金属、日本楽器(現、ヤマハ)などが工業化しました。1976年からのザイール(現在のコンゴ民主共和国)での紛争によるCo価格の高騰を契機として、アルニコ磁石と同じ鑄造磁石としての製造法が確立され、三菱製鋼磁材(現、三菱製鋼)、東北金属(現、トーキン)などが工業化しました。磁束密度が高いので、スピーカの磁気回路、ハイブリッド型ステッピングモータのロータ等に使われています。

#### ・バイカロイ(Fe-Co-V)

バイカロイ(Vicalloy)は、1940年に米国Bell研究所のE.A.Nesbittらにより開発された圧延磁石です(Fe-52%Co-10~14%V)。日本では、三島先生の下で木村康夫氏(東京計器→三菱製鋼→東京大学)らがVの一部をCrで置換したCrバイカロイの研究を行い、Fe-52%Co-8%V-4%Crの組成で3.7MGOeのエネルギー積を得ました。三菱製鋼が工業化を行い、冷間加工が可能であるというメリットを生かして薄板や細線などの形状で使用されましたが、その後、Fe-Cr-Co圧延磁石に代替されました。

金属・合金磁石のエネルギー積の進歩を図1に示します。

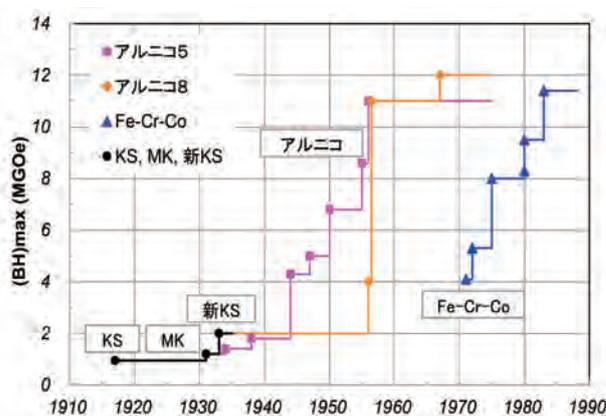


図1 金属・合金磁石のエネルギー積の進歩

### 3. 酸化物(フェライト)磁石

フェライトとは金属イオンを含む亜鉄酸塩(ferrite)のことです。フェライト磁性材料の研究は、1932年、東京工業大学の加藤与五郎先生、武井武先生によるOP磁石およびCu-Znフェライト(軟磁性材料)の発見を発端としています。加藤、武井先生はCoフェライトを磁場中で冷却すると強い磁石になることを見い出しました。磁場中冷却という手段を世界で初めて用いたもので、その後のパーマロイ(軟磁性材料)やアルニコ磁石の熱処理に影響を与えたものと考えられます。これを「OP磁石」と命名しました。

Ookayama PermanentとOxide Powderに通じるということで名づけられました。Coフェライト磁石は1935年に三菱電機が工業化を行い、発電機などに使用されました。特に、磁力選鉱機への適用は戦時中の日本の砂鉄精錬に大きく貢献しました。

その後、オランダPhilips社により多くのフェライト材料がFerroxdurという名称で開発されました。1952年、J.J.WentがBaフェライト( $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ )磁石を開発しました(1.0MGOe $\Rightarrow$ 3.0MGOe)。さらに1963年、米国Westinghouse社のA.CochardtらによりSrフェライト( $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ )磁石が開発されました(4.0MGOe)。日本では、フェライト磁石は住友特殊金属(現、日立金属)が1954年、東京電気化学(現、TDK)が1956年から量産を開始しました。その後、製造法の改良による磁気特性の向上はありましたが、4.5MGOe程度まででした。

より高い特性が期待できるW型フェライトの研究も行われましたが、成功しませんでした。そして、1996年に田口仁氏(TDK)らはLaZnで置換したSrフェライト磁石により5.2MGOeのエネルギー積を達成し、その後、LaCo置換型高性能フェライト磁石として開発しました。5.0MGOe程度の高性能フェライト磁石が量産されています。フェライト磁石のエネルギー積の進歩を図2に示します。

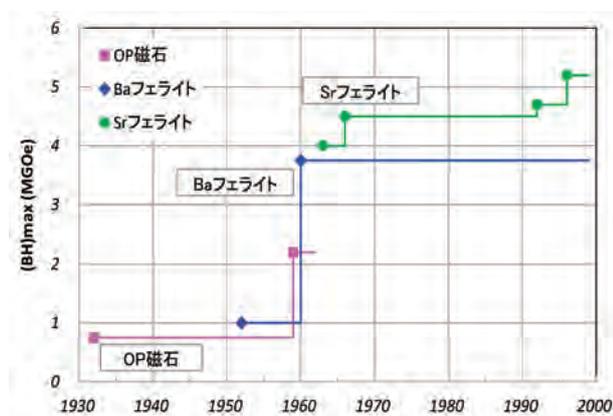


図2 フェライト磁石のエネルギー積の進歩

## 4. 希土類磁石

### (1) SmCo磁石

より強力な磁石を求めて、世界中で研究が行われ、1966年、米国空軍研究所のG.HoferとK.J.Strnatが希土類とコバルトの化合物にその可能性があることを示しました。希土類(レアアース)というのは周期表の欄外に示されるLaからLuまでの15元素のことです(Sc, Yを加える場合もあります)。特に、SmとCoの化合物が磁石として使われました。1969年、オランダPhilips社のK.H.J.Buschowらは実験室ではあるものの20MGOeという驚異的な特性を達成しました。製造法の検討など

から1971年には(SmPr)Co<sub>5</sub>の焼結で26MGOeの特性が得られました。これらはSmとCoの原子比から1-5型(SmCo<sub>5</sub>)と呼ばれる希土類磁石です。

その後、1-5型よりも高い特性を目指してSmとCoの原子比が2:17である2-17型(Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub>)の研究が行われました。1975年、俵好夫氏(松下電器→信越化学)によりSm(Co<sub>0.76</sub>Fe<sub>0.10</sub>Cu<sub>0.14</sub>)<sub>7.0</sub>合金で26.4MGOeが達成され、エネルギー積向上の競争が始まりました。そして、1977年、東北大学と東京電気化学(現、TDK)の米山哲人氏らによりZrを添加した合金(Sm(Co<sub>0.68</sub>Fe<sub>0.21</sub>Cu<sub>0.10</sub>Zr<sub>0.01</sub>)<sub>7.4</sub>)で、ついに30MGOeが達成されました。さらに1980年にはFe濃度を高めた組成(Sm(Co<sub>0.61</sub>Fe<sub>0.28</sub>Cu<sub>0.10</sub>Zr<sub>0.01</sub>)<sub>7.7</sub>)において33MGOeが得られました。エネルギー積の競争の激しさは、歌人の俵万智さんが詠んだ歌(「サラダ記念日」より)に象徴されていると思います。

ひところは「世界で一番強かった」

父の磁石がうずくまる棚

これらの希土類磁石は、元素の頭文字からサマコバ磁石とよばれ、携帯音楽プレーヤー「ウォークマン(1979年発売)」の普及に大きく貢献しました。

その後、希土類磁石の開発はNd磁石へ移りますが、東芝の桜田新哉氏はさらなる研究をつづけ、2015年、高Fe濃度SmCo磁石(Sm(Co<sub>0.572</sub>Fe<sub>0.35</sub>Cu<sub>0.06</sub>Zr<sub>0.018</sub>)<sub>7.8</sub>)を開発し、35.4MGOeのエネルギー積を達成しました。このSmCo磁石はNd磁石に比べて温度に対する安定性が良いことから、鉄道車両用モータ等への実用化が進んでいます。

### (2) NdFeB磁石

エネルギー積競争が一段落した頃、1982年、住友特殊金属(現、日立金属)の佐川真人氏は希土類としてNdを用いた全く新しい磁石を開発しました。NdとFeとBの新しい化合物Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B(2-14-1型)を用いるものでネオジウム磁石(又はネオジ磁石)と呼ばれます。エネルギー積は36.3MGOeでSmCo磁石の特性を大きく上回るものでした。その後、磁気特性は瞬く間に40MGOe以上へ向上していきました。Nd磁石の開発経緯については、佐川氏自身のいくつかの著作があります[4]~[7]。

1990年代には、Nd磁石は多くの製品に用いられていきます。HDDのヘッド駆動用のVCM(ボイスコイルモータ)、永久磁石式MRI(磁気共鳴イメージング)、エアコン用モータなどです。全く同じ頃(1982年)、米国GM社のJ.J.Croatは液体急冷法によりNd-Fe-Bの粉末を開発しました。MQパウダーと呼ばれ、ボンド磁石の原料として使用されています。GM社はMQパウダーを製造するマグネクエンチ社(MQI)を設立しました。MQIは幾度の変遷を重ね、現在はNeo Performance Materials(カナダ)の傘下となり、

中国とタイの工場で粉末を生産し、世界中に供給しています。MQパウダーから製造されるボンド磁石(MQ-1)は等方性磁石ですが、HDDドライブの駆動モータ(スピンドルモータ)用として大量に使用されています。

また、MQパウダーを熱間加工する磁石も開発されました。ホットプレスするものは等方性でMQ-2、さらに熱間で押し出し加工するものは異方性でMQ-3と呼ばれます。結晶粒が非常に細かいために高い保磁力が得られ、Dyフリー磁石として大いに期待されています。大同特殊鋼が工業化しています。

Nd磁石は組成の検討により40MG0eの特性が得られ、その後、低酸素化、パルス磁場配向、ストリップキャスト材などの製造法の改良により50MG0e以上の特性が得られました。そして、2005年に、NEOMAX(現、日立金属)の松浦裕氏は、合金組成と粉末の磁場配向度を厳密に制御し、不純物の酸素を極限まで少なくして59.5MG0eの世界最高のエネルギー積を達成しました。この値はNd磁石のエネルギー積の理論値64MG0eにほぼ近いものです。エネルギー積を高くする試みはこれで一段落し、その後の研究は保磁力を高くする開発へと移行しました。

21世紀に入り、Nd磁石の使用は増大してきました。ハイブリッド自動車の駆動モータに適用する場合は、200°Cまでの耐熱性が要求されます。Nd磁石は保磁力の温度係数が大きいので、高温において磁力が低下してしまうという現象があります(100°Cの温度上昇でHcjが半分に減少する)。そこで、室温においてあらかじめ保磁力を大きくしておく必要があります。そのため、Ndの一部をDy(ジスプロシウム)やTb(テルビウム)で置換する必要があります。Dyは中国に偏在する元素であるため、Dyの使用量を減らしたり(省Dy)、Dyを使用しない(Dyフリー)磁石を開発する試みが精力的に行われました。2005年、信越化学の中村元氏は、Nd磁石の表面からDyを結晶粒界に拡散させる「粒界拡散法」を開発し、Dyの使用量を低減することに成功しました。また、Nd磁石の保磁力発生に対するミクロ組織の研究も行われ、Dyフリーでも高保磁力を得る研究が現在でも継続しています。

### (3) SmFeN磁石

希土類磁石の開発において日米に後れをとった欧州では、Nd磁石の発表以後、CEAM(磁石に関する欧州協調活動)において組織的な研究開発を行いました。そして、1990年にTrinity大学(アイルランド)のJ.M.D.CoeyがNd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B化合物のつぎの新しい材料として、Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>を窒素化したSm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>x</sub>化合物を合成して発表しました。しかし、この材料は1987年に旭化成の入山恭彦氏(現、大同特殊鋼)らがすでに発明していたものでした。窒素が高温で抜けてしまうので焼結することができないため、ボンド磁石とし

て実用化されています。現在、他の化合物を窒素化して新しい材料を見い出そうとする研究が続いています。

### (4) 希土類磁石ワークショップ(国際会議)

希土類コバルト磁石を提案したK.J.Strnatは、Dayton大学(米)へ移り希土類磁石の国際会議を立ち上げました。第1回は1974年に米国Dayton大学で「希土類コバルト磁石とその応用ワークショップ」として開催されました。その後、ほぼ2年おきに開催されています。NdFeB磁石が発明されたため、1985年の第8回からは「希土類磁石とその応用ワークショップ」として、さらに、2014年の第23回からは「希土類磁石および未来磁石とその応用ワークショップ」と名称を変え開催されています。日本でも、箱根(第4回1979年)、京都(第10回1989年)、仙台(第16回2000年)、長崎(第22回2012年)と4回開催しています。2018年は第25回で8月に中国の北京で開催されました。この国際会議には世界中の磁石研究者が集まり、研究発表を行っています。

希土類磁石のエネルギー積の進歩を図3に示します。

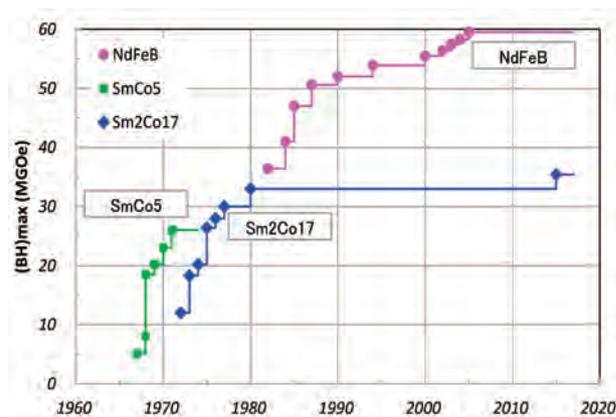


図3 希土類磁石のエネルギー積の進歩

## 5. 永久磁石の工業生産

現在生産されている永久磁石は、希土類磁石、フェライト磁石、そして割合は少ないのですが鋳造磁石および圧延磁石です。世界の永久磁石の生産量に関する信頼できる統計はありません。日本電子材料工業会(現、電子情報技術産業協会JEITA)による、国内における永久磁石の生産金額および各永久磁石のシェアの推移を図4、図5に示します。1955~1975年は鋳造磁石(アルニコ磁石)の全盛期です。1966年の生産量は鋳造磁石が5400トン、フェライト磁石が1200トンでした。同年のマグネット工業会の会員名簿には20社、26工場が記載されていました。次第にフェライト磁石が増えていき、ついに1977年にフェライト磁石が鋳造磁石を金額で越え(クロスポイント①)、鋳造磁石のシェアが50%を下回りました。1976年からは希土類磁

石(SmCo磁石)の生産が始まり、鑄造磁石が減少し、フェライト磁石、希土類磁石が増加しました。フェライト磁石は1990年代以降減少していますが、これは製造会社の海外展開の影響によります。そして、1993年には希土類磁石がフェライト磁石を越えました(クロスポイント②)。希土類磁石(Nd磁石)は2002年、2009年に、それぞれITバブル崩壊、リーマンショックの影響で大きく減少しましたが、全体としては伸びており、2017年では1000億円の規模となっています。希土類磁石の価格は原料である希土類の価格に大きく依存します。特に、2012年には、2010年に起きた尖閣諸島中国漁船衝突事件による日中問題から希土類価格が10倍以上に暴騰した影響により、生産金額は見かけ上大きく膨らんでいます。希土類の価格は現時点では安定しています。ただし、希土類の資源はDy, Tbを除いては世界中に豊富に存在するとはいうものの、まだまだ中国依存の体質は変わらず、中国での採掘・精錬コストの上昇などにより、安心はできない状況です。

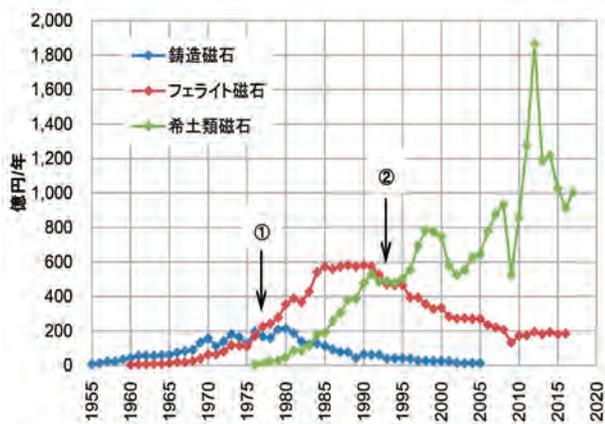


図4 国内における永久磁石の生産金額の推移

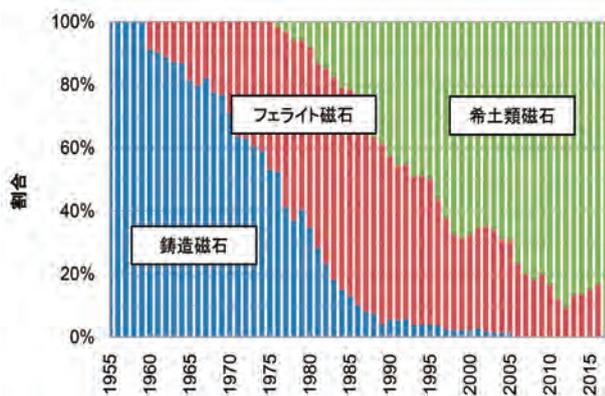


図5 各永久磁石のシェアの推移

Nd磁石の世界の生産量の推定を図6に示します。欧米での生産量は少なく、日本と中国で生産されています。2006年に中国の生産量が日本を上回り、年々中国の生産量が増加しています。この傾向は今後も続くものと思われます。2018年は全世界で約13万トンと推定されています。

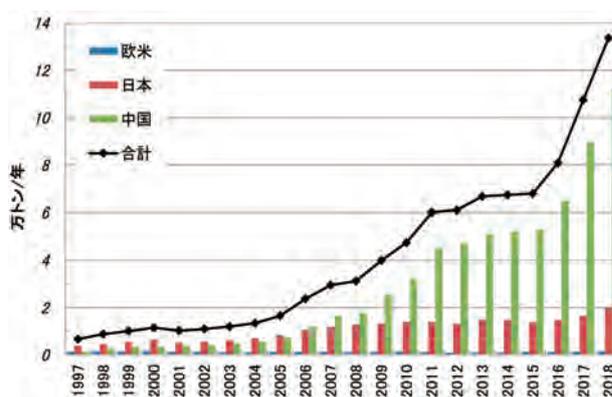


図6 Nd磁石の生産量の推定 (NeoMagによる)

そして、2050年に向けて、Nd磁石の需要はますます増えることが予想されています。それを牽引するのは、ハイブリッド自動車や電気自動車の駆動モータと大型風力発電機です。これらの需要に対応するためには、現在の生産量の数十倍が必要となり、Nd磁石の供給が不足することも起こりえます。Nd磁石のハイグレードのものは駆動用モータ等に向けられるでしょうが、それ以外の製品にはローグレードのものが使われるでしょう。足りない分はほかの磁石となりますが、選択肢としてフェライト磁石しかないという状況にはならないようにするべきだと思います。形状自由度が非常に大きい圧延磁石、温度安定性に優れ高い磁束密度が得られる鑄造磁石など用途に応じて使い分けていくこと、すなわち、「永久磁石の多様性」が大事であると思います。

現在、工業的に生産されている永久磁石の磁気特性(エネルギー積)を図7に示します。

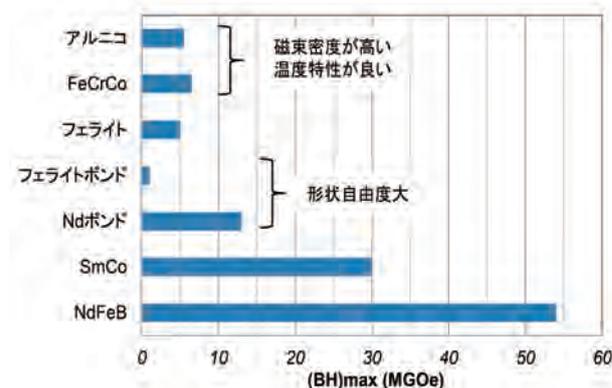


図7 各永久磁石の磁気特性 ((BH) max)

## 6. むすび

100年間の最大エネルギー積の進歩をまとめて図8に示します。ソリッドの印は日本人によるものです。KS鋼からNd磁石まで100年間で62倍に向上しました。2005年以降エネルギー積の更新はありませんが、更なる高性能磁石材料を世界中で研究中です。

以上で述べたように、永久磁石の開発には多くの日本の研究者、技術者がかかわってきました。昭和60年(1985年)、特許庁が工業所有権制度百周年を記念して日本の十大発明家を選定しました(表2)。その中に、永久磁石を発明した本多光太郎先生、三島徳七先生の二人が選ばれています。また、国際的な学会である米国電気電子学会(IEEE)が重要な技術業績を称えるIEEE Milestonesにおいて、2009年に加藤与五郎先生、武井武先生の「フェライト」が選定されました(銘板が東京工業大学に設置されています)。さらに、1985年から始まった日本国際賞(Japan Prize:日本版ノーベル賞)の第28回(2012年)において、Nd磁石を発明した佐川真人氏が受賞されました。これらは、日本の永

久磁石材料の研究開発がいかに優れているかを示しているものと思います。我々は、これらの先輩方々の業績を受け継ぎ、つぎの100年に向け、世界をリードする永久磁石材料開発を続けていかなければならないと感じています。

表2 日本の十大発明家(特許庁:1985年)

発明家	特許登録	発明内容
豊田佐吉	1891年(明治24)	木製人力織機
御木本幸吉	1896年(明治29)	真珠養殖
高峰讓吉	1901年(明治34)	アドレナリン
池田菊苗	1908年(明治41)	グルタミン酸ナトリウム
鈴木梅太郎	1911年(明治44)	ビタミンB1
杉本京太	1915年(大正4)	邦文タイプライター
<b>本多光太郎</b>	<b>1918年(大正7)</b>	<b>KS鋼</b>
八木秀次	1926年(大正15)	八木アンテナ
丹羽保次郎	1929年(昭和4)	写真電送方式
<b>三島徳七</b>	<b>1932年(昭和7)</b>	<b>MK磁石鋼</b>

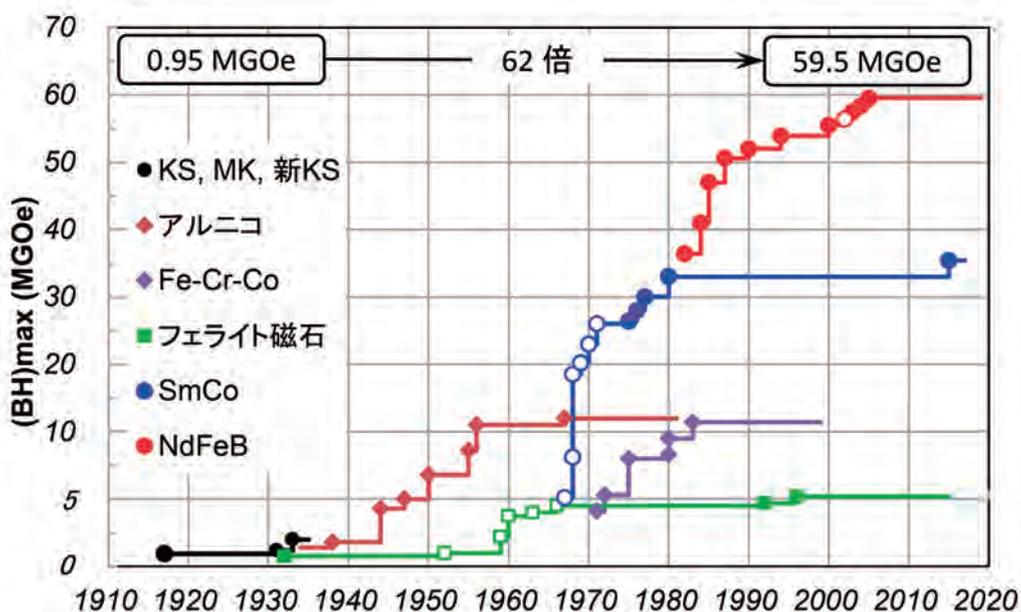


図8 永久磁石のエネルギー積の進歩(白抜は外国人による発明)

## 参考文献

- [1] 浜野正昭;“永久磁石の歴史”,「永久磁石(アグネ技術センター)」, p.19-48, (2007).
- [2] 鈴木雄一;“第四話 渡辺三郎のFW鋼”,「磁石の発明特許物語(アグネ技術センター)」,p.60-71, (2015).
- [3] 福田方勝;“3.2.4 ハード磁性材料”,「磁気工学ハンドブック(朝倉書店)」, p.301-312, (1998).
- [4] 佐川真人;“永久磁石の発展”,「永久磁石(アグネ技術センター)」, p.1-9, (2007).
- [5] 佐川真人;“ネオジム磁石発明者の述懐”,「ネオジム磁石のすべて(アグネ技術センター)」, p.191-197, (2011).
- [6] 佐川真人;“ネオジム磁石の30年”,「希土類磁石(日刊工業新聞社)」, p.1-9, (2012).
- [7] 佐川真人, 中村修二;“最強のネオジム磁石はいかにして生まれたか”,「最強エンジニアの仕事術(実務教育出版)」, p.13-57, (2016).

# 産業財産権情報

## 2017登録分

### (1)特許

登録番号	発明名称	発明者	登録日
特許6077269	開閉装置	光井 泰弘	2017/01/20
特許6084180	電子装置	光井 泰弘	2017/02/03
特許6146709	鋼板熱処理装置および鋼板熱処理方法	吉田 剛 (三菱長崎機工), 伊藤 誠 (三菱長崎機工), 平山 信幸 (三菱長崎機工) ほか	2017/05/26
特許6150486	グラブ浚渫作業船	辻 雄介 (三菱長崎機工) ほか	2017/06/02
特許6163522	留め具及び接ぎ具	鈴木 秀昭	2017/06/23
特許6193341	施錠装置	遠藤 隆生	2017/08/18
特許6228957	ロック付き飲料用容器の栓体	光井 泰弘	2017/10/20
特許6259897	ネジ無しタイロッドを備えたプレス装置	清水 富夫 (三菱長崎機工), 山崎 敏三 (三菱長崎機工)	2017/12/15
特許6261756	耐熱鋳物	福田 好純, 曾田 裕二, 田邑 正則, 小山 健二	2017/12/22

### (2)実用新案登録

登録番号	考案名称	考案者	登録日
実登3211399	ヒンジユニット	栗原 佑介	2017/06/14

### (3)意匠登録

登録番号	意匠の名称	創作者	登録日
意登秘1568763(※)	—	—	2017/01/06

(※) 秘密意匠のため、意匠登録から最大で3年間、意匠公報に意匠の内容が掲載されません。

三菱製鋼技報

第36巻(通巻第44号)

平成30年10月10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. 2018

発行人 技術開発センター担当取締役  
高山 淳

編集責任者 技術開発センター長  
山岡 拓也

編集委員 曾田 裕二 中村 清夫  
青山 俊文 居内 京子  
佐野 正典 横田 雅博  
蓑口 光樹 木下 侑尋  
渡辺 幹

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



https://www.mitsubishisteel.co.jp

取締役社長 佐藤 基行

資本金 100億3千万円(2018年3月末現在)

本社 〒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

## ● 企画部門

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13

### 事業企画部

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

グローバル管理支援室 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3185

監査室 TEL (03)3536-3114 FAX (03)3533-3123

## ● 管理部門

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13

広報・IR部 TEL (03)3536-3118 FAX (03)3533-3123

総務人事部 TEL (03)3536-3111 FAX (03)3533-3123

経理部 TEL (03)3536-3135 FAX (03)3536-2271

資材部 TEL (03)3536-3189 FAX (03)3536-2271

〒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

## ● 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

鋼材営業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13

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

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

素形材営業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13

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 〒812-0041 福岡県福岡市博多区吉塚5-8-8

TEL (092)629-5055 FAX (092)629-5051

広島営業所 〒731-0113 広島県広島市安佐南区西原4-33-27

TEL (082)874-8308 FAX (082)874-8636

## ● 事業部門

### 鋼材事業部

〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13

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

### 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

札幌サービスセンター

〒003-0809 北海道札幌市白石区菊水九条2-2-6

TEL (011)823-6200 FAX (011)831-6522

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)823-6200 FAX (011)831-6522

青森サービスセンター

〒038-0042 青森県青森市大字新城字山田552-1

TEL (017)763-2258 FAX (017)763-2259

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 新潟県新潟市中央区大島91-3

TEL (025)283-7251 FAX (025)285-3527

群馬サービスセンター

〒373-0801 群馬県太田市台之郷町813-2 コーポマルA A101号

TEL (0276)46-7481 FAX (0276)46-7489

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

南関東サービスセンター

〒243-0805 神奈川県厚木市中依知201-1

TEL (046)245-2300 FAX (046)245-3344

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 石川県金沢市疋田2-110

TEL (076)258-2123 FAX (076)258-2281

大阪サービスセンター

〒561-0841 大阪府豊中市名神口3-3-18

TEL (06)6334-5181 FAX (06)6334-4720

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

〒731-0113 広島県広島市安佐南区西原4-33-27

TEL (082)874-8545 FAX (082)874-8343

福岡サービスセンター

〒812-0041 福岡県福岡市博多区吉塚5-8-8

TEL (092)629-5131 FAX (092)629-5133

鹿児島サービスセンター

〒891-0131 鹿児島県鹿児島市谷山港1-3-25

TEL (099)262-0939 FAX (099)261-4541

## ● 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

