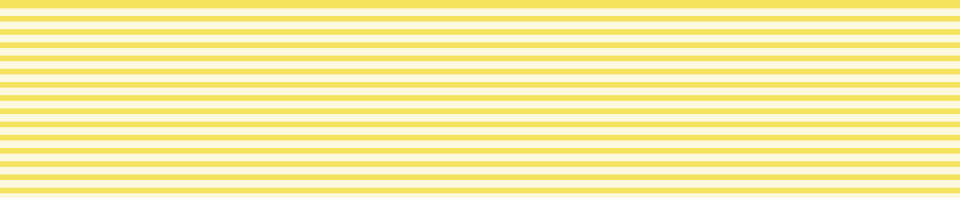


三菱製鋼技報



VOL.35 2016

THE
MITSUBISHI
STEEL
CORPORATION
TECHNICAL
REVIEW

三菱製鋼技報

第 35 卷 (通巻第 43 号) 2016 年

目 次

■ 巻頭言	1
取締役社長 佐藤 基行	
■ 三菱製鋼技報の復刊にあたって	2
■ 技術開発センターの紹介	3
■ 技術資料	
・ 鋼材高纯净化に向けた各種取り組み	16
千葉 洋介, 豊島 崇行	
・ 建設機械用アイドラーアッシーの調査	21
道端 一久, 河口 和紀	
・ Dependence of Permeability on Si Addition to Fe-Ni Alloy Soft Magnetic Powders in High Frequency Region	24
福田 方勝, 久米 慶太, 松下 祐基, 木野 文尋	
・ Industrial Production of Fe-Cr-Co Permanent Magnet with High Br	30
松下 祐基, 福地 英夫, 福田 方勝	
・ 鋳造 CAE システムを用いたアルニコ磁石の凝固組織予測	36
福田 方勝	
■ 製品紹介	41
・ LEXUS RX 用フロントスタビライザ	
・ みつびし Non-Pb SC 系快削鋼 “MNP”	
・ ノズルペーン	
■ 設備紹介	47
・ MSM (THAILAND) CO., LTD. メタルパーツ部門	
■ 産業財産権情報	51
■ 編集後記	52

MITSUBISHI STEEL TECHNICAL REVIEW

Vol. 35 (Con. No. 43) 2016

CONTENTS

■ Introduction	1
	President, Motoyuki Sato
■ Foreword in Mitsubishi Steel Technical Review	2
■ Introduction of Research and Development Center	3
■ Technical Note	
· Various actions about High Cleanliness of Steel	16
	Y. Chiba, T. Toyoshima
· Research of Idler Assy for Construction Machine	21
	K. Michibata, K. Kawaguchi
· Dependence of Permeability on Si Addition to Fe-Ni Alloy Soft Magnetic Powders in High Frequency Region	24
	M. Fukuda, K. Kume, Y. Matsushita, F. Kino
· Industrial Production of Fe-Cr-Co Permanent Magnet with High Br	30
	Y. Matsushita, H. Fukuchi, M. Fukuda
· Prediction of Solidification Microstructure of Alnico Magnets Using Cast CAE System	36
	M. Fukuda
■ New Products	41
■ Equipment	47
■ Industrial Property Rights	51
■ Editor's Note	52

巻頭言

三菱製鋼グループは「特殊鋼をつくり加工する」素材から製品までをつくる一貫メーカーとして歩んできました。日本のものづくりを支える技術・研究開発，当社は研究開発でも一貫した取り組みを進めております。

これまで特殊鋼鋼材，ばね，素形材の各事業ごとに分かれていた研究開発部門を集約し，2016年4月に千葉製作所構内に技術開発センターを設立しました。この事業部から独立した技術開発センターが各事業間のシナジーを追求し，中長期的視点で横断的な開発を進め，企業戦略を実現するための技術開発と将来の事業拡大の「種」となる基礎研究の両立を図ってまいりま

す。素材から付加価値をつけることにより可能性を広げ，グローバルに競争力のある製品を開発するのが役割です。

2016年からの5カ年の指針として策定した「2016中期経営計画」では，スローガンを『「特殊鋼をつくり加工する」会社から「付加価値を素材から創る」会社へ』としました。技術開発センターはその中心的役割を担い，三菱製鋼グループ全体の未来を創ってまいります。

今回ひとつの象徴でもある「三菱製鋼技報」を復刊することができましたが，内容的には物足りない部分もあり，これから充実を図っていく必要があります。

今後とも皆様方のご指導，ご鞭撻を賜りますよう，何卒よろしくお願い申し上げます。



取締役社長

佐藤 基行

三菱製鋼技報の復刊にあたって

三菱製鋼の研究開発組織は、当初、それぞれの製作所の中にありましたが、昭和42年（1967年）5月1日に技術研究所が発足しました。技術研究所の中には東京研究部と長崎研究部を組織し、それぞれ研究開発を進めていました。長崎研究部は昭和46年（1971年）9月に廃止されました。そして、昭和49年（1974年）4月1日に「技術開発センター」が東京都江東区東雲の旧東京製作所の構内に設立されました。技術開発センターは、全社的な研究開発拠点として機能してきました。平成5年（1993年）年2月にばね部門が千葉県市原市に設立した千葉製作所へ移転し、また、平成6年（1994年）年3月に特殊鋼鋼材部門が北海道室蘭市に設立した三菱製鋼室蘭特殊鋼株式会社へ移転しました。生産拠点が旧東京製作所から移転した後、各事業部門の研究開発は、それぞれの製造部門と一体となって行うという観点から、平成7年（1995年）年6月に、技術開発センターを廃止としました。その後、研究開発は、ばね事業（千葉製作所）、素形材事業（宇都宮製作所、広田製作所）、鋼材事業（室蘭製作所）のそれぞれの事業所において継続されてきました。

そして、平成28年（2016年）、新たな中期経営計画を策定するとともに、各事業部の研究開発機能を集約し、長期的視点での技術開発を行い、事業部間のシナジーを最大限追求することを目的として、千葉製作所の構内に新しく技術開発センターを設立しました。

「三菱製鋼技報」は、技術研究所の完成を契機として、1967年11月に第1巻第1号として発行されました。翌年の第2巻から第9巻までは、年2号発行されました。1995年の第29巻まではB5版、第30巻以降はA4版に改訂し、2000年の第34巻、通巻42号まで発行し、論文、報告、技術資料合わせて252編（解説、紹介記事を除く）を掲載しました。その後、一旦、休刊としていました。

このたび、新しく技術開発センターを設立したことを契機として、2016年度に「三菱製鋼技報」を第35巻、通巻43号として復刊させることとしました。技報の役割は、研究開発の成果を広く情報発信して、社内外の技術開発に貢献することと考えています。

復刊号では、まず、技術開発センターについて紹介します。設立のねらい、役割、保有設備などについて紹介します。つぎに、最近の研究や調査の報告及び休刊中に外部発表した研究報告の中からいくつかを紹介します。さらに、各部門の製品や設備についても紹介します。次号以降は、技術開発センターでの研究開発成果も加えていく予定です。

（技術管理部長 福田 方勝）

技術開発センターの紹介

1. 技術開発センター設立のねらい

従来、弊社各事業部門（鋼材事業部、ばね事業部、素形材事業部）にて実施しておりました研究開発のより一層のスピードアップを目指し、平成 28 年 4 月、技術開発センターを設立いたしました(所在地:千葉製作所構内、写真1)。また、弊社子会社である三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)で行われる技術的な調査について連携を図るため同社室蘭製作所内に技術開発センター室蘭分室を設立いたしました(図 1)。2017 年 3 月現在、技術開発センターには室蘭分室を含め 37 名が所属し、今後も人員の増強を予定しております。

今回の技術開発センターの設立は、事業部門から独立した組織として、短期的業績に影響されない長期的視点での技術開発を行い、事業間のシナジーを最大限追求することを目的としています(図2)。特殊鋼鋼材、ばね、素形材などの当社事業の基盤技術を支える技術者が互いに協力し、企業戦略を実現するための技術開発と将来の事業拡大の「種」となる基礎研究の両立を図っていきます。特に、三菱製鋼グループの材料開発拠点として、高度な試験設備・材料評価設備を備え、研究開発の中心的な実行部門として活動いたします。

また、当社グループの研究開発の情報発信や産学連携にも対応いたします。

2. 技術開発センターの役割

技術開発センターは以下の拠点として役割を果たしています。

(1) 材料開発の拠点

- ・特殊鋼鋼材の材料開発
- ・ばね用鋼材の材料開発
- ・金属粉末の開発

(軟質磁性材料粉末、3Dプリンター用粉末ほか)



写真1 技術開発センター外観

(2) 材料評価の拠点

- ・ばね鋼を現地調達するための素材評価
- ・海外子会社工場で製造した製品・材料の評価
- ・日本国内調達材料の評価

(3) IoT 研究の拠点

- ・製造設備や製品からの情報の可視化
- ・ビッグデータ解析による生産効率化

3. 試験設備・装置の紹介

技術開発センター及び室蘭分室には材料開発並びに材料評価のための設備・装置が設置されています。技術開発センターの代表的な試験設備・装置を表1に、室蘭分室の代表的な試験設備・装置を表2に紹介します。なお、新規に導入した設備・装置の一部を後述ページにて紹介いたします。また、現在検討している研究開発に対応すべく、試験設備・装置の導入、増強を計画しています。

4. あとがき

技術開発センターは、三菱製鋼グループを「特殊鋼をつくり加工する」会社から「付加価値を素材から創る」会社へ変革させる、その中心的な役割を担っていきます。

(技術開発センター 蓑口 光樹)



図1 技術開発センター所在地

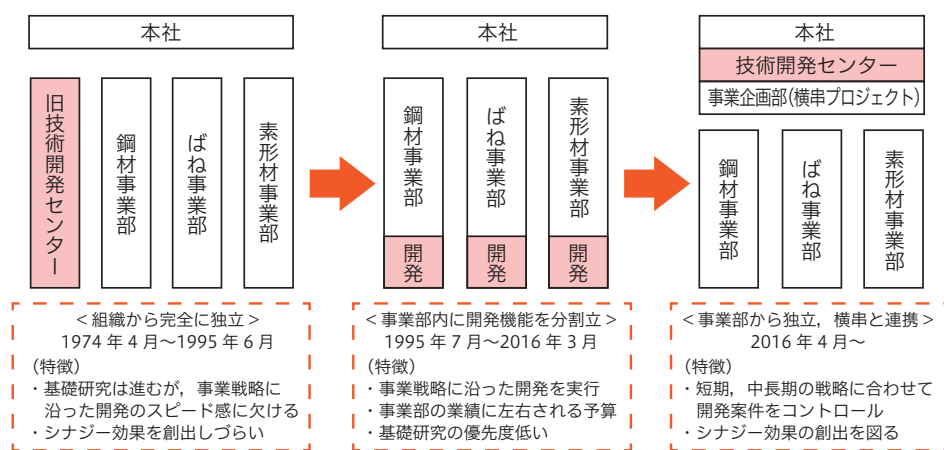


図2 弊社技術開発体制の変遷

表1 技術開発センター(千葉) 主要設備一覧

名称	メーカー	仕様・性能				主な用途	
		型式	台数	能力・その他			
走査型電子顕微鏡	日本電子	JSM-5410LV	1	×15 ~ 200,000	WDX 分析装置付	特殊鋼鋼材 ばね材料開発	
卓上走査型電子顕微鏡	日立ハイテクノロジー	TM3030Plus	1	×15 ~ 60,000	EDX 分析装置付		
赤外線加熱式高温引張観察装置	米倉製作所	CATY-T3H	1	max 5kN	max 1200°C		
デジタルマイクロスコープ	キーエンス	VHX-5000 ほか	2	×5 ~ 1,000	破面観察など		
3D 形状測定機	キーエンス	VR-3000	1	分解能 0.1 μm	粗さ測定など		
金属顕微鏡	オリンパス, ニコン	DSX510 ほか	5	×50 ~ 1,000	ミクロ組織観察		
イオンスパッタ装置	日立ハイテクノロジー	MC1000	1	試料 φ 60×H20	SEM 試料調整		
イオンミリング装置	日立ハイテクノロジー	IM4000	1	試料 φ 50×H25	試料調整		
各種硬さ計 (ピッカース, ロックウェル)	ミツトヨ, 島津製作所	HV-100, HMV-G	10	HV, mHV, HRC	硬さ測定		
応力腐食割れ試験装置	東伸工業	CRT-50	2	max 50kN	室温 ~ +70°C		
鋼中水素測定システム	ジェイサイエンスラボ	JTF-20A	1	max 1,000°C	昇温脱離分析法		
オートグラフ万能試験機	島津製作所	AG-10TB	1	max 100kN	室温 ~ +°C		
振りり試験機	エム・イー	TFT-002/SP	1	max 2kN・m	静的・動的両用		
シングル型高温クリープ試験装置	米倉製作所	—	3	5 ~ 10kN	max 1000°C		
ユニパルス疲労試験機	東京衡機	—	1	10tonf	振幅 ±50mm		
小野式回転曲げ疲労試験機	島津製作所	H7 形	2	max 100N・m			
微小部 X 線応力測定装置	リガク	AutoMATE II	1	2θ = 168°			
各種熱処理炉	野本製作所	N-110 ほか	1	焼鈍, 焼入, 焼戻し処理用			
デジタル超高低抵抗 / 微小電流計	エーディーシー	5451	1	10 ~ 10 ¹⁷ Ω	1fA ~ 19.9999mA		磁性材料開発
低抵抗・抵抗率計ロレスター G	三菱化学アナリティック	MCP-T610	1	9.999 x 10 ⁻³ ~ 9.999x10 ⁷ Ω			
磁気特性測定機 B-H アナライザ	岩崎通信機	SY-8258, SY-8218	2	~ 3MHz, ~ 10MHz	磁気測定		
透磁率測定装置	凌和電子	MMS-6108	1	20Hz ~ 2MHz	磁気測定		
LCR メーター	アジレント・テクノロジー	E4980A, 4287A	1	20Hz ~ 2MHz, 1MHz ~ 3GHz			
ガスアトマイズ試験装置	玉川エンジニアリング	カスタムメイド品	1	max 15kg	真空溶解式	金属粉末開発	
微粉末分級試験機	マツボー	EJ-L-3	1		粉末分級		
攪拌型湿式超微粉砕機	日本コークス工業	SC100	1		粉末扁平加工		
ハイスピードミキサー	深江パウテック	LFS-GS-2J	1	2ℓ	粉末混合		
粉末成形プレス	コータキ精機	KPH100	1	max 1,000kN	圧分成形		
熱風循環式脱脂炉	モトヤマ	DC-6060SP	1	max 600°C	バインダ除去		
レーザー回折式粉末粒度分布測定器	Malvern	マスターサイザー 3000	1	乾式・湿式	粒度測定		
ロータリーキルン熱処理装置	高砂工業	90A	1	max 1000°C	デスクトップ型		
金属物性値計算ソフトウェア	Sente Software	JMatPro	1			材料開発補助 ソフトウェア	
熱流体解析ソフトウェア	ソフトウェアクレイドル	CRADLE	1				
衝撃・構造解析ソフトウェア	LSTC	LS-DYNA	1				
電磁界解析ソフトウェア	JSOL	JMAG	1				

表2 技術開発センター室蘭分室 主要設備一覧

名称	メーカー	仕様・性能				主な用途
		型式	台数	能力・その他		
真空高周波溶解炉	富士電波工業	FVM-20	1	max 20kg/ch	合金製作	特殊鋼材開発
X線マイクロアナライザ	日本電子	JXA-8230	1	×40 ~ 300,000	元素面分析など	
ショットキー型走査型電子顕微鏡	日立ハイテクノロジーズ	SU5000	1	×40 ~ 300,000	EDS 分析	
デジタルマイクロ스코プ	キーエンス	VHX-5000	1	×50 ~ 1,000	破面観察など	
金属顕微鏡	ニコン	MA-200 ほか	2	×10 ~ 1,000	組織観察	
イオンミリング装置	日立ハイテクノロジーズ	IM4000	1	試料 φ 50 x H25	試料調整	
各種硬さ計 (ピッカース, ロックウェル)	松沢精機	DVK-2 ほか	3	HV, mHV, HRC	硬さ測定	
電気油圧式サーボ疲労試験機	東京衡機製造所	PSB-10	1	±100kN	疲労試験	
ローラーピッチング疲労試験機	小松設備	RP-201	3		疲労試験	
小野式回転曲げ疲労試験機	東京衡機製造所	ORB-10B	4	max 100N・m	疲労試験	
6球式転動疲労試験機	森試験機	—	10		疲労試験	
破壊靱性試験機	島津製作所	EHF-EV200k2	1	max 200kN	破壊靱性値測定	
X線残留応力測定装置	リガク	MSF-2M	1	2θ =140 ~ 170°	残留応力測定	
全自動変態記録測定装置	富士電波工機	Formastor-F	1	max 1600°C	変態点測定	
各種熱処理炉	ピーエフエムほか	—	4	焼鈍, 焼入, 焼戻し処理用		

ガスアトマイズ試験装置

1. まえがき

当社は広田製作所において、水アトマイズ製法により粉末冶金や Metal Injection Molding (以下、MIM) に使用される高速度工具鋼 (ハイス)、ステンレス鋼、磁性材料の合金粉末を製造している。

近年では、3D プリント向けの合金粉末などの要求として低酸素で球形状の粉末を必要とされる用途も増えてきている。そのような新しい分野に対応するため、これまでに水アトマイズ製法で培ってきた粉末製造の技術を生かし、ガスアトマイズ製法による粉末製造の開発を行っている。

2. 設備の構成と特徴

ガスアトマイズ試験装置を写真1に示す。装置の構成は、高周波溶解炉、溶解チャンバ、冷却塔、真空ポンプ、高圧ガスアトマイズ装置から構成される。

この装置は高周波溶解炉で溶解した溶融合金をルツボ底部の注湯ノズル穴から自由落下させ、その溶湯の流れに高圧の不活性ガスを吹き付け、溶湯を液滴に粉砕、凝固させることで粉末を製造することができる。顧客要望の粉末形状・粒度分布を満足させるため、溶湯の注湯条件やガスジェットの噴射条件を変更して、溶解アトマイズの試験を行っている。

ガスアトマイズ試験設備の仕様を以下に示す。

(各装置の仕様)

- | | |
|--------------|---------------------|
| ○高周波溶解炉 | 容量：20kg |
| ○溶解チャンバ | 高さ：1.1m 内径：1.3m |
| ○冷却塔 | 高さ：3.1m 内径：0.7m |
| ○真空ポンプ | 到達真空度： 10^{-2} Pa |
| ○高圧ガスアトマイズ装置 | 圧力：～5MPa |

(特徴)

- 溶解チャンバ内は雰囲気制御 (N_2 , Ar) が可能で、Ni 自溶性合金 (溶射材)、ステンレス鋼、軟磁性材料をはじめ、活性元素 (Al, Ti) を添加する合金粉末も製造することが可能
- 溶解から回収まで酸素と触れることが少ないため、低酸素の粉末が製造
- 冷却速度が遅いため、表面張力の働きにより球状の粉末が製造

ガスアトマイズ試験装置で試作したステンレス鋼粉末の SEM 写真を写真2に示す。

3. あとがき

今後需要の拡大が期待される MIM や 3D プリントに使用される合金粉末製造の開発に取り組んでいる。特に 3D プリント用合金粉末としては、造形体の特性を向上させるため、高品質で高特性の合金粉末が要求されている。要求される粉末特性としては、粉末の流れ性 (流動性) がよく、球形状で、さらに粒度分布の幅が狭い粉末が求められている。また、鋼種系もステンレス鋼から Ni 基合金など多岐に渡り、高付加価値の用途への展開が期待されている。

粉末形状及び粒度分布について、まだ課題は残っているが、3D プリント用合金粉末をはじめ、各分野で使用されるガスアトマイズ合金粉末の製法の開発を行うことで、要素技術の確立を行い、早期の量産化を目指している。



写真1 ガスアトマイズ試験装置

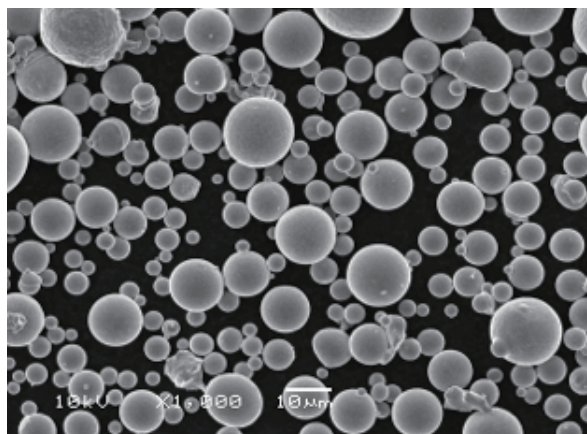


写真2 ステンレス鋼粉末の SEM 写真

(技術開発センター 山田 武利)

赤外集光超高温観察及び高温引張・圧縮観察バイオレットレーザー顕微鏡

1. はじめに

技術開発センターでは、試料分析・調査を行う場合、
 各々の目的に適した試料観察を行う。例えば、実体顕微鏡、
 マイクロスコープ、金属顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM)、
 電子線マイクロアナライザ (EPMA) を使用した試料観察である。
 これらの観察では、いずれも室温での観察を行っている。
 通常、光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡等で、超高温の温度域
 で観察を行うと、強い放射光 (高輝度放射光) の影響を受け、
 試料を直接、鮮明に観察することは困難である。

このたび、設備導入したレーザー顕微鏡は、室温から超高温
 状態までリアルタイム (*in-situ*) 観察及び高温加熱引張 / 圧縮
 観察が可能なレーザー顕微鏡である。

2. 機器構成と装置の特徴

2.1 機器構成

本装置は①レーザー顕微鏡、②超高温イメージ加熱観察装置、
 ③赤外集光加熱高温引張 / 圧縮観察装置の3つの装置により
 構成され、①と②の組み合わせで最高 1800°C までの高温
 観察、①と③の組み合わせで最高 1200°C までの高温引張・
 圧縮 *in-situ* 観察が可能である。

2.2 装置の特徴

各装置の特徴を以下に示す。

①レーザー顕微鏡

本装置に搭載されているレーザー顕微鏡の特徴の一つとして、
 光源に波長 405nm のバイオレットレーザー光を採用している
 ことが挙げられる。バイオレットレーザー光は直進性に優れて
 おり、光源から発射された光が観察試料に当たり反射すると、
 その反射光が同じ光路を通過して戻ってくるという性質を有
 している。この反射光はレーザー顕微鏡内でビームスプリッタ
 により分離され、ピンホールを通過して光検出器 (CCD) 上に
 試料表面の観察像を結ぶ。一方、光学顕微鏡などの高温観察
 の際に外乱要因となる試料加熱時に発生する放射光はほとん
 ど CCD 手前のピンホールでカットされるため、CCD 上では
 ほぼバイオレットレーザー光のみで結像されることになり、
 S/N 比に優れ鮮明な高温試料観察が可能になっている。また、
 もう一つの特徴として、二酸化テルル (TeO_2) 単結晶を利用
 した音響光学偏光素子 (AOD 素子) を採用していることが挙げ
 られる。この AOD 素子により 15.73kHz の高速水平走査する
 ことで、高温域での温度変化中に刻々と変化する試料表面
 挙動を高速 *in-situ* 観

察することが可能になっている。

②高温イメージ加熱観察装置

雰囲気制御可能なチャンバー内にて、ハロゲンランプにより
 発生させた赤外光を試料観察部に集光することによる最高
 1800°C までの加熱制御、また雰囲気ガスの導入による冷却
 制御が可能な装置である。チャンバーには覗き窓が設けら
 れており、①のレーザー顕微鏡により試料の加熱・冷却中
 の表面性状の変化やマイクロ組織の変化を観察することが
 可能である。

③外集光加熱高温引張圧縮観察装置

上記②の高温イメージ加熱観察装置に小型の引張 / 圧縮
 試験装置を組み合わせた試験装置であり、こちらは最高
 1200°C までの加熱制御が可能である。①のレーザー顕
 微鏡により試料の状態を顕微鏡観察しながら高温下での
 引張 / 圧縮試験を行うことが可能である。引張 / 圧縮試
 験装置に用いられているクロスヘッドは両振り駆動方式で
 あり、観察試料の中央位置を維持したまま引張 / 圧縮試
 験を行うことが可能であり、安定した静止画及び動画撮
 影が可能になっている。



写真1 レーザー顕微鏡装置写真

3. 主な仕様

装置メーカー：株式会社米倉製作所

①リアルタイム観察バイオレットレーザー顕微鏡（型式：VL2000DX）

光源	バイオレット半導体レーザーダイオード（波長：405±10nm）		
走査速度	水平走査	15.73kHz/AOD 素子	垂直走査 60Hz/ ガルバノミラー
高温観察用超長作動対物 TOS レンズ（倍率：2～20 倍）			

②超高温イメージ加熱観察装置（型式：SVF18SP）

加熱方式	赤外集光イメージ加熱方式	熱源	ハロゲンランプ 1.5Kw
炉体構造	密閉化楕円型鏡面反射集光炉構造（水冷式）		
温度制御範囲	室温～1800℃		
最高加熱速度	500℃/min (Max 50-1500℃ /40sec at no load)		
最高冷却速度	-100℃/sec		
雰囲気	大気，不活性ガス，還元性ガス	冷却ガス	He ガス
最大試料サイズ	φ 10mm × H5mm	観察可能試料	固体，液体
その他	昇温・冷却の繰り返し制御・連続観察が可能		

③赤外集光加熱高温引張圧縮観察装置（型式：SVF15FTC）

引張圧縮モジュール	負荷容量	引張	5kN	圧縮	2kN
	駆動速度	0.001-20mm			
	試験有効ストローク	40mm			
	制御	定速度制御／定荷重制御／荷重一定増加制御			
加熱炉	加熱方式	赤外線集光加熱方式			
	温度制御範囲	室温～1200℃	炉体	密閉水冷構造	
	雰囲気	ガス雰囲気（ガスフロー可），大気			

④その他

真空装置	オイルロータリー真空排気装置	ガス精製装置	ガス精製フィルターユニット
冷却装置	炉体冷却用冷却水循環装置	雰囲気ガス	高純度 Ar ガス
除振装置	オートレベル付浮上除振ユニット	冷却ガス	（急冷用）高純度 He ガス

4. 考えられる適応分野例

超高温イメージ加熱観察	室温～高温加熱・冷却過程の鋼の相変態の観察
	試料溶解から凝固までの挙動観察
	繰り返し加熱試験中の試料表面の結晶粒の挙動観察
	粉末焼結中の挙動観察
	溶鋼表面での介在物の観察
高温引張圧縮観察	圧縮・引張試験中の試料表面の結晶粒の挙動観察
	複合材料，傾斜材料の高温引張試験での挙動観察
	応力下での繰り返し熱疲労試験

5. 活用例

当社は、特殊鋼鋼材、ばね、鍛造鋼品、金属粉末などを製造しており、さまざまな活用が期待される。以下に、活用例を記載する。

(1) マルテンサイト変態観察

高温レーザー顕微鏡の組織観察画像(動画画像より抽出)

・材質：マルエージング鋼

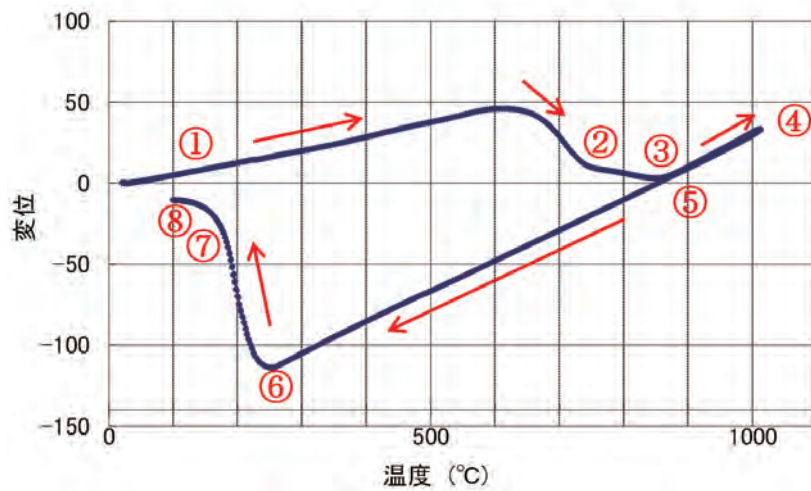


図1 変態点測定イメージ

①	②	③	④
観察温度 176°C	観察温度 762°C	観察温度 887°C	観察温度 1127°C


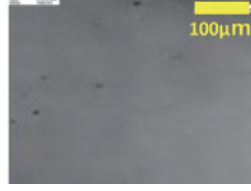

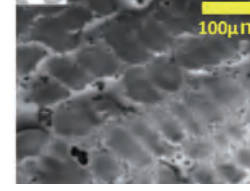
⑤	⑥	⑦	⑧
観察温度 880°C	観察温度 249°C	観察温度 159°C	観察温度 120°C

(2) 溶融・凝固


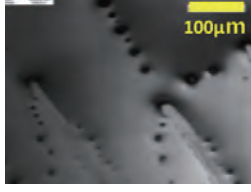

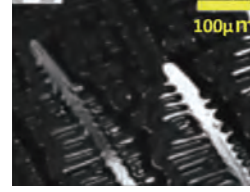
デンドライト組織観察（動画画像より抽出）

・材質：Inconel 713C

<溶融過程の観察>

			
観察温度 744°C	観察温度 1157°C	観察温度 1238°C	観察温度 1298°C

<凝固過程の観察>

			
観察温度 1311°C	観察温度 1302°C	観察温度 1292°C	観察温度 1275°C

6. 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での観察が可能となった。既存材料の改善や新材料の開発に役立てていきたい。

（技術開発センター 福田 好純）

参考文献

- 1) まてりあ 第41巻 第12号 (2002), p.874
- 2) 東北大学素材工学研究所集報 第51巻 第1, 2号 (1995), p.35

電子線プローブマイクロアナライザー（EPMA）

1. はじめに

技術開発センター室蘭分室に日本電子(株)の電子線プローブマイクロアナライザー(以下、EPMA) 型式 JXA-8230 (写真1) の更新導入を行った。

今回導入した EPMA は LaB₆ 電子銃の採用により、従来機 JXA-8800M と比較して、より高分解能での分析が可能になっている。また、オート機能の進化により焦点合わせや非点補正が簡単にできるようになり、分析に適した観察像を格段に容易に得ることができるようになっており、加えてオペレーションシステムの変更により過去の測定条件を呼び出しての測定や測定結果の解析が従来に比べ容易になっている。さらに従来機では熟練者でなければ難しい作業であった電子銃フィラメントの交換についても交換及び調整が容易にできるようになっている。

以上のような装置の高性能化並びに操作性の向上により、操作方法をある程度習得していれば、誰でも比較的簡単に EPMA による分析ができるようになってきている。

2. EPMA

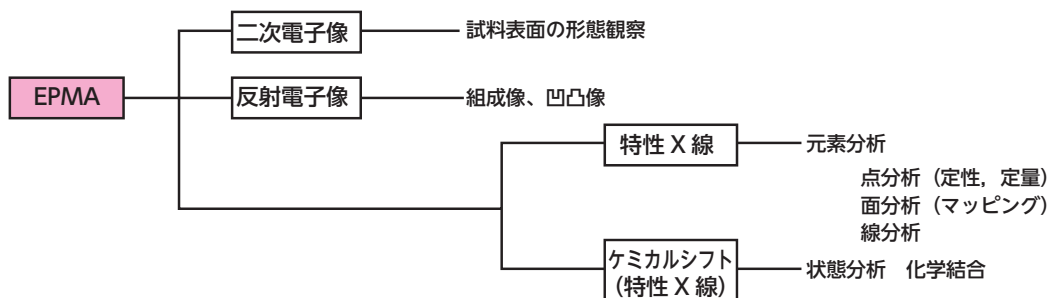
EPMA とは、Electron Probe Micro Analyzer (電子線プローブマイクロアナライザー) の頭文字を取り EPMA と呼んでいる。

分析試料表面に電子線を照射し、そこから得られる、二次電子及び特性 X 線等の種々の信号を得て試料の組成及び組成量を測定する装置である。

3. WDS (波長分散型 X 線分析装置)

今回導入した JXA-8230 には X 線分光器として、WDS が採用されている。Wavelength Dispersive X-ray Spectrometry (波長分散型 X 線分析) の頭文字を取り WDS と呼んでいる。分析試料表面に電子線を照射し、そこから得られる特性 X 線を分光結晶を介して検出器に検出し、その波長分布から、試料表面の元素とその濃度を特定する装置である。この分析手法は、エネルギー分解能が高く、検出感度が良いことから、微量元素の測定に大きな威力を発揮する。

4. 測定項目



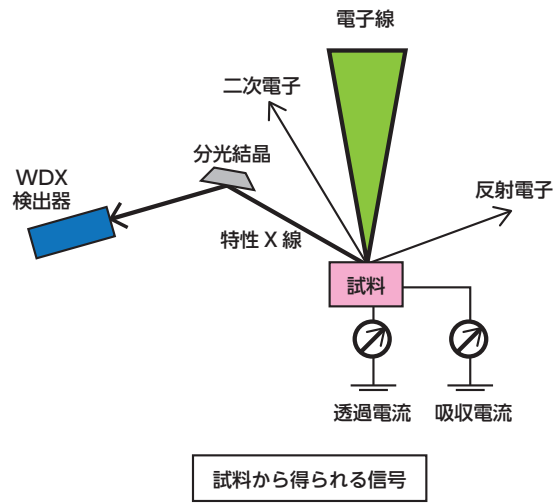
5. 基本仕様

型式 JXA-8230 の仕様

分析元素範囲	${}_5B \sim {}_{92}U$
X 線分光器	波長分散形 X 線分光器 (WDS)
X 線分光器数	5 基 (全分光器: スキャナ形)
最大試料寸法	測定面 100mm×100mm, 高さ 50mm
最大分析領域	90mm×90mm
加速電圧	0.2 ~ 30 kV (0.1 kV ステップ)
照射電流	$10^{-12} \sim 10^{-5} A$
二次電子像分解能	タングステン: 6nm, LaB ₆ : 5nm
X 線取り出し角度	40°
観察倍率	×40 ~ 300,000 (WD11mm)

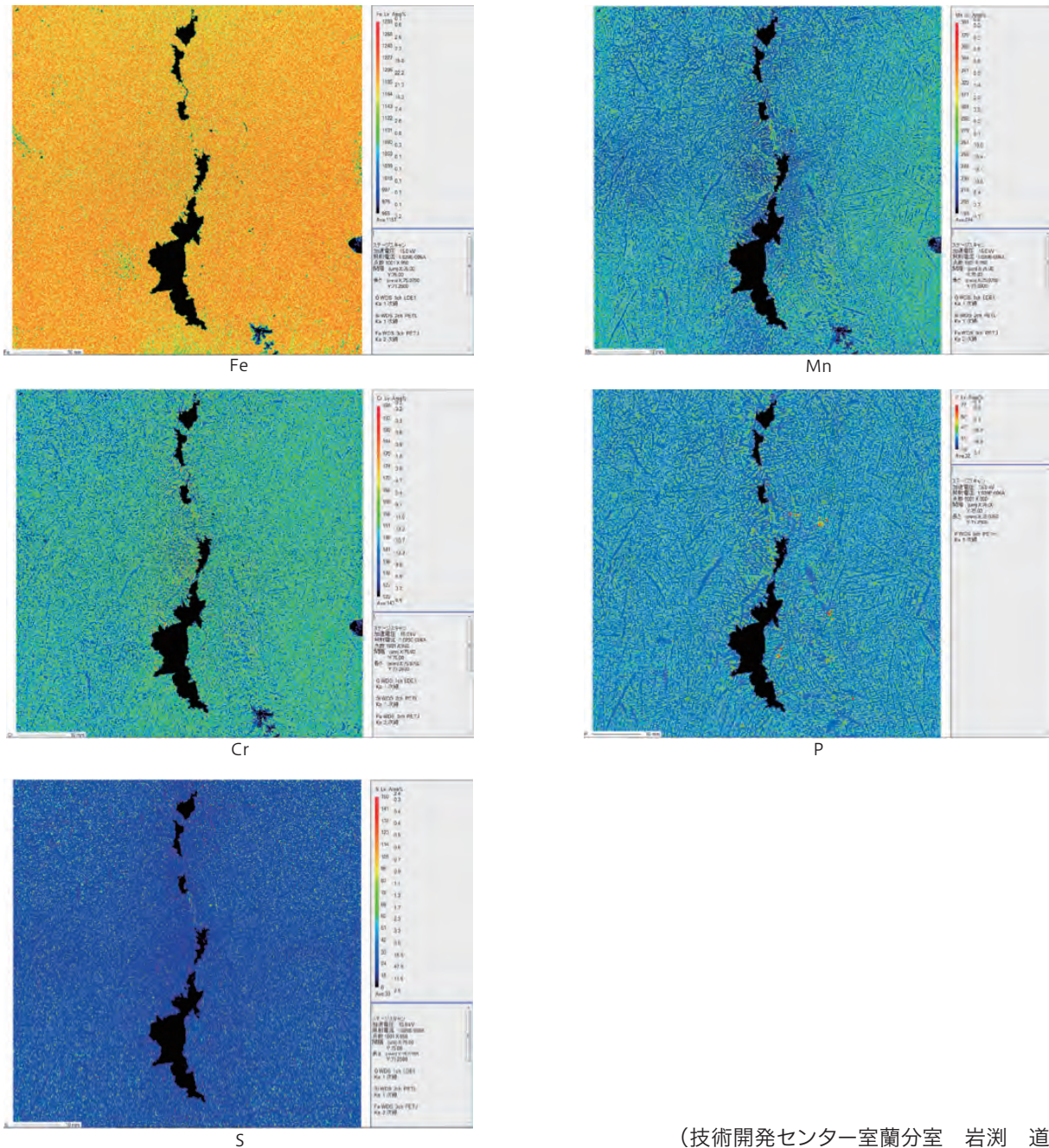


写真1 EPMA 装置



6. 測定事例

鋼材中心部に発生したパイプ状欠陥のカラーマッピング分析結果



(技術開発センター室蘭分室 岩瀬 道昭)

ショットキー電界放出型走査電子顕微鏡 (FE-SEM)

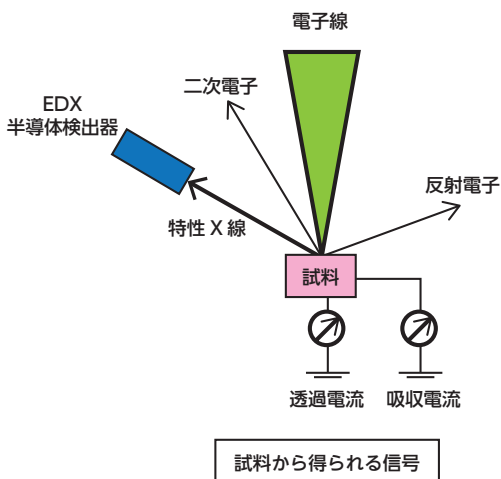
1. はじめに

技術開発センター室蘭分室に(株)日立ハイテクノロジー製ショットキー電界放出形走査電子顕微鏡 (以下、FE-SEM) 型式 SU5000 (写真1) の更新導入を行った。今回導入した FE-SEM は、従来使用していた SEM に比べ、高分解能の結果が得られるようになり、より微小、微細領域まで観察できるようになった。

今回導入した FE-SEM SU5000 には “EM WiZard” と名づけられている新しいインターフェースが採用されており、観察目的を選択すると装置が自動的に適切な条件を設定する機能を有している。ビギナー（初心者）とエキスパート（熟練者）の選択ができ、初心者でも表示画面の指示に沿って作業を進めることにより、像の観察が容易にできることに加え、調査内容、項目に応じた機能を選択することで、目的としたデータを採取することが可能となった。また、電子銃フィラメンの光軸調整、非点補正等の調整、フォーカスのピント調整が容易になっており、初心者でも非常に扱いやすい装置になっている。さらに同装置に EDX (エネルギー分散型 X 線分析装置) を取り付け、組成分析、元素マッピング等を可能にしている。



写真1 FE-SEM 装置



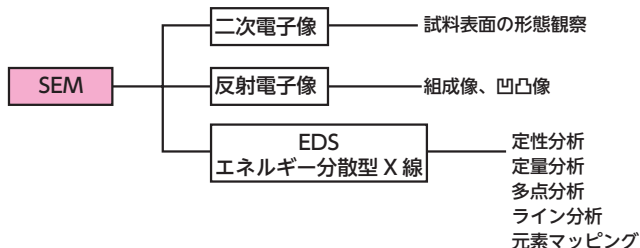
2. SEMとFE-SEMの違い

SEMとは、Scanning Electron Microscope(走査型電子顕微鏡)の頭文字をとりSEMと呼ばれている。試料の表面構造を観察する時に用いられ、電子銃から電子線を観察試料表面に照射し、試料表面から放出される二次電子及び反射電子を検出器で検知し画像を得る装置である。光学顕微鏡をはるかに凌ぐ分解能があり、高倍率の観察や表面性状の詳細な観察に向いている。通常のSEMには熱電子放出形電子銃が用いられているのに対し、今回導入したFE-SEMはショットキー電界放出形 (FE:Field Emission) 電子銃が用いられている。単結晶タングステン (W) に酸化ジルコニウム (ZrO) を被覆したフィラメントを採用することにより、通常のSEMの熱電子放出形電子銃と比較して、電子線をより収束させることができ、より高分解能での観察が可能になっている。

3. EDX (エネルギー分散型 X 線分析装置)

EDXとは、Energy Dispersive X-ray spectrometry (エネルギー分散型 X 線分析) の頭文字を取りEDXと呼んでいる。又は Spectrometry の S を取り EDS と呼ぶこともある。分析試料表面に電子線を照射、そこから得られる多種の特性 X 線から試料表面に含まれる元素を特定する装置である。電子線の照射で発生した多種の特性 X 線を検出素子でパルス信号へ変換し、特性 X 線のエネルギーと発生回数の測定をおこなう。エネルギーのパルス信号発生回数は、それぞれの特定元素の含有量と相関関係にあり、パルスから求められる特性 X 線のエネルギーとその単位時間あたりの発生回数から、含有量を求めることができる。

4. 測定項目



5. 基本仕様

表1 ショットキー走査電子顕微鏡 SU5000 仕様

保証分解能	1.2 nm保証(加速電圧 30 kV, WD= 5mm, 観察倍率 18万倍)
倍率	写真: 10 ~ 600,000 x, モニター: 18 ~ 1,000,000 x
電子銃	ZrO/W ショットキーエミッション電子銃
加速電圧	0.5 ~ 30 kV (0.1kV ステップ)
照射ビーム	最大 200 nA
検出器	ホトマルチプライヤー二次電子検出器 (Lower 検出器)
	リトラクタブル半導体形反射電子検出器 (PD-BSD)
試料移動範囲	X: 0 ~ 100 mm
	Y: 0 ~ 50 mm
	Z: 3 ~ 65 mm
	T: -20 ~ 90° R: 360°
試料サイズ	最大 200mm φ, 最高 80mm

表2 エネルギー分散型 X 線分析装置 Quantax200 仕様

検出器	シリコンドリフト検出器 XFlash®6130
検出面積	30 mm ²
冷却	ベルチエ素子冷却
保証分解能	123 eV
窓材	Slew
検出元素範囲	⁴ Be ~ ⁹⁵ Am

6. イオンミリング装置

FE-SEM の導入に合わせ(株)日立ハイテクノロジーズ製イオンミリング装置 (型式 IM4000) (写真2) を導入した。FE-SEM や EPMA での表面観察, 表面分析の前処理として, 試料表面層の除去や機械研磨後の最終仕上げとして使用する。イオンミリングの原理は, イオンビームの中心と試料の回転・スイング中心をずらすことにより, 広範囲を均一スパッタエッチングを行う。

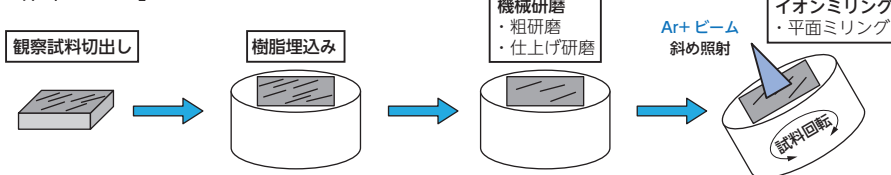


写真2 イオンミリング装置

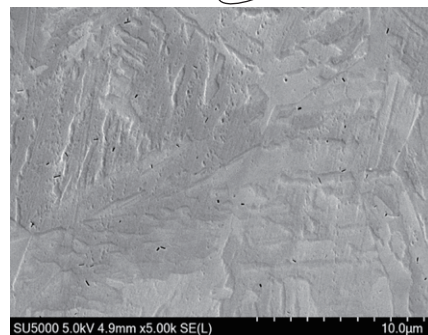
表3 イオンミリング (平面ミリング) 装置 IM4000 仕様

使用ガス	Ar ガス
加速電圧	0 ~ 6 kV
最大ミリングレート	フラット時: 約 2μm/h (材料 Si 照射角 60° 偏心 4mm)
最大試料サイズ	φ 50×25(H)mm
1 回あたりミリング範囲	約 5mm
試料移動範囲	X: 0 ~ +5mm
回転速度	1 r/min, 25r/min
スイング角度	±60°, ±90°
傾斜角度	0 ~ 90°

「作業フロー」



機械研磨後



イオンミリング後

(技術開発センター室蘭分室 岩淵 道昭)

破壊靱性試験機

1. まえがき

2015年12月、(株)島津製作所製の破壊靱性試験機を導入した。本試験機は任意の繰り返し荷重や引張・圧縮応力を付与することができ、CT試験片による金属材料や高分子素材の破壊靱性評価に利用している。

2. 試験機の概要

破壊靱性試験機の外観を写真1に示す。試験機は主に電源・油圧源（パワーユニット）、制御装置、試験機本体及びコンピューターにより構成される。試験機構成を図1に、設備仕様を表1に示す。



写真1 破壊靱性試験機外観

3. 試験機の特徴

本試験機はPIDフィードバック制御により荷重、変位、伸びの値を常に補正しておりフレーム剛性も高く、安定した精度が得られる。また、試験空間が広く試験用治具の交換によりさまざまな応用試験が可能となっており、制御装置とコンピューターの組み合わせにより各種パラメーターの可視化と迅速なデータ処理が行えることを特徴としている。

当社においては破壊靱性試験治具、万能試験治具、曲げ疲労試験治具を保有しており、主に千葉製作所で使用している巻ばね、板ばね素材のき裂進展速度、破壊靱性値、及び疲労耐久性の評価に用いている。

4. 破壊靱性試験の概要

破壊靱性値とは素材表面に存在するき裂等の欠陥部から破壊される力学的パラメーターを示したもので、素材固有の下限値以下においてはき裂の進展が停止すると言われており、この値が高いほど割れや、き裂が発生しても折損し難い材料であると言える。ばね製品において折損はクレームへと発展することから、これを防止するためにも高い破壊靱性値と耐久性が求められる。

本試験機ではCT試験片に対してクリップゲージと呼ばれる開口変位計を取付け、微小き裂の変位を読み取り、応力拡大係数を制御しつつ加振することで徐々にき裂を進展させる。所定の長さまでき裂が到達した後、破壊靱性試験を行い破断させる。この時に発生する最大応力が破壊靱性値となる。図2にき裂進展の推移、図3に破壊靱性試験時の荷重推移の例を示す。

(技術開発センター室蘭分室 田中 順也)

表1 設備仕様

試験機寸法	幅 1170×奥行 850×高さ 2405[mm]
試験空間	縦 200 ~ 1000[mm]
	横 560[mm]
負荷能力	動的 ±200[kN]
	静的 ±240[kN]
ストローク	±25[mm]
昇降機構	油圧式

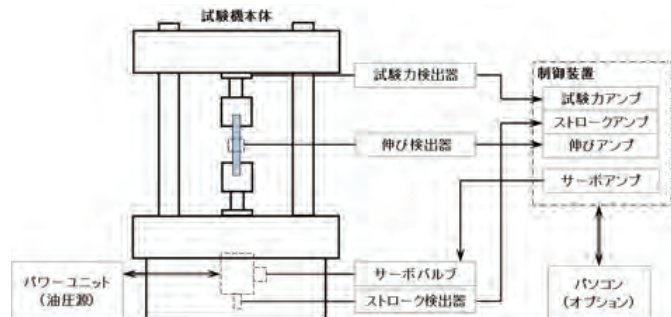


図1 試験機構成図

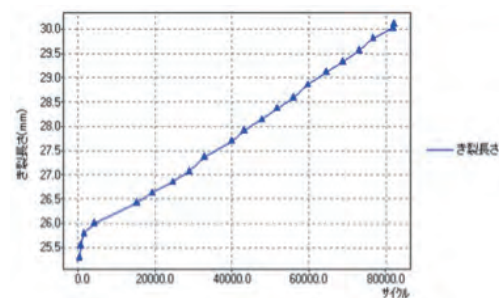


図2 き裂進展推移

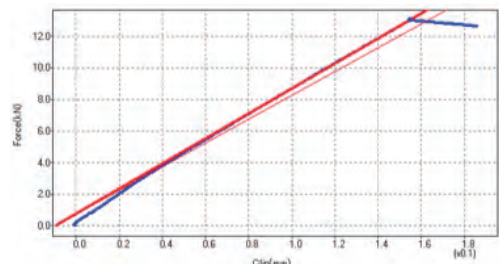


図3 破壊靱性試験 変位・荷重推移

鋼材高浄化に向けた各種取り組み

千葉 洋介^a 豊島 崇行^b

1. まえがき

三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)室蘭製作所製鋼工場は1994年に稼働以来、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を主体として製造している。そのなかでも、各種産業機械のエンジン、減速機、モーター等の回転体を支える軸受鋼においては、高い信頼性が要求されており、最も重要な特性として転動疲労寿命がある。転動疲労寿命には非金属介在物の大きさが影響すると言われており、製鋼工程において介在

物サイズを極小化する製造技術を確立することが求められる。

本報では精錬・鑄造工程での清浄度向上に取り組み、介在物サイズを極小化し、軸受鋼の品質向上に効果を得た。以下にその概要を述べる。

2. 製鋼工場の設備概要

図1に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している。表1に各設備概要を示す。

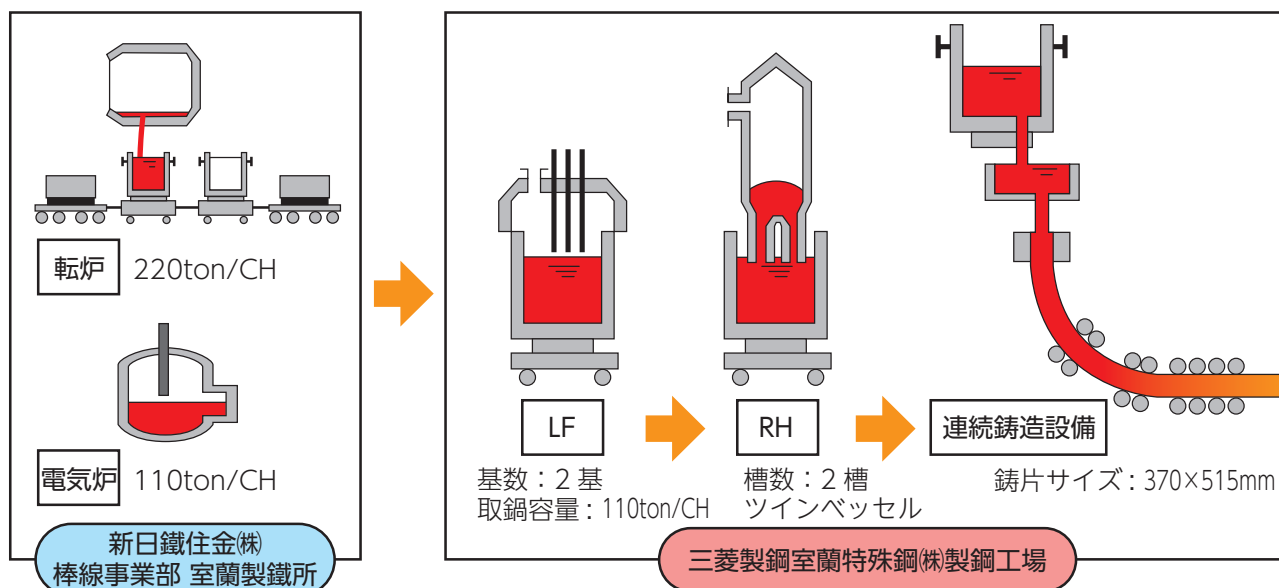


図1 プロセスフロー

表1 設備仕様

LF 設備		RH 設備		CC 設備	
基数	2基	脱ガス槽数	1基(2槽ツインベッセル)	型式	全湾曲型4点矯正
変圧器	15MVA(MAX360V)	脱ガス槽サイズ	H×ID×OD 10m×φ1.8m×φ2.5m	マシンR	16m
電極	14inch	真空系	3段ブースター5段エゼクター	ストランド数	2
取鍋攪拌	ポーラスプラグ(1ヶ所)	駆動蒸気	Min 7kg/cm ²	鑄片サイズ(公称)	370×515mm
処理時間	平均95min/CH	到達真空度	1.0torr	電磁攪拌	モールド
		還流速度	33ton/min	二次冷	エアミスト5.5m
		真空処理時間	15~30min	TD容量	max.20ton
				平均鑄造速度	0.63m/min
				軽圧下	有り

3. 課題

鋼の疲労寿命は介在物の大きさに影響を受けるため、高い転動疲労寿命を必要とする軸受鋼では介在物は極小でなければならない。当社の軸受鋼のさらなる高浄化のために、精錬工程(LF・RH)、鑄造工程でいくつかの改善を行った。

4. 試験内容

取り組みとして、表2のとおりLFでの脱酸強化、RHでの介在物凝集・浮上促進、タンディッシュでのスラグ巻き込み防止の3つの改善に取り組んだ。

a) 三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)室蘭製作所 製造部 製鋼グループ

b) 三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)室蘭製作所 製造部 製鋼グループ長

表2 清浄度向上の取り組み

項目	対策
1) LFでの脱酸強化	①ダブルポーラス化取鍋による強搅拌化
2) RHでの凝集・浮上促進	①還流量増量試験 ②還流時間延長
3) TDでのスラグ巻き込み防止	①堰配置変更 ②ロングノズル長尺化 ③タンディッシュ大容量化

4.1 取鍋ダブルポーラス化

取鍋には底部から不活性ガスを吹き込むためにポーラスプラグを1つ設置している。今回これを2つに増設し、搅拌力を上げることで溶鋼-スラグ反応の効率を上げることを検討した。

現状のまま単純にガス流量を増加させると、溶鋼が大気に触れてしまい悪影響となってしまう。そのためポーラスプラグを図2、図3の様に新設しガス流量を増加させテストを実施した。

ガス流量は搅拌動力密度を(1)式で計算し、脱酸指数が最大となるように設定した(図4、図5)。

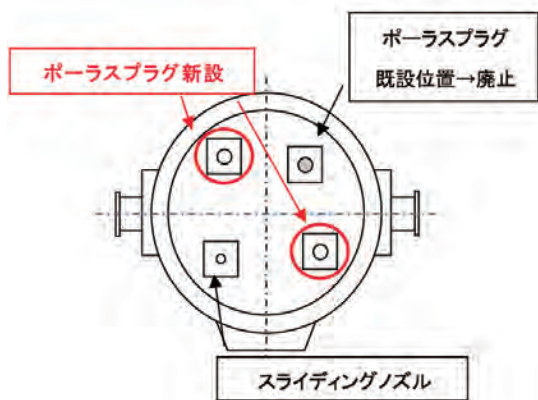


図2 取鍋ポーラスプラグ増設概略図



図3 取鍋ポーラスプラグ増設写真

$$\epsilon = \left(371 \times Q \times \frac{T_m}{W_m} \right) \times \left[\ln \left(1 + \left(9.8 \times \rho_m \times \frac{h}{P} \right) \right) + \left(1 - \frac{T_g}{T_m} \right) \right] \dots (1) \text{式}$$

ϵ : 搅拌動力密度 (W/ton), ρ_m : 溶鋼密度 (ton/m³), Q : 不活性ガスの流量 (m³/sec), h : 溶鋼面からの距離 (m), T_m : 溶鋼の温度 (K), P : 大気圧 (kPa), W_m : 溶鋼の重量 (ton), T_g : 不活性ガスの温度 (K)

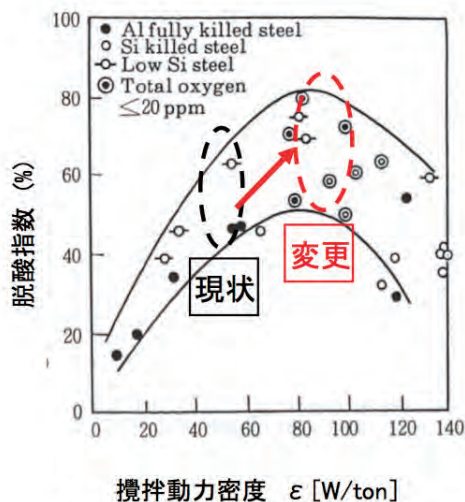


図4 搅拌動力密度と脱酸指数²⁾

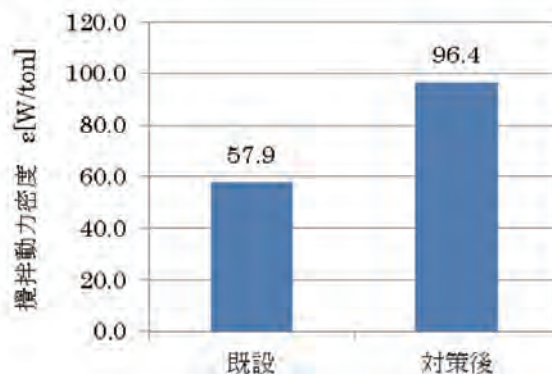


図5 搅拌動力密度の変化

4.2 RH 浸漬管改造

RHは溶鋼を環流しながら脱ガスを行う設備だが、減圧下でスラグを巻き込むことなく、溶鋼のみを搅拌することができるので清浄度向上に効果がある。RHの操業イメージを図6に示す。真空槽内を減圧し溶鋼を吸い上げ、上昇側浸漬管から環流ガス(Ar,N₂)を吹き込むことで、溶鋼を環流させている。

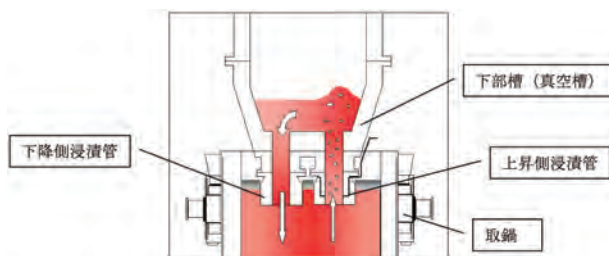


図6 RH概略図

環流量は(2)式で計算される。環流量を増加させるには、浸漬管の内径の拡大が最も有効であり、次いで環流ガス流量の増加、真空度の低下とされる。浸漬管の内径の拡大については、当工場のRH設備の取り合いから、浸漬管の外形を大きくすることが困難である。また、真空処理槽内の真空度については、環流ガス流量、浸漬管の内径と比べると環流量への影響が少なく、現状の真空度レベルで特に問題はないことから環流ガス流量

の増加に取り組んだ。

環流ガス流量には、現状そのまま流量を大きくした場合にガス気泡が大きくなり環流量が低下する可能性がある。そのため、環流ガス孔の本数を3本から6本(図7)へ増やすことで環流ガス流量を増やした。

環流ガスの流量については、1本あたりの流量を変化さ

せずにテストを実施した。(2)式より環流量は既設に対して1.26倍になる計算となる。環流量の変化を図8に示す。

$$Q = 11.4 \times G^{1/3} \times d^{4/3} \times (\ln(760/P))^{1/3} \quad \dots (2) \text{式} \text{③}$$

Q:環流量 (ton/min), G:環流ガス流量 (NL/min), d:浸漬管の内径 (m), P:真空処理槽内の真空度 (torr)

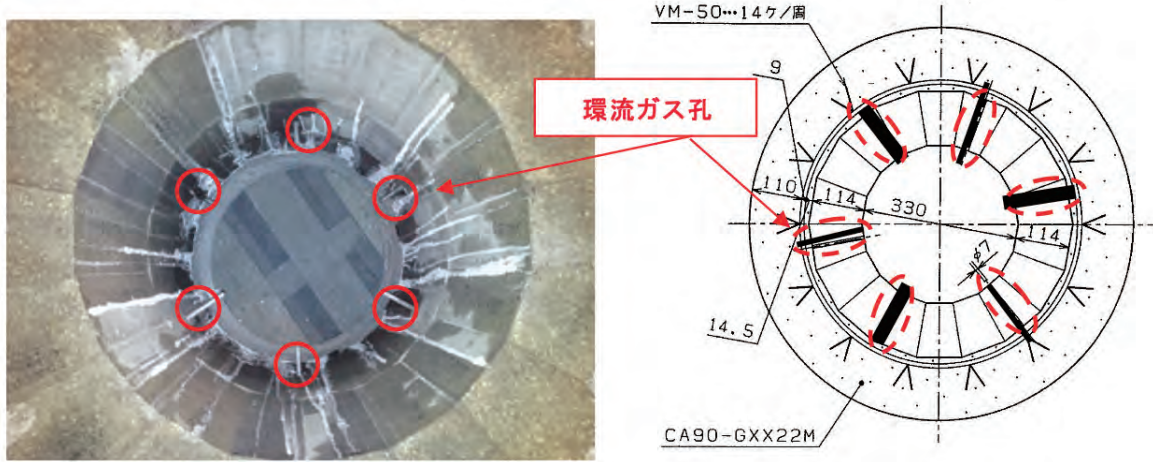


図7 RH 浸漬管 (環流孔6本)

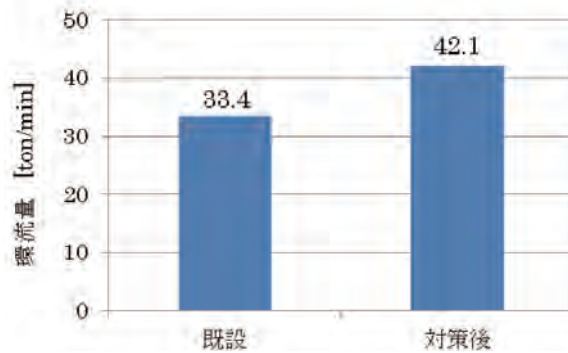


図8 環流量の変化

4.3 タンディッシュスラグ巻き込み防止

4.3.1 タンディッシュ堰位置変更

タンディッシュ注入室でのスラグ巻き込みを防止するためには、注入室容量を大きくすることが有効であるため、堰の位置の変更を行った。注入室変更の概略図を図9に示す。注入室のパス深さを深くし、注入室下堰の位置を後方へ300mm移動した。また、耐火物の耐用を考慮した上で敷き煉瓦の厚みを40mm薄く変更した。

この変更によって注入室の容積が約2.2倍に広がった。簡易的に(3)~(6)式より求めた注入室の単位時間・体積あたりの攪拌エネルギーは図10のように1.3kJ/m³・sから55%減少し0.6kJ/m³・sへ改善された。

また、流動解析によるシミュレーションを行った結果、タンディッシュ湯面の最大流速が58%低下した。

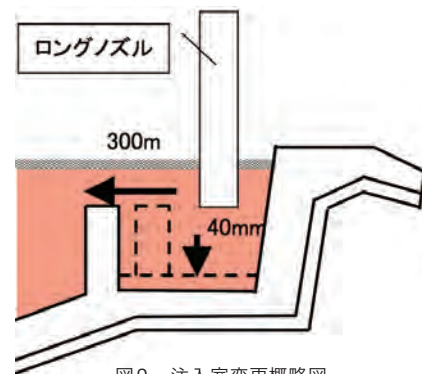


図9 注入室変更概略図

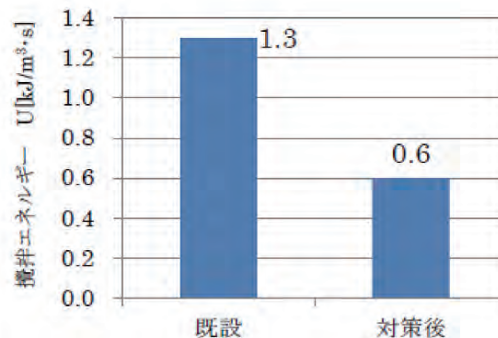


図10 攪拌エネルギー

単位体積当たりのエネルギーは(3)式、
取鍋 SN 内流速は(4)式、溶鋼重量 m は(5)式となる。

$$E = \frac{1}{2}mv^2 \times \frac{1}{V} \quad \dots (3) \text{式}$$

$$v = \frac{Q}{S \times \rho} \quad \dots (4) \text{式}$$

$$m = Q \times t \quad \dots (5) \text{式}$$

よって単位時間、単位体積当たりの
攪拌エネルギーは(6)式となる。

$$U = \frac{E}{t} = \frac{Q}{2V} v^2 = \frac{Q}{2V} \left(\frac{Q}{S \times \rho} \right)^2 \quad \dots (6) \text{式}$$

U : 単位時間・単位体積当たりの攪拌エネルギー [$\text{J}/\text{m}^3 \cdot \text{s}$]

V : タンディッシュ注入室容量 [m^3]

Q : 取鍋スリーブット [kg/s] t : 時間 [s]

S : 取鍋 SN 流路面積 [m^2] m : 質量 [kg]

v : 取鍋 SN 内流速 [m/s]

ρ : 溶鋼比重 [kg/m^3]

4.3.2 ロングノズル長尺化とタンディッシュ大容量化

タンディッシュスラグ巻き込みの原因の一つに注入流
による巻き込み下降流の影響がある。ロングノズルから
の吐出流に巻き込まれる形でロングノズル周囲のタン
ディッシュ湯面には微小だが下向きの流れがあり、スラ
グ巻き込みが生じる。

これを防止するためにロングノズルを 20mm 長尺化す
ると共にタンディッシュオーバーフロー高さを 30mm 高
上げし、合計でロングノズル浸漬深さを 50mm 延長し
た。オーバーフローレベルを 30mm 高上げすることによ
ってタンディッシュ容量が 20ton から 21ton に容量アップ
した。

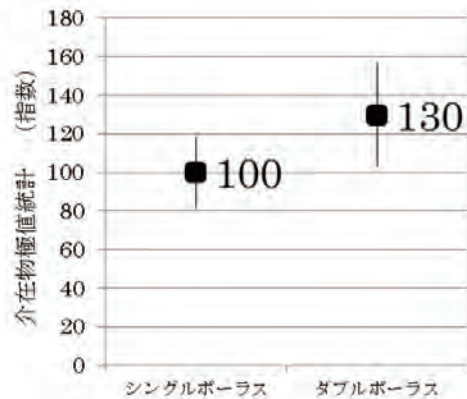


図 11 介在物極値統計の変化

5. 品質効果

5.1 取鍋ダブルポーラス化

取鍋ダブルポーラス化に関しては明確な改善効果が得
られなかった。図 11 のグラフのとおり、極値統計が悪
化した。原因としては、ダブルポーラス化したことにより、
流速が遅い場所が発生してしまい LF 処理中の攪拌が不
足してしまったことが考えられる。

流動解析によるシミュレーションを実施したが、シン
グルポーラスとダブルポーラスを比較して平均湯面流速
は図 12 のようになった。

以上より、取鍋のダブルポーラス化は採用しないこと
とした。

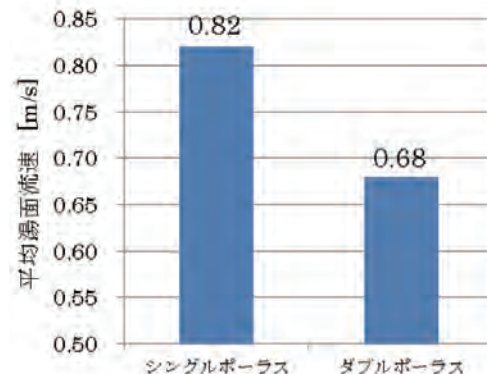


図 12 平均湯面流速の変化

5.2 RH 浸漬管改造

RH 環流ガス孔を増やし、環流ガス流量を増加させたことにより、RH 処理中の介在物の凝集・浮上効果が促進されたため、介在物極値統計の低減に大きく影響し良好化した。図 13 に示すように RH トータル環流量が多いほど介在物極値統計が低くなっていることが確認できた。

RH 環流ガス孔の数を 3 本から 6 本タイプの浸漬管に変更し、さらに環流時間を延長することで軸受鋼の品質改善に効果を得た。

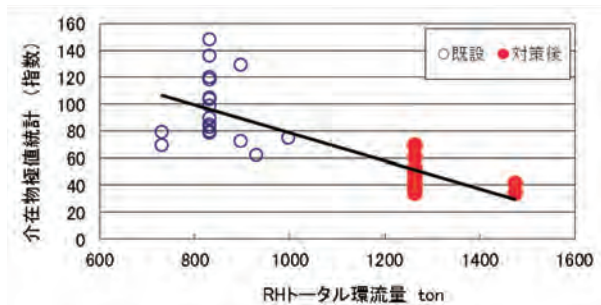


図 13 RH 還流量と介在物極値統計

5.3 タンディッシュスラグ巻き込み防止

スラグ巻き込み防止の対策としてタンディッシュの堰位置変更、容量拡大、ロングノズル長尺化を実施した。図 14 にタンディッシュ溶鋼量と介在物極値統計、図 15 にロングノズル浸漬深さと介在物極値統計との関係を示す。

タンディッシュの堰位置変更を行ったことで注入室の容積が約 2.2 倍に広がり、単位時間・体積あたりの攪拌エネルギーが小さくなったことで、スラグ巻き込みが減少したと考えられる。また、タンディッシュの容量拡大とロングノズル長尺化を行い、ロングノズルの浸漬深さを 50mm 延長したことで、ロングノズル付近の吐出流によるスラグの巻き込みを防止でき、介在物極値統計は良好化した。

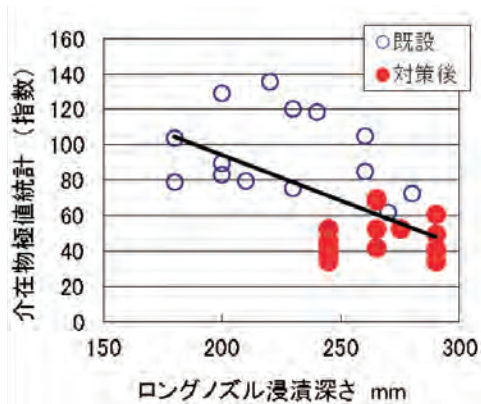


図 14 タンディッシュ溶鋼量と介在物極値統計

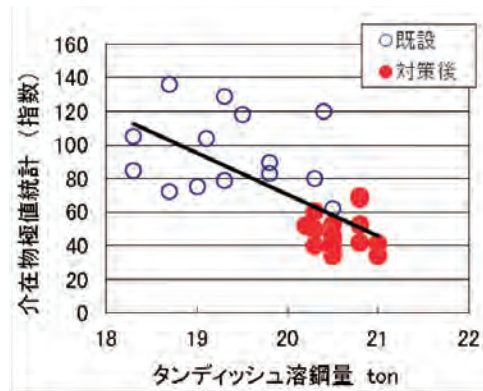


図 15 ロングノズル浸漬深さと介在物極値統計

6. まとめ

軸受鋼のさらなる高浄化のため、製鋼工程において清浄度向上に取り組み、以下の結果が得られた。

- (1) ダブルポーラス化による介在物低減の効果は得られなかった。ダブルポーラス化したことにより、流速が遅い場所が発生してしまい LF 処理中の攪拌が不足してしまったことが考えられる。
- (2) RH 環流ガス孔を増やし、環流ガス流量を増加させたことにより、RH 処理中の介在物の凝集・浮上効果が促進され、介在物極値統計は大きく良好化した。
- (3) タンディッシュの堰位置変更、容量拡大、ロングノズル長尺化によりロングノズル付近スラグ巻き込みを防止でき、介在物極値統計は良好化した。
- (4) RH 浸漬管改造とタンディッシュスラグ巻き込み防止の改善を行ったことで、介在物極値統計は従来より 55% 小さい値となった(図 16)。

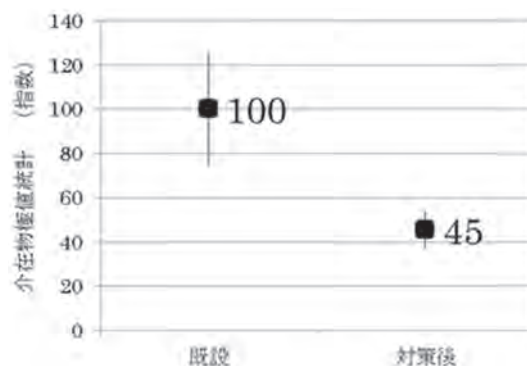


図 16 介在物極値統計

参考文献

- 1) 森一美, 佐野正道: 鉄と鋼, 67(1981), 672
- 2) 北村和夫, 竹ノ内朋夫: 融体精錬反応の物理化学とプロセス工学, (1985), 291
- 3) 北村信也: 鉄と鋼, 15(2010), 556

建設機械用アイドラーアッシーの調査

道端 一久^a, 河口 和紀^a

1. はじめに

当社太巻部門の中核をなす建設機械用リコイルスプリング(太物巻ばね)を今後設計、開発するにあたり、当リコイルスプリングがどのような目的(用途)に使用されているのか、その周辺部品はどのようなもので構成されているのか調査し、最適な設計を行うための一助とする。

2. アイドラーアッシー購入、構造の調査

スプリングは建設機械(油圧ショベルやブルドーザー)の履帯にテンションを掛けるアイドラーアッシーと呼ばれる物に組付けられている(図1)。アイドラーアッシーはアイドラー側とスプリング ASSY 側の大きく2つに分けられる。3社のアイドラーアッシーを購入し、分解調査を実施した。アイドラーアッシーの分解写真を図2と図3に示す。また、購入した各メーカー品の主要寸法の比較を表1に示す。

2.1 アイドラー

3社ともに構造に大きな違い無く、部品点数は全メーカー16点である。油溝はアイドラーホイール側が2社、シャフト側が1社であった。アイドラー径はほぼ同寸法だったが、シャフト径は最大10mmの差があった。

2.2 スプリング ASSY

基本的には構造に大きな違いは無いが、1社は部品点数が多かった。部品点数が多い理由は、シリンダが分割構造となっているためである(部品で10点)。ナットの回り止めはコの字板金が2社、スプリングピンが1社である。全メーカー共にスプリングと周辺部品のクリアランスが非常に少なく、一番狭いところでは4mmしかなかった。また、スプリング ASSY の FEM 解析を実施したところ、シリンダの先端(ネジ溝部)に約500MPaの応力が発生しており、ほかの部位(約100~150MPa)に比べて高い応力であることが分かった。

3. 構成部品の調査

アイドラーアッシーの各構成部品の材質、加工方法について調査を実施した。表2にアイドラー部品調査結果を表3にスプリング ASSY 部品調査結果を示す。

加工方法は、主に鍛造、鋳造、プレス、機械加工が用いられていた。強度が必要となる箇所には表面に高周波焼入れ等の熱処理が行われていた。

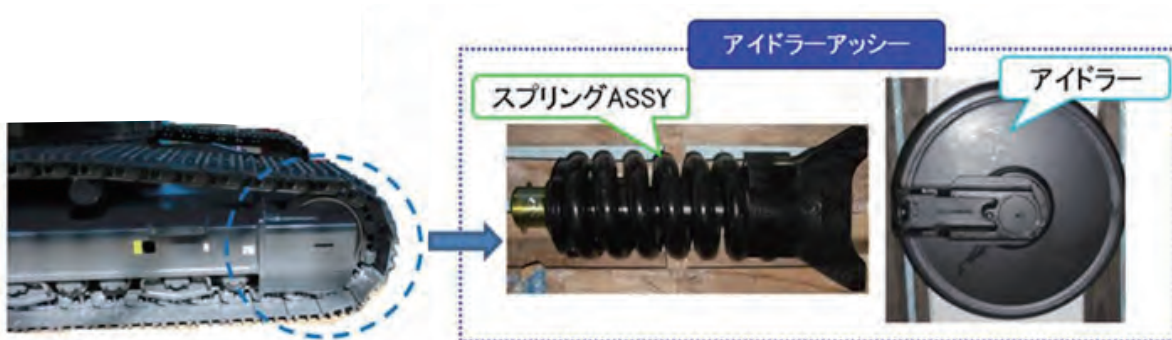


図1 建設機械でのスプリング使用状況

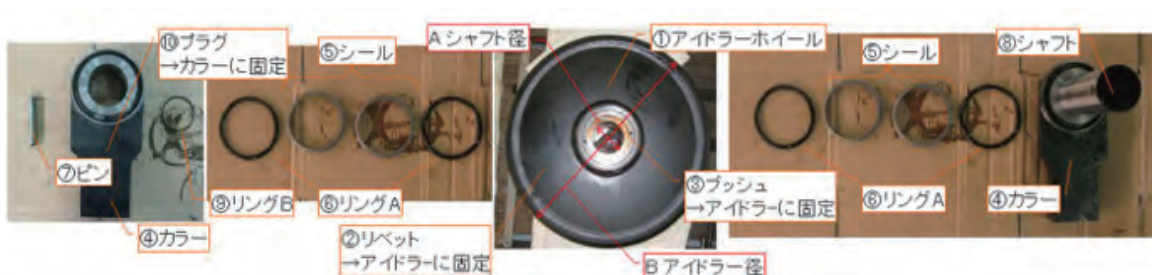


図2 アイドラー分解写真

a) ばね事業部 千葉製作所 技術部 設計第二グループ



図3 スプリング ASSY 分解写真

4. 今後のスプリング提案

アイドラーアッシーの構造及び部品調査結果より、以下の提案が必要と考える。

4.1 クリアランスの確保

スプリング内径側，外径側共にクリアランスが非常に少ない。スプリング内径側にはシリンダがあり，スプリング外径側にはカバーがある。そのため，スプリングの胴曲り及びコイル径公差を縮小したスプリングの提案が有効と考えられる。

4.2 横力低減

FEM 解析の結果，シリンダのネジ溝部に横力が掛かると応力集中し破損する可能性があることが分かった。そのため，横力の発生を抑えたスプリングの提案は，シリンダ破損の防止に繋がると思われる。

4.3 防錆力 UP

スプリング全体にカバーが無い場合、水や土砂が直接スプリングにかかるので錆が発生しやすい。特にスプリングの両端部と1巻目の隙間が少ないので土砂が噛み込み塗装が剥がれ易く腐食が進行しやすい状態となり、最悪は折損する可能性がある。また、スプリングが折損した場合、スプリングを交換するために履帯を外す必要があるが、特に大型ショベルカーになるとディーラー工場まで輸送して交換する必要が生じる。そのため、交換日数が多く掛かる上、交換費用も高くなる。

現在、両端部と1巻目の土砂噛み込みへの対策として、当社の特許技術であるオープンエンド（両端部と1巻目の隙間を確保した形状）を各メーカーに採用頂き量産中である。また、さらなる錆に強いスプリングの研究も進めている。

4.4 コストダウン検討

上記の提案以外に常にコストダウンに対する要求も高く、現在は当社独自の開発鋼である SUP11AM 材を各メーカーに採用頂き高応力化によるコストダウンを実現している。今回はアイドラーアッシー調査結果を踏まえて、周辺部品の変更も視野に入れたコストダウン案を検討した。スプリングの両端の座巻部を切放しとすること

で、従来座巻部を平面にするため実施していたポイント（マイナスドライバ状にプレスする）加工の廃止，座巻数を1巻から約0.5巻に削減することにより材料費を減らしコストダウンを図る（表4，図4）。

5. まとめ

各メーカーのアイドラーアッシーを購入し、構造、構成部品の調査を行った。スプリングは内径側，外径側ともにクリアランスが少ないだけでなく、土砂が噛み込む厳しい環境下で使用されることが分かった。スプリングが使用される環境を把握することにより、スプリングに求められる性能を明確にすることができた。さらに今回の調査の中で分かったこととして、最近では建設機械車両も環境問題で排気ガス規制が厳しくなり、そのためエンジンや排気系に多くのコストをかけている、ということである。そのため、アイドラーアッシーを含めそのほかの部品でコストダウンの要求が高まっている。但し、スプリング自体はカウンターウェイトの役割を担っているため、軽量化は求めてられていないようである。

今回の調査結果で得られた知見に基づき、リコイルスプリング単体での提案だけでなく、周辺部品との組み合わせでコストダウンを図る提案にも役立てたい。

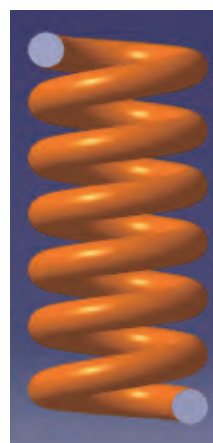


図4 座巻切り放し形状イメージ図

表1 各社の構造, 主要寸法比較表

メーカー	アイドラー					スプリング ASSY						特徴
	部品点数	潤滑油注入箇所	油溝	主要寸法(実測値)(mm)		部品点数	グリス(油圧の媒体)注入箇所	ナット回り止め	主要寸法(実測値)(mm)			
				A	B				C	D	E	
A	16	シャフト	シャフト	65	530	18	ピストン	曲げ付きプレート	52	100	141	シャフトに油溝がある
B	16	カラー	アイドラーホイール	75	530	13	ピストン	スプリングピン	47	71	120	ナット回り止めが他社と異なる
C	16	アイドラーホイール	アイドラーホイール	65	540	33	ピストン	曲げ付きプレート	38	109	120	シリンダ先端径がもっとも細い 部品点数が非常に多い

表2 アイドラー部品の調査結果一覧

No.	部品名	員数	材質	熱処理	加工	表面処理	No.	部品名	員数	材質	熱処理	加工	表面処理
①	アイドラーホイール	1	SC 材	焼入れ, 焼戻し	鍛造, 旋削溶接, 溶接	黒塗装	⑦	ピン	2	SC 材	—	切断, 面取り	—
②	リベット	2	アルミ合金	—	冷間圧延	—	⑧	シャフト	1	SCM 材	高周波焼入	旋削, M/C, 研磨	—
③	ブッシュ	2	真鍮	—	切削, MC 摩擦圧接	—	⑨	リング B	2	ゴム	—	成形	—
④	カラー	2	FCD 材	—	鍛造, 旋削, M/C, 穴明け	—	⑩	プラグ	2	SC 材	—	—	黒塗装
⑤	シール	2	アルミ合金	—	成形	—	⑪	油	1	—	—	—	—
⑥	リング A	2	ゴム	—	成形	—							

表3 スプリング ASSY 部品の調査結果一覧

No.	部品名	員数	材質	熱処理	加工	表面処理	No.	部品名	員数	材質	熱処理	加工	表面処理
①	シリンダ	1	SC 材	焼入れ, 焼戻し	旋削, M/C	黒塗装	⑧	リング C	1	ゴム	—	成形	—
②	ブラケット	1	FCD 材	—	鍛造, 旋削, M/C, M/V	—	⑨	パッキン	1	ポリウレタン	—	成形	—
③	ナット	1	SC 材	—	—	黒塗装	⑩	ピン	2	SC 材	焼入れ, 焼戻し	面取り	—
④	スプリングピン	1	SC 材	—	—	—	⑪	カバー	1	鋼板	—	旋削, 溶接曲げ加工	黒塗装
⑤	スプリング	1	SUP11 AM	焼入れ, 焼戻し	コイリング, 研磨, ショット	赤プライマ + 黒塗装	⑫	ニップル	1	SC 材	—	—	—
⑥	ピストン	1	SC 材	—	旋削, M/C, パフ + メッキ	硬質クロム	⑬	ボルト	2	SC 材	—	—	—
⑦	カラー	1	SS 材	—	旋削	黒塗装	⑭	油	1	—	—	—	—

表4 座面部毎の諸元比較表

各緒元比較表		クローズエンド	オープンエンド	切り放し
線径	(mm)	47	47	47
コイル中心径	(mm)	171	171	171
有効巻数		6.5	6.5	6.5
総巻数		8.5	7.6	7.5
質量	(kg)	60.1	54.8	55.2

Dependence of Permeability on Si Addition to Fe-Ni Alloy Soft Magnetic Powders in High Frequency Region

福田 方勝^a 久米 慶太^b 松下 祐基^c 木野 文尋^b
Masakatsu Fukuda, Keita Kume, Yuki Matsushita, and Fumihiko Kino

Abstract

Fe-Ni alloys are well-known as soft magnetic materials with high magnetic permeability. We researched high frequency magnetic properties of soft magnetic Fe-Ni alloy powders added Si for the purpose of improvement in specific resistance. We prepared powders by water atomization of Si addition to Fe-50Ni alloy, known as "Permalloy B", and molded into ring samples mixed with resin. Then we calculated complex permeability from measuring results of inductance at high frequency over than 1MHz about these samples. The real part of permeability is highly dependent on filling ratio of powders, but not affect up to 1GHz of high frequency region in the case of relatively low filling ratio. And the frequency which imaginary part of permeability starts increase depends on the mean particle diameter of powders. Then, we found the availability of soft magnetic metal powders in these high frequency regions for using such as inductor etc.

Keywords: soft magnetic powder, Fe-Ni alloy, water atomization

1. Introduction

Soft magnetic powders have been used from low frequency for a transfer and a reactor etc. up to high frequency for an inductor etc. For the frequency of MHz range, a soft ferrite which has higher electrical resistance is typically used and Fe alloys are not used little. While, as recently personal computers and mobile phones are operated higher frequency, it is desired to good characteristics of the complex permeability ($\mu_r = \mu_r' - j \mu_r''$) at high frequency region. Because of Snoek's limit, conventional soft ferrites have been used in high frequency region. Therefore, we focused Fe-alloys which have higher saturated magnetic flux density than soft ferrites. Generally, Fe-alloys have low electrical resistance. So, Si was added Fe-50Ni alloy with high magnetic permeability for the purpose of improvement in electrical resistance. We prepared powders of Fe-50Ni and Si addition to Fe-50Ni by gas atomization and investigated fundamental magnetic properties. Furthermore, we prepared fine powders by water atomization and investigated the frequency dispersion of complex permeability. In this report, effect of Si addition to Fe-50Ni and the frequency dispersion of complex permeability are mentioned.

2. Experiment

First, we prepared powders of Fe-50Ni, Fe-50Ni-1Si, Fe-50Ni-2Si and Fe-50Ni-3Si by confined gas atomization at 2.0MPa of Ar gas pressure in Ar atmosphere melting. These powders were sieved less than 75 μ m. Magnetic properties of powders were measured by VSM (Vibrating Sample Magnetometer) with magnetic fields up to 796kA/m.

Next, silicone resin as insulation and binder was added 0.5mass% to these powders. Then, these powders were compacted to toroidal cores of two different sizes at 686MPa by hydraulic press with zinc stearate as lubricant was added 0.5mass%. One of the sizes of toroidal core was 13.5mm of inner diameter, 21mm of outer diameter and 5mm of height for measuring DC magnetic properties and other size of the toroidal core was 10mm of inner diameter, 18mm of outer diameter and 2.5mm of height for measuring the frequency dispersion of complex permeability. These cores were resin hardened by heating for 1h at temperature 423K.

Magnetic flux density and coercive force were measured by B-H curve tracer. Complex permeability was calculated by eq. (1) and eq. (2) from measuring results of inductance and

resistance at high frequency over than 1MHz by LCR meter with magnetic material test fixture (Agilent Technologies, Inc., 4287A + 16454A)¹⁾.

$$\mu_r' = \frac{(L_{\text{eff}} - L_w) \times \text{Im}}{\mu_0 \times n^2 \times A} + 1 \quad (1) \quad \mu_r'' = \frac{(R_{\text{eff}} - R_w) \times \text{Im}}{\mu_0 \times \omega \times n^2 \times A} \quad (2)$$

where, μ_r' is real part of permeability, L_{eff} is effective inductance of the core, L_w is inductance of coil (=0), Im is magnetic pass length, μ_0 is permeability of vacuum, n is turn of coil (=1), A is cross sectional area, R_{eff} is effective resistance of the core, R_w is resistance of coil (=0) and ω is angular frequency (=2 π f).

We prepared button ingots of Fe-Ni-Si to measured electrical resistance by four-point-probe method.

Fine powders were prepared by water atomization at 10MPa or 75MPa of water pressure in air atmosphere melting. These powders were sieved less than 32 μ m or were classified by air classification.

To investigate effect of filling ratio of powder, silicone resin was added from 0.5mass% to 10mass%. To investigate effect of heat treatment temperature, these cores were heat treated at 473K, 573K, 673K, 773K and 873K for 1h.

3. Result

3.1 Effect of Si addition to Fe-50Ni

Table1 shows the chemical composition, characteristics and magnetic properties of powders by gas atomization. D50 (mean diameter) of these powders were from 30 to 40 μ m. True density is density of powder by gas pycnometer.

本報告は、Powder Metallurgy Word Congress & Exhibition 2012 (PM2012), Yokohama, 2012/10/15 - 10/18 において発表し、Proceedings に掲載済みのものである。

a) 技術開発センター シニアマネージャー 工博

b) 技術開発センター

c) MSM(TAHILAND) CO., LTD.

Table 1 The chemical composition, characteristics and magnetic properties of gas atomized powder

	Ni (mass%)	Si (mass%)	D ₅₀ (μm)	True density (Mg/m ³)	B _s (T)	H _c (A/m)
50Ni	49.2	0	30.9	8.18	1.51	830
50Ni-1Si	49.3	0.92	41.8	8.15	1.41	1000
50Ni-2Si	48.3	1.95	37.2	8.08	1.25	950
50Ni-3Si	49.6	2.76	39.2	8.04	1.22	950

B_s is saturated magnetic flux density. H_c is coercive force.

Fig. 1 shows result of magnetic flux density and coercive force of the cores at applied magnetic field 40000A/m. Magnetic flux density decrease as Si additional contents increase. This trend is similarly result of measurement by VSM. On the other hand, coercive force shows the lowest value in 2%Si added material.

Fig. 2 shows the result of electrical resistance of button ingots including refer to Ichinose²⁾. Electrical resistance increases as Si additional content increase.

Fig. 3 shows the frequency dispersion of real and imaginary part of permeability of the cores for Si addition to Fe-50Ni. μ_r' decrease at 1MHz as Si additional contents increase. In

each experiment, μ_r' decrease from 1MHz and μ_r'' begins to increase from 1MHz. And, $\tan \delta$ was calculated by eq. (3).

$$\tan \delta = \frac{\mu_r''}{\mu_r'} \quad (3)$$

Fig.4 shows effect of additional Si content on $\tan \delta$. $\tan \delta$ becomes the lowest value for 50Ni-3Si up to 10MHz. However, over 100MHz, $\tan \delta$ becomes the lowest value for 50Ni-2Si.

So, we determined that 2% Si addition to 50Ni were suitable for high frequency use.

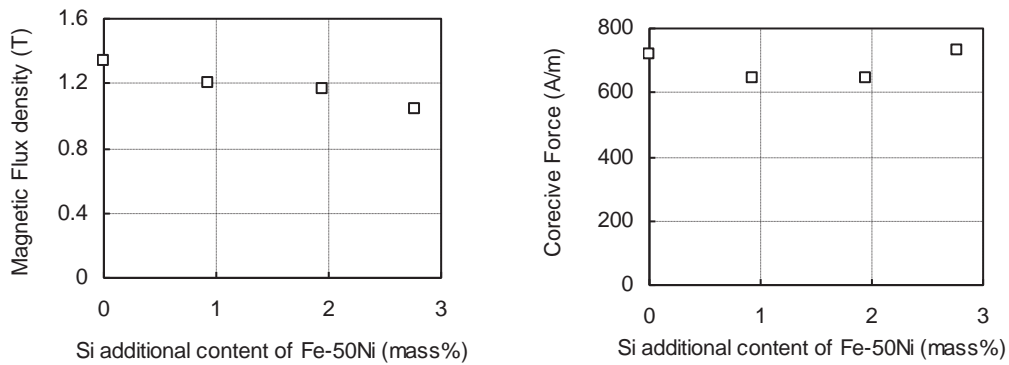


Fig. 1 Effect of Si additon to Fe-50Ni (at 40000A/m)

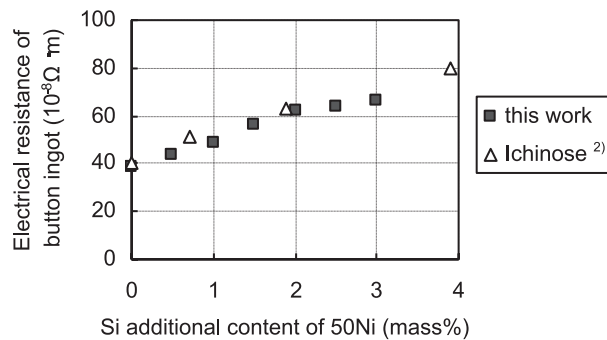


Fig. 2 Relationship of the electrical resistance and Si addition to Fe-50Ni

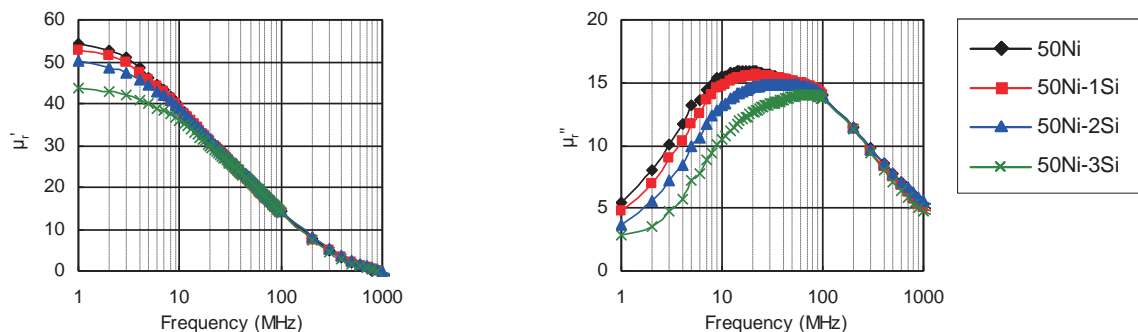


Fig. 3 Effect of Si additional content on complex permeability

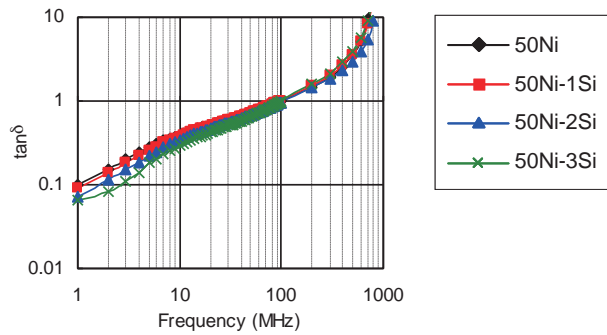


Fig. 4 Effect of Si additional content on $\tan \delta$

3.2 Effect of powder production and mean diameter

Because gas atomization could not obtain fine powder such as mean diameter less than $10 \mu\text{m}$, we prepared 50Ni-2Si powder by water atomization. Table 2 shows the chemical composition and the characteristics of powders by water atomization compare to gas atomization. D50 of these powders are about $20 \mu\text{m}$ for comparison gas atomization and water atomization, $5.1 \mu\text{m}$ and $2.3 \mu\text{m}$.

First, we investigated the difference in gas atomization and water atomization with frequency dispersion of complex permeability. Fig. 5 shows that frequency dispersion of permeability for 50Ni-2Si with compared to atomization method. Frequency dispersion of permeability is not so much of a difference between gas atomization and water atomization.

Table 2 The composition and characteristics of powders for Fe-50Ni-2Si

Atomization method	Ni (mass%)	Si (mass%)	C (mass%)	O (mass%)	D ₅₀ (μm)	True density (Mg/m^3)
Water	50.0	1.91	0.016	0.099	20.3	8.07
	48.8	1.82	0.007	0.275	5.1	8.09
	48.8	1.82	0.012	0.622	2.3	8.09
Gas	48.3	1.95	0.005	0.023	20.6	8.07

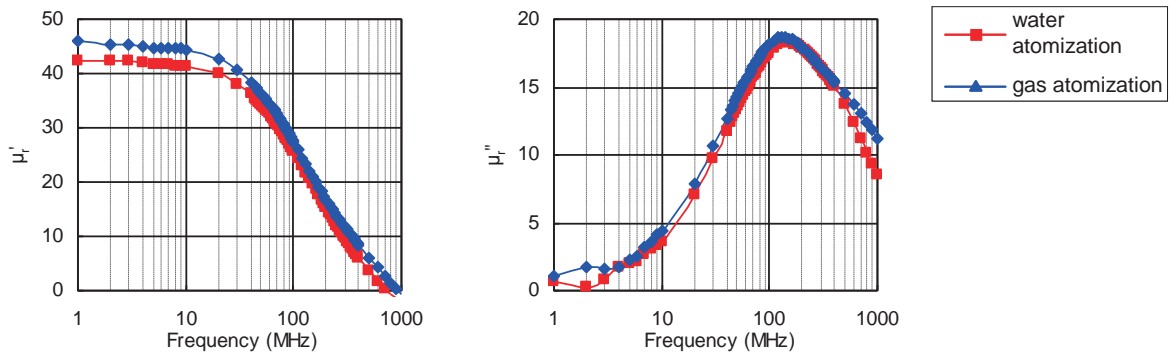


Fig. 5 Comparison of frequency dispersion of permeability for gas atomization and water atomization

Fig. 6 shows frequency dispersion of complex permeability for water atomized powder 50Ni-2Si which has different mean diameter. Fig. 7 shows effect of mean diameter on μ_r' at 1MHz or critical frequency. Critical frequency is defined that μ_r' decreased 20% from μ_r' at 1MHz. μ_r' at 1MHz decreased

as mean diameter decrease. Fig. 8 shows effect of mean diameter of frequency at peak of μ_r'' . Frequency at peak of μ_r'' shifts to high frequency. Thus, finer powder improved μ_r' remains constant until higher frequency.

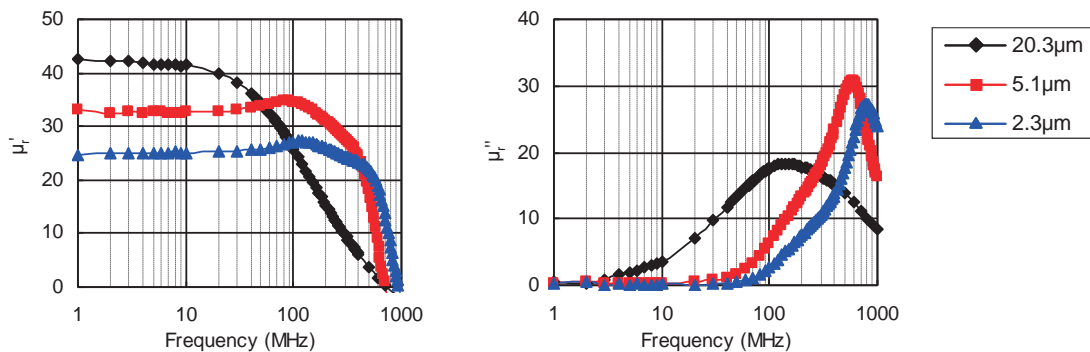


Fig. 6 Frequency dispersion of complex permeability for water atomized 50Ni-2Si

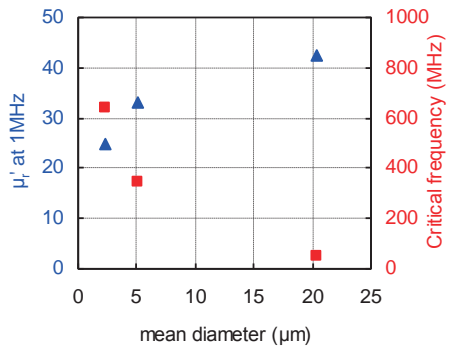


Fig. 7 Effect of mean diameter on μ_r' at 1MHz or critical frequency

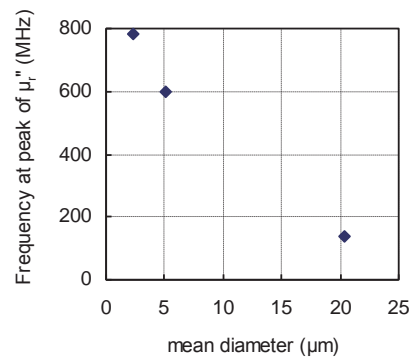


Fig. 8 Effect of mean diameter on frequency at peak of μ_r''

3.3 Effect of filling ratio of powder

Fig. 9 shows effect of the filling ratio of powder on the frequency dispersion of permeability. When filling ratio of powder are under 70%, μ_r' still remain constant at 1GHz. A peak of μ_r'' shift to high frequency, so we can not find peak of less 80% filling ratio. Thus, when the filling ratio is highly, μ_r' is high at 1MHz. However, μ_r'' increase at low frequency.

On the other hand, when the filling ratio is lower, μ_r' is low at 1MHz, but μ_r' remains constant to 1GHz. μ_r'' increase at high frequency. Real part of permeability is highly dependent on filling ratio of powders, but not affect up to 1GHz of high frequency region in the case of relatively low filling ratio of powder.

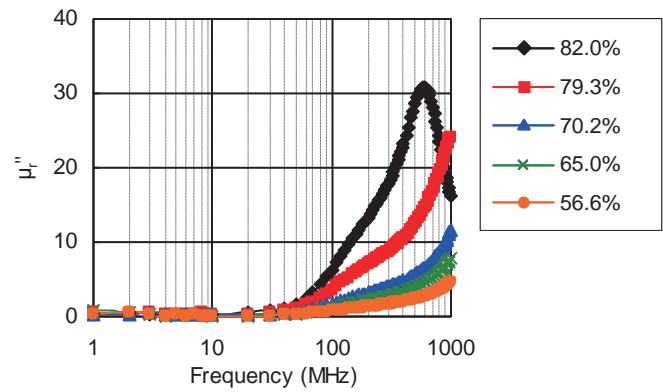
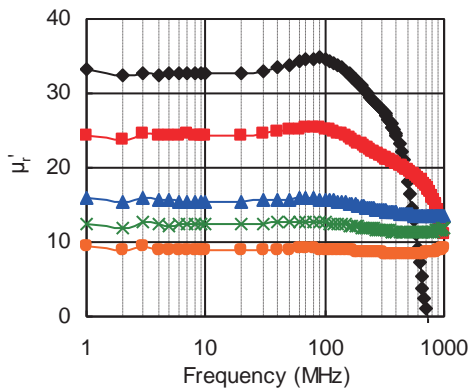


Fig. 9 Effect of the filling ratio on frequency dispersion of real and imaginary part of permeability

3.4 Effect of heat treatment

Fig. 10 shows effect of heat treatment temperature on frequency dispersion of permeability. Fig. 11 shows effect of heat treatment temperature on μ_r' at 1MHz and frequency at peak of μ_r'' . μ_r' comes to higher until 773K, however it dropped drastically at 873K. From the result, μ_r' is improved

to heat treatment up to 773K. On the other hand, μ_r'' shifts low frequency slightly as heat treatment temperature is higher. In this experiment, heat treatment improved μ_r' , however μ_r'' got worse.

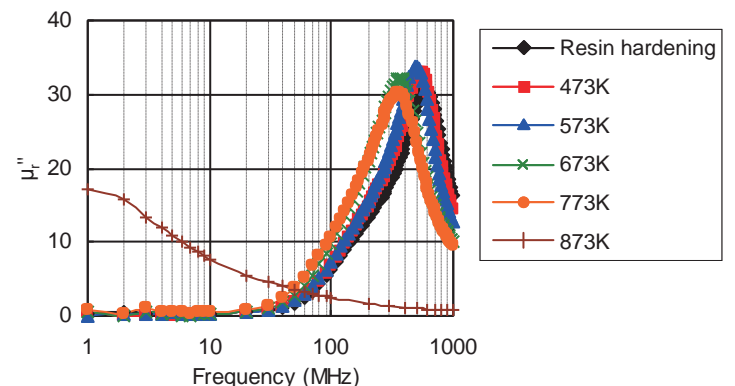
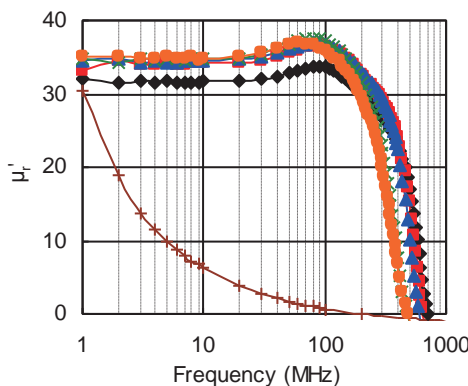


Fig. 10 Effect of the heat treatment on frequency dispersion of permeability

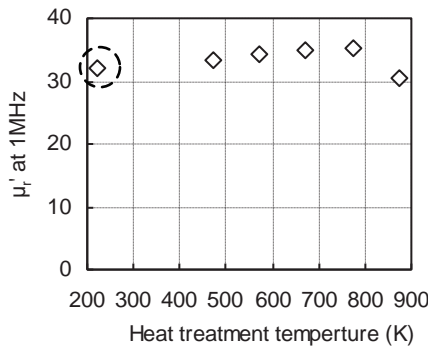


Fig. 11 Effect of heat treatment temperature on μ_r' at 1MHz and peak of μ_r'' on frequency

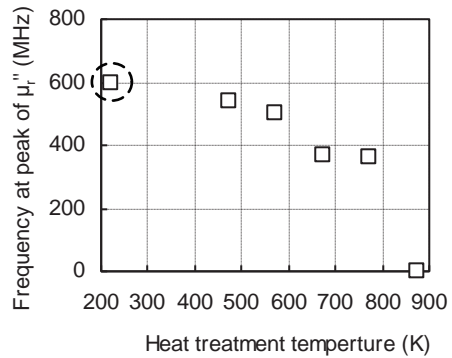


Fig. 12 Effect of heat treatment temperature on frequency at peak of μ_r''

3.5 summary

Fig.13 shows prepared the core for low frequency (~ 100MHz) and high frequency (~ 1GHz).

- A: μ_r' is high at 1MHz and remains constant until 100MHz
- B: μ_r' is low at 1MHz, but μ_r' remains constant to 1GHz

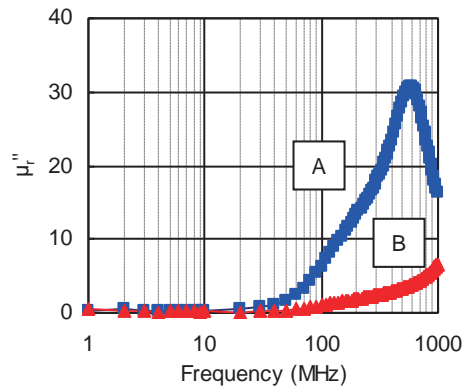
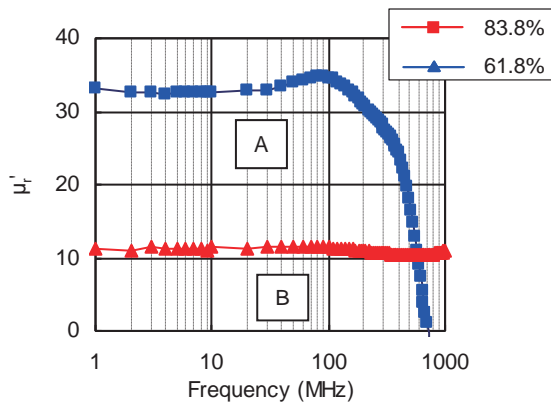


Fig. 13 The core for low frequency and high frequency

4. Discussion

From the section 3.2, when mean diameter is 5.1 μm or 2.3 μm , μ_r' decreases rapidly from several 100MHz and becomes lower less than 0. We thought that magnetic resonance occurred. On the other hand, when mean diameter is 20.3 μm , μ_r' decreases gradually and magnetic resonance doesn't occur. So, we thought eddy current loss for 5.1 μm or 2.3 μm is lower than for 20.3 μm .

From the section 3.4, μ_r' is higher as heat treatment temperature is higher. We thought that grain size of powders grow up by heat treatment. However, μ_r'' got worse by heat treatment. It is thought that the break in silicone resin results in increasing contact of powders, and hence eddy current loss increasing.

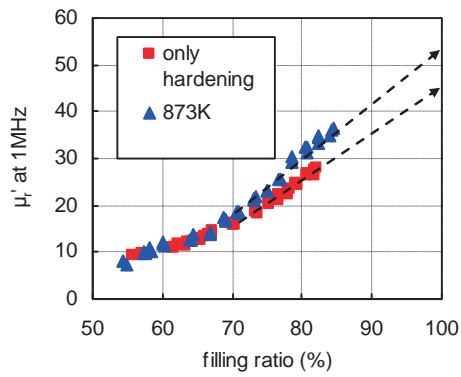
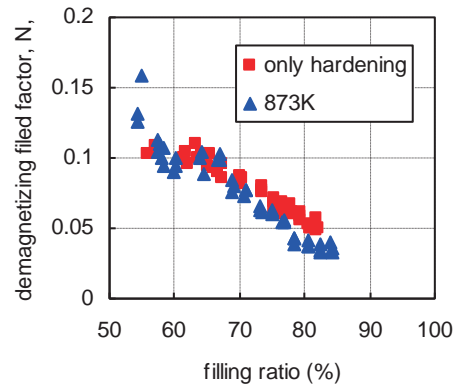
Fig.14 shows relationship the filling ratio and μ_r' at 1MHz. As discussed previously, μ_r' at 1MHz decreases as filling ratio is lower. Here, the demagnetizing field factor of dust core is small as the shapes of powder and the interaction of adjacent to powder. Ollendorf's equation, given by

$$\mu_r = \frac{q(\mu_{tr} - 1)}{\{N(1 - q)(\mu_{tr} - 1) + 1\}} + 1 \quad (4)$$

where μ_r is relative permeability of composition, q is the filling ratio of powder, N is the demagnetizing field factor and μ_{tr} is relative permeability of powder. Eq (5) is obtained from eq. (4).

$$N = \frac{q \times (\mu_{tr} - 1) + 1 - \mu_r}{(1 - q)(\mu_{tr} - 1)(\mu_r - 1)} \quad (5)$$

Assuming μ_{tr} to extrapolate at 100vol% from the Fig.12, μ_{tr} are 46 and 53 for only hardening and heat treatment at 823K, respectively³⁾. N calculates from eq. (5). Fig 15 shows Relationship filling ratio and the demagnetizing field factor N. N came to smaller as filling ratio over 65% is higher. N is neglected that filling ratio of typically dust core.

Fig. 14 Relationship filling ratio and μ_r' at 1MHzFig. 15 Relationship filling ratio and μ_r' at 1MHz

5. Conclusion

In this work, we investigated the frequency dispersion of real and imaginary part with Si addition to Fe-50Ni.

The real part of permeability is highly dependent on filling ratio of powders, but not affect up to 1GHz of high frequency region in the case of relatively low filling ratio.

And the frequency which imaginary part of permeability starts increasingly depends on the mean particle diameter of powders. When it use until 100MHz, the filling ratio of powder is over 80%. So, high μ_r' remain until 100MHz. On the other hand, when it is used until 1GHz, the filling ratio of powder is less 70%. So, μ_r' remain until 1GHz.

References

- 1) Agilent Technologies, Inc., "Solutions for Measuring Permittivity and Permeability with LCR Meters and Impedance Analyzers" (2008) 18.
- 2) Y.Ichinose, "Influence of Si additions on Magnetic Properties and the Refining Effect in Vacuum Melting of 50Ni-Fe Alloy," Trans.JIM ,9, (1968) 166-171.
- 3) S,Takajo and Y.Kiyota, "Analysis of High Frequency Magnetic Properties of Compressed Iron Powder Cores," J.Jpn.Soc. Powder and Powder Metallurgy, 32, (1985) 259-263

Industrial Production of Fe-Cr-Co Permanent Magnet with High Br

松下 祐基^a 福地 英夫^b 福田 方勝^c
Yuki Matsushita, Hideo Fukuchi, and Masakatsu Fukuda

Abstract

Fe-Cr-Co permanent magnet has been developed by Prof. Kaneko et. al. at Tohoku University in 1971. It is industrialized as a magnet having equivalent magnetic properties of Alnico magnets. Recently, triggered by the remarkable rise of the prices of the rare earth elements in 2011, Fe-Cr-Co permanent magnets are being attractive as rare earth free magnets. Fe-Cr-Co permanent magnet has a lower coercive force (Hc) than other kinds of permanent magnets, but it has higher residual magnetic flux density (Br). The purpose of this study was to investigate the alloy composition and the heat treatment conditions for the industrial production of Fe-Cr-Co permanent magnets with Br higher than the Nd-Fe-B permanent magnets currently common used. Br was 15kG or higher in the composition of Fe-15%Co-21%Cr-0.8-1.0%V-1%Ti. And it was confirmed that the same magnetic properties were obtained in the industrial mass production of the permanent magnet in the developed alloy composition for the stepping motor use.

Keywords

rare earth free magnet, Fe-Cr-Co permanent magnet, high Br, permeance coefficient

1. Introduction

Fe-Cr-Co permanent magnet has been developed by Prof. Kaneko et. al. at Tohoku University in 1971¹⁾. In original development, it was made studies on the composition of 20 ~ 25%Co as much as Alnico-5 type magnets. After that, it was studied about the composition of 12 ~ 15%Co in order to be the heat treatment easily. Furthermore, as an opportunity by the rise of Co prices in 1976, more studies of the composition of the low Co content were performed, and it has been produced in industrialization for the composition of 10 ~ 15%Co. In addition, the alloy added Mo was developed in order to increase coercive force²⁾.

Although Fe-Cr-Co permanent magnets are used in special applications as ductile permanent magnets, it is possible to manufacture by casting method like Alnico-type magnets. Mitsubishi Steel started to produce Fe-Cr-Co permanent magnet as KMC magnets in 1978, and MSM Thailand, a subsidiary, has produced them as cast magnets from 1994 in Thailand. Recently, triggered by the remarkable rise of the prices of the rare earth elements in 2011, Fe-Cr-Co permanent magnets are being attractive as rare earth free magnets. Fe-Cr-Co permanent magnet was developed based on the heat treatment theory as the spinodal decomposition. During the two phase decomposition from α phase, the coercive force is generated by the precipitation of FeCo-rich α_1 phase in the matrix of Cr-rich α_2 phase. Anisotropy is provided by applying a magnetic field during the heat treatment for the decomposition. Homma et. al. found that excellent magnetic properties were obtained by the heat treatment in the ridge region of two phase decomposition. The magnetic properties of Br = 15.6kG, Hc = 645Oe, and (BH)max = 8.3MGoe were obtained in a laboratory level in the composition of Fe-15%Co-22%Cr alloy³⁾.

Fe-Cr-Co permanent magnet has a lower coercive force (Hc) than other kinds of permanent magnets, but it has higher residual magnetic flux density (Br). The purpose of this study was to investigate the alloy composition and the heat treatment conditions for the industrial production of the Fe-Cr-Co permanent magnets with higher Br than the Nd-Fe-B permanent magnets currently common used.

2. Experimental

2.1 Investigation of composition

First, the optimum alloy composition was investigated. The Co content was 15% in consideration of cost performance. It

was added V as an α -former element in order to suppress the precipitation of γ phase which was harmful to the magnetic properties. And it was added Ti to fix C and N as impurities.

25kg of the raw materials were melted by the high frequency induction furnace in the atmosphere and cast into the shell mold. Pure iron, electrolyte Co, electrolyte Cr, ferro-V, and sponge Ti were used for raw materials. The samples were cylindrical shape of 15mm in outer diameter and 15mm in length. After the shakeout mold, they were rough ground as samples for heat treatment.

The condition of solution treatment (ST) was considered. The samples were held in 1h at each temperature above 700 °C and quenched into the water. By means of measuring the saturation magnetization (Js) by magnetometer and X-ray diffraction in necessary, it was confirmed that single α phase was obtained or not.

The condition of the magnetic heat treatment (MT) and step aging (SA) was considered. The optimum heat treatment condition which the coercive force (Hc) was maximum was considered, as the samples were heat treated at 640 ~ 690 °C by applying 2kOe of the magnetic field to the longitudinal direction of samples and step aged at 620°C for 1h, 600°C for 1h, and 580°C for 2h. The condition of the step aging was examined as follows. The samples which were heat treated at optimum condition in the magnetic field were aged at 620 °C for 1h, and 600°C until the coercive force was maximum, further, heat treated at 580°C, 560°C, 540°C, and 500°C in the similar way. And the magnetic properties were confirmed applying the step aging condition sequentially.

2.2 Application to real products

Next, it was investigated applying the alloy of the optimum composition to real products. The target was a rotor magnet of hybrid stepping motor. The products were ring shape of 45mm in outer diameter, 17mm in inner diameter, and 15mm in length. 250kg of the raw materials were melted by the high frequency induction furnace in the atmosphere

本報告は、The 24th International Workshop on Rare-Earth and Future Permanent Magnets and their Applications (REPM2016), Darmstadt, Germany, 2016/8/28 - 9/1 において発表し、Proceedingsに掲載済みのものである。

a) MSM(TAHILAND) CO., LTD.

b) MSM(TAHILAND) CO., LTD.

(現、素形材事業部 広田製作所 生産技術グループ長)

c) 技術開発センター シニアマネージャー 工博

and cast into the shell mold. Pure iron, electrolyte Co, ferro-V, sponge Ti, and low carbon ferro-Cr were used for raw materials in industrial production. After the shakeout mold, they were rough grounded and solution treated. And they were magnetic heat treated and step aged in the condition obtained in the experiment of investigation of composition. Magnetic field was applied to the longitudinal direction of products. Because of a large number of products at the same time in the heat treatment, taking into account the mass effect and reduction the variability of the product temperature during the heat treatment, they were pre-heated at 500°C, and 400°C in magnetic heat treatment and step aging, respectively. Finally, they were finish grounded and measured the magnetic properties.

3. Results and discussion

The saturation magnetization of this alloy decreases monotonically by Cr content. That is, although the saturation magnetization increases as reduction of Cr content, the coercive force decrease because of increasing the packing fraction (p) of the ferromagnetic α 1 phase decomposed by spinodal. Thus, firstly the Cr content was considered to be provided the coercive force. Then, because the additional elements of V and Ti reduced the saturation magnetization, the amount of the addition was determined, investigating the influence on the saturation magnetization. In addition, the conditions of the magnetic heat treatment and the step aging were investigated because the magnetic properties were strongly influenced. Further, the magnetic properties of the product were confirmed, applying to real products for the rotor magnets of hybrid stepping motor.

3.1 Saturation magnetization (J_s)

First, the saturation magnetization (J_s) of the alloy added 1, 2, 3%V and 1%Ti to Fe-15%Co-20-23%Cr were considered. The influence of the holding temperature on J_s is shown in Fig.1 for Fe-15%Co-20%Cr-1%V-1%Ti and Fe-15%Co-23%Cr-1%V-1%Ti alloys as examples. It was confirmed that the phase were single α over 1200°C, measuring J_s and analyzing X-ray diffraction of the samples which were held at each temperature and quenched into water. The influence of the Cr content on J_s is shown in Fig.2. J_s decreased monotonically with the Cr content. About less than 21% of Cr content with 1%V, J_s was higher than 15 kG.

Next, the effects of V and Ti content on J_s in the composition of Fe-15%Co-21%Cr was examined. The influence of V and Ti on J_s are shown in Fig.3 and Fig.4, respectively. In the composition of Fe-15%Co-21%Cr, J_s is higher than 15kG in the addition of 0.6 - 1.0% V and 0.6 - 1.0%Ti. The following experimental equation was obtained to adjust J_s of the composition in 15%Co alloy;

$$J_s(\text{kG}) = 22.8 - 0.32 \times \text{Cr}\% - 0.48 \times \text{V}\% - 0.29 \times \text{Ti}\% \quad (1)$$

Cr, V, and Ti reduce monotonously J_s , but it is necessary to add V and Ti, in order to extend the region of α single phase and fix C and N as the impurities during the melting in the atmosphere.

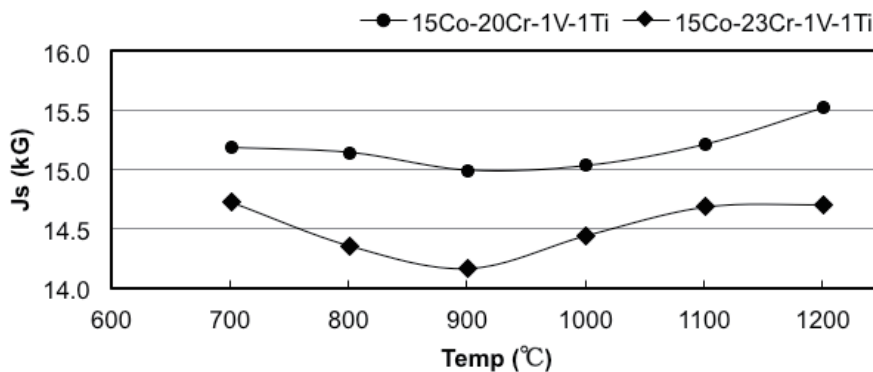


Fig.1 Influence of the holding temperature on J_s for Fe-15%Co-20%Cr-1%V-1%Ti and Fe-15%Co-23%Cr-1%V-1%Ti alloys.

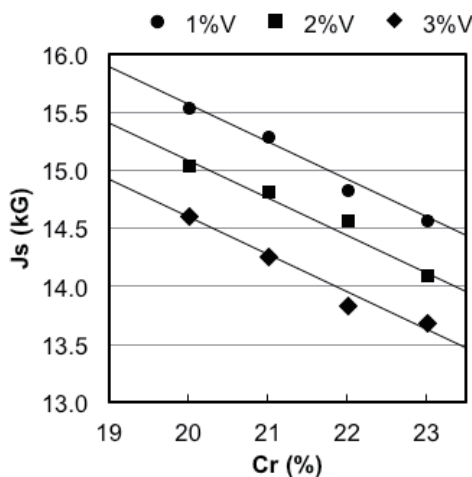


Fig.2 Influence of the Cr content on J_s for Fe-15%Co-Cr-V-1%Ti alloys.

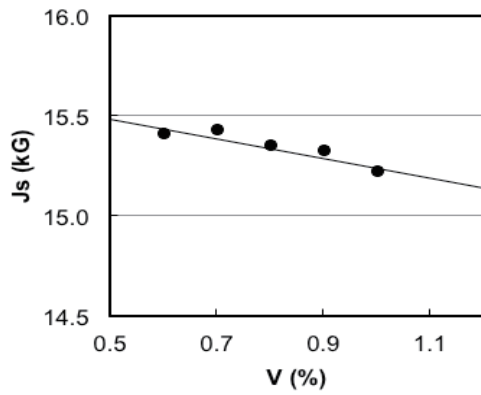


Fig.3 Influence of the V content on Js for Fe-15%Co-21%Cr-V-1%Ti alloys.

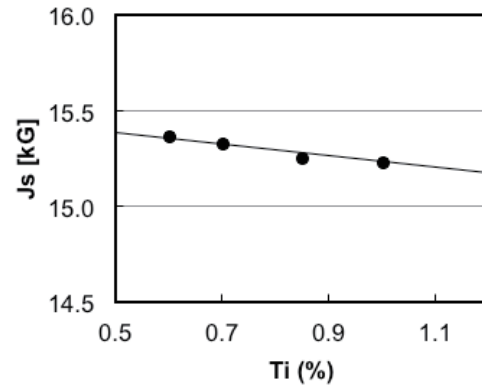


Fig.4 Influence of the Ti content on Js for Fe-15%Co-21%Cr-1%V-Ti alloys.

3.2 Coercive force (Hc)

Next, the influence of the magnetic heat treatment (MT) and the step aging (SA) on coercive force (Hc) was examined. The result of Fe-15%Co-21%Cr-1%V-1%Ti alloy, as an example, is shown in Fig.5. The absolute values of Hc were not so high because the step aging after magnetic heat treatment was only up to 580°C. Optimum condition of the magnetic heat treatment obtained the maximum Hc was 675 °C for 30min. Hc of samples carried out the step aging are shown in Fig.6. Hc was increasing as the temperature of the step aging was decreased. Optimum condition of the step aging was 620°C × 1h + 600°C × 2h + 580°C × 2h + 560°C × 5h + 540°C × 4h + 500°C × 10h. As comparing to the condition already reported in Fe-15%Co-22%Cr alloy³⁾, the condition of the magnetic heat treatment is different from it because of the mass effect of experimental samples, but the condition of the step aging is almost the same.

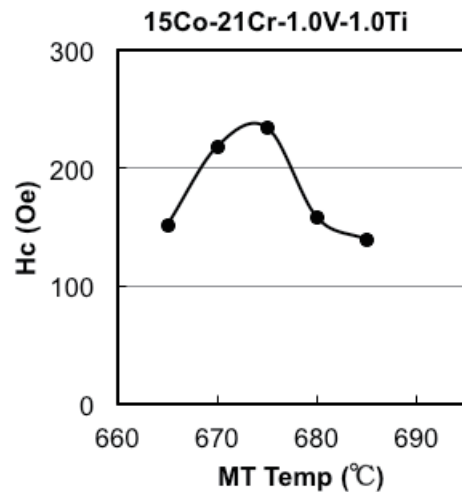


Fig.5 Relationship MT temperature and Hc step aged at 620°C for 1h, 600°C for 1h, and 580°C for 2h.

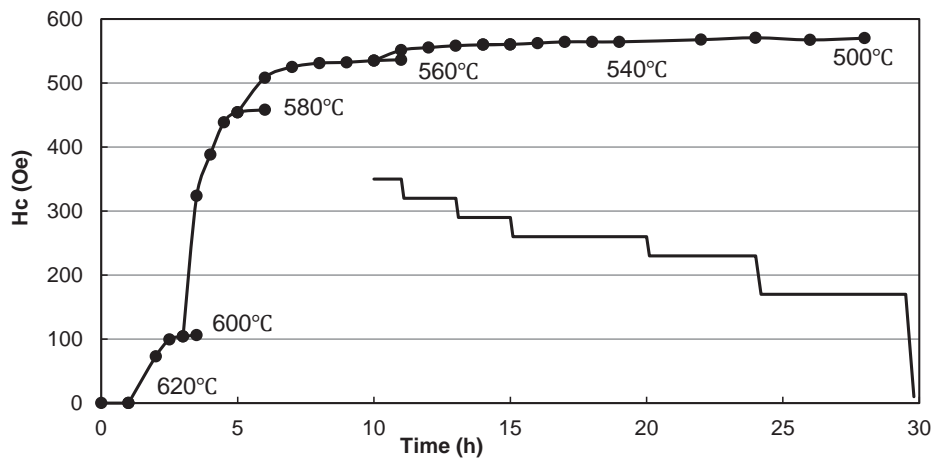


Fig.6 Increment of Hc of Fe-15%Co-21%Cr-1%V-1%Ti alloy during step-aging process.

3.3 Influence of composition on magnetic properties

First, the influence of Cr content was examined. The results are shown in Fig.7. Js and Br were decreased with Cr content. Although Js of 20%Cr alloy was high, high Hc was not provided. High Hc was provided in the Cr content of 21% or more. As a result, high Br was provided in the composition of 21%Cr.

Next, the influence of the amount of V addition into the 21%Cr alloy was examined. The effect of the V addition on the magnetic properties was examined adding V of 1.0, 0.9, 0.8, 0.7, and 0.6%. The results are shown in Fig.8. Br are 15kG or higher in the range of experiment. Hc increases with V

amount. (BH) max increases with V amount and is obtained 6.0MGOe or higher in the range of 0.8 - 1.0%V.

Comparing Fig.7 and Fig.2, Js for two phase decomposition into $\alpha_1 + \alpha_2$ is higher than solution state. Fig.9 shows Js along the conjugated line for the decomposition of Fe-15%Co-21%Cr-1%V-1%Ti alloy. Js for solution state and two phase decomposition are represented by a solid line and a dotted line, respectively. Further, the packing fraction of α_1 phase (p) is expressed by equation (2).

$$p = (X_2 - X_0) / (X_2 - X_1) \quad (2),$$

where, X0 is Cr content of the solution state, X1 and X2 are Cr content of α_1 and α_2 phase, respectively. Roughly estimating according to the phase diagram of Fe-Cr-Co system, X1 is about 5%Cr and X2 is about 95%Cr at 500°C showing in Fig.10^(3,4). Then, Js after two phase decomposition is expressed by the equation (3).

$$J_s = J_s[1] \times p + J_s[2] \times (1 - p) = J_s[1] \times p \quad (3),$$

where Js[1] and Js[2] are Js of α_1 and α_2 , respectively. That is, Js increases from (A) to (B) during two phase decomposition especially step aging.

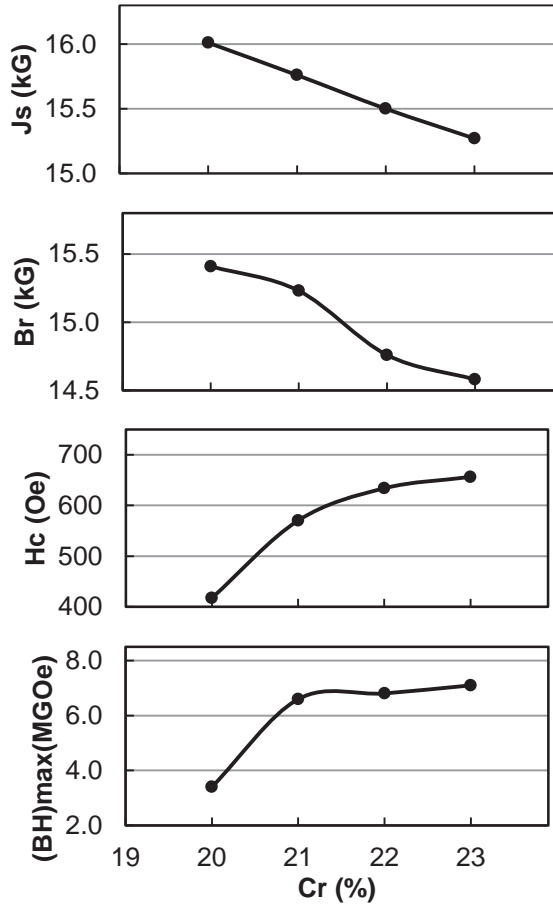


Fig.7 Influence of Cr content on magnetic properties for Fe-15%Co-Cr-0.8%V-1%Ti alloys.

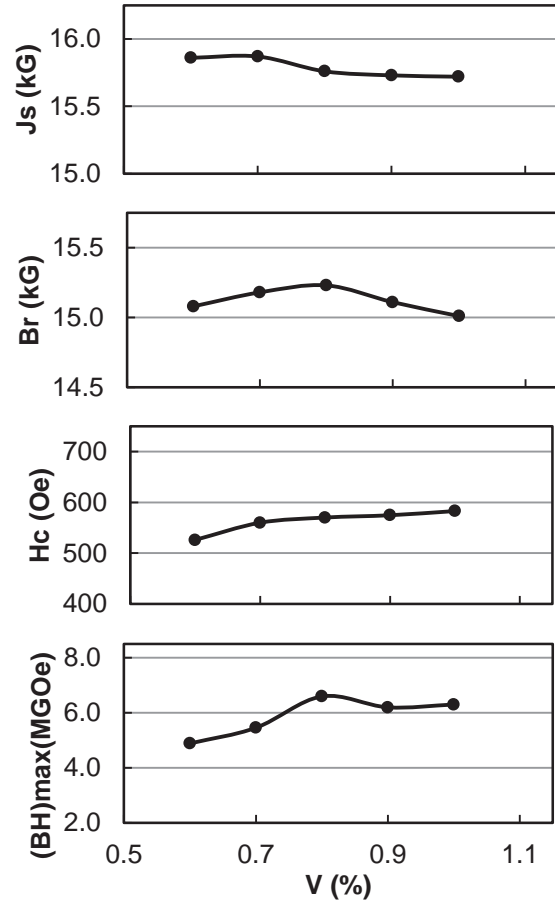


Fig.8 Influence of V content on magnetic properties for Fe-15%Co-21%Cr-V-1%Ti alloys.

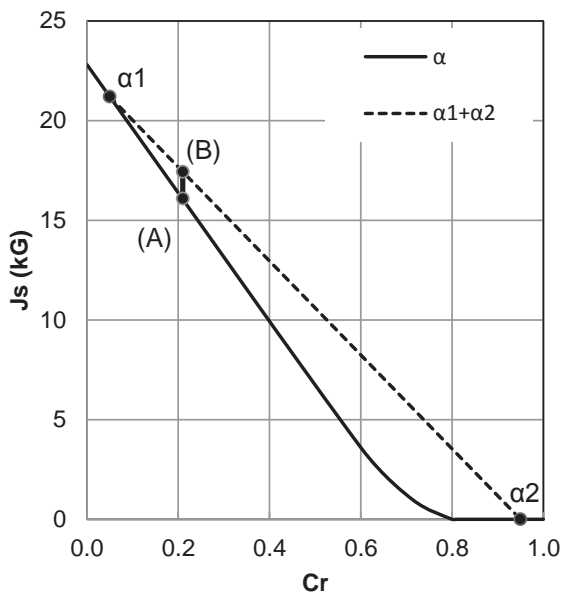


Fig.9 Relationship of Cr content and Js of α and $\alpha_1 + \alpha_2$ phase.

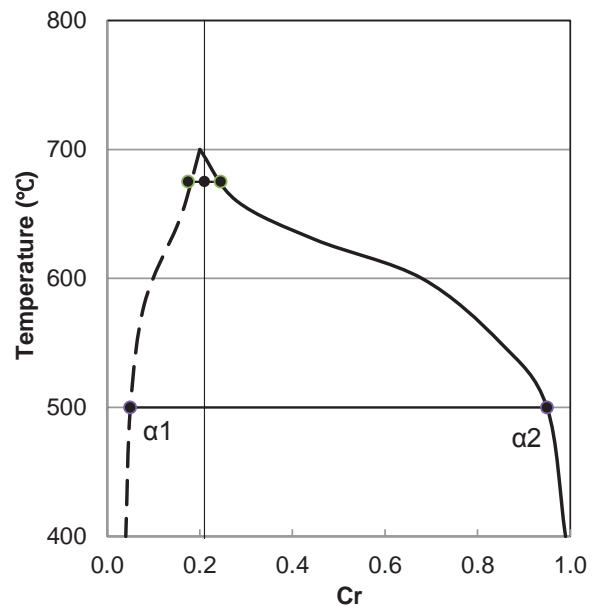


Fig.10 Schematic phase diagram of Fe-Cr-Co alloy according to the previous studies^(3,4).

3.4 Magnetic properties of real products

Finally, we considered to apply the alloy of optimum composition to the rotor magnets of hybrid stepping motor as real products. Low C ferro-Cr was used for industrial production as Cr source. C content was about 0.01%. The results are shown in Fig.11 and summarized in Table 1 comparing with the results of conventional composition

(KMC-5: Fe-10%Co-24%Cr-1%V). We could produce the magnets (HBr FeCrCo) which had Br higher than 15kG industrially with the alloy composition Fe-15%Co-21%Cr-0.8%V-1.0%Ti.

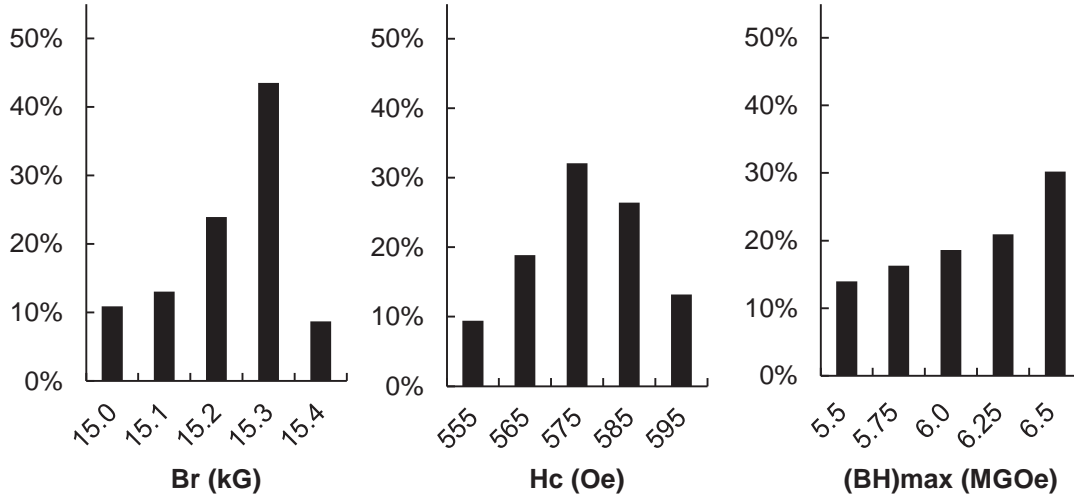


Fig.11 Magnetic properties of Fe-Cr-Co magnet for rotor magnets as industrial production.

Table 1 Magnetic properties of Fe-Cr-Co magnet as industrial production.

	Br (KG)	Hc (Oe)	(BH)max (MGOe)
KMC-5	13.5 - 14.5	580 - 640	5.5 - 6.5
HBr Fe-Cr-Co	15.0 - 15.5	550 - 610	5.5 - 6.5

3.5 Permeance coefficient (Pc)

The Fe-Cr-Co permanent magnet has a low coercive force, but it has a high residual magnetic flux density. This is an advantage in the case of the magnetic circuit which has a higher permeance coefficient (Pc). There are a magnetic circuit of inner magnet type loud speaker and a rotor of hybrid stepping motor in such applications. In the hybrid stepping motors, the gap between the rotor and the stator is very narrow, so Pc is 25 or higher. Currently, the Nd-Fe-B

magnets commonly used have about 45MGOe in (BH) max and 13.5kG in Br. The demagnetization curves of these magnets are shown in Fig.12. And the magnetic flux density (Bd) at each permeance coefficient is shown in Fig.13. By analyzing the demagnetization curves, it is clear that the magnetic flux density generated between the gap in the magnetic circuit for developed magnet "HBr FeCrCo" is higher than Nd-Fe-B magnet in the applications which have a high Pc 25 or higher.

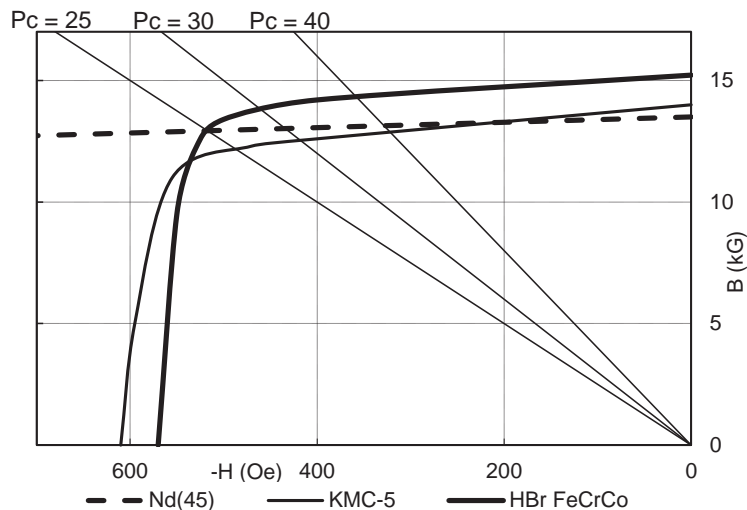


Fig.12 Demagnetization curves of Fe-Cr-Co and Nd-Fe-B magnet.

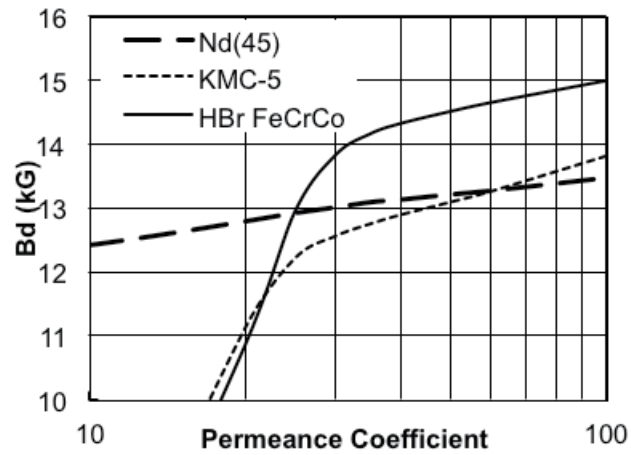


Fig.13 Relationship of Pc and Bd for Fe-Cr-Co and Nd-Fe-B magnet.

4. Conclusion

We can industrially produce Fe-Cr-Co magnets with high Br of 15kG or higher in composition of Fe-15%Co-21%Cr-0.8-1.0%V-1%Ti. Its typical magnetic properties are 15kG in Br, 580Oe in Hc, and 6.0MGOe in (BH)max. For the developed high Br Fe-Cr-Co magnet (HBr FeCrCo), the magnetic flux density (Bd) is higher than Nd-Fe-B magnet at over 25 of the permeance coefficient.

Br of Fe-Cr-Co magnet developed in this study is higher than Nd-Fe-B magnet currently used, as shown in Fig.14. In addition, Fe-Cr-Co magnet is very attractive permanent magnet as "rare earth free magnet".

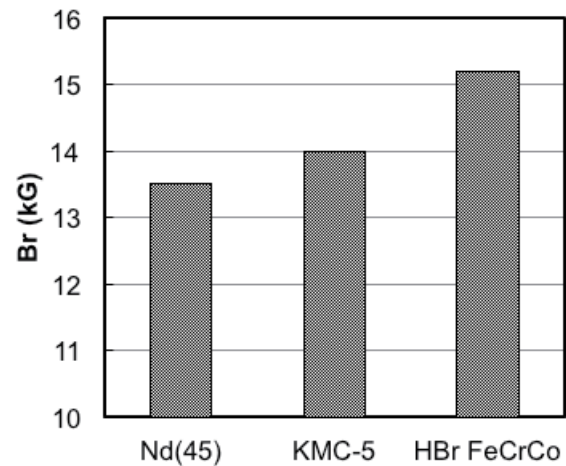


Fig.14 Comparison of Br for Fe-Cr-Co and Nd-Fe-B magnet.

References

- 1) H. Kaneko, M. Homma, and K. Nakamura, "New Ductile Permanent Magnet of Fe-Cr-Co System", in AIP conf. Proc., No.5, p.1088, (1971).
- 2) S. Sugimoto, J. Honda, Y. Ohtani, M. Okada, and M. Homma, "Improvement of the Magnetic Properties of Equiaxed Fe-Cr-Co-Mo Hard Magnets by Two-step Thermomagnetic Treatment", IEEE Trans. Magn., MAG-23, p.3193, (1987).
- 3) M. Homma, M. Okada, T. Minowa, and E. Horikoshi, "Fe-Cr-Co Permanent Magnet Alloys Heat-Treated in the Ridge Region of the Miscibility Gap", IEEE Trans. Magn., MAG-17, p.3473, (1981)
- 4) H. Kaneko, M. Homma, K. Nakamura, M. Okada, and G. Thomas, "Phase Diagram of Fe-Cr-Co Permanent Magnet System", IEEE Trans. Magn., MAG-13, p.1325, (1977).

鋳造 CAE システムを用いたアルニコ磁石の凝固組織予測

(訳) 福田 方勝^a

PREDICTION OF SOLIDIFICATION MICROSTRUCTURE OF ALNICO MAGNETS USING CAST CAE SYSTEM

Masakatsu Fukuda, Choochart Chaiyakot, and Charkorn Khomnotai

Abstract

Alnico magnets are well known for typical casting magnets having high remanence and good temperature stability. The excellent magnetic properties of these magnets arise from directional solidification using chill plates in a shell mold casting. We applied fluid flow analysis, solidification analysis and microstructure calculation for columnar Alnico-5 magnet (MK-5DG). The solidification microstructures were analyzed by coupling of a cellular automaton method and a finite differential method in 2-dimension. The heterogeneous nucleation rate was expressed as Gaussian distribution by a function of undercooling which has three kinds of parameters namely an average nucleation undercooling, a deviation of nucleation undercooling and a maximum nucleation density. By choosing the reliable parameters of bulk liquid and mold surface respectively, calculation of microstructures corresponded well to real casting magnets. The suitable mold casting design was determined by this CAE system.

Keywords

Alnico magnet, solidification microstructure, cellular automaton, direct differential method, columnar grain, shell mold casting, chill plate

1. 緒言

凝固組織の研究が過去 20 年間に開発されてきた。セルラーオートマトン (CA) 法と有限要素法 (FEM) や有限差分法 (FDM) による熱移動計算を組み合わせることにより、実験結果に対応する凝固組織の良い予測が得られている。これらの予測法では、凝固における核生成は確率分布として表わされ、デンドライト先端の成長が計算された。

Cho らは、CA 法と直接差分 (DFD) 法を組み合わせ、Al-7 質量% Si 合金の凝固組織に対するパラメータの影響をレビューしている^{1,2)}。不均質核生成はバルク液体と鋳型壁の表面において独立に起こり、核生成割合は過冷度のガウス分布関数として表わされるので、凝固組織に対する 6 つのパラメータ、すなわち、核生成過冷度の平均値、核生成過冷度の標準偏差、バルク液体と鋳型壁表面のそれぞれの最大核生成密度の影響がレビューされた。

シェル鋳型の中にチルプレートを用いる鋳造による柱

状晶アルニコ磁石などでは、鋳型壁表面での核生成パラメータは、シェル砂とチルプレート表面では異なることが考えられる。本研究では、バルク液体 (bulk)、シェル砂の表面 (surface-1)、チルプレート表面 (surface-2) での核生成パラメータをそれぞれ設定することにより、柱状晶アルニコ磁石、すなわち Alnico-5DG (MK-5DG) の凝固組織に及ぼすチルプレートの影響を調べた。

2. モデル

2.1 合金系

代表的なアルニコ磁石は Fe, Co, Ni, Al, Cu からなり、熱処理中にスピノーダル分解により、最終的に強磁性の FeCo 相と非磁性の NiAlCu 相に分解する。そして、この多元系は FeCo-NiAlCu (=X) の擬二元系として考えることができる。この擬二元系の液相線と固相線は、それぞれ、Fe-M 二元合金の組成の三次関数で表された液相線と固相線を重畳することにより計算された。この合金系の液相線と固相線を代表的な Alnico-5 磁石の標準組成の表と共に Fig.1 に示す。

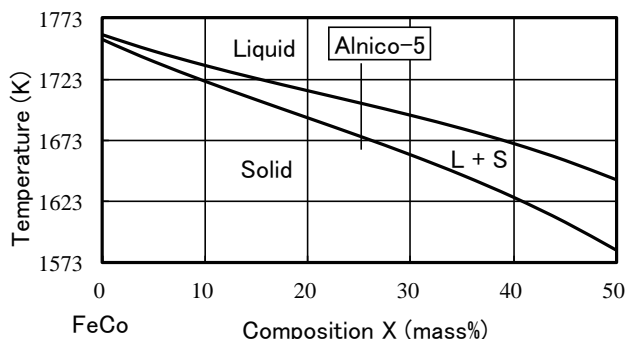


Fig. 1. Liquidus and solidus of FeCo-NiAlCu quasi-binary system.

Alnico-5

Element	Fe	Co	Ni	Al	Cu
mass%	51	24	14	8	3

X=Ni+Al+Cu=25

Liquidus	1703K
Solidus	1676K

本報告は、The 3rd International Conference on Processing Materials for Properties, (PMP- III), Bangkok, Thailand, 2009/8/11 において発表し、Proceedings に掲載済みのものを The Minerals, Metals & Materials Society の許諾を得て和訳したものである。

a) 技術開発センター シニアマネージャー 工博

2.2 核生成と成長

凝固過程において連続核生成を仮定し、Thevoz らにより提案された理論を採用した³⁾。核生成密度を N 、過

冷度を ΔT とすると、核生成割合は以下の過冷度のガウス分布関数で表わされる。

$$\frac{dN}{d(\Delta T)} = \frac{N_{\max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T\sigma} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T - \Delta T_n}{\Delta T\sigma}\right)^2\right] \quad (1)$$

$$N(\Delta T) = \int_0^{\Delta T} \frac{dN}{d(\Delta T)} d(\Delta T) \quad (2)$$

ここで、 N_{\max} は最大核生成密度、 ΔT_n は核生成過冷度の平均値、 ΔT_σ は核生成過冷度の標準偏差である。本研究では、これらのパラメータは、bulk, surface-1,

surface-2 においてそれぞれ独立に設定した。したがって、パラメータは合計9である。これらのパラメータを模式的に Fig.2 に示す。

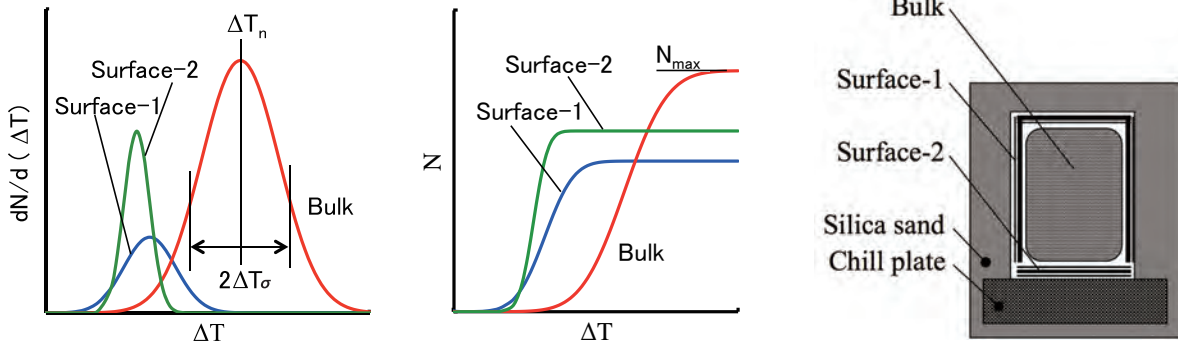


Fig. 2. Nucleation parameters in schematic.

凝固核すなわちデンドライト先端の成長に対する KGT (Kurz, Giovanola, Trivedi) モデルを採用した⁴⁾。核の成長速度 V を簡単に計算するために、それを過冷度

の三次関数で表した。KGT モデルによる成長速度と内挿値を KGT モデルに対して使用したパラメータと共に Fig. 3 に示す。

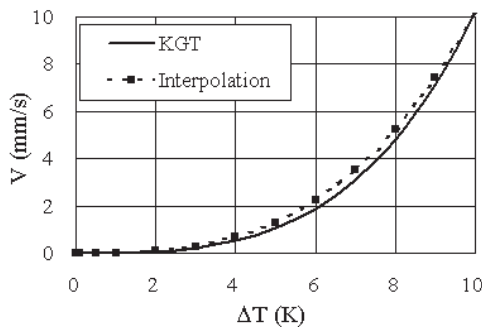


Fig. 3. Growth velocity by undercooling.

m	Liquidus slope	-2.219 K/mass%
k	Partition coefficient	0.633
Γ	Gibbs-Thomson coefficient	1×10^{-7} mK
D	Diffusion coefficient in liquid	4×10^{-9} m ² /s
G	Temperature gradient at tip	0K/m

$$V = 0.00209(\Delta T)^2 + 0.00999(\Delta T)^3$$

2.3 解析及び実験モデル

解析と実験は、長さ 21mm、幅 13mm、高さ 17mm の直方体の形の製品について行った。鋳型は、主にシリカ砂を含むシェル鋳型と 4.5mm の厚さの軟鋼からなるチルプレートである。解析及び実験モデルを Fig.4 に示す。

シュ) は一辺 0.5mm の正方形で、セルラオートマトン要素 (CA メッシュ) は DFD メッシュの一辺を 20 分割した一辺 25 μ m である。すなわち、バルクに対しては 1600 CA mesh/mm² であり、鋳型表面に対しては 40 CA mesh/mm である。CAE 解析に用いた条件を Table 1 に示す。鋳物、シェル砂、チルプレートの間それぞれの熱伝達係数は、鋳造実験において鋳型の温度測定によって決定した。

鋳造磁石の工業生産においては、数百個以上の製品が一回に鋳造され、鋳型のキャビティは比較的近接している。よって、キャビティの周囲はほかの製品の熱影響により断熱状態である。これらの解析においては、境界条件として解析領域の周囲に対して断熱条件を設定した。凝固組織の解析は、熱移動が無視できる長さ方向の断面に対して 2 次元で行った。差分要素 (DFD メッ

これらの解析は、東北大学の新山教授と安斎教授らによって開発された商用の鋳造 CAE ソフトウェア “ADSTEFAN” によって行い、ソフトウェアのプログラムの一つは本研究のために改良した。

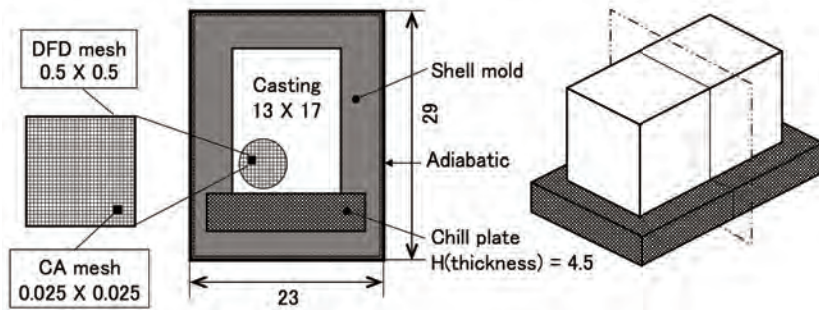


Fig. 4 Analysis and experimental model.

Table I. Thermophysical properties used for cast CAE.

Item	Unit	Casting	Shell mold	Chill plate
Material		Alnico-5	Silica sand	Mild steel
Initial temperature	K	1823	303	303
Density	kg/m ³	7000	1500	7860
Latent heat	kJ/kg	293	-	-
Thermal conductivity	W/(m K)	20.9	0.623	50.2
Heat capacity	J/(kg K)	628	963	502
Heat transfer coefficient	W/(m ² K)	Casting / Shell mold Casting / Chill plate Chill plate / Shell mold		2100 4200 1400

3. 実験結果

3.1 核生成パラメータとマイクロ組織

チルプレートを用いたシェル鑄造の際には、核生成がチルプレートの表面において最初に起こるので、核生成過冷度の平均値の順番は $\Delta T_{nS2} < \Delta T_{nS1} < \Delta T_{nB}$ と期待され、surface-2 (チルプレート) での核生成過冷度の標準偏差は surface-1 (シェル砂) での値よりも小さく、さらに、surface-2 での最大核生成密度は surface-1 での値よりも大きい。そして、最終的に、実験を行ったマイクロ組織と比較することにより Table II に示すパラメータ

を決定した。

チルプレートを使用した鑄物とチルプレートを使用しない (ノンチル) 鑄物のマイクロ組織を解析と同じ場所を切断することにより観察した。結果を Table II の核生成パラメータを使用したシミュレーションと共に Fig.5 に示す。この図において下部がチルプレートの場所である。チル鑄造ではチルプレートの表面から柱状晶が発達している。一方、ノンチル鑄造では柱状晶はシェル砂表面のすべての方向から発達している。シミュレーションのマイクロ組織は実験結果とほとんどよく一致している。

Table II . Nucleation parameters for simulation.

ΔT_{nB} (K)	$\Delta T_{\sigma B}$ (K)	N_{maxB} (mm ⁻²)	ΔT_{nS1} (K)	$\Delta T_{\sigma S1}$ (K)	N_{maxS1} (mm ⁻¹)	ΔT_{nS2} (K)	$\Delta T_{\sigma S2}$ (K)	N_{maxS2} (mm ⁻¹)
10	0.5	4	3	0.5	4	1	0.1	12

Subscript ; B : Bulk, S1 : Surface-1 (shell sand), S2 : Surface-2 (chill plate)

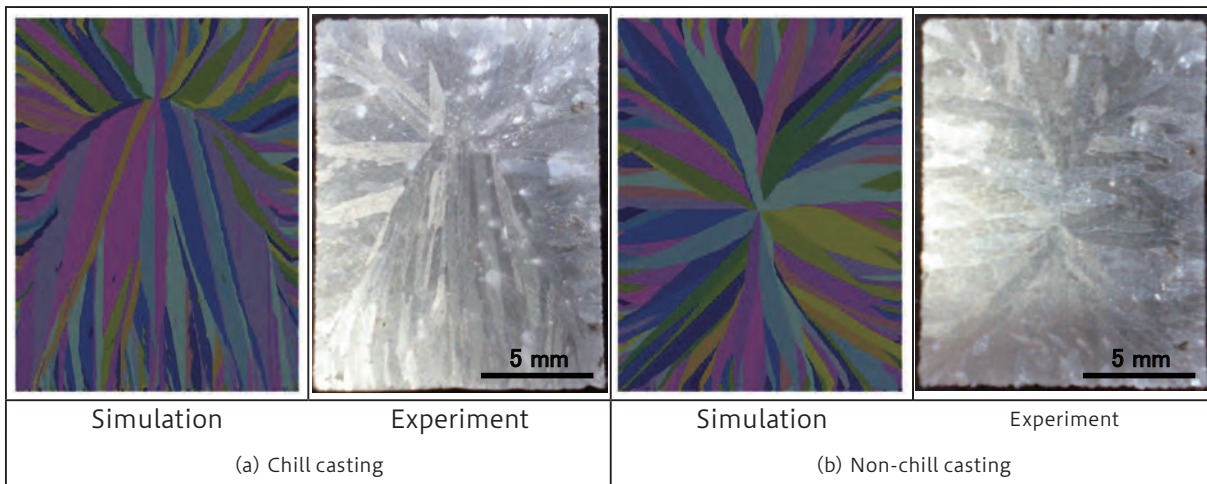


Fig. 5 Comparison of microstructure.

3.2 チルプレートの効果

つぎに、柱状晶の発達に及ぼすチルプレートの厚さの影響について調査した。チルプレートの厚さ H を 1, 3, 4.5, 6mm と変化させたときのミクロ組織を Fig.6 に示す。厚さ 4.5mm のチルプレートを両側(ダブルチル)に配置した結果も参考として示してある。柱状晶の長さ

と面積は両方とも増加する。さらに、ダブルチル鋳造においては、柱状晶はチルプレートの両側から発達し、80%以上の柱状晶面積が得られる。工業生産を考慮する場合、チルプレートの厚さは 4mm 以上であれば十分であることが明らかとなった。

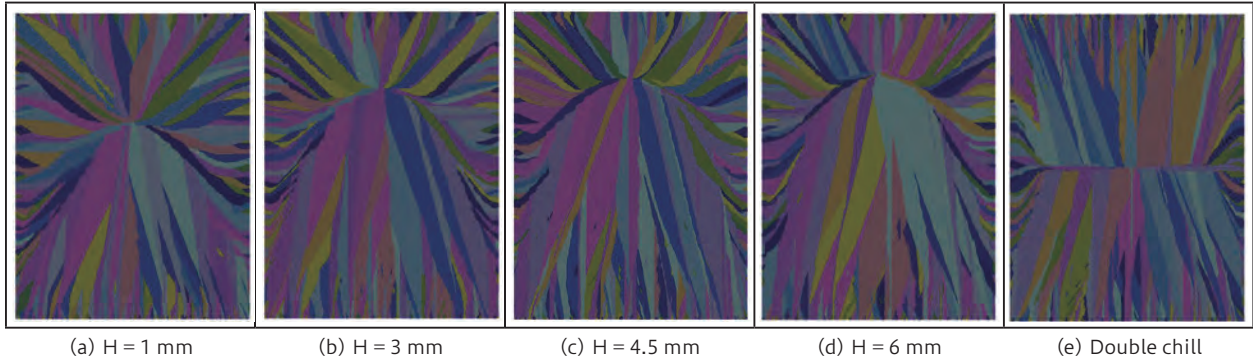


Fig.6 Effect of the chill plate thickness for columnar grain.

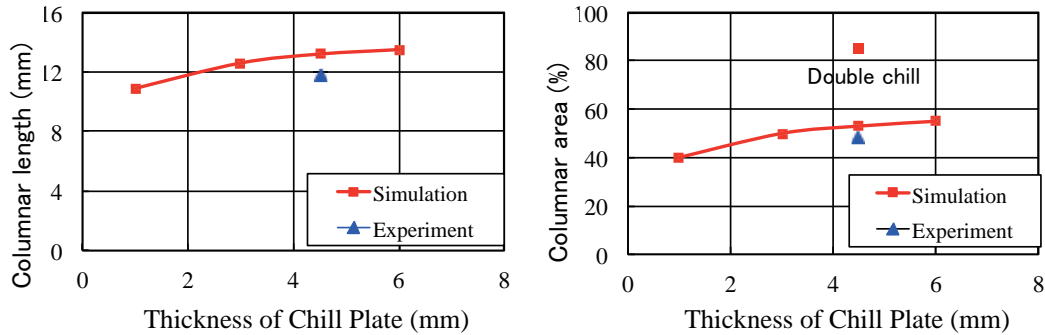


Fig. 7 Effect of chill plate thickness to the columnar grain.

凝固時間と柱状晶長さの関係を Fig.8 に示す。チルプレートの厚さが増すにつれ柱状晶の発達する速度は増加

し、凝固時間は短くなる。

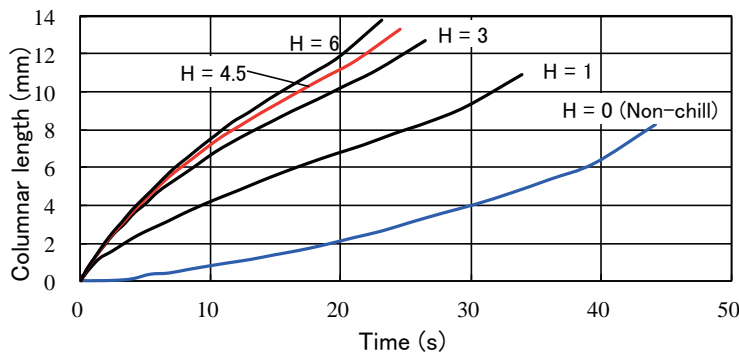


Fig. 8 Relationship of solidification time and columnar length.

3.3 磁気特性

最後に、チルプレートを使用した鋳物とチルプレートを使用しない鋳物に対して Alnico-5 磁石に用いられる一般的な熱処理を行った。熱処理条件は、1250℃×30min の溶体化処理、柱状晶の長手方向に磁場を印加して 0.5K/s の冷却、650 から 550℃までの連続冷却である。

試料の減磁曲線を Fig.9 に示す。最大エネルギー積 (BH)_m は約 30% 増加した。チルプレート鋳造を用いることにより柱状晶の体積が増加し、減磁曲線の角形性の増加により磁気特性が向上した。

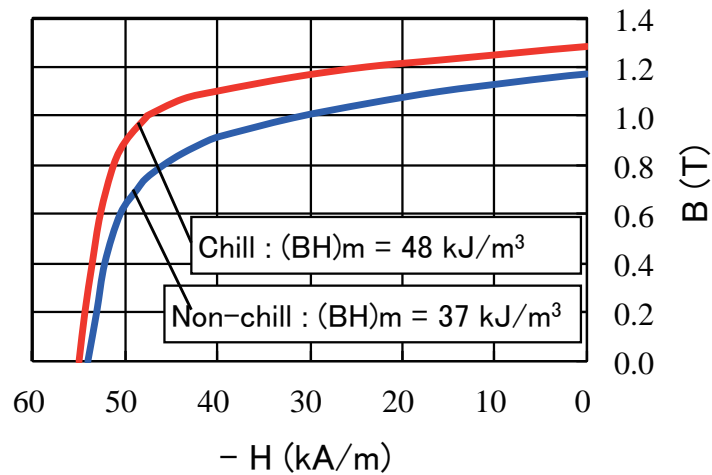


Fig. 9 Demagnetization curves of chill casting and non-chill casting samples.

4. まとめ

凝固組織を予測するために CA 法と DFD 法を組み合わせ、核生成割合を過冷度のガウス分布関数で表わされると仮定し、バルク液体 (bulk)、シェル砂 (surface-1)、チルプレート (surface-2) に対する関数のパラメータをそれぞれ設定することにより、柱状晶アルニコ磁石 (MK-5DG) の凝固組織を予測することが可能である。そして、本研究から、柱状晶アルニコ磁石の工業生産において凝固組織の有益な情報が得られた。

謝辞

凝固組織の予測プログラムの改良をしていただいた、茨城日立情報サービス (現、日立産業制御ソリューションズ) の茅野根氏に対して謝意を表します。

参考文献

- 1) S-h. Cho, T. Okane and T. Umeda, "Prediction of Solidification Microstructure Using Cellular Automaton Method", *Chuzo-kogaku*, 71(1999), 246-251 (in Japanese).
- 2) S-h. Cho, T. Okane and T. Umeda, "Effect of Nucleation Parameters on Predicted Solidification Microstructures", *Chuzo-kogaku*, 71(1999), 252-256 (in Japanese).
- 3) Ph. Thevoz, J.L. Desbiolles and M. Rappaz, "Modeling of Equiaxed Microstructure Formation in Casting", *Metall. Trans. A*, 20A(1989), 311-322.
- 4) W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi, "Theory of Microstructural Development during Rapid Solidification", *Acta Metall.*, 34(1986), 823-830.

LEXUS RX 用フロントスタビライザ

1. まえがき

スタビライザとは、自動車のコーナリング時などに車体の傾きの抑制や凸凹路の走行時に発生する横揺れの抑制、また旋回特性をコントロールするために使われるばね部品である。

近年の燃費規制などにより自動車の軽量化ニーズが高まっており、スタビライザとしても一般的に使用されている中実材ではなく中空材（パイプ材）を適用することで軽量化した製品が増えてきている。

しかしながら、中空材を適用する場合、複雑形状の成形が困難になることや、相手部品と締結される部位（目玉部）の形状自由度が悪くなるなどの問題がある。

本製品は、LEXUS RX(写真1)用フロントサスペンションに採用されており、熱間での成形技術と当社特許技術である目玉十字鍛圧製法を適用することで軽量化を実現した中空スタビライザ（写真2）である。（中実スタビライザに対する軽量化率：▲19.2%）



写真1 LEXUS RX450h



写真2 スタビライザ外観、目玉部拡大

2. LEXUS RX 用フロントスタビライザの特長

2.1 熱間成形による複雑形状の成形

一般に中空スタビライザは、直線状の中実材を冷間ベンダー機を用いて曲げ部を成形していく冷間成形工法が主流になっている。冷間加工は曲げ部に生じる断面形状の扁平を軽減でき、耐久性への影響を最小限に抑える効果もある。

しかしながら、冷間成形ではベンダー機の制約により

曲げ部と曲げ部の間にストレート部を長く確保しなければならず、本製品のようにストレート部の短い複雑な形状のスタビライザの成形は困難とされている。（図1参照）

本製品では素材を1000℃近くまで加熱して成形する熱間成形を採用し、懸念される断面形状の扁平を当社の特許技術であるツールマークレス成形技術の応用により、冷間成形並みの扁平量に抑えつつ複雑形状のスタビライザの中空化を実現している。

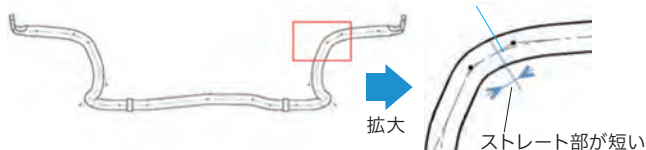


図1 複雑形状部拡大

2.2 中空スタビライザの目玉鍛圧部のトリミング&曲げ加工

スタビライザは端部を相手部品と連結させるため、両端部を平坦に潰し、ボルト締結用に孔を開けた形状になっている。（一般的に目玉部と呼称。図2参照）

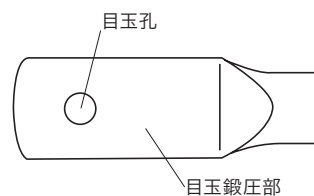


図2. 目玉部

目玉部の形状は、車体の周辺部品とのクリアランスを確保するために、可能な限り小さくしたいというニーズがある。従来の中実材であれば、目玉部を鍛圧した後で周辺をトリミングすることで所定の形状に加工することが可能である。

しかしながら、中空材の場合、目玉鍛圧後に周囲をトリミングすると図3に示すように管の繋がりが切断され、鍛圧部が開いてしまうため、一般的には平潰しでの潰し放し形状でしか加工できないという問題が生じる。

また、本製品のように目玉鍛圧部に曲げがある形状（写真2参照）では成形した際、曲率の違いによりボルトを締結するための孔にズレ（図4参照）が生じてしまい、ボルトを締結できなくなるという問題が生じる。

上述の目玉周辺のトリミングと孔ズレという問題を解決するため、LEXUS RX 用フロントスタビライザでは当社の特許技術である目玉十字鍛圧技術を用いている。

※ LEXUS はトヨタ自動車株式会社の登録商標である。

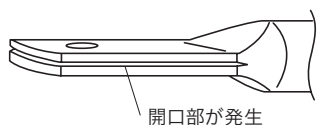


図3 目玉部イメージI
(平潰しでトリミングした場合)

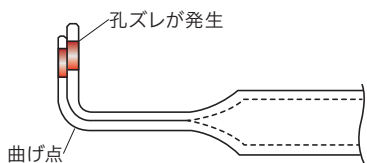


図4 目玉部イメージII
(図3から曲げ加工を加えた場合)

3. 目玉十字鍛圧技術

目玉十字鍛圧は図5に示すように予備潰しと本潰しの2段階で鍛圧を行っており、まずは、予備潰しにてH型の断面となるよう成形し、予備潰し後の材料を90°回転させた方向から本潰しを行う。本潰し後、ボルト孔あけ加工及び周辺のトリミング加工を行う。

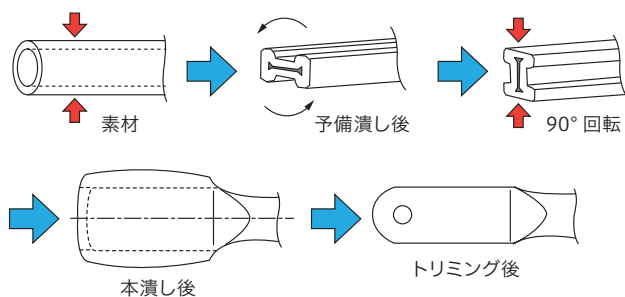


図5 目玉十字鍛圧 工程フロー

従来の平潰しでは鍛圧後の断面は重ね合わせ面が真一文字になるが、十字鍛圧にて2段階で鍛圧することで、重ね合わせ面がXの形状になり周辺にトリミング代が確保できる。(図6参照)

また、断面をX形状とすることでボルト孔あけ後に曲げ加工を施しても、孔ズレを防ぐことができる。

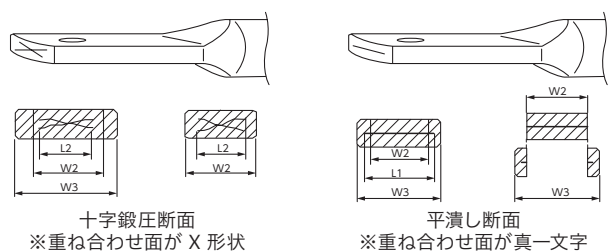


図6 十字鍛圧&平潰し断面比較

4. あとがき

今回のLEXUS RX用フロントスタビライザは、複雑な形状が求められる製品であるが、熱間での成形技術及び目玉十字鍛圧技術を用いることで、中空材を適用し軽量化を実現した。

自動車用部品の軽量化ニーズは年々高まっており、今後は中空スタビライザの比率が高まっていくことが予想される。

今後は新材料の開発や加工方法の技術向上によりスタビライザのさらなる軽量化に取り組んでいく予定である

(ばね事業部 千葉製作所 技術部 設計第一グループ 島 恵吾)

みつびし Non-Pb SC 系快削鋼 “MNP”

1. まえがき

鉛快削鋼は Pb を添加することで切削加工性が向上し、かつ強度への影響が少ないことから幅広く使用されてきた。しかし、重元素である Pb はその毒性が問題となっており、地下水に溶け出し、飲料水等を介し、人体に障害をもたらす恐れがある。

そのため、地球環境の保全から各材料メーカーにおいて、鉛快削鋼から非鉛快削鋼へ代替してきている。当社においても、非鉛快削鋼を開発しているため、ここに紹介する。

2. 非鉛快削鋼開発の考え方

鉛フリーによる被削性の低下は S 添加量の増量により補う。また、S 添加量増量に伴い、機械的性質の異方性が大きく異なることが懸念材料となる。MnS 介在物は圧延方向に長く延びるため、圧延直角方向の靱延性を低下させる要因となる。そこで、環境に悪影響を与えない特殊元素「Nb」を微量添加させることにより Nb 系介在物を析出核として硫化物系介在物を微細分散させた。

3. Non-Pb SC 系快削鋼 MNP

当社が開発した非鉛快削鋼 Non-Pb SC 系快削鋼 MNP (以降、MNP 快削鋼) は従来の硫黄添加鉛快削鋼 (S1:0.04 ~ 0.07% S + L2:0.1 ~ 0.3 % Pb) (以降、鉛快削鋼) と同等の切屑破砕性と優れた工具寿命性を有している。さらに同等の機械的性質と優れた曲げ疲労特性兼ね備えている。

3.1 Nb 添加による微細分散効果

MNP 快削鋼は S 添加量を増加させることにより快削性を確保しているため、MnS 介在物が圧延方向に延ばされ圧延直角方向の靱性が低下する恐れがある。そのため、Nb を微量添加することで MnS の微細分散を達成した。写真 1 に MnS の分布写真を示す。写真 1 より、Nb を微量添加した写真②は S 添加量を増加したにもかかわらず写真①と比較して微細に分散していることが観察された。そのため、機械的性質に与える影響は少なくなると考えられる。

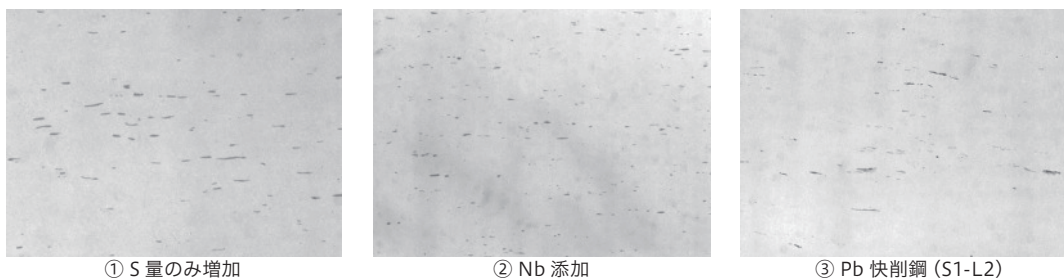


写真 1 MnS 分布写真

3.2 機械的性質

表 1 に MNP 快削鋼及び従来の鉛快削鋼の機械的性質を示す。MNP 快削鋼は従来の鉛快削鋼と比較して、

降伏点、引張強さ、伸び、絞り及び衝撃値はほぼ同等の値となっている。

表 1 機械的性質

鋼種	降伏点 MPa	引張強さ MPa	伸び %	絞り %	衝撃値 J/cm ²	硬さ HRC
MNP ^{**}	660	805	20	54	80	20
Pb 快削鋼 ^{**}	658	803	21	56	83	20

熱処理条件：調質

引張試験片形状：JIS4 号サブサイズ (d=10mm φ, GL=35mm)

衝撃試験片形状：JIS3 号 2 mmU ノッチ

※ Non-Pb SC 系快削鋼 (S45C-NP)

※※ S45CS1L2

3.3 曲げ疲労特性

図1にS-N曲線を示す。MNP 快削鋼は従来の鉛快削鋼と比較して、曲げ疲労特性が優れている。

3.4 工具摩耗量

図2, 3に切削時間とクレータ摩耗量の関係及び切削時間とフランク摩耗量の関係を示す。どちらの試験結果においても従来の鉛快削鋼と比較して大きな差異はなく、同等もしくはMNP 快削鋼が優れている結果となった。

3.5 切屑破碎性

写真2に切屑観察写真を示す。従来の鉛快削鋼と比較

すると、類似した切屑形状を示しており切屑の破碎性は従来の鉛快削鋼と同等となっている。

4. あとがき

上述のように、みつびし Non-Pb 快削鋼シリーズは従来の鉛快削鋼と比較し、同等の特性を有しており、従来の鉛快削鋼が使用されている自動車等の部品の代替鋼種として使用可能となっている。

(技術開発センター室蘭分室 佐野 太一)

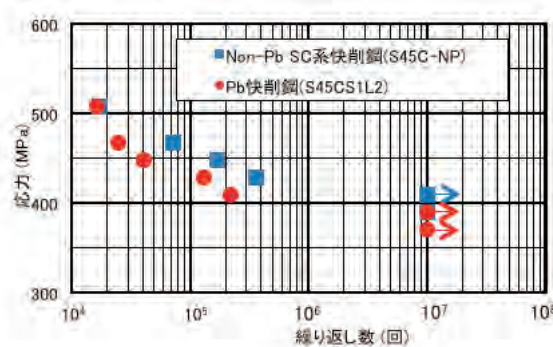


図1 疲労特性
試験片形状：小野式回転曲げ疲労試験片 (8mm φ平滑)

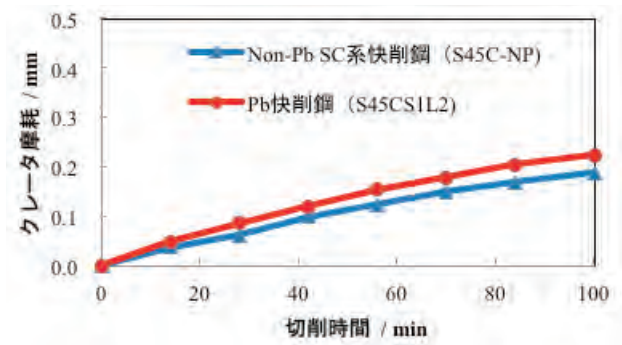


図2 切削時間とクレータ摩耗量の関係
※熱処理条件：調質

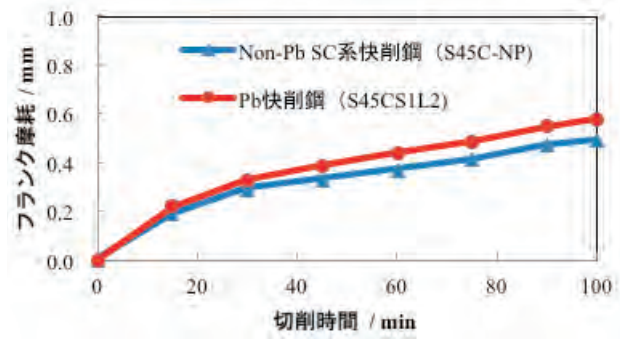
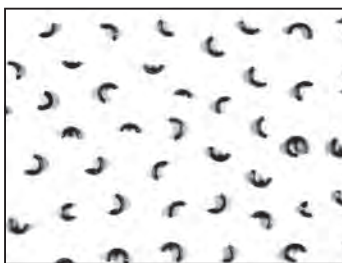
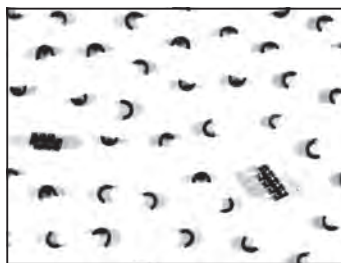


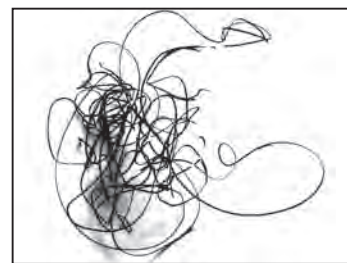
図3 切削時間とフランク摩耗量の関係
※熱処理条件：調質



Non-Pb SC 系快削鋼 (S45C-NP)
※熱処理条件：調質



Pb 快削鋼 (S45CS1L2)



基本鋼 (S45C)

写真2 切屑観察写真

ノズルベーン

1. まえがき

自動車は我々にとって無くてはならない工業製品であり、世界中で使用されており今後も新興国を中心に需要の伸びが予想される。そうした中で排出ガス中の有害物質の規制や燃費基準を強化する動きが見られ、今後もさらなる規制強化が予想される。規制の強化に対応するため自動車メーカー各社は触媒の性能アップや燃費向上技術の開発に力を注いでいる。特に規制の厳しいヨーロッパではクリーンディーゼルエンジンのシェアが高く、今後も伸びる予想となっている。

クリーンディーゼルエンジンにはほぼ 100% ターボチャージャーが組み合わされており、ディーゼルエンジン用ターボチャージャーには大きく分けてウエストゲートタイプ（以下 WG タイプ）と可変容量タイプ（以下 VG タイプ）の 2 種類がある。WG タイプはバルブの開閉で排圧をコントロールするのに対し、VG タイプは図 1 のようにタービンホイールの周囲にノズルベーンが配置され可変することで隙間容量を変え排圧の調節を行う。VG タイプは WG タイプに比べ EGR 量の増加やターボラグ低減の効果があるため今後も需要が伸びる予想となっている。当社では VG タイプのターボチャージャーに使用されるノズルベーンを精密鋳造法により生産しており、その概要について報告する。

2. 精密鋳造法によるノズルベーンの生産

ノズルベーンは最高で約 700℃になる高温の排気ガスを受けながら他部品と摺動又はクリアランスを維持する機能が求められるため、耐熱性だけでなく高い寸法精度が要求される。当社はノズルベーンを精密鋳造法で素材から加工完成までの一貫生産を行っている。主に生産しているのは写真 1 に示すように 3～4g/個の小型のノズルベーンである。

精密鋳造法によるノズルベーンの詳細な製造工程は下記のとおりとなる（図 2 参照）。

①ワックス成型・組立

金型にワックスを射出して成型し、一定数量を 1 モールドとして組み立てる。ワックスは成型後も温度変化が大きいと変形してしまうため、部屋の温度は一定範囲内に管理されている。

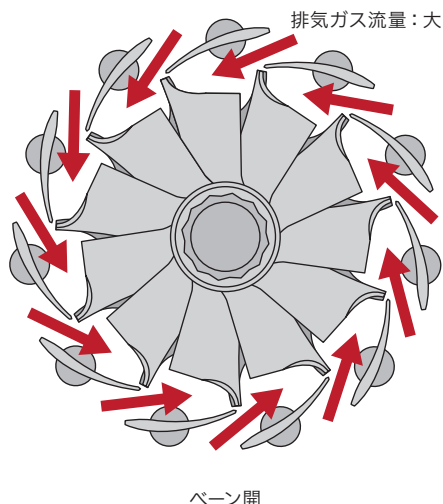
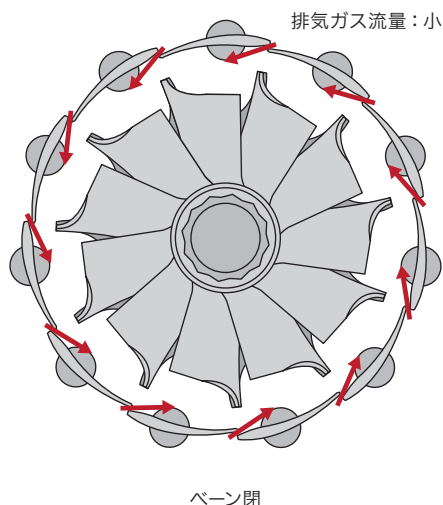


図 1 VG タイプのノズルベーン動作イメージ



写真 1 当社生産のノズルベーン

②造型

ワックスをスラリーと呼ばれる液体に漬けた後砂を付け乾燥させる。その作業を何ステップか繰り返し鑄型を作る。部屋の温度と湿度は一定範囲内に管理されている。

③脱ロウ

ワックスの膨張による鑄型割れを防ぐため加圧状態で熱を加え鑄型内部のワックスを溶かし出す。

④鑄造

原材料を溶解し、事前に焼成した鑄型に鑄込む。

⑤型ばらし・切断

鑄造後の鑄型を破壊し、製品部分を切り離す。

⑥機械加工

NC 旋盤やフライス加工機、センタレス研磨機で機械加工を行う。

⑦検査

外観検査やゲージ検査を行い、梱包・出荷する。

当社の製造工程の中で特徴的なのは④の鑄造である。当社では減圧鑄造という鑄造方案を採用しており、これは鑄型を減圧した状態で鑄込みを行うことで通常の鑄込みより湯廻り性を向上させることができる。減圧鑄造によりノズルベーンのような薄肉形状の製品でも生産が可能となっている。

また⑥の機械加工については、ノズルベーンを加工する工作機械だけで約 200 台保有しており、生産する全てのノズルベーンを素材から加工完成まで一貫生産している。

3. ノズルベーンの今後について

ディーゼルエンジンに使用される VG タイプのターボチャージャーは、今後も需要が伸びる予想となっている。またガソリンエンジンに関しても、耐熱性の問題から VG タイプのターボチャージャーがほとんど使用されていなかったが、環境・燃費規制に対応するため VG タイプのターボチャージャーの需要が見込まれている。当社では素材から加工完成までの一貫生産の強みを生かしさらなる品質向上、コスト削減を進めよりお客様に満足頂けるノズルベーンを生産していく。

(素形材事業部 広田製作所 生産技術グループ 菅原 昌志)

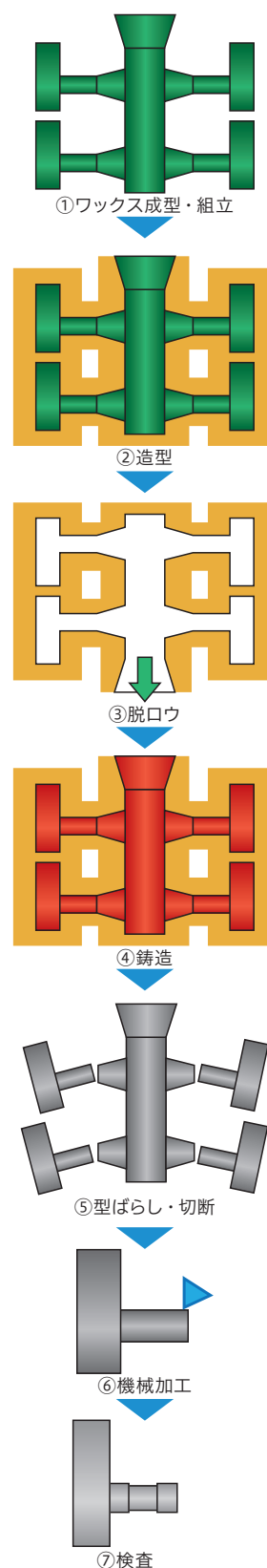


図2 精密鑄造の工程

MSM(THAILAND)CO., LTD. メタルパーツ部門

1. まえがき

2006年、デジタルビデオカメラ及び携帯電話用ヒンジ部品（切削部品）の内製化を計画し、MSM(THAILAND)CO., LTD. 第二工場に複合自動旋盤を導入した（写真1）。

2012年頃より社内で蓄積した技術をもとに外販を進め、電気電子業界から2輪・4輪業界を取り込み始め、増産・投資を進めてきた。

2017年2月現在の加工設備、検査設備を紹介する。

2. MSM(THAILAND)CO., LTD. 第二工場 1F

メタルパーツ部門はMSM(THAILAND)CO., LTD. 第二工場1Fのおよそ3/4を占める。工場全体はおおよそ55m×50m四方。そのうち、大半が複合自動旋盤である。



写真1 株式会社ツガミ製 複合自動旋盤 (BN12型)

3. 量産製品及び設備概要

ヒンジ部品内製化をするために本設備を選定した。

（図1 製品形状と加工方法）

さまざまな工法（補足①）がある中で、1台で完結することで得られるメリットを優先し、量産導入を行った。

<<< 補足① >>>

工法は旋盤加工→フライス加工で通常は複数工程を機械別で行うが、本設備は旋盤+フライス加工可能で1台で完結する。

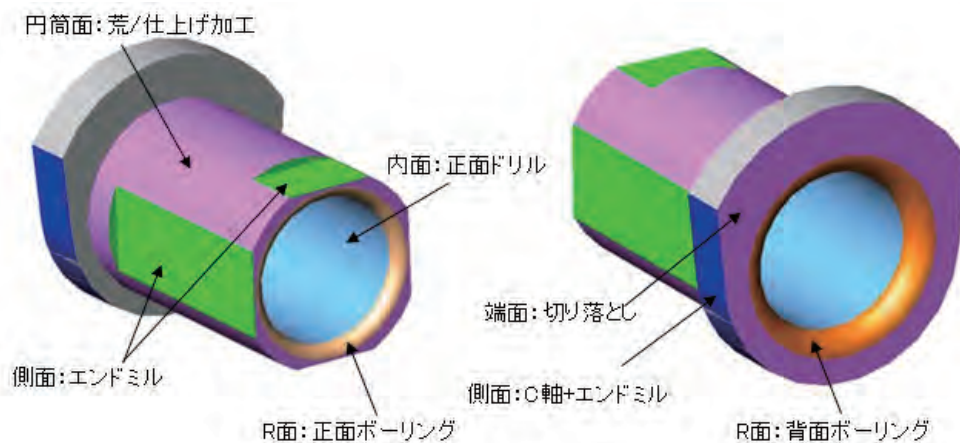


図1 製品形状と加工工法

本設備の機内レイアウトを図示する。

(図2 機内レイアウト)

工具取付け本数は最大 20 本 + α で、そのうちフライス加工が 6 本での加工が可能である。前述製品形状から、工法を検討し、1 台に複数の工具をセッティングし、加

工を行う。結果、複雑形状品を短時間・高精度で量産可能としている。難易度にもよるが、ヒンジ部品であれば 60 秒 / 個 - 85 秒 / 個程度、寸法はレンジ 30 μm 程度で安定量産可能。(連続加工時のばらつきは数 μm 程度)

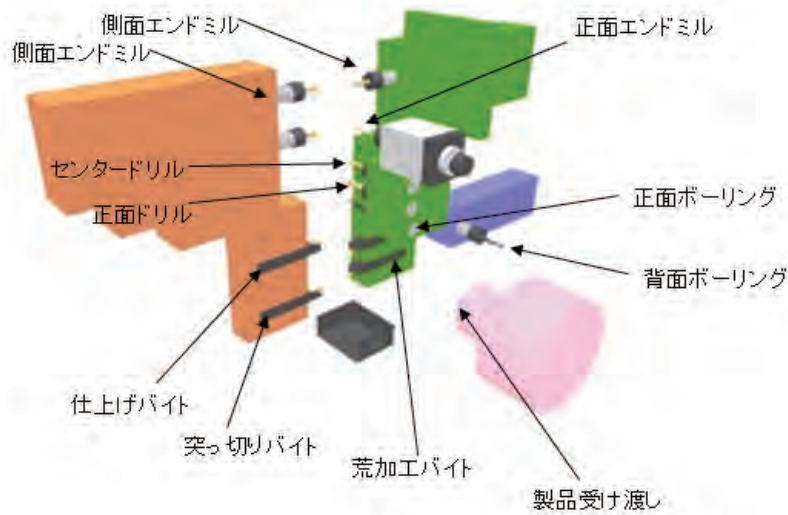


図2 機内レイアウト

4. 設備

表 1 に MSM (THAILAND) CO., LTD. メタルパーツ部門の設備を工程順に示す。

表 1 製造工程及び設備一覧

工程名	目的	内容・設備名	設備	台数	
材料受入	材料準備	材質	普通鋼, 低合金鋼, ステン, 真鍮ほか		
		種類	磨棒鋼 (引抜材, 研磨材)		
		寸法	φ 3- φ 20×max 2500L		
機械加工	機械加工	複合自動旋盤 B012	各機種の仕様は表 2 参照	10	
		// BN12		95	
		// B0205		38	
	切りくず処理	切りくず粉碎・圧縮機	処理能力 20kg/時間	1	
脱脂洗浄	洗浄	真空自動洗浄機	真空超音波洗浄, 真空乾燥ほか	1	
		洗浄液蒸留再生		1	
熱処理	焼入れ	真空熱処理炉	2 槽式 (加熱室 + 冷却室) 最大積載量 60kg 炉 最高温度 1250 度 到達圧 1Pa 以下 パーシャルガス (N ₂)	1	
バレル	バリ取り	遠心バレル	7L ポット×4 槽 インバータ制御付 使用メディアは品質要求による	2	
	表面光沢				
検査	製品固定	樹脂埋め機	製品硬さ測定用	1	
	硬度検査	マイクロピッカース硬度計		1	
	寸法検査	測定顕微鏡			4
		表面粗さ計			4
		真円度測定器			5
マイクロメータ, インジケータほか				多数	

5. 複合自動旋盤 仕様

表2に複合自動旋盤の仕様を示す。

表2 複合自動旋盤 仕様

機種名	B012	BN12	B0205
制御軸	4軸	6軸	5軸
	主軸・背面主軸 C 軸	主軸・背面主軸 C 軸	主軸・背面主軸 C 軸
最小設定単位	0.001mm	0.001mm	0.001mm
早送り機能	32m/min	24m/min	24m/min
切削送り速度	1-6000mm/min	1-6000mm/min	1-6000mm/min
把握棒材径	φ 3- φ 12mm	φ 3- φ 12mm	φ 3- φ 20mm
最大加工長	45mm(ガイドプッシュレス)	45mm(ガイドプッシュレス)	45mm(ガイドプッシュレス)
	80mm(回転ガイドプッシュ)	80mm(回転ガイドプッシュ)	80mm(回転ガイドプッシュ)
ドリル最大穴径	φ 6	φ 6	φ 8
主軸回転速度	200-12000rpm	200-12000rpm	200-10000rpm
背面主軸回転速度	200-12000rpm	200-12000rpm	200-12000rpm
総ツール数	12本	20本	19本
主軸出力	1.5/2.2kW	1.5/2.2kW	2.2/3.7kW
背面主軸出力	1.5/2.2kW	1.1/1.5kW	1.5/2.2kW
電源容量	10KVA	12KVA	11KVA
正味重量	1800kg	2200kg	1700kg
間口×奥行き×高さ	1640×1035×1700	1775×1280×1763	1640×1080×1700

6. 検査設備紹介

6.1 測定顕微鏡

非接触式測定器。リニアスケールによる測定が可能で、顕微鏡からパソコンに画像を取り込み、複雑形状・微細領域の測定を行う。具体的には製品角部(C面R面)や、汎用測定器で接触できない箇所での測定。対話型及び自動検出機能があり、作業員によるバラツキが最小限になった。繰返し精度は±3 μm。

6.2 表面粗さ計

表面粗さ計、車載部品・客先要求精度確認用ほか、技術改善として粗さ改善は品質改善であり、高度な量産安定性が実現可能。測定分解能は0.001 μm。

6.3 真円度測定器

真円度測定器(表3)。同車載部品・客先要求精度確認用。自動チルト機構(製品を直ちに調整する)があり、作業性は従来の手動より大幅改善。専用ソフトウェア付きで、プログラミングができていれば、自動繰り返し測定可能。また、真円度を複数箇所測定することで、真円度のみならず、同軸度算出可能。

表3 真円度測定器 仕様

本体質量	500kg
本体寸法	990×925×1600mm
最大測定径	外径 300mm 内径 360mm
最大高さ	300mm
真直度精度	上下方向 0.11 μm/100mm
	半径方向 0.7 μm/150mm
平行度精度	上下方向 0.7 μm/290mm
	半径方向 1.0 μm/150mm
回転精度	0.02 μm+ α

7. あとがき

製造設備及び検査設備の充実、さらに蓄積した技術により、これらを使いこなせるようにし、高精度車載部品の量産が可能となった。

今後これらをより一層発展させ、事業拡大に貢献させる。

(素形材事業部 広田製作所 生産技術グループ 土屋 雅之)

産業財産権情報

2014～2016 登録分

(1) 特許

登録番号	発明の名称	発明者	登録日
特許 5469234	スライドチルト機構	山口 瞬	2014/2/7
特許 5546975	開閉機構	間 雄二	2014/5/23
特許 5551024	電子機器用スライド装置	光井 泰弘	2014/5/30
特許 5599226	開閉装置	光井 泰弘, 佐山 博信	2014/8/22
特許 5599263	曲線状バネ及びスライド機構	勝田 哲也	2014/8/22
特許 5611625	スライド機構	勝田 哲也	2014/9/12
特許 5611708	湾曲バネ及びスライド機構	間 雄二, 永澤 謙太郎, 広兼 徹	2014/9/12
特許 5611743	開閉装置用カバー機構	佐山 博信	2014/9/12
特許 5615070	電子機器用スライド装置	光井 泰弘	2014/9/12
特許 5650966	スライド機器	光井 泰弘, 勝田 哲也	2014/11/21
特許 5693055	電子機器用スライド装置	光井 泰弘	2015/2/13
特許 5702008	アンテナ装置	重本 葉子, 石田 知也, 廣瀬 英治	2015/2/27
特許 5718976	戸当たり及びロッド係止機構及びロッド機構	遠藤 隆生	2015/3/27
特許 5752922	フィルム状部材及びその貼り付け方法	広兼 徹, 小柳 幸久	2015/5/29
特許 5756873	開閉装置	遠藤 隆生	2015/6/5
特許 5758357	コイルばね	松音 崇之, 道端 一久, 家入 智史, 谷島 崇	2015/6/12
特許 5763316	ヒンジ機構	柿崎 樹渡	2015/6/19
特許 5841627	アンテナ部品及びアンテナ装置	廣瀬 英治	2015/11/20
特許 5847598	アンテナ装置	廣瀬 英治, 永澤 謙太郎, 重本 葉子	2015/12/4
特許 5864148	電子機器用ヒンジ装置	光井 泰弘	2016/1/8
特許 5873891	懸架コイルばね及びストラット型懸架装置	佐野 正典, 佐山 博信, 広兼 徹	2016/1/22
特許 5885806	器具取付装置	遠藤 隆生	2016/2/19
特許 5914557	係止部材, 戸当たり, 及びロッド係止機構	遠藤 隆生 ほか	2016/4/8
特許 5923322	ばねユニット及びスライド機構	光井 泰弘, 広兼 徹	2016/4/22
特許 5944095	開閉装置	勝田 哲也	2016/6/3
特許 5955908	開閉装置, 及び, 電子機器	光井 泰弘	2016/6/24
特許 5955641	耐震安全装置	遠藤 隆生	2016/6/24
特許 5955600	耐震安全装置	遠藤 隆生	2016/6/24
特許 5981958	懸架コイルばね及びストラット型懸架装置	佐山 博信	2016/8/5
特許 5985194	ばねユニット及びスライド機構	光井 泰弘, 広兼 徹	2016/8/12
特許 5991928	開閉装置	光井 泰弘	2016/8/26
特許 6017689	複合コイルばね	ヨシオカ ジュン	2016/10/7
特許 6047665	開閉装置及び電子装置	光井 泰弘	2016/11/25

(2) 実用新案登録

登録番号	考案の名称	考案者	登録日
実登 3204257	耐震安全装置	喜安 勝利	2016/4/27

(3) 意匠登録

登録番号	意匠の名称	創作者	登録日
意匠 1523180	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/4/3
意匠 1523181	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/4/3
意匠 1523182	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/4/3
意匠 1534540	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/8/28
意匠 1534541	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/8/28
意匠 1534542	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/8/28
意匠 1537869	ソース盤	菊地 裕明, 入船 剛	2015/10/16

編集後記

「三菱製鋼技報」は50年前の1967年に創刊された伝統のある技術報告書です。2000年に一旦休刊としていましたが、今般技術開発センターの設立を機に念願であった復刊の運びとなりました。2000年の出来事を調べてみますと、コンピューター2000年問題発生が騒がれ、メジャーリーガーイチロー選手が誕生した年と聞けば、隔世の感があります。技報の存在を知らない当社社員も相当数いるものと危惧されます。

“三菱製鋼技報の復刊にあたって”でも触れていますが、今回は休刊中に外部発表した研究報告と技術開発センターの紹介が中心となっています。また紹介されている試験設備については導入途中段階であり、随時各種最新設備が設置されていく予定です。

今回の技報はまずは一步踏み出したという状態で、次号からは技術開発センターの研究開発成果を加えていこうと考えております。諸先輩が築いてきた「三菱製鋼技報」という伝統を維持しつつ、その内容では怖れることなく新しいことにチャレンジしていきたいと考えます。技術開発センターの研究開発のキーワードは『スピード&シナジー』です。至らぬ点多々あるかと思いますが、皆さまのご指導、ご助言をお願いいたします。

(技術開発センター長 山岡 拓也)

三菱製鋼技報

第35巻(通巻第43号)

平成29年3月31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. 2017

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
福田 方勝 西井 康雄
青山 俊文 横田 雅博
佐野 正典 居内 京子
蓑口 光樹

発行所 東京都中央区晴海3丁目2番22号晴海パークビル
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

取締役社長 佐藤 基行

資本金 99億24百万円(平成28年3月末現在)

本社 〒104-8550 東京都中央区晴海 3-2-22 (晴海パークビル) TEL (03)3536-3111 FAX (03)3533-3123

● 企画部門

〒104-8550 東京都中央区晴海 3-2-22

事業企画部

営業企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3123
生産企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3123
経営企画部 TEL (03)3536-3124 FAX (03)3536-3123
監査室 TEL (03)3536-3114 FAX (03)3533-3123

● 管理部門

〒104-8550 東京都中央区晴海 3-2-22

技術管理部 TEL (03)3536-3196 FAX (03)3536-2271
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
システム部 TEL (03)3536-3207 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

● 事業部門

鋼材事業部

〒104-8550 東京都中央区晴海 3-2-22
鋼材営業部 TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155

ばね事業部

〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通 1-6
ばね営業部 TEL (0436)40-1116 FAX (0436)42-0301
千葉製作所 TEL (0436)40-1111 FAX (0436)40-1120

素形材事業部

素形材営業部 〒104-8550 東京都中央区晴海 3-2-22
TEL (03)3536-3122 FAX (03)3536-3123
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

支社・営業所

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

● 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

