

# 鉄クロムコバルト磁石製造における金属積層造形法の適用

Development of Fe-Cr-Co Magnet Parts by Selective Laser Melting

大沼 篤彦\*

Atsuhiko Onuma

足達 俊哉\*

Syunya Adachi

佐藤 正博\*

Masahiro Sato

岡本 晋哉\*\*

Shinya Okamoto

桑原 孝介\*\*

Kosuke Kuwabara

石井 崇博\*\*\*

Takahiro Ishi

岡村 信之\*\*\*

Nobuyuki Okamura

\* 日立金属株式会社  
桑名工場

Kuwana Works, Hitachi Metals, Ltd.

\*\* 日立金属株式会社  
グローバル技術革新センター

Global Research and Innovative Technology  
center GRIT, Hitachi Metals, Ltd.

\*\*\* NEOMAX エンジニアリング株式会社

NEOMAX Engineering Co., Ltd.

鉄クロムコバルト (Fe-Cr-Co) 磁石に対する金属積層造形法の適用可能性を評価することを目的に、SLM (Selective Laser Melting: 選択的レーザー粉末積層造形法) で Fe-Cr-Co 磁石を造形した。レーザーの照射エネルギー密度を適正化することで欠陥率を 0.1% 以下に低減した。造形試験片と casting 試験片の磁気特性を調べた結果、SLM 造形により作製した Fe-Cr-Co 磁石の特性は casting 磁石と比較して同等以上であった。微細構造観察の結果、casting 磁石では、TiC や TiN が局部的に析出する不均一な構造を有するが、造形 Fe-Cr-Co 磁石は組織が均一であった。磁気特性が異なるのは SLM 造形や casting で作製した Fe-Cr-Co 磁石ではそれぞれ微細構造が異なるためと考えられる。SLM 造形により、部品形状の造形体を作製可能であることを確認し、積層造形により Fe-Cr-Co 磁石の製造が可能であることが分かった。

Fe-Cr-Co magnets were manufactured by selective laser melting (SLM), which is an additive manufacturing method. By adjusting the SLM conditions, a low defect ratio of < 0.1% could be achieved. The additively manufactured Fe-Cr-Co magnets exhibited similar or better performance than that for conventional cast magnets. Though uniform structures were observed in the additively manufactured specimens, locally precipitated TiC or TiN phases were observed in cast Fe-Cr-Co magnets by scanning electron microscopy. The microstructures in the specimens were different, and it is considered that the magnetic performance was affected by the microstructure. These results indicate that Fe-Cr-Co magnets can be successfully fabricated using SLM.

● Key Words : 積層造形, レーザー粉末積層造形, Fe-Cr-Co 磁石  
● R&D Stage : Prototype

## 1. 緒言

積層造形技術 (3D プリンティング) は、三次元 CAD などの設計データから直接三次元形状の部品を得る製造技術であり、さまざまな分野で実用化に向けた開発が進められている<sup>1)-3)</sup>。積層造形の中でも、金属材料を対象とする金属積層造形は、材料や熱源の種類によって、選択的レーザー粉末積層造形法 (SLM: Selective Laser Melting)、電子ビーム粉末積層造形法 (EBM: Electron Beam Melting)、レーザー粉末肉盛法 (LMD: Laser Metal Deposition)、電子ビームワイヤー肉盛法 (EBAM: Electron Beam Additive Manufacturing) などの方式に分けられ、対象とする材料や部品形状などに応じて使い分けられる。

金属積層造形で用いられる材料としては、ステンレス、ニッケル基合金、チタン合金、アルミニウム合金および工具鋼など多岐に渡る<sup>1), 2), 4)-9)</sup>。2000 年代に入りレーザーの制御や粉末の製造技術が向上し、造形物の寸法精度や密度が改善した。その結果、航空機エンジン部品やガスタービン部品、自動車部品などへの金属積層造形部品の適用が可能になり、国内外で開発が進められている。金属積層造形に関する技術開発として、日立金属は日立製作所と共同で高強度高耐食ハイエントロピー合金<sup>10)-14)</sup>を開発した。また、加工難度が高い MAT21<sup>®</sup> など、多数材料の積層造形への展開を進めている<sup>15)</sup>。本報告ではさらなる材料の展開拡大を目的に、鉄クロムコバルト磁石 (Fe-Cr-Co 磁石) について、積層造形法の適用可能性を検討した。

## 2. Fe-Cr-Co 磁石の課題と本研究の目的

磁性材料は、硬質磁性材料と軟質磁性材料に分けられる。硬質磁性材料は保磁力が大きく、外部磁場に対して減磁しにくい磁性材料である。代表例として、フェライト磁石、Nd-Fe-B 系磁石、Sm-Co 系磁石、金属磁石などがあげられる。この中で、金属磁石は鍛造、圧延で作られることが多く、製法上、比較的小さいサイズや複雑形状の量産に向いている。金属磁石の例としては、Fe-Cr-Co 磁石やアルニコ磁石がある。

Fe-Cr-Co 磁石はアルニコ磁石に比べ、高い磁束密度とエネルギー積を持つ。また、コバルト含有量が少ないため、価格変動リスクを低減できる。さらに、アルニコ磁石と同様に残留磁束密度の温度係数が小さく温度安定性に優れる。そのため、トルクリミッターや磁気センサー等に利用されている。Fe-Cr-Co 磁石の製造上の特徴は、塑性加工が可能であることであり、一般に、鍛造および圧延などによって製造されている。一方、鍛造で製造する場合、鍛造型が必要となり、特に少量生産品では製造コストが高くなる。また、鍛造では薄肉構造を作ることが難しく、さらに形状自由度を高める製法の開発が望まれている。そのため、金属積層造形の適用により金型不要の少量多品種製造を実現し、かつ、薄型構造など設計自由度を向上させることが期待される。

本研究は、Fe-Cr-Co 磁石に対する積層造形法の適用可能性を評価することを目的とし、積層造形により Fe-Cr-Co 磁石を製造した結果について報告する。はじめに、真空ガスアトマイズ法にて作製した Fe-Cr-Co 磁石の原料粉末を用いて、SLM 方式の積層造形装置にて試験片を造形した。次に異なる造形条件下で作製した造形物の評価をすることで、欠陥率に及ぼす造形条件の影響や磁気特性に及ぼす欠陥率の影響を評価した。さらに、これらの試験片と従来法で作製した鍛造材の磁気特性を評価した。

## 3. 実験方法

### 3.1 供試材料

SLM 造形の原料として、真空ガスアトマイズ法で作製した Fe-Cr-Co 磁石の原料粉末を用いた。表 1 に Fe-Cr-Co 磁石の原料粉末の組成を示す。3 組成の粉末を単体もしくは混合した状態で用いた。また、比較材料として鍛造にて作製した Fe-Cr-Co 磁石を評価した。表 2 に鍛造 Fe-Cr-Co 磁石の組成を示す。本研究では、積層造形の実用性を評価するために、積層造形品に適した組成の部品と実用化されている鍛造部品とを比較評価した。

表 1 Fe-Cr-Co 磁石粉末の組成

Table 1 Compositions of Fe-Cr-Co magnet powders (mass%)

	Fe	Cr	Co	Ti	Si
Lot.1	Bal.	24.4	10.3	0.5	0.5
Lot.2	Bal.	24.5	10.2	0.6	0.5
Lot.3	Bal.	24.7	10.3	0.6	0.5

表 2 鍛造 Fe-Cr-Co 磁石の組成

Table 2 Composition of a cast Fe-Cr-Co magnet (mass%)

Fe	Cr	Co	Ti	Si
Bal.	25.9	9.7	1.1	0.5

### 3.2 Fe-Cr-Co 部品の製造方法

本研究では、鍛造および SLM 方式の積層造形にて粉末から Fe-Cr-Co 磁石の造形試験片を作製した。鍛造試験片は、Fe-Cr-Co 磁石の原料を溶解し、金型に溶湯、凝固することで作製した。図 1 に SLM 造形の概略図を示す。はじめに原料粉末をベースプレートに層状に積層した(図 1 (a))。次に、CAD データに基づく断面形状に従ってレーザーを走査することで粉末層を局部的に溶融、凝固して造形部を得た(図 1 (b))。この粉末層の供給とレーザー走査を繰り返すことで、ベースプレート上に試験片

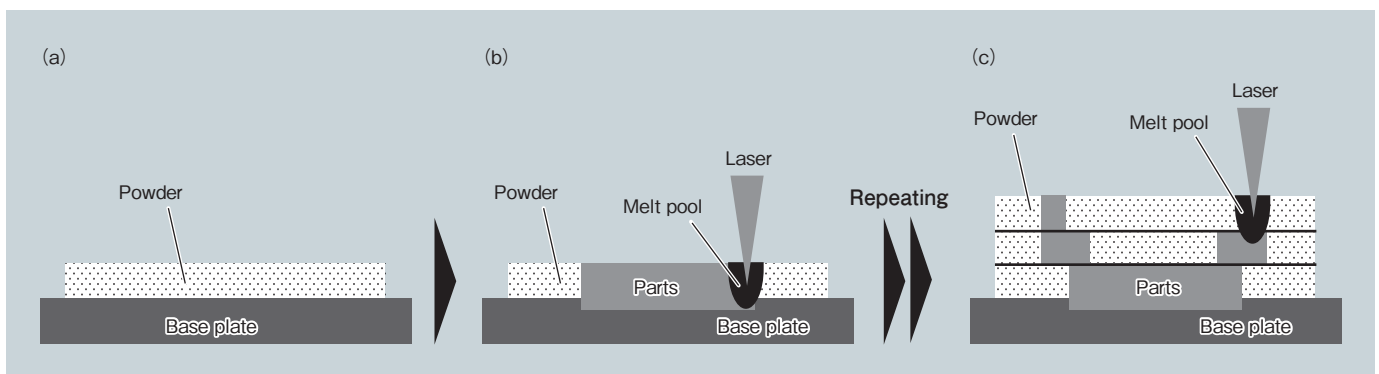


図 1 SLM プロセスの概略図 (a) 粉末供給 (b) 第 1 層での溶融/凝固 (c) 各層での溶融/凝固

Fig. 1 Schematic of SLM process (a) powder feeding, (b) melting/coagulation at 1<sup>st</sup> layer, and (c) melting/coagulation for a large number of layers

および部品を造形した(図1(c))。金属積層造形装置としてはEOS M290 (EOS GmbH社製)を用いた。図2に金属積層造形装置の外観を示す。造形時にチャンバー内は、アルゴン雰囲気とした。粉末積層厚さは40 μmとし、レーザー出力は200-350 W、走査速度は600-2,000 mm/s、レーザー走査間隔は0.09-0.11 mmの範囲で、さまざまな条件下で試験片を造形した。造形後にワイヤーカット装置にてベースプレートから試験片と部品を切り離れた。鋳造および造形試験片は、熱処理および磁化処理を実施した。熱処理および磁化処理時は、はじめに試験片を900℃で1.3 hr加熱した。次に、260 kA/mの磁界中、620℃で2.5 hr加熱した。最後に650℃で1.2 hr加熱し、約5℃/minで冷却した。



図2 EOS M290の外観  
Fig.2 Appearance of EOS M290

### 3.3 評価方法

原料粉末の組成は、容量法、ICP (Inductively Coupled Plasma) 発光分析法、吸光光度法で分析した。造形および鋳造試験片の微細構造は、試験片の断面を研磨したのちに、光学顕微鏡および走査電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)にて評価した。試験片の元素分布はSEMに付帯したエネルギー分散型X線分析分光法(EDS: Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy)で評価した。造形物内部の欠陥率は、造形物の断面の空隙を光学顕微鏡にて観察し、式(1)により求めた。欠陥率測定時は、積層方向の断面を評価し、欠陥の投影面積の総和 $S_d$  (mm<sup>2</sup>)を観察面の総面積 $S_a$  (mm<sup>2</sup>)で除した値の百分率を欠陥率 $D$  (%)とした。本研究では未熱処理の試験片の欠陥率を測定した。

$$D = S_d / S_a \times 100\% \quad (1)$$

造形体の磁気特性は $B$ - $H$ トレーサーを用いて評価した。各造形体の $B$ - $H$ 曲線を求め、この曲線より残留磁束

密度 $B_r$  (T)、最大エネルギー積 $(BH)_{max}$  (kJ/m<sup>3</sup>)、飽和磁化 $J_s$  (T)および保磁力 $H_{cB}$  (kA/m)を求めた。角型比は $(BH)_{max} / (B_r \times H_{cB})$ により求めた。一般に角型比測定時には、磁化強さ $J$ -磁界強さ $H$ 曲線の第2象限において、 $J$ が $0.9 \times J_r$  ( $J_r$ は残留磁化、 $J_r = B_r$ )の値になる位置の $H$ 軸の読み値である $H_k$ が用いられる。この $H_k$ を減磁曲線の固有保磁力 $H_{cJ}$ で除した値( $H_k / H_{cJ}$ )が角型比として定義される。一方、Fe-Cr-Co磁石においては、 $H_k$ がNd-Fe-B磁石やフェライト磁石に比べて低く、また $H_{cJ}$ と $H_{cB}$ とがほぼ同値になることから上記の一般的な角型比の求め方を使用することができない。そのため、本報告においては、 $H_{cJ}$ と $H_{cB}$ とがほぼ同値になることを活用し、角型性を表す指標として $(BH)_{max} / (B_r \times H_{cB})$ と定義された角型比を用いた。

## 4. 結果と考察

### 4.1 SLM造形試験片の外観およびレーザー照射エネルギーによる欠陥率への影響

図3にSLMにより造形した試験片の外観を示す。試験片として、約10×10×10 mmおよびXY方向に長片の約10×10×40 mmの造形物を作製した。

図4に造形物断面の光学顕微鏡観察像を示す。図中の黒点が欠陥部である。さまざまな条件下において、断面状態が異なることを確認した。ここで、欠陥率に与える因子として、レーザー照射時に加わるエネルギー密度 $E$  (J/mm<sup>3</sup>)を用いて整理した。エネルギー密度はSLMプロセスの主要なパラメータであるレーザー出力 $P$  (W)、レーザー走査速度 $v$  (mm/s)、レーザーの走査間隔 $a$  (mm)、粉末層の一層厚さ $d$  (mm)を用いて式(2)から求めた<sup>16)</sup>。

$$E = P / (v \times a \times d) \quad (2)$$

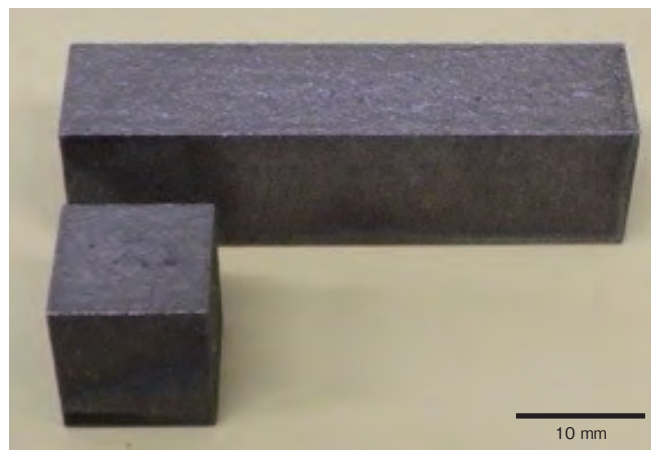


図3 SLMにより造形した試験片の外観  
Fig.3 Appearance of SLM specimens



図5に照射レーザーのエネルギー密度と作製した造形物の欠陥率の関係を示す。照射レーザーのエネルギー密度  $E$  が  $50 \text{ J/mm}^3$  より低い場合、未熔融部分が残ることを確認した(図4(a))。照射レーザーのエネルギー密度  $E$  を高め、 $50\text{-}60 \text{ J/mm}^3$  にすることで欠陥を低減することが可能であり(図4(b))、照射レーザーのエネルギー密度  $E$  を高め、 $60\text{-}100 \text{ J/mm}^3$  にすることで断面の欠陥を  $0.1\%$  以下にすることが可能であることを確認した(図4(c))。一方、照射レーザーのエネルギー密度  $E$  を  $100 \text{ J/mm}^3$  より高くすると、欠陥率が高くなることを確認した(図4(d))。

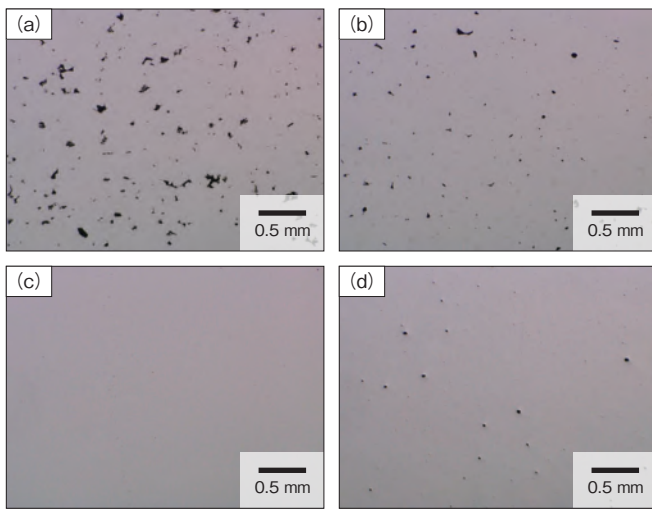


図4 SLM造形試料断面の光学顕微鏡像、造形時の照射レーザーのエネルギー密度：(a)  $E < 50 \text{ J/mm}^3$ , (b)  $50 < E < 60 \text{ J/mm}^3$ , (c)  $60 < E < 100 \text{ J/mm}^3$ , and (d)  $E > 100 \text{ J/mm}^3$

Fig.4 Cross-sectional optical microscope images of SLM specimens, manufactured under (a)  $E < 50 \text{ J/mm}^3$ , (b)  $50 < E < 60 \text{ J/mm}^3$ , (c)  $60 < E < 100 \text{ J/mm}^3$ , and (d)  $E > 100 \text{ J/mm}^3$

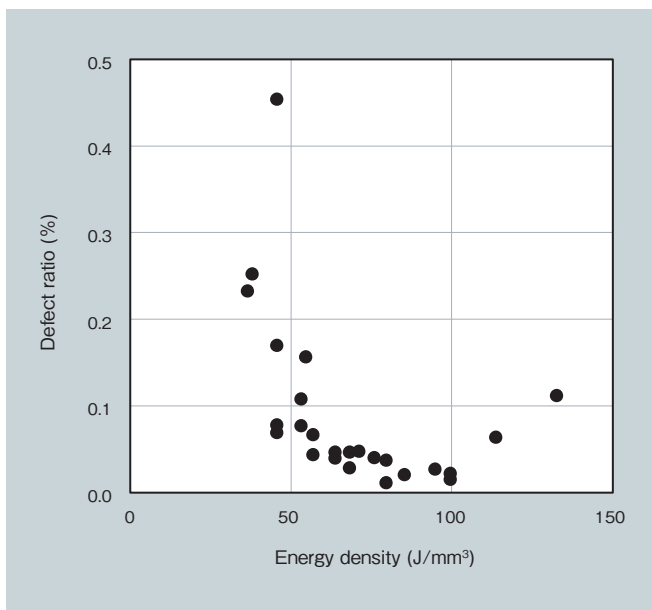


図5 照射レーザーのエネルギー密度と造形物の欠陥率の関係

Fig.5 Relationship between defect ratio and energy density of laser beam for SLM specimens

## 4.2 欠陥率による磁気特性への影響

本項では、さまざまな照射レーザー条件下で造形した Fe-Cr-Co 磁石を評価し、欠陥率による磁気特性への影響を調べた。

図6に Fe-Cr-Co 磁石の残留磁束密度  $B_r$  および最大エネルギー積  $(BH)_{\max}$  に及ぼす造形物の欠陥率の影響を示す。一般に Fe-Cr-Co 磁石には  $B_r$  と  $(BH)_{\max}$  がともに高いことが求められている。欠陥率が低い造形試験片では  $B_r$  と  $(BH)_{\max}$  はともに高く、欠陥率の増大に伴い、これらは共に低下することが分かった。この結果から、欠陥率を下げることで  $B_r$  および  $(BH)_{\max}$  を高めることが可能であることを確認した。

図7に欠陥率と飽和磁化  $J_s$  の関係を示す。造形物の欠陥率と充填率の和は  $100\%$  であることから欠陥率が高くなると、充填率は低くなる。一般に単位体積あたりの材料の充填率と  $J_s$  は正比例することが知られている。そのため、図中に  $J_s$  が充填率に正比例すると仮定し、欠陥率に換算した理論値を点線で示す。  $J_s$  の実測値と理論値は概ね一致した。このことから、  $J_s$  に関し、SLMで造形した Fe-Cr-Co 磁石も従来より報告されている磁石と同様の特性を有すると考えられる。

図8に Fe-Cr-Co 磁石の欠陥率と保磁力  $H_{cB}$  の関係を示す。Fe-Cr-Co 磁石において、保磁力は  $B_r$  や  $(BH)_{\max}$  と同様に高いことが求められる。欠陥率  $0 \sim 3\%$  の範囲では、  $B_r$  の変化に起因する変化を除き、  $H_{cB}$  の明確な変化は確認できなかった。

図9に Fe-Cr-Co 磁石の欠陥率と角型比の関係を示す。

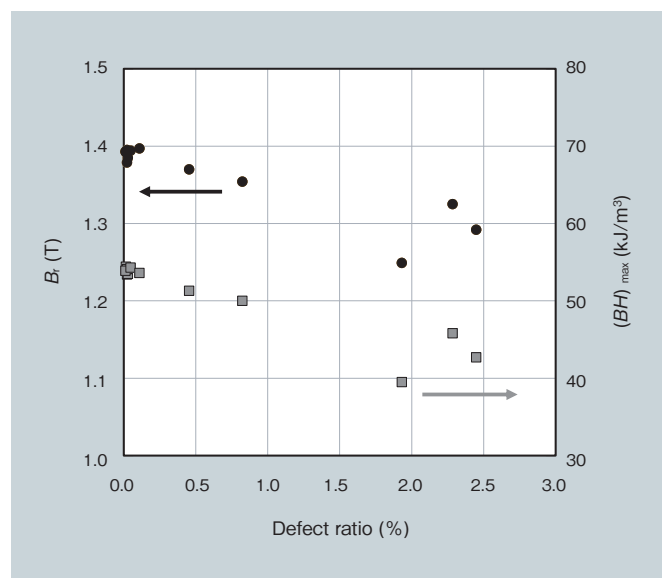


図6 残留磁束密度  $B_r$  および最大エネルギー積  $(BH)_{\max}$  に及ぼす造形物の欠陥率の影響

Fig.6 Influence of defect ratio on residual magnetic flux density ( $B_r$ ) and maximum energy product ( $(BH)_{\max}$ ) for SLM specimens

一般に Fe-Cr-Co 磁石において、角型比は高いことが望まれる。角型比は  $(BH)_{\max}$ ,  $B_r$  および  $H_{cB}$  から求められるが、SLM で造形した磁石においては、欠陥率が低いほど角型比が増大する傾向を示した。

以上、欠陥率による磁気特性への影響を調べた結果、欠陥率が低いほど Fe-Cr-Co 磁石の性能が高くなる傾向が得られた。

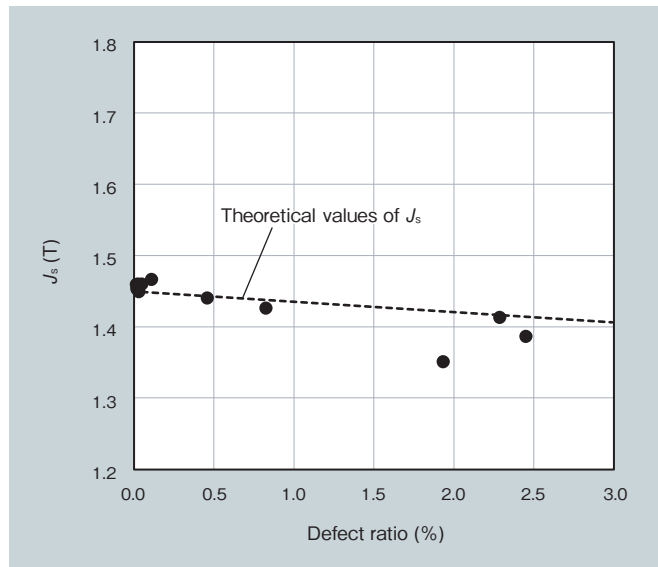


図7 造形物の欠陥率と飽和磁化  $J_s$  の関係  
Fig.7 Relationship between saturation magnetization ( $J_s$ ) and defect ratio for SLM specimens

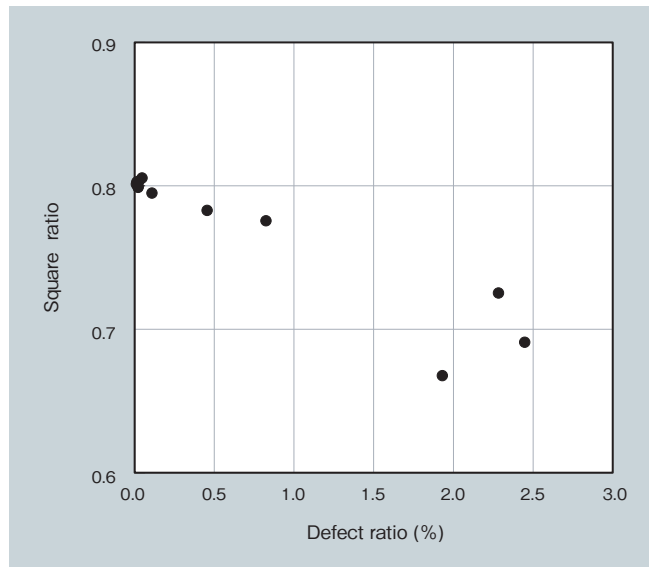


図9 造形物の欠陥率と角型比の関係  
Fig.9 Relationship between square ratio and defect ratio for SLM specimens

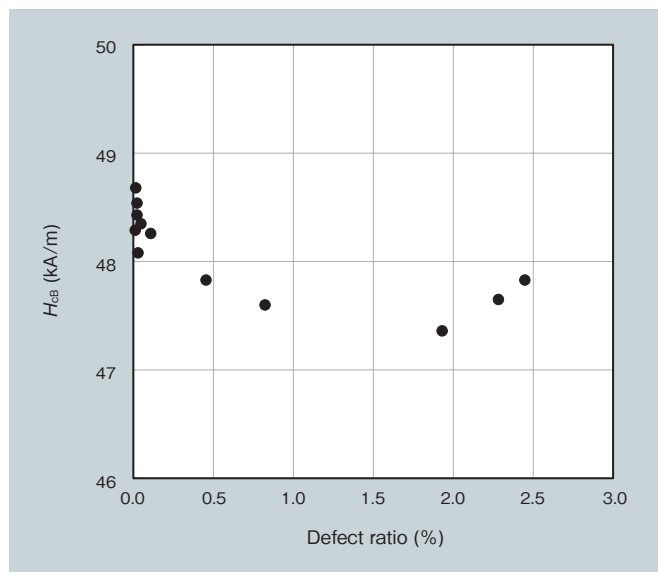


図8 造形物の欠陥率と保磁力  $H_{cB}$  の関係  
Fig.8 Relationship between coercive force ( $H_{cB}$ ) and defect ratio for SLM specimens

### 4.3 SLM 造形および鋳造磁石の磁気特性

表3に SLM 造形および鋳造で作製した Fe-Cr-Co 磁石の磁気特性を示す。4.2項に記載の通り SLM1～3の磁気特性は異なり、欠陥率が低いほど優れた磁気特性を示した。SLM 造形の磁石と鋳造磁石を比較した結果、SLM3は鋳造磁石よりも欠陥率は高いにもかかわらず鋳造磁石と同等の  $B_r$  を有し、 $(BH)_{\max}$  と角型比は鋳造磁石よりも高いことを確認した。一方、 $H_{cB}$  に関しては、すべてのサンプルでほぼ同等であることを確認した。この結果から、積層造形と鋳造磁石は製造法の違いから Cr, Co, Ti の組成比は完全には一致しないものの、積層造形で作製した Fe-Cr-Co 磁石においても、一般に実用化されている鋳造磁石と同等以上の性能を得ることが可能であることを確認した。このことから造形試験片の磁気特性は実用化が可能な水準であることが分かった。

表3 Fe-Cr-Co 磁石の磁気特性  
Table 3 Magnetic properties of various Fe-Cr-Co magnets

	Defect ratio (%)	$B_r$ (T)	$(BH)_{\max}$ (kJ/m <sup>3</sup> )	$H_{cB}$ (kA/m)	Square ratio
SLM1	0.01	1.39	54.4	48.7	0.80
SLM2	0.45	1.37	51.3	47.8	0.78
SLM3	0.82	1.35	50.0	47.6	0.78
Cast	0.66	1.35	47.8	49.5	0.72

#### 4.4 SLM 造形および鋳造磁石の微細構造

図 10 に SLM1 の、図 11 に SLM3 の SEM 反射電子像および EDS の Ti マッピング像を示す。これらは未熱処理状態で評価した。SLM1 と SLM3 の反射電子像から共に均一な組織を有し、EDS 像から SLM 造形により作製した場合、Ti が均一に存在することを確認した。また、別途評価した他の元素マッピングからも偏析した元素は見られなかった。積層造形は冷却速度が速いために均一な組織が得られたと考えられる。SLM1 と SLM3 を比較した結果、反射電子像から組織内に濃淡があることを確認した。一方、この濃淡に対する組成の影響は確認できなかった。

図 12 に未熱処理の鋳造磁石の SEM 反射電子像および EDS の Ti マッピング像を示す。反射電子像から金属組織内には析出物が観察され、不均一な組織であることを確認した。EDS の Ti マッピング像から、これらの析出物では Ti の濃度が高いことがわかった。別途分析した結果、析出物から C や N が検出され、TiC や TiN と考え

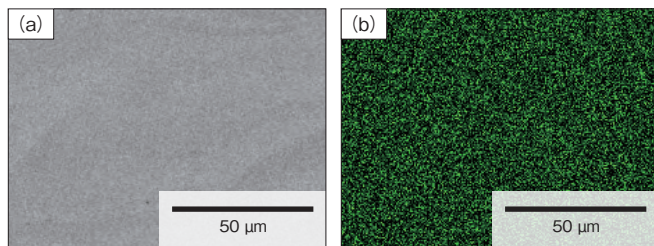


図 10 SLM1 の微細構造 (a) BSE 像 (b) Ti マッピング像  
Fig. 10 Microstructure of SLM1  
(a) BSE image and (b) Ti mapping image

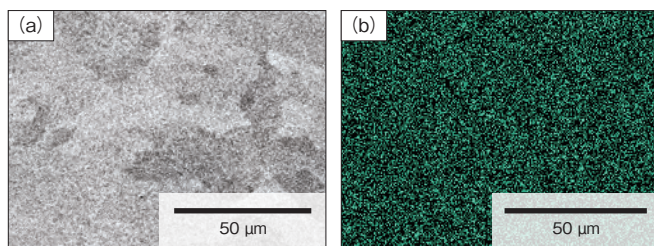


図 11 SLM3 の微細構造 (a) BSE 像 (b) Ti マッピング像  
Fig. 11 Microstructure of SLM3  
(a) BSE image and (b) Ti mapping image

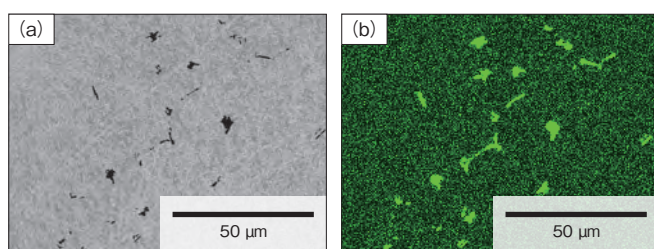


図 12 鋳造 Fe-Cr-Co 磁石の微細構造 (a) BSE 像, (b) Ti マッピング像  
Fig. 12 Microstructure of cast Fe-Cr-Co magnet  
(a) BSE image and (b) Ti mapping image

られる。このように析出物が見られた原因としては、鋳造磁石では Ti の組成が積層造形品よりも約 2 倍量となっていることや (表 1, 2)、鋳造での製造工程では冷却速度が遅いためと考えられる。既報<sup>17), 18)</sup>より磁気特性にはこれらの微細構造の違いが影響していると考えられ、今後詳細に評価を進める予定である。

以上の結果から、SLM 造形と鋳造で作製した Fe-Cr-Co 磁石では析出物の有無の観点からは組織が異なることを確認し、微細構造の違いが磁気特性に影響を与えていると考えられる。磁気特性に与える微細構造の影響については、今後詳細に評価を進める予定である。

#### 4.5 SLM 造形部品

図 13 に SLM で造形した Fe-Cr-Co 磁石部品の外観を示す。部品形状の造形体においても、割れは確認されず、積層造形により部品の製造が可能であることを確認した。寸法測定の結果、本部品の寸法誤差は ±0.1 mm 以内であることを確認した。また、別途検討の結果、鋳造での製造が難しい、0.3 mm 厚の薄型部品に対しても積層造形で製造が可能であることを確認した。今後、積層造形による Fe-Cr-Co 磁石の実用化を進める予定である。



図 13 SLM で造形した Fe-Cr-Co 磁石部品の外観  
Fig. 13 Appearance of an additively manufactured Fe-Cr-Co magnet part

## 5. 結言

Fe-Cr-Co 磁石に対する積層造形法の適用可能性を評価することを目的に、積層造形により Fe-Cr-Co 磁石を製造し、従来法で作製した鑄造材と磁気特性を比較・評価した。SLM で Fe-Cr-Co 磁石を造形した結果、レーザーの照射エネルギー密度を適正化することで欠陥率を 0.1% 以下に低減することが可能であった。SLM 造形で作製した試験片の磁気特性を調べた結果、欠陥率を下げると高性能な磁気特性が得られることを確認した。造形試験片と鑄造試験片の磁気特性を比較した結果、SLM 造形により作製した Fe-Cr-Co 磁石は鑄造磁石と同等以上の磁気特性を有し、実用化可能な性能を有することを確認した。微細構造観察の結果、鑄造磁石では、TiC や TiN が局所的に析出する不均一な構造を有するが、SLM 造形で作製した Fe-Cr-Co 磁石は組織が均一であることが分かった。また、積層造形で部品形状の造形体を作製可能であることを確認した。以上により、積層造形を用いた Fe-Cr-Co 磁石部品の製造が可能であることを確認した。今後も積層造形による Fe-Cr-Co 磁石の実用化を進める予定である。



## 引用文献

- 1) W. E. Frazier: J. Mater. Eng. Perform., 23 (2014), No.6, p.1917-1928.
- 2) A. Bandyopadhyay and S. Bose: Additive Manufacturing, CRC Press, (2015), p.97-142.
- 3) 小泉, 他: 金属系材料の3次元積層造形技術の基礎, あたりあ, 56 (2017), No.12, p.686-690.
- 4) L. Yang, et al.: Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production, Springer International Publishing, (2017) p.1-44.
- 5) 中本, 他: 金属粉末積層造形法を活用した高性能部材の開発, あたりあ, 56 (2017), p.704-707.
- 6) C. Körner, et al: Tailoring the grain structure of IN718 during selective electron beam melting, MATEC Web Conf., 14 (2014) Article No.08001.
- 7) R. Dehoff, et al.: Site-specific control of crystallographic grain orientation through electron beam additive manufacturing, Mater. Sci. Technol., 31 (2015), No.8, p.931-938.
- 8) S-H.Sun, et al.: Phase and grain size inhomogeneity and their influences on creep behavior of Co-Cr-Mo alloy additive manufactured by electron beam melting, Acta Mater., 86 (2015), p.305-318.
- 9) S-H Sun, et al.: Build-direction dependence of microstructure and high-temperature tensile property of Co-Cr-Mo alloy fabricated by electron-beam melting (EBM), Acta Mater., 64 (2014) p.154-168.
- 10) T. Fujieda, et al.: CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy with superior tensile strength and corrosion resistance achieved by a combination of additive manufacturing using selective electron beam melting and solution treatment, Mater. Lett., 189 (2017) p.148-151.
- 11) 桑原, 他: ハイエントロピー合金のレーザー粉末積層造形への適用, 日本ガスタービン学会誌, 46 (2018), No.3, p.204-209.
- 12) 桑原, 他: 金属積層造形によるハイエントロピー合金の造形, あたりあ, 57 (2018), No.7, p.328-332.
- 13) 桑原, 他: 新規耐食合金のレーザー粉末積層造形と熱処理法の開発, 日立金属技報, 35 (2019), p.30-37.
- 14) T. Fujieda, et al.: Mechanical and corrosion properties of CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy additive manufactured using selective laser melting, Additive Manufacturing, 25 (2019), p.412-420.
- 15) Y. Daigo, et al.: Corrosion Behavior of Additively Manufactured Alloy N06210 in acidic solutions, CORROSION 2018, Paper No. 11087
- 16) 中野: チタンの Additive Manufacturing (付加製造), 軽金属, 67 (2017), p.470-480.
- 17) 岩間: 磁石材料の発展, 資源・素材学会誌, 105 (1989), p.13-16.
- 18) 本間, 他: 磁性材料読本, 工業調査会, (1998) 4章



**大沼 篤彦**  
Atsubiko Onuma  
日立金属株式会社  
桑名工場  
博士(工学)



**足達 俊哉**  
Syunya Adachi  
日立金属株式会社  
桑名工場



**佐藤 正博**  
Masahiro Sato  
日立金属株式会社  
桑名工場



**岡本 晋哉**  
Shinya Okamoto  
日立金属株式会社  
グローバル技術革新センター



**桑原 孝介**  
Kosuke Kuwabara  
日立金属株式会社  
グローバル技術革新センター  
博士(工学)



**石井 崇博**  
Takahiro Ishii  
NEOMAX エンジニアリング株式会社



**岡村 信之**  
Nobuyuki Okamura  
NEOMAX エンジニアリング株式会社