

# 金属積層造形により作製したFCC単相ハイエントロピー合金の計算ソフトウェアによる強度予測\*

鈴木崇司\*<sup>1</sup> 小池 透\*<sup>1</sup> 傳田直史\*<sup>1</sup>

## A Study of Strength Prediction Using Computational Software of FCC Single-Phase High Entropy Alloy Fabricated by Metal Additive Manufacturing

Takashi SUZUKI, Toru KOIKE and Naofumi DENDA

これまでに、純金属粉末を出発材料としたメカニカルミリングによる複合粉末を用いて、放電プラズマ焼結プロセスによりFCC単相ハイエントロピー合金( $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{40-x}\text{Ni}_x$ )を作製し、その機械的性質を調査してきた<sup>1)</sup>。本報では、汎用計算ソフトウェア(JMatPro)を用いてCrMnFeCoNi合金の強度を算出し、既報<sup>1)</sup>で作製した同合金のメカニカルミリング粉末による金属積層造形体の実測値と比較した。計算ソフトウェアによる硬さ予測値は、実測値に対して結晶粒径の変化に対する傾向が一致し、さらに、多項近似式により補正することで、金属積層造形体にも適用できる可能性が示唆された。

キーワード：金属積層造形、ハイエントロピー合金、計算ソフトウェア、強度予測、複合粉末

### 1 緒言

近年、国内においても普及しつつある金属積層造形は、革新的な機械設計を実現しうる生産技術であるとともに、新規合金や複合材料を製造する素形材技術としても注目され、多くの研究開発がなされている<sup>2), 3)</sup>。

新規合金の一例として、近年注目されているハイエントロピー合金(High Entropy Alloy, 以下HEA)は、主要元素をもたずに多種類の元素を高濃度に含む合金であり、従来の希薄合金には見られない優れた機械的性質を発現するものなど、様々な合金系が発見されている<sup>4)</sup>。

一方、金属積層造形による新規合金開発に新たにチャレンジするには多大な時間と開発コストを要する。例えば、所望の機能を有する合金を新たに設計するためには、計算状態図や物性予測技術が不可欠である。また、より現実的には、研究開発の初期段階において実験に必要な少量の原料をどのように試作するか(外注先や製造量、製造方法など)といった課題が挙げられる。原料の試作方法に関しては、既報<sup>1)</sup>で遊星ボールミルを用いたメカニカルミリング(Mechanical Milling, 以下MM)法により、入手しやすい純金属粉末を出発材料としたHEAの粉末作製について報告した。

そこで本研究では、FCC単相HEAであるCrMnFeCoNi合金を対象に、汎用計算ソフトウェアを用いた強度予測を試みた。実験では、既報<sup>1)</sup>で作製したMM粉末をレーザー積層造形(Powder Bed Fusion - Laser Beam / Melting,

以下PBF-LB/M)に適用し、作製したバルク体の実測強度を計算から得られた結果と比較することで、汎用計算ソフトウェアによる強度予測のPBF-LB/Mへの適用可能性を検討した。

### 2 実験方法

#### 2.1 金属積層造形

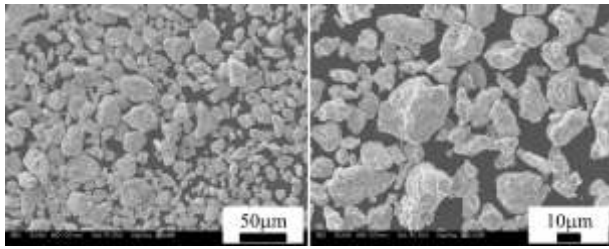
造形体の作製には、PBF-LB/M方式の金属積層造形装置(TRUMPF社製TruPrint 1000)を使用した。粉末材料には、図1(a)及び(b)に示すMM法により作製したCrMnFeCoNi合金<sup>1)</sup>を用いた。表1に、本粉末の流動性を示す指標として、粉体流動性計測キット(Carpenter Additive社製Powder Flow Kit)により測定したHall flow, 安息角を示す。また、参考として、図1及び表1には、同組成のガスアトマイズ(Gas Atomized, 以下GA)粉末についても併せて示した。図1及び表1に示すとおり、本実験で適用したMM粉末は、GA粉末に比較して非球形かつ表面に凹凸を有し、流動性が低いために、一般にPBF-LB/Mには不向きであるとされている。

そこで、本粉末に対する適切な造形条件を探索するため、以下の手順により条件を絞り込んだ。

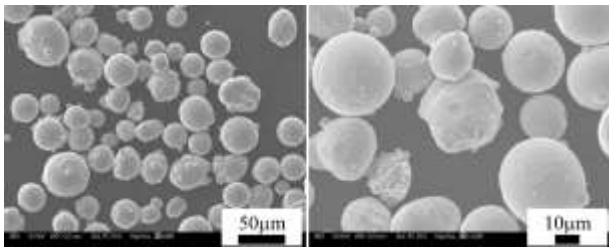
はじめに、非球形のMM粉末により安定して均一な粉末床が形成できる条件を調べるため、シールドガス流速、コーティングスピード及びコーティングブレードと基準面との間隙を変化させて粉末床を形成する実験を行った。1層の設定値は0.020 mmとして造形プレートから5層分、レーザーを照射しない状態で粉末をリコートし、粉

\* 特別研究

\*<sup>1</sup> 金属材料部



(a) MM 粉末 (観察倍率: 400倍) (b) MM 粉末 (観察倍率: 1000倍)



(c) GA 粉末 (観察倍率: 400倍) (d) GA 粉末 (観察倍率: 1000倍)

図1 MM 粉末及び GA 粉末の二次電子像

表1 MM 粉末及び GA 粉末の流動性測定値

Powder	Hall flow / s/50 g	Angle of repose / degree
MM-CrMnFeCoNi	37	30
GA-CrMnFeCoNi	17	28

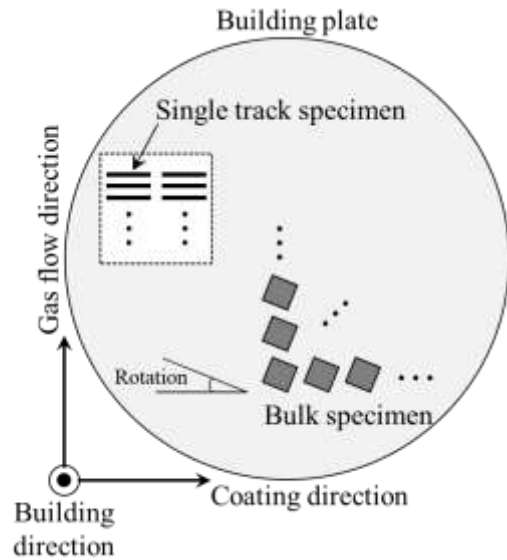
表2 造形条件

Layer thickness, $t$ / mm	0.020
Laser power, $P$ / W	20 - 200
Scan speed, $v$ / mm/s	250 - 3000
Hatch space, $h$ / mm	0.01 - 0.1
Laser spot diameter / mm	0.055
Shielding gas	Argon
Oxygen concentration / %	< 0.01

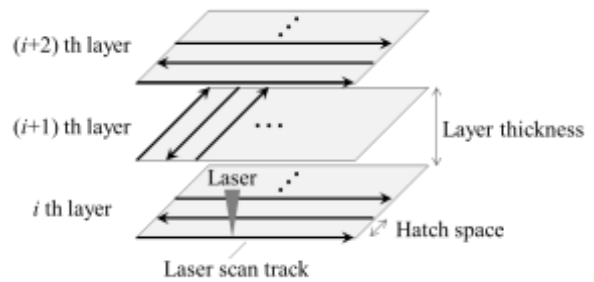
末床の様子を目視により観察した。なお、コーティングブレードと基準面との間隙は、シックネスリーフを挟んだ状態でブレードを固定することで調整した。

次に、本合金に対するレーザーの適正な照射条件を絞り込むため、1層約 0.020 mm となる粉末床をマニュアルで作製し、レーザーパワーとスキャンスピードの条件をそれぞれ設定し、図2(a)に示す長さ 10 mm の1パスの造形を行った。表2に造形条件を示す。SUS304 製造形プレートにサポートを介すことなく、プレートへの直接造形とした。造形した1層1パスの造形体をデジタルマイクロスコープにより上面から観察した。

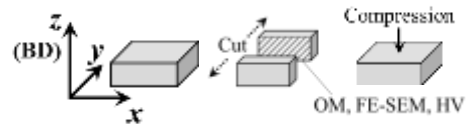
つづいて、1層1パスの造形により連続したメルトト



(a) 造形体配置の模式図



(b) レーザースキャン方法



(c) 試料座標系及び立体造形体の模式図

図2 造形体の作製及び評価方法

ラックが得られたレーザー照射条件を用いて、隣り合うメルトトラック間の距離であるハッチスペースをそれぞれ設定し、図2(a)及び(c)に示す1辺 5 mm、高さ 2.5 mm となる立体造形を行った。造形体は、コーティング方向から時計回りに 22.5°回転させた。スキャン方法は、図2(b)に示すように、1層ごとにスキャン方向を 90°ずつ回転させる XY のラスタースキャンとした。

なお、(1)式で表されるレーザーのエネルギー密度を指標として、適正な造形条件の選定を行った。

$$E_{LB} = P/vht \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $E_{LB}$  はレーザーのエネルギー密度 [J/mm<sup>3</sup>]、 $P$  はレーザーパワー [W]、 $v$  はレーザーのスキャンスピード [mm/s]、 $h$  はハッチスペース [mm]、 $t$  は積層厚さ [mm]で

ある。なお、造形条件の選定プロセスの詳細については、既報<sup>5)</sup>を参照されたい。

## 2. 2 造形体の評価

作製した造形体は、ワイヤー放電加工により造形プレートから切り離した後、積層面に対して垂直断面(図2(c)に示す試料座標系における $zx$ 断面)で切断、樹脂包埋し、切断面を鏡面研磨した。金属組織は、電界放出形走査電子顕微鏡(日本電子(株)製JSM-7800F)を用いて、反射電子像により観察した。結晶粒径は、鉄鋼材料の顕微鏡試験方法<sup>6)</sup>を参考に、反射電子像から得られたチャネリングコントラストを組織画像として、円を用いた切断法により推定した。造形体の結晶構造は、X線回折装置((株)リガク製RINT2500V)により調べ、管電圧50 kV、管電流100 mA、CuK $\alpha$ 線の条件により測定した。造形体の機械的性質は、低試験力ビッカース硬さ試験機((株)マツザワ製AMT-X7BFS)を用いたビッカース硬さにより評価を行うこととし、試験力4.903 N、保持時間10 sの条件により測定した。さらに、万能材料試験機((株)島津製作所製AG-300kNXplus)を用いた圧縮試験により降伏応力を推定することとし、これを本実験においては推定降伏応力と定義した。また、試験速度は0.03 mm/sとし、試験力負荷方向は、図2(c)に示す試料座標系における $z$ (Building Direction, BD)方向とした。

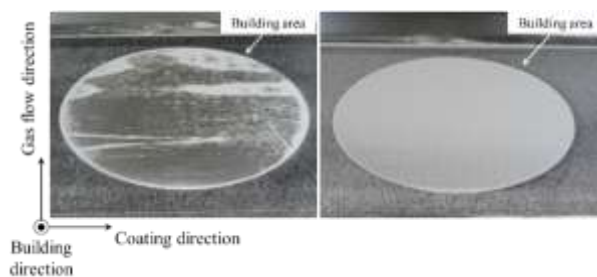
ここで、推定降伏応力は、本実験において試料及び装置の制約により0.2%耐力を直接測定することができなかったため、以下のとおり算出した。はじめに、圧縮試験により取得した応力-変位線図データから、移動平均により平滑化した近似曲線を作成した。次に、得られた近似曲線の離散データ各プロットに対して、1階中心差分近似により曲線の傾きを求めた。さらに、求めた傾きの値が減少し始める点、すなわち応力-変位線図の変曲点が降伏応力に近似できるものと仮定し、0.2%耐力を代用する値として、そのクロスヘッド変位における応力値を推定降伏応力として定義した。

## 3 合金物性の計算方法

合金の物性計算には、Sente Software社製JMatPro v13.2(データベース: Ni Based Superalloy)を使用した。本ソフトウェアは、合金の化学成分から、温度、冷却速度、ひずみ速度に依存する物理的、熱力学的物性値及び機械的物性値を計算するものである<sup>7)</sup>。

合金の状態図計算が可能な市販のソフトウェアは他にも数多くあるが<sup>8), 9)</sup>、本ソフトウェアのように0.2%耐力や引張強さ、伸びといった機械的性質までも予測可能なものは少ない。このため、本ソフトウェアは材料開発のみならず、CAEによる構造解析や鍛造解析などといったシミュレーション技術の高精度化を目的とした、CAE入力物性値の取得のために国内外で広く活用されている。

本研究で対象としたCrMnFeCoNi合金をはじめとしたNiを含むFCC単相HEAは、合金強化機構として析出強化



(a) 条件調整前 (b) 条件調整後

図3 粉末床の外観写真

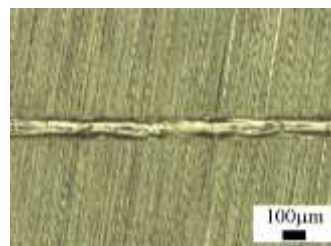


図4 選定条件における1層1パス造形体の光学顕微鏡像

を含まない固溶強化型のNi基超合金に類似するものであると考えることができることから<sup>10~12)</sup>、本研究ではデータベースにNi Based Superalloyを選定した。本計算では、合金強化機構のうち、固溶強化と粒界強化のみに着目し、加工度、ひずみ速度といった塑性加工プロセスに起因する転位強化(加工強化)についてはソフトウェア計算時には考慮しなかった。

## 4 実験結果及び考察

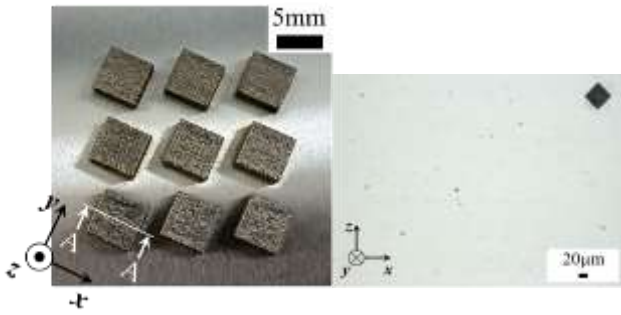
### 4. 1 金属積層造形

#### 4. 1. 1 MM粉末による造形条件の選定

図3に、MM粉末による粉末床の形成実験結果として、条件調整前後の粉末床の外観写真を示す。図から、シールドガス流速、コーティングスピード及びコーティングブレードと基準面との間隙を適切に調整することで、目視により緻密で均質な粉末床が形成できる条件があることを確認した。

図4に、1層1パス造形により得られたメルトトラックの一例として、レーザーの照射条件をレーザーパワー $P=180$  W、レーザーのスキャンスピード $v=750$  mm/sとしたときの結果を示す。図から、幅が約80  $\mu$ mとなる連続したメルトトラックが得られており、本条件により適切な粉末床の熔融結合ができていることを確認した。以上から、本条件を適正なレーザー照射条件として選定した。

さらに、図5に、選定した条件を用いて作製した立体造形体の外観(a)及び断面A-A(b)を示す。ここで、ハッチスペース $h=0.080$  mm、積層厚さ $t=0.020$  mmとした。図5(b)の右上の黒色の正方形はビッカース圧痕である。図から、空孔がほとんど存在しない緻密な造形体が得られ



(a) 造形体外観 (b) 断面 A-A

図5 PBF-LB/M 立体造形体の光学顕微鏡像

ていることがわかる。また、ビッカース圧痕の状態を見ても、クラックやゆがみを生じていないことから、マクロ的には均一で緻密な造形体が得られていることが確認できる。

以上の結果により設定した造形条件は適正パラメータであり、このときのエネルギー密度は、 $E_{LB}=150 \text{ J/mm}^3$ であった。

#### 4. 1. 2 造形体の評価

図6に、造形体のX線回折プロファイルを示す。図には、比較のために放電プラズマ焼結 (Spark Plasma Sintering, 以下SPS) 焼結体の回折プロファイル<sup>1)</sup>を併記している。主相の $\gamma$ -Niに加えAlが同定された。Alのピークは試料ホルダーのものであり、低角のハローパターンは試料を固定する際に用いたセロハンテープのものである。 $\gamma$ -NiはFCC相であることから、得られた造形体はFCC単相合金となっていることが確認できた。

図7に、造形体の断面を反射電子像により観察した結果を示す。図7(a)の右上には、結晶粒径 $d$ 及びビッカース硬さ $H_V$ を表示している。図から、造形体全体に $5 \mu\text{m}$ 未満の円形状の微小な空孔が多数観察される。原料に用いたMM粉末は、機械的に破碎や圧縮、せん断などを伴いながら接合し、粉末同士を複合化したものであり、その過程において粉末内部に空洞が残存すること、また不活性ガスを充填していたとしても、処理容器内の気密性によっては固相状態で合金化する過程において、空気中の酸素や窒素が固溶する可能性もある<sup>13)</sup>。PBF-LB/Mプロセスにおいて、粉末内部に残存した粉末粒子径より小さい空孔内のガスは、粉末が熔融し再び凝固する際、造形体表面から排出されず内部にトラップされることで、造形体に微小な円形の空孔を発生させる<sup>14)</sup>ため、MM粉末に由来するガス欠陥であると考えられる。このため、市販のガスアトマイズ粉末を原料とした一般的な造形体と比較すると、微小なガス欠陥の数が多い。しかしながら、欠陥サイズは極めて小さく、円形状であることから機械的性質に対する影響が大きいものではないと考えられる<sup>15)</sup>。また、PBF-LB/Mにより得られた金属組織は、ここでは反射電子像から得られたチャネリングコントラストを結晶粒と解釈すれば、造形方向に伸長した結晶粒をもつ

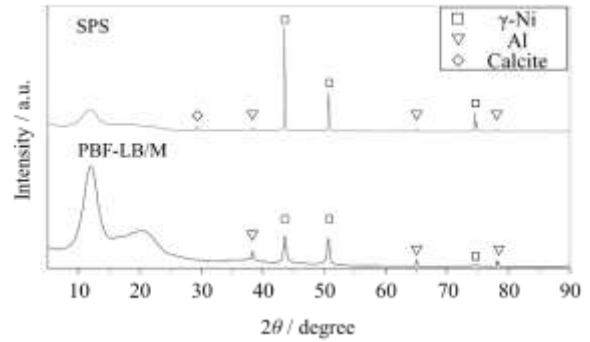
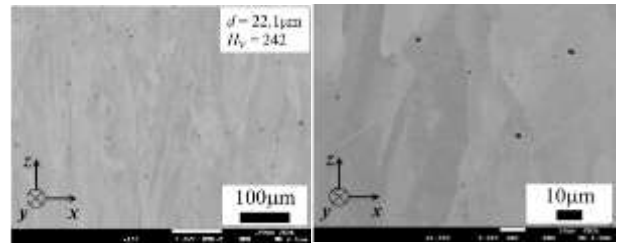
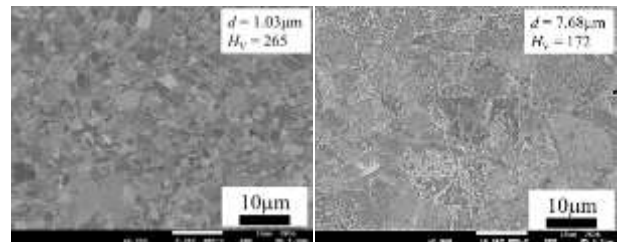


図6 PBF-LB/M 造形体のX線回折プロファイル



(a) 観察倍率：200倍 (b) 観察倍率：1000倍

図7 PBF-LB/M 造形体の反射電子像



(a) MM 粉末焼結体 (b) GA 粉末焼結体

図8 SPS 焼結体の反射電子像

異方性のある結晶組織を呈していることがわかる。

ここで、比較のために図8に、既報<sup>1)</sup>におけるSPS焼結体の反射電子像を示す。図の右上には、結晶粒径 $d$ とビッカース硬さ $H_V$ を表示した。PBF-LB/M造形体とSPS焼結体を比較すると、図8に示すSPS焼結体では、MMによる強加工及びGAによる急凝固といったそれぞれの粉末製造プロセスに依存した微細な結晶組織である一方、図7のPBF-LB/M造形体では、SPS焼結体に比較して結晶粒径 $d$ が相対的に大きくなった。これは、PBF-LB/Mにおいて、緻密体を得るために選定した造形条件によって、なりゆきで決定した温度勾配と凝固速度に応じた結晶粒径となったことによる。一方、図7(a)及び図8(a)に示す同一のMM粉末から作製したPBF-LB/M造形体とSPS焼結体のビッカース硬さ $H_V$ を比較すると、PBF-LB/M造形体の結晶粒径 $d$ はSPS焼結体に対して約21倍の大きさであるが、ビッカース硬さ $H_V$ は約9%の差に留まる。このことは、図8(a)及び(b)に示すSPS焼結体において、結晶

粒径 $d$ が約7倍となったとき、ビッカース硬さ $H_V$ の低下率が約35%であったことを考慮すると、PBF-LB/M造形体は、SPS焼結体と同じ結晶粒径 $d$ と比較した場合に、高いビッカース硬さ $H_V$ を示すものと考えられる。そこで、改めて、図6のX線回折プロファイルにおける $\gamma$ -Niの回折ピークの半幅(Full Width at Half Maximum, 以下FWHM)に着目する。FWHMは、回折ピーク強度の半分の強度におけるピーク幅であり、PBF-LB/MのFWHMの方がSPSと比較して大きいことがわかる。一般にFWHMは、転位密度に対しては正の相関、結晶粒径に対しては負の相関があることが知られている<sup>16)</sup>。また、複数の元素により構成される合金においては、凝固偏析によって生じる格子ひずみにより高い転位密度を示す<sup>17)</sup>こと、さらにPBF-LB/Mプロセスにおいては、加熱冷却の繰り返しにより高転位密度を示す<sup>18)</sup>ことが明らかになっている。これらを考慮すると、定性的には、PBF-LB/M造形体はSPS焼結体と比較し、結晶格子へのひずみ導入による転位強化量が大きいために、高い硬さを示したと説明することができる。

## 4. 2 合金強度予測

### 4. 2. 1 硬さ予測モデル

JMatProによる硬さ計算結果のPBF-LB/Mへの適用可能性を検証するため、CrMnFeCoNi合金による室温における硬さ計算を行い、実測値と比較した。

図9に、結晶粒径と硬さの関係を示す。図は両対数プロットであり、計算結果のロックウェルCスケール硬さ $H_{RC}^{Calc.}$ (図中の○)に加え、実測値としてSPS焼結体の硬さ $H_V^{Exp.}$ (図中の■)及びPBF-LB/M造形体の硬さ $H_V^{Exp.}$ (図中の▲)を併せてプロットした。ここで、実測値のプロットは5点の平均硬さを示しており、誤差範囲(最大値と最小値)を併せて表示しているが、ばらつきが小さく対数目盛上はプロットと重なっている。また、Ni及び高Ni合金の硬さ換算値<sup>19)</sup>を参考に作成した(2)式に示す多項近似式を用いて、ロックウェルCスケール硬さの計算結果 $H_{RC}^{Calc.}$ をビッカース硬さに補正した直線 $H_V^{Calc.}$ (図中の破線)を併せて示した。

$$H_V^{Calc.} = C_1 H_{RC}^{Calc.2} + C_2 H_{RC}^{Calc.} + C_3 \quad \dots (2)$$

ここで、 $H_V^{Calc.}$ はビッカース硬さ補正值、 $H_{RC}^{Calc.}$ はJMatProによるロックウェル硬さ計算値、 $C_1$ 、 $C_2$ 及び $C_3$ はフィッティング係数である。

図から、ビッカース硬さ補正值 $H_V^{Calc.}$ と結晶粒径の関係は、SPS焼結体及びPBF-LB/M造形体の実測ビッカース硬さ $H_V^{Exp.}$ とそれぞれ傾向が一致していることがわかる。ここでは、SPS及びPBF-LB/Mの2つの異なる製造プロセスにおいて実測ビッカース硬さ $H_V^{Exp.}$ が異なるため、フィッティング係数については、 $C_2$ のみそれぞれ異なる数値を与えて近似式を平行シフトさせた。この近似式の平行シフト量が4. 1. 2項で示した転位強化量の違いに相当するものと考えられることができ、製造プロセスに応じて

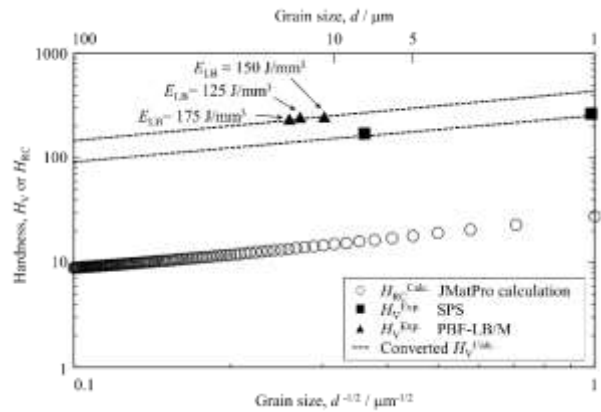


図9 結晶粒径と硬さの関係(計算と実験結果)

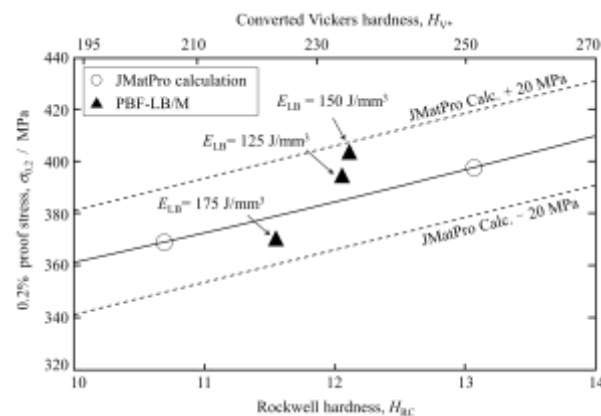


図10 硬さと0.2%耐力の関係(計算と実験結果)

変化させる必要がある。

この結果から、JMatProによる溶製材としての硬さ予測値はFCC単相HEAに適用できうること、さらにNi及び高Ni合金の硬さ換算値を参考とした多項近似式により補正を行うことで、PBF-LB/M造形体に適用できる可能性が示唆された。

### 4. 2. 2 微小硬さと0.2%耐力の関係

微小硬さから材料強度としての0.2%耐力を推定することを目的に、CrMnFeCoNi合金の室温における0.2%耐力の計算を行った。

図10に、計算結果における0.2%耐力と硬さの関係を示す。図には計算結果(図中の○)に加え、PBF-LB/M造形体により実測した硬さ及び推定降伏応力の関係(図中の▲)を併せてプロットした。

図から、PBF-LB/M造形体における実測値のプロットは、計算結果の近似曲線近傍に並び、さらに計算結果の±20 MPa(図中の破線)の範囲内に収まっていることがわかる。ただし、本実験におけるPBF-LB/M造形体の実測値は極めて狭範囲なデータであり、さらに、0.2%耐力の代替として定義した推定降伏応力には不確かさが含まれる。本結果の妥当性については今後十分な検証が必要であるが、JMatProによる計算結果における0.2%耐力と硬さ

の関係は、PBF-LB/M造形体の実測値と傾向が一致することが確認でき、微小硬さの測定によって0.2%耐力が推定できる可能性が示唆された。

この結果から、JMatProを用いたFCC単相HEAの強度予測がPBF-LB/M造形体に適用できる可能性が示唆された。

## 5 結 言

FCC単相HEAであるCrMnFeCoNi合金を対象に、汎用計算ソフトウェアを用いた強度予測のPBF-LB/Mプロセスへの適用を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) PBF-LB/Mの原料粉末として純金属粉末を出発材料としたMM粉末を適用した結果、造形条件を調整することにより、緻密な造形体が作製できることを示した。
- (2) JMatProによる硬さ予測値は、PBF-LB/M造形体の硬さに対して、結晶粒径の変化に対する傾向が一致した。さらに、硬さ予測値は、Ni及び高Ni合金の硬さ換算値を参考とした多項近似式により補正することで、PBF-LB/M造形体に適用できる可能性を示した。
- (3) PBF-LB/M造形体の推定降伏応力(本報において定義した0.2%耐力の代替値)と微小硬さの関係は、JMatProによる計算結果と傾向が一致したことから、微小硬さの測定によって、材料強度が推定できる可能性を示した。

以上の結果から、JMatProを用いてFCC単相HEAの強度設計を行い、設計した合金組成の粉末をMM法により作製し、PBF-LB/Mにより所望のバルク体が作製できる可能性が示された。

## 謝 辞

本研究の一部は、令和3年度工業技術総合センター職員技術育成研修事業において、(国研)物質・材料研究機構へ外来研究員として派遣中に実施したものです。派遣期間中、多大なるご指導を賜りました同機構 構造材料研究拠点 設計・創造分野 超耐熱材料グループ 主幹研究員(所属・役職は当時のもの) 長田俊郎 氏に深く感謝申し上げます。

## 参考文献

- 1) 鈴木崇司ほか. MA-SPSプロセスを用いた高エントロピー合金の作製. 長野県工技センター研報. 18, p.15-19 (2023)
- 2) Ikeda T., et al.. Influences of Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeNiTi Based High-Entropy Alloy in a Laser Powder Bed Fusion Process. *Crystals* 11 549, p.1-18 (2021)
- 3) 太期雄三ほか. 高耐食Ni基合金ADMUSTER C21Pの各種特性とその発現機構の調査. *プロテリアル技報*. 38, p.30-37 (2023)
- 4) Cantor B. et al.. Multicomponent high-entropy Cantor alloys. *Progress in Materials Science*. 120, 100754 (2021)
- 5) 鈴木崇司ほか. 超音波アトマイズ法により作製した極低ニッケルコバルトクロムモリブデン合金粉末の金属積層造形. *長野県工技センター研報*. 18, p.20-25 (2023)
- 6) JIS G 0551:2020 鋼—結晶粒度の顕微鏡試験方法
- 7) 木島秀弥. 金属合金物性計算ソフトウェアJMatPro. *SOKEIZAI*. 56 (4), p.46-51 (2015)
- 8) Andersson J.-O. et al.. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. *CALPHAD*. 26 (2), p.273-312 (2002)
- 9) Chen S.-L. et al.. The PANDAT software package and its applications. *CALPHAD*. 26 (2), p.175-188 (2002)
- 10) 伊藤忠テクノソリューションズウェブサイト. <https://www.engineering-eye.com/THERMOCALC/case/high-entropy.html>
- 11) Zheng J.-Q. et al.. Effect of Ti Addition on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Al<sub>18</sub>Co<sub>13</sub>Cr<sub>10</sub>Fe<sub>14</sub>Ni<sub>45</sub> Eutectic High-Entropy Alloys. *Acta Metallurgica Sinica*. 36, p.1493-1501 (2023)
- 12) Yi J. et al.. Investigation of a novel CuFeNiTiV high entropy alloy on phase component, microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds* 874, 159985 (2021)
- 13) 橋本等ほか. メカニカルアロイング. *まてりあ*. 36 (10), p.1021-1025 (1997)
- 14) 千葉晶彦. 電子ビームによる 金属積層造形技術の基礎—粉末特性と造形性の関係—. *溶射*. 58 (3), p.35-141 (2021)
- 15) 村上敬宜ほか. 微小欠陥材の $\Delta K_{th}$ に及ぼすき裂の幾何学的パラメータと平均応力の影響. *材料*. 34 (385), p.1153-1159 (1985)
- 16) 赤間大地ほか. X線回折法を用いた純鉄加工材の転位密度評価. *材料*. 66 (7), p.522-527 (2017)
- 17) 永田明彦ほか. 急冷凝固した種々のアルミニウム二元合金の微細組織について. *軽金属*. 20 (11), p.539-547 (1970)
- 18) 秋野一輝ほか. SUS316Lステンレス鋼積層造形材の強度と組織. *日本機械学会誌*. 80 (12), p.772-777 (2016)
- 19) ASTM E140-02 Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness