

## 技術資料



## Technical Data

# Ni基超合金Alloy718の積層造形における介在物の生成挙動

白田輝貴\*, 山田慎之介\*, 大崎元嗣\*, 鈴木寿穂\*

## Investigation of Inclusion Formation Behavior in Additive Manufacturing of Ni-Based Superalloy Alloy718

Teruki USUDA, Shinnosuke YAMADA, Mototsugu OSAKI and Toshio SUZUKI

### Synopsis

Recently, the technology of Additive Manufacturing (AM) has been applied as a new manufacturing process. Among several AM processes, the Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) process of irradiating a laser to the powder bed has started to be applied to the aerospace and medical industries, because it is possible to produce precise and complicated parts. Also, Ni-based superalloys, which have good heat and corrosion resistance, are often used as materials for equipment functioning under harsh conditions such as rocket engines and turbine blades. Accordingly, it is expected that Ni-based superalloys for L-PBF will be required to deliver high performance in terms of not only high powder bed filling rates through improved supply, but also increased purity. Generally, it is known that some mechanical properties are influenced by inclusions in cast and wrought materials. However, in AM process material, there are few reports about inclusion formation behavior. In this study, several Alloy718 powders with different amounts of oxygen and nitrogen were prepared, and inclusion of those powders and AM materials were investigated and compared so as to better understand inclusion formation behavior in the L-PBF process. As a result, many inclusions were observed in the O- and N-rich content powder, and AM material. No significant differences were observed in the amount, maximum size, and composition of inclusions between powders and AM materials. Therefore, it is suggested that inclusions do not transform in the L-PBF process, and the state of inclusions after additive manufacturing using L-PBF is mainly determined by the powder manufacturing process.

## 1. 背景

近年、付加製造技術 (AM, Additive Manufacturing) の一つである3次元積層造形技術は、新しいものづくり形態として脚光をあびている。ASTM F2792によって規定された定義に基づくと、主に金属材料を用いたAM技術としては、広義では粉末床溶融結合法 (PBF, Powder Bed Fusion) と指向性エネルギー堆積法 (DED, Directed Energy Deposition)、接合材噴射法 (BJ, Binder

Jetting) に分類される<sup>1)~3)</sup> (Fig. 1)。PBFとしては、熱源にレーザーを使用したレーザー式粉末床溶融結合法 (L-PBF, Laser Powder Bed Fusion) や電子ビームを使用した電子ビーム式粉末床溶融結合法 (EB-PBF, Electron Beam Powder Bed Fusion) がある。L-PBFは粉末積層厚さ数十 μm 単位の粉体床に対して微細レーザーを選択的に照射し、粉体床を溶融させ、その溶融層を積層させることで造形する方法である。L-PBFはその設計自由度の高さから、精密かつ複雑なニアネット構造化、最適形状

2020年4月3日 受付

\* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

による軽量構造部品の製造が可能であり、航空宇宙産業や医療部品などのさまざまな分野での適用されている<sup>1)~5)</sup>。

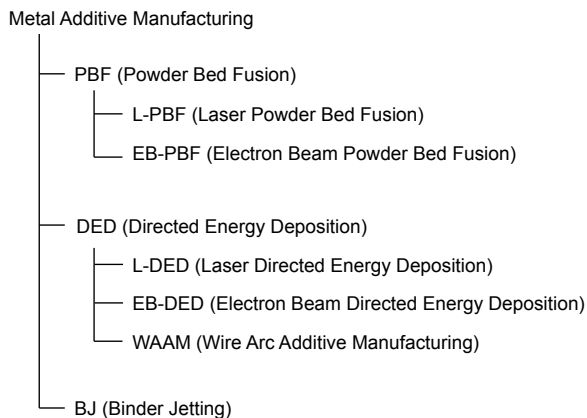


Fig. 1. Classification of metal additive manufacturing.

特に、耐熱性や耐食性に優れた Ni 基超合金はロケットエンジンやタービン翼といった苛酷環境下で稼働する機器の材料として使用されることが多く、AM 用途での材料としても広く普及している<sup>6), 7)</sup>。それに伴い、AM 用 Ni 基超合金においても、2次3次溶解を行う溶製材同様に清浄度を高めることによる高品質性といった性能を要求されることが予想される。

一般的に清浄度に関して、溶製材においては古くより介在物が疲労強度におよぼす影響は知られている<sup>8), 9)</sup>。

Uhrus<sup>8)</sup> は、玉軸受鋼の疲労試験の結果に基づき、30  $\mu\text{m}$  より大きい酸化物系介在物の数をパラメータにとると疲労寿命とよい相関があることを報告している。また、村上<sup>9)</sup> は、介在物が基地組織との界面を有すること、また、介在物そのものが割れて疲労き裂となることに着目して介在物を微小欠陥とみなし、微小欠陥を最大主応力方向に投影してできる形状と寸法が疲労強度と相関があることを報告している。

AM においては、近年、L. Thijs ら<sup>10)</sup> は O や N 量の多い粉末を用いて積層造形することによって積層造形物内に酸化物や窒化物といった介在物やガス欠陥が増加することを報告している。また、P. Karimi ら<sup>11)</sup> は粉末を繰り返し積層造形に使用することで粒子表面に酸化物が生成し、その酸化物起因で積層造形物内部のガス欠陥が増加することを報告している。しかしながら、介在物に着目し、AM 前後である粉末とその積層造形物において、介在物の組成や寸法、生成量の変化を観察し、介在物の生成・成長メカニズムを明らかにした報告は数少ない。

そこで本稿では、L-PBF プロセスにおける介在物の挙動を調査することを目的に、製造方法の異なる2つの Ni 基超合金 Alloy718 粉末を用いて積層造形を行い、粉

末とその積層造形物の介在物を各種方法で調査した。

## 2. 実験方法

### 2. 1 粉末の製造方法

供試材の粉末は、汎用鋼種である Ni 基超合金 Alloy718 を異なる2つの製造方法で作製した。1つは高周波誘導加熱真空溶解炉において Ar ガス噴霧して製造され (Powder A)、もう1つは高周波誘導加熱大気溶解炉において N<sub>2</sub> ガス噴霧して製造されたものである (Powder B)。各粉末とも分級処理を行うことにより、公称粒度を 45  $\mu\text{m}$  以下に調整した。

各粉末の成分は化学およびガス分析によって測定した。粉末外観は SEM-EDX (S4700, HITACHI 製) によって撮影した。粉末分布および円形度は湿式粒子画像測定装置 (PITA-03, SEISHIN ENTERPRISE 社製) によって測定した。各粉末の真密度は液相置換法によって測定した。

### 2. 2 積層造形物の製作方法

L-PBF 装置: EOSINT M290 (独 EOS 社製) を用い、Alloy718 用の初期設定条件で、各粉末から Fig. 2 に示すような 12 mm 角  $\times$  20 mm 高さのブロック状の積層造形物を作製した。

各積層造形物も粉末同様に成分を分析した。各積層造形物の相対密度は、積層造形物の密度をアルキメデス法で測定し、粉末の真密度測定結果により算出した。各積層造形物断面におけるマイクロ組織を光学顕微鏡にて観察した。

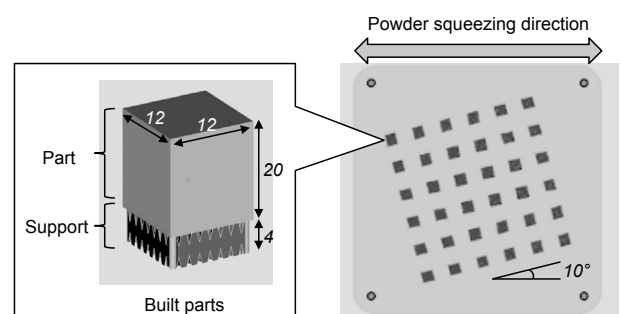


Fig. 2. The shape and placement of build parts.

### 2. 3 粉末および造形物の介在物測定方法

各粉末およびその積層造形物において、3つの方法で介在物を測定した。介在物を調査する積層造形物は熱処理を行わず、積層造形ままのものを使用した。それぞれの測定方法をまとめたものを Table 1 に示す。

Table 1. Measurement methods of inclusion of powder and AM materials.

	Method	Object	Powder	AM	Investigation
A	Successive observation by SEM-EDX	Comparison of inclusions in AM materials of A and B	-	✓	• Composition • Number of inclusions • Size
B	Optical observation by SEM-EDX	Transformation of inclusions by L-PBF process	✓	✓	• Composition • Number of inclusions • Size
C	Extraction residue	Transformation of inclusions by L-PBF process	✓	✓	• Composition • Amount of inclusions • Size

✓ : Investigated    - : Uninvestigated

A は製造方法の異なる供試材粉末の積層造形物において、介在物の違いを調査するため、各積層造形物の断面で観察面積：25 mm<sup>2</sup> の視野における介在物の組成や個数、寸法を全自動 SEM-EDX (PSEM Explorer, ASPEX 社製) を用いて測定した。

B は L-PBF プロセスにおける介在物の変化を調査するため、各粉末とその積層造形物の断面で、最大寸法介在物の組成や個数を SEM-EDX (S4700) を用いた任意の視野での観察によって分析した。粉末においては 1 水準辺りの断面観察粒子数が 10000 粒子以上の観察を行った。また、積層造形物においては観察面積：0.15 mm<sup>2</sup> の視野で観察を行った。

C は抽出残渣法による各粉末とその積層造形物の介在物の組成や量、寸法を測定するため調査を行った。測定に用いた粉末および積層造形物の重量は 2.0 g とし、抽出には臭素メタノール溶液を用い、0.2 μm メッシュのフィルタで介在物のみを濾しとった。フィルタに残存した介在物は SEM-EDX (S4700) によって観察した。

形物の相対密度はどちらも 99 % 以上であり、高密度な積層造形物が得られた。Powder B およびその積層造形物は Powder A およびその積層造形物に比べて C および O 量は変わらないが、N 量が多い。

粉末の外観写真を Fig. 3 に示す。Powder B では、異形粉末およびサテライト粒子が付着した粉末がみられるが、どちらにおいても平均粒径 (D<sub>50</sub>) での円形度は約 0.90 であり、円形度の高い粉末が得られた。

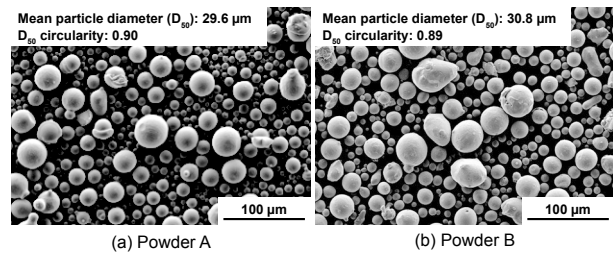


Fig. 3. SEM micrograph of powder.

粉末の粒度体積頻度分布を Fig. 4 に示す。各粉末とも平均粒子径 (D<sub>50</sub>) が約 30 μm で揃っており、粒度分布に大きな差異はみられない。

各積層造形物断面のマイクロ組織を Fig. 5 に示す。Powder A および Powder B のどちらの積層造形物においても、結晶粒がレーザースキャンによる溶融ビードをまたぐように積層方向に長く成長しており、同様な金属組織が得られた。

### 3. 実験結果

#### 3. 1 粉末および造形物の特性

各粉末の粒度分布、各粉末およびその積層造形物の密度、相対密度、成分分析結果を Table 2 に示す。積層造

Table 2. Powder and AM properties.

Powder	Particle size distribution measurement (μm)			Powder density (g/cm <sup>3</sup> )	AM density (g/cm <sup>3</sup> )	Relative density (%)	Chemical composition (wt%)										
	D <sub>10</sub>	D <sub>50</sub>	D <sub>90</sub>				State	C	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Nb+Ta	O	N	Fe
A	13.2	29.6	47.0	8.19	8.18	99.9	Powder	0.02	52.2	19.0	3.0	0.4	0.9	5.1	0.01	0.01	Bal.
							AM	0.02	52.5	18.9	3.0	0.4	0.9	5.1	0.02	0.02	Bal.
B	13.7	30.8	47.4	8.22	8.17	99.4	Powder	0.02	52.2	19.0	3.0	0.6	1.1	5.1	0.02	0.05	Bal.
							AM	0.01	51.8	18.7	3.0	0.6	1.1	5.1	0.02	0.04	Bal.

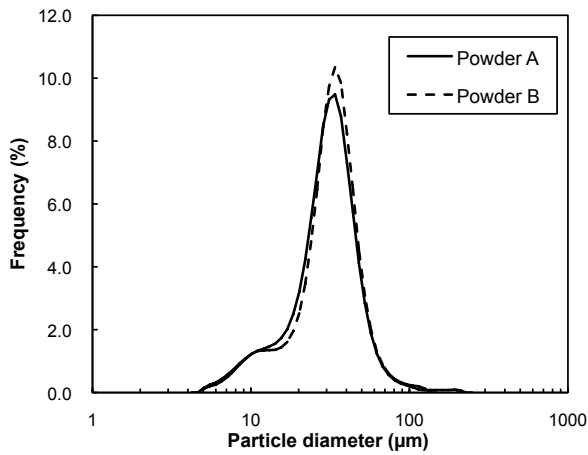


Fig. 4. Particle size distribution of powder.

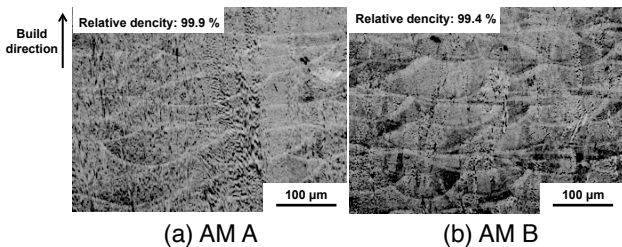


Fig. 5. OM images of AM material structure.

### 3. 2 全自動SEM-EDXによる観察結果

各粉末の積層造形物断面において、介在物の組成および個数を全自動 SEM-EDX によって観察した結果を Fig. 6 および Table 3 に示す。Powder A の積層造形物断面においては、Al と Ti の酸化物である  $(Al, Ti)O_x$  のみが観察された。一方、Powder B の積層造形物断面においては、 $(Al, Ti)O_x$  に加えて Nb と Ti の炭窒化物である  $(Nb, Ti)(C, N)$  も観察された。また、Powder B の積層造形物は Powder A の積層造形物に比べて  $(Al, Ti)O_x$  の個数が多く、さらに、 $(Nb, Ti)(C, N)$  も加えて観察されることから、介在物の個数は多い。

観察された介在物の寸法と介在物数の関係を Fig. 7 に

示す。Powder A および Powder B どちらの積層造形物においても、10 μm 以下の微小な介在物が多く観察された。また、観察された最大寸法の介在物の組成はどちらも  $(Al, Ti)O_x$  であった。

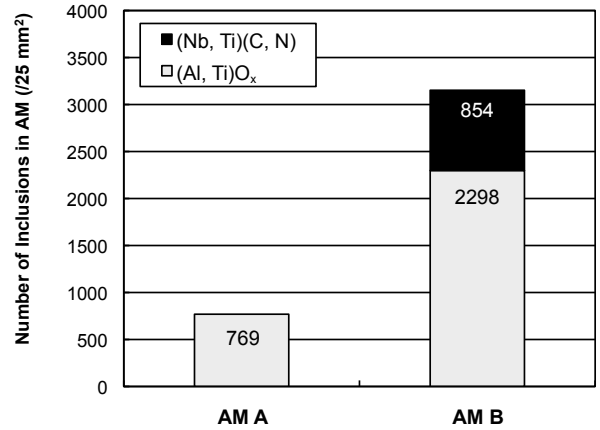


Fig. 6. Number of inclusions in AM materials.

Table 3. Chemical composition of inclusion (mol%).

Composition	AM A	AM B	
	$(Al, Ti)O_x$	$(Al, Ti)O_x$	$(Nb, Ti)(C, N)$
Al	19.7	20.5	0.0
Ti	8.4	10.5	32.9
Nb	3.0	2.4	5.9
C	4.2	2.1	5.0
O	64.7	62.7	0.0
N	0.0	1.8	56.2

### 3. 3 SEM-EDXによる観察結果

各粉末およびその積層造形物の断面において、SEM-EDX での任意の視野から観察された介在物画像および介在物の個数、最大寸法およびその組成を Fig. 8 に示す。3. 2での結果と同様に、Powder A およびその積層造形物においては  $(Al, Ti)O_x$  のみが観察され、Powder B およびその積層造形物においては  $(Al, Ti)O_x$  に加えて

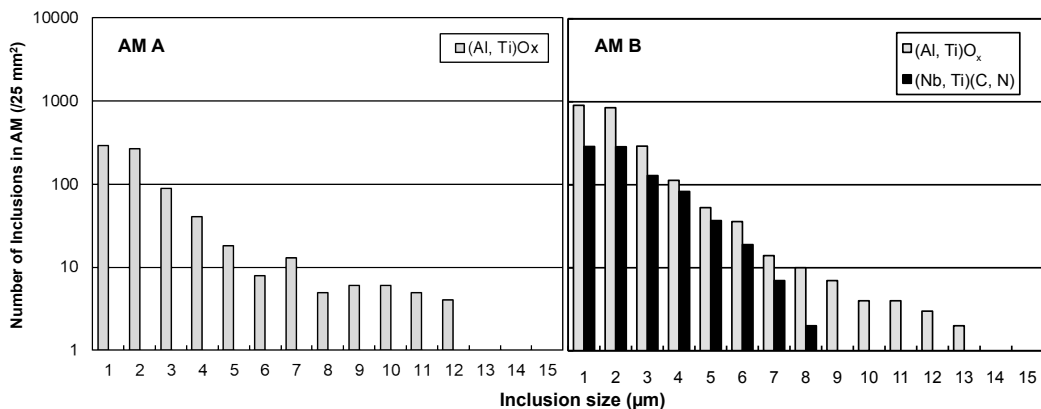


Fig. 7. Relationship of inclusion size and number in AM materials.

(Nb, Ti)(C, N)も観察された。また、Powder B およびその積層造形物は、Powder A およびその積層造形物と比較し、介在物の個数が多い。

粉末と積層造形物を比較すると、Powder A およびその積層造形物において、観察された介在物の最大寸法に大きな差異はみられない。また、Powder B およびその積層造形物においては、観察された (Al, Ti)O<sub>x</sub> の最大寸法にわずかな違いがみられるが、(Nb, Ti)(C, N)に大きな差異はみられない。3. 2での結果では、Powder B の積層造形物断面において観察された最大寸法の介在物の組成は (Al, Ti)O<sub>x</sub> であったが、任意の SEM-EDX 視野から分析した本節においては、(Nb, Ti)(C, N)であった。

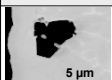
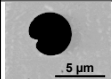
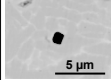
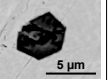
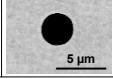
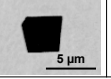
State	SEM image		Number of inclusions (/ 10000 particles)	The maximum inclusion size and composition
	(Al, Ti)O <sub>x</sub>	(Nb, Ti)(C, N)		
Powder A		—	15 (/ 10000 particles)	4.5 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>
AM A		—	19 (/ 0.15 mm <sup>2</sup> )	5.5 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>
Powder B			55 (/ 10000 particles)	1.0 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub> 5.0 μm, (Nb, Ti)(C, N)
AM B			60 (/ 0.15 mm <sup>2</sup> )	2.5 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub> 4.2 μm, (Nb, Ti)(C, N)

Fig. 8. SEM-EDX observation of cross section of powder and AM inclusion.

### 3. 4 抽出残渣法による観察結果

各粉末およびその積層造形物で化学抽出を行い、得られた抽出残渣の測定結果を Fig. 9 に示す。Powder A およびその積層造形物においては、少量の Al 系および Ti 系介在物がみられる。これは、Al および Ti 系の複合的な酸化物である (Al, Ti)O<sub>x</sub> によるものと考えられる。また、Powder B およびその積層造形物においては、少量の Al 系介在物および多量の Ti 系介在物がみられた。これは多くの (Al, Ti)O<sub>x</sub> に加えて Nb および Ti 系の複合的な炭窒化物である (Nb, Ti)(C, N)も加えて観察されることによるものと考えられる。3. 2, 3. 3での結果と同様で、各粉末とその積層造形物を比較すると、介在物量に大きな差異はみられない。

各粉末およびその積層造形物において、フィルタに残存した任意の最大寸法の介在物を SEM-EDX により観察した結果を Fig. 10 に示す。Powder A およびその積層造形物においては、板状の (Al, Ti)O<sub>x</sub> が観察され、最大寸法が粉末と積層造形物とで一致した。また、Powder B およびその積層造形物においては、球状の (Al, Ti)O<sub>x</sub>

に加えて、デンドライト状の (Nb, Ti)(C, N)もみられた。それぞれの介在物の最大寸法は粉末と積層造形物で一致した。最大寸法の介在物の組成は (Nb, Ti)(C, N)であり、3. 3での結果と一致した。

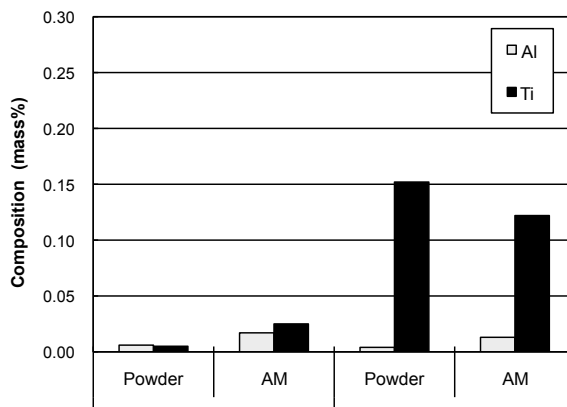


Fig. 9. Component of extracted inclusion.

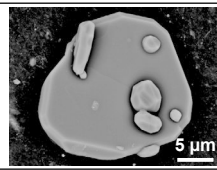
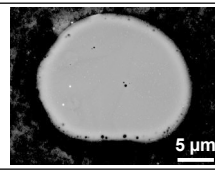
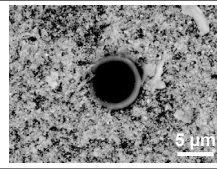
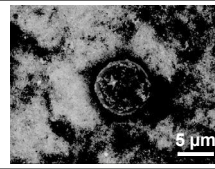
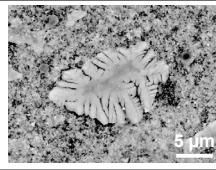
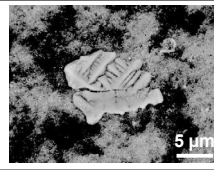
State	The maximum size and composition	
	Powder	AM
A	22.0 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>	22.5 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>
		
	7.5 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>	8.0 μm, (Al, Ti)O <sub>x</sub>
B		
	17.5 μm, (Nb, Ti)(C, N)	14.0 μm, (Nb, Ti)(C, N)
		

Fig. 10. SEM-EDX observation of extracted inclusion.

## 4. 考 察

製造方法の異なる粉末での積層造形物において、介在物を比較するために行った全自動 SEM-EDX による連続的な観察結果から、O, N 量の少ない Powder A の積層造形物においては、わずかな (Al, Ti)O<sub>x</sub> が観察された。一方、N 量の多い Powder B の積層造形物においては、多くの (Al, Ti)O<sub>x</sub> に加えて (Nb, Ti)(C, N)も観察され

るために介在物の量は多い。また、L-PBFプロセスによる介在物の変化を調査するために行ったSEM-EDXによる任意の視野での観察および抽出残渣による分析においても介在物に大きな差異がみられなかった。それらのことから、L-PBFプロセスである積層造形前後で、介在物の変化はほとんどなく、粉末内に存在した介在物が積層造形物に残存したと考えられる。

しかしながら、粉末内の介在物はレーザー照射による溶融・凝固プロセスにより、積層造形物内で成長または溶融することが予想される。

そこで、介在物の熱平衡状態での生成温度や生成量を調査するため、JmatPro（材料物性値計算ソフトウェア、Sente Software社（英））を用いてAlloy718における熱平衡状態でのAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>とTiN、NbCの生成温度や生成量を算出した。Powder AおよびBのそれぞれの成分組成におけるAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>とTiN、NbCの熱平衡状態図をFig. 11に、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>とTiN、NbCの溶解温度をTable 4に示す。

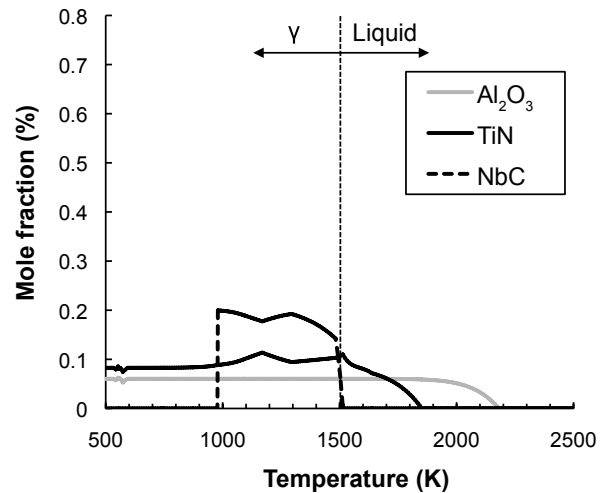
Powder Aにおいて、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は2193 Kより晶出し始め、温度が低下しても生成量は0.06 mol%で一定となる。TiNは1883 Kで晶出し始め、温度低下によって二度の生成ピークがあり、一つ目が1503 Kで生成量が0.10 mol%、二つ目が1173 Kで生成量が0.11 mol%であった。NbCは1523 Kで析出し始め、温度低下によって二度の生成ピークがあり、一つ目が1293 Kで生成量が0.19 mol%、二つ目が983 Kで生成量が0.2 mol%であった。

一方でPowder Bにおいては、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は2273 Kより晶出し始め、温度が低下しても生成量は0.12 mol%で一定となる。TiNは2083 Kで晶出し始め、温度低下によって二度の生成ピークがあり、一つ目が1503 Kで生成量が0.53 mol%、二つ目が1193 Kで生成量が0.54 mol%であった。NbCは1493 Kで析出し始め、温度低下によって二度の生成ピークがあり、一つ目が1293 Kで生成量が0.14 mol%、二つ目が993 Kで生成量が0.17 mol%であった。

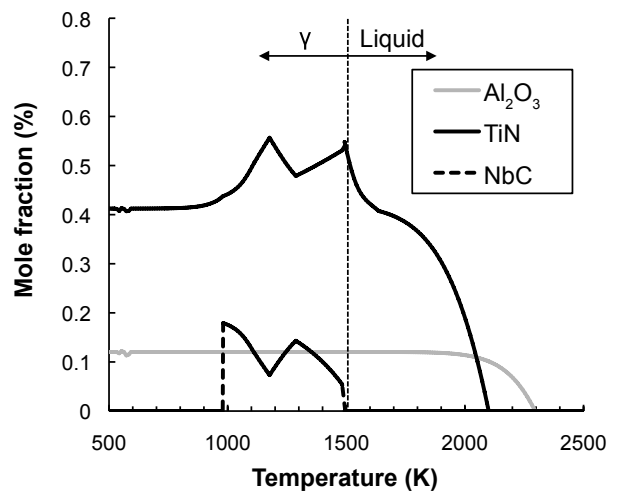
Powder AとPowder Bで各介在物における生成量のピーク値を比較すると、NbCにおいては大きな差がみられなかったが、Powder Bにおいて、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>では生成量が2倍、TiNでは約5倍に増加した計算結果となった。

Alloy718粉末を用いた積層造形について書かれた報告において、レーザー照射によって溶融池の温度は2273～3273 Kになることが報告されている<sup>12), 13)</sup>。JmatProの結果をふまえると、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>やTiN、NbCといった介在物は、レーザー照射によって溶解温度に達して溶融される可能性がある。

しかしながら、L-PBFプロセスである積層造形前後で、介在物に変化がみられなかったのは、L-PBFの特異性であ



(a) Powder A



(b) Powder B

Fig. 11. Calculation of the thermal balance state of inclusion by JMatPro.

Table 4. Calculation of solvus temperature of inclusion by JMatPro.

	Solvus temperature (K)		
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiN	NbC
A	2193	1883	1523
B	2273	2083	1493

る急速溶融・急凝固プロセスによるものと考えられる。

L-PBFにおける凝固時の冷却速度は10<sup>5</sup>～10<sup>7</sup> Ks<sup>-1</sup>とされている<sup>14)～16)</sup>。Umbertoら<sup>14)</sup>はL-PBFでのレーザー照射による溶融池の冷却速度を観察するために、SUS316L粉末において、高速度カメラやレーザー遮光フィルタなどで構成された独自の観察装置を用いて、レーザー出力や走査速度を変化させながら、溶融池の冷却速度を実測している。その結果によると、溶融池の

冷却速度は  $1.0 \sim 7.0 \times 10^6 \text{ Ks}^{-1}$  であった。また、J. W. Sarah ら<sup>15)</sup> や A. M. Mullis ら<sup>16)</sup> は、積層造形物断面に観察される SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) より、(1) 式によって積層造形時の冷却速度を算出している。

$$SDAS = ae^b \tag{1}$$

$a, b$ : Constant of value

$\epsilon$ : Cooling rate ( $\text{Ks}^{-1}$ )

本研究で得られた積層造形物の冷却速度を算出するために用いた積層造形物断面の画像を Fig. 12 に示す。SDAS は  $0.65 \mu\text{m}$  であり、冷却速度を算出すると  $5.3 \times 10^5 \text{ Ks}^{-1}$  であった。ここで、材料定数である  $a$  と  $b$  の値は、弊社内における実験に基づいて算出した値を使用した。算出した冷却速度は文献値とほぼ一致しており、本研究で得られた積層造形物の凝固時の冷却速度においても  $10^5 \sim 10^7 \text{ Ks}^{-1}$  で推移したものと考えられる。

また、粉末製造における噴霧時の冷却速度は  $10^5 \sim 10^8 \text{ Ks}^{-1}$  であると言われており<sup>17)</sup>、積層造形物同様に、粉末においても断面にみられた SDAS から冷却速度を算出した。算出するために用いた粒子断面の画像を Fig. 13 に示す。SDAS は  $0.5 \mu\text{m}$  であり、冷却速度を算出すると  $1.1 \times 10^6 \text{ Ks}^{-1}$  で文献に一致した。

粉末および積層造形物のどちらにおいても、介在物の寸法よりも SDAS が小さく、介在物の変化するよりも速く母相が凝固されたことが推測される。

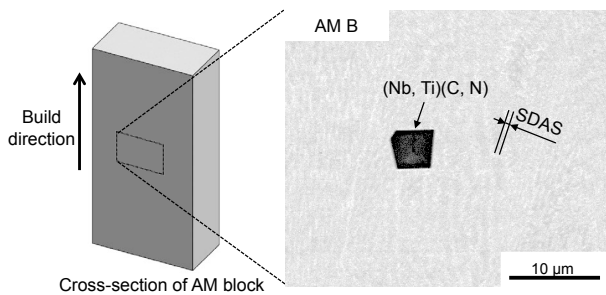


Fig. 12. Cross section of AM block.

以上の結果から、推定される L-PBF プロセスにおける介在物の生成メカニズムをまとめたものを Fig. 14 に示す。

まず、介在物を含む粉末によって粉末床が構成される (Fig. 14(a))。粉末内に存在する介在物はレーザー照射による溶融池の温度上昇から、溶融または成長すること、新たに介在物が生成されることが予想される (Fig. 14(b))。しかしながら、L-PBF プロセスの特異性である急速溶融および急冷凝固過程によって介在物に変化がなく、粉末内に存在していた介在物が造形物内に残存したと考えられる (Fig. 14(c))。したがって、粉末内の介在物の少ない Powder A はその積層造形物においても介在物の量は少なく、粉末内の介在物の多い Powder B はその造形物においても介在物の量は多い。また、介在物は粉末と積層造形物で変化がみられなかったと考えられる。

粉末製造を含めた介在物の生成メカニズムをまとめたものを Fig. 15 に示す。介在物は粉末製造における溶解時の熱平衡状態で溶湯内に生成される。噴霧時の冷却速度は L-PBF における凝固プロセスと同等以上であるため、介在物は成長されずに粉末内に残存する。また、Fig. 14 で示した通り、L-PBF プロセスである急速凝固・急冷凝固過程においても溶融や成長するといった変化がなく、粉末内に存在した介在物が積層造形物内に残存したと考えられる。つまり、積層造形物の介在物の生成については粉末の製造工程が支配的であると考えられる。

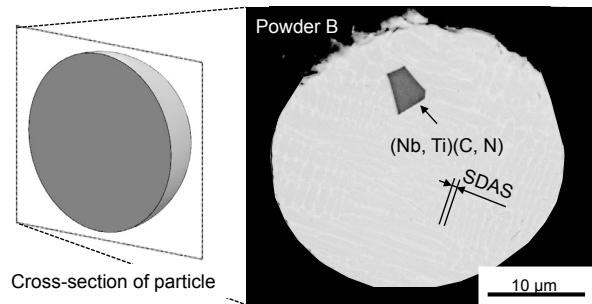


Fig. 13. Cross section of particle.

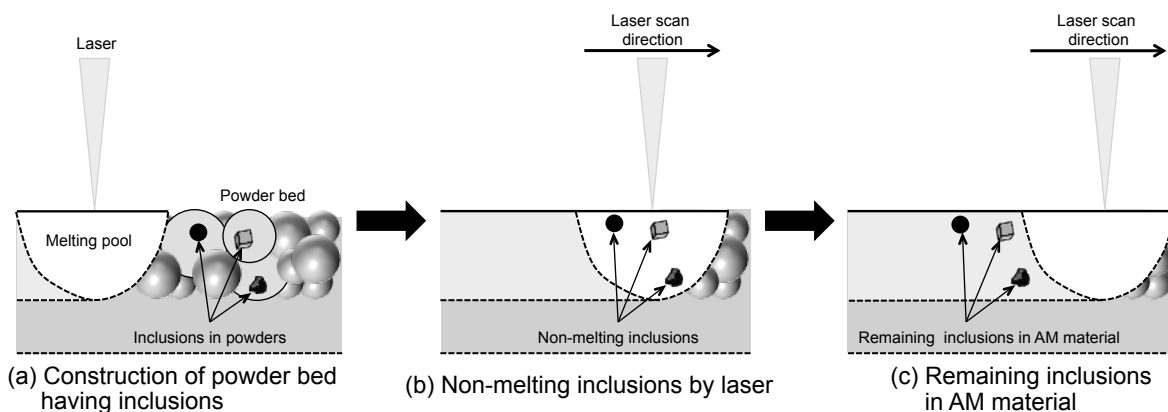


Fig. 14. Inclusion behavior of L-PBF process.

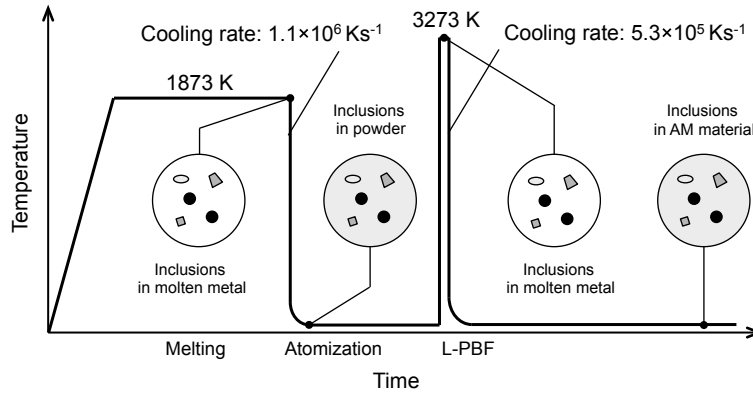


Fig. 15. Inclusion behavior of powder manufacturing and L-PBF process.

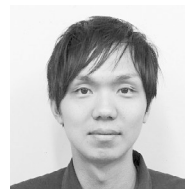
## 5. 結 論

- (1) O, Nの少ない Powder Aおよびその積層造形物では観察される介在物の量が少なく, Nおよび Al, Ti量の多い Powder Bおよびその積層造形物では多い. それは, 多くの (Al, Ti)O<sub>x</sub>に加えて (Nb, Ti)(C, N)もみられるためである.
- (2) L-PBFプロセスである積層造形前後において, 介在物の個数や量, 最大寸法およびその組成に大きな差異はみられない. それは, 粉末内の介在物が L-PBFプロセスの特異性である急速溶融・急冷凝固過程において, 溶融や成長するといった変化がなく, 積層造形物内に残存したためと推測される. したがって, L-PBFプロセスにおいては介在物が変化する可能性は低いと考えられる.
- (3) L-PBFにおける介在物は粉末の製造工程が支配的であると考えられる.

(文 献)

- 1) 榎原弘之: 計測と制御, 56(2015), 6, 381.
- 2) 小泉雄一郎, 千葉晶彦, 野村直之, 中野貴由: まてりあ, 56(2017), 12, 686.
- 3) 京極秀樹, 池庄司敏孝, 米原牧子: 近畿大学次世代基盤技術研究所報告, 9(2018), 55.
- 4) 酒井仁史: 素形材, 54(2013), 2, 47.
- 5) 田村知子: 特殊鋼, 65(2016), 4, 33.
- 6) F. Caiazza, V. Alfieri, G. Corrado and P. Argenio: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 93(2017), 4023
- 7) A. Hansel, M. Mori, M. Fujishima, Y. Oda, G. Hyatt, E. Lavernia and J. P. Delplanque: Procedia CIRP, 46(2016), 579.
- 8) L. O. Uhrus: 鉄と鋼, 77(1968), 104.
- 9) 村上敬宜: 鉄と鋼, 75(1989), 8, 1267.

- 10) L. Thijs, J. V. Humbeeck, K. Kempen, E. Yasa, J. P. Kruth and M. Rombouts: Innovative Developments in Virtual and Physical Prototyping, 5(2011), 297.
- 11) P. Karimi, E. Sadeghi, D. Deng, H. Gruber, J. Andersson and P. Nylén: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 99(2018), 2903.
- 12) L. Simeng, X. Hui, L. Keyang, X. Wenjia, L. Yanqin, H. Xu, M. Jyoti and S. Lijun: Materials and Design, 119(2017), 351.
- 13) S. Qimin, G. Dongdong, X. Mujian, C. Sainan and R. Ting: Optics & Laser Technology, 84(2016), 9.
- 14) S. B. Umberto, G. Gabe, W. Sheldon, J. M. Manyalibo and M. S. Julie: Materials and Design, 135(2017), 385
- 15) J. W. Sarah, G. Zhengtao, L. Stephen, L. B. Jennifar, Y. Wentao, G. Hyatt, F. E. Kornel, G. J. Wagner, L. K. Wing and C. Jian: Additive Manufacturing, 27(2019), 540.
- 16) A. M. Mullis, L. Farrell, R. F. Cochrane and N. J. Adkins: Metallurgical and Materials Transactions B, 44(2013), 992.
- 17) S. Chaorun, T. Xingling, Z. Xianjie, Junbiao Wang and W. Weichao: Materials and Design 118(2017), 66.



白田輝貴



山田慎之介



大崎元嗣



鈴木寿穂