



K. Kakehi

選択的レーザー溶融法で造形した Ni 基超合金のクリープ特性劣化と後処理による改善

寛 幸次 *

1. 研究の目的と背景

Alloy718 超合金は、高温での優れた機械的特性と構造安定性により、ガスタービンや航空宇宙用途で広く使用されている¹⁻³⁾。しかし、従来の加工法で製造された Alloy718 部品は、複雑形状の製造、ひいては動作範囲や効率に限界がある⁴⁾。選択的レーザー溶融 (SLM, selective laser melting) 法などの付加造形プロセスには、従来法と比較して、設計の自由度が大きいことや、生産工程数、リードタイム、投資コストの削減など、いくつかの利点がある⁵⁻⁸⁾。しかし、付加造形では、局所的な入熱、エネルギー吸収、凝固速度の速さによって生じる強い熱勾配が、SLM プロセス中に残留応力を促進させるといった問題がある。さらに、高い凝固速度は、樹枝状組織成長の形成に関連する化学組成のマイクロ偏析や非平衡相の形成にも関与している^{9,10)}。Amatoらは、後処理が二次析出物である Laves 相や炭化物の生成を促進し、SLM で造形した IN625 超合金の機械的特性に影響を与える可能性があるとして指摘している⁹⁾。一方、Alloy718 で従来から推奨されている溶体化時効 (STA) 処理 (980°C/1h) では、SLM で造形した Alloy718 のクリー

プ破断寿命が短い¹¹⁾。これは界面が非整合である δ 析出物の列が、クリープ寿命の低下を招くためである。また、急熱・急冷に起因する残留応力と高転位密度の存在が、亀裂の進展速度を加速させる。そのため、SLM 材の組織や機械的特性を改善するためには、適切な後処理が必要である。付加製造された Ni 基超合金に推奨される通常の後処理は、熱処理と熱間等方圧加圧 (HIP, hot isostatic pressing) である¹²⁻¹⁴⁾。Alloy718 の主要な強化相 (γ') は準安定相で、望ましくない化合物相が形成される可能性があるため、Alloy718 に最適な後処理を決定することは困難である^{15,16)}。この研究では、SLM 材の組織と機械的特性を改善するために、いくつかの熱処理 (HT) 工程と HIP を実施した。本研究の目的は、SLM 法によって造形された Alloy718 の組織とクリープ特性に及ぼす後処理の影響を明らかにすることである。

2. 実験方法

Alloy718 粉末の化学組成を表 1 に示す。EOS 社が提供する Alloy718 用 SLM プロセスパラメータ (レーザー出力 400

表 1 供試粉末の化学組成 (mass %)。

Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Cu	C	Si, Mn	P, S	B	O	Fe	Ni
19.6	5.05	2.85	1.10	0.46	0.03	0.05	0.04	0.04	0.0	0.002	0.019	bal.	52.59

表 2 後処理一覧

Variant	1st Step: Solution Treatment	2nd Step: Age Hardening
STA-980 °C	980 °C/1 h/air cooling	
STA-1045 °C	1045 °C/1 h/air cooling	
STA-1065 °C	1065 °C/1 h/air cooling	720 °C/8 h/furnace cooling to 620 °C + 620 °C/10 h/air cooling
STA-1120 °C	1120 °C/1 h/air cooling	
STA-1180 °C/1 h	1180 °C/1 h/air cooling	
STA-1180 °C/4 h	1180 °C/4 h/furnace cooling	
Variant	1st Step: HIP Process	2nd Step: Post-Treatment
As-HIPed	HIP at 1180 °C/175 MPa/4 h	N/A
HIP + direct aging	HIP at 1180 °C/175 MPa/4 h	720 °C/8 h/furnace cooling to 620 °C + 620 °C/10 h/air cooling

表 3 析出相およびマトリックスの TEM EDS 分析値 (mol %)

Elements	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Laves (as-built)	2.2	1.09	12.74	11.28	45.42	22.06	5.21
δ phase (STA-980°C)	0.84	2.43	4.17	3.41	51.16	35.86	2.12
Matrix (STA-980°C)	2.38	0.47	12.45	14.16	61.63	5.59	3.2

* 東京都立大学 大学院 システムデザイン研究科
機械システム工学域 教授

W, 走査速度 7.0m/s, ハッチ距離 80 μ m, 層厚 40 μ m, ビーム径 100 μ m, 雰囲気 99.9999% Argon) により 35 mm \times 35 mm \times 35 mm の Alloy718 立方体を作製した. 各層ごとにレーザーの走査方向を 66.5 $^{\circ}$ 回転させた. SLM 加工後, ワイヤ放電加工機で立方体から造形方向と平行に試験片を切り出し, その寸法は 19.6 mm \times 2.8 mm \times 3.0 mm であった. その後, 各試験片を複数の試料セットに分割し, 異なる後処理を施した. 表 2 に SLM 試料の後処理をまとめた. Alloy718 では, 固溶強化と析出強化が強化メカニズムであり, 熱処理方法は溶体化温度と時効処理 (STA) から構成されている¹⁷⁾. 本研究では, δ 相のクリープ特性への影響を評価するために, 不要な δ 相のサブソルバス (980 $^{\circ}$ C), ソルバス (1045 $^{\circ}$ C), スーパーソルバス (1065 $^{\circ}$ C) の温度で溶体化処理を行った. 一方, 従来の Alloy718 の熱処理では, 980 $^{\circ}$ Cではなく 1100 $^{\circ}$ Cでの処理が十分に δ 相を溶解できることが示唆されている. さらに, 1100 $^{\circ}$ Cでの溶体化は, 粒成長の初期段階のために十分なエネルギーを持ち, これは転位の消滅を通じて蓄積されたひずみエネルギーを解放する¹⁹⁾. さらに, 1100 $^{\circ}$ C以上の加熱で結晶粒の粗大化が観察された. そこで, 本研究では, 1100 $^{\circ}$ C, 1120 $^{\circ}$ C, 1180 $^{\circ}$ Cの溶体化処理を比較検討した. 溶体化処理後, 試験片は前述の通り 2 段階の時効処理を施した. すなわち, 本研究では, as-built 試験片を 980 \sim 1180 $^{\circ}$ Cの種々の溶体化温度に加熱し (表 2), 各温度で 1 h 保持した後, 空冷により室温まで冷却した. 溶体化処理後, 720 $^{\circ}$ Cで 8 h, 620 $^{\circ}$ Cまで炉冷し, 620 $^{\circ}$ Cで 10 h 保持し, 室温まで空冷する 2 段階の時効処理を行った (表 2). 熱処理の目的は, Laves 相や δ 相等の化合物粒子と γ' / γ'' 強化相をマトリックスに溶かし込んだ後, 2 段階時効処理で γ' 相と γ'' 相を再析出させることである. これらの熱処理を施した試料を STA-980 $^{\circ}$ C, STA-1045 $^{\circ}$ C, STA-1065 $^{\circ}$ C, STA-1120 $^{\circ}$ C, STA-1180 $^{\circ}$ Cとした (表 2). 一方, 一部の as-built 試料は, HIP 1180 $^{\circ}$ C, 175 MPa, 4 h の HIP 処理¹⁸⁾ を直接行った (as-HIPed). もう一つの条件として, HIP 処理後に時効処理を行う HIP+ 直接時効を検討した. 後処理後, 650 $^{\circ}$ C, 550 MPa でクリープ試験を実施した. 走査型電子顕微鏡および透過型電子顕微鏡を用いて組織を観察した. 電子後方散乱回折 (EBSD) による配向測定から逆極座標 (IPF) およびカーネル平均方位 (KAM) マップを算出した. 後処理の目的は, 高い耐クリープ性と延性を実現するためである. 本研究では, as-built 試験片を 980 $^{\circ}$ Cから 1180 $^{\circ}$ Cの範囲 (表 2) の所望の溶体化温度まで加熱し, その温度で 1 h 保持した後, 空冷して室温まで放冷した. 造形完了後, 一部の as-built 試験片に HIP 処理を施し, 微量の残留ポロシティと偏析を除去して均質な組織を得ることができた. 従来法により加工された Alloy718 の最適な HIP 条件として, 温度 1180 $^{\circ}$ C, 圧力 175 MPa, 4h を使用した. HIP 処理後, HIP 処理したままの試験片に 2 段階時効処理を施した. さらに, 本研究では SLM 材の機械的特性に対する HIP 処理

の圧力の影響を調べるため, 1180 $^{\circ}$ Cで溶体化処理し 4h 保持後, 室温まで炉冷 (HIP 処理と同等の温度と時間) し, その後 2 段階時効処理を行い, 他の条件と比較した. アルキメデス法による as-built 材と鑄造&鍛造合金の密度は, それぞれ 8.20, 8.23 g/cm³ であった.

3. 実験結果

3.1. 組織観察

3.1.1. 造形まま材

As-built 試験片の組織は, 側面から見ると, 熔融池の境界は典型的な円弧状で²⁾, 厚さ 75 μ m, 幅 100 μ m であり, レーザーのガウスエネルギー分布²⁰⁾によって誘起されていた. また, デンドライトおよびデンドライト間の領域は, 連続した析出物のネットワークで装飾されており, TEM 分析により Laves 相および炭化物と同定された. 凝固の最終段階で, 液相から Nb 偏析により Laves 相と NbC が析出する²¹⁾. また, 熔融凝固過程での熱ひずみの発生に起因する高密度転位が発生する²²⁾. 成形加工 (急熱・急冷) により, レーザー加工層が異なる速度で伸縮し, 高密度の転位が発生する熱ひずみが生じる. As-built 試料の側面の IPF マップから, 柱状粒と等軸粒が混在していることが確認された. この組織は, SLM の凝固過程での熱流束に起因するものと考えられる. 等軸粒は, 一般に, オーバラップ部や凝固フロント付近などの部分熔融部での不均質核生成に起因する²³⁾. 一方, 柱状粒はエピタキシャル成長により形成される.

3.1.2. 熱処理材

980 $^{\circ}$ Cでの溶体化処理と 2 段階時効熱処理を行った後, Nb に富む析出物と δ 相が粒界とデンドライト間に沿って多数見られた. Laves 相が δ 相に変化したのは, STA-980 $^{\circ}$ C 条件での溶体化熱処理によるものである. 同様の結果は, Qi 等の研究²⁴⁾ でも報告されている. この針状 δ 相は一般に機械的性質に悪影響を及ぼすため, 好ましくない. さらに, δ 相のピン留め効果により, STA-980 $^{\circ}$ Cの試験片と as-built の試験片では, 結晶粒の形態と粒径が類似していた. このように, 980 $^{\circ}$ Cでの標準的な溶体化処理は, SLM 加工した試験片の均質化には有効でない. STA-1045 $^{\circ}$ Cの試料では粒界に沿って連続した球状の炭化物が観察された. さらに, 溶体化温度の上昇に伴い, 樹枝間 δ 相の量が減少した. また δ ソルバスの温度 (1045 $^{\circ}$ C) を超える 1065 $^{\circ}$ C の溶体化温度では粒界のピン留めによる粒成長を抑制する δ 相の固溶により, わずかに粒成長することが確認された. STA-1120 $^{\circ}$ Cと STA-1180 $^{\circ}$ Cの後, ほとんどの δ 相がマトリックスに固溶した. 1120 $^{\circ}$ C以上の温度では, 炭化物が成長するのに十分な時間があつたため, NbC を主成分とする炭化物が粗大化した. 炭化物析出の駆動力は, 合金の冷却に伴う炭化物形成元素 (C, Nb など) の偏析である. また, 1120 $^{\circ}$ Cの溶体化処理で結晶粒の成長が活発になったことも確認された. カーネル平均方位 (KAM) マップでは, STA-1120 $^{\circ}$ Cの試験片で転位密度が明らかに減少してい

ることがわかった。しかし、結晶粒成長の駆動力は、溶融池のオーバーラップ領域のように、ひずみ、転位密度の高い領域として特徴付けられることが多いため²⁶⁾、結晶粒径が不均一になる。

3.1.3. HIP 材

HIP 処理後、等軸粒の組織が観察された。HIP 温度が高いため、熱処理した SLM 試験片と比較して、粒成長が大きく、粒が粗大化し、より等方的な外観を呈していた。HIP

処理と直接時効処理（略称：HIP+直接時効）を経た試料の IPF マップから、その後の熱処理により、焼きなまし双晶が発生していた。さらに、HIP 処理された材料は、HIP 処理中の冷却速度が低いため、より粗い炭化物の体積分率が非常に大きくなっている。この炭化物サイズの増大は、HIP 処理で発生する低い冷却速度での成長時間の増大と一致する。また、HIP 処理した試料では炭化物が粒界に沿って密に分布し、マトリックス中にも均一に分布していたが、

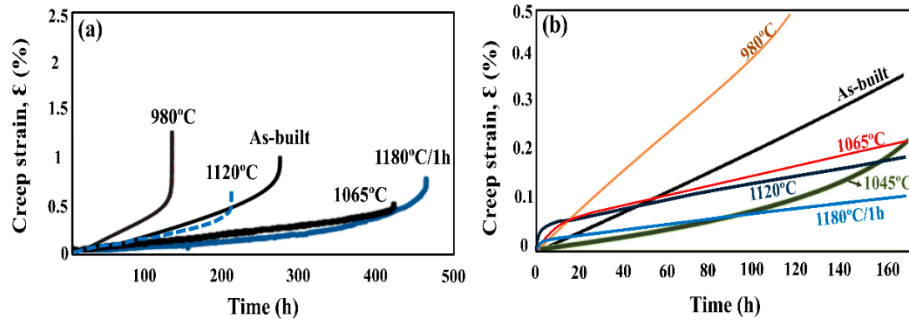


図1 (a) 650 °C/550 MPa におけるクリープ曲線および(b) 初期クリープ。

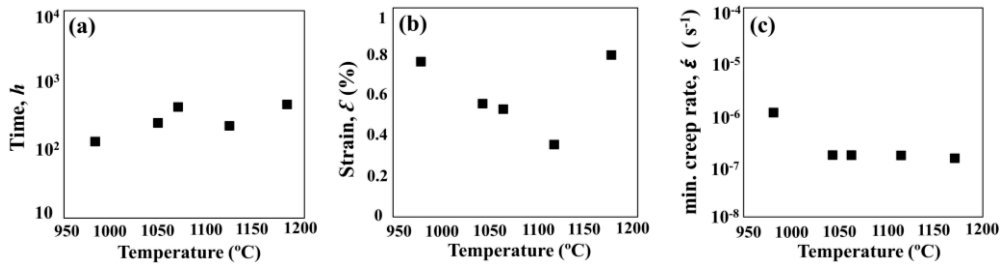


図2 熱処理材の 650 °C/ 550 MPa における(a)クリープ寿命、(b)破断伸び、および(c) 最小クリープ特性。

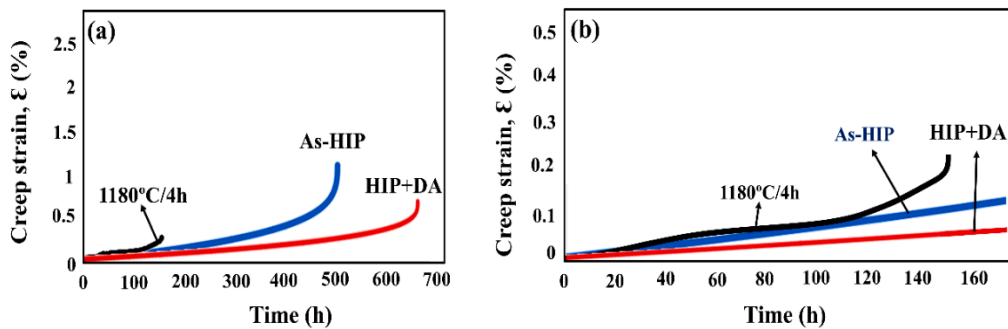


図3 HIP 材の 650 °C /550 MPa における(a)クリープ寿命、(b)破断伸び、および(c) 最小クリープ特性。

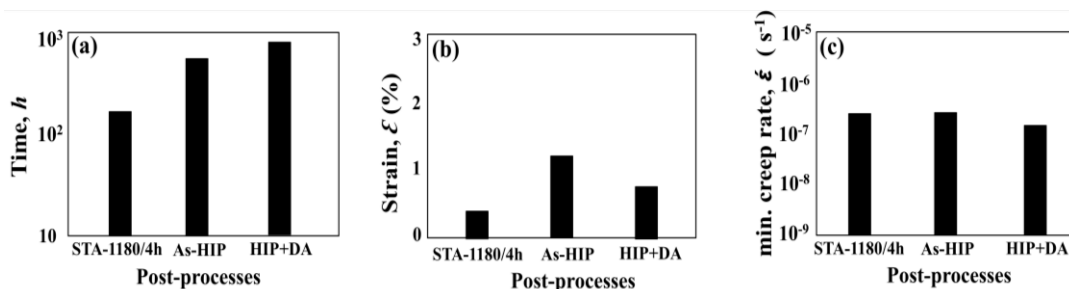


図4 650 °C /550 MPa における HIP 材の(a)クリープ寿命、(b)破断伸び。

STA-1180 °C/4h の試料では炭化物はほとんど粒界に沿って析出していた。

3.2. 熱処理材のクリープ特性

熱処理を施した試験片はすべて 650 °C/550 MPa の条件下でクリープ試験を行った。SLM 試験片のクリープ特性に対する熱処理の影響を図 1 および図 2 に示す。クリープ速度の最小値は試験初期に測定された (図 2c 参照)。図 1 に示すように、as-built 試験片は 270 h のクリープ破断寿命を示したが、STA-980°C 試験片は as-built 試験片の半分の破断寿命しか示さなかった。針状 δ 析出物が連続して存在することと、整合性が低いことが、STA 試験片のクリープ寿命と伸びの劣る一因と考えられる。また、界面が不連続な針状 δ 析出物の列は、亀裂の発生点となり、クリープ寿命を低下させた。STA-980 °C の試験片が最も短いクリープ破断寿命を示した主な理由は、この δ 相による脆化だろう¹¹⁾。STA-1065 °C では、より高い溶体化温度で処理したため、デンドライト間 δ 相の溶解が進み、STA-980 °C よりもはるかに長いクリープ破断寿命を示した (図 1)。さらにクリープ曲線データを解析した結果、STA-1045°C と STA-1065 °C の最小クリープひずみ速度はそれぞれ $1.59 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ と $1.90 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ に達した。これは、両試料がクリープ初期に同程度のクリープ速度であることを示し、100 h 後に STA-1045 °C 試料が短い時間で加速クリープ段階を示した (図 1)。一方、STA-1065°C 試験片は Laves 相および δ 相の量が少ないため、STA-1045°C 試験片の 1.5 倍の破断寿命となることがわかった。破断面は、STA-980°C、STA-1045 °C、STA-1065°C のそれぞれで樹枝状パターンと結晶粒状パターンが混在していた。デンドライト間 δ 相の存在は、不整合性と相俟って、劣悪なクリープ寿命をもたらすことになった。また、Alloy718 は Ni_3Nb 組成を基本とする γ'' 相を主成分とする析出強化型である。しかし、 δ 相の形成には 10% から 30% の Nb 濃度が必要であり、析出強化に必要な主要合金元素がマトリックスから枯渇してしまう¹⁸⁾。その結果、 δ 相の形成が進むにつれて、クリープ強度が低下することになる。さらに、結晶粒のアスペクト比が大きい場合、破断モードは粒内破壊になる²⁷⁾。そのため、破断面は一部が樹枝状、一部が粒内破壊になる。STA-1120 °C 以上の条件では、破断寿命の低下が見られたが (図 1a)、STA-1180 °C/1 h の試験片では、結晶粒の成長によりクリープ破断寿命が向上していることがわかった。中間温度 ($T/T_m=0.3\sim 0.6$, 380 °C \sim 760 °C) でのクリープ破壊は、結晶粒界へのキャビティの核生成と成長で開始されることが多い。その結果、STA-1180 °C/1 h の試験片は、全体の変形に対する粒界すべりの寄与が小さいため、STA-1120 °C より優れた耐クリープ性を示すと考えられる。破断面は、STA-1120 °C の試験片では粒界と粒内のパターンが混在していた。柱状粒は粒界型に破断し、短い結晶粒は「引き抜き」の結果、部分的に粒内型、粒界型の破断となる²⁷⁾。一方、STA-1180 °C の試験片では粒界破壊が観察された。

3.3. HIP 材の機械的特性

STA-1180 °C/1 h 試験片は熱処理を施した SLM 試験片の中で最も長いクリープ破断寿命を示したが (図 1)、STA-1180 °C/4 h 試験片はクリープ特性が劣った (図 3)。一方、熱処理を行わない HIP 処理材は STA-1180 °C/4 h 材よりも良好なクリープ破断寿命を示した (図 3)。さらに、HIP+直接時効条件では、その後の熱処理により主要強化相が析出したため、クリープ破断寿命は 700 h に伸長した。STA-1180 °C/4 h、HIP 処理後、HIP+直接時効材の破断面は、一般的な粒界破壊であることが確認された。

4. 考察

4.1. ラーベス相と δ 相形成が及ぼす影響

Alloy718 の強化は γ'' (Ni_3Nb) 相に依存するため、Nb という元素が組織の制御に非常に重要であることが示されている¹⁵⁾。しかし、Nb は凝固過程で容易にデンドライト間領域に偏析してしまう。Nb の偏析は、凝固末期に Laves 相を形成することになり、一般的には好ましくない。Laves 相は六方最密充填相であり、一般に 10% から 30% の高い Nb 濃度の形態とされている¹⁸⁾。さらに、それに伴う Nb に富む δ 相の生成は、STA-980 °C の試験片では多くの Nb が 2 次析出相として消費されることを示している (表 3)。すなわち、Laves/ δ 相の生成は、マトリックスの主要強化元素を枯渇させることになる。さらに、Laves/ δ 相とマトリックス界面間の結合力は低く、早期破壊につながる。Laves/ δ 相は、その固有の脆性により、亀裂の発生および伝播しやすい部位として作用する¹⁸⁾。したがって、デンドライト間領域で Laves 相/ δ 相の形成が進むと、クリープ強度が低下することになる²¹⁾。

4.2. 造形まま材の結晶粒形態

側面の IPF マップから、柱状粒と等軸粒が混在していることが確認された。これらの組織の生成は、SLM 凝固過程での熱流束に起因するものと考えられる⁴⁾。等軸粒は一般に、オーバーラップ部および凝固フロント付近などの部分的に溶融した部分の不均一な核生成に起因している²⁴⁾。一方、エピタキシャル成長は柱状結晶粒の発生につながった。

4.3. 不均一粒成長とその影響

局所的に集中したエネルギー入力、繰り返される急熱、高い凝固速度、およびそれに伴う塑性変形により、SLM プロセス中に残留応力が残り¹⁹⁾、これが通常の粒成長の駆動力となる可能性がある。エネルギーの高い粒界は、粒成長に適した場所として機能する²⁶⁾。溶体化温度 1120 °C では、活発な粒成長が観察された。残留応力は粒界の界面エネルギーを変化させるため、残留応力の大きさが粒成長速度に影響し、残留応力は成長速度の不均一性にも影響を与えるだろう²⁸⁾。1180 °C、175 MPa/4 h で HIP 処理すると、微細粒の不均一な分布が観察された。この不均一な結晶粒成長により、結晶粒が不均一に分布し、付加造形材の機械的特性に悪影響を及ぼすと考えられる²⁹⁾。損傷発生は常

に粒界に起因しており、試験温度が中間 ($T/T_m = 0.3 \sim 0.6$) の場合、クリープ試験において拡散過程によりボイドが形成・成長する可能性がある²⁶⁾。耐クリープ性のためには大きな粒径が好ましく、小さな等軸粒の領域は破壊の核となる可能性がある²⁶⁾。高温での溶体化処理により δ 相はマトリックス中に固溶したが、不均一な結晶粒成長のため、クリープ特性はあまり改善されなかった。

4.4. HIP 処理が機械的特性に及ぼす影響

図3および図4に示すように、HIP処理によりクリープ挙動が改善されることを示している。HIP+直接時効処理した試験片では、破断寿命が大幅に伸び、定常クリープ速度がほぼゼロになることが観察された。定常速度が極端に低くなるのは、一般に析出過程によるもので、クリープ試験中の新たな析出が転位生成を困難にするためと考えられる²⁶⁾。さらに、HIP試験片にはジグザグ状の鋸歯状粒界が形成され、クリープ破断寿命が大幅に延長される¹⁾。鋸歯状粒界は、粒界に局在するセル状炭化物から生じると言われている³⁰⁾。炭化物を含むジグザグ状の粒界は、初期のキャビティ形成や粒界に沿って成長するキャビティの連結を防ぎ、破断強度を向上させることができる³¹⁾。炭化物による粒成長の抑制は、鋸歯状粒界をもたらした。その結果、HIP処理は後処理の中で最も有効であり、空孔がなく、マイクロクラックの核生成を抑制し³²⁾、体積の大きい鋸歯状の粒界をもたらすという利点がある。本研究では、HIPがクリープ特性に有益な影響を与えることを示す明確な実験的証拠を示している。

5. 結言

1. As-built 試験片では、デンドライト構造とデンドライト間領域は Laves 相と炭化物の連続したネットワーク組織が形成される。また、急熱・急冷により、高密度の転位が発生する。
2. 鋳造・鍛造材に本来推奨される熱処理工程である STA-980°C は、SLM 加工された試験片では有効ではない。
3. δ ソルバス以上の温度での溶体化処理により、Laves 相/ δ 相をマトリックス中に固溶させたが、結晶粒の不均一な成長のため、クリープ特性はあまり改善されなかった。
4. HIP 処理材は鋸歯状の粒界を呈し、粒界に沿って炭化物が析出していた。HIP はクリープ寿命を向上させ、後処理の中で HIP+直接時効処理は 650 °C でのクリープ挙動の改善に対して最も効果的であった。

謝辞

本研究は、公益財団法人天田財団の 2018 年度一般研究開発助成 (AF-2018222-B3) を受けて行われたことを付記するとともに、同財団に感謝いたします。

参考文献

1. Yeh, A.C.; Lu, K.W.; Kuo, C.M.; Bor, H.Y.; Wei, C.N. *Mater. Sci. Eng. A* **2011**, *530*, 525–529.

2. Kuo, Y.L.; Horikawa, S.; Kakehi, K. *Mater. Des.* **2017**, *116*, 411–418.
3. Ghosh, S.; Yadav, S.; Das, G. *Mater. Lett.* **2008**, *62*, 2619–2622.
4. Kanagarajah, P.; Brenne, F.; Niendorf, T.; Maier, H.J. I. *Mater. Sci. Eng. A* **2013**, *588*, 188–195.
5. Yadroitsev, I.; Thivillon, L.; Bertrand, P.; Smurov, I. *S Appl. Surf. Sci.* **2007**, *254*, 980–983.
6. Brenne, F.; Niendorf, T.; Maier, H.J. *J. Mater. Process Technol.* **2013**, *213*, 1558–1564.
7. Li, R.; Liu, J.; Shi, Y.; Wang, L.; Jiang, W. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **2012**, *59*, 1025–1035.
8. Osakada, K.; Shiomi, M. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* **2006**, *46*, 1188–1193.
9. Amato, K.N.; Gaytan, S.M.; Murr, L.E.; Martinez, E.; Shindo, P.W.; Hernandez, J.; Collins, S.; Medina, F. *Acta Mater.* **2012**, *60*, 2229–2239.
10. Antonsson, T.; Fredriksson, H. *Metall. Mater. Trans.* **2005**, *36*, 85–96.
11. Kuo, Y.L.; Horikawa, S.; Kakehi, K. *Scr. Mater.* **2017**, *129*, 74–78.
12. Tillmann, W.; Schaak, C.; Nellesen, J.; Schaper, M.; Aydinöz, M.E.; Hoyer, K.-P. *Addit. Manuf.* **2017**, *13*, 93–102.
13. Kreitchberg, A.; Brailovski, V.; Turenne, S. *Mater. Sci. Eng. A* **2017**, *689*, 1–10.
14. Zhao, X.; Lin, X.; Chen, J.; Xue, L.; Huang, W. *Mater. Sci. Eng. A* **2009**, *504*, 129–134.
15. Chaturvedi, M.C.; Han, Y.-F. *Met. Sci.* **1983**, *17*, 145–149.
16. Kuo, C.M.; Yang, Y.-T.; Bor, H.-Y.; Wei, C.-N.; Tai, C.-C. *Mater. Sci. Eng. A* **2009**, *510*, 289–294.
17. Chang, S.; Lee, S.; Tang, T.; Ho, H. *Mater. Trans.* **2006**, *47*, 426–432.
18. Raghakrishna, C.H.; Rao, K.P., *J. Mater. Sci.* **1997**, *32*, 1977–1984.
19. Liu, F.; Lin, X.; Yang, G.; Song, M.; Chen, J.; Huang, W., *Rare Met.* **2011**, *30*, 433–438.
20. Wen, S.; Li, S.; Wei, Q.; Yan, C.; Sheng, Z.; Shi, Y., *J. Mater. Process. Technol.* **2014**, *241*, 2660–2667.
21. DuPont, J.N.; Lippold, J.C.; Kiser, S.D.; John Wiley & Sons, Inc.: Hoboken, NJ, USA, 2009.
22. Murr, L.E., *Addit. Manuf.* **2015**, *5*, 40–53.
23. DebRoy, T.; Wei, H.L.; Zuback, J.S.; Mukherjee, T.; Elmer, J.W.; Milewski, J.O.; Beese, A.M.; Wilson-Heid, A.; De, A.; Zhang, W., *Prog. Mater. Sci.* **2018**, *92*, 112–224.
24. Qi, H.; Azer, M.; Ritter, *Metall. Mater. Trans. A* **2009**, *40*, 2410–2422.

25. Matz, J.E.; Eagar, T.W., *Metall. Mater. Trans. A* **2002**, *33*, 2559–2567.
26. Honeycombe, R.W.K. *The Plastic Deformation of Metals*; Edward Arnold: London, UK, 1984.
27. Nabarro, F.R.N.; de-Villiers, H.L. *The Physics of Creep Book*; Taylor & Francis Ltd.: London, UK, 1995.
28. Humphreys, F.J.; Hatherly, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*; Pergamon Press: New York, NY, USA, 1995.
29. Cao, J.; Liu, F.; Lin, X.; Huang, C.; Chen, J.; Huang, W., *Opt. Laser Technol.* **2013**, *45*, 228–235.
30. Koul, A.K.; Thamburaj, R., *Metall. Mater. Trans. A* **1985**, *16*, 17–26.
31. Miyagawa, O.; Yamamoto, M.; Kobayashi, M., Warrendale, PA, USA, 12–15 September 1976; pp. 245–254.
32. Mujica Roncery, L.; Lopez Galilea, I.; Rutttert, B.; Bürger, D.; Wollgramm, P.; Eggeler, G.; Theisen, W., *Adv. Eng. Mater.* **2016**, *18*, 1381–1387