

# 金属粉末積層造形金型の寿命評価および表面処理の適用について

## (第2報)

深澤郷平・佐野正明・石田正文・萩原義人・若尾博明\*1・村松翼\*1

### Life Evaluation of Molding Die Worked by Metal Powder Additive Manufacturing and Applying Surface Treatment (2nd Report)

Kyohei FUKASAWA, Masaaki SANNO, Masafumi ISHIDA, Yoshihito HAGIHARA,  
Hiroaki WAKAO and Tsubasa MURAMATSU

#### 要 約

金属粉末積層造形技術は金型の冷却性能を向上させるメリットがあり、新しい金型加工技術として期待されている。一方、金属粉末積層造形素材は従来材に比べて疲労強度や高温軟化抵抗などが劣るうえ、使用可能な熱間金型用鋼粉末材もまだ普及しておらず、金型寿命への影響が懸念される。過酷な環境下で使用されるダイカスト金型へ適用するために金型寿命の評価が不可欠であるが、これに関する報告は少ない。そこで、本研究はマルエージング鋼粉末材を用いて作製した試験片に対してダイカスト操業時を想定した熱疲労試験を行い、寿命評価および窒化処理の適用を検討した。その結果、試験後のクラック長さや表面硬さなどは劣っていたが、窒化処理を施すことでクラック長さを著しく抑制できた。一方、金属粉末積層造形素材の欠点である内部気孔を起点としたクラックは表面近傍に僅かに認められたが、熱疲労強度は溶製材と比べて大差はなかった。

#### 1. 緒 言

近年、自動車部品などの軽量化やモジュール化に伴う製品の小型複雑化に応じて、金型の一層の高精度、高機能化が求められている。金型の寸法精度は製品寸法精度に繋がるため重要であるが、それと同じく冷却性能も大事な項目である。例えば、製品の变形を抑えるためには、製品に加わる熱ひずみを考慮した冷却制御が不可欠である。また、冷却能力の向上は金型冷却時間を短縮させるため、生産性向上にも通ずる。金型に高い冷却性能を付与するためには、内部に複雑な冷却管を配置しなくてはならないが、従来の切削加工や放電加工では冷却管が直線的にならざるを得ないため、冷却管の設計に限りがある。これを打開する技術として、近年注目されている金属粉末積層造形技術（以下、金属AMと記す）が挙げられる。その工法は様々あるが、主な手法は一様に敷き詰められた金属粉末にレーザーや電子ビームを照射し、局所的に熔融、焼結させ、これを高さ方向に繰り返し行い、立体形状を得るものである。金属AMを活用すれば、金型内部に三次元的な冷却

管を設けることができ、これまで困難であった微小部の冷却も可能となる。

現状、金属AMはプラスチック用金型に普及しつつあるが、より高温で使用するダイカスト金型への適用は進んでいない。ダイカスト金型は、高速・高圧で熔融金属を充填する急熱と、ショット毎の水冷や離型材スプレによる急冷が繰り返される過酷な環境下で使用されるため、熱応力に起因するヒートチェックなどの損傷により金型寿命は低い。一方、金属AMにより作製した素材（以下、金属AM材と記す）は従来材に比べて伸び・絞り、耐衝撃性、疲労強度および高温軟化抵抗などが劣る傾向にある<sup>1)</sup>。また、金属AMに使用可能な熱間金型用鋼粉末材がまだ普及していないこともあり、金型寿命への影響が懸念される。しかしながら、金型の冷却性能が改善すれば、金型自体への熱的負荷も軽減され、それに伴い金型の長寿命化も見込める。そのため、熱間金型への金属AMの適用は有用であると考えられ、ダイカスト操業時を想定した環境下における寿命評価が急務と考えられるが、これに関する報告は少ない。そこで、本研究では金属AMにより作製した試験片の寿命評価および窒化処理の効果について検討した。

\*1 (有)丸真熱処理工業

表 1 各供試材の代表成分 (%)

	C	Ni	Mo	Co	Ti
金属 AM 材	0.01	18.0	5.1	9.0	0.6
溶製材 (YAG300)	0.002	18.42	4.91	8.99	0.9

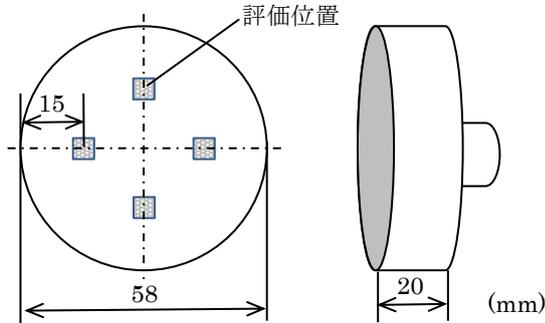


図 1 熱疲労試験片形状

第一報では、ダイカスト金型を対象とした金属AM材の熱処理および窒化処理について検討した。本報では金属AM材に熱疲労試験を実施し、表面観察やクラック長さなどから寿命評価を行った。

## 2. 実験方法

### 2-1 供試材の化学成分および積層造形条件

供試材はマルエージング鋼粉末材を用いて金属粉末積層造形装置 (LUMEX Avance-25 (株) 松浦機械製作所) により造形した素材であり、比較として溶製材の 18% Ni マルエージング鋼 (日立金属工具鋼社製 YAG300) を用いた。化学成分を表 1 に示す。マルエージング鋼は低炭素高 Ni の時効硬化型高張力鋼であり、高張力と高靱性を併せ持つほか、熱処理によるひずみが小さいなどの優れた特徴も持つ。主な用途は航空宇宙部品であるが、ダイカスト金型の鋳抜きピンや補修用肉盛り溶製材などにも使用されている。

造形時のレーザー照射条件はレーザー出力 320 W、スポット径 0.2 mm、レーザー走査速度 700 mm/s、走査ピッチ 0.12 mm で行い、5 mm 幅に走査しつつその垂直方向に進行する帯状分割法により照射した。なお、1 層の厚さは約 50  $\mu\text{m}$  であり、レーザーの進行方向は 1 層毎交互に X および Y 方向を変更しながら行った。装置内環境は残存酸素量 3%未満の窒素雰囲気中とし、ベースプレート温度は 50 $^{\circ}\text{C}$ とした。造形に用いた粉末粒径は 20~45  $\mu\text{m}$  (95.5%) であり、予め 100~110 $^{\circ}\text{C}$ の炉内で十分乾燥させたものである。

造形時における残留応力の除去を兼ねてベースプレートごと固溶化処理を施した後にワイヤ放電加工により試験片部分を切り離し、時効処理を施した。その後、

表 2 熱処理条件

試験片名	固溶化処理	時効処理	窒化処理
AM 材	830 $^{\circ}\text{C}$	540 $^{\circ}\text{C}$	なし
AM 材+N	5h 保持	5h 保持	あり
溶製材	830 $^{\circ}\text{C}$	580	なし
溶製材+N	1h 保持	5h 保持	あり

加工面の研削仕上げを施し、熱疲労試験片を作製した。なお、試験片形状は図 1 に示したとおりであり、表面粗さは約 0.6  $\mu\text{m Ra}$  である。

### 2-2 熱処理条件

表 2 に各熱処理条件を示す。ダイカスト金型で使われる硬さは 48~50 HRC が多いことから、本試験片も内部硬さが 49 HRC となるように熱処理を施した。マルエージング鋼に適用する熱処理はマルテンサイト組織を得るための固溶化処理と時効処理の二つから成る<sup>2)</sup>。また、マルエージング鋼粉末を用いた金属 AM 材は高温軟化抵抗が溶製材に比べて劣るが、適切な固溶化処理を施すことで改善する結果が<sup>1)</sup>。これらの知見をもとに、それぞれに適応した固溶化処理および時効処理を施した。その詳細は以下のとおりである。金属 AM 材は造形後に 830 $^{\circ}\text{C}$ -5h 保持の固溶化処理を施した後、540 $^{\circ}\text{C}$ -5h 保持の時効処理を施した (以下、AM 材)。溶製材は納入時に 830 $^{\circ}\text{C}$ -1h 保持の固溶化処理が施されたものに 580 $^{\circ}\text{C}$ -5h 保持の時効処理を施した (以下、溶製材)。また、それぞれ時効処理後にガス窒化処理を施した (以下、AM 材+N, 溶製材+N)、計 4 種の試験片を用いた。

### 2-3 熱疲労試験

本試験で用いた接触式熱疲労試験機の模式図を図 2 に示す。熱疲労試験はアルミニウムダイカスト金型の操業を想定した加熱-冷却の熱サイクルを行った。その方法は、加熱した金属板に試験片を 160 秒間接触させ、表面温度が 570 $^{\circ}\text{C}$ に達するように加熱温度を調整し、その後水槽中に 15 秒間浸漬させ、160 $^{\circ}\text{C}$ まで冷却させるものである。なお、加熱用金属板の温度設定のために用いた温度校正用サンプルは、金属 AM により実際の試験片と同一形状に作製し、接触面の反対側から熱電対を挿入し、接触面の中心部に先端があたるようにろう付けにより固定したものである。

熱サイクル数は最大 5000 cycle まで行い、10, 20, 50, 100, 200, 500, 1000, 2000, 5000 のサイクル毎に残留応力測定および表面状態の観察を行った。残留応力測定にはリガク製 Automate を用い、X 線源は Cr 管球、40kV-30 mA の条件で並傾法の  $\Psi$  一定法により求めた。観察には走査型電子顕微鏡 (JSM-5310 日本電子

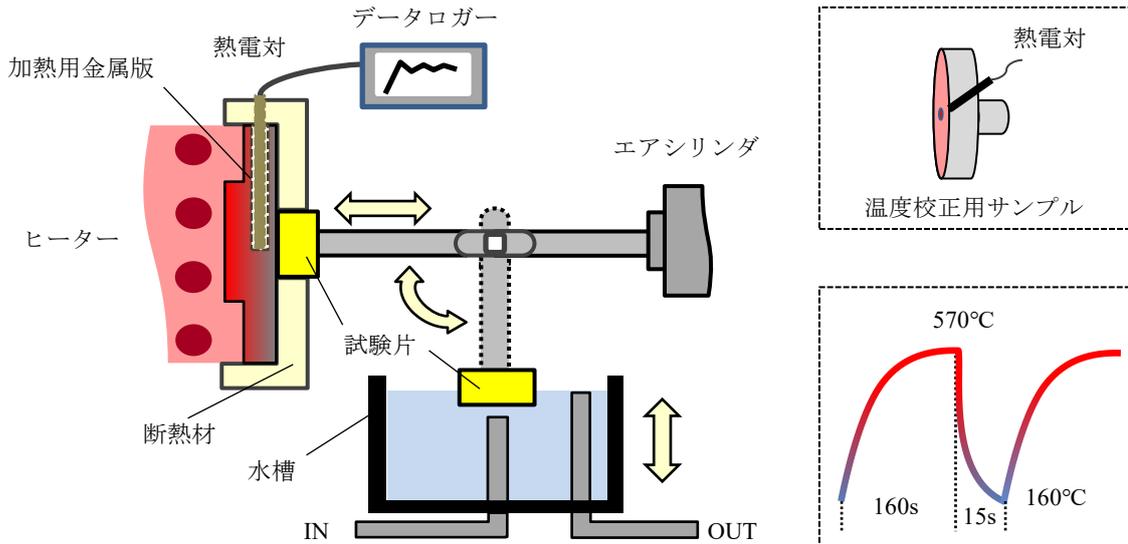


図2 接触式熱疲労試験機の模式図

(株)を用いた。なお、評価箇所は図1に示した90度方向に4箇所であり、端から15mmの位置を中心とする5mm角の範囲で行い、その平均値を測定値とした。

5000 cycle 後は試験片の断面試料を作製し、評価箇所におけるクラック数および長さについて評価した。また、金属組織観察は光学顕微鏡により行い、詳細の観察および元素分析は電界放出型走査型電子顕微鏡 (JSM-7100F 日本電子(株))を用いた。エッチングは塩化第二鉄、塩酸およびエタノールの混合液による化学腐食を行った。

硬さ測定はビッカース硬さ試験機 (HM-220D (株)ミットヨ)を用い、試験荷重0.4903N、保持時間10sで各箇所を3点ずつ測定し、その平均値を測定値とした。

### 3. 実験結果および考察

#### 3-1 熱疲労試験過程の残留応力および表面状態

図3に各試験片のサイクル毎における表面観察結果を示す。AM材は500 cycle後に僅かなクラックが観察されはじめ、2000 cycle後には大きいクラックが散見されるようになった。またクラックの間隙には酸化物と思われるものが入り込んでいた。一方、窒化処理を施したAM材+Nは2000 cycleにおいても明確なクラックが確認されず、5000 cycle後になるとクラックが確認された。なお、写真は省略するが、溶製材の場合もAM材と同じサイクル数においてクラックが観察されており、溶製材との差はほぼなかった。

図4に熱疲労試験過程における残留応力の変化を示す。試験前のAM材の応力はゼロ付近にあり、サイクル数の増加に伴い徐々に圧縮側に移行し、500 cycle以降になると-500~-350 MPaの範囲を推移した。一方、AM材+Nは試験前に約-1500 MPaと高い圧縮応力を示していたが、

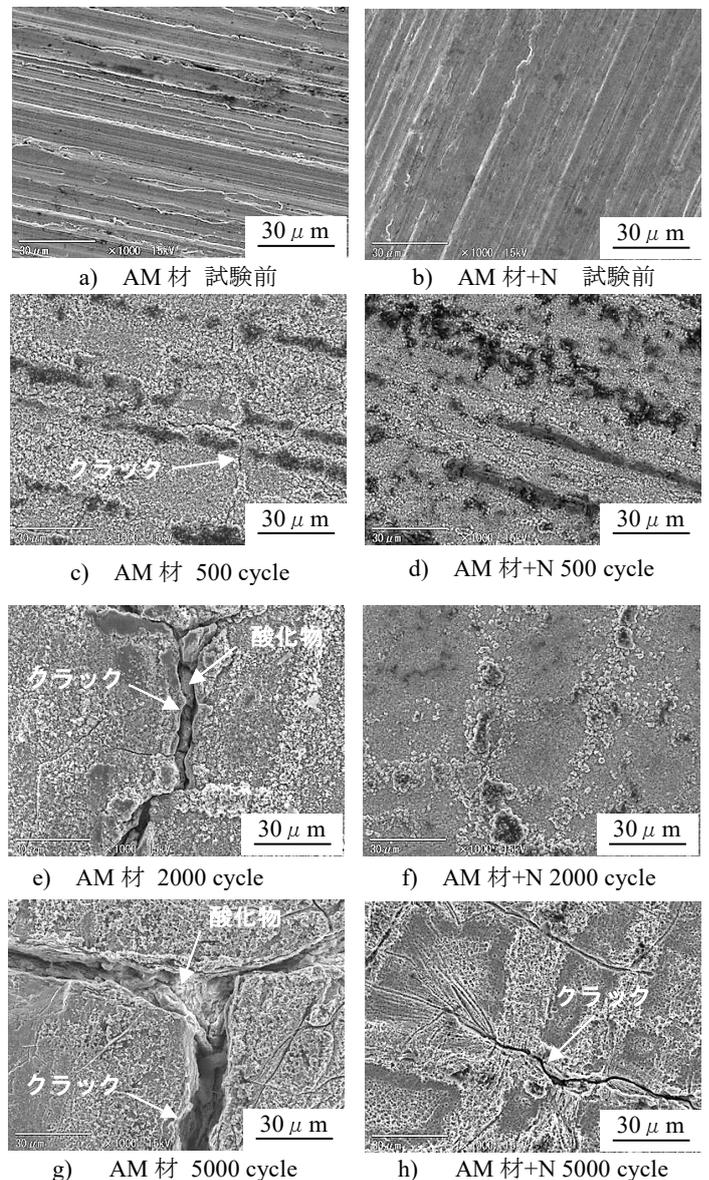


図3 熱疲労過程における表面状態の代表例

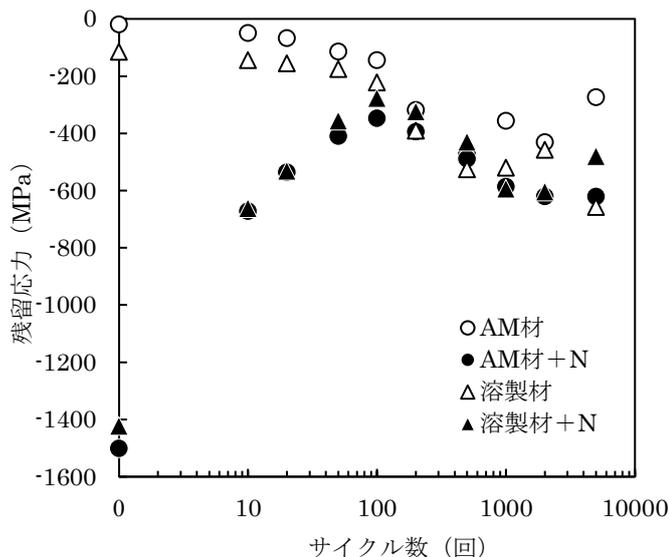


図4 熱疲労試験過程における残留応力変化

100 cycle までの初期段階において徐々に圧縮応力が緩和され、-400 MPa 程度まで減少した。100 cycle 以降は再び圧縮応力が増加し、1000 cycle 以降は-600 MPa 付近を推移した。なお、いずれの試験片も高温大気中に曝され、水に浸漬するサイクルが繰り返されるため、試験片表面は黒色の酸化皮膜に覆われた。2000 cycle 以降になると、厚く成長した酸化皮膜による妨害により、ピーク強度を得難くなり、測定値に±100~200 MPa 程度のばらつきが生じた。窒化の有無による差は100 cycle までは確認されたが、以降は同じような推移をしており、AM材と溶製材による差もほとんどなかった。

接触式熱疲労試験機における試験片表面の熱応力は以下の様に考えられている。はじめに試験片表面は急激な加熱により局部的に膨張し圧縮応力が加わり、さらに温度の上昇に従い素材の強度が低下するため、塑性変形を起こし転位やすべり帯を形成する。その後、加熱面は急激な冷却により表面に局部収縮が起こるが、高温の内部による膨張領域に拘束されて引張応力が発生する。この引張応力が塑性変形時の転位やすべり帯を起点とし微細なクラックを誘発させ、繰り返しの熱サイクルにより大きく成長する<sup>3)</sup>。

放電加工などにより表面が引張応力状態にある場合は、熱疲労によりクラックが発生すると、引張応力が緩和され応力状態がゼロに収束するなど、クラック発生と残留応力には相関関係がある<sup>4)</sup>。一方、本実験は初期においてゼロあるいは圧縮応力状態にあり、試験過程で発生したクラックとの相関関係もなく、常に圧縮応力範囲にあった。この要因として、クラックの隙間に入り込んだ酸化物が関係していると考えられる。

### 3-2 熱疲労試験後の深さ方向の残留応力分布

図5に熱疲労試験後の深さ方向に対する残留応力分布

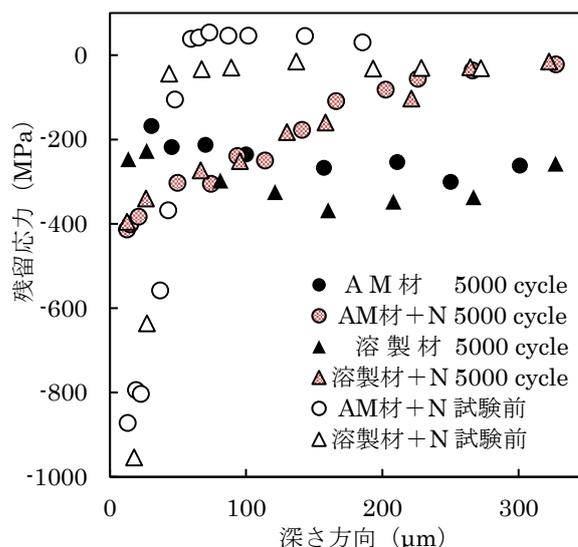


図5 深さ方向に対する残留応力分布

を示す。深さ方向への加工は、加工による応力が加わらないように電解研磨により一定量を除去しながら、その都度残留応力を測定した。なお、窒化処理を施した試験片については、試験前の状態も測定した。試験前のAM材の表面における残留応力は0MPa程度であり、深さ方向に対してもゼロ付近となるものと考えられるが、試験後は表面から300μmの範囲で-300~-200 MPaの圧縮応力状態で推移しており、常に圧縮応力であった。一方、5000 cycle後のAM材+Nは深さが増すにつれて徐々にゼロ付近に収束する傾向を示した。詳細は後述に譲るが、熱疲労試験後のクラックの内部には酸化鉄が入り込んでおり、この酸化鉄と母材との熱膨張率の差が応力状態に影響を及ぼしたものと推測される。詳細に説明すると、AM材の場合には電解研磨により除去された面においてもクラックが常に存在していたため圧縮応力を示し、AM材+Nの場合はクラックが浅かったため、電解研磨により除去された面においてクラックがなくなり、ゼロ付近に収束近したものと推察される。なお、この傾向はAM材に限らず、溶製材においても同様であった。

熱疲労試験前におけるAM材+Nおよび溶製材+Nは共に表層~50μm程度の深さにおいて高い圧縮応力が認められた。この高い圧縮応力によりクラックの生成および進展が抑制されたものと考えられる。

### 3-3 熱疲労試験後の断面観察

図6に5000 cycle後における断面観察例を示す。表面から母材内部に向かって無数のクラックがあり、その内部には酸化物が存在した。AM材および溶製材では大きなクラックの内部にある酸化物が中央から引き裂かれている様子も確認された。また、表層部には10~20μm程度の髭のように微細なクラックが観察された。窒

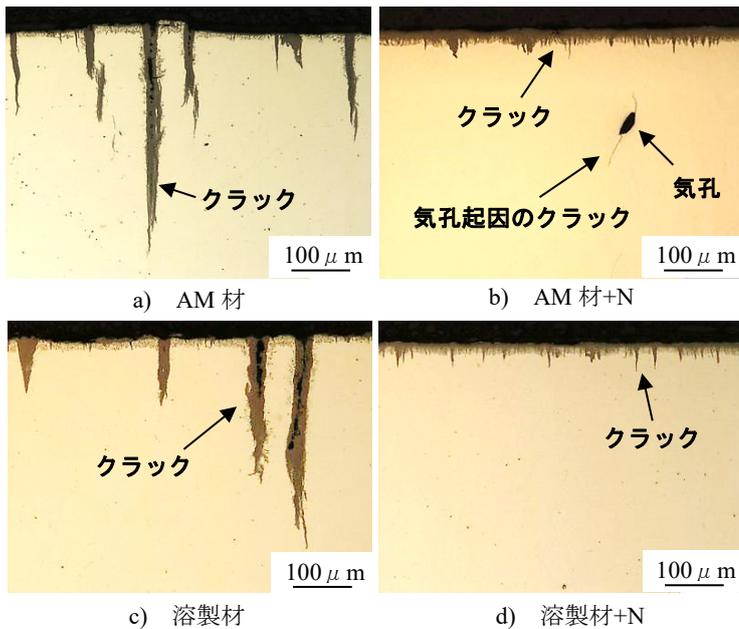


図6 5000 cycle 後における熱疲労試験片の断面観察例

化処理を施した場合は、クラック長さが著しく抑制されていたが、表層の微細なクラックは多く観察された。

熱疲労試験は大気中で行われるため、試験片表面は高温下において酸化を起こし、酸化皮膜を形成する。酸化皮膜は一般的に母材と比べて脆弱であるので、熱サイクルに伴う熱ひずみの繰り返しによりき裂や剥離を生じやすく、き裂が発生するとさらに酸化が進み、また応力集中の原因ともなっており、母材内部へのき裂進展を促進する

ことが知られている<sup>5)</sup>。なお、図6(b)に観察されるように、AM材では素材内部に気孔が少なからず存在しており、回転曲げ疲労試験では疲労強度が大きく低下した<sup>1)</sup>。一方、熱疲労試験では、気孔を起点とするクラックは表面近傍にのみ僅かに認められたものの、熱疲労強度は溶製材と大きな差はなかった。

一般的な疲労試験では材料の表面および内部欠陥に応力が集中し微細なクラックが発生すると、その先端部において更なる応力集中が起き、破断に至るまで局所的に進展する。一方、接触式熱疲労試験機では、最表面において熱サイクルの温度勾配が最も大きくなり、内側であるほど小さくなるため、発生する熱応力もこれに応じて変化する。すなわち、熱応力が最大となる表面領域では、クラックが発生し成長するが、ある程度内側になると、応力が小さくなるため、クラックの成長は停留する。そして、表面領域には新しいクラックが次々と発生するものの、深くまでは進展せず、結果的に表面全域にクラックが生ずることになる。従って、ダイカスト金型を想定した熱疲労試験で発生する

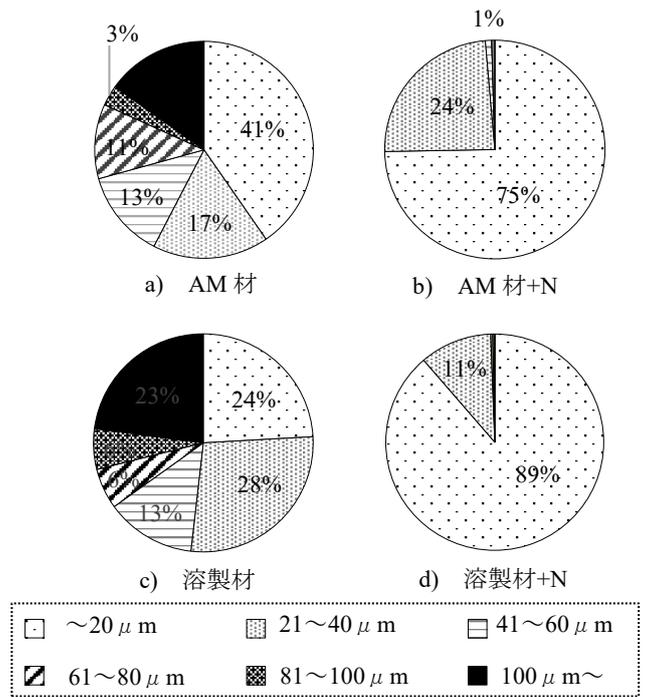


図7 5000 cycle 後におけるクラック長さの割合

表3 クラック計数結果

試験片名	クラック 総数	最大長さ ( $\mu\text{m}$ )	総長さ* ( $\mu\text{m}$ )
AM材	99	553	5500
AM材+N	435	123	387
溶製材	83	415	5656
溶製材+N	336	78	124

※40 $\mu\text{m}$ を超えるクラックの合計長さ

クラックは、表面起因が主であり、AM材の内部欠陥に起因するものは極めて少なく、溶製材との差はそれほど大きくなかったと推察される。

### 3-4 熱疲労試験後のクラック長さおよび割合

図7に各試験片のクラック長さの割合を、表3にクラック計数結果を示す。AM材に観察されたクラックの総数は99個であり、そのうち15%が100 $\mu\text{m}$ を超えるものであった。また、溶製材の場合も100 $\mu\text{m}$ を超えるクラックの総数が435個と多かったが、100 $\mu\text{m}$ を超えるものはなく、約75%が20 $\mu\text{m}$ 以下の微細なクラックであった。また、クラックの最大長さを比較すると、AM材が553 $\mu\text{m}$ であるのに対してAM材+Nは123 $\mu\text{m}$ と、窒化処理により約80%短縮した。また、40 $\mu\text{m}$ を超えるクラックの合計長さにも顕著な差が認められており、窒化処理はクラックの抑制に有効であった。

クラック総数は窒化処理の場合の方が圧倒的に多く、特に開口部が1 $\mu\text{m}$ 以下でクラック長さ20 $\mu\text{m}$ 以下の微

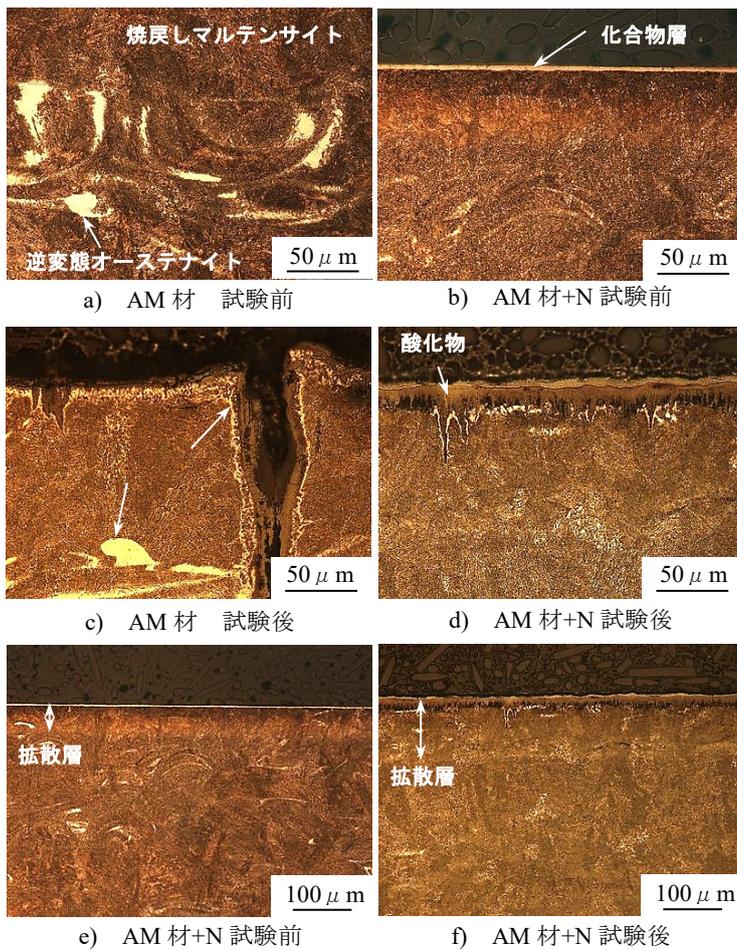


図8 熱疲労試験前後における金属組織

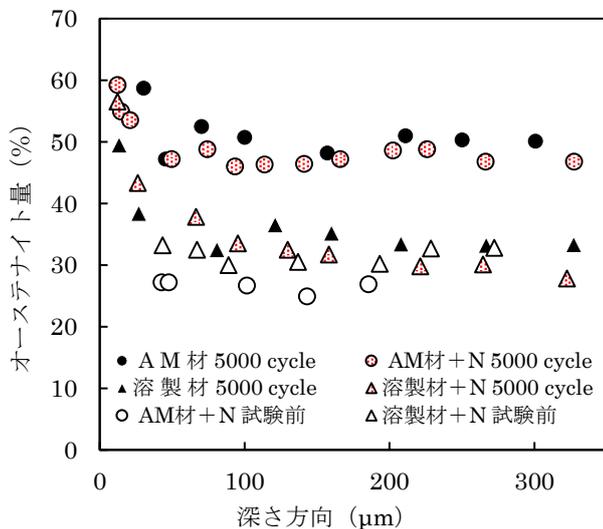


図10 深さ方向におけるオーステナイト量分布

細なクラックが多く観察された。窒化によりクラックの進展が妨げられたため、内部よりも熱応力の大きい表面領域にのみ細かいクラックが分散して発生したと考えられる。AM材と溶製材とを比較すると、AM材の方がやや劣る結果であったが、大きな差ではなかった。

### 3-5 熱疲労試験後の金属組織

図8a)~d) に熱疲労試験前後の断面金属組織を示す。

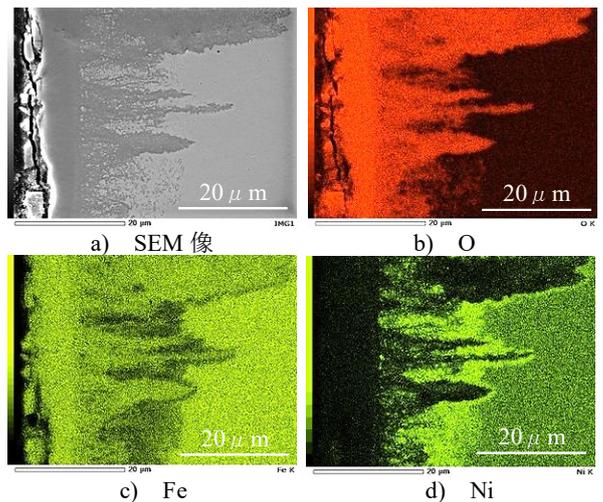


図9 AM材+N表面部の元素分布

内部組織は、過時効によりマルテンサイト生地がフェライトとセメントイトに分解した焼戻しマルテンサイトと逆変態オーステナイトからなる組織であり、試験前とほぼ同じであった。一方、試験後の表面は試験前に観察された窒素化合物層がなくなり、酸化物に覆われていた。また、酸化物と接する母材との界面において逆変態オーステナイトと思われる白色を呈した組織が散見された。この表面部のマッピング像を図9に示す。表面部の酸化物には鉄および酸素が多く検出されたが、酸化物に接する母材側では鉄が減少しており、代わりにNiが多く検出された。酸化鉄が成長するなかで不要なNiが吹き出さされるように母材側に偏析したものと推察されるが、オーステナイト安定化元素であるNiが偏析したことで、逆変態オーステナイトを析出し易い状況にあったものと考えられる。図8e)~f)に窒化した場合の熱疲労試験前後における表面近傍の組織を示す。表面の窒素の拡散層は熱疲労試験前のAM材+Nは約50μmであったのに対して、熱疲労試験後は100μm程度に拡がっており、溶製材でも同様の傾向が見られた。熱疲労試験による繰り返し熱により、表面の窒素が母材内部に拡散したと考えられる。なお、窒化処理が施されたAM材+Nおよび溶製材+Nで観察されたクラックは拡散層内に留まり、内部に進展したクラックは僅かであった。

マルエージング粉末鋼を用いたAM材は高温において逆変態オーステナイトを析出しやすい特徴があり、その強度は素地組織に比べて低い<sup>6)</sup>。熱疲労試験においても高温保持時に逆変態オーステナイトが析出成長し、熱疲労強度を低下させる懸念がある。そのため、断面深さ方向におけるオーステナイト量の変化を調べた。その結果を図10に示す。オーステナイト量の測定はAutomateを用い、40kV-30mAの条件でαFe(211)およ

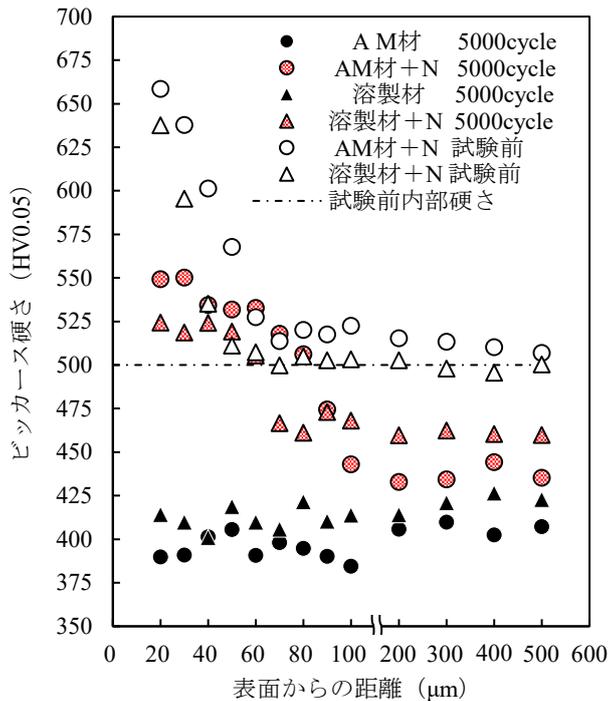


図 11 試験片表面における硬さ分布

び  $\gamma$  Fe(220) 回折ピークを測定し両者のピーク割合から算出したものである。熱疲労試験を行う前のオーステナイト量はいずれも 30% 程度であった。溶製材は表面から  $20\ \mu\text{m}$  未満の範囲において 50~55% 程度と高くなったが、 $20\ \mu\text{m}$  以上になると徐々に低下し約  $80\ \mu\text{m}$  以上で約 30% に収束した。一方、AM 材の場合は表面付近で約 60% と高く、約  $50\ \mu\text{m}$  までは徐々に低下したもののそれよりも深い領域では 45~50% に収束した。AM 材はその製造工程において溶融凝固を繰り返すため、合金元素の偏析や析出サイトになり得る凝固層間の非整合な界面が存在するため、溶製材に比べて逆変態オーステナイトが析出しやすかったものと推測される。

### 3-6 熱疲労試験後における硬さ分布

図 11 に熱疲労試験片表面における断面方向の硬さ分布を示す。また図中には熱疲労試験前における硬さも示す。熱疲労試験による繰り返し熱により、表面近傍における AM 材および溶製材の硬さは 400 HV 程度に大幅に低下した。一方、窒化処理材は試験前よりも低下しているものの、表面から  $60\ \mu\text{m}$  において 500 HV 以上の硬さを維持していた。窒化処理材の表面近傍は、微細な鉄窒化物の析出強化による硬さの向上もあり、この作用を受け、試験後においても十分な硬さを維持することができ、熱疲労強度の増加に繋がったものと考えられる。

$100\ \mu\text{m}$  以上の内部においても熱影響を受け、硬さが低下していたが、その程度は窒化処理を施した方が小さかった。図 6 の断面観察結果から分かるように窒化処

理の場合は表層の酸化物がやや厚く付いており、熱が伝わり難かった可能性が考えられる。一方、AM 材の内部硬さは溶製材に比べ劣っていたが、これは前述の逆変態オーステナイト量の差によるものと考えられる。

## 4. 結言

金属 AM によって作製した熱疲労試験片に熱処理を施した後、熱疲労試験を行い、表面状態、残留応力、クラック数および長さ、表面硬さ分布、金属組織などから、熱疲労特性について評価を行った。以下に結論を示す。

- 1) AM 材は 500 cycle でクラックが観察されたのに対し、AM 材+N は 2000 cycle でもクラックが確認されなかった。なお、溶製材も同様の結果であった。
- 2) 熱疲労試験過程における応力状態はクラック内部に入り込んだ酸化物の影響により常に圧縮応力範囲にあったと考えられる。
- 3) 試験後の AM 材のクラックは、 $100\ \mu\text{m}$  を超えるものが 15% 有り、最大クラック長さは  $553\ \mu\text{m}$  であった。一方、窒化した場合は大幅に改善しており、窒化によるクラックの抑制効果が認められた。
- 4) AM 材の内部欠陥に起因するクラックは表面近傍に僅かに認められたが、熱疲労強度は溶製材と比べて大きな差はなかった。
- 5) 熱疲労試験後の内部組織は熱疲労試験前と変わらなかった。一方、試験片の表面側は酸化鉄と接する母材との界面において逆変態オーステナイトが散見された。
- 6) 熱疲労試験後のオーステナイトは、いずれも表面付近において多く、内側は徐々に低下した。溶製材は試験前とほぼ同じ値に収束したが、AM 材は内部でも 45~50% であり、析出量に差が現れた。
- 7) 試験片表面の窒素拡散層は、熱疲労試験後に拡大しており、窒素が母材内部に拡散したものと考えられる。
- 8) 試験後の表面の硬さ分布は、AM 材が 400 HV 程度に低下したのに対し、AM 材+N は表面から  $60\ \mu\text{m}$  において約 500 HV の硬さを維持していた。

## 参考文献

- 1) 深澤郷平, 勝又信行, 古屋雅章, 寺澤章裕, 鈴木大介, 佐野正明: 金属粉末積層造形の機械的性質に関する研究(第 2 報), 山梨県産業技術センター研究報告, No1, pp.79-85 (2018)
- 2) 大和久重雄: マルエージング鋼, 日本金属学会会報, Vol.3, No.12, pp.719-728 (1964)

- 3) 日原政彦, 八代浩二, 小松利安, 倉元眞實, 野坂洋一, 堀越康弘, ミッコ・クンプラ: 金型鋼の窒化処理層における熱的挙動に関する研究, 山梨県工業技術センター研究報告, No13, p.16 (1999)
- 4) 佐野正明, 日原政彦, 八代浩二, 向山芳世: 複合表面処理した放電加工面の熱疲労挙動, 電気加工学会誌, Vol.31, No.68, p.8 (1997)
- 5) 鶴戸口英善: 熱サイクル疲労, 溶接学会誌, **12** (1), pp.573-583 (1968)
- 6) 佐野正明, 深澤郷平, 若尾博明, 村松翼: 金属粉末積層造形金型の寿命評価および表面処理の適用について, 山梨県産業技術センター研究報告, No2, pp.38-44 (2019)