

製塩プラントの長寿命化に資する配管用鋼高度化技術の開発

小茂鳥 潤

慶應義塾大学理工学部機械工学科

概要 製塩プラントで、直接塩と接触する箇所には、耐食性に優れるステンレス系の素材が用いられるが、それ以外の箇所にも、腐食を予防するために、クロムを多めに含んだ合金が用いられる場合がある。しかしこれはオーバースペックであり、プラントに対する総合的な建築経費を考えると、安価でしかも耐食性に優れた素材の利用が望まれている。

本研究は、製塩プラントの長寿命化を最終的な目的としているが、これをより安価な素材を用いて達成したいという考えのもとに立案されたものである。なお、これまでの申請者らの研究により、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 L の表面に対して、不活性雰囲気において Cr と Ni の粒子を高速で投射することにより、その表面の耐食性が自動車エンジン部品に用いられるスーパーステンレスに匹敵するまでに向上することは明らかになっている。しかし、より安価な構造用鋼に対して同様の処理を施した場合には、必ずしも満足な結果は得られていない。

本研究では、近年、産業分野で注目を浴びている金属の 3D プリンティング技術に着目し、それにより作製されたマルチエージング鋼に対する新しい表面処理を提案することとした。これにより、製塩プラントの長寿命化のみならず、事故防止という観点から安全性確保にも貢献しようとするものである。ここではまず、砂時計型の疲労試験片に対して AIH-FPP 処理を施すことを試みた。つぎに、AIH-FPP 処理を施した試験片の疲労特性を評価した。さらに、AIH-FPP 処理を施した積層造形材に対して、疲労試験を中断しながら残留応力を測定することにより、疲労過程における残留応力の変化挙動を調べた。

以下得られた知見をまとめる。

- (1) AIH-FPP 処理装置を改良することで、円盤型の試験片と同様の AIH-FPP 処理を砂時計型の疲労試験片に対して施すことが可能である。適切な条件で AIH-FPP 処理を施すことにより、基材表面に Fe_2Al_5 の金属間化合物層が創成させ同時に高い圧縮残留応力を生起させることが可能である。
- (2) 積層造形材に対して AIH-FPP 処理を施すことで、未処理材と比較して疲労寿命が増加し、長寿命域では内部破壊を呈する。これは、試験片表面に高い圧縮残留応力が生起し、き裂の発生および進展が抑制されるためであると考えられる。また、この圧縮残留応力は疲労過程においてもほとんど解放しないため、試験片表面からのき裂の発生および進展の抑制効果が持続することで、内部破壊を呈したと考えられる。
- (3) AIH-FPP 処理を施した試験片の破壊起点部付近には、酸化チタンを主成分とする析出物が確認された。積層造形材の疲労特性をさらに向上させるためには、酸化チタンを無害化させる他の手法を模索する必要があると考えられる。

1. 研究目的

製塩プラントで近年一般的なのは、塩分濃度が 3%程度の海水を電気透析装置などによりまず濃縮し、それを加熱蒸発させることにより結晶化した塩を作り出すというプ

ロセスである。このプラントで、直接塩と接触する箇所には、耐食性に優れるステンレス系の素材が用いられるが、それ以外の箇所にも、腐食を予防するために、クロムを多めに含んだ合金が用いられる場合がある。しかしこれはオー

バースペックであり、プラントに対する総合的な建築経費を考えると、安価でしかも耐食性に優れた素材の利用が望まれている。本研究は、製塩プラントの長寿命化を最終的な目的としているが、これをより安価な素材を用いて達成したいという考えのもとに立案されたものである。なおこれまでの申請者らの研究により、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 L の表面に対して、不活性雰囲気において Cr と Ni の粒子を高速で投射することにより、その表面の耐食性が自動車エンジン部品に用いられるスーパーステンレスに匹敵するまでに向上することは明らかになっている。しかし、より安価な構造用鋼に対して同様の処理を施した場合には、必ずしも満足な結果は得られていない。

本研究では、近年、産業分野で注目を浴びている金属の 3D プリンティング技術に着目し、それにより作製されたマルエージング鋼に対する新しい表面処理を提案することとした。これにより、製塩プラントの長寿命化のみならず、事故防止という観点から安全性確保にも貢献しようとするものである。ここではまず、砂時計型の疲労試験片に対して AIH-FPP 処理を施すことを試みた。つぎに、AIH-FPP 処理を施した試験片の疲労特性を評価した。さらに、AIH-FPP 処理を施した積層造形材に対して、疲労試験を中断しながら残留応力を測定することにより、疲労過程における残留応力の変化挙動を調べた。

2. 実験方法

供試材には、マルエージング鋼粉末で積層造形した直径 20 mm、長さ 150 mm の丸棒を用いた。Fig.1 に試験片準備のフローチャートを示す。Fig.2 の形状・寸法の砂時計型試験片に機械加工した後、最小径部を#100~#2000 でエメリー研磨およびアルミナ懸濁液を用いてバフ研磨を行い、鏡面状に仕上げた。本研究では疲労特性を評価する際に、比較材として積層造形材に対して時効処理 (480°C, 3 h, AQ) を施した試験片も作製した。Fig.3 に AIH-FPP 処理装置の構成を示す。砂時計型試験片をホルダーを介して旋盤で把持し、鞍型の IH コイルの中心に試験片の最小径部が位置するように装置を組み立てた。AIH-FPP 処理中は旋盤を用いて試験片を回転させ、試験片最小径部の全周にわたり処理が施されるようにした。処理チャンバ内を窒素雰囲気に置換した後、AIH-FPP 処理を施した。なお、投射する粒子は直径 150 μm の鋼微粒子

の表面に Al をメカニカルリングによりコーティングしたものを用いた。

金属間化合物層の創成状態について検討するために、試験片横断面において走査型電子顕微鏡 (SEM) による観察およびエネルギー分散型 X 線分光法 (EDX) による元素分析を実施した。また、試験片表面における結晶構造を把握するために、X 線回折 (XRD) を用いて金属間化合物の同定を行った。

疲労試験には島津製油圧サーボ式引張圧縮試験機を用いて軸荷重負荷で行い、応力比 $R = -1$ で試験周波数は 10 Hz とし、室温大気中で試験を行った。なお、疲労試験の打切り回数は 10^7 回とした。

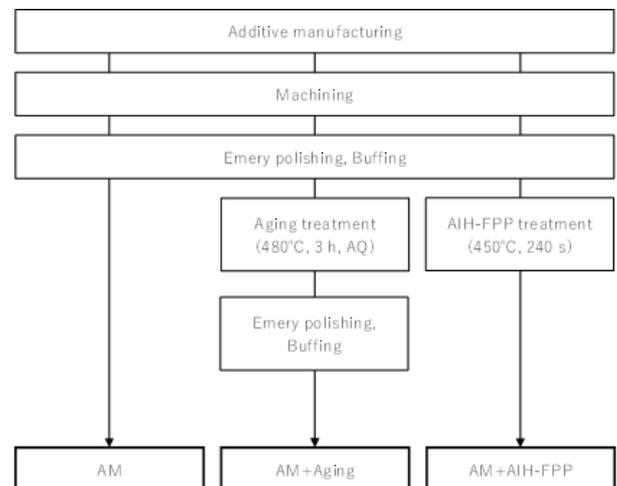


Fig. 1 Flow chart explaining specimen series

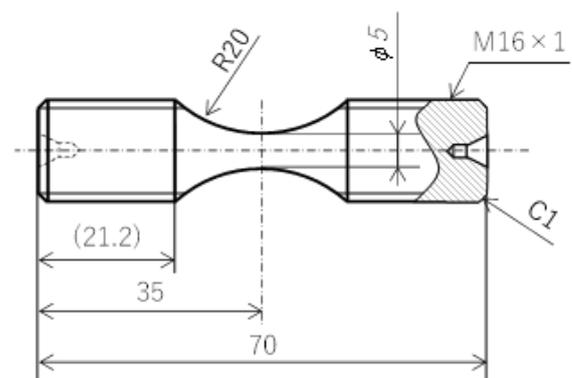


Fig. 2 Specimen configuration

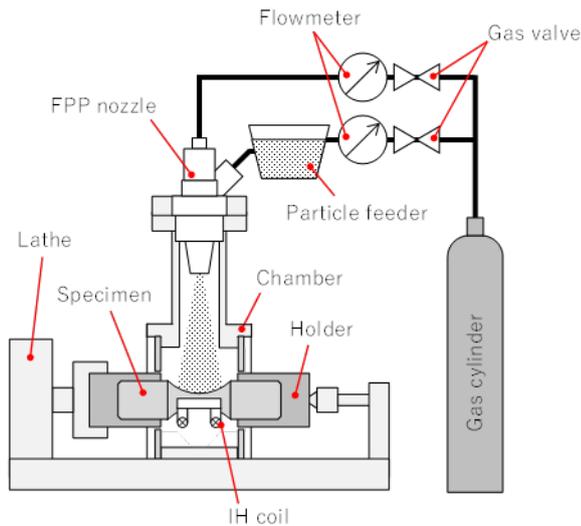


Fig.3 AIH-FPP system

3. 実験結果および考察

3.1 表面粗さの比較

疲労特性には、試験片表面の粗さが影響を及ぼす。そこで、各試験片の最小径部における表面粗さの測定を行った。その結果、積層造形材と積層造形+時効材 ($0.1\ \mu\text{m}$ 程度)と比較して、積層造形+AIH-FPP 材は約 $1.7\ \mu\text{m}$ となり、表面粗さが大幅に増加していることが明らかとなった。これは、基材表面に粒子が衝突することで凹凸が形成されたためであると考えられる。なお、参考として機械加工する前の積層造形したままの丸棒の表面粗さを測定した結果その値は約 $18 \pm 2.5\ \mu\text{m}$ であった。積層造形材の疲労特性が低下する原因は、レーザの走査痕が積層造形材の表面に形成され、表面粗さが増加するためであると指摘されている。積層造形したままの丸棒表面の表面粗さは、AIH-FPP 処理によって形成される表面粗さよりもはるかに大きい。そのため、AIH-FPP 処理を施した際の表面粗さの増加は、積層造形によって形成されるレーザの走査痕の表面粗さが疲労特性に及ぼす影響よりも小さいと考えられる。

3.2 被処理面の特性評価

本節では、疲労特性に影響を及ぼすと考えられる被処理面の諸特性を評価した結果を述べる。残留応力は外力が無い状態においても試験片に残存している応力であり、

この値が圧縮側(マイナス)だと、疲労き裂の発生や進展が抑制される疲労特性の向上にも寄与する。Fig.4 に各試験片の最小径部における表面の残留応力の測定結果を示す。同図より、積層造形材と積層造形+時効材では $-500\ \text{MPa}$ 程度の圧縮残留応力が生起していることがわかる。これは、エメリー研磨およびバフ研磨を施したことにより生起したと考えられる。それに対して、積層造形+AIH-FPP 材では $-800\ \text{MPa}$ 程度の圧縮残留応力が生起している。丹下ら¹⁾は、 300°C に加熱したばね鋼に対してショットピーニングを施すと、室温でショットピーニングを施した場合よりも高い圧縮残留応力が深く生起するため、疲労特性が向上することを報告している。また、高い圧縮残留応力が深く生起する要因は、加熱することで基材の変形抵抗が下がるためと説明している。本研究の AIH-FPP 処理においても、試験片の変形抵抗が下がることで塑性変形量が増加し、高い圧縮残留応力が試験片表面に生起したと考えられる。

Fig.5 に積層造形+AIH-FPP 材の最小径部横断面における EDX 分析結果を示す。なお、本研究では疲労試験を実施した後の試験片の最小径部付近を切断し、それを樹脂埋めしたものを観察した。同図より、AIH-FPP 処理を施した試験片の表面には Fe 元素と Al 元素が同時に存在する層が創成されていることが確認できる。また、他の観察箇所においても同程度の層が創成されていたことから、AIH-FPP 処理は円周方向に対して均一に施されていると考えられる。

Fe 元素と Al 元素が同時に存在する層に対して検討を加えるために、各試験片の最小径部の表面に対して XRD 分析を実施した。その結果を Fig.6 に示す。同図より、積層造形+AIH-FPP 材において Fe_2Al_5 の回折ピークが認められる。これより、Fig.6 で観察された Fe 元素と Al 元素が同時に存在する層は、 Fe_2Al_5 を主とする金属間化合物層であると考えられる。なお、回折ピークがブロード化しているのは金属間化合物層が極めて薄く、結晶サイズが小さいためであると考えられる。また、積層造形+AIH-FPP 材にはオーステナイトの回折ピークが認められる。

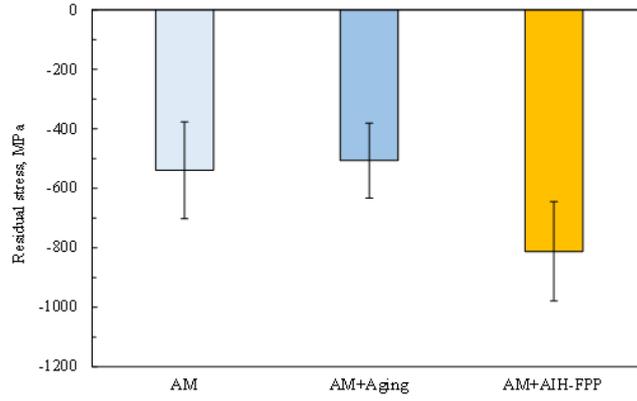
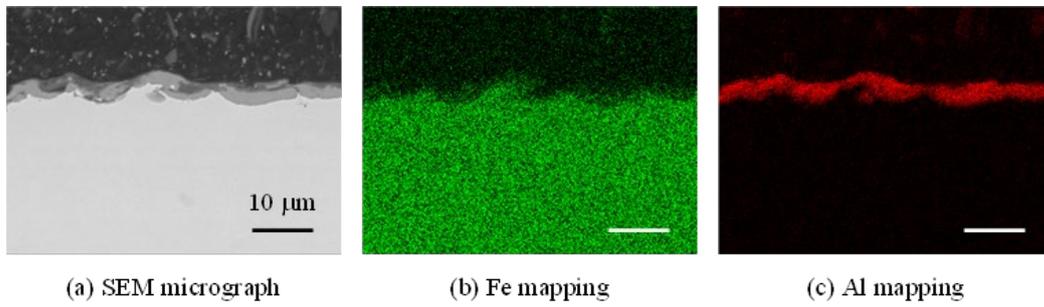


Fig.4 Comparison of residual stress at surface (n = 4, mean \pm S.D.)



(a) SEM micrograph

(b) Fe mapping

(c) Al mapping

Fig.5 SEM and EDX analysis (AM+AIH-FPP series)

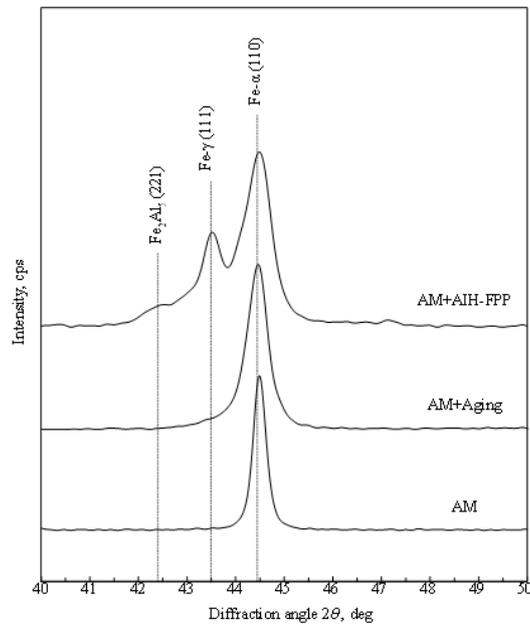


Fig.6 XRD analysis

これは、時効処理温度で AIH-FPP 処理を施したことにより、オーステナイト相が逆変態したためであると考えられる。各試験片のオーステナイト相の割合を算出したところ、積層造形材では $4.9 \pm 1.0\%$ であるのに対し、積層造形 + AIH-FPP 材では $43.1 \pm 5.4\%$ であった。これより、積層造形 + AIH-FPP 材では半分近くの金属組織がオーステナイト相に逆変態していると考えられる。しかし、積層造形 + 時効材では、オーステナイトの回折ピークが認められない。森山ら²⁾は、マルエージング鋼の時効温度と逆変態オーステナイト量の関係について検討している。その結果、一般的な時効処理温度とされている 480°C では逆変態オーステナイトはほとんど生成しないのに対し、 $510, 540, 570^\circ\text{C}$ では逆変態オーステナイトが生成しやすく、温度の上昇に伴い生成するオーステナイト相が増加することを報告している。積層造形 + AIH-FPP 材は、スリップリングを用いて温度測定を行い、試験片の表面が 450°C に加熱されていることを確認しているが、この報告を踏まえると実際の AIH-FPP 処理温度は 500°C を超える温度になっていると推察される。温度測定の際には熱電対をスポット溶接により試験片表面に接着しているが、圧縮ガスが吹き付けられることで熱電対自体の温度が低下しており、実際の処理温度と測定温度に乖離が生じていると考えられる。小林ら³⁾は、過時効によって生成された逆変態オーステナイトはき裂進展抵抗を著しく増加させる反面、静的強度が低下することを報告している。また、森山ら⁴⁾は逆変態オーステナイトが生成されると疲労限度が向上するが、過剰に逆変態オーステナイトが存在すると高応力域での疲労寿命が低下することを明らかにしている。これらの報告より、適切に熱処理を施して逆変態オーステナイトを適度に生成させることにより、疲労特性を向上させることができると考えられる。しかし、本研究における積層造形 + AIH-FPP 材では、逆変態オーステナイト相が過剰に存在するため、逆変態オーステナイト相による疲労特性の向上効果は見込めないと推察される。

Fig.7 に各試験片の最小径部横断面における硬さ分布を測定した結果を示す。同図より、積層造形 + 時効材では、積層造形材と比較して硬さが上昇していることがわかる。これは、時効処理により微細な金属間化合物が結晶粒界などに析出し、転位の移動が阻害されるためと考えられる。それに対し、積層造形 + AIH-FPP 材では、積層造形 + 時効材ほどの硬さの上昇は認められない。これは、試験片の処理温度が適切な時効硬化温度と異なっており Fig.5 で示した通り、逆変態オーステナイト相が多く存在するためと考えられる。なお、逆変態オーステナイトは未変態の状態にある残留オーステナイトとは異なった組織であり、残留オーステナイトは組織状態が不安定でかつ軟質であるのに対して、逆変態オーステナイトは安定で硬質であることが知られている⁵⁾。しかし、マルテンサイトと比較すると逆変態オーステナイトは低硬度であるため、積層造形材と同程度の硬さを示していると考えられる。また、すべての試験片においてほぼ一定の硬さ分布を示していることから、時効処理および AIH-FPP 処理において、試験片表面と内部で明確な温度差は生じておらず、均一に処理が施されているとみなすことができる。

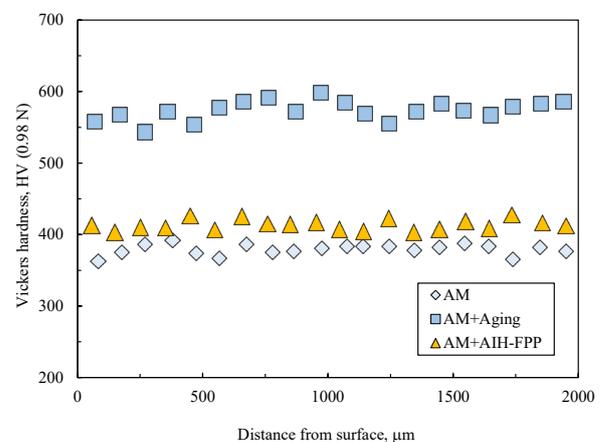


Fig.7 Vickers hardness distribution

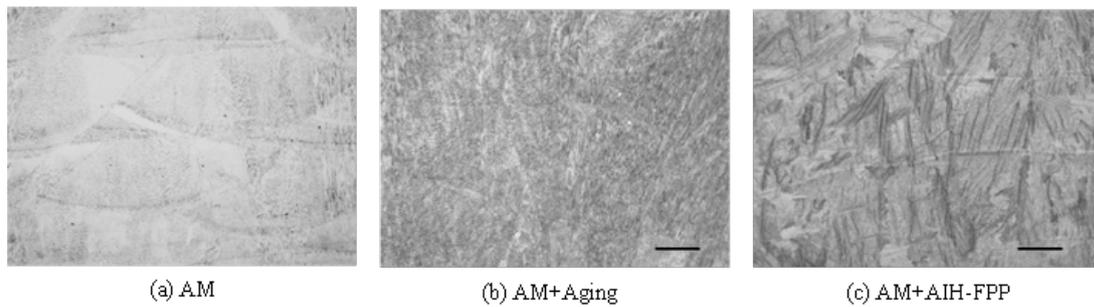


Fig.8 Microstructure observed by optical microscope

Fig.8 に各試験片の横断面における組織観察結果を示す。同図より、積層造形+時効材では、結晶粒界が顕著に腐食されていることがわかる。それに対し、積層造形+AIH-FPP 材では異なる金属組織を示している。これは、レンズマルテンサイトがオーステナイトへと逆変態して生成される、逆変態オーステナイトの組織であると考えられる。中田⁹⁾は、逆変態オーステナイトが生成する逆変態開始点ならびに逆変態終了点は、Fe 元素や Ni 元素が容易に拡散できない低温であるため、オーステナイトへの逆変態が原子の拡散を伴わないマルテンサイト変態によって進行すると説明している。また、相変態後の光学顕微鏡で観察する組織には、逆変態オーステナイト内部に導入された多量の転位に起因した腐食差によって、レンズ状組織が現れるとしている。Fig.6 で示した XRD 分析結果より、積層造形+AIH-FPP 材には逆変態オーステナイトが生成されていることは明らかであり、ナイタールで腐食した際にレンズ状の組織が現出したと考えられる。

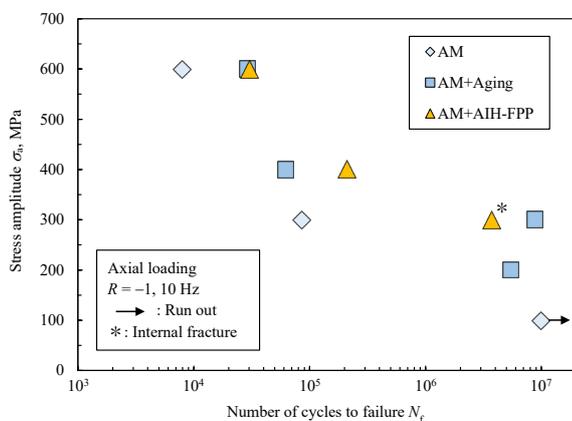


Fig.9 Results of fatigue tests

3.3 疲労特性に及ぼす AIH-FPP 処理の影響

Fig.9 に各試験片の疲労試験結果を示す。同図より、積層造形+時効材■は、積層造形材◇と比較して、疲労寿命が増加していることがわかる。しかし、積層造形+時効材は応力振幅 $\sigma_a = 200$ MPa においても破壊しており、明確に疲労限度が向上しているとは言い難い。それに対して、積層造形+AIH-FPP 材▲は積層造形+時効材と同程度の疲労特性を示している。特に、積層造形+AIH-FPP 材の応力振幅 $\sigma_a = 300$ MPa の試験片では、内部破壊を呈していた。これは、試験片表面が内部と比較して強化されていることを示す結果である。この要因は Fig.4 で示した通り、積層造形+AIH-FPP 材の試験片表面に高い圧縮残留応力が生起しており、疲労試験の際に作用する引張応力が低減しているためと考えられる積層造形+AIH-FPP 材は積層造形+時効材よりも表面粗さが大きく、また基材硬さも低い。さらに脆性的な Fe_2Al_5 の金属間化合物層が基材表面に創成されている。それにもかかわらず積層造形+時効材と同程度、もしくはそれ以上の疲労特性を示していることから、積層造形+AIH-FPP 材の試験片表面に生起している圧縮残留応力の効果が顕著に表れていると考えられる。各試験片に対して、応力振幅 $\sigma_a = 300$ MPa における破断面の SEM 観察を行った。Fig.10 および 11 より、積層造形材と積層造形+時効材では、一か所から表面破壊を呈しており、疲労破面と延性破面が確認できる。それに対して、Fig.12 に示す積層造形+AIH-FPP 材では、試験片内部からの破壊を呈しており、複数のフィッシュアイの形成が認められる。フィッシュアイの形状は、楕円形が 2 か所と円形が 1 か所確認された。便宜上フィッシュアイの直径が大きいものから Fisheye-1, Fisheye-2, Fisheye-3 とする。Fisheye-1 の破壊起点は試験

片表面から約 135 μm , Fisheye-2 は約 245 μm , Fisheye-3 は約 295 μm の場所に位置していた。菊池ら⁷⁾は、本研究と同程度の硬さの基材に同程度の条件で微粒子ピーニングを施した場合、約 100 μm 程度の深さまで圧縮残留応力が生起することを報告している。この報告を踏まえると、本研究における圧縮残留応力も表面から約 100 μm の範囲で生起していると考えられ、表面から約 100 μm よりも深

い位置には、試験片全体のバランスを取るために引張残留応力が生起していると推察される。疲労試験をした際に作用する引張応力と、表面から約 100 μm よりも深い位置に生起している引張残留応力が重なり合うことで、高い引張応力が負荷され、内部が破壊起点となりフィッシュアイが形成されたと考えられる。

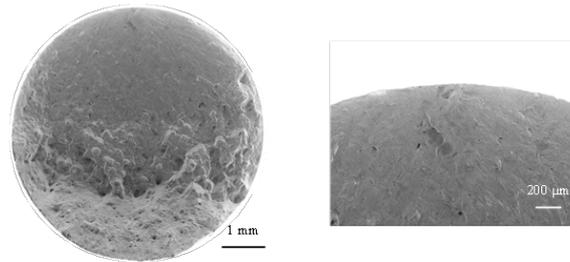


Fig.10 Fracture surface (AM series: $\sigma_a = 300 \text{ MPa}$, $N_f = 84,552$)

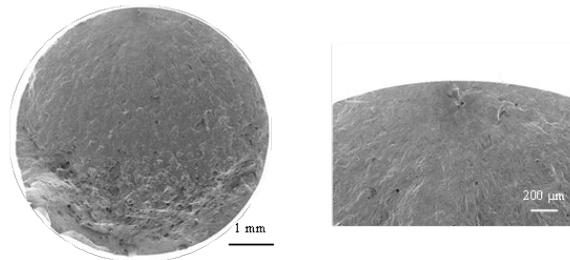


Fig.11 Fracture surface (AM+Aging: $\sigma_a = 300 \text{ MPa}$, $N_f = 8,798,176$)

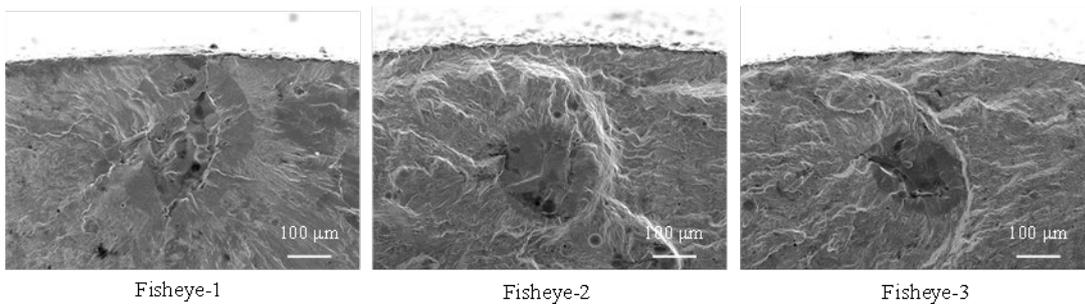
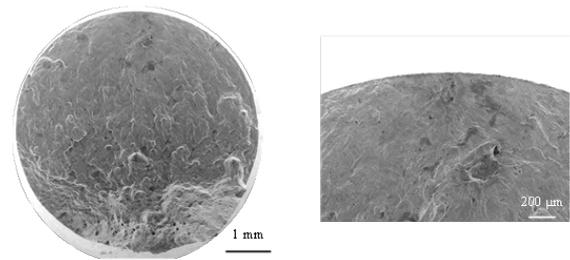


Fig.12 Fracture surface (AM+AIH-FPP: $\sigma_a = 300 \text{ MPa}$, $N_f = 3,729,602$)

Fig.13~15 に各試験片の応力振幅 $\sigma_a = 300$ MPa における破断面に対してEDX分析を実施した結果を示す。同図より、すべてのシリーズの破壊起点付近には、Ti 元素の存在が認められる。積層造形材には酸化チタンを主成分とする析出物が多く分布しているため、すべてのシリーズにおいて酸化チタンが破壊起点となっていると考えられる。また、積層造形+AIH-FPP 材の他の応力振幅における試験片では、酸化チタンを破壊起点とする表面破壊を呈していた。これらの結果より、本研究における AIH-FPP 処理では、積層造形材の酸化チタンを無害化させるには不十分であることが明らかとなった。積層造形材の疲

勞特性をさらに向上させるためには、この酸化チタンを無害化させる別の手法を検討する必要があると考えられる。

積層造形材に対して、鋼粒子にアルミニウム粒子をコーティングしたMC粒子を用いてAIH-FPP処理を施すと、耐摩耗性が向上すると同時に疲労寿命が増加することが明らかとなった。疲労寿命が増加した要因は、試験片表面に高い圧縮残留応力が生起しているためであると考えられる。しかし、圧縮残留応力は疲労過程において解放することが知られており、圧縮残留応力が解放すると、き裂の発生および進展の抑制効果が減少するため、疲労特性の向上効果が十分に得られなくなると考えられる。

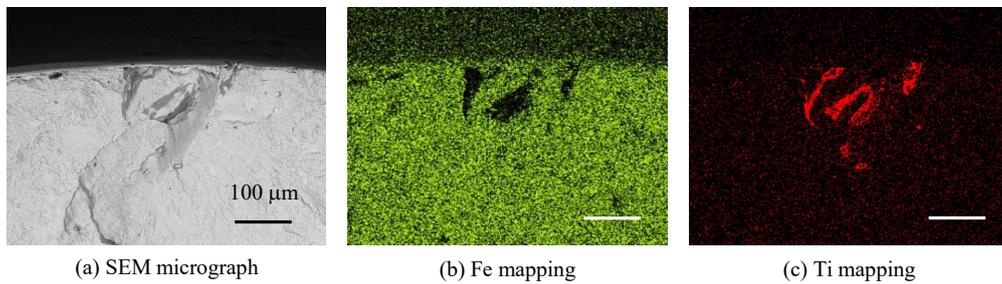


Fig.13 SEM and EDX analysis at crack initiation site (AM series, $\sigma_a = 300$ MPa)

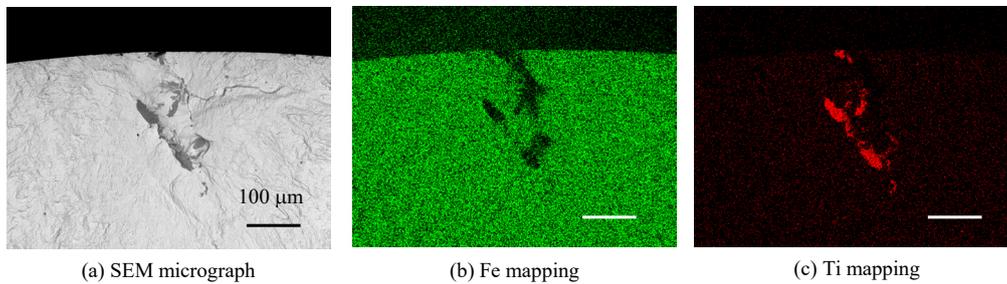


Fig.14 SEM and EDX analysis at crack initiation site (AM+Aging series, $\sigma_a = 300$ MPa)

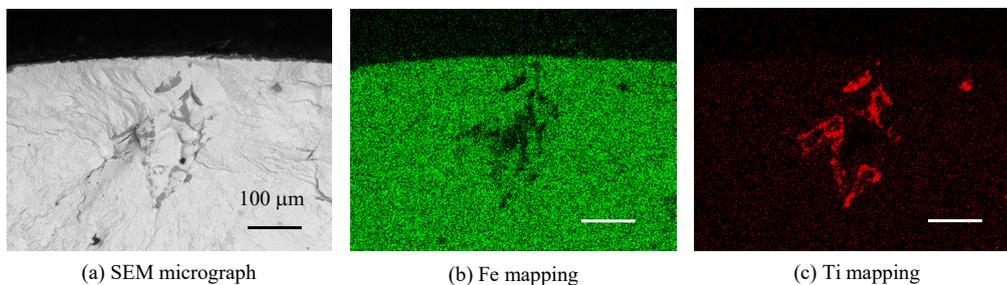


Fig.15 SEM and EDX analysis at crack initiation site (AM+AIH-FPP series, $\sigma_a = 300$ MPa)

AIH-FPP 処理を施して疲労寿命が増加した要因が圧縮残留応力の効果であると決定づけるためには、疲労過程においても圧縮残留応力が解放せずに、生起し続けているかどうかを明らかにする必要があると考えられる。そこで本研究では、疲労試験を途中で中断させながら試験片表面の残留応力を測定することで、疲労過程における圧縮残留応力の変化挙動について検討を加えた。

3. 4 疲労過程における圧縮残留応力の変化挙動

Fig.16 に積層造形+AIH-FPP 材に対して、応力振幅 $\sigma_a = 300$ MPa の疲労過程における残留応力の変化挙動を測定した結果を示す。横軸には試験片に負荷した繰返し数、縦軸には測定した残留応力の値を示している。同図より、疲労試験前に生起している圧縮残留応力は、繰返し数 $N = 10^3$ サイクル程度まで徐々に解放しており、その後はほとんど解放せずに安定し、破断直前に圧縮残留応力が解放している傾向が確認される。児玉⁸⁾は、ショットピーニングによって生起した圧縮残留応力は疲労過程の 1 サイクル目で顕著に解放し、それ以降は対数関数的に変化することを報告している。また、1 サイクル目での解放は負荷応力と残留応力の和が材料の降伏点を超えることで生じると説明している。本研究における結果では、1 サイクル目における顕著な解放は認められないが、2 サイクル目以降では対数関数的に解放している。これは応力振幅が小さく、試験片表面が材料の降伏点を超えないため 1 サイクル目で顕著な解放が生じなかったと考えられる。

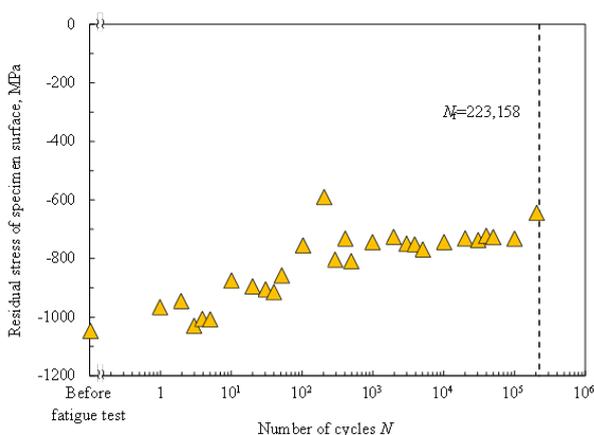


Fig.16 Change in residual stress during fatigue process (AM+AIH-FPP series)

なお、同図の繰返し数 $N = 2 \times 10^2$ サイクルの際の測定プロットが対数関係から外れている傾向が認められる。これは疲労試験片のねじ部と治具の緩み防止のために取り付けているダブルナットを締めた際に、一時的に引張応力が試験片に作用したためであると考えられる。

4. まとめと今後の課題

本研究では、製塩設備を含む各種プラントにある配管の信頼性確保とそれに利用される素材の高度化技術の確立を目指した基礎研究である。本年度は、疲労信頼性の評価に着目した検討を行った。具体的には、砂時計型の疲労試験片の積層造形材に対して、鋼粒子にアルミニウム粒子をコーティングした MC 粒子を用いて AIH-FPP 処理を施し、疲労特性を評価した。また、試験片表面に生起している圧縮残留応力が疲労過程で変化する挙動を調べた。その結果に基づき、AIH-FPP 処理が積層造形材の疲労特性に及ぼす影響について検討を加えた。得られた結果を以下に示す。

- (1) AIH-FPP 処理装置を改良することで、円盤型の試験片と同様の AIH-FPP 処理を砂時計型の疲労試験片に対して施すことが可能である。適切な条件で AIH-FPP 処理を施すことにより、基材表面に Fe_2Al_5 の金属間化合物層が創成させ同時に高い圧縮残留応力を生起させることが可能である。
- (2) 積層造形材に対して AIH-FPP 処理を施すことで、未処理材と比較して疲労寿命が増加し、長寿命域では内部破壊を呈する。これは、試験片表面に高い圧縮残留応力が生起し、き裂の発生および進展が抑制されるためであると考えられる。また、この圧縮残留応力は疲労過程においてもほとんど解放しないため、試験片表面からのき裂の発生および進展の抑制効果が持続することで、内部破壊を呈したと考えられる。
- (3) AIH-FPP 処理を施した試験片の破壊起点部付近には、酸化チタンを主成分とする析出物が確認された。積層造形材の疲労特性をさらに向上させるためには、酸化チタンを無害化させる他の手法を模索する必要があると考えられる。

5. 文献

1. 丹下彰, 小山博, 辻博人, “ばねの疲労特性に及ぼす温間ピーニングの効果”, ばね論文集, Vol.44, pp.13-16 (1999).
2. 森山三千彦, 高木節雄, 皮籠石紀雄, “300 級 18Ni マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件および逆変態オーステナイトの影響”, 材料, Vol.49, No.6, pp.631-637 (2000).
3. 小林光征, 北郷隆, 杉山五久夫, “18Ni マルエージング鋼の回転曲げ疲労き裂の進展抵抗”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.49, No.442, pp.699-706 (1983).
4. 森山三千彦, 高木節雄, “18%Ni マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす逆変態オーステナイトの影響”, 材料, Vol.44, No.497, pp.181-186 (1995).
5. 須藤一, 内田憲正, “逆変態によるオーステナイトの安定化”, 日本金属学会誌, Vol.36, No.8, pp.779-786 (1972).
6. 中田信生, “マルテンサイト逆変態を活用した鉄鋼材料の力学特性向上”, 日本金属学会誌, Vol.83, No.12, pp.449-457 (2019).
7. 菊池将一, 廣田遥, 小茂鳥潤, “微粒子ピーニングを施した SCM435H 鋼の残留応力と疲労特性に及ぼす基材および投射粒子硬さの影響”, 材料, Vol.60, No.6, pp.547-553 (2011).
8. 児玉昭太郎, “残留応力と疲れ強さ”, 日本機械学会誌, Vol.75, No.642, pp.1026-1033 (1972).

Development of Advanced Steel for Piping to Contribute to Extending the Life of Salt Manufacturing Plants

Jun Komotori

Department of Mechanical Engineering, Keio University

Summary

This is basic research aimed at ensuring the reliability of piping in various plants including salt manufacturing equipment and establishing advanced technology for the materials used for it. This year, we focused on the evaluation of fatigue reliability. Specifically, AIH-FPP treatment was applied to the laminated molding material of the hourglass type fatigue test piece using MC particles in which steel particles were coated with aluminum particles, and the fatigue characteristics were evaluated. We also investigated the behavior of the compressive residual stress generated on the surface of the test piece changing during the fatigue process. Based on the results, we investigated the effect of AIH-FPP treatment on the fatigue characteristics of laminated molding materials. The obtained results are shown below.

(1) By improving the AIH-FPP processing device, it is possible to apply AIH-FPP treatment similar to that of a disk-type test piece to an hourglass-type fatigue test piece. By applying AIH-FPP treatment under appropriate conditions, it is possible to create an intermetallic compound layer of Fe_2Al_5 on the surface of the substrate and at the same time generate a high compressive residual stress.

(2) By applying AIH-FPP treatment to the laminated molding material, the fatigue life is increased compared to the untreated material, and internal fracture is exhibited in the long life range. It is considered that this is because a high compressive residual stress is generated on the surface of the test piece and the generation and growth of cracks are suppressed. In addition, since this compressive residual stress is hardly released even during the fatigue process, it is considered that internal fracture was exhibited by the sustained effect of suppressing the generation and growth of cracks from the surface of the test piece.

(3) Non-metallic inclusions containing titanium oxide as the main component were confirmed near the fracture starting point of the test piece treated with AIH-FPP. In order to further improve the fatigue characteristics of laminated molding materials, it is necessary to seek other methods to detoxify titanium oxide.