

オーステナイト系ステンレス鋼における主な破壊と損傷の事例

Major case studies of fractures and damage occurring in austenitic stainless steel

中野 正大（技術本部 技術部）

山崎 義彦（技術本部 技術部）

安西 敏雄（技術本部 技術部）

Masahiro NAKANO, Yoshihiko YAMASAKI, Toshio ANZAI

(Technology & Engineering Division Technology & Engineering Department)

ステンレス鋼が国内産業へ導入され始めておおよそ 90 年が経過し¹⁾、その間に様々な分野でステンレス鋼に発生する破壊と損傷を経験してきた。新規に製造される設備にはその対策が十分に講じられていることもあるが、過去に製造された設備では依然トラブルが絶えず、その再発防止策のコストと手間は計り知れない。ここでは、オーステナイト系ステンレス鋼に発生する主な破壊と損傷を解説するとともに、その事例を紹介する。

Domestic industries introduced stainless steel about 90 years ago.¹⁾ Since then, various industrial sectors have experienced fractures and damage occurring in stainless steel. Some new facilities are equipped with adequate measures to solve the problem, but conventional facilities still have problems, resulting in high costs and measures to prevent recurrence. This report describes major fractures and damage occurring in austenitic stainless steel, and presents major case studies on those problems.

1. はじめに

ステンレス鋼は、主成分である Fe に Cr を 10%以上含ませた合金で、Fe-Cr 系であるマルテンサイト系およびフェライト系、ならびに Fe-Cr-Ni 系であるオーステナイト系、二相系および析出硬化系の 5 種類に分類される。中でもオーステナイト系ステンレス鋼は汎用性が高く、その生産量は全ステンレス鋼の 6 割におよぶ²⁾。

オーステナイト系ステンレス鋼は結晶構造が面心立方格子のオーステナイト相で、耐食性、クリープ特性、低温じん性、溶接性など、金属材料として優れた点があることから、製鉄プラントや石油化学プラントなどの産業分野で幅広く使用されている。

しかしながら、オーステナイト系ステンレス鋼は、冷間加工によりマルテンサイト変態が生じやすいこと、溶接や熱処理によって鋭敏化しやすいこと、塩化物環境下で局部腐食や環境助長割れが発生しやすいこと、低融点金属が付着した状態で溶接すると液体金属脆化割れが発生しやすいことなどの弱点もある。

ここでは、産業分野におけるオーステナイト系ステンレス鋼製の圧力容器および配管に発生する主な破壊と損傷を解説するとともに、その事例を紹介する。

2. オーステナイト系ステンレス鋼に発生しやすい破壊と損傷の解説

2.1 局部腐食と環境助長割れ

オーステナイト系ステンレス鋼の耐食性は、その表面に 5nm 程度の水和オキシ酸化物からなる不動態皮膜が

形成されることで維持されている。不動態皮膜は自己修復機能を有するため、製造過程での加工や供用中に生じたきずなどで新生面が露出しても、条件が揃えば再生される。しかし、塩化物イオンなどの影響により不動態皮膜が破壊され、新生面が露出した場合、新生面の活性溶解速度が再不動態化速度を上回ると不動態皮膜は再生されなくなる。このようにしてできた局所的な新生面はアノードになり、その周辺の広範囲な面がカソードになることで、マクロセルが形成されて局部腐食や環境助長割れが発生しやすくなる。

これらは、一度進行し始めるとその腐食速度が比較的大きい、発生する場所の予測が難しい、非破壊検査によるモニタリングが難しいなどの特徴がある。そのため、供用中に思わぬ漏えい事故が発生する場合がある。そして、トラブルの発生した設備が配管の場合には、調査対象が広範囲にわたることから、再発防止策を講じるのに膨大なコストと手間が掛かることが多い。すなわち、設備の設計段階からトラブル対策を十分に講じておく必要がある。表 1 にオーステナイト系ステンレス鋼に発生する主な局部腐食と環境助長割れの解説を示す。

2.2 液体金属脆化割れ

オーステナイト系ステンレス鋼は、表面に Zn, Cu, または Pb などの金属が付着した状態で、それらの融点を超える温度に加熱され、そこに降伏応力程度の引張応力が負荷されていると液体金属脆化割れが発生する場合がある。このような条件は、被溶接部にそれらの金属が付着した状

表 1 オーステナイト系ステンレス鋼に発生する主な局部腐食と環境助長割れの解説

名称	解説
孔食 (Pitting Corrosion)	孔食とは、不動態化した金属の自由表面上の一部において、塩化物イオンなどにより不動態皮膜が局部的に破壊され、その部分から金属溶解が進み腐食孔が発生する現象である。 不動態皮膜が破壊された部分はその周辺に比べて電位が卑化するため、そこに電位差が発生して局部腐食が進行する。腐食孔が形成されると、溶出した金属イオンによる加水分解反応によって水素イオンが生成されるとともに、腐食孔内の電気的中性を保つために塩化物イオンが電気泳動して濃縮し、腐食孔内の pH が低下して、さらに腐食孔が成長する³⁾。 孔食は自然電極電位が孔食電位よりも高くなると発生することから、孔食電位の高い材料ほど耐孔食性が高くなる。その指標には耐孔食指数*が用いられる⁴⁾。 *耐孔食指数 $PRE=Cr+3.3(Mo+0.5W)+16N-Mn$
すき間腐食 (Crevice Corrosion)	すき間腐食とは、幾何学的な構造上のすき間部において、その内外で流体の移動が制限され流体組成が変化することで、すき間部で金属溶解が進み腐食孔が発生する現象である。 すき間内では、不動態保持電流に見合う溶存酸素の還元によりその濃度が低下することですき間内外の酸素濃淡電池が形成され、孔食の腐食孔内と同様の現象が生じ、不動態皮膜が破壊されて腐食孔が発生し成長する。同一環境条件では孔食よりもすき間腐食の方が発生しやすい⁵⁾。 すき間腐食は自然電極電位がすき間腐食電位よりも高くなると発生することから、すき間腐食電位の高い材料ほど耐すき間腐食性が高くなる。その指標には耐孔食指数が用いられる。
粒界腐食 (Intergranular Corrosion)	粒界腐食とは、材料が鋭敏化 (Sensitization) した領域において、結晶粒界とその近傍の耐食性が低下した部分で金属溶解が進み、結晶粒界に沿った網目状の溝状腐食に始まり結晶粒の脱落に至る現象である。 固溶化熱処理を行ったオーステナイト系ステンレス鋼は、オーステナイト相で C が過飽和に固溶しているが、鋭敏化温度域である 550~850℃に加熱されると、結晶粒界で C と親和力の高い Cr が炭化物 ((Cr,Fe)₂₃C₆) を形成して析出する。それにともない、結晶粒界近傍の Cr が結晶粒界へ拡散し、Cr 欠乏層が生じる。Cr 欠乏層の Cr 濃度が約 12%を下回ると安定した不動態皮膜が形成できなくなり、結晶粒界とその近傍の耐食性は低下する。この現象を鋭敏化という⁶⁾。 鋭敏化した材料は固溶化熱処理を行うことによって炭化物を再固溶させることができる。
微生物腐食 (MIC: Microbiologically Influenced Corrosion)	微生物腐食とは、流体に含まれる微生物が金属表面に付着しバイオフィームを形成し、その中の微生物の代謝などにより腐食孔が発生する現象である。 淡水や海水などの環境下では、金属表面にバイオフィームが形成されると、接液側が好気的環境となり、微生物の代謝により金属表面との界面が嫌気的環境となる。さらに酸素の供給が妨げられるため不動態皮膜の再生が阻止される。これらによって自然電極電位は局所的に貴化し、臨界腐食電位を上回ることによって腐食孔が発生する⁶⁾。
応力腐食割れ (SCC: Stress Corrosion Cracking)	応力腐食割れは、材料因子、環境因子および力学的因子の三つの因子が同時に作用した場合に発生するもので、き裂の進展経路から粒内型と粒界型に分類できる⁷⁾。また、接液環境にないところで発生するものを外面応力腐食割れ (ESCC: External Stress Corrosion Cracking) という。 粒内型応力腐食割れとは、塩化物濃縮型とも呼ばれ、塩化物イオンが不動態皮膜を破壊し、新生面の局所的な腐食と材料の引張残留応力が重畳して、き裂が発生し進展する現象である。孔食やすき間腐食が起点となる場合がある。 粒界型応力腐食割れは鋭敏化型とも呼ばれ、鋭敏化によって耐食性の低下した結晶粒界とその近傍の局所的な腐食と材料の引張残留応力が重畳して、き裂が発生し進展する現象である。粒界腐食が起点となる場合がある。

態で溶接すると満たされやすい。中でも Zn は、産業分野で身近にあるため、ジンクリッチペイントの飛散、または亜鉛めっき鋼製の配管もしくはストラクチャーとの接触などで被溶接部に付着しやすい。亜鉛の融点は 420℃と比較的低く、被溶接部に付着した亜鉛は溶接熱によって容易に溶融する。このような亜鉛に起因した液体金属脆化割れは亜鉛脆化割れと呼ばれている。

3. 製造欠陥の事例

3.1 材料の電解研磨によって発覚した不適合

新規に使用する SUS317J1 製のライニング板に対して、JIS R 6010 による P600 で研磨して仕上げた後に電解研磨を行ったところ、表面に白濁模様の異常がみられた。

図 1 に白濁部のマイクロスコブ観察の状況を示す。白濁部には多数のあばたがみられ、それらは線状に連なって

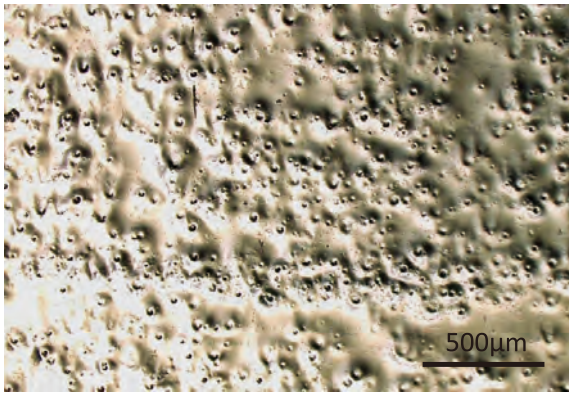
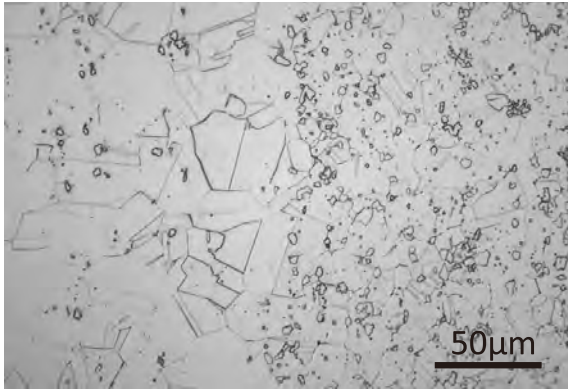
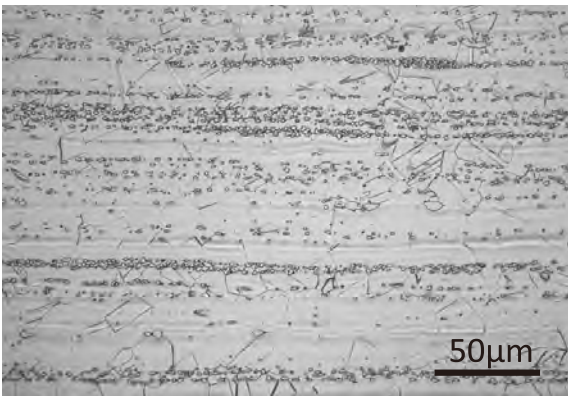


図1 白濁部のマイクロ스코ブ観察の状況



(a) 表面



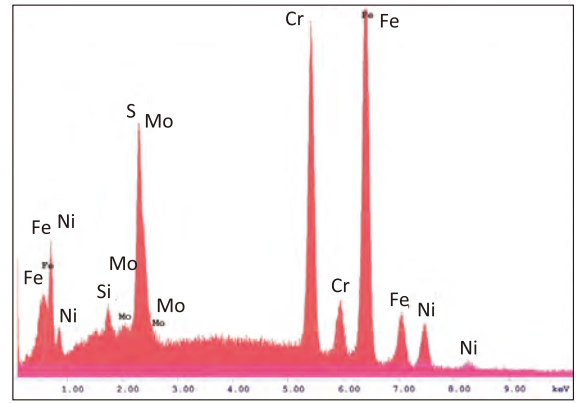
(b) 断面

図2 白濁模様がみられた鋼板のマイクロ組織

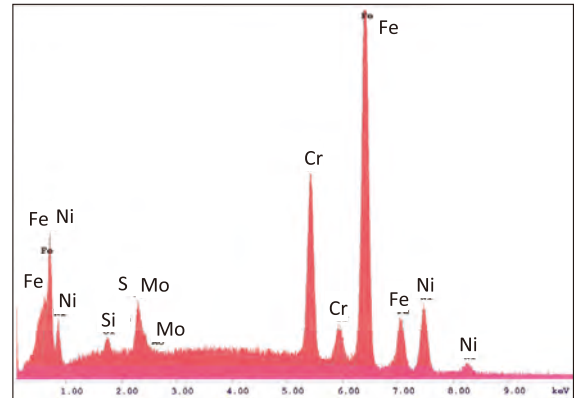
いた。表面および断面マイクロ組織観察では図2に示すようにオーステナイト組織中に無数の析出物がみられ、それらは圧延方向に沿って帯状に連なっていた。その析出物は図3に示すようにエネルギー分散型X線分光法分析（以下はSEM-EDX分析と示す）でマトリックスに比べてCrおよびMoが濃化していることが明らかとなった。

電解研磨後にみられた白濁模様はCrおよびMoの偏析の影響によるものと推定された。当該材料は、1150℃に6分間加熱した後に急冷する条件で固溶化熱処理を行っていたが、その条件では偏析したCrおよびMoを再固溶させることができなかったと推測される。

電解研磨を行って使用する材料は、JIS G 0571などの腐食試験で偏析の程度に対する判定基準を定め、それに合



(a) 析出物



(b) マトリックス

図3 白濁がみられた鋼板表面のSEM-EDX分析

格したものを購入する必要がある。

3.2 不適切な副資材の使用による亜鉛脆化割れ

新規に製作した SUS304 製の配管の気密試験を行ったところ、差込み溶接式ボスの溶接熱影響部に漏えいがみられた。

図4に漏えい部の浸透探傷試験の状況を示す。漏えい部にはき裂状の指示模様が検出された。断面マイクロ組織観察では図5に示すように溶接熱影響部に粒界き裂がみられた。破面の走査型電子顕微鏡観察（以下はSEM観察と示す）では全域に粒界破面（Rock-Candy Pattern）がみられ、外面近傍では図6に示すように粒界破面が溶融した様相を呈していた。溶接熱影響部に付着していた異物は図7に示すようにSEM-EDX分析でZnであることが明らかとなった。

当該損傷は、被溶接部に付着していた亜鉛が溶接入熱によって液化し、それが結晶粒界に侵入し粒界強度を低下させ、溶接にともなう引張応力と重畳して発生した亜鉛脆化割れと推定された。ここで、被溶接部に亜鉛が付着した原因を調査したところ、配管をプレファブする過程でバックシールドガスを遮断するために、亜鉛を含む防食テープを使用していたことが明らかとなった。

オーステナイト系ステンレス鋼に対して亜鉛が有害で



図4 漏えいした配管の浸透探傷試験の状況

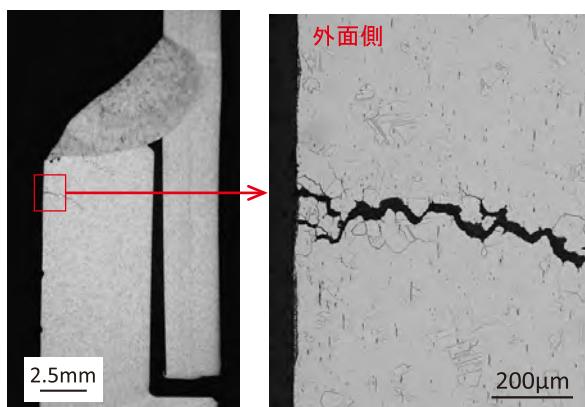


図5 断面ミクロ組織（粒界き裂）

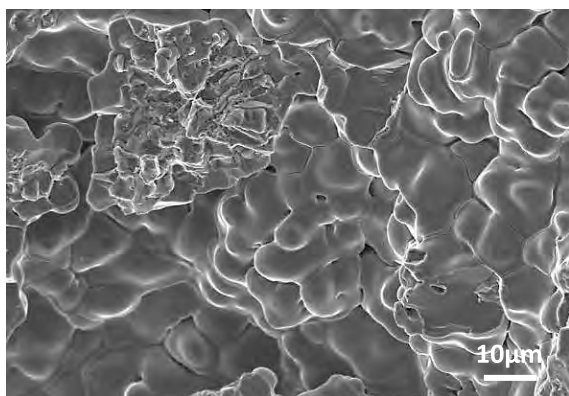


図6 破面 SEM 像（粒界破面）

あることは古くから知られているが、亜鉛脆化割れの事例は後を絶たない。この事例のように副資材であってもその管理を怠ると亜鉛脆化割れの原因となり得る。施工者や関連業者に対して亜鉛脆化割れに関する教育を定期的に行い、オーステナイト系ステンレス鋼に亜鉛を接触させてはならないことを周知させる必要がある。

4. 局部腐食の事例

4.1 偏析した MnS による孔食

12 年間使用した SUS304 製の水素ガス供給配管において、差込み溶接式 90° エルボ（以下は 90EL と示す）に漏えいがみられた。漏えい部は 2 か所で、いずれも母材部

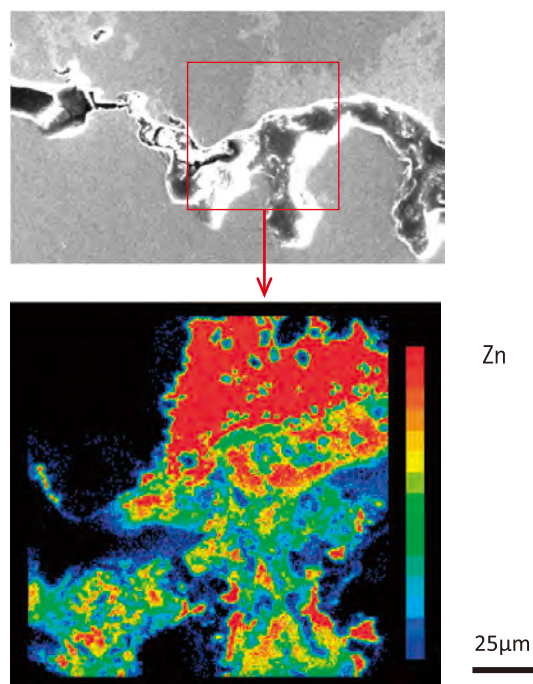


図7 熱影響部に付着していた異物の SEM-EDX 分析マッピング

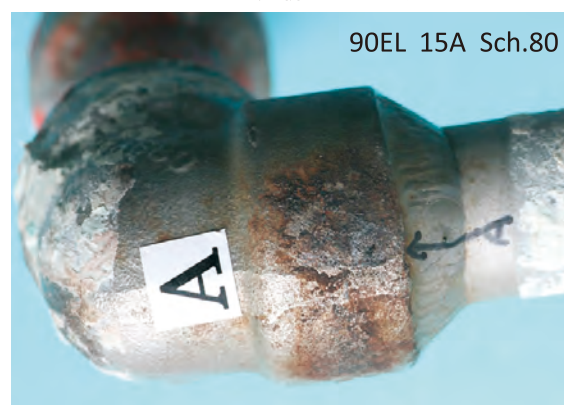


図8 漏えいした配管の外観

であった。内部流体は水素ガスで、運転温度は -196°C ～ 40°C の範囲であった。

図8に漏えいがみられた配管の外観を示す。漏えい部の外面にはうろこ状の付着物がみられ、その付着物の蛍光 X 線スペクトル分析では高濃度の Cl と S が検出された。そして、付着物を除去した後の SEM 観察では図9に示すように蜂の巣状の腐食孔が多数みられた。漏えい部の断面ミクロ組織観察では図10に示すように外面側の小さなピットから内部に向かって腐食した様相がみられ、その腐食は鍛造時のメタルフローあるいは介在物に沿っていた。この介在物は SEM-EDX 分析で MnS と推測された。腐食速度は直線則で 0.5mm/y となった。

当該損傷は、外面に付着し濃縮した塩化物イオンによって、90EL の不動態皮膜が破壊され、不動態皮膜の再生を阻害する MnS が活性溶解したことで発生した孔食と推定された。ここで、90EL の外面にみられたうろこ状の付着

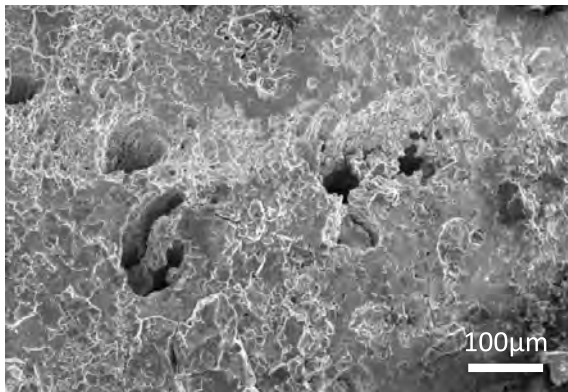


図9 漏えい部の表面 SEM 像(蜂の巣状の腐食孔)

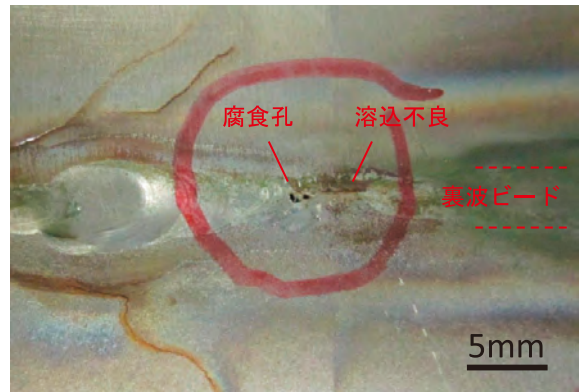


図11 漏えいした配管内面の状況(すき間腐食)



図10 断面ミクロ組織(MnSの選択腐食)

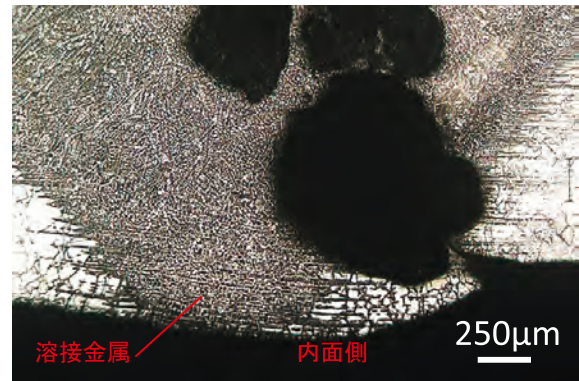


図12 断面ミクロ組織(蟻の巣状の腐食孔)

物は管にもみられたが、その部分の腐食は軽微であった。すなわち、90EL に析出していた MnS が腐食速度を加速させた可能性が高いと推測される。

配管外面に塩化物イオンが濃縮しやすい環境下では孔食のみならず応力腐食割れが発生する可能性もある。このような環境下で使用する配管は、その外面を塗装する必要がある。

4.2 配管内面の溶込不良によるすき間腐食

1年間使用した SUS304 製の柔軟剤供給配管において、突合せ溶接部に漏えいがみられた。漏えい部は1か所で、溶接金属部であった。内部流体は柔軟剤で、運転温度は常温であった。

図11に漏えい部の配管内面の状況を示す。漏えい部の裏波ビードには腐食孔がみられ、その近傍に溶込不良がみられた。漏えい部の断面ミクロ組織観察では図12に示すように溶接金属に蟻の巣状の腐食孔がみられ、腐食孔は入口が狭く内部が広いインク壺型であった。腐食孔近傍の溶接金属の SEM 観察では図13に示すようにデンドライト組織のオーステナイトが選択溶解し、スケルトン状腐食の様相を呈していた。腐食部の SEM-EDX 分析では図14に示すように S, Ca, P などが検出された。腐食速度は直線則で 2.8mm/y となった。

当該損傷は、配管内面の溶込不良による幾何学的なすき間に、内部流体に含まれる塩化物イオンが濃縮して発生し

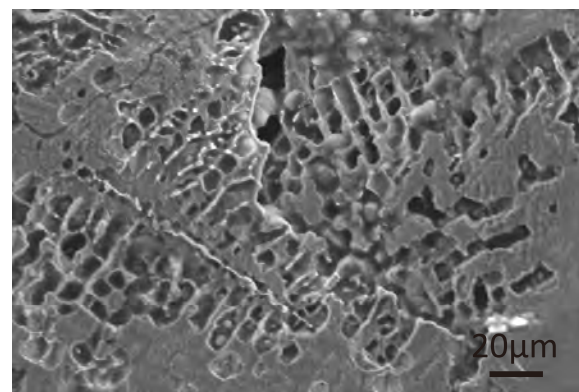


図13 腐食孔近傍の表面 SEM 像(溶接金属)

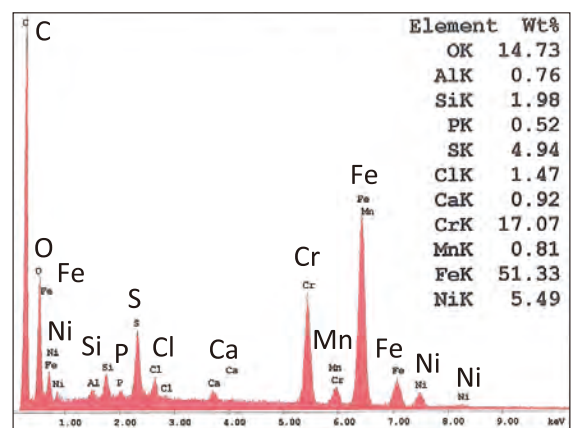


図14 腐食部の SEM-EDX 分析(溶接金属)

たすき間腐食と推定された。溶込不良が発生していない部分では著しい腐食はみられなかった。

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部では、溶込不良

や裏波ビード酸化などの溶接欠陥によって、すき間腐食、応力腐食割れ、微生物腐食または疲労破壊が発生する場合が多い。施工者に対して破壊と損傷の事例に関する教育を定期的に行い、裏波ビードが溶接品質に大きく影響することを周知させる必要がある。

4.3 不適切な材料選定による粒界腐食

20年間使用した SUS304 製のページ用仮設配管において、突合せ溶接部に漏えいがみられた。漏えい部は1か所で、溶接熱影響部であった。内部流体は4フッ化エチレンで、運転温度は40℃であった。

図15に漏えい部の配管内面の状況を示す。配管内面には溶接熱影響部に沿って発生した溝状の腐食がみられた。その腐食部の断面マイクロ組織観察では図16に示すように結晶粒界が著しく腐食し、内面側の結晶粒が脱落した様相を呈していた。また、SEM観察では図17に示すように全域が粒界破面の様相を呈していた。腐食速度は直線則で0.2mm/yとなった。

当該損傷は、内部流体に含まれるフッ化水素酸によって、溶接入熱に起因した鋭敏化により耐食性の低下した結晶粒界とその近傍が選択的に腐食した粒界腐食と推定された。漏えいがみられた管のC含有量は0.07mass%と比較的高い値であった。

腐食性の高い内部流体によって粒界腐食が発生する可能性がある場合には、炭素含有量が0.03%以下の低炭素系、もしくはTiまたはNbを含む安定化系の材料が適用される。この事例のように比較的使用頻度の少ない仮設配管であっても、適切な材料選定をしなければ漏えい事故に至る場合があることを設計者に周知させる必要がある。

4.4 耐圧試験時の残留水による微生物腐食

4年間使用した SUS304 製のエチレンガス配管において、差込み溶接式 90EL のすみ肉溶接部に漏えいがみられた。漏えい部は3か所で、いずれも溶接金属であった。内部流体はエチレンガスで、運転温度は常温であった。

図18にすみ肉溶接部の断面マクロ組織を示す。腐食は溶接金属のみにみられ、ルート部から進展した様相であった。ルート部の断面マイクロ組織観察では図19に示すように溶接金属のデンドライト組織の δ -フェライトが選択的に腐食していた。腐食部のSEM観察では図20に示すように溶接金属がスケルトン状腐食の様相を呈していた。また、SEM-EDX分析では図21に示すようにS、SiおよびCaが検出された。腐食速度は直線則で1.1mm/yとなった。

当該損傷は腐食形態ならびに腐食部に付着していたS、SiおよびCaなどの元素から微生物腐食によるものと推定された。ここで、エチレンガス配管は常温で使用している



図15 漏えいした配管内面の状況

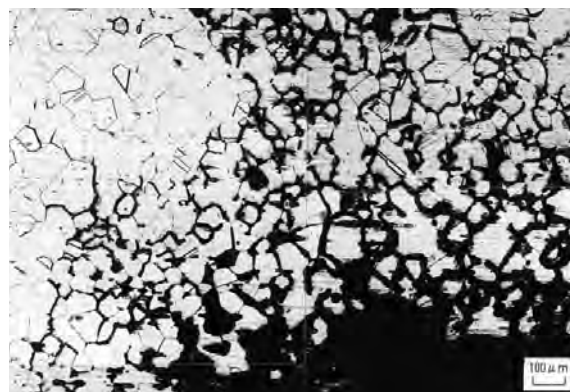


図16 断面マイクロ組織（粒界腐食）

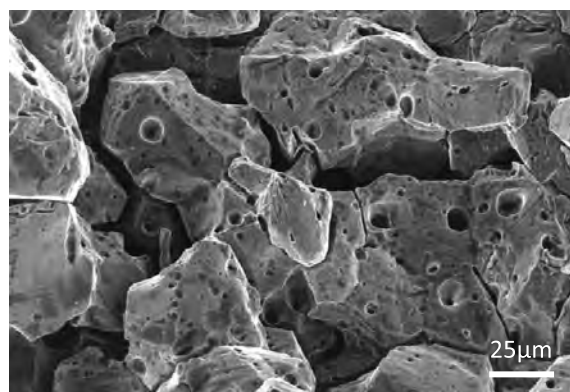


図17 腐食部のSEM像（粒界破面）

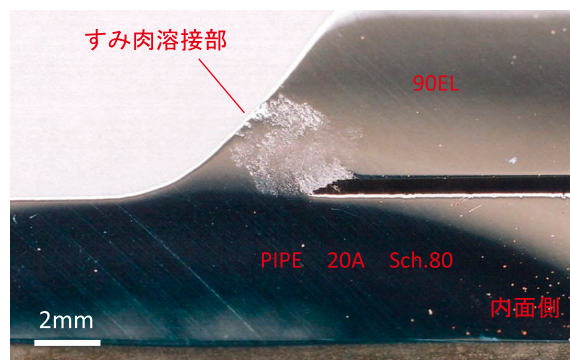


図18 漏えい部の断面マクロ組織

が、エチレンガスそのものに微生物が存在する可能性は極めて低いため、供用中に微生物腐食が発生することはない。配管の新設や部分更新を行った際の耐圧試験に使用した水が関与している可能性が高いと推測される。

オーステナイト系ステンレス鋼製の配管において、耐圧

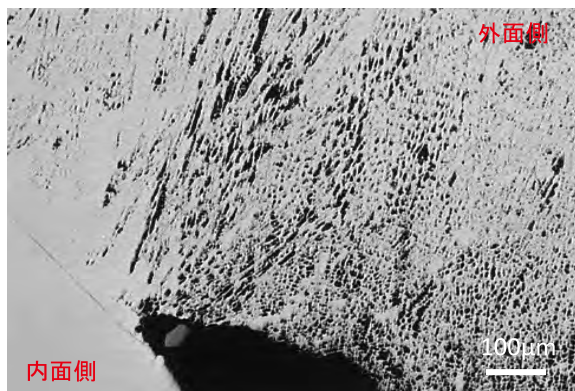


図 19 断面ミクロ組織(δ -フェライト選択腐食)

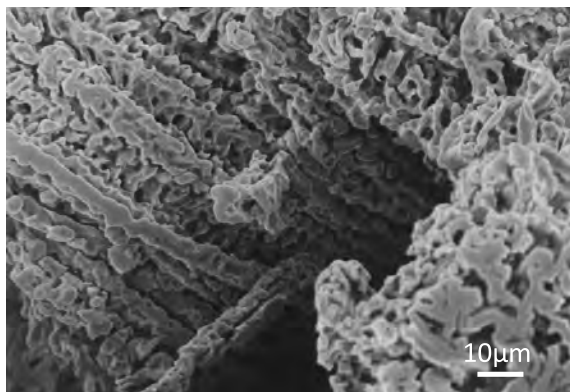


図 20 腐食部の SEM 像 (δ -フェライト選択腐食)

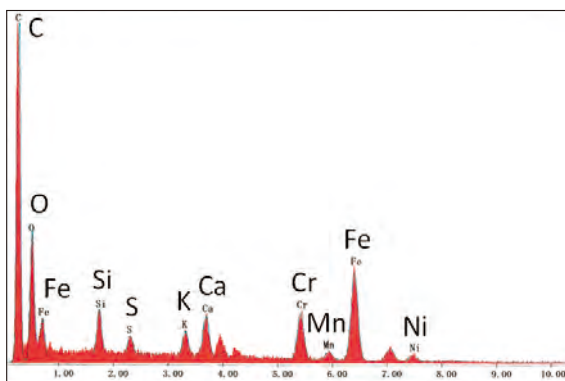


図 21 腐食部の SEM-EDX 分析 (微生物腐食)

試験に微生物が存在するような水を使用する場合は、使用後に速やかにパージを行う必要がある。

5. 環境助長割れの事例

5.1 フランジ用ボルトナットの外面応力腐食割れ

5.1.1 海塩粒子の付着による塩化物濃縮型応力腐食割れ

30 年間使用した SUS304 製の圧縮機吐出配管において、フランジ部に漏えいがみられた。そのフランジを締結しているボルトナットを調べたところ、ナットに多数のき裂がみられた。運転温度は常温であった。

図 22 に使用していたボルトの外観を示す。ナットの断面ミクロ組織観察では図 23 に示すようにき裂が放射状にみられ、結晶粒内を枝分かれしながら進展している様相で

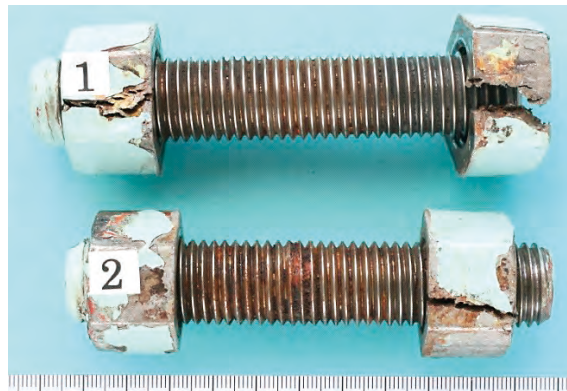


図 22 フランジを締結していたボルトの外観

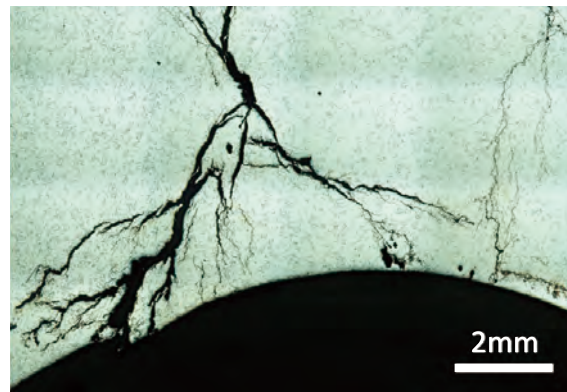


図 23 ナットの断面ミクロ組織 (粒内き裂)

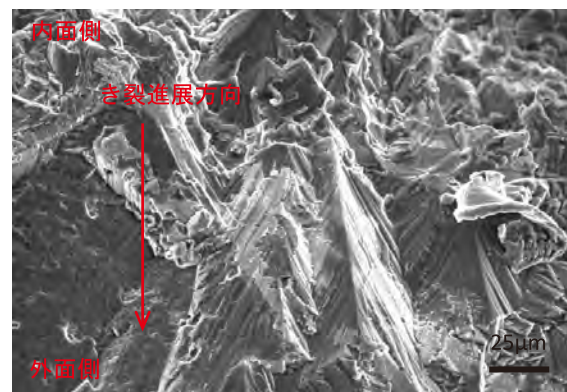


図 24 ナットの破面 SEM 像 (羽毛状模様)

あった。破面 SEM 観察では図 24 に示すように全域に多くの羽毛状模様 (Feather Marking) がみられ、その特徴からき裂はナットの内側から外側に向かって進展していた。破面の付着物には SEM-EDX 分析で、Cl, Mg, Na, Ca および S が検出された。

当該損傷は、ナットに付着した海塩粒子が塩化物イオンとして濃縮し、ナットの不動態皮膜が破壊され、ナットに負荷されていた引張応力と重畳して発生した塩化物濃縮型 (粒内型) 応力腐食割れと推定された。

フランジ用ボルトナットのナットに応力腐食割れが発生した事例は比較的少ない。しかしながら、フランジ部の漏えいによる被害が大きい場合には、耐応力腐食割れ性の高い JIS B 1054-1 の附属書 E に示すような化学成分のボルトナットを使用する必要がある。

5.1.2 海外製六角ボルトの鋭敏化型応力腐食割れ

5年間使用した SUS304 製の廃液送給配管において、フランジ部に漏えいがみられた。そこで、フランジに使用している六角ボルトの増し締めを行ったところ、六角ボルトが首部で折損した。六角ボルトおよびナットの材質は JIS B 1054-1 の A2 (SUS304 相当) で、運転温度は常温であった。

図 25 に同系統で使用していた六角ボルトの外観および浸透探傷試験の状況を示す。六角ボルトの首部にき裂の指示模様がみられた。首部の断面マイクロ組織観察では図 26 に示すように粒界き裂が多数みられた。なお、六角ボルトの金属組織は JIS G 0571 による判定で溝状組織となり、六角ボルトは鋭敏化していた。破面 SEM 観察では図 27 に示すように全域が粒界破面の様相を呈していた。破面の付着物には SEM-EDX 分析で Cl および S が多く検出された。

当該損傷は、鋭敏化によって耐食性の低下した結晶粒界とその近傍が腐食し、そこにボルトの軸力に起因した引張応力が重畳して発生した鋭敏化型（粒界型）応力腐食割れと推定された。ここで、一般にオーステナイト系ステンレス鋼製の製品は、製造過程で固溶化熱処理され、その金属組織が鋭敏化していることはない。しかしながら、当該ボルトが常温で供用されていたにも関わらずその金属組織が鋭敏化していたのは、製造過程で固溶化熱処理が行われなかったか、固溶化熱処理の効果が十分でなかったかのいずれかと推測される。

六角ボルトの製造規格である JIS B 1180 には固溶化熱処理を行う規定がなく、使用する素材についても指定がない。市場にある一般的な六角ボルトの多くは JIS B 1180 の附属書 1 に基づいて製造されており、その素材には JIS G 4308 の SUS304J3 が主に使用されている。また、その素材が国産品の場合には固溶化熱処理が行われているものが多く、輸入品の場合には固溶化熱処理が行われているものと行われていないものが混在している。よって、フランジ用ボルトナットが供用中に海塩粒子の影響を受ける可能性がある場合は、購入する際に固溶化熱処理の条件を明確にしておく必要がある。

5.2 短期間に発生した配管内面の応力腐食割れ

7日間使用した SUS304 製のエジェクター吐出配管において、母材および溶接部の至るところに漏えいがみられた。内部流体は脱気ガスと蒸気で、運転温度は 90~130℃ であった。

図 28 に漏えいがみられた配管の外観を示す。配管の内外面の浸透探傷試験では図 29 に示すように軸方向に多数の指示模様がみられた。母材および溶接部の断面マイクロ組織観察では図 30 に示すようにき裂が管内面の腐食孔を起

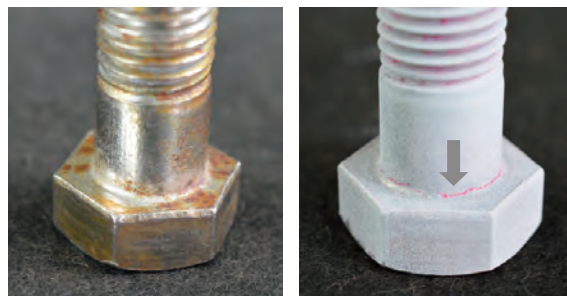


図 25 六角ボルトの外観と浸透探傷試験の状況

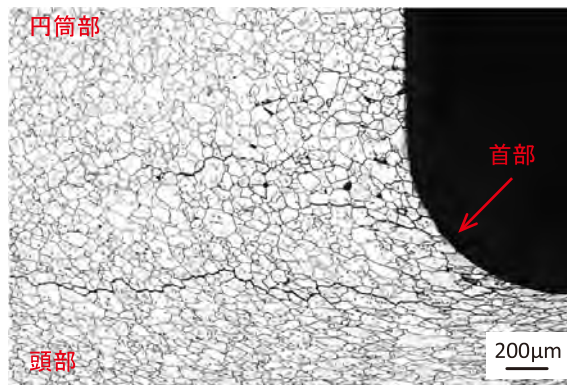


図 26 六角ボルト首部の断面マイクロ組織（粒界き裂）

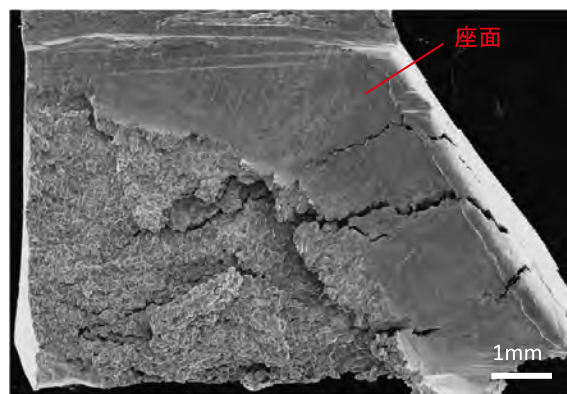


図 27 破面 SEM 像（粒界破面）

点に枝分かれしながら結晶粒内を進展していた。母材の破面 SEM 観察では図 31 に示すように破面全域が擬へき開破面の様相を呈し、一部で羽毛状模様がみられた。破面に付着していた錆には 19000ppm の塩化物イオンが検出された。き裂進展速度は直線則で 150mm/y となった。

当該損傷は、内部流体に多量に含まれる塩化物イオンが配管内面の不動態皮膜を破壊して孔食が発生し、そこを起点に管の製造過程で発生した引張残留応力と重畳して発生した粒内型応力腐食割れと推定された。応力腐食割れが 7日間という極めて短期間で貫通に至ったのは、脱気ガスに含まれる塩化物イオンがエジェクター内で蒸気と混合し、配管で冷却されることで、それらが凝縮したことが原因であると推測される。

配管内面に塩化物イオンが濃縮しやすい環境下では応力腐食割れ、孔食およびすき間腐食が発生しやすい。この事例では、エジェクター吐出配管に上水を入れて塩化物イ



図 28 漏えいした配管の外観

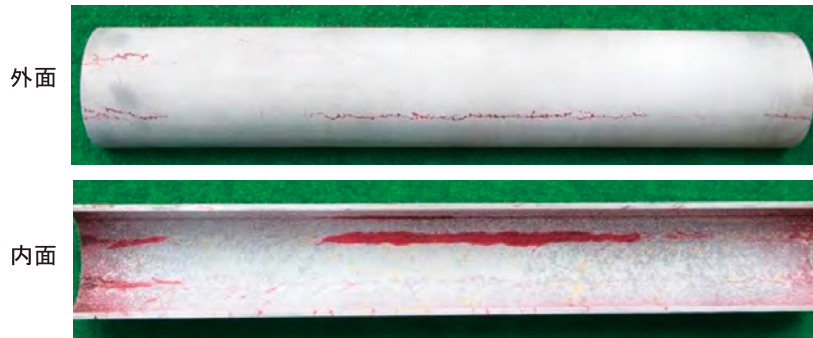
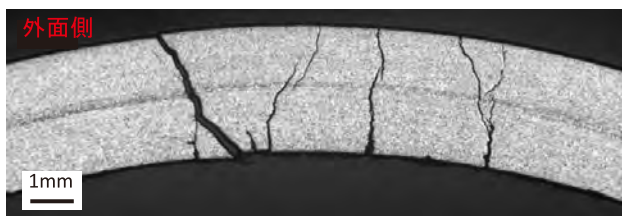
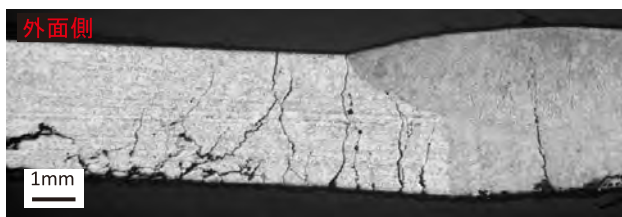


図 29 漏えいした配管の浸透探傷試験の状況



(a) 母材（周方向断面）



(b) 溶接部（軸方向断面）

図 30 断面ミクロ組織（粒内き裂）

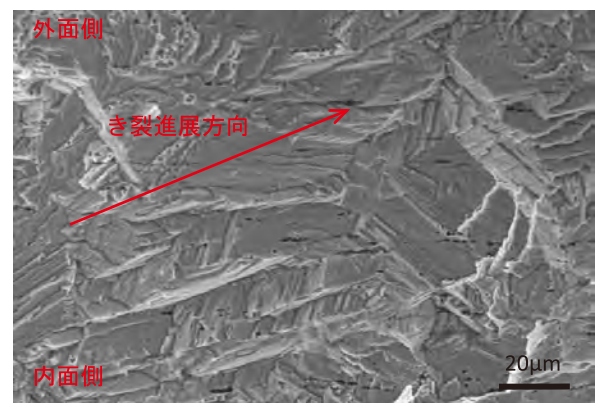


図 31 破面 SEM 像（羽毛状模様）

オン濃度を希釈するとともに、配管を炭素鋼製のものに変更する必要がある。

6. 疲労破壊の事例

6.1 溶込不良を起点に発生した疲労破壊

2 年間使用した SUS304 製のプランジャーポンプ吐出配管において、突合せ溶接部の至るところで漏えいがみられた。内部流体は 20%の伏流水と 80%の循環水で、運転温度は 30℃程度であった。配管はプランジャーポンプの影響で常に振動していた。

図 32 に漏えいした配管内面の状況を示す。突合せ溶接の内面側には裏波ビードがなく、全周に溶込不良がみられた。溶接部の断面マクロ組織観察では図 33 に示すように初期の溶込み深さは肉厚の 50%程度で、き裂はボンド部

に沿って直線的に進展していた。破面全域はのっぺりとしており、破面 SEM 観察では図 34 に示すようにその一部にビーチマーク（Beach Mark）やストライエーション（Striation）がみられた。き裂進展速度は直線則で 2mm/y となった。

当該損傷は、プランジャーポンプの振動によって突合せ溶接部に引張の繰返し応力が負荷され、溶込不良による切欠きを起点にき裂が発生し進展した疲労破壊と推定された。ここで、破壊力学的手法によって負荷されていた応力振幅を計算したところ、その応力は 50N/mm² となり、完全溶込み溶接部において想定される疲労限の 107N/mm² を下回った。しかしながら、突合せ溶接部に許容できる未溶接深さは最大で 0.5mm になった。すなわち、溶接時に溶接欠陥を発生させないこともさることながら、配管サポートの補強および適正化を行う必要がある。

設計段階で配管の振動が想定される場合は、疲労破壊の原因となりやすい溶込不良やアンダカットのような切欠

き状の溶接欠陥または構造上の応力集中部への対策をとるとともに、配管の共振周波数と振動を引き起こす励振力の周波数になるべく引き離す対策を取る必要がある⁸⁾。



図 32 漏えいした配管内面の状況（溶込不良）

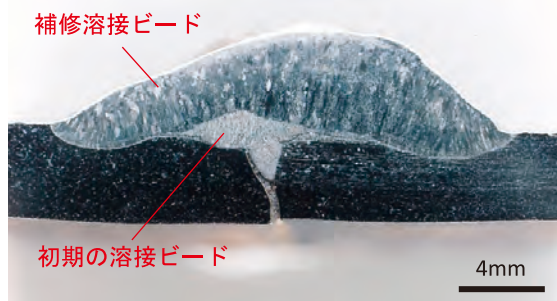
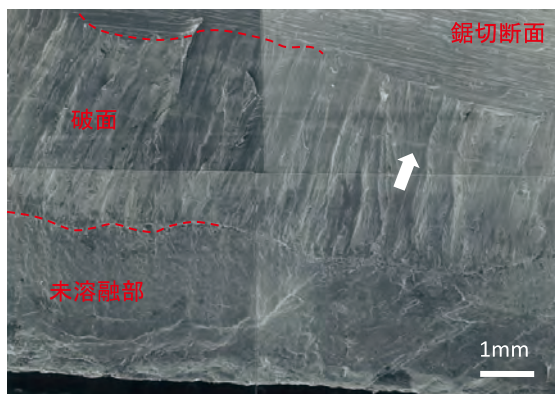
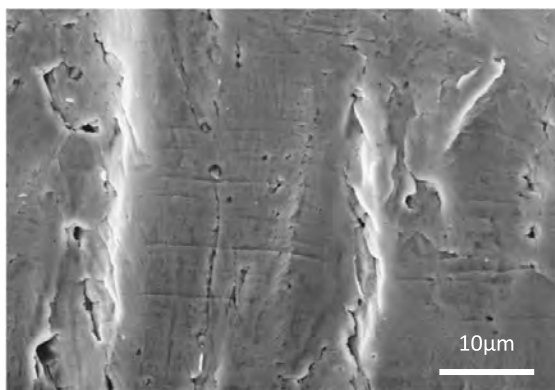


図 33 漏えい部の断面マクロ組織（溶込不良）



(a) 破面全体（ビーチマーク）



(b) 破面拡大（ストライエーション）

図 34 破面 SEM 像

6.2 配管ドレンノズルにおけるすみ肉溶接止端部に発生した疲労破壊

33 年間使用した SUS304 製の圧縮機吐出配管ドレンラインにおいて、差込み溶接式ボスのすみ肉溶接部で漏えいがみられた。配管は圧縮機の影響で常に振動しており、運転温度は-15~35℃であった。

図 35 に漏えいした配管の浸透探傷試験の状況を示す。漏えい部には直線状の指示模様がみられた。漏えい部の断面ミクロ組織観察では図 36 に示すようにき裂は直線的に進展していた。破面マクロ観察では配管外面側の溶接止端部にラチェットマーク（Ratchet Mark）がみられ、破面全域はのっぺりとしており、破面 SEM 観察では図 37 に



図 35 漏えいした配管の浸透探傷試験の状況



図 36 断面ミクロ組織（疲労き裂）

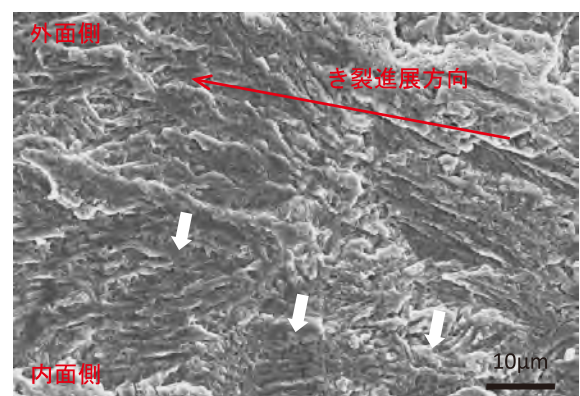


図 37 破面 SEM 像（ストライエーション）

示すようにその一部にはストライエーションがみられた。
き裂進展速度は直線則で 0.08mm/y となった。

当該損傷は、圧縮機の振動によってすみ肉溶接部に引張の繰返し応力が負荷され、溶接止端の応力集中部にき裂が発生し進展した疲労破壊と推定された。ここで、破壊力学的手法によって負荷されていた応力振幅を計算したところ、その応力は 186N/mm² となり、想定される疲労限の 118N/mm² を上回った。すなわち、すみ肉溶接止端部の応力集中を緩和する対策を取るとともに、配管ドレンノズルを配管サポートによって補強する必要がある。

圧縮機やポンプなどの振動する機器廻りの配管では、疲労破壊の危険性が認知されているにも関わらず差込み式溶接継手が用いられる場合がある。そして、その対策として、すみ肉溶接時に溶接止端部を滑らかに仕上げることや初層溶接時にルート部の溶込みを深くすることで、疲労強度を大きくすることができることが明らかになっている⁹⁾。6.1 節と同様に設計段階から振動する機器廻りの配管では疲労破壊への対策を取る必要がある。

7. おわりに

産業分野におけるオーステナイト系ステンレス鋼製の圧力容器や配管に発生する主な破壊と損傷を解説するとともに、製造欠陥、局部腐食、環境助長割れおよび疲労破壊の事例を紹介した。設計部門、調達部門および施工部門が一体となり、トラブルの防止に努める必要がある。

参考文献

- 1) 日本金属工業(株): 日本金属工業 50 年史・附ステンレス鋼技術史, (1982), p17
- 2) ステンレス協会, HP
- 3) ステンレス協会, ステンレス鋼便覧—第 3 版—(1995), pp256-257
- 4) G.Rondelli, B.Vincentini & A.Cigada: Mater. & Corr., 46 (1995), pp628
- 5) 腐食防食協会, 腐食・防食ハンドブック (2000), pp104
- 6) 中野正大, 微生物腐食 (その 2) —河川・地下水環境における微生物腐食—, 防錆管理, 第 57 巻, 第 7 号, 2014.7, pp30-35
- 7) 防錆・防食技術総覧編集委員会, 防錆・防食技術総覧 (2000), pp71
- 8) 馮芳: ポンプ回り配管系の異常振動の原因解析および対策, 高田技報, Vol.20 (2010)
- 9) 吉田英啓, 安西敏雄, 中野光一: 配管系に於けるソケット隅肉溶接部の疲労特性, 高田技報, Vol.1 (1990)



中野 正大 Masahiro NAKANO
㈱高田工業所 技術本部 技術部
技術開発グループ グループ長
技術士 (金属部門)