

ステンレス鋼溶接金属/鋳鋼の酸素添加高温水中のSCC進展挙動 - 水質と温度の影響 -

SCC Growth Behavior of Welds and Cast of Stainless Steels
in Oxygenated High-Temperature Water
- Influence of Water Chemistry and Test Temperature -

山田 卓陽 (Takuyo Yamada) *¹ 寺地 巧 (Takumi Terachi) *¹
岡本 マキエ (Makie Okamoto) *¹ 有岡 孝司 (Koji Arioka) *¹

要約 加圧水型原子力発電所 (PWR) の1次冷却材環境下では、通常、水素添加により腐食電位が十分に下げられた環境となっているが、限定的ではあるものの腐食電位が高くなる可能性がある部位が存在する。このPWRの1次冷却材環境下で高腐食電位を想定したSCCリスク評価をする場合、水質 (ホウ酸とリチウムを含む) の影響も考慮に入れる必要がある。そこで本報告では、酸素を含むPWRの1次冷却材環境下におけるステンレス鋼溶接金属とステンレス鋳鋼のSCC進展挙動を、水質の影響に着目し、特に第1隔離弁の外側の安全注入系の水質を代表例として2900ppmBのホウ素を含む水質条件 (2900B (DO) 水質) でのSCC挙動を調べた。この結果を既報告の1次冷却材の標準条件である500ppmB + 2Liの水質条件 (標準 (DO) 水質) の結果と比較検討し、水質の影響について調べた。また、温度依存性についても併せて検討した。その結果、316Lと308L溶接金属では、320℃の8ppmの酸素を含む高腐食電位環境下で、2900B (DO) 水質で標準 (DO) 水質よりもSCC進展速度が速い傾向が得られ、水質によりSCC挙動が変化する可能性が示唆された。290℃の2900B (DO) 水質のSCC進展速度は、320℃の同一条件よりもSCC進展速度が遅くなり、この温度範囲では温度の低下によりSCCは抑制される傾向が確認された。

キーワード ステンレス鋼溶接金属, 高温水中応力腐食割れ (SCC), SCC進展速度, 腐食電位, 加圧水型原子力発電所

Abstract The pressurized water reactor (PWR) primary water is normally controlled at a low corrosion potential by hydrogen injection into the water. But primary water with a high corrosion potential exists outside the pressure boundary, because there are lines filled with aerated water. To evaluate the stress corrosion cracking (SCC) risk in such high corrosion potential conditions in PWR plants, water chemistry should also be considered because the B and Li concentrations in the water depend on its location in the plants. In this study, the SCC growth behaviors of welds and cast stainless steels were investigated in oxygenated high-temperature water using 2900B water as an example in the safety injection system line water. The temperature dependence on SCC was also investigated at 320℃ and 290℃. Then the influences of water chemistry on SCC of the materials were evaluated by comparing the presented SCC growth behavior in the standard (500ppm B + 2ppm Li) PWR primary water.

As a result, SCC growth rates of 316L and 308L welds in 2900B water were increased compared to the rate in standard water at 320℃. This suggested that the SCC growth behavior might be affected by water chemistry factors such as B and Li concentrations. The SCC growth rates of the materials at 290℃ were decreased compared to their rates at 320℃. This suggested that the SCC of the materials in 2900B water was suppressed by decreasing the temperature to 290℃ from 320℃.

Keywords stainless steel weld metals, stress corrosion cracking (SCC) in high-temperature water, SCC growth rate, corrosion potential, pressurized water reactor

*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

1. はじめに

高温水中でのステンレス鋼溶接金属部のSCC事例として、沸騰水型原子力発電所 (boiling water reactor, BWR) の再循環配管で、溶接部近傍で強い加工を受けたステンレス鋼母材部で発生した応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) が溶接金属部に達している事例が報告されている⁽¹⁾。その後、ステンレス鋼溶接金属部のSCC進展挙動に関する研究では、BWRの通常水質 (Normal water chemistry, NWC) のような酸素を含む288℃の高温純水中で有意なSCC進展が報告されている^{(2)~(9)}。加圧水型原子力発電所 (pressurized water reactor, PWR) においても、初期のプラントではキャノピーシール溶接部での粒界型応力腐食割れ (IGSCC) 事例⁽¹⁰⁾ や、安全注入系第1隔離弁近傍でのSCC事例⁽¹¹⁾ など、配管閉塞部などの酸素滞留部で高腐食電位環境に曝される可能性がある部位が存在し、その高腐食電位が影響したと思われるステンレス鋼のSCC事例が報告されている^{(12)~(14)}。最近のプラントでは、そのような酸素滞留部を避ける設計変更がなされている。しかし、第1隔離弁の外側を想定した場合では、例えば安全注入系には高濃度のホウ酸水で且つ大気開放系の水が満たされており、酸素を含む高腐食電位を想定する必要がある可能性がある。配管の閉塞部や第1隔離弁の外側では、主管の温度に比べて低い温度が想定されるが、主管の流れによりキャビティフローが発生した場合には、温度が上昇するケースが考えられる。

このようなホウ素 (以降Bと記す) 及びリチウム (以降Liと記す) などの濃度が異なる水質の影響を、鋭敏化ステンレス鋼について、酸素を含む高温水中で検討した報告例^{(12),(15),(16)} では、200℃以上の高温条件で、B及びLi添加 (B: 0~1800ppm, Li: 0~2ppm) の影響は殆ど認められず、200℃以上の高温条件ではPWRとBWRの酸素滞留域でのIGSCC感受性に差は無いことが報告されている。また、200℃以下の低温条件では、燃料サイクル初期を模擬したB濃度1500ppmB環境中ではIGSCC感受性は抑制される傾向も報告されている。これらの結果は、鋭敏化ステンレス鋼に対するもので、ステンレス鋼溶接金属やステンレス鋳鋼のSCCに対しては、1次冷却材模擬水の範囲 (500ppmB + 2ppmLi) で、酸素を含む高腐食電位条件のSCC検討例⁽¹⁷⁾ はあるものの、このB濃度やLi濃度など

水質の影響を系統的に検討した報告例は見当たらない。そこで本研究では、PWRでのステンレス鋼溶接金属部及びステンレス鋳鋼の酸素を含む高腐食電位条件のSCC進展挙動に及ぼす水質と温度の影響について検討した。

なお水質条件については、プラントや部位によって異なるが、本研究では第1隔離弁の外側 (1次冷却材バウンダリーの外側) のB濃度、2900ppmBでLiの添加はない水質 (以降2900B (DO) 水質と呼ぶ) を選定した。

また温度については、前述のようにキャビティフローにより高温の1次冷却材が第1隔離弁近傍まで到達し、隔離弁の温度が上昇し、熱伝導により隔離弁下流で温度が上昇する場合を想定した。同部位の温度は、熱伝達によるプロセスがあるため主配管の温度よりも低いこと、またプラントや部位により様々であることが想定される。そこで本研究では、まず高温側の温度条件として接続主配管であるホットレグとコールドレグの320℃と290℃を選定した。

材料については、ステンレス鋼溶接金属の316Lと308Lと15%のフェライト相を含む遠心鋳造製のSCS14Aを選定した。前者は、ステンレス鋼配管の接合に用いられる材料で、後者はケーシングなどの材料として使用される。両者は、共にオーステナイト相地にフェライト相を含み、金属組織の観点で類似性がある。

得られた結果は、既報告⁽¹⁷⁾ のPWRの1次冷却材の標準的な水質である500ppmBと2ppmLiを含む水質 (以降、標準 (DO) 水質と呼ぶ) のデータと比較し、水質の影響を検討した結果を、既報⁽¹⁸⁾ のデータも含め報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

ステンレス鋼溶接金属は、市販の316Lおよび308L組成の溶接棒を用い、それぞれSUS316とSUS304ステンレス鋼にV開先を施し、初層部をTIG (tungsten inert gas, TIG)、中間部を被覆アーク溶接 (shielded metal arc welding, SMAW) による多層盛りで製作したものとした。表1に溶接棒の化学組成の代表例 (カタログ値) を示す。図1 (左上) に溶接完了時の外観を示す。図のように、溶接にあたっては溶接熱歪による変形を避けるため、母材を

表1 ステンレス鋼溶接金属の化学組成の代表例 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
308L 溶接金属	0.032	0.35	1.45	0.024	0.002	19.53	9.79	-	Bal.
316L 溶接金属	0.024	0.42	1.56	0.025	0.002	19.26	12.11	2.20	Bal.

表2 ステンレス鋼の化学組成 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
ステンレス鋼 SCS14A ($\alpha=15\%$)	0.039	1.07	0.84	0.023	0.008	18.80	9.28	2.14	Bal.

拘束台に固定した状態で行った。溶接材のマクロ組織を図1(左下)に示す。SCC進展領域近傍のミクロ組織の代表例を図1(右)に示す。図1(a) 308L溶接金属、図1(b)316L溶接金属共に、オーステナイト相地にデンドライト状のフェライト相が分布する組織を呈し、コンパクトテンション (compact tension, CT) 試験片の亀裂進展方向は、溶接デンドライト方向とほぼ同一となるように採取した。

ステンレス鋼は遠心鋳造法で製作したSCS14Aで、フェライト目標含有量を15%とした。表2に同部材の化学組成を示す。図2に配管切断模式図(左上)、冷間加工模式図(左下)配管断面のマクロ組織とCTを図2(中央)に示す。SCC進展領域近傍のミクロ組織の代表例を図1(右)に示す。この鋳造材

に、図2(中央)の矢印方向に断面減少するように10%の冷間加工(以降10%CW)を加えたものとした。CT試験片は、冷間加工方向に対してT-S方向で採取したものをを用いた。SCC進展領域近傍のミクロ組織の代表例を図2(右)に示す。オーステナイト相地に島状のフェライト相がランダムに分布する組織を呈している。したがって、CT試験片の亀裂進展方向と島状フェライト相の長手方向とは、必ずしも同一とはならなかった。

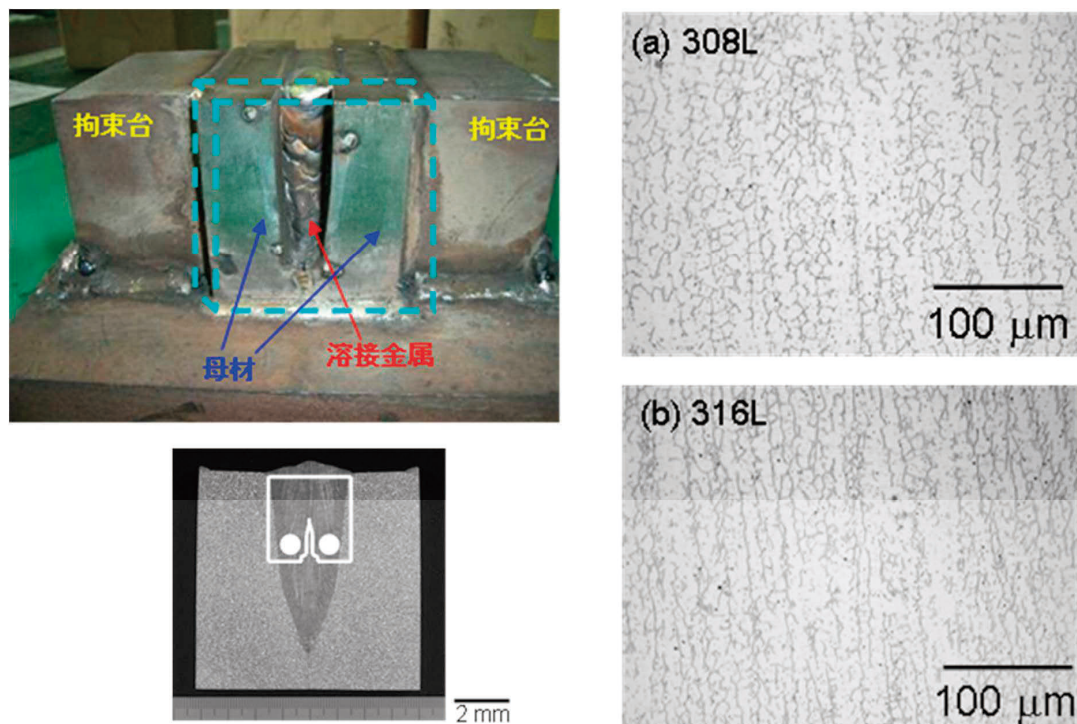


図1 溶接後の外観、マクロ組織と試験片採取方位(左)、ミクロ組織(右)(デンドライト(樹脂状)組織がフェライト相)

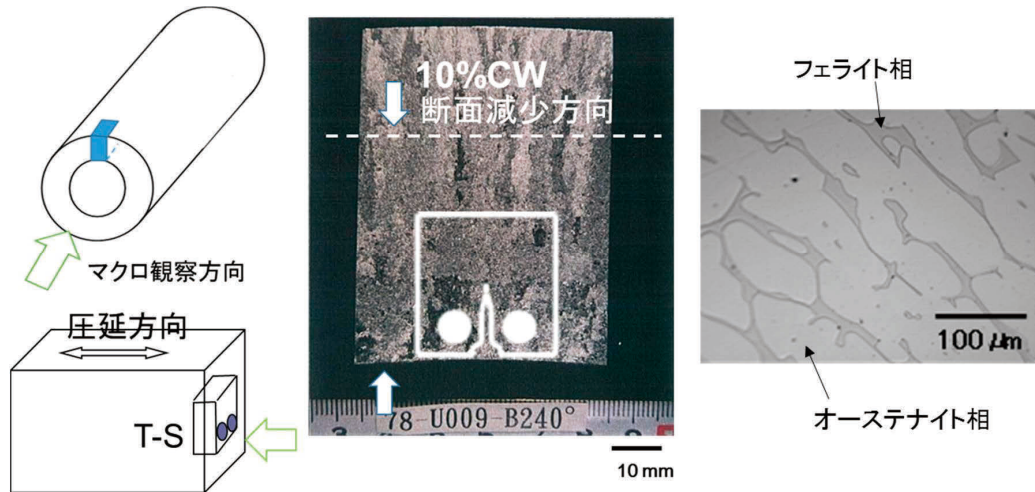


図2 遠心铸造製ステンレス铸鋼配管の切断模式図 (左上), 切断後の冷間加工方位 (左下), マクロ組織 (中央) とミクロ組織 (右)

2.2 試験方法

SCC進展試験は、2900ppmBを添加した水を基本水質とし、酸素添加条件 (8 ppm DO) で実施した。なお、Liの添加はない。試験温度は320℃と290℃とした。全ての荷重条件は一定荷重とし、応力拡大係数の目標値は $K=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした。試験時間は、約500hを目安として実施した。得られた結果を、既報⁽¹⁷⁾のSCC進展速度と比較し、水質の影響を検討した。試験条件の一覧を、既報⁽¹⁷⁾の条件と合わせて、表3に示した。

SCC進展試験終了後、SCC断面観察用に3mm厚さで切断し、SEM観察や電子線後方散乱回折 (electron back scattering diffraction, EBSD) 測定により、SCC進展経路を評価した。

試験片を大気中疲労試験機で開放し、デジタルマ

イクロスコープおよび走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) で破面観察し、破面形態とSCC進展深さを評価した。SCC進展深さは、板厚方向に5~10点計測しその平均値とした。SCC進展速度CGR (mm/sec) は、SCC進展深さ a (mm) を試験時間 t (sec) で除して求めた。

表3 試験条件の一覧

	試験温度	水質	材料条件	試験時間
本研究	320℃	2900ppmB+8ppmDO	316L 溶接金属	502h
			308L 溶接金属	495h
			ステンレス铸鋼*	495h
	290℃		316L 溶接金属	497h
			308L 溶接金属	497h
既報 ⁽¹⁷⁾	320℃	500ppmB+2ppmLi+8ppmDO	316L 溶接金属	531h
			308L 溶接金属	858h
			ステンレス铸鋼*	673h

*: ステンレス铸鋼は、遠心铸造製SCS14A ($\alpha=15\%$) の10%CW材を対象とした。

3. 実験結果

3.1 320°CのSCC進展試験結果

図3に320°CでのSCC進展試験後のSCC破面観察結果を示した。図中(a)316L溶接金属、(b)308L溶接金属、(c)ステンレス鋳鋼(10%CW SCS14A材)の全てで、有意なSCC進展が観察された。SCC進展深さから求めたSCC進展速度を、既報告⁽¹⁷⁾の320°Cでの標準(DO)水質での結果と比較して図4に示した。316Lおよび308L溶接金属のSCC進展速度は、2900B(DO)水質条件で、標準(DO)水質条件に比べてSCC進展速度が速くなる傾向が得られた。10%CW SCS14A材でも、2900B(DO)水質と標準(DO)水質で、わずかにSCC進展速度が速くなる傾向であったが、その差はわずかであった。

図5に316L溶接金属のSCC断面観察結果を示した。316L溶接金属では、SCCは主としてデンドライト境界(フェライト相/オーステナイト相の相境界)を進展することが確認された。図には示さないが、308L溶接金属でも同様のSCC進展経路であり、316L溶接金属と308L溶接金属で、SCC進展経路に差異は認められなかった。

図6にステンレス鋳鋼のSCC断面観察結果を示した。ステンレス鋳鋼のSCC進展経路は、初期にオーステナイト相粒内を進展し、またフェライト相/オーステナイト相の相境界を優先して進展していた。フェライト相を貫通するような粒内割れは観察されなかった。

この3鋼種のSCC進展経路は、標準(DO)水質で観察されたSCC進展経路⁽¹⁷⁾と同様であり、SCC進展経路の観点では、水質条件による影響は認められなかった。

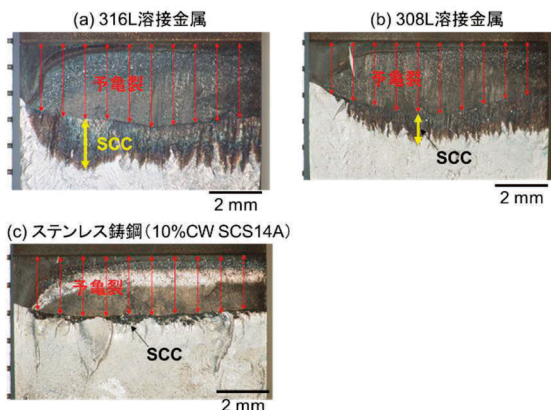


図3 320°CのSCC進展試験後の破面観察結果

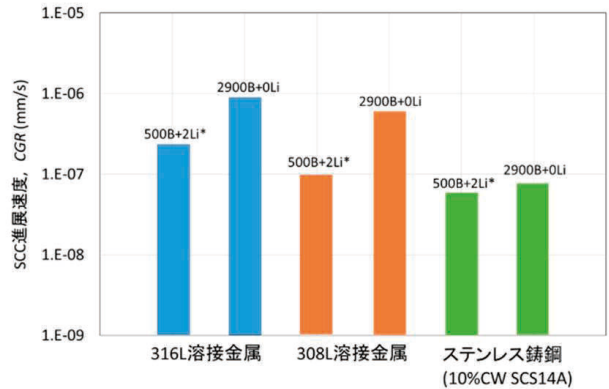


図4 320°Cの酸素添加高恩水中のSCC進展速度に及ぼす水質の影響 *：既報告⁽¹⁷⁾から引用

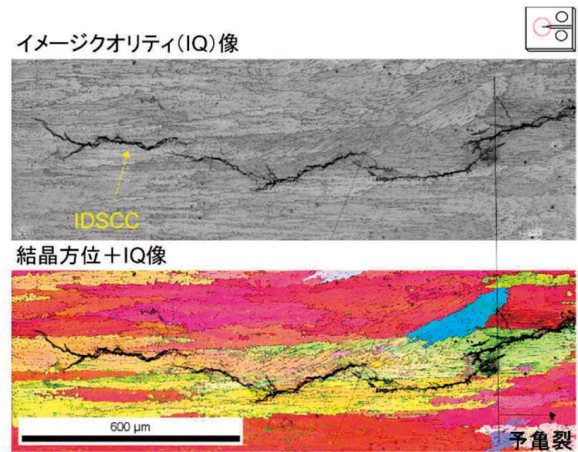


図5 316L溶接金属のEBSDによるSCC断面観察結果

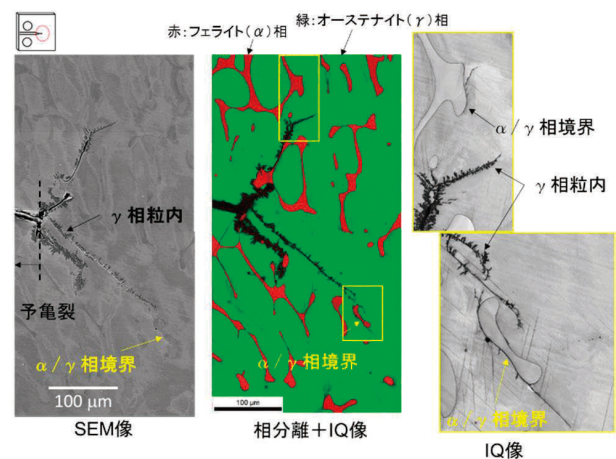


図6 ステンレス鋳鋼(10%CW SCS14A)のEBSDによるSCC亀裂の断面観察結果

3.2 290°CのSCC進展試験結果と温度依存性

図7に290°CのSCC進展試験後のSCC破面観察結果を示した。図7(a)に示した316L溶接金属では有意なSCC進展が観察されたが、320°Cの破面に比べてSCC進展深さが浅かった。一方、図7(b)に示した308L溶接金属には、有意なSCC進展が観察されなかった。このSCC進展深さからSCC進展速度を求め、320°Cの結果とともに試験温度に対してプロットした結果を図8に示す。なお、比較のためBもLiも含まないBWRのNWC(288°C, 純水, 300 ppb DO)の316L溶接金属のSCC進展速度⁽²⁾も図中に示した。

2900B(DO)水質中でのステンレス鋼溶接金属のSCC進展速度は、320°Cに比べて290°CでSCC進展速度が明瞭に遅くなった。290°Cの2900ppm B(DO)水質条件のSCC進展速度は、BWRのNWCのSCC進展速度と比べると、2.5~4.6倍速い結果となった。両者の試験条件と水質条件を比較すると、温度は290°Cと288°Cではほぼ同じで、応力拡大係数も両者とも約 $K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。酸素含有量は8 ppmと300 ppbで数字上は異なるが、腐食電位としては大差ない。B, Li濃度は、2900 ppm Bと純水で、この水質条件のみが大きく異なる。したがって、両者のSCC進展速度の差は、水質条件による差と推察される。

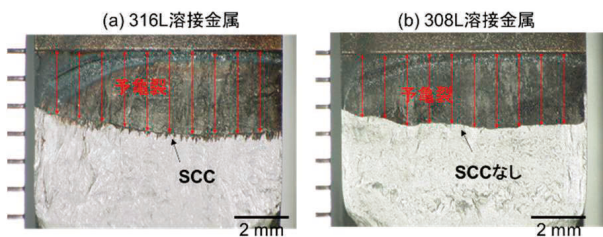


図7 290°CのSCC進展試験後の破面観察結果

4. 考察

図4に示したように、今回対象とした320°Cの2900B(DO)水質条件の試験では、320°C標準(DO)水質の試験結果に比べて、SCC進展速度が速くなる傾向が得られた。この要因について、高温腐食挙動の観点で考察した。

図9に高温腐食挙動に及ぼす水質の影響の観察結果を示した。2900B(DO)水質条件では、フェラ

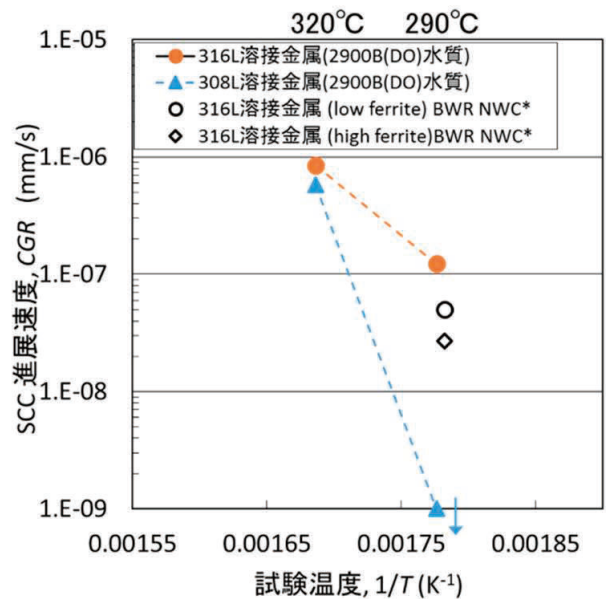


図8 SCC進展速度に及ぼす温度の影響
*文献⁽²⁾から引用

イト相、オーステナイト相ともに、外層は厚い粒状酸化皮膜に覆われ、皮膜断面観察からも、両相に腐食速度の差は観察されなかった。(図9(a))一方で、標準(DO)水質では、フェライト相上の粒状酸化皮膜の方が、オーステナイト相上よりも多く、断面観察結果からもフェライト相が優先的に腐食しており、高温腐食挙動に差異が観察されている⁽¹⁷⁾(図9(b)). 材料全体の腐食量で見ると、2900B(DO)水質条件の方が、標準(DO)水質よりも外層酸化皮膜が多く、全体として腐食が促進されたことが見受けられる。2900B(DO)水質は、標準(DO)水質に比べるとpHとして酸性側を示すことが影響したものと推察されるが、腐食挙動と水質条件の関係は、今後詳細な検討が必要だろう。いずれにせよ、腐食量の増加が、SCC進展を促進したものと推定される。

SCC進展速度に及ぼす水質の影響は、ステンレス鋼溶接金属では明瞭であったが、ステンレス鋳鋼では明瞭ではなかった。次に、その理由について考察する。

ステンレス鋼溶接金属のSCC進展経路は、図5のようにデンドライト境界、即ちフェライト相/オーステナイト相の相境界であった。ステンレス鋳鋼では、図6のようにオーステナイト相粒内とフェライト相/オーステナイト相の相境界でSCCが進展しており、この種の材料では、本質的にフェライト相/オーステナイト相の相境界が、優先進展経路で

あると考えられる。一方で、フェライト相の粒内割れは、ステンレス鋼溶接金属、ステンレス鋳鋼ともに観察されず、フェライト相単体の存在は、SCC進展の阻害要因と考えられる。

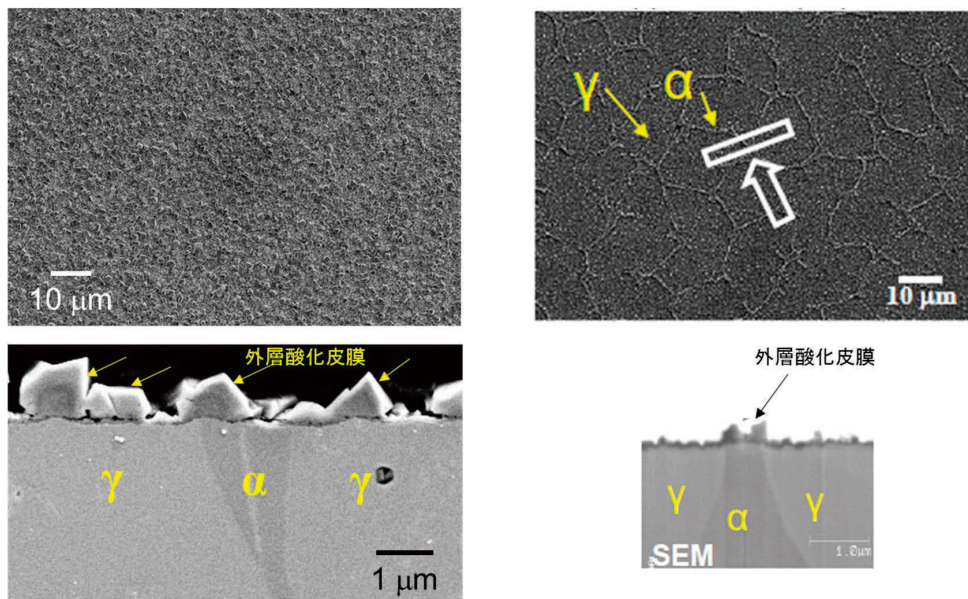
ステンレス鋼溶接金属とステンレス鋳鋼は、どちらもオーステナイト系ステンレス鋼であるが、前者は溶接割れを、後者は鋳造割れを避けるために、一定量のフェライト相を含むという観点で共通点のある材料である。しかし、両者でフェライト相の分布状況や形態には違いがある。ステンレス鋼溶接金属ではデンドライト（樹脂）状のフェライト相がオーステナイト相地に広く分布し、個別のフェライト相の幅は1ミクロン以下の細いものが多い。また、デンドライト組織の方向は、溶接時の冷却方向に向かって成長するので、フェライト相の長手方向も、同一方向に揃う傾向がある。一方で、ステンレス鋳鋼のフェライト相は、一般にアイランド（島）状と形容され、その太さは数ミクロンあり、アイランド状に分布する形態を示す。遠心鋳造法で製作した場合、配管の外側から内面に向かって冷却されるので、柱状晶組織は、板厚方向に揃う傾向にある。ただし、その内部に存在するフェライト相の長手方向は比較的ランダムな方向で分布する傾向がある。

ステンレス鋼溶接金属では、図5に示したSCC亀裂の断面観察結果においても、亀裂の方向とデンドライト方向がおおむね一致していた。これは言い換

えると、SCC進展が優先的に起こるフェライト相/オーステナイト相の相境界が、SCC進展方向とほぼ同じになるため、SCC進展が促進される傾向にあったと推定される。一方で、ステンレス鋳鋼の場合は、SCC進展経路上のフェライト相が様々な方向を向いている。図6に示したSCC亀裂の断面観察結果においても、SCC亀裂の方向とフェライト相の長手方向は必ずしも一致していなかった。これは、SCC進展の阻害要因であるフェライト相の存在により、SCC進展速度が抑制される傾向にあると考えられる。以上の観察結果から、ステンレス鋳鋼のSCC進展速度は、亀裂進展方向とフェライト相の分布状況の違いにより、ステンレス鋼溶接金属に比べて遅くなったと考えられる。

ただし、標準（DO）水質においては、ステンレス鋳鋼とステンレス鋼溶接金属のSCC進展速度の差が明瞭ではないので、各々SCC進展経路と、腐食反応などの関係を明確にしていくことにより、水質の影響について更なる検討が望まれる。

第1隔離弁の外側の温度は、主配管の温度より低い温度であることが想定される。本研究結果から、320℃から290℃の温度範囲では低温側でSCC進展速度が遅くなる傾向が得られ、低温側ではSCC進展速度が遅くなることが予想される。一方で、鋭敏化ステンレス鋼のIGSCC感受性は250℃でピークを示すことが報告されている⁽¹²⁾ので、実態に応じた



(a) 2900B (DO) 水質条件

(b) 標準 (DO) 水質⁽¹⁷⁾

図9 316L 溶接金属の高温腐食挙動に及ぼす水質の影響（表面皮膜、表面観察（上）と断面観察（下））

温度や水質でのSCC挙動の更なる検証が必要である。また、長時間の熱時効を考慮したSCC挙動の把握なども望まれる。

5. まとめ

ステンレス鋼溶接金属 (316L, 308L) とステンレス鋳鋼 (10%CW SCS14A) の酸素添加高温水中のSCC進展挙動を、320℃と290℃の2900B (DO) 水質条件で調べるとともに、既報告の標準 (DO) 水質 (500ppmB + 2ppmLi) の結果と比較して、水質の影響について調べた。その結果は以下のとおりである。

- (1) 316L, 308L溶接金属及びステンレス鋳鋼 (10%CW SCS14A) は、320℃の2900B (DO) 水質条件で、有意なSCC進展を示した。316L, 308L溶接金属のSCC進展速度は、320℃に比べて290℃でSCC進展速度が遅くなった。
- (2) 316L, 308L溶接金属では、320℃の2900B (DO) 水質条件で、標準 (DO) 水質に比べて、SCC進展速度が速い傾向が得られた。ステンレス鋳鋼 (10%CW SCS14A) でも類似の傾向であるものの、明瞭な差ではなかった。
- (3) 316L, 308L溶接金属のSCC進展経路は、主としてデンドライト境界 (inter-dendrite, ID) を進展した。ステンレス鋳鋼のSCC進展経路は、主としてオーステナイト相粒内とフェライト相/オーステナイト相の相境界を進展し、フェライト相の粒内割れは観察されなかった。これらのSCC進展経路は、標準 (DO) 水質のSCC進展経路と同じで、SCC進展経路に水質の影響は観察されなかった。
- (4) 316L, 308L溶接金属の方が、ステンレス鋳鋼 (10%CW SCS14A) よりもSCC進展が速い傾向が認められた。この要因は、ステンレス鋼溶接金属では、SCC進展方向と、フェライト相/オーステナイト相の相境界の長手方向との向きが一致するため速くなる傾向があると考察した。
- (5) 2900B (DO) 水質条件の高温腐食の方が、標準 (DO) 水質よりもより腐食する傾向が観察され、両環境で高温腐食挙動に差異が生じることを確認した。この高温腐食挙動の差異が、SCC進展速度に影響したものと推定される。

6. 謝 辞

本研究を遂行するにあたり、腐食試験等の実施にあたっては、(株)原子力安全システム研究所 材料グループ 村上公治氏、黒崎登氏、の多大な協力があった。この場を借りて謝意を表します。

7. 参考文献

- (1) 経済産業省 原子力安全・保安院, 「炉心シュラウドおよび原子炉再循環系配管の健全性評価について - 検討結果の整理 -」, 経済産業省白書・報告書, (2004).
- (2) J. R. Hixon, J. H. Kim, R. G. Ballinger, 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Whistler, British Columbia, August 19 - 23, (2007).
- (3) J. H. Kim, R. G. Ballinger, P. W. Stahle, Corrosion/2008, Paper No.08600.
- (4) J. H. Kim, R. G. Ballinger, CORROSION, Vol.64, No.8, (2008).
- (5) T. Lucas, R.G. Ballinger H. Hanninen and T. Saukkonen, 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems.
- (6) R. Ishibashi, T. Kato, J. Kuniya, H. Fujimori, Y. Kitsunai T. Karasuma and M. Kodama, Proc. of the 52nd Japan Conf. on Materials and Environments, (2005) , B-208.
- (7) H. Abe, K. Shimizu and Y. Watanabe, Proc. of the 53rd Japan Conf. on Materials and Environments, (2006) , D-204.
- (8) K. Kumagai, S. Suzuki and K. Asano, Fontevraud 6, (2006).
- (9) Y. Maruno, J. Kaneda, R. Obata, M. Koshiishi, M. Ando and K. Nakata, Proceedings of JSCE Materials and Environments, (2009) A-201
- (10) W.J. Singley, and I.H. Welinsky, Proceedings of the Power Conference, XXI, p.748 (1959).
- (11) Ph. Berge, F. de Keroulas, J.M. Gras, D. Noel and M. da Cunha Belo,, 4th International Conference on Environment Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water

- Reactors, Jekyl Island, USA (1989).
- (12) 有岡孝司, 山田卓陽, 寺地巧, 福村卓也, INSS MONOGRAPHS No.5 (2012).
 - (13) G. O. Ilevbare, F. Cattant and N. K. Peat, Fontevraud 7, A115 T03, (2010).
 - (14) Francois Cattant, HANDBOOK DESTRUCTIVE ASSAYS, EDF and MAI (2014).
 - (15) K. Arioka, M. Hourai, S. Okamoto and K. Onimura, Corrosion'83, Paper 135, NACE, USA (1983).
 - (16) 有岡 孝司, 学位論文 (東北大学) (1990).
 - (17) T. Yamada, T. Terachi, T. Miyamoto and K. Arioka, Proc. of Nuclear Plant Chemistry Conf. 2010, Quebec, Canada, (2010).
 - (18) T. Yamada, T. Terachi, M. Okamoto and K. Arioka, T04, 000099, Fontevraud 9, (2018).