

ステンレス鋼溶接金属の酸素を含む高温水中の SCC 進展挙動 -熱時効, 温度, 水質の影響-

SCC Growth Behavior of Stainless Steel Weld Metals in Oxygenated High-Temperature Water

-Influence of Thermal Aging, Temperature and Water Chemistry-

山田 卓陽 (Takuyo Yamada) *¹ 大厩 徹 (Toru Oumaya) *¹

國谷 耕平 (Kohei Kokutani) *¹ 有岡 孝司 (Koji Arioka) *¹

要約 加圧水型原子炉 (PWR) の 1 次冷却材環境下では、通常、水素脱気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 次冷却材で高腐食電位を想定した SCC 挙動評価をする場合、水質 (ホウ素とリチウムを含む) の影響も考慮に入れる必要がある。また、高温に長期間曝される場合には、熱時効の影響評価も必要と考えられる。そこで本報告では、PWR の 1 次冷却材環境下におけるステンレス鋼溶接金属の SCC 進展挙動を、熱時効の影響に着目し、第 1 隔離弁の外側の安全注入系の水質を代表例として 2900 ppm B を含む水質条件での SCC 挙動を調べた。

その結果、316L と 308L 溶接金属の SCC 進展速度に及ぼす 400°C10kh までの熱時効は、あまり影響しないが、400°C で 20kh の熱時効した 316L 溶接金属は、未時効材に比べて SCC 進展速度が増加する傾向があり、長時間熱時効の影響が示唆された。また、316L と 308L 溶接金属の SCC 進展速度は低温ほど減少し、250~320°C の温度依存性はアレニウス型を示した。

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, 熱時効, 温度依存性, 加圧水型原子炉

Abstract 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 pipelines filled with aerated water. To evaluate the stress corrosion cracking (SCC) behavior 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. And when the materials was used at high temperature conditions, influence of thermal aging on SCC should also be considered. In this study, the SCC growth behaviors of stainless steel weld metals were investigated in oxygenated high-temperature water with 2900 ppm B water as an example in a safety injection system line water. Influence of thermal aging, temperature and water chemistry on SCC of the weld metals were also investigated.

As a result, SCC growth rates of 316L and 308L welds aged at 400°C for 10kh in 2900 ppm B water compared to the rate in unaged materials were observed no big difference. In case of 316L weld aged at 400°C for 20kh, the SCC growth rate was increased rather than that of unaged weld. This suggested that the SCC growth behavior might be affected by long-term thermal aging at 400°C for 20kh or more. The SCC growth rates of the materials were decreased with decreasing the tested temperature. The temperature dependence on SCC of the materials in 2900 ppm B water indicated Arrhenius type dependency at the temperature ranging from 250 to 320°C.

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

1. はじめに

高温水中でのステンレス鋼溶接金属部の (stress corrosion cracking, SCC) 事例として、沸騰水型原子炉 (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 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°C の高温純水中での SCC 進展速度データが取得、報告され⁽²⁻⁹⁾、また 400°C5kh の熱時効により SCC 進展速度が増加することが指摘されている⁽⁵⁻⁸⁾。一方、加圧

* 1 (株) 原子力安全システム研究所 技術システム研究所

水型原子炉 (pressurized water reactor, PWR) の1次冷却材環境下では、通常、水素脱気により腐食電位が十分に下げられた環境となっており、このような低腐食電位環境下においては、ステンレス鋼溶接金属およびステンレス鋳鋼は優れた耐SCC進展性を示し、またその耐SCC進展性は400°C40khの長時間熱時効後も維持されることを、著者らが既に報告している⁽¹⁰⁾。

しかし、PWRの系統においても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し、初期のPWRプラントではキャノピーシール溶接部での (Intergranular, IG) SCC事例⁽¹¹⁾や、安全注入系第1隔離弁近傍でのSCC事例⁽¹²⁾など、酸素が滞留したと考えられる配管などの閉塞部で、その高い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⁽¹¹⁻¹⁴⁾。また、第1隔離弁の外側を想定した場合には、大気開放系の水が満たされており、PWRにおいても酸素を含む高腐食電位を想定する必要がある。第1隔離弁の外側は、主配管の温度に比べて十分に低い温度が想定されるが、キャビティフローが発生した場合には、主配管の温度に近い高温に曝されるケースも考えられる。また安全注入系の水質では、1次冷却材に比べて高濃度のホウ素 (B) を含み、その濃度はプラントや系統によって異なる。したがって、第1隔離弁の外側でのSCC挙動評価のためには、この水質と温度の影響について考慮に入れる必要がある。

前報では、PWRでのステンレス鋼溶接金属部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、安全注入系の水質のB濃度を想定し、2900 ppm Bでリチウム (Li) の添加はない水質を選定し、比較的高温側 (290と320°C) のSCC進展挙動を調べ、水質の影響によりSCC進展速度が増加する傾向や、290°Cは320°Cに比べてSCC進展が抑制される傾向を報告した⁽¹⁵⁾。

ステンレス鋼溶接金属は、BWRのNWC水質や標準的なPWR水質 (500 ppm B + 2 ppm Li) で酸素を含む環境では、熱時効によりSCC特性が変化する可能性が指摘されている^(5-8,10)。しかし、酸素を含む高腐食電位環境下で高B濃度

を考慮した水質での、この材料のSCC検討例は十分ではない。また、同水質条件におけるステンレス鋼溶接金属のSCC進展に及ぼす温度の影響評価は、実際の使用温度を考慮すると、より低温側を含んだ温度依存性の評価が望まれる。そこで本研究では、酸素を含む高腐食電位環境でBを高濃度含む水質条件で、ステンレス鋼溶接金属のSCC進展に及ぼす熱時効と試験温度の影響を調べた結果を報告する。

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、初層部をティグ (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。一部、初層部から採取した試験片や、狭開先にて全層TIG溶接したものも使用した。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(a)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(b)に示す。SCC進展領域近傍のマイクロ組織の代表例を図1(c)と(d)に示す。図1(c)316L溶接金属、図1(d)308L溶接金属ともに、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が、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。中間層のフェライト含有量は、最大で15%程度であった。

熱時効温度は、温度加速を意図し400°Cとし、大気中電気炉にて最長20khまで熱時効処理後、同様にCT試験片を採取した。

表1 ステンレス鋼溶接金属の化学組成 (カタログ値) (wt.%)

| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | Fe |
|------------------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|
| NC-36L (316L) | 0.024 | 0.42 | 1.56 | 0.025 | 0.002 | 19.26 | 12.11 | 2.20 | Bal. |
| NC-38L (308L) | 0.032 | 0.35 | 1.45 | 0.024 | 0.002 | 19.53 | 9.79 | - | Bal. |

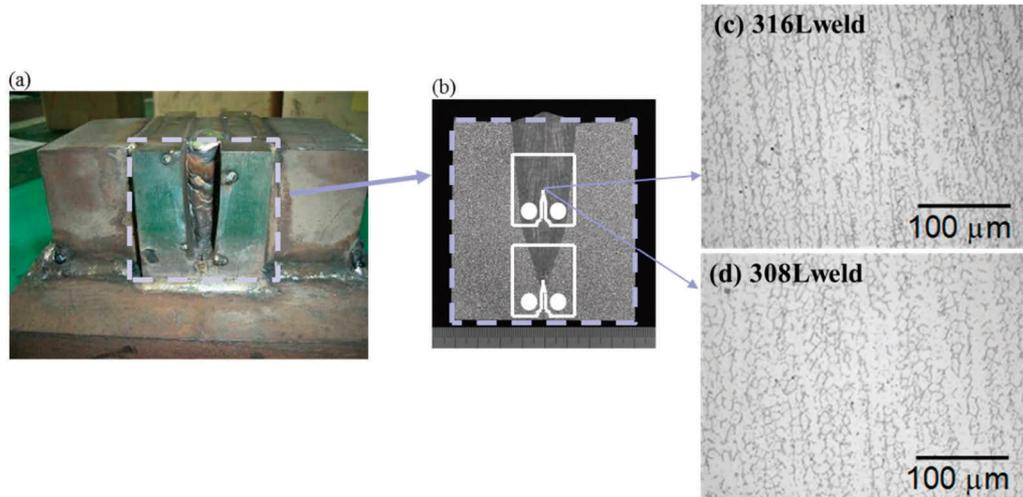


図1 ステンレス鋼溶接金属の(a) 溶接時の外観, (b) 断面マクロと試験片採取位置, (c) (d) ミクロ組織

2.2 試験方法

SCC 進展試験は、2900 ppm B を添加した水を基本水質とし、酸素を（8 ppm DO）含む溶存酸素条件で実施した（以降 2900B(DO)水質と記す）。なお、Li の添加はない。試験温度は 250~320°C 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 $K=30\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ とした。試験時間は約 500h を目安として実施した。

SCC 進展試験終了後、図 2 に示した模式図のように、皮膜観察用に CT 底面を厚さ 1.6 mm、SCC 断面観察用に CT 側面を 3 mm 厚さで切断した。破面観察用の残部試験片は大気中疲労試験機で開放し、デジタルマイクロスコプおよび走査型電子顕微鏡（scanning electron microscopy, SEM）で観察し、破面形態と SCC 進展深さを評価した。SCC 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 $CGR(\text{mm}/\text{sec})$ は、SCC 進展深さ $a(\text{mm})$ を試験時間 $t(\text{sec})$ で除して求めた。SCC 亀裂断面は、3 mm 厚さでの断面をバフ（コロイダルシリカ仕上げ）研磨後、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

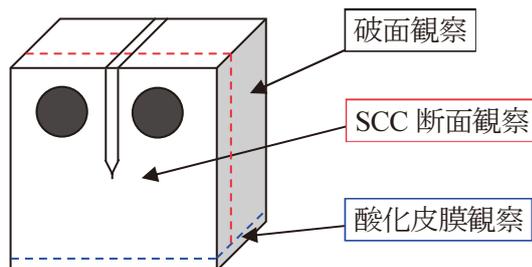


図2 CT 試験片の分析用切断模式図

た。一部、破面開放前の試験片については、この 3 mm 断面の SCC 深さも SCC 進展速度の評価に用いた。酸化皮膜観察は、表面から SEM 観察により、その性状確認を実施した。

3. 実験結果

3.1 SCC 進展速度に及ぼす熱時効の影響

図 3 に 320°C の SCC 進展試験後の破面観察結果を、鋼種、熱時効時間毎に示した。図 3 上段 (a), (b), (c) は 316L 溶接金属材で、熱時効条件 (a) 未時効, (b) 熱時効 400°C10kh, (c) 熱時効 400°C20kh で比較すると、(a) 未時効と (b) 400°C10kh までの熱時効で SCC 深さに大きな差は見られないが、(c) 400°C20kh では、試験時間 230h で破断し、より深い SCC 進展が観察された。同様に図 3 下段 (d), (e) は 308L 溶接金属材で、(d) 未時効と (e) 400°C10kh の熱時効で比較すると、むしろ熱時効材で浅い傾向であった。

SCC 破面形態の代表例を図 4 に示した。図のように破面形態はデンドライト境界型（inter-dendritic, ID）SCC 破面を呈していた。この破面形態は、316L 未時効材、および両鋼種の熱時効材でも同様であり、鋼種差、熱時効依存性は観察されなかった。

SCC 進展速度を定量的に比較するために、SCC 深さから求めた SCC 進展速度を図 5 に示した。比較のため、既報告の 320°C で酸素を含む PWR 標準（500 ppm B + 2 ppm Li + 8 ppm DO）水質（以降、標準(DO)水質と記す。）での結果⁽¹⁰⁾と Kim らの BWR の NWC での結果⁽⁷⁾を併せて示した。また、水素を含む PWR（500 ppm B + 2 ppm Li + 30 cc DH）（以降、PWR 標準水質と記す。）の結果⁽¹⁰⁾も参考に示

した。図から 316L 溶接金属の 2900B(DO)水質中での SCC 進展速度は、400°C10kh までの熱時効では、あまり影響がないが、400°C20kh の熱時効材では SCC 進展が増加する傾向が認められた。308L 溶接金属の 2900B(DO)水質中での SCC 進展速度は、400°C10kh の熱時効で未時効に比べてむしろ SCC 進展が減少する傾向であり、フェライト含有量や鋼種の影響など熱時効以外の影響が示唆された。比較のため示した標準(DO)水質での 316L/308L 溶接金属では、両者ともに 400°C10kh までの熱時効は、SCC 進展速度にあまり影響しない結果であった。Kim らの BWR の NWC の SCC 進展速度では、400°Cで 5kh の熱時効で SCC 進展が増加するとの見解が報告されているが、図に示したように増加量は数倍程度であった⁷⁾。図中緑で示した水素を含む PWR 標準水質の結果では、316L/308L 溶接金属は、未時効および 400°C10kh 熱時効材の両者で SCC 進展が観察されず、400°C10kh までの熱時効は、低腐食電位の PWR 水質においても SCC 進展に影響しないことを報告済である¹⁰⁾。一連の結果から 400°C10kh までの熱時効による SCC 進展への影響は、環境条件にかかわらず限定的と考えられた。

3.2 SCC進展速度の温度依存性

図 6 に未時効材の SCC 進展試験後の破面観察結果を、鋼種、試験温度毎に示した。図 6 上段 (a), (b), (c) は 316L

溶接金属材で、試験温度(a) 320°C, (b) 290°C, (c) 250°Cで比較すると、試験温度が低下するにつれて SCC 深さが浅くなる傾向が確認された。同様に図 6 下段(d), (e)は 308L 溶接金属材で、試験温度(d) 320°Cでは SCC 進展が観察されるが、試験温度(e) 290°Cでは全く SCC 進展が観察されなかった。

この SCC 深さから SCC 進展速度を求め、試験温度の逆数に対してプロットした結果を図 7 に示す。既報告の標準(DO)水質の結果¹⁰⁾と Kim らの BWR の NWC での結果⁷⁾を、水質の影響比較のため併せて示した。2900B(DO)水質中の 316L ステンレス鋼溶接金属の SCC 進展速度は、温度の低下に伴い減少し、250~320°Cの温度範囲でアレニウス型の温度依存性を示した。308L 溶接金属でも、320°Cよりも 290°Cで SCC 進展が減少するが、290°Cでは全く SCC が観察されず、温度依存性への鋼種差が示唆された。

290°Cの 2900B(DO)水質の SCC 進展速度は、288°Cの BWR 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。両者の試験条件を比較すると、試験温度は 290°Cと 288°C、応力拡大係数も約 $K = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ とほぼ同じであった。酸素含有量は 8 ppm と 300 ppb と異なるが、腐食電位としては大差ない。一方で、前者の B 濃度は 2900 ppm B で、後者は純水で B は無添加なので、この水質条件のみが両者で大きく異なる。以上から、両者の SCC 進展速度の差は、この水質条件によることが示唆される。

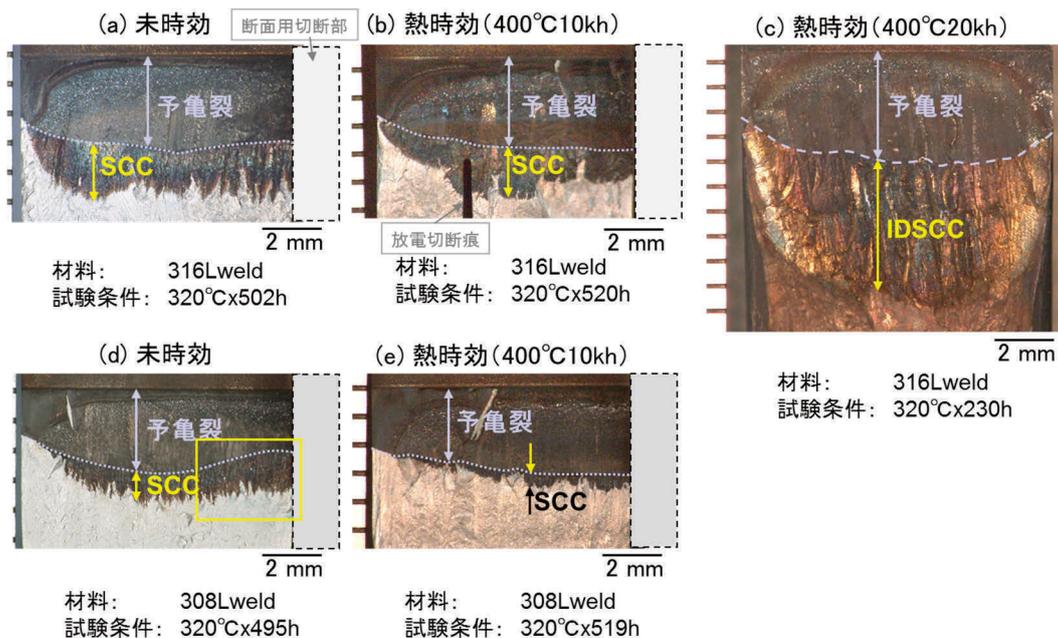


図 3 ステンレス鋼溶接金属の SCC 進展試験後の破面 その 1
(320°C試験による熱時効の影響比較)

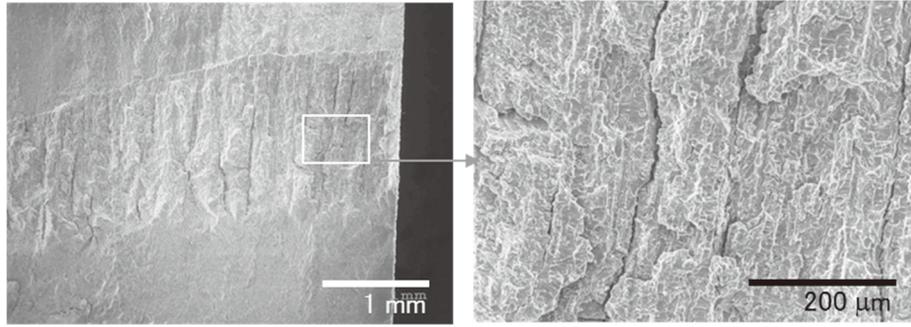


図4 SCC 進展破面の代表例
(左の写真は, 図 3(d)黄色枠に対応)

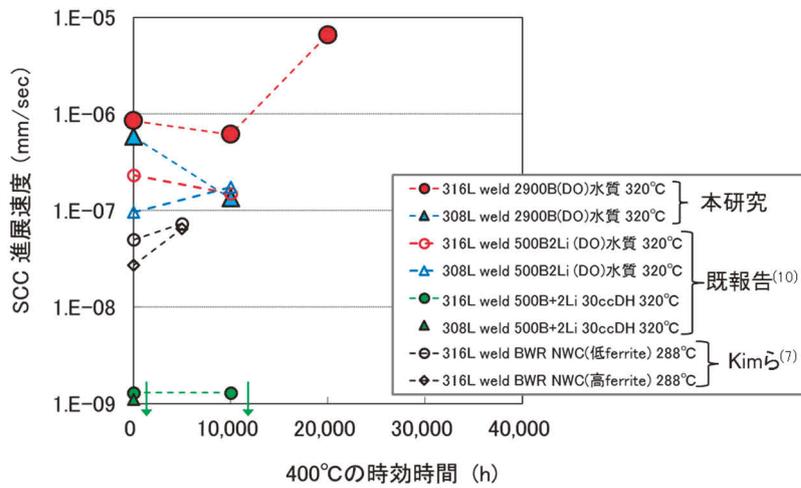


図5 SCC 進展速度の熱時効時間依存性

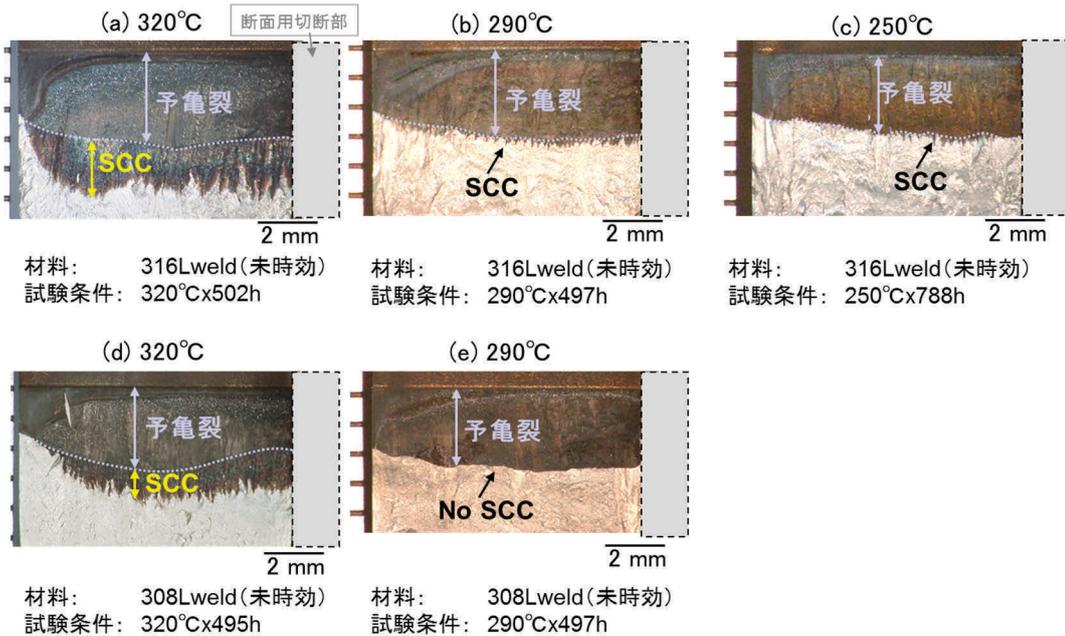


図6 ステンレス鋼溶接金属の SCC 進展試験後の破面 その2
(未時効材による試験温度の影響の比較)

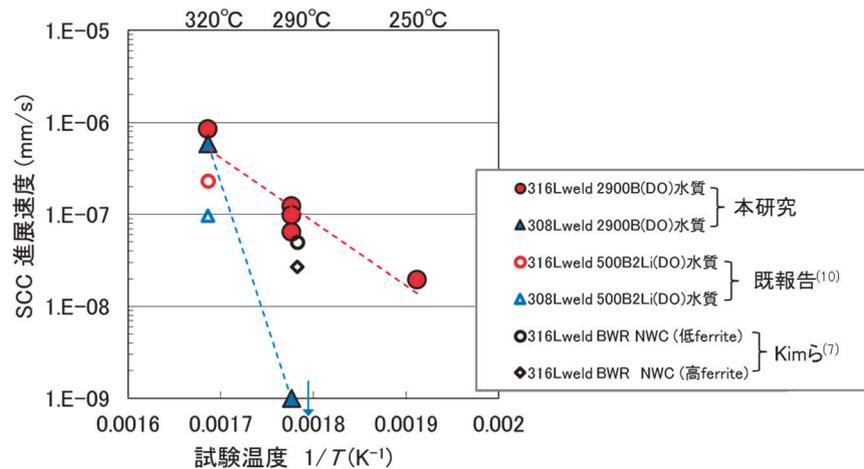


図7 SCC進展速度の試験温度依存性

4. 考察

4.1 SCC進展に及ぼす熱時効と温度の影響

図5に示したように、ステンレス鋼溶接金属のSCC進展速度は、400°C10khまでの熱時効材では、明確な促進はなかった。また、図7に示したように、ステンレス鋼溶接金属のSCC進展速度は、試験温度の低下に伴い減少し、アレニウス型の温度依存性を示した。ここでは亀裂進展経路の観点で、熱時効と温度の影響について考察する。

図8に316L溶接金属未時効材の250°CのSCC亀裂の断面観察結果を示した。主要な亀裂進展経路は、オーステナイト相の粒内割れとフェライト相/オーステナイト相の相境界であり、フェライト相の粒内を貫通する亀裂は、観察されなかった。この2900B(DO)水質中の未時効材における亀裂進展経路は、前報の320と290°Cでのステンレス鋼溶接金属の亀裂進展経路⁽¹⁵⁾、および標準(DO)水質中でステンレス鋼溶接金属およびステンレス鋳鋼での亀裂進展経路の報告例⁽¹⁰⁾と類似であった。したがって、この温度範囲の2900B(DO)水質中においても、フェライト相はSCC進展の阻害要因として働くものと考えられた。また、BWRのNWC水質中においても、阿部らはステンレス鋼溶接金属中のフェライト相がSCC進展に対して抑制的に働くと報告⁽³⁾しており、本報告の2900B(DO)水質および既報の標準(DO)水質⁽¹⁰⁾と類似の挙動を示しているものと考えられる。

図9に316L溶接金属熱時効(400°C10kh)材の320°CのSCC亀裂の断面観察結果を示した。熱時効(400°C10kh)材の場合も、主要な亀裂進展経路はオーステナイト相の粒内割れとフェライト相/オーステナイト相の相境界であった。フェライト相の粒内を貫通する亀裂は、主要進展経路

ではないものの、一部に散見された。標準(DO)水質中での熱時効材のSCC進展経路の観察結果では、400°C30khの長時間熱時効したステンレス鋳鋼で、明瞭なフェライト相の粒内割れと熱時効硬化を確認している⁽¹⁰⁾。ステンレス鋼溶接金属のフェライト相も熱時効硬化し、2900B(DO)水質中においても、熱時効硬化に伴い徐々にフェライト相がSCC亀裂を生じるようになるものと考えられる。ただし、熱時効(400°C10kh)材ではSCC進展速度が未時効材に比べて増加していないことから、この熱時効条件での硬化では、フェライト相の粒内割れはわずかに生じたもののSCC進展への寄与は大きくなかったものと思われる。なお、308L溶接金属の熱時効(400°C10kh)材のSCC進展速度は、むしろ未時効材に比べて遅かった。これは、SCC進展に対して阻害要因として働くフェライト相の含有量やCr濃度などの化学組成の違いなどが影響因子として考えられるが、今後更なる検討が望まれる。

図10に316L溶接金属熱時効(400°C20kh)材の320°CのSCC亀裂の断面観察結果を示した。この試験片は破断したため、2次割れ部分での断面観察結果である。SCC亀裂はデンドライト境界(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。断面観察からは、フェライト相の粒内割れの直接観察はできていないものの、SCCが進展し破断にまで至っていること、SCC進展速度が未時効材に比べて増加していることから、この熱時効材の主要な亀裂進展経路は、オーステナイト相の粒内割れとフェライト相/オーステナイト相の相境界に加えて、フェライト相の粒内割れも生じ、これがSCC進展速度の増加に繋がったことが示唆される。

一連の観察結果から、ステンレス鋼溶接金属の未時効材および400°C10khまでの熱時効材においては、主要な亀裂

進展経路はオーステナイト相の粒内割れとフェライト相/オーステナイト相の相境界であり、またフェライト相がSCC進展に対して阻害要因として働く役割が大きくは変わらなかったため、SCC進展に及ぼす熱時効の影響も限定的であったと考えられる。一方で、長時間熱時効(400°C20kh)材においては、抑制的であったフェライト相が粒内割れを生じるようになったため、SCC進展速度が増加したものと考えられる。

次に、亀裂進展経路を試験温度毎に比較すると、主要な亀裂進展経路は温度に対して変化はなく、温度の低下に対して単調にSCC進展速度が減少する傾向であった。308L溶接金属(未時効)のSCC進展速度でも、低温ほど減少する傾向は316L溶接金属と類似であった。ただし、308L溶接金属(未時効)では、290°Cで全くSCCが観察されなくなり、SCC進展に及ぼす温度の影響には鋼種差がある可能性が示唆された。

鋭敏化ステンレス鋼のSCC挙動に及ぼす温度依存性は、アレニウス型ではなく250°C近傍にSCC感受性のピークを持つとの報告⁽¹⁶⁾があり、本報告のステンレス鋼溶接金属のSCC進展速度の温度依存性とは異なる。このことから、ステンレス鋼溶接金属のSCC機構は、鋭敏化ステンレス鋼のSCC機構とは異なることが示唆され、今後の更なるSCC機構研究が望まれる。

4.2 水質の影響

図7に示したように、320°Cの2900B(DO)水質条件のSCC進展速度は、320°Cの標準(DO)水質中の結果(図中、白抜き赤丸と青三角)に比べて増加する傾向であった。また、288°CのBWRのNWCの結果(図中、白抜き黒丸黒菱形)に比べても、SCC進展速度が増加する傾向が確認され、2900B(DO)水質条件により、SCC進展が増加する傾向が示唆された。

前報で報告したステンレス鋼溶接金属の表面皮膜観察結果を図11に再掲する⁽¹⁵⁾。図から、2900B(DO)水質の外層酸化皮膜は、標準(DO)水質よりも厚く(スピネルタイプの酸化物が大きく且つ多量に)観察され、水質の影響により材料全体の腐食が促進されたことが見受けられた。500 ppm B+2 ppm Liを添加した標準水質において、Bは軽水炉における燃料の反応度制御のために添加され、これにLiを添加することで中性に近いpHに制御している。一方、2900 ppm B水質はLiの添加がなく、標準水質に比べると、Bのみの添加ではpHは酸性側を示す⁽¹⁶⁾。したがって、2900B(DO)水質中の腐食量は、pHが酸性側になることにより、促進されたことが示唆される。以上の観察結果から、この腐食量の増加がSCC進展を促進したものと推定される。

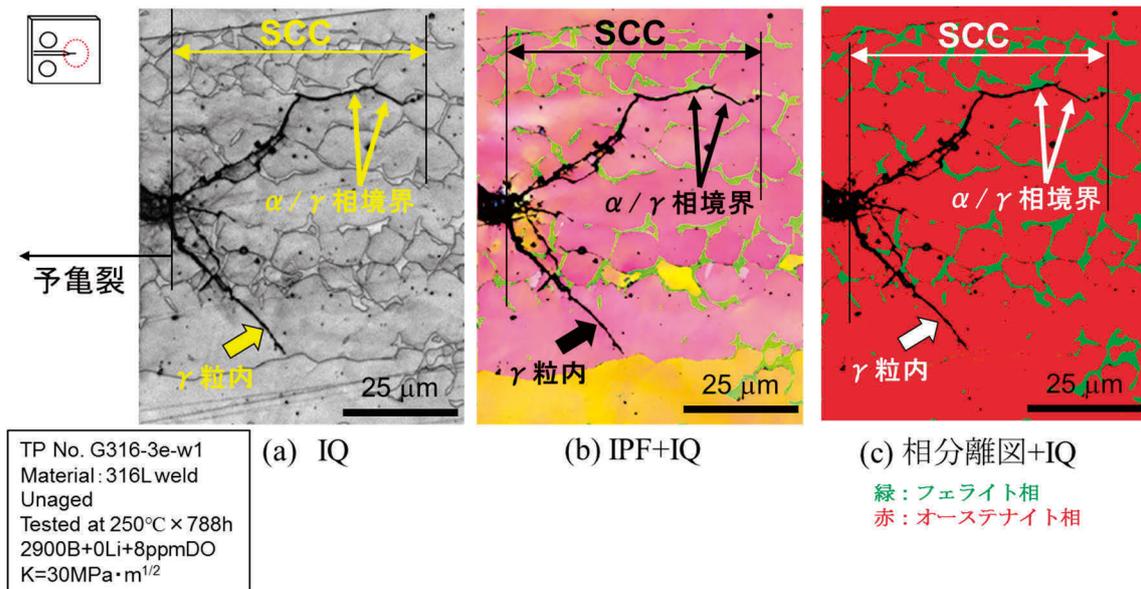


図8 ステンレス鋼溶接金属のSCC亀裂断面観察結果 その1
316L溶接金属未時効材、250°C試験
IQ：イメージクオリティ、IPF：結晶方位図

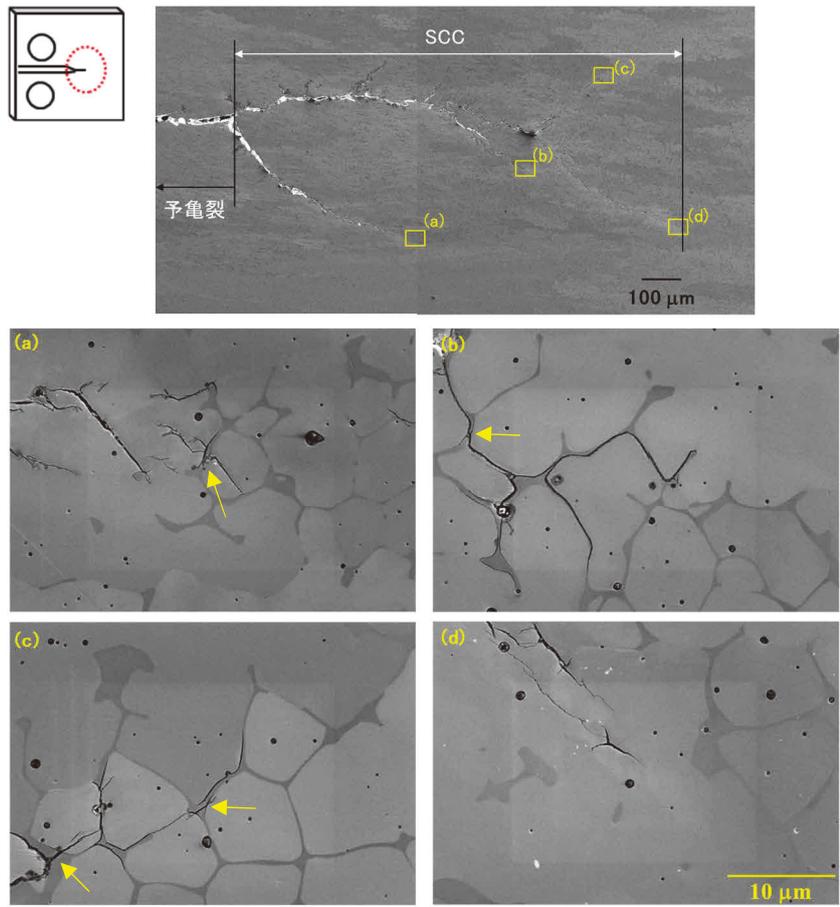


図9 ステンレス鋼溶接金属のSCC亀裂断面観察結果 その2
 材質：316L 溶接金属熱時効（400°C10kh）材，320°C試験
 （フェライト相粒内割れのみ黄色矢印で示した。）

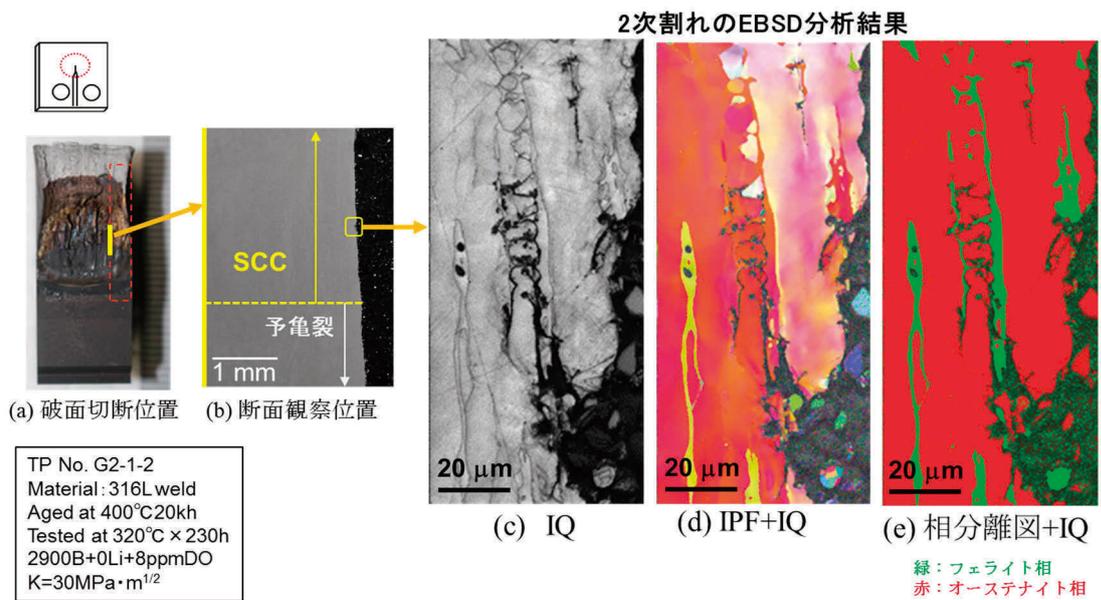


図10 ステンレス鋼溶接金属のSCC亀裂断面観察結果 その3
 316L 溶接金属熱時効（400°C20kh）材，320°C試験
 IQ：イメージクオリティ、IPF：結晶方位図

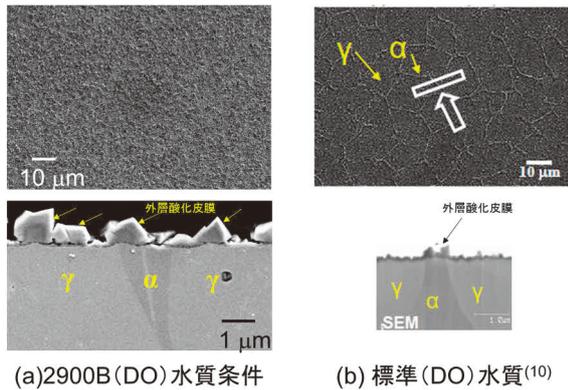


図 11 ステンレス鋼溶接金属の高温水中の腐食挙動⁽¹⁵⁾
 材料：316L 溶接金属未時効材、320°C試験
 (表面皮膜、表面観察 (上) と断面観察)

5. まとめ

ステンレス鋼溶接金属 (316L, 308L) の酸素を含む高温水中の SCC 進展挙動に及ぼす熱時効の影響を、400°C20kh までの熱時効材を用い、320°Cの 2900B(DO)水質条件で調べた。また、同水質条件で 250~320°Cの範囲の温度依存性を調べ、以下の知見を得た。

- (1) 316L/308L 溶接金属の 400°Cで 10kh までの熱時効は SCC 進展速度の増加にあまり影響しなかった。一方、316L 溶接金属の 400°Cで 20kh 熱時効材では未時効材に比べて SCC 進展速度が増加する傾向が確認され、2900B(DO)水質中で長時間熱時効が SCC 進展に影響する可能性が示唆された。
- (2) 未時効材から 400°C10kh 熱時効までは、熱時効により硬化したフェライト相も SCC 亀裂を十分には生ぜず、2900B(DO)水質中で SCC 進展の阻害因子として働くため SCC 進展速度の増加に寄与しないものと考えられた。一方、長時間熱時効後では、フェライト相がより硬化し、フェライト相においても SCC 亀裂が生じるようになるため、SCC 進展速度が増加したものと推定された。
- (3) 316L 溶接金属 (未時効) の SCC 進展速度は低温ほど減少し、250~320°Cの温度範囲でアレニウス型の温度依存性を示した。308L 溶接金属 (未時効) の SCC 進展速度も低温ほど減少し、アレニウス型の温度依存性と考えられるが、290°Cでは全く SCC が観察されず、温度の低下に伴う SCC 進展の低下量には、鋼種差がある可能性が示唆された。

- (4) 2900B(DO)水質中の 316L/308L 溶接金属未時効材の SCC 進展速度は、標準(DO)水質中および BWR の NWC 水質中に比べて増加する傾向であった。
- (5) 2900B(DO)水質中の腐食は、pH が酸性側になることにより促進され、材料全体の腐食量が増加した。この腐食量の増加が、SCC 進展速度の増加に影響した可能性が示唆された。

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、また種々のデータ採取・整理においては、同材料グループ岡本マキエ氏 (現神戸工業試験場)、港昭三氏 (現関西電力) の協力があった。この場を借りて謝意を表します。

引用文献

- (1) 経済産業省 原子力安全・保安院, 「炉心シ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) 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
- (3) H. Abe, K. Shimizu and Y. Watanabe, Proc. of the 53rd Japan Conf. on Materials and Environments, (2006), D-204
- (4) K. Kumagai, S. Suzuki and K. Asano, Fontevraud 6, (2006).
- (5) 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).
- (6) J. H. Kim, R. G. Ballinger, P. W. Stahle, Corrosion/2008, Paper No.08600.
- (7) J. H. Kim, R. G. Ballinger, CORROSION, Vol.64, No.8, (2008).
- (8) T. Lucas, R.G. Ballinger H. Hanninen and T. Saukkonen, 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, Colorado Springs, Colorado, August 7-11, 2011, p.883, TMS (2011).

- (9) Y. Maruno, J. Kaneda, R. Obata, M. Koshiishi, M. Ando and K. Nakata, Proceedings of JSCE Materials and Environments, (2009) A-201
- (10) T. Yamada, T. Terachi, T. Miyamoto and K. Arioka, Proc. of Nuclear Plant Chemistry Conf. 2010, Quebec, Canada, (2010).
- (11) W.J. Singley, and I.H. Welinsky, Proceedings of the Power Conference, XXI, p.748 (1959).
- (12) 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, Jekyll Island, USA (1989).
- (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) 山田卓陽, 寺地巧, 岡本マキエ, 有岡孝司, “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”, INSS JOURNAL Vol.26, pp.136-143, (2019).
- (16) 有岡孝司, 山田卓陽, 寺地巧, 福村卓也, INSS MONOGRAPHS No.5 (2012).