

# ステンレス鋼溶接金属部の高温水中 SCC 進展挙動 —腐食電位, 鋼種, 熱時効, 冷間加工および温度の影響—

SCC Growth Behavior of Stainless Steel Weld Metals in High-Temperature Water  
—Influence of Corrosion Potential, Weld Type, Thermal Aging, Cold-Work and Temperature—

山田 卓陽 (Takuyo Yamada)\*      寺地 巧 (Takumi Terachi)\*  
宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto)\*      有岡 孝司 (Koji Arioka)\*

**要約** ステンレス鋼溶接金属部の SCC 進展挙動に関して, 酸素を添加した沸騰水型原子力発電所の通常水質で有意な SCC 進展が近年報告されている。しかし, 加圧水型原子力発電所の 1 次冷却材環境下における同種の SCC 進展データは報告されていない。そこで本報告では, PWR1 次冷却材環境下におけるステンレス鋼溶接金属部の SCC 進展挙動を系統的に調べることを目的とした。鋼種, 熱時効 (400°C 1 万時間), 冷間加工 (圧下率 20%) の影響について検討し, それらの挙動を含めて腐食電位の影響を検討した。加えて, 低電位環境下については温度依存性についても検討した。

その結果, 水素を添加した低電位条件では, (1) 鋼種 (316L と 308L), 熱時効 (< 400°C で 1 万時間) にかかわらず有意な SCC 進展は観察されない。(2) また, 酸素添加条件においては顕著な SCC 進展の加速が認められた 20% の冷間加工を加えても, 低電位環境下では有意な SCC 進展は観察されない。(3) 250°C, 340°C での試験においても, 溶接金属は有意な SCC 進展が観察されない。以上の結果から, ステンレス鋼溶接金属は PWR1 次冷却材環境下で優れた耐 SCC 進展性を示す。一方, 酸素を添加した高電位条件では, (4) 全ての材料条件 (鋼種 (316L と 308L), 未時効と熱時効 (400°C で 1 万時間, 冷間加工 0 と 20% 冷間加工) で, 有意な SCC 進展が観察される。(5) 316L と 308L との間で有意な SCC 進展速度の差は見られない。(6) 熱時効 (400°C で 1 万時間) による SCC 進展速度の変化は認められない。(7) 20% の冷間加工により, SCC 進展速度は顕著に促進される。

**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, 冷間加工, 軽水炉

**Abstract** Recent studies on crack growth rate measurement in oxygenated high-temperature pure water conditions, such as normal water chemistry in boiling water reactors, using compact tension type specimens have shown that weld stainless steels are susceptible to stress corrosion cracking. However, to our knowledge, there is no crack growth data of weld stainless steels in pressurized water reactor primary water.

The principal purpose of this study was to examine the SCC growth behavior of stainless steel weld metals in simulated PWR primary water. A second objective was to examine the effect of (1) corrosion potential, (2) thermal-aging, (3) Mo in alloy and (4) cold-working on SCC growth in hydrogenated and oxygenated water environments at 320° C. In addition, the temperature dependence of SCC growth in simulated PWR primary water was also studied.

The results were as follows: (1) No significant SCC growth was observed on all types of stainless steel weld metals: as-welded, aged (400° C × 10 kh) 308L and 316L, in 2.7 ppm-hydrogenated (low-potential) water at 320° C. (2) 20% cold-working markedly accelerated the SCC growth of weld metals in high-potential water at 320° C, but no significant SCC growth was observed in the hydrogenated water, even after 20% cold-working. (3) No significant SCC growth was observed on stainless steel weld metals in low-potential water at 250° C and 340° C. Thus, stainless steel weld metals have excellent SCC resistance in PWR primary water. On the other hand, (4) significant SCC growth was observed on all types of stainless steel weld metals: as-weld, aged (400° C × 10 kh) and 20% cold-worked 308L and 316L, in 8 ppm-oxygenated (high-potential) water at 320° C. (5) No large difference in SCC growth was observed between 316L (Mo) and 308L. (6) No large effect on SCC growth was observed between before and after aging up to 400° C for 10 kh. (7) 20% cold-working markedly accelerated the SCC growth of stainless steel weld metals.

\* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

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

## 1. はじめに

ステンレス鋼溶接金属部の (stress corrosion cracking, SCC) 進展挙動に関する最近の研究では、沸騰水型原子力発電所 (boiling water reactor, BWR) の通常水質 (Normal water chemistry, NWC) のような酸素を添加した高温水中で有意な SCC 進展が観察されている<sup>(1)~(4)</sup>。しかし、加圧水型原子力発電所 (pressurized water reactor, PWR) の1次冷却材環境下における同種の SCC 進展データは、著者らの報告<sup>(5) (6)</sup>を除き報告されていない。そこで本報告では、PWR1次冷却材環境下におけるステンレス鋼溶接金属部の SCC 進展挙動を調べることを目的とした。また、鋼種、熱時効 (400°C × 1万時間)、冷間加工 (cold-work, CW) の影響について検討し、それらの挙動を含めて電位の影響を検討した。加えて、低電位環境下については温度依存性についても検討した。

鋼種の影響については、以下の観点で 316L と 308L 溶接金属について比較した。鋭敏化を主原因とするような高電位環境下における SCC については、Mo を含む 316 系ステンレス鋼は Mo を含まない 304 系ステンレス鋼に比べて、耐 SCC 性が良いことが知られる<sup>(7)</sup>。軽水炉における溶接部では、この両ステンレス鋼の配管、枝管およびケーシング等の接合に化学組成の近い 316L, 308L が良く用いられることから、鋼種の影響としてこの両鋼種を選定した。また、溶接法およびフェライト含有量の影響を比較するため、溶接方法 (ティグ溶接 (tungsten inert gas, TIG) と被覆アーク溶接 (shielded metal arc welding, SMAW))、試験片採取位置 (溶接初層部と溶接中間部) についても一部比較した。

熱時効の影響については、以下の観点で未時効材と 400°C 1万時間時効材を比較した。ステンレス鋼溶接部は、一般に溶接時の熱間割れを防ぐために 10% 程度のフェライト相を含む<sup>(8)</sup>。同様にフェライト相を含むステンレス鋼は、軽水炉の供用温度域で長期間使用されると、このフェライト相がスピノーダル分解を起こし硬化することにより、材料の靱性等が低下することが知られている<sup>(9) (10)</sup>。ステンレス鋼溶接部においても、含有するフェライト相が硬化し、いわゆる熱時効脆化が起こりうることが指

摘されている<sup>(11)</sup>。この熱時効に関する研究結果によれば、フェライト相を 10 ないし 15% 含むステンレス鋼は、400°C の温度加速条件で 1 万時間の熱時効を施すと、靱性が有意に低下する<sup>(9) (10)</sup>。そこで、熱時効の影響評価としては、この加速熱時効条件を選定した。

冷間加工の影響としては、以下の観点で未加工材と 20% CW 材を比較した。最近の研究結果<sup>(12)~(21)</sup>によれば、高温高圧水中における非鋭敏化ステンレス鋼の粒界型応力腐食割れ (inter-granular stress corrosion cracking, IGSCC) 進展速度は、冷間加工度により加速される。そこで、低電位環境下で有意な SCC 進展の確認されている 20% CW の条件を冷間加工の影響として選定した。

温度の影響としては、加圧水型原子力発電所の使用温度を考慮し、250°C, 320°C, 340°C の温度条件を選定した。

## 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 の溶接棒を用い、それぞれ 316 (一部 SCS14A) と 304 (一部 SCS13A) ステンレス鋼に V 開先を施し、TIG 溶接あるいは初層部を TIG、中間部を SMAW による多層盛りで製作したものを基本素材とした。図 1 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。溶接材の開先形状およびマクロ組織の代表例を図 2 に示す。開先 A および C は、初層を TIG、中間層を SMAW で溶接したもので、開先 B は全てを TIG 溶接したものである。図中の白い線で示したように、開先形状、採取位置 (初層 (TIG) と中間層 (SMAW)) およびフェライト含有量による違いを考慮するために、6 種類の採取位置で試験片を採取し、一部の試験片は熱時効の影響評価のため 400°C で 1 万時間の熱時効処理を施した。20% 冷間加工材については、開先 A (TIG + SMAW) の溶接方法で製作した試験片を図 2 に示した圧延方向で圧延し、中間層 (SMAW) から試験片を採取した。SCC 進展領

表1 溶接金属の化学組成の代表例 (カタログデータ) (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.

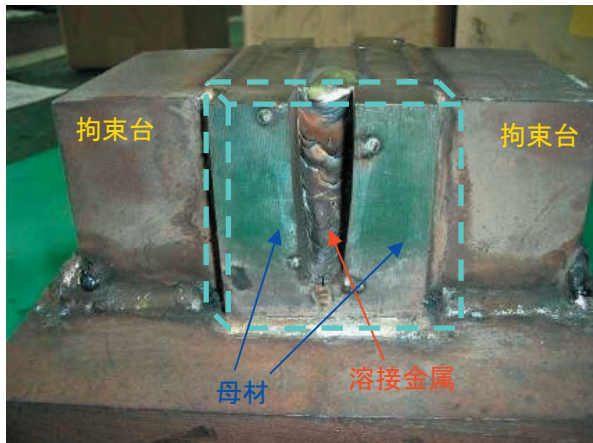


図1 溶接状況の外観

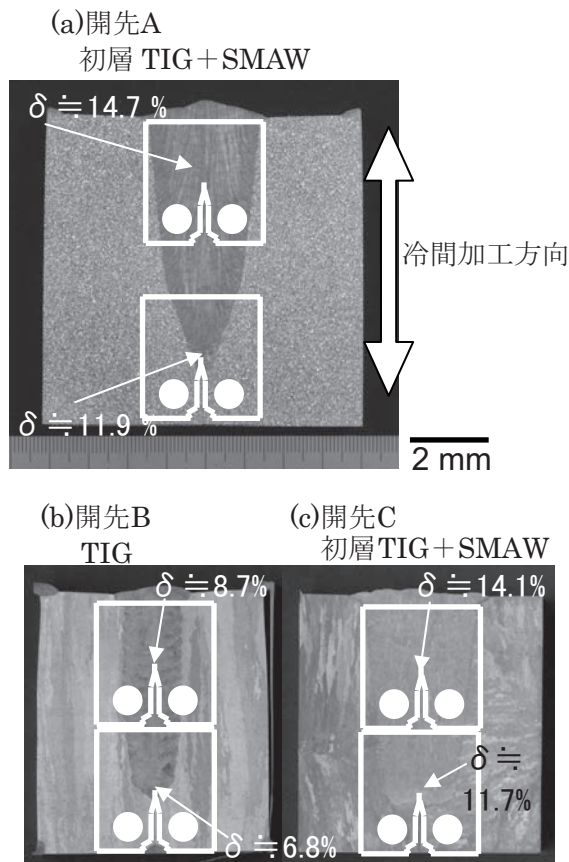


図2 溶接開先形状とマクロ組織の代表例

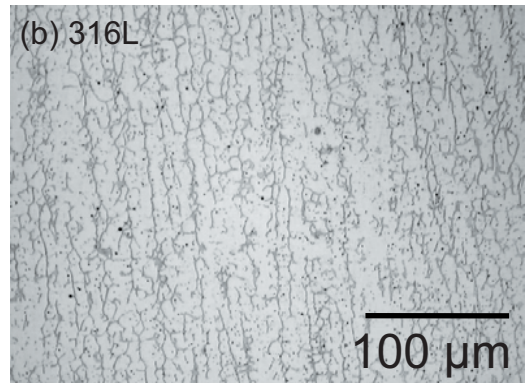
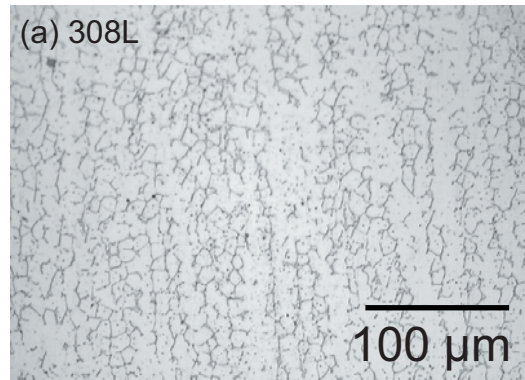


図3 溶接部のマイクロ組織の代表例 (樹枝状組織 (デンドライト) がフェライト相)

域近傍のマイクロ組織の代表例を図3に示す。図から試験片のSCC進展方向は、溶接デンドライト方向とほぼ同一であった。

## 2.2 試験方法

SCC進展試験は、1次冷却材模擬水 (500ppmB + 2ppmLi) を基本水質とし、水素添加条件 (2.7 ppmDH<sub>2</sub> (30cc-STP/kg-H<sub>2</sub>O と同等)) および酸素添加条件 (8ppmDO<sub>2</sub>) で実施した。これら腐食電位の比較は、320℃で実施し、水素添加条件については、SCC進展挙動の温度依存性を確認するため、340℃および250℃でも実施した。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  $K \approx$

30MPa・m<sup>1/2</sup>とした。

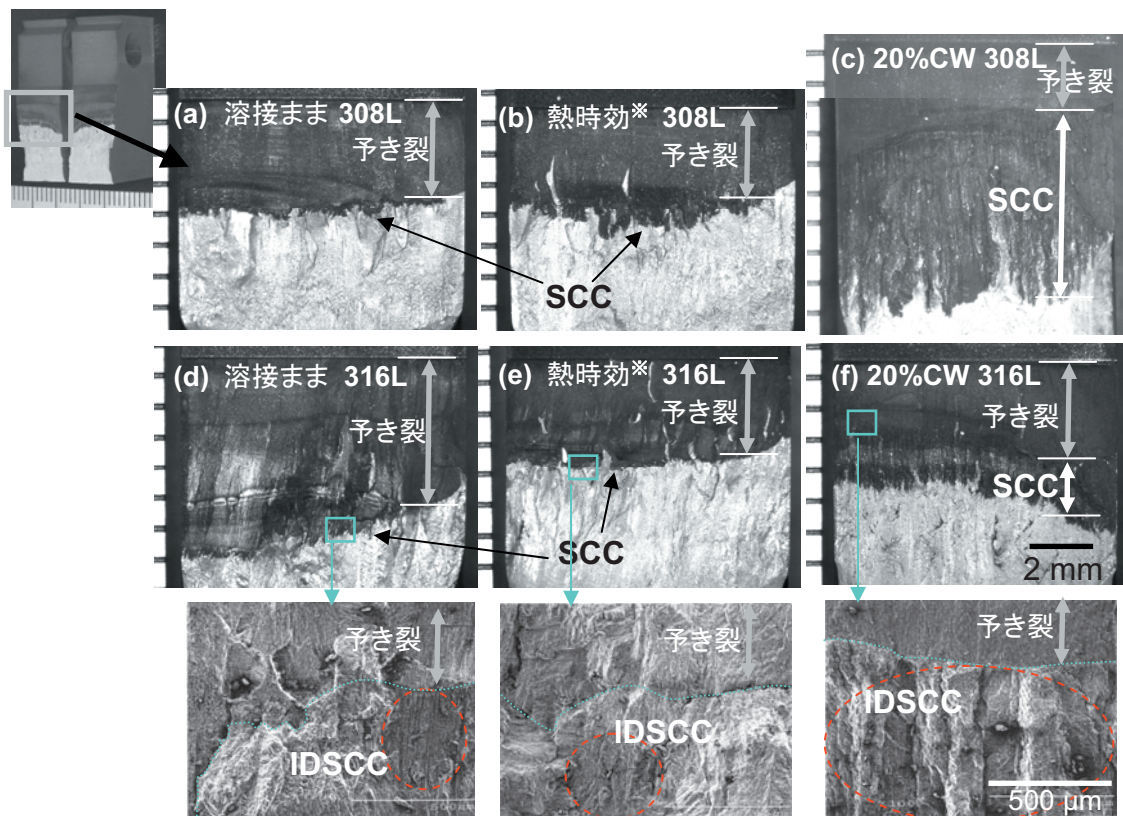
SCC 進展試験終了後、試験片を大気中疲労試験機で強制開放し、デジタルマイクロスコープおよび走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) で破面観察し、破面形態と SCC 進展深さを評価した。SCC 進展深さは、板厚方向に 10 点計測しその平均値とした。SCC 進展深さが局所的な場合は、進展領域の面積を求め、板厚方向に平均的に進展したと仮定し、平均 SCC 進展深さとした。SCC 進展速度 *CGR* (mm/sec) は、次式のように SCC 進展深さ *a* (mm) を試験時間 *t* (sec) で除して求めた。

$$CGR = a / t \quad (1)$$

### 3. 実験結果

#### 3.1 SCC 進展速度に及ぼす電位、鋼種、熱時効、冷間加工の影響

320℃の酸素添加条件における溶接金属の SCC 進展破面を図 4(a)～(f)に示す。また、図中四角で囲った部分を SEM 観察した結果を図 4 下段に示す。図 4 (a) (d)は溶接まま、(b) (e)は 400℃で 1 万時間の熱時効、(c) (f)は 20% CW の 308L と 316L 溶接金属である。図から全ての条件の溶接金属が、有意な SCC 進展を示している。図 4 下段に示すように、その破面形態は主にデンドライト境界 (interdendrite, ID) 型を呈しており、BWR 条件で報告<sup>(1)～(4)</sup>されている破面形態と同様であった。図 5 に、ステンレス鋼溶接金属の SCC 進展経路の代表例を示す。図中左は、316L 溶接材のき裂部の電子線後方散乱回折 (electron back scattering diffraction, EBSD)



試験環境: 320℃、500ppmB+2pmLi, 8ppm DO<sub>2</sub>、K≒30MPa・m<sup>1/2</sup>

試験期間: 22～36日間

※: 熱時効条件400℃×10,000h

図 4 き裂進展試験後の破面観察結果 (上段, 中段: デジタルマイクロスコープ) (下段: SEM による拡大観察 (観察位置は中段青四角に対応)) (典型的な IDSCC を, 赤枠点線で示す)

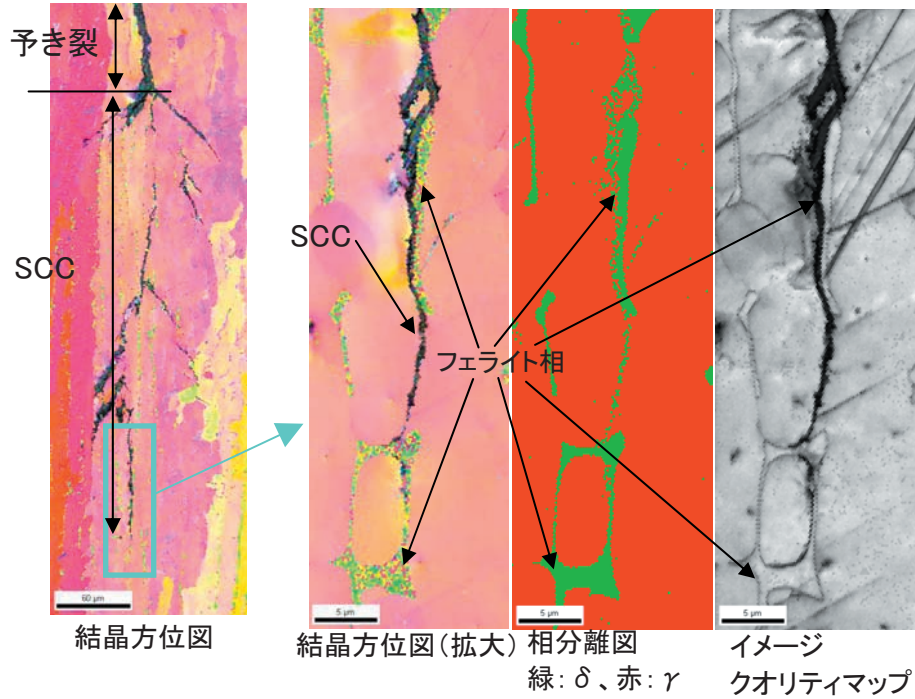
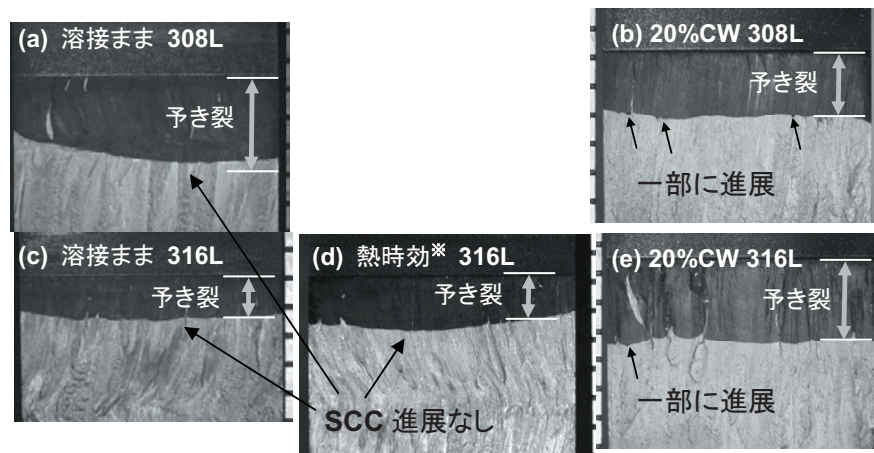


図5 き裂断面観察結果の代表例 (316L 溶接まま)



試験環境: 320°C、500ppmB + 2ppmLi, 2.7ppm DH<sub>2</sub>、K≒30MPa・m<sup>1/2</sup> 2 mm

試験期間: 100~118日間

※: 熱時効条件400°C × 10,000h

図6 き裂進展試験後の破面観察結果 (上段, 下段: デジタルマイクロスコープ)

による結晶方位図である。図中青枠で囲ったき裂先端部を拡大してEBSD測定を実施し、そのSCC進展経路を確認した。図中の拡大図は、左から結晶方位図、相分離図、イメージクオリティマップで、図からSCCはフェライト/オーステナイト界面を進展しており、これもBWR条件で報告<sup>(2)(3)</sup>されているSCC進展経路と同様であった。

320°Cの水素添加条件における溶接金属のき裂進展破面の代表例を図6に示す。図4と同様に、図6(a)(c)は溶接まま、(d)は400°Cで1万時間の熱時効、(b)(e)は20%CWの308Lと316L溶接金属である。図6(b)(e)に見られるように、20%CW材では局部的にき裂進展がみられるものの、全ての条件の溶接金属で、有意なSCC進展が観察されない。図6には

代表例のみ示したが、溶接まま条件では、316L 溶接金属については4条件（開先 A の初層部（TIG）、中間部（SMAW）、開先 B の初層部（TIG）、中間部（TIG））、308L 溶接金属については2条件（開先 C の初層部（TIG）、開先 A あるいは C の中間部（SMAW））で SCC 進展試験を実施し、有意な SCC 進展が観察されなかった。図2に示したように、溶接方法と採取位置によりフェライト相含有量が7~15%まで異なる。これら全ての条件で有意な SCC 進展が観察されず、低電位環境下における SCC 進展挙動は、鋼種（308L と 316L）、溶接方法（TIG と SMAW）およびフェライト含有量（7~15%）に影響されない、という結果が得られた。

図4および図6の SCC 進展破面から求めた SCC 進展速度を、各電位、材料条件ごとにまとめたものを図7に示す。図中青（○, △）で示した酸素添加条件では、316L, 308L 溶接金属ともに有意な SCC 進展が見られ、そのき裂進展速度は、20% CW により顕著に促進される。400℃で1万時間までの熱時効、および鋼種（316L と 308L）の違いによる SCC 進展速度の差は観察されない。溶接ままおよび熱時効材の SCC 進展速度は、図中黒ひし形（◇）で示した BWR の NWC 条件での SCC 進展速度<sup>(1)</sup>に比べて若干早い、これは試験温度や水質が異なるためと

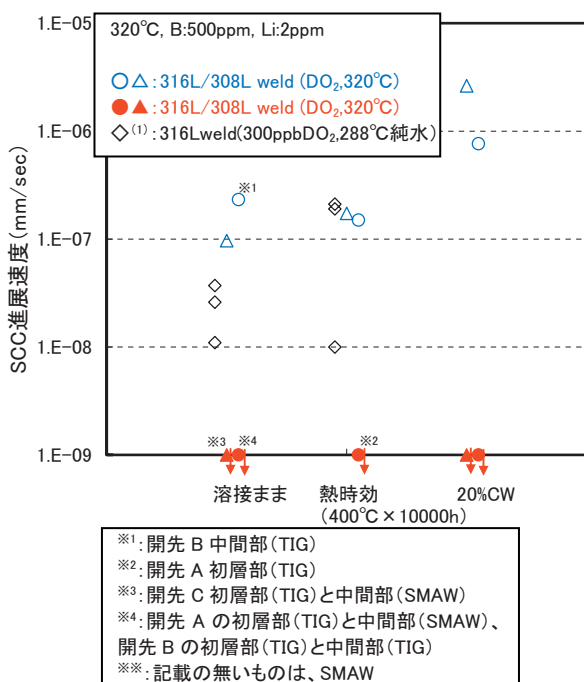
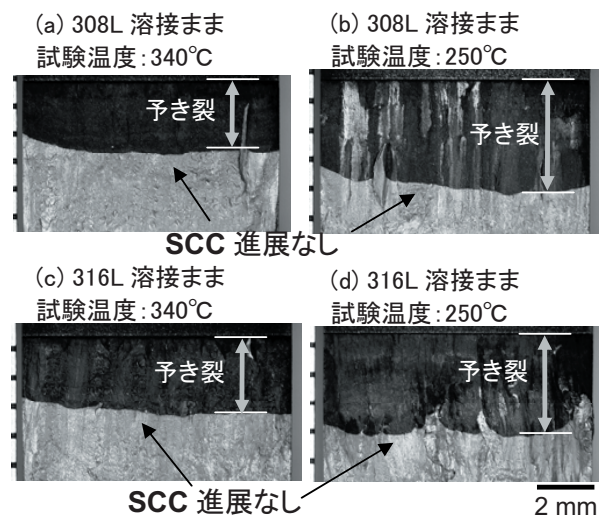


図7 き裂進展速度に及ぼす腐食電位、鋼種、熱時効および冷間加工の影響

推察され、本質的に大きな差はないものと考えられる。一方で、図中赤（●, ▲）で示した水素添加条件では、酸素添加条件で加速の認められた20% CW 条件を含め、全ての条件で有意な SCC 進展は観察されず、酸素添加条件の挙動と大きく異なる。以上の結果からステンレス鋼溶接金属は、鋼種（316L と 308L）、溶接方法（TIG と SMAW）、7~15%の範囲のフェライト相量、400℃1万時効までの熱時効および20%までの冷間加工にかかわらず、このような低電位環境下で優れた耐 SCC 進展性を示す。

### 3.2 温度依存性

前節まで、ステンレス鋼溶接金属の SCC 進展挙動は、PWR1 次冷却材環境下において優れた耐 SCC 進展性を示すことを320℃で確認した。ここでは、実機使用温度を考慮し、340℃および250℃における SCC 進展挙動を確認する。図8に示すように、340℃試験については170日間、250℃試験については404日間の長期間の SCC 進展試験を実施した。その結果、この両温度で有意な SCC 進展は全く観察されなかった。冷間加工したステンレス鋼の SCC 進展の温度依存性がほぼアレニウス型の挙動を示すこと<sup>(20) (21)</sup>を考えると、ステンレス鋼溶接金属の挙動についても250℃~340℃の温度範囲では特異な挙動を示すとは考え難い。従って、低電位環境下のこの温度範囲において、ステンレス鋼溶接金属は優れた耐 SCC 進展性を示すことが期待される。



試験環境: 500ppmB + 2pmLi, 2.7ppm DH<sub>2</sub>  
K≒30MPa・m<sup>1/2</sup>、試験期間: 170~404日間

図8 き裂進展試験後の破面観察結果

## 4. 考察

### 4.1 SCC 進展速度に及ぼす硬さの影響

高温水中における非鋭敏化ステンレス鋼の SCC 進展速度は、冷間加工度により加速される<sup>(12)~(21)</sup>。加工により SCC 進展速度が加速される挙動に関しては、Andresen ら<sup>(16)</sup>は加工材の SCC 進展試験と照射材データから、加工や照射に関係なく、SCC 発生にはき裂先端の塑性歪を決定する耐力が大きく関与するとの報告をしている。このような材料の耐力が SCC 進展挙動に影響するという報告は、他に Speidel ら<sup>(13)</sup>、Shoji ら<sup>(17)</sup>や Castano ら<sup>(18)</sup>からも報告されており、加工が SCC を促進するひとつの大きな要因と考えられる。著者らの研究結果においても、冷間加工度を変えた SUS316 の SCC 進展速度は、耐力と良い相関がある<sup>(20)</sup>。一般に耐力と硬さの間には良い相関があるので、ここでは各条件の溶接金属の硬さと SCC 進展速度の関係を検討する。

表 2 に各材料条件の溶接金属の硬さを示す。硬さは、材料全体の耐力との相関を見るために、荷重 1kg で測定した。表から、316L、308L 溶接金属ともに、400℃ 1 万時間の時効により HV=30 程度の硬さの増加が見られる。これは、熱時効によりフェライト相が硬化したことに起因するものと推察される。また、20% CW 材では、ともに HV=120 程度の硬さの増加が見られ、これは冷間加工による加工硬化によるものと考えられる。図 9 に SCC 進展速度に及ぼす硬さの影響を示す。図中青 (○, △) で示した酸素添加条件では、400℃ で 1 万時間の熱時効による硬化では判然としないが、20% CW による加工硬化では SCC 進展速度は速くなる。図中青 (◇) で示した酸素添加条件での SUS316 (T-S 方位) の SCC 進展速度<sup>(20)</sup>も、硬さの増加とともに速くなる傾向が見られ、硬さあるいは耐力の増加が SCC 進展の加速要因と考えられる。一方で、図中赤 (●, ▲) で示した水素添加条件のデータでは、硬さと無関係に有意な SCC 進展が観察されない。図中赤ひし形 (◆) で示した水素添加条件での SUS316 (T-S 方位) の SCC

表 2 各溶接材の硬さ HV(1)

	溶接まま	熱時効	20%CW
308L	214	245	339
316L	226	253	349

進展速度<sup>(20)</sup>は、硬さの増加に伴い速くなっており、HV=270 程度では  $10^{-7}$  mm/sec 程度の SCC 進展を示す。しかし、溶接金属の場合は、HV = 350 でも有意な SCC 進展が観察されない。このことは、材料によっては、単純な耐力の増加では冷間加工による SCC 進展速度の加速要因を説明できないことを示している。

このステンレス鋼溶接金属が、低電位環境下でなぜ優れた耐 SCC 進展性を示すのかは、現状不明である。BWR における SCC 進展試験結果では、Maruno ら<sup>(22)</sup>は、フェライト相に接するオーステナイト相で転位の集積を観察し、またこれにより相境界ではオーステナイト相が優先的に溶解すると考察している。本報告においても、酸素添加条件での SCC 進展経路はフェライト/オーステナイト相境界であることから、材料組織的な観点では、このフェライト相が何らかの役割を果たしているものと推察されるが、これについては今後更なる検討が必要である。

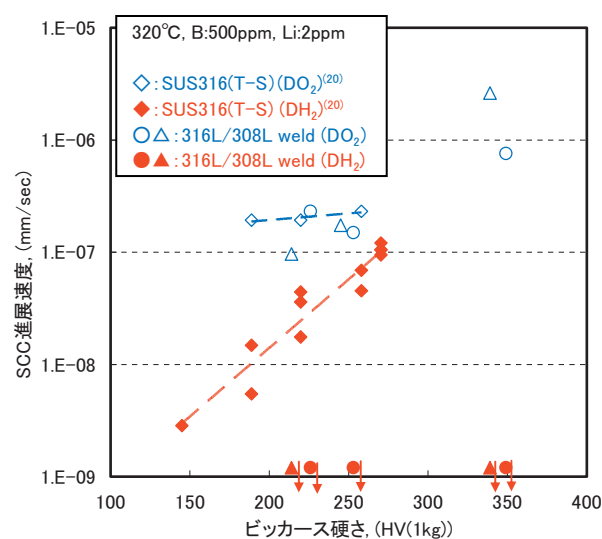


図 9 き裂進展速度に及ぼす硬さの影響

## 5. まとめ

ステンレス鋼溶接金属の 1 次冷却材模擬水中の SCC 進展挙動を調べ、以下の結果を得た。

水素添加条件 (250℃~340℃, 500ppmB + 2ppmLi, 2.7ppm DH<sub>2</sub>)

(1)水素添加条件 (低電位環境下) では、ステンレス

鋼溶接金属は、鋼種 (308L, 316L), 溶接方法 (TIG, SMAW), フェライト含有量 (7~15%) および熱時効 (< 400°Cで1万時間時効) にかかわらず, 全く SCC 進展は観察されない。

(2) 20%の冷間加工を加えても, 有意な SCC 進展は観察されず, ステンレス鋼溶接金属は上記のような低電位環境下で優れた耐 SCC 性を示す。

(3) 250°C, 340°Cでの試験においても, ステンレス鋼溶接金属は有意な SCC 進展が観察されず, 上記のような低電位環境下で, かつ 250°C~340°Cの温度範囲において, ステンレス鋼溶接金属は優れた耐 SCC 性を示すことが期待される。

(4) このような優れた耐 SCC 性を示す材料因子として, フェライト相が何らかの役割を果たしているものと推察されるが, これについては今後更なる検討が必要である。

酸素添加条件 (320°C, 500ppmB + 2ppmLi, 8ppmDO<sub>2</sub>)

(5) 酸素添加条件 (高電位環境下) では, 316L, 308L 溶接金属ともに有意な SCC 進展が観察される。

(6) 溶接金属 316L と 308L の間に, 有意な SCC 進展速度の差はない。

(7) 熱時効 (< 400°Cで1万時間時効) による SCC 進展速度の変化は認められない。

(8) 20%の冷間加工により, 上記のような高電位環境下のステンレス鋼溶接金属の SCC 進展速度は, 顕著に促進される。

(9) SCC 破面形態はデンドライト境界 (interdendrite, ID) 型を呈し, また SCC 進展経路は主にオーステナイト/オーステナイト粒界およびフェライト/オーステナイト界面であった。

## 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, 平尾充司氏, 高瀬亮人氏の多大な協力があつた。この場を借りて謝意を表します。

## 文献

(1) J.R.Hixton, J.H.Kim, R.G.Ballinger, *Proc. of the 13th international conference on environ-*

*mental degradation of materials in nuclear power systems*, Whistler, British Columbia, (2007).

(2) R.Ishibashi, T.Kato, J.Kuniya, H.Fujimori, Y.Kitsunai T.Karasuma and M.Kodama, *Proceedings of the 52<sup>nd</sup> Japan Conference on Materials and Environments*, B-208(2005).

(3) H.Abe, K. Shimizu and Y.Watanabe, *Proceedings of the 53<sup>rd</sup> Japan Conference on Materials and Environments*, D-204(2006).

(4) K.Kumagai, S.Suzuki and K.Asano, *Fontevraud 6*, (2006)

(5) 山田卓陽, 寺地巧, 有岡孝司, 日本原子力学会 2008 年春の年会予稿集, E28(2008).

(6) T.Yamada, T.Terachi, K.Arioka, *Proceedings of JSCE Materials and Environments*, A-206(2008).

(7) 小若正倫, 金属の腐食損傷と防食技術, アグネ承風社

(8) 向井喜彦, ステンレス鋼の溶接, 日刊工業新聞社

(9) 山田卓陽, 根岸和生, 工藤大介, 桑野壽, *INSS JOURNAL*, Vol.7, P.145(2000).

(10) T.Yamada, S. Okano, H. Kuwano: *Journal of Nuclear Materials*, 350, pp.47-55. (2006).

(11) S.A.David, J.M.Vitek, and D.J. Alexander, *Journal of Nondestructive Evaluation*, Vol. 15, Nos. 3/4, pp.129-136, (1996).

(12) Y.Kanazawa and M.Tsubota, *Stress Corrosion Cracking of Cold Worked Stainless Steel in High Temperature Water*, *Corrosion 94' Nace*, Baltimore, 1994, Paper No.237(1994).

(13) M.O. Spidel, *Vortrag 5 VGB Konferenz: Korrosion und Korrosionsschutz in der Kraftwerkstechnik*, Essen, (1995).

(14) P.L. Andresen, T.M. Angeliu, W.R. Catlin, L.M. Young and R.M. Horn, *Corrosion/2000*, paper No.203(2000).

(15) L.M. Yong, P.L. Andresen, T.M. Angeliu, *Corrosion/2001*, paper No.01131(2001).

(16) P.L.Andresen, "Similarity of cold work and radiation hardening in enhancing yield strength and SCC growth of stainless steel in hot water," *Corrosion/2002*, Paper No.2509 (2002).



- (17) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, Proceedings of the 11th Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Stevenson, WA, pp.834-844, (2003).
- (18) M.L. Castano Marin, M.S. Garcia Redondo, G. de Diego Velasco, D. Gomez Biceno, Proceedings of the 11th Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Stevenson, WA, pp.845-854, (2003).
- (19) 寺地巧, 山田卓陽, 千葉吾郎, 有岡孝司, INSS JOURNAL, Vol.13, pp.179-193, (2006).
- (20) K.Arioka, T.Yamada, T.Terach and G. Chiba, Corrosion, Vol. 63, No. 12, pp. 1114-1123 (2007).
- (21) K. Arioka, T. Yamada, T. Terach and T. Miyamoto, Corrosion, Vol. 64, No. 9, pp. 691-706 (2008).
- (22) Y.Maruno, J.Kaneda, R.Obata, M.Koshiishi, M.Ando and K.Nakata, Proceedings of JSCE Materials and Environments A-201, (2009).