

# ステンレス鋼溶接熱影響部の水素添加高温水中 SCC 進展挙動

## SCC growth behavior of stainless steel weld heat-affected zone in hydrogenated high temperature water

山田 卓陽 (Takuyo Yamada)\*<sup>1</sup>      寺地 巧 (Takumi Terachi)\*<sup>1</sup>  
宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto)\*<sup>1</sup>      有岡 孝司 (Koji Arioka)\*<sup>1</sup>

**要約** 高温水中のステンレス鋼の応力腐食割れは、加工により促進されることが知られている。溶接熱影響部についても、溶接時の熱収縮により塑性歪み、すなわち加工が加わるが、その SCC 進展挙動に関する報告は少ない。そこで、ステンレス鋼溶接熱影響部から採取した試験片を用い、水素添加高温水中で SCC 進展試験を実施し、その SCC 進展挙動を、特に (1) 250~340℃での温度依存性、および (2) 硬さ等の材料強度の観点で、冷間圧延したステンレス鋼と比較した。

その結果、以下のことが明らかになった。SUS316 と SUS304 の溶接熱影響部は、320℃の 1 次冷却材模擬水中で有意な SCC 進展を示し、その SCC 進展速度は 10% 冷間圧延非鋭敏化 SUS316 の SCC 進展速度と同程度であり、溶接熱影響部の硬さが 10% 冷間圧延材と同程度であることと整合する。SUS316 と SUS304 の溶接熱影響部の SCC 進展の温度依存性は、10% 冷間圧延非鋭敏化 SUS316 の温度依存性と類似していた。すなわち、溶接熱影響部においても、340℃の 1 次冷却材模擬水中では有意な SCC 進展を示さない。以上の結果から、ステンレス鋼溶接熱影響部の SCC 進展は、冷間圧延材とはほぼ同様の挙動を示し、溶接に伴う局所変形の場所と共に進展速度は加速されるものと考えられる。また、SCC 進展速度の温度依存性も、両者で類似していることから、溶接熱影響部の SCC 進展メカニズムも、冷間圧延ステンレス鋼と共通しているものと推察される。

**キーワード** ステンレス鋼溶接熱影響部、冷間圧延、応力腐食割れ、SCC 進展速度、温度依存性、軽水炉

**Abstract** It is known that the SCC growth rate of stainless steels in high-temperature water is accelerated by cold-work (CW). The weld heat-affected-zone (HAZ) of stainless steels is also deformed by weld shrinkage. However, only little have been reported on the SCC growth of weld HAZ of SUS316 and SUS304 in hydrogenated high-temperature water. Thus, in this present study, SCC growth experiments were performed using weld HAZ of stainless steels, especially to obtain data on the dependence of SCC growth on (1) temperature and (2) hardness in hydrogenated water at temperatures from 250°C to 340°C. And then, the SCC growth behaviors were compared between weld HAZ and CW stainless steels.

The following results have been obtained. Significant SCC growth were observed in weld HAZ (SUS316 and SUS304) in hydrogenated water at 320°C. The SCC growth rates of the HAZ are similar to that of 10% CW non-sensitized SUS316, in accordance with that the hardness of weld HAZ is also similar to that of 10% CW SUS316. Temperature dependency of SCC growth of weld HAZ (SUS316 and SUS304) is also similar to that of 10% CW non-sensitized SUS316. That is, no significant SCC were observed in the weld HAZ (SUS316 and SUS304) in hydrogenated water at 340°C. This suggests that SCC growth behaviors of weld HAZ and CW stainless steels are similar and correlated with the hardness or yield strength of the materials, at least in non-sensitized regions. And the similar temperature dependence between the HAZ and CW stainless steels suggests that the SCC growth behaviors are also attributed to the common mechanism.

**Keywords** stainless steel weld heat-affected-zone (HAZ), cold-work, stress corrosion cracking (SCC) in high-temperature water, SCC growth rate, temperature dependence, light water reactor

## 1. はじめに

材料が強い加工を受けた場合、非鋭敏化ステンレ

ス鋼 (316L など) においても応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) を発生する事例が近年、一部の軽水炉プラント (沸騰水型原子炉 (boiling

\* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

water reactor, BWR) におけるシュラウド、再循環配管など) で報告されている。

一方、実験室的には Totsuka や Smialowska ら<sup>(1)</sup>、<sup>(2)</sup>、金島ら<sup>(3)(4)</sup>、有岡ら<sup>(5)</sup>は、予歪み付き定引張速度試験 (constant elongation rate technique, CERT) により、加工を加えたステンレス鋼が水素を添加した高温水中で SCC 感受性を持つことを指摘している。また、Kanazawa と Tsubota<sup>(6)</sup>は加工度と SCC 感受性との関連を BWR 環境下で検討した結果、材料の硬さ上昇により SCC 感受性が増大することを報告している。SCC 進展試験による結果では、Speidel ら<sup>(7)</sup>は冷間加工による硬さの上昇によりき裂進展速度が速くなることを示し、また、Andresen ら<sup>(8)~(11)</sup>は、水素を添加した高温純水中で、冷間加工により加工硬化したステンレス鋼が SCC 感受性を持つことを示している。以上のように、非鋭敏化材においても、強い加工を加えることにより SCC 感受性が促進されることが、オーステナイト系ステンレス鋼で指摘されている。

加工により SCC 進展が加速されるメカニズムに関しては、Andresen ら<sup>(10)</sup>は加工材のき裂進展試験と照射材データから、加工や照射にかかわらず、SCC 発生にはき裂先端の塑性歪みを決定する耐力が大きく関与すると報告している。このような材料の耐力が SCC 感受性に影響するという結果は、他に Speidel ら<sup>(7)</sup>、Shoji ら<sup>(12)</sup>や Castano ら<sup>(13)</sup>からも報告されており、加工が SCC 進展を加速するひとつの大きな要因になると考えられる。

この加工による影響を SCC 進展試験により評価するため、材料に塑性変形を施す手法として、冷間圧延 (あるいは温間圧延) を用いる方法、引張歪みを付与する方法等がとられている。また冷間圧延の場合も、単純な一方向圧延だけでなく、圧延方向を 90° 変えながら 2 方向の圧延や 3 方向の圧延なども用いられている。これらの結果から、加工による SCC 進展の加速は、加工履歴 (CERT による予歪み、冷間、温間圧延、引張変形等) が異なる場合も観察されており、たとえ加工履歴が異なっても、加工は SCC 進展を加速することが示唆される。

著者らの研究グループにおいても、水素を添加し

た高温水中でのステンレス鋼の SCC 進展速度に及ぼす各種因子の影響に関するデータを系統的に取得中である。その結果、1 方向の冷間圧延を用いた冷間加工の影響については、冷間加工度の増加に伴い SCC 進展速度が速くなること<sup>(14)</sup>、320°C を超える温度域で SCC 進展速度がアレニウス則から外れる挙動などをすでに報告している<sup>(15)</sup>。

BWR の再循環配管の溶接熱影響部の SCC については、溶接熱歪みによる塑性変形域で SCC の進展が観察されており、この領域についても加工による SCC 進展加速効果が寄与したものと推察され、またその硬さあるいは耐力との相関についての検討がなされている<sup>(16)</sup>。そこで、本報告では、一部著者らがすでに報告<sup>(17)(18)</sup>したように、ステンレス鋼溶接熱影響部 (以下、heat affected zone, HAZ と記す) に着目し、その SCC 進展挙動を調べ、冷間圧延による加工を加えたステンレス鋼の挙動と比較検討し、SCC 進展速度に及ぼす硬さの影響、温度依存性等を比較した。

## 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 SUS316 と SUS304 に V 開先を施し、初層部を (tungsten inert gas, TIG) 溶接、中間部は被覆アーク溶接 (shielded metal arc welding, SMAW) による多層盛りで製作したものを基本素材とした。母材金属の化学組成を表 1 に、溶接完了時の外観を図 1 に示す。図のように、溶接にあたっては溶接熱歪み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。図 3 に溶接線近傍の硬さ分布を示す。溶接線近傍の硬さは、溶接線に向かって次第に硬化する傾向を示した。そこで、SCC 進展試験片は、図 2 に示したように、溶接線から 1 および 3mm の位置で、SCC 進展方向が溶接線と平行になるように採取し、SCC 進展試験に供した。

表 1 母材金属の化学組成 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
SUS316	0.05	0.44	1.42	0.024	0.0005	16.47	11.05	2.08	Bal.
SUS304	0.04	0.31	1.59	0.031	0.001	18.34	9.21	0.37	Bal.

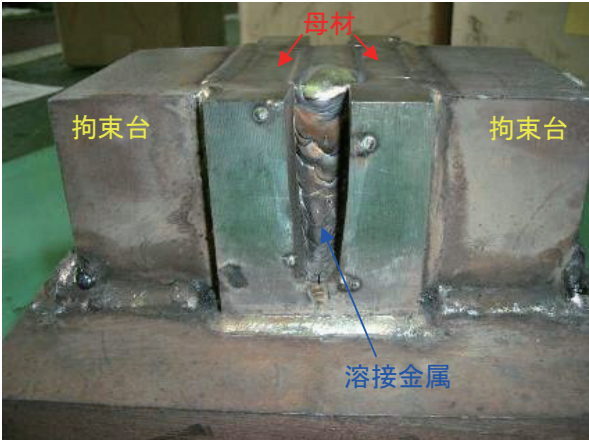


図1 溶接状況の外観

溶接方法：初層 TIG+SMAW

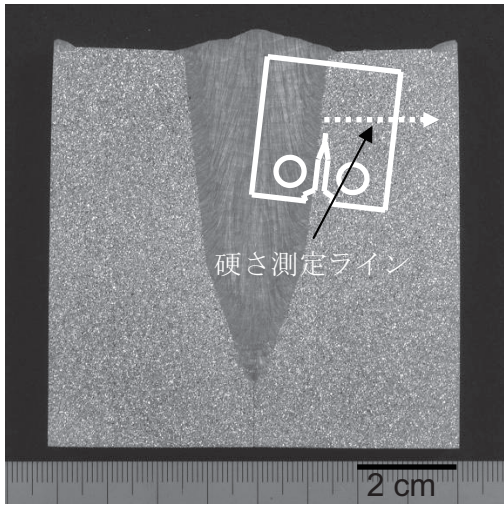


図2 溶接開先形状とマクロ組織の代表例

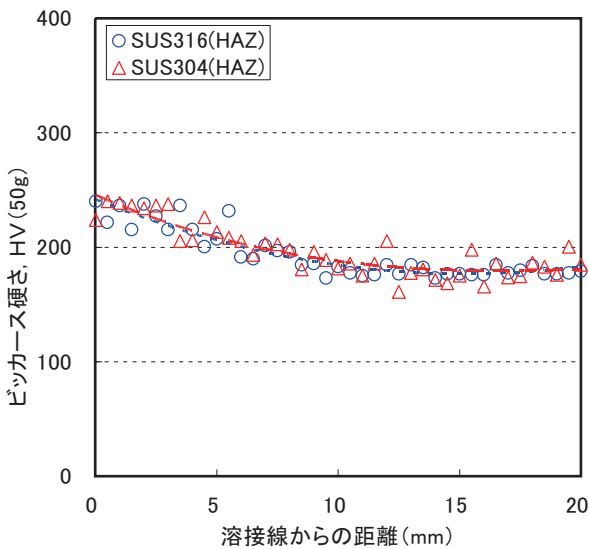


図3 溶接熱影響部の硬さ分布

## 2.2 SCC 進展試験方法

SCC 進展試験片は、0.5 インチ T サイズの (compact tension, CT) 試験片を用いた。SCC 進展試験は、1 次冷却材模擬水 (500ppmB + 2ppmLi)、溶存水素濃度 (以下、DH<sub>2</sub>と記す) 30cc-STP/kg-H<sub>2</sub>O の条件で、250~340℃ の高温水中で実施した。荷重条件は、環境中予き裂導入のため、試験初期の 10 日間程度は台形波荷重 (4 時間毎に R = 0.7, ω = 0.017 (sec<sup>-1</sup>) の定期的除荷) を付与し、その後一定荷重とし、応力拡大係数の目標値は K ≒ 25~35 MPa√m とした。また、一部の試験については、直流電位差法 (以下、direct current potential drop, DCPD と記す) により SCC 進展量をモニタリングし、試験中に荷重条件、温度条件を変更しながら測定を実施した。DCPD 法における SCC 進展深さの評価には、ASTM E647 の CT 試験片に対する電位差とき裂深さとの関係式を用いた。なお、最終的なき裂深さは試験後に疲労荷重により開放した破面の観察結果により補正した。

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scopeおよび走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) により破面観察し、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 進展深さが部分的な場合は、進展領域の面積を求め、その面積と等価で板厚方向に均一に進展したと仮定した進展領域の深さを、平均 SCC 進展深さとした。SCC 進展速度 CGR (mm/sec) は、次式のように平均 SCC 進展深さ a (mm) を試験時間 t (sec) で除して求めた。

$$CGR = a/t \tag{1}$$

## 3. 実験結果

### 3.1 SCC 進展試験結果

溶接線から 1mm 位置の SUS316 の HAZ (以下、SUS316 (HAZ, 1mm) と記す) の DCPD 法による SCC 進展試験結果を図 4 に示す。試験は応力拡大係数 K 値を段階的に増加させた後、段階的に温度条件を減少させながら実施した。図から、SUS316 (HAZ, 1mm) の SCC 進展速度は、応力拡大係数の

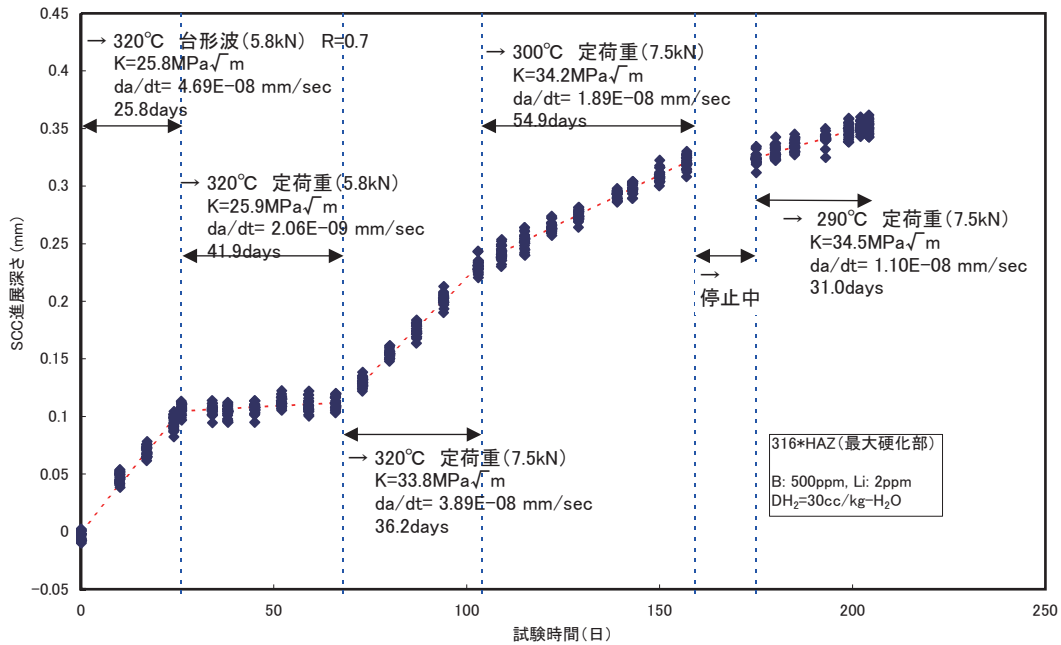


図4 DCPDによるSUS316 (HAZ, 1mm) のSCC進展試験結果

増加に伴い加速され、また温度の低下に伴い減速された。図5に示した試験後のSCC進展破面から、SUS316 (HAZ, 1mm) は、粒界型のSCC進展破面を呈し、冷間加工SUS316で報告<sup>(1)-(4)</sup>されている破面形態と同様であった。図6に、それぞれ(a) SUS316 (HAZ, 3mm), (b) SUS304 (HAZ, 1mm), (c) SUS304 (HAZ, 3mm) の320°C単一条件におけるSCC進展破面を示す。これらの溶接熱影響部のSCC進展破面は、全て粒界型であった。図7に、それぞれ(a) SUS316 (HAZ, 1mm), (b) SUS304 (HAZ, 1mm) の250°C単一条件におけるSCC進展破面を示す。部分的ではあるが、320°Cの破面と同様に粒界型SCC破面が観察された。ただし、そのSCC進展深さは極めて少なかった。図8に(a) SUS316 (HAZ, 1mm), (b) SUS316 (HAZ, 3mm), (c) SUS304 (HAZ, 1mm), (d) SUS304 (HAZ, 3mm) の340°Cの単一条件におけるSCC進展破面を示す。340°Cの場合、SCC進展破面は全く観察されなかった。以上の結果から、SUS316およびSUS304の溶接熱影響部は、250~320°Cの温度範囲で粒界型SCC進展が観察されたが、340°CではSCC進展が全く観察されなかった。

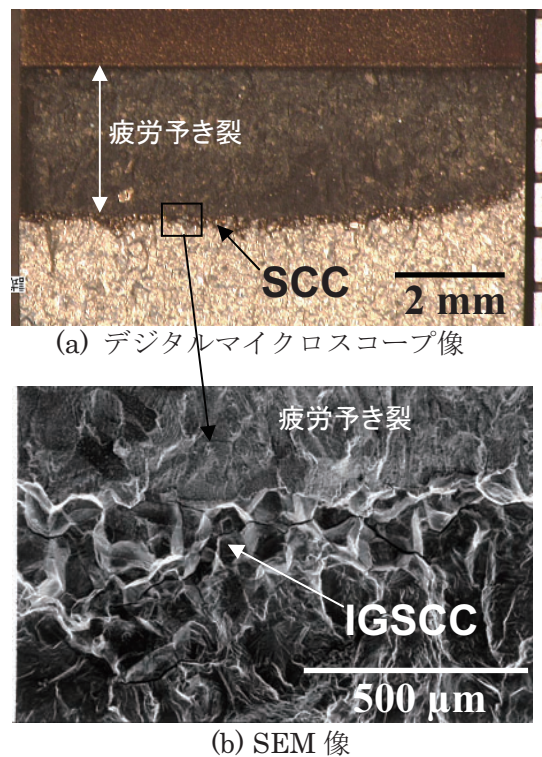
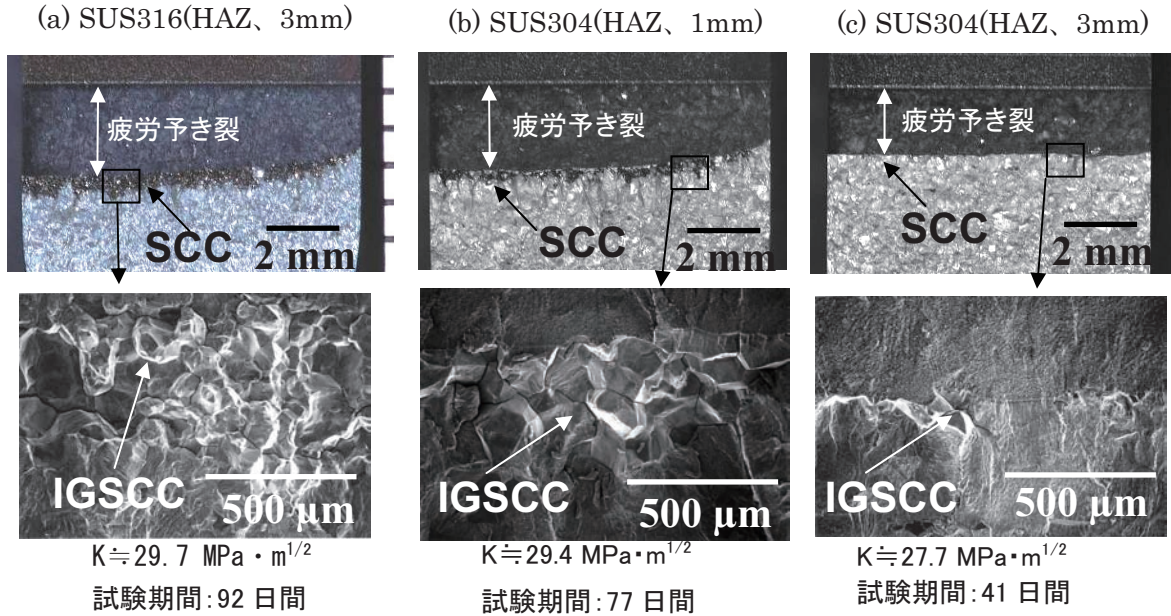


図5 SUS316 (HAZ, 1mm) の破面観察結果

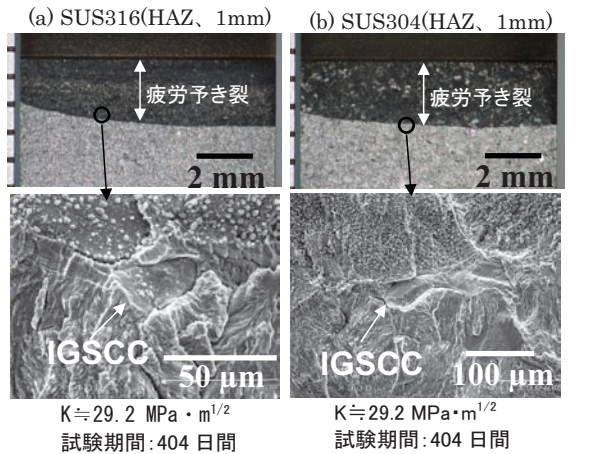
### 3.2 SCC進展速度に及ぼす温度、鋼種、採取位置の影響

前項で示したSCC進展試験破面から、平均SCC



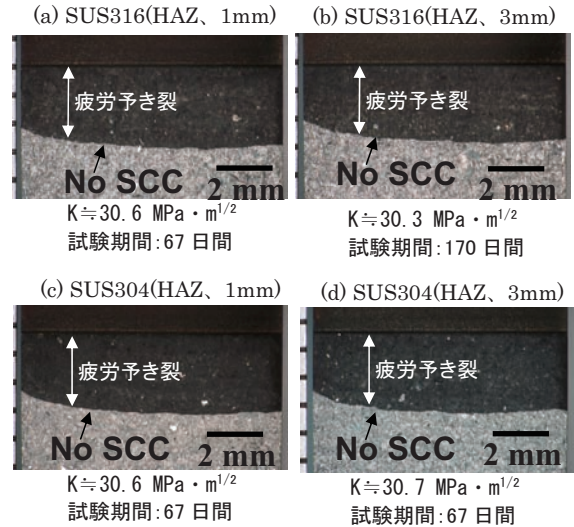
試験環境: 320°C、500ppmB+2pmLi, 30cc STP H<sub>2</sub>/kg H<sub>2</sub>O

図6 SCC進展試験後の破面観察結果の代表例  
(上段: デジタルマイクロスコープ像, 下段: SEM像)



試験環境: 250°C、500ppmB+2pmLi, 30cc STP H<sub>2</sub>/kg H<sub>2</sub>O

図7 SCC進展試験後の破面観察結果の代表例  
(上段: デジタルマイクロスコープ像, 下段: SEM像)



試験環境: 340°C、500ppmB+2pmLi, 30cc STP H<sub>2</sub>/kg H<sub>2</sub>O

図8 SCC進展試験後の破面観察結果の代表例  
(デジタルマイクロスコープ像)

進展量を見積もり, (1) 式から SCC 進展速度を算出した. これらの試験も, 試験初期の約 10 日間は台形波荷重を付与したが, DCPD 測定を実施しなかったため, 単に SCC 進展量を試験期間で除すことにより, SCC 進展速度とした. SCC 進展速度の温度依存性を図 9 に示す. SUS316 および SUS304 の HAZ の SCC 進展速度は, 250°C ~ 320°C の温度範囲でほぼ直

線的に加速され, おおむねアレニウス則に従う. しかし, 340°C ではアレニウス則から外れ, SCC 進展速度が極端に遅くなる挙動を示した. このような温度依存性は, 冷間加工を加えた SUS316 のものと類似している.

SCC 進展速度とその温度依存性は, SUS316 と SUS304 とで大きな違いはなく, また採取位置 (溶

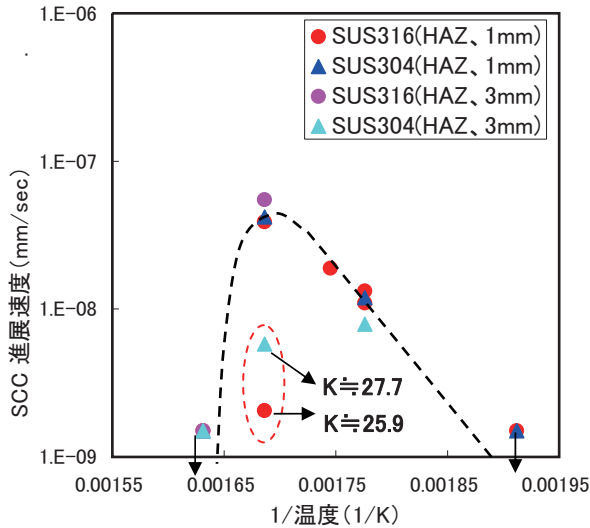


図9 溶接熱影響部の SCC 進展速度の温度依存性 (K ≐ 25~35MPa√m)

接線から 1 と 3mm) による大きな違いは見られなかった。なお、図9中補正後の K 値を示した2点は、SCC 進展速度が冷間圧延材に比べて遅い結果となっているが、これは他の条件に比べて K 値が低いためと推察される。

#### 4. 考察

##### 4.1 SCC 進展に及ぼす硬さの影響 (HAZ と冷間圧延材の比較)

Andresen らは、SCC 発生にはき裂先端の塑性歪みを決定する耐力が大きく関与すると報告している(10)。一般に、硬さと耐力とは良い相関関係があるので、ここでは材料の硬さを基準として、HAZ と冷間圧延材の SCC 進展速度を比較した。

図 10 に 320℃ で計測した SCC 進展速度をビッカース硬さ (常温) で整理したものを示す。比較のため、冷間圧延した SUS316 の結果を図中黒丸 (○) で示す(14)。冷間圧延した SUS316 は、硬さの上昇とともに SCC 進展速度が速くなる傾向を示しており、溶接熱影響部の SCC 進展速度は、おおむね冷間圧延材と一致していた。なお、図中補正後の K 値を示した1点は、SCC 進展速度が冷間圧延材に比べて遅い結果となっているが、これは他の条件に比べて K 値が低いためと推察される。この結果は、HAZ の SCC 進展に及ぼす応力拡大係数依存性が異なる可能性を示唆しており、この点については今後更なる検

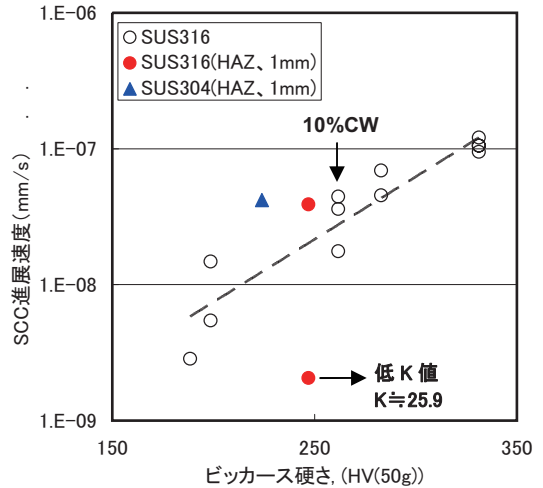


図 10 溶接熱影響部の SCC 進展速度の硬さ依存性 (K ≐ 25~35MPa√m)

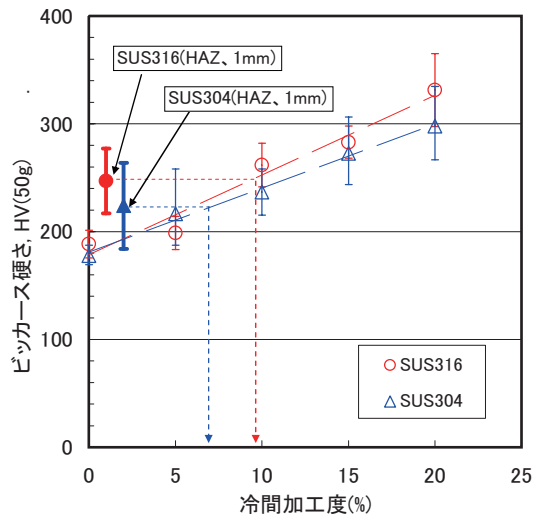


図 11 硬さと冷間加工度の関係

討が必要である。

前述のように、HAZ の SCC 進展速度を硬さにより整理すると、おおむね冷間圧延材の挙動と一致したので、次に HAZ の塑性変形量を、硬さをもとに冷間加工度に換算することを試みた。図 11 に示したように、0~20%の冷間圧延により、ビッカース硬さはほぼ直線的に硬くなる。ここに HAZ の硬さをプロットすると、おおむね冷間圧延 10%相当の塑性変形を受けたものと見積られる。図 10 から、HAZ の SCC 進展速度は、10%冷間圧延した SUS316 とほぼ同程度なので、溶接熱歪みによる塑性変形量もおおむね硬さで整理可能であるものと推察される。

著者らの報告(17,18)によれば、水素を添加した低電

位条件の高温水中では、鋭敏化により生成した粒界炭化物は SCC 進展を著しく抑制する。そこで、本報告で用いた供試材の鋭敏化状況を (electrochemical potentiokinetic reactivation, EPR) 法を用いて評価した。しかし、全ての試験片採取位置 (SUS316 (HAZ, 1,3mm), SUS304 (HAZ, 1,3mm)) で、鋭敏化は確認されなかったため、本供試材の HAZ は、粒界炭化物もほとんど存在せず、粒界炭化物による抑制の影響はなかったものと推察される。

## 4.2 SCC 進展に及ぼす温度、鋼種の影響 (HAZ と冷間加工材の比較)

前項で、HAZ の 320°C における SCC 進展速度は 10% 冷間圧延材とほぼ同程度であり、このことは硬さが同程度であることと整合することを示した。10% 冷間加工材の SCC 進展速度の温度依存性については、320°C を超える温度域でアレニウス則から外れ、高温 (340°C 以上) 側で SCC 進展が著しく抑制されることを報告している<sup>(15)</sup>。そこで、本項では HAZ と冷間加工材の SCC 進展挙動を、温度依存性の観点から比較した。

図 12 に SCC 進展速度の温度依存性を再掲する。比較のため、冷間圧延した SUS316 の SCC 進展速度を、図中 □、◆、▲ で示す<sup>(15)</sup>。図中 ▲ で示した 10% 冷間圧延材の SCC 進展速度は、250~320°C の温度範囲においては、おおむねアレニウス則に従う挙動を示す。しかし 320°C を超える温度域では、前述のとおりアレニウス則から外れ、高温 (340°C) 側で SCC 進展が著しく抑制される。図中 HAZ の SCC 進

展速度も、10% 冷間圧延材と同様に、250~320°C の温度範囲においてはおおむねアレニウス則に従うが、高温 (340°C) 側で SCC 進展が著しく抑制された。このことは、HAZ の SCC 進展挙動が、10% 冷間圧延材と本質的には同じ熱活性化過程に従うことを示唆しており、本質的な SCC メカニズムは、冷間圧延材と HAZ で変わらないことを示唆している。

340°C で SCC 進展が抑制されるメカニズムについては、著者らは、SUS316 の高温水中皮膜厚さの温度依存性が SCC 進展速度と類似の挙動を示すこと報告しており<sup>(19)</sup>、高温の腐食挙動が大きく寄与しているものと考察している。このメカニズムについては、さらなる検討が必要ではあるが、ここでは高温の材料強度、および溶接熱影響や冷間加工で起こりうる、材料組織変化の観点で若干の考察を加える。温度依存性を考える上で、高温強度、とりわけ高温の耐力が重要と考えられる。ステンレス鋼便覧<sup>(20)</sup>によれば、SUS316 の高温強度は常温に比べて若干低下するが、本報告の試験温度範囲である 250~340°C の温度範囲においては、その低下は比較的緩やかである。仮に SCC 進展速度が、耐力のみに依存すると仮定すると、SCC 進展速度も緩やかに低下することが想定される。しかし、冷間圧延した SUS316 の SCC 進展速度は 320°C までは温度の上昇とともに速くなる挙動を示し、耐力が温度上昇とともに緩やかに低下することと整合しない。また、340°C で著しく SCC 進展が抑制される挙動についても、耐力の温度依存性からは説明できない。したがって、250~340°C の高温強度は、SCC 進展速度の温度依存性にあまり寄与しないものと考えられる。

次に、SUS316 と SUS304 の SCC 進展挙動について考察する。一般に、SUS316 に含まれる Mo は、鋭敏化を抑制するので、鋭敏化が主要因の SCC の場合、SUS316 の方が SUS304 に比べて、SCC を抑制する<sup>(21)</sup>。また、SUS304 に冷間加工を加えた場合、化学成分によっては加工誘起マルテンサイト相を生成し、マルテンサイト相の耐食性が問題になる環境や、いわゆる水素脆性の場合、SCC 感受性に悪影響を及ぼすことが考えられる。また、SUS304 はその化学成分と熱履歴により、少量のフェライト相を生成する可能性があるが、このフェライト相については、水素添加したような低電位条件の高温水中 SCC 進展を抑制する可能性が指摘されている<sup>(22)</sup>。しかし、本報告で用いたステンレス鋼は、図 13 に示したフェライトスコープによる磁性体組織量の測定結果から、

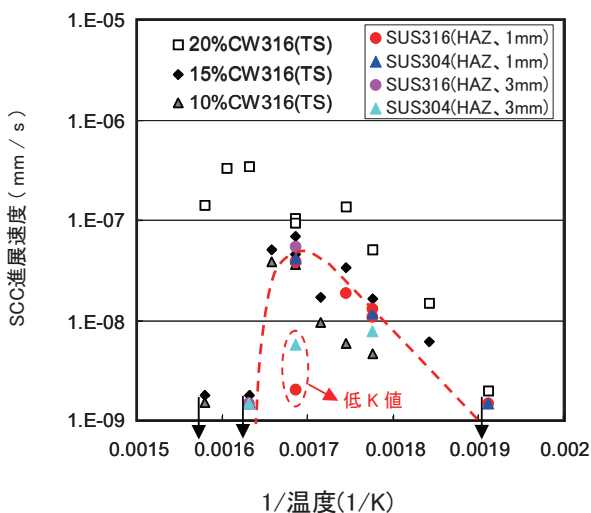


図 12 ステンレス鋼 SCC 進展速度の温度依存性

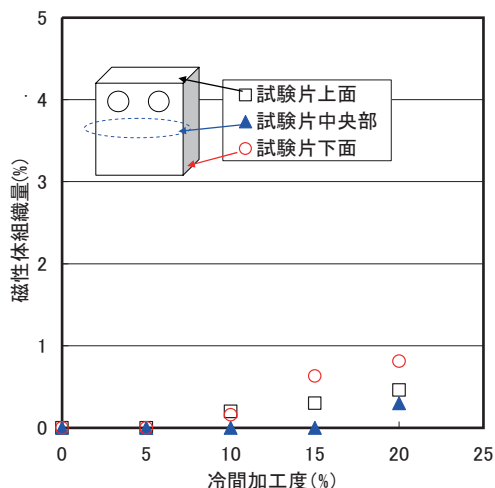


図 13 SUS304 の加工誘起マルテンサイト量 (フェライトメータによる) の冷間加工度依存性

比較的加工誘起マルテンサイト相の生成しやすい SUS304 においても、20%冷間圧延後の加工誘起マルテンサイト相は微量と推定される。また、SUS316 と SUS304 の HAZ のフェライトメータの測定結果も 0%であり、加工誘起マルテンサイト相およびフェライト相は、本供試材では生成していない。Andresen ら<sup>(9)</sup>は、敢えて低温で加工を加えることにより、多量の加工誘起マルテンサイト相を含有させた SUS304 で、SCC 進展試験を実施したが、その SCC 進展の加速は加工誘起マルテンサイト相そのものの効果ではなく、耐力の増加により説明できている。ステンレス鋼便覧<sup>(23)</sup>によれば、加工誘起マルテンサイト相が生成すると、耐力もその生成に応じて増加するため、冷間加工による耐力の増加は、SUS304 の方が SUS316 より大きい場合があることを示している。しかし、本報告の SUS304 の加工誘起マルテンサイト相量は極めて微量であり、図 11 と図 14 に示したように冷間加工後の硬さおよび耐力も、ほぼ同程度か SUS304 の方が SUS316 よりもむしろ小さい。加工誘起マルテンサイト相そのものの高温水中の SCC に及ぼす効果は不明な点もあるが、本報告で使用した SUS304 については、その生成量が少ないため影響しなかったものと考えられる。

## 5. まとめ

SUS316 と SUS304 の溶接熱影響部の 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。

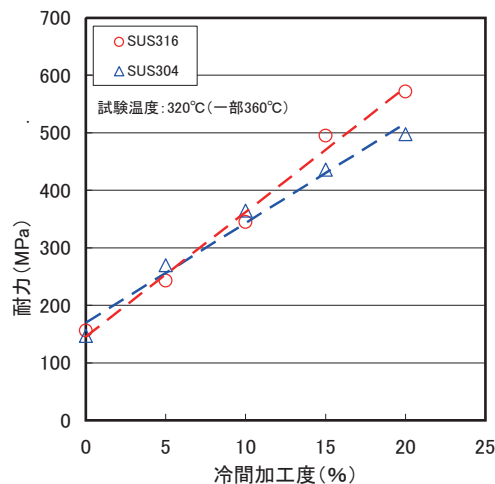


図 14 ステンレス鋼の耐力の冷間加工度依存性

- (1) SUS316 と SUS304 の溶接熱影響部 (1mm と 3mm) は、320℃の 1 次冷却材模擬水中で有意な SCC 進展を示し、その SCC 進展速度は 10%冷間圧延非鋭敏化 SUS316 の SCC 進展速度と同程度であり、溶接熱影響部の硬さが 10%冷間圧延材と同程度であることと整合する。
- (2) SUS316 と SUS304 の溶接熱影響部 (1mm と 3mm) の SCC 進展の温度依存性は、10%冷間圧延 SUS316 の温度依存性と類似していた。すなわち、溶接熱影響部においても、340℃の 1 次冷却材模擬水中では有意な SCC 進展を示さない。

以上の結果から、ステンレス鋼溶接熱影響部の SCC 進展は、冷間圧延材とほぼ同様の挙動を示し、溶接に伴う局所変形の場合と共に進展速度は加速されるものと考えられる。また、SCC 進展速度の温度依存性も、両者で類似していることから、溶接熱影響部の SCC 進展メカニズムも、冷間圧延ステンレス鋼と共通しているものと推察される。

## 謝辞

本研究を遂行するにあたり、腐食試験および各種実験準備等にあたっては、(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った。この場を借りて謝意を表します。



## 文献

- (1) N. Totsuka and Z. Szklarska-Smialowska, *Corrosion*, **44** [2], pp. 124-126 (1988).
- (2) Z. Szklarska-Smialowska, Z. Xia and S. W. Shakawy, *Corrosion*, **48** [6], pp. 455-462 (1992).
- (3) 金島慶在, 戸塚信夫, 中嶋宣雄, *INSS JOURNAL*, Vol. 8, p. 118 (2001).
- (4) 金島慶在, 戸塚信夫, 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 9, p. 109 (2002).
- (5) 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 9, p. 116 (2002).
- (6) 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).
- (7) M. O. Speidel, *Vortrag 5 VGB Konferenz, Korrosion und Korrosionsschutz in der Kraftwerkstechnik*, Essen, (1995).
- (8) P. L. Andresen, T. M. Angeliu, W. R. Catlin, L. M. Young and R. M. Hprn, "Effect of Deformation on SCC of unsensitized stainless steel," *Corrosion/2000*, paper No. 203 (2000).
- (9) P. L. Andresen, T. M. Angeliu and L. M. Young, "Effect of martensite and hydrogen on SCC of stainless steel and alloy 600," *Corrosion/2001*, Paper No. 01228 (2001).
- (10) 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).
- (11) P. L. Andresen, L. M. Young, W. R. Catlin and R. M. Horn, "Stress corrosion crack growth rate behavior of various grades of cold worked stainless steel in high temperature water," *Corrosion/2002*, Paper No. 2511 (2002).
- (12) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, *Proceedings of the Eleventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, Stevenson, WA, pp. 834-844 (2003).
- (13) M. L. Castano Marin, M. S. Garcia Redondo, G. de Diego Velasco and D. Gomez Biceno, *Proceedings of the Eleventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, Stevenson, WA, pp. 845-854 (2003).
- (14) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and G. Chiba, *Corrosion*, Vol. 63, No. 12, p. 1114 (2007).
- (15) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi and T. Miyamoto, *Corrosion*, Vol. 64, No. 9, p. 691 (2008).
- (16) K. Kumagai, S. Suzuki and K. Asano, *Fontevraud 6*, (2006).
- (17) 山田卓陽, 寺地巧, 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 13, p. 194 (2006).
- (18) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 14, p. 197 (2007).
- (19) 寺地 巧, 宮本友樹, 山田卓陽, 有岡孝司, *INSS JOURNAL* Vol. 16, p. 146 (2009).
- (20) ステンレス協会編, *ステンレス鋼便覧*, 日刊工業新聞社, p. 570.
- (21) 小若正倫, *金属の腐食損傷と防食技術*, アグネ承風社
- (22) 山田卓陽, 寺地巧, 宮本友樹, 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 16, p. 127 (2009).
- (23) ステンレス協会編, *ステンレス鋼便覧*, 日刊工業新聞社, p. 569