

ステンレス鋼のSCC発生・進展遷移条件の検討

The conditions for changing from SCC initiation to growth in stainless steel

青木 政徳 (Masanori Aoki) *¹

山田 卓陽 (Takuyo Yamada) *¹

宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto) *¹

有岡 孝司 (Koji Arioka) *¹

要約 近年におけるオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking, SCC) に関する研究で、これまでSCCを発生しないと考えられていた加圧水型軽水炉 (Pressurized Water Reactor, PWR) 環境下でも、機械加工による冷間加工 (Cold Work, CW) や溶接による熱歪み等の強い歪みを与えた場合SCCを生じる可能性があることが分かってきた。また、SCCの成長は発生と進展の2過程から成り、発生から進展へ移行する条件 (進展に必要なき裂深さ) が存在すると考えられる。この移行条件を把握することは保守管理上においても非常に有用であると考えられることから、PWR 1次系配管の溶接部周辺環境を想定した条件でSCC発生・進展遷移条件に関する検討を行った。

予き裂深さの異なる試験片を用いて、PWR 1次系模擬水中にて材料の降伏応力 (Yield Strength, YS) 相当の定荷重条件でSCC進展試験を行い、破面観察等によりSCC進展挙動を評価した。その結果、主冷却管セーフエンド溶接部を想定した20%CW、320℃の条件では数10μm程度の予き裂でSCCの進展開始が確認され、8Bクラスの小口径配管を想定した10%CW、290℃の条件ではSCCが進展を開始するには少なくとも100μm以上のき裂深さが必要であることが分かった。これらのき裂深さがスベリ線等の局部酸化により形成されると想定した場合、前者は数10年程度、後者は100年以上を要すると見積もられたが、これには局部酸化に関するさらに詳細な検討評価が必要である。

キーワード ステンレス鋼、配管溶接部、応力腐食割れ、発生・進展遷移条件、き裂深さ、局部酸化

Abstract In recent years, as studies on stress corrosion cracking (SCC) of austenite stainless steel have progressed, it has come to be considered that SCC might occur when a material was strongly strained by such treatments as cold working (CW) and welding even under the primary water conditions of pressurized water reactors (PWRs) where it had been thought that no SCC occurs. SCC seems to consist of initiation and propagation processes, and to have a transition threshold from initiation to propagation for the crack depth. It is very useful for plant maintenance to comprehend this transition threshold value.

SCC growth tests with variable pre-crack depth specimens were performed in water simulating the PWR reactor coolant with a constant load equivalent to the yield stress of specimen materials. Under the 20%CW, 320℃ conditions which were assumed for the area around a welding zone of the main coolant pipe, SCC growth needed only a crack depth of several tens of micrometers. On the other hand, under the 10%CW, 290℃ conditions which were assumed for the area around a welding zone of the 8B class pipe, crack depth of more than 100 micrometers was needed for SCC growth. These findings seemed to indicate that these crack depth formations would require several decades in the former and 100 years or more in the latter with the assumption that these cracks were formed by local oxidation of the slip line; more rigorous studies are needed around the local oxidation.

Keywords stainless steel, pipe welding zone, stress corrosion cracking, transition threshold for propagation, crack depth, local oxidation

*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

1. 緒言

オーステナイト系ステンレス鋼（以下、ステンレス鋼）はその優れた耐食性等から原子力発電所の主要な機器構成材として広く採用されているが、ステンレス鋼の重大な劣化形態の一つとして応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking, SCC）があり、これを防止することが重要である。

1970年代、国内外の沸騰水型軽水炉（Boiled Water Reactor, BWR）において、ステンレス鋼の鋭敏化による粒界近傍のクロム欠乏層を原因とするSCCが原子炉再循環系配管の溶接部等で発生し⁽¹⁾⁻⁽³⁾、この対策として鋭敏化しにくい低炭素ステンレス鋼への置き換えが進んだ。そして、この頃からBWR環境条件下におけるSCCの挙動や発生メカニズムに関する研究が盛んに進められるようになった。その後1990年代から2000年代にかけて、低炭素ステンレス鋼製のシュラウドや原子炉再循環系配管の溶接部近傍で再びSCCが発生した⁽⁴⁾。これらは製品加工により生じた表層部の硬化層と溶接で生じる残留応力等が関与していると考えられた。このように、BWRのような溶存酸素環境下では鋭敏化したステンレス鋼や非鋭敏化材であっても冷間加工（Cold Work, 以下CW）を施したステンレス鋼にSCCが発生することが確認され、BWR環境条件下におけるSCCの研究が続けられている。

一方、加圧水型軽水炉（Pressurized Water Reactor, PWR）におけるSCCの報告事例については、近年までステンレス鋼ではキャノピーシール溶接部等の酸素滞留部での発生や製造時の材料への塩化物混入による発生が報告されている⁽⁵⁾だけで、PWR 1次系統水環境で発生したSCC（PWSCC）の報告例はニッケル基合金のみであった。このため、PWR 1次系のような溶存水素環境下ではステンレス鋼はSCCを生じないと長く考えられてきた。しかし、2000年前後頃からフランスのPWRプラントで加圧器ヒータシース部にSCCの発生が確認され、そしてそれらは製品加工時に受けた強い冷間加工による材料の硬化が原因であると報告された⁽⁶⁾。この頃からPWR環境条件下に対してもSCCの研究が進められるようになり、PWR 1次系環境下でも強い冷間加工を施したような場合ではステンレス鋼がSCC感受性を有することが明らかになってきた⁽⁷⁾⁻⁽¹⁰⁾。その後、国内でも美浜発電所2号機においてステンレス鋼製蒸気発生器管台セーフエンドの溶接

部付近に粒界割れが確認され⁽¹¹⁾、詳細な調査が進められている。

ところで、SCCは図1に示すような過程をたどると考えられており⁽¹²⁾、大別してSCCの発生過程と進展過程に分かれる。発生過程はSCCが局部的に進展していくため局部的に応力集中部を形成する過程と考えられ、十分な応力集中部の形成後に進展過程へ移行すると考えられる。したがって、この移行条件は材料（含む冷間加工条件）、環境および応力などの因子の影響を受けて変化する。例として、鋭敏化ステンレス鋼のBWR環境で予き裂の無いブラントノッチ試験片を用いて検討されたSCCの発生・進展の結果⁽¹³⁾を図2に示す。約50 μm 深さの初期き裂が発生した後、SCCが一定速度で進展する挙動が認められ、進展過程への移行が観察された。このようにSCCには発生から定常進展に移行するき裂深さ条件が存在すると考えられ、この移行条件を把握することは保守管理上においても非常に有用である。

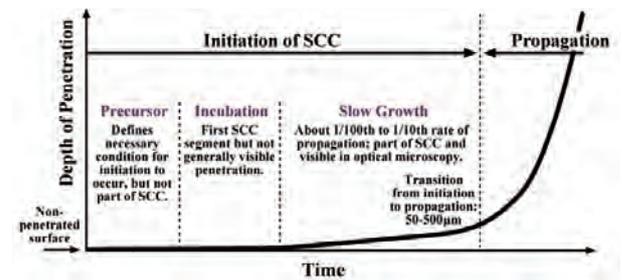


図1 SCCの発生から進展過程⁽¹²⁾

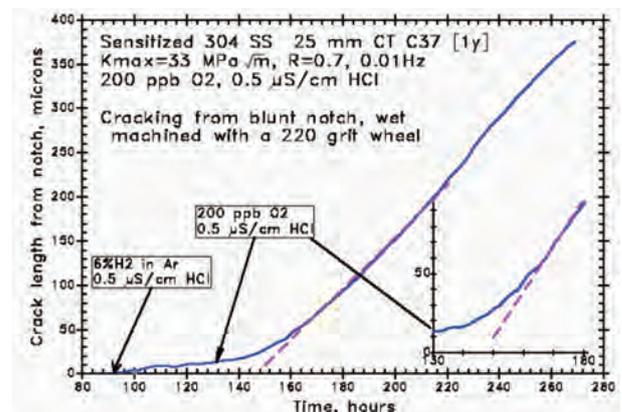


図2 SCC発生のための初期き裂測定例（鋭敏化SUS304, BWR環境）⁽¹³⁾

以上のことを踏まえ、PWR 1次系配管の溶接部周辺環境を想定した条件でステンレス鋼のSCCが発生から進展へ移行する条件（SCC進展に必要な

初期き裂深さ) に関する検討を行った。

2. 試験方法

2.1 試験材

試験材には冷間圧延による冷間加工をそれぞれ20% および10%施した(以下、20%CWおよび10%CWと表す) ステンレス鋼(SUS316)を用いた。試験材料の化学組成および機械特性を表1と表2に示す。

表1 試験に供したSUS316材の化学組成

(wt%)							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.044	0.38	1.39	0.025	0.0002	11.22	16.26	2.05

表2 試験材の機械特性

温度	冷間加工度 (%)	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)
室温	0	244	560	70.4
	10	468	607	54.3
	20	647	719	37.3
290℃	10	344	486	31.0
	20	513	573	18.5
320℃	0	160	450	45.0
	10	369	494	28.4
	20	555	612	13.1

2.2 試験片加工

試験片は図3のようにASTM (American Society for Testing and Materials, 米国材料試験協会) (E399) ⁽¹⁴⁾ にて標準化された12.5mm厚の0.5TのCT試験片を用いた。これらの試験片にサイドグ

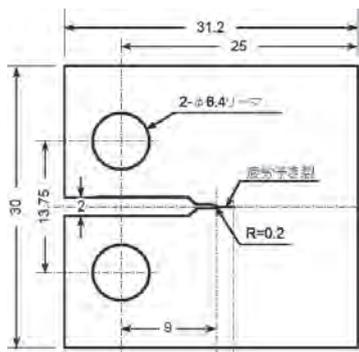


図3 CT試験片形状

ループ加工は施していない。試験片方位は図4のように圧延方向とき裂進展方向が平行な向きとなるようT-L方向とした。また、疲労予き裂は応力比($R=K_{min}/K_{max}$)を0.1にて K_{max} が試験開始時のK値を超えないよう管理しながら導入し、20%CW材では0~1.2mmの14種類、10%CWは0.0~0.7mmまでの8種類のそれぞれ予き裂深さの異なる試験片を作成した。

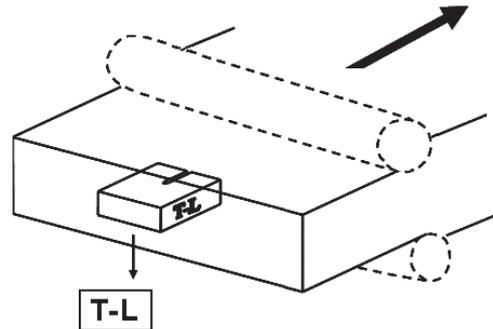


図4 CT試験片採取方位 (T-L方向)

2.3 試験条件

はじめに、想定する配管種として、美浜2号機で割れが確認された主冷却管セーフエンド溶接部および比較対象として肉厚の薄い小口径配管の溶接部の2種を選定した。なお、小口径配管は安全注入系、余熱除去系および化学体積制御系等の主冷却管に接続しているもののうち8Bクラス以下の配管を想定した。

一般に溶接では材料の肉厚により溶接回数が異なるので、溶接入熱量が変化し、熱歪み硬化の程度に差を生じる。したがって配管溶接では配管の肉厚により溶接部の硬さが異なる。また、既に我々は、モックアップステンレス鋼配管を用いた試験にて溶接部周辺のき裂進展速度が、当該部の硬さと同じ硬さをもつ冷間加工材のき裂進展速度にほぼ等しいことを確認している⁽¹⁵⁾。したがって、溶接熱歪みおよび冷間加工によるき裂進展速度への影響は共に材料の硬さにより整理、評価できると考えられる。そこで、想定する系統配管種の溶接部の硬さから相当する冷間加工度を選定した。

主冷却管セーフエンド溶接部については、美浜2号機の割れの近傍部の硬さの報告 ($HV(0.01)=250 \sim 310$, $HV(0.01) \div HV(1) \times 450/400$) ⁽¹⁶⁾ を参考として、 $HV(1) = 220 \sim 280$ 程度の硬さと評価した。次に、図5に示したINSSで測定したステンレス鋼

の冷間加工度と硬さの相関を用いて、主冷却管セーフエンド溶接部は20%CWに相当すると考えた。

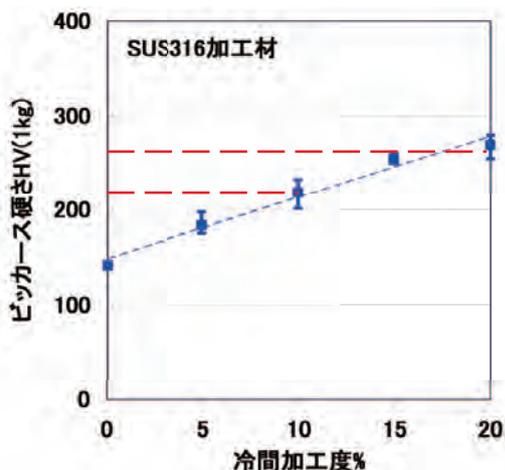


図5 SUS316の冷間加工度とピッカース硬さ

一方、小口径配管溶接部については、図6に示した配管径（配管肉厚）と溶接部表面硬さの相関⁽¹⁷⁾から8B径配管の硬さがHV (1) =200~220程度であると評価し、図5の相関から小口径配管溶接部は10%CWに相当すると考えた。そして、これらの系統で考えられる最高環境温度を考慮し、試験温度としてそれぞれ320℃、290℃を設定した。

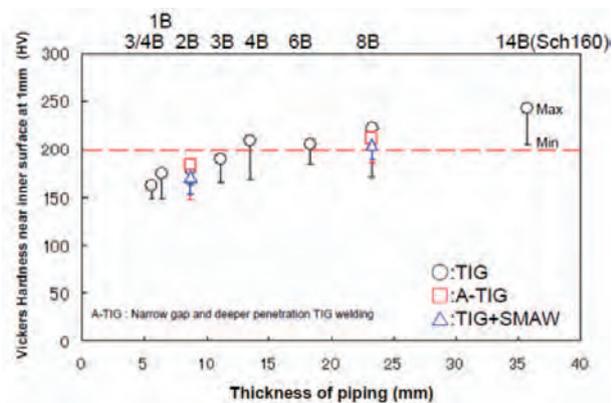


図6 配管肉厚（配管径）と溶接部表面硬さの関係⁽¹⁷⁾

次に荷重条件を検討した。一般的に溶接時の熱影響部には引張の残留応力が発生する。そして、その応力は溶接により歪んだ部分の降伏応力（Yield Strength, YS）相当であると考えられている。そこで、CT試験片のノッチ先端部に基本的にはYS相当の応力負荷がかかるよう、有限要素解析（Finite Element Method, FEM解析）を用いて荷重条件を求めた。具体的には、まず3つの荷重条件（K = 10, 20, 30MPav \sqrt{m} ）でノッチ先端部に発生する応

力をFEM解析にて求め、得られた近似線から対YS比（YSに対するノッチ先端応力の比（ σ_p/σ_y ））=1~1.2となる荷重を求めた。

320℃での20%CWステンレス鋼のCT試験片における荷重荷重とノッチ先端部応力の解析結果を図7に示す。この図からYS (=555MPa) 相当の荷重条件はおよそ8kNと概算でき、これを20%CW、320℃の進展試験の荷重条件として用いた。次に290℃での10%CWステンレス鋼のCT試験片ノッチ先端部における荷重荷重と応力の解析結果を図8に示す。この図からYS (=344MPa) 相当の荷重条件はおよそ2.4 kNと概算された。そして、10%CW、290℃の進展試験の荷重条件としては、 $\sigma_p/\sigma_y=1.0$ となる2.4 kN、1.1となる4kN、1.2となる6kNの3荷重条件で試験を行った。

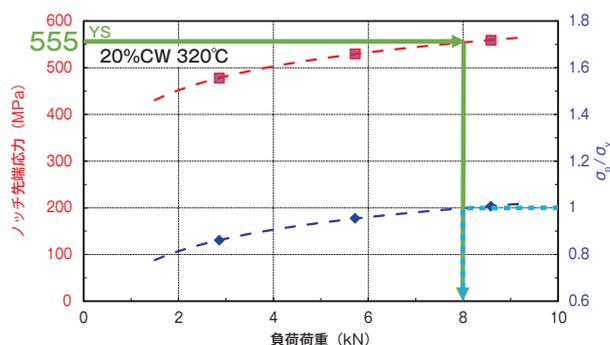


図7 ノッチ先端応力と荷重の関係 (320℃, 20%CW SUS316)

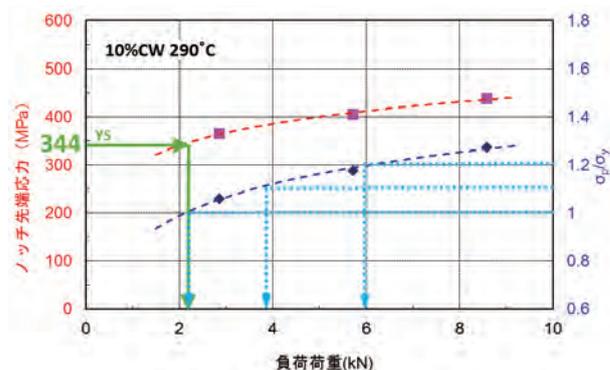


図8 ノッチ先端応力と荷重の関係 (290℃, 10%CW SUS316)

2.4 SCC進展試験

SCC進展試験は全てPWR 1次系環境を模擬した水素添加した水（500ppm B - 2ppm Li - 30cc STP H₂/kg H₂O DH）中で実施した。20%CW、320℃での試験は809~872kgf（7.93~8.55kN）の一定荷重

で715～1,056時間実施した。10%CW, 290℃での試験は243～640kgf (2.38～6.28kN) の「台形波＋一定荷重」条件とし、3,118～7,341時間（台形波荷重期間257.5～290.2時間を含む）で実施した。台形波条件は、振幅R=0.7で4h毎、50kg/minの除荷および再負荷速度で定期的除荷とした。

2.5 破面観察

試験終了後、試験片を破面開放し、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscopy, SEM）にて破面観察を行った。き裂の形態を確認するとともに、試験片の厚さ方向に等間隔の10か所の位置でSCCの深さを測定し、次式（1）によりSCC進展速度を算出した。

$$\text{SCC進展速度 (mm/s)} = \frac{\text{平均SCC深さ (mm)}}{\text{試験時間 (s)}} \quad (1)$$

3. 試験結果

3.1 20%CW, 320℃でのSCC進展

20%CW, 320℃でのSCC進展試験片の破面観察結果について、進展の確認された例を図9および図10に、進展の確認されなかった例を図11および図12にそれぞれ示した。また、観察結果から算出したSCC進展速度と予き裂深さの相関を図13に示した。予き裂が浅い4例を除き、他の全ての条件でSCCの発生、進展が認められたが、約0.1mm以上の予き裂深さで有意なSCC進展速度の差は認められなかった。またSCCの発生、進展が認められた全ての試験片において破面形態は粒界型SCC（Inter-Granular Stress Corrosion Cracking, IGSCC）であった。

進展の見られなかった（移行に至らなかった）最大予き裂深さは0.02mmで、逆に進展が確認された（移行した）最小予き裂深さは0.03mmであった。これらの結果から、20%CW, 320℃では0.1mm（1結晶粒）に満たない微小な深さの局部腐食あるいは微細欠陥の形成がSCC進展条件であることが示唆された。

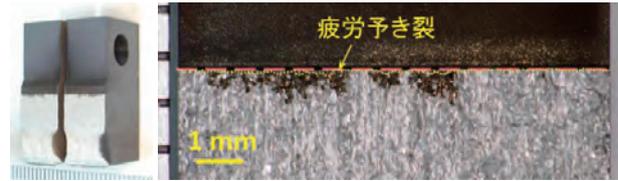


図9 CT試験片開放後のSCC破面観察例（SCC進展あり）
（20%CW SUS316, 320℃, 疲労予き裂0.04mm, 1,056時間）

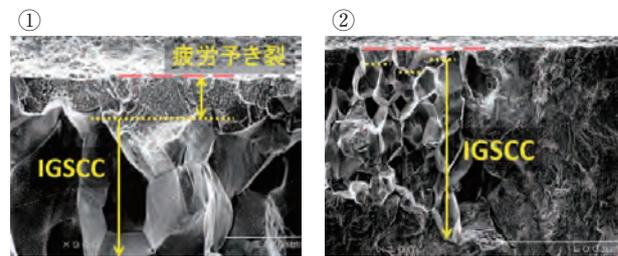
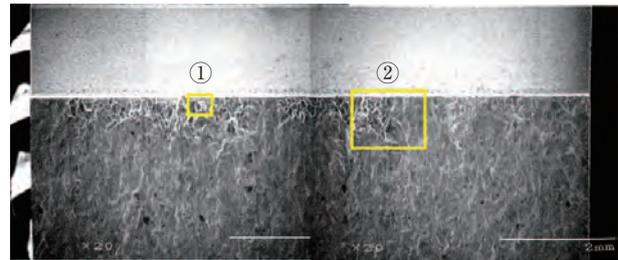


図10 SCC破面のSEM観察例（SCC進展あり）
（20%CW SUS316, 320℃, 疲労予き裂0.04mm, 1,056時間）

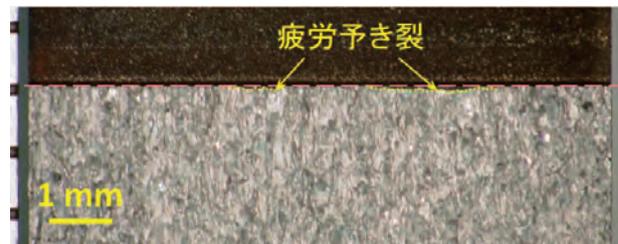


図11 CT試験片開放後のSCC破面観察例
（SCC進展なし）
（20%CW SUS316, 320℃, 疲労予き裂0.02mm, 735時間）

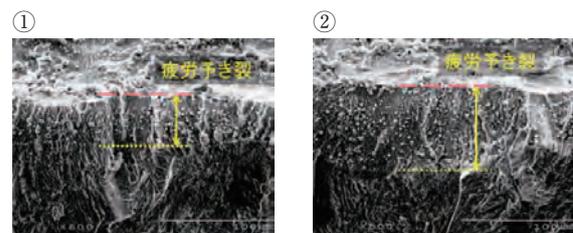


図1 結晶粒界を含むAPT分析試料のTEM像

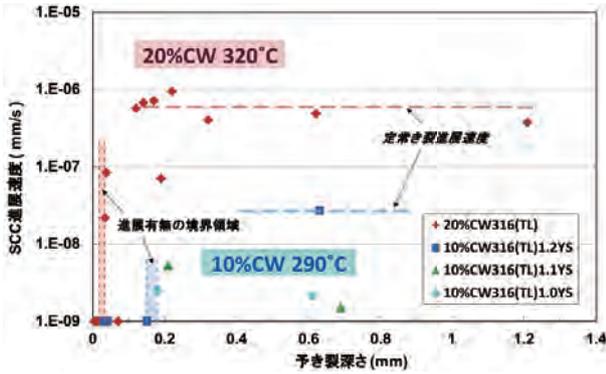


図13 予き裂深さによるSCC進展速度
(PWR 1次系環境, 320°Cの20%CW 316
および290°Cの10%CW 316)

3.2 10%CW, 290°CでのSCC進展

次に、10%CW, 290°CでのSCC進展試験片の破面観察結果について、進展の確認された例を図14および図15に、進展の確認されなかった例を図16および図17にそれぞれ示した。また、観察結果から算出したSCC進展速度と予き裂深さの相関を図13に示した。予き裂深さが0.15mm以下の試験片ではSCCの発生、進展が認められなかったが、予き裂深さが0.18mm以上のものではSCCの発生、進展が認められ、全て破面形態は粒界型SCC (IGSCC)

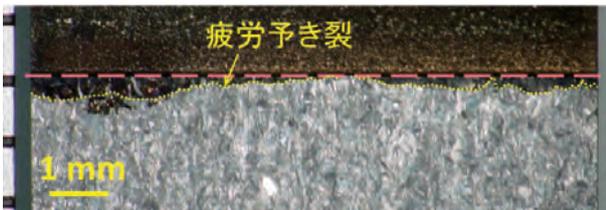


図14 CT試験片開放後のSCC破面観察例
(SCC進展あり)
(10%CW SUS316, 290°C, 疲労予き裂0.18mm, 7,341時間)

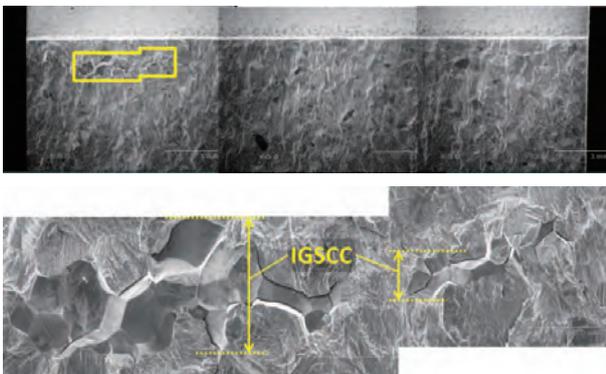


図1 結晶粒界を含むAPT分析試料のTEM像

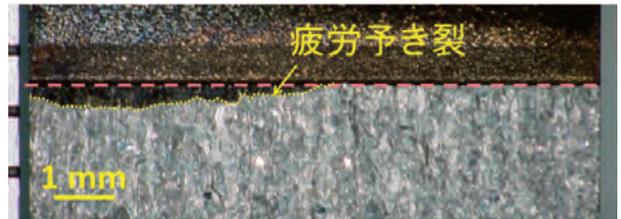


図16 CT試験片開放後のSCC破面観察例
(SCC進展なし)
(10%CW SUS316, 290°C, 疲労予き裂0.12mm, 4,223時間)

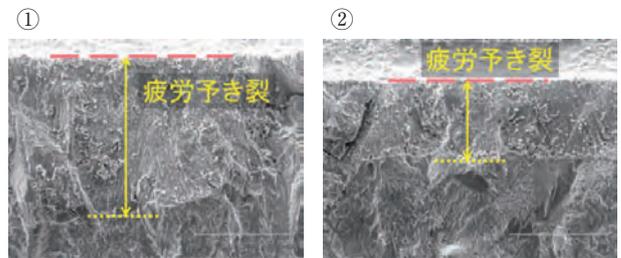
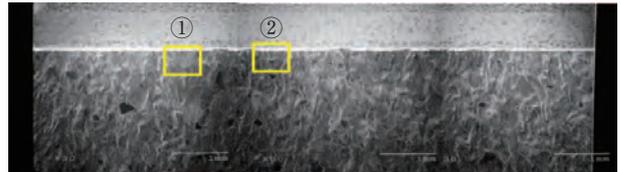


図17 SCC破面のSEM観察例 (SCC進展なし)
(10%CW SUS316, 290°C, 疲労予き裂0.12mm, 4,223時間)

であった。また、図13のように、定常のき裂進展速度は10%CW, 290°C条件の方が20%CW, 320°C環境より遅かった。

4. 考察

4.1 応力集中部の形成

前章で述べたSCC進展に必要な初期き裂深さ (SCCが発生から進展へ遷移する条件) は、応力集中部を生成するための機械的条件でしかないため、材料欠陥や加工傷等のき裂生成過程には関係なく応力集中条件を満足すればSCC進展が始まることを示していると考えられる。しかし、これまで実機での割れの発生が長時間の運転後に確認されてきたことを考えると、進展条件を満たす応力集中部は運転時間と共に形成され、その条件を満足するに至ったと考えられる。

このような時間経過による応力集中部形成機構の例として局部腐食や局部酸化等が挙げられるが、それらの一例としてスベリ線の局部酸化が考えられる。例えば、図18に示した美浜2号機の割れ発

生箇所近傍の表面酸化膜の断面観察では、厚さ3～4 μm の均一な酸化層とさらにその下のスベリ線領域での局部酸化が5～10 μm 確認されている⁽¹⁶⁾。そして、このスベリ線はセーフエンドの設置の際などに受けたグラインダー加工等の機械的な力による塑性変形によって生じたと考えられている。ステンレス鋼がグラインダー加工等による強加工を受けた場合、表層に厚さ数 μm の微細粒組織層を形成し、さらにその深部にスベリ線を形成することが知られている^{(18),(19)}ことから、おそらく図18の均一な酸化層も微細粒組織層であると推測される。

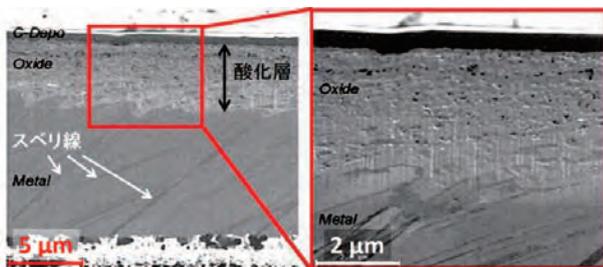


図18 美浜2号機
セーフエンド部き裂発生部近傍表面の酸化膜厚⁽¹⁶⁾

図19は、INSSにて測定した320 $^{\circ}\text{C}$ 、PWR 1次系環境における定荷重試験の試験片表面に生成した内層酸化膜厚について、浸漬時間（試験時間）との関係を示したものである。この定荷重試験は荷重なしの条件から1.6YS ($\sigma_p/\sigma_y=1.6$) 相当までの荷重条件で実施し、一部の試験片を除いてグラインダー加工による表面加工層を付与した上で試験を行った。しかしながら、内層酸化膜の成長速度は応力条件や表面加工層の有無による影響が確認されず、同じ放物線則に準じて成長していると考えられる。また、図19には美浜2号機の割れ箇所近傍の内層酸化膜厚

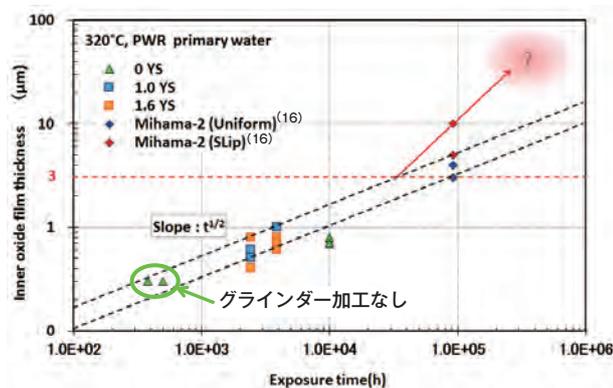


図19 内層酸化膜の成長速度挙動
(320 $^{\circ}\text{C}$ 、PWR 1次系環境)⁽¹⁶⁾

も併載した。セーフエンドが設置されてから割れが確認されるまでの運転時間が約92,000時間であり、放物線則で考えた成長速度の延長線上とほぼ重なる。測定のばらつきを考慮し、成長速度を図19の2本の黒破線で示した範囲内で考えると、上述の実機で確認された均一な酸化層が形成される（酸化膜厚が約3 μm に成長する）のに要する時間は約5～10年と概算される。したがって、微細粒の下層に存在するスベリ線は約5～10年の運転経過後から局部腐食を開始するものと推定される。

スベリ線の局部酸化はスベリ境界の強度を低下させ、き裂の貫入と同等の働きをするため応力集中部を形成すると考えられる。したがって、スベリ線先端部までの深さは進展試験の予き裂深さに相当すると仮定すると、局部酸化の成長速度からSCC発生・進展条件（き裂深さ）を満足するまでの時間が概算できると考えられる。すなわち、SCCがスベリ線の局部酸化に起因して発生する場合におけるSCC発生までのおおよその時間が評価できると考えられる。

4.2 SCC発生・進展条件への移行時間

20%CW、320 $^{\circ}\text{C}$ の試験結果では、進展の見られなかった（移行に至らなかった）最大予き裂深さは0.02mmであり、逆に進展が確認された（移行した）最小予き裂深さは0.03mmであった。このことから進展移行条件は0.02～0.03mm程度であると考えられ、20%CWの想定部位（主冷却管セーフエンド溶接部）では数10 μm 程度のき裂生成により、き裂が進展し始める可能性があることが示唆された。一方、10%CW、290 $^{\circ}\text{C}$ の試験結果では、進展の見られなかった（移行に至らなかった）最大予き裂深さは0.15mmであり、逆に進展の確認された（移行した）最小予き裂深さは、0.18mmであった。したがって、進展移行条件は0.15～0.18mm程度であると考えられ、10%CWの想定部位（小口径配管の溶接部）では進展開始に少なくとも100 μm を十分超える深さまでき裂が生長する必要があると考えられる。

図19には美浜2号機の割れ近傍部の内層酸化膜厚の報告値として、スベリ線の局部酸化の酸化深さ（5～10 μm ）も併載した。局部酸化は周辺部より優先的に酸化が進行している部分であり、局部酸化の酸化膜成長速度は加速されることが考えられる。そこで、上述のように3 μm の均一な酸化層形成後にスベリ

線の局部酸化が進行すると考えれば、図19中の酸化膜厚が $3\mu\text{m}$ を超えた時点から92,000時間までの期間で局部酸化が $10\mu\text{m}$ の深さまで成長したと考えられる(図中赤矢印線)。この矢印線から、20%CWでの進展移行に必要な数 $10\mu\text{m}$ の深さまでスベリ線の局部酸化が成長するのに必要な時間は数10年程度であると見積もられる。一方、10%CWの条件である $100\mu\text{m}$ 以上に成長するにはさらに1桁程度の年数(少なくとも100年以上)を要すると考えられる。

ただし、これらの評価には局部酸化の成長速度についてさらにいくつかの詳細な検討が必要である。まず、図19中の赤矢印線で示した局部酸化の成長速度は概念図として示したものである。したがって、直接的な手法もしくはより具体的なデータに基づく計算等によって、スベリ線の局部酸化の成長速度をより詳細に検討、評価する必要があると考えられる。

次に、進展移行条件に必要な局部酸化の深さを三次元的に考えた場合、移行条件を満足するまでの時間が延びる可能性があることを考慮する必要があると考えられる。先述の進展移行条件は、疲労予き裂が試験片の板厚方向に概ね一様に入った状態(予き裂深さが 12.5mm の幅に広がった面状)で試験した結果に基づいているが、スベリ線の局部酸化の深さは断面写真から評価しており奥行き方向の酸化状況が判断できない。すなわち、スベリ線の局部酸化の深さも奥行き方向にある程度一様に(面状に)広がった状態で評価する必要があるが、局部酸化が初期段階では面ではなく柱状(針状)に進行していくことも考えられる。したがって、実機で報告されたスベリ線の局部酸化が柱状の酸化部であれば、この局部酸化がさらに面状にまで拡大するための時間が追加されることとなり、セーフエンド溶接部でもプラント運転期間中にき裂が進展する可能性が低くなると推測される。

また、グラインダー加工の強弱や表面処理により材料表面の組織形態に差を生じる。局部酸化の進行はこの組織形態の影響を受けるため、進展移行条件の検討には表面処理の効果も考慮する必要があると考えられる。

5. まとめ

PWR 1次系配管の溶接部を想定した条件でSCC発生・進展遷移条件に関する検討を行った結果、以

下の知見が得られた。

- ・主冷却配管セーフエンド溶接部の想定条件として実施した20%CW, 320°C の試験では、進展の見られなかった(移行に至らなかった)最大予き裂深さは 0.02mm であり、逆に進展が確認された(移行した)最小予き裂深さは 0.03mm であった。また、約 0.1mm 以上の予き裂深さで有意なSCC進展速度の差は認められなかった。SCCの発生、進展が認められた全ての試験片において破面形態はIGSCCであった。
- ・8B径程度の小口径配管溶接部の想定条件として実施した10%CW, 290°C の試験では、進展の見られなかった(移行に至らなかった)最大予き裂深さは 0.15mm であり、逆に進展が確認された(移行した)最小予き裂深さは、 0.18mm であった。また、20%CW, 320°C の試験と同様にSCCの発生、進展が認められた全ての試験片において破面形態はIGSCCであった。定常のき裂進展速度は主冷却配管セーフエンド溶接部環境の結果より遅かった。
- ・主冷却管セーフエンド溶接部を想定した20%CW, 320°C 環境では数 $10\mu\text{m}$ 程度のき裂生成により、き裂が進展し始める可能性があることが示唆され、小口径配管の溶接部を想定した10%CW, 290°C 環境では進展開始に少なくとも $100\mu\text{m}$ を十分超える深さまでき裂が生長する必要があると考えられた。
- ・定常進展に必要な深さのき裂がスベリ線の局部酸化の進行によって生成すると想定した場合、必要な深さまでスベリ線の局部酸化が成長するのに要する時間は、主冷却配管セーフエンド溶接部を想定した20%CW, 320°C 環境では数10年程度、小口径配管溶接部を想定した10%CW, 290°C 環境では少なくとも100年以上を要すると見積もられた。ただし、この評価には局部酸化の成長について、さらにいくつかの詳細な検討が必要であると考えられる。すなわち、スベリ線の局部酸化に関し、成長速度評価の精度向上、酸化形態の三次元的な確認、表面組織形態の差の考慮等が必要であると考えられる。

謝辞

本研究はPWR電力5社委託による公益社団法人腐食防食学会の「オーステナイトステンレス鋼の粒界割れ発生メカニズムの究明に関する研究(Step3)」の一環として実施されたものである。関係された方々ならびに本研究の遂行にご協力いただいた(株)原子力安全システム研究所 材料グループの村上公治氏, 平尾充司氏, 高瀬亮人, 川嵩貴仁氏に感謝し, この場を借りて謝意を表します。

文献

- (1) J. Y. Park, S. Danyluk, R. B. Poeppel and C. F. Cheng, "Metallurgical Examination of Cracks in the Dresden-2 BWR Emergency Core-Spray System 10-inch Diameter Piping," ANL ACK No. 5661, April (1976).
- (2) J. C. Danko, R. E. Smith, D. W. Gandy, "Effect of surface preparation on crack initiation in welded stainless steel piping," Proceedings of the Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, D. Cubicciotti chair, American Nuclear Society, Monterey, CA, 1991, P. 372.
- (3) K. S. Ramp, G. M. Gordon, "Fabrication and operating history consideration in assessing relative SCC susceptibility of BWR components," Proceedings of the Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, . Cubicciotti chair, American Nuclear Society, Monterey, CA, 1991, P. 365.
- (4) 原子力保安院報告書, <http://www.meti.go.jp/report/data/g30310aj.html>, "原子力発電設備の健全性評価について-中間とりまとめ-", 平成15・03・10.
- (5) 原子力安全・保安院 原子力安全基盤機構報告書, www.meti.go.jp/report/downloadfiles/g60824a01j.pdf, "日本機械学会「発電用原子力設備規格 設計・建設規格」(2001年版及び2005年版) 事例規格「過圧防護に関する規定 (NC-CC-001)」及び事例規格「応力腐食割れ発生抑制に対する考慮 (NC-CC-002)」に関する技術評価書," 平成18・8.
- (6) T. Couvant, P. Moulart, L. Legras, P. Bordes, J. Capelle, Y. Rouillon, T. Balon, Proceedings of the International Symposium on Fontevraud VI, French Nuclear Energy Society (2006) p. 67.
- (7) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi, R. W. Staehle, Corrosion, 62, p. 74 (2006).
- (8) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi, G. Chiba, Corrosion, 62, p. 568 (2006).
- (9) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi, G. Chiba, Corrosion, 63, p. 1114 (2007).
- (10) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi, T. Miyamoto, Corrosion, 64, p. 691 (2008).
- (11) 保安院プレス発表資料, <http://warp.ndl.go.jp/info:ndljp/pid/286890/www.meti.go.jp/press/20080204007/mihama.pdf>, "関西電力(株)美浜発電所2号機A-蒸気発生器1次冷却材入口管台溶接部の損傷の原因と対策に係る関西電力(株)からの報告及び検討結果について," 平成20・02・04.
- (12) R. W. Staehle, Second meeting on Quantitative Micro-Nano (QMN) approach to predicting SCC, (Sun Valley, Idaho) (2011).
- (13) Peter L. Andresen, Second meeting on Quantitative Micro-Nano (QMN) approach to predicting SCC, (Sun Valley, Idaho) (2011).
- (14) ASTM E 399-90 (Reapproved 1997), 15-17.
- (15) 青木政徳, 寺地巧, 山田卓陽, 有岡孝司, "ステンレス鋼の溶接熱影響部での応力腐食割れ(SCC)挙動の検討-溶接船からの距離による影響-", INSS Journal, Vol. 19, p. 118 (2012).
- (16) T. Shoji, K. Sakaguchi, Z. Lu, S. Hirano, Y. Hasegawa, T. Kobayashi, K. Fujimoto, Y. Nomura, Fontevraud VII (2010).
- (17) N. Matsubara, T. Kobayashi, K. Fujimoto, Y. Nomura, N. Chigusa, S. Hirano, Fontevraud VII (2010).
- (18) 石橋良, 堀内寿晃, 加藤隆彦, 渡辺精一, 坂口紀史, 黒川一哉, 高橋平七郎, "316Lステンレス鋼のグラインド加工表面に生じた粒内型応力腐食割れの微細構造," 日本原子力学会

2006年春の年会予稿集, F10 (2006).

- (19) 金田潤也, 玉古博朗, 波東久光, 石橋良, 山下理道, 宮川雅彦, "ステンレス鋼の表面組織, 硬さ, 残留応力に及ぼす表面処理法の影響," 第55回材料と環境討論会予稿集, A-203 (2008).