

# 690合金のSCC進展に及ぼす粒界キャビティの影響

The Influence of Grain Boundary Cavity Formation on the SCC Growth Rate of Alloy 690

寺地 巧 (Takumi Terachi) \*<sup>1</sup>      宮本 友樹 (Tomoki Miyamoto) \*<sup>1</sup>  
 福村 卓也 (Takuya Fukumura) \*<sup>1</sup>      戸塚 信夫 (Nobuo Totsuka) \*<sup>1</sup>  
 山田 卓陽 (Takuyo Yamada) \*<sup>1</sup>      有岡 孝司 (Koji Arioka) \*<sup>1</sup>

**要約** 近年, PWR 1次系模擬環境下において, 冷間加工を加えた690合金がSCC進展感受性を持つ可能性が指摘され, その感受性にキャビティ生成が影響していることが示唆されている. そこで本研究では, 690合金のSCC進展速度に及ぼす冷間加工度および温度の影響を調べ, 粒界キャビティ占有率との相関について検討した. SCC試験後の断面を詳細観察した結果, 40%CW材のき裂開口前の粒界部で, 微小な粒界キャビティが成長していることが明らかとなった. き裂先端の粒界キャビティ占有率とSCC進展速度の間に正の相関が認められ, 粒界キャビティ生成の加速因子としては冷間加工度, 応力勾配, 温度が影響すると考えられた. これらの検討結果により, 強加工を加えた690合金のき裂進展に伴って, 粒界における物質拡散が加速されている可能性が明らかとなった.

**キーワード** 690合金, PWSCC, 粒界キャビティ, 冷間加工, 温度依存性

**Abstract** In recent years, SCC growth susceptibility of heavily cold worked alloy 690 has been investigated; some of the results obtained in simulated PWR Primary water indicated that cavity formation at grain boundaries induces the SCC. The influences of cold work and temperature on SCC growth rates and cavity occupations at grain boundaries were evaluated. Cross-sectional SEM observations revealed that tiny grain boundary cavities were formed ahead of the crack tips. The grain boundary cavity occupation had a positive correlation with the SCC growth rates, which could explain the finding that it was influenced by cold work, stress gradient and temperature. The study results indicated that diffusion at the grain boundaries of heavily cold-worked alloy 690 was accelerated along with crack propagation.

**Keywords** alloy 690, PWSCC, grain boundary cavity, cold work, temperature dependence

## 1. はじめに

600系合金は1次冷却材応力腐食割れ(PWSCC, primary water stress corrosion cracking)感受性をもつ事が知られており, 国内外で多くの発生・進展事例が報告されている<sup>(1,2)</sup>. そのため, 600系合金を使用しているPWR (pressurized water reactor) プラントでは, 耐PWSCC性に優れるとされる690系合金への交換が進められた. 現在までのところ, 対策材として採用された690系合金についてはSCC発生の報告例は無い<sup>(3)</sup>. しかしながら, 実験室では強い冷間加工を付与することによりき裂進展の感受性を示すことが指摘されており, 多くの

研究者がき裂発生・進展の実機での可能性を明らかにするために詳細の検討を行っている<sup>(4,5)</sup>.

現在報告されている690合金のき裂進展試験の多くは冷間加工を加え, 360℃の高温条件で実施されたものである. これは, 600合金のSCC進展挙動に温度加速が確認されているため, き裂が進展しやすい条件として温度加速を狙ったためである. しかしながら, 近年Ariokaらは, 50%の冷間加工材を用いた場合に高温側で進展速度が速くならないことを報告している<sup>(6)</sup>. 高経年化プラントの材料健全性評価には, 一般に温度加速を用いたき裂進展試験が行われているため, 材料健全性を適切に評価するには, SCC発生・進展への影響因子に関するデータ

\*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

表1 TT690合金の材料組成

単位：重量%									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Ti	Cu
0.021	0.15	0.30	0.010	0.001	60.57	29.5	9.15	-	0.03

熱処理条件：1075℃×2h水冷+700℃×15h空冷

を拡充させると共に、その機構を解明することが重要であると考えられる。

PWSCCの機構については複数の仮説が提案されているが、すべての影響因子を定量的に説明する機構は示されておらず、現時点でも議論が行われている。たとえば、SCC感受性が高い600合金については明瞭な粒界酸化が報告されているが、クロム濃度が高くニッケル濃度が低い690合金については粒界酸化が生じ難いと考えられている<sup>(7)</sup>。一方、近年Ariokaは690合金を含む複数の合金について高温ガス中のCreep試験を行い、き裂発生に先行して粒界キャビティが生成することを確認している<sup>(8,9,10)</sup>。特に明瞭なキャビティを生成する炭素鋼については、応力依存性や温度、冷間加工依存性など体系的な整備が行われ、キャビティ生成速度とSCC進展速度の間に相関があることが確認されている<sup>(11)</sup>。また、690合金の粒界にキャビティが生じることはBrummerらも報告しており<sup>(12,13)</sup>、水素機構と共に重要な影響因子として注目されている。

キャビティは空孔が移動、集積することにより生じるため、金属材料が長期間・高温環境に晒されることで成長する可能性がある。その観点では、40年から60年の供用期間が想定される原子力発電プラントの材料劣化機構として、十分な検討を進めておく必要がある。そのため、本研究では種々の温度条件や冷間加工度におけるSCC進展速度を取得すると共に、得られたSCC進展速度と粒界キャビティの相関について調べてSCC機構に関する検討を行った。

## 2. 実験方法

### 2.1. 供試材

試験に用いた690合金の材料組成および熱処理条件を表1に示す。試験材は実機相当の特殊熱処理(TT処理)を実施した後、10~40%の冷間加工(以下、CWという)を加えてSCC試験に供した。冷間加工前後の機械特性は表2のとおりである。

表2 き裂進展試験用TT690合金の機械的特性

冷間加工度 (%)	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	硬さ (Hv)	温度 (°C)
0	577	705	26	224	室温
	472	568	26	-	320
	495	571	26	-	360
10	600	711	28	-	室温
	491	571	27	-	320
	514	572	25	-	360
20	701	770	18	254	室温
	612	644	13	-	320
	608	645	13	-	360
30	770	862	14	267	室温
	667	730	12	-	320
	630	692	12	-	360
40	821	898	12	284	室温
	729	782	10	-	320
	725	786	10	-	360

### 2.2. SCC進展試験

き裂進展試験に用いた試験片形状を図1に示す。試験片にはASTM (E399)にて標準化された0.5T CT試験片を用い、加工方位には速い進展速度が確認されているS-L方位を採用した<sup>(14)</sup>。試験水は標準的なPWR1次系模擬水として、溶存水素を添加したホウ酸、水酸化リチウム水(500ppmB+2ppmLi+30cc・STP/kg-H<sub>2</sub>O)とした。

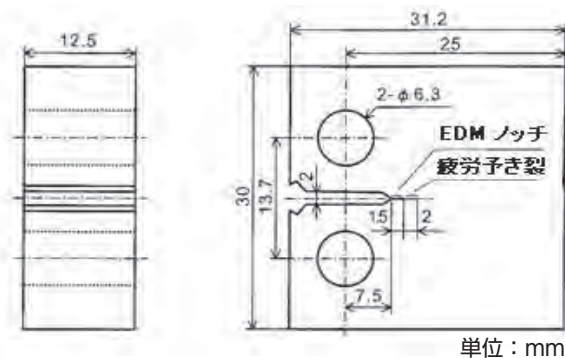


図1 き裂進展試験用0.5TCT試験片形状

試験温度は320℃～360℃の範囲で設定し、初期のK値を約30MPa√mの条件とし定荷重き裂進展試験を実施した。試験後、大気中で疲労破壊により破面を開放し、き裂進展長さを試験時間で除することによりSCC進展速度の評価値を得た。き裂進展長さは電界放射型走査型電子顕微鏡 (FE-SEM, field-emission scanning electron microscope) (Carl Zeiss社製ULTRA55) による破面観察から求めた。平均き裂進展長さの評価には、試験片板厚方向に対し等間隔で得た10点の平均値を用いた。

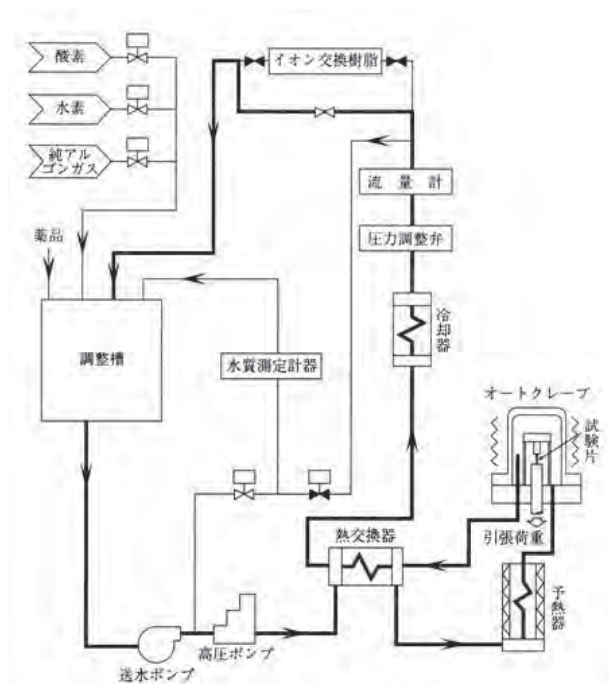
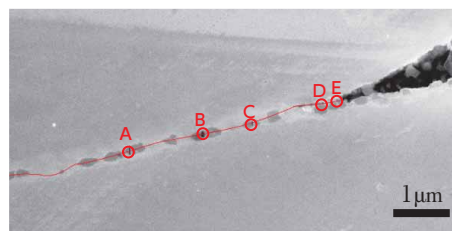


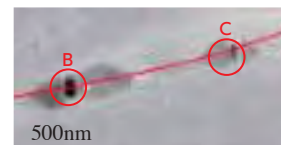
図2 液循環式腐食試験装置の概略系統図

### 2.3. 粒界キャビティ観察

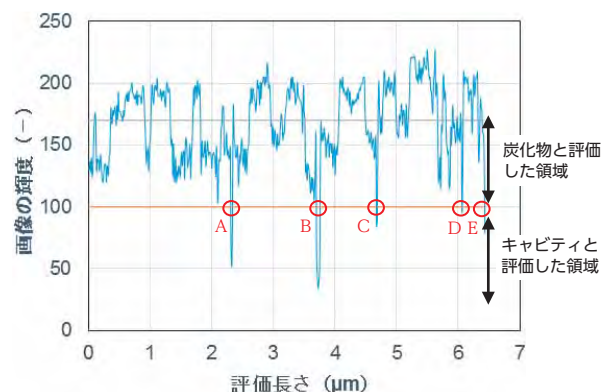
SCC試験後の破面解放前の一部試験片からき裂先端近傍を切り出し、断面観察により粒界キャビティ生成量を評価した。粒界キャビティの評価方法についての概要を図3に示す。本試験で生成する粒界キャビティは数十nm程度と非常に小さく、その頻度も極めて少ないと予想された。そこで、高分解能のFE-SEMによりき裂先端部を観察し、画像情報を解析することで比較的長い粒界長さに対して評価することとした。SEM像のコントラストは当該部位から出される2次電子の量を表しており、極端に輝度の低い領域は空洞を構成していると考えられる。そのため、粒界上の輝度を評価することで炭化物および空洞を判別した。本研究では、粒界上に存在する空洞と評価されるものを一律的に粒界キャビ



(a) き裂先端部の断面観察



(b) キャビティ生成部の拡大像



(c) 画像の粒界上の輝度とキャビティ評価の概要

図3 キャビティ生成量の評価概要

ティとして取り扱った。

粒界キャビティ占有率は、各試験片における粒界キャビティの総和を評価粒界長さで割ることにより求めた。ただし、観察時のピクセル間隔が約11nmであったことから、これより小さい粒界キャビティについては評価対象に含まれていない。評価には統計的なばらつきを踏まえ、各サンプル5つのき裂先端について約20μmを対象とし、各試験片100μm以上の評価距離を測定した。なお、ここで測定した5つのき裂先端には主き裂以外の分岐部も含まれている。

また、応力の影響を考慮するためにき裂先端から3mm以上離れた部位についても評価を行い、これを応力付与無しとのデータとして扱った。本測定は15粒界についてき裂先端と同様の長さとなるよう100μm以上を測定した。

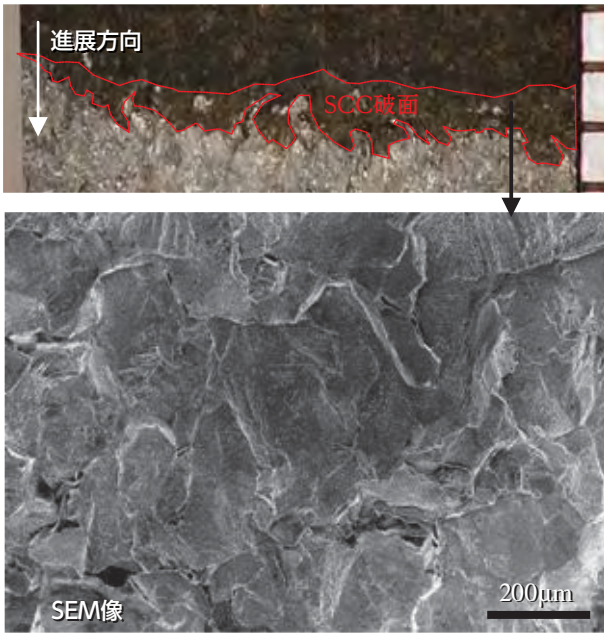


図4 40%CW690合金のSCC試験後の破面観察例 (360℃, 500ppmB+2ppmLi+DH30cc・STP/kg-H<sub>2</sub>O)

### 3. 結果

#### 3.1. SCC進展試験

SCC進展試験結果の一例を図4に示す。図は40%CW 690合金について、360℃、初期K値=30MPa√mの条件で712時間試験後に、大気中で疲労破壊により未破断分を解放し、破面を観察した結果である。当該破面のSCCは、最大進展長さ1.19mm、平均進展長さ0.78mmとそれぞれ評価された。き裂進展部は腐食生成物により覆われており、破面は概ね粒界で進展している状況が確認された。ただし、

表3 690合金CW材のき裂進展速度 (S-L方位)

冷間加工度 (%)	温度 (℃)	最大き裂進展速度 (mm/s)	平均き裂進展速度 (mm/s)
40	360	$4.6 \times 10^{-7}$	$3.1 \times 10^{-7}$
		$4.7 \times 10^{-7}$	$3.4 \times 10^{-7}$
	340	$2.7 \times 10^{-7}$	$2.3 \times 10^{-7}$
		$4.2 \times 10^{-7}$	$4.0 \times 10^{-7}$
		$4.3 \times 10^{-7}$	$2.7 \times 10^{-7}$
		$1.7 \times 10^{-7}$	$1.2 \times 10^{-7}$
30	360	$3.7 \times 10^{-8}$	$2.9 \times 10^{-8}$
		$3.0 \times 10^{-8}$	$2.1 \times 10^{-8}$
20	360	$4.4 \times 10^{-8} \text{ ※1}$	$3.2 \times 10^{-8} \text{ ※1}$
		$8.1 \times 10^{-9}$	-
10		$3.0 \times 10^{-8}$	$2.0 \times 10^{-8}$

※1 INSS Journal Vol.21にて報告済みデータ

600合金のSCC破面のような典型的なロックキャンディ状ではないため、一部については粒内でも進展した可能性がある。

種々の加工度、温度条件で取得した690合金のSCC進展速度を表3に示す。このうち、360℃における冷間加工度の影響を図5に、40%CW材の温度依存性を図6にそれぞれ示す。冷間加工度の影響は、10%~40%の冷間加工材について整理したもので、冷間加工の増加に伴い進展速度が増加していることが確認できる。特に40%加工材の進展傾向は顕著であり、30%加工材と比べても一桁速い進展速度が得られた。温度依存性については単純なアレニウス

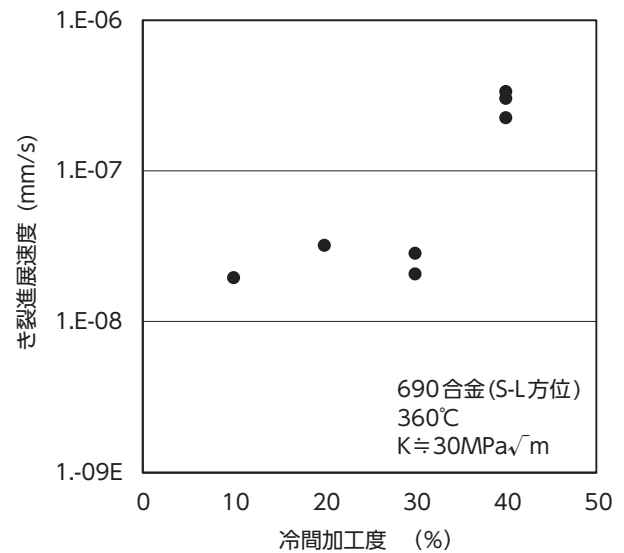


図5 690合金平均き裂進展速度の冷間加工度依存性 (PWR1次系模擬環境)

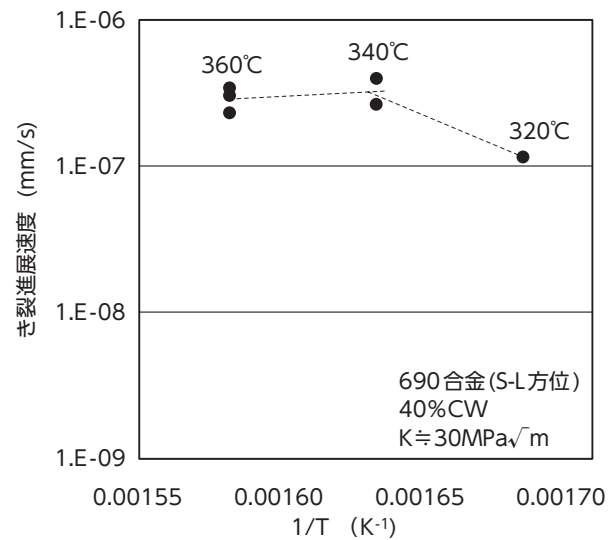


図6 40%CW (S-L方位) 690合金の平均き裂進展速度の温度依存性

型の温度依存性ではなく、360℃と340℃で同等の進展速度となった。

### 3.2. 粒界キャビティの測定

粒界でのキャビティ生成量の測定結果について、その代表例を図7に示す。図中(a)は浸漬前の40%CW材の結果を示しており、一部で粒界SEM像に輝度の低下が生じていることが分かる。明瞭な輝度の低下は粒界に生じた空洞によるものであり、浸漬前の強加工材には既に空洞が生じていることが分かった。なお、加工を加えていない材料について100 $\mu$ m以上の長さに亘り観察を実施したが、空洞は認められなかった。そのため、腐食試験前の空洞は加工時に導入されたものと考えられる。

図7(b)は360℃で約5000hのき裂進展試験を実施した10%CW材のき裂先端部の代表例であるが、観察視野中に40%CW材のような明瞭な輝度の低下は認められなかった。同サンプルの他の領域でも空洞は確認されていない。一方で、(d)や(e)など比較的高温条件下で試験した40%CW材のき裂先端部については、浸漬前の(a)と比較して高頻度で空洞が認められた。これらの観察結果から、少なくとも一部の空洞は試験中にキャビティとして成長していると考えられる。

き裂先端部で検出された粒界キャビティ数と粒界評価長さを図8に示す。試験温度3条件(320, 340, 360℃)、冷間加工度3条件(10, 30, 40%CW)を組み合わせた条件において、粒界キャビティの数に大きな差が生じていることが分かる。強加工材ほど観察された粒界キャビティ数は多く、同じ40%冷間加工材では320℃での粒界キャビティ数が少ない結果となった。これらの傾向は、粒界キャビティ占有率と冷間加工の関係として整理した図9でも同様に認められた。き裂先端、応力無負荷部とも冷間加工の増加に伴い粒界キャビティ占有率は増加し、40%CW材のき裂先端部が最も多く約1.6%の粒界キャビティ占有率となった。

図10の40%加工材のみで評価した温度依存性の検討結果では、高温条件下のき裂先端部で粒界キャビティ占有率が増加する傾向が認められた。しかし、応力無負荷部については同程度の粒界キャビティ占有率を示し、温度依存性は認められなかった。浸漬時間を横軸として応力無負荷部の情報を整理した図11では、浸漬時間、温度条件によって粒界キャビティ

占有率が変化していないことが分かる。

## 4. 考察

### 4.1. 冷間加工度の影響

高温高圧水中において、冷間加工がSCC進展速度の加速因子であることは、600合金やステンレス鋼について報告されており、690合金についても同様の傾向が確認されている。360℃の温度条件で加工度依存性を評価した本研究でも、10~40%の冷間加工材のSCC進展速度に冷間加工が大きく影響することが確認された。

図12に690合金、600合金およびステンレス鋼のSCC進展速度に及ぼす耐力の影響を示す<sup>(15,16,17)</sup>。耐力は冷間加工度と相関を持つ機械的特性であるため、しばしばSCC進展速度を整理するために用いられる。試験条件が異なるため単純に違いを比較する事は出来ないが、いずれの合金においても耐力の増加にともない進展速度が増加する傾向は共通している。690合金は耐SCC性に優れる材料であるため、進展速度の絶対値は低いが、図中の勾配で示される耐力の影響は他の合金より大きい可能性があると考えられる。

冷間加工がSCC進展速度を加速する要因としては、材料の硬度や耐力を増加させることにより、き裂先端部の塑性変形領域が減少し、き裂先端の極微小な領域における応力勾配が増加する事が提案されている<sup>(18,19)</sup>。他にも、材料内に転位などの欠陥が導入される事により、空孔拡散が加速すること、水素のトラップサイトとして欠陥が機能すること、炭化物が破壊される影響など、複数の事象が関連している可能性が議論されており、現時点でも詳細機構は明らかとされていない<sup>(20,21)</sup>。

### 4.2. 温度依存性

600合金のPWSCCについてはアレニウス型の温度依存性が確認されており、高温条件ほどSCC進展速度が速くなることが知られている。そのため、耐PWSCC性に優れる690合金については、温度加速を目的に360℃の高温条件でのデータが多く取得されてきた。

図13に690合金のSCC進展速度の温度依存性データを示す。報告されているデータの多くはアレニウス

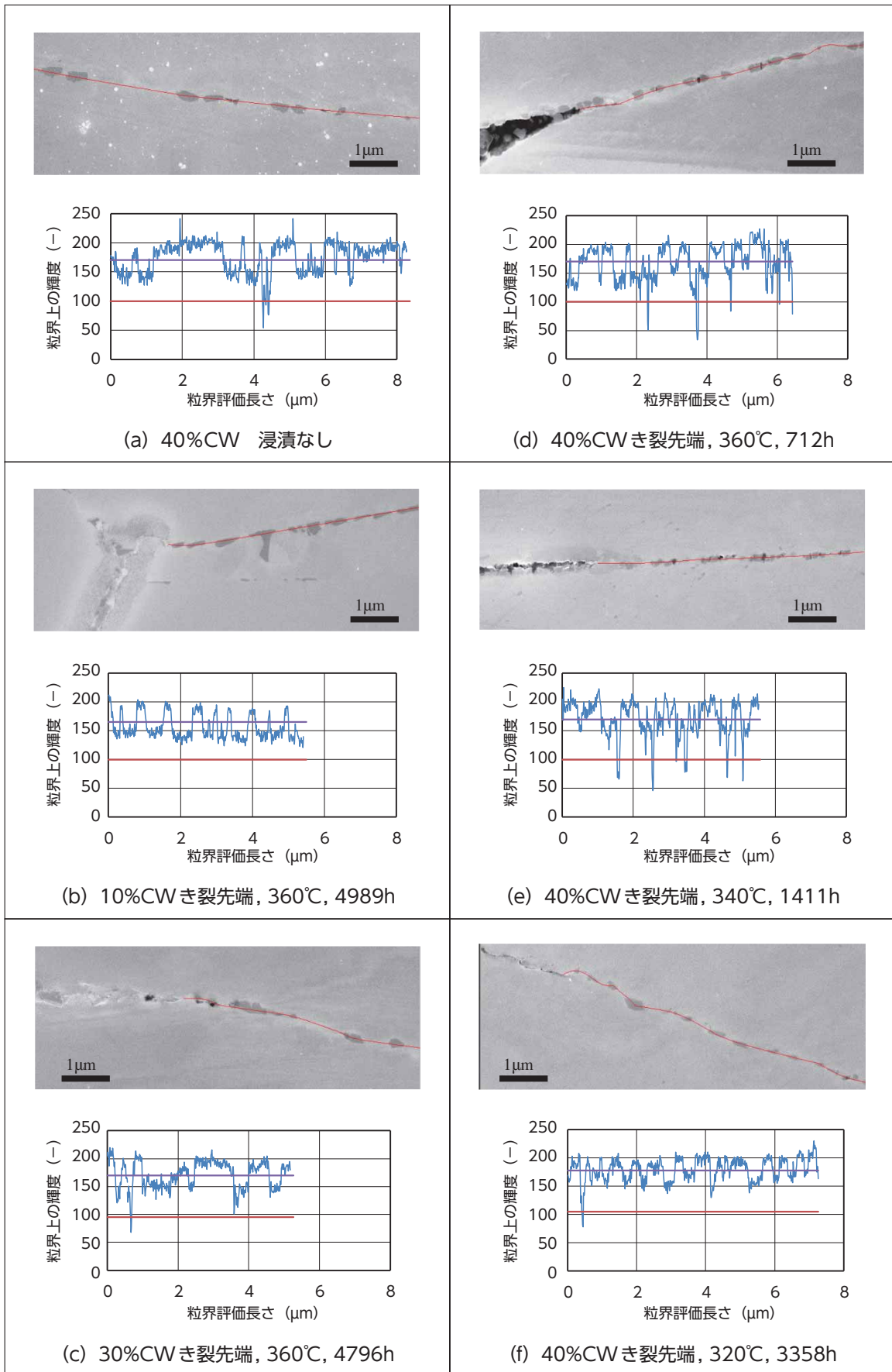


図7 粒界キャビティ生成量の評価例

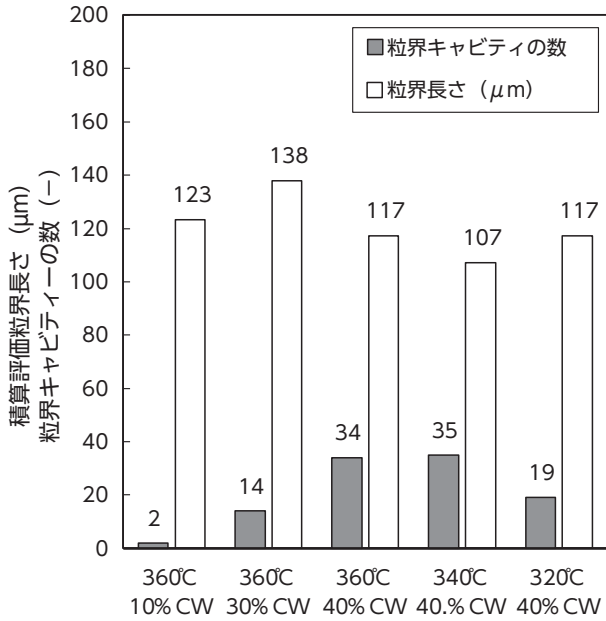


図8 き裂先端部の粒界評価長さとお観察されたキャビティの数

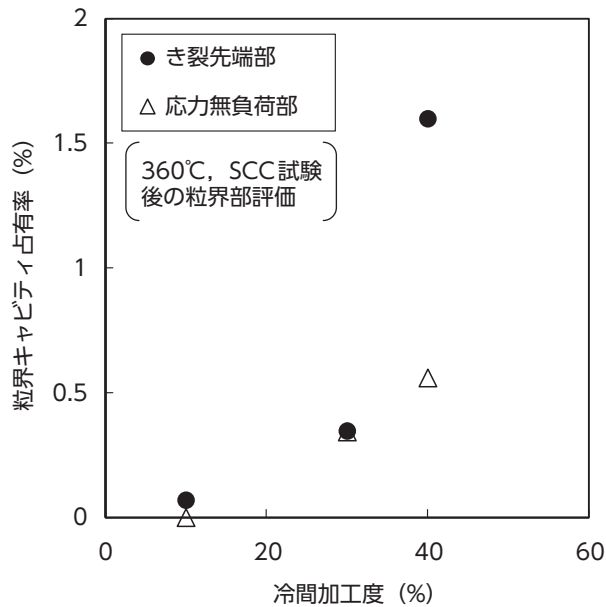


図9 SCC試験後の粒界キャビティ占有率への冷間加工の影響 (PWR1次系模擬環境, 360°C, S-L方位)

ス型の温度依存性を示しているが<sup>(22)</sup>, 一部の強冷間加工材のデータは直線的な温度依存性ではなく, 340°C付近にピークを示している<sup>(6)</sup>. 特に加工度が50%と高い材料はその傾向が顕著であり, 320°Cでの進展速度より360°Cにおける進展速度の方が遅い結果となっている. 本研究でも690合金の40%冷間加工材 (S-L方位) を用いて, SCC進展速度を取得したが, 測定結果は典型的なアレニウス型を示さず, 360°Cが340°Cと同等の進展速度であった. これら

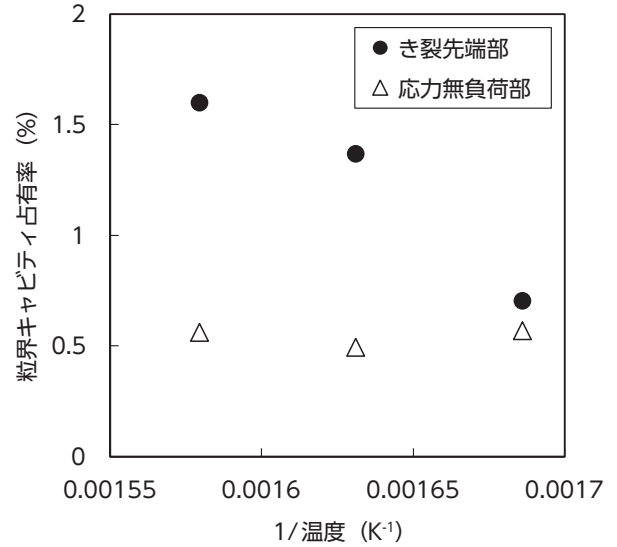


図10 粒界キャビティへの温度依存性 (40%CW, S-L方位, PWR1次系模擬環境)

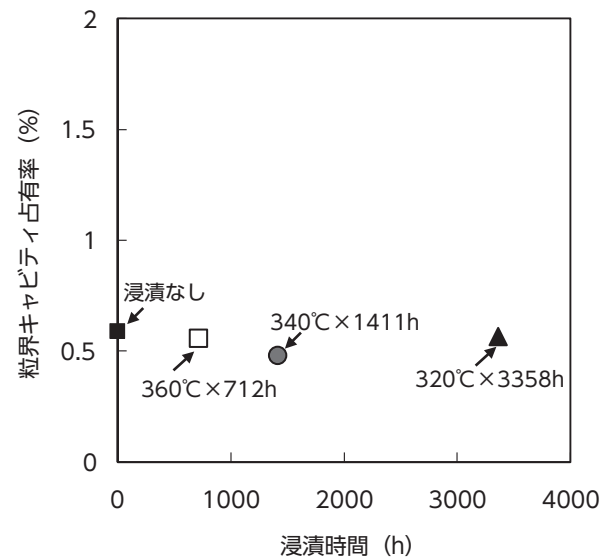


図11 40%CW材応力無負荷部の粒界キャビティ占有率に対するSCC試験の影響 (40%CW, S-L方位, PWR1次系模擬環境)

の結果は, 冷間加工度を増加させた場合に温度加速効果が生じ難くなる可能性を示している. そのため実機保全を目的とした温度および冷間加工度による加速試験を実施する場合は, 試験条件を慎重に選定する必要があると言える.

高温側で進展速度が増加しない類似の温度依存性については, ステンレス鋼のSCC進展速度でも報告されている. その要因の一つとしては, ステンレス鋼の酸化皮膜厚さに同種の温度ピークが認められることから, 高温側で腐食が抑制されることが影響したと推察されている<sup>(23)</sup>.

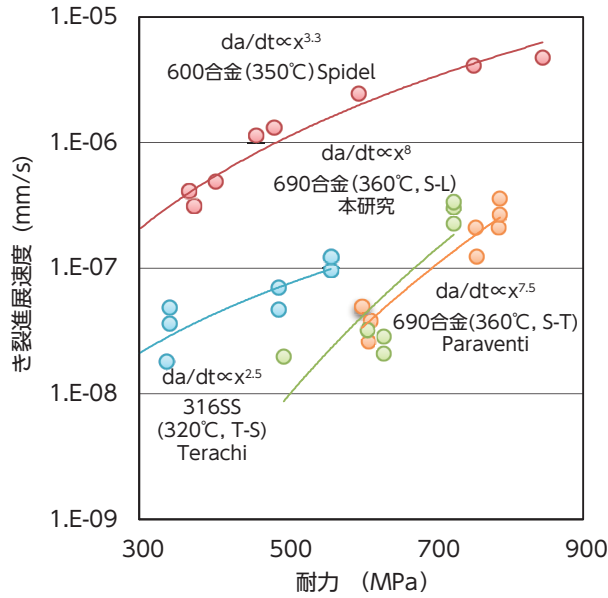


図12 各種合金のき裂進展速度に及ぼす耐力の影響 (PWR1次系模擬環境下) <sup>(15,16,17)</sup>

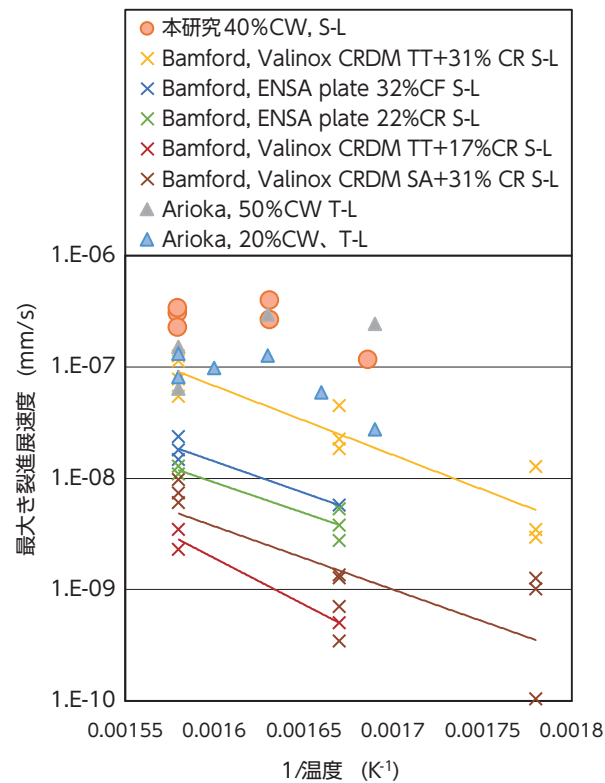


図13 690合金のき裂進展速度の温度依存性 <sup>(6,22)</sup>

### 4.3. 粒界キャビティの生成状況

強い冷間加工を加えた材料はSCC試験前から一定量の粒界キャビティを有し、き裂先端部で粒界キャビティ占有率が顕著に増加することが確認された。また、高温条件ではその増加傾向が明瞭になる

ことが明らかとなった。粒界キャビティの成長は空孔拡散の結果と考えられるため、これらの観察結果はき裂先端部で拡散が加速していることを裏付けるデータと理解される。き裂先端部はSCCの進展により常に移動するため、高い応力に晒される期間が限定的となることを考慮すると、粒界における物質拡散が相当加速されているものと解釈できる。

Ariokaらは、炭素鋼のクリーブ試験により空孔の集積によって形成されるキャビティが、応力勾配により生じることを報告している<sup>(8)</sup>。また、同じ温度で試験した場合、高温ガス中より水溶液中でキャビティ生成量が多くなることを明らかにしている<sup>(9,10)</sup>。これらの知見は、腐食反応により生じた水素が物質拡散を加速し、その駆動力として応力が寄与していることを示唆しており、き裂先端で粒界キャビティが多く認められた本研究の結果と整合する。

### 4.4. き裂進展と粒界キャビティ生成の関係

図14にSCC進展速度とき裂先端近傍における粒界キャビティ占有率の関係を示す。冷間加工度、試験温度および試験時間が異なるにもかかわらず、SCC進展速度と粒界キャビティ占有率の間には正の相関が有ることが分かる。粒界キャビティの生成は、き裂進展の前駆挙動として材料中に変化が生じていることを示唆するもので、SCCに一定の影響があると考えられる。しかし、本研究で観察された粒界キャビティの占有率は最大でも1.6%程度に留ま

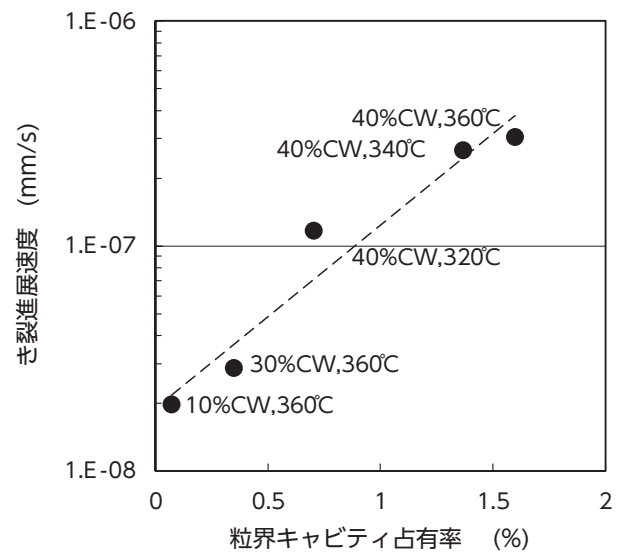


図14 き裂先端の粒界キャビティ占有率と平均SCC進展速度の関係



ることが確認された。仮に、粒界キャビティの効果が粒界結合力の弱化として影響し、観察された1.6%以外の部位に影響が及んでいないと仮定できた場合、生成した粒界キャビティだけの効果でSCC進展速度の差を説明することは困難である。そのため、SCC発生のような長時間一定の応力勾配に晒される条件と異なり、常に移動し続けるき裂先端では十分な粒界キャビティの生成が生じる前に何らかの要因により進展している可能性がある。

き裂進展と粒界キャビティの相関については、粒界キャビティが直接的にSCC進展速度を加速しているという考え方の他に、原因ではなく結果であるという解釈も可能である。後者は、粒界における物質拡散が促進された結果として、速いSCC進展速度と粒界キャビティの増加が生じたという理解である。例えば、Ariokaらは、応力勾配を有する炭素鋼のプラントノッチ試験片により、高応力場でキャビティの生成速度が増加することを報告している<sup>(11)</sup>。また、水素脆化型の仮説の一つとして知られるHELP (Hydrogen enhanced localized plasticity) 説<sup>(24)</sup>は、材料中に侵入した水素が転位の移動を促し、応力場において局所的に塑性変形が生じることを想定した仮説であり、物質拡散の促進効果が水素の影響で説明できることを示唆している。

本研究での粒界キャビティに関する検討は、き裂先端場における粒界キャビティの生成状況と拡散の加速効果についての知見を与えた。これらのデータを体系的に取得し、定量的に事象を評価することにより、き裂が進展する物理現象が明らかとなることが期待される。

## 5. まとめ

PWR 1次系模擬環境下において冷間加工を加えた690合金のSCC進展試験を行い、平均き裂進展速度と冷間加工および試験温度とキャビティ生成量の関係について以下の知見を得た。

- (1) SCC進展試験により、690合金の加工度による加速効果と温度依存性についてのデータ拡充が図られた。40%加工材の温度依存性は単調なアレニウス型の温度依存性を示さず、340℃と360℃で同程度の速度であり、加工度の増加が温度加速効果を低下させている可能性が確認された。

- (2) 40%CW材にはSCC試験前から粒界に0.5%程度の空洞が観察され、応力無負荷部は試験後も変化が認められなかった。一方で、SCC試験後のき裂先端では最大で1.6%程度まで粒界占有率が増加し、粒界キャビティとして空洞が成長していると考えられた。
- (3) き裂先端の粒界キャビティ占有率とSCC進展速度の間には正の相関が認められた。粒界キャビティ生成の影響要因としては、冷間加工度、き裂先端部の応力、温度増加が加速因子として寄与したと考えられる。

## 6. 謝辞

本研究を遂行するにあたり、各種実験準備や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 村上公治氏および平尾充司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。

## 参考文献

- (1) 渡辺憲夫, 高原省五, “米国の加圧水型原子力発電所における Alloy600 製圧力バウンダリ構成機器の一次冷却材応力腐食割れ事例の分析”, JAEA-Review 200-027, (2006).
- (2) 蒸気発生器一次冷却材出入口管台溶接部内表面におけるき裂への対応について (解説), 原子力安全・保安院, (2008).
- (3) IAEA Nuclear Energy. “Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors: Good Practices and Lessons Learned.” No. NPT-3.13. IAEA, (2011).
- (4) P. L. Andresen, M. M. Morra, A. Ahluwalia, J. Wilson, “SCC of Alloy 690 in High Temperature Water,” CORROSION 2010, paper No.10241, (2010).
- (5) S.M. Bruemmer, M. J. Olszta, N. R. Overman and M. B. Toloczko “Microstructural effects on stress corrosion crack growth in cold-worked alloy 690 tubing and plate materials.” Proc. of 16th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Asheville, Aug. 11-15, (2013).

- (6) K. Arioka, T. Yamada, T. Miyamoto, et al., "Dependence of Stress Corrosion Cracking of Alloy 690 on Temperature, Cold Work, and Carbide Precipitation – Role of Diffusion of Vacancies at Crack Tips", *Corrosion*, 67(3), NACE, (2011).
- (7) 寺地巧, 山田卓陽, 宮本友樹, 有岡孝司, 「PWSCC 発生への粒界酸化の役割検討 – 材料組成および応力の影響 – 」 *INSS journal*, 18, pp.137-151, (2011).
- (8) K. Arioka, T. Miyamoto, T. Yamada, T. Terachi, "Formation of Cavities Prior to Crack Initiation and Growth on Cold-Worked Carbon Steel in High-Temperature Water," *Corrosion*, 66 ( 1 ) , pp.015008-015008, (2010).
- (9) K. Arioka, T. Miyamoto, T. Yamada, T. Terachi, "Role of Cavity Formation on Crack of Cold-Worked Carbon Steel, TT690 and MA600 in High-temperature Water," *Proc. of 15th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, TMS, NACE, ANS, JIM, JSCE, Colorado Springs, Colorado, (2011).
- (10) K. Arioka, T. Miyamoto, T. Yamada et al., "Role of Cavity Formation in Crack Initiation of Cold-Worked Carbon Steel in High-Temperature Water," *Corrosion*, 69 ( 5 ) , pp.487-496 (2013).
- (11) K. Arioka, "2014 W.R. Whitney Award Lecture: Change in Bonding Strength at Grain Boundaries Before Long-Term SCC Initiation," *Corrosion*, 71 ( 4 ) , NACE, (2015).
- (12) S.M. Bruemmer, M.J. Olszta, M.B. Toloczko and L.E. Thomas, "Linking Grain Boundary Microstructure to Stress Corrosion Cracking of Cold-Rolled Alloy 690 in Pressurized Water Reactor Primary Water," *Corrosion*, 69 ( 10 ) , NACE, pp.953-963. (2013).
- (13) U.S.NRC, "Expanded Materials Degradation Assessment Volume 2: Aging of Core Internals and Piping Systems," *NUREG/CR-7153*, Vol.2, (2014).
- (14) 福村卓也, 戸塚信夫, 「実機模擬690合金のPWSCC進展速度」, *INSS Journal*, Vol. 21, pp. 154-162, (2014).
- (15) T. Terachi, T. Yamada, T. Miyamoto and K. Arioka, "SCC growth behaviors of austenitic stainless steels in simulated PWR primary water." *Journal of Nuclear Materials*, 426( 1 ) , pp.59-70, (2012).
- (16) Markus O. Speide and Ruth Magdowski. "Correlations of Laboratory and Field Stress Corrosion Results in the Power Generation Industry," *CORROSION* 99, No. 990401, NACE International, Houston, (1999).
- (17) D.J. Paraventi and W.C. Moshier, "Primary Water Stress Corrosion Crack Growth in Cold Worked Alloy 690 Plate," *Proc. of 16th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, Asheville, Aug. 11-15, (2013).
- (18) P.L. Andresen, L.M. Young, P.W. Emigh, and R.M. Horn, "Stress corrosion crack growth rate behavior of Ni alloys 182 and 600 in high temperature water," *CORROSION* 2002, No. 2510, NACE, (2002).
- (19) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima, "Quantification of yield strength effects on IGSCC of austenitic stainless steels in high temperature water," *Proc. of the 11<sup>th</sup> Intl. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, Stevenson, WA August 10-14, (2003).
- (20) K. Arioka, T. Yamada, T. Terachi & T. Miyamoto, "Dependence of Stress Corrosion Cracking for Cold-worked Stainless Steel on Temperature and Potential, and Role of Diffusion of Vacancies at Crack Tips," *Corrosion*, 64 ( 9 ) , (2008).
- (21) S. M. Bruemmer, M. B. Toloczko and M. J. Olszta, "Pacific Northwest National Laboratory Investigation of Stress Corrosion Cracking in Nickel-Base Alloys," *NUREG/CR-7103*, Vol. 2, Nuclear Regulatory Research, Feb. (2012).
- (22) W. Bamford, G. DeBoo, "Alloy 690 & Metal Reference SCC Growth Rate for ASME

- Section XI," 16th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Asheville, Aug. 11-15, (2013).
- (23) T. Terachi, T. Miyamoto, T. Yamada and K. Arioka, "Mechanistic study of LPSCC of Stainless Steels – Temperature Dependence of Corrosion in Hydrogenated Water," Proc. of Nuclear Plant Chemistry Conf. 2010, Quebec City, Canada, (2010).
- (24) H.K. Birnbaum and P. Sofronis, "Hydrogen-enhanced localized plasticity-a mechanism for hydrogen-related fracture," Materials Science and Eng., A176, pp.191-202, (1994).