

# PWR1 次系模擬水中における TT690 合金冷間加工材の SCC 発生評価(第 3 報) -キャビティ生成処理後の亀裂発生挙動-

SCC initiation in cold worked Alloy 690TT under simulated PWR primary water (3rd report)

-Crack initiation of cavity induced specimens prior to SCC initiation test-

大厩 徹 (Toru Oumaya)<sup>\*1</sup> 寺地 巧 (Takumi Terachi)<sup>\*2</sup> 山田 卓陽 (Takuyo Yamada)<sup>\*1</sup>  
國谷 耕平 (Kohei Kokutani)<sup>\*1</sup> 有岡 孝司 (Koji Ariokao)<sup>\*1</sup>

**要約** TT690 合金では、粒界にキャビティが生成する現象が PWR1 次系環境水によって促進され、SCC 発生に至る可能性が指摘されている。本研究では、SCC 発生の前駆段階の促進を目的として、20%冷間加工を行なった TT690 合金について 450°C の大気中で短時間定荷重を付与し粒界にキャビティを生じさせた(キャビティ生成処理)プラントノッチ CT 試験片を用いて PWR1 次冷却材模擬水環境中で SCC 発生試験を行なった。220h のキャビティ生成処理後 360°C で SCC 発生試験を行なった結果、2,269h でノッチ先端に微小亀裂が確認された。キャビティ生成処理を行なっていない場合には 40,635h で微小亀裂が確認されており、キャビティ生成処理により SCC 発生の前駆段階が促進されたと評価された。その後 SCC 発生試験を継続した結果、ノッチ先端で確認された微小亀裂の開口幅は 18,037h まで単調増加の傾向が見られ、試験中に微小亀裂直下でキャビティ生成や腐食挙動の進展が継続している可能性が示唆された。また、200h のキャビティ生成処理後 320°C で SCC 発生試験を行なった結果、15,661h でノッチ先端に微小亀裂までは至っていない開口が 2 箇所確認され、360°C の試験よりも長時間であったことから、アレニウス型の温度依存性により微小亀裂の発生が抑制されたことが示唆された。

**キーワード** TT690 合金, 冷間加工, SCC 発生, プラントノッチ CT, キャビティ生成

**Abstract** Cavities formed on grain boundaries of Alloy 690TT may lead to SCC initiation when exposed to PWR primary water. To investigate the possibility whether SCC initiate due to cavity formation, a constant load was applied on 20% cold worked Alloy 690TT blunt notched CT specimens in 450°C air for short time to enhance the precursor of the initiation and then tested in simulated PWR primary water. 220h of cavity formation and subsequent 2,269h testing in 360°C simulated PWR primary water revealed tiny fissures on the notch tip indicating that the cavity formation before the test enhanced precursor of SCC initiation since it was earlier than the time (40,635h) of the test without the cavity formation. By observing the time dependence of the gap of these fissures, it was found that the gap monotonically increased until 18,037h indicating that cavity formation or corrosion process evolved under these fissures during the SCC initiation test. 200h of cavity formation and subsequent 15,661h testing in 320°C simulated PWR primary water revealed grain boundary openings at two points on the notch tip which has not evolved into fissures. It was much longer than the testing at 360°C indicating Arrhenius temperature dependence on the SCC initiation process.

**Keywords** Alloy 690TT, cold work, SCC initiation, blunt notched CT, cavity formation

## 1. 緒言

ニッケル基合金の一種である 600 系合金は加圧水型軽水炉 (pressurized water reactor, PWR) プラントの 1 次冷却材環境下で応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) 感受性を有することが知られており、国内外の実機プラントで多くの SCC 発生・進展事例が報告されている<sup>(1)</sup>。そのため、PWR プラントの 600 系合金を使用している機器では、

耐 SCC 性に優れる 690 系合金を用いた部材への交換や補修が進められた。対策材として採用された 690 系合金については、今までのところ、実機において SCC 発生の報告例はない。

一方、実験室では強い冷間加工 (cold work, CW) を付与することにより亀裂進展の感受性を示すことが報告<sup>(2)~(10)</sup>されており、米国では 690 系合金を対象とした亀裂進展速度線図も策定されつつある<sup>(11)</sup>。

\*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

\*2 元(株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所 現 関西電力(株)

Terachi らは 20%CW 及び 30%CW の TT690 合金で 360°C の PWR1 次系模擬水環境中で試験した亀裂進展試験片の破面においてキャビティの痕跡や断面において粒界にキャビティが認められたことを報告している<sup>(12)</sup>。また、SCC 発生についても SCC 進展試験と同様に冷間加工などの促進因子を加味して検討が行われ、Zhai らが 31%CW の TT690 合金で 360°C の PWR1 次冷却材模擬水環境中において丸棒型の引張試験片に 0.2% 耐力相当の荷重を付与して 9,220h 程度の定荷重試験を実施した際に、試験片表面に深さ 15 μm を超えるキャビティ生成を伴った微小な粒界割れが生じたことを報告している<sup>(13)</sup>。これらの知見から、特に SCC 感受性の低い TT690 合金の SCC 発生に際しては粒界キャビティの生成が影響因子となる可能性がある。

粒界キャビティ生成型の SCC 発生機構は、高温クリープで知られる粒界にキャビティが生成する現象が環境水の影響によって促進され、プラントの長期供用時に PWR1 次冷却材環境で顕在化することを想定した機構である<sup>(14)</sup>。具体的には、粒界に集積する空孔が集合体を形成し、粒界にキャビティを生じることで粒界結合力を低下させるとした仮説である。冷間加工は材料中に空孔を導入するため、空孔の集積により生じる粒界キャビティ生成を促進する因子となり得る。Arioka らは冷間加工を加えたステンレス鋼中のニッケルの体拡散について 360~500°Cで評価を行ない、冷間加工を付与することにより拡散が数桁速くなることを報告している<sup>(15)</sup>。

そこで本研究グループでは、これまで冷間加工を加えた TT690 合金についてプラントノッチ型 CT (blunt notched compact tension, BNCT) 試験片を用いて 320°C, 340°C, 360°C の PWR1 次冷却材模擬水環境中で長時間の SCC 発生試験を行ない、その結果を報告してきた。第 1 報では 20%CW 材でノッチ先端に 0.2% 耐力相当の荷重を付与して 360°C, 40,635h の SCC 発生試験を行ない、ノッチ先端に微細な亀裂状の開口の発生を確認し、SCC 発生には極めて長期間を要するとの見通しを報告した<sup>(16)</sup>。第 2 報では 30%CW 材について変形を許容した高応力条件 (0.2% 耐力の 1.04 倍の荷重を付与) 下で 360°C, 5,276h の SCC 発生試験を実施し、ノッチ先端に亀裂状の開口が生じ、その開口の断面観察により前駆挙動として粒界にキャビティが生成している状況が観察されたことを報告した<sup>(17)</sup>。本報では、第 3 報として SCC 発生の前駆段階の促進を目的として、450°C の高温大気中で短時間定荷重を付与し粒界にキャビティを生じさせた (以下、キャビティ生成処理) 試験片を用いて PWR1 次冷却材模擬水環境中で SCC 発生試験を行ない、TT690 合金における粒界キャビティ生成型の SCC 発生の可

能性を検討した。さらに、実機 TT690 合金使用部位において長期間供用後に SCC が発生する可能性について検討した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材及び試験片

供試材には、表 1 に示す化学組成で、溶体化処理の後、700°Cで 15h の TT 处理(thermal treatment, 特殊熱処理)を施した TT690 合金を用いた。表 2 に供試材の機械特性を示す。試験片は、外形寸法が 0.5T-CT 試験片と同一で予亀裂を導入せずノッチ先端が  $R=0.5$  mm のプラント形状である。試験片形状を図 1 に示す。試験片は 20% 冷間加工した供試材から T-L 方向で採取し、ノッチ先端はダイヤモンドペースト 1  $\mu\text{m}$  仕上げとした。

表1 供試材の化学組成(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Fe
0.019	0.30	0.32	0.009	0.0006	0.04	59.25	30.18	9.42

表2 供試材の機械特性

冷間加工度 (%)	温度 (°C)	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)
20	室温	716	790
	320	620	660
	360	546	613
	450	551	608

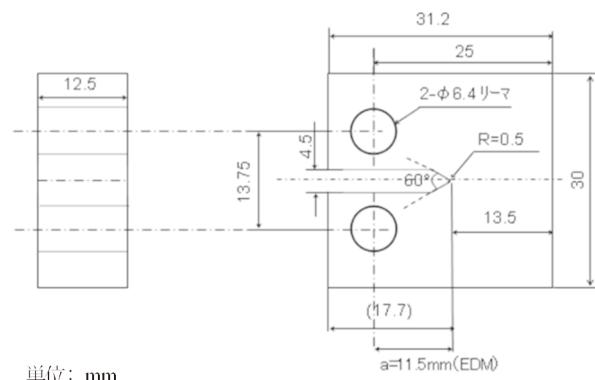


図1 BNCT試験片の形状

## 2.2 試験条件

キャビティ生成処理は450°C大気中で行なった。試験時間は、TT690合金の高温クリープ試験において加速クリー

到達後にノッチ先端を走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope, SEM)で観察すると板厚全域に渡り粒界亀裂が認められた結果<sup>(18)</sup>を考慮して、加速クリープ域に到達する前に試験を終了できるよう 575h, 220h 及び 200h とした。荷重は 9.2 kN とし、これはノッチ先端を亀裂先端と見なしして応力拡大係数( $K$  値)の概念を適用すると  $K=40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  相当の荷重である。キャビティ生成処理後に試験片端部を 3 mm 切断して断面を SEM で観察した。

その後、板厚 9 mm の BNCT 試験片を用いて、PWR1 次系模擬水環境中で SCC 発生試験を行なった。SCC 発生試験は、液循環型の腐食試験装置を用い、水質は標準的な PWR1 次系水質であるほう酸、水酸化リチウム水(500 ppm B + 2 ppm Li + DH 30 cc-STP/kg · H<sub>2</sub>O)とし、温度は 320°C 及び 360°C とした。荷重は、キャビティ生成処理時と同一の  $K$  値 40  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となるよう板厚削減分を考慮して 6.7 kN とした。

SCC 発生試験は約 5,000h 毎に中断し、SEM で BNCT 試験片のノッチ先端を観察して微小亀裂の有無を調査した。キャビティ生成処理及び SCC 発生試験の試験条件を表 3 に示す。

### 3. 実験結果

#### 3.1 キャビティ生成処理後の SEM 観察結果

キャビティ生成処理中の変位の時間変化を図 2 に示す。3 つの試験片のいずれも加速クリープには到達しておらず定常クリープ域で試験を終了した。キャビティ生成処理後のノッチ先端の SEM 観察結果を図 3 に示す。575h 試験した試験片 A では、数箇所の粒界で微小亀裂が認められたが、220h 試験した試験片 B や 200h 試験した試験片 C では亀裂の前駆段階と見られる溝状の段差は認められたものの微小亀裂は認められなかった。3 mm 切断した断面の SEM 観察結果を図 4 に示す。試験片 A では、深さ 1.5 mm 程度からノッチ先端直下まで粒界亀裂が連続していたが、観察した断面では表面には達しておらず粒界へのキャビティの集積のみが確認された。一方、試験片 B, C では観察した

断面で微小亀裂は認められなかった。

Arioka らは、ノッチ先端から深さ 0.5 mm 程度の位置でキャビティの面積率のピークが認められたと報告しており<sup>(19)</sup>、今回の観察結果もそれと整合していた。以上の結果から、キャビティ生成処理時間の長い試験片 A では最初にノッチ先端内部で亀裂が発生して表面に向かって進行し、一部では表面に到達して微小亀裂が開口したことが示唆された。一方、キャビティ生成処理時間の短い試験片 B, C ではノッチ先端表面で微小亀裂発生の前駆段階として粒界へキャビティの集積は生じたが、微小亀裂の開口にまでは至らなかったと考えられた。

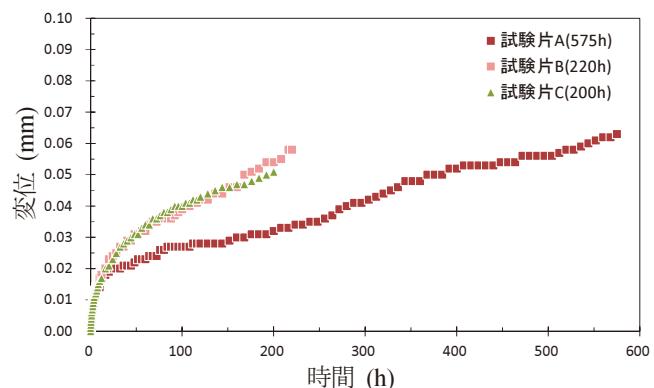
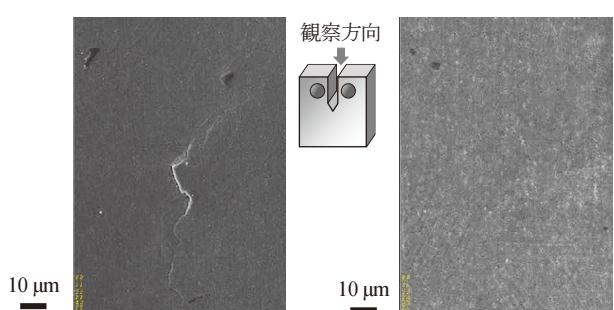


図 2 キャビティ生成処理時の変位の時間変化



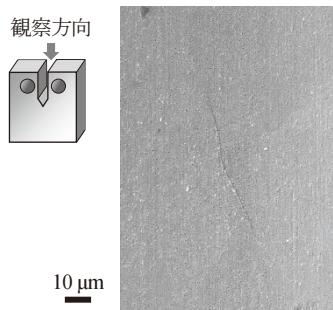
(a) 試験片 A

(b) 試験片 B

図 3 ノッチ先端の SEM 観察結果

表 3 試験条件一覧

試験片 ID	大気中			PWR 1 次系模擬水環境中		
	試験温度(°C)	荷重条件(kN)	試験時間(h)	試験温度(°C)	荷重条件(kN)	積算試験時間(h)
A	450	9.2	575	360	6.7	10,859
B			220			18,037
C			200			15,661



(c) 試験片 C

図3 ノッチ先端のSEM観察結果

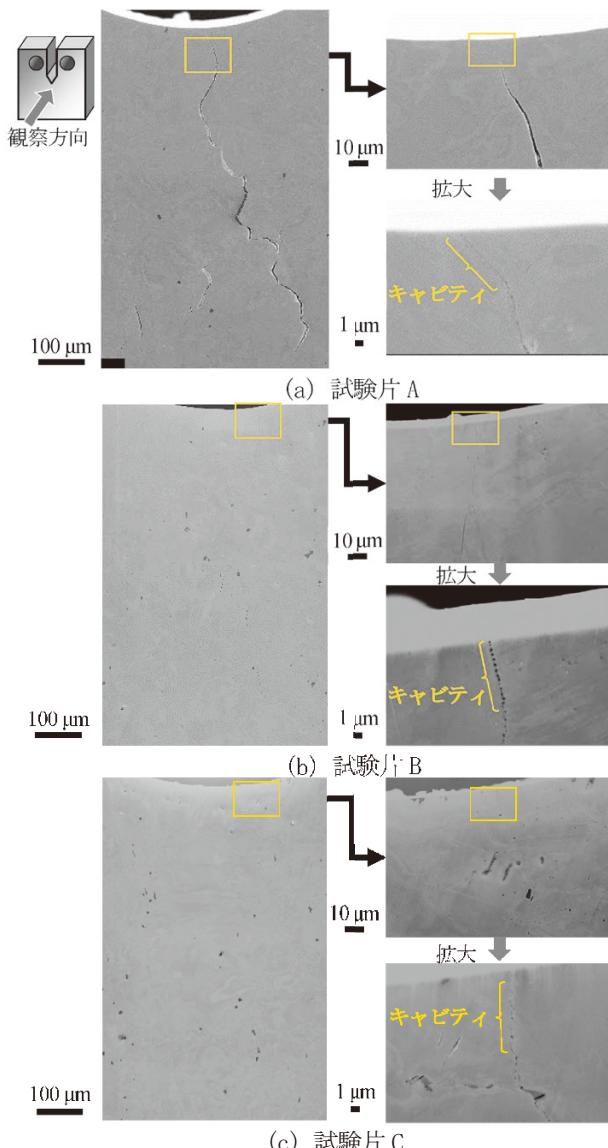


図4 試験片断面のSEM観察結果

### 3.2 SCC発生試験後のSEM観察結果

#### 3.2.1 試験片A (450°C×575hキャビティ生成処理後, 360°C×10,859h試験)

575h のキャビティ生成処理後に 360°Cで SCC 発生試験を 10,859h 行ない、ノッチ先端を SEM 観察した結果を図 5 に示す。図中にマーキングした 87 箇所で 250 倍の SEM 像により微小亀裂が認められ、このうち水色でマーキングした 7 箇所は SCC 発生試験前に確認されていた微小亀裂である。

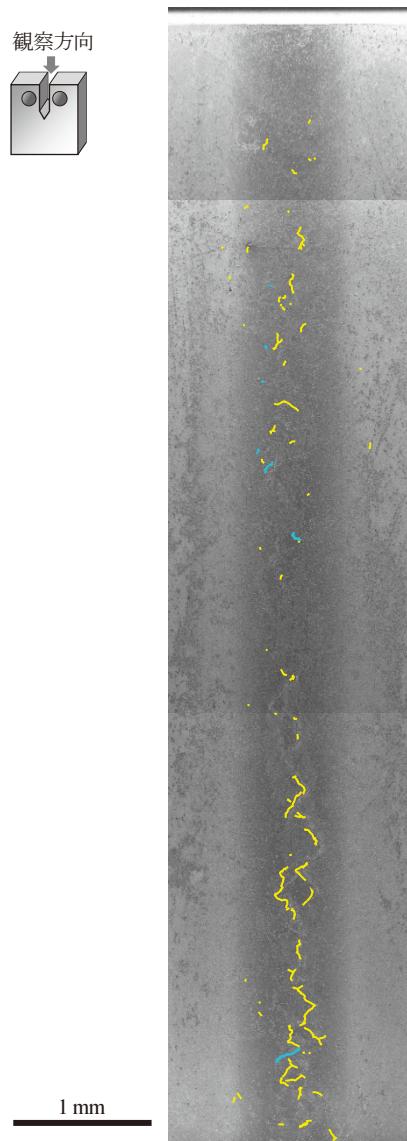


図5 試験片 A のノッチ先端全域の観察結果

これら微小亀裂のうち、代表 2 箇所の高倍率の SEM 観察結果を図 6 に示す。微小亀裂の時間変化を示すため、SCC 発生試験前及び途中で試験を中断して SEM 観察を行なった際の同一視野の SEM 像を併せて示した。

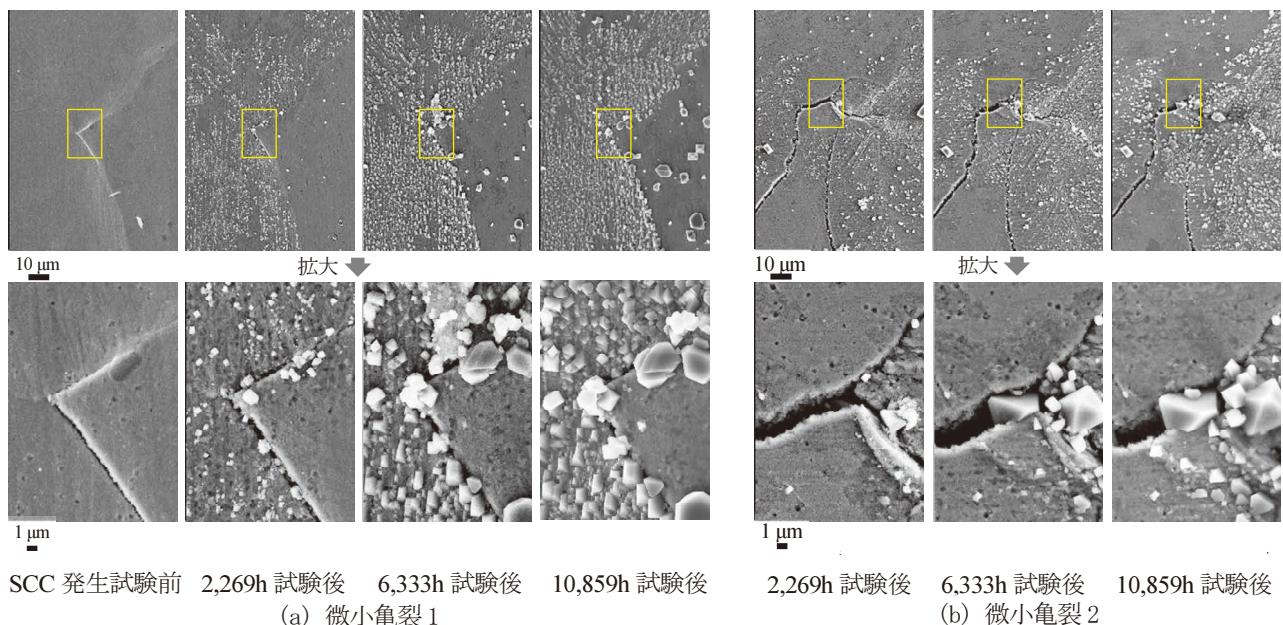


図 6 試験片 A のノッチ先端の微小亀裂の経時変化

(a) では SCC 発生試験前に微小亀裂が確認され、以降周囲の腐食生成物が成長したが、開口幅はあまり拡大しなかった。 (b) では SCC 発生試験前には微小亀裂は確認されておらず 2,269h で最初に確認され、10,859h まで試験時間の経過と共に開口上に腐食生成物が成長すると共に開口幅が拡大した。

### 3.2.2 試験片B (450°C×220hキャビティ生成処理後、360°C×18,037h試験)

220h のキャビティ生成処理後に 360°C で SCC 発生試験を 18,037h 行ない、ノッチ先端を SEM 観察した結果を図 7 に示す。図中にマーキングした 24箇所で 250 倍の SEM 像により微小亀裂が認められた。また、試験片 B では同様の観察を 10,859h 及び 15,886h 試験後に実施しており、それら観察結果の経時変化を図 8 に示す。10,859h では 18 箇所、15,886h では 12 箇所で微小亀裂が認められた。10,859h から 15,886h にかけて微小亀裂の数が 6 箇所減少したが、これは酸化物の付着状況の変化により 250 倍の SEM 像では微小亀裂の同定が困難となったためと考えられた。そこで 15,886h では 10,859h から微小亀裂の分布に変化がないと仮定して、同図に 18,037h で新たに認められた微小亀裂を水色でマーキングすると、18,037h では新たに 12 箇所で微小亀裂が発生したと評価された。なお、10,859h で認められた微小亀裂のうち 6 箇所は 18,037h でも同定されなかった。これはこれらの微小亀裂が大きく成長していないことを示唆する。

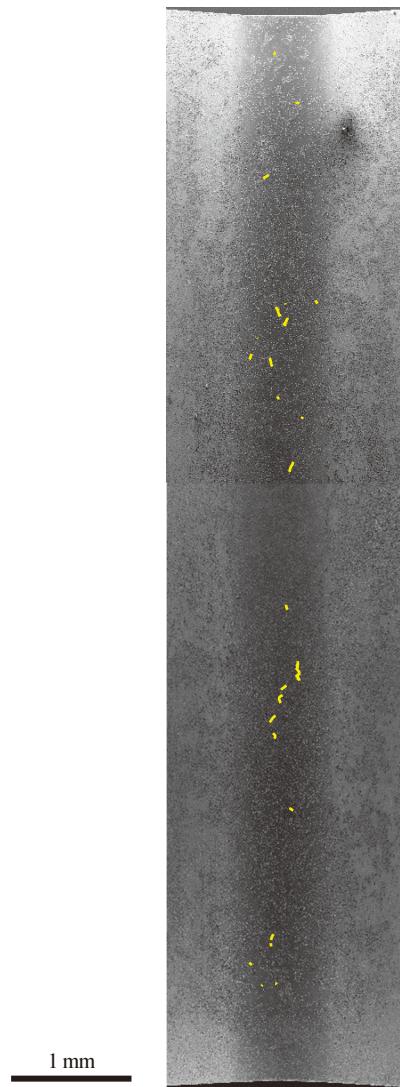


図 7 試験片 B のノッチ先端全域の観察結果

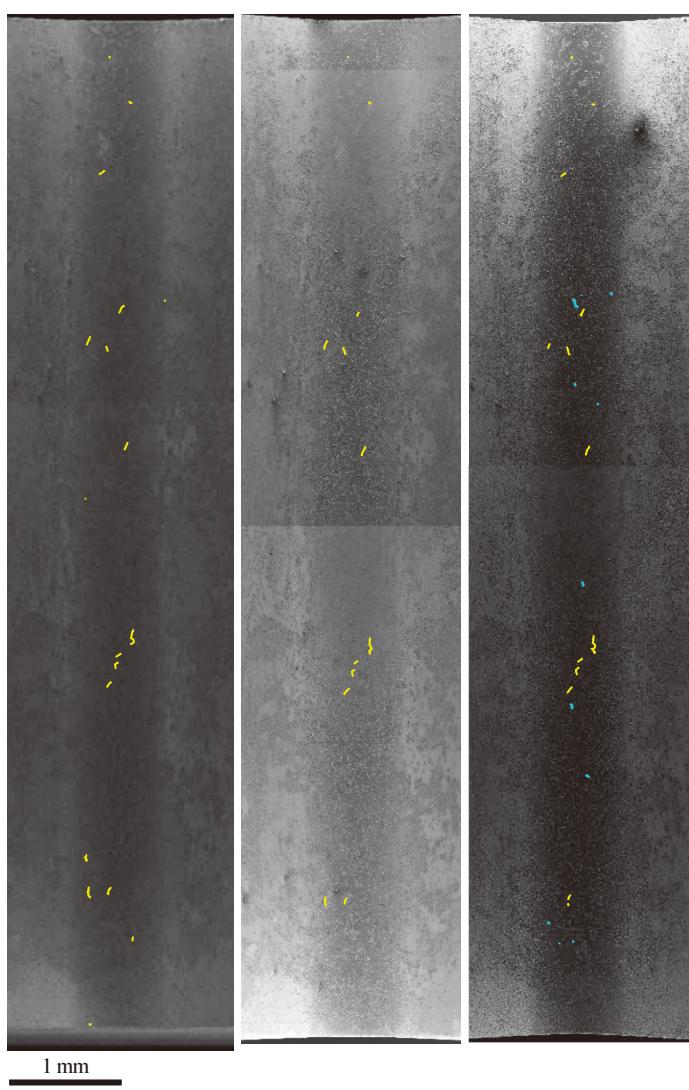


図 8 試験片 B のノッチ先端全域の観察結果の経時変化

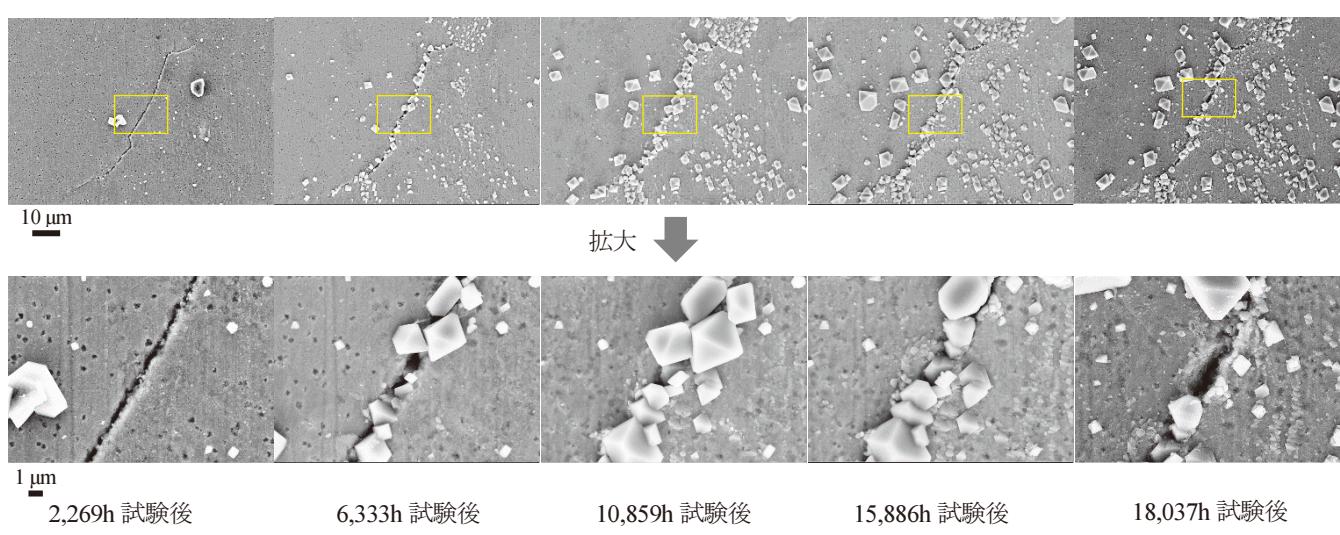


図 9 試験片 B のノッチ先端の微小亀裂の経時変化

試験片 B で確認された微小亀裂のうち、2,269h または 6,333h 以降経時変化を確認している代表 2箇所の高倍率の SEM 像を図 9 に示す。 (a) では 2,269h で最初に微小亀裂が確認され、開口上に腐食生成物が成長したが 18,037h ではその一部が剥離して開口が露出した。また、試験時間の経過と共に開口幅も拡大した。 (b) では 6,333h で最初に微小亀裂が確認され、以降周囲の腐食生成物が成長したが、開口幅はあまり拡大しなかった。

### 3.2.3 試験片 C (450°C×200h キャビティ生成処理後、320°C×15,661h 試験)

200h のキャビティ生成処理後に 320°C で SCC 発生試験を 15,661h 行ない、ノッチ先端を SEM 観察した結果を図 10 に示す。ノッチ全域を 250 倍の SEM 像で観察した結果、明瞭な微小亀裂は確認されず 2 箇所のみで微小な開口が認められた。これらは 12,402h 試験後の 250 倍の SEM 像の観察では確認されておらず、15,661h 試験後に新規に確認された開口である。同図にこれら 2 箇所の開口の高倍率の SEM 像を示すが、いずれも微小亀裂にまでは至っておらず粒界のごく一部でのみ開口が認められた。

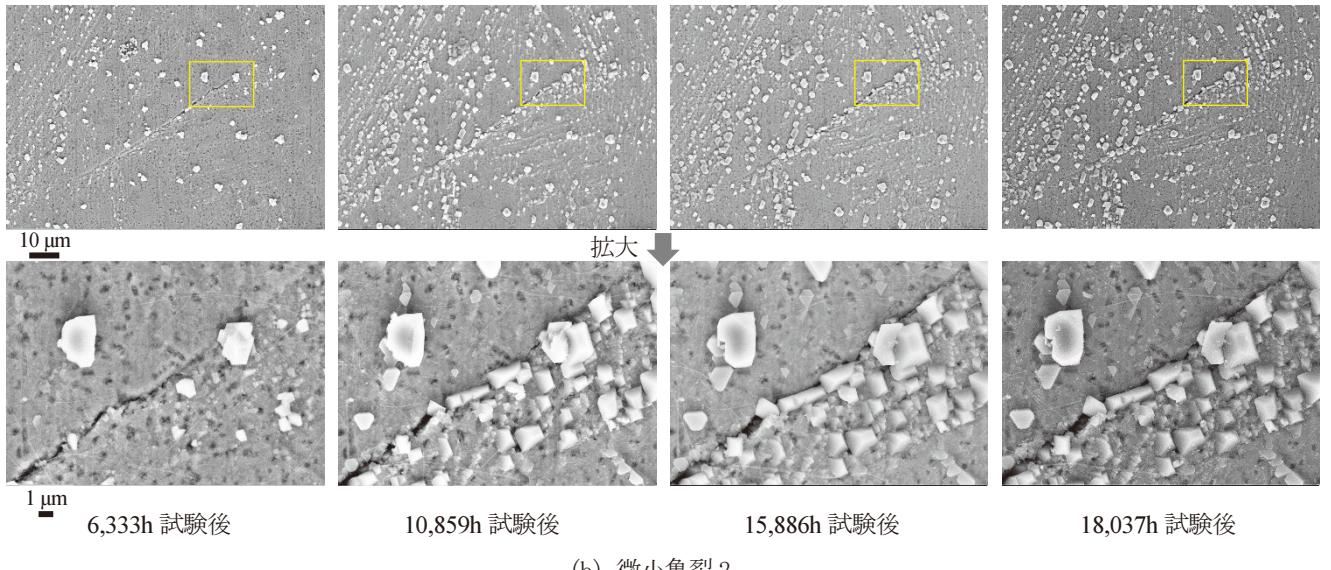


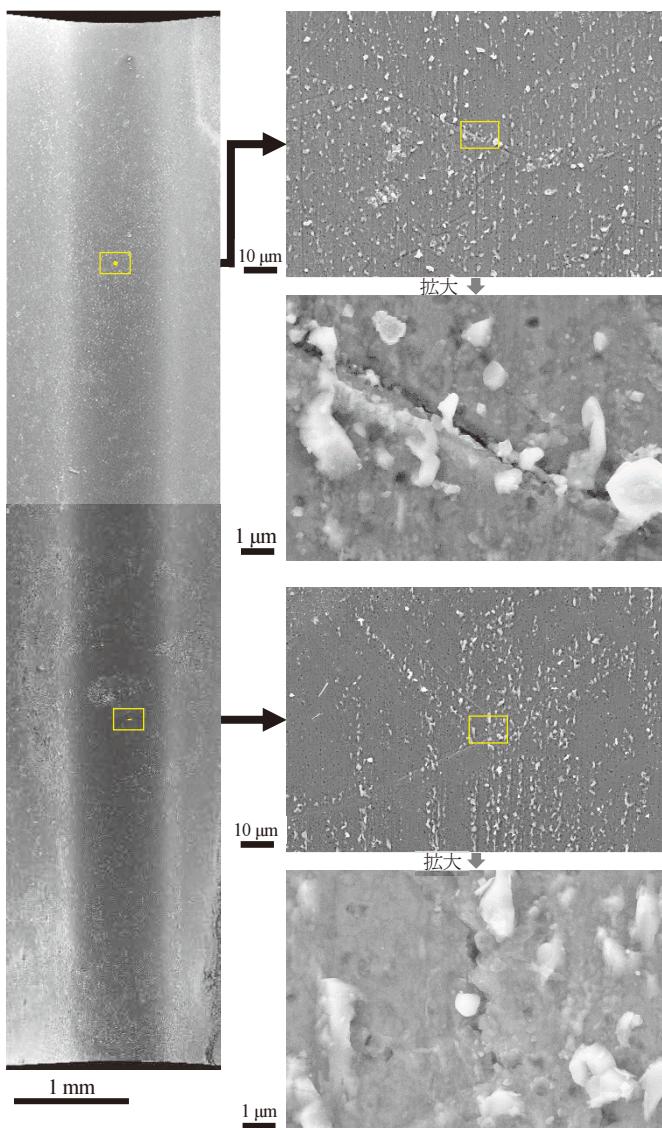
図9 試験片Bのノッチ先端の微小亀裂の経時変化

#### 4. キャビティ生成処理の促進効果

##### 4.1 微小亀裂発生時間

20%冷間加工したTT690合金のBNCT試験片により360°C,  $K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 相当の定荷重でSCC発生試験を行ない、40,635hでノッチ先端に亀裂状の開口が認められたことを前報で報告した<sup>(16)</sup>。キャビティ生成処理した試験片Bでは、SCC発生試験開始後2,269hで新たな微小亀裂が確認されており、荷重条件が $K=40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 相当と $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 相当で若干異なるが、キャビティ生成処理によりSCC発生の前駆段階が促進されたと評価される。ただし、そのような促進条件であってもノッチ先端全域に断続的に分布した微小亀裂が複数の粒界にまたがって板厚方向に連続するような兆候は認められておらず、SCC進展域に至るまでにはなお相当の長期間を要すると考えられる。試験片AではSCC発生試験前に既にノッチ先端の粒界に微小亀裂が認められていたことから発生時間に関して促進効果の評価はできなかった。

また、20%CWのTT690合金について負荷荷重の観点で促進条件となるよう変形を許容した $K=80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 相当の荷重を付与して360°CでSCC発生試験を行なった結果、12,417hでノッチ先端に6箇所の微小亀裂が生じたことを前報で報告した<sup>(17)</sup>。6箇所の微小亀裂が発生した時間は不明であるが、試験片Bでは10,859hで18箇所の微小亀裂が認められたことを考慮すると、応力に比べてキャビティ生成処理による促進のほうが因子としてより促進効果が高いことが示唆される。

図10 試験片Cのノッチ先端全域の観察結果  
及び一部拡大観察結果

## 4.2 微小亀裂の開口幅

360°CでSCC発生試験を行なった試験片Aと試験片Bにおいて比較的形状が明瞭な微小亀裂について、試験開始以降の推移を確認するため、5,000倍のSEM像において微小亀裂両側のエッジの幅(開口幅)を画像データから読み取ってその推移を図11に示した。

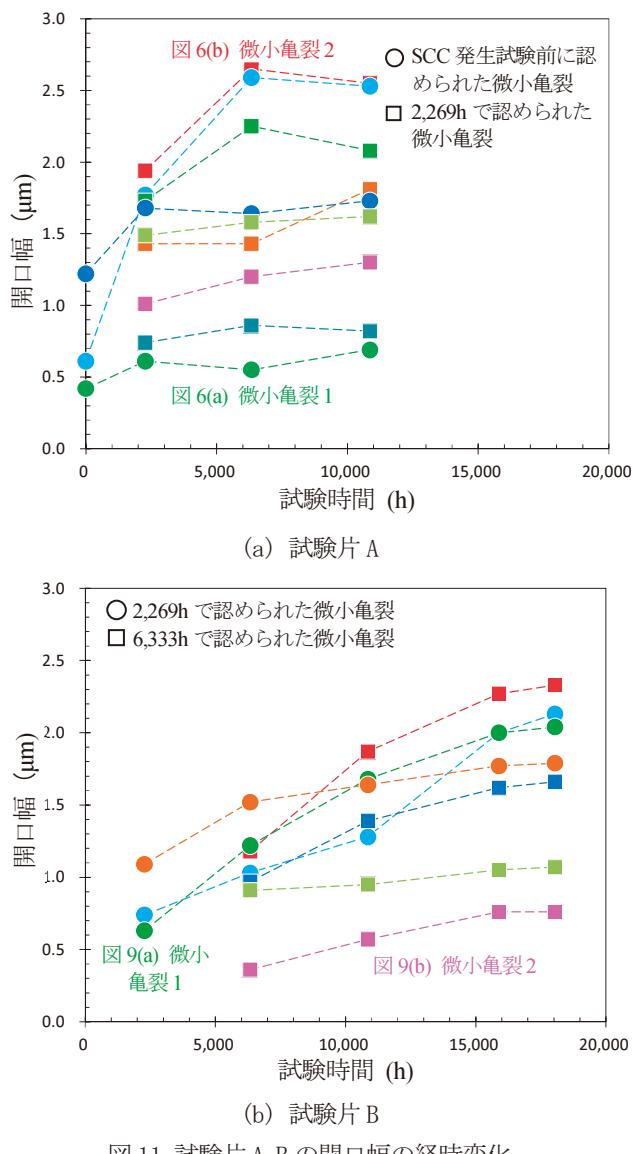


図11 試験片A,Bの開口幅の経時変化

試験片Aでは、計9箇所の微小亀裂を評価し、開口幅は0.4~2.7 μmの範囲にあったが、いずれも6,333h以降開口幅の増加速度が減少する傾向であった。評価した微小亀裂のうち3箇所はSCC発生試験前に認められていたものであるが、開口幅の推移はSCC発生試験後に認められた6箇所と同様の傾向を示した。10,859hまでの開口幅の平均

の増加速度は、最大 $4.6 \times 10^{-11}$  mm/s、最小 $2.6 \times 10^{-12}$  mm/sで9箇所の平均が $1.3 \times 10^{-11}$  mm/sであった。開口幅の増加をもたらした要因については特定できていないが、開口幅の増加は微小亀裂先端直下のキャビティ生成や腐食挙動の進展の兆候を表わすと考えられる。試験片Aのノッチ先端ではSCC発生試験前に粒界へのキャビティの集積といった亀裂発生の前駆段階はある程度進行しており、SCC発生試験以降6,333hでその変化が飽和した可能性がある。

試験片Bでは、計7箇所の微小亀裂を評価し、開口幅は0.3~2.4 μmと幅があるがいずれも単調増加の傾向であった。試験片Bでは、試験片Aと異なりSCC発生試験前に亀裂発生の前駆段階の変化が限定的で、SCC発生試験以降もその変化が飽和せず継続したものと考えられる。微小亀裂のうち3箇所は2,269hで認められ、残り4箇所は6,333hで認められたものであるが、開口幅の推移は両者とも同様の傾向であった。18,037hまでの開口幅の平均の増加速度は、最大 $2.5 \times 10^{-11}$  mm/s、最小 $3.0 \times 10^{-12}$  mm/sで7箇所の平均が $1.5 \times 10^{-11}$  mm/sであり、試験片Aと同程度の値となった。また、4.1項で述べたK=80 MPa√m相当の荷重による試験結果では、12,417hまでの開口幅の平均の増加速度は4箇所の平均が $9.4 \times 10^{-11}$  mm/sであり<sup>(17)</sup>、試験片Bよりも速度が大きいが、K値が大きいことによる影響も寄与しているためPWR1次系模擬水中環境における微小亀裂先端直下のキャビティ生成や腐食挙動の進展に伴う促進効果の違いは特定できなかった。

以上より、試験片BではSCC発生試験以降も亀裂発生の前駆段階の挙動が継続していることが確認できたため、今後微小亀裂断面のキャビティの分布や粒界酸化の状況を分析することで、SCC発生段階における材料内部の変化を明らかにすることが可能と考えられる。

## 4.3 試験温度の影響

320°Cで試験した試験片Cでは15,661hでノッチ先端に2箇所の開口が認められたが、キャビティ生成処理に伴う促進効果については、キャビティ生成処理を行なっていない試験で開口が認められた報告例がなく不明である。

また、キャビティ生成処理時間が200h程度でSCC発生試験の試験温度が異なる試験片Bと試験片Cの試験結果を比較すると、360°Cで試験した試験片Bでは2,269hで既にノッチ先端に3箇所以上明瞭な微小亀裂が認められたのに対して、320°Cで試験した試験片Cでは15,661hでノッチ先端に2箇所の開口が認められたのみである。このことは両者にアレニウス型の温度依存性が存在し、より低

温の 320°Cでは微小亀裂の発生が抑制されたことを示唆する。

以上より、試験片 C の試験を継続することで 320°Cにおける亀裂発生の前駆段階の変化や SCC 発生段階における温度依存性を明らかにすることが可能と考えられる。

## 5. まとめ

SCC 発生の前駆段階の促進を目的として, 20%CW の TT690 合金について 450°Cの高温大気中で短時間定荷重を付与してキャビティ生成処理を行なった BNCT 試験片を用いて PWR1 次冷却材模擬水環境中で SCC 発生試験を行なった。得られた結果は以下の通りである。

- SCC 発生試験前に SEM で観察した結果, 575h キャビティ生成処理を行なった試験片では, ノッチ先端に微小亀裂の開口が認められ, 断面に深さ 1.5 mm 程度の割れが認められた。220h または 200h キャビティ生成処理を行なった試験片では, ノッチ先端直下に粒界へのキャビティ集積は認められたが, 微小亀裂は認められなかった。
- 220h キャビティ生成処理後に 360°Cで SCC 発生試験を行なった結果, 2,269h でノッチ先端に微小亀裂が確認された。これはキャビティ生成処理を行なっていない条件の 40,635h よりも短時間であったことから, キャビティ生成処理により SCC 発生の前駆段階が促進されたと評価された。
- ノッチ先端で確認された微小亀裂の開口幅の推移を評価した結果, 575h キャビティ生成処理を行なった試験片については 6,333h 以降開口幅の増加が飽和傾向となり, SCC 発生試験前に亀裂発生の前駆段階の変化がある程度進行した結果, 以降の変化が限定的となつた可能性が示唆された。一方, 220h キャビティ生成処理を行なった試験片については 18,037h まで単調増加の傾向が見られ, SCC 発生試験開始以降も亀裂発生の前駆段階の変化が継続している可能性が示唆された。
- 200h キャビティ生成処理後 320°Cで SCC 発生試験を行なった結果, 15,661h でノッチ先端に 2 箇所の微小亀裂に至っていない粒界の開口が確認され, 360°Cでの試験よりも長時間であったことから, アレニウス型の温度依存性により微小亀裂の発生が抑制されたことが示唆された。

## 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, 黒崎登氏の多大な協力があった。この場を借りて謝意を表する。

## 引用文献

- (1) 実用発電用原子炉の法令報告事象について, 原子力安全委員会 原子力事故・故障分析評価専門部会, 事専第 10-6 号, 平成 22 年 12 月 17 日, (2010).
- (2) B. Alexandreanu, Y. Yang, Y. Chen and W.J. Shack, "The Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloys 690 and 152 Weld in a PWR Environment," Proc. of 14th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Virginia Beach, VA, August 23-27, (2009).
- (3) M.B. Toloczko, S.M. Bruemmer, "Crack Growth Response of Alloy 690 in Simulated PWR Primary Water," Pacific Northwest National Lab (No. PNNL-SA-72539), Richland, WA, (2009).
- (4) S.M. Bruemmer, M.J. Olszta and M.B. Toloczko, "Cold Rolling Effects on Grain Boundary Damage and Stress Corrosion Crack Growth in Alloy 690," Proc. Fontevraud 7, 236, (2010).
- (5) K. Arioka, T. Yamada, T. Miyamoto and T. Terachi, "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), (2011).
- (6) D.R. Tice, S.L. Medway, N. Platts and J.W. Stairmand, "Crack Growth Testing on Cold Worked Alloy 690 in Primary Water Environment," Proc. of the 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, pp. 71-89, Colorado US, (2011).
- (7) M.B. Toloczko, M.J. Olszta and S.M. Bruemmer, "One Dimensional Cold Rolling Effects on Stress Corrosion Crack Growth in Alloy 690 Tubing and Plate Materials," Proc. of the 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors pp. 91-107, Colorado US, (2011).

- (8) P. L. Andresen, M.M. Morra, and K. Ahluwalia, "SCC of Alloy 690 and Its Weld Metals," Proc. of the 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, pp. 161-178, Colorado US, (2011).
- (9) T. Moss, D. Morton and Heather Mohr, "Evaluation of the Temperature Dependence of Alloy 690 and Alloy 690 Weld Metal SCC Growth in Hydrogenated Water," Proc. of the 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, Toronto Canada, (2015).
- (10) S.M. Bruemmer, M.J. Olszta, N.R. Overman, and M.B. Toloczko, "Cold Work Effects on Stress Corrosion Crack Growth in Alloy 690 Tubing and Plate Materials," Proc. of the 17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, Toronto Canada, (2015).
- (11) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Code Case N-909, Aug.10 2020, (2020).
- (12) T. Terachi, M. Okamoto, T. Yamada and K. Arioka, "Morphology of cavities formed on grain boundary of cracked Alloy TT690," Proc. of the 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, pp. 274-285, Boston, MA, (2019).
- (13) Z. Zhai, M. Toloczko, K. Kruska & S. Bruemmer, "Precursor Evolution and Stress Corrosion Cracking Initiation of Cold-Worked Alloy 690 in Simulated Pressurized Water Reactor Primary Water," Corrosion, 73(10), 1224-1236, (2017).
- (14) K. Arioka, "Role of Cavity Formation on Long-Term Stress Corrosion Cracking Initiation: A Review," Corrosion, 76(2), pp. 142-175, (2020).
- (15) K. Arioka, Y. Iijima, T. Miyamoto, "Rapid Nickel Diffusion in Cold-Worked Type 316 Austenitic Steel at 360–500°C," International Journal of Materials Research, 108(10), pp.791-797, (2017).
- (16) 寺地巧, 山田卓陽, 岡本マキエ, 有岡孝司, "PWR1 次系模擬水中における TT690 合金冷間加工材の SCC 発生評価," INSS JOURNAL, Vol.26, pp. 118-135, (2019).
- (17) 寺地巧, 山田卓陽, 岡本マキエ, 有岡孝司, "PWR1 次系模擬水中における TT690 合金冷間加工材の SCC 発生評価(第 2 報) - 変形を許容した高応力条件下での亀裂発生挙動 -," INSS JOURNAL, Vol.27, pp. 159-174, (2020).
- (18) 大庭徹, 寺地巧, 山田卓陽, 國谷耕平, 有岡孝司, "TT690 合金冷間加工材の粒界キャビティ生成型による亀裂発生時間の評価," INSS JOURNAL, Vol.28, pp. 121-130, (2021).
- (19) K. Arioka, "2014 W.R. Whitney Award Lecture: Change in Bonding Strength at Grain Boundaries before Long-Term SCC Initiation," Corrosion, 71[4], pp. 403-419, (2015).