600 合金の PWR 一次系水中で形成される酸化皮膜と応力腐食割れ初生に及ぼす溶存水素濃度の影響

Effect of Dissolved Hydrogen For Oxide Film And Initiating Stress Corrosion Cracking Of Alloy 600 In PWR Primary Water

三菱重工業株式会社	小林　高揚	Takaaki KOBAYASHI	Member
日本原子力発電株式会社	杉野　亘	Wataru SUGINO	Non-Member
東北大学	橋本　篤	Atsushi HASHIMOTO	Non-Member

This study focused on an initial stage of PWSCC, observed and considered the oxide layer on alloy 600 using three-point bending specimens immersed in 360 °C・30 ml/kg DH and 345 °C・15 ml/kg DH. Crevasses of oxide film along grain boundaries were observed on their surfaces. These conditions are close to chemical equilibrium boundary of Ni/NiO, inhibit the growth of the oxide film on grain boundaries due to lack of oxidizable-Ni and Cr. There is a possibility that their material surfaces in vicinity of grain boundaries weren't covered with oxide film and were contacted with these test water conditions while a long immersing term. The authors reported that the DH concentration dependency of PWSCC initiation by high pre-strained RUB specimen coincided with it of PWSCC crack growth rate by CT specimen. There is a possibility that the coincidence is based on the above mechanism; "less oxide film on grain boundaries" under the condition applied high stress to a surface of SCC test specimen.

Keywords: PWR, Dissolved Hydrogen, Stress Corrosion Cracking, Nickel Based Alloy, Alloy 600, Nickel Oxide, Oxide Film, PWSCC, Crack Initiation Time, Crack Propagation Rate

１．緒言

加圧水型軽水原子力発電プラント(Pressurized Water Reactor: PWR)を構成する機器の材料には、600 合金，690 合金等のニッケル(Ni)基合金が使用されている。プラントの高経年化とともに 600 合金の一次系水中の応力腐食割れ(Primary Water Stress Corrosion Cracking : PWSCC）が国内外で顕在化したため、Cr 量を高め耐 PWSCC 性を高めた 690 合金等への取替が順次進められてきた。現在の国内 PWR 発電プラントにおいて 690 合金は蒸気発生器伝熱管材や原子炉容器上蓋管台材に広く適用されている。また 690 合金系の溶接金属も原子炉容器出入口管台や加圧器各管台の溶接部に PWSCC 対策材として使用されている。近年、PWR 一次系模擬水中での PWSCC に関する研究は 690 合金の話題が多いが、原子炉容器底部の炉内計測筒用管台廻りのように、690 合金への更新工事が現実的に施工困難な部位がある。それらへはウォータージェットピーニング等により材料表面の引張残留応力を除去する対策が行われたうえで引続き 600 合金が使用される。炉内計装筒廻りは筒部が 600 合金で且つ筒と原子炉容器下鏡の溶接部には 600 合金系の溶接金属が使用されており、再稼働対象で今後も継続運転される可能性が高い 3 ループ及び4ループの国内PWR発電プラントの原子炉容器下鏡の貫通部数は其々50 及び 58 に上ることから対策は万全を期す必要があり、600 合金の PWSCC 対策の充実は依然として重要な検討対象である。そのために、材料因子及び応力因子への対策以外にも、環境因子による対策、例えば溶存水素(Dissolved Hydrogen : DH)濃度等の水質パラメータの最適化による PWSCC 対策の効果を見極めることが有意義である[1]。DH 濃度の影響評価も含め、600 合金の PWSCC の研究は 1980 年台から国内外で数多く行われてきた[2]。しかしながら、PWSCC き裂進展速度に関する知見が豊富に存在するのに比べて PWSCC 発生試験の知見は乏しく、有意な傷や欠陥が存在しない平滑な表面からき裂が発生するまでの過程の機構については未だ不明な点が多い。本研究は PWSCC のき裂の初動段階：初生に着目し、DH 濃度・温度等の環境条件に応じて材料表面に形成される酸化物層(皮膜)の性状との関連について調査・検討を行ったものである。

連絡先: 小林 高揚
〒652-8585 神戸市兵庫区和田崎町 1-1-1
E-mail: takaaki_kobayashi@mhi.co.jp

２．試験方法

2.1 試験片及び浸漬条件

本研究の試験片は試験の簡便さから定歪式とし、リバース U ベンド(RUB)試験片よりも試験片表面に掛かる引張応力状態が過酷でないとされる三点曲げ試験片を用いることとした[3]。引張応力値は、考察章で後述する 25 % の冷間加工を予め施して作製する 3/4 inch RUB 試験片は 850MPa、本研究の三点曲げ試験片は 650 MPa である。

RUB試験片は作用する引張応力の絶対値だけでなくU曲げ方向と直角方向(半円部分の周方向)の引張応力値も高いため、相対的に短時間で明確なSCCき裂が確認されると考えられる。本研究の目的に照らせば、供試体に明確なPWSCCの割れが発生する直前の段階にとどまった材料表層状況を観察できる確度を高める必要があり、三点曲げ試験片が適していると考えた。高温水浸漬中の応力緩和を抑制する機構も持たせず、き裂初生の状態の観察を目指した。Fig. 1に三点曲げ試験片を治具に組込んだ状態の供試体の外観例を示す。治具底部からネジにより試験片中央部を押し曲げることで試験片上面の主に図中で赤色矢印の方向に引張方向の応力が付与される。

また、供試材料はPWSCC試験例が豊富なMA600合金とし、三点曲げ試験片に必要な肉厚も考慮し、国内PWR発電プラント使用材と同等の原子炉容器上蓋管台材料から切り出した。供試材料への引張／圧延等による事前の冷間加工は行っていない。本研究に供したMA600合金の成分及び熱処理条件をTable 1に示す。

試験(浸漬)条件は、温度は比較的短時間で結果を得るために360℃及び345℃とし、浸漬時間は1千から2千時間程度を目安とした。水質は国内PWRの現行水質基準値に照らした一次系水条件、即ちほう素(B)濃度を1800 ppm, リチウム(Li)濃度を3.5 ppm, DH濃度を30 ml/kg, 溶存酸素(DO)濃度は5 ppb未満とし、345 ℃条件のみDH濃度を5, 15 ml/kgとした水質下でも浸漬試験を行った。試験片の繰返し数は各1 (360 ℃: 計1、345 ℃: 計3)である。

2.2 表面酸化皮膜の分析方法

一般的な外観観察に加え、走査型電子顕微鏡観察及び元素分布分析目的に応じて以下の分析機器を用いた。

表面や断面に対する観察・写真撮影の多くはチャンバーが大きく試験片を治具ごと挿入して観察できる利点がある日立製走査型電子顕微鏡S-3400Nを用い、一部の高倍率観察・写真撮影には日立製Field Emission SEM装置SU-70を用いた。基本的に二次電子像(Secondary Electron : SE)による観察を行ったが, 効果的と判断した場合には反射電子像(Back Scattered Electron : BSE)に適宜切替えて観察・写真撮影した。図中でSEMとのみ表記または特に表記がない場合はSE像であり、BSE像を示す場合は必ず図中にBSEと付記した。

断面出しはイオンエッチングにより行った。イオンエッチングの条件は, 使用ガス : Ar, 加速電圧 : 6 KV, 放電電圧 : 1.5 KV, 放電電流 : 400 μA, ミリング時間 : 約4 hとした。なお, SU-70はエネルギー分散型X線分析: EDS

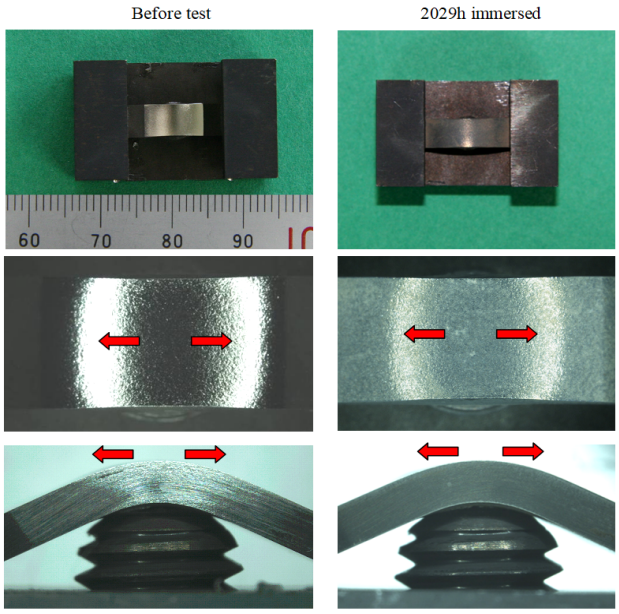

Fig. 1 Appearance of three-point bending specimen

Table 1 Chemical composition of test material

MA 600	Chemical composition (wt%) Ladle								
	C	Si	Mn	P	S	Fe	Cr	Ni	Cu
For Nozzle	0.03	0.29	0.29	0.008	0.001	Bal.	16.73	74.58	0.01

Heat treatment condition : 980℃× 1h Mill annealing → Water Quenching

(Energy Dispersive x-ray Spectrometry)の機能を併せ持っており, SEM観察で得られた特徴的な視野に対して元素分布のマッピングを行った。

3. 試験結果

3.1 試験片表面及び断面の観察結果

360 ℃試験片(DH濃度は30 ml/kgの1条件のみ)は浸漬時間2029 h時点で、また345 ℃試験片((DH濃度は5, 15及び30 ml/kgの3条件)は浸漬時間1200h時点(各DH濃度条件とも同時浸漬の他試験の都合で終了)で浸漬容器から取出して観察を行った。いずれも光学顕微鏡ではき裂は全く確認できず、後述の通り、SEM観察によってもSCCき裂(複数粒界に跨る直線的な開口)は確認されなかったが、酸化皮膜に溝のような紋様が確認される状況であったため、冒頭の目的を満たすと判断して浸漬を終了して以降の観察・分析を順次行った。浸漬後の外観は既出のFig. 1に併載した通り金属光沢をやや失っていた。供試材料表面に酸化皮膜の形成によるものと考えられる。

SEM観察を行った結果をFig. 2、Fig. 3及びFig. 4に示す。まず、Fig. 2は、360 ℃で浸漬した試験片表面と断面を斜めから鳥瞰する構図の中段の写真と、その中での特徴的な部分の拡大写真を上段・下段に配して纏めたもの

である。表面像である視野 a)は、SE 像では目立たないが、同視野を BSE 像で観察すると結晶粒界に沿う連続的な点状の析出物が広範(前面)に見られた。また、断面像である視野 b)及び c)には供試材料母材内部の粒界の幾つかは暗灰色に形どられて見えた。これらは粒界に沿った材料の内部酸化の進行を示すものと考えられ、仮に高温水浸漬を継続したならば明確な PWSCC き裂の発生へと進む可能性があるが、この浸漬時間・観察時点では、材料も直上の酸化皮膜も開口していない。PWSCC き裂が発生する前の初生の段階であると考えられる。

Fig. 3 は Fig. 2 の中段図の左端に近い領域の特徴的な部分に注目して撮影したものである。視野 d)は先述の視野 a)と連続する同様の表面領域であるが、より拡大した視野 d)の BSE 像では結晶粒界に沿って酸化皮膜の裂け目か空隙のような溝が生じており、内部には点状の連続的な析出物が確認された。さらに、断面との境界線上の一部に見られる酸化物層が剥離した部分を捉えた視野 e)とその拡大した BSE 像を示した視野 f)には、酸化物層の下方(供試材料内部)にも表面と同様な連続的な点状の析出物の分布が認められた。これらは供試材料の粒界に点在する Cr 炭化物に起因するものだと考えられ次章で考察する。断面出しのためのイオンエッチングを行う際には視野の各下方から上方へイオンビームが流れるため、断面出される端部(表面との境界)の酸化皮膜の縁は剥がされる方向の力が作用する。数粒界分が剥離し、剥離した材料表面は一様に平滑である様子から、表面に形成された酸化皮膜は母材との密着性が低いものであったと考えられる。

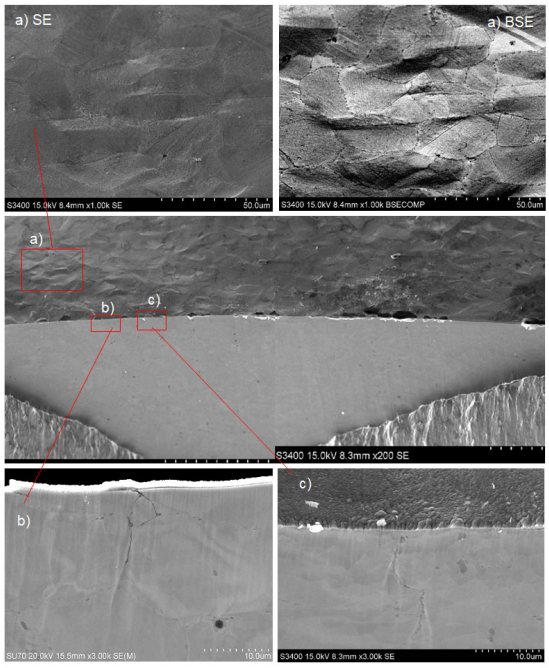

Fig. 2 SEM image of surface and cross section 1/2 (360 ℃)

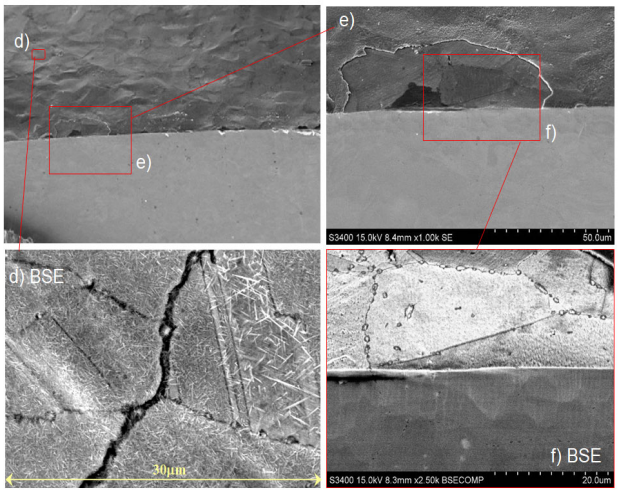

Fig. 3 SEM image of surface and cross section 2/2 (360 ℃)

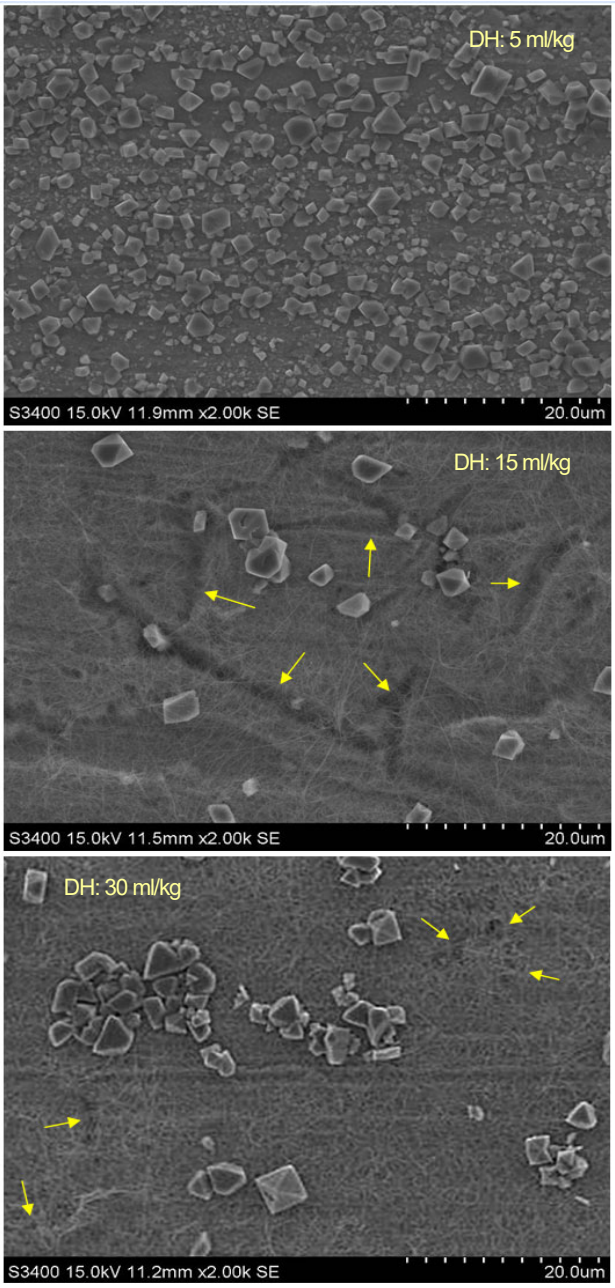

Fig. 4 SEM image of surfaces (345 ℃)

また、Fig. 4 は、345 ℃で浸漬した各試験片表面の SEM 像であり、上・中・下段の図がそれぞれ DH 濃度 5, 15, 30 ml/kg の水質の浸漬後の酸化皮膜の形成状況である。345 ℃試験片は 360 ℃よりも短い 1200 h 時点での観察像であり、三点曲げ試験片での SCC 発生には尚早な段階にあると考えられる。特記すべきは中段の DH 濃度 15ml/kg 条件の像で、図中に黄色の矢印で指し示した通り、結晶粒界を形どった酸化皮膜の溝のような溝が明確に見られた。このような形状の溝は同 DH 濃度条件の SEM 像の随所に見られ、Fig. 3 の視野 f) 等で明らかなように供試体の結晶粒は長辺で 30μm 程度と大きさが一致することから、結晶粒界に沿って粒界直上の酸化皮膜が溝のような溝を呈していると考えられる。なお、同図下段の DH 濃度 30 ml/kg 条件の像でも皮膜の溝が見られた。三点曲げ試験片で SCC き裂が確認される場合には一般に曲げ方向に直行する線状のき裂が生じるため、このような面状な溝は母材のき裂発生に伴い開口したものではないと考えられる。

3.2 EDS 分析結果

前出視野 b)の EDS 分析による元素マッピングを Fig. 5 に示す。母材表面付近の内部酸化の進行が確認できる。また、BSE 像において酸化皮膜の溝のような溝に点状の析出物が結晶粒界に沿って連続的に見られた視野 d)に対して表面から深さ方向に 70 分毎の段階的なイオンエッチングを施し，各段階の酸化皮膜表面から母材に掛けての元素分布の変化を EDS によりマッピングした様子を Fig. 6 に示す。後述の通り 70 分のイオンエッチングは約 1 μm 深さの切削に相当する。まず、エッチング前の SEM 像で結晶粒界に沿った連続した点状の析出物が見える位置は Cr 及び O の濃度が高い一方で，同位置の Ni, Fe は濃度が低かった。これら点状の析出物は Cr の酸化物であることは明らかである。Fig. 7 に同視野を含むより広範囲の表面 SEM 像を示す。140 分(約 2 μm 深さ)のエッチングが終了した時点で表面に形成された酸化皮膜の大方は除去され、母材の表面に到達していると考えられる。これらにより，酸化皮膜の表面で観察される結晶粒界に沿った Cr 酸化物は母材と連続しており、母材の結晶粒界に沿ってその直上の酸化皮膜の溝が表面と通じていることも明らかとなった。さらに、140 分(約 2 μm 深さ)のエッチング終了時点で、エッチング開始前に明確に開口していた酸化皮膜の溝が消失しているものの、酸化皮膜の溝の直下では PWSCC の割れが見られていない。逆に言えば、PWSCC き裂の発生後に供試材料の SCC 開口や材料のすべりに伴ってこれらの酸化皮膜の溝が生じたのではないと考えられる。なお，210 分のイオンエッチングが終了した時点の断面像とエッチング前の同視野の断面像を比較したものを Fig. 8 に示す。210 分のイオンエッチングは約 3 μm の切削に相当し，その時点ではエッチングが確実に母材に到達していたことが確認できる。

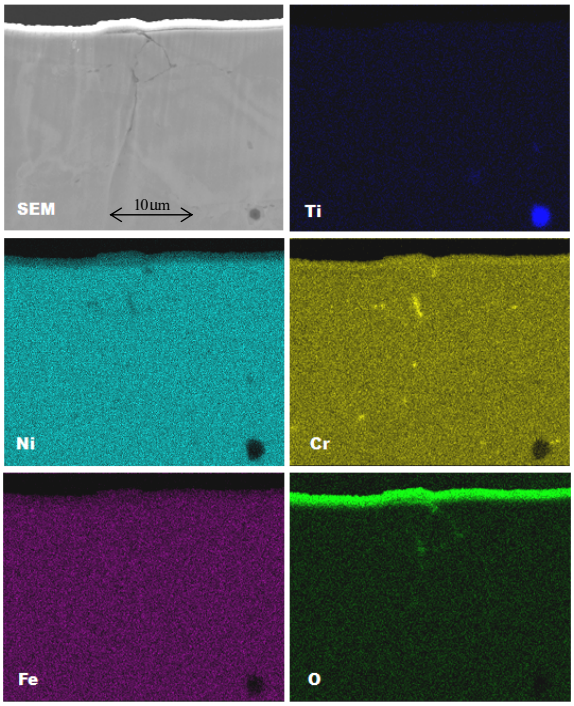

Fig. 5 EDS mapping of cross section (360 ℃)

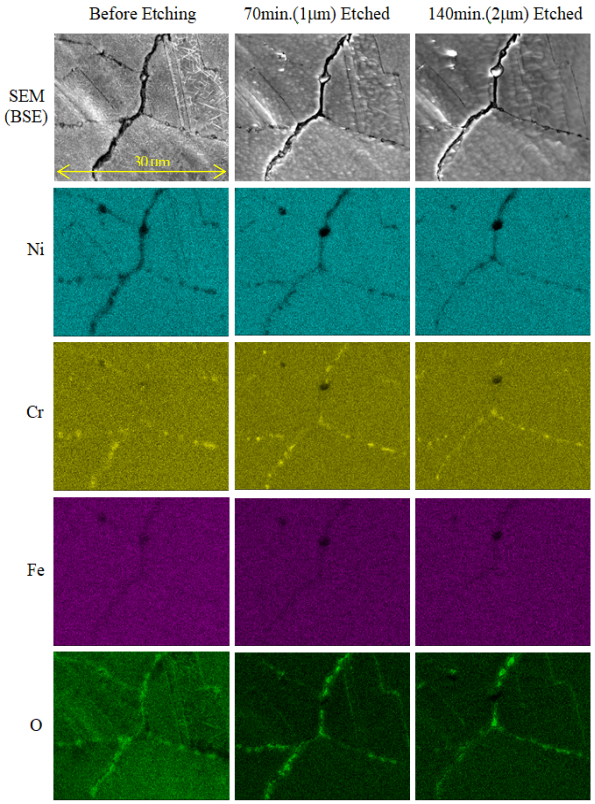

Fig. 6 EDS mapping of etched surfaces

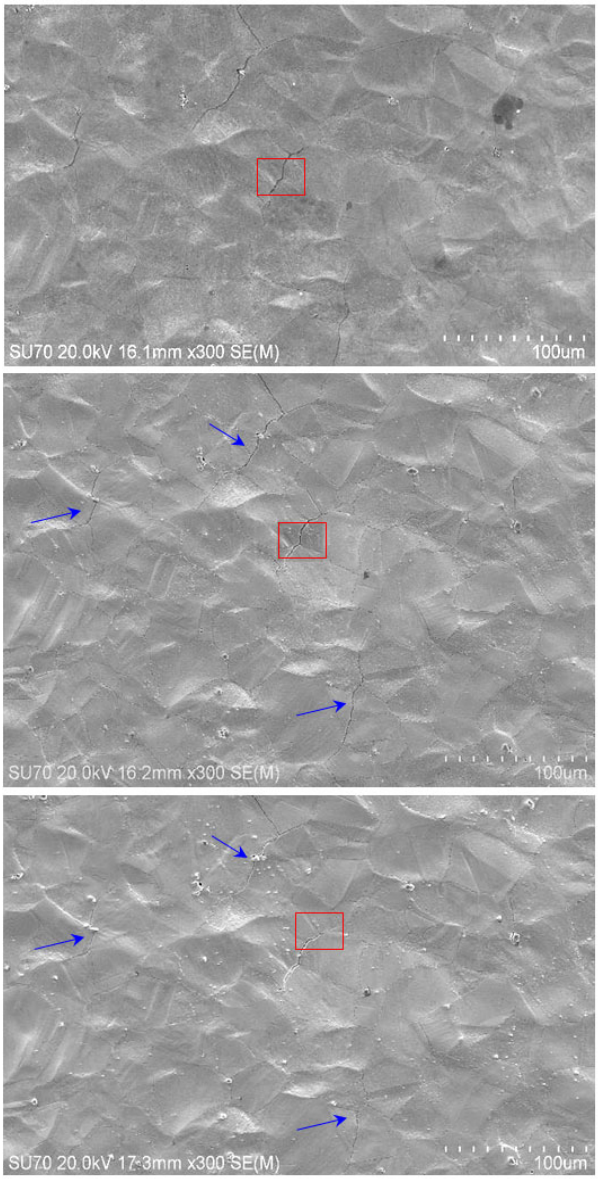

Fig. 7 SEM image of etched surfaces (360 ℃)

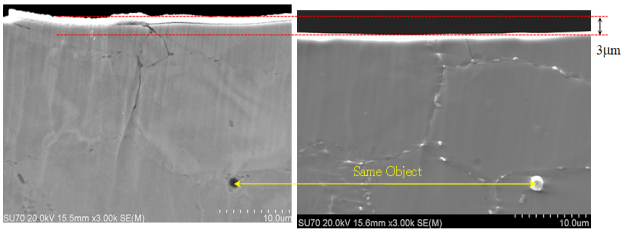

Fig. 8 Estimation of etched depth (360 ℃)

4．考察

4.1 結晶粒界の析出物について

Ni 基合金は熱処理の過程で粒界に沿って安定な Cr 炭化物 Cr_7C_3 や $Cr_{23}C_7$ が析出することが知られ、600 合金の場合は前者であるとされる[4-7]。600 合金の主要な構成元素である Ni, Cr, Fe のうち Cr が他者よりも酸化され易いことは公知であり、前出 Fig. 4 及び Fig. 5 の EDS マッピングでの Cr 及び O の輝点は、浸漬前に Cr_7C_3 として粒界に存在していた析出物が高温水への浸漬とともに酸化され、酸化物に変質した状況を示すものと考えられる。試験片表面観察の全視野においてき裂の発生が疑われる状況は見られなかったが、その時点でも比較的表層の母材内部まで結晶粒界の酸化は進行しており、後に明確な PWSCC き裂へ進行する素地が整いつつある段階を観察しているものと考えられる。極表層に存在する Cr 炭化物が優先的に酸化され, PWSCC き裂発生の起点と成り得ること[8], 熱処理の制御により Cr 炭化物を粒界と整合もしくは非整合に析出させることによって耐 PWSCC 性が明確に変化すること[9], 粒界酸化の進行が粒界に存在する Cr 炭化物を避けるように進むとの報告[10]等、粒界 Cr 炭化物の析出状態は PWSCC き裂の顕在化とその後の進行のために重要であるとされるが、本研究では結晶粒界の Cr 炭化物が表面に形成される酸化皮膜の成長に及ぼす影響について論ずることとする。

4.2 結晶粒界上の Cr 炭化物が及ぼす酸化皮膜形成への影響について

PWR 一次系水中に浸漬した Ni 基合金の表面に形成される酸化物及び酸化皮膜は水質中の DH 濃度と温度に依存して変化することが知られている[11,12]。ここで、前出の Fig. 3 及び Fig. 4 で見られた供試材料母材の結晶粒界に沿った酸化皮膜の溝について考察する。溝が明確に見られた浸漬条件: 360 ℃・DH 濃度 30 ml/kg と 345℃・DH 濃度 15 ml/kg の環境条件は、理論計算上 Ni/NiO が化学平衡となる DH 濃度(前者: 25.5 ml/kg、後者: 17.4 ml/kg)に近いところにあり[13], 供試材料中の Ni 成分が酸化物を形成し難い条件である。この Ni 成分が酸化物を形成し難い水質条件下では、消去法的に Ni 以外の 600 合金の主成分である Cr と Fe の酸化物が主体となって酸化皮膜を形成せざるを得ないが、粒界上に点在する Cr 炭化物の周囲は Cr 欠乏が生じるため[6,14]、粒界直上では Ni と Cr がともに酸化物形成のための金属元素として不足する。加えて、3.1 項で述べたように結晶粒界に沿った内部酸化の進行が認められるが、この内部への酸素の拡散(消費)の結果として表面結晶粒界上の酸素不足が生じると考えられる。600 合金の結晶粒界近傍の酸化挙動に関しては、近年、Scenini らが精力的に研究を行っている。いずれも Ni/NiO 化学平衡より還元側となる水素添加された高温水蒸気雰囲気への暴露試験による結果からの評価であるが、①引張応力の作用によって Cr の結晶粒界中への拡散と酸素の浸透がより高まり、粒界酸化が加速されること[15]、②結

晶粒界近傍の材料内部(表層付近)に Ni の富化領域が形成され、その境界(Scenini らは移動した新たな粒界と称する)が優先的粒界酸化(PIO: Preferential Intergranular Oxidation)を生じて PWSCC き裂発生の起点となること、粒界近傍の材料表面に形成された Cr_2O_3 の酸化皮膜は材料内部粒界への Cr と酸素の内方拡散することが報告されている[16]。Scenini らの研究の着眼点は材料内部および内方への挙動に置かれており、材料表面上の酸化皮膜の形成と成長については言及されていないが、本研究において、表面に高い引張応力が作用する試験片において酸化皮膜の溝が明確に見られたことは上記①の現象として説明できること、②の材料内方に Ni の富化領域が形成される現象は、Ni/NiO 化学平衡より還元側(低電位、即ち高 DH 濃度)の試験水質と接液する材料表面で外方に Ni 酸化物が形成され難いことの反作用として説明できること等から、表面酸化皮膜の溝の形成は、材料の内方酸化挙動と密接に関係している可能性がある。その結果として、結晶粒界直上では材料表面を保護するに適した緻密な酸化皮膜が形成されない可能性があると考えられる。なお、上記の Cr 欠乏の議論は PWR 水質においては活性溶解型の粒界 SCC へ誘導するものでなく、あくまで粒界近傍に形成される酸化物への影響についてである。

4.3 結晶粒界上の酸化皮膜の溝が及ぼす PWSCC き裂発生への影響について

360 ℃・DH 濃度 30 ml/kg 条件及び 345℃・DH 濃度 15ml/kg 条件の三点曲げ試験片表面で見られる結晶粒界に沿った酸化皮膜の溝は、Ni/NiO の化学形態平衡の境界近傍の水質条件が Ni が酸化できない電位にあること及び粒界上の Cr 炭化物析出による Cr の不足が重畳して粒界直上の酸化皮膜成長が阻害されること、さらに、併せて材料表面の引張方向の応力が存在することにより顕在化しているものと考えられる。また、酸化皮膜の溝は供試材料表面まで到達するが材料内部までは及んでおらず、360℃よりも低温且つ短い浸漬時点の観察である 345℃条件の Fig.4 で既に明確に見られている。即ち、酸化皮膜の溝は、有意な SCC き裂の発生に伴った材料のすべりに引き摺られて発現するのでなく、き裂発生に至るかなり前の段階から発現する、即ち Fig.9 に描いたパターン A でなく、パターン B の経過を辿ると考えられる。このことは、引張方向の応力が作用する供試材料表面の特に結晶粒界部分は、浸漬試験の早い時期から酸化皮膜に覆われることなく試験水とほぼ直接的に接触するような状況に置かれた可能性を導く。

筆者らは過去の研究において、高い予歪(25 %)を付与した RUB 試験片を用いて行った PWSCC 発生試験の DH 濃度依存性が CT (Compact Tension)試験片を用いた PWSCC き裂進展試験の DH 濃度依存性の傾向に非常に良く一致したこと、即ち、双方の試験とも其々の浸漬温度での Ni/NiO が化学平衡となる DH 濃度において PWSCC 発生の感受性と PWSCC 進展速度の感受性が共に最大を示したことを報告した[17]。Fig. 10 に Andresen らが関数化している報告に基づいて描画した 345 ℃と 360 ℃の PWSCC き裂進展速度の DH 濃度依存性のシミュレーション線図を示す[13]。PWSCC き裂進展速度は Ni/NiO 化学平衡の境界点で極大値を示す曲線を描く。図中の数値は極大値を示す DH 濃度である。25 %予歪を付与した RUB 試験片の頂部には CT 試験片の予き裂先端部と同程度の強い引張応力が作用すると考えられるが[18]、Ni/NiO 化学平衡の境界近傍となる DH 濃度の水質条件下での 25 %予歪を付与した RUB 試験片頂部の表面は、「粒界拡散が優先し結晶粒界上の酸化皮膜成長に乏しく試験水と直接的に接触するような状況」即ち「CT 試験片の予き裂先端部と同様な SCC 試験状況」に置かれることになる。これが、CT 試験片を用いた PWSCC き裂進展性の DH 濃度依存性と良く一致する理由であると考えられる。

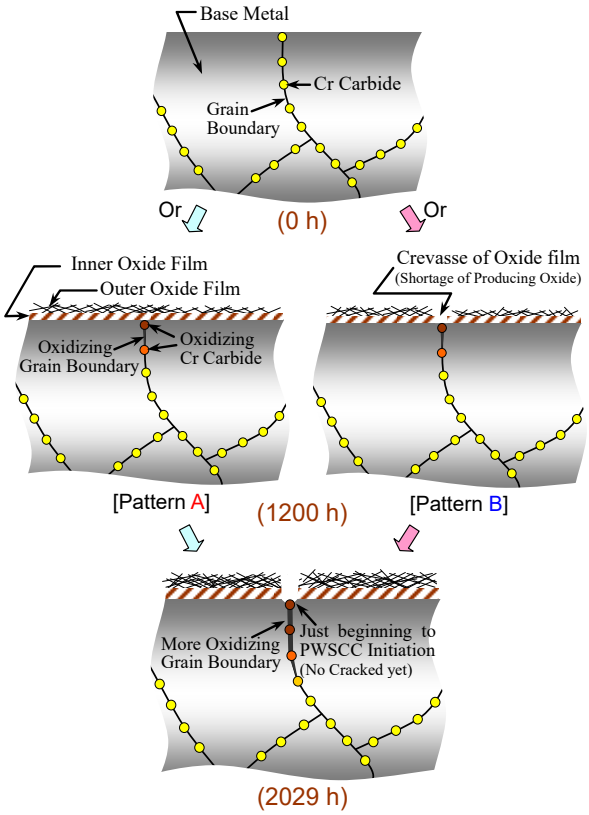

Fig. 9 Schematic diagram of oxide film crevasse

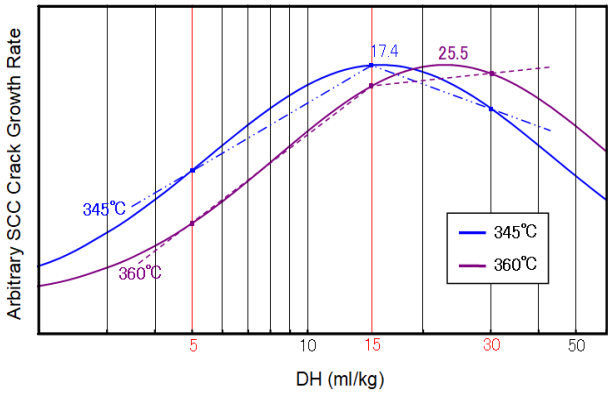

Fig. 10 PWSCC C.G.R. depended on DH concentration and Ni/NiO chemical boundary at 345 ℃, 360 ℃

5．結言

本研究では、600 合金の PWSCC のき裂の初生に着目し、三点曲げ試験片を用いて材料の表層から表面に形成される酸化皮膜までの領域の観察と考察を行った。その結果、360 ℃・DH 濃度 30 ml/kg 及び 345 ℃・DH 濃度 15 ml/kg の水質条件下で浸漬した三点曲げ試験片の表面には結晶粒界に沿った酸化皮膜の溝のような溝が見られた。これらの温度・水質条件はいずれも 600 合金の主成分である Ni の化学的に安定な形態が Ni または NiO となる境界の近傍にあたる。これら条件下では、酸化物となり得る Ni の不足と Cr 炭化物析出及び内方酸化による材料表面領域粒界近傍の Cr と酸素の欠乏が相まって、粒界上には酸化皮膜の形成が不十分となることが考えられた。粒界上の溝の顕在化は材料表面への比較的強い引張方向応力の作用が前提条件であると考えられるが、その結晶粒界近傍の材料表面は浸漬の早い段階から酸化皮膜に覆われることなく試験水に接するような状況におかれている可能性が考えられた。

筆者らは過去の研究から、高い予歪を付与した RUB 試験片による PWSCC 発生試験の DH 濃度依存性が CT 試験片による PWSCC き裂進展試験の DH 濃度依存性に傾向が非常に良く一致し、双方の試験とも其々の浸漬温度での Ni/NiO が化学平衡となる DH 濃度において PWSCC 発生の感受性と PWSCC 進展速度の感受性が共に最大を示したことを報告しているが、試験片表面に強い引張応力が作用する試験方法での PWSCC 発生試験には上記の機構が影響している可能性が考えられる。

国内 PWR の重要機器の構成材料である 600 合金の PWSCC 対策は着々と進められてきたが、690 合金への取替が困難な部位等で未だ数多く残存しており、引続き万全な対策が講じられることが望ましい。DH 濃度の最適化等の水質管理による環境因子面での対策も有意義な PWSCC 手段の一つとして、今後の評価・検証が充実されることを期待する。

参考文献

[1] 杉野亘, 日本原子力学会 水化学分科会 第 12 回講演資料, (2011)

[2] P. M. Scott, Proc. of 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, pp.1 (1999)

[3] 大西忠一、応力腐食割れ試験法、軽金属実験技術講座、軽金属, Vol. 34, No. 2, pp. 132 (1984)

[4] R. G. Ballinger, Huntington Alloy Product Division Technical Service, March (1971)

[5] C. S. Tedmon and D. A. Vermilyea, Corrosion, 27, pp. 376 (1971)

[6] 小若正倫, 長野博夫, 工藤赳夫, 山中和夫, 岡田康孝, 南孝男, 防食技術,30, pp.692 (1981).

[7] 山中和夫, 鉄と鋼, Vol. 79, No. 9, pp. 1022 (1993)

[8] 寺地巧, 宮本友樹, 山田卓陽, 戸塚信夫, 有岡孝司, 高倉賢一, INSS JOURNAL, Vol. 17, pp. 130 (2010)

[9] T. Yonezawa and Y. Iijima, Proc. of 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials inNuclear Power Systems-Water Reactors, pp. 799 (1993)

[10] J.G.C. Hinostroza, C. Duhamel, T. Couvant and J. Crépin, Proc. of 17 th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, pp. 773 (2015)

[11] N. Totsuka, E. Lunarska, G. Cragnolino, and Z. Szklarska Smialowska, Corrosion, 43, pp. 505 (1987).

[12] D. Akutagawa, N. Nagata, K. Dozaki, H. Takiguchi, K. Norring, A. Jenssen, and A. Molander, Proc. of 14th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, pp. 306 (2009).

[13] P. Andresen, J. Hickling, A. Ahulwalia and J. Wilson, Corrosion, Vol. 64, No. 9, pp. 691 (2008)

[14] 寺地巧, 戸塚信夫, 山田卓陽, INSS JOURNAL, Vol.13, pp. 205 (2006)

[15] G. Bertali, F. Scenini and M. G.Burke, Corrosion Science 111, pp. 494–507, (2016)

[16] L. Volpe, M. G. Burke and F. Scenini, Acta Materialia 186, pp.454-466, (2020)

[17] 小林高揚, 米澤利夫, 堂崎浩二, 久宗健志, 杉野亘, 佐藤賢二, 日本原子力学会和文誌, Vol. 15, No. 1, pp. 21 (2016)

[18] 長田 俊郎, 佐野 勇人, 高橋 宏治, 圧力技術, Vol. 51, No. 3, pp. 89 (2013)

(2020 年 5 月 11 日受理,　2020 年 8 月 6 日採択)