

PWR 1次系環境での非鋭敏化SUS 316の粒界型応力腐食割れ感受性に及ぼす温度，水素濃度およびほう酸濃度の影響

Influence of Temperature, Hydrogen and Boric Acid Concentration on IGSCC Susceptibility of Unsensitized 316 Stainless Steel

有岡 孝司 (Koji Arioka)*

要約 PWR 1次系環境での非鋭敏化SUS 316の粒界型応力腐食割れ (IGSCC) 感受性に及ぼす温度，水素濃度およびほう酸濃度の影響を予歪み付きSSRT試験により検討した。温度に関してはアレニウス型の単調な温度依存性が認められ，得られた活性化エネルギーは21.6 kcal/molであった。この温度依存性は水素注入のBWR環境を模擬した高温純水中での結果と類似の値を示しており，またPWR環境での照射された冷間加工SUS 316 (CW 316 SS) のそれとも類似している。水素濃度に関しては，PWR 1次系水質管理範囲内では水素濃度の上昇と共にIGSCC感受性が上昇する傾向が認められた。この傾向は照射CW 316 SSで得られている傾向と類似している。またほう酸添加の影響については，顕著なほう酸添加の影響が認められ，高濃度のほう酸環境でIGSCC感受性が抑制される結果が得られた。IGSCC感受性が環境因子の影響を受けるというこの実験事実は亀裂の進展過程に亀裂先端での溶解反応が何らかの形で関与していることを示唆しているものと考えられる。以上の結果に加え破面形態の詳細観察結果も含め考察した結果，今後詳細な検討が必要であるが，非照射・非鋭敏化SUS 316のIGSCCと照射SUS 316のIASCCは類似のメカニズムで発生・進展しているものと推定される。

キーワード SUS 316, IGSCC, 水素, ほう酸, IASCC

Abstract IGSCC susceptibility of unsensitized 316SS under PWR primary water was studied as a function of solution temperature, dissolved hydrogen, and boric acid concentration by SSRT test using specimens with cold deformed hump. IGSCC growth rate was dependent on temperature and the obtained activation energy was 21.6K cal/mol. Regarding the influence of dissolved hydrogen, there was a simple monotonic increase in crack growth rate with the increasing hydrogen concentration within the PWR primary water chemistry specifications. Also, there was a remarkable difference in IGSCC susceptibility with regard to the effect of boric acid concentration. Within the tested concentration, the IGSCC susceptibility under high concentrated boric acid solution(2300ppm B) was inhibited in comparison with that under 500ppm B. These temperature and dissolved hydrogen dependencies of IGSCC susceptibility were similar to the literature on published data on irradiated 316SS. Although further study is required to clarify the mechanism, however the similarity of the dependencies suggests that the rate-limited IGSCC process of un-irradiated 316SS is related to that of IASCC.

Keywords SUS316, IGSCC, hydrogen, boric acid, IASCC

1. 研究の背景と目的

BWRプラントでは，再循環ラインのステンレス配管の溶接熱影響部でIGSCCによる不具合が多く発生したことから結果的にオーステナイト系ステンレス鋼のIGSCC感受性に及ぼす，環境因子（酸素濃度，不純物濃度，温度），材料因子（鋭敏化SUS 304/316），応力条件（閾値），及び溶接接施工法（内面冷却法など）など充実した検討が実施されている。(1)~(4)

一方PWRではキャノピーシール溶接部⁽⁵⁾，及び安全注入系第一隔離弁の上流側⁽⁶⁾などの酸素滞留部での実機不具合事例の報告はあるものの，脱気され水素の添加されたRCS条件でのIGSCCでの発生事例は炉内構造物であるバッフルフォーマーボルトの照射誘起応力腐食割れ (IASCC) 以外に報告例が無い。(7)~(9) これらPWRとBWRのステンレス鋼のIGSCC感受性の差を理解し対策を設定する為に，多くの研究が行われIGSCC感受性におよぼす酸素濃度および電位の影

* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

響が調べられた。さらにその検証として実機での電位測定が行われPWRのRCS条件でのステンレス鋼の電位はIGSCC発生の臨界電位に比べ十分に低いことが確認されている。(7)~(9) その結果として、PWR環境でのオーステナイト系ステンレス鋼のIGSCC研究は酸素滞留域を模擬した研究が主体となり、(10)~(12) 脱気され水素が添加されているRCS条件での系統的な研究は殆ど報告されていないのが実態である。

しかし、最近Andresenらが鋭敏化していないSUS 316を冷間加工した材料を用いたCT試験で、従来報告されているIGSCCの臨界電位に比べ十分に低いPWR条件に近い水素濃度（18 cc/kg）の288℃純水中でIGSCC感受性を示すことを報告⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾している。また、ほう酸水中でも多少Li濃度が実機の管理範囲（< 2.2 ppm）に比べ高い条件（108 ppmB+ 6.9 ppmLi+ 18 cc/kgDH₂）ではあるがハンプ付SSRT試験でIGSCC感受性があることが過去から指摘されている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。以上の報告例はPWR環境でのIGSCC感受性を示唆するものではあるが、実機PWR環境そのものの環境条件での試験結果では無いことから、今後のプラント保全計画を考える上で、PWRの1次系水質スペックを満足する環境条件でのIGSCC感受性の有無を明確にする必要がある。

1次系ケミカルシムの最適化の基本的な考え方は以下の3要素のバランスをとる形で設定されている。(a)構成材料の健全性確保（現在：水の放射分解による酸素発生を抑制する為の水素添加濃度下限値の設定（DH₂> 15 cc/kgDH₂など） (b)燃料被覆管の耐食性確保（現在：高濃度Li条件での耐食性劣化防止の為の上限値の設定（Li< 2.2 ppmなど） (c)定検中の作業員被曝量の低減（現在：燃料表面でのクラッド付着・放射化抑制の為の水質pHの下限値設定(pH 300℃> 6.9 など)

以上の背景から、将来1次系ケミカルシムの最適化を実施するにあたり、構成材料健全性確保の観点から、1次系の代表的構成材料の一つであるオーステナイト系ステンレス鋼について、IGSCC感受性に対する1次系環境（ほう酸、水素、Li濃度）の影響に関するデータベースを整備し、まず(a)の目的についてのケミカルシムへの要求事項を整備することを目的に研究を開始した。またIASCC対策として1次系水質の変更の意義の有無を判断するデータベースの蓄積を目的に、得られたIGSCC試験結果を同種材料のIASCC感受性の傾向と比較検討することにより、PWSCCとIASCCの発生・進展メカニズムの類似性と

相違を検討した。

2. 実験と計算方法

2.1 試験材料

試験材料は溶体化SUS 316であり、化学組成の分析結果は0.049 C, 17.1 Cr, 2.1 Mo, 12.0 Ni, 1.5 Mn, 0.45 Si, 0.027 P, 0.005 S (wt%)である。材料の熱処理は1150℃で10 min溶体化処理後鋭敏化を避けるために水冷された。材料の平均粒径は約100 μmであり、粒界での炭化物析出は観察されなかった。

2.2 SSRT 試験

試験は再循環ループを有する低歪速度試験装置（Slow strain rate technique: SSRT）を用いて実施した。試験片には平板の引っ張り試験片を用いた。試験片の平行部長さは20 mm、厚さ2 mm、および幅4 mmである。また試験片中央部で金具を用いて冷間変形させ予歪を付与した試験片を用いて試験に供した。⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾試験片の表面状態を均一に保つため、予歪を与える前の段階で試験部は1200-grit SiC紙で研磨した。引っ張り速度は試験期間中一定に管理され360℃での試験（0.6 μm/min (~ 5 X 10⁻⁷/sec)を除いて0.12 μm/min (~ 1 X 10⁻⁷/sec)で実施した。SSRT試験後の破壊形態およびIGSCC深さはSEM観察により行った。実施した試験環境条件はPWRプラントの起動初期（H₃BO₃（2300 ppm as B）+ LiOH（2 ppm as Li））と燃料サイクルの中間状態を模擬した条件（H₃BO₃（500 ppm as B）+ LiOH（2 ppm as Li））で実施した。試験溶液の室温での電気伝導度は~ 22 μS/cmであった。試験液中の水素濃度は調整タンクの圧力および混合ガス濃度で調整し、試験装置入り口濃度は（株）東亜電波製の水素計を用い連続的に監視された。試験した水素濃度範囲はPWRプラントの水質管理範囲をカバーする条件（15, 30 および45 cc STP / kgH₂O）に加え、より広い範囲で水素濃度の影響を検討する事を目的に1 cc STP / kgH₂Oでも実施した。また試験温度は実機運転条件を中心に実施しIGSCC感受性の温度依存性を検討する事を目的に310, 320, 330, 340 および360℃で実施した。

2.3 PWR 1次系環境でのFe₃O₄溶解度計算

水素添加した脱気高温水中でステンレス鋼表面で熱力学的に安定であり、且つ実験的にその存在が確認されている酸化物は Fe₃O₄および FeCr₂O₄ などのスピネル酸化物である。そこでIGSCC感受性と割れ先端で形成されるこれら酸化物の溶解挙動との関連を検討する一環として代表的スピネル酸化物であり、かつ高温での溶解度の測定データが充実している Fe₃O₄の溶解度とIGSCC感受性との相関関係を検討した。溶解度の計算は(1)式に記した様に2荷と3荷の鉄イオン濃度の総和として算出した。

Fe₃O₄ 溶解度

$$= \{Fe^{2+} + Fe(OH)^+ + Fe(OH)_2 + Fe(OH)_3\} + \{Fe^{3+} + Fe(OH)^{2+} + Fe(OH)_2^+\} \quad (1)$$

各イオンの平衡濃度は、定圧比熱データを用い標準自由エネルギーを算出して決定した。イオン種について的高温でのエントロピー計算はCriss-Cobbleのcorresponding理論⁽²¹⁾を用いて計算した。また各イオン反応の平衡解離定数については MacDonal^{(22)~(25)}らの報告した値を用いた。また計算結果の信頼性を確認するために高温での溶解度測定結果^{(26)~(28)}と我々の計算コードを用いて計算した結果を比較した結果、図1に示す様に300℃までの条件ではほぼ十分な計算精度を確認した。

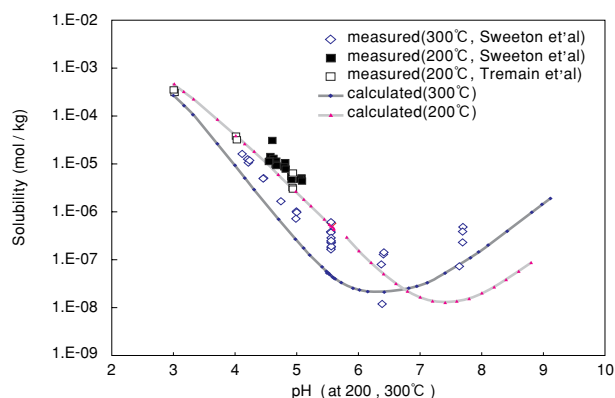


図1 Correlation between calculated and measured Fe₃O₄ solubility

3. 試験結果と考察

3.1 溶体化316SSの脱気ほう酸水中でのIGSCC感受性

PWRの1次系水質管理基準を満足する環境条件下での非鋭敏化ステンレス鋼のIGSCC感受性の有無を調

べる事を目的に320℃の低歪速度 ($\sim 1 \times 10^{-7}/\text{sec}$) で実機運転サイクルの平均的水質条件 (500 ppm as B + 2 ppm as Li + 30 cc STP/kgH₂O) でのSSRT試験を実施した。試験後の破面観察結果を図2に示す。亀裂は予歪を付与した加工面底部より発生し、破面形態はIGSCCで始まり貫粒型SCC (Transgranular Stress Corrosion Cracking: TGSCC) へ変化し最終的に延性的に破壊している。この事からIGSCCはTGSCCに比べ、より低い歪速度で発生する事が理解され、それぞれの破壊形態の歪速度依存性が示唆される。類似のSCC破面の破壊形態変化はBWR模擬環境での試験結果でも報告されている⁽⁷⁾。また、破面観察から得られるもう一つの特徴として、スピネルタイプの溶解析出物が破面表面に線上に析出しているのが観察される。この観察結果はあたかも破面上で金属の溶解が発生する事により亀裂が進展し、その過飽和溶解分が亀裂先端の破面表面にスピネルタイプの化合物として線上に析出したものとも解釈される。この観察結果から、溶存水素を含む低電位でのIGSCC発生・進展メカニズムにも亀裂先端での金属の溶解が何らかの形で関与している事を示唆している。この観察結果の重要な工学的な意味としては、今回の試験片の様な強加工を受け且つ大きな残留応力が存在する様な場合には、酸素を含む高温水中に比べ感受性は低いものの、従来報告されているIGSCCの発生臨界電位より十分低い溶存水素を含む高温水環境でも鋭敏化していないSUS 316はIGSCC感受性を有するという事である。

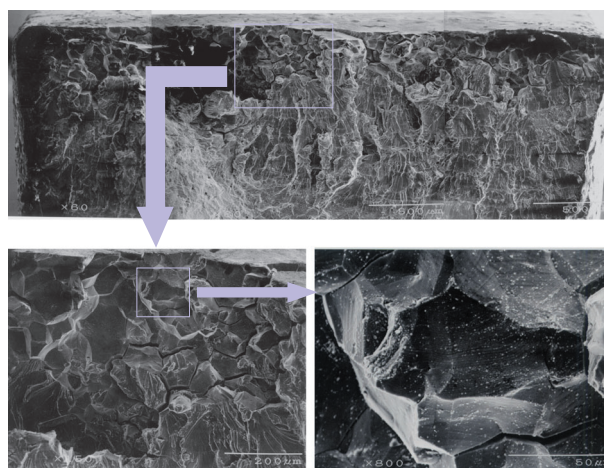


図2 Fracture surface morphology and characteristics (320℃, 500 ppm B+2 ppm Li +30 cc STP DH₂/kg H₂O)

3.2 溶体化SUS316のIGSCC感受性に及ぼす温度の影響

PWRプラントのMOC (middle of the fuel cycle)の平均的な水質条件 (500 ppmB-2 ppmLi-30 cc STP.DH₂/kgH₂O) で, 320-360℃の温度範囲で非鋭敏化SUS316のIGSCC感受性に及ぼす温度の影響を検討した。

試験後の破面のSEM観察の結果全ての破面でIGSCCが観察された。340℃では平均IGSCC深さは0.31 mm (破断までの時間: 275.6 hrs)であり, 一方320℃では0.2 mm (破断までの時間: 500.7 hrs)であり顕著な温度依存性が認められた。そこでIGSCC感受性を(2)式で定義し温度依存性を整理した。平均IGSCC進展速度 (mm/sec)

$$= \text{IGSCC平均深さ(mm)} / \text{破断時間(sec)} \quad (2)$$

結果を図3に示す。図には今回得られた試験結果に加えてAndresen⁽¹⁸⁾らが報告している水素注入したBWR環境を模擬した純水中での試験結果を同じ図に記した。Andresenらの試験は0.5インチのCT試験片を用いて一定の応力拡大係数(25 ksi/ $\sqrt{\text{in}}$)条件で試験された結果である。得られた結果は単調なアレニウス型の傾向を示し, 酸素を含む高温水中でのIGSCC感受性の温度依存性とは明らかに異なる傾向を示した。⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾⁽²⁹⁾ またIGSCC感受性の温度依存性はPWR1次系模擬水中と水素注入したBWR模擬水では殆ど同じ温度依存性を示し, 少なくとも水素注入の条件では両者の亀裂進展反応速度を決めている律速課程は類似の反応であることが示唆される。この律速反応が何であるかは今後の詳細な検討を要するが, 考えられる現象としては亀裂先端での溶解, 粒界すべりおよび破壊面である結晶粒界への水素・酸素の拡散または吸着・反応などの反応が考えられる。また実験結果から計算した活性化エネルギーは21.6 kcal/molであり水素添加した高温純水中での結果として報告されている結果(15.3 kcal/mol)と類似したものであった。

さらに大きな関心の一つである照射されて脆化したステンレス鋼の粒界破壊進展挙動との類似性の有無を検討する一つとして, 照射されたCW316SS ($3 \times 10^{25} \text{n/m}^2$)のPWR模擬環境でのSSRT試験結果⁽³⁰⁾を(2)式を用いて同じ指標を算出して同じ図に整理した。限られたデータであることからこの結果のみから結論つけることは無理があることは言うまでも無いが, この類似した温度依存性は非照射材の

IGSCCとIASCCは同じ律速課程で亀裂が進展している可能性を示唆しているものと考えられる。

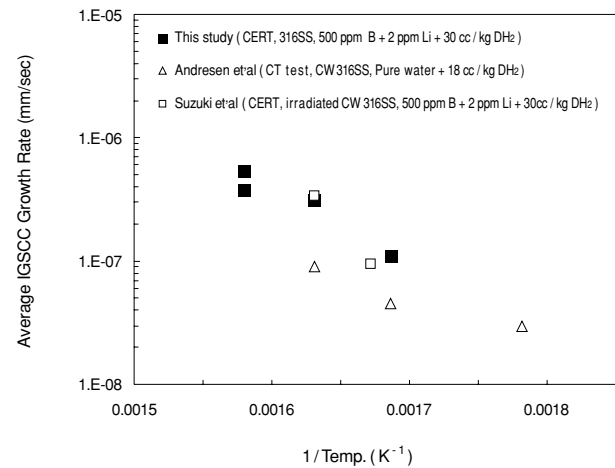


図3 Temperature dependence on IGSCC susceptibility under hydrogenated water

3.3 溶体化SUS316のIGSCC感受性に及ぼす水素, ほう酸濃度の影響

PWR模擬環境でのIGSCC感受性におよぼす水素濃度依存性については, Alloy 600のについては多くの報告があり, またそのメカニズムについても全体としてのコンセンサスが依然として得られていないものの多くの報告例がある。^{(31)~(33)}

しかし, 水素が添加されたPWR模擬環境でのオーステナイト系ステンレス鋼のIGSCC挙動に関しては, 実機での不都合事象が報告されていないこともあり水素およびほう酸濃度などの環境因子についての系統的な検討報告例は無い。そこでPWRプラントでのMOCとBOC (Beginning of Fuel Cycle, 2300 ppm B + 2 ppm Li + DH₂)を模擬した環境条件でPWRプラントの1次系水質管理基準範囲をカバーする水素濃度範囲(15, 30, 45 cc STP/kgH₂O)での試験を実施し, IGSCC感受性に及ぼす水素濃度およびほう酸濃度の影響を検討した。なお, 一部水素濃度の影響をより広範囲で検討することを目的に低濃度条件(1 cc STP/kgH₂O)での試験も実施した。図4は得られた結果を水素濃度の関数として整理したものである。高温では顕著な水素濃度依存性は観察されないが試験温度の低下と共にその依存性が観察され, 実機高温側温度に近い320℃では水質管理範囲内(15~45 cc STP/kgH₂O)では, 水素濃度の上昇と共にIGSCC感受性が加速されていく傾向が観察される。一方低濃度条件では再びIGSCC感受性が上昇する傾

向という複雑な傾向が認められる。この傾向の再現性とほう酸濃度の影響を検討することを目的にBOC条件での実験を実施した結果図5に示すようにMOC条件での傾向と類似の傾向が観察された。

図5から見られるもう一つの大きな結果はIGSCC感受性が水素濃度のみならずほう酸濃度の影響を受けることであり、この環境依存性を示す実験事実は水素添加した高温水中でのIGSCC亀裂進展には明らかに亀裂先端での溶解反応が何らかの形で関与していることを示唆している。メカニズム考察の一環として、水素添加した環境条件下で発生する亀裂の先端で形成される溶解析出物の代表例として高温でのデータが充実しているFe₃O₄を取り上げ、その高温での溶解度に及ぼす環境因子の影響を計算した結果を同じ図に示した。今後詳細なメカニズム検討を実施する予定であるが、この結果からも亀裂先端での溶解反応の何らかの関与が示唆される。

一方もう一つの大きな関心であるIASCC進展メカニズムとの類似性を検討する一環としてPWR模擬環境条件での古谷ら⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾の照射材についてのSSRT試験結果を(2)式で平均IGSCC進展速度を算出して非照射材の水素濃度依存性と併せて比較した結果を図6に示す。少なくともPWRの1次系水質管理範囲では類似の水素濃度依存性を示しており、両者の進展メカニズムに類似の律速反応が関与していることがここでも示唆される。両者の類似性を他の観点から検討することを目的に照射のIGSCC破面に及ぼす水素濃度依存性を比較した。図7に示すように破面にはスピネル型の析出物が観察され、その存在密度は水素濃度の上昇と共に多くなる傾向が観察される。析出物の密度が高いことは亀裂内での環境が同じであれば、亀裂先端での溶解量が多かったことを示していると考えられることから、水素濃度が高いほど亀裂先端での溶解が加速されたことを示していると考えられる。またこの析出物の存在密度が多いほど、言い換えれば亀裂先端での溶解が激しいほどIGSCC感受性が高い傾向を示している。この観察事実は亀裂の進展に亀裂先端での溶解が関与していることを示唆するもう一つの結果と考えられる。

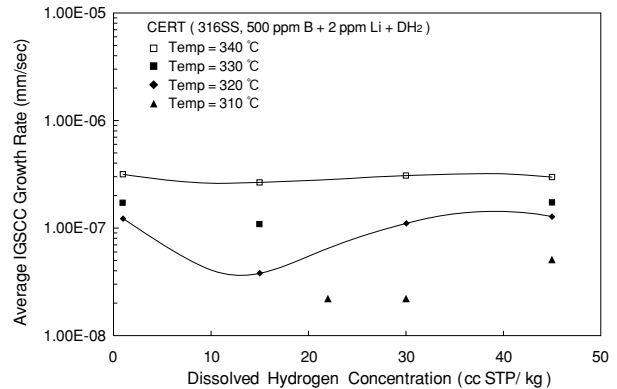


図4 Influence of dissolved hydrogen on IGSCC susceptibility under PWR primary water environments

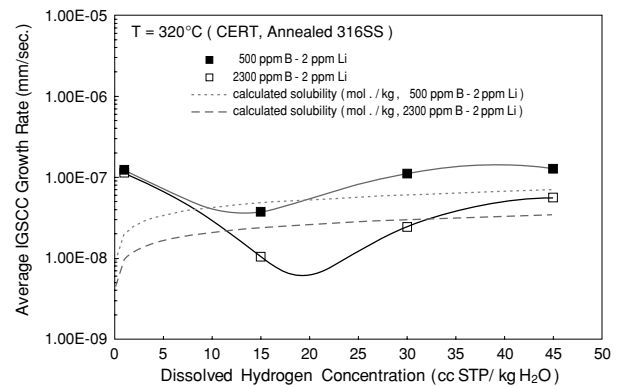


図5 Influence of dissolved hydrogen and boric acid concentration on IGSCC susceptibility under PWR primary water environments

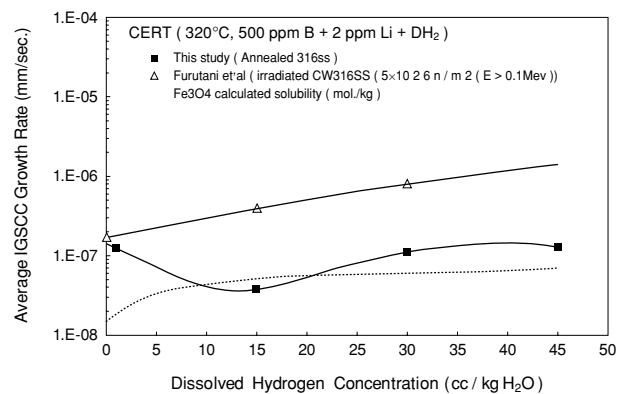


図6 Influence of dissolved hydrogen on IGSCC and IASCC susceptibility under PWR primary water environments

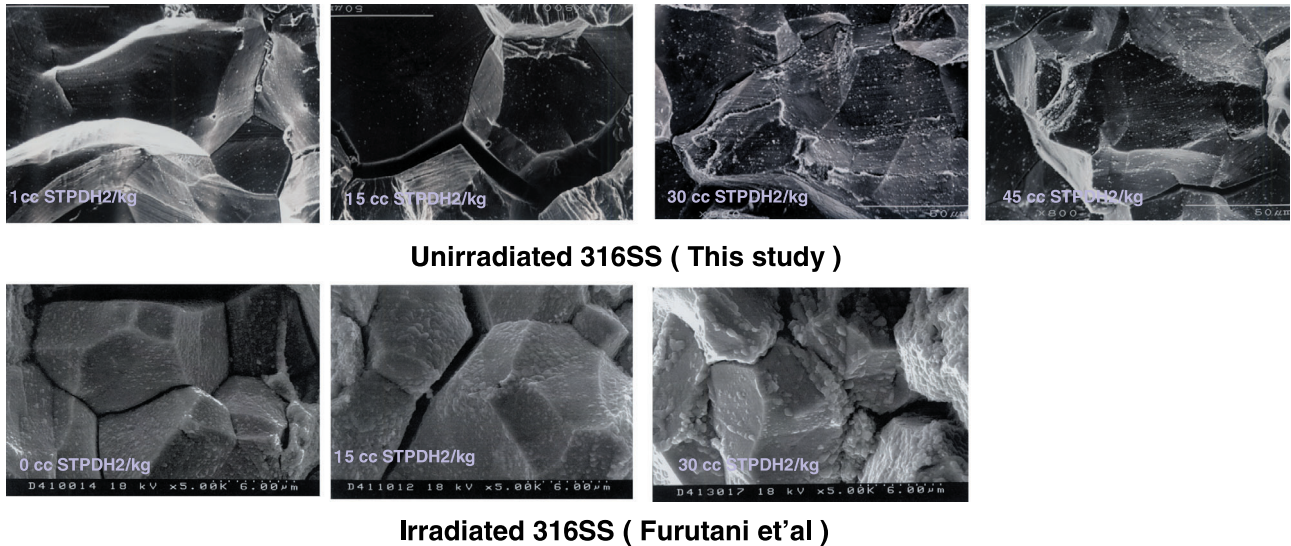


図7 Influence of dissolved hydrogen on fracture surface characteristics of IGSCC and IASCC under PWR primary water environments

4. 結論

1. 強加工により高い残留歪を与えた溶体化SUS 316は320℃の脱気高温ほう酸水中（500 ppmB-2 ppmLi- 30 ccSTP.DH₂ /kgH₂O）でIGSCC感受性を示した。試験環境は従来報告されている熱鋭敏化ステンレス鋼のIGSCC臨界電位を遙かに下回る条件である。このことはIGSCC感受性の電位閾値の存在を意味する臨界電位の存在を否定するものである。この理由として、材料に付与した強加工に伴う残留歪と高応力の影響と考えられる。
2. SCC破面の形態はIGSCCが起点として発生した後TGSCCへ変化し、最終的に延性破壊するモードを示した。この破壊形態の変化はIGSCCとTGSCCの歪速度および応力依存性を示すものと考えられTGSCCがIGSCCに比べより高歪速度、高応力条件で発生する破壊モードであることを示しているものと考えられる。
3. IGSCC感受性に及ぼす温度の依存性を検討した結果、単調なアレニウス型の温度依存性を示した。この事はIGSCC亀裂の進展が単一の反応によって律速されている事を示している。想定される反応としては、亀裂先端での溶解、発生水素の粒界での吸着、酸素の粒界拡散および粒界スベリなどが考えられるが今後の検討が必要である。温度依存性の大きさを示す活性化エネルギーは21.6 kcal/molであり水素を添加した純水中でAndresenらが報告している値（15.3 kcal/mol）に近い値を

- 示している。またPWR模擬環境での照射材のIASCC感受性も類似の温度依存性を示す事から、照射CW 316 SSのIASCCと非鋭敏化SUS 316のIGSCCは類似のメカニズムで発生・進展している事が考えられる。またこの律速反応はほう酸の添加の有無と関係なく類似の活性化エネルギーを示すことから、何れ的环境条件でもほぼ同一のメカニズムで発生・進展しているものと考えられる。
4. IGSCC感受性に及ぼす水素濃度の依存性を検討した結果、PWR 1次系水の管理範囲内（15~45 cc/kg H₂O）では、感受性は単調に水素濃度の上昇と共に大きくなる結果が得られた。得られた水素濃度依存性は照射CW 316 SSのそれと類似している。一方破面上に存在するスピネル状腐食生成物の水素濃度依存性を検討した結果、何れも水素濃度の上昇と共に多くなる傾向が認められ亀裂の進展に亀裂先端での金属の溶解反応が関与している事を示唆している。この観察事実は照射CW316 SSのIASCCと非鋭敏化SUS316のIGSCCの発生・進展は同じメカニズムで溶存水素が関与している事を示唆している。
 5. IGSCC感受性に及ぼすほう酸濃度の依存性を検討した結果、明確なほう酸濃度依存性が認められた。
 6. IGSCC感受性に及ぼす環境因子の影響が確認されると共にIGSCC発生・進展メカニズムと亀裂先端での溶解の関与を示唆する結果が得られた。そこで高温水環境での亀裂先端で形成される代表的反応生成物の一種であるFe₃O₄の温度、水素濃度お

よびほう酸濃度依存性を計算した。溶解度の計算結果とIGSCC感受性との環境依存性を比較した結果、低水素濃度条件（1 cc/kg H₂O）を除いて類似の水素濃度およびほう酸濃度などの環境因子依存性が認めれた。

謝辞

この研究は関西電力(株)の委託研究の一環として実施したものである。ここに記して謝意を表します。また実験の遂行に当たっては関電興業(株)の村上公治、辻井克実 および平尾充司各氏の全面的な協力を得ました。ここに記して感謝を表します。

文献

- [1] C. M. Pezze and I.L.W. Wilson, Proceedings of the Fourth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Jekyll Island, GA, (1989) p. 4 - 164
- [2] G.V. Rao, D.E. Boyle and R. Phillips, Proceedings of International Symposium on Fontevraud IV, SFDN, (1998)
- [3] R. Cauvin, O. Goltrant, Y. Rouillon, E. Cazus, P. Dubuisson, P. Poitrenaud and S. Bellet, Proceedings of International Symposium on Fontevraud III, SFDN, (1994), p. 54
- [4] G. Pironet, A. Heuze, O. Goltrant and R. Cauvin, Proceedings of International Symposium on Fontevraud IV, SFDN, (1998), p. 195
- [5] P.M. Scott, M.C. Meunier, D. Deydier, S. Silvestre and A. Trenty, Predictive methods for risk assessment and evaluation of materials, equipment and structures, ASTM1401, West Conshohocken, PA (2000) p. 91
- [6] M.E. Indig and A.R. McIlree, Corrosion, 35 (1979) p. 288
- [7] F.P. Ford and M.J. Povich, Corrosion, 35 (1979) p. 569
- [8] M.E. Indig and J.L. Nelson, Corrosion, 47 (1991) p. 202
- [9] G. Cragolino, L. Lin and Z. Szklarska-Smialowska, Corrosion, 37 (1981) p. 312
- [10] D.D. MacDonald and G. Cragolino, Proceedings of the Second International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Monterey, CA (1985) p. 211
- [11] K. Arioka, T. Nojima, T. Kanechiku, C.G. Schmidt, D.D. MacDonald, and T. Mager, The 3rd JSME/ASME Joint International Conference on Nuclear Engineering, Kyoto, Japan (1995) S 112 - 1
- [12] A. Bertuch, D.D. MacDonald, J. Pang, L. Kriksunov and K. Arioka, Proceedings of International Conference of Chemistry in Water Reactors, Nice, France (1994)
- [13] D.S. Morton, S.A. Attanaio, J.S. Fish and M.K. Schurman, Corrosion '99, paper No. 447 (1999)
- [14] A. Molander and B. Rosborg, Fourth International Conference of Water Chemistry for Nuclear Reactor Systems, BNES, paper 17, London (1986)
- [15] K. Arioka, M. Hourai, S. Okamoto and K. Onimura, Corrosion '83, paper No. 135, Anaheim (1983)
- [16] T. Yonezawa, K. Arioka, H. Kanasaki, K. Fujimoto, K. Ajiki, T. Matsuoka, S. Urata, H. Mizuta, J. At. Energy Soc. Japan, 42 (2000) p. 212
- [17] T.M. Angeliu, P.L. Andresen, E. Hall, J.A. Sutliff, S. Sitzman, R.M. Horn, Proceedings of the Ninth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Newport Beach, CA, (1999) p. 311
- [18] P.L. Andresen, M.T. Angeliu and L.M. Young, Corrosion 2001, paper No. 01228 (2001)
- [19] N. Totsuka and Z. Szklarska-Smialowska, Corrosion, 44 (1988) p. 124
- [20] Z. S-Smialowska, Z. Xia and S.W. Sharkawy, Corrosion, 48 (1992) p. 455
- [21] C.M. Criss, and J.M. Cobble, J. Amer. Chem. Soc., 86 (1964) 5390
- [22] D.D. MacDonald, G.R. Shierman and P. Butler, Atomic Energy of Canada Limited, Report AECL-4136 (1972)
- [23] D.D. MacDonald, G.R. Shierman and P. Butler, Atomic Energy of Canada Limited, Report AECL-4137 (1972)
- [24] D.D. MacDonald, G.R. Shierman and P. Butler, Atomic Energy of Canada Limited, Report AECL-4138 (1972)
- [25] D.D. MacDonald, G.R. Shierman and P. Butler, Atomic Energy of Canada Limited, Report AECL-

4139 (1972)

- [26] F.H. Sweeton and C.F. Baes. Jr, J. Chem. Thermodynamics, 2 (1970) p. 479
- [27] P. Tremaine and J.C. LeBlanc, J. Solution Chemistry, 9 (1980) p. 415
- [28] K.A. Dinov, Doctoral Dissertation, Tokyo University (1993)
- [29] W.E. Ruther, W.K. Soppet, T.F. Kassner, Corrosion, 44 (1988) p. 791
- [30] I. Suzuki, M. Koyama, H. Kanasaki, H. Mimaki, M. Akiyama, T. Okubo, Y. Mishima and T.R. Mager, Proceedings of the Fifth International Conference on Nuclear Engineering, vol. 5 (1996) p. 205
- [31] T. Cassagne, A. Gelpi, Proceedings of the Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, San Diego, CA (1993) p. 679
- [32] T. Cassagne, B. Fleury, F. Vaillant, O. DeBouvior, P. Combrade, Proceedings of the Eighth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Amelia Island, FL (1997), Vol. 1 , p. 307
- [33] C. Soustelle, M. Foucault, P. Combrade, Proceedings of the Ninth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Newport Beach, CA (1999) p. 105
- [34] G. Furutani, N. Nakajima, T. Konishi, M. Kodama, J. Nucl. Mater., 288 (2001), p. 279
- [35] K. Fukuya, K. Fujii, M. Nakano, N. Nakajima, Proceedings of the Tenth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactor, Lake Tahoe, CA (2001)