

照射ステンレス鋼の IASCC き裂先端分析

IASCC Crack-tip Observation in Irradiated Stainless Steels

福谷 耕司 (Koji Fukuya)*¹ 西岡 弘雅 (Hiromasa Nishioka)*¹
 藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii)*¹ 橋内 裕寿 (Yuji Kitsunai)*²

要約 PWR 炉内で 38dpa の中性子照射を受けた冷間加工 SUS316 ステンレス鋼について、320℃ の 1 次系模擬水中 (溶存水素 2.8ppm) において 750MPa の定荷重条件で発生進展した IASCC き裂先端の組織・組成を透過型電子顕微鏡により詳細に調べた。また、水質条件を溶存酸素 8ppm とした場合についても同様の観察を行い、水質による違いの影響を検討した。溶存水素を含む環境では、き裂は開口部からさらに約 20nm 粒界に進行しその幅は数 nm 以下であった。き裂先端よりも先の粒界では照射誘起偏析により Ni 濃化と Cr 欠乏が見られるが、き裂先端付近で Cr と Ni 量が逆転するとともに、やや先まで酸素が検出される。しかし、酸素の量は 2% 以下と少なく、この先端部の電子線回折からは酸化物は確認されなかった。Si や Mo には偏在は見られなかった。き裂開口部の壁には 2nm 程度の薄い組織があり酸素が検出されるが、酸化物回折は得られなかった。酸素添加条件のき裂先端においてもこのような組織や組成の特徴は、ほぼ同じであり、環境の大きな違いにも係わらず差異はほとんどなかった。これらの観察結果からは、高照射材の IASCC では酸素の侵入や酸化があまりない状態でき裂が進展し、き裂後方で酸化がおこっていることを示唆している。また、き裂先端付近では双晶の形成が確認されており、機械的な作用が関与していることが示唆された。

キーワード ステンレス鋼, 中性子照射, IASCC, き裂先端, 電子顕微鏡

Abstract IASCC crack-tips initiated under constant load conditions at 750 MPa in hydrogenated high-temperature water containing 2.8 ppm dissolved hydrogen were characterized by transmission electron microscopy for a cold-worked SUS316 stainless steel irradiated to 38 dpa in a pressurized water reactor. Observation was also carried out for cracks initiated in oxygenated water containing 8 ppm dissolved oxygen. In hydrogenated water, the crack-tip was located at 20nm ahead of open crack and became narrower to a width of several nanometers. Whereas Cr depletion and Ni enrichment due to radiation-induced segregation were detected on the grain boundary ahead of the crack-tip, Cr concentration became larger than Ni near the crack tip. Oxygen was detected ahead of the crack tip whereas its concentration was less than 2% without diffraction pattern from oxides. No notable changes was detected in distribution of Si and Mo. On the wall of open cracks, a thin layer with 2 nm width existed containing oxygen but no diffraction pattern from oxides. These features were the same for cracks initiated in oxygenated condition, indicating that there is no difference with water environments. The results suggested that IASCC cracks propagated without notable oxygen penetration and oxidation at grain boundaries. A heavily deformed region containing twins was observed near the crack-tips, suggesting mechanical interaction has a role for crack propagation.

Keywords; stainless steel, neutron irradiation, IASCC, crack-tip microstructure, grain boundary

1. はじめに

軽水炉の炉内構造物に使用されているステンレス鋼は使用期間中に多量の高速中性子を受けて、その機械的性質や耐食性が変化する。こうした変化の中でも、応力腐食割れの感受性が増加する現象は照射

誘起応力腐食割れ (IASCC) と呼ばれ、プラント長期運転時における炉内構造物の健全性に関する重要な課題となっている。IASCC の寿命評価手法と対策技術の確立のためにはそれらの根拠となるメカニズムの解明が重要である。INSS では実機使用済みシンプルチューブを用いた試験や分析により、IASCC

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

* 2 日本核燃料開発株式会社

特性や機械的性質、ミクロ組織等のデータを蓄積するとともに、メカニズム解明の観点から割れに対する水質の影響、変形特性等を系統的に調べてきた^{(1)~(6)}。それらの研究により、IASCC に対しては、照射材の機械的性質、中でも変形特性が重要な役割をもち、不均一変形による粒界への高い応力の作用と、偏析、水素、酸化等による粒界強度の低下が関与していると考えている。IASCC についてメカニズム解明から理論的なモデル化まで進めるためには、溶解、酸化、水素吸収、クリープといったより基本的な物理的・化学的過程を理解する必要があるが、必ずしも明確にはなっておらずさらに研究が必要である。このような基本的な過程を解明する手段として最近注目されているのが、透過型電子顕微鏡を用いたき裂先端部の組織・組成の分析である。この手法を用いた先駆的な研究は米国 ORNL の Bruemmer と Thomas によりなされており、照射材を含むステンレス鋼や Ni 基合金の種々の環境での SCC き裂に対して適用されている^{(7)~(14)}。また、INSS においても未照射材の Ni 基合金やステンレス鋼に適用した研究を行っている^{(15)~(17)}。

照射を受けたステンレス鋼の SCC き裂先端観察結果として Bruemmer らは以下を報告している。PWR の実機部材のき裂については、ベルギーの Tihangel 号機で 17 サイクル運転後に欠陥が見つかり取り出されたパツフルフォーマボルト（冷間加工 316 ステンレス鋼製）のき裂を観察している⁽⁸⁾。首下 R 部から粒界型 SCC が進展しており、観察したき裂先端位置は照射温度が 299°C、照射量が 8.5dpa と推定されている。き裂は酸化物で満たされており、き裂壁のポーラスな Cr リッチスピネルは粒界上を階段状に薄くなりながら先端まで続いていること、階段に対応してすべり帯が粒界と交差していること、き裂最先端部には Ni の濃化があること、が報告されている。BWR の実機部材では Oyster Creek 炉で 23 年間照射された 304 ステンレス鋼製上部格子板のき裂を観察している⁽⁹⁾。照射量は 0.7dpa と低いかわゆる IASCC のしきい照射量以下である。き裂は酸化物で満たされており、中心部はマグネタイトであり、き裂壁は約 5nm 厚さのエピタキシャルな Cr リッチスピネルでき裂先端まで続いていること、き裂先端では酸化物が指状に進行していること、き裂最先端の先に Ni の濃化部があること、が報告されている。また、BWR については、最近シュラウドの IGSCC のき裂先端の観察例が報告されている⁽¹³⁾。

照射量 1.9dpa の 304L ステンレス鋼、照射量 0.7dpa の 316L ステンレス鋼であり、それぞれ炉内に 25 年間と 19 年間あったものである。いずれもき裂開口部は酸化物で満たされていることが多く、き裂壁の Cr リッチスピネルがき裂先端まで続き、先端より先に Ni 濃化が認められている。

以上のような Bruemmer らが観察した実機部材のき裂は 10 年以上炉内にあったものであるため、き裂が進展中のアクティブなものであるかどうか確定できず、観察されたき裂先端の特徴がそのまま進展中のき裂のものであるかどうかは不明である。最近アクティブなき裂先端の組織・組成を把握するため、実験室でのき裂進展試験で得られる未照射材の進展中のき裂先端の観察が報告されている。BWR 水質中の 316L ステンレス鋼では、き裂壁の Cr リッチな 5nm 以下の薄い酸化物が先端の粒界まで続き、先端部に変形組織が観察されており、いずれもすべり酸化機構が示唆されたとしている^{(12)~(13)}。溶存酸素を含む環境では酸化物は Cr リッチスピネルでありき裂の先の組成変化はないが、溶存水素を含む環境では酸化物は Cr リッチの MO タイプでありき裂の先に Ni 濃化が認められており、水質環境による差異も報告されている。PWR 水質中の 316 ステンレス鋼の IGSCC については、低歪速度引張試験のき裂のサブクラックを観察した例があり、き裂壁の薄い Cr リッチ酸化物がき裂先端まで続き、き裂のさらに先の粒界では Ni 濃化が見られている^{(16)~(17)}。

以上のように、種々の材料や環境条件でのき裂先端の特徴が明らかにされつつあるが、IASCC き裂に関してはアクティブなき裂の観察例はなく、照射された実機部材のき裂との違いも不明である。本研究では、PWR で高照射を受けたステンレス鋼について、溶存水素 2.8ppm の PWR1 次系模擬水中で発生させた進展中のアクティブな IASCC き裂の先端の組織・組成分析を行い、その特徴を明らかにすることを目的とした。また、溶存酸素を 8ppm 添加した酸化性水質でも観察を行い、水質の影響についても調べた。

2. 試験方法

2.1 供試材

本研究では従来 INSS で実施してきた研究で使用したのと同じ 15%冷間加工した SUS316 ステンレス

鋼製シンプルチューブを使用した。化学組成は重量%で 0.04C, 0.62Si, 1.63Mn, 0.022P, 0.006S, 12.61Ni, 16.94Cr, 2.22Mo, 65.87Fe である。16 サイクル使用されたチューブの照射量 38dpa の領域から採取した試料を使用した。損傷速度は 5.8×10^{-8} dpa/s, 照射温度は 298°C である。

2.2 IASCC き裂の導入

IASCC き裂の導入は、Cリング試験片を用いた定荷重試験で行った。チューブより図1に示すような長さ約7mmのCリング試験片を加工し、リングを押しつぶすように荷重を負荷する治具に取り付け、高温高圧オートクレーブ内で試験した。試験水質は320°CのPWR1次系模擬水(2ppmLi, 500ppmB)であり、PWRの標準的水質である水素添加条件(溶存水素濃度 2.8ppm : 2.8ppmDH)と、酸素添加条

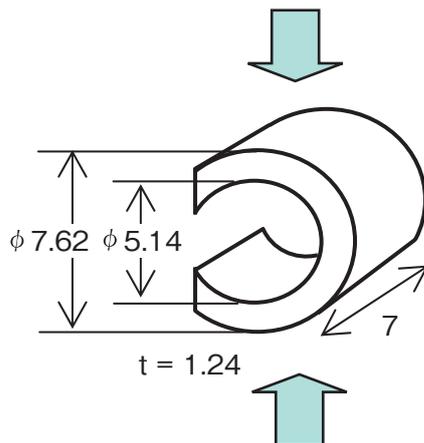


図1 試験片形状

件(溶存酸素濃度 8ppm : 8ppmDO)とし、各条件で1個ずつの試験を実施した。リング外面の応力はFEM解析により計算し、Cリング外表面の幅中央部に750MPaの応力が負荷される荷重(0.7kN)を設定した。以前実施した単軸定荷重SCC試験の結果では、38dpaでのIASCC発生しきい応力は約500MPaであったので⁽⁶⁾、確実にIASCCき裂の発生する応力として750MPaを選定した。オートクレーブ内の温度が320°Cに安定した後、0.01mm/min.で荷重を増加させ、0.7kNに到達後保持した。保持時間は試験片の変位を連続的に観察して変位に変化が現れるまでを目標としたが、2.8ppmDHの条件では変位の微小な変化の同定が困難であったため約100時間で打ち切り、8ppmDOの条件では変位の変化から0.7時間で中止した。

2.3 き裂先端観察

定荷重試験終了後取り出した試験片について、走査型電子顕微鏡(SEM)で表面のき裂の発生状況を確認した。その後樹脂に埋め込んでき裂の状態を保存した状態で、軸方向に切断してIASCCき裂の進展深さを確認した。その結果に基づき各試験片から2断面を選定し、その断面のき裂の先端の透過型電子顕微鏡(TEM)観察を実施した。

TEM観察用の試料は収束イオンビーム加工法(FIB)で作成した。観察には200kVの日立製作所製のH800型TEMを使用した。また、局所的な組成分析には、200kVの日立製作所製のHF2000型FETEMと付設のエネルギー分散型X線分光分析装置を使用した。分析ビームサイズは約1nmである。

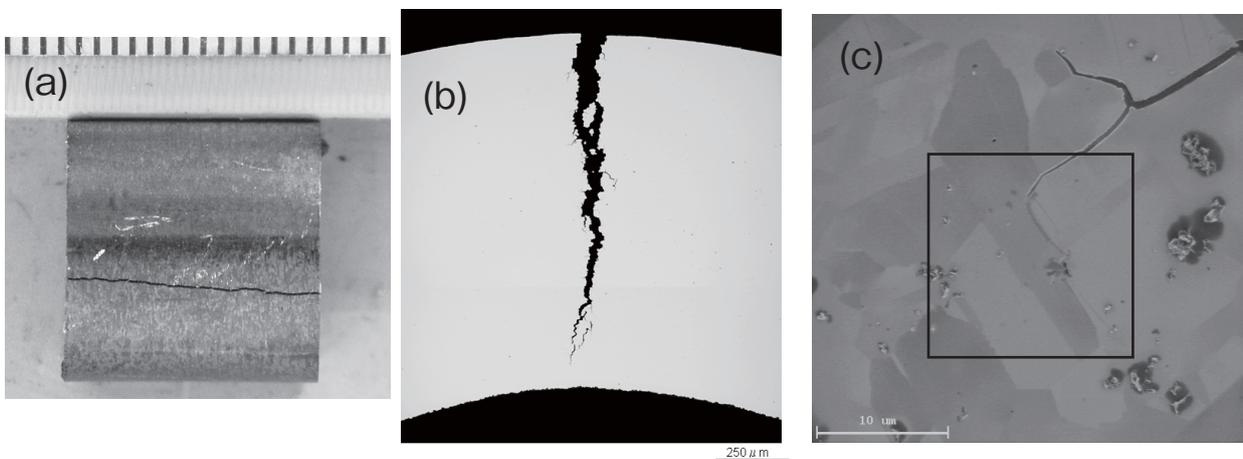


図2 2.8ppmDHで発生したき裂：(a)外観SEM像、(b)左端面の断面金相、(c)き裂先端付近の2次イオン像

3. 結果

3.1 水素添加条件 (2.8ppmDH)

図2に定荷重試験後の試験片外観 SEM 像, 観察を行った試験片断面の金相写真, き裂先端近傍の2次イオン像の例を示す. 本条件ではき裂は試験片の長さ全体に生じており, 深さ方向には板厚のほぼ90%まで深く進行していた. 進展径路は図2(c)でわかるように粒界であった. 進展速度は進展時間を荷

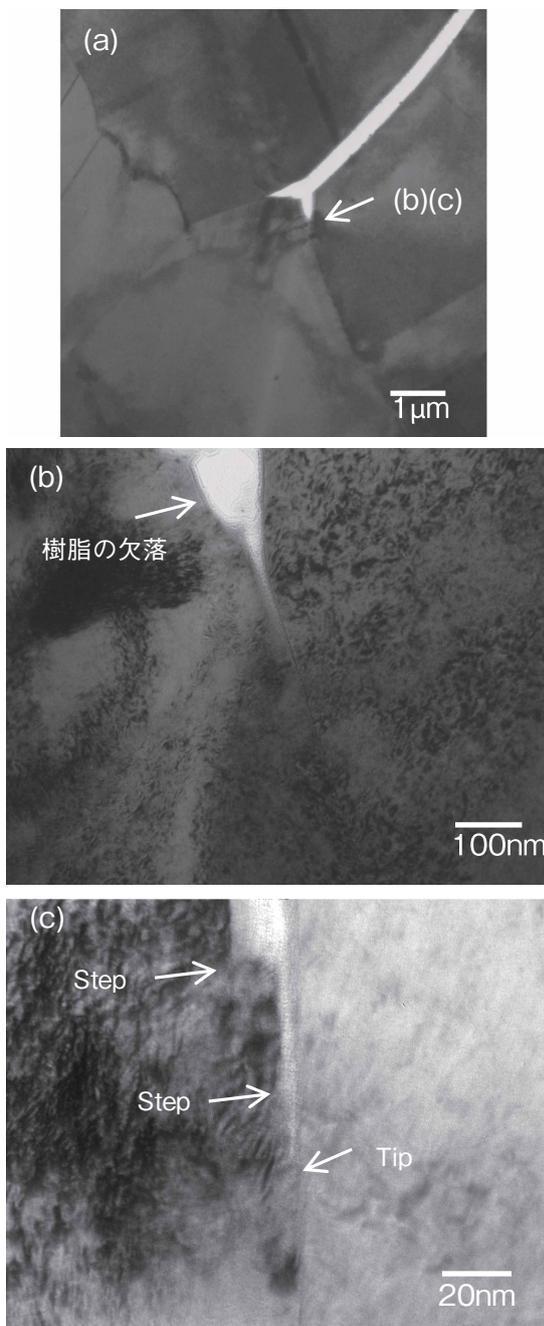


図3 き裂の TEM 像 (2.8ppmDH)

重荷荷時間 (100hr) と仮定すると 3×10^{-6} mm/s であった.

図3は図2のき裂の先端部の TEM 像の例である. このき裂は約 500nm の開口部が粒界 3 重点で分岐しており, 図3(b), (c)は右側の分岐き裂の先端の拡大像である. き裂の開口部は埋め込みに使用した樹脂が詰まっており, 従来報告されているような粒状酸化物等は認められなかった. 樹脂は一部が剥落している. き裂は開口部から先端にかけて幅が狭まり, 左側結晶粒にステップを作りながら数 nm 以下の幅で続いていた. 本研究ではフォーカスはずした時に得られる異なるコントラストの最も先端をき裂先端 (図中 Tip) と定義した. 開口部のき裂壁には約 2nm の幅のこのような異なるコントラストが確認された. 左側の分岐き裂の先端もほぼ同様の形態であった.

図4はき裂先端近傍の元素分布を測定した結果である. 図では測定位置はき裂の前方を+, 後方を-として表示している. scan1 はき裂の進行している粒界に沿って先端の前後 10nm を分析したものであり, scan2, scan3, scan4 はそれぞれ先端 後方 10nm, 先端, 先端前方 10nm の位置で粒界に垂直方向に分析した結果である. scan1 では, 先端前方では照射誘起偏析により Cr 濃度は約 12%, Ni 濃度が約 20%となっているが, 先端を境にして後方では Cr 濃度は約 20%, Ni 濃度が約 12%と逆転している. また, 酸素はき裂先端の前方 2nm より後方側で検出されているが, 濃度は約 2%以下と低い. Si と Mo はき裂前方では照射誘起偏析により Si は 3~5%, Mo は 2%以下となっており, 先端より後方側ではばらつきが大きくなるがほぼその値の前後にあり有意な増減はみられない. また, Fe についてもき裂の前後で有意な増減はみられない. き裂前方の scan4 では照射誘起偏析による明瞭な粒界上の Cr と Mo の欠乏, Ni と Si の濃化が見られている. 偏析の幅は両側 4nm 程度である. scan3 では Mo 以外は照射誘起偏析が認められるが, 後方の scan2 では偏析はみられない. 酸素は前方の scan4 でも粒界より 10nm 以内でわずかに検出されている. scan1 の count rate は特性 X 線の強度を示したものであり, 先端後方で明瞭に低下しており, 物質密度が先端より後方で低くなっていることを示している. なお, 樹脂のみを EDS 分析した場合は電子の透過能が高く, 透過散乱電子による試料ホルダーの Cu が顕著に検出される他には, Si がわずかに検出されるが酸

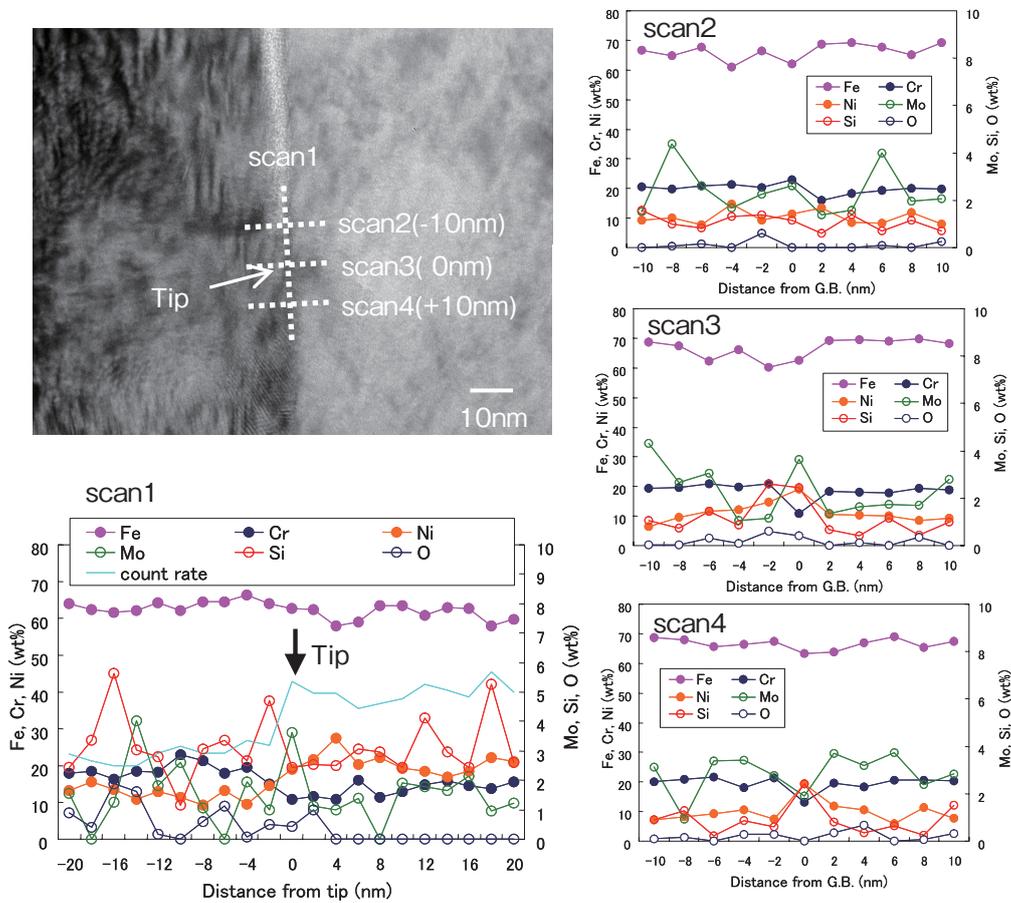


図4 き裂先端近傍の元素分布 (2.8ppmDH)

素は検出されないことを確認している。

図5はき裂先端近傍の酸化状態を確認した結果の例であり、き裂先端、先端から100nm後方のき裂壁のナノ回折パターンと、き裂壁の元素組成を示す。いずれの位置でも回折パターンも酸化物の存在を示す証拠は得られなかった。き裂壁のFe, Cr, Ni, Mo, Si濃度はほぼ材料のバルク組成に近く、それ以外に酸素が約3%検出された。

図6はき裂先端付近の変形組織を調べた結果である。右側き裂では、図6(a)(b)でわかるように、先端近傍の粒界の両側に双晶が多数認められる。左側き裂では、図6(c)からわかるように先端より先の粒界に沿って多数の双晶が認められる。このき裂では図3(a)からわかるように分岐前のき裂が大きく開口しており、そのために生じる大きな応力が3重点の下側結晶粒に負荷され多くの双晶が形成されたもの

と考えられる。

観察を行った他のき裂先端の組織や組成は上記のものと同様であった。本試験条件では、き裂は開口部より先に数nm以下の幅で粒界に沿って進行していること、き裂先端付近まで酸素が侵入しそれより後方ではCrとNiの濃度が逆転すること、き裂前方にはNiの濃化はないこと、すでに開口しているき裂壁や先端部には酸化物は認められないこと、先端近傍には大きな応力が作用していることが確認された。

3.2 酸素添加条件 (8ppmDO)

図7に定荷重試験後の試験片外観SEM像、観察を行った試験片断面の金相写真、き裂先端近傍の2次イオン像の例を示す。本条件ではき裂は試験片の

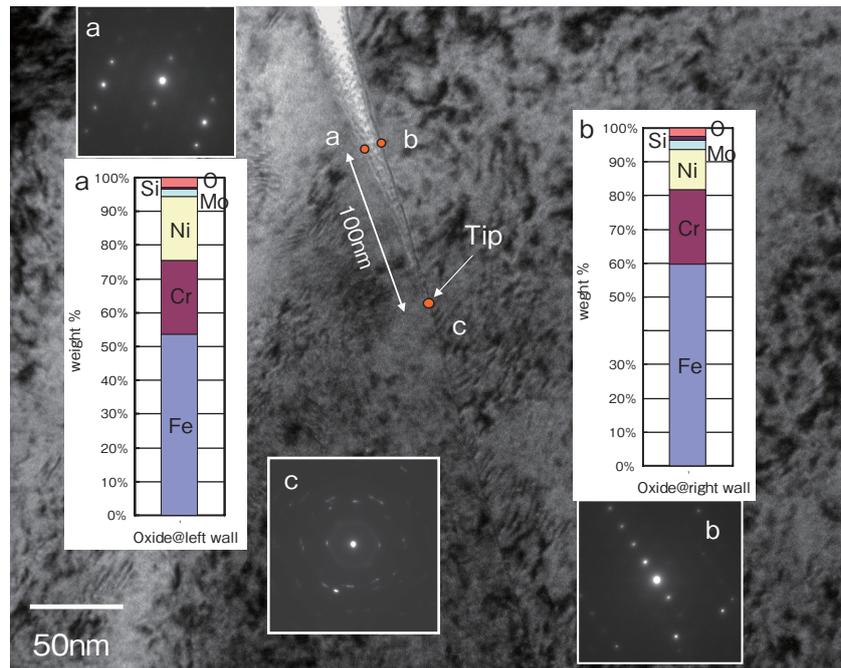


図5 き裂壁とき裂先端の回折パターンとき裂壁の組成 (2.8ppmDH)

左側端面から約4mmまで生じており、開口量は小さい。深さ方向には最も深い左側端面で板厚のほぼ90%まで深く進行していた。進展径路は図7(c)でわかるように粒界であった。進展速度は進展時間を荷重負荷時間(0.7hr)と仮定すると 5×10^{-4} mm/sであり、2.8ppmDHの場合より2桁高い進展速度である。

図8は図7のき裂の先端部のTEM像の例である。このき裂は200~500nmの開口部が長く続いており開口部には埋め込みに使用した樹脂が詰まっており、従来報告されているような粒状酸化物等は認められなかった。き裂は開口部から先端にかけて幅が数nm以下に狭まっている。

図9はき裂先端近傍の元素分布を測定した結果である。粒界上のscan1では、先端前方では照射誘起偏析によりCr濃度は約12%、Ni濃度が約20%となっているが、先端より前方4nmを境にして後方ではCr濃度は約20%、Ni濃度が約15%と逆転している。また、酸素はき裂先端より後方で検出されるが、濃度は約1%以下で極めて低い。SiとMoはき裂前方では照射誘起偏析によりSiは3~4%、Moは1%程度となっており、後方側ではばらつきが大きくなりMoはやや高くなるがSiはほとんど変化してい

ない。また、Feはき裂の前後で有意な増減はみられない。き裂前方のscan4では照射誘起偏析による明瞭な粒界上のCrの欠乏、NiとSiの濃化が見られている。偏析の幅は両側4nm程度である。scan3ではNiとSiの偏析が認められるが、後方のscan2ではSi以外の偏析はみられない。酸素はscan4では検出されず、scan3とscan2で粒界でのみわずかに検出されている。scan1のcount rateは先端後方でゆっくり低下しており物質密度が先端より後方で低くなっていることを示している。

図10はき裂先端近傍の酸化状態を確認した結果の例であり、き裂先端のナノ回折パターン、先端から約100nm後方のき裂壁の元素組成を示す。き裂壁も含めて回折パターンで酸化物の存在を示す証拠は得られなかった。き裂壁のFe、Cr、Ni、Mo、Si濃度はほぼ材料のバルク組成に近く、酸素は2%以下であった。

図11はき裂先端付近の変形組織を調べた結果である。き裂先端には歪コントラストがあり、右側のき裂壁はまっすぐであるが、左側は変化してき裂幅が狭くなっているが、狭くなっている領域に双晶が形成されていた。

観察を行った他のき裂先端の組織や組成は上記の

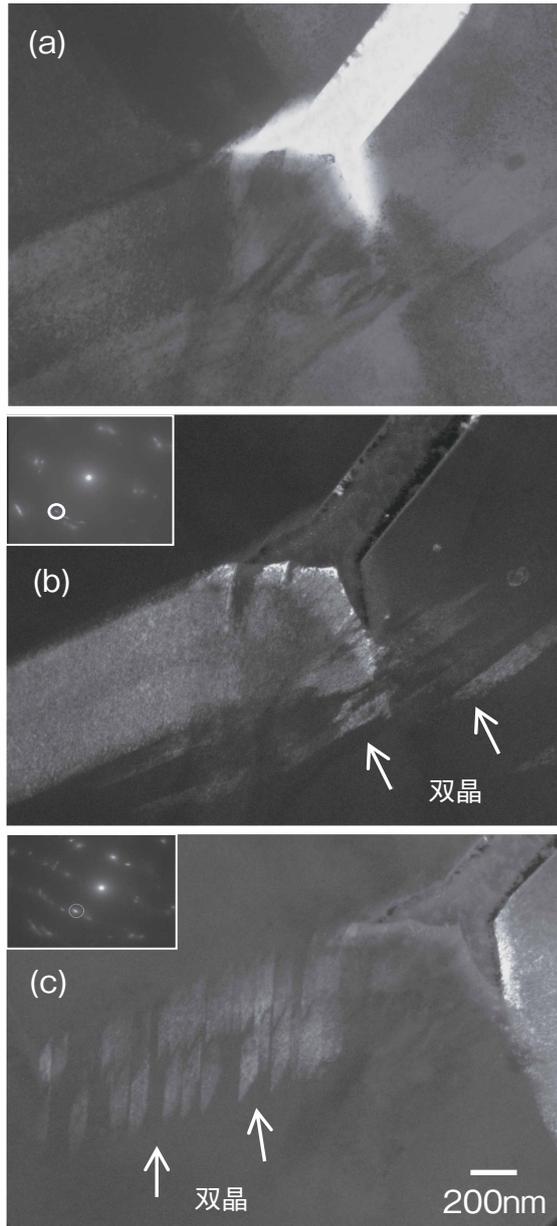


図6 き裂先端近傍の変形組織 (2.8ppmDH)

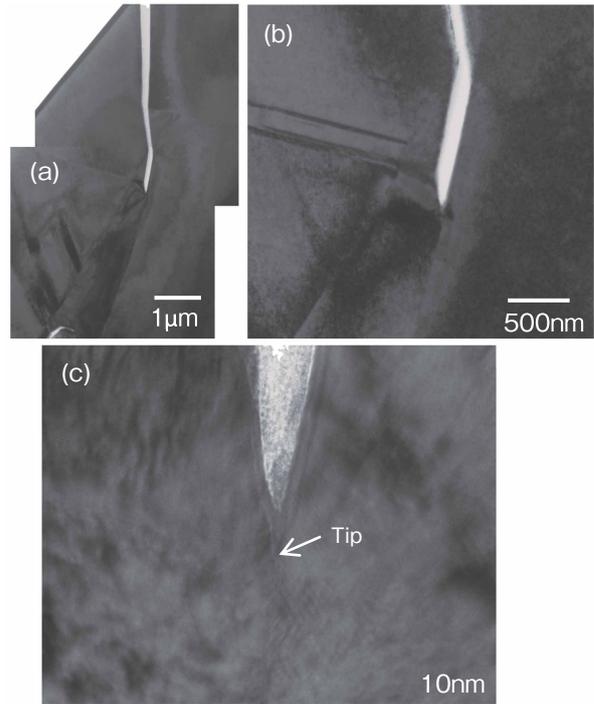


図8 き裂先端近傍の TEM 像 (8ppmDO)

ものと基本的にほとんど同じであるが、開口部から先の数 nm 幅の部分が長く、酸素がき裂先端の前方 10nm で検出された。本試験条件では、き裂は開口部より先に数 nm 以下の幅で粒界に進行していること、き裂先端付近まで酸素が侵入しそれより後方では Cr と Ni の濃度が逆転すること、き裂前方には Ni の濃化はないこと、すでに開口しているき裂壁や先端部には酸化物は認められないこと、先端近傍には大きな応力が作用していることが確認された。

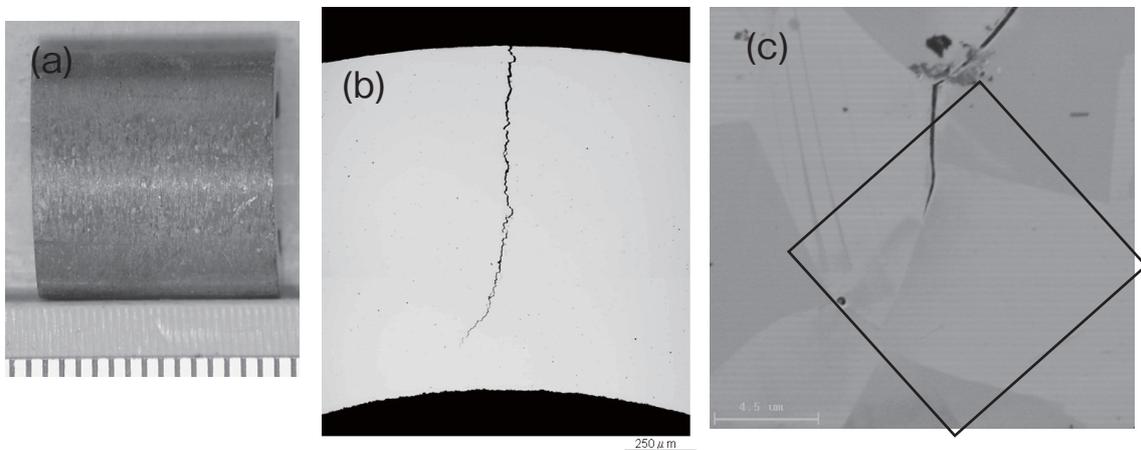


図7 8ppmDO で発生したき裂：(a)外観 SEM 像、(b)左端から 1.5mm 位置の断面金相、(c)き裂先端付近の 2 次イオン像

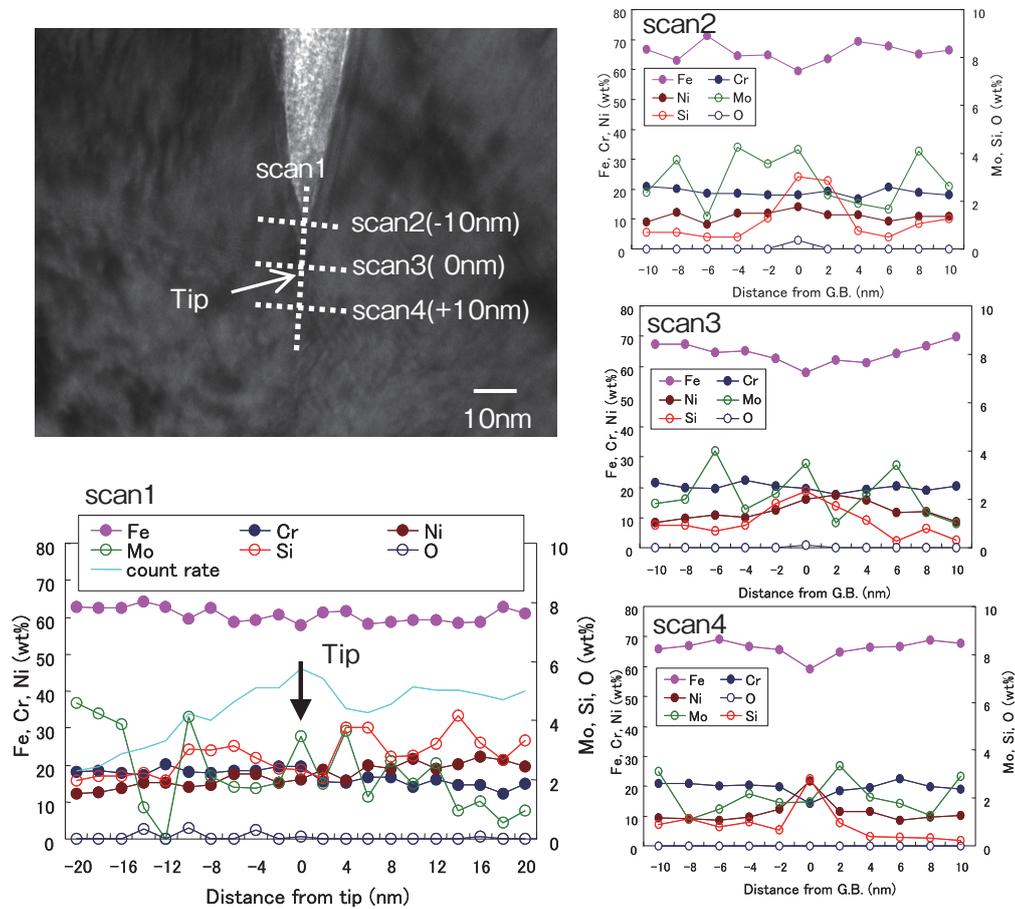


図9 き裂先端近傍の元素分布 (8ppmDO)

4. 考察

本研究では、38dpaまで照射された冷間加工316ステンレス鋼の定荷重SCC試験で発生したき裂の先端を詳細に観察し、2.8ppmDHと8ppmDOのどちらの条件でもほぼ共通した特徴として、き裂は開口部より先に数nm以下の幅で粒界に沿って進行していること、き裂先端付近まで酸素が侵入しそれより後方ではCrとNiの濃度が逆転すること、き裂前方にはNiの濃化はないこと、すでに開口しているき裂壁や先端部には酸化物はなく、先端近傍には大きな応力が作用していることが確認できた。Bruemmerらが実機照射材で観察したき裂先端では、開口部には多量の酸化物が存在し、き裂壁には酸化物としてCrリッチスピネルがありそれが先端部まで続いていること、先端部の前方でのNi濃化

があることが報告されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。本研究のき裂では、酸素の先端近傍への侵入は認められるが、酸化物の存在は確認されず、また、開口部のき裂壁にも酸素の存在は認められるが酸化物は認められなかった。こうした酸素と酸化物の違いを考慮すると、本研究で観察したき裂は試験時間が1~100時間以内であり進展速度が極めて速いため、酸素の侵入量が小さく酸化物形成にいたっていないことが想定される。開口したき裂壁の酸素量は先端部よりはやや高いので、時間経過に伴う酸素侵入量の増加はあったものと考えられる。ステンレス鋼の主要成分のFe, Cr, Niでは酸化ポテンシャルの高いCrがまず酸化され、これにともないNiが排出されて局部的に濃化するものと考えられる。本研究ではき裂先端後方でCr濃度がNi濃度より高くなっているもののNi濃化部は観察されないが、酸素の侵入によりCrとNiの再

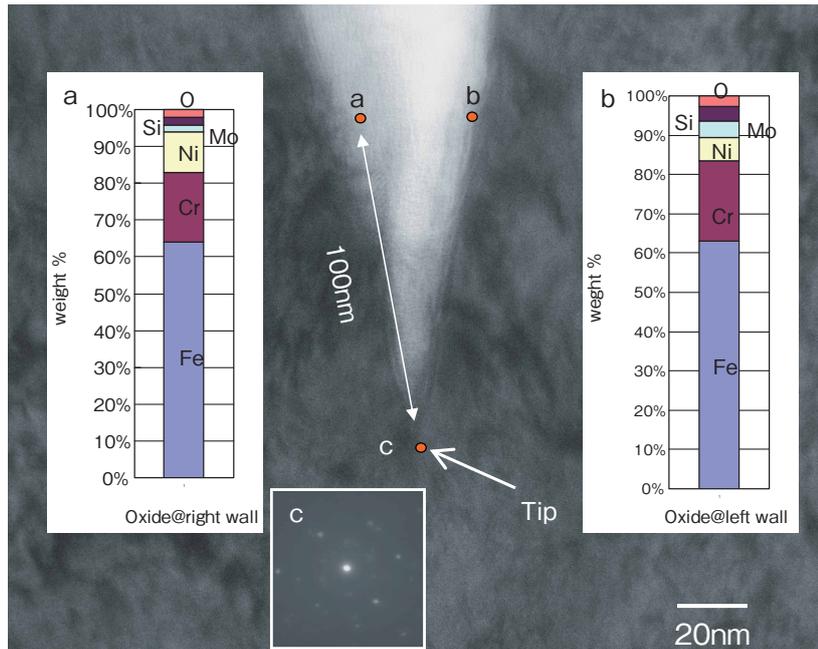


図10 き裂壁の組成とき裂先端の回折パターン (8ppmDO)

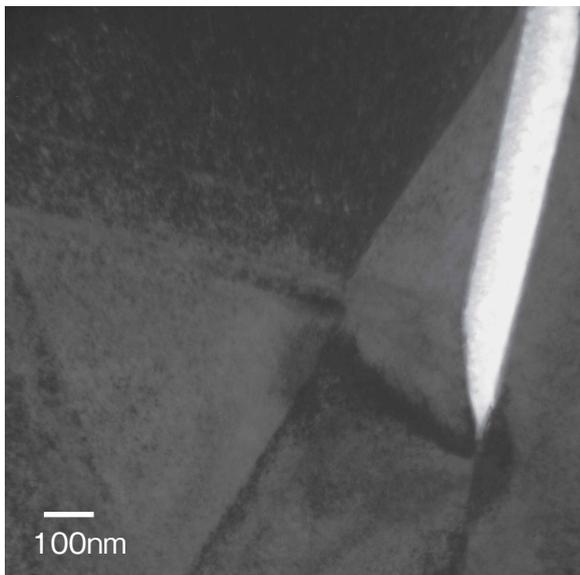


図11 き裂先端近傍の歪コントラスト (8ppmDO)

配分が始まっていることを示唆していると思われる。従って、Bruemmerらが観察した実機照射材のき裂は⁽⁸⁾⁽⁹⁾⁽¹³⁾、停止した後に長時間が経過しているか、あるいは、極めて進展速度が遅いため、酸素の侵入量が十分多く、酸化過程が十分進行した状態であったものと考えられる。

以上の組成に関する情報から、本研究で行った

SCC試験環境では十分な酸化過程がないままに粒界き裂が速い速度で進展したことがわかる。き裂の先端位置が酸素の侵入できた領域とほぼ同じであることから、き裂が生じた後に酸素が侵入したか、酸素のわずかな侵入により粒界に何らかの変化を生じたためその位置までき裂が進展したか、のふたつの可能性が考えられる。前者の場合には機械的な粒界割れを想定するに相当する。一方、不活性ガスであるAr中で低速度引張試験を行った場合にも粒界割れが発生するが、みかけの粒界割れ進展速度は 10^{-7} mm/s以下であり、2.8ppmDHや8ppmDOの場合のIASCCの進展速度 10^{-6} mm/s以上に比較すると1桁以上低いことが確認されている⁽²⁾⁽⁶⁾。水の存在により粒界を進展するき裂速度は大きく加速されることを示している。従って、本研究で見られた速い進展速度のIASCCき裂の進展機構には水の存在が重要であると考えられ、上記のふたつの可能性に関して後者すなわち水の存在による酸素の侵入によってき裂が進展した可能性が高いと考えられる。2.8ppmDHと8ppmDOのいずれでも、酸素侵入が関与した化学過程がIASCCの進展に寄与していることが示唆される。き裂先端近傍には双晶が形成されている場合が多く、き裂先端への高応力により双晶が生じ粒界に塑性変形が加えられることと、酸素

侵入による粒界性質の変化が重畳してき裂が進展したことが考えられる。しかしながら、8ppmDOの場合のき裂進展速度が2.8ppmDHよりもかなり高いにもかかわらず、き裂先端近傍の組織や組成には明確な差異は認められておらず、この理由についてはさらに検討が必要である。また、本研究の試験片は薄肉チューブであるため、CT試験片のようなき裂先端での拘束がないであったと考えられ、き裂先端塑性拘束状態の影響についても今後検討する必要がある。

5. まとめ

PWRで38dpa照射された冷間加工SUS316ステンレス鋼に、定荷重SCC試験で発生させたIASCCき裂の先端の詳細な観察を行った。溶存水素2.8ppmと溶存酸素8ppmのどちらの条件でもほぼ共通した特徴として、き裂は開口部より先に数nm以下の幅で粒界に沿って進行していること、き裂先端付近まで酸素が侵入しそれより後方ではCrとNiの濃度が逆転すること、き裂前方にはNiの濃化はないこと、すでに開口しているき裂壁や先端部に酸素が確認されるが酸化物は形成されていないこと、先端近傍には大きな応力が作用していることを確認した。本試験条件では酸素侵入が関与した化学過程がIASCCの進展に寄与していることが示唆された。き裂先端への高応力により双晶が生じ粒界に塑性変形が加えられることと、酸素侵入による粒界性質の変化が重畳してき裂が進展したことが考えられる。

文献

- (1) K.Fukuya, M.Nakano, K.Fujii and T.Torimaru, *J.Nucl.Sci.Technol.*, 41, 673 (2004).
- (2) K.Fukuya, M.Nakano, K.Fujii, T.Torimaru and Y. Kitsunai, *J. Nucl. Sci. Technol.*, 41, 1218 (2004).
- (3) K.Fukuya, K.Fujii, M.Nishioka and Y. Kitsunai, *J.Nucl.Sci.Technol.*, 43, 159 (2006).
- (4) H.Nishioka, K.Fukuya, K.Fujii and Y.Kitsunai, *J. Nucl.Sci. Technol.*, 45, 274 (2008).
- (5) K.Fukuya, H.Nishioka, K.Fujii and T.Torimaru, *J.Nucl.Sci.Technol.*, 45, 452 (2008).
- (6) H.Nishioka, K.Fukuya, K.Fujii and T.Torimaru, *J.Nucl.Sci.Technol.*, in press.
- (7) L.E.Thomas and S.M.Brueemmer, *Corrosion*, 56, 572 (2000).
- (8) L.E.Thomas and S.M.Brueemmer, *Proc. Fontevraud 5 Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors*, FNES, 347 & 1037 (2003).
- (9) L.E.Thomas and S.M.Brueemmer, *Proc. 11th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, ANS, 1049 (2003).
- (10) S.M.Brueemmer and L.E.Thomas, *Proc. 12th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, TMS, 189 (2005).
- (11) S.M.Brueemmer and L.E.Thomas, *Proc. 13th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, CNS, (2007).
- (12) D.J.Edwards, L.E.Thomas et al., *Proc. 13th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, CNS, (2007).
- (13) L.E.Thomas, D.J.Edwards and K. Asano, *Proc. 13th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, CNS, (2007).
- (14) S.M.Brueemmer and L.E.Thomas, *Proc. Int. Symp. on Research for Aging Management of Light Water Reactors and Its Future Trend*, INSS, 229 (2008).
- (15) 藤井克彦, 福谷耕司, *INSS JOURNAL*, Vol. 9, P.167 (2002).
- (16) 寺地巧, 藤井克彦, 有岡孝司, *INSS JOURNAL*, Vol. 10, P.186 (2003).
- (17) T.Terachi, K.Fujii, K.Arioka, *J.Nucl.Sci.Technol.*, 42, 225 (2005).