

中性子照射ステンレス鋼の粒界酸化部の破壊特性の評価

Characterization of fracture behavior of oxidized grain boundary
in neutron-irradiated stainless steel

三浦 照光 (Terumitsu Miura) *¹

藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii) *¹

福谷 耕司 (Koji Fukuya) *¹

要約 照射されたステンレス鋼では高温水中で結晶粒界が優先的に酸化することが知られており、その破壊特性を超微小引張試験で調べた。酸化した粒界を含む内層酸化膜を試験した結果、酸化した粒界に沿って割れが生じた。一方、酸化した粒界を含まない内層酸化膜では、酸化物自身の粒界で割れた。破断時の応力は、酸化した粒界を含む場合は1100MPaであり、酸化した粒界を含まない場合は1700MPaであった。酸化した粒界の引張強度は、周囲の内層酸化膜よりも低いことが分かった。また、報告済みの酸化していない粒界の破壊挙動と比較すると、酸化により粒界の引張強度が約1/3に低下することが分かった。多結晶体中の変形拘束や転位チャンネル変形による結晶粒界での応力集中を考慮すると、高温水中の照射されたステンレス鋼に引張応力が加わると酸化した結晶粒界で割れが発生し、照射誘起応力腐食割れ (IASCC) の起点となる可能性が推察された。粒界の酸化と破壊が繰り返されて粒界割れが進展する過程が、IASCCの発生機構の一つとして考えられる。

キーワード 照射誘起応力腐食割れ, 中性子照射, ステンレス鋼, 粒界酸化, 超微小引張試験

Abstract It is known that grain boundaries (GBs) in neutron-irradiated stainless steels are preferentially oxidized in high temperature water; hence, the fracture behavior of oxidized GBs was investigated by micro-tensile testing in the present study. The specimen fabricated with an inner oxide layer containing an oxidized GB failed along the oxidized GB, whereas the specimen with an inner oxide layer containing no oxidized GB failed along GBs of the oxide. The fracture stress was 1700MPa for the no oxidized GB specimen and 1100MPa for the oxidized GB specimen. It was found that the tensile strength of the oxidized GB was less than that of the inner oxide layer. It was also found that the tensile strength of the oxidized GB was approximately one third the tensile strength of the non-oxidized GB previously reported for neutron-irradiated stainless steel. Considering the stress concentration on GBs due to deformation constraint in polycrystalline material and dislocation channeling deformation, it was suggested that the oxidized GBs would be cracked and irradiation assisted stress corrosion cracking (IASCC) would occur when tensile stress is applied on neutron-irradiated stainless steels used in high temperature water. Intergranular cracking propagation by repetition of further GB oxidation and its fracture was thought as one of the initiation mechanisms of IASCC.

Keywords Irradiation assisted stress corrosion cracking, Neutron irradiation, Stainless steel, Grain boundary oxidation, Micro-tensile testing

1. はじめに

原子炉で使用される鉄鋼材料等は高温、放射線、腐食雰囲気等の過酷環境で使用されるため、脆性破壊や応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) を生じる場合がある。ステンレス鋼はSCC

を比較的起こし難い材料として、原子炉の炉内構造物や配管等に使用されているが、高温水と中性子照射の両方に曝される炉内構造物では粒界型のSCCである照射誘起応力腐食割れ (irradiation assisted stress corrosion cracking, IASCC) の発生が報告されている。国内のPWRでは発生事例は報告され

*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

ていないが、海外ではフランスのBugey原子力発電所等でバッフルフォーマボルト (baffle former bolt, BFB) にIASCCの発生が報告されている⁽¹⁾。BFBは冷間加工した316ステンレス鋼等で作製されたボルトであり、炉内に600~1000本程度用いられている。BFBのIASCCは軽水炉の主要な高経年化課題の一つに位置付けられており、その保全是適切な時期での点検の実施と取替え等の管理により行われる。

点検時期を適切に設定するためには、BFBのIASCCの発生を予測する必要がある。IASCCの発生予測は、ボルト首下部にかかる応力とIASCC発生に要するしきい応力とを比較して行われる⁽¹⁾。IASCCの発生しきい応力は中性子照射ステンレス鋼を高温水中で定荷重SCC試験したデータに基づき策定される。IASCC発生しきい応力と照射量の関係 (IASCC発生しきい線) は、原子力安全推進協会の炉内構造物等点検評価ガイドライン検討会が発行するPWR炉内構造物点検評価ガイドライン⁽¹⁾に記載されている。照射量の増加に伴って発生しきい応力が低下するが、約40 dpa以上の照射量ではしきい応力の変化は小さい。海外の研究機関から報告されている発生しきい線^{(2)~(4)}についても類似の照射量依存性が認められるが、低照射量側での材料による違いや高照射量側の飽和傾向等については見解が異なる場合がある。IASCC発生しきい線の策定には、SCC試験に加えて、発生しきい応力の傾向を機構論的に説明することが重要であり、IASCCの発生と関係する材料特性について照射に対する変化を把握する必要がある。

IASCCの発生機構に定説はないが、筆者らは照射材特有の転位チャンネル変形によって結晶粒界に局所的に高い応力やひずみが生じることと、照射と腐食によるミクロ組織と組成の変化に伴って粒界の結合強度が低下して粒界割れを起こし易くなることが発生の主要因であると考えている⁽⁵⁾。最近の研究成果として、中性子照射された316ステンレス鋼を320℃のPWR一次系模擬水環境で腐食試験すると、未照射のステンレス鋼に比べて表面に形成される酸化膜が厚くなること、約1000時間の腐食で数100 nmの長さで粒界が優先酸化することを報告している⁽⁶⁾。照射量が増すと粒界酸化の長さも増す傾向が認められており⁽⁶⁾、高照射材では粒界がより酸化し易くなる。未照射のステンレス鋼についても頻度や長さはわずかであるが粒界酸化する例が確認されて

おり、Couvantら⁽⁷⁾は360℃のPWR一次系模擬水環境で腐食試験した316Lステンレス鋼を引張試験し、粒界酸化部が開口したことを報告している。粒界が酸化されると結合強度が低下し、高温水中で中性子照射ステンレス鋼に引張応力が加わった際に、割れの起点になると予想されることから、粒界酸化はIASCCの発生と関係する可能性が考えられる。しかし、照射されたステンレス鋼の粒界酸化部の破壊挙動はよく分かっておらず、周囲の内層酸化膜 (粒界のない部分) や酸化していない粒界との結合強度の違いについても明らかではない。

筆者らはこれまでに、照射量74dpaの中性子照射316ステンレス鋼中の粒界や360℃のPWR一次系模擬水環境で腐食試験した600合金の酸化した粒界を対象に超微小引張試験を行っており、照射と酸化が粒界部の結合強度を低下させることを報告している^{(8),(9)}。中性子照射ステンレス鋼については、試験部が大きく絞られ、20%程度伸びた後にはほぼ全面が粒界破面で破断したが、未照射材では同様な引張試験では粒界で割れることはなかった。600合金については、酸化物と母材の界面で割れが生じ、腐食時間が増加すると酸化物/母材の界面がよりポーラスな構造になり、引張強度が低下することが確認された。また、Dohrら⁽¹⁰⁾は、PWR一次系模擬水環境で腐食試験した304ステンレス鋼と600合金の粒界酸化部の変形と破壊挙動を超微小曲げ試験で調べており、600合金については、筆者らの結果⁽⁹⁾と同様に酸化物と母材の界面で割れが生じること、304ステンレス鋼については酸化物が割れ、破壊挙動が600合金とは異なることを報告している。

本研究では、PWR一次系模擬水環境で定荷重SCC試験に供した中性子照射316ステンレス鋼の粒界酸化部の破壊挙動を超微小引張試験で調べ、粒界酸化とIASCCの発生との関係を検討した。

2. 試験方法

2.1. 供試材

供試材には320℃のPWR一次系模擬水環境で定荷重SCC試験に供した中性子照射量73 dpaの冷間加工316ステンレス鋼製の炉内計装用シンプルチューブ (flux thimble tube, FTT) 材⁽⁶⁾を用いた。供試材の化学組成と照射条件およびSCC試験の条件を表1から表3に示す。供試材はOリング試験

表1 供試材の化学組成 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
0.04	0.62	1.63	0.022	0.006	12.61	16.94	2.22	balance

表2 供試材の照射条件

中性子照射量 (dpa)	照射速度 (dpa·s ⁻¹)	照射温度 (°C)
73	1.5 × 10 ⁻⁷	297

表3 SCC試験の条件

温度 (°C)	320
溶存水素濃度 (ppm)	2.7
ほう酸 as B (ppm)	500
水酸化リチウム as Li (ppm)	2
溶存酸素 (ppb)	< 1
浸漬時間 (h)	1149
負荷応力 (MPa)	900

片であり、図1に示すように、試験片表面から酸化した大傾角粒界を含む寸法25 × 10 × 10 μmのマイクロ試料を集束イオンビーム (focused ion beam, FIB) 加工により切り出した。

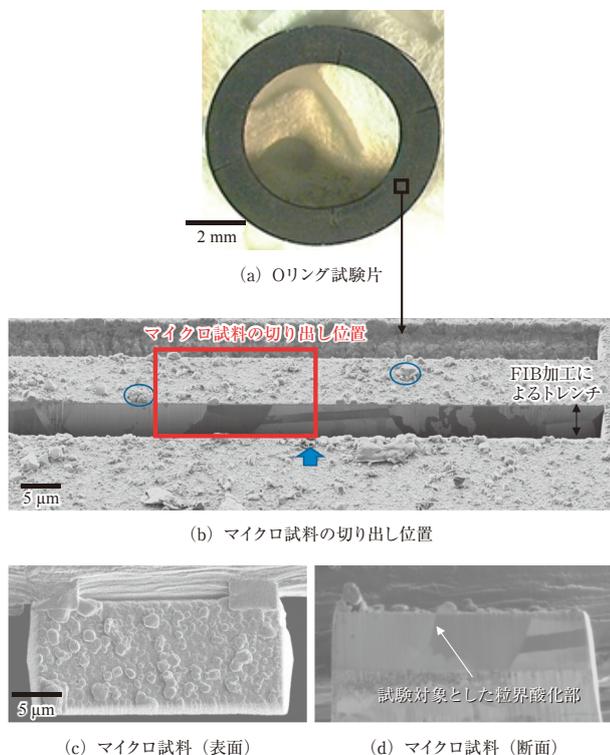


図1 供試材からFIB加工によるマイクロ試料の切り出し

2.2. 超微小引張試験

集束イオン/電子ビーム加工観察装置 (focused ion and electron beam system, FIB-SEM) 日立ハイテクノロジー社製NB5000を用いて、マイクロ試料より図2に示す形状の超微小引張試験片を作製した。試験片の寸法は8 × 4 × 2 μmであり、試験片中央の幅0.1 μmのスリットに挟まれた試験部に粒界を含まない内層酸化膜を配したものと粒界を含む内層酸化膜を配したものを1本ずつ作製した(以下、それぞれ粒界を含まない試験片および粒界を含む試験片とする)。粒界を含む試験片については、酸化した粒界面を試験片中央に引張応力軸に対して垂直に配している。なお、どちらの試験片も外層酸化膜は試験片加工前にFIB加工で除去した。また、試験片の一部をFIB装置のタングステン蒸着により作製しているが、試験部とその周辺には蒸着部を含まないようにした。

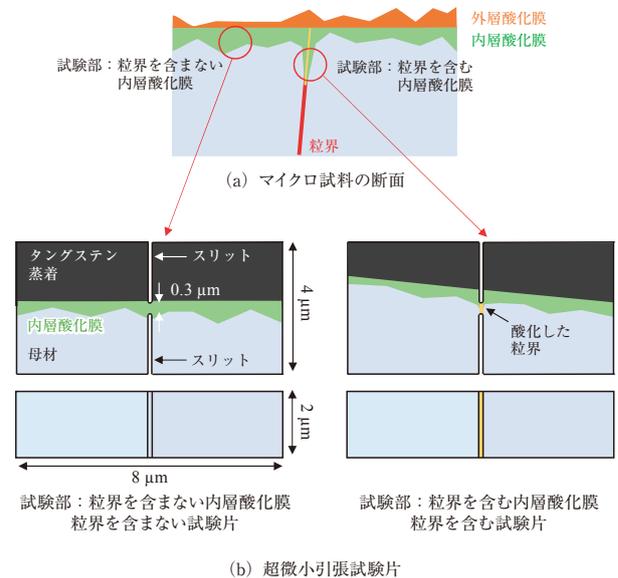


図2 超微小引張試験片の形状

超微小引張試験はFIB-SEM内、真空かつ室温環境で実施した。引張試験の概略図と試験前の試験片の走査イオン顕微鏡 (scanning ion microscopy, SIM) 像を図3に示す。試験片はマイクロ梁とFIB-SEM内で3軸方向に移動可能なマイクロプローブに固定されている。図3(a)中の右方向にマイクロ

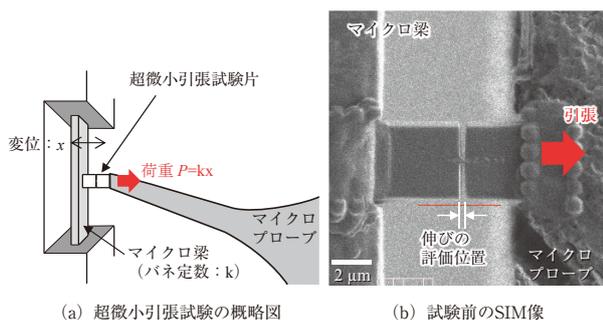


図3 超微小引張試験の概略図と試験前のSIM像

プローブを動かし、試験片が破断するまで引張試験を行った。試験片にかかる荷重はマイクロ梁の変位とバネ定数から線形弾性論により算出しており、バネ定数は超微小硬さ試験機（エリオニクス社製ENT-2100）を用いてマイクロ梁の中央部に1 mNまでの荷重を負荷して得た荷重-変位曲線から $582 \pm 25 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$ と決定した。試験中のSIM像を 512×512 ピクセル ($14.45 \times 14.45 \text{ }\mu\text{m}$) の解像度にて毎秒20コマで録画し、試験片の形状変化とマイクロ梁の変位を記録した。なお、本試験におけるSIM像の空間分解能は28 nmであり、マイクロ梁の変位から算出される荷重の分解能は $16 \text{ }\mu\text{N}$ ($582 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1} \times 28 \text{ nm}$) である。試験部の伸びは図3(b)に示したスリット幅の変化で評価した。試験部の長さは

SIM像で12ピクセルに相当しており、伸びの分解能は8%である。また、マイクロ梁の変位が $0.5 \text{ }\mu\text{m}$ 増すごとに試験片側面の傾斜像を走査電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) で観察した。

2.3. 破面と断面の観察

破面をSEM観察して破壊の様子を調べた。また、粒界を含む試験片については、FIB加工により試験片を薄膜化し、断面のミクロ組織を走査透過電子顕微鏡 (scanning transmission electron microscopy, STEM) 日立ハイテクノロジーズ社製HD-2700で観察して、破壊様式を詳細に確認した。なお、加速エネルギーを2 kVまで低下させたFIBで薄膜部を最終加工し、FIB加工により薄膜に導入されるダメージ層を低減した。

3. 試験結果

3.1. 超微小引張試験

超微小引張試験の様子を図4と図5に示す。なお、試験片のSEM観察はマイクロ梁の変位が $0.5 \text{ }\mu\text{m}$ 増すごとに行っているため、破断直前におけるSEM像は撮影されていない。両試験片ともに、破断まで

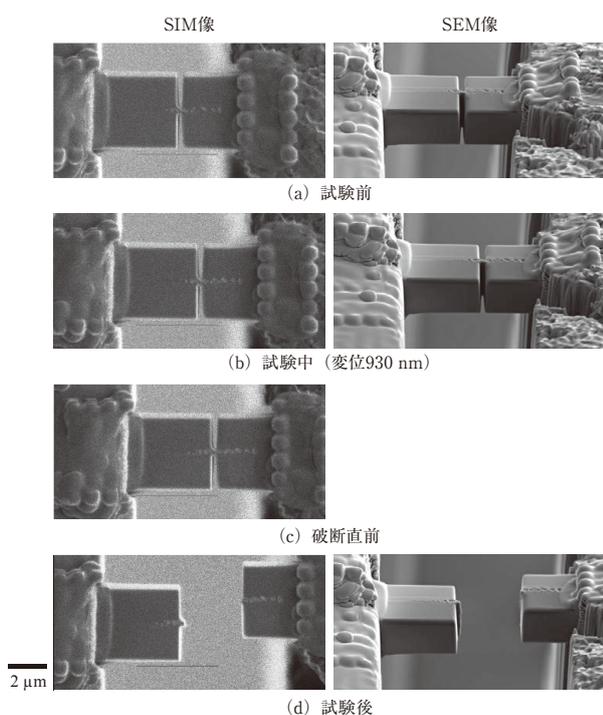


図4 粒界を含まない試験片の超微小引張試験中のSIM像およびSEM像

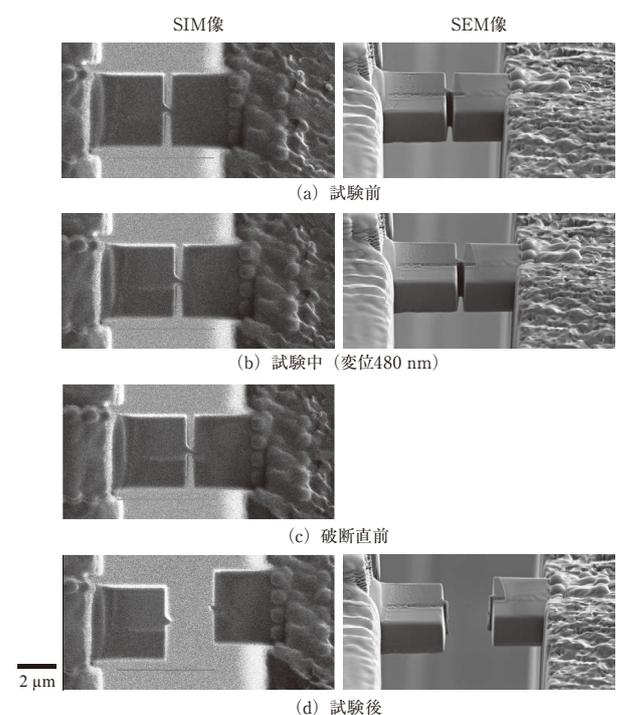


図5 粒界を含む試験片の超微小引張試験中のSIM像およびSEM像

に測定精度28 nm以上の明確な伸びは認められなかった。破断時の荷重は粒界を含まない試験片では950 μN であり、粒界を含む試験片では640 μN であった。

3.2. 破面と断面の観察

粒界を含まない試験片の破面のSEM像を図6に示す。破面には10 nm程度の微細な凹凸が多数認められ、破面上側では大きく絞られた部位が認められた。破面からは延性破壊の様相は認められず、脆性的に破壊したことが確認された。

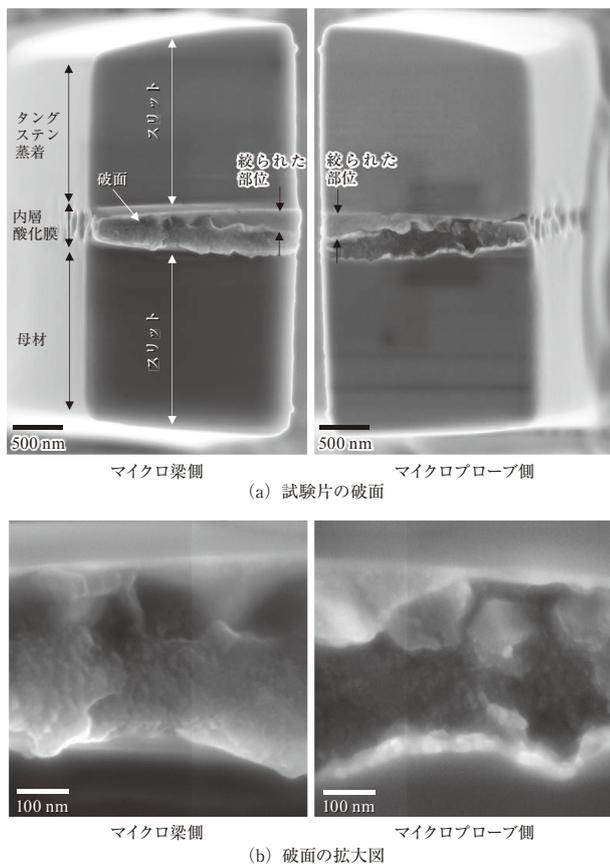


図6 粒界を含まない試験片の破面のSEM像

PWR一次系模擬環境水中でステンレス鋼に形成される内層酸化膜は、Feの外方拡散（溶出）と環境水からのOの内方拡散が同時に進行する過程で、OがFeやCrと化合して形成される。内層酸化膜はCrリッチなスピネル型の酸化物であり、微細粒から成る構造であることが分かっている⁽¹¹⁾。透過電子顕微鏡（transmission electron microscopy, TEM）によりアンダーフォーカス条件で酸化物を観察すると、微細粒の境界が網目状の模様で確認さ

れ、粒の大きさが10 nm程度であることが分かる。破面に認められた凹凸の大きさはスピネル酸化物の粒径に近く、酸化物自身の粒界に沿って割れが生じ、試験片が破断したと推察された。

試験部の断面積は、試験前は0.70 μm^2 であったが、試験後は0.56 μm^2 であった。破断荷重950 μN を試験前と後の試験部の断面積でそれぞれ除すと、試験片は公称応力1400MPa、真応力1700MPaで破断したことが分かった。

粒界を含む試験片の破面のSEM像を図7に示す。破面の下側については絞られた部位と伸びて延性破壊の様子が認められたが、破面の大部分は平滑であった。図7(a)に示した位置で薄膜加工し、観察した断面のマイクロ組織を図8に示す。図中の左右方向が試験時の引張方向に相当する。スリット（上側）の直下から破面の平滑部が生じているが、スリット（下側）の近傍では図中右方向に破壊の経路が変化している。スリット（下側）の近傍では電子線の回折斑点図より粒界が確認され、この位置では粒界は酸化していなかった。破面の平滑部は粒界の延長線上に位置しており、酸化した粒界に沿って破壊が生じたことが確認された。

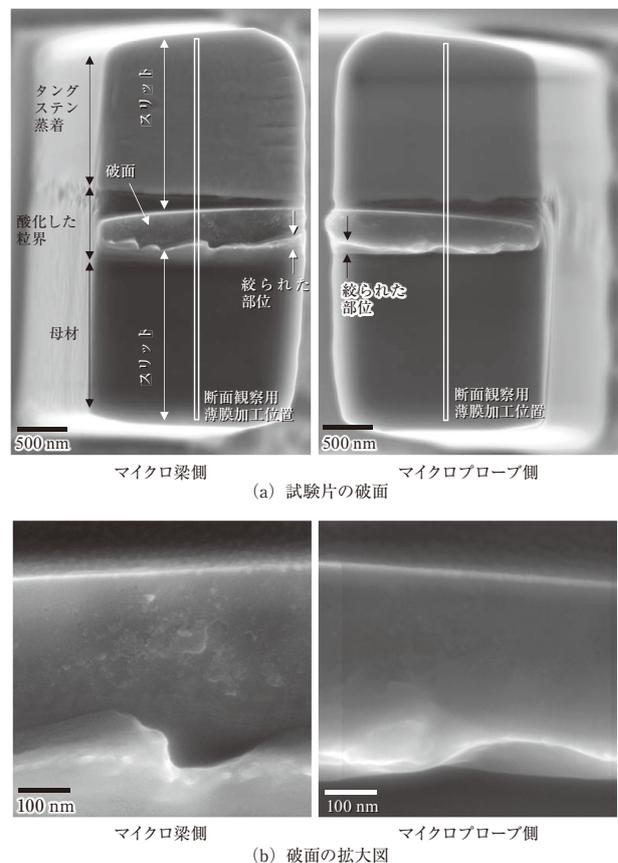
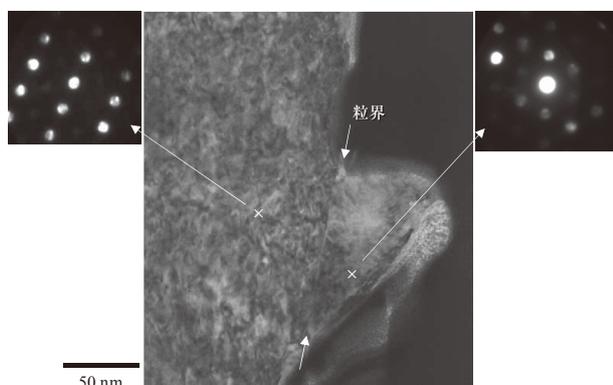
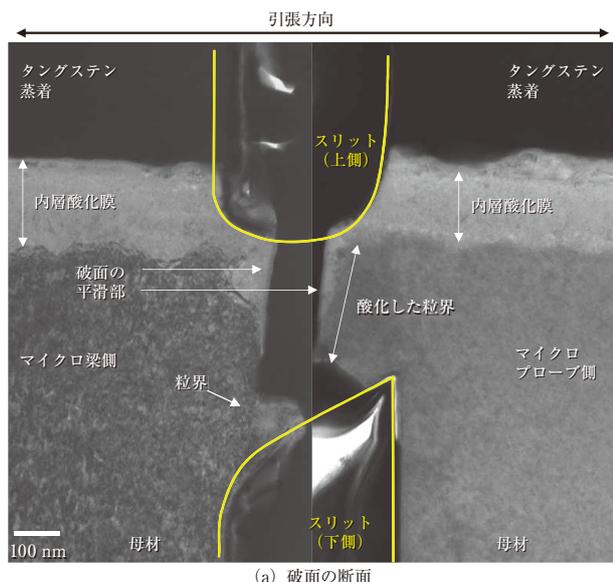


図7 粒界を含む試験片の破面のSEM像と断面観察位置



(a) 破面の断面
(b) スリット (下部) 近傍の拡大図と粒界近傍で撮影した回折斑点図

図8 粒界を含む試験片の破面の断面のマイクロ組織

粒界を含む試験片の破壊の模式図を図9に示す。引張により酸化した粒界が開口したが、スリット(下側)の近傍では粒界が酸化していなかったため、亀裂は母材側に進展方向を変え、せん断により試験片が破断したと推測された。Fukumuraら⁽⁶⁾によると、本試験で供試材として用いた照射量73 dpaの中性子照射ステンレス鋼のリング試験片では平均400 nmの長さで粒界酸化が生じており、酸化した粒界の前方では約200 nmの長さに渡ってNi濃化領域が

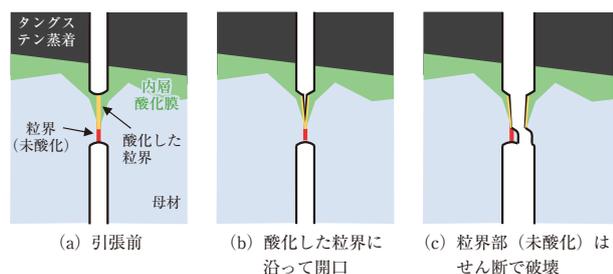


図9 粒界を含む試験片の破壊の模式図

形成されている。本研究で試験した酸化した粒界も報告されている平均値と同程度の酸化長さである。また、酸化した粒界の前方にあるNi濃化領域では割れずに、亀裂の進展経路は母材側へ変化しており、Niが25%近くまで濃化しても粒界の結合強度が大きく下がることはないことが示唆された。

試験部の断面積は、試験前は $0.72 \mu\text{m}^2$ であったが、試験後は $0.59 \mu\text{m}^2$ であった。破断荷重640 μN を試験前と後の試験部の断面積でそれぞれ除すと、試験片は公称応力900MPa、真応力1100MPaで破断したことが分かった。

4. 考察

(1) 酸化による粒界の結合強度の低下

PWR一次系模擬環境水中で腐食した照射量73 dpaの中性子照射ステンレス鋼の粒界酸化部の破壊挙動を超微小引張試験で調べた結果、内層酸化膜に粒界が含まれると、破壊は酸化した粒界に沿ったものとなり、内層酸化膜が破壊する応力も低くなることが分かった。この結果は、酸化した粒界の強度は周囲の内層酸化膜よりも低いことを示しており、高温水中で照射されたステンレス鋼に引張応力が加わると、酸化した粒界に沿って優先的に割れが生じる可能性を示唆する。

粒界酸化部をSTEMのZコントラスト像で観察した結果では、酸化した粒界に周囲の内層酸化膜と比べて暗い線状のコントラストが確認されている⁽⁶⁾。エネルギー分散型X線分析装置 (energy dispersive X-ray spectrometer, EDS) による元素分析を粒界酸化部について実施した結果、酸化した粒界上でX線の計数率が低下することが確認されており、Zコントラスト像での観察結果と合わせて、酸化した粒界は物質密度が低いポーラスな構造である可能性が指摘されている⁽¹²⁾。これが、酸化した粒界での優先的な破壊の理由になると考えられる。

照射量74 dpaのFTT材のバルクの粒界を超微小引張試験した際の破断時の真応力⁽⁸⁾との比較を図10に示す。破断時の真応力は、酸化した粒界 (1100MPa) < 粒界を含まない内層酸化膜 (1700MPa) < バルク粒界 (2700MPa) の順番であった。粒界が酸化されると粒界の引張強度が約1/3に低下することが確認された。

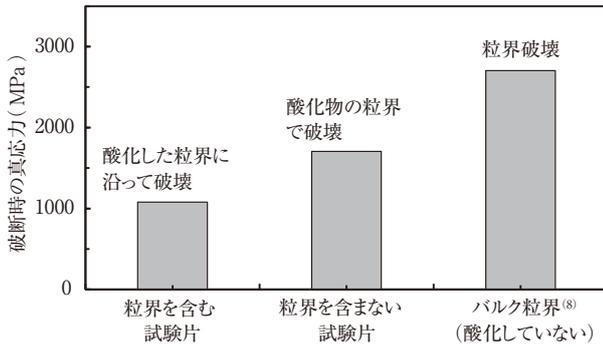


図10 超微小引張試験片の破断時の真応力の比較

(2) 粒界酸化とIASCC発生機構

Kamayaら⁽¹³⁾は、ランダムな結晶方位を有する100個の結晶粒からなる3次元多結晶体にかかる引張応力の分布を有限要素法 (finite element method, FEM) 解析で調べ、粒界三重点の近傍等では粒界面にかかる応力が結晶粒の変形拘束の影響で高くなる傾向があり、最大で平均応力の約2倍の応力が粒界面にかかる場合があることを報告している。酸化した粒界の破壊応力として1100MPaを想定すると、550MPaの平均応力が加わると局所的には酸化した粒界が開く応力が生じる可能性が考えられる。

照射ステンレス鋼では、変形は転位チャンネルに局所化される特徴がある。Evrardら⁽¹⁴⁾は、転位チャンネル変形で粒界に転位がパイルアップすると平均応力よりも数倍以上の高い垂直応力が粒界面に生じることをFEM解析により評価している。平均応力と粒界垂直応力の比は、これまでにFTT材で確認されている転位チャンネルの幅 (平均50 nm⁽¹⁵⁾) と長さ (10 μm, 結晶粒径に相当) の場合では4程度になると報告されている。照射量73 dpaのFTT材を320℃で $6.8 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ の変形速度で引張試験した場合、降伏応力は970MPaであることが報告されている⁽¹⁶⁾。高照射量でのIASCCの発生しきい応力は400~500MPaであり、この程度の応力が加わった際には、73 dpaのFTT材では粒界三重点の近傍等で塑性変形が生じる可能性がある。粒内に生じた転位チャンネルの先端が粒界酸化部に達した場合は約2000MPaの応力が粒界酸化部に加わる可能性が考えられ、この局所応力によって酸化した粒界が開き、IASCCの起点になる可能性が推察される。粒界部の酸化と破壊が繰り返されて粒界割れが進展する過程がIASCCの発生機構の一つとして考えられる。

5. まとめ

320℃のPWR一次系模擬水環境で定荷重SCC試験に供した照射量73 dpaの中性子照射ステンレス鋼の粒界酸化部の破壊挙動を超微小引張試験で調べた。

- ・粒界を含まない内層酸化膜では酸化物自身の粒界が割れて試験片が破断したが、粒界を含む内層酸化膜では酸化した粒界に沿って割れが生じた。粒界が含まれると内層酸化膜が破壊する応力は小さくなっており、酸化した粒界の引張強度は周囲の内層酸化膜よりも低いことが分かった。また、バルクの粒界と比べて、酸化した粒界では引張強度が約1/3に低下することが分かった。
- ・多結晶体中の変形拘束を考慮すると、粒界三重点の近傍等の粒界面で平均応力の約2倍の応力が生じる可能性が考えられる。IASCCの発生しきい応力は高照射量では400~500MPaであり、この程度の応力が加わった際に局所的に降伏する可能性が考えられる。降伏すると、転位チャンネル変形によって結晶粒界に局所的に平均応力の約4倍の応力 (1600~2000MPa) が作用する可能性がFTT材の場合にはあり、これは酸化した粒界に割れを誘発する応力である。
- ・高温水中で照射されたステンレス鋼に引張応力が加わると、酸化した粒界が優先的に割れ、更なる粒界の酸化と破壊が繰り返されて粒界割れが進展する過程がIASCC発生機構の一つとして推察された。

文 献

- (1) PWR炉内構造物点検評価ガイドライン [バッフルフォーマボルト] (第2版), 一般社団法人原子力安全推進協会 炉内構造物等点検評価ガイドライン検討会, (2014).
- (2) S. Fyfe, S. Davidsaver, K. Amberge, "Irradiation-Assisted Stress Corrosion Cracking Initiation Screening Criteria for Stainless Steels in PWR Systems," 18th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Portland, OR, August 13-17, 2017.

- (3) R. Pathania, R. Carter, A. Demma, "Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs," Int. Symp. FONTEVRAUD 7, Avignon, France, September 26-30, 2010.
- (4) V. Fedorova, B. Margolin, "Method for Estimation of Pressure Vessel Internals Lifetime on IASCC Criterion," the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conf. PVP2013, PVP2013-97949.
- (5) 福谷耕司, 西岡弘雅, 藤井克彦, "ステンレス鋼の軽水炉照射挙動," INSS MONOGRAPHS No.4, 株式会社原子力安全システム研究所, (2009).
- (6) T. Fukumura, K. Fukuya, K. Fujii, T. Miura, Y. Kitsunai, "Grain boundary oxidation of neutron irradiated stainless steels in simulated PWR water," 18th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Portland, OR, August 13-17, 2017.
- (7) T. Couvant, D. Haboussa, S. Meunier, G. Nicolas, E. Julian, K. Sato, F. Delabrouille, "A simulation of IGSCC of austenitic stainless steels exposed to primary water," 17th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Ontario, Canada, August 9-12, 2015.
- (8) T. Miura, K. Fujii, H. Nishioka, K. Fukuya, Y. Kitsunai, "Characterization of grain boundary fracture of neutron-irradiated austenitic stainless steel using micro-tensile testing," The Nuclear Materials Conference 2014, FL, USA, October 27-30, 2014.
- (9) K. Fujii, T. Miura, H. Nishioka, K. Fukuya, "Degradation of grain boundary strength by oxidation in alloy 600," 15th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Colorado Springs, CO, August 7-11, 2011.
- (10) J. Dohr, E. Tarleton, D. Armstrong, T. Couvant, S. Lozano-Perez, "Recent Insights in the Deformation and Fracture of Oxidized Grain Boundaries in Austenitic Alloys: A Synergistic Experimental and Finite Element Study," 17th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Ontario, Canada, August 9-12, 2015.
- (11) K. Fukuya, H. Nishioka, K. Fujii, Y. Kitsunai, "Characterization of surface oxides formed on irradiated stainless steels in simulated PWR primary water," Proc. Fontevraud 8: Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Avignon, September 14-18, (2014).
- (12) 福村卓也, 福谷耕司, 藤井克彦, 三浦照光, "PWR 一次系模擬水中における照射ステンレス鋼の腐食挙動その2," INSS JOURNAL, Vol.22, P.92 (2015).
- (13) M. Kamaya, Y. Kawamura, T. Kitamura, "Three-dimensional local stress analysis on grain boundaries in polycrystalline material," Int. J. Solids Struct. Vol.44, P.3267 (2007).
- (14) P. Evrard, M. Sauzay, "Modelling of the effect of dislocation channel on intergranular microcrack nucleation in pre-irradiated austenitic stainless steels during low strain rate tensile loading," J. Nucl. Mater., Vol.405, P.83 (2010).
- (15) H. Nishioka, K. Fukuya, K. Fujii, Y. Kitsunai, "Deformation Structure in Highly Irradiated Stainless Steels," J. Nucl. Sci. Technol., Vol.45, P.274 (2008).
- (16) K. Fukuya, H. Nishioka, K. Fujii, M. Kamaya, T. Miura, T. Torimaru, "Fracture behavior of austenitic stainless steels irradiated in PWR," J. Nucl. Mater., Vol.378, P.211 (2008).