

# 中性子照射ステンレス鋼の変形挙動 －バップルフォーマボルト材と フラックスシンブルチューブ材の比較－

Deformation Behavior of Neutron-irradiated Stainless Steel  
－ Comparison between Baffle Former Bolts and Flux Thimble Tubes －

三浦 照光 (Terumitsu Miura) \*<sup>1</sup>      藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii) \*<sup>1</sup>  
 福谷 耕司 (Koji Fukuya) \*<sup>1</sup>      橘内 裕寿 (Yuji Kitsunai) \*<sup>2</sup>

**要約** 加圧水型原子力発電所の炉内構造物の技術評価に用いられる照射誘起応力腐食割れ (IASCC) の発生しきい応力は、バップルフォーマボルト (BFB) 材とフラックスシンブルチューブ (FTT) 材を用いた定荷重SCC試験により評価されているが、BFB材の発生しきい応力はFTT材に比べて高い傾向が認められる。この違いを材料特性の面から検討するため、照射量20 dpaのBFB材とFTT材を320℃の大気中にてゲージ部の伸びで3%まで引張変形させ、走査型電子顕微鏡による観察と電子後方散乱回折測定により変形挙動の違いを調べた。BFB材ではゲージ部の半分程度が比較的一様に変形したが、FTT材ではせん断方向に狭い変形帯が形成された。同一の巨視的な変形が加えられた場合には、FTT材の方が部分的に変形し、局所的な最大到達ひずみが大きくなり、IASCCの発生を誘起する粒界での高い局所応力を生じると考えられる。変形挙動の違いはIASCC発生しきい応力の差の一因と推察された。

**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, ひずみ, 局所方位差

**Abstract** Although initiation threshold stress of irradiation assisted stress corrosion cracking (IASCC) used for technical evaluation of core internals in pressurized water reactors is determined using constant load test data of neutron-irradiated stainless steel specimens obtained from baffle former bolts (BFBs) and flux thimble tubes (FTTs), the initiation threshold stress of the BFB specimens tends to be higher than that of the FTT specimens. To clarify the reasons for the difference in initiation threshold stress between the BFB and FTT specimens from the viewpoint of material properties, tensile specimens that were fabricated from BFB and FTT materials neutron-irradiated to a dose of 20 dpa were tensioned to 3% elongation of gauge length at 320℃ in air, and the difference in deformation behavior between the BFB and FTT specimens was investigated by scanning electron microscopy observations and electron backscatter diffraction measurements. The BFB specimen almost uniformly deformed at half the gauge section, whereas a narrow shear deformation band was formed on the FTT specimen. If the same macroscopic deformation was applied on the BFB and FTT materials, the FTT material would cause higher local stress at grain boundaries which promotes the initiation of IASCC due to larger local strain caused by more local deformation than the BFB material. The difference in deformation behavior between the BFB and FTT materials would be one of the factors causing the difference in the IASCC initiation threshold stress between the BFB and FTT specimens.

**Keywords** Irradiation assisted stress corrosion cracking, Neutron irradiation, Stainless steel, Strain, Local misorientation

## 1. はじめに

照射誘起応力腐食割れ (irradiation assisted stress

corrosion cracking, IASCC) は、中性子照射されたステンレス鋼に生じる粒界型の応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) であり、加圧水型

\* 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)

原子力発電所 (pressurized water reactor, PWR) ではバップルフォーマボルト (baffle former bolt, BFB) の高経年化課題の一つとして扱われている<sup>(1)</sup>。ボルトの損傷はIASCCが発生する応力と照射量の関係 (IASCC発生しきい線) とボルト首下部の応力を比較して判定される<sup>(2)</sup>。IASCC発生しきい線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ており、国内では旧原子力安全基盤機構 (JNES) の「照射誘起応力腐食割れ (IASCC) 評価技術」事業<sup>(3)</sup>で取得された試験データがあり、海外でも独自の試験データとIASCC発生しきい線が報告されている<sup>(5)~(7)</sup>。SCC試験には炉内から取り出されたBFBの他、炉内計装用フラックスシンプルチューブ (flux thimble tube, FTT) が同じ冷間加工316ステンレス鋼として広く使用されている。IASCC評価技術事業<sup>(3)</sup>では、BFB材を用いたSCC試験のデータがFTT材とともに取得されており、20年間の運転期間に相当する照射量20 dpaまでのBFB材によるIASCC発生しきい線と照射量70 dpaまでのFTT材によるIASCC発生しきい線が報告されている。BFB材のIASCC発生しきい線はFTT材よりも発生しきい応力が高い傾向が認められており、初回の点検時期については、保守的な評価となることからFTT材の発生しきい線を用いることが原子力安全推進協会のPWR炉内構造物点検評価ガイドライン<sup>(2)</sup>で推奨されている。

BFB材とFTT材のIASCC発生しきい線が異なる原因についてはIASCC評価技術事業<sup>(3)</sup>で検討されており、製造工程の違いによる結晶粒径と冷間加工度の違いが影響する可能性があること、表面硬化層の有無が違いの一因となること等が報告されている。しかし、BFB材とFTT材のIASCC発生しきい線が異なるメカニズムについては解明されておらず、BFB材の優位性を機構論的に説明することが

できれば、FTT材のIASCC発生しきい線に基づく初期点検時期の設定について、裕度の説明性を向上させることができる。

IASCCの発生機構に定説はないが、照射と腐食によるマイ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と、照射材特有の転位チャンネル形成を伴う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ようになることが発生 of の主要因と考えられる<sup>(8)</sup>。粒界の結合強度については、照射量20 dpaのBFB材とFTT材の粒界を個別に引張試験した結果より、BFB材の方が粒界の結合強度が高いことが報告されている<sup>(9)</sup>。しかし、粒界局所での応力やひずみの集中については、BFB材とFTT材で違いがあるのか良く分かっていない。そこで本研究では、BFB材とFTT材の粒界局所における応力やひずみの集中挙動を明らかにすることを目的として、照射量20 dpaのBFB材とFTT材を320°Cで変形試験し、走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM) による観察と電子後方散乱回折 (electron backscatter diffraction, EBSD) 測定により、変形挙動の違いを調べた。

## 2. 試験方法

### 2.1 供試材

実機PWRで使用されたBFBとFTTを供試材に用いた。BFB材はIASCC評価技術事業<sup>(3)</sup>で使用されたCリング試験片の残材であり、FTT材は国内PWRで13年間使用された材料である。供試材の化学組成を表1に、結晶粒径と冷間加工度を表2に、照射条件を表3にそれぞれ示す。BFB材の機械的性質やマイクロ組織および粒界組成等はTakakuraら<sup>(4)</sup>により報告されており、FTT材については

表1 供試材の化学組成 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe	
BFB <sup>(3)</sup>	0.05	0.55	1.55	0.021	0.025	12.45	17.71	2.26	balance
FTT	0.04	0.62	1.63	0.022	0.006	12.61	16.94	2.22	balance

表2 供試材の結晶粒径と冷間加工度

	結晶粒径 ( $\mu\text{m}$ )	冷間加工度 (%)
BFB <sup>(3)</sup>	74	20
FTT	10	15

表3 供試材の照射条件

	照射温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	照射速度 ( $\text{dpa} \times \text{s}^{-1}$ )	照射量 (dpa)
BFB <sup>(3)</sup>	302	$3.8 \times 10^{-8}$	18.8
FTT	323	$4.3 \times 10^{-8}$	17.3

Fukuyaら<sup>(10),(11)</sup>により報告されている。

BFB材とFTT材から、ゲージ部寸法がそれぞれ $2.5 \times 0.9 \times 0.5$  mmと $2.5 \times 0.9 \times 0.2$  mmの引張試験片を放電加工により作製した。試験片表面をコロイダルシリカ（ストルアス社製OP-S懸濁液）による研磨で仕上げ、ゲージ部の両端には伸びを確認するために硬さ試験機を用いて圧痕を形成した。なお、試験片の厚みは10個程度の結晶粒が厚さ方向に入るように設定した。

## 2.2 変形試験とEBSD測定

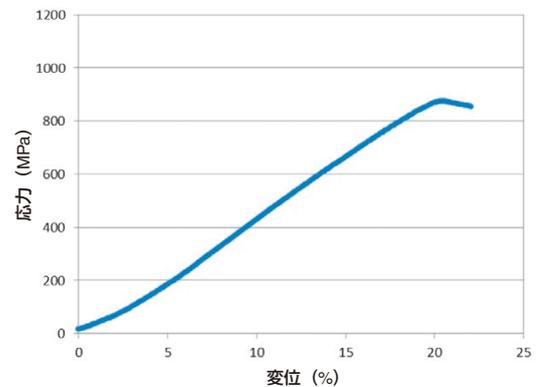
精密万能試験機（島津製作所製AG-X 5kN）を用いて、 $320^\circ\text{C}$ の大気中にて変形速度 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で、ゲージ部の伸びで3%まで変形試験を実施した。試験片表面の酸化膜を栗田工業製クリデコンで脱膜処理した後、SEM（日立ハイテクノロジーズ製SU-70）を用いて試験片表面を観察した。また、試験前後のゲージ部に観察される介在物等をマーカーにして、引張軸方向の距離の変化から試験片のひずみ分布を評価した。

粒界近傍における微視的な変形挙動を調べるため、EBSD測定を行い、局所方位差の分布を評価した。局所方位差とは、周囲との結晶方位のずれを表す尺度であり、材料中の転位欠陥の量と相関することが知られている<sup>(12)</sup>。局所方位差を評価することで、粒界近傍等での局所的な応力やひずみの状態を推定することができる。なお、EBSD測定は、すべりにより生じた試験片表面の段差をコロイダルシリカによる研磨で除去した後に行った。EBSD測定にはTSL社製のOIM Data Collection ver. 5.2を使用し、50個以上の結晶粒が入るように測定範囲を設定した。測定は $0.5 \mu\text{m}$ 間隔で実施した。測定条件の詳細を表4に示す。

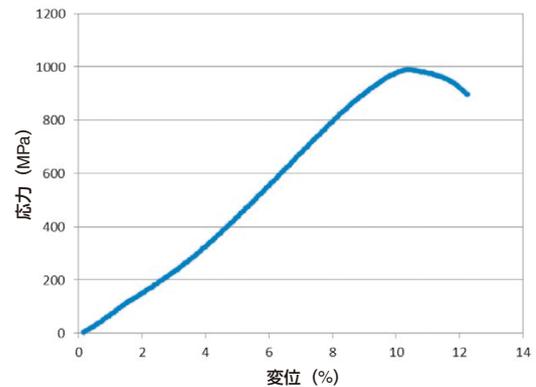
## 3. 試験結果

### 3.1 変形試験

変形試験時の応力-変位曲線を図1に示す。試験片が降伏した後、ゲージ部の伸びが3%に到達するまで変形試験を行った。試験後のゲージ部のSEM像を図2に示す。ゲージ部端の圧痕の間隔は、試験前はBFB材試験片が $2.58$  mm、FTT材試験片が $2.53$  mmであったが、試験後はそれぞれ $2.64$  mmと $2.61$  mmであった。圧痕間距離で評価したゲージ部の伸びはBFB材試験片が $2.3\%$ であり、FTT材試験片が $3.1\%$ であった。



(a) BFB材試験片

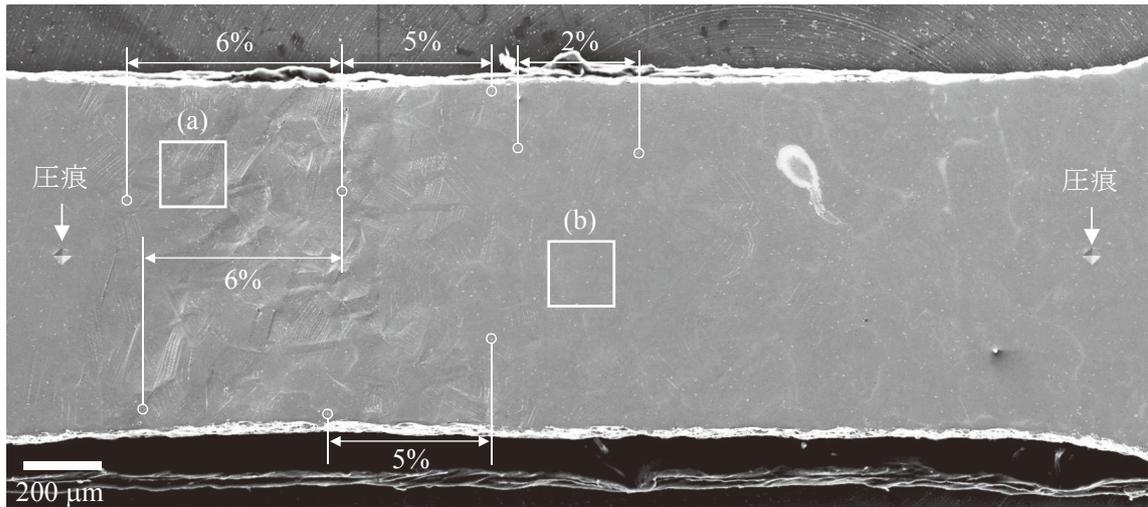


(b) FTT材試験片

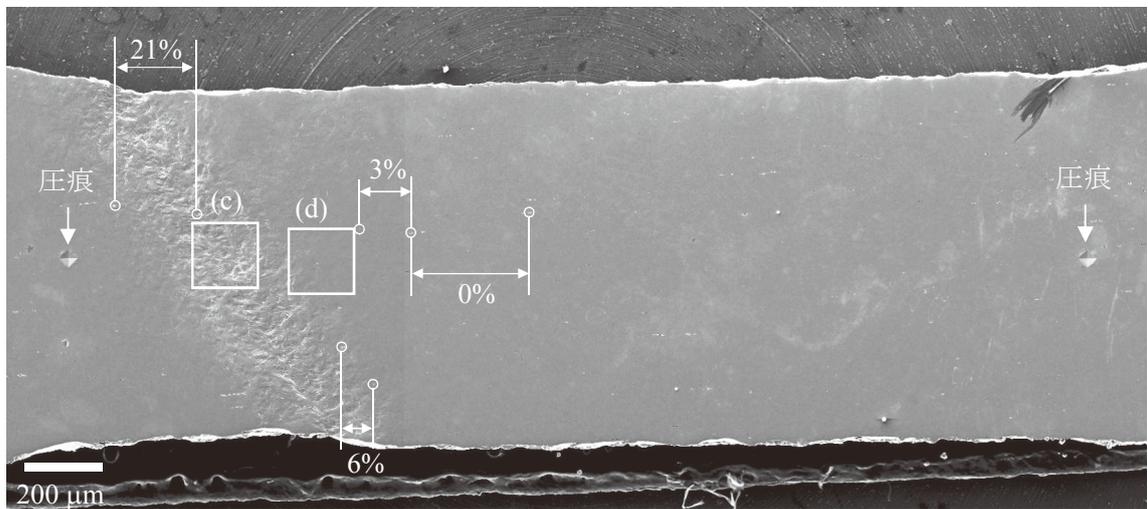
図1 応力-変位曲線

表4 EBSD測定の条件

項目	設定値	備考
測定範囲	BFB材： $500 \times 625 \mu\text{m}$	ひずみ6%の場所
	FTT材： $125 \times 125 \mu\text{m}$	ひずみ6, 21%の場所
測定間隔	$0.5 \mu\text{m}$	
グリッド	四角	
Binning	$312 \times 234$ ピクセル	回折像を測定するカメラの視野サイズ
Binned pattern size	$120 \times 120$ ピクセル	測定した回折像をHough変換用に圧縮する際の画像サイズ
Theta step size	0.5度	Hough変換の際に三角関数を計算する頻度



(a) BFB材試験片



(b) FTT材試験片

図2 変形試験後の試験片ゲージ部のSEM像とひずみの分布  
 図中の数値は、丸印で示した介在物等の引張軸方向の距離の変化で評価したひずみを示す。  
 また、□は図4に示したSEM像の撮影箇所を示す。

BFB材試験片ではゲージ部の半分程度に変形した様子が認められたが、FTT材試験片では幅0.2 mm程度の変形帯がせん断方向に形成しており、ネッキングの様相が認められた。試験片のひずみ分布を評価した結果も図2に示した。BFB材試験片では比較的広い範囲で5～6%のひずみが認められたが、FTT材試験片では変形帯の最大到達ひずみは21%であった。また、変形帯の近傍ではひずみは6%であり、変形帯から離れるにつれて大きく減少した。BFB材試験片とFTT材試験片の最大到達ひずみの比較を図3に示す。同じ巨視的な変形が加わっても、FTT材の方が部分的に変形し、最大到達ひずみに違いが生じることが分かった。

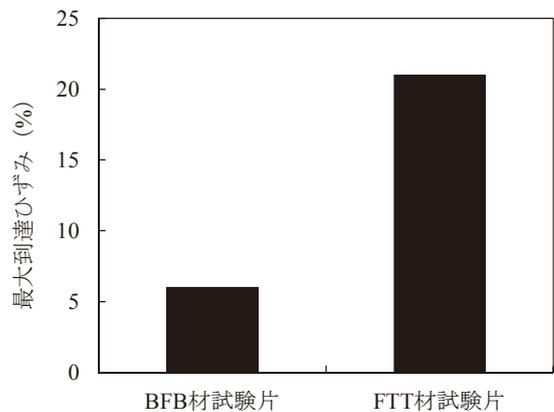


図3 BFB材試験片とFTT材試験片の最大到達ひずみの比較

図4に、図2に示したゲージ部の拡大像を示す。図4(a)に示したBFB材試験片のひずみ6%の場所では、すべり線が明確に認められた。試験片を傾斜させて観察したSEM像からすべり線の段差を評価した結果、最大200 nmの段差が認められた。図4(b)に示したひずみ2%の場所についてもすべり線は認められたが、比較的段差は小さく、すべり線は不明瞭であった。320℃の温度域で照射ステンレス鋼を引張変形させた場合、転位チャンネル形成を伴うすべり変形と双晶変形が生じる<sup>(13)~(15)</sup>。すべり変形は特定の結晶面を転位が移動することによって起こり、移動した転位の数に応じた段差のすべり線が形成される。BFB材試験片のひずみ2%の場所では、ひずみ6%の場所と比較して、すべり線の段差

が小さかったが、これはひずみが小さいために移動した転位の数が少ないためである。なお、照射ステンレス鋼の場合、運動転位は転位ループ等の一部の照射欠陥を相互作用により消失させ、転位チャンネルと呼ばれる照射欠陥の比較的少ないパスを粒内に形成する。転位チャンネル内は転位の移動に対する抵抗が小さくなるため、後続するすべり変形は転位チャンネルに集中し、未照射のステンレス鋼に比べて、段差の大きいすべり線が表面に認められるようになる。

FTT材試験片については、図4(c)に示したひずみ21%の場所では、BFB材試験片で認められたすべり線よりも段差の大きいすべり線が観察されており、段差の最大値は300 nmであった。図4(d)に

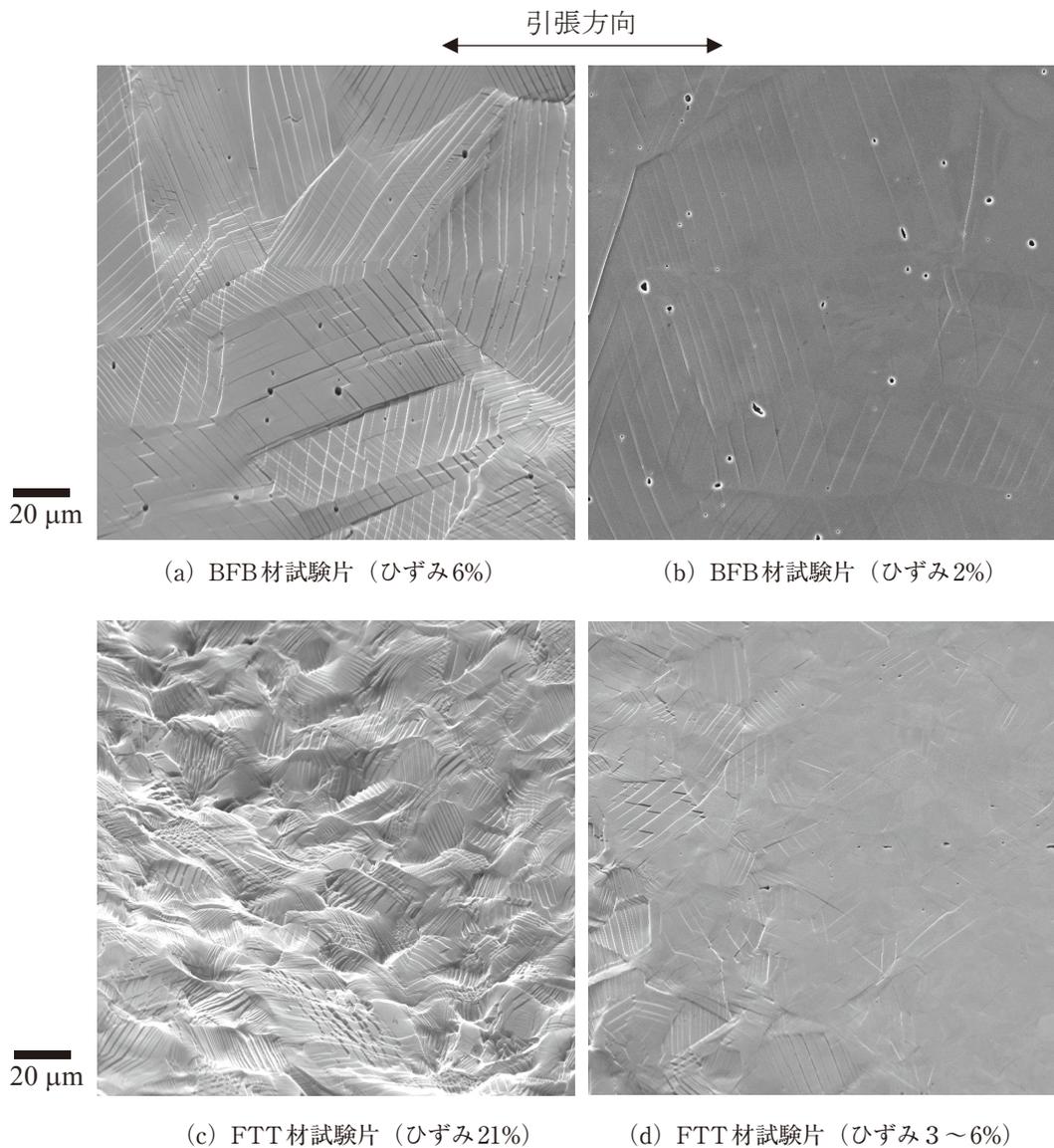


図4 試験片ゲージ部の変形領域のSEM像

示したひずみ3~6%の場所については、変形帯の近傍を観察しており、視野の左端ではひずみが6%であるが、右端では3%である。視野の左側ではすべり線が明確に認められたが、右側ではすべり線は不鮮明であった。視野の左側でのすべり線の段差は、最大100 nmであった。

BFB材試験片ではひずみ2%の場所でもすべり線が認められたが、FTT材試験片ではひずみ3%の場所ではすべり線は不明瞭であった。同じひずみでも、すべり線の段差はFTT材の方が小さい傾向

が認められており、BFB材とFTT材ではすべり変形挙動に違いがある可能性が示唆された。IASCC評価技術事業<sup>(3)</sup>では、BFB材とFTT材に320℃で1%相当の引張ひずみを付与してすべり線を観察し、BFB材ではすべり線が明確に認められたもののFTT材では視野の一部にすべり線が確認されるのみであったことが報告されている。本試験で認められたBFB材とFTT材のすべり線の形成状況の傾向は、この傾向と一致する。

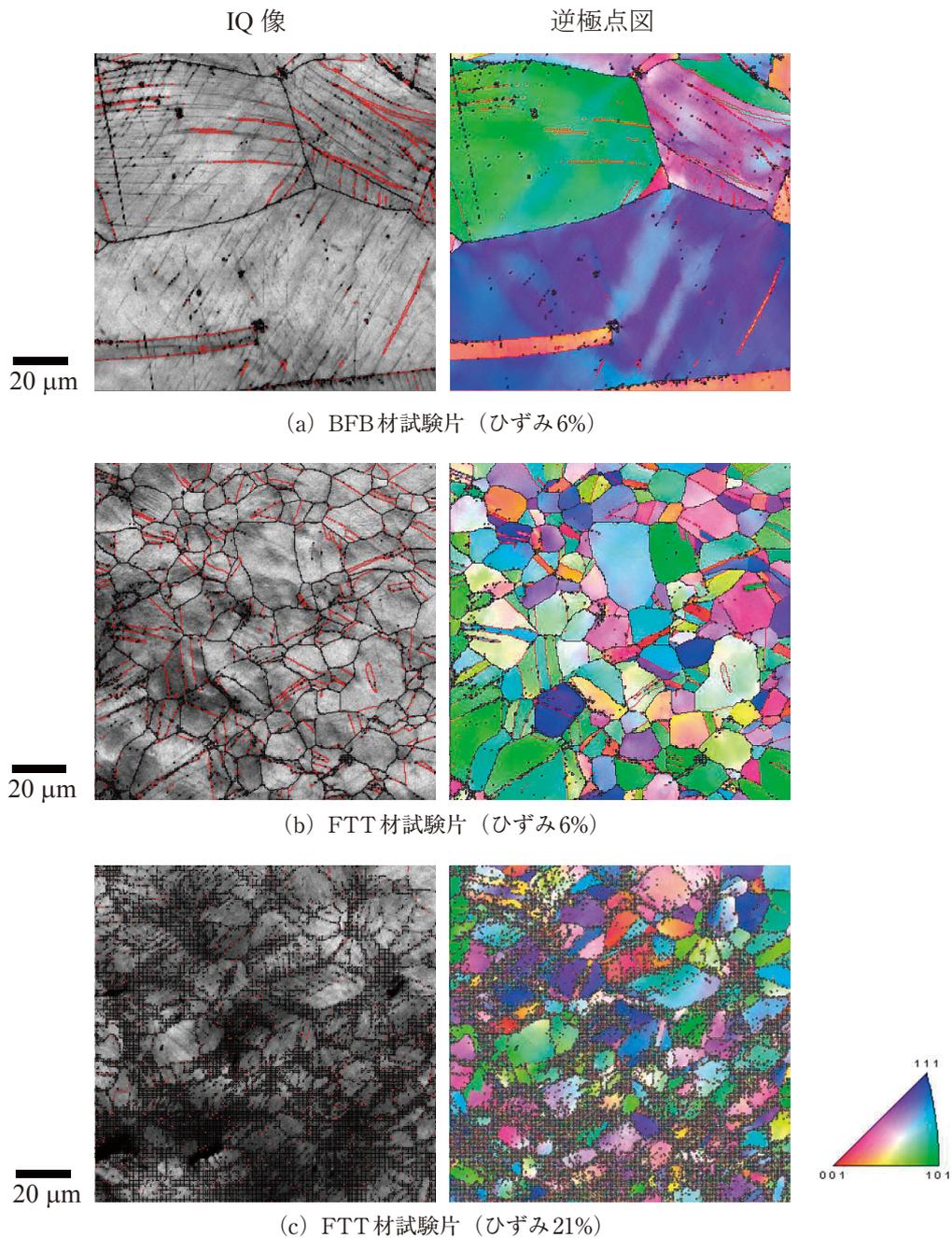


図5 EBSD測定結果の例

## 3.2 EBSD測定

### (1) 局所方位差の評価

BFB材試験片とFTT材試験片のEBSD測定結果の例を図5に示す。図中の黒線は大傾角粒界（方位差15度以上の粒界）を、赤線は双晶境界を示す。イメージオリティ（image quality, IQ）像は、各点で測定された電子後方散乱回折像の輝度を数値化しており、明るい箇所ほど鮮明な回折像が得られ、結晶構造が乱れていないことを示す。逆極点図（inverse pole figure）は、試験片表面に対して垂直方向の結晶方位を色で表した。FTT材試験片のひずみ21%の場所での測定結果については、IQ像の大部分が暗く、逆極点図に明確な結晶方位を示さない領域が広く認められる。これらの領域は結晶粒界の近くに認められており、変形に伴って粒界近傍に多数の転位が蓄積し、結晶方位が大きく乱れていることを示す。

次に、得られた方位マップより、局所方位差を評価した。評価のフローを図6に示す。まず、測定誤差の影響を低減するため、各測定点での結晶方位を周囲8個の測定点を含めた3×3点での平均値で再定義する領域平均法（domain averaging method）<sup>(16)</sup>を用いた。領域平均後のデータに対して、次式で定義する局所方位差 $M_L$ を評価した。

$$M_L(P_i) = \frac{1}{4} \sum_{j=1}^4 \beta(P_i, P_j) \quad (1)$$

ここで、 $M_L(P_i)$  は位置 $P_i$ における局所方位差であり、隣接する測定点 $P_j$  ( $j=1 \sim 4$ ) との方位差

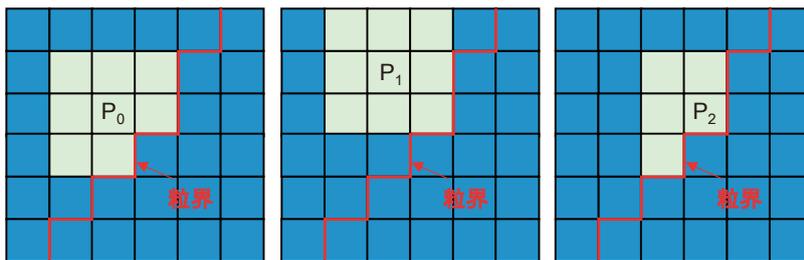
$\beta(P_i, P_j)$  の平均値である。なお、測定点との間に方位差が5度以上ある場合は間に粒界があるものとし、粒界を挟む測定点は領域平均法と局所方位差の計算に含まないものとする。

図7に、図5で示した方位マップから評価した局所方位差のマップを示す。図中の黒線は方位差5度以上の粒界を、赤線は双晶境界を示す。粒界三重点の近傍等で白抜きの箇所が認められるが、これらの場所では前述の蓄積した転位により結晶方位が大きく乱れている場所である。本解析では、方位差5度以内の測定点が10個以上隣接する領域を結晶粒と認識しており、これらの結晶方位が乱れた場所は結晶粒と認識されず、解析では取り扱わない。FTT材試験片のひずみ21%の場所では、結晶粒として扱われない領域が多く、視野の半分程度が白抜きの箇所となっており、以降の解析はBFB材試験片とFTT材試験片のひずみ6%の場所について行った。

局所方位差は粒界近傍で大きい傾向が認められ、また、粒内にも筋状に局所方位差の大きい箇所が認められた。すべり変形は転位が結晶面を移動することにより起こるが、結晶粒界等で転位の移動が阻害されると、転位が蓄積され、局所的に結晶方位が変化するため、局所方位差が発生する。また、粒界近傍では、隣接粒との幾何学的な連続性を保つために互いの結晶粒での変形が整合するように局所的な変形が起こるため、幾何学的に必要な転位（geometrically necessary dislocation, GN転位）が生じ、局所方位差が発生する。粒内に認められた筋状に局所方位差が大きい箇所では、すべり線

#### ① 領域平均法<sup>(16)</sup>の適用

各測定点（ $P_0, P_1, P_2, \dots$ ）の結晶方位を、周囲8点を含む3×3点の平均方位で再定義する。ただし、粒界をまたぐ測定点は含まない。



#### ② 局所方位差の評価

$P_i$  での局所方位差を周囲4点（ $P_j$ ）との結晶方位差の平均値で定義する。ただし、粒界をまたぐ測定点は含まない。

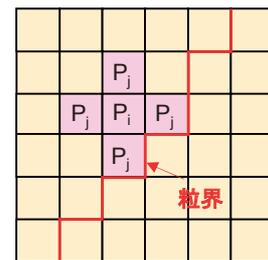
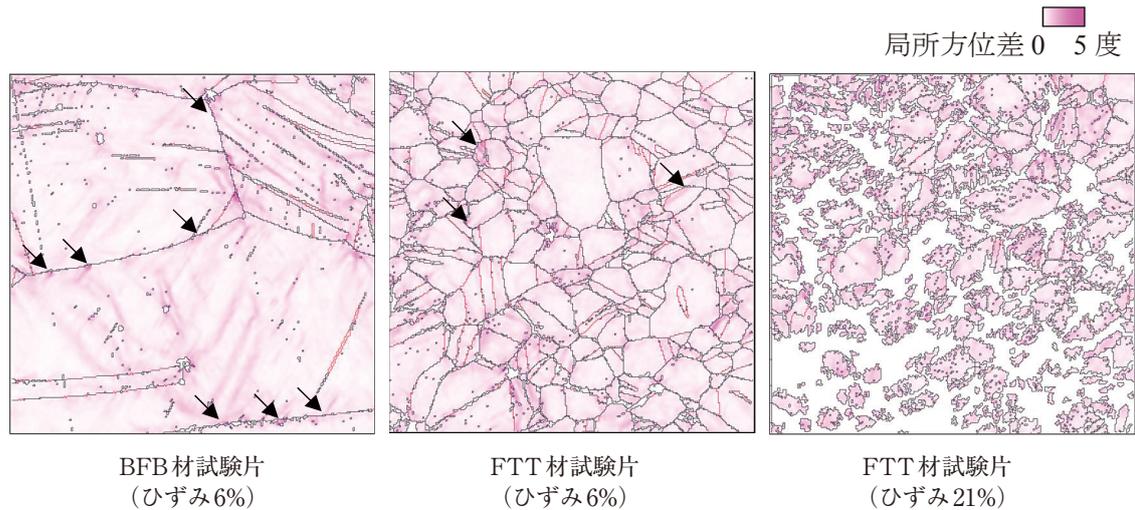


図6 局所方位差の評価のフロー

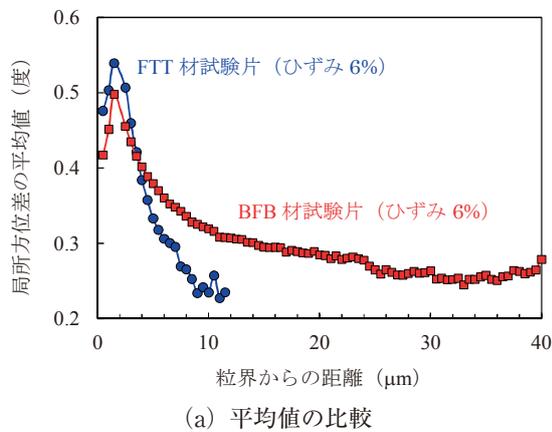


図中の矢印は、すべり線と粒界の交点で局所方位差が大きくなっている箇所を示す。

図7 局所方位差マップの例

(転位チャンネル) に転位が蓄積していると推測される。また、図7中に矢印で示した箇所は、すべり線と粒界の交点と推測され、粒界ですべりが阻害されて転位が蓄積し、局所方位差が大きくなっている

と考えられる。転位が粒界を伝播できずに蓄積すると、局所的に高い応力が粒界に生じることが知られており<sup>(17)</sup>、IASCCの発生を誘発する要因になる。粒内での筋状の転位蓄積やすべり線と粒界の交点での転位蓄積はBFB材試験片の方が顕著に認められており、粒界局所での応力やひずみの集中挙動にBFB材とFTT材で違いがあることが示唆された。



(2) 粒界近傍の局所方位差

粒界近傍における局所方位差を定量的に調べるため、粒界からの距離で局所方位差を整理し、その関係を図8に示した。なお、粒界からの距離は、各測定点から最近接の粒界までの最短距離とした。図8(a)については、粒界からの距離を0.5 μmごとに区切り、各区間の局所方位差の平均値を示した。図8

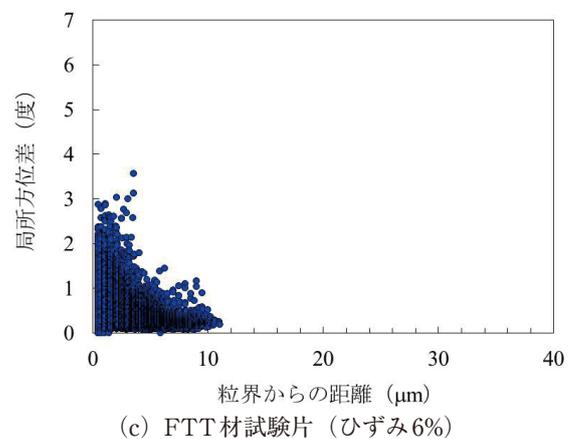
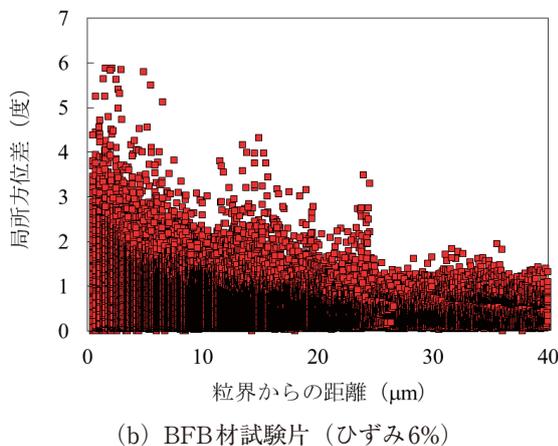


図8 粒界からの距離と局所方位差の関係

(b)と8(c)では、粒界からの距離ごとに局所方位差を個別に示した。粒界近傍では局所方位差が大きくなる傾向が確認された。粒界から4  $\mu\text{m}$ の範囲については、BFB材試験片とFTT材試験片で局所方位差の平均値は類似しており、わずかにFTT材試験片の方が大きい傾向が認められた。一方、局所方位差を個別に見ると、BFB材試験片では最大6度、FTT材試験片では最大3度の局所方位差が粒界から4  $\mu\text{m}$ の範囲に認められた。BFB材試験片では、すべり線と粒界の交点で局所方位差が大きくなっている箇所が図7で顕著に認められていたが、交点ではない箇所では局所方位差は小さくなっており、平均すると局所方位差は同じひずみのFTT材試験片と大きく変わらないことが分かった。

次に、粒界から1  $\mu\text{m}$ 以内の距離にある測定点の局所方位差を粒界ごとに平均し、粒界ごとの局所方位差 $M_{GB}$ として評価した。評価の概略図を図9に、粒界ごとの局所方位差の頻度分布を図10に示す。BFB材試験片とFTT材試験片で頻度分布は類似しており、わずかにBFB材試験片の方が大きい $M_{GB}$ を示す頻度が高い傾向が認められた。

図10に示した粒界ごとの局所方位差 $M_{GB}$ の頻度分布や図8(a)に示した粒界からの距離と局所方位差の平均値の関係においては、BFB材試験片とFTT材試験片で大きな違いは認められなかった。これは、粒界近傍における平均的な転位の蓄積量は、ひずみが同じ場所ではBFB材とFTT材で大きく異

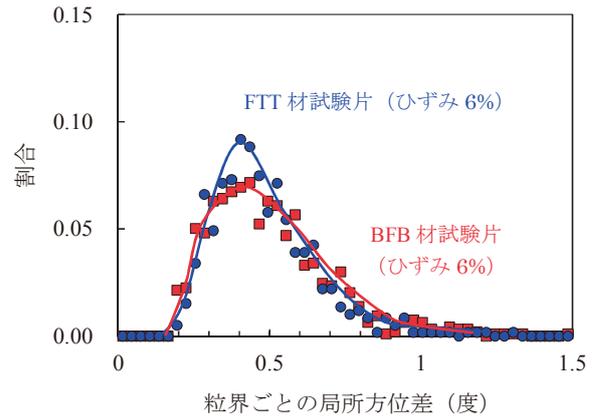


図10 粒界ごとの局所方位差の頻度分布

ならないことを示唆する。しかし、個別に局所方位差を評価すると、BFB材試験片の方が粒界近傍で大きな局所方位差を示しており、BFB材の方が局所的には粒界に多くの転位を蓄積する傾向にあることが分かった。

粒界の長さで整理した粒界ごとの局所方位差 $M_{GB}$ を図11に示す。長さが短い粒界ほど大きい $M_{GB}$ を示す傾向が認められるが、BFB材試験片とFTT材試験片で顕著な違いは認められなかった。粒界の長さに対する局所方位差の傾向は、室温で引張変形しながらEBSD測定された73 dpa照射FTT材<sup>(18)</sup>でも確認されている。

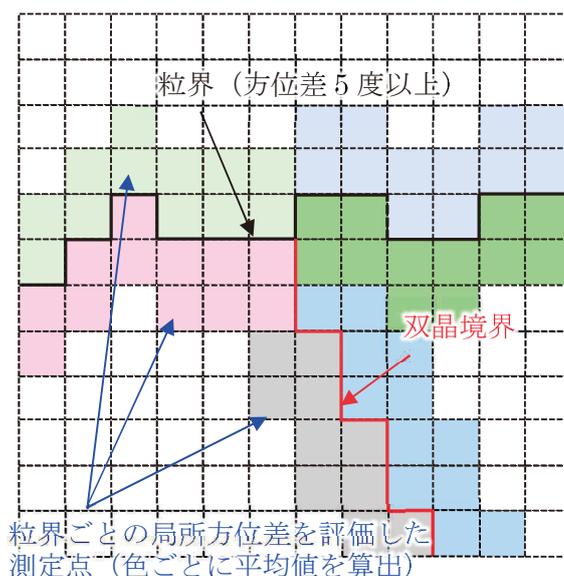


図9 粒界ごとの局所方位差の評価の概略図

$M_{GB}$ は粒界の両側について個別に評価しており、双晶境界によって隣接する結晶粒の方位が変化すると別の粒界として評価している。

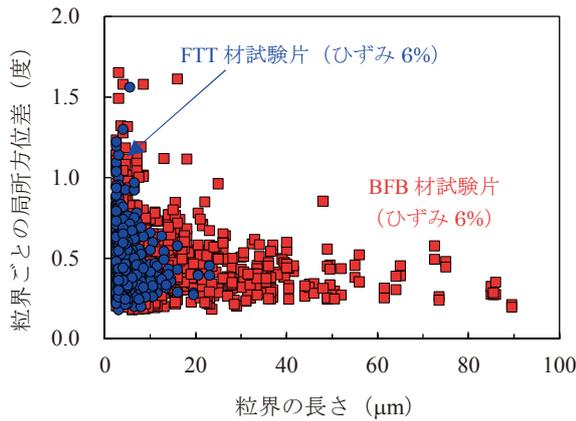


図11 粒界ごとの局所方位差と粒界の長さの関係

#### 4. 考察

BFB材とFTT材を320℃でゲージ部伸び3%まで変形試験した結果、BFB材試験片ではゲージ部の半分程度が比較的一様に変形したが、FTT材試験片ではせん断方向に狭い変形帯が形成され、ネッキングが確認された。BFB材とFTT材では製造工程の違いにより、結晶粒径と冷間加工度に違いがあることが報告されているが<sup>(3)</sup>、冷間加工度の違いについては、十分に照射された場合は、初期の転位組織は照射により回復するとともに照射欠陥が導入されるため、ミクロ組織や硬さにおける違いは小さくなることが知られている。照射量20 dpaのBFB材とFTT材では、硬さはビッカース硬さで共に380HVであり、冷間加工度による違いは認められない<sup>(3)</sup>。本考察では、結晶粒径の違いから変形挙動が異なる原因を検討した。

多結晶体では結晶粒ごとに変形の方位依存性が異なることから、一つの結晶粒の変形は周囲の結晶粒の変形に影響を及ぼし、また、周囲の結晶粒より変形に制限を受ける。変形した結晶粒が周囲の結晶粒に及ぼす影響と結晶粒径の関係の模式図を図12に示す。結晶粒径が大きいと、変形した結晶粒の影響を隣接粒の粒界近傍が局所的に変形することで緩和できるため、多くの結晶粒が独自に変形することができ、巨視的には比較的一様に変形することになる。一方、結晶粒径が小さいと、変形した結晶粒の影響を隣接粒の粒界近傍のみで緩和することができず、隣接粒全体が変形し、その隣の結晶粒へとせん断方向に変形が伝播していく可能性が考えられる。照射ステンレス鋼の場合、転位チャンネル形成を伴うすべり変形が生じるため、未照射材での比較的均一に起こるすべり変形と比べて多数の転位が転位チャンネルに集中し、隣接粒の変形影響の緩和はより難しくなると推測される。このような結晶粒径が変形挙動に影響を及ぼす例としては、リューダース変形帯の形成と伝播過程における結晶粒径の影響<sup>(19)</sup>がある。FTT材試験片では、リューダース変形に類似した結晶粒間を伝播するような局所的な変形が起こり、試験片断面積の局所的な減少によってネッキングが誘発され、狭い変形帯が形成されることになった可能性が推測される。

試験片表面でのすべり線の形成状況と局所方位差の分布を調べた結果、ひずみが同じであれば、BFB材の方がすべり線の段差が大きく、粒界とすべり線の交点で転位の蓄積による局所方位差が顕著に認められる傾向にあることが分かった。結晶粒径の大き

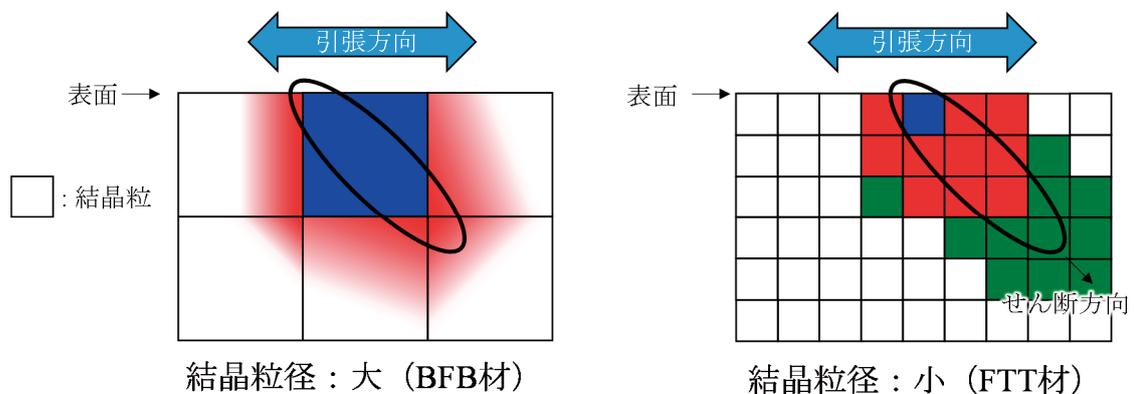


図12 変形した結晶粒が周囲の結晶粒に及ぼす影響と結晶粒径の関係

- 青色：変形した結晶粒
- 赤色：幾何学的連続性を保つために変形する隣接の結晶粒／領域
- 緑色：赤色の領域の影響を受けて、次に変形を開始する結晶粒
- 無色：未変形の結晶粒／領域

いと、すべり線の間隔が広く、段差が大きくなる傾向にあることが、プロトン照射したステンレス鋼の変形試験より報告されている<sup>(20)</sup>。粒界をすべりの発生サイトと考えると、結晶粒径が大きい場合は単位体積当たりの発生サイトが少なくなるため、すべり線の数は少なくなり、個々のすべり線が担う運動転位の数が多くなるため、すべり線の間隔は広く、段差は大きくなる。BFB材試験片とFTT材試験片に認められたすべり線の形成状況と局所方位差の分布の違いは、結晶粒径の違いによるものと推察される。

IASCCの発生には、粒界での局所的な応力やひずみの集中と粒界の結合強度の低下が関係していると考えられており、本研究の結果は粒界での局所的な応力やひずみの集中がBFB材とFTT材で異なることを示唆する。ひずみが同じであれば、BFB材の方がFTT材よりも粒界でより高い局所応力を生じる可能性が考えられるが、同一の巨視的な変形が加えられた場合には、最大到達ひずみが大きくなるFTT材の方が粒界でより高い局所応力を生じると考えられる。粒界の結合強度についても、BFB材の方がFTT材より高い可能性が報告されており<sup>(9)</sup>、本研究で分かった変形挙動の違いを含め、IASCCの発生についてはBFB材に優位性があると推測される。変形挙動の違いは、BFB材のFTT材のIASCC発生しきい応力の差の一因と推察された。

## 5. まとめ

照射量20 dpaのBFB材とFTT材を320℃の大気中にてゲージ部伸びで3%まで変形試験し、SEM観察とEBSD測定により変形挙動の違いを調べた。

- ・BFB材では試験片ゲージ部の半分程度が比較的一様に変形したが、FTT材ではせん断方向に狭い変形帯が形成された。ゲージ部の伸びが同じでも試験片のひずみ分布は異なっており、BFB材では6%、FTT材では21%の最大到達ひずみが認められた。
- ・同一のひずみに対しては、BFB材の方がすべり線の段差が大きく、粒界とすべり線の交点で転位の蓄積による局所方位差が顕著に認められる傾向にあることが分かった。
- ・同一の変形が加えられた場合には、FTT材の方が部分的に変形し、局所的な最大到達ひずみ

が大きくなり、IASCCの発生を誘起する粒界での高い局所応力を生じると考えられる。変形挙動の違いはIASCC発生しきい応力の差の一因と推察された。

## 文 献

- (1) 実用発電用原子炉施設における高経年化対策実施ガイド，原子力規制委員会，平成25年6月（2013）。
- (2) 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3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，平成30年3月（2018）。
- (3) 平成20年度照射誘起応力腐食割れ（IASCC）評価技術に関する報告書，独立行政法人原子力安全基盤機構，平成21年9月（2009）。
- (4) K. Takakura, K. Nakata, K. Fujimoto, K. Sakima, N. Kubo, "IASCC Properties of Cold Worked 316 Stainless Steel in PWR Primary Water," 14th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Virginia Beach, VA, August 23-27, 2009.
- (5) 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.
- (6) 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.
- (7) 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.
- (8) 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）。

- (9) T. Miura, K. Fujii, K. Fukuya, "A micro-mechanical study of grain boundary fracture in neutron-irradiated stainless steels," 2017 Int. Cong. on Advances in Nuclear Power Plants (ICAPP2017), Fukui & Kyoto, April 24-28, 2017.
- (10) K. Fukuya, M. Nakano, K. Fujii, T. Torimaru, "IASCC susceptibility and slow tensile properties of highly-irradiated 316 stainless steels," J. Nucl. Sci. Technol., Vol.41, P.673 (2004).
- (11) K. Fukuya, K. Fujii, H. Nishioka, Y. Kitsunai, "Evolution of microstructure and micro-chemistry in cold-worked 316 stainless steels under PWR irradiation," J. Nucl. Sci. Technol., Vol.43, P.159 (2006).
- (12) D. P. Field, P. B. Trivedi, S. I. Wright, M. Kumar, "Analysis of local orientation gradients in deformed single crystal," Ultramicroscopy, Vol.103, P.33 (2005).
- (13) H. Nishioka, K. Fukuya, K. Fujii, Y. Kitsunai, "Deformation Structure in Highly Irradiated Stainless Steels," J. Nucl. Sci. Technol., Vol.45, P.274 (2008).
- (14) N. Hashimoto, S. J. Zinkle, A. F. Rowcliffe, J. P. Robertson, S. Jitsukawa, "Deformation mechanisms in 316 stainless steel irradiated at 60°C and 330°C," J. Nucl. Mater., Vol.283-287, P.528 (2000).
- (15) C. Bailat, A. Almazouzi, N. Baluc, R. Schaublin, F. Groschel, M. Victoria, "The effects of irradiation and testing temperature on tensile behavior of stainless steels," J. Nucl. Mater., Vol.283-287, P.446 (2000).
- (16) M. Kamaya, "Characterization of micro-structural damage due to low-cycle fatigue by EBSD observation," Mater. Chara., Vol.60, P.1454 (2009).
- (17) 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).
- (18) K. Fukuya, H. Nishioka, K. Fujii, T. Miura, Y. Kitsunai, "Local strain distribution near grain boundaries under tensile stresses in highly irradiated SUS316 stainless steel," J. Nucl. Mater., Vol.432, P.67 (2013).
- (19) 講座・現代の金属学 材料編3 材料強度の原子論, 日本金属学会.
- (20) Z. Jiao, G. Was, T. Miura, K. Fukuya, "Aspects of ion irradiations to study localized deformation in austenitic stainless steels," J. Nucl. Mater., Vol.452, P.328 (2014).