# 電子後方散乱回折を用いた多結晶材料の塑性ひずみの測定

Measurement of Plastic Strain of Polycrystalline Material by Electron Backscatter Diffraction

釜谷 昌幸 (Masayuki Kamaya)\* Angus J. Wilkinson\*\* John M. Titchmarsh\*\*

概要 ステンレス鋼やニッケル基合金では塑性ひずみによって応力腐食割れ感受性が増加するこ とが知られており,既にステンレス鋼については沸騰水型の原子力発電プラント構造物において き裂発生問題が顕在化している.そのため,材料の塑性ひずみ量を把握することは,構造物の信 頼性評価や応力腐食割れの進展評価を実施する上で重要である.本研究では,走査型電子顕微鏡 により観察される電子後方散乱回折を用いて,引張りによって負荷されたステンレス鋼の塑性ひ ずみを測定することを試みた.塑性ひずみを定量化する尺度として,塑性ひずみ,すなわち材料 中に蓄積された転位によって引き起こされる結晶粒の回転量を用いて算出する新たなパラメータ を提案した.このパラメータは各結晶粒の中心方位からの方位差のばらつきを計算したもので,"結 晶変形"に相当する.そして,この結晶変形が塑性ひずみ量と良い相関があり,かつ用いる結晶 方位分布図のデータ密度にも影響されないことを明らかにした.さらに,それぞれの結晶粒の中 心方位からの方位差より局所的な塑性ひずみ分布を算出した.その結果,塑性ひずみは,結晶粒 界や粒界3重点に集中する傾向を示した.そして,塑性ひずみ分布は,それと相関のあることが 指摘されている電子後方散乱回折パターンの鮮明度が低下する箇所とほぼ一致することを確認し た.

キーワード 電子後方散乱回折,塑性ひずみ,冷間加工,ステンレス鋼,多結晶,応力腐食割れ

Abstract It is important to know the degree of plastic strain in order to evaluate the susceptibility and crack growth rate of stress corrosion cracking (SCC) in stainless steel and nickel based alloy, because SCC is enhanced by the plastic strain and caused crack initiation problems in nuclear power plant components (boiling water reactor) for stainless steel. In this study, electron backscatter diffraction in conjunction with scanning electron microscopy is applied to measure the plastic strain imposed to stainless steel by tensile load. A new parameter, which quantifies the spread of the crystal orientation with individual grains arising due to dislocation storage during plastic deformation, is used to correlate with imposed plastic strain. The new parameter is called 'crystal deformation l and is given by the spread in misorientation from the central grain orientation. It is confirmed that this parameter has a good correlation with plastic strain and in not affected by the data density of the crystal orientation map. The local plastic strain distribution also evaluated from the misorientation from the central grain orientation. The relatively high strain concentration was observed near grain boundaries, grain boundary triple points, which was consistent with the observed deterioration of EBSD pattern quality in those locations.

Keywords electron backscatter diffraction, EBSD, plastic strain, stainless steel, polycrystalline material, stress corrosion cracking

# 1. 緒言

原子力発電プラント構造物では,塑性ひずみが成 形加工やプラント建設時の表面グラインダー加工 などによって加えられることがあり,それがステ ンレス鋼やニッケル基合金の応力腐食割れ(stress corrosion cracking,以後SCC)の感受性を高くしたり, き裂進展速度を加速したりする.そして,ステンレ

ス鋼では,沸騰水型の原子力発電所の供用期間中に おいて SCC が発生するというトラブルが既に顕在化 している<sup>(1)</sup>.近年,その対応策のひとつとして,塑 性ひずみの程度と SCC の進展速度の関係を明らかに する研究が多く実施されている<sup>(2-10)</sup>.この関係を用 いることで,たとえ供用期間中の検査で,構造物に 微小なき裂が発見された場合でも,それがプラント

<sup>\* (</sup>株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

<sup>\*\*</sup> Department of Materials, University of Oxford, U.K.

運転上問題となるサイズに成長するまでの期間を精 度良く予測することが可能となる.また,発見され る以前のき裂進展挙動を推測することで,原因究明 および対策立案のための情報を得ることができる. しかしながら,加工経緯などが明らかでない供用中 の構造材料の塑性ひずみ量を知ることは困難で,現 在は硬さなどの指標が代用されている<sup>(1)</sup>.塑性ひず みを加えた材料の進展速度データが,必ずしも硬さ を基準に得られていないことから,塑性ひずみ量を 定量化する技術が望まれる.

電子後方散乱回折 (electron backscatter diffraction, 以後 EBSD)は,走査型電子顕微鏡(scanning electron microscopy,以後 SEM)における電子線回折 の一種で,この回折パターンから試料表面付近の結 晶方位や結晶構造を同定することができる<sup>(11,12)</sup>.図1 はステンレス鋼から得られる EBSD パターンの例を 示すが,試料表面で反射した電子線を観察すると, この図のような回折パターンを得ることができる. 観察される"帯状"のパターンは結晶構造に依存し, 図 1(a) と (b) の違いとして認識されるパターンの"ず れ"は結晶方位に依存する.画像解析により同定す ることで結晶構造や結晶方位を得ることができる. この手法を取り入れた商用の EBSD 装置を用いれば, 材料の種類や観察条件などに依存するもののおおよ そ 50nm 以下の解像度で結晶方位の分布図を,予め決 められた条件に従って半自動的に得ることができる.

EBSDを用いて塑性ひずみを測定する試みについて は、回折パターンの鮮明度との相関を利用する方法 <sup>(13)</sup>や、局所的な結晶方位変化を用いる方法<sup>(14)</sup>が既に 報告されている、前者は、塑性ひずみによって原子 配列が乱されると、得られるEBSDパターンが不鮮 明になる現象を塑性ひずみの測定に応用したもので ある、Wilkinsonは<sup>(13)</sup>、パターンの鮮明度を画像解析 によって定量化し、予め調べておいた塑性ひずみ量 との相関関係を用いることで、塑性ひずみの推定を



図1 EBSDパターン

試みた.しかし,パターンの鮮明度は材料に入射される電子線の状態,材料表面の酸化被膜や不純物の 状態,さらには結晶方位にも影響を受けることがある. そのため,測定に際しての条件設定や,用いる相関 関係を注意深く吟味する必要があるため,商用の EBSD装置を含め,用いられた実績は少ないようである.

一方,塑性ひずみによって材料に導入された転位は, 同じ結晶粒内であっても微小な方位差を発生させる. この変化を EBSD により定量化したのが後者のアプ ローチである. EBSD 装置によって, ある領域の結晶 方位を格子状に計測した結晶方位分布図を得ること ができる.この図の各データ点において,それぞれ 隣り合う点との方位差は,塑性ひずみの増加ととも に増加する傾向にある.Lehockeyらは<sup>(14)</sup>,隣り合う 点間の方位差の積分量と600合金の塑性ひずみ量と の関係を調べた.そして,この関係を用いて原子力 発電プラントの蒸気発生器に用いられている 600 合 金の塑性ひずみを測定することに成功した.しかし ならが,方位差は対象となる2点の間隔(データ密度) に大きく依存することから,測定には同じ間隔で測 定された相関関係を用いる必要がある.さらに, EBSD による方位差の測定精度は,方位差が1 以下 において低下することが指摘されており(15),隣り合 うデータ点間の微小な方位差を測定する方法は誤差 を生じやすい、クリープひずみを推定する手段として、 隣り合う点同士ではなく,同じ結晶粒内の離れたピ クセル間の方位差を測定した試みもあるが<sup>(16)</sup>,測定 手段として十分なデータを得るまでには至っていない.

本研究においては,塑性ひずみによって結晶方位 変化が発生することに着目した新たな塑性ひずみ測 定方法を提案する.この方法では,塑性ひずみによ る結晶方位変化から,隣り合う点間の方位差ではなく, 塑性ひずみが加わる前の結晶方位からの方位変化量 を計算する、そして、その方位変化量から算出され る"結晶粒の変形量"を,塑性ひずみを定量化する 尺度として用いる.ここで用いた方位変化量は,隣 り合う点間の方位差より大きな値となることから測 定誤差の影響を受けにくく,また変形量は結晶粒を 単位として計算されるので,用いる方位分布図のデ ータ密度に依存しないことが期待できる.具体的手 順としては, EBSD 装置により得た結晶方位分布図を 用いて,それぞれの結晶粒毎に,塑性ひずみ前の結 晶方位に相当すると考えられる中心方位を特定する. そして,それぞれの点において中心方位からの方位

差を計算し,その平均値を結晶変形量とし,実験デ ータとの相関を調べる.さらに,結晶変形を用いて 局所的な塑性ひずみ分布を評価することを試みる. 供試材には,引張りによって最大14.4%の塑性ひず みを負荷した304ステンレス鋼を用いた.

# 2. 実験方法

結晶方位の測定にはLaB6電子銃を装備したSEM(日本電子製JSM-6300)に設置されたEBSD装置(Oxford Instruments製INCA system)と,電界放射型電子銃を 装備したSEM(日本電子製JSM-6500F)に設置され たEBSD装置(TSL社製EBSD system)の2種類を用 いた.以後,これらの装置をそれぞれTEG装置およ び,FEG装置と呼ぶ.これらのシステムは,水平から70°傾けた試料表面の矩形領域を,設定したデー 夕密度で自動的に電子線を走査しながら結晶方位を 同定し,結晶方位分布図を作成することができる.

供試材は,溶体化処理した304ステンレス鋼で, その化学組成は表1に示した.これを,平板型試験 片 (ゲージ長さ 20mm, 断面 2 × 4 mm) に加工し, 0%を含む,1.3%,2.8%,4.4%,7.2%,14.4%の 6段階の公称永久ひずみが生じるまで引張荷重を負 荷した.引張時の変形速度は毎分0.1mmとし,塑性 ひずみは,試験片表面の長手方向に印した2つの ビッカース圧痕間距離の変化を測定顕微鏡で測定 することによって算出した、塑性ひずみ負荷後、 試験片中央部の10mmの区間を切り出した.そして, 表面を最終3µmのダイヤモンドペーストで鏡面 に仕上げた後,研磨による加工層を除去するため, HCIO<sub>4</sub>(5%)+CH<sub>3</sub>COOH(95%)溶液を用いて電解研磨 を施した.組織観察では,結晶粒径約60 µ mの均質 と見なせる微視組織が観察された.また, EBSD によ る結晶方位観察では,集合組織は観察されなかった.

観察は荷重方向に垂直に電子線が当たるように, LD-TD面(図2参照)について実施した.TEG装置で は,結晶方位測定時に電子線が,TD方向に2.25μm 間隔で走査するよう設定した.この時,LD方向には 6.58(=2.25 / cos70 9μmずつシフトする.一方, FEG装置では,TD方向に3μm間隔で走査し,同じ

#### 表1 供試材の化学組成 (wt %)

Fe	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо
Bal.	0.059	0.48	1.51	0.005	0.004	9.75	18.22	< 0.01



図2 観察方向の定義

く3µm間隔でLD方向にシフトしながら方位測定を 実施した.したがって,計測点で囲まれた格子一つ 当たりの面積は,それぞれ15.8µm<sup>2</sup>,および9µm<sup>2</sup> となり,これらの値は装置の分解能より十分大きい<sup>(12)</sup>. 一つの方位分布図あたりのデータ点数はTEG装置では, 23296~37120点(TD方向に256点,LD方向に 91~145点),FEG装置では,50451点(TD方向に 251点,LD方向に201点)で,それぞれの条件で 4枚の方位分布図を採取した.電子線の条件は, TEG装置では加速電圧15kV,プロープ電流20nA, FEG装置では加速電圧25kV,電流値は一定の値とし た.

### 3. 塑性ひずみの定量化

#### 3.1 結晶方位分布

TEG 装置によって得られた, ひずみ 14.4% 材およ び0%材の結晶方位分布図を図3に示す.EBSD装置 によって格子状に結晶方位を同定し,それぞれの点 に相当するピクセルを対応する色で塗り分けること によって方位分布図を得た.図中のLD, TDとND はそれぞれ観察方向を示し,3次元的な結晶方位はこ れら3つの方位の組み合わせによって表すことができる. これらの図は, それぞれ 25344 点と 23080 点の方位 データを分布図として表示している.結晶粒界は結 晶方位が不連続な変化している界面として認識する ことができる.ひずみ14.4%材では,塑性ひずみの 影響で,同じ結晶粒内においても,結晶方位の回転 が発生している様子が観察される.これらの回転は 塑性ひずみにより発生した転位による(17).塑性ひず みが増加すると,転位密度も増加し,結果として結 晶方位の回転を大きくする.一方,ひずみ0%材では、





(a)ひずみ14.4% (データ点数: 25344、計測範囲: 576×652µm)



(b) ひずみ0% (データ点数: 23808, 計測範囲: 576×612µm)

図3 EBSD 装置により得られた結晶方位分布図

結晶方位の回転が発生していないことが分かる.

塑性ひずみによる結晶方位の回転は,図4に示す 逆極点図によっても観察することができる.逆極点 図では,結晶方位データが1つのプロットとして示 され,LD,TDとNDの3つの方向から見た方位を組 み合わせることで,1つの結晶方位を特定すること ができる.ひずみ14.4%材では,塑性ひずみによる 結晶の回転により方位分布が大きくばらついている. ひずみ0%材では,いくつかの結晶方位のクラスタ ーが見られるが,このそれぞれが一つの結晶粒に相 当している.これらの図の方位は,図3の分布図の データをそのまま用いているが,ひずみ14.4%材と 0%材ではほぼ同数のデータ点数であることを考え ると、ひずみ0%材では同じ方位に多くのデータ点が 集中している様子、ひずみ14.4%材ではその集中し た状態から回転により方位が分散している様子が分 かる.本研究では、この方位の集中した状態から塑 性ひずみによって方位が分散する時の、分散の度合 いを定量化することによって塑性ひずみ量を推定す ることを試みる.



(a)ひずみ14.4% (データ点数: 25344、計測範囲: 576×652µm)



(b) ひずみ 0% (データ点数: 23808, 計測範囲: 576×612µm)

図4 逆極点図(図2と同じ方位データを使用)

# 3.2 結晶変形量の計算

逆極点図で見られた結晶方位の分散度合いは,そ れぞれの結晶粒に定めた中心方位,つまり図4(b) において分布のクラスターとして観察されるひずみ 前の結晶方位からの移動量を計算することで定量化 できる.ひずみを加える前の厳密な結晶方位を求め ることは困難であるが,本研究では新たに提案する 以下の手順によりこれを推定し,最終的な結晶方位 の分散量を計算する.

結晶方位の中心は近似的にはそれぞれの結晶粒に 属する点の方位の平均に近いと考えられるが,3つ の変数で表される方位の平均を表すことは容易でな い<sup>(18)</sup>.そこで,結晶粒内のある点を基準に,同じ結 晶粒内の他の点との方位差の合計を次式にしたがっ て計算する.

$$S_{k}(p) = \prod_{i=1}^{n_{k}} (p,i)$$
 (1)

ここで, (*p*,*i*)は基準となる点*p*と,他の点*i*との 方位差を示す.また,*nk*は同じ結晶粒*k*に属する点の 数を示す.この時,方位分布図において隣り合う点 同士の方位差が5°以上の境界が閉じた領域を形成 したものを結晶粒として認識した.基準点 p を n<sub>k</sub>個 の結晶粒内の全ての点について計算し, S<sub>k</sub>の値が最 小となった点の方位を,その結晶粒の中心方位とした. 図5にひずみ14.4%材のある結晶粒の方位分布と以 上の手順から求まった中心方位を示す.中心方位が 逆極点図において方位分布の中止近くに存在してい ることが分かる.中心方位を示す点は,方位分布図 上において結晶粒の中心に存在する必要はない.

中心方位からの方位分散は次式で定義される結晶 変形量 C<sub>4</sub>として計算する.

$$C_{d} = \frac{\binom{n_{g}}{k=1} \binom{n_{k}}{(p_{k},i)}}{\binom{n_{g}}{n_{g}}}$$
(2)

ここで $n_{s}$ は方位分布図に含まれる結晶粒の総数で,  $p_{k}$ は結晶粒kの中心方位を示す点である.結晶変形量 は,方位分布図に含まれる全ての点の,それぞれの 点の属する結晶粒の中心方位からの方位差の平均と 等価な量となる.ただし,データ点数が10より少な い結晶粒に属する点は,結晶変形量の計算から除外 した.方位差  $(p_{k},p)$ と (p,p+1)の例を図6に示す.  $(p_{k},p)$ は中心方位からの方位差, (p,p+1)は隣り



図6(a)方位中心および隣接点からの方位差(ひずみ14.4%)



図6(b)方位中心および隣接点からの方位差(ひずみ0%)



図7 各結晶粒の中心方位からの方位差分布 (図3と同じデータを使用)

0.2mm

合う点間の方位差を示す.図には中心方位を示す点 を含む,TD方向に沿った値をひずみ14.4%材と, 0%材について示した.方位差測定には $0.5 \sim 1^{\circ}$ の 誤差があるので,ひずみ0%材で見られる方位差の多 くは,測定誤差によるものと推測される.しかも, 方位差は正の値として算出されるので,方位差の平 均を計算しても,誤差は平均化されない.このため, 緒言で述べたようにLehockeyらが塑性ひずみの定量化 のために用いた方位差 (p,p+1)は測定誤差の影響を 大きく受けることが分かる.一方,本研究で,結晶 変形量の計算のための用いた方位差  $(p_k,p)$ は,比較 的大きな値をとることから,測定誤差が含まれてい たとしても,その平均をとることにより誤差の影響 が小さくできる.

図7は中心方位からの方位差分布を示したもので ある.ひずみ14.4%材では大きな方位差が発生して いる様子が観察される.一方,ひずみ0%材におい てもわずかであるが方位差が観察される.これは, 溶体化処理時に発生したひずみや,測定誤差による ものと考えられる.

#### 4. 結果および考察

#### 4.1 塑性ひずみと結晶変形量との関係

TEG装置を用いて得られた結晶変形量 C<sub>a</sub>と塑性ひ ずみ量の関係を図8に示す.図には,4枚の結晶方 位分布図から得られた結晶変形量の平均を,分布範 囲と共に示した.図には,最小自乗法によって得ら れた近似線も示したが,結晶変形量と塑性ひずみが 良い相関関係を示すことが分かる.この相関関係を



図8 結晶変形量 C<sub>a</sub>と塑性ひずみの関係(4枚の方位 分布図から得られた結果の平均,および範囲, TEG 装置を使用)



図9 中心方位からの方位差の標準偏差(図8の計算 と同じデータを使用)

用いることで,実際の材料から測定した結晶変形量 をもとに塑性ひずみ量を推定できる.

図9は,測定した全ての点の方位中心からの方位 差分布の標準偏差を示した.ひずみ0%材を除いて, ひずみの増加とともに方位差のばらつきが大きくなっている.このことから,ひずみ0%材以外の方位差 は転位による結晶回転の不均一を反映しているが, ひずみ0%材におけるばらつきは,測定誤差などの要 因の影響も受けていることが推測される.

# 4.2 方位分布図のデータ密度の影響

図8により,結晶変形量は塑性ひずみ測定のため の有効な尺度になり得ることが分かったが,本手法 を実際の測定に適用した場合,用いる結晶方位分布 図のデータ密度は必ずしも,本研究の場合と同一で ない.とくに, TEG 装置においては,機能上の問題 より分布図における LD 方向のデータ間隔は, TD 方 向の約3倍となっており,密度の異方性も考慮する 必要がある.そこで,図8で示した結果に対して, 結晶変形量とその算出に用いる結晶方位分布図のデ ータ密度の関係を図 10 に示した.この図で結晶方位 分布図の密度は,計算に用いるデータを間引くこと によって変化させている.つまり,用いるデータの 間隔を LD, TD 方向にそれぞれオリジナルの dx に対 して,2dx, 4dx および8dx に変化させた.図から結 晶変形量はデータ密度の影響をほとんど受けないこ とが分かる.ひずみ14.4%材で相対的に大きな変化 が4dx と8dx の条件で見られるが, これらの条件で は用いるデータ数がオリジナルのものに比べて、そ れぞれ16分の1と64分の1になる.このことから, これらの条件における結晶変形量の変化は,ここで 危惧している密度による変化ではなく,測定精度そ のももの低下に起因していると考えられる.したが って,本研究で用いたような十分なデータ点数を用 いて結晶変形量を算出すれば,図8の関係はデータ 密度に関係なく適用可能である.



図10 結晶方位分布図のデータ密度と算出さえる 結晶変形量の関係(図8と同じデータを使 用,ただし図8で使用したオリジナルのス テップサイズはdx).



図 11 結晶変形量 C<sub>a</sub>と塑性ひずみの関係(EBSD 装置による影響)

#### 4.3 測定装置の影響

図 11 に FEG 装置により得た結晶方位分布図を用い て算出した,結晶変形量  $C_{d}$ と塑性ひずみの関係を示す. FEG 装置では電界放射型の電子銃を用いているために, 試料表面での電子プローブ径が小さく,方位測定の 空間分解能が向上する.また,先にも述べたように, 両装置から得られる結晶方位分布図のデータ密度は 異なる.とくに,LD方向については,TEG 装置の  $6.58 \mu$ mに対して FEG 装置では $3 \mu$ mとなっている. しかし,得られる結晶変形量に大きな差はみられず, 結晶変形量が測定装置に依存しない尺度であること が分かる.

# 4.4 塑性ひずみ分布

塑性ひずみの局所的な分布は,多結晶体中におけ る不均一ひずみを理解したり,微視組織的な微小き 裂進展を考察したりする上で重要である<sup>(19)</sup>.しかし, これまで用いてきた結晶変形量は,中心方位からの 方位差の平均であることから,バルクの塑性ひずみ の定量化には用いることができても,局所的な塑性 ひずみとは対応していない.言い換えると結晶変形 量は,"変位"に相当し,"ひずみ"を算出するため には,空間微分を計算する必要がある.そこで,結 晶変形量を算出する際に用いた,中心方位からの方 位差 (*p<sub>s</sub>*,*p*)を用いて,次式で定義される局所ひずみ \_を計算する.



図12格子点 p(j,l)の定義







ここで,点p(j,i)と距離 dx, dyの関係は図12の通 りである.局所塑性ひずみは中心方位からの方位差の, 隣接点間の変化量として算出される.結晶粒界近傍 において,同じ結晶粒内において,隣り合う点が存 在しない場合,局所塑性ひずみは,その方向を除い た残りの隣接する点との傾きから算出した.

図13(a)は(3)式を用いて算出したひずみ14.4%材 の局所塑性ひずみ分布を示す.そして,図13(b)は, 結晶方位を測定した際に算出される,EBSDパターン の鮮明度を示している.緒言でも述べたように,パ ターンの鮮明度は,塑性ひずみと相関のあることが 報告されており,塑性ひずみ量が大きくなるほど, パターンの鮮明度が低下する<sup>(13)</sup>.図13の両図を比べ ると,塑性ひずみが集中してイメージが濃くなって いる箇所が,多くの部分で一致していることが分かる. パターンの鮮明度の低下は,方位測定の精度を下げ, 方位差の微分を用いている局所塑性ひずみの値を大 きくする可能性がある.結晶方位測定では,試料を 水平方向から70°傾けているため,図の上下におい て電子線の焦点が悪く,結果としてパターンの鮮明 度が低くなっているが,この部分と局所塑性ひずみ 分布とは対応していない.つまり,(3)式で算出され る局所塑性ひずみは,パターン鮮明度の低下によっ てもたらされたのではなく,実際の塑性ひずみと対 応していると考えることができる.そして,その塑 性ひずみは(3)式を用いて定性的に評価できることが 示された.

#### 5. 結言

本研究では,EBSD装置を用いて,多結晶材料に導入された塑性ひずみ量を測定することを試みた.塑性ひずみを反映する新たな尺度として,塑性ひずみによって発生した結晶粒の回転変形を定量化した結晶変形量 C<sub>d</sub>を新たに提案し,これと実験結果との相関を調べた.その結果,以下の結論を得ることができた.

- (1)結晶変形量 C<sub>a</sub>は,塑性ひずみと良い相関を示し, 結晶方位分布図毎のばらつきも少ない.
- (2)結晶変形量 C<sub>a</sub>は,算出する際に用いる結晶方 位分布図のデータ密度の影響を受けにくい.
- (3)結晶変形量 C<sub>a</sub>は,結晶方位測定に用いる SEM
  および EBSD 装置に依存しない.
- (4)結晶変形量を用いることで,結晶粒レベルでの 塑性ひずみ分布を定性的に示すことができる.

これらのことより,本研究で提案した結晶変形量は, 実材料の塑性ひずみを同定するための有効な尺度と 成りうること,局所塑性ひずみの分布状態を定性的 に示す手段と成りうることが明らかになった.

# 文献

- (1) Y. Okamura, A. Sakashita, T. Fukuda, H. Yamashita and T. Futami, "Latest SCC Issues of Core Shroud and Recirculation Piping in Japanese BWRs ", Trans. of 17<sup>th</sup> Int. Conf. On Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 17), Prague, WG01-1 (2003)
- (2)金島慶在, 戸塚信夫, 有岡孝司, "塑性加工を受け たオーステナイト系ステンレス鋼のSCC感受性評価", INSS Journal, Vol.9, p.109(2002).
- (3) M. L. Castano Marin, M. S. Garcia Redondo, G. de Diego Velasco and D. Gomez Briceno, "Crack Growth Rate of Hardened Austenitic Stainless Steels in BWR and PWR Environments", Proc. 11<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, Stevenson, p.845 (2003).
- (4) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, "Quantification of Yield Strength Effects on IGSCC of Austenitic Stainless Steels in High Temperature Water ", Proc. 11<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System -Water Reactors, Stevenson, p.834 (2003).
- (5) T. B. Cassagne, "Crack Growth Rate Measurements on Alloy 600 Steam Generator Tubes in Steam and Primary Water ", Proc. 5<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, TMS, Monterey, p.518 (1991).
- (6) R. Magdowski, F. Vaillant, C. Amzallag and M. O. Speidel, "Stress Corrosion Crack Growth Rates of

Alloy 600 in Simulated PWR Coolant ", Proc. 8<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, TMS, Amelia Island, p.333 (1997).

- (7) F. Vaillant, C. Amzallag and J. Champredonde, "Crack Growth Rate Measurements of Alloy 600 Vessel Head Penetrations ", Proc. 8<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, TMS, Amelia Island, p.357 (1997).
- (8) T. Cassagne and A. Gelpi, "Crack Growth Rate Measurements on Alloy 600 Steam Generator Tubing in Primary and Hydrogenated AVT Water ", Proc. 6<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System -Water Reactors, TMS, San Diego, p.679 (1993).
- (9) M. O. Speidel and R. Magdowski, "Stress Corrosion Cracking of Nickel Base Alloys in High Temperature Water ", Proc. 6<sup>th</sup> Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors, TMS, San Diego, p.361 (1993).
- (10) M. O. Speidel and R. Magdowski, "Stress Corrosion Crack Growth in Alloy 600 Exposed to PWR and BWR Environments ", Proc. CORROSION/2000, NACE, Orlando, Paper no.222, (2000, ).
- (11) (Edited by ) A. J. Schwarts, M. Kumar and B. L. Adams, "Electron Backscatter Diffraction in Materials Science", Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2000).
- (12) F. J. Humphreys, "Grain and Subgrain Characterization by Electron Backscatter Diffraction ", J. of Material Science, 36, p.2833 (2001).
- (13) A. J. Wilkinson, "Quantitative Deformation Studies Using Electron Back Scatter Patterns ", Acta Metal. Mater., 39, p.3047 (1991).
- (14) E. M. Lehockey, Y. Lin and O. E. Lepik, "Mapping Residual Plastic Strain in Materials Using Electron Backscatter Diffraction ", in A. J. Schwarts et al. (ed.), Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Kluwer Academic /Plenum Publishers, p.247 (2000).
- (15) A. J. Wilkinson, "A new Method for Determining Small Misorientations from Electron Back Scatter Diffraction Patterns", Scripta Mater., 44, p.2379

(2001).

- (16) K. Mino, R. Imamura, H. Koiwai and C. Fukuoka,
  "Residual Life Prediction of Turbine Blades of Aeroderivative Gas Turbine ", Advanced Engineering Materials, 3, p.922 (2001).
- (17) W. F. Hosford,F., "The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals ", Oxford University Press, New York, p.36 (1993).
- (18) A. P. Sutton, "Statistical Representation and Analysis of Orientational data", Philosophical Magazine Letters, 74, p.389 (1996).
- (19) 釜谷昌幸,北村隆行,"複数分布する微小応力腐 食割れの進展シミュレーション", INSS Journal, Vol.10, p.175(2003).