

# 高温高压水中における 原子力構成材料の応力腐食割れ

榎原 洋平\*

## 1. はじめに

近年、世界でカーボンニュートラルの動きが活発となり、積極的な再生エネルギーの創出・活用とともに原子力発電についても見直す動きが出ている。欧州では原子力発電はクリーンエネルギーと位置付けられており、既存の発電設備に加え、SMR (Small Module Reactor) など自然災害発生時のリスクを最小限に抑えることのできる小型炉の開発も進んでいる<sup>(1)</sup>。2011年の3.11以降、国内ではPWR (Pressurized Water Reactor, 加圧水型原子炉発電設備)のみ再稼働している状態であり、BWR (Boiling Water Reactor, 沸騰水型原子炉発電設備)は再稼働のための安全対策、再認可手続きを進めている。今後原子炉発電設備の安定的な運転を支えるために、プラントの健全性評価が必要となり、BWR構成材料においては経年劣化現象のひとつであるSCC (Stress Corrosion Cracking, 応力腐食割れ)の理解が必要となっている<sup>(2)-(6)</sup>。

BWRにおいては、ステンレス鋼、ニッケル基合金(特に溶接金属)、低合金鋼でSCCが発生していて、これまでに多くの研究報告があるがBWR環境でのSCC挙動が十分理解されているわけではない<sup>(7)-(13)</sup>。いずれの材料においても残留応力によってSCCが起こるわけであるが、ステンレス鋼とニッケル基合金では特に冷間加工によるSCC感受性の増大が顕著である。本稿では、BWR環境における非鋭敏化ステンレス鋼のSCCに及ぼす冷間加工の影響について述べる。

## 2. 非鋭敏化ステンレス鋼のSCC形態

BWR1次冷却水環境では、1970年代にステンレス鋼 (Type 304鋼)の溶接入熱による鋭敏化に起因した粒界型

SCCが多発し、問題となった。鋭敏化とは、入熱により粒界に $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ が析出してその周囲にCr欠乏域が形成されることによって粒界の耐食性が低下する現象である。鋭敏化に起因したSCCを経験したことで、その後、鋭敏化対策鋼としてType 316L, 316NG (316LのようにC量を低減することで鋭敏化を防止し、C量の低減による強度低下とオーステナイト当量低減を窒素添加によって補完した材料)が実機に適用された。しかし、2000年頃からシュラウド (BWR原子炉圧力容器内の仕切り板の役目を果たす円筒状構造物)のType 316Lおよび再循環系配管のType 316NG鋼において、鋭敏化に起因しないSCCが発見された<sup>(2)-(4)</sup>。このSCCの経路は粒内型、粒界型であって、機械加工やグラインドなどの研削に起因するケースと溶接による塑性変形に起因するケースがあることが明らかとなった。研削による表面強加工では、ごく表層に10 nm~1 μm オーダーの微細結晶粒を有する層が形成される<sup>(13)</sup>。断面観察において硬さプロファイルを取得すると、機械加工した表層でのマイクロビッカース硬さは300~400 Hvの値を示し、表面から数百μmの範囲で300 Hv以上となっていたことが報告されている<sup>(2)-(4)</sup>。表面強加工を受けたステンレス鋼では300 Hv以上となった加工硬化領域で粒内割れによってSCCが発生していることが報告されている。溶接部では、溶接金属の凝固収縮によってその熱影響部に塑性ひずみが発生する。発生する塑性ひずみ量は、溶接継手の拘束状態、溶接方法、入熱、材質などによって変わるが、配管の周継手においては内面側の溶接線近傍が最も硬化して250 Hv程度になる<sup>(3)</sup>。Type 316NGの母材は160~180 Hv程度であり、この素材を冷間加工によって250 Hv程度にするには、図1の冷間圧延と硬さの関係で示すように15%程度の塑性ひずみが必要となる。図2にBWR環境で非鋭敏化ステンレス鋼が受ける加工とマイクロ組織ならびに硬さの模式図を示す。以降では、冷間

\* 株式会社 IHI 技術開発本部技術基盤センター；主任研究員(〒235-8501 横浜市磯子区新中原町一番地)

Stress Corrosion Cracking in High Temperature Water for Structural Materials in Nuclear Power Plant; Yohei Sakakibara (IHI Corporation, Yokohama)

Keywords: SCC (stress corrosion cracking), EBSD (electron backscatter diffraction), triple junction, plastic strain, progressive crack, non-sensitized austenitic stainless steel, BWR (boiling water reactor), cold work, CBB (creviced bent beam) test

2022年2月21日受理[doi:10.2320/materia.61.406]

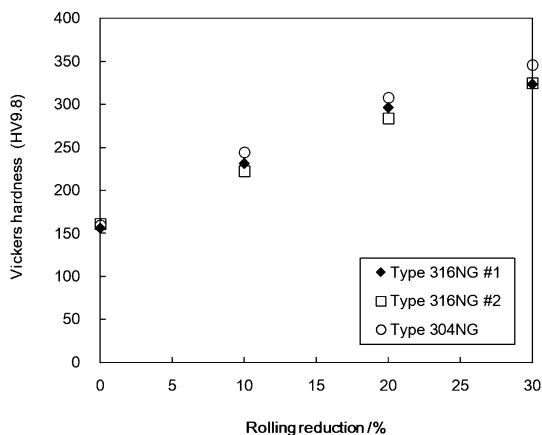


図1 受け入れままならびに冷間圧延した Type 316NG, 304NG ステンレス鋼の硬さ.

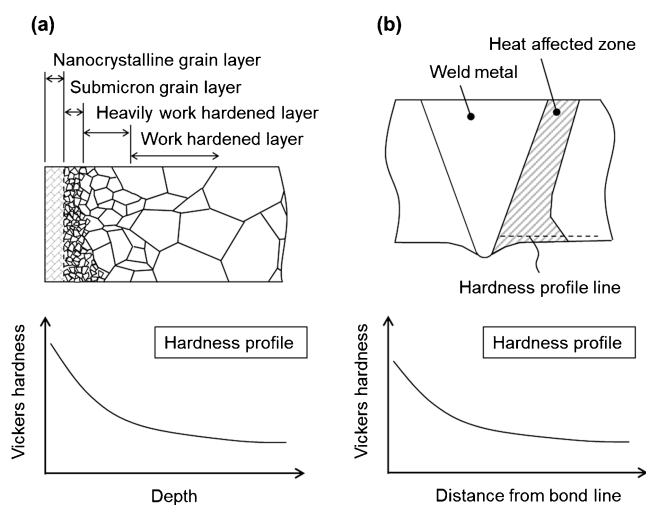


図2 ミクロ組織ならびに硬さプロファイルの模式図 (a)表層加工層, (b)周継手.

加工ステンレス鋼の SCC 試験後の観察から考えられる微小き裂の発生, 進展性き裂への遷移挙動について述べる.

### 3. 冷間加工材の SCC 試験

研究室における再現試験では, 溶接変形による塑性変形を冷間加工などで模擬した予ひずみ試験片が用いられた<sup>(8)-(11)</sup>. 実機で報告された硬さを目安として加工を加え, バルク材より SCC 試験片を採取し, SCC 試験の際にこれら試験片に定ひずみ, 定荷重などを与えて試験が実施された. 冷間加工材から採取した試験片を用いた SCC 試験では一般にビッカース硬さ 300 Hv 以上で SCC が劇的に加速されると坪田らによって報告された<sup>(12)</sup>. 代表的な低炭素オーステナイト系ステンレス鋼としては Type 316NG, 304NG が挙げられ, 多くの冷間加工材の SCC について試験が実施された. 著者らもこれら素材の冷間加工材の SCC 試験を実施した<sup>(14)(15)</sup>. 用いた鋼種の化学成分を表 1 に示す. Type 316NG#2 は Type 316NG #1 より Ni 当量が低い組成となっている. 圧下率 10%, 20% とした冷間加工によって SCC 試

表 1 ステンレス鋼の化学成分.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Type 316NG #1	0.019	0.42	1.41	0.024	0.005	12.62	17.06	2.60	0.105
Type 316NG #2	0.013	0.52	1.38	0.024	0.003	11.56	17.62	2.08	0.101
Type 304NG	0.010	0.49	1.61	0.026	0.001	9.48	18.51	—	0.104

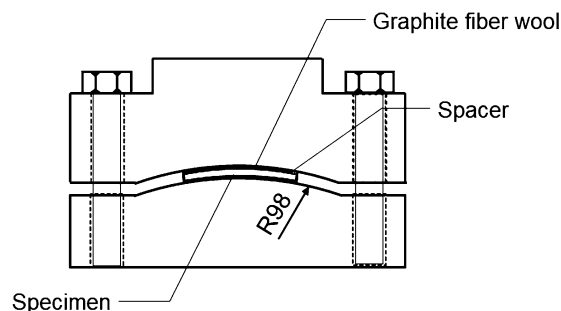


図3 CBB 試験治具.

験前の予ひずみを与え, 圧延方向と試験片長手方向が一致するように板厚 2 mm, 長さ 50 mm, 幅 10 mm の短冊状試験片を採取した. SCC 発生試験としては CBB 試験法 (Crevice Bent Beam, すきま付き定ひずみ曲げ試験) を用いた. CBB 試験法とは, 図 3 のような曲げ治具を用いて, スペースで間隙を維持しつつ, 試験片表面に約 1% の曲げひずみとすきまを形成して SCC を発生させる試験法である<sup>(16)</sup>. すきま形成材としては GFW (Graphite Fiber Wool) を用いた. 試験は溶存酸素濃度を 8 ppm にコントロールした循環型オートクレーブ内で行った. なお, 高温水中では酸化剤である酸素は金属表面の酸化によって消費されて時間とともに減少するので, 試験環境を一定に保つために高圧ポンプを用いて溶存酸素濃度 8 ppm に制御した試験水をオートクレーブ内に送る必要がある. 試験溶液として 0.1  $\mu$ S/cm 以下の高純度水を用い, 288°C, 8 MPa の試験条件で CBB 試験を実施した.

CBB 試験後の試験片表面には非常に薄い酸化皮膜が形成される. SCC 経路観察を目的とした EBSD (Electron Backscatter Diffraction) による方位解析を実施するため酸化皮膜を研磨で除去し, 鏡面に仕上げた後, SCC の経路を観察した. 図 4 は 1000 hr 後の CBB 試験片表面に発生した SCC の EBSD による IPF map (Inter Pole Figure, 逆極点図) である. Type 316NG (#1) の 10% 冷間圧延材では粒内 SCC と粒界 SCC が混在していることが分かる. 一方, Type 304NG の 20% 冷間圧延材ではそのほとんどが粒内 SCC であった. 試験片を長手方向に切断し断面観察を実施したところ, Type 304NG では, き裂深さの小さい粒内 SCC が観察されたのに対して, Type 316NG (#1, #2) ではき裂深さの大きな粒界き裂が多く観察された. Type 316NG #2 は粒界割れが観察されたが, これらのき裂深さは Type 316NG #1 でのき裂深さほど大きくなかった. 断面でのき裂経路観察例につい

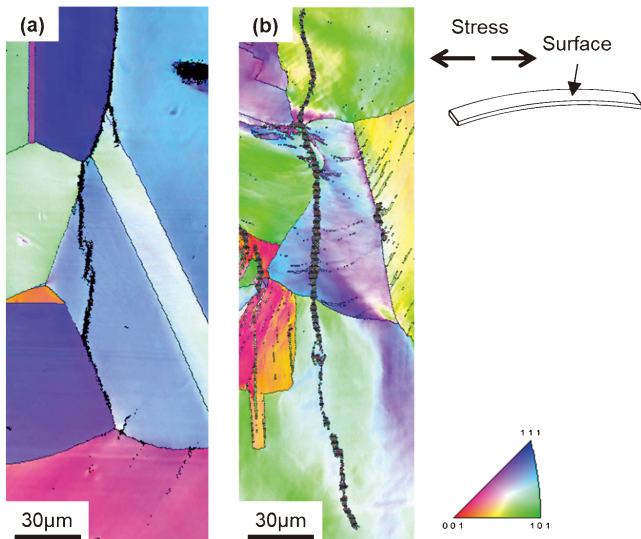


図4 1000 hrCBB 試験後の表面き裂近傍の逆極点図。(a) Type 316NG (#1) 10%冷間加工材, (b) Type 304NG 20%冷間加工材。(オンラインカラー)

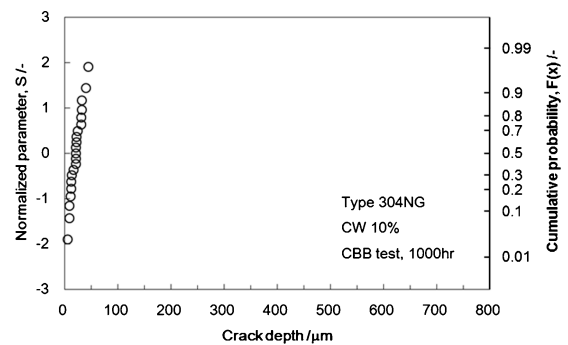
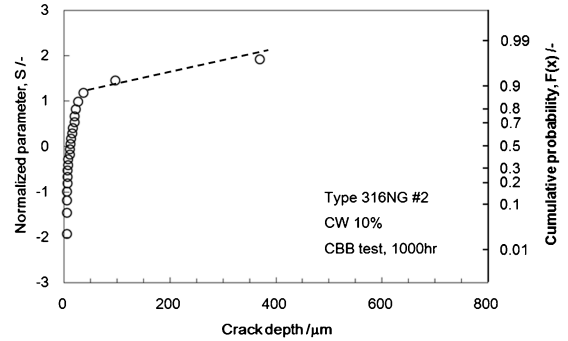
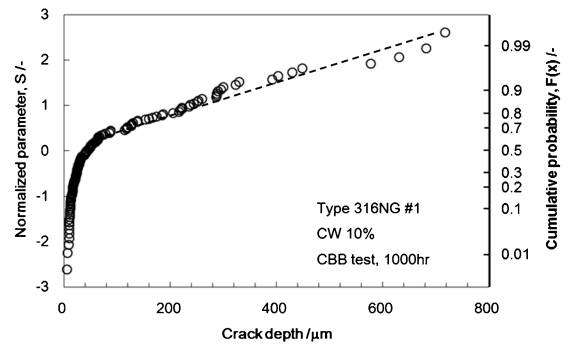


図6 10%冷間加工した非鋭敏化ステンレス鋼の1000 hrCBB 試験後のき裂深さの正規確率分布。

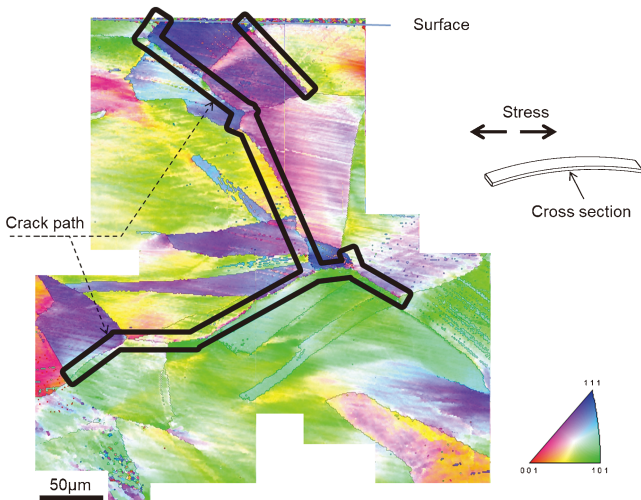


図5 1000 hrCBB 試験後の試験片断面でのき裂近傍の逆極点図 (Type 316NG (#2) 20%冷間加工材)。(オンラインカラー)

で図5に示す。き裂経路がEBSD計測結果で分かりづかったため、黒い太枠によってき裂経路を強調して示している。各材料でのき裂深さについて比較した結果を図6に示す。図6はき裂深さの正規確率プロットであり、本図で直線的であることは正規確率分布に従うことを意味する。明石らのCBB試験片でのき裂深さの統計的検討によれば、50 μmを境にき裂進展挙動が変わり、50 μm以上で高い進展速度でき裂が進展することが報告されている<sup>(16)</sup>。明石は様々なSCCのデータを統計学的に分析し、応力腐食き裂発生過程をPoisson分布に近似し、Poisson分布ランダム過程モデルに基づく潜伏期間の統計数理モデルを検討している<sup>(17)</sup>。き裂発生の空間分布がPoisson分布に従えば時間分布もPoisson確率過程に近似できるとし、Poisson確率過程で発生するき裂の累積確率は式(1)のように指数分布モデルで

与えられると考えた。

$$F(t) = 1 - \exp\left(-\frac{t-a}{\theta}\right), t \geq a$$

$$F(t) = 0, t < a \quad (1)$$

ここで $a$ は位置パラメータと呼ばれSCC発生現象においてはSCCの潜伏期間となり、 $\theta$ は尺度パラメータと呼ばれるパラメータとなる。指数分布モデルにより実験で得たき裂発生確率は整理されることが示されている。また、明石によれば、種々のSCCにおいて $a/\theta$ は一定となることが報告されており、非鋭敏化Type 316NGステンレス鋼管の実機損傷データも鋭敏化SCCのラボデータと同じであることを示している<sup>(17)</sup>。このことから非鋭敏化ステンレス鋼のSCCも鋭敏化ステンレス鋼でのSCC同様の発生過程に基づいて発生していると考えられる。鋭敏化ステンレス鋼のSCCは前述のとおりそれ自体は進展しない非進展性き裂が発生していることから、非鋭敏化ステンレス鋼でも進展性/非進展性き裂の閾値があると考えられる。図6ではき裂分布が50 μmを境に屈曲していることから、今回試験した非鋭敏化ステンレス鋼においても50 μmを閾値として進展性き裂になると読

み取れる。Type 304NG ではき裂深さは小さく 50  $\mu\text{m}$  以下のいわゆる非進展性のき裂のみ見られ、一方で、Type 316NG では非進展性き裂に加え、50  $\mu\text{m}$  以上の進展性き裂が発生していることが確認できる。すなわち、冷間加工材の SCC の特徴は以下のように整理できる。

- 冷間加工材では表面でき裂深さの小さい粒内 SCC が観察される。
- き裂深さが大きくなる場合、そのき裂経路は粒界 SCC が支配的となる。
- 粒界 SCC 感受性のある材料 (Type 316NG#1, #2) では、表面において粒内 SCC のみならず粒界 SCC も確認される。

明石らは SCC の発生・進展挙動において、合体過程を考えている<sup>(16)</sup>。これは SCC が断続的に起こる現象と考えるためである。SCC の発生については多くの研究者がその現象を捉えるために様々な方法を検討している。たとえば井上らは SCC 発生試験中の電位ノイズを計測し、き裂進展に伴って断続的に電位が振動していることを報告している<sup>(18)</sup>。また、渡辺らは鋭敏化ステンレス鋼のチオ硫酸ナトリウム水溶液中での SCC 試験において直接観察から断続的に SCC 発生が起こることやき裂同士が合体することを可視化して示している<sup>(19)</sup>。高温水中の SCC においては釜谷らが CCD カメラを用いた観察を行っており、1 時間ごとの撮影ではあるが、き裂数が増加し、隣接するき裂と合体する過程を報告している<sup>(20)</sup>。したがって、今回の CBB 試験片においても、ある潜伏期間後に発生した複数の粒界 SCC の間に粒内 SCC が発生して、図 7 に示すように粒界 SCC 同士の合体を促進したと考えた。SCC が深さ方向に進展するためには表面き裂の進展も必要である。仮に深さ方向にのみき裂が進展し続けるとき裂深さと表面き裂長さのアスペクト比が変化し、表面き裂が進展しやすくなる<sup>(21)</sup>。すなわち、表面き裂の進展、また表面き裂同士の合体はき裂深さを大きくするための必須条件となる。粒内割れはその深さが小さく、単独では非進展性き裂であると予想されるが、図 7 のように表面き裂の合体に寄与することで進展性の粒界 SCC への遷移を助長していると考えることができる。粒内 SCC のき裂深さが小さい理由は明確ではないが、き裂面の酸化皮膜構造が粒界 SCC のそれと異なるために、前者はき裂が進展しづらく後者は進展しやすいのではないかと推測される。

図 8 に最大き裂深さと冷間加工度の関係を示す。冷間加工度の上昇とともに Type 316 NG (#1, #2) ではき裂深さが大きくなるが、Type 304NG ではき裂深さの増加は認められなかった。

この傾向は、他の研究者によっても報告されている。国谷らは Type 304, 304L, 316, 316L, 316NG, 347NG について冷間加工を施した後に採取した試験片を用いて 500 hr の CBB 試験を実施し、圧下率 20% の試験ではき裂深さは、Type 316L > 316NG > 304 > 347NG > 304L の序列となったことを報告している<sup>(8)</sup>。また、中山らは溶接継手から採取した試験片を用いて 2000 hr の CBB 試験を実施したところ、Type 316NG 継手から採取した試験片では SCC が発生していたのに対し、Type 304NG 継手から採取した試験片では

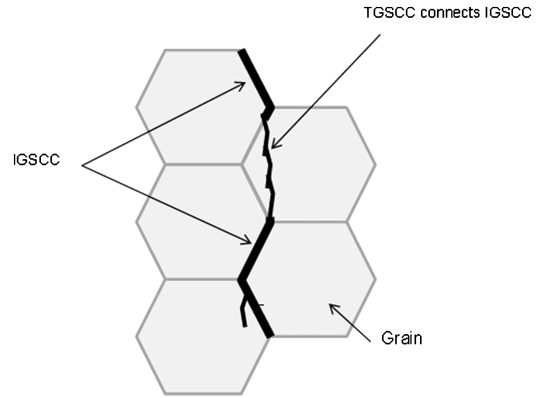


図 7 試験片表面での粒内 SCC の役割。

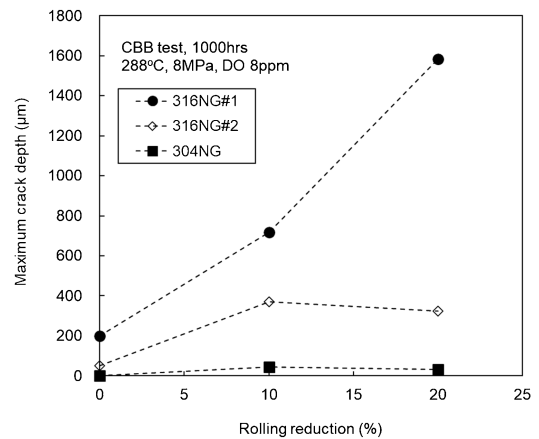


図 8 1000 hr 後の CBB 試験片の最大き裂深さと圧下率の関係。

SCC は発生しなかったと報告している<sup>(22)</sup>。このように BWR 模擬環境での冷間加工ステンレス鋼の SCC 感受性は Type 316NG のほうが Type 304NG より大きい傾向がある。そこで、次節では、Type 316NG と 304NG の材料組織因子の違いから進展性き裂への遷移条件について考察する。

#### 4. 進展性き裂への遷移に関する考察

Type 316NG と Type 304NG の違いとしてまず考えることは加工誘起マルテンサイトの生成の違いである。国谷らは種々のオーステナイト系ステンレス鋼に冷間加工を与えて CBB 試験を実施した。加工誘起マルテンサイトの指標である Md 値を用い、加工誘起マルテンサイトが SCC 抑制に関係している可能性を指摘した<sup>(8)</sup>。一方で、P. L. Andresen は、冷間加工温度や材料 (Type 304, Type 316, Alloy600) を変えた試験片を用意し、BWR 模擬環境においてき裂進展試験を行った。加工誘起マルテンサイトの生成しない Alloy 600 も含めき裂進展速度は硬度で整理できることを示し、特に加工誘起マルテンサイトを含む材料でのき裂進展速度が大きくなるという傾向はなかったと報告している<sup>(23)</sup>。筆者らの試験で用いた冷間加工した Type 316NG を EBSD で 0.2  $\mu\text{m}$  ステップで観察すると、微量に加工誘起マルテンサイトと推定される相が確認された。これにより SCC 発生試験に

おいて加工誘起マルテンサイトによる SCC 抑制の可能性は否定されたわけではないが、以降では加工誘起マルテンサイト以外の可能性について検討した結果を紹介する。

BWR 模擬環境中の冷間加工ステンレスにおける粒界 SCC では、き裂は大傾角粒界のうち、ランダム粒界を経路に選択する場合が多い<sup>(24)</sup>。逆に  $\Sigma 3$  などの対応粒界は粒界エネルギーが低いことが知られており、粒界 SCC の経路となりづらいことが報告されている。オーステナイト系ステンレス鋼で見られる対応粒界としては  $\Sigma 3$  粒界がほとんどであるため、冷間加工材の大傾角粒界に占める  $\Sigma 3$  の割合を調査した。ある結晶粒間にある粒界が対応粒界であるかどうかは、EBSD では一般に式(2)で示す Brandon の式の範囲にあるかどうかで判断される<sup>(25)</sup>。

$$\Delta\theta = K \cdot \Sigma^n \quad (2)$$

ここで  $\Delta\theta$  は幾何学的に決定する理想の回転角からのずれ、 $K$  は  $15^\circ$ 、 $\Sigma$  は  $3$  ( $\Sigma 3$  の場合)、 $n$  は  $0.5$  である。結晶粒 A に含まれる測定点とそれに隣接する結晶粒 B 内の測定点間の方位差を計算し、Brandon の式で定義される  $\Delta\theta$  の範囲内であれば対応粒界と判定される。材料に付与する塑性ひずみが高くなってくると、粒界近傍に転位が Pile-up し、もとの結晶粒界の方位関係(回転軸、回転角)が崩れてきて対応粒界と判定されない領域が増えてくることになる。冷間圧延を施すと図9に示すように圧下率とともに大傾角粒界に占める  $\Sigma 3$  の粒界長さ割合が減少する。進展性き裂が生じている Type 316NG #1, #2 の  $\Sigma 3$  粒界長さ割合より、冷間加工 Type 304NG の  $\Sigma 3$  粒界長さが下回っても、Type 304NG において深さ  $50 \mu\text{m}$  以上の進展性き裂が発生していないことから、冷間加工による  $\Sigma 3$  粒界長さ割合の低下は進展性き裂への遷移の必要十分条件ではないと考えられた。

最後に SCC 進展モデルと粒内のひずみ分布の観点から考える。F. P. Ford や森谷ら庄子らによって SCC 進展のモデルが提案されている<sup>(26)(27)</sup>。式(3)は F. P. Ford の提唱した式である。

$$da/dt = A (d\varepsilon_{\text{tip}}/dt)^n \quad (3)$$

ここで、 $da/dt$  はき裂進展速度、 $d\varepsilon_{\text{tip}}/dt$  はき裂先端のひずみ速度、 $A$ 、 $n$  は材料定数である。すなわち、き裂先端でのひずみ速度が重要であることが分かる。図10の模式図に示すように、粒内・粒界の割れ経路にかかわらず、非進展性き裂が結晶粒界、粒界3重点に出会ったときのき裂先端のひずみ速度がその後の進展性き裂への遷移に関係するという仮説を考えた。すなわち、き裂先端の塑性域が形成された場合に粒界近傍、特に3重点近傍でのひずみの集中が進展性き裂への遷移にとって重要であるという考え方である。塑性ひずみ付与時の結晶粒内の転位下部組織は Type 316NG と 304NG で異なりうる。下平の総説によれば、原子サイズの大きい Mo を含む Type 316 では粗大すべりが起こるのに対し、Type 304 では転位が絡み合っセル構造が形成されることを報告している<sup>(28)</sup>。したがって Type 316NG、304NG に塑性ひずみを付与した際に、結晶粒内のひずみ分布が変わることを示唆している。なお、このような転位下部組織の形成の違いは積層欠陥エネルギーに由来することも報告されて

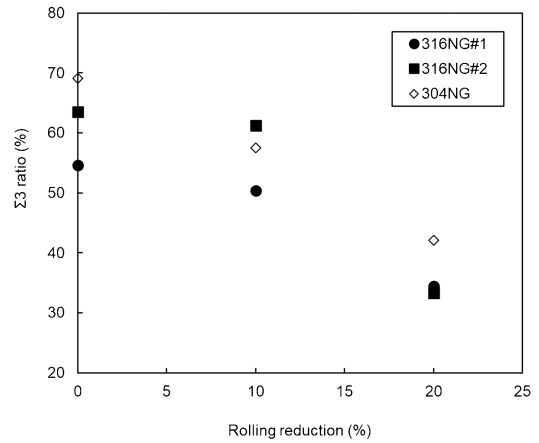


図9 圧下率と  $\Sigma 3$  率の関係。

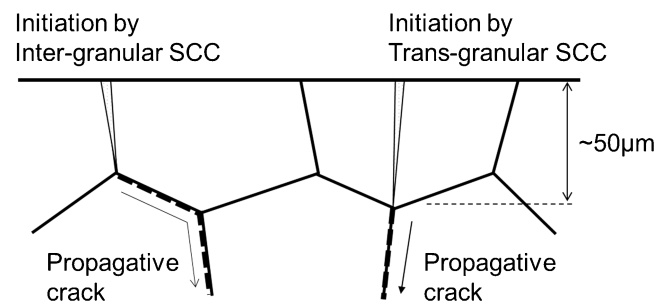


図10 非進展性き裂から進展性き裂への遷移の模式図。

いるため<sup>(28)</sup>、著者らの実験結果に加え、文献の CBB 試験結果を種々の SFE (Stacking Fault Energy, 積層欠陥エネルギー) の予測式 (Pickering, Rodes, Schramm, Brofman によって提唱された式) を用いて整理することを試みたが、進展性に遷移する鋼種としない鋼種の閾値を設定することはできなかった。そこで直接的に結晶粒内のひずみ分布を評価するために、引張中断試験材での EBSD 評価を行った。15% まで塑性ひずみを与えた後、引張試験片を荷重軸方向に切断し、埋め込んだ。鏡面研磨後、電解研磨までを行い EBSD による測定を  $2 \mu\text{m}$  ピッチで実施した。まず、マクロな引張中断ひずみと粒内方位差 KAM (Kernel Average Misorientation) の関係を図11に示す。KAM は EBSD 測定でのある測定点とその周囲の測定点間の方位差 ( $5^\circ$  以下) の平均値である。著者らは結晶粒径、EBSD での測定点間距離が同じであれば、観察視野内の KAM の領域平均は式(4)となることを報告している<sup>(29)(30)</sup>、今回用いた Type 316NG、304NG は結晶粒径が約  $100 \mu\text{m}$  であるため、鋼種によらず KAM 値のひずみ依存性はほぼ同じとなった。

$$\theta_{\text{KAM}} = \frac{\alpha d \varepsilon_p}{D} \quad (4)$$

ここで、 $\alpha$  は材料係数、 $d$  は EBSD の測定ピッチ、 $\varepsilon_p$  は塑性ひずみ量、 $D$  は平均結晶粒径、 $\theta_{\text{KAM}}$  は粒内方位差である。図8からマクロなひずみと発生する粒内の方位回転量の合計はほぼ同レベルであることが言える。次に図12に Type 316NG と 304NG の粒内の KAM マップと点線での各測定

点間の方位差を示す。Type 316NG においては粒界近傍に高い KAM 値が見られるのに対して、Type 304NG では粒内で高い KAM 値が見られた。上述の仮説のとおり、非進展性き裂が進展性き裂になるためには粒界近傍、特に 3 重点近傍でのひずみが高まる必要があると考えられるため、引張中断材で 3 重点近傍にひずみが集中しやすいかどうかを 3 重点近傍の KAM 値のみ抽出して比較した。まず、ランダム粒界のみで形成された 3 重点を抽出し、その 3 重点近傍において KAM 値が高い結晶粒内の 5 つの測定点での KAM 値を平均して 3 重点における KAM 値とした。1 試料に対し

て 30 点の 3 重点について調査して鋼種ごとの平均値を算出した。視野内の全測定点における KAM の平均値で規格化して比較した。Type 316NG, 304NG, また併せて 316L, 304L の規格化した 3 重点近傍の KAM 値を図 13 に示す。粒界を経路とした進展性き裂に遷移する Type 316NG において高い 3 重点 KAM が生じていることが分かる。また、CBB 試験は実施していないが、Type 316L では 3 重点で方位差が高いのに対し、Type 304L では方位差が小さい。このように、粒界近傍、3 重点近傍での KAM 値を用いることで、BWR 環境で粒界割れに遷移して進展性き裂を生じやすい鋼種の特徴を示すことができた。

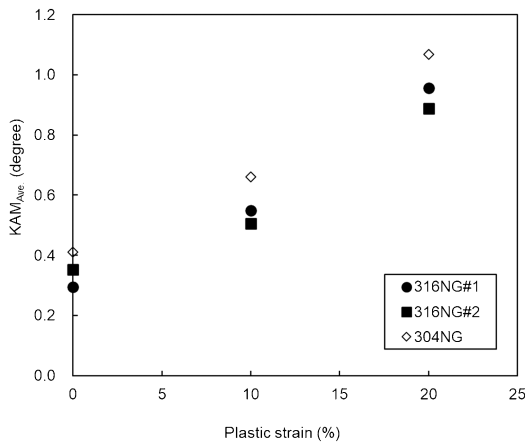


図11 粒内方位差 KAM の視野内平均値と塑性ひずみの関係。

## 5. おわりに

BWR, PWR 模擬環境いずれにおいても、高温高圧水中での SCC 試験データは限られている。また、SCC 試験材について材料組織学的なアプローチも限られている。今回提示した仮説は数少ない試験に基づいているものでその妥当性は十分検証されているとは言えない。粒界 SCC 同士の合体を粒内 SCC が助長すると述べたが、そもそも粒界 SCC, 粒内 SCC がなぜ発生するのかといった点は不明なままである。しかし、今回示したような着眼点で EBSD を活用してミクロ組織を定量し、系統的かつ大規模な SCC 発生試験を実施することで工学的に SCC 現象を捉えて理解することは期待できる。特に粒径が変わった場合には、粒内割れが深さ方向

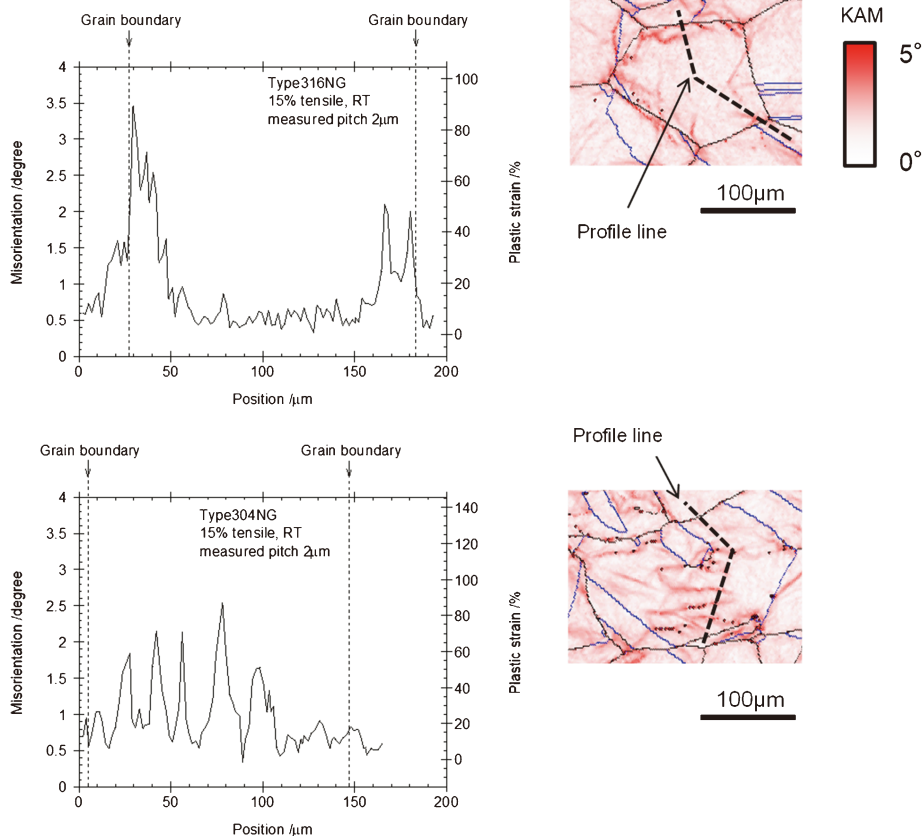


図12 Type 316NG(#1)と 304NG の KAM マップならびに方位差プロファイル。(オンラインカラー)

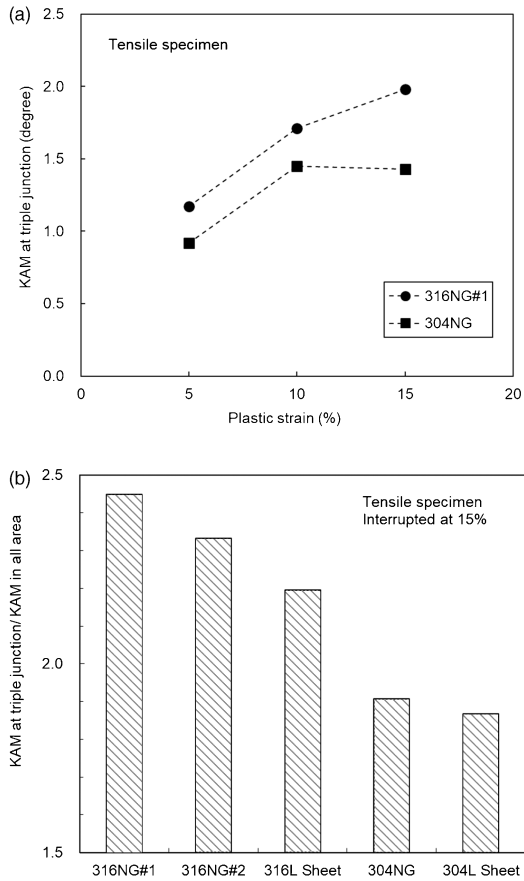


図13 (a)引張中断試験片における3重点KAMと塑性ひずみの関係, (b)視野全体のKAMで規格化した3重点KAMの比較。

において次の粒界もしくは3重点に出会うまでの距離が大きくなるため、再不動態化して死滅する可能性が考えられる。同時に粒径の違いによってマクロには同じひずみを付与しても粒界近傍のKAMや3重点KAMの大きさが変わらうと考えられ、したがって進展性き裂への遷移挙動は粒径によって変化すると考えられる。また、我々の研究では2次元断面でのKAMを計測しているため、紙面奥行き方向の粒界がどのようなになっているかは分からない。近年、シリアルセクションングを用いた3次元的なEBSD計測が可能であることから、結晶粒形状を合わせて評価が可能になると考えられる<sup>(31)</sup>。粒界や3重点に着目した解析はSCCのみならず種々の損傷形態で有効な手段となると考えられる。

## 文 献

- (1) C. A. Lloyd, T. Roulstone and R. E. Lyons: Progress in Nuclear Energy, **134**(2021), No.103672.
- (2) 鈴木俊一, 高守謙郎, 熊谷克彦, 大木 俊, 福田俊彦, 山下裕宣, 二見常夫: 圧力技術, **42**(2004), 188-198.
- (3) 鈴木俊一, 熊谷克彦, 設楽 親, 水谷 淳, 坂下彰浩, 徳間英昭, 山下裕宣: 保全学, **3**(2004), 65-70
- (4) 岡村祐一, 山下裕宣, 福田俊彦, 二見常夫: 圧力技術, **43**

- (2005), 4-14.
- (5) 青木孝行, 服部成雄, 安齋英哉, 住本秀樹: 保全学, **4**(2005), 34-41.
- (6) O. Watchter and G. Brummer: Nuclear Engineering and Design, **168**(1997), 35-52.
- (7) 新井 拓, 黛 正己: 材料と環境, **49**(2000), 243-248.
- (8) 国谷治郎, 笠原茂樹, 安齋英哉, 藤森治男: 材料と環境, **56**(2007), 22-28.
- (9) M. Mayuzumi, N. Ishiyama, Y. Mizutani and J. Tani: Zairyo-to-Kankyo, **55**(2006), 399-405.
- (10) M. Mayuzumi, N. Ishiyama, Y. Mizutani, J. Tani and K. Kako: Zairyo-to-Kankyo, **57**(2008), 230-234.
- (11) 石山宜寿, 黛 正己, 水谷義弘, 谷 純一: 日本金属学会誌, **69**(2005), 1049-1052.
- (12) M. Tsubota, Y. Katayama and Y. Kanazawa: Proceedings of 13<sup>th</sup> International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, August 19-23 (2007).
- (13) M. J. Olszta, L. E. Thomas, K. Asano, S. Ooki and S. M. Brummer: Proceedings of 14<sup>th</sup> International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, August 23-27 (2009), 549-561.
- (14) Y. Sakakibara, K. Kubushiro and G. Nakayama: Proceedings of 14<sup>th</sup> International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, August 23-27 (2009), 920-925.
- (15) Y. Sakakibara and G. Nakayama: Proceedings of 15<sup>th</sup> International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, August 7-11 (2011), 425-437.
- (16) 明石正恒, 川本輝明: 防食技術, **32**(1983), 9-15.
- (17) 明石正恒: 材料と環境, **59**(2010), 312-319.
- (18) 井上博之, 山川宏二, 福田 望: 材料, **43**(1994), 1400-1404.
- (19) 渡辺 豊, 杉森健太: M & M 材料力学カンファレンス 2007 (2007), 204-205.
- (20) M. Kamaya and T. Haruna: Corros. Sci., **48**(2006), 2442-2456.
- (21) K. Tohgo, H. Suzuki, Y. Shimamura, G. Nakayama and T. Hirano: Corros. Sci., **51**(2009), 2208-2217.
- (22) 中山 元, 村上晃一, 鈴木孝和, 吉澤廣喜, 米山夏樹, 平野隆, 古原 忠: 第52回材料と環境討論会予稿集(2005), No.B-204.
- (23) P. L. Andresen and M. Morra: Nucl. Mater., **383**(2008), 97-111.
- (24) 王 昀, 金田潤也, 茂中尚登: 材料と環境, **60**(2011), 141-146.
- (25) D. G. Brandon: Acta Metall., **14**(1966), 1479-1484.
- (26) F. P. Ford: Corros. Sci., **52**(1996), 375-395.
- (27) 森谷信一, 庄司哲雄: 日本機械学会論文集(A編), **60**(1994), pp.2573-2580.
- (28) 下平三郎: 防食技術, **13**(1964), 385-394.
- (29) 榑原洋平, 野村恭兵, 久布白圭司, 吉澤廣喜: 日本金属学会誌, **76**(2012), 669-676.
- (30) 野村恭兵, 久布白圭司, 榑原洋平, 高橋 聡, 吉澤廣喜: 材料 **61**(2012), 371-376.
- (31) 原 徹: 顕微鏡, **49**(2014), 53-58.



榑原洋平

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
 2005年 大阪大学大学院工学研究科修士課程修了  
 株式会社 IHI に入社  
 2012年 東北大学大学院工学研究科博士課程修了  
 2022年 2月- 現職  
 専門分野: 金属の腐食全般, 応力腐食割れ, 材料組織学  
 ◎プラント関連機器, 産業機械に用いる金属材料の損傷に関する評価技術の開発とそれを用いた損傷対応に従事。  
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★