

き裂成長予測による低サイクル疲労の損傷評価 (成長予測モデルの構築とその適用例)

Damage Assessment of Low-cycle Fatigue by Crack Growth Prediction (Development of Growth Prediction Model and its Application)

釜谷 昌幸 (Masayuki Kamaya)*¹ 川久保 政洋 (Masahiro Kawakubo)*¹

要約 本研究では、疲労損傷をき裂の発生・成長とみなし、き裂成長予測によって疲労寿命を評価することを試みた。最初に、室温大気中においてひずみ範囲1.2%の低サイクル疲労試験を実施した。そして、試験片表面におけるき裂の発生と成長挙動をレプリカ法によって観察した。その結果、疲労寿命の9%程度の繰り返し数において長さ41.2 μmのき裂が発生していることを確認し、疲労寿命の大部分がき裂成長に費やされていることを明らかにした。また、ひずみ拡大係数がき裂成長速度とよい相関を有することを示すとともに、ひずみ拡大係数の物理的な意味について考察した。そして、ひずみ拡大係数とき裂成長速度の関係式を積分することで、低サイクル疲労試験による疲労寿命を予測できることを示した。また、繰り返し数とき裂サイズの関係が、試験結果とほぼ一致することを確認した。これらの結果をもとに、20倍の安全率が考慮されている設計疲労曲線を用いた評価では、評価上の使用限界においては、き裂サイズが0.1 mmにも到達していない可能性のあることを考察した。また、疲労損傷をき裂の発生と成長として考えることで、これまで疲労試験の結果から経験的に考察されてきた寸法効果と表面粗さ効果を、合理的に説明できることを示した。さらには、高温高圧水中における疲労寿命の低下(環境効果)がき裂成長の加速によってもたらされていること、比較的簡便なき裂成長試験によって、疲労寿命に及ぼす環境効果の影響を評価できることを明らかにした。

キーワード 低サイクル疲労, 疲労損傷, ひずみ拡大係数, き裂進展予測, ステンレス鋼

Abstract In this study, the fatigue damage was assumed to be equivalent to the crack initiation and its growth, and fatigue life was assessed by predicting the crack growth. First, a low-cycle fatigue test was conducted in air at room temperature under constant cyclic strain range of 1.2%. The crack initiation and change in crack size during the test were examined by replica investigation. It was found that a crack of 41.2 μm length was initiated almost at the beginning of the test, which was approximately at 9% of the total fatigue life. Therefore, the fatigue life was almost equivalent to the number of cycles necessary for crack growth to the critical size. The identified crack growth rate was shown to correlate well with the strain intensity factor, whose physical meaning was discussed in this study. The fatigue life prediction model (equation) under constant strain range was derived by integrating the crack growth equation defined using the strain intensity factor, and the predicted fatigue lives were almost identical to those obtained by low-cycle fatigue tests. The change in crack depth predicted by the equation also agreed well with the experimental results. Based on the crack growth prediction model, it was shown that the crack size would be less than 0.1 mm even when the estimated fatigue damage exceeded the critical value of the design fatigue curve, in which a twenty-fold safety margin was used for the assessment. It was revealed that the effect of component size and surface roughness, which have been investigated empirically by fatigue tests, could be reasonably explained by considering the crack initiation and growth. Furthermore, the environmental effect on the fatigue life was shown to be brought about by the acceleration of crack growth. It was concluded that the magnitude of the environmental effect on fatigue life could be estimated from the crack growth experiments.

Keywords Low-cycle fatigue, Fatigue damage, Strain intensity factor, Crack growth prediction, Stainless steel

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

1. 緒 言

原子力発電プラントで使用される压力容器や配管の設計においては、疲労損傷を防止するため、線形累積損傷則による損傷評価が実施されている⁽¹⁾。線形累積損傷則では、負荷変動1回当たりの損傷量を、その負荷変動で許容される繰り返し数の逆数として損傷量の和を算出する。このとき用いられる許容繰り返し数には、大気中の疲労試験で得られた試験片が破断するまでの繰り返し数（以後、疲労寿命）とひずみ範囲の関係に、安全率などを考慮して決定された設計疲労曲線が用いられる⁽²⁾。さらには、高温高压の炉水環境による疲労寿命の低下（環境効果）も考慮される場合がある⁽³⁾⁽⁴⁾。評価上の損傷量の合計は、Usage Factor（以後、 UF と表記する）と呼ばれ、供用期間中に想定される負荷変動に対する UF が1を超えないように機器設計が行われる。

近年、国内の原子力発電プラントでは、運転年数の経過によって UF が1を超える可能性が出ており、その対応が問題となっている^{(5)~(7)}。対応を考えるためには、構造健全性上考慮すべき材料の変化（疲労損傷）を明確にし、 UF が1に達した機器の状態を理解しておく必要がある。また、 UF に基づく損傷評価の精度を把握しておくことも重要となる。安全側の評価が求められる設計においては、評価結果が実機の状態と大きく乖離している可能性も否定できない。設計で考慮される安全率や環境効果にどの程度の合理性があるのかを理解することが、 UF が1に到達した場合の対応を考えるベースとなる。

繰り返しの負荷（以後、疲労負荷）が材料に加わると、材料内部では転位などの微視欠陥が蓄積し、硬化や軟化などのマクロな変形特性の変化をもたらす。また、材料の表面や内部においては、微小なき裂が発生・成長する。成長したき裂によって試験片が破断した時の繰り返し数が疲労寿命と定義されていることを考えると、き裂の発生・成長をもって疲労損傷の蓄積と考えることができる。一方、疲労負荷によってもたらされる材料内部の変化がき裂の発生や成長を促進したり、試験片が破断する限界き裂サイズを小さくしたりする可能性もある。ステンレス鋼を用いた著者らの検討では、ひずみ範囲が2%以下の低サイクル疲労において、疲労寿命の半分程度の繰り返し数を負荷した後に切削加工によって試験片表面のき裂を取り除いた場合、その状態から試験片破断までの繰り返し数は、疲労寿命と同等であった⁽⁸⁾⁽⁹⁾。これは、疲労寿命を

予測する際に考慮すべき疲労損傷は、き裂の発生・成長であり、微視欠陥の蓄積などの材料内部の変化が疲労寿命に及ぼす影響は無視できることを示している。したがって、き裂を取り除くことは、材料を疲労損傷のない状態に回復させることに相当する。このように、き裂を取り除くことで疲労寿命が延びるという結果は、S20Cについて菊川ら⁽¹⁰⁾が、S10Cに対して西谷と森田⁽¹¹⁾が報告している。

低サイクル疲労におけるき裂の発生と成長の観察では、数十 μm 程度のき裂が比較的早い段階で確認されている^{(12)~(16)}。とくに、疲労寿命が数百回程度のいわゆる極低サイクル疲労では、1回目のサイクルからき裂が発生しているという報告もある⁽¹⁷⁾。したがって、疲労寿命のほとんどはき裂の成長に費やされることになり、疲労寿命はき裂が限界サイズに成長するまでの繰り返し数とほぼ等しくなる。村上ら^{(18)~(20)}や小茂鳥と清水⁽²¹⁾はき裂成長予測により疲労寿命が予測できると指摘している。これまでも、研究レベルにおいてはき裂成長と疲労寿命を対応づける試みが数多く報告されている^{(22)~(26)}。また、実用においても米国機械学会の压力容器の設計規格では、溶接部の疲労評価に対して、き裂成長を想定した損傷駆動力（Structural Stress）を用いた設計手法が規定されている^{(27)~(29)}。しかし、一般的な機器設計においては、先に述べたように、評価上の損傷量である UF を用いて疲労損傷が評価されている。合理的な評価のためには、実際の損傷過程、つまりき裂の発生と成長を想定した損傷評価を行うことが望ましい。

疲労設計において対象となる低サイクル領域の疲労寿命は、ひずみ範囲（または、塑性ひずみ範囲）に依存し⁽³⁰⁾、応力変動幅にはほとんど影響を受けない⁽³¹⁾⁽³²⁾。そして、疲労設計においても、疲労寿命とひずみ範囲の経験的な関係から得られた設計疲労曲線が用いられている。一方、疲労負荷下でのき裂成長速度は、応力拡大係数（ K 値）とよい相関を有することが古くから知られており^{(33)~(36)}、その経験的な関係を用いてき裂の成長予測が実施されている⁽³⁷⁾。しかし、低サイクル疲労では、塑性ひずみが発生することから、いわゆる小規模降伏状態を前提とした K 値は物理的に有効でない。 K 値に代わる駆動力指標として J 積分値が有効であることが示されているが^{(38)~(44)}、 J 積分値はエネルギーの次元を有し、応力と変形量（ひずみ）の両方に依存する。き裂成長速度が応力に依存することは、疲労寿命がき裂の成長に要する繰り返し数とほぼ等しく、かつ疲労寿命がひずみ範囲

に依存し、応力変動幅にはほとんど影響を受けないことと矛盾する。これまで、著者らは、低サイクル疲労におけるき裂成長速度が、応力拡大係数の応力項をひずみで置き換えたひずみ拡大係数と相関を有することを経験的に示してきた⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁶⁾。ひずみ拡大係数とき裂成長速度の相関は、炭素鋼でも報告されている^{(47)~(50)}。しかし、ひずみ拡大係数の物理的な意味や、き裂成長速度と良い相関を有する理由など、駆動力指標としての有効性に対する合理的な説明はできていない。ひずみ拡大係数を用いてき裂成長、さらには疲労寿命が推定できれば、同じひずみ範囲の条件で得られた疲労試験による疲労寿命と直接対応づけることが可能となる。

本研究では、き裂の発生と成長を疲労損傷とみなし、損傷過程を模擬するモデルを用いることで疲労寿命を合理的に予測することを試みる。とくに、き裂成長予測にはひずみ拡大係数を用いることで、き裂サイズと繰り返し数（寿命消費率）の関係を明らかにする。これにより、 $UF = 1$ の損傷状態（き裂サイズ）の予測や、現在の設計評価の妥当性を考察する。最初に、疲労試験片の表面から発生するき裂の発生と成長の観察を行った。そして、疲労寿命の大部分がき裂成長で占められていることを示すとともに、ひずみ拡大係数がき裂成長速度とよい相関を有していることを確認した。また、ひずみ拡大係数の物理的な意味を考察し、ひずみ拡大係数とき裂成長速度が相関を有する理由を明らかにした。そして、き裂成長によって疲労寿命を評価したり、き裂サイズと疲労損傷量の対応を示したりする評価体系（成長予測モデル）を示し、それによって UF が1になった場合の対応を合理的に決定できることを示した。また、疲労寿命に及ぼす寸法効果と表面粗さ効果などについて、成長予測モデルによる説明を試みた。そして最後に、高温高圧水による環境効果がき裂成長の加速によってもたらされている

こと、比較的簡便なき裂成長試験によって、疲労寿命に及ぼす環境効果の影響を評価できることを示した。

2. き裂発生・成長試験

2.1 試験方法

室温大気中において試験片表面から発生・成長する疲労き裂を観察した。供試材は316ステンレス鋼で、ミルシート記載の化学成分を表1に、2回の引張試験から同定した変形特性を表2にそれぞれ示す。この材料の基本的な疲労特性は前報⁽⁹⁾にて取得されている。棒形状の素材を図1に示す最小径10 mmの試験片に加工し、表面をバフ研磨仕上げとした。最小径部近傍にはR180の緩やかな勾配を設け、最小径部に発生したき裂の長さをレプリカ法にて測定した。

標点間距離12.5 mmの伸び計を用いた計測で、ひずみ範囲($\Delta\varepsilon$)が1.2%一定になるように、ひずみ速度0.4%/sで制御しながら試験を行った。

2.2 試験結果

図2にレプリカ観察で測定された繰り返し数とき裂の表面長さの関係を示す。繰り返し数(N)が $N = 500$ の時に最初の測定を行い、以後おおよそ500回毎に測定を実施した。 $N = 500$ において長さ41.2 μm のき裂が確認された。き裂は連続的に成長し、 $N = 5773$ において長さ5.43 mmのき裂を観察した後、5937回で試験片が破断した。破断繰り返し数を N_f とすると、 $N/N_f = 0.09$ の時点では既なき裂が発生していたことになる。

き裂長さの変化から深さ方向の成長速度 da/dN を算出した。試験片破断面からは最終き裂形状は確認で

Table 1 Chemical content of test material (wt %).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Bal.	0.06	0.5	1.3	0.031	0.027	10.18	16.94	2.02

Table 2 Mechanical properties of test material (R.T.).

0.2% proof strength	Tensile strength	Young's modulus	Elongation	Reduction of area
297 MPa	611 MPa	202.5 GPa	0.58	0.79

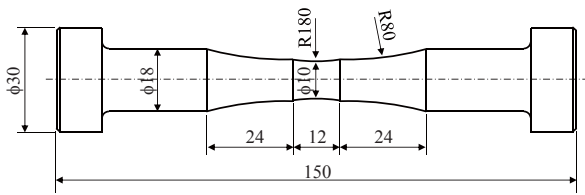


Fig. 1 Geometry of test specimen (unit: mm).

きなかったが、過去の試験結果⁽⁴⁶⁾より、アスペクト比（深さ/表面長さ）を0.5とし、表面長さを深さに換算した。図3に da/dN とひずみ拡大係数範囲 (ΔK_e) の関係を示す。ここで、 ΔK_e は次式で定義される。

$$\Delta K_e = f \Delta \epsilon \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

a はき裂深さで、き裂成長速度を算出する際に用いたき裂深さの平均を用いた。 f は応力拡大係数で用いら

れる形状係数を示し、文献 (51) の値を近似した次式を用いた。

$$f = 0.8379 \left(\frac{a}{R}\right)^3 - 0.6486 \left(\frac{a}{R}\right)^2 + 0.4128 \left(\frac{a}{R}\right) + 0.6103 \quad (2)$$

ここで、 R は試験片の半径で $R = 5 \text{ mm}$ となる。図3には同じ供試材を用いて得られた試験結果⁽⁴⁶⁾も示している。これらの結果には、本供試材の疲労限度である応力振幅 $\sigma_a = 240 \text{ MPa}$ に近い応力制御試験 ($\sigma_a = 250 \text{ MPa}$) の結果や、比較的大きな塑性ひずみが生じるひずみ制御試験 ($\Delta \epsilon = 2 \%$) の結果が含まれている。 $\sigma_a = 250 \text{ MPa}$ においても1サイクル中の応力・ひずみ関係には非線形成分が見られ、応力拡大係数範囲 (ΔK) と成長速度の関係には大きなばらつきが見られた⁽⁴⁶⁾。 ΔK_e を用いることで、負荷条件に関係なくユニークな直線で近似できることがわかる。図3(a)にプロットした全てのデータの最小自乗近似を求めることで、次式の成長速度式を得た。

$$\frac{da}{dN} = 3.94 \times 10^3 (\Delta K_e)^{2.85} \quad (3)$$

ここで、 da/dN と ΔK_e の単位はそれぞれ [m/cycle] と [m^{0.5}] となる。

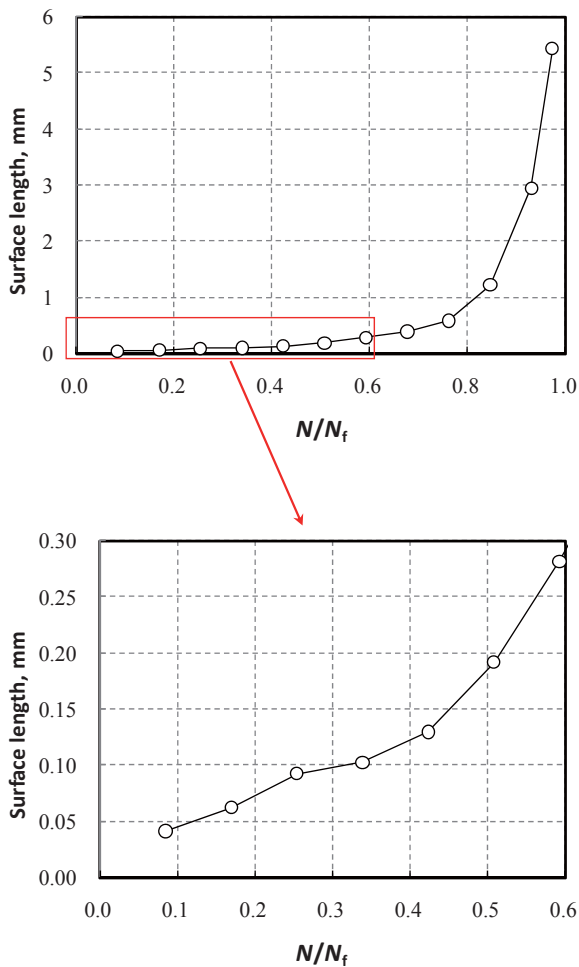


Fig. 2 Change in crack surface length obtained by replica investigation.

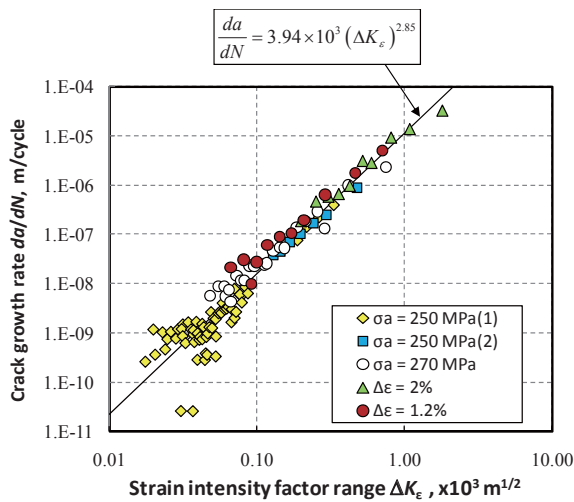
2.3 有効ひずみ範囲による整理

図3に示した試験結果は、完全両振りの軸疲労条件下で取得された。したがって、疲労試験中に圧縮荷重が負荷された時は、き裂が閉口していたと考えられる。疲労き裂はき裂が開いている間に成長することから⁽⁵²⁾、き裂成長速度を代表する駆動力指標には、き裂が開いている間の変動幅を用いることが妥当と考えられる。そこで、 K 値に対して一般的に定義される有効応力拡大係数範囲と同様に、有効ひずみ拡大係数範囲 ($\Delta K_{e(\text{eff})}$) を次式のように定義した。

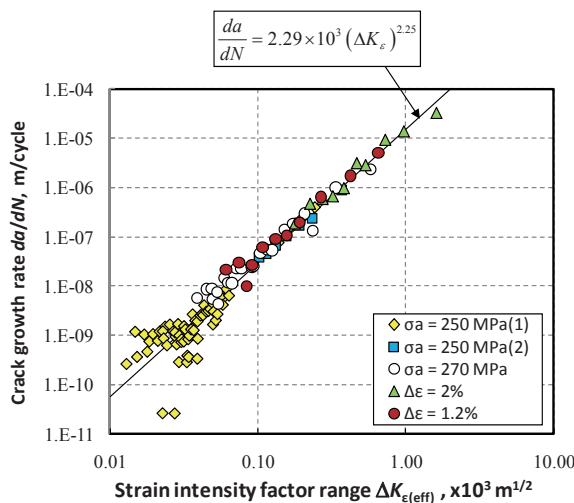
$$\Delta K_{e(\text{eff})} = f \Delta \epsilon_{\text{eff}} \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

$\Delta \epsilon_{\text{eff}}$ は、き裂が開いている間のひずみ変動幅に相当する有効ひずみ範囲を示す。き裂が開くタイミングは、き裂の開口変位などの変化から推定できるが、丸棒試験片の表面に発生した微小なき裂の開口変位を測定することは容易でない。これに対し、著者らはデジタル画像相関法を用いたき裂開口点の同定を試みている⁽⁵³⁾。

デジタル画像相関法では、試験片表面に付与したランダムな模様の変化から、試験中の変位場を測定する



(a) Correlation with strain intensity factor range



(b) Correlation with effective strain intensity factor range

Fig. 3 Relationship between strain intensity factor range and crack growth rate obtained under various loading conditions.

ことができる⁽⁵⁴⁾. き裂が開くと、その部位のひずみは見かけ上の特異場となるので、き裂開口を比較的容易に同定することができる。このように画像処理によってき裂開口を同定する試みは、城野らによっても報告されている⁽⁵⁵⁾⁽⁵⁶⁾。図4は、測定から明らかとなったき裂開口挙動の模式図を示す。マクロな塑性ひずみ範囲が小さい場合は、マクロな応力 σ がおよそ $\sigma = 0$ となる時点でき裂が開く。つまり、有効ひずみ範囲はほぼ $0.5\Delta\varepsilon$ となる。ひずみ振幅がさらに小さくなり、いわゆる小規模降伏条件を満足するような状態では、き裂開口点は $\sigma = 0$ より大きくなる。一方、マクロな応力変動幅（または、ひずみ範囲）が大きくなり、塑性ひずみが顕著になると、き裂が開く応力は相対的に小さくなる。

画像処理によってき裂開口を同定するデジタル画像相関法を全ての試験片に適用し、また試験中の開口挙動を常時監視することは現実的でない。そこで、本研究では有効ひずみ範囲として図4で定義する $\Delta\varepsilon_{(eff)nominal}$ を用いた。 $\Delta\varepsilon_{(eff)nominal}$ はマクロな応力 σ が $\sigma > 0$ の範囲にある区間のひずみ変動幅に相当し、試験で計測された最小応力 σ_{min} とヤング率 E を用いて次式で算出することができる。

$$\Delta\varepsilon_{(eff)nominal} = \Delta\varepsilon + \frac{\sigma_{min}}{E} \quad (5)$$

ただし、 $\sigma_{min} < 0$ の場合に限られる。塑性ひずみ範囲が小さい場合は、 $\Delta\varepsilon_{(eff)nominal}$ は厳密な定義による有効ひずみ範囲（図中の $\Delta\varepsilon_{(eff)true}$ ）とほぼ一致する。そして、塑性ひずみ範囲が大きくなると、開口点が $\sigma = 0$ より小さくなり、 $\Delta\varepsilon_{(eff)nominal}$ と $\Delta\varepsilon_{(eff)true}$ の偏差が大きくなる。しかし、塑性ひずみ範囲が大きくなると、 $\Delta\varepsilon$ に対する弾性成分の比率は小さくなり、開口比 $(\Delta\varepsilon_{(eff)}/\Delta\varepsilon)$ に対する $\Delta\varepsilon_{(eff)nominal}$ と $\Delta\varepsilon_{(eff)true}$ の

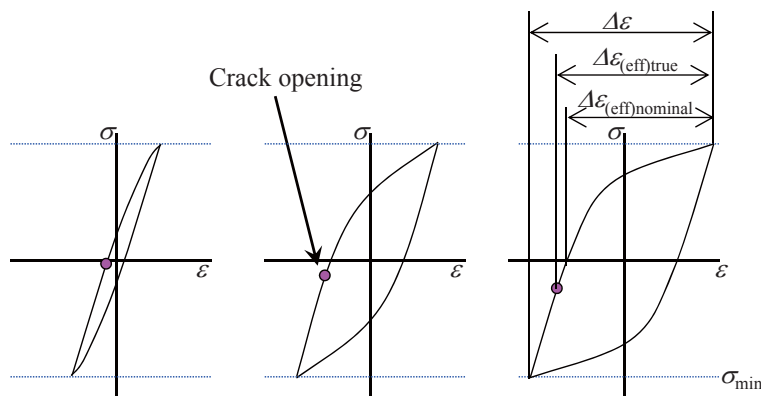


Fig. 4 Schematic drawing representing change in effective strain range with magnitude of total strain range.

偏差の影響は相対的に小さくなる。

図3(b)に $\Delta K_{e(\text{eff})}$ とき裂成長速度の関係を示す。ひずみ制御試験の場合は、繰り返し硬化/軟化によって試験中の σ_{min} が変化したが、ここではそれぞれの時点での σ_{min} を用いて $\Delta K_{e(\text{eff})}$ を算出した。 $\Delta K_{e(\text{eff})}$ はき裂成長速度とよい相関を示し、データのばらつきも ΔK_e で整理した場合より小さくなっていることがわかる。

3. 考 察

3.1 ひずみ拡大係数の物理的な意味

試験結果から、ひずみ拡大係数が低サイクル疲労におけるき裂成長駆動力を代表する指標として有効であることが経験的に示された。K値は、き裂先端での応力特異場の大きさを代表する指標となるが、K値の応力項をひずみに置き換えたひずみ拡大係数が、ひずみの特異場を代表するわけではない。とくに、本研究ではマクロな応力・ひずみ関係が弾塑性状態にある場合も対象としているので、K値とのアナロジーは成立しないと考えられる。また、ひずみ拡大係数の定義には、K値に対する形状係数 f を用いているが、その妥当性も問題となる。ここでは、K値がき裂成長速度と相関を有することを前提に、弾塑性状態におけるき裂先端の変形挙動に着目することで、ひずみ拡大係数の物理的な意味を考察した。

単調負荷下における延性材料の破壊の駆動力は、ひずみ(変形)ではなく荷重となる。つまり、材料の破壊に対する限界値は、限界塑性ひずみではなく、限界応力を用いて定義される⁽⁵⁷⁾。延性き裂の発生クライテリアが限界塑性ひずみで定義できるという考え方もあるが^{(58)~(60)}、圧縮負荷で塑性ひずみを増加させても材料が破壊しないことを考えると、塑性ひずみが限界値に対応しないことは明らかである。つまり、引張の負荷によって、加工硬化を伴う塑性変形が発生するが、破壊は負荷の大きさが限界値を超えた場合に発生する。疲労負荷によるき裂成長がき裂先端における局所的な破壊によってもたらされていると考えれば、その駆動力指標はひずみではなく、応力(荷重)の関数になると考えられる。このことは、疲労き裂成長速度が応力拡大係数よりひずみ拡大係数と良い相関を有していること、および疲労寿命が応力変動幅よりもひずみ範囲に依存することと矛盾する。これに対し、図5の模式図を用いて以下のような説明を試みる。

繰り返しのひずみにより試験片にはヒステリシスを有するマクロな応力・ひずみ関係が発生する。試験片に最大ひずみ(応力)を負荷したとき(図中のAの状態)のき裂先端近傍では、応力集中により相対的に大きな応力と塑性ひずみが発生する。1サイクル目のき裂先端では、大きな塑性ひずみが生じるため、応力は大きくなりにくい。AからBの状態へ変化すると、応力、つまり弾性ひずみが減少する。そして、Cの状態ではマクロなひずみが最小値となる。このとき、き裂は閉じるため、応力分布にき裂先端の特異性は見られない。したがって、残留応力や塑性変形の影響を無視した場合、試験片内部の応力分布はき裂先端を含め均一となり、その大きさはマクロな応力と一致する。そして、再びマクロなひずみがCからAの状態に変化し、き裂が開くすると、その先端近傍には応力特異場が出現する。このとき、き裂先端近傍は、前サイクルにおいて生じた加工硬化により降伏強さが大きくなっているため、弾性的な変形となる。き裂近傍以外の部位では $\Delta\varepsilon$ に相当するひずみが発生し、その領域はき裂近傍の弾性的な変形となる範囲より十分大きい。このため、変形拘束によりき裂近傍でも $\Delta\varepsilon$ 相当のひずみが発生し、それによって発生する応力は弾性変形によってもたらされる $\Delta\varepsilon \times E$ となる。つまり、繰り返し荷重下では、 $\Delta\varepsilon$ のマクロな変形がき裂先端において $\Delta\varepsilon \times E$ 相当の応力を生じさせることになる。

以上の考察から、 ΔK_e は、次式により ΔK に置き換えることができる。

$$\Delta K = f \Delta \varepsilon \frac{E}{1-\nu^2} \sqrt{\pi a} = \frac{E}{1-\nu^2} \Delta K_e \quad (6)$$

ここで、 E と ν はヤング率とポアソン比で、平面ひずみ状態を想定している。供試材の変形特性である $E = 202.5 \text{ GPa}$ および $\nu = 0.3$ を適用すると、き裂成長速度と応力拡大係数との関係は図6のようになる。図では、ひずみ範囲ではなく有効ひずみ範囲を用いて算出された有効応力拡大係数範囲($\Delta K_{e(\text{eff})}$)を用いている。また、同じ供試材から製作された破壊力学試験片による小規模降伏条件下でのき裂成長試験の結果⁽⁴⁶⁾も示している。き裂成長試験の結果は、(6)式を用いて変換されたき裂成長速度とよく対応しており、き裂先端の降伏規模にかかわらず、統一的にき裂成長速度を整理できることが確認できる。

これまで、弾塑性荷重下でのき裂成長速度の駆動力指標としてはJ積分値範囲(ΔJ)が有効であることが示されてきた。過去の報告では、ステンレス鋼の疲労寿命に対する応力変動範囲の寄与を示す結果も報告さ

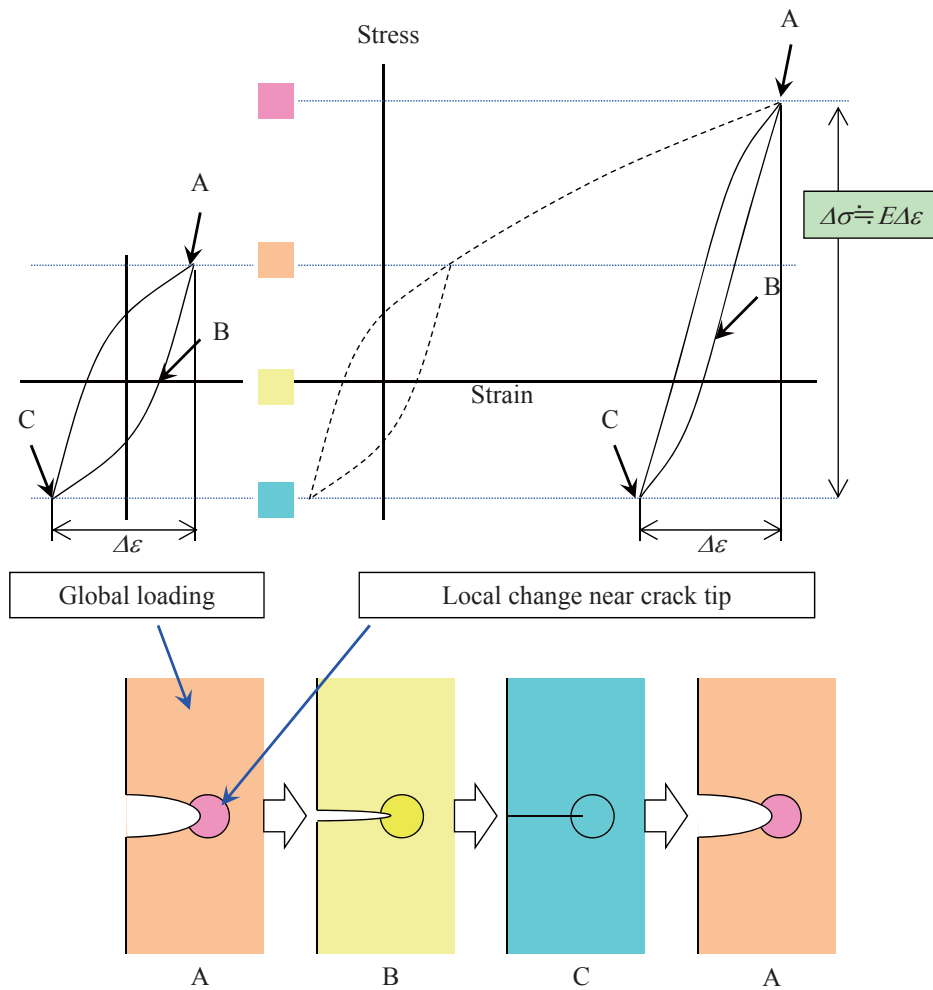


Fig. 5 Schematic drawing representing the change in stress and strain conditions during fatigue cycle.

れている⁽⁶¹⁾⁽⁶²⁾. また、 $\Delta\varepsilon$ に変わる損傷駆動力も提案されている⁽²²⁾. したがって、ひずみ範囲のみでなく応力変動幅にも依存する ΔJ をき裂成長駆動力指標として用いることも可能と考えられる. しかし、本研究では、機器設計における疲労評価が、ひずみ範囲と疲労寿命の関係をベースにした設計疲労曲線により行われていることを前提に検討を行っている. したがって、疲労寿命、つまりは成長速度が応力変動範囲に依存しない(または、依存してもその大きさが評価上無視できる)と考え、ひずみ拡大係数を用いる. 今井と真武は、 $E(\Delta K_e)^2$ は ΔJ と近い値となり、ひずみ範囲が1%以下であれば、その差は無視できると考察している⁽⁴⁹⁾.

過去のひずみ拡大係数を用いた検討^{(47)~(50)}では、形状係数はとくに考慮されていなかった(試験片形状にかかわらず $f=1$ が用いられてきた). そして、さまざまな形状の試験片に対するき裂成長速度に対しては

らつきが見られ、駆動力指標としては必ずしも適切でないとの指摘もあった⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾. これに対し、本研究では、応力拡大係数に対する形状係数 f をひずみ拡大係数に適用した. そして、図6の結果から、異なる形状の試験片に対してもひずみ拡大係数が共通の駆動力指標となり得る可能性が示された.

3.2 成長予測モデル

(3)式に示すき裂成長速度とひずみ拡大係数の関係は、次式のように表記することができる.

$$\frac{da}{dN} = D(\Delta K_e)^m \tag{7}$$

D と m は材料定数となる. 初期き裂深さを a_i として(7)式を積分することで次式を得る.

$$a = \left\{ D\pi^{\frac{m}{2}}(f\Delta\varepsilon)^m \left(1 - \frac{m}{2}\right) N + a_i^{1-\frac{m}{2}} \right\}^{\frac{2}{2-m}} \tag{8}$$

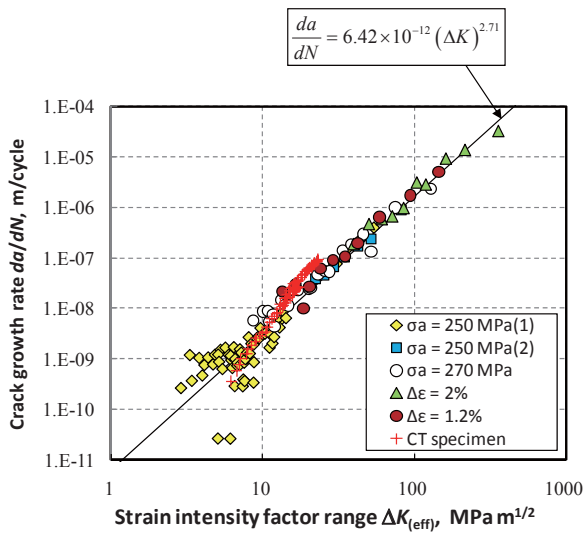


Fig. 6 Relationship between equivalent effective stress intensity factor range and crack growth rate.

ここで形状係数 f は、き裂サイズに関わらず一定としている。疲労寿命 N_f をき裂深さが限界値 a_f に到達するまでの繰り返し数と考えると、疲労寿命とひずみ範囲の関係は次式のように表すことができる。

$$N_f(\Delta\epsilon)^m = \frac{1}{DF^m \pi^{\frac{m}{2}} (2-m)} \left(a_f^{1-\frac{m}{2}} - a_i^{1-\frac{m}{2}} \right) \quad (9)$$

このように、き裂成長速度をひずみ拡大係数で近似することで、き裂成長速度式と疲労寿命の関係を定式化することが可能となる。

(3)式のき裂成長速度式を用いた場合に(9)式から推定される疲労寿命(以後、成長予測寿命と称す)とひずみ範囲の関係を図7に示す。ここで、初期き裂深さと限界き裂深さはそれぞれ $a_i = 30 \mu\text{m}$ と $a_f = 5 \text{mm}$ とし、形状係数は $a/R = 0.4$ に相当する $f = 0.725$ を用いた。図には、同じ供試材を用いて得られた低サイクル疲労試験の結果も示したが、成長予測寿命は試験結果とよく対応していることがわかる。ただし、疲労寿命が 10^6 回以上となった $\Delta\epsilon = 0.4\%$ においては、成長予測寿命と試験結果の差が大きくなっている。疲労限度以下ではき裂が発生しないか、発生しても成長が停留すると考えられることから、き裂の発生・成長を前提とした成長予測寿命とは対応しないと考えられる。

試験による疲労寿命とひずみ範囲の関係を、最小自乗近似することで次式を得た。

$$\Delta\epsilon = AN_f^{-n} = 0.195N_f^{-0.313} \quad (10)$$

(10)式の N_f を(9)式に代入することで、次式の a_i を得

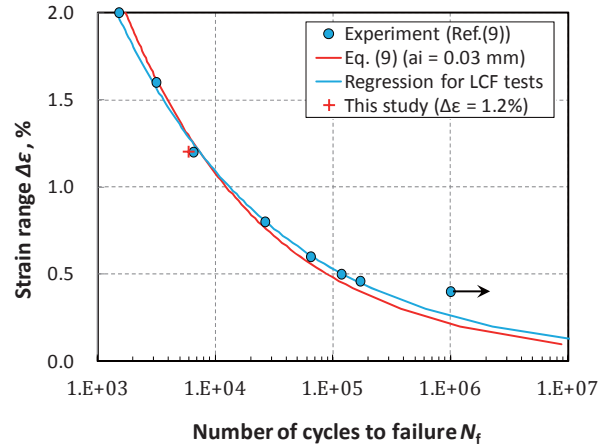


Fig. 7 Estimated fatigue life by crack growth prediction using strain intensity factor.

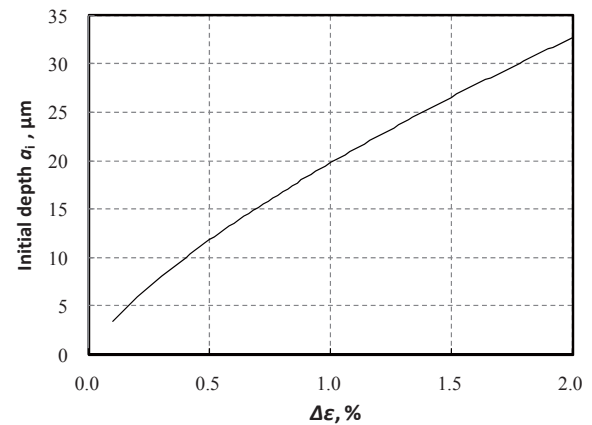


Fig. 8 Initial crack depth obtained from regression curve for low-cycle fatigue tests.

ることができる。

$$a_i = \left\{ a_f^{1-\frac{m}{2}} - D\pi^{\frac{m}{2}} f^m A^{-n} \left(1 - \frac{m}{2} \right) (\Delta\epsilon)^{m-n} \right\}^{\frac{2}{2-m}} \quad (11)$$

a_i として(11)式を用いることで、成長予測寿命を(10)式に一致させることができる。図8に a_i と $\Delta\epsilon$ の関係を示す。ひずみ範囲とともに、 a_i は増加する傾向を示し、試験条件である $\Delta\epsilon = 1.2\%$ では $a_i = 22.6 \mu\text{m}$ となった。試験においては $N/N_f = 0.09$ の時点で表面長さ $41.2 \mu\text{m}$ のき裂が確認されており、き裂深さでは(11)式とほぼ一致している。ただし、(11)式の導出ではき裂発生までの潜伏期間が考慮されていない。 $\Delta\epsilon$ に対する a_i の変化は、潜伏期間の差に対応していると考えられることもできる。また、図3からもわかるように、き裂が小さい場合の成長速度のばらつきは相対的に大きい⁽⁶³⁾。(11)式で定義される初期き裂深さは、あくま

でも成長予測寿命を算出するための評価上の値であって、実際のき裂深さに必ずしも対応するわけではないことに注意する必要がある。

以上のように、ひずみ範囲を介してき裂成長速度と疲労寿命の関係を定式化することで、き裂成長によって疲労寿命を推定したり、き裂サイズと繰り返し数の対応を示したりすることが可能となる。本研究では、き裂成長予測による疲労損傷の評価体系を「成長予測モデル」と称する。

3.3 成長予測モデルによる疲労損傷の「見える化」

(8)式のき裂深さと繰り返し数の関係を、試験結果とともに図9に示す。 a_f は、(11)式にしたがい決定した。 N/N_f に対するき裂深さはひずみ範囲とともに大きくなった。この差は a_f の差に起因するもので、 a_f が

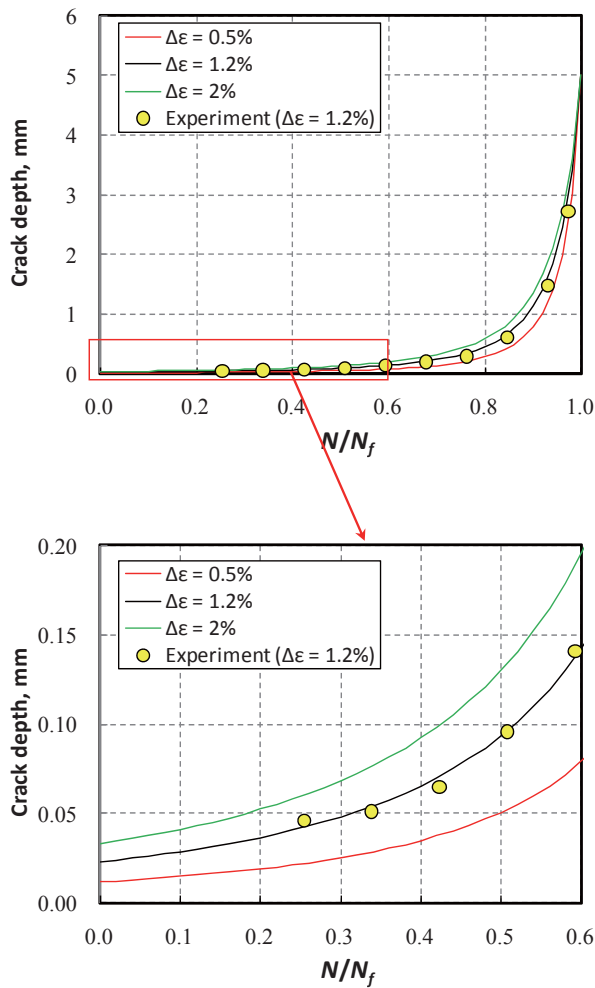


Fig. 9 Correlation between change in crack depth with predicted one.

同じならば図9の曲線は一致する。 $\Delta\varepsilon = 1.2\%$ に対するき裂深さの変化は、試験結果とほぼ一致しており、(8)式と(11)式を用いることでき裂深さの変化を予測できることがわかる。き裂深さと寿命消費率 (N/N_f) の関係を定量的に示すことができれば、例えば、実機でき裂サイズを同定することで、寿命消費率 (N/N_f) を推定することが可能となる。つまり、成長予測モデルを適用することで、き裂サイズを介して疲労損傷が「見える化」できることになる。

き裂深さが25 μm 、0.1 mm および 1 mm に到達するまでの繰り返し数は、(9)式の a_f を変更することで、図10のように求めることができる。そして、それぞれの長さ到達するまでの繰り返し数を $a_f = 5 \text{ mm}$ とした場合の N_f で正規化することで、図11の関係が得られる。この図から、深さ $a = 1 \text{ mm}$ のき裂が発見された場合の損傷量は $0.9N_f$ 相当であることが確認でき

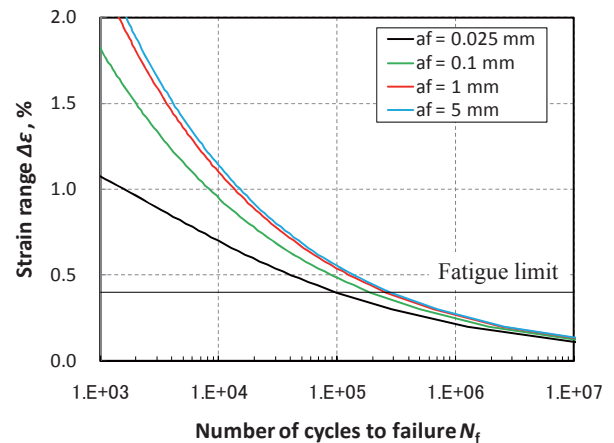


Fig. 10 Predicted fatigue life for various final crack depths.

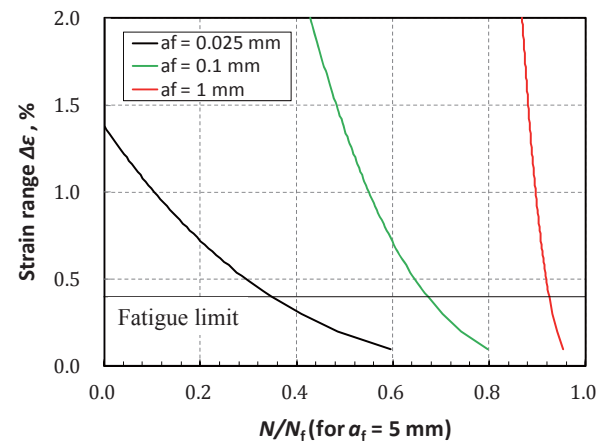


Fig. 11 Relationship between strain range and fatigue damage (N/N_f) under different definition of final crack depth.

る。また、 $a = 25 \mu\text{m}$ をき裂発生時の深さと仮定すると、図 11 の $a = 25 \mu\text{m}$ に対応する曲線は、発生までの潜伏期間に相当することになる。き裂の発生の定義については注意深い議論が必要であるが、図 11 の結果からは、疲労限度近傍のひずみ振幅における潜伏期間は $N/N_f = 0.3$ 程度となる。一方、低サイクル疲労における潜伏期間は N_f に対して無視できる程度に小さいと推測される。

4. 成長予測モデルによる疲労損傷評価

4.1 実機における疲労損傷評価

著者らの知る限り、原子力発電プラントにおいて、設計時に疲労損傷評価が実施された部位で、実際に疲労き裂が発生した事例はない。これには、 UF が 1 に到達した部位も含まれる。米国機械学会の維持規格では、評価上の UF が 1 に到達した場合でも、非破壊検査によってき裂が発見されなかった場合は、継続使用できるという規定（欠陥許容基準）がある⁽⁶⁴⁾。継続使用できる期間は、非破壊検査の検出限界相当のき裂を想定し、その成長が当該機器の構造健全性に影響を及ぼさない期間として決定される。このように、実機における疲労損傷管理では、き裂が発見された場合よりも、むしろき裂が発見されなかった場合の対応が重要となる。

国内の原子力発電プラントにおいては、評価上の $UF = 1$ が機器の使用限界となる。本研究では、疲労寿命到達時のき裂深さは 5 mm と想定してきた。しかし、設計疲労曲線では、実験で得られた疲労寿命に対して 20 倍の安全率を考慮しているため、設計疲労曲線を用いて評価された $UF = 1$ の状態は、 $N_f/20$ の状態に相当する可能性がある。(8)式から算出される $N_f/20$ 時のき裂深さを図 12 に示す。実機においても、実験と同様のき裂発生・成長が生じたと仮定すると、 $UF = 1$ に到達した時点のき裂深さは数十 μm 程度でしかない。さらには、実際には $N_f/20$ 時にはき裂が発生していない可能性もある。いずれの場合も、 $N_f/20$ 時のき裂深さは通常の非破壊検査で検出できるレベルにはないと考えられる。超音波などを用いた非破壊検査で検出できるき裂サイズは、実用において 1 mm を下回ることは難しく、 $a = 1 \text{ mm}$ に達した時の残存寿命は図 11 からおおよそ $0.1N_f$ と推測される。したがって、欠陥許容基準が適用できたとしても、評価上の余寿命は小さい。余寿命 $0.5N_f$ 程度の損傷量を「見え

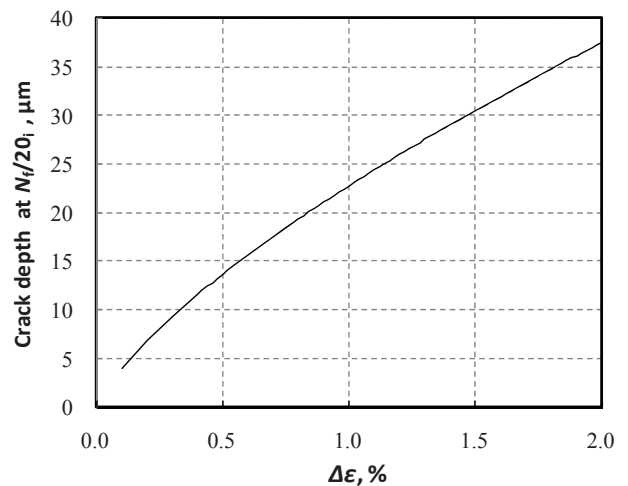


Fig. 12 Expected crack depth when $N = N_f/20$.

る化」するためには、 0.1 mm 程度のき裂深さを検出する必要がある。

原子力発電プラントでは運転年数の経過とともに、疲労損傷が確実に蓄積される。それによって機器の構造健全性が低下する可能性は否定できない。しかし、これまで、 UF で考える損傷量から強度の変化を推定することは困難であった。成長予測モデルを適用することで、損傷量に対応したき裂サイズを想定でき、機器の破壊強度の変化を算出することが可能となる。図 12 の結果からは、 UF が 1 に到達しない限りはき裂の大きさは維持規格⁽³⁷⁾で定める評価不要欠陥寸法より小さいか、同等レベルであり、構造健全性に及ぼす影響は小さいと判断できる。

4.2 寸法、表面粗さ、材料データのばらつきによる疲労寿命の変化

設計疲労曲線において繰り返し数に対して考慮されている 20 倍の安全率の根拠として、データのばらつき (2 倍)、寸法効果 (2.5 倍) および表面仕上げなどの影響 (4 倍) の積という解釈がある⁽²⁾⁽⁶⁵⁾。しかし、それぞれの項目に定量的な根拠があるわけではなく、それらの積をとる妥当性も明確でない⁽⁶⁶⁾。これらの影響因子の疲労寿命に及ぼす影響について、成長予測モデルによる考察を行った。

疲労寿命に及ぼす寸法効果は、危険体積または表面積の増加によってもたらされると解釈されている⁽⁶⁵⁾。疲労き裂は最弱部位から発生するので、構造物が大きくなると、き裂の発生起点となり得る部位が増加し、

き裂発生の確率が増加する。しかし、ステンレス鋼の軸疲労試験に限れば、試験で確認される寸法効果は顕著でなく⁽⁶⁷⁾、その影響は最大でも疲労寿命を3割減少させる程度と指摘されている⁽⁶⁵⁾。き裂の発生・成長過程で考えると、寸法効果はき裂発生までの潜伏期間を減少させる効果として評価できる。したがって、その効果は最大でも潜伏期間相当の疲労寿命の減少にとどまる。本研究では、 $\Delta\varepsilon = 1.2\%$ の条件において、おおよそ $0.09N_f$ の時点で既にき裂が発生していたことが確認された。また、図11においては、 $a = 25\ \mu\text{m}$ をき裂の発生と考えた場合の疲労限度近傍のひずみ範囲における潜伏期間はおおよそ $N/N_f = 0.3$ 程度であった。これらの結果は、寸法効果によって疲労寿命が大きく低下することはないという従来知見を裏付けるものとなっている。

一方、き裂成長過程においては、(9)式における a_f が寸法効果によって増加する可能性がある。これまでの検討では、 $a_f = 5\ \text{mm}$ として成長予測寿命を算出してきたが、 a_f を大きくすると成長予測寿命も長くなる。 a_f と成長予測寿命の関係を図13に示す。成長予測寿命は、 $a_f = 5\ \text{mm}$ の場合の値で正規化している。 a_f の寿命に及ぼす影響は相対的に小さく、 $a_f = 1000\ \text{mm}$ という極端な場合を想定しても、成長予測寿命の増加は1割程度であった。図9に示すように、き裂成長速度はき裂深さとともに大きくなっており、 a_f の変化が N_f に及ぼす影響は限定的であった。以上の考察から、20倍の安全率に含まれているとされる2.5倍の寸法効果は過大なようである。

表面粗さ効果は疲労寿命を2から3.5分の1程度に減少させる可能性がある⁽⁶⁵⁾と指摘されている。き裂成長に対する表面粗さの影響は無視できると考えられ

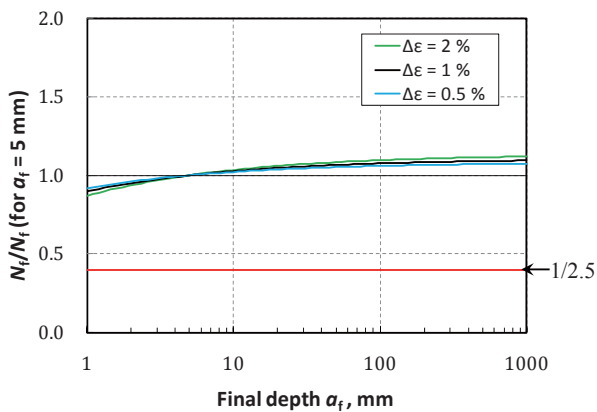


Fig. 13 Predicted fatigue life for various final crack depths.

ることから、き裂発生に対する影響を考えることで定量的な考察が可能となる。その影響は、き裂発生までの潜伏期間を減少させる以外に、表面粗さによって初期き裂深さ a_i が変化することが想定される。 a_i を変化させた場合の成長予測寿命を図14に示した。算出された寿命は、(11)式の a_i を用いた場合の寿命で正規化している。初期深さ(表面粗さ)が大きくなると、成長予測寿命が減少することがわかる。機械加工のままの表面粗さが大きくても0.2 mm程度である⁽⁶⁸⁾ことを考えると、現在の4倍の安全率は表面粗さの影響を最大限考慮した場合にほぼ対応している。ただし、表面粗さが必ずしも a_i と等しくなるわけではない。欧州の圧力容器の設計規格であるEN13445⁽⁶⁸⁾(以後、EN規格)では疲労強度に対する表面粗さの影響が陽に考慮されている。そこでは表面粗さは、peak-to-valleyの高さで定義されており、これが a_i と等しいとした場合の疲労寿命の変化を図14に示した。厳密な比較は困難であるが、疲労寿命が低下する傾向は一致している。また、EN規格ではひずみ振幅が小さいほど疲労寿命の低下が大きくなっており、この傾向も図14で確認できる。

き裂発生の潜伏期間が相対的に短いことから、疲労寿命データのばらつきは、成長速度と a_i のばらつきによってもたらされていると考えることができる。このうち、 a_i のばらつきは表面粗さ効果で安全側に考慮されていると考えると、設計疲労曲線で考慮すべきばらつきは、成長速度に対するばらつきのみということになる。ひずみ拡大係数に対する成長速度が(3)式の2倍になったとすると((7)式における D が2倍になったとすると)、(9)式より疲労寿命は2分の1となる。また、表面粗さに起因する a_i の変化の影響が重畳した

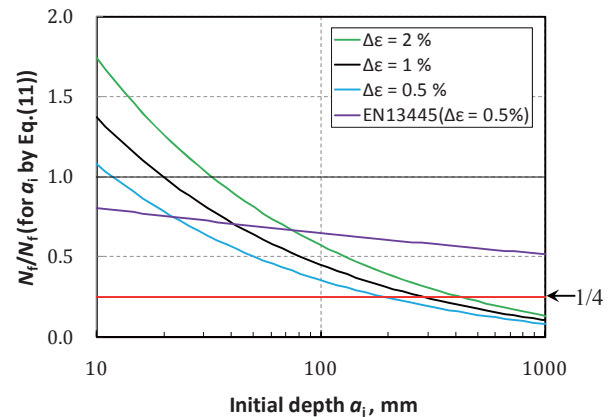


Fig. 14 Predicted fatigue life for various initial crack depths.

場合、トータルの疲労寿命の変化は、それぞれの寿命変化割合の積となる。

寸法効果や表面粗さ効果のような疲労寿命に対する影響因子は、これまで疲労寿命の変化から経験的に調べられてきた。疲労損傷をき裂の発生・成長と考え、成長予測モデルを適用することで、これらの影響因子による疲労寿命の変化、さらには影響因子が重畳した場合の変化を、合理的かつ定量的に考察することが可能となる。

4.3 疲労寿命に及ぼす環境効果

原子力発電プラントの高温高压水を模擬した環境中の疲労寿命は、大気中のそれに比べて低下する⁽⁶⁹⁾。このような環境効果は実機の評価に及ぼす影響も大きく、過去にも多くの実験研究が実施されてきた。しかし、環境効果によって疲労寿命が低下する要因については、十分な理解がされているとは言えない。そもそも、環境効果がき裂の発生と成長のどちらに作用するかも明らかではない。環境効果の影響因子は、大気中の疲労における影響因子に加え、材料や環境（水質）、さらには負荷方法など多岐にわたる。一方、実機温度に相当する 300℃ 付近での環境中試験を実施するには、専用の試験装置が必要なだけでなく、注意深い水質管理や高温水中でのひずみ測定が求められる。また、高温高压水中の試験では、本研究で実施したようなき裂サイズの変化を調べるのが容易でないなど制約も多い。今後、環境効果を、その要因を含めて明らかにしていくためには、従来のような疲労寿命を調べる経験的なアプローチのみでは限界がある。ここでは、環境効果の検討に対して、き裂成長モデルを適用することの可否について考察する。

日本機械学会の環境疲労評価法⁽⁴⁾において、環境効果を考慮した疲労寿命 $N_{f(water)}$ は係数 F_{en} を用いて次式のように算出される。

$$N_{f(water)} = \frac{N_f}{F_{en}} \quad (12)$$

規格では、系統的な試験結果をもとに、加圧水型原子力発電プラントの 1 次系水質中におけるステンレス鋼に対しては、 F_{en} を次式のように与えている。

$$\ln(F_{en}) = 0.000782T \left(3.910 - \ln\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right) \right) \quad (13)$$

ここで、 $d\varepsilon/dt$ はひずみ速度、 T は温度で、それぞれ [%/s] と [°C] の単位で与えられる。また、(13)式は、 $0.0004 \leq d\varepsilon/dt \leq 49.9\%/s$ および $T \leq 325^\circ\text{C}$ の範囲

に対して適用できる。この式では、環境効果の影響因子としてひずみ速度と温度のみが考慮されている。ひずみ速度が遅くなると F_{en} は 10 を超える場合もあり、この変化はき裂の発生に及ぼす影響のみでは説明できない。つまり、環境効果はき裂成長の加速によってもたらされていると推測される。

日本機械学会の維持規格⁽³⁷⁾では、同じく加圧水型原子力発電プラント 1 次系水質中における疲労き裂成長を予測するため次式が規定されている。

$$\frac{da}{dN} = CT^{0.63} t_r^{0.33} (\Delta K)^{3.0} \quad (14)$$

ここで、 C は定数、 t_r は負荷上昇時間 [s] を示す。(14)式では ΔK が用いられているが、(6)式により ΔK_e に置き換えることができる。 t_r が 2 倍になることは、 $d\varepsilon/dt$ が 0.5 倍になることに相当する。(14)式で t_r が 2 倍になると、成長速度は $2^{0.33} = 1.26$ 倍となり、これは(7)式で定義する D が 1.26 倍になることに相当する。この変化によって環境中の疲労寿命は(9)式より $1/1.26 = 0.79$ 倍となる。一方、(13)式において、 $d\varepsilon/dt$ が 0.5 倍となった場合の変化を図 15 に示す。疲労寿命の変化は温度に依存し、運転温度に近い 325℃ においては、ひずみ速度が 0.5 倍になると、疲労寿命が 0.84 倍となり、成長速度式から算出される変化と近い値となった。(14)式の根拠となった文献では、 t_r の項が 325℃ で取得されたき裂成長試験の結果をもとに検討されている⁽⁷⁰⁾。このことから、ひずみ速度の変化による疲労寿命の変化は、き裂成長速度の変化によってもたらされているという説明がおおよそ成り立つ。

環境効果における温度の寄与についても同様の考察

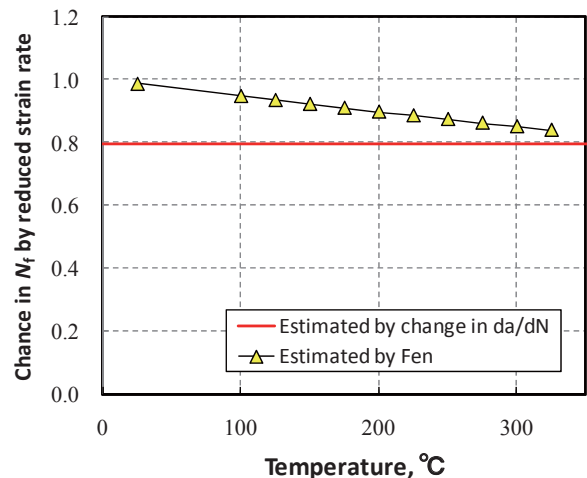


Fig. 15 Change in fatigue life with temperature predicted by assessment codes.

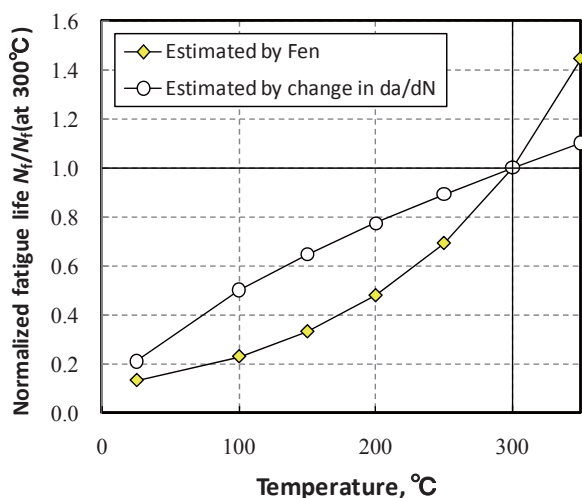


Fig. 16 Change in fatigue life with temperature predicted by assessment codes.

を行った。300°Cにおいて算出される疲労寿命からの相対的な変化を算出した結果を図16に示す。ここで、(14)式のK値を(6)式を用いてひずみ拡大係数に置き換える際に使用するヤング率には、温度依存性も考慮している⁽⁷¹⁾。偏差はあるものの、傾向が一致していることを確認できる。

疲労試験によって試験結果(破断寿命)を得るには、き裂の発生から比較的成長速度の遅い微小き裂の成長を経て、 a_f に到達するまでの繰り返し数が必要となる。一方、き裂成長試験では、比較的大きな予き裂が導入された破壊力学試験片を用いるため、相対的に少ない繰り返し数(短い試験時間)で試験データ(き裂成長速度)を得ることができる。このような特徴から、原子力発電プラントを対象とした高温高圧水中の応力腐食割れに対しては、平滑試験片を用いてき裂発生から破断までを試験するのではなく、破壊力学試験片を用いたき裂成長試験によって応力腐食割れ感受性の検討をしてきた⁽⁷²⁾。環境効果がき裂成長速度の変化によってもたらされているとすれば、き裂成長試験は環境の疲労寿命に及ぼす影響を実験的に調べる有効な手段となり得る。とくに、破断までの繰り返し数が多くなる高サイクル領域において、ひずみ速度の遅い条件では年単位の試験時間が必要となる場合もあることから、成長試験による考察は有力な手段となる。また、き裂成長試験では、圧縮荷重を必ずしも負荷する必要がないことから試験装置がシンプルになり、高温水中でひずみ測定も必要ないという、試験テクニック上の利点もある。

5. 結 言

本研究では、最初に、レプリカ法によって疲労試験片の表面から発生するき裂の観察を行った。そして、ひずみ拡大係数とき裂成長速度の相関を明らかにするとともに、ひずみ拡大係数の物理的な意味について考察した。そして、き裂成長によって疲労寿命を評価したり、き裂サイズと疲労損傷量の対応を示したりする評価体系(成長予測モデル)を構築し、その適用例を示した。結果は以下のように要約できる。

- (1) ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon = 1.2\%$ の試験においては、長さ $41.2\ \mu\text{m}$ のき裂が破断寿命の9%程度の繰り返し数で発生していることが確認された。したがって、疲労寿命は、き裂が微小なサイズから限界サイズに成長するまでに要する繰り返し数とほぼ等しくなる。
- (2) き裂成長速度はひずみ拡大係数範囲、および有効ひずみ拡大係数範囲と良い相関を示した。また、弾塑性状態におけるき裂先端の変形挙動に着目した図5のモデルにより、ひずみ拡大係数がき裂成長速度と良い相関を有する理由を説明できた。ひずみ拡大係数は、加工硬化したき裂先端の応力の大きさを代表するパラメータであり、(6)式によりK値に置き換えることができる。
- (3) 深さ数十 μm のき裂からの成長を予測することによって、低サイクル疲労試験による疲労寿命を予測することができた。また、疲労損傷(N/N_f)とき裂深さの関係を示すことができた。
- (4) 設計疲労曲線に適用されている繰り返し数に対する20倍の安全率を考慮すると、 $UF = 1$ に到達した時の疲労試験片ではき裂がまだ発生していないか、0.1 mm以下のき裂しか確認することができない。また、このことから、機器に疲労損傷が蓄積しても破壊強度はほとんど低下しない。
- (5) 疲労試験の結果から経験的に考察されてきた寸法効果と表面粗さ効果を、成長予測モデルによって合理的に説明できる。
- (6) 環境効果による疲労寿命の低下は、き裂成長の加速によってもたらされている。したがって、比較的簡便なき裂成長試験によって、環境が疲労寿命に及ぼす影響を考察することができる。

文献

- (1) 日本機械学会, 発電用原子力設備規格設計・建設規格, JSME S NCI-2008 (2008), 日本機械学会.
- (2) 朝田誠治, “原子力構造機器の設計許容値について”, 原子力構造機器の材料, 設計, 施工, 検査, 維持に関する講習会テキスト, 日本溶接協会 (2011), pp.87-138.
- (3) 樋口洵, 中村隆夫, 杉江保彰, “軽水炉冷却水中における疲労損傷評価法の開発”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.76 (2010), pp.171-181.
- (4) 日本機械学会, 発電用原子力設備規格環境疲労評価法, JSME S NF1-2006 (2006), 日本機械学会.
- (5) Iwasaki M., Takada Y. and Nakamura T., Evaluation of environmental fatigue in PWR PLM activities, *Proceedings of ASME PVP2005* (2005), Paper no. PVP2005-71509.
- (6) 中村隆夫, 三山彰一, “PWR プラントの高経年対策における環境疲労評価”, 保全学, Vol.9 (2010), pp.30-38.
- (7) 堂崎浩二, 竹田周平, 平澤泰治, 齋藤利之, 朝田誠治, “FLAW TOLERANCE 概念に基づく疲労評価法の規格化に関する検討”, 日本機械学会 M&M 材料力学カンファレンス 2010 (2010), pp.726-728.
- (8) Kamaya, M., “Fatigue properties of 316 stainless steel and its failure due to internal cracks in low-cycle and extremely low-cycle fatigue regimes”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 32 (2010), pp.1081-1089.
- (9) 川久保政洋, 釜谷昌幸, “変動荷重下における 316 ステンレス鋼の疲労寿命予測 (寿命の支配因子と 2 段 2 重試験における損傷評価)”, 材料, Vol. 60 (2011), pp.871-878.
- (10) 菊川真, 大路清嗣, 大久保尚義, 横井玉雄, 森川隆, “低繰返し数領域における疲れ損傷とその回復”, 日本機械学会論文集, Vol. 38, No.305 (1972), pp.8-15.
- (11) 西谷弘信, 森田尚文, “炭素鋼の低サイクル疲れにおける疲れ被害”, 日本機械学会論文集, Vol. 39, No.322 (1973), pp.1711-1719.
- (12) 越智保雄, 石井明, 山本康義, 佐々木茂美, “滑丸棒材における表面疲労き裂の発生・成長挙動”, 材料, Vol.32 (1983), pp.1363-1369.
- (13) 戸梶恵郎, 小川武史, 亀山宜克, 加藤容三, “純チタンの微小疲労き裂成長挙動とその確率特性”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 56, No.523 (1990), pp.543-551.
- (14) Suh, C. M., Lee, J. J. and Kang, Y. G., Fatigue microcracks in type 304 stainless steel at elevated temperature, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol.13 (1990), pp.487-496.
- (15) 蓮沼将太, 宮田陽平, 小川武史, 坂上賢一, “オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG の低サイクル疲労強度に及ぼす予ひずみの影響”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.77, No.777 (2011), pp.843-851.
- (16) Xue, Y., Modeling fatigue small-crack growth with confidence — A multistage approach, *International Journal of Fatigue*, Vol.32 (2010), pp.1210-1219.
- (17) 蓮沼将太, 宮田陽平, 坂上賢一, 小川武史, “低合金鋼 SFVQ1A の低サイクル疲労における微小き裂進展に及ぼす予ひずみ履歴の影響”, 材料, Vol. 60 (2011), pp.210-216.
- (18) 村上敬宜, 原田昭治, 谷石彦文, 福島良博, 遠藤達雄, “微小き裂の伝ば則, 低サイクル疲労法則およびマイナー則成立の相互関係について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 49, No.447 (1983), pp.1411-1419.
- (19) 村上敬宜, 眞壁朝敏, 西谷弘信, “70/30 黄銅の低サイクル疲労過程における破断延性の低下について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 50, No.457 (1984), pp.1574-1582.
- (20) Murakami, Y. and Miller, K.J. What is Fatigue Damage? A View Point from the Observation of Low Cycle Fatigue Process, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27 (2005), pp.991-1005.
- (21) 小茂鳥潤, 清水真佐男, “破断延性と低サイクル疲労寿命の関連について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.53, No.496 (1987), pp.2288-2292.
- (22) Fatemi, A. and Yang, L., Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials, *International Journal of Fatigue*, Vol. 20 (1998), pp.9-34.
- (23) Noroozi, A. H., Glinka, G. and Lambert, S., Prediction of fatigue crack growth under

- constant amplitude loading and a single overload based on elasto-plastic crack tip stresses and strains, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.75 (2008), pp.188-206.
- (24) Maurel, V., Rémy, L., Dahmen, F. and Haddar, N., An engineering model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth, *International Journal of Fatigue*, Vol.31 (2009), pp.952-961.
- (25) Carpinteri, A. and Paggi, M., A unified interpretation of the power laws in fatigue and the analytical correlations between cyclic properties of engineering materials, *International Journal of Fatigue*, Vol.31 (2009), pp.1524-1531.
- (26) Ranganathan, N., Aldroe, H., Lacroix, F., Chalon, F., Leroy, R. and Tougui, A., Fatigue crack initiation at a notch, *International Journal of Fatigue*, Vol.33 (2011), pp.492-499.
- (27) ASME, *ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI*, New York, USA (2010).
- (28) Dong, P, Hong, J. K., Osage, D. A. and Prager, M., Master S-N curve method for fatigue evaluation of welded components, *Welding Research Council Bulletin*, WRC474 (2002), Welding Research Council Inc.
- (29) Kalnins, A., Fatigue analysis methods: their performance evaluation for a class of pressure vessels with welded joints, *Proceedings of ASME PVP2009* (2009), Paper no. PVP2009-77859.
- (30) Jaske, C. E. and O'Donnell, W. J., Fatigue design criteria for pressure vessel alloys, *ASME Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 99 (1977), pp.584-592.
- (31) 川久保政洋, 釜谷昌幸, “316 ステンレス鋼の疲労強度に対する平均応力効果”, *材料*, Vol.61 (2012), pp.635-641.
- (32) Colin, J., Fatemi, A. and Taheri, S., Fatigue behavior of stainless steel 304L including strain hardening, prestraining, and mean stress effects, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.132 (2010), no.021008.
- (33) Paris, P. and Erdogan, F., A Critical analysis of crack propagation laws, *Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering* (1963), pp. 528-534.
- (34) Kalnaus, S., Fan, F., Jiang, Y. and Vasudevan, A. K., An experimental investigation of fatigue crack growth of stainless steel 304L, *International Journal of Fatigue*, Vol.31 (2009), pp.840-849.
- (35) Xue, Y., Modeling fatigue small-crack growth with confidence — A multistage approach, *International Journal of Fatigue*, Vol.32 (2010), pp.1210-1219.
- (36) Kamaya, M., Growth evaluation of multiple interacting surface cracks (part I: experiments and simulation of coalesced crack), *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.75 (2008), pp.1336-1349.
- (37) 日本機械学会, 発電用原子力設備規格維持規格, JSME S NA1-2008 (2008), 日本機械学会.
- (38) Dowling, N. E. and Begley, J. A., Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral, *ASTM STP 590* (1976), pp.82-103.
- (39) 星出敏彦, 田中啓介, “表面欠陥からの疲労き裂伝ばの弾塑性破壊力学的解析”, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.48, No.433 (1982), pp.1102-1110.
- (40) Tanaka, K., Hoshide, T. and Maekawa, O., Surface-crack propagation in plane-bending fatigue of smooth specimen of low-carbon steel, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.16 (1982), pp.207-220.
- (41) 城野政弘, 宋智浩, 菅田淳, 名和田隆, “2 段繰返し変動荷重下の弾塑性疲労き裂進展挙動”, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.52, No.477 (1986), pp. 1257-1263.
- (42) 城野政弘, 菅田淳, 大田茂生, “変動荷重下の弾塑性疲労き裂進展速度推定法”, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.59, No.560 (1993), pp.939-945.
- (43) Tanaka, K., Mechanics and micromechanics of fatigue crack propagation, *ASTM STP 1020* (1989), pp.151-183.
- (44) McEvily, A. J., The growth of short fatigue cracks: A review, *Material Science Research International*, Vol.4 (1998), pp.3-11.
- (45) 川久保政洋, 釜谷昌幸, “316 ステンレス鋼のひずみに基づく疲労き裂進展速度評価”, *日本機械学会 M&M 材料力学カンファレンス 2011* (2011), OS0502.
- (46) Kamaya, M. and Kawakubo, M., Strain-based modeling of fatigue crack growth — An

- experimental approach for stainless steel, *International Journal of Fatigue*, Vol.44 (2012), pp. 131-140.
- (47) Kitagawa, H., Takahashi, S., Suh, C. M. and Miyashita, S., Quantitative analysis of fatigue process - microcracks and slip lines under cyclic strains, *ASTM STP 675* (1979), pp.420-449.
- (48) Haigh, J. R. and Skelton, R. P., A strain intensity approach to high temperature fatigue crack growth and failure, *Materials Science and Engineering*, Vol.36 (1978), pp.133-137.
- (49) 今井康文, 真武友一, “平滑試験片の引圧疲労における表面き裂の進展”, *材料*, Vol.32 (1983), pp. 1157-1161.
- (50) 幡中憲治, 藤満達朗, 渡辺秀明, “機械構造用鋼の低サイクル疲労におけるき裂進展特性”, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.52, No.475 (1986), pp. 579-586.
- (51) Committee on Fracture Mechanics, The Society of Material Science, Japan, *Stress Intensity Factors Handbook Volume 2*, Pergamon Press (1987), pp.659-662.
- (52) Zhang, W. and Liu, Y., Investigation of incremental fatigue crack growth mechanisms using in situ SEM testing, *International Journal of Fatigue*, Vol.42 (2012), pp.12-23.
- (53) 川久保政洋, 釜谷昌幸, “画像相関法による表面き裂の開閉挙動の観察”, *日本材料学会第 61 期学術講演会* (2012), 講演番号 717.
- (54) Kamaya, M. and Kawakubo, M., A procedure for determining the true stress-strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis, *Mechanics of Materials*, Vol.43 (2011), pp.243-253.
- (55) 城野政弘, 菅田淳, 宝田真一, 大久保啓之, 駒城倫哉, “走査電子顕微鏡による疲労き裂進展挙動の動的直接観察と画像処理技術の開発”, *材料*, Vol.39 (1990), pp.1583-1589.
- (56) 城野政弘, 菅田淳, 吾妻建夫, “疲労き裂先端近傍変形の画像処理技術による定量解析”, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.57, No.541 (1991), pp. 2215-2221.
- (57) 釜谷昌幸, “SM490 鋼の弾塑性破壊靱性に及ぼす塑性ひずみの影響 (応力破壊基準による検討)”, *第 15 回破壊力学シンポジウム講演論文集*, 日本材料学会 (2011), pp.236-240.
- (58) Hancock, J. W. and Mackenzie, A. C., On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 23 (1976), pp.147-160.
- (59) Mackenzie, A. C., Hancock, J. W. and Brown, D. K., On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9 (1977), pp. 167-188.
- (60) 吉成仁志, 榎並啓太郎, 管満春, 金田重裕, 鋼材の延性破壊発生挙動に及ぼす予ひずみの影響, *材料*, Vol.54 (2005), pp.296-301.
- (61) Colin, J. and Fatemi, A., Variable amplitude cyclic deformation and fatigue behavior of stainless steel 304L including step, periodic, and random loading, *Fatigue Fract. Engng Mater. struct.*, Vol.33 (2010), pp.205-220.
- (62) Belattar, A., Taleb, L., Hauet, A. and Taheri, S., Dependence of the cyclic stress-strain curve on loading history and its interaction with fatigue of 304L stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol.536 (2012), pp.170-180.
- (63) Kamaya, M. and Kitamura, T., Influence of crystal grain on stress intensity factor of microstructurally small cracks, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.1, No.7 (2007), pp.827-841.
- (64) Gosselin, S. R., Simonen, F. A., Heasler, P.G. and Doctor, S. R., Fatigue crack flaw tolerance in nuclear power plant piping - A basis for improvements to ASME code section XI Appendix L, NUREG/CR-6934 (2007).
- (65) Chopra, O. K. and Shack, W. J., Effect of LWR coolant environments on the fatigue life of reactor materials, NUREG/CR-6909 (2007).
- (66) 金崎宏, 野村雄一郎, 朝田誠治, 中村隆夫, 田中正和, “オーステナイト系ステンレス鋼の大気中設計疲労線図の検討”, *日本機械学会 M&M 材料力学カンファレンス 2010* (2010), pp.718-719.
- (67) 川久保政洋, 釜谷昌幸, “304 ステンレス鋼の高サイクル疲労における寸法効果”, *日本材料学会第 60 期学術講演会* (2011), 講演番号 105.
- (68) European Committee of Standardization, Un-

- fired Pressure Vessels, EN13445-2002 (2002).
- (69) Higuchi, M. and Iida, K., Fatigue strength correction factors for carbon and low-alloy steels in oxygen-containing high-temperature water, *Nuclear Engineering and Design*, Vol.129 (1991), pp.293-306.
- (70) Nomura, Y., Tsutsumi, K., Kanasaki, H., Chigusa, N., Jotaki, K., Shimizu, H., Hirose, T. and Ohata, H., Fatigue crack growth curve for austenitic stainless steels in PWR environment, *Proc. 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference*, PVP-Vol.480 (2004), pp.63-70.
- (71) 日本機械学会, 発電用原子力設備規格材料規格, JSME S NJ1-2011 (2011), 日本機械学会.
- (72) 例えば, Arioka, K., Yamada, T., Terachi, T. and Chiba, G., Cold work and temperature dependence of stress corrosion crack growth of austenitic stainless steels in hydrogenated and oxygenated high-temperature water, *Corrosion*, Vol.63 (2007), pp.1114-1123.