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†

蓮 沼 将 太* 宮 田 陽 平**
坂 上 賢 一*** 小 川 武 史***

Effect of Pre-Strain History on Small Crack Growth under Low Cycle Fatigue for JIS SFVQ1A Steel

by

Shota HASUNUMA*, Yohei MIYATA**, Kenichi SAKAUE*** and Takeshi OGAWA***

Low cycle fatigue tests were performed for a low alloy steel, JIS SFVQ1A, used for pressure vessels of nuclear power plants. The effect of pre-strain history on the small crack initiation and growth was investigated in detail using cellulose acetate replicas. Under the tests in which the total strain range, $\Delta\epsilon$, is constant, surface crack length, $2c$, was smaller for the tests with larger $\Delta\epsilon$ due to the different numbers of small crack initiation and coalescence. The pre-strain histories were applied at $\Delta\epsilon$ of 8 or 16% with its fatigue usage factor, UF , of less than 0.2, followed by fatigue loading at $\Delta\epsilon = 2\%$ until fracture. In these tests, the relationships between $2c$ and UF agreed with each other unless crack coalescence occurred. The scatter in fatigue life was attributed to the coalescences of small cracks. Fracture mechanics approach was applied to predict the fatigue lives and to characterize the growth behavior of small fatigue cracks.

Key words : Low cycle fatigue, Fatigue crack initiation, Fatigue crack growth, Fatigue life, Pre-strain history, Low alloy steel

1 緒 言

2007 年 7 月に発生した中越沖地震で被災した柏崎刈羽原子力発電所では、安全上重要な機器に外観上の大きな損傷は認められていない。しかし、設計基準を超える地震荷重を受けた重要機器の健全性を評価すべきであり、健全性の判断基準が検討されている。¹⁾健全性および安全裕度の評価方法を検討するために、塑性ひずみが生じた材料の疲労強度に関する知見が重要であり、日本原子力技術協会の「中越沖地震後の原子力機器の健全性評価(SANE)委員会」において検討が行われた。原子力機器に用いられている鋼において、疲労限度は塑性ひずみの影響で低下しないという知見が得られているが、^{2), 3)}低サイクル疲労に関する検討が十分行われていないことが明らかとなり、低合金鋼 SFVQ1A、炭素鋼 STS480, STPT410, SFVC2B および SS400, オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG, SUS316L および SUS304TP について、低サイクル疲労寿命に及ぼす繰返し塑性予ひずみの影響が調べられた。^{1), 4)}その結果、繰返し塑性予ひずみを与えても、疲労破壊時の疲労累積係数 UF (線形累積損傷(マイナー)則の損傷値と同じ意味であるが、本研究では原子力業界で多用されている UF (Usage factor)を用いる)はほぼ 1 となり、ばらつき (0.7 ~ 1.4) は予ひずみのない場合の疲労寿命と同程度であることがわかった。すなわち、予ひずみを考慮した疲労寿命も塑性ひずみの影響で低下しないという知見が得られた。

低サイクル疲労における線形累積損傷則に関する研究は、1970 ~ 1980 年代に行われており、 UF の物理的実体は材料表面における微小き裂の発生と進展に対応づけられることを示唆している。^{5)~7)}これらの研究では、低サイクル疲労寿命のほぼ全体が微小き裂の進展寿命であることを明らかにしており、疲労き裂進展則について J 積分範囲 ΔJ などを用いた検討を行っている。^{8), 9)}また、き裂進展則の成立に変動振幅負荷の影響が小さく、累積損傷則の成立に物理的な根拠を与えている。^{10), 11)}これらの結果は、前述した SANE 委員会の結果を支持するものであるが、微小き裂の進展挙動は材料の微視組織に依存することから、原子力用鋼について実証する必要がある。

そこで本研究では、原子炉圧力容器用低合金鋼 SFVQ1A について SANE 委員会と同様な低サイクル疲労試験を行い、レプリカ法に基づき微小き裂進展挙動を観察した。き裂発生、合体および進展挙動に注目した観察を行い、累積損傷則の成立および疲労寿命のばらつきについて検討した。

2 材料および実験方法

供試材の SFVQ1A の化学成分、機械的性質および微視組織写真を Table 1, Table 2 および Fig. 1 に示す。また、試験片形状を Fig. 2 に示す。砂時計型の試験片(応力集中係数 $K_t = 1.05$)は日本溶接協会原子力研究委員会 LCF 小委員会の共同研究の一環として提供されたものである。試験片の表面をエメリー紙で #2000 まで研

† 原稿受理 平成 22 年 2 月 10 日 Received Feb. 10, 2010 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 青山学院大学大学院工学研究科 〒229-8558 相模原市淵野辺, Graduate School, of Sci. and Eng., Aoyama Gakuin Univ., Fuchinobe, Sagami-hara, 229-8558

** 青山学院大学理工学部 〒229-8558 相模原市淵野辺, Dept. Mech. Eng., Aoyama Gakuin Univ., Fuchinobe, Sagami-hara, 229-8558

*** 正 会 員 青山学院大学理工学部 〒229-8558 相模原市淵野辺, Dept. Mech. Eng., Aoyama Gakuin Univ., Fuchinobe, Sagami-hara, 229-8558

Table 1 Chemical compositions (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.18	0.18	1.46	0.006	0.002	0.88	0.12	0.51	<0.01

Table 2 Mechanical properties.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
444	589	27	75

Fig. 1 Optical micrograph of specimen surface etched by Nital showing the microstructure.

Fig. 2 Specimen configuration.

磨した後、バフ研磨を行い、さらに電解研磨を施した。後述する一定ひずみ振幅の疲労試験および SANE 委員会の実験結果^{1), 4)}を用い、破断寿命の 1/2 における真応力 σ と真ひずみ ε のヒステリシスループから繰返し応力-ひずみ関係を求めた。塑性領域では、 $\sigma = 1.18\varepsilon^{0.187}$ GPa と近似された。

低サイクル疲労試験は、容量 100kN の電気油圧式疲労試験機（株島津製作所 EHF-EB100kN）を用い、室温大気中で行った。Fig. 2 に示した砂時計型試験片の最小断面部分に直径変位計を装着してひずみの測定を行った。試験片の初期直径 d_0 および測定された直径 d から、体積一定の仮定に基づきひずみ $\varepsilon = -2 \ln(d/d_0)$ を求めた。すなわち、 ε はポアソン比 $\nu = 0.5$ を仮定した試験片軸方向の真（対数）ひずみである。疲労試験においては、 ε 制御としたが、レプリカ採取時には P 制御として直径変位計を取り外せるように適宜切換えている。試験におけるひずみ速度は 0.3%/s 程度である。

疲労試験条件を Table 3 に示す。表中に示したプロット点を以下の実験結果の表示において使用する。予ひず

Table 3 Testing conditions and symbols used in the following figures.

$\Delta\varepsilon_{pre}$ %	N_{pre}	UF_{pre}	ε_{pre} %	$\Delta\varepsilon$ %	Symbol
-	-	-	-	16	Δ
-	-	-	-	8	$\square$
-	-	-	-	2	$\circ$
8	4	0.05	0	2	$\diamond$
8	15	0.2	0	2	$\wedge$
16	1	0.05	0	2	∇
16	2	0.1	0	2	$\triangleright$
16	4	0.2	0	2	$\triangleleft$
16	0.25	0.01	8	2	+
16	0.75	0.04	-8	2	$\times$

み履歴を与えない低サイクル疲労試験は、全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon = 2, 8$ および 16% の 3 条件とした。予ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_{pre}$ は 8 または 16% とし、種々の予ひずみ繰返し数 N_{pre} を試験片に付与した後、 $\Delta\varepsilon = 2\%$ で破断するまで疲労試験を継続した。試験片の破断は、 $\Delta\varepsilon$ を一定とした状態で試験力範囲 ΔP が 50% 低下した繰返し数とした。Table 3 中に示した予ひずみによる疲労累積係数 UF_{pre} は、試験条件設定の目標値である。 $N_{pre} = 0.25$ および 0.75 は、それぞれ引張および圧縮の塑性ひずみ ε_{pre} を残す状態の予ひずみ繰返し数を意味している。 ε_{pre} は $\Delta\varepsilon = 2\%$ の負荷における平均ひずみである。

微小き裂の観察にはレプリカ法を用いた。レプリカの採取は完全除荷の状態で行った。き裂発生の確認においては、最大および最小ひずみを付与した直後の完全除荷時に一対のレプリカを採取し、き裂開閉口を確認した。レプリカの観察は微分干渉顕微鏡（株ニコン MM-40、オリンパス(株) DP71）およびナノスケールハイブリッド顕微鏡（株キーエンス VN-8000）を用いて行った。

3 実験結果

3・1 疲労寿命

予ひずみを与えない疲労試験における $\Delta\varepsilon$ と破断寿命 N_f の関係を Fig. 3 に示す。図中の数字は N_f の値を示している。実線は SANE 委員会で作られた実験結果の近似線である。^{1), 4)} SANE 委員会の実験では、試験片に研磨を

Fig. 3 Fatigue lives under constant amplitude loading.

施していないことから、本研究の結果のほうがわずかに長寿命側の傾向を示しているが、以下に示す疲労累積係数 UF (累積損傷) の検討においては、SANE 委員会の直線をもとに計算する。

Table 3 に示した試験条件で実験を行い、各試験片が破断したときの疲労累積係数 UF_f および UF_{pre} を、Fig. 3 に示した SANE 委員会の結果 (近似線) をもとに計算し、両者の関係を Fig. 4 に示す。図中のプロット点は Table 3 に示す試験条件と対応している。いずれの UF_f も SANE 委員会の結果で認められたばらつきである 0.7 ~ 1.4 の範囲 (図中の破線) 内であり、^{1), 4)} UF_{pre} に依存する傾向は認められない。

3・2 主き裂の発生および進展挙動

レプリカ法によって、試験片を破壊に導いた主き裂の発生および進展挙動を観察した。主き裂の起点には例外なく介在物が存在し、電子線マイクロアナライザ (EPMA) によって元素分析を行った結果、Mn, Ca および S を主成分としていた。 $\Delta\epsilon = 16\%$ 一定試験の第 1 サイクルで採取されたレプリカの光学顕微鏡写真を Fig. 5 に示す。図 (a) および (b) は試験開始前 ($N = 0$) の観察結果である。図 (b) から介在物直径は $10\mu\text{m}$ 程度であり、図 (a) から同様な粒子は他にも見られるようであるが、疲労試験前に起点となる介在物を特定することはできなかった。図 (c) は最大ひずみを付与 ($N = 0.25$) した直後に除荷した状態で採取したレプリカの観察結果であり、引張塑性ひずみが残されている。矢印で示した介在物と母地のはく離だけでなく、破線で囲んだき裂状の部分が開いている。図 (c) の白く見える部分は、レプリカがき裂内部に浸入した部分である。図 (d) は最小ひずみを付与 ($N = 0.75$) した直後に除荷した状態で採取したレプリカの観察結果であり、圧縮ひずみが残されている。図 (c) で開口していた部分が閉口し、介在物と同程度の寸法のき裂となっている。このように、 $\Delta\epsilon = 16\%$ では $N = 1$ で $20\mu\text{m}$ 以上の微小き裂が発生している。なお結果は省略するが、 $\Delta\epsilon = 8\%$ および 2% の主き裂発生挙動は、それぞれ $N = 3$ および 40 において、以上に示した結果と同程度の寸法のき裂が発生していた。いずれの N も N_f の 3% 程度であり、疲労寿命の大部分は微小き裂の進展過程である。

Fig. 4 The effect of pre-strain on the fatigue life expressed by usage factors.

Fig. 5 に示したき裂がその後の繰返し負荷によって進展する様相を Fig. 6 に示す。いずれの観察も引張塑性ひずみが残留する状態で行ったものである。なお、 $N_f = 25$ であり、図 (d) は破断直前の結果である。試験片の表面には複数のき裂が発生するが、破断の直前を除き、き裂合体は顕著でない。表面におけるき裂長さ $2c$ と UF の関係を Fig. 7 に示す。 $2c$ は試験片軸方向と垂直な面に投影した表面き裂全長である。前述したように、 UF は Fig. 3 の実線から求めたので 1 を超える範囲までき裂進展挙動が示されている。 $UF > 0.3$ の場合、 $2c$ は $\Delta\epsilon$ が小さいほど大きくなる傾向を示している。これは、破断直前のき裂発生数とそれらの合体に起因している。破断直前に採取した $\Delta\epsilon = 2$ および 16% のレプリカにおいて、最小断面部近傍の $4 \times 12\text{mm}$ の領域でき裂発生数を調べた。それぞれ N_f の 6 および 2 回前の繰返し数で採取されたレプリカである。確認されたき裂の $2c$ とその個数を Fig. 8 に示す。 $\Delta\epsilon = 16\%$ では $2c = 670\mu\text{m}$ のき裂が最大で、 $2c <$

Fig. 5 Observations of crack initiation under unloaded conditions at the first fatigue cycle, where (a) and (b) were observed on the replica taken before the loading, while (c) and (d) were observed on the replicas of the first cycle with maximum tensile and compressive residual strains, respectively.

Fig. 6 Observations of small crack growth at the fatigue cycles, N , of 4.25 (a), 9.25 (b), 19.25 (c) and 22.25 (d).

Fig. 7 Fatigue crack growth behavior under constant amplitude loading.

Fig. 8 Number of cracks initiated on the specimen surface measured for last replica under constant amplitude loading.

200 ~ 400 μm のき裂は 31 個確認された。一方、 $\Delta\epsilon = 2\%$ では最大のき裂は $2c = 10.94\text{mm}$ であり、他のき裂はかなり短く個数も少ない。一方、 $UF < 0.3$ の場合、Fig. 7 からは明瞭ではないが、 $2c$ と UF の関係に明瞭な $\Delta\epsilon$ 依存性は認められず、起点となる介在物の形状寸法による個々の試験片のばらつきに基づく差異が観察された。

Table 3 の試験条件の中で、予ひずみを付与した後に $\Delta\epsilon = 2\%$ で破断までの試験を行った場合の $2c$ と UF の関係を Fig. 9 に示す。図には、Fig. 7 に示した $\Delta\epsilon = 2\%$ の結果も含まれている。いずれも主き裂の結果である。図中の実線は、き裂の合体によってき裂長さが急激に増大したことを示している。また、一点鎖線は発生後に合体を生じたき裂の進展挙動を示している。き裂の合体を生じる前の $2c$ と UF の関係は、全ての結果の下限值となっており、予ひずみ条件に依存しない傾向を示している。合体が発生すると、この関係からき裂長さが急増し、試験片の破壊に至っている。これらの結果から、 N_f のばらつきはき裂の合体に起因していることが明らかである。

3・3 すべり帯き裂の発生および進展挙動

以上のように、主き裂は介在物を起点としていたが、粒内のすべり帯から発生するき裂も観察された。そこで、Fig. 5 および Fig. 6 に示した $\Delta\epsilon = 16\%$ 一定の試験におい

Fig. 9 Fatigue crack growth behavior for specimens tested under $\Delta\epsilon = 2\%$ listed in Table 3, showing the coalescences of cracks are attributed to the scatter in fatigue lives.

て主き裂の近傍で発生し、最終的には主き裂と合体したすべり帯き裂の発生および進展挙動を観察した。5 回目の最大ひずみを付与 ($N = 4.25$) した直後に除荷した状態で採取したレプリカの光学顕微鏡写真および AFM により 3 次元表示された結果を Fig. 10 (a) および (b) に示す。レプリカの AFM 観察の有効性は中井らによって示されている。¹²⁾ 図 (b) は図 (a) を下側から見た鳥瞰図となっており、高さを反転させて試験片表面の凹凸状態を表示させている。光学顕微鏡でき裂状に観察される部分は入込みとなっている。図 (a) の A-A' 断面の形状を AFM 観察によって測定した結果を Fig. 11 に示す。なお、繰返し負荷に伴う変形はかなり顕著であることから、他のレプリカから A-

Fig. 10 Micrographs of small crack initiated from reversed slip bands under $\Delta\epsilon = 16\%$ at $N = 4.25$ obtained by optical microscope (a) and atomic force microscope (b). Note that the observations were performed on the replica and the height data was reversed in figure (b).

Fig. 11 Sectional configurations of specimen surface on the line from A to A' shown in Fig. 10 (a). Solid and dashed lines indicate the shapes with tensile and compressive residual strains, respectively.

A'断面の位置を正確に予測することはできないが、入込みとの相対位置を参考にして決定した。図中の実線は引張側、破線は圧縮側の塑性ひずみが残留する状態でのレプリカを観察したものであり、前者の N を図中に示した。 $N < 2$ では、圧縮側と引張側の入込み部深さに顕著な差異は認められないが、3回目以降の引張負荷 ($N = 2.25 \sim 4.25$) では入込み深さが増大し、圧縮負荷時 ($N = 2.75 \sim 4.75$) には、き裂が閉口していることがわかる。ただし Fig. 10 から、表面でき裂状に観察される長さと比較して、Fig. 11 の入込み深さは極めて小さく、発生初期のすべり帯き裂は扁平であることがわかる。

Fig. 10 のすべり帯起点のき裂と Fig. 5 および Fig. 6 の介在物起点のき裂の表面におけるき裂進展挙動を比較するために、 $2c$ と N の関係を Fig. 12 に示す。 $N < 15$ では両者の $2c$ に顕著な差はないが、引張ひずみが残されたレプリカから、介在物起点のき裂が明らかに深いことがわかる。 $N > 15$ において介在物起点のき裂が加速し、 $N = 19.25$ ですべり帯き裂 (Fig. 6 (c) のき裂の右上部分) と合体した。この他にもすべり帯き裂は存在するが、例外なくき裂進展速度は小さかった。同様な観察結果は $\Delta\epsilon = 8\%$ でも得られており、いずれの場合にも、主き裂は介在物を起点としていた。

Fig. 12 Comparison of fatigue crack growth behavior for the cracks initiated from the surface defect and reversed slip bands under $\Delta\epsilon = 16\%$.

4 考 察

4・1 弾塑性破壊力学的評価

3・2 節に示した微小き裂の進展挙動を、弾塑性破壊力学に基づき解析した。Fig. 7 の結果から、アスペクト比 $a/c = 1$ を仮定してき裂深さ a を求め、き裂進展速度 da/dN は a と N の関係を多項式近似して傾きから求めた。 J 積分範囲 ΔJ は Dowling によって提案された次式を用いた。⁸⁾

$$\Delta J \approx \frac{1.6\Delta\sigma^2 a}{E} + 0.714^2 \left\{ \frac{3.85(1-n_f)}{\sqrt{n_f}} + \pi n_f \right\} \Delta\sigma \Delta\epsilon_p a \quad (1)$$

ここで、 $\Delta\sigma$ は応力範囲、 E は縦弾性係数、 $\Delta\epsilon_p$ は塑性ひずみ範囲、 n_f は繰返し硬化指数であり、 $n_f = 0.187$ である。 $\Delta\epsilon$ 一定の試験における主き裂の da/dN - ΔJ 関係を Fig. 13 に示す。異なる $\Delta\epsilon$ の結果がほぼ一致しており、図中の実線によって近似した。比較のために、Dowling によって求められた AISI A533B 鋼の結果を破線で示しているが、本研究の結果とよく一致している。A533B と本研究の SFVQ1A の低サイクル疲労寿命は、ほぼ一致しているという報告がある。¹³⁾ また、SFVQ1A のコンパクト (CT) 試験片を用いた小林らの da/dN - ΔK_{eff} 関係を $\Delta J = (1-\nu^2)\Delta K_{eff}^2/E$ によって換算した結果とも良く一致している。¹⁴⁾ ここで、 ν はポアソン比、 E はヤング率である。

Fig. 9 に示した試験の da/dN - ΔJ 関係を Fig. 14 に示す。比較のために、Fig. 13 の近似直線および da/dN が 2 倍および 1/2 の範囲を破線で示している。合体時のデータを除けば、実験結果はほぼ破線の範囲内にあり、 da/dN - ΔJ 関係に繰返し予ひずみの影響は認められない。き裂進展特性の評価方法は異なるが、同様な傾向は村上らも報告している。^{10), 11)}

主き裂 (介在物起点) とすべり帯起点のき裂の da/dN - ΔJ 関係を比較して Fig. 15 に示す。すべり帯起点のき裂に対する観察を行った 3 条件について、Table 3 のプロット形状を用いて示した。中実印がすべり帯起点のき裂に対する結果である。 ΔJ の小さい、すなわち a の小さい場合には、主き裂の da/dN - ΔJ 関係よりも da/dN が小さい傾向を示している。一方、 $\Delta\epsilon = 16\%$ 一定の試験に対して AFM で実測された a (Fig. 11) からセカント法により

Fig. 13 Fatigue crack growth characteristics evaluated by elastic-plastic fracture mechanics under constant amplitude loading.

Fig. 14 Fatigue crack growth characteristics of main cracks for preloaded specimens.

da/dN を求め Fig. 15 に * 印で示すと、データ点は低 ΔJ 側となる。Fig. 10 および Fig. 11 の結果から、き裂深さは表面のき裂長さよりもかなり小さく、* 印は表面き裂長さから求めた da/dN - ΔJ 関係と一致しない結果となった。すなわち、微小なすべり帯き裂のき裂進展特性が他の結果と一致しない原因は、 $a/c = 1$ の仮定よりもかなり小さいことに起因している。

4・2 累積損傷則の適用限界

以上の検討結果から、 da/dN - ΔJ 関係に基づく疲労寿命予測が有効であると考えられる。そこで、山田らの方法に基づき、⁷⁾Fig. 13 の近似直線から予測される $\Delta\epsilon = 2\%$ 一定試験のき裂進展挙動を、Fig. 9 に示したき裂進展特性と比較して Fig. 16 に示す。なお、微小き裂の領域も比較できるように、 $2c$ は対数目盛で表示している。初期き裂長さ $2c_0$ は、Fig. 5 の観察結果から $20\mu\text{m}$ 程度と考えられる。しかし、 $2c_0 = 20\mu\text{m}$ の予測結果は、実験結果の下限の $2c$ より小さい値を示しており、危険側の疲労寿命予測を与えている。そこで、種々の $2c_0$ に対するき裂進展特性の予測を行った。その結果、 $2c_0 = 80\mu\text{m}$ とすれば、ほぼ実験結果の $2c$ の上限を与えることがわかる。 $2c_0 = 20$ および $80\mu\text{m}$ の予測結果を前述の Fig. 9 に併記した。き

Fig. 15 Comparisons of fatigue crack growth characteristics of the cracks initiated from surface defects and reversed slip bands (solid symbols). Note that * indicates data determined by the crack depth shown in Fig. 11.

Fig. 16 Comparison of crack growth behavior shown in Fig. 9 with the predictions based on the fracture mechanics approach for various initial crack lengths.

裂の合体によって疲労寿命は $UF = 0.7 \sim 1.4$ 程度のばらつきを有しており、き裂長さが小さい段階で合体が生じると、疲労寿命の低下が顕著となる。上述した $2c_0 = 80\mu\text{m}$ は観察結果よりもかなり大きい初期き裂長さを想定することになるが、本研究の実験条件で発生するき裂合体を考慮した $2c_0$ の上限値であると解釈される。Fig. 7 および Fig. 8 に示したように、き裂の発生数と長さの分布は $\Delta\epsilon$ に依存する。したがって、 UF_{pre} の増大に伴って主き裂の進展特性に予ひずみの影響が生じるようになると考えられ、累積損傷則の適用はできなくなる。

疲労き裂進展は試験片表面だけでなく内部でも生じている。本研究でも $\Delta\epsilon = 16\%$ 一定の試験を行った破面には内部で発生したき裂の痕跡が認められた。山田らは $UF = 0.7 \sim 0.8$ の損傷を与えた試験片でも表面のすべり帯や微小き裂が消滅するまで電解研磨を施せば、疲労寿命は処女材とほぼ同程度になるとしているが、⁷⁾菊川らおよび西谷らはこの挙動に限界があることを指摘している。^{5), 6)}試験片内部のき裂進展挙動を含めた累積損傷則の検討が今後の課題である。

5 結 言

低合金鋼 SFVQ1A について、低サイクル疲労試験 ($\Delta\epsilon = 2, 8$ および 16% 一定) および予ひずみ ($\Delta\epsilon = 8$ または 16% , 疲労累積係数 $UF < 0.2$) を与えた試験片の疲労試験 ($\Delta\epsilon = 2\%$) を行い、レプリカ法に基づき微小き裂進展挙動を観察した。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) き裂の発生数および合体挙動の相違により、 $\Delta\epsilon$ 一定試験における表面き裂全長 $2c$ と疲労累積係数 UF の関係は一致しない。 $\Delta\epsilon$ が小さいほどき裂発生数が減少し、同一の UF に対する $2c$ は大きくなる。

(2) 予ひずみ試験片を $\Delta\epsilon = 2\%$ の疲労試験で破断させた時の疲労累積係数 UF_f は、き裂の合体が生じると低下してばらつきを示すが、合体を生じない $2c$ と UF の関係は、本研究で用いた予ひずみ履歴においてはほぼ一致している。

(3) SFVQ1A の主き裂の起点は介在物である。すべり帯からもき裂が発生するが、初期のき裂進展速度が遅く、主き裂となることは観察されなかった。

(4) き裂の合体を除けば, き裂進展速度 da/dN は J 積分範囲 ΔJ と一義的な関係があり, 疲労寿命は da/dN - ΔJ 関係から予測できる. き裂合体の影響は, 初期き裂長さによって考慮すれば, 安全側の疲労寿命予測が可能である.

(5) 予ひずみの付与がき裂合体挙動に顕著な影響を及ぼす場合, 累積損傷則は適用できない.

本研究は, 東京電力(株), 北海道電力(株), 東北電力(株), 中部電力(株), 北陸電力(株), 関西電力(株), 中国電力(株), 四国電力(株), 九州電力(株), 日本原子力発電(株), 電源開発(株)からの受託研究として(社)日本溶接協会 原子力研究委員会 LCF 小委員会で行われたものの一部である. ここに記して感謝の意を表します.

参 考 文 献

- 1) JANTI's SANE Committee (Chaired by T. Nomoto), "Post-quake status of the kashiwazaki-kariwa nuclear power station", Japan Nuclear Technology Institute, <http://www.gengikyo.jp/KikakuKijun/NomotoLinkai/H20koukai.pdf>, Report #19, pp.1-1-1-13 and pp.6-1-6-5 (2009).
- 2) K. Takahashi and T. Ogawa, "Evaluation of giga-cycle fatigue properties of austenitic stainless steels using ultrasonic fatigue test", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.72, No.723, pp.1731-1736 (2006).
- 3) T. Ogawa, M. Nakane, K. Masaki, S. Hashimoto, Y. Ochi and K. Asano, "Investigation of effect of pre-strain on very high-cycle fatigue strength of austenitic stainless steels", Journal of Power and Energy Systems, Vol.3, No.1, pp.38-50 (2009).
- 4) S. Kanno, M. Nakane, M. Yorikawa and Y. Takagi, "Effect of cyclic plastic pre-strain on low cycle fatigue life", Proceedings of M&M 2009 conference, OS0746, pp.699-701 (2009).
- 5) M. Kikukawa, K. Ohji, N. Ohkubo, T. Yokoi and T. Morikawa, "Fatigue damage and its recovery under low cycle regime", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers 1, Vol.38, No.305, pp.8-15 (1972).
- 6) H. Nishitani and N. Morita, "Fatigue damage of carbon steel under low cycle fatigue", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers 1, Vol.39, No.322, pp.1711-1719 (1972).
- 7) T. Yamada, T. Hoshide, S. Fujimura and M. Manabe, "Investigation on fatigue life prediction based on analysis of surface-crack growth in low-cycle fatigue of smooth specimen of medium carbon steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.49, No.440, pp.441-451 (1983).
- 8) N. E. Dowling, "Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens", pp.97-121 (1977), American society for testing and materials special technical publication 637.
- 9) T. Hoshide, S. Fujimura and T. Yamada, "Initiation and subsequent growth of surface-cracks in low-cycle fatigue of smooth specimen", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.50, No.451, pp.320-329 (1984).
- 10) Y. Murakami, S. Harada, H. Taniishi, Y. Fukushima and T. Endo, "Correlations among propagation law of small cracks, Manson-coffin law and miner rule under low-cycle fatigue", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.49, No.447, pp.1411-1419 (1983).
- 11) S. Harada, Y. Murakami, Y. Fukushima, Y. Ishimatsu and T. Endo, "Estimation of unnotched low-cycle fatigue life of a medium carbon steel through observation of microcrack initiation and propagation", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.51, No.464, pp.1215-1223 (1985).
- 12) Y. Nakai, K. Ohnishi and T. Kusukawa, "Observation of fatigue crack initiation process in α -brass by AFM", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.65, No.631, pp.483-490 (1999).
- 13) S. Sato, N. Nagata and Y. Katada, "Low cycle fatigue behaviour of pressure vessel steels in high temperature pressurized water", Tetsu-to-Hagane, Vol.75, No.10, pp.1928-1935 (1989).
- 14) H. Kobayashi, T. Ogawa, H. Nakamura and H. Nakazawa, "Measurement of crack closure and evaluation of near-threshold characteristics in fatigue crack growth for A508-3 steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.50, No.451, pp.309-319 (1984).