熱機械疲労条件下における 316FR 鋼の微小き裂進展挙動[†]

山崎 泰 広* 藤 木 道**
阿 部 修*** 原 雄太郎***

Small Crack Propagation Behavior of 316FR Stainless Steel under Thermo-Mechanical Fatigue Conditions

by

Yasuhiro YAMAZAKI*, Wataru FUJIKI**, Osamu ABE*** and Yutaro HARA***

Low-carbon/medium-nitrogen 316 stainless steel (316FR) is a principal candidate for the high-temperature structural materials of a demonstration fast reactor plant. Thermo-mechanical fatigue damage is one of critical issues to be known for the design and reliability of the high-temperature materials subjected to thermal cycles. Early growth of small cracks in order of micron-meters in size can provide some essential information for life and the remaining life prediction to these failures. Thus, many efforts have been made; however, there are a lot of matters to be understood. This paper is dealing with how cracks propagate under thermo-mechanical fatigue conditions. Special attentions are paid to the roles of strain rate and thermal cycles on small crack propagation behaviors in 316FR stainless steel.

The experimental results revealed a difference in crack growth rates between the small and long cracks under the creep-fatigue condition: the small cracks exhibited growth rates remarkably higher than long cracks at a given fatigue J integral range. The results also indicated that the small crack propagation rate under the isothermal low cycle fatigue increased with the decreasing of the strain rate due to creep effect. It was also shown from the results that the role of irreversible creep strain, as well as that of irreversible plastic strain, was essential in small crack propagation process under the in-phase type thermo-mechanical loading.

Key words: Naturally initiated small crack, Crack propagation, Thermo-mechanical fatigue, Creep-fatigue, Low-carbon/medium-nitrogen 316 stainless steel

1 緒 言

高速増殖炉 (FBR) の実用化に向けては、機器・構造の軽量化やプラントの高温化が必要であり、SUS304 鋼よりも高温強度に優れている低炭素-窒素添加型の高速炉構造用鋼 SUS316 (以下、316FR 鋼と略す) の適用が検討されている。^{1)~3)} 一般に、鉄鋼材料のクリープ疲労強度の向上には、クリープ強度と延性の両者を向上することが有効である。しかし、高合金鋼の強度と延性を同時に改善することは熱処理条件や添加元素などによる組織強化機構が両特性で相反することから非常に困難である。¹⁾ しかし、高速増殖炉原型炉の材料評価経験を踏まえた炭素や窒素のクリープ特性に及ぼす効果に関する広範な検討とその知見に基づき、両特性の両立を図った 316FR 鋼が開発された。¹⁾ 開発された 316FR 鋼の FBR プラント使用温度である 550℃における 10 万時間クリープ強度は、原材である SUS316 鋼の 1.5 倍に達し、延性についても大幅な改善が認められている。¹⁾

本材料を実機プラントへ適用するため、クリープ強度を中心に高温強度特性データの取得が広く実施されている。^{4)~6)} 加えて、高速増殖炉の一次冷却系配管では、原子炉の起動・停止に伴う温度変化に起因して繰り返しの熱応力が作用するため、クリープ・疲労破損や熱疲労破

損に対する配慮が不可欠である。従って、クリープ・疲労強度特性およびき裂進展特性についても検討されている。^{7)~10)} これらのき裂進展に関する研究の多くは破壊力学的試験片を用いた数 mm 以上の長いき裂を対象とした研究であるが、耐熱合金を対象として平滑材に発生する物理的・組織学的に短いき裂、すなわち、微小き裂の発生・進展挙動が報告されている。^{10)~17)} 微小き裂では、長いき裂の進展速度とほぼ同等の進展速度を示すこと^{11), 15)} が報告されている一方で、材料の組織学的および力学的影響により長いき裂に比べ加速傾向を示すこと^{12)~14)} も報告されており、316FR 鋼においても熱疲労条件下における微小き裂の進展挙動を明らかにすることは重要である。一方、変動温度下におけるき裂の進展挙動に関してもいくつか報告されているが^{15), 16)} 十分とは言えない。

そこで、本研究では 316FR 鋼を対象として高温低サイクル疲労試験を実施し、自然発生した微小き裂の進展挙動を巨視き裂の進展挙動と比較しながら調査した。特に、高温低サイクル疲労 (LCF) 条件下の進展試験と、温度変動を伴う熱機械疲労 (TMF) 条件下の進展試験を実施し、微小き裂の進展挙動に及ぼすひずみ負荷速度と温度変動の影響を検討した。

[†] 原稿受理 平成 24 年 6 月 11 日 Received June 11, 2012 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 新潟工科大学機械制御システム工学科 〒945-1195 柏崎市藤橋, Niigata Inst. of Tech., Fujihashi, Kashiwazaki, 945-1195

** 学生会員 新潟工科大学大学院高度生産システム工学専攻 〒945-1195 柏崎市藤橋, Niigata Inst. of Tech., Fujihashi, Kashiwazaki, 945-1195

*** 新潟工科大学機械制御システム工学科 〒945-1195 柏崎市藤橋, Niigata Inst. of Tech., Fujihashi, Kashiwazaki, 945-1195

2 供試材および実験方法

供試材は高速増殖炉の一次冷却系候補材料の低炭素一室素添加型 SUS316 鋼 (SUS316FR 鋼) である。化学組成を Table 1 に示す。この供試材から評点部直径 6mm, 評点部長さ 16mm の平滑試験片を機械加工し, 評点部を鏡面研磨した後, 実験に供した。

実験は電気式疲労試験機と高周波誘導加熱装置を組み合わせた高温疲労試験機で行った。また, 高温伸び計を用いて試験時のひずみを計測・制御した。

き裂進展試験に先立ち, 650℃における低サイクル疲労 (LCF) 寿命曲線を取得した。なお, 試験は軸ひずみ (変位) 制御, 対称三角ひずみ波形, ひずみ比 $R_\epsilon = -1$, ひずみ速度 $d\epsilon/dt = 0.01\%/s$ (後述の CC1 条件) で実施した。得られた寿命曲線を Fig. 1 に示す。この疲労寿命曲線からき裂進展試験の負荷条件として破損繰返し数が約 3,000 サイクルであったひずみ範囲 $\Delta\epsilon = 0.6\%$ と決定した。微小き裂の進展試験は, 軸ひずみ (変位) 制御, 対称三角ひずみ波形, ひずみ比 $R_\epsilon = -1$ の条件で行った。本研究では, 低サイクル疲労 (LCF) および熱機械疲労 (TMF) 条件下で微小き裂進展試験を実施した。試験条件を Table 2 に示す。ここで, LCF 試験では試験温度 650℃とし, 負荷速度の影響を調査するためひずみ速度 $d\epsilon/dt$ が 0.01%/s と 0.0025%/s の 2 条件 (それぞれ, CC1 条件, CC2 条件と呼ぶ) で実験を実施した。一方, TMF 試験では試験温度範囲を 290-650℃とし, 温度とひずみ

Table 1 Chemical composition of tested material : (wt.%).

C	Si	Mn	P	S	
0.009	0.55	0.84	0.024	0.007	
	Ni	Cr	Mo	N	GN*
	11.25	17.00	2.11	0.0751	4.0

*GN: Grain size number

Table 2 Experimental conditions.

	CC1	CC2	IP	OP
Temp.[°C]	650		290-650	
Strain range [%]	0.6			
Strain rate [%/s]	0.01	0.0025		
Strain ratio	-1			
Phase difference [°]	-		0	180

Fig. 1 S-N curve of 316FR under low-cycle fatigue loading.

の位相が 0° の In-phase と 180° の Out-of-phase の 2 条件 (それぞれ, IP 条件, OP 条件と略す) で行った。

所定の繰返し負荷毎に試験を中断して試験片を試験機から取り外し, 表面の酸化膜を研磨により除去した後, レプリカ法により試験片表面状態をアセチルセルロースフィルムに転写した。ここで, 試験中断時の最終サイクル終了時は Fig. 2 に示すように機械ひずみがゼロであるが応力はゼロではなく, OP 条件では圧縮応力, 他の条件では引張応力 (Fig. 2 中の A 点) が残っている。従って, 応力が除荷されると永久ひずみが残る (Fig. 2 中 B 点)。そのため, 試験中の最大ひずみに比して小さいひずみを適宜負荷して (Fig. 2 中 C 点), 応力とひずみを原点 (Fig. 2 中 O 点) に戻してから試験片を取り外した。なお, Fig. 2 中 C 点のひずみはき裂進展時の最大ひずみの 0.4 倍程度であった。微小き裂の長さはレプリカに金蒸着を施し, SEM を用いて, Fig. 3 に示すように負荷軸と垂直な面への投影長さをき裂長さ $2a$ として計測した。

3 実験結果および考察

3・1 長いき裂の進展挙動

微小き裂の進展速度と比較するために, ここではまず中央切欠き試験片により得られた長いき裂の進展速度と疲労 J 積分範囲 ΔJ_I の関係を Fig. 4 に示す。なお, 図中には前報¹⁷⁾で報告したデータも含まれている。ここで, 長いき裂の進展試験には評点部幅 22mm, 評点部厚さ 2mm の平板試験片を用い, 評点部中央に長さ 2mm, 幅 0.2mm の機械ノッチをワイヤー放電加工により導入して, そのノッチ先端から約 0.5mm の疲労予き裂を導入したのち, 実験に供した。PP 条件の試験は, 軸荷重制御下で応力比-1 の正弦波形で行い, 応力範囲が $\Delta\sigma = 166, 200, 230\text{MPa}$ の条件で実施した。なお, クリープの影響を除外するため周波数は 10Hz とした。一方, CC2 条件の試験は, 軸ひずみ (変位) 制御で行い, ひずみ範囲などの条件は Table 2 の微小き裂進展試験の CC2 条件と同一条件とした。Fig. 4 より, 試験点数が少ないものの以下の傾向が同える。

Fig. 2 Schematic illustration of remaining strain after tests.

Fig. 3 Typical morphology of naturally-initiated small crack (replica); CC1 condition.

Fig. 4 Physically long crack growth rate correlated with ΔJ_f .

- 1) 同一の試験温度 (650°C) の結果を比較すると、ひずみ速度の低下に伴いき裂進展速度は加速する (PP 条件に比べ CC2 条件のき裂進展速度は高い)。
- 2) 同一の負荷波形の結果を比較すると、温度の上昇に伴いき裂進展速度は加速する (550°C に比べ 650°C におけるき裂進展速度は高い)。特に、温度の影響は CC2 条件で顕著である。

破面の SEM 観察の結果、温度上昇あるいはひずみ速度の低下により粒内進展モードから粒界進展モードへと主たるき裂進展モードが変化していた。これらの結果は、高温下あるいは低ひずみ速度下でクリープの影響が顕著となったためと考えられる。

3・2 微小き裂の発生・成長挙動

平滑試験片表面に発生した微小き裂の代表例を Fig. 5 に示す。Fig. 5 に示すように、CC2 条件、IP 条件ともに、微小き裂は試験片表面の負荷軸と垂直に近い結晶粒界から優先的にき裂が発生・進展している。また、いくつかのき裂では近隣のき裂と合体して成長した例も見ら

(a) under CC2 condition

(b) under IP condition

Fig. 5 Typical small cracks on specimen surface.

れた。なお、CC1 条件においても同様な発生・進展形態であった。一部の試験片で断面観察を行ったが試験片内部からのき裂の発生は認められなかった。Fig. 6 は CC1 条件で発生したき裂の断面 EBSD 観察を行った結果である。Fig. 6 でも、微小き裂は一部粒内を進展しているものの主に負荷軸と垂直に近い結晶粒界を優先的に進展している。

試験片を室温高サイクル疲労にて破断させ、その破面を観察した。結果を Fig. 7 に示す。いずれの条件においても、微小き裂は主として粒界を進展している様子が認められる。破面より表面き裂半長 a とき裂深さ c を測定した結果を Fig. 8 に示す。Fig. 8 において、*印が付与されている結果は 2 個の微小き裂が合体して成長したき裂 (Fig. 7 (c)) を示している。単独のき裂成長の場合はき裂のアスペクト比 $\lambda (= c/a)$ は CC1 条件で $\lambda = 0.83$ 、CC2 条件で $\lambda = 0.85$ 、IP 条件で $\lambda = 0.89$ であったが、2 個のき裂が合体して成長した場合は $\lambda = 0.70$ であった。

微小き裂の成長挙動の代表例を Fig. 9 に示す。なお、合体して成長したき裂は、Fig. 9 では除外している。OP 条件においては、他の条件の破断サイクルを超えて試験を実施しても微小き裂の発生は確認されなかった。一方、CC2 と IP 条件における微小き裂が観察されたサイクル数、いわゆる、き裂発生寿命はおおよそ同等であり、CC1 条件は両者に比べてき裂発生に至る繰り返し数が約 1.5 倍である。CC1、CC2、IP 条件、いずれの条件においても微小き裂発生繰り返し数は破断繰り返し数のおおよそ 50% 程度であり、き裂発生寿命とき裂進展寿命はおおよそ同等である。なお、Fig. 9 より、いずれの条件においても、き裂発生寿命が破断寿命の約半分程度を占めていることから、き裂発生寿命に関する検討も重要と考えられる。これについては今後検討したい。

3・3 微小き裂の進展速度

き裂半長 a の微小き裂に対する疲労 J 積分範囲 ΔJ_f は次式で評価した。^{18), 19)}

$$\Delta J_f = F^2 \left(\pi \frac{\Delta \sigma^2}{E} + f(n_f) \Delta \sigma \Delta \epsilon_p \right) a \quad (1)$$

ここで、 $\Delta \sigma$ は応力範囲、 $\Delta \epsilon_p$ は塑性ひずみ範囲、 E と n_f は弾性係数と繰り返し硬化係数である。本研究では、TMF 条件における E は最高温度と最低温度の平均値を用い、 n_f は CC1 条件と CC2 条件では CC1 条件で得られた $n_f = 0.308$ を、IP 条件では同条件で得られた $n_f = 0.426$ を用いた。 F と $f(n_f)$ はそれぞれ、

Fig. 6 Small crack propagation path under CC1 condition.

Fig. 7 Fracture surface after tests.

Fig. 8 Relationship between crack depth, c , and crack half length, a .

Fig. 9 Small crack growth behavior.

$$F = (M_k / \phi) \sqrt{\lambda} \quad \text{with } \phi = 1 + 1.47 \lambda^{1.65}$$

$$f(n_f) = 3.85(1 - n_f) / \sqrt{n_f} + \pi n_f$$

で, M_k は境界修正係数 ($= 1.12$), λ はき裂の深さと表面長さの比 ($= c/a$) で, 破面観察結果より全データの平均値 $\lambda = 0.84$ を用いた. なお, 式 (1) 中の形状係数 F^2 は $\lambda = 1$ を基準とすると $\lambda = 0.7$ へと変化しても約 5% 小さい程度であり, 実験結果に対する影響は小さい.

き裂進展試験中の代表的なヒステリシスループを Fig. 10 に示す. なお, CC1 条件のループは CC2 条件とほぼ同一形状であるが, 若干応力範囲が大きかった. IP 条件においては, 変形抵抗の温度依存性を反映して, 高温側と低温側で非対称波形となっている. なお, OP 条件のヒステリシスループは IP 条件のそれに対して原点对称の形状であった. ここで, 式 (1) は一定温度あるいは材料定

数の温度依存が無視できる場合を想定している. しかし, Fig. 10 に示すように一定温度下の LCF 条件下と変動温度下の IP 条件ではヒステリシスループの形状が異なり, IP 条件への式 (1) の適用には疑義が残る. そこで, ヒステリシスループの面積から Fig. 11 に示すようにひずみエネルギー密度の弾性成分 ΔW_e と塑性成分 ΔW_p を評価し, 次式で ΔJ_f を求めた.²⁰⁾

$$\Delta J_f = F^2 (2\pi \Delta W_e + (n_f + 1) f(n_f) \Delta W_p) a \quad (2)$$

式 (1) と (2) で評価した ΔJ_f を比較して Fig. 12 に示す. ただし, CC1, CC2 および IP 条件下ともに, 式 (1) で評価した ΔJ_f は式 (2) と 1 対 1 の関係を示しているが, 前者に比べ後者は約 11 ~ 13% 高くなっている. この相違は試験結果に大きな影響を与えない程度に小さいものと考えられるが, 本研究では ΔJ_f を小さく評価する式 (1) を用いてき裂進展速度を整理した.

CC1, CC2 および IP 条件下のき裂進展速度を ΔJ_f で整

Fig. 10 Typical stress-strain hysteresis loops during tests.

Fig. 11 Estimation of the plastic component and the elastic component of the remote cyclic strain energy density from stress-strain hysteresis loop.

Fig. 12 Relationship of ΔJ_f evaluated by Eq. (1) and Eq. (2). Fig. 13 Small crack growth rate correlated with ΔJ_f .

理した結果を Fig. 13 に示す。なお、前述の通り、微小き裂は成長・合体を繰り返して進展したが、合体した直後は微小き裂進展速度の整理から除外した。図中には、Fig. 4 の長いき裂の結果も併記した。微小き裂は頻繁に進展、減速、停留を繰り返し、き裂進展速度は大きくばらついている。また、CC2 条件の微小き裂と長いき裂の進展速度を比較すると、微小き裂の進展速度は大きく変動している。特に、寿命評価で重要となる進展速度の上限に注目すると、発生直後でき裂長さが短いき裂に対応している $\Delta J_f = 0.1 \text{ kJ/m}^2$ 程度以下の低 ΔJ_f 領域では、微小き裂は長いき裂に比べて高い進展速度を示している。また、CC2 の微小き裂の進展速度は $\Delta J_f = 1 \text{ kJ/m}^2$ 程度の高 ΔJ_f 側（このとき、き裂全長は 1mm 程度に達している）で長いき裂の進展速度に収束する傾向が認められる。

一方、CC1 条件と CC2 条件の結果を比較すると、負荷速度の低下によって進展速度が増加している。負荷速度が同一の CC2 条件と IP 条件の微小き裂進展速度の上限に注目して比較すると、両者はほぼ同等か IP 条件が高い傾向が認められる。 ΔJ_f で整理した場合、低炭素鋼の長いき裂においても同様な結果を示すことが大谷らによって報告されている。¹⁶⁾ この結果は、一定温度下の微小き裂の進展挙動に基づき変動温度下の寿命・余寿命を検討する際は注意を要することを意味している。

一般的に高温における微小き裂の進展挙動はクリープ

Fig. 14 Creep strain range, $\Delta \epsilon_c$ in hysteresis loop.

の影響を受けることが知られている。そこで、ヒステリシスループ中のクリープひずみ範囲 $\Delta \epsilon_c$ を評価した。Fig. 14 に各条件の $\Delta \epsilon_c$ を示す。 $\Delta \epsilon_c$ は Fig. 14 中に模式的に示すように負荷速度が高い条件の応力-ひずみ曲線と比較することにより評価した。ここで、CC1 および CC2 条件に対しては、ひずみ速度 0.1%/s の条件の応力-ひずみ曲線と、IP 条件に対しては装置の関係から十分な高速負荷とはいえないが 0.005%/s (IP 条件の 2 倍の速度) の条件の曲線と比較した。Fig. 10 中にはこれらの曲線も併記してある。CC1 と CC2 条件を比較すると、CC2 条件の $\Delta \epsilon_c$ が大きく、この結果から、微小き裂の進展速度に対する負荷速度の影響はクリープ変形の影響が関与しているものと考えられる。なお、クリープによる粒界損傷などがき裂進展速度へ影響することも予想されるが、少なくとも SEM 観察レベルで認められる組織学的な損傷は認められなかった。今後、EBSD による粒界近傍の結晶方位解析を行うなどしながら、クリープ損傷とそのき裂進展速度への影響について検討を行いたい。

一方、十分な高速負荷とはいえない条件と比較してはいえ、IP 条件の $\Delta \epsilon_c$ は CC2 条件より明らかに小さい。従って、IP 条件下の微小き裂の進展速度が CC2 条件と同等かそれより高かった原因はクリープの影響のみでは説明できない。Fig. 10 (b) に示す IP 条件のヒステリシスループの形状に注目すると、IP 条件では高温・引張側ではクリープひずみが生じているが低温・圧縮側ではほとんど生じていないものと思われる。また、降伏応力の温度依存性を考慮すると、高温・引張側で生じる塑性ひずみは低温・圧縮側で生じるそれに比べて大きいものと考えられる。従って、IP 条件では引張側と圧縮側で不可逆的な非弾性変形が生じているものと考えられる。桜井ら²⁰⁾は、等温低サイクル疲労条件下におけるオーステナイト系ステンレス鋼の微小き裂の進展挙動がひずみ波形の影響を受け、引張保持を有する台形波形や低速高速鋸歯状波形 (Slow-Fast 波形) では不可逆なクリープひずみによって微小き裂の進展速度が増加することを報告している。IP 条件でも、不可逆な非弾性変形がき裂進展速度の加速を引き起こしているものと考えられる。これについては今後さらに検討する予定である。

4 結 言

本研究では 316FR 鋼を供試材として、高温低サイクル疲労および TMF 条件下で自然発生した微小き裂の進展挙動を調査した。その結果、同一の負荷条件下で比較すると、発生直後の微小き裂は物理的に長いき裂に比べて

進展速度に大きな変動が認められ, その上限に注目すると発生直後の微小き裂は物理的に長いき裂に比べて進展速度が加速していた。しかし, 微小き裂の進展速度は微小き裂の成長とともに長いき裂の進展速度に近づいていった。高温低サイクル疲労条件下における微小き裂の進展速度は負荷速度の低下とともに増加した。き裂進展速度の負荷速度依存性には低負荷速度で顕著となるクリープ変形が関連しているものと考えられた。In-phase 形の変動温度条件下の微小き裂進展速度は一定温度下の低サイクル疲労条件下のそれと比べて同等か加速する傾向が認められた。これには, 変動温度下における不可逆的な非弾性変形の影響が考えられた。

本研究は, 先端イノベーション拠点整備事業「原子力耐震・構造研究拠点 (新潟工科大学)」の支援を受けた。ここに記して謝意を表す。また, 有益なご助言および試料の提供をいただいた一般財団法人 電力中央研究所・高橋由紀夫博士に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) Y. Wada, "Development of FBR grade type 316 stainless steel", Donen Gihou, Vol.80, pp.21-38 (1991).
- 2) K. Aoto, "Remodeling of coolant system : development of SUS316 FBR grade and its application to JOYO MK-III intermediate heat exchanger", Japan Nuclear Cycle Development Institute Report, No.21, pp.63-75 (2003)
- 3) N. Isobe, M. Sukekawa, Y. Nakayama, T. Ohtani, S. Date, Y. Takahashi, N. Kasahara, K. Nakamura, H. Shibamoto, H. Nagasawa and K. Inoue, "Design criteria for ratcheting fatigue of 316FR steel under fast reactor conditions", Proceedings of 18th International Conference on Structural Mechanics Inn Reactor Technology, pp.1041-1051 (2005).
- 4) Y. Takahashi, H. Shibamoto and K. Inoue, "Long-term creep rupture behavior of smoothed and notched bar specimens of low-carbon nitrogen-controlled 316 stainless steel (316FR) and their evaluation", Nuclear Engineering and Design, Vol.238, pp.310-321 (2008) .
- 5) T. Nakazawa, H. Kimura, K. Kimura and H. Kaguchi, "Advanced type stainless 316FR for fast breeder reactor structures", Journal of Materials Processing Technology, Vol.143-144, pp.905-909 (2003).
- 6) S. Kato, T. Furukawa and E. Yoshida, "High-cycle fatigue properties of FBR grade type 316ss at elevated temperatures", JAEA-Research 2010-022.
- 7) M. Ueta, T. Nishida, H. Koto, M. Sukekawa and K. Taguchi, "Creep-fatigue properties of advanced 316-steel for FBR structures", ASME. PVP, Vol.313, pp.423-428 (1995).
- 8) Y. Takahashi, H. Shibamoto and K. Inoue, "Study on creep-fatigue life prediction methods for low-carbon nitrogen-controlled 316 stainless steel (316FR)", Nuclear Engineering and Design, Vol.238, pp.322-335 (2008).
- 9) H. Takahashi, T. Uno and K. Tanaka, "Evaluation of creep-fatigue crack propagation for 316FR stainless steel welded joints", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.49, pp.322-326 (2000).
- 10) N. Isobe, S. Sakurai and M. Anbe, "Micro-crack initiation and growth behavior and life prediction under creep-fatigue conditions for low-carbon/nitrogen-added SUS316", Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers Series A, Vol.67, pp.1790-1796 (2001).
- 11) R. Ohtani, M. Okuno and R. Shimizu, "Microcrack growth in grain boundaries at the surface of smooth specimen of 316 stainless steel in high temperature creep", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.31, pp.505-509 (1982).
- 12) R. Ohtani, T. Kitamura, M. Abe, Y. Kuriyama and H. Miki, "Surface small crack initiation and growth of heat resisting alloys in creep-fatigue", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.39, pp.529-535 (1990).
- 13) N. Tada, S. Iio, T. Kitamura and R. Ohtani, "Transition behavior of creep fatigue crack propagation from microstructurally small crack to mechanically large crack", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.41, pp.1165-1171 (1992).
- 14) M. Okazaki and Y. Yamazaki, "Creep-fatigue small crack propagation in a singlecrystal Ni-base superalloy, CMSX-2: microstructural influences and environmental effects", International Journal of Fatigue, Vol.21, pp.S79-S86 (1999).
- 15) M. Okazaki and T. Koizumi, "Crack propagation of steels during low cycle thermal-mechanical and isothermal fatigue at elevated temperature", Metallurgical Transactions A, Vol.14A, pp.1641-1648 (1983).
- 16) R. Ohtani, T. Kitamura and N. Tada, "High-temperature fatigue crack propagation under cyclic temperature", Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers Series A, Vol.53, pp.1030-1036 (1987).
- 17) Y. Yamazaki and W. Fujiki, "Crack propagation behavior of SUS316FR under creep-fatigue condition", Proceeding of JSME Hokuriku Shin-etsu branch annual meeting, Vol.49th, pp.607-608 (2012).
- 18) N. E. Dowling, "Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens, cyclic stress-strain and plastic deformation aspects of fatigue crack growth", ASTM STP 637, American Society for Testing and Materials, pp.97-121 (1977).
- 19) C. F. Shih and J. W. Hutchinson, "Fully plastic solutions and large scale yielding estimates for plane stress crack problems", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.98, pp.289-295 (1976).
- 20) S. Sakurai, S. Usami, S. Umezawa and H. Miyata, "A remaining life prediction method on the basis of micro-crack initiation and growth behavior under creep-fatigue in plain specimen of 316 stainless steel", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.35, pp.170-175 (1986).