SUS304 鋼の高温多軸クリープ疲労損傷評価[†]

張 聖 徳* 坂 根 政 男**

Multiaxial Creep-Fatigue Damage Evaluation of SUS304 Stainless Steel at High Temperature

by

Shengde ZHANG* and Masao SAKANE**

This paper studies the multiaxial creep-fatigue damage evaluation for SUS304 stainless steel at 973K. Strain controlled biaxial tension-compression low cycle fatigue and creep-fatigue tests were carried out using cruciform specimens under two strain waveforms at three principal strain ratios. The principal strain ratio is $\phi = \varepsilon_x / \varepsilon_y$; ε_x and ε_y are the principal strains in x and y directions, respectively. Low cycle fatigue and creep-fatigue lives decreased with increasing the principal strain ratio in $\Delta\varepsilon_y$ constant tests. Cracks in creep-fatigue tests at larger principal strain ratio initiated earlier than those at lower principal strain ratio. Earlier and faster void growth was observed in creep-fatigue tests at larger principal strain ratio. An equation taking account of the contribution of x and y directional strains to void growth was proposed. Directional void growth and determination of two principal strain directions based on the void observations were discussed.

Key words: Multiaxial stress, High temperature, Creep-fatigue, A-parameter, Crack, Void, Damage evaluation

1 緒 言

発電用ボイラや次世代の原子力機器の安全・安心や高効率化の要求に伴って、これらの機器の最適設計や損傷評価・余寿命予測がますます重要な課題となってきた。一般に、これらの高温構造機器では熱応力と機械的応力とが重畳するため、多軸応力下でのクリープ疲労損傷を受ける。たとえば、高速増殖炉のナトリウム容器の液面近傍では、ナトリウム液面の上下動に伴って等二軸引張・圧縮のクリープ疲労損傷を受けることが知られている。しかし、多軸応力下におけるクリープ疲労に関するこれまでの研究^{1)~3)}の多くは、薄肉円筒試験片を用いて引張・圧縮と繰返しねじりの組合せ負荷の下で検討されてきた。この試験方法では、試験片での最大主ひずみを ε_1 、最小主ひずみを ε_3 とすると、実験可能な主ひずみ比の範囲は $-1 \leq \varepsilon_3 / \varepsilon_1 \leq -\nu$ (ν : 非弾性域におけるポアソン比)であり、主ひずみ比のすべての範囲をカバーすることができない。

筆者らは主ひずみ比の全範囲をカバーすることができる十字型試験片用電気・油圧サーボ疲労試験機を開発し、種々の主ひずみ比の下での多軸低サイクル^{4)~7)}とクリープ疲労試験⁸⁾を行い、破損寿命に及ぼす主ひずみ比の影響を明らかにしてきた。しかし、これらの研究は主として低サイクル疲労に着目したものであり、主ひずみ比の全範囲でのクリープ疲労の研究はこれまで上記のような技術的要請があるにもかかわらず、ほとんど行われてこなかった。

本研究では、高温構造機器に用いられる代表的な材料

である SUS304 ステンレス鋼の十字型試験片を用いて、広範な主ひずみ比の多軸条件下において高温クリープ疲労試験および中断試験を実施し、き裂の発生・進展およびボイドの発生・成長に及ぼす主ひずみ比の影響を考察した。併せて、クリープ疲労破面を観察し、破壊形態に及ぼすひずみ波形の影響についても検討した。

2 試 験 方 法

本研究で用いた供試材は SUS304 ステンレス鋼の 1373K の溶体化処理材であり、供試材の化学成分を Table 1 に示す。また、試験片の形状および寸法を Fig. 1 に示す。試験片は有限要素法解析により試験片の中心から直径 5mm の標点部での応力およびひずみが均一となるような形状に設定されている。⁴⁾ 本研究での座標系は、図中に示すように試験片面内に x および y 軸をとり、板厚方向を z 軸とした。試験機は既報⁴⁾のものと同一のものを用いた。また、ひずみの多軸性を表すために、本研究では主ひずみ比 (ϕ) を $\phi = \varepsilon_x / \varepsilon_y$ で定義した。ここで、 ε_x および ε_y はそれぞれ x 方向および y 方向の主ひずみである。

973K、大気中において、 y 方向の主ひずみ範囲を 0.7% 一定とし、主ひずみ比が -0.5 、 0.0 および 1.0 についてひ

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.05	0.56	0.81	0.023	0.003	8.86	18.35

Solution treatment at 1373K for an hour

[†] 原稿受理 平成 18 年 11 月 1 日 Received Nov. 1, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 立命館大学大学院 〒525-8577 草津市野路東, Graduate student, Ritsumeikan Univ., Noji-higashi, Kusatsu, 525-8577

** 正 会 員 立命館大学理工学部機械工学科 〒525-8577 草津市野路東, Dept. of Mech. Eng., Ritsumeikan Univ., Noji-higashi, Kusatsu, 525-8577

Fig. 1 Shape and dimensions of the specimen tested (mm).

ずみ制御のクリープ疲労試験を実施した。973K, 0.7% は SUS304 鋼の高温強度特性からすると過酷な試験条件であるが、クリープ疲労損傷に及ぼす多軸ひずみの影響は粒界損傷がクリープ疲労破壊の主たる要因となる条件下でより顕著になること、および SUS304 鋼の最高使用温度が約 973K であることから 973K を採用した。また、0.7% のひずみ範囲はクリープ疲労の試験時間の点から設定した。ひずみ波形には Fig. 2 に示すようにミーゼス型相当ひずみ速度が 0.1%/s の完全両振り対称三角波の fast-fast 波（以下、PP 波）、 y 方向の最大引張ひずみを 30 分保持した台形波（以下、TH 波）を用いた。PP 波および TH 波で破損寿命を求めるとともに、TH 波については破損寿命の約 30%, 60% および 100% で試験を中断し、中断試験片の標点部から観察用の試料を切出して試験片表面のき裂および粒界ポイドを観察した。評価対象としてき裂は、長さが 0.03mm 以上の試験片標点部で観察されたものとし、ポイドは標点部中央付近の約 4 mm × 4mm の領域で観察した。なお、破損繰返し数 (N_f) は、 y 軸の引張側の荷重振幅が定常状態から 5% 低下したときの繰返し数として定義した⁶⁾

3 試験結果および考察

3・1 多軸クリープ疲労寿命

Fig. 3 に y 方向の主ひずみ範囲が 0.7% でのクリープ疲労寿命の主ひずみ比依存性を PP 波と TH 波とについて示す。なお、図中で黒丸のプロットは Itoh らが先に行った 923K での PP の結果⁶⁾であり、白色のプロットは本研究で実施した 973K での PP 波と TH 波の結果である。図

Fig. 2 Two strain waveforms used in creep-fatigue tests.

Fig. 3 Variation of creep-fatigue life with principal strain ratio.

からわかるように、PP 波および TH 波ともに破損繰返し数は主ひずみ比の増加に伴って減少する。このことは、 y 方向の主ひずみ範囲のみでは PP 波や TH 波の破損繰返し数は決定されず、 x 方向の主ひずみ範囲が大きいほど破損繰返し数が低下することを示している。また、PP 波の破損寿命を 923K と 973K で比べてみると、前者の破損繰返し数やや大きいものの、両者間にはそれほど大きな差がない。しかし、973K での TH 波の破損寿命は PP 波のそれに比べて大きく減少している。

Fig. 4 に 973K での主ひずみ比の増加に伴う破損寿命比 (N_f/N_f^*) の変化を示す。ここで、破損寿命比とは、 $\phi = -0.5$ での破損寿命 (N_f^*) でそれ以外の主ひずみ比での破損寿命 (N_f) を除したものである。両波形とも破損寿命比は主ひずみ比の増加に伴い減少する。しかし、破損寿命比の低下割合には波形依存性があり、TH 波での破損寿命比は PP 波のそれより大きく減少する。すなわち、PP 波での破損寿命比は、 $\phi = 0.0$ で 53%, $\phi = 1.0$ で 29% であったのに対して、TH 波ではそれぞれ $\phi = 0.0$ で 30%, $\phi = 1.0$ で 20% となった。TH 波での破損寿命比のより大きな減少は、主ひずみ比が大きいほどひずみ保持によるクリープ損傷が大きいことを示唆しているが、こ

Fig. 4 Failure life ratio against principal strain ratio.

の点について以下で表面き裂と粒界ボイドの観察結果から考察する。

3・2 多軸クリープ疲労損傷

クリープ疲労損傷評価として、試験片標点部の酸化膜を1500番までのエメリー紙研磨で除去し、試験片標点部表面でのき裂の本数 (n) と全き裂長さ (l) を計測した。Fig. 5 に TH 波の試験での、各主ひずみ比で観察された破損時の典型的なき裂写真を示す。 $\phi = -0.5$ の試験では y 軸にほぼ垂直と 45° の方向の表面き裂が観察されたが、 $\phi = 0.0$ ではほとんどのき裂が y 軸に垂直な方向に伝ばしていた。一方、 $\phi = 1.0$ の試験では種々の方向の表面き裂が観察された。主ひずみ比が異なることによって、表面き裂の進展方向が大きく変わることがわかる。

主ひずみ比が $-0.5 \leq \phi \leq 1$ の範囲では、き裂モードは試験片表面のき裂伝ば方向のみで決定することはできず、板厚方向の傾きも考慮する必要がある。そこで、Fig. 6 に、TH 波で主き裂が観察された面をき裂面の傾きも含めて模式的^{5), 9)}に示す。図中の直方体は試験片の標点部の一部を示したものであり、座標軸とともに示した直方体の斜線の面は試験片の表面を表している。すなわち、各直方体の手前の xy 面が試験片表面である。同図で太い実線で囲まれた面は、最大主ひずみ振幅を受ける面

($\epsilon_{\max}$ -面) または最大せん断ひずみ振幅を受ける面 ($\gamma_{\max}$ -面) の代表例を示しており、主き裂または比較的大きなき裂が観察された面を斜線で示した。 $\gamma_{\max}$ -面については図で示した面と 90 度傾いた面も等価なひずみ面となるが、表示が複雑となるため図示は省略した。なお、 $\phi = 1.0$ の試験では、最大主ひずみ振幅を受ける面は xy 面に平行な面であるが、十字型試験片を用いた試験ではその面には垂直応力が作用しないことから、垂直応力が作用する2番目に大きな主ひずみ振幅を受ける面 (中間主ひずみ面) を $\epsilon_{\max}$ -面として表示した。ここで、2番目に大きい主ひずみ面は z 軸に平行な任意の面であり、どの方向を向いている面も同じ大きさの主ひずみ面となるが、Fig. 6 の模式図では、2番目に大きい主ひずみ面の3個の代表例のみを示した。

$\phi = -0.5$ の試験においては、主き裂が最大主ひずみ面と最大せん断ひずみ面で進展した。一方、 $\phi = 0.0$ および $\phi = 1.0$ の試験では、それぞれ主き裂が最大主ひずみ面および中間主ひずみ面を伝ばした。これは、Itoh ら⁵⁾が 923K において SUS304 鋼の十字型試験片の低サイクル疲労き裂モードを観察した結果と同様の傾向であるが、 $\phi = 0.0$ においての最大主ひずみ面から最大せん断ひずみ面へき裂面の遷移は本研究では観察されなかった。これらのことは、TH 波では、ひずみ保持中のクリープ損傷の影響でき裂の進展面が変わることを示唆しているものと思われる。

Fig. 7 と Fig. 8 に TH 波での繰返し数に伴うき裂本数と全き裂長さの変化を示す。Fig. 7 からわかるように、すべての主ひずみ比においてき裂は最初の中断である全寿命の30%程度ですでに発生し、60%まではすべての主ひずみ比でき裂個数は増加した。しかし、破損時のき裂個数は寿命比が60%のものに比べて $\phi = 0.0$ では増加しているが、 $\phi = -0.5$ と 1.0 ではやや減少している。 $\phi = -0.5$ と 1.0 でのき裂個数の減少は、これらの主ひずみ比ではき裂間の合体が生じたことを示唆している。

一方、Fig. 8 の全き裂長さと繰返し数との関係から、 $\phi = 0.0$ と 1.0 のき裂発生繰返し数が $\phi = -0.5$ のそれに比べて早いことがわかる。また、全き裂長さは、すべての

Fig. 5 Surface cracks observed in TH waveform.

Fig. 6 Main crack planes observed in TH waveform at three principal strain ratios.

Fig. 7 Variation of number of cracks with number of cycles.

Fig. 8 Variation of total crack length with number of cycles.

主ひずみ比において繰返し数に伴って単調に増加する。全き裂長さの進展速度は $\phi = 0.0$ と 1.0 のものが $\phi = -0.5$ のそれに比べて速いことがわかる。これらのことは、主ひずみ比の増加に伴って破損繰返し数が減少するという Fig. 3 の結果とよく対応している。

Fig. 9 に破損時の全き裂長さで破損繰返し数を整理した結果を示す。なお、図中のデータ点に付けた数字は主ひずみ比を表している。同図からわかるように、PP 波および TH 波ともに破損繰返し数の多いものほど、破損時の全き裂長さは短い。また、TH 波の破損寿命の全き裂長さ依存性は PP 波のそれと比べて異なっている。

Fig. 10 に PP 波と TH 波での走査型電子顕微鏡による破面観察結果を $\phi = 0.0$ と 1.0 について示す。なお、右列の写真は左列の写真の丸印の部分の拡大である。Fig. 10 (a) および (b) に示す PP 波においては、明瞭なストライエーションが観察され、粒内破壊が支配的であることがわかる。観察をした部分ではストライエーションは試験片表面 (xy 面) にほぼ平行であり、この部分ではき裂は板厚方向 (z 方向) に進展したことがわかる。Itoh ら⁵⁾ は、SUS304 ステンレス鋼および 1Cr-1Mo-(1/4)V 鋼のき裂進展挙動を詳細に観察し、十字型試験片ではき裂は試験片の板厚方向 (z 方向) と x 方向に進展することを報告しており、本論文で得られた PP 波でのき裂進展挙動

Fig. 9 Relationship between total crack length and number of cycles to failure. The numbers in figure indicate the principal strain ratios.

は Itoh らの観察結果と一致している。また、Fig. 10 (b) の拡大図からわかるように、破面に試験片表面に平行なき裂が観察された。試験片表面に平行な面は、最大主ひずみ方向に垂直な面（最大主ひずみが作用する面）であるが、この面には垂直応力は負荷されていない。この面にき裂が観察されたことは、垂直応力が作用しない面であっても主ひずみが充分大きい面にはき裂が発生することを示している。

一方、Fig. 10 (c) および (d) に示す TH 波では破面に明瞭なストライエーションは観察されなかった。とくに、Fig. 10 (c) の試験では結晶粒界の大きさの平面的な破面が観察され、粒界破壊が生じたものと思われる。Fig. 10 (d) の $\phi = 1.0$ の試験では、凹凸の激しいブロック状の破面が観察された。ブロック状のものは、結晶粒界である可能性が高く、 $\phi = 1.0$ の破面も粒界破面である可能性が高い。また、 $\phi = 1.0$ の破面には紙面に垂直方向の内部き裂が多数発生していた。Fig. 10 (c) および (d) に示した TH 波で粒界き裂が観察されたことは、ひずみ保持中にボイドの発生・成長または粒界すべり等によって、結晶粒界の損傷が進行し、それによって相対的に結晶粒界の強度が粒内の強度よりも低下したためであると考えられる。

破面観察からもわかるように、TH 波での破損寿命には、ボイドの発生・成長による粒界損傷が大きな影響を及ぼす。粒界損傷の形態を調べるために、Fig. 11 に TH 波、破損寿命の 60% でのミクロ組織写真を各主ひずみ比について示す。ミクロ組織写真の撮影対象部は、試験片標点部の中央付近の $4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ の試料表面である。すべての主ひずみ比において、ボイドは結晶粒界または粒界三重点に発生し、粒内にはほとんど確認できなかった。また、孤立したボイド（図中丸で示したもの）のみではなく、楔形粒界き裂（図中矢印で示したもの）も多く観察された。とくに、 $\phi = -0.5$ と 0.0 では、ほとんどボイドが y 軸に垂直な粒界で発生したが、 $\phi = 1.0$ では、

Fig. 10 Typical fracture surface observations.

様々な方向の粒界でボイドと粒界き裂が発生していた。

本研究では、粒界損傷を表す A パラメータ¹⁰⁾を x 軸 (A_x) および y 軸 (A_y) の両方向について主として計測した。ここで、たとえば x 方向の A パラメータとは、 x 方向に走査線を引き、その線と交わる粒界での損傷程度を表している。Fig. 12 に繰返し数に伴う A_x および A_y の変化を各主ひずみ比について示す。 $\phi = -0.5$ では A_x は A_y に比べて小さく、また、 A_x の増加の程度は A_y のそれに比べて小さい。非弾性域でのポアソン比を 0.5 と仮定した場合には、 $\phi = -0.5$ の試験は単軸での引張・圧縮試験に相当することから、 x 方向の垂直応力はほぼ 0 であるにもかかわらず、ある程度の A_x が計測された。 $\phi = 0.0$ の場合、 A_x および A_y もともに繰返し数に伴って増加するが、 A_x が A_y の約半分程度である。一方、 $\phi = 1.0$ については A_x と A_y が同程度の割合で繰返し数に伴って増加した。これらの結果は、粒界損傷を A パラメータで評価する際に、多軸応力下では走査線を引く方向によって A パラメータの値、すなわち、粒界損傷の程度が異なることを示している。

Fig. 11 Microstructure observed in TH waveform at $0.6N_f$.

Fig. 12 は下記の 2 点のことを示している。第一には、 y 方向の主ひずみ範囲が一定の試験において、 A_y は一定ではなく、 ϕ が大きいほど、すなわち、 x 方向の垂直ひずみが大きいほど A_y は大きくなる。第二には、多軸応力下での A パラメータ値は走査線を引く方向によって評価結果に大きな差が出ることである。これらの点は、実際の機器において A パラメータでクリープ疲労損傷を評価するには大きな問題となる。以下では、これらの点について、さらに考察を進める。

x および y 方向の主ひずみが A パラメータに及ぼす影響を定量化するため、Fig. 12 の A パラメータの値を目的変数、繰返し数 (N) と 2 つのひずみ (ε_x と ε_y) を独立変数として重回帰分析を行った。得られた結果を下記に示す。

Fig. 12 Variation of A-parameter with number of cycles.

$$\left. \begin{aligned} A_y &= (21.23\varepsilon_y + 6.84\varepsilon_x + 25.97) \times (\log N - \log N_{0y}) \\ A_x &= (21.23\varepsilon_x + 6.84\varepsilon_y + 25.97) \times (\log N - \log N_{0x}) \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

$$\left. \begin{aligned} \log N_{0y} &= -0.84\varepsilon_y - 0.53\varepsilon_x + 2.29 \\ \log N_{0x} &= -0.84\varepsilon_x - 0.53\varepsilon_y + 2.29 \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

$A_x, A_y : \%, \varepsilon_x, \varepsilon_y : \%$

ここで、 N_{0x} と N_{0y} はボイド発生繰返し数であり、(1)で最もフィッティング率が良くなるように値を決定した。Fig. 12に上式を用いて推定したAパラメータの値を曲線で示す。 $\phi = -0.5$ においては、 A_x の推定値は実験値と良く一致しているが、 A_y は若干大きく目に推定された。 $\phi = 0.0$ では、 A_x と A_y ともに実験値より小さく目に推定される傾向にあったが、 $\phi = 1.0$ の推定値は実際のAパラメータの値と良く一致した。式(1)から、Aパラメータは走査線方向のひずみの寄与が大きいが、走査線に垂直方向の主ひずみの寄与もあり、垂直方向のひずみは走査線方向のひずみの約30%程度の影響があることがわかる。

上記では、 x および y 方向のみのAパラメータについて考察したが、両方向以外の方向も含めたAパラメータの測定方向依存性を考察するため、寿命比が60%で4方向のAパラメータを測定した結果を各主ひずみ比についてFig. 13に示す。なお、4方向とは y 方向から 0° 、 30° 、 45° および 90° であり、それぞれの方向での A_x および A_y をFig. 13にプロットした。図中の曲線はデータを楕円で近似したものであり、 x および y 方向を含めて、Aパラメータの方向依存性は今回の実験を行った範囲では楕円で近似できることがわかる。また、 $\phi = 1.0$ の試験では、Aパラメータの方向依存性は円に近似できる。 $\phi = 1.0$ では、モールのひずみ円からわかるように、 xy 面でのすべての方向の垂直ひずみが同じ値を持つことから、任意の方向のAパラメータ値が同じになることが理解できる。

Fig. 13の結果は、任意の3方向のAパラメータの測定から楕円の形状を決めることができれば、楕円の長軸と短軸の方向から x および y の主ひずみの方向、および

Fig. 13 A-parameter in four directions in TH waveform at $0.6N_f$.

楕円の形状から主ひずみ比を求めることができることを示唆している。具体的には、ある角度(θ)と $\pi/4$ および $\pi/2$ だけ角度の異なった3方向のAパラメータ(A_1 , A_2 , A_3)を計測した場合には、下記の式を数値解析で解くことによって楕円の形状と長軸の方向を決定することができる。

$$\left. \begin{aligned} \frac{A_1^2 \cos^2 \theta}{A_x^2} + \frac{A_1^2 \sin^2 \theta}{A_y^2} &= 1 \\ \frac{A_2^2 \cos^2 \left(\theta + \frac{\pi}{4} \right)}{A_x^2} + \frac{A_2^2 \sin^2 \left(\theta + \frac{\pi}{4} \right)}{A_y^2} &= 1 \\ \frac{A_3^2 \cos^2 \left(\theta + \frac{\pi}{2} \right)}{A_x^2} + \frac{A_3^2 \sin^2 \left(\theta + \frac{\pi}{2} \right)}{A_y^2} &= 1 \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Fig. 14に A_x および A_y の寿命比に伴う変化を3種類の主ひずみ比について示す。同図(a)から、 A_x は寿命比の増加に伴って増加する。また、 A_x は ϕ が大きいほど大きく、寿命比の増加に伴ってその差がさらに大きくなる。しかし、同図(b)からわかるように、 A_y は ϕ に大きくは依存せず、寿命比に伴って同程度の割合で増加する。より詳細には、同じ寿命比での A_y は ϕ の大きいもの程、わずかに大きくなっている。これらのことから、本試験条件下においては、最大主応力方向のAパラメータのみの計測からクリープ疲労での寿命比を比較的精度良く求めることができることがわかる。なお、これらの結果は、最大主ひずみ範囲が0.7%という限定された条件下の結果であるが、今後、最大主ひずみ範囲等を変化させた研究を行い、今回得られた結果の適用範囲を広げてゆく予定である。

4 結 論

(1) 973Kにおいて十字型試験片を用いて高温多軸クリープ疲労試験を実施した。その結果、 y 方向の主ひずみ範囲が一定の試験では、主ひずみ比が大きいほど破損繰返し数が小さくなった。また、主ひずみ比の大きいものほど、き裂がより早期に発生し、き裂もより速く進展した。

(2) PP波およびTH波ともに、主き裂の進展方向は主ひずみ比の影響を受けた。 $\phi = -0.5$ では、主き裂は最大

Fig. 14 Variation of A-parameter with life ratio.

主ひずみ面と最大せん断ひずみ面で進展したが、 $\phi = 0.0$ と $\phi = 1.0$ の試験では、主き裂は最大主ひずみ面または中間主ひずみ面に伝ばした。また、PP波ではストライエーションに特徴付けられる粒内破壊が支配的であったが、TH波では粒界破壊が支配的であり、内部粒界き裂が観察された。

(3) y 方向の主ひずみ範囲が一定の試験では、主ひずみ比の大きいものほど、ボイドがより早期に発生し、成長も速かった。 A パラメータは走査線方向の主ひずみおよびそれに垂直な方向の主ひずみの影響を受けることが判明した。なお、走査線に垂直な方向の主ひずみは走査線方向の主ひずみの30%程度の影響を持つことが判明した。また、 $-0.5 \leq \phi \leq 1.0$ 範囲では A パラメータの測定方向依存性は楕円で表示できることが明らかになった。このことを利用して、 A パラメータの計測から最大主ひずみ方向および主ひずみ比を決定する方法を提案した。

(4) 最大主応力方向の A パラメータ値を寿命比との関係で整理すれば、主ひずみ比の影響を大きくは受けな

いことがわかった。このことを利用すれば、最大主応力方向の A パラメータの測定結果から多軸応力下でのクリープ疲労損傷を寿命比との関係で求めることができることを明らかにした。

参 考 文 献

- 1) M. Ohnami, M. Sakane and N. Hamasa, "Biaxial low-cycle fatigue in creep region at elevated temperature", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.35, No.390, pp.230-240 (1986).
- 2) S. T. Zamrik and F. Zahiri, "Biaxial creep-fatigue characteristics in two fcc materials", Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.109, No.3, pp.203-208 (1987).
- 3) N. Hamada, "Creep-fatigue studies under biaxial stress states at high temperature", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.41, No.471, pp.1799-1804 (1992).
- 4) M. Sakane, M. Ohnami, T. Kuno and T. Itsumura, "High temperature biaxial low cycle fatigue using cruciform specimen", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.37, No.414, pp.340-346 (1988).
- 5) T. Itoh, M. Sakane and M. Ohnami, "Crack mode in high-temperature biaxial low cycle fatigue using a cruciform specimen", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineering, Vol.56, No.527, pp.1549-1556 (1990).
- 6) T. Itoh, M. Sakane and M. Ohnami, "High temperature multiaxial low cycle fatigue life of cruciform specimen", Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Engineering Material Technology, Vol.116, No.3, pp.90-98 (1994).
- 7) T. Itoh, M. Sakane, T. Hata and N. Hamada, "A design procedure for assessing low cycle fatigue life under proportional and non-proportional loading", International Journal of Fatigue, Vol.28, No.5, pp.459-466 (2006).
- 8) S. Mukai, M. Sakane, M. Ohnami and T. Ogata, "Multiaxial creep-fatigue using cruciform specimen at high Temperature", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.46, No.9, pp.1083-1089 (1997).
- 9) M. W. Brown and K. J. Miller, "Initiation and Growth of Cracks in Biaxial Fatigue", Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol.1, No.2, pp.231-246 (1979).
- 10) "Non-destructive evaluation of creep and creep-fatigue damage/lives of heat-resisted steels by replication method", Committee on Reliability Evaluation of Structural Materials Society of Basis Research on Specific Subjects, The Iron and Steel Institute of Japan, pp.3-4 (1991).