SUS316L 鋼の多軸低サイクル疲労下での微小き裂 進展挙動に及ぼす試験温度の影響[†]

磯部 展宏* 桜井 茂雄*

Effect of Test Temperature on Micro Crack Growth Behaviour for SUS316L Stainless Steel in Biaxial Low Cycle Fatigue

by

Nobuhiro ISOBE* and Shigeo SAKURAI*

Biaxial low cycle fatigue tests under pure and combined axial and torsional loading were conducted on type 316L stainless steel at room temperature, 550°C and 650°C. In the axial and combined axial-torsional loading tests, cracks propagated almost along the principal strain plane at all temperatures. But in the pure torsion test, the crack growth direction transferred from the principal strain plane to the maximum shear plane with increasing temperature. Cracks became zigzag shape at high temperature or under pure torsional loading. These differences were discussed in relation to the increase of microstructural damaged zone, such as slip band, at high temperature and the normal strain acting on crack surface. The crack length was correlated to life fraction. The crack growth behaviour varied with temperature or principal strain ratio and scattering of the data became large at an early stage of life. But this scattering became small in a latter stage of life. This suggests that microstructure of material affects the microcrack growth behaviour.

Key words : Biaxial low cycle fatigue, Micro crack, Crack growth, Principal strain, Shear strain, Type 316L stainless steel

1 緒 言

蒸気タービンやガスタービンなど高温機器では、使用時の部材内の温度勾配や周囲の拘束により熱応力が生じ、それが機器損傷の要因となっている場合が多い。一般に、熱応力は材料の熱膨張と周囲の拘束に起因するため、その応力状態は多軸応力状態にある。そのため、部材の損傷を評価する際には、応力あるいはひずみの多軸性を考慮する必要がある。また、高温機器部材では繰返し負荷を受ける場合、微小き裂が多数発生し、それらが結合・進展して破損へと至ることが考えられる。したがって、機器の信頼性維持のためには、き裂の発生・進展挙動を把握して、損傷を評価することが重要となる。しかしながら、高温多軸応力下での微小き裂進展に関する研究例は数少ない^{1,2)}。

本研究では、SUS316L 鋼について室温、550°C および 650°C で比例多軸負荷による低サイクル疲労試験を行い、微小き裂進展挙動に及ぼす応力多軸性と試験温度の影響について検討した。また、550°C での 1CrMoV 鋼のき裂成長挙動と比較し、異なる材料間でのき裂成長のメカニズムの相違についても検討した。

2 試験方法

供試材は、1100°C で固溶化熱処理を施した SUS316L ステンレス鋼である。その化学成分を Table I に示す。試験片は、評点部の外径 22 mm、内径 18 mm、評点部長さ 30 mm の薄肉円筒試験片である。その形状と寸法を Fig. 1 に示す。供試材の平均結晶粒径は約 50

μm である。なお、試験片評点部表面は、試験前に、エメリー紙 1000 番まで研磨し、0.3 μm 径のアルミナで仕上げた。

試験装置は、引張・圧縮荷重容量 ±245 kN、トルク容量 ±2.82 kN・m の電気油圧サーボ式二軸疲労試験機である。試験片の加熱には出力 10 kW の高周波誘導加熱装置を用いた。試験温度は試験片評点部の上下および中央にとりつけた 3 組の熱電対によって制御し、評点部内の温度分布が ±3°C 以内になるようにモニタリングしながら試験を行った。変位検出は、既報と同じく、石英棒と板バネを組み合わせた、ゲージ長さ 25 mm の押し当て式の引張およびねじりの二軸伸び計により行った。

試験は室温、550°C、650°C の各温度で、大気中において全ひずみ範囲制御により行った。本研究ではひずみ

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.020	0.58	0.80	0.028	0.006	12.23	17.47	2.23

Fig. 1. Shape and dimensions of specimen.

[†] 原稿受理 平成 7 年 4 月 3 日 Received Apr. 3, 1995

* 正会員 (株)日立製作所機械研究所 〒317 日立市幸町, Mech. Eng. Res. Lab., Hitachi, Ltd., Saiwai-cho, Hitachi, 317

の多軸性を表すパラメータとして、最大主ひずみ ε_1 と最小主ひずみ ε_3 の比 $\varepsilon_3/\varepsilon_1$ を主ひずみ比 ϕ として用いた。ひずみ経路は引張・圧縮・繰返しねじりの組み合わせ比例負荷であり、主ひずみ比 ϕ を -0.50 、 -0.64 、 -1.00 の3通りとした。なお、ポアソン比は非弾性域における値の 0.5 とした。 $\phi = -0.50$ が単軸引張・圧縮、 $\phi = -1.00$ が繰返しねじりのみの経路に対応する。ひずみ波形は Mises 型の相当ひずみ速度で $0.1 \text{ \%}/\text{sec}$ の完全両振り対称三角波である。全ひずみ範囲は Mises 型の相当ひずみで $0.7 \text{ \%}$ とした。また、破損繰返し数 N_f は、Mises 型の相当応力範囲がその最大値の $75 \text{ \%}$ の値まで低下したときの繰返し数とした。

3 実験結果および考察

3・1 表面き裂の進展モード

Fig. 2 に今回の実験で得られた表面き裂の巨視的なレプリカ写真を示す。これらの写真はき裂の表面長が約 2 mm になった時点のものである。室温では、どの主ひずみ比についても、き裂はほぼ最大主ひずみ面に沿って進展しているといえる。温度が上昇すると、 $\phi = -0.50$ 、 -0.64 では試験片軸方向から垂直に近い面上をき裂は進展している。これに対して、 $\phi = -1.00$ では、温度が高くなるにつれて、主ひずみ面から最大せん断面にき裂の進展方向が移る傾向がみられる。なお、最大主ひずみ面と試験片軸方向のなす角度は、主ひずみ比 $\phi = -0.50$ 、 -0.64 、 -1.00 のそれぞれについて、 90.0° 、 65.4° 、 $\pm 45.0^\circ$ である。

Fig. 3 にはき裂の成長に伴う、微視的な進展方向の変化を調べた結果を示す。横軸のき裂長さは、き裂の発生位置からの距離として、屈曲している部分も考慮した長

さである。なお、これは主き裂について、破断時にき裂の発生位置から先端までの距離が大きくなっていた側の結果である。 $\phi = -0.50$ の引張・圧縮の試験では、き裂は室温、 550°C では、最大主ひずみ面から約 20° 傾いて発生していたが、その後、長さが $0.2 \sim 0.3 \text{ mm}$ となった時点からほぼ最大主ひずみ面に沿って成長しているのが分かる。 650°C では、き裂は最大主ひずみ面を示す 90° の線を繰返し横切るかたちで、 $0.1 \sim 0.15 \text{ mm}$ ごとにその方向を変化させながら進展している。 $\phi = -0.64$ のデータも、室温ではほぼ最大主ひずみ面に沿って進展している。しかし、温度が高くなるにつれて複雑な進展挙動を示し、き裂の屈曲の度合いが大きくなっていることが分かる。 $\phi = -1.00$ の繰返しねじりの試験では、どの温度においてもき裂はその進展方向を変化させながら成長し、屈曲した形状となっていることが分かる。き裂は、室温では最大主ひずみ面に沿って、 550°C では約 0.2 mm まで最大せん断面に沿って成長した後、最大主ひずみ面に沿って、それぞれ繰返し進展方向を変化させながら伝播していることが分かる。それに対して、Fig. 2 からも確認できるように、 650°C ではき裂はほぼ最大せん断面に近いところを進展している。なお、ここで観察を行ったき裂成長方向とは反対方向のき裂の進展量の小さかったもう一方の側についても、その傾向はほぼ同じであった。

3・2 き裂成長メカニズムの検討

Fig. 4 に 1CrMoV 鋼の 550°C 、 $\phi = -1.00$ でのき裂の観察写真を示す。既報では、主ひずみに垂直な方向に沿って、格子状の酸化膜の割れが生じ、それに沿ってき裂が進展するというモデルを提案した。すなわち、巨視

Fig. 2. Photographs of surface cracks observed by replica.

(a) $\phi = -0.50$ (b) $\phi = -0.64$ (c) $\phi = -1.00$

Fig. 3. Variation of crack extension angle with crack growth.

Fig. 4. Photograph of surface cracks observed for 1CrMoV steel.³⁾

Fig. 5. Three regions of cracking behaviour observed in torsion.

的には最大せん断面に沿ってき裂が進展していても、それは、主ひずみに垂直な方向の微小な酸化膜の割れの連続的な合体によって生じたものであるというモデルである。

一方、今回の SUS316L 鋼では 1CrMoV 鋼のような顕著な酸化膜の割れはみられなかった。Fig. 3 の、特に $\phi = -1.00$ の繰返しねじりの試験結果から分かるように、き裂の進展方向は $0.1 \sim 0.15 \text{ mm}$ ごとに周期的に変化している。この $0.1 \sim 0.15 \text{ mm}$ という長さは結晶粒 2～3 個分の長さに相当している。結晶粒ごとのすべり面方向はランダムに分布している。固執すべり帯などのき裂の核となる微視組織的な損傷は、結晶粒内のすべり面方向の影響を受け、様々な方向を向いたものが発生する。き裂は、微小き裂の段階では、そのような局所的な損傷を

伝って進展していくものと考えられる。

温度の変化によるき裂進展モードの変化が最も顕著であった $\phi = -1.00$ での温度とき裂モードの対応を Fig. 5 に示す。室温における微小き裂の進展は、結晶粒界や介在物によってその方向が変化してゆき、進展に伴ってき裂の開口が生じるようになる⁴⁾。そして、き裂先端ですべり解離⁵⁾が生じ、巨視的には主ひずみ面に沿ったき裂進展になると思われる。しかし、高温では室温よりも多くのすべり系が容易に活動できるようになり、すべりに基づく疲労損傷が生じる領域も大きくなる。そのため、最大せん断面に近い角度をもった、すべりによる微視組織的

Fig. 6. Model of crack growth mechanism for SUS316L stainless steel at high temperature.

な損傷が数多く発生し、それらの1つ1つも室温に比べて大きくなると思われる。Fig. 6に今回の結果から推定される、高温での微小き裂進展のメカニズムの模式図を示す。 $\phi = -0.50, -0.64$ ではき裂面に作用する垂直ひずみにより、き裂の開口が生じる。その影響により、き裂はFig. 6(a)に示すように、互いに角度をもって存在するすべり面上の微視組織的な損傷を伝って、方向を変えながら進展する。その結果、き裂は周期的に屈曲しながら、巨視的には最大主ひずみ面に沿って進展するものと思われる。 $\phi = -1.00$ では、Fig. 6(b)に示すように、最大せん断断面上の垂直ひずみは存在せず、他の主ひずみ化よりもき裂面に作用する垂直ひずみの影響は小さくなる。そして、き裂はどちらか一方の最大せん断面に近い角度をもって発生した微視組織的な損傷域を伝って進展するようになり、巨視的にも最大せん断面に沿って進展したものと思われる。

Bannantine と Socie⁶⁾は、SUS304 鋼や SUS316 鋼について、室温での繰返しねじり試験を行い、き裂は最大せん断面に沿って発生するが、進展は最大主ひずみに垂直な方向となり、ひずみ範囲が大きくなるにつれて、最大せん断面に沿ってき裂が進展する割合が大きくなることを示している。同じ温度で全ひずみ範囲が大きくなれば、すべりなどの微視組織的な損傷を受ける領域が大きくなっていく。今回の結果である。温度が高くなるにつれて最大せん断ひずみが支配的になっていくことは、き裂の進展モードにも温度の上昇がひずみ範囲を大きくするのと同じ効果があることが分かる。したがって、SUS316L 鋼におけるき裂の進展モードについて、高温高ひずみ側では最大せん断ひずみが、低温低ひずみ側ではき裂面に作用する垂直ひずみが支配的になるといえる。

また、室温においても $\phi = -1.00$ の試験では、き裂が屈曲した形状となっていた。最小主ひずみ $\epsilon_3 (= \phi \epsilon_1)$ は圧縮負荷時には絶対値が同じ引張負荷として作用するため、主ひずみ比 ϕ の絶対値が大きいほど2つの主ひずみ面に加わるひずみの大きさの差は小さくなる。そして、

$\phi = -1.00$ の繰返しねじり負荷では、2つの主ひずみ面は、逆位相で全く同じ負荷の加わる等価な面となる。 $\phi = -0.50$ では、軸方向の最大主ひずみの影響が大きく、巨視的には、試験片軸方向に垂直な最大主ひずみ面が主に損傷を受ける面となる。一方、 $\phi = -1.00$ では、最大、最小主ひずみとも負荷の大きさとしては同じであるため、どちらの主ひずみ面も同様に損傷を受けることになる。き裂はそれらの損傷に起因し、両方の主ひずみ面に沿って進展するため、 $\phi = -0.50$ に比べて様々な角度をもって配向するき裂が発生すると思われる。このことは、Fig. 2の写真からも確認できる。そして、これらの微小き裂が結合しながら進展するため、変曲点の多い複雑な形状になったと考えられる。

以上のように、き裂進展のメカニズムは、SUS316L 鋼と 1CrMoV 鋼とは異なっていた。1CrMoV 鋼では、表面の酸化が激しく、き裂の発生は酸化膜の割れに起因するものであった。一方、SUS316L 鋼では酸化の程度は比較的小さく、き裂の発生はすべりにより生じる微視組織的な損傷の方向とその大きさに起因すると考えられた。進展については、1CrMoV 鋼についても、ひずみ範囲が大きくなるにつれて、き裂の進展が主ひずみ面に沿ったものから、最大せん断³⁾面に沿ったものへと移行することが確認されている。したがって、どちらの材料についても、き裂の進展モードには上述したすべりなどのき裂先端前方の微視組織的な損傷を受ける領域の大きさが影響しているといえる。

3・3 き裂成長挙動

Fig. 7に SUS316L 鋼の表面き裂長さの繰返し数に伴う変化を示す。ここではき裂長さを、き裂の両端を結んだ直線の長さとした。各温度および各主ひずみ比で、寿命の大半は微小き裂の成長過程で占められており、それらのデータは片対数グラフ上で直線近似することができる。その直線の傾きである無次元き裂進展速度は、室温および 550℃では主ひずみ比が小さくなるにつれて小さくなっている。したがって、破損寿命も同じ Mises

(a) Room temperature

(b) 550°C

(c) 650°C

Fig. 7. Crack growth behavior under biaxial fatigue.

型の相当ひずみ範囲で比較した場合、主ひずみ比の小さいものほど長寿命になる。この傾向は、SUS304 銅⁷⁾や 1Cr1Mo1/4V 銅⁸⁾の結果と一致している。しかし、650°C では、主ひずみ比による進展速度の差は小さく、ほぼ同じ寿命となっていた。

Fig. 7(c)における 650°C の $\phi = -1.00$ の試験では、軸方向および円周方向にそれぞれき裂が進展し、円周方向のき裂が寿命の中ほどで約 4 mm にまで達し、その後進展速度が急に小さくなっている。Fig. 8 にそれらの 2 つのき裂の写真を示す。A が円周方向に、B が軸方向に進展したき裂である。き裂 A の進展速度が急に低下し

Fig. 8. Photograph of surface cracks observed in reversed torsion test at 650°C.

Fig. 9. Relationship between life fraction N/N_4 and crack length.

た時点は、き裂 B が急速に進展し、0.2 mm から 0.8 mm になった時点とほぼ一致している。このき裂 B の急速な進展はき裂の合体によるものであった。このように、近接して発生したき裂 A, B が共に大きく成長し、さらにき裂 A の先端近くにき裂 C が存在したため、互いのき裂先端での応力場を緩和するように相互作用が生じ、き裂 A の進展が遅くなったものと思われる。最終的には、き裂 B がき裂 C と合体した後にき裂 A と合体し、破断時に主き裂となっていた。このように、様々な角度をもったき裂が発生するような場合には、それらの相互作用により、1 つ 1 つのき裂の進展挙動は複雑なものになるといえる。

Fig. 9 にこれらの微小き裂の進展挙動を、寿命比で整理した結果を示す。なお、1CrMoV 銅の Mises 型の相当ひずみ範囲が 0.7 % での試験結果も併せて示す。今回用いた円筒試験片では、き裂の貫通前後でその進展速度が大きく変化する。これは、Fig. 7 におけるいくつかのデータで、き裂長さがほぼ 4 mm となった時点から進

展速度の大きくなっていることから確認できる。そこで、試験片の肉厚が2 mm であることから、ここでは寿命を、き裂が貫通すると考えられる、表面長が4 mm に達した時点とした。主ひずみ比によりき裂のアスペクト比は変化すると考えられるが、一般的にアスペクト比は1 以下であるので、き裂の深さを大きく見積もることになる半円き裂を想定し、寿命評価上安全側の評価となるき裂表面長4 mm を寿命とした。SUS316L 鋼と1CrMoV 鋼の挙動の間に明確な違いはない。しかし、主ひずみ比の違いによる進展挙動の差がみられ、材料の違いよりも主ひずみ比の方が、き裂進展挙動に及ぼす影響は大きいといえる。特に、650°C、 $\phi = -1.00$ において、寿命早期でのき裂の急速な進展がみられる。このき裂は、他のき裂と異なり、最大せん断面に沿って進展したき裂である。また上述したように、別の方向に進展した近接するき裂との相互作用により、寿命後半でその進展速度が急に遅くなったものである。このような進展モードの違いが進展挙動にも影響したものと思われる。また、室温において、寿命前半のき裂進展が、高温よりも遅くなっており、寿命比でみた場合、き裂の発生が高温の場合よりも遅くなることがわかる。このように、寿命後半におけるき裂進展挙動の差異は小さかったが、寿命早期の進展は主ひずみ比や温度により異なっていた。微小き裂の初期成長段階では、結晶粒内すべり方向などの、微視組織の影響を直接的に受けるため、き裂成長速度のばらつきが大きくなるとされる。一方、き裂が約0.5 mm 以上になるとき裂先端の応力場によって成長速度が決定されるためばらつきが小さくなると考えられる。

4 結 言

SUS316L 鋼について多軸比例負荷による高温低サイクル疲労試験を行い、微小き裂進展挙動に対する試験温度の影響について考察を行った結果、以下のことが明らかとなった。

(1) き裂は主ひずみ比 ϕ が -0.50 、 -0.64 の試験では、どの温度でもほぼ主ひずみ面に沿って進展していた。しかし、 $\phi = -1.00$ の繰返しねじりの試験では、温度が高くなるにつれて、き裂の進展が主ひずみ面に沿ったも

のから、せん断ひずみ面へと移行していた。また、高温ほどき裂の屈曲が大きくなっていた。これらは、温度の上昇により、すべりなどの微視組織的な損傷を受ける領域が大きくなることに関係していると考えられた。また、主ひずみ比の小さい試験ほど、き裂の形状が屈曲した複雑なものになったが、これは、最小主ひずみの影響によるものと考えられた。

(2) 同じ Mises 型の相当ひずみ範囲では、室温および550°C においては、主ひずみ比の小さいもののほどき裂の進展速度が小さくなり、長寿命となった。しかし、650°C ではその差は小さく、ほぼ同じ寿命となった。

(3) SUS316L 鋼と1CrMoV 鋼について、寿命比による微小き裂の進展挙動の整理を行ったところ、材料の違いによる進展挙動の差は小さく、主ひずみ比による挙動の違いのほうが大きかった。これらの挙動のばらつきは寿命初期に大きく、寿命比が大きくなるにつれて小さくなっていった。これはき裂長さが極めて小さい領域では、き裂の進展が微視組織の影響を大きく受けることを示唆していた。

(平成6年12月2日 日本材料学会第32回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 緒方隆志, 新田明人, 日本材料学会第27回高温強度シンポジウム前刷集, p. 117 (1989).
- 2) 伊藤隆基, 坂根政男, 大南正瑛, 日本機械学会論文集, 1549 (1990).
- 3) 桜井茂雄, 福田嘉男, 金子了市, 日本機械学会論文集, 58, 951 (1992).
- 4) M. W. Parson and K. J. Pascoe, Mater. Sci. and Eng., 22, 31 (1976).
- 5) B. Tomkins, Phil. Mag. 18, No. 155, 1041 (1968).
- 6) J. A. Bannantine and D. F. Socie, ASTM STP 942, 899 (1988).
- 7) M. Sakane, M. Ohnami and M. Sawada, Trans. ASME J. Eng. Mater. Technol., 109, 236 (1987).
- 8) M. Sakane, M. Ohnami and M. Sawada, Trans. ASME J. Eng. Mater. Technol., 113, 244 (1991).