SUS304 の内部き裂型クリープ疲労粒界破壊[†]

—き裂発生・成長の数値シミュレーション—

多田 直哉* 周 瑋生**

北村 隆行* 大谷 隆一*

Creep-Fatigue Intergranular Fracture of Inner Cracking Type in Type 304 Stainless Steel

— Numerical Simulation on Initiation and Growth of Small Cracks —

by

Naoya TADA*, Weisheng ZHOU**, Takayuki KITAMURA*
and Ryuichi OHTANI*

The most dangerous fracture of creep-fatigue is caused by multiple small cracks which initiate and grow inside of materials. In this study, a numerical simulation method is proposed on the initiation and growth of inner small cracks on the basis of the experimental observation of a Type 304 stainless steel during creep-fatigue in order to elucidate the evolution process of damage. The model proposed in this study is similar to that for creep-fatigue intergranular fracture of surface cracking type which has already been reported by the authors. It is based on a discrete model of grain boundaries having random shape and sizes with random fracture resistances and a Monte Carlo simulation combined with a damage mechanics concept. As a result, the spatial and temporal distributions of inner small cracks are successfully evaluated by the simulation.

Key words : Inner small crack, Crack initiation, Crack growth, High temperature fatigue, Creep, Monte Carlo simulation, Type 304 stainless steel

1 緒 言

耐熱鋼の最も短寿命で危険なクリープ疲労破壊形態は、材料内部に均一に生じる粒界微小き裂の発生・成長・合体によるもの（いわゆる内部き裂型粒界破壊）であることを前報^{1,2)}で示した。このタイプの破壊は、粒界拡散支配のクリープキャビティの発生・成長で始まるが、キャビティが合体して1結晶粒界の大きさのき裂が形成されるき裂発生過程およびその後のき裂成長過程を明らかにすることが、表面き裂粒界破壊の場合と同様、重要な課題である。そのためには微小き裂の時間的・空間的分布を知ることが不可欠である。内部き裂の分布状態は縦断面面上に現れた2次元的なき裂の観測によらざるをえないが、それでは正確なき裂状態を把握することができないので、何らかの方法で空間的な3次元分布状態を推定する必要がある。また、内部き裂は表面き裂のように同一カ所の連続観察を行うことができないので、異なる試料による情報を積重ねて経過を追わなくてはならない。

本研究では、クリープ疲労中断試験によって得られた試験片縦断面面上の限られた情報から部材内部に多数発生・成長する微小き裂の分布状態およびその経時変化を、数値シミュレーションによって推定する方法を提案する。

また、それを用いて SUS304 鋼のクリープ疲労における内部微小き裂による損傷の発展について検討する。

2 内部微小き裂に関する試験観測結果

前報²⁾では、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の中実丸棒平滑試験片（直径 10 mm, 平行部長さ 20 mm）を用いた高温クリープ疲労試験を実施し、内部微小き裂の観察・測定を行い、以下のようなシミュレーションモデルの基礎となる試験結果を得ている。

- (1) 試験片内部の結晶粒界に沿って多数のクリープキャビティが発生・成長する。それらの合体により、ほぼ1粒界のファセットがき裂の発生単位となる。
- (2) 微小き裂は時間的、空間的にランダムに発生する。
- (3) 大部分のき裂は応力軸に垂直な粒界ファセット上に優先的に発生・成長する。また、応力軸方向に1結晶粒径（約 50 μm ）以上離れた隣接き裂同志が合体する例は、ほとんど認められない。
- (4) 試験片内部においてはき裂密度は一樣であり、試験片のどの部分をとってもき裂長さ分布やき裂角度分布に相異なる。

3 シミュレーション方法

3・1 結晶粒界ファセットの作成

[†] 原稿受理 平成6年3月30日 Received Mar. 30, 1994

* 正 会 員 京都大学大学院工学研究科機械物理工学専攻 〒606-01 京都市左京区吉田本町, Div. of Eng. Physics & Mech., Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606-01

** 学生会員 京都大学大学院 〒606-01 京都市左京区吉田本町, Graduate Student, Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606-01

内部微小き裂のシミュレーションを行うためには、3次元的な粒界ファセットの分布が必要である。別報では、表面き裂シミュレーションを目的として、表面上の2次元粒界を計算機によって作成する方法を提案したが、同様にして3次元のランダムな粒界ファセットを作成することは可能である。しかし、それには非常な計算量とメモリ容量を要するため現実的な方法ではない。一方、表面き裂のシミュレーションに関して、表面の粒界を直線上に分布させた1次元モデルと実物粒界の2次元モデル^{(4), (6)}（内部方向への角度分布も考慮しているので実際は3次元モデルである）の相違を比較すると、き裂面（粒界ファセット）の傾きの有無、隣接き裂間の干渉・合体の有無、成長して長くなったき裂の上下面近傍における応力緩和域の有無によって、き裂成長が活発になる疲労後期に差異が認められたが、き裂発生・初期成長の大局的な挙動は1次元モデルによってシミュレーションが可能であるとの結論を得た。⁽⁸⁾ よって、本研究の内部き裂シミュレーションについても、第1次近似として同様の単純化モデルが適用できるものとする。事実、前節の試験結果(3)は、Fig. 1に示すように3次元粒界ファセットを応力軸に垂直な面に投影した2次元粒界ファセット面（以下、これを粒界ファセット投影面と称する）上でき裂発生・成長を考えることが可能であることを示唆している。そこで、本研究では3次元分布する粒界ファセットをFig. 2に示すような多数の粒界ファセット投影面の積層で近似し、シミュレーションはこれらの粒界ファセット投影面で行うこととし、投影面間のき裂干渉は考慮しないことにした。

粒界ファセット投影面は、表面の粒界作成に用いた核生成・成長モデル⁽⁹⁾に基づいて数値的に計算機により作成した。このとき、Fig. 1に示すように、計算上の任意の切断面と結晶粒界ファセット投影面の交線の長さ分布 $G(l_{gr})$ が、実際の供試材切断面における結晶粒界の応力軸垂直方向への投影長さ分布 $G(l_g)$ に等しくなるように

Fig. 1. Illustration explaining the projection of grain boundary facets on a plane perpendicular to the stress axis.

Fig. 2. Model of grain boundary facets used for the numerical simulation.

ファセット分布を決定した。

また、粒界ファセット投影面の間隔 h は次式より決定した。

$$h = (\text{断面上の結晶粒平均面積})^{1/2} \\ = (1/n_g)^{1/2} \quad (1)$$

ここで、 n_g は切断面上の単位面積あたりの結晶粒個数である。本 SUS304 の結晶粒密度の実測値 ($n_g = 300 \text{ mm}^{-2}$) を式 (1) に代入すると、結晶粒界ファセット投影面の間隔 h は約 $60 \mu\text{m}$ となる。

3・2 内部き裂発生・成長モデル

ここで提案するモデルは、クリープ疲労のもう一つの破壊形態である表面き裂型破壊に関して以前に提示したモデル⁽⁴⁾⁻⁽⁸⁾と方法論的には同様のものであって、き裂発生・成長の時間的・場所的なランダム性はモンテカルロ法に、その経時変化は損傷力学的方法によって解析する。具体的には以下のとおりである。

- (1) 各粒界ファセットに、破壊に対する抵抗を表わす破壊抵抗値 R を与える。 R は 0 から 1 の一様乱数とする。
- (2) 単位繰返し数ごとに、各粒界ファセットにき裂発生に関する破壊駆動力 F を与える。 F による損傷のため、全粒界ファセットの破壊抵抗値 R は単位繰返し数ごとに F ずつ減少する。
- (3) ある粒界ファセットの破壊抵抗値 R が零になったとき、そのファセットが破壊して、1 粒界ファセット寸法の内部微小き裂が発生する。
- (4) 発生したき裂に隣接する周囲の粒界に作用する破壊駆動力は、き裂による応力集中の影響を受けて増大する。その破壊駆動力はき裂の相当半径 r_{eq} に比例すると仮定し、全破壊駆動力 D を次式で与える。

$$D = F + K \cdot r_{eq} \quad (2)$$

$$r_{eq} = (A/\pi)^{1/2} \quad (3)$$

A : き裂面積

ここで、 K をき裂伝ばに関する破壊駆動力と称する。 D による損傷のため、き裂に隣接する全粒界ファセットの破壊抵抗値 R は単位繰返し数ごとに

D ずつ減少する。

- (5) き裂に隣接するある粒界ファセットの破壊抵抗値 R が零になったとき, その粒界ファセットが破壊し, 1 粒界ファセット分だけのき裂が伝ばする。

3.3 シミュレーション対象

大気中, 温度 1073K (800°C), ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t=0.7\%$, cp-type ($10^{-4}-1\%$ /s) 三角ひずみ波形の試験条件 (本試験条件は文献 2) の試験条件 1 と同じであって, 明瞭な内部き裂型破壊を呈する) において, 破損寿命 ($N_f=133$ 回) の 10% (13 回), 17% (22 回), 25% (33 回), 50% (66 回), 75% (100 回), 100% (133 回) の中断試験片を作成した。そして, それらの縦断面上の内部き裂の数やき裂長さの累積分布のクリープ疲労進行に伴う変化を観測した。ただし, 観測したき裂長さ (応力軸に垂直な線に投影した半長: 以後き裂長さはすべてこれを表わす) の最小値は, いずれの場合も $10\mu\text{m}$ とした。それ以下の長さのき裂には磨き傷や粒界などとの判別が困難なものがあるため測定対象外とした。

縦断面上の内部き裂の様子を Fig. 3(a) に示す。Fig.

SUS304, 1073K, cp-type ($10^{-4}-1\%$ /s), $\Delta\epsilon_t=0.7\%$

(a) Experimental results.

(b) Simulation results.

Fig. 3. Morphology of inner small cracks revealed on a longitudinal section of the specimen.

Fig. 4. Change in crack density, n_p , observed on a longitudinal section. The line shows the simulation result.

Fig. 5. Change in mean crack length, a_m , observed on a longitudinal section. The line shows the simulation result.

Fig. 6. Distribution of inner crack length observed on a longitudinal section. The lines show the simulation result.

4, 5 および Fig. 6 に, これより求められた試験片縦断面上における単位面積当たりのき裂密度, 平均き裂半長, き裂長さの累積分布およびそれらの経時変化に関する実験観測結果を丸印で示す。シミュレーションは, この実験を対象として行った。なお, Fig. 6 の実験結果は, 全き裂 ($N=33$ のとき, 12 個, $N=66$ のとき, 48 個, $N=100$ のとき, 83 個, $N=133$ のとき, 173 個) を一定長さごとにまとめて度数分布を調べ, その累積度数を表

したものである。

シミュレートする領域の体積は、 $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ とした。この領域内の結晶粒界ファセット投影面の数は 16 であるが、比較のためにその 4 倍ほどのファセット投影面に対するシミュレーションも行い、統計上の有意差がないことを確認した。なお、内部微小き裂の実験測定において、応力軸に垂直方向への投影半長が $10 \text{ }\mu\text{m}$ 以上のもののみを対象とした。シミュレーションにおいてもこの結果と対応させるため、以下では縦断断面上に現れた半長が $10 \text{ }\mu\text{m}$ 以下のき裂は除外し、 $10 \text{ }\mu\text{m}$ 以上のき裂に対する結果を示すことにする。

4 シミュレーション結果および考察

4・1 縦断断面上の内部き裂分布

Fig. 7 は、式 (2) におけるき裂伝ばに関する破壊駆動力 K の値を固定した場合の、き裂発生に関する破壊駆動力 F による縦断断面上のき裂密度 n_p と平均き裂長さ a_m の変化を示している。一方、Fig. 8 は、同様に F を固定した場合の K によるそれらの変化を示している。Fig. 7(a) と Fig. 8(a) よりき裂密度は F に支配されていることが分かる。ここで、Fig. 8(a) を見ると、 K の値が大きくなると寿命後半においてき裂密度が増加する傾向が認められるが、これは、内部のき裂密度が増加しなくても K によってき裂が成長し、寸法が大きくなるほど縦断断面上に出現するき裂個数が多くなるためである。一方、Fig. 7(b) と Fig. 8(b) より、初期の平均き裂長さ a_m は 1 粒界長さの平均値 ($37 \text{ }\mu\text{m}$) の半分と一致しているが、繰返し数の増大とともに長くなる。 K はこの増大を支配している。以上のことは、 F は縦断断面上のき裂密度変化より、 K は平均き裂長さ変化より推定できることを示している。

Fig. 4 と Fig. 5 に示した縦断断面上のき裂測定結果よ

(a) Change in crack density, n_p .
(b) Change in mean crack length, a_m .

Fig. 7. Simulation results ($K=0$).

り、試行錯誤により適切な F と K の値を求めると次のようになる。

$$F=7 \times 10^{-4}, K=3 \times 10^{-2} \quad (4)$$

Fig. 4, 5 および Fig. 6 に、式 (4) の F と K の値を用いてシミュレートした試験片縦断断面上における単位面積当たりのき裂密度 n_p 、平均き裂半長 a_m 、き裂長さの累積分布 $F(a)$ およびそれらの経時変化を実線で示す。寿命初期から破損までき裂密度や平均き裂長さの変化のみならず、き裂長さ分布の変化もよく試験結果を再現している。Fig. 3 は試験片縦断断面上における内部き裂の試験観察結果 (a) とシミュレーションにより得られた分布状態 (b) を比較して示す。両者はよく類似している。これらは本シミュレーションが任意断面上におけるき裂の挙動を忠実に再現できていることを示すものであり、き裂の空間分布を統計的に推定できることを示唆している。

また、参考として、

$$F=7 \times 10^{-4}, K=0 \quad (5)$$

とした場合のシミュレーション結果を Fig. 4 と Fig. 5 に破線で示す。この条件はき裂発生のみによって損傷が進行する場合であるが、寿命初期から中期までは、 $K=3 \times 10^{-2}$ としたシミュレーション結果と相違がなく、ともに実測結果とよく一致している。すなわち、寿命中期までは微小き裂の発生が支配的であり、寿命末期においてき裂伝ばが生じ、これが急速にき裂の合体を誘発して主き裂の形成に至っていることを示している。また、疲労開始時からき裂が発生し始めると仮定してシミュレーションしても実験結果とほぼ一致しており、表面き裂型破壊の場合と同様、クリープ疲労における粒界き裂はきわめて早期から発生することがわかる。

4・2 内部き裂の空間分布の推定

Fig. 9 に、単位体積当たりの内部き裂密度に関するシ

(a) Change in crack density, n_p .
(b) Change in mean crack length, a_m .

Fig. 8. Simulation results ($F=7 \times 10^{-4}$).

Fig. 9. Change in volumetric crack density, n_v , obtained by the simulation.

Fig. 10. Change in mean crack radius, r_m , obtained by the simulation.

Fig. 11. Distribution of inner crack radius obtained by the simulation.

ミュレーションによる推定結果を示す。ただし、同図にはき裂半径（式(3)による相当半径）が $10\ \mu\text{m}$ 以上のもののみの結果を示している。図中の黒丸印は、本試験条件における $0.75N_f$ 中断試験片の縦断面をほぼ $75\ \mu\text{m}$ の深さまで約 $3.5\ \mu\text{m}$ ごとに順次バフおよびダイヤモンド研磨して、その都度光学顕微鏡により撮影した写真より内部き裂の3次元密度を測定した結果である。このような測定法では、測定領域の体積が限られる上に研磨によって同一き裂か否かの認定誤差が生じ、正確な体積密度を求めることが難しいため、Fig. 9 中の黒印はき裂体積密度の概数値を示していると解釈できる。両者は比較

SUS304, 1073K, $\Delta\epsilon_t=0.7\%$,
cp-type (10^{-4} -1 %/s), $N_f=133$

Fig. 12. Simulation morphology of the grain boundaries and inner small cracks (black parts) projected on a plane perpendicular to the stress axis.

的によく一致しており、本シミュレーションによるき裂の空間分布推定の妥当性を実証している。また、Fig. 4 に示した縦断面上のき裂の面積密度は寿命末期に急速に増加しているのに対して、体積密度は寿命後期で飽和している。これは、すでに説明したとおり、き裂半径が大きくなると縦割りによるき裂の切断確率が大きくなるため、見掛け上断面上のき裂数が増加するためである。このように断面上の面積密度は空間的体積密度と必ずしも対応しない。さらに、縦断面上の面積密度は最終的に $70\text{個}/\text{mm}^2$ を越えているが、これを体積密度に換算すると $1200\text{個}/\text{mm}^3$ という非常に高密度になる。これは、結晶粒界ファセット投影面上におけるき裂面積の投影面全体に対する割合は 0.3 に相当する。すなわち、試験片の破損状態では横断面積の約 3 割がき裂によって占められているとみなすことができる。

Fig. 10 および Fig. 11 にシミュレーションにより推定された試験片内部における平均き裂半径 r_m 、き裂半径の累積分布 $F(r)$ およびそれらの経時変化を示す。ここで、き裂半径は式 (3) より得られる相当半径である。寿命中期まではき裂半径およびその分布がほとんど変化していないのに対して、寿命後期になるとき裂半径が急速に増大するとともに長いき裂の割合も多くなり、き裂の成長・合体の効果が顕著に現れている。縦断面と接する確率はき裂寸法や形状によって異なり、これが縦断面上の測定結果と空間分布との差に大きな影響を及ぼす。合体による不規則な形状の大きなき裂の出現によりき裂間の差が大きくなるため寿命末期になって縦断面上のき裂分布は空間分布と対応が著しく悪くなったものと考えられる。

Fig. 12 に粒界ファセット投影面上におけるき裂発生・成長に関するシミュレーション結果の一例を示している。図より、大きなき裂の形成過程を連続的に認識することができる。

5 結 言

(1) オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 のクリープ疲労における内部微小き裂の観測結果をもとに、直接・連続観測ができない内部微小き裂の空間分布およびその経時変化を推定するための数値シミュレーション方

法を提案した。

(2) (1) の方法を用いて同材料の大気中、 800°C 、cp-type (10^{-4} – 1% /s) ひずみ波形、 $\Delta\epsilon_t=0.7\%$ のクリープ疲労試験における内部微小き裂の発生・成長挙動をシミュレートした。適切なき裂発生駆動力 F およびき裂成長駆動力 K を選択することにより縦断面上におけるき裂の密度、平均き裂長さおよびき裂長さ分布を寿命初期から後期までよく再現することができた。

(3) 同シミュレーションにより、内部微小き裂の空間的、時間的分布が得られた。その結果、寿命初期から中期までは内部微小き裂の発生が支配的であり、後期になるとき裂密度が高いため少しの伝ばにより複数の合体が誘発され、破損寿命に至ることが明らかになった。

(平成 5 年 12 月 2 日 日本材料学会第 31 回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 大谷隆一, 日本機械学会論文集, A-59, 2019 (1993).
- 2) 周 璋生, 大谷隆一, 北村隆行, 多田直哉, 小阪 晃, 材料, 44, 78 (1995).
- 3) 北村隆行, 多田直哉, 栗山義英, 大谷隆一, 日本機械学会論文集, A-56, 702 (1990).
- 4) 大谷隆一, 北村隆行, 村山英明, 多田直哉, 日本機械学会論文集, A-54, 1312 (1988).
- 5) 多田直哉, 北村隆行, 大谷隆一, 日本機械学会論文集, A-56, 708 (1990).
- 6) R. Ohtani, T. Kitamura and N. Tada, "Structural Design for Elevated Temperature Environments", ASME PVP, Vol. 163, ed. by C. Becht, R. Ohtani, L. K. Severud and S. Y. Zamrik, ASME, New York, 123 (1989).
- 7) R. Ohtani, T. Kitamura and N. Tada, Proc. 4th Int. Conf. on Fatigue and Fatigue Thresholds (Fatigue 90), Materials and Component Engineering Pub., Birmingham, Vol. IV, 2143 (1990).
- 8) 多田直哉, 京都大学博士学位論文, "304 ステンレス鋼のクリープ疲労微小き裂の発生と伝ば" (1992).
- 9) W. A. Johnson and R. F. Mehl, Trans. AIME, 135, 416 (1939).