複合損傷シミュレーション解析による Co 基超合金の 高温低サイクル疲労寿命評価[†]

藤 山 一 成* 岡 部 永 年*
村 上 格* 吉 岡 洋 明**

Life Assessment of High Temperature Low Cycle Fatigue of Co-base Superalloy by Multi-Factor Damage Simulation Analysis

by

Kazunari FUJIYAMA*, Nagatoshi OKABE*, Itaru MURAKAMI*
and Yomei YOSHIOKA**

A life assessment method is proposed for severely damaged components such as heavy-duty gas turbine nozzles. The method named "Multi-factor damage simulation analysis" is introduced as a sort of inverse problem analysis for actual complex damage phenomena influenced by temperature-stress distribution, microstructural inhomogeneity, environment, interaction of multiple cracks, and so on. The microstructural inhomogeneity model of Co-base nozzle superalloy FSX414 is constructed by using fractal geometry of random percolation cluster model. Multiple crack initiation and growth simulation is performed with a probabilistic damage parameter which is defined as the transition probability of crack initiation and growth in the form of monotonically increasing function of cycle.

This method was applied for high temperature low cycle fatigue testing of FSX414 at 923K, 1023K, 1123K and 1223K by assigning relatively simple values for resistance R and driving force F . Arrhenius type temperature dependence was postulated for resistance R by taking account of the experimental results.

The crack morphology obtained by the simulation and the crack length distribution were quite similar to the observation results of the failed low cycle fatigue specimen surface. Moreover, the temperature dependence of the rate of life expenditure ($1/N_{25}$) coincided with the experimental results. Therefore, it is concluded that this method is a promising way to estimate the life of severely damaged component under complex situations.

Key words: Damage, Simulation, Low cycle fatigue, Co-base superalloy, Life assessment, Gas turbine nozzle, Fractal

1 は じ め に

近年、発電用のガスタービン、大形化と高温化が急速に進み、高温ガス通路部品の使用条件が過酷化しているため、材料の劣化・損傷が短期間のうちに顕在化する傾向にある。例えば、燃焼器からの高温燃焼ガスが直接流入するガスタービン第1段静翼は、起動・停止時のガス温度変動等により、Fig. 1 に示すように多数の熱疲労き裂が発生する^{1),2)}。この多数の熱疲労き裂の発生・成長に及ぼす影響因子は、温度・応力分布、材料組織、環境およびき裂相互間の干渉など多岐にわたっており、温度・応力解析結果と材料特性データとを照合する評価法では、個々の要因については評価に反映することは可能であっても、複数の要因が複合す

る場合には、解析量が膨大となるばかりでなく、現象モデルの構築も困難な場合が多い。このような場合、複雑な因子を統合して解析するためには、実際の現象をもとにした逆問題的方法の適用がむしろ有効であると考えられる。また、現象が多頻度で現われることから、信頼性工学的手法の導入も必要であると考えられる³⁾。

本論文では、その試みの一つとして、ランダム材料組織分布と確率損傷モデルを用いたシミュレーションによる解析手法、すなわち、『複合損傷シミュレーション解析法』を提案し、静翼材 Co 基超合金平滑試験片の高温低サイクル疲労損傷に適用し検討を加えたのでその結果につき報告する。

[†] 原稿受理 平成4年3月13日 Received Mar. 13, 1992

* 正 会 員 (株)東芝重電技術研究所 〒230 横浜市鶴見区末広町, Heavy Apparatus Eng. Lab., Toshiba Corp., Tsurumi-ku, Yokohama, 230

** (株)東芝重電技術研究所 〒230 横浜市鶴見区末広町, Heavy Apparatus Eng. Lab., Toshiba Corp., Tsurumi-ku, Yokohama, 230

Table I. Chemical composition.

(wt %)										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	W	B	Fe
0.25	0.78	0.70	0.005	0.008	10.1	30.2	Bal.	6.94	0.007	0.37

Solution: 1423K×4 h, N₂ Cool.Aging: 1255K×4 h, N₂ Cool.

Fig. 1. Schematic view of thermal fatigue cracks observed in a segment of gas turbine nozzle.

2 複合損傷シミュレーション解析法の概要

ここで用いる複合損傷シミュレーション解析法は、き裂発生およびき裂成長が種々の影響因子の複合により生じることを考慮して、これらの因子を損傷の確率量（確率損傷パラメータ）に統合して表現し解析する方法である。本報告では高温低サイクル疲労を対象とし、主な影響因子としてマイクロ組織と温度とに注目して検討する。

マイクロ組織と材料特性のランダムな分布形態は、格子点で構成される領域に、デンドライト相や析出相などの相の違いに応じた材料特性、すなわち、き裂発生・成長抵抗を確率的に付与することにより、表現することができる。

き裂発生・成長条件は、各格子点において局所的な破壊が生じるか否かの2状態遷移確率が1サイクルごとに増加していくものとする。N サイクルにおける局所的な破壊につながる損傷率を D_N で表わし、次式により計算する。

$$D_N = D_{N-1} + \frac{\partial D}{\partial N} \cdot \Delta N \quad (1)$$

ただし、 D_N : N-1~N サイクルにおける損傷の遷移確率

ΔN : 繰返し数増分

ここで、 $\partial D / \partial N$ は、各サイクルにおけるき裂発生・成長駆動力と抵抗の関数である。本シミュレーションでは、式(1)を負荷の繰返しに応じて評価領域全体にわたって計算し、 D_N の値に相当する確率に従ってき裂を発生・成長させる。この意味で D_N を『確率損傷パラメータ』と呼ぶ。

3 実験方法

供試材は、ガスタービン静翼に使用される炭化物析出強化型 Co 基超合金 FSX414 多結晶精密鍛造材である。その化学成分と熱処理および常温における機械的性質を Table I, II に示す。

低サイクル疲労試験片は、Fig. 2 に示す直径 10 mm の平滑丸棒試験片で、標点間距離は 25 mm である。疲労試験の負荷は、電気油圧サーボ疲労試験機にて行い、加熱には高周波誘導加熱装置を用いた。熱電対は、制御用のものを標点外にスポット溶接し、標点内 2 点に温度分布確認用のものをしぼり付けて $\pm 5K$ 以内の温度差を確認した。試験条件はつぎの通りである。

- ・試験温度: 923K, 1023K, 1123K, 1223K
- ・ひずみ制御波形: 両振対称三角波
- ・ひずみ速度: 0.25 %/sec
- ・全ひずみ範囲: 1 %
- ・環境: 大気中

破損繰返し数 N_{25} は、繰返しに伴う引張ピーク応力の変化を記録し、ピーク応力が一定となる定常状態から 25% 低下したときの繰返し数とした。

一方、き裂の形態を研磨しない状態で観察するため真空中 10^{-3} Pa の真空中で両振荷重制御 ($\sigma = \pm 300$ MPa) により 1123K にて疲労試験を行った。

試験後、試験片表面に研磨およびエッチングを施してレプリカを採取し、光学顕微鏡にて観察した。ここで、エッチング液は、HCl と H_2O_2 の 20:1 の混合溶液とした。

Table II. Tensile properties at room temperature.

Tensile strength (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
900	552	13.6	14.4

Fig. 2. Low cycle fatigue specimen.

4 実験結果

Fig. 3 に, 破損繰返し数 N_{25} の逆数, すなわち 1 サイクル当り寿命消費率 $1/N_{25}$ の温度依存性を示すが,

$$\log \left(\frac{1}{N_{25}} \right) \propto \frac{-1}{T}$$

で表わされる. アレニウス型の温度依存性が認められる.

Fig. 4 に供試材のミクロ組織を示す. 本材料はデンドライトコアとその境界の 2 相組織で形成されており, デンドライト境界には $M_{23}C_6$ 共晶炭化物が析出している. また, 結晶粒ごとに結晶方位が異なるため, 1 次デンドライトアームの方向性も結晶粒ごとに異なる. Fig. 5 に, FSX414 のデンドライト境界部の拡大模式図を示す. デンドライト境界部には, 針状, 塊状などの $M_{23}C_6$ 共晶炭化物が存在し, 応力集中によりき裂

Fig. 3. Temperature dependence of the rate of low cyclic fatigue life expenditure.

Fig. 4. Microstructure of FSX414.

Fig. 5. Schematic morphology of carbides at dendrite boundary.

(a) Non-etched.

(b) Etched.

Fig. 6. Replica observation of surface crack morphology at failure (1123K, in air).

(a) Non-etched.

(b) Etched.

Fig. 7. Replica observation of surface crack morphology at failure (1123K, in vacuum).

発生源となりやすいものと考えられる.

Fig. 6, 7 に, 大気中および真空中での 1123K における疲労破損試験片表面のレプリカ組織観察結果を示す. 結晶粒ごとの方位の違いによって, じりじりの集中している結晶粒とじりじりの少ない結晶粒がある. また荷重軸に対し約 45° 傾斜したじり帯に沿って発生しているき裂とはほぼ垂直な方向に発生しているき裂が認められる. き裂発生位置は, 大半がデンドライト境界部である.

5 シミュレーション方法

き裂形態観察結果をもとに, 2 節で述べた方法により, Fig. 8 に示す手順に従い 2 次元シミュレーションを行う. 以下にその手順を示す.

5・1 ミクロ組織形態の再現

Fig. 8. Multi-factor damage simulation procedure.

ランダムなデンドライト組織の2次元形態をパーコレーションクラスターモデルを用いて再現する⁴⁾。すなわち、まず平面上に直交格子点を、縦横とも等間隔に設定する。各格子点において、乱数 r を1個発生させ、 $r \leq 0.5$ となる場合にのみドットを打つ。ドットの上下左右(斜めを含む)の隣接点にドットがあれば、ドット同志を破線で結ぶ。全く隣接ドットのない孤立ドットは消去する。この様にして得られた組織形態は、Fig. 4に示した供試材のランダムなデンドライト組織の特徴をよく表わしている。ただし、ここでは粒内デンドライト境界に沿ってき裂が成長する現象を対象としているため、結晶粒界は再現していない。ここで、供試材の最小デンドライト寸法は約 $50 \mu\text{m}$ とした。

このようにして形成したマイクロ組織モデルの各格子点には、以下のようにき裂発生・成長駆動力およびき裂発生・成長抵抗を付与する。

5・2 き裂発生・成長抵抗の初期値設定

Fig. 7に示したように、迂り帯はデンドライト境界とデンドライトコアを問わず生じるが、デンドライト境界のき裂発生・成長抵抗は、共晶炭化物による応力集中等の原因により、デンドライトコアと比較してかなり低い。そこで、き裂発生・成長抵抗をつぎのように仮定して設定する。

き裂発生・成長抵抗値 $R_{l,0}$, $R_{g,0}$ は、923K におけるデンドライトコアの設定値 $R_{l,0(923)} = 10^5$ を基準として、 $R_{l,0}/R_{g,0} = 10$ とし、デンドライト境界では、さらにこの $1/100$ の値とする。さらに、温度 T における抵抗値 $R(T)$ は、923K を基準として次式にもとづき設定する。

$$R(T) = R_{(923)} \cdot \exp \left\{ Q' \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{923} \right) \right\} \quad (2)$$

ただし、 Q' は活性化エネルギーとボルツマン定数の比に相当する定数で、Fig. 3の直線の傾きから、その値を6500と設定する。

なお、本シミュレーションでは、つぎで述べるようにに損傷計算に際して、抵抗とき裂発生・成長駆動力の比 R/F をパラメータとするため、必ずしも R の絶対値を決定しておく必要はない。

5・3 き裂発生計算

き裂発生は、次式に示す確率損傷パラメータ $D_{l,N}$ の値が、 N サイクル目の状態においてき裂が発生するか否かの2状態遷移確率の値に等しいとして判定する。すなわち、各格子点において一様乱数 r を発生させ、 $r \leq D_{l,N}$ となる場合にき裂を発生させる。

$$D_{l,N} = D_{l,N-1} + \frac{\partial D}{\partial N} \cdot \Delta N \quad (3)$$

ここで、 $\partial D / \partial N$ はつぎの形式で表わす。

$$\begin{aligned} \frac{\partial D}{\partial N} &= \frac{\partial \left\{ 1 - \exp \left(-\left(\frac{N}{\beta_l} \right)^{m_l} \right) \right\}}{\partial N} \\ &= \frac{m_l}{\beta_l} \cdot \left(\frac{N}{\beta_l} \right)^{m_l-1} \cdot \exp \left\{ -\left(\frac{N}{\beta_l} \right)^{m_l} \right\} \end{aligned} \quad (4)$$

ただし、 N : 繰返しサイクル数

$\Delta N = 1$: 繰返し増分

m_l : 定数

$$\beta_l = \frac{R_l}{F_l} \quad (5)$$

F_l : 負荷ひずみ範囲できまる駆動力

N サイクルにおける各格子点のき裂発生抵抗 R_l は、損傷が増加するにつれて減少するものとし、次式で逐次計算する。

$$R_l = R_{l,0} \cdot (1 - D_{l,N}) \quad (6)$$

5・4 き裂成長計算

き裂成長についても、き裂前方の隣接格子点において5・3節と同様の取扱いを行う。すなわち、き裂成

長は、き裂先端に隣接する点において、次式に示す確率損傷パラメータ $D_{G,N}$ の値が、 N サイクル目の状態においてき裂が成長するか否かの2状態遷移確率の値に等しいとして判定する。ここで、き裂先端の隣接格子点において一様乱数 r を発生させ、 $r \leq D_{G,N}$ となる場合にき裂を1格子点間距離分だけ成長させる。

$$D_{G,N} = D_{G,N-1} + \frac{\partial D}{\partial N} \cdot \Delta N \quad (7)$$

$$\frac{\partial D}{\partial N} = \frac{\partial \left[1 - \exp\left(-\frac{N}{\beta_G}\right)^{m_G} \right]}{\partial N} = \frac{m_G}{\beta_G} \cdot \left(\frac{N}{\beta_G}\right)^{m_G-1} \cdot \exp\left[-\left(\frac{N}{\beta_G}\right)^{m_G}\right] \quad (8)$$

m_G : 定数

$$\beta_G = \frac{R_G}{F_G} \quad (9)$$

で計算し、 N サイクルにおける各格子点のき裂成長抵抗 R_G は、 R_I と同様に損傷が蓄積するにつれて次式により減少させる。

$$R_G = R_{G,0} \cdot (1 - D_{G,N}) \quad (10)$$

き裂成長駆動力 F_G は、

$$F_G = F_{G0} \cdot \xi \cdot a \quad (11)$$

ただし、 F_{G0} : 負荷ひずみ範囲できまる駆動力

ξ : き裂形状補正係数

a : き裂長さ

なお、き裂長さを直径とする円領域を、確率損傷パラメータの増加が無い不感帯とした。

以上の手順を繰返し計算し、最大き裂長が所定の限界値を越えた回数を試験片の破損寿命とする。

6 シミュレーション結果および考察

Fig. 9 に、 $m_I=2$ および $\beta_I=10, 100, 10000$ としたときの式(4)による確率損傷パラメータ $D_{I,i}$ の繰返し数に対する変化を示す。 β_I が小さいほど短い繰返し数で $D_{I,i}$ が1に漸近し、き裂発生確率が高くなる傾向を示している。式(8)のき裂成長の場合についても同様である。

Fig. 10, 11 に温度を 923K および 1123K としたときのシミュレーション結果を示す。き裂は、デンドラ

Fig. 9. Effect of resistance/driving force ratio on the behavior of probabilistic damage parameter curves.

Fig. 10. An example of simulation result at 923K.

Fig. 11. An example of simulation result at 1123K.

イト境界の形状に依存した成長形態を示しており、レプリカによる観察結果の特徴と一致している。また、923K では 1123K に比べてき裂の発生確率が小さいため、き裂個数は少なくなる傾向がある。

Fig. 12, 13 に、923K と 1123K における破損時のき裂長さ分布について、シミュレーションの一例と実験結果とを比較して示すが、両者の分布は良く一致している。また、Fig. 14 に、1123K における実験とシミュレーションの破損寿命を一致させて、Fig. 3 で示した寿命消費率 $1/N_{25}$ の温度依存性と比較した結果を示すが、シミュレーション結果は実験結果と良く一致している。

以上に示したように、本シミュレーションは、比較的単純なモデルで低サイクル疲労き裂の形態と寿命の温度依存性を再現できる。き裂の発生・成長は式(4),

Fig. 12. Comparison of crack length distribution by experiment and by simulation at 923K.

Fig. 13. Comparison of crack length distribution by experiment and by simulation at 1223K.

Fig. 14. Comparison of temperature dependence of the rate of low cycle fatigue life expenditure by experiment and by simulation.

(8)で示した確率損傷パラメータ D 中の抵抗 R と駆動力 F の比 β に大きく依存する。式 (4), (8) の $\exp$ 中の無次元量 N/β を x とおくと、破損時には添字 f をつけて、

$$F_f \cdot N_f = \kappa_f \cdot R_f \quad (12)$$

が得られる。これと一般的な疲労寿命特性を表わす式

$$\Delta \sigma \cdot N_f^m = C, \text{ または } \Delta \epsilon \cdot N_f^m = C \quad (13)$$

ただし、 $\Delta \sigma$: 応力範囲
 $\Delta \epsilon$: ひずみ範囲

C, m : 材料定数

とを比較すると

$$F_f \sim \Delta \sigma^{\frac{1}{m}}, \text{ または } F_f \sim \Delta \epsilon^{\frac{1}{m}} \\ \kappa_f \cdot R_f \sim C^{\frac{1}{m}}$$

となる。したがって、 F は、応力範囲またはひずみ範囲から、また、 R は材料延性などをも反映して決

定する必要があるが、これについての定量的な検討は今後の課題である。

7 おわりに

温度、応力（ひずみ）と材料微視組織などの複合する因子を損傷の確率量として表現し材料損傷の進行形態を解析する方法として複合損傷シミュレーション解析を提案し、ガスタービン静翼材の高温低サイクル疲労に適用した結果、次の結論を得た。

(1) フラクタル図形を応用することにより、超合金のデンドライト組織を平面上のドットパターンとして表わし、各ドットに材料情報を与えることにより、材料組織の強度分布を表現するモデルを作成した。

(2) 損傷の確率量すなわち確率損傷パラメータを、負荷の繰返しに対して累積計算することにより、高温低サイクル疲労過程に生ずる多数き裂の発生および成長形態を再現することができた。

(3) 本解析による高温低サイクル疲労寿命の温度依存性解析結果は実験結果と良く対応した。

本解析法は、複雑かつ過酷な環境で使用される構造部材の寿命評価法として有望であると考えられる。本手法では、材料の抵抗と駆動力の比 β が計算結果に大きな影響を及ぼすため、この値の決定法について今後定量的な検討をさらに進める必要がある。

(平成 3 年 11 月 28 日 日本材料学会第 29 回高温強度シンポジウムにて講演)

参考文献

- 1) 藤山一成, 岡部永年, 吉岡洋明, 日本機械学会 No. 910-37 シンポジウム講演論文集, 34 (1991).
- 2) 藤山一成, 村上 格, 吉岡洋明, 岡部永年, ガスタービン秋季講演会講演論文集, 209 (1991).
- 3) M. Ichikawa and N. Okabe, CJMR, 5, 1 (1989).
- 4) 高安秀樹編, “フラクタル科学”, (1987) 朝倉書店
- 5) K. Fujiyama, Y. Yoshioka, N. Okabe and K. Kimura, ICM6, 2, 73 (1991).
- 6) 多田直哉, 北村隆行, 大谷隆一, 日本機械学会論文集, 56-524, 708 (1990).