蒸気タービンロータ局所領域におけるクリープボイド成長シミュレーション[†]

緒 方 隆 志^{*}

Creep Void Growth Simulation of Local Area in a Steam Turbine Rotor

by

Takashi OGATA^{*}

In order to reduce maintenance cost of high temperature components in aged thermal power plants, it is necessary to improve accuracy of remaining life assessment methods. High temperature components such as steam turbine rotors are operated under creep loading condition where creep voids initiate and grow on grain boundaries. Development of a void growth prediction method is important for reliable maintenance of these components. Purposes of this study are to clarify void growth behavior of a turbine rotor material under creep loading condition, and to develop void growth simulation program that can predict damage extension process in the components under actual operating condition quantitatively. Creep tests have been conducted on a 1Cr-Mo-V forging material and creep damaged specimens were produced by interrupting the tests. From observation of the creep damaged specimen, spherical shape voids initiate and grow up to their length of $2\mu\text{m}$ on the grain boundary at initial stage of damage, and then these voids change their shape to crack-like to grow until their length reaches around $10\mu\text{m}$. Finally, crack-like voids coalesce each other to form one micro crack along grain boundary. It can be concluded that void growth rate is controlled by diffusion and power law creep under constrained condition based on theoretical consideration of void growth mechanism. Through these discussions, a new void growth model was proposed by modifying conventional models. A void growth simulation program was developed by incorporating the void growth model into a personal computer. It was confirmed that void growth process under the creep condition in the experiment was well predicted by the simulation program. The simulation program was also applied to predict creep void growth behavior in an actual steam turbine rotor during operation.

Key words : Creep void, Cr-Mo-V forging steel, Void growth simulation, Steam Turbine Rotor

1 緒 言

我が国の火力発電プラントの8割近くは、累積運転時間が10万時間を超える経年火力であり、20万時間を超えるものも30%にのぼる。最近では、20万時間使用されたタービンロータやケーシングの廃却後の詳細な破壊検査においてボイドの発生・成長が生じていることが報告されている。¹⁾長期使用高温機器に対するこのような微視的損傷の成長を定量的に推定できれば、より信頼性の高い余寿命評価が可能となる。しかしながら、既存の余寿命評価では、その時点の組織観察結果(ボイド発生状態)から密度、長さ等により損傷状態を定義しているが、用いているマスターカーブが加速条件下で作成されたものであり、実機における損傷進行状態が必ずしも的確に反映されていない、また、その後の定量的な寿命予測を行うことができないなどの問題点がある。解析的評価では得られた温度・応力等の力学条件からき裂の発生寿命を推定することによって余寿命を推定するが、これは現象論的に導かれた寿命評価式に基づくき裂発生までの期間の推定であり、損傷の進行過程を定量的に予測することはできない。これに対し、多田ら²⁾は、粒界の抵抗力を減少させることによって微小き裂の発生・成長をシミュレーションする手法を提案しており、微小き裂の成長を

定量的に予測することを可能にしている。

一方、微小き裂発生以前のボイドの成長については、理論的検討をベースにいくつかの力学モデルが提案されているものの^{3)~5)}微視的な観点からの実験結果との比較によるモデルの妥当性は検証されてこなかった。著者⁶⁾はボイラ材料を対象にクリープボイドの発生・成長過程を詳細に観察し、観察結果に基づいて既存モデルを改良したボイド成長モデルおよび成長式を提案した。さらに、実験における観察結果との比較により、同成長式を用いてボイド成長速度および成長過程を良好に推測できることを示した。

本研究では材料の局所領域におけるボイド成長を推測するためのシミュレーションプログラムを開発するとともに、蒸気タービンロータ材料のクリープ損傷過程との比較により、その妥当性を検討する。さらに、同プログラムを用いてタービンロータの実機条件を想定してボイド成長過程を推測することを試みる。

2 クリープ損傷とボイド発生状態

2・1 試験方法

試験に用いた材料は、タービンロータカップリング部¹⁾より採取したものである。化学成分および機械的性質をTable 1および2に示す。Fig. 1に光学顕微鏡で観察し

[†] 原稿受理 平成18年5月9日 Received May 9, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

^{*} 正 会 員 (財)電力中央研究所 〒201-8511 狹江市岩戸北, Central Res. Inst. of Electric Power Industry, Iwatoikita, Komae, 201-8511

Table 1 Chemical composition of the rotor material.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.28	0.34	0.52	0.018	0.017	0.37	1.06	1.10	0.29

Table 2 Mechanical property of the rotor material.

0.2% Proof Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of Area (%)
696.4	847.3	15.6	47.1

Fig. 1 Microstructure of the rotor material.

た微視組織を示す。焼き戻しベイナイト組織であり、平均結晶粒径は $57.2\mu\text{m}$ である。Fig. 2 に示す標点間 50mm の中実丸棒単軸クリープ試験片を用いて、クリープ試験を実施した。得られた破断試験結果を基に、温度 580°C 、応力 180MPa でクリープ中断試験を実施した。破断時間に対して中断時間が 25%, 50%, 75% となる時間で試験を中断し、クリープ損傷材を作製した。走査型電子顕微鏡を用いて、約 1mm^2 範囲のボイド発生状態を観察した。

2・2 試験結果

クリープ試験で得られた供試材のクリープ曲線を Fig. 3 に示す。本試験条件での破断時間は 4200 時間であった。クリープ損傷中断材の試験片軸方向縦断面において観察された代表的なクリープボイドおよび微小き裂を Fig. 4 に示す。

25% 損傷材では、粒界上に多数の球状ボイドが観察され、最大長さで $3\mu\text{m}$ 程度であった。50% 損傷材では、球状ボイドとき裂状ボイドが観察され、25% 損傷材に比べるとボイド個数はやや増加しており、き裂状ボイドの最大長さは $6\mu\text{m}$ 程度であった。75% 損傷材では擬球状およ

Fig. 2 Creep test specimen geometry.

Fig. 3 Creep deformation curve.

びき裂状ボイドに加え、これらが連結して粒界上に成長したき裂状ボイドが観察された。ボイド個数は 50% 損傷材とそれほど変わらないが、最大長さは $9\mu\text{m}$ 程度であった。き裂状ボイドは観察されたが、1 結晶粒長さまで成長した微小き裂は観察されなかった。また、75% 損傷中断材の伸びおよび絞り率は 3% 程度であり、巨視的には顕著なクリープ変形を生じていなかった。100% 損傷材（破断材）では、破断部から離れた平行部を観察したが、他の損傷材に比べ $4\mu\text{m}$ を超えるき裂状ボイドおよびそれらが 1 結晶粒長に成長した微小き裂も観察された。観察された多くのボイドは、1 結晶粒界上に単独で発生・成長していた。また、発生していたボイド個数は、2 次元的な表面観察において、応力軸に垂直に近い粒界が相対的に多く、応力軸からの角度が大きくなるにつれて相対的に減少するものの、応力軸に直角に近い粒界でもボイドの発生が認められた。これは、ボイドの発生には粒界の 3 次元構造や性状が関与することを示唆するものである。既に 304 ステンレス鋼を用いて実施したクリープおよびひずみ制御クリープ疲労試験におけるボイド発生状況の観察結果および後方散乱パターン解析に基づくボイド発生に及ぼす結晶粒方位の影響を調査した結果からも同様な示唆が得られている。⁷⁾

3 ボイド成長シミュレーションプログラムの開発

3・1 結晶粒作成プログラム

タービンロータ材の結晶粒をコンピュータによりシミュレーションする手法として、核生成-成長モデルを用いた。本手法は、既に北村ら⁸⁾によって SUS304 鋼の結晶粒作成に適用されている。核生成-成長モデルにより、表面（平面）粒界と深さ方向に任意の界面角度を有する結晶粒作成の概要を以下に示す。

- I 任意の領域内に結晶核をランダムに配置する。
- II それぞれの結晶核に対してランダムな核生成時間を確率変数として与える。
- III それぞれの結晶核は、核生成を終了した後に等方的に一定速度で成長するものとする。
- IV 結晶作成領域を小領域（格子）に分割し、最小時間で小領域中心に到達した核が小領域を占有する。

Fig. 4 Creep void observation in interrupted creep test specimens.

- V それぞれの結晶核成長（小領域占有）過程において他の結晶生成相に出会うとその方向への成長を停止し、結晶粒界を形成する。
- VI それぞれの結晶粒界は深さ方向にランダムな角度を有するものとする。

粒界の作成にあたっては、 x , y 方向長さ、格子数、結晶核数、結晶生成における最大待ち時間、核成長速度、結晶核間最小距離を任意に入力する。結晶粒の作成における入力パラメータの生成結晶粒に及ぼす影響は、概ね以下のような傾向となる。

“格子数”は、その増減によって結晶粒や3重点の数はほとんど変わらないが、実際の粒界に近くするには“格子数”は多いほうがよい。“結晶核数”は、少ないほど結晶粒が大きくなり、結晶粒サイズの標準偏差が大きくなる傾向を示すので、作成したい結晶粒径に応じて適切に選定する。計算時間は“結晶核数”に比例して増大する。核生成が開始するまでの最大の時間を指定する“最大成長開始待ち時間”は、小さくするほど平均粒径が大きくなり、3重点が少なくなる傾向はあるものの、それほど顕著ではなく、ある値以上ではほとんど変化しなくなる。結晶核の“成長速度”は、大きいほど平均粒径が大きくなり、3重点が少なくなる傾向を示すものの、ある値以下ではほとんど変化しなくなる。“結晶核最小距離”は、結晶核間の最小距離を定めるものであり、大きいほど結晶粒径が大きくなり、結晶粒と3重点の数が減少する。

第2章で述べた供試タービンロータ材料の結晶粒を模擬するために試行計算を行った後、各パラメータを決定し、作成されたタービンロータ材模擬結晶粒を Fig. 5 に示す。結晶粒は、 x および y 方向長さ 1.0mm、即ち面積 1mm^2 で作成し、平均結晶粒径は $54\mu\text{m}$ である。このように、本粒界作成プログラムにより、Fig. 3 に示した供試材と同等の組織を模擬できていることがわかる。

3・2 ボイド成長シミュレーションプログラム

上述した粒界作成プログラムによりコンピュータ上に作成した粒界を用いてボイド成長をシミュレーションするプログラムを開発した。高温で一定応力負荷を受ける、

Fig. 5 Simulated microstructure of the rotor material.

即ちクリープ条件下の材料におけるボイド成長シミュレーションフローを Fig. 6 に示す。

まず、作成されたすべての粒界上にボイドの発生源を任意の個数等間隔で配置する。負荷応力は、X および Y 方向に σ_x および σ_y として 2 次元で設定することができ、それにより各粒界に作用する垂直応力、 σ_n は、深さ方向の粒界角度を考慮した次式で表されるとした。

$$\sigma_n = (\sigma_x \sin^2 \theta) + \sigma_y \cos^2 \theta \sin^2 \alpha \quad (1)$$

ここで、 θ は表面粒界の y 軸に対する角度、 α は y 軸に対する深さ方向の角度である。各粒界に σ_n が作用する時のボイドの成長式は、著者⁶⁾が既に提案しているボイド成長モデルから導出された式を用いる。同モデルは、ボイド成長に対し拡散およびまわりの結晶粒のクリープ変形による複合成長機構とまわりの粒からの拘束効果を考慮したものであり、同モデルにより導かれた成長式によってクリープおよびクリープ疲労条件下のボイド成長が良好に推定できることを確認している。ボイド形状が擬球状およびき裂状の場合のボイド成長式はそれぞれ次式で表される。

(擬球状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = \frac{a\dot{\epsilon}_c}{2h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a}\right)^3 \frac{1}{L+M} \quad (2)$$

(き裂状ボイド)

$$\frac{da}{dt} = \frac{\alpha a \dot{\epsilon}_c}{4\pi h(\psi)} \left(\frac{\Lambda}{a}\right)^{5/2} \frac{1}{(L+M)^{2/3}} \quad (3)$$

$$\Lambda = \left(\frac{\delta_b D_b \Omega \sigma_n}{kT\dot{\epsilon}_c}\right)^{1/3} \quad (4)$$

$$h(\psi) = \frac{1}{1 + \cos \psi - (\cos \psi)/2} \frac{1}{\sin \psi} \quad (5)$$

$$M = \ln \left(\frac{a+\Lambda}{a} - \left(3 - \left(\frac{a}{a+\Lambda} \right)^2 \right) \left(1 - \left(\frac{a}{a+\Lambda} \right)^2 \right) / 4 \right) \quad (6)$$

$$L = \frac{2b}{\beta} \left(\frac{\Lambda}{a+\Lambda} \right) \quad (7)$$

$$\alpha = \left(\frac{4\pi h(\psi)}{(4 \sin(\psi/2))^{3/2}} \right) \left(\frac{\delta_b D_b \Omega \Lambda}{\delta_b D_s \gamma_s} \right) \quad (8)$$

ここで、 a ：ボイド半径、 ψ ：ボイド先端角度、 $\dot{\epsilon}_c$ ：定常クリープひずみ速度、 δ_b ：粒界幅、 D_b ：粒界拡散係数、 Ω ：原子容、 σ_n ：粒界垂直方向応力、 k ：ボルツマン定数、 T ：絶対温度、 b ：ボイド間距離、 β ：クリープ指数 n に依存する定数、 d ：結晶粒径、 D_s ：表面拡散係数、 γ_s ：ボイド表面張力である。ボイド半径のみが逐次計算において変化する。ボイドは粒界上に均等に配置し、初期直径は任意に設定することができる。ボイドは、式 (2) および式 (3) の速い方の速度で成長することとする（粒界上のボイドは粒界 3 重点または隣接するボイドと合体するまで成長する）。ボイドが成長して隣接するボイドと合体した場合には、1 粒界長さの微小き裂の発生となる。

一般的には、個々の粒界性状、ボイド発生、成長は確率統計的要素を含むものであるが、本研究では簡単のためボイド核はすべての粒界に存在するとし、それらの成長も力学的条件にのみ依存し、上述したボイド成長則に従うとして取り扱った。また、本成長則が成立する応力範囲については厳密な議論がなされていないが、ここでは粒界に作用する応力 σ_n が 40MPa 以上の粒界におけるボイド成長のみをシミュレーションした。

4 クリープボイド成長シミュレーション

4.1 試験条件に対するシミュレーション

第 2 章で実験結果を示した温度 580℃、応力 180MPa の条件下で、ボイド初期寸法を 0.1μm、1 粒界上のボイド個数を 1 個として、ボイド成長シミュレーションを行い、その中で最大ボイドの成長過程と各損傷中断材の最大ボイドを比較したものを Fig. 7 に示す。本シミュレーションに用いた物性値を Table 3 に示す。応力とクリープ変形速度の関係はロータ材を対象にこれまで実施したクリープ試験結果に基づいて次式で与えた。

また、粒界および表面拡散係数は、Frost ら⁹⁾の文献における温度依存性を示すデータの平均値とした。ただし、複数の研究による実験結果にばらつきが大きいことから、ここでは、粒界および表面拡散にばらつきの影響を調べるため、これらの平均値に対し 10 倍および 1/10 倍の値を用いて計算した結果を併せて示している。ボイド成長

Fig. 6 Void growth simulation flow.

Table 3 Physical values used in the simulation.

Ψ 78.46 (deg)	β 0.9
γ_s 1.95 (J/m ²)	n 3.98
$\delta_b D_b$ 5.43×10 ⁻²³ (m ³ /s)	$\delta_s D_s$ 1.59×10 ⁻²² (m ³ /s)

Fig. 7 Comparison of void growth simulation result between different diffusion coefficients.

挙動には拡散係数の影響が明確に認められ、拡散係数が大きいほうがボイド成長速度も速くなる。中断試験片で観察された最大ボイドとシミュレーション結果の比較から、粒界および表面拡散係数としては平均値を用いることでCr-Mo-V鋼のクリープ条件下のボイド成長挙動を概ねシミュレーションできることがわかる。

次に、シミュレーションによって得られた1050時間後および3150時間後の面積1mm²の中での局所領域を拡大してボイド成長状態をみたものをFig. 8に示す。図中ボイドは粒界上の直線で示している。1050時間経過後の最大ボイド長さは2μm程度である。図からわかるように時間の経過によってボイド寸法が増大していることがわかる。Fig. 4に示したクリープ中断試験片のボイドの状態と比較すると、シミュレーションと観察結果では、個数自体は異なるものの、ボイド寸法は同等であり、クリープ試験過程のボイド成長挙動を良好にシミュレーションできている。

4・2 実機条件下のボイド成長挙動の推定

中圧タービンロータ（容量：375MW、主蒸気温度：538℃、主蒸気圧力：24MPa）の温度、応力を解析した

結果からは、第一段中心孔において温度、応力が最も高くクリープ損傷という観点からは最も厳しいことが明らかになっている。¹⁾これまでに解析した数体のタービンロータでは、運転条件、ロータ形状等によって温度、応力は異なるものの、高圧ロータでは、定常運転時の温度が520～530℃、応力が60～80MPa程度であり、中圧ロータでは温度は同等で、応力が80～100MPa程度であるとの結果が得られている。ここでは、代表例として厳しい温度、応力条件を仮定してタービンロータ中心孔の温度が530℃、応力が100MPaの条件下でのボイド成長シミュレーションを実施する。シミュレーションでは、運用において既に寸法0.1μmのボイドが発生している、即ち初期の状態から損傷がある程度進行していると仮定した。Fig. 9に5万時間および30万時間経過後のボイド成長シミュレーション結果を示す。なお、本シミュレーションでは、すべての粒界に初期ボイドを配置したが、図中には、1μm以上のボイドを表示している。緑線が粒界、粒界上の黒い点または線がボイド、赤線が粒界き裂を示している。50000時間経過後に1μmを超えるボイドが既に多数観察される。経過時間の増大とともにボイドが徐々に成長し、10万時間経過後には数μmに達していた。30万時間経過後には、10μmを超えるボイドに成長しているものもあり、5万時間に比べボイドの明確な成長が認められる。今後は、実機タービンロータの定期検査におけるボイド観察結果とシミュレーションとの比較検討など、実機適用性の検証を進めたい。

5 結 言

タービンロータ材を対象にクリープ損傷材を作製し、損傷過程におけるボイド発生状態を観察するとともに、クリープ条件下のボイド成長挙動をシミュレーションできるプログラムを開発し、観察結果との比較により、その妥当性を検討した。本研究で得られた主な結果を以下に要約する。

(1) 直径1μm程度の擬球状ボイドが、破断時間の25%で既に発生しており、50%、75%中断材では粒界に沿ったき裂状ボイドが観察された。

(2) 任意の結晶組織を模擬することができる粒界作成

Fig. 8 Void growth simulation results under the creep testing condition.

Fig. 9 Void growth simulation results of an actual turbine rotor assuming base load operation.

プログラムにより、タービンロータ材の組織と同等の組織を模擬できることを示した。また、模擬組織を用いてボイド成長をシミュレーションするプログラムを開発した。同プログラムにより、クリープ条件下のボイド成長挙動を概ねシミュレーションすることができた。

(3) 実機タービンロータの使用条件を仮定して、30万時間までのボイド成長シミュレーションを実施した。初期ボイドを $0.1\mu\text{m}$ とした場合、最も使用条件の厳しい中心孔部において、5万時間後に $1\mu\text{m}$ 程度、30万時間後に $10\mu\text{m}$ 程度に成長することが推定された。

参 考 文 献

- 1) K. Imamura, T. Ogata and M. Yamamoto, "Evaluation of high temperature strength property long-term service exposed turbine rotor", Proc. Int. Conf. on "Advanced in Life Assessment and Optimization of Fossil Power Plants", by EPRI, Florida (2002).
- 2) N. Tada, T. Kitamura and R. Ohtani, "Monte Carlo simulation of creep-fatigue small cracks based on a three-dimensional model of random fracture resistance of grain boundaries", Transactions of the Japan Society Mechanical Engineering Vol.56, No.524, pp.28-34(1990).
- 3) D. Hull and D. E. Rimmer., "The growth of grain-boundary voids under stress", Phil. Mag., Vol.4, pp.673-687 (1959).
- 4) I. W. Chen and A. S. Argon, "Diffusive growth of grain-boundary cavities", Acta Metallurgica, Vol.29, pp.1759-1768 (1981).
- 5) J. R. Rice, "Constraints on the diffusive cavitation of isolated grain boundary facets in creeping polycrystals", Acta Metallurgica, Vol.29, pp.675-688 (1981).
- 6) T. Ogata, "Cavity growth simulation of 2.25Cr-1Mo steel under creep-fatigue loading", Proc. Int. Conf. on PVP2005, paper No.PVP2005-71040 (2005).
- 7) A. Nomoto and T. Ogata, "Relationship between cavity nucleation and misorientation in a crystal grain of high temperature structural materials", Denchuken houkoku T99071 (1999).
- 8) T. Kitamura, N. Tada, Y. Kuriyama and R. Ohtani, "Distribution of grain-boundary length and inclination of Type 304 stainless steel and its effects on small crack initiation and growth under creep-fatigue conditions", Transactions of the Japan Society Mechanical Engineering, Vol.56, No.524, pp.22-27 (1990).
- 9) H. J. Frost and M. F. Ashby, "Deformation-mechanism maps for pure iron, two austenetic stainless steels and a low-alloy ferritic steel", in "Fundamental Aspects of Structural Alloy Design" edited by Jaffer R. I. and Wilcox, B. A., Plenum, New York, pp.27-65 (1977).