

第1部(9)

耐熱鋼のクリープき裂成長挙動およびその計算シミュレーション

Experimental and Computational Study on Creep Crack Growth Behavior
of Heat Resisting Steels

○田淵正明(独立行政法人 物質・材料研究機構)

Masaaki TABUCHI, National Institute for Materials Science, Sengen1-2-1, Tsukuba

Prediction of initiation and growth of creep voids and cracks under multi-axial stress condition is important for the reliability assessment of high temperature structural components. We have reported that the creep crack growth rate increased as the specimen thickness increased due to the three dimensional mechanical constraint effects. We have also reported that the creep crack growth rate could be characterized by creep ductility, whereas it was accelerated due to the creep damages formed ahead of the crack tip. Based on these experimental results, the three dimensional FEM analysis code has been developed. The growth of creep crack is computed based on the critical strain criteria under multi-axial stress condition. In order to analyze the formation and growth of creep damaged zone, the vacancy diffusion equation under multi-axial stress condition is solved. The effect of creep ductility, mechanical constraint and creep damages on creep crack growth properties can be successfully simulated.

Key Words : Creep Crack Growth, Creep Fracture Mechanism, FEM, Multi-axial Stress, Vacancy Diffusion

1. 緒 言

高温構造部材の安全性評価においては、クリープ損傷やき裂の発生・成長の予測が重要である。厚板試験片、環状切欠試験片、溶接継手試験片等を用いた実験では、多軸応力の影響で損傷域を伴うポイド型の粒界き裂が進展する。耐熱鋼のクリープき裂成長特性は、多軸応力下での破断延性やき裂先端に形成される損傷域などに影響される。これらの課題に関しては、種々のモデルを用いた解析法が提案されている^{1, 2)}。

著者らは、大型 CT 試験片を用いたき裂成長試験を実施し、き裂成長特性に及ぼす変形拘束の影響について調査してきた³⁾。また長時間の試験を行い、き裂成長特性と破壊様式やクリープ損傷との関係について検討を行った⁴⁾。これらの実験結果をふまえて、多軸応力の影響を考慮してき裂進展のシミュレーションを行うための3次元 FEM プログラムを開発した。多軸応力下での破断延性の低下や、空孔拡散によるクリープ損傷域の形成を考慮した解析を試みた。

2. 実験方法

クリープき裂成長試験は、1Cr-MoV 鋼、316 ステンレス鋼および 800H 合金を対象に標準 CT 試験片を用いて行った。試験片寸法効果に関する実験では、1Cr-Mo-V 鋼について、板幅 254mm、板厚 63.5mm の大型 CT 試験片を用いた試験も行った。試験は ASTM E1457 規格⁵⁾に準じて行った。疲労予き裂を 3mm 導入し、板厚の 20%のサイドグループを付けた。き裂長さは直流電気ポテンシャル法で計測し、荷重線変位を測定した。クリープき裂成長速度は、以下で与えられる C^* パラメータ⁶⁾を用いて評価した。

$$C^* = \frac{n}{n+1} \frac{P\dot{\delta}}{B_N(W-a)} \left(\gamma - \frac{\beta}{n} \right) \quad (1)$$

ここで、 W : 試験片板幅、 a : き裂長さ、 P : 荷重、 B_N : 板厚、 $\dot{\delta}$: 荷重線変位速度、 n : クリープ指数、 γ , β : W と a の関数である。

き裂進展の計算解析方法については、3.3 以下に述べた。

3. 結果および考察

3.1 き裂成長特性と破壊様式の関係

800H 合金と 316 ステンレス鋼のき裂成長試験では、試験温度と荷重(試験時間)に依存して、くさび形粒界き裂(W型)、粒内き裂(T型)、ポイド型粒界き裂(C型)が観察された。いずれの材料も粒内が強化されている低温側では W 型のき裂成長が観察され、高温長時間の試験条件では C 型のき裂成長が観察された。C 型のき裂成長の場合には、き裂先端に大きなクリープ損傷域が観察された。

Fig.1 に 800H 合金のクリープき裂成長速度(da/dt)と C^* パラメータの関係を示す。 da/dt と C^* の関係は破壊様式に依存していると考えられる。同一 C^* 値に対するき裂成長速度は、W 型と C 型の場合には T 型に比べて約 5 倍速い値となった。

破壊様式によるき裂成長速度の差の原因として、クリープ破断延性が考えられる。Fig.2 に、800H 合金と 316 ステン

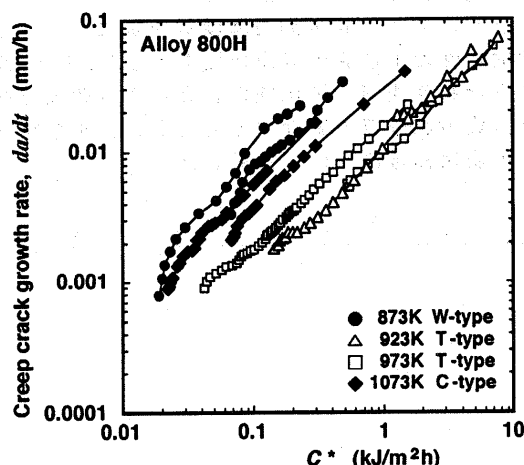


Fig.1 Relationship between creep crack growth rate, da/dt , vs. C^* .

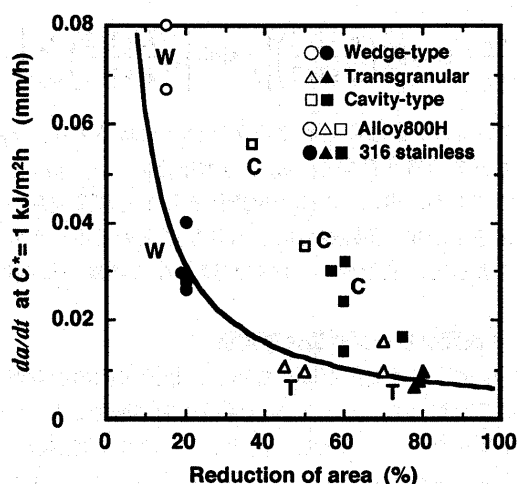


Fig.2 Relationship between da/dt at $C^*=1 \text{ kJ/m}^2\text{h}$ vs. creep ductility.

ス鋼について、縦軸に $C^*=1.0(\text{kJ/m}^2\text{h})$ におけるクリープき裂成長速度を、横軸には対応する試験条件(温度・時間)で得られた丸棒試験片のクリープ破断延性をとった関係を示す。Fig.2の関係は破壊様式と関連している。W型とT型の破壊様式の場合、 da/dt と破断延性はFig.2中に曲線で示すように反比例の関係にある。W型とT型の場合のき裂成長速度は以下の式で特徴づけられる⁷⁾。

$$\frac{da}{dt} = \frac{6.26 \times 10^{-3}}{\epsilon_f^*} C^{*0.92} \quad (2)$$

ここで、 ϵ_f^* はクリープ破断延性である。一方、Fig.2においてC型破壊の場合のき裂成長速度は、式(2)の値よりも速くなる傾向がある。Fig.3は316ステンレス鋼について長時間の試験を実施した結果であるが、高温長時間試験で著しい損

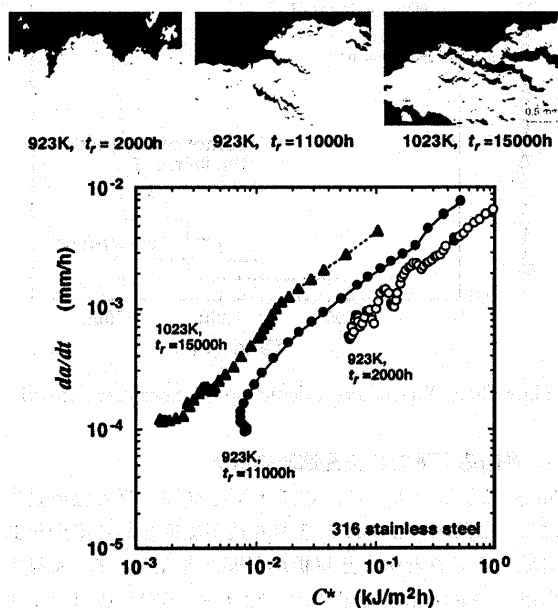


Fig.3 Long-term creep crack growth properties of 316 stainless steel.

傷域が形成される場合に、き裂成長速度が加速される傾向が見られた。

以上のことから、クリープ損傷域をあまり伴わない場合には、き裂成長速度はクリープ延性で特徴づけることができるが、き裂先端に多くのボイドや微視き裂を伴う場合には、損傷によってき裂成長が加速されると考えられた。

3.2 き裂成長速度に及ぼす変形拘束の影響

Fig.4は1Cr-Mo-V鋼について、クリープき裂成長速度に及ぼす試験片寸法の影響を調べた結果である。同一 C^* 値に対するき裂成長速度は、試験片板厚が増加するにつれて速くなる。板厚63.5mmと6.35mmではき裂成長速度に約5倍の差が見られた。厚板試験片では、板厚方向の変形が拘束されるためにクリープ破断延性が低下し、き裂成長速度が増加すると考えられる。Fig.4の平面歪み状態の直線は、式(2)において平面歪み状態の破断延性が平面応力状態の1/50である⁷⁾と仮定して引いた。また、薄板試験片は粒内破壊であったが、厚板試験片ではボイド型の粒界き裂進展となった。

以上の実験結果をふまえて、破断ひずみを条件にき裂を進展させるFEMコードを作成した。多軸応力下での破断延性の低下、多軸応力下で形成される損傷域の影響について解析を試みた。

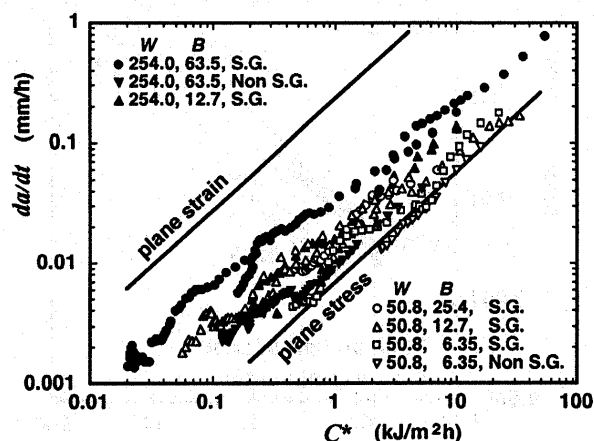


Fig.4 Effect of mechanical constraint on creep crack growth rate for 1Cr-Mo-V steel.

3.3 2次元クリープき裂進展解析

き裂進展解析に用いたCT試験片の2次元モデルをFig.5に示す。FEMクリープ解析にはNorton則を用いた。き裂成長特性が破断延性で特徴づけられることから、破断ひずみを条件としてき裂を進展させた。CT試験片モデルのき裂先端の相当ひずみを計算し、クリープ破断ひずみに達した時にき裂先端を移動させる方法でき裂進展解析を行った。き裂進展の方法として、Hsuらの提案しているき裂先端の節点座標を、き裂先端のひずみが破断ひずみと等しくなる位置に移動させていく方法⁸⁾を用いた。また、き裂先端の節点の拘束を解放していく方法でも解析を行った。Fig.5に示す積分経路について、クリープJ積分値(C^*)を計算した。

Fig.6は、計算によって得られた da/dt と C^* の関係を実験

結果と比較したものである。図中のシンボルは実験で得られた da/dt と式(1)で求めた C^* 値の関係を、図中の曲線は計算によって得られた da/dt と線積分によって計算した C^* 値の関係を示している。実験値に近い da/dt と C^* の関係を計算によって得ることができた。図中に点線で示した計算値において、破断ひずみを 1/2 にすれば da/dt が 2 倍に、破断ひずみを 1/4 にすれば da/dt が 4 倍になっている。式(2)の実験式と一致する結果を計算によって得ることができた。

上述の計算は 2 次元平面応力で行い、平滑丸棒試験片のクリープ破断延性をき裂進展条件に用いたが、多軸応力下では破断延性は低下する。多軸応力下でのクリープ破断延性を与える式として、Cocks, Ashby らのモデルがある^{9, 10)}。

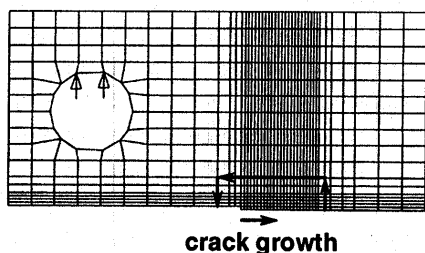


Fig.5 2D FE model of CT specimen.

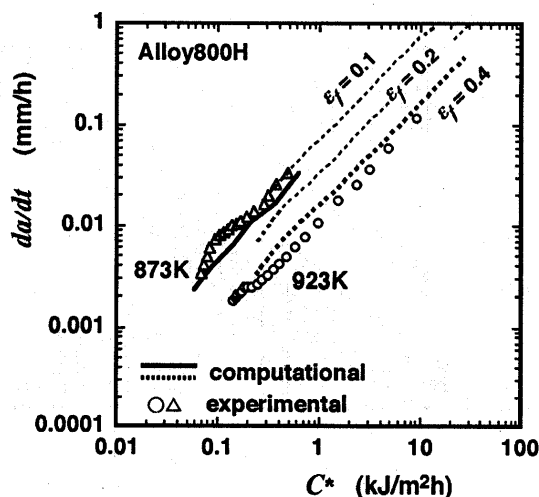


Fig.6 Comparison of experimental and computational relation between da/dt vs. C^* parameter.

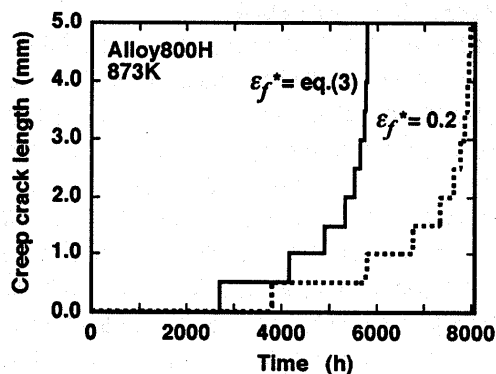


Fig.7 Effect of creep ductility under multi-axial stress condition on crack growth analysis.

$$\frac{\varepsilon_f^*}{\varepsilon_f} = \sinh \left\{ \frac{2}{3} \left(\frac{n-1/2}{n+1/2} \right) \right\} / \sinh \left\{ 2 \left(\frac{n-1/2}{n+1/2} \right) \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right\} \quad (3)$$

ここで、 ε_f^* : 多軸応力下でのクリープ破断ひずみ、 ε_f : 単軸応力下での破断ひずみ、 σ_m : 静水圧応力、 σ_e : Mises の相当応力である。Fig.7 に式(3)を条件としてき裂進展解析を行った結果を示す。多軸応力による破断延性の低下を考慮することによって、き裂発生・成長が速くなる結果が得られた。

3.4 3次元クリープき裂進展解析

CT 試験片では板厚が厚くなると、板厚方向の変形が拘束されることによりクリープき裂成長速度が増加した。変形拘束の影響を評価することを目的として、き裂進展解析コードの 3 次元化を行った。Fig.8 には解析に用いた 3 次元 CT 試験片モデルの一例とその相当ひずみ分布を示す。式(3)によって得られる破断延性値をもとに、板厚方向のき裂パスごとにき裂進展条件を変え、板厚中心部での破断延性の低下を考慮して計算を行った。Fig.9 には、得られたき裂進展曲線の一部を示した。板厚中心部で試験片表面よりも数倍速き裂進展する様子がシミュレートされている。

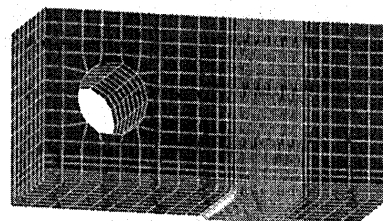


Fig.8 3D model and equivalent creep strain contour.

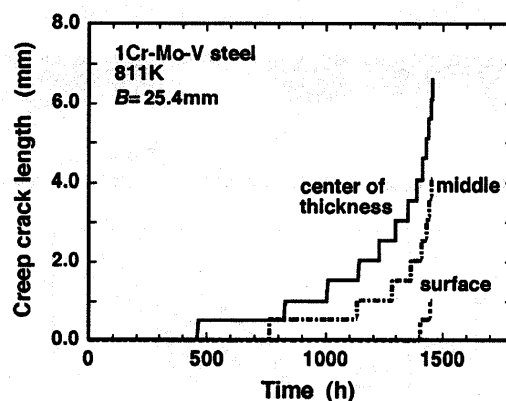


Fig.9 Three-dimensional calculation for creep crack growth.

3.5 多軸応力下での空孔拡散の解析

Fig.3 に示したように、ポイド型のクリープき裂成長の場合には、損傷が著しいほどき裂成長が加速される傾向があり、損傷域の影響を考慮した解析が必要と考えられる。多軸応力下では、空孔拡散が促進され、ポイドが発生・成長しやすくなり、き裂成長も加速されると考えられる。そこで、3 次元 CT 試験片モデルを対象に、空孔拡散の解析を行った。

多軸応力勾配下での空孔の拡散方程式は次式で表される¹¹⁾.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla \left(\nabla C + \frac{C}{RT} \nabla v \right) \quad (4)$$

$$v = -\sigma_m \Delta V \quad (5)$$

ここで、 C : 空孔濃度、 D : 拡散係数、 σ_m : 静水圧応力、 ΔV : 空孔の移動による体積変化、 R : ガス定数、 T : 絶対温度である。式(4)では、空孔の凝集は応力の静水圧成分の勾配を駆動力としている。解析には、空孔濃度の勾配の項と応力勾配の項に重み係数 α_1 、 α_2 を考慮した次式を用いた¹²⁾。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \alpha_1 D \nabla^2 C + \alpha_2 \frac{D}{RT} \nabla C \nabla v \quad (6)$$

FEM 解析で得られる静水圧応力を用いて式(6)を解くことによって、各要素の空孔濃度を計算した。

Fig.10 は、 $\alpha_2/\alpha_1=300$ 、 $\Delta V=2.0 \times 10^{-6} (\text{m}^3/\text{mol})$ 、 $D=1.5 \times 10^{-9}$ および $1.5 \times 10^{-10} (\text{m}^2/\text{s})$ を用いて、き裂先端要素におけるクリープ中の空孔濃度の変化を計算した結果を示している。空孔濃度が試験片表面よりも板厚中心部で速く増加する計算結果を得ることができた。この結果は、クリープポイドが試験片

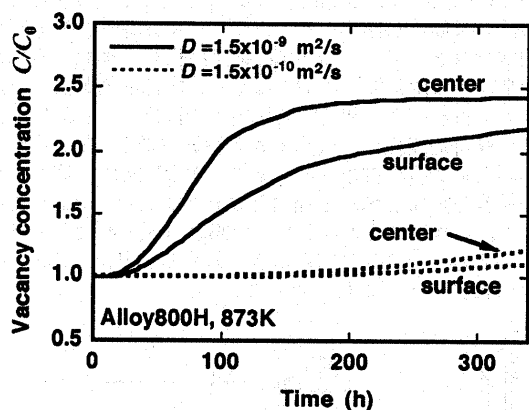


Fig.10 Changes of vacancy concentration ahead of the crack tip during creep.

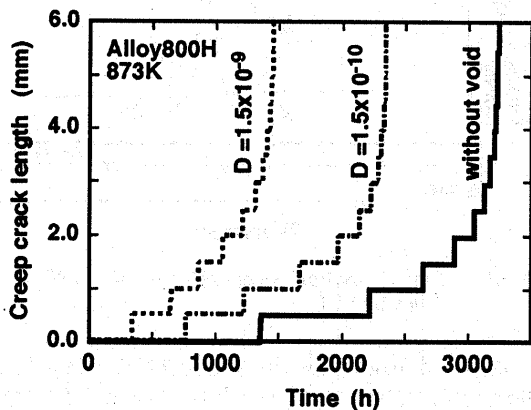


Fig.11 Computed example of creep crack growth taking the diffusion into account.

板厚中心部で多く観察されることと一致する。また、拡散係数(試験温度)の影響についても妥当な計算結果が得られていると考えられる。

空孔濃度の解析結果をき裂進展解析に反映させるために次の計算を行った。空孔濃度が増加した要素では損傷が生じていると仮定し、空孔濃度に依存して要素の剛性マトリックス[K]を減少させた。空孔凝集による損傷成長と、ひずみを破壊条件とするき裂進展解析を組み合わせた計算を試みた。計算結果の一例を Fig.11 に示す。多軸応力下で空孔が凝集することにより、き裂先端に損傷域ができることを考慮すると、クリープき裂の発生・成長が加速されるという結果を得ることができた。損傷の評価方法については、今後さらに検討を行いたい。

4. 結 言

クリープき裂成長特性と破壊様式の関係を明らかにした実験結果に基づき、クリープき裂進展の FEM 解析を行った。

- (1) くさび型粒界き裂や粒内き裂のように、あまり損傷域を伴わない場合のき裂成長特性は、クリープ破断延性で特徴づけることができる。損傷が著しい場合にはき裂成長速度は加速される。
- (2) 多軸応力下での破断ひずみを条件に、クリープき裂進展解析を行う 3 次元 FEM コードを開発した。計算により、実験値と合う $da/dt-C^*$ 関係が得られた。
- (3) 多軸応力下での空孔拡散を計算するコードを作成し、き裂周辺での空孔濃度の時間変化を計算した。空孔の凝集により損傷域が形成され、き裂進展が加速する現象の計算シミュレーションを行った。

参考文献

- 1) H. Riedel, *Fracture at High Temperatures*, Springer-Verlag, Berlin (1986).
- 2) G.A. Webster and R.A. Ainsworth, *High Temperature Component Life Assessment*, Chapman & Hall, London (1994)
- 3) 田淵, 久保, 八木, 材料, **46** (1997) p.53.
- 4) 田淵, 久保, 八木, 材料, **41** (1992) p.1255.
- 5) ASTM E-1457-00, *Standard test method for Measurement of Creep Crack Growth Rate in Metals*.
- 6) H.A. Ernst, *ASTM STP 791*, (1983) p.I-499.
- 7) K.M. Nikbin, D.J. Smith and G.A. Webster, *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech.*, **108** (1986) p.189.
- 8) T.R. Hsu and Z.H. Zhai, *Eng. Fract. Mech.*, **20** (1984) p.521.
- 9) A.C.F. Cocks and M.F. Ashby, *Metal Science*, **14** (1980) p.395.
- 10) M. Yatomi, K.M. Nikbin, to be published.
- 11) H.P. Leeuwen, *Eng. Fract. Mech.*, **6** (1974) p.141.
- 12) 横堀, 根本, 佐藤, 山田, 日本機械学論文集 A, **59** (1993) p.2120.