

# 討31 クリープおよび高温疲労のき裂伝ば特性にもとづく余寿命推定法

京都大学 工学部 大谷 隆一

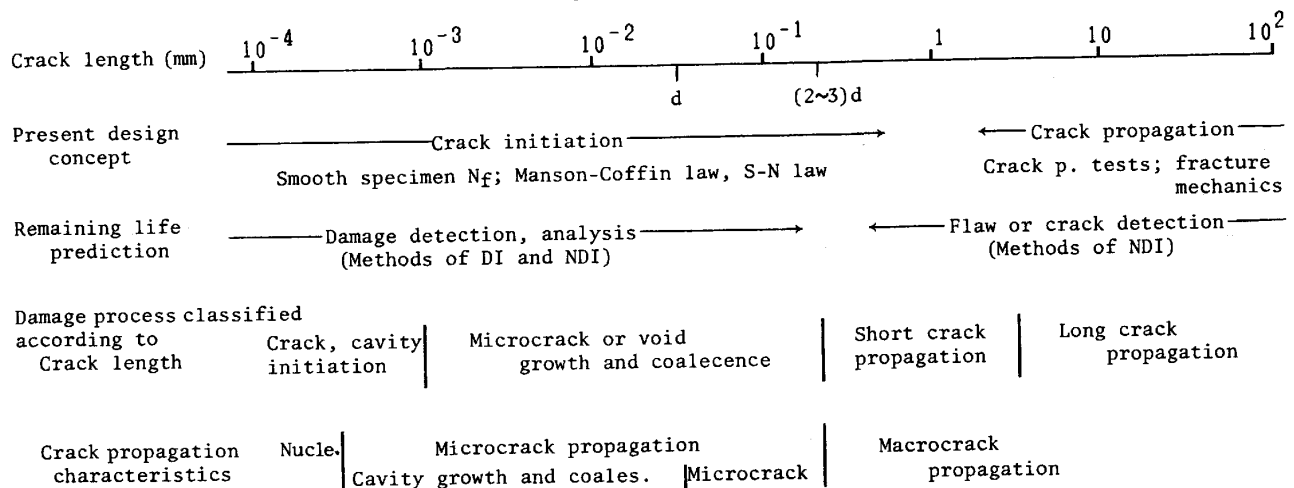
## 1 はじめに

表1に示すように、従来の設計においては、平滑試験片の破損寿命をもって構造部材のき裂発生寿命とし、その評価にManson-Coffin則またはS-N線図を用いる。き裂伝ばは、数mm以上の長さのき裂あるいは欠陥を対象とし、き裂伝ば試験によって得られる破壊力学的法則にもとづいて評価し得るであろう、とするのが基本的概念である。したがって、構造部材の余寿命管理に関しても、上記のき裂発生時期までは何らかの損傷が蓄積される過程であるとし、その損傷を表わす物理量およびその検出法が注目されており、平滑試験片を用いたクリープ試験および高温疲労試験によって検討されている。また、き裂伝ば過程の破壊挙動は、それ以前の小さな破壊の進行や損傷の蓄積とは異なるとし、非破壊検査法による欠陥検出はき裂伝ば過程の損傷評価の基礎になる、という考え方が一般的である。

ところが実際には、同じく表1に示すように、数mmの長さのき裂に至るまでにもき裂伝ばの過程があり、一般には、0.1~1μmのオーダーの破壊をき裂の核あるいはキャビティの発生とすれば、それ以後は1μm~数結晶粒径（または数結晶粒界長さ）の大きさの微視き裂(micro-crack)あるいはポイドの成長過程、数結晶粒~数mmの大きさの微小き裂(short crack or submacro-crack)の伝ば過程、数mm以上の大きさの巨視き裂(long crack or macro-crack)の伝ば過程が存在する。すなわち、非破壊検査法によって検出し得る数mm以下の微小き裂の伝ばあるいは欠陥からの破壊はもち論のこと、平滑試験片の数百μm以下の微小き裂についてもき裂伝ばに着目した損傷評価法があり得る。

ここで、巨視き裂に対しては巨視破壊力学の適用が可能であり、特に室温高サイクル疲労においては線形弾性応力拡大係数KをパラメータとするParis則によってき裂伝ば速度 $dl/dN$ が表わされることはよく知られている。しかし、微小あるいは微視き裂の伝ばについては、その挙動、力学的性質など不明な点が多い。他方、高温疲労およびクリープにおけるき裂伝ば挙動については、微視、微小、巨視のいずれのレベルのき裂に関しても多くの不明点がある。したがって、き裂伝ば特性にもとづく具体的な余寿命推定法を提案できる段階ではないが、ここでは、その基礎となるき裂伝ば特性に関する最近の研究結果を報告し、それにもとづく新しい寿命推定の概念を述べる。

Table I The present design concept and a new damage concept based on crack propagation characteristics



2 巨視き裂伝ば

クリープの巨視き裂伝ば速度  $dI/dt$  は一般にクリープ J 積分  $\dot{J}$  (修正 J 積分) と対応づけられ、

$$dI/dt = C \dot{J}^m \quad (1)$$

と表わされる。ここで、 $C$ 、 $m$  は材料数であるが、 $m$  は 1 に近い値をとる。また、 $C$  の値は温度によって大幅に変わらない。図 1(1)(2) の破線は数種類の材料に関する実験結果である。

高温疲労の巨視き裂伝ばには時間依存性を示すものと繰返し数依存性を示すものとの 2 種類がある。前者は

$$dI/dt = C_c \dot{J}^{m_c} \quad (2.1)$$

ないしは

$$dI/dN = C_c \Delta J_c^{m_c} \quad (2.2)$$

と表わされ、多くの場合、 $C_c \approx C$ 、 $m_c \approx m$  で、クリープき裂と同一の伝ば則がなり立つ。図 1 中に細かい実線で実験結果を示している。一方、後者の繰返し数依存性疲労のき裂伝ば速度は

$$dI/dN = C_f \Delta J_f^{m_f} \quad (3)$$

と表わされる。ここで、 $m_f$  は 1 に近い値をとる材料もあるが、多くの場合  $1 < m_f < 2$  である。この伝ば速度はあらゆる材料において同一  $\Delta J$  値に対し

て式(2.2)の時間依存性き裂伝ば速度より小さい。特に低伝ば速度下で、式(3)が高サイクル疲労域 ( $\Delta K$  支配域) になると、式(2.2)との差はより大きくなり、式(3)のき裂伝ばに下限界が現われても式(2)や(1)のき裂伝ばにはそれが現われない。式(3)は pp 型および pc 型波形、式(2)は cc 型および cp 型波形の高温疲労において成立し、pp と pc、cc と cp の間には伝ば速度に相異が認められない。

上記のき裂伝ば速度式における破壊力学パラメータの評価法は、図 1 の実験では多くの場合、試験中に測定されたき裂中央開口変位を用いて簡便式によって求めているが、実機への応用を考えると、解析的に求めなければならない。一般には

$$\dot{J} = f(n, l/W) \sigma_{net} \dot{\epsilon}_{net}^c l \quad (4.1), \quad J = (1 - \nu^2) K^2 / E + f(n', l/W) \sigma_{net} \epsilon_{net}^P l \quad (4.2)$$

で与えられるが、き裂長さ  $l$  が板幅  $W$  に比べて十分短い場合には

$$\dot{J} = f(n) \sigma \dot{\epsilon}^c l \quad (5.1), \quad J = (1 - \nu^2) K^2 / E + f(n') \sigma \epsilon^P l \quad (5.2)$$

ただし、

$$f(n) = 3.85\sqrt{n}(1 - 1/n) + \pi/n \quad (6), \quad \dot{\epsilon}^c = B \sigma^n \quad (7.1), \quad \epsilon^P = A \sigma^{n'} \quad (7.2)$$

上式(2.2)のクリープ J 積分範囲  $\Delta J_c$  および式(3)の疲労 J 積分範囲  $\Delta J_f$  は

$$\Delta J_c = \int_0^{\tau_t} \dot{J} dt, \quad \tau_t: \text{引張半サイクル} \quad (8.1), \quad \Delta J_f = (1 - \nu^2) \Delta K^2 / E + f \cdot \Delta \sigma \Delta \epsilon^P l \quad (8.2)$$

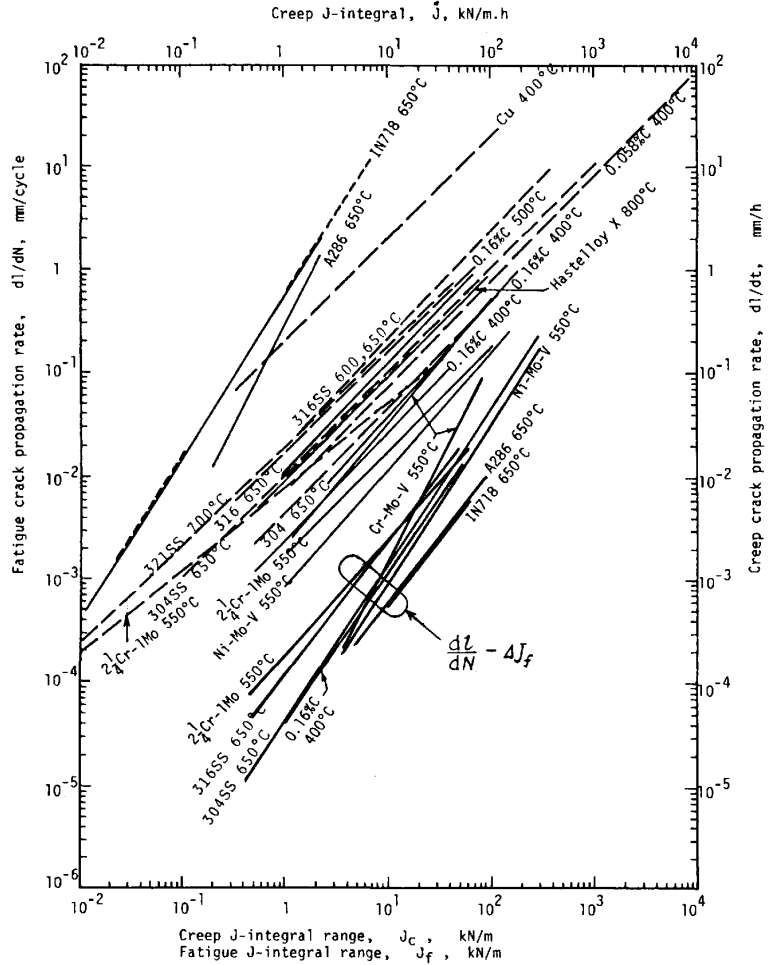


Fig. 1 Experimental results on macrocrack propagation

- Creep :  $dI/dt - \dot{J}$
- Time-dep. fatigue :  $dI/dt - \dot{J}$  or  $dI/dN - \Delta J_c$
- Cycle-dep. fatigue :  $dI/dN - \Delta J_f$

ただし、上式は貫通き裂に対する評価式であるので、非貫通き裂については  $K$  に対するき裂形状係数を 2 乗した値を乗じることによって近似的に求めることができる。また、cc および cp 型の時間依存性疲労き裂については、特に周期あるいは保持時間の短い場合、引張荷重負荷後のき裂先端近傍応力の弾性から定常クリープへの遷移が生じるため、定常クリープの  $J$  値：式(4.1), (5.1) がそのまま使えない。この場合は過渡的な  $J$  値： $\dot{J} = J_{elastc} / (n+1)t$  を用いればよい(3)。

### 3 微視き裂伝ば

図1に示したようなべき乗則クリープによる巨視き裂伝ば則は、どの程度小さい(短い)き裂にまで適用できるのか。微小欠陥からの表面き裂および平滑試験片表面き裂に関する筆者らの今までの実験結果によれば、ほぼ2, 3結晶粒径あるいは(2~5)結晶粒界長さが適用限界のようである。したがって、 $50 \mu m$  の結晶粒径の材料では数  $\mu m$  以下でも約  $100 \sim 200 \mu m$  以上の微小き裂は破壊力学的に巨視き裂として取り扱ってよいと考えられる。では、それ以下の大きさで、1, 2結晶粒の大きさに至るまでの微視き裂はどのような伝ば挙動を示すのか。図2(4)は、平均結晶粒径  $500 \mu m$  に粗大化した SUS 304 の平滑試験片の表面に発生したクリープ微視き裂の伝ば挙動を示している。くさび型粒界き裂は、前方の粒界ポイドあるいは微視き裂と合体する際に加速されるばかりでなく、粒界三重点に接近したり次の粒界に移るたびに加速ないしは減速を繰返し、伝ば速度は極めて変動幅が大きい。かつ注目すべき点は、巨視き裂伝ば則から予測される値より平均的に高速度側にずれていることである。この伝ば速度の変動および加速側へのずれは約3結晶粒界長さに成長するとほとんど認められなくなり、巨視き裂の伝ば則に接近・一致する。

以上より、数結晶粒径以下の大きさの微視き裂は、それ以上の巨視き裂と伝ば機構に相異がなくても、前方のポイドとの合体、微視き裂同志の合体が生じるのみならず、微視構造因子の影響を強く受けて、巨視き裂におけるような伝ば速度のき裂長さ依存(応力intensity依存)が明確に現われなくなることがわかる。したがって、2, 3結晶粒径の長さに至るまでの微視き裂は平均的にき裂長さによらない一定の伝ば速度を示すとし、それ以後の巨視き裂は式(1)ないしは(2)に示した法則、すなわち  $da/dt \propto a$  によるとすると、図5の応力の大きい場合( $\sigma_1$ )の伝ば曲線(模式図)が得られる。

### 4 粒界キャビティ成長

クリープおよび時間依存性疲労における初期破壊機構の代

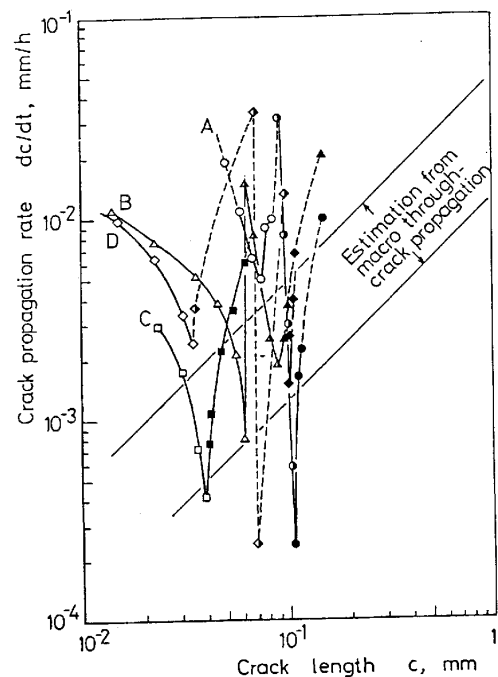
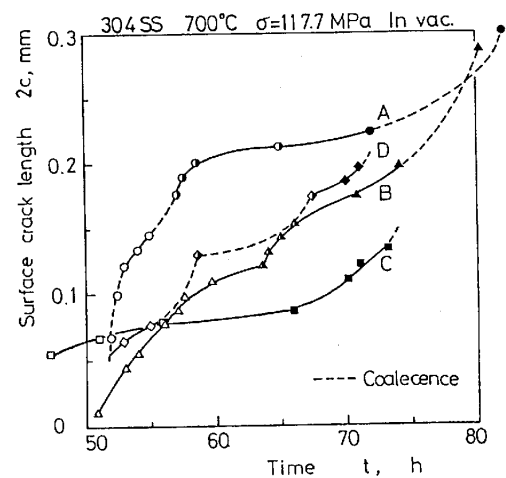
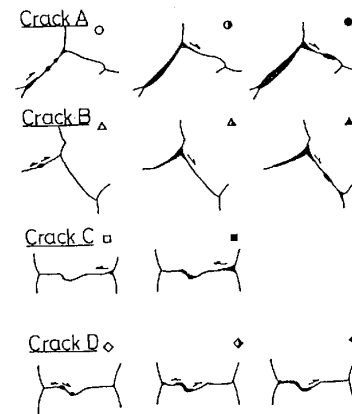


Fig. 2 Behavior and late of creep microcrack propagation on a surface of coarse grained smooth specimen of 304S.S

表的なものとして、粒界拡散による粒界キャビティの成長がある。これは特に低応力、低ひずみ速度条件下において支配的となり、図3のようなモデル<sup>(5)</sup>では、キャビティの周囲の粒界拡散域の大きさ $\Lambda$ が低応力ほど大きく、その外周に存在すべき乗則クリープ域の大きさは $\Lambda$ とキャビティ間隔 $b$ に依存する。この場合のキャビティ成長速度は、ほぼ

$$\frac{da}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}_\infty a}{2h(\psi)} / \lambda^3 \left[ \ln\left(\frac{1+\lambda}{\lambda}\right) + \left(\frac{\lambda}{1+\lambda}\right)^2 \times \left\{ 1 - \frac{1}{4} \left(\frac{\lambda}{1+\lambda}\right)^2 \right\} - \frac{3}{4} \right] \quad (9)$$

ただし、 $\lambda = a/\Lambda$ で与えられる<sup>(5)</sup>。これによればキャビティ長さ $a$ が大きくなるほど成長速度 $da/dt$ は低下する。純拡散支配下で隣接するキャビティが合体するまで( $a=b$ )成長するとすれば、ほぼ1結晶粒界ファセットの破壊が生じる。このようなキャビティ合体が応力軸に垂直な多くの粒界に同時に生じ、瞬間にして破断に至るのなら、前述の巨視き裂や微視き裂の伝ば過程はなく、 $a = a_0 \approx 0.1 \mu\text{m}$ から $a=b$ まで式(9)によるキャビティ成長が支配する。それを模式図5の応力 $\sigma_4$ の曲線で説明している。ところが多くの場合は、キャビティ生成粒界の数が限られること、図3のように粒界拡散域 $\Lambda$ が粒界長さに比べて小さく、べき乗則クリープ域が大きいこと等のため、キャビティ合体によって生じた1粒界ファセットのき裂は、それ以後W型微視き裂として数結晶粒界長さまで伝ばし、さらには、巨視き裂伝ばに移行すると考えられる。これを図5の $\sigma_3$ に関する曲線で模式的に表わした。

図4<sup>(4)</sup>は、SUS304の平滑試験片表面に1粒界ファセットのき裂(長さ約 $25 \mu\text{m}$ )が生じた時点なき裂発生時間とし、その実験結果に対して、巨視き裂伝ば則:式(1)の積分( $t=0 : c_0 = 0.1 \mu\text{m}, t=t_i : c_i = 20 \mu\text{m}$ )によって求めた $t_i$ が大きく長時間側にはずれること、式(9)の積分( $t=0 : a_0 = 0.1 \mu\text{m}, t=t_i : a_i = b = 5 \mu\text{m}$ )によって求めた $t_i$ がほぼ一致すること、を示している。

文献

- (1) 大谷他: Trans. ASME, J. Eng. Mat. & Tech. 101(1979), p.154,162; 3rd IUTAM Symp., Springer(1981), p.542; 機械学会論文集(A編), 48(1982), p.1378.
- (2) 桑原他: 材料, 33(1984), p.185,338, 掲載予定.
- (3) 大路他: 材料, 29(1980), p.465.
- (4) 大谷他: 材料, 33(1984), 掲載予定.
- (5) I-W.Chen他: Acta Met., 29(1981), p.1759.

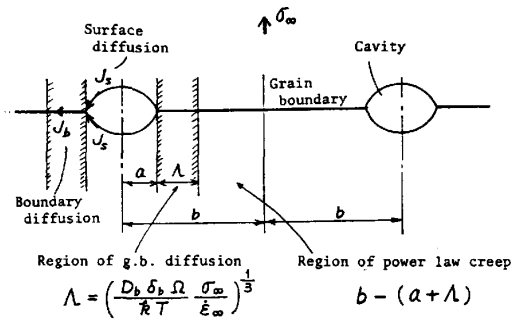


Fig. 3 A model of grain boundary cavity growth caused by grain boundary diffusion

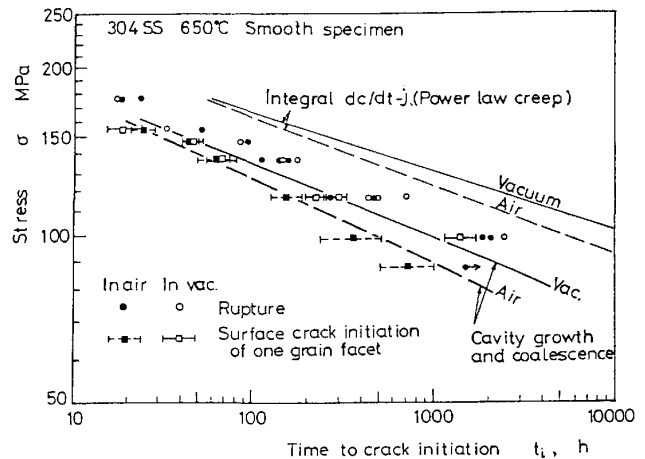


Fig. 4 Prediction of crack initiation time based on macrocrack p. law and cavity growth law

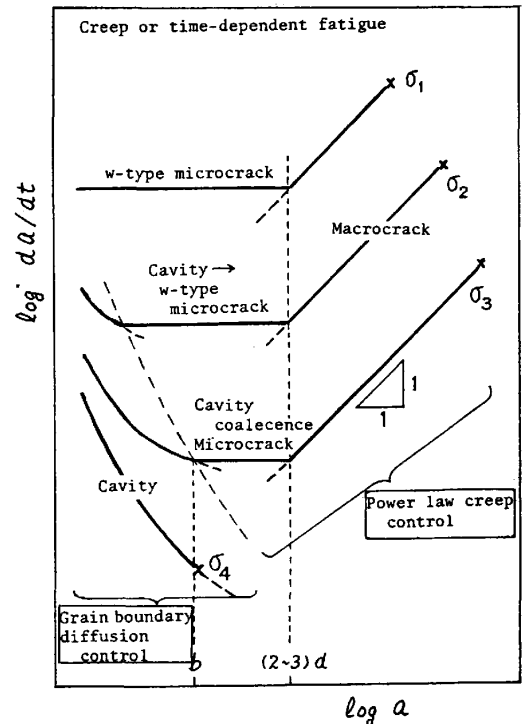


Fig. 5 Rates of g.b. cavity, microcrack, and macrocrack at elevated temperatures