

# 熱疲労き裂の進展挙動に関する破壊力学的検討\*

岡崎 正和\*\* 小泉 堯\*\*\*

## Fracture Mechanics Study on Thermal-Mechanical Fatigue Crack Propagation

Masakazu OKAZAKI, Takashi KOIZUMI

Rate of thermal-mechanical fatigue crack propagation was investigated under the condition of in-phase thermal-mechanical strain cycle. Experimental rates of crack propagation were correlated with the cyclic J-integral,  $\Delta J$ , which was estimated from the analytical equation derived by Shih and Hutchinson. The effect of tensile strain rates on thermal-mechanical fatigue crack propagation was discussed in the light of electron fractography. Further, the thermal-mechanical fatigue life was predicted by integrating the equation of crack propagation and it was compared with the experimental fatigue life obtained by the smooth specimen.

The conclusions obtained are as follows;

(1) Rate of thermal-mechanical fatigue crack propagation can be expressed by the following equation,

$$dl/dn = C[\Delta J]^m$$

where C and m are material constants.

(2) The part-through crack propagates keeping its aspect ratio constant at 0.36. Its aspect ratio is approximately consistent with the one in which the part-through crack has a uniformly distributed elastic stress intensity factor along its entire front.

(3) The ruptured surface is changing from the intergranular fracture to the transgranular fracture as crack growth. Striations are formed on the transgranular fracture surface and their spacings are consistent with the rate of crack propagation.

(4) Voids are formed at the grain boundaries in the specimen with increasing tensile strain time.

(5) Thermal-mechanical fatigue lives can be predicted approximately by integrating the equation of crack propagation.

### 1. 緒 言

蒸気タービンなどの高温用機器では、起動、停止あるいは負荷変動時に大きな熱応力が発生し、そのくり返しが原因となって、これらを構成する部材が熱疲労破壊を起すことがある。これまでの研究により、この種の破壊寿命におよぼす主因子として、ひずみ範囲<sup>1)</sup>、温度条件<sup>2,3)</sup>、くり返し速度<sup>4)</sup>、温度波形とひずみ波形の位相<sup>5)</sup>、雰囲気<sup>6)</sup>などがあることが知られているが、その原因については確立された説が少ないのが現状である。

一方、熱疲労破壊においては、寿命の大部分がき裂の進展に費やされることが知られており<sup>7,8)</sup>、このため破壊の一過程であるき裂の進展挙動を知ることは、上述の

原因を知るためにも、寿命推定を行うためにも非常に重要である。

本研究では、タービン用ケーシング材である鋳鋼を用いて熱疲労実験を行い、き裂進展挙動におよぼす諸因子の影響を調べ、き裂進展速度の破壊力学的整理を試みた。また電子顕微鏡を用いて破断後の破面観察を行い、その特徴を調べるとともに、き裂進展速度におよぼすひずみ速度効果の原因についても考察した。さらに、以上より得られた結果から熱疲労寿命を推定し、これを平滑材による実測値と比較検討した。

### 2. 供試材および実験方法

供試材はタービン用ケーシング材である鋳鋼であり、その化学成分および熱処理条件を表1に、金属組織写真を図1に示す。金属組織はペーナイト組織であり、結晶粒の大きさは、約50 $\mu\text{m}$ から200 $\mu\text{m}$ とさまざまであるが、平均粒径としては約100 $\mu\text{m}$ である。

\* 原稿受付 昭和56年3月31日

\*\* 長岡技術科学大学工学部機械系(新潟県長岡市上富岡町)

\*\*\* 東京工業大学工学部機械工学科(東京都目黒区大岡山2-12-1)

Table 1 Chemical compositions and heat treatment.

Chemical compositions (wt.%)										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	
0.16	0.44	0.69	0.012	0.01	123	1.03	0.11	0.05	0.003	

Heat treatment  
1050°Cx15hr. W.C.--720°Cx15hr. F.C.



Fig. 1 Micrograph of parent metal.

実験に用いた試験片は、半径方向の温度分布を均一にするため図 2 (a) に示すような薄肉円筒試験片であり、貫通切り欠きとしては図 2 (b) に示す直径 0.5mm のキリ穴をあげ、半だ円切り欠きとしては図 2 (c) に示すポンチ穴を付し、そこから成長するき裂長さを顕微鏡により測定した。

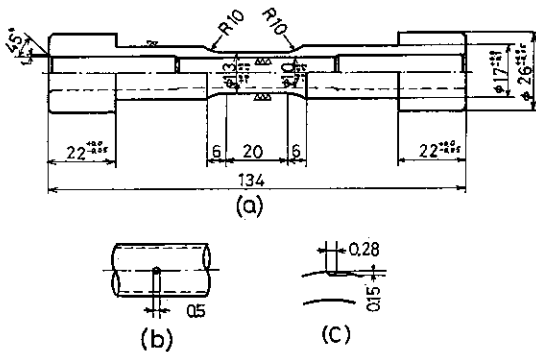


Fig. 2 Geometry of specimens (Dimensions in mm).

実験は、電気油圧拘束率可変型熱疲労試験機を用い、温度とひずみの波形が同相となる in-phase 条件下、温度範囲 300~550°C のもとで、試験片軸方向に一定幅のひずみ振幅をくり返し加えて行った (図 3)。熱疲労き裂の進展速度におよぼすくり返し速度の影響のうち、引張側と圧縮側のくり返し速度の影響を分離して考えるため、本実験では、1 サイクル中のひずみ時間を 1 分から

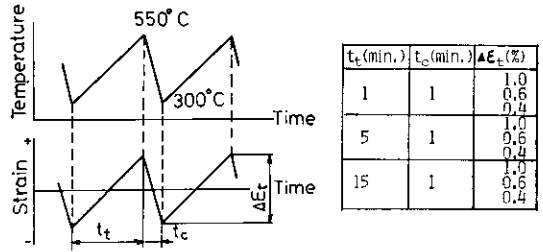


Fig. 3 Test conditions.

15分に変化させて、その影響を調べた。なお、圧縮側ひずみ時間は全て 1 分とした。

試験片の加熱は高周波誘導加熱方式により、冷却は試験片内部に圧縮空気を通ずることにより行った。

### 3. 実験結果

#### 3.1 貫通き裂の進展速度におよぼす諸因子の影響

図 4, 5, 6 に引張側ひずみ時間がそれぞれ 1 分, 5 分, 15 分の場合のき裂進展速度  $dl/dn$  とき裂半長  $l$  の関係を示す。いずれの条件下においても、円孔の影響が少くなる  $l=0.4$  mm から、急速進展に移行する  $l=2.0$  mm の範囲内で、き裂進展速度はき裂半長に比例するこ

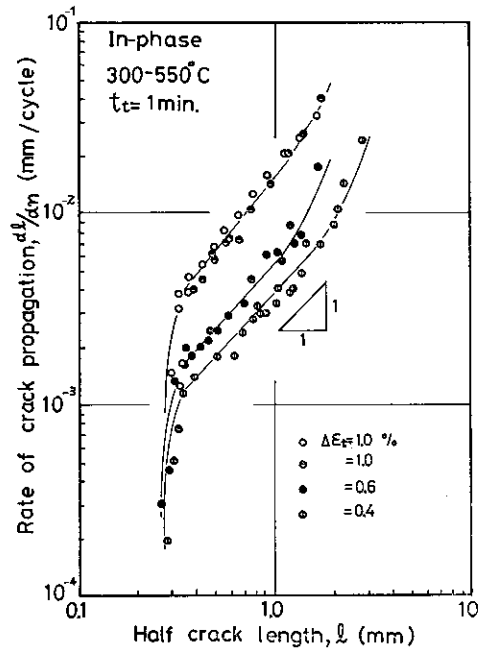


Fig. 4 Relation between the rate of crack propagation and the half crack length ( $t_t=1$ min.)

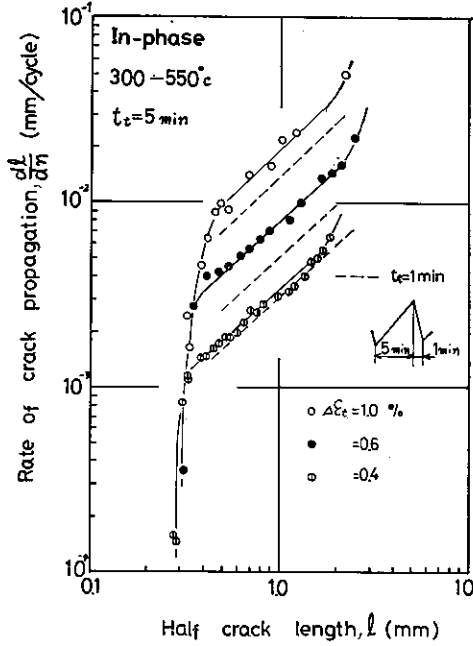


Fig. 5 Relation between the rate of crack propagation and the half crack length ( $t_e=5$  min.)

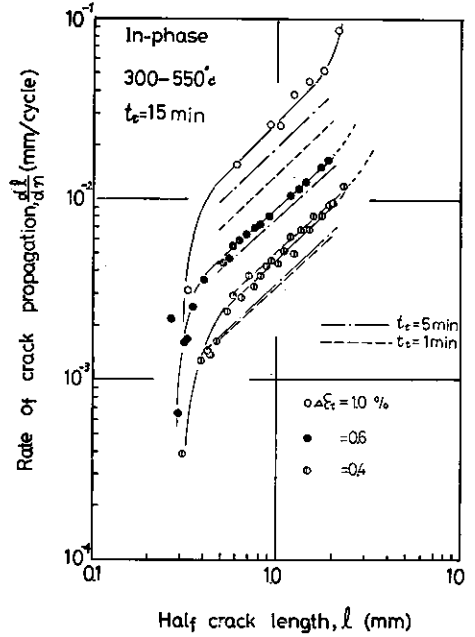


Fig. 6 Relation between the rate of crack propagation and the half crack length ( $t_e=15$  min.)

とがわかる。

$$dl/dn \propto l \quad (1)$$

また、引張側ひずみ時間が長くなるほど、き裂進展速度も大きくなることわかる。

図7にき裂進展速度と非弾性ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_{in}$  の関係を示す。  $\Delta \epsilon_{in}$  としては、くり返し数が  $N_f/2$  ( $N_f$ : 破

損くり返し数)における値を代表値として用いている。図より  $l=0.4$  mm においては、いずれの条件下においても

$$dl/dn \propto (\Delta \epsilon_{in})^\alpha \quad (2)$$

が成立し、しかも  $\alpha$  は引張側ひずみ時間にはほとんど依存しない材料定数であることがわかる。しかし  $l=0.8$

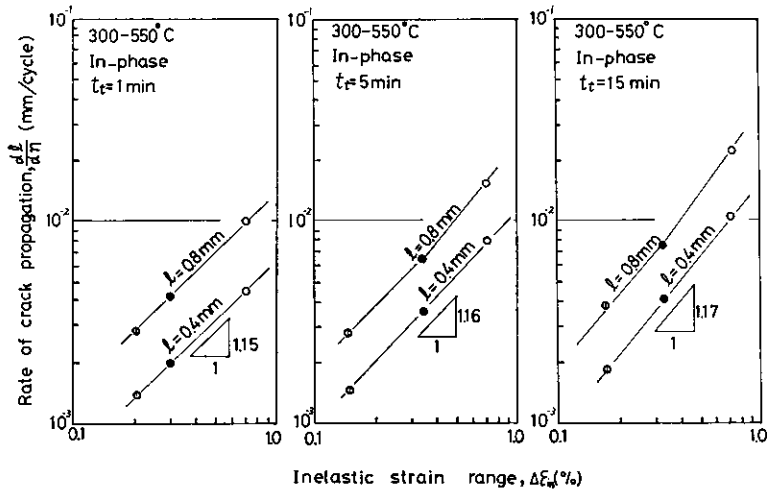


Fig. 7 Relation between the rate of crack propagation and the inelastic strain range.

mmにおいては、き裂進展速度がほぼ  $10^{-2}$ mm/cycle の領域において  $\log(dI/dn) - \log(\Delta\epsilon_{in})$  の間に折れ曲りが生じ、式(2)は成立しなくなる。後述する破面観察結果によれば、この折れ曲りの領域は、ストライエーションからディンプルへの遷移領域とはほぼ対応していることから、式(2)は主にストライエーション支配域で成立するものと考えられる。

引張側ひずみ速度の変化にともなうき裂進展速度の変化の様子を図8に示す。なお引張側ひずみ速度は、全ひずみ振幅  $\Delta\epsilon_i$  を引張側ひずみ時間  $t_i$  で除した値である。図より、熱疲労き裂の進展速度には引張側ひずみ速度  $\dot{\epsilon}_i$  依存性があり、 $\dot{\epsilon}_i$  が小さくなるにつれて進展速度は大きくなることわかる。高温での低サイクル疲労においては、実験的に

$$dI/dn \propto (\dot{\epsilon}_i)^{-i} \quad i: \text{材料定数} \quad (3)$$

が成立することが報告されているが<sup>9)</sup>、熱疲労においては指数  $-i$  は一定とならず、ひずみ範囲とともに小さくなる。換言すれば、ひずみ速度効果はひずみ範囲の大きな場合ほど顕著となることが図8により示されている。高温での疲労強度のひずみ速度依存性の原因として、クリープと疲労の相互作用<sup>9)</sup>、酸化作用<sup>9)</sup>、動的ひずみ時効<sup>10)</sup>などが考えられているが、本実験でのひずみ速度効果の原因については3.3節で考察する。

### 3.2 半だ円き裂の進展挙動

実際の構造部材においては、き裂は表面において発生し、半だ円き裂として成長することが知られている<sup>4)</sup>。このため半だ円き裂の進展挙動を知ることは実用上非常に重要である。そこで試験片表面に図2(c)に示すような半だ円切り欠きを付し、そこから成長するき裂の進展挙

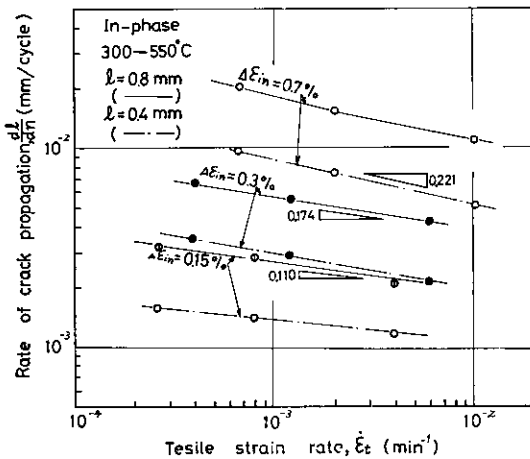


Fig. 8 Effect of the tensile strain rate on the rate of crack propagation

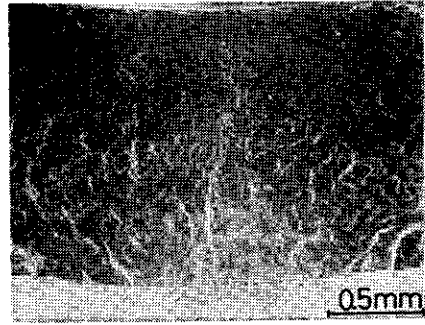


Fig. 9 Micrograph of part-through crack growth ( $t_i = 1 \text{min.}$ )

動を調べた。

このように行った試験片の破断面には、き裂が進展した時間の相違により破面の酸化される度合が異り、図9に示すような模様が記録される。この模様を読みとることにより、表面からのき裂の進展の観察から、深さ方向へのき裂の進展の様子を推測することができる。

破面観察により調べた半だ円き裂の幅  $2b$  と深さ  $a$  の関係を図10に示す。図中には、12Cr 鋼について調べた結果<sup>11)</sup>も示してある。図より、半だ円き裂はアスペクト比  $a/2b$  をほぼ0.36に保ちながら進展していることがわかる。

$$a/2b \approx 0.36 \quad (4)$$

このアスペクト比は、半だ円き裂の前縁にそう応力拡大係数の変化率が最も小さくなるアスペクト比<sup>12)</sup>にほぼ一致するようである。

図11は、幅方向へのき裂進展速度  $db/dn$  とき裂半幅  $b$  の関係を調べた結果である。なお、図中には貫通き裂の進展速度  $dI/dn$  も示してある。半だ円き裂の幅方向への進展速度もき裂半幅  $b$  に比例し、しかもその大きさ

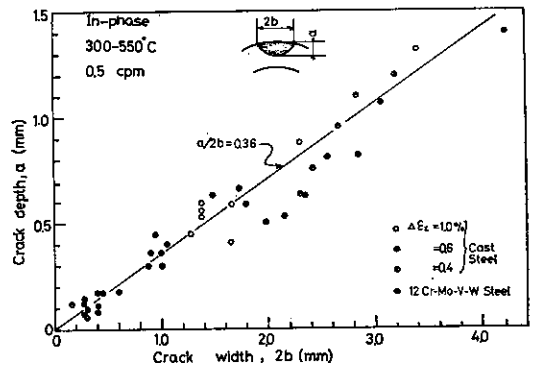


Fig.10 Relation between crack depth and crack width.

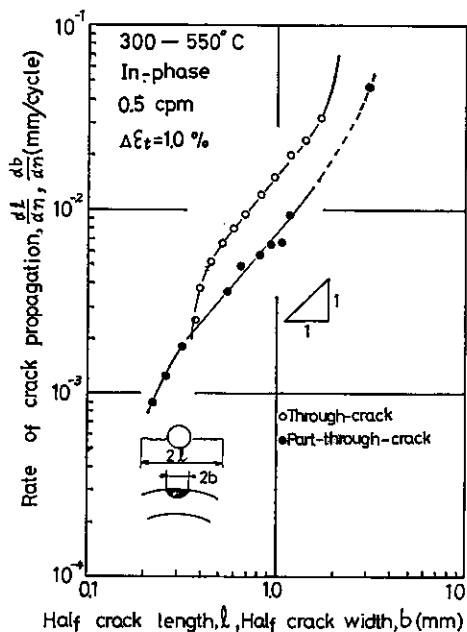


Fig. 11 Relation between the rate of part-through crack propagation and that of through crack one.

は貫通き裂のそののほぼ1/2あることがわかる。

$$db/dn \approx (1/2) \cdot dl/dn \quad (5)$$

この結果は、高周波サイクル疲労において、半だ円き裂が進展して貫通き裂となったとき、き裂進展速度が約二倍になることを報告している Wareing<sup>13)</sup> の結果とも一致する。また式(4)を用いれば、半だ円き裂の深さ方向への進展速度  $da/dn$  をつぎのように推定できる。

$$da/dn \approx 0.72 \cdot db/dn \quad (6)$$

### 3.3 破面観察

材料の破断面には、その破壊の過程が記録されており、これを調査することは、破壊の機構を知るためにも、事故解析のためにも非常に重要である。ここでは、熱疲労破面の特徴を知るため、またひずみ速度効果の原因を調べるため、走査型電子顕微鏡を用いて破面観察を行った。

引張側ひずみ時間が1分の時の破面は、き裂の進展とともに、粒界破面(図12)、ストライエーション破面(図13)、ディンプル破面のように移行していく様子が認められた。

粒界破面は、き裂のごく短い部分で観察され、ほぼ一結晶粒程度進んだ所でストライエーション破面に移行する。これより、同位相条件下の熱疲労では、主にき裂は結晶粒界より発生すると考えられる。

このようにして発生したき裂は、つぎの段階ではスト



Fig. 12 Intergranular fracture surface ( $t_t=1$ min.)

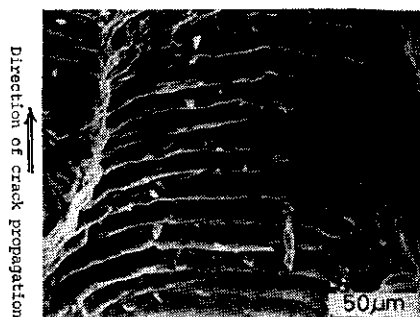


Fig. 13 Striations formed on the ruptured surface. ( $t_t=1$ min.)

ライエーションを形成しながら進展する。ストライエーションは、き裂の鈍化と再鋭化がくり返されることにより生じ、その間隔は、一サイクルごとのき裂の進展量に対応すると言われている<sup>21)</sup>。本実験において得られたストライエーション間隔とき裂進展速度との関係を図14に示す。図中の横軸の  $\Delta J$  は、後述する式(7)に、破面より得られたき裂半長  $l$  を代入して求めた値であり、図中の実線は測微顕微鏡により測定されたき裂進展速度である。図より、熱疲労においてもストライエーション間隔はき裂進展速度とほぼ一致し、これらの模様が一サイクルのき裂の進展に対応して形成されたものであることが暗示されている。このようなストライエーション破面は、き裂進展速度が約  $10^{-2}$  mm/cycle に対応する領域まで続き、その後ディンプル破面となり破断にいたる。このストライエーションからディンプルへの破面上の移行は、図7の  $\log(dl/dn) - \log(\Delta \epsilon_{in})$  の折れ曲りの領域とはほぼ対応しているようである。

引張側ひずみ時間が5分、15分と長くなっても、前述の破面の遷移の挙動は変らなかった。しかし、引張側ひずみ時間が長くなるにつれて破面の酸化は著しくなり、ストライエーションもわずかにその形を留めているに過

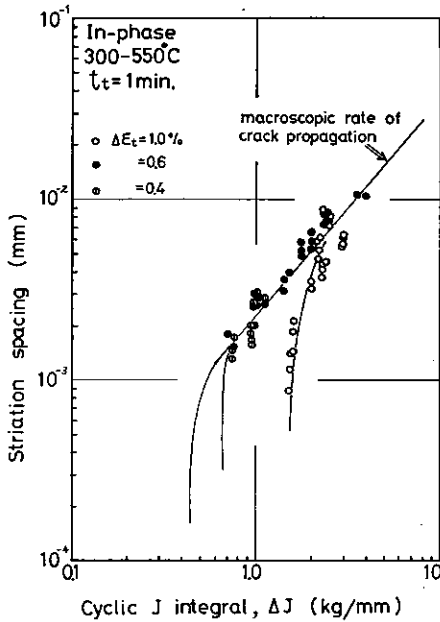


Fig. 14 Relation between the striation spacing and the cyclic J-integral. ( $t_t=1$  min.)

ぎず (図15), 試験片内部の結晶粒界の一部には, 図16に示すようなポイドが発生している様子が観察された。また, 本実験範囲内での実験後の材料の組織変化はほとんどなく, 酸化作用の顕著な場合におこる脱浸炭現象はほとんど見出されなかった。これらのこと, および本実験範囲内のくり返し速度が Coffin<sup>4)</sup> が酸化の影響であるとしている  $1 \sim 10^3$ cpm. の範囲外であること, および酸化される時間の短いひずみ範囲の大きな結果ほど, ひずみ速度効果が顕著であることなどを考慮すると, 本実験におけるひずみ速度効果は, 主にクリープ疲労の相互作用によるものであると考えられる。

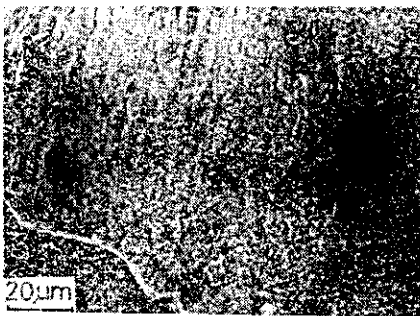


Fig. 15 Striation formed on the ruptured surface. ( $t_t=15$ min.)

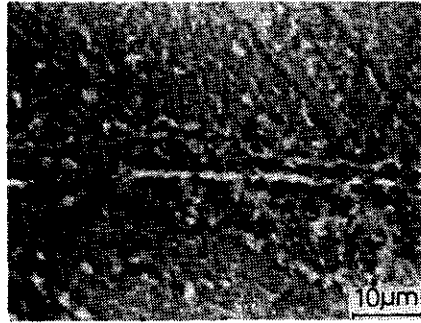


Fig. 16 Voids formed at grain boundary( $t_t=15$ min.)

#### 4. 考 察

##### 4.1 き裂進展速度の破壊力学的整理

高サイクル疲労におけるき裂進展の破壊力学的検討は多くなされ, 顕著な発展をとげている。特に最近では, 弾塑性破壊力学的パラメータである  $J$  積分の概念が疲労き裂の進展速度の表示に使用されるようになり, その有用性が確かめられつつある<sup>14)15)</sup>。主な利点は

- (1) 大規模降伏条件下での疲労き裂進展速度の表示にも有効である。
- (2) 試験片形状, 寸法, 荷重負荷方法が変化した場合にも, 疲労き裂進展速度の表示に有効である。

などである。しかし, 全断面降伏条件となる場合が多い高温低サイクルあるいは熱疲労においては, 多くの因子が影響することや,  $J$  積分値を容易に評価できないことから, わずかの検討が行われているにすぎない<sup>11)16)17)</sup>。

そこで本研究では, Shih と Hutchison<sup>18)</sup> が求めた全断面降伏条件下にあるき裂が浅い場合の  $J$  積分の解析的評価式を応用し,  $J$  積分範囲  $\Delta J$  をつぎのように評価し, それによりき裂進展速度の整理を試みた。

##### (i) 中央き裂を有する試験片の場合

線形弾性的の場合,  $J$  積分はひずみエネルギー解放率  $G$  に等しくなるから, 弾性成分に相当する  $J$  積分値  $J_{elastic}$  は

$$G = J_{elastic} = K^2 / E \quad (7)$$

$K$ : 応力拡大係数  $E$ : ヤング率

となる。中央き裂を有する試験片の場合

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} f(a/w) \quad (8)$$

$$f(a/w) \doteq \sqrt{\sec(\pi a/w)} \quad (9)$$

$a$ : き裂長さ  $w$ : 板幅

となる。したがって  $\Delta J_{elastic}$  はつぎのように表示でき

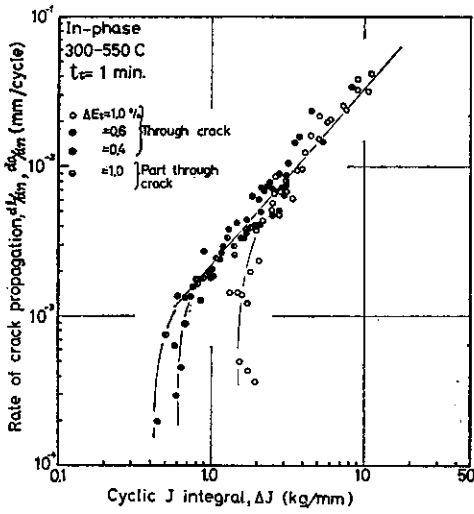


Fig. 17 Relation between the rate of crack propagation and the cyclic J-integral. ( $t_d=1$  min.)

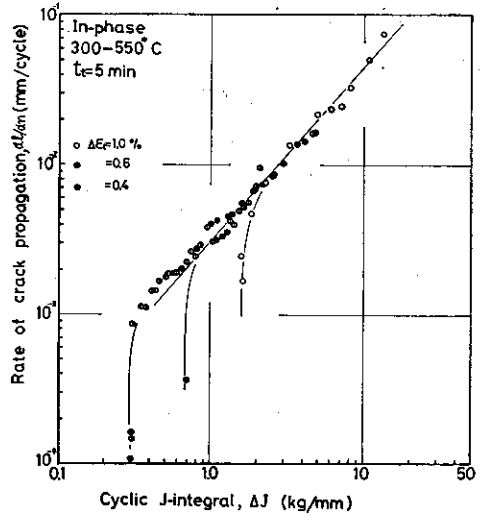


Fig. 18 Relation between the rate of crack propagation and the cyclic J-integral. ( $t_d=5$  min.)

る。

$$\Delta J_{elastic} = \frac{\Delta K^2}{E} = 2\pi a \cdot A_e \cdot f^2 \quad (10)$$

$$A_e = \Delta \sigma^2 / 2E$$

Shih と Hutchison<sup>18)</sup> によれば、非弾性体での、き裂が浅い場合の中央き裂を有する試験片の J 積分値は

$$J = \sigma \cdot \epsilon \cdot a \left\{ \frac{3.85(1-n')}{\sqrt{n'}} + \pi n' \right\} \quad (11)$$

$$\sigma = A \cdot \epsilon^{n'} \quad (12)$$

となる。熱疲労である本実験においては、くり返し応力ひずみ関係式として

$$\Delta \sigma = k \cdot (\Delta \epsilon_{in})^n \quad k=136 \quad n=0.14 \quad (13)$$

が求まり、<sup>17)</sup> 式(12)と(13)の類似性を考慮すれば、J 積分の非弾性成分に相当する  $\Delta J_{inelastic}$  はつぎのように推定される。

$$\Delta J_{inelastic} = \Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon_{in} \cdot a \left\{ \frac{3.85(1-n)}{\sqrt{n}} + \pi n \right\} \quad (14)$$

$\Delta J_{inelastic}$  に対して板幅補正係数  $f(a/w)$  が、 $\Delta J_{elastic}$  と同様に作用すると考えれば

$$\Delta J_{inelastic} = \Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon_{in} \cdot a \left\{ \frac{3.85(1-n)}{\sqrt{n}} + \pi n \right\} f^2$$

$$= (1+n) A_{inelastic} \cdot a \cdot \left\{ \frac{3.85(1-n)}{\sqrt{n}} + \pi n \right\} f^2 \quad (15)$$

$$A_{inelastic} = \frac{\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon_{in}}{1+n} \quad (16)$$

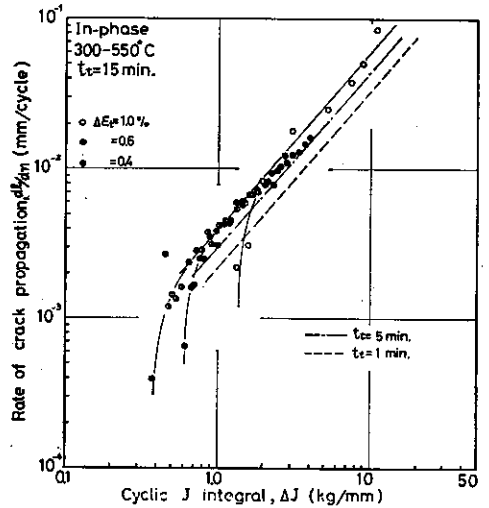


Fig. 19 Relation between the rate of crack propagation and the cyclic J-integral. ( $t_d=15$  min.)

となる。本実験において、板幅  $w$  を試験片円周と考えると  $a/w < 0.1$  となり、 $f(a/w) \approx 1$  とおける。

式(10)、(15)より、中央き裂を有する試験片の  $\Delta J$  として

$$\Delta J = 2\pi a \cdot A_e + (1+n) a \cdot A_{inelastic} \left\{ \frac{3.85(1-n)}{\sqrt{n}} + \pi n \right\}$$

$$= \left( 3.14 \frac{\Delta\sigma^2}{E} + 9.29 \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_{in} \right) a \quad (17)$$

と評価できる。

(ii) 半だ円き裂を有する試験片の場合

半だ円き裂の弾力的な応力拡大係数  $K$  は

$$K = 1.12 \cdot M_k \sqrt{\pi a / Q} \quad (18)$$

$a$  : き裂深さ       $M_k$  : 板厚補正係数

$$Q = \sqrt{\phi^2 - 0.21(\sigma/\sigma_{ys})^2}$$

$\phi$  : 第二種だ円積分       $\sigma_{ys}$  : 降伏応力

となる<sup>19)</sup>。本実験においては、全断面降伏条件下にあることから  $\sigma/\sigma_{ys} = 1$  とおくと、図10で求めたアスペクト比に対して  $Q$  はほぼ 1.62 となる<sup>19)</sup>。また板厚補正係数  $M_k$  は本実験範囲内で  $1 < M_k < 1.2$  となることから  $M_k = 1$  とおくと、式(18)は

$$K = 0.88 \cdot \sigma \sqrt{\pi a} \quad (19)$$

となる。すなわち式(8)で  $f(a/w) = 0.88$  とおいたものに等しい。したがって(17)式と同様に半だ円き裂を有する試験片に対し  $\Delta J$  をつぎのように評価できる。

$$\begin{aligned} \Delta J &= 2\pi a \cdot A_e \cdot f^2 \\ &+ (1+n) A_{inelastic} \cdot a \cdot \left\{ \frac{3.85(1-n)}{\sqrt{n}} + \pi n \right\} f^2 \\ &= \left( 2.43 \frac{\Delta\sigma^2}{E} + 7.19 \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_{in} \right) a \quad (20) \end{aligned}$$

$$f = 0.88$$

本実験において、貫通き裂に対して得られた結果を、式(10)を用いて整理した結果を図17~19に示す。いずれの条件下においても、き裂進展速度と  $\Delta J$  の間には両対数グラフ上で直線関係が成立し、 $\Delta J$  による表示の有効性が示されている。図17には、半だ円き裂に対して、アスペクト比から求めた深さ方向への進展速度  $da/dn$  (式(6)参照) を式(20)を用いて整理した結果も示してある。図より  $\Delta J$  でき裂進展速度を整理した場合、半だ円き裂の進展速度  $da/dn$  と貫通き裂の進展速度  $dl/dn$  は、ばらつきの範囲内で一致することがわかる。このことは、き裂進展速度の  $\Delta J$  による評価の有効性を付加するものであると考えられる。

最小乗法により、熱疲労き裂の進展速度はつぎのように表示できる。

$$\frac{dl}{dn} = C(\Delta J)^m \quad m = 1.17 \quad (21)$$

ここで  $m$  は材料定数であり、 $C$  は実験条件により決る定数である。あるいは、引張 ひずみ時間  $t$  の関数として

$$C = C' \cdot t_j^j \quad C' = 2.29 \times 10^{-3}, \quad j = 0.204 \quad (22)$$

とも表示できる。

しかし、式(22)あるいは図17~19からわかるように、 $\Delta J$  のみでは熱疲労き裂における時間効果を表示することはできない。これは、本来  $\Delta J$  はくり返し数依存型のき裂進展速度を記述するパラメータであり、クリープあるいは酸化作用のような時間依存型のき裂進展速度を記述するパラメータではないからであろう。しかし式(22)は

$$\Delta J_{eff} = \Delta J + j J b t \quad j: \text{修正 } J \text{ 積分}^{20)} \quad (23)$$

のようなパラメータを定義することにより、き裂進展速度を有効に表示できる可能性があることを示唆している。

#### 4.2 寿命推定

半だ円き裂の深さ方向への進展速度は、式(22)、(23)により表示される。これらの式(22)に式を代入すると次式となる。

$$\begin{aligned} da/dn &= C' (\Delta J)^m \cdot t_j^j \\ &= C' \{ 2.43 \cdot (\Delta\sigma^2/E) \\ &+ 7.19 \cdot \Delta\sigma \cdot \epsilon_{in} \}^m \cdot a^m \cdot t_j^j \end{aligned}$$

辺々積分し整理すると

$$N_{fp} - N_i = \frac{a_f^{1-m} - a_i^{1-m}}{C' \left\{ 2.43 \left( \frac{\Delta\sigma^2}{E} \right) + 7.19 \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_{in} \right\}^m} \quad (24)$$

となる。ここで、 $N_{fp}$ 、 $N_i$ 、 $a_f$ 、 $a_i$  はそれぞれ、推定寿命、き裂発生くり返し数、最終き裂長さ、初期き裂長さである。熱疲労においては、寿命の大部分がき裂の進展に費やされることから<sup>20)</sup>、 $N_i = 0$  とし、また、破面観察結果より、き裂は主に結晶粒界より発生することから、 $a_i$  として平均結晶粒径 0.1mm とし、さらに、き裂が急速進展する状態を破断と考え、 $a_f = 1.08\text{mm}$  ( $2b_f = 3.0\text{mm}$ ) とし、これらの値を式(24)に代入して整理すると、寿命はつぎのように推定される。

$$N_{fp} = \frac{2.48}{C' \{ 2.43 (\Delta\sigma^2/E) + 7.19 \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_{in} \}^m \cdot t_j^j} \quad (25)$$

$\Delta\sigma$  と  $\Delta\epsilon_{in}$  を本実験において得られたくり返し応力ひずみ関係式

$$\Delta\sigma = k' (\Delta\epsilon_{in})^n \cdot \dot{\epsilon}^j$$

$$\begin{aligned} \Delta\epsilon_{in} &= \Delta\epsilon_{elastic} + \Delta\epsilon_{in} \\ &= (\Delta\sigma/E) + (\Delta\sigma/k')^{1/n} \dot{\epsilon}^{j-1} \eta \\ n &= 0.14, \quad k' = 157, \quad \eta = 0.03 \end{aligned} \quad (26)$$

より求め、それらを式(25)に代入することにより得られる推定寿命  $N_{fp}$  と平滑材によって得られた実測値を、 $t_e$  が1分の場合について比較した結果が図20である。図よ



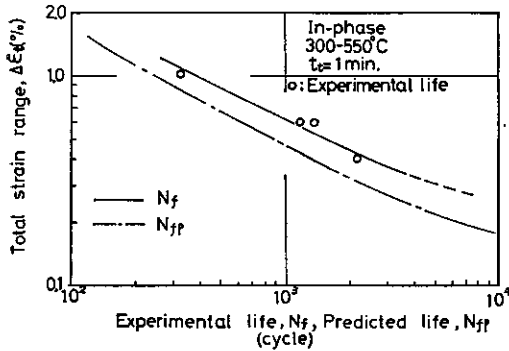


Fig. 20 Comparison between the experimental fatigue lives and the predicted lives ( $t_c=1$  min.)

り、式(2)により約60%の精度で平滑材の寿命が推定できることがわかる。 $N_{fp}$ と $N_f$ の誤差は、主に、寿命推定を行う過程で、き裂発生に要するくり返し数 $N_i$ として近似的に0としたことによるものであると考えられる。

### 5. 結 言

タービン用ケーシング材である铸鋼を用いて熱疲労実験を行い、き裂進展挙動におよぼす諸因子の影響を調べ、き裂進展速度の破壊力学的整理を試みた。さらに、得られた結果から寿命推定式を導き、これを平滑材による実測値と比較検討した。その結果つぎのことが明らかとなった。

(1) 熱疲労き裂の進展速度は、 $J$ 積分範囲 $\Delta J$ と実験条件により決る材料定数 $C$ 、 $m$ を用いて

$$da/dn = C(\Delta J)^m$$

と表示できる。

(2) 半円き裂は、深さ $a$ の幅 $2b$ に対するアスペクト比をほぼ0.36に保ちながら進展する。このアスペクト比は、き裂前面での応力拡大係数の変化率が最も小さく

なるアスペクト比とほぼ一致する。

(3) 熱疲労破面はき裂の進展とともに、粒界破面、ストライエーション破面、ディンプル破面のように移行する。ここで生じたストライエーションの間隔は、マクロ観察によるき裂進展速度とほぼ一致する。

(4) 熱疲労き裂の進展速度におよぼす引張側ひずみ速度効果は、本実験範囲内ではクリープと疲労の相互作用によるものだと考えられる。

(5) き裂進展速度式を積分することにより、ある程度の寿命推定ができる。

### 参 考 文 献

- 1) Coffin L. F. Jr.: Trans. of A. S. M. E., 79, 1937, (1954).
- 2) Glenny E. et al: Met. Reviews, 6-24, 387(1961).
- 3) 山本ほか2名:三菱重工技報, 6-5, 589 (1969).
- 4) Coffin L. F. Jr: Proc. 4th Sagamore Conf., 219, (1957).
- 5) Manson S. S.: N. A. S. A. TM., X-6738, (1971).
- 6) Lardge H. E.: A. S. T. M., S. T. P. 174, 146, (1956).
- 7) Dowson R. A. T. et al: Conf. Thermal and High Strain Fatigue. Inst. Metal and Iron Inst., 239, (1997).
- 8) 平ほか3名:材料, 23, 208, (1974).
- 9) 山口ほか2名:鉄と鋼, 8, 1199, (1978).
- 10) 平川ほか2名:材料, 27, 948, (1978).
- 11) Koizumi T. Okazaki M.: Fat. Eng. Mat. Stru. 1, 509, (1979).
- 12) Smith. F. W.: Boeing Aiplane Co., 8, (1966).
- 13) Wareing J.: Met. Sci., 11-10, 439, (1977).
- 14) Dowling N. E.: A. S. T. M., S. T. P. 601, 19, (1976).
- 15) Dowling N. E.: A. S. T. M., S. T. P. 637, 97, (1977).
- 16) 大谷ほか3名:材料28, 414, (1979).
- 17) 小泉, 岡崎:材料28, 427, (1979).
- 18) Shih. C. F. Hutchinson J. W.: J. Eng. Mater. Tech. 98-4, 289, (1976).
- 19) Kobayashi. A. S.: Trans. A. S. M. E., 99, 83, (1977).
- 20) 大路ほか2名:材料, 27, 1165, (1976).
- 21) Laird. C; A. S. T. M., S. T. P. 415, 131, (1966).