低炭素鋼の高温低サイクル疲労き裂進展に 及ぼす温度とひずみ繰返し速度の影響*

平 修 二** 藤 野 宗 昭**
佐 近 淑 郎*** 丸 山 四 郎****

Effects of Temperature Levels and Straining Frequency on the Rate of Crack Propagation in a Low Carbon Steel during Low Cycle Fatigue

by

Shuji TAIRA, Motoaki FUJINO

(Department of Mechanical Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Toshio SAKON

(Kobe Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Takasago)

and Shiro MARUYAMA

(Graduate School, Kyoto University, Kyoto)

In the experiment, length of crack, which had started from a notch hole, was measured by a microscope, under the basically tested conditions of $\Delta\epsilon=1.0\%$, $\nu=5$ cpm. Additional test conditions are some combinations of $\Delta\epsilon=0.3, 0.5, 1.5\%$, $\nu=0.1, 1.0, 10, 30, 60$ cpm. The temperature level is between R.T. and 600°C . The results obtained are summarized as follows:

(1) During a strain controlled low cycle fatigue test at 5 cpm, the rate of crack propagation is the largest at the blue-brittleness temperature range ($200\text{--}300^\circ\text{C}$) and the smallest at the high temperature range ($500\text{--}600^\circ\text{C}$). Temperature dependence of the rate of crack propagation seems to be opposite of that of tensile ductility. The period of crack initiation becomes shorter as a temperature increases.

(2) At higher temperatures ($\geq 400^\circ\text{C}$) and low frequencies, numerous micro cracks are initiated in the vicinity of a main crack tip. The main crack propagates rather rapidly by coalescing these micro cracks. Temperature dependence of the rate of crack propagation is effectively influenced by the change of test frequency.

(3) The increase in the rate of crack propagation due to coalescing process is estimated qualitatively with the assumption that the micro cracks prohibit the decrease of ductility of a material in the vicinity of a main crack tip.

(Received Mar. 5, 1974)

1 緒 言

大規模降伏 (large scale yielding) もしくは全面降伏 (general yield) を生じる応力¹⁾下でのき裂進展挙動の観察が1965年, R.C. Boettner²⁾ らによって行なわれた。その後 V. Weiss は切欠き先端のひずみ分布を求め、き裂進展速度 dl/dN とひずみ硬化指数 n 、き裂長さ l および破壊ひずみ ϵ_f ³⁾ との関係を定式化した。B. Tomkins は C. Laird の blunting model

における flow band を小規模降伏の場合の塑性域に置き換え、ひずみ硬化指数 n 、き裂長さ l および引張強度 T とき裂進展速度との関係を定式化⁵⁾した。高温疲労き裂進展の研究は、H. D. Solomon による室温および高温低サイクル疲労き裂進展の観察が特筆される程度であり、き裂進展に及ぼす温度と繰返し速度の影響を広範に調べた研究は少ない。

表記実験的研究に着手したのは、また下記の理由による。筆者らが研究を進めている“熱疲労強度と高温低サイクル疲労強度の相関⁶⁾”を解くことは、“き裂の発生と進展に及ぼす温度の影響 および 温度変化の影響”を解明することであり、微細き裂を発生しつつそ

* 原稿受理 昭和49年3月5日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

*** 正 会 員 三菱重工業(株)神戸研究所 高砂市荒井町

**** 京都大学大学院 京都市左京区吉田本町

れらを結合して進展する高温疲労き裂とメカニズムを共有する現象でもあるからである。

筆者らはこれまで平滑材を使って得た、微細き裂発生に関する知見をもとに、き裂が単独で進展する場合、あらかじめ生成された微細き裂を横切って進展する場合の挙動を調べ、微細き裂を発生しつつ進展する高温疲労き裂進展のメカニズムを明らかにせんとした。

2 実 験

2.1 試験材料および試験装置

供試材料は、高温低サイクル疲労試験および熱疲労試験に用いている0.16%炭素鋼 (S15C) であり、その化学成分を Table I に示す。本材料を Fig. 1 に示す寸法形状 (平行部外径 13 mm, 内径 10 mm, 長さ 15 mm) に旋盤加工し、内面, 外面を 120 番エメリー紙で研磨した後、平行部中央に 1 mm 直径の円孔をドリルにて作成した。さらに 400 番エメリー紙で仕上げ研磨を行ない真空中、900℃、1 時間の焼なましを施した。

Table I. Chemical composition and mechanical properties of material tested.

(a) Chemical compositions (%)							
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.16	0.19	0.43	0.013	0.029	0.08	0.02	0.04
Heat treatment 900℃×1hr. F.C. Grain size=20 μ							
(b) Mechanical properties							
Lower yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)		Elongation (%)	Reduction in area (%)			
R. T.	26.0		41.0	38.8

Fig. 1. Test piece.

試験装置は、電気-油圧サーボ方式引張圧縮疲労試験機 (サーボパルサ, EHF-10, 島津製作所) と高周波発振機 (500 KHz, 国際電気) からなる。試験片表面上、円孔から 90° 回転した位置に、円孔を含む横断面を中心にして 10 mm 隔てて 1 対の石英ガラスを押し当て、軸方向変位を差動変圧器に導いて定ひずみ制御を行なった。標点間の温度不均一は ±5℃ 以下である。その他詳しくは、文献 9) を参照されたい。試験片まわりの状況を Fig. 2 に示す。

き裂の観察は、17 倍の倍率をもつ顕微鏡を用い

Fig. 2. Section of apparatus in the vicinity of test piece.

て、き裂全長 2 l が 8 mm に達するまで行なった。顕微鏡の読みは、試験片の曲率を考慮して試験片表面上の円周方向長さに換算される。なお高温では複数のき裂が発生するが、引張荷重時に円孔切欠きから連続して開口する部分を主き裂と判定し、その先端から離れて開口する微細き裂はき裂長さに含めない。

2.2 試験条件

き裂進展に及ぼす温度の影響を調べるために、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon$ 1%, 繰返し速度 ν 5 cpm 一定として、R. T., 100, 300, 400, 500, 600℃ 6 種の一定温度下で定ひずみ繰返しを与えた。き裂進展速度とひずみ範囲との関係を明らかにするため $\Delta\epsilon=0.5, 0.3\%$ あるいは 1.5% を適宜追加した。

繰返し速度の影響を調べるために、400℃および 500℃では 0.1 cpm から 50 cpm の範囲で異なる試験条件を加えた。

微細き裂がある場合、主き裂の進展速度がどのように影響されるかを調べるため、Fig. 1 に等しい外形をもつ平滑試験片に疲労寿命の 10% あるいは 50% に相当するひずみ繰返しを与えた後、円孔切欠きを作成し、き裂進展の実験を行なった。

3 実 験 結 果

3.1 き裂進展に及ぼすひずみ範囲と温度の影響

繰返し速度 5 cpm, 全ひずみ範囲 1.0% および 0.5%, R. T. ~ 600℃ の 6 種の一定温度下で行なった試験結果を Fig. 3(a), (b) に示す。全試験温度下でき裂半長の対数値 $\log l$ と繰返し数 N との間に直線関係が成立している。すなわち (1) 式が成立する。

$$2.3 \log l = a(\Delta\epsilon, T, \nu) \cdot N + b \quad (1)$$

両辺を微分して (1') 式を得る。

$$\frac{d(\ln l)}{dN} = a(\Delta\epsilon, T, \nu) \quad (1')$$

(1') 式によって試験条件に対応したき裂進展挙動を表現できるので、以後 a を“対数き裂進展速度”とよび使用する。

Fig. 3. Half crack length vs. number of cycles at several temperature levels.

この対数き裂進展速度は 300℃, 400℃ の中温度域 (青熱ぜい性を示す温度域) で最大であり, 500℃, 600℃ の高温温度域で最小となる。一方, き裂が円孔切欠き半径の 50% 程度 ($l=0.75$ mm) に達する繰返し数は R.T. で 300 回, 300℃ で 200 回, 600℃ で 40 回となっており, き裂発生に要する繰返し数は温度が上昇

Fig. 4. Temperature dependence of logarithmic crack propagation rate and ductility ($\Delta\epsilon = 1.0\%$, $\nu = 5$ cpm, $\dot{\epsilon} = 10\%/min$).

するにつれて単調に減少するようである。対数き裂進展速度および引張破断時の断面収縮率から算出される破断ひずみ ϵ_f' と温度との関係を Fig. 4 に示す。繰返し速度が 5 cpm の場合のき裂進展速度と引張速度が 10%/min の場合の破断ひずみとの間には単純な逆傾向がある。詳しくは第 4 章で考察する。

(1) 式の定数 a からひずみ範囲の寄与を分離するために対数き裂進展速度と全ひずみ範囲あるいは塑性ひずみ範囲との関係を Fig. 5 (a), (b) に示す。両対数表示で直線関係が成立しているので次式を得る。

$$a(\Delta\epsilon, T, \nu) = A(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon^a = A_p(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon_p^{a_p} \quad (2)$$

Fig. 5. (a) Relation between logarithmic crack propagation rate and total strain range at several temperature levels. (b) Relation between logarithmic crack propagation rate and plastic strain range at several temperature levels.

*1 未発表, 大谷隆一, 新田哲夫。

(1')(2)式から次式を得る.

$$\frac{dl}{dN} = A(T, \nu) \cdot \Delta \epsilon^\alpha \cdot l = A_p(T, \nu) \cdot \Delta \epsilon_p^{\alpha_p} \cdot l \quad (3)$$

α の値は300℃以下で約2.1, 300℃を越えると低下し, 600℃にて1.6となる. α_p の値は温度によって変わらず1.3~1.4である.

R. C. Boettner¹⁾らは, ひずみ拡大係数 $\Delta \epsilon \sqrt{l}$ を導入し, $\Delta \epsilon \sqrt{l}$ とき裂進展速度との間に一意的な関係が成立していると述べたが, (3)式での $1/\alpha$ は特に高温では, $1/2$ よりもかなり大きく, つぎに述べる $1/(1+n)$ に近い.

V. Weiss²⁾は切欠き先端の弾性応力分布に Neuber 則を適用して切欠き先端のひずみ分布(4)式を求め実験で検証した¹⁰⁾. さらにひずみ分布が材料の破壊ひずみ ϵ_f を越える領域で破壊し, き裂が進展するとして(5)式を提案した.

$$\Delta \epsilon^*(x) = \left(\frac{l}{x - l + \rho/4} \right)^\delta \cdot \Delta \epsilon, \quad \delta \approx \frac{1}{n+1} \quad (4)$$

$$\frac{dl}{dN} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta \epsilon}{\epsilon_f} \right)^{n+1} \cdot l \quad (5)$$

ただし, x は試験片平滑端を原点とする位置, l はき裂長さ, ρ は切欠き先端の半径, n はひずみ硬化指数である. V. Weiss による解析式と筆者らの実験式(3)は破壊ひずみ ϵ_f の具体的な値および $A(T, \nu)$ と $(1/2) \cdot (1/\epsilon_f)^{n+1}$ の関係を別として, l および $\Delta \epsilon$ に関する指数の点でよく一致しているといえる.

3・2 き裂進展に及ぼす繰返し速度の影響

400℃および500℃における試験には, $\nu=5$ cpm から30, 60 cpm に増加あるいは1, 0.1 cpm に低下させたひずみ繰返し速度の条件を加えた. き裂半長 l とひずみ繰返し数 N との関係を図Fig. 6に示す.

$\nu=5$ cpm から, 30, 60 cpm に繰返し速度を増加させてもき裂進展速度は低下せずほとんど等しい値をもつ. き裂発生繰返し数もほとんど変化しない. 一方 $\nu=5$ cpm から1 cpm に低下させるとき裂の発生は早

Fig. 6. Half crack length vs. number of cycles at several frequencies at 500°C.

Fig. 7. Effect of frequency on the logarithmic crack propagation rate ($\Delta \epsilon=1.0\%$).

く, かつひずみ繰返しが350回を越える頃には, き裂進展速度も5 cpmにおける値よりも大きくなる. $\nu=0.1$ cpm ではき裂は著しく早く発生し, 進展速度も初期段階から大きい.

き裂半長が2 mmにおける対数き裂進展速度と繰返し速度 ν の関係をFig. 7に示す. $\nu=5$ cpm については全試験温度におけるデータを, 500℃については, $\Delta \epsilon=1.0\%$ のデータ以外に $\Delta \epsilon=0.6, 1.5\%$ のデータを併記している. また $\log l-N$ 線図が下に凸になる場合には対数き裂進展速度が変化するので, $1 \text{ mm} \leq l < 3 \text{ mm}$ の期間の上下限界を矢印と破線で示している.

Fig. 6, 7の結果を大局的にみると, $R. T. \leq T \leq 600^\circ\text{C}$, $0.1 \text{ cpm} < \nu < 60 \text{ cpm}$ では温度および繰返し速度の変化がき裂進展にほとんど影響を及ぼさないとはいえる. これは定応力下のクリープき裂進展あるいは定応力制御下の疲労き裂進展に比べて定ひずみ制御型試験の大きい特徴である. しかしながら, より厳密に検討すると繰返し速度依存の二つの特長が見いだされる.

500℃において繰返し速度 ν が1 cpm を境にして, それ以下でき裂進展速度が増大し, それ以上ではほとんど一定値をとる. これは, negative frequency dependent と frequency independent の2周波数領域に分けられるとする L. F. Coffin Jr.¹¹⁾ の説に合致する. さらに詳細に検討すると frequency independent とみなされる周波数領域で positive frequency dependence 傾向が現われており, 400℃で顕著である.

き裂進展速度の温度依存および5 cpm 以上における正の周波数依存 (positive frequency dependence) はFig. 4に示す破断ひずみ ϵ_f' の変化と逆傾向をもつ点で共通である. しかしながら1 cpm 以下で現われるき裂進展速度の負の周波数依存は ϵ_f' の変化と同傾向であり, 前2者と ϵ_f' との関係と共通点を有しない.

き裂進展速度がき裂先端の局所的な破壊ひずみ ϵ_f に依存しており, 試験片オーダで平均化された引張破断ひずみ ϵ_f' は必ずしも ϵ_f と一致しないことに起因するであろう。 ϵ_f と ϵ_f' の関係は次章で検討する。

4 考 察

Fig. 6, 7 に示したように, 500℃において繰返し速度を 1cpm 以下に低下させると, き裂進展速度は増大し, R.T. におけるそれを越える。一般に試験時間が 100 時間を越えない場合, より低速で引張変形させても, 破断延性値はほとんど変化せず, 本材料ではむしろ増大する (Fig. 4)。延性が増大するにもかかわらず, 定ひずみ制御下のき裂進展速度が増大することになり, 試験片横断面の平均的な値 (バルクの値) として求めた引張破断ひずみ $\epsilon_f' = \ln[1/(1-R.A.)]$ がき裂先端における破壊のクライテリオンとして不適当になってくる。

Fig. 8 に対数き裂進展速度 $(1/l) \cdot (dl/dN)$ と破断ひずみ ϵ_f' の関係を示す。300℃, 400℃を除いた進展速度と ϵ_f' の間, あるいは R.T., 100℃を除いた進展速度と ϵ_f' との間には直線関係が成立するようであるが, 500℃, 0.1cpm の進展速度はいずれの関係からも外れる。R.T. と 100℃の実験点を基準にして $(1/l) \cdot (dl/dN) \propto (1/\epsilon_f')^{1.5}$ の関係式を描く。この場合

Fig. 8. Relation between ductility and logarithmic crack propagation rate ($\Delta\epsilon=1.0\%$).

の指数 1.5 は V. Weiss によるき裂進展速度式(5)式, $(1/l) \cdot (dl/dN) \propto (\Delta\epsilon/\epsilon_f)^{n+1}$ と実験式(3)式とを比較し

Fig. 9. Micro cracks in the vicinity of main crack tip ($\Delta\epsilon=1.0\%$).

て定めたものである。中高温度域、特に低繰返し速度下
の高温域で、実験値は理論値よりも大きく、高温域で
特にき裂進展を加速させる機構が作用している可能性
がある。本章では、このような加速機構を定性的に明
らかにし、この種の寄与を除いた場合のき裂進展速度
($1/l) \cdot (dl/dN)'$ と破断ひずみ ϵ_f' との一対一対応関
係の有無を論ずる。

き裂先端にみられる副次的微細き裂の形態を Fig. 9
に示す。500℃, 1 cpm, 0.1 cpm で著しく多数のき
裂が見いだされる。測微顕微鏡による連続観察では、
主き裂先端から十分に離れた場所に発生した微細き裂
は、引張応力下で開口が認められるほどに成長した後、
主き裂と結合する (link up) 現象が認められる。こ
の種の加速機構を評価する方法として次の二つがあろ
う。

主き裂と副次的微細き裂とを複合き裂として考え、
ひずみ分布を算出して、材料本来の破壊ひずみ ϵ_{f0} と
の量的関係で破壊する領域の大きさを論ずる方法と、
副次的微細き裂を含んだために破壊ひずみ ϵ_f が見掛
け上 ϵ_{f0} から変化させられたものと考え、そのような
材料に主き裂がひずみ集中をもたらすとして破壊する
領域の大きさを論ずる方法である。筆者らは後者の方
法で微細き裂を発生しつつ進展するき裂の進展速度式
を求めた。

4.1 微細き裂発生の定量化

筆者らは、中実円柱試験片を使った高温低サイクル
疲労の研究で、疲労試験を中断して、き裂の顕微鏡観
察を進めてきた。⁷⁾¹²⁾ ゲージ長さ L の試験片を縦割りにし
て見いだされる最大き裂深さ d_{max} と 1 断面内に見い
だされるき裂深さの総和 $\bar{D}$ から、単位長さの円柱に含
まれるき裂面積の総和 T.C.A. を得る。T.C.A. の
 $1/2$ 乗を有効き裂深さ d^* と名付けておく。また筆者ら
の採用する試験片形状では $2\pi R/3L \approx 1$ となる。

$$d^{*2} = \text{T.C.A.} = \frac{2\pi R}{3L} \cdot d_{max} \cdot \bar{D} \sim d_{max} \cdot \bar{D} \quad (6)$$

文献 7)12) では疲労試験の全期間を通じて $d^* = (N/N_f)^{r(T)}$ が成立すると述べたが、疲労試験の前半期に
限れば、 $d^{*2} = k(T, \nu, \Delta\epsilon) \cdot N$ なる関係式が近似的に成
功しているとみなして $d^{*2}-N$ 表示図上での傾き k を
得ることができる。R.T. $\leq T \leq 500^\circ\text{C}$, $0.5\% \leq \Delta\epsilon \leq$
 1.0% , $1 \text{ cpm} \leq \nu \leq 5 \text{ cpm}$ の実験条件下で次の実験式
を得た。

$$\left. \begin{aligned} k(T, \nu, \Delta\epsilon) &= C(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon^r \\ &= C_0 \cdot \exp\left[-\frac{Q}{T}\right] \cdot \nu^{-m} \cdot \Delta\epsilon^r \\ C_0 &= 4.24 \times 10^{-3} \text{ mm}^2 \cdot \text{cycle}^{-1}, \quad m = 0.5 \\ r &= 3, \quad Q = 2820 \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

4.2 微細き裂のある場合のき裂進展速度式

低サイクル疲労き裂進展は V. Weiss¹⁰⁾²⁾ によって提
案されたひずみ分布(4)式と破壊ひずみクライテリオン
を採用したき裂進展速度式(5)式を基本とする。副次的
な微細き裂によって主き裂先端近傍の破壊ひずみ ϵ_f
は見掛け上、材料本来の破壊ひずみ ϵ_{f0} よりも減少す
るであろう。当面、単位高さの円柱に含まれるき裂の
全面積 (T.C.A.) を差し引かれた試験片断面積の χ
乗に比例すると仮定しておく。材料本来の破壊ひずみ
 ϵ_{f0} は引張破断によって得られた値を採用する。

$$\epsilon_f = \epsilon_{f0} \cdot \left(1 - B \frac{d^{*2}}{2\pi Rl}\right)^x \quad (8)$$

(8)式の定数を決定するために平滑試験片に予ひずみ
繰返し (pre cycling) を与え微細き裂を導入した。
その後円孔切欠きを作成しき裂進展速度を測定した。
Fig. 10 に示すように 0.1 N_f , 0.5 N_f に相当する pre
cycling を与えた試験片では、き裂半長が 2 mm に達
した時のき裂進展速度が pre cycling のない場合の
1.3 倍、5 倍に増大している。(8), (5)式より次式を得
る。

Fig. 10. Effect of precycling on crack propagation rate at 500°C.

$$\left(\frac{dl}{dN}\right)_j / \left(\frac{dl}{dN}\right)_i = \left\{ \frac{1 - B \frac{d_i^{*2}}{2\pi Rl}}{1 - B \frac{d_j^{*2}}{2\pi Rl}} \right\}^{x/\delta} \quad (9)$$

円孔切欠きの影響を避けるべく $l = 2 \text{ mm}$ の場合のき
裂進展速度を採用しているので、 $d_i^{*2} = C(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon^r \cdot$
($N_{pre,i} + N_i$) が必ずしも成立しない。

き裂あるいは切欠き (長さ l) の前方、位置 x に発
生する微細き裂の量は、集中されるひずみの大きさと
き裂先端に組み入れられるまでに加えられる繰返し数
によって決定される。実験式(3), (4), (7)を使って定量
化する。

$$\left. \begin{aligned} \Delta(d^{*2}) &= C(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon^{*r}(x) \cdot \Delta N \\ &\approx C(T, \nu) \cdot \Delta\epsilon^{*r}(x) \cdot \left(\frac{dl}{dN}\right)^{-1} \cdot \Delta l \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

$$= \frac{C(T, \nu)}{A(T, \nu)} \cdot \Delta \varepsilon^{\gamma-\alpha}$$

$$\left(1 - \frac{B d^{*2}}{2\pi R t}\right)^{1/\delta} \cdot \frac{dl}{l}$$

(4)式のひずみ分布で係数が1以下となる領域 ($x \geq 2l_0$) では1となるものと仮定すると(10式)は(11式)に変形される。さらに $d^{*2} \ll 2\pi R t / B(\chi/\delta + 1)$ ならば(12式)をうる。

$$\left. \begin{aligned} & \int_0^{d^{*2}} \frac{d(d^{*2})}{\left(1 - \frac{B d^{*2}}{2\pi R t}\right)^{1/\delta}} \\ &= \frac{C(T, \nu)}{A(T, \nu)} \cdot \Delta \varepsilon^{\gamma-\alpha} \cdot \left[\int_{l_0}^{x/2} \frac{dl}{l} \right. \\ & \quad \left. + \int_{x/2}^x \frac{l^{\delta-1}}{(x-l+\rho/4)^{\delta\gamma}} \cdot dl \right] \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

$$\therefore d^{*2} \simeq \frac{C(T, \nu)}{A(T, \nu)} \cdot \Delta \varepsilon^{\gamma-\alpha} \cdot F\left(\frac{x}{l_0}\right) \quad (12)$$

$x \leq 2l_0$ の場合, (11式)右辺の第1項がなく, 積分範囲が $l_0 \sim x$ となる。筆者らの実験式中の値 $1/\delta \simeq \alpha = 1.5$, $\gamma = 3$ を採用して, き裂の鋭さの異なる場合, き裂先端がき裂成長に伴って鈍化すること等を考慮して F の値を計算した。Fig. 11 より F の値は初期に急増するがその後飽和する傾向をもつ。この傾向は(10式)が次の意義をもつ所産に外ならない。①微細き裂の発生に寄与するひずみ繰返し数は, 試験片のある個処がひずみ集中領域 ($l \leq x \leq 2l$) に入り, き裂先端に組み入れられるまでの繰返し数であって積算値ではないこと, ②微細き裂が発生してき裂進展速度が増加すると, 寄与するひずみ繰返し数が減少すること。第4章の初めに述べたように, 微細き裂評価を後者の方法で行なったため, 主き裂先端のひずみ緩和(干渉効果)を考慮していない。しかし高温で微細き裂量が多くなるとひずみ緩和が無視できないほどに大きくなっている可能性がある。

Fig. 11. Accumulation factor of micro crack formation by strain cycling.

よって Fig. 11 に掲げた値の絶対値は特に重視せず, その飽和傾向に着目して仮に $F=3$ として実験結果との比較を行なう。(9)式中の d_i^{*2} は $C(T, \nu) \cdot \Delta \varepsilon^{\gamma} \cdot N_{pre,i} + 3C(T, \nu)/A(T, \nu) \cdot \Delta \varepsilon^{\gamma-\alpha}$ で計算され, おのおの 0.05, 0.068, 0.15 mm² となる。これを代入し $B=100$, $\chi/\delta=4.5$ を得る。他の試験条件の場合も, (3)式の $A(T, \nu)$, (7)式の $C(T, \nu)$ を使って微細き裂の値を計算できる。

(9)式中の $B/2\pi R t \simeq 2$ であるから, 実測したき裂進展速度 dl/dN に $(1-2d^{*2})^{4.5}$ を乗ずれば, 微細き裂のない, 仮想的なき裂進展速度 $(dl/dN)'$ (modified crack propagation rate) を得る。Fig. 8 中の 2 重丸の点は $(dl/dN)'$ であり $(1/l)(dl/dN)' \propto (1/\varepsilon_f')^{n+1}$ なる関係が温度, 繰返し速度に関係なく成立する可能性を示している。

5 結 論

0.16%炭素鋼を使って, 定ひずみ制御下の疲労き裂進展に関する実験を室温から 600℃の温度域で行ない, 高温疲労き裂進展挙動の特徴を明らかにせんとした。得られた結論は以下のとおりである。

(1) 繰返し速度 5 cpm, ひずみ範囲が 0.5% から 1.5% の場合にき裂進展速度は次式で表わされる。式中の定数 $A(T)$ は高温で必ずしも小さくなく, 引張試験で得られる断面減少率が, 最小となる 300℃で $A_p(T)$ は最大となる。指数 α_p は 1.3~1.4。

$$\frac{dl}{dN} = A_p(T) \cdot \Delta \varepsilon_p^{\alpha_p} \cdot l$$

(2) 500℃では繰返し速度を 5 cpm から 1 cpm さらには 0.1 cpm に低下させると, き裂進展速度は 1.5 倍になる。この場合, 主き裂の先端から離れたところに副次的な微細き裂ができ, それらを連結して主き裂が進展する。

(3) 高温において試験片に発生する微細き裂が, 見掛け上主き裂先端近傍の破壊ひずみを減ずるとする関係式を仮定した後, 高温疲労き裂進展速度式を作成した。この式から, 高温, 低繰返し速度下で, き裂長さの対数値とひずみ繰返し数との関係を示す線図が下に凸となる現象およびき裂進展速度が低ひずみ速度下で増大する現象が解析された。

(4) 変形抵抗が負のひずみ速度依存をする中温度域では破壊ひずみも負のひずみ速度依存をするために, 繰返し速度を低下させる(周期を長くすると), き裂進展速度は低下する。

謝辞

本研究を進めるにあたり有意義な議論をくださいました大谷隆一助教授(京都大学工学部)と実験の一部を担当された高橋進君(当時 4 回生, 現在東京大学大学院)に謝意を表します。

(昭和48年5月23日 日本材料学会第22期総会学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Boettner, R. C., C. Laird, and A. J. McEvily, Trans. ASME, 233, 379 (1965).
- 2) Weiss, V., J. J. Burke, N. L. 179.
- 3) Tomkins, B., Phil. Mag., 18, 1041 (1968).
- 4) Laird, C., ASTM STP 415, 131 (1967).
- 5) Solomon, H. D., G. E. Technical Information Series, 71-C-327 (1971).
- 6) Taira, S., M. Fujino, and T. Haji, Proc. 1973 Symp. Mech. Behav. Mat., 257 (1974).
- 7) 平 修二, 藤野宗昭, 佐近淑郎, 松田吉雄, 材料, 22, 242 (1973).
- 8) 平 修二, 藤野宗昭, 土師 隆, 材料, 22, 235 (1973).
- 9) 平 修二, 藤野宗昭, 土師 隆, 材料, 22, 110 (1973).
- 10) Weiss, V., "Treaties on Fracture", 3, 227 (1971) Academic Press., New York
- 11) Solomon, H. D., and L. F. Coffin, Jr., G. E. Technical Information Series 71-CRD-101 (1972).
- 12) 平 修二, 藤野宗昭, 祐川正之, 佐々木良一, 材料, 23, 208 (1974).