クリープ条件下のき裂伝ばを支配する 破壊力学因子とフラクトグラフィ*

小寺 沢 良 一** 西川 義 富 美*** 森 時 彦****

Fracture Mechanics and Fractography of Crack Propagation under Creep Condition

by

Ryoichi KOTERAZAWA

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

Yoshihumi NISHIKAWA

(Mitsubishi Electric Corporation, Nagasaki)

and Tokihiko MORI

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

The applicability of fracture mechanics parameters to creep and fatigue crack propagation at elevated temperatures was critically examined using specimens of different geometry, and the results were discussed in the light of the electron fractography. The propagation rate of creep cracks was best correlated with the modified J integral $\dot{J}$. The stress intensity factor K failed to describe the crack propagation rate adequately. The net section stress σ_{net} was a better correlating factor than the stress intensity factor. As for fatigue cracks, the propagation rate correlated well with the stress intensity range ΔK at low stress levels. At high stress levels, however, it correlated better with the maximum net section stress $\sigma_{net\ max}$ or $\dot{J}$ rather than ΔK , and it was close to the value of the static test. There appeared the transition of macroscopic crack propagation.

The fracture surface of creep cracks was intergranular with much reduction in area. With regard to fatigue cracks, the low stressed specimens exhibited flat fracture surfaces with little reduction in area and, microscopically, plateaus and striation-like patterns were their characteristic features. The high stressed specimens, on the other hand, exhibited rough surfaces with much reduction in area like creep fracture. Microscopically, however, plateaus and well-defined striations were predominant in the early stage. Dimples and intergranular creep fractures appeared later in the propagation process and the transition in microscopic fracture features did not agree with that of macroscopic propagation.

(Received June 22, 1977)

キー・ワード：クリープき裂，高温疲労き裂，破壊力学，フラクトグラフィ，修正J積分

1 緒 言

クリープ条件下のき裂伝ば挙動に関し，筆者らは，破壊力学，およびフラクトグラフィ的研究を実施してきており，特にそのき裂伝ばを支配する破壊力学因子を明らかにするためには，寸法形状の異なる試験片を用いた系統的な試験を行うことが必要であることを主張してきた。本報では，すでにそのき裂伝ばを支配する破壊力学因子に関して詳細な報告を行ったクリープき

裂伝ばに，高温疲労き裂伝ばに関する試験結果を加え，これらにフラクトグラフィ的検討を加えることにより総合的な考察を行う。

2 実 験 方 法

供試材料は前報と同じ SUS 304 ステンレス鋼で，その化学成分と熱処理条件を Table I に示す。後述するごとく，Material A と C の差はクリープ，および高温疲労き裂伝ば速度にはほとんど現れず，両材は同一材とみなし得る。試験片は Fig. 1 に示すように寸法の異なる 3 種類の中央切欠き (CN) 試験片と 2 種類の片側切欠き (SEN) 試験片，および前報に示した 3 種類の両側切欠き (DEN) 試験片と CN 試験片である。

* 原稿受理 昭和52年6月22日

** 正 会 員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

*** 三菱電機(株) 長崎製作所 長崎市丸尾町

**** 学生会員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

Table I. Chemical compositions and condition of heat treatment of the test materials.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
A	0.06	0.59	1.69	0.027	0.009	9.24	18.87	0.05
C	0.05	0.72	1.00	0.025	0.013	8.74	18.29	—

Solution treated at 1100°C

Fig. 1. Test specimens.

いずれも機械加工により作製し、繰返し速度 0.2 cpm の高温疲労試験の一部では、初期応力拡大係数より低い応力拡大係数レベルで疲労き裂を入れ、試験を行った。各試験片の材質は、A、C を試験片番号の後に付して示している。試験温度は 650°C で、試験機は、ジャッキ、タイマーを用いて変動荷重をも自動的に負荷しうようにした単一レバー式クリープ試験機を用いた。変動荷重は、応力比 $R=0.05$ 、繰返し速度 $f=2$ 、0.2cpm の矩形波である。き裂長さの測定には 20 倍の望遠顕微鏡を用い、また修正 J 積分 $\dot{J}$ を求めるために試験片上に定めた標点間距離 GL の伸び δ も同上の望遠顕微鏡により測定した。き裂伝ば速度 (dl/dt : 単位時間当りの進展量, dl/dn : 1 cycle 当りの進展量) は、それぞれき裂長さ-一時間曲線、き裂長さ-繰返し数曲線の傾きから求め、また GL の伸び速度 $\dot{\delta}$ についても同様にして求めた。破面観察には走査型電子顕微鏡 (日立-明石 MSM-2 形) を用いた。

3 実験結果と検討

3.1 クリープき裂

き裂伝ば速度に関するデータ、およびその詳細な検討は前報で報告した。ここでは、破面および次節の高温疲労き裂との関連において、その要点のみを述べる。

寸法の異なる両側切欠き (DEN)、中央切欠き (CN) 試験片のクリープき裂伝ば速度を応力拡大係数 K により整理した結果によると、伝ば速度は試験片寸法の順序にほぼ平行に並んで離れており、 K は本実験条件下のクリープき裂伝ばの支配因子としては適当でない。同じ結果を正味応力 σ_{net} で整理すると、同一の σ_{net} 値に対してき裂伝ば速度はほぼ 10 倍以内の範囲内にあり、 K 線図の場合より良い相関性が得られる。これらの結果の一部を修正 J 積分 $\dot{J}$ により整理すると、き裂伝ば速度の範囲は同一の $\dot{J}$ 値に対し σ_{net} 線図の場合よりもさらに小さく (4 倍以内)、最も良い相関性が得られる。修正 J 積分は、定常応力下のき裂端の応力、ひずみ速度場を代表するパラメータと考えられることから、クリープき裂伝ば速度の整理には現状では最適のパラメータと考えられる。 $\dot{J}$ を用いたデータはまだあまり多くないが、実験的にも試験片の形状 (薄板、円周切欠き丸棒、CT 試験片など)、荷重様式に拘らず最も良好な結果が得られている。

K 線図のき裂伝ば速度を低伝ば速度側に外挿すると、データが収束する傾向が認められる。低応力低伝ば速度側では、クリープ変形がき裂端近傍に限られ、その周囲の弾性応力場が K によって表し得ようになると考えられることから、実用上重要な低伝ば速度側で K 支配の領域が現れる可能性がある。また同様な可能性が高強度-低延性材についても考えられる。

クリープ破面 (Material A) の切欠き底よりの連続写真例を Fig. 2 に示す。破面のしぼりが著しく、安定き裂成長部の大部分に Fig. 3 に示すような粒界クリープ破面が観察される。Material C では粒界と粒内の混合した破面がみられ、Material A とは一見異ってみえるが、この場合にも粒界割れが基調となっており、基本的には同種の破面様相と考えられる。これらの材質による差はき裂伝ば速度にも現れていない。

このようにクリープき裂伝ば速度が K 支配ではなく、むしろ σ_{net} あるいは $\dot{J}$ 支配であること、およびその破面が粒界割れを基調としたものであるということは、次に述べる高温疲労き裂伝ば過程の疲労クリープ相互作用の考察においても重要である。

3.2 高温疲労き裂

繰返し速度 $f=2$ cpm の矩形波状応力下のき裂伝ば速度 dl/dn (1 サイクル当りのき裂進展量) を応力拡大係数幅 $4K$ で整理したものを Fig. 4 に示す。寸法の異なる CN, DEN, および SEN 試験片のき裂伝ば速度は低伝ば速度域で収束し、1 本の線上に集まる傾向にあり、 $4K$ が支配力学因子と考えられる。一方高

Fig. 2. An example of electron fractograph (creep fracture).

Fig. 3. An example of enlarged view of intergranular creep fracture.

Fig. 4. Fatigue crack propagation rate plotted against stress intensity factor range (2 cpm).

き裂伝ば速度域では、伝ば速度の差が大きくなり K による整理が適切ではなくなってくる。同じ結果を、高応力単位負荷時間当りのき裂進展量 dl/dt と最大正味応力 $\sigma_{net\ max}$ の関係で示した Fig. 5 でみると、 K 支配域をはずれた後のき裂伝ば速度は高応力域で収束し、伝ば速度を支配する力学因子が K から σ_{net} へ遷移し

Fig. 5. Fatigue crack propagation rate plotted against maximum net section stress (2 cpm).

ていることを示している。また高応力域のき裂伝ば速度がクリープき裂のそれに一致することから、この遷移現象はクリープの影響によって起るものと考えられる。曲げ荷重を受ける SEN 試験片の場合には、引張荷重のみを受ける DEN, CN 試験片の場合とは逆方向、すなわち K の大きい側へのき裂伝ば速度の変化が K 線図上でみられる。この原因は、上記のような破壊機構にあるのではなく、SEN 試験片の荷重方法がき裂面から充分離れた位置でのピン荷重となっているため、き裂の進展に伴い、曲げ荷重が緩和する方向に試験片が偏心したことにあると考えられる。すなわち実際には偏心によって緩和されている曲げ応力成分だけ K を過大評価したことが原因である。 σ_{net} 線図では σ_{net} が高くなると、SEN 試験片のき裂伝ば速度もクリープのそれに一致する傾向をみせている (Fig. 5)。

応力保持時間の長い $f=0.2$ cpm の試験結果を Fig. 6, 7 に示す。 $f=2$ cpm の場合と同様に、き裂伝ば速度は K によって支配される領域と、 σ_{net} によ

Fig. 6. Fatigue crack propagation rate plotted against stress intensity factor range (0.2 cpm).

Fig. 7. Fatigue crack propagation rate plotted against maximum net section stress (0.2 cpm).

て支配されクリープき裂伝ば速度に一致する領域に分けられる。き裂伝ば速度の繰返し速度依存性は、 σ_{net} 支配の領域のみならず K 支配の領域においても認められ、同じ ΔK 値に対し、0.2 cpm の場合の方が 2 cpm の場合に比べてき裂伝ば速度は 2 倍程度速くなっている。

上記の結果の高応力単位負荷時間当りのき裂進展量 dI/dt を修正 J 積分 $\dot{J}$ で整理したものを Fig. 8 に示す。この場合の $\dot{J}$ 値の評価には、前報でクリープき裂の場合に用いたものと同様の深いき裂材に対する簡便式

$$\dot{J} = \sigma_{net} \dot{\delta} \quad (1)$$

ここに、 $\dot{\delta}$ ：高応力負荷時間中の伸び速度^{*1}を用いた。同図から明らかなように、高伝ば速度域で

*1 応力比 $R=0.05$ で、低応力は高応力に比べ小さく、また伸び速度は応力の $n=7.4$ 乗に比例するから、低応力負荷時間中の伸び速度は高応力負荷時間中のそれに比べて無視し得る程度に小さい。

Fig. 8. Fatigue crack propagation rate plotted against modified J integral.

は $\sigma_{net max}$ 線図よりも相関性が良く、クリープき裂伝ば速度（ハッチ領域）とも一致している。

より正確な $\dot{J}$ 値は次式

$$\dot{J} = C(2l/W, n) \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} (\dot{\delta} - \dot{\delta}_{no crack}) \quad (2)$$

ここに、 l ：き裂長さ、 W ：試験片板幅、 n ：クリープ指数、 C ： $2l/W$ と n により定まる補正係数、 $\dot{\delta}$ ：き裂材の荷重点変位速度、 $\dot{\delta}_{no crack}$ ：き裂がない場合の荷重点変位速度

で与えられる。 $\dot{\delta}$ は試験片標点間の伸び速度であり、 $\dot{\delta}$ とは厳密には異なるが、板幅方向に伸び速度の分布があるき裂近傍領域の外側に標点をとっているため、 $\dot{\delta} \approx \dot{\delta}$ として大きな間違いはないと考えられる。また $\dot{\delta}_{no crack}$ は、供試材の構成式 $\dot{\epsilon} = 2.2 \times 10^{-12} \sigma_{nom}^{7.4}$ ($\dot{\epsilon}$ ：ひずみ速度) に標点間距離 $G.L.$ を掛けた次式で得られる。

$$\dot{\delta}_{no crack} = 2.2 \times 10^{-12} \sigma_g^{7.4} (G.L.) \quad (3)$$

ここに、 σ_g ：試験片平行部の応力したがって $\dot{\delta} \approx \dot{\delta}$ と(3)式を(2)式に代入し、 $\dot{J}$ の近似値を得ることができる。前報の²⁾クリープき裂の結果をも含め、この方法により求めた $\dot{J}$ による整理をも試みたが、本実験に供した試験片の $2l/W$ の範囲内では C 値

Table II. The limits of linear elastic fracture mechanics.

specimen, material	nominal stress σ_{nom} (kg/mm ²)	frequency (cpm)	maximum net stress $\sigma_{net max}$ (kg/mm ²)	R/l	maximum stress intensity K_{max} (kg/mm ^{3/2})
CN 1C	10	2	18.3	0.93	65.5
CN 2C	13		18.7	1.2	55.8
CN 3C	13		17.7	0.98	37.3
CN 3C	14		17.1	0.83	36.0
CN 2C	13	0.2	17.3	1.1	51.5
CN 3C	11		17.2	0.70	35.5

R : Dugdale plastic zone size ($\sigma_y=19$ kg/mm²)

l : crack length

(a) A fracture surface where ΔK is correlating factor
(b) A fracture surface where $\sigma_{\text{net max}}$ or j is correlating factor

Fig. 10. Examples of electron fractographs (fatigue fracture).

の変化が小さく、また n も 1 に比べて充分大きい ($n=7.4$) ため、その結果は上記の簡便(1)式を用いた結果とほとんど差がなかったため、ここでは簡便式による結果のみを掲げた。

引張荷重のみを受ける CN, DEN 試験片のき裂伝ば速度が、 K 支配域からはずれるのは、小規模降伏の条件が満足されなくなったためと考えられる。そこで、き裂長さ、および残り断面寸法に対する小規模降伏条件として、それぞれ R/l (R : Dugdale 模型におけるき裂端塑性域寸法、 l : き裂長さ)、 $\sigma_{\text{net max}}$ をとり、それらのき裂伝ば速度の遷移点における値を K_{max}

値とともに Table II に示す。同表に示すように、 $\sigma_{\text{net max}}$, R/l 値はいずれもほぼ一定となり、いずれがき裂伝ば速度の遷移条件となっているか明らかでない。Haigh⁹⁾らはこの遷移条件として相当応力（本実験では $\sigma_{\text{net max}}$ にほぼ相当する）を挙げているが、小

(a) A case where ΔK is correlating factor
(b) A case where $\sigma_{\text{net max}}$ or j is correlating factor

Fig. 9. Morphology of fatigue crack.

*2 この塑性域寸法 R は、文献 8) の選点法による結果より求めた。
 R を求める際に必要な降伏応力 σ_y は、クリープ条件下ではひずみ速度の影響を受けるが、本実験では繰返し速度の範囲が狭く (2, 0.2 cpm)、またき裂伝ばの遷移時における正味応力値もほぼ一定であることから、 σ_y の変化は小さく、一定値とみなし得るものとした。 σ_y 値は、き裂伝ばの遷移が $\sigma_{\text{net max}}=18 \text{ kg/mm}^2$ で起り、また $\sigma_{\text{net max}}=26 \text{ kg/mm}^2$ で急速破壊することから、 $18 \sim 26 \text{ kg/mm}^2$ の範囲にあると考えられ、どの σ_y 値をとるかによって R/l は異なった値となる。しかし、試験片寸法による R/l 値の差は、 σ_y 値を変えて計算を行ってもほとんど変化しない。したがって、 σ_y として $18 \sim 26 \text{ kg/mm}^2$ のどの値をとってもき裂伝ばの遷移条件に関しては同様な議論が可能であり、Table II にはその一例として、 $\sigma_y=19 \text{ kg/mm}^2$ の場合の結果を示した。

*3 き裂伝ば速度の遷移点は、それぞれの繰返し速度におけるき裂伝ば速度曲線の平均線 ($f=2 \text{ cpm}$ の場合、 $dl/dn=1.1 \times 10^{-7} (\Delta K)^{2.0}$, $f=0.2 \text{ cpm}$ の場合、 $dl/dn=1.0 \times 10^{-7} (\Delta K)^{2.2}$) から 20% 伝ば速度が速くなる点をとった。

Fig. 11. An example of enlarged view of fatigue fracture surface where ΔK is correlating factor.

規模降伏の条件から考えれば、 $\sigma_{net\ max}$, R/l のいずれか一方が、条件を満足しない値をとったときに遷移が起るものと考えられる。なおこの遷移条件に関しては、今後降伏応力の繰返し速度依存性などを考慮した実験、検討が必要である。

Fig. 9 は、き裂伝ば速度の遷移前後におけるき裂の開口状態を比較したものである。 K 支配域ではき裂の開口はほとんどなく、一方、 σ_{net} , $\dot{j}$ 支配域ではクリープき裂の場合ほどではないが著しく開口したき裂が観察される。また、巨視的破面形状にもき裂伝ば速度の遷移に伴った様相の変化が現れる。Fig. 10 は K 支配域と σ_{net} , $\dot{j}$ 支配域の低倍率破面写真例である。この比較からわかるように、 σ_{net} , $\dot{j}$ 支配の場合にはクリープの場合 (Fig. 2) に近いしほりが破面に観察されるのに対し、 K 支配の破面にはほとんどそれがみられない。また K 支配域の破面は σ_{net} , $\dot{j}$ 支配域のそれに比べて平坦である。

K 支配域破面の拡大写真例を Fig. 11 に示す。酸化のためやや明りょう度は欠くが、プラトーおよびストライエーション状模様を特徴とする疲労型破面である。Fig. 12 は、き裂伝ば速度の遷移後、すなわち伝ば速度がクリープき裂のそれに一致する領域の破面写真例である。同図(a)はその早期に現れる破面例であって、プラトーおよび明りょうなストライエーションが観察される。このストライエーション間隔は、Fig. 13 に示すように巨視的き裂伝ば速度とほぼ一致し、巨視的き裂伝ばの遷移後も、ストライエーション形成機構によるき裂進展は継続している。Fig. 12 (b) はき裂伝ばの遷移後後期にいたって現れる破面例であり、疲労型破面にディンプルが多数混在している。同図(c)にみられるような粒界クリープ破面への遷移は繰返し速度が小さく ($f=0.2\text{cpm}$)、クリープの影響が特に顕著な場合のみ観察された。以上のように、微視的破面様相の遷移は巨視的き裂伝ば速度のそれと正確には対応

Fig. 12. Examples of enlarged views of fatigue fracture surface where $\sigma_{net\ max}$ or $\dot{j}$ is correlating factor.

Fig. 13. Comparison of striation spacing and macroscopic crack propagation rate.

せず, 若干遅れて起っている。

4 結 論

SUS 304 ステンレス鋼を用い, 寸法の異なる両側切欠き, 中央切欠き, および片側切欠き試験片について, 650℃で比較的高い応力(破断時間<500 hr)の一定荷重, 変動荷重き裂伝ば試験を行った結果, 次の結論を得た。

(1) 応力拡大係数 K は, 本実験範囲ではクリープき裂伝ば速度の整理には有効でない。ただし, 低応力域もしくは高強度低延性材では有効となる可能性がある。

(2) 板試験片のクリープき裂伝ば速度は, 正味応力 σ_{net} で比較的相关性の良い整理が可能であるが, 修正 J 積分 $\dot{J}$ によれば試験形片状, 寸法, 荷重様式によらず最も良い整理が可能である。

(3) クリープき裂は粒界破面を呈し, 巨視的には著しいしぼれを伴う凹凸の著しい破面形態を示す。

(4) 高温疲労き裂は, 低伝ば速度域では応力拡大係数幅 $4K$ に支配される挙動を示すが, 高伝ば速度域ではクリープの影響が著しくなり, σ_{net} , あるいは $\dot{J}$ が支配的となる。

(5) $4K$ 支配の高温疲労き裂の破面には, しぼりはほとんど現れず, プラトーとストライエーション模様を特徴とする疲労破面である。 σ_{net} , $\dot{J}$ 支配域の破面にはしぼりがみられ, その初期には主としてストライエーションが, 後期にはディンプルあるいは粒界破面が観察された。ストライエーション間隔は巨視的き裂伝ば速度とほぼ一致する。

終りに, 本実験に協力された大阪大学基礎工学部学生(実験当時), 工藤晴久, 中井友充両氏に感謝の意を表する。また, 本研究には昭和51年度文部省科学研究費(一般研究C)の補助を得た。付記して謝意を表する。

(昭和52年5月27日 日本材料学会第1回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 小寺沢良一, 材料, **24**, 1121 (1975).
- 2) 小寺沢良一, 森 時彦, 第25期日本材料学会総会学術講演会講演前刷, p. 21 (1976); 日本機械学会講演論文集, **770-2**, 84 (1977); 材料, **26**, 948 (1977).
- 3) 西川義富美, 小寺沢良一, 日本機械学会関西支部第52回定時総会講演会論文集, **770-2**, 75 (1977).
- 4) Landes, J. D., and J. A. Begley, ASTM STP. **590**, 128 (1976).
- 5) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 第26期日本材料学会総会学術講演会講演前刷, p. 137 (1977).
- 6) 小寺沢良一, 岩田泰男, 材料, **24**, 1114 (1975).
- 7) 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 片田康行, 岩永憲幸, 勝原利明, 日本機械学会関西支部第52期定時総会講演会論文集, **774-1**, 88 (1977).
- 8) Isida, M., Proc. 1971 ICM, **1**, 394 (1972).
- 9) Haigh, J. R., and C. E. Richards, Proc. Int. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, **159** (1973).