フラクタル特性に基づく金属疲労破面性状の 破壊力学的考察*

酒井 孝^{*1}, 酒井 達雄^{*2}, 上野 明^{*3}

Fractal and Fracture Mechanics Analyses on Fatigue Fracture Surfaces of Metallic Materials

Takashi SAKAI^{*4}, Tatsuo SAKAI and Akira UENO

^{*4} Ritsumeikan University, Dept. of Mechanical Engineering,
1-1-1 Nojihigashi, Kusatsu, Shiga, 525-8577 Japan

In order to evaluate the surface irregularity of fatigue fracture surfaces for A5052 aluminum alloy and S25C carbon steel, an analytical procedure was developed by applying a concept of fractal and a hyperbola model of Richardson effect. Main conclusions obtained in this study are summarized as follows; (1) Fatigue fracture surfaces of the present metallic materials have the fractal nature. Especially, the fracture surfaces of S25C carbon steel under the stress ratios $R=0.1$ and 0.5 have the complete self-similarity in wide-resolution range. (2) Geometrical irregularity of the surface is also well evaluated by combining the fractal dimension and additional indices termed as "index of fracture surface nature". (3) Fractal dimension and each index of fracture surface nature were successfully connected to the stress intensity factor range ΔK .

Key Words: Fractal, Richardson Effect, Fatigue Fracture Surface, Fracture Mechanics, SLM Observation

1. 緒 言

金属材料の各種破面性状の解析において、従来より、フラクトグラフィ的手法が広く用いられてきた^{(1)~(3)}。ここで解析される項目は、走査形電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)写真等をもとに目視的に判断されるものが大部分であり、立体的な凹凸の程度を定量評価するためには複数の写真を組合わせたステレオ投影等の手法を適用する必要がある⁽³⁾⁽⁴⁾。しかし、近年になってレーザ顕微鏡やトンネル顕微鏡、さらには原子間力顕微鏡等が普及しつつあり、破面の三次元形状を直接観察できるようになった^{(5)~(9)}。このような破面観察技術の飛躍的な進歩により、フラクトグラフィの分野における研究は新たな段階を迎えているが、破面性状の幾何学的不規則性を定量評価する方法は、今なお確立されていないのが現状である。

一方、平面形状や立体形状の不規則性の定量評価に

おいて、フラクタルの概念⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾を応用した解析法の有効性が確認され、材料科学の分野でも多くの研究成果が報告されている^{(12)~(15)}。この観点から、著者らは先に金属材料の機械加工面の微視的形狀不規則性や、引張破面性状の幾何学的不規則性の定量評価の上で、フラクタルの概念を応用した解析法を提案し、その幅広い有効性を確認した⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。

本研究では、前報で提案したフラクタル解析法を基礎として、とくに金属材料の疲労破面の幾何学的不規則性に関する定量解析を行い、本手法の疲労破面解析への適用性を検証した。ここでは、線形破壊力学パラメータと破面性状特性との関係を調べる趣旨から、ASTM 規格準拠の Compact Tension Specimen (CT 試験片)⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾を用い、疲労き裂進展過程と応力拡大係数の関係が追跡できるような疲労き裂進展試験を実施した。また、こうして得られた疲労破面を走査形レーザ顕微鏡(SLM: Scanning Laser Microscope)⁽²⁰⁾⁽²¹⁾で観察し、破面の凹凸をリアルタイムで三次元デジタル情報として数値化し、これを基礎データとして疲労破面性状のフラクタル解析を行った。

2. 供試材および疲労き裂進展試験

2.1 供試材および疲労き裂進展特性 本研究で

* 原稿受付 2000 年 3 月 10 日。

^{*1} 正員, 立命館大学大学院(☎ 525-8577 草津市野路東 1-1-1)。

^{*2} 正員, 立命館大学理工学部。

^{*3} 正員, 豊田工業大学機械システム工学科(☎ 468-0034 名古屋市天白区久方 2-12-1)。

E-mail: sakai@se.ritsumeik.ac.jp

用いた材料は、Mg系アルミニウム合金 A 5052 および機械構造用炭素鋼 S 25 C であり、図 1 に示す ASTM 規格準拠の CT 試験片⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾ による疲労き裂進展試験を行い、疲労破断後に SLM により疲労破面性状の観察を行った。表 1 は、これらの材料に対する機械的性質であり、表内の数値は JIS (Z 2201) 2 号試験片による引張試験で得られた結果を示す。疲労き裂進展試験は油圧サーボ型疲労試験機を用いて、周波数を 50 Hz とし、応力比については $R=0.1$ および 0.5 の各条件下で実施した。また、き裂長さの測定は、疲労試験機に取付けた倍率 100 倍の移動型読取顕微鏡を用いて行った。

こうして得られた疲労き裂進展試験結果をもとに応力拡大係数範囲 ΔK とき裂進展速度 da/dN との関係を図示したのが図 2 である。各材料とも二つの応力比で各 1 個の試験片を用いて実験を行っており、各試験片ごとにプロットを区別して図示した。なお、それぞれの試験条件ごとに当該データに対し、最小二乗法で求めた回帰直線を図中に示した。若干のばらつきはあるが、いずれの材種および応力比においても、実験結果は回帰直線の廻りに集中して現れており、疲労き裂進展挙動が次式の Paris 則⁽²²⁾ によく従うことが確認される。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし、

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{BW^{1/2}} \times f(a) \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$f(a) = \frac{(2+\alpha)(0.886+4.64\alpha-13.32\alpha^2+14.72\alpha^3-5.6\alpha^4)}{(1-\alpha)^{3/2}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

である⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。ここで、式(3)に示した $f(a)$ は試験片形状寸法に依存する補正係数であり $\alpha=a/W$ である。なお、 ΔP は荷重変化幅、 a は切欠深さを含みき裂長さを表す。また、式(2)中の B は試験片厚さを、 W は負荷点から試験片端面までの試験片幅を表しており、本研究における CT 試験片については図 1 に示したように、 $B=16$ mm、 $W=32$ mm である。

疲労き裂進展挙動について線形破壊力学を適用する場合、材料強度特性値と試験片寸法に関し、次式の小規模降伏条件を満たす必要がある⁽²³⁾。

$$W-a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで σ_y は材料の降伏応力であり、本研究では表 1 に示した引張試験結果をもとに A 5052 に対して $\sigma_{0.2}=225$ MPa、S 25 C に対して $\sigma_y=333$ MPa を用いた。なお、A 5052 に対しては降伏応力の代わりに 0.2% 耐力を用いたことを付記する。 $K_{\max}$ は最大応力拡大係数であり、式(2)に ΔP の代わりに最大荷重 $P_{\max}$ を代入することで算出できる。今回解析対象とした疲労破面に対して式(4)の計算を行ったところ、疲労破面の最終段階付近のいくつかの実験点について式(4)の小規模降伏条件を満たさない場合が存在したが、それ

Table 1 Mechanical properties of materials

Material	Yield stress σ_y (MPa)	0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ϕ (%)
A5052	—	225	268	19.8	43.4
S25C	333	—	506	35.5	59.8

Fig. 1 Shape and dimensions of compact tension specimen

Fig. 2 The relationships between stress intensity factor range ΔK and crack growth rate da/dN

以外の大部分の領域では常に式(4)を満足することがわかった。なお、式(4)の条件を満たさないものについては、図中に*印を記した。

なお、本研究では、各試験片に対して、疲労破断後にSLMにより疲労破面性状の観察を行ったので、図中の各プロットに対する ΔK とフラクタル解析を行った地点での ΔK は、基本的に対応していない。疲労破面上のフラクタル解析は、各試験片ごとに疲労き裂進展の初期段階、中間段階、最終段階の直前なる三段階に対応する破面部位を選んで実施した。この解析部位に対応する ΔK の値を図中の各回帰直線上に◎印で明示し、後述の解析結果との照合の便を考えてすべての◎印に通し番号を付した。

2・2 疲労破面観察 図3(a)および(b)は破面のSLM観察の一例として、 $R=0.1$, $P_{\max}=4.9\text{ kN}$ の条件下で疲労破壊したA5052の破面性状を50倍の対物レンズ(SLMモニタ上の総合倍率:1250倍)を用いて撮影した画像である。本研究では、このような疲労破面性状をSLMを用いて観察したが、一般のフラクトグラフィーでは、SEMを用いる場合が多い。

Fig. 3 (a), (b) SLM and (c), (d) SEM micrographs of fatigue fracture surface

そこで、SLMとSEMによる破面の観察結果を比較するために、図3(b)と同一箇所をSEMにより観察して図3(c)に示した。また図3(d)は、図3(c)の中央右側に見られるストライエーション領域を拡大したものである。図3(a)および図3(b)のSLM画像における白黒の濃淡は、白→高、黒→低の凹凸に対応している。ここでは、濃淡レベルが8ビット(256階調)の破面垂直方向の高さ情報に対応しており、これらの画像に対する実際の高低差寸法は、図3(a)に対して $64\text{ }\mu\text{m}$ であり、図3(b)に対しては $122\text{ }\mu\text{m}$ である。なお、図3のSLM画像は、縦240 dot、横320 dotのCRT画素から構成されており、今回の解析にあたりこのうちの中央部200 dot×200 dotの正方領域を解析対象とした。

ここで、図中のスナップ写真に示したように、図3(a)はき裂進展初期段階の破面観察結果で、図3(b)は破断直前の疲労破面である。すなわち、図3(a)は低き裂進展速度域の疲労破面に対するSLM画像であり、方向性のない等軸状の小さな破面単位により構成された破面様相を呈している。また、図3(b)は高き裂進展速度域に対する画像であり、き裂進展方向に伸長したいくつかの帯状のプラトーが観察できる⁽¹⁾。

一般に、高き裂進展速度域における疲労破面をSEMで観察すると、図3(c)の中央右側に見られるように、それぞれのプラトー内で各繰返し段階のき裂前縁位置を示すストライエーション(しま模様)が見られることが知られている。しかし、図3(b)のSLM画像では、SLMの解像度の制約から図3(c)でみられるストライエーションはほとんど観察できなかった。図3(a)と(b)とを比較すると、画像の濃淡レベルの差異は図3(a)より(b)のほうが顕著であり、 ΔK の増大に伴って破面上の凹凸の程度が増加していることがわかる。

これまでに破面上の同一箇所を方式の異なる顕微鏡を用いて観察した例は少なく、各顕微鏡を用いて撮影した破面写真の対応関係についてはいまだ明らかにされていない部分が多い。そこで本研究では、先述の通り疲労破面上の同一箇所をSLMとSEMによって観察し、それぞれの写真の対応関係について調査した。図3(b)のSLM画像におけるA-B間の不規則なプラトーの境界線は、図3(c)のSEM写真のA-B間の不規則な稜線と対応している。図3(b)では、この不規則線を境界としたプラトーの段差が明確な白黒の濃度差で表現されているが、図3(c)では急激な段差のためSEMといえども十分に焦点が合っていないようすがわかる。また、いずれの図においても、C部

の島状突起部が図の下方に位置しているようすがわかる。図3(b)のSLM画像ではこの部分は白色で表示されているので、図3(b)の画像内で最も高い部分に対応していることがわかる。一方、このCの島状部分の内部を注意して観察すると、図3(b)では一様に白色であるが、図3(c)では当該部分の周辺部に比べて内部の色調は暗いことがわかる。すなわち、SEM写真における白黒の濃度は必ずしも破面上の高度差を表していないことになる。本研究では、SLMがこのように三次元の数値情報を持っているという最大の利点を利用して、SLM画像をもとにフラクタル解析を行うことを意図した。

なお、図3(d)は(c)におけるストライエーション領域の拡大写真であり、図よりストライエーション間隔はおおよそ $2.5\mu\text{m}$ であることがわかる。この観察場所における応力拡大係数を求めると $\Delta K=29.0[\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$ であり、ここで図2の $da/dN-\Delta K$ 線図の Δ プロットに関する回帰直線をもとに $\Delta K=29.0[\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$ における da/dN を読取ると、おおよそ $2.7\times 10^{-6}[\text{m}/\text{cycle}]$ であり、上述のストライエーション間隔とほぼ対応することがわかる。

3. 疲労破面性状のフラクタル解析法

著者らは、これまでにMesh法の考え方を立体問題に拡張し、金属材料の機械加工面や引張破面の幾何学的特性がうまく定量評価できることを示した⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。本報ではこの解析法を基礎として、前節に示した金属材料の疲労破面の幾何学的不規則性を定量解析し、本解析法の広い適用性を確認する。

図4(a)は、2章に示したA5052に関するSLM観察結果[図3(a)]の中央部における $200\text{dot}\times 200\text{dot}$ の矩形領域の三次元データをもとに、破面当該部を立体表示したものである。この領域は図中に示した

(a) Digitized surface (b) Lattice and surface points

Fig. 4 Replacement of irregular surface by imaginary fracture surface

とおり、 $161.5\mu\text{m}\times 161.5\mu\text{m}$ の正方物理領域に対応する。図4(b)はこの立体表示の一部を拡大した模式図であり、不規則な凹凸で形成された疲労破面は、測定単位長さ ϵ を一辺とする三角形面素が連結した多面体表面(Multi-facets)で置換表示される。

著者らの解析法は、前述のSLM画像をもとに図4に示す測定単位長さ ϵ の大きさを順次変化させながら再構築された破面の表面積 S を順次算出し、Richardson効果⁽²⁴⁾の大小を評価することが基本的な視点になっている。ここでRichardsonによって確認されたように、対象としている図形がフラクタル性を有すれば、両対数座標の横軸に測定単位長さ ϵ 、縦軸に表面積 S をとると必ず右下がりの直線となる性向を呈し、このような S に対する ϵ の効果を一般にRichardson効果と呼ぶ。なお、再現破面はSLM画像から得られる高さデータを利用してCRTモニタ上にリアルタイムで構築される方式になっている。破面解析における類似手法としてFRASTA法⁽²⁵⁾(Fracture-Surface Topography Analysisの略)があるが、FRASTA法ではコンピュータで再現された破面の対を仮想的に近づけたり遠ざけたりすることで、マッチングの状態の変化を調べて破壊機構が考察される。しかし、破面のフラクタル性の解析は対象にされていない。

さて、本報で対象とした金属材料の疲労破面の幾何学的不規則性にフラクタル性があれば、測定単位長さ ϵ と再現破面の表面積 S との間にRichardson効果が現れるはずであり、その場合は次式が成立する⁽¹⁰⁾。

$$\ln S = \ln F + (2-D)\ln \epsilon \cdots \cdots (5)$$

上式からわかるように、疲労破面性状にフラクタル性があれば、測定単位長さ ϵ と再現破面の表面積 S の関係が両対数座標上でこう配 $(2-D)$ の直線で表示できることになり、この直線のこう配からフラクタル次

Fig. 5 Schematics of $\ln \epsilon - \ln S$ relationship

元 D を求めることができる。式(5)中の F は対象としている矩形領域の大きさを表すパラメータであり、フラクタル特性として特別な意味はない

ここで、破面性状のフラクタル解析にあたり、 $\ln \varepsilon - \ln S$ 関係が全域で Richardson 効果の直線関係を与えることは少ないので、 $\ln \varepsilon - \ln S$ 関係を次式の斜交双曲線⁽²⁶⁾で表示することにした。

$$(\ln S - E)(\ln S + A \ln \varepsilon - B) = C \cdots \cdots (6)$$

上式中の各パラメータについては、それぞれ図5の説明図に示した意味を持っている。この取扱いによると、斜交双曲線の傾斜準線により Richardson 効果を近似することができ、そのこう配 $A=2-D$ からフラクタル次元 D が求められる。式(6)中の各パラメータ A, B, C, E は破面の幾何学的特徴を反映するものであるから、引張破面解析に対する取扱いと同様に、これらを総称して『破面性状指数』と呼ぶことにす

る。

前報に示したとおり、これらのパラメータを用いて定義される $(B-E)/A$ および $C^* = \ln(E + \sqrt{C})/\ln E$ が、破面性状を定量表示する上で特に有効である。これらの破面性状指数が持つ物理的な意味として、 $(B-E)/A$ は2準線の交点の横座標を与えるものである。さらに、 C の減少すなわち C^* の1.0への漸近は Richardson 効果の成立領域の増加を表す。本研究では4章で示すように、フラクタル次元およびこれら破面性状指数と ΔK との関係を中心に考察を行った。

4. 解析結果および考察

4・1 疲労破面に対する実測結果と自己相似性の検証

応力比 $R=0.1$ の条件下で疲労破壊した A 5052 および S 25 C の破面に対し、実際に得られた $\ln \varepsilon - \ln S$ 関係の一例を図示したのが図6(a)および(b)である。図6(b)中には比較のために、S 35 C 材の引張破面に対する結果⁽¹⁷⁾も併せてプロットした。引張破面に対する結果は、小さいマークを用いて疲労破面に対する結果と区別してある。図中に示したように、SLM による破面観察とフラクタル解析はいずれも500倍、1250倍、2500倍の各倍率に対して行った。両図より、A 5052 および S 25 C とともに各疲労破面の形状不規則性に対する $\ln \varepsilon - \ln S$ 関係が、先に示した式(6)の斜交双曲線でよく表示できることがわかる。これらの実測結果から得られたフラクタル次元および各破面性状指数を、S 35 C の引張破面に対する結果と併せて表2に示した。

ここに、図中の水平方向の破線は、図中に示した各 SLM 観察倍率における完全平面の面積対数値(破面性状指数 E)を表している。3章に述べた解析法からわかるように、 $(B-E)/A$ 点から左上方へ向かう傾斜部は、測定単位長さ ε が小さくなるほど破面の凹凸を細部まで正確に検出するので、多面体表面に置換された破面の表面積が順次増大することに対応するもので

(a) A5052 aluminum alloy

(b) S25C carbon steel

Fig. 6 $\ln \varepsilon - \ln S$ relationships for A5052 aluminum alloy and S25C carbon steel under $R=0.1$

Table 2 Numerical list of analytical results ($P_{\max}=4.9$ kN)

Material	ΔK	Mag.	Mark	D	$(B-E)/A$	C^*
A5052 (Fatigue) $R=0.1$	29.04 (MPa√m)	500	◎	2.42	51.5	1.13
		1250	▽	2.37	26.8	1.17
		2500	◇	2.16	7.4	1.04
S25C (Fatigue) $R=0.1$	26.33 (MPa√m)	500	○	2.34	42.5	1.12
		1250	△	2.38	19.1	1.14
		2500	□	2.34	11.1	1.19
S35C (Tension)	—	500	●	2.39	36.7	1.11
		1250	▲	2.65	27.1	1.34
		2500	■	2.78	20.7	1.36

ある。図6より、実測結果が斜交双曲線の傾斜部において傾斜準線に沿う直線状を呈していることから、この疲労破面性状に対して Richardson 効果が認められ、フラクタル性を有していることがわかる。

ここで、図6(b)において S25C の疲労破面に対する結果を S35C の引張破面の結果と比較すると、倍率 500 倍では両者の結果がほとんど重なる程度に一致している。しかし、さらに高倍率になると引張破面の Richardson 効果が顕著となり、フラクタル次元および各破面性状指数に顕著な違いが現われる。これは負荷様式がもたらす破面性状の相違によるものと考えられる。すなわち、S35C の引張破面の大半は大小さまざまなサイズのディンプル様の凹凸で覆われており、破面上の巨視的な段差も 0.5 mm 程度に達した。これに対して、本報の S25C の疲労破面は巨視的にはフラットであり、微視的な凹凸の不規則性だけ現われ、

かつその不規則性が引張破面の不規則性よりも軽微であることを示すと考えることができる。

なお、図6は応力比 $R=0.1$ の条件下で疲労破壊した各材料の破面に対する結果であるが、ここで $R=0.5$ の応力比で両材の疲労き裂進展試験を実施し、疲労破面に対する同様の解析を行った。得られた $\ln \epsilon - \ln S$ 関係は、図6と同様に式(6)の斜交双曲線よく表示できることがわかった。なお、紙面の制約から図は省略するが、参考のために $R=0.5$ の場合の解析結果の数値を表3に示した。

表2および表3のデータをもとに、各応力比での破面のフラクタル次元と観察倍率の関係を図示したのが図7である。ここで3種類の異なる倍率による観察は、破面上の同一場所で実施しており、 ΔK 値は同一レベルにある。図7においてプロットの重なりを避けるため、○印および●印は若干(半径程度)右方向へ移動してプロットした。ここで仮に、解析対象の破面性状がフラクタル性を有しておれば、SLM 観察倍率の変化に依存せずに一定のフラクタル次元を示し、自己相似性を呈するはずである。図7より S25C の疲労破面は、応力比に関係なく広範な観察倍率域においてフラクタル次元はほぼ一定値を示し、自己相似性が認められる。しかし、A5052 については 1500 倍程度以下では自己相似性が認められるが、これより高倍率領域ではフラクタル次元がやや減少し、自己相似性がいくぶん不明りようになる傾向がみられる。これは以下の理由によるものと思われる。

すなわち、2・2節で述べたように、A5052 の疲労破面を 2500 倍程度の高倍率で SEM 観察をした場合、疲労破面全域において明りょうなストライエーションが観察された。しかし 2500 倍の SLM 観察では、解像度の制約から極めて微細なストライエーションの凹凸を 8 ビットの白黒の濃淡で表現することはできなかった。したがって疲労破面におけるストライエーションを SLM 観察した場合、SLM 画像ではしま模様のないプラトーのみが表示されるので、この画像から再現破面を構築すると本来の破面よりも滑らかな破面性状となることが考えられる。その結果、ストライエーション程度の微視的な形状不規則性を正確に検出できなかったものと考えられる。この点を明確にするためには、さらに高精度のデジタル観察技術を用いる必要がある。

4・2 線形破壊力学パラメータと破面性状の関係

解析対象の疲労破面に対して、応力拡大係数範囲 ΔK とフラクタル次元 D との関係をプロットしたのが図8である。なお、図中に記した各番号は、図2に

Table 3 Numerical list of analytical results ($P_{\max}=6.5$ kN)

Material	ΔK	Mag.	D	$(B-E)/A$	C^*
A5052 (Fatigue) $R=0.5$	12.10 (MPa $\sqrt{m}$)	500	2.37	41.3	1.09
		1250	2.36	19.1	1.12
		2500	2.16	7.2	1.04
S25C (Fatigue) $R=0.5$	14.52 (MPa $\sqrt{m}$)	500	2.37	41.5	1.11
		1250	2.40	19.0	1.14
		2500	2.33	9.4	1.14

Fig. 7 The relationships between SLM magnification and fractal dimension D

示した番号とそれぞれ対応している。また、図2と同様に、式(4)の条件を満足しない ΔK に対しては、図中に*印を記した。図8(a)のA5052に対する結果では、低倍率のSLM観察において ΔK の増大とともにフラクタル次元が増大しているが、1250倍以上の高倍率観察ではフラクタル次元は一定値を示すようである。このことは、本材についてはき裂の進展に伴って ΔK が増大すると破面の巨視的凹凸は増大するが、微視的凹凸の不規則性はあまり変化しないことを意味する。

他方、図8(b)のS25Cに対する解析結果では、いずれのSLM倍率においても ΔK の増大とともにフラクタル次元が増大する傾向が認められる。このことから、本材料についてはき裂の進展に伴って ΔK が増大すると、疲労破面性状に関し微視的および巨視的凹凸がともに増大すると考えられる。

なお、2・2節で述べたようにA5052では疲労破面の広い領域でストライエーションが形成されるが、S25CについてはSEMで破面の全域を注意深く観察しても明りょうなストライエーションは観察されなかった。この点が本報で対象としたA5052とS25Cの疲労破面の最も特徴的な差異である。したがって、上

述の特徴、すなわち両材の破面を高倍率で観察したとき、A5052の場合はフラクタル次元が ΔK に依存せず、S25Cの場合だけフラクタル次元の ΔK 依存性が現れる特徴は、破面上のストライエーションの有無に起因するものと思われる。しかし、この点を詳細に検証するためには、別の観察技術を用いてストライエーションの三次元形状を広い領域で正確に検出する必要がある。

次に、図9は応力拡大係数範囲 ΔK と破面性状指数 $(B-E)/A$ との関係を図示したものである。ここで、破面性状指数 $(B-E)/A$ とは、先に述べたように斜交双曲線における2準線の交点の横座標を与えるものである。図9(a)および(b)のいずれの図においても、この破面性状指数はき裂が進展して ΔK が増大するとともに増大する傾向が見られるが、観察倍率が低いほどこの傾向が顕著になっている。これは、低倍率で観察できるような巨視的な破面性状の不規則性に対して、 ΔK の増加に伴いRichardson効果の成立領域が拡大することを意味する。さらに、この変化は最終破断の直前まで続いており、最終破断を生起する限界の $(B-E)/A$ 値は、フラクタルの立場から材料破壊の一つの特性値と考えることができる。

Fig. 8 The relationships between stress intensity factor range ΔK and fractal dimension D

Fig. 9 The relationships between stress intensity factor range ΔK and index of $(B-E)/A$

著者らは、先に引張破面を対象とした解析結果において、 $(B-E)/A$ はフラクタル性が現れる上限の単位長さを表し、さらに材料の機械的性質と密接に関係していることを示した⁽¹⁷⁾。したがって、 $(B-E)/A$ は静的破壊だけでなく、疲労破壊の場合にも破壊のクライテリアの一つになり得るものと著者らは考えている。

なお、他の破面性状指数 C^* については、表 2 および表 3 からわかるように、両材とも疲労破面に関して 1.0~1.2 程度の値となり C^* は応力比や観察倍率、さらに ΔK 等にほとんど依存しないことがわかった。

最後に、本報では A 5052 および S 25 C の両材に対して、応力比として $R=0.1$ および 0.5 の両条件で疲労き裂進展試験を実施して、各疲労破面性状の定量解析を行った。これらの実験結果および解析結果に関し、 $R=0.1$ の場合を中心に必要に応じて比較のため $R=0.5$ の結果を添えて論文をまとめたことを付記する。

5. 結 言

本研究では、前報で提案したフラクタル解析法を基礎として、とくに金属材料の疲労破面の幾何学的不規則性を定量解析し、本手法の疲労破面解析への適用性を検証した。供試材としては A 5052 および S 25 C を選定し、両材に対する疲労き裂進展試験を実施して各疲労破面性状の定量解析を行ったところ、以下の結果を得た。

(1) A 5052 および S 25 C の疲労破面の幾何学的不規則性に関し、いずれもフラクタル性を有することがわかった。特に、同一 ΔK 値における S 25 C の疲労破面は、応力比に関係なく広範な観察倍率域においてフラクタル次元はほぼ一定値を示し、明りょうな自己相似性が認められた。

(2) フラクタル次元と破面性状指数とを組み合わせることにより、静的引張破面と同様に金属材料の疲労破面性状の不規則性についても、うまく定量化できることがわかった。

(3) S 25 C の場合、観察倍率によらず ΔK の増大とともにフラクタル次元が増大する傾向があるが、A 5052 の場合は高倍率になるとフラクタル次元が

ΔK に依存しなくなる。これは、破面上のストライエーションの有無に起因するものと思われるが、この点を詳細に検証するためには、別の観察技術を用いてストライエーションの三次元形状を広い領域で正確に検出する必要がある。

(4) 破面性状指数 $(B-E)/A$ は ΔK の増大とともに増大する傾向が見られ、観察倍率が低いほどこの傾向が顕著であった。この傾向は最終破断の直前まで続いており、最終破断を生起する限界の $(B-E)/A$ 値は、フラクタルの立場から材料破壊の一つの特性値と考えることができる。

文 献

- (1) 北川英夫・小寺沢良一, フラクトグラフィー, (1977), 79, 培風館.
- (2) 酒井達雄・ほか 2 名, 機論, **44**-383, A (1978), 2175-2182.
- (3) 駒井謙治郎, ステレオフラクトグラフィー, (1996), 1, 養賢堂.
- (4) 駒井謙治郎・ほか 4 名, 機論, **53**-494, A (1987), 1961-1965.
- (5) 野瀬修一郎・ほか 2 名, 第 6 回新素材及びその製品の非破壊評価シンポジウム論文集, (1997-7), 129-134.
- (6) 上野明・ほか 3 名, 機論, **63**-615, A (1997), 2393-2399.
- (7) 松岡三郎・ほか 2 名, 機論, **56**-530, A (1990), 2091-2097.
- (8) 駒井謙治郎・ほか 2 名, 機論, **62**-600, A (1996), 1827-1833.
- (9) 村上敬宜・ほか 4 名, 材料, **48**-10 (1999), 1112-1117.
- (10) Mandelbrot, B. B., *The Fractal Geometry of Nature*, (1983), 109, W. H. Freeman and Company, New York.
- (11) 高安秀樹, フラクタル, (1986), 154, 朝倉書店.
- (12) Bazant, Z. P., *Struct. Safety Reliab.*, **2** (1998), 1255-1262.
- (13) 酒井達雄・藤川雅史, 機論, **64**-625, A (1998), 2271-2278.
- (14) 田中学, 材料, **47**-2 (1998), 169-176.
- (15) 津田政明・ほか 5 名, 材料, **40**-455 (1991), 1066-1072.
- (16) 酒井達雄・ほか 2 名, 機論, **64**-620, A (1998), 1104-1112.
- (17) Sakai, T., ほか 2 名, *Proc. 6th Japan International SAMPE Symposium*, **1** (1999), 369-372.
- (18) Srawley, J. E., *Int. J. Frac.*, **12** (1976), 475-476.
- (19) Murakami, Y., ほか 9 名, *Stress Intensity Factors Handbook*, **1** (1987), 18, Pergamon.
- (20) 大出孝博, 材料, **44**-497 (1995), 262-263.
- (21) Masubuchi, K., *Welding J.*, **71** (1992), 69-71.
- (22) Paris, P. C.・Erdogan, F., *Trans. ASME. J. Basic Eng.*, **85** (1963), 528-534.
- (23) ASTM E647-93, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, (1993).
- (24) Richardson, L. F., *General System Yearbook*, **6** (1961), 139-144.
- (25) Kobayashi, T. and Shockey, D. A., *Advanc. Mater. Process.*, **5**-140 (1991), 28-34.
- (26) 西島敏, 機論, **46**-412, A (1990), 1303-1313.