エポキシ系接着剤のモード I 荷重下における接着破面とフラクタル*
(第2報, 疲労き裂進展特性とフラクタル次元)内 藤 公 喜^{*1}, 藤 井 透^{*2}Fractured Surfaces of Epoxy Adhesives and Fractals under Mode I Loading
(2nd Report, Fatigue Crack Growth Properties and Fractal Dimensions)

Kimiyo NAITO and Toru FUJII

The effects of rubber modification and adhesive thickness on the fatigue-fractured surfaces of epoxy adhesives under mode I cyclic loading were examined using fractals. When the energy release rate range, ΔG_I is higher than 100 J/m^2 , the fractal dimension of fractured surfaces becomes high due to rubber modification under the same ΔG_I . The fractal dimension decreases with increasing fatigue crack growth rate, da/dN . A relationship is given by the following equation between the parameter, $S (= da/dN \times \Delta G_I)$ and the fractal dimension, D for unmodified and rubber-modified adhesives.

$$\log S = \log \left(\frac{da}{dN} \cdot \Delta G_I \right) = \alpha_1 \cdot D + \beta_1$$

where α_1 and β_1 are experimental constants. Whether the adhesives contain rubber particles or not, the fractal dimension as well as the da/dN - ΔG_I relation is little affected by adhesive thickness.

Key Words: Fractured Surfaces, Epoxy Adhesives, Fractals, Fractal Dimensions, Mode I Loading, Energy Release Rate, Fatigue Crack Growth, Rubber Modification

1. 緒 言

エポキシ系樹脂および接着剤の脆さを改善し、強じん化する方法は数多く提案されている(1)~(4)。中でも、ゴム変性法が有効とされ(5)~(7)、実用に供せられている。破面解析の面からもゴム変性樹脂および接着剤のじん性向上の機構が検討されてきた(8)~(10)。しかし、これまでの研究では、破面性状は単に凹凸が激しい、あるいは複雑であると表現され、その評価は定性的である。破面性状の識別が主観的になることは否めない。

著者らの先の研究において、静的及び疲労荷重下での接着破面がフラクタル特性を有すること、また、有限要素法(FEM)による解析からも接着破面のフラクタル次元とエネルギー解放率との間に相関関係のあることを明らかにした(11)。さらに、フラクタル次元を用いて接着剤層中の接着剤の静的破壊特性を評価した(12)。しかし、フラクタルを破面の定量的評価方法として実際に適用するためには、静的荷重下における破面の定量的な評価で

けでは十分とは言えず、繰り返し荷重下における破面の定量的な評価も必要である。

本研究の目的は、フラクタル次元を用いてモード I 繰り返し荷重下での接着破面性状を定量化し、疲労破面性状に及ぼす諸因子、例えば接着剤層厚さ、ゴム含有率等の影響を明らかにすることである。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片

Double Cantilever Beam (DCB) 試験片を用い、モード I 荷重下における疲労試験を行なった。試験片形状を Fig.1 に示す。本研究ではエポキシ系接着剤(エポキシ樹脂: epicote 828 をベースとする)を用いた。破面性状に及ぼすゴム含有率の影響を調べるために、ゴム含有率の異なる2種類の架橋ゴム変性エポキシ系接着剤(ゴム重量含有率 2.8, 5.5%)およびそれらのベースとなった未変性エポキシ系接着剤を用いた。本研究で用いたゴム変性接着剤では、架橋されたゴム粒子がエポキシ樹脂(主剤)に予め混入されている。そのゴム

* 原稿受付 1996年7月5日。

*¹ 正員、同志社大学大学院 (〒610 03 京都府綴喜郡田辺町多々羅都谷1-3)。*² 正員、同志社大学工学部。

粒子径は 70~200 nm である (13), (14). 被着体には機械構造用炭素鋼 S55C を用いた. 破面性状に及ぼす接着剤層厚さの影響を調べるため, 接着剤層厚さを 0.1, 0.3, 0.5 mm と 3 水準に変化させた. 全ての実験は実験室雰囲気中, 室温下で行なった.

Adhesive thickness : $t = 0.1, 0.3, 0.5$ [mm]

Fig.1 Dimensions of a double cantilever beam specimen

2. 2 実験方法

疲労試験には電気油圧式サーボ試験機 (定格 ± 10 K N) を用い, DCB 試験片の一端に引張り-引張り繰返し荷重を負荷した. 疲労試験は荷重制御で行なった. 荷重波形は三角波, 周波数は 2 Hz とした. 最小荷重と最大荷重の比 R は 0.1 である. き裂の長さはコンプライアンス法により見積もったが, 適宜, 倍率 $\times 200$ 倍の CCD カメラと VTR によりき裂の長さを確認した. ひずみエネルギー解放率 G_I (単に, エネルギー解放率と記す) はコンプライアンス法により求めた.

破面の凹凸 (軌跡) は走査型レーザ顕微鏡を用い測定した. Fig.2 に示すように (本実験で得られた破面を模式的に示してある), 破断試験片中央部の破面の凹凸を調べた. 本研究で用いた走査型レーザ顕微鏡では $0.1 \mu\text{m}$ の精度で表面の凹凸が測定できる. フラクタル次元を求めるための標準観測距離は $50 \mu\text{m}$ とした.

Fig.2 Location for fatigue fractured surface examination

3. 結果および考察

Fig.2 に模式的に示したように, いずれの接着剤についても疲労初期, き裂進展速度の遅い領域では界面破壊 (全面) となった. 目視観察によれば, 被着体の金属表

面が露出しているように見える. エネルギー解放率範囲の増加 (言い換えれば, き裂進展速度の増加) とともに, 被着体中央部から凝集破壊が部分的に生じ, やがて, 全幅に広がる. そこで本研究では, 試験片の幅方向全域にわたって凝集破壊した破面をフラクタル解析の対象とした. 界面破壊と凝集破壊が混在した領域の破面は対象としない.

レーザ顕微鏡により調べた疲労破面の凹凸トレースの一例を Fig.3 に示す. それら破面の SEM 写真を Fig.4 に示す. 2つの破面に性状の違いが認められる. Fig.5 に Fig.3 の曲線から Box-counting 法を用いて得られた $N(r)-r$ 関係を示す. これより, 基準長さ r と正方形の個数 $N(r)$ の関係は両対数グラフ上で負の傾きをもつ直線で表され, 疲労荷重下での接着破面はフラクタル特性を有することがわかる.

(a) Unmodified adhesive

(b) 5.5 wt% rubber-modified adhesive

Fig.3 Surface traces of fatigue fractured surfaces (Unmodified and 5.5 wt% rubber-modified adhesive, adhesive thickness=0.1mm)

(a) Unmodified adhesive

(b) 5.5 wt% rubber-modified adhesive

Fig.4 SEM micrographs of fatigue fractured surfaces (Unmodified and 5.5 wt% rubber-modified adhesive, adhesive thickness=0.1mm)

本来、フラクタル次元は測定対象物の自己相似性を表わしたものであり、特徴的な長さをもたない (15), (16). 無限の軌跡を測定することは不可能であり、本研究の場合には適用できる基準長さ r に上限と下限が存在する。下限は凹凸トレースの解像度であり、上限は観測された破面の標準観測距離である。そのため、本研究で用いたフラクタル次元は見かけのフラクタル次元であるが、測定により見積もられたフラクタル次元は破面の複雑さを定量的に特徴づけるのに有効であると考えられる。先の研究において、フラクタル次元の物理的な意味を考え、フラクタル次元とエネルギー解放率の関係を FEM 解析により調べた (11)。このとき用いた破面モデルの軌跡 (Fig.6 に示す) とフラクタル次元の関係から、接着破面のフラクタル次元はその破面の凹凸の程度に関連し、破面の凹凸が激しい、あるいは複雑であるほうがフラクタル次元が高くなると考えることができる。

(a) Unmodified adhesive

(b) 5.5 wt% rubber-modified adhesive

Fig.5 Relation between the number of boxes $N(r)$ and the side length r for fatigue fractured surfaces (Unmodified and 5.5 wt% rubber-modified adhesive, adhesive thickness=0.1mm)

Crack extension pattern	Fractal dimension
	1.16
	1.32
	1.58

Fig.6 Model fractured surfaces and fractal dimensions

以下、接着破面のフラクタル次元 D を用いて、ゴム変性および未変性接着剤の疲労破面に及ぼす接着剤層厚さ、ゴム含有率の影響等を考察する。

疲労き裂進展特性は疲労き裂進展速度 da/dN とエネルギー解放率範囲 ΔG_I との関係で表わされる (17)。Fig.7 に接着剤層厚さ 0.1mm におけるフラクタル次元および疲労き裂進展速度 da/dN とエネルギー解放率範囲 ΔG_I との関係 ($da/dN-\Delta G_I$ 関係) を示す^{*1}。その他の条件についても同様に調べたところ、すべての接着剤について以下のことが認められた。

- ① ΔG_I が約 70 J/m² 以下の範囲ではフラクタル次元はほぼ 1 である。
- ② ΔG_I が約 100 J/m² 以上の範囲では ΔG_I の増加に伴い形成される破面のフラクタル次元が低くなる。

フラクタル次元が 1 の領域では、目視観察によれば界面破壊していた。 ΔG_I が約 70 ~ 100 J/m² の間では界面破壊と凝集破壊が混在している (Fig.2 参照)。この範囲では、 ΔG_I の増加に伴い、凝集破壊の領域が試験片中央から徐々に広がる。 ΔG_I が約 100 J/m² 以上では、接着剤は試験片 (横幅) 全域にわたって凝集破壊している。

Fig.7 より、 $\Delta G_I > 20$ J/m² では概ね、次式で示される Paris 則 (17) が適用できることがわかる。しかし、Paris 則が適用できる範囲でも、上述のように界面破壊、混合破壊、凝集破壊と破壊モードが変化している。言い換えれば、破壊形態が同じでなくとも Paris 則が適用できる。

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

静的荷重下においてき裂進展抵抗力が向上したことも同様に、ゴム含有率の増加に伴い同じ ΔG_I に対して疲労き裂進展速度は減少し、ゴム変性により疲労き裂進展抵抗が向上した。 ΔG_I が同じ場合、ゴム含有率の増加に伴い全般的にフラクタル次元も高くなる (ただし、 ΔG_I が

約 100 J/m² 以上)。エポキシ系樹脂および接着剤ではき裂先端近傍に塑性域が生じ、その後、き裂が進展すると考えられる (18), (19)。ゴム変性接着剤では、ゴム粒子周りで樹脂が降伏しやすくなり、塑性仕事としてエネルギーが消費される (20)。ゴム粒子のブリッジング効果によりき裂の進展が押し止められる。ゴム粒子のき裂偏向効果によりき裂は蛇行する (21)。その結果、 ΔG_I が同じ場合、ゴム変性接着剤におけるき裂のマクロな進展は未変性接着剤に比べて遅くなると考えられる。

Fig.7 Effect of rubber content on fractal dimension and fatigue crack growth behavior (Unmodified, 2.8 wt% and 5.5 wt% rubber-modified adhesive, adhesive thickness=0.1 mm)

次に、5.5 wt% ゴム変性接着剤におけるフラクタル次元および疲労き裂進展速度 da/dN とエネルギー解放率範囲 ΔG_I との関係を Fig.8 に示す。 $da/dN-\Delta G_I$ 関係に及ぼす接着剤層厚さの影響がわずかに見られる。一方、フラクタル次元に及ぼす接着剤層厚さの影響は殆ど見られない。接着剤層厚さが厚くなれば、静的荷重下ではき裂進展抵抗が高くなることが知られている (20)。本研究で用いた接着剤の場合も、静的荷重下では未変性、ゴム変性に限らずいずれも接着剤層厚さが厚くなればフラクタル次元に殆ど変化は見られないが、き裂進展抵抗は高くなった。以上の関係をまとめて Table.1 に示す。フラクタル次元に及ぼす接着剤層厚さの影響が殆ど見られない理由について、先の研究 (静的荷重下) では次のように推測した。き裂が進展するとき、き裂前方の接着剤はき裂前方のみならず、横方向 (厚さ方向) にもある範囲で降伏する。その後、この塑性域中をき裂が進展する。そのため、破面の凹凸は、この塑性域の大きさ、特に、き裂進展方向に垂直方向の広がりにも対応すると考えられる。しかし、Fig.9 (a) に示されるように、破面から遠く離れた領域まで樹脂の塑性変形が及んでいても、せいぜいき裂の蛇行はある幅に限られると思われる。塑性域の大きさの異なる Fig.9 (b) の場合と (a) では、破面のフラ

*1 ここで示す未変性接着剤の $da/dN-\Delta G_I$ 関係は、他のゴム変性接着剤と同様、き裂の進展途中から凝集破壊を示した特別な場合 (例) である。未変性接着剤では、通常試験片が破壊するまでき裂は界面を進み、凝集破壊することは希である (全試験の中、約 1/5 程度)。このように最後まで、界面破壊した場合、未変性接着剤の $da/dN-\Delta G_I$ 曲線は Fig.6 中、破線のようになり、Paris 則が成立する範囲での曲線の傾きも大きい。また、 ΔG_I が 70 J/m² 以下のデータしか得られていない。このとき、フラクタル次元はほぼ $D=1$ であり、フラクタル次元を基礎として他のゴム変性接着剤の破面と比較、検討することは難しい。そこで、ここでは、希な例ではあるが、未変性接着剤についても途中から凝集破壊した場合 (試験片) についてその破面のフラクタル次元を検討することとした。

それぞれの試験条件に対して各 5 本以上の試験片を用いて疲労試験を行っているが、Fig.7, 8 および Fig.13 では、これらの試験結果の中、代表的な 1 例を掲載している。すなわち、各々 1 本の試験片から得られたデータを掲載している。しかし、試験片によるデータのバラツキは下限界近傍を除くと小さく、例えば、Paris 則が成立すると認められる第Ⅱ領域に対して適用される式 (1) の m および C に対する変動係数はいずれも 2% 以下であった。

クタル次元は同じでも、き裂進展抵抗力が両者で異なる。これより、フラクタル次元で評価できる領域はFig.9の矢印間隔の部分であると考えられ、接着剤層厚さはフラクタル次元にほとんど影響しないことになる。我々は、疲労荷重下でも接着剤層厚さがフラクタル次元に影響を及ぼさなかった理由は、上述の静的の場合と同様であると考えている。また、 $da/dN - \Delta G_I$ 関係に及ぼす接着剤層厚さの影響もわずかであり、接着剤層厚さが異なっても、き裂前方の塑性域の大きさの違いは小さいと思われる。このこともフラクタル次元に及ぼす接着剤層厚さの影響が小さくなったことの一因と考えられる。

Fig.8 Effect of adhesive thickness on fractal dimension and fatigue crack growth behavior (5.5 wt% rubber-modified adhesive)

Table. 1 Effect of adhesive thickness on crack growth resistance and fractal dimension under static and fatigue loadings

	Crack extension resistance, G_I Fracture toughness, G_{IC} (static) $da/dN - \Delta G_I$ relation (fatigue)	Fractal dimension
Static	◎ (Significant)	× (Little)
Fatigue	△ (Slight)	× (Little)

Fig.10 に未変性およびゴム変性接着剤の凝集破面 ($\Delta G_I > 100 \text{ J/m}^2$) におけるエネルギー解放率範囲とフラクタル次元の関係を示す。対数で表したエネルギー解放率範囲 $\log \Delta G_I$ とフラクタル次元 D の関係は次式で表わされる。

$$\log \Delta G_I = \alpha_1 \cdot D + \beta_1 \quad (2)$$

ここで、 α_1 および β_1 は実験により求まる定数である。

式 (2) よりエネルギー解放率範囲とフラクタル次元の間に密接な関係のあることがわかる。しかし、静的荷重下では、フラクタル次元の増加とともに G_{IC} も増加するのに対して、疲労荷重下ではフラクタル次元の増加とともに ΔG_I は減少する。さらに、静的荷重下では G_{IC} と D の関係はゴム含有率に影響されないのに対して、疲労荷重下では $D - \Delta G_I$ 関係はゴム含有率により少なからず影響される。すなわち、未変性およびゴム変性接着剤で α_1 および β_1 は異なる。ゴム含有率が同じ場合、疲労破面のフラクタル次元はエネルギー解放率範囲と式 (2) により関係付けられ、疲労き裂進展特性を評価するのに有効なパラメータであることがわかる。しかし、破面のフラクタル次元がわかってもゴム含有率がわからなければ、その位置でのエネルギー解放率範囲はわからない。ゴム含有率が異なる場合を考えると、 $D - \Delta G_I$ 関係だけでは疲労き裂進展特性を評価するのには十分でない。

Fig.7, 8 から、いずれの接着剤についてもフラクタル次元と疲労き裂進展速度との間に、強い相関が認められる。 ΔG_I の増加に伴い da/dN が速くなるが、フラクタル次元は小さくなる。本実験で用いた大きさのDCB試験片ではフラクタル次元を求める際の基準長さ $50 \mu\text{m}$ の間で疲労き裂進展速度はほとんど一定と見なすことができる。そのため、負荷の周期に対応した破面が形成され、疲労き裂進展の周期と一対一に対応する疲労き裂進展速度はフラクタル次元と深い関わりがあると考えられる。

Fig.9 Schematic representation of plastic deformation zones

Fig.10 Relation between the energy release rate range ΔG_I and the fractal dimension D

Fig.11 は疲労き裂進展の周期性に注目した二つの破面モデルを示す。(1), (2) では、それぞれ破面の凹凸の様相が異なる。(b) ~ (e) の各合成破面トレースは以下のようにして作成した。(A) は基準となる実際の破面の凹凸である。(B) は、この破面トレースを長さ方向のみ $1/2$ に縮小し、それを 2 個つないだ合成破面トレースである。(C) は基準破面トレース (A) を長さ方向のみ $1/4$ に縮小し、それを 4 個つないで合成されている。Fig.11 (b) ~ (e) は (a) を基準破面トレースとしてそれぞれ 2, 4, 10, 20 個つなぎ合わせて合成した破面トレースである。図中、Fig.11 (a) を基準としたときの周期比 f^* およびフラクタル次元を示す^{*)}。Fig.12 は周期比とフラクタル次元の関係を示す。 f^* の増加に伴いフラクタル次元が小さくなり、疲労き裂進展の周期性、すなわち、疲労き裂進展速度とフラクタル次元に強い相関関係のあることがわかる。周期比とフラクタル次元は次式で表される。

$$\log f^* = \alpha_2 \cdot D + \beta_2 \quad (3)$$

ここで、 α_2 および β_2 は定数である。

Fig.13 に未変性およびゴム変性接着剤の凝集破面 ($\Delta G_I > 100 \text{ J/m}^2$) における疲労き裂進展速度とフラクタル次元の関係を示す。疲労き裂進展速度 $\log(da/dN)$ とフラクタル次元 D の関係は次式で表わされる。

$$\log \frac{da}{dN} = \alpha_3 \cdot D + \beta_3 \quad (4)$$

ここで、 α_3 および β_3 は実験により求まる定数である。式 (4) より疲労き裂進展速度とフラクタル次元の間に密接な関係のあることがわかる。多くの金属材料では、繰返し荷重下での疲労破面にはき裂の周期的進展に伴うストライエーションが明確に認められる。破面を観察すれ

ば疲労き裂進展過程を辿ることができる⁽²²⁾。しかし、多くの微小充填材を含む接着剤では、明瞭なストライエーションが認められないため (Fig.4 参照)、その破面観察から疲労き裂進展過程を辿ることは難しい。しかし、今回示した破面のフラクタル次元によりその破面の成長速度を知ることができ、破面解析に有効であると期待される。

Fig.11 Synthetic surface traces and fractal dimensions variation

Fig.12 Relation between the ratio of frequency f^* and the fractal dimension D

^{*)} ここで、周期比 f^* とは Fig.11 の破面モデル (a) の周期を f_0 、破面モデルの周期を f とした場合、 $f^* = f/f_0$ で表される f と f_0 の比である。

Fig. 13 Relation between the fatigue crack growth rate da/dN and the fractal dimension D

しかし、 $D-\Delta G_I$ 関係 (Fig. 10 参照) と同様に、未変性およびゴム変性接着剤で α_3 および β_3 は異なり、 $D-da/dN$ 関係だけでは疲労き裂進展特性を評価するのに十分でないことがわかる。フラクタル次元を用いた疲労き裂進展挙動の評価に対して、エネルギー解放率範囲あるいは疲労き裂進展速度に代わる新しいパラメータが必要であると考えられる。式 (2) および (4) が示すように、 ΔG_I および da/dN はいずれも D との間に強い関係がある。いま、式 (2) および (4) の左右両辺を加えると次式を得る。

$$\log \Delta G_I + \log \frac{da}{dN} = (\alpha_1 + \alpha_3) \cdot D + (\beta_1 + \beta_3) \quad (5)$$

$$\log S = \alpha_4 D + \beta_4 \quad (6)$$

ここで、 S は次式で与えられる。

$$S = \frac{da}{dN} \cdot \Delta G_I$$

また、

$$\alpha_4 = \alpha_1 + \alpha_3$$

$$\beta_4 = \beta_1 + \beta_3$$

である。Fig. 14 に未変性およびゴム変性接着剤の凝集破面 ($\Delta G_I > 100 \text{ J/m}^2$) における S とフラクタル次元の関係 ($D-S$ 関係) を示す。ゴム含有率および接着剤層厚さに関わらず、全てのデータは一本の直線上にあり、 $D-S$ 関係は接着剤のゴム含有率には影響されないことがわかる。すなわち、ゴム含有率および接着剤層厚さが異なる接着剤についても α_4 および β_4 は同じの値を示す。破面のフラクタル次元との対応において、 S は変性の有無に関わらず、同一の樹脂をベースとする接着剤の疲労き裂進展特性を評価し得る普遍的なパラメータとなり得る。

Fig. 14 Relation between the parameter $S (= da/dN \times \Delta G_I)$ and the fractal dimension D

本研究では、 $\Delta G_I > 100 \text{ J/m}^2$ の領域で $da/dN-\Delta G_I$ 関係は式 (1) で示される Paris 則が適用できる。ここで、それぞれの接着剤の Paris 則の定数 C および m が実験から求まっておれば、中央部の任意位置のフラクタル次元 D からエネルギー解放率範囲 ΔG_I および疲労き裂進展速度 da/dN を求めることができる。また、それぞれの接着剤の Paris 則の定数 C および m が求まっていなくても、破面のフラクタル次元 D がわかれば、少なくともその位置でのパラメータ S の値が求まる。パラメータ S と疲労破面のフラクタル次元の関係により接着剤の疲労き裂進展特性を評価できる。

5. 結 言

本研究の結果、疲労荷重下での接着破面はフラクタル特性を有することがわかった。モード I 荷重下におけるき裂進展特性を接着凝集破面のフラクタル次元 D から検討した結果、次のことがわかった。

- (1) エネルギー解放率範囲 ΔG_I の増加に伴い接着破面のフラクタル次元は減少する。
- (2) ゴム含有率の増加に伴い破面のフラクタル次元は高くなる。
- (3) 接着破面のフラクタル次元は接着剤層厚さの影響を殆ど受けない。この傾向はゴム含有率が異なっても同様である。
- (4) 接着破面のフラクタル次元よりき裂進展速度 da/dN を知ることができる。
- (5) パラメータ S とフラクタル次元の間には、 α_4 および β_4 を定数として

$$\log S = \log \frac{da}{dN} \cdot \Delta G_I = \alpha_4 \cdot D + \beta_4$$

の関係が成立する。

参考文献

- (1) 沖津俊直；接着剤の実際知識；東洋経済新聞社；(1989)；pp.123-125
- (2) D. J. Green, P. S. Nicholson, J. D. Embury；Fracture of a Brittle Particulate Composite. Part.1 Experimental Aspects；Journal of Materials Science；Vol.14；(1979)；pp.1413-1420
- (3) A. F. Yee, R. A. Pearson；Toughening Mechanisms in Elastomer-Modified Epoxies, Part.1 Mechanical Studies；Journal of Materials Science；Vol.21；(1986)；pp.2462-2474
- (4) A. J. Kinloch, D. L. Maxwell, R. J. Young；The Fracture of Hybrid-Particulate Composites；Journal of Materials Science；Vol.20；(1985)；pp.4169-4184
- (5) 本山卓彦；接着剤のはなし；日刊工業新聞社；(1989)；pp.225-228
- (6) W. D. Bascom, R. L. Cottingham, R. L. Jones, P. Peyser；The Fracture of Epoxy- and Elastomer-Modified Epoxy Polymers in Bulk and as Adhesives；Journal of Applied Polymer Science；Vol.19；(1975)；pp.2545-2562
- (7) D. L. Hunston, W. D. Bascom；Failure Behavior of Rubber-Toughened Epoxies in Bulk, Adhesive, and Composite Geometries；ADVANCES IN CHEMISTRY SERIES 208；American Chemical Society, Washington D.C.；(1984)；pp.83-99
- (8) A. F. Yee, R. A. Pearson；Toughening Mechanisms in Elastomer-Modified Epoxies, Part.2 Microscopy Studies；Journal of Materials Science；Vol.21；(1986)；pp.2475-2488
- (9) A. F. Yee, R. A. Pearson；Toughening Mechanisms in Elastomer-Modified Epoxies, Part.3 The Effect of Cross-link density；Journal of Materials Science；Vol.24；(1989)；pp.2571-2580
- (10) A. C. Garg, Yiu-Wing. Mai；Failure Mechanisms in Toughened Epoxy Resins - A Review；Composites Science and Technology；Vol.30；(1988)；pp.179-223
- (11) 内藤公喜, 藤井透, 宮崎克雅；静的および疲労荷重下での接着破面とフラクタル；日本接着学会誌；Vol.30；No.7；(1994)；pp.299-306
- (12) 内藤公喜, 藤井透；エポキシ系接着剤のモード I 荷重下における接着破面とフラクタル (第1報, 静的き裂進展特性とフラクタル次元)；日本機械学会論文集 (A編)；62巻；603号；(1996)；pp.2594-2600
- (13) 捫垣和美；高靱性エポキシ樹脂の特性と応用；プラスチック；Vol.43；No.11；(1992)；pp.139-145
- (14) 植野富和；架橋ゴムによるエポキシ樹脂の強靱化；日本接着学会誌；Vol.31；No.11；(1995)；pp.471-478
- (15) 高安秀樹；フラクタル；朝倉書店；pp.1-25；(1986)
- (16) C. S. Pande, L. R. Richards, S. Smith；Fractal Characteristics of Fractured Surfaces；Journal of Materials Science Letters；Vol.6；(1987)；pp.295-297
- (17) S. Mall and G. Ramamurthy；Effect of bond thickness on fracture and fatigue strength of adhesively bonded composite joints；International Journal of Adhesion and Adhesives；Vol.9；No.1；(1989)；pp.33-37
- (18) 成澤郁夫；プラスチックの破壊靱性；シグマ出版；pp.53-79；(1994)
- (19) 成澤郁夫；プラスチックの耐衝撃性；シグマ出版；pp.117-179；(1994)
- (20) A. J. Kinloch；STRUCTURAL ADHESIVES；Developments in Resins and Primers；ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS；(1986)；pp.127-161
- (21) J. Karger-Kocsis and K. Friedrich；Microstructure-Related Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Behavior in Toughened, Anhydride-Cured Epoxy Resins；Composites Science and Technology；Vol.48；(1993)；pp.263-272
- (22) 北川英夫, 小寺沢良一；フラクトグラフィ；培風館；pp.1-22