

## フラクトグラフィとその応用



小寺 沢 良 一\*

## Fractography

Ryoichi KOTERAZAWA

## 1. 概 説

フラクトグラフィ (fractography, 破面解析) が破壊の解析の新しい手法として脚光を浴びはじめから、すでに 20 年の歳月が経過している。この間、その発展と普及は目覚ましく、最初は機械、金属系の一部の企業、研究機関で取り上げられていたのが、最近では各方面の多くの企業、研究機関において広範囲に活用されつつある。

材料の破断面から破壊原因や破壊機構に関する情報を得る手法は古くから用いられているが、以前から破面観察に使用されてきた光学顕微鏡は、焦点深度が浅いため、凹凸の著しいことを特徴とする破面では、特に平坦なものを除いては、50 倍程度までの低倍率でしか十分な観察が不可能で、得られる情報は限られており、主として破壊事故原因の調査に補助的に利用されるにとどまっていた<sup>2)</sup>。近年、電子顕微鏡が破面観察に応用されるようになって、その焦点深度の深さがその高倍率を凹凸の著しい破面に対しても十分発揮せしめるため、以前より格段に多くの精密な情報が得られるようになり、破壊原因調査において、より多くのより信頼し得る証拠を提供すると同時に、破壊機構に関しても詳細な微視的観察が可能となり、フラクトグラフィと名付けられて急速な発展を遂げた。さらに、最近の走査電子顕微鏡の進歩、普及が、取り扱いの容易さとすぐれた特長により、フラクトグラフィの発展、普及にいつそうの拍車をかけ、材料組織における顕微鏡観察と同様に、破面における不可欠のルーティン観察法として定着するに至っている<sup>1)3)4)</sup>。

フラクトグラフィは、破壊事故解析において破壊がどのようにして起こったかを示すかけがえのない直接的証拠を与えることは言うまでもないが、破壊の研究に際しても、試料内部の破壊状況を直接的に捕える手段として、他の方法では代え難い貴重な情報を提供する。他の方法では試料表面における破壊の進行状況の観察が主体となっており、表面と内部の破壊機構の差異が問題となる。また、立体観察により、破壊の三次元的状況を容易

に捕え得る点も大きい特長で、表面観察はもちろん、試料を切断してその断面を観察する場合も、多数の断面をとるという極めて面倒な方法をとらない限り観察は二次元的である。表面と内部で破壊機構に差があることは今更言うまでもなく良く知られた事実であるが、実際には意外にその認識が不足している向きが多く、観察が容易なためか、表面観察の結果を内部にまで拡張、一般化して議論される場合が多いように見受けられる。そのために表面現象と内部の現象がとり違えられて混乱を起しがちである。表面で観察する場合は、内部でも同じ現象が実際に起こっているかどうかを、フラクトグラフィあるいは他の方法により必ず確認することが必要である。

フラクトグラフィにおいて取り扱い寸法範囲は、ミクロン前後のセミミクロの寸法を中心として、100 Å 程度のミクロの寸法から mm 以上のマクロの寸法まで広範囲にわたっており、破壊機構の研究において、いわゆるミクロとマクロの谷間を埋めるべき役割を担っている。また、き裂伝ばの理論として近年急速な発展を遂げてきた破壊力学と発展の時期をほぼ同じくしており、その実験的証拠を与えるものとして重要視されている。最近の破壊力学の進歩、普及も目覚ましく、フラクトグラフィが破壊力学と関連して取り扱われる機会が非常に多い。

フラクトグラフィは、破壊の進行中における観察ではなく、破壊後に残された痕跡の観察で、破壊事故に際して貴重な証拠を提供するゆえんであるが、これが一方では弱点ともなる。すなわち、必ずしも破壊過程のすべてが証拠として残されているわけではなく、他の方法による解析を併せて総合判断をすることが必要である。また、破面はき裂伝ば過程の記録であつて、き裂の発生に至るまでの過程については、ほとんど知り得るところがない。ただし、実用上は 1 mm 程度の長さのき裂が形成された時をもつてき裂発生とすることが多いが、このような場合はき裂伝ば過程も含まれており、この限りではない。なお、フラクトグラフィで取り扱うのは破面形態であつて、材料組織との関係などについては、組織検査、X線解析、X線マイクロアナライザなどの併用が必

昭和 59 年 2 月 15 日受付 (Received Feb. 15, 1984) (依頼解説)

\* 筑波大学構造工学系 (Institute of Engineering Mechanics, University of Tsukuba, Sakuramura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

要であることは言うまでもない。フラクトグラフィの特長として大切なことは、上述のように、他の方法では得難い直接的な証拠を提供する点であつて、これにより、破壊原因、破壊機構に関する考え方や理論の直接的な検証を行うことができる。

フラクトグラフィは通常2つに大別され、肉眼および低倍率の光学顕微鏡(50倍程度まで)による解析をマクロフラクトグラフィ(macrofractography, 巨視的破面解析)、それ以上の倍率範囲の解析をマイクロフラクトグラフィ(microfractography, 微視的破面解析)と呼んでいる。後者は主として電子顕微鏡により行われるが、電子顕微鏡による解析はエレクトロン・マイクロフラクトグラフィ(electron microfractography)あるいはエレクトロン・フラクトグラフィ(electron fractography)と呼ばれる。肉眼による観察から出発して順次倍率を上げ、電子顕微鏡による高倍率の観察に至ることにより有効な解析が行われる。上記のように、電子顕微鏡の応用によりフラクトグラフィが著しく発展したのであるが、だからといって、電子顕微鏡による観察が肉眼などによる巨視的観察を不要にするわけではない。破面の特徴的模様は、その寸法、性状により最も見やすい倍率があり、低倍率で良く見える模様が倍率を上げると見えなくなることは、油絵を見るのに近づきすぎると何が描いてあるのかわからなくなるのと同様である。まず、低倍率の観察により破面の大まかな特徴を捕えた後、その細部がどうなっているかを電子顕微鏡により観察するのが基本である。

なお、前記のように、破面は凹凸が著しいものであるから立体観察が非常に重要である。また、破面には相手があるから、その対応する位置の写真を対にしてとること(マッチング写真)によつてしばしば重要な情報が得られる。

## 2. マクロフラクトグラフィ

マクロフラクトグラフィは、前章で述べたように、フラクトグラフィの第一歩で、マイクロフラクトグラフィの基礎になるものである<sup>2)4)~7)</sup>。事故解析の場合はこれによりおおよその見当がつく場合も多い。特に、破壊の起点位置および伝ば経路を決定することはフラクトグラフィの出発点となる重要事項であるが、これは多くの場合、マクロ観察により判定できる。起点付近は破壊原因解明の鍵となる最も重要な部分であるから、微視的解析を含め特に入念に調査する必要がある。また、巨視的な応力状態(たとえば引張り、曲げ、ねじりなど)はマクロ破面形態から推測できることが多い。

棒状材の引張試験による破断状況を図1に模型的に示す。(a)は通常、脆性破壊と呼ばれるもので、肉眼では塑性変形が認められず、引張方向に垂直に破壊している。(b)(c)(d)の順に塑性変形すなわち延性が大き

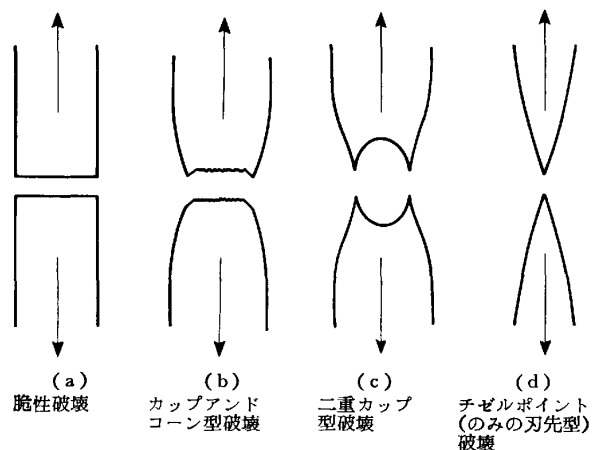


図1 引張試験における種々の破壊様式

くなる。一般に、破壊を、それに伴う塑性変形の大小により、脆性破壊(brittle fracture)と延性破壊(ductile fracture)に分けるが、その区別は曖昧なもので、場合により相違する。たとえば、最も普通には、上記(a)のように肉眼で塑性変形が認められないものを脆性破壊としているが、この中には破面を電子顕微鏡で見ると塑性変形を伴っている場合も多く、これは微視的には延性破壊である。また(b)の中にも、下に述べるように、微視的には脆性破壊の部分が含まれることもある。(b)は最も普通に見られるカップアンドコーン型(cup and cone)の破壊で、局部収縮の後、試験片中心部にき裂が発生し、引張方向に垂直に周辺へ伝ばして、最後に残された部分が引張方向と45°の最大せん断応力方向にせん断破壊したものである<sup>†</sup>。(c)は、(b)の最後の段階で、せん断破壊を起こさず鉋状に伸びて破壊したもので、二重カップ型(double cup)破壊と呼ばれ、(d)はき裂を全く生ぜず、最初から鉋状に伸びた破壊で、その形状によりチゼルポイント(chisel point)あるいはのみの刃先型(chisel edge)破壊と呼ばれる。

引張方向に垂直な破面は、一般に図2のように、繊維状破面と放射状破面から成る。図2(a)は図1(b)に示したカップアンドコーン型破面の場合である。中心部は繊維状破面で、き裂がジグザグに進展したためできた細かい凹凸があり、同心円状の縞模様を形成している。ただし、この縞模様は普通きれぎれで、繊維状に見えるところから、この名がある。き裂が発生後、徐々に延性的に進展した部分である。その外側が放射状破面で、き裂が同一平面上にないため、段の部分がき裂伝ば方向に沿った放射状の模様を形成したもので、き裂がより急速に直線的に進展した部分である。この部分は、細かい平滑な面から成つていて光のあて方によりきらきら光つて見える場合があり、これは粒状破面(granular fracture)と呼ばれている。特定の結晶面(へき開面)に沿つて破壊したもので、最も脆性的な破壊の1つであ

<sup>†</sup> 薄板などでは破面全体がせん断破壊になることがある。

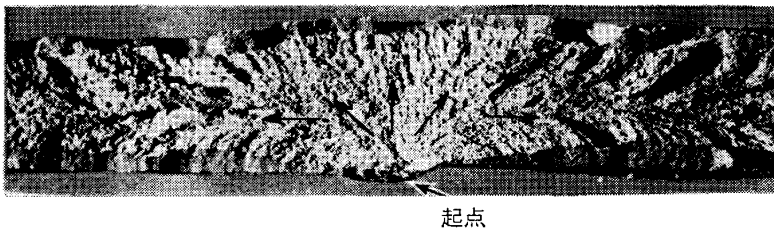


写真 1 脆性破面の山形模様  
(矢印はき裂伝ば方向, LARSON ほか<sup>6)</sup>)

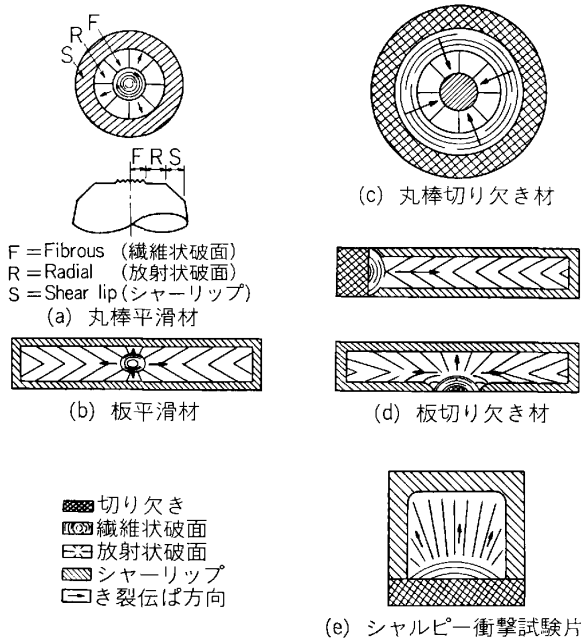


図 2 マクロ破面の特徴的様相

る(次章, 写真5参照). なお, 延性材料の引張試験では, 放射状破面は現れないことも多い. 以上は丸棒の場合を例にとつて説明したが, 板の場合も同様である(図2(b)). この場合, 放射状模様の特徴的な山形模様(chevron pattern)を形成し, 山の頂点がき裂の進展してきた方向を指す. 放射状模様, 山形模様から破壊の起点と進展経路を知ることができる. 実用上, 非常に重要な特徴的模様として知られている. 鋭い切り欠きなど応力集中部のある場合は, 図2(c)~(e)のように, 応力集中部からき裂が発生し, 同様の経過をたどる. なお, 最後のせん断破壊部分(シャーリップ)の大きさは, 延性の大きさを示しており, 事故解析においては破壊時に材料がもっていた延性を示す重要な指標である. 写真1に破面写真の例として, 図2(d)下の場合に相当するものを示す.

繰り返し応力による破壊は, 上の分類では, 巨視的には通常, 脆性破壊(図1(a))であるが, その破壊機構の特徴(次章参照)と, 実用上の重要性から, 疲労破壊(fatigue fracture)として別に分類されることが多い. 破面に現れる巨視的な特徴的模様としては, 写真2に示す貝殻模様(clam-shell mark, あるいはビーチマークbeach mark)が良く知られている. これは実機の疲労

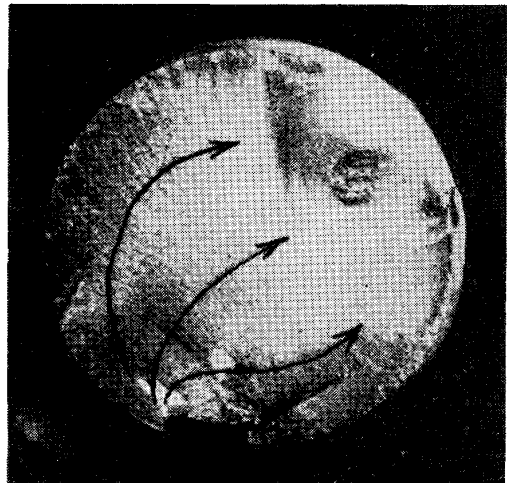


写真 2 疲労破面の貝殻模様(自動車車軸の破損例, 矢印はき裂伝ば方向, PETERSON<sup>2)</sup>)

破面において, 繰り返し荷重の大きさが時によつて異なるために, 荷重変動時のき裂前縁の位置が破面上に縞模様として残されたもので, 破壊が疲労によることを示すとともに, き裂伝ば方向はこれに垂直であるから, 前記の放射状模様や山形模様と同様, 破壊の起点と伝ば経路を見出すための手がかりを与える重要な特徴的模様である. なお, 放射状模様, 山形模様は, 普通, 脆性破壊の特徴的模様として知られているが, 疲労破面においても応力が高くき裂伝ば速度が大きい場合に現れる. これらは一般にき裂が大きい速度で伝ばしたことを示している. また, 貝殻模様も, 一般には, 疲労破面以外でも, 応力腐食破面など, き裂が徐々に進展する場合に, 荷重変動などに応じて現れる. 厳密には疲労のみの特徴的模様ではなく, ミクロ観察による確認が必要である(次章).

破面のマクロ的様相から得られる有用な情報として, 材料中の巨視的応力状態に関する手がかりを得ることができる. 図3に, その重要な例として, 疲労破面の様相と応力状態の対応を示す. 注目すべき点として, まず, 一般に応力が小さく寿命が長い場合に最終破断部の偏心が大きく, 偏心量から応力の大きさの概略の見当をつけることができる. 応力が小さい場合, 最終破断部の面積が小さいことも手がかりの一つになる. 次に, 疲労破面を含む脆性破面は前記のように引張応力に垂直であるから, 破面の方向から部材の応力状態を知ることができる. すなわち, 引張圧縮, 曲げの疲労破面は軸方向に垂

高 応 力			低 応 力		
平 滑	切り欠き(鈍)	切り欠き(鋭)	平 滑	切り欠き(鈍)	切り欠き(鋭)
片振引張, 引張圧縮					
片 振 曲 げ					
両 振 曲 げ					
回 転 曲 げ					

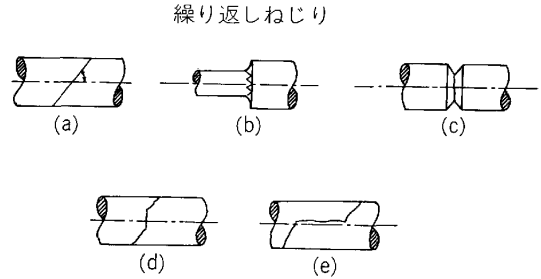


図 3 応力状態と疲労破面

直であるが、ねじり疲労の場合は軸と 45° の破面 (最大応力の作用面) の現れることが多い (図 3 繰返しねじり (a)). ねじりの特別な場合として、円周切り欠き部では 45° の破面が円周切り欠きに沿って生ずるため鋸歯状破面となり (同 (b)), 円周切り欠きが非常に鋭くなると鋸歯状破面が非常に細かくなつて軸に垂直な破面となる (同 (c)). また、場合によつては、最大せん断応力面に沿つた破面の生ずることがあり<sup>†2</sup>、軸に垂直な破面 (同 (d)), あるいは軸に沿つた縦割れ (同 (e)) となる<sup>†3</sup>.

### 3. マイクロフラクトグラフィ

電子顕微鏡で見た破面には、破壊過程に対応する種々の特徴的模様が観察され、破壊原因や破壊機構を解析するための有力な手がかりを与える<sup>1)3)4)7)~13)</sup>. 前章で述べたように、まず、マクロ観察により破壊の起点および伝ば経路を決定し、しかる後、これに沿つて電子顕微鏡により、これらの特徴的模様のマイクロ観察を行うのが、フラクトグラフィの基本である。起点付近には、事故解析の場合、事故原因解明の最も重要な鍵があり、その詳細な観察が必須である。

特徴的模様を破壊様式により大別すると、結晶粒を横切つて破壊の起る粒内破壊と、結晶粒界に沿つて破壊する粒界破壊に分けられ、これらはそれぞれ延性破壊、脆

性破壊および疲労破壊に分類することができる。その主なものは次のようである。

#### 3.1 粒内破壊

##### 3.1.1 延性破壊

通常の工業用金属材料の延性破面はディンプル (dimple) と呼ばれる多数の小さいくぼみにより特徴づけられる (写真 3)。これは、塑性変形に伴い、材料中の介在物、析出物の微粒子が核となつて多数の微小空洞が形成され、これらが三軸引張応力<sup>†4</sup>の下で成長、合体して破壊に至るためにできるとされている。ディンプルの形状は破壊に際しての局所的な変形の状態によつて変化し、均一な引張の場合は円形の等軸ディンプル (equiaxed dimple, 写真 3 (a)), せん断もしくは不均一な引張 (テア, tear) の場合は一方向に伸びた伸長形ディンプル (elongated dimple, 写真 3 (b)) となる (図 4)。テアの場合はディンプルの方向からき裂伝ば方向がわかる (図 4 (c))。マクロ破面 (図 1, 2) の中、繊維状破面、シャーリップ、放射状破面の延性的なもの、二重カップ型破面の中央部のマイクロ様相は通常ディンプルである。

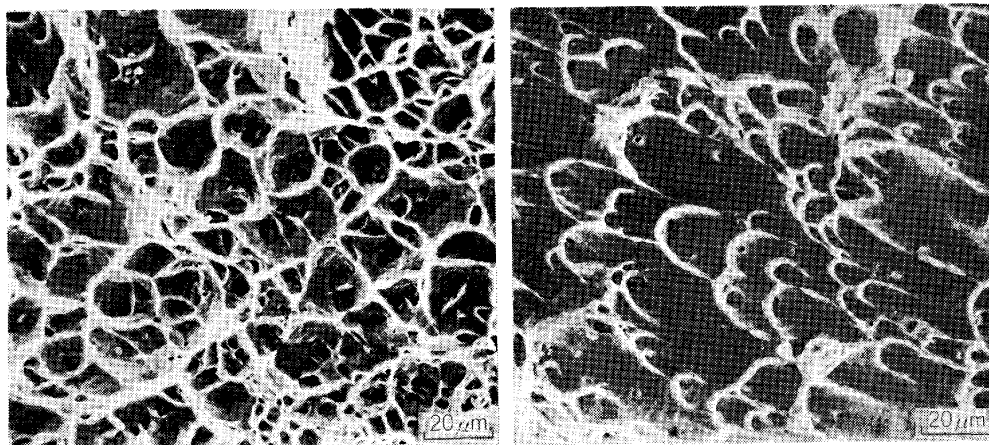
純度の高い金属などで核となる微粒子が少ない場合や、疲労き裂先端、高圧下の破壊のように三軸引張応力が作用しない場合などは、微小空洞ができず大きい塑性変形の後、すべり面分離 (glide plane decohesion)<sup>†5</sup> をする結果、すべり線状の模様を特徴とする破面 (写真 4) もしくは無特徴な破面となる。図 1 のマクロ破面では二重カップ型破壊の周辺部およびチゼルポイント (の

<sup>†2</sup> 疲労き裂は最大せん断応力面に沿つて発生することが多く、初期にはこの面に沿つて進展する (第 1 段階)。引張圧縮、曲げの場合は 1 結晶粒程度の微視的距離進展した後、最大応力に垂直な面に方向が変わるため (第 2 段階)、マクロ破面は最大応力に垂直となるが、ねじりの場合は最大応力/最大せん断応力比が小さいため、最大せん断応力面に沿つてマクロな距離を進んでから最大応力に垂直方向に向きを変えることがある。

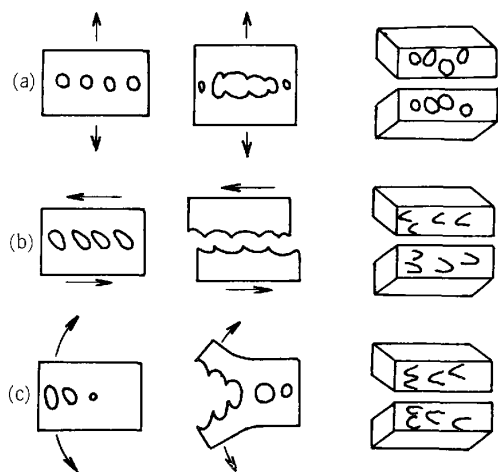
<sup>†3</sup> 軸方向に発達した繊維組織に沿つた割れ。

<sup>†4</sup> カップアンドコーン型破壊、二重カップ型破壊で局部収縮部の中央部から破壊 (ディンプル破面) が発生するのは、この部分で三軸引張応力が最大になるためである。

<sup>†5</sup> あるいはすべり分離 (slip-off)。



(a) 等軸ディンプル (b) 伸長形ディンプル  
 写真 3 延性破面のディンプル (5052-0 アルミニウム合金)



(a) 均一引張-等軸ディンプル  
 (b) せん断-伸長形ディンプル  
 (c) 不均一引張(テア)-伸長形ディンプル  
 図 4 ディンプル形成機構

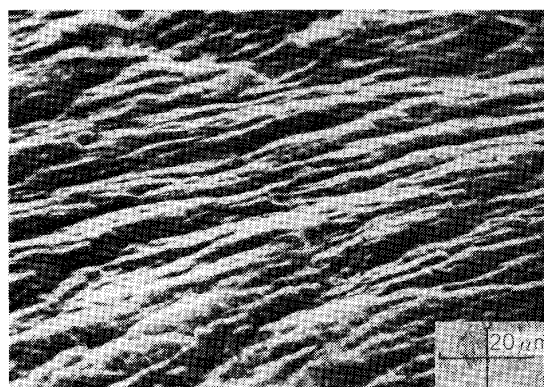


写真 4 すべり面分離破面 (99.99%純アルミニウム)

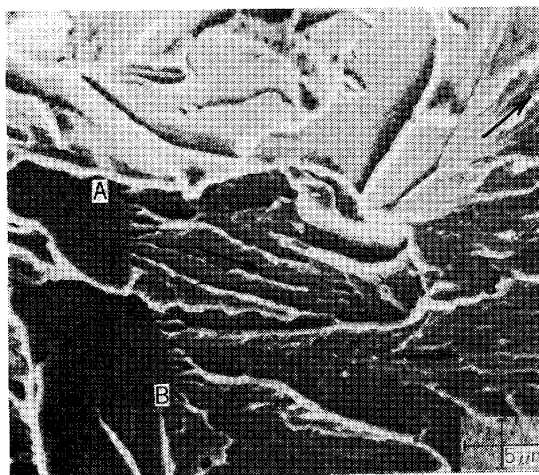


写真 5 へき開破面 (低炭素鋼, 低温衝撃破壊, 矢印はき裂伝ば方向, A Bは結晶粒界)

みの刃先型) 破壊が通常この型のマイクロ様相を呈する。

### 3.1.2 脆性破壊

脆性破壊の典型的なものはへき開破壊(cleavage fracture, 写真5)であつて, ほとんど塑性変形を伴わずへき開破壊するため, 破面はへき開ファセット (cleavage facet) と呼ばれる結晶粒程度の大きさの微小破面単位より成っている<sup>†</sup>。また, 通常, 破壊は1つのへき開面で起こらず平行ないくつかのへき開面にまたがるため, ファセットの面にはへき開段 (cleavage step) ができ, 段形成のエネルギーの関係で, き裂が伝ばするにつれてこの段が合流して, リバーパターン (river pattern) と呼ばれる川状模様を形成する。これは川が下流にゆくにつれて合流するのと同様で, これから破面上のその位置における局所的なき裂伝ば方向が知れる。リバーは隣接結晶粒の方位差のため粒界に発することが多い(写真5の AB)。

<sup>†</sup> マクロには粒状破面を呈する (前章)。

焼入れ焼もどし鋼の脆性破面などで, 破面がファセットより成りその上にリバーパターンのある点はへき開破壊と同様であるが, へき開面に沿った破壊であるかどうか明確でない場合は, 擬へき開と呼ばれている。擬へき開破面の中にはリバーがファセットの中央部から周辺へ放射状に出ているものがあり, これは多数の微小き裂が

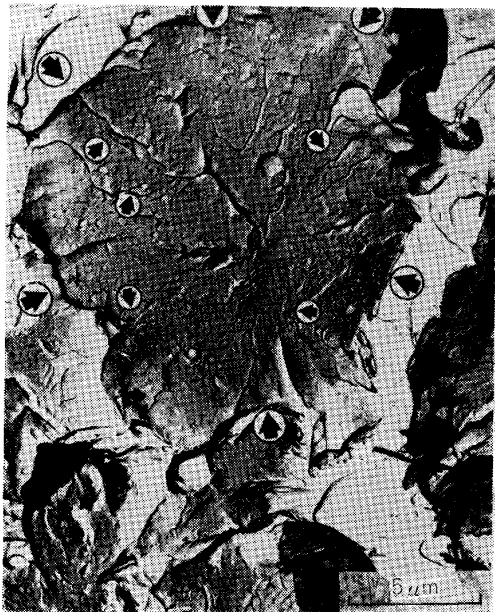


写真 6 擬へき開破面 (410 ステンレス鋼焼入れ焼もどし, BEACHEM<sup>3)</sup>)

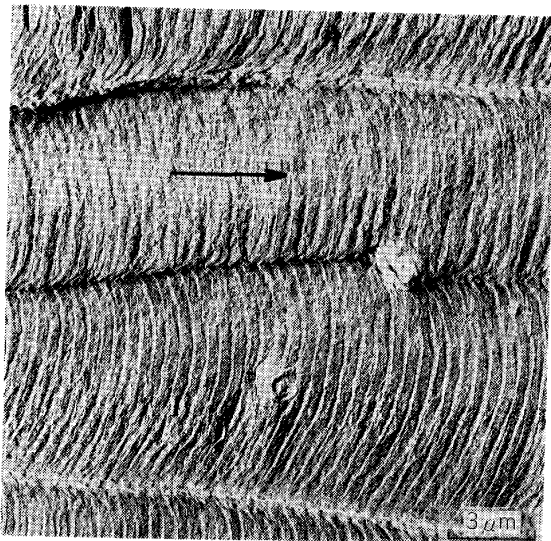
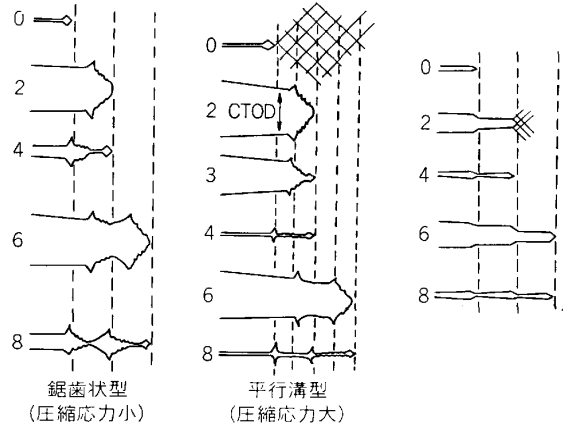
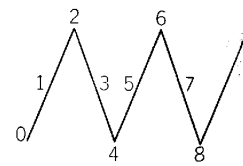


写真 7 疲労破面の延性ストライエーション (7075-T6 アルミニウム合金, 矢印はき裂伝ば方向)

合体して破壊したことを示している(写真6)。合体の際にディンプルの合体の場合と同様の塑性変形(ネッキング)を伴うため、ファセットの周辺にテアリッジ (tear ridge) と呼ばれる稜状の部分がある。へき開破壊に比して延性的な破壊である。

3.1.3 疲労破壊

繰り返し応力のサイクルに対応するストライエーション (striation) と呼ばれる縞模様がその最も重要な特徴的模様である。普通、観察されるものは、写真7の例のように、き裂伝ば方向に沿った帯状の部分(プラトー, plateau あるいはパッチ, patch)の上に伝ば方向に直角にストライエーションがある。その間隔は1サイクルあたりのき裂伝ば速度を与える。疲労破面は巨視的には



(a) 延性ストライエーション (b) 脆性ストライエーション

図 5 ストライエーション形成機構

前章で述べたように脆性的な破面であるが、微視的には、写真7のようにストライエーションの間にすべり面分離型破壊であることを示すすべり線状模様が観察され、極めて延性の大きい破壊が1サイクルごとに繰り返されたことを示している。また、プラトー境界ではき裂進展が遅れるため、この例のようにストライエーションがき裂伝ば方向に凸に湾曲していることが多く、このような場合はき裂伝ば方向がわかる。

この種のストライエーションの形成機構を図5(a)に示す。応力繰り返しの引張過程におけるき裂先端部の塑性変形による開口、進展と圧縮過程における閉口(次のサイクルの進展準備)を繰り返すことにより、1サイクルごとにストライエーションが形成される。き裂先端の圧縮応力の大小によりストライエーション形態が変化し、圧縮応力が大きい場合は平行溝型、小さい場合は鋸歯状型になる。なお、この種のストライエーションを次の脆性ストライエーションと区別する必要がある場合は、延性ストライエーション (ductile striation) と呼ぶ。

やや特殊なものとして、リバーパターンを伴う脆性ストライエーション (brittle striation, 写真8)の観察されることがある。破面はへき開面に沿っており、平坦で塑性変形をあまり伴っていない。延性疲労破面中に扇形の島状に現れ、扇の要の部分から放射状にリバーが流れ、これに直角に円弧状の脆性ストライエーションのある場合が多い。その形成機構(図5(b))は延性ストライエーションと似ているが、この場合、応力が小さい間はへき開面に沿って脆的に進展し、応力が大きくなると若干の塑性変形が起こってき裂先端が鈍化、進展を停止し、ストライエーションが形成される。腐食性雰囲気



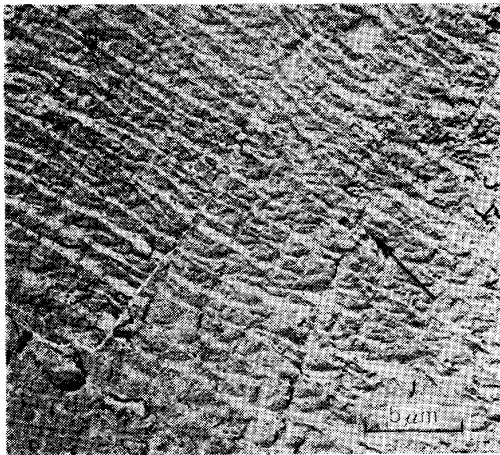


写真8 脆性ストライエーション (2014アルミニウム合金 BEACHEM and PELLOUX<sup>3)</sup>, 矢印はき裂伝ば方向)

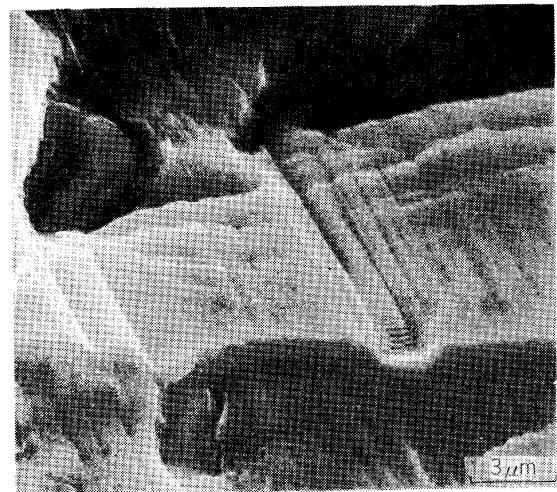


写真10 タイヤトラック (2017-T4 アルミニウム合金)

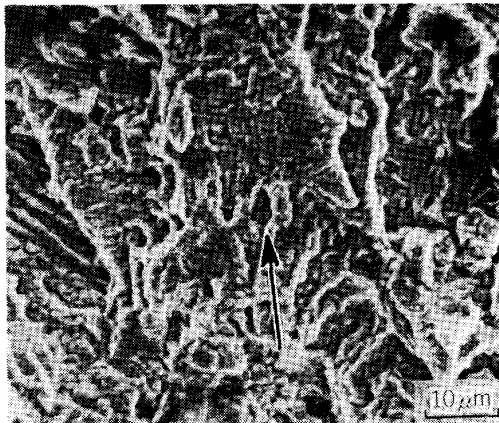


写真9 ストライエーション状模様 (炭素鋼 S38C, 矢印はき裂伝ば方向)

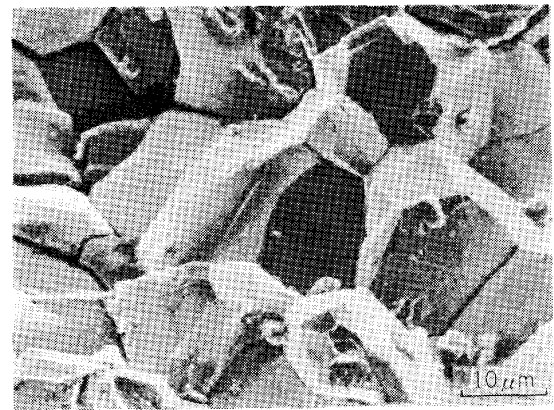


写真11 粒界脆性破面 (18-8 ステンレス鋼, 応力腐食割れ, 塩化マグネシウム水溶液中)

気中で現れることが多い。

疲労破面には、これらのストライエーションのほか、延性ストライエーションと同様、プラトー上にあり、これに酷似しているが、応力サイクルには対応しない不規則なストライエーション状模様が現れる (写真9)。この模様は、破面が形成された後の塑性変形によるすべり線もしくはき裂先端の塑性域中に形成されたすべり帯などに沿ってき裂がジグザグに進んだために形成される模様のようなものである。応力サイクルに対応しないため、ストライエーションのようにき裂伝ば速度の定量解析はできないが、事故破面ではストライエーションが現れない場合も多く、この模様が疲労破壊であることの判定に役立つことが多い。ストライエーション間隔測定による定量解析を行う際は、ストライエーションとの判別に十分注意する必要がある。

破壊に直接関係した模様ではないが、事故解析に役立つ模様にタイヤトラック (tire track, 写真10) がある。これは、き裂が形成されて後、相対する破面が二次的なせん断力により少しずつずれながら繰り返し押しつけられるために、相手破面上の析出粒子などの硬い突起

によつてつけられた圧痕である。したがつて、タイヤトラックの存在はその部材に繰り返し応力が加わつたことの証拠である。また、その方向からその際加わつていたせん断力の方向を知り得る。片振引張の場合など、破面に加わる圧縮力が小さい場合には、現れる頻度が少ない。なお、写真10で、タイヤトラックの列に平行な条痕は、破面がこすり合わされた跡で、ラブマーク (rub mark) と呼ばれる。疲労特有の模様ではないが、疲労の場合、繰り返し応力を受けるため、特に多く観察される。

### 3.2 粒界破壊

粒界に沿つた破壊で、結晶粒の立体的形状が破面上に見られる粒状破面である。最も一般的なものは粒界脆性破壊 (写真11) で、塑性変形が少なく粒の表面に模様があまり見られない<sup>17)</sup>。応力腐食割れ、水素脆化割れ、焼もどし脆化、焼割れ、研削割れなどにこの様式が多い。

粒界延性破壊は粒界に沿つて微小空洞が形成され、合体して破壊に至るもので、粒状の破面上にディンプルが

<sup>17)</sup> rock candy structure などと呼ばれることもある。



写真12 粒界延性破面 (2219アルミニウム合金, PELLOUX<sup>3)</sup>)



写真13 粒界疲労破面 (炭素鋼)

見られる(写真 12)。アルミニウム合金の粒界 denuded zone<sup>†8</sup>における破壊はその代表例である。

疲労の場合にも粒界で破壊することがあり、通常、粒状破面の上にストライエーション状模様もしくはストライエーションが見られる(写真 13)。

以上、電子顕微鏡で見た破面に現れる模様の最も基本的なものをあげ、そのあらましを説明した。破面模様にはこの他にも種々のものがある。重要と思われるものを写真 14~19 に示す。

写真 14 はオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ破面の中、粒内破壊の部分によく現れる特徴的模様

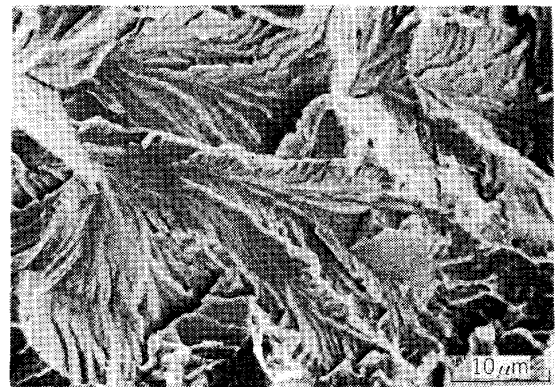


写真14 18-8 ステンレス鋼の応力腐食割れ破面 (塩化マグネシウム水溶液中)

である。へき開破面のリバーパターンに似ているが、この種の破面特有の模様で、末広がりになっているところからファンシェーブトパターン (fan-shaped pattern) などと呼ばれている。応力作用下の腐食溶解により形成されるものと考えられている。写真の例では応力の小さい場合にこの模様が支配的で、応力が大きい場合には粒界脆性破壊(写真 11)が支配的である。

写真 15 は鉄鋼(フェライト系)の水素割れ破面特有の粒内破面模様を示す。(a)はリバー状模様、(b)はストライエーション状模様であるが、いずれも塑性変形と関連している。たとえば(a)のリバー状模様はリバーパターンのような破面の段ではなく、テアリッジで、局部的に著しい塑性変形を伴ったことを示している。水素割れでは粒界破壊の場合にも粒界面上にテアリッジを伴うことが多い。水素脆化割れという呼び方が適当でないとして、水素誘起割れ (hydrogen assisted cracking) などと呼ばれるゆえんとなっている。この種の模様は応力が比較的大きい場合に支配的で、応力が小さい場合は粒界脆性破壊が支配的になるのが普通である。なお、マルテンサイト鋼の場合には、粒内破面はマルテンサイト組織が破面に現れた形態をとることが多い。

写真 16 は高温におけるクリープ破壊の特徴的破面の例を示す。クリープの特徴として粒界すべりを生ずるため、図 6 のように粒界に空洞が形成され、これが連結して粒界破壊を起こす。応力が高い場合には粒界すべりが

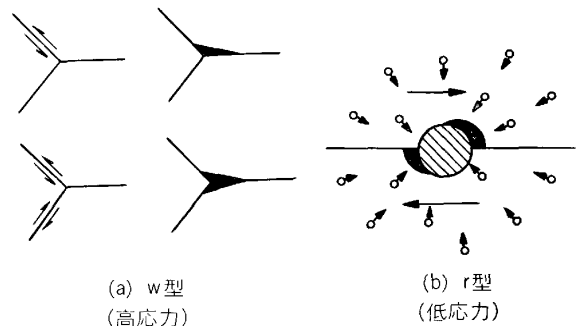
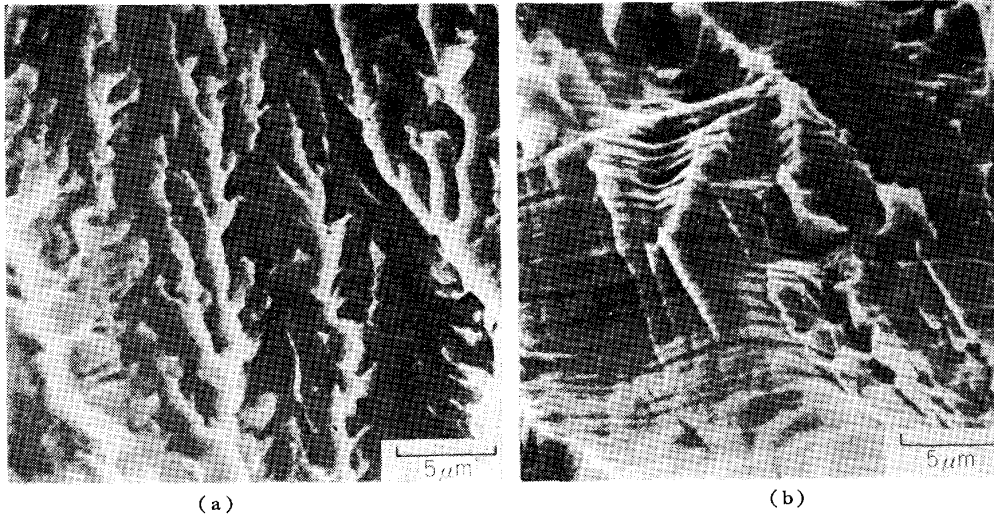


図 6 クリープ破壊機構

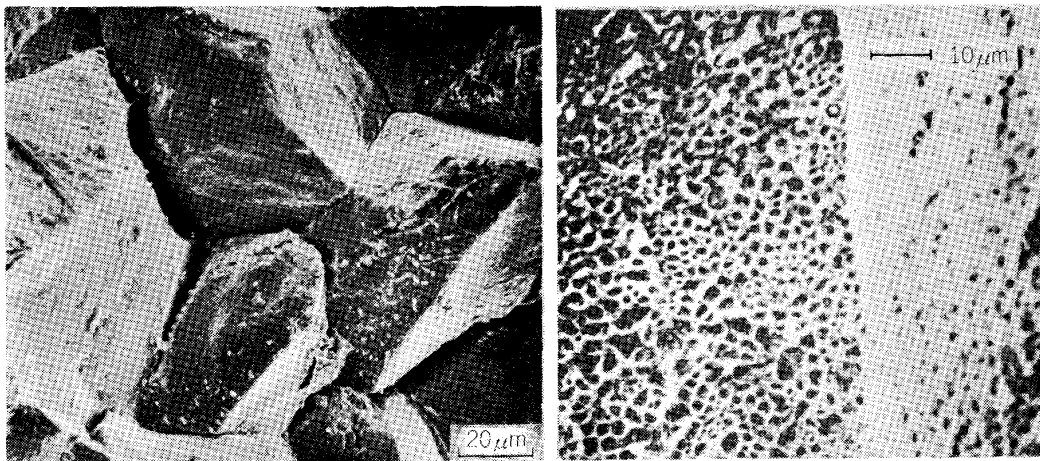
<sup>†8</sup> 粒界付近の析出微粒子が粒界に凝集するため粒界に沿ってできる軟化層





(a) (b)

写真15 水素脆化割れ破面 (鉄, 寺崎<sup>14)</sup>)



(a) w型空洞による破壊  
(18-8ステンレス鋼, 659°C,  
30kgf/mm<sup>2</sup>, 2h 破断)

(b) r型空洞による破壊  
(1/2Cr-1Mo-1/4V 鋼, 550°C, 926h クリープ後  
低温破壊により内部に生じたクリープき裂を露出  
させたもの, TIPLER ほか<sup>15)</sup>)

写真16 クリープ破面

大きいため図6 (a) のように粒界三重点などに鋭いくさび形の空洞 (w型空洞) を発生し, 破面は写真16 (a) のようなくさび形空洞のある凹凸の極めて著しいものになる. 応力が低い場合には, 粒界の析出粒子などの位置に粒界すべりにより図6 (b) のように小さい空洞が形成され, これに長時間の加熱により原子空孔が凝縮するため丸い空洞 (r型空洞) が形成され, 破面では写真16 (b) のように粒界面上のディンプル状模様が特徴となる.

以上, 種々の破壊過程に対応する破面の特徴的模様の主なものを挙げてそのあらましを説明したが, 破面模様にはこのほか, 上記の水素割れ破面におけるマルテンサイト組織のように, 材料組織に対応する模様の現れることがしばしばある. 写真17 にパーライトの層状組織が破面に現れた例を示す. この種の模様は組織検査の目的に利用することもできる<sup>16)</sup>が, 破面模様を複雑にする要因でもある.

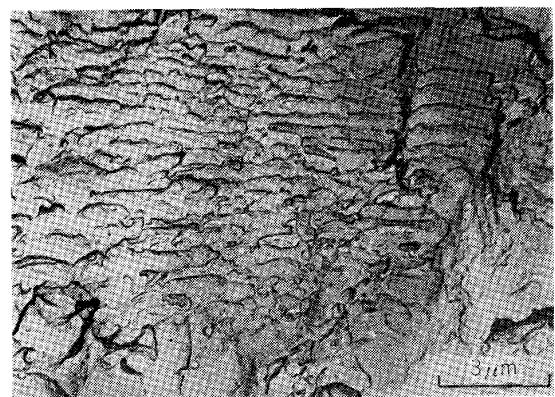


写真17 破面に現れたパーライト組織  
(炭素鋼, 引張破壊)

破面にはまた材料欠陥がしばしば現れ, 事故解析の際のポイントの1つとなる. 写真18 は幾何学模様と呼ばれるもので, 铸造欠陥, 溶接欠陥などによく見られる. 結晶の成長模様が破面に現れたものである. 写真19 は

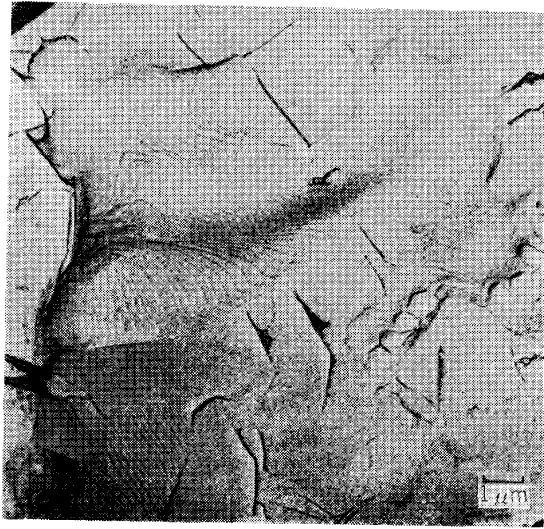


写真18 幾何学模様 (PHILLIPS ほか<sup>9)</sup>)

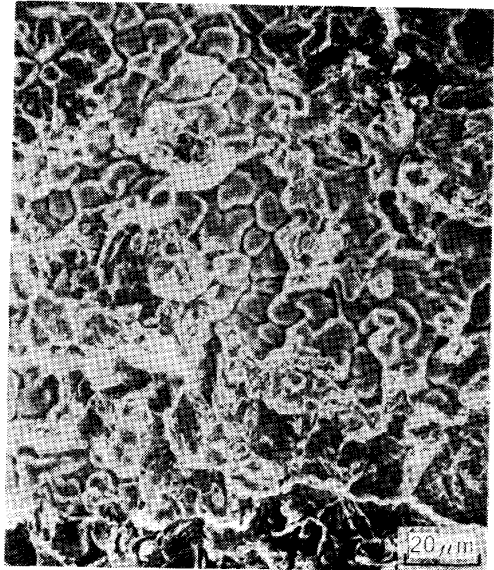


写真19 溶接欠陥 (5083アルミニウム合金, 黒田ほか<sup>17)</sup>)

溶接欠陥の例で, 熔融凝固した材料 (結晶粒) の表面が破面中に現れている。

実際の破面形態は複雑で, 上述のような種々の模様が入りまじって現れるのが普通であるから, その中から特徴的模様を判別し, 何がその破面を特徴づける主要な模様であるかを把握することが必要である。高倍率の電顕写真は破面上の極めて限られた範囲の形態を示すに過ぎないから, 多数の写真により全体的な様相を捕えるよう努めることが極めて大切である。

#### 4. 破面の定量解析

フラクトグラフィは, 現段階では, 上述のように, その大部分は破壊がいかなる様式のものであるかを取り扱う定性的解析に属するものであるが, 疲労破面のストライエーション解析および破壊靱性のストレッチゾーン解析 (後述) については, 定量解析に関する系統的データ

がかなり集積されており, 破壊力学による定量的取り扱いも盛んに行われている<sup>4)†9</sup>。

##### 4.1 ストライエーション解析

疲労破面のストライエーションは, 前述のように応力サイクルに対応しており, その間隔は1サイクルあたりのき裂伝ば速度を与える。この伝ば速度は破面上の局所的な速度であるから位置により若干異なるが, その平均値は巨視的な方法で測定した伝ば速度とほぼ一致することが多い。比較例を図7に示す。この例のように, 延性材では, 一般に伝ば速度  $0.1 \sim 1 \mu\text{m}/\text{cycle}$  前後の範囲では破面上でストライエーションが支配的で, その間隔

†9 ストライエーション解析については, 事故解析への応用もかなり行われている。ストレッチゾーン解析についても, 2, 3の試みが行われており, 今後が期待される。

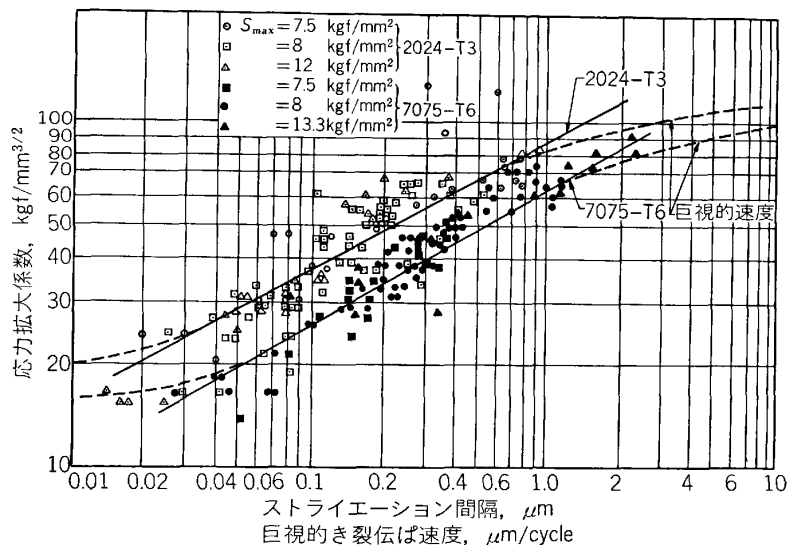


図7 ストライエーション間隔, 巨視的き裂伝ば速度と応力拡大係数 (BROEK<sup>18)</sup>)

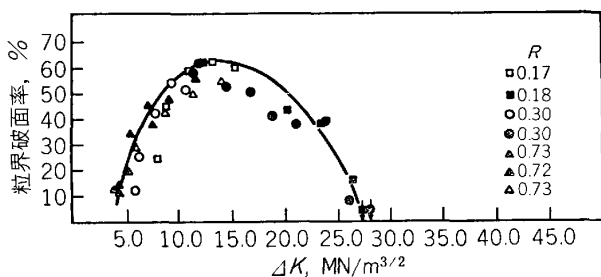


図 8 粒界破面率と応力拡大係数 (En24 鋼, 焼入れ焼もどし, COOKE ら<sup>19)</sup>)

は巨視的き裂伝ば速度とほぼ一致する。また、この範囲は、 $K-dI/dn$  線図の S 字形曲線の直線部分のあたりに相当する。これ以上の高伝ば速度域ではディンプルが支配的となり、これ以下の低伝ば速度域ではストライエーション状模様が支配的である。低延性材では一般にストライエーションは現れにくく、また破面上の一部に現れても、その間隔は巨視的伝ば速度と一致しないことが多い。

低き裂伝ば速度域で、き裂先端塑性域寸法が結晶粒径と同程度以下となると、破面に結晶方位の影響が顕著に現れる。またこれに伴って粒界破面の現れることがしばしばあり、粒界破面率と応力拡大係数の関係が求められている。その例を図 8 に示す。この領域は通常ストライエーションが現れないので、粒界破面率が  $K$  値の概略を知る手がかりとなる。なお、破面模様の寸法（たとえばプラトー幅）は一般にき裂伝ば速度が低いほど小さくなり、これもストライエーション解析ができない場合のき裂伝ば速度推定の手がかりとなる。

ストライエーション解析その他の破面形態解析からき裂伝ば速度がわかれば、その材料の伝ば速度と応力拡大係数の関係から破面上のその位置における応力拡大係数値が推定でき、これからき裂長さなどの部材の幾何学的条件および負荷条件により、破壊力学を用いて破壊を起した荷重値を推定できる。

ストライエーションは、図 5 に示したように、き裂先端の開閉の繰り返しによつて形成され、開口量 CTOD がストライエーション間隔に対応すると考えられる。破壊力学によると CTOD は  $(\Delta K)^2$  に比例するから、ストライエーション間隔も  $(\Delta K)^2$  に比例することになる。実際、図 7 の例のように、これに近い結果が多い<sup>10)</sup>。

なお、ストライエーション解析により応力の 1 サイクルごとのき裂伝ば速度を知り得ることを利用して、応力変動がき裂伝ば速度に及ぼす影響を詳しく調査することができる。ストライエーション解析のできないき裂伝ば速度域や材料では、変動応力を加えて貝殻模様を現出させ、その間隔からその間の平均き裂伝ば速度を知ることができる。

#### 4.2 ストレッチゾーン解析

破壊靱性試験片の破面において、最初に入れた疲労予

<sup>10)</sup> 図の直線の勾配が約 1:2。

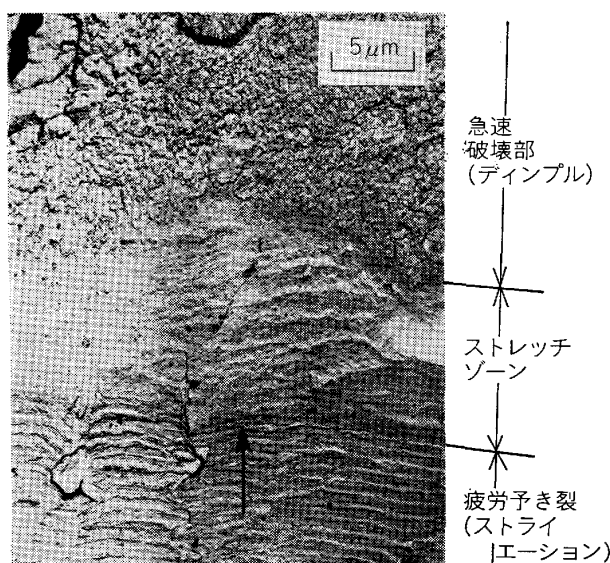


写真 20 ストレッチゾーン (7075-T6 アルミニウム合金, 矢印はき裂伝ば方向, BROTHERS ほか<sup>20)</sup>)

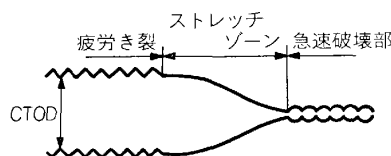


図 9 ストレッチゾーン部断面模型図

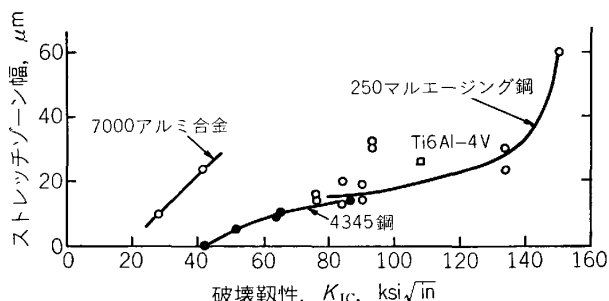


図 10 ストレッチゾーン幅と破壊靱性 (BROTHERS ほか<sup>20)</sup>)

き裂部分と急速破壊部（通常ディンプル）の間に、写真 20 に示すような平坦な帯状部分ができ、これをストレッチゾーン (stretched zone) と称している。これは、疲労予き裂先端部では、三軸引張応力が作用しないためディンプルができず、すべり面分離をすることによつて形成されるもので、この領域付近の破面形態は急速破壊発生機構に関する重要な鍵を与えている。断面模型図、図 9 に示すように、ストレッチゾーン寸法は急速破壊開始時の CTOD と対応すると考えられ、破壊靱性値との対応が期待される。図 10 に示した例のように、ストレッチゾーン幅と平面ひずみ破壊靱性値  $K_{IC}$  などとの対応関係を示す結果がかなり得られている。ストレッチゾーン高さが直接限界 CTOD 値と対応するところから、その測定を試みた例もある。また、 $J_{IC}$  試験法にお

いて限界J積分値の決定にも応用が試みられている。

### 5. む す び

フラクトグラフィとその応用について、そのあらましを述べた。紙数が限られているので、マクロおよびミクロの破面形態の特徴について主として述べ、応用については簡単に触れるにとどめた。詳細については参考文献を御参照いただければ幸いである。文献は網羅的に挙げるのは避け、一部の写真およびデータの引用文献以外は、使いやすそうな概説と写真集に限つたので、個々の事項に関する文献についてはこれら概説(マクロからミクロまでを含めたまとまつたものとしては、たとえば文献4))によつていただければ幸いである。なお、最近のフラクトグラフィの話題に関しては材料学会でフラクトグラフィ・シンポジウム<sup>21)</sup>が開催されており、またその主な内容が材料学会誌フラクトグラフィ特集<sup>22)</sup>に掲載されている。

### 文 献

- 1) G. HENRY and J. PLATEAU: Microfractography (1966) [Éditions Metaux]
- 2) R. E. PETERSON: Handbook of Experimental Stress Analysis (1950), p. 593 [Wiley]
- 3) C. D. BEACHEM and R. M. N. PELLOUX: ASTM STP 381 (1965), p. 210
- 4) フラクトグラフィとその応用 (小寺沢良一編) (1981) [日刊工業新聞社]
- 5) 吉田 亨: 金属破断面の見方 (1970) [日刊工業新聞社]
- 6) J. NUNES, F. L. CARR, and F. R. LARSON: Techniques of Metals Research, Vol. 2, Part 1 (1968), p. 379 [Interscience]

- 7) G. JACOBY: Experimental Mechanics, Vol. 5 (1965), p. 65
- 8) C. D. BEACHEM: Fracture, Vol. 1 (1968), p. 243 [Academic Press]
- 9) A. PHILLIPS, V. KERLINS, and B. V. WHITESON: Electron Fractography Handbook, MCIC-HB-08 (1976)
- 10) G. F. PITTINATO, V. KERLINS, A. PHILLIPS, and M. A. RUSSO: SEM/TEM Fractography Handbook, MCIC-HB-06 (1975)
- 11) Metals Handbook, Vol. 9 (1974) [ASM]
- 12) 小寺沢良一: 材料, 23 (1974), p. 412, 479, 593, 666, 803
- 13) フラクトグラフィ (北川英夫, 小寺沢良一編) (1977) [培風館]
- 14) 文献4) p. 173
- 15) H. R. TIPLER, L. H. TAYLOR, and B. E. HOPKINS: Met. Sci. J., 4 (1970), p. 167
- 16) G. HENRY and L. ROESCH: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 20
- 17) 文献4) p. 269
- 18) D. BROEK: Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture (1969), p. 754
- 19) R. J. COOKE, P. E. IRVING, G. S. BOOTH, and C. J. BEEVERS: Engng. Fract. Mech., 7 (1975), p. 69
- 20) A. J. BROTHERS, M. HILL, M. T. PARKER, W. A. SPITZIG, W. WIEBE, and U. E. WOLFF: ASTM STP 493 (1971), p. 3
- 21) 最近のものでは日本材料学会, 第4回フラクトグラフィ・シンポジウム, 1984年6月28, 29日, 京都, 同前刷集
- 22) 最近のものでは材料・フラクトグラフィ特集 32巻355号(1983年4月); 同34巻381号(1985年6月, 予定)