

JUNE 1976

RIIS-RR-25-2

UDC 539.43 : 620.187

産業安全研究所研究報告

RESEARCH REPORT OF
THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

RR-25-2

電子顕微鏡による事故破面の定量化

—アルミ合金および軟鋼の疲れき裂伝ぱの第Ⅱ段階
における破面様相と破壊力学パラメータとの関係—

橋 内 良 雄
田 中 正 清

労働省産業安全研究所
MINISTRY OF LABOUR
THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

電子顕微鏡による事故破面の定量化

—アルミ合金および軟鋼の疲れき裂伝播の第II段階
における破面様相と破壊力学パラメータとの関係—

橋 内 良 雄*, 田 中 正 清*

An Electron Fractographic Approach to Quantitative Failure Analysis

—Correlations Between Fracture Surface Appearance and Fracture
Mechanics Parameters for Stage II Fatigue Crack Propagation
in an Aluminum Alloy and a Mild Steel—

Yoshio KITSUNAI* Masazumi TANAKA*

In order to analyze the fatigue failure causes in service using electron fractographic methods, fatigue crack growth rate for an aluminum alloy (2017-T3) and for a mild steel (SB42) were determined from measurements of specimen's surfaces, termed macroscopic rate, and from striation spacing fracture, termed microscopic rate. Effect of stress ratios on fatigue crack growth rate also have been studied as a function of various fracture mechanics parameters, including the stress intensity range (ΔK) and both positive and negative ratios of the minimum to the maximum stress (R).

A centrally slotted 4mm thick sheet specimens with 100mm wide by 200mm length were made. One side of the specimen's surface was polished and lines scribed 0.5mm apart so that the length of the fatigue cracks could be estimated to 0.05mm. The fatigue tests were conducted on a Vibrophor test machine at frequency of 120~145 Hz with various stress ratios (R). The values for the stress ratios that were investigated in this study were $R=-1\sim 0.73$ for an aluminum alloy and $R=-1\sim 0.6$ for a mild steel. Fatigue crack growth rate were obtained graphically by taking the slopes of the fatigue crack growth curves at various crack lengths.

Two stage chromium shadowed carbon replicas were obtained from the fatigue fracture surfaces and examined using a transmission electron microscope. Precisely matched regions of matching fracture surfaces were examined to distinguish between striation and quasi-striation pattern. More than 100 striation spacing have been measured for a given stress intensity level on each of the specimen and were examined statistically. These statistical results of striation spacing were compared with macro-

* 機械研究部

scopic crack growth rate.

The results may be summarized as follows.

(1) Fatigue crack growth rate for various stress ratios (R) are correlated with the stress intensity factor (K_e) based on Elber's crack closure phenomenon.

(2) Fatigue crack growth rate and striation spacing approximately agree with each other for crack growth range from $0.05\mu/c$ to $0.4\mu/c$.

(3) The scatter of striation spacing in one patch is small as compared with total patches for a given the effective stress intensity level.

(4) For determining unknown component cyclic loading during failure analysis, item (3) suggests that one should be measured striation spacing obtained from many patches.

(5) Coefficient of variation of striation spacing for an alminum alloy is smaller than that of a mild steel.

(6) The distribution of striation spacing mainly follows to logarithmic normal distribution.

(7) Striation spacing is related to the effective strain intensity factor (K_e/E) for an alminium alloy and for a mild steel.

(8) In the case of the planes of the patches are away from the perpendicular to the maximum principal stress, the features on both fracture halves are considerable difference.

1. 緒 言

疲れ破壊過程は、(1) 局所的な塑性変形、(2) き裂の発生、(3) き裂の伝ばの3つに大別されるが材料中になんらかの欠陥やきずがある場合、その大部分は、き裂の伝ば過程で占められることが知られている。このため、疲れき裂の伝ばに関する研究が近年活発に行なわれているが、これを安全上の見地から見ると、機械構造物に対するフェールセーフ的な設計思想の要求によるものである。一方、工学的には、この要請に答えるべく近年台頭した破壊力学の発展によって、き裂の力学的扱いが比較的容易にできるようになったこと、および、破壊力学の実験的論証を与える役割をになうフラクトグラフィ¹⁾の普及によるためと思われる。

疲れき裂の巨視的伝ば速度 dl/dn は、き裂先端での応力拡大係数 (K) との間に (1) 式で示す関係にあることが知られている²⁾。

$$dl/dn = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

ここで、 l はき裂長さ (mm)、 n は応力繰返し数、 ΔK は応力拡大係数の最大値 $K_{\max}$ と最小値 $K_{\min}$ との差、 m および C は材料定数である。

しかし、最大応力 $\sigma_{\max}$ と最小応力 $\sigma_{\min}$ 、または $K_{\max}$ と $K_{\min}$ の比、すなわち応力比 $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = K_{\min}/K_{\max}$ が異なるときには、定数 C 、 m の値も変化することがその後の実験で次第に明らかにされてきている。

このため Forman ら³⁾ は、応力比の効果と疲れき裂の最終破断条件を材料の破壊じん性に求めて、(2) 式で示すき裂伝ば速度式を示している。

$$\frac{dl}{dn} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (2)$$

ここで、 K_C は最終急速破壊時の応力拡大係数である。しかし、(2) 式の一般的な適用性については異論⁴⁾もあり、さらに、アルミ合金などでは最終急速破壊時での K_C 値を求めることは困難である場合が多い。一方、Elber⁵⁾ は最近疲れき裂の開閉挙動に着目し、外荷重が完全に引張状態であっても、き裂の先端は一サイクル中のかかなりの部分が閉じている現象を示すと共に、種々の応力比について伝ばしているき裂表面の変位を測定し、き裂が閉口する際の応力以上の振幅、すなわち、有効応力振幅 $\Delta\sigma_{\text{eff}}$ がき裂の伝ばに重

要な役割を果たすことを明らかにしている。そして、全応力振幅 $\Delta\sigma$ と $\Delta\sigma_{\text{eff}}$ との比 u を応力比 R の関数として (3) 式を示すと共に、(4) 式で示される有効応力拡大係数 K_{eff} を用いて、アルミ合金の疲れき裂伝ば速度の整理を行なっている。

$$u = 0.5 + 0.4R \quad \left. \begin{array}{l} -0.1 < R < 0.7 \end{array} \right\} \quad (3)$$

$$K_{\text{eff}} = u\Delta K \quad (4)$$

き裂開閉現象については、アルミ合金以外の材料についても検討がなされている現況⁶⁾であるが、いずれにせよ、広範囲の応力比に対して適用可能なき裂伝ば速度の表示が望ましいと考えられる。

一方、疲れ破面の微視的特徴であるストライエーションの間隔は、き裂伝ば速度の指標になるという結果⁷⁾が示されて以来、ストライエーション間隔の定量的扱いは、フラクトグラフィの中心的研究になっている。しかし、巨視的き裂伝ば速度が数百あるいは数千サイクルの平均として求められる場合が多いのに比べて、ストライエーション間隔から求められる微視的速度は1サイクルごとの速度を現わすことになるために、微視的組織の影響を受けやすく、かなりのばらつきが認められる。このため破壊事故を起こした機械構造物の破面解析を行なって、稼動時の応力やき裂伝ば速度などを推定しようとするときには、ストライエーション間隔のばらつきの程度やその分布形についての検討が必要になる。しかるに、従来のフラクトグラフィに関する研究の多くは破壊機構の解明などの基礎的問題にその主眼が向けられており、破壊事故解析などの実用上の問題点については、定性的な研究の域を脱し得ない感がある。また、疲れ破面にはストライエーションと同時にストライエーションと類似の模様やすべり線などが混在しているのが普通であって、これらがしばしばストライエーションの判定を妨害するために、定量的破面解析を困難にしている。したがって、これらの模様の明確な区別が要求されるが、それには、マッチングやステレオ観察などの手法を用いて、各模様の形成機構について検討する必要がある。

本研究は、フラクトグラフィの手法を機械構造物の疲れ破壊事故解析に適用し、き裂伝ば速度や破壊条件を定量的に評価するための一環として、(1) 応力比の影響を考慮した疲れき裂伝ば速度と破壊力学パラメータとの関係、(2) マッチングおよびステレオ観察による一対の疲れ破面形態の特徴とその形成機構、(3) 応

力拡大係数が一定な条件下におけるストライエーション間隔のばらつきの程度とその分布形, (4)巨視的速度とストライエーション間隔との関係, (5)ストライエーション間隔の破壊力学パラメータによる整理などについて検討を行なったので, その結果について報告する。

2. 材料および実験方法

実験に用いた材料は, 共に厚さ 9mm の高力アルミ合金板 (2017) およびボイラー用圧延鋼板 (SB 42) である軟鋼で, それらの機械的性質および化学成分は Table 1, 2 示す通りである。供試材の圧延方向と試験

Table 1 Mechanical properties of materials
使用材の機械的性質

	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
2017-T 3	35.0	46.8	17.0
SB 42	32.0	43.3	38.7

Table 2 Chemical compositions of materials investigated (Wt %).
使用材の化学成分
2017-T 3

Cu	Mg	Si	Mn	Cr	Fe
4.85	0.77	0.62	0.67	0.03	0.37

SB 42

C	Si	Mn	P	S
0.08	0.15	0.47	0.011	0.013

片の長手方向が一致するようにして概略試験片を切り出し, アルミ合金は T-3 処理の状態で, 軟鋼は 600℃で 1 時間応力除去焼なましを行なった後, Fig.1 に示す形状寸法の試験片を作成した。さらに, パフ研磨仕上を行なって表面に 0.5 mm 間隔のけがき線を入れ, 実験に供した。使用した試験機は, 電磁共振型疲れ試験機 Vibrophor で, 繰返し速度はアルミ合金が約 120 Hz, 軟鋼が約 145 Hz である。

疲れき裂の進行状況は, ストロブスコープを試験片の振動数にほぼ同調させてき裂がゆるやかに脈動している状態を観察できるようにし, き裂先端がけがき線を通過するときの様子を 50 倍の顕微鏡を用いて読み

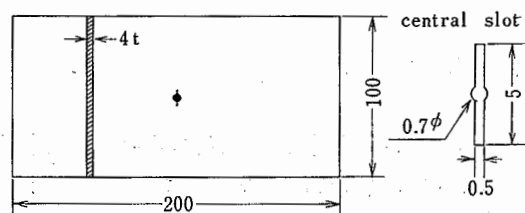


Fig. 1 Configuration of specimen used in fatigue tests.

疲れ試験片の形状

取ると同時に, そのときの繰返し数を記録した。その後, き裂長さ繰返し数線図を作成し, それらの接線の傾斜から巨視的き裂伝ば速度を求めた。

破面観察は, おもに 2 段レプリカを作成して透過電子顕微鏡を使用して行なったが, 一部走査電子顕微鏡も併用した, なお, レプリカ観察に際しては, あらかじめ, 0.882 μ の間隔を有するカーボン・グレーティングを用いて, 倍率の検定を行なった。供試材および破面上に存在する介在物の同定は, 走査電子顕微鏡に装備した非分散式および分散式 X 線分光分析器を使用して行なった。ストライエーション間隔の測定にはマイクロフォトメータを使用し, ネガティブフィルムに見られるストライエーションを, 入射光が直角に走査するときの光量変化をペン書き記録計に自記させ, それらのピーク間隔からストライエーション間隔を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 疲れき裂の巨視的伝ば速度と破壊力学パラメータの関係

Fig. 2 は, 応力比 R を種々変化させたときのアルミ合金および軟鋼のき裂伝ば速度を, 下記の (5) 式で示す⁸⁾ 応力拡大係数 ΔK を用いて両対数紙上で整理した結果である。応力比の範囲はアルミ合金が $R = -1$ から 0.73, 軟鋼が $R = -1$ から 0.60 である。

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta \sigma \sqrt{\pi l} \sqrt{\sec(\pi l / W)} \quad (5)$$

ここで, $\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$, l は人工切欠きも含んだき裂半長 (mm), W は試験片の幅 (mm) である。

Fig. 2 の dl/dn と ΔK の関係を見ると, アルミ合金は両対数紙上でわずかに曲がる傾向が認められるが, 軟鋼では良好な直線性を示しており, しかも, それらの傾斜はほぼ等しい。なお, アルミ合金がわん曲

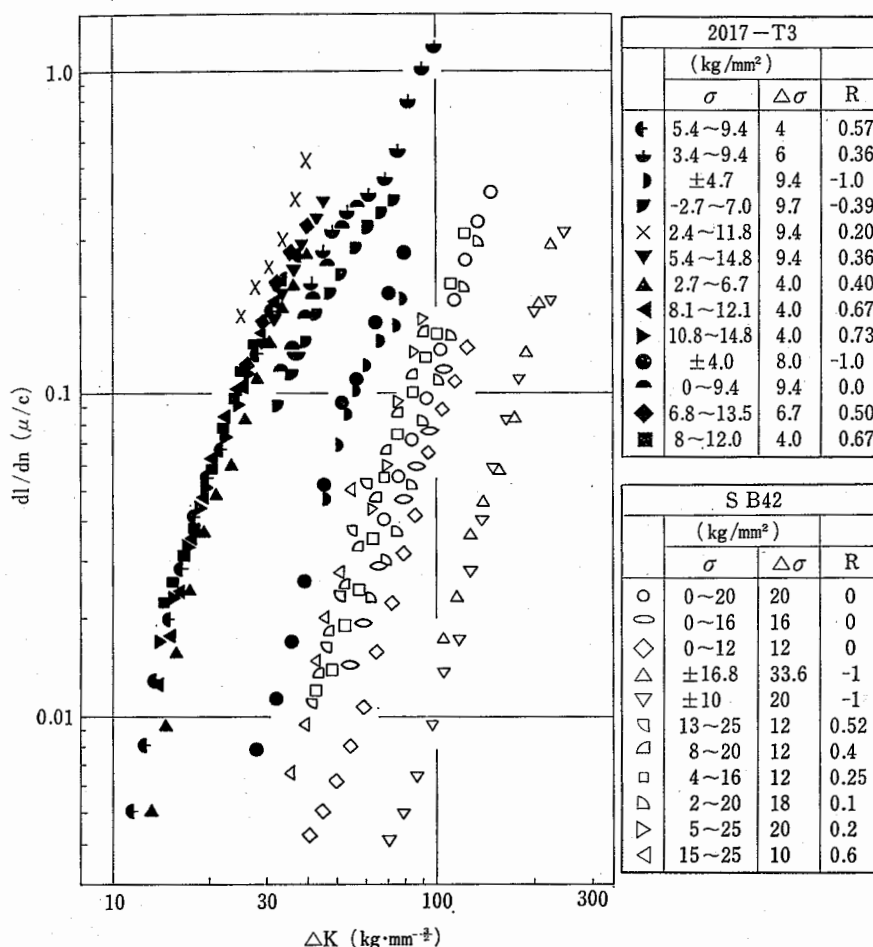


Fig. 2 Crack growth rate as a function of stress intensity factor range (ΔK) for the various stress ratios in an Al alloy (2017-T3) and a mild steel (SB42).

種々の応力比におけるアルミ合金および軟鋼のき裂伝ば速度と
応力拡大係数範囲 ΔK

する理由として、本実験が室温で行なっているために環境の影響を受けている可能性や応力拡大レベルによってシャーリップの影響などが考えられる。

同一応力拡大レベルにおける作用応力とき裂伝ば速度の関係を見ると、応力比 $R \geq 0$ のデータ群と $R < 0$ のグループに大別され、両群の間には伝ば速度に大きな相違があることがわかる。これらのデータ群をさらに詳細に検討すると、応力比が同じときには応力振幅の大きな方が伝ば速度はやや速く、また、応力振幅が同一の場合には応力比の大きい方が伝ば速度は増加する傾向が認められる。

Fig. 3 は、Fig. 2 と同一のデータについて、 ΔK の代りに K_{max} を横軸に取ってプロットしたものである。Fig. 3 から明らかなように、 $R \leq 0$ のデータは比

較的狭い散布帯中に集まっているが $R > 0$ のものとはずれており、ずれの程度は R の増加と共に大きくなっている。以上の結果から明らかなように、き裂伝ば速度を整理するには、応力振幅と同時に応力比の影響も考慮する必要がある。

一方、応力比の効果を含めた (2) 式について検討したが、最終急速破壊時の応力拡大係数 K_c をアルミ合金で求めることは困難であった。また、たとえ求められたとしても試験片の寸法が異なった場合には、一定の K_c 値が得られる可能性については疑問が残る。次に (4) 式について見ると、(3) 式の適用範囲からも明らかなように、おもに片振り引張りに対する式で、両振り、すなわち $R = -1$ の範囲までも包含するものではない。従って、本実験では $R > 0$ の範囲に

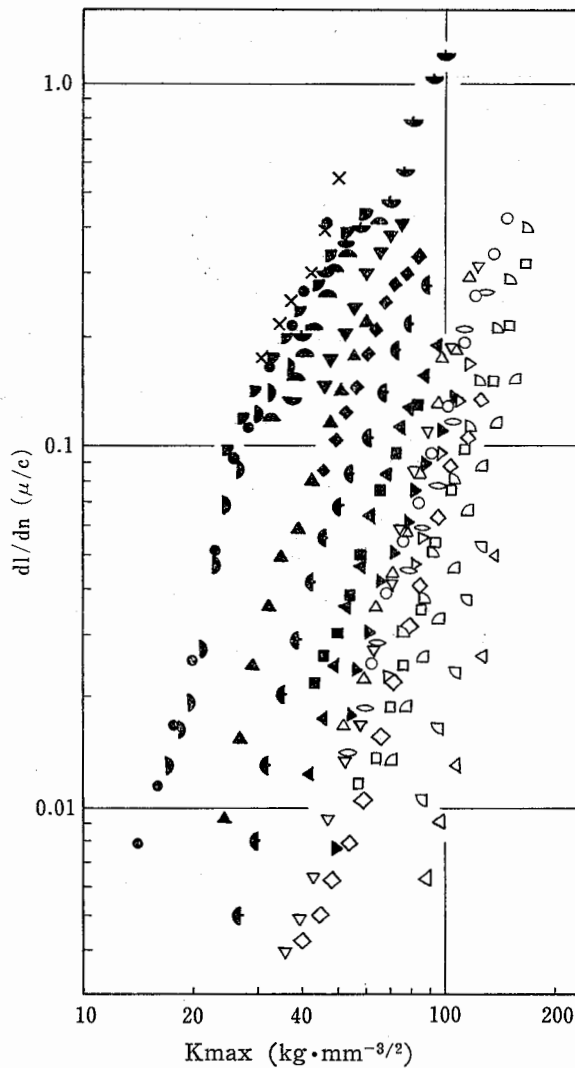


Fig. 3 Crack growth rate as a function of maximum stress intensity factor (K_{max}) for the various stress ratios. Symbols are the same as in Fig. 2.
種々の応力比におけるアルシ合金および軟鋼のき裂伝ば速度と最大応力拡大係数 K_{max} . 記号は図2と同じ

ついて (4) 式の適用は可能であるが、 $R < -1$ の場合は (4) 式をそのまま用いることはできない。

圧縮荷重がき裂の伝ばに及ぼす影響は重要と思われるが、 $R = -1$ 程度であれば便宜的に応力サイクルの圧縮部分を無視して K_{max} を用いても、 $R = 0$ の場合と比較して大きな不都合は生じないことが報告⁹⁾ されている。このことは、Fig. 3で明らかなように、 $R \leq 0$ の条件下では、 K_{max} によって伝ば速度がほぼ整理される本実験結果とも符号する。そこで、 $R \leq 0$ の場合には、全応力振幅のうち圧縮側はき裂の伝ばが起こ

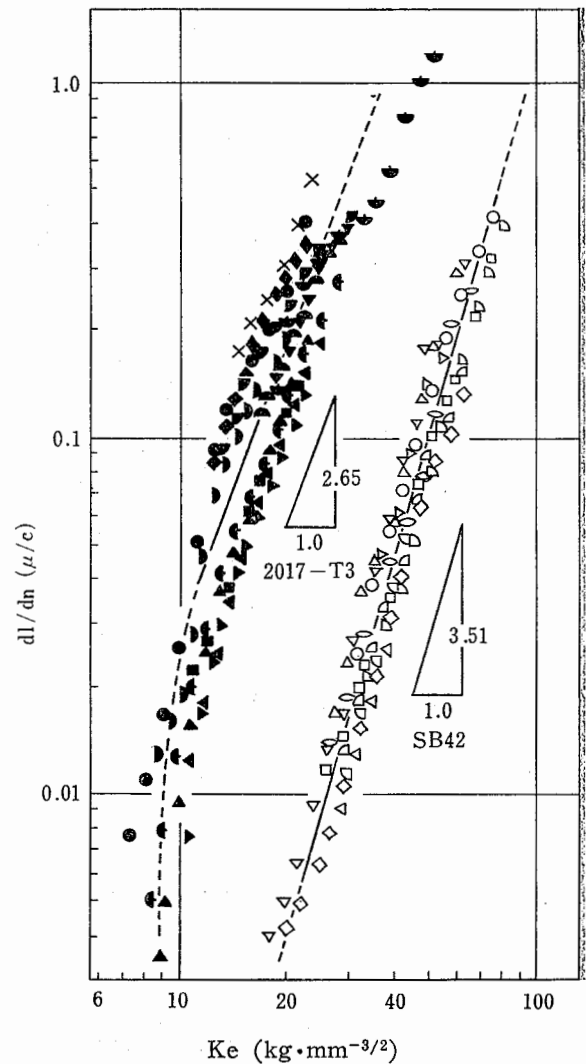


Fig. 4 Crack growth rate as a function of the effective stress intensity factor (K_e) for the various stress ratios. Symbols are the same as in Fig. 2.
種々の応力比におけるアルシ合金および軟鋼のき裂伝ば速度と有効応力拡大係数 K_e . 記号は図2と同じ

らないものと仮定し、引張側のある応力幅がき裂の伝ばに寄与するものとする。このような仮定から、(3) 式において $R = 0$ とすると $u = 0.5$ となり、さらに、(4) 式で $\Delta K = K_{max}$ と置くことにより $K_e = 0.5 K_{max}$ が得られ、これが $R \leq 0$ に対する K_e となる。一方、 $R > 0$ に対する K_e は (4) 式をそのままが良いことから、これらを総合すると (6) 式が得られる。

$$\left. \begin{array}{l} R > 0 \quad K_e = \Delta K (0.5 + 0.4 R) \\ -1 \leq R \leq 0 \quad K_e = 0.5 K_{max} \end{array} \right\} \quad (6)$$

以上の検討から、(6) 式を用いてき裂伝ば速度の整

理を試みる。Fig. 4はその結果を示したもので、応力比に無関係にそれぞれのデータは狭い散布帯に集まっている。このことは、き裂の伝ばがき裂閉口レベル以上の応力幅によって支配される可能性を示唆している。

さて、同図に示されるように、 dl/dn の $\log$ と Ke の $\log$ がほぼ直線関係にある場合には、両者の関係はべき関数（すなわち、式 (1) において ΔK を Ke と置き換えたもの）で表わすことができる。よって Fig. 4において、直線性の良好な範囲（アルミ合金で $0.02 < dl/dn < 0.4 \mu/C$ 、軟鋼では $0.006 < dl/dn < 0.4 \mu/C$ ）に対して最小二乗法で諸係数を求めれば、 dl/dn と Ke との関係を示す次の実験式が得られる。

$$\left. \begin{array}{ll} \text{アルミ合金} & dl/dn = 6.44 \times 10^{-5} (Ke)^{2.65} \\ \text{軟鋼} & dl/dn = 1.08 \times 10^{-7} (Ke)^{3.51} \end{array} \right\} \quad (7)$$

3.2 アルミ合金の一対の破面形態の特徴

低き裂伝ば速度域 ($dl/dn < 0.004 \mu/C$) では、粒界割れや粒界から発生したリバーパターンが大部分を占めており、き裂の伝ばが粒界や結晶方位などの微視的組織の影響を受けていることがわかる (Fig. 5)。これらの粒界面やリバーパターン間のファセット上には、すべり線と思われる平行あるいは交差した極めて微細

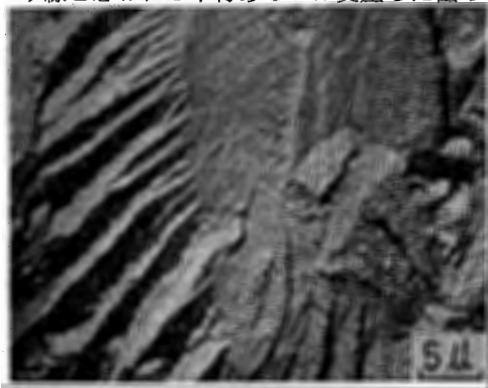


Fig. 5 Electron fractograph showing an area that is predominantly cleavage-like fracture (2017-T 3).
 $dl/dn = 0.003 \mu/C$, $Ke = 8.1 \text{ kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K = 12.3 \text{ kgmm}^{-3/2}$.
 へき開状破壊が支配的な部分のフラクトグラフ

な線が見られる場合が多く、鋼のへき開破壊時に作られるリバーパターン間のファセットが平たんで無特徴であるのとは本質的に異なっている。従って、低き裂伝ば速度域でのリバーパターンは、へき開破壊形式によって発生したものではなく、すべり変形機構によ

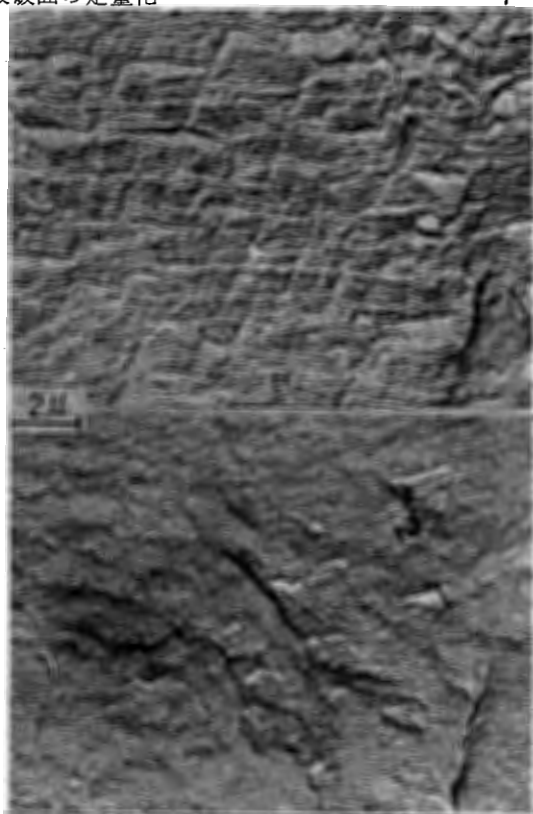


Fig. 6 Matching fractographs of fatigue patches where the crack locally propagated in a direction not normal to the stress (2017-T 3).
 $dl/dn = 0.019 \mu/C$, $Ke = 10.7 \text{ kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K = 14.7 \text{ kgmm}^{-3/2}$.
 作用応力に対して垂直でない方向にき裂が局部的に伝ばした疲れ破面のマッチング写真

て作られるものと推定される。Fig. 6は、き裂伝ば速度がやや速くなった領域、すなわち、き裂の伝ばが結晶方位に敏感なき裂伝ば過程の第2 a段階と鈍感な第2 b段階の遷移領域において多く観察される形態のマッチング写真である。Fig. 6のうち、一方の破面には、巨視的速度から推定される間隔よりもかなり大きなストライエーション状のしま模様と、それらと交差してき裂伝ば方向とほぼ平行なティア状の線が作られている。しかし、他方の破面には上述のような形態は全く認められず、微細な線と幾つかの凹凸が作られているだけであって、一対の破面の対応は全く見られない。なお、この種の形態の見られるファセットは、最大主応力の方向に対して傾斜していることが、ステレオ観察によって認められる。Fig. 7 (a)は、き裂伝ばの第2 b段階で最も多く観察されるしま模様のマッチングで、一対の形態は良く一致している。これらのし

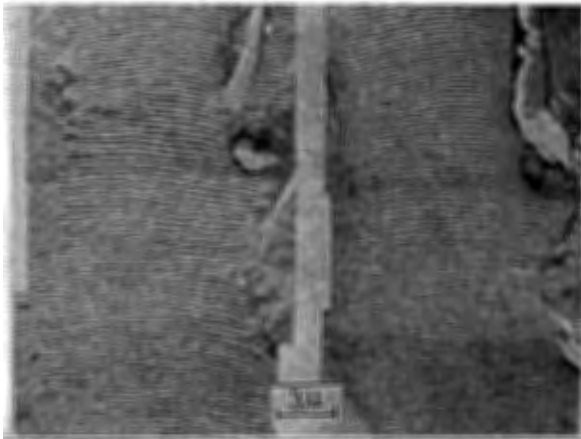


Fig. 7(a) Matching fractographs of ductile striation in Al alloy (2017-T 3).
延性ストライエーションのマッチング写真

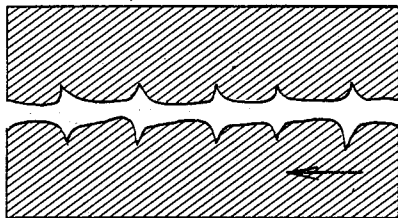


Fig. 7(b) Sketch shows fracture surface contours. Arrow indicates macroscopic crack growth direction.
 $dl/dn=0.222\mu/C$, $Ke=20.8\text{kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K=35.7\text{kgmm}^{-3/2}$
スケッチは破面の輪郭を示す。矢印は巨視的き裂伝ば方向

まの形状をステレオ観察によって調べた結果は、Fig. 7(b) のスケッチに示すように、ファセットは最大主応力方向に垂直に形成されていると共に、しま模様は溝と溝、丘と丘とが対応しており、き裂先端の開口と再先鋭化によって説明されている Laird ら¹⁰⁾ のストライエーションモデルと一致している。一方、Fig. 8(a) の A で示すファセットには、小さな数個のしま模様ごとに白く見える大きなしま模様（矢印）が観察される。しかし、相手ファセット B には、大きなしまは形成されておらず、A 側に見られる小さなしまと同間隔の模様だけが認められる。立体観察の結果、これらのファセットは、Fig. 6 と同様、最大主応力の方向から偏向している状態が認められる (Fig. 8 b)。Fig. 9(a) は、き裂伝ば速度が速くなった状態、すなわち、 $dl/dn=0.616\mu/C$ における形態であって、一方の破面にはしま模様が、相手側には幾つかのしま模様の間に帯状模様が作られている。これらの帯状模様の発生端

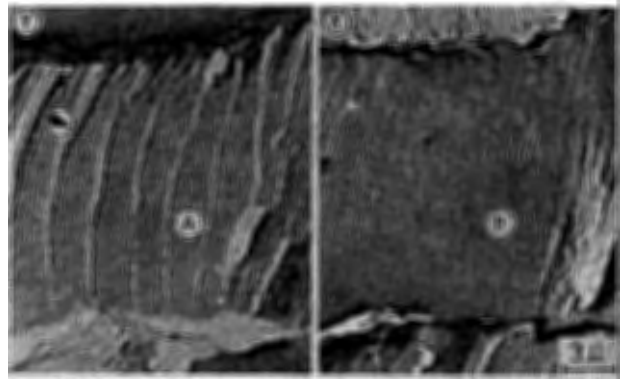


Fig. 8(a) Matching fractographs of fatigue patches in an Al alloy (2017-T 3)
Slip band cracks (patch A) may be created by slip processes after crack tip has passed.
アルミ合金の疲れ破面のマッチング写真、破面 A に見られるすべり帯き裂は、き裂先端が通過した後のすべり過程によって作られたものと思われる。

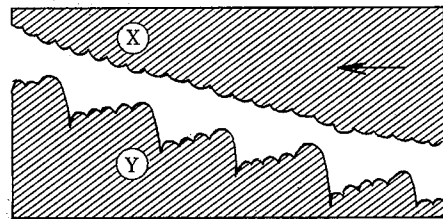


Fig. 8(b) Sketch shows fracture surface contours. Arrow indicates macroscopic crack growth direction.
 $dl/dn=0.222\mu/C$, $Ke=20.8\text{kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K=35.7\text{kgmm}^{-3/2}$
スケッチは破面の輪郭を示す。矢印は巨視的き裂伝ば方向

を結ぶ線 A—A' と最終端を結ぶ線 B—B' の形状はほぼ良く一致しており、さらに、帯の表面にはタイヤ・トラックのような条痕が作られている。Fig. 9(b) は、立体観察による断面形状を模型的に示したもので、帯自身はき裂伝ば方向に下降した斜面に作られていて、一端が内部に入り込んで 2 次き裂を作っている。これらの帯状模様が存在するファセットは、最大主応力方向に対して傾斜している場合が多いが、ほぼ垂直な場合も認められる。なお、Fig. 5 から Fig. 9 に示す形態は応力比に関係なく形成される。

以上は、アルミ合金における幾つかの一对の破面形態の特徴を示したが、これらのうち、Fig. 6、Fig. 8 および Fig. 9 のように一对で形態が異なる場合について、その形成機構を以下に考察する。一对の破面形

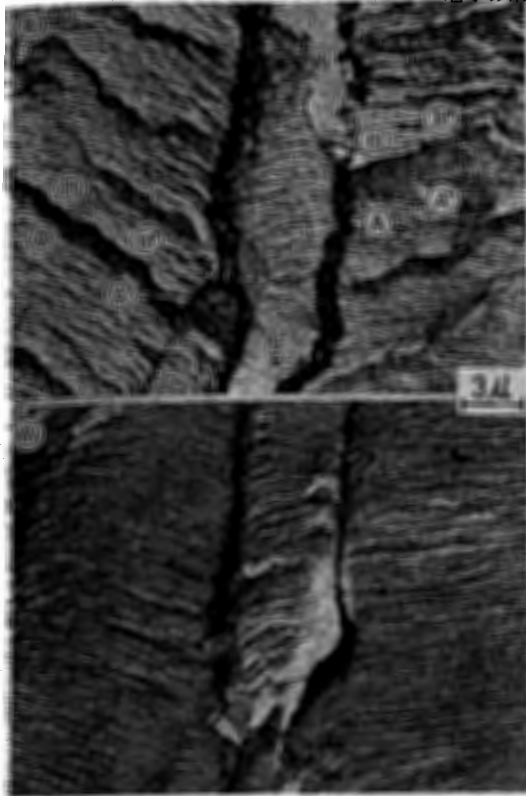


Fig. 9 Matching fractographs of fatigue patches

tches in an Al alloy (2017-T3). Tire-track-like fine repeated markings are created on the large bands (examples between A and B) with a fatigue patches.

アルミ合金の疲れ破面のマッピング写真、疲れ破面中でAとBとの間に見られる大きな帯の上にタイヤ・トラックのような微細な繰返し模様が作られている。

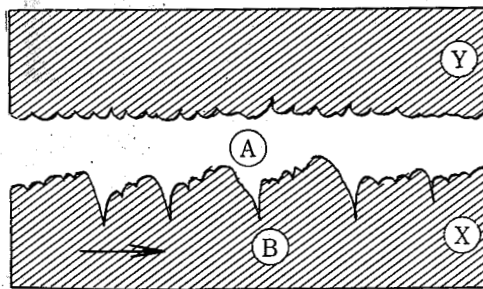


Fig. 9(b) Sketch shows fracture surface contours. Arrow indicates macroscopic crack growth direction.

$dl/dn = 0.616 \mu/C$, $Ke = 31.3 \text{ kgmm}^{-3/2}$, $\Delta K = 57.1 \text{ kgmm}^{-3/2}$

スケッチな破面の輪郭を示す。矢印は巨視的き裂伝ば方向

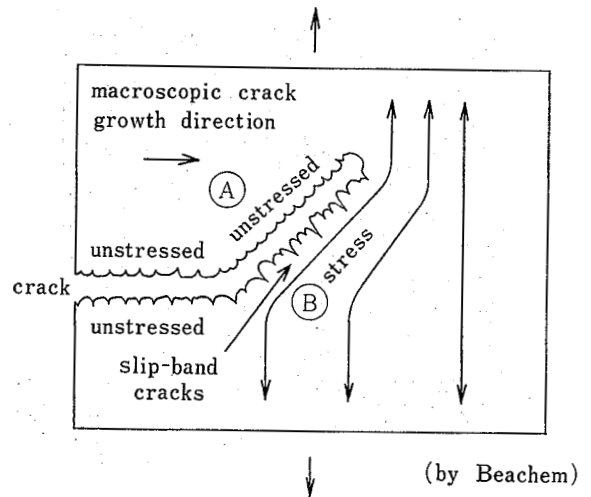


Fig. 10 Mechanisms of slip band crack and tire-track-like marking formation.

すべり帯き裂およびタイヤ・トラック状模様の形成機構

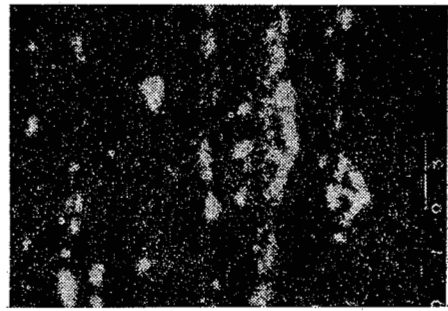
態に差異が生じるときには、前述のステレオ観察結果からも明らかなように、き裂面が最大主応力方向に対して垂直でない場合が多い。Fig. 10 は、これらの状態を模式的に示したもので、き裂近傍の力線から明らかなように、A側のき裂は応力が解放されるが、B側では応力が保持される状態が持続する¹¹⁾。従って、一对の破面で力学的拘束に差異を生じると共に、一方の破面、すなわちB側は、き裂の通過後も変形を受ける結果となる。また、通過後の変形を受けないときでも、き裂先端の塑性域が非対称になる場合には、すべりの程度に差異を生じ、作動程度の大きなすべり面側に凹凸のある模様が作られる。さらに、Broek¹²⁾ はき裂が偏向しない場合でも、き裂先端で作動する二つのすべり系のうち、すべりに好都合な方位を有する結晶側の破面に多くの微視的特徴が現われることを示している。

以上の検討から、一方の破面だけに作られている凹凸のある大きなしま模様は、2次的に形成されたもので、ストライエーションのように微視的速度を現わす形態とは異なっている。このことは、Fig. 8の一方の形態中に大きなしま模様の間に見られる小さなしま模様が、相手破面のしまの間隔とほぼ一致する事実からも理解される。なお、Fig. 8の大きな間隔のしま模様は、Beachem¹¹⁾によってき裂すべり帯と呼ばれている形態と同種のものである。Fig. 9の带状模様も上述の形成機構によるが、さらに、局部的な変形を受けて周期的にずれながら作られた形態と思われる。

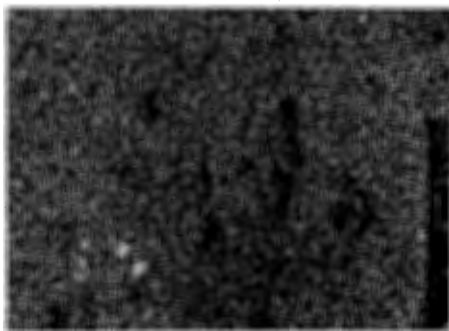
以上の観察結果から、き裂面が最大主応力に垂直な



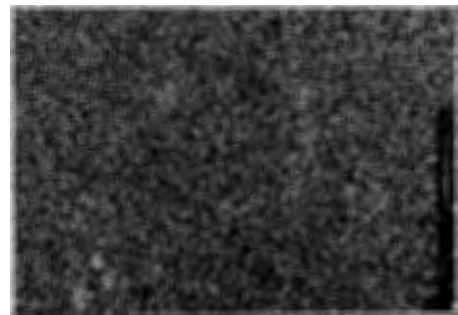
(a) Back scattered electron image composition Allow indicates rolling direction
反射電子像，矢印は圧延方向を示す



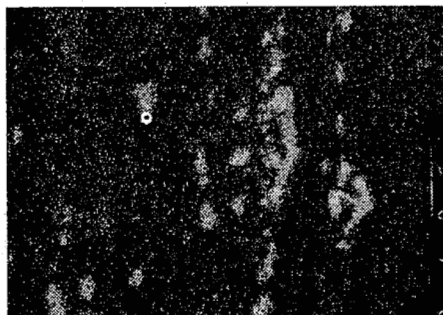
(b) Fe-K α X-Ray image
Fe-K α X線像



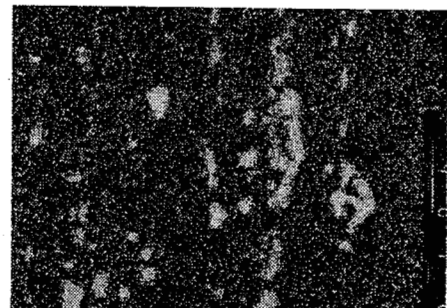
(c) Mg-K α
Mg-K α X線像



(d) Cu-K α
Cu-K α X線像



(e) Mn-K α
Mn-K α X線像



(f) Si-K α
Si-K α X線像

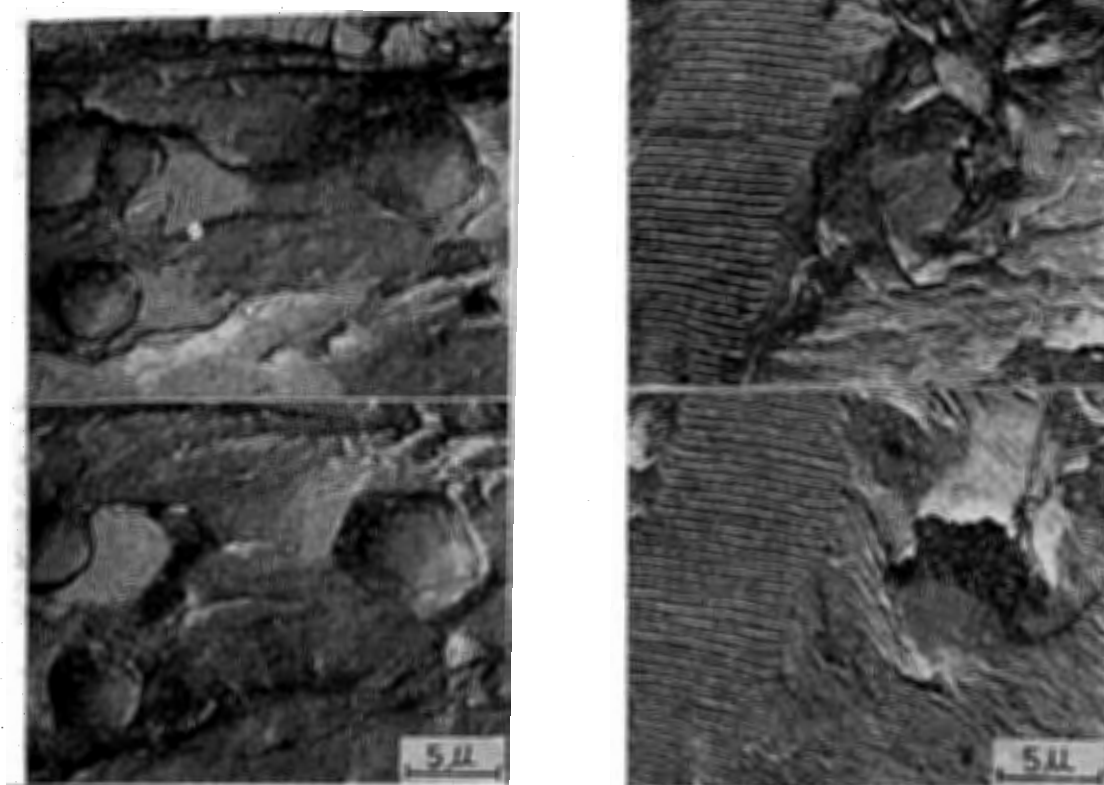
Fig.11 Electron microprobe analysis of a polished specimen of an Al alloy (2017-T3)
アルミ合金の研磨した試料の電子線分析

場合には一対の破面形態が一致するが、垂直でないときには一対で形態が異なっていることがわかる。

3.3 アルミ合金の介在物

破面には介在物がかなり混在しており、これらがしばしばき裂面の偏向や2次き裂の発生原因となっている。また、応力拡大係数値と介在物の寸法およびその

組成によって、き裂が介在物をう回して進行する場合と割って伝ばする場合とが見られる。そこで、試料および破面についてX線分析を行なった。**Fig.11 a**は試料の研磨面に存在する介在物の組成像を示したもので、矢印で示す方向が圧延方向である。**Fig.11 b～f**は、その面分析結果を示したもので、介在物としては、Fe, Mn, Si が多く含まれていることが分る。これら



(a) The crack propagates along the silicon-rich inclusions.
き裂は Si の多い介在物に沿って伝ばしている。

(b) The crack propagates across the iron-rich inclusions.
き裂は Fe の多い介在物を横切って伝ばしている。

Fig.12 Matching fractographs of inclusions in fatigued Al alloy (2017-T3).
疲れ破壊したアルミ合金の介在物のフラクトグラフ

のうち、Si や Mg がリッチな介在物に対して、き裂は介在物をう回する場合が多く見られ (**Fig. 12 a**)、Fe や Mn がリッチな場合は、介在物を割って進む傾向が認められる (**Fig. 12 b**)。しかし、う回するか割るかは介在物自身の組成と同時に、き裂先端の塑性域寸法と介在物の大きさに強く依存しているようである。また、塑性域寸法が小さい時にはき裂が介在物をう回し、塑性域が大きくなると割って伝ばする傾向が認められる。このため、破面に現われる介在物寸法の平均値は、塑性域寸法すなわち、応力拡大レベルの増加と共に大きくなっているが、定量的扱いについては、今後十分な実験検討が必要である。

3.4 軟鋼の一対の破面形態の特徴

低き裂伝ば速度域 ($dl/dn \leq 0.006 \mu/C$) では、アルミ合金と同様、粒界割れと粒内割れが混在している。**Fig. 13** は粒界割れの例を示したもので、粒界面にはすべり線のような微細な線が多数観察される。これら

の微細な線がすべり線であるのか、あるいは粒界面上に形成されたストライエーションなのかを判別することは、レプリカの分解能の点から困難である。また、両粒界で結晶方位が異なるため、一対の破面でこれらの線の対応関係は成立しない場合が多い。**Fig. 14** は低き裂伝ば速度域の粒内割れの例であり、き裂伝ば方向に平行なリバー状の線によって分割されたファセット上に、しま模様が観察される。これらのしまは、交差や枝分かれている場合が多く、一対で個々のしまは対応しない場合が多い。このような領域では、き裂の伝ばが結晶組織の影響を受けやすく、また微細なすべり線が出現するために、ストライエーションの判別はかなり困難である。**Fig. 15(a)** はき裂伝ば過程の第2 b 段階における形態であって、両破面とも凹凸が激しく、明確なしま模様が観察される。ステレオ観察による断面形状のスケッチは、**Fig. 15(b)** に示すように、溝と丘とがほぼ対応する形になっており、**Fig. 7** で示したき裂開口と再先鋭化によって丘と丘、溝と

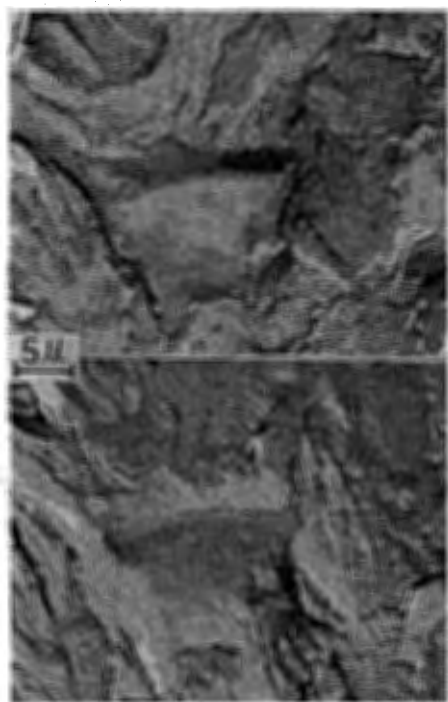


Fig.13 Matching fractographs of intergranular facet in fatigued a mild steel (SB 42).

$$dl/dn=0.006\mu/C, Ke=24.2\text{kgmm}^{-3/2}, \Delta K=48.3\text{kgmm}^{-3/2}$$

疲れ破壊した軟鋼の粒界破壊のマッチング写真

溝とが対応する断面形状とは異なっている。さらに、この種のしま模様は、伝ば速度の異なる他の領域でも

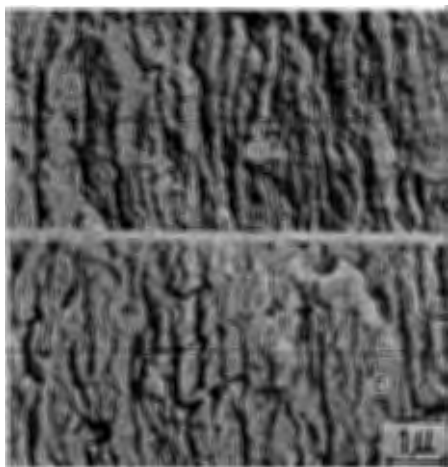


Fig.15(a) Matching fractographs of fatigued in a mild steel (SB 42). Crack may be passed near the pearlite.

疲れ破壊した軟鋼のマッチング写真き裂はパーライト近傍を通過したと思われる。

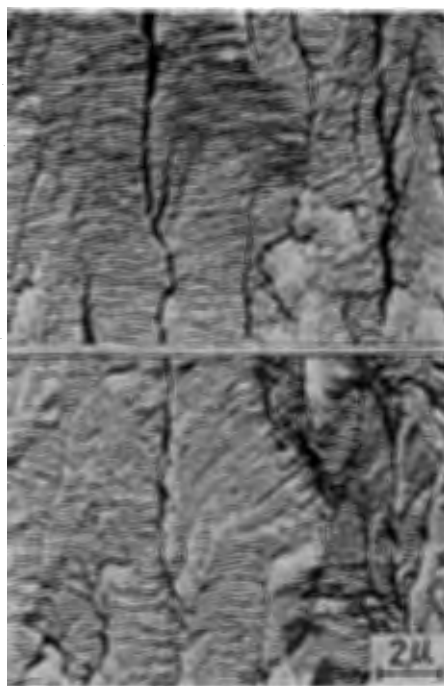


Fig.14 Matching fractographs of quasi-striae in fatigued a mild steel (SB 42)
 $dl/dn=0.006\mu/C, Ke=24.2\text{kgmm}^{-3/2}, \Delta K=48.3\text{kgmm}^{-3/2}$

疲れ破壊した軟鋼のストライエーション状模様のマッチング写真

同様の間隔で観察されることから、パーライト組織の近傍をき裂が通過したために作られたものと思われる。そこで破面をナイタルを用いて腐食した結果、やはりパーライトであることを確認した。

軟鋼でもき裂面が傾斜すると、一対の形態に差異を生じる。**Fig. 16(a)**の中央ファセットに見られる形態はその一例であって、下側の写真のしま模様は上側に比べて凹凸が激しく、また間隔の対応もそれほど明確ではない。**Fig. 16(b)**はステレオ観察によって、中央ファセットの線で示す位置の断面形状を示したもので、ファセットが最大主応力に対して垂直な面に形

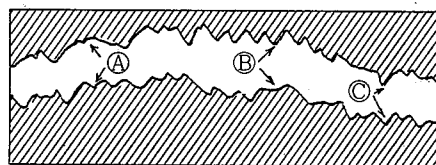


Fig.15(b) Sketch shows fracture surface contours.

$$dl/dn=0.007\mu/C, Ke=22.6\text{kgmm}^{-3/2}, \Delta K=90.2\text{kgmm}^{-3/2}$$

スケッチは破面の輪郭を示す。



Fig.16(a) Matching fractographs of slip band cracks in a mild steel (SB 42).
軟鋼のすべり帯き裂のマッチング写真

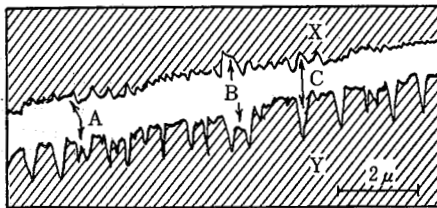


Fig.16(b) Sketch shows fracture surface contours.
 $dl/dn=0.338 \mu/C$, $Ke=68.4 \text{ kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K=136.7 \text{ kgmm}^{-3/2}$
スケッチは破面の輪郭を示す。

成されていないことがわかる。従って、この種の形態もき裂の通過後、わずかな塑性変形を受けて作られた一種のき裂すべり帯と思われる。軟鋼ではき裂面が最大主応力方向に対してわずかに傾斜している場合が多く、同一パッチ内でもストライエーションが明確に見られる部分と、不明瞭な領域とが混在している。Fig. 17 は、軟鋼で一般に見られるストライエーションを示したもので、アルミ合金に比べて間隔や形状がやや不明瞭であると同時に、一対の対応もそれほど明瞭ではない。これは、軟鋼がアルミ合金に比べてすべり系が多いことによるものと考えられる。

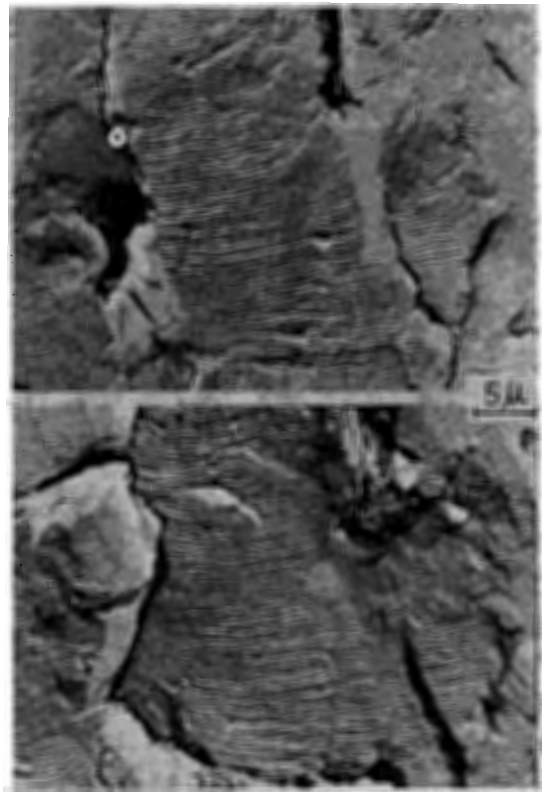


Fig.17 Matching fractographs of ductile striation in a mild steel (SB 42).
 $dl/dn=0.338 \mu/C$, $Ke=68.4 \text{ kgmm}^{-3/2}$,
 $\Delta K=136.7 \text{ kgmm}^{-3/2}$
軟鋼の延性ストライエーションのマッチング写真

3.5 軟鋼の粒界割れの発生限界と応力拡大係数値との関係

軟鋼の低き裂伝ば速度域では、Fig. 13 に示したように粒界割れが見られるが、これらの粒界割れについて Birkbeck ら¹³⁾や中沢ら¹⁴⁾は、下記の(8)式で示される¹⁵⁾き裂先端の塑性域寸法 Ry と材料の平均粒径 D との比 Ry/D が、約 8 となる領域まで発生することを示し、これらの関係から、き裂伝ば過程の第 2 a 段階と第 2 b 段階とが区別されることを報告している。

$$Ry=2(\Delta K/2\sigma_y)^2/5.6\pi \quad (8)$$

ここで、 σ_y は材料の降伏点である。

しかし、いずれの実験も材料の降伏点が 20 kg/mm^2 以下であり、荷重条件も完全片振り ($R=0$) を主体にしたものである。そこで、本報では応力比 R を -1.0 から 0.4 まで変えたときの粒界割れの発生限界と応力拡大係数値、 Ke 、 $K_{\max}$ 、 ΔK との関連について検討する。Table 3 は、この結果を示したもので、平均

Table 3 Relationship between intergranular fracture and fracture mechanics parameters.

粒界破壊と破壊力学パラメータの関係

$\sigma_{\max}$	$\sigma_{\min}$	R	Ke	$K_{\max}$	ΔK	Ry/D
10.0	-10.0	-1.0	31.7	63.9	127.0	15.37
12.0	0.0	0.0	33.4	66.7	66.7	4.19
12.0	0.0	0.0	33.5	67.1	67.1	4.24
16.0	0.0	0.0	32.2	64.5	64.5	3.91
20.0	0.0	0.0	31.3	62.6	62.6	3.69
20.0	2.0	0.1	36.3	74.7	67.2	4.25
16.0	4.0	0.25	31.5	70.1	52.5	2.59
20.0	8.0	0.4	34.8	88.0	52.7	2.61

応力がある場合の粒界割れの発生限界は、 $K_{\max}$ や ΔK よりもむしろ、 Ke を指標として判別できると思われる。なお、完全片振りの場合の塑性域寸法と平均結果粒径（本報では $D=0.0295\text{mm}$ ）との比 $Ry/D \approx 4$ であって、Birkdeck らや中沢らの結果とは異なっている。相違の原因については明らかではないので、今後さらに検討することが必要である。

3.6 ストライエーション間隔のばらつきとその分布形

本報では前章で示したマッチングおよびステレオ観察に基づいてストライエーションの定量化のための測定基準を次のように定める。(1) しま模様は平行に5個以上連続していて、それらは局部的にほぼ等間隔であること、(2) しま模様が交差や枝分かれしていないこと、(3) しまの長さが間隔の5倍以上あること、(4) 立体観察したときに、しまが溝状に見えること。以上の条件を満たしていても、き裂すべり帯のように、き裂の通過後2次的に作られた形態は微視的速度を現わしているわけではなく、また、すべり線やパーライト組織も同様であるので測定から除外する。なお、これらの条件を満足する形態としては、Fig. 7 や Fig. 17 などがあげられる。

上記の測定基準に基づいて、破面の各位置からレプリカを取り、その有効応力拡大係数 Ke がほぼ一定なもの（許容差 $\pm 2\%$ ）を一つの母集団とし、そのストライエーション間隔について統計処理を行なった結果、標準偏差は Ke の増加と共に大きくなっている。しかし、平均値と標準偏差との比、すなわち変動係数 C.V. はほぼ一定であって、それらの平均はアルミ合

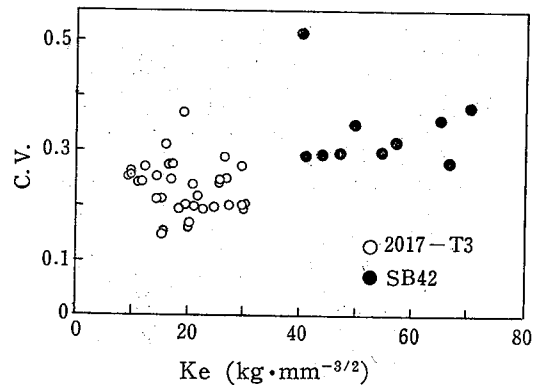


Fig.18 Relationship between coefficient of variation (C.V.) of striation spacing and the effective stress intensity factor (Ke).

ストライエーション間隔の変動係数 (C.V.) と有効応力拡大係数 (Ke) の関係

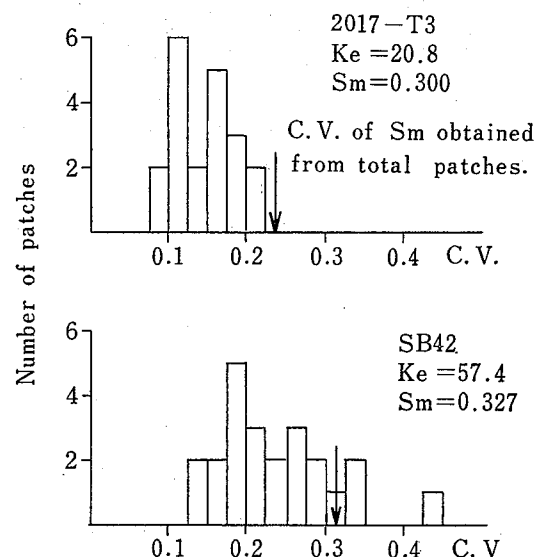


Fig.19 Comparison of C.V. of striation spacing between each and total of the patches for a given Ke . Histograms show coefficient of variation of striation spacing obtained from each patch. Arrows indicate coefficient of variation of striation spacing obtained from total patches.

一定の Ke において、各パッチと全体のパッチとから得られたストライエーション間隔の変動係数 C.V. の比較。ヒストグラムは各パッチから得られたストライエーション間隔の変動係数の個数を示す。矢印は全パッチから得られた間隔の変動係数

金が 0.23、軟鋼が 0.35 程度であり、軟鋼のばらつきの方が大きい (Fig. 18)。このことは、アルミ合金よ

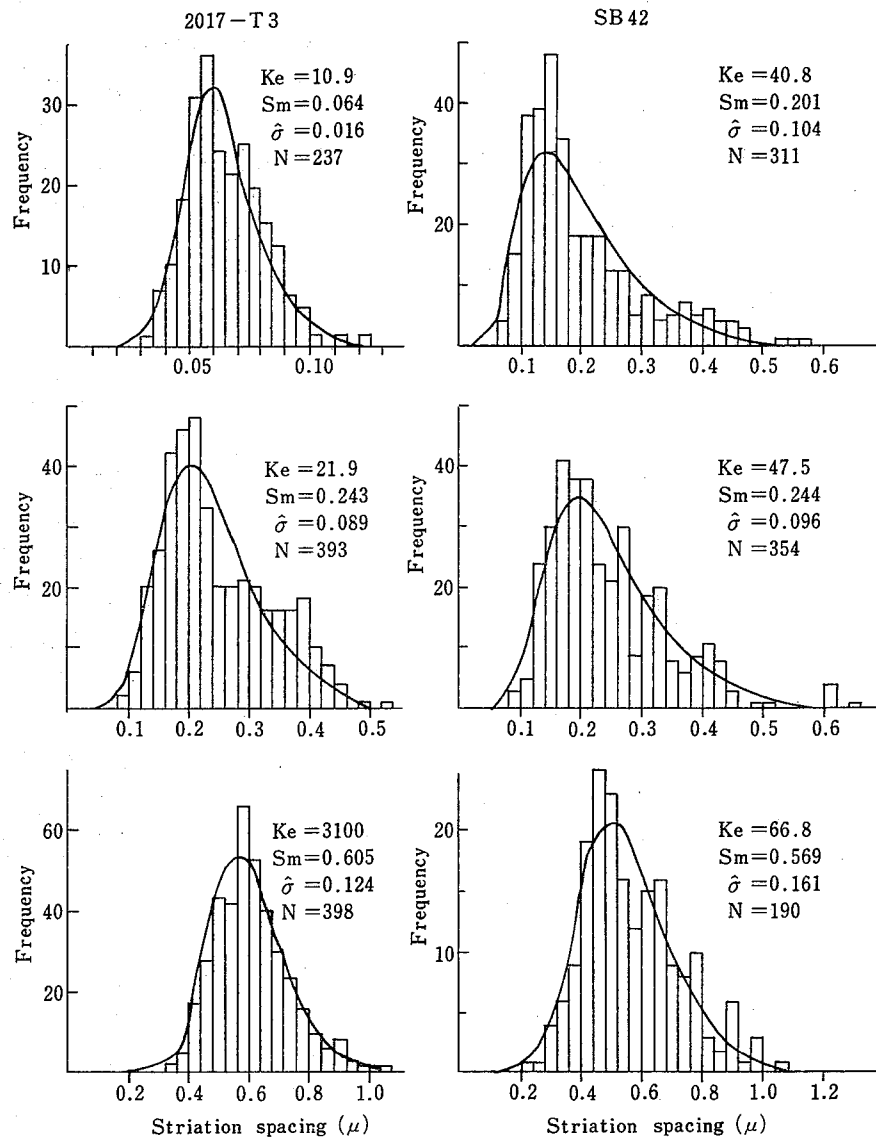


Fig.20 Histograms of striation spacing for an Al alloy and for a mild steel.
アルミ合金および軟鋼のストライエーション間隔のヒストグラム

りも軟鋼の方がすべり系が多いために、軟鋼のストライエーション間隔が不規則になる事実起因している。なお、統計結果の詳細は割愛した。

以上は、10個以上のパッチから得られた間隔を一括処理した結果である。次に、パッチ内での間隔のばらつきと、一括処理したときの全体のばらつきとを比較する。Fig. 19 は結果の一例を示したもので、アルミ合金では全体よりも個々のパッチ内での変動係数の方が小さい。軟鋼でもアルミ合金とほぼ同様の傾向は見られるが、一部には全体よりも大きな変動係数も認め

られ、パッチ内でもばらつきがあることがわかる。以上の比較から、ストライエーション間隔は一般に個々のパッチ内のばらつきよりも、むしろ、パッチ相互間のばらつきが大きいことを示している。これは、ストライエーションが、かなり局所的な領域の伝ば速度を現わすことを示している。このため、実際の構造部材の疲れ破面解析から、き裂伝ば速度や応力条件を求める際には、推定精度を上げるために、なるべく多くのパッチからストライエーションを抽出することが必要である。

一定の有効応力拡大係数値に対するストライエーション間隔を求めると、正規分布する場合も一部に見られるが、多くは最頻値が中央値よりも左にずれており、特に $dl/dn < 0.02 \mu/C$ でこの傾向が顕著に見られる (Fig. 20), そこで、間隔の頻度分布を対数正規分布と仮定して χ^2 検定を行なった結果、90% 信頼限界での有意差は認められないので、本実験範囲 ($dl/dn < 0.42 \mu/C$) におけるストライエーションの頻度分布は、対数正規形によって近似される。なお、Fig. 20 中の曲線は、(9)式で示す対数正規確率密度関数を表示したものである。

$$f(s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} s \beta} e^{-\frac{1}{2\beta^2} (\log s - \alpha)^2} \quad (9)$$

ここで、 s はストライエーション間隔、 α は $\log s$ の平均値、 β は $\log s$ の標準偏差である。

3.7 巨視的き裂伝ば速度とストライエーション間隔の関係

巨視的き裂伝ば速度とストライエーション間隔から求められる微視的速度との対応を検討するために、巨視的速度に対して約 130 点以上のストライエーションの間隔の平均値 S_m と理論最頻値 S_{ft} をプロットした結果を Fig. 21 に示す。図中、 S_m および S_{ft} を囲む上下の曲線は、間隔の最大値と最小値がほぼ包含さ

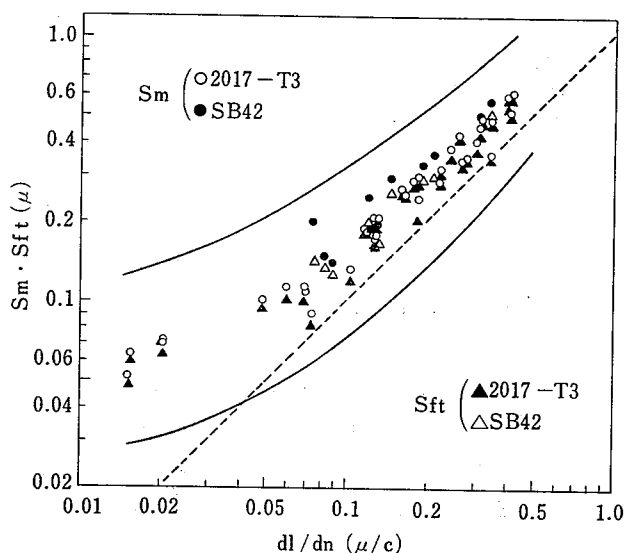


Fig. 21 Relationship between striation spacing and crack growth rate for an Al alloy (2017-T3) and for a mild steel (SB42).

アルミ合金と軟鋼のストライエーション間隔とき裂伝ば速度との関係

れるように引いたもので、ストライエーション間隔の概略分布域を示す。なお、理論最頻値 S_{ft} は、間隔の頻度分布がすべて対数正規分布をすると仮定し、(9)式を極大にする条件から求めた。

Fig. 21 の結果から巨視的速度とストライエーション間隔の対応を見ると、それらが 1 対 1 に対応する線 (点線で示す) よりも S_m , S_{ft} は上側に位置しており、巨視的速度よりもストライエーション間隔の方が大きいことがわかる。しかし、この結果は間隔の分布域からもわかるように、巨視的速度と 1 対 1 に対応するストライエーションが存在しないということではない。なお、 S_m と S_{ft} とでは S_{ft} の方が巨視的速度に近く、また、アルミ合金と軟鋼では、アルミ合金の方が巨視的速度に近い。以上の比較から明らかなように、巨視的速度と S_m , S_{ft} とは厳密に 1 対 1 に対応しているわけではないが、 dl/dn が $0.05 \mu/C$ から $0.42 \mu/C$ の範囲では、 S_m , S_{ft} は巨視的速度に近いとみなしてもさしつかえないようである。 $dl/dn < 0.05 \mu/C$ では、巨視的速度とかなり異なっているが、この原因として、低き裂伝ば速度域では、結晶方位などの微視的組織の影響により、幾つかの応力サイクルに対応してストライエーションが形成される可能性や、ストライエーションとほぼ同間隔のすべり線が混在するなどの理由が考えられる。

3.8 ストライエーション間隔と破壊力学パラメータについて

Fig. 22 は、ストライエーション間隔の平均値 S_m および理論最頻値 S_{ft} を、(6)式で示す有効応力拡大係数 Ke に対して両対数紙上にプロットした結果であり、巨視的速度と同様、いずれも Ke とほぼ直線関係にある。よって、3.1 において (7) 式を求めたときと同様な考え方に基づいて、 S_m , S_{ft} と Ke との関係を求めると、次の (10) 式及び (11) 式が得られる。

$$\left. \begin{array}{ll} \text{アルミ合金} & S_m = 7.06 \times 10^{-4} (Ke)^{1.96} \\ \text{軟鋼} & S_m = 5.51 \times 10^{-5} (Ke)^{2.14} \end{array} \right\} \quad (10)$$

$$\left. \begin{array}{ll} \text{アルミ合金} & S_{ft} = 6.44 \times 10^{-4} (Ke)^{1.97} \\ \text{軟鋼} & S_{ft} = 3.05 \times 10^{-5} (Ke)^{2.24} \end{array} \right\} \quad (11)$$

Fig. 22 から明らかなように、同一材に対する S_m , S_{ft} の直線の傾斜を示す指数の値は、ほぼ等しい。一方、アルミ合金と軟鋼の同指数値を比較すると、 S_{ft} よりも S_m の場合の方がその差はやや小さいけれども、両材の S_m , S_{ft} は、横軸に約 3 倍ずれてほぼ平行

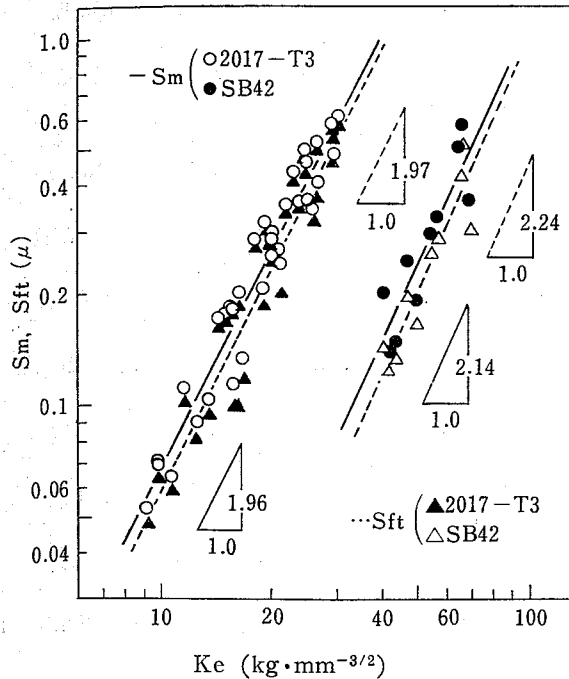


Fig. 22 Mean of striation spacing (S_m) and theoretical mode of striation spacing (S_{ft}) as a function of the effective stress intensity factor (K_e).

ストライエーション間隔の平均値 (S_m) および理論最頻値 (S_{ft}) と有効応力拡大係数 (K_e).

になっている。そこで、 K_e をアルミ合金および軟鋼の縦弾性係数 E (7750 kg/mm^2 , 20000 kg/mm^2) で除した有効ひずみ拡大係数 K_e/E を用い、 S_m との関係求めた結果、Fig. 23 に示すように、アルミ合金および軟鋼の S_m は、両対数紙上で $m_s=1.97$ の直線を中心とした比較的狭い散布帯中に、同時に表示される。また、 S_{ft} についても同様の整理が可能である。このように K_e を E で割るということは、Fig. 22 における直線を平行移動することを意味するもので、この結果は Bates ら¹⁶⁾ の報告とも一致している。なお、本実験に用いた材料の降伏点や引張強さはいずれもほぼ等しいが、これらの値が異なる材料では、ひずみ拡大係数による整理に対して異論^{17), 18)} も示されている。このため、強度レベルや金属組織の異なる数種の材料を用いて現在検討中であるが、微視的き裂の伝ばがストライエーション機構によって支配される場合には、上記のようにひずみ拡大係数による整理が可能と思われる。

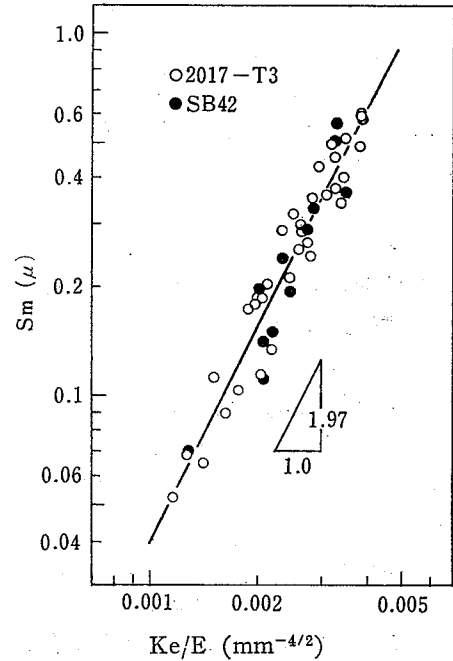


Fig. 23 Mean of striation spacing (S_m) as a function of the effective strain intensity factor (K_e/E).

ストライエーション間隔の平均値 (S_m) と有効ひずみ拡大係数 (K_e/E).

4. 結 論

疲れ破壊事故解析にフラクトグラフィを適用し、破壊原因の定量的評価を行なうための一環として、高力アルミ合金および軟鋼の疲れき裂伝ば速度と破壊力学パラメータの関係、一对の破面形態の解明、ストライエーション間隔の統計処理、巨視的速度とストライエーション間隔の対応などについて検討を行なった。その結果を要約すれば、次のとおりである。

(1) 疲れき裂の巨視的伝ば速度およびストライエーション間隔から求められる微視的き裂伝ば速度は、(6) 式で示す有効応力拡大係数 K_e を用いて、(7) 式、(10) 式および (11) 式のように表現できる。

(2) 一定有効応力拡大レベル域から 130 点以上のストライエーション間隔を抽出して統計処理を行なった結果、変動係数はアルミ合金が 0.23 程度、軟鋼が約 0.35 であって、軟鋼の方が平均値に対するばらつきが大きい。

(3) ストライエーション間隔は、個々のパッチ内よりもパッチ相互間のばらつきの方が大きい。したがって、実際の破壊事故解析に際して、作用荷重やき裂

伝ば速度を推定する場合には、推定精度を上げるために、なるべく多くのパッチからストライエーション間隔を測定する必要がある。

(4) 巨視的速度が $0.42 \mu/C$ 以下のストライエーション間隔の頻度分布は、対数正規分布に近似してよい。

(5) アルミ合金および軟鋼のストライエーション間隔は、有効ひずみ拡大係数と弾性係数との比 Ke/E を用いて整理すると、両対数紙上で比較的狭い直線領域帯中に表示される。

(6) き裂面が荷重軸に垂直なときには一對の破面に等しい形態が作られるが、傾斜するときには、一方の破面だけに2次の形態が作られる場合が多く、一對の破面形態が異なる。

(7) き裂は介在物を割って伝ばする場合とう回する場合とが認められるが、どの伝ば経路をたどるかは介在物の組成や大きさ、および応力拡大係数の値に依存するようである。

(8) 軟鋼の低き裂伝ば速度域に見られる粒界割れは、有効応力拡大係数 Ke のほぼ一定値まで発生する。

文 献

- 1) 中沢・小林, 機械学会誌, 75-642(昭和 47-7), 1188.
- 2) Paris, P. C. and Erdogan, F., Trans. ASME, Ser. D, 85-4 (1963), 528.

- 3) Forman, R. G., ほか 2 名, Trans. ASME, Ser. D, 89 (1967), 459.
- 4) 石田・ほか 2 名, 機械学会論文集, 40-332 (昭和 49-4), 897.
- 5) Elber, W., ASTM STP, 486 (1971), 230.
- 6) 西谷・高尾, 機械学会講演論文集, No. 750-1 (昭和 50-4), 13.
- 7) Forsyth, P. J. E. and Ryder, P. A., Aircr. Engng., 32-374 (1960), 96.
- 8) Feddersen, C. E., ASTM STP, 410 (1967), 77.
- 9) Hudson, C. M. and Scardina, J. T., Engng. Frac. Mech., 1 (1969), 429.
- 10) Laird, C. and Smith, G. C., Phil. Mag., 7 (1962), 847.
- 11) Beachem, C. D., Trans. ASM, 60 (1967), 324.
- 12) Broek, D., Engng. Frac. Mech., 1 (1970), 691.
- 13) Birkbeck, G., ほか 2 名, J. Mater. Sci., 6-4 (1971), 319.
- 14) 中沢・ほか 4 名, 機械学会論文集, 40-338 (昭和 49-10), 2712.
- 15) Rice, J. R., ASTM STP, 415 (1967), 247.
- 16) Bates, R. C. and Clark, W. G. Jr., Trans. ASM, 62 (1969), 380.
- 17) Koderazawa, R., ほか 3 名, Trans. ASME, ser. H, 95 (1973-10), 202.
- 18) 横堀・ほか 4 名, 第 15 回材料強度と国内シンポジウム論文集, (昭和 45), 39.

(昭和51年 9 月16日受理)

産業安全研究所研究報告

RIIS-RR-25-2

昭和 51 年 12 月 15 日 発行

発行所 労働省産業安全研究所

〒108 東京都港区芝5丁目35番1号

電話 (03) 453-8441 番(代)

印刷所 新日本印刷株式会社

UDC 539.43 : 620.187

電子顕微鏡による事故破面の定量化

——アルミ合金および軟鋼の疲れき裂伝ばの第Ⅱ段階における破面様相と破壊力学パラメータとの関係——

橋内良雄, 田中正清

産業安全研究所報告

RIIS-RR-25-2, 1~18 (1976)

フラクトグラフィ的手法を用いて定量的破壊事故解析を行なうために, アルミ合金および軟鋼について, 種々の応力比のもとにおけるき裂伝ば速度とストライエーション間隔とを調べた。その結果, 種々の応力比のもとでのき裂伝ば速度は, き裂開口現象に基づくElberの有効応力拡大係数と良い相関が見られた。これらのき裂伝ば速度とストライエーション間隔とは, 伝ば速度が $0.05 \sim 0.4 \mu/c$ の範囲で両者が一致している。また, 一定応力拡大レベル域において, 1個のパッチ中と全体のパッチ中から得られたストライエーション間隔のばらつきを比較すると, 全体から得られた場合の方が大きい。このため破壊事故解析にあたっては, 多くのパッチからストライエーション間隔を測定することが必要である。

(表 3, 図 23, 文献 18)



UDC 539.43 : 620.187

An Electron Fractographic Approach to Quantitative Failure Analysis

——Correlations Between Fracture Surface Appearance and Fracture Mechanics Parameters for Stage II Fatigue Crack Propagation in an Aluminum Alloy and a Mild Steel)

Y. KITSUNAI, M. TANAKA

Research Report of the Research Institute of Industrial Safety.

RIIS-RR-25-2, 1~18 (1976)

In order to analyze the fatigue failure causes using electron fractographic methods, fatigue crack growth rate under various stress ratios and striation spacing were examined for an aluminum alloy and a mild steel. It was found that fatigue crack growth rate for various stress ratios are correlated with the effective stress intensity factor (k_e) of Elber's equation on the crack closure phenomenon. Fatigue crack growth rate and striation spacing agree with each other for range from $0.05 \mu/c$ to $0.4 \mu/c$. The scatter of striation spacing in one patch is small as compared with total patches for a given the effective stress intensity level. Then the determination unknown component cyclic loading during failure analysis, it is necessary to measure striation spacing obtained from many patches.

(3 tables, 23 Figures, 18 References)

