

JUNE 1980

RIIS-RR-28-3

UDC 539.43.620.178.620.187

# 産業安全研究所研究報告

RESEARCH REPORT OF  
THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

RR-28-3

鑄物材の疲労き裂伝播挙動の破壊力学のおよび  
フラクトグラフィ的特性に関する研究

田 中 正 清

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

鋳物材の疲労き裂伝播挙動の破壊力学のおよび  
フラクトグラフィ的特性に関する研究\*

田中正清\*\*

A Fracture Mechanics and Fractographic Study on the  
Fatigue Crack Propagation Behaviours in Some Castings

Masazumi TANAKA

Fatigue crack growth behaviours were examined using the methods of fractography and fracture mechanics, for five kinds of castings (an Al-alloy casting, two spheroidal graphite (S.G.) cast irons and two grey cast irons). This work was carried out as a part of a series of experimental works in this Reserch Institute to clarify the fatigue failure phenomena of metallic materials and also to get the information for analysis and prevention of failure accidents. The characteristic feature of these castings in this aspect was discussed in comparison with that of rolled materials (an Al-alloy 2017-T3 and a mild steel SB42) studied in the previous work.

Plate specimens of 4mm thick, 100mm width and 200mm length with a central slot were fatigued at the frequency range of 135~150Hz, with stress ratios R (the ratio of minimum to maximum stress in one load cycle) ranging from -1.0 to 0.7. The macroscopic crack growth rates were determined as the slope of the surface crack length (l) to number of cycle (n) curves. Fracture surfaces were mainly observed directly, using a scanning electron microscope, and in some cases, using a transmission electron microscope with 2 stage chromium shadowed carbon replica. And a X-ray microanalyzer was used to measure the microscopic distribution of Si in a S.G. cast iron. The definition of striation and the measuring method of their spacings were based on those in the previous work.

The main results of this work are summarized as follows ;

(1) Macroscopic fatigue crack propagation rates for five kinds of castings are well described as a function of the effective stress intensity factor based on the Elber's crack closure concept taking account of stress ratio R.

(2) The Al-alloy casting and S.G. cast irons have fairly high fatigue crack growth resistance similar to those of the rolled materials (an Al-alloy and steels respectively), but that resistance is lower for two grey cast irons.

(3) Fatigue fracture and static fracture are easily distinguished macroscopically for Al-alloy casting and S.G. cast irons, but that is not the case for grey cast irons.

(4) Besides fatigue striations, various microscopic features of fatigue fracture surface are observed in Al-alloy casting and S.G. castings, but few of them in grey cast irons.

(5) The correlation between striation spacing and macroscopic crack propagation rate is good for

---

\* 1979年6月 材料強度学会にて一部発表

\*\* 機械研究部 Mechanical Engineering Reseach Division

S.G. cast iron, but not so good for Al-alloy casting.

(6) The area percentage of intergranular fracture surface and spheroidal graphite area in S.G. cast irons, and that of transgranular fracture surface of pearlite colony in the sandmold grey cast iron, are respectively correlated to stress intensity factor, and may be used for the quantitative analysis of fatigue fracture surfaces of these castings.

## 1. 緒 言

機械・構造物は何らかの形で繰返し荷重を受ける場合が多く、破壊災害の中で疲労破壊の占める割合は非常に大きい。従って、これまで疲労現象に関して歴大な研究がなされておりそれなりの成果が得られている。しかし、疲労現象は多くの因子の単独のあるいは複合した影響を受けるためそれらの研究成果は或る限定された条件に対するものと見做さざるを得ない。より一層広い範囲の条件下の疲労挙動を系統的に把握し、材料を安全に使用する為に今後成さるべき研究はまだ多いと言えよう。

このような状況に関して、最近の研究手法の1つの大きな進歩は、疲労を  $S-N$  曲線のように全体的ないしは単純な過程として捕えるのではなく、それを、損傷の蓄積とその局所化、き裂の発生、き裂の成長および最終破壊のように各々特徴を有する過程に分割したことであり<sup>1)</sup>。これによって上述の種々の因子が疲労挙動に与える効果をさらに適確に把握できるようになった。

ところで、実際の機械部品や構造要素はその中に繰返し荷重下で疲労き裂を発生し易い種々の欠陥や弱点(例えば溶接欠陥、鑄巣、鋭い切欠きなど)を含み、寿命の殆んどが上述の疲労き裂成長過程に費やされる場合が多い。従って近年疲労の中でもとくにこの方面についての研究が盛んである。この疲労過程における中心課題は荷重繰返し毎のき裂の進展量すなわち疲労き裂伝播速度  $dl/dn$  を知ることであり。それは安全対策上では保守・管理における適切な検査期間の決定などと直接関係している。

Paris ら<sup>2)</sup>はこの  $dl/dn$  を支配する因子としてき裂先端の力学状態を表わす破壊力学の主因子の応力拡大係数  $K$  に着目し、それが繰返し荷重に対応して変化する幅  $\Delta K$  と  $dl/dn$  との関係を表わした。

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

ここで  $C$  および  $m$  は材料定数である。この式は多くの金属材料に対し、き裂伝播の下限界応力拡大係数  $\Delta K_{th}$  の近傍および応力拡大係数の最大値が破壊靱性  $K_c$  に近づく領域を除く広い範囲で比較的よく成立する。ただし詳細には平均応力の影響が存在し、この平均応力や、さらに疲労き裂伝播の上限界効果を含めた種々の表式が提案されている<sup>3)</sup>。また Elber は荷重繰返し中

のき裂先端の開閉挙動に着目し、き裂が開口している荷重範囲をき裂成長に寄与する有効な荷重変動幅と考え有効応力拡大係数によるき裂伝播速度の表示を提案している。

一方、近年急速に発展した電子顕微鏡によるフラクトグラフィはすでに事故解析や破壊現象の究明の有効な手法として大いに利用されている状況である。ことに疲労破面上に形成されたストライエーションの間隔は巨視的き裂伝播速度および応力拡大係数を仲介として負荷条件の指標となることが知られ<sup>4)</sup>、定量的な破面解析の主対象となっている。またストライエーションが形成されない場合でも、特定の微視破面形態の占める破面面積率の変化が同様にあるいは補足的に負荷条件の推定に使用可能と思われる。

著者らは先に、アルミ合金および軟鋼について疲労破面の詳細な解析を行なって、荷重サイクルに対応したストライエーションの採用基準を定め、その基準に従って測定したストライエーション間隔の統計的検討から、この種の定量的破面解析の有効性を確認した<sup>5,7)</sup>。ところで、疲労き裂伝播特性に関する従来の破壊力学およびフラクトグラフィ的研究の多くは圧延ないし鍛造材(以後圧延材と呼ぶ)についてのものであり、鋳物材に関しての同様の報告は非常に少ない<sup>6)</sup>。しかし、鋳物材も疲労条件下で使用されることが多い訳であるから、同じ手法を取り入れた信頼性の高い強度評価が必要であり、さらに圧延材に比べ材質的に非常に不均一で内部欠陥の多い材料としての鋳物材の疲労き裂伝播特性についての知見を得ることも重要と思われる。

従って本報では、アルミ合金鋳物、球状黒鉛鋳鉄、およびねずみ鋳鉄について高サイクル領域での疲労き裂伝播試験を実施し、これら鋳物材における巨視的疲労き裂伝播速度と応力拡大係数の関係、およびこれらとフラクトグラフィ的特性との関係について、上記の圧延材についての場合<sup>7)</sup>と同じ手法による定性的、定量的検討を行なった。その結果について報告する。

## 2. 材料および実験方法

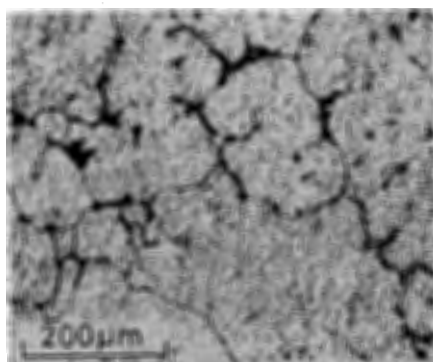
供試材は、Mg系アルミ合金鋳物地金 5K7B-Z を厚さ 12mm に砂型鑄造し焼入れ(425°C×20hr 空冷)した AC7B-T4、同寸法の砂型で鑄造した球状黒鉛鋳鉄 FCD45A、約 100mm の厚さに砂型鑄造した球

**Table 1** Chemical compositions of test materials (Wt %)  
供試材の化学成分

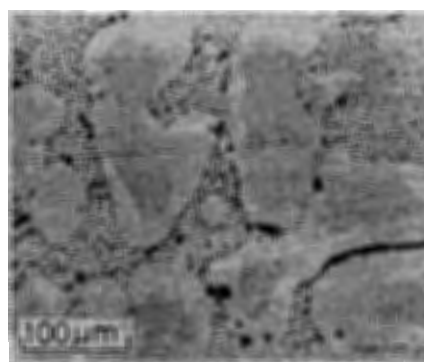
Material	Mg	Fe	Be	C	Si	Mn	P	S
AC 7 B-T 4	10.5	0.09	0.004	—	0.08	—	—	—
FCD 45 A	—	—	—	3.44	2.82	0.59	0.023	0.026
FCD 45 B	—	—	—	3.52	2.43	0.24	0.070	0.014
FC 20 M	—	—	—	3.05	2.15	0.63	0.092	0.041
FC 20	—	—	—	3.60	1.80	0.38	0.030	0.028

**Table 2** Mechanical properties of test materials  
供試材の機械的性質

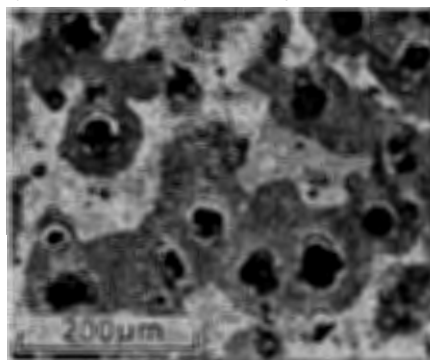
Material	Yield Strength kg/mm <sup>2</sup>	Tensile Strength kg/mm <sup>2</sup>	Elongation %	Hardness (Brinell)
AC 7 B-T 4	18.4	19.5	2.8	75
FCD 45 A	—	52.8	16.4	201
FCD 45 B	—	47.8	13.0	201
FC 20 M	—	21.5	—	163
FC 20	—	20.5	—	175



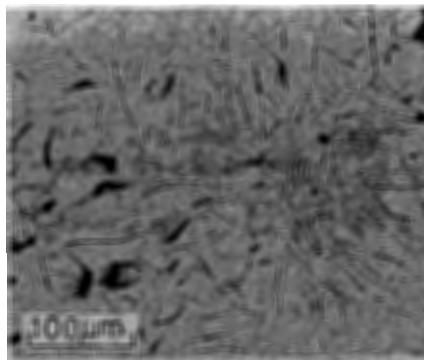
(a) AC 7 B-T 4



(c) FC 20 M



(b) FCD 45 A



(d) FC 20

**Fig. 1** Microstructures of test materials  
試材の顕微鏡組織

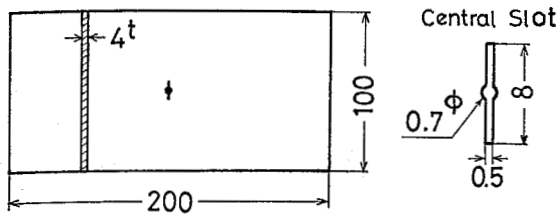


Fig. 2 Dimension of test specimens  
試験片の形状・寸法

状黒鉄 FCD 45 B, 断面が 150mm 四方の棒に連続  
 鋳造したねずみ鋳鉄 FC 20M (市販品), および 12  
 mm 厚さに砂型鋳造したねずみ鋳鉄 FC 20 の 5 種で  
 ある。各々の化学組成および機械的性質を Table 1 お  
 よび 2 に示す。Fig. 1 はこれら供試材の顕微鏡写真で  
 ある。なお FCD 45 の 2 種はほぼ同じであるので B 材  
 についての写真は省略した。AC 7B-T 4 は JIS 粒度  
 番号 0.7, FCD 45 A および B はそれぞれ粒径が約 40  
 $\mu\text{m}$  および 50  $\mu\text{m}$  の球状黒鉛をフェライトおよびパー  
 ライト地が取り囲んだ組織, FC 20 M はフェライトあ  
 るいはパーライト地と, それらに細かい片状黒鉛が均  
 一に分散した領域とかなり後者が前者を包むような  
 分布をしている。FC 20 は大きな片状黒鉛が菊花状に  
 分散した顕微鏡組織である。これら供試材から Fig. 2  
 に示す中央切欠き付き平板疲労試験片を作成し, 電磁  
 共振型疲労試験機 Vibrophor を用いて, 応力比  $R (=$   
 $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}) = -1.0 \sim 0.7$  の範囲の引張圧縮疲労試験  
 を実施した。荷重繰返し速度は 135~150 Hz であっ  
 た。研削仕上げた試験片の片方の表面はさらにエメ  
 リー紙およびバフで研磨し, 中央スリット前方に 0.5  
 mm 間隔のけがき線を入れた。なおき裂発生部とし  
 ての役目を確実にするためスリット寸法は前報<sup>7)</sup> の圧延  
 材の場合 (5 mm) よりかなり大きいものにした。疲  
 勞き裂進展状況は, ストロボスコープを試験片の振動  
 数にほぼ同期させて照明し, 50 倍の読取顕微鏡を用  
 いて観察した。巨視的き裂伝播速度は, き裂がけがき  
 線を通過する繰返し数を記録し, き裂長さ—繰返し数  
 関係の曲線の傾斜から求めた。破面解析は走査型電子  
 顕微鏡による直接観察, および二段レプリカの透過電子  
 顕微鏡観察により実施した。また研磨面および破面  
 における化学成分の微視的な分布の検討には X 線マイ  
 クロアナライザーを用いた。なお応力拡大係数  $K$  は有限  
 幅の影響を考慮した次式<sup>9)</sup> によって求めた。

$$K = \sigma \sqrt{\pi l \sec(\pi l / W)} \quad (2)$$

ここで  $\sigma$  は応力,  $l$  は人工切欠きを含むき裂半長,  $W$   
 は試験片の幅である。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 巨視的疲労き裂伝播挙動

試験片表面でのき裂は, 先に実験した圧延材と比べ  
 るとかなりじぐざぐに屈曲し, 比較的大きな先なき裂  
 と連結しながら進展するため, 局所的な伝播速度の変  
 動が大である。その傾向の最も著しいのは AC 7B-T 4  
 (Fig. 3 に表面き裂の例を示す) と FC 20 で, FC 20  
 M は中程度, FCD 45 A, B は共にかなり圧延材のそ  
 れに近い滑らかな伝播挙動を示す。Fig. 4 はこの状  
 況を含め, き裂長さ—繰返し数関係の例を示したも  
 のである。ただし, 巨視的にはいずれの材料の場合とも  
 これらの関係は滑らかな曲線で代表できる。Fig. 5 は  
 その曲線の傾斜から求めた巨視的疲労き裂伝播速度  
 $dl/dn (\mu\text{m}/\text{c})$  と応力拡大係数の変化幅  $\Delta K (\text{kg} \cdot \text{mm}^{-3/2})$   
 との関係をそれぞれの材料の種々の応力比  $R$  の条件に  
 対して両対数図表にプロットしたものである。同記号  
 の実験点の並び方は, 圧延材の場合に比べてかなり屈  
 曲やばらつきの大いものも観察されるが, き裂伝播  
 速度の上下端の一部を除きいずれも直線で代表でき  
 る。すなわちそれぞれの試験片のき裂伝播速度は (1)  
 式によって表示できる。しかし同一材において,  $m$  の  
 値は殆んど等しいが  $C$  の値は応力比によってかなり異  
 なっており, 全データを 1 本の直線で代表させること  
 ができない。また  $dl/dn$  を応力拡大係数最大値  $K_{\max}$   
 に対して両対数図表にプロットしてみたが  $C$  に相当す  
 る係数の差がむしろ増大し, やはり 1 本の直線での代  
 表は困難である。そこで圧延材について用いたと同様  
 に Elber の概念<sup>4)</sup> を基本にして応力比  $R$  の効果を考  
 慮した次式<sup>7)</sup> の有効応力拡大係数  $K_e$  を採用する。

$$\left. \begin{aligned} R \geq 0 \text{ に対し } K_e &= \Delta K (0.5 + 0.4R) \\ R < 0 \text{ に対し } K_e &= K_{\max} / 2 \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

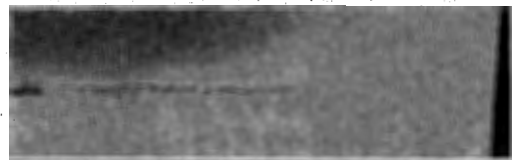


Fig. 3 An example of surface crack (AC 7B-T 4)  
 表面き裂の例 (AC 7B-T 4)

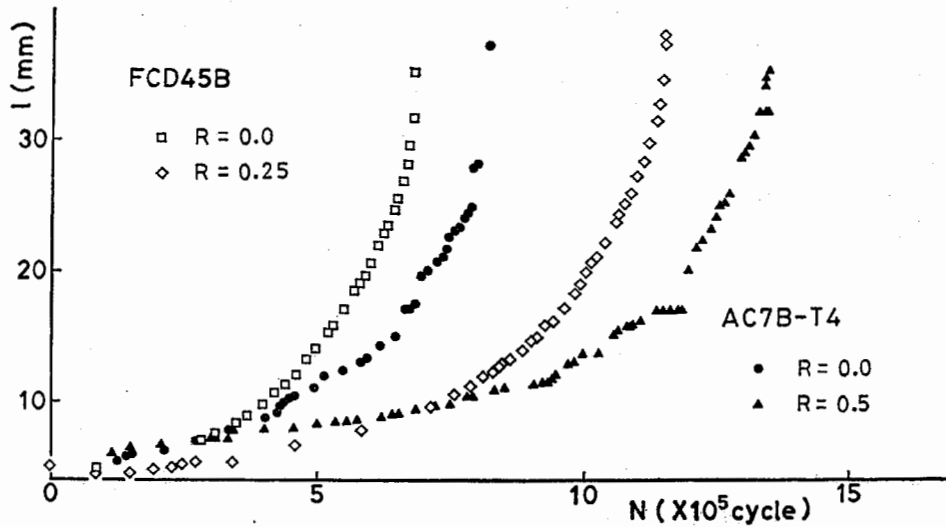


Fig. 4 Examples of crack growth curves.  
疲労き裂成長曲線の例

$R \geq 0$  に対する (3) 式中の定数 0.5 および 0.4 は材料によって若干異なることが分かっている<sup>10)</sup>が、ここでは便宜上 Elber の提案した値をそのまま引用した。Fig. 6 は  $K_e$  に対して  $dl/dn$  をプロットし直したものである。FC 20 の  $R = -1.0$  のように他の応力比のデータから離れたものはあるが、全般的には  $\Delta K$  に対してのプロットの場合に比べてそれぞれの材料のデータがより狭い散布帯に集まっている。従って、比較的直線性の良いき裂伝播速度の中間領域について最小自乗法でその傾斜  $m$  と切片  $C$  とを求めると、各々の材料の巨視的き裂伝播速度  $dl/dn (\mu m/c)$  は有効応力拡大係数  $K_e (kg \cdot mm^{-3/2})$  の関数として次式で表示される。

$$\left. \begin{aligned}
 \text{AC7B-T4}; & \quad dl/dn = 4.70 \times 10^{-5} (K_e)^{2.8} \\
 \text{FCD45A}; & \quad dl/dn = 8.93 \times 10^{-8} (K_e)^{3.8} \\
 \text{FCD45B}; & \quad dl/dn = 6.55 \times 10^{-7} (K_e)^{3.1} \\
 \text{FC20M}; & \quad dl/dn = 2.47 \times 10^{-8} (K_e)^{5.1} \\
 \text{FC20}; & \quad dl/dn = 1.42 \times 10^{-8} (K_e)^{5.4}
 \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Fig. 6 には圧延材に対し同じ実験法で求めた散布帯<sup>7)</sup>の中心線を破線で示した。アルミ鋳物のき裂伝播抵抗は  $dl/dn$  の小さい領域を除いてほとんど圧延材 (2017-T3) と一致している。2種の球状黒鉛鋳鉄のき裂伝播抵抗は軟鋼 (SB42) のそれよりわずかに小さい程度である。A, B 両材の差は小さいが A 材の方が若干傾斜  $m$  が大きく大応力拡大係数領域での弱さを示している。これらに比較して、ねずみ鋳鉄は全体に  $dl/dn$

がかなり大きくしかも  $m$  が大でありき裂材の疲労強度の低いことを予想させる。ところで多くの鋼材に対して (1) 式の  $C$  と  $m$  との間に

$$C = AB^m \quad (5)$$

の関係 (定数  $A \approx 1/20,000$  および  $B \approx 1/55$ ) が成立する<sup>11)</sup>ことが知られているが、本実験の4種の鋳鉄の  $R=0$  の場合について  $m$  と  $C$  を求めて (5) 式の表わす関係と比較すると Fig. 7 のようになる。この図からも、球状黒鉛鋳鉄のき裂伝播抵抗が鋼材のそれに比較的近いのに対し、ねずみ鋳鉄のき裂伝播抵抗はそれらよりかなり小さいことが分かる。

なお球状黒鉛鋳鉄について  $m=1.9$  程度の結果が報告されているが<sup>8)</sup>、本実験との違いは恐らくその場合の試験が回転曲げ疲労であって  $K$  値の評価が不適當であった為と考えられる。

### 3.2

#### 3.2.1 巨視的破面形態

肉眼観察によると、本供試材の破面はいずれも荷重軸に垂直な平坦面である。AC7B-T4 の疲労破面は光沢のある結晶粒規模の広がりをもつ微小平面とそれらの間に散在する灰白色領域とからなり、後者の様相が支配的な静破断面と区別される。Fig. 8 はその1例である。鋳鉄4種の破面はいずれも暗灰色である。FCD45材2種の疲労破面は静破断面より明るく、その中に鋭く輝やく微小平面が観察される。FC20M は供試材中最も暗い灰色で、FC20には全面に比較的

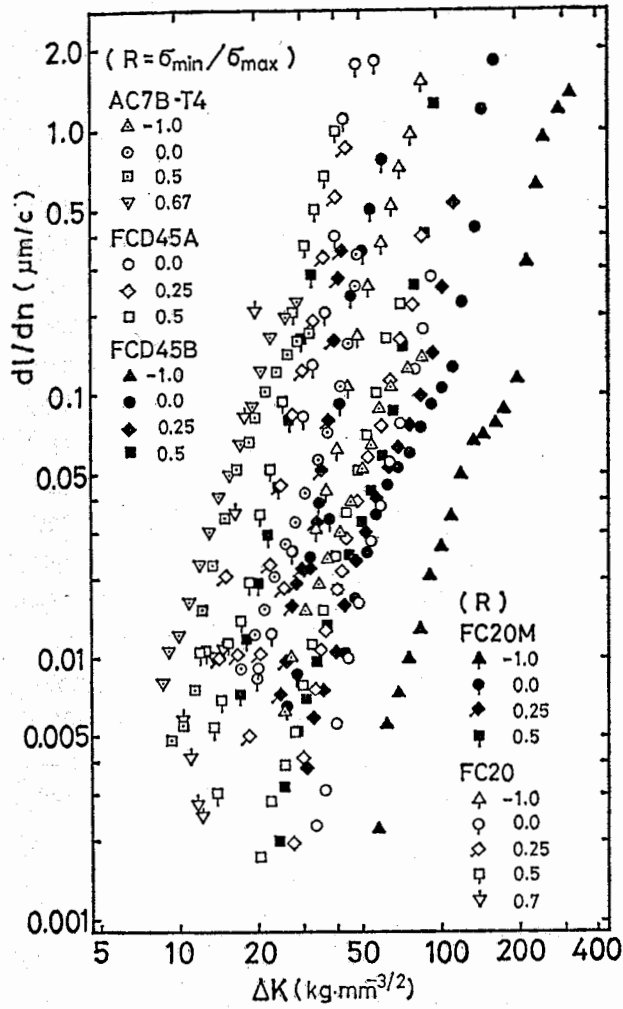


Fig. 5 The relations between the crack propagation rate and the stress intensity factor range for 5 kinds of castings.

5種の鋳物材におけるき裂伝播速度と応力拡大係数変動幅の関係

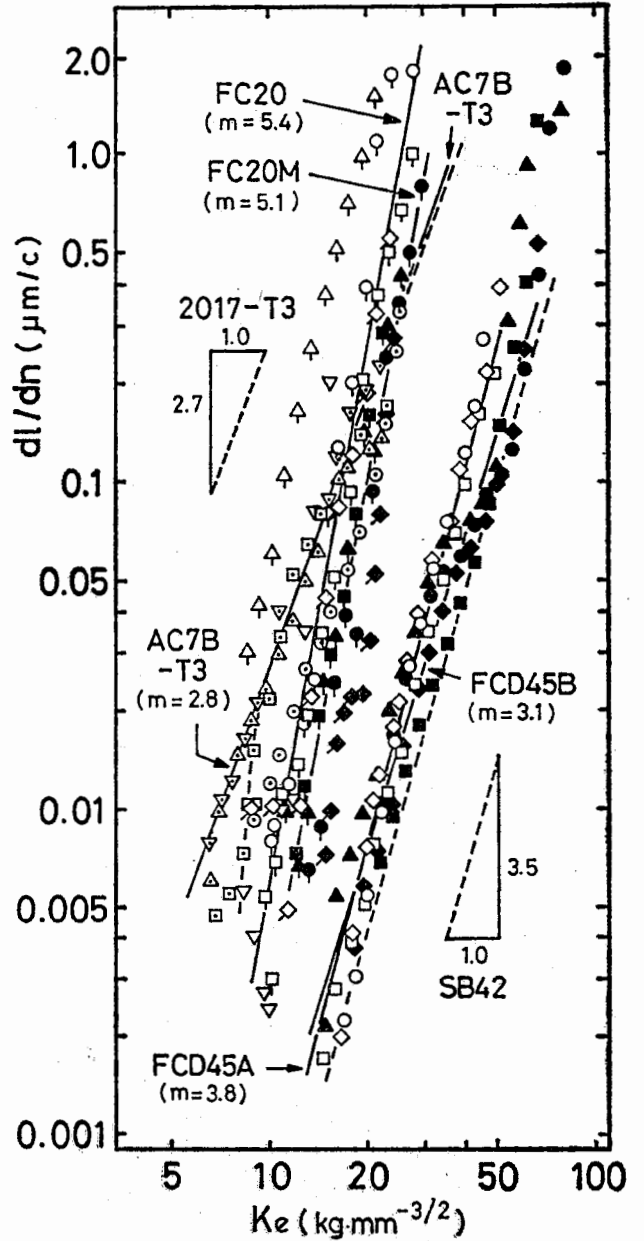


Fig. 6 The relations between the crack propagation rate and the effective stress intensity factor for 5 kinds of castings.

5種の鋳物材におけるき裂伝播速度と有効応力拡大係数の関係



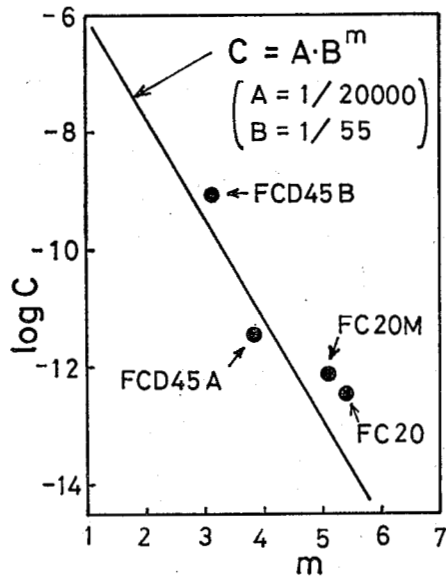


Fig. 7 The  $\log C-m$  relation in  $dl/dn = C \cdot \Delta K^m$  for four kinds of cast irons  
4種の鋳鉄に対する  $dl/dn = C \cdot \Delta K^m$  関係中の  $\log C$  と  $m$  の関係

沢のある小平面が分布している。しかしこれらねずみ鋳鉄では疲労破面と静破断面との間には肉眼観察による差はほとんどないようである。

3.2.2 微視的破面形態

アルミ合金鋳物 AC7B-T4 の微視的破面は全般に Fig. 9 のマッチング写真に示すように、結晶粒規模で平坦な粒内破面 (A)、滑らかな粒状形態群 (B) および粒界に沿って生じたと思われるディンプル (C) の領域から構成されている。B領域は相手破面とマッ

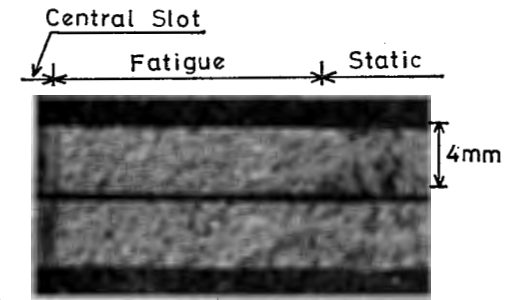
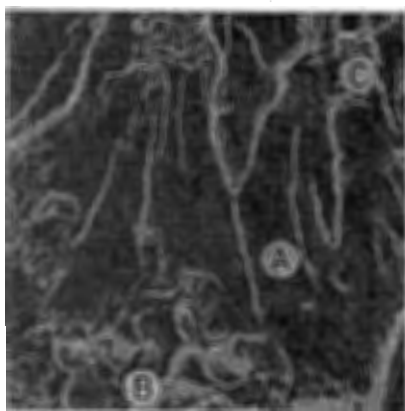


Fig. 8 An example of a pair of macroscopic fracture surfaces (AC7B-T4).  
1対の巨視的破面の例 (AC7B-T4)

チしないが、それはこの領域が粒界析出物や鋳巣などにより母相の不連続となった領域であるためと思われる。C領域は Fig. 10(a)に見られるような浅いディンプルで覆われており、き裂伝播の最終段階では急増するがそれまではAとB領域の占める面積率は余り変わらないようである。このC領域はAとBの両領域のき裂にとり残された小部分が一挙に、主として粒界に沿って静破断した破面と考えられる。A領域は肉眼的観察での小平面に相当する領域で、この中には非常に平滑なものとかかなり複雑な種々の形態が細かく全体的に平坦に並んだものがある。しかしいずれにしてもこの種の領域の両破面は互いに良くマッチしている。前者の平滑領域には  $\Delta K \approx 11.0 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$  以上で明瞭な疲労ストライエーションが観察された。Fig. 10(b)の写真は圧延材と全く同様の典型的延性ストライエーションであるが、写真(c)は比較的小さいファセッ

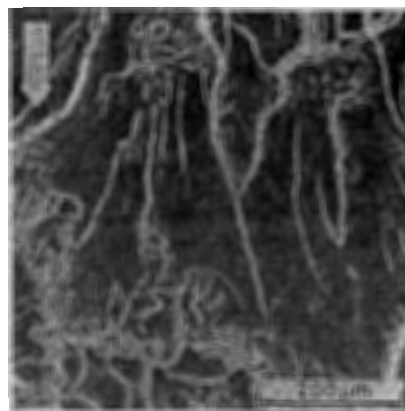


Fig. 9 Matching fractographs of the mating fracture surfaces (AC7B-T4,  $\sigma = 2-4 \text{ kg/mm}^2$ ,  $dl/dn = 0.14 \mu\text{m}/\text{c}$ )  
AC7B-T4 の破面のマッチング写真

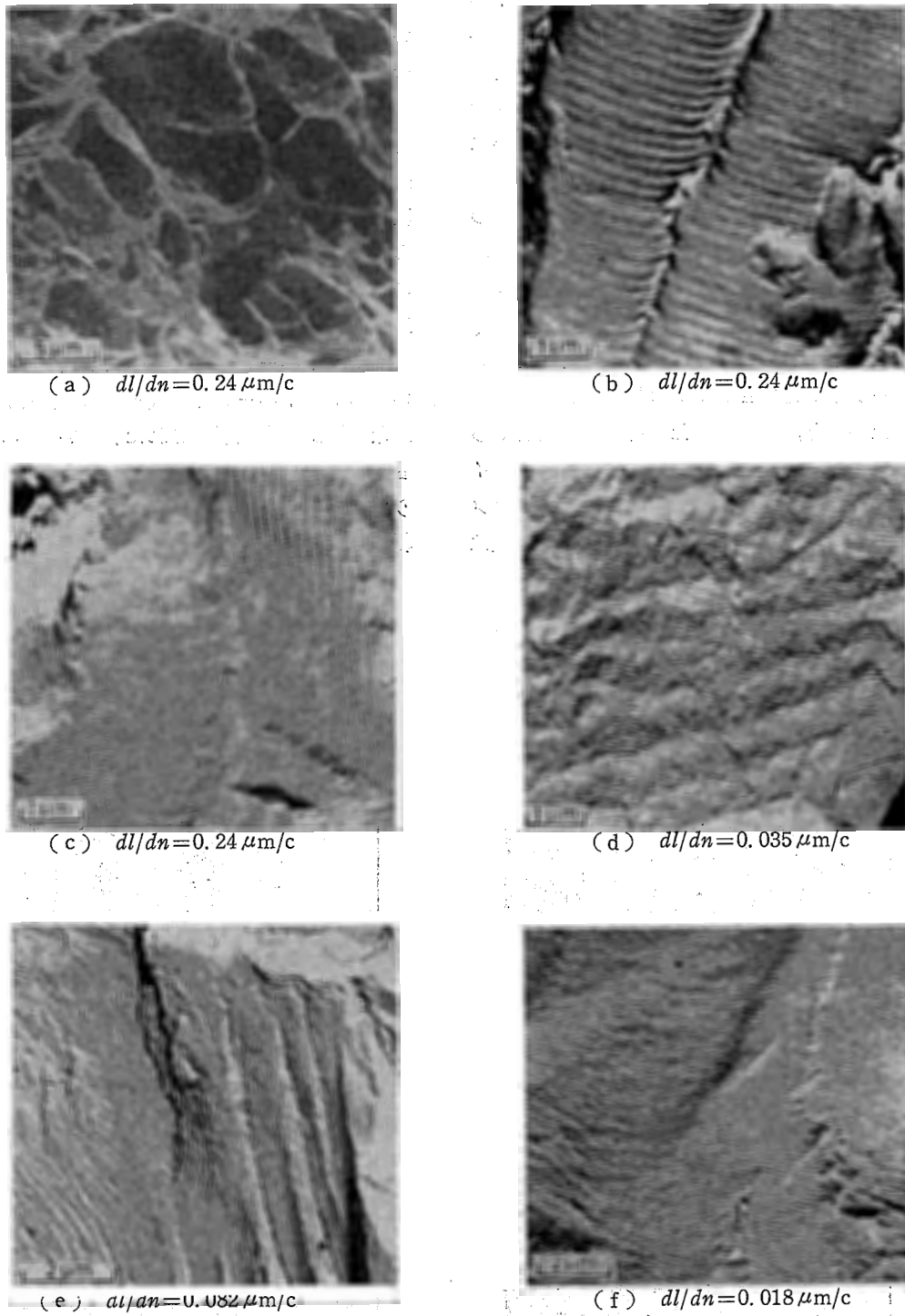
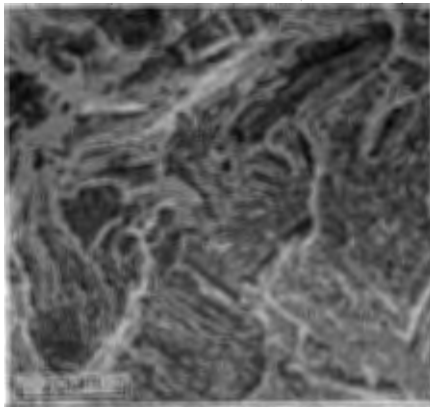


Fig. 10 Various microfractographs of AC7B-T4.  
AC7B-T4 の種々の微視的破面形態

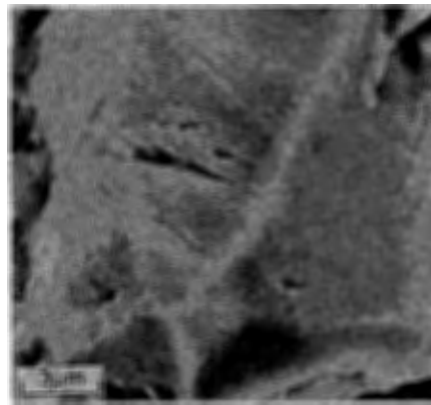
トに扇状に形成され、溝が浅く一層塑性変形の少ない機構で生じたストライエーションであろう。また(d)のように周期的な階段状形態の中に細かいストライエーションが形成されたものもみられた。この階段状形態は低倍率での電顕観察ではストライエーションと紛らわしいので注意が必要である。本実験ではステレオ写真とマッチング写真との検討からこの形態が互いに埋め合う形態で、延性ストライエーションの様な鏡面関係にはないことを確認している。上記より  $\Delta K$  の小さい領域では写真(e)のようなリバーパターン、(f)のようなすべり模様、その他種々の複雑な劈開の形態が観察された。

FCD 45 A および B の微視破面形態はほとんど同じであり、パーライトとフェライトの粒内および粒界破面が混在した形態と、黒鉛粒またはその抜け穴とから構成されている。Fig. 11(a) に示すようなパーライト粒内の破面は全ての領域で観察されるが、セメンタイトの形状・寸法および配列方向によってその形態は

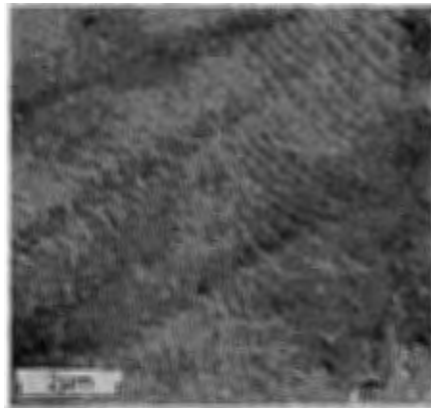
著しく変化する。低き裂伝播速度では、ことにフェライトにおいて(b)のように粒界破面が形成されており、その表面には鋼材(SB 42, S 35 C)<sup>12)</sup>と同様の細かい迂り模様や写真(c)のように激しく屈曲して間隔の不規則な縞模様が形成されている場合が多い。伝播速度が大きくなると、パーライト粒では(d)のような劈開破面や、セメンタイト層間隔の規模の微細な劈開的破面が観察されるようになり、フェライト粒では写真(e)の様な延性ストライエーションが現われ、それらの占める面積率が增大していく。まれには写真(f)のような微視劈開面も観察された。高き裂伝播速度領域にはディンプルが形成されている。またA材では延性ストライエーションに比べてかなり間隔の大きいぜい性ストライエーション(写真(g))や、両者の中間的な形態が相当数観察された。ぜい性ストライエーションは炭素鋼の空気中の疲労破面には形成されないようであるが 2.67 および 3.15 wt % Si 鋼で典型例が報告されている<sup>13)</sup>。FCD 45 A のケイ素はそれらとほ



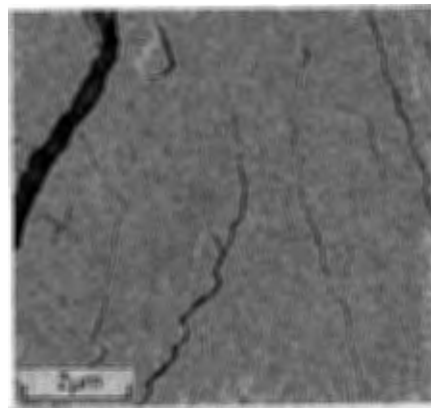
(a)  $dl/dn=0.21 \mu\text{m}/\text{c}$



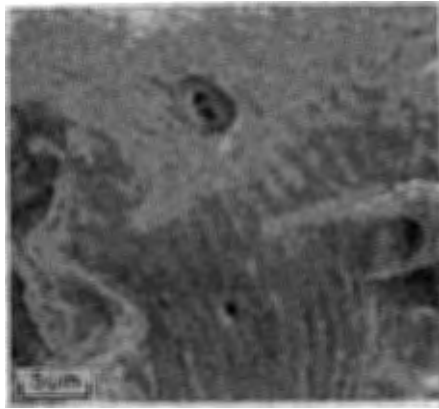
(b)  $dl/dn=0.14 \mu\text{m}/\text{c}$



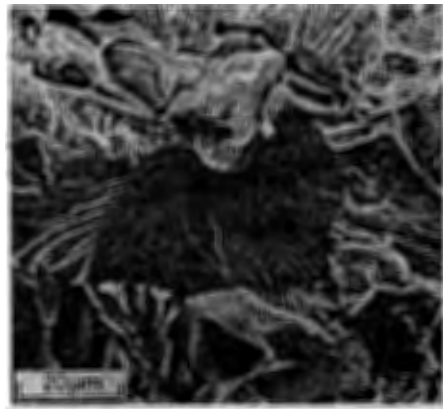
(c)  $dl/dn=0.011 \mu\text{m}/\text{c}$



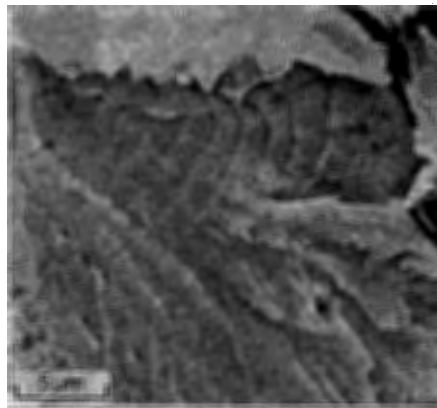
(d)  $dl/dn=0.096 \mu\text{m}/\text{c}$



(e)  $dl/dn=1.35 \mu\text{m}/\text{c}$

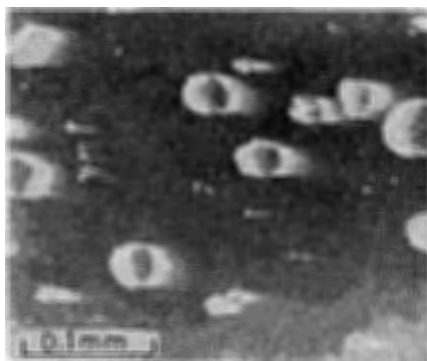


(f)  $dl/dn=0.035 \mu\text{m}/\text{c}$

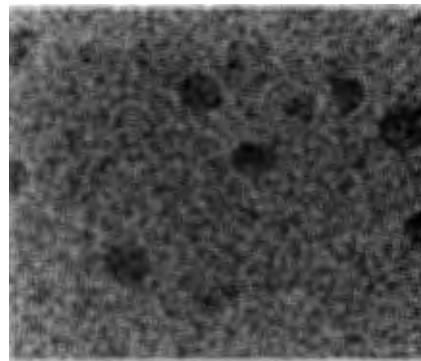


(g)  $dl/dn=0.82 \mu\text{m}/\text{c}$

**Fig. 11** Various microfractographs of FCD 45 A.  
FCD 45 A の種々の微視的疲労破面形態



(a) Composition image by back scattered electrons  
反射電子による組成像



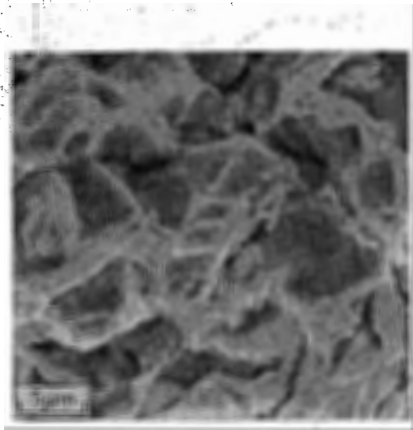
(b) Si- $K_{\alpha}$  X-ray image  
Si- $K_{\alpha}$  X線像  
(a)と同じ位置

**Fig. 12** Electron microprobe analysis as to silicon distribution in FCD 45 A  
FCD 45 A 材中のケイ素分布の電子線分析

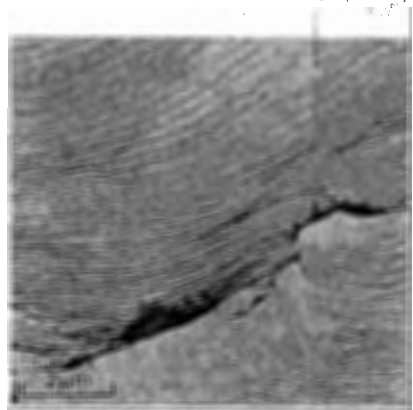
ほぼ同じ含有率 (2.82 wt%) で、 鋳物ではあるが X 線マイクロアナライザーによる面分析の結果は Fig. 12 に示すように母組織中に比較的均一に分散している。従って本供試材のこの形態はケイ素の存在によるものと考えられる。B 材にこの形態がみられない理由は明らかではないが、この種の破壊が化学組成や製造条件

など非常に微妙な要因に影響されるためかもしれない。

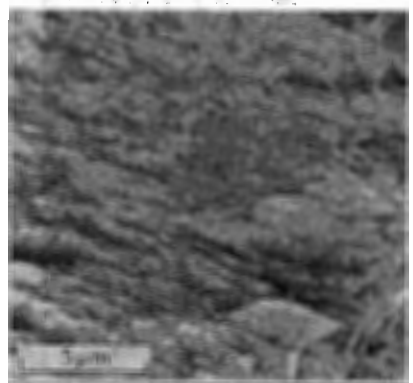
連続鋳造材 FC 20 M の微視破面形態の例を Fig. 13 に示す。写真 (a) の粒界的な形態のほとんどは黒鉛と母相との境界ではなく離面である。この形態は静引張破面およびシャルピー衝撃破面と酷似しており、そ



(a)  $dl/dn=0.28 \mu\text{m}/\text{c}$

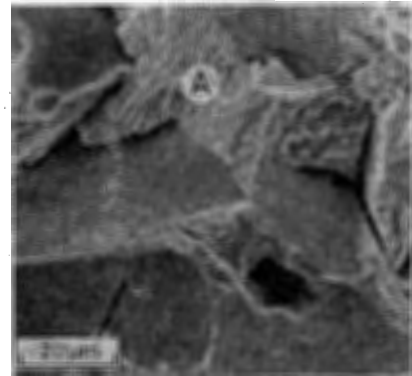


(b)  $dl/dn=0.28 \mu\text{m}/\text{c}$

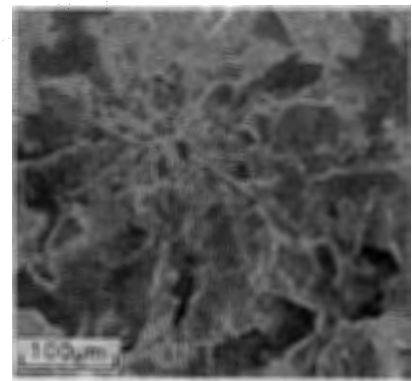


(c)  $dl/dn=0.005 \mu\text{m}/\text{c}$

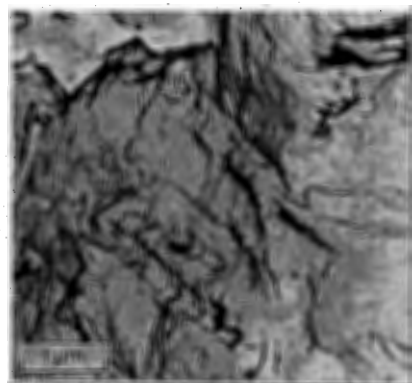
Fig. 13 Microfractographs of FC 20 M.  
FC 20 M の微視的疲労破面形態



(a)  $dl/dn=0.15 \mu\text{m}/\text{c}$



(b)  $dl/dn=0.15 \mu\text{m}/\text{c}$



(c)  $dl/dn=0.40 \mu\text{m}/\text{c}$

Fig. 14 Microfractographs of FC 20.  
FC 20 の微視的疲労破面形態

れらと区別できない。かなり広範囲に渡って電顕観察したところ、写真 (b) に示す延性ストライエーションが1個所だけ発見されたが、これは極く稀に存在するフェライトのリッチな領域に形成されたもので、通常の観察では見落されるであろう。疲労の証拠としては、かなり不明確で頻度も比較的小さいが写真 (c) や Fig. 11(a) に似たパーライト粒内破面の方が捕え易い。これらの領域中には不規則ストライエーション模様が観察されることが多く、ディンプルで覆われた最終静破部の同種の領域とは区別できる。

FC 20 の微視破面形態の例を Fig. 14 に示す。FC 20 M と同じく黒鉛と母相とはく離れた粒界的破面が支配的である。しかしその粒界的ファセットは (a) に示すように FC 20-M のそれに比べ平坦で寸法がかなり大きく、しかも個々の菊花状組織を単位とした荷重軸に垂直な円形平面上に放射状に並んでいる。そして高さの異なるそれら単位領域の境界にはかなり大きな段が形成されている。疲労破面の特徴としてはこの粒界的破面の間に写真 (b) のA部のようなパーライト粒内破面が観察された。この粒内型破面領域は低き裂伝播速度側で顕著である。その表面上には (c) のようなタイヤトラックや不規則なすべり模様を有する平坦なファセットがみられたが、荷重サイクルに対応すると思われる周期性の良いストライエーション模様は全く発見されなかった。

### 3.2.8 破面の定量的特性

疲労破面から負荷条件を求めるような定量的破面解析には応力拡大係数などの破壊力学条件を仲介してもっぱらストライエーション間隔が用いられている。しかし、破面が腐食された場合、ストライエーションが不規則であったり不明確な場合、巨視的伝播速度との対応が悪い場合などには、この微視形態による定量的取扱いが困難ないし不可能となる。この様な場合、き裂伝播速度の変化につれて或る微視的破面形態の占める面積率が変化すれば、やはり応力拡大係数を仲介にして負荷条件や微視破壊機構の評価が可能となるであろう。以下には本供試材についてこれらの定量的取扱いの可能性を検討した。

AC7B-T4 では既述のように2種のストライエーションが観察されているが両者の厳密な区別は不可能であるので両方を含めて平均間隔  $S$  を求めた。 $S$  は一連の (1パッチ上の) ストライエーション間隔の平均値をさらに 20~40 パッチ程度について平均したもの

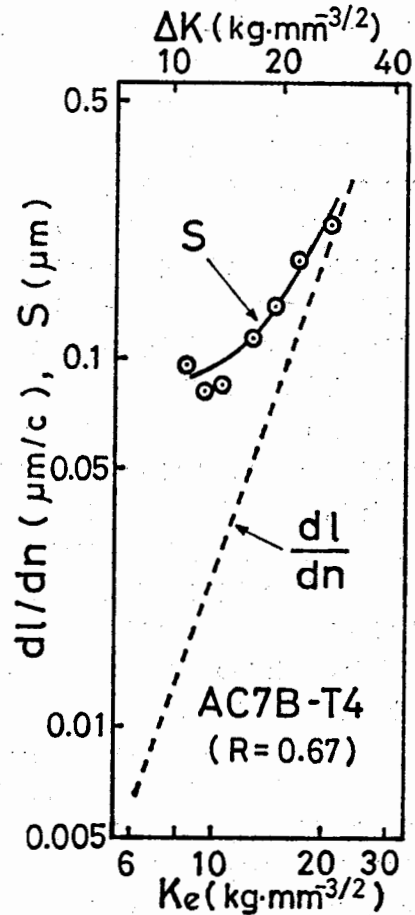


Fig. 15 Relations of striation spacing and crack propagation rate to the effective stress intensity factor (AC7B-T4).

ストライエーション間隔およびき裂伝播速度と有効応力拡大係数の関係 (AC7B-T4)

である。微視的き裂伝播速度の指標としての  $S$  と巨視的き裂伝播速度とを  $K_e$  に対してプロットすると Fig. 15 のようになる。本実験条件内では全般に  $S$  が  $dl/dn$  より大きくなっている。しかも低  $dl/dn$  側ほど  $S$  の変化が小さく、圧延材に比べると両者の対応は 1対1 からかなりそれて、ストライエーション間隔による定量解析を次第に困難にしている。この原因は本材で  $dl/dn \approx 0.015 \mu\text{m}/\text{c}$  以下ではストライエーションが認められず、その速度領域になって急に極めて少数のパッチ上に、しかもかなり間隔の大きな明瞭なストライエーションが出現し、さらに  $dl/dn$  の上昇につれてそれらの形成されるパッチ数は増すが間隔はさほど増大しない為である。即ち、この材料では少なくとも本実験

のような電子顕微鏡による形態観察で確認され定量解析できるようなストライエーションの間隔には、比較的大きな下限値が存在すると思われる(0.05 $\mu\text{m}$ 程度)。この下限値は、全く同じ手法で圧延材や後述の FCD 45 材について求めた下限の寸法よりかなり大であるから測定能力(分解能)には関係していないと考えられる。なお 0.5mm 四方程度の異なる領域の S 値を比べると、非常に大きく異なっている場合があって、大きな規模での強度的不均一性が存在することを示しており、先述の表面き裂伝播速度における大きな局所の変動を裏づけている。

FCD 45 A 材での  $S$ - $dl/dn$  関係の 1 例を Fig. 16 に示す。また両者を  $K_e$  に対してプロットすると Fig. 17 のようになる。低き裂伝播速度域では  $S$  が、また高速側では  $dl/dn$  が若干大きくなっており、交差した  $dl/dn=0.2\mu\text{m}/\text{c}$  の近くでは両者はほぼ 1 対 1 の対応を示している。B 材についても全く同様の対応関係が得られた。これらの結果は鋼材についての報告<sup>9),14)~16)</sup>とよく類似しており、この種の鋳鉄では比較的大い伝播速度範囲について、ストライエーションによる定量的破面解析が可能と言えよう。ただしストライエーション間隔の平均値は鋼材と似た  $dl/dn$  との対応を示すが、局所的なその間隔の変動は鋼材よりはるかに大きく、この材料が黒鉛粒の存在を含めた材質の不均一性の大きいことを示している。なお本材では粒界破面の占める面積率が Fig. 18 のように応力拡大条件とともにはっきり変化し、 $\Delta K \approx 37.0 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$  のあたりにピークを有するが、その値も含め鋼材の結

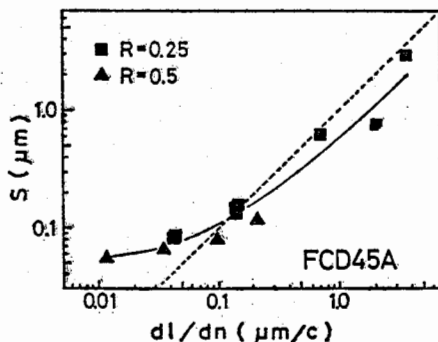


Fig. 16 The relation between striation spacing  $S$  and crack propagation rate  $dl/dn$ .  
ストライエーション間隔  $S$  とき裂伝播速度  $dl/dn$  の関係

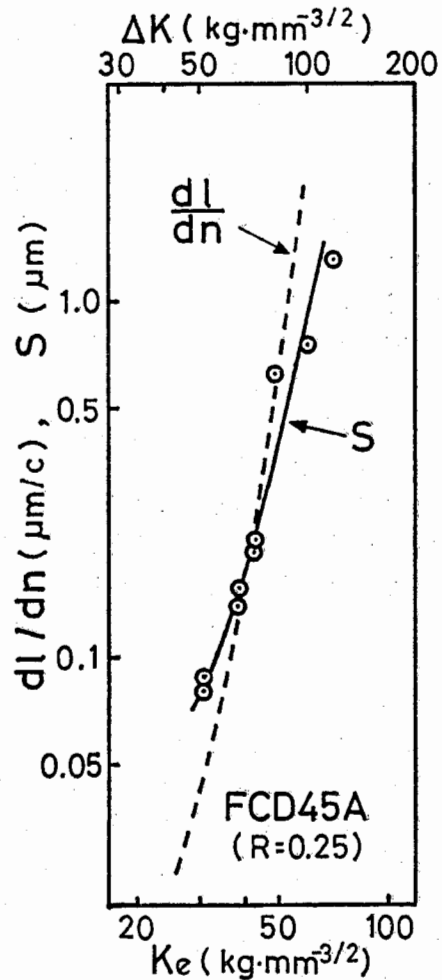


Fig. 17 Relations of striation spacing and crack propagation rate to the effective stress intensity factor (FCD 45 A).  
ストライエーション間隔およびき裂伝播速度と有効応力拡大係数の関係 (FCD 45 A)

果<sup>17)</sup>とよく似ている。また球状黒鉛粒およびその抜け穴の占める面積率は同図中に示すように明らかに応力拡大係数の増大につれ増加している。これは Fig. 19 のように、 $\Delta K$  の大きい方が塑性域も大きく、き裂が応力集中ないしは欠陥部としての黒鉛粒をぬって伝播する頻度が増すためと思われる。

FC 20 M においては疲労破面の定性的同定が困難なほどで、定量的解析はまず不可能に近い。ただわずかな可能性として、精度は極めて低い、パーライト粒内破面の面積率が挙げられる。しかしこの点については本報では確認していない。

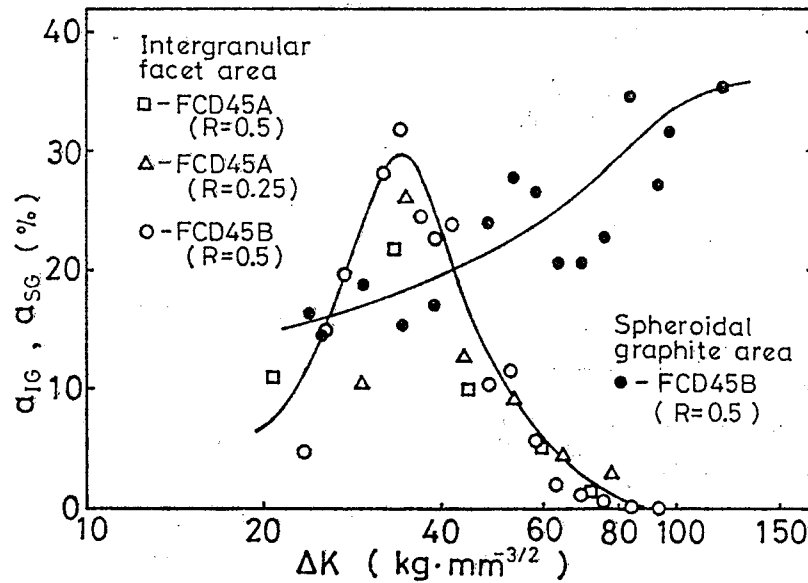


Fig. 18 The relations of area percentage of intergranular facet of ferrite  $\alpha_{IG}$  and that of spheroidal graphite area  $\alpha_{SG}$  to the stress intensity factor range  $\Delta K$ .

フェライトの粒界破面率  $\alpha_{IG}$  および球状黒鉛領域面積率  $\alpha_{SG}$  と応力拡大係数  $\Delta K$  の関係

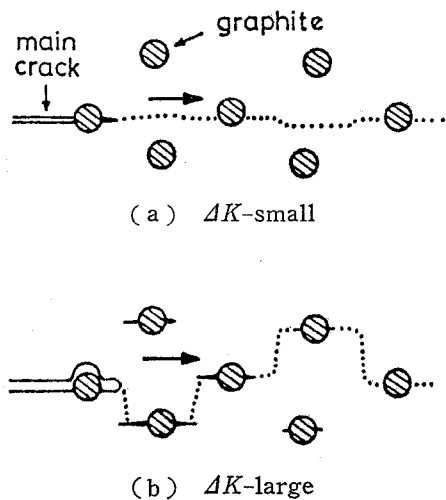


Fig. 19 The microscopic crack growth path in FCD 45.

球状黒鉛鋳鉄 FCD 45 中の微視的き裂伝播経路への応力拡大条件の影響

FC20 材では明瞭なストライエーションは全く発見されず、それによる破面の定量解析の可能性は無いと言えよう。しかし Fig. 20 に示すようにパーライトの粒内破面積率が  $\Delta K$  とともに顕著に変化しており、

その変化の激しい領域を捕えれば、或る程度の精度で負荷の大きさの推定が可能である。この面積率の変化の理由の説明図を Fig. 21 に示す。 $\Delta K$  が小さい場合、片状黒鉛を通った主き裂先端での疲労塑性域寸法が次に接続する黒鉛までの距離に比べて小さいため、き裂は (a) のように荷重軸に対して垂直に近い方向に進展し易いのに対し、 $\Delta K$  が大きくなると同塑性域寸法が大きくなって、き裂進展は図 (b) のように変形し易い後続黒鉛片とのリガメント部で主き裂方向に  $90^\circ$  に近い、ないしはそれより大きい角度でせん断的な破壊によって生じ易くなるためと思われる。FC 20 M でこの傾向が顕著でないのは、FC 20 に比べて黒鉛片の寸法およびそれらの間隔がはるかに小さく、同じ小  $\Delta K$  条件であっても、き裂が黒鉛をぬって Fig. 21 (b) のような経路で進展する確率が大きいためであろう。

#### 4. 結 論

以上、アルミ合金鋳物、球状黒鉛鋳鉄、連続鋳造および砂型鋳造のねずみ鋳鉄について疲労き裂伝播挙動の検討を行った結果、次のような結論を得た。



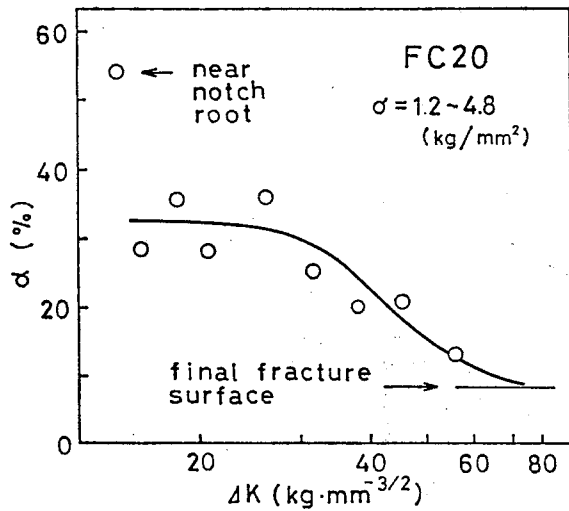


Fig. 20 The relationship of area percentage of transgranular facets of pearlite  $\alpha$  to the stress intensity factor range (FC 20) FC 20 のパーライト粒内ファセット面積率  $\alpha$  と応力拡大係数変動幅との関係

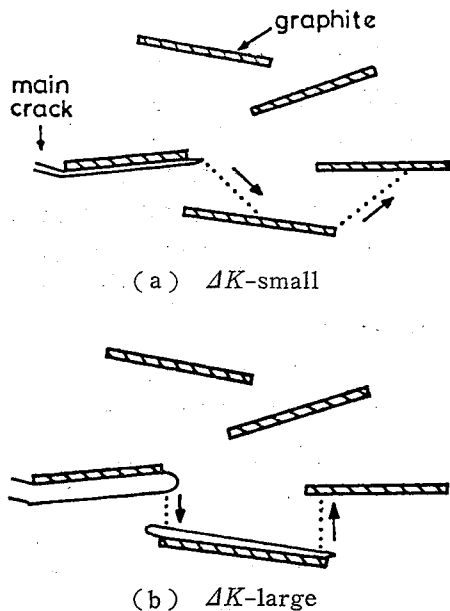


Fig. 21 The influence of stress intensity condition on the microscopic crack growth path in the pearlitic area (FC 20).  
パーライト領域中の微視的き裂成長経路への応力拡大条件の影響

(1) 5種の鋳物材の巨視的疲労き裂伝播速度はいずれも圧延材の場合と同様に応力比を考慮した(3)式の有効応力係数の指数関数として比較的よく表示できる。

(2) アルミ合金鋳物および球状黒鉛鋳鉄はそれぞれアルミ合金および鋼の圧延材に近いかなり大きな疲労き裂伝播抵抗を有するが、ねずみ鋳鉄のそれはかなり小さい。

(3) 疲労破面と静破断面との肉眼的な識別はアルミ合金鋳物および球状黒鉛鋳鉄では容易であるがねずみ鋳鉄では困難である。

(4) アルミ合金鋳物および球状黒鉛鋳鉄にはストライエーションのほか、疲労破壊の特徴を示す種々の微視破面形態が観察されるが、ねずみ鋳鉄にはそのような特徴的形態が少ない。

(5) ストライエーション間隔と巨視的き裂伝播速度とは、球状黒鉛鋳鉄では圧延材同様の良好な対応関係を有するがアルミ合金鋳物の低伝播速度域ではその対応関係が不明確となる。

(6) 球状黒鉛鋳鉄では粒界破面の面積率および黒鉛部破面の面積率が、また砂型铸造ねずみ鋳鉄ではパーライト粒内破面の面積率が、それぞれ応力拡大係数の変化につれて独特の変化を示す。

文献

- 1) Forsyth, P. J. E., Acta Metallurg., 11, 703 (1963)
- 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) Elber, W., ASTM STP, 486 (1971), 230
- 5) Forsyth, P. J. E. and Ryder, P. A., Aircr. Engng., 32-374 (1960), 96
- 6) 橋内・田中・秋山・近藤, 機械学会論文集(第I部), 42-364 (昭51-12), 3669
- 7) 橋内・田中, 産業安全研究所研究報告, RIIS-RR-25-2
- 8) 砂田, 文献16) . p.128
- 9) Feddersen, C. E., ASTM STP 410 (1967), 77.
- 10) 田中・橋内・長屋, 機械学会講演論文集, No. 766-13 (1976-10) 180
- 11) 北川・三角, 機械学会講演論文集, No. 714-10 (昭46-11), 67
- 12) 橋内・田中, 機械学会講演論文集, No. 740-1 (1974-4) 95

- 13) Richards, C. E., Acta Metallurg., 19 (1971) 583
- 14) Bates R. C. and Clark W. G. Jr., Trans. ASM, 62 (1969) 380.
- 15) Kawasaki, T. and Yokobori, T., Repts. Res. Inst. Strength and Fract. Mater., Tohoku Univ. 6-1 (1970) 25
- 16) 機械学会フラクトグラフィ分科会成果報告書抄録 (昭 48)
- 17) 村上・小林ほか 2 名, 機械学会論文集(第 I 部) 43-367 (昭 52-3) 799  
(昭, 55. 3. 19 受付)

産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-28-3

---

昭和 55 年 6 月 2 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(代)

印刷所 新日本印刷株式会社

---

UDC 621.924

最大引張歪クライテリオン of 砥石破壊への適用  
—ピトリファイド砥石の直径方向圧縮破壊の場合—

桑川壯一・吉久悦二

産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-28-4

最大引張歪があるクリティカルな値に達すると破壊を生ずるとする最大引張歪クライテリオンをピトリファイド砥石の円輪形試験片および円板形試験片の直径方向圧縮破壊に導入し、実験結果より算出した円輪形試験片と円板形試験片の最大引張歪の等価応力につき比較考察を試みた。その結果、最大引張歪クライテリオンの適用が妥当であることが判った。  
(図 11, 写 3, 表 4, 参 11)



UDC 621.624

Application of a maximum tensile strain criterion to the fracture of grinding wheels

—In a case of the fracture of vitrified grinding wheels under diametral compression test—

Soichi Kumekawa, Etsuji Yoshihisa

Research Report of the Research Institute of Industrial Safety RIIS-RR-28-4

Disk specimens and ring specimens are loaded along the diameter until they split, and the relation between grinding wheel strength in biaxial state of stress and that in uniaxial state of stress are investigated by adopting the maximum tensile strain criterion for fracture.

Therefore the both equivalent stress of the maximum tensile strain in each state of stress are in good agreement.

(11 Figures, 3 Photographs, 4 Tables, 11 References)

