低サイクル疲労寿命の支配因子の検討*

森野 数博^{*1}, 西谷 弘信^{*2}, 西村 太志^{*1}

Study on Factors Controlling Low Cycle Fatigue Life

Kazuhiro MORINO, Hironobu NISITANI and Futoshi NISHIMURA

In this paper, an effective and convenient method for estimating low cycle fatigue life based on the small crack growth law was proposed, and the factors controlling fatigue life were clarified. Also, plastic-strain-controlled low cycle fatigue tests were carried out on pearlitic spheroidal graphite cast iron (PDI) and its matrix material (0.85% carbon steel; JIS SK5). The effect of defects on fatigue life and the factors controlling fatigue life were examined from a microscopic point of view. The main results obtained are as follows: (1) Low cycle fatigue life is controlled by three factors: crack initiation length, crack propagation limit length and relative crack growth rate. (2) Fracture of PDI starts from a microshrinkage that exists on the neighboring surface in the case of a cylindrical specimen; thus, the crack initiation length of PDI is longer than that of SK5. (3) Cracks caused by defects shorten the crack propagation limit length. (4) The relative crack growth rate is accelerated by the increase in crack opening displacement range at a crack tip.

Key Words: Fatigue, Low Cycle Fatigue, Fatigue Life, Small Crack Growth Law, Crack Initiation, Crack Growth Rate, Spheroidal Graphite Cast Iron, Microshrinkage, Crack Opening Displacement

1. 緒 言

機械や構造物などでは疲労に起因した破壊事故がその大半を占めていることから、疲労に関する研究は古くから精力的に行われてきた。特に昨今では、資源有効利用の立場から軽量化が求められ、使用条件が苛酷化してきたことから、低サイクル疲労を考慮する必要性が増してきている。低サイクル疲労に関する研究はMansonとCoffinにより寿命則が見い出されて以来数多く行われてきており、すでにManson-Coffin則が信頼性の高い設計基準として広く用いられていることは周知の事実である。

また、現在の損傷許容設計では有限寿命域での安全性評価が必要となっており、そこでは、破壊力学に基づくき裂伝ば過程の評価が重要になってきている。小規模降伏条件を満足しない高応力下の場合、微小き裂伝ば速度を支配するパラメータとして、繰返し J 積分幅 ΔJ をはじめとする数多くの弾塑性破壊力学パラメータが提示されている。著者の一人も、高応力下にお

けるき裂伝ば速度が応力振幅とき裂長さによる $\sigma_a^m l$ で一義的に決まることを明らかにし⁽¹⁾、次式で表される微小き裂伝ば則が球状黒鉛鋳鉄を含む多くの材料、あるいは各種応力条件下で有効であることを確かめてきた^{(2)~(4)}。

$$\frac{dl}{dN} = C \sigma_a^m \cdot l \cdots \cdots \cdots (1)$$

ここで、 dl/dN はき裂伝ば速度、 σ_a は応力振幅、 l はき裂長さであり、 C と m は材料定数である。

一般に、金属材料における疲労寿命は、き裂発生寿命と伝ば寿命(伝ば寿命はさらに三つに分類することができる)に分けられ⁽⁴⁾、き裂伝ば寿命が疲労寿命の大半を占めることは広く知られている。そのため、き裂伝ば速度を疲労寿命の支配因子とし、破壊力学的手法を用いた寿命の推定が盛んに行われている^{(4)~(7)}。そこでは、平滑材のき裂発生寿命を算出する方法が存在しない⁽⁸⁾ことから、全寿命に占めるき裂伝ば寿命の割合⁽⁴⁾や実験的に求めたき裂発生寿命^{(5)~(7)}などが正確な推定を行うために用いられている。しかしながら、疲労寿命に占めるき裂伝ば寿命の割合は材質や形状などにより異なるため、上述した手法では材質や形状ごとに推定方法が微妙に異なるという煩雑さも生じている。

* 原稿受付 1996年5月17日。

^{*1} 正員、徳山工業高等専門学校 (〒745 徳山市久米高城3538)。^{*2} 正員、九州産業大学工学部 (〒813 福岡市東区松香台3-2-1)。

そこで本論文では、物理的意味の明確な微小き裂伝ば則に基づき、き裂が定常的に伝ばする期間のき裂伝ば速度に着目して低サイクル疲労寿命の評価を行った。その際、算出方法が困難であるき裂発生寿命はき裂伝ば曲線を直線で近似することにより初期き裂長さの中に取り込み、実用上特に重要な簡便性と精度を有する評価法を提示するとともに、疲労寿命を規定する支配因子を明らかにした。

さらに、パーライト系球状黒鉛鋳鉄(FCD 700：以下PDIと略す)とその基地材料である共析鋼(以下SK 5と略す)について低サイクル疲労試験を精度よく行い、得られた正確な平滑材の疲労挙動を基に提示した評価法を検証し、PDIの疲労寿命に及ぼす黒鉛あるいは引け巣などの影響をSK 5の低サイクル疲労特性を通じて明らかにした。

なお、本研究の結果は、低サイクル疲労下における長寿命材料の開発に対する指針を与えるとともに、破断延性値と疲労寿命の関係の物理的背景を明らかにすることなどに役立つものと思われる。

2. 微小き裂伝ば則と低サイクル疲労寿命の支配因子との関係

平滑材では疲労寿命 N_f を考えるとき、便宜上それを次の四つの段階に分けて考えることができる⁽⁴⁾。

(1) 1結晶粒程度のき裂が発生するまでの期間(き裂発生寿命： N_i)

(2) 微視的き裂の伝ば期間(組織の影響を受けるき裂伝ば期間： N_{p1})

(3) き裂が定常的に伝ばする期間(N_{p2})

(4) 定常的に伝ばしていたき裂が急速に伝ばし始め、破断に至るまでの期間(N_{p3})

一般的には、段階(2)～(4)をまとめてき裂伝ば寿命 N_p と称することが多い。

図1(a)に典型的な材料であるS15C焼なまし材の引張圧縮低サイクル疲労試験における表面の微小き裂伝ば曲線(円柱形試験片($l_0/d_0=1.5^{(9)}$)使用、塑性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_p=0.01$ 一定)を示す。き裂長さ l と繰返し数 N の関係は、一般にはこのように単純ではない。したがって、このような生データのままではき裂伝ばの支配因子を読み取ることは難しい。

そこで、 l の対数をとる、 N との関係を描けば図1(b)に示す曲線が得られ、図1(c)に区分して示したように、上で述べた四つの段階が明りょうに現れている。ここで、 l_0 は $N=N_i$ におけるき裂長さであり、 l_f は $N=N_f$ におけるき裂長さ(1～数mm程度)である。また、き裂が定常的に伝ばする期間 N_{p2} の部分は、よ

Fig.1 Schematic illustration of crack growth curve

く知られているように多くの材料でほぼ直線⁽³⁾⁽⁴⁾となる。いま、 $\ln l$ と N の間に比例関係が成り立つとき、裂長さの下限值と上限値をそれぞれ l_1 , l_2 とすると、疲労寿命 N_f は式(1)の微小き裂伝ば則を用いて次のように近似的に求められる。

$$\int_{l_1}^{l_2} \frac{dl}{l} = \int_{N_1}^{N_2} C \sigma_a^n dN \quad \cdots \cdots (2)$$

$$\ln \frac{l_2}{l_1} = C \sigma_a^n (N_2 - N_1) \quad \cdots \cdots (3)$$

ここで、 $N_2 - N_1$ はき裂が定常的に伝ばする期間 N_{p2} であり、 N_f とは異なる。この傾向は、特にすべり帯からき裂が発生する延性材料において著しい。そこで、一般的には N_f に対する N_{p2} の割合 α を用いて、次式により疲労寿命 N_f を評価している。

$$N_f \cong \ln \frac{l_2}{l_1} / \alpha C \sigma_a^n \quad \cdots \cdots (4)$$

しかしながら、式(4)の近似値では、 α を特定するあいまいさが残されている。

一方、内部に比較的大きい欠陥を含む球状黒鉛鋳鉄や強度の大きい共析鋼など組織とある程度疲労挙動が対応している材料では、疲労寿命のほぼ100%をき裂の伝ば寿命が占める⁽³⁾。このとき伝ば曲線は、図1(b)の破線で示すように繰返しのごく初期から破断直前まで直線となる。そこで、 $N=0$ に外挿したときのき裂長さを初期き裂長さ l_0^* 、 $N=N_f$ に外挿したときのき裂長さを限界き裂長さ l_f^* と定義すれば、 $l_1=l_0^*$ 、 $l_2=l_f^*$ となる。いま l_1 , l_2 の代わりに l_0^* , l_f^* をそれぞれ用いると、式(4)の疲労寿命式は次のように表される。

$$N_f \cong \ln \frac{l_f^*}{l_0^*} / C \sigma_a^n \quad \cdots \cdots (5)$$

この関係は、き裂伝ば曲線が疲労の全過程で直線とならない場合でも非直線部分を初期き裂長さ l_0^* および限界き裂長さ l_f^* で考慮しているため、一般的に有効であり、もしも l_0^* , l_f^* が容易に推定できるならば、

簡便性と高精度を有する低サイクル疲労寿命評価式となりうる。

また、式(5)は式(1)を考慮すると次のようにも表される。

$$N_f \cong \ln \frac{l_f^*}{l_0^*} \frac{1}{\left(\frac{dl/dN}{l} \right)} \quad \cdots \cdots (6)$$

すなわち、疲労寿命 N_f は限界き裂長さ l_f^* と初期き裂長さ l_0^* の比の対数 $\ln(l_f^*/l_0^*)$ と相対き裂伝ば速度 $(dl/dN)/l$ の逆数との積で求まることがわかる。なお、ここでは微小き裂伝ば則に応力振幅 σ_a を用いて検討を行ったが、 σ_a と塑性ひずみ幅 $\Delta \epsilon_P$ の間には多くの材料でよい対応がみられる⁽³⁾⁽⁷⁾ため、 $\Delta \epsilon_P$ を用いても同様の結果を得ることができる。これらのことより、疲労寿命のほぼ100%をき裂の伝ば寿命が占める材料では、特別な場合を除き、疲労寿命は次の三つの因子によってほぼ規定される。

- ・初期き裂長さ： l_0^*
- ・限界き裂長さ： l_f^*
- ・相対き裂伝ば速度： $(dl/dN)/l$

ここで、 l_0^* および l_f^* は材料と塑性ひずみ幅によって一義的に決まる値であり、相対き裂伝ば速度 $(dl/dN)/l$ も同じくき裂長さに関係なく広い範囲で一定となることから、上述した三つの因子は定数とみなすことができる。したがって疲労寿命はこの三つの因子によって支配されることになり、疲労寿命に関するいろいろな現象がこれらの因子によって合理的に説明される。

本論文では欠陥材の一種とみなせる球状黒鉛鋳鉄を取り上げ、その疲労寿命が基地材料とどのように異なる

Table 1 Chemical composition [wt.%]

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
PDI	3.68	2.07	0.355	0.021	0.007	0.038	0.599
SK5	0.85	0.28	0.34	0.015	0.005	—	—

Table 2 Mechanical properties [MPa, %]

	$\sigma_{0.2}$	σ_B	ψ	H_b	H_v (1/20)
PDI	463	813	6.6	259	*287
SK5	515	967	18.3	—	288

ψ : Reduction of area *: Hardness of matrix

Table 3 Characteristics of spheroidal graphite

	D_m (μm)	n_g (1/mm ²)	f_g (%)	h_g (%)
PDI	28.9	131	8.38	81.2

D_m : Average graphite diameter n_g : Nodule count
 f_g : Area fraction of graphite h_g : Nodularity

Fig. 2 Microstructures

るか、三つの因子との関係からその特徴について検討した。

3. 使用材料、試験片および実験方法

素材は前報⁽³⁾で用いたパーライト系球状黒鉛鋳鉄 (PDI) であり、鑄放し状態のものを使用した。さらに、基地の硬さが PDI と同じになるように 900°C で 1 h の焼ならしを行った共析鋼 (SK 5) も併せて使用した。図 2 にそれらの顕微鏡組織写真を示す。またそれらの化学成分を表 1 に、機械的性質を表 2 に示す。表 2 から、SK 5 は PDI の極めてよい比較材に調質されていることがわかる。また、黒鉛のしきい値を 12 μm として画像処理により求めた黒鉛性状に関する諸特性を表 3 に示す。

試験片形状および実験方法は前報⁽³⁾⁽⁹⁾と同様であるので詳細は省略するが、試験片には図 3 に示すような中央部の平行長さ l_0 と直径 d_0 との比 $l_0/d_0=1.5$ の円柱形を使用しており、軸方向伸び計により測定した塑性ひずみ幅が一定となるように制御した両振りの引張圧縮疲労試験を行った。

表面の疲労被害およびき裂長さの測定は、所定の繰返し数ごとに試験片表面より採取したレプリカに真空中でクロムを蒸着し、金属顕微鏡 ($\times 400$) で観察した。また、破面観察には SEM を用いた。観察は主として 200 倍と 500 倍で行った。

Fig. 3 Shape and dimension of specimen

Fig. 4 Low cycle fatigue curves of PDI and SK5

4. 実験結果および考察

4.1 微小き裂伝ば則による PDI の疲労寿命評価

図 4 に PDI と SK 5 の疲労寿命曲線を示す。これより、どちらも Manson-Coffin 型の関係を満足しており、寿命に及ぼす $\Delta\epsilon_p$ の影響もほぼ同じになっていることがわかる。最小二乗法で求めた寿命則はそれぞれ次式で表される。

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^{0.59} = 0.157 \quad (\text{PDI}) \quad \dots\dots\dots (7)$$

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^{0.60} = 0.743 \quad (\text{SK5}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

Fig. 5 Comparison of crack growth curves between PDI and SK5

Fig. 6 Comparison of schematic illustration of crack growth curves between PDI and SK5

図4より、PDIはSK5に比べると同じひずみ幅における疲労寿命が1けたほど短くなっている。

図5に $\Delta\epsilon_P$ が1%におけるPDIとSK5のき裂伝ば曲線を比較したものを示す。PDIにおいてもSK5と同様に全寿命の大半を微小き裂の伝ば寿命が占めており、微小き裂伝ば則が成立⁽³⁾することからき裂長さの対数をとった場合のき裂伝ば曲線は直線となるが、PDIではSK5に比べるとばらつきが大きい。しかしながら、その平均値を用い、図1に示した考え方を適用して図5から三つの因子(定数)を求めると、 $\Delta\epsilon_P$ が1%のとき、PDIにおいては $l_0^*=0.09$ mm, $l_f^*=0.9$ mm, $(dl/dN)/l=1.3\times 10^{-2}$ となり、SK5においては $l_0^*=0.006$ mm, $l_f^*=2.0$ mm, $(dl/dN)/l=3.6\times 10^{-3}$ となる。

図6に三つの因子を考慮して描いたPDIとSK5のき裂伝ば曲線を示す。これから、PDIとSK5の寿命は式(6)よりそれぞれ次のように評価できる。

$$N_f = \ln \left(\frac{0.9}{0.09} \right) \left(\frac{1}{1.3 \times 10^{-2}} \right) \\ = 2.3 \times 76.9 = 177 \quad (\text{PDI}) \quad \dots\dots\dots (9)$$

Fig. 7 Fracture origin in spheroidal graphite cast iron stated in previous studies (high cycle fatigue)

$$N_f = \ln \left(\frac{2.0}{0.006} \right) \left(\frac{1}{3.6 \times 10^{-3}} \right) \\ = 5.8 \times 278 = 1612 \quad (\text{SK5}) \quad \dots\dots\dots (10)$$

式(6)から求めた疲労寿命は実験値とほぼ一致しており、この三つの因子の概念により、PDIの疲労寿命がSK5よりほぼ1けたほど短くなることが理解できる。以下ではPDIとSK5における三つの因子の相違について検討する。

4・2 各因子の検討

4・2・1 初期き裂長さ： l_0^* 初期き裂長さ l_0^* は図1(b)に示すき裂伝ば曲線を直線で近似し、 $N=0$ に外挿して求めた値であり、PDIやSK5では $l_1=l_0=l_0^*$ である。本研究で定義した方法を用いると、初期き裂長さ l_0^* はPDIにおいて90 μ m、SK5では6 μ mである。PDIの l_0^* はSK5のそれに比べると長く、しかもそのばらつきは大きい。

一般に、欠陥を含む材料では欠陥が破壊の起点となりうることから初期き裂長さが長くなることが予想される。球状黒鉛鋳鉄では黒鉛、引け巣あるいはドロスなどが破壊の起点として考えられ、その影響度が大きいことから、これまで多くの検討がなされてきた。図7に高サイクル疲労における破壊の起点^{(10)~(33)}を、図8に低サイクル疲労における破壊の起点^{(34)~(38)}をそれぞれ年代別に整理したものを示す。高サイクル域では初期には黒鉛が起点だといわれていたが、最近では基地材料に関係なくほとんどの場合が引け巣(含異常黒鉛)^{(13)~(33)}であるといわれてきているのに対し、低サイクル域では黒鉛が起点⁽³⁷⁾だとする報告もあれば材

Fig. 8 Fracture origin in spheroidal graphite cast iron stated in previous studies (low cycle fatigue)

料により起点が異なる(低強度材では黒鉛, 高強度材ではドロスもしくは引け巣)^{(34)~(36)(38)}との報告もなされており, 素材や実験者により結果は一致していない。

本研究では低サイクル域における表面き裂の発生起点を特定するため, 実験を行ったすべての試料について破面観察を行うとともに, 表面の観察結果も併せて検討した。

図9にPDIの破壊起点のSEM写真の一例を示す。ここには塑性ひずみ幅が2%の場合を示しているが, き裂は表面直下の引け巣から発生している。他のひずみ幅においても破壊の起点には100~800 μm 程度の表面への投影長さとし深さをもつ引け巣が表面直下または表面近傍に存在しており, なかでも250~350 μm のものが多く存在していた。また, 繰返しひずみ幅による引け巣の形状や大きさに差はほとんどみられなかった。このように, PDIにおいては引け巣やドロスなどの欠陥が表面直下あるいは表面近傍に存在するため, SK5より初期き裂長さが長くなったものと思われる。

(PDI: $\Delta\epsilon_p = 0.02$, $l_f/d_0 = 1.5$ ①: Crack initiation point)

Fig. 9 Fracture origin observed on cylindrical specimen

Fig. 10 Variation of fracture origin by the shape of specimen

なお, 本研究で得られた低サイクル域における破壊の起点が従来の結果^{(34)~(38)}と異なった理由として, 実験に用いた試験片形状の影響が考えられる。すなわち, それらの実験ではすべて砂時計形試験片が使用されているが, そこでは確実に破壊が生じる最小断面部に破壊の起点となりうる力学的に厳しい引け巣が存在する確率は極めて少ないため, 黒鉛を起点とした破壊が観察された可能性がある。図10にこの状態を模式的に示した。なお, 引け巣分布を推定することは難しいが, ここではアルミニウム青銅製の実体プロペラの結果⁽³⁹⁾を参考にした。

図11に砂時計形試験片を用いて行った場合の破壊の起点を示す。中央部の曲率半径 ρ_0 と最小断面直径 d_0 の比 $\rho_0/d_0=8$ の形状で $\Delta\epsilon_p$ が0.5%の場合, 引け巣ではなく, 黒鉛が破壊の起点となった。ただし, この場合, 通常より黒鉛粒は大きく, またそれらが集合している箇所から破壊していた。

4.2.2 限界き裂長さ: l_f^* 図12に繰返し数比 $N/N_f=0.9$ と破断直前におけるき裂面形状を加熱着

(PDI: $\Delta\epsilon_p = 0.005$, $\rho_f/d_0 = 8$ ①: Crack initiation point)

Fig. 11 Fracture origin observed on hourglass specimen

Fig. 12 Shape of cracks on vertical sections of PDI and SK5 observed by heatbaking method just before fracture

色法により観察した例を示す。SK 5では主き裂が半だ円状に大きく成長しており、表面への投影長さも2 mm 程度になっている。それに対し PDI では欠陥を含まない材料と同様にき裂面形状は半だ円状をしているものの、その大きさは全寿命の90%になってもわずかに1 mm 程度までしか成長していないことがわかる。このように、PDI の l_f^* はSK 5 の l_f^* に比べかなり小さい。

図13に $\Delta\epsilon_p$ が1%における平滑材と小穴材のき裂伝ば曲線を示す。小穴材には確実に小穴が破壊の起点

Fig. 13 Variation of crack propagation limits of PDI with a small blind hole

Fig. 14 Observation of cracks distribution a head of a main crack tip on PDI ($\Delta\epsilon_p=0.01$, $N/N_f=0.9$)

となるものを選んでおり、深さ h は小穴径 d と等しくとった。これより、PDI においても、穴径が0.4 mm より大きい小穴材では限界き裂長さが2 mm 程度と欠陥を含まないSK 5と近い値になっており、平滑材に比べると2倍程度長くなっている。このことから、平滑材では疲労による損傷が主き裂近傍だけでなく基地全体に生じているものと思われる。そこで、主き裂先端前方における両者の表面観察を行った。

図14に $N/N_f=0.9$ において観察した一例を示す。平滑材では繰返しのごく初期の段階 ($N/N_f=0.03$) で多数の黒鉛や引け巣から発生した先行き裂が平行部全体に存在しているが、小穴材では先行き裂は主き裂先端から45°方向にわずかに発生している程度であった。このことから、繰返しのごく初期に表面全体に発生した先行き裂が基地に損傷を与えており、また、疲労過程の終盤において連結を容易に起こすように作用しているのではないかと理解できる。

4・2・3 相対き裂伝ば速度: $(dl/dN)/l$ 図6に示したように、欠陥を含むPDIでは、基地が同じで欠陥

Fig. 15 Comparison of crack opening displacement ranges between PDI and SK5 ($l=\text{const.}$)

Fig. 16 Comparison of crack opening displacement ranges between PDI and SK5 ($dl/dN=\text{const.}$)

を含まないSK5と比べると、同一 $\Delta\epsilon_F$ のもとで相対き裂伝ば速度が4倍程度速い。また、主き裂は表面近傍の引け巣から発生しており、先行き裂は黒鉛または引け巣の存在する場所から発生している。それら先行き裂は繰返しとともに主き裂と連結・合体を繰返し、成長している様子が観察された。しかしながら、連結・合体が生じた後き裂は遅延する傾向⁽³⁾にあり、連結・合体が伝ば速度を速くする主要因とはいえない。

著者の一人は、き裂先端付近の開口形状が疲労き裂伝ば速度を支配する基本的尺度として広範な条件下で有効⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾であること、すなわち、き裂先端付近の開口形状が同じならば、き裂長さや負荷条件とは無関係にき裂伝ば速度が等しくなることを明らかにしている。そこで、PDIとSK5についてき裂先端付近の開口形状幅 $\Delta COD(x)$ を比較した。

図15に $\Delta\epsilon_F$ が1%での $\Delta COD(x)$ を示す。これより、き裂長さが一定のとき、PDIではSK5に比べ $\Delta COD(x)$ が大きくなっていることがわかる。また、図16に示すように、き裂伝ば速度を等しくした場合の $\Delta COD(x)$ は、PDIとSK5でほとんど等しくなっていた。これらのことから、 $\Delta COD(x)$ がSK5より大きくなっていることがPDIのき裂伝ば速度を速くしている原因であるものと考えられる。

なお、き裂の開口量が大きくなったのは、使用したPDIの縦弾性係数が166 GPaであり、SK5に比べると小さいことが原因であろうと考えられる。

5. 結 言

微小き裂伝ば則に基づき、き裂発生寿命を初期き裂長さの中に取り込むことにより、簡便性と精度を有する低サイクル疲労寿命の評価法を提示するとともに、疲労寿命を規定する因子を明らかにした。さらに、パーライト系球状黒鉛鋳鉄(PDI)とその基地材料である共析鋼(SK5)を用いてそのことを検証し、疲労寿命に及ぼす欠陥の影響を明らかにするとともに、疲労寿命の支配因子について微視的観点から検討した結果、次の結論を得た。

(1) 欠陥を含むと含まないにかかわらず、通常の材料の疲労寿命は、初期き裂長さ l_0^* 、限界き裂長さ l_f^* および相対き裂伝ば速度 $(dl/dN)/l$ の三つの因子に支配される。

(2) PDIの低サイクル疲労における特徴は、SK5のそれに比べて初期き裂長さが長いこと、限界き裂長さが短いことおよび相対き裂伝ば速度が速いことである。

(3) 円柱形試験片を用いた場合、本研究の範囲内

では破壊の起点は表面直下または表面近傍に存在する引け巣である。初期き裂長さが長くなるのはそのためであり、き裂伝ば曲線を外挿して求めた初期き裂長さは100 μm 程度と平均黒鉛粒径よりかなり大きい。

(4) 黒鉛や引け巣から発生する先行き裂が限界き裂長さを短くする要因の一つになっている。

(5) PDIのき裂伝ば速度が速くなるのは、き裂先端付近のき裂開口形状幅 $\Delta COD(x)$ がSK5より増大するためである。

最後に、素材をご提供いただいた日立金属(株)九州工場に感謝する。

文 献

- (1) Nisitani, H. (Mura, T. 編), *Mechanics of Fatigue-AMD*, 47(1981), 151-166, ASME.
- (2) Nisitani, H., ほか2名, *Eng. Fract. Mech.*, 41(1992), 499-513.
- (3) 森野数博・ほか2名, *機論*, 61-589, A(1995), 2003-2008.
- (4) 西谷弘信・皮籠石紀雄, *機論*, 49-440, A(1983), 431-440.
- (5) 山田敏郎・ほか3名, *機論*, 49-440, A(1983), 441-451.
- (6) 幡中憲治・ほか2名, *機論*, 51-463, A(1985), 790-798.
- (7) 原田昭治・ほか4名, *機論*, 51-464, A(1985), 1215-1223.
- (8) 幡中憲治, *機械の研究*, 43-8, (1991), 35-40.
- (9) 森野数博・ほか3名, *機論*, 60-571, A(1994), 682-689.
- (10) 祖父江昌久, *鋳物*, 48-7(1976), 441-447.
- (11) 祖父江昌久, *鋳物*, 51-3(1979), 159-163.
- (12) 加藤三三, 中野典彦, *機論*, 51-464, A(1985), 1208-1214.
- (13) 鈴木秀人・ほか3名, *機論*, 51-464, A(1985), 1224-1229.
- (14) 西谷弘信・田中哲志, *機論*, 51-465, A(1985), 1442-1447.
- (15) 鈴木秀人・国尾武, *機論*, 53-490, A(1986), 1000-1006.
- (16) 土居滋・ほか4名, *機論*, 56-531, A(1990), 2205-2209.
- (17) 鈴木秀人・ほか2名, *機論*, 57-537, A(1991), 1062-1066.
- (18) 越智保雄・ほか3名, *機論*, 57-539, A(1991), 1488-1494.
- (19) 越智保雄・ほか3名, *機論*, 58-547, A(1992), 353-359.
- (20) 鈴木秀人, *機論*, 58-555, A(1992), 2028-2033.
- (21) 中村孝・ほか4名, *機論*, 58-555, A(1992), 2046-2050.
- (22) 中村孝・ほか3名, *機論*, 59-567, A(1993), 2487-2494.
- (23) 中村孝・ほか3名, *機論*, 59-568, A(1993), 2817-2824.
- (24) 金子真・ほか3名, *機論*, 60-570, A(1994), 305-308.
- (25) 土居滋・ほか2名, *機論*, 60-570, A(1994), 331-336.
- (26) 田中哲志・ほか2名, *機論*, 60-571, A(1994), 613-618.
- (27) 杉山好弘・ほか2名, *鋳物*, 66-9(1994), 666-671.
- (28) 土居滋・ほか2名, *機論*, 60-575, A(1994), 1493-1497.
- (29) 野口徹・ほか3名, *機論*, 60-575, A(1994), 1524-1529.
- (30) 福山邦男・ほか2名, *機論*, 60-576, A(1994), 1734-1739.
- (31) 中村孝・ほか4名, *機論*, 61-582, A(1995), 441-446.
- (32) 鈴木秀人, *機論*, 61-585, A(1995), 906-912.
- (33) 土居滋・ほか2名, *機論*, 61-591, A(1995), 2381-2385.
- (34) 原田昭治・ほか3名, *機論*, 55-511, A(1989), 392-400.
- (35) 原田昭治・ほか3名, *材料*, 39-443(1990), 1133-1138.
- (36) 原田昭治・ほか3名, *機論*, 58-552, A(1992), 1306-1312.
- (37) 安達卓・ほか3名, *機論*, 59-558, A(1993), 291-296.
- (38) 原田昭治・ほか3名, *機論*, 60-572, A(1994), 952-959.
- (39) 井野幸雄・ほか4名, *日本造船学会論文集*, 160(1986), 478-486.
- (40) 西谷弘信・ほか2名, *機論*, 55-511, A(1989), 430-434.
- (41) 西谷弘信・ほか2名, *機論*, 60-572, A(1994), 942-945.