3% Si 鉄における疲労き裂の不安定化と疲労破壊じん性*

安 藤 柱** 小 倉 信 和***

Transition of Fatigue Crack from Stable to Unstable Propagation
and Fatigue Fracture Toughness of 3%Si Iron

by

Kotozi ANDO and Nobukazu OGURA

(Research Institute for Materials Science and Engineering,
Yokohama National University, Yokohama)

Notch tensile and fatigue tests have been made on 3% Si iron with various grain sizes. The plastic zone size associated with cleavage and fatigue crack propagation has been studied by a sensitive etching technique for detecting plastically deformed material. The mechanism of stable to unstable transition of fatigue crack propagation and the effects of grain size on the fracture toughness (K_c) and on the fatigue fracture toughness (K_{fc}) have been investigated.

The main conclusions are as follows.

(1) When the maximum stress intensity factor (K_{max}) is less than $0.7 K_{fc}$, the sizes of the slip band zone and the heavily deformed zone near a fatigue crack are proportional to the square of the variation of stress intensity factor (ΔK), while the plastic zone size associated with fatigue crack propagation is proportional to the square of K_{max} .

(2) The thickness of plastic zone formed near an unstable propagating crack does not depend on the stress intensity factor calculated by the compliance technique, but depends on the temperature and plate thickness.

(3) The process of fatigue fracture in a sharp notched specimen of low toughness material is divided into the following three cases:

(a) $K_{max} < 0.7 K_{fc}$: Stable crack propagation by fatigue.

(b) $0.7 K_{fc} \leq K_{max} < K_{fc}$: A crack propagates stepwise by the interaction of fatigue and local cleavage, and the rate of crack propagation shows a large scatter. Micro-cleavage-cracks are frequently observed ahead of a main crack on the plate surface as well as in the midsection.

(c) $K_{max} \geq K_{fc}$: A crack propagates unstably.

(4) Fatigue fracture toughness is not influenced by the mean stress, and its dependence on grain size is smaller than that of K_c .

(Received Aug. 2, 1975)

1 はじめに

機械要素などの疲労破壊過程は、き裂の発生、伝ばおよび最終急速破壊の3段階に分けられる。この内、第1あるいは第2段階に関しては、破壊力学的手法を用いて多くの研究が行なわれているが、疲労寿命の算定と構造物の安全設計上重要であると考えられる第3段階に関する研究は少ない。

この第3段階における限界応力拡大係数は疲労破壊じん性¹⁾(以下 K_{fc} と略す)と呼ばれ、通状の破壊じん性²⁾(以下 K_c と略す)とは大きく異なることが示されている。しかし、この段階における破壊機構、あるいは K_{fc} の結晶粒径依存性については全く不明である。ここでは、低じん性材における疲労き裂不安定化の機構を解明する目的で、3%Si 鉄における疲労き裂およびぜい性き裂の伝ばに伴う塑性変形と K_{fc} の結晶粒径依存性について検討した。

2 実験方法と試験片寸法

Table I のような化学成分の3%Si 鉄を20~40%

* 原稿受理 昭和50年8月2日

** 正会員 横浜国立大学材料基礎工学研究施設

横浜市南区大岡

*** 横浜国立大学材料基礎工学研究施設 横浜市南区大岡

Table I. Chemical compositions (wt%).

C	Si	Mn	P	S
0.024	3.10	0.15	0.008	0.004

Fig. 1. Test specimen. $W=30$, $a_0 \div 9.5$ and $W=20$, $a_0 \div 8$ (mm).

間圧延後 Fig. 1 のような試験片を切出した。これを種々の温度のアルゴンふん囲気中にて再結晶することにより、結晶粒径を4種類に変えた試験片を得た ($d=1$ mm, 250μ , 90μ , 40μ)。さらに、750℃に30分保持後強制空冷した。その後、試験片表面を電解研磨してすべり帯の観察に供した。

実験終了後160℃で30分間のひずみ時効処理を行なって、転位をデコレイトした後塑性域の観察を行なった。試験片の制作方法およびエッチピット法による塑性域の観察方法は文献³⁾と全く同じである。疲労試験には1 Ton の引張-圧縮疲労試験機を用いて1800 cpmにて応力比 $R(P_{\min}/P_{\max})$ が0.5と0.27の場合について行なった。

応力拡大係数 K の計算には、Srawley⁴⁾ らによる次式を使用した。

$$K = \frac{P\sqrt{a}}{tw} \left\{ 1.99 - 0.41 \left(\frac{a}{w} \right) + 18.70 \left(\frac{a}{w} \right)^2 - 38.48 \left(\frac{a}{w} \right)^3 + 53.85 \left(\frac{a}{w} \right)^4 \right\} \quad (1)$$

ここで、 P は荷重、 a はき裂長さ、 t は板厚、 w は板幅である。

3 き裂の伝ばに伴う塑性変形

3・1 疲労き裂の伝ばに伴う塑性変形

切欠きあるいはき裂材の単調荷重の場合に比べて疲労き裂近傍には質的にも寸法的にも異なった多くの種類の塑性領域が形成される。この内、試験片表面の疲労き裂近傍に形成されたすべり帯の領域をき裂の進展方向に対して直角な方向に計測し、その半分の値をすべり帯領域の幅 R_{ys} と呼ぶことにする。Fig. 2 に R_{ys} と ΔK との関係を示した。 R_{ys} は大きくばらつく傾向にあるが、応力比が異なってもほぼ ΔK で整理でき、 $R_{ys} \propto \Delta K^2$ なる関係にあることがわかる。

Fig. 3 に ΔP および初期切欠き長さが同じで R が異なる場合の板厚中央部における転位腐食像の一例を示した。写真は斜光照明によるものであり、白い部分が塑性域である。またその内側の黒い部分は転位密度が高くてエッチピットが形成されない領域であり、本

Fig. 2. Relation between the range of stress intensity factor and slip band zone size.

Fig. 3. Plastic zone and heavily deformed zone associated with fatigue crack propagation (on the midsection, oblique lighting). $d=40\mu$.

熱処理の場合にはこの部分の転位密度は静的ひずみ8%に相当する転位密度より高くなっている。以後この領域を強変形領域と呼び、この領域の幅をき裂進展方向に対して直角方向に計測した値の半分の R_{yh} を示すことにする。Fig. 4 に R_{yh} と ΔK の関係を示した。これより同一の ΔK に対して $R_{yh} \div R_{ys}$ であるが、 R_{yh} の方がはるかにばらつきが少ないのがわかる。

Fig. 5 に R_y と $K_{\max}$ との関係を示した。ここで R_y とは塑性域の幅をき裂進展方向に対して直角方向に計測した値の半分である。つまり疲労破面近傍に形成された塑性域の厚さである。前述の R_{ys} や R_{yh} が ΔK でよく整理できるのに対して、 R_y は応力比によらず $K_{\max}$ でよく整理でき、 $R_y \propto K_{\max}^2$ なる関係にある。また $R=0.5$ で $\Delta K=50 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ のとき、すなわち $K_{\max}=100 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ のとき、 R_{ys} と R_{yh}

Fig. 4. Relation between the range of stress intensity factor and the heavily deformed zone size.

Fig. 5. Relation between $K_{\max}$ and the plastic zone size.

は約 35μ であるのに対して、 $R_y=1\text{ mm}$ と R_y の方が1オーダー以上大きい。

これらのことより、疲労き裂先端の塑性変形性状は、その特性が $K_{\max}$ のみに支配されている領域と ΔK のみに支配されている領域の二つに分けられ、疲労き裂

の伝ば速度を律していると考えられるき裂先端近傍のごく小さな領域の変形は ΔK の値で定まっている。このことは、疲労き裂の伝ば速度が $K_{\max}$ よりは ΔK でよく整理できることとよく対応している。

3・2 不安定き裂の伝ばに伴う塑性変形

疲労き裂が不安定化したときのき裂長さ a_{fe} を正確に求めるためには、不安定き裂の伝ばに伴う塑性域の性質を明確にしておく必要がある。ぜい性き裂発生および伝ば時に形成された塑性域の一例をFig. 6に示す。(a)はDouble notch試験片の非破壊切欠きおよび破断部近傍のものであり、写真中の黒い部分が塑性域である。(b)は斜光法で撮影したものであり、写真中の白い部分が塑性域である。コンプライアンス法による静的計算では、本試験片においてはぜい性き裂が進展するにつれて、き裂先端の応力拡大係数 K は増大するが、塑性域厚さはき裂面にそってほぼ一定値を示している。このことは、3・1で述べた疲労き裂の場合と大きく異なっており、興味深い現象である。

疲労き裂近傍の塑性域と区別するため、この塑性域厚さを S_p として、その温度依存性をFig. 7に示した。 S_p 値は温度に対して急激な遷移挙動を示してい

Fig. 7. Temperature dependence of the plastic zone thickness associated with unstable crack propagation¹⁰⁾.

Fig. 6. Plastic zone attending crack initiation and unstable crack propagation. $d=50\mu$.

Fig. 8. Effect of the plate thickness on the transition temperature T_p of the plastic zone thickness associated with unstable crack propagation¹⁰⁾.

る。これはぜい性き裂の平面ひずみの伝ばから平面応力的伝ばへの遷移によるものである。 S_p 値の遷移温度 T_p の板厚依存性を Fig. 8 に示した。Fig. 6 (a) はこの遷移温度より高温側の例であり、(b) は低温側の例である。Fig. 9 に arrest したぜい性き裂先端の塑性域を示した。以上の写真などより、不安定き裂近傍の塑性域は、温度と板厚には依存するものの、き裂長さすなわち K 値には無関係である。さらに板厚中央部では強変形域はほとんど形成されていない。このことは、疲労き裂が不安定化したときの限界き裂長さ a_{fc} 決定の有力な手掛りとなる。

3・3 疲労き裂不安定化時の塑性変形

荷重を一定に制御した疲労試験では、本試験片の場合疲労き裂が進展するにつれて、 K_{max} が増大し、つ

いに不安定破壊する。このときの塑性域の代表例を Fig. 10 に示した。この写真は斜光照明によるものであり、白い部分が塑性域である。また、Fig. 11 には結晶粒径が 40μ で $R=0.5$ の場合について、き裂長さ対応力拡大係数および各種の塑性域幅との関係を示した。図中の R_{ys} , R_{yh} , および R_y に対する曲線は K_{max} が小さいときの実験式である ($d=40\mu$ に対する)。

$$\left. \begin{aligned} R_y &= 10^{-4} \cdot K_{max}^2 \\ R_{ys} &= 1.6 \times 10^{-5} \Delta K^2 \\ R_{yh} &= 1.3 \times 10^{-5} \Delta K^2 \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

また、この場合の巨視的伝ば速度は次式で与えられる ($R=0.5$ のとき)。

$$\frac{da}{dN} = 1.6 \times 10^{-14} \cdot \Delta K^{5.7} \quad (3)$$

き裂長さが 9.5 mm 以下、すなわち K_{max} および

Fig. 10. Plastic zone of the fatigue fracture toughness specimens (on the midsection, oblique lighting).

Fig. 9. Microphotograph of the arrested crack tip. $t=2$ mm, -5°C .

Fig. 11. (a) Crack length vs. maximum stress intensity factor and range of stress intensity factor. (b) Crack length vs. plastic zone size. (c) Crack length vs. slip band zone size and heavily deformed zone size.

da/dN がそれぞれ $100 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ および $8 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 以下のときには、強変形領域の幅およびすべり帯領域の幅共に(2)式とよく一致している。しかし、き裂長さが 10 mm 以上になると、 R_{ys} 、 R_{yh} 共に、局所的には(1)式で与えられる値よりはるかに小さい値を示し大きくばらついている。しかし、その最大値は略(1)式と一致している。そのようなすべり帯領域の例

Fig. 12. Slip band near the fatigue crack on the plate surface. $d = 40 \mu$. $K_{\max} = 135 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$.

を Fig. 12 に示した。

Fig. 12 は、 $K_{\max} = 135 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ ($K_{\max}/K_{fc} \doteq 0.8$) のときにおける、表面でのすべり帯の状態を示したものである。AB および CD 区間では、き裂近傍に疲労特有のすべり帯が高密度に形成されているが、BC 区間ではこのようなすべり帯が全く形成されていない。つまり BC 区間は高ひずみサイクルを受けることなくぜい性的に破壊したことを示している。さらに詳細に観察すると、写真中の B 点ではすべり帯の方向が逆転している。これはこの部分でき裂の進展方向が逆転したことを示している。つまり主き裂先端に微視的き裂が形成されたことを示している。 $K_{\max}$ が約 $0.7K_{fc}$ より大きくなると、ときどき疲労き裂先端塑性域内に、Fig. 13 のような 1~2 結晶粒径に等しい微視き裂が観察された。このき裂近傍には、疲労き裂固有のすべり帯が観察されないことより、微小なぜい性き裂であることがうかがえる。

Fig. 13. Micro-cleavage crack ahead of a fatigue crack in the plastic zone. $d = 90 \mu$.

Fig. 14 に、疲労き裂先端近傍塑性域内の強変形領域の例を示した。写真の白い部分が強変形領域である。EF 部ではほぼ $\Delta K = 45 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ に対応する約 30μ の安定な強変形領域が形成されているが、FG 区間ではほとんど形成されていない。しかし、G 点では EF 区間と同程度の強変形域が形成されている。つまりき裂は疲労によって EF 区間を安定に進展したが、

Fig. 14. Heavily deformed zone near the fatigue crack. $d=90\mu$, $K_{max}=90 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$.

FG 区間は不安定に伝ばしG点で停止したことを示している。

これまで主として、き裂近傍のすべり帯と強変形領域の特性について述べたが、Fig. 11 において、塑性域の幅 R_y の方は、き裂長さが 11.5 mm あたりまで実験誤差範囲で(2)式とよく一致している。これまで述べてきたように、 K_{max} が約 $100 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ 以上の領域では、き裂は安定成長と不安定成長を複雑に繰り返しているのであるが、上述のように R_y のばらつきが小さいことは、不安定に成長する距離が R_y に比べて充分小さいためと考えられる。

以上のような考察によって、 R_{ys} および R_{yh} がほぼ0となった点を a_{fc} とすれば、Fig. 7 より $a_{fc}=11.9 \text{ mm}$ と求まる。

これまで主として、 $d=40\mu$ 材の場合について述べたが、他の結晶粒径材の場合にもほぼ同様の現象が観察された。この結果を $d=50\mu$ の破壊じん性試験結果と比べると興味深い。

板厚を4種類に変えて、鋭い切欠き（先端半径 0.1 mm ）を二つ付けた破壊じん性試験では、広い温度領域にわたって、非破壊切欠き先端部に微視的き裂は観察されなかった。つまり、単調負荷の場合には、限界応力拡大係数に達する以前には、微小な不安定き裂が形成されなかったことを示している。以上のことより、疲労き裂が不安定化する場合と鋭い切欠き、あるいは小さな応力拡大係数の下で成長した先在き裂が、大きな単調荷重によって瞬間的に不安定破壊する場合とは、その機構が異なるものと結論されよう。

4 破壊じん性と疲労破壊じん性の結晶粒径依存性

3・3 項の方法によって、各疲労試験片の限界き裂長さ a_{fc} を求め、これを(1)式に代入して、疲労破壊じん性 K_{fc} を求めた。なお疲労試験では、 $\dot{K}=4.000 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}/\text{sec}$ であった。

また、破壊じん性 K_c は、再結晶処理後充分低い K 値で疲労き裂を約 1 mm 導入後、 $\dot{K}=200 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}/\text{sec}$ にて室温で測定した。

得られた K_c 値と K_{fc} 値の結晶粒径依存性を Fig. 15 に示した。 K_c 値は $1/\sqrt{d}$ の低下につれて、ほぼ直線的に低下している。これに対して K_{fc} 値は $1/\sqrt{d}$ が3以上では $1/\sqrt{d}$ とともに低下しているのに対し

Fig. 15. Ferrite grain size dependence of the fracture toughness K_c and fatigue fracture toughness K_{fc} .

Fig. 16. Effect of ferrite grain size on the K_{fc}/K_c .

*1 筆者らの未発表の研究。

て、 $1/\sqrt{d}$ が 1 と 2 では差が認められない。さらに K_{fc} 値は R_y と同様、ほとんど応力比 R の影響を受けていない。

K_{fc}/K_c の結晶粒径依存性を Fig. 16 に示した。 $1/\sqrt{d}$ が 3 以下の粗大粒領域では、 K_{fc}/K_c は $1/\sqrt{d}$ の増大につれて低下するが、 $1/\sqrt{d}$ が 3 以上では飽和し、0.6 に収束する傾向にある。なお本実験においては、き裂近傍のひずみ速度の指数である K が、破壊じん性試験と疲労試験で約 1 オーダ異なっているため、定量的比較は今後の問題であると考えられる。

5 結 論

結晶粒径の異なる 3% Si 鉄を用いて、疲労き裂近傍およびぜい性き裂近傍の塑性挙動と疲労破壊じん性について検討した結果次のような結論を得た。

(1) 疲労き裂近傍に形成される、すべり帯領域の幅 R_{ys} 、強変形領域の幅 R_{yh} および塑性域の幅 R_y は K_{max} が約 $0.7 K_{fc}$ 以下のとき、 ΔK あるいは K_{max} と次のような関係にある。

$$R_{ys} = C_1 \cdot \Delta K^2$$

$$R_{yh} = C_2 \cdot \Delta K^2$$

$$R_y = C_3 \cdot K_{max}^2$$

ここで、比例定数 C_1 、 C_2 、 C_3 は粒径 d とともに大きくなる。また $C_1 \approx C_2 \ll C_3$ である。

(2) ぜい性破面近傍での塑性域の幅は、コンプライアンス法にて静的に求めた応力拡大係数には依存しないのに対して、温度と板厚には依存する。

(3) き裂を有する低じん性材の疲労破壊過程は次のように分類できる。

(a) $K_{max} < 0.7 K_{fc}$ のとき：繰返し荷重による安定したき裂の成長。

(b) $0.7 K_{fc} < K_{max} < K_{fc}$ のとき：1～2 結晶粒径に等しい局所的なぜい性破壊と疲労との相互作用下でのき裂の成長であり、この段階でのき裂伝ば速度は大きくばらつく。さらに、試験片表面および内部において、主き裂先端に微視的ぜい性き裂が観察されることが多い。

(c) $K_{max} \geq K_{fc}$ のとき：不安定なき裂伝ば。

(4) 疲労破壊じん性は応力比によって変化しない。また K_c 値と K_{fc} 値とではその結晶粒径依存性の傾向が異なる。

おわりに、本論文をまとめるにあたり、有益なご助言を賜わるとともに、疲労試験機を心よくお貸しく下さいました白鳥助教授（横浜国大）に感謝いたします。供試材の温間正延は金材技研、津谷部長、石川博士のご厚意によるものである。供試材は川崎製鉄よりご提供いただいた。以上の方々に深く感謝いたします。

（昭和50年7月19日 第12回材料強度に関するシンポジウムにて講演）

参 考 文 献

- 1) 横堀武夫，相沢民王，日本材料強度学会誌，**Vol. 5-2**，54（1970）。
- 2) 川崎 正，中西征二，沢木洋三，畑中健一，横堀武夫，機構論，No. 750-1，31（1975）。
- 3) 安藤 柱，小倉信和，大橋正幸，日本材料強度学会誌，**Vol. 9-2**，45（1974）。
- 4) Srawley, J.E., in Fracture. Edited by H. Liebowitz, **Vol. 4**, p. 45, Academic Press
- 5) 横堀武夫，“材料強度学（第2版）”，p. 286（1974）岩波書店
- 6) 平 修二，田中啓介，材料，**18**，1126（1969）。
- 7) Hahn, G.T., R.G. Hoagland, and A.R. Rosenfield, Met. Trans., **Vol. 3**, 1189（1972）。
- 8) 大塚昭夫，中西了三，森 要，日本金属学会春期講演会，講演概要集，p. 61（1972）。
- 9) 安藤 柱，小倉信和，西岡俊久，機構論，No. 750-13，253（1975）。
- 10) 安藤 柱，小倉信和，大橋正幸，日本材料強度学会誌，**Vol. 9-4**，1（1975）。
- 11) 金沢 武，町田 進，矢島 浩，青木 満，日本造船学会論文集，**Vol. 130**，343（1971）。
- 12) 高橋 克，鈴木正彦，高橋秀明，機構論，No. 704-8，147（1974）。
- 13) 平 修二，田中啓介，材料，**18**，620（1969）。
- 14) 平 修二，柳 在吉，横幕俊典，田中啓介，材料，**24**，53（1975）。