

# 疲労亀裂伝播速度に及ぼすミクロ組織の影響

## Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth Rate

伊木 聡 IGI Satoshi JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員 (副部長)・工博  
貞末 照輝 SADASUE Teruki JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員 (副課長)・工博  
大森 章夫 OHMORI Akio JFE スチール スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員 (課長) 工博

### 要旨

近年、溶接鋼構造物の疲労寿命向上により、ライフサイクルコスト (LCC) を低減する試みが様々な分野で盛んに行なわれており、JFE スチールも疲労亀裂伝播性能を向上させた高疲労特性鋼板「AFD<sup>®</sup>」を開発した。AFD<sup>®</sup>ではフェライト母相中に均一微細分散させたパーライト相を活用して疲労特性の向上を図っているが、そのメカニズムは十分に解明されていない。本報告では、その場観察できる SEM (走査電子顕微鏡) 内疲労試験機を用いて、パーライトの形態と疲労亀裂伝播挙動との関連について検討した内容を紹介する。

### Abstract:

Recently various trials to reduce life cycle cost (LCC) by the improvement of fatigue life of welded steel structures were performed actively by heavy industrial fabricators. JFE Steel has developed the excellent fatigue resistant steel plate “AFD<sup>®</sup>” which reduces the fatigue growth rate with a half level to that of conventional steels. In the AFD<sup>®</sup>, uniformly and finely dispersed perlite in ferrite matrix contributed to achieve good fatigue properties, however the detailed mechanism has not been fully understood yet. In this paper, investigation results on the relationship between fatigue growth rate and perlite morphologies using fatigue testing equipment in the scanning electron microscope (SEM) which enables *in-situ* observation is introduced.

## 1. はじめに

船舶や橋梁などの大型鋼構造物の健全性維持における主要な関心事のひとつに、供用時の周期的な応力によって引き起こされる疲労損傷が挙げられる<sup>1)</sup>。溶接構造物において、疲労亀裂は大きな応力集中により溶接止端部にまず発生し、終局的な貫通、破断に至るまで成長を遂げることがある。溶接継手における疲労亀裂発生抑制方法としては、たとえば TIG ドレッシングやグラインダー処理による応力集中の減少やハンマーピーニングなどによる引張残留応力の除去、圧縮残留応力の付与が効果的であることが報告されている<sup>2,3)</sup>。しかしながら、これらの処理を実際の鋼構造物のすべての溶接箇所に応用することは現実的には難しい。そのため、鋼板自身によって疲労亀裂の成長を妨げる手法が鋼構造物の全疲労寿命を延長するために有効であると考えられる。

従来、鋼材の疲労亀裂伝播速度はミクロ組織や機械的特性にあまり敏感ではないとされてきた<sup>4)</sup>。これに対し、JFE スチールではパーライト形態に着目し、TMCP (Thermo-mechanical control process) やオンライン型加速冷却設備: Super-OLAC<sup>®</sup> を駆使しパーライトを均一微細分散すること

で疲労亀裂伝播特性を向上させた高疲労特性鋼板 (AFD<sup>®</sup>) を開発した<sup>5)</sup>。疲労亀裂が連続的に進展し、伝播速度  $da/dN$  が Paris 則  $da/dN=C(\Delta K)^m$  に従うとされる第 II 領域において、AFD<sup>®</sup> では疲労亀裂伝播の従来鋼のデータバンド上限に対し伝播速度が 1/2 まで低減されている (図 1)。ただし、詳細な伝播速度の低減メカニズムについては必ず

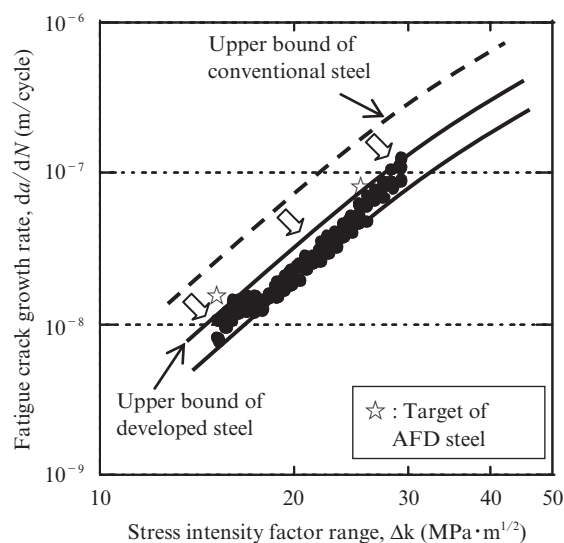


図 1 AFD<sup>®</sup> の疲労亀裂伝播速度  
Fig. 1 Fatigue crack growth rate of AFD<sup>®</sup> steel

しも明らかにされておらず、特に微視的なパーライト形態や亀裂の進展経路、亀裂開閉口挙動との関連性についての知見は少ない。

本報では、電子顕微鏡筒内での疲労亀裂伝播試験とその場観察技術を用いて、2種のフェライト/パーライト2相鋼を対象に疲労亀裂伝播挙動について検討した。特に第II領域での一定  $\Delta K$  条件の下での疲労亀裂の進展抵抗に及ぼすパーライト形態の影響を亀裂の進展経路や亀裂の開閉口挙動の観点から詳細に調査した。

## 2. 実験方法

TMCP 条件を制御してパーライトの形態を変えた2種類のフェライト/パーライト鋼を供試鋼として準備した。Steel I は従来鋼と分類される板厚方向にフェライトと層状のパーライトから構成される鋼板であり、Steel II は高疲労特性鋼板 (AFD<sup>®</sup>) でフェライト母相中にパーライトを均一微細分散させた鋼板である。板厚はともに 25 mm である。これら鋼板の引張特性を表 1 に示す。供試鋼より図 2 に示す形状の小型疲労試験片を採取した。Steel I と Steel II ともに試験片は試験片長手が鋼板圧延方向で亀裂伝播が鋼板幅方向となるよう採取した。これはそれぞれの試験片での亀裂伝播方向（紙面の上下方向）に対し、マイクロ組織を図 3 に示すようにパーライト形態を変化させて調査するためである。詳細に亀裂伝播方向のマイクロ組織（パーライト形態）の特徴を見ると、Steel I では等軸のフェライトからなる島とそれを囲むようにパーライトがネットワーク状に存在している。これに対し、Steel II では、等軸の細かいフェライト中にパー

ライトが均一に微細分散したマイクロ組織を呈している。それぞれのマイクロ組織の亀裂進展方向における平均のフェライト粒径とパーライト間隔を表 2 に示す。

表 1 供試鋼の引張特性  
Table 1 Tensile properties of tested steels

Steel plate	UYS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
I	357	486	28.6
II	398	513	22.3

UYS: Upper yield stress    TS: Tensile strength    El: Elongation

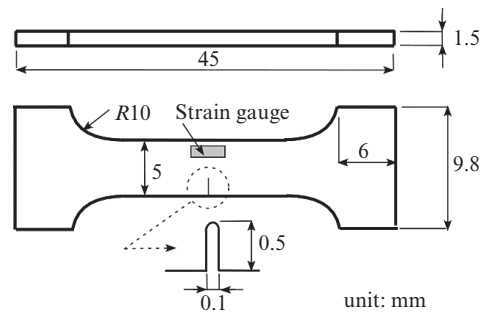


図 2 疲労亀裂伝播試験片の形状

Fig. 2 Geometry of fatigue crack growth specimen

表 2 ミクロ組織の様相  
Table 2 Aspects of microstructure

Steel plate	Average ferrite grain size ( $\mu\text{m}$ )	Average pearlite spacing ( $\mu\text{m}$ )
I	19	62
II	9	26

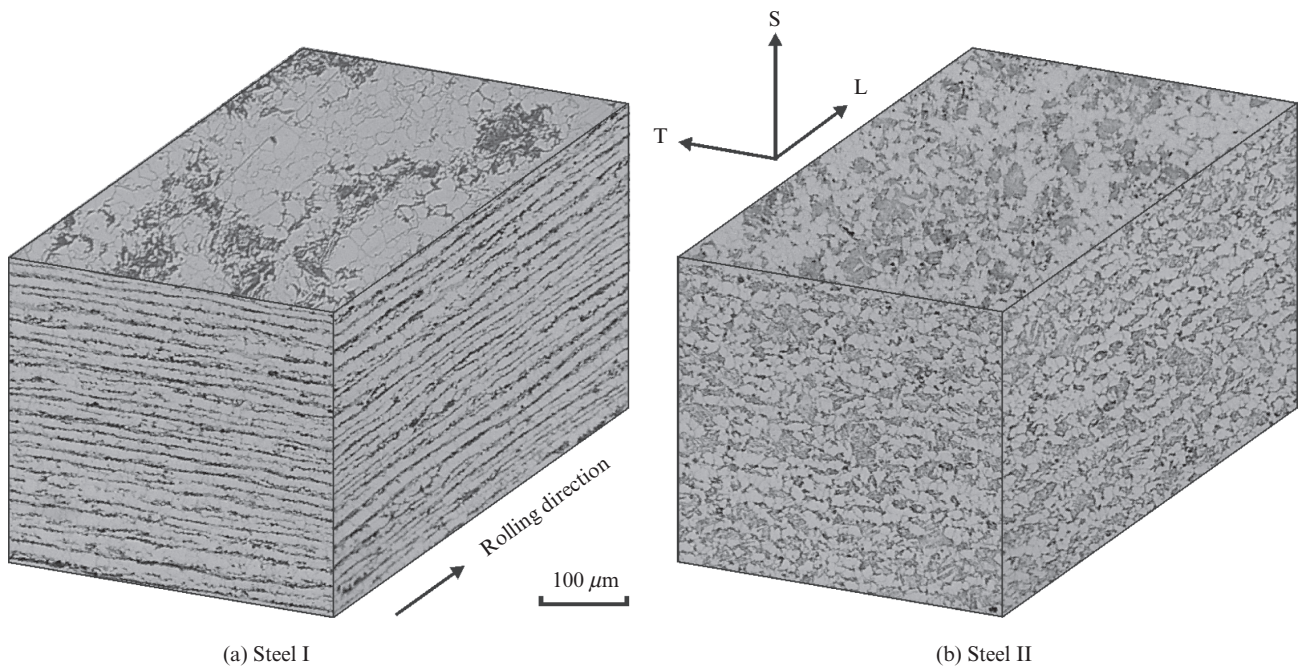


図 3 フェライト/パーライト供試鋼のマイクロ組織

Fig. 3 Microstructures of tested ferritic/pearlitic steels

伝播第II領域での疲労亀裂の進展挙動に及ぼすパーライト形態の影響を詳細に観察するため、疲労亀裂伝播試験は一定の応力拡大係数範囲  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、応力比  $R=0.1$ 、周波数  $2 \text{ Hz}$  のもと実施した。疲労試験は走査型電子顕微鏡筒内部で行なわれ、その場観察により試験中の亀裂の進展挙動を粒径オーダーで詳細に観察した。亀裂の開閉口挙動は図2に示す亀裂先端前方に貼り付けたひずみゲージを用いた除荷弾性コンプライアンス法により測定した<sup>6)</sup>。

### 3. 実験結果

#### 3.1 疲労亀裂伝播速度と伝播経路

図4に一定  $\Delta K$  での疲労亀裂伝播試験にて得られた疲労亀裂伝播速度を示す。また、Steel I, Steel II について亀裂進展経路、マイクロ組織と疲労亀裂進展速度との対応をそれ

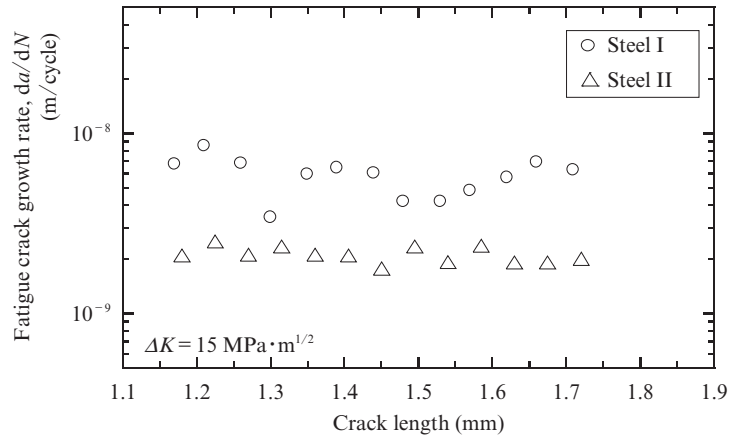


図4 一定  $\Delta K$  試験での疲労亀裂進展速度  
Fig. 4 Fatigue crack growth rates in constant  $\Delta K$  tests

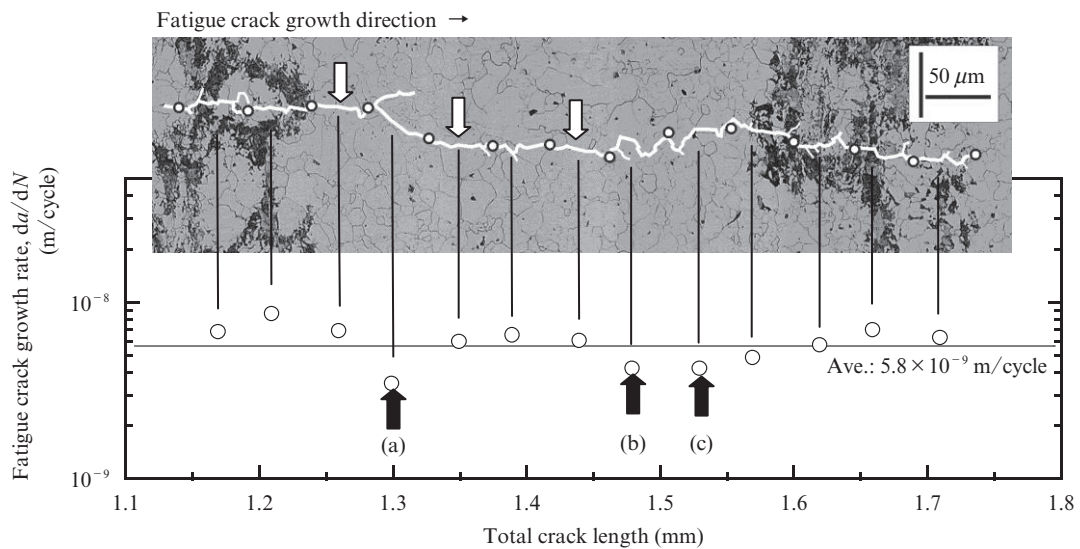


図5 Steel Iの疲労亀裂進展速度と進展経路

Fig. 5 Fatigue crack growth rate and crack path with microstructure for Steel I

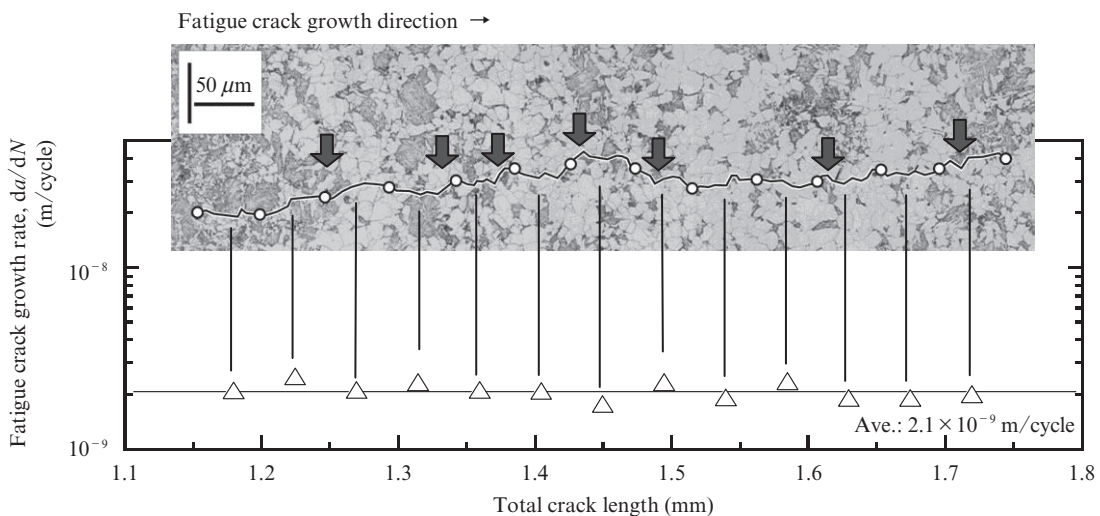


図6 Steel IIの疲労亀裂進展速度と進展経路

Fig. 6 Fatigue crack growth rates and crack paths with microstructure for Steel II



それ図5, 6に示す。これら疲労亀裂伝播速度のプロットは荷重軸に対して垂直な面に投影した50 μm長さ中(図5, 6中のマイクロ組織の白丸印間)を主亀裂が伝播する平均速度として求めた。疲労亀裂伝播速度は平均値でSteel I:  $5.8 \times 10^{-9}$  m/Cycle, Steel II:  $2.1 \times 10^{-9}$  m/cycle とSteel IIの方が低い。また、測定範囲内でSteel IIが安定して低い伝播速度を示しているのに対し、Steel Iの疲労亀裂伝播速度はかなり変動している。

図5に示したSteel Iにおいてより詳細に疲労亀裂伝播経路と亀裂進展速度との関係に着目すると、図中白矢印で示されている疲労亀裂がフェライト粒内を伝播する領域ではほぼ直進的な伝播をしており、このとき疲労亀裂伝播速度は平均値と同等かやや高い。これに対し、図中黒矢印(a)~(c)で示される部分では亀裂の分岐や屈曲が観察され、このとき疲労亀裂伝播速度は平均値よりも低い。Steel Iでは疲労亀裂伝播速度は大きな変動を示したが、これには亀裂の屈曲や分岐が大きく関与していることが示唆される。

一方、図6に示したSteel IIのマイクロ組織、亀裂進展経路と疲労亀裂伝播速度との関連性をみると、亀裂進展経路上には微細分散した塊状のパーライトが存在し、図中黒矢印で代表例を示したようにフェライトとパーライトの相境界近傍において亀裂が屈曲していることが分かる。前述のように亀裂の屈曲や分岐は局所的な疲労亀裂伝播速度の低下を誘

起すると考えられるが、Steel IIでは亀裂が微細分散したパーライトに遭遇することで頻繁に屈曲が生じ、結果として高い疲労亀裂進展抵抗が安定的に得られるものと考えられる。

### 3.2 SEMによる疲労亀裂進展のその場観察

疲労亀裂の屈曲のプロセスを高倍率のSEM(走査電子顕微鏡)を用いてその場観察し詳細に調査した。高い疲労亀裂伝播特性を示したSteel IIの疲労亀裂の屈曲の様子を疲労亀裂伝播特性が低かったSteel Iと比較して図7に示す。図中には、SEMによるその場観察とこれに対応する組織と伝播経路の対応を模式的に示した(Steel Iの写真では観察面にパーライトが存在していない)。Steel IIではSteel Iに比べ赤三角で示す亀裂の屈曲が数多く観察され、この亀裂の屈曲が塊状のパーライトを避けるように生じていることから、Steel IIでは微細に分散しているパーライトが進展する疲労亀裂の屈曲現象を助長していることが示唆される。

SEM内での疲労亀裂進展のその場観察で得られた興味深い点の1つに亀裂先端近傍におけるスリップバンドの形態が試験片により異なることが挙げられる。スリップバンドは疲労亀裂先端に生じる塑性域内に現れ、亀裂が進展する経路に対して前駆的な役割を果たすことが知られている。

図7(a)における疲労亀裂先端のスリップバンド(写真中の白い筋状の模様)がSteel Iでは大きく発達している。

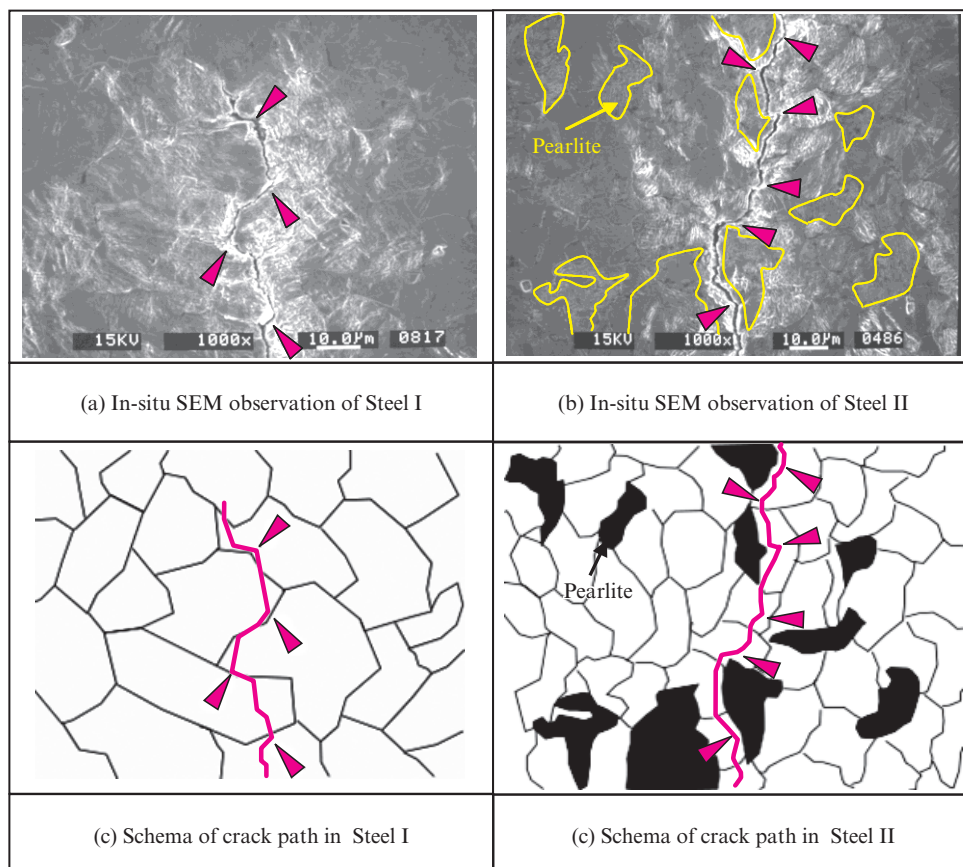


図7 亀裂屈曲挙動のその場観察

Fig. 7 Crack deflection behavior by in-situ observation



一方、図7 (b) に示すように Steel II では疲労亀裂先端に生じるスリップバンドは微細に分散しており、これは塊状に存在するパーライトによって発達が阻止された結果とみることができる。このようなスリップバンドの形態は亀裂の屈曲と密接に関連しているものと考えられる。すなわち、マイクロ組織を微細なフェライト粒径とパーライト間隔とすることでフェライトの拘束力を高めることができ、結果として疲労亀裂の屈曲が頻繁に生じ疲労亀裂伝播特性を高めることができると思われる。

## 4. 考察

### 4.1 亀裂開口による疲労亀裂伝播特性向上

疲労亀裂の遅延メカニズムについて亀裂の開閉口挙動の観点から検討した。図8 に疲労亀裂進展中に得られた亀裂開口比  $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$  を示す。ここで、 $\Delta K_{eff}$  は亀裂開口を考

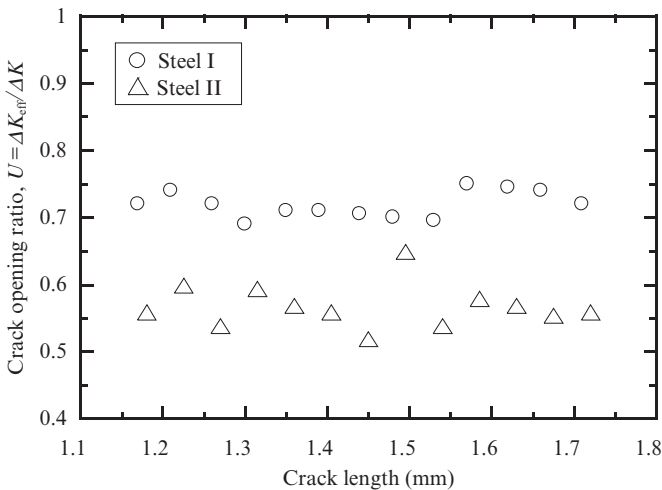


図8 試験中の亀裂開口比

Fig. 8 Crack opening ratio of steels during tests

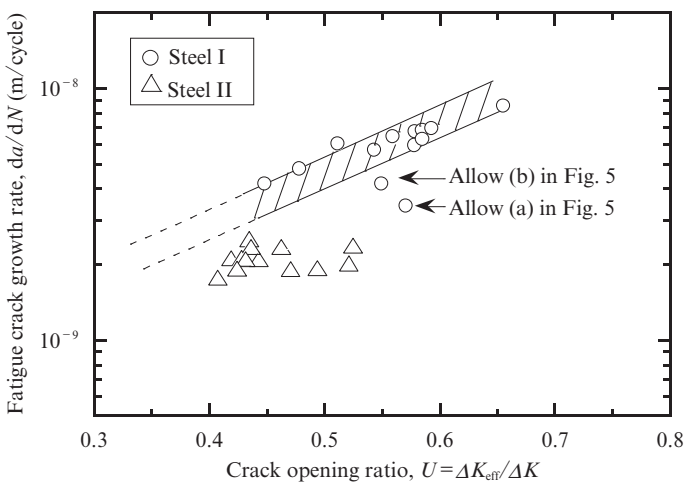


図9 亀裂開口比と疲労亀裂進展速度の比較

Fig. 9 Comparison between fatigue crack growth rates and crack opening ratio of steels

慮した有効応力拡大係数範囲である。亀裂開口比  $U$  の値が低いほど亀裂が閉口しやすく進展駆動力が低下することを表す。図より、Steel II では Steel I よりも  $U$  が低く亀裂の閉口が生じやすくなっていることがわかる。これには亀裂の屈曲頻度の増加による破面粗さ誘起亀裂閉口の促進が主として関与していると考えられる。

図9 にはそれぞれの試験片での亀裂開口比と疲労亀裂伝播速度の関係を示した。疲労亀裂進展の駆動力が亀裂開口比だけに依存しているのならば、両試験片の疲労亀裂伝播速度は同じ傾きを有する直線群としてプロットされるはずである。ここで Steel I はほとんどのプロットがほぼ直線のデータバンド内にあるが、図5の中で (a) と (b) に示した亀裂分岐に関連するプロットは、データバンドから低伝播速度側にそれている。加えて、頻繁に疲労亀裂の屈曲が観察された Steel II の疲労亀裂伝播速度は明らかに低い亀裂開口比の値をとり、直線関係すら示していない。これらの結果は、本供試材の疲労亀裂伝播速度が亀裂の開閉口挙動のみによっては支配されないことを示唆している。いくつかの研究では局所的な亀裂先端の応力拡大係数が亀裂の Interlocking や分岐によって減少することが指摘されている<sup>7)</sup>。これら疲労亀裂先端での応力遮蔽効果<sup>7)</sup> のような別の要因が疲労亀裂伝播速度の遅延において大きな役割を持っていることが考えられるため、4.2 節で検討した。

### 4.2 亀裂先端での応力遮蔽効果

図9 に示したように亀裂開口比のみでは疲労亀裂進展の遅延を説明できないため、セラミックや金属間化合物のような複合材料で知られている亀裂先端での応力遮蔽効果について検討を行なった。き裂先端での応力拡大係数  $K_{tip}$  は (1) 式で与えられる<sup>7)</sup>。

$$K_{tip} = K_{max} - K_s \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $K_{max}$  は応力遮蔽効果なしの最大応力での応力拡大係数、 $K_s$  は応力遮蔽効果に関連する応力拡大係数である。複雑な疲労亀裂進展過程の中で  $K_s$  を見積もることは困難である。本論文では、図10 に示すように亀裂開口変位を実験的に計測することにより、 $K_{tip}$  を算定する。一様な引張応力下にある有限幅の片側亀裂材の応力拡大係数と亀裂開口変位<sup>8)</sup> の2式より、 $K_{tip}$  と  $\delta_{ideal}$  の関係は (2) 式で表すことができる。

$$K_{tip} = \frac{\delta_{ideal} E' t}{4a} \sqrt{\pi a} \frac{F(a/W)}{V(a/W)} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、

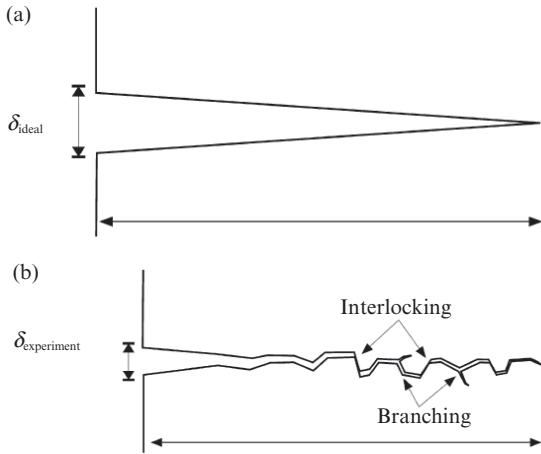


図 10 理想亀裂と応力遮蔽を伴う亀裂での亀裂開口変位  
 Fig. 10 Crack mouth opening displacement for (a) an ideal crack and (b) a crack with stress shielding effect

$$F\left(\frac{a}{W}\right) = 1.12 - 0.231\left(\frac{a}{W}\right) + 10.55\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30.39\left(\frac{a}{W}\right)^4,$$

$$V\left(\frac{a}{W}\right) = 1.46 - 0.70\left(\frac{a}{W}\right) + 25.93\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 143.0\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 538.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 907.5\left(\frac{a}{W}\right)^5 + 633.7\left(\frac{a}{W}\right)^6$$

$E^* = E / (1 - \nu^2)$ ,  $E$  はヤング率,  $\nu$  はポアソン比,  $t$  は試験片厚さ,  $a$  は亀裂長さ,  $W$  は試験片幅である。また,  $\delta_{ideal}$  は図 10 に示す屈曲や分岐のない理想亀裂の開口変位である。

(1) 式と (2) 式より, 与えられた亀裂長さ  $a$  において,  $K_{max}$  と応力遮蔽効果のない理想的な亀裂の開口変位  $\delta_{ideal}$  は線形関係にあることが知られており, (3) 式が成立する。

$$K_{max} \propto \delta_{ideal} \quad (3)$$

ここで, 第一近似として  $K_{tip}$  と応力遮蔽効果を含む疲労亀裂伝播試験中に得られた亀裂開口変位  $\delta_{exp}$  の間に同様な関係があると仮定すると, (4) 式が得られる。

$$K_{tip} \propto \delta_{exp} \quad (4)$$

亀裂先端の応力拡大係数は (3) 式と (4) 式より次式のように見積もることができる。

$$K_{tip} = \frac{\delta_{exp}}{\delta_{ideal}} K_{max} \quad (5)$$

図 11 に示すように, 亀裂先端での有効応力拡大係数範囲  $\Delta K_{eff,tip}$  は (6) 式で表すことができる。

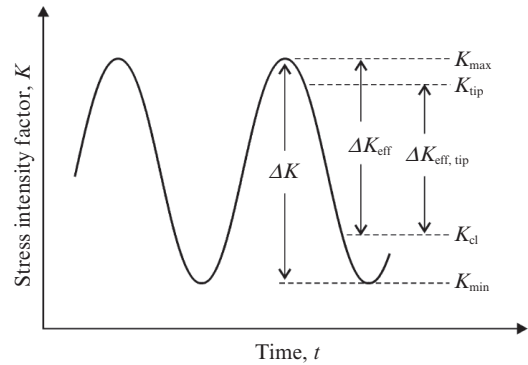


図 11 亀裂先端有効応力拡大係数範囲の模式図  
 Fig. 11 Schematic determination of the crack tip effective stress intensity factor range

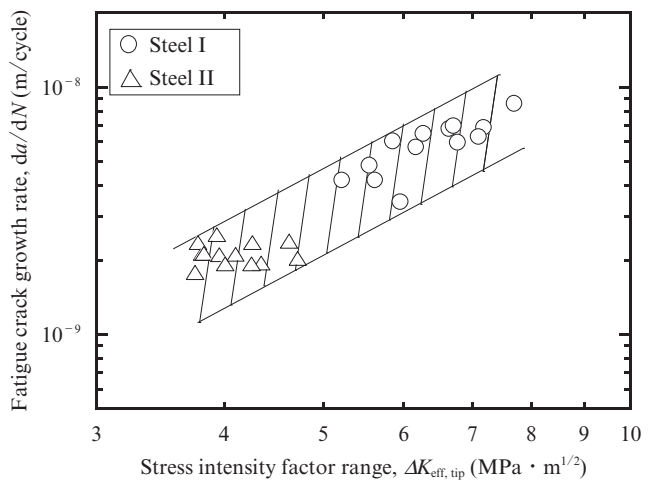


図 12 亀裂進展速度と亀裂先端有効応力拡大係数範囲の関係  
 Fig. 12 Relationship between fatigue crack growth rates and  $\Delta K_{eff,tip}$

$$\Delta K_{eff,tip} = K_{tip} - K_{cl} \quad (6)$$

ここで,  $K_{cl}$  は亀裂閉口時の応力拡大係数である。

上述の手法に基づき, Steel I と Steel II について  $\Delta K_{eff,tip}$  を求め疲労亀裂伝播速度との関係を比較した。結果を図 12 に示す。異なったパーライト形態を有する 2 つの試験片で得られた亀裂進展速度は,  $\Delta K_{eff,tip}$  という 1 つのパラメータによって 1 本のデータバンドとして整理することができ, 低い疲労亀裂伝播速度を示す Steel II は Steel I よりも低い  $\Delta K_{eff,tip}$  領域に位置している。すなわち, Steel II においては, 高い頻度で亀裂の屈曲を示すことで, 亀裂の閉口が促進されるだけでなく, 亀裂先端の応力遮蔽が助長され高い疲労亀裂伝播特性を示すことが明らかとなった。

## 5. まとめ

パーライトの形態を変化させた供試鋼を用いて, フェライト/パーライト 2 相鋼における疲労亀裂伝播挙動を詳細に調

査するとともに、疲労亀裂伝播特性の向上メカニズムについて検討を行なった。得られた主要な結論を以下に示す。

- (1) 微細分散したパーライト形態のフェライト/パーライト 2相鋼は、粗いネットワーク状のパーライト形態を持つ 2相鋼に比べて、非常に良好な第 II 段階での疲労亀裂伝播特性を示した。これは疲労亀裂の伝播中に微細分散した塊状のパーライトを避けるように数多くの亀裂進展経路の屈曲が生じることに起因する。
- (2) 微細分散パーライト形態を有するフェライト/パーライト 2相鋼ではネットワーク上のパーライト形態の 2相鋼に比べ、破面粗さ誘起によって高い閉口レベルが達成できる。
- (3) 疲労亀裂進展の遅延現象は疲労亀裂の分岐や屈曲による閉口に起因した  $\Delta K_{\text{eff}}$  の減少に加え、interlocking を通じた疲労亀裂先端での応力遮蔽を考慮した  $\Delta K_{\text{eff, tip}}$  の低下によるものと考えられる。

共同研究において SEM 内での疲労亀裂伝播試験、疲労亀裂伝播挙動のその場観察ならびに疲労亀裂伝播特性向上メカニズムに関して多大なるご指導をいただきました長岡技術科学大学武藤教授 宮下准教授に謝意を表します。

#### 参考文献

- 1) Miki, C. Science and Technology of Welding and Joining. 2000, vol. 5, no. 6, p. 347.
- 2) Horn, A. M.; Huther, I.; Lieurade, H. P. Welding in the World. 1998, vol. 41, p. 273.
- 3) Petershagen, H. Welding in the World. 1998, vol. 41, p. 281.
- 4) 小林英男. 材料. 1980, vol. 29, no. 317, p. 198.
- 5) 伊木聡, 猪原康人, 平井龍至. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 13.
- 6) 菊川真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝. 材料. 1976, vol. 25, no. 276, p. 899.
- 7) Mutoh, Y. et. al. Materials science and engineering A. 2007, vol. 468-470, p. 114.
- 8) Murakami, Y. Stress Intensity Factors Handbook. vol. 1, Oxford, Pergamon Press, 1987, p. 9.



伊木 聡



貞末 照輝



大森 章夫