焼なましおよび表面圧延低炭素鋼の 疲労き裂伝ば挙動*

吉 田 彰** 川 辺 秀 昭*** 山 田 朝 治****

The Fatigue Crack Propagation Behavior of the Annealed and the Surface-Rolled Low Carbon Steel

by

Akira YOSHIDA

(Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama)

Hideaki KAWABE and Tomoharu YAMADA

(Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

In order to clarify the behaviors of low carbon steels, the annealed and the surface-rolled, in their propagation of fatigue crack, the microfractographic observation of the specimens both of these descriptions of materials, has been performed by the electron microscopic replica method, with particular respect to their fatigue fractured surfaces. The results of the observation have been fully discussed, and the macroscopic investigation has been made of the specimens concerning their behaviors in propagation of fatigue crack.

The results are summarized as follows:

- (1) The fatigue crack propagation rate in the surface-rolled specimen is undoubtedly slower than in the annealed specimen.
- (2) The spacing in striation on the fatigue fractured surface in both the sorts of specimens is larger than what was first estimated from the fatigue crack propagation rate, dl/dN . This fact shows that there is the latent period in the fatigue crack propagation process in both the sorts of specimens.
- (3) The various patterns observed on the fatigue fractured surfaces are similar in both the sorts of specimens, therefore the fatigue fracture mechanism in both the sorts of specimens is considered to be essentially the same.
- (4) The platy on the fatigue fractured surface in the surface-rolled specimen is smaller in size than that in the annealed sort, and the striation on the platy in the surface-rolled specimen runs in locally different direction from the main crack propagation line. It can be considered from these facts that in the surface-rolled specimen there have been formed, in consequence of micro internal stress in the work hardened surface layer, branched microcracks at the tip of the main fatigue crack.
- (5) The slower fatigue crack propagation rate in the surface-rolled specimen is due to the longer latent period that has come, so it is considered, from the structural difference between the annealed specimen and the surface-rolled specimen, and also from the stress relaxation at the branched crack tip in the surface-rolled specimen.

(Received July 30, 1970)

1 緒 言

1)~3)
前報において著者らは低炭素鋼の焼なまし材および機械加工材（圧延材，表面圧延材）について，それぞれの疲労変形ならびに疲労き裂発生に関して微視的に

追求し，それらの機構を明らかにしてきたが，これら疲労き裂発生を含むそれ以前の疲労に関する問題とともに，それに続く疲労き裂伝ばの問題が重要な課題となってくる．この疲労き裂伝ば挙動の解明にあたり，近年，巨視的な研究とともに electron-fractography がその研究手段として用いられるようになってきた．

本報告においては低炭素鋼の焼なまし材および表面圧延材を用いて，これらの疲労き裂伝ば挙動を明らか

* 原稿受理 昭和45年7月30日

** 正 会 員 岡山大学工学部 岡山市津島

*** 大阪大学工学部 吹田市字山田上

**** 正 会 員 大阪大学工学部 吹田市字山田上

にするため、疲労破面の fractography より観察される striation の間隔や方向、さらに破面に形成される pattern などの局所的な相違は材料の微視的組織がき裂伝ば速度に影響することを示していると考えられるので、両者について巨視的な疲労き裂伝ば速度の測定とともに、electron-fractography の観察も行なった。

2 実験方法

疲労き裂伝ば過程を観察するにあたり、用いた試験片は Fig. 1 に示す形状、寸法のものである。この試験片の素材は一般構造用圧延鋼材 (SS 41) で、その化学

Fig. 1. Form and size of the specimen for rotary bending fatigue test (Stress concentration factor $\alpha=1.48$).

Table I. Chemical composition (%) of specimen.

C	Mn	Si	P	S
0.15	0.46	0.23	0.019	0.023

Table II. Mechanical properties of specimen

Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
25.5	40.4	39.7	66.0

成分は Table I に示すとおりであり、焼なまし後の静機械的性質は Table II に示すとおりである。熱処理としては、素材を Fig. 1 に示す試験片に機械加工後、 $920^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hr}$ 真空中完全焼なましを行ない、前加工の影響を取り去ると同時にフェライト結晶粒の平均直径を約 150μ にした。そして焼なまし材は完全焼なまし後、そのために生じた脱炭層の除去および良好な面をえるため電解研摩を行なった。一方表面圧延材は完全焼なまし後、電解研摩にて脱炭層を除去し、環状みぞ表面圧延機を用いて圧延圧力 100 kg/mm^2 にて表面圧延し、その後仕上げ研摩を軽く行なった。表面圧延材のかたさ分布曲線は前報に示したとおりであり、加工層深さは約 1 mm である。

疲労破面の観察は焼なまし材および表面圧延材の両者につき、試験片の切欠き底表面から中心へ約 400μ までレプリカ法電子顕微鏡にて連続的に行なった。なお、用いた電子顕微鏡は日本電子製 Super Scope (加速電圧 30 kV) および 6 AS 型 (加速電圧 100 kV) である。

またこれより先に、これら焼なまし材、表面圧延材の両者につき、それぞれのき裂伝ば曲線を求めたが、

Fig. 2. Apparatus for the measurement of crack length in specimen during fatigue.

そのための装置を Fig. 2 に示す。試験機は片持回転曲げ疲労試験機 (1800 r.p.m.) で、この試験機を用いて求めた疲労強度と小野式回転曲げ疲労試験機 (3600 r.p.m.) を用いての前報の結果とは時間強度においてはほとんど一致し疲労限度はまったく一致した。疲労過程中的き裂伝ば曲線は荷重端でのたわみを測定することにより求めた。すなわち、たわみ測定装置は差動トランスを用いた変位計と電子管自動平衡式記録計を組み合わせ、荷重端の変位を試験中連続的に記録できるようにしたもので、この装置を用いて一定応力のもとで数本の切欠き試験片の疲労試験を行ない、そのたわみ量の測定から、あらかじめ求めた、疲労き裂長さ (加熱着色によって実測した平均き裂長さ) 一たわみ曲線を利用して各試験片のき裂長さを連続的に求めた。

3 実験結果および考察

疲労き裂伝ば過程の挙動を調べるために用いた応力レベルは $\sigma=25 \text{ kg/mm}^2$ である。この応力レベルにおいて焼なまし材および表面圧延材の疲労寿命はそれぞれ $N=10^5$ および $N=2 \times 10^5$ である。すなわち一般に応力レベルにより疲労機構が変わると考えられるが、ここで用いたような低炭素鋼のき裂伝ばに関しては、そのき裂が進展性のものであれば、すなわち応力レベルが Wood のいう $S-N$ 曲線の H 領域であれば、応力レベルの大小により、その機構に大差はないと考えられる。それゆえここでは前報の $S-N$ 曲線を参照

して、応力レベルは1種類とした。

3・1 疲労き裂伝ば曲線

Fig. 3はFig. 2に示した実験装置を用い、たわみ測定法により求めた、繰返し応力 $\sigma=25 \text{ kg/mm}^2$ での、き裂長さ ℓ と荷重端のたわみの関係を示している。これから明らかなように焼なまし材、表面圧延材の両者は小さなばらつきをもって、同一の直線上にあることがわかる。Fig. 4はFig. 3の関係を ℓ を用いて求めた、焼なまし材および表面圧延材の疲労き裂伝ば曲線である。また Table III は各き裂長さでの 焼なまし材 および表面圧延材のき裂伝ば速度を、Fig. 4に示すき裂伝ば曲線の接線こう配より求め、示したものである。これ

Fig. 3. Relationship between crack length and beam deflection for rotary bending fatigue specimen at $\sigma=25 \text{ kg/mm}^2$.

Fig. 4. Crack propagation curves for rotary bending fatigue specimen at $\sigma=25 \text{ kg/mm}^2$.

Table III. Crack propagation rate for rotary bending fatigue specimen at $\sigma=25 \text{ kg/mm}^2$.

Crack length (mm)	Crack propagation rate dl/dN (mm/cycle)	
	Annealed specimen	Surface-rolled specimen
0.11	0.60×10^{-5}	0.36×10^{-5}
0.28	0.89×10^{-5}	0.43×10^{-5}
0.46	2.64×10^{-5}	0.65×10^{-5}
0.63	5.90×10^{-5}	1.67×10^{-5}
0.80	10.50×10^{-5}	3.28×10^{-5}
1.06	17.50×10^{-5}	6.50×10^{-5}

らより、表面圧延材の加工層深さ、すなわち試験片切欠き底表面より中心へ1mm までについての両者の疲労き裂伝ば挙動を比較すると明らかな表面圧延材のき裂伝ば速度は焼なまし材の場合より小さな値をとっている。

一般に疲労き裂伝ば速度 dl/dN (ℓ : き裂長さ, N : 応力繰返し数) は Stress Intensity Factor, K を用いて、 $dl/dN=CK^m$ なる形で表わされることが知られているが、Fig. 5は Harris が切欠きを有する回転曲げ疲労試験片の任意の長さのき裂について求めている次式を用いて、焼なまし材および表面圧延材両者の K 値を各き裂長さに対して求めた結果をそれぞれのき裂伝ば速度に対してプロットしたものである。

$$K = \frac{4M}{\sqrt{\pi a^3}} \cdot \sqrt{\frac{t}{\frac{4}{5}a + \frac{64}{9}t}} \tag{1}$$

ここで K ; Stress intensity factor ($\text{kg/mm}^{3/2}$)
 t ; き裂長さ+切欠き深さ (mm)
 a ; き裂底から試験片中心までの距離 (mm)
 M ; 曲げモーメント ($\text{kg} \cdot \text{mm}$)

Fig. 5. Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor for rotary bending fatigue specimen.

Fig. 5より、焼なまし材と表面圧延材において m 値は両者ともほとんど同じであるが、 C 値は表面圧延材の方が焼なまし材の場合より小さな値をとっていることが明らかである。このように表面圧延材における C 値がより小さくなり、疲労き裂伝ば速度がおそいのは、き裂先端での両者のき裂の形態の微視的な相違ならびに材質および疲労過程その変化の相違に依存していると考えられる。なおFig. 5にプロットしてある丸印は Table III に示した各き裂長さに対して(1)式より求めた K 値を、それぞれのき裂長さにおけるき裂伝ば速度をFig. 4のき裂伝ば曲線の接線こう配より求めてえた値に対して、焼なまし材および表面圧延材につきプロットしたものである。

以上のような焼なまし材と表面圧延材における巨視的な疲労き裂伝ば挙動の相違を微視的に明らかにする

ため、以下に electron-fractography の観察を行なった。

3・2 Electron-Fractography の観察

疲労き裂伝ばの過程をみるために疲労破面の観察を行なった結果を Fig. 6, 7 および Fig. 8 に示す。Fig. 6 および Fig. 7 は切欠き回転曲げ疲労試験片について、その切欠き底表面から中心部に向かって、表面圧延による加工硬化層が十分に存在している表面層 0~400 μ での 焼なまし材 および 表面圧延材 の場合の electron-fractography の連続写真である。また Fig. 8 は両材料について部分的にさらに高倍率で観察したものである。

これら疲労破面上にみとめられる波状の縞模様は striation とよばれ、この striation の 1 ピッチが繰返し応力の 1 サイクルに対応することがおもにアルミニウム合金について確認され、き裂伝ば過程の解析に実用されているが、本実験に用いた低炭素鋼などの鉄鋼材料においては Fig. 6, 7 および Fig. 8 にみられるように、striation の間隔はかなりまちまちで、striation 自体アルミニウム合金の場合と比較するとあまり明確でない。それゆえ、鉄鋼材料においては striation の数と繰返し応力のサイクル数の関係は今日まだあまり明らかにされていないが、徳田によると炭素鋼の場合、striation の 1 ピッチは応力の繰返し 10 回のオーダーに対応していると報告しており、本実験結果においても、Fig. 4, Table III と Fig. 6, 7 および Fig. 8 の比較より、1 つの striation を形成するのに 1 回以上の応力繰返し数を要していることは明らかであり、この事実は疲労き裂伝ば過程において潜在期間があることを示している。Fig. 6 と Fig. 7 の比較および Fig. 8 (a) と Fig. 8 (b) の比較より、striation の間隔が焼なまし材と表面圧延材とであまり差がないことから、表面圧延材において疲労き裂伝ば速度がおそくなるのは、この疲労き裂伝ばにおける潜在期間が焼なまし材におけるより長いと考えられ、またこれは焼なまし材と表面圧延材における材質の相違に依存していると考えられる。さらに焼なまし材と表面圧延材との疲労破面には、両者ともよく似た種々の pattern がみられ、この両者の疲労破壊形式は本質的には同じものであると考えられるが、ただ試験片切欠き底表面より中心へ 300 μ ~350 μ の破面で両者を比較すると表面圧延材

Fig. 6. Electron-fractography on annealed specimen under rotary bending fatigue test at $\sigma = 25 \text{ kg/mm}^2$.

Fig. 7. Electron-fractography on surface-rolled specimen under rotary bending fatigue test at $\sigma = 25 \text{ kg/mm}^2$.

においては platy¹⁷⁾ の大きさは小さく platy 上の striation の方向は主き裂の方向と著しく異なっている。このことにより表面圧延材においてはその表面加工層中の微視的な内部応力により、き裂がその先端で微視的枝分れを生じていると考えられ、この枝分れによりき裂先端で応力緩和がおこっていると考えられる。

以上のように、焼なまし材と表面圧延材についての electron-fractography の観察より、表面圧延材において疲労き裂伝ば速度がおそいのは、焼なまし材と表面圧延材における材質の相違ならびに表面圧延材の加工硬化層中における微視的な内部応力により生じたき裂の枝分かれのためのき裂先端での応力緩和に依存し、疲労き裂伝ばにおける潜在期間が長くなるからであると考えられる。

4 総 括

低炭素鋼焼なまし材および表面圧延材の疲労き裂伝ば挙動における両者の相違、相似点を明らかにするため、巨視的な疲労き裂伝ば挙動を明らかにするとともに、electron-fractography の観察にて微視的に両者の疲労き裂伝ば挙動の比較、検討を行なった。それらを要約すると次のようになる。

(1) 表面圧延材の疲労き裂伝ば速度は同一応力振幅において、焼なまし材のそれより明らかに低くなった。

(2) 焼なまし材および表面圧延材ともその破面上の striation の 1 ピッチの間隔はき裂伝ば速度 dl/dN より大きく、両者とも疲労き裂伝ば過程においてき裂進展の潜在期間があることを示した。

(3) また焼なまし材と表面圧延材との疲労破断面には両者ともよく似た種々の pattern が観察され、両者の疲労破壊形式は本質的に同じものであると考えられた。

(4) 表面圧延材においては破面上の platy の大きさは小さく、platy 上の striation の方向は主き裂の方向と著しく異なっていた。このことより表面圧延材においては、その表面加工層中の微視的な内部応力によりき裂の枝分れを生じていることが推論された。

(5) 表面圧延材において疲労き裂伝ば速度がおそいのは、焼なまし材と表面圧延材における材質の相違ならびに表面圧延材のき裂の枝分れのためのき裂先端に

Fig. 8. Electron-fractography for (a) annealed specimen and (b) surface-rolled specimen.

における応力緩和に依存し、疲労き裂伝ばにおける潜在期間が焼なまし材より長くなるからであると考えられた。

終わりに本報告をまとめるにあたりご支援を与えられた岡山大学工学部藤田公明教授に感謝の意を表します。

(昭和43年9月3日 第12回材料研究連合講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 吉田 彰, 上村正雄, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **18**, 1106 (1969).
- 2) 吉田 彰, 川辺秀昭, 田中政夫, 津和秀夫, 材料, **19**, 722 (1970).
- 3) 吉田 彰, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **19**, 795 (1970).
- 4) 吉田 彰, 田中政夫, 津和秀夫, 材料, **18**, 695 (1969).
- 5) Wood, W. A., *et al.*, Trans. AIME., **230**, 511 (1964).
- 6) Irwin, G. R., *et al.*, "Fracture Toughness Testing and Its Applications", ASTM, STP. No. 381, 84(1965).
- 7) Paris, P. C., *et al.*, Trans. ASME. Ser. D, **85**, 528 (1963).
- 8) Kraft, J. M., Trans. ASM., **58**, 691 (1965).
- 9) 小林英男, 中沢 一, 材料, **18**, 627 (1969).
- 10) Harris, D. O., Trans. ASME. Ser. D, **89**, 49 (1967).
- 11) 福永秀春, 博士論文(大阪大学) (1968).
- 12) Forsyth, P. J. E., Acta Met., **11**, 703 (1963).
- 13) 山田敏郎, 北川 茂, 材料, **18**, 689 (1969).
- 14) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 日本機械学会論文集, **36**, 904 (1970).
- 15) 徳田 昭, 日本金属学会誌, **24**, 171 (1960).
- 16) 横堀武夫, 日本機械学会誌, **70**, 1258 (1967).
- 17) Jacoby, G., Expl. Mech., **5**, 65 (1965).