低温における疲労き裂伝ばのフラクトグラフィ的検討[†]

橋 内 良 雄*

Fractographic Study of Fatigue Crack Propagation at Low Temperature

by

Yoshio KITSUNAI*

Fatigue crack growth behavior and fracture toughness of a structural steel, JIS SM 50 A, have been investigated at room temperature and 123 K, and the influences of load ratio, R , and frequency on the fatigue crack growth rate were examined. Low temperature was achieved by changing the flow quantity of liquid nitrogen. An electron fractographic analysis was employed to determine the mechanism of fatigue crack growth.

At 123 K, the fatigue crack growth rate was considerably affected by the load ratio, and crack growth curves indicated a marked acceleration to high ΔK regions near the final failure, because of cleavage during the fatigue crack growth. On the other hand, the crack growth rate at room temperature was found to be insensitive to the load ratio where the mechanism of growth does not involve a static fracture mode. At 123 K, the beltlike traces of cleavage appeared on the fatigue fracture surface as the evidence of cyclic cleavage when the fatigue crack exceeded the value of K_{max} about 25 MPa $\sqrt{m}$. The value of K_{ci} at which the onset of cyclic cleavage occurs was not influenced by the load ratio, frequency or loading condition, and the K_{ci} value was equivalent to about 70 % of the value of fatigue fracture toughness, K_{fc} . The cleavage width on the fracture surface tended to increase with increasing K_{max} . Formation of cyclic cleavage may be related to the local embrittlement caused by work-hardening in the plastic zone ahead of the fatigue crack. K_{fc} was slightly decreased as compared with the value of K_c obtained by monotonic tensile loading. Striation spacings were found to be reduced when temperature was decreased. However the striation spacings were closely correlated with the effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} , regardless of temperature.

キー・ワード：疲労，き裂伝ば速度，低温，へき開，フラクトグラフィ

1 緒 言

寒冷地や低温環境下に設置された構造物が繰返し荷重を受ける場合、その安全性を確保するには低温下での疲労き裂伝ば挙動を明らかにすると同時に、疲労から不安定破壊へと遷移する際の材料の抵抗値、すなわち疲労破壊じん性 K_{fc} を把握する必要がある。これまでの低温下での疲労き裂の伝ばに関する研究結果によれば、最終破壊は疲労き裂がある限界寸法に成長後リガメントがいきなりへき開破壊する場合と、疲労き裂の伝ば中にへき開が繰返し微小領域出現し、き裂の成長に伴いへき開の占める割合が次第に増加して最後に全リガメントがへき開破壊する場合とが報告されている。繰返し出現するへき開の形成機構についてはすでに一部で検討されているが、この種の形態の出現は疲労き裂伝ば過程の最終段階に属するもので、したがってへき開の発生には平均応力、負荷速度、試験環境等が強く影響すると考えられる。本研究では、疲労き裂から不安定破壊に移行する際の遷移領域の近傍において繰返し出現するへき開について、その形成に及ぼす荷重比および繰返し速度の影響をフラクトグラフィ

の手法を適用して検討するとともに、ストライエーションの形成に及ぼす低温環境の影響をき裂閉開口挙動との関連において考察した。

2 材料および実験方法

供試材は板厚が 16 mm の SM50A (CORTEN 50 A) であって、化学成分を Table I に、実験を行った室温ならびに 123 K における材料の機械的性質を Table II に示す。供試材の L - T 方向から、疲労き裂伝ば試験の場合には板幅 $W=100$ mm, 板厚 $B=14$ mm の、破壊じん性試験では $W=51$ mm, $B=12.7$ mm の CT 試験片を採取し、実験に供した。疲労き裂伝ば試験は電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて荷重比 R が 0.05, 0.5 および 0.7, 繰返し速度が室温では 20 Hz, 123 K では 1, 2, 10 および 20 Hz として試験を実施した。123 K における温度制御は先の報告と同様、試験機に装着した低温槽中に流入する液体窒素の量を電磁弁で調節する方法で行った。この場合、試験中の温度変動は ± 1 K 以内であった。疲労き裂が伝ばする際のき裂長さの計測は室温では 50 倍の移動顕微鏡を用いたが、123 K では主としてピーチマーク法を使用し、

[†] 原稿受理 昭和59年8月25日 Received Aug. 25, 1984

* 正会員 産業安全研究所 清瀬市梅園, Research Institute of Industrial Safety, Umezono, Kiyose

Table I. Chemical composition of steel tested (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.13	0.44	1.02	0.013	0.006	0.31	0.14	0.44	0.31

Table II. Mechanical properties of steel tested.

Test temperature K	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Elongation (%)
Room temp.	402	520	27
123	662	764	21

一部クラックゲージも併用した。疲労き裂伝ば速度 da/dN は接線法により求め、結果は次式で示す応力拡大係数範囲 ΔK を用いて整理した。

$$4K = \frac{4P(2+\alpha)}{B\sqrt{w}(1-\alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1)$$

ここで $4P$ は荷重範囲、 $\alpha = a/w$ 、 a と w は荷重軸の中心線からのき裂長さおよび試験片の幅、 B は試験片の板厚である。

き裂開口の測定は適当な繰返し数ごとに周波数を 0.01 Hz に減少し、除荷弾性コンプライアンス法により行った。破壊じん性試験は室温および 123 K において試験片に K_{max} が 16 MPa $\sqrt{m}$ 以下となるようにして疲労予き裂を導入後、123 K の温度に保持して単調な静的負荷を与え、破壊じん性値 K_c を測定した。破面の微視的観察は、透過および走査電子顕微鏡を用いて行った。

3 実験結果および考察

3・1 疲労き裂伝ば挙動

Fig. 1 は室温および 123 K における疲労き裂伝ば速度 da/dN を荷重比 R を変えて測定した結果であって、

Fig. 1. The effect of load ratio on the fatigue crack growth rate at 123K.

Fig. 2. The effect of frequency on the fatigue crack growth rate at $R=0.05$.

室温の da/dN は R によらずほぼ 1 本の直線上に表示されるのに対して、123 K の da/dN は R に依存した 3 本の平行な線の上にプロットされ、また R が高い程低 ΔK 域で最終破壊が生じている。なお、123 K の da/dN が R の影響を強く受けているのはへき開が帯状に間欠的に介在するためと推察される。室温の da/dN は最終破壊近傍の高 ΔK 域において、式(2)で示す ASTM-E 647 の小規模降伏条件を越脱している。しかし、最終破壊がへき開によって起る 123 K の da/dN はいずれの R においても式(2)を満足しており、しかも式(3)で示す平面ひずみの条件を満たしたまま不安定破壊に遷移している。

$$w - a \geq (4/\pi)(K_{max}/\sigma_y)^2 \quad (2)$$

$$w - a, B \geq 2.5(K_{max}/\sigma_y)^2 \quad (3)$$

ここで σ_y は降伏応力である。

Fig. 2 は $R=0.05$ の 123 K における da/dN を繰返し速度を変えて測定した結果を示したもので、図中には比較のために 20 Hz で試験した室温の da/dN ならびに先に報告した 188 K の da/dN も同時に表示した。図に見られるように、繰返し速度が 20 倍程度変化してもその影響は da/dN に現れていない。なお、最終破壊の K_{max} の値、すなわち K_{fc} は 20 Hz の場合が最も高く、10 Hz のときが最低となっている。しかし、繰返し速度と K_{fc} との間に系統的な関係が存在しないことから、 K_{fc} の差異は材料のじん性値のばらつきに起因していると推察される。Fig. 1 および 2 に示した室温ならびに 123 K の da/dN と ΔK の関係を式(4)で表示したときの C と m の値、および K_{fc} の値を Table III に示す。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (4)$$

3・2 低温における疲労破面形態の特徴

123 K の疲労破面にはいずれの荷重条件においても

Table III. Regression constants for the fatigue crack growth law $da/dN=C(\Delta K)^m$.

Temperature K	R	Frequency Hz	C	m	K_{fc} MPa $\sqrt{m}$
R. T.	0.05	20	1.56×10^{-3}	2.87	—
123	0.05	20	5.27×10^{-17}	8.57	35.92
123	0.05	10	5.99×10^{-11}	4.24	27.23
123	0.05	2	4.89×10^{-13}	5.90	29.46
123	0.05	1	5.25×10^{-11}	4.39	23.44
R. T.	0.5	20	2.78×10^{-9}	3.30	—
123	0.5	20	1.87×10^{-12}	6.01	33.08
R. T.	0.7	20	8.40×10^{-9}	2.91	—
123	0.7	20	4.09×10^{-16}	11.24	28.25

ある K_{max} レベルからへき開が帯状に繰返し出現し、き裂長さとともにへき開破面の占める割合が次第に増加して最終破壊へと移行した。123Kで形成された帯状のへき開（へき開帯）の代表的なマクロフラクトグラフを Fig. 3 に示す。この種のへき開は熱処理によりぜい化させた HT 80 鋼でも出現することが報告されており、この形態を佐藤らは Brittle step と呼んでいる。へき開帯近傍を透過および走査電子顕微鏡で観察した結果、Fig. 4 に見られるようにへき開の前面ではストライエーションが作られており、ストライエーションからへき開に遷移する領域ではストレッチゾーンに似た白い段状の帯が形成されていた。一方、へき開から再びストライエーションへと移行する領域では段差は認められず、ファセットの先端からストライエーションが発生している。これはへき開帯中でき裂長さが増加するに連れてへき開ファセットの偏向の程度が減少し、引張荷重方向に垂直なファセットからストライエーションが形成されるために段差が作られない

Fig. 3. Macro-fractographs showing cyclic cleavage created during fatigue crack growth at 123K.

Fig. 4. Fractographs showing cyclic cleavage and striation at 123K.

Fig. 5. Matching fractographs showing transition region from fatigue to cyclic cleavage at 123K. A arrow indicates the crack growth direction. $\Delta K=25.6 \text{ MPa}\sqrt{m}$, $R=0.05$.

Fig. 6. Schematic illustration of transition region from fatigue to cyclic cleavage.

ものと推察される。

ストライエーションからへき開へ遷移する位置をステレオマッチング観察を行った結果、Fig. 5 に示すように1対の破面形態は良く一致しており、またへき開ファセットが存在する位置の三次元的形状はFig. 6に見られるように凹と凸の関係となっている。なお、遷移領域のへき開ファセットの前方にはストレッチゾーンのようにすべり面分離によってき裂先端が開口鈍化した痕跡は残されていない。さらに主き裂に先行してへき開が発生したという証拠も認められない。このためストライエーションとへき開ファセットの境界に見られる段状の白い帯あるいは線 (Fig. 4 および Fig. 5 参照) は、き裂の伝ば過程においてすべりからへき開へと作動する結晶方位が変化したためにき裂面が局部領域でわずかに偏向したものであって、大きな段差は作られておらずストライエーションとへき開ファセットのき裂面はほぼ同じ高さとなっている。

3・3 へき開帯の定量化と疲労破壊じん性

123Kにおいてへき開が最初に発生する際の K_{max} の値を K_{ei} と定義して K_{ei} に及ぼす負荷条件の影響について検討した結果、Fig. 7 に示すように K_{ei} はほぼ一定の値 (平均値 $24.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、標準偏差 $1.60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) となっており、へき開の発生は荷重範囲 ΔP や荷重比 R および繰返し速度にあまり影響されないようである。なお、 K_{ei} は K_{fc} (平均値 $30.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、標準偏差 $3.08 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) の70~90%の範囲にあって、へき開は最終破壊の近傍で発生していること、および K_{ei} は K_{fc} よりもばらつきが小さいことなどの理由から、 K_{fc} よりも K_{ei} を疲労破壊の上限として採用したほうが低温環境下で使用される構造物の安

Fig. 7. The effect of loading condition on K_{ei} and K_{fc} .

全性をより確実に確保することができると考えられる。つぎに予き裂長さと最大荷重を用いて算出した K_{max} の値を初期応力拡大係数 K_{in} として K_{ei} との関係を検討した結果、Fig. 8 に示すように K_{ei} は K_{in} の低下に連れて減少する傾向が認められた。このため K_{in} をさらに減少させた場合、どの程度の K レベルからへき開帯が形成されるようになるのか、今後検討する必要がある。

Fig. 8. Relationship between K_{ei} and K_{in} .

材料が塑性ひずみを受けた場合、じん性値が低下することが報告されている。このため繰返し塑性ひずみを受ける疲労き裂先端の塑性域中でも、じん性が低下すると予想される。したがって低温においてき裂先端のぜい化した塑性域中で発生したへき開き裂が、塑性域を抜けた非ぜい化領域で停止する可能性が考えられる。そこでこの考えを検証するために、へき開帯の幅 Δa と塑性域寸法との関係について検討した。Fig. 9 は Δa を式(5)の平面応力塑性域寸法 R_p および式(6)で示す平面ひずみ塑性域寸法 R_Y に対してプロットした結果であって、 Δa は R_Y よりも常に大きく、また R_p を越える場合が多いが、これは塑性域を完全に越脱し

Fig. 9. Relationship between cyclic cleavage width, Δa , and plastic zone size, R_p , R_Y .

たじん性の高い領域でへき開き裂が停止したことを示しており、上記の考えの妥当性を示唆している。同様な結果は佐藤らによっても報告されている。なお、へき開き裂の停止は以上の原因のほかに試験機の剛性も影響しているものと思われる。

$$R_P = (1/\pi)(K_{\max}/\sigma_y)^2 \quad (5)$$

$$R_Y = (2/5.6\pi)(K_{\max}/\sigma_y)^2 \quad (6)$$

これまでの幾つかの報告によれば、 K_{fc} は K_c に比べてかなり低い値をとる場合のあることが示されている。そこで Table III に示した K_{fc} と、単調な静的負荷を与えて求めた K_c との比較を行った。Fig. 10 はその結果を示したもので、 K_{fc} は K_c のばらつきの範囲に包含されており、平均値は K_{fc} よりも K_c のほうが若干高い。したがって本実験に用いたような材料では K_c を破壊抵抗値として採用したときには、危険側の評価を与える可能性がある。なお、 K_c はひずみ速度依存性を示すことから浦辺らは応力拡大係数の時間に対する変化率 $\dot{K}$ を疲労と破壊じん性で同一になるようにして実験し、 K_{fc} と K_c とが一致する結果を示している。本研究では $\dot{K}$ を統一した試験を行っていないが、繰返し塑性ひずみを受けて大きな塑性域を形成後最終破壊に至る疲労破壊じん性値と、静的負荷以前には大きな塑性域を有しない破壊じん性値が $\dot{K}$ を同一にすれば材料によらず一致するかどうか、今後検討する必要がある。

Fig. 10. Comparison of K_{fc} and K_c .

3.4 ストライエーション形成に及ぼす低温の影響

123Kにおいても室温と同様、Fig. 4 に示したように明りょうなストライエーションが形成される。そこで母材およびへき開が介在しない 188K の疲労破面に作られたストライエーション間隔 S を ΔK を用いて整理した結果、188K の S は室温のそれよりも小さく両者は両対数紙上でほぼ平行な直線上にプロットされる (Fig. 11)。そこで S をき裂開閉口を測定して定めた有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を用いて再プロットした結果、両者はほぼ一本の直線上に表される (Fig. 12) ことから、試験温度の低下はき裂開口レベルを上昇させ、その結果が S に反映していると考えられる。

Fig. 11. Relationship between striation spacing and ΔK .

Fig. 12. Relationship between striation spacing and ΔK_{eff} .

4 結 論

(1) ストライエーション形成によってき裂の伝ばがなされる室温の da/dN は荷重比 R の影響を受けないのに対して、へき開が介在する 123K の da/dN は R に強く影響される。なお、周波数を 20 倍程度変えてもその影響は 123K の da/dN には現れない。

(2) 123K においてへき開が最初に発生する際の $K_{\max}$ の値、すなわち K_{ei} は荷重範囲、 R および周波数によらずほぼ一定の値 ($K_{ei} \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) から発生する。この値は疲労破壊じん性 K_{fc} の 70~90% に相当する。

(3) K_{fc} は静的に求めた破壊じん性 K_c のばらつきの範囲にあって、平均値を比較すると K_{fc} のほうが若干小さい。なお、 K_{ei} が K_{fc} の 70~90% であることを考慮すると、 K_{ei} を疲労破壊の上限として採用したほうが構造物の不安定破壊を防止できる。

(4) 123K で出現するへき間帯は、繰返しひずみを受けてぜい化したき裂先端の塑性域中で発生し、塑性域を越脱した非ぜい化領域でへき開き裂が停止してストライエーションへと遷移するという機構によって形成されると考えられる。この場合、塑性域中の $K_{\max}$ が K_{fc} よりも小さいという条件を満足する必要がある。

る。

(5) 123Kの破面でストライエーションからへき開へ移る位置では明りょうな帯が段状に見られる場合が多いが、これはすべり面分離とへき開破壊とで作動する結晶学的面が相違するためにその境界が階段状に見られるのであって、実際に大きな段差が作られているわけではない。

(6) ストライエーション間隔は温度が低下すると減少するが、き裂開閉口の測定により定めた有効応力拡大係数範囲 $4K_{eff}$ を用いれば、温度によらずストライエーション間隔を整理することができる。

(昭和59年6月28日 第4回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) T. Kawasaki, S. Nakanishi, Y. Sawaki, K. Hatanaka and T. Yokobori, Engng. Fracture Mech., **7**, 465 (1975).
- 2) 佐藤邦彦, 豊田政男, 名山理介, 日本造船学会論文集, **146**, 490 (1979).
- 3) 安藤 柱, 小倉信和, 中島良夫, 日本機械学会論文集, **46**, 1 (1980).
- 4) 安藤 柱, 小倉信和, 小堀孝浩, 日本機械学会論文集, **46**, 933 (1980).
- 5) 浦辺浪夫, 吉武明英, 香川裕之, 日本造船学会論文集, **153**, 267 (1983).
- 6) W. W. Gerberich and K. J. Javallabhula, Acta Metall., **31**, 241 (1983).
- 7) Y. Kitsunai, ASTM STP 857, 274 (1985).
- 8) J. E. Srawley, Int. J. Fract., **12**, 475 (1976).
- 9) Annual Book of ASTM Standards, E 647-81 (1981).
- 10) 金沢 武, 町田 進, 矢島 浩, 青木 満, 川辺智信, 日本造船学会論文集, **126**, 397 (1969).