過大過小応力下の疲労き裂伝ばとフラクトグラフィ*

小寺 沢 良 一** 志 茂 大 治 郎** 近 藤 潤 一***

Fatigue Crack Propagation and Fractography
under Periodic Overstressing

by

Ryoichi KOTERAZAWA, Daijiro SHIMO and Junichi KONDO

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

The effect of periodic overstressing on fatigue crack propagation was studied with sharp notched specimens of low carbon steels (a rimmed steel and an Al-killed steel), a medium carbon steel, a high strength steel and an aluminum alloy. A very small number of cycles of overstress applied intermittently during a very large number of cycling of understress below the fatigue limit or threshold stress intensity K_{th} caused a remarkable acceleration of crack propagation (about or more than one hundred times) in all materials tested except the high strength steel. The fracture surface morphology in the cases with such remarkable acceleration was quite different from that of the cases without it, the characteristic feature being clam-shell markings with saw-tooth profile of hill-to-valley matching. This indicates the occurrence of crack propagation in zig-zag fashion in contrast to the straight propagation under steady cyclic stress conditions. The cracks propagated also under the understress below K_{th} . These results raise a question on the validity of K_{th} as a design criterion.

(Received June 10, 1977)

キー・ワード：フラクトグラフィ，疲労き裂伝ば，実働荷重，疲労き裂伝ば下限界応力拡大係数

1 緒 言

実機の疲労強度が実験室における疲労試験により得られる疲労強度より著しく低いことはよく知られており¹⁾、この問題に関して、最近、実機における繰返し荷重条件は大部分が疲労限以下の過小応力で、これに少数回の過大応力が加わる状態にあることが重要な事柄であって、このような荷重条件下ではいわゆるマイナー則が成立せず、修正マイナー則など疲労限が消失したとみなした取扱いの必要であることが明らかにされつつある^{2,3)}。この種の研究としては、疲労き裂発生過程にその原因があるとみて平滑材を用いた実験が多いようであるが、筆者らはき裂伝ば過程におけるこの種の効果をみるため、鋭い切欠き材を用いて疲労試験（小野式回転曲げ）を行い、また破面解析によりき裂伝ば速度、き裂伝ば機構について検討して、マイナー則による累積繰返し数比が1/100程度以下の極めて小さい値で破壊すること、これに対応してき裂伝ば速度が定常負荷の場合に比して100倍程度以上の極めて大きい

値になること、そしてまた、破面の立体マッチング解析の結果から、この場合のき裂伝ば機構が定常応力下の疲労き裂伝ば機構と非常に異なることを明らかにした⁴⁾。疲労き裂伝ば過程における過大応力の影響に関する従来の実験は大部分が片振引張応力下において行われており、き裂伝ばの遅延をもたらすという結果が多いが、筆者らの結果はこれらと対照的に、両振繰返し応力下では顕著な加速が起ることを示しており、この意味からも重要な結果と考えられる。この結果は低炭素鋼（リムド鋼）に関するものであるが、その後、他の材料についても同様の結果が得られることを確認し、またその結果に及ぼす材質、応力条件などの因子の影響をも検討している。ここでは、フラクトグラフィ的検討を中心として、現在までに得られた結果を報告する。

2 実験方法

試験材料は低炭素鋼（リムド鋼 CH10R，アルミキルド鋼 CH10A），中炭素鋼（S38C），高張力鋼（SCM4），アルミ合金（5052-0）で、試験方法は前報と同様である⁴⁾。すなわち、試験片は鋭い切欠き材（60°V形環状切欠き，切欠き底径12，深さ1.5，切欠き半径0.1 mm，形状係数 $\alpha=5.2$ ）を用い，小野式疲労試験機

* 原稿受理 昭和52年6月10日

** 正会員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

*** 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

Fig. 1. Matching fractographs and schematic illustrations of stereo analysis for a low carbon rimmed steel (CH10R).

Fig. 2. Matching fractographs and schematic illustration of stereo analysis for a low carbon killed steel (CH10A).

(10 kg・m, 3 400 rpm) により, 二段多重重複応力 (Fig. 1 参照) 下において疲労試験を実施した. 試験は原則として, 繰返し応力により予き裂を入れた後, 疲労限以下の過小応力 σ_1 の繰返し (回数 n_1) より開始し, 以後, 疲労限以上の過大応力 σ_2 (繰返し回数 n_2) と交互に負荷 (主要な試験では $n_2=2$, $n_1=5.2 \times 10^6$) した後, 定常繰返し応力により破断せしめた. 二段多重試験であるから, 破面には貝殻模様が現われるが, その幅を測定することにより, 各プログラムサイクルにおける平均き裂伝ば速度を求め, また, 走査電子顕微鏡 (日立-明石 MSM-2 形) により破面の立体マッピング解析を行って, き裂伝ば機構を検討した.

3 実験結果と検討

過大過小応力による各材料の破面写真例を Fig. 1~5 に示す. 高張力鋼の破面 (Fig. 4) 以外は, いずれも, Fig. 1 および 2 に図解したように, 鋸歯状の破面形態で相手破面の山と谷が対応している. その明りょうさは材料によって多少異り, リムド鋼およびアルミ合金では非常に規則的で明りょうであるが, 中炭素鋼ではやや不規則となり, キルド鋼ではかなり不規則で明りょうさを欠いている. キルド鋼で不明りょうな理由は, Fig. 2 に図解したように, 過大応力による破面の部分が, き裂伝ば方向と直角方向に著しい起伏をもっており (断面 2-2'), き裂伝ば方向の鋸歯状形態が陰蔽されるため, 全体としては, 図解 (断面 3-3') のように, 本質的にはリムド鋼 (Fig. 1) などの場合と同様の形態をもっている. リムド鋼などの場合も破面全体が Fig. 1 のように明りょうな鋸歯状形態をもっているわけではなく, Fig. 2 と同様に, 不規則な凹凸のために鋸歯状形態が明りょうさを欠いている部分も多い.

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= 8.0 \text{ kg/mm}^2 & n_1 &= 5.2 \times 10^6 \\ \sigma_2 &= 30.0 \text{ kg/mm}^2 & n_2 &= 2 \\ \Sigma \frac{n_2}{N_2} &= 0.0074, & \text{acc} &\cong 100 \end{aligned}$$

Fig. 3. A fractograph for a medium carbon steel (S38C).

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= 10.0 \text{ kg/mm}^2 & n_1 &= 1.8 \times 10^4 \\ \sigma_2 &= 40.0 \text{ kg/mm}^2 & n_2 &= 2 \\ \Sigma \frac{n_2}{N_2} &= 0.18 \end{aligned}$$

Fig. 4. A fractograph for a high strength steel (SCM4).

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= 3.0 \text{ kg/mm}^2 & n_1 &= 5.2 \times 10^6 \\ \sigma_2 &= 12.5 \text{ kg/mm}^2 & n_2 &= 2 \\ \Sigma \frac{n_2}{N_2} &= 0.0094, & \text{acc} &\cong 50 \end{aligned}$$

Fig. 5. A fractograph for an aluminium alloy (5052-0).

これらの鋸歯状模様は写真中に示したように, 過大過小応力の各プログラムサイクルに対応しており, その幅から過大応力下の平均き裂伝ば速度が求まる. いずれの場合にも, 過小応力 σ_1 は疲労限以下で, これに対応する応力拡大係数は K_{th} 以下となっており, 写真から明らかに, K_{th} 以下でもき裂が伝ばしている. また, 図中に記したように, 過大応力下のき裂伝ば速度は, 同じ応力が定常的に負荷された場合の 100 倍程度以上となっている. これから, き裂伝ば寿命に対す

*1 本実験に使用した切欠き試験片では実験範囲のき裂長さ $l=100 \sim 500 \mu$ に対して, $K(\text{kg/mm}^{3/2}) \cong 1.5\sigma(\text{kg/mm}^2)$ である. 切欠きは充分鋭いから, その疲労限に上式を用いて K_{th} を算出でき⁹⁾, リムド鋼, キルド鋼, 中炭素鋼, 高張力鋼, アルミ合金に対して, それぞれ 12, 13.5, 15, 21, 6.8 $\text{kg/mm}^{3/2}$ である¹⁰⁾.

る累積繰返し数比（マイナー則による）を算出すると図中に示したように、1/100 程度以下の小さい値が得られる。

鋸歯状模様の中の微視的模様を仔細に観察すると、過大、過小応力の部分には、それぞれ高および低き裂伝ば速度域の特徴的模様がみられる。すなわち、これらの場合、過大応力の1プログラムサイクル中の繰返し数 n_1 はいずれも2回であって、第1回目の過大応力により大部分のき裂進展が起るので、一つの過大応力部分⁵⁾は一つのストライエーションとみてよいが、この部分には、高伝ば速度域のストライエーション中にみられる、slip-off 機構によりき裂が進展したことを示す、すべり線状模様が多数観察される。一方、過小応力部分には、低伝ば速度域の破面の特徴である、き裂伝ば方向に平行な幅の狭いプラトー⁶⁾が多数観察される。これらの模様の方向の異なることが過大応力部分と過小応力部分の境界をより明らかにしている (Fig. 1, 3, 5)。

破面の過大応力部分の微視的様相は、上記のようにストライエーションと類似しており、同様の slip-off 機構を示唆しているが、ストライエーションの相手破面とのマッチングが、山と山、谷と谷の対応であるのに対して、過大過小応力破面のマッチングは前記のように山と谷の対応であり、この点においては著しく相違している。山と谷の対応は、Fig. 1 に図解したように、き裂がジグザグ状に進展したことを示している。

このような破面形態は、き裂伝ばの顕著な加速と対応しており、加速の顕著でない場合にはみられない。たとえば、過小応力の1プログラムサイクル中の繰返し数 n_1 が小さくなると加速は減少する⁴⁾が、その場合の破面は Fig. 6 に示したようなものである。破面形態は鋸歯状ではなく、通常の疲労破面に似た平坦な形態を示している。わずかに、図解したように相手破面の溝と凸起が対応している点が、溝と溝とが対応するストライエーションと異っていて、山と谷が対応する鋸歯状破面の名残をとどめているようにみえる。

き裂伝ばの顕著な加速は、上記のように破面形態と対応しており、Fig. 1 に示したジグザグ進展機構が加速の重要な原因の一つと考えられる。き裂先端部の平面ひずみ状態における塑性変形は、図中に斜線で示したようにき裂先端から斜前方に広がることが知られているから、き裂進展径路と塑性域の関係は大凡図に示したようなものとなると考えられる。すなわち、過大応力下ではき裂前方の塑性域の一方に沿ってせん断的に進展し、過小応力下では塑性域から脱出して次の過大応力負荷時の著しい進展の準備がなされる。この状況は、通常の疲労き裂進展において、き裂先端の開口もしくは鈍化が起り、これに伴って生じたき裂前方の塑性域中へき裂が進入してゆくためにき裂閉口現象が現れ、過大応力負荷時にはとくにこれが顕著でその後のき裂進展の遅延を生ずることと著しく相違している。

Fig. 6. Matching fractographs and schematic illustration of stereo analysis for rimmed steel (larger cumulative cycle ratio).

このようなき裂の先端の顕著な開口を伴わないジグザグ進展機構は, 進展を妨害する塑性域を避けて進む効率の良い機構と考えられる。

ジグザグ進展がほとんど起っていない Fig. 6 の場合にも, 累積繰返し数比は図中に示したように 1 に比してかなり小さく, ある程度の加速が生じている。この原因としては, 過小応力の繰返しおよび過大応力の負荷による組織変化が考えられるが, この点については現在検討中である。また, ジグザグ進展の起る理由⁴⁾については, 前報で一つの考え方を示したが, これも組織変化と関係するので, 併せて検討してゆきたい。

高張力鋼の場合 (Fig. 4) は, 他の材料と異り, き裂進展の顕著な加速は現れておらず, 破面は平坦で, 各プログラムサイクルに相当する部分の判別は困難である。図示の例以外の場合も^{*2)}, すべて同様であった。本実験のような顕著な加速条件の場合ではないが, 強度の高い材料では過大過小応力効果が現れ^{7,8)}ることを示唆する実験結果が報告されているので, この結果もおそらく, そのことを裏書きするものと考えられる。

高強度材においては, このように過大過小応力効果は大きくないようであるが, 周知のように切欠き効果が著しく, 本実験材の場合も, 切欠き係数 β は, リムド鋼が 1.9 であるのに対して高張力鋼は 4.3 である。過大過小応力効果も, Fig. 4 に記したように多少は存在するから, 切欠き効果との総合効果は大きいわけで, 欠陥, 切欠きなどの応力集中部が実機の疲労強度において重要な役割を演ずること⁴⁾は, 低強度材の場合と変りないと思われる。低強度材の場合, 応力集中部があっても, 塑性変形が著しいために, 大きい圧縮残留応力の発生などの理由で定常応力下の疲労破壊に及ぼす効果は小さくなく, β は比較的小さいが, 過大過小応力が加わると, 圧縮残留応力の低下などのために, 塑性変形による応力集中低減効果が失われて, き裂進展の著しい加速が起る。これに対して, 高強度材では, 塑性変形が小さいので, これによる応力集中低減効果は小さく (β も大きい), したがってまた過大過小応力効果によって低減効果が失われるということも少いことが考えられる。

切欠き効果が, 材料の強度水準とともに増大する傾向にあるため, 鋭い切欠き材の疲労限, したがってまた疲労き裂進展下限界応力拡大係数 K_{th} は, 強度水準によって顕著には変化しないが⁹⁾, 上述のように強度水準の低い材料において過大過小応力効果が顕著に現れて切欠き効果の変化と相殺する関係にあるから, これら両効果を併せた結果としての材料の¹⁰⁾“強度”は強度水準と比例する傾向をもつことになる。このよう

な“強度”が設計基準となるべきと考えられ, これは実機における実働荷重条件に対して求められなければならないが, もし, このような“強度”が得られず, 定常荷重下の疲労試験結果からこれを推定する場合には, 上述の考察から, この“強度”は, K_{th} よりも材料の強度水準 (引張強さ) との相関性の方が良いものと考えられるから, 手数をかけて K_{th} を求めるよりも, 引張強さを安全率で割って設計応力を算出する旧来の方法による方が妥当であるとの考え方もできそうである。 K_{th} は材料の組織, 試験条件などの諸因子の影響を受けやすく, その評価が面倒であることを考えるとその感が深い。これに関する数値的な検討は, 疲労試験結果の詳細とともに, 別報¹⁰⁾にゆずるが, いずれにしても, 設計基準を考える上で, 非常に重要な点であるから, 今後充分の検討が必要であらう。

4 結 言

低炭素鋼 (リムド鋼, キルド鋼), 中炭素鋼, 高張力鋼, アルミ合金の鋭い切欠き材を用い, 疲労限以下の過小応力の上に少数の過大応力が加わる応力条件下で回転曲げ疲労試験および破面解析を行った結果について, 破面解析結果を中心に報告した。その結果は, この種の過大過小応力条件においては, 疲労寿命に関して疲労限が消失したとみなした取扱いが必要であると同様に, 疲労き裂伝ばに関して, き裂伝ば下限界応力拡大係数 K_{th} が消失もしくは低下したとみなした取扱いが必要であることを示しており, 設計基準として何をとるかについて, 今後充分の検討が必要である。

本実験の一部に協力された大阪大学大学院学生, 高良泰敏君に謝意を表する。

(昭和52年5月26日 日本材料学会第1回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 中村 宏, 材料, **16**, 71 (1968).
- 2) 中村 宏, 堀川 武, 日本機械学会論文集, **36**, 1059 (1970).
- 3) 菊川 真, 城野政弘, 宋 智浩, 材料, **23**, 743 (1974).
- 4) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 材料, **25**, 875 (1976).
- 5) Koterazawa, R., M. Mori, T. Matsui, and D. Shimo, Trans. ASME, Ser. H, **95**, 202 (1973).
- 6) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 材料, **25**, 535 (1976).
- 7) 西谷弘信, 高尾健一, 日本機械学会講演論文集, **730-1**, 105 (1973).
- 8) 林 国一, 相内 進, Phan Van Hien, 日本機械学会誌, **79**, 256 (1976).
- 9) 北川英夫, 西谷弘信, 松本年男, 日本機械学会論文集, **42**, 996 (1976).
- 10) 小寺沢良一, 高良泰敏, 近藤潤一, 日本材料学会疲労シンポジウム (1977).

*2) $\sigma_2=40\sim100$, $\sigma_1=10\sim13$ kg/mm²
 $n_2=2$, $n_1=1.2\times10^4\sim5.2\times10^4$