金属材料の疲労

熊井 真次*

Fatigue in metallic materials

Shinji KUMAI*

1. はじめに

最近では、疲労というとサラリーマンの勤続疲労やスポーツ選手の疲労骨折を思い浮かべる方が少なくないと思われるが、やはり疲労といえば航空機事故や原子力発電所事故の原因である金属疲労であろう。疲労とは繰返し応力または繰返しひずみによる金属材料の性質の変化を表す用語であり、この性質の変化とは主として材料にき裂が発生し、成長して破壊に至る変化を意味している。疲労という現象は比較的早くから認識され、従来数多くの研究が行われてきたが、物理学、金属学（材料科学）、機械工学にまたがる基礎的かつ複雑な応用問題であるため、今日に至るまでなぜ疲労は起こるのか、どうしたら疲労による事故は防げるか、どんな組織が疲労に強いのかといった問題に対する明確な答は得られていないのが現状である。

本来は、このような問題に立ち入った議論が必須であろうが、これは筆者には少々荷が重い。そこでここでは、このような問題に取り組むための基礎固めという意味で、疲労という現象を理解し、かつ耐疲労設計を行うために従来どのような取組みがなされてきたかを振り返るとともに現在どのようなことが問題となっているのかについてその概略を述べることにする。

2. 疲労研究発展の経緯^{1)~3)}

疲労に関する研究は19世紀前半に開始されたと言われているが、疲労を系統的に取扱ったのは Wöhler (1860年) が最初であろう。彼は鋼製の車軸を始めとする種々の機械要素について曲げ、ねじり、軸荷重による疲労試験を行い、疲労を応力振幅-寿命曲線 (S-N 曲線) によって表現するとともに耐久限 (疲労限) の概念を示した。

また Bauschinger (1886年) によるバウシンガー効果 (塑性変形による金属の硬化は負荷荷重の方向によって異なること) の発見もその後の疲労研究に大きなインパクトを与えた。

Coffin (1954年) と Manson (1954年) は繰返し損傷の原因が繰返し塑性ひずみであることを指摘するとともに、それぞれ独自に塑性ひずみ振幅と疲労破壊までの荷重反転の回数間の経験的法則を発表した。この Coffin-Manson 則と呼ばれる経験則は、疲労をひずみに基づいて取扱う場合に極めて有用で、今日まで広く用いられている。

さて、20世紀初頭には、ぜい性固体の破壊を定量的評価するための数学的手法として Inglis の応力解析 (1913年) や Griffith のエネルギーの概念 (1921年) が生まれたが、金属材料の疲労破壊を記述するためにこれらを直接的に用いることは不可能で、いまだ疲労破壊を定量化することはできなかった。ところが、き裂前方の応力特異性の大きさを応力拡大係数 K として知られるスカラ量で記述することができることを示した Irwin (1957年) の先駆的な仕事によってそれが可能となったのである。これを契機に疲労き裂成長が線形破壊力学パラメータの一つである応力拡大係数範囲 ΔK で記述されるようになった。破壊力学的アプローチの最大の利点は、負荷荷重 (試験荷重) とき裂を有する材料 (試験片) の幾何学的寸法で決まる ΔK 、ただ一つこれによりき裂成長を記述することができる場所である。

Paris, Gomez and Anderson (1961年) は、一定荷重 (応力) 振幅試験で得られる 1 サイクル当たりのき裂成長量 (長さ増分) da/dN が ΔK により整理できることを示した。これはパリズ則と呼ばれ、今日に至るまで、疲労き裂成長を記述する有用な手段として広く用いられてい

* 東京工業大学工学部金属工学科 (東京都) [現在: 東京工業大学大学院総合理工学研究科材料科学専攻 (横浜市)]. Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology (Meguro-ku, Tokyo) [Present: Department of Materials Science and Engineering, Interdisciplinary Graduate School of Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa)].

受理日: 平成 8 年 9 月 20 日

る。ちなみに、この成果を最初に記した論文が、当時の一流学会誌によりリジェクトされたというのは有名なエピソードである。

さて、光学顕微鏡や電子顕微鏡による組織や破面観察技術の発展に伴い、繰返し変形やき裂発生メカニズムに関する理解も深まってきた。Thompson, Wadsworth and Louat (1956年)は固執すべり帯 (PSB) を見出し、Zappfe and Worden (1951年)は現在疲労ストライエーションとして周知の特徴的な疲労破面上の縞模様について報告している。Forsyth and Ryder (1960年)はストライエーション間隔が疲労き裂成長速度と対応していることを見出し、この後、数々の疲労き裂成長メカニズムを生むきっかけをつくった。

破壊力学の概念が疲労の研究に浸透するにつれて、銅やアルミニウム合金を始めとする構造材料の疲労き裂成長に関する研究が盛んに行われるようになった。そして Laird and Smith (1962年), Mc-Clintock (1963年), Weertman (1966年), Laird (1967年), Rice (1967年), Neumann (1969年), Pelloux (1969年) 等の多くの研究者により試験結果と定量的モデルとの関係付けが行われた。

一方、このような研究に付随して、き裂の成長に伴い応力拡大係数範囲の大きさが変化するプロセスに興味ももたれてきた。これは、たとえ繰返し引張負荷状態においてもき裂は閉じたままでいられるということを示した Elber (1970年, 1971年)の実験的研究に端を発し、これは、疲労き裂成長速度はたんにノミナルな応力拡大係数範囲 ΔK では決まらず、疲労き裂成長により形成されるき裂跡 (crack wake) での破面間の接触の状況によって決まる有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} に支配されることを示すものであった。Elberの仕事は疲労き裂成長中のき裂閉口効果に関する研究の糸口となり、今日ではこの塑性誘起き裂閉口のほか、Ritchie, Suresh and Moss (1980年), Suresh, Zamiiski and Ritchie (1981年), Suresh and Ritchie (1984年)らにより破面上の酸化物、粘性流体、応力誘起相変態、き裂進展経路の偏向等のき裂閉口メカニズムが提唱されている。

近年、Pearson (1975年)は、破壊力学ではうまく説明することができないいくつかのショッキングな実験事実について報告した。これらは、微小な疲労き裂の成長速度は長いき裂の成長速度よりもかなり大きく、またき裂長さがマイクロ組織因子 (結晶粒径等) と同じ位、あるいはそれより小さい場合には、き裂が成長するに従い成長速度が低下して、ついには停止してしまうといったものである。今日、微小き裂問題と呼ばれるこの現象は、

特に耐疲労設計を、破壊力学試験片で求めたき裂成長速度に基づいて行う場合に問題となり、現在多くの研究者がこの問題に取り組んでいる。

3. 代表的な耐疲労設計の概念^{1)~3)}

金属材料の疲労過程を細かく追えば、(1)繰返し変形による転位下部組織やマイクロ組織の変化、(2)微視き裂の発生、(3)微視き裂の成長あるいは合体による主き裂への発達、(4)主き裂の安定成長、(5)主き裂の不安定成長と最終破壊ということになる。我々は、疲労はどうして起こるかという学術的に興味ある問題に取り組む必要があると同時に、どうしたら疲労による人的、物的な損害を未然に防ぐことができるかについて考え、そのために構造物や輸送機器を疲労破壊しないように設計しなければならない。

疲労寿命は、き裂が発生するまでに要した繰返し数と、き裂が成長し、材料が破壊するか、あるいは任意のき裂長さまで成長するのに要した繰返し数の和であると定義できる。したがって、き裂の発生ならびに成長過程をいかに定量的に取扱うかが疲労を理解し、また耐疲労設計を行うための重要な鍵となる。これは、き裂の発生をどう定義するかという問題も含んでいる。一般に物理屋や金属屋は、疲労のメカニズムに興味をもち、固執すべり帯からの微視的な欠陥の発生や、試料表面の粗さの増加をき裂発生とみなすことが多く、ミクロンオーダーのき裂寸法をもってき裂発生とすることが多い。一方、実際に設計に携わっている機械屋の立場からは、非破壊検査により検出できる最小欠陥寸法をもってき裂発生とみなす方がより合理的であり、この場合はミリメートルオーダーのき裂が見つかったときがき裂発生となる。

さて、疲労を対象とした設計思想は、大きく二つに分類することができる。一つは、平滑試験片に応力あるいはひずみ振幅を制御した条件で繰返し変形を与え、試験片が破断するのに要する繰返し数を求める試験に基づくもので、き裂を含まない材料が、疲労き裂を生じ、最終的に疲労破壊するまでの全寿命を問題とするものである。この方法により得られる疲労寿命は疲労き裂の発生とそれが成長する両方の過程を含んでおり、このうちき裂発生までの繰返し数は通常、全寿命の90%近くを占める。したがって、負荷応力、負荷ひずみに基づくこのような方法は、疲労き裂発生に重きを置いた設計思想と言える。なお、高サイクル疲労試験は一定応力振幅で、低サイクル疲労試験は一定ひずみ範囲の下で行う。低サイクル疲労試験は、自動車等の地上輸送機器の疲労特性の評価法としてよく用いられている。

14

もう一つは、材料は不可避免的に欠陥（き裂）を含んでいるとして、その成長を破壊力学的に解析することにより材料の寿命を取扱うものである。通常、非破壊検査等で検出可能な欠陥寸法を基準として初期き裂長さを規定し、これが破壊靱性値等を基準として決めるある臨界長さまで成長するのに必要な繰返し数を有効な疲労寿命として定義する。このような寿命推定の根拠となるのが、破壊力学試験片を用いて行った疲労き裂成長試験により得られる経験的き裂成長則（パリズ則）である。この方法は損傷許容設計と呼ばれ、疲労破壊が特に問題となる航空機や原子力発電関係設備の設計基準として用いられている。

4. 疲労を知るためのキーワード

ここでは疲労という現象について知るうえで特に重要と思われるキーワードをピックアップし、説明を加える。

4.1 S-N 曲線とCoffin-Manson 則

疲労を現象論的に取扱う際には、繰返し応力に基づく方法と繰返しひずみに基づく方法があり、前者でよく知られているのがS-N曲線、後者でよく知られているのがCoffin-Manson則である。

S-N曲線を求めるには、通常砂時計型の切欠きのない平滑な丸棒試験片を用い、一定応力振幅の下、平面曲げ、回転曲げ、単軸引張り-圧縮あるいは引張り-引張り等の試験を行う。試験片の破断に要した繰返し数 N_f を応力振幅 σ_a に対してプロットし、図1に示すようなS-N曲線を得る。縦軸はリニアスケール、横軸は対数スケールである。図中実線は軟鋼あるいはひずみ時効現象を示す材料において典型的な曲線である。一定応力振幅

図1 応力振幅と破断に要した繰返し数の関係を示す疲労寿命曲線（S-N 曲線）

下では、およそ 10^6 回を越える繰返し数で曲線は横軸に平行となり、これはこの応力振幅以下では疲労破壊しないことを意味している。この応力振幅は疲労限あるいは耐久限として知られ、鋼や銅合金では、UTS の30～50%である。

高強度鋼、アルミニウム合金を始めとする多くの材料では、図中破線で示すように疲労限が現れず、繰返し数増加とともに応力振幅が低下する。このような場合耐久限は、試験片が少なくとも 10^7 回の繰返しに耐えられる応力振幅として定義される。アルミニウム合金では、耐久限はUTSの20～35%であり、鋼や銅合金に比べて低い。

荷重制御試験での負荷応力と時間の関係を図2に示す。応力範囲 $\Delta\sigma$ 、応力振幅 σ_a 、平均応力 σ_m は次式で表される。

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (1)$$

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2 \quad (2)$$

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2 \quad (3)$$

平均応力はまた、応力比 R として表すことが可能で、

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} \quad (4)$$

で定義される。この表現を使うと $R = -1$ は完全反転（完全引張り-圧縮で平均応力はゼロ）、 $R = 0$ は $\sigma_{\min}$ がゼロで $\sigma_{\max}$ が引張り、 $R = 1$ は静的負荷を表す。S-N曲線は平均応力に強く依存し、平均応力が大きくなると疲労寿命は減少する。

また、応力振幅と疲労寿命との関係を応力振幅を縦軸に、荷重反転回数（繰返し数の2倍）を横軸にとって両対数表示すると、通常直線関係が得られる。この関係を式で表すと、

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (5)$$

ここで σ'_f は疲労強度係数（単軸引張試験で得られる破断時の真応力に近い値となる）、 b は疲労強度指数（通常、 $-0.05 \sim -0.12$ ）である。

以上のような応力に基づいた取扱いは、交番応力にさ

図2 荷重（応力）制御試験での負荷応力と時間の関係ならびに主要な応力パラメータの定義

らされる回転物や周期的な負荷、除荷にさらされる圧力容器、加圧、減圧を繰返し受ける飛行機の胴体等の疲労を取扱う上で重要であるが、これらの適用は変形が拘束されていない場合に限られることに注意すべきである。

さて、多くの構造物や機械部品は何らかの形でその変形が拘束されている。このような場合、なかでも、応力集中箇所での疲労を問題とする場合には、ひずみに基づいた疲労の解析を行う必要がある。

いま塑性ひずみ振幅 $\Delta\epsilon_p/2$ の対数を破断までの荷重反転数 $2N_f$ の対数に対してプロットすると次式のような関係が得られる。これが Coffin-Manson 則である。

$$\Delta\epsilon_p/2 = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (6)$$

ここで ϵ'_f は疲労延性係数（単軸引張試験での真破断延性 ϵ_f に近い値となる）、 c は疲労延性指数（通常、 $-0.5 \sim -0.7$ ）である。

さて、全ひずみ振幅は弾性ひずみ振幅と塑性ひずみ振幅との和であることから、

$$\Delta\epsilon/2 = \Delta\epsilon_e/2 + \Delta\epsilon_p/2 \quad (7)$$

E をヤング率として、

$$\Delta\epsilon_e/2 = \Delta\sigma/2E = \sigma_a/E \quad (8)$$

$$\Delta\epsilon_e/2 = (\sigma'_f/E) (2N_f)^b \quad (9)$$

したがって、

$$\Delta\epsilon/2 = (\sigma'_f/E) (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (10)$$

弾性ひずみ振幅、塑性ひずみ振幅および全ひずみ振幅の $2N_f$ に対する変化を図 3 に示す。いま、弾性ひずみ成分と塑性ひずみ成分が等しい点を $2N_t$ とすると低寿命側、 $2N_f \ll 2N_t$ では塑性ひずみ振幅が支配的であり、材料の疲労寿命は延性により支配される。一方、 $2N_f \gg 2N_t$ では弾性ひずみが支配的で、疲労寿命は破断強度に支配される。これは疲労特性を総合的に向上させるには強度と延性のバランスが重要であることを意味している。

図 3 繰返し弾性ひずみ振幅、塑性ひずみ振幅および全ひずみ振幅と疲労寿命との関係

4.2 疲労き裂の成長様式—ステージ I およびステージ II き裂成長⁴⁾

図 4 に多結晶金属材料の平滑試験片表面に発生した疲労き裂の成長過程を模式的に示した。延性的な金属材料の疲労き裂成長は、き裂先端で極めて局所的なすべり変形が生じ、これによるせん断分離により新しいき裂面が生成することによって起こる。き裂およびそれを取り囲む塑性変形領域が結晶粒数個分におさまるような場合には、き裂成長は専ら一次すべり系に沿った単一すべりにより生じ、巨視的に最大せん断応力方向に沿ったものとなる。これはステージ I き裂成長と呼ばれる。き裂長さが結晶粒寸法に比べ十分大きくても、 ΔK が小さく、その結果き裂先端の塑性域寸法が結晶粒寸法よりも小さければ、ステージ I き裂成長が起こる。ステージ I き裂のき裂面はファセット状を呈している。

き裂成長に伴い、 ΔK が大きくなると塑性域は多くの結晶粒を包含するようになり、き裂は巨視的な最大引張軸に垂直に成長するようになる。これをステージ II き裂成長と呼んでいる。アルミニウム合金を始めとする多くの実用金属材料においてステージ II き裂成長のき裂面にはストライエーションと呼ばれる特徴的な縞模様が観察される。ストライエーション間隔がわかればパリス則を介して疲労き裂成長時の負荷の大きさやその履歴を明らかにすることができるので、この結果は疲労破壊事故解析に広く役立てられている。ストライエーションは純金属や延性に富む合金では明瞭に観察されるが、鋼や冷間加工材では観察しづらい。また一般に低 ΔK 条件では、ファセット状破面が、高 ΔK 条件ではマイクロボイドの合体や粒界破壊といった静的破壊様式が加わるためストライエーションは観察しづらくなる。ストライエーション

図 4 多結晶金属材料の平滑試験片表面に発生した疲労き裂の成長過程（ステージ I およびステージ II き裂成長）

14

の形成モデルとしては Laird モデル⁵⁾, Neumann モデル⁶⁾, Pelloux モデル⁷⁾が著名であるが、いずれのモデルにも一長一短があり、どれも決定的なものとはいえない。なお、このようなステージ I およびステージ II き裂成長は単結晶試料においても観察される。

4.3 da/dN - ΔK 曲線, ΔK_{th} , パリス則

ほとんどの金属材料では、繰返し荷重下で十分な量の安定き裂成長が進行した後には破壊に至る。一般に疲労き裂成長は、切欠きの付いた破壊力学試験片を用いて一定荷重振幅条件下で試験され、き裂成長速度の定量化やき裂成長メカニズムの検討が行われる。ここで対象としている疲労き裂はステージ II き裂を想定した長さ数 mm から数十 mm の貫通き裂である。一定荷重 (応力) 振動荷重下のき裂成長、微小き裂成長、き裂閉口効果のき裂成長速度への影響等あらゆる実用的問題を検討するための基礎となる。

図 5 に典型的なき裂成長曲線を示す。応力振幅が一定であれば、繰返し数の増加とともにき裂成長速度は増加

図 5 一定荷重 (応力) 疲労き裂成長試験で得られる典型的なき裂成長曲線

図 6 き裂成長速度と応力拡大係数範囲の関係 (da/dN - ΔK 曲線)

する。試験片に負荷される応力が小さく、き裂先端での塑性変形領域が非常に小さい場合には線形破壊力学による解析が可能である。

さてステージ II き裂に関し、広範囲の ΔK についてき裂成長速度を調べると、実はパリス則が成立する、すなわち $\log (da/dN)$ と $\log (\Delta K)$ との間に直線関係が成り立つのはある ΔK の範囲に限られ、これよりも ΔK が大きくても、また小さくてもき裂成長速度は ΔK の増加に伴い急激に増加することがわかる。このように一般に疲労き裂伝播曲線と呼ばれている $\log (da/dN)$ - $\log (\Delta K)$ 関係は S 字型を呈し、図 6 に示すように II_a, II_b, II_c の三つの領域に分類できる¹⁾。

4.3.1 II_a におけるき裂成長

II_a では、1 サイクルあたりの平均き裂成長量は格子間隔程度と極めて小さく、 ΔK の敷居値 (通常、スレッショールドと呼び、 ΔK_{th} と表記している) が存在する。 ΔK_{th} 以下ではき裂はまったく成長しないか、あるいは成長していても極めて低速度のため測定できない。一方、 ΔK が ΔK_{th} を越えると da/dN は ΔK とともに急激に増加する。II_b はいわゆるパリス域で、II_c では、 ΔK の増加とともにき裂成長速度が急激に増加し、破壊に至る。結晶粒径や時効組織等のマイクロ組織は II_a および II_c におけるき裂成長に大きな影響を及ぼすが、II_b でのき裂成長はマイクロ組織にあまり影響を受けない。

ΔK_{th} は材料のマイクロ組織や、応力比、試験環境やき裂長さにより変化する。図 7 は Fe, Ni, Cu, Ti, Al 合金

図 7 種々の合金について測定されたスレッショールドレベル (ΔK_{th}) の応力比 (R) 依存性 (室温, 大気中)⁸⁾

の ΔK_{th} を応力比 R の関数として示したものである。合金間の差ならびにマイクロ組織の影響は R が小さい場合に顕著である⁸⁾。

Ⅱ_a からⅡ_b への遷移はマイクロ組織敏感からマイクロ組織不敏感への遷移に対応しているが、この遷移は環境や応力比のほか、結晶粒径や他のマイクロ組織を特徴付ける組織サイズ（たとえば Ti-6Al-4V や Ti-8Al-1Mo-1V では Widmannstatten の packet サイズ⁹⁾）のほか結晶粒内のすべり特性に強く依存することが知られている。

例えば結晶粒径ならびに降伏応力が同じになるよう調整した Al 合金の ΔK_{th} は時効状態により図 8 のように大きく変化する¹⁰⁾。これはすべり変形挙動の差によるものである。亜時効材では整合な析出相により強化されているが、これは繰返しすべりによりせん断される。その結果、単一のすべり系のみに変形が集中し、き裂の成長は結晶方位に依存するためき裂経路はジグザグと曲がりくねったものとなる。一方、過時効材では転位は非整合な析出粒子をせん断できず、オーロワングループを形成してバイパスして変形が起こる。このような場合には、き裂先端では多重すべりにより繰返し塑性変形が進行し、その結果、き裂経路は巨視的にまっすぐで、き裂面も平滑な粒内破壊様相を呈する。ジグザグと曲がりくねったき裂は後で述べるようなき裂偏向とき裂閉口の効果を引き起こすため ΔK_{th} は高くなり ΔK_{th} 近傍のき裂成長速度は小さくなる。また時効状態や耐力があまり変わらなければ、一般に ΔK_{th} は結晶粒径が大きくなるほど大きくなり、疲労き裂伝播抵抗が向上する。

このように ΔK_{th} ならびに低 ΔK 域でのき裂成長速度が組織や応力比、環境依存性を示すのは、たとえ繰返し負荷が引張り-引張りであってもき裂は閉じること、すなわち後で述べるき裂閉口として知られている現象により、き裂成長の有効駆動力が変化することに起因する。つまり実際のき裂成長の駆動力はノミナルな ΔK ではなく、き裂閉口効果により低減された有効応力拡大係数範囲、 ΔK_{eff} ($\Delta K_{eff} = K_{max} - K_d$, ここで K_d は疲労き裂面間の接触が起こる応力拡大係数レベル) である。

4.3.2 Ⅱ_b におけるき裂成長

Ⅱ_b ではき裂成長速度 da/dN と ΔK との間に指数則が成立する。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (C, m \text{ は定数}) \quad (11)$$

これは一般にパリス則と呼ばれている。

ここで、

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (12)$$

K_{max} , K_{min} はそれぞれ繰返し応力下での最大および最小応力拡大係数である。

図 8 7075アルミニウム合金のスレッシュホールドレベル (ΔK_{th}) に及ぼす時効ならびに応力比の影響。亜時効材と過時効材の耐力は450 MPaで等しく、また平均結晶粒径は90 μm である¹⁰⁾

片側切欠き疲労試験片（たとえば CT 試験片）では、

$$\begin{aligned} K_{max} &= Y\sigma_{max}\sqrt{\pi a}, \\ K_{min} &= Y\sigma_{min}\sqrt{\pi a} \\ \Delta K &= Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \end{aligned} \quad (13)$$

であり、 $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$, Y は試験片の幅 W に対するき裂長さ a の比 (a/W) に依存する形状因子で、 σ_{max} , σ_{min} は繰返し負荷の最大および最小応力である。

定数 C および m は材料の組織や負荷周波数、応力波形、試験環境、試験温度のほか、応力比 R ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = K_{min}/K_{max}$) に依存する。指数 m は金属材料では2~4であることが知られている。なお、特に断らないかぎり ΔK はモードⅠの応力拡大係数範囲 ΔK_I を表すが、 ΔK_{II} , ΔK_{III} を用いることによりモードⅡ, モードⅢのき裂成長についても使用することができる。パリス式は経験式ではあるが、非常に広範囲の材料や負荷様式において成立し、疲労き裂成長を取扱う上で極めて重要な役割を果たしている。いずれにしても、疲労き裂成長は破壊靱性値 K_{IC} よりもずっと小さな応力拡大係数 $K_{max} = \Delta K/(1-R)$ で起こることを強調しておきたい。

パリス域のき裂成長に関し、もし定量的なモデルを示すことができれば、構造物の余寿命予測や実験的には難しいような条件でのき裂伝播速度の評価、疲労き裂成長抵抗向上に効果的なマイクロ組織の相対的な評価等が可能となることから、学術的にも実用的にも有用である。そのため従来多くのモデルが提案されている。これまで提

14

案されたき裂成長モデルは大きく次の二つのタイプに分類できる。

(1) 幾何学的モデル；き裂先端のき裂開口変位を1サイクル当たりのき裂長さの増加と関係づけたモデルである^{5),7)}。

これらのモデルの物理的根拠は、ストライエーション間隔とき裂成長速度との対応ならびにストライエーション間隔とき裂先端の鈍化過程との幾何学的関係である。

繰返しき裂先端開口変位 $\Delta\delta_i$ は ΔK と次式のように関係付けられる。

$$da/dN \sim \Delta\delta_i = \beta(\Delta K)^2 / \sigma_y' E' \quad (14)$$

ここで σ_y' は繰返しの降伏応力、 E' は平面ひずみ状態でのヤング率、 β は定数である。

このモデルは、多くの合金において実験的に認められるようにパリス指数 m が2になることを示している。また多くの材料で da/dN が E' に逆比例することも確認されている。しかし (da/dN) と $(1/\sigma_y')$ の比例関係は実験的には示されていない。

(2) 損傷累積モデル；き裂先端での累積ひずみがある臨界値に達したときき裂成長が起こるとするモデルで Coffin-Manson タイプの損傷則に基づいている¹¹⁾。このモデルでは、局所的な平均塑性ひずみ振幅と単調破壊に要する真の塑性ひずみとの比で表される関数を疲労繰返し数にわたる積分が1になるときき裂成長が起こるとしている。Weertmann はき裂成長速度を塑性域半径と関係付け、き裂成長速度が塑性域寸法の2乗に比例、すなわち ΔK の4乗に比例することを示した¹²⁾。つまり損傷累積モデルによれば $m=4$ となり、これは多くの材料について実験結果と一致する。

4.3.3 II_cにおけるき裂成長

II_c、すなわち高 ΔK 域のき裂成長速度はパリス域に比べ明らかに大きくなる。またき裂成長はマイクロ組織や応力比、応力状態（平面応力か平面ひずみか）に強く依存する。延性材料ではこのような高 ΔK レベルでは、通常の試験片寸法に対し、塑性域寸法が大きくなるので、 K_{max} が K_{IC} に近づくようになるにつれて線形破壊力学的な記述は成り立たなくなる。このような領域ではストライエーションに加え、破面上にはへき開、粒界割れ、繊維状破壊等の静的な破壊モードを表す破壊様相が観察され、このような付加的静的破壊モードがき裂成長速度のマイクロ組織敏感性の原因であるとされている。

4.4 き裂閉口によるき裂成長速度の遅延

Elber は、き裂を導入した2024-T3 アルミニウム合金薄板のコンプライアンス変化を測定することにより、たとえ荷重が引張りであっても、き裂が閉じる可能性がある

図9 一定荷重（応力）振幅下での疲労き裂成長速度を低減させるメカニズムの例

ことを示した^{13),14)}。これはき裂跡（crack wake）での残留塑性ストレッチに起因するもので、今日、塑性誘起き裂閉口と呼ばれているものである。き裂成長速度の遅延、つまりき裂成長の駆動力を低減させるき裂閉口のメカニズムには、このほかにも図9に示すように、(1)疲労き裂内に生成した腐食層（酸化物誘起き裂閉口）、(2)疲労破面の微視的な凹凸（粗さ誘起き裂閉口）、(3)き裂内に侵入した粘性流体（粘性流体誘起き裂閉口）、(4)き裂先端での応力誘起あるいはひずみ誘起相変態（変態誘起き裂閉口）など種々のものがある¹⁾。また各種の先端材料、非金属材料、複合材料では(1)き裂偏向、(2)き裂のブリッジングやトラッピング、(3)マイクロクラッキング、相変態、あるいは転位によるき裂シーリング等々に特有なメカニズムが報告されている¹⁾。なお、これらはいずれも一定荷重（応力）振幅下での疲労き裂成長速

図10 長い疲労き裂と微小疲労き裂の成長挙動の比較

度に関係するもので、過大荷重や変動荷重下でのき裂成長速度遅延のメカニズムと混同しないよう注意する必要がある。

き裂閉口に関する特徴をまとめてみると、(i)き裂閉口はき裂開口変位の小さな低 ΔK 領域、低 R 値で顕著である。(ii)それぞれのき裂閉口プロセスには特徴的なサイズスケールというものがある。例えば塑性誘起き裂閉口では残留塑性き裂跡 (crack wake) の大きさ、酸化物誘起き裂閉口では破面上の酸化物層厚さ、粗さ誘起き裂閉口では破面のざざざの高さとモードII変位の大きさ等である。いずれの場合にもこれら特徴的なき裂閉口寸法がき裂開口変位と同程度になったとき、き裂面同士の接触が疲労き裂成長速度に大きな影響を及ぼす。(iii)平滑面ならびに応力集中箇所から発生した疲労き裂に関しては、ある臨界き裂長さになるまで、き裂長さの増加とともにき裂閉口効果は一般に大きくなる。それ以上ではき裂閉口はき裂長さ依存性なくなる。

また、き裂閉口を実験により測定する場合には次のようなことに注意しなければならない。(i)結晶粒界や介在物等の局所的なミクロ組織変化はき裂成長速度、とくにき裂開口変位の小さな ΔK_{th} 近傍のき裂成長速度に大きな変動を引き起こす。同様に、試験環境中の水蒸気の量はある種の材料では酸化物誘起き裂閉口に大きな影響を及ぼす。(ii) ΔK_{th} 近傍の疲労き裂成長速度は通常、荷重漸減法により測定されるが、もし荷重を早く下げ過ぎた場合には、過大荷重効果によるき裂の停滞が起こってしまい ΔK_{th} を実際より高く見積もってしまう。一方、あまりゆっくりしすぎても、ある種の材料では酸化物誘起

図11 微小疲労き裂問題の重要性を示す初期き裂寸法と破断寿命との関係¹⁵⁾

き裂閉口効果により ΔK_{th} を高く見積もってしまう可能性がある。(iii)たとえ組織や環境の効果が問題にならない場合でも、き裂閉口は試験片寸法、き裂長さ、応力状態、負荷履歴等により影響を受ける。き裂長さの影響は、特に次の微小疲労き裂問題と関係している。

4.5 微小疲労き裂成長

破壊力学に基づき疲労き裂成長速度を求める手法は通常、長さ数十ミリ以上の“長い”貫通き裂を含む試験片を用いた試験によっている。以前は長さ数分の1ミリから数ミリといったき裂に対してもこれら長いき裂と同様の評価法がとられてきたが、多くの研究の結果、図10に示すようにこれらのき裂の成長速度を同じノミナルな ΔK で整理すると微小疲労き裂の成長速度は長い疲労き裂のそれに比べて非常に大きいことが示された。

図11はタービンプレード等に用いられているNi基超合金 (Astroloy) の破断までの繰返し数を異なった初期き裂長さで比較したものである¹⁵⁾。これより初期き裂長さが約0.3 mm以上では線形破壊力学 (LEFM) 的アプローチは寿命予測に有効であるが、それ以下の長さのき裂に対しては寿命の過大評価につながる事がわかる。現状の非破壊検査技術で検出できる最小き裂長さが約0.5 mmであることを考慮すれば、これが安全上極めて重要な問題であることが理解できるであろう。

さて前にも述べたように破壊力学を用いた疲労き裂成長の評価は similitude のコンセプトに基づいている。これは、もし破壊力学のパラメータ (例えば小規模降伏条件を満たす際の K) が同じであれば、たとえ試験片 (部材) の大きさやそれらが有するき裂長さが異なっても、き裂近傍の状況は同じであるということを意味している。したがって、 ΔK が同じであれば (き裂閉口の影響が無視できるとすれば)、疲労き裂成長速度は同じに

図12 微小疲労き裂の成長挙動と結晶粒径の影響
微小疲労き裂は、長いき裂のスレッショールドレベル以下でも成長し、また過渡的な成長速度の遅延を示す¹⁾

なるはずである。しかし、実際のところき裂が微小な場合にはそうはならない。これはき裂成長挙動ならびにき裂閉口挙動が長いき裂と微小き裂とでは異なっているためである。

Pearson は時効硬化型アルミニウム合金について同じ ΔK で比較すると微小き裂の成長速度は長いき裂に比べ 100 倍も速いこと、また微小き裂は長いき裂の ΔK_{th} 以下の ΔK でも成長することを示した¹⁶⁾。その後、Lankford¹⁷⁾ や Tanaka, Hojo and Nakai ら¹⁸⁾ は微小疲労き裂が過渡的な加速や減速挙動を示すことを報告している。

図12はピーク時効処理した7075合金の微小疲労き裂の成長挙動を模式的に示したものである¹⁾。き裂長さの増加とともに微小疲労き裂の成長速度の低下が認められる。このようにいったん減速した微小疲労き裂は、その後き裂長さの増加とともに加速し、長い疲労き裂の成長速度曲線と一致するように成長したり、あるいは減速後そのまま成長を停止したりする。これは材料の結晶粒径に依存する。き裂成長速度の低下はき裂先端が結晶粒界に遭遇した際に起こり、アルミニウム合金、鋼、チタン合金、Ni 基超合金多結晶材で微小疲労き裂の成長過程において、き裂先端が結晶粒界に遭遇する都度、き裂の停滞が起こることが実験的に確かめられている。線形破壊力学的観点からは、き裂長さの増加はき裂成長の駆動力 ΔK を増大させ、その結果き裂成長速度は増加するは

ずなので、これはまことに変則的な現象である。このように微小疲労き裂には、破壊力学を適用するのに必要な条件である連続体近似や similitude のコンセプトがそのまま適用できないため、微小疲労き裂の成長挙動の解明やそのモデル化、微小き裂を有する構造物や機械要素の耐疲労設計手法の開発に関する検討が急務となっている。微小疲労き裂に関する詳細については、Miller and de los Rios¹⁹⁾、Ritchie and Lankford²⁰⁾、Kitagawa and Tanaka²¹⁾ らの文献を参照されたい。

5. おわりに

疲労という現象を理解するために必要なキーワードについてできるかぎり系統的に説明しようとしたところだったが、繰返し変形による転位組織の変化や物理的性質の変化、延性固体中の疲労き裂発生、過大荷重や変動荷重下の疲労き裂成長、腐食疲労、高温疲労、クリープ疲労等多くの重要でかつ興味ある事項に言及することができなかったため不完全なものになったことをおわびしたい。またセラミクス、アモルファス、ポリマー等の疲労についても触れることができなかった。

最後になったが、疲労に強い材料にするためにはどのような組織にすればよいかという問に答えるのは非常に難しい。なぜなら S-N 曲線で評価すると、降伏応力が大きく、結晶粒が微細な組織ほどその材料の疲労寿命は長くなるが、一方、疲労き裂成長試験により評価すると、結晶粒が粗大な組織ほど寿命の大部分を占める低 ΔK 域でのき裂成長抵抗は向上し、疲労寿命は長くなる。つまり、疲労特性をどのような試験で評価するか、すなわち、疲労特性のうちき裂発生抵抗に着目するか、き裂成長抵抗に着目するかでその答が違ってしまふからである。これは材料屋にとって大きなジレンマであり、ストレスの原因となる。このようなストレスの繰返しにより材料屋もまた精神的に疲労する。

参考文献

- 1) Suresh: Fatigue of Materials, Cambridge University Press, Cambridge, (1991).
- 2) 小林英男: 破壊力学, 共立出版(株), (1993).
- 3) 荒木 透, 堀部 進共訳: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, (1984).
- 4) Forsyth: In Crack Propagation, Proceedings of Cranfield Symposium, pp. 79-94, London, Her Majesty's Stationery Office.
- 5) Laird: In Fatigue Crack Propagation, STP415, Philadelphia, ASTM (1967), pp. 131-68.
- 6) Neumann: Acta Metallurgica 17 (1969), 1219-1225.
- 7) Pelloux: Trans. ASM, 62 (1969), 281-285.

- 8) Liaw, Leax and Logsdon: *Acta Metallurgica*, **31** (1983), 1581–1587.
- 9) Yoder, Coolley and Crooker: *Engng. Fract. Mechanics*, **11** (1979), 805–816.
- 10) Suresh, Vasudevan and Bretz: *Metall. Trans.*, **15A** (1984), 369–379.
- 11) MaClintock: In *Fracture of Solids*, (eds. D. C. Drucker and J. J. Gilman) **20**, New York, Wiley, (1963), 65–102.
- 12) Weertman: *Int. J. Fracture*, **2** (1966), 460–467.
- 13) Elber: *Engng. Fract. Mechanics*, **2** (1970), 37–45.
- 14) Elber: In *Damage Tolerance in Aircraft Structures*, STP 486, Philadelphia, ASTM, (1971), pp. 230–242.
- 15) Hudak, Davidson, Chan, Howland and Walsch, *Growth of Small cracks in Aeroengine Disc Materials*, Report No. AFWAL-TR-88-4090, Dayton, Airforce Wright Aeronautical Laboratories, (1988).
- 16) Pearson: *Engng. Fract. Mechanics*, **7** (1975), 235–247.
- 17) Lankford: *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, **6** (1982), 15–31.
- 18) Tanaka, Hojo and Nakai: In *Fatigue Mechanisms, Advances in Quantitative Measurement of Fatigue Damage*, STP 811, Philadelphia, ASTM, (1983), pp. 207–232.
- 19) Miller and de los Rios: Editors, *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, London, Mechanical Engineering Publication, (1986).
- 20) Ritchie and Lankford: Editors, *Small Fatigue Cracks*, Warrendale: The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, (1986).
- 21) Kitagawa and Tanaka: Editors, *Fatigue 90*, Birmingham: Materials and Components Engineering Publications, (1990).