連載講義

溶接構造の損傷とその防止

Failures and Their Prevention of
Welded Structures

I 基礎的考え方

Basic Concepts

I-2 疲労及び破壊現象への破壊力学の応用*

川 原 正 言**

Application of Fracture Mechanics to Fatigue and Fracture Phenomena*

by Masanori Kawahara**

概 要

破壊力学を応用した材料の破壊現象の解析法のあらましとその基礎的考え方について述べ、現状での問題点と課題のいくつかを紹介した。

主として疲労き裂伝播の解析をとり上げ、疲労き裂伝播速度則にあらわれる定数、応力比の影響、 ΔK の下限界と上限界、過大荷重の影響についての諸知見を紹介し、疲労寿命の推定線図、累積被害の重量則、き裂の形状変化の予測についてそのあらましを述べた。疲労き裂発生についても、破壊力学が適用される場合の考え方を簡単に紹介した。

疲労につづくステップとして、ぜい性破壊の発生、ならびにその伝播・停止についての基礎的な試験法について述べ、また近年大きく発展しつつある不安定延性破壊の試験研究についても簡単に紹介を行った。

全体として、はじめに、破壊力学パラメータならびに破壊進行過程の諸ステップを図表にまとめて示した。今日多くの構造物の設計又は安全性評価に、応力拡大係数 K を用いる線形破壊力学の解析が広く使われ始めている。しかしなお、大規模な塑性降伏を伴う諸破壊現象についての非線形破壊力学による解析には未解決の点が多く、外力のランダムな変動や、欠陥の非破壊検査の信頼性、材料特性のばらつきに関連する諸問題点もからみ、今後の大きな研究開発への努力が必要である。

1. ま え が き

破壊力学は、き裂（又は、クラック、割れ）の力学で

ある。構造物がき裂、又はき裂に類似した鋭い切欠を含む場合、古くからの材料力学に代って、破壊力学が、構造物の安全性評価の有力な武器となる。今日では、压力容器、配管系、ならびに一般溶接構造物を対象として、米国の ASME Code Sec. XI、英国の BSI PD 6493、

*原稿受付 昭和57年12月21日

**正 員 日本鋼管(株)技術研究所 Member, Nippou Kokan K. K.

我が国の日本溶接協会規格 WES 2805 などの規格又は規格案に、破壊力学による欠陥評価法が本格的に採用されている。

本稿では、溶接構造物の破壊損傷に最も多く見られる疲労又は疲労き裂損傷、ならびにこれに続くステップとしてのぜい性破壊、不安定延性破壊について、破壊力学による解析法のあらましを述べる。また、紙数の制限の許す範囲で、現状での諸問題点、課題のいくつかを紹介する。

2. 破壊力学のパラメータ

材料の強度を計る最も基本的な尺度は「応力」である。古くから、材料の降伏強さ、引張強さ、など応力を尺度とする特性値が、構造物設計における材料の使用条件を決める基本指標とされて来た。

しかし、実構造物に起こる破壊損傷を支配するいま一つの因子として、「欠陥」がある。構造物の完成時又は稼働後の検査において、構造物材に発見される欠陥の数、大きさ、性状などが、安全性評価の重要な判定尺度とされている。

この2つの尺度、「応力」と「欠陥」とは、長い間、別々に評価基準を発展させて来た。しかし実際の破壊はこの両者が密接に関連し合っている。破壊力学は、この両者をつなぐ新しいパラメータを導き、材料のいろいろな破壊現象をより統一的、合理的に把握する基本手投与を与えるものである。

表1に、破壊力学において提案されて来た、いろいろなパラメータを示す。これらは、それぞれ、基本とする材料の変形特性、解析モデル、注目する変数、などにより、多種多様に異なるパラメータであるが、いずれも、応力と欠陥寸法の両方に依存する量であることはかわらない。

表1に示すパラメータの中で、実構造物への応用に最も多く用いられる応力拡大係数 K は、応力 σ 、欠陥寸法 a に対し、一般に次のような形の式で表現される（詳細は、前号、「破壊力学の基礎知識」を参照）。

$$K = \sigma f(a) \quad \dots\dots(1)$$

ここで、関数 $f(a)$ は長さの1/2乗の単位を持つ量なので、 $\sqrt{a} \cdot Y$ 又は $\sqrt{\pi a} \cdot Y$ (Y は無次元の値) という形でもあらわされる。

K 値は線形弾性論に基づいて導かれる概念であり、これに基づく解析は「線形破壊力学」と総称される。この立場は、実際の材料のき裂先端に起こる塑性降伏を無視しているが、その塑性降伏域の寸法が、き裂や部材の寸法、に比べて十分小さいとき、即ち、「小規模降伏」の条件が成立する範囲では妥当性を持つと考えられ、疲労き裂伝播や、低靱性材料のぜい性破壊などに広く応用されている。小規模降伏の条件下では、 K 値が、き裂先端開口変位、 δ や、 J 積分、 J と次のような式で結びついており、相互に転換することも可能である¹⁾。

$$J = \frac{K^2}{E'} = \alpha \sigma_Y \delta : \text{small scale yielding} \quad \dots\dots(2)$$

ここで、 E' は平面応力で E 、平面ひずみで $E/(1-\nu^2)$ である (E : ヤング率、 ν : ポアソン比)、 σ_Y は降伏点、 α は拘束を依存する定数で1~2の値をとる。

これに対し、高靱性材料のぜい性破壊、延性破壊のようにき裂先端に塑性域が大きく広がる場合については、 K 値が本来の意味での妥当性を失いなくなり、これに代って、塑性変形又は非線形変形を算入し得る J 積分、き裂先端開口変位、又はそれらの関連パラメータが解析の主役となる。そのような解析を「非線形破壊力学」と総称する。非線形破壊力学は、今日なお発展途上にあるが、材料の全面降伏後の延性・ぜい性破壊、大きな歪振巾下での低サイクル疲労き裂伝播、クリープ破断の進

表1 いろいろな破壊力学パラメータ

名 称	記 号	特 徴	適用可能範囲	応用される破壊現象
応力拡大係数	K	線形弾性体中のき裂をモデルとしている。	小規模降伏の場合のみ	主として疲労、応力腐食割れ、低靱性材のぜい性破壊
き裂先端開口変位	δ	き裂先端の塑性降伏による開口量	大規模降伏の場合も適用可	ぜい性破壊、延性破壊（疲労き裂伝播にも用いられる）
J 積分	J	き裂進展時のポテンシャル・エネルギー変化に関する経路独立積分	大規模降伏の場合も適用可 (非線形弾性体をモデルとしているので、除荷過程については注意を要す。)	ぜい性破壊、延性破壊、疲労き裂伝播
き裂先端塑性域寸法	r_p	き裂先端塑性降伏のモデル化	部材の全面降伏が起らない範囲	ぜい性破壊、疲労における予荷重又は過大荷重の効果、などのモデル解析
き裂開口角	$\frac{d\delta}{da}$	延性破壊におけるき裂先端の開口形状	主として大きな塑性変形が起る範囲	延性破壊の進展
Tearing Modulus	T T_δ	dJ/da 、又は $d\delta/da$ を無次元化したパラメータ	主として大きな塑性変形が起る範囲	延性破壊の不安定伝播の開始点

展, などの解析に広く応用されようとしている。

3. 破壊の進行過程

実構造物での破壊損傷は, 多くの場合, 次の 5 つのステップに分けることができる (図 1)。

ステップ 0 : 初期欠陥又は切欠の存在

ステップ 1 : 疲労き裂発生

ステップ 2 : 疲労き裂伝播

ステップ 3 : ぜい性破壊 (延性破壊) の発生

ステップ 4 : ぜい性破壊 (延性破壊) の伝播と停止

初期欠陥が鋭いき裂状のものであれば, ステップ 0 から直ちにステップ 2 へ進むことが多い。ある限界以上の大きな欠陥を含む構造部材があって, これに異常に大きな負荷がかかれば, いきなりステップ 3, 4 のぜい性破壊 (又は延性破壊) へとぶことも有り得る。

図 1 構造部材の破壊損傷過程のモデル

いずれにしても破壊の進行過程は, 部材に存在する欠陥, 負荷される応力, 材料の強度・靱性レベル, 環境条件, などに依存して, 多種多様な経路をたどることとなる。いろいろな欠陥の中で, 大きな破壊に結びつきやすい有害な欠陥は次のようなものである (図 2)。

① 平面状の欠陥: 溶接割れ, 溶込み不足, 融合不良などの平面的にひろがった欠陥。

図 2 欠陥の有害度

② 最大引張応力に垂直な割れ: 逆に板表面に平行な割れ (ラミナー・フローなど) はあまり有害でない。

③ 表面に開口している欠陥: 逆に板厚内に埋没している欠陥は有害度が少ない。気孔やスラグ介在物のような平面的でない欠陥でも開口していると, き裂成長の起点となりやすい。

欠陥が小さければ, 構造部材の静的強度はほとんど何の影響も受けない。しかし, 小さい欠陥でも, 数多くの繰返し変動応力を受けると疲労き裂の伝播・成長が起こり, やがてはある限界寸法を超え, ぜい性破壊やリークなど, 重大な破壊にまで至る可能性がある。

4. 疲 勞

4.1 疲労き裂の発生

材料は, ミクロな組織において, 介在物, 折出物, 結晶粒界などさまざまな不連続と応力集中源を持っている。マクロには降伏点以下の応力でも, ミクロには局部的に塑性降伏が起こり得る。繰返し応力のもとでは, このミクロな塑性降伏の繰返しにより微小なき裂が形成され, 疲労き裂として伝播・成長が開始される (図 3)。

しかし, このようなミクロな不連続は, 欠陥としての力学的特徴を把握しにくく, 破壊力学による解析を直接適用することが難しい。従って, 平滑に仕上げられた材料のき裂発生については, もとからの応力又はひずみによる寿命曲線 ($S-N$ 曲線, $\Delta\epsilon-N$ 曲線) そのものが, 基本的且つ最も重要なデータとなる。

先端が丸味をもつ欠陥 (図 4) は, その先端が尖っているものと仮定した仮想き裂の応力拡大係数 K_I と, 欠陥先端の曲率半径 ρ とから, 欠陥先端での最大応力 $\sigma_{\max}$ が次のように近似できる²⁾。

$$\sigma_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{K_I}{\sqrt{\rho}} \approx 1.1 K_I / \sqrt{\rho} \quad \cdots (3)$$

図3 ミクロな塑性すべりの繰返しによるき裂状切欠の形成

その故、 $K_I/\sqrt{\rho}$ の値が一つの目安の応力値となり、平滑材又は滑かな切欠材の $S-N$ 曲線に基づいて、き裂発生寿命を推定することが可能である。

先端が鋭く尖った欠陥の場合は、き裂発生に費やされる寿命が短かく、直ちにき裂伝播のステップに入るものと考えてよい。溶接ままの継手の疲労寿命は、溶接余盛止端に 0.2~1 mm 程度の初期き裂が存在するものと仮定し、き裂伝播に費される寿命としてよい推定ができる。構造部材に特別な欠陥が発見されない場合でも、非破壊試験の信頼度の限界を考慮に入れ、見逃す可能性のある適當寸法の想定欠陥に対応した寿命を算定すれば、より安全側の寿命推定が出来ることとなる。

4.2 疲労き裂の伝播

疲労き裂の伝播の解析は、先づ、き裂の伝播速度を求めるところから始まる。図5に示すように、鋭い切欠を

図4 先端に丸味をもつ欠陥

有する試験片に繰返し応力をかけ、疲労き裂を進展させる。き裂寸法 a と繰返し数 N との景線より、き裂伝播速度 da/dN を求める。一方、繰返し応力の最大値、最小値、範囲、をそれぞれ $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\min}$, $\Delta\sigma$ とすれば、(1)式にて、これに対応する応力拡大係数 $K_{\max}$, $K_{\min}$, ΔK が次のように求められる。

$$\left. \begin{aligned} K_{\max} &= \sigma_{\max} f(a) \\ K_{\min} &= \sigma_{\min} f(a) \\ \Delta K &= K_{\max} - K_{\min} \\ &= (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) f(a) = \Delta\sigma f(a) \end{aligned} \right\} \dots\dots (4)$$

き裂伝播速度 da/dN は、これらのパラメータの中で、 ΔK に最も大きく寸配されるが、安定したき裂成長が起こる範囲で、“Paris 則”と呼ばれる次のような式が成り立つ。

図5 疲労き裂伝播の解析

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots(5)$$

ここで C, m は実験的に求められる材料定数である。この式は、き裂伝播速度が ΔK だけに依存するという単純化された実験則であるが、今日まで数多く実験で検証・確認されると共に、又その妥当性の限界も明らかにされて来た。多くの検証項目の中で、特に次のような点が注目される。

- ① C, m 値の相関関係
- ② 応力比の影響
- ③ ΔK の下限界と上限界
- ④ 過大応力の効果
- ⑤ その他：環境、温度、繰返速度の影響

ここでは特に ①～④ について、そのあらましを紹介する。

〔1〕 C, m 値の相関関係

(5) 式に示した疲労き裂伝播に関する2つの定数、 C と m との間には、図6に示すように、次式のような相関関係がある^{3,4)}。

$$G = A/B^m \quad \dots\dots(6)$$

図6 構造用鋼についての C, m 値の相関関係⁴⁾

ここで A, B は相関式をきめる定数である。北川らは鋼について、次のような値を求めている³⁾。

$$A = 5 \times 10^{-5}, B = 55 : \text{for steels} \quad \dots\dots(7)$$

C, m 値の相関関係については後に多くの検証がなされているが、ほぼこれに等しい相関関係が確認されている。

m は材料の降伏点と弱い相関があり、軟鋼はやや大き

めで4程度、80キロ高張力鋼で2～3程度となるが、ばらつきが大きく、確定しにくい。設計への応用にあたっては、むしろ、 m が2～4の範囲でばらつく可能性があると考えるべきであろう。

(5), (6) 式を合わせると、

$$da/dN = A(\Delta K/B)^m \quad \dots\dots(8)$$

となり、 A, B を多くの材料に共通定数とすれば、 m だけで疲労き裂伝播速度の特性が、あらわされることとなる⁴⁾。

〔2〕 応力比の影響

き裂伝播速度を支配する ΔK に次ぐ第二のファクターは、次式のような、応力比 R である。

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad \dots\dots(9)$$

応力比の影響は、

$$da/dN = C(\Delta K)^m \cdot f(R) \quad \dots\dots(10)$$

の形で記述されることが多い。関数 $f(R)$ の形は数多くの提案があるが、比較的単純な例として、次のようなものが挙げられる。

$$da/dN = C(\Delta K) / \cdot (1+R)^m (1-R) : [\text{豊貞}^{5)}] \dots\dots(11)$$

$$da/dN = C(\Delta K)^m \cdot 1 / (1-R)^n : [\text{Erdogan}^{6)}] \dots\dots(12)$$

しかし、Elber⁷⁾ は、疲労き裂の閉口現象(図7)の観察に基づき、応力サイクルの中でき裂が開口している部分のみがき裂伝播に有効に働くと考えて、次のような式を提案した。

図7 き裂の閉口現象の模式

$$\left. \begin{aligned} da/dN &= C(\Delta K_{eq})^m \\ \Delta K_{eq} &= U \cdot \Delta K, 0 \leq U \leq 1 \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots(13)$$

ここで U は応力サイクル中のき裂が開口している部分の割合である。Elber は、実験観察に基づき、 R が正のときの、 U の表現式を次のように与えている⁷⁾。

$$U = 0.5 + 0.4 R \quad \text{for } 0 \leq R < 1 \quad \dots\dots(14)$$

図8 疲労き裂伝播における ΔK の下限界と上限界

R が負となる場合を含めた式としては⁸⁾,

$$U = 0.55 + 0.35R + 0.1R^2 \quad \text{for } -1 \leq R < 1 \quad \text{.....(15)}$$

がある。

今日では Elber のアプローチにならって、き裂伝播試験におけるき裂の開閉・開口の計測が広く行われるようになり、単に応力比の影響のみならず、さまざまな加速・減速現象の解明が進められつつある。

〔3〕 ΔK の下限界と上限界

ΔK がある下限値以下となると、図8に示すように、疲労き裂伝播が起こらなくなる。この下限値は、下限界応力拡大係数範囲、 ΔK_{th} と呼ばれる。疲労き裂伝播速

度は、この下限界を境にして、次のように与えられることとなる。

$$\frac{da}{dN} = \begin{cases} C(\Delta K)^m & : \Delta K \geq \Delta K_{th} \\ 0 & : \Delta K < \Delta K_{th} \end{cases} \quad \text{.....(16)}$$

$\Delta K = \Delta K_{th}$ での da/dN の変化を実験データに滑らかに合わせた曲線として、次のような式も得られている⁹⁾。

$$\begin{aligned} \frac{da}{dN} &= C(\Delta K)^m - C(\Delta K_{th})^m \\ &= C(\Delta K)^m - V_0 \end{aligned} \quad \text{.....(17)}$$

ここで、 V_0 は $C(\Delta K_{th})^m$ に等しいが、鉄鋼材料では、およそ $0.5 \sim 2 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$ となる¹⁰⁾。

ΔK_{th} そのものの値は、図9に示すように、応力比 R の影響を受ける。粗い近似では次のような式が成立しているように見える¹¹⁾。

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th, R=0} - BR \quad \text{.....(18)}$$

ここで B は一つの定数である。しかし、このような式はなお妥当性の範囲に制限があり、今後の検討を必要とする。

一方、 ΔK がある上限界に近づくと、図8に合わせ示したように、急激な伝播加速が起こる。この上限界は ΔK よりむしろ K_{max} に依存するので、

$$K_{max} = K_c \quad \text{.....(19)}$$

とあらわされるが、 $\Delta K = (1-R)K_{max}$ であることから、(19) 式を ΔK を用いて書きかえると、

$$\Delta K = (1-R)K_c \quad \text{.....(20)}$$

となる。疲労き裂伝播速度式として、この上限界は、

$$\frac{da}{dN} = \begin{cases} \infty & : \Delta K \geq (1-R)K_c \\ C(\Delta K)^m & : \Delta K < (1-R)K_c \end{cases} \quad \text{.....(21)}$$

との形で、あらわすことが出来る。

$\Delta K = (1-R)K_0$ での da/dN の式(21)による不連続な変化をより滑らかにあらわす曲線としては、次のような式が提案されている¹²⁾。

図9 ΔK_{th} と応力比 R との関係²⁷⁾

$$da/dN = C(\Delta K)^m / [(1-R)K_c - \Delta K] \quad \dots\dots(22)$$

しかし、この上限界は、材料の寸法・形状に依存し、また温度とひずみ速度との組合せにより、急速破壊の形式にも差異があらわれるので、疲労とは別な現象として取扱うことが多い。その場合は直接 (19) 式が、破壊様式遷移の条件として用いられることとなる。

[4] 過大応力の影響

疲労き裂伝播は、その時点の応力条件だけでなく、過去の応力サイクル履歴に、さまざまな影響を受ける。特に大きな影響を及ぼすのは、き裂先端に大きな塑性降伏域を残す過大応力サイクルである。

図10に示すように、一定振幅の応力繰返しの中に過大応力サイクルが入ると、その後のき裂伝播は大きく遅延される。これは過大応力サイクルにより、き裂前方に圧縮残留応力域が形成されるためである^{13,14)}。

図10 過大応力サイクルによるき裂伝播の遅延

ランダムに変動する応力繰返しにおいては、それまでの前歴によりき裂伝播の加速・減速いずれもあらわれる。これらの現象は、今日なお、解析・検証の途中にあるが、その大部分は、き裂の閉口（および開口）現象に密接につながる現象として解釈される。変動繰返し応力1サイクルの中で、き裂が開いているサイクル部分が大きいほど加速が起り、逆にき裂がほとんど閉じている場合には、き裂伝播が起らないことになる。結局、き裂伝播速度は、(13) 式と類似して、

$$da/dN = C(U \cdot \Delta K)^m \quad \dots\dots(19)$$

とあらわされるが、き裂開口比 U は、応力比 R だけでなく、一般に過去の応力履歴、特にここでは過大応力サイクル、の影響を合わせ受けるものと考えることが出来る。

4.3 疲労寿命の予測と解析

1) Paris 則の積分と余寿命の推定線図

疲労き裂の伝播成長の寿命経過は、き裂伝播速度式の積分により直ちに算定できる。いま、き裂伝播速度が、Paris 則、即ち (5) 式であらわされるものとし、又 ΔK の表現が (4) 式で与えられるものとすれば、次のような式が得られる。

$$da/dN = C(\Delta K)^m = C \{ \Delta \sigma \cdot f(a) \}^m \quad \dots\dots(20)$$

(20) 式を積分すると

$$\int_0^{N_f} (\Delta \sigma) dN = \frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_f} f(a)^{-m} da \quad \dots\dots(21)$$

ここで、 a_0 , a_f はそれぞれ $N=0$, $N=N_f$ のときのき裂寸法である。(21) 式の右辺は、 $\Delta \sigma$, N を含まず、材料定数 C , m ならびに、き裂の形状、寸法だけに依存する量となっている。

$\Delta \sigma$ が一定のとき、(21) 式は、

$$(\Delta \sigma)^m N_f = \frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_f} f(a)^{-m} da \quad \dots\dots(22)$$

ここで特に (16) 式に挙げた ΔK の下限界を考慮に入れると、き裂伝播が起るには、初期寸法 a_0 のき裂に対する ΔK 値が下限界 ΔK_{th} を超える必要がある。即ち、

$$\left. \begin{aligned} \Delta K &= \Delta \sigma \cdot f(a_0) \geq \Delta K_{th} \\ \text{又は } \Delta \sigma &\geq \Delta K_{th} / f(a_0) \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots(23)$$

(22), (23) 式より、き裂の初期寸法、最終寸法に対応して、図 11 に示すような余寿命推定線図が得られる。

図12に片側き裂を有する帯板の余寿命推定線図の計算例を示す。

[2] 累積疲労被害の重畳則

$\Delta \sigma$ が一定でなく、 $\Delta \sigma_1$ が n_1 回、 $\Delta \sigma_2$ が n_2 回、……、 $\Delta \sigma_k$ が n_k 回かかる場合、(21) 式は、

$$\begin{aligned} &(\Delta \sigma_1)^m n_1 + (\Delta \sigma_2)^m n_2 + \dots\dots + (\Delta \sigma_k)^m n_k \\ &= \frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_f} f(a)^{-m} da \quad \dots\dots(24) \end{aligned}$$

となる。ここで、 $\Delta \sigma$ の各レベル $\Delta \sigma_i$ に対して、 N_i を

図11 疲労き裂伝播の余寿命推定線図の構成

図12 帯板の片側切欠に対する余寿命推定線図

次のように定義すると

$$N_i = \frac{1}{(\Delta \sigma_i)^m} \cdot \frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_i} f(a) \cdot a^{-m} da \quad i=1, 2, \dots, k \quad \dots (25)$$

(24) と合わせて次のような式が得られる。

$$\begin{aligned} & \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \dots + \frac{n_k}{N_k} \\ &= \frac{(\Delta \sigma_1)^{m n_1} + (\Delta \sigma_2)^{m n_2} + \dots + (\Delta \sigma_k)^{m n_k}}{\frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_i} f(a) \cdot a^{-m} da} = 1 \quad \dots (26) \end{aligned}$$

この式は「Miner 則」と呼ばれる疲労の累積被害の線形重畳則である。

このように、 $\Delta \sigma$ が変動する場合でも、疲労き裂伝播寿命は (24) 又は (25) 式で簡単に求められる。しかし前 4.2 節〔4〕項にて触れた、過大応力ならびに応力履歴の影響により、き裂伝播の遅延または加速が起こるため、必ずしも疲労寿命が、(26) 式の総和を 1 とする点で決まらず 0.2~10 程度にばらついてしまう¹⁵⁾。

設計では、安全をとってこの Miner 則の総和を 0.05 程度の低い位におさえることが多い。ランダム応力下の疲労に対する精度の高い推定には、き裂の開閉現象の解析を含めた今後の研究の発展が必要である。既に、航空機の疲労設計では過大荷重効果を考慮に入れた寿命解析が試みられ始めている。

〔3〕 き裂の 2 方向成長と形状変化

実際の構造物にあらわれるき裂は、多くの場合、板厚を貫通しない表面き裂又は埋没き裂の形態をとり、その発生要因ごとに固有の複雑な形状を持っている。表面き

裂の例をとると、き裂は板表面上で長さ方向に成長するが、同時に板厚方向にも成長する。

このような 2 方向のき裂成長では、単に寿命経過だけでなく、き裂の形状変化を把握することが安全性評価の解析の重要なポイントとなる。表面き裂の例をとると、疲労き裂伝播は、き裂半長 a 、き裂深さ b についての次のような 2 つの速度式であらわされることとなる。

$$\left. \begin{aligned} da/dN &= C(\Delta K_a)^m \\ db/dN &= C(\Delta K_b)^m \end{aligned} \right\} \quad \dots (27)$$

ここで ΔK_a 、 ΔK_b はそれぞれき裂の表面開口点、最深点における ΔK 値である。

ΔK_a 、 ΔK_b の表現式が与えられていれば、(27) 式を直ちに解くことが出来るが、実験的研究¹⁶⁾により、表面き裂の形状変化について、図13に示すような特性が明らかにされている。

即ち、十分小さい初期欠陥から成長する疲労き裂は、引張りの場合ほとんど常に半円形を保つのに対し、曲げの場合は長さ方向の成長が次第に加速され、板厚方向の成長がおさえられて、扁平な長いき裂へと成長する。

浅くて長い初期欠陥から成長する疲労き裂は、当初、応力形式に関係なく板厚方向にのみ成長するが、やがて引張り、曲げ、それぞれに固有の様式の成長が進行するようになる。

このような、き裂形状についての解析は、圧力容器や配管系における“Leak before Break”の概念による安全性評価のために重要である。き裂が板厚を貫通すると中の流体が洩れ、Leak の警報が発せられるが、その時点で脆性破壊が起こらなければ、緊急処置により大破壊事

(a) 十分小さい初期欠陥から成長するき裂

(b) 浅くて長い初期欠陥から成長するき裂

図13 表面き裂の形状変化

故を回避することが可能である。き裂が板厚を貫通したとき、どれだけのき裂長さとなっているかが、その評価のポイントとなる。

引張りの場合は、半円形き裂を想定して、Leak 時のき裂長さを板厚の2倍とすることが多いが、曲げが入る場合とその応力形式に応じて、大きくとることが必要となる。

5. ぜい性破壊

5.1 ぜい性破壊の発生

ぜい性破壊の本格的な研究は、1920年代、Griffithにより、ガラスなどぜい性材料の破壊強度の理論として始められた¹⁷⁾。Griffithは、材料中に小さいき裂(図14)が存在しているものとして、き裂が微小長さ進展するとき解放されるエネルギーと、新しい破面が形成されるためのエネルギーとの比較から、ぜい性破壊発生条件を次のように与えた。

$$\frac{\pi \sigma^2 a}{E} \geq 2\gamma \quad \text{又は} \quad \sigma \geq \left(\frac{2\gamma E}{\pi a} \right)^{1/2} \quad \dots\dots(28)$$

ここで、 σ 、 a 、 E はそれぞれ負荷応力、き裂半長、ヤング率である。 γ は破面形成のための単位面積当りエネルギーである。

Griffithによるこのぜい性破壊発生条件、(28)式は応力拡大係数 K を用いて次のようにあらわすことが出

図14 材料中に存在するき裂のモデル

来る。無限板中のき裂(図18)の K は、 $\sigma\sqrt{\pi a}$ に等しいので、

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} = (2\gamma E)^{1/2} \quad \dots\dots(29)$$

小規模降伏の条件が成立つときは、(2)式が成立つので、き裂先端開口変位、 δ 、ならびに、 J 積分、 J 、についても(29)式と合せて、次のような式が得られる。

$$\delta = \frac{K^2}{\alpha E \sigma_Y} = 2\gamma / \alpha \sigma_Y \quad \dots\dots(30)$$

$$J = \frac{K^2}{E} = 2\gamma \quad \dots\dots(31)$$

(29)、(30)、および(31)式の最右辺はいずれも材料固有の値となるので、材料定数としてそれぞれ、 K_c 、 δ_c 、 J_c とあらわすと、次のような形の式が得られる。

$$K = K_c \quad \dots\dots(32)$$

$$\delta = \delta_c \quad \dots\dots(33)$$

$$J = J_c \quad \dots\dots(34)$$

ぜい性破壊発生条件は、結局、このように破壊力学パラメータにより表現されることとなる。 K_c 、 δ_c 、 J_c は、材料の破壊靱性と総称される。

この破壊靱性の値は、材料の板厚の影響を受ける。薄いときは拘束が小さく、破壊靱性値が高めとなるのに対し、厚いときは拘束が大きく、破壊靱性値が低くなり、図15に示すように、遂には「平面ひずみ破壊靱性」と呼ばれる一つの下限值に近づく。この下限値は、例えば K 、 J に対応して、 K_{I0} 、 J_{I0} とあらわされる。

破壊靱性を求めるには図16に示すような試験片が用いられる。しかし、この平面ひずみ破壊靱性値、 K_{I0} 又は J_{I0} を得るには、更に、板厚 B が次のような条件を満たさなければならない¹⁸⁾。

図15 破壊靱性値の試験片板厚への依存性²⁸⁾
(18% Ni 鋼)

$$K = \frac{PS}{BW^{3/2}} \left[2.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 4.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 21.8 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 37.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 38.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right]$$

(a) 3点曲げ試験片

$$K = \frac{P}{BW^{1/2}} \left[29.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 185.5 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 655.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 1017.0 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 638.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right]$$

(b) コンパクト試験片

図16 ASTM E399 規定による破壊靱性試験片

K_{Ic} については,

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad \dots\dots(35)$$

J_{Ic} については,

$$B \geq 25 \frac{J_{Ic}}{\sigma_{flow}} \quad \dots\dots(36)$$

ここで, σ_{flow} は降伏点 σ_Y と引張強さ σ_B との平均値, $(\sigma_Y + \sigma_B)/2$ である。

(35) 式で要求される板厚は, しばしば 100 mm を超える大きなものとなるのに対し, (36) 式では, 数 mm 以上で十分ということとなる。それ故, K_{Ic} が求めにくい高靱性の材料では, 代わりに J_{Ic} を計測し, 小規模降伏条件で成立つ変換式, (2) 式を用いて, K_{Ic} の換算値が求められることとなる。

実構造物に起こるぜい性破壊に出来るだけ近い条件でぜい性き裂を発生させるため, 各種の広巾切欠引張試験 (両側切欠, 中央切欠), 溶接継手切欠引張試験, 構造不連続つきぜい性破壊発生試験, 压力容器模型の切欠内圧破壊試験, が多くの研究者によって行われている²⁰⁾。これらの諸実験は, 破壊力学の手法の妥当性を検証すると共に, ぜい性破壊現象そのものの複雑な諸様相を明らかにして来た。今日なお, 実構造物でのぜい性破壊を予測して行くために, さまざまの溶接継手模型, 構造模型の破壊試験が行われている。

5.2 ぜい性破壊の伝播と停止

いったん走り始めたぜい性き裂が, どのような挙動をとり, またどのような条件で停止するかを明らかにすることは, 構造物の安全性評価の上で重要な課題である。今日我が国で行われている主なぜい性破壊伝播停止試験としては, 二重引張試験, Esso 試験, DCB (Double Cantilever Beam) 試験, コンパクトき裂伝播停止試験, などが挙げられる (図17)。

二重引張試験又は Esso 試験では, 図17に示すように, 試験片のき裂発生部に引張負荷又は衝撃を加えて, ぜい性き裂を発生させ, そのあとき裂が試験片全巾を走って破断させるか否かをしらべる。二重引張試験には, 温度平坦型, 温度勾配型の両方があるが, き裂が停止した場合について次式により K 値を算定し, 材料のぜい性き裂伝播停止靱性 K_{II}^* が求められる²⁰⁾。

図17 いろいろなぜい性破壊伝播停止特性試験片

$$K = \sigma \{2B \tan(\pi c/2B)\}^{1/2} = K_I^2 \quad \dots\dots(37)$$

B: 板巾, c: き裂長さ

DCB 試験, コンパクトき裂伝播停止試験では, 停止したき裂について, 各試験片固有の K 値算定式により, その材料の伝播停止靱性を求める. 両タイプとも, 試験片板面にき裂伝播のガイドとなる溝がついていて, 試験後の破面に顕著な剪断型破面があらわれることを阻止している. このため得られる靱性値は, 平面ひずみ靱性になっているものと見なして, K_{Ia} と記される. ぜい性破壊伝播停止条件は, この場合, 次のようにあらわされる²⁾.

$$K = K_{Ia} \quad \dots\dots(38)$$

近年, 9% N/ 鋼のような靱性のきわめて高い材料についても, 図17に合わせ示したような, 混成 Esso 試験 (又は混成二重引張試験) が行われている. これは試験材よりいくらか低靱性の材料で出来た助走板を用いて, き裂を発生・突入させる試験法である^{21, 22)}. 材料の靱性が高くなればなるほど, 破壊に伴う塑性変形が大きくなり, 解析が困難となる, しかし, 試験法, 計測技術, データ記憶装置の発達, 動的応力解析プログラムの発展により, 今日, 多くの破壊シミュレーション試験が実施され, その精度も向上しつつある.

6. 不安定延性破壊

材料が高い靱性を持っていれば, ぜい性破壊は起こらない. しかしなお, 極度に厳しい負荷条件のもとでは, 延性破壊であっても不安定な急速破壊が起こる. この「不安定延性破壊」が実際の設計で検討されている代表的な例としては, 材料の降伏点の70~80%にも達する高い設計応力で操業される米国などのガス・パイプラインが挙げられる. また原子力プラント配管系で, Leak before break の概念による安全性評価のために解析が行われている.

図18 不安定延性破壊の再現試験

不安定延性破壊を実験室的に再現するには, 大容量でコンプライアンスの高い (荷重点が変位しても荷重そのものはほとんど変化しない) バネが必要である. 図18に再現実験の1例を示す²³⁾.

ラインパイプ材のバースト試験や, 実験室での小型再現実験で, 不安定破壊について次のような特徴が明らかにされている.

① 破壊の伝播速度は, 200 m/sec 程度又はそれ以下である (ぜい性破壊は 1000 m/sec 近辺又はそれ以上となることが多い).

② 破断面は, 45°に傾いた剪断延性破面が主である.

③ 破断部には20%程度又はそれ以上に及ぶ大きな断面収縮が見られる. 又, 加工硬化による硬度の上昇が認められる.

ラインパイプのガス圧によるバースト試験では, ガスの減圧波速度 V_m がその圧力 p の関係として与えられるが, 更に, き裂の伝播速度 V_c もそのき裂先端位置での圧力 p によって決まると仮定すると, 三村によって提案された次のような方程式で, き裂伝播の時間的経過を解くことが出来る²⁴⁾.

$$\frac{dV_c}{dt} = \frac{(dV_c/dp)}{(dV_m/dp)} \cdot \frac{V_c - V_m}{t} \quad \dots\dots(39)$$

ここで t はバースト開始後の時間である.

不安定延性破壊について, その弾塑性変形の動的挙動の全てを解くことは, 現状, ほとんど不可能である. しかし, 現象の特徴的な部分を上記のようにモデル化することによって, 実用上意味のある評価法をつくり上げることが出来る.

延性破壊の急速進展の開始点 (不安定点) については, 次のように定義される Tearing Modulus, T 又は T_0 を用いる解析法が, 提案されている^{25, 26)}.

$$T = \frac{E}{\sigma_0^2} \cdot (\partial j / \partial a) \quad \dots\dots(40)$$

$$T_0 = \frac{E}{\sigma_0} \cdot (\partial \delta / \partial a) \quad \dots\dots(41)$$

ここで E はヤング率, σ_0 は降伏点 σ_Y と引張強さ σ_B との平均値 $(\sigma_Y + \sigma_B)/2$ である. $\partial j / \partial a$ はき裂の微小量進展における J 積分値の変化率, $\partial \delta / \partial a$ はき裂開口角である. これらのパラメータを用いた解析は, 今後の研究の発展とデータ蓄積をまわって, 実際問題へ適用されるものと期待される.

7. まとめ

破壊力学は, 今日, 材料の破壊損傷全般の解析に応用され, 構造物の安全性評価の有力な手段となっている. 実際の構造部材に起こる破壊損傷は, その材料の製造条件, 使用環境, 負荷条件, 保守状況によって, 多種多様

の過程をたどる。ここでは、疲労又は疲労き裂損傷、ぜい性破壊、不安定延性破壊を特に採り上げ、その解析と現状での課題のあらましを述べた。

材料の破壊損傷は、腐食環境に大きな影響を受け、腐食疲労、応力腐食割れ、水素割れなどさまざまな現象があり、高温では更にクリープ、熱疲労、高温疲労などがある。また諸構造物にはそのタイプ毎に異なる固有の損傷形態がある。

これらの諸問題については次回以降に適切な解説がなされるので、ここでは触れず、基本的な力学的因子の関連する事項のみを採り上げた。構造物の損傷防止には、材料、溶接法、および工作法の選定、欠陥の非破壊検査、外力の大きさと頻度分布、信頼性解析、損傷のモニタリング・システム、などを含めた総合的なシステム形成が必要であるが、それらについても次回以降の諸解説を参考にされたい。

参 考 文 献

- 1) 例えば、岡村弘之「線形破壊力学入門」培風館（1976）
- 2) S.T. Rolfe & J.M. Barsom: "Fracture and Fatigue Control in Structures", Prentice-Hall, Inc. (1977)
- 3) 北川：日本機械学会誌，75，642（1972）p. 1068
- 4) 越賀，川原：日本造船学会論文集（1975），137，p. 297
- 5) 幾良：日本造船学会論文集（1973），133，265
- 6) R. Roberts & F. Erdogan: Trans. ASME, Ser. D, 89-4, 885 (1967)
- 7) W. Elber: ASTM STP 486, 230 (1971)
- 8) J. Schijve: Engng. Fract. Mech. 5 (1973), p. 269
- 9) M. Klesnil & P. Lukács: Engng. Fract. Mech. 4 (1972), p. 77
- 10) 田中：鉄と鋼，67（1981），245
- 11) O. Vosikovskiy: Engng. Fract. Mech. 11 (1979), p. 595
- 12) R.G. Forman et al.: Trans. ASME, Ser. D 89, 459 (1967)
- 13) O.E. Wheeler: J. Basic Engng., Trans. ASME (March 1972), 181
- 14) S. Matsuoka et al.: Engng. Fract. Mech. 9 (1977), 524
- 15) 岩崎，加藤，川原：日本造船学会論文集（1981）149，p. 268
- 16) 川原，栗原：日本造船学会論文集（1975）137，p. 297
- 17) A.A. Griffith: Phil. Trans. Roy. Soc., 221 (1920), 163
- 18) ASTM Standard E399-74 (1974)
- 19) G.A. Clarke et al.: J. Testing and Evaluation 7, 1 (1979), p. 49
- 20) 金沢，越賀：「脆性破壊2—破壊靱性試験」，培風館（1977）
- 21) 町田，川口，塚本：日本造船学会論文集（1981）150，511
- 22) 秋山，加藤，渡辺，川原：日本造船学会論文集（1982）152，397
- 23) F. Koshiga et al.: J. Pressure Vessel Tech. Trans. ASME (1978), 18
- 24) H. Mimura: Proc. of US-Japan Joint Seminar on Fracture Tolerance Evaluation, Hawaii, 1981
- 25) P.C. Paris et al.: ASTM STP 668 (1979), 5
- 26) C.F. Shih: ASTM STP 668 (1979), 65
- 27) 樋口，河野，栗原，栗田：日本造船学会論文集（1981）150，481
- 28) C.F. Tiffany et al.: ASTM STP 381 (1965), 249

I-3 応力腐食割れ及び腐食疲労への破壊力学の応用*

駒 井 謙 治 郎**

Application of Fracture Mechanics to Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue*

by Kenjiro Komai**

概 要

応力腐食割れ (SCC) と腐食疲労き裂進展に対する線形破壊力学 (K) の適用とその限界について解説する。 K を用いた環境強度試験の実施にあたっては試験片板厚に留意する必要がある、平面ひずみ状態がとくに水素ぜい化割れに対して重要である。き裂進展速度とその下限界値の決定にあたっては、試験初期に水素濃度分布や、腐食生成物のくさび効果が定常となるまでの間、非定常なき裂進展が観察されることがある。SCC き裂進展の下限界値 K_{ISCC} 決定にあたっては、カットオフ時間を充分長時間とる必要がある。さらに、SCC を起こす環境条件下で繰返し応力が作用するとき、低繰返し速度の大応力変動下で繰返し SCC，高平均応力に重畳した高繰返し速度の微小振動応力下で動 SCC が生じ、おのおの下限界値が K_{ISCC} より著しく低下する。腐食疲労において

*原稿受付 昭和57年11月8日

** 京都大学工学部 Kyoto University