環境強度と破壊力学*

永 井 欣 —**

Environmental Strength and Fracture Mechanics*

by Kin-ichi Nagai

1. は し が き

北海の石油開発に伴って、海洋構造物の海水環境における疲労強度および腐食による強度劣化の問題が大きく採りあげられている¹⁾。また、構造物の大型化に伴って高強度材料の使用が高まりつつあるが、高強度材料の各種雰囲気下の強度すなわち環境強度は必ずしも高くないので構造物の安全性の上からはその破壊特性が十分把握されなければならない。

材料の巨視的破壊の様相を大別すると大きい塑性変形を伴ってくびれ破壊を起こすものとほとんど変形を伴うことなくき裂の伝播によって破壊するものとに分けられ、後者を一般に fracture と呼んでいる。fracture は脆性破壊、疲労破壊などにみられ、腐食環境下の破壊すなわち応力腐食割れ、腐食疲労もこの種のものである。

腐食環境下の破壊は、Fig. 1 に示すように3段階の挙動を伴って起こる²⁾。第1段階は腐食孔を生ずる期間で、この期間が腐食の潜伏期である。第2段階は、応力と腐食の共同作用によって腐食孔から発生したき裂が徐々に成長する期間で、その成長速度は脆性破壊におけるき裂の伝播速度（材料中音速の1/3程度から 10^6 mm/sec 以下）ほど速いものではなく、通常疲労では 10^{-2} mm/cycle 程度以下、応力腐食割れでは 10^{-1} mm/sec 程度以下の安定したき裂の成長である。このき裂の成長を slow crack growth または subcritical crack growth という。最終段階はき裂が脆性破壊のき裂伝播条件を満足する限界長さに達して急速破壊を起こすか、もしくは作用応力が材料の引張強さ以上になって延性破壊を起こす期間である。第2段階の slow crack growth のき裂先端における塑性変形は small scale yielding の状態にあり、き裂の成長による破壊条件はき裂先端に生じる

微小塑性域の応力・ひずみの挙動だけで決定され、それはまた微小塑性域周辺の狭い領域での弾性応力の特異性によって支配されると考えることができる。このときの弾性応力分布は、一般にどのようなき裂に対しても相似で、塑性域に向っての増加の勾配は $1/\sqrt{r}$ (r はき裂先端からの距離) である。この特異性の強さを表す工學量が応力拡大係数, stress intensity factor, K であり、それぞれの fracture の各段階における挙動を K またはその関連パラメータ（例えばき裂先端の開口量 COD, 塑性域の大きさ ρ^+) の関数として特性づけようとするのが線型破壊力学である。

Fig. 1 The three phases of structural failure by corrosion. All three phases are not necessary for failure in all cases (Judy, Goode).

線型破壊力学は、脆性破壊のき裂発生条件として Irwin^{3),4)} によって提案された概念であるが、その後すべての fracture に適用されるようになり、多く破壊力学的手法による研究が行なわれている。しかも、多くの破壊現象の中で、応力腐食割れと腐食疲労は、広い範囲の条件下で、線型破壊力学が比較的よく適用できることが明らかになりつつある。Fig. 2 は、応力腐食割れと疲労とにおける高強度材料の slow crack growth のき裂成長速度と応力拡大係数 K あるいは $\Delta K (=K_{\max} - K_{\min})$ の一般的な関係を図式的に示したものである。

*原稿受付 昭和51年8月12日

**正 員 広島大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Hiroshima University

Fig. 2 Schematic diagram of stable crack growth behavior of high strength alloys. All scales are logarithmic (Rosenfield, McEvily).

いずれの現象もき裂成長に3段階あることを示している。すなわち、

- (1) それ以下ではき裂が成長しない threshold intensity ΔK_{th} が存在する。応力腐食にみられる K_{th} は疲労におけるものよりもかなり大きい。
- (2) 定常的にき裂が成長する段階の伝播速度は、応力腐食ではほぼ一定であるが、疲労では ΔK の指数則に従う。
- (3) き裂の最終段階における不安定成長は、critical intensity すなわち材料の破壊靱性 K_c (平面ひずみ不安定破壊では K_{Ic}) で特徴づけられる。

本稿では、応力腐食および腐食疲労における slow crack growth の各段階のき裂伝播挙動を線型破壊力学的に取扱った研究結果を紹介する。

2. 応力腐食割れ (Stress corrosion cracking, SCC)

2.1 応力腐食割れの特徴

応力腐食割れは、腐食環境と静的引張応力の共同作用によって材料が破壊する現象であるが、環境と応力のいずれかが存在しないときは破壊は起こらない。応力腐食

割れは、破壊に先行する巨視的変形はみられず、もろい様相を呈するが、き裂成長速度は一般に低く、破面の微視的様相は脆性破壊の破面と相違している。応力腐食割れに必要な引張応力としては、実際に構造物に作用する応力の他に、冷間加工、熱処理、溶接などによって誘起される残留応力が考えられる。各合金の応力腐食における破壊までの時間は応力が低下するに従って長くなり、また一般にき裂が伝播しない下限応力が存在する。

与えられた合金系における応力腐食割れはわずかの化学的要因で起こる。その例として冷間加工されたオーステナイト・ステンレス鋼で作られた沸騰水型原子炉の応力腐食割れの事故があげられる。その要因は 2~8 ppm の酸素の濃度であった。合金材料の応力腐食割れの微視的構造は、結晶貫通型か結晶境界型かのいずれかであり、それは合金の冶金的条件と雰囲気組成に依存する。

従来の応力腐食割れに対する材料の抵抗を評価する目的は、(1) その合金の応力腐食割れに対する感受性はどうか、(2) 応力腐食割れを起こさない下限応力 σ_{th} が存在するかどうか、ということにおいていた。最初の目的に対しては、一般に試験は降伏点以下あるいはそれに近い応力で行なわれている。このような試験は、腐食の程度によって数カ月、あるいは数年すらかかる。比較的最近の感受性に関する試験は、問題の環境下で 4×10^{-6} /sec の比較的遅いひずみ速度で破壊するまで平滑丸棒試験片の低速ひずみ試験を行なっている。その感受性の評価は、環境下と大気中における延性パラメータ、すなわち断面収縮あるいは伸び率を比較することによって行なわれる。この方法は、材料の応力腐食割れに対する感受性のいかにかわらず、比較的短時間に行なわれるところに利点がある。第2の目的としての σ_{th} を決めるための試験として、一連の試験片に問題とする環境中で種々の応力を作用させ、各試験片の破壊までの時間を求める方法である。この種の試験は、とくに低強度材料に対して多くの有用な情報を提供し、比較的安価に実施されてきた。しかし、これらの試験には平滑試験片が用いられているために、試験片の破壊までの時間はき裂の発生、き裂成長および最終の急速破壊に要求される時間の総和を示す。もし材料が腐食孔に敏感でない場合は、平滑試験片は応力腐食割れから免除されることを示すが、そのとき実際に材料は応力腐食割れのき裂伝播に非常に敏感であるかもしれない。海水雰囲気における高強度チタン合金は、腐食孔に敏感ではないが、き裂成長に対しては非常に敏感な材料である。近年、き裂を有する試験片を用いた試験が幅広く行なわれるようになってきた。欠陥に比較的敏感な高強度材料に対しては、これ

らの試験はとくに有効である。

2.2 応力腐食割れにおけるき裂の K 値依存性

高強度材料の応力腐食割れにおける破壊は、ほとんどすべて平面ひずみ状態で起こるので、応力腐食割れの研究に広く用いられる破壊力学のパラメータは Mode I の平面ひずみ応力拡大係数 K_I である。そこで、以後 K は K_I を意味する。応力腐食割れに対する材料の抵抗は、slow crack growth が観察されない K の下限値 K_{Isc} で特徴づけられる。Fig. 3 は、AISI 4340 鋼を用いて centre-cracked tensile, surface-flawed tensile および cantilever beam の 3 種の試験が 3½% NaCl 溶液中で一定荷重の下で行なわれた応力腐食割れの結果を示す⁵⁾。初期き裂の形状および荷重条件は相違するけれども、 K_{Isc} はほぼ等しいことがわかる。試験条件が相違すると time to fracture は異なるが、 K_{Isc} がほぼ同じであることは注目に値する。

Fig. 3 K_{Isc} tests for AISI 4340 steel in three different specimen configurations (Smith et al.).

K_{Ic} に比べて K_{Isc} が低下する程度は材料によって相違する。すなわち、Fig. 4 および 5 のように、 K_{Isc} が K_{Ic} に比べて低下が著しい場合と軽微である場合がある⁶⁾。 K_{Ic} に対する K_{Isc} の低下は、同種の材料であれば一般に強度の高いものほど著しいことが Fig. 6 からうかがえる⁶⁾。同図は AISI 4340 鋼の海水による K_{Isc} の低下は、降伏点が 170~180 ksi 以上で著しくなることを示している。

応力腐食割れの slow crack growth における成長速度 da/dt の K 値依存性については一般的な結論はまだ得られていないが、Fig. 7 および 8 のように da/dt が K とともに増加する場合⁷⁾と、Fig. 9 のようにある K の範囲で K の変化にかかわらず da/dt が一定を保つ場合⁷⁾とがある。Fig. 9 のように明りように、I, II, III の領域が認められる場合とそうでない場合とある

Fig. 4 Stress corrosion curve for AISI 4340 steel hardened to a yield strength of 225 ksi. The time to fracture is plotted as a function of the initial applied stress intensity K_I . K_{Isc} has been determined from the limiting asymptote to the no-break stress intensity.

Fig. 5 Stress corrosion curve for an 18 percent nickel maraging steel.

Fig. 6 The fracture toughness indices K_{Ix} , K_{Ic} and K_{Isc} for AISI 4340 steel plotted as a function of yield strength showing that the resistance to SCC is degraded more severely with increasing yield strength than is the fracture toughness.

Fig. 7 Stress-corrosion crack-growth rate of AISI 4340 steel in 3½% sodium chloride solution as a function of K (Peterson et al.).

Fig. 8 Stress-corrosion crack-growth rate of H-11 steel in humid argon as a function of K (Johnson, Willner).

のは、 $K_{I_{sc}}$ 、 K_{I_c} 、 K_{I_x} (雰囲気中での不安定破壊における K 値) における速度との関係、初期荷重および K の変化状態などによって上記の領域の現われ方が異なることによるものと考えられる。

K_{I_c} に対する腐食環境の影響を検討した実験結果によれば、 K_{I_c} は腐食の影響を受けず、材料によって一定の値をとる。すなわち、Fig. 10 から明らかなように、 $K_{I_{sc}}$ より高い K_I ではき裂が成長し、それに伴って K_I は増大し材料固有の K_{I_c} に達したとき不安定破壊を起こす⁵⁾。

3. 腐食疲労 (Corrosion fatigue)

3.1 腐食疲労の一般特徴

腐食疲労は、腐食環境と繰返し応力の共同作用によって金属材料にき裂が発生し、ときならぬ破壊を起こす現

Fig. 9 Effect of applied stress intensity upon crack velocity for high strength ($180 \times 109 \text{ N/m}^2$ UTS) quenched and tempered steel (AFC 77) in distilled water (Speidel).

Fig. 10 Effect of stress intensity K upon cracking behaviour of AISI 4340 steel in 3½% sodium chloride solution in cantilever tests under dead-loading. As stress-corrosion cracks grow, the K level rises to a critical level for purely mechanical fracture. Fracture toughness is not affected prior stress corrosion (Brown, Beachem).

象である。一般にこの共同作用による損傷は、無害な環境下たとえば乾燥空气中で繰返し応力を受ける場合の被害や単なる環境による被害に比べるとはるかに著しいものである。特別な合金と環境の組合せによってのみ起こる応力腐食割れと相違し、腐食環境を受けるほとんどの材料はその環境中で腐食疲労を受ける。腐食疲労は、応力腐食割れに影響する化学的と機械的因子に加えて疲労過程の因子すなわち繰返し速度、応力比 (最小応力の最

Photo. 1 Microscopic photograph of corrosion fatigue cracks observed on 60 kg/mm² class high tensile steel (Nagai et al.).

Fig. 11 Effect of environment on fatigue properties of a 0.35% carbon steel (Gough, Sopwith).

大応力に対する比), 応力範囲および応力波形のすべてによって影響を受けるので, 応力腐食割れよりもはるかに複雑な現象である。

腐食疲労挙動は, 与えられた条件での応力あるいはひずみにおける破壊までの繰返し数 N_f か, あるいはその条件下におけるき裂の成長速度 da/dN を測定することによって把握できる。Fig. 11 は, 空气中および腐食環境中の炭素鋼に対する応力と破壊までの繰返し数の関係を示す (S/N 曲線)。腐食環境中では疲労限はなくなり, 疲労強度と疲労寿命は著しく低下する。腐食疲労き裂は一般に結晶粒貫通型である。空气中の疲労では1つ以上のき裂はまれであるが, 腐食疲労では通常多くのき裂が腐食孔の底に発生する。Photo. 1 はその一例⁸⁾で, 60キロ級高張力鋼の塩水中疲労においてみられる試料表面のき裂である。

3. 2 疲労き裂成長の破壊力学的解析⁹⁾

不活性の雰囲気中における一般的な鋼の疲労き裂の成長速度と K の関係を Fig. 12 (a) に示す。この図の原理的特徴は, (1), 不活性環境においてそれ以下の K ではき裂の成長が観察されない下限応力拡大係数 K_{th} が存在する。(2), K_{max} が K_{Ic} 以上になったとき疲労

Fig. 12 Fatigue crack growth behavior of hypothetical alloy
(a) Below K_{Isc} behavior
(b) Above K_{Isc} behavior
(c) Combined behavior (McEvily, Wei).

き裂の成長は終わる。(3), (1)と(2)の疲労き裂成長速度は K または $\Delta K (=K_{max}-K_{min})$ の指数関数として次式で表わすことができる。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots(1)$$

ここで C, m は材料定数である。もし材料がひずみ速度に敏感でなく, また環境の影響がない場合には, 疲労き裂の成長速度はサイクルに依存する。これらの条件が満足されるときは, 作用する荷重の繰返し速度 f は da/dN に影響をおよぼさなく, き裂成長速度は f に依存しない。時間についてのき裂成長速度は次のように表わされる。

$$\frac{da}{dt} = f \times \frac{da}{dN} \quad \dots\dots\dots(2)$$

したがってこのような試験条件では繰返し速度の増加によって疲労試験を加速して行なうことができる。

Fig. 12 (a) に示す腐食疲労のき裂成長は不活性環境のき裂成長と類似で, 通常の腐食疲労の $\log(\Delta K) \sim \log(da/dN)$ 曲線は不活性環境のそれにほぼ平行か若干傾斜した直線で与えられ, 一般に da/dN の高い側に位置

する。同じ ΔK での不活性環境の成長速度と腐食疲労き裂の成長速度の比は 1~10 程度である。また、腐食環境におけるき裂の成長においても下限の K すなわち K_{tha} が存在し、 K_{tha} は通常 K_{thi} より低い値である。

材料が応力腐食割れに敏感な場合は、腐食疲労におけるき裂成長速度の典型的な曲線は Fig. 12 (b) のような挙動を示す。すなわち、環境効果は $K_{I_{sec}}$ 以上の K において顕著にみられ、 $K_{I_{sec}}$ 以下の K では無視できる。き裂成長速度は $K_{I_{sec}}$ 以上の K では時間依存であるが、また $K_{I_{sec}}$ 以下の K ではサイクル依存である。実際には、多くの材料は、上記の極端な状態の中間で Fig. 12 (c) に示すような混合型である。 $K_{I_{sec}}$ は、本質的にき裂成長速度が環境によって高められるかどうかの便利な分岐点となる。Fig. 12 (a) のき裂成長速度の挙動は、同図 (c) の $K_{I_{sec}}$ が十分高い場合の $K_{I_{sec}}$ 下の領域に相当すると考えられるから、特性と機構に関しては $K_{I_{sec}}$ より上の特性と $K_{I_{sec}}$ より下の特性に分類することができる。

3.3 $K_{I_{sec}}$ より上におけるき裂の伝播特性

Gallagher, Sinclair は 1969 年に、 $K_{I_{sec}}$ より上の特性が環境による被害の速度に大きい影響をおよぼすことを示した¹⁰⁾。Fig. 13 は 4340 鋼の蒸留水中における平均応力拡大係数 K_m を有する部分片振り引張り ($\Delta K = 6.3 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$) の時間基準の疲労き裂成長速度 da/dt と静的引張りにおけるき裂成長速度を比較したものである。両者のき裂成長速度に有意な差はみられない。Fig. 13 にみられる実験結果は、応力腐食割れが観察される材料の腐食疲労き裂成長速度について研究の重要な手掛りを与えた。腐食疲労き裂のデータは、応力腐食割れのき裂成長速度曲線の上で変動している。したがって $K_{I_{sec}}$ より

Fig. 13 Comparison between static and tension-tension fatigue crack growth rates as a function of the static and mean stress intensity levels (Gallagher).

上の腐食疲労き裂成長速度に対しては次式の重量仮説が成立する。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_e + \left(\frac{da}{dN}\right)_r \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで $(da/dN)_e$ は腐食疲労のき裂成長速度、 $(da/dN)_e$ は応力腐食割れが寄与するき裂成長速度で時間に依存する速度、 $(da/dN)_r$ はサイクルに依存する疲労き裂の成長速度である。Wei, Landes は上式の右辺の第 1 項を次式で仮定している。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \int_{\tau} \frac{da}{dt} dt \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで積分区間は負荷の 1 周期が採られ、

$$\tau = \frac{1}{f} \quad (f: \text{繰返し速度})$$

積分の中のき裂成長速度は、時間とともに変化する応力拡大係数 $K(t)$ の関数で次式の形で表わされる。

$$\frac{da}{dt} = \frac{da}{dt} [K(t)] \quad \dots\dots\dots (5)$$

Wei-Landes の仮説¹¹⁾に含まれる概念を図式的に示すと Fig. 14 のようになる。これらの式を用いて、乾燥アルゴン中の 18Ni マレージング鋼および実験室の大気中における H-11 鋼の腐食疲労のき裂成長速度が比較的満足に予測しうる事が示されている。(3) 式に荷重の繰返し速度 f を乗ずることによって、次式に示すように時間を基準にとった形で書き換えることができる。

Fig. 14 Schematic diagram illustrating the suggested method of analysis.

- Stress intensity spectrum in fatigue (top left)
- Rate of crack growth under sustained load in an aggressive environment (top right)
- Environmental contribution to crack growth in fatigue (bottom left)
- Integrated effects on environment and K_{max} on fatigue crack growth rate (bottom right) (Wei, Landes).

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_c = \left(\frac{da}{dt}\right)_s + f \times \left(\frac{da}{dN}\right)_r, \quad \dots\dots\dots (6)$$

上式の右辺の第1項は時間依存性の強い項で、応力波形、最大応力拡大係数 K_{max} 、応力拡大係数範囲 ΔK 、および環境の種類によって強く影響を受ける。Fig. 15 は(6)式を用いて、塩水中の4340鋼の完全両振り正弦波形の荷重繰返し ($\Delta K=39 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$, $K_{max}=19.5 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$) における腐食疲労き裂の成長速度におよぼす繰返し速度の影響を予測したものである¹²⁾。腐食疲労の挙動が時間依存であるかサイクル依存であるかは、(6)式の右辺の第1項と第2項の相対的な大きさによって決まることを示している。例えば、仮りに第1項が第2項に比べて10倍大きいときは、腐食疲労のき裂成長速度は主として時間依存である。逆に第2項がはるかに大きいときはサイクル依存となる。どちらの寄与が大きいかということは、高強度鋼を用いて製作される構造部材を設計する際に非常に重要な問題である。もし K_{Isc} 以上で腐食疲労のき裂成長が起こる可能性がある場合は、設計者はまずその構造部材がどのような繰返し速度の荷重を受けるかということを決めなければならない。疲労き裂の時間に対する成長速度が環境下でのき裂成長速度の10~100倍大きいならば、疲労のみを考慮した設計を行なえばよい。それに対して逆な立場にあれば、設計者は K_{max} が K_{Isc} より大きいときは焦眉の問題として破壊を検討すべきで、場合によってはその環境下で応力腐食割れのき裂成長に敏感でない材料を選ぶ必要がある。 K_{max} が K_{Isc} よりもわずかに大きい場合、あるいは K_{Isc} 以下の場合の(6)式による評価は、疲労と腐食

Fig. 15 Above K_{Isc} corrosion fatigue crack growth rate behaviour of 4340 steel for fully reversed sinusoidal loading as a function of frequency (Gallagher).

環境の相互作用による誤差を含むことになり、修正もしくは新しい法則が追求される必要がある。

3.4 K_{Isc} 以下におけるき裂の伝播特性

(3)式は、 K_{Isc} 以下の応力拡大係数における疲労き裂の進展には環境の影響が無視できることを示している。このような挙動は実際には例外的なもので、Fig. 11に示した水道水中における0.35%炭素鋼のように、比較的被害の少ない環境ですら疲労被害を顕著に加速する。Fig. 16~18は、各種の高強度鋼の塩水中における腐食疲労き裂の伝播挙動を空気中の伝播挙動と比較して示したものである¹³⁾。Fig. 16に示す鋼は、 K_{Isc} 以下で環境によって影響を受けない場合の挙動を示している。Fig. 17, 18は、低応力拡大係数で最大の加速効果を示し、塩水環境によってき裂の成長速度が加速される鋼の挙動を示す。とくに Fig. 18で、 K_{Isc} 以上におけるき裂の成長速度が空気中とそれほど相違しないことは注意する必要がある。このことは、5 cpmの繰返し速度における疲労き裂の成長速度が応力腐食割れのき裂成長速度に比べてはるかに大きいことを示すものである。

腐食疲労のき裂伝播挙動における時間依存性とサイクル依存性を分離して検討するためには荷重の繰返し速度を考慮しなければならない。繰返し速度を変数として採

Fig. 16 Air and salt water fatigue crack growth rate behavior of 9Ni-4Co-0.25 C steel (Crooker, Lange).

Fig. 17 Air and salt water fatigue crack growth rate behavior of 13Cr-8Ni-2Mo PH stainless steel (Crooker, Lange).

Fig. 18 Air and salt water fatigue crack growth rate behavior of 12Ni(180) maraging steel (Crooker, Lange).

用する理由は、前述の K_{Isc} より上のき裂伝播挙動ですでに述べた。ここでは繰返し速度による影響を検討した2つの最近の研究結果^{14,15)}を紹介する。Gallagherらは、 K_{max} が K_{Isc} の上と下で4340鋼の塩水中の疲労き裂の伝播挙動におよぼす繰返し速度の効果を検討した。この鋼の塩水中における K_{Isc} は $22 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ である。Fig. 19には、 ΔK が $60 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ と $20 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ における各繰返し速度における腐食疲労き裂の成長速度が比較されている。5 Hz以上の大きい繰返し速度において K_{max} が K_{Isc} の上、下いずれにある場合の腐食疲労き裂の挙動も真空中における挙動と類似であるが、繰返し速度の減少に伴ってき裂は腐食環境の影響を受け成長速度は加速される。ごく低繰返し速度においては、 K_{max} が K_{Isc} より上にある場合のき裂成長速度は時間依存であるが、 K_{Isc} より下にある場合の成長速度はサイクル依存である。すなわち、 K_{Isc} より下の腐食疲労における腐食による被害は応力の繰返しが必要条件となっており、その結果き裂伝播挙動はサイクル依存であることが了解できる。

Barsomは K_{Isc} より下における 12Ni-5Cr-3Mo鋼の塩水中におけるき裂成長速度におよぼす ΔK と繰返し速度の影響を検討した。Fig. 20に示す 12Ni-5Cr-3Mo鋼の正弦波形の片振り引張りにおける腐食疲労き裂の成長速度は空気中では繰返し速度によって有意な差がみられないが、塩水中では繰返し速度が減少するにつれて(600から6cpm)き裂の成長速度は大きくなる。Fig. 16~18に示した高強度鋼とは異なり、この実験ではすべての繰返し速度におけるき裂成長速度の曲線は平

Fig. 19 Comparison of corrosion fatigue behavior above and below K_{Isc} in 190 ksi (yield strength) 4340 steel (Gallagher et al.).

Fig. 20 Corrosion fatigue crack growth data as a function of test frequency (Barsom).

Fig. 21 Fatigue crack growth rates in air and in 3% solution of sodium chloride below K_{Isc} for various high-yield-strength steels (Barsom).

行であり、またその勾配は空気中のき裂成長速度曲線の勾配とほぼ等しい。また他の3種類の鋼の6 cpmにおける塩水中のき裂成長速度曲線が空気中のそれと比較して Fig. 21 に示してある。これらの曲線の勾配がほぼ2に等しいことから、 K_{Isc} より下の塩水中におけるき

Fig. 22 Relationship between $D(t)$ and cyclic-stress frequency in various steels subjected to sinusoidal loading in 3% solution of sodium chloride (Barsom).

裂の伝播則として次式を与えている。

$$\frac{da}{dN} = D(t)(\Delta K)^2 \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここに $D(t)$ は材料と環境の組合せおよび繰返し速度に依存する係数である。ここで評価された鋼はすべて大気中では $D(t)$ は一定で、繰返し速度には依存しない。環境に対する鋼の感受性は、空気中と環境中における $D(t)$ の値を比較することによって評価することができる。Fig. 22 は4種類の鋼の $D(t)$ を繰返し速度の関数として示したもので、ある与えられた繰返し速度における塩水環境による影響は10Ni-Cr-Mo-Co鋼がもっとも小さいことを示している。

Fig. 23 は軟鋼が塩水中で片振り引張りを受ける場合のき裂成長速度と ΔK の関係を示したものの¹⁰⁾で、上述の高強度鋼の場合と同じように各繰返し速度におけるき裂成長速度曲線は平行で、その勾配は空気中のき裂成長速度曲線の勾配とほぼ等しく約3.5である。すなわち、軟鋼の塩水中における片振り引張りにおけるき裂伝播則は次式で与えられる。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^{3.5} \quad \dots\dots\dots (8)$$

Fig. 24 は上式の係数 C と繰返し速度 f の関係を示したものである。軟鋼の環境中における繰返し速度の効果は C のみに依存し、塩水中では繰返し速度が小さいほど C は大きく、 C と f との間には次式が成立する。

$$C = -A \log f + B \quad \dots\dots\dots (9)$$

軟鋼は大気中でもわずかではあるがき裂成長速度は繰返し速度に依存する。繰返し速度が300 cpm以上では塩水中におけるき裂成長速度は大気中の成長速度にほぼ等しく、高繰返し速度では環境の影響が顕著でないことを示している。また、高強度鋼と軟鋼の腐食環境下にお

Fig. 23 Correlation between ΔK and crack propagation rate in mild steel (Nagai et al.).

Fig. 24 Correlation between material constant C and frequency $C = -A \log f + B$ (Nagai et al.).

る繰返し速度の依存度は、Fig. 22 と Fig. 24 の縦軸が対数目盛りと普通目盛りであることからわかるように高強度鋼の方が大きい。

U.S. Steel の研究の重要な結論¹⁵⁾は、高強度鋼の K_{Isc} より下におけるき裂伝播挙動は繰返し荷重の波形の影響を大きく受けることである。Fig. 25 は 12Ni-5Cr-3Mo 鋼が空気中にさらされたときの荷重波形の効果を示したもので、方形波形、三角波形と正弦波形におけるき裂成長速度は等しい。これに対して Fig. 26 に示す塩水中で 6 cpm の繰返し荷重を受ける場合は、三角波形と正弦波形によるき裂成長速度は方形波形による速度に比べて明らかに大きい。 $D(t)$ におよぼす荷重波形と繰返し速度を組合せた影響が Fig. 27 に示されて

Fig. 25 Fatigue crack growth rates in air under sinusoidal, triangular and square loads (Barsom).

いる。低繰返し速度での三角波形と正弦波形の荷重においては腐食環境の顕著な寄与が起こるが、高繰返し速度では環境の影響がほとんどみられない。また方形波形の荷重の下では、繰返し速度のいかににかかわらず環境の

Fig. 26 Corrosion fatigue crack growth rates below $K_{I,SCC}$ under sinusoidal, triangular and square loads (Barsom).

Fig. 27 Relationship between $D(t)$ and cyclic-stress frequency in 12Ni-5Cr-3Mo steel in 3% solution of sodium chloride under sinusoidal, triangular and square loading wave forms (Barsom).

影響は無視できる。他の研究によれば、材料が塑性変形を受ける時間すなわちサイクル中で荷重が増加する時間の間においてのみ環境の影響を受け、そのような負荷に費やされる時間が支配的である。与えられた繰返し速度において、増加するときの引張荷重における時間の総和が同じである波形はき裂成長速度に同等な効果を与えることを Fig. 28 は示している。すなわち、負のこぎり状波形と方形波形では、引張荷重の時間が短く、両者

Fig. 28 Corrosion fatigue crack growth rates in 12Ni-5Cr-3Mo steel in 3% solution of sodium chloride under various cyclic-stress fluctuations with different stress-time profiles (Barsom).

の波形はき裂の成長速度にほとんど影響をおよぼさないが、正のこぎり状波形、三角波形および正弦波形は引張荷重の時間がかなり長いのでこれら3波形はき裂の成長を明らかに加速する。

4. あとがき

特殊な環境下において発生する応力腐食割れ、水素脆化割れおよび腐食疲労のき裂の成長などの破壊の力学条件を線型破壊力学を適用することによって解析を試みた研究が最近盛んに発表されているが、この種の研究は始まってから日が浅く、得られた結果もそれほど多いとはいえず、材料も限られていてまだ普遍性に乏しい。本稿では海洋環境を対象としたために主として塩水中の高強度鋼の若干の結果を引用して示したにすぎず、海洋構造物の slow crack growth に対する安全設計という点では十分でないところが多々ある。軟鋼のような低強度鋼は、塩水中では応力腐食割れに敏感でないのでその母材については腐食によるき裂の被害は無視しているのが現状である。しかし、溶接部は母材部に疲労き裂が発生する相当以前にかなり低い応力でき裂が発生するので、溶接構造物に対しては腐食による被害を考慮した設計を行なう必要がある。Photo. 2 は約2年間運航した木材運搬船の船底のシーム溶接のボンドに沿って異常な侵食を生じた多層盛り突合せ溶接部のマクロ写真の一例であ

Photo. 2 Corrosion pits observed on heat-affected zone of mild steel weldment (Nagai et al.).

る。この侵食は浅吃水で河川などを航行する際に起きた海水や砂の乱流によるエロージョン、コロージョンと推定される。このように溶接の熱影響部に異常な侵食を起こすのは、電気化学的な要因の外に、他部材からの変形抑制によって生じる拘束応力および溶接過程で生じる残留応力が溶接近傍では高い引張応力として作用することによると考えられる。したがって低強度材といえども、その溶接の熱影響部は腐食に敏感であり、応力腐食および腐食疲労によるき裂の伝播抵抗を十分検討しておく必要がある。また、高強度材の溶接部は、本質的に微視的あるいは巨視的な各種の欠陥を含むと考えられ、低強度材に比べてき裂により敏感である。それにもかかわらず、現在なお溶接部材の応力腐食割れおよび腐食疲労のき裂伝播挙動に関する資料はきわめて少なく、今後この方面での研究の発展が一層望まれる。

参考文献

- 1) "Fatigue and Corrosion of Offshore Structures", Metal Construction and British Welding Journal,
- 2) Judy, R.W., Jr. and Goode, R.J.: "Stress Corrosion Cracking of High Strength Steels and Titanium Alloys", Welding Research Supplement, Sept., 1972, pp. 437s-445s
- 3) Irwin, G.R.: "Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate", Journal of Applied Mechanics, Trans. ASME, 1957
- 4) Irwin, G.R.: "Fracture", Handbuch der Physik, Vol. 6, Springer, 1958
- 5) Brown, B.F.: "The Application of Fracture Mechanics to Stress Corrosion Cracking", Metallurgical Reviews, Vol. 129, 1968, p. 171
- 6) 北川英夫: "疲労き裂に対する環境の影響" 私信より
- 7) Parkins, R.N.: "Environmental Effects in Crack Growth", the Journal of Strain Analysis, Vol. 10, No. 4, Oct., 1975, p. 251
- 8) Nagai, K., Muraki, J. and Akaishi, T.: "On the Strength of Corrosion Fatigue of High Strength Steels in Saline Water", Proceedings of the 13th Japan Congress on Materials Research, 1970, p. 176
- 9) McEvily, A.J. and Wei, R.P.: "Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue, Corrosion Fatigue", Proceedings of Conference held at the University of Connecticut, June, 1971, p. 381
- 10) Callagher, J.P. and Sinclair, G.M.: "Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth Rates in SAE 4340 Steel", Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, Vol. 91, 1969, p. 598
- 11) Wei, R.P. and Landes, J.D.: "Correlation Between Sustained Load and Fatigue Crack Growth in High Strength Steels", Materials Research and Standards, ASTM, Vol. 9, July, 1969, p. 25
- 12) Gallagher, J.P.: "Corrosion Fatigue Crack Growth Rate Behavior Above and Below K_{Isc} in Steels", Journal of Materials, Vol. 6, 1971, p. 941
- 13) Gallagher, J.P. and Wei, R.P.: "Corrosion Fatigue Crack Propagation Behavior in Steels", Proceedings of Conference held at the University of Connecticut, June, 1971, p. 409
- 14) Gallagher, J.P., Ryder, J.T. and Hadley, J.C.: "The Salt Water Corrosion Fatigue Crack Propagation Behavior of Two Steels", Proceedings of International Conference on Mechanical Behavior of Materials in Kyoto, Aug., 1971
- 15) Barsom, J.M.: "Effect of Cycle Stress Form on Corrosion Fatigue Crack Propagation Below K_{Isc} in A High Yield Strength Steel", Proceedings of Conference held at the University of Connecticut, June, 1971, p. 424
- 16) 永井欣一, 岩田光正, 木下元洋, 金倉正明, 馬場和男, 井上 寛: "船殻構造の腐食疲労強度について", 日本造船学会論文集, Vol. 136, Dec., 1974, p. 397