腐食疲労の破壊力学と問題点 (II)

北 川 英 夫

東京大学生産技術研究所*

Fracture Mechanics Approaches to Corrosion Fatigue (II)

Hideo Kitagawa

Institute of Industrial Science, University of Tokyo*

7. 腐食疲労のき裂成長における上下限特性

前章 6 で述べた“ K の相対的高低”とは、疲労き裂成長の $\Delta K \sim da/dN$ 特性における上下限を基準にすべきであろう。

Fig. 21⁴¹⁾ は K -decreasing 法によって求められた下限界特性の例であるが、疲労限がなく $S-N$ 曲線が降下し続ける腐食疲労でも単一き裂については、腐食疲労き裂成長の下限界応力拡大係数 (範囲) (ΔK_{THCF} , ΔK_{ICF} , K_{Iw0}) が存在するのは注目すべきことである。その値は、とくに小さくないき裂では、高力 Al 合金、高力 Mg 合金、高力 Ti 合金の食塩水中の下限界条件は、 $R \approx 0$ で

$$\Delta K_{THCF}/E = (8.57 \pm 1.01) \times 10^{-4} \sqrt{\text{mm}} \quad (14)$$

と得られ⁴¹⁾、これは innert ³⁴⁾ の場合の値、

$$\Delta K_{TH}/E = (8.53 \pm 0.95) \times 10^{-4} \sqrt{\text{mm}} \quad (15)$$

と実質上等しかった。鉄鋼もほぼ両式に従うように思われるが、組織的な研究によるデータがほとんど見当たらない。小さい腐食疲労き裂については、無腐食大気中の ΔK_{TH} よりの類推から上記の値の (60~70)% を採用したほうが安全かと思われ、またそのような結論を支持するデータ⁴²⁾もある。しかし、とにかく ΔK_{THCF} についての一般的結論は今後の研究を待ちたい。

上限界については、dry の場合の最終的加速で wet の da/dN に追いつくのか、 da/dN の値が大きくなると環境効果がき裂の進行に追いつかないためか、または、破壊のモードが一致するためか⁴³⁾、wet と dry の曲線は高 K 域で合体する。この合体条件はくり返し速度や板厚の影響を受けるといわれる。その詳細は不明であるが、dry の上限界条件と近いようで、便宜上それを合体条件の一つの代用値とすることもある (Fig. 24, Fig. 25)。したが

って、 K_{IC} や K_C もそのための一つの目安となる。この K_{IC} や K_C が腐食環境の影響を受けるかどうかについては、若干低下の傾向を示唆したデータ (Fig. 22)⁴⁴⁾もあるが、一般にはほとんど受けないとして処理されている。SCC における K_{IX} の値から類推すると、変化がない⁴⁵⁾か、反対に上昇する^{46, 47)}可能性もあるが、くり返し荷重でき裂端が resharpening ないし逆降伏して K_{IX} よりは低下しようとするほうが自然かとも思われる。

いずれにしても、 K のレベルとしては、wet の ΔK_{THCF} 、dry の ΔK_{TH} 、 K_{ISCC} 、疲労き裂成長の上限界値または K_{IC} (または K_C) の順に高くなり、鋼の食塩水腐食、 $R \approx 0$ の若干例を示せば Fig. 23³⁸⁾ のようになる。これから $\sigma_y = 135 \text{ kg/mm}^2$ 程度の 4340 鋼では cyclic SCC が支配的で、同じ 135 kg/mm^2 程度の Ni-maraging 鋼では通常の腐食疲労が支配的であることがわかる。

8. CF のき裂成長速度 $(da/dN)_{CF}$ の K 依存性のパターン分類

腐食疲労 (CF) における ΔK または $K_{\max}$ と da/dN の関係は、主として材料と環境 (温度も含む) と荷重くり返し速度の組合わせいかんにより、副次的には試験片形状・寸法や応力比 R 、それに実験の初期荷重、 $K(a)$ の関数形などの影響も受けて、種々の形態をとるが、不活性環境の $(da/dN)_F$ に対する加速特性に注目して大別すると、McEvily と Wei の提案による Fig. 24³⁶⁾、または Fig. 25³⁸⁾ のように 3 種のパターンに分類される。図中の $(da/dN)_F$ は環境によりとくには加速されない場合 (通常は乾燥大気中または不活性気体中、または真空中) の疲労き裂成長速度で、“inert” とはかかる条件を与える環境である。 $(da/dN)_{CF}$ は、気体・液体環境を問わず、また、たとえ見かけ上不活性環境であっても、標準とする $(da/dN)_F$ に対して明らかに加速された場合の成

* 〒106 東京都港区六本木 7-22-1 (7-22-1, Roppongi, Minato-ku, Tokyo 106, Japan)

Fig. 21. Effect of cyclic stress intensity range of the growth rate of corrosion fatigue cracks in a high strength aluminum alloy exposed to various environments (Speidel, et al.).

Fig. 22. Influence of humidity ratio on fracture toughness, S_{IC} (Van der sluis).

長速度で，“aggressive”（侵食性）とはかかるき裂加速効果に着目した促進環境をさす。 N はくり返し数， ΔK は K の極大値 K_{max} とその直前・直後の K の極小値 K_{min} との差であり，き裂の成長につれて変わる。また図中用いた K_{IC} ， K_C ， K_{fc} などは，たんに便宜上 K に換算した上限界条件にすぎないと理解しておきたい。

A 型は SCC による顕著な加速が見られないで，たんに通常の腐食による疲労き裂成長促進効果が見られる場合である。 ΔK_{THCF} が材料によってあまり変わらないこ

Fig. 23. Yield strength σ_y vs K_{IC} - K_{ISCC} - K_{TH} - K_{THCF} curves for various steels.

とを考えると，SCC は起こりえても K_{ISCC} が十分に高いか，SCC による見るべき加速が生じないときにこの A 型が出現するはずで，Al 合金と水の組合わせがこの代表例にあげられることもある³⁶⁾。

B 型は通常の腐食による疲労き裂成長促進がなく，高低二つの K レベルの間で，cyclic SCC のみによる加速が見られる場合であり，乾燥水素ガス中の高強度鋼はその代表例であろう。その加速領域，すなわち， ΔK - da/dN 曲線が上に凸に張り出す K 領域の下限界となる K レベルは $\Delta K = K_{ISCC} (1-R)$ かまたはその付近とされている。また，その上限界となる K レベルは，SCC における II 領域 (Fig. 26 参照) に相当する K 範囲が狭い場合 (鋼などに多い) では必ずしも明確でないが，II 領域の広い場合 (軽合金に見られる) (Fig. 27)⁴¹⁾ では明確に現われることもある (Fig. 28)⁴³⁾。

C 型は A・B 混合形であり，両加速効果が共存している。中・高強度鋼の食塩水中の腐食疲労では，荷重くり返し速度の低速域 (たとえば 10^{-2} ないし 10^{-1} Hz 以下) でこの特性がよく現われる⁴⁸⁾ (Fig. 36 参照)。

既述のように影響因子が多いので，どの材料がどのパターンをとるかはきまっていないで，合金鋼，Al 合金，Ti 合金などでは，それぞれ A・B・C の各パターンまたは 2 パターンが見られる。C 型の K_{ISCC} が十分高い場合の K_{ISCC} 下領域特性は A 型特性と同じであるとも考えられるから，加速特性と加速機構に関しては，“ K_{ISCC} 上特性”と“ K_{ISCC} 下特性”に 2 分類^{40, 58)} したほうが好つごうである。

Fig. 24. 3 patterns of corrosion fatigue crack growth behavior (McEvily, Wei).

Fig. 25. Classification of K dependence of corrosion fatigue crack growth rate.

Fig. 26. General feature of the relation of stress intensity factor and crack growth rate in stress corrosion cracking.

Fig. 27. Effect of stress intensity factor and electric potential on stress corrosion crack growth rate in Ti-6Al-4V tested in 0.6 M KCl solution (Speidel, *et al.*).

Fig. 28. Crack growth characteristics in corrosion fatigue of Ti-6Al-4V alloy (Walker).

9. K_{ISCC} 上特性と $(da/dN)_{CF}$ の線形加算則

B 型・C 型の $(da/dN)_{CF}$ を、とくにその張出し部分の $(da/dN)_{CF}$ を、dry の疲労によるき裂成長速度 $(da/dN)_F$ と、SCC による時間基準き裂成長速度 $(da/dt)_{SCC}$ の瞬時値の荷重波形 1 波分の積分値との線形和で次式のように与えることが提案され^{49,50} その実証実験と反証実験が続いている。

$$\begin{aligned} \left[\frac{da}{dN} \right]_{CF} &= \left[\frac{da}{dN} \right]_{SCC} + \left[\frac{da}{dN} \right]_F \\ &= \int_{\tau} \left[\frac{da}{dt} \right]_{SCC} dt + \left[\frac{da}{dN} \right]_F \\ &= \int_{\tau} [H\{K(t)\}]_{SCC} dt + \left[\frac{da}{dN} \right]_F \quad (16) \end{aligned}$$

ただし、 τ は荷重サイクルの 1 サイクル分の時間である。この場合の SCC の da/dt は別に静荷重試験で

$$\left[\frac{da}{dt} \right]_{SCC} = H\{K\} \quad (17)$$

で与えられていなくてはならない。この (17) 式は通常は Fig. 26 または Fig. 27 のごとき線図として与えられるので、たとえば Fig. 29⁴⁹) のような図式積分で (16) 式の第 1 項を求める。 K は時間とともに変わるが、正弦波荷重なら f をくり返し速度として、各 1 波の平均き裂長に対し、近似的に次式で与えられる。

$$K(t) = K_{min} + \frac{1}{2}(K_{max} - K_{min})(1 - \cos 2\pi ft) \quad (18)$$

このモデルは、この計算を初めて試みたといわれる Wei と Landes⁵⁰) により線形加算仮説 (linear summation hypothesis) または重畳モデル (superposition model) などと呼ばれた。また、与えられた環境と材料の組合わせに対してこの (16) 式が成立するかどうかのチェックと、速度 f の効果の抽出の便のため、時間 (t) 基準成長速度によって示す次式が Gallagher と Wei^{40,51}) によって与えられた。

$$\left[\frac{da}{dt} \right]_{CF} = \left[\frac{da}{dt} \right]_{SCC} + f \cdot \left[\frac{da}{dN} \right]_F \quad (19)$$

Fig. 29. Linear-summation procedures for the crack growth rate in corrosion fatigue in aggressive environment (Wei, *et al.*, Bucci, *et al.*).

(A) 静荷重下の SCC き裂成長速度、(B) 荷重くり返しによる K のスペクトル、(C) cyclic SCC によるき裂成長速度加算分、(D) 合成された腐食疲れき裂成長速度。

この線形加算モデルは次の諸点に考慮を払いつつ使うべきものと考えられる。(a) 腐食疲れにはくり返し応力と腐食の同時協同作用が常に必要であるとの従来の考え方から大胆に離れて、環境によるき裂成長とくり返し応力によるき裂成長とをまったく独立に考え、相乗効果の項を無視できるものとした。これは必ずしも無視できない^{41,54} 量なので、その場合はそれだけ誤差になる。(b) B 型は特殊で C 型を一般的と考えると、当然第 2 項の $(da/dN)_F$ はおもなる加速が SCC によらない intrinsic な CF の成長速度 $(da/dN)_{CFI}$ でなければならない^{41,55})。 $(da/dN)_F$ で精度よい代用ができるためには、第 1 項が第 2 項より 1.5~2.0 桁以上大きければよい。そのためには、(i) f が十分小さい、(ii) $(da/dt)_{SCC}$ が十分高い、(iii) $K_{max}/\Delta K$ が高い (R が高い。少なくとも正である)、または (iv) 1 波当り高 K レベルでの持続時間が十分長い荷重波形であればよい。(c) 第 1 項の積分が成立するためには、 $(da/dt)_{SCC}$ が遅滞なくまた可逆的に K の変化に追従しなければならない。実際には K 変化に対する da/dt の追従には“非定常成長時間”が必要であり^{52,54}、 K -decreasing 時に、き裂分岐のため有効な K が K -increasing 時より下がる可能性もある⁵³) ので、荷重波形やくり返し速さおよび材料と環境の組合わせにはおのずから制限があろう。

以上より考えて、この Wei, Landes の線形加算則がそのまま比較的精度よく使えるのは、通常の意味での腐食としては十分弱い腐食環境であるが、SCC 的效果でき裂の成長が顕著に促進されるような環境中で、高ピーク脈動荷重の低速くり返しの場合であるかと思われる。

このような条件が適合する事例が少なくないことが重要である。

それ以外の条件で使うときは (i) 相乗効果を考慮した修正項を加える⁵⁴⁾, (ii) $(da/dN)_F$ の代わりに $(da/dN)_{CFI}$ を使う⁵⁵⁾, (iii) くり返し速度に合わせて遷移特性を考慮した $K \sim (da/dt)_{SCC}$ 線図を使う⁴⁹⁾, または同様に $(da/dN)_{SCC}$ の代わりに $\beta(da/dN)_{SCC}$ を使う ($\beta < 1$)⁵⁶⁾, (iv) 次章に述べる乗算則を K_{ISCC} 上特性にも適用する, などの修正を施せばよりよい精度が得られるかもしれない。しかし, 式 (16) または (19) のままでもかなりよく使える場合も多いようである^{40, 41, 48, 50, 54, 57, 58)}。この加算則に対して批判も少なくない^{41, 56, 59-61)}。この中には上記の諸考慮が不十分で適用例の選択が必ずしも適当でなかったのではないと思われるものも含んでいるが, このような努力の集積が腐食疲労機構の解明を伴った精度よい修正案を生むものと期待される。

若干の注意を付言すると (イ) この加算則は理論上は K_{ISCC} の上下を通じて適用できそうに見える。しかし, K_{ISCC} 上特性にのみ使うほうがよいと考えられる。(ロ) $\Delta K \sim (da/dN)_F$ 特性から $(da/dN)_{CF}$ が分離して張出し始める K は一般に K_{ISCC} と精度よくは一致しない。(ハ) 良好な SCC の $K \sim (da/dt)$ データと CF の $\Delta K \sim (da/dN)$ データを求めることが先決である。実は多くの場合, この点が不十分である。加算則の適用例を Fig. 30⁵⁴⁾, Fig. 31⁵⁴⁾ に, これに使った SCC のデータを Fig. 32⁵⁴⁾ に示す。両者を比較するとデータの選択の重要性がわかる。Fig. 32 では曲線 B が信頼度が高く, Fig. 30, Fig.

Fig. 30. The effect of load frequency on corrosion fatigue crack growth rates for 4340 steel tempered at 500°F ($R=0.8$) (Miller, et al.).

Fig. 31. The effect of stress ratio on corrosion fatigue crack growth rates for 4340 steel tempered at 200°F ($f=5.0$ Hz) (Miller, et al.).

Fig. 32. Sustained-load crack growth rates in distilled water at room temperature for 4340 steels (Miller, et al.).

31 では低 ΔK の疲労のデータに問題があると思われる。(ニ) 実際の適用には, K_{ISCC} が低いことが前提であろう。疲労による時間基準き裂成長速度が十分低い ΔK 領域で SCC による成長速度が十分高くなければ適用の意義が少ないように思われる。

10. K_{ISCC} 下特性と乗算則

SCC 機構による成長促進が支配的でない場合の腐食疲労き裂の成長速度を $(da/dN)_{CFI}$ とすれば, A 型の全領域および B 型, C 型の K_{ISCC} 下特性がほぼこれにあたる。一般に $(da/dN)_{CFI} \geq (da/dN)_F$ であるが, ある K 領域での食塩水中の高力 Ti 合金⁴³⁾ や 9 Ni-4 Co 鋼²⁷⁾ の

ように $(da/dN)_{CFI} \cong (da/dN)_F$ となり、腐食による加速がきわめて弱いこともある。また、腐食により減速する場合もまれではない。

$\log(\Delta K) \sim \log(da/dN)_{CFI}$ 関係の基本特性は $(da/dN)_F$ に関する線図とほぼ平行の直線になるようであるが (Fig. 33⁶²⁾, Fig. 34⁶³⁾), 既述の dry の場合と同様に上下限特性が混入すると、傾斜や彎曲を伴うようである。上下限の影響を除いた部分に対しては、

$$\left[\frac{da}{dN} \right]_{CF} = \left[\frac{da}{dN} \right]_{CFI} = D(t)(\Delta K)^m \quad (20)^{64)}$$

(Fig. 33 の場合は $m \cong 2$)⁶⁴⁾

または

Fig. 33. Relationship between crack growth rate and load frequency in the region below K_{ISCC} in corrosion fatigue of 12Ni-5Cr-3Mo steel in 3% NaCl solution, pH7 (Barsom).

Fig. 34. Fatigue crack growth rates in argon, H₂O and D₂O at room temperature (Wei, Landes).

$$\left[\frac{da}{dN} \right]_{CF} = \left[\frac{da}{dN} \right]_{CFI} = D(t)\Delta\mathcal{E} = D(t)[\Delta(\delta \cdot \sigma_y)] \quad (21)^{62)}$$

(δ : COD)

$$\left[\frac{da}{dN} \right]_{CF} = \left[\frac{da}{dN} \right]_{CFI} = \left[\frac{da}{dN} \right]_F \cdot L(\Delta K, f, T, \text{Env.}) \quad (22)^{65, 66)}$$

が与えられている。 T は温度、Env. は environmental factor である。式 (22) は関数 L に ΔK を含まなければ式 (20) と実質的には同じであり、 L は一定の $T, f, \text{Env.}$ に対し定数となる。その場合の定数としての L は通常の試験 (0.1~10 Hz) では 1~10 程度で、疲労き裂成長の環境による加速はあまり大きくなく納得できる値である。これにくらべて高強度鋼や高力軽合金での低速 cyclic SCC によるき裂成長速度は同じ K レベルにおける dry のき裂成長速度の 100~1,000 倍程度にもなり (たとえば Fig. 30), K_{ISCC} 上特性がいかに危険であるかがわかる。この場合には線形加算則はこのままでも実用上は十分適用できるはずであり、適用しにくい場合は一般には安全である。

11. 荷重波形効果と荷重くり返し速度効果

不活性環境中では、荷重波形⁶⁴⁾も荷重くり返し速度^{63, 64)}も $(da/dN)_F$ にほとんど影響しない。き裂成長速度に変化を与えるような侵食性環境では、両者ともそれらの差が $(da/dN)_{CF}$ にかなり影響する。

K_{ISCC} 上特性では、荷重くり返し速度の速度差の影響

Fig. 35. Relationship between crack growth rate and wave form of loading at the region below K_{ISCC} in corrosion fatigue of 12Ni-5Cr-3Mo maraging steel in 3% NaCl solution, pH7, 75°F (Barsom).

Fig. 36. Comparison between the above K_{ISCC} behavior and the below K_{ISCC} behavior of crack growth rates in corrosion fatigue of 4340 steel (σ_y : 190 ksi) in salt water (Gallagher, et al.).

が著しく現われる (Fig. 30)⁶⁴⁾。荷重波形の差は、 R が低い値のときにき裂成長速度の K_{ISCC} 上特性に強く影響を与え、方形波のように高い K レベルの持続時間が長いと加速が大きく、波形の影響が大きい。

K_{ISCC} 下特性では、たいへん興味ある事実として、1 荷重波形中荷重上昇時間 (rise time) (Δt) 中にだけ環境による加速が生じることが、食塩水中のマレージング鋼について明らかになり⁶⁴⁾ (Fig. 35)⁶⁴⁾、食塩水中の 7075-T6Al 合金では 1/1,000 秒でも上記 rise time Δt 中にだけ環境による加速が認められ次の関係式が出された⁶⁷⁾。

$$\left[\frac{da}{dN} \right]_{CF} = \left[\frac{da}{dN} \right]_{CFI} = C(\Delta K)^m (\Delta t)^{0.1} \quad (23)$$

また荷重くり返し速度 f の効果は、 f が高いほど $(da/dN)_F$ に対する $(da/dN)_{CF}$ の加速は少なくなり^{62,66)}、600 cpm 程度より f が高くなると大気中とほとんど同じ成長速度になるとの結果がある⁶²⁾ (Fig. 33)⁶²⁾。

速度効果は K_{ISCC} の上下でとくに著しく異なる。Fig. 36⁴⁸⁾ に示すように、 K_{ISCC} 上特性では低速 (f 小) で時間基準速度 $(da/dt)_{CF}$ が一定、すなわち $(da/dN)_{CF}$ が $1/f$ に比例する傾向に近づく。 K_{ISCC} 下特性では f の高低両領域で $(da/dt)_{CF}$ 曲線が 45° の $(da/dN)_F \sim f$ 直線に平行になろうとする、すなわち、 $(da/dN)_{CF}$ がそれぞれある一定の値 (高速例で $(da/dN)_F$ 、低速例でその数 10 倍程度の da/dN) に漸近する。ただし、この数 10 倍の加速は異常であることが指摘されている⁴⁸⁾。

12. その他の因子

(a) 応力比 R は波形に関係するので影響が大きく、 K_{ISCC} 上特性では主として K_{max} に支配され R が異なると同じ ΔK に対し 100 倍も da/dN が異なることがあるようである (Fig. 31)⁶⁴⁾。ただし、 R は上下限特性に

Fig. 37. Comparison of above and below K_{ISCC} time-based corrosion fatigue crack growth rates as a function of temperature (Ryder, Gallagher).

Fig. 38. Fatigue crack growth rate of 7075-T651 aluminum alloy as a function of test temperature in distilled water (Wei).

大きく影響するので、それを介して全特性に影響することが多い。

$$\bar{\Delta K} = K_{max}(1-R)^n \quad (24)$$

で与えられる有効 SIF を使うと CF の da/dN がよく整理されるという⁶⁹⁾。

(b) 温度は、一定の f で、不活性環境では鋼 (HY-130, 4340) の $(da/dt)_F$ に影響しない。しかし、食塩水中や蒸留水中では $\log da/dt$ が絶対温度 T に比例して上昇しとくに K_{ISCC} 上でその上昇が著しい⁶⁵⁾ (Fig. 37)⁶⁵⁾。絶対温度 T の逆数と $\log da/dN$ の直線関係は各種環境中の Al 合金について認められている⁶⁸⁾ (Fig. 38)⁶⁸⁾。原子炉環境で最高成長速度を与える温度が存在することは興味深い⁷¹⁾ (Fig. 39)⁷¹⁾。

Fig. 39. Effect of temperature on corrosion fatigue crack growth in deionized water environment (Kondo, *et al.*).

Fig. 40. The effect of partial pressure of water vapor on fatigue crack growth rate in a AlZnMg alloy at 57 c/s (Hartman, Jacobs)

(c) 環境条件の差の影響^{41,45,68,69,72,73)}についてはあまりデータがない。高力 Al 合金その他の高力軽合金では一般に、大気、水蒸気、水、硫酸塩水溶液、塩化物水溶液の順に加速効果が強くなり、これに外部より電圧を印加してさらに強めることもできる。ガス状の水素、酸素等はとくに加速効果がなさそうである。鋼の場合も腐食効果の順位に関しては一般には Al 合金などと類似であるらしいが、高強度鋼における水素の加速効果はきわめて高く、ガス状のものがとくに強く、水分を含む、またはこれに酸素を混じると、その強い加速効果を失うようである。環境のガス圧の影響はある圧より上のガス圧領域では下の場合よりも、き裂成長速度を 10 倍近く加速する臨界圧があり、7075-T6 ではそれが水蒸気分圧で 0.1~1.0 Torr 程度である⁷³⁾ (Fig. 40)⁷³⁾。原子力関係では、独特の環境問題が多く、活発に研究されている⁷¹⁾。

13. 平滑材の腐食疲労強度への破壊力学の適用

予備き裂も切欠きもない平滑部材でも腐食疲労を受け

Fig. 41. Fatigue crack growth rate behavior of 9Ni-4Co-0.25C steel in air and salt water (Crooker, *et al.*).

ると微細なき裂が多数生じるので統計破壊力学で処理できるはずである。単一き裂についての確定論的破壊力学では処理しにくい問題も環境強度には多い。

たとえば、9 Ni-4 Co 鋼の疲労き裂は食塩水中でもほとんど加速されず (Fig. 41)²⁷⁾ ΔK_{THCF} もとくに低くなく、 K_{ISCC} も高いといわれる。しかるに、S-N 曲線は無制限に低下するようである (Fig. 42)⁷⁴⁾。これを単一き裂で説明することはむずかしい (Fig. 43)⁷⁴⁾ は Fig. 42 の強度低下を導いたと思われる分布き裂を示す)。

また水道水腐食疲労を受けた 50 kg/mm² 級高張力鋼の表面には多数の微小なき裂が見られた。その総数 m は荷重くり返し数 N とともに直線的に増加したのであるが、その分布関数は変化せず成長した形跡がなかった (Fig. 44)⁷⁶⁾。実際にそれらのき裂の半長は最大 0.1 ないし 0.2 mm で容易に ΔK_{THCF} を超しそうにない。10 mm $\times$ 20 mm ほどのき裂数 m が 300~400 個に達してこれらき裂の合体・成長で破断した。

これらの現象は破壊力学による干渉・合体の計算とモンテカルロ法的統計的シミュレーションと入力データの測定により計算できる^{75,76,82,83)}。分布したき裂が合体・干渉しつつ単一き裂とは異なった成長をする過程もシミュレートできる^{77,82,83)}。

分布したき裂長の最大値が比較的安定しているので、

Fig. 42. S-N curves of fatigue and corrosion fatigue for 9Ni-4Co-0.20C steel (Schwab, Czyryca).

Fig. 43. Surface appearance of high-cycle fatigue specimens in salt water. Left column, $\times 2$; right column, $\times 10$; reduced one half in reproduction (Schwab, Czyryca). (a) 9Ni-4Co-0.20C steel, (b) 6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo titanium, (c) 7079-T6 aluminum.

これらのき裂の K に着目すると、非耐食鋼の食塩水中腐食疲れ強さの材質依存性のある部分や寸法効果も破壊力学的に説明できる⁷⁸⁾。

14. 腐食疲労についてのメモ

(a) 中性食塩水中で成長しつつある腐食疲れき裂中の液の pH はき裂先端で約 3 であった⁶²⁾。

(b) Wei の有効き裂長 c による CF き裂成長速度の 4 乗則^{80,81)}；すなわち、

$$\frac{dc}{dN} = A(\Delta\sigma\sqrt{\pi c})^4$$

Fig. 44. Log-normal distribution of crack lengths of HT50 steel at various stages of a corrosion fatigue process in well water.

ただし
$$c = \frac{w}{\pi} \tan \frac{\pi a}{w}, \quad w: \text{板幅}$$

は、

$$\frac{da}{dN} = A \left[\Delta\sigma \sqrt{\pi a} \sqrt{\sin(\pi a/w) \left| \frac{\pi a}{w} \right|} \right]^4$$

と同じことになる。わん曲した曲線を形式的な K の修正によって直線化したことになる。

(c) 実験開始直後と実験の一時休止再開後に“非常成長期”がありうる⁵⁴⁾。

文 献

- 41) M. O. Speidel *et al.*: Proc. Intern. Conf. Corr. Fatigue, 324 (1972).
- 42) 久松敬弘, 辻川茂男: 防食技術, **24**, 9 (1975).
- 43) K. Walker *et al.*: ASTM STP, **462**, 234 (1970).
- 44) W. A. Van Der Sluys: Trans. ASME, D, J. Basic Engng., **87**, 263 (1965).
- 45) H. H. Johnson & A. M. Willner: Appl. Mat.

- Res.*, **4**, 34 (1965).
- 46) C. S. Carter: *Engng. Frac. Mech.*, **3**, 1 (1971).
 - 47) R. P. M. Proctor & H. W. Paxton: *Trans. ASM*, **62**, 989 (1969).
 - 48) J. P. Gallagher *et al.*: Proc. 1st Intern. Conf. Mech. Beh. Mat., Kyoto (1972).
 - 49) P. C. Paris, R. J. Bucci & C. D. Little: *ASTM STP*, **513**, 196 (1972).
 - 50) R. P. Wei & J. D. Landes: *Mat. Res. Stand.*, **9**, 25 (1969).
 - 51) J. P. Gallagher: *J. Mat.*, **6**, 941 (1971).
 - 52) R. P. Wei, S. R. Novak & D. P. Williams: *Mat. Res. Stand.*, **12**, 25 (1972).
 - 53) M. O. Speidel: NATO Conference, Ed. by Scully, 345 (1971).
 - 54) G. A. Miller, S. J. Hudak & R. P. Wei: *J. Testing and Evaluation*, **1**, 524 (1973).
 - 55) 北川英夫, 近藤達男: 機械学会 368 回講習会教材, 49 (1972).
 - 56) 中佐啓治郎, ほか 2 名: 日本金属学会誌, **36**, 1180 (1972).
 - 57) R. P. Wei & G. W. Simmons: Intern. Conf. SCC & HE of Iron Base Alloys (1973); Lehigh Univ. Report, IFSM-73-39 (1973).
 - 58) J. P. Gallagher: *NRL Report*, **7064** (1970).
 - 59) A. H. Priest *et al.*: *Proc. Intern. Cong. Fracture*, **5**, IV-442 (1973).
 - 60) M. O. Speidel: 5th Intern. Cong. Met. Corr., 1972, Tokyo.
 - 61) W. W. Gerberich *et al.*: Proc. Intern. Conf. Corr. Fat., 396 (1972).
 - 62) J. M. Barsom: *Intern. J. Frac. Mech.*, **7**, 163 (1971).
 - 63) R. P. Wei & J. D. Landes: *Intern. J. Frac. Mech.*, **5**, 69 (1969).
 - 64) J. M. Barsom: Proc. Intern. Conf. Corr. Fat., 424 (1972).
 - 65) J. T. Ryder & J. P. Gallagher: Univ. Illinois T & M Rep., 355 (1972).
 - 66) 高野太刀雄, 岡村弘之, ほか 2 名: 機械学会 関西支部, 49 期定時総会前刷 (1974).
 - 67) R. J. Sellines & R. M. Pelloux: AFML-TR-72-21 (1972).
 - 68) R. P. Wei: *Intern. J. Frac. Mech.*, **4**, 159 (1968).
 - 69) K. Waker: *ASTM STP*, **462**, 1 (1970).
 - 70) W. E. Krupp *et al.*: Proc. Intern. Conf. Corr. Fat., 468 (1972).
 - 71) T. Kondo *et al.*: *ibid.*, 539 (1972).
 - 72) 永井欣一, 駒井謙治郎, 山内英和, 北川英夫: 機械学会, 第 276 回座談会, “腐食疲れ”, 57 (1972), R. P. Wei: *Engng. Frac. Mech.*, **1**, 633 (1970). データは Hartman と Jacobs より.
 - 74) R. C. Schwab & E. J. Czyryca: *ASTM STP* **462**, 203 (1970).
 - 75) 北川英夫, 薄 一平: 機械学会仙台地方講演会論文集, 741-2, 21 (1974).
 - 76) 北川英夫, 薄 一平, 宮沢邦幸: 機械学会仙台地方講演会論文集, 741-2, 17 (1974).
 - 77) H. Kitagawa & I. Susuki: Corr. Fat. Meeting, UMIST (1973).
 - 78) H. Kitagawa: Proc. Intern. Conf. Corr. Fat., 521 (1972).
 - 79) H. H. Johnson & P. C. Paris: *J. Engng. Frac. Mech.*, **1**, 3 (1968).
 - 80) R. P. Wei, P. M. Talda & Che-Yu Li: *ASTA STP*, **415**, 460 (1967).
 - 81) W. A. Spitzig, P. M. Talda & R. P. Wei: *Engng. Frac. Mech.*, **1**, 155 (1968).
 - 82) 北川英夫, 薄 一平: 機械学会講演論文集, 740-10, 227 (1974).
 - 83) H. Kitagawa *et al.*: Proc. Japan-US Joint Seminar on Reliability Approach in Structural Engineering Tokyo (1974).
 - 84) C. E. Feddersen: *ASTM STP*, **410**, 77 (1967).
 - 85) *ASTM STP* **410** (1967).
 - 86) *ASTM Standard*, 1970 Annual Book, Part 31, 911, E399-70T (1970).
 - 87) W. F. Brown & J. E. Srawley: *Discussion in ASTM STP*, **410**, 71 (1967).
 - 88) B. Gross & J. E. Srawley: NASA TN D-3295 (1966); J. E. Srawley & B. Gross: NASA TN D-3820 (1967).
 - 89) J. A. Kies, H. L. Smith, H. E. Romine & H. Bernstein: *ASTM STP*, **381**, 328 (1965).
 - 90) P. C. Paris & G. C. Sih: *ASTM STP*, **381**, 30 (1965).
 - 91) J. P. Gallagher: *Engng. Frac. Mech.*, **3**, 27 (1971).
 - 92) J. E. Srawley & B. Gross: NASA TN D-3820 (1967).
 - 93) M. J. Manjoine: *ASTM STP*, **410**, 66 (1967).
 - 94) S. R. Novak & S. T. Rolfe: *J. Mat.*, **4**, 701 (1969). 原設計は M. J. Manjoine: *Trans. ASME*, **D**, 293 (1965).
 - 95) H. R. Smith, D. E. Piper & E. R. Downey: *Engng. Frac. Mech.*, **1**, 123 (1968).
 - 96) R. B. Anderson, A. G. Holms & T. W. Orange: NASA-TN D-6054 (1970).