講座 LECTURE

破壊力学入門

9. 環境強度[†]

駒井 謙治 郎*

1 ま え が き

各種の機械、構造物は近年ますます大型化、効率化、高速化の方向にあり、金属材料に課せられる要求は、高強度、耐食性、耐熱性、またときには軽量性などますますきびしくなっている。また、それらが稼動する環境も多様化、苛酷化の一途をたどっている。機械、構造物に長期間にわたって必要十分な安全性をもたせるため、材料強度に及ぼす環境、とくに腐食性環境効果の解明と環境強度設計基準の確立が強く望まれている。環境強度は、広く解釈すると純化学的に進行する破損過程と化学的・機械的に進行する過程の双方を含むが、ここではとくに強度面からの配慮が必要とされる、後者に属する応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) と腐食疲労 (corrosion fatigue) 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。線形破壊力学が適用可能であるためには、小規模降伏の状態でなければならないが、SCC、腐食疲労によるき裂進展は一般に低応力で起るので、高強度材料は言うに及ばず、低強度材料でも線形破壊力学が十分適用できる場合が多い。

2 応力腐食割れ (SCC) と腐食疲労き裂進展特性

SCC とは金属材料が一定持続荷重下で侵食性環境の影響を受け、著しくぜい化して破壊する現象をいう。狭い意味では、ある特定の環境中で、き裂先端の活性路腐食溶解により割れが進行する場合を SCC といい、吸蔵された水素によってもたらされるぜい化により割れが進行する場合を水素ぜい化割れ (hydrogen embrittlement, HE) と言うが、この両者の区分は必ずしも明確ではない。

腐食疲労とは、金属材料が腐食性環境中で同時に繰返し応力をうけるとき、疲労強度の著しい低下とともに、空中の疲労と異なった挙動を示す現象を言う。SCC は材料と環境が特定の組合せのときに生じる現象であるが、腐食疲労ではこのようなことはなく常に起りうるものである。腐食疲労は清水、塩水、酸溶液中では明らかであるが、空中に含まれる酸素、水蒸気

の吸着、油中の脂肪酸その他の添加剤の吸着による影響も無視できない。

SCC と腐食疲労は従来はともすれば別個の現象としてとりあげられてきたが、損傷、破壊事例において両者の区別がつけ難いことも多く、機構面から見ても両者の間に明らかな境界が存在するわけではない。とくに、進歩と普及が著しい高強度材料は環境にとくに敏感であり、繰返し応力下においても SCC 支配の破壊挙動を示すことが多い。

SCC と腐食疲労き裂の対時間き裂進展速度 da/dt あるいは対繰返し数き裂進展速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{max} あるいは応力拡大係数幅 ΔK の一般的な関係を要約すると図 1 のようである。静荷重による SCC き裂速度 da/dt と K_{max} の関係は曲線 (a) で示すように、急激にき裂速度の増加する第 I 領域、き裂速度が K_{max} に依存しない第 II 領域 (プラトー領域)、急速破壊に近づく第 III 領域よりなり、静 SCC に対する平面ひずみ条件下のき裂進展の下限界値 K_{ISCC} が決定される。第 II 領域の存在は Al 合金、Ti 合金、ステンレス鋼、高強度鋼などで観察されており、き裂速度が応力拡大係数に依存せず一定となることについては、き裂速度が環境種の輸送もしくは拡散過程によって律速されることで説明されている。例えば AISI 4340 鋼の蒸留水中の SCC においては、第 II 領域での見かけの活性化エネルギーが 4340 鋼中の水素

図1 き裂進展速度と応力拡大係数の関係 ($R \leq 0$)

[†] 原稿受理 昭和58年10月13日

* 正会員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

拡散における値 38 kJ/mol と大略一致することから、プラトー領域での da/dt は鋼中への水素拡散過程に依存すると説明されている³⁾。また、第Ⅱ領域ではき裂の分枝がしばしば観察され、分枝が起るためには第Ⅱ領域が必要であるとされているが、逆に第Ⅱ領域で必ず分枝が生じるわけではない。

空中(不活性ふん囲気中)における疲労き裂速度 da/dN と ΔK の関係は、曲線(b)で示され、疲労き裂進展の下限界値 ΔK_{th} が定まる。腐食疲労における da/dN と ΔK の関係は曲線(c)で示され、空中における曲線(b)を左上方へほぼ平行移動した形で与えられる。腐食疲労き裂進展の下限界値 ΔK_{CF} は存在するとしても極めて小さい値となる。腐食疲労き裂進展に対しては応力繰返し速度の影響が現れ、高速では空中の da/dN - ΔK 曲線に近づくが、条件によっては腐食生成物のくさび効果のため、空中より da/dN が小さくなり下限界値が上昇して曲線(c')のようになる。

SCC を起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(応力比 $R=K_{min}/K_{max} \leq 0$) 下では繰返し SCC (cyclic SCC)、高平均応力に重畳した高繰返し速度の微小振動応力($R \geq 1$) 下では動 SCC (dynamic SCC) が生じ、SCC 被害が大きく加速される。繰返し SCC においては、曲線(d)に示すように、 K_{max} が材料と環境によって定まる、繰返し SCC き裂が進展するための下限界値 K_{fSCC} を越えると SCC 効果によって da/dN が急激に大きくなり、かつ速度効果と応力波形効果が大きくなる。カソードチャージ下もしくは水素ガス中における繰返し応力による SCC き裂の進展は、曲線(b)を起点とする曲線(d')で与えられる。繰返し SCC き裂進展の下限界値 K_{fSCC} は従来は K_{ISCC} と一致するとされてきたが、最近の結果では $K_{fSCC} = (0.5 \sim 0.9) K_{ISCC}$ であり、静的な K_{ISCC} より大幅に低下することが重要である。

動 SCC においても微小振動応力による SCC き裂速度の加速とその下限界値 K_{DSCC} の K_{ISCC} よりの低下は著しく、後述するように、一定持続荷重に高々 5~10% 程度の微小振動応力が重畳しても、一定持続荷重下の半分以下にまで下限界値が落ち込むことがある。

3 破壊力学パラメータを用いた環境強度試験の実施

3・1 試験片板厚

K_{Ic} は一般に材料定数であり、環境の影響をうけないとされているが、とくに HE 環境ではこれは必ずしもあてはまらない。高圧水素ガス中での K_{Ic} と同じ圧力の高圧ヘリウムガス中での K_{Ic} の比 $(K_{Ic})_{H_2}/(K_{Ic})_{He}$ はインコネル 718 で 0.93、インコネル 625 で 0.80、A186 ステンレス鋼で 0.69 であり、Ti 合金を熱

図2 K_{Ic} , SCC 抵抗 K_{ISCC} と試験片板厚の関係⁸⁾

処理によって水素溶解量 (C_0) を 50 ppm から 9 ppm に減少させると、破壊じん性値は $96 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ から $136 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ に増加した。

これらの試験においては引張試験中に SCC き裂進展が生じることが指摘されているが、少なくとも急速にき裂速度が増加しはじめる K 値は HE, SCC により相当に低下することに注意する必要がある。

破壊力学の特徴の一つは、実験室で得られたそのパラメータ値が実際の機械、構造物にそのまま適用しうる点にある。したがって、実験室における破壊じん性値の評価においても、実際の大型構造物などで想定される平面ひずみ状態が重要であるが、平面ひずみ状態はとくに HE 型の SCC におけるき裂進展そのものに対して、本質的に重要な応力状態である。

SCC によるき裂は、平面応力状態にある塑性域を進展しにくいことが知られており、Ti 合金における例を図 2 に示す。すなわち与えられた材料において試験片の厚さを順次薄くしてゆくと、平面応力域がしだいに大きくなるとともに SCC 抵抗が増大し、十分薄い板厚では SCC が進展しなくなることもある。この事実はすでに航空機の設計において実際に応用され、厚肉では SCC に敏感な Ti 合金は薄肉で使用するよう指示されている。

同様の板厚効果は 3.5% NaCl 水溶液中の Al-Zn-Mg 合金においても観察されており⁹⁾、12~25 mm 厚試験片の K_{ISCC} はほぼ $19 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であるのに対し、4 mm 厚試験片では $K_{ISCC} = 25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ へと増加した。この場合の SCC き裂は粒界のアノード溶解と、リガメント部の HE による粒内ぜい性破壊の交互機構により進展するが、板厚が大きいき裂先端部が平面ひずみ状態を保持するとき、リガメント部の HE 破壊が促進されたものである。腐食疲労においても SCC 効果が重畳するとき、平面ひずみ状態の充足度によって環境効果が相違するがこれについては後に述べる。

したがって、SCC とくに HE 型 SCC とき裂進展特性を K を用いて量的に表そうとするときは、平面応力の塑性域の影響が無視しうる程度に試験片の板厚を十分厚くしなければならない。このための目安として、 K_{Ic} を求めるにあたっての ASTM E 399 規格を流用して、

$$t \geq 2.5(K/\sigma_s)^2 \quad (\sigma_s: \text{降伏強度})$$

がもっとも内輪の限界板厚として提案されている。

3.2 き裂進展速度の決定

破壊力学試験片を用いて、その初期より SCC き裂進展挙動を詳細に追跡すると、i) 応力荷重にともなう SCC き裂の発生、ii) 初期の一時的き裂進展、iii) 潜伏期、iv) き裂進展の加速、v) 定常き裂進展、vi) 試験中断後の非定常き裂進展、vii) 最終的不安定破壊、に分類される過程が観察されている。実際には常にすべての過程が存在するわけではなくて、試験開始時の K_{Ic} 値の大小、材料、環境によって上記過程のうちいくつかが観察されることになる。

き裂進展の加速をへて定常的な段階に移る様子を図 3 (AISI 4340 鋼、蒸留水中) に示すように、試験開始時の K_{Ic} 値が高いほど初期に観察されるき裂進展速度は定常値より小さくなる。本条件が HE 型 SCC を極めておこしやすい材料-環境の組合せであること、高温になるほど、非定常き裂進展期が短くなることの 2 点を考え合えると、初期の非定常き裂進展の出現は試験片内での全体としての水素濃度分布の不均一と関連し、高温ほど水環境よりの H 拡散が促進されて、より早く均一水素濃度分布に到達するため、非定常期が短くなったものと推論される。原則として、試料内部で均一な水素濃度分布が達成されてから、環境強度試験を開始する必要がある。

腐食疲労き裂進展においても、空中予き裂材を腐食環境に浸漬直後、後述する腐食生成物のくさび効果 (corrosion-products induced wedge effect) が定常となるまでの間、非定常き裂進展挙動を呈する。図

図3 試験初期の非定常き裂進展¹⁰⁾ (AISI4340 鋼、蒸留水中、RT)

図4 除荷弾性コンプライアンス法による腐食疲労き裂の開口荷重の測定 (HT55, 1% NaCl 水溶液中、 $f=5\text{Hz}$)

11) 4 は 55 キロ級高張力鋼 HT 55 予き裂材を 1%NaCl 水溶液中に浸漬して、 $\Delta K=7.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 一定に保って腐食疲労試験 ($f=5 \text{ Hz}$, $R=0.1$) を空中より継続して行ったときの除荷弾性コンプライアンス法による荷重-ひずみヒステリシス・ループである。き裂開口荷重はヒステリシス・ループが垂直になる荷重値より、また、有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} はヒステリシス・ループの垂直部分より求められる。図に示すように、1%NaCl 水溶液中に浸漬直後は開口比 $U=\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K=0.55$ であったものが、1%NaCl 水溶液中における応力繰返しとともに開口点が上昇し、 U は $N=5 \times 10^5$ にては 0.45、 $N=10^6$ にて 0.30 と大きく減少している。この場合、 U の低下に対応して da/dN も減少し、 U は 1%NaCl 水溶液中における応力繰返し数 $N \geq 9 \times 10^5$ においてはじめてほぼ一定値をとった。すなわち、十分安定した腐食疲労き裂速度を得るためには、相当長時間の浸漬時間を必要とすること、また空中とくらべて NaCl 水溶液中で開口比が大きく低下するのでき裂長さ測定をコンプライアンスより求めるとき注意を要するとともに、見かけの ΔK だけでき裂速度を比較するのには問題があることが明らかである。

SCC き裂進展の潜伏期の K_{Ic} 依存性を表 1 (高合金鋼、人工海水中) に示すように、 $K_{Ic}=98 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ では 5 000 h 後にはじめて 1.14 mm のき裂が見出されている。用いられた試験片は定変位- K 減少型である

表1 K_{Ic} による潜伏期の変化¹²⁾ (定変位 WOL 試験片、 K 減少型)
(高合金鋼、 $\sigma_s=1\,230 \text{ MPa}$ 、人工海水中)

K_{Ic} $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	き 裂 長 さ mm					
	300 h	700 h	1 400 h	2 200 h	3 500 h	5 000 h
195	ND	8.89	19.30	25.40	28.45	—
163	ND	ND	ND	7.11	13.21	15.49
130	ND	ND	ND	ND	0.76	1.14
98	ND	ND	ND	ND	ND	1.14

表Ⅱ カット・オフ時間の差による見かけの K_{ISCC} の変化¹²⁾ (定荷重カンチレバー型試験片, K 増加型) (高合金鋼, $\sigma_s=1\,230\text{ MPa}$, 人工海水中)

試験時間 h	見かけの K_{ISCC} $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
100	184
1 000	125
10 000	27

から, き裂成長が検出されない (ND) の場合の K_{Ic} は K_{ISCC} と見なしうることになるが, 潜伏期の存在は K_{ISCC} の実験室での決定に極めて大きな不確かさをもたらす. K_{ISCC} を求めるにあたっての試験時間 (カットオフ時間) の差による見かけの K_{ISCC} 値の変化を表Ⅱ (カンチレバー型 K 増加試験片) に引用するように, カットオフ時間を 100 h から 1 000 h に増加することによって K_{ISCC} 値は $184\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ から $27\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ へと実に 1/7 近くの値に低下する. したがって, 短時間カットオフ時間より得られた K_{ISCC} 値を用いての解析が著しいエラーを導くことに留意する必要がある. K_{ISCC} の決定は K 減少型試験により, き裂速度が十分小さな値に低下する K 値を長時間試験で求めるのが望ましい.

4 繰返し応力下の SCC き裂進展

4・1 繰返し SCC き裂進展

SCC を起す環境条件下で低繰返し速度の大応力変動が作用するとき繰返し SCC が生じる. 鋭敏化熱処理を施した溶接構造用 Al 合金 (7N01) のき裂進展速度と $4K(R=0.1)$ の関係を図 5 に示す. 試験片板厚は 4, 12, 25 mm の 3 種類である. 乾燥空気中においては, 板厚によるき裂速度の差は見られない. 一方,

図5 腐食疲労 (CF), 繰返し SCC (FSCC) き裂進展速度と試験片板厚の関係 (7N01, 3.5% NaCl 水溶液中)

3.5% NaCl 水溶液中, $f=0.1\text{ Hz}$ においては, 一定持続荷重下の SCC におけると同様に, da/dN に対して明りょうな板厚効果が観察され, 板厚が増加するほどき裂速度が加速され, 繰返し SCC の下限界値 K_{FSCC} が低下している. この場合の K_{ISCC} , K_{FSCC} を表Ⅲに示すように, $K_{FSCC}/K_{ISCC}=0.47\sim0.71$ と得られた.

同様な結果は高強度鋼や Ti 合金においても観察されており, K_{ISCC} , K_{FSCC} を表Ⅲに合せて示す. 高強度鋼においては $K_{FSCC}/K_{ISCC}=0.62\sim0.91$ と得られ, 焼もどし温度が低くなるほど, また水素溶解量が多くなるほど K_{FSCC} の低下が著しい. Ti 合金においては繰返し速度が高くなるほど K_{FSCC}/K_{ISCC} が小さくなるようである.

$K_{max} > K_{ISCC}$ におけるき裂進展速度 $(da/dN)_{CF}$ を, 不活性環境中の純粋な疲労成分によるき裂速度 $(da/dN)_F$ と, SCC による時間依存のき裂速度 $(da/dN)_{SCC}$ の線形和で与えることを, Wei, Landes が提案している¹⁵⁾. この線形加算の仮説は, SCC 成分が疲労成分の 10 倍以上であるとき, 比較的良好に実験結果を説明するようである. しかし, 上述のように, $K_{FSCC} < K_{max} \leq K_{ISCC}$ の範囲でも繰返し SCC によるき裂進展が生じるから, この範囲では Wei, Landes の線形加算の仮説は全く成立しない. 高強度材を用いた設計においては, K_{max} が K_{FSCC} を越えないように注意すべきである.

4・2 動 SCC き裂進展

高い K_{max} に保持されていて, 微小な変動荷重が相当な速度で重複されるのは実際によくみられる場合であって, 筆者はこれを動 SCC と呼んでいるが, この場合静的な SCC 強度との関係を知る必要がある.

SCC に敏感な Al 合金の R が 1 に近いところでの

図6 動 SCC き裂進展速度と K_{max} の関係 (7N01, 7075, 3.5% NaCl 水溶液中)

表Ⅲ K_{ISCC} と K_{FSCC} 値

		K_{ISCC} (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$)	K_{FSCC}^* (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$)	$\frac{K_{FSCC}}{K_{ISCC}}$	環 境	備 考
SNCM 439 ¹³⁾	400℃焼もどし	15.2	12.3	0.81	1%NaCl	水素溶解量 2.8 $\times 10^{-6}$ g $\cdot$ atm/ccFe 4.2 $\times 10^{-6}$ g $\cdot$ atm/ccFe f=0.1 Hz
	250℃焼もどし	13.6	12.4	0.91		
	400℃焼もどし	11.7	8.0	0.68	1%NaCl	4.4 $\times 10^{-6}$ g $\cdot$ atm/ccFe
	250℃焼もどし	12.8	7.9	0.62	$i_{cath}=30$ A/m 2	5.5 $\times 10^{-6}$ g $\cdot$ atm/ccFe f=0.1 Hz
Ti-6Al-4V ¹⁴⁾	f=10 Hz		12.0	0.52		
	f=5 Hz	23.0	14.6	0.63	3.5%NaCl	
	f=1 Hz		19.4	0.85		
7N01 ⁹⁾	t=4	25	17.8	0.71		
	t=12	19	15.6	0.82	3.5%NaCl	f=0.1 Hz
	t=25	19	8.9	0.47		

* $R = K_{min}/K_{max}=0.1$

図7 動 SCC き裂進展耐久限度線図 (7N01, 7075, 3.5% NaCl 水溶液中)

3.5%NaCl 溶液中動 SCC き裂進展線図を示すと、図 6 のようになる。 $da/dt=3\times 10^{-10}$ m/s のときを K_{DSCC} として、このときの K_{mean} と $4K/2$ の関係で耐久限度線図を示すと図 7 が得られる。図中の小さい図で示されるのは両軸のスケールをそろえた通常の耐久限度線図の表示によるものであり、一点鎖線、二点鎖線は、それぞれ $R=1$ すなわち静 SCC, $R=0$ すなわち片振疲労の限界を示すものである。 $R=1\sim 0.965$ では $4K\cong 0.7$ MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ でほとんど一定である。不働態被膜の疲労強度が 0.7 MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ に近く、高平均応力にかかわらず一定であったことを示している。 $R<0.95$ では $4K$ で被膜は疲労破損するが、 $K_{max}=K_{mean}+4K/2$ が低い被膜の修復が有効となる。この場合、 K の変動によるき裂先端の新生面の出現によってはじめて被膜破壊を生じるため、許容される $4K$ が大きくなります。 R が 1 に近いところでの強度の急な低下は、図中の通常の耐久限度線図をみるとくに明らかである。図 6, 7 で※を付けた実験点は 7075 の場合を示す。この場合、 $R=1$ の近くでも許容される $4K$ は非常に小さいか、または存在しない。SCC を生じやすい材質で

あって、不働態膜が非常に弱い材質の場合の例である。 σ_B は高いが、図に示すように K_{ISCC} は非常に低い。

なお、HE に敏感な高強度鋼においても全く同様な現象が見られており、この場合の K_{DSCC} の K_{ISCC} よりの著しい低下は、き裂先端の不働態被膜の破損に加うるに、き裂先端近傍において水素溶解量の増加が生じたことが主因と考えられている。活性路溶解型、HE のどちらの SCC によるにせよ、動 SCC が K_{ISCC} を低下する現象は十分に注意すべきであるが、これについては今後のデータの集積が必要である。

5 腐食生成物のくさび効果

中性の腐食性環境において、腐食溶解の結果生じる腐食生成物が、サイクルの圧縮期間にくさび作用をしてき裂壁面を押し拡げる、いわゆる腐食生成物によるくさび効果を生じる。この現象は軟鋼(S15C)切欠き材の 1% NaCl 水溶液中、回転曲げ ($f=35$ Hz) き裂進展においてはじめて見出されたものであるが、その後の筆者らの一連の研究で腐食生成物によるくさび効果は腐食環境によるき裂速度の相違や腐食疲労き裂進展に及ぼす実働荷重効果、繰返し速度効果、応力比効果、カソード防食効果などを説明するうえで極めて重要な現象であることが明らかにされてきた。

き裂内に生じた腐食生成物はき裂開口応力を上昇させ、有効応力拡大係数幅 $4K_{eff}$ を減少させる (図 4)。したがって見かけの応力拡大係数幅 $4K$ でき裂進展速度を整理すると、高速下では空中よりも腐食環境中におけるほうがき裂速度が低下することがある。図 4 で引用した HT 55 の 1% NaCl 水溶液中における定常き裂進展速度と $4K$ の関係を図 8 に示す。 $f=5$ Hz における da/dN が空中より小さくなるのみならず、き裂進展の下限界値も見かけ上 1% NaCl 水溶液中の方が高くなることに注意されたい。しかし、 $4K_{eff}$ で

図8 腐食疲労き裂進展速度の見かけの ΔK による整理 (HT55, $R=0.1$)

図9 腐食疲労き裂進展速度の ΔK_{eff} による整理 (HT55, $R=0.1$)

き裂速度を整理すると図9のようになる。 ΔK で整理したときとは異なり、 $f=5\sim 0.01$ Hz の間ですべて空中より da/dN が大きく、また ΔK_{eff} で考えたときのき裂進展の下限界値も 1% NaCl 水溶液中において大幅に低下していることがわかる。

一方、80キロ級高張力鋼 HT 80 の 1% NaCl 水溶液中き裂進展においては、腐食生成物のくさび効果によるき裂速度の減速と、HE による加速が重畳して現れるため、見かけの ΔK による整理では腐食環境効果が明瞭には区別できない。この場合も ΔK_{eff} を用い

図10 腐食疲労き裂進展速度と ΔK_{eff} の関係 (HT80, $R=0.1$)

てくさび効果を除くと、図10に示すように腐食環境効果、カソード防食効果が明瞭に現れ、 ΔK_{eff} によるき裂速度の整理が極めて有効である。この場合、空中き裂進展の下限界値 $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$ 以上では HE、 $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$ 以下では応力助長腐食溶解が腐食疲労き裂進展に対する支配因子であり、カソード防食効果は $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$ 以下で有効となった。

腐食生成物が生じないときは図4に見られたような腐食環境中における ΔK_{eff} の低下は生じない。純水、NaCl 水溶液中のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 のき裂開口比は環境、繰返し速度、 Cl^- 濃度およびカソードチャージの影響を全く受けず、また、低 ΔK 下の破面上にも腐食こん跡が認められなかったことより、この場合には腐食生成物のくさび効果は存在しないと結論された。²⁴⁾

このほかに腐食生成物のくさび効果に基づく種々の現象が観察されている。海洋構造物の腐食は気・液 2 相が作用する干満帯で最も著しくなるが、海水中 6 h 浸漬、空中 6 h 放置の干満状態下のき裂速度は、海水中連続浸漬下より著しく低下する。²⁵⁾ 乾湿サイクルにより極めて強固なさび層がき裂内に形成されて、くさび効果が顕著となったためである。

腐食防止のためにカソード防食がしばしば用いられているが、腐食生成物のくさび効果が十分期待される高繰返し速度下でのカソード防食の適用は、き裂速度を自然腐食下よりも逆に加速して有害となることがある。²²⁾ 一方、海水中においてカソード防食を施すときは、き裂内に形成される石灰質析出物が腐食生成物と同様

なくさび効果を及ぼし、甚だしいときはカソード防食下の切欠き材の耐久限度が空中のそれを上回ることもある。²⁶⁾

6 あとがき

環境強度問題に対する破壊力学の適用はますます盛んになりつつあり、とくに破壊事例解析に対しては必要欠くべからざる手段となっている。²⁷⁾しかし、破壊力学は当然のことながら力学的状態を記述するだけであり、環境下の破壊機構が材料因子あるいは環境因子に支配されているときは、必ずしも破壊力学が有効な手段とはならないことに注意する必要がある。

参考文献

- 1) TG「腐食事例」, “応力腐食割れ事例の収集と解析”, (1978) 腐食防食部門委員会.
- 2) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, “金属の腐食疲労と強度設計”, p. 83 (1982) 養賢堂.
- 3) J.D. Landes and R.P. Wei, Int. J. Fracture, **9**, 277 (1973).
- 4) C.S. Carter, Corrosion-NACE, **27**, 471 (1971).
- 5) W.T. Chandler and R.J. Walter, ASTM STP 543 170 (1972).
- 6) D.A. Meyn, Metallurg. Trans., **5**, 2405 (1974).
- 7) 平野一美, 小林英男, 加家壁弘志, 中沢 一, 日本機械学会論文集, A-46, 1174 (1980).
- 8) D.E. Piper, S.M. Smith and R.V. Carter, Metals Engng. Quarterly, ASM, **50** (1968).
- 9) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 山本郁也, 日本機械学会論文集, A-45, 1344 (1980).
- 10) J.D. Landes and R.P. Wei, Intern. J. Fract., **9**, 277 (1973).
- 11) K. Endo, K. Komai and T. Shikida, ASTM STP 801, 81 (1983).
- 12) R.P. Wei, S.R. Novak and D.P. Williams, Mat. Res. & Stands., **12**, 25 (1972).
- 13) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 藤本知司, 松田良信, 日本機械学会論文集, A-45, 1152 (1979).
- 14) D.G. Dawson and R.M. Pe'loux, Metallurg. Trans., **5**, 723 (1974).
- 15) R.P. Wei and J.D. Landes, Mat. Res. & Stands., **9**, 25 (1969).
- 16) K. Endo, K. Komai and K. Minoshima, Proc. Fatigue'81, 77 (1981).
- 17) K. Endo, K. Komai and K. Minoshima, Proc. 25th Japan Cong. Mat. Res., 56 (1982).
- 18) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 大西一男, 材料, **17**, 160 (1968).
- 19) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 大西一男, 材料, **18**, 12 (1969).
- 20) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 鈴木幸雄, 日本機械学会論文集, **40**, 1262 (1974).
- 21) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 松田喜彦, 日本機械学会論文集, A-46, 1337 (1980).
- 22) K. Endo, K. Komai and K. Kimura, Bull. JSME, **21**, 1565 (1978).
- 23) 駒井謙治郎, 喜多禎人, 遠藤吉郎, 日本機械学会論文集, A-49, 1029 (1983).
- 24) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 村山 茂, 日本機械学会論文集, A-48, 1489 (1982).
- 25) R. Johnson, I. Bretherton, B. Tomkins, P.M. Scott, D.R.V. Silvester, Proc. European Offshore Steel Res. Seminar, VI/P 15 (1980).
- 26) W.C. Hooper and W.H. Hartt, Corrosion-NACE, **34**, 320 (1978).
- 27) 駒井謙治郎, 溶接学会誌, **52**, 262 (1983).