高強度鋼の応力腐食割れき裂発生に及ぼす微小振動応力の影響

駒井謙治郎* 箕島 弘二** 藤戸 敏弘**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 3 (1984), pp. 307-313

Influences of Vibratory Stresses on Initiation Behavior of Stress Corrosion Cracking in a High-Strength Steel

Kenjiro Komai*, Kohji Minoshima** and Toshihiro Fujito**

Stress corrosion Cracking (SCC) initiation behavior was examined on a high-strength low alloy steel sensitive to hydrogen embrittlement (HE) type SCC under a sustained load with vibratory stresses of small amplitude superimposed in an open circuit and cathodically charged conditions in 3.5% NaCl solution. In an open circuit condition, time to crack initiation under a sustained load with superimposed vibratory stress range greater than 74 MPa is shorter than that of static SCC under a sustained load, resulting in lower 600 ks strength than that of static SCC σ_{SCC} . At a stress range $\Delta\sigma$ smaller than 74 MPa, however, 600 ks dynamic SCC strength hardly decreases from σ_{SCC} . In case of $\sigma_{max} > \sigma_{SCC}$ SCC cracks are always initiated at corrosion pits formed on specimen surfaces irrespective of superimposed vibratory stress range. On the other hand, at $\sigma_{max} < \sigma_{SCC}$ and $\Delta\sigma > 74$ MPa, the superimposed vibratory stresses promote stress assisted crack-like dissolution preceded by a corrosion pit. Dynamic SCC crack is initiated at the bottom of crack-like portion, thereby reducing the dynamic SCC strength. K_{ISCC} calculated from the sizes of corrosion pits and crack-like portion is roughly equivalent to K_{ISCC} obtained from a long sharp one.

When a cathodic potential is applied to specimens, corrosion pits or stress assisted crack-like dissolution preceded by corrosion pits, are no more generated, and no dependence of superimposed vibratory stresses of small amplitude on 600 ks SCC strength is shown. In this situation hydrogen occlusion is much more enhanced than that in an open circuit, and SCC crack is initiated at the interior of the specimen where hydrostatic pressure reaches the maximum.

(Received June 18, 1983)

Keywords : stress corrosion cracking, crack initiation, vibratory stress, high-strength steel, effect of cathodic potential

* 京都大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

** 京都大学大学院生 (Graduate Student, Kyoto University, Kyoto)

I. 緒 言

高強度金属材料は一般に環境の影響を受けやすく、応力腐食割れ (SCC) を生じやすいため、強度設計をおこなう際には、その環境による強度低下が重要な問題となる。SCC き裂進展挙動については、破壊力学的手法が適用されているが、き裂発生までの過程が長時間を占めるような場合には平滑試験片を用いて、き裂発生寿命を明らかにする必要がある。

実機においては、一定持続荷重に高繰返し速度の微小振動応力が重畳していることが多い。筆者らは先に、このような動的応力状態下では、水素ぜい化型 (HE 型) SCC⁽¹⁾、活性路溶解型 (APC 型) SCC⁽²⁾ いずれにおいても、一定持続荷重下の静 SCC にくらべ、き裂進展の加速と下限界値の低下が生ずることを報告し、あわせて動 SCC†なる概念を提案した。このような動的応力状態下においては、き裂発生についても、一定持続荷重下とは異なる現象が生ずることが考えられる。高強度鋼切欠き材のき裂発生は、微小振動応力の重畳により短縮され、き裂発生の耐久限度の低下が報告されている⁽³⁾⁽⁴⁾。

本研究は、HE 型 SCC に敏感な SCM 435 低合金鋼平滑材の、一定持続荷重下ならびに高繰返し速度の微小振動応力の重畳した動的応力状態下における SCC き裂発生挙動について検討したものである。これにより、SCC き裂発生機構を明らかにし、あわせて高強度金属材料を用いるにあたっての設計基準を確立するための基礎データを得ようとするものである。

II. 実験 方 法

用いた材料は、SCM 435 低合金鋼であり、化学成分、熱

Table 1 Chemical compositions of SCM 435 steel, in mass percent.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.37	0.26	0.74	0.022	0.020	1.07	0.18

Table 2 Heat treatments of SCM 435 steel.

Normalizing	Quenching	Tempering
1143 K, 1.8 ks AC	1128 K, 1.8 ks OQ	673 K, 3.6 ks WC

Table 3 Mechanical properties of SCM 435 steel.

0.2% Yield strength	Tensile strength	Elongation
1560 MPa	1700 MPa	10%

† 静 SCC, 動 SCC の概念は未だ一般に定義されていないが、ここでは一定持続荷重下の SCC を静 SCC, 一定持続荷重下に微小振動応力が重畳した場合の SCC を動 SCC と呼んでいる。

処理条件および熱処理後の機械的性質をそれぞれ Table 1~3 に示す。試験片形状は、Fig.1 に示すような砂時計型平滑試験片であり、中央湾曲部を #2000 エメリーペーパーで研磨後、1 μm のダイヤモンドペーストで最終仕上げをおこなった。腐食環境下では、中央湾曲部のみを腐食環境に露出させ、平行部には防食被覆を施した。腐食環境は、比抵抗 $R > 1 \text{ M}\Omega \cdot \text{cm}$ のイオン交換水を溶媒とした 3.5% NaCl 水溶液であり、自然腐食条件下とカソード防食条件下で SCC 試験を行なった。液温は 298 K 一定に保った。腐食液は、合成樹脂製ポンプにより腐食槽と環境セルの間を 33 cm^3/s で循環させた。カソード防食は、飽和甘汞電極 (SCE) を基準として $E = -1.0 \text{ V}$ を試験開始と同時に印加した。

用いた試験機は、容量 49 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機である。動的軸荷重条件は、正弦波波形、繰返し速度 $f = 30 \text{ Hz}$ を選び、応力幅 $\Delta\sigma$ を 49 から 196 MPa の間に变化させた。

き裂発生のモニタリングは、Fig.1 に示す位置にアコースティックエミッション (AE) センサー (PZT, 共振周波数 $f_0 = 450 \text{ kHz}$) を接着することにより行なった。AE 測定系を Fig.2 に示す。AE シグナルは、2 kHz~1 MHz のバンド幅で 40 dB 増幅 (40 dB AMPL) した後、ディスクリベール 50 mV で弁別を行なった (DSCRM)。さらに、(1) Sondergeld の論理回路⁽⁵⁾ (Sondergeld LOGC CKT) (カウンティングタイム 12.3 μs , カウント個数 3) ならびに (2) ダミーセンサーにより、電気ノイズをキャッチすると AE 計数を停止させる (LOGC CKT) ことによりノイズの低減

Fig.1 Shape and dimensions of test specimens. All dimensions are in mm.

Fig.2 Block diagram of AE measuring systems.

を計った。上記の処理を施した後、dead time 法 (dead time 1.5 ms) により、レートメーター (RTMTR) を用い AE 計数率をレコーダー (RCDR) に記録した。また、AE 波形は、デジタルメモリ (DGTL MEM) を用いて観測した。

試験片の表面および破面観察は、電界放射型高分解能走査電子顕微鏡 (日立 HFS-2) による。

III. 実験結果ならびに考察

1. AE 計数率とき裂発生

Fig. 3 に、AE 計数率 dN/dt がある設定値に達すると自動的に除荷させるき裂発生中断試験 ($\sigma_{\max}=1470$ MPa, $\Delta\sigma=196$ MPa) において得られた AE 波形を示す。本実験の場合は、図に示すような突発型 AE のみが観察された。

Fig. 4 に、この時の dN/dt の時間変化を示す。図から荷重負荷時に多少の AE が発生するが、その後は試験期間の大部分にわたって AE 発生はみられない。しかし、ある時間 t_i 後より dN/dt の急激な増大が生じている。このような AE 挙動は応力条件や環境を問わず共通して見られた。

この中断試験において、AE 計数率 dN/dt がある設定値 (50 counts/(100 s)) に達すると自動的に除荷した結果、Fig. 5 に示すような動 SCC き裂が試験片表面に観察され

Fig. 3 Typical AE signal.

Fig. 4 Variation of AE count rate with progress of stress cycles.

Fig. 5 Surface crack obtained when AE count rate reached the preset count rate.

た。このき裂は表面長さが約 1.8 mm、深さが 0.9 mm であった。したがって、Fig. 4 において、AE が t_i 以後急激に発生するのは、動 SCC き裂の発生とその後の急速なき裂進展に対応しており、Fig. 4 の t_i によりき裂発生を検知できる。さらに、この場合試験期間の大部分がき裂発生までの潜伏期間で占められていることがわかる。

2. 最大応力 $\sigma_{\max}$ とき裂発生寿命 t_i の関係

AE 計測により求めたき裂発生寿命 t_i と最大応力 $\sigma_{\max}$ の関係 ($s-t$ 線図) を Fig. 6 に示す。自然腐食下 ($E=E_c$) では、一定持続荷重下の静 SCC に比べ、微小振動応力が重畳したものは、き裂発生寿命 t_i が減少し、しかも同じ $\sigma_{\max}$ で比較した場合には、 $\Delta\sigma$ が大きいほど t_i の短縮が顕著に見られる。また、 $t=600$ ks (10⁴ min) における時間強度に着目すると、静 SCC の 600 ks 時間強度 $\sigma_{\max}=\sigma_{\text{SCC}}$ はほぼ 1530 MPa である。 $\Delta\sigma \leq 74$ MPa の微小振動応力が重畳した条件下では、600 ks 時間強度は σ_{SCC} と一致するのに対し、 $\Delta\sigma > 74$ MPa の場合には、600 ks 時間強度は σ_{SCC} から著しく低下している。しかも、 $\Delta\sigma$ が大きいほど 600 ks 時間強度の低下が著しいことがわかる。

一方、カソード防食下の σ_{SCC} は自然腐食下の σ_{SCC} とほとんど差異は見られないようであるが、 $\sigma_{\max} \geq \sigma_{\text{SCC}}$ では、カソード防食下のほうが自然腐食下に比べ、き裂発生寿命が短くなっている。しかし、カソード防食下では自然腐食下において 600 ks 時間強度の大きな低下の生じた $\Delta\sigma$ (=98, 196 MPa) の重畳下においては、600 ks 時間強度の σ_{SCC} からの低下は生じていない。

600 ks 時間強度を耐久限度とみなし、その時の平均応力 σ_{mean} を横軸に、応力振幅 $\Delta\sigma/2$ を縦軸にとって示した耐

Fig. 6 Relation between maximum stress $\sigma_{\max}$ and time to crack initiation t_i ($s-t_i$ diagram).

Fig. 7 Relation between vibratory stress amplitude $\Delta\sigma/2$ and mean stress σ_{mean} at testing duration of 600 ks (endurance limit diagram).

久限度線図を Fig. 7 に示す。カソード防食下では、微小振動応力の重畳効果はみられず、その耐久限度は σ_{SCC} と等しいため、図中の一点鎖線で示した $\sigma_{\text{max}} = \text{Const.} = \sigma_{\text{SCC}}$ により耐久限度が定まる。一方、自然腐食下では、 $\Delta\sigma \leq 74$ MPa では重畳微小振動効果はみられず、 $\sigma_{\text{max}} = \text{Const.} = \sigma_{\text{SCC}}$ により耐久限度が定まるが、 $\Delta\sigma > 74$ MPa では σ_{SCC} よりの耐久限度の著しい低下が生じていることがわかる。縦軸と横軸を同一スケールにとった通常の耐久限度線図を図中右上部に示しているが、これより自然腐食下においては、微小振動応力の重畳により耐久限度が σ_{SCC} から著しく低下している様子がより一層明らかである。

3. 自然腐食下における SCC き裂の起点

Fig. 8 に、自然腐食下において破断した試験片の低倍率写真を示す。動 SCC き裂の起点の位置を図中の矢印で示

Fig. 8 Macroscopic fracture surface under maximum stress σ_{max} of 1570 MPa with vibratory stress range $\Delta\sigma$ of 196 MPa in an open circuit. Arrow shows the origin of dynamic SCC crack.

しているが、その起点を中心として動 SCC 破壊は放射状に進行しており、起点位置と反対側にシャーリップが形成されている。動 SCC 破壊部は、塑性変形の跡がほとんど見られず、引張り軸に垂直な面となっている。この動 SCC き裂進展域のマイクロ破面は、先に報告したように⁽¹⁾、旧オーステナイト粒界に沿った粒界割れにより、ほぼ破面全域が占められており、動 SCC 破壊の特徴がよく現われている。起点近傍のマッチング破面写真を Fig. 9 (a) に示す。図

Dynamic SCC crack ——— Corrosion pit

Fig. 9 (a) Matching pair of fractographs of the origin of dynamic SCC crack (corrosion pit) under σ_{max} of 1666 MPa with vibratory stress range $\Delta\sigma$ of 98 MPa in an open circuit.

(b) Matching fracture surface topograph across A-A', A'-A' lines in Fig. 9 (a).

より腐食ピットを起点として動 SCC き裂が発生したことがわかる。また Fig.9(a) に示した A-A, A'-A' 断面の立体形状をステレオ写真より求めた結果を Fig.9(b) に示しているが、これよりピット底より直ちに動 SCC き裂である粒界割れが生じた様子が明らかである。

以上は、 $\sigma_{\max} \geq \sigma_{\text{SCC}}$ 下で破断した場合であったが、 $\sigma_{\max} < \sigma_{\text{SCC}}$ 下の起点近傍の破面写真を Fig.10(a) に示す。この場合は Fig.9 の場合と同様に試験片表面に腐食ピット

Fig.10(a) Matching pair of fractographs of the origin of dynamic SCC crack (stress assisted crack-like dissolution preceded by corrosion pit) under $\sigma_{\max}$ of 686 MPa with vibratory stress range $\Delta\sigma$ of 98 MPa in an open circuit.

(b) Matching fracture surface topograph across A-A, A'-A' lines in Fig.10(a).

が生じているが、さらにピット底から試験片内部へ半円状に腐食溶解が生じた後動 SCC き裂が発生していることがわかる。この断面形状を Fig.10(b) に示すように、ピットの底部より、限定された範囲でき裂状の腐食溶解が生じており、この腐食溶解部と腐食ピットとは明瞭に区別することができる。

以上のように、自然腐食下ではピット底あるいは、ピットの底部より生ずるき裂状の腐食溶解部より SCC き裂が発生する。ここで、静 SCC、動 SCC き裂が発生するまでの浸食部分の深さを d_{SCC} とし、これと $\sigma_{\max}$ の関係を Fig.11 に示す。これより、 $\sigma_{\max}$ が低下するにつれて、 d_{SCC} は大きくなる傾向にあることがわかる。これは、SCC き裂発生には、 $\sigma_{\max}$ が低いほど、より高い応力集中が必要であることと対応している。また図には、Fig.10 に示したき裂状腐食溶解部を起点としている場合は、右肩に*印を付している。これより、腐食ピットあるいは腐食ピット底から生じたき裂状の腐食溶解部のいずれが起点になるかは、 $\sigma_{\max}$ により決定されることがわかる。すなわち $\sigma_{\max} = \sigma_{\text{SCC}}$ を示す破線を境として、 $\sigma_{\max} \geq \sigma_{\text{SCC}}$ では腐食ピットより、また $\sigma_{\max} < \sigma_{\text{SCC}}$ ではき裂状の腐食溶解部より SCC き裂が発生している。これより、Figs.6, 7 において $\Delta\sigma$ (≥ 83 MPa) の重畳により 600 ks 時間強度が σ_{SCC} より著しく低下するのは、腐食ピット底よりき裂状の腐食溶解部が生じたためと考えられる。

Fig.11 Relation between the depth of origin of SCC crack d_{SCC} and maximum stress $\sigma_{\max}$ in an open circuit.

4. カソード防食下の SCC き裂の起点

Fig.12 にカソード防食下で破断した静 SCC 試験片の低倍率破面写真を示す。自然腐食下と同様に、引張り軸に垂直なぜい性破面を呈している。しかし、シャーリップは試験片表面に沿って途切れることなく連続して一周しており、自然腐食下 (Fig.8) とは相異している。すなわち、自然腐食下では試験片表面よりき裂が発生しているのに対

し、カソード防食下では試験片内部においてき裂が発生していることを意味する。

Fig.12 におけるき裂発生点付近の破面を (1) 粒界割れ (IG), (2) ディンプルを除く粒内割れ (TG), および (3) ディンプル (Dimple) の 3 種類に分類し、これらのパターンが破面に占める割合を、試験片表面より内部方向への距離 d に対して求めた結果を Fig.13 に示す。これより、表面から 0.7 mm~0.8 mm の位置において、静 SCC 破壊の特色である粒界割れが破面のほぼ 100% を占めているのに対し、それより表面近傍および内部方向に進むにつれ、粒内割れあるいはディンプルの占める割合が大きくなっていく。この粒内割れ、ディンプルの出現は、この近傍において最終破断に近いことを意味している。すなわち、カソード防食下では、表面より 0.7 mm~0.8 mm 内部においてき裂が発生し、表面ならびに内部方向に静 SCC 破壊が進展したものである。動 SCC の場合も、静 SCC と同様に起点は試験片内部に在った。

Fig.12 Macroscopic fracture surface under a sustained load $\sigma=1690$ MPa in cathodically charged condition at -1.0 V (vs. SCE). Arrow shows the origin of static SCC crack.

Fig.13 Variation of fracture area fraction against distance from specimen surface.

HE 型 SCC 破壊においては、3 軸応力の重要性が指摘されている⁽⁷⁾が、本実験で用いた試験片の中央湾曲部によって生ずる 3 軸応力最大点は、試験片表面より約 1 mm 内部にあり^{(15)~(17)}、これはフラクトグラフィより求めた静 SCC き裂の起点位置とよく一致している。カソード防食下では、試験片表面の腐食作用はほぼ完全に抑制された結果、自然腐食下のようにき裂発生をもたらすようなピットは生じない。このため、カソード防食による水素溶解量の増大により、Fig.12 に示すように、3 軸応力最大点近傍を起点として SCC き裂が発生したものである。

5. SCC き裂発生に及ぼす微小振動応力の影響

自然腐食下の静 SCC き裂発生は、試験片表面が腐食を受けて多数の腐食ピットが発生し、ある大きさ(深さ)まで成長した腐食ピット底で高い応力集中を生じた結果、静 SCC き裂が発生し、破壊に至る。 $\Delta\sigma \leq 74$ MPa の微小振動応力が重畳した場合は、微小振動応力により腐食ピットの成長が促進され、き裂発生寿命 t_i は静 SCC に比べ短縮されるようである。しかし 600 ks 時間強度では微小振動応力の影響はみられない。 $0 \text{ MPa} \leq \Delta\sigma \leq 74 \text{ MPa}$ の時は、 $\sigma \geq \sigma_{\text{SCC}}$ の高応力下であるため、腐食ピット底より直ちに SCC き裂が発生し破壊に至る。

一方、 $\Delta\sigma > 74 \text{ MPa}$, $\sigma_{\text{max}} < \sigma_{\text{SCC}}$ では、起点はき裂状の腐食溶解部に遷移する。Fig.14 に低 σ_{max} , 高 $\Delta\sigma$ 下の破面写真を示すように、腐食ピット→き裂状腐食溶解→腐食疲労(腐食疲労の下限界近傍でみられる破面⁽¹⁾)と同様であ

Fig.14 Fracture surface near the origin of cyclic SCC crack under σ_{max} of 490 MPa with $\Delta\sigma$ of 196 MPa in an open circuit.

り、部分的に粒界も見られる。)→繰返し SCC^{(6)†}(粒界粒内混合面)を経た後、全面粒界割れである静 SCC 支配の繰返し SCC へ移行している。これからも明らかなように、腐食ピットに続いて生ずるき裂状腐食溶解部は、先に報告した腐食疲労の長寿命域で見られた腐食溶解によるき裂進展⁽⁸⁾と同様の現象と考えられる。すなわち、 $\Delta\sigma > 74$ MPa と重畳微小振動応力幅が比較的大きな場合には、腐食ピットがある深さに達すると、続いてその底部より振動応力によるき裂状腐食溶解が生じる。この場合、 $\sigma_{\max}$ が大きい場合は Fig. 10 に示すように直ちに動 SCC き裂である粒界破壊が生じ、 $\sigma_{\max}$ が小さい場合には Fig. 14 に示すように、腐食疲労、繰返し SCC を経た後、静 SCC 支配の繰返し SCC 破壊に至る。 $\Delta\sigma \leq 74$ MPa では腐食ピット底からのき裂状腐食溶解部は、本実験のカットオフ時間 600 ks では見られなかったが、それより長寿命側では、さらなる検討が必要である。

一方、カソード防食下では、腐食反応はほぼ抑制されているため、腐食ピット、き裂状腐食溶解は生ぜず、起点は内部に在る。

6. 自然腐食下のき裂発生に対する破壊力学的検討

自然腐食下では、Fig. 11 に示したように、 $\sigma_{\max}$ が小さくなるほど、SCC き裂が発生するまでの浸食深さ d_{SCC} が大きくなる。ここで、浸食部分を鋭いき裂と見なし、Newman-Raju の式⁽⁹⁾によりき裂最深部の $K_{\max}$ 値を計算すると、9.3~17 MPa $\cdot$ m^{1/2} となり、平均値 K^*_{ISCC} は 12.9 MPa $\cdot$ m^{1/2} と得られる。その際、板厚は無限度として計算した。また、き裂形状のアスペクト比が 1 を超えるものについては 1 として計算した。Fig. 11 に、 $K^*_{\text{ISCC}} = 12.9$ MPa $\cdot$ m^{1/2} をとる時の $\sigma_{\max}$ と d_{SCC} の関係を、アスペクト比の平均値 0.84、最小値 0.27 および 1 の場合について、それぞれ実線、一点鎖線、二点鎖線で示す。さらに、アスペクト比 0.84 に対して、 $K^*_{\text{ISCC}} = 9.3 \sim 17$ MPa $\cdot$ m^{1/2} をとる領域に、影を付けて示している。これより実験範囲内では実験点と K^*_{ISCC} を示す曲線はほぼ一致するようである。本材料と同様のマルテンサイト系低合金鋼の 3.5% NaCl 水溶液中の K_{ISCC} 値は 8~20 MPa $\cdot$ m^{1/2} であり^{(10)~(13)}、本実験での K^*_{ISCC} 値 9.3~17 MPa $\cdot$ m^{1/2} はこの範囲内にある。平滑材表面から腐食ピット、き裂状腐食溶解が生じて SCC き裂が発生する条件は、するどいき裂とみなして求めた K^*_{ISCC} により評価できるようである。この K^*_{ISCC} 値は、微小き裂に対する適用および、Fig. 9(b)、10(b) のようにき裂先端はある有限の曲率を持っていることから、厳密な意味での K 値ではないが、 K 値による Point Pleasant 橋の事故解析の成功例に見られるように⁽¹⁴⁾、本手法は事故原因解析などに対しては有効な手段と考えられる。

† 繰返し SCC の概念は未だ一般に定義されていないが、ここでは大応力振幅の繰返し応力下の SCC を繰返し SCC と呼んでいる。

IV. 結 言

水素ぜい化型 SCC に敏感な低合金鋼 SCM 435 を用いて、高平均応力に高繰返し速度の微小振動応力が重畳した動的応力状態下の動 SCC き裂発生挙動を検討した結果、以下のことが明らかになった。

(1) 自然腐食下においては、一定持続荷重に微小振動応力を重畳すると、一定持続荷重下の静 SCC に比べき裂発生寿命は短くなり、600 ks 時間強度は著しく低下した。しかし、 $\Delta\sigma \leq 74$ MPa では、600 ks 時間強度は静 SCC の 600 ks 時間強度 σ_{SCC} と等しかった。

(2) $\sigma_{\max} \geq \sigma_{\text{SCC}}$ では SCC き裂の起点は表面に形成された腐食ピットであった。この場合、重畳微小振動応力はピットの成長を促進し、破断時間の短縮をもたらした。

(3) $\Delta\sigma > 74$ MPa ($\sigma_{\max} < \sigma_{\text{SCC}}$) では、動 SCC き裂の起点は腐食ピット底より生じたき裂状の腐食溶解部であった。この場合、重畳微小振動応力は、応力助長腐食溶解を促進した結果、き裂発生寿命の短縮、および 600 ks 時間強度の σ_{SCC} からの低下をもたらした。

(4) 自然腐食下で SCC き裂が発生するまでの浸食部分を鋭いき裂と見なして求めた K^*_{ISCC} は、長いき裂に対して求められた K_{ISCC} とほぼ対応した。

(5) カソード防食下では、表面の腐食反応が抑制されるので自然腐食下のような腐食ピット、ピット底からの応力助長腐食溶解は生じず、600 ks 時間強度に対する重畳微小振動応力の影響は見られなかった。カソード防食下では水素溶解量が自然腐食下に比べ増大することにより、試験片内部の 3 軸応力最大点近傍を起点として SCC き裂が発生したものと考えられた。

文 献

- (1) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 箕島弘二: 材料, **31** (1982), 822.
- (2) K. Endo, K. Komai and K. Minoshima: Proc. of Fatigue '81 (1981), 77, SEE.
- (3) 中佐啓治郎, 木戸光夫, 武井英雄: 日本金属学会誌, **40** (1976), 744.
- (4) 木戸光夫, 中佐啓治郎, 武井英雄: 鉄と鋼, **65** (1979), 535.
- (5) C.H. Sondergeld: Rev. Sci. Instrum., **51** (1980), 1342.
- (6) 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** (1979), 1152.
- (7) H.W. Hayden and S.F. Floreen: Corrosion-NACE, **27** (1971), 429.
- (8) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 木下 定: 材料, **25** (1976), 894.
- (9) J.C. Newman and I.S. Raju: NASA TP-1578 (1979).
- (10) 広瀬幸雄, 田中啓介: 材料, **29** (1980), 822.
- (11) C.S. Carter: Met. Trans., **3** (1972), 584.
- (12) G. Sandoz: Met. Trans., **3** (1972), 1169.
- (13) H.R. Smith, D.E. Piper and F.K. Downey: Eng. Frac. Mech., **1** (1968), 123.
- (14) J.A. Bennett and H. Mindlin: J. Testing and Eval., **1** (1973), 152.
- (15) 福井彰一, 浅田千秋: 鉄と鋼, **54** (1968), 1290.
- (16) H.H. Johnson, J.G. Morlet and A.R. Troiano: Trans. Met. Soc. AIME, **212** (1958), 528.
- (17) H. Neuber: Kerbspannungslehre, (1958), 101,