PC 鋼線の低サイクル腐食疲労に及ぼす亜鉛メッキの効果

辻 川 茂 男, 久 松 敬 弘

東京大学工学部金属工学科*

Effect of Galvanizing on Corrosion Fatigue Crack Growth Rates
in Prestressed Concrete Wires

Shigeo Tsujikawa and Yoshihiro Hisamatsu

Department of Metallurgy and Materials Science,
Faculty of Engineering, University of Tokyo*

Many studies conducted on smooth specimens have revealed that zinc-coated steels tested in sea water environments show a marked increase in fatigue life in comparison with that of uncoated specimens. The object of this study is to consider possible hydrogen damage in galvanized wires having preexisting cracks in steel under such high mean stresses as usually imposed on PC wires. Using a cantilever type low cycle fatigue tester made in our laboratory, rates of crack growth have been measured at the frequency of 1 cpm. Through a small area of galvanized layer left undissolved on the specimen, precracks could be introduced by rotary bending in the air. The specimens in the final form of bare PC wires with precracks of $50\ \mu$ in depth were immersed in 3% NaCl solution at 25°C and potentiostated at $-1.10\ \text{V}(\text{SCE})$ during fatigue cycling to examine whether permeated hydrogen accelerates the crack growth or not. By comparing the rates with those in room air, it is concluded that the effect of hydrogen becomes dominant in accelerating crack growth above $K_{\text{Imax}} = 80\ \text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$, which coincides with the value obtained from the observation of fracture surfaces by a scanning electron microscope. This value of K_{Imax} is considered to be equal to K_{ISCC} . The threshold stress intensity range below which no detectable air-fatigue crack growth is observed, ΔK_{th} , was also evaluated. Using the values of K_{ISCC} and ΔK_{th} , crack growth characteristics of galvanized PC wires at a maximum stress level of $100\ \text{kg}/\text{mm}^2$ is discussed. As the threshold crack depth of $410\ \mu$, corresponding to K_{ISCC} , is considered to be larger than that of preexisting cracks, so galvanized wires could be used in sea water, as far as the coating is present, on the basis of fatigue characteristics determined in the air.

1. 緒 論

コンクリート構造物における溶融亜鉛メッキ鉄筋の実際使用はすでにかなりの歴史を有し、最近では高張力鉄筋にもその適用が広げられている。この分野ではどちらかというと、実際技術のほうがその科学的解明に先行している。耐用年数の長かるべきこの種の対象において、楽な maintenance で腐食環境に対処しようとする要求の大きさが伺われる¹⁾。

Rauen²⁾によれば、コンクリート中の pore water はアルミナセメント以外で $\text{pH}=12.6$ であつ非常に大きい緩衝容量をもつ溶液であるから、(1) 空気中の炭酸ガスによる pH 低下、(2) 塩化物イオンによる不働態破壊、のいずれかが起こらなければ、鉄筋はほとんど腐食しない。

い。コンクリートの密度と³⁾厚さが適当であると、凝固促進剤としての CaCl_2 の使用が禁止³⁾されるとき、実際の鉄筋の腐食はコンクリートに生じたひび割れを通して、水、 Cl^- などが侵入するとき開始する。本報での腐食環境の選択では、ポストテンション法において PC 鋼線を張るシース内にグラウトを注入せずに用いる場合、海水環境などで PC 鋼線をコンクリートから分離して裸の状態で使用する場合を想定して 3% NaCl 溶液を用いた。

本邦では溶融亜鉛メッキ PC 鋼線はまだ市販されていない。これはメッキにより引張り強さなどが若干低下して現在の裸 PC 鋼線に対する規格を満たさなくなるためである。本報に用いた試料の例 (Table 2) および $5\ \text{mm}\phi$ PC 鋼線での報告⁴⁾によると、溶融亜鉛メッキによる静的強度の低下は数%にとどまることがわかる。

* 〒113 東京都文京区本郷 7-3-1 (7-3-1, Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo 113, Japan)

亜鉛メッキの鋼材の空气中疲労特性への影響について渡辺によるまとめ⁶⁾がある。これによれば電気メッキによる疲れ限度の低下はほとんどないが、熔融亜鉛メッキでは5~35%低下する。熔融アルミメッキについて同様の報告⁶⁾がある。本報に用いた試料では耐久限応力振幅に関する限り、熔融亜鉛メッキ線・裸線とも55.8 kg/mm²で有意差はなかった。最近の益本らの報告⁷⁾は興味深い。すなわち、熔融亜鉛メッキ後急冷処理により鋼材溶接部の疲れ強さの著しい改善が可能であり、従来の熔融亜鉛メッキによる疲れ強さの低下は浸漬後の冷却速度がおそい場合の熱処理効果によると述べている。

亜鉛メッキしない裸PC鋼線の井戸水噴霧下での回転曲げ疲労特性は著しく劣化する⁸⁾が、各種の亜鉛メッキにより水道水、海水中での各種の鋼の疲労特性が改善される^{5,9)}。外部電源法によるカソード防食も同様の効果をもつことから、平滑材を用いての腐食疲労における亜鉛メッキの改善効果は、亜鉛メッキ層に割れがはいっても、その部分の鋼中のき裂生成の阻止にあると考える^{9,10)}。

PC鋼線は高い静荷重と小さい変動する荷重とを受ける状態で使用される。このことはcyclic SCC (SCCにより加速された腐食疲労)としての取扱いを要求する。熔融亜鉛メッキPC鋼線においてメッキ層の割れ部分の鋼のき裂の生成が阻止されるときもなお残る懸念は、亜鉛の存在により鋼中に侵入する水素が、想定しうるなんらかの先にき裂の成長を促進しないかということである。PC鋼線のSCCに関して定量的なデータは多くないようであるが、オイルテンパー線より感受性が小さいとする点では一致している¹¹⁻¹³⁾。Voeltzelら¹⁴⁾は裸および熔融亜鉛メッキPC鋼線を塩化物を含むコンクリート環境疑似液中で0.1%降伏点の80~95%単軸応力を負荷して、最高150日をこえて破断しないことから、水素脆性のおそれがないと結論した。これらの実験では共通して平滑試片を用いているが、海水・コンクリート環境において亜鉛の腐食電位付近に保たれた鋼では、孔食によるき裂生成はなく、発生する水素もブリストアを生成するには至らないと考えられる。つまり平滑試片が破断しないことは十分大きなき裂の生成しないことを示すにすぎないかもしれない。水素脆性の特徴がその切欠感受性にあることをふまえた取扱いが必要である。

PC鋼材のような高張力材では線型破壊力学の応力拡大係数による解析が有効であることが、これまで二次元貫通き裂につき示されてきた。本報では実用材料のままの線材試片の表面より内部に向かう三次元き裂に対して、その適用を試みようとするものである。

さてわれわれは熔融亜鉛メッキPC鋼線の腐食疲労における水素の影響を検討しようとしている。このような

疲労と腐食環境との組合せについて、Wei, Lands¹⁵⁾により提案され実験的証明もある“線形重畳則”がある。これについては近藤によるまとめ¹⁶⁾があり、わが国でも中佐ら¹⁷⁾による実験的検討がある。いくつかの修正案があるようであるが、ここでわれわれの意図に必要な実験条件を検討するのに用いてまちがいはないと考えられる。コンクリート・海水環境で亜鉛によってカソード防食されているPC鋼線の腐食疲労という条件は、上述の重畳則と同じ主旨によるMcEvily, Wei¹⁸⁾の疲労挙動の形式分類、Bに相当する。したがって実験的に水素による加速を捉えるためには、

1) 1サイクル中の最高応力拡大係数($K_{I\max}$)が水素の影響のでる下限界応力拡大係数($K_{I\text{sc}}$)をこえること

2) くり返し速度を十分おそくすること
が必要であると考えられる。2)のくり返し速度としてはたとえば、腐食環境中の時間ベースき裂伝播速度がサイクル依存性を失う1~0.1 Hz以下^{19,20)}が必要であろう。遠藤ら²¹⁾は極低速(1 c/h)におよぶ貴重なデータを報告しているが、われわれの場合1 cpm(1.67×10^{-2} Hz)とした。この点2,000 rpmという高速の回転曲げ試験は不適當である。回転曲げであってもくり返し速度が十分おそければよい^{16,20)}のであるが、PC鋼線の実際の応力条件としては応力比のかかなり大きい部分片振り条件が要求されよう。以上のような条件をみたす片持型の疲労試験機を試作し試験した。

2. 実験方法

2.1 試料

東京製鋼(株)のご好意により同社の工場ラインで製造された熔融亜鉛メッキPC鋼線(G)および裸PC鋼線(B)を用いた。化学成分およびわれわれの研究室で軽い整直を施した後の機械的性質をTable 1, 2に示す。B(G)はメッキ線(G)からすべてのメッキ層を除去した裸線である。低サイクル疲労試験ではメッキ線(G)から出発して、試片pG (§2.2)の段階で鋼中約50 μ 深さの予き裂を導入した裸試片B(pG)を用いた。もともとメッキを施していない裸線(B)およびメッキ線(G)は高速回転曲げ試験機により ΔK_{th} を求める実験 (§2.5)に使用した。

2.2 予き裂試片作製方法

低サイクル試験に用いる予き裂入り裸線は次のようにして作製した。メッキ線(G)の表面の一部分、約1 mm × 5 mm (軸方向)のみをエポキシ樹脂で覆うことにより残して他のメッキ層を溶解除去した試片をpGとする。メッキ層の溶解除去にはインヒビター入り希塩酸を用い、後処理として水洗後100°C × 1 hrのbakingを行

Table 1. Chemical composition (wt %).

C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr
0.77	0.74	0.28	0.020	0.012	0.06	0.02	0.06

Table 2. Mechanical properties of specimens.

Specimen	Diameter mm	Tensile strength kg/mm ²	0.2% proof stress kg/mm ²
B Black wire	2.90	197	171
G Galvanized wire coating weight 312 g/m ² *	2.97	180	156
B(G) Stripped galvanized wire	2.90	191	165

* Coating thickness: 44 μm .

なった。この pG および G, B の高速回転曲げ疲労におけるき裂の成長を Fig. 1 に示す。この結果により平滑試片 pG を応力振幅 73.2 kg/mm^2 で 16×10^3 回くり返し曲げることでメッキ下に鋼中約 50μ 深さの予き裂を導入できる。さらに残りのメッキも除去して予き裂

Fig. 1. Crack growth behavior in smooth specimens in 2000 rpm rotary bending for precrack formation. Precrack formation was performed using pG specimens made by stripping the galvanized layer except an area of $1 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$, where cracks developed into the steel. Crack growth behavior in galvanized wires, G, and black wires, B, is also shown in comparison.

入り裸試片 B(pG) をうる。表面に部分的に残したメッキ層下を導入されるき裂の例を Fig. 2 に示す。1 本矢印で示すメッキ層から材料内部へ疲労き裂が 255μ まで (2 本矢印) 成長している。この例では通常の予き裂より大きく育てている。 255μ 以降は引張試験機による延性破面である。

2.3 低サイクル疲労試験

試作した低サイクル疲労試験機を Fig. 3 に図式的に示す。試験片は片持ち梁形式に保持され、§2.2 の方法により導入した予き裂部 (C) は、必要な場合 corrosion

Fig. 2. An example of a fatigue crack introduced by rotary bending through a small area of galvanized layer left undissolved on the specimen (pG).

Fig. 3. Cantilever type low cycle corrosion fatigue tester.

Fig. 4. Time dependence of the load to be applied on a wire specimen.

chamber 内に浸漬され、P 点で作用する変動横荷重によるくり返し曲げを受ける。曲げモーメントの腕の長さ $\overline{PC}$ は約 100 mm で、pG 段階のメッキ部の軸方向長さ 5 mm を最大とする誤差を含む。P 点での変動横荷重を、試片ははずしてロードセルにより検定した結果は、Fig. 4 に示すように設計値（実線）を満足していた。

くり返し速度 1 cpm、応力条件は公称曲げ応力として、1 サイクル内の最高応力 (σ_{max}) 143.0 kg/mm²、応力変動範囲 ($\Delta\sigma$) 91.1 kg/mm²、応力比 (R) 0.36 で行なった。空气中疲労試験は室温で行ない、腐食疲労試験の腐食液は一級試薬と蒸留水より作り pH 調整した 3.0% NaCl 溶液 (pH 8.1) で、25°C に保ち攪拌はせず外気に開放されている。

裸試片 B(pG) を液中に浸漬しポテンシオスタットにより -1.10 V vs. SCE に定電位保持して疲労試験を行なうことにより、亜鉛メッキ線のメッキの割れ部分に

おける鋼への水素の影響をみようとした。この場合、メッキ層に一般的に生じるき裂を通して外液に接している、または部分的に露出したが周囲のメッキ亜鉛により十分カソード防食されている鋼の状態を想定している。ただし -1.10 V という値は亜鉛メッキ線の腐食電位 (-1.00 ~ -1.04 V) より水素の影響を少しきびしく見積もった値である。

2.4 き裂成長速度の測定

き裂成長速度の測定は通常次の方法によった。適当なくり返し数 (N) で疲労試験を中断して、試片を常温での静的引張試験または液体窒素温度でのシャルピー曲げ衝撃試験で破壊し、その破面を走査電顕で観察して疲労き裂の深さ (l) を測定する。一本の試片ごとに一組の (N, l) のデータをえ、いくつかの試片から一本のき裂成長曲線 $l(N)$ をえがき、その接線勾配 (dl/dN) としてき裂成長速度を求める。

なお一つの半連続的なき裂成長の測定法として、同一の試験片からいくつかの (N, l) のデータをうることのできる場合がある。空气中疲労で途中区間、 $N_i \sim N_i + \Delta N$ の間だけき裂部分を 3% NaCl 溶液でぬらすと空气中伝播の疲労破面上に溶解反応の起こったことを示すしるしが見られる。いくつかの区間 ($\Delta N = 100$ 回) でこのことを行なうと区間の数と同数のしるしが縞状に破面に記録された (Fig. 5)。このしるし部分の深さ (矢印) をおのおの $N_i + \Delta N$ に対応するき裂深さとする (Fig. 7 中 ⊙印) 通常法の測定結果と一致した。

2.5 空气中疲労き裂成長の下限界応力拡大係数範囲 (ΔK_{th}) の求め方

高速の回転曲げ疲労試験機 (4 kg-m 島津中村式) を用いる。裸 PC 鋼線 (B) の場合、まず応力振幅 σ_1 , 3%

Fig. 5. Marking documentation on air-fatigued fracture surface by intermittent dropping of 3% NaCl solution.

NaCl 溶液中で pitting region の -0.55 または $-0.50V$ に定電位保持して適当数くり返して腐食疲労による予き裂を導入する。試片を水洗乾燥後、次に応力振幅 σ_2 で空气中で破断するまでくり返す。 2×10^6 回を越えて破断しないときは予き裂は成長しないものとみなす。 σ_2 として平滑材の空气中耐久限 (55.8 kg/mm^2)¹⁰⁾ より小さい 20.5 , 39.7 kg/mm^2 の 2 レベルを選びおのおの σ_2 で成長しない最大の予き裂深さ (l_{th}) を求める。過大応力履歴を避けるため、 σ_1 をなるべく σ_2 に等しく選んだ。したがって空气中耐久限以下である σ_1 で予き裂を導入するのに腐食疲労による必要があった。同時にこの予き裂は pitting region の電位に保持されたことによりき裂壁面の溶解を起こして特徴的な破面 (Fig. 15, 矢印まで) をもつので深さ測定が容易であるという利点もあった。

メッキ線 (G) の場合は裸線と異なり予き裂導入を腐食疲労によることはできないので、空气中 $\sigma_1 = 69.8 \text{ kg/mm}^2$ ($> 55.8 \text{ kg/mm}^2$) で予き裂を入れ、耐久限以下の 3 レベルの σ_2 で 2×10^6 回をこえて破断しない試片を静的に引張破壊した。延性破面から区別される疲労き裂深さ (鋼中深さ) の各 σ_2 レベルにおける最大値を l_{th} とした。

2.6 応力拡大係数の算式

破壊力学による応力拡大係数を用いると、き裂先端の応力場を一意的に表現できる。われわれの対象は Fig. 6 にみるように、曲げを受ける丸棒の横断面内の半楕円状表面き裂 (深さ l , 幅 $2c$) である。これに対する K の式は一般的にはないので、半無限固体の半楕円状表面き裂に対する表式^{22, 23)}で近似する。き裂の最大深さ位置で、

$$K_I(\sigma_g, l) = 1.12 \sqrt{\pi l} \cdot \sigma_g / E(k) \quad (1)$$

Fig. 6. Stress intensity factor at maximum crack depth for semielliptical surface crack in bending.

ここに、 σ_g : 公称曲げ応力、

$$E(k) = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - k^2 \sin^2 \varphi} d\varphi, \quad k^2 = 1 - (l/c)^2$$

われわれの取り扱うき裂は少なくとも同一断面内では単一き裂でありかつその寸法は比較的小さく、とくに小さい値 K_{ISCC} , ΔK_{th} に対応するき裂深さは $10 \sim 100 \mu$ (線径の $3/1000 \sim 3/100$) であるので、(1) 式で十分よい近似であると考えられる。(1) 式による K_I/σ_g の値はき裂深さに対し Fig. 6 のようである。同図には $l/c=0, 1$ の場合を示した。

3. 実験結果と考察

3.1 空気中および液中 ($-1.1 V$) におけるき裂成長の比較

室温空気中および 3% NaCl 溶液 (pH 8.1) 中 $-1.1 V$ に保持した予き裂 (鋼中約 50μ) 入り裸試片 B(pG) のき裂成長曲線を Fig. 7 に示す。この曲線より求めた成長速度を、き裂深さ (l) および最高応力拡大係数 ($K_{I\max}$) に対し示すと Fig. 8 および Fig. 9 をうる。ここで最高応力拡大係数とは 1 サイクル中の最高曲げ応力とき裂寸法より (1) 式を用いて計算される値である。これらからき裂深さで 92μ , $K_{I\max}$ で約 $80 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ 以上の領域では液中 $-1.1 V$ でのき裂成長速度が空気中のそれ以上であることがわかる。き裂形状を表わすパラメータ、 l/c の測定値を一括して Fig. 10 に示す。低サイクル試験において l/c は当初の、予き裂での値 ($50 \mu/500 \mu$) 以降増大して、き裂形状は半円形に近づいてゆく。回転曲

Fig. 7. Crack growth in precracked specimens tested in air and in 3% NaCl at $-1.10 V$ (SCE).

Fig. 8. Crack growth rates as a function of crack depth.

Fig. 9. Crack growth rates as a function of maximum stress intensity factor.

げによるものでは全般に $l/c=0.8\sim 1.0$ であって、とくにき裂の小さいときほぼ 1 (半円形) とみなせる。

3.2 破面観察との対比

前節での結果が実際の破面状況にどう対応するかをしらべるため、走査電顕による破面観察を行なった。Fig. 11 は疲労き裂を空气中で 4,500 回、200 μ まで成長させ

Fig. 10. Summary of crack shape parameters.

Fig. 11. Fracture surface of a specimen fatigued in room air.

Fig. 12. Fracture pattern in the specimen after corrosion fatigue under the potentiostatic condition, -1.10 V vs. SCE, in 3% NaCl solution.

たのち、試片を低温で脆性破壊した破面である。空气中で成長した疲労き裂表面は一樣に比較的平坦であって、最低 900 μ 深さまで試片の軸方向に垂直であった。

Fig. 12 は液中 -1.1 V に定電位保持して破断に至っ

Fig. 13. A typical part of fracture surface above $K_{I\max}=80 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ in the specimen after corrosion fatigue under the same condition as in Fig. 12.

た腐食疲労破面である。この写真にみるように、この試験装置で腐食疲労き裂が試片の軸方向にほぼ垂直に進行するのは通例約 500μ 深さまでで、以降は軸方向に向きを変えつつ数百サイクル後に破断する。 500μ 深さまでの破面は明瞭な境界（表面端を图中矢印で示す）により2分されており、浅い側は Fig. 11（空气中）と同様な比較的平坦な破面であり、深い側は凹凸も激しく脆性的部分もある破面（たとえば Fig. 13）である。その両者の境界の深さは Fig. 12 の例で $l=120 \mu$ であるが、このき裂深さは、 $l/c=0.53$, $\sigma_{\max}=143.0 \text{ kg/mm}^2$ および (1) 式を用いて計算の結果 $K_{I\max}=80 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ に対応する。この値は前節でえた、液中（ -1.1 V ）き裂成長速度が空气中のそれを上まわる $K_{I\max}$ の値に一致する。

このことから、 $K_{I\max}=80 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ はそれ以上で水素によるき裂成長加速効果が現われるしきい値 (K_{Isc}) に相当すると考えられる。

3.3 ΔK_{th} 測定結果

§2.5 の方法による裸線 (B) での実験結果を Fig. 14 に示す。 $\sigma_2=\sigma_a=20.5, 39.7 \text{ kg/mm}^2$ において成長しない最大の予き裂深さ (l_{th}) はそれぞれ $51, 17 \mu$ であった。後者の破面を Fig. 15 に示す。矢印で示す深さ 17μ の半円状部分は $\sigma_1=39.7 \text{ kg/mm}^2$ の回転曲げで pitting region に定電位保持して導入した予き裂である。この試片を σ_2 で 2×10^6 回をこえてくり返しても破断しなかったことから、この予き裂はこの応力振幅では成長しないとみなされた。 17μ 以上の部分は破面検出のため負荷したもっと高い応力振幅での空气中疲労破面である。

同様にメッキ線 (G) につき、 $\sigma_2=\sigma_a=47.7, 37.9, 28.0 \text{ kg/mm}^2$ で l_{th} を求めた。これらの値を σ_a に対し示すと Fig. 16 をうる。応力変動範囲 ($\Delta\sigma$) を $2\sigma_a$ とすると、図中実線は (1) 式による K_I の表式を用い、 $l/c=1$ として

Fig. 14. Cycles to failure as a function of pre-crack depth. When a specimen does not fail after 2×10^6 cycles, cracks are regarded not to grow.

Fig. 15. The crack of 17μ in depth which was regarded not to grow under stress amplitude of 39.7 kg/mm^2 in air.

$$\Delta K_{th} = K_I(\Delta\sigma, l_{th}) = 12 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2} \quad (2)$$

に相当する l_{th} である。メッキ線 (G) で σ_2 のより大きい場合および予き裂導入を腐食疲労（小さい σ_1 ）によっている裸線 (B) ではよく (2) 式を満足する。メッキ線 (G) で $\sigma_2=28.0 \text{ kg/mm}^2$ のときの l_{th} の値が (2) 式より大きくずれるのは、予き裂導入時の応力が過大²⁴⁾であったことによると考えられる。

Fig. 17 はき裂成長速度を応力拡大係数範囲 (ΔK) に対し示したもので、上にえた ΔK_{th} の値および空气中回転曲げ試験の結果もあわせ示した。

Fig. 16. Threshold depth for crack growth in air against stress amplitude.

Fig. 17. Crack growth rates as a function of stress intensity factor range.

他の研究者による ΔK_{th} の値は、片振り（応力比 $R=0$ ）の場合 $20 \sim 25 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ 、回転曲げ（ $R=-1$ ）の場合全振幅による表現で $20 \sim 30 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ で、材料の種類にあまり依存しない²⁵⁾。これらに比較して小さいわれわれのえた $12 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ という値が、き裂深さの小さいとき ΔK_{th} が $1/2 \sim 2/3$ に減少するという場合²⁴⁾に相

Fig. 18. Corrosion fatigue crack growth characteristics of galvanized PC wire. Threshold depth for crack growth against stress range, under maximum stress of 100 kg/mm^2 .

当するのかわからない。

3.4 き裂値 (K_{ISCC} , ΔK_{th}) によるき裂成長特性の表示

破壊力学概念によれば、上に得た K_{ISCC} , ΔK_{th} の値によって別の応力条件での議論が可能である。PC 鋼線の実際の使用条件は、たとえば PC 枕木の場合、最低応力 90 kg/mm^2 、応力変動範囲 5 kg/mm^2 である²⁶⁾。ここでは最高応力 100 kg/mm^2 の場合を例として、き裂の成長特性をき裂深さ (l) (ここに $l/c=1$ とする) および応力変動範囲 ($\Delta\sigma$) との関係として図示したものが Fig. 18 である。 ΔK_{th} に対応する限界き裂深さは、 ΔK_{th} が応力比によらない²⁷⁾とすれば回転曲げでえた値 ($\Delta K_{th} = 12 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$) を用いて同図中曲線 (1) をうる。しかし最近の報告^{25, 28)}によれば、 ΔK_{th} は応力比によって変化する。この傾向によって、回転曲げでえた値を Fig. 18 の応力条件に合わせて修正すると、たとえば同図中曲線 (2) のようになる。なお本条件の場合は、腐食環境中にはあっても溶融亜鉛メッキによりカソード防食されている PC 鋼線を対象とするので、き裂の疲労による成長下限界特性は、空気中で求めた ΔK_{th} により決定されるとした。

$\Delta K_{th} = 12 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ のとき、 $\Delta\sigma \leq 15 \text{ kg/mm}^2$ では疲労によるき裂成長以前に SCC による成長があるうるが、 $K_{ISCC} = 80 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ に対応するき裂深さ 410μ という値は $2.9 \text{ mm}\phi$ PC 鋼線の先なき裂深さに比較して大きいと考えられるので、この条件では実的な SCC によるき裂成長開始のおそれはないとしてよからう。したがって溶融亜鉛メッキ PC 鋼線は海水中で空気中疲労特性に基づいた設計で使用しうると考えられる。

ΔK_{th} の値として応力比による変化を考慮した曲線 (2) の値をとるとき、疲労によるき裂成長が SCC によるそれに先行する領域は $\Delta\sigma \geq 8 \text{ kg/mm}^2$ と広がるが、このことによっては上の結論は変更をうけない。

4. 結 論

従来の腐食疲労試験における亜鉛メッキの有効性は、平滑試片におけるき裂生成が亜鉛のカソード防食作用により阻止されるためであった。先在き裂が存在し高い平均応力で使用される高張力鋼の場合には、水素による疲労き裂成長促進が予想される。この不安の検討のため、PC 鋼線に切欠なしで予き裂を導入する手法を開発し、破壊力学の応力拡大係数を用いて、水素の影響の現われるしきいの応力条件等を定量化することができた。

1) 試作した低サイクル試験機 (1 cpm) により、予き裂入り裸 PC 鋼線を 3% NaCl 溶液 (pH 8.1) 中で $-1.1V$ (SCE) に定電位保持して求めたき裂成長速度は、 $K_{I\max} \geq 80 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ で空気中のそれ以上である。破面での変化もこれによく対応した。 $K_{I\max} = 80 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ はそれ以上で水素による疲労き裂加速効果の現われるしきい値 (K_{ISCC}) に相当すると考えられる。

2) 高速の回転曲げ試験機を用いて、空気中疲労き裂成長の下限界応力拡大係数範囲を求め、予き裂入り裸線およびメッキ線につき同じく $12 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ をえた。このことは、溶融亜鉛メッキ線において、部分的に鉄地が露出した場合も含めて、 $\Delta K_{th} = 12 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ が成立することを示す。

3) えられた K_{ISCC} , ΔK_{th} の値を用いて、最高応力 100 kg/mm^2 の場合を例としてき裂の成長特性をき裂深さ、応力変動範囲に対し表示した。メッキ亜鉛により十分なカソード防食がなされるとき、対象となるき裂は先在き裂のみであり、 K_{ISCC} 以下での疲労特性は空気中と同様であるとしうる。 $K_{ISCC} = 80 \text{ kg/mm}^{3/2}$ に対応するき裂深さ 410μ という値は $2.9 \text{ mm}\phi$ PC 鋼線の先在き裂より大きいと考えられる。したがって溶融亜鉛メッキ PC 鋼線の海水中での使用は、亜鉛メッキの存在するかぎり (その寿命は厚さに比例する) において、空気中疲労特性にもとづいた設計でよいと考えた。

(Received July 24, 1974)

文 献

1) I. Cornet & B. Bresler: Proc. 9th Intern.

Galvanizing Conf., p. 407 (1970); 鉛と亜鉛, No. 39, 36 (1971).
 2) I. A. Rauen: Proc. 9th Intern. Galvanizing Conf., p. 419 (1970).
 3) I. Cornet, T. Ishikawa & B. Bresler: *Mater. Protect.*, 7, 44 (1968).
 4) 下川敬治: 鉄と鋼, 59, 335 (1973).
 5) 渡辺信一: 鉛と亜鉛, No. 48, 5 (1972).
 6) 嵯峨卓郎, 宮川大海, 戸部省吾, 加藤 博: 日本機械学会論文集, 38, 1654 (1972).
 7) 益本 功, 岩田光正: 鉛と亜鉛, No. 51, 6 (1973).
 8) 中村 寛, 御牧拓郎, 新保赳夫: 材料, 15, 595 (1966).
 9) D. E. Pettit, D. W. Hoepfner & W. S. Hyler: *ASTM, STP-462*, 241 (1970).
 10) 久松敬弘, 辻川茂男, 清田伸一: 第 20 回腐食防食討論会講演要旨集, 153 (1973).
 11) 吉野政次, 川端義則: 材料試験, 11, 754 (1962).
 12) 田中義人: プレストレストコンクリート, 10, 8 (1968).
 13) 武尾敬之助: 第 17 回西山記念講座 (鉄鋼協会), 184 (1972).
 14) J. Voeltzel, G. Murry & A. Constant: Proc. 8th Intern. Galvanizing Conf., p. 261 (1967).
 15) R. P. Wei & J. D. Lands: *Mater. Res. Stand.*, 9, 25 (1969).
 16) 近藤達男: 第 20・21 回西山記念講座 (鉄鋼協会), 157 (1972).
 17) 中佐啓次郎, 武井英雄, 朝本哲博: 金属学会誌, 36, 1180 (1972).
 18) A. J. McEvily & R. P. Wei: Proc. 1st. Intern. Conf. Corrosion Fatigue, Connecticut, USA, NACE & AIME, p. 381 (1971).
 19) J. P. Gallagher: *J. Materials*, 6, 941 (1971).
 20) J. P. Gallagher: NRL-Report-7064, Naval Research Laboratory (1970).
 21) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 姫嶋正和: 日本機械学会論文集, 37, 2036 (1971).
 22) 北川英夫: 第 16 回材料強度と破壊シンポジウム論文集, p. 120 (1971).
 23) A. E. Green: *Proc. Cambridge Phil. Soc.*, 46, 159 (1950).
 24) 中沢 一, 小林英夫: 第 18 回材料強度と破壊シンポジウム論文集, p. 79 (1973).
 25) 北川英夫: 第 21 回腐食防食討論会講演要旨集, p. 78 (1974).
 26) 渡辺信一: 鉄と鋼, 59, No. 11, S 512 (1973).
 27) R. O. Ritchie & J. F. Knott: *Acta Met.*, 21, 639 (1973).
 28) J. M. Barsom: *WRC Bulletin*, No. 194 (May, 1974).