

吊橋ケーブル鋼線の破断原因に関する一考察

鈴木恵太¹・中村俊一²・樽井敏三³

¹正会員 新日本製鐵(株) 相模原技術開発部 マネージャー (〒229-1131 相模原市西橋本 5-9-1)

²フェロー会員 Ph.D. 東海大学教授 工学部土木工学科 (〒259-1292 平塚市北金目 1117)

³新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主幹研究員 (〒293-8511 富津市新富 20-1)

米国の吊橋ケーブルで実際に破断した2本の亜鉛めっき鋼線を種々の角度から調査した。これらの亜鉛めっき鋼線の化学成分、引張強度、伸びは、現在のものと差違は少なかった。しかし、ねじり強度は低く、曲がりによる残留応力がきわめて大きかった。鋼材内部には、軸方向の停留亀裂が多く観察された。破面を詳細に観察した結果、腐食部から亀裂が入り、亀裂の進展に応じてビーチマークらしい縞模様が発生していた。ノッチ付亜鉛めっき鋼線の遅れ破壊試験と、腐食させた亜鉛めっき鋼線の疲労試験を実施し、実破断鋼線と比較観察した。実橋破断亜鉛めっき鋼線の破面は、腐食亜鉛めっき鋼線の疲労破面に類似していた。したがって、破断原因は腐食・疲労・水素が複合に影響していると推定された。

Key Words: suspension bridges, cable corrosion, stress corrosion crack, fatigue failure, galvanized steel wires

1. はじめに

米国には1883年に建設されたBrooklyn橋をはじめ50以上の古い吊橋がある。それらの橋の中には、ケーブルを構成する亜鉛めっき鋼線の一部が腐食し、破断した鋼線も見られている^{1)・8)}。ケーブルは文字通り吊橋の命綱であり、吊橋の維持管理上の重要な課題となっている。米国においては、何故亜鉛めっき鋼線が腐食したのか、腐食しているケーブルをいかに維持するか、現状で橋として安全であるかどうか、現状のケーブル安全度を向上させる手法の開発などに関し、橋の管理者・コンサルタント・大学が協力して研究を実施している^{2)・9)}。

本論文では、ケーブルを構成する亜鉛めっき鋼線の破断原因について考察する。現地橋での腐食調査や破断した亜鉛めっき鋼線の破面観察などにより、米国の研究者の多くは破断プロセスを以下のように考えている。ケーブル内の湿った環境により亜鉛めっき鋼線が腐食し、腐食の進行に伴い水素が亜鉛めっき鋼線に蓄積され、持続的応力により脆性的に破壊する水素ぜい化割れ、すなわち遅れ破壊により亜鉛めっき鋼線は破断した^{2)・9)}。

しかし、破断面は腐食しており、その腐食生成物を十分に除去することなく破面観察をしており、その観察精度には疑問がある。また、水素ぜい化は水

素量に依存するが、破断した亜鉛めっき鋼線に侵入した水素量も測定されていない。したがって、水素が引き起こす遅れ破壊と断定するには根拠が不足している。

さらに、筆者らは腐食亜鉛めっき鋼線に関し、これまで多くの実験・研究を実施し⁹⁾、腐食環境から鋼線に侵入する水素量は遅れ破壊を生じさせる量には達しないことを確認してきた。さらに、橋梁や海洋構造物分野において、静的引張力のみが作用する亜鉛めっき鋼線が遅れ破壊を起こした事例は確認されていない。破断した事例のすべては、腐食部に繰り返し荷重による疲労破断であった。

吊橋ケーブルの死荷重に応力度が支配的であり、変動応力は小さく、疲労問題が生ずる可能性は低い。しかし、高張力鋼材が腐食すると疲労強度は低下し、疲労限も存在しない。さらに、水素が疲労亀裂の進展を助長させることがわかっている^{10)・13)}。したがって、この腐食疲労が亜鉛めっき鋼線の破断原因である可能性もある。腐食疲労の可能性を指摘する米国研究者もいるが、具体的な根拠を示していない⁹⁾。

今回、米国の研究者より、約80年前に建設された吊橋で実際に破断した2本の亜鉛めっき鋼線を入手した。この断線鋼線の化学的・物理的強度の調査、および破面観察を実施し、その破断原因を推定した。

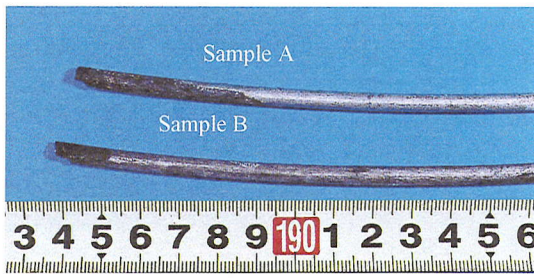


写真-1 鋼線試料

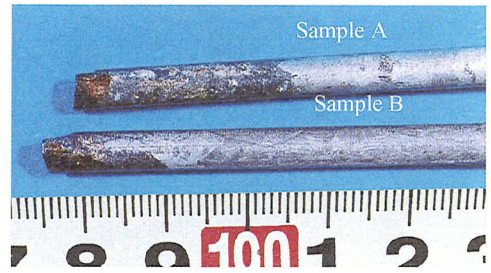


写真-2 破断面拡大

破面	A0	A1	A5: 成分分析	A4: 残留応力測定	A3	A2
破面	B0	B1	B4: ねじり試験	B3: 引張試験	B2	

図-1 試験サンプリング

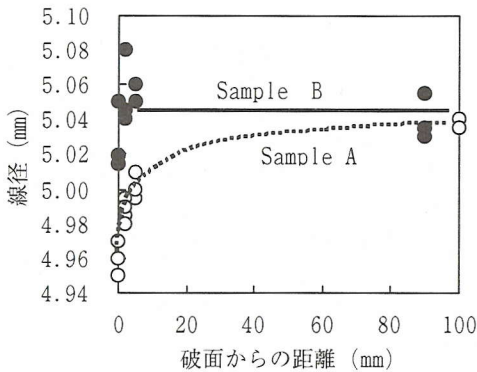


図-2 鋼線径

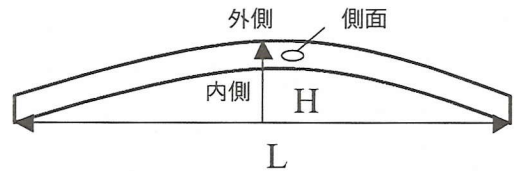


図-3 鋼線の曲率測定

表-1 曲率半径

	L (mm)	H (mm)	R (mm)
Sample A	204	12.4	426
Sample B	267	19.9	458

L: 長さ, H: 高さ, R: 曲率半径

我が国においても、吊橋ケーブルの腐食は報告されているが^{16), 17)}、いずれも腐食の発見が早く、破断した例は報告されていない。したがって、今回入手した破断鋼線の調査は、我が国の吊橋ケーブルの維持管理に極めて貴重な情報を提供すると考えられる。さらに、我が国の吊り橋の歴史は浅く、約 80 年前の亜鉛めっき鋼線の化学的・機械的性質を現在使用されている鋼線と比較することも興味深く、かつ有意義である。

2. 破断鋼線試料および調査項目

入手した破断鋼線試料は 2 体であり、その外観を写真-1 と写真-2 に示す。Sample A, B とともに破断面は切り欠き段差状となっていた。Sample A は破断面

近傍で若干の赤錆が発生しており、破断面から約 45mm の領域で亜鉛めっき鋼線が黒く変色していた。Sample B も破断面近傍で若干の赤錆が認められ、破断面から約 15mm の領域で亜鉛めっき鋼線が黒く変色していたが、その他の亜鉛めっきは目的にはほぼ健全であった。他の破断鋼線についても、破断面には腐食が認められた。また、破断鋼線は橋梁から切り出された後は常温乾燥状態で保管されており、この間に状況は変化していない。

現地調査報告書によれば、入手した破断鋼線は鋼線どうしが交わった箇所破断していた⁴⁾。吊橋ケーブルを構成する鋼線は平行に施工されるのが基本であるが、1 本 1 本個別に施工する AS 工法では、全ての鋼線を平行に架設するのは困難である。したがって、破断面での局所的な腐食は、この交差していたことが原因であると推定される。

表-2 化学成分 (質量 %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N
Sample A	0.81	0.20	0.50	0.026	0.035	0.12	0.02	0.10	<0.002	0.0039
JIS G3502 SWRS77B	0.75-0.80	0.12-0.32	0.60-0.90	<0.025	<0.025	<0.20				

表-3 機械的性質

	Sample B	1570MPa級 亜鉛めっき鋼線
線径 (mm)	5.04	5.01-5.12
引張破断強度 (MPa)	1561	1570-1770
0.7%全伸び耐力(MPa)	1227	>1160
伸び (%)	5.6	>4
絞り	30.4	—
ねじり回数 (回)	12	>14

表-4 残留応力

	Outside		Inside		Side	
	L	T	L	T	L	T
No 1	99	-72	-177	-116	91	-76
No 2	72	-71	-186	-89	139	6
No 3	72	-106	-198	-110	130	-28
Average	81	-83	-187	-105	120	-33

L:軸方向 T:周方向

この2体の試料を図-1に示すように分割し、種々の観察および測定を実施した。Sample A0とB0は、走査型電子顕微鏡(SEM)により破面観察を行った。Sample A1, A2, B1, B2は、樹脂に埋込み鏡面研磨して光学顕微鏡により亜鉛めっきや地鉄の腐食状況の観察を行った。鋼線組織観察はSample A3, 残留応力測定はSample A4, 化学分析はSample A5, 引張試験はSample B3, ねじり試験はSample B4を用いた。

3. 試料の外形寸法

(1) 鋼線径

破面(切欠口)からの距離と線径の関係を図-2に示す。ばらつきは大きいものの、Sample Aは破断部近傍で線径が細く、この部分で腐食が進行している。これに対してSample Bは破断部以外の一般部での線径変動が少なく、腐食は軽微であると推定される。

本橋の亜鉛めっき鋼線の初期線径は5.04mmであるが、破面近傍で腐食が大きいSample Aでも腐食による線径減少は0.1mm程度である。一般的に、亜鉛めっきの腐食速度は田園大気で約10g/m²/年程度である。本橋の亜鉛めっき鋼線では初期亜鉛めっき付着量が約350g/m²程度であるにもかかわらず、80年間の供用において亜鉛めっきが十分に残存している。

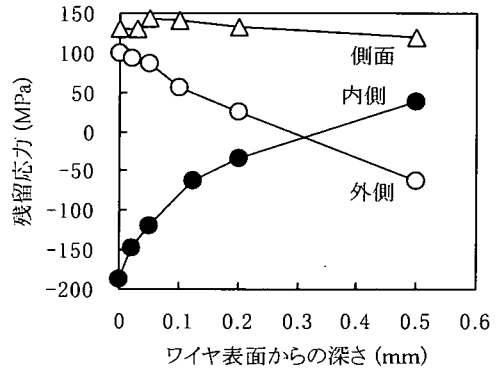


図-4 伸線方向の残留応力分布

したがって、腐食の進行は緩やかであったと考えられる。破断部の腐食が大きく進行していた原因は、前述したように破断は鋼線どうしが交差していた部分であったこと、および破断鋼線は中央径間中央部に位置していたため水がたまりやすく濡れ環境にあったためと考えられる。

(2) 曲率半径

入手した亜鉛めっき鋼線は湾曲していた。亜鉛めっき鋼線は製造時にリールに巻付けるが、この工程で曲がりが生じたと推定される。試料の長さ(L)と試料高さ(H)を測定し、曲率半径を推定した(図-3)。この結果、Sample Aの曲率半径は426mm、Sample Bは458mmであった。我が国で製造される亜鉛めっき鋼線の曲率半径は4000mm以上である。したがって本橋の亜鉛めっき鋼線はかなり大きな曲率を有していた。

4. 鋼線の化学成分および機械的性質

本章では、鋼線の化学成分・機械的性質を測定し、我が国で使用されている亜鉛めっき鋼線と比較する。また、X線応力測定装置で残留応力を測定する。

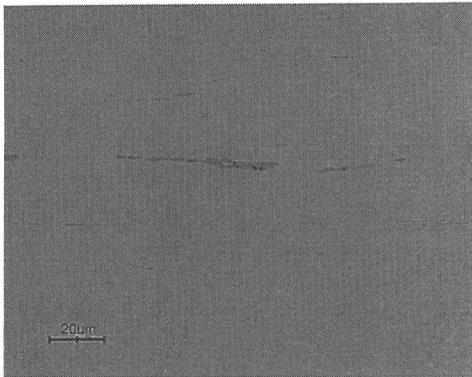


写真-3 鋼線組織（光学顕微鏡写真）

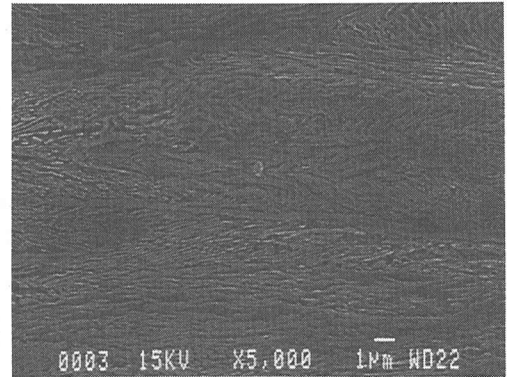


写真-4 鋼線組織（SEM ×5000）

(1) 化学成分

鋼線成分を化学分析した結果を表-2に示す。比較のため、構造用ケーブルに使用されている引張強度1,570MPa級の亜鉛めっき鋼線(JIS G3502 ピアノ線, SWRS77B)の化学成分も同表に示した。本亜鉛めっき鋼線は、現在の橋梁用鋼線と比較して成分に大きな差はないが、PおよびS量が若干高い。

(2) 機械的性質

鋼線の機械的性質を表-3に示す。参考として、構造用ケーブルに使用されている引張強度1,570MPa級の亜鉛めっき鋼線についても同表に示した。引張強さは1,561MPa、0.7%全伸び耐力は1,227MPaであり、現在の亜鉛めっき鋼線と同等レベルであった。また、一様伸びも5.6%と高いレベルにあった。

ねじり強度は、試料を間隔50mmで定着し、ねじり破断するまでの回転数で評価した。測定されたねじり回数は1.2回であった。我が国での規格値は、鋼線定着間隔は100d（d：線径）であり、測定値をこの規格値に換算するとねじり回数は12回である。我が国では、直径5.00～5.50mmの亜鉛めっき鋼線のねじり回数は14回以上と規定されている。破断鋼線のねじり回数が低かった原因は、ねじり変形の初期に伸線方向に沿った縦割れ（デラミネーション）が発生したためである。一般に、デラミネーションが発生する鋼線は延性が低いと考えられている。

(3) 残留応力

亜鉛めっきをアンモニア水で除去した後、X線応力測定装置で残留応力を測定した。金属材料は小さな結晶の集合体であるが、この結晶の格子面の間隔は、内部応力により広がったり縮んだりする。X線による応力測定は、X線回折から格子面の間隔を測

定できることを利用して鋼中の残留応力を測定する手法である¹⁸⁾。亜鉛めっき鋼線の微小部分の観察を行なうため、X線照射をスポット的に絞り測定を行った。Cr管球を使用し、管電圧30kV、管電流20mAの条件で、フェライト(2.1.1)面を用いた。鋼線表面だけでなく、鋼線表層を電解研磨で除去して鋼線内部の残留応力分布についても測定した。

湾曲した鋼線表面の外側、内側および側面における伸線方向と周方向の残留応力測定結果を表-4に示す。外側は引張、内側は圧縮、側面は引張の残留応力が認められた。また、伸線方向の鋼線内部の残留応力分布を図-4に示すが、表面から内部に向かい低減している。表層での残留応力はかなり高く、亀裂発生の一因になっている可能性がある。

調査した破断鋼線は供用時の引張応力から開放された状態であるが、実橋での供用時には直線になっている。湾曲した亜鉛めっき鋼線の両端を引張り、直線状に戻す試験結果によれば⁶⁾、湾曲した鋼線の内側には570MPaの引張応力、鋼線外側には同レベルの圧縮応力が発生する。したがって、鋼線内側には、常時荷重による引張応力(約500MPa)、残留応力による圧縮応力(-200MPa)、湾曲した鋼線を直線化することによる引張応力(570MPa)が発生しており、極めて高い引張応力状態にあると言える。後述するように、鋼線破断の起点は湾曲した亜鉛めっき鋼線の内側から発生していたが、この高い引張応力が影響していると推定される。

(4) 鋼線組織

Sample A3の光学顕微鏡による組織観察結果を写真-3に示す。観察面は軸方向断面である。組織観察およびその外観より、MnSと推定される介在物が伸線方向に伸ばされていることが分かる。

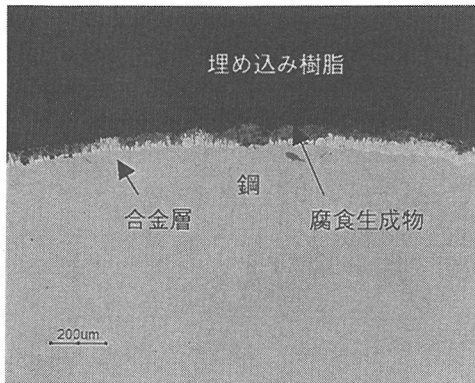


写真-5 Sample A 破面近傍の断面光顕写真

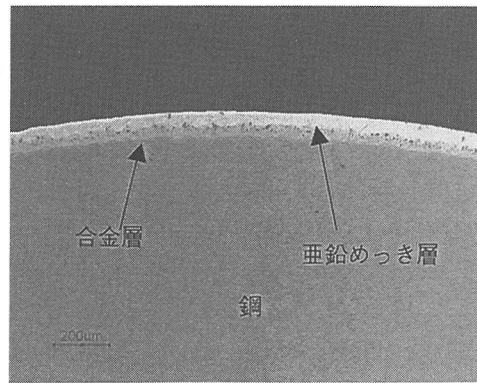


写真-6 Sample B 破面近傍の断面光顕写真

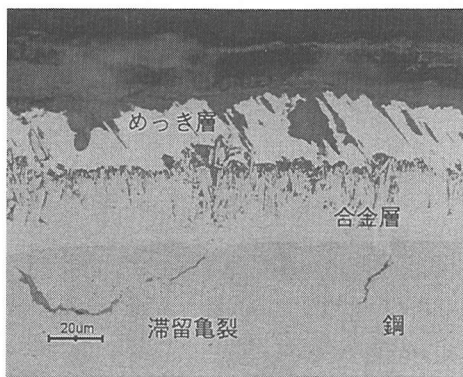


写真-7 亜鉛めっき鋼線の滞留亀裂

本橋の亜鉛めっき鋼線は、現在の鋼線よりもS量が多いため、MnS 介在物量は多くなっていると考えられる。MnS も鋼中の硫黄系介在物であるため、引張特性、衝撃値、疲労特性を低下させる原因となり得^{13)、14)}、破断原因にも関連する可能性がある。

写真-4 には電子顕微鏡 (SEM) による鋼線の軸方向断面の組織観察結果を示す。高強度鋼線は通常、伸線前にパテンティング処理 (900-1000℃に加熱したあと 400-500℃で保持) により恒温変態させて微細パーライト組織を形成させる。次に、伸線加工を行うため、伸線方向に配向した加工パーライト組織となる²¹⁾。本亜鉛めっき鋼線組織は健全な加工パーライト組織であり、異常は認められない。

5. 亜鉛めっき層の腐食状況

本亜鉛めっき鋼線の亜鉛めっき層断面の光学顕微鏡観察結果の一例を写真-5 と写真-6 に示す。

Sample A および Sample B のいずれも破面のごく

近傍のみ亜鉛めっきが消費され、破面から 20-30mm 離れた位置では外観や線径測定結果からも腐食は軽微であった。Sample A で黒くみえる部分 (図-1 の A1 部) では、亜鉛めっきの合金層まで消費され、一部に地鉄の露出が認められるが、Sample B の金属光沢の残る部位 (図-1 の B1 部) では亜鉛めっき層はほとんど消費されていないことがわかる。亜鉛めっきの厚みは約 50μm (約 350g/m²) であり、現在の亜鉛めっき高強度鋼線とはほぼ同等である。また、破面から 150mm 程度離れた Sample A の A2 部 (図-1) および Sample B の B2 部 (図-1) でも、部分的には合金層まで腐食が進行しているが亜鉛めっきの腐食による消費は小さく、破断部の近傍では腐食はほとんど生じていなかった。

また、母材中に多くの滞留亀裂が認められた (写真-7)。この滞留亀裂は鋼線内部の軸方向亀裂である。鋼線表層の凹部 (曲げの内側) に多く発生していたため、製造時に曲げられていた鋼線が伸ばされたことにより応力が集中し、亀裂が発生したと推定された。ただし、破断は軸直角方向の亀裂であり、軸方向の滞留亀裂は直接の破断原因ではないと考えられる。

6. 破面観察および破断原因の推定

本章では、亜鉛めっき鋼線破断面を走査電子顕微鏡で詳細に調査する。破断原因としては、水素が関与した遅れ破壊または腐食疲労破壊が考えられる。そこで、遅れ破壊させた試料および腐食疲労させた試料を作成し、実際に破断した状況と比較することにより破断原因の解明を図る。

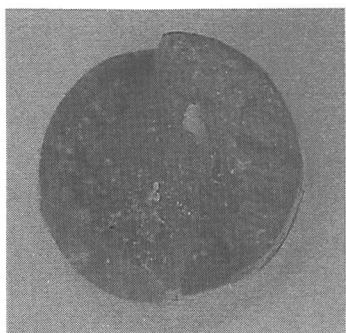


写真-8 Sample A 破断面

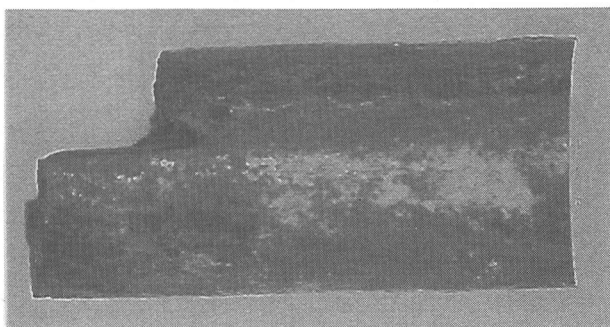


写真-9 Sample A 破断面側面

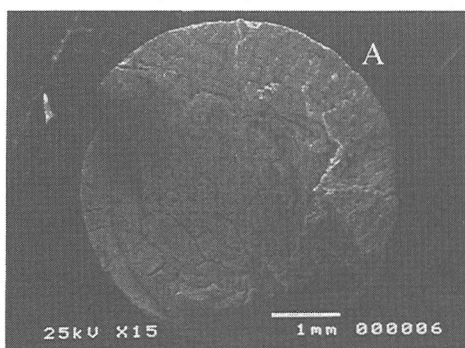


写真-10 Sample A 破断面 (SEM ×15)

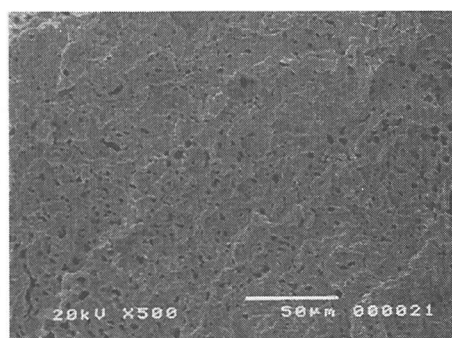


写真-11 亀裂伝播面 B 部拡大 (SEM ×500)

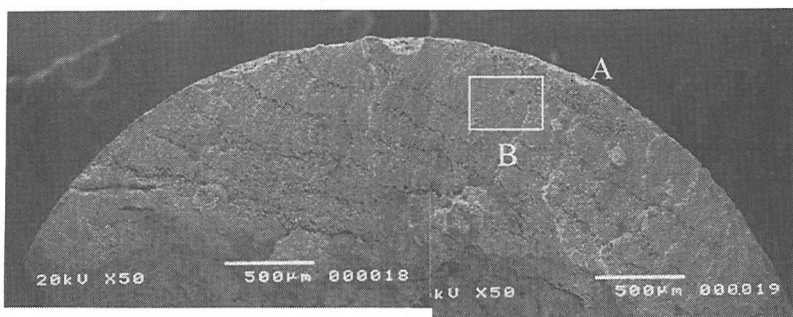


写真-12 Sample A 破断面拡大 (SEM ×50)

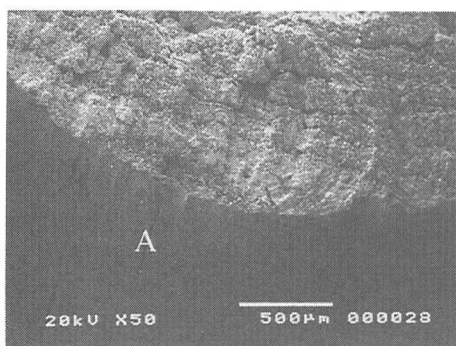


写真-13 Sample A 破断面 A 部拡大 (SEM ×50)

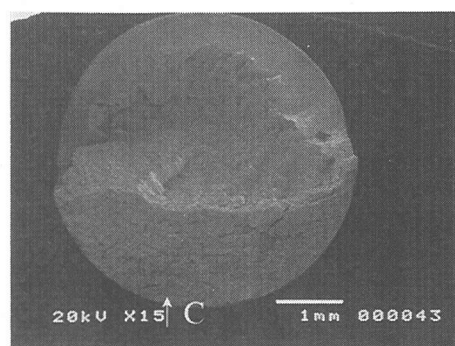


写真-14 Sample B 破断面 (SEM ×15)

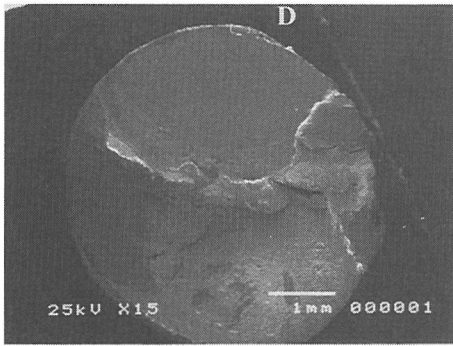


写真-15 疲労破断面 (SEM X15)

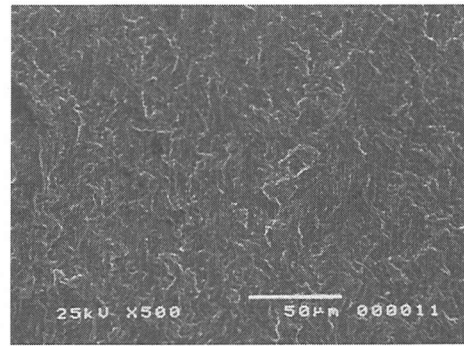


写真-16 亀裂伝播面 E 部 (SEM X500)

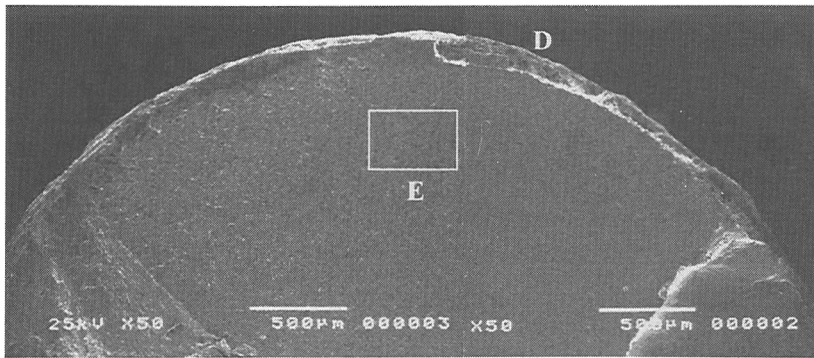


写真-17 疲労破断面 (SEM X50)

(1) 破面観察

Sample A の破断面を写真-8 および写真-9 に示す。破断面中央付近に段差が認められた。錆を除去した後、SEM で観察した Sample A の破面を写真-10 から写真-13 に示す。破壊起点は内側の A 点であり、破壊起点には局部腐食らしい部分が認められる。また、破壊起点を中心としてビーチマークに似た縞模様が認められる。この縞模様の箇所は、腐食の進行が著しいことが観察された。亀裂の伝播面は平坦であり、後述するように疲労破壊の破面と類似している。さらに、ビーチマークから伸線方向に沿った亀裂の発生も表面に認められた(写真-13)。亀裂がある程度進展した後、伸線方向に亀裂が分岐し、最終的にせん断で破断したと推定される。

Sample B の破面の SEM 像を写真-14 に示す。Sample A と同様に、破壊起点 (C 点) には局部腐食らしい部分が生成している。そこから、放射状に亀裂が進展している様子が認められた。Sample A も Sample B も破壊の伝播の様相は同一であり、破断原因は同じであると考えられる。

(2) 疲労破断亜鉛めっき鋼線の破面

本節では、亜鉛めっき鋼線を疲労破断させ、実破断鋼線との比較を行った。

引張強度 1,570MPa 級の亜鉛めっき鋼線を腐食させた後に、疲労破壊させた。長さ 300mm の亜鉛めっき鋼線を湿ったガーゼで包み、常時湿った状態が保持されるように密封容器内に 40℃ で約 1 年保持した。これは、腐食に必要な酸素と水が常時供給される厳しい腐食環境を形成させる腐食促進である。亜鉛めっきは腐食によりほとんど消費され、局部的に鉄錆の発生が認められた。この腐食亜鉛めっき鋼線を最小応力 550MPa、応力振幅 320MPa、62Hz で疲労試験を実施した。試料は、繰返し数 5×10^5 回で破断した。その破面を写真-15 から写真-17 に示す。破壊起点は表面 D 点であり、腐食部が起点となっている。疲労破壊の最終過程では、伸線方向に亀裂が分岐し、最終的に剪断で破壊している。疲労亀裂の伝播は平坦であり (E 面)、本橋の Sample A および B と類似している。また、亀裂伝播部の微視の様相も類似している。

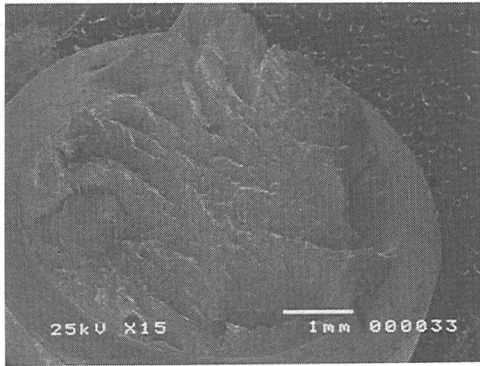


写真-18 遅れ破壊破断面 (SEM ×15)

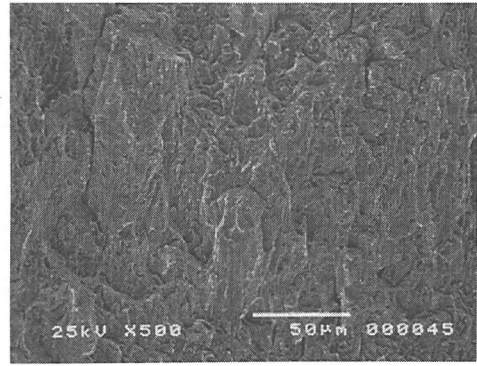


写真-19 遅れ破壊破断面拡大 (SEM ×500)

表-5 遅れ破壊における限界拡散水素量 (HC) と実侵入水素量 (HE)

限界 拡散性 水素量 (HC/ppm)	実侵入水素量 (HE/ppm)		
	湿潤ガーゼ巻 腐食促進試験 1年	塩水散布 屋外暴露試験 1年	複合 サイクル 腐食試験 1年
0.60	0.20	0.11	0.05

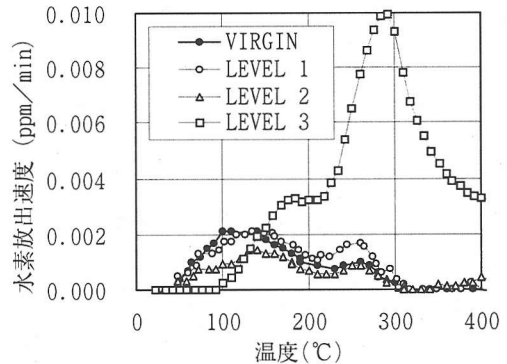


図-5 腐食亜鉛めっき鋼線の水素放出曲線

(3) 遅れ破壊鋼線の破面

引張強度 1,570MPa 級の亜鉛めっき鋼線に円周切欠きを付け、水素チャージを行って遅れ破壊させた。3%NaCl+0.3%NH₄SCN 水溶液中、電流 0.04mA/cm² で 18 時間電解研磨して水素チャージを行った鋼線に引張破断応力の 90%応力を加えた。試料は、271 分後に遅れ破壊した。この鋼線の破面を写真-18 と写真-19 に示すが、遅れ破壊の破面は平坦ではなく、亀裂の発生起点が同定できないほどマクロ的な凹凸がかなり大きい。亀裂伝播の微視的様相 (写真-19) も疲労破壊とは異なり、ミクロ的にも凹凸が著しい。また、延性破断に特有なカップコーン形状の絞りは認められない。

(4) 破断過程の推定

腐食に伴い亜鉛めっき鋼線に取り込まれた水素は、腐食鋼線を一定速度で昇温し、放出される水素量をガスクロマトグラフィーで測定できる。本橋の破断亜鉛めっき鋼線は採取されて約 4 年経ているため、腐食により吸収された水素はすでに放出されている。したがって、実橋の腐食環境をシミュレートした試験により腐食させた亜鉛めっき鋼線を作製し、

その水素量を測定した。

腐食シミュレート方法は、湿ったガーゼを亜鉛めっき鋼線に巻きつけ、湿った状態を温度 40℃ に常時保った。これは、実際のケーブルでも起こりうる腐食環境であり、実橋で腐食した亜鉛めっき鋼線の腐食状況を正確にシミュレートしていることを確認している¹⁶⁾。この腐食試験を約 1 年間行い、新品亜鉛めっき鋼線、腐食レベル 1 (亜鉛めっき層のみの腐食で地铁の腐食なし)、腐食レベル 2 (亜鉛めっきがほとんど消費され地铁の腐食が開始)、腐食レベル 3 (さらに地铁の腐食が進行) の試料を作成した。

これらをアルゴン雰囲気下の石英管内部に設置し、常温から 100℃/時間で加熱し、放出水素量をガスクロマトグラフィーにより測定した。その水素放出曲線を図-5 に示す。100℃付近と 300℃付近の 2 つの水素放出ピークが認められる。過去の研究により、200℃以下の拡散性水素のみが遅れ破壊に影響し、200℃以上の非拡散性水素は遅れ破壊に影響しないことが知られている⁹⁾。

図-5 より、腐食させた亜鉛めっき鋼線では拡散性水素は、腐食が進行しても顕著な増加は認められず、拡散水素量は 0.2ppm 程度であった。引張強度

1,570MPa 級の鋼線において遅れ破壊が発生する限界拡散水素量 (HC) は約 0.6ppm 程度であることが報告されている⁹⁾。したがって、腐食鋼線への侵入水素量は遅れ破壊を生じさせない範囲内であることが理解できる。

また、塩水散布屋外暴露試験 (3%の NaCl 水溶液を 1日1回スプレーして屋外に暴露試験) や複合サイクル腐食試験 (塩水噴霧、湿潤・乾燥を組み合わせたサイクル腐食試験) によっても亜鉛めっき鋼線を腐食させ、その侵入水素量を測定した。測定値を表-5に示すが、これらは湿潤ガーゼ巻き試験による腐食試料の水素量よりも低い。このように実環境下で鋼中に侵入する拡散水素量は遅れ破壊を生じない範囲であることがわかる。

以上のように、腐食鋼線の水素量は遅れ破壊を生じさせるレベルに至らず、破断鋼線破面は平坦でビーチマークに似た縞模様が見られるなど疲労破壊による破面に酷似しているため、断線原因は疲労破壊と推定される。一般に、長大吊橋ケーブルでは、死荷重の比率が大きく変動荷重は少ないため疲労破壊の可能性は低いと考えられている。ただし、鉄道併用橋では道路専用橋に比較して列車走行荷重による変動応力は無視し得ないレベルであると予想される。

本橋で発生している応力振幅は 20MPa から 50MPa にあると推定されている⁹⁾。腐食していない鋼線であれば、この応力振幅では疲労破壊は生じない。しかし、腐食した亜鉛めっき鋼線の疲労強度は低下すること、疲労限度が存在しない可能性が高いこと、湾曲した鋼線の内側での平均応力が高いこと、鋼中水素は遅れ破壊を起こすレベルにはないが亀裂伝播を助長し疲労亀裂進展を加速すること、鋼線どうしが交差によりフレッシングが生じていたことなどを考慮すると、本亜鉛めっき鋼線の破断は腐食疲労に関連している可能性が高い。今回の破断のプロセスは次のように推定される。

- ① 腐食によって、亜鉛めっき鋼線の一部に地鉄にまで及ぶ局部腐食が発生した。
- ② 活荷重による変動応力振幅により局部腐食部に応力集中が生じ、疲労亀裂が発生した。腐食によって侵入した水素、高残留応力、フレッシングが疲労亀裂の発生を助長した。
- ③ 亀裂が停留し、亀裂先端部では狭隘部となるため、通気差腐食 (環境の不均一による代表的な腐食で、鋼が水と酸素により腐食するとき、鋼表面の部分によって酸素の供給が異なる時酸素の届きにくい部分に生じる局部腐食) を生じ、

ビーチマークに似た縞模様を作り出す。この際に、停留亀裂が軸方向に伝播した。

- ④ 活荷重変動荷重がさらに加わり、疲労亀裂が進展し、さらに、局所的な pH 低下によって、水素が侵入し、水素が亀裂を進展した。
- ⑤ 腐食した亜鉛めっき鋼線の疲労強度は低下し、鋼線には曲がりに伴う高い平均応力が作用しており、かつ疲労限も存在しない可能性が高いため、上記の繰り返しにより最終的に疲労破断した。

7. まとめ

約 80 年前に建設された米国吊橋ケーブルから採取された 2本の破断した亜鉛めっき鋼線を種々の角度から調査した。得られた知見を以下に述べる。

- 1) 破面近傍のみ亜鉛めっきが消費されて鉄錆が発生していた。その他の部分の腐食はわずかで亜鉛めっき層は残存していた。鋼線どうしが交差する箇所では破断していたため、破面近傍の地鉄の腐食は大きくは進行していなかった。破断部は段差状になり、せん断破壊形状であった。
- 2) 破断亜鉛めっき鋼線は、曲率半径が約 450mm と大きく湾曲していた。残留応力を X線応力測定により調査した結果、湾曲部内側に約 200MPa の圧縮応力が認められた。供用時の直線状態では、湾曲部内側では約 570MPa 程度の引張応力が生じていると推定された。
- 3) 鋼線の成分は P や S が多いが、現在用いられているピアノ線の成分と大差はなく、亜鉛めっき鋼線の機械的性質も現在のものとほぼ同等であった。
- 4) 亜鉛めっき鋼線の鋼組織は現在の亜鉛めっき鋼線と同様に微細な加工パーライト組織を有していた。ただし、鋼中の S の濃度が高く MnS と考えられる介在物が多く認められた。
- 5) 破面を電子顕微鏡により観察した結果、いずれの破断亜鉛めっき鋼線には破壊起点に局部腐食が存在し、破壊起点を中心にビーチマークに似た縞模様が認められた。亀裂の伝播面は平坦であり、伸線方向に亀裂が認められせん断破断していた。
- 6) 腐食亜鉛めっき線を作成し、その疲労試験を実施した。疲労破断した亜鉛めっき鋼線の破面を電子顕微鏡により観察した結果、実破断鋼線の

破面と類似した破壊形態を示した。すなわち、局部腐食を起点とし、疲労亀裂の伝播部は平坦であり、伸線方向に亀裂が分岐し、最終的にせん断破壊していた。

- 7) 亜鉛めっき鋼線に水素チャージを行い、亜鉛めっき鋼線を遅れ破壊させた。その破面を電子顕微鏡で観察を行った結果、実破断鋼線の破面とは異なる亀裂の発生が同定できないほどマクロ的な凸凹が激しい形態であった。
- 8) 湿ったガーゼを巻きつけて腐食させた亜鉛めっき線を作成し、その鋼中水素分析を実施した。遅れ破壊が発生する限界拡散水素量 0.6ppm に比べて、腐食させた亜鉛めっき鋼線の実侵入水素量は 0.2ppm 以下と小さく、遅れ破壊が生じないレベルであった。
- 9) 以上の結果から、吊橋ケーブル亜鉛めっき鋼線の破断には、腐食・疲労・水素が総合的に関与していると考えられた。

本研究で得られた成果は、国内の橋梁ケーブルの維持管理や安全性を評価していく上で極めて有用であると考えられた。

謝辞：本研究の実施にあたり指導・助言をいただいた Weidlinger 社の Sante Camo 氏、および Lehigh 大学の John Fisher 教授、Alan Pense 教授および Kaufmann 博士に謝意を表す。

参考文献

- 1) Stahl, F.L. and Gagnon, C.P.: *Cable Corrosion*, ASCE Press, 1996.
- 2) Betti, R. and Yanev, B.: Conditions of suspension bridge cables: The New York City case study, Proceedings of Workshop on Safety Appraisal of Suspension Bridge Main Cables, pp.1-13, 1998.
- 3) Mayrbaul, R.: Corrosion in Suspension Bridge Cables, 16th Congress of IABSE, pp.397-397, 2000.
- 4) Camo, S. and Mayrbaul, R.: Cable Investigation,

- Technical Report, Weidlinger Associates.
- 5) Barton, S., Vermaas, G., Duby, P., West, A. and Betti, R.: Accelerated corrosion and embrittlement of high strength bridge wire, *Journal of Materials in Civil Engineering*, ASCE, Vol.12, No.1, pp.33-38, 1996.
 - 6) Fisher, J., Kaufmann, E. and Pense, A.: The effects of corrosion on crack development and fatigue life, Proceedings of Workshop on Safety Appraisal of Suspension Bridge Main Cables, pp.1-18, 1998.
 - 7) Haight, R., Billington, D. and Khazem, D.: Cable safety factors for four suspension bridges, *Journal of Bridge Engineering*, Vol.2, No.4, pp.157-167, 1997.
 - 8) Hopwood, T. and Haven, J.: Corrosion of cable suspension bridges, Kentucky Research Report UKTRP -84-14, 1984.
 - 9) Tarui, T., Maruyama, N., Eguchi, T. and Konno, S.: Development of High Strength Galvanized wire for Bridge Cable, IABSE Conference in Seoul, Paper No. 178, 2001.
 - 10) 遠藤吉朗, 駒井謙治郎: 金属の腐食疲労と強度設計, 養賢堂, 1993.
 - 11) 松村駿一郎編: 構造用鋼材, 3.7 応力腐食割れ, 新体系土木工学, 技報堂出版, 1981.
 - 12) 三木千寿: 鋼構造, 3章 鋼材の力学的性質, 共立出版, 2000.
 - 13) 日本鋼構造協会編: 鋼構造の疲労設計指針・同解説, 11 亜鉛めっき鋼線ケーブルの疲労強度, 技報堂出版, 1989.
 - 14) 佐々木佳男, 木内見, 新家徹, 湊理宙, 西寿樹, 杉井謙一: 腐食亜鉛めっき鋼線の疲労強度解析, 神戸製鋼技報, Vol.38, No.1, pp.63-66, 1988.
 - 15) ユリック, レヴィー: 腐食反応とその制御 (第3版), 産業図書, 1994.
 - 16) 古家彦彦, 北川 信, 中村俊一, 鈴木恵太, 聖生守雄: 吊橋ケーブルの腐食機構に関する研究, 土木学会論文集, No.637/VI-45, pp.103-114, 1999.
 - 17) 古家彦彦, 北川 信, 中村俊一, 鈴木恵太, 聖生守雄: 暴露試験による吊橋ケーブル防食法の防食性能評価, 土木学会論文集, No.637/VI-45, pp.15-28, 1999.
 - 18) 日本材料学会編: X線応力測定法, 養賢堂, 1990.
 - 19) 日本金属学会, 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼材料便覧, 丸善, 1967.
 - 20) 日本金属学会編: 鉄鋼材料, 丸善, 1995.
 - 21) 谷野満, 鈴木茂編: 鉄鋼材料の科学, 内田老鶴圃, 2001.

(2002.9.3 受付)

A CONSIDERATION ON CAUSES OF BROKEN STEEL WIRES OF SUSPENSION BRIDGE CABLES

Keita SUZUMURA, Shun-ichi NAKAMURA and Toshimi TARUI

Broken wires of an old suspension bridge in USA were investigated. Tension strength, elongation, chemical composition of the broken wires are almost the same as those of the recent galvanized high strength wires. However, the torsional strength is low and high residual stress exists due to the bent shape. Observation of fracture surface with electrical microscopes indicates that the crack initiation position is the corrosion notch on the wire surface. The crack gradually progresses from that point and beech-mark like stripes appear. Since the fracture surface is similar to a typical fracture surface of corrosion fatigue failure specimen instead of hydrogen embrittlement specimen, it is estimated that the wire breakage occurs by the mixed effects of corrosion, fatigue and hydrogen.