高速鉄道用新種高強度銅合金トロリ線の腐食疲労破壊特性†

駒井 謙治郎* 箕島 弘二* 宮澤 宏二**

Corrosion Fatigue Fracture Behavior of High-Strength Cu Trolley Wire for High-Speed Railroad Services

by

Kenjiro KOMAI*, Kohji MINOSHIMA* and Kohji MIYAZAWA**

One of the limiting factors in an operation of a high-speed train is the wave propagation rate in trolley wire, because the current collecting performance is reduced when the speed of a train reaches the wave propagation rate. Therefore, an operation of a high-speed train requires trolley wire with high wave propagation rates. For this purpose, the trolley wire should be tightened up with high tension stress which in turn requires a high-strength property and/or should have less density, although the mechanical properties including wear and (corrosion) fatigue and other properties such as electric properties should be sufficient. In this investigation, fatigue and corrosion fatigue properties have been evaluated in a newly developed high-strength Cu-Sn trolley wire for an operation of a high-speed train. The influence of NaCl solution on corrosion fatigue life is found negligible, because of relief of stress concentration due to initiation of multiple cracks, blunting of corrosion fatigue crack tip by dissolution, and decrease in total crack depth due to general corrosion on the wire. Therefore, the corrosion fatigue strength is determined by mechanical fatigue strength in air. Attention is also paid to crack initiation and corrosion behavior by using scanning electron and atomic force microscopy, and the mechanisms of corrosion fatigue are discussed.

Key words: Corrosion fatigue, Fatigue strength, Crack initiation, Environmental strength, Atomic force microscopy, Trolley wire, High-speed train

1 緒 言

工業、技術の進歩とともに、構造材料に課せられる要求はますます厳しくなりつつあり、材料強度に及ぼす腐食環境効果の解明が焦眉の急である。とくに、腐食環境中で同時に繰返し応力を受ける時、疲労強度が大きく低下する現象は腐食疲労と呼ばれ、機械、構造物の健全性維持の観点から重要である。腐食疲労機構としては、腐食ピットを起点としてき裂が発生・進展して破壊に至ることが多く、腐食ピットからのき裂発生の力学的条件について、幾つかの報告がなされている。^{1)~3)}

従来、腐食損傷過程の観察に対しては、試料表面を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察する手法等が用いられてきた。^{4), 5)} SEM は観察倍率の範囲が広く、マクロからミクロまで連続した観察が可能である、パノラマ写真、凹凸の大きい表面のステレオ観察が容易に行える、等の長所を有している。しかし、SEM では真空環境下で観察するため、連続的なその場観察は不可能であり、また表面損傷の初生過程を観察する目的に対しては、表面の凹凸方向の分解能が不十分という欠点がある。これに対して、近年登場した走査型原子間力顕微鏡 (AFM) は、種々の環境中で高倍率でその場観察が可能という利点を有しているため、その適用例は幅広く、SCC き裂進展のその場観察^{6), 7)} や、金属疲労の初期過程観察^{8)~10)} 等に用いられている。

一方、鉄道的高速化は、JR の新幹線・在来線、また私鉄において積極的に取り組まれている。高速化のためには、架線系ではトロリ線の波動伝播速度を向上させる必要がある。これは列車速度がトロリ線の波動伝ば速度に近づくとき集電性能が悪化するためであり、このため、最大列車速度は波動伝ば速度の約 70% 程度が目安となっている。トロリ線の波動伝ば速度を上昇させるためには、架線張力を上げることができるよう高強度化するか軽量化する必要がある。¹¹⁾ しかしながら、高強度材料は応力腐食割れや腐食疲労に敏感であり、長期間にわたって必要十分な安全性を持たせるためには、材料強度に及ぼす腐食環境効果を明らかにする必要がある。本研究においては、新たに開発された高強度銅合金トロリ線¹¹⁾ について、大気中と 3.5%NaCl 水溶液中において疲労試験を行った。とくに表面腐食損傷過程に着目し、走査型電子顕微鏡および走査型原子間力顕微鏡を用いて詳細に観察して、銅合金トロリ線の腐食疲労破壊機構について考察を加えた。

2 実験方法

供試材は高速鉄道用として新たに開発された新種銅合金トロリ線 (Cu-0.36%Sn (O: 410ppm, Ag: 8ppm, その他の不純物 (Fe, Co, Pb, Bi, Ni, Sb, As, Te) < 1ppm)) である。導電率が従来の錫入銅合金トロリ線と同等でかつ高強度を達成するために、錫の含有率を従来より若干

† 原稿受理 平成 10 年 5 月 15 日 Received May 15, 1998

* 正 会 員 京都大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒606-8501 京都市左京区吉田本町, Dept. Mech. Engg., Kyoto Univ. Sakyo-ku, Kyoto, 606-8501

** 石川島播磨重工業(株) 〒135-8732 東京都江東区豊洲, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., Koto-ku, Tokyo, 135-8732

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

Table I. Mechanical properties of Cu trolley wire in laboratory air and in 3.5% NaCl solution.

	Tensile Strength	Elastic Modulus	Elongation at Break
Laboratory air	473MPa	125GPa	8%
3.5% NaCl soln	482MPa	122GPa	6%

Displacement rate: 1mm/min (Laboratory air)
0.005 mm/min (NaCl solution)

増加させ、さらに加工度を大きくしている。¹¹⁾ これらにより架線張力を大きくすることが可能 (架線張力: 19.6kN, トロリ線断面積: 170mm²) となり, 高速走行でも十分な集電性能が得られるとされる。¹¹⁾ なお, 架線張力 19.6kN でのトロリ線中の波動伝ば速度は約 410km/h である。用いた試験片は Fig. 1 に示す丸棒平滑材であり, 実際に使用されるトロリ線より加工した。なお, 低応力域における試験においては, つかみ部の応力集中による破壊を防止するため, 中央平行部直径を 6mm とした。3.5%NaCl 水溶液中における引張試験および疲労試験においては, 試験片中央平行部を湿式エメリーペーパーで 1500 番まで研磨後, 粒径 1 μ m のダイヤモンドペーストを軸方向にかけ, 最終仕上げを施した。腐食環境中試験では, 試験片中央平行部約 20mm のみを腐食環境に露出させ, その他の部分には防食コーティングを施した。試験環境は, 実験室空中および比抵抗 $R > 1\text{M}\Omega\cdot\text{cm}$ のイオン交換水を溶媒とする 3.5%NaCl 水溶液である。腐食液は試験片中央部に取り付けた環境セルと腐食槽との間を $298\pm 1\text{K}$ に保って循環させた。試験液量は約 10L であり, 長期にわたる試験では, 3 日に 1 回腐食液を 3L ずつ交換した。

用いた試験機は, 電気油圧式サーボ疲労試験機 (株) 島津製作所, 島津サーボパルサ EHF-10/TQ-1 型, 軸荷重容量 98kN) である。試験機には油圧チャックが取り付けられており, 締め付け圧 39MPa で締め付けて試験片をチャッキングした。引張試験における引張速度は大気中では 1mm/min, 3.5%NaCl 水溶液中では 0.005mm/min とした。疲労試験には, 応力繰返し速度 20Hz の正弦波波形を用いた。平均応力は 115MPa 一定とし, 応力振幅を変えて荷重制御下で試験を行った。これは, 本銅合金トロリ線 (断面積 170mm²) においては架線張力 19.6kN で使用されることによる。腐食疲労試験には, 破断試験と試験を適宜中断して表面損傷を観察した後, 破断まで継続して実験を行う中断試験を行った。中断試験では, 中断のたびにイオン交換水中およびエチルアルコール中において試験片に対して超音波洗浄を施した。

SEM 観察には, 熱電子放射型走査電子顕微鏡 (JSM-

Fig. 2. S-N curves of Cu trolley wire in laboratory air and in a 3.5% NaCl solution at 25°C. The tests were conducted by keeping mean stress of 115 MPa, corresponding to tension stress of the trolley wire in a service condition.

5400-LV, 日本電子(株))と高分解能電界放射型走査電子顕微鏡 (HFS-2, (株)日立製作所)を用いた。AFM 観察には, 走査型原子間力顕微鏡 (NanoScope IIIa, Dimension 3000, Digital Instruments 社)を用いた。この AFM は大型試料の観察が可能であり, 試験片を切り出すことなく, 疲労試験片そのものの観察が可能であった。

3 実験結果および考察

3・1 引張強度と破壊形態

大気中および 3.5%NaCl 水溶液中において引張試験を行った結果を Table I に示す。3.5%NaCl 水溶液中における引張試験は, 低ひずみ速度試験 (SSRT) に相当するが, 腐食環境中においても大気中引張強度との間に差は見られなかった。マクロ破壊形態は環境を問わずカップ・アンド・コーン型であり, ミクロ破面も環境を問わずディンプルで占められており, 延性的に破壊した。本供試材は 3.5%NaCl 水溶液中において SCC 感受性は有しないと考えられる。

3・2 疲労特性

3・2・1 腐食疲労強度 大気中と 3.5%NaCl 水溶液中における銅合金トロリ線の応力振幅と破断繰返し数の関係 (S-N 曲線) を Fig. 2 に示す。図中, *印を付したものは中断試験の破断点である。大気中の疲労試験データは少ないものの, 3.5%NaCl 水溶液中腐食疲労強度は大気中から低下しないものと判断される。なお, $\sigma_a = 50\text{MPa}$ で行った試験 (繰返し速度: 30Hz) は実際の使用応力条件を模擬したものであり, この銅合金トロリ線は実用上十分な強度を有していると言える。また, 腐食疲労試験において試験片平行部で破断した場合は, 環境に露出させた部分ではなく, 防食コーティング下を破壊の起点としていた。したがって, 腐食環境中においても破壊機構は大気中と同様であったものと考えられる。なお, $\sigma_a = 167\text{MPa}$ で行った 1 試験片においては, つかみ部においてフレット疲労破壊を生じた。

3・2・2 腐食疲労損傷 腐食疲労試験片表面および試験片長手方向に平行に切断した断面を SEM を用いて

(a) Sample surface.

(b) Cross section along the longitudinal direction.

Fig. 3. Corrosion fatigue damage at $\sigma_a = 196\text{MPa}$ ($\sigma_m = 115\text{MPa}$, $N_f = 1.5 \times 10^6$).

(a) Sample surface.

(b) Cross section along the longitudinal direction.

Fig. 4. Corrosion fatigue damage at $\sigma_a = 167\text{MPa}$ ($\sigma_m = 115\text{MPa}$, $N_f = 7.4 \times 10^6$).

観察した結果を Fig. 3 ~ 5 に示す。以下では、表面の腐食形態および腐食疲労き裂について述べることにする。

1) 腐食形態

図に示すように、試験片表面は全面腐食形態を呈しており、応力集中の原因となる腐食ピットは観察されなかった。また、試験片長手方向に沿って腐食しているのが観察された。これはトバリ線製造の際に形成される引抜き集合組織によると考えられる。¹²⁾ また、短時間で破壊した試験片表面にはほとんど腐食されていない試験片表面が比較的多く存在した (Fig. 3) のに対して、試験時間が長くなるにつれて試験片表面全体にわたって溶解してい

(a) Sample surface.

(b) Cross section along the longitudinal direction.

Fig. 5. Corrosion fatigue damage at $\sigma_a = 167\text{MPa}$ ($\sigma_m = 115\text{MPa}$, $N_f = 1.2 \times 10^7$). Fig. 6. Surface damage of corrosion fatigued sample at $\sigma_a = 167\text{MPa}$ ($\sigma_m = 115\text{MPa}$, $N_f = 7.0 \times 10^7$), observed at border between the exposed and coated areas to prevent the surface from corrosion.

た (Fig. 5)。

腐食液暴露面と防食コーティング部の境界部を観察した例を Fig. 6 に示す。高応力下では、ほとんど腐食されず未腐食部と同じ高さの表面が腐食液暴露面においても相当に残っているのに対して、低応力域では試験時間が長いと暴露面全域にわたって溶解しており、未腐食部との間に段差が生じていた。ちなみに、これらのステレオ写真より全面腐食量を測定すると、腐食速度は 255-387 $\mu\text{m}/\text{y}$ と得られた。

繰返し荷重を与えた場合の腐食形態を、無負荷状態下の静腐食の場合と比較するため、それぞれについて中断試験を行い、SEM および AFM を用いて表面腐食損傷形態を観察した。繰返し荷重下における AFM 観察結果を Fig. 7 に、無負荷条件下の結果を Fig. 8 に示す。処女材において観察される試験片長手方向の溝は最終仕上げの際のダイヤモンドペーストによる研磨痕である。AFM・SEM 画像 (省略) からは両者ともに試験片長手方向に沿って腐食が生じているのが観察される。これは研磨による表面の凹凸、および引抜き集合組織の影響が現れたも

(a) Virgin sample surface.

(b) $n = 1.4 \times 10^5$, corresponding to two hour testing. (c) $n = 7.2 \times 10^5$, corresponding to ten hour testing.

Fig. 7. AFM imaging of the sample surface fatigued at $\sigma_a = 196$ MPa with $\sigma_m = 115$ MPa in a 3.5% NaCl solution. The test was periodically interrupted to observe the sample surface.

のである。

SEM および AFM による観察より、繰返し荷重を与えた場合でもき裂が発生していない表面においては、腐食の形態は静腐食の場合と同様であった。AFM 画像より、nm オーダの二乗平均あらさ (RMS) と中心面平均あらさ (R_a) の時間変化を調べた。結果を Fig. 9 に示す。静腐食、腐食疲労条件下ともに試験時間が増すとあらさが大きくなっているが、両者間に大きな差は見られない。

(a) Virgin sample surface.

(b) Testing duration: two hours.

(c) Testing duration: ten hours.

Fig. 8. AFM imaging of the sample surface without loading in a 3.5% NaCl solution (Static corrosion). The test was interrupted periodically to observe the sample surface.

これは大きく塑性変形を受けていない表面においては、腐食は組織に依存しており、初期腐食形態に差が生じなかったことを示している。なお、25 時間を越えると時間の経過とともに表面あらさが低下したが、これは AFM は表面を探针で走査する方式のため、凹凸がある程度以上の角度を持つと、探针が凹凸の底まで到達できないことによる。

Fig. 9. Changes in roughness of sample surface of corrosion fatigue and static immersion without loading, measured by an atomic force microscope.

2) 腐食疲労き裂

腐食環境中の高応力域で試験を行った場合は、引張荷重軸方向に対して垂直な方向に短いき裂が多数観察された (Fig. 3 (a)). 断面を観察すると、き裂の深さは約 $10\mu\text{m}$ と浅いことが分かる (Fig. 3 (b)). また、き裂壁面は溶解しており、とくに表面近傍で顕著である。これらのき裂の試験片表面におけるき裂の分布をモデル化したものを Fig. 10 に示す。このように2つ以上のき裂が互いに接近して存在すると、それぞれが干渉して、き裂先端における応力集中が大きくなったり、あるいは緩和されたりする。¹³⁾ Isida と Igawa は、無限板においてき裂が縦横に一列に並ぶモデルとジグザグに並ぶモデルを考え、一列に並ぶ場合は応力拡大係数が減少し、ジグザグに並ぶ場合は増加することを明らかにしている。¹⁴⁾ Fig. 10 の表面き裂分布モデルを見ると一列に並ぶ場合に近いため、応力集中は緩和されるものと考えられる。したがって、複数き裂が存在することにより応力集中が緩和され、腐食疲労き裂進展速度が低下したことが考えられる。

低応力域においても同様に荷重方向に対して垂直方向のき裂が観察された (Fig. 4 (a), 5 (a)). 繰返し数が増すときき裂長さが長くなるが、これは隣接き裂の連結による。このように連続して長くなったき裂の場合は、荷重方向に複数の応力集中源が並んで存在すると考えることができ、応力集中はさらに緩和される。¹³⁾ また、試験片断面を観察すると、き裂が溶解によって鈍化している様子が観察される (Fig. 5 (b)). Fig. 4 (b) と Fig. 5 (b) を比較すると、き裂の深さはそれほど増加していない。これはき裂先端が鈍化することにより応力集中が緩和され、腐食溶解量とほとんど変わらない程度までき裂進展速度が低下したことを示している。深さ方向のみかけのき裂進展速度を求めると $1.1 \times 10^{-11}\text{m/s}$ となり、深さ方向への進展速度は非常に小さいことがわかる。

腐食疲労試験を適宜中断して試験片同一表面を SEM

Fig. 10. Schematic view of cracks observed on a sample surface.

(a) $n = 1.0 \times 10^6$

(b) $n = 1.6 \times 10^6$

(c) $n = 2.2 \times 10^6$

Fig. 11. Serial imaging of corrosion fatigue crack initiation and propagation of an interrupted test at $\sigma_a = 196\text{MPa}$ with $\sigma_m = 115\text{MPa}$.

により観察した結果を Fig. 11 に示す。 $n = 1.0 \times 10^6$ (破断繰返し数の 36%) の時点で表面腐食部に矢印で示す長さ約 $3\mu\text{m}$ のき裂が観察された (Fig. 11(a)). き裂が発生した部分では腐食ピットは見られず、他の腐食部分と比べて腐食形態の違いは観察されないことから、観察されたき裂は、腐食損傷による応力集中部から発生したものではなく、空中疲労の場合と同様にすべり帯より発生したものである。このき裂はこの後少し成長した (Fig. 11(b)) 後停留し (Fig. 11(c)), 最終破壊は防食コーテ

イング下で生じた。さきに述べた複数き裂による応力集中の緩和, 腐食溶解による腐食疲労き裂先端の鈍化により, き裂進展速度が低下, あるいは停留したことを示している。

3・3 考察

一般に腐食疲労におけるメカニズムはつぎのようなものである。多結晶においては, 塑性変形しつつある結晶で優先的な腐食が生じ, すべり帯でのアノード溶解により腐食ピットが生じる。また, 表面被膜を生じる場合においてもすべり線上で被膜はとくに弱化あるいは破壊され, アノード溶解が促進されて腐食ピットが発生, 成長する。これらの腐食ピットがある程度の深さになったとき, ピットより腐食疲労き裂が発生, 進展する。¹⁵⁾

しかし, 本銅合金トロリ線は, 腐食疲労条件下においても静腐食の場合と同様に腐食ピットなどの局部腐食を生じず, 全面腐食形態をとる。また, 発生したき裂は複数き裂による応力集中の緩和, 溶解による腐食疲労き裂先端の鈍化, 腐食暴露面全域にわたる溶解によるき裂深さの減少により, 表面方向, 深さ方向ともに進展速度が大幅に低下する。その結果, 本材料においては腐食環境の影響を受けない防食コーティング下において大気中と同一の機構により疲労き裂が発生, 進展して, 破壊に至ったものである。したがって, 試験片全体が腐食環境に暴露されるような条件下においては, 空中疲労限以上の中応力域においては, 腐食疲労き裂進展速度が低下するため, 強度は上昇することもあるのに対して, 低応力域において繰返し数が 1.0×10^8 を越える長寿命域では, 溶解による試験片直径の減少により強度が低下する可能性がある。しかし, トロリ線直径を 15mm として, 全面腐食による強度低下量を試算すると, 約 5-8%/y であり, 本トロリ線の実環境における負荷応力が $\sigma_a = 50\text{MPa}$ であることを考慮すると, 本供試材料は長寿命域においても, 腐食疲労に対する十分な裕度を有していると判断される。

4 結 言

新種高強度銅合金トロリ線について, 大気中と 3.5% NaCl 水溶液中において疲労試験を行った。さらに, 走査型電子顕微鏡と走査型原子間力顕微鏡を用いて腐食損傷を詳細に観察して腐食疲労破壊機構について考察した結果, 以下の結論を得た。

(1) 本銅合金トロリ線は, 3.5%NaCl 水溶液中においても, 大気中と比較して疲労強度の低下は見られず, 十分な強度を有している。

(2) 腐食環境中においては, 試験片表面は全面腐食形

態を呈しており, 破壊の起点となりうる局部腐食, 腐食ピットは生じないが, 全面腐食量は試験時間が長くなるほど増加する。

(3) 繰返し荷重下においても顕著なすべり変形やき裂を生じていない場合には, 表面の nm オーダの初期腐食形態とあらさ変化には, 無負荷の場合(静腐食)との差は見られない。

(4) 腐食環境下においては, 表面に複数き裂が密に発生することによる応力集中の緩和, 溶解による腐食疲労き裂先端の鈍化, 全面腐食によるき裂深さの減少等の理由により, き裂進展速度が低下して, 大気中疲労強度により腐食疲労強度が定まった。

本実験で用いた高強度銅合金トロリ線は, 住友電気工業(株) 導電製品事業部, 天雲正道氏, 山本正則氏よりご提供いただいた。記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 木下 定, 金 貴植, 日本機械学会論文集, A-53, 2267 (1987).
- 2) 近藤良之, 日本機械学会論文集, A-53, 1983 (1987).
- 3) 中島正貴, 国枝久嗣, 戸梶恵郎, 日本機械学会論文集, A-57, 2859 (1991).
- 4) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 金 貴植, 材料, 36, 141 (1987).
- 5) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 日本機械学会論文集, A-54, 181 (1988).
- 6) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 伊藤雅彦, 材料, 43, 336 (1994).
- 7) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 宮脇 毅, 日本機械学会論文集, A-62, 1827 (1996).
- 8) 石井 仁, 宮津 信, 名倉啓二, 東郷敬一郎, 日本機械学会論文集, A-59, 3014 (1993).
- 9) T. S. Sriram, Chih-Ming Ke and Y. W. Chung, Acta Metall. Mater., 41, 2515 (1993).
- 10) S. E. Harvey, P. G. Marsh and W. W. Gerberich, Acta Metall. Mater., 42, 3493 (1994).
- 11) 池田健二, 伊藤貞夫, 岡田忠宜, 天雲正道, 山本正則, 奥 剛司, 丸山哲二, 住友電気, 145, 33 (1994).
- 12) 須藤 一, 田村今男, 西沢泰二, “金属組織学” (1972) 丸善.
- 13) 西田正孝, “応力集中” (1967) 森北出版.
- 14) M. Isida and H. Igawa, Int. J. Frac., 53, 249 (1992).
- 15) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, “金属の腐食疲労と強度設計” (1982) 養賢堂.