鋼の海水腐食の基礎的研究

(第1報) さび層の保護性について*

松 島 巖** 上野 忠之**

Study on Sea Water Corrosion of Steel—I
On the Protective Nature of Corrosion Product

Iwao Matsushima and Tadayuki Ueno

Low-alloy steels containing a few percent chromium corrode less than plain carbon steels when exposed to aerated neutral waters including sea water, in spite of the general concept that the corrosion rate of carbon and low-alloy steels in natural waters is independent of their heat treatment or alloy composition. The superiority of Cr-bearing steels as tested in artificial sea water vanishes when part of the steel surface is plated with copper. This indicates that even if the rate of diffusion of oxygen toward the surface is the same, the rate of oxygen reduction thereon depends on the nature of the

surface. The observed fact that the shift of the corrosion potential on stirring the water decreases with increased chromium content demonstrates that the corrosion product films formed on Cr-bearing steels provide a better barrier to oxygen diffusion. The diffusion coefficients of oxygen in the corrosion product films have been estimated using the time-lag method, where time-lag was determined from the transient potential change of corroded steels upon stirring the water. It was found that in the range of 10^{-6} ~ 10^{-7} cm²/sec, the value being smaller for Cr-bearing steels.

1. 緒 言

代表的な教科書¹⁾によれば、溶存酸素が主要な復極剤となる常温の中性水中における炭素鋼や低合金鋼の腐食速度は金属表面への溶存酸素の拡散速度によって支配されるので、腐食速度は主として溶存酸素濃度によって決まるとされている。したがって同一の天然水中におけるこれらの鋼の腐食速度は鋼の熱処理や化学組成に依存しないことになり、多くの実験的うらづけがある²⁾。

いっぽう、このような水中での鋼の腐食速度は暴露開始初期にはかなり大きい、たとえば数日といった短期間内に、生成したさびが酸素の拡散障壁となるため、その速度は次第に減少して定常値となることが知られている。¹⁾もし鋼の化学組成が異なれば、生成するさびの拡散障壁としての性質がちがっても決して不思議ではない。その結果定常腐食速度が鋼の化学組成によって異なりうる。

冒頭に述べた一般的事実にもかかわらず、Crを成分

中に含む鋼の淡水や海水中における平均重量減少は炭素鋼に比して小さいという報告がある³⁾。

以下に報告する研究は、最高約3%のCrを含む鋼の人工海水中での腐食挙動に関するものである。まず鋼中のCr含有量の増加にしたがって平均重量減少が小さくなることを確かめ、次にこのような効果が生ずる理由を明らかにする実験を行なった。

2. 実験方法

実験に供した鋼は人工海水中での腐食量の差をできるだけ大きくさせることによって実験を容易にしようとの考えから、有効と考えられる合金元素をなるべく多く配合したもので、0.1% C, 0.3% Si, 0.4% Mn, 0.06% P, 0.02% S, 0.35% Cu, 0.25% Mo, 0.6% Alをベースとし、1.2, 2.1 および 3.2% Crを加えたものである。比較材としてSS41鋼を使用した。SS41鋼以外は高周波炉で50kgインゴットを調製し、熱間圧延後試験片を切り出した。腐食試験片は50×50×4mm、電気化学測定用のものは30×15×4mmとした。

平均重量減少の測定は空気開放の人工海水に試験片を垂直につるして行なった。一部の試験片には全表面積の

* 日本鉄鋼協会第77回講演大会(昭和44年3月、東京)および第16回腐食防食討論会(昭和44年10月、金沢)の2回に分けて発表

** 日本鋼管(株)技術研究所(川崎市南渡田町2730)

3/4 の部分に Cu メッキを施した。Cu メッキにはシアン浴を用い、メッキを施さない部分はエポキシ系の樹脂であらかじめシールし、メッキ後とり除いた。分極曲線を求めるには定電位電解装置を用い、50 mV/min で掃引した。

溶液の流動による電位変化の測定には図1に示すセル

図1 電位測定用セル

を用いた。セルには暴気した溶液を空間を残さないように満し、静止時およびマグネチックスターラーで攪拌して酸素拡散層の厚さを小さくしたときの電位を求めた。2枚の白金電極は白金上での酸素拡散電流を求めるためのもので、一極を定電位電解装置で-50 mV (SCE) に保って、対極との間に流れる電流を記録した。この値は溶液の流動速度を制御する目的に用いた。

本報で用いた溶液はすべて人工海水で、次の組成を持っている。NaCl 25 g/l, Na₂SO₄ 4.19 g/l, MgCl₂·6H₂O 10 g/l, KI 0.05 g/l, KCl 0.6 g/l, CaCl₂·2 H₂O 1.5 g/l 温度は腐食量測定は室温、電気化学的測定は 25°C である。

3. 実験結果と考察

3.1 重量減少, 分極曲線

種々の Cr を含有する鋼の人工海水中における平均重量減少を図2に示す。腐食速度は時間とともにやや低下するがその傾向は比較的小さく、腐食量-時間の関係はほぼ直線であり、Cr 量が多いほど勾配が小さい。

同条件で求めた腐食電位の変化を図3に示した。電位は約 100 時間ではほぼ定常値となり、その値は Cr 量が多いほど貴であって、SS41 鋼と 3% Cr 鋼の差は 100 mV 以上にもなる。さらに長期間後の電位は図には示さなかったがほとんど変化しなかった。

図4に浸漬開始後、15, 30 日および6 ヶ月のアノード分極曲線を示す。15 日後では鋼種間にはほとんど勾配の差はなく、腐食電位だけが大きく異なる。このことは交換電流密度が見かけ上異なることを示唆している*1。Cr を

図2 重量減少に及ぼすクロム量の影響 (人工海水, 室温)

図3 腐食電位に及ぼすクロム量の影響 (人工海水, 室温)

含む鋼では時間の経過とともにやや勾配を増す。図に示した例では、1% Cr 鋼や2% Cr 鋼の分極曲線がある期間後に3% Cr 鋼のそれとほとんど重なっているが、次第に近づく傾向は一般的であっても、まったく重なったこと自体を重視するべきではない。

*1 本報で用いた鋼を 10% 硫酸で2分間エッチ後脱気人工海水中で自然電極電位を求めると、鋼種間にはほとんど差はなく -760~-780 mV (SCE) である。たとえば3% Cr 鋼の場合、 $E_{corros.}$ (エッチ, 脱気) = -760 mV, $E_{corros.}$ (空気開放, 100 hr) = -610 mV である。分極曲線の勾配から考えてこれらが同一のアノード内部分極曲線上にあるとは考えられず、空気開放下での分極曲線は明らかに貴方向にほぼ平行に移動している。酸素の存在によって生成した酸化物は電極の平衡電位を変えることはないから、平行移動は交換電流密度の変化として理解できる。通気度によってアノード分極曲線が異なることは、通気差腐食を説明する上での問題⁹⁾を解決するのに都合が良い。

図4 腐食した試験片のアノード分極曲線
(人工海水, 25°C)

3.2 酸素還元速度の差異

Cr の含有量によって腐食速度が異なることは緒言で述べた一般的理論と相反するので、その原因を解明するための実験を行なった。まず、通常の試験片と表面の $\frac{3}{4}$ をCuメッキした試験片を、空気開放人工海水に浸漬して腐食量を比較した。結果を表1に示す。

表1 鋼の腐食に対する部分的銅メッキの影響
(mg/50 cm²/15 day) 人工海水, 室温

	SS 41	1% Cr	2% Cr	3% Cr
裸の鋼	104.2	103.5	96.7	78.2
銅メッキ試験片 (表面の $\frac{3}{4}$ をメッキ)	103.9	102.0	106.7	103.9

この実験は Whitman と Russell の古典的な実験⁵⁾にしたがったものである。すなわち酸素の拡散が腐食速度を律速している場合、鋼表面に達する酸素はすべて $\text{H}_2\text{O} + \frac{1}{2}\text{O}_2 \rightarrow 2\text{OH}^- - 2\text{e}^-$ にしたがって還元され、このカソード反応量に見合った量のアノード反応によって Fe^{2+} が生成する。もし表面の一部がCuメッキされていても形状や全表面積が同じならば、試験片に到達する酸素の量は同じとなり、 Fe^{2+} の生成量も同じはずである。したがって試験片の一部がCuメッキされているに

かわらず、平均腐食量も等しい。ただしアノード反応の生ずる場所はメッキされていない場所に限定されるので、その部分の侵食の深さは大きい ($\frac{3}{4}$ メッキした場合、深さは4倍)。

表1を見ると、SS 41 鋼についてはこの原理が当てはまり、腐食量はメッキの有無にかかわらず、実験誤差の範囲内で一致している。しかし、Cr を含む試験片の場合はメッキによって腐食量が増し、その値は SS 41 鋼の値にまったく等しい。

この事実は、SS 41 鋼では腐食によって鋼表面に酸化物が生成しても、カソード反応の速度はCu表面における速度と変わらないが、Cr を含む鋼では腐食生成物が存在するとCu表面におけるよりも反応が遅いことを物語っている。すなわちCr鋼の表面に生成したさびは、なんらかの保護作用を示すことになる。

3.3 さびの保護作用の機構

鋼の組成によって酸素の還元速度が異なる原因として、次の三つの可能性が考えられる。

- 腐食生成物の酸素拡散障壁としての性質が鋼種によって異なる。
- 貴な電位をもつ鋼では酸素の活性化支配領域に入る。
- 腐食生成物表面におけるカソード活性点の数が鋼によって異なる (この場合、酸素は腐食生成物の表面で還元されるものと仮定)。

3.2 で述べたCuメッキを用いた実験で、定常電位を求めた結果を図5に示す。ここで3%Cr試験片を見る

図5 試験片表面の一部をCuメッキした場合と、しない場合の定常電位の比較 (人工海水, 室温)

と, Cu メッキの有無にかかわらず電位はほとんど同じであるが, 腐食速度, ひいては酸素の還元速度が異なる。このことから b) の可能性はやや弱くなる。しかし Cu 上と鋼上では酸素還元の Tafel slope が同一である保障はなく, たとえ電位が同じでも, Cu 上では拡散限界に達し鋼上では達しないことも考えられるので, 決定的ではない。また久松らの結果⁶⁾では, 200°C で生成した酸化皮膜をもつ軟鋼板上での酸素還元は, -0.5 V (SCE) より卑な電位になってはじめて限界電流を示すとされている。本実験で 3%Cr 鋼の電位は約 -0.6 V (SCE) であるから, やはり拡散限界領域に入る。

図 1 のセルに 15 日間人工海水中に浸漬した試験片を入れて静置し, 電位を記録しつつマグネチックスターラで一定の流速を与えた。セルは完全に人工海水で満たされており, 空気を含んだ空間はないので流速を与えてもバルクの酸素濃度は上らず, 拡散層の厚さだけが小さくなる。-500 mV (SCE) に保った白金電極上の酸素還元電流が, 静止時は $16 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, 流動時は $200 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ になるように溶液あるいは回転数を選んだ。実測された流動による電位の上昇は, 表 2 に示す通りであった。この

表 2 流動による腐食電位の上昇 (浸漬 15 日) 人工海水, 25°C

鋼	静止時の電位 (mV, SCE)	流動時の電位 (mV, SCE)	電 位 差 (mV)
SS 41	-693	-658	35
1% Cr	-658	-643	15
2% Cr	-615	-607	8
3% Cr	-581	-572	9

ような電位の上昇は, 流動によって鋼表面に到達する酸素の量が増した結果であると考えて良い。

表 2 の結果は, Cr 含有量が大きい鋼では電位上昇が小さいことを示している。図 4 の分極曲線で, 15 日浸漬の場合は鋼によってほとんど勾配が変わらないことから考えて, 表 2 の電位上昇の小さなものほど流動による酸素拡散量の増加が小さいことになる^{*2}。したがって前述の原因のうち, a) すなわち鋼によって腐食生成物の酸素拡散障壁としての性質に差があるの考えるのが妥当である。b) が原因ならば高 Cr の鋼では電位がまったく上昇しないはずである^{*3}。もし c) が原因であれば電位上昇は各鋼とも同じであろう^{*4}。

^{*2} 3% Cr 鋼の勾配は他に比べてやや大きい。表 2 で 3% Cr 鋼の電位上昇が 2% Cr 鋼よりむしろ大きいのはそのためであろう。

^{*3} バルクの酸素濃度が一定であるから, 流動によって活性化分極領域はより卑な電位領域まで延長されるが, シフトはしない。

^{*4} 鋼によってアノード分極の Tafel slope がちがわないので, カソード活性点の数がちがっても拡散酸素量が一定倍數になれば各鋼とも同じ電位上昇値を示すはずである。

3.4 腐食生成物内での酸素の拡散速度

腐食生成物による酸素拡散阻害の程度が鋼によって異なることがわかったが, これを速度論的に扱うと次のようになる。図 6 に示したように鋼表面に厚さ δ_1 の腐食

図 6 鋼表面付近の溶存酸素濃度の分布 (概念図)

生成物層があり, これがバルクの酸素濃度 C_0 の人工海水中に接しているとする。また腐食生成物表面での酸素濃度を C' , 溶液内の拡散層の厚さを δ_2 , 腐食生成物, 溶液内の酸素拡散定数を D_1, D_2 とする。ここで腐食電流 i は,

$$i = Kk_1C' = Kk_2(C_0 - C') \quad (1)$$

ただし K は定数, $k = D/\delta$ である。(1) 式より

$$C' = k_2C_0/(k_1 + k_2) \quad (2)$$

(2) 式を (1) 式の第 2 項に入れて

$$i = k_1k_2KC_0/(k_1 + k_2) = k_2KC_0/[1 + (k_2/k_1)] \quad (3)$$

ここで $K = 4F \times 10^{-8}$ (C/mol), $k_2 = D_2/\delta_2 \div 10^{-5}/0.05 = 2 \times 10^{-4}$ (cm/sec), $C_0 = 3 \times 10^{-4}$ (mol/l) を用いると,

$$i = 24 \times 10^{-8}/[1 + (2 \times 10^{-4}\delta_1/D_1)] \text{ (A/cm}^2\text{)} \quad (4)$$

となる。

D_1 を種々の値に設定して, 腐食電流 i と腐食生成物の厚さ δ_1 の関係を (4) 式にしたがってグラフに示すと

図 7 種々の D 値におけるさび層の厚さと腐食電流密度の関係 (実線は計算, 白丸は D とさび層の厚さの実測値に基づく。人工海水, 25°C)

図7のようになる。(2)式において腐食生成物が厚く、また酸素が通りにくいほど D_1/δ_1 、すなわち k_1 が小さくなって、腐食生成物表面での酸素濃度 C' がバルクの酸素濃度 C_0 に近づく。したがって3% Cr 鋼に流動を与えても C' はすぐ C_0 に達して頭うちとなり電位の上昇は小さい。また同一の鋼では D_1 は時間とともに変わらないと仮定すると、浸漬時間が長くなって腐食生成物が厚くなっても (k_1 が小さくなる)、(2)式にしたがって表面の酸素濃度 C' が大きくなるので、 k_1 が小さくなったことによる影響がある程度打消され[(1)式第2項]、腐食速度 i の δ_1 増大による低下は比較的小さい。このことは図7で D_1 が一定のとき δ_1 が 100μ から 1000μ になっても、 i はせいぜい数分の1にしかならないことに反映されている。

D_1 が実際にどのような値となるかを6ヵ月浸漬試験片について time-lag method を用いて求めた。SS 41 鋼の場合について図8に例示する。図1のセルを用いて液

図8 Time-lag の決定 (SS 41 鋼の場合) (人工海水, 25°C)

の流動に伴う電位の上昇を時間の関数として求め(図8 A), 分極曲線(図4)の直線部分と組合せて各電位にお

*5 (9)式の誘導については付録を参照されたい。

ける腐食電流(酸素消費速度と比例)を得た。これを時間の関数としてプロットし(図8 B), 流動を開始した時点以後の腐食量の増加分を積分すれば(図8 C), time-lag L が求められる。

Time-lag L と D_1 との間には次の関係がある*5。

$$D_1 = \frac{\delta_1^2}{6L} \frac{C_2' - C_1'}{C_2'} \quad (5)$$

$$\approx \frac{\delta_1^2}{6L} (C_2' \gg C_1') \quad (6)$$

ただし C_1' , C_2' は静止時および本実験の流動条件下での腐食生成物表面における溶存酸素の濃度である。腐食生成物の厚さ δ_1 は試験片を樹脂に埋めこみ、断面を研摩して金属顕微鏡下で測定した。

前述のように白金電極上で観測される酸素の拡散限界電流は、溶液を流動させることによって10倍以上となるので、一見(6)式が成立するように見える。(6)式を用いて D_1 を求めた結果を表3に示した。しかし試験

表3 各鋼の腐食生成物中の酸素拡散定数(人工海水, 25°C)

鋼	$L(\text{sec})$	$\delta_1(\mu)$	$D_1(\text{cm}^2/\text{sec})$
SS 41	72	220	1.1×10^{-8}
1 %	234	350	8.8×10^{-7}
2 %	396	300	3.8×10^{-7}
3 %	102	150	3.7×10^{-7}

片上での酸素の還元電流の流動による増大は、流動による電位の上昇値と分極曲線とを見合わせた結果では、SS 41 鋼で3倍、Crを含む鋼で2倍程度になるにすぎない。これは流動時の C_2' が C_0 で頭打ちとなるからであると考えられる。この結果(6)式は厳密には当てはまらず(5)式を用いなければならないが、 C_2' , C_1' は直接求められないので、真の D_1 は表3に示した値の2/3(SS 41) $\sim 1/2$ (Cr 鋼)程度であろうと推察するにとどめる。

求められた D_1 および δ_1 から k_1 を求め(2)式に入れると、 C'/C_0 は0.8(SS 41)ないし0.9(3% Cr 鋼)となり、流動時に試験片上での酸素還元電流が2~3倍になることと一致しない。この理由は静止時 $\delta_2 = 0.05 \text{ cm}$ における C_0 が、真にバルクの酸素濃度に達していないことにあると考えられる。すなわち、静止時の試験片近傍の酸素濃度は、第一鉄イオンを第二鉄に酸化するために消費され、拡散層の厚さがあたかも大きくなったような状況になっている。このことはCleary⁷⁾ がマイクロ電極を用いて、腐食しつつある鉄の表面から沖合に向っての溶存酸素の分布を測定した結果からも推察できる。

表3に示した D_1 の値は SS 41 > 1% Cr > 2% Cr > 3% Cr で、鋼中の Cr 量の増加につれて酸素を通しにくい腐食生成物が形成されることになる。表3の D_1 と δ_1 の値を図7に白丸で記入してある。各点について縦軸を見ると腐食電流(速度)が求められる。このような腐

食速度が、(1)～(4)式に示されたモデル、time-lag method による D_1 、実測による δ_1 などに基づいて間接的に求められたものであることに留意されたい。実験の性質上、数字の絶対値をあまり重視するべきではなからうが、図7によると腐食速度は5～15 mdd の範囲にあり、SS 41 > 1% Cr > 3% Cr > 2% Cr となっている。これらの値は図2から求められる平均重量減少の値 (10～16 mdd) と比較的良好一致を示している。2% Cr 鋼と3% Cr 鋼とで実際の腐食傾向と逆となったが、これは δ_1 の測定に誤差を伴いやすい結果であろう。

図7が予言するように同一の鋼の腐食速度は δ_1 の増大に比較的鈍感であり、 δ_1 の増大も時間とともに鈍化すると考えられるので、腐食速度は時間の経過にしたがってきわめてゆるやかに低下し、その結果腐食量-時間の関係はかなり直線的となるのであろう。

3.5 ま と め

本報の結果は、人工海水中に全浸漬した鋼の腐食速度が鋼の組成によってなぜ異なるのか、また、腐食生成物の保護性のちがいがこれらの差異を与えるにもかかわらず腐食量が時間に対してほぼ直線的に増加し、鋼種間の腐食量の差が放物線の水平化の傾向ではなく直線の勾配に起因するのかを明らかにするものである。

これらの結果は、実際の海中で用いられた鋼材の腐食挙動にも原則的には当てはまると考えられる。しかしこの場合、海水中の生物や汚染の影響、場合によってはミルスケールの存在などのため、これらの原則からずれることは当然ありうる。さらに腐食の局所化やさび層の破壊が生じるので、事情はいっそう複雑になる。

たとえばパナマの運河地帯で行なわれた海水腐食試験結果⁸⁾では、3年までは、3% Cr 鋼、5% Cr 鋼が炭素鋼よりも小さな重量減少を示したのに対し、3.5年以後はこの関係が逆転している。8年後の孔食の程度は Cr の有無にあまり関係なく、上述の挙動の原因が何にあるのかはわからないが、おそらくは何かの偶発的な出来事によって、本報からは予測しえないケースとなったものと思われる。

4. 結 論

1) 人工海水中における鋼の腐食量は Cr 量 (0～3%) の増加によって小さくなる。この原因は鋼表面に生成する腐食生成物の酸素拡散障壁としての能力の差にある。

2) さび層の拡散障壁としての能力が大きい場合ほどさび層表面での酸素濃度が高い。

3) さび層が時間の経過によって厚くなった場合にも2)と同様のことが言える。この結果さび層の厚さの増加は腐食速度の低下には比較的効かず、腐食量は時間に対してほぼ直線的に増加する。

4) Time-lag method で求めたさび層中の酸素の拡

散定数は $10^{-6} \sim 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{sec}$ で、Cr を含む鋼の方が小さい。

謝 辞

本研究の実験方法について有益な御示唆を下された東京大学工学部教授 久松敬弘先生 ならびに time-lag method の数学的取り扱いに関して協力された当研究所の同僚栗田義之氏に厚く御礼申上げる。

(昭和44年12月8日受理)

文 献

- 1) たとえば H.H. Uhlig : Corrosion and Corrosion Control, p. 87 (1963) John Wiley & Sons, New York
- 2) たとえば H.H. Uhlig 編 : Corrosion Handbook, p. 383, (1948) John Wiley & Sons, New York
- 3) 文献 1) p. 108 ; N. D. Tomashov (B. H. Tyltel, I. Geld & H. S. Preiser 訳) : Theory of Corrosion and Protection of Metals, p. 473 (1966) MacMillan, New York, など
- 4) 高橋 : 電気化学, 37, 162 (1969)
- 5) W. Whitman & R. Russell : Ind. Eng. Chem., 16, 276 (1924)
- 6) 久松, 増子 : 防蝕技術, 18, 339 (1969)
- 7) H. J. Cleary : 私信
- 8) B. W. Forgeson, C. R. Southwell & A. L. Alexander : Corrosion, 16, 105 t (1960)
- 9) W. Jost : Diffusion in Solids, Liquids, Gases. p. 42, (1960) Academic Press, New York

付 録

Time lag から拡散定数を求めるには次のようにした。表面濃度 C' が C_1' (静止時) から C_2' (流動時) に変わったときの腐食生成物内での酸素濃度 $C=f(x,t)$ は次式で示される⁹⁾。ただし x は腐食生成物-金属の界面からの位置 (図6参照), t は流動開始時からの時間である。

$$C = \frac{C_2'x}{\delta_1} + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \left\{ \exp \left[- \left(\frac{n\pi}{\delta_1} \right)^2 D_1 t \right] \sin \frac{n\pi x}{\delta_1} \left[\frac{(-1)^n C_2'}{n\pi} + \frac{1}{\delta_1} \int_0^{\delta_1} \varphi(\xi) \sin \frac{n\pi \xi}{\delta_1} d\xi \right] \right\} \quad (7)$$

図9 Time-lag の概念図

ここで常に $x=0$ で $C=0$, 静止時は $0 \leq x \leq \delta_1$ で $\varphi(\xi) = C = C_1'x/\delta_1$, 流動開始後定常状態になったとき, $0 \leq x \leq \delta_1$ で $C = C_2'x/\delta_1$ とする。

他方, 流動開始後の腐食量の積算を M とすると,

$$\frac{dM}{dt} = AD_1 \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} \quad (8)$$

ただし A は定数である。

したがって

$$M = AD_1 \int_0^t \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} dt \quad (9)$$

(7) 式に境界条件を入れ, 結果を (9) 式に代入する。

この場合 t を十分大きくとると (流動定常状態),

$$M = AD_1 \left[\frac{C_2'}{\delta_1} t - \frac{\delta_1}{6D_1} (C_2' - C_1') \right] \quad (10)$$

(10) 式は図 9 の直線 c をあらわす。もし time lag がなければ M は $AD_1 C_2' t / \delta_1$ となり直線 a で示される。実際には M は曲線 b のようになり, 図 8 C の曲線がこれに相当する。曲線 b の直線部分を延長しこれが時間軸を切る点に相当する t が time lag L で, (10) 式より

$$D_1 = \frac{\delta_1^2}{6L} \frac{C_2' - C_1'}{C_2'} \quad (5)$$

の関係が得られる。

技術トピック

NACE 基準 DR-01-69

土中または水底の埋設管の防食管理に関し勧告する基準実施法

Mater. Prot., Vol. 8, No. 9 (1969) に色刷 26 頁の膨大な NACE 基準 DR-01-69 の全文が掲載された。

(1) 概要, (2) 用語の定義, (3) 防食管理の必要性, (4) 構造設計 (設計に当たり防食技師が関与すべき事項), (5) 塗覆装, (6) 電気防食判定の基準, (7) 電気防食法の設計, (8) 電気防食法の施工法, (9) 相互干渉 (迷走電流) の管理, (10) 電気防食法の保守管理, (11) 防食管理の記録の 11 章と付録からなりたっている。

この基準は技術委員会 T-10-1 が 25 年の経験を基にして 15 ヶ月練りに練った結晶であって, NACE が誇るに足る大事業であると紹介し, 異例の記者団を集めた発表会も開いている (*Pipe Line News*, 1969, Oct., p. 52)。

既に各方面の関心と呼び, 米国ガス管理委員会はこの基準を取締基準 (B-31-8 Code の 841.173 章) に採用することを決め, 似たような構造物にも適用することが望ましいと述べている。また 1970 年 8 月までに決める米国導管安全法の内容のモデルになるべきものであり, それまでも暫定的規定として採用すべきであると勧告している。

この基準はそのまま実施できるように書かれてあるので, 運輸省の導管安全局が 1970 年 8 月までに公布すべき安全法の草案としても役に立つため NACE は安全局

からこの安全法の立案に協力すべきことを依頼され既に活動を始めた由である。

なお T 10-1 の幹事 L.F. Heverly 氏の記事 (*Pipe Line Engineer*, 1969-3-Corrosion Control and Its Relation to Pipeline Safety) によると, 天然ガス法によって導管安全局を置くべきであるとの議は 1951 年ころからあったが, 紆余曲折を経て 1968 年 7 月 2 日 351:14 で国会を通過, 1968-8-12 大統領の決裁が下り, 同年 9 月 10 日導管安全局設立, 各州区々であった取締規則を米国全体に共通の近代化された規則に改め, これによる監督指導を行なうことになった。取りあえず各州の法規などを活用して実効をあげると同時に, 1970 年 8 月 12 日までに全国的に最少限守らねばならぬガス運搬と導管の安全法を立案することになった。

この安全法立案に当たり, (1) 適切な役に立つ資料であること, (2) 特殊の導管にも適用できるものであること, (3) 合理的なものであること, (4) 公衆の安全に寄与するものであること, の主旨を守ると同時に費用と利益を配慮し, 技術の進歩を妨げぬため, 具備すべき条件は示すが, 施工法を指定することは避ける, などの方針を打ち出しており, NACE が強力な協力をする事になっている由である。

重要な導管に対しては必ず電気防食法を実施し, かつその保守管理と定期的な管理記録の報告をせねばならぬことが法律で規定された画期的なでき事であるので少し詳しく紹介した。

(M.H.)