講義ノート 講義ノート

金属腐食の概要と局部腐食 Ⅳ ~ステンレス鋼の局部腐食~

篠原 正*

4.1 はじめに

前回の講義⁽¹⁾では,腐食が不均一に進む場合の腐食挙動や 耐食性について述べ,その中でステンレス鋼の局部腐食とし て,孔食と粒界腐食について解説した.本稿では,すきま腐 食および応力腐食割れを中心に,ステンレス鋼の局部腐食に ついて発生・進展機構を含め解説する.

4.2 すきま腐食

4.2.1 孔食と比較したすきま腐食の特徴

ステンレス鋼の自由表面に個体が接触している構造を『す きま』といい,すきま部で生じる腐食をすきま腐食という. すきま腐食の発生と成長の模式図を孔食(前回講義⁽¹⁾の図 3.12)と比較し,図4.1に示す.孔食は自由表面上で起こるた め,比較的厳しい環境(高 Cl-濃度,高電位)でないと発生 しない(図4.1(b)).また,成長性食孔においては,深くなる につれ濃厚溶液が薄まりにくくなり,多少電位が下がっても



図4.1 孔食とすきま腐食の模式図.

* 元,物質・材料研究機構
 Corrosion and Protection of Metals IV ~ Localized Corrosion of Stainless Steels ~; Tadashi Shinohara*(*Formerly, National Institute for Materials Science, Tsukuba)
 Keywords: *stainless steel, localized corrosion, pit, pitting, crevice corrosion, solution chemistry, stress corrosion cracking, SCC* 2022年 6 月20日受理[doi:10.2320/materia.62.237]

成長を維持できる(図4.1(c),(d)). すなわち,食孔が再不 動態化する電位(再不動態化電位)は食孔が深くなるほど低く なり(図4.1(e)),(孔食腐食電位)>(食孔再不動態化電位)と なる.これに対してすきまでは,もともと溶液が濃縮しやす い構造であるので,より温和な環境(低 Cl-濃度,低電位) においても腐食(すきま腐食)が発生・成長できる(図4.1 (g)).また濃縮度合いあるいは濃厚溶液の薄まりやすさに 対する腐食深さの影響も小さいので,(すきま腐食電位)= (すきま再不動態化電位)が成り立つとされる(図4.1(h)).

こうしたすきま構造は,フランジ接合部やボルト/ナット 等,構造上避けられないことから,実機では大きな問題となっている.

すきま腐食が起こる条件を見出すのに再不動態化法⁽²⁾⁻⁽⁴⁾ が用いられている.これは、いったん腐食環境を厳しくして すきま腐食を起こした後、環境を温和化してすきま腐食が停 止する(再不動態化する)条件を決定する、というものであ る.電位(E)、温度(T)および Cl^- 濃度(C)について求めた 臨界値をそれぞれ再不動態化電位(E_R)、再不動態化温度 (T_R)、および再不動態化濃度(C_R)、という.これより温和 な条件($E < E_R$, $T < T_R$ あるいは $C < C_R$)に持っていけば、す きま腐食を停止させることができる.すなわち、すきま腐食 の心配をせずに材料を使うことができる. E_R 測定法につい ては、2002年に JIS G 0592として規格化された.

ジェット水流で緯糸を挿入する方式の織機において、ヘルドと呼ばれる13Crステンレス鋼製部品で腐食が生じたことが報告されている⁽⁴⁾.ジェット水流には水道水や地下水が用いられている.図4.2は2枚のヘルドからなる金属/金属-すきまでの $E_R \ge C_R$ の測定結果である.両手法で求めた結果は同じ直線上に乗っており、再不動態化法によってすきま腐食の有無の境界が求められることを示している.また、水道水の条件は測定結果の右上にあり($E > E_R, C > C_R$)、当該腐食損傷は、すきま腐食であることが確認できた.

すきま構造では溶液が濃縮しやすいため、より温和な環境 (低 Cl-濃度,低電位)においても腐食(すきま腐食)が発 生・成長する.しかし,すきま間隙が大きくなるとすきま内 溶液と沖合溶液との入れ替えが容易になって,希薄化しやす くなる.すきま間隙が $10 \sim 40 \ \mu m$ を超えると E_R が急激に 高くなる⁽⁵⁾ことから,この間隙 ($10 \sim 40 \ \mu m$)がすきま構造と しての閾値と考えられる.

4.2.2 すきま腐食の発生

304鋼/PMMA-すきまにおけるすきま腐食挙動につい て、デジタルカメラによるその場観察⁽⁶⁾を行い、すきま腐食 部(アノード)がどのように広がって行くかについて検討し た.観察例を図4.3に示す.当初すきま内部に溶解点が発生 し(図4.3(a)中の矢印)、この溶解点は開口部方向へ拡大し た.腐食が開口部付近に到達すると、開口部に沿って回り込 むように進展し、黒色の腐食生成物が生成した.最初の溶解 点を含む SEM 観察(図4.3(b),(c))によると、すきま腐食は 起点となったところで必ずしも深くまで進展するわけではな く、発生と進展とでおのおの機構が異なっていることが確認 できた.

4.2.3 すきま腐食の成長挙動

80℃の3%NaCl 水溶液中における高純度18Cr-14Ni 鋼/ガ ラス-すきまにおけるすきま腐食をその場測定した結果⁽⁷⁾に よると,成長性画素(PE(II))および再不動態化性画素(PE (IR))の侵食の経時変化は,以下のようにまとめられる:

- ・成長性画素(PE(II))
 比較的速い溶解(I段階)→臨界深さ(h₂*=30~40 µm)→
 (遷移段階)→定常成長(II段階)
- 再不動態化性画素(PE(IR))
 比較的速い溶解(I段階)→臨界深さ(h_R*=15~35µm)→再
 不動態化

ここで、 h_2^* はすきま腐食の成長性に関する臨界深さである.また、I段階の溶解速度(V_I)、II段階の溶解速度(V_{II}) のいずれもすきま内位置、すきま奥行き(ジオメトリー)に依存せず決定できる特性値であると言える.また、 V_I が電位に依存しないのに対して、 V_{II} は電位依存性が大きいことがわかった.このことは、I段階とII段階とは溶解機構を異に



図4.2 2枚のヘルドからなる金属/金属-すきまにおける*E*_Rと *C*_Rの測定結果.(文献(4)を編集)



図4.3 すきま腐食部の SEM 観察結果. (文献(6)を編集)

し、電極電位に依存する場合のすきま腐食特性はⅡ段階に求 められること、を示している.

4.2.4 局部腐食部での濃厚溶液

(a) Cr³⁺-H₂O 系での pH と[Cr³⁺]との関係

従来から,ステンレス鋼の孔食やすきま腐食部の濃厚溶液の pH は Cr³⁺ の加水分解反応で決まるとされてきた.CrCl₃ は以下のように解離する:

$$CrCl_3 \rightarrow CrCl_2^+ + Cl^- \rightarrow CrCl^{2+} + 2Cl^- \rightarrow Cr^{3+} + 3Cl^-$$

(第1段) (第2段) (第3段)

ここで、第3段の解離反応は非常に遅く、pH 測定でも値が 安定するまでに2週間以上かかることもあった.そこで500 h後の値を平衡に達した pH として採用した⁽⁸⁾⁽⁹⁾.実測 pH と CrCl₃ 濃度([CrCl₃] = C₀)との関係を CrCl₃ 水溶液中の平 衡状態図中に〇で示す(図4.4⁽⁸⁾).

すきま内液の pH 考察では,次式の反応(1)の標準化学ポ テンシャル(式(2)),あるいは溶解度積([Cr³⁺][OH⁻]= 10^{-30.3})(式(3))から計算されてきた:

$$Cr^{3+} + 3H_2O \rightarrow Cr(OH)_3 + 3H^+$$
 (1)

 $pH = 1.52 - (1/3) \log [Cr^{3+}]$ (2)

$$pH = 3.90 - (1/3) \log [Cr^{3+}]$$
 (3)

しかし,いずれもpH 実測値と異なった⁽⁸⁾.そこで, CrOH²⁺/Cr³⁺の平衡反応(式(4))を考える.平衡定数は文 献(10)によった:

 $Cr^{3+} + H_2O \rightarrow CrOH^{2+} + H^+$

 K1=[CrOH2+][H+]/[Cr3+]=10-3.9
 (4)

 反応式(4)について電気的中性条件と質量保存則を考慮して、pHは以下のように求められる:

 $pH = -\log\{-K_1 + (K_1^2 + 4K_1C_0)^{1/2}/2\}$ (5) 図4.4中に式(5)を併記すると、低濃度側で両者は極めてよ く一致する.したがって、低濃度側でのpHは $CrOH^{2+}/Cr^{3+}$ の平衡により決定されると考えられる.

次に, CrCl²⁺ 安定域での pH を考える. CrCl²⁺/Cr³⁺の 平衡は以下の式で表される:



図4.4 CrCl₃水溶液中の平衡状態図.(文献(8),(9)を編集)

 $Cr^{3+} + Cl^- \rightarrow CrCl^{2+}$

$$K_3 = [CrCl^{2+}]/[Cr^{3+}][Cl^{-}] = 2.31^{(8)}$$
 (6)

CrCl²⁺ 安定域では CrOH²⁺ はほとんどがないので,

 $[CrOH²] = [H⁺] \ll [Cr³⁺], [CrCl²⁺]$ (7)

が成り立ち, Cr に関する質量保存則および[CrOH²⁺]/ [Cr³⁺]の平衡は以下のように表される:

$$[\operatorname{Cr}^{3+}] + [\operatorname{Cr}\operatorname{Cl}^{2+}] = [\operatorname{Cr}\operatorname{Cl}_{3}] = \operatorname{C}_{0}$$
(8)

K₁=[CrOH²⁺][H⁺]/[Cr³⁺]=[H⁺]²/[Cr³⁺]=10^{-3.9}(9) 式(6)および(8)と電気的中性条件,および式(7)の条件 を考慮することで,

$$\begin{split} & [Cr^{3+}] = \{-A_{C0} + [A_{C0}^2 + 4K_3C_0]^{1/2}\}/2K_3 \qquad (10) \\ & A_{C0} = (2K_3C_0 + 1), \quad C_0 = [CrCl_3] \end{split}$$

を得る.これを式(9)に代入し,

$$pH = -(1/2) \log (K_1[Cr^{3+}])$$
(11)

として pH を求めることができる.図4.4中には式(11)も併記した.高濃度側で pH の測定値は関係式(式(5)および式(11))より大きく低下している.これは,H⁺の活量係数が大きく増大するためと考えられる⁽⁸⁾⁽⁹⁾.

4.2.5 すきま内模擬溶液の pH

モデル計算において pH を推定するためには,すきま内溶 液に相当する溶液の組成と pH との関係を求めておく必要が ある⁽⁸⁾⁽⁹⁾. 304鋼についてのすきま内模擬水溶液における pH と[CrCl₃]との関係を図4.5⁽⁸⁾に示す.図中には CrCl₃ 水 溶液における pH と[CrCl₃]との関係も併せて示した.濃度 が上がるほど pH が急激に低下するのは,CrCl₃ だけでなく FeCl₂ および NiCl₂ によって H⁺ の活量係数が極めて増大す るためと考えられる⁽⁸⁾⁽⁹⁾.pH の推定式は以下のように表さ れる.

$$pH = -0.50x + 1.97 \tag{12}$$

$$([CrCl_3] < 0.03 \text{ mol/L})$$

$$pH = -1.09x^2 - 3.90x - 0.707$$

$$([CrCl_3] > 0.03 \text{ mol/L})$$

$$x = \log [CrCl_3]$$

$$(13)$$



図4.5 すきま内模擬水溶液における pH の近似式. (文献(8) を編集)

こうした共存イオンの影響については,熱力学データをもと に H⁺ の活量係数 ($Y_{H^+} = Y_{all}$)を算出し,pH を求めることが 可能となってきている⁽⁹⁾.またこれらを使って,発生後のす きま腐食挙動について,かなり精度よくシミュレーションで きるようになってきている⁽¹¹⁾.

4.3 オーステナイト系ステンレス鋼における塩化物 応力腐食割れ(塩化物 SCC)

4.3.1 SCC 発生機構

(a) SCC の発生形態

オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性だけでなく加工 性に優れ、極低温まで靱性を保持しているので、きわめて広 い範囲の用途がある.しかしその最大の欠点は塩化物環境下 で応力腐食割れ(塩化物応力腐食割れ,塩化物 SCC)を起こ しやすいことである.応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking, SCC)は、き裂の進行という形をとる構造材料の 劣化過程である.

表4.1は、オーステナイト系ステンレス鋼の塩化物応力腐 食割れについて、SCC 発生起点と環境との関係⁽¹²⁾としてま とめたものである.これによると、実験室加速試験液として 用いられてきた沸騰、濃厚 MgCl₂ 試験液環境におけるき裂 発生状況は直接貫入型(Type I:図4.6(a))である.しかし ながら、このような酸性環境は、本来ステンレス鋼が使用さ れるべき環境ではない、実環境で経験される応力腐食割れ事 例のほとんどは局部腐食経由型(Type II,Type II:図4.6 (b))のものである.辻川ら⁽¹³⁾あるいは篠原ら⁽¹⁴⁾によれば、 安定オーステナイト系ステンレス鋼である310S 鋼と15~ 35% MgCl₂ 溶液とを組み合わせた系(310S 鋼/MgCl₂ 溶液-系)においては、これら三種類の起点の異なる SCC を再現で きる.

形態		試験環境	実際の環境
Type I	直接貫入型	高温、濃厚MgCl ₂	
Type II	食孔経由型	濃厚MgCla	濃厚塩化物水溶液

すきま腐食経由型

濃厚NaCl+酸化剂

低濃度NaCl+すきま

低濃度塩化物水溶液

表4.1	塩化物環境下におけるステンレス鋼の SCC 発生状況
	(文献(12)を編集)

Ріt Scc (a) 直接貫入型 (Туре I) <u>50µm</u>, (b) 食孔経由型 (Туре II)



(b) 各種因子の影響

310S 鋼/MgCl₂ 溶液-系を用いて,三種類の起点の異なる 塩化物 SCC を発生させつつ,それらの挙動について系統的 に検討した⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾. SCC は, 直接貫入型(Type I)では σ> 195 MPa で, 食孔経由型(Type Ⅱ)では $\sigma > 135$ MPa で, またすきま腐食経由型(Type Ⅲ)ではすきまとなる切り欠き 底での応力拡大係数(K_I)が K_I>2.5 MPa·m^{1/2}で,それぞれ 発生した⁽¹⁵⁾. Type I の下限界応力(195 MPa)は310S 鋼の 0.2%耐力($\sigma_{0.2}$) = 209 MPa とほぼ等しい. これに対して, Type Ⅱの下限界応力(135 MPa)は *σ*_{0.2} よりかなり小さい (65%程度). 食孔も応力集中部として働くので、口直径 2a, 深さhの食孔を応力と垂直な面に投影して得られる半 楕円形表面き裂とし、食孔底に相当する表面き裂最深点での K_I を算出した. SCC は付与した応力に関わらず, $K_I > 2.5$ MPa·m^{1/2} で発生した. この SCC 発生のための下限値 K_I= 2.5 MPa·m^{1/2}は, Type Ⅲ での下限値(K_{ISCC} = 2.5 MPa· m^{1/2})と等しい. このように, Type Ⅱと Type Ⅲの割れ発生 条件は、食孔底あるいは切欠底での K_Iを用いることで統一 的に整理でき、 $K_{ISCC} = 2.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ である⁽¹⁵⁾.

また,SCC が発生する十分に大きな力学条件下(Type I: $\sigma > 195$ MPa, Type II, Type II: $K_{ISCC} > 2.5$ MPa·m^{1/2}) では、割れ速度は、温度のみに依存し、SCC 発生形態や Cl-濃度,電位、力学条件($\sigma や K_I$)によらず一定であることが確認された⁽¹³⁾⁻⁽¹⁷⁾.

(c) SCC き裂発生に関する溶解・割れ両速度競合概念

Type Ⅱ および Type Ⅲ に関する SCC 試験結果を, 試験 電位に相当する溶解速度(縦軸)と MgCl₂ 濃度(横軸)で整理 し⁽¹⁴⁾, 図4.7に示す.割れ速度は,発生形態,電位, MgCl₂



図4.7 SCC 試験結果の試験電位に相当する溶解速度(縦軸)と MgCl₂ 濃度(横軸)での整理.(文献(14)を編集)

Type III

濃度のいずれにも依存しないので,図中では斜線ハッチで示 した水平線で表される.

SCC は、「金属が溶解し、かつそこでの割れ速度(C)が溶 解速度(i_w)より大きいときに限り」発生する. すなわち、 SCC 発生条件は

$i_{\mathrm{w}}^* < i_{\mathrm{w}} < C$

と書け、SCC 発生電位域にいいかえると $E_{
m R} < E < E^{
m V}$

となる.ここで i_*^* は E_R 直上の電位での溶解速度-溶解速度 の下限値で,脱不動態化維持を保証する溶解速度-,および E^v は溶解速度と割れ速度が等しくなる電位である.これを SCC 発生に関する溶解・割れ両速度競合概念⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾と いう.

SCC 発生は高温ほど起こり易いことが知られている.表 4.2は、304鋼および316鋼の SCC 臨界温度について、事例 調査⁽¹⁸⁾とSCC試験⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾の結果をまとめたものであ る⁽¹⁶⁾.事例調査⁽¹⁸⁾によれば,SCC 臨界温度-Tc:この温度 以下では SCC が生じない-は、Cl-濃度がおよそ 10 ppm 以 上であれば Cl⁻ 濃度によらず,304鋼で50℃,および316鋼 で100℃である. また, SCC 試験によればこの Tc は, 304 鋼で $40 \sim 60^{\circ} \mathbb{C}^{(19)}$ あるいは $50^{\circ} \mathbb{C}^{(20)(21)}$ であり、316鋼で70 ℃⁽²¹⁾である. 競合概念に基づき, SCC 発生について局部腐 食発生の有無と温度とで整理した模式図を図4.8に示す.割 れ速度は、電位に依存しないことから図中では水平線として 表される.まず、電位(E)が E_R より低い場合(図中(a), (c))には、き裂発生起点となる成長性局部腐食が発生しない ことから,SCC は生じない.SCC が発生するのは $E_{\rm R}$ より 電位が高く、き裂発生条件 $(i_w < C)$ を満たす電位域である (図中(b)). C の温度依存性は it のそれより大きいので,特 定の温度以下では $C < i_{w}^{*}$ となる(図中(d)). この場合には, き裂発生条件(i_w < C)を満たす電位域がないため、すきま腐 食は起こるが SCC は発生しない. すなわち, 図中(d)のよ うな関係となる最も高い温度-C=i*となる温度-が SCC 臨 界温度(Tc)である.

表4.2 304鋼および316鋼の SCC 臨界温度に関する事例調 査⁽¹⁸⁾と SCC 試験⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾のまとめ.(文献(16)を編集)

						温度(°C)				
鋼種	文献	溶液	試験片	40	50	60	70	80		
	18	>6ppm Cl ⁻	熱交換器	0 ← → X						
	19	NaCl 100, 1000ppm Cl-	スポット溶接試験片	0	_	x	-	х		
304	20	3% NaCl	スポット溶接試験片	_	0	x	1	_		
	21	NaCl 50ppm Cl ⁻	スポット溶接試験片	_	0	x	_	_		
	18	>7ppm Cl⁻	熱交換器	$\leftarrow O \rightarrow up$ to $100^{\circ}C$						
316	19	NaCl 1000, 21000ppm Cl-	スポット溶接試験片	0	_	X (軽度)	_	х		
	21	NaCl 50ppm Cl-	スポット溶接試験片	_	_	_	0	х		



- E: 電極電位
- E_R:局部腐食再不動態化電位
- E_R+: E_R直上の電位
- √"∶局部アノードでの溶解速度

í_w*: E_R+でのí_w

図4.8 SCC 発生について局部腐食発生の有無と温度とで整理した模式図.(文献(16)を編集)

4.3.2 塩化物 SCC の進展機構

(a) 冷間加工の影響⁽²²⁾

従来の研究は、溶体化処理された試験片が使われていた. しかし、実機では受け入れまま(冷間加工されたまま)で使わ れていることが多い.そこで、溶体化処理(HT)および受け 入れまま(CW)の304鋼丸棒に80°C、35% MgCl₂溶液中 -360 mV で 200 MPa の荷重を付加させ、孔食起点の SCC を発生させた.両者のき裂長さの経時変化を図4.9に示す. 溶体化処理材のき裂進展速度は、 $V_{\rm HT}$ =7.0 μ m/h であり、 安藤ら⁽¹⁷⁾の報告 6.5~8.8 μ m/h とほぼ等しい.これに対し て、受け入れまま材のき裂速度は $V_{\rm CW}$ =16 μ m/h と 2 倍以 上に大きくなった.これは冷間加工による金属組織の変化の 影響と考えられ、今後は金属組織学的検討⁽²³⁾も加えて行く 必要がある.

(b) 電位の影響⁽²²⁾

SCC き裂内にも試験液が入り、そこでの物質移動が制限 されるから、き裂そのものも腐食すきまとして働くと考えら れる.そこで、304鋼丸棒に80℃、35% MgCl₂ 溶液中-360 mV で孔食起点の SCC を発生させた後に所定の時間(t(h)) 成長させた.続いて電位(E)を所定の値(E < -360 mV)に変 え、そこで24h保持した.溶体化処理材での結果を図4.10 にまとめた. -380および - 370 mV ではき裂長さは等し



図4.9 溶体化処理材(HT)および受け入れまま材(CW)の SCC き裂進展挙動.(文献(22)を編集)



図4.10 SCC き裂進展におよぼす電位の影響(-360 mV×t(h) →E×24 h). (文献(22)を編集)

く、-360 mVより大きくなっている. すなわち, この電位 範囲ではき裂は成長し, その成長速度は電位に依存しない. それに対して, E < -390 mVではき裂長さは-360 mV と 等しく, 停止している. すなわち, き裂成長にはき裂内部で の金属の溶解が必要であり, それに伴う pH の低下が生じて いる.

Masuda⁽²⁴⁾は SCC き裂先端部には水素が蓄積しているこ とを報告しており、金属の溶解に伴う金属イオンの加水分解 反応で生成された H⁺ がき裂内部(すきま内部)での還元反応 として H となってき裂表面に吸着し、それが金属内に侵入 してき裂先端に蓄積したと考えられる:

 $H^+ + e^- \rightarrow H(き裂表面吸着) \rightarrow H(き裂先端)$ き裂成長が水素の侵入,すなわち電気化学反応に依存してい るにもかかわらず,き裂速度は電位に依存しないとされてお り,この機構解明も必要である.

4.4 ま と め

すきま腐食および応力腐食割れを中心に、ステンレス鋼の 局部腐食について発生・進展機構を含め解説した.

その場観察や溶液化学的な検討から,すきま腐食の発生から進展に至る過程がかなり解明されてきた.さらに,それら

を利用して,発生後のすきま腐食挙動をかなり精度よくシミ ュレーションできるようになってきている.とはいえ,実機 の稼働初期においては,すきま内も不動態化しているであろ うから,不動態状態から『すきま腐食が,いつ,どこで,ど のように発生するか』というすきま腐食発生の機構解明が今 後の大きな課題となろう.

SCC 発生条件は、「金属が溶解し、かつそこでの割れ速度 (C)が溶解速度(i_w)より大きいときに限り発生する」という 「SCC 発生に関する溶解・割れ両速度競合概念」によって説 明できる.き裂成長に対してもき裂内部での金属の溶解が必 要であり、それに伴うpHの低下とき裂先端部への水素の蓄 積が指摘されている.き裂成長が水素の侵入、すなわち電気 化学反応に依存しているにもかかわらず、き裂速度は電位に 依存しないとされており、この機構解明が必要である.ま た、き裂成長に対しては冷間加工による金属組織の変化も影 響されるので、今後は金属組織学的検討も加えて行く必要が ある.

4.5 講義ノートを終えるにあたって

筆者は40年以上にわたって腐食防食の研究に携わってき た.そうした経験を踏まえつつ、4回にわたって腐食の基礎 のからステンレス鋼の局部腐食まで解説してきた.省資源の 観点から見て、材料の有効活用につながる腐食防食はますま す重要になっていく.本稿が、材料の研究に携わっている方 々の参考になり、将来の研究への一助となれば幸いである. (完)

文 献

- (1) 篠原 正:まてりあ(第3回講義ノート), 62(2023),187-193.
- (2) 腐食防食協会編:腐食防食ハンドブック,丸善,(2000),
- 575-576. (3) 篠原 正:ふぇらむ, **13**(2008), 798-803.
- (4) 中津美智代,野村光司,深谷祐一,篠原 正:材料と環境, 56(2007),309-313.
- (5) 腐食防食協会編:腐食・防食ハンドブック,丸善,(2000), 51-65.
- (6) 深谷祐一, 篠原 正:第53回腐食防食討論会予稿集, CD-ROM, C-209(2006).
- (7) 篠原 正, 辻川茂男, 増子 曻:防食技術, **39**(1990), 238-246.
- (8) 篠原 正, 深谷祐一:第56回材料と環境討論会予稿集, CD-ROM, B-305(2009).
- (9) 深谷祐一, 篠原 正:第66回材料と環境討論会予稿集, (2019), 109-112.
- (10) G. シャルロー: "定性分析化学Ⅱ", 共立全書, (1958), 253.
- (11) 天谷賢治,八鍬 浩,早房敬祐,山本凉太郎:第67回材料と 環境討論会予稿集,(2020).
- (12) 腐食防食協会編:腐食・防食ハンドブック,丸善,(2000), 102-104.
 (12) 法世界用 第原 エ ないわれ、比会社先 20(1020) 512
- (13) 辻川茂男, 篠原 正, 久松敬弘: 防食技術, 29(1980), 512-516.
- (14) 篠原 正, 辻川茂男, 久松敬弘:防食技術, 34(1985), 283-290.
- (15) 杉下隆雄, 篠原 正, 辻川茂男, 久松敬弘: 防食技術, 36 (1987), 781-786.

- (16) 篠原 正,新谷嘉弘,辻川茂男:材料と環境,46(1997), 695-701.
- (17) 安藤 修, 辻川茂男, 久松敬弘: 防食技術, 27 (1978), 580-582.
- (18) 化学工学協会編:多管式ステンレス鋼熱交換器の応力腐食割 れ,化学工学社,(1984).
- (19) 增尾 誠,小野 寛,大橋延夫:防食技術,28(1979),577-583.
- (20) S. Tsujikawa, T. Shinohara and L. Wenn: Application of Accelerated Corrosion Tests to Service Life Prediction of Materials, ASTM STP1194, Ed. by G. Cragnolino and N. Sridhar, ASTM, (1994), 340–354.
- (21) 足立俊郎:材料と環境,43(1994),126-133.
- (22) F. Liu, T. Shinohara and Y. Su: Proc. 60th Japan Conf. Materials and Environments, JSCE, (2013), 137–140.
- (23) R. Wakinaga, N. Koga, O. Umezawa, M. Morita, S. Motoda and T. Shinohara: Key Engineering Materials, 810 (2019), 64– 69.
- (24) H. Masuda: ECS Transactions, 16 (2009), 247–253.



篠原 正

- ◎40年以上にわたり、金属材料の腐食・防食の研究 に従事、腐食問題の解決にあたるとともに、腐食 研究の重要性を積極的に発信。
