金属の腐食の基礎概念と最近の研究の進歩

原 信 義*

東北大学 980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1

(2019 年 10 月 15 日受付；2019 年 12 月 4 日掲載決定)

Fundamentals and Recent Developments in Understanding of Metal Corrosion

Nobuyoshi HARA*

Tohoku University, 2-1-1, Katahira, Aoba-ku, Sendai 980-8577

(Received October 15, 2019 ; Accepted December 4, 2019)

The fundamentals for understanding metal corrosion in aqueous solutions are first explained in terms of thermodynamics and kinetics of electrochemical corrosion reactions, illustrating the validity of a local cell model for the uniform corrosion behavior of iron and stainless steels. Then, the passivation process of stainless steels and the important properties of their passive films are described. Finally, recent studies on the pit initiation mechanism at sulfide inclusions of stainless steels are introduced, which provides a valuable information to develop a next-generation green stainless steel.

KEYWORDS : metal corrosion, electrochemical process, stainless steel, passive film, pitting

1. は じ め に

腐食とは、材料がそれを取り巻く環境との間に生ずる不可逆反応であり、通常は材料そのものの劣化あるいは性質の変化を伴う。腐食環境が水溶液である場合の腐食を湿食あるいは水溶液腐食、気体である場合の腐食を乾食と呼ぶ。乾食に溶融塩や溶融金属による腐食を加えて高温腐食と総称することもある。金属材料の腐食は中性の金属原子から電子が引き抜かれて正の原子価が増加する酸化反応であるから、反応式自体は単純なことが多いが、実際の腐食現象は複雑化することがある。材料側にも環境側にも腐食に影響する要因は多数存在するからである。したがって、実際の腐食問題の解決には幅広い知識が必要とされるが、その基本は腐食現象を電気化学的に捉えられることである。

本稿では水溶液腐食を理解するために必要な電気化学的理論を概説したのち、局部腐食に関する最近の研究の進歩を紹介する。腐食の基礎概念に関しては以前に「真空」誌上で詳しく解説しているので¹⁾、ここでは特に重

要な事項に絞り、また対象材料を鉄とステンレス鋼に限定して説明する。

2. 水溶液腐食の電気化学

2.1 腐食現象の分類

代表的な水溶液腐食の分類を Fig. 1 に模式的に示す。腐食形態と機構に基づいて、均一腐食 (Fig. 1 (a)、全面腐食とも呼ばれる) と局部腐食 (Fig. 1 (b)~(e)) とに大別され、後者には孔食 (Fig. 1 (b))、すき間腐食 (Fig. 1 (c))、粒界腐食 (Fig. 1 (d))、および応力腐食割れ (Fig. 1 (e)) などがある。大気腐食も水溶液腐食の一種である。ここでは、もっとも分かりやすい均一腐食について電気化学的な考え方を述べる。

2.2 Nernst の式と Butler-Volmer の式

腐食は電気化学的プロセスであるから、電極反応の熱力学と反応速度論を知っておく必要がある。電極反応の平衡電位を熱力学的に導く Nernst の式と、電極反応の速度を表す Butler-Volmer の式が重要である。ここでは次式のような一般化された電極反応を考える。

* E-mail : nobuyoshi.hara.d6@tohoku.ac.jp

Fig. 1. Classification of corrosion of metals in aqueous environments.

この電極反応に対する平衡電位は、反応の Gibbs エネルギー変化 ΔG から Nernst の式で与えられる。

$$E_{eq} = -\frac{\Delta G}{zF} = E^0 + \frac{RT}{zF} \ln \frac{a_A^x \cdot a_B^y}{a_C^m \cdot a_D^n} \quad (2)$$

ここで E^0 は標準電極電位 ($= -\Delta G^0/zF$), R は気体定数, T は絶対温度, F は Faraday 定数である。Nernst の式によって金属-水系の各種電気化学反応の平衡電位を計算することができ、それを水の pH ($= -\log a_{H^+}$) に対してプロットすると電位-pH 図²⁾ (Pourbaix 図) が得られる。Fig. 2 に Fe-H₂O 系の電位-pH 図を示す。この図から、溶液の酸化力 (= 電位) と pH が変わった時の Fe の腐食挙動の変化を予測することができる。

電気化学反応の速度は電流密度で表される。反応が熱活性化支配である場合の電流密度と電位の関係は、Butler-Volmer の式によって表される。

$$i = i_a - i_c = i_0 \left[\exp\left(\frac{\alpha z F \eta}{RT}\right) - \exp\left(-\frac{(1-\alpha) z F \eta}{RT}\right) \right] \quad (3)$$

ここで i_a は酸化 (アノード) 反応 (式 (1) における左向きの反応) の速度, i_c は還元 (カソード) 反応の速

Fig. 2. Potential-pH diagram for Fe-H₂O system.

Fig. 3. Electrode kinetics as expressed by the Butler-Volmer equation, plotted on linear axes (a) and in semi-logarithmic space (b).

度, i_0 は交換電流密度, α は対称因子, η は過電圧である。過電圧 η は式 (2) の平衡電位からの分極の大きさ ($\eta = E - E_{eq}$) を表し、交換電流密度 i_0 は $\eta = 0$, すなわち平衡電位における酸化還元反応の速度を表す。Butler-Volmer の式を電位-電流密度平面に表示すると、Fig. 3 のようになる。電位-電流密度曲線を分極曲線と呼ぶ。Fig. 3 (b) のように電流密度を対数表示すると、電位が平衡電位から十分に離れている時 ($|\eta| \gg RT/\alpha z F$) には式 (3) の右辺第一項か第二項のどちらかが無視できるので、Tafel の式と呼ばれる直線関係が成り立つ。

$$\eta = a + b \log i \quad (4)$$

酸化および還元の一つの Tafel 直線を外挿したときの交点の電位は平衡電位、交点の電流密度は交換電流密度となる。

2.3 腐食の局部電池モデル

水溶液腐食を電気化学的に説明するために局部電池モデルが用いられる。腐食状態にある金属表面には一次電池の負極に相当するアノードサイトと正極に相当するカ

ソードサイトが存在し、両者が金属素地によって短絡されていると考えるモデルである。アノードおよびカソードサイトが均一に分布している時には、Fig. 1 (a) のように腐食は全面均一に進行する。しかし、アノードサイトが局所に限定されている場合には、Fig. 1 (b), (c), (d) のような局部腐食が起こる。

塩酸や硫酸などの非酸化性の酸中に普通純度の鉄を浸漬すると、水素の発生を伴う急速な溶解が起こる。これは Fig. 1 (a) の均一腐食の典型的な例であり、鉄が酸化溶解するアノード反応と水素イオンが水素ガスに還元されるカソード反応で電池が構成されている。

$$E_{\text{eq,a}} = E_a^0 + \frac{RT}{2F} \ln \frac{a_{\text{Fe}^{2+}}}{a_{\text{Fe}}} \quad (5b)$$

$$E_{\text{eq,c}} = E_c^0 + \frac{RT}{2F} \ln \frac{a_{\text{H}^+}^2}{P_{\text{H}_2}} \quad (6b)$$

電池反応 (= 腐食反応) とその起電力 ΔE は式 (6) - 式 (5) で与えられる。

$$\Delta E = E_{\text{eq,c}} - E_{\text{eq,a}} = E_c^0 - E_a^0 + \frac{RT}{2F} \ln \frac{a_{\text{H}^+}^2}{a_{\text{Fe}^{2+}} \cdot P_{\text{H}_2}} \quad (7b)$$

起電力 ΔE と電池反応の Gibbs エネルギー変化 ΔG との間には、 $\Delta G = -zF\Delta E$ の関係がある。化学反応が自発的に進行する条件は $\Delta G < 0$ であるから、一次電池が成立するのは $\Delta E > 0$ の時である。式 (5b) および (6b) は、Fig. 2 の電位-pH 図中では直線 A および C1 で表され、これから酸性および中性溶液中では $\Delta E > 0$ となることが分かる。このように、鉄が水素発生を伴って腐食するのは自然なプロセスであるが、純度 5N 以上の超高純度鉄を塩酸や硫酸に浸漬したときには、水素がほとんど発生せず、腐食しないように見えることがある。

このような純度による腐食挙動の違いは、電極反応の速度を表す Butler-Volmer の式を用いて説明することができる。横軸に電流密度の絶対値の対数 $\log |i|$ 、縦軸に電位 E を取って、式 (5a) および (6a) の反応の電流-電位の関係を模式的に示すと Fig. 4 のようになる。これは Evans 図と呼ばれている。Evans 図においてアノードおよびカソード反応の Tafel 直線の交点 (A) が腐食電位 E_{corr} ($=E_c=E_a$) と腐食電流密度 i_{corr} ($=i_c=i_a$) を与える。カソード反応である水素発生反応の交換電流密度 i_0 が大きいと腐食速度は増加し (B 点)、逆に i_0 が小さいと腐食速度は低下する (C 点)。P, S, As, Sb などの不純物を含む鉄は i_0 が大きく、腐食しやすいが、超高純度鉄は i_0 が小さく、腐食しにくい。また、溶液の pH が

Fig. 4. Schematic Evans diagram for corroding iron in acidic solutions.

高くなると水素発生反応の平衡電位が式 (6b) に従って低下し、カソード分極曲線が低電位側にシフトするため、腐食速度は低下する (D 点)。ただし、 $\text{pH} > 4$ になると、 H^+ 濃度よりも溶存酸素濃度の方が高くなるので、腐食のカソード反応は式 (6a) の水素発生反応から、次式の溶存酸素の還元反応へと変化する。

Fig. 2 の電位-pH 図では直線 C2 で表されている。空気飽和した水中の溶存酸素濃度は 8 ppm (5×10^{-4} mol/L) 程度であるため、反応速度が大きくなると電極表面の酸素は直ちに枯渇し、溶液の沖合から表面への酸素の拡散が反応を律速するようになる。このような拡散支配の反応における電流密度は、Fig. 5 に示すように過電圧によらず一定となる。そのため、溶存酸素濃度や流速が一定なら、腐食速度は溶液の pH によらず一定となるが、溶液の流速あるいは酸素濃度を高くして表面への酸素の供給を促進すると、腐食速度は増加する (B 点)。

以上に述べた局部電池モデルを用いると、実際の腐食速度に及ぼす環境および材料因子の影響を説明することができる。Fig. 6 は水中における鉄の腐食速度と pH の関係を示す³⁾。pH が 4 以下の酸性溶液中では、pH の増加によって腐食速度が急激に減少する。これは、Fig. 4 における A 点から D 点への変化に対応する。pH が 4 ~ 10 の範囲では、腐食速度は pH によらず一定である。Fig. 5 に示したように、腐食のカソード反応である溶存酸素の還元反応が拡散支配になるためである。pH > 10 では腐食速度が再び減少に転じるが、これは後述する不働態化によるものである。

Fig. 7 に、硫酸中における Fe-Cr 合金の腐食速度と合

Fig. 5. Evans diagram representing the corrosion of iron at a rate controlled by oxygen diffusion to the surface.

Fig. 6. Corrosion rate of iron in tap water as a function of pH, which was adjusted by adding HCl or NaOH.

金の Cr 含有量の関係を示す⁴⁾。ここで、高純度 Fe-Cr 合金は、陰イオン交換法と浮遊帯溶融法を組合せた精製法によって作製した純度 99.999 at% 以上の超高純度鉄と市販の高純度 Cr (公称純度 99.99 mass%) を用いてアルゴンアーク溶解により作製したものである。ここで at% は元素比 (モル比), mass% は質量比を表す。電解金属 (純度 99 ~ 99.9 mass%) を真空高周波誘導溶解した合金および市販のフェライト系ステンレス鋼と比べると、高純度合金の腐食速度は非常に低い。30%Cr で比較すると約 1/100 である。水素発生が抑制されるためであり、Fig. 4 における A 点から C 点への変化に相当する。なお、Cr 含有量の増加によって腐食速度が増加するのは、後に Fig. 9 で示すように Cr の活性溶解が Fe よりも低い電位で起こるためである。Fig. 7 から、フェライト系に

Fig. 7. Corrosion rate of Fe-Cr alloys in 10% H₂SO₄ as a function of Cr content of the alloy.

Fig. 8. Evans diagram representing the passivation of iron by immersing in a strong oxidizing solution or by alloying Cr. i_{crit} : critical passivation current density, E_{pit} : pitting potential.

比べてオーステナイト系の SUS304 鋼の腐食速度は約 1 桁低く、SUS316L 鋼はさらに 1 桁以上低いことが分かる。活性溶解が Ni および Mo 添加によって抑制されることを示している。活性溶解域の低電位側では Ni は金属状態が安定、Mo は酸化物が安定であるため、溶解抑制作用を示すと考えられる。

2.4 不動態化と不動態皮膜

耐食材料の優れた防食機能は不動態化によるものであることが多い。Fig. 8 に不動態化現象を示す金属の Evans 図を模式的に示す。鉄を硫酸酸性溶液中でアノード分極すると、電流密度は Butler-Volmer の式に従って増加するが、やがてほぼ一定となり、その後、数 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ まで急激に減少して不動態化する (Fig. 9 参照)。鉄は希硝酸中では不動態化しないが、濃硝酸中では不動態化する。希硝酸中で不動態化しないのはカソード反応で

Fig. 9. Anodic polarization curves of a series of Fe-Cr alloys in pH 2.0, 1 M Na₂SO₄ (298 K).

ある硝酸の還元反応の電流密度が小さく、そのためアノードおよびカソード分極曲線の交点が活性溶解域内 (A点) にとどまるからである。硝酸濃度が高くなり、その還元電流密度がアノード溶解のピーク電流密度を超えると、二つの分極曲線の交点は不動態域内 (B点) に入るので、自発的な不動態化が起こる。鉄に10.5%以上のクロムを添加した合金であるステンレス鋼は、鉄に比べるとアノード溶解のピーク電流密度 (臨界不動態化電流密度 i_{crit} と呼ばれる) が何桁も低いので、希硝酸中でも容易に不動態化する (C点)。Fig. 9 に Cr 含有量の異なる一連の Fe-Cr 合金のアノード分極曲線を示す⁵⁾。Cr 含有量が5~20%の合金では活性帯域に二つの電流ピークが現れ、Cr 含有量を増すと、高電位側の第二電流ピークが著しく低くなるのが分かる。Cr の効果は活性溶解域の高電位側 (不動態域の低電位側) で特に顕著に現れる。

ステンレス鋼の耐食性を担う不動態皮膜については、厚さ、化学組成、電子的性質、イオン輸送特性などの諸性状が調べられている^{6~8)}。Fig. 10 に、Fe-Cr 合金の不動態皮膜の Cr³⁺ カチオン分率 X_{Cr} と合金の Cr 含有量の関係を示す⁵⁾。合金の Cr 含有量を増すと共に X_{Cr} は急激に増加して、ステンレス鋼の最少 Cr 含有量である10.5%を超えると $X_{Cr} > 0.5$ となり、30%では $X_{Cr} > 0.7$ となることが分かる。

孔食やすき間腐食などの局部腐食が発生する時、不動態が局部的に破壊される場所の液性は、Fig. 1 (b), (c) 中に模式的に示したように低 pH, 高 Cl⁻ 濃度になっている。したがって、不動態皮膜の防食特性を理解するためには、HCl のような酸性塩化物溶液中における皮膜の溶

Fig. 10. Cationic mass fraction of Cr³⁺ ions in passive films on Fe-Cr alloys a function of Cr content of the alloys.

Fig. 11. Film thinning rate of CVD-Fe₂O₃-Cr₂O₃ composite films in 5 M HCl as a function of cationic mass fraction of Cr³⁺ ions in the films.

解速度を知ることが必要である。しかし、多くの汎用ステンレス鋼は HCl 中では不動態化しないため、そのような評価は困難である。そこで、著者らは気相析出法で作製した Fe₂O₃-Cr₂O₃-NiO 系人工不動態皮膜を用いて、HCl 中における溶解速度に及ぼす合金元素の影響を調べた^{8,9)}。

Fig. 11 に、5 M HCl 中の Fe₂O₃-Cr₂O₃ 薄膜の膜厚減少速度 (以下、溶解速度とする) と薄膜の Cr³⁺ カチオン分率 X_{Cr} の関係を示す¹⁰⁾。溶解速度は X_{Cr} に対して指数関数的に減少し、 $X_{Cr} = 0.5$ (10.5%Cr 鋼の実不動態皮膜に相当) では約 1/100 まで低下する。 $X_{Cr} = 0.5$ の皮膜の溶解速度 (5×10^{-5} nm/s) は、この皮膜 1 nm を 5 M HCl 中で全て溶解するのに約 5.5 時間必要であることを意味しており、Cr 濃縮した複合酸化物は HCl に対する耐食性が極めて高いことが分かる。

Fig. 12. Film thinning rate of IBSD-Fe₂O₃-Cr₂O₃ composite films in 1 M HCl as a function of potential.

Fig. 12 に示すように Fe₂O₃-Cr₂O₃ 薄膜の溶解速度は電位に依存する¹¹⁾。不働態域の低電位側（領域 I）では Fe₂O₃ 成分が還元溶解し、その速度は電位が低いほど、すなわち Fe-Cr 合金の活性溶解域に近づくほど大きくなるが、X_{Cr} を増すと低下し、X_{Cr} > 0.7（30Cr 鋼相当）で検出限界以下になった。Cr 濃縮した不働態皮膜の防食機能は不働態域の低電位側において顕著に発現する。

2.5 不働態の破壊と局部腐食

ステンレス鋼を実用する上で問題となる腐食トラブルの大半は孔食などの局部腐食である。ステンレス鋼の孔食は、ハロゲン化物イオン（Cl⁻, Br⁻, I⁻ など）を含む環境中で不働態が局部的に破壊されることで発生する。Fig. 8 中に破線で示したように、孔食の発生はアノード分極曲線における不働態状態からの急激な電流上昇によって検知され、この電流上昇が始まる電位が孔食電位 E_{pit} であり、耐孔食性を表す代表的特性値である。孔食の防止に有効な元素は Cr, Mo, N であり、これらの元素の濃度で決まる耐孔食性指標（pitting resistance equivalent, PRE）が用いられている。

$$PRE = [\%Cr] + \alpha[\%Mo] + \beta[\%N] \quad (9)$$

ここで $\alpha = 3 \sim 3.3$, $\beta = 10 \sim 30$ である。Fig. 13 に 3.5%NaCl（80℃）中におけるステンレス鋼の E_{pit} と $PRE (= [\%Cr] + 3[\%Mo])$ の関係を示す¹²⁾。 E_{pit} は PRE の増加と共に増加しており、孔食発生の抑制には Cr と Mo の添加が有効であることが分かる。また、Ni を含むオーステナイトステンレス鋼はフェライトステンレス鋼に比べて耐孔食性に優れている。Fig. 11 から推察されるように不働態皮膜の耐酸性が向上することに加えて、局所的な酸性、高濃度塩化物環境での合金素地の活性溶

Fig. 13. Pitting potential of ferritic and austenitic stainless steels in 3.5% NaCl (80℃) as a function of pitting resistance equivalent, PRE.

解が抑制されることで、脱不働態化しにくく、かつ再不働態化しやすくなるためであると考えられる。N の効果に関しては不働態皮膜の改質と活性溶解の抑制効果が考えられるが、定説は未だない。

3. 局部腐食研究の最近の進歩

3.1 PRE との相関性を示さない理想ステンレス鋼

Fig. 14 に、Fe-Cr 二元合金と SUS 304 鋼のバルク材とイオンビームスパッタ薄膜の E_{pit} と PRE の関係を示す⁹⁾。図中には SUS 304 鋼のスパッタ薄膜、SUS 304 および SUS 316L 鋼の市販材と高純度材のデータも合わせて示

Fig. 14. Pitting potential vs. PRE relationships for thin film Fe-Cr alloys and high purity stainless steels as compared to bulk alloys and commercial steels.

Fig. 15. Microscopic polarization curve of SUS 304 stainless steel (electrode area of $5.0 \times 10^{-8} \text{ m}^2$) in 0.1 M NaCl (a). Optical microscopy images of MnS inclusions in the electrode area before and after the polarization, (b) and (c).

してある。ここでスパッタ薄膜と高純度鋼は、光学顕微鏡で検出されるようなミクロスケールの介在物等を含んでおらず、一種の理想ステンレス鋼であると見なすことができる。Fig. 14 において、バルクの Fe-Cr 合金、市販の SUS 304 および SUS 316L 鋼の E_{pit} と PRE との間には Fig. 13 と同様の直線関係が認められる。しかし、スパッタ薄膜と高純度鋼はこの直線関係には従わず、PRE = 15 程度でも孔食は発生しない。

3.2 硫化物介在物起点の孔食発生機構

マイクロ電気化学計測法を用いた最近の研究によって^{13, 14)}, MnS 系介在物を起点とする孔食発生過程が解析された。Fig. 15 (a) に動電位アノード分極曲線を、Fig. 15 (b), (c) に実験前後の電極面の光学顕微鏡写真を示す¹⁵⁾。電極面積は約 $150 \mu\text{m} \times 300 \mu\text{m}$ である。0.3 V 付近から MnS のアノード溶解による電流上昇が起こり、0.41 V で再不働態化性ピットの発生による電流スパイク (A) が現れ、0.51 V で成長性ピットの発生による電流の急上昇 (B) が現れた。再不働態化性ピットは MnS と鋼素地の界面に発生している。成長性ピットの発生位置は測定終了後の写真では特定できないが、分極測定中に記録したビデオ画像より、再不働態化性ピットと同様に MnS/鋼界面から発生することがわかった。

実験終了後の試料を FIB で加工し、表面と断面の

Fig. 16. SEM images of the metastable pit (a, b) and the stable pit (c, d) after the polarization measurement shown in Fig. 15(a). The bottom half of the images show the FIB cross-section.

SEM 観察を行った結果を Fig. 16 に示す¹⁵⁾。再不働態化性ピットは口径と深さが同程度で浅いのに対して、成長性ピットは試料内部まで深く溶解が進展している。また、MnS と鋼の界面に溝が形成されていることが注目される。In-situ 顕微ラマン分光法による分析の結果、MnS/境界部の溝の所には元素状硫黄 (S) が存在することが分かった¹⁶⁾。この元素状 S は MnS のアノード溶解生成物である $\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$ イオンから不均化反応によって生じるものと考えられる。元素状 S を含む NaCl 溶液中でアノード分極曲線を測定した結果、元素状 S が存在すると、 Cl^- イオンとの相乗作用によって pH3.5 程度の溶液であっても SUS 304 鋼は活性溶解し、不働態化しないことが分かった¹⁶⁾。

これらの結果に基づき、Fig. 17 に示すような孔食発生機構が提案された¹⁶⁾。MnS のアノード溶解生成物である $\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$ イオンから不均化反応によって元素状の S が生じ、これと Cl^- イオンの相乗作用によって MnS/鋼界面のステンレス鋼の溝状溶解が進行し、溝内部での局所溶解によってピットが発生する。この機構により、Fig. 13 のような孔食電位の PRE 依存性は、脱不働態化の起点となる弱点 (MnS など) を含む鋼で成立するものであり、Fig. 14 に示す理想ステンレス鋼では成立しないことが説

Fig. 17. Schematic of the pit initiation mechanism at MnS inclusion in stainless steel.

Fig. 18. Critical passivation current density, i_{crit} , vs. pitting resistance equivalent, PRE, for Fe-18Cr-xMo and Fe-20Cr-25Ni-yMo alloys in 1 M HCl.

明できる。ピット発生過程が不働態皮膜の破壊とそれに続く鋼の溝状溶解から成ることを考慮すると、孔食電位に及ぼすCrやMoの効果は、溝内部での鋼のアノード溶解、すなわち強酸性の高濃度塩化物環境での鋼の活性溶解の抑制により発現すると考えることができる。再不働態化しやすく、脱不働態化し難くとも考えても良い¹⁷⁾。1 M HCl 中におけるフェライト系 Fe-18Cr-xMo 合金とオーステナイト系 Fe-20Cr-25Ni-yMo 合金のアノード分極曲線^{18, 19)}から臨界不働態化電流密度 i_{crit} を求め、PRE ($=[Cr]+3[Mo]$) に対してプロットした結果を Fig. 18 に示す。いずれの合金の i_{crit} も PRE との相関性を示し、また Ni を含むオーステナイト系合金の方が i_{crit} は低い。これは Ni 含有鋼の E_{pit} が高いこと (Fig. 13) に対応しており、活性溶解抑制、不働態化促進作用を有する元素が孔食の抑制にも有効であることを示唆している。

4. ま と め

金属材料の腐食挙動を理解するためには電気化学的な基礎的知識に加えて、材料のマイクロ組織やマイクロ構造の影響を知ることが重要であることを示した。マイクロ組織・構造に着目した研究のイノベーションが新規の耐食材料および表面改質法の開発に繋がると考えられる。国連のSDGsが目指しているような持続可能な社会の実現のためには、省資源化と環境負荷低減が重要であることから、著者らは未来型ステンレス鋼の一つを「耐食性を極限まで高めた低Cr鋼」であると考え、それを「グリーンステンレス鋼」と名付けた⁸⁾。今後の基礎的な研究の発展が次世代ステンレス鋼の開発に結実することを期待している。

文 献

- 1) 原 信義：真空 **44**, 860 (2001).
- 2) M. Pourbaix : "Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions" (NACE, Houston, 1996) p. 307.
- 3) N.D. Tomashov : "Theoretical Corrosion and Protection of Metals" (The MacMillan Company, New York, 1966) p. 296.
- 4) 杉本克久, 原 信義, 一色 実, 江島辰彦, 井垣謙三 : 日本金属学会誌 **46**, 703 (1982).
- 5) 原 信義, 杉本克久 : "金属データブック改訂 4 版" (丸善, 2004) p. 38.
- 6) 杉本克久 : 鉄と鋼 **70**, 637 (1984).
- 7) 杉本克久 : 材料と環境 **57**, 375 (2008).
- 8) 原 信義 : 材料と環境 **59**, 212 (2010).
- 9) 原 信義 : まてりあ **55**, 207 (2016).
- 10) K. Sugimoto, M. Seto, S. Tanaka and N. Hara : J. Electrochem. Soc. **140**, 1586 (1993).
- 11) K. Sugimoto, M. Son, N. Akao and N. Hara : "Pits and Pores II", (The Electrochemical Society, ECS Proc. Vol. 2000-25), p. 155.
- 12) T. Ujio, K. Yoshioka and R.W. Staehle : Corrosion **50**, 953 (1994).
- 13) 原 信義 : 材料と環境 **63**, 132 (2014).
- 14) 千葉 亜耶, 武藤 泉, 菅原 優, 原 信義 : 表面科学 **36**, 18 (2015).
- 15) A. Chiba, I. Muto, Y. Sugawara and N. Hara : J. Electrochem. Soc. **159**, C341 (2012).
- 16) A. Chiba, I. Muto, Y. Sugawara and N. Hara : J. Electrochem. Soc. **160**, C511 (2013).
- 17) M. Nishimoto, I. Muto, Y. Sugawara and N. Hara : J. Electrochem. Soc. **166**, C3081 (2019).
- 18) K. Sugimoto and Y. Sawada : Corros. Sci. **17**, 425 (1977).
- 19) M. Son, N. Akao, N. Hara and K. Sugimoto : J. Electrochem. Soc. **148**, B43 (2001).