鋼板の表面処理と界面解析

前 田 重 義*

1. はじめに

薄板の生産量は年間約 3200 万 t (1983 年度) に達するが、この内約 1000 万 t は表面処理鋼板である。残りはユーザーで成型加工後に何らかの表面処理 (大部分は化成処理後塗装) をされている。代表的な表面処理に亜鉛めっき、錫めっき (ブリキ)、クロムめっき (ティンフリースチール) および化成処理 (リン酸塩処理、クロメート処理) がある。また化成処理は鋼板に限らずめっき鋼板の後処理 (塗装下地) としても広く用いられている。これらの表面処理は今日技術的に完成の域にあるものの、その基盤はあくまでも経験的なものであり、初めに表面のキャラクタリゼーションがあって、それに基づいて表面設計がなされていた訳ではない。しかし近年オージェ電子分光 (AES)、2 次イオン質量分析 (SIMS)、X 線光電子分光 (XPS または ESCA) 等の界面分析法が実用化されるに及んで、表面の 10^{-10} m オーダーの化学組成の分析が可能となり、表面キャラクタリゼーションに基づいた品質設計が行なわれるようになってきた。そこでここでは界面分析が表面処理にどのように生かされ、かつ製品の品質向上に如何に反映されてきたかについて最近筆者が関係した材料を中心に述べる。

2. ティンフリースチール (薄クロムめっき鋼板)

(1) ティンフリースチールの表面キャラクタリゼーション

ティンフリースチール (以下 TFS と略す) はブリキに代る缶用材料として 10 数年前に日本の鉄鋼メーカーによって開発されたもので、現在世界各国に技術輸出されている⁽¹⁾。TFS はクロム酸水溶液から陰極電解法によって製造され、その皮膜構造は図 1 に示すように金属クロ

ムと水和酸化クロムの 2 層皮膜からなる。TFS は半田づけができないが、製缶メーカーによってナイロン接着剤を用いる接合技術が開発されて缶胴にも用いられるようになり、ビール缶や炭酸飲料缶の伸びに支えられてその生産量は著しく増えた (現在約 60 万 t でブリキの $\frac{1}{3}$)。しかし最近これらの飲料缶が Al 缶に浸食されるようになり、TFS 缶はジュースやコーヒー等加熱殺菌を要するもの (ホットバック缶およびレトルト缶) にその活路を見い出している。ところがこの場合従来の品質では適用不可能なケースを生じてきた。すなわち高温殺菌によって接着部が劣化し破胴する危険性を生じたためである。TFS の皮膜、特に酸化クロム層の組成、構造はその厚みが 20~30 nm と非常に薄いために従来不明の点が多く、従ってこれまでその厚み (付着量) の管理に留まり、質については全く制御されていなかった。AES や ESCA が開発されるや、これらがまず TFS に適用され、皮膜組成について詳細な情報が得られることが分かった。すなわち AES では Cr, O の原子濃度の外に不純物である S, Cl, F, Ca 等が精度よく求められ、また ESCA では Cr の化学状態の同定が可能である。図 2 に TFS の AES スペクトル、図 3 に同一試料の ESCA スペクトルを示す⁽²⁾。ESCA の結果から TFS の皮膜が金属クロム (内層) と 3 価の水和酸化クロムの 2 層から成ること、水和酸化クロムは表面で水和度が高く、内層は無水物に近いことが分かる (ただし、スパッターによる脱水効果も無視できないが、電子回折で水和物の下に結晶性の Cr_2O_3 が検出される場合もあること⁽³⁾からみて内層は無水化しているとみなしてよからう)。また S は硫酸根とし

図 1 TFS の皮膜構造

* 新日本製鉄株式会社第一技術研究所次長研究員
Application of New Surface Analysis Techniques in the Field of Surface Treatment of Steel; Shigeyoshi Maeda (R & D Lab.-I, Nippon Steel Corp., Kawasaki)
Keywords: surface analysis, surface characterization, surface treatment, cold rolled steel sheet, metal finished steel, conversion coating, adhesion, corrosion resistance
1984 年 9 月 19 日受理

図2 TFS の AES スペクトル ($1\text{ eV} \approx 1.6 \times 10^{-19}\text{ J}$).

図3 TFS の ESCA スペクトル.

図4 ESCA より推定される TFS 水和酸化クロムの模式図.

て存在することが分かるが、これはめっき浴の添加剤(硫酸)から来るものである。水和酸化クロムはオール($-\text{OH}\cdots$)またはオキシ($-\text{O}-$)結合によって高分子化することが知られているので、その構造は図4のように模式化されよう⁽⁵⁾。

(2) 表面組成と接着耐久性

塗装した TFS を接着させ高温のクエン酸水溶液に浸漬すると、接着強度が始めの数分の1に低下し、しかも TFS の種類によって差があることがわかり、改めて TFS の皮膜組成が注目されることとなった。まず ESCA を接着剥離面に適用して剥離が経時前は塗膜の凝集破壊であるが、経時劣化後は塗膜/クロム水和酸化物の界面破壊に変わることが見出された。更に AES および ESCA によって接着劣化し難いものは不純物の硫酸根の含有が少なく、かつクロム水和酸化物の水合度が低いことが明らかにされた⁽²⁾。この事実は製造条件を大幅にフラした多数の TFS において、AES で測定した表面組成と接着性との相関を統計的に解析することによって確められた⁽²⁾。この際 AES スペクトルからクロム酸化物の水合の程度をオキシ化度として測定する方法が確立され、水合度の迅速測定に役立てられた(ESCA は AES より測定に時間がかかる難点がある)。一方実缶の破洞を正確に評価するには従来の T ビール剥離法では不十分なため、接着缶の要求設計と最もよく対応すると考えられる引張せん断法が考案された⁽⁴⁾。この方法はあらかじめ塗装された TFS 同志をナイロン接着剤で加熱圧着し、スプリングを利用して一連の定荷重を与えてクエン酸沸とう水溶液に浸漬し、破断までの時間を求めて応力-破壊時間の関係を測定するものである。単位荷重当りの破壊時間 $B.I. (=t/\sigma)$ の対数を荷重 σ に対してプロットすると図5のように直線関係($\log B.I. = a\sigma + \log b$)が得られる。B.I. が大きく荷重依存性の小さいものは接着耐久性がよい。すなわち $\log b/a (=D.I.)$ は耐久性の指標とすることができ、事実実缶破洞とよい対応があることが示されている。このようにして得られた接着耐久性(D.I.)と皮膜組成との関係が図6、図7に示されている⁽⁵⁾。不

図5 代表的な TFS の B.I. による比較.

図6 S/Oと耐久性指数(D.I.)の関係.

図7 OXO化度と耐久性指数(D.I.)の関係.

純物のS(O強度で較正してある)の多いもの、オキシ化度の低いもの(水和大)ほど接着耐久性が劣ることが分かる(重回帰分析によってそれぞれの効果が確認されている)。ただし水和大の影響に関しては、空焼きで接着性が劣化する傾向にあることから水和大が大なる方がよいとする見解もある⁽⁶⁾。しかし空焼きの影響は脱水だけでなく、Sの表面濃縮も起るので単純でないことを指摘しておきたい。なお2次密着性(高温クエン酸水溶液浸漬後)は1次密着性(ドライ)と異なり、界面に浸入した水(または酸)と酸化クロム皮膜の親和性(化学反応性)に支配されると推定されることから、水和大低く、加水分解して界面のpHを下げる硫酸根等が少なく化学的に安定なものが劣化を起し難いと考えられる(勿論完全に脱

水和したものは皮膜の連続性が失われるから、最適水和大が存在することもまた事実であろう)。

さて、現在実用化されているTFSの生産ラインには金属クロムと水和酸化クロムとを1つの浴で同時に形成する1ステップ法(1液法)と初め金属クロムを形成させ、第2の浴で水和酸化クロムを形成する2ステップ法(2液法)とがある。いずれの方法になるものも不純物として硫酸根を含むこと並びにオキシ化度は2ステップ法によるものが高いたがAESおよびESCAによって明らかにされた⁽²⁾。そこでオキシ化度をより高くし、硫酸根を極力低減する方法がそれぞれのライン特性を生かした形で研究された。その結果、1ステップ法では高温水洗法⁽⁷⁾や電解水洗法⁽⁸⁾等の技術が確立され、更に硫酸を添加しないオール弗素浴が開発された⁽⁹⁾。一方、2ステップ法では第1浴からの硫酸根の第2浴への持込みを極力遮断し、同時に第2浴へ弗素化合物を添加し、可溶性の水和酸化クロムを溶解除去する方法⁽¹⁰⁾あるいは第1浴の最終パスで逆電解(銅板を陽極)してオキシ化度の高い酸化クロムを第2浴でできやすくする等の方法⁽¹¹⁾が行われている。図8は新しいTFSの製造法になるレトルト缶(およびホットパック缶)の例である。

図8 レトルトおよびホットパック缶の例.

3. ブリキ不働態皮膜のキャラクタリゼーション

今日の電気めっきブリキ(錫めっき鋼板)は酸化錫の成長(黄変)防止、塗料密着性向上および硫化黒変(魚肉缶で起る腐食の一種)の抑制のために、めっき後(実際は光沢を出すためのメルト後)に不働態処理(passivation)と称する後処理が施されている。これは重クロム酸ソーダ水溶液中で陰極電解するもので、生成した皮膜は3価のクロム酸化物を主体とし、その量はCrとして4~8 mg/m² (0.4~0.8 μg/cm²)という極めてわずかの量である。この不働態皮膜の組成に関しては従来3価のクロム酸化物単独から成るとい説⁽¹²⁾および金属クロムが半分以上存在するという説⁽¹³⁾とがあって明確でなかった。これは皮膜が薄すぎるために電子回折でも明瞭なパターンが得られず、もつぱら化学的ないし電気化学的方法に頼らざるを得なかったためである。この論争に決着をつけ

たのが ESCA による測定であった⁽¹⁴⁾。それによると皮膜には金属クロムが存在すること、ただし量的には少なく10%前後であることが明らかにされた。筆者らのデータを表1に示す⁽¹⁵⁾。またブリキ表面の深さ方向の成分変化を図9に示した⁽¹⁵⁾。金属クロムの量が10%前後では、少なくとも金属クロムは表面金体を均一に覆うには量的に少な過ぎ、島状に散在しているものと推定されるが、この状態を確認するにはマイクロビームの ESCA が開発される必要があろう。

ESCA は塗装ブリキの塗膜剥離面の解析にも活用されている。Servais らは塗装ブリキを強力な接着剤によって引張試験の治具につき合せ接合し、板面に垂直な方向に高速(50~200 mm/s)で引きはがし、その剥離面を

表1 ブリキ不動態皮膜内の金属 Cr.

	電気量(C/m ²)			
	108	216	433	649
全 Cr 量(10 ⁻⁴ g/m ²)*	48	57	68	94
金属 Cr 量(%)**	7.7	9.3	10.3	15.7

* 化学分析による

** ESCA ピーク強度解析による
(1 C/m²=0.01 C/dm²)

図9 ブリキ不動態皮膜組成(ESCAによる深さ方向の分析)。

図10 塗膜はく離試験後のはく離面の ESCA プロファイル⁽¹⁷⁾(密着性良好のブリキ)。

図11 塗膜はく離試験後のはく離面の ESCA プロファイル⁽¹⁷⁾(密着性不良のブリキ)。

ESCA でしらべた。この結果を図10、図11に示す⁽¹⁷⁾。すなわち剥離強度の高かったものでは、剥離が酸化クロムと酸化錫との界面で起っており(図10)、一方、剥離強度の低いものでは酸化錫層の凝集破壊を起していることが分かる(図11)。陰極処理を強化(処理電気量の増大)するとクロム付着量の増加に比例して酸化錫層の成長が抑制されるので密着不良が酸化錫層の凝集破壊である時は不動態処理を強化した方がよいことをこの結果は示している。

4. 亜鉛めっき鋼板の化成処理性

亜鉛めっき鋼板は建材、自動車、家電製品等に広く用いられ、溶融めっき並びに電気めっき法によって作られている。最近では Zn-Al、Zn-Al-Mg、Zn-Fe 2 層(上層 Zn リッチ、下層鉄リッチ)あるいは Zn-Ni 等の新しい合金めっき鋼板が開発され建材や自動車用に実用化されている。これらの亜鉛めっき鋼板は屋内ではダクトなどに裸で用いられるケースもあるが、大部分は塗装して用いられている。しかし亜鉛は化学的に活性な金属のため、この上に直接塗装すると塗料のカルボキシル基などと反応して密着性の悪い金属セッケンを作ったり、また腐食環境下では Zn の犠牲陽極作用による溶解や酸素還元で生成したアルカリによる溶解で塗膜が容易に剥離する問題がある。従って不動態処理としてリン酸塩処理やクロメート処理が施されるのが普通である。なかでもリン酸処理が好んで用いられている。リン酸塩処理は酸性リン酸亜鉛(Zn(H₂PO₄)₂)の水溶液でスプレーまたは浸漬処理するもので Zn₃(PO₄)₂・4H₂O(ホバイト)の結晶皮膜が形成され、塗料密着性と同時に耐食性向上の役割を果たしている。ところが亜鉛めっき鋼板によってはリン酸塩皮膜形成が劣る場合やクロメート処理後の耐食性に

大きな差を生じる場合などがあるためその原因の究明が課題となっていた。亜鉛めっき鋼板表面に AES を適用して表面の C がリン酸塩皮膜形成を阻害することを初めて明らかにしたのは Gjostein である⁽¹⁸⁾。すなわち化成処理性の良否は亜鉛表面の AES の測定から得られるアドヒージョンパラメーター ($A.I. = [Zn]/[O]/[C]$, ここで $[ ]$ はピーク高さを示す) で整理され, $A.I.$ の大きいものはリン酸塩処理性のよいことを示した。しかしその後の研究によって溶融亜鉛めっき表面には C 以外に Al, Si, P, Mg, Fe, Pb 等の多くの元素が数 10 nm の深さにわたって濃化偏析していることが見出された⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。なかでも Al の表面偏析が著しく, Al_2O_3 として存在していることが電子回折並びに AES によって示された。Al はゼンジャータイプのめっきラインではめっき密着性の向上 (Fe-Zn 合金層の抑制) のため Zn 浴中に添加され, Zn と下地の鉄との界面に Zn-Al-Fe 3 元合金層として存在していることはすでに知られていたが, 表面に Al_2O_3 として存在していることは新しく見出された事実である。ところがこの Al_2O_3 は Zn 表面を不活性化してリン酸塩反応を阻害することが明らかとなった⁽²⁰⁾。図 12 に化成処理性の異なる亜鉛めっき鋼板の AES スペクトルを示す。そこで表面 Al を考慮した新しいパラメーターとして $[Zn]/[Al] \cdot [C]$ が提出され, リン酸塩処理性をよりよく反映することが示された⁽²⁰⁾。これを図

図 12 化成処理性の異なる亜鉛めっき鋼板の表面 AES スペクトル。

図 13 亜鉛めっき鋼板の塗装性 (リン酸塩処理性) に対する表面組成の影響⁽²⁰⁾。

13 に示す。またクロメート処理後の耐食性不良の原因も表面 Al にあることが報告されている⁽²¹⁾。このような表面偏析層は適当な前処理, 例えばアルカリ度の高い脱脂液の使用, 簡単な表面研磨によって除去され化成処理性は改善される⁽²¹⁾。また F^- イオンを添加してエッチング力を高めた化成処理液が有効であることが分かった。

5. 化成処理性と冷延鋼板の表面制御

(1) 鋼板表面のキャラクタリゼーション

冷延鋼板は自動車, 家電およびめっき基板として広く用いられている。加工性のよい低炭素鋼 (C 0.05~0.1%, Si 0.006~0.06%, Mn 0.15%, P 0.01%, S 0.01%, Al < 0.08%) から成り, 熱間圧延, 酸洗, 冷間圧延, 電解脱脂, 焼鈍, 調質圧延の諸工程を経て製造される。冷延鋼板は通常ユーザーで加工後, リン酸塩処理→塗装される。化成処理性の良否は製品の耐食性を決める重要な特性である。ところで界面分析法が出現する以前の我々の鋼板表面に関する知識といえば, 汚染 C を伴った 10 nm 前後の酸化膜 ($Fe_2O_3 + Fe_3O_4$) から成るという程度に過ぎず, 現場的にはセロテープテストによる表面清浄度の管理がなされている程度であった。しかるに約 6 年前に米国のフォード社によって表面の C は化成処理性を低下

図 14 スキャニングオーグによる鋼板表面の C および Fe の像 ($\times 100$)。 (a) 表面 C, (b) 表面 Fe。

し、塗装耐食性を劣化することが指摘⁽²²⁾されて以来、冷延鋼板表面に対する内外の関心が高まり界面分析法の出現と相まってその表面研究は著しい進展をみた⁽²³⁾。図 14 に溶剤で脱脂された鋼板表面の C と O の AES 像を示す。AES は ESCA と異なりビーム径を絞って 2 次元分布を測定できる特徴がある。図から C は表面に不均一に分布していることが分かる。一般にその表面濃度は 15~70 原子 % である。図 15 は SIMS による表面の深さ方向の組成変化を示す。SIMS は分析感度が高い ($\approx 0.001\%$) ので、鋼表面の微量成分の分析に適している。図から C の外に Mn, Si, Cr, Al 等が濃化している

図 15 冷延鋼板(焼鈍後)表面の深さ方向の成分変化 (IMA)。

図 16 冷延鋼板表面の ESCA スペクトル。

ことが分かる。この外 P, Ti, B 等の濃化も報告されている⁽²⁴⁾。図 16 は ESCA の測定結果で最表面に FeOOH が存在すること、Si, Mn は酸化物として存在することが分かる。Al や Cr は検出されなかったが、これはその表面濃度が ESCA の分析感度 ($\approx 0.5\%$) 以下のためである。

このような鋼板表面組成は焼鈍工程で最終的に形成されることが分かっている⁽²⁵⁾。表面 C の起源は炭化物 (Fe_3C) のグラファイトへの分解、圧延油の加熱残渣(脱脂なしの時)の外、DX ガス雰囲気の場合はガス成分 (CO) からの析出がある。一方、Mn, Si, Al 等の元素の濃化は、これらの元素の酸化ポテンシャルが鉄のそれより大きいために、焼鈍ガス ($\text{H}_2 + \text{N}_2$) 中の微量の水分と次式の如く反応して選択的に酸化(鉄は酸化しない)されるためであることが分かった⁽²⁵⁾。

(2) リン酸塩処理性と表面の制御⁽²⁶⁾

冷延鋼板をリン酸塩処理すると、 $\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ に加えて $\text{Zn}_2\text{Fe}(\text{PO}_4)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (ホスホフィライト) の結晶も形成する。耐食性は第 1 に結晶の緻密さに支配されるが、ホスホフィライトは結晶が緻密化しやすく、かつ耐アルカリ性がホバイトより優れているため耐食性の点から有利である。図 17 はリン酸塩結晶の SEM 像で、表面汚染 C は結晶を粗大化することが分かる。一方、図 18 に示すように表面 Mn は結晶を緻密化するが更にホスホ

図 17 リン酸塩結晶の SEM 像 ($\times 1000$)。
(a) 清浄表面 (C 20.1 原子%)
(b) 汚染表面 (C 66.7 原子%)

フィライトを形成し易くする特徴がある⁽²⁷⁾。また Ti-B 添加鋼では B は焼鈍ガス中の N_2 と反応して BN となって表面濃化し、Mn と同じく化成処理性を向上することが最近見出されている⁽²⁴⁾。

図 18 リン酸塩結晶サイズに及ぼす表面偏析 Mn 量の影響 ($\times 1000$)。
(a) Mn-AES 2.0 原子%
(b) Mn-AES 24 原子%

図 19 焼鈍ガスの露点と表面 C および表面 Mn 量との関係 (5% $H_2 + N_2$ ガス, 973 K-14.4 ks (700°C-4 h))。

これらの知見を基に鋼板の表面組成を制御する方法が鋭意研究された。米国では DX ガスから HNX ガスへの転換並びにミルクリーンの強化によって⁽²⁸⁾、一方、すでに HNX ガス (または $H_2 + N_2$) に転換していた日本では焼鈍前の電解脱脂工程の採用によって大幅な表面清浄度の向上を達成した。一方、鋼中からの析出 (焼鈍時間の長いバッチ焼鈍に多い) に対しては電解脱脂後に S 化合物 (C 析出を抑える) の塗布、安定カーバイトを作る Cr の添加あるいは焼鈍雰囲気ガスの制御等の対策が、工場やライン特性に応じて適宜採用されている (ただし連続焼鈍の採用はこの問題からの解放をもたらした)。表面 Mn もまた焼鈍ガス雰囲気 (p_{H_2O}/p_{H_2}) である程度制御できる。図 19 はガスの露点 (水分量に対応) と表面 Mn, C との関係を示したもので、C の析出を抑え Mn を積極的に濃化させるためには露点 273~274 K (0~10°C) の範囲が望ましいことが分かる⁽²⁶⁾。

6. お わ り に

界面分析法が現在最もよく活用されているのは表面処理の分野であろう。ここではその一端を紹介した。界面分析の応用によって従来間接的に推定されていたことが直接検証されるようになり、また表面にこれまで予想もされなかった元素が検出されて、その役割が解明されるなど、その表面キャラクタリゼーションに果たした役割は顕著なものがある。これらの知見は材料製造面にフィードバックされ、より優れた機能を持つ材料開発へと役立てられている。しかしながら、AES, SIMS, ESCA 等は 10^{-10} m オーダーの分析が可能な反面、測定に超高真空を必要とすることから、使用環境下での表面、界面の *in-situ* な分析ができないのが難点である。表面現象のより深い洞察を行なうには今後は例えばレーザーラマン分光等の *in-situ* 分析を併用していくことが必要になってこよう。

文 献

- (1) 東洋鋼板社編：ブリキとティンフリースチール，アグネ，(1974)。
- (2) S. Maeda, T. Asai, H. Omata and H. Okada : *Proc. Interfinish 80*, Kyoto, (1980), p. 432.
- (3) 鶴丸迪子，松林 宏：特公昭 54-24352.
- (4) 渡辺秋男，前田重義，浅井恒敏：鉄と鋼，**66** (1980)，S1018.
- (5) 前田重義：日本化学会第 49 春季年会予稿集Ⅲ，特 2201，(1984)。
- (6) 西條謹二：防食技術，**31** (1982)，728.
- (7) 樋口征順，塚本幸雄，蒲田 稔：特開昭 56-16697.
- (8) 樋口征順，塚本幸雄，蒲田 稔，田野和広：特公昭 59-10439.
- (9) 大八木八七，日戸 元：特願昭 57-107731.
- (10) 東 光郎，吉田勝司：特開昭 57-35699.
- (11) 津川俊一，今中恵子，市田敏郎，緒方 一：特開昭 59-59898.

- (12) J. Becker : J. Electrochem. Soc., **117** (1970), 1211.
- (13) P. Rocquet and Ph. Aubrun : Brit. Corros. J., **5** (1970), 193.
- (14) V. Leroy, J. P. Servais, L. Habraken, L. Renard, J. Lempereur and S. A. Cockerill : *1st Inter. Tinplate Conf.*, Inter. Tin Research Inst., (1976), p. 399.
- (15) S. Maeda, T. Asai and T. Sawairi : *2nd Inter. Tinplate Conf.*, Inter. Tin Research Inst., (1980), 350.
- (16) P. Rocquet and Ph. Aubrun : J. Electrochem. Soc., **122** (1975), 861.
- (17) J. P. Servais, J. Lemperaur, L. Renard and V. Leroy : Brit. Corros. J., **14** (1979), 126.
- (18) N. A. Gjostein and N. G. Chavika : J. Test. & Evaluation, **1** (1973), 183.
- (19) 広瀬祐輔, 石田英明, 伊藤武彦 : 日新製鋼技報, No. 35 (1976), 35.
- (20) 前田重義, 浅井恒敏, 樋口征順 : 鉄と鋼, **64** (1978), A139.
- (21) J. P. Servais and V. Leroy : Cofloque Cofracor Compiègne, **23** (1980), 25.
- (22) V. Hospadaruk, J. Huff, R. W. Zurilla and H. T. Greenwood : *Nat. Coil Coaters Asso.*, Nat. Coil Coaters Asso., May (1978), p. 13.
- (23) 前田重義 : 防食技術, **32** (1983), 37.
- (24) 前田重義, 浅井恒敏, 早川 浩, 古野嘉邦 : 鉄と鋼, **70** (1984), S-459.
- (25) J. P. Servais H. Graas and V. Leroy : Centre de Recherches Metallurgiques (Belgium), Report No. 44 (1975), 29.
- (26) S. Maeda : J. Coating. Technol., **55** (1983), 43.
- (27) 前田重義, 浅井恒敏, 新井信一, 鈴木堅市 : 鉄と鋼, **68** (1982), 2497.
- (28) J. E. Howkins and M. J. Bingham : Iron. Steel Eng., Feb., (1981), 66.

<新刊案内>

Corrosion Resistant Materials for Coal Conversion Systems

D. B. Meadowcroft, M. I. Manning 編

本書は1982年5月に欧州腐食連盟, 腐食科学技術協会, 中央電力委員会の共催によりロンドンで開催された Corrosion in Coal Conversion Systems に関する国際会議における26編の発表論文を拡充してまとめたものである。

近年, 石炭から電力へのエネルギー変換システムの効率, 稼働温度の上昇によって飛躍的に向上している。しかし, プラント構成材料の耐食性によって稼働温度が制限されるため, この種のシステムにおける高温, 低酸化力および高硫化性雰囲気での材料の腐食挙動の解明は極めて重要である。

本書の各論文は以上のような観点から書かれており, 第一章から第三章までは, 粉炭の燃焼, ガス化および流動床燃焼の場合について, それぞれの装置に用いた各種材料の腐食に関する研究結果が示されている。また, 第四章においては基礎的研究結果について示されている。

いずれも欧州各国および北米における最近の研究成果を反映しているため, 石炭火力発電プラントに関係する技術者や腐食研究者にとっては参考になるところが多いと思われる。

(S.M.)

[15.5×23 cm 599頁 1983年 £54.00 Elsevier Applied Science Publishers, London]