ボイラの高温腐食

原 田 良 夫*

*三菱重工業株式会社高砂研究所

High Temperature Corrosion of Oil Firing Boilers

Yoshio Harada*

*Takasago Technical Institute, Technical Headquarters,
Mitsubishi Heavy Industries, LTD

In oil firing boilers, the acceleration of high temperature corrosive attack on superheater and reheater tubes caused by the presence of ash deposits containing vanadium, sodium and sulfur compounds are well known.

The paper described an example of corroded tubes, mechanism of vanadium and sulfidation attack, accelerated corrosion test and preventive methods of high temperature corrosion.

1. はじめに

重油を燃焼するボイラでは、過熱器、再熱器などの被曝温度の高い領域と、節炭器、空気予熱器などの低温部において、それぞれ燃焼ガスが直接接触する伝熱面側が甚だしく腐食損耗されることがあり、前者を高温腐食、後者を低温腐食と呼んでいる。高温腐食は、重油中に不純物として含まれている V, Na, S が低融点油灰の主成分となって高温部に付着堆積し、構成材料を加速酸化させる現象で、油灰腐食 (Oil ash corrosion), あるいは油灰中の V が特に顕著な腐食作用を営むことからバナジウム腐食 (Vanadium attack) とも言われている。重油中の灰分は原産地および精製法によって異なるが、通常 0.1% 以下であるが、灰分中に占める V 量は原産地によって大きな差があり、微量なものから 75% 以上のものまで広範囲にわたっている¹⁾。したがって高温腐食は使用する燃料油質によって、発生の有無を予想することはある程度可能であるが、腐食現象や激しさは鋼種および運転条件によっても相違するので、その実態はすこぶる複雑である。

2. 高温腐食現象

2.1 事故例

過去約 10 年間に取扱ったボイラ用鋼管を対象とした事故調査例を、運転開始後の経過年数と事故の形態別に整理した例を示すと表 1 の通りであり²⁾、高温腐食事例

表1. ボイラ稼動経過年数と事故の形態

事故の形態	運転開始後から事故発生までの経過年数										合計
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	>10	
水 腐 食	—	1	4	1	2	4	—	3	1	5	21
高温クリープラプチャー	2	4	4	7	6	2	1	2	—	1	29
低 サイクル 疲 勞	—	—	2	4	6	10	9	12	14	24	81
高 温 腐 食	—	2	3	2	4	7	3	1	2	—	24
低 温 腐 食	—	—	2	4	5	1	1	3	1	5	22
材 料 劣 化	—	—	—	—	—	—	4	3	6	9	22
そ の 他	—	—	3	4	8	1	3	—	—	1	15
小 計	2	7	18	22	26	25	21	24	24	45	214

は全体の 11% を占めている。又腐食は 2 年目の運転を終了した時点から始まり、5~6 年経過後が最も発生件数が多く、9 年を経過したものにも散見されており、長期間にわたって発生している。

高温腐食は過熱器や再熱器などの蒸気温度および被曝ガス温度の高い管と、これに付属している間隔片などの金具類をはじめ、高温の燃焼ガスに直接曝されるバーナディフューザ、各種の吊り金具に発生することが多い³⁾。過熱器などの高温部管にはオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304, 321, 316, 347) や Cr-Mo 鋼 (STBA 21, 22, 23, 24, 26)、間隔片やその他の吊り金具にはステンレス鋼铸件 (たとえば SCH 13) が使用されることが多く、バーナディフューザにはステンレス鋼铸件と共に Co 基合金が使用されることもある。

図 1 に過熱器と再熱器管の代表的な高温腐食状況を示した^{4~6)}。過熱器管では管壁温度の上昇によって腐食が

* 〒676 高砂市荒井町新浜 2 丁目 1 番地の 1 (2-1-1, Shinham, Arai-cho, Takasago 676, Japan)

上：過熱器管 下：再熱器管

図1 過熱器および再熱器管の腐食状況

再熱器管

過熱器管

図2 腐食管の断面

進行し、管の肉減りが顕著となったために、高压の内部蒸気圧に耐えられなくなって噴破した状況を示しており、管表面は無数のアバタ状となると共に、全体が黒変化している状況が観察される。一方、再熱器管では内部蒸気圧が低いために、管壁が紙のように薄くなっても耐えている例があり、噴破部でも大きく変化することがない。腐食部の断面は図2に示すように、肉減り部はいずれも燃焼ガスが直接当たる側に位置し、しかもやや角度をもって両側に開いた部分に集中している特徴がある。

2.2 腐食部の調査結果例

2.2.1 腐食部のマイクロ組織

腐食部の断面を光学顕微鏡によって観察すると、図3のようにオーステナイト系ステンレス鋼管では、結晶粒界が選択的に侵食されていたものや、硫化物や浸炭現象を伴って腐食されているものがある^{5,6)}。さらに場合によっては、両現象が共存していることもあるので必ずしも一様でない。浸炭部の硬さは基質（マイクロビッカース160~180）の2~3倍に達しており⁷⁾、浸透深さが0.3mmにも達する場合が観察されるので、材料強度的な問題も見逃がせない。

2.2.2 重油灰の変化

さきに述べたように、重油灰の組成は原産地や精製法などによって相違するが、水溶性成分のpHは特別な場

図3 腐食部の光学顕微鏡組織

表2. 腐食管および健全管上付着物の化学組成

試料 分析項目	腐食管上の付着物			健全管上の付着物		
	1	2	3	1	2	3
pH (1g/100m ³ H ₂ O)	9.1	9.1	9.2	3.8	3.6	4.6
水溶性成分 (%)	42.2	44.4	59.9	48.3	52.7	44.4
全 S as SO ₃ (%)	19.9	17.1	29.9	25.0	27.2	25.1
全 Fe as Fe ₂ O ₃ (%)	13.2	13.2	7.21	9.96	6.24	6.50
全 V as V ₂ O ₅ (%)	30.7	31.6	21.8	32.6	31.9	30.0
全 Ni as NiO (%)	3.96	4.24	4.74	5.90	7.88	4.76
全 Na as Na ₂ O (%)	19.6	19.6	27.8	16.1	15.8	17.8
全 Ca as CaO (%)	9.02	9.25	6.84	4.76	5.04	4.20
全 C as C (%)	0.71	1.13	0.97	0.56	1.21	1.03
CO ₂ (%)	0.25	0.60	0.02	—	—	—
Na ₂ O/SO ₃ モル比	1.32	1.48	1.19	0.83	0.75	0.91
融点 (°C)	680	660	650	625	630	630

合を除き酸性を示す特徴がある⁸⁾。しかし、腐食した管上に残存している重油灰を分析すると、表2に示すように水溶性成分のpHはアルカリ性を呈すると共に、腐食反応生成物としての鉄化合物が増え、融点も上昇しているのが観察される。アルカリ性を示す重油灰は Na₂O/SO₃ モル比が1以上を示しており、腐食管上の重油灰中にはアルカリが過剰となっていることがうかがえる。又これらの重油灰中には、僅かながら炭酸塩が含有されており、遊離アルカリと燃焼ガス中の CO₂ が反応して、炭酸アルカリを形成していることが推定される⁹⁾。

以上の諸現象は、腐食部における硫化物の形成や浸炭現象と密接な関係にあるが、これらについては後述することとする。

3. 高温腐食の機構

3.1 バナジウム腐食

バナジウム腐食は典型的な加速酸化現象で、表3に示すようにV化合物には低融点のものが多く、腐食作用を

表3. 重油灰中の化合物と融点

化 合 物	融点℃	化 合 物	融点℃
V ₂ O ₄	1970	3Na ₂ O·V ₂ O ₅	850
V ₂ O ₅	670	10Na ₂ O·7V ₂ O ₅	573
Na ₂ O·V ₂ O ₅	630	Na ₂ O·V ₂ O ₄ ·5V ₂ O ₅	625
Na ₂ O·3V ₂ O ₅	560	5Na ₂ O·V ₂ O ₄ ·11V ₂ O ₅	535
2Na ₂ O·V ₂ O ₅	640	NaVO ₃	560
2Na ₂ O·3V ₂ O ₅	565	Na ₂ SO ₄	884

行なう酸素は低融点のV化合物が凝固して Vanadate から Vanadyl vanadate へ変化するときが発生し、熔融時には吸収する可逆反応によって供給され腐食が進行する。

この現象は図4に示すような実験結果によって確認されている⁹⁾。すなわち、V₂O₅、Na₂O-V₂O₅ および V₂O₅-Na₂SO₄ の灰を密閉容器中に封入し、温度の上昇に伴う容器内の圧力を測定したもので、曲線 C, D のように灰が融点に達し熔融状態を呈しはじめると、雰囲気中の酸素を吸収するために圧力が減少し、Na₂SO₄ が存在すれば、さらに高温状態において Na₂SO₄ の分解によって SO₃ が発生するため、圧力は再び増加する現象が認められている。

又、V₂O₅-Na₂SO₄ 系の灰によって発生する気体は温度によって異なり、次のように 550~900℃ の範囲では酸化力の強い SO₃ と O₂ が、1000℃ では SO₃ が発生すると共に、いずれの場合も腐食性の低融点化合物を生成

図4 種々な組成の合成灰の酸素圧力-温度曲線する特徴がある¹¹⁾。

バナジウム腐食が熔融塩腐食である以上、灰の融点が低いほど腐食が急激に進行する温度は低くなるが、融点以上の温度領域における腐食性は、融点の高低とは関係

図5 V₂O₅-Na₂SO₄ の相平衡状態図

図 9 硫化腐食の機構と進行過程

の反応も認められており¹⁰⁾、低融点 (645°C) の Ni-Ni₃S₂ 共晶体¹⁷⁾の生成と、耐酸化および耐食性の要因である Cr の硫化物への変化が顕著な腐食を誘発したり、消耗を促進させる大きな原因となっている。

図 9 は以上の硫化反応を図示したもので、腐食は溶融状の硫酸塩によって金属表面の酸化膜が破壊され、硫酸塩と金属が接触することによって始まり、(6)~(8) 式に示したように硫化物が生成したり、S が遊離する。遊離した S は硫化物の生成原因となるが、硫化物自体も腐食反応によって破壊された酸化膜や硫酸塩中を拡散してくる酸素によって酸化されて酸化物となるとき、S を遊離するので、いったん硫化腐食が発生すると、外部から S の供給がなくても、硫化物と酸化物を腐食生成物とする反応がくり返し行われる。

元来金属は酸化物をつくりやすく、通常の燃焼ガス雰囲気中では過剰空気が含まれているため、酸化物の生成が優先するはずであるが、腐食部における硫化物の存在はアルカリ硫酸塩との反応とともに、その環境条件が非常に酸素分圧が低く、S 分圧の高い状態にあることが推定される。

いま金属の硫化と酸化反応を熱力学的に検討し、両反応の境界条件を求めると、S と反応しやすいといわれている Ni でも硫化物を生成するためには、かなりの S ポテンシャルを必要とすることがわかる。すなわち腐食および酸化反応の自由エネルギーが与えられていると、

(14)~(13) から、

(15) 式の平衡定数 K は、

$$\ln K = -G^\circ/RT \quad (16)$$

これから、

$$\text{Ps}_2/\text{Po}_2 = \exp(\Delta G/RT)$$

となり、Ps₂/Po₂ ポテンシャルが求められる。

ただし、ΔG: 自由エネルギー

R: 気体常数

T: 絶対温度

図 10 は金属として Fe, Ni の場合について試算したもので、両金属とも硫化物が存在する環境では、O₂ に比べ S₂ ポテンシャルが非常に高いことが必要であることがわかるので、腐食管の断面で認められたような硫化

図 10 log Ps₂/Po₂ と温度との関係

物生成環境は、酸素が非常に不足した状態にあることが明らかである。

一方、このような酸素不足環境に加え、(6)(8)式および表2に示したように、腐食反応によって重油灰中にアルカリ (Na_2O) が遊離するため、これが燃焼ガス中の CO_2 と反応して Na_2CO_3 を生成し、同じガス中の未燃炭素および CO_2 , CO などの C 酸化物などと共に腐食発生源近傍の C ポテンシャルを高めて浸炭反応の起こり易い環境をつくることとなる (なお Na_2CO_3 は浸炭促進剤として知られている)。又、金属側では腐食反応によって酸化膜が破壊されているため、金属中の炭素と結合しやすい元素との反応が容易に進行する。ステンレス鍋過熱器管の腐食部に認められる浸炭現象は、主として Cr 炭化物 (Cr_{23}C_6 など) であり、耐熱性および耐食性を維持するのに有効な Cr の消耗を促進するばかりか、管材料そのものを脆弱化する要因となっている。

3.3 高温腐食反応における NaCl の役割

重油灰中に含まれている Na_2SO_4 系化合物は、燃料中に水や海水成分として、又燃焼用空气中に海塩粒子として存在している NaCl が、燃焼ガス中の S 酸化物と反応して生成したものである¹⁸⁾。

又 V 酸化物とも反応して、低融点を有し管壁に対する付着力の強い NaVO_3 系化合物をつくり、バナジウム腐食を促進させる重油灰を構成する¹⁹⁾。

Na_2SO_4 それ自体の腐食性は強くないが、これに少量の NaCl が混入すると甚だしく腐食力が增強することが知られている。たとえば図 11 は、 Na_2SO_4 に NaCl を添加した場合のステンレス鋼の腐食状況を示したもの²⁰⁾で、1202°F (650°C) では Na_2SO_4 単体では腐食量は極めて少なく、大気中曝露のものと同程度の重量変化を示すは過ぎない。しかし NaCl が混入すると飛躍的に重量が増加し、2% NaCl で約 10 倍、20% では 100 倍以上の重量変化が認められる。

V_2O_5 - Na_2SO_4 系合成灰に対しても、NaCl が混入すると甚だしく腐食を促進させる報告²¹⁾と、 V_2O_5 が存在すると腐食が抑制されるという報告²²⁾があり、見解が分かれている。しかし、実際のボイラでは海水成分が多量に混入した重油を燃焼すると激しい腐食が発生しているので、 V_2O_5 が共存していても腐食を促進させるものと考えてよからう。

Na_2SO_4 -NaCl 2 相系的高温腐食反応における NaCl の役割は、一般に次のように考えられる。

図 11 347 鋼の酸化に及ぼす Na_2SO_4 -NaCl 混合物の効果 (1202°F)

(6~11) 式で示した Na_2SO_4 による腐食反応下において、ステンレス鋼中の耐熱耐酸化作用を営む Cr、あるいは保護皮膜としての中心的な役割を果している酸化膜中の Cr_2O_3 と反応して、耐食力のない Na_2CrO_4 を生成したり、揮発性の塩化物を形成して腐食を促進させるものである²³⁾。

Cr_{23}C_6 のようなクロム炭化物は結晶粒界に析出しやすいため、これが選択的に腐食されると結晶粒界腐食の形態を示すこととなり、実際に確認されている。

4. 高温腐食試験法

4.1 試験法の種類

高温腐食試験としては、実機試験²⁴⁾、実験燃焼装置試験²⁵⁾、腐食灰塗布試験²⁶⁾、腐食灰中浸漬試験²⁷⁾、腐食灰中交互浸漬試験²⁸⁾、カップ型試料による試験²⁹⁾、酸素消費量測定試験³⁰⁾をはじめ、電気化学測定試験³¹⁾など非常に多くの方法が実施されている。しかしごく最近まで、試験法として規格化されたものが見当らなかったことから、学振第 123 委員会第 5 分科会では、腐食灰塗布試験法に属する V_2O_5 - Na_2SO_4 合成灰による試験方法を、約 4 年にわたる共同研究を経て完成させているので紹介する。

4.2 V_2O_5 - Na_2SO_4 合成灰塗布高温腐食試験学振法³²⁾

1. 適用範囲

この試験法はバナジウムを多重に含む燃焼灰による

金属材料の高温腐食に対する耐食性を試験する方法について規定する。ただし対象材料はオーステナイト系の耐熱鋼および耐熱合金とする。

2. 試験片

2.1 試験片の形状寸法

試験片は $25 \times 15 \times (3 \sim 5)$ mm とする。

2.2 試験片の仕上方法

試験片は機械加工後 #500 程度まで全面をエメリー研磨する。

3. 合成灰

3.1 合成灰の組成

合成灰の組成は V_2O_5 85% + Na_2SO_4 15% (重量 %) とする。

3.2 合成灰試薬の級別と銘柄

合成灰試薬は特級を用い、銘柄についてはとくに規定しない。

3.3 合成灰の塗布量

合成灰は 20 mg/cm^2 の割合で塗布する。

3.4 合成灰の塗布方法

合成灰の塗布方法はつぎの通りとする。

(i) 所定の比率の合成灰を乳鉢でよくすりつぶして混合し適量のアセトンを加える。

(ii) よくかき混ぜながら、この懸濁液を所定の塗布量に達するまで試験片全面になるべく均等に塗布する。試験中の繰返し塗布は行わない。

4. 試験温度および試験時間

試験温度および試験時間は 900°C - 3 hr または 800°C - 20 hr とする。

5. 試験片の保持方法および炉中への挿入方法

試験片はアルミナ燃焼ボートの縁にまたがせてのせ所定温度になった炉中へ水平に挿入する。ボートの大きさ、1 個のボートへ 1 度にのせる試験片数、炉中へ 1 度に挿入するボート数についてはとくに規定しない。

6. 加熱雰囲気

加熱雰囲気は静止大気中とし炉にはふたをする。

7. 脱スケール方法

試験後の試験片の脱スケール方法はつぎのいずれかによる。

(i) $NaOH$ 40% + Na_2CO_3 60% の熔融塩中での電解

(ii) $NaOH$ 18% + $KMnO_4$ 3% 水溶液中での煮沸後、10% クエン酸アンモニウム水溶液中での煮沸

脱スケール後は十分洗浄し乾燥する。

8. 耐食性の評価方法

脱スケール後の試験片について試験前後の重量減少 (mg/cm^2) を測定し、これにより耐食性を評価する。ただし、とくに粒界侵食の著しい場合には侵食深さなどによる評価方法を併用する。

5. 腐食対策

5.1 設計的な検討

腐食対策の最も基本的なもので、設計段階においてボイラの効率、経済性、信頼度の高い運転性能などと共に腐食対策も十分検討される。たとえば燃料の燃焼に必要な経済的な火炉構造、過熱器および再熱器管材料の選定と、適正配置による管壁温度の設定などであり、これによって腐食防止に必要な基本要素が決定される。又、設計の意図をそしゃくし、適切な運転管理を行うことも極めて重要な防食対策の一つである。

5.2 耐食材料の選定

腐食対策の常套手段として、古くから実験室や実機プラントを用いた耐食材料の選定試験がよく行われている。 V_2O_5 - Na_2SO_4 および V_2O_5 - $NaVO_3$ 系の合成灰による 870°C における腐食試験の結果では、Cr, Ni, Co, Si などの金属は良好な耐食性を示し、Mn は鋼種によって評価が異なり、Ti の添加は影響がなく、Mo は耐食性を劣化させることが判明している¹²⁾。

又、図 12 は Fe-Ni-Cr の三元合金を主体として、その組成を変えた場合の耐食性を示したもので、Ni (40~50)-Cr (50~60) の組成は特にすぐれた耐食性を示すことが知られている¹³⁾。

一方、ステンレス鋼については、重油燃焼ボイラ中へ

図 12 80% V_2O_5 -20% Na_2SO_4 合成灰による Fe-Ni-Cr 合金の腐食試験結果

試験管を挿入し、実際の環境で腐食試験した結果、12% Cr 鋼が最も腐食量が少なく、AISI 321, 316, 347 などのオーステナイト系ステンレス鋼は腐食量が多くなっている³⁴⁾。しかし鋼種間の耐食性は文献によって異なっており³⁵⁾、必ずしも一様でない。この原因はおそらく燃料重油の性状差に起因するものと推定される。

5.3 表面処理の適用

重油灰に対して耐食性を有する元素を金属表面に処理して、腐食反応を抑制しようとする試みはかなり古くから行われており、Cr, Ni, Si および Al などが検討されている。これらの結果によると、Ni メッキは V_2O_5 - Na_2SO_4 系の合成灰に弱く、Cr メッキは耐食性にすぐれているが、メッキ層が熱膨張の影響で剥離しやすい欠点がある³⁶⁾。この点、拡散浸透処理したものは剥離の心配が少なく、特に Si 浸透膜は図 13 に示すように特に良い成績を示している¹⁴⁾。一方、AISI310 鋼に溶融 Al メッキしたものを、実際のボイラに挿入して行った腐食試験結果では、良好な耐食性は得られておらず³⁷⁾、AISI347 鋼を処理したものについても同様な結果が得られている³⁾。

5.4 防食添加剤の注入

高融点化合物を燃料や燃焼室中へ直接注入することによって、V 化合物などの腐食性成分の融点を高め、腐食反応の緩和をはかるもので、かなり古くから行なわれ、現在も最も広く採用されている方法である。添加剤としてはドロマイト³⁸⁾、 SiO_2 ³⁹⁾、石灰石⁴⁰⁾、Mg 化合物⁴¹⁾などが知られており、昨今では腐食性成分との反応性、燃料中およびボイラ炉内における均一分散性、反応生成物

の除去の難易度などの点から、Mg 化合物の使用が多い。

V と Mg は $MgO \cdot V_2O_5$ (m.p 671°C), $2MgO \cdot V_2O_5$ (m.p 835°C), $3MgO \cdot V_2O_5$ (m.p 1,191°C) のような化合物を形成し、Mg 含有量の高いものほど融点が上昇することが知られており、この現象を利用するものであるが、現実には重油灰中に占める Mg 量の増大によって、腐食性成分の割合が少なくなる物理的な希釈効果も大きいようである。

添加剤の形態としては、 MgO , $Mg(OH)_2$ 粉末を軽質油に分散剤と共に混合したオイルスラリー状のものと、水にそのまま分散させたものがあるが、いずれの場合でも、添加剤粒子が微細でボイラ炉内へ均等に分散できれば、かなりの効果が得られている。

6. あとがき

従来からこの種ボイラの高温腐食は典型的なバナジウム腐食であると言われてきたが、昨今のボイラ用燃料は環境規制の影響を受けて、ほとんど V を含まない原油が燃料として使用されている場合もあり、当然のことながら炉内の油灰も V をほとんど含んでいないにもかかわらず高温腐食が発生しているので、バナジウム腐食ばかりではない。

実機の高温腐食ではしばしば硫化物や浸炭現象が認められ、重油灰中に共存しているアルカリ硫酸塩の影響がすこぶる大きい、この腐食系では S 酸化物、C 酸化物などの雰囲気ガスの作用を無視できないので、海水成分としての NaCl の挙動と共に注意する必要がある。

又、腐食成分としての V 酸化物や Na_2SO_4 は、燃焼室でいったん気化した後、伝熱面に凝縮付着する傾向が強いが、防食添加剤は慣性衝突によって付着するため、ボイラ炉内の挙動には大きな相違が認められる。したがって、添加剤を使用する場合には、ボイラの構造についても十分考慮する必要がある。

文 献

- (燃料関係)
- 1) A. deS Brasunas: *Corrosion*, **11**, 17 (1955).
(腐食事例関係)
 - 2) 植良治夫: 火力発電技術協会 関西支部 火力発電ニュース, 第 225 号 (1976).
 - 3) NACE Technical Committee Report. Pub., 58-11 (1958).
 - 4) Y. Shiojima, H. Hanada: *Mitsubishi Technical Bulletin*, No. 84 (1973).
 - 5) 原田良夫: 鉄と鋼, **61**, 49 (1975).
 - 6) 原田良夫: 材料, **25**, 1086 (1976).
 - 7) 原田良夫, 阿部堅司: 防食技術, **20**, 517 (1971).
 - 8) 原田良夫, 樫野 勇: 学振第 123 委員会研究報

図 13 18-8 ステンレス鋼の V_2O_5 融液による腐食減量に及ぼす表面処理の効果

- 告, **10**, 305 (1969).
(腐食機構関係)
- 9) G. W. Cunningham & A. deS Brasunas: *Corrosion*, **12**, 389t (1956).
 - 10) W. R. Foster, M. H. Leipold & T. S. Shevlin: *Corrosion*, **12**, 539t (1956).
 - 11) Von. S. Pollmann: *V·G·B.*, **94**, 7 (1965).
 - 12) 武田修三, 宮川大海: 学振第 123 委員会研究報告, **12**, 71 (1971).
 - 13) W. J. Greenert: *Corrosion*, **18**, 57t (1962).
 - 14) E. Fitzer & J. Schwab: *Corrosion*, **12**, 459t (1956).
 - 15) E. L. Simons & G. V. Browing: *Corrosion*, **11**, 505t (1955).
 - 16) G. J. Danek: *Naval Eng.*, **77**, 859 (1965).
 - 17) W. Nelson & C. Cain: *Trans. ASME.*, 59-A-89 (1960).
 - 18) M. A. DeCrescente & N. S. Bornstein: *Corrosion*, **24**, 127t (1968).
 - 19) N. S. Bornstein & M. A. DeCrescente: *Corrosion*, **28**, 264t (1972).
 - 20) D. H. Lucas: *J. Inst. Fuel*, **36**, 206 (1963).
 - 21) P. A. Alexander & R. A. Marsden: The Mechanism of Corrosion by Fuel Impurities, Butter worths, London 542 (1963).
 - 22) 日下邦男, 鶴見州 宏: 鉄と鋼, 第 57 年 152 (1971).
 - 23) H. W. Pickering & F. H. Beck, M. G. Fontana: *Trans. ASM.*, **53**, 793 (1961).
 - (腐食試験関係)
 - 24) H. A. Blank, A. M. Hall & J. M. Jackson: *Trans. ASME.*, 813 (1952).
 - 25) W. E. Young, A. E. Hershey & C. F. Hussey: *Trans. ASME.*, **77**, 985 (1955).
 - 26) G. T. Harris, H. C. Child & J. A. Kerr: *JISI.*, **179**, 241 (1955).
 - 27) S. H. Frederick & T. F. Eden: *Corrosion*, **11**, 19t (1955).
 - 28) E. Fitzer & J. Schwab: *Corrosion*, **12**, 459 (1956).
 - 29) F. C. MonKman, & N. J. Grant: *Corrosion*, **9**, 460t (1953).
 - 30) A. Des Brasunas & N. J. Grant: *Trans. ASM.*, **44**, 1117 (1952).
 - 31) H. E. Doering: *J. of Materials*, **4**, 457 (1969).
 - 32) 学振第 123 委員会研究報告, **14**, 255 (1973).
(腐食対策関係)
 - 33) H. Lewis: *J. Inst. Fuel*, **39**, 8 (1966).
 - 34) W. D. Halstead: *J. Inst. Fuel*, **47**, 234 (1970).
 - 35) N. H. Holland, D. F. Dwyer, D. F. Rosborough & W. Wright: *J. Inst. Fuel*, **45**, 206 (1968).
 - 36) S. H. Frederick: *Corrosion*, **11**, 19t (1955).
 - 37) J. E. Srawley: *Corrosion*, **14**, 36t (1958).
 - 38) W. D. Jarvis: *J. Inst. Fuel*, **40**, 348 (1967).
 - 40) R. W. Coutant, R. E. Barrett & E. H. Lougher: *Trans. ASME.*, 113 (1970).
 - 41) R. J. Zoschak & R. W. Bryers: *Trans. ASME.*, 169 (1960).