

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'24'26-194.56 : 669.15'24'26'28-194.56 :
620.194.2.620.193.43 : 546 : 46-38オーステナイト系ステンレス鋼の $MgCl_2$ 溶液中における
応力腐食割れ挙動*

小 若 正 倫**・工 藤 赳 夫***

Stress Corrosion Cracking Behavior of Austenitic Stainless
Steels in $MgCl_2$ Solutions

Masamichi KOWAKA and Takeo KUDO

Synopsis:

Stress corrosion cracking behavior of SUS 304 and SUS 316 stainless steels was investigated in terms of concentration and temperature of $MgCl_2$ solutions with or without dissolved oxygen. The potential- $MgCl_2$ concentration relation between SCC and pitting corrosion was also studied by constant potential method under the applied stress of 25 kg/mm².

As dissolved oxygen becomes necessary to cause SCC with decreasing the concentration or the temperature of $MgCl_2$ solutions, SUS 316 becomes much more resistant to SCC than SUS 304. The crack is often observed originating at the bottom of a pit.

The lower limit of $MgCl_2$ concentration above which cracks develop at 80°C is about 20% for SUS 304 and about 25% for SUS 316, while the critical SCC potential of SUS 316 is about 50 mV more noble than that of SUS 304. Above the lower limit of $MgCl_2$ concentration, the corrosion mode shifts from SCC to pitting corrosion as the applied potential is raised and the SCC potential range widens with increasing $MgCl_2$ concentration. Below that, only pitting corrosion occurs.

1. 緒 言

塩化物水溶液中におけるオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れについては、従来より多くの研究結果が報告されている。なかでも、SCHEIL が沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液 (154°C) におけるステンレス鋼の応力腐食割れ試験をおこなつて以来、多くの研究がこの試験液にておこなわれてきた。しかし、沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液は酸性で腐食性がきびしいため、実用上問題となる中性塩水溶液中での応力腐食割れとは必ずしもその挙動を同じくするとはいえない。

成分元素の影響については、沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液中と高温高压水中でその影響が異なり、例えば、Cは前者では有効であるが^{1)~6)}、後者では非常に有害な元素となる⁷⁾⁸⁾。また、高濃度塩化物水溶液のうちでも、沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液と沸騰 20% NaCl 溶液⁹⁾では成分元素の

影響が異なる。筆者らは沸騰 $MgCl_2$ 溶液の濃度によつても成分元素の影響が変化することを明らかにした¹⁰⁾。

溶存酸素は沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液中での応力腐食割れに対しては必ずしも必要でないが¹¹⁾、中性塩水溶液中では不可欠である。特に、高温高压水中では溶存酸素の影響が大きく、0.1ppm 以上になると応力腐食割れをおこしやすくなることが明らかにされている¹²⁾¹³⁾。

また、沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液中では応力腐食割れが孔食を起点として発生することはないが、中性塩水溶液中では孔食を起点として発生する場合が多い^{9)14)~16)}。

このように両環境で応力腐食割れ挙動を大きく異にするが、これらの相異を系統的に検討した研究は少なく、不明な点も多い。

そこで、本報では応力腐食割れにおよぼす溶存酸素の影響ならびに応力腐食割れと孔食の關係に主眼をおいて沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液から濃度および温度を低下させ、

* 昭和49年11月本会講演大会討論会にて発表 昭和50年5月12日受付 (Received May 12, 1975)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.
1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

Table 1. Chemical compositions of materials used (wt%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N
SUS 304	0.053	0.52	1.69	0.023	0.005	0.03	9.39	19.13	0.05	0.03
SUS 316	0.052	0.33	1.65	0.020	0.005	0.22	13.49	16.46	2.11	0.022

中性塩水溶液に移行させていった場合に、割れの挙動がいかに変化するかを検討し、同時に、応力腐食割れと孔食の相異について考察を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材

試験材として用いた SUS 304 および SUS 316 の化学組成を Table 1 に示す。市販のパイプ材を偏平冷延後、 $1100^{\circ}C \times 30 \text{ min}$ 水冷の溶体化処理をおこない、平行部 $3\phi \times 20 \text{ mm}$ の引張型試験片および $2 \times 10 \times 75 \text{ mm}$ の短冊型試験片を作製した。これらの試験片をエメリー紙 #0 研摩後、機械加工の影響を取り除くことを目的として、真空中にて $1100^{\circ}C \times 10 \text{ min}$ の応力除去焼鈍をおこなった。その後表面皮膜除去のため、短冊型試験片については軽くエメリー紙 #0 研摩を、引張試験片については、りん酸 6 容、硫酸 3 容、水 1 容およびクロム酸 50 g/l の混合液中で、電流密度 0.5 A/cm^2 で電解研摩をおこない、実験に供した。

2.2 実験方法

応力腐食割れにおよぼす $MgCl_2$ 溶液の濃度、温度および溶存酸素の影響を 20~45% の沸騰 $MgCl_2$ 溶液および 25~45% $MgCl_2$, $80 \sim 120^{\circ}C$ で各々酸素飽和および脱気 (N_2 による) の水溶液中で検討した。この溶液中に上記短冊型試験片を U 字型に曲げて 5 mm 拘束した試験片を浸漬して試験した。試験時間は 300hr とした。また一部の条件については、引張型試験片を用いて定荷重下で破断時間を測定した。この場合は、酸素飽和の代わりに通気状態で試験をおこなった。いずれの場合にも、試験後試験片の断面の顕微鏡観察をおこなって、割れの有無および腐食形態を調べた。

応力腐食割れと孔食の電位的関係を明らかにするため、15~35% $MgCl_2$, $80^{\circ}C$ の通気あるいは脱気した溶液中で定電位に保持して、腐食形態におよぼす電位の影響を調べた。溶液の pH 調整はおこなわなかったが、35%, 25% および 15% $MgCl_2$ 溶液の $80^{\circ}C$ での pH はそれぞれ 3.95, 4.83, 5.50 であった。照合電極として飽和カロメル電極を用い、試験液と同濃度の室温 $MgCl_2$ 溶液を介して測定した。試験片としては引張型試験片を用い、付加応力は 25 kg/mm^2 とした。

3. 実験結果

3.1 $MgCl_2$ 溶液の濃度、温度および溶存酸素の影響

SUS 304 および SUS 316 の応力腐食割れにおよぼす $MgCl_2$ 溶液の濃度、温度および溶存酸素の影響を U 字曲げ法により検討した。結果をそれぞれ Fig. 1 および Fig. 2 に示す。なお、沸騰 $MgCl_2$ 溶液中の結果は脱気状態として表示した。SUS 304 の場合、脱気状態では割れ発生の下限は約 $100^{\circ}C$ である。酸素飽和の状態ではさらに低温まで割れを発生する。一方、SUS 304 に比べて耐孔食性の高い SUS 316 は応力腐食割れに対しても抵抗性が高いことがわかる。すなわち、脱気状態では約 $120^{\circ}C$ が割れ発生の下限であり、酸素飽和の状態にすると、下限は若干低下するが、SUS 304 に比べて高温である。

45% $MgCl_2$, $120^{\circ}C$ および 25% $MgCl_2$, $80^{\circ}C$ の溶液中で定荷重法により検討した結果をそれぞれ Fig. 3 および Fig. 4 に示す。45% $MgCl_2$, $120^{\circ}C$ の溶液中

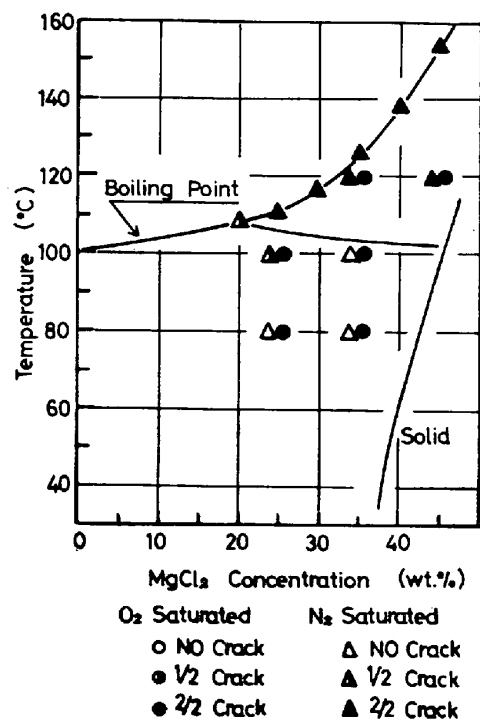


Fig. 1. Effect of concentration, temperature and dissolved oxygen on stress corrosion cracking of SUS 304 stainless steel in $MgCl_2$ solutions (U-bend).

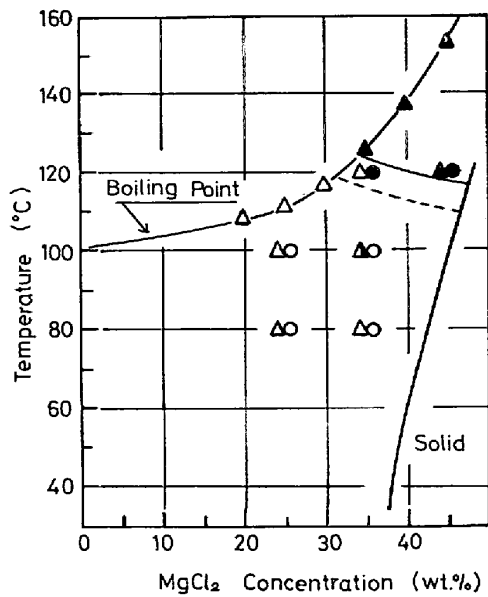


Fig. 2. Effect of concentration, temperature and dissolved oxygen on stress corrosion cracking of SUS 316 stainless steel in MgCl₂ solutions (U-bend) Symbols show the same meaning as in Fig. 1.

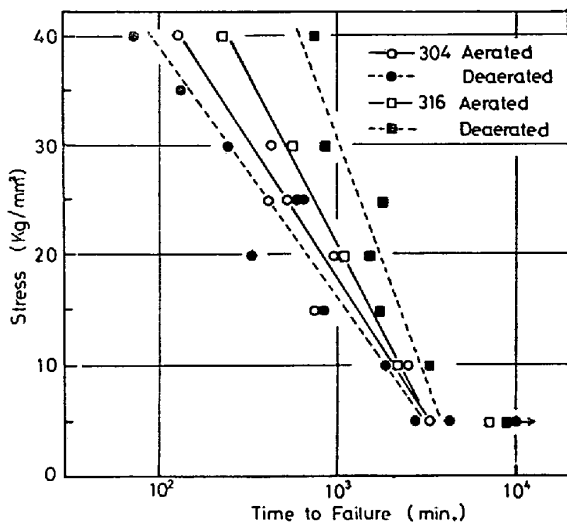


Fig. 3. Stress corrosion cracking of SUS 304 and SUS 316 stainless steels in 45% MgCl₂ solution at 120°C.

では溶存酸素の影響は顕著でない。SUS 304 の場合、脱気状態の方が若干破断時間が短くなっているが、この原因は明らかでない。SUS 316 は通気状態の方が破断時間が短い。一方、25% MgCl₂、80°C の溶液中では通気状態の SUS 304 のみ割れが生じた。割れ発生に溶存酸素が必要であることを示している。

SUS 304 の典型的な割れを Photo. 1 に示す。45% MgCl₂、120°C の溶液では孔食の発生は認められず、表

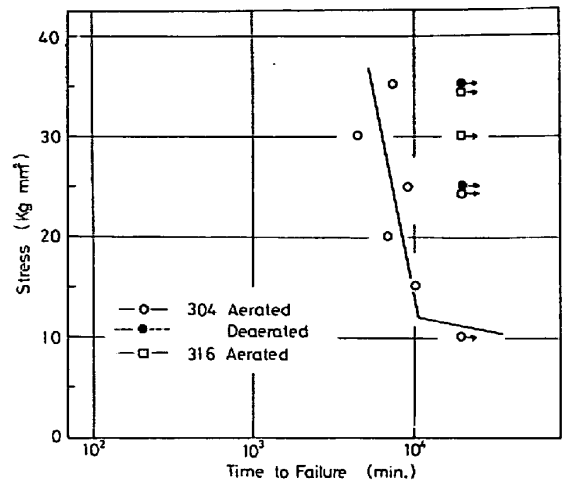


Fig. 4. Stress corrosion cracking of SUS 304 and SUS 316 stainless steels in 25% MgCl₂ solution at 80°C.

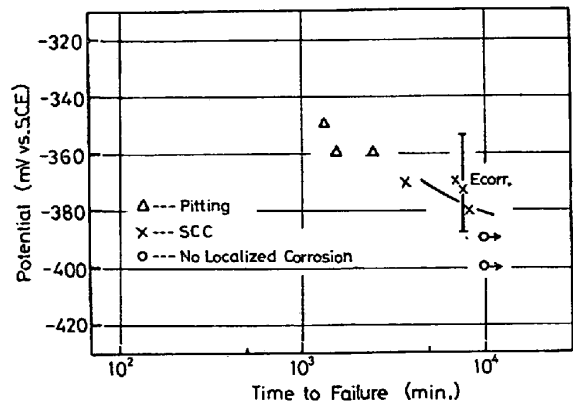
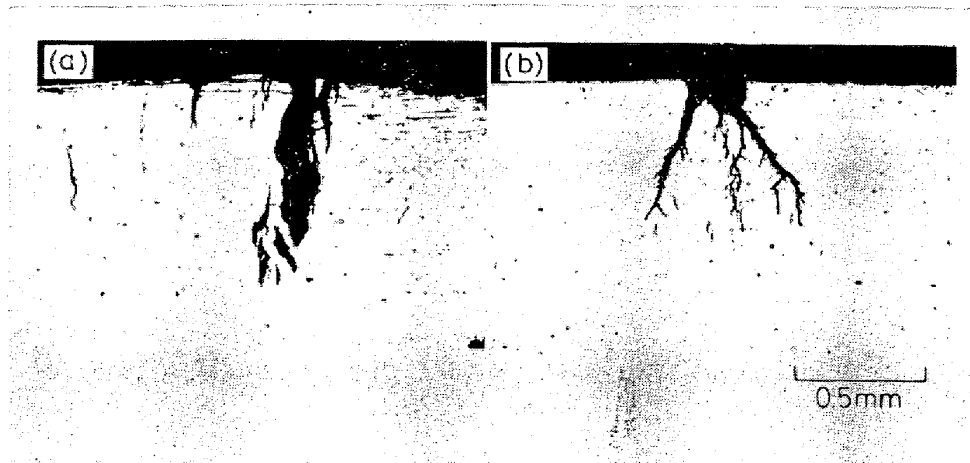


Fig. 5. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in aerated 25% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

面から割れが生じている。一方、25% MgCl₂、80°C の溶液では孔食を起点として割れが発生しているのが認められる。一般的な傾向として、MgCl₂ 溶液の濃度および温度が低下するにつれて孔食を起点とした割れが多く観察されるようになり、また、その孔食も大きくなる傾向にある。

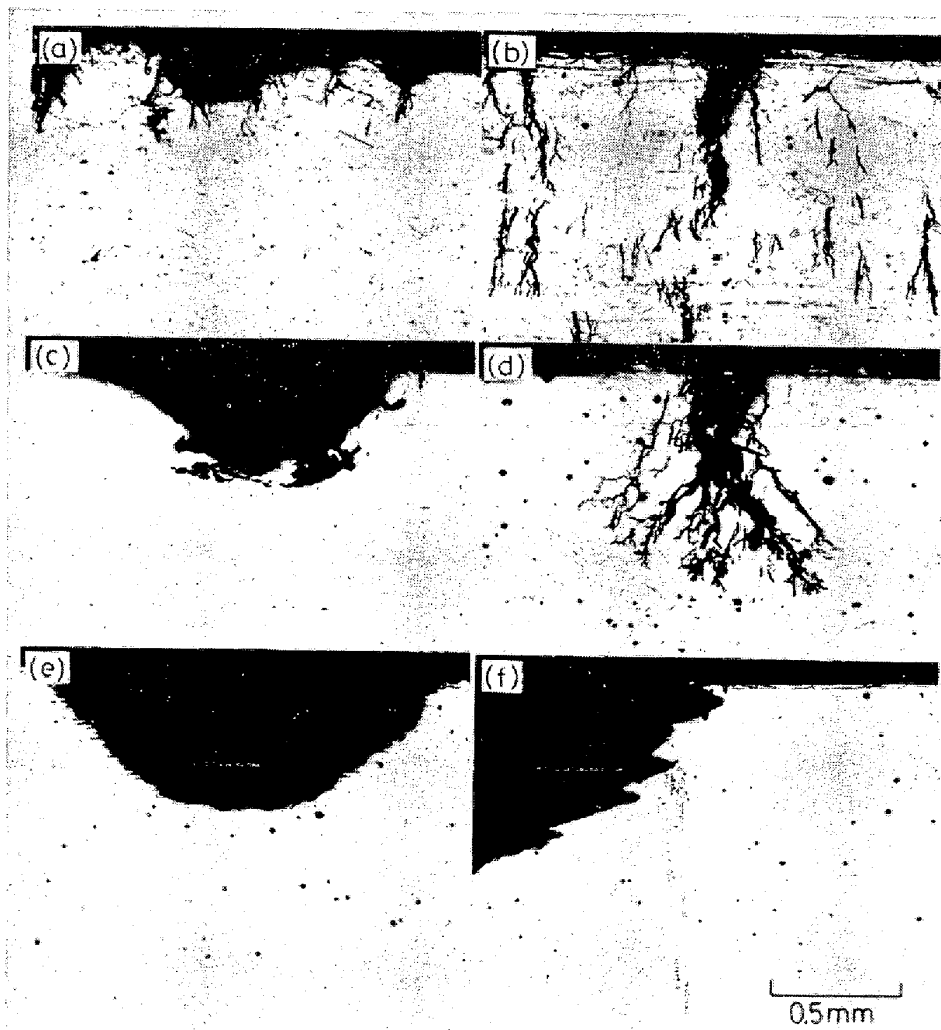
3.2 応力腐食割れと孔食の電位的関係

応力腐食割れと孔食の電位的関係を明らかにする目的で、80°C の MgCl₂ 溶液中で定電位に保持して試験をおこなった。通気した 25% MgCl₂ 溶液中での SUS 304 の試験結果を Fig. 5 に示す。ただし、図中で応力腐食割れと孔食が共存する場合には割れとして表示し、割れの生じうる電位領域を求めた。25% MgCl₂ 溶液中での割れ発生の電位は -380~-370 mV と非常にせまい領域においてであり、それ以上高めるとはや割れは発生せず、孔食のみを生ずる。それに対して、自然電位は約



(a) 45% $MgCl_2$, 120°C (b) 25% $MgCl_2$, 80°C

Photo. 1. Stress corrosion cracking of SUS 304 stainless steel in aerated $MgCl_2$ solutions (25 kg/mm^2).



(a) 35% $MgCl_2$, -330 mV (b) 35% $MgCl_2$, -370 mV (c) 25% $MgCl_2$, -350 mV
 (d) 25% $MgCl_2$, -380 mV (e) 15% $MgCl_2$, -280 mV (f) 15% $MgCl_2$, -300 mV

Photo. 2. Effect of applied potential on corrosion mode of SUS 304 stainless steel in aerated solutions at 80°C (25 kg/mm^2).

-390~-360 mV 付近にあり、割れと孔食の両電位領域に存在することがわかる。Fig. 6にそのときの電流密度の経時変化を示す。-390 mV ではアノード電流はほとんどゼロであり、10 000 min 後にも局部腐食は発生しなかつた。-380 mV と 10 mV 電位が貴になると、初期のアノード電流はほぼゼロであるが、時間の経過とともに増加し、約 8 000 min で応力腐食割れにより破断した。一方-360 mV まで電位が貴になると、アノード電流は急激に増大した。腐食形態としては孔食であり、最終的には延性破断した。

一方、脱気状態にすると割れ発生電位は-380~-370 mV と変化しないが、自然電位が割れ発生臨界電位に対して 10~20 mV とわずかであるが卑な値を示した(Fig. 7)。溶存酸素は自然電位を臨界電位以上に高める作用として説明できる。

通気した 25% MgCl₂ 溶液中での腐食形態におよぼす電位の影響を Photo. 2 (c), (d) に示す。-350 mV に

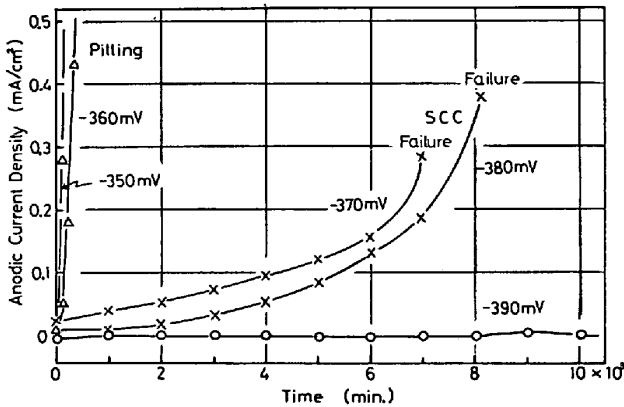


Fig. 6. Time variation of anodic current of SUS 304 stainless steel at constant potential in aerated 25% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

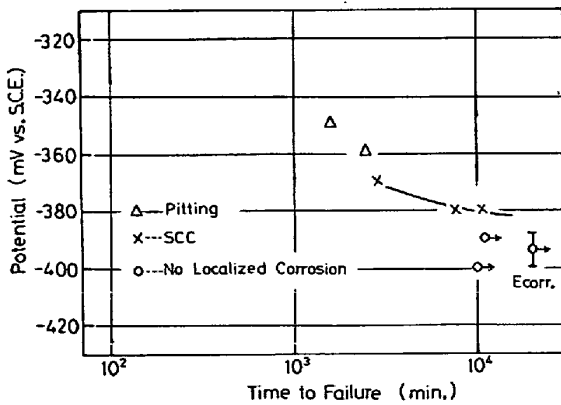


Fig. 7. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in deaerated 25% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

保持すると孔食のみ発生するが、-380 mV にすると孔食を起点とした応力腐食割れを生じ、わずか 30 mV の電位差で腐食形態に大きな差が生じる。

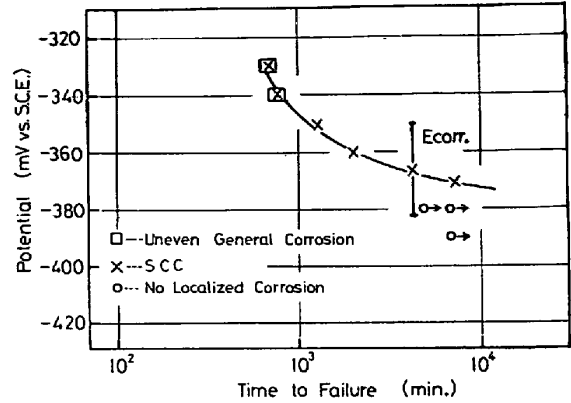


Fig. 8. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in aerated 35% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

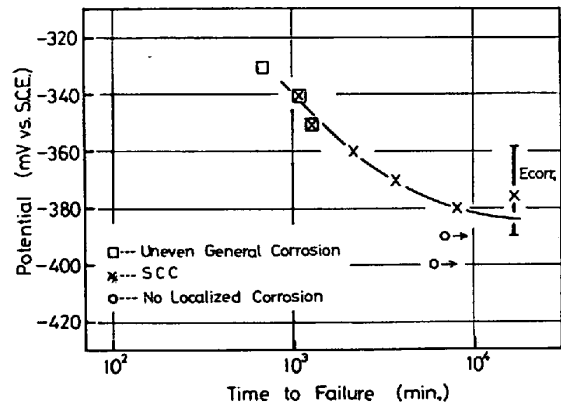


Fig. 9. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in aerated 30% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

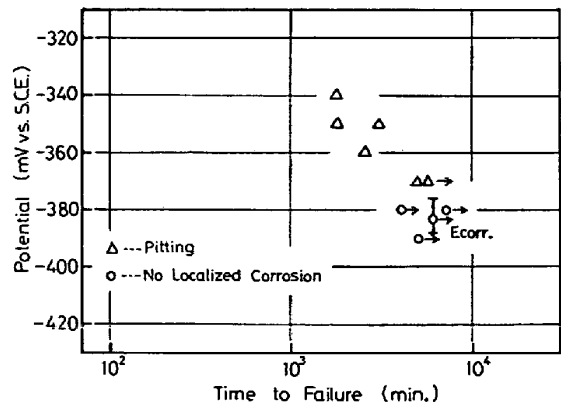


Fig. 10. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in aerated 20% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

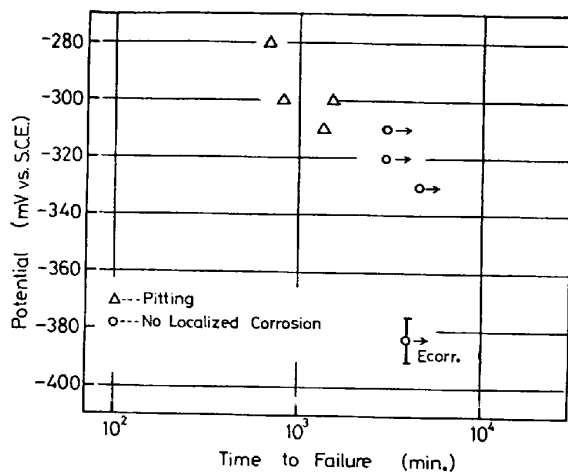


Fig. 11. Effect of applied potential on time to failure of SUS 304 stainless steel in aerated 15% $MgCl_2$ solution at 80°C (25 kg/mm²).

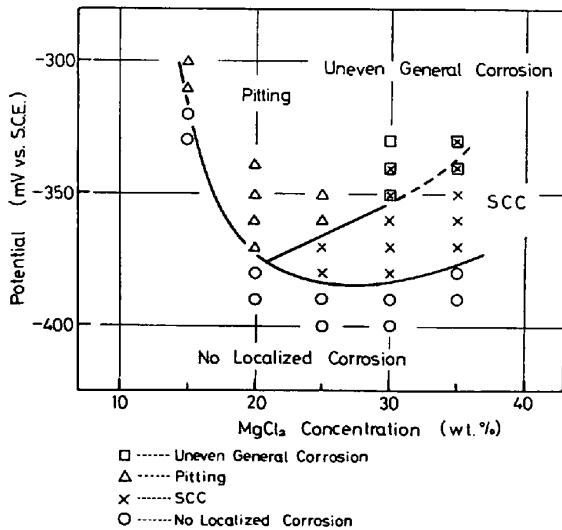


Fig. 12. Relation between SCC and pitting corrosion of SUS 304 stainless steel in aerated $MgCl_2$ solutions at 80°C (25 kg/mm²).

次に、 $MgCl_2$ 溶液の濃度の影響を通知した 80°C の溶液中で検討した。SUS 304 について、濃度を高め 35% および 30% $MgCl_2$ 溶液とした場合の結果を Fig. 8 および Fig. 9 に示す。割れ発生 の 電 位 領 域 は 25% $MgCl_2$ 溶液に比べて広がる。30% $MgCl_2$ 溶液の場合 -380~-340 mV の電位領域で、また、35% $MgCl_2$ 溶液の場合 -370 mV 以上で割れが認められた。しかし、Photo. 2 (a), (b) に 35% $MgCl_2$ 溶液での腐食形態を示すように、電位が貴になるにつれて表面は凹凸の激しい全面腐食的形態を示した。

一方、濃度を低下させ 20% および 15% $MgCl_2$ 溶液とした場合の結果を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。割れの発生は全く認められず、孔食のみ発生した。孔食

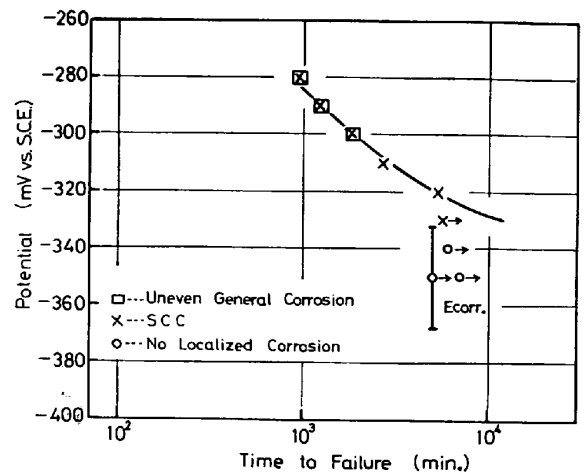


Fig. 13. Effect of applied potential on time to failure of SUS 316 stainless steel in aerated 35% $MgCl_2$ solution at 80°C (25kg/mm²).

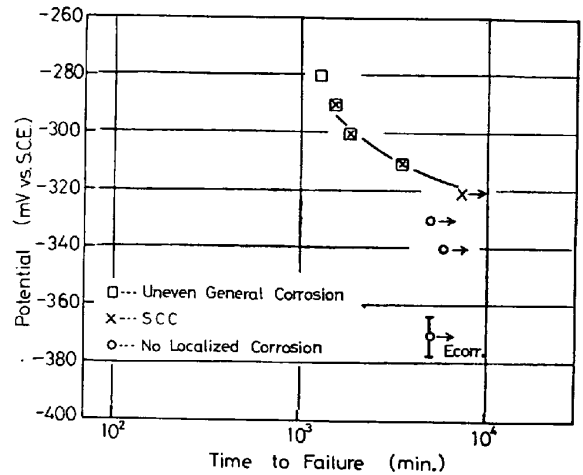


Fig. 14. Effect of applied potential on time to failure of SUS 316 stainless steel in aerated 30% $MgCl_2$ solution at 80°C (25 kg/min²).

発生電位として 20% $MgCl_2$ 溶液では -370 mV, 15% $MgCl_2$ 溶液では -310 mV が得られた。しかし、15% $MgCl_2$ 溶液の場合、-310 mV 以下でもシール部に隙間腐食が観察される場合があつた。15% $MgCl_2$ 溶液中における代表的な腐食形態を Photo. 2 (e), (f) に示す。

以上述べた結果を $MgCl_2$ 濃度と電位の関係でまとめ Fig. 12 に示す。約 20% $MgCl_2$ 以上で割れを発生する電位領域が存在し、濃度が高まるにつれてその電位領域は広がる傾向にある。促進試験に用いられる沸騰 42% $MgCl_2$ 溶液中では応力腐食割れのみが観察されるのはこの結果より推察できる。一方、濃度が約 20% 以下になると、もはや割れの発生は認められなくなり、孔食のみが生ずる。

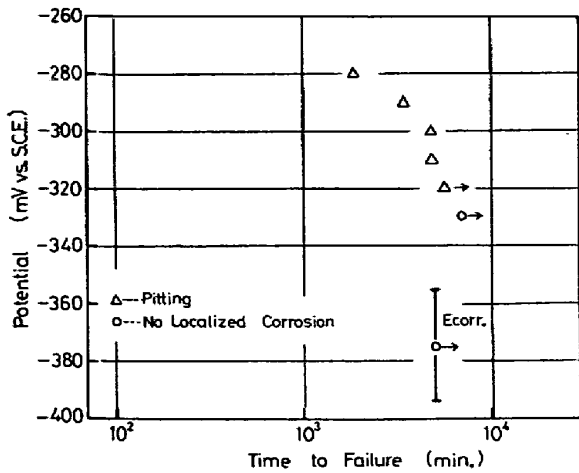


Fig. 15. Effect of applied potential on time to failure of SUS 316 stainless steel in aerated 25% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

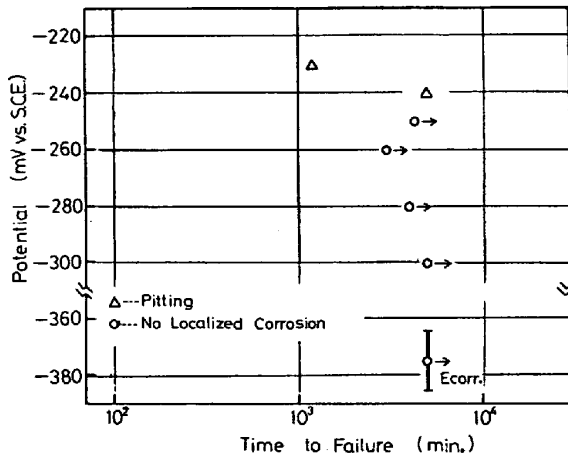


Fig. 16. Effect of applied potential on time to failure of SUS 316 stainless steel in aerated 20% MgCl₂ solution at 80°C (25 kg/mm²).

SUS 316 について同様に通気した 80°C の MgCl₂ 溶液中で検討した. 35%~20% MgCl₂ 溶液中での結果を Fig. 13~16 に示す. 応力腐食割れは 35% MgCl₂ 溶液では -330 mV 以上で, また, 30% MgCl₂ 溶液では -320~-290 mV で発生した. しかし, 電位が貴になるにつれて表面が全面腐食的形態を示すのは SUS 304 の場合と同様である. 一方, 濃度が 25% および 20% MgCl₂ となると割れを発生する電位領域は存在せず, 孔食のみ発生した. 孔食発生電位として 25% MgCl₂ 溶液では -320 mV, 20% MgCl₂ 溶液では -240 mV が得られた. また, 自然電位はいずれの場合にも割れ発生臨界電位孔および食発生電位よりも卑な値を示した. SUS 316 はこれらの溶液中では応力腐食割れおよび孔食を発

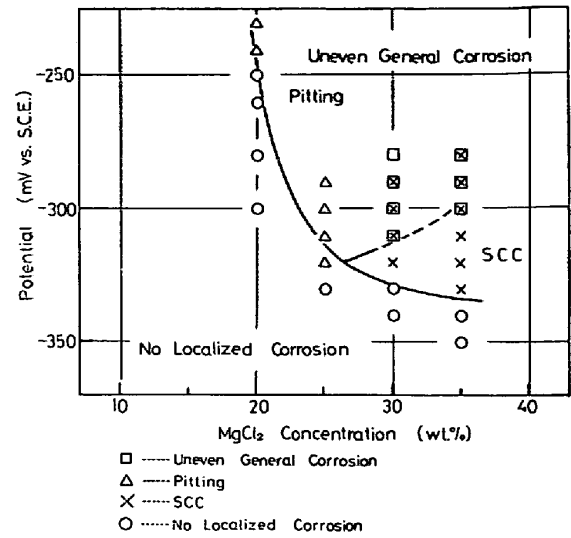


Fig. 17. Relation between SCC and pitting corrosion of SUS 316 stainless steel in aerated MgCl₂ solutions at 80°C (25 kg/mm²).

生しないことがわかる.

SUS 316 について以上述べた結果を MgCl₂ 濃度と電位の関係でまとめ Fig. 17 に示す. 割れを生じうる下限濃度は約 25% MgCl₂ であり, SUS 304 に比べて高濃度である. また, 割れ発生臨界電位として -330~-320 mV が得られた. SUS 304 に比べて約 50 mV 貴な電位である. 35% および 25% MgCl₂ 溶液中における代表的な腐食形態を Photo. 3 に示す.

4. 考 察

SUS 304 および SUS 316 ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす MgCl₂ 溶液の濃度, 温度および溶存酸素の影響について検討した結果, 沸騰 42% MgCl₂ 溶液中で検討する限り割れ感受性に大差ないが, 濃度および温度を低下すると SUS 316 の抵抗性が SUS 304 に比べて大きくなることが明らかとなった. また, Fig. 12 および Fig. 17 の結果からもそのことはうかがえる. すなわち, 応力腐食割れを生ずる MgCl₂ の下限濃度が液温 80°C のとき, SUS 304 の場合には約 20% であるのに対して, SUS 316 の場合には約 25% と高濃度となる. さらにもう 1 点, 割れ発生の臨界電位が, 80°C の MgCl₂ 溶液の場合, SUS 304 が -380 mV 付近であるのに対して, SUS 316 は -330 mV 付近を示し, SUS 316 の方が約 50 mV 貴となる点である.

Mo は孔食発生電位を高めることはよく知られた事実であるが, 応力腐食割れの臨界電位も同様に高めることが明らかになった.

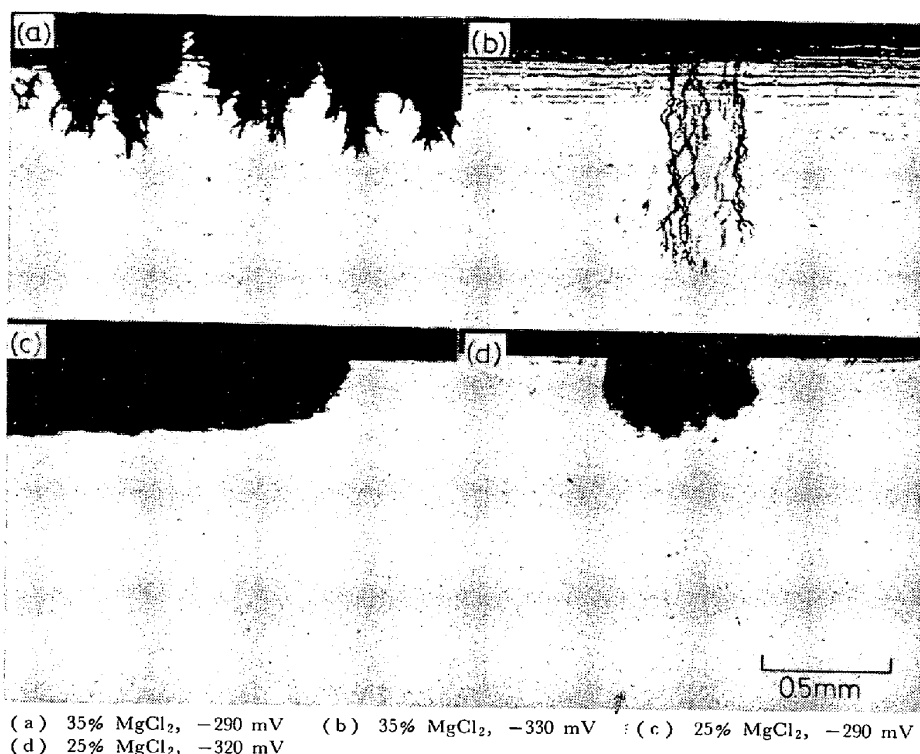


Photo. 3. Effect of applied potential on corrosion mode of SUS 316 stainless steel in aerated $MgCl_2$ solutions at $80^\circ C$ (25 kg/mm^2).

さらに、 $MgCl_2$ 溶液の濃度および温度が低下するにつれて応力腐食割れ発生に溶存酸素が必要となることが明らかになった。SUS 304 では約 $100^\circ C$ 以下の $MgCl_2$ 溶液で溶存酸素が必要である。溶存酸素は自然電位を割れ発生の臨界電位以上に高める作用として説明できる。Fig. 5 の通気状態および Fig. 7 の脱気状態の結果を比較すれば明らかである。しかし、両者の自然電位を比較するとき、電位差はたかだか数 10 mV であり、例えば室温海水中におけるほど自然電位におよぼす通気および脱気の影響は顕著でない。これは高濃度 $MgCl_2$ 溶液中での酸素の溶解量が少ないことおよび高濃度 $MgCl_2$ 溶液が弱酸性であることに基因するものと考えられる。溶存酸素量は塩化物の濃度および温度が高まるにつれて減少する。RHODES¹⁷⁾ によれば $42\% \text{ MgCl}_2$, $130^\circ C$ では大気に接しているときの溶存酸素量は約 0.3 ppm と非常に少ない。

Fig. 12 の SUS 304 の結果によれば、約 $20\% \text{ MgCl}_2$ 以上で割れを生じうる電位領域が存在する。この濃度での溶存酸素の役割は、前述したように自然電位を割れの臨界電位以上に高めることにある。一方、濃度が約 20% 以下になるともはや割れを生じうる電位領域が存在しない。割れが発生するためには孔食が発生し、孔食内の Cl^- 濃縮および pH の低下が必要と考えられる。孔食内で Cl^- が濃縮することおよび pH が低下することに

ついてはすでに明らかにされている¹⁸⁾。この場合、溶存酸素の役割は応力腐食割れの前段階としての孔食の発生に関与するものと考えられる。

Fig. 12 および Fig. 17 において、応力腐食割れを生じうる $MgCl_2$ の下限濃度が存在することおよび電位を高めるにつれて腐食形態として応力腐食割れから孔食に移行し、しかも、その応力腐食割れを生じる電位領域が $MgCl_2$ 溶液の濃度が高くなるにつれて広がるという事実は、応力腐食割れの機構を考える上において重要である。

最近、応力腐食割れの内部の pH の測定が多くなされている^{19)~22)}。BAKER²²⁾ は $125^\circ C$ の $MgCl_2$ 溶液中での SUS 304 の応力腐食割れ内部溶液の pH は常に $1.2 \sim 2.0$ の一定値を示すことを明らかにした。そして、この原因を水素イオンの還元と溶出イオンの加水分解により説明している。pH が一定値を示すということは、拡散の制限された割れ先端部においては水素イオンの還元と加水分解による水素イオンの生成がちょうど均衡を保っていることを示している。

Fig. 6 に $25\% \text{ MgCl}_2$, $80^\circ C$ における SUS 304 の定電位に保持した時の電流密度の経時変化を示した。 -360 mV では電流は初期のほぼゼロから急激に増大し、腐食形態としては孔食となる。一方、応力腐食割れを発生する $-380 \sim -370 \text{ mV}$ では電流は増加するが微少で

ある。約 -360 mV が孔食電位と考えられる。応力腐食割れはこの孔食電位よりもわずかに卑な電位の溶解が抑制された状態で、金属イオンの溶出と加水分解による皮膜の生成が均衡を保ちながら進行していくものと考えられる。

BRENNERT²³⁾は 40% CaCl_2 , 100°C の溶液中で孔食が発生する電位よりも卑な電位に、応力腐食割れを生ずる電位領域があることを報告している。また MURATA²⁴⁾ からも硫酸中での応力腐食割れで同様な結果を得ている。

高橋²⁵⁾は高濃度塩化物、特に高濃度 MgCl_2 溶液が非常に小さい pH 緩衝能を示すことを指摘した。このことは拡散の制限された割れ内部において、水素イオンのわずかな収支でも pH 値を大きく変化させうることを示している。割れ内部の pH が一定値を示すことは前述したが、逆に pH がある特定の値になることが割れ伝播の必要条件と考えれば、pH 緩衝能の小さいことが応力腐食割れ伝播に対して好条件となる。高濃度 MgCl_2 溶液の pH 緩衝能の小さいことが応力腐食割れ感受性を高めている一因と考えられる。また、Fig. 12 あるいは Fig. 17 において MgCl_2 溶液の濃度が高まるにつれて割れを生じうる電位領域が広がるのは MgCl_2 濃度が高くなるにつれて pH 緩衝能が低下し、それだけ広い電位領域にわたって応力腐食割れの伝播条件を満足しうるためと考えられる。逆に、 MgCl_2 濃度が低下するにつれて孔食のみ発生するのは、局所的な腐食が生じて、その局部腐食個所の溶液が応力腐食割れの伝播条件を満足しえず孔食として成長していくためと考えられる。

5. 結 言

SUS 304 および SUS 316 ステンレス鋼について、応力腐食割れにおよぼす MgCl_2 溶液の濃度、温度および溶存酸素の影響を、20~45% の沸騰 MgCl_2 溶液および 25~45% MgCl_2 , $80\sim 120^\circ\text{C}$ の溶液中で検討した。同時に、応力腐食割れと孔食の関係について、15~35% MgCl_2 , 80°C の溶液中で定電位試験により検討を加えた。その結果、次の事柄が明らかとなった。

1) MgCl_2 溶液の濃度および温度が低下するにつれて、SUS 316 の応力腐食割れに対する抵抗性は SUS 304 に比べて著しく大きくなる。

2) SUS 304 は約 100°C 以下の MgCl_2 溶液中では割れ発生に対して溶存酸素が必要である。溶存酸素は自然電位を割れ発生の臨界電位より高める作用がある。また、濃度および温度が低下するにつれて孔食を起点とした割れが多く観察される。

3) 80°C の MgCl_2 溶液中では SUS 304 の割れ発生

の下限濃度は約 20% であるのに対して、SUS 316 は約 25% となる。また、割れ発生の臨界電位は SUS 316 が SUS 304 に比べて約 50 mV 貴である。

4) 限界濃度以上では電位を貴にするにつれて応力腐食割れから孔食へ移行し、また、応力腐食割れを生じうる電位領域は濃度が高くなるにつれて広がる。一方、限界濃度以下では孔食のみが発生する。

文 献

- 1) 小若正倫, 富士川尚男: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 1054
- 2) F. S. LANG: Corrosion, 18(1962), p. 378
- 3) A. W. LOGINOW and J. F. BATES: Corrosion, 25(1969), p. 15
- 4) R. W. STAEBLE, J. J. ROYUELA T. L. RAREDON, E. SERRATE, C. R. MORIN, and R. V. FARRAR: Corrosion, 26(1970), p. 451
- 5) D. VAN ROOYEN: First International Congress on Metallic Corrosion, (1961), p. 309, Butterworth, London
- 6) 遅沢浩一郎, 深瀬幸重, 横田孝三: 日本金属学会誌, 36(1972), p. 170
- 7) 伊藤伍郎, 石原只雄, 清水義彦: 日本金属学会誌 34(1970), p. 101
- 8) 小若正倫, 富士川尚男: 日本金属学会講演概要集 (1972), p. 102
- 9) 森田 茂: 日本金属学会誌, 25(1961), p. 667
- 10) 小若正倫, 工藤赴夫: 日本金属学会誌, 37(1973), p. 1320
- 11) H. H. UHLIG and J. LINCOLN: J. Electrochem. Soc., 105(1958), p. 325
- 12) W. L. WILLIAMS: Corrosion, 13 (1957), p. 539
- 13) 杉本一六, 前川立夫, 香川優: 防食技術, 14 (1965), p. 155
- 14) 伊藤伍郎, 石原只雄, 清水義彦, 日本金属学会誌 30(1966), p. 888
- 15) 下瀬高明, 高村 昭, 森 憲二, 下郡一利: 日本金属学会誌, 27(1963), p. 530
- 16) R. W. STAEBLE, F. H. BECK, and M. G. FONTANA: Corrosion, 15(1959), p. 373
- 17) P. R. RHODES: Corrosion, 25(1969), p. 462
- 18) T. SUZUKI, M. YAMABE, and Y. KITAMURA: Corrosion, 29(1973), p. 18
- 19) G. SANDOZ, C. T. FUJII, and B. F. BROWN: Corros. Sci., 10(1970), p. 845
- 20) B. F. BROWN, C. T. FUJII, and E. P. DAKLBERG: J. Electrochem. Soc., 116(1969), p. 218
- 21) M. MAREK and R. F. HOCHMAN: Corrosion, 26 (1970), p. 5
- 22) H. R. BAKER, M. C. BLOOM, R. N. BOLSTER, and C. R. SINGLETERRY: Corrosion, 26(1970), p. 420
- 23) S. BRENNERT: Recent Advances in Stress Corrosion (1961), Royal Swedish Academy of Engineering Sciences, Stockholm
- 24) T. MURATA and R. W. STAEBLE: The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, (1971), p. 223, NATO, Brussels
- 25) 高橋正雄: 防食技術, 21(1972), p. 199