インコネル 600 およびインコロイ 800 の 140°C, 50% NaOH 水溶液中における応力腐食割れ*

高野 道 典**, 川 嶋 朝 日**

**東北大学金属材料研究所

Stress Corrosion Cracking of Inconel 600 and Incoloy 800 in 50% NaOH Aqueous Solution at 140°C*

Michinori Takano** and Asahi Kawashima**

**The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University

SCC of Inconel 600 (In 600) and Incoloy 800 (Iy 800) in 50% NaOH at 140°C was investigated using a constant strain rate method under electrochemically controlled potentials. SCC took place at a primary active region (~ -0.90 V, SCE) and a secondary passive region ($-0.40 \sim 0.05$ V, SCE) in polarization curves at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$. The former region; SCC was found in solution annealed In 600 and in both alloys for sensitized materials. In this region sensitized materials showed higher susceptibility to SCC and all materials showed intergranular cracking. The latter region; SCC was found in both alloys and there was not so much difference in the susceptibility between annealed and sensitized materials. Transgranular cracking occurred around 0V and intergranular cracking became predominant at higher or lower potentials than 0V. Changing strain rate from 6×10^{-5} to 10^{-2} min^{-1} for annealed materials at 0V, maximum susceptibility to SCC was obtained at $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ min}^{-1}$ for both alloys, and crack mode was intergranular at the strain rate. Further, mechanism of the SCC and relationship between these results and early works were discussed.

1. ま え が き

PWR 型原子炉二次側蒸気発生器用材料には、応力腐食割れ (SCC) を防止する目的で、インコネル 600 (In 600) のような Ni 基合金が使用されているが、最近局部的減肉あるいは SCC が多発し大きな問題になっている^{1,2)}。こうした腐食事故の原因は、現在まで明らかにされていないが、二次側水のりん酸塩処理等による遊離アルカリの局部的濃縮が原因の 1 つであると考えられている^{3,4)}。

このような背景のもとに、Ni 基合金の高濃度アルカリ水溶液中における SCC に関して、最近多くの報告がなされている⁵⁻¹³⁾。これらの報告によると Ni-Fe-Cr 合金/アルカリ系における SCC については、次のような特徴が挙げられる。溶存酸素が少ない場合には、Ni が多いほど耐 SCC 性を示す⁵⁻⁷⁾が、溶存酸素が多量に存在すると Cr 含量の多い合金に耐 SCC 性が現われる⁷⁻⁹⁾。

In 600 では溶体化処理材より鋭敏化材の方が耐 SCC 性を示す^{7,10-13)}。Theus¹¹⁾ および Cels¹²⁾ は、脱気アルカリ水溶液中で定電位下における SCC 挙動をしらべ、In 600 は腐食電位では割れず、わずかにアノード分極すると割れるが、インコロイ 800 (Iy 800) では腐食電位で割れを起こすがわずかにアノード分極すると割れ難くなることを報告している。またこれらの合金の割れ形態については、In 600 では粒界割れ (IC) であるが Iy 800 では粒内割れ (TC) あるいは IC を示している^{5,7-9,11)}。

以上のように Ni 基合金の高温アルカリ水溶液中における SCC は、溶存酸素あるいは鋭敏化の観点からだけみてもかなり複雑な挙動を示している。本報告では、大気圧のもとで 50%NaOH 水溶液 (140°C) 中において、In 600 および Iy 800 の SCC 挙動を定電位、定ひずみ速度法によってしらべ、その機構を検討したものである。

* 本会 '78 春期学術講演大会で発表 (於 機械振興会館)

** 〒980 仙台市片平 2-1-1 (2-1-1, Katahira, Sendai 980, Japan)

2. 試料および実験方法

実験に用いた In 600 および Iy 800 の化学組成および

Table 1. Chemical compositions of In 600 and Iy 800.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Ti	Al	Fe
In 600	0.030	0.33	0.33	0.005	0.004	0.02	75.55	15.70	0.21	0.12	7.63
Iy 800	0.032	0.61	0.74	0.003	0.004	0.01	32.78	21.44	0.32	0.19	—

Table 2. Heat treatment conditions of test materials.

	A	S ₁	S ₂	S ₃	S ₄
In 600	1100°C 30 min WQ	A+ 610°C 2 hr	A+ 710°C 2 hr	A+ 610°C 21 hr	A+ 710°C 21 hr
Iy 800	1050°C 30 min WQ		A+ 710°C 2 hr

Fig. 1. Stress corrosion specimen.

熱処理条件を表 1 および 2 にそれぞれ示す。両合金とも 5 mmφ の素材を図 1 に示す形状に加工したのち、所定の熱処理を行い、実験に供した。腐食媒として、304 ステンレス鋼が大气圧下で最も割れを起こしやすい¹⁴⁾ 50% NaOH 水溶液を選び、沸騰をさけるため液温を 140°C とし、とくに脱気しなかった。なお容器にはテフロンを用いた。

電気化学的測定にはポテンシオスタッドを用い、電位は飽和甘こう電極に照合した。この場合テフロン糸を芯にしたユニチューブで飽和 KCl 水溶液と連結させた。

応力の負荷には定引っぱり速度試験機を用い、クロス・ヘッド速度が 4×10^{-3} mm/min 以上では市販テンシロン引っぱり試験機を、それ以下の速度には自製の試験機を用いた。また本試験片は丸底ノッチ ($R=0.2$) 付きであることから、有効のび長さを 1 mm と仮定し、クロス・ヘッド速度をそのままひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$, min⁻¹) として表示した。

3. 実験結果

3.1 分極曲線

In 600 および Iy 800 の A 材および S₂ 材をカソード側からアノード方向へ、電位を 21.7 mV/min の速度で変化させた場合の分極曲線を図 2 (a) および (b) に示す。腐食電位は $-1.10 \sim -1.15$ V (SCE) の範囲にあり、A 材および S₂ 材ともに In 600 より Iy 800 の方が卑な値を示した。両合金とも A 材と S₂ 材で、分極挙動にほとんど差が認められず、アノード分極曲線には、 -0.95 V

Fig. 2. Polarization curves in 50% NaOH at 140°C, (a) In 600, (b) Iy 800.

および -0.35 V 近くに第 1 および第 2 の活性溶解が現われ、それぞれの活性溶解後に第 1 および第 2 不働態域が存在する。また 0.10 V 近くに第 3 の活性溶解がみられる。第 1 活性溶解ピークは In 600 の方が高く、第 2 活性溶解ピークは逆に Iy 800 の方が高い。不働態域の電流値については、いずれの合金も第 2 不働態域で高い

電流密度を示し、Iy 800 の場合その差がより著しい。

3.2 SCC の試験

$\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ における In 600 および Iy 800 の SCC 感受性および割れ形態と電位の関係を図 3 (a) および (b) にそれぞれ示した。比較のため図には A 材および S 材の結果を同時に示した。

Fig. 3. Dependence of SCC behaviors of annealed and sensitized specimens on applied potential in 50% NaOH, 140°C, $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$, (a) In 600, (b) Iy 800.

A 材：両合金とも第 2 不働態域において割れを示した。この電位域では Iy 800 の方が SCC 感受性が高い。In 600 では第 1 活性態域においても SCC がみられた (分極曲線との関係では、この場合第 1 活性/不働態域であるが、後述の S₂ 材の Iy 800 では腐食電位/第 1 活性態電位域で割れがみられた。本報告ではこれらをとくに区別せず第 1 活性態域とした。)

割れ形態は、第 2 不働態域で両合金とも 0 V 近くで TC を示し、In 600 では電位がそれより低くても高くても IC が支配的であった。また Iy 800 では、電位が 0 V 近傍より低くなると In 600 と同様の割れ形態を示したが、電位が高くなった場合には、In 600 ほど IC の占める割合は多くなかった。In 600 の第 1 活性態域における割れは IC であった。

S 材：S₂ 材の場合両合金とも第 2 不働態域および第

1 活性態域で割れを起こした。前者の電位域では、両合金とも SCC の起こる電位領域および SCC 感受性は、A 材と比較して大きな差は認められなかったが、In 600 の S₂ 材ではバラツキが大きく、むしろ感受性が高いように思われる。後者の電位域では Iy 800 の方が割れる電位域はやや広がった。

第 1 活性態域の -0.9 V における In 600 の鋭敏化と SCC 感受性の関係を図 3 (a) に示した。図から明らかに、S₃ > S₁ ~ S₂ > A の順に SCC 感受性は低下し、S₄ 材では割れはみられなかった。

S 材の割れ形態は、第 1 活性態域ではすべて IC であり、第 2 不働態域においては A 材と同じ傾向を示した。S₂ 材の割れ形態と電位の関係を写真 1 に示す。写真 1 (a)~(d) は In 600 であり (e)~(h) は、Iy 800 の例である。

3.3 無負荷試験

SCC 挙動と表面皮膜の関連性をしらべるために、両合金の A 材を用いて第 1, 第 2 活性域および第 1, 第 2 不働態域の 4 つの電位を選び、24 hr 浸せきした後、電子回折により表面皮膜を同定した。その結果両合金とも測定したすべての電位で Ni(OH)₂ が検出され、その他に第 1 活性態電位で金属 Ni が、また高電位の第 2 不働態電位では NiO が検出された。これらの結果は表面皮膜の化学組成と SCC 感受性との間に、直接対応性のないことを示している。

上述の浸せき試験片表面を、SEM 観察した結果、粒界腐食はみられなかった。

S 材の鋭敏化の程度をしらべるためにしゅう酸エッチングを行った後、SEM で観察した。写真 2 にその例を示す。S₁ および S₃ 材はそれぞれ鋭敏化の程度にしたがって粒界腐食をうけ、SCC 感受性の高い S₃ 材では粒界に連続性の薄い板状炭化物 (Cr₂₃C₆) と思われる相がみられる。鋭敏化の程度の少ない S₁ 材では、炭化物はすべて溶解し粒界が深い溝状の腐食をうけている。また -0.9 V で SCC を起こさなかった S₄ 材では、Cr の再拡散のために S₁ および S₃ 材と比較して粒界腐食の程度は少ないが、粒内にも著しい腐食がみられた。

In 600 の S₂ 材が IC を起こす -0.9 V および -0.3 V, また TC を起こす 0 V で 24 hr 浸せきした試料には、表面 SEM 観察および断面 OM 観察の結果粒界腐食はみられなかった。

3.4 SCC 挙動の $\dot{\epsilon}$ 依存性

SCC における重要な因子の 1 つである応力の影響をみるため、 $\dot{\epsilon}$ を変えて SCC 感受性をしらべた。実験は両合金の A 材が最も高い SCC 感受性を示す 0 V の定電位条件のもとで行った。結果を図 4 に示す。図より明らかに、両合金とも $\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ min}^{-1}$ で感受性が最大

Photo. 1. Comparison of crack modes of sensitized specimens obtained in 50% NaOH at 140°C at different potentials, $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-8} \text{ min}^{-1}$. In 600; (a)~(d), Iy 800; (e)~(h).

Photo. 2. Photographs of different sensitized In 600 (unload) obtained in 10% Oxalic acid etch.

となる。

SCC 破面を SEM を用いて観察した結果、両合金とも $\dot{\epsilon}$ が小さい場合 IC を示し、 $\dot{\epsilon}$ が大きくなるにともなって TC へと変化した。その一例を写真 3 に示す。写真

3 において、 $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-8} \text{ min}^{-1}$ の場合、TC を示したが、 $\dot{\epsilon}$ を小さくし SCC 感受性が増大すると IC に変化してゆくのは興味深い。また例えば Iy 800 の場合、 $\dot{\epsilon}=3 \times 10^{-4} \text{ min}^{-1}$ では割れの初期には IC であるが、割れ

Photo. 3. Comparison of crack modes of annealed specimens in 50% NaOH at 140°C, 0V at different strain rates. Upper; Iy 800, Lower; In 600.

の後期には TC を示したがこれも上記の結果と一致している。

4. 考察

4.1 SCC

SCC 現象をしらべる場合、当然のことながら材料、環境、応力の 3 つの因子を総合的に考慮しなければならない。本実験の SCC 感受性の電位依存性は、材料、応力 ($\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-8} \text{ min}^{-1}$) を一定にして環境因子をしらべた例である。

A 材：図 2, 3 を比較すると SCC の起こる電位域について次のような特徴がある。第 1 活性態域；SCC は電流値の高い In 600 のみにみられる。第 2 不動態域；両合金とも SCC を起こすが、電流密度の高い方が感受性が高い。これらのことは、表面皮膜が熱力学的に不安定な電位域で SCC を起こすという考え¹⁵⁾と一致する。しかしその内容はそれぞれの合金が $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-8} \text{ min}^{-1}$ の速度にみ合ったすべりを生成する際、その新生面の生成速度に対して再不動態化速度が早い遅い、ということの意味しているものであり、この 2 つの速度のかかわりあいによって SCC が起きるかどうかが決まる。本実験の $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-8} \text{ min}^{-1}$ では上述の 2 領域がこの条件を満たし SCC を起こしたと考えられる。

表面皮膜の化学組成は、両合金ともアノード分極下において $\text{Ni}(\text{OH})_2$ であり、第 2 不動態域ではそのほかに

Fig. 4. Effect of strain rate on susceptibility to SCC in 50% NaOH at 140°C, 0V (SCE) for annealed In 600 and Iy 800.

NiO が検出された。これらの結果はとくに、SCC 感受性との間に対応性を示さなかった。SCC と表面皮膜の組成との間に一定の関係を示す場合もある¹⁶⁾が、それは SCC 機構に対して本質ではないであろう。

無負荷試料を SCC の起こる電位に 24 hr 浸せきし、

表面腐食挙動を SEM でまた断面を OM で観察したが、粒界腐食はみられなかった。このことは本実験における A 材の SCC が、粒界腐食を促進するいわゆる“Stress Assisted Cracking”ではないことを示している。

SCC がみられる第 1 活性態および第 2 不動態域は、それぞれ Ni, Fe および Cr の溶解に対応しており^{17,18)}、また高電位の第 3 活性溶解は Ni の溶解に対応している¹⁷⁾。これらのことから第 1 活性態で In 600 のみが SCC を起こすのはこの合金の Ni 含量が Iy 800 に比べて著しく高いことによるものであり、Iy 800 では Ni 含量が低い割れ抵抗性を示したものである。第 2 不動態域は Cr の溶解電位であり、両合金の Cr 量には上述の Ni 含量のような著しい差がないため、両合金とも割れを起こしたものである。この電位域で Iy 800 の方が In 600 より SCC 感受性が高いのは、Cr 量のわずかの差によるものであろう。

S 材：S₂ 材の場合 A 材と著しい差を示したのは、Iy 800 が第 1 活性態域で割れを起こしたことである。この電位域では In 600 も S₂ 材の方が A 材より感受性が高い。

鋭敏化した S₂ 材では粒界に Cr 欠乏層が生じており、この層は母相に対して当然 Ni 濃度が高くなっている。またこの Cr 欠乏層は強度的に母相に対してよりすべりを起こしやすいたことが考えられる。前述のようにこの電位域が Ni の溶解に相当することを考慮すれば、両合金とも IC を起こすことが理解される。また S₁~S₄ 材で鋭敏化の程度に従って SCC 感受性が変化することもこの考えと矛盾しない。S₄ 材が割れを示さなかったのは、この材料が粒界および粒内に多量の Cr₂₃C₆ を形成¹⁰⁾することに原因が求められるが、この炭化物が第 1 活性態域で腐食挙動に影響を与えるとは考えられず、むしろすべり挙動に障害をきたし耐 SCC 性を示したものである。

第 2 不動態域の SCC に関しては、この電位域が Cr の溶解に相当することを考慮すれば、S₂ 材の粒界近傍はむしろ溶け難いことが予想される。しかし In 600 ではバラツキが大きい、両合金ともこの電位域では A 材とはほぼ同じ程度の SCC 感受性を示している。このことは S₂ の鋭敏化材に対して、本実験における腐食環境では、両合金とも Cr 欠乏層と母相の間に Cr の溶解挙動に大きな差がないものと考えられる。また両合金の割れ形態の電位依存性も A 材と S₂ 材で全く同じ変化をしている事実からも、この電位域での SCC 挙動が S₂ 材の鋭敏化に直接関与していないように思える。

4.2. $\dot{\epsilon}$ 依存性

0 V における A 材の $\dot{\epsilon}$ 依存性をしらべた結果図 4 から明らかなように、両合金とも $\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ min}^{-1}$ で最大

の SCC 感受性を示した。このことは SCC 現象がすべりの生成速度と新生面の再不動態化速度に大きく依存していることを示している。 $\dot{\epsilon}$ を小さくしていくと $\dot{\epsilon}<10^{-4} \text{ min}^{-1}$ で感受性が再び低下するのは、再不動態化速度が、すべりの生成速度を上まわるようになるためである。In 600 の場合、SCC 過程における応力と時間の関係を図 5 に示す。この図で $\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ min}^{-1}$ と $\dot{\epsilon}=6 \times 10^{-5} \text{ min}^{-1}$ を比較すると、 $\dot{\epsilon}=6 \times 10^{-5} \text{ min}^{-1}$ では、 $\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ min}^{-1}$ の試料が SCC 破断した時の応力よりもさらに高い応力を、より長い時間試験条件下におかれていたにもかかわらず、SCC が起き難いことがわかる。この事実には SCC においては、応力 (荷重) そのものが重要ではなく、その系において適当な速度ですべりを生成させることが重要な意味をもつことを示している。

Fig. 5. Stress-time curves during SCC tests for annealed In 600 in 50% NaOH at 140°C at different strain rates.

4.3. 割れ形態

第 2 不動態域における両合金の A 材および S₂ 材は、ともに不動態皮膜が最も安定していると思われる 0 V 近くで TC を示し、不動態皮膜が不安定になると IC が支配的になる傾向を示した (Iy 800 の 0 V より高電位側ではその傾向は小さいが)。またこのひずみ速度 ($\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$) で TC を起こす 0 V で、 $\dot{\epsilon}$ を小さくしていくと IC の占める割合が多くなる。後者の場合には、 $\dot{\epsilon}$ を小さくすることにより粒内のすべりステップの再不動態化が容易になるために IC が起こると考えられ、従来の結果²⁰⁾と一致する。しかし前者の場合のように不動態化作用が弱まると共に IC が現われる現象は、従来の報告^{21,22)}と一致しないように思われる。

割れ形態に関しては、1 節で述べたように In 600 は

IC を、Iy 800 は IC あるいは TC を示す^{5,7-9,11)}。このように割れ形態は実験条件によって変化するが、従来の研究では応力条件が必ずしも明確になっていないし、そこに一つの原因があるように思われる。本実験の場合でも S 材の第 1 活性態域を除いて、SCC 条件下ではひずみ速度を適当に選べば、割れ形態はさらに複雑になると思われる。

4.4 従来の研究との対応

従来報告されている Ni 基合金/高温アルカリ系における SCC の特徴と本実験結果を対応させることは、実機における SCC 機構の解明および SCC 試験法を確立する上で重要であると思われる。

本実験第 1 活性態域では、A 材の場合 In 600 のみが IC を起こした。これは Theus¹¹⁾ のアノード分極下で溶体化処理 In 600 が IC を起こす (Iy 800 は割れない) という結果と対応している。しかし本実験の S 材が両合金とも SCC 感受性を示すことは、従来の研究結果と一致しない。

第 2 不働態域に関しても、Iy 800 では S₂ 材と A 材はほぼ同じ感受性を示したが、In 600 ではパラッキが大きく、むしろ S₂ 材が A 材より感受性が高い傾向を示している。この電位域が Cr の溶解に相当することを考慮すると、S₂ 材は、A 材より抵抗性が高いことが予想されるがむしろ逆の結果である。辻川ら²⁸⁾は In 600 を用いて 1 N H₂SO₄ 水溶液中で疲労試験を行ない、Cr の溶解電位で従来の結果とよい対応性のあることを示した。また彼らはこの Cr 溶解電位近傍に実機の SCC 環境を予測している。

従来の研究結果の特徴を考慮すると実機の SCC が Cr の溶解電位で起こっていると考えられる。高濃度アルカリ中では温度が高くなれば Cr の溶解電位は急激に卑に移り、240°C 以上では Ni の溶解電位より卑になることが知られている¹⁷⁾。こうした点から P 型 SG 管の In 600 の SCC 環境は、高電位側ではなく Ni の溶解電位よりさらに卑な電位で Cr の溶解を伴う条件にあると思われる。

本実験の温度では Cr の溶解が Ni の溶解電位より貴に位置しているため、実機と同じ条件はえがたいが、Cr の溶解のみに着目すると第 2 活性溶解電位から第 2 不働態域について、 $\dot{\epsilon}$ を小さくすれば実機の条件をそなえた SCC 試験を行うことができるであろう。

5. ま と め

In 600 および Iy 800 の A 材および S 材の 50% NaOH 水溶液 (140°C) 中における SCC 挙動を定ひずみ速度、定電位下でしらべ次の結果をえた。

1. 第 1 活性態域および第 2 不働態域で SCC が起こ

った。

前者の電位域では A 材は In 600 のみに、S 材では両合金に割れがみられ、すべて IC であった。

後者の電位域では、両合金の A 材、S 材で割れがみられ、感受性に著しい差はみられなかった。割れ形態は不働態皮膜が不安定と思われる電位で IC、不働態皮膜が安定と思われる電位で TC であった。

2. 0 V 近くで $\dot{\epsilon}$ を変化させると、両合金の A 材は、 $\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ min}^{-1}$ で最大の SCC 感受性を示し、感受性が増すと共に破面には IC の占める割合が多くなった。

3. SCC においては、荷重値そのものが重要ではなく、動的なすべりを生じることが重要である。

【謝辞】 In 600 および Iy 800 の素材は住友金属工業株式会社小若正倫博士の御厚意によるものである。

低ひずみ速度試験機は日本鉄鋼協会特別研究費および昭和 52 年度文部省一般研究 C によるものである。また本実験は昭和 52 年度文部省総合研究 A (代表東大久松教授) によって行ったものである。

試料の加工および試験機の製作は当研究所附属工場で行ったものである。

以上の皆様の御厚意に心から感謝します。

(Received March 13, 1978)

文 献

- 1) 小若正倫: 鉄と鋼, **66**, 427 (1974).
- 2) 原田一行, 黒沢辰雄: 防食技術, **24**, 375 (1975).
- 3) J. Weber and P. Surg: *Mater. Performance*, **15**, 34 (1976).
- 4) J. R. Weeks: *Nuclear Technol.*, **28**, 348 (1976).
- 5) I. L. Wilson and R. G. Aspden: *Int. Conf. SCC and H. E. of Iron Base Alloys*, Firminy G-22 (1973).
- 6) A. J. Sedriks, S. Floreen and A. R. McIlree: *Corr.*, **32**, 157 (1976).
- 7) A. R. McIlree and H. T. Michels: *Corr.*, **33**, 60, (1977).
- 8) A. R. McIlree and H. T. Michels: *NACE Annual Corrosion Research Meeting* (1974).
- 9) H. R. Copson, D. Van Rooyen and A. R. McIlree: *Proc. 5th Int. Cong. Metallic Corrosion*, Tokyo p. 376 (1974).
- 10) R. C. Scarberry and S. C. Pearman: *Corr.*, **32**, 401 (1976).
- 11) G. J. Theus: *Nuclear Technol.*, **28**, 388 (1976).
- 12) J. R. Cels: *J. Electrochem. Soc.*, **123**, 1152 (1976).
- 13) G. J. Theus: *Corr.*, **33**, 20 (1977).
- 14) H. L. Logan, *The Stress Corrosion of Metals*, John Wiley and Sons, New York p. 100 (1966).
- 15) R. W. Staehle: *Reference 5*, F-1.
- 16) J. Flis: *Corr. Science*, **15**, 553 (1975).

- 17) M. F. Long, A. K. Agrawal and R. W. Staehle: High Temp. High Press. Electrochem. in Aqueous Soln. NACE-4. Ed. by R. W. Staehle, D. de G. Jones and J. E. Slater p. 524 (1973).
- 18) 橋本功二, 浅見勝彦: 私信。
- 19) C. S. Tedman, Jr. and D. A. Vermilyea: *Corr.*, **27**, 376 (1971).
- 20) M. Takano: *Trans. JIM.*, **18**, 787 (1977).
- 21) M. Takano: *Corr.*, **30**, 441 (1974).
- 22) M. Takano and R. W. Staehle: *Trans. JIM.*, **19**, 1 (1978).
- 23) 辻川茂男, 久松敬弘, 遠藤隆雄, 古瀬和夫: 腐食防食協会 1977 年春期講演会予稿集 p. 70.