中性溶液中における低合金鋼の腐食

室谷幸成* 岡本 剛** 柴田俊夫** 佐藤教男**

Corrosion of Low Alloy Steels in Neutral Solution

Yukinari Muroya, Gô Okamoto, Toshio Shibata & Norio Satô

Corrosion processes of mild steel and low alloy steels in aerated sodium sulphate solution have been investigated by using rotating cylindrical specimens. A part of the corrosion product deposits on the surface of steel and the rest is transferred into the solution. The proportion of the amount of the deposited film to the total amount of corrosion loss do not change even if the immersion time extends but it depends on the alloying minor element; the proportion decreases in the following order, mild steel > P and Cr steel > Cu steel > Ni steel.

This order agrees with the magnitude of the solubility product of corresponding alloying metal hydroxide.

The reaction resistance of steels represented by the reciprocal of corrosion rate increases rapidly in the initial period of time with increase of the thickness of the rust layers and becomes constant after four hours. The final resistance is likely to be controlled by the nature of the initial surface condition of steel, e. g. the enrichment of an alloying element.

1. 緒 言

大気中での鋼の腐食過程に関してはここ数年来多くの研究がなされ、次第に明らかにされてきた¹⁾。海水中での腐食についても、電気化学的手法により、鋼表面に形成される沈殿皮膜が酸素の拡散に対する抵抗になり、これが鋼種によって異なるという事実が見いだされている²⁾。しかし中性付近の環境下における腐食に大きな影響を及ぼす沈殿皮膜形成過程に関しては、さらに検討する必要があると考えられる。

そこで本研究では、空気飽和中性溶液中における沈殿皮膜（錆層）の形成過程に対して、鋼中に含まれる微量の合金元素がいかなる影響を及ぼすか、また生成した皮膜によって腐食速度がどのように変るか、ということについて検討した。

2. 実験方法

2.1 試 料

実験に用いた試料の化学組成を表1に示す。これらの試料は電解鉄ベースで高周波溶解したもので、930℃で1時間加熱、その後炉冷を行ない、図1に示すような形状に切りだした。他にクロムを3%添加したCr鋼を用いた（C 0.10%, Si 0.4%, Mn 0.4%）。試料表面は

4/0 番エメリーペーパーで仕上げ、ベンゼンで脱脂した後、上下にベークライトの治具を取りつけ、wax でシールした。表面積はおよそ 10 cm² である。実験に際しては 20% 硝酸中で 30 秒間、次いで 15% 硫酸中で 1

表 1 試料の化学組成 (%)

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
軟	鋼	0.10	0.39	0.43	0.002	0.006	—	—
Cu	鋼	0.07	0.22	0.28	—	—	0.60	—
Ni	鋼	0.07	0.25	0.28	—	—	—	3.08
P	鋼	0.07	0.39	0.42	0.161	—	—	—

図 1 試料の形状

* 住友金属工業（株）中央技術研究所（尼崎市西長洲本通 1 の 3）

** 北海道大学工学部（札幌市北 12 条西 8 丁目）

分間エッチングを行なった。

2.2 溶液および電解槽

溶液は特級試薬と蒸留水から調製した $0.1\text{ M-Na}_2\text{SO}_4$ 溶液を用いた。電解槽は図2に示すように内容積約 200 cc で、白金対極、キャピラリーチップを有しており、その外側を恒温水 (25°C) が循環する。窒素雰囲気中で電気化学的測定を行なう場合は、上部の溶液溜め (約 3 l) から、あらかじめ窒素ガスを長時間吹きこんで窒素飽和にした溶液を電解槽に流し入れる。試料の先端はバキュームスターラーを介してインダクションモーターに接続しており、多くの場合 400 rpm で実験を行なった。

a : 試料, b : 白金対極, c : キャピラリーチップ

図2 電解槽

2.3 腐食量および付着錆量の測定

試料表面に付着した錆は室温の 10% クエン酸アンモニウム溶液中に 5 分間浸漬して剝離し、希塩酸中で加熱溶解して、0-フェナントリン法により全鉄量を比色定量した。溶液中に溶けだし沈殿した鉄も希塩酸を加えて完全に加熱溶解し、同様の方法で定量した。両者を加えあわせたものを腐食量とした。

3. 実験結果

3.1 腐食量および付着錆量の測定

空気飽和の $0.1\text{ M-Na}_2\text{SO}_4$ 溶液中で試料を回転させると、溶解した鉄の一部は鋼表面で沈殿皮膜（錆層）を形成し、残部は溶液中に溶けだす。そこで鋼表面に付着

した錆中の鉄と溶液中に溶けだした鉄とを前述の方法で定量することにより、腐食量と付着錆量を求めることができる。図3は各鋼種の腐食量の時間的変化をプロットしたもので、最初は時間に対して放物線型の増大を示すが、およそ 4 時間以後は直線的に増大する。腐食量は本実験の条件下ではそれほど大きな差はなかったが、

軟鋼 > P および Cu 鋼 > Ni 鋼 > Cr 鋼
の順になった。

図3 各鋼種の腐食量の時間的変化

今それぞれの鋼種について、腐食量に対して付着錆量（錆中に含まれる鉄量で示している）をプロットすると、図4に示すようにいずれの鋼種においても直線関係が得られ、その勾配は

軟鋼 > P および Cr 鋼 > Cu 鋼 > Ni 鋼

の順になる。すなわち溶解反応に対して沈殿皮膜形成反応が常に一定の比率で進行しており、その比率が鋼種によって異なることがわかる。この順位と腐食量の順位との間には特定の関係はみられない。図5は軟鋼において試料の回転数を変えて (0~600 rpm) 実験を行なった結果であるが、この範囲では腐食量に対する付着錆量の比

図4 腐食量と付着錆量の関係
(合金添加元素の影響)

図5 腐食量と付着銷量の関係
(回転速度の影響)

率は変らなかった。

本実験の条件下で鋼表面に形成される錆は外側の茶褐色の層と内側の黒色の層との二層にわかれており、外側は ferric の層、内側は ferrous rich の層 (Fe_3O_4 層) と推定される。そこで錆中の鉄を2価と3価において定量した。その結果を図6および図7に示す。これらの図において、二価の鉄は Fe_3O_4 に換算してその中の鉄量として示した。従って付着銷量と Fe_3O_4 量との差が ferric 量になる。これらの図から、軟鋼においては4～6時間以後 ferric 量はほとんど変わらず Fe_3O_4 量が時間とともに増加しているが、Cr 鋼においては時間の経過とともに ferric 量、 Fe_3O_4 量のいずれも増加していることがわかる。Cu 鋼および Ni 鋼は軟鋼と同様の傾向を示し、P 鋼は Cr 鋼と同様の傾向を示した。

3.2 電気化学的測定

普通空気飽和の中性溶液中における鋼の腐食は溶存酸素の鋼表面への拡散速度によってきめられるといわれている。したがって電気化学的測定から酸素の拡散限界電

図6 軟鋼における付着銷量 (Ferric 層, Fe_3O_4 量) の時間的变化

図7 Cr 鋼における付着銷量 (Ferric 層, Fe_3O_4 量) の時間的变化

流が得られるならば、一般にはその電流値が腐食速度であらわすことになる。そのさい鋼表面に錆が形成されると、分極操作によってそれ自身も還元されるので、拡散限界電流の測定は困難になるが、人工海水中において、空気飽和条件下でのカソード分極曲線から酸素飽和条件下でのカソード分極曲線を差引くことにより、溶存酸素の還元電流のみを分離して求めることができた²⁾。そこで本研究においても、同様の方法によって酸素の還元電流の測定を試みた。図8はCu 鋼について空気飽和溶液中における酸素還元電流の時間的変化をプロットしたもので、明瞭な拡散限界電流が観測される。しかし軟鋼、Cr 鋼においては浸漬時間が短い場合明瞭な拡散限界電流は得られなかった。Cu 鋼においては表2に示したように、このようにして得られた限界電流すなわち腐食速度と、腐食量～時間曲線の接線から求めた腐食速度とは、4時間まではかなりよく一致している。

図9は軟鋼を一定時間空気飽和溶液中で回転させて錆を形成させ、その後直ちに電位を -0.60 V (vs. SCE) に設定し、その直後に流れるアノード電流値を試料の浸漬時間に対してプロットしたものである。電位を設定した

図8 Cu 鋼における酸素還元電流の時間的変化

表 2 鉄溶解量から求めた腐食速度と酸素の拡散
限界電流から求めた腐食速度との比較

浸漬時間 (hr)	鉄溶解量から求めた腐食速度 ($\text{g}/\text{m}^2 \cdot \text{hr}$)	酸素の拡散限界電流から求めた腐食速度	
		$\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$\text{g}/\text{m}^2 \cdot \text{hr}$
1	1.32	122	1.27
2	1.03	108	1.12
4	0.82	78	0.81
7	0.82	77	0.80
16	0.82	54	0.56
		56	0.58

図 9 電位設定直後のアノード電流と浸漬時間の関係

直後においては自然腐食時の表面状態は変わらないと考えられ、そのとき流れる電流 I はアノードポイント 1 個あたりの電流 i にその数 n をかけたものになる。一定電位で比較した場合 i が同じであるとすると、 $-0.60 \text{ V (vs. SCE)}$ においてはアノード電流の大きさに対してカソード電流は無視できるので、観測される電流 I はアノードポイントの数 n に比例すると考えることができる。したがってこの図から試料の浸漬時間が長くなるにつれてアノードポイントの数が減少していくことがわかる。

3.3 錆のカソード還元と X 線回折

金属表面に生成している酸化皮膜を調べる場合、試料に一定のカソード電流を流す方法は従来からしばしば用いられている³⁾。そこで軟鋼を一定時間空気飽和溶液中で回転させて錆を形成させ、それを窒素飽和条件下でカソード還元して電位の時間的変化を調べてみた。その結果を図 10 に示す。この図において、 $-0.96 \sim -0.98 \text{ V (vs. SCE)}$ の電位でスピネル型酸化物の還元によるものと考えられる電位停滞が認められ、浸漬時間が長くなるにつれて停滞時間も長くなっているが、これは図 6 に

図 10 カソード還元曲線

において Fe_3O_4 量が時間とともに増加していることと一致している。18時間浸漬した場合還元曲線は多少異なった挙動を示しているが、酸化物の結晶化が進むことも一因と考えられる。浸漬時間が 1 時間および 2 時間の場合、 $-0.88 \text{ V (vs. SCE)}$ 付近で 3 価の鉄酸化物の還元によるものと考えられる電位停滞がみられるが、浸漬時間が長くなると不明瞭になる。Cu 鋼についても上記と同様の結果が得られた。

X 線回折の結果では、16 時間空気飽和溶液中で回転させた試料表面にできた錆には magnetite が存在するが、2 時間回転させた試料では認められなかった。

4. 考 察

本実験の条件下において、溶解した鉄イオンの一部は鋼表面で沈殿皮膜（錆層）を形成し、残部は溶液中に溶け出す。今この沈殿皮膜形成過程に着目すると、図 4 に示したように皮膜量（付着錆量）と腐食量との間に直線関係が認められる。すなわちアノード溶解反応によって生じた Fe^{2+} イオンの一部は、さらに表面近傍の溶液相内において、酸素によって酸化され Fe^{3+} となる。これらと、酸素のカソード還元反応によって生じた OH^- イオンとが結合して、沈殿皮膜を形成する。したがって沈殿皮膜の形成過程は、 Fe^{2+} あるいは Fe^{3+} の生成と、 OH^- の生成と、溶液からの H^+ の供給の速度によって決定されていると考えられる。つまり鉄イオンが電極表面に沈殿となって固着するか、沖合において沈殿するかは、上記の三つの反応の相対速度で決定されると考えられる。すなわち H^+ の供給が多いときには* 表面に沈殿しにくく、 H^+ の供給が少ない場合はより沈殿皮膜が形成され易いであろう。しかしながら溶液の pH を固定すれば、皮膜形成過程は鉄イオンの生成と、 OH^- イオンの生成によって決定されるようになるので、図 4 に示すように、時間にかかわらず腐食量と沈殿皮膜量の比は一定になると考えられる。

* pH_4 が大きいほど、図 4 の傾斜は大となる。

また、この図から明らかなように鋼種によって直線の勾配が異なっており、微量の合金元素の添加が沈殿皮膜形成反応に著しい影響を与えていることがわかる。すでに述べたように、図4の勾配すなわち沈殿皮膜形成の傾向は

軟鋼>PおよびCr鋼>Cu鋼>Ni鋼

の順で小さくなる。軟鋼が最も沈殿し易く、Ni鋼が最も沈殿しにくい。この傾向はそれぞれの微量添加金属のイオンの溶解度積の大きさの傾向と一致している。すなわち表3に示したように、 Fe^{3+} の溶解度積が最も小さくして沈殿は生じ易く、次いで Cr^{3+} 、 Cu^{2+} 、 Ni^{2+} と溶解度積は大きくなる⁴⁾。Feのみのときには最も沈殿皮膜が形成され易いが、そこへ溶解度積の大きな金属イオンが入ると、沈殿生成が阻害されるようになることがわかる。

表3 種々の金属イオンの溶解度積

金属イオン	$K_{sp} = \log P = [\text{M}^{n+}] [\text{OH}^-]^n$
Fe^{3+}	-37.50
Cr^{3+}	-30.2
Cu^{2+}	-19.82
Ni^{2+}	-16.0
Fe^{2+}	-15.1

次にこのようにして生じた沈殿皮膜が溶解反応にいかなる影響を与えるかということについて述べる。図3から明らかなように腐食量の増加の割合は時間の経過とともに変るが、今それぞれの曲線の各点における接線の逆数を取り、これを腐食反応に対する抵抗(反応抵抗)とすると、各鋼種の耐食性を反応抵抗によって比較することができる。そこで鋼表面に付着した錆の量に対して、図3から得られた反応抵抗をプロットすると図11のよ

図11 反応抵抗に及ぼす合金添加元素の影響

うになる。この図から、いずれの鋼種においても反応抵抗は最初急激に増大し、その後付着錆量が増加するにもかかわらず一定の値を示すことがわかる。そしてこの値は初期(4時間より以前)の反応抵抗値とその増加割合に依存している。最初の反応抵抗の増加が大きいときには、4時間以後の反応抵抗も大きい。すなわち最初の表面状態がその後の腐食速度をきめていると考えることができる。

この反応抵抗がアノード反応(鉄溶解反応)に対する抵抗であるのか、カソード反応(酸素還元反応)に対する抵抗であるのかという点について検討してみた。図9において、前述のようにアノード電流がアノードポイントの数に比例すると考えると、アノードポイントの数は試料の浸漬時間が長くなるにつれて減少しているのに対して腐食速度はおおよそ4時間以後は一定になっている。すなわち鋼表面に形成される沈殿皮膜が厚くなるにつれてアノードポイントは閉塞してゆくが、腐食速度はそれに応じて低下するわけではない。したがって腐食速度を律速しているのはアノード反応ではなく、カソード反応すなわち酸素の還元反応であると考えられ、反応抵抗も酸素の還元反応に対する抵抗になる。

この反応抵抗が錆層のどの部分に存在するかということが次の問題になるが、まず考えられるのは図6および図7に示した錆の2層のうちいずれが抵抗になっているかということである。図6の軟鋼の場合においてferric層に注目すると、4~6時間以後その厚さ(量)はほぼ一定であり、4時間以後反応抵抗が一定になるということと一致している。したがってこの層が抵抗になっていると考えることができそうであるが、図7のCr鋼の場合をみると、ferric層が4時間以後も時間とともに増大しているにもかかわらず反応抵抗は一定であり、ferric層が抵抗になっているという考え方で説明がむずかしいように思われる。一方 Fe_3O_4 層についてはいずれの鋼種においても時間とともに増大しており、この層が抵抗になっているとは考えられない。したがって反応抵抗が生ずる部分は、分析から求められるような層(ferric層あるいは Fe_3O_4 層)ではなく、初期に鋼表面に近いところで生成する層と推察される。以上述べたように、この層は分析的にきめられる Fe_2O_3 あるいは Fe_3O_4 とは関係なく、またX線的には何ら特別な構造的特徴を示さない。しかしながら初期の表面上の微量元素の濃縮等には関係しているようである。このことは図12に示したように、同じ試料でもエッチングの程度を変えて最初の表面状態を違えると、その後の反応抵抗の増加の様子が異なり、最終的な抵抗の大きさも変わってくるということから明らかである。図において、20%硝酸中で30秒間、次いで15%硫酸中で1分間エッチングを行なった

図 12 反応抵抗に及ぼすエッチングの影響

試料は、硝酸中でのエッチングに次いで 45% 硫酸中で 10 分間エッチングを行なった試料に比べて外観が多少赤味がかっており、また 0.1 M-Na₂SO₄ 溶液中での電位を比較すると 50 mV 程度貴の値を示すので、前者の処理をした試料表面のほうが Cu rich になっていると考えられる。

次に電気化学的測定から得られた酸素の拡散限界電流についての結果であるが、この電流値から推定した腐食速度は表 2 に示したように、4 時間までは鉄溶解量から得られた結果とかなりよく一致している。いま図 11 と同様に腐食速度の逆数を付着重量に対してプロットすると図 13 のようになる。図中の点線は鉄溶解量から求めた反応抵抗である。この図から明かなように、反応抵抗はおよそ 4 時間（付着重量が 3.2 g/m²）まではよく一致しているが、それ以後は一方が一定の値を示すのに対して電気化学的に求めた反応抵抗は付着重量の増加に伴い増大していく。軟鋼、Cr 鋼の場合も、図に示したように 16 時間浸漬後の反応抵抗は鉄溶解量から求めたそれよりもかなり大きい。このように電気化学的手法では 4 時間以後正確な反応抵抗を求めることができないが、これは次のように考えられる。すなわち 4 時間以後錆層が厚くなると、空気飽和溶液中でカソード分極する場合は錆が還元されてもすぐ酸素によって酸化されるので錆層の厚さに変化はないが、窒素飽和溶液中でカソード分極する場合は錆の還元のみが起こり酸化されることがないので錆層の厚さは次第に減少する。その結果窒素飽和溶液中での測定の際は錆層により大きな過電圧がかかり、酸化皮膜の還元が促進される。すなわち窒素飽和溶液中での皮膜還元電流 $i_{ox}(N_2)$ は空気飽和溶液中で

図 13 酸素の還元電流から求めた反応抵抗

の皮膜還元電流 $i_{ox}(air)$ よりも大きくなり、したがって空気飽和溶液中での各電位における電流 $i_{air} [= i_{O_2} + i_{ox}(air)]$ から窒素飽和溶液中での各電位における電流 $i_{N_2} [= i_{O_2} + i_{ox}(N_2)]$ を差引いたみかけの酸素還元電流 i_{O_2} は真の酸素還元電流 i_{O_2} より小さくなる。それゆえ電気化学的に求めた反応抵抗は鉄溶解量から求めた実測の反応抵抗に比べて大きくなっているものと考えられる。いっぽう錆層が薄い場合は、錆におおわれていない表面がまだかなり存在し、その部分で主として還元反応が起こると考えられるので、錆層の厚さの影響はそれほど大きくないものと考えられる。また軟鋼の場合、空気飽和溶液中での浸漬時間が短いとき、このような方法で酸素の拡散限界電流を求めることができなかったが、これは錆が不安定でわずかの外乱で変るためと思われる。

5. 総 括

空気飽和の 0.1 M-Na₂SO₄ 溶液中で軟鋼およびそれに微量の合金元素を添加した鋼種について種々の実験を行ない、次の結果が得られた。

(1) 軟鋼およびそれに Cu, Ni, P および Cr を添加した鋼のいずれにおいても、腐食量は時間に対して最初放物線型の増大を示し、およそ 4 時間以後は直線的に増大する。

(2) 微量の合金元素の添加は沈殿皮膜（錆層）形成反応に著しい影響を与え、皮膜形成の傾向は

軟鋼 > P および Cr 鋼 > Cu 鋼 > Ni 鋼
の順に小さくなる。

(3) 腐食量～時間曲線から得られた反応抵抗は最初急激に増大し、4時間以後は付着錆量が増しても一定値を示す。この値は初期の反応抵抗の増加に依存しており、最初の表面状態がその後の腐食速度をきめていると考えられる。

(4) 反応抵抗は、アノード溶解反応ではなく酸素還元反応に対する抵抗と考えられる。

(5) 鋼表面に形成される錆は2層にわかれており、外側は ferric 層、内側は Fe_3O_4 層と推定される。軟鋼、Cu 鋼および Ni 鋼では4～6時間以後 ferric 層は増加せず Fe_3O_4 層のみが増していくが、Cr 鋼およびP鋼ではいずれの層も時間とともに増加する。

(6) (5)の結果と反応抵抗との比較から、反応抵抗は分析で求められるような層 (ferric 層あるいは Fe_3O_4 層) に存在するのではなく、初期に鋼表面に近いところで生成する層が抵抗になると推察される。

(7) Cu 鋼について電気化学的測定から求めた反応抵抗は、鉄溶解量から求めた反応抵抗と4時間までは一致するがそれ以後は一致しない。この実験条件下における電気化学的手法の適用はかなりむずかしい。

(昭和44年4月3日受理)

文 献

- 1) たとえば、岡田、細川、湯川：日本鉄鋼協会第74回大会講演概要集，p. 242；松島、上野：日本鋼管技報，No. 41，147 (1967)
- 2) 柴田、岡本：日本鉄鋼協会第74回大会講演概要集，p. 373；T. Shibata, G. Okamoto, A. Murao & T. Tsuchida: *Trans. Iron Steel Inst. Japan*, in press
- 3) たとえば，M. Nagayama & M. Cohen: *J. Electrochem. Soc.*, 109, 781 (1962)
- 4) "Stability Constants of Metal Ion Complexes with Solubility Products of Inorganic Substances" Part II, by J. Bjerrum, G. Schwartenbach and L. G. Sillen, The Chemical Society, London (1958)

学振腐蝕防止第97委員会会議（昭和44年6月20日）講演概要

自動車塗装における電着塗装の役割

日本ペイント株式会社 田代大三郎

自動車の塗装は鉄板類の複雑な組合せによる耐久消費材の塗装と考える。自動車の防食と美観塗装は種々の塗料の変せんを経たが、最近の最も合理的かつ経済的塗装として電着塗装法が急激に発展した。電着塗装のねらいは、1) 構造物全体の防食性を向上する、2) 均質、均一、大量生産、3) 自動化（省力）、4) 経済性、であっていずれも自動車塗装の要求を満足できる。電着塗装の特徴、1) 電気泳動による塗料粒子の移動、2) 陽極反応による塗料の析出（塗装）、3) 電気浸透による造膜機構により特徴が発揮される。スローイングパワー（つきまわり性）

は次式により表わされる。 $Th^2 = \frac{a \cdot R}{L \cdot \rho}$ Th : スローイングパワー (cm), a/L : 形状によるファクター, R : 塗膜の電気抵抗値 ($\Omega \cdot \text{cm}^2$), ρ : 塗料の比抵抗 ($\Omega \cdot \text{cm}$)。スローイングパワーを向上し完全被覆による防食と更に前処理における鉄面をリン酸亜鉛またはリン酸鉄処理をして積極的に防食処理する金属表面処理技術の組合せにより現在自動車ボデーの防食塗装は実施されている。実用試験の結果はほぼ満足な結果を得ている。諸外国に比し日本が最も積極的に開発に当たりまたその普及度も最大である。

自動車電着塗装の現状

トヨタ自動車工業株式会社 篠原 博

電着塗装がわが国に導入されて、久しくなるがわれわれが当初、電着塗装に関するわずかの情報に基づき、品質設計および工程設計を行ない、それと同時にこれらに関する確認実験を重ねて、工場生産のための設備仕様を

決め、生産に移ったのであるが、その過程における問題点、およびその後の塗装設備の改善、塗料の改質により省力化、自動化を押し進めて来たが、その過程をスライドにより報告した。特に、アミン管理法、塗料補給法、攪拌方式、制御法、陽極アース法等については実際の経験を基にして報告し、車両の腐食に関しては、過酷な気候の沖縄での電着塗装適用前と適用後の輸出車について報告したが、電着塗装の現状は問題点を多く抱えていると言うより、むしろ将来において大きく発展する要素も含んでいると言える。たとえば、つきまわり性の解明、工程短縮、各単位操作の短縮、管理法の簡略化等の問題がある。

電着塗料成分の電着に伴う変動

豊田中央研究所 二宮 清

電着塗装技術は自動車の防食塗装に広く採用されるようになった。電着塗料の組成は樹脂・中和剤・溶剤・顔料・防食剤など多成分からなるが、長期にわたる稼働に対し安定した塗液組成に維持してゆく必要がある。

塗液および析出塗膜の主として樹脂成分に着目し、液相クロマトグラフィで各フラクションに分け、赤外線吸収スペクトルで定性した結果、塗液成分と塗膜成分はかなり異なり、塗液管理および樹脂の挙動に対するいくつかの知見を得ることができた。また通電初期にはコルベ反応による析出機構も推定し得る結果を得ている。

塗液用樹脂を長期間保存するとき、冷蔵庫 (5°C 以下) 中の場合は酸化および赤外線吸収スペクトルには変化が認められないが、1クーロン当りの析出量は増加し、樹脂の重合が認められる。室温 ($20 \sim 30^\circ\text{C}$) 暗所の場合、酸価は増し、樹脂の不飽和結合部分に酸素が付加し、1クーロン当りの析出量は減少する。