

論 文

熔融炭酸塩燃料電池におけるカソード側 セパレータの腐食機構の解析

朴 炯 鎬,* 後 藤 正 治,** 麻 生 節 夫,**
李 圭 澤,* 小 松 芳 成**

Interpretation of Corrosion Mechanism on Cathode Side Separator for Molten Carbonate Fuel Cell

by

Hyeoung-Ho PARK[†], Shoji GOTO^{††}, Setsuo ASO^{††}, Kyu-Taek LEE[†] and Yosinari KOMATSU^{††}

Abstract

This study was carried out for the purpose of investigating the corrosion behavior and mechanism on a separator for a molten carbonate fuel cell under both the electrolyte and cathode side environment. A SUS310S austenitic stainless steel was used as the separator material. Corrosion proceeded via three steps; a formation step of corrosion product in which rapid corrosion takes place until a stable corrosion product is formed after the beginning of corrosion; secondly, a protection step against corrosion until breakaway occurs after the formation step of the stable corrosion product; finally, an advance step of corrosion after breakaway. From the standpoint of the behavior of the elements in the separator, Fe, Cr and Ni were formed richly in the region of the corrosion product, in the region of corrosion protection, and at the Cr-depleted zone respectively. With respect to the corrosion mechanism, direct reaction with electrolyte and elements of the separator at the cathode side was the main corrosion mechanism, and the final corrosion product was LiFeO_2 . The corrosion rate of the separator at the cathode side was rapid at the initial stage of corrosion. However, the corrosion rate was decreased due to the resistant effect of chromium oxide.

Key Words : Separator, Molten Carbonate Fuel Cell, Corrosion Mechanism, Corrosion Rate, SUS310S Austenitic Stainless Steel

平成9年5月16日受付

* 韓国 全北大学校工科大学金属工学科 561-756 韓国全北全州市徳律区徳律洞 664-14

** 秋田大学鉱山学部物質工学科 〒010 秋田市手形学園町1-1

† Metallurgical Department, Engineering College, Chonbuk National University, Chonju City, 561-756, Korea.

†† Department of Materials Engineering and Applied Chemistry, Mining College, Akita University, 1-1 Tegata Gakuencho, Akita 010, Japan.

I. 緒言

緊迫したエネルギー問題と環境破壊問題が台頭する中で、各国では、代替エネルギーの開発や環境汚染防止など、多方面においていろいろな努力がはらわれている。その中でも特に、代替エネルギー開発の一種である燃料電池は化学的エネルギーを直接、電気エネルギーに変換する電気化学発電装置であって、エネルギー変換効率が高く、かつ環境汚染がないという長所を有している。

一般に燃料電池は、電解質の種類によって、アルカリ燃料電池 (Alkaline Fuel Cell : AFC)、リン酸燃料電池 (Phosphoric Acid Fuel Cell : PAFC)、溶融炭酸塩燃料電池 (Molten Carbonate Fuel Cell : MCFC) および、固体酸化物燃料電池 (Solid Oxide Fuel Cell : SOFC) に分類される⁽¹⁾。この中で MCFC は 900~950K の高温で作動するので、白金触媒を使用する必要がなく、高温の排熱を利用できる長所を有するほかに、燃料には水素、一酸化炭素、メタンなどを使用できるので、燃料の前処理工程が簡単で、燃料の多様化といった側面からも、次世代燃料電池として位置づけられている⁽²⁾⁽³⁾。

しかし、MCFC は高温で作動する上に、腐食性の強い炭酸塩電解質を使用するので、電池の寿命や性能向上のためには、電池作動時に安定性のある電池構成材料を開発することが必須の条件となる。特に、本研究においてとりあげたセパレータは、MCFC を実用化するときに、各単位電池間に挿入される電池構成要素であって、高温の溶融塩電解質やアノードの還元性ガスおよびカソードの酸化性ガス雰囲気中に長時間さらされる。そのため、電池作動時に激しい腐食現象が生じ⁽³⁾⁽⁴⁾、これに対応できる材料の開発および腐食機構の解明が重要な課題となっている。

従来、セパレータ材の研究は、Pigeaud⁽⁵⁾、Maru⁽⁶⁾ Sing⁽⁷⁾ およびその他の研究者⁽⁸⁾⁽⁹⁾ によって広く行われてきた。しかし、セパレータ材の開発に必要な腐食挙動の解析や腐食機構の解析のほかに微量元素の影響などといった基本的に解決しなければならない問題についての系統的な報告は少ないのが現状である。このために、これらの問題が解決されないままにオーステナイト系ステンレス鋼を MCFC セパレータとして考えられているのが現状である。

以上述べたように、MCFC の実用化には、セパレータ用の耐食性材料の開発が必須条件であり、このためにはまず MCFC に使用されるべき溶融塩電解質中において、さらにはカソードおよびアノード側においてセパレータ材がどのような腐食をされるかについて、その挙動と機構に関する研究を行うことが急務であると考えられる。

そこで、本研究では、現在セパレータ材として広く採用されている SUS310S 鋼を用いて MCFC の溶融塩電解質単独条件のみならず、作動時に相当するカソードの酸化性雰囲気下での腐食挙動とその機構について調べた。これらの結果を今後のセパレータ材開発への基礎資料とするのが本研究の目的である。

II. 実験方法

本実験に使用した試験片は厚さ 1 mm のオーステナイト系ステンレス鋼である SUS 310 S (C : 0.04, Si : 1.23, Mn : 1.16, P : 0.014, S : 0.006, Ni : 18.34, Cr : 24.14, Fe : bal, 単位 mass %) の板状鋼板で、これを 10mm × 10mm に切断した後に、アセトンで超音波洗浄した。

一方、電解質としては、 Li_2CO_3 粉末 (直径約 10 μm) と K_2CO_3 粉末 (直径約 100 μm) を $\text{Li}_2\text{CO}_3 : \text{K}_2\text{CO}_3 = 62 : 38$ のモル比に配合して、ボールミルを用いて混合粉碎した。これをるつばに入れ、923K に加熱したところで試験片を挿入し、実験初期の状態では、電解質の量が試験片の表面積に対して 400mg/cm² になるように電解質の量を調整して、その後所定の実験を行った。

腐食の実験では、試験片を単に空気にさらされた上記組成の電解質に直接浸漬した場合 {EE (Electrolyte Environment) の条件} と電解質存在下でかつカソードの酸化ガス (Air : $\text{CO}_2 = 70 : 30$ vol%) を 185cc/min 注入させて、カソード側雰囲気を想定した条件の場合 {EOE (Electrolyte and Oxidant gas Environment) の条件} とに区別して行った。なお、本実験の条件として、上述のように電解質量を 400mg/cm²、カソードの酸化ガス注入量を 185cc/min としたのは MCFC の実用に最も近い条件を想定して採用したものである。また、腐食量の算出は次の方法にて行った。すなわち、まず実験が終了した試験片を 18% NaOH と 3% KMnO_4 の混合溶液で約 4 時間煮沸し

た後、蒸留水で洗浄し、その後10%クエン酸アンモニウム溶液に浸漬した。その後、水洗およびアセトン洗浄をほどこして、電解質および腐食生成物を完全に除去した後、試験片の重さを3回繰り返し測定して、その平均値からこの時の質量減少量を決定した。腐食の進行速度および腐食生成物を観察するために、試験片に残っている塩だけを除去するために、5% H_2SO_4 水溶液に数秒間浸漬して、走査電子顕微鏡およびX線回折分析用試験片とした。腐食層における各元素の挙動および化学組成の決定にはSEMおよびEPMAを用いて行った。また、腐食生成物の形成過程を明らかにするために、腐食層の表面および腐食生成物のXRD分析も行った。

III. 実験結果

3.1 腐食速度

Fig. 1はEEとEOEの条件で行った試験片単位面積当りの腐食減量を時間に対してプロットしたものである。腐食は3つの段階を経て進行することがわかる。すなわち、第1段階では腐食生成物の形成段階で、高

温溶融塩電解質と試験片との速い腐食反応により、EEとEOEの場合とも放物線則で予測される以上の速度を示すが（放物線則の場合は、図の縦軸（腐食減量の対数）と横軸（時間の対数）の関係から明らかに直線の勾配は0.5となる。）、第2段階では腐食速度の勾配は約0.27程度に低下した。第1段階で形成された腐食生成物が通常の高温酸化挙動の場合におけるように、安定な腐食層に変わり、腐食に対する保護皮膜として作用したものと考えられる。しかし、このような安定な腐食層の保護皮膜作用も、高温溶融塩中に長時間露出されると、240h以降の第3段階では、図中のA、B点で示すように保護被膜破壊（break away）が起こり、腐食速度は、再び急激に増加する傾向が認められる。この保護被膜破壊の現象は、酸化性雰囲気下でオーステナイト系ステンレス鋼について得られたEvans⁽¹⁰⁾とStott⁽¹¹⁾らの研究結果でも確認されているので、本実験の結果もそれと同一のものであろうと類推される。

一方、EEとEOEの条件における腐食速度を比較してみると、腐食初期の第1段階では、EOEがEE

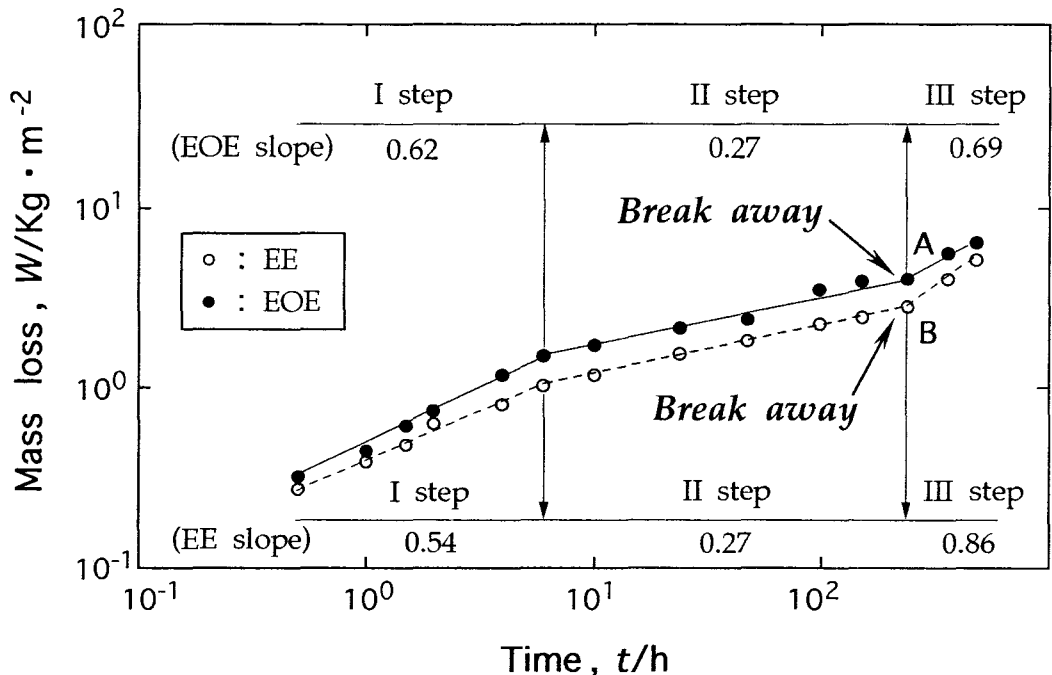


Fig. 1 The mass loss per unit area of separator as a function of time at the electrolyte environmental condition (EE) and the electrolyte/(air+CO₂) condition (EOE).

に比べ腐食速度ははるかに速い。しかし、安定腐食層が形成された第2段階以降になると、腐食速度の勾配の第1段階から第2段階への変化から推察して逆にEOEの場合の方が試験片に耐食性が増して来るように思われる。このことはEvans⁽¹⁰⁾やStott⁽¹¹⁾らが酸化性雰囲気下でオーステナイト系ステンレス鋼について研究した結果からもわかるように、試験片内に含まれているCrが酸化ガス中の酸素と結合して、Cr酸化物層を形成し、それによって腐食が効果的に抑制されたものと思われる。したがって、一見腐食量のみから推察すると、たとえカソード側に露出されるセパレータの場合の腐食量が溶融塩電解質単独の場合よりも多くなっているが、酸化物層および安定腐食層が形成される第2段階に入ってから、カソード側セパレータの条件の方の腐食速度の減少の方が急速である。また、保護被膜破壊された後の第3段階においてもカソード側セパレータ条件での腐食速度の勾配は0.69であるのに対し、溶融塩電解質単独の条件では0.86であったので、この材料はEE条件よりもむしろEOEの条件のもとで時間の経過とともに腐食速度が低下してくる傾向が認められる。

3.2 腐食挙動および元素分析

Fig. 2と3はEEの条件で時間ともなう試験片内の腐食の程度と各元素の挙動について示したものである。腐食の初期段階に相当するFig. 2 (a)では、試験片が電解質と接触する部分でFe, Cr, Niなどの元素が拡散移動したことが観察される。しかし、時間がたつにつれてFig. 2 (b)にみられるように、試験片と電解質との接触部には図中に示した α の領域では腐食生成物の形成領域としてFeが濃縮される反面、Crはむしろ腐食生成物とマトリックスとの界面のところの β の領域で多く形成されていることが確認される。このことは初期段階では試験片と電解質との接触部に拡散したFe, Cr, Niなどの元素の中でFeが電解質と優先的に反応することによって、 α の領域では、Feを含有している腐食生成物を形成し、CrとNiは相対的にマトリックス内にとり残されたことを意味するものである。

Fig. 3はEE条件で480h行った後(第3段階)の試験片内における各元素の拡散挙動と存在分布を示したものである。腐食生成物が形成される α の領域ではFeが、腐食防御領域である β の領域ではCrが、また

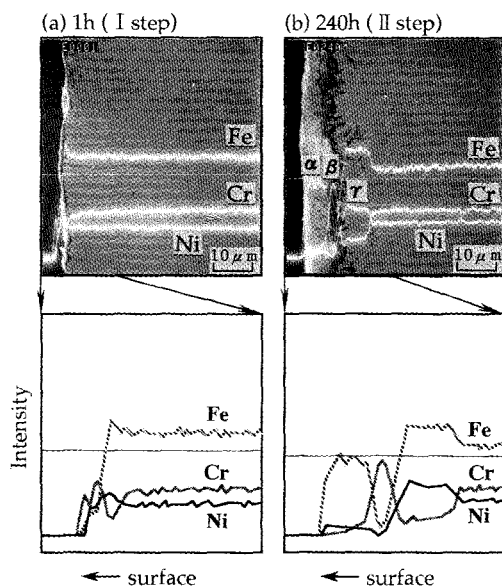


Fig. 2 SEM, EPMA and schematic drawing of the line-profile of separator at the electrolyte environmental condition (EE).

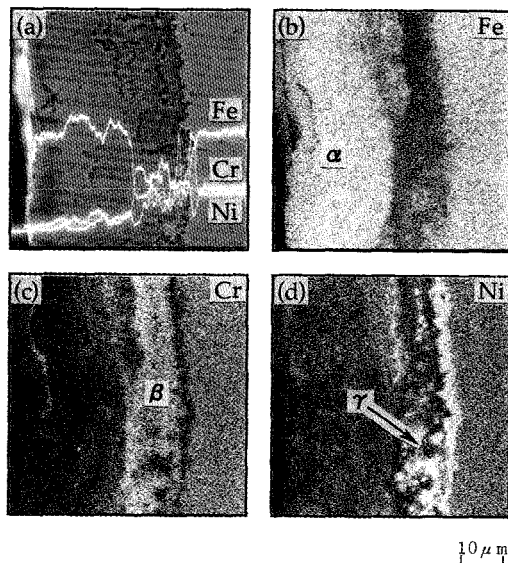


Fig. 3 SEM and EPMA of separator at the electrolyte environmental condition (EE) for 480h in III step.

(a) image and line-analysis (b) Fe map
(c) Cr map (d) Ni map

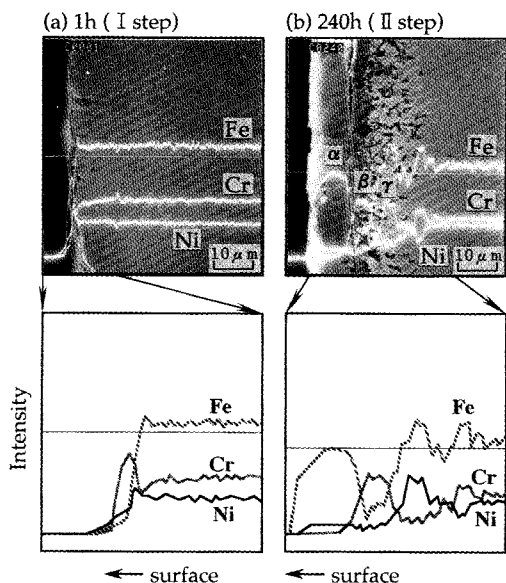


Fig. 4 SEM, EPMA and schematic drawing of the line-profile of separator at the electrolyte/air + CO₂ condition (EOE).

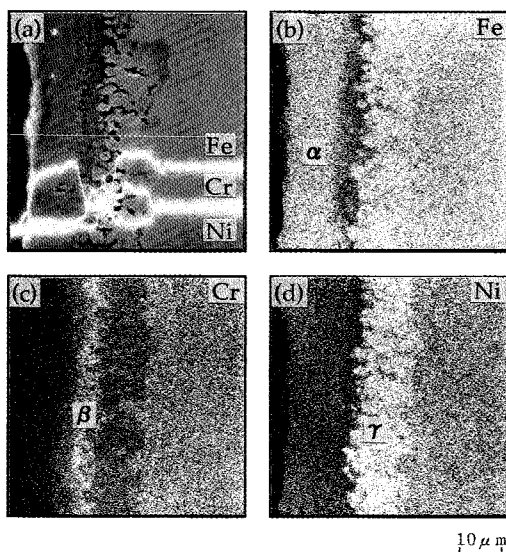


Fig. 5 SEM and EPMA of separator at the electrolyte/air + CO₂ condition (EOE) for 48 0h in III step.
(a) image and line-analysis (b) Fe map
(c) Cr map (d) Ni map

試験片のマトリックス内部とCrが欠乏したγの領域ではNiが増加していることがわかる。

Fig. 4と5はEOEの条件の場合における各元素の挙動を示したものである。試験片内、Fe、Cr、Niの元素の挙動はEEの条件の場合と似ているが、腐食の初期段階ではCrが電解質と試験片との接触部位で相対的に多く拡散されたことが、Fig. 4 (a)で証明される。試験片と電解質との接触部に腐食生成物が形成されるとともにカソード側に相当する場合の酸化性雰囲気下 (EOE) ではより多くの酸素とCrが結合することによって、熔融塩電解質のみの条件下 (EE) の場合よりもより多くのCr酸化物層が形成されたことが予測される。EOE 雰囲気下ではこのようにして形成されたCr酸化物層が効果的な腐食防御性を見せるようになるものと思われる。しかし、実際にはこのような腐食を抑制する酸化物層も時間が進行するにつれて、電解質と試験片との接触部であるαの領域ではFeを含有する腐食生成物が成長することによって、Cr酸化物層はマトリックス内にとり残されることがFig. 4 (b) から確認される。したがって、EOE 条件の場合は、EE 条件に比べCrの枯渇領域が、広く形成されたことがFig. 5 (c) に現れている。

3. 3 腐食生成物の変相化

Fig. 6とFig. 7はそれぞれEEやEOEの条件のもとで、時間に対する腐食生成物の形成過程を示すX線回折の結果である。腐食の初期段階である1hの試験を行った場合には、EEの場合オーステナイト系ステンレス鋼の腐食生成物として典型的な回折相であるCr₁₉Fe₇Ni₁₁とLiFe₅O₈およびLiFeO₂の3相が共存するのにに対し、EOEの条件ではCr、Feの酸化物相がさらに共存している。このようなCr、Fe酸化物相は前節において言及したように、EOE 雰囲気に存在している酸素と、試験片と電解質との接触部に拡散されたCr、Fe元素が結合されるためである。一方、EEおよびEOEの条件の場合とも、時間が長くなるにしたがって、LiFe₅O₈の腐食生成物は酸素分率が少ないLiFeO₂の腐食生成物に変わり、この時に発生する過剰酸素が継続的に腐食生成物の形成領域でマトリックスの側に拡散されながら腐食を進行させるものと考えられる。

したがって、EEおよびEOEの場合とも最終腐食生成物はFig. 6 (d)、Fig. 7 (d) に示されるように

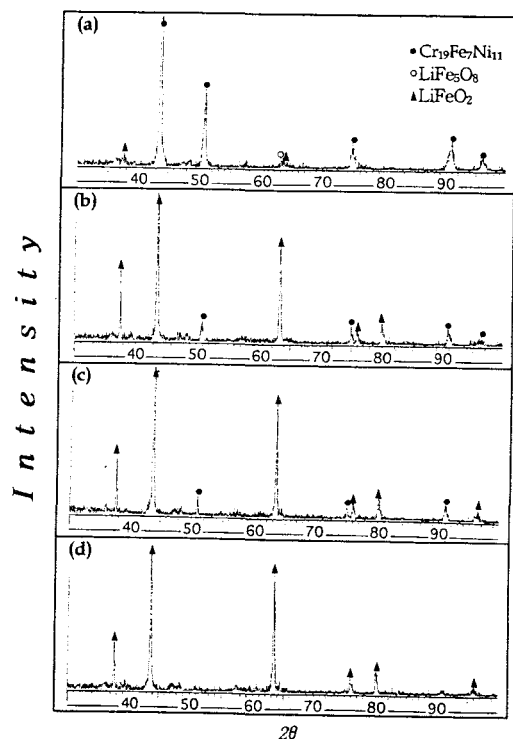


Fig. 6 X-ray diffraction analysis of separator at the electrolyte environmental condition (EE).

(a) 1 h (I step) (b) 96 h (II step)
(c) 240 h (II step) (d) 480 h (III step)

LiFeO₂であるので、このようなX回折結果は上述したSEMやEPMA結果から電解質と試験片の接触部の腐食生成物の形成領域がFeとして構成された結果ともよく一致している。

IV. 考察

4.1 耐食性および腐食速度

溶融塩電解質およびカソード側に露出されたセパレータの腐食過程を観察した結果、セパレータの腐食は腐食反応以降から安定腐食生成物が形成されるまでの腐食生成物の形成段階と安定腐食生成物形成以後、保護被膜破壊までの腐食抑制段階および保護被膜破壊以後からの腐食進行段階の3段階を経由しながら進行することがわかった。

溶融塩電解質の単独条件下でのセパレータの腐食速度は一般的な高温酸化挙動の形態として、初期では急

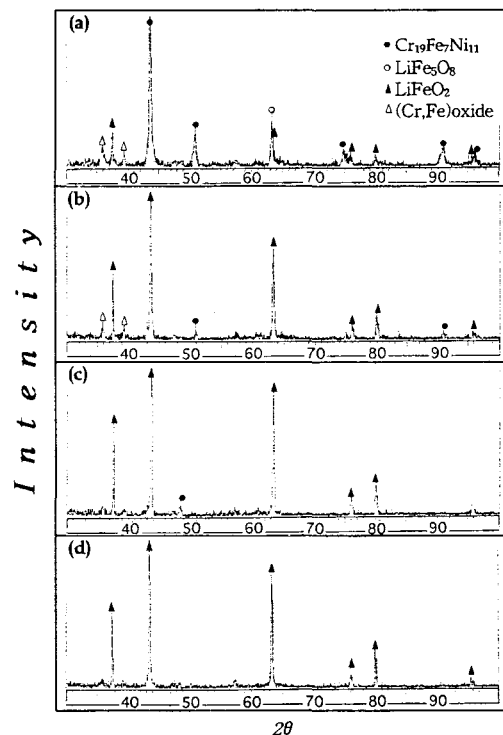


Fig. 7 X-ray diffraction analysis of separator at the electrolyte/air + CO₂ condition (EOE).

(a) 1 h (I step) (b) 96 h (II step)
(c) 240 h (II step) (d) 480 h (III step)

激であるが、安定腐食層が形成された後は腐食生成物の保護皮膜作用のために腐食速度が緩和すると、腐食減量の対数と時間の対数の間に直線関係が成り立ついわゆる対数関数型の腐食速度を示した。しかし、このような腐食を抑える安定腐食層も高温溶融塩の腐食環境下に長時間露出されることにより、保護被膜破壊が起きた後、腐食速度は急激に増加した。その反面、カソード側に露出されるセパレータの腐食速度はたとえば初期段階では、溶融塩電解質の単独条件の場合より大きい、酸化物層および安定腐食層が形成された以後は急激に鈍化した。

4.2 腐食生成物の形成機構

MCFCでセパレータとして使用したSUS310S鋼の腐食生成物の形成機構を総合すると、腐食生成物の形成は溶融塩電解質とセパレータであるマトリックスの反応によって進行され、とくにマトリックス内にある各元素中、電解質と試験片との接触部位に拡散した

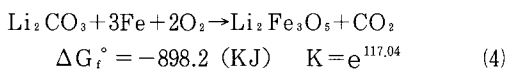
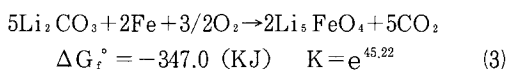
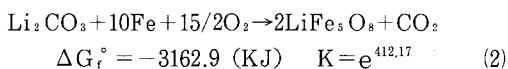
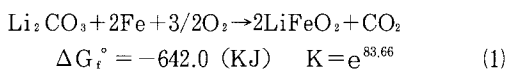
Fe, Cr, Ni の元素との反応として説明できる。一方、電解質として使用した Li_2CO_3 と K_2CO_3 を比較してみると Li_2CO_3 の方が K_2CO_3 よりもこれらの金属元素との反応性が大きいので、腐食生成物は Li と結合した化合物であろうと予測される。また、カソード側でセパレータの腐食生成物の形成機構について調べてみると、カソード側に接するセパレータは電池作動時、強い酸化性雰囲気下に露出されることによって、次の二つの経路によって腐食生成物が形成されると予測される。

第一に電解質と試験片との直接反応による腐食機構

第二に酸化ガスの雰囲気下に存在する酸素と試験片内の各元素との反応により形成された酸化物と電解質との反応による腐食機構

4. 2. 1 電解質と試験片の直接反応による腐食機構

電解質と試験片内の各元素が直接反応し、腐食生成物を形成する機構は試験片内の元素の中でもっとも大きいモル分率を占め、Li と速く反応できる Fe と Li_2CO_3 との反応で、次の反応式で示される。



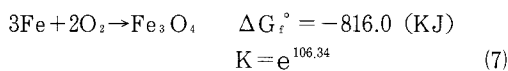
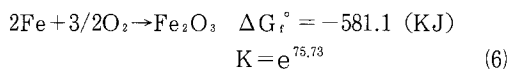
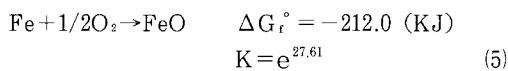
上の(1)式から(4)式までの反応式を見ると、熱力学的に最も安定な腐食生成物は(2)式に従う LiFe_5O_8 であることがわかる。しかし、腐食の初期段階で形成される LiFe_5O_8 の腐食生成物は時間の経過と共に酸素分率が低い LiFeO_2 の腐食生成物に変わり、このとき発生する過剰酸素は酸素の活動度が低いマトリックス側に拡散され、腐食は次第にセパレータのマトリックス側にも進行されるものと思われる。

4. 2. 2 電解質と酸化物の反応による腐食機構

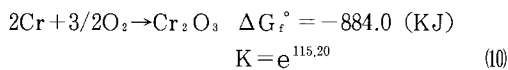
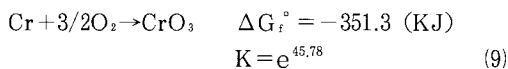
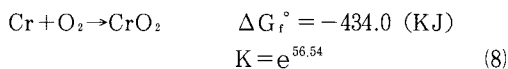
カソード側に露出されるセパレータは強い酸化性雰囲気に接するので、電解質と試験片との接触部でマトリックスの各元素と酸素との結合による酸化物の形成が予見でき、このような生成酸化物が電解質と反応して二次的に腐食生成物を形成することも考慮しなければ

ならない。したがって、カソード雰囲気下で形成できる酸化物は次のようになると思われる。

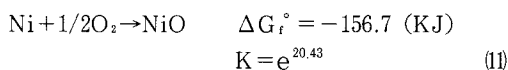
i) Fe-O



ii) Cr-O



iii) Ni-O



上の(5)式から(11)式までの反応式を見ると、熱力学的にもっとも早く安定に形成される酸化物は Cr_2O_3 であるが、電解質と試験片における接触部で Fe の高いモル分率を考慮するときに Fe_3O_4 も形成可能である。一方、 Cr_2O_3 の酸化物は非常に安定であるので、カソードの酸化性雰囲気中でもまだ Cr_2O_3 の酸化物として存在できるが、 Fe_3O_4 の酸化物は電解質と反応して、前の4. 2. 1で言及したように LiFeO_2 の腐食生成物を形成するものと予測される。

4. 3 腐食機構

Fig. 8 は溶融塩電解質と酸化性ガスが同時に存在するカソード側でのセパレータ内の元素の挙動と腐食機構をモデル化した図である。第1段階の腐食過程は元素の拡散段階 (a)、腐食生成物および酸化物の形成段階 (b)、第2段階の腐食過程は腐食生成物の成長段階 (c) および腐食の安定段階 (d) に分けられる。

すなわち、腐食の初期段階ではマトリックス内に Fe, Cr, Ni などの元素が Fig. 8 (a) に示されているように、電解質と試験片との接触部に拡散する。拡散した各元素は Fig. 8 (b) で見られるように電解質と反応して腐食生成物を形成すると同時にカソードの酸化性ガスの雰囲気下で酸素と反応して酸化物を形成する。したがって、電解質と試験片における接触部で

は腐食生成物ばかりでなく、酸化物相も共存し、酸化物とマトリックスの界面ではCrの枯渇領域が形成される。腐食生成物はマトリックス内でもっとも高いモル分率を占め、Liと熱力学的に早く反応できるLi-Fe系の化合物中、 LiFe_5O_8 がまず形成されるが、時間の経過と共に酸素分率が低い LiFeO_2 に変わり、このとき発生する過剰酸素を酸素の活動度が低いマトリックス側に拡散させながら腐食は継続的にマトリックス内に進行する。一方、電解質と試験片における接触部に拡散した各元素の一部は、カソードの強い酸化性雰

囲気下で酸素と反応して酸化物を形成することになる。酸化物の形成としてはマトリックス内から拡散したFe, Cr, Niなどの元素の中で Cr_2O_3 がもっとも早く形成されるが、マトリックスのモル分率を考慮すれば、 Fe_3O_4 の酸化物の生成もまた予測される。腐食は時間の経過とともに第2段階に入り、マトリックス内から継続的に拡散されてくる各元素と電解質および腐食生成物との反応により、さらに進行する。生成された酸化物の中で、一部は腐食環境下で電解質と反応して第2次の腐食生成物を形成することになる。したがって、電解質と試験片における接触部には腐食生成物層が成長することになり、このとき Cr_2O_3 の酸化物相は非常に安定で、腐食反応に関与することよりもFig. 8 (c)に見られるように腐食生成物に占有された、腐食生成物層の生長によってとり残される結果、マトリックスの界面に存在する。

Cr_2O_3 酸化物はFig. 8 (d)で示すように、第2段階の終期では、腐食生成物とマトリックス界面で均一な層を形成し、マトリックス内で腐食生成物の形成領域に向う各元素の拡散を抑制することにより、腐食生成物の形成を防ぐ障壁の役割をすることになるものと考えられる。

以上の実験結果および考察から明らかなように、SUS310S鋼は主要添加元素としてNi, Crを含有するために腐食の進行過程で Cr_2O_3 酸化物層を形成し、これがその後の腐食の進行を抑制する効果を示すので軟鋼のようなFe-C系の鋼に比べて過酷な腐食条件であるEOEでさえもすぐれた耐食性を示すであろうことは容易に推察できる。しかし、SUS310S鋼では安定腐食生成物形成後に保護被膜破壊が起こることによって再び腐食速度が増してくることが知られた。したがって、今後はSUS310S鋼にさらに保護被膜破壊を防止する方策を考える必要があるものと思われる。たとえば添加元素等の検討なども今後の研究課題であろう。

V. 結論

SUS310S鋼を溶融炭酸塩燃料電池のセパレータに応用し、溶融塩電解質およびカソード側雰囲気下の条件で実験をした結果、次のことが明らかとなった。

すなわち、セパレータの腐食過程は安定腐食生成物が形成されるまでの速い速度で進行される腐食生成物の形成段階と、安定な腐食生成物が形成された後に保

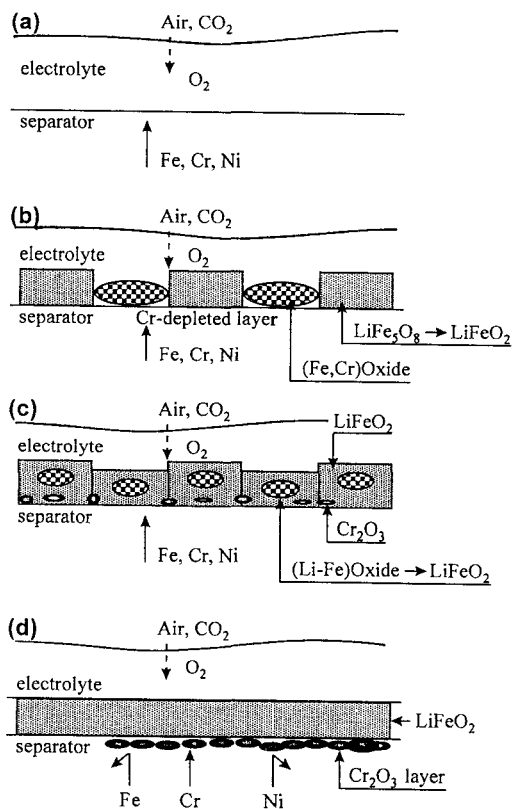


Fig. 8 The schematic image of corrosion mechanism, the formation of corrosion products and the behavior of elements in separator plate on cathode side.

- Diffusion stage of elements (I step)
- Formation stage of corrosion products and oxides (I step)
- Progressing stage of corrosion products (II step)
- Stable stage (II step)

護被膜破壊が起こるまでの腐食抑制段階および保護被膜破壊以降の腐食が依然として増加する腐食進行段階の3段階の過程を経過して進行する。また、セパレータ内における各元素の挙動としては、腐食生成物が形成される領域ではFeが、腐食防御領域ではCrが、そしてNiはCrの枯渇領域とマトリックス内から拡散してきて濃縮層を形成した。

特にカソード側雰囲気下におけるセパレータとしての腐食機構は熔融塩電解質中の場合と同じ過程で進行し、電解質とセパレータ内の各元素との直接反応による腐食が主な腐食機構であり、最終的には形成される腐食生成物は LiFeO_2 であった。しかし、その腐食速度は初期段階では急激であったが、時間の経過と共にCr酸化物層の腐食抑制作用により鈍化した。この効果は保護被膜破壊が起こった後の第3段階にも影響を与えた。

以上のことにより、SUS310S鋼には Cr_2O_3 酸化物層の形成により腐食の進行をおくらせる効果があるのに対しCrなどを含まない軟鋼では当然のことながら腐食速度が著しいものと推察された。しかし、より一段と耐食性に優れた材料を開発するには、SUS310S鋼での保護被膜破壊を抑制する方策を検討する必要があると結論された。

謝 辞

最後に、本研究の一部は、日本学術振興会による外国人特別研究員制度(朴 炯鎬)の援助によって行われたものであり、ここに記して感謝の意を表する次第である。

参考文献

- (1) A.J.Appleby and F.R.Foulkes: Fuel Cell Hand Book, Van Nostrand Reinhold, N.Y. (1989) 11
- (2) J.R.Selman, H.G.Maru: Advances in Molten Salt Chemistry, 4 (1983), 159
- (3) Q.M.Nguyen: J.of Power Sources, 24 (1988) 1
- (4) C.Y.Yuh, P.Singh, L.Paetsch and H.C.Maru: Corrosion, Mar 9-13, (1987) 269
- (5) A.Pigeaud, A.J.Skok: Thin Solid Films, 83 (1981) 449
- (6) H.G.Haru, P.Singh, and H.C.Maru: Stability of Iron and Nickel Base Alloys in MCFC, NACE 85 (1985) 1
- (7) P.Singh, L.Paetsch and H.C.Maru: Corrosion Prevention in MCFC, NACE 86 (1986) 1
- (8) Energy Research Cooperation: Corrosion Resistant materials in MCFC environment, DOE (1986) 1
- (9) C.Yuh, R.Jonsen, M.Farooque and H.Maru: in Proc. Third Internat. Symp. MCFC Technology, D.shores and J.R.Selman, Eds., Electrochem.Soc., Pennington, N.J. (1993)
- (10) H.E.Evans, D.A.Hilton and R.A.Holm: oxid. Met., 10 (1976) 149
- (11) F.F.stott and F.I.Wei: Materials Sci. and Technology, 5 (1989) 1140