

양극산화에 의한 Al합금기 복합재료의 내식성개선에 관한 연구

김민규 · 조차제 · 박지산 · 황운석
인하대학교 금속공학과

The Evaluation of Corrosion Resistance of Anodized Al alloy Metal Matrix Composites

M. G. Kim, C. J. Cho, J. S. Park and W. S. Hwang

Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon 402-751, Korea

The anodizing behavior of a SiCp reinforced AA2024 metal matrix composite was studied in a sulfuric acid solution by measurements of film formation voltage, oxygen gas evolution and surface morphology. Also, the corrosion resistance of anodized SiCp/AA2024 composites for various anodizing time was evaluated by potentiodynamic polarization and A.C. impedance spectroscopy. During anodizing under constant current density of $10\text{mA}/\text{cm}^2$, SiCp/AA2024 composites showed higher film formation voltage and occurred much oxygen evolution than AA2024 alloy. Anodic film formed on the AA2024 alloy was uniform and thickness of $25\mu\text{m}$, whereas the anodic film formed on the SiCp/AA2024 was rather irregular and average thickness of $18\mu\text{m}$. These results showed that the existence of nonconductive SiC particles on the surface reacted as the obstacle for the formation of uniform barrier film and continuous oxidation layer. SiCp/AA2024 composites anodized for 30min showed little difference in comparison with non-treated composites. However, Pitting did not occur in the SiCp/AA2024 composites anodized more than 60min to the anodic polarization to 1.6V. It is suggested that the thicker anodic film enough than the size of SiCp could arrest the pitting corrosion because of covering the microcracks and defects which were formed by the existence of SiCp.

Keywords : anodizing, metal matrix composites, SiC particle, Al alloy, pitting, electrochemical impedance spectroscopy.

1. 서 론

알루미늄합금기 복합재료는 우주, 항공 분야의 구조재로서 실용화 연구가 진행 되고 있으며, 일본에서는 단섬유강화 피스톤이 일부 차종에 실용화 되고 있다. 이외에도 내열성, 내마모성등에서도 우

수한 특성이 확인되어 응용범위를 계속 넓혀가고 있다. 그러나, 알루미늄합금기 복합재료는 강화상과 모재와의 갈바닉쌍의 형성과 관련된 문제, 이들 계면에 형성되는 새로운 화합물에 의한 선택적 부식 및 미소틈에 의한 틈새부식등의 문제로 기지급속이 갖고 있는 우수한 내식성에도 불구하고, 그다

지 가속하지 않은 환경에서조차 부식이 심하게 발생하여 기계적 성질의 저하를 초래하는 경우가 많다.¹⁻⁶⁾ 따라서 열악한 환경에서도 내식성을 증대시키고 신뢰성을 보장할 수 있는 내식성 향상 방안이 절실하게 요구되고 있다. 이에 대하여 양극산화 방법은 알루미늄합금은 물론, 복합재료에 있어 보호피막을 형성하는데 가장 가능성이 높은 방법으로 검토되고 있다.⁷⁻¹¹⁾

Trzaskoma 등⁷⁾은 황산수용액중에서 SiC입자 및 휘스커강화 알루미늄 복합재료에 대해 양극산화를 하고 NaCl 수용액 환경에서 교류 임피던스 측정을 통하여 부식저항성을 평가한 결과, 경질의 다공질 산화피막이 복합재료의 내식성을 상당히 증가시키는 것으로 주장하고 있다. 또한, Aylor 등⁸⁾도 graphite 강화 알루미늄기 복합재료를 황산수용액중에서 양극산화처리하여 25 μm 정도의 두꺼운 양극산화피막을 형성한 경우에 해수환경에서 우수한 부식저항성을 나타내는 것으로 보고하고 있다. 한편, Mansfeld⁹⁾은 SiC입자 강화 Al복합재료에 경질 및 연질 피막을 형성하여 염수분부시험과 임피던스 측정으로 내식성을 평가한 결과, 연질피막의 경우가 더 우수한 내공식성을 보여 위의 결과들과는 상반된 결과를 얻고 있다.

이와 같이 복합재료의 양극산화에 의한 내식성 개선에 대하여는 아직까지 그 효과가 확인되지 않고 있으며, 강화상에 의한 영향도 명확히 규명되지 않아 실용화 단계까지는 도달하지 못하고 있는 실정이다. 따라서, 본 연구에서는 복합재료의 내식성 개선에 양극산화의 적용가능성을 검토하기 위하여, 그 첫 단계로서 SiCp/AA2024 복합재료를 대상으로 양극산화시의 산화피막의 형성에 미치는 SiCp강화상의 영향을 분석하였다. 또한 교류임피던스법과 기초적인 전기화학 실험을 병행하여 복합재료의 양극산화피막의 내식성을 정량적으로 평가하고 양극산화에 의한 내식성 개선방안을 검토하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 Al복합재료 제조

Al복합재료의 제조에 사용된 AA2024 Al합금

Table 1. Physical properties and chemical compositions of AA2024 Al powder

Density(g/cm ³)	2.78g/cm ³				
Powder size(μm)	av. 44 μm				
Expansion(25 $^{\circ}\text{C}$ ~300 $^{\circ}\text{C}$)	24.7 $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$				
Elastic modulus(GPa)	75GPa				
Chemical composition(wt.%)					
Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Al
4.98	1.38	0.78	0.19	0.12	bal.

Table 2. Physical properties and chemical compositions of SiC particulates

Crystalline Phase	α -Phase				
Density(g/cm ³)	3.21g/cm ³				
Powder size(μm)	av. 4 μm				
Expansion(25 $^{\circ}\text{C}$ ~300 $^{\circ}\text{C}$)	4.63 $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$				
Elastic modulus(GPa)	420.7GPa				
Chemical composition(wt.%)					
SiC	SiO ₂	Si	Fe	Al	
99.7	0.15	0.02	0.02	0.02	

분말은 평균입도 44 μm 며, 분말의 제 특성은 Table 1에 나타내었다. 강화상재는 평균입도 4 μm 의 SiC 입자를 사용하였으며, 제 특성을 Table 2에 나타내었다. 복합재료의 제조는 먼저 SiC 입자(이하 SiCp로 표기)를 AA2024 Al분말과 함께 메탄올 수용액 내에서 초음파 습식혼합 후 건조하여 복합분말을 얻었다. 이렇게 얻어진 복합분말을 AA6063캔에 장입하여 500 $^{\circ}\text{C}$ 까지 승온하여 탈가스처리를 하였으며, 이 때 진공도는 10⁻⁵torr를 유지하였다. SiCp의 손상을 줄이기 위해서 기지합금의 고상선보다 높은 520 $^{\circ}\text{C}$ 에서 120MPa의 압력으로 가압성형하여 빌렛을 제조하고, 이를 470 $^{\circ}\text{C}$ 에서 25:1의 압출비로 압출하였다. 제작된 압출봉은 선반작업으로 AA6063 캔재료를 제거하고 실험에 사용하였다.

2.2 양극산화처리

시편의 전처리에는 SiC에머리지로 #800까지 연마한 후 아세톤으로 초음파 탈지하고 이온교환수로 세척한 후 바로 양극산화처리를 수행하였다. 양극산화처리조건은 23 $^{\circ}\text{C}$, 16wt% H₂SO₄ 수용액중에서 10mA/cm²의 정전류밀도로 수행하였다. 음극으로는 백금전극을 사용하였으며, 양극산화 후 시험편

은 즉시 이온교환수로 세척하고 대기중에서 건조하였다.

2.3 광학 현미경 및 SEM 관찰

양극산화시 SiCp입자가 양극산화 거동에 미치는 영향을 분석하기 위하여 각각 1, 5, 10, 30, 60분으로 산화처리시간을 달리하여 양극산화피막의 표면·단면 변화를 관찰하였다. 시험편은 에폭시수지로 마운팅하여 관찰하였다. 표면관찰은 피막의 손상을 피하기 위해 양극산화를 실시한 시험편을 그대로 관찰하였고, 단면관찰의 경우는 SiC머리지로 연마한 후 1 μ m 다이아몬드 페이스트로 마무리하여 광학현미경과 주사전자현미경관찰을 하였다.

2.4 부식저항성의 평가

양극산화피막의 부식저항성을 평가하기 위하여 분극시험과 임피던스 측정을 하였다. 분극시험은 EG & G PAR Model 273A Potentiostat/Galvanostat을 이용하였으며, 기준전극으로는 SCE를 사용하였다. 시험용액은 25 $^{\circ}$ C, 공기포화상태의 3.5wt% NaCl 수용액을 사용하였다. 양극분극시험은 동전위분극법으로 측정하였으며, 이때 분극속도는 20mV/min으로 유지하였다. 동전위분극 전 침지전위의 경시변화를 측정하고 침지전위가 안정화된 후 분극을 수행하였다. 분극저항(Rp)값의 측정은 EG & G PAR Model 5210 Lock-in Amplifier를 사용하였고, 시험조건은 분극시험과 동일하게 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Al복합재료의 양극산화거동

23 $^{\circ}$ C의 16wt% H₂SO₄수용액에서 10mA/cm² 전류밀도를 인가하여 양극산화처리한 SiCp/AA2024 복합재료와 AA2024합금의 전류인가시간에 따른 피막형성 전압의 변화를 Fig. 1에 나타내었다. 모재의 경우 일반적인 Al합금의 양극산화에서의 전위변화와 같이 전류인가 직후부터 전위가 급격히 상승하여 최대 전위값에 도달한 후 바로 약 16V의 정상상태의 전위값을 나타내었다. 반면에, Al복합재료는 Al합금과는 달리 시간에 따라 전위가 조금

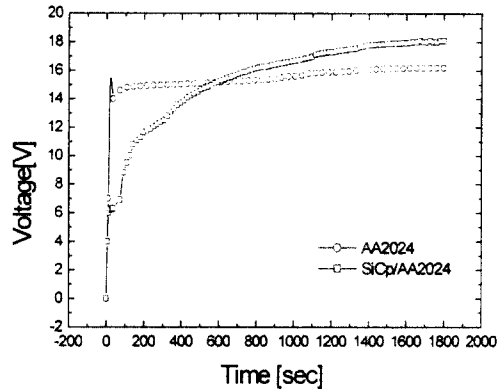


Fig. 1. Voltage-Time curves for AA2024 and 15vol%SiCp/AA2024 composites during anodizing (at a constant current density of 10mA/cm² in 16wt% H₂SO₄ solutions).

씩 지속적으로 증가하여 약 30분 후에 정상상태에 도달하였다. 복합재료의 정상상태 전위는 17.5~18V로 모재보다 1.5~2V 높은 값을 나타내었다. Fig. 1에서 Al복합재료가 모재합금보다 정상상태의 피막형성전압이 높은 것은 강화상으로 첨가한 SiCp가 재료표면에 존재하여 박막형성과정에서 피막의 전기전도도를 감소시키기 때문인 것으로 판단된다.

복합재와 모재의 산화피막 형성에 대한 전류효율을 비교하기 위하여 DO meter를 이용하여 양극 표면에서 발생하는 O₂기체의 양을 측정하였으며, 이를 Fig. 2에 나타내었다. 양극산화를 실시하기 전 전해액 내에 존재하는 O₂는 7.6mg/L를 나타내었다. 10mA/cm²의 정전류를 인가하였을 때 모재의 경우 초기 45~60s동안은 O₂값의 변화가 없었으나 이후 양극표면에서 매우 미세한 기체가 발생하면서 7.6mg/L로부터 약 8mg/L으로 약간 상승하여 양극산화처리동안 이 값을 지속적으로 유지하였다. 그러나 복합재료는 전류인가와 동시에 비교적 많은 양의 O₂기체가 발생하는 것을 관찰할 수 있었으며, 기체 발생량도 초기부터 급속히 증가하여 16~18mg/L의 값을 나타내었다. 이는 재료 표면에서의 SiCp의 존재와 관계가 있는 것으로 생각되며, 복합재료의 경우 인가전류의 상당 부분이 O₂발생에 소모되어 결국 Al₂O₃피막형성에 대한 전

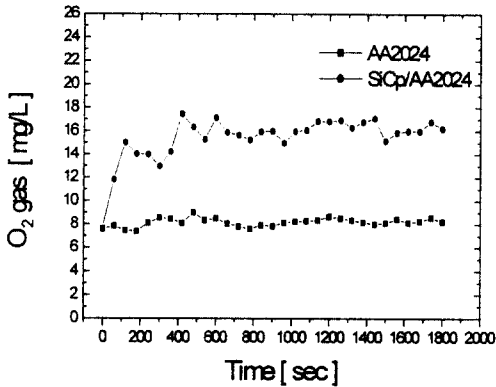


Fig. 2. Measurement of O_2 gas evolution of AA2024 and 15vol%SiCp/AA2024 composites during anodizing (at a constant current density of $10\text{mA}/\text{cm}^2$ in 16wt% H_2SO_4 solutions).

류효율이 감소하는 것으로 판단된다.

AA2024합금에서 양극산화 초기에 나타나는 급격한 전위증가는 배리어층의 피막이 형성되는 것을 나타낸다. 그러나 복합재료의 경우 약간의 전위 증가 이후 완만한 곡선형태로 전위가 증가하는 것은 복합재료 표면에 노출되어 있는 SiCp의 존재가 양극산화 초기에 배리어형태의 피막형성을 불안정하게 하고, 이어서 성장하는 다공질형태의 피막성장에도 영향을 미치는 것으로 생각된다.

3.2 광학현미경 및 SEM 관찰 결과

SiCp/AA2024복합재료의 양극산화시간에 따른 피막형성과정을 분석하기 위하여 23°C , 16wt% H_2SO_4 수용액에서 $10\text{mA}/\text{cm}^2$ 의 전류밀도로 각각 1, 5, 10, 30, 60분간 양극산화처리를 하였다. 이들 표면을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 3에 나타내었다. Fig. 3(a)의 산화처리하기전의 Al복합재료는 SiCp가 표면에 노출되어 있는 것을 알 수 있다. 양극산화가 진행(Fig. 3(b), (c), (d), (e), (f))되어 산화피막이 형성되면서 표면과 전해액 사이에 불안정하게 노출된 일부 SiCp입자가 떨어져 나가 cavity가 형성되는 것을 볼 수 있다. 이들 cavity는 양극산화가 진행됨에 따라 피막의 성장으로 인하여 대부분 소멸되나, 비교적 큰 크기를 가지는 cavity들은 계속해서 그 흔적을 남기고 있다. Shahid¹¹⁾는

SiCp입자를 강화상으로 하는 AA8090합금의 양극산화시 SiCp가 전해액중으로 떨어져 나가는 것을 관찰하고, 이는 단순히 교반에 의한 것으로 설명하고 있다. 그러나, 본 실험에서는 교반을 가하여 실험한 경우나 가하지 않았을 경우 모두 SiCp가 떨어져 나가는 것이 관찰되었다. Alwitt 등¹³⁾은 황산수용액중에서 AA5657합금에 양극산화를 행하여 피막의 응력변화를 측정한 결과, 피막에 인장응력이 존재하고 있음을 확인하고 있다. 이와 같이 불 때 교반작용에 의한 영향뿐만 아니라 Al기지합금 표면에서 Al_2O_3 산화피막의 형성시에 발생하는 내부응력의 변화가 구동력으로 작용하여 표면에 불안정하게 위치하고 있는 SiCp의 이탈을 용이하게 하는 것으로 생각된다.

Fig. 4는 AA2024(Fig. 4(a))합금과 SiCp/AA2024복합재료(Fig. 4(b))를 $10\text{mA}/\text{cm}^2$ 의 정전류밀도로 30분 동안 양극산화처리하여 형성시킨 다공질피막을 비교한 SEM사진이다. AA2024소재의 경우는 균일한 분포로 피막표면에 기공이 형성된 것을 관찰할 수 있으나, 복합재료에서는 형성된 기공의 수가 크게 감소하고 불균일한 양상을 보이고 있다.

전해액중에서 Al양극에 전압을 가하면 처음에는 배리어층의 두께가 증가하고 이에 따라 배리어층 양단에 걸리는 전장 세기가 감소하기 시작한다. Hoar와 Yahalom¹⁴⁾은 다공질피막에 있어 기공의 생성은 수소이온이 산화피막으로 확산되어 들어갈 때 일어나며, 양성자가 +전기장에 대항하여 산화층 속으로 침투하려면 산화피막의 두께가 어느 특정한 값 이상으로 두꺼워져야 기공이 생기기 시작한다고 보고하고 있다. 또한 Wood와 Block¹⁵⁾은 수소이온의 유입으로 배리어층이 수화되면 배리어층의 전기저항이 감소하는 것을 확인하고, 따라서 수소이온의 유입에 따라 수화된 부분으로 전류가 집중적으로 흐르게 되어 이 전류집중에 의해 배리어층이 국부적으로 용해되어 작은 기공핵을 형성하는 것으로 설명하고 있다. 그러나, 복합재료의 경우는 Fig. 1과 Fig. 4의 결과로 불 때 SiCp의 존재에 의해 양극산화 초기부터 배리어층의 두께가 충분히 성장하지 못하며 전류의 흐름도 불규칙하게

Fig. 3. Surface morphology for various anodizing time of 15vol% SiCp/AA2024 composites.

되어 기공의 형성이 어렵고 형상도 불균일하게 되는 것으로 판단된다.

23℃, 16wt% H₂SO₄수용액에서 10mA/cm²의 정전류밀도로 60분간 양극산화한 AA2024합금 및 SiCp/AA2024복합재료의 단면을 광학현미경으로

비교 관찰하여 Fig. 5에 나타내었다. AA2024합금 (Fig. 5(a))의 경우에는 전반적으로 약 25μm 정도의 매우 균일한 두께를 갖는 산화피막이 형성되었음을 알 수 있다. 또한 기지금속과 산화피막간의 계면도 산화피막의 일정한 성장으로 직선적인 계

Fig. 4. SEM image of surface for anodized (a) AA2024, and (b) 15vol%SiCp/AA2024 composites.

면을 보여주고 있다. 그러나, Al복합재료(Fig. 5(b))는 두께가 평균적으로 약 $18\mu\text{m}$ 로 모재합금보다 작은 두께의 산화피막이 형성되었고 산화피막의 두께도 불균일 하였으며, 또한 피막내에 SiCp가 존재하고 있는 것이 확인되었다. 특히, 기지금속과 산화피막사이의 계면에서는 산화피막의 균일한 성장이 이루어지지 않아 매우 불규칙한 췌기형의 계면을 형성하고 있다. 위에서도 언급한 바와 같이 복합재료에 있어서는 SiCp의 분포가 피막형성시 전류밀도의 불규칙한 분포를 유도하고 피막형성에 대한 전기적 저항체로 작용하는 것으로 예측되며, 따라서 SiCp의 분포에 따라 국부적으로 피막성장속도가 다르게 되어 복합재료에 있어 전체적인 피막성장은 불균일하게 일어나는 것으로 생각된다. 이는 30분간 양극산화처리를 한 복합재료의 단면

Fig. 5. Optical micrographs of cross-sections for anodized for (a) AA2024, and (b) 15vol%SiCp/AA2024 composites.

사진인 Fig. 6에서 확인할 수 있다. Fig. 6(a)의 경우는 Fig. 6(b)보다 산화피막형성속도가 크게 느린 것을 보여주고 있다. 이를 자세히 관찰하면 Fig. 6(b)의 경우와 비교하여 Fig. 6(a)에서는 형성된 산화피막 바로 아래에 분포하는 기지금속에서 SiCp의 분포밀도가 매우 높은 것을 알 수 있으며, 이러한 높은 분포밀도의 SiCp들이 피막성장에 대한 저항체로 작용하여 SiCp의 분포밀도가 상대적으로 낮은 다른 지역보다 피막성장속도가 떨어지는 것을 알 수 있다.

따라서 복합재료의 경우에는 SiCp의 분포상태가 피막의 두께 및 형태에 상당한 영향을 미치며 SiCp의 분포밀도가 높은 곳일수록 SiCp가 피막성장에 대한 장애물로 작용하여 피막성장을 억제하므로 결국 국부적인 SiCp의 분포밀도에 영향을 받아 산화피막과 기지금속 사이의 계면이 모재와는

Table 3. The variation of corrosion potential with anodizing time of SiCp/AA2024 composites and AA2024 alloy

Anodizing time (min)	AA2024 (V)	SiCp/AA2024 (V)
0	-0.720	-0.710
1	-0.720	-0.710
5	-0.600	-0.700
10	-0.445	-0.700
30	-0.395	-0.695
45	-	-0.670
60	-0.400	-0.205
90	-	-0.300

대부분 배리어층만으로 형성된 1분간 산화처리한 경우를 제외하고는 산화처리시간의 증가에 따라 부식전위가 급격히 상승하였으며, 처리시간 약 30분 이후에는 처리시간이 증가하여도 부식전위의 변화는 거의 보이지 않았다. 반면에, 복합재료의 경우는 양극산화전 -0.71V의 부식전위로부터 45분까지는 큰 증가를 보이지 않다가 60분 이후에 -0.2V까지 큰 폭으로 전위의 증가를 나타내었다.

양극산화처리시간에 따른 모재합금과 Al복합재료의 양극분극곡선을 각각 Fig. 7과 8에 나타내었다. Fig. 7의 모재합금의 분극곡선을 보면 양극산화처리하지 않은 AA2024합금은 침지전위와 공식전위가 거의 일치하여 침지후 즉시 공식이 발생하고 있다. 또한 양극산화처리시간 1~5분의 경우도 공식전위는 0V근처로 상승하였으나 공식이 발생하였다. 반면에, 30분 이상 처리한 모재합금에서는 약 1.6V까지 공식의 발생이 없이 거의 일정한 부동태 상태를 유지하고 있음을 알 수 있다. Fig. 8의 SiCp/AA2024복합재료의 경우는 양극산화처리하지 않은 경우와 1~30분간 처리한 경우에는 공식전위가 침지전위 근처에 존재하여 분극 즉시 공식이 발생하고 있으며, 약 45분 처리한 경우에는 500mV정도 공식전위가 상승하고 있다. 그리고 60분 이상 산화처리한 경우에는 1.6V까지의 분극에서 부동태 상태를 유지하며 공식이 전혀 발생하지 않았다.

3.5wt% NaCl용액에서 SiCp/AA2024 복합재료의 양극산화시간에 따른 임피던스 변화를 Bode plot으

Fig. 6. SEM image of cross-sections for (a) high density region of SiCp, and (b) low density region of SiCp for anodized SiCp/AA2024 composites.

달리 매우 불규칙한 형태로 나타나는 것으로 판단된다.

3.3 부식저항성의 평가

공기포화상태의 25℃, 3.5wt% NaCl 수용액에서 양극산화처리시간에 따른 AA2024합금 및 SiCp/AA2024복합재료의 부식전위 측정결과를 Table 3에 정리하였다. Al복합재료와 모재합금 모두 양극산화처리시간의 증가에 따라 부식전위는 전반적으로 상승하는 경향을 나타내었다. AA2024모재합금에서는 다공질피막의 형성은 거의 진행되지 않고

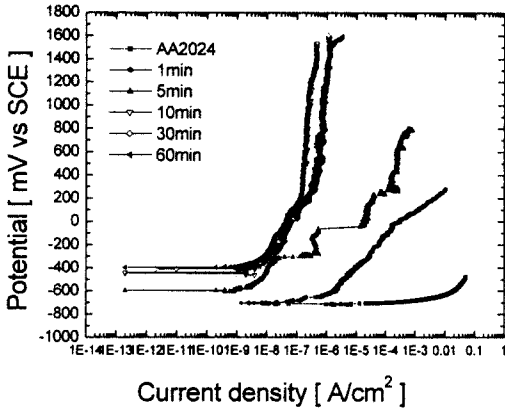


Fig. 7. Anodic polarization curves of anodized AA2024 alloys for different anodizing time.

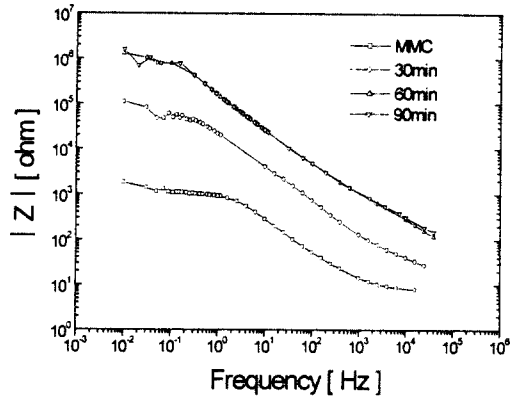


Fig. 9. Impedance spectra of anodized SiCp/AA2024 MMCs for different anodizing time.

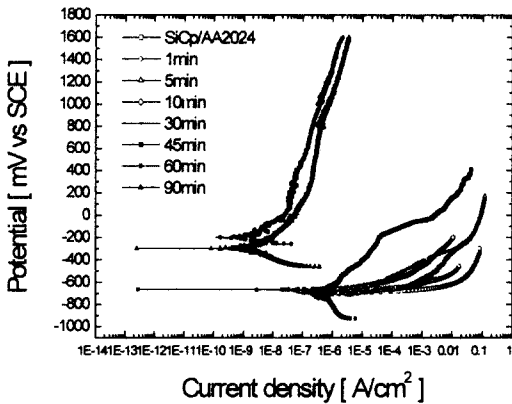


Fig. 8. Anodic polarization curves of anodized SiCp/AA2024 composites for different anodizing time.

로 Fig. 9에 나타내었다. Bode plot 상에서 저주파수 영역과 고주파수 영역에서 외삽하여 얻은 측정 임피던스의 차로써 Rp값을 구하였다.¹⁶⁾ 양극산화를 실시하지 않은 복합재료는 1000Ωcm²정도의 Rp값을 나타내었고, 양극산화처리시간의 증가에 따라 Rp값은 증가하여 60분에서 700000Ωcm²의 Rp값이 얻어졌다. 그러나 60분 이상에서는 더 이상 Rp값이 증가하지 않았다. 이러한 결과는 Fig. 8에 나타난 양극분극곡선에서의 경향과도 잘 일치한다.

Mansfeld 등⁹⁾은 SiCp/AA6061복합재료에 대하여 연질 및 경질조건인 산화피막을 형성하고 그에

대한 부식저항성을 비교 평가하였다. 그 결과 연질 조건인 산화피막이 형성되었을 때 더 우수한 내식성을 얻었으며, 이를 피막의 두께가 증가하면 기지 금속과 피막사이에 존재하는 SiCp의 수가 증가하여 연속적인 균일한 배리어층의 형성을 방해하고 이것이 내식성을 저해하는 요소로 작용한다고 해석하였다. 반면에, Trzaskoma 등⁷⁾은 SiCw/AA6061복합재료에 대해 연질 및 경질조건에서 피막을 형성하고 임피던스로 내식성을 평가한 결과, Mansfeld 등과는 달리 경질피막이 연질피막보다 더 우수한 내식성을 나타내는 것으로 보고하고 있다.

본 연구의 결과를 보면 AA2024모재합금의 경우 피막형성초기부터 내공식성의 향상이 뚜렷하게 나타나고 있으나, SiCp/AA2024 복합재료의 경우 피막형성시간이 60분 이상이 되어야 충분한 내공식성을 나타내었다. 앞서의 30분간 양극산화처리한 경우의 표면관찰결과를 보면 Al복합재료(Fig. 4(b))에서는 모재합금(Fig. 4(a))과는 달리 산화피막중에 존재하는 SiCp가 균질한 피막형성을 방해하여 미소틈이나 미소균열이 존재하고 있는 것을 확인할 수 있다. 또한 복합재료에 정전위를 인가한 후 발생한 공식을 관찰한 결과 주로 SiCp의 분포 밀도가 높거나 큰 입자크기를 가지는 SiCp주변에서 공식이 발생하고 있음을 쉽게 관찰할 수 있었다. 따라서 복합재료에 있어 공식의 발생은 SiCp주변의 결합부가 용액과 기지금속을 연결하는 부식

통로로서의 역할을 하게되어 공식의 우선적인 경로로 작용하는 것으로 해석할 수 있으며, 또한 이는 SiCp의 분포밀도나 입자의 크기에 따라 상당한 영향을 받을 것으로 생각된다. 그러나, Fig. 8의 결과에서 보면 복합재료를 60분 이상 양극산화처리한 경우는 1.6V까지의 전위인가에도 공식이 발생하지 않고 안정한 피막이 형성된 것으로 보아 양극산화피막의 두께가 증가하게 되면 SiCp강화상 주위의 결합부위가 피막성장으로 인해 더 이상 공식발생의 우선적인 경로로 작용하지 않는 것을 알 수 있다. 양극산화피막의 성장은 지속적으로 기지금속이 산화피막으로 전환되어 기지금속의 내부로 성장해 가기 때문에 SiCp강화상 주위에 형성되었던 부식경로가 피막의 두께증가에 따라 전해액/산화피막/기지금속 사이에 산화피막과 기지금속을 연결하는 부식경로의 형성이 억제되고 피막중에 존재하는 미소틈과 같은 결합부가 사라지게 되어 내공식성을 크게 향상시킬 수 있는 것으로 판단된다. 그러나 이와 같은 결과는 SiC입자 강화상의 분포나 형태에 따라 상당한 영향을 미칠 것으로 판단되며, 향후 SiCp의 함량이나 입자 크기에 따른 산화피막 두께와의 상관관계가 충분히 검증되어야 할 것으로 생각된다.

4. 결 론

H₂SO₄ 수용액중에서 15vol% SiCp/AA2024복합재료와 AA2024합금의 양극산화거동을 비교하고, 3.5wt% NaCl 수용액중에서 부식저항성을 측정하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1) 60분간 양극산화처리시 AA2024모재 합금에서는 약 25 μ m 정도의 균일한 두께를 갖는 산화피막이 형성되었으나, SiCp/AA2024 복합재료에서는 SiCp강화상이 피막성장에 대한 장애물로 작용하여 양극산화초기에 배리어층의 두께가 충분히 성장하지 못하고 전류의 흐름도 불규칙하게 되어 평균 18 μ m 두께를 갖는 비교적 불균일한 양상의 산화피막이 형성되었다.

2) AA2024모재의 경우는 기지금속과 산화피막 사이의 계면이 균일한 직선형태로 나타나나, 복합

재의 경우는 SiCp의 분포밀도에 따른 국부적인 피막성장의 영향을 받아 기지금속과 산화피막 사이에 켜기형의 불규칙한 계면을 형성하였다.

3) 임피던스 측정결과 양극산화처리시간의 증가에 따라 Rp값은 증가하여 60분에서 700000 Ω cm²의 Rp값이 얻어졌으며, 그 이후의 처리시간 증가에서는 거의 변화를 보이지 않았다.

4) SiCp/AA2024복합재료는 30분까지의 양극산화처리에서는 공식전위의 변화가 거의 없었으나, 그 이후의 처리시간 증가에 따라 공식전위는 상승하여 1.6V까지의 분극시험결과 60분 이상 산화처리한 경우에는 공식이 전혀 발생하지 않고 양호한 내공식성을 나타내었다. 양극산화피막의 두께가 증가하여 SiCp강화상의 크기보다 증가하게 되면 전해액/산화피막/기지금속 사이에 산화피막과 기지금속을 연결하는 통로의 형성이 억제되고 피막중에 존재하는 미소틈과 같은 결합부가 사라지게 되어 내공식성이 크게 향상되는 것으로 판단된다.

후 기

이 연구는 1997년도 한국학술진흥재단의 공모과제 연구비에 의하여 수행되었음.

References

1. L. H. Hihara, R. M. Lantanson, *International Materials Review*, **39**, 245 (1994).
2. D. H. Ham, J. B. Lee, *this Journal*, **28**, 439 (1999).
3. Y. Shimizu, T. Nishimura, and H. Tamara, *Jairyo-to-Kankyo*, **40**, 406 (1991).
4. P. C. R. Nunes, L. V. Ramanathan, *Corrosion*, **51**, 610 (1995).
5. R. L. Deus, L. Green, and C. Subramanian, *J. of Mater. Sci. letters*, **16**, 440 (1997).
6. M. Metzger, S. G. Fishman, *Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev.*, **22**, 296 (1983).
7. P. P. Trzaskoma, E. McCafferty, *J. Electrochem. Soc.*, **130**, 1804 (1983).
8. D. M. Aylor, R. J. Ferrara and R. M. Kain, *Mater. Performance*, **32**, 132 (1984).

9. S. Lin, H. Greene, H. Shih, and F. Mansfeld, *Corrosion*, **48**, 61 (1992).
10. Jianguan hou, D. D. L. Chung, *J. of Mater. Sci.*, **32**, 3113 (1997).
11. M. Shahid, *J. of Mater. Sci.*, **32**, 3775 (1997).
12. J. W. Moon, J. H. Lee, and H. S. Kwon, *J. of the Korean Inst. of Surf. Eng.*, **23**, 34 (1990).
13. R. S. Alwitt, J. Xu, and R. C. McClung, *J. Electrochem. Soc.*, **140**, 1241 (1993).
14. T. P. Hoar, *J. Yahalom, ibid.*, **110**, 614 (1963).
15. A. J. Brock, G. C. Wood, *Electrochimica Acta.*, **12**, 395 (1967).
16. Y. G. Song, H. J. Kim, *J. of the Korean Inst. of Met.*, **31**, 658 (1993).