

NaCl 수용액에서 SiC_P(20vol%)/6061Al 복합재의 부식특성에 대한 연구

함 동 호 · 이 재 봉
국민대학교 공과대학 금속·재료 공학부

A Study on the Corrosion Characteristics of SiC_P(20vol%)/6061Al Composite in NaCl solution

Dong Ho Ham and Jae Bong Lee

School of Metallurgical and Materials Engineering, Kookmin University, Seoul 136-702

The corrosion behavior of 6061Al alloy composite reinforced with 20vol% silicon carbide in particulate form, made by pressureless infiltration technique was investigated in 0.1N and 0.6N NaCl solution. In order to well understand the corrosion characteristics according to the amount of dissolved oxygen in solution, precipitates and SiC particles, a series of tests such as polarization, immersion, A.C. Impedance spectroscopy and critical pitting temperature tests were carried out in both 6061Al alloy and 6061/SiC_P composite. Electrochemical test results showed that the composite shows less resistance to pitting and lower critical pitting temperature, than 6061Al alloy does. OM(Optical Microscope) and SEM(Scanning Electron Microscope) micrographs showed that the composite tends to have larger and more pits than 6061Al alloy does, indicating that the composite has more susceptible to pitting corrosion. The lower corrosion resistance of 6061/SiC_P composite may results from the emergence of SiC_P/matrix interfaces due to the addition of SiC_P reinforcement and the heterogeneity at interfaces.

Keywords : polarization resistance(R_p), immersion test, a.c. impedance spectroscopy measurement, critical pitting temperature test.

1. 서 론

금속 기지의 우수한 인성 및 연성과 세라믹 강화상이 갖는 우수한 강성과 강도를 조합한 금속기 복합재료(Metal Matrix Composite: MMC)는 첨단 신금속재료로서 비강도, 비강성을, 접촉마모저항과 고온강도가 우수하다. MMC는 1982년 일본의 혼다가 디젤엔진 피스톤에 최초로 상업화 한 이후 전

세계적으로 관심이 집중되어 최근에 활발한 연구가 진행되고 있는 중요한 연구과제 중의 하나이다. MMC의 기지(Matrix)금속으로는 가볍고, 열전도성, 내마모성이 우수하며 석출경화 효과에 의하여 기계적 성질을 향상시킬 수 있는 장점이 있는 Al합금이 많이 사용되고 있는데 Al합금 MMC는 자동차산업, 방위산업, 전자산업 및 항공우주산업 등으로 적용범위가 점차 확대되고 있는 실정이다.¹⁾

특히 1996년 미국의 라이트 패터슨 공군기지 재료 연구소가 6092계열의 Al 금속기지에 SiC 분말을 강화상으로 하여 개발한 MMC는 비중이 기존의 Al합금과 같으나 탄성계수는 Ti합금과 비슷하여 높은 탄성계수가 요구되는 F-16의 수직/수평 안전판(fin)에 적용되고 있으며 F-16의 Fin재질로 사용하던 기존 Al합금재질에 비해 수명을 약 17배 이상 연장시킨 것으로 알려져 있다.

그러나 Al기 MMC가 경량/고강도 재료로서 응용가능성이 높다고 하더라도 구조재료로서의 이용이 제한되고 있는 이유는 제조공정에 따른 여러 가지 문제점과 MMC의 낮은 파괴인성 및 알루미늄기지조직에 비해 상대적으로 낮은 부식에 대한 저항성 때문으로 알려져있다. Al기 MMC의 내식성이 Al기지금속에 비하여 내식성이 저하되는 이유에 대해서는 많은 mechanism이 제안되고 있으나 아직도 정확한 원인이 확립되고 있지 않은 실정이다. 내식성 저하의 원인으로 제안된 mechanism은 다음과 같다. ①강화상과 기지금속 계면에서의 합금원소 편석^{2,3)} ②강화상 주위의 잔류 인장응력과 높은 전위밀도⁴⁾ ③강화상과 기지금속 계면에서의 공공(voids)⁵⁾ ④강화상위의 불균일한 산화층⁶⁾ ⑤MMC 제조시 강화상과 기지금속의 계면반응^{7,8)} ⑥기지금속에 비해 상대적으로 귀한 강화상간의 microgalvanic 효과⁹⁾ 등이다. 일반적으로 Al기지합금은 표면에 Al_2O_3 의 자연산화피막이 형성되어 우수한 내식성을 나타내는 반면에 Al합금이 복합재료는 강화상 첨가에 따라 상대적으로 기계적 결합(crevice or pore)과 산화피막의 불균일성으로 인해 공식(pitting)과 같은 국부부식에 대한 저항성이 떨어지며 본질적으로 전기화학 성질이 크게 다른 이종재료의 집합이므로 갈바닉부식의 가능성이 높기 때문에 기지금속에 비하여 내식성이 떨어지리라 판단된다. Al기 복합재료의 부식에 대한 연구는 국외에서는 비교적 많이 이루어지고 있으나¹⁰⁻¹⁹⁾ 국내의 경우는 아직 거의 이루어지지 않고 있으므로 이에 대한 연구가 시급한 실정이다. 따라서 본 연구는 신공정 무가압 침투법으로 제조한 SiC_p 강화 6061Al 합금기 복합재료의 부식거동을 6061Al 모재와 비교하여 부식성향을 판단하고 또한 시효에 따른 부식거

동의 변화와 용존산소에 따른 변화를 관찰하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시편의 제조

무가압 침투법에 의한 SiC 입자강화 Al기 MMC 제조는 Al합금과 SiC세라믹 강화상사이의 젖음성에 크게 영향을 받으며 이러한 젖음성의 정도가 세라믹 강화상 내로의 자발적인 침투정도와 계면의 결합정도를 결정하게 되어 궁극적으로 복합재료의 기계적인 특성을 좌우하게 된다. 일반적으로 Al용융금속의 높은 표면장력 때문에 Al기지와 세라믹상 간에 젖음성이 좋지 않아 Mg와 같은 반응성이 강한 금속을 최소한 1wt% 이상 첨가하고 불활성 가스와 더불어 질소가스 분위기를 최소한 10vol% 이상(5000cc/min)으로 유입시켜 적절한 침투온도(800℃)와 침투시간(1시간)을 조절하여 젖음성을 향상시킨 상태에서 제조한 복합재를 사용하였다.²⁰⁾ SiC입자의 크기는 10 μ m이고 부피 분율은 20vol%로 하였으며 제조된 복합재는 530℃에서 20% 열간 압연을 한 뒤 570℃에서 용체화 처리를 한 후 상온으로 급냉시킨 후 다시 160℃에서 각각 0, 2, 16, 24시간동안 시효처리를 하였다. 모재인 6061 Al합금에 대해서도 같은 방법으로 열처리를 하였다. 제조된 시편들은 시효에 따른 기계적 특성을 알아보기 위해 경도시험을 하여 경도값을 알아보았다. 전기화학실험에 쓰이는 시편들은 1cm²의 표면적을 갖도록 가공하였으며 표면을 2000grit의 사포로 연마한 뒤 최종적으로 0.05 μ m Al_2O_3 입자로 연마해 시편을 제작하였다.

2.2 전기화학 실험

전기화학실험에서 사용한 장치는 Potentiostat와 A.C. Impedance Spectroscopy, CPT(Critical Pitting Temperature) Tester이고 이들 장치들은 모두 computer로 제어하였다. 보조전극으로는 흑연전극을, 기준전극으로 포화카로멜 전극(saturated calomel electrode: SCE)을 사용하였으며 작동전극에는 시편을 사용하였다. 분극시험은 25℃, 0.1N과 0.6N

NaCl수용액을 aeration, open to air 그리고 N₂가스로 deaeration시킨 분위기에서 동전위 및 정전위 분극시험을 실시하였다. 부식거동에 미치는 SiCp 강화상의 영향과 용존 산소의 농도가 미치는 영향, 그리고 시효의 진행에 따라 생성되는 이차상 석출물들이 내식성에 미치는 영향을 부식전위(E_{corr})와 공식전위(E_{pit}) 및 전류밀도를 측정하여 상호 비교하였다. 또한 각 시편의 E_{pit}에서 50mV상승시킨 전위에서 30분간 유지시키는 정전위 분극시험을 실시하여 공식(pit)의 생성 및 성장에 기인한 증가된 양극 전류밀도값을 측정하였다. 모든 분극시험은 시편을 침지한 후 안정화되기까지 최소 1시간 동안 유지한 후 시험하였으며 주사속도는 0.1mV/s로 하였다.

침지실험은 aeration 분위기인 0.6N NaCl 수용액에서 시간에 따른 시편의 질량변화를 측정하였으며, open to air 분위기인 0.1N NaCl 수용액에서 시간에 따른 부식전위의 변화와 A.C. Impedance Spectroscopy 측정을 하였다. Aeration, 0.6N NaCl 수용액에서의 침지실험은 6061Al 합금과 복합재 시편 각각 3개씩 준비하여 침지 전 각 시편의 질량을 측정하고 침지 16일, 46일, 66일 후 차례로 시편을 꺼내어 표면에 생긴 부식생성물들을 기계적인 방법과 초음파 세척을 통해 제거한 후 다시 질량을 측정하였다. 무게감량은 ±0.2mg의 오차 내에서 측정하고 부식속도는 mdd(mg/decimeter²·day)단위로 환산하여 복합재와 6061Al 합금을 상호 비교하였다. 또한 시편의 표면을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하여 발생하는 공식의 형태와 크기를 비교하였다.

Open to air, 0.1N NaCl 수용액에서의 침지실험은 시간에 따른 부식전위(E_{corr})의 변화를 측정하였고 시편의 부식전위(E_{corr})에서 진폭을 10mV로 진동수는 10⁻²~10⁵Hz범위로 A.C. Impedance Spectroscopy 측정을 실시하여 시간에 따른 R_p값의 변화추이를 관찰하였다.

CPT실험은 같은 시간 동안 같은 전류밀도값이 나오는 온도를 비교하여 온도에 따른 부식저항성을 알아보기 위한 방법으로서, 탈기한 0.6N NaCl 수용액에서 25℃부터 각시편의 부식전위를 인가전

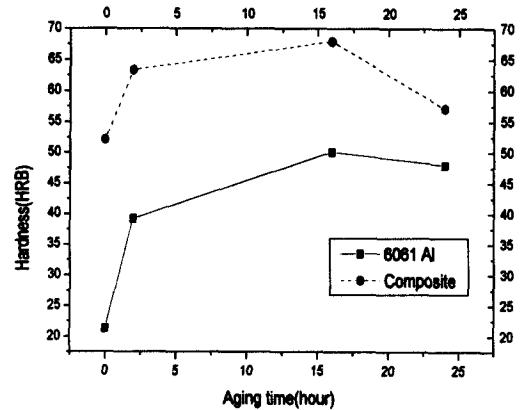


Fig. 1. Variation of hardness value of composite and 6061Al alloy with aging time.

위로 주어 매 2.5℃ 간격으로 온도를 상승시킬 때마다 10분간 양극전류를 측정하였다.²¹⁾

3. 결과 및 고찰

3.1 기계적 특성

Fig. 1은 6061Al 합금과 복합재의 시효시간에 따른 경도값의 변화를 나타낸다. 6061Al 합금과 복합재 모두 16시간 시효 시 최대경도값을 나타내었고 시효시간에 관계없이 복합재가 6061Al 합금보다 높은 경도값을 나타내었다. 시효에 따른 경도값의 증가 원인은 Mg와 Si를 함유하는 Al합금의 경우 용체화처리 후 상온으로 급냉하면 Mg₂Si가 과포화 고용체→GP zone→β (Mg₂Si)→β'(Mg₂Si)의 단계를 재료 내로 석출하게 된다. 이 때 β 상의 석출 시 재료의 경도값이 최대가 되며 과시효되면 경도값이 감소한다.²²⁾

3.2 전기화학적 특성

3.2.1 부식특성에 미치는 용존 산소 및 시효의 영향

Fig. 2는 6061Al 합금과 복합재의 동전위 분극 거동에 용존 산소가 미치는 영향을 알아보기 위하여 0.1N NaCl수용액 내에 용존 산소의 농도를 변화시켜 분극실험한 결과이다.

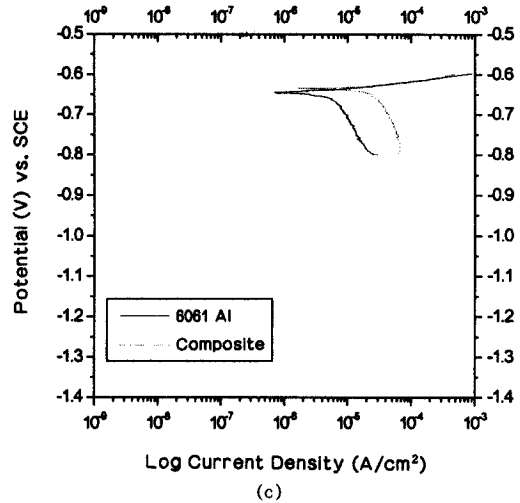
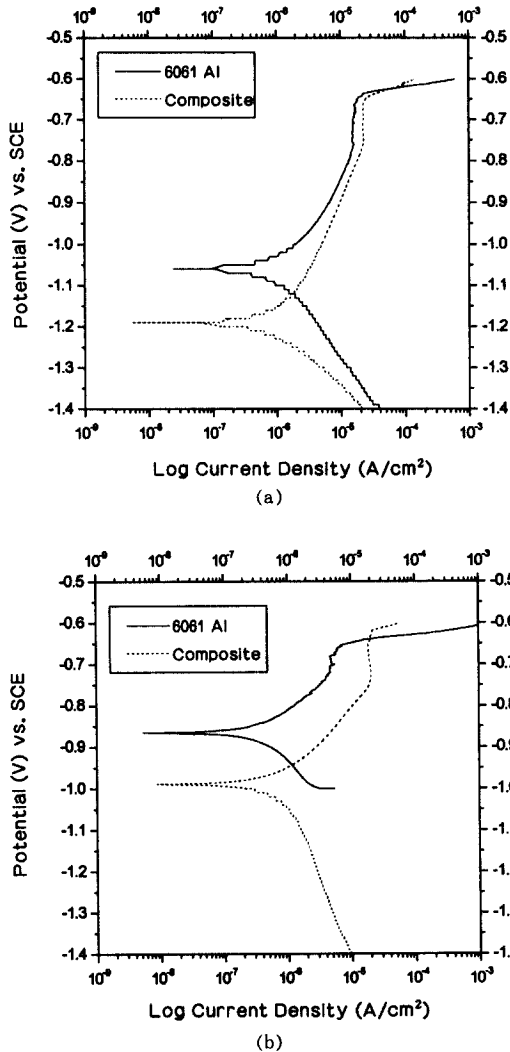


Fig. 2. Polarization curve for composite and 6061Al alloys: (a) in deaerated, (b) in open to air, (c) in aerated 0.1N NaCl solution.

실험한 결과로써, 6061Al 합금과 복합재 시편은 용존산소의 농도가 변하여도 분극 저항 값이 차이를 나타내지 않았다. 이 때 인가전위는 각 시편의 부식전위를 인가하였다. 이와 같은 결과를 보아 시편의 부식전위는 용존 산소의 농도에 따라 변하지만 실제로 용존 산소의 농도 변화가 공식전위와 분극저항(R_p)값에는 별다른 영향을 주지 않는다는 것을 알 수 있다.

부식특성에 미치는 시효의 효과는 복합재와 6061Al 합금에서 유사한 경향을 나타내었는데, 0.6N NaCl 수용액에서 실험한 결과, 시효가 복합재와 6061Al 합금 각각의 부식전위와 공식전위에는 별다른 영향을 나타내지 않았다(Fig. 4). 그러나 공식전위에서 50mV 상승시킨 전위를 인가한 정전위 실험으로 실제 양극전류밀도를 비교해보면 16시간 시효처리 한 시편은 시효처리를 하지 않은 시편보다 높은 전류밀도를 나타내었으며, 그 정도는 6061Al 합금보다는 복합재에서 더욱 두드러져 시효 한 시편은 시효하지 않은 시편에 비해 최대 2배의 높은 전류 밀도 값을 나타내었다(Fig. 5). 시효에 따른 정전위 전류밀도의 증가는 β 상의 생성으로 주위에 높은 전위밀도를 형성하여 국부부식이 증가 때문인 것으로 생각되며, 복합재가

Fig. 2의 (a), (b), (c)는 각각 deaeration, open to air 그리고 aeration 분위기에서 실험한 결과로써, 용존 산소의 양은 (a)→(b)→(c)에 따라 증가한다. 6061Al 합금과 복합재 시편 모두의 공식전위는 용존 산소의 농도에 관계없이 일정한 값을 나타내었으나 부식전위는 수용액 내에 용존 산소의 농도가 증가할수록 증가하여, 용존 산소가 가장 많은 분위기에서는 부식전위와 공식전위가 일치하는 현상을 가져왔다. Fig. 3은 deaeration 분위기와 공기를 계속 주입하여 용존 산소가 가장 많은 상태를 유지한 aeration 분위기에서 A.C. Impedance

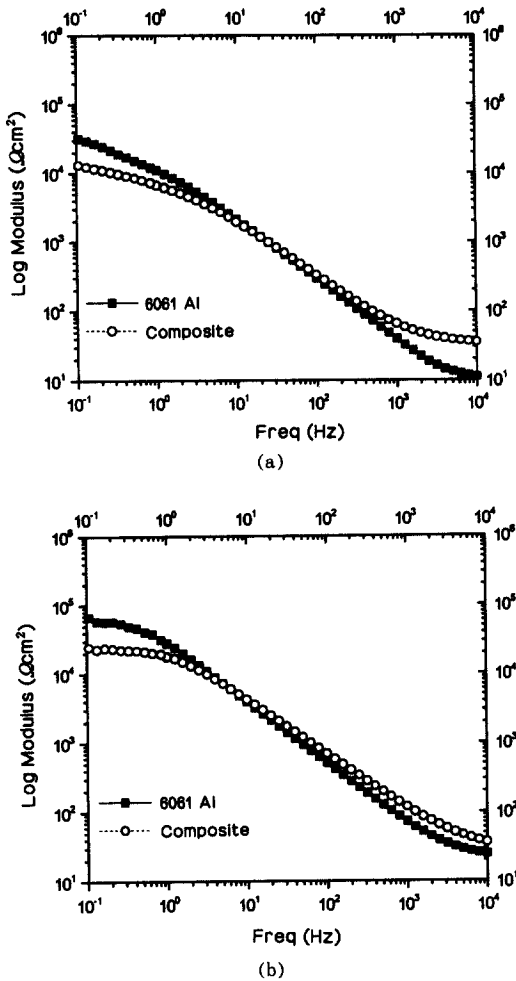


Fig. 3. Bode plots for 6061Al alloy and composite in 0.1N NaCl solution. (a) in deaerated condition, (b) in aerated condition.

6061Al 합금보다 전류밀도의 증가에 대한 시효의 효과가 더 크게 나타난 이유는 복합재가 더 높은 전위밀도를 나타낸다는 사실과 관련이 있는 것으로 사료된다.^{4,23)}

3.2.2 부식특성에 미치는 SiC_p 강화상의 영향

3.2.2.1 정전위 분극실험

SiC_p 강화상의 첨가가 부식저항성에 미치는 영향을 비교하는 기준으로 정전위 분극실험에서는 공식전위에서 50mV 상승시킨 인가전위에서 일

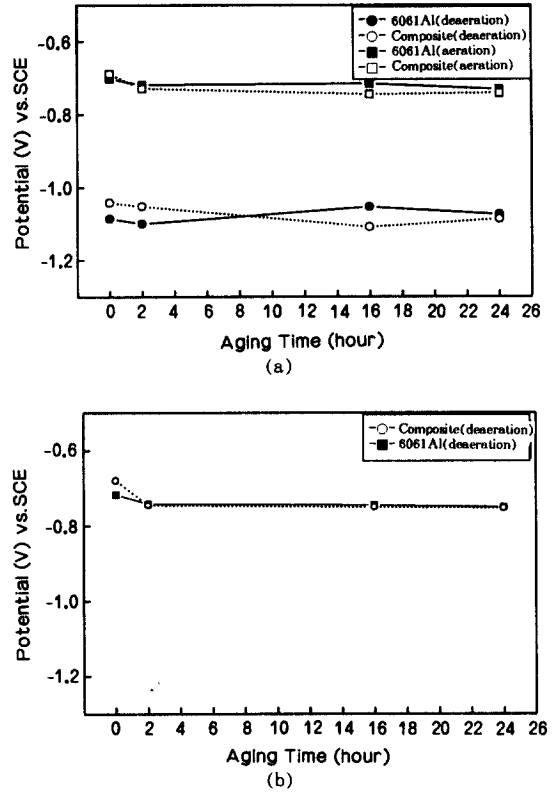


Fig. 4. Variations of corrosion potentials and pitting potential with aging time for 6061Al alloy and composite in 0.6N NaCl solution: (a) corrosion potentials, (b) pitting potentials.

정한 시간동안 흐르는 양극전류 밀도 값을 측정하였다. 측정된 양극전류는 대부분 공식에 의해 발생된 것으로 같은 환경에서 공식의 생성이나 성장 일어나는 정도가 어느 쪽이 더 민감한가를 알 수 있다. Fig. 5에서 보면 시효에 관계없이 복합재가 6061Al 합금에 비해 높은 전류 밀도값을 나타내었으므로 복합재가 더 낮은 공식 저항성을 가진다고 할 수 있다. 이러한 이유는 위에서 언급한 강화상 주위의 전위밀도의 증가 외에도 강화상과 모재의 계면에서의 불균일성(heterogeneity)에 기인하여 공식 생성 장소가 증가하기 때문인 것으로 생각된다.²⁴⁾

3.2.2.2 침지실험

분극실험은 부식특성을 단기간에 모사하는 방법

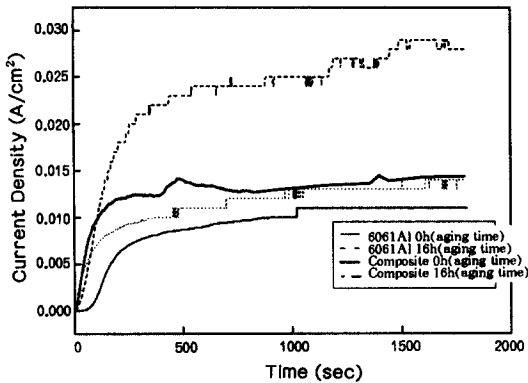


Fig. 5. Anodic current density vs time for 6061Al alloy and composite at Epit+50mV in deaerated 0.6N NaCl solution.

으로 시간 단축의 이점이 있으나 좀 더 정량적인 분석을 하기 위하여 시편을 직접적으로 사용되는 부식환경에서 일정 기간동안 침지하여 부식저항성을 비교하였다. 침지실험 시 질량측정은 aeration 분위기인 0.6N NaCl 수용액에서 측정하였으며 전기화학적 특성은 open to air 분위기인 0.1N NaCl 수용액에서 측정하였다. Fig. 6은 침지실험에서 얻어진 부식속도를 mdd(mg/decimeter²·day) 단위로 환산하여 비교한 것으로 침지 초기에는 복합재가 6061Al 합금에 비해 4배 이상의 빠른 부식속도를 보여주고 있으나 시간이 지나면서 복합재는 꾸준히 부식속도의 감소를 나타내고 있고 6061Al 합금은 부식속도가 감소하거나 증가하는 양상을 함께 보이고 있다. 부식속도의 증감현상이 생기는 것은 부식생성물들의 용해와 생성반응 속도에 따른 결과로 해석된다.²⁵⁾

Fig. 7은 open to air 분위기인 0.1N NaCl 수용액에서 침지 기간에 따른 각 시편의 부식전위의 변화를 나타낸 결과이다. 6061Al 합금과 복합재 시편은 침지 후 계속 부식전위가 감소하다가 각각 침지 4일, 9일 이후부터는 안정한 부식전위를 유지하였다. 이와 같이 시간에 따라 부식전위가 감소하는 이유는 Fig. 3의 동전위 분극실험 결과에서 보듯이 용존 산소의 농도와 관련이 있는 것으로 판단된다. 침지 초기에 나타난 부식전위(-650mV)는 동전위 분극 실험에서 aeration분위기에서의 부식

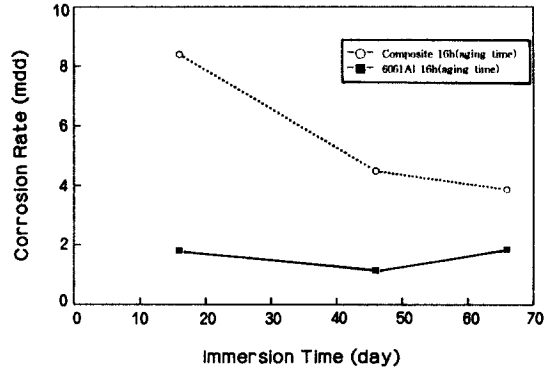


Fig. 6. Corrosion rate(mdd) vs immersion time (days) in aerated 0.6N NaCl solution.

* mdd=mg/decimeter²·day.

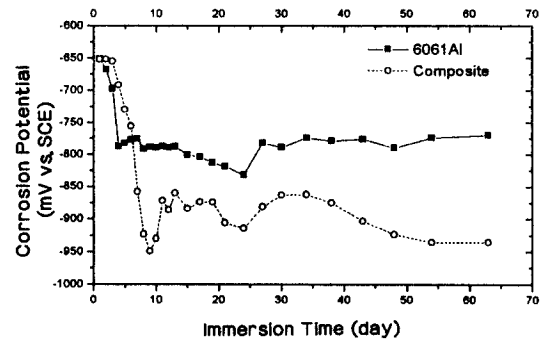


Fig. 7. Variation of 6061Al alloy and composite corrosion potential with immersion time in 0.1N NaCl solution(open to air condition).

전위와 같은 값을 보였으며, 침지 4일, 9일 이후에 각 시편이 나타내는 안정된 부식전위는 동전위 분극 실험에서 open to air 분위기에서 얻어진 부식전위(-850mV와 -1000mV)와 유사하였다. 따라서 침지 후 각 시편의 부식전위가 점차 감소하는 이유는 수용액 내에 용존 산소가 시편과 반응하여 점차 고갈되기 때문이며 이후 대기 중의 산소가 수용액 내로 확산하여 평형한 용존 산소의 양을 유지하기 때문에 안정된 부식전위를 보이는 것으로 해석할 수 있다.

침지 기간에 따른 6061Al 합금과 복합재의 A.C. Impedance 결과값을 Fig. 8과 Fig. 9에 나타내었다. 침지 후 6061Al 합금과 복합재는 알루미늄이

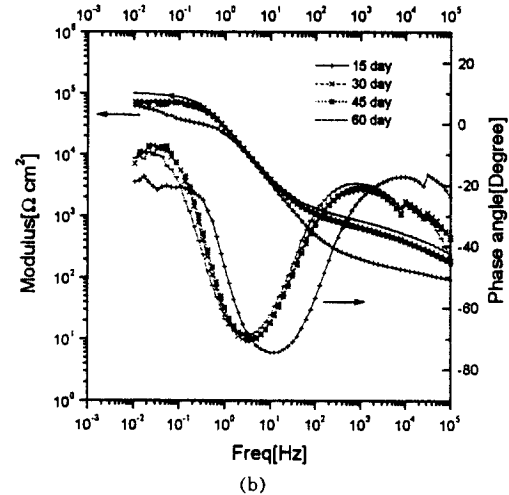
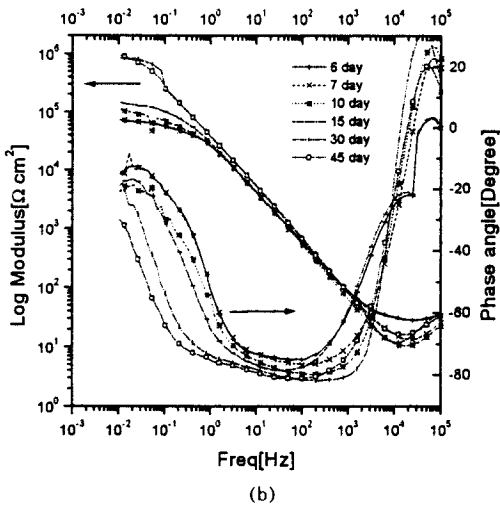
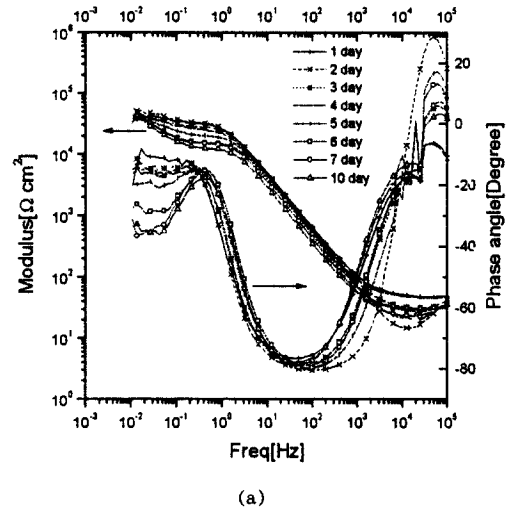
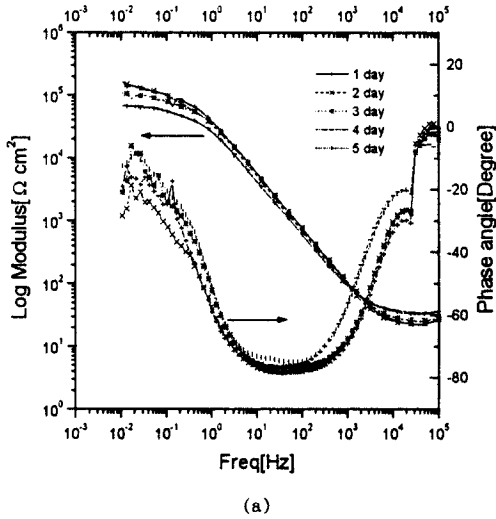


Fig. 8. Bode plots as a function of immersion time for 6061Al alloy in 0.1N NaCl solution(open to air condition). (a) 1~5 day, (b) 6~45 day.

Fig. 9. Bode plots as a function of immersion time for composite in 0.1N NaCl solution(open to air condition). (a) 1~10 day, (b) 15~60 day.

공식을 일으킬 때 나타나는 전형적인 impedance 곡선을 따랐다.²⁶⁾ 6061Al 합금의 경우, 침지 5일까지 분극 저항 값이 시간에 따라 점차 감소하였고, 위상차가 -90° 에 수렴하여 Capacitance의 영향을 나타내는 주파수 범위²⁷⁾도 침지 시간이 증가할수록 줄어들어 시편의 부동태 피막이 공식에 의해 점차 파괴되어 감을 알 수 있었다(Fig. 8(a)). 그러나 침지 6일 이후부터는 분극 저항 값이 증가하

고 위상차가 -90° 에 수렴하는 주파수 범위가 점점 넓어지게 되어 침지 45일에 나타난 분극 저항 값은 침지 1일에 비하여 10배의 큰 값을 나타내었고 -90° 에 수렴하는 위상차도 침지 45일에서 가장 넓은 주파수 범위를 나타내었다(Fig. 8(b)). 이와 비교해서 복합재의 impedance 거동은(Fig. 9(a),(b)) 6061Al 합금과 마찬가지로 침지 후 공식이 생성됨에 따라 분극 저항 값이 감소하다가 다시 일정기

Fig. 10. SEM micrographs for (a) 6061Al alloy($\times 500$), (b) 6061Al alloy($\times 2000$), (c) Composite($\times 500$), (d) Composite($\times 2000$).

간 후 증가하는 현상을 보였으나, 이 후 침지 기간 중에 나타난 최대 분극 저항 값이 침지 초기의 분극 저항에 비하여 4배로 증가해, 그 정도가 6061Al 합금에 비하여 매우 낮았다. 또한 Fig. 9(a)에서 보듯이 복합재는 침지 6일부터 10일까지 낮은 주파수 영역에서 6061Al 합금에 비해 큰 위상각의 감소를 나타내어 공식이 더 발전했음을 보여주었다.²⁸⁾ 이 후 복합재는 침지 기간이 증가함에 따라 높은 주파수 영역에서 새로운 위상각의 감소 구간을 나타내었는데(Fig. 9(b)) 이것은 침지기간이 증가함에 따라 더욱 부동태 피막이 파괴되었음을 의미한다.²⁹⁾ 6061Al 합금과 복합재가 시간에 따라 분극 저항 값이 변하는 이유는 염소이온과 $Al(OH)_3$ 와 같은 석출물이 표면에 형성되는 부동태 피막에 영향을 미치기 때문인 것으로 판단된다. 침

지 초기에는 염소이온에 의한 공식의 발생으로 분극 저항 값과 Capacitance의 효과를 나타내는 위상차($\theta = -90^\circ$)의 주파수 범위가 줄어드는 현상을 보이지만 이 후 침지 기간이 증가할수록 형성된 부식 생성물들이($Al(OH)_3$)²⁵⁾ 생성된 공식을 매우게 되어 높은 분극 저항 값을 유지하게 된다고 볼 수 있다. 침지 실험 중 시편의 표면을 관찰하면 6061Al 합금보다는 복합재에서 더욱 많은 부식생성물을 형성하였는데 이것은 복합재가 부식환경에서 6061Al 합금보다 부식반응이 활발함을 의미하며 따라서 복합재에서는 형성된 부식생성물들이 공식의 성장을 효과적으로 방해하지 못함을 보여준다. Fig. 10은 침지시편의 표면을 주사전자 현미경으로 관찰한 것으로 공식의 형상이나 개수 그리고 크기를 비교해 보면 복합재가 더 큰 공식을 가지고 있었

고 전체적인 개수 또한 많은 것이 관찰되어 침지 시간 동안 실시한 impedance 측정 결과와 일치하였다.

3.2.2.4 CPT(critical pitting temperature) 실험

복합체와 6061Al 합금의 부동태 피막의 국부부식 저항성을 비교하기 위하여 0.6N NaCl 수용액에서 CPT실험을 실시하였다. 부동태 피막의 온도에 따른 부식저항성은 같은 시간 동안 같은 전류밀도가 나오는 온도를 상호 비교하여 알아보았으며 결과를 Fig. 11에 나타내었다. 온도를 2.5℃씩 올릴 때마다 양극전류밀도를 10분간 측정 한 결과, 같은 100 μ m/cm²의 전류밀도가 흐르는 온도를 비교해보면 6061Al 합금은 62.5℃를 나타낸 반면에 복합체는 53℃를 나타내어 약 10℃의 차이가 났다. 이것은 복합체가 6061Al 합금보다 국부부식 저항성이 더 취약한 것을 보여주며 복합체의 부동태 피막이 6061Al 합금의 부동태 피막보다 국부부식에 더 민감하다는 것을 알 수 있다.

3.3 복합체와 6061Al의 부식저항성 상호 비교

분극실험, 침지 실험, A.C. Impedance Spectroscopy 측정, 및 CPT실험의 결과 모든 실험에서 복합체가 6061Al 합금에 비해 더 낮은 부식저항성을 보였으며, 침지 실험 후 광학 현미경 및 주사전자현미경으로 시험편을 관찰한 결과 복합체가 6061Al 합금 보다 공식의 크기가 크고 수도 더 많은 것을 확인 할 수 있었다. Al합금과 같이 표면에 산화피막을 형성하는 재료의 부식거동은 공식 부식의 양상을 나타내며 이러한 공식들은 산화피막이 치밀하게 형성되지 못한 지역에서 우선적으로 발생하게 된다. 복합체가 낮은 공식의 저항성을 보이는 이유는 6061Al 합금에 비하여 강화상 주위의 높은 전위밀도와 강화상과 모재 사이의 계면의 불균일성 및 공식 생성 장소의 증가 때문으로 판단된다.

4. 결 론

1) 용존 산소의 농도가 증가함에 따라 부식전위

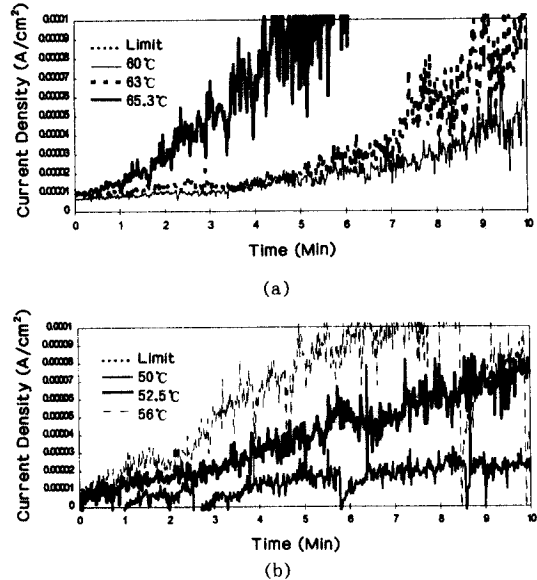


Fig. 11. CPT(critical pitting temperature) curves of (a) 6061Al alloy and (b) composite at E_{corr} in 0.6N NaCl solution.

는 상승하였으나 공식전위는 큰 차이를 나타내지 않았으며 A.C. Impedance Spectroscopy 측정 결과, 용존 산소의 농도가 변화더라도 분극저항값에는 별다른 영향을 주지 못했다.

2) 시효에 따른 정전위 실험의 양극전류 밀도의 증가는 생성된 이차상 주위로 공식이 증가되어 시효하지 않은 시편에 비해 낮은 부식저항성을 나타내었다.

3) SiC_p 강화상이 첨가된 복합체는 6061Al 합금에 비하여 공식으로 인한 부식속도가 더 증가하였으며 부식 생성물을 제거하고 표면을 관찰한 결과, 복합체가 공식이 더 크고 개수도 많았다.

4) 침지실험, A.C. Impedance Spectroscopy, CPT실험의 결과 복합체가 6061Al 합금에 비해 낮은 공식에 대한 저항성을 나타내었다. 복합체가 6061Al 합금에 비해 낮은 공식저항성을 나타내는 원인은 강화상의 첨가에 따른 모재와 계면의 불균일성 및 강화상과 모재간의 계면 생성에 따른 공식 생성 장소의 증가 때문이다.

후 기

SiC_p/6061Al 복합재를 제공하여 시편 제작에 도움을 주신 국민대 금속재료공학부 권 훈 교수님께 감사드립니다.

References

1. Boq-Kong Hwu, Su-Jien Lin and Min-Ten Jahn, *Mater. Sci. Eng.*, **A206**, 110 (1996).
2. P. P. Trzaskoma, E. McCafferty and C. R. Crowe, *J. Electrochem. Soc.*, **130**, 1804 (1993).
3. P. P. Trzaskoma, *Corrosion*, **46**, 402 (1990).
4. R. C. Paciej and V. S. Agarwala, *Corrosion*, **44**, 680 (1989).
5. A. J. Trowsdale, B. Noble, S. J. Harris, I. S. R. Gibbins, G. E. Thompson and G. C. Wood, *Corr. Sci.*, **38**, 177 (1996).
6. D. M. Aylor and P. J. Moran, *J. Electrochem. Soc.*, **132**, 1277 (1985).
7. J. M. Evans and D. M. Braddick, *Corr. Sci.* **11**, 611 (1971).
8. S. L. Coleman, V. D. Scott, B. Mcenaney, *J. Materials Sci.*, **29**, 2826 (1994).
9. S. J. Harris, B. Noble, A. J. Trowsdale, *Materials Science Forum*, **217**, 1571 (1996).
10. P. P. Trzaskoma, *Corrosion*, **46**, 402 (1990).
11. L. H. Hihara and R. M. Latansion, *Corrosion*, **47**, 335 (1991).
12. F. Mansfeld, S. Lin, S. Kim and H. Shih, *Corrosion*, **45**, 615 (1989).
13. Denise M. Aylor and Patrick L. Moran, *J. Electrochem. Soc.*, **132**, 1277 (1985).
14. M. M. Buarzaiga and S. J. Thorpe, *Corrosion*, **50**, 176 (1994).
15. D. Kaushik, M. N. Alias and R. Brown, *Corrosion*, **47**, 859 (1991).
16. F. Mansfield, M. W. Kendig and S. Tsai, *Corrosion*, **38**, 570 (1982).
17. C. Chen and F. Mansfield, *Corr. Sci.*, **39**, 1075 (1997).
18. S. Lin, H. Greene, H. Shih and F. Mansfield, *Corrosion*, **48**, 61(1992).
19. H. Sun, E. Y. Koo and H. G. Wheat, *Corrosion*, **47**, 741 (1991).
20. K. B. Lee, "Fabrication and Characteristics of Al Composites Made by Pressureless Infiltration Technique", Ph. D. Thesis, Kookmin University (1996).
21. "CMS110 Critical Pitting Test System Operator's Manual", Gamry Instrument, Inc., p. 3-1 (1994).
22. William F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", p. 206, McGraw-Hill, Inc., (1993).
23. R. C. Paciej and V. S. Agarwala: "Metallurgical variables influencing the corrosion susceptibility of a P/M aluminum/SiCw composite", Report NADC-86071-60, Naval AW Development Center, Warminster, PA, (1985).
24. A. Turnbull, *British Corrosion Journal*, **27**, 27 (1992).
25. Z. Ahmad and B. J. Abdul Aleem, *Corrosion*, **52**, 857 (1996).
26. F. Mansfeld and H. Shih, *ASTM STP*, **4**, 1134 (1992).
27. P. Carbonini, T. Monetta, D. B. Mitton, F. Bellucci, P. Mastronardi, B. Scatteia, *J. Appl. Electrochem.*, **27**, 1135 (1997).
28. F. Mansfeld, *Electrochim. Acta*, **35**, 1533 (1990).