

아연 코팅과 열처리에 따른 알루미늄 열교환기 소재의 부식

조수연¹ · 김재종² · 장희진^{3,†}

¹조선대학교 첨단소재공학과, 광주광역시 동구 필문대로 309

²(주)구일공조, 전남 담양군 금성면 금성공단길 59-2

³조선대학교 재료공학과, 광주광역시 동구 필문대로 309

(2019년 2월 11일 접수, 2019년 2월 19일 수정, 2019년 2월 19일 채택)

Effects of Zn Coating and Heat Treatment on the Corrosion of Aluminum Heat Exchanger Tubes

Soo Yeon Cho¹, Jae Jung Kim², and Hee Jin Jang^{3,†}

¹Department of Advanced Materials Engineering, Chosun University, 309 Pilmundaero, Dong-Gu, Gwangju 61452, Republic of Korea

²Kuil Climate Control Co. Ltd., 59-2 Geumseonggongdan-gil, Geumseong-myeon, Damyang-gun, Jeollanam-do, 57353, Republic of Korea

³Department of Materials Science and Engineering, Chosun University, 309 Pilmundaero, Dong-Gu, Gwangju 61452, Republic of Korea

(Received February 11, 2019; Revised February 19, 2019; Accepted February 19, 2019)

The effects of zinc coating and heat treatment on the corrosion resistance of aluminum alloys including A1100 and the modified A3003, used as heat exchanger tube were investigated in this study. The grain size of the heat-treated specimen is larger than that of the specimen without heat treatment, but the grain size did not significantly affect the corrosion behavior. The concentration of zinc was noted at 11.3 ~ 31.4 at.% for the as-received Zn-coated samples and reduced to 1.2 ~ 2.4 at.% after the heat treatment, as measured by the scanning electron microscopy (SEM) with an energy dispersive spectrometer (EDS) on the surface. The concentration of oxygen is 22 ~ 46 at.% for the zinc coated specimens while noted at 7.4 ~ 12.8 at.% for the specimens after the removal of the coating. The corrosion behavior depended largely on the concentrations of zinc, aluminum, and oxygen on the specimen surface, but not on the Mo content. The corrosion potential was high and the corrosion rate was low for a specimen with a low zinc content, a high aluminum content, and a high oxygen content.

Keywords: Corrosion, Heat exchanger, Heat treatment, Zinc coating, Aluminum

1. 서론

선박 및 자동차용 열교환기인 냉각기와 방열기의 재질로 가볍고 열전도성이 우수한 알루미늄이 널리 사용되고 있다 [1,2]. 알루미늄 열교환기에 사용되는 알루미늄 합금의 종류는 주로 1100, 3003계열이다. 1100은 알루미늄 함량 99% 이상으로, 순 알루미늄 (1xxx 시리즈)에 대해 일반적으로 알려진 바와 같이 다른 알루미늄 합금에 비하여 부식 저항성이 뛰어난 편이다. 1100, 3003 합금은 강산 또는 강염기에서는 빠른 용해가 발생하지만, pH가 4 ~ 9인 산화물 안정 범위에서는 균일부식에 의한 손상을 잘 입지 않고

공식 (pitting corrosion)과 같은 국부부식에만 영향을 받는다. 3xxx 시리즈의 알루미늄 합금은 1.0 ~ 1.5%의 망간을 함유하는데, 알루미늄 합금에 망간이 고용되면 기지와 금속간 화합물 사이의 전위차를 감소시켜 결과적으로 전체적인 부식 위험성을 감소시킨다 [3]. 따라서 망간은 알루미늄 합금에 있어서 부식 저항성을 향상시키는 것으로 알려져 있다. 이러한 3xxx 시리즈의 알루미늄 합금은 요리 및 식품 가공 장비, 화학 장비 및 부식에 대한 높은 내성이 요구되는 다양한 건축 제품에 널리 사용된다.

다른 공업용 금속 소재들과 마찬가지로, 열교환기용 알루미늄 소재는 화석에너지의 연소에 의해 발생하는 대기오염 물질 (SO₂, SO₃, CO 등)이 용해된 수분에 의한 부식 위험에 노출되어 있다. 산성비 [4], HCl, Cl₂ 등에 의해 비저항이

[†] Corresponding author: heejin@chosun.ac.kr

감소된 담수 또한 선박 및 자동차용 난방용 열교환기와 산업용 열교환기의 부식손상이 가속화되는 원인이 된다 [5].

알루미늄 열교환기는 대개 제조 공정 중에 표면처리와 열처리를 거친다. 대표적인 표면처리가 부식 수명을 증가시킬 목적으로 표면에 아연 용사 코팅을 하는 것이다. 그리고 열교환기를 구성하는 튜브 (tube)와 핀 (fin) 부품을 브레이징하는 공정에서 알루미늄의 용융 온도에 가까운 온도에서 열처리를 거치게 되므로 이에 의하여 합금 본래의 부식 특성에 변화가 생길 것으로 예상된다.

본 연구에서는 자동차용 열교환기로 사용되는 알루미늄 합금의 부식 거동이 아연 용사 코팅과 브레이징 공정에 의하여 어떻게 달라지는지를 조사하였다. 알루미늄 합금의 종류 (1100 또는 3003)와 Mn 함량 차이, 아연 코팅 여부, 열처리 여부에 따른 부식 저항성을 전기화학적 실험을 통하여 측정하였으며 부식 거동에 차이가 발생하는 원인을 시료의 미세구조 및 조성과의 연관지어 고찰하였다.

2. 실험방법

2.1 시편 제작

알루미늄 1100 또는 3003 합금으로 제작하고 아연 용사 코팅을 한 세 가지 열 교환기 튜브 (Alloy1, Alloy2, Alloy3)를 절단하여 시편을 제작하였다. 아연 코팅을 제거한 각 합금의 조성을 XRF (X-ray Fluorescence)로 분석한 결과가 Table 1과 같다. Table 2에 나타낸 바와 같이 합금별로 4가지 시편 (xC, xN, xCH, xNH)을 준비하였는데, 브레이징 공정의 영향을 조사하기 위하여 4가지 중 2가지 (xCH, xNH)는 650°C의 공기 중에서 15분간 가열한

후 공냉하였다. 합금별로 열처리된 시편과 열처리를 하지 않은 시편 1개씩은 연마를 하지 않고 아연 코팅이 된 상태로 실험을 실시하였으며 (xC, xCH). 다른 1개씩은 SiC 연마지로 #2000까지 연마하여 코팅을 제거하였다 (xN, xNH).

2.2 미세조직 관찰

각 알루미늄 합금의 미세조직이 부식속도와 부식전위에 미치는 영향을 알아보기 위하여 미세조직을 관찰하였다. 시편을 에폭시 수지로 마운팅하여 SiC 연마지로 #4000까지 조연마한 뒤 1 μm alumina를 사용하여 미세연마를 하였다. 연마 후 Keller 용액 (60% HNO₃ 1 ml + 35 ~ 37% HCl 2 ml + 49 ~ 52% HF 2 ml + distilled water 50 ml)으로 에칭하고 광학현미경과 주사전자현미경 (Scanning Electron Microscope; SEM)을 이용하여 조직을 관찰하였다. 또한 SEM에 장착된 EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)를 통해 조성을 조사하였다.

2.3 등전위 분극실험

시편의 부식 거동을 측정하기 위하여 통상적인 3 전극 전기화학 셀을 이용하였다. 시편의 면적은 1 cm² 이내로 하여 측정하였다. 작동전극으로 알루미늄 시편을 사용하고 대전극으로는 백금을 사용하였다. 기준전극으로는 포화칼로멜 전극 (Saturated Calomel Electrode; SCE)을 사용하였다. 실험에 사용된 용액은 탈기하지 않은 25°C 3.5 wt% NaCl 수용액과 0.01 M H₂SO₄ 수용액이다. 분극곡선 측정 전에 600 s 동안 개방회로전위 (open circuit potential; OCP)를 측정하였고, OCP로부터 -0.3 V 낮은 전위로부터 1.5 V_{SCE}까지 1 mV/s의 속도로 전위를 상승시키면서 전류밀도를 측정하였다.

3. 실험결과

3.1 미세조직 관찰 및 EDS 분석 결과

코팅을 제거한 시편 6종의 열처리 여부에 따른 미세조직을 광학현미경으로 한 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 세 가지 합금 시편 모두 조직의 형태는 유사하였다. 열처리를 하지 않은 시편의 결정립 크기는 100 μm 정도이고 열처리한 시편의 결정립 크기가 1 ~ 3 mm 정도이므로 열처리에 의하여 결정립의 크기가 10배 정도 조대해진 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 2는 SEM을 통하여 12가지 시편의 표면을 관찰한 사진이다. 아연 코팅이 되어 있는 시편들은 표면에 산화물 덩어리로 추정되는 입자가 불균일하게 부착되어 있어 상대적으로 표면이 거칠었다.

EDS 분석을 통하여 각 시편의 조성을 분석한 결과 (Table 3), Alloy1으로 제조된 시료들의 표면 산소 농도는

Table 1 Chemical compositions of the alloys used in the study, measured by XRF (wt%)

Element	Alloy 1	Alloy 2	Alloy 3
Al	99.32	98.60	98.45
Mn	ND	0.27	1.09
Si	< LOD	0.42	< LOD
Fe	0.24	0.49	0.18
Ti	ND	0.01	0.01

(ND: Not Detected, LOD: Limit of Detection)

Table 2 Designation of samples

Sample preparation	Alloy 1	Alloy 2	Alloy 3
Zn coated	1C	2C	3C
Coating removed	1N	2N	3N
Zn coating + heat treatment	1CH	2CH	3CH
Coating removed + heat treatment	1NH	2NH	3NH

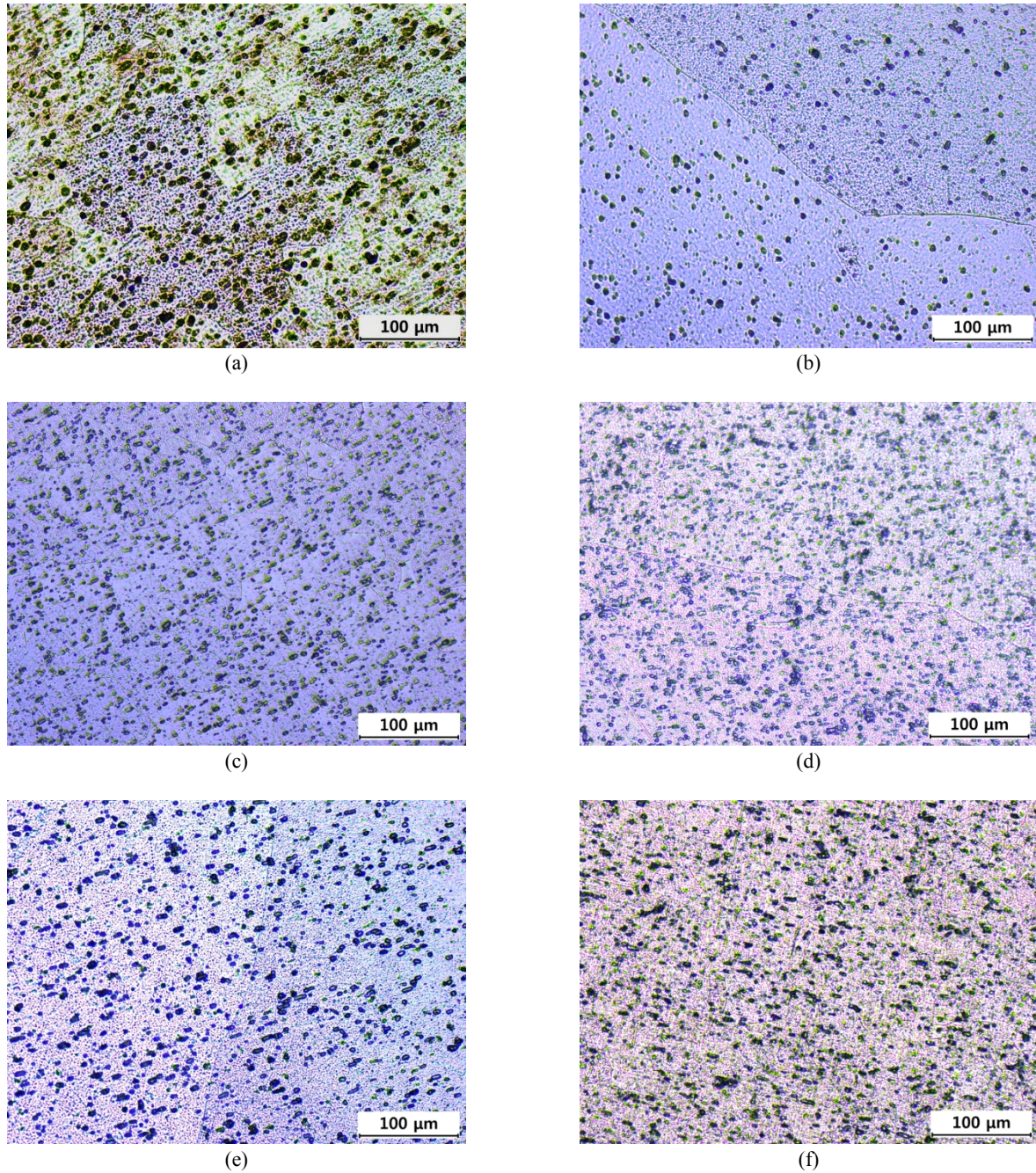


Fig. 1 Optical micrographs of (a) 1N, (b) 1NH, (c) 2N, (d) 2NH, (e) 3N, and (f) 3NH.

21.82 ~ 36.41 at.%, Alloy2의 표면 산소 농도는 6.99 ~ 22.63 at.%, Alloy3의 표면 산소 농도는 12.76 ~ 46.37 at.%로 Alloy3의 표면 산소 농도가 가장 높은 편이었다. 아연 코팅이 있고 열처리를 하지 않은 시편들 (1C, 2C, 3C)은 아연 함량이 11.28 ~ 31.44 at.%이며 산소의 함량이 22.63 ~ 42.42 at.%로 산소의 농도가 매우 높았다. 열처리를 거친 시편 (1CH, 2CH, 3CH)은 아연 농도가 1.20 ~ 2.39 at.%로 열처리 전에 비하여 1/10 정도로 낮았으며,

산소의 함량은 21.92 ~ 46.37 at.%로 열처리 전과 비슷하였다. 따라서 아연 용사 코팅 공정에서 표면에 상당한 양의 산화물이 형성된다는 것을 알 수 있다. 또한 열처리 과정에서 아연과 알루미늄의 확산을 통해 코팅 층의 아연과 기지 합금 내의 알루미늄이 서로 혼합되어 표면의 아연 농도가 낮아지는 것으로 보인다.

열처리 전 시편을 연마하여 아연 코팅층을 제거한 경우 (1N, 2N, 3N), 아연이 검출되지 않을만큼 연마를 수행했음

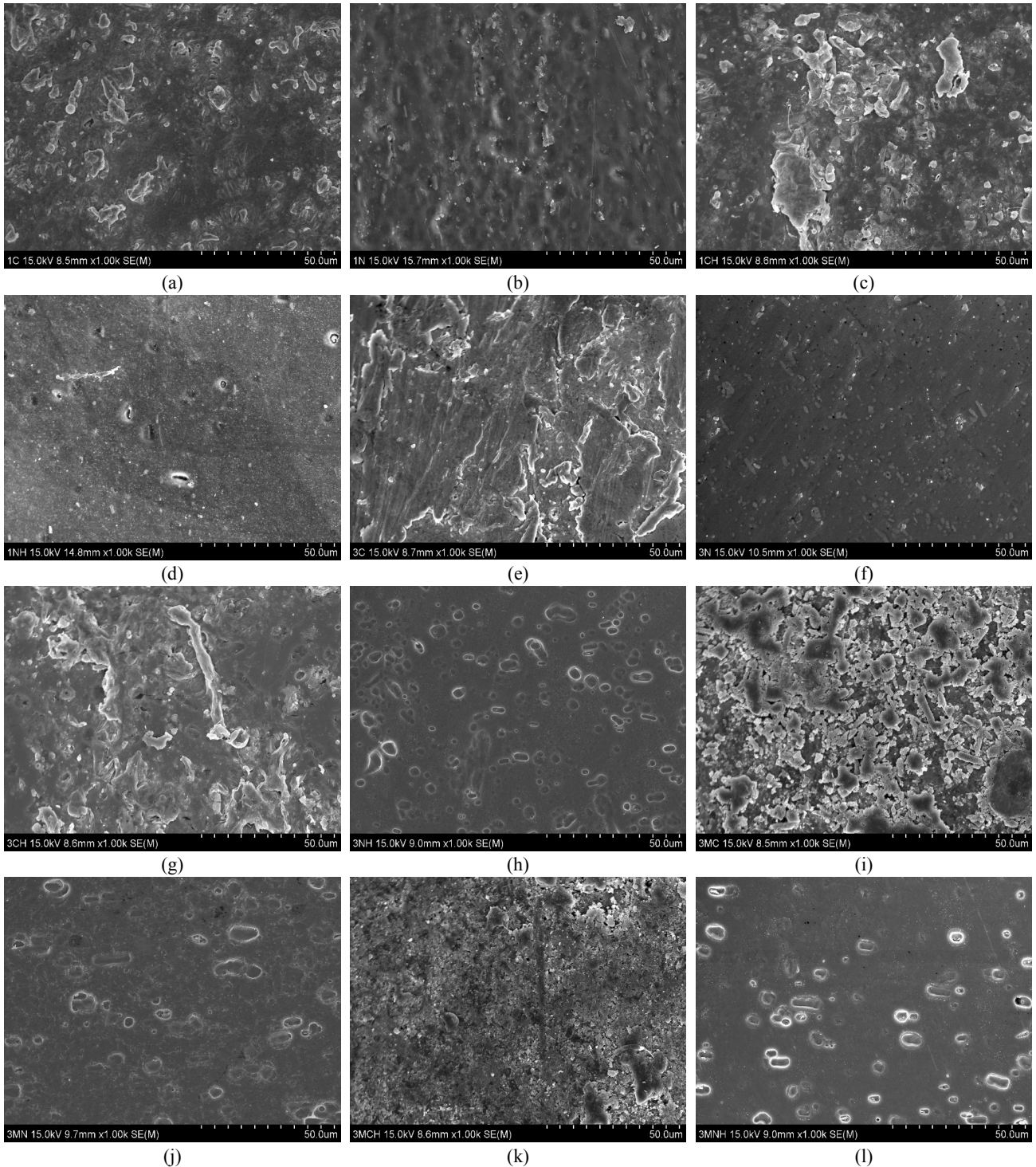


Fig. 2 SEM images of (a) 1C, (b) 1N, (c) 1CH, (d) 1NH, (e) 2C, (f) 2N, (g) 2CH, (h) 2NH, (i) 3C, (j) 3N, (k) 3CH, and (l) 3NH.

에도 불구하고 산소가 적게는 6.99 at.%(2N)에서 많게는 24.87 at.%(1N)까지 검출되었다. 열처리를 거친 후에 아연 코팅을 제거한 시편 (2NH, 2NH, 3NH)에서도 5.62 ~ 36.41 at.%의 산소가 검출되었다. 아연 용사 코팅 전의 소

재에 상당한 두께의 산화막이 존재했거나 또는 용사 코팅 공정 초기에 알루미늄의 산화를 촉진할만한 요인이 있었을 것으로 추정된다.

Table 3 Chemical composition (at.%) of the sample surfaces analyzed by EDS

	1C	1N	1CH	1NH	2C	2N	2CH	2NH	3C	3N	3CH	3NH
O	27.69	24.87	21.82	36.41	22.63	6.99	22.49	5.62	42.42	22.46	46.37	12.76
Al	40.87	75.13	75.79	63.59	66.00	92.87	75.61	94.05	40.73	77.17	52.14	86.89
Zn	31.44	ND	2.39	ND	11.28	ND	1.84	ND	16.49	ND	1.20	ND
Mn	ND	ND	ND	ND	0.09	0.14	0.06	0.33	0.36	0.37	0.29	0.35
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

3.2 동전위 분극실험

Fig. 3은 0.01 M H₂SO₄ (Fig. 3a) 및 3.5 wt% NaCl 수용액 (Fig. 3b)에서 측정된 순수 알루미늄과 순수 아연의 분극 곡선이다. 0.01M H₂SO₄ 수용액에서 알루미늄은 부식 전위가 -0.6 V_{SCE} 정도였으며 부식속도가 수십 μ A/cm² 가량이었다. 아연의 부식 전위는 -1.0 V_{SCE}로 알루미늄의 부식 전위보다 낮고, 부식 속도가 월등히 빠른 것을 확인할 수 있다. 3.5 wt% NaCl 수용액에서는 알루미늄의 부식 전

위가 -0.9 V_{SCE}이었고, 10⁻⁵ A/cm² 근방의 부동태 전류밀도를 유지하다가 -0.7 V_{SCE} 부근에서 공식이 발생하였다. 아연의 부식 전위는 -1.1 V_{SCE}로 낮았고, 부식 전위에서 공식이 발생하였다.

Fig. 4는 0.01 M H₂SO₄ 수용액에서 얻은 알루미늄 합금 시편들의 동전위 분극 곡선이다. 1C 시편 (Fig. 4a)의 부식 전위 값은 -1.0 V_{SCE}이었으며 부식 전위 이상으로 전위가 상승할수록 양극산화반응의 속도가 증가하다가 -0.8 V_{SCE} 부근에서 3.8×10⁻³ A/cm²의 임계양극전류밀도를 나타낸 뒤에 부동태화되기 시작하였다. 0.5 V_{SCE} 에서 실험을 종료 할 때까지 약 10⁻³ A/cm²의 높은 부동태 전류밀도를 보이며 부동태 상태가 매우 안정적으로 유지되었다. 2C 시편 (Fig. 4b)과 3C 시편 (Fig. 4c) 역시 1C 시편과 비슷한 부식 양상을 보였다.

1N 시편과 1NH 시편 (Fig. 4a)은 부식 전위가 1C시편에 비하여 높고, 임계양극전류밀도를 나타내지 않았으며 10⁻⁴ A/cm² 근방의 부동태 전류밀도로 부동태화되었다. 2N, 2NH (Fig. 4b), 3N (Fig. 4c) 시편도 이와 같은 경향성을 나타내었다. 코팅을 제거한 시편들끼리 비교하였을 때, 열처리를 한 시편 (1NH, 2NH)의 부식 전위와 부식 속도가 열처리를 하지 않은 시편 (1N, 2N)과 비슷한 것으로 보아 결정립의 크기는 부식의 특성에 크게 영향을 미치지 않는 것으로 생각된다. 하지만 3NH 시편 (Fig. 4c)은 1NH, 2NH과는 다르게 3N에 비하여 높은 부식 전위와 낮은 부식 속도를 나타내었다.

1CH 시편은 부식 전위가 -0.4 V_{SCE} 정도로 나타났으며, 부동태화되기는 하지만 -0.1 V_{SCE} 이상으로 전류를 증가시켰을 때 전류밀도가 증가하였으며 이는 국부 부식의 발생에 의한 것으로 보인다. 마찬가지로 2CH 시편도 부식 전위로 부터 약 0.1 V_{SCE} 정도 상승한 이후에 전류밀도가 불안정하게 증가하였다. 하지만 3CH 시편은 다른 시편과 다르게 부식 전위를 지나 전류밀도가 증가하는 현상이 발생하지 않는 것을 확인할 수 있다. 3CH는 본 연구의 시편들 중 가장 산소 농도가 높은 시료로 (Table 3), 두꺼운 산화막 때문에 국부 부식에 대한 저항성이 높은 것으로 생각된다.

Fig. 5는 3.5 wt% NaCl 수용액에서 측정된 동전위 분극

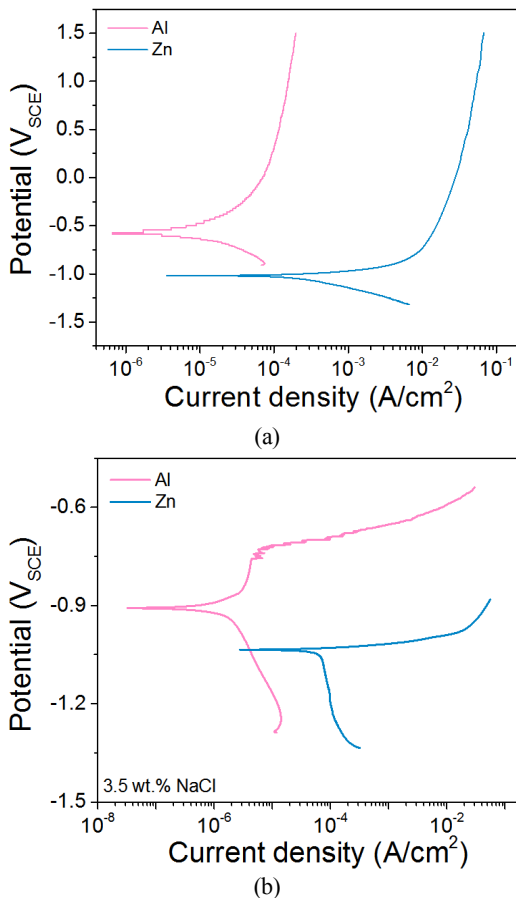


Fig. 3 Potentiodynamic polarization curves of pure aluminum and pure zinc: (a) in 0.01 M H₂SO₄ solution and (b) in 3.5 wt% NaCl solution.

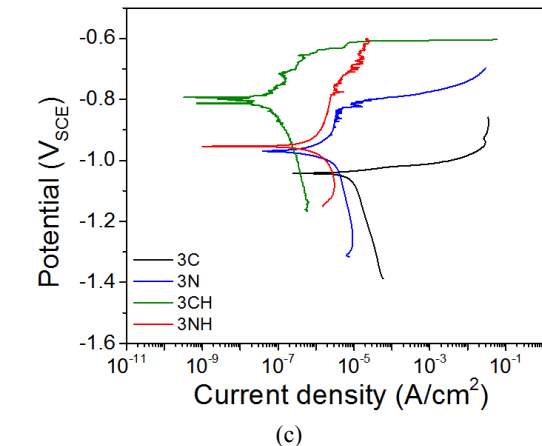
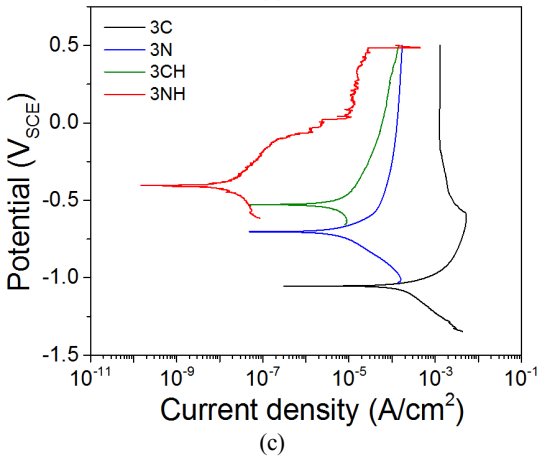
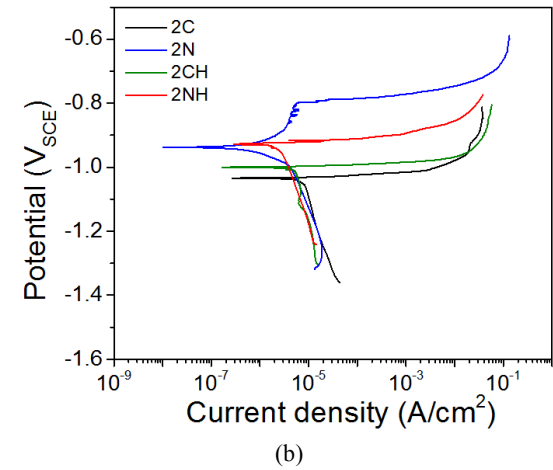
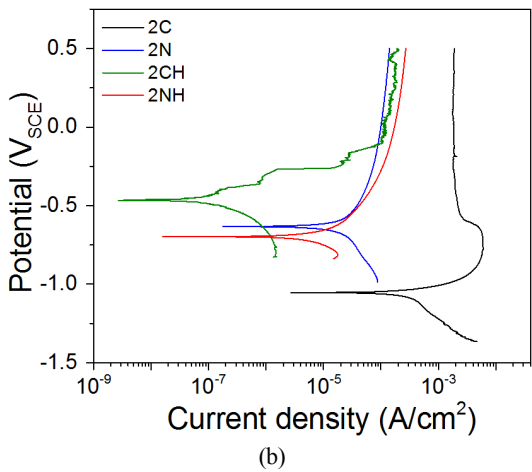
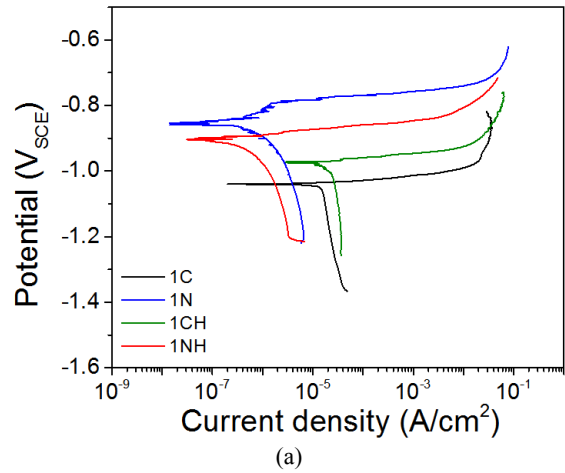
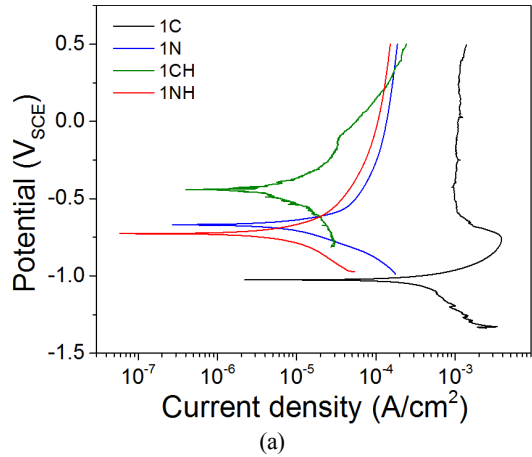


Fig. 4 Potentiodynamic polarization curves of (a) Alloy1, (b) Alloy2, (c) and Alloy3 in 0.01 M H₂SO₄ solution.

Fig. 5 Potentiodynamic polarization curves of (a) Alloy1, (b) Alloy2, (c) and Alloy3 in 3.5 wt% NaCl solution.

곡선이다. 1C 시편 (Fig. 5a)의 부식 전위 값은 $-1.0 V_{SCE}$ 이고 부식 전위에서 공식이 발생하였다. 2C 시편 (Fig. 5b)과 3C 시편 (Fig. 5c) 역시 비슷한 부식 전위와 부식 속도를 보였으며 부식 전위에서 공식이 발생하였다. 반면에 코팅이 제거된 시편 (1N, 2N, 3N)은 코팅이 된 시편 (1C, 2C, 3C)보다 부식 전위가 높고, 부식 전위 이상으로 전위가 상

승하며 부동태화되었다가 준안정공식을 거쳐 공식이 발생한 형태를 나타내었다. 1CH 시편 (Fig. 5a)은 부식 전위가 $-0.1 V_{SCE}$ 정도로, 1C 시편과 마찬가지로 부식 전위에서 공식이 발생하였다. 2CH 시편 (Fig. 5b) 역시 2C 시편과 비슷하다. 하지만 3CH 시편 (Fig. 5c)은 3C 시편과 다르게

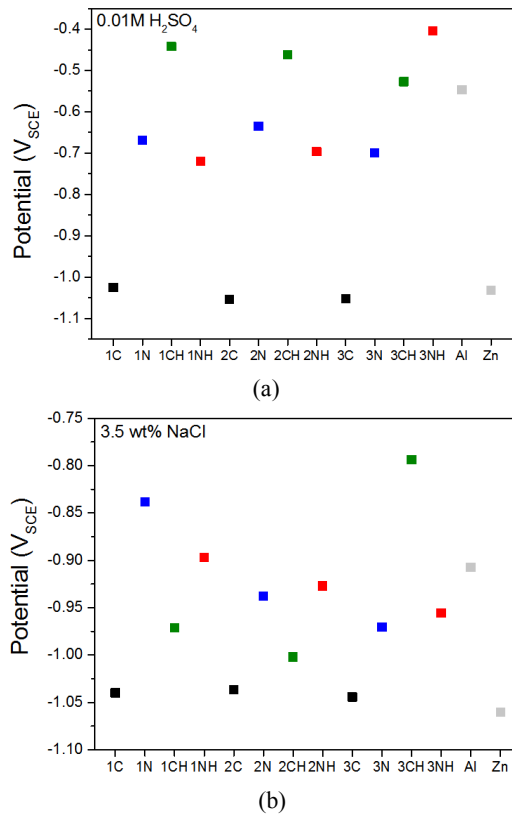


Fig. 6 Corrosion potential in (a) 0.01 M H_2SO_4 solution and (b) 3.5 wt% NaCl solution.

더 높은 부식 전위와 낮은 부식 속도를 나타내다가 준안정공식을 거쳐 공식이 발생하였다. 3CH는 다른 열처리된 시편에 비하여 더 높은 공식 전위를 나타내는 것을 관찰할 수 있는데 이는 Table 3에서 확인되는 바와 같이 산화물의 양이 다른 시편에 비하여 많기 때문인 것으로 생각된다. 1NH 시편 (Fig. 5a)은 부식 전위가 $-0.9 V_{SCE}$ 정도로 부식 전위에서 공식이 발생하였으며, 2NH 시편 (Fig. 5b)도 마찬가지로 비슷한 거동을 나타내고 있다. 코팅을 제거한 열처리 시편 중 3NH (Fig. 5c)만 예외적으로 부식 전위를 지나 약 $-0.8 V_{SCE}$ 까지 부동태구간을 나타낸 후에 국부부식이 발생하였다.

Fig. 6은 각각 0.01 M H_2SO_4 수용액과 3.5 wt% NaCl 수용액에서의 부식 전위 값을 나타낸 그래프이다. H_2SO_4 수용액에서 (Fig. 6a), 합금종에 따른 부식 전위의 차이는 거의 없는 것으로 보인다. 코팅이 있고 열처리하지 않은 시편 (1C, 2C, 3C)은 순수 아연의 부식 전위인 $-1.1 V_{SCE}$ 와 비슷한 값을 보였다. 열처리를 거친 시편 중 1CH, 2CH, 3CH와 3NH의 부식 전위는 $-0.53 \sim -0.40 V_{SCE}$ 로 순수 알루미늄의 부식전위보다 약간 높았다. 1CH, 2CH, 3CH, 3NH의 산소 함량은 각각 21.82, 22.49, 46.37, 12.76 at.%이고 아연의 함량은 2.39 at.% 이하로 낮으므로

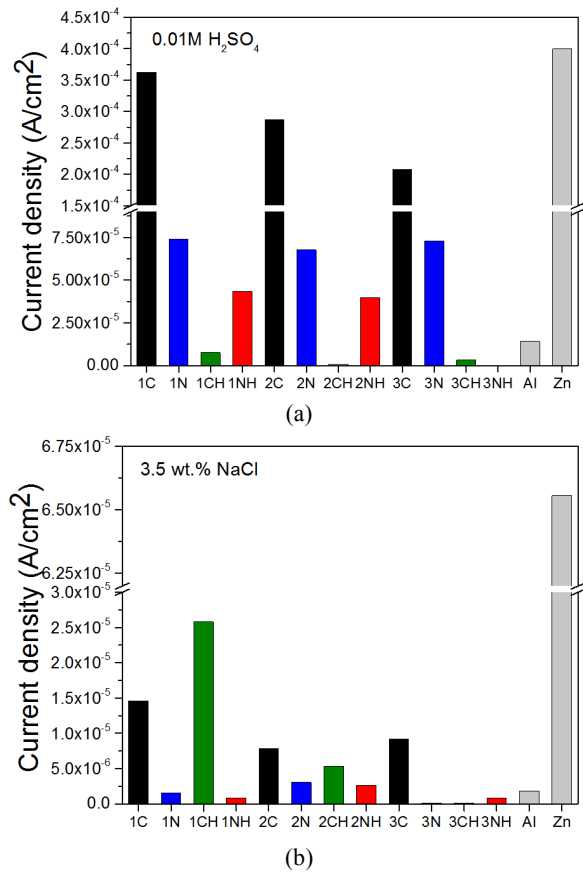


Fig. 7 Current density in (a) 0.01 M H_2SO_4 solution (b) 3.5 wt% NaCl solution.

(Table 3) 산소의 대부분이 알루미늄 산화물 (Al_2O_3)을 형성하였을 것이다. 표면이 알루미늄 산화물로 덮인 상태이므로 이 시료들이 순수 알루미늄의 부동태 피막과 매우 유사한 부식 전위를 나타내는 것으로 생각된다. 3NH를 제외하고, 코팅이 제거된 시편 (1N, 2N, 3N, 1NH, 2NH)의 부식 전위는 $-0.72 \sim -0.4 V_{SCE}$ 로 순수 알루미늄의 부식 전위인 $-0.55 V_{SCE}$ 보다 약간 낮았다. 이 시료들에서는 아연이 검출되지 않았으므로 (Table 3) 순수한 알루미늄에 가까운 전기화학적 특성을 가지는 것으로 판단된다.

NaCl 수용액에서도 (Fig. 6b) H_2SO_4 수용액과 마찬가지로 코팅이 있는 시편 (1C, 2C, 3C)의 부식 전위는 약 $-1.0 V_{SCE}$ 로 순수 아연의 부식 전위와 매우 비슷하였다. 코팅이 제거된 시편 (1N, 2N, 3N, 1NH, 2NH, 3NH)은 $-0.97 \sim -0.84 V_{SCE}$ 로 순수 알루미늄의 부식 전위인 $-0.9 V_{SCE}$ 와 비슷한 값을 나타내었다.

코팅 및 열처리 조건이 같은 시편들끼리 비교했을 때, 합금종에 따라서는 대체로 Alloy1 > Alloy2 > Alloy3의 순으로 부식전위가 높게 측정되었다. H_2SO_4 수용액에서는 이러한 경향이 뚜렷하지 않으나 (Fig. 6a) NaCl 수용액에서는

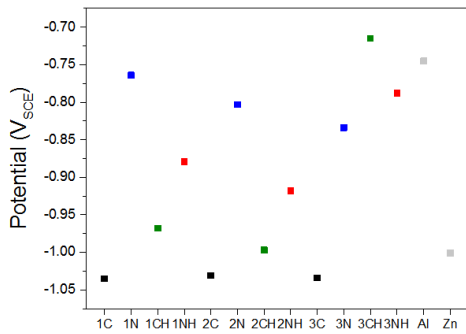


Fig. 8 Pitting potential in 3.5 wt% NaCl solution.

3CH와 1C, 2C, 3C를 제외한 모든 시편에서 이러한 경향성이 뚜렷하게 관찰된다(Fig. 6b). Table 3의 시편 조성을 참조하면, 아연 함량이 비교적 높은 (16.49 ~ 31.44 at.%) 시편에서는 Mn 함량에 따라 부식전위에 차이가 없으나 아연 함량이 낮은 시편(2.39 at.% 이하)에서는 Mn의 함량이 높을수록 부식전위가 낮아지는 것으로 판단된다. 3CH의 경우에는 산소의 함량이 46.37 at.%로 매우 높고 아연의 함량은 1.20 at.%로 낮으므로 (Table 3) 비교적 두꺼운 알루미늄 산화물이 생성된 것으로 판단된다. 이러한 경우에는 전기화학적 특성이 알루미늄 산화물에 의하여 거의 지배되고 Mn의 영향이 나타나지 않는 것으로 생각된다.

Fig. 8은 0.01 M H₂SO₄ 수용액과 3.5 wt% NaCl 수용액에서의 부식 속도를 나타낸 그래프이다. Fig. 8a에서, 코팅이 있는 시편 (1C, 2C, 3C)의 부식 속도는 $2.1 \times 10^{-4} \sim 3.6 \times 10^{-4}$ A/cm²로 코팅이 제거된 1N, 2N, 3N의 부식 속도 ($6.4 \times 10^{-5} \sim 7.4 \times 10^{-5}$ A/cm²)에 비하여 3 ~ 5배 가량 높은데 이는 Fig. 4에서 볼 수 있듯이 아연의 부식 속도가 알루미늄에 비하여 빠르기 때문이다. 열처리를 한 시편 (xCH, xNH)이 같은 합금종의 열처리를 하지 않은 시편 (xC, xN)에 비하여 부식 속도가 낮은 것 또한 표면의 아연 함량이 상대적으로 낮기 때문인 것으로 보인다. 합금종에 따라서는 부식 속도가 크게 다르지 않은 것을 확인할 수 있다.

NaCl 수용액에서도 (Fig. 8b) 아연 코팅이 있는 시편이 코팅이 제거된 시편에 비하여 높은 부식 속도를 나타냈다. 열처리를 한 시편의 부식속도가 열처리를 하지 않은 경우에 비하여 대체로 부식 속도가 낮았으며, 1CH의 경우에는 1C보다 약간 높았다. H₂SO₄ 수용액에서는 1C의 부식 속도가

순 아연의 부식속도와 매우 유사한 반면, NaCl 수용액에서는 1C의 부식속도가 순 아연에 비해 1/10 이하로 부식속도가 낮았다. 염소 이온이 존재하는 환경에서는 그렇지 않은 경우에 비하여 내식성이 강한 알루미늄의 역할이 더 두드러지는 것으로 생각된다.

Fig. 8은 3.5 wt% NaCl 수용액에서의 공식 전위를 나타낸 그래프이다. 아연 코팅이 있는 시편의 공식전위는 약 -1.03 V_{SCE}으로 코팅이 제거된 시편에 비하여 훨씬 낮고 순수 아연의 공식 전위와 비슷하였다. 코팅이 있는 시편의 경우에는 열처리를 거친 시편이 열처리하지 않은 것보다 공식 전위가 높았으며, 이것은 열처리 이후에 표면의 아연 농도가 낮아졌기 때문으로 보인다. 코팅을 제거한 시편 중 Alloy1과 Alloy2의 경우에는 열처리된 시편의 공식전위가 열처리하지 않은 것보다 낮았는데, Alloy3에서는 열처리 후인 3NH의 공식 전위가 더 높았다. 이는 Table 3에서 확인할 수 있듯이 1NH, 2NH 시편보다 3NH 시편에서 열처리 후 더 많은 산화물이 생성되었기 때문이라고 생각된다.

4. 결론

본 연구에서는 열교환기에 사용되는 알루미늄 합금 세 가지 (99.32% Al, Al - 0.27Mn - 0.42Si - 0.49Fe, Al - 1.09Mn - 0.18Fe)의 Zn 코팅의 유무와 열처리 유무에 따른 부식 속도, 부식 전위 및 공식 전위를 측정된 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 부식 전위와 부식 속도는 합금 조성에 따라 뚜렷한 차이가 없었다.
2. 코팅층의 아연 함량이 높아질수록 부식전위가 낮고 부식 속도가 높으며 공식전위가 낮아 순 아연의 부식 거동에 가까운 특성을 보인다.
3. 아연 코팅을 한 시편에서는 22 ~ 46 at.%의 산소가 검출되었으며, 산소의 함량이 높아질수록 부식저항성이 향상되는 경향을 나타내는데 이는 아연 산화물, 알루미늄 산화물이 표면에 많이 생성되어있기 때문인 것으로 보인다.
4. 열처리를 한 시편은 열처리를 하지 않은 것보다 부식속도가 낮고 공식전위가 높은 경향성이 있었으며, 이것은 열처리 이후에 표면의 알루미늄 농도가 증가하기 때문인 것으로 생각된다.

Acknowledgement

이 논문은 2018년도 조선대학교 학술연구비의 지원을 받아 연구되었음

References

1. J. R. Davis, *Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys*, pp. 19 - 22, ASM international, OH (1999).
2. H. S. Kim and B. K. An, *Automotive Materials*, pp. 89 - 119, Wonchang Publishing Co. (2000).
3. M. Zamin, *Corrosion*, **37**, 627 (1981).
4. D. A. Jones, *Principles and Prevention of Corrosion, 1st ed.*, pp. 398 - 401, Macmillan Publishing Company New York (1991).
5. W. J. Lim and K. C. Jeong, *Corrosion and Corrosion Control of Air Conditioning Equipment*, pp. 1 - 5, Taehoon Publishing Co. (2002).