

〈研究論文〉

Al-brass의 해수부식에 관한 연구

김택남\*, 김종희\*\*

한국과학원 재료공학과

Corrosion Behavior of Al-Brass in Sea Water

Taik Nam Kim and Chong Hee Kim

Department of Materials Science, Korea Advanced Institute of Science

ABSTRACT

Corrosion behavior of aluminum-brass in synthetic sea water has been studied. An attempt has also been made to understand the effect of arsenic and nickel addition in the alloy upon the corrosion resistance. Corrosion performance of the alloys was compared. In addition accelerated corrosion test has been carried out in  $\text{CuCl}_2$  test solution.

It was found that corrosion rates of aluminum-brass in sea water were much lower than that of  $\alpha$ -brass. Laboratory tests indicated that corrosion of aluminum-brass in sea water might be suppressed by a small addition of arsenic and nickel. In general, high test solution temperature increased corrosion rate under the condition of test. It was also observed that aluminum-brass was suffered by localized dezincification in  $\text{CuCl}_2$  test solution, on the other hand arsenic added sample showed smooth surface considered not to be dezincified. X-ray diffraction analysis indicated that dealloying process was taking place during the corrosion of alpha brass alloy.

초 록

인공해수에서 aluminum 황동의 부식현상에 대하여 조사하였으며 동시에 aluminum 황동에 미량의 arsenic 이나 nickel 원소의 첨가가 부식저항에 어떠한 영향을 주는지도 아울러 검토하였으며 이들 여러가지 합금들의 부식에 대하여 비교하였다. 또한  $\text{CuCl}_2$  부식용액에서의 이들 합금들에 대한 부식실험도 시도하였다.

대체로 aluminum 황동의 부식속도는 해수에서 alpha 황동에 비해 현저히 줄어들고 있으며 미량의 arsenic 이나 nickel 를 첨가한 경우 aluminum 황동의 부식은 더욱 억압되어 낮은 부식속도를 나타내었다. 또한 이 실험에서 보면 부식용액의 온도가 높으면 높을수록 부식속도는 증가됨을 알 수 있었다.

$\text{CuCl}_2$  부식용액에서 alpha 황동은 전체적인 부식현상을 보여준 반면 aluminum 황동은 탈아연으로 인한 부분 부식을 나타내고 있으며 arsenic 이 첨가된 시편에서는 상기와 같은 탈아연 현상은 볼 수 없었다. 또한 alpha 황동 부식과정에서 아연 원소가 이탈되어 회절각에 변화를 일으키고 있음을 X-선 회절각 분석으로 알 수 있었다.

1. 서 론

발전소, 해상공사 및 용역, 기름정제공장, 석유화학 공정공업, 담수화공장등에서 사용되는 응축관, 증기기

\*한국과학원 재료공학과 대학원생

\*\*한국과학원 재료공학과 교수

관, 열교환기, 가열용 코일파이프는 과거에  $\alpha\beta$  황동(구리 60/아연 40)이나  $\alpha$  황동(구리 70/아연 30)이 주로 사용되어 왔으나 전자는 기계적으로 강하나,  $\alpha$  상을 둘러싼  $\beta$  상의 탈아연부식이 심하므로 사용에 제한이 많았었다. 반면  $\alpha$  황동은 열처리만 잘 한다면 입자 사이의  $\beta$  상을 최소한으로 만들수 있어서  $\beta$  상이 탈아

연에 의한 부식을 최소한으로 할 수 있다. 그러나 이것 역시 탈아연에 의한 부식이  $\alpha\beta$  황동보다는 적지만 그래도 비교적 심한 편이므로 20세기 초엽에  $\alpha$  황동에 주석이 약 1% 첨가된 admiralty 황동이 개발되었다. 이것은 강한 보호막을 형성하여 부식저항이 컸으므로 당시에는 증기기관의 응축관으로 가장 적당한 것으로 생각되었다<sup>1,2)</sup>.

그러나 증기기관의 발전에 필수적인 열효율의 증가 요구에 따라 응축관 냉각수 속도의 증가가 요구되었다. 그에 따라 응축관으로서 충돌부식(impingement corrosion)에 매우 강한 Al 황동과 Cu-Ni 합금이 새로이 개발되었다. 또 탈아연과 응력부식에 약한 고장력 황동을 보강키 위해 부식 저항뿐 아니라 연신율이 좋은 Al 청동합금이 개발되었다<sup>1,3-6)</sup>.

Gilbert에 의하면 2% Al이 첨가된 황동은 포면에 치밀한 Al의 강한 산화막을 형성하여 충돌부식에 매우 효과적이라는 것이 밝혀졌다<sup>6)</sup>. 그러나 이 재료는 탈아연 부식에는 약하므로 이것을 보완키 위해 탈아연 부식방지제로 쓰이는 As를 소량 첨가한 As-Al 황동이 새로이 개발되었다.

Fitzgerald-Lee<sup>7)</sup>는 Al 청동에서 10% Al 함유까지는 부식저항을 증가시킨다고 보고하고 있으며 이때 Fe의 첨가에 의한 효과는 없고 강한 Al 산화막을 표면에 형성하여 부식속도를 감소시킨다고 하였다.

Bailey<sup>8)</sup>에 의하면 Cu-Ni 합금에서 0.7~2% Fe 첨가는 충돌부식저항을 많이 향상시켰고 Fe가 고용체로 있을 때는 Fe의 양이 증가함에 따라 부식 저항도 증가하나 Fe를 어느 이상 첨가했을 때는 2차상이 나타나서 오히려 부식저항을 떨어뜨린다는 보고를 하고 있다.

최근 일본에서는 오염수에 적합한 재료의 개발이 이루어지고 있는데 8% Sn, 1% Al, 0.1% Si가 구리에 첨가된 합금이 Al 황동보다 부식에 더 강하다. 이 합금은 H<sub>2</sub>S의 존재하에서도 표면에 흰 안정한 SnO<sub>2</sub>를 형성하나 Al 황동은 부식되기 쉽고 깨진부분에 pitting을 쉽게 일으키는 다공질의 검은 Cu<sub>2</sub>S 층을 만든다<sup>9)</sup>.

여러조건에 따른 재료의 선택을 Eichhorn<sup>10)</sup>가 정리하였는데 그에 의하면 냉각수에 함유된 용해물질이 0.1%인 경우는  $\alpha$  황동이나 admiralty 황동이 사용되어지고 유속 1.4m/sec 이상의 해수에서는 Al 황동이나 Cu-Ni 합금이 사용되고 있으며 심하게 오염된 해수에서는 Cu-Ni 합금에 1~2% Fe가 첨가된 것이 좋다고 말하고 있다. 일반적인 부식조건에서는  $\alpha$  황동에 1.7% Al, 0.05% As, 2.5% Pb, 0.8% Sn 합금원소가 함유된 합금이 탈아연 부식에 매우 효과적이라는 것이 밝혀졌다<sup>11)</sup>.

위의 두 해수부식과 충돌부식에 부식저항이 큰 Al 황동과 Cu-Ni 합금이 있어서 0.1% 이하의 As 첨가는  $\alpha$  황동 고용체에서 탈아연에 효과적이다. 0.1% 이상이 되면은 입계간의 부식을 유발시킨다고 R. S. Bem<sup>12)</sup>은 말하고 있다. R. S. Bem과 C. W. Lynes<sup>13)</sup>는 P와 Sb도 일반적인 탈아연 부식방지제로 쓸수 있으나 0.02% 이상 P의 첨가는 입계간 부식을 심하게 일으키므로 부식방지용 첨가원소로 사용되어 지지 않는다고 하였다.

Cu-Ni 합금은 hot spot 부식이 심하고 열운반 능력이 Al 황동의 2/7밖에 안되고 값이 비싸기는 하나 충돌부식에는 강하므로 특수 발전소의 응축관, 군함, 항공모함, 잠수함의 응축관과 같이 장시간 사용을 필요로 하는 곳에 주로 쓰이고 상선, 일반 발전소, 일반 증기기관의 응축관으로는 퇴적부식(deposit attack)이나 오염수의 부식에도 불구하고 경제적인 Al 황동에 소량의 As와 Ni을 첨가시켜 냉각수의 응축관으로 사용되어지고 있다<sup>1,3)</sup>.

본 연구에서는 Al 황동에 As와 Ni을 첨가시켜 인공 해수와 CuCl<sub>2</sub> 용액에서 탈아연 부식에 대한 용액온도의 영향과 용액에 함유된 산소의 양의 변화가 부식속도에 미치는 영향등을 검토하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 시편준비

여러가지 원소가 해수부식에 미치는 영향을 알기 위하여 국산  $\alpha$  황동에 Al, Al-As, Al-Ni 그리고 Al-As-Ni의 합금원소를 첨가하여 부식시편을 만들었다.

이때 사용된 합금원소 Ni은 Canada의 Inco사 제품(순도 99.97%)이며 금속 As은 일본 석진사 제품(순도 99.99%)이었고 Al은 일본의 평야청자위문사 제품(순도 99.99%)이었다.

Al 황동합금의 용해는 한국과학기술연구소(KIST)의 AJAX-MAGMAFLUX 고주파 용해로를 사용하여 용해하였고 5lb 용량의 주철주형을 사용하여 주조하였다. 용해는 일본제품 알루미늄이나 도가니(순도 97%)를 사용하였고 Zn 원소의 증발을 막기위해 먼저 도가니에 황동을 넣고 그위에 Cu를 넣은 후 이것을 고주파 용해로에서 용해한 다음 용탕의 온도를 서서히 Al 용융 온도까지 내려 Al을 고온 장입하였다. Al을 장입한 후 탈비산제인 borax를 위에서 뿌려 주었다. 약 5분간 용해한 후 300°C로 미리 예열된 높이 13cm와 지름이 4cm인 원주형 주철주형에 부어 Al 황동합금을 주조하였다. 전체 용해에 소요된 시간은 약 20분-40분이었다. Ni과 As이 첨가된 합금도 같은 방법으로 주조

하였으며 특히 As 이 들어간 합금 주조시에는 As 의 승화점이 613°C 로 낮기 때문에 As 를 구리박판에 쓴 다음 Al 까지 다 녹인후 최후로 도가니에 집어 넣었다.

제조된 각 황동 합금의 성분분석을 한국과학기술연구소(KIST) 분석실에 의뢰하여 습식분석을 하였으며 그 결과를 Table 1 에 수록하였다.

Table 1. Chemical composition of casted alloys

Element(wt. %)	Al	Zn	Ni	As	Cu
Sample					
Al Brass	2.10	18.3	—	—	Bal.
Al-Ni Brass	2.28	18.2	0.52	—	Bal.
Al-As Brass	2.26	18.3	—	0.042	Bal.
Al-As-Ni Brass	2.37	18.4	0.15	0.045	Bal.

각기 주조된 주괴를 794°C 에서 3 시간 균질화처리를 한 후 주괴의 표면을 흠집이 없도록 선반으로 잘 다듬은 후 부평소재 풍산금속주식회사에서 각 시편의 두께를 열간압연으로 7 mm 까지 줄이고 다시 냉간압연으로 2 mm 까지 줄였다. 그후 550°C 에서 6 시간 소둔처리를 하였고 이때 생긴 산화막을 산세처리로 제거하였다. 이렇게 하여 얻은 각 시료판의 일부는 A. S. T. M. E8-69에 준하여 rectangular tension test specimen (subsize)를 만들었다.

2.2 부식용액

인공해수부식용액은 미국 해군에서 강철관의 부식실험에 사용하는 용액으로 염소도가 19.00%인 Naval Aircraft Factory Process Specification PS-1 (Navy Department Specification 44T276)에 맞게 만들어서 사용하였다.

인공해수용액 제조는 먼저 KCl 10 g, KBr 45 g, Mg Cl<sub>2</sub> 550 g 그리고 CaCl<sub>2</sub> 110 g 이 포함된 용액 1 l 의 stock 용액을 만든후 이 stock 용액 20ml 에 NaCl 23 g, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>·10H<sub>2</sub>O 8 g 을 섞고 여기에 증류수를 첨가하여 1 l 의 인공해수부식용액을 만들었다.

부식을 촉진시키고 부식기구를 알기위한 시도로써 CuCl<sub>2</sub> 부식용액을 사용했으며 이는 황동 합금의 탈아연 부식실험에 매우 효과적인 용액으로서 1 l 의 증류수에 순도가 97%인 일본 도구약품주식회사 제품인 10 g 의 CuCl<sub>2</sub> 를 용해한 용액을 부식용액으로 하였다.

2.3 실험장치

부식실험은 항온 수조안에 부식욕조를 넣고 실험하였으며 항온수조의 온도 조절은 Robertshaw 온도조절기와 3 KW 용량의 수증히이터로 하였으며 온도범위가 20°C~120°C 로 조절할 수 있었다. 또 항온수조내의 온

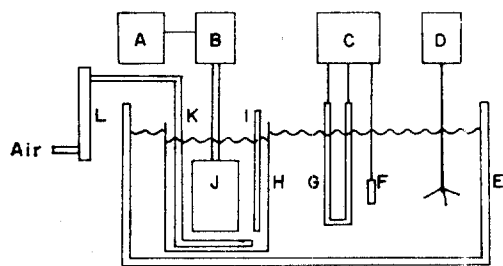


Fig. 1 Schematic diagram of experimental system. (A) motor speed controller, (B) D. C. motor, (C) thermostat, (D) stirrer, (E) water bath, (F) thermocouple, (G) immersion heater, (H) corrosion bath, (I) thermometer, (J) specimen holder, (K) air tube, (L) flow meter

도를 휘젓는 장치를 사용하여 온도분포를 일정하게 유지하였다. 부식욕조안에 PVC 판으로 시편걸이를 만들고 이것을 직류 전기모터에 연결시켜 일정한 속도로 서서히 회전시키므로 항상 새로운 부식용액이 시편에 접촉되도록 하였다. 또한 부식욕조의 부식용액내의 산소 함량을 변화시키기 위하여 1.1 SCFH (standard cubic feet per hour)의 유속으로 공기를 불어 넣을 수 있게 장치하였다. 개괄적인 실험장치는 Fig. 1 에 나타내었다.

2.4 실험

2.4.1 부식실험

일정한 크기의 시편의 표면을 잘 닦고 연마지 800번으로 연마한 후 66°C 로 유지된 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용액에 2 분간 담가 놓았다가 물로 산을 제거한 뒤 아세톤으로 씻고 또 물로 씻어 공기중에서 건조시켰다. 그런다음 정확한 표면적을 측정하였고 Mettler Model H-31AR 으로 무게를 측정하였다. 이렇게 마련된 시편을 준비된 인공해수부식용액에 넣어 각각 20°C, 40°C, 67°C 에서 120시간 부식실험을 하였다. 이때의 용액은 정지상태로 공기도 공급하지 않은 상태였으며 실험중 증발에 따른 용액농도 변화를 막기위해 비닐로 부식욕조를 덮었다.

실험후 시편을 상온에서 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 용액에 담근후 초음파로 2분간 처리하여 물로 씻고 공기중에서 말린 뒤 무게의 변화를 측정하고 부식으로 인한 무게감량을 A. S. T. M. Standard G1-72에 나타나 있는 방법에 따라 부식속도로 환산하였다. 이와 병행하여 부식용액내의 산소량이 부식에 미치는 영향을 검토하기 위해 시편을 위와같이 처리한 후 20°C, 40°C, 60°C의 온도에서 부

식용액내에서 시편이 회전되도록 하고 공기를 용액속으로 흘러가게 하면서 120시간 동안 부식실험을 하였다. 또한  $CuCl_2$  부식용액을 사용한 실험에서는  $63^\circ C$ 에서 각 시편을 10시간, 20시간, 30시간 그리고 50시간 부식을 시킨후 용액에서 꺼내어 무게감량을 측정된 후 위와 같은 방법으로 부식속도를 계산 비교하였다. 이때의 용액은 휘저지도 않았으며 공기도 공급하지 않았다.  $CuCl_2$  용액에서의 부식시편의 실험전 처리는 해수 부식 시편과 동일한 전처리를 하였으며 실험후 처리는 시편을 상온 1N HCl 용액 속에 넣고 초음파 세척기에서 3분간 세척하였다.

2.4.2 미세조직검사 및 인장시험

부식으로 인한 시편의 조직변화를 관찰하기 위해 부식시편의 단면을 호마이카로 mounting 한 후 연마지 (#100~:1200)로 조연마하고 다시 이 시편을  $1\mu m$ ,  $0.3\mu m$  입자크기의 알루미나 분말을 사용하여 잘 연마한 후, 50%  $HNO_3$  용액으로 40초간 etching 하여 Zeiss 1M35 광학현미경으로 미세조직을 관찰한 후 사진을 찍었다. 부식에 의한 인장강도의 변화를 알아보기 위해 해수에서 부식시킨 rectangular tension test 시편을 상온에서 인장하였다. 인장시험은 Instron 에서 10 ton의 load cell 을 사용하여 5 mm/min 의 cross head speed 로 인장하였다.

2.4.3 X-선에 의한 회절각 조사

황동합금의 부식현상의 하나인 탈아연 현상을 알기 위하여 순수한 구리 및 부식전의  $\alpha$  황동 그리고 부식된  $\alpha$  황동시편을 X-선 기계의 diffractometer(Mo target :  $\lambda=0.7107\text{\AA}$ )를 사용하여 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 합금원소와 온도의 영향

여러가지 황동합금 시편을 정체상태의 인공해수용액의 온도가 각각  $20^\circ C$ ,  $40^\circ C$  그리고  $67^\circ C$  인 경우 120시간 동안 부식실험을 한 결과를 Fig. 2에 수록하였다.

전체적으로 볼 때 Al 황동이나 다른 합금원소를 첨가한 황동은 거의 육안으로 보아 현저한 변화를 관찰할 수 없으나  $\alpha$  황동은 탈아연부식으로 말미암아 붉고 검은색으로 변화되어 있음을 볼 수 있었다.

Fig. 2에서 보듯이 부식용액의 온도가 높아짐에 따라 120시간 동안 부식된 황동합금의 부식속도는 0.25 mpy에서 1.25mpy로 거의 직선적으로 증가하는 것을 볼 수 있으며 부식용액에 공기를 불어 넣은 경우는 부식이 촉진되어 높은 부식속도를 보여주고 있다. 또한 각 첨가원소의 영향에 있어서는 Al 황동에 As 을 첨가한 경우는 Al 황동에 비해 부식속도가 현저히 줄고 있

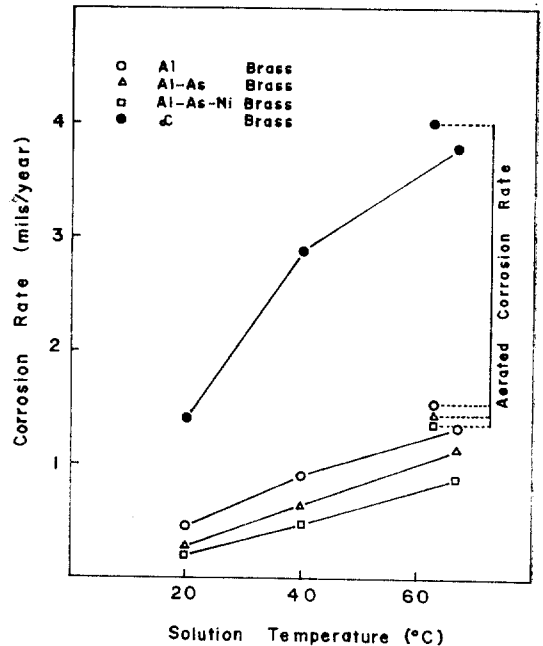


Fig. 2 Corrosion rate vs. synthetic sea water temperature (120 hours total immersion).

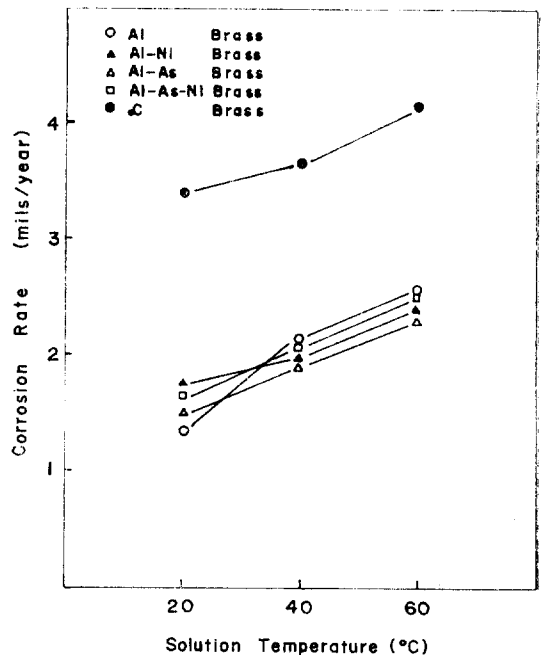


Fig. 3 Corrosion rate vs. synthetic sea water temperature (slightly stirred and saturated with air).

으며 특히 As 과 Ni 을 첨가한 황동은 한층 더 부식 속도를 감소시켜 주고 있음을 알 수 있다. 한편 합금원소가 없는  $\alpha$  황동 자체의 부식속도는 다른 합금에 비해 거의 2 배 내지 3 배의 높은 부식 속도를 나타내고 있다. 이렇게 As 이 첨가된 황동합금의 해수부식에 있어서의 부식속도 감소는 V. F. Lucey<sup>13)</sup>가 보고한 바와같이 첨가된 As 원소가 탈아연 현상을 저해하는 까닭이라고 믿어지는 동시에 Ni 의 첨가 역시 C. W. Lynes<sup>14)</sup>가 보고한 바와같이 황동의 부식현상에 있어서 As 과 같은 영향을 주어 탈아연을 지연시키는 효과를 준다고 생각할 수 있다. 또한 인공해수부식용액에 공기를 불어 넣은 경우는 공기를 불어 넣지 않았을 때에 비해 부식속도의 증가를 나타내고 있으며 이에대한 구체적인 원인 규명을 할수 없었으나 이는 산소함량의 변화로 인하여  $O_2/OH^-//Me/Me^+$ 의 산소전극 반응을 유발시켜 부식이 촉진되었다고 믿어진다.

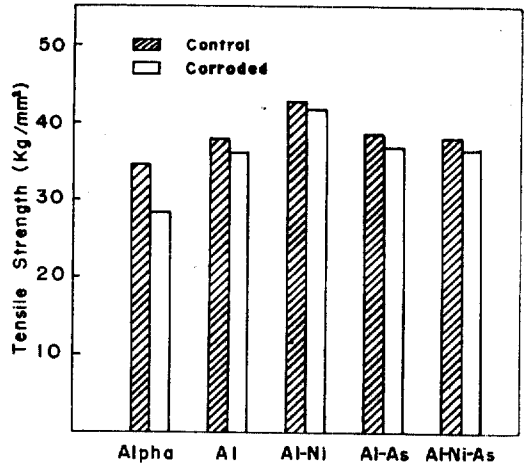


Fig. 4 Tensile strength of control and corroded samples in 40°C synthetic sea water.

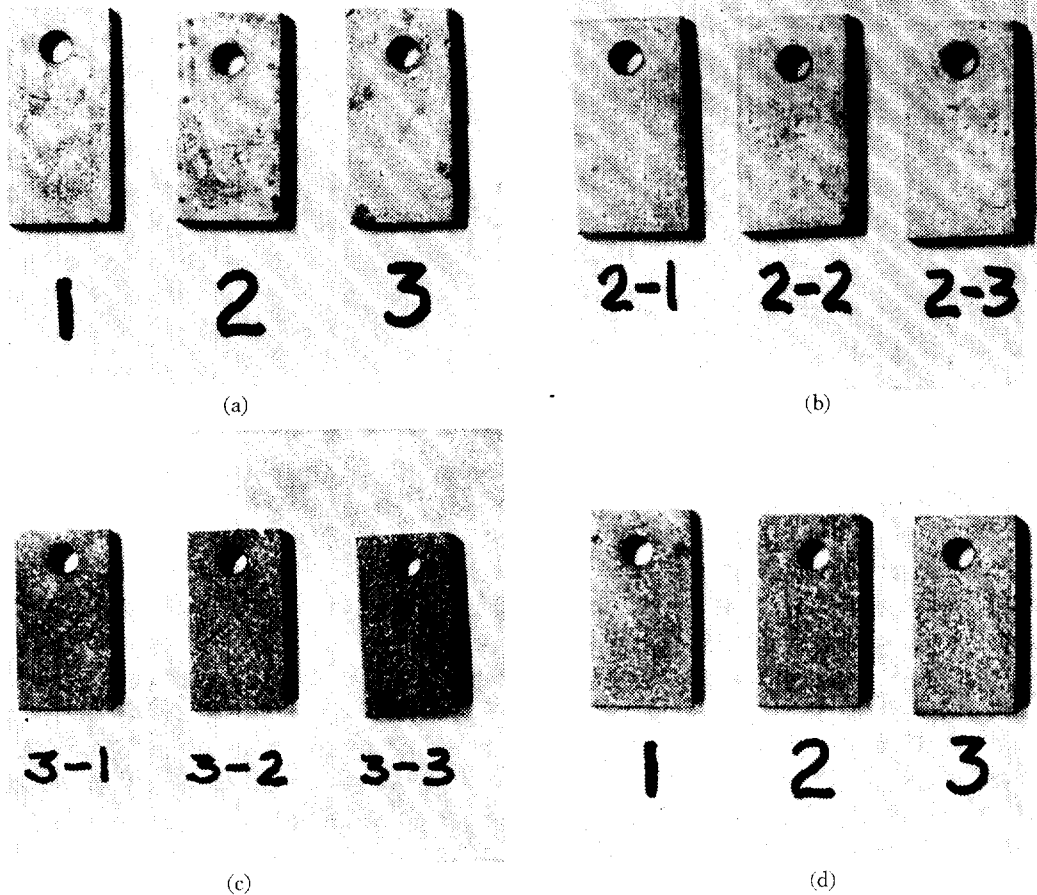


Fig. 5 Macroviews of corrosion test pieces (XI.6)  
 (a) Al-brass, (b) Al-Ni brass, (c) Al-As brass, (d) Al-Ni-As brass.

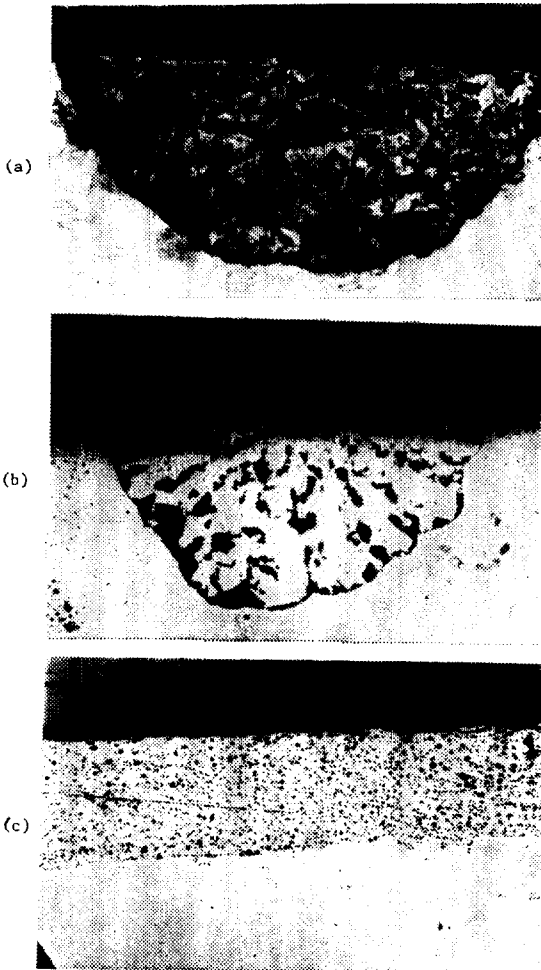


Fig. 6 Microstructures of corrosion test pieces (X80)  
(a) Al-brass, (b) Al-Ni brass, (c)  $\alpha$ -brass

Fig. 3는 시편을 일정한 속도로 서서히 회전시키므로 항상 새로운 부식용액이 시편에 접촉되도록 하고 용액속에 공기를 불어 넣으면서 인공해수의 온도가 각각 20°C, 40°C 그리고 60°C인 경우에 120시간 부식실험한 결과를 나타낸 것이다. Fig. 3에서 보면 부식속도는 대체로 Fig. 2에 나타난 결과보다  $\alpha$  황동을 제외하고는 현저히 증가되고 있으며  $\alpha$  황동은 상온에서의 부식속도가 매우 큰 반면 온도의 영향은 Fig. 2에 비해 그리 크지 않다. 또한 각 첨가원소의 영향에 있어서는 역시 Fig. 2에서와 같이 As 원소를 첨가한 시편 및 As과 Ni을 동시에 첨가한 시편의 부식속도는 작고  $\alpha$  황동자체의 부식은 매우 큰 부식속도를 보여주고 있다. 이러한 전반적인 부식속도의 증가는 정체상태의 경우는(Fig. 2) 초기에는 부식이 일어나나 점차로 분극현상을 일으켜 부식이 감소되는 반면 시편을 회전시

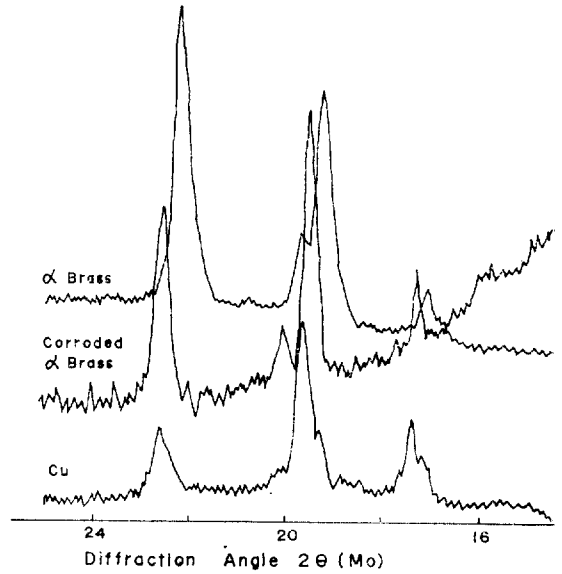


Fig. 7 X-ray diffraction patterns of uncorroded  $\alpha$ -brass, Cu and corroded  $\alpha$ -brass samples.

켜 주므로 이러한 분극현상을 제거해주고 동시에 산소의 공급도 원활히 해주는 결과가 되므로 계속적인 부식을 유발하는 결과라고 볼 수 있다. 또한 Fig. 2에서 보면 탈아연현상이 현저한  $\alpha$  황동의 경우 실온에서는 부식 속도가 작았으나 온도가 높은 경우의 급격한 부식속도의 증가는 온도증가로 인한 부식전류의 증가가 부식을 촉진시켰다고 생각된다.

해수부식이 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하기 위해 40°C에서 인공해수용액에 1.1SCFH의 공기를 불어 넣고 시편절이에 연결된 전기모터를 돌려 시편과 용액사이의 상대속도가 3.45m/min이 되도록 하여 인장 시편을 인공해수 속에 200시간 부식실험한 후 용액에서 꺼내어 잘 세척하고 건조시킨 후 Instron으로 인장강도를 측정한 결과를 Fig. 4에 도시하였다. 각 합금에 있어서 인장강도는 부식으로 말미암아 3~15%의 감소를 보여 주고 있다. 첨가원소의 영향에서는 Al과 Ni을 첨가한 시편이 가장 낮은 비율로 강도의 감소를 보여주며  $\alpha$  황동자체는 큰 감소를 보여주고 있다. As을 첨가한 Al 황동은 인장강도에서 부식속도에서와 같은 효과는 나타나지 않고 있다.

해수보다 더 심한 부식을 유발하는  $CuCl_2$  부식용액을 사용하여 정지상태하 63°C에서 각각의 합금시편들을 10, 20, 30 그리고 50시간 부식실험을 한 후 부식시편의 표면을 관찰하였으며 Fig. 5는 이들 시편들의 부식

표면 양상을 나타낸 사진으로 왼편의 시편이 10시간 부식시킨 것이고 중간시편이 20시간 또한 우편의 시편은 30시간 부식된 시편의 모양들이다. Fig. 5-a와 b는 각각 Al 황동과 Al+Ni 황동 시편으로 회색으로 보이는 부분이 탈아연된 부분이다. 특히 Al 황동에서는 pitting 형의 탈아연 부식을 볼 수 있다. 이들과는 달리 As 원소가 첨가된 시편은(Fig. 5-c와 d) 균일한 부식 현상을 보여주며 심한 pitting이나 탈아연의 흔적도 없을 뿐더러 시간에 대한 차이도 볼 수 없다. 또한 이들 시편 단면의 미세조직관찰에서 보이면 Al 황동의 경우는 0.5mm 길이의 부분부식 (Fig. 6-a) 현상을 볼 수 있고 그 내부에는 탈아연으로 인한 sponge 형태를 볼 수 있다. 이런 현상은 규모는 작으나 Al+Ni 황동에서도 볼 수 있었으며 (Fig. 6-b) As을 첨가한 시편에서는 거의 위에서와 같은 탈아연 현상을 관찰할 수 없는 반면  $\alpha$  황동에서는 상당한 양의 탈아연부식이 층을 이루고 있으며(Fig. 6-c) 간혹 pitting 형의 부식을 볼 수 있었다.

Heidersbach<sup>15)</sup>나 Stillwell<sup>16)</sup>등이 논한 바와같이 탈아연부식에 따라 시편 표면층에는 Zn의 함량이 줄어들기 때문에 X-선 회절 pattern에서 부식표면의 회절각  $2\theta$ 는 격자상수 감소로  $\alpha$  황동의  $2\theta$  값보다 커지게 된다. 이러한 탈아연으로 인한 부식시편의 격자상수의 변화를 알기 위해 순수 Cu와  $\alpha$  황동, 그리고 CuCl<sub>2</sub> 용액에서 10시간 부식시킨  $\alpha$  황동 시편 표면의 X-선 회절분석을 하여 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 여기서 보면  $\alpha$  황동 부식시편의  $2\theta$  값은 순수 Cu와  $\alpha$  황동이 만드는  $2\theta$  값 사이에 존재함을 볼 수 있고 이는 Zn의 선택적 부식으로 인한 격자상수 감소에 따라 부식시편의 회절각이  $\alpha$  황동에서 순수 Cu 쪽으로 이동되는 것이라고 생각된다. 이렇게  $\alpha$  황동은 CuCl<sub>2</sub> 용액에서 주로 탈아연으로 인한 부식이 일어난다고 믿어진다.

#### 4. 결 론

1. Aluminum 황동의 해수부식은  $\alpha$  황동에 비해 현저한 감소를 가져오고 있으며 이 함급에 소량의 arsenic 원소첨가는 해수부식을 더욱 억제 해주고 있음을 알 수 있었다.
2. 대체로 부식용액의 온도영향은 높은 온도일 수록 부식이 거의 직선적으로 촉진되고 있음을 볼 수 있었다.
3. 해수부식으로 말미암아  $\alpha$  황동은 거의 15%의 인장강도의 감소를 가져왔으며 Al 황동, Al-Ni 황동 및 Al-As 황동 등은 3~4%의 인장강도의 감소를 보여주고 있다.

4. CuCl<sub>2</sub> 부식용액에서는  $\alpha$  황동은 전체적인 부식현상으로 부식층을 만들어 주고 있으며 Al 황동은 부분부식의 탈아연 현상을 보여주고 있다.
5. X-선 회절각 분석으로  $\alpha$  황동이 CuCl<sub>2</sub> 용액에서 부식될 때 아연 원소가 이탈되어 회절각이 증가됨을 알 수 있었다.

\*본 연구는 1979년도 산학재단 연구비에 의해서 수행된 것으로 이에 사의를 표하는 바입니다.

#### 참 고 문 헌

1. U. R. Evans, "The Corrosion and Oxidation of Metals", 1st ed, p.471, Edward Arnold Ltd., London, Britain, 1960.  
U. R. Evans, "The Corrosion and Oxidation of Metals", 1st ed, p. 237, Edward Arnold Ltd., London, Britain, 1976
2. "Tubes and Plates for Condensers and Heat Exchangers", Kobe Steel Ltd., Al & Cu Division, Japan
3. F. L. Laque, "Marine Corrosion Causes and Prevention", 1st ed, p.264, John Wiley & Sons, New York, U. S. A., 1975
4. H. H. Uhlig, "Corrosion Handbook", 1st ed, p. 69, 545, 1015, 1111, John Wiley & Sons Inc., New York, U. S. A., 1948
5. J. F. Bates and J. M. Popplewell, *Corrosion-NACE*, **31**, 8, 269(1975)
6. P. T. Gilbert and W. North, *Trans. Inst. Mar. Eng.*, **84**, 520 (1972)
7. G. Fitzgerald-Lee, *Corrosion Technol.* **6**, 263(1959)
8. G. L. Bailey, *J. Inst. Met.*, **79**, 243 (1951)
9. S. Sato, *Amsterdam Cong.*, p. 795 (1969)
10. K. Eichborn, *Werkstoffe U. Korr.*, **21**, 553(1970)
11. E. Mattsson and L. Svensson, *Brit. Corr. J.*, **7**, 260 (1972)
12. R. S. Bem, *The Engineer*, **206**, 756 (1958)
13. V. F. Lucey, *Brit. Corr. J.*, **1**, 9, 53 (1965)
14. C. W. Lynes, *Proc. A. S. T. M.*, **41**, 859 (1941)
15. C. W. Stillwell and Turnipseed, *Industr. Engng. Chem.*, **26**, 740 (1934)
16. R. H. Heidersbach Jr. and E. D. Verink Jr., *Corrosion-NACE*, **28**, 11, 397 (1972)