



船舶用 알루미늄 합금材의 腐蝕疲勞龜裂 進展特性과 그 抑制에 관한 研究*

林祐助 · 金秀柄** · 李鎭烈***

(부산수산대학, ** 대한조선공사, *** 한국해양대학)

(1989년 5월 10일 접수)

Corrosion Fatigue Cracking Propagation Characteristics and its Protection for the Al-Alloys of Shipbuilding

Uh-Joh LIM, Soo-Byung KIM** and Jin-Yel LEE***

National Fisheries University of Pusan,** Korea Shipbuilding and
Engineering Corporation,*** Korea Maritime University

(Received May 10, 1989)

Recently, with the tendency of more lightening, high-strength and high-speed in the marine industries such as marine structures, ships and chemical plants, the use of the Aluminium Alloy is rapidly enlarged and there occurs much interest in the study of corrosion fatigue crack characteristics.

In this paper, the initiation of surface crack and the propagation characteristics on the base metal and weld zone of 5086-H116 Aluminium Alloy Plate which is one of the Al-Mg serious alloy(A5000serious) used most when building the special vessels, were investigated by the plane bending corrosion fatigue under the environments of marine, air and applying cathodic protection.

The effects of various specific resistances on the initiation, propagation behavior of corrosion fatigue crack and corrosion fatigue life in the base metal and heat affected zone were examined and its corrosion sensitivity was quantitatively obtained.

The effects of corrosion on the crack depth in relation to the uniform surface crack length were also investigated.

Also, the structural, mechanical and electro-chemical characteristics of the metal at the weld zone were inspected to verify the reasons of crack propagation behavior in the corrosion fatigue fracture.

In addition, the effect of cathodic protection in the fracture surface of weld zone was examined fractographically by Scanning Electron Microscope(S.E.M.).

The main results obtained are as follows :

- (1) The initial corrosion fatigue crack sensitivity under specific resistance of $25\Omega \cdot \text{cm}\%$ shows 2.22 in the base metal and 1.96 in the HAZ, and the sensitivity decreases as specific resistance increases.
- (2) By removing reinforcement of weldment, the initiation and propagation of corrosion fatigue

- crack in the HAZ are delayed, and corrosion fatigue life increases.
- (3) As specific resistance decreases, the sensitivity difference of corrosion fatigue life in the base metal and HAZ is more susceptible than that of initial corrosion fatigue crack.
 - (4) Experimental constant, m (Paris' rule) in the marine environment is in the range of about 3.69 to 4.26, and as specific resistance increases, the magnitude of experimental constant, m also increases and the effect by corrosion decreases.
 - (5) Comparing surface crack length with crack depth, the crack depth toward the thickness of specimen in air is more deeply propagated than that in corrosion environment.
 - (6) The propagation particulars of corrosion fatigue crack for HAZ under initial stress intensity factor range of $\Delta k_{Ii} = 27.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ and stress ratio of $R=0$ shows the retardative phenomenon of crack propagation by the plastic deformation at crack tip.
 - (7) Number of stress cycles to corrosion fatigue crack initiation of the base metal and the welding heat affected zone are delayed by the cathodic protection under the natural sea water. The cathodic protection effect for corrosion fatigue crack initiation is eminent when the protection potential is -1100 mV(SCE) .
 - (8) When the protection potential $E = -1100 \text{ mV(SCE)}$, the corrosion fatigue crack propagation of welding heat affected zone is more rapid than that of the case without protection, because of the microfissure caused by welding heat cycle.

서 론

造船, 海洋의 重工業이 國際 競爭力에서 持續的으로 優位를 유지하기 위해서는 一般船舶의 建造 보다는 經濟的인 側面에서 收益성이 높은 特殊船舶 및 海洋 構造物의 建造가 바람직 하다. 특히 모든 工業의 발전과 더불어 機械 構造物등이 더욱 輕量化, 高強度化 및 高速化되고 있는 추세에 따라 船舶에 있어서도 輕量化에 의한 高速化 및 에너지 節約을 위해 輕量性인 高強度 알루미늄 合金材의 이용이 飛躍的으로 增大되고 있다^{1),2),3)}.

最近 國內 조선 업계에서는 特殊船舶, 즉 高速 艦艇 및 高速旅客船(空氣 浮揚船)등의 건조가 활발하다. 이들 特殊船舶의 건조에는 Al-Mg계 合金(A5000계)과 Al-Mg-Si계 合金(A6000계)이 주로 이용된다. 특히 Al-Mg계 合金중 A5086은 船舶에 적당한 強度와 耐蝕性, 熔接性 및 加工性이 양호하며, 현재 국내에서 건조되는 特殊船舶은 이 알루미늄 合金材로 건조되고 있다⁴⁾.

이러한 船舶들은 陸上에서 사용되는 대부분의 機械 構造物들과는 달리 腐蝕性 環境인 湖水, 沿近海 및 大洋에서 항해하게 된다. 그러므로 항상

腐蝕 劣環境에서 波浪 및 船體振動 등에 의한 反應力을 받게 됨에 따라서 腐蝕疲勞破壞에 의한 船舶의 海難事故를 초래하게 되며, 이와 같은 해 난사고는 귀중한 人命과 막대한 財産의 피해를 입히게 되므로, 船舶의 運航에 있어서 安定性은 대단히 중요하게 된다.

特殊 船舶의 海難事故를 미연에 방지하기 위해서는 船舶用 알루미늄 合金材의 材料強度에 미치는 海洋, 특히 腐蝕性 環境이 미치는 영향을 해명함과 더불어 環境強度 基準의 확립이 되어야 하고, 여러가지 防蝕法에 의한 腐蝕 및 腐蝕疲勞破壞를 抑制하여야 한다.

따라서, 本 研究에서는 特殊船舶의 建造에 많이 사용하는 Al-Mg계 合金材(A5000계)中 5086-H116 알루미늄 合金板材의 熔接部位를 海洋環境中, 空氣中 그리고 모든 防蝕法中에서 가장 확실하고 가장 경제적인 防蝕法으로 定評되고 있는 陰極防蝕하에서 平面굽힘 腐蝕疲勞試驗을 행하여, 表面龜裂의 發生 및 傳播特性을 觀察, 調査하고저 한다.

이 實驗을 통하여 母材와 熔接 熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂의 發生, 傳播舉動 및 腐蝕疲勞壽命에 대해 여러가지 比抵抗값이 미치는 影響을 究明하

고, 이때의 腐蝕疲勞 感受性を 定量的으로 究明 하고자 한다.

이러한 여러가지 比抵抗의 腐蝕環境에 있어서, 母材의 腐蝕疲勞龜裂傳播速度 da/dN 와 應力擴大 係數範圍, ΔK 값을 Paris' rule에 적용하여 電算 에 의한 環境常數를 구하고, 이 결과에 의해 腐蝕과 應力擴大係數範圍, ΔK 값이 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度에 미치는 影響과 海洋 環境중과 空氣중 에 있어서 一定한 表面 龜裂길이에 따른 龜裂길 이에 미치는 腐蝕의 影響을 考察하고자 한다.

또한 熔接部位에 있어서 金屬의 組織的, 機械的 및 電氣化學的인 特性을 조사하여 腐蝕疲勞龜裂의 發生 및 傳播舉動의 原因을 究明하고자 한다.

그리고 上述한 研究結果를 토대로하여 A5086 合金材料 熔接部位의 腐蝕疲勞破壞를 抑制하기 위한 陰極防蝕法中 外部電源法을 실시한 後 防蝕 電位에 따른 腐蝕疲勞龜裂 發生 및 傳播抑制特性 에 미치는 影響을 究明하고자 破斷面을 電子顯微 鏡으로 검토하고, 腐蝕疲勞荷重을 加하기전의 陰 極防蝕 적용시간에 따른 防蝕率을 定量的으로 구

하자 한다.

試驗片 및 實驗方法

1. 試驗片

本 實驗에 使用된 試驗材料는 두께 7.1mm인 5086-H116 알루미늄 合金板材로, 그 化學的 成分과 機械的 特性은 Table 1에 보인다.

이와같은 板材를 母材로 하여 이 판재위에 Al-Mg계(5000계) 알루미늄 합금재 MIG 熔接用 welding wire ER5356(AWS 規格, 直徑: 1.2mm)을 사용하였으며, welding wire의 化學的 成分 및 機械的 特性은 Table 1에 함께 표시되어 있다.

熔接條件은 Table 2와 같으며, 熔接은 母材原 板(1500×6000mm) 2장을 平面위에 맞대어 놓고 H-beam으로 板材를 拘束하여 tack welding한후 Table 2의 joint 形狀과 같이 U-groove를 形成 시키고, air grinder에 附着한 wire wheel brush 를 이용 熔接部를 청소하였다. 그리고 半自動 熔

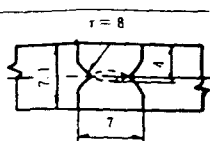
Table 1. Chemical composition and mechanical properties of used material

a) Chemical composition(wt%)									
Description	Mn	Cr	Cu	Mg	Si	Ti	Fe	Zn	Al
Base metal (A5086 H116)	0.48	0.11	0.047	4.07	0.19	0.022	0.375	0.07	Res
Welding wire (AWS ER5356)	0.20	0.20	0.10	5.50	0.25	0.20	0.40	0.10	Res

b) Mechanical properties			
Material	Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation ρ / ∂
Base metal	24.12	32.5	13.5
As-welded * 1	13.4	27.4	17

* 1. Minimum as-welded mechanical properties of gas shielded arc welds(Base metal x ER5356)

Table 2. Welding condition

Side	Electrode	Mix gas	Amp. (A)	Volt (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Joint configuration
Face	1.2φ AWS ER 5356	2kgf/cm ² (75Helium) +	160	28	70	17.2	
			190	30	60		
			200	32	50		
Back	(Mg Alloy)	25 Argon	200	32	50	7.7	

接機(model IK-72T에 MIG welding gun을附着)를 사용하여 1차에 back bead形成熔接, 2차 용입熔接 및 3차 마무리熔接한 다음 판재의 반대면에 다시 U-groove를 형성시키고 cleaning한 후 마무리熔接하였다.

시험편은 상술한 板材로 부터 그 길이 方向이 壓延方向과 동일하도록 취하여 제작하였다.

시험편 및 노치(notch)의 形狀은 Fig.1과 같으며, 여기서 母材 및 熔接 熱影響部에 각각 노치의 위치가 오도록 하여 각각 별개의 시험편으로 제작하였다.

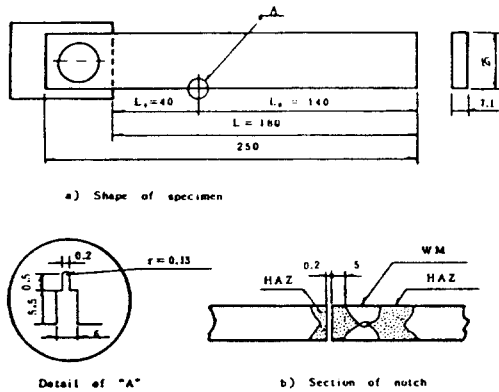


Fig.1. Specimen dimensions and notch position for corrosion fatigue test(mm).

熔接 熱影響部는 Table 2와 같은 熔接條件으로 熔接한 Fig.2와 같은 관계로 부터 절취하였으며, 補强部(reinforcement)높이에 의한 壓力集中이 腐蝕疲勞龜裂에 미치는 影響을 조사하기 위한

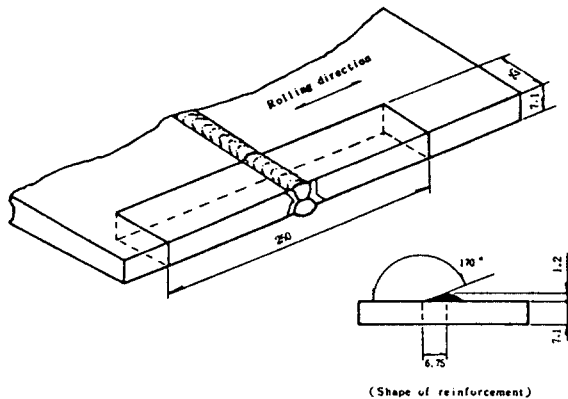


Fig.2. Welding plate configuration and extraction of specimen(mm).

實驗 이외에는 熔接한 후 補强部를 모두 삭제하였다.

이때 시험편의 노치 先端에 있어서 應力擴大係數範圍(stress intensity factor range), ΔK 값은 Kawahara 등이 제시한 다음 式으로 計算하였다¹³⁾.

$$\Delta K = 1/2 \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad \dots (1)$$

여기서 $\Delta \sigma$: 굽힘 應力振幅(kgf/mm²)

$$\Delta \sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

a : 龜裂길이(mm)

疲勞試驗에서 굽힘應力(bending stress)은 다음과 같이 구하였다.

굽힘 變形量 $\sigma = PL^3/3EI$ 에서

荷重 $P = 3EI \delta / L^3$ 이므로

굽힘 應力 $\sigma = M/Z = P(L-L_1)/Z$

$$= 3EI \delta (L-L_1) / ZL^3$$

$$= 1.5E \delta t (L-L_1) / L^3 \quad \dots (2)$$

여기서 E=영 係數(kgf/mm²)

I=斷面 2차모멘트(bt³/12)

L=시험편 固定部에서 應力部까지의 距離(mm)

L₁=시험편 固定部에서 노치까지의 距離(mm)

t=시험편 두께(mm)

Z=斷面係數(bt²/6)

δ =굽힘 變形量(mm)

b=시험편 幅(mm)

한편 시험편 表面은 사포 2000번까지 磨研한 후 아세톤으로 脫脂하고, 시험편 表面의 電氣化學的인 影響을 제거하기 위하여 노치先端을 제외한 시험편 全表面을 투명한 에폭시 樹脂로 被覆하여 絶緣시켰다.

2. 實驗裝置

本 實驗에 사용한 偏心輪式 定變位 平面 굽힘 疲勞 試驗機의 全體 系統圖는 Fig.3과 같다.

Fig.3의 腐蝕疲勞 試驗機는 자작한 것으로, 板狀 試驗片의 一端은 덮개로 덮어 볼트로 固定하고 自由端은 偏心輪의 回轉에 의하여 平面 굽힘 反復荷重을 받게 하였으며, 시험편은 동시에 5개까지 裝置할 수 있도록 하였다.

그리고 Fig.1에 나타난 固定端과 荷重點과의 길이(L), 固定端과 노치와의 길이(L₁) 및 Fig.3

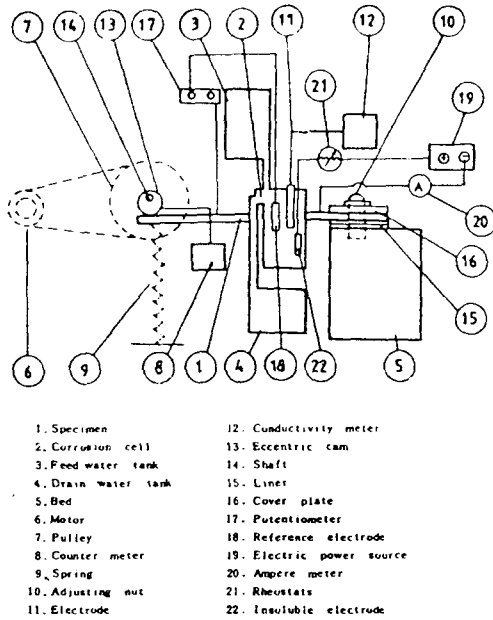


Fig.3. Schematic diagram of test apparatus.

에 보인 荷重點에서 偏心輪의 偏心量을 變化시킴으로서 反復應力을 미세하게 調節할 수 있도록 하였다.

平面 굽힘 反復應力은 motor에 의해 구동되는 偏心輪에 의해 받으며, 反復回數는 pulley축에 연결되어 있는 counter meter로 測定하였다.

本 實驗에 사용한 反復應力의 各 形態는 片振 反復應力으로서 應力比 $R=0$ (Fig.4참조), $R=0.42$ (Fig.18참조)이며, 反復荷重의 速度는 모두 $300 \text{ rpm} (f=5\text{Hz})$ 으로 하였다. 이때 荷重反復의 回轉數 測定에는 펄스(pulse)식 센사(sensor)와

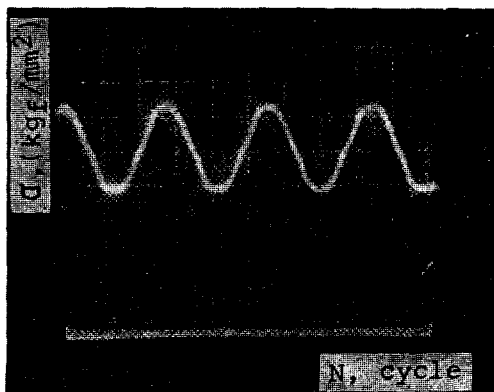


Fig.4. Stress wave form (stress ratio, $R=0$).

電子積算回轉計(digital integration counter)를 이용하였다.

3. 實驗方法

腐蝕環境槽는 플라스틱으로 제작하였으며, 腐蝕雰圍氣는 天然海水에 淸明한 水道水를 소량씩 混合하여 그 比抵抗값이 25, 200, 1000 및 5000 $\Omega \cdot \text{cm}$ 되게 하여 각각 측정하였고, 實驗中の 腐蝕溶液은 室內溫度로 유지하였다.

또한 腐蝕環境槽內的 腐蝕溶液은 Cl^- 이온의 濃度 및 傳導度의 變化를 防止하기 위하여 시간당 4l의 量으로 계속하여 순환시켰으며, 腐蝕生成物에 의한 電氣化學的인 影響을 제거하기 위하여 絶緣性 필터를 사용하여 腐蝕疲勞試驗을 행하였다.

陰極防蝕은 外部電源法을 적용하고, 定電壓裝置 (12V, D.C. 1A) 및 Pb-Ag 不用性陽極을 이용하여 Fig.3과 같이 配線하였다. 그리고 防蝕電位는 가변저항기로 저항을 변화시켜가면서 조절하였다. 여기서 防蝕은 陰極分極 적용시간에 따른 腐蝕疲勞龜裂發生 抑制特性을 조사하기 위한 것을 제외하고는 腐蝕疲勞荷重을 가하기 前 10시간 이상 陰極分極 및 陽極分極을 실시하였다.

龜裂成長길이는 일정한 反復荷重을 가한후 20배의 顯微鏡으로 初期龜裂發生 ($a=0.4\text{mm}$)를 初期龜裂發生으로 정하고, 이하 初期龜裂發生(이하 함)부터 破斷까지 연속적으로 측정하였다.

結果 및 考察

1. 腐蝕疲勞龜裂 傳播特性에 미치는 環境의 影響

1-1. 熔接部의 腐蝕疲勞龜裂 發生에 미치는 比抵抗의 影響

Fig.15는 海洋環境중에서 母材(BM) 및 熔接熱影響部(HAZ)의 腐蝕疲勞龜裂 發生에 미치는 比抵抗의 影響을 조사하기 위하여 初期 應力擴大係數範圍 값을 $\Delta K_{Ii}=27.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ 으로 一定하게 부하했을 때, 比抵抗 값 25, 200, 1000 및 5000 $\Omega \cdot \text{cm}$ 중과 空氣중에서 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生 ($a=0.4\text{mm}$)까지의 應力反復回數를 보인 것이다.

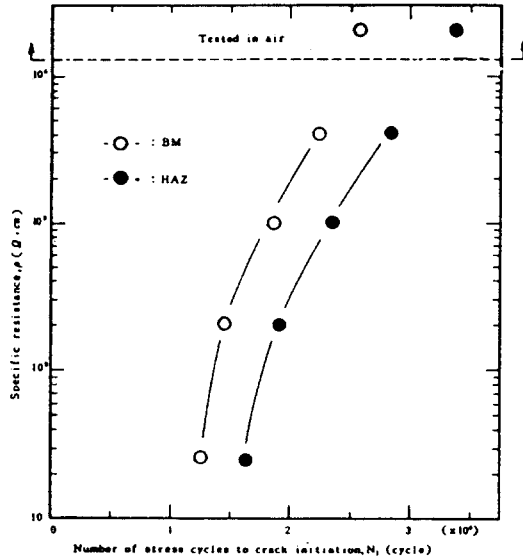


Fig. 5. Specific resistance versus number of stress cycles to crack initiation at $K_{Ii}=27.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ (Initial crack length=0.4mm).

이에 의하면, 여러가지 比抵抗의 環境중에서 보다 空氣중에서, 母材와 熔接 熱影響部の 初期 腐蝕疲勞龜裂이 發生되기까지의 應力反復回數는 遲延되었으며, 比抵抗이 감소할수록 初期龜裂 發生까지의 應力反復回數는 母材와 熔接 熱影響部에 있어서 감소하는 傾向을 보이고 있다.

Fig. 6은 이상과 같은 傾向을 좀더 定量的으로 검토하기 위하여, 空氣중에서 初期 疲勞龜裂 發生까지의 應力反復回數와 여러가지 比抵抗인 環境중에서 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生까지의 應力反復回數에 대한 比를 計算하여 比較함으로써, 여러가지 比抵抗에서 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生의 感受性を 평가하여 보인 것이다.

이 결과에 의하면, 母材와 熔接 熱影響部에 있어서 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受性は 比抵抗 값이 가장 낮은 $25 \Omega \cdot \text{cm}$ 중에서는 약 2.22와 1.97이고, 比抵抗 값이 가장 큰 $5000 \Omega \cdot \text{cm}$ 에서는 약 1.19와 1.18로써, 比抵抗 값이 증가할수록 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受性は 遲延되는 樣相을 나타내고 있으며, 그리고 比抵抗 값이 낮을수록 母材의 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受성이 熔接 熱影響部の 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受性보다 높게 나타나고, 그들의 感受性 差는 比抵抗 값 $25 \Omega \cdot \text{cm}$ 중에서 약 0.25, 比抵抗 값 $5000 \Omega \cdot \text{cm}$ 중에서 약 0.012로

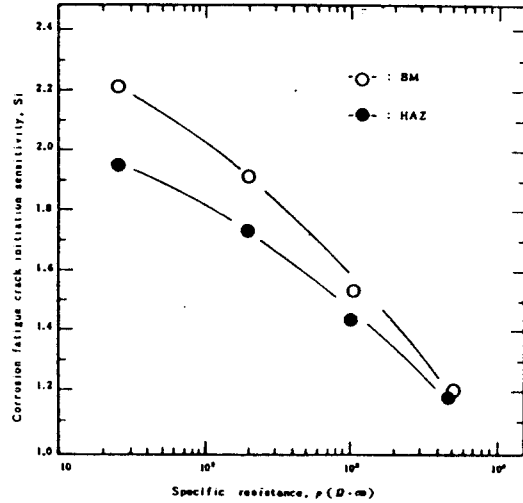


Fig. 6. Corrosion fatigue crack initiation sensitivity versus specific resistance at $K_{Ii}=27.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$.

나타났다. 이는 比抵抗 값이 작을수록 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受性 差가 크지고, 比抵抗 값이 커질수록 그 感受性 差가 작아짐을 알 수 있다.

1-2. 熔接部の 腐蝕疲勞龜裂 傳播舉動에 미치는 比抵抗의 影響

Fig. 7과 8은 空氣중과 腐蝕環境중인 比抵抗 값

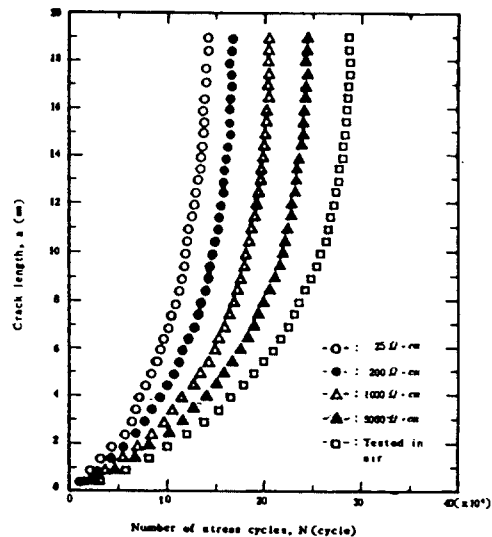


Fig. 7. Fatigue crack length versus number of stress cycles in air and in various specific resistance for base metal.



의 變化에 따른 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播舉動을 考察하기 위하여, 龜裂成長길이 a 와 應力反復數 N 과의 關係를 보인 것이다.

Fig.7의 結果에 의하면, 母材는 比抵抗 값 $25 \Omega \cdot cm$ 중에서 腐蝕疲勞龜裂이 가장 빠르게 성장되고, 比抵抗 값이 증가할수록 腐蝕疲勞龜裂 傳播가 遲延되는 樣相을 보이고 있으며, 空氣중에서 疲勞龜裂 傳播는 가장 遲延되었다.

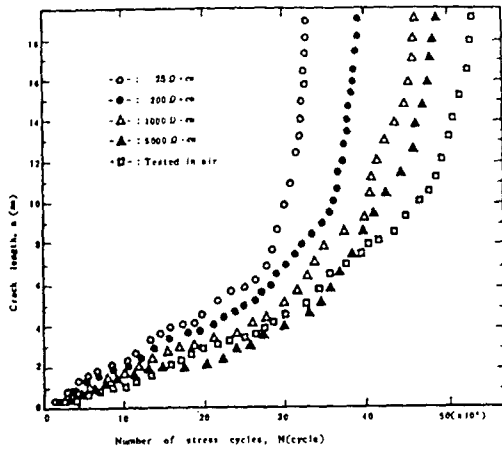


Fig.8. Crack length versus number of stress cycles for HAZ in air and various specific resistance.

Fig.8의 結果에 의하면, 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播樣相은 母材의 龜裂 傳播樣相과 거의 같은 比抵抗 값의 影響을 받고 있으나, 龜裂成長길이에 대한 應力反復數는 母材에 비해 熔接 熱影響部가 현저히 遲延되고 있다. 그러나 Cl^- 이온이 거의 함유되지 않은 比抵抗 값 $5000 \Omega \cdot cm$ 중에서의 腐蝕疲勞龜裂 傳播는 空氣중에서의 疲勞龜裂 傳播와 交叉되면서 龜裂이 成長되고 있음을 보인다.

Photo.1은 比抵抗 값 $25 \Omega \cdot cm$ 중에서 應力反復數를 6000 cycle로 一定히 했을 때, 熔接 熱影響部와 母材의 腐蝕疲勞龜裂 成長길이를 巨視的인 樣相으로 나타낸 것이다.

이에 의하면, Photo.1의 (a), (b)에 있어서 노치로부터 腐蝕疲勞龜裂이 發生, 傳播한 龜裂先端 주위에 소성영역이 觀察되고 있음을 보인다. 따라서 5086 알루미늄 합금材의 腐蝕疲勞龜裂 傳播機構는 龜裂成長에 앞서 塑性變形이 發生하고, 이러한 龜裂先端的 塑性領域 내를 따라 龜裂이

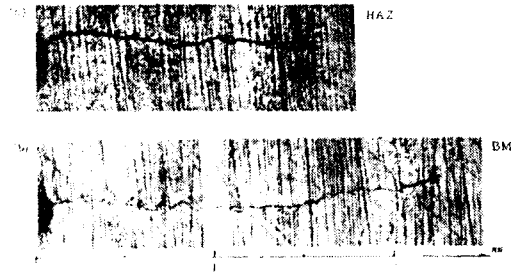


Photo. 1 Appearance of corrosion fatigue crack propagation for HAZ and BM in specific resistance, $\rho = 25 \Omega \cdot cm$.

진전하는 일반 延性龜裂 傳播機構와 동일한 樣相을 보이고 있음을 알 수 있다.

그리고 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播는 母材에 비해 遲延되고, 母材는 微細龜裂에 의해 성장되지만 熔接 熱影響部는 明確한 龜裂에 의해 성장되고 있음을 보인다.

Fig.9는 比抵抗 값 $25 \Omega \cdot cm$ 중에서 母材, 補強部를 삭제한 熔接 熱影響部 및 補強部를 삭제하지 않은 熔接 熱影響部에 있어서의 應力反復數, N 에 따른 腐蝕疲勞龜裂 傳播舉動을 정리하여 보인 것이다.

이 結果에 의하면, 補強部를 삭제하지 않은 熔接 熱影響部の 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生이 가장

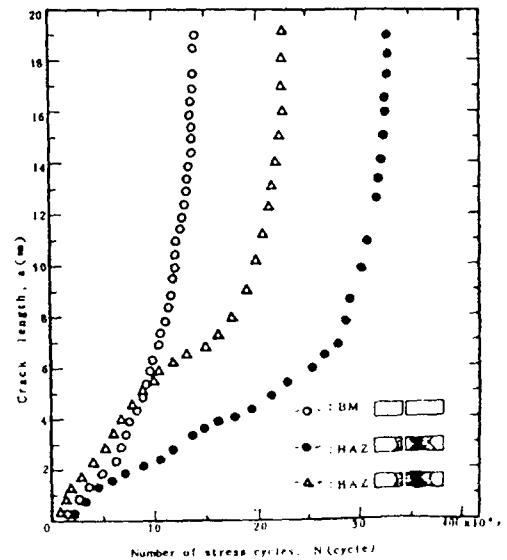


Fig.9. Corrosion fatigue crack propagation behavior of BM, HAZ and HAZ with reinforcement in $\rho = 25 \Omega \cdot cm$.

빨랐으며, 龜裂이 成長되면서 母材보다 遲延되는 樣相을 보였고, 특히 補强部를 삭제한 熔接 熱影響部의 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生, 成長 및 疲勞壽命이 가장 크게 遲延되었다. 이러한 原因은 補强部를 삭제함으로써 補强部로 인한 應力集中效果가 소멸되기 때문인 것으로 생각된다¹⁸⁾.

1-3. 熔接部의 腐蝕疲勞壽命에 미치는 比抵抗의 影響

Fig.10은 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命에 대해 比抵抗 값의 變化가 미치는 影響을 조사하기 위하여, 여러가지 比抵抗 값과 空氣중에서 腐蝕疲勞壽命까지의 應力反復數를 정리하여 보인 것이다.

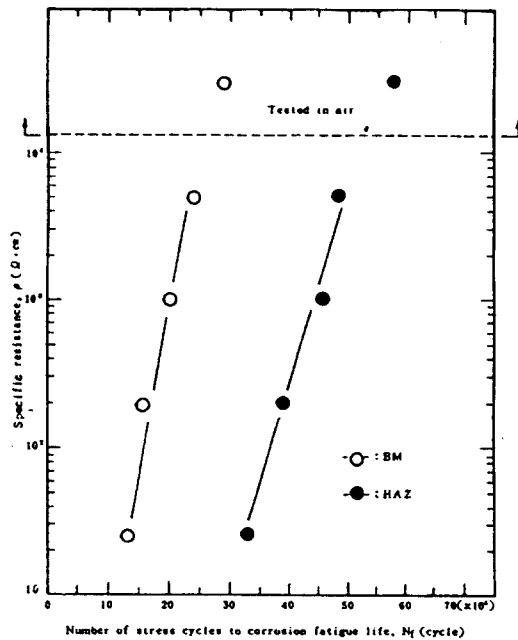


Fig.10. Relation between various specific resistance and number of stress cycles to failure.

이 結果에 의하면, 空氣중에서의 疲勞壽命은 여러가지 比抵抗중에서의 腐蝕疲勞壽命보다 母材와 熔接 熱影響部 모두 遲延되고 있으며, 比抵抗이 감소할수록 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命까지의 應力反復數는 현저히 감소하는 傾向을 나타내고, 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命은 母材의 腐蝕疲勞壽命보다 크게 遲延되는 樣相을 나타내고 있다.

Fig.11은 이상과 같은 傾向을 좀더 定量的으로 檢討하기 위하여, 空氣중에서 疲勞壽命까지의 應力反復數와 腐蝕環境인 여러가지 比抵抗중에서 腐蝕疲勞壽命까지의 應力反復數와의 比를 計算하여 비교함으로써, 比抵抗 값의 變化에 따른 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命 感受性を 평가하여 보인 것이다.

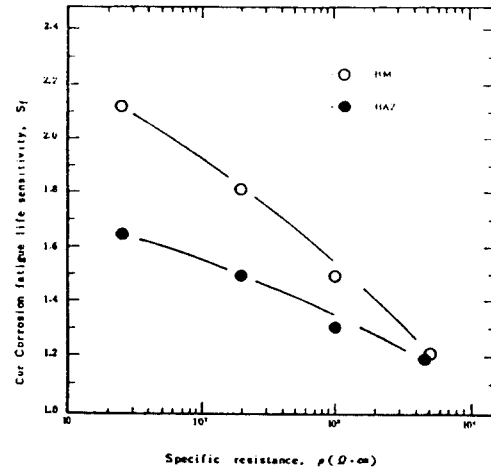


Fig.11. Corrosion fatigue life sensitivity versus specific resistance at $K_{t1}=27.2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$

이 結果에 의하면, 比抵抗 값 $25 \Omega \cdot \text{cm}$ 중에서 母材의 腐蝕疲勞壽命 感受性は 약 2.14로 가장 敏感하고, 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命 感受性は 약 1.63으로 母材보다 낮으며, 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命 感受性の 差는 약 0.51로써 比抵抗이 감소할수록 腐蝕疲勞壽命 感受性は 敏感한 樣相을 나타내고 있다. 그리고 比抵抗 값이 증가할수록 腐蝕疲勞壽命 感受性は 둔감해지면서 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命의 感受性 差는 比抵抗 값이 가장 큰 $5000 \Omega \cdot \text{cm}$ 중에서 약 0.11로 더욱 낮아짐을 알 수 있다.

2. 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度特性

2-1. 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度, da/dN와

應力擴大係數範圍, ΔK 와의 關係

腐蝕疲勞龜裂이 성장함에 따른 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度를 구하기 위하여, Fig.7의 a-N曲線에서 각점의 기울기로부터 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度, da/dN을 구하였다.

腐蝕疲勞龜裂 傳播速度는 단위 應力反復數에

대하여 成長한 龜裂길이의 증분량을 나타내며, 이를 계산하기 위해서는 ASTM에서 제시한 point-to-point technique을 이용하였다¹⁹⁾.

Fig.12는 腐蝕環境의 比抵抗 값 25, 200, 1000 및 5000 Ω·cm중과 空氣중에서 母材의 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度 da/dN와 應力擴大係數範圍, ΔK와의 關係를 정리하여 보인 것이다.

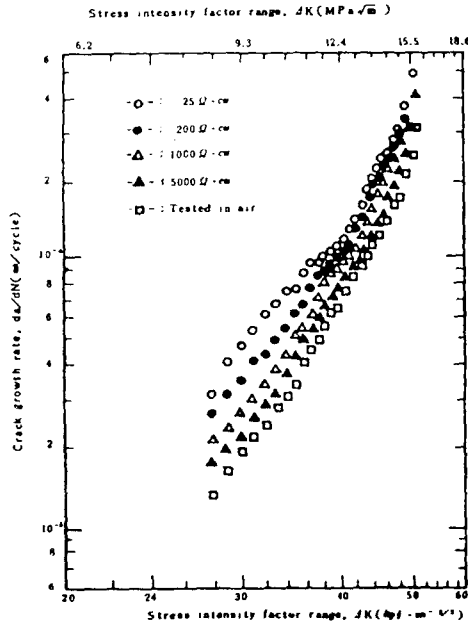


Fig.12. Crack growth rate versus stress intensity factor range for base metal under various specific resistance and air.

이에 의하면 모든 應力擴大係數範圍, ΔK에 있어서 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度, da/dN는 比抵抗 값이 25Ω·cm일때 가장 빨랐으며, 比抵抗 값이 증가할수록 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度는 더욱 遲延되고, 특히 空氣중에서 疲勞龜裂 傳播速度가 가장 크게 遲延되었다.

여기서 腐蝕疲勞龜裂 傳播速度, da/dN와 應力擴大係數範圍, ΔK와의 상관관계를 考察하기 위해, 다음과 같은 Paris' rule을 적용하여 腐蝕疲勞龜裂 傳播舉動을 설명할 수 있다^{20,21)}.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots(3)$$

Table.3은 Fig.12의 實驗值를 Paris' rule에 의해 電算化한 母材의 實驗常數 C와 m값을 정리하

여 보인 것이다.

이 結果에 의하면 空氣중에서 보다 腐蝕性 環境인 모든 比抵抗중에서 實驗常數 C값은 커지고 있는데 비해 實驗常數 m값은 작아지고 있는 樣相을 나타내고 있다. 그리고 比抵抗 값이 감소할수록 實驗常數 C의 값은 커지면서 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生 傳播速度는 빠르게 나타나고, 또한 比抵抗 값이 감소할수록 實驗常數 m값은 작아지는 傾向을 보이고 있다.

그리고 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播는 Fig.8에 의하면 龜裂傳播遲延現象이 불규칙함으로 인해서 Paris' rule을 적용하기에는 정도가 낮아짐으로 부적함을 알 수 있다.

Table 3. The experimental constants C and m of Paris' rule for base metal

Experimental Constants Environment	C	m
25 Ω·cm	1.642×10 ⁻¹⁰	3.69
200 Ω·cm	2.280×10 ⁻¹¹	4.18
1000 Ω·cm	1.711×10 ⁻¹¹	4.23
5000 Ω·cm	1.160×10 ⁻¹¹	4.26
Tested in air	9.360×10 ⁻¹²	4.28

Paris' rule : da/dN = C(ΔK)^m

3. 腐蝕疲勞破壞 面積에 미치는 腐蝕의 영향

Photo.2는 母材에 있어서 片側 貫通노치로 부터 發生한 腐蝕疲勞龜裂의 비이치 마크와 그 巨視的 破面의 樣相을 나타낸 것이다.

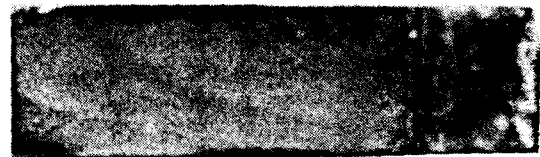


Photo. 2 Beach marks of fracture surface.

이에 의하면, Fig.13에서와 같이 4분 타원형 상태로 傳播하는 모서리 龜裂의 傳播樣相을 보이고 있으며, 龜裂의 發生 初期에는 板材의 表面에 나타난 龜裂길이(이하 表面龜裂길이라 칭함)에 비해 두께 方向의 龜裂길이(이하 龜裂길이라 칭함)가 더 크게 나타난다. 龜裂이 成長함에 따라

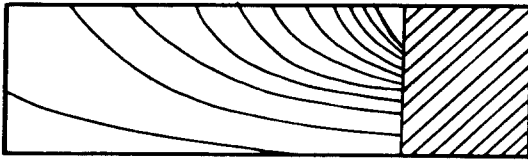


Fig.13. Macrograph of beach marks of fracture surface.

表面龜裂길이 a가 龜裂깊이 b에 비해 현저하게 커지고 있음을 알 수 있다.

Fig.14는 위와 같은 龜裂傳播의 形狀變化를 좀더 具體的으로 考察하기 위해 空氣중과 腐蝕環境인 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 있어서 母材와 熔接熱影響部의 表面龜裂길이 a와 龜裂깊이 b와의 관계를 정리하여 보인 것이다.

이에 의하면, 母材와 熔接熱影響部의 表面龜裂길이 a에 대한 龜裂깊이 b는 같게 나타났으며, 腐蝕環境인 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 空氣중에서 있어서 表面龜裂길이 a에 대한 龜裂깊이 b는 더 크게 나타나고, 龜裂이 成長함에 따라 龜裂깊이에 대한 差는 점차 작아짐을 알 수 있다.

이 원인은 腐蝕界圍氣인 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 있어서 腐蝕에 의한 녹(rust)이 龜裂깊이先端에 부착되어 腐蝕疲勞龜裂 傳播機構인 龜裂先端的 開閉作用 抑制와 電氣化學的인 陽極生活

化에 의한 不動態 皮膜의 破損이 일어나지 못하게 妨害함으로써, 龜裂깊이 b方向으로의 腐蝕疲勞龜裂 成長이 空氣중에서의 疲勞龜裂成長보다 遲延되는 것으로 생각된다. 또한 龜裂이 成長함에 따라 腐蝕보다는 應力擴大係數範圍, ΔK 값에 의해 龜裂이 成長됨으로써 空氣중과 腐蝕環境중에서 있어서 龜裂깊이 b의 差는 작아지는 것으로 思料된다²²⁾.

Fig.15는 破壞面積의 變化에 따른 應力反復數와의 關係를 정리하여 보인 것이다. 여기서 모서리 龜裂의 破面形狀은 Fig.16과 같이 4분 타원형이므로, 表面龜裂길이 a와 龜裂깊이 b와의 關係를 이용하여 破壞面의 面積을 求하면 다음과 같다.

$$S = 0.25ab \dots\dots\dots (5)$$

여기서, a ; 表面龜裂길이 (surface crack length)
b ; 龜裂깊이 (crack depth)

이에 의하면, 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 應力反復數에 따른 母材의 破壞面積이 가장 빠르게 증가하고, 다음으로 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 있어서 熔接熱影響部의 破壞面積이 빠르게 증가하다가 10mm부근에서 점차 遲延現象을 보인 후,

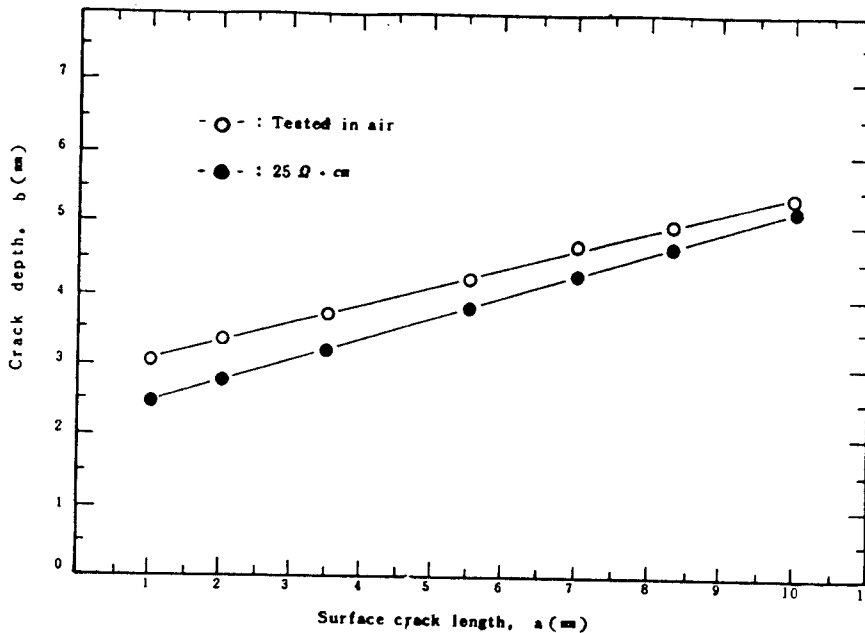


Fig.14. Surface crack length versus crack depth in air and specific resistance ($\rho = 25\Omega \cdot cm$).

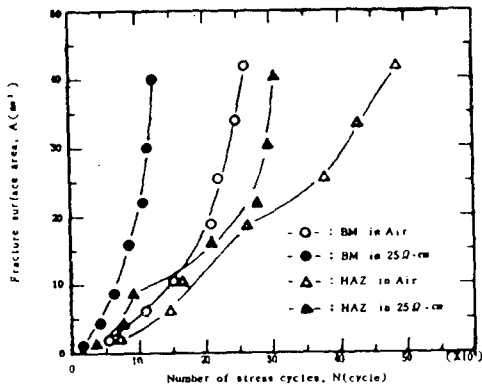


Fig.15. Fracture surface area versus number of stress cycles in air and $\rho=25\Omega \cdot cm$.

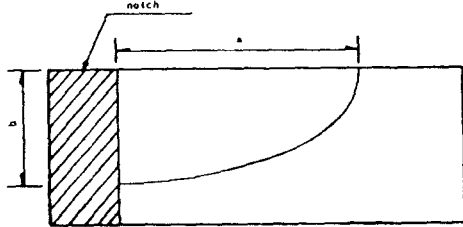


Fig.16. Quarter elliptical corner crack.

空氣중에 있어서 母材의 破壞面積보다 더 遲延되는 樣相을 나타내고 있다.

4. 熔接部의 組織的 및 機械的인 特性變化

이상에서 5086 알루미늄 合金材 熔接部의 腐蝕疲勞龜裂 發生 및 傳播는 補強部の 形狀效果를 제의하면 熔接 熱影響部가 가장 遲延되는 것으로 나타났다.

이의 원인을 分析하기 위해 熔接部의 組織的 特性 및 機械的 特性을 調査한 結果를 Photo.3 및 Fig.17에 보인다.

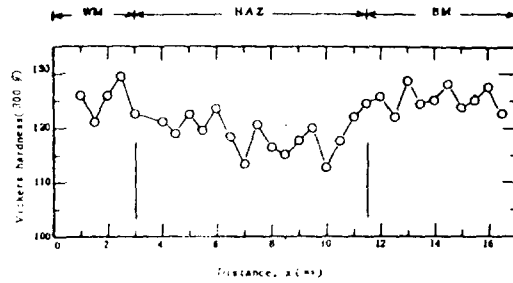


Fig.17. Vickers hardness on weld zone.

Photo.3은 母材, 熔接 熱影響部 및 熔着金屬部의 連續的인 微細組織을 보인 것이다.

이에 의하면, 熔着金屬部에서 멀어짐에 따라 熔接 熱사이클에 의해 과도하게 析出된 부분이 發生하고, 이러한 析出過程領域의 熱影響部는 母材 原質部와 구분됨을 알 수 있다.

이와 같은 現象은, 5086 알루미늄 合金材가 塑性加工되어 있으므로 熔接시의 熱影響을 받아 annealing됨에 따라 析出過度現象이 일어나는 것으로 생각된다.

따라서 熔接 熱影響部는 塑性加工에 의해 加工 硬化된 母材 原質部가 annealing에 의해 軟化될 것으로 기대된다²³⁾.

이러한 結果를 나타낸 Fig.17은 5086 알루미늄 合金材 熔接部位의 Vickers 硬度를 보인 것이다.

이에 의하면, 一般 炭素鋼 熔接部位와는 달리 알루미늄 合金材에 있어서는 熔接 熱影響部가 母材나 熔着金屬部에 비해 軟化되어 있음을 실제로 보여주고 있다.

이와 같이 軟化된 熔接 熱影響部의 龜裂先端은 平面 굽힘 荷重을 받는 조건하에 있어서 母材의 龜裂先端보다 塑性變形이 쉽게 發生될²⁴⁾ 것으로 기대된다.

Photo.4는 熔接 熱影響部의 龜裂先端에 발생한

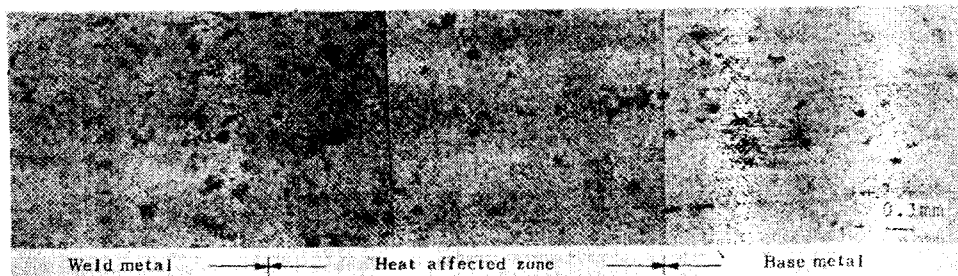


Photo. 3 Change of microstructures at each distance from weld zone.

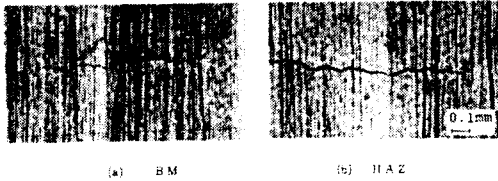


Photo. 4 Plastic deformation zone of BM and HAZ

塑性領域의 크기를 실제로 보인 것이다. 이에 의하면 熔接 熱影響部의 塑性領域은 母材의 塑性領域보다 크게 나타남을 알 수 있다.

이러한 塑性領域은 彈性材料에 둘러싸이게 된다. 彈性領域에 둘러싸인 龜裂先端 주위의 塑性領域內에는 彈性領域의 材料에 의하여 壓縮應力이 작용하고, 그 결과 龜裂先端에 殘留壓縮應力이 나타난다. 이 殘留壓縮應力은 疲勞龜裂傳播機構인 龜裂先端에서의 閉口作用이 일어나지 못하도록 방해하는 機械的인 龜裂閉口(crack closure)現象이 될 것으로 예상된다²⁵⁾.

이와같은 龜裂閉口現象에 의해 母材보다 軟화된 熔接 熱影響部의 疲勞龜裂傳播가 遲延되고, 이러한 疲勞龜裂傳播遲延은 應力反復數가 증가하여 이 殘留壓縮應力을 극복해야만 다시 龜裂成長이 일어나는 것으로 생각된다^{7,26)}.

그리고 腐蝕環境中에 있어서는 熔接 熱影響部의 龜裂閉口現象에 의해 龜裂先端의 腐蝕電流密度가 감소하여 陽極活性化腐蝕이 抑制됨으로써²⁷⁾ 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 成長은 遲延되는 것으로 思料된다.

따라서, 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播特性은 龜裂先端의 機械的인 龜裂閉口現象과 電氣化學的인 腐蝕電流密度의 감소에 의해 遲延되는 것으로 생각된다.

그러나, 이와같은 現象에 의해 腐蝕疲勞龜裂傳播가 遲延된다 할지라도, 應力비가 크지거나 큰 荷重하에서는 熔接 熱사이클로 인한 過度析出 때문에 腐蝕疲勞破壞가 빨리 일어날 수 있을 것으로 생각된다.

Fig.18은 空氣중과 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서 應力比를 $R=0.42$ 로 하였을 때, 龜裂길기와 應力反復數와의 關係를 정리하여 보인 것이다.

이에 의하면, 空氣중에서는 母材보다 熔接 熱影響部의 龜裂傳播가 약간 遲延되었으나, 比抵抗 값 $25\Omega \cdot cm$ 중에서는 母材보다 熔接 熱影響部의

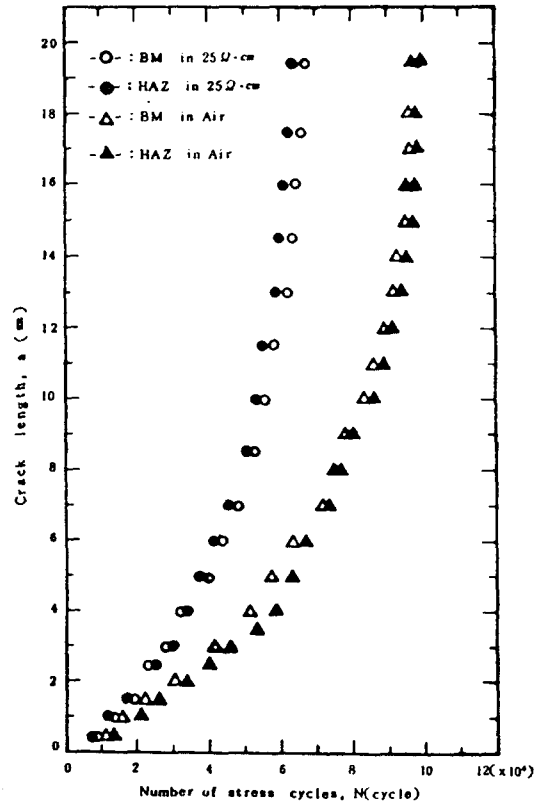


Fig.18. Crack length versus number of stress cycles for stress ratio, $R=0.42$ in air and specific resistances, $\rho = 25\Omega \cdot cm$.

龜裂傳播가 오히려 빨라지는 樣相을 보이고 있다.

따라서, 腐蝕環境下에서 疲勞荷重을 받는 熔接部位의 安全을 위해서는 設計 및 安定性 檢査時에 세심한 주의가 必要하다고 생각된다.

5. 陰極防蝕에 의한 腐蝕疲勞破壞 抑制特性

5-1. 腐蝕疲勞龜裂發生 抑制를 위한 陰極防蝕과 陽極防蝕의 特性

Fig.19는 腐蝕環境인 比抵抗 값 $\rho = 25\Omega \cdot cm$ 中에서의 陰極防蝕과 陽極防蝕의 적용하에 있어서 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 發生에 미치는 防蝕電位의 影響을 조사하기 위하여 初期 應力擴大係數範圍 값을 $\Delta K_{Ii} = 27.2 kgf \cdot mm^{-3/2}$ 으로 일정하게 부하했을 때 空氣中, 無防蝕 및 여

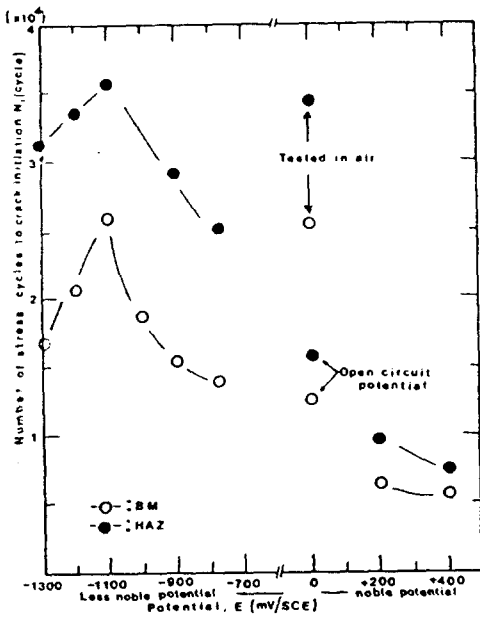


Fig.19. Number of stress cycles to crack initiation versus potential.

러가지 防蝕電位下에서의 初期腐蝕疲勞龜裂發生 (a=0.4mm)까지의 應力反復數를 보인 것이다.

이에 의하면 陰極防蝕電位 E=-775mV (SCE)로부터 卑電位(Less noble potential)化시킴으로써 母材와 熔接 熱影響部의 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數는 지연되다가 陰極防蝕電位 E=-1100mV (SCE)에서는 거의 空氣中에 있어서 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數와 같이 증가되고 방식효과도 가장 좋으나 陰極防蝕電位 E=-1200mV (SCE)이상에서는 오히려 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數가 빨라지고 있다.

그리고 陽極防蝕下에서는 陽極防蝕電位를 貴電位(Noble Potential)化시킴에 따라 無防蝕下에서 보다 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數는 감소하고 있음을 보이고 있다.

여기서 陰極防蝕電位 E=-775~-1100mV (SCE)에서 初期腐蝕疲勞龜裂發生이 抑制되는 원인은 天然海水($\rho = 25 \Omega \cdot cm$)中的 腐蝕環境中에서 A5086 合金材의 노치先端에 있어서 活性經路溶解型 陽極腐蝕에 의해서 龜裂이 發生되는 것은 陰極分極에 의해서 龜裂이 抑制되기 때문이며, 陰極防蝕電位 E=-1200mV (SCE)이상에서 初期

腐蝕疲勞龜裂發生이 빨라지는 것은 過分極에 의해서 pH가 상승되고 이로 인해서 不動態皮膜이 손상될 수도 있으며 또한 過防蝕에 의해 水素가 발생되어 이 水素의 吸着에 의해 水素龜裂이 일어나는 것으로 생각된다²⁸⁾. 그리고 陽極防蝕下에서 貴電位化시킴으로써 初期腐蝕疲勞龜裂이 빨라지는 것은 貴電位化됨에 따라 活性經路溶解型 陽極腐蝕을 活性化 시키기 때문인 것으로 생각된다²⁹⁾.

5-2. 陰極防蝕電位에 따른 腐蝕疲勞龜裂傳播 抑制特性

Fig.20과 21은 空氣中과 腐蝕環境의 比抵抗 값 $\rho = 25 \Omega \cdot cm$ 中에서 初期應力擴大係數 $\Delta K_{Ii} = 27.2 kgf \cdot mm^{-3/2}$ 으로 일정하게 부하했을 때, 無防蝕 및 여러가지 陽極防蝕電位에 따른 應力反復回數에 대한 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂길이를 정리하여 보인 것이다.

Fig.20에 의하면 母材에 있어서는 陰極防蝕電位 E=-775mV (SCE)에서부터 卑電位化함으로써 腐蝕疲勞龜裂傳播는 無防蝕에서보다 점차로 지연되다가 陰極防蝕電位 E=-1100mV (SCE)下에서는 龜裂傳播가 가장 크게 지연되는 空氣中과 유사하게 龜裂이 成長되고, 陰極防蝕電位 E=-1200mV (SCE)에서는 오히려 龜裂傳播가 점차 빨라져 가는 양상을 보이고 있다.

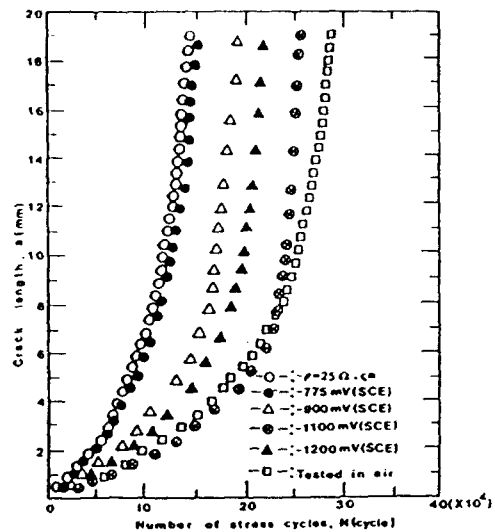


Fig.20. Crack length versus number of stress cycles for cathodic protection in base metal.

Fig.21에 의하면 熔接 熱影響部에 있어서는 陰極防蝕電位 $E = -775 \sim -1100 \text{ mV (SCE)}$ 에서의 腐蝕疲勞龜裂發生은 無防蝕에서보다 지연되나 龜裂傳播는 母材와는 달리 빨라지는 양상을 보였으며, 陰極防蝕電位 $E = -1100 \text{ mV (SCE)}$ 하에서는 더욱 빨라지고 있다.

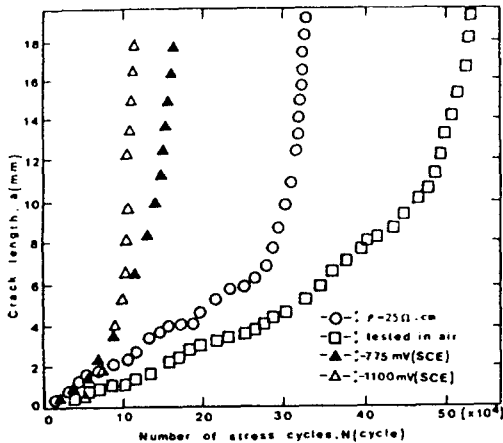


Fig.21. Crack length versus number of stress cycles for heat affected zone.

Fig.22는 母材와 熔接 熱影響部の 無防蝕과 陰極防蝕電位 $E = -1100 \text{ mV (SCE)}$ 에 대한 初期腐蝕疲勞龜裂發生과 腐蝕疲勞壽命까지의 應力反復回數를 정리하여 보인 것이다. 이에 의하면 母材에 있어서 陰極防蝕電位 $E = -1100 \text{ mV (SCE)}$ 下에서의 初期腐蝕疲勞龜裂發生과 腐蝕疲勞壽命은 無防蝕下에서보다 지연되고, 熔接 熱影響部에 있어서 陰極防蝕電位 $E = -1100 \text{ mV (SCE)}$ 下에서의 初期腐蝕疲勞龜裂發生은 無防蝕下에서보다 지연되나 腐蝕疲勞壽命은 오히려 급격히 빨라지는 양상을 나타내고 있다.

5-3. 陰極防蝕이 미치는 腐蝕疲勞破面

전절에서 상술한 바와같이 母材의 陰極防蝕에 있어서는 無防蝕에서보다 腐蝕疲勞龜裂發生 및 傳播가 억제된다. 그러나 熔接 熱影響部の 陰極防蝕에 있어서는 無防蝕에서보다 初期腐蝕疲勞龜裂發生은 억제되나, 龜裂이 성장되면서 점차 빨라지는 양상을 보이고 있다.

이와같은 현상을 究明하기 위해 Photo.5는 走査電子顯微鏡에 의한 空氣中, 無防蝕 및 陰極防

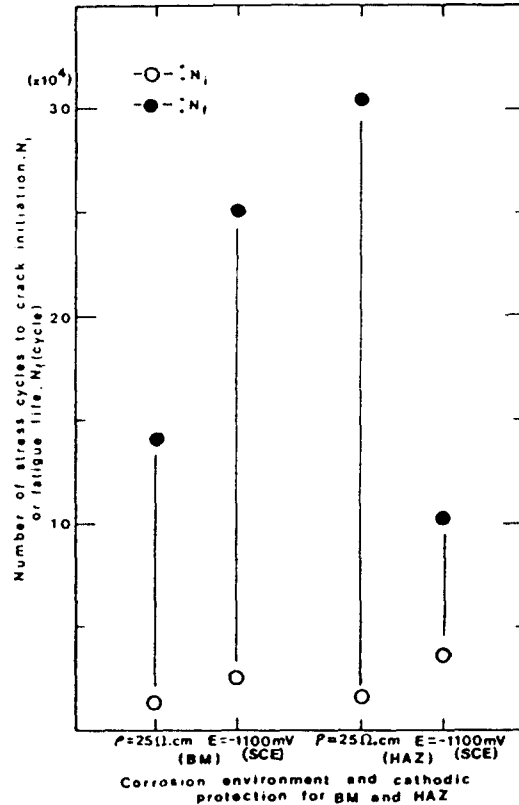


Fig.22. Number of stress cycles to crack initiation or fatigue life versus corrosion environment and cathodic protection for BM and HAZ.

蝕電位 $E = -1100 \text{ mV (SCE)}$ 下에서 母材와 熔接 熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂길이의 $a = 3 \text{ mm}$ 까지의 龜裂先端의 破面을 보인 것이다.

이에 의하면 Photo.5-A에서는 母材의 空氣中 疲勞破面으로써 알루미늄 合金材中에서 볼 수 있는 전형적인 단면으로 壁開破面이다.

Photo.5-B는 熔接 熱影響部の 空氣中 疲勞破面으로써 연화에 의한 소성변형을 수반하는 應力反復回數에 상응하지 않는 불규칙한 스트라이에이션모양(Striation like pattern)을 나타내고, 腐蝕環境이 아닌데 불구하고 微小龜裂(microfissure)을 보이고 있다. 이러한 熔接 熱影響部の 微小龜裂은 熔接熱 사이클에 의해 고온 가열되었던 粒界가 국부적으로 용해 또는 응고될 때의 팽창력 혹은 수축력에 의하여 微小龜裂이 발생하는 것으로 추찰된다.⁴⁾

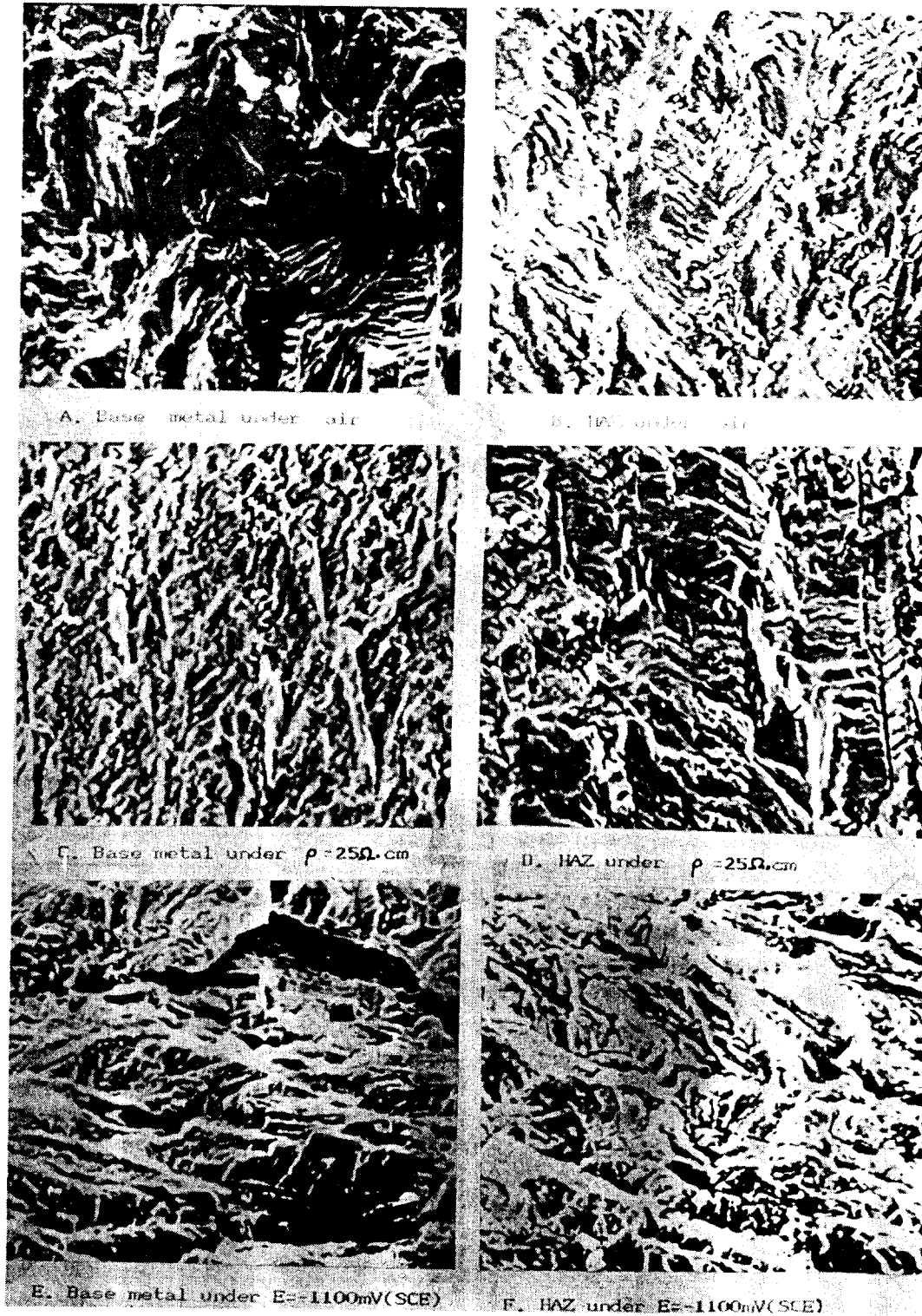


Photo. 5 S.E.M of fracture surface X 500.

Photo.5-C는 比抵抗 $\rho = 25\Omega \cdot cm$ 의 腐蝕環境中에서 母材의 腐蝕疲勞破面으로써 Tunnel 腐蝕을 생성하고 있는 것으로 생각되는 腐蝕溝와 腐蝕龜裂이 관찰되고 있다¹⁰⁾.

Photo.5-D는 比抵抗 $\rho = 25\Omega \cdot cm$ 의 腐蝕環境中에서 熔接 熱影響部の 腐蝕疲勞破面으로써 연화에 의한 소성변형을 수반하는 熔接 熱影響部の 空氣中과 유사한 불규칙적인 스트레이션을 나타내고, 腐蝕에 의해 微小龜裂이 더욱 성장되어 있음을 보인다.

Photo.5-E는 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)下에서 母材의 腐蝕疲勞破面으로써 破面이 陰極으로 되어 간격이 좁은 스트레이션으로 母材의 空氣中과 유사한 壁開破面의 양상을 보이고, 腐蝕에 의한 龜裂은 거의 관찰되지 않고 있다.

Photo.5-F는 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)下에서 熔接 熱影響部の 腐蝕疲勞破面으로써 陰極으로된 부분은 극히 작으며, 微小龜裂이 성장된 양상이 일부 나타나고 陰極防蝕으로 인한 水素誘起에 의한 龜裂이 대부분을 이루고 있다³⁰⁾. 이러한 이유는 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)下에서 발생된 水素가 熔接 熱影響部の 微小龜裂에 침투되어 Fig.21에서와 같이 陰極防蝕下에서 龜裂傳播가 급격히 빨라지는 것으로 생각된다.

따라서 破面을 관찰한 결과에 따르면 A5086의 腐蝕疲勞龜裂 傳播抑制을 위한 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)下에서의 母材에 있어서는 初期龜裂發生과 龜裂傳播를 抑制하는데 방식효과가 양호하고, 이 防蝕電位는 알루미늄 合金材에 대한 영국의 陰極防蝕電位基準($E = -880 \sim -1130mV/SCE$)의 범위내에 있지만, 熔接 熱影響部에 있어서는 初期龜裂發生은 억제되나 龜裂傳播는 오히려 빨라지는 것으로 생각된다.

5-4 陰極分極 적용시간에 따른 初期龜裂發生까지의 防蝕率

Fig.23은 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)에 있어서 腐蝕疲勞荷重을 부가하기 전 陰極分極 적용시간에 따른 母材와 熔接 熱影響部の 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數를 정리하여 보인 것이다. 이 결과에 의하면 腐蝕疲勞荷重을 부

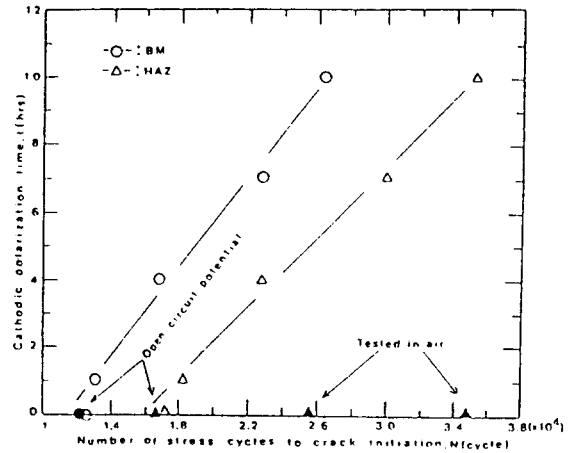


Fig.23. Cathodic polarization time versus number of stress cycles to crack initiation ($E = -1100mV/SCE$).

가하기전 陰極分極 적용시간이 증가함에 따라 初期腐蝕疲勞龜裂發生까지의 應力反復回數는 점차 지연되고 있다.

Fig.24은 陰極防蝕電位 $E = -1100mV$ (SCE)에 있어서 腐蝕疲勞荷重을 부가하기 전 陰極分極 적용시간에 따른 初期龜裂發生까지의 母材와 熔接 熱影響部の 防蝕率을 계산에 의해 정리하여 보인 것이다. 이에 의하면 腐蝕疲勞荷重을 부가하기 전 陰極分極 적용시간이 증가함에 따라 初期龜裂發生까지의 防蝕率은 점차 높게 나타나고 있다.

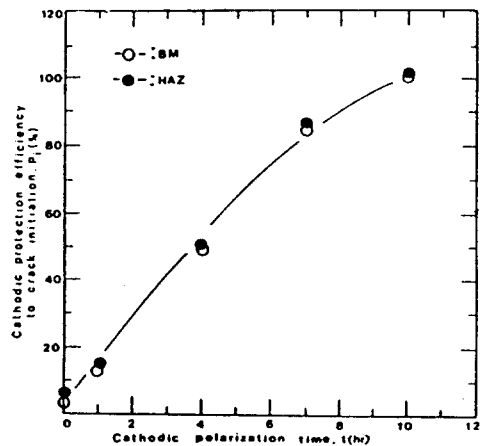


Fig.24. Cathodic protection efficiency to crack initiation versus cathodic polarization time ($E = -1100mV/SCE$).

여기서 陰極分極 적용시간이 증가함에 따라 初期 腐蝕疲勞龜裂發生까지에 대한 防蝕率이 높아지는 것은 腐蝕을 억제하는 電氣化學的 不動態皮膜이 점차 안정상태로 되기 때문인 것으로 사료된다.

結 論

平面 굽힘 腐蝕疲勞 試驗機를 使用하여 船舶用 알루미늄 합금材의 腐蝕疲勞龜裂 進展特性和 그 抑制에 관한 研究를 한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

- 1) 比抵抗 $\rho = 25\Omega \cdot cm$ 중에서 母材와 熔接 熱影響部의 初期 腐蝕疲勞龜裂 感受性は 각각 약 2.22와 1.96이며, 그 感受性は 比抵抗이 증가할수록 낮아진다.
- 2) 熔接 補強部를 削除함으로써 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 發生, 龜裂進展 및 腐蝕疲勞壽命이 크게 遲延되었다.
- 3) 比抵抗이 감소할수록 母材와 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞壽命 感受性 差는 初期腐蝕疲勞龜裂 感受性 差보다 크게 敏感하였다.
- 4) 海洋 環境중에서 母材의 環境常數 m 값 (Paris' rule)의 範圍는 3.69-4.26이고, 比抵抗이 증가할수록 環境常數 m 의 값은 커지면서 腐蝕에 의한 影響은 감소된다.
- 5) 表面龜裂깊이에 대한 두께 方向의 龜裂깊이는 腐蝕環境에서보다 空氣중에서 더 깊이 成長되었다.
- 6) 初期應力擴大係數範圍, $\Delta K_{Ii} = 27.2 kgf \cdot mm^{-3/2}$ 와 應力比 $R=0$ 에 있어서 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 傳播特성은 龜裂先端的 塑性變形에 의해 龜裂傳播 遲延現象을 나타낸다.
- 7) 天然海水中에서 母材와 熔接 熱影響部를 陰極防蝕하면 初期腐蝕疲勞龜裂까지의 應力反復回數는 지연되며, 陰極防蝕電位 $E = -1100mV (SCE)$ 로 防蝕할 때 空氣中에서의 初期疲勞龜裂까지의 應力反復回數와 유사하게 증가한다.
- 8) 陰極防蝕電位 $E = -1100mV (SCE)$ 로 防蝕할 때 熔接 熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂傳播는 熔接熱 사이클로 인한 微小龜裂에 의해 無防蝕에 비해서 더욱 빨라진다.

參考文獻

- 1) 田大熙(1985) : 우리나라 腐蝕界의 어제와 오늘. 한국부식학회지, 14 (1), 33.
- 2) 向井喜彦·村田雅人(1979) : 스테인레스鋼의 應力腐蝕割れ에 對する破壞力學의 適用について. 日本熔接學會誌, 48(11), 5.
- 3) 山田盛雄(1985) : 알루미늄技術便覽. 輕金屬出版株式會社, 東京, 1675-1701.
- 4) 水野政夫口章(1972) : 알루미늄とその合金의 熔接. 産業出版株式會社, 51-99.
- 5) Booth, G.S. and I.G. Wylde(1978) : Fatigue Consideration in Offshore Steel Structure in the North Sea. The Welding Institute Research Bulletin, 19(3), 69-72.
- 6) Jaske, C.E., D. Broek, J.E. Starter and W.E. Anderson(1978) : Corrosion fatigue of Structural Steels in Seawater and Offshore Application. ASTM STP 642, 19-47.
- 7) Jaske, C.E., J.H. Payer and V.S. Balirt (1981) : Corrosion Fatigue of Metals in Marine Environments. 1st ed., Springer - Verlag, Heidelberg.
- 8) Scott, P.M.(1979) : Effects of Environment in Crack Propagation, Development in Fracture Mechanics-1. Applied Science Publisher LTD., London, 222-253.
- 9) 木鳥茂(1980) : 防蝕工學. 日刊工業新聞社, 東京, 186-187.
- 10) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎(1982) : 金屬의 腐蝕疲勞島強度設計. 養賢堂, 東京, i-ii, 19-22, 91.
- 11) Irwin, G.R.(1962) : The Crack Extension Force for a Part-Through Crack in a Plate Trans, ASME, J. Appl, Mech. 651-656.
- 12) Rice, J and M. Levy(1972) : The Part-Through Surface Crack in an Elastic Plate Trans, ASME, J. Appl, Mech, 185.
- 13) 川原正言, 栗原正好(1975) : 表面き裂の疲勞による傳播成長過程に關する豫備的考察. 日本造船學會 論文集, 137, 297-306.

- 14) 小寺澤良一, 南坂繁(1977): 繰返し曲げによる非貫通疲労き裂の進展. 日本材料學會誌, 26(289), 955-961.
- 15) 金澤, 町田, 糸賀(1972): 表面缺陷からの疲労亀裂傳播特性について(等一報). 日本造船學會 論文集, 132, 395.
- 16) 向井喜彦, 山崎信二(1982): 刑状不連續付平板の非貫通形缺陷に對する曲げ疲労壽命豫測(等一報). 日本造船學會 論文集, 151, 245-254.
- 17) Broek, David(1978): Elementary Engineering Fracture Mechanics. Sijthoff & Noordhoff, Netherlands, 80-86.
- 18) 金永植・林祐助(1984): SUS 304鋼 熔接部の SCC特性에 관한 研究. 大韓機械學會誌, 8(6), p. 572.
- 19) ASTM E647-83(1983): Standard Test Method for Constant-Load Amplitude Fatigue Crack Growth Rate above 10^{-6} m/cycle. 754-755.
- 20) Gallagher, J.P. and R.P. Wei(1971): Corrosion Fatigue Crack Propagation Behavior in Steels. Corrosion Fatigue NACE-2, 408-409.
- 21) Gerberish, W.W., R.H. Van stone and A.W. Gunderson(1982): Fatigue Properties of Carbon Alloy Steel. Application of FRACTURE MECHANICS for Selection of Metallic Structural Materials, ASM, Metals Park, Ohio, 65-67.
- 22) 遠藤吉郎・駒井謙治郎(1972): 金屬の 腐蝕疲労島強度設計. 養賢堂發行, 東京, 30.
- 23) Lancaster, J.F.(1980): Metallurgy of Welding. 3rd ed., George Allen and Unwin Ltd., London, 202-203.
- 24) 金水永, 金柏圭, 吳根鎬(1986), 文運堂, 318-319.
- 25) Richard W. Hertzberg(1973): Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 2nd ed., John Wiley & Sons, Inc., USA, 530-533.
- 26) Chanai, G.R.(1978): Investigation of Effects of Solt water on Retardation Behavior of Aluminium Alloys. Corrosion - Fatigue Technology, ASTM STP 642.
- 27) 大谷南海男(1972): 金屬の塑性島腐蝕反應. 産業圖書, 東京, 82-85.
- 28) 腐蝕防蝕協會(1984): 金屬防蝕技術便覽. 機電研究社, 95.
- 29) Shreir, L.L.(1977): Corrosion volume 1. Newnes, London, 8:52.
- 30) 高原 寬(1985): 金屬破断面寫真集. 正鳴堂, 東京, 574.