

◎ 論 文

SUS 304鋼의 腐蝕疲勞龜裂 進展速度 特性에 관한 研究⁺

林 祐 助* · 金 富 安**

Study on Characteristics of Corrosion Fatigue Crack Growth Rate of SUS 304 Stainless Steel

Uh-Joh Lim and Bu-Ahn Kim

Key Words : Corrosion Fatigue(腐蝕疲勞), Crack Growth Rate(龜裂進展速度), Specific Resistance(比抵抗), Less Noble Potential(卑電位), Stress Intensity Factor(應力強度係數), Base Metal(母材), Heat Affected Zone(熱影響部)

Abstract

Corrosion fatigue cracking of the austenitic stainless steel (base metal & heat affected zone by TIG weld) was studied experimentally under the environments of various specific resistance and air.

The characteristics of corrosion fatigue crack growth rate and the environmental constants of Paris' rule were investigated for SUS 304 weldments in the various specific resistance.

The influences of stress intensity factor range and corrosion on the crack growth rate were compared.

The characteristics of corrosion fatigue cracking for the weldments were inspected from mechanical, electrochemical and microstructural point of view.

Main results obtained are as follows:

- 1) As the specific resistance decreases, the environmental constant C of Paris' rule increases(hence the corrosion fatigue crack growth rate is rapid), but the environmental constant m decreases, so the effect of corrosion to the crack growth rate is more susceptible than that of stress intensity factor range.
- 2) As the stress intensity factor range decreases, the corrosion fatigue crack growth rate of heat affected zone is more susceptible than that of the base metal.
- 3) The corrosion fatigue crack growth rate of the heat affected zone is more rapid than that of the base metal, because of the phenomenon of softening and the less noble potential caused by welding heat cycle.
- 4) The corrosion fatigue cracking of SUS 304 weldment appears transgranular fracture.

⁺ 1986년도 한국해양공학회 추계 학술대회 발표(1986년 12월)

* 정회원, 부산수산대학 이공학부 박용기계공학과

** 부산수산대학 이공학부 박용기계공학과

1. 序 論

最近 産業의 發達과 더불어 각종 機械 構造物들은 더욱 大形化·高速化되고 사용되는 環境은 훨씬 多樣化되어 가므로 이에 따른 金屬材料의 高強度 및 耐蝕性 등이 요구되고 있다¹⁾.

機械 構造物은 장시간에 걸쳐서 충분한 안전성을 가지게 하기 위해 材料強度에 미치는 環境 특히, 腐蝕性 環境效果의 규명과 環境強度 設計基準의 確立이 요망된다²⁾.

그러나 腐蝕性 環境下에서의 疲勞에 관한 特性은 아직 만족할만한 성과를 얻지 못하고 있는 실정이다. 이러한 腐蝕疲勞龜裂은 清水, 鹽水, 酸溶液 뿐만 아니라, 대기중에서도 露點의 변화에 따른 표면피막의 吸着性 등 상대습도 50% 이상에서는 腐蝕疲勞의 影響이 미친다³⁾고 알려져 있다.

한편, 스테인리스鋼材는 우수한 耐蝕性을 가지고 있으므로 工業用 耐蝕合金 材料의 대표적 지위를 차지한 뿐만 아니라 耐熱性, 熔接性도 상당히 우수하다.⁴⁾ 따라서 스테인리스鋼은 BWR 原子力플랜트, 선박의 소형보일러, 열교환기, 해수 및 연료유 여과기, 압력용기, 화학기기, 윤활유 및 연료유 펌프축, 프록펠러 블레이드 및 증기터빈 블레이드, 지하철 전동차 등, 이 방면의 사용이 廣範圍하고 이에 따른 사고전수도 해마다 증가하고 있는 실정이다⁵⁾. 특히 이들 構造物의 破壞는 腐蝕疲勞와 應力腐蝕龜裂에 의한 것이 많으며, 여기에 대해서는 環境條件이 큰 影響을 미치고 있다.

이러한 環境強度 문제는 靜的 應力 외에도 溫度변화에 따른 變動熱應力, 反復의인 振動 등의 動的荷重이 중요하게 작용하는 경우가 많다⁶⁾.

따라서 本 研究에서는 오스테나이트系 스테인리스鋼材의 母材와 熔接熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 進展特

性을 調査 및 考察하기 위하여 여러가지 環境의 比抵抗과 공기중에서 反復引張 疲勞試驗을 행하였다. 이 實驗을 통하여 比抵抗의 변화에 따른 母材의 腐蝕疲勞龜裂 進展速度를 구하고, 海洋環境의 比抵抗과 공기중에서 母材와 熔接熱影響部의 腐蝕疲勞龜裂 進展樣相을 究明하였다.

특히 여러가지 比抵抗의 環境에서 腐蝕疲勞龜裂 進展速度 特性을 Paris'rule을 적용하여 實驗常數를 구하고, 이 結果에 의해 腐蝕疲勞龜裂에 미치는 應力強度係數와 腐蝕에 의한 影響을 考察하였다. 또한 熔接部 부위에 있어서 機械的 硬度和 衝擊值, 電氣-化學的인 電位 및 組織的인 特性을 조사하여 腐蝕疲勞龜裂 發生 및 進展거동 변화의 원인을 究明하여, 여러가지 比抵抗의 環境에서 사용되는 SUS 304 鋼 熔接部の 腐蝕疲勞에 대한 기초 設計資料로서 기여코자 하였다.

2. 試驗片 및 實驗方法

2.1 試驗片

本 實驗에 사용된 試驗片材料는 두께 3mm인 市販의 오스테나이트系 스테인리스鋼材로 그 化學的 成分과 機械的 特性을 Table 1에 보인다. 熔接棒은 오스테나이트계 스테인리스鋼 TIG熔接用 熔接棒 Y308 (JIS規格, 直徑: 1.5mm)을 이용하여 V형 그루브 용접을 하였으며, 이때 熔接條件은 入熱量 9.6kJ/cm 이며 熔接電流는 75A이다.

熔接棒의 化學的 成分과 機械的 特性은 Table 1에 표시하였다.

腐蝕疲勞 試驗片 및 노치의 形狀은 Fig.1과 같다. 이러한 試驗片은 그 길이 방향이 압연 방향과 동일하도록 제작하였다. 여기서 노치의 위치는 母材 및 熔接熱影響部에 오도록 각각 별개의 試驗片으로 제

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of used material

(a) Chemical compositions (wt %)

| Material | C | Mn | Si | P | S | Ni | Cr |
|----------------------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| Base metal (SUS 304) | 0.05 | 0.83 | 0.59 | 0.027 | 0.015 | 8.42 | 18.56 |
| Electrode (Y 308) | 0.04 | 1.97 | 0.32 | -- | -- | 10.1 | 20.6 |

(b) Mechanical properties

| Material | Tensile strength | Elongation |
|----------------------|------------------|------------|
| Base metal (SUS 304) | 588.0 MPa | 60% |
| Electrode (Y 308) | 607.6 MPa | 43.0% |

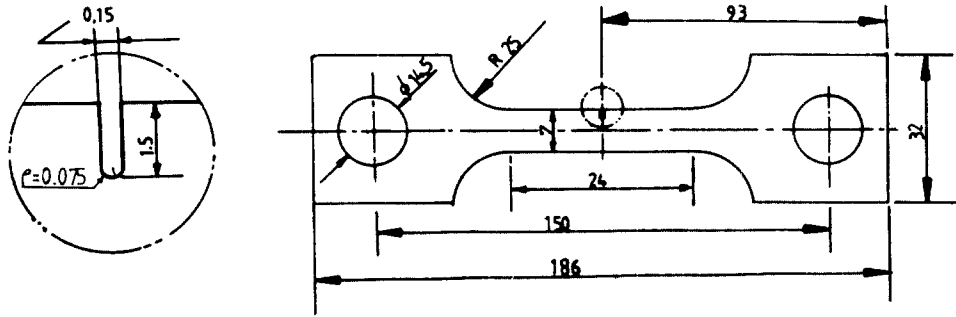


Fig. 1 Dimension of test specimen(mm)

작하였다.

이러한 試驗片 形狀의 노치先端에 있어서의 應力 強度係數範圍는 Srawley에 의한 다음 식으로 계산하였다.

$$\Delta K = \frac{\Delta P \sqrt{a}}{t \cdot w} 1.99 - 0.41 \left(\frac{a}{w}\right) + 18.70 \left(\frac{a}{w}\right)^2 - 38.48 \left(\frac{a}{w}\right)^3 + 53.85 \left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad (1)$$

여기서, ΔP 는 荷重의 變動範圍로서 $\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$, t 는 試驗片 두께, w 는 試驗片 板幅, a 는 龜裂길이이다.

한편, 試驗片 표면은 사포 2000번까지 연마한 후 아세톤으로 脱脂하고 試驗片 표면의 孔蝕에 의한 영향을 제거하기 위하여 노치先端을 제외한 試驗片 전면을 투명한 에폭시 樹脂로 피복하여 절연시켰다.

2.2 實驗裝置

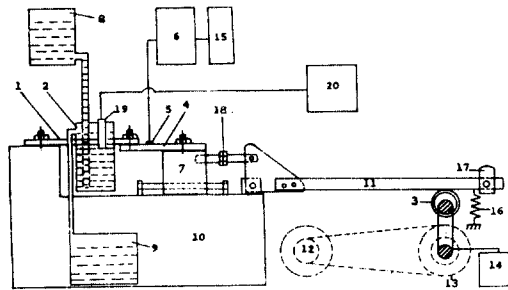
本 實驗에 사용한 腐蝕疲勞試驗裝置의 全體 系統圖는 Fig. 2와 같다.

Fig. 2의 腐蝕疲勞 試驗機는 자작한 것으로 레버 (lever)의 上·下운동으로써 試驗片에 反復引張應力을 가할 수 있도록 하였다. 이러한 反復引張應力은 電動기에 의해서 구동되는 편심 캠(cam)에 의해서 發生하며 이러한 反復引張의 反復回數는 풀리(pulley)축에 연결되어 있는 카운터 미터(count meter)로써 測定하였다.

레버의 上·下운동으로 인한 충격을 완화시키기 위해 레버의 끝에 버퍼(buffer)를 設置하였으며 응력비 (stress Ratio) R 에 영향을 미치는 캠과 레버 사이의 간격은 리딩 블록(leading block)에 연결되어 있는 거리 조정 너트로서 하였다.

試驗片에 걸리는 反復應力은 로드 셀(load cell)에 부착되어 있는 스트레인 게이지를 통하여 스트레인 인디케이터로써 測定하였다.

Photo. 1은 試驗片에 作用하는 應力의 變化를 오실



- | | |
|---------------------|------------------------|
| 1. Specimen | 11. Lever |
| 2. Corrosion cell | 12. Motor |
| 3. Eccentric cam | 13. Pulley |
| 4. Load cell | 14. Counter meter |
| 5. Strain gauge | 15. Oscilloscope |
| 6. Strain indicator | 16. Spring (Buffer) |
| 7. Leading block | 17. Weight (Load) |
| 8. Feed water tank | 18. Adjusting nut |
| 9. Drain water tank | 19. Electrode |
| 10. Bed | 20. Conductivity meter |

Fig. 2 Schematic diagram of test apparatus

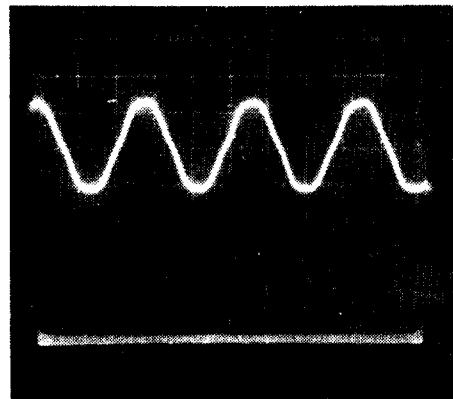


Photo. 1 Stress wave forms ($R=0$)

로스코프를 통하여 나타낸 應力波形이다. 이때 응력비 R 은 0이며, 주파수 f 는 8Hz이다.

2.3 實驗方法

腐蝕環境槽는 플라스틱으로 제작하였으며 腐蝕環

境은 比抵抗이 25Ω·cm인 天然海水와 清潔한 水道水를 少量씩 混合하여 그 比抵抗이 25, 500, 1000 및 5000Ω·cm로 되게 하여 각각 維持하였으며, 實驗中의 水溫은 約 14~16°C로 되게 하였다.

또한 腐蝕槽內의 溶液은 Cl⁻이온의 濃度 및 比抵抗의 變化를 방지하기 위하여 시간당 4l의 量으로 계속하여 순환시켰으며, 腐蝕槽內의 壓力은 大氣壓과 같게 하였다.

腐蝕疲勞龜裂 進展길이는 10배의 확대경으로써 初期 腐蝕疲勞龜裂 發生(a=0.2mm)부터 破斷時까지 연속적으로 測定하였다.

3. 結果 및 考察

3.1 腐蝕疲勞龜裂 進展 速度特性

Fig. 3은 環境의 比抵抗이 25, 500, 1000 및 5000Ω·cm 그리고 공기중에 대하여 母材의 腐蝕疲勞龜裂 進展速度와 腐蝕疲勞龜裂 進展길이의 關係를 정리하여 보인 것이다.

이에 의하면 比抵抗이 감소할수록 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 빨라지고 있으며, 比抵抗 25Ω·cm의 腐蝕環境에서 進展速度가 가장 빠르게 나타났다. 또한 모든 環境의 龜裂進展 過程에 있어서 共通의으로 龜裂進展 速度는 빨라지다가 遲延되는 樣相이 되풀이되고 있다.

이것은 龜裂先端에서 塑性變形이 形成되는 동안에는 龜裂進展 速度가 遲延되다가 그후 塑性領域에 龜裂이 進展함으로써 龜裂進展 速度가 빨라지기 때문

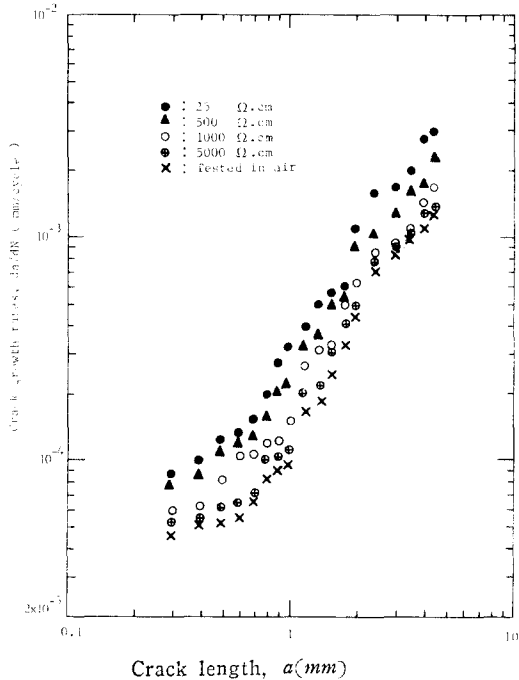


Fig. 3 Relation between crack growth rates and crack length for base metal in various specific resistance and in air

이며, 특히 比抵抗이 감소할수록 腐蝕疲勞龜裂 進展速度가 빨라지는 현상은 龜裂先端에서 塑性變形에 의한 不動態皮膜이 破壞됨에 따른 腐蝕 活性化에 기인하는 것으로 思料된다⁹⁾.

Photo. 2는 腐蝕疲勞龜裂 先端에서의 塑性變形의 巨視的인 樣相을 나타낸 것이다.



Photo. 2 Macro-graph of plastic deformation at crack tip

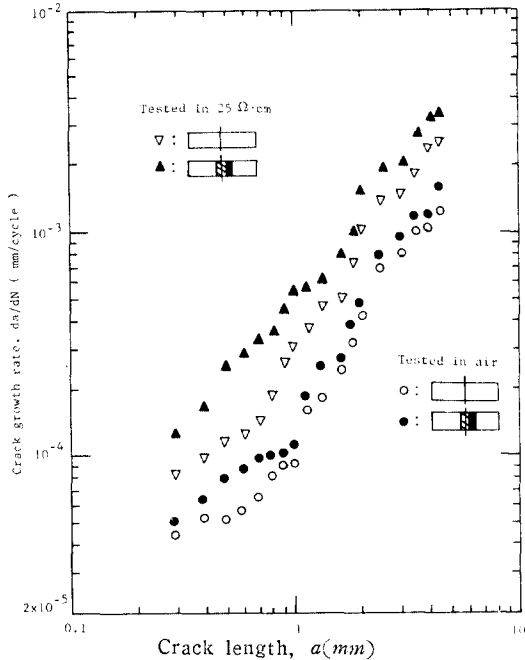


Fig. 4 Relation between crack growth rates and crack length for base metal and HAZ in air and in specific resistance $\rho = 25\Omega \cdot cm$

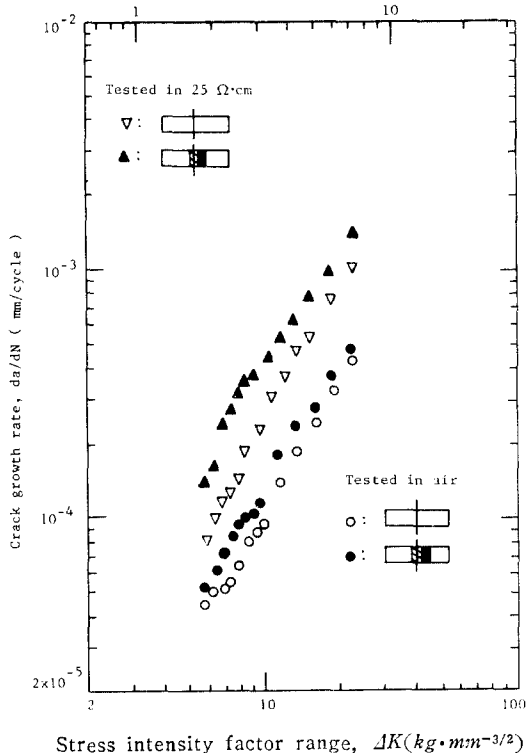


Fig. 5 Crack growth rate versus stress intensity factor range for base metal and HAZ in $25\Omega \cdot cm$ and in air.

Fig. 4는 龜裂進展 速度와 龜裂進展 길이와의 관계를 比抵抗 $25\Omega \cdot cm$ 의 腐蝕環境과 공기중에서 母材와 熔接熱影響部에 대하여 나타낸 것이다. 이에 의하면 環境의 比抵抗 $25\Omega \cdot cm$ 에서의 熔接熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂 進展速度가 가장 빠르고, 공기중에서의 母材가 가장 느린 樣相을 나타내고 있다.

Fig. 5는 腐蝕疲勞龜裂 進展速度가 가장 빠르게 나타나는 比抵抗 $25\Omega \cdot cm$ 의 腐蝕環境과 가장 遲延되는 공기중에서 母材와 熔接熱影響部에 대하여 龜裂進展 速度와 應力強度係數範圍에 대하여 정리한 것이다. 모든 應力強度係數 範圍에 있어서 熔接熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 比抵抗 $25\Omega \cdot cm$ 일 때 가장 빨랐으며, 공기중에서 母材의 龜裂進展 速度가 가장 느렸다.

3.2 Paris' rule에 의한 腐蝕疲勞龜裂 進展特性 解析

Fig. 6은 母材, Fig. 7은 熔接熱影響部에 있어서 여러가지 比抵抗의 環境 중에서 腐蝕疲勞龜裂 進展 速度와 應力強度係數範圍 ΔK 와의 관계를 정리하여 보인 것이다. 여기서 腐蝕疲勞龜裂 進展速度 da/dN 와

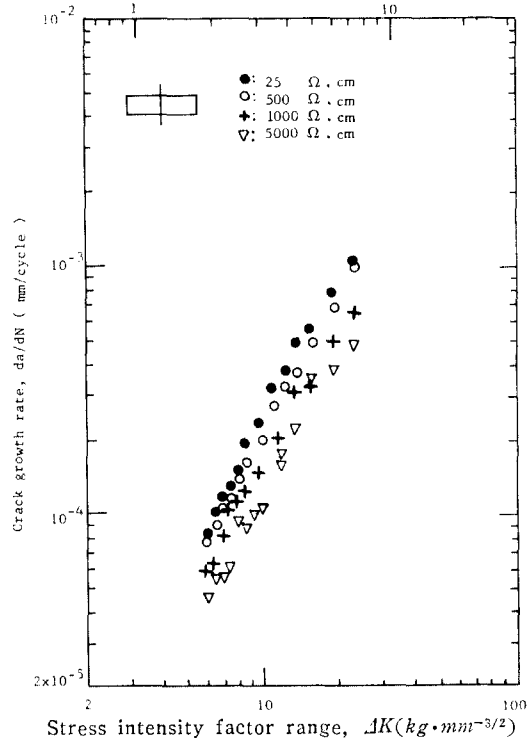
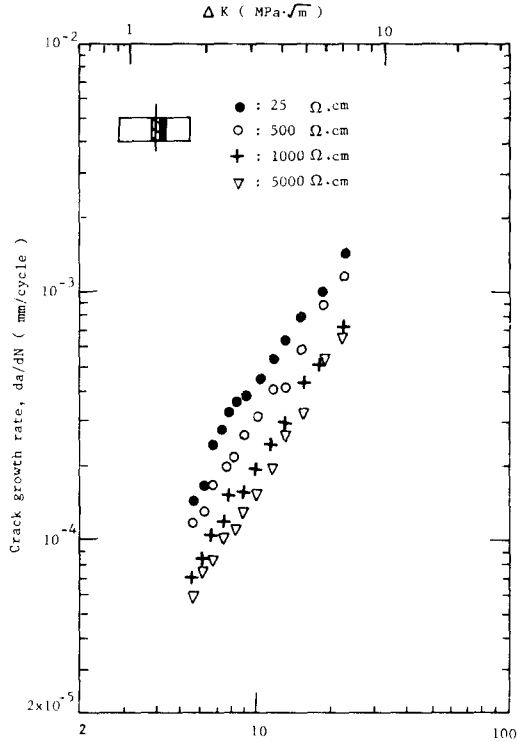


Fig. 6 Crack growth rate versus stress intensity factor range for base metal in various specific resistance



Stress intensity factor range, $\Delta K(kg \cdot m^{-3/2})$
 Fig. 7 Crack growth rate versus stress intensity factor range for HAZ in various specific resistance

應力強度係數 範圍 ΔK 와의 관계는 모든 比抵抗에서 Paris가 提案한 다음 식이 適用된다^{9,10}.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (2)$$

여기서, C 및 m 은 環境常數이다.

Table 2는 Fig. 6과 Fig. 7의 實驗值를 식(2)에 의해 計算한 環境常數 C 와 m 의 값을 나타낸다. 이 結果에 의하면 比抵抗이 감소할수록 環境常數 C 의 값이 커지면서 初期 腐蝕疲勞균열 發生 進展速度는 빠르게 나타나고, 또한 環境常數 m 의 값은 작아지면서

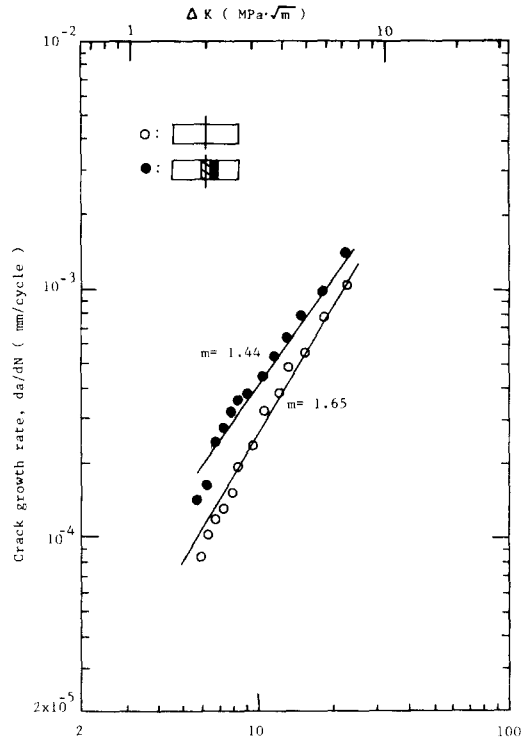
Table 2 The environmental constants C and m of Paris' rule for SUS 304 weld-metals

| Environmental constants / Specific resistances | Base metal | | HAZ | |
|--|-----------------------|------|-----------------------|------|
| | C | m | C | m |
| 25Ω·cm | 4.88×10^{-6} | 1.65 | 1.43×10^{-5} | 1.44 |
| 500Ω·cm | 4.60×10^{-6} | 1.69 | 5.75×10^{-6} | 1.54 |
| 1000Ω·cm | 2.58×10^{-6} | 1.70 | 3.86×10^{-6} | 1.58 |
| 5000Ω·cm | 2.13×10^{-6} | 1.73 | 3.02×10^{-6} | 1.60 |

腐蝕疲勞龜裂 進展速度에 미치는 效果는 應力強度係數 範圍에 의한 影響에 비해 腐蝕에 의한 影響이 점차 敏感해져 가는 것으로 생각된다.

Fig. 8은 比抵抗 25Ω·cm에서 母材와 熔接熱影響部에 대하여 腐蝕疲勞龜裂 進展速度와 應力強度係數範圍와의 관계를 식(2)에 의해 計算한 것을 신포로써 보인 것이다. 이에 의하면 應力強度係數範圍가 작을수록 熔接熱影響부의 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 母材보다 腐蝕에 의한 影響이 敏感하지만 應力強度係數範圍가 클수록 腐蝕에 의한 影響은 鈍化된다.

또한, Paris' rule의 環境常數 m 에 의하면 熔接熱影響部가 母材보다 腐蝕에 의한 影響을 約 13% 더 받는다.



Stress intensity factor range, $\Delta K(kg \cdot m^{-3/2})$
 Fig. 8 Crack rate versus stress intensity factor range for basemetal HAZ in 25Ω·cm

3.3 熔接部の 機械的, 電氣化學的 및 組織的 特變性化

以上에서 오스테나이트系 스테인리스鋼材 熔接部の 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 어떤 腐蝕環境에서도 熔接熱影響部가 母材보다 빠른 것으로 나타났다. 이의 原因을 分析하기 위해 熔接部の 機械的인 硬도와

衝擊值, 電氣化學的인 電位 및 組織의 特性을 조사하여 그 結果를 Fig. 9, Table 3과 4 및 Photo. 3에 나타내었다.

Fig. 9는 SUS 304鋼 熔接部의 硬度를 나타낸 것으로 일반 炭素鋼熔接部와는 달리 熔接熱影響部가 母材나 熔着金屬部에 비해 軟化되어 있음을 보여준다. 이것은 塑性加工에 의해 加工硬度된 오스테나이트系 스테인리스鋼 母材 原質部가 熔接時의 熱影響을 받아 일어나는 再結晶현상으로 인해 軟化된 것으로 考察된다¹¹⁾.

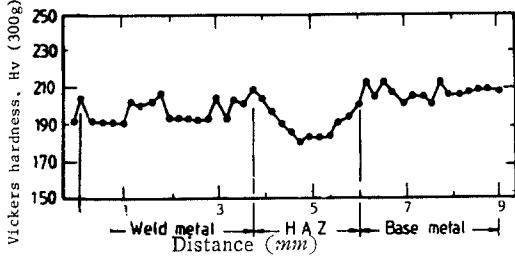


Fig. 9 Vickers hardness on the welded zone

Table 3은 母材와 熔接熱影響部에 대한 Charpy 衝擊值를 나타낸 것이다. 이에 의하면 熔接熱影響部の Charpy 衝擊值가 母材보다 더 크게 나타남을 보였다. 이 原因은 熔接熱사이클로 인해 초래되는 銳敏化 현상에 의해 Cr₂₃C₆ 형태의 炭化物이 석출되어 Cr 缺乏層을 形成하기 때문이라고 생각된다. 따라서 熔接熱影響部가 母材보다 軟化되는 것으로 思料된다¹²⁻¹⁴⁾.

以上の 두가지 原因에 의해 熔接熱影響部가 軟化됨에 따라 他部分에 비해 塑性變形이 쉽게 發生하고 이러한 塑性變形은 스테인리스鋼材의 不動態 皮膜의 빠른 破壞를 초래하여 빠른 腐蝕疲勞龜裂發生 및 進展에 기여하는 것으로 推定된다.

Table 4는 母材와 熔接熱影響部の 試驗片을 각각 35% MgCl₂ 溶液(溫度: 80°C)에서 飽和 카로델 電

Table 3 The results of Charpy's impact test for SUS 304

| Notch position | Specimen No. | N·m/cm ² |
|----------------|--------------|---------------------|
| B. M. | 1 | 179.34 |
| B. M. | 2 | 170.52 |
| B. M. | 3 | 177.38 |
| HAZ | 4 | 204.82 |
| HAZ | 5 | 196.0 |
| HAZ | 6 | 184.24 |

Table 4 Electrode potential on the weldment (Solution: 35% MgCl₂, 80°C)

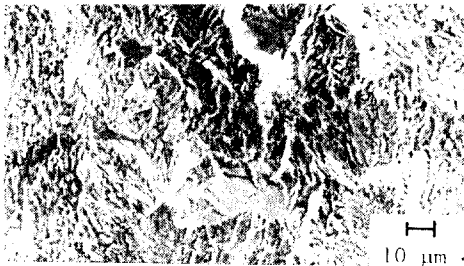
| Test position | Specimen No. | Electrode potential (-mV), SCE |
|---------------|--------------|--------------------------------|
| B. M. | 1 | 321 |
| B. M. | 2 | 322 |
| B. M. | 3 | 320 |
| HAZ | 4 | 332 |
| HAZ | 5 | 338 |
| HAZ | 6 | 339 |

極(SCE)으로 測定한 自然電位の 結果를 나타내었다.

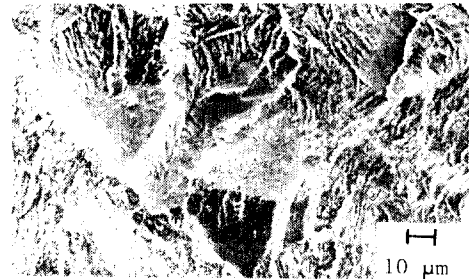
이에 의하면 熔接熱影響部の 電位가 母材의 電位보다 낮다. 이것은 熔接熱사이클로 인한 銳敏化현상으로서 粒界附近의 Cr 炭化物의 析出에 의해 不動態化가 어렵게 되기 때문이다^{15,16)}.

따라서 Cr 缺乏部の 自然電極電位の 卑化^{15,17)}로 인하여 노치先端에서의 活性溶解가 加速됨으로써 熔接熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂發生 및 進展感受性을 母材에 비해 더욱 높이는 結果를 가져온 것으로 생각된다.

이들의 結果에 의하면 熔接熱影響部가 母材에 비하여 軟化됨으로써 塑性變形이 쉽게 發生하여 노치先端의 腐蝕活性化에 따른 두가지 증첩된 效果에 의해서 熔接熱影響部가 母材보다 腐蝕疲勞龜裂發生 및



(a)



(b)

Photo. 3 Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens of SUS 304 weldment (a) B. M. ρ=25Ω·cm (b) HAZ(ρ=25Ω·cm)

進展速度가 다른 것으로 생각된다.

Photo. 3은 比抵抗 $25\Omega\cdot cm$ 의 腐蝕環境에서의 溶接熱影響部와 母材에 대한 腐蝕疲勞龜裂 破面을 走査式電子顯微鏡으로 觀察한 것이다. 이것 의하면 比抵抗 $25\Omega\cdot cm$ 의 環境에서의 破面은 腐蝕된 樣相을 나타내고 있으며, 또한 母材보다 溶接熱影響部가 더 많은 腐蝕破面을 보인다고 동시에 더 넓은 軟性破面의 領域을 나타내고 있다¹⁶⁾. 그리고 오스테나이트系 스테인리스鋼材 溶接部の 腐蝕疲勞龜裂은 粒內龜裂 破壞의 樣相을 보였다.

4. 結 論

腐蝕疲勞 試驗機를 사용하여 오스테나이트系 스테인리스鋼 TIG 溶接部에 대한 腐蝕疲勞龜裂 進展速度 特性을 實驗적으로 研究하여 다음과 같은 結果를 얻었다.

- 1) 比抵抗이 감소할수록 Paris' rule의 環境常數 C의 값이 커지면서 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 파크로프, m의 값은 작아지면서 應力強度係數값에 비해 腐蝕에 의한 影響이 더욱 敏感해진다.
- 2) 應力強度係數값이 낮을수록 溶接熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 母材보다 腐蝕에 의한 影響이 더욱 敏感해진다.
- 3) 溶接熱影響部の 腐蝕疲勞龜裂 進展速度는 母材에 비해 溶接熱사이클로 인한 軟化와 卑電位化 현상의 두가지 동시된 效果에 의해 더욱 빨라진다.
- 4) SUS 304 鋼 溶接部の 腐蝕疲勞龜裂은 粒內龜裂 破壞의 樣相을 보인다.

參 考 文 獻

- 1) 駒井謙治郎, “腐食疲勞研究의 現狀と展望”, 日本鐵と鋼, Vol. 61, No. 7, p. 8, 1983
- 2) 駒井謙治郎, “應力腐食割れ及び腐食疲勞への破壊力學의 應用”, 日本溶接學會誌, Vol. 52, No. 3, p. 23, 1983
- 3) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, “金屬의 腐食疲勞と強度設計”, 養賢堂, 東京, i-ii, pp. 19-21, 91, 1982
- 4) 向井喜彦, “오스테나이트 스테인리스鋼의 溶接部の 腐食”, 日本溶接學會誌, Vol. 41, No. 2, pp.

41-51, 1972

- 5) 藤咲銜, 山本勝美, “ステンレス鋼溶接部の代表的 蝕食事例について”, 日本溶接學會誌, Vol. 3, No. 1, pp. 218-219, 1985
- 6) 渡邊正記, 向井喜彦, 四十萬利之, 川方久敬, “繰返し荷重下におけるステンレス鋼およびその溶接継手の應力腐食割れに關する研究”, 日本溶接學會誌, Vol. 39, No. 6, pp. 9-11, 1970
- 7) 安藤柱, 小倉信和, 西岡 久, “疲勞き裂近傍の塑性挙動とき裂傳播速度の結晶粒徑依存性”, 日本機械學會論文集, Vol. 44, pp. 387-339, 1979
- 8) 大谷南海男, “金屬の塑性と腐食反應”, 産業圖書, 東京, pp. 79-111, 1972
- 9) Gallagher, J. P. and R. P. WEI, “Corrosion Fatigue Crack Propagation Behavior in Steels”, Corrosion Fatigue NACE-2, pp. 408-409, 1971
- 10) Gerberish, R. H. Van Stone and A. W. Gunderson, “Fracture Properties of Carbon Alloy Steels”, Application of FRACTURE MECHANICS for Selection of Metallic Structural Materials, ASM, Metals Park, Ohio, pp. 65-67, 1982
- 11) 渡邊正記, 向井喜彦, “ステンレス鋼の溶接”, 日刊工業新聞社東京, pp. 12-13, 1975
- 12) 藤永夏, “材料試驗法”, pp. 189-191, 1984
- 13) 吉武進也, 中村治方, “ステンレス鋼の溶接”, p. 143, 1979
- 14) Fontana, M. G. and N. D. Green, “Corrosion Engineering”, McGraw-Hill Book, Co., New-York, pp. 58-60, 1978
- 15) 藤田輝夫, “ステンレス鋼の熱處理”, 日刊工業新聞社, 東京, pp. 119-121, 1977
- 16) 荒木透行, “鐵鋼の溶接”, 朝倉書店, 東京, p. 171, 1976
- 17) 日根交男, “腐食工學の概要”, 化學同人, 東京, pp. 91-92, 103, 1977
- 18) Fine, M. E. and R. O. Ritchie, “Fatigue-Crack Initiation and Near-Threshold Crack Growth”, Fatigue and Microstructure, ASM, Metals Park, Ohio, p. 216, 1978