

〈論 文〉

## 二相系 스테인리스鋼 鎔接部の 疲勞크랙 傳播特性(Ⅱ)

—下限界值 近傍에서의 傳播特性—

權 鍾 完\* · 金 相 臺\*\* · 李 澤 淳\*\*

(1988년 9월 20일 접수)

### Fatigue Crack Propagation Characteristics of Duplex-Stainless Steel Weldments(Ⅱ)

—Crack Propagation on Near-Threshold Region—

Jong-Wan Kwon, Sang-Tae Kim and Taik-Soon Lee

**Key Words :** Duplex Stainless Steel(2相스테인리스강), HAZ(용접열영향부), Stress Ratio(응력비), Threshold Value(하한계 값), Residual Stress(잔류응력), Fatigue Crack Propagation(피로크랙전파)

#### Abstract

Near-threshold fatigue crack-growth behavior at room temperature for a duplex stainless steel weldments was investigated to evaluate the effect of load ratio, microstructural change, and residual stresses. Near-threshold fatigue crack propagation behavior is found to show a marked sensitivity to  $\alpha/\gamma$  phase ratio, and little residual stress effects. Threshold values in the heat affected zones are higher than those of base metals and threshold values for crack growth decrease with increasing the load ratio in the base metals and weldments. The fractographic features in base metals, weldments and heat affected zones were discussed in terms mechanism of crack growth.

#### 1. 序 論

構造物 및 機械部品の 製作時 熔接은 여러가지 面에서 有利하여 接合의 手段으로 널리 쓰이고 있다. 熔接時 熔接入熱에 依하여 熔着金屬部가 急加熱 및 急冷되므로 元來의 母材와는 다르게 材質의 變化, 殘留應力の 發生, 熔接變形 및 微小缺陷 等의 發生으로 機械的인 性質이 變하게 된다. 이런 觀點에서 熔接構造物이 反復荷重을 받을 때 생기는 疲勞크랙 傳播特性을 糾明하는 것은 設計, 保守 및

및 管理上 매우 重要的 事이다.

疲勞크랙 傳播速度가 느린 下限界值( $\Delta K_{th}$ ) 近傍에서는 金屬組織의 因子, 荷重條件 및 試驗條件 等의 影響을 疲勞크랙 傳播特性의 어느 領域에서 보기도 많이 받게 된다. 最近 疲勞크랙 傳播의 下限界值 近傍에서 여러가지 因子를 中心으로 研究가 많이 이루어져 왔다. 이들의 研究로는 크랙 開口 舉動<sup>(1~3)</sup>, 降伏應力과 結晶粒의 影響<sup>(4)</sup>, 應力比( $R$ )<sup>(5,6)</sup> 및 環境 等의 影響을 들 수 있다. 從來의 研究들은 主로 壓延材 母材를 對象으로 하고 있으며 熔接材<sup>(7,8)</sup>에 關한 것은 많지 않다. 特히 混相組織인 二相系 스테인리스鋼에 關한 研究는 전혀 없다. 二相系 스테인리스鋼은 常溫에서 다른 스테인리스鋼

\* 正會員, 慶北産業大學 機械工學科

\*\*正會員, 嶺南大學校 工科大學 精密機械工學科

에 비해 高强度를 가지고 耐蝕性 및 耐熱性이 優秀하여 耐海水構造物, 化學工業裝置 및 原子力電子裝置 等 工業分野에 最近 그 用途가 擴散一路에 있다.

二相 스테인리스鋼은 熔接時 混相인  $\alpha$ 相과  $\gamma$ 相의 熔接部에서  $\alpha/\gamma$ 相比의 變化 및 介在物의 析出<sup>(9,10)</sup> 熔接熱影響部에서 組織의 粗大化는 下限界值 近傍에서 疲勞크랙 傳播特性에 미치는 影響이 클 것으로 豫見된다. 한편 熔接課程에서 熔接殘留應力이 必然的으로 發生되는 바 하나의 影響因子로 作用한다.

一般的으로 疲勞크랙 傳播特性에서 第2段階 領域(paris region)의 疲勞크랙 傳播速度가 金屬組織의 인 因子에 그다지 依存하지 않는다는 것이 一般化된 理論이다. 그러나 二相系 스테인리스鋼의 境遇 熔接時 熔着金屬部 附近에서  $\alpha/\gamma$ 相比率의 變化에 따라 크랙 傳播速度가 달라지는 것을 前報<sup>(11)</sup>에서 報告한 바 있다.

本 研究에서는 二相系 스테인리스鋼의 母材, 熔接材 및 熔接後 熱處理材 3種類의 境遇에 對하여 疲勞크랙 傳播特性을 疲勞크랙의 下限界值 近傍에서 金屬組織의 影響과 熔接殘留應力의 影響을 檢討하기 위하여, 各 條件에 對한 疲勞크랙 傳播速度의 下限界值를 求하였고 疲勞試驗後의 破斷面을 走査電子顯微鏡(SEM)으로 觀察하였다. 熔接材에 對하여는 熔着部 附近 熔接熱影響部の 粒徑測定,  $\alpha/\gamma$ 相의 體積比率의 變化量 測定 및 熔接材와 熔接後 熱處理材의 殘留應力分布測定을 通하여 疲勞크랙의 下限界特性에 미치는 여러가지 影響因子에 對하여 檢討하였다.

## 2. 試驗片的 製作 및 試驗方法

### 2.1 試驗片的 製作

本 實驗에 使用된 二相系 스테인리스鋼의 化學的 組成 및 常溫에서 機械的인 性質은 Table 1과 같

다. 熔接材의 熔接方法은 불활성가스인 아르곤가스 雰圍氣에서 TIG 半自動熔接을 하였다. 이때 熔接 條件은 Table 2와 같다. 疲勞試驗을 하기 위한 實驗片의 製作方法 및 치수는 前報<sup>(11)</sup>에서와 同一한 方法으로 하였다. 熔接後 熱處理 溫度는 650°C, 850°C 및 1050°C의 各 溫度로 加熱하여 2時間 維持後 空冷 및 水冷한 3種類의 熔接後 熱處理材 試驗片을 製作하였다. 모든 熔接材의 試驗片은 熔接金屬部의 初期缺陷을 排除하기 위하여 X線 缺陷探査를 하여 缺陷이 없는 完全한 試驗片만 選擇하였다. 熔着部 및 熔接熱影響部の 正確한 位置를 把握하기 위하여 10% 나이탈溶液으로 試驗片표면을 腐蝕後 初期노치의 位置를 決定하였다. 이때 노치의 크기는 폭 0.2mm, 길이 3mm로 하여 放電加工機(EDM)에 의하여 機械加工하였다.

### 2.2 實驗方法

疲勞試驗에 使用한 實驗機는 前報<sup>(11)</sup>와 같으며 疲勞크랙 傳播特性이 下限界值 附近에서는 實驗室의 環境이 크게 影響을 미치는 것을 考慮하여 實驗室 溫度를  $20 \pm 2^\circ\text{C}$  및 相對溫度를  $50 \pm 5\%$ 로 恆常 維持하였다. 實驗時 母材, 熔接材 및 熔接後 熱處理材의 實驗條件은 應力比( $R$ )를 0.05, 反復荷重 周波數 20Hz 및 正絃波形을 擇하고 荷重漸減實驗을 하였다. 母材에 對하여 應力比의 影響을 檢討하기 위한 應力比의 變化值은 0.05, 0.3, 0.5 및 0.8의 네가지로 選擇하고 이때 反復荷重周波數는 20 Hz 正絃波形으로 一定하게 하였다. 荷重漸減方法은 크랙 先端에 作用하는 應力을 平面應力으로 假定하여 算定한 클랙 先端의 塑性域의 크기<sup>(12)</sup>에 對하여 2~3배의 크랙이 傳播되게 한 後 荷重을 前段階의 1~3% 만큼 減少시켜서 實驗時 荷重履歷影響을 排除하였다.

疲勞크랙 傳播길이의 増分量 測定은 試驗片 全面에 移動式 顯微鏡을 附着하여  $2 \times 10^{-6}\text{m}$ 까지 測定하였다. Pre-crack의 影響을 最少化하기 위하여

Table 1 Chemical composition(weight %), and mechanical property in room temperature

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	N	O
0.013	0.47	0.95	0.018	0.002	23.40	3.12	0.052	5.11	0.1334	0.008
Y.P(kgf/mm <sup>2</sup> )			T.S(kgf/mm <sup>2</sup> )			EL(%)			Hv	
50			72			30			227	

Table 2 Welding conditions

Voltage (V)		25
Current (A)		120
Welding speed(mm/min)		180
Flow gas rate (L/min)	Torch	10
	Back shield	30

初期노치로 부터 3mm 一定距離까지 크랙을 進展하게 한 後 荷重을 減少시켰다. 下限界値를 찾고 난 後 다시 荷重을 增加시켜 크랙을 進展시킨 後 荷重漸減法을 써서 下限界値를 再確認하였다. 疲勞크랙 傳播速度( $da/dN$ )의 計算은 ASTM-647-81에 提案된 Secant Method를 使用하였다. 또 實驗結果로 부터 應力擴大係數( $\Delta K$ )는 다음의 式에 依하여 Pook<sup>(13)</sup>의 有限幅 矯正因子를 使用하여 計算하였다.

$$\Delta K = \Delta\sigma(\pi a)^{\frac{1}{2}} \{20 - 13(a/w) - 7(a/w)^2\}^{-\frac{1}{2}},$$

$$a/w \leq 0.6$$

여기서  $a$ 는 크랙길이이고  $w$ 는 實驗片의 幅이다. 下限界値는 크랙傳播速度가  $10^{-11}$ m/cycle 以下일 때의 값으로 定하였다.

銲接材의 殘留應力測定은 2軸 와이어스트레인 게이지(gage length: 1mm)를 實驗片의 銲接線에 따라서 5mm 間隔으로 2列을 zig-zag로 附着한 後 切斷法(saw cutting method)에 依하여 殘留應力을 解放시키는 方法으로 切斷 前後의 應力差에 依하여 計算하였다. 銲接金屬附의 組織寫眞을 基礎로 線分方法<sup>(14)</sup>에 依하여 銲着部로부터 距離에 對한 오스테나이트의 體積變化量과 페라이트의 粒徑變化를 調査하였다.

### 3. 實驗 結果 및 考察

#### 3.1 母材, 銲接部 및 銲接熱影響部의 疲勞크랙 傳播의 下限界特性

Fig. 1은 母材(base metal), 銲着部(fusion line) 및 銲接熱影響部(HAZ)의 疲勞크랙 傳播實驗 結果이다. 疲勞크랙 傳播速度는 母材, 銲着部 및 銲接熱影響部の 順序로 빠르게 나타났다. 이때 下限界値( $\Delta K_{th}$ )는 Table 3에 要約된 바와 같이 母材;  $9.1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , 銲着部;  $12.1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , 銲接熱影響部;  $12.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  이었다. Fig. 1에 보인 바와 같

이 疲勞크랙 傳播速度와 下限界値는 銲着部와 銲接熱影響部가 僅小한 差異로 느리게 傳播하고 下限界値도 높다. 母材는 前者의 두 境遇에 比해서 크랙 傳播速度가 훨씬 빠르고 下限界値도 작다.

이와같은 結果는  $\alpha/\gamma$ 相의 體積比率의 變化와 粒徑變化의 影響이 가장 크게 미친 것으로 생각된다. Fig. 2는 銲接線에서 銲接熱影響部까지  $\gamma$ 相인 오스테나이트의 體積變化를 銲着部로 부터 떨어진 距離에 따라 測定한 結果를 나타낸 것이다. 이 그림에

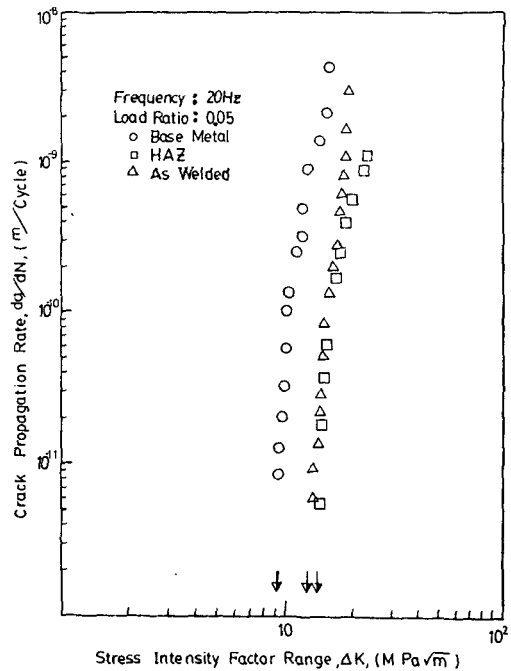


Fig. 1 Fatigue crack propagation rate versus  $\Delta K$  for base metal, HAZ, as welded and at  $R=0.05$  in room temperature

Table 3 Summary of threshold stress intensity factor range  $K_{th}$  for base metal, as welded, HAZ and heat treatment

		Threshold ( $\Delta K_{th}$ , $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
Base metal		9.1
As welded		12.1
HAZ		12.4
Heat treatment	650°C	8.1
	850°C	8.9
	1050°C	13.2

서 보인 바와 같이 용착부 附近의  $\alpha/\gamma$ 相比率은  $\gamma$ 相이 8%~35%로 용착부에 가까울수록 오스테나이트相의 比率이 크게 減少하고  $\alpha$ 相인 페라이트量이 反對로 增加하였음을 알 수 있다. 元來 母材의  $\alpha/\gamma$ 相 體積比率은 前報에서 밝힌 바와 같이 50 : 50 이었다. 이와 같은 熔接金屬部の  $\alpha$ 相 增加는 熔接時 熔接入熱에 依한 急激한 再加熱 및 冷却에 依한 것이다.  $\gamma$ 相에 比較하여 硬質相인  $\alpha$ 相의 增加로 母材에 比較하여 熔착部 및 熔接熱影響部の 크랙 傳播速度를 遲延시키고 下限界值가 顯著하게 크게 나타난 要因이라고 判斷된다.

上述한 疲勞크랙 傳播特性에 影響을 미친 또 하나의 因子는 熔착部 및 熔接影響部の 結晶粒의 粗大化이다. Fig. 3은 熔착部和 熔接熱影響部の 熔착部로부터 떨어진 距離에 따라서 測定한 粒徑의 크



Fig. 2 Change in volume fraction of austenite in welding zone

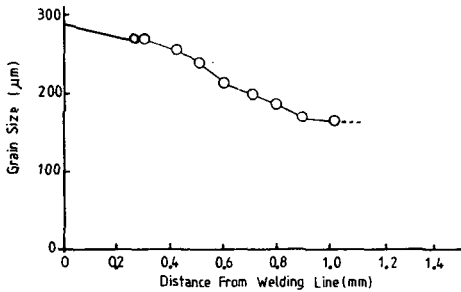


Fig. 3 Distribution of ferrite grain size in welding zone

기를 나타낸 것이다. 페라이트의 粒徑이 熔착부에 가까울수록 점차 커짐을 알 수 있고 그 크기는 170~280 $\mu\text{m}$ 로 元來 母材의 粒徑<sup>(9)</sup> 7.6~23.4 $\mu\text{m}$ 와 比較하면 크게 粗大化되었다. 下限界近傍에서 疲勞 크랙의 傳播 樣相을 보면 疲勞크랙에 依하여 생긴 塑性變形域의 크기는 結晶粒內로 制限되어 지고 크랙이 各各의 結晶粒에서 傳播되는 方向이 달라진다. 즉 크랙의 進行方向이 zig-zag로 되어 結晶粒의 크기가 클수록 引張應力의 垂直한 面으로 부터의 크랙 經路의 偏差가 커지게 된다. 따라서 크랙 先端에서 同一한 크랙길이 ( $da$ )를 傳播하는데 消耗 되어 지는 사이클數 ( $dN$ )은 增加하게 되고 크랙傳播速度 ( $da/dN$ )은 減少하게 된다.

Fig. 4에서 보인 바와 같이 크랙의 傳播樣相은 母材에 比較하여 不規則하게 나타났으며 이때 2次 크랙의 分枝現象도 發見되었다. Muto<sup>(4)</sup>는 本 研究에 使用된 材料와 類似한 二相鋼에서 疲勞크랙의 下限界特性和 粒徑 및 降伏應力의 關係는 上述한 結果와 같이 粒徑이 커지면 크랙傳播速度도 鈍化된다고 報告하였다.

### 3.2 熔接材의 後熱 處理溫度에 대한 疲勞크랙 傳播의 下限界特性

Fig. 5는 熔接材를 650°C, 850°C 및 1050°C 溫度로 2時間 維持後 各各 空冷 및 水冷한 境遇의 疲勞 크랙 傳播實驗의 結果이다. 維持溫度 및 冷却方法은 스테인리스鋼 熔착部の 固溶化 및 應力除去 後熱處理 方法<sup>(21)</sup>에 準하여 定하였다. Table 3은 이들 境遇의 下限界值 結果를 要約한 것이다. 熔착部の 加熱方法을 달리한 境遇의 疲勞크랙 傳播速度는 650°C 및 850°C의 境遇 別 差異가 없지만 1050°C의 境遇 前者의 두 境遇에 比較하여 顯著하게 느리게 나타났다. 下限界值는 650°C ; 8.1MPa $\sqrt{\text{m}}$ , 850°C ; 8.9MPa $\sqrt{\text{m}}$ 로 母材에 比해 오히려 낮게 나타났다. 1050°C ; 13.2MPa $\sqrt{\text{m}}$ 로 가장 큰 下限界值로 나타났다.

Fig. 6은 熔接直後의 熔接殘留應력과 熱處理後의 殘留應力分布를 測定한 結果이다. 熔착部에서 熔接



Fig. 4 Typical photograph of crack propagation in weld metal

線 兩端은 壓縮殘留應力이 存在하고 中央部에서 引張殘留應力이 크게 分布하였다. 加熱熱處理의 效果로 殘留應力은 어느 溫度에서도 모두 消滅되었음을 알 수 있다. 疲勞試驗의 境遇鎔接線 左端으로부터 6mm~10mm範圍에서 크랙 傳播速度 및 下限界值

를 測定하였으므로 引張殘留應力이 크랙傳播의 加速化에 影響을 주었음을 推察할 수 있다. 熱處理로 因하여 引張殘留應力이 消滅되었음에도 不拘하고 650°C 및 850°C의 加熱熱處理의 境遇 오히려 下限界 近傍의 크랙傳播速度가 빠르고 下限界值가 낮아진 것은 殘留應力의 影響에 比하여  $a/r$  相比率, 胞化 및 析出物의 增加 등으로 因한 組織變化的 影響이 더 큰 것으로 判斷된다.

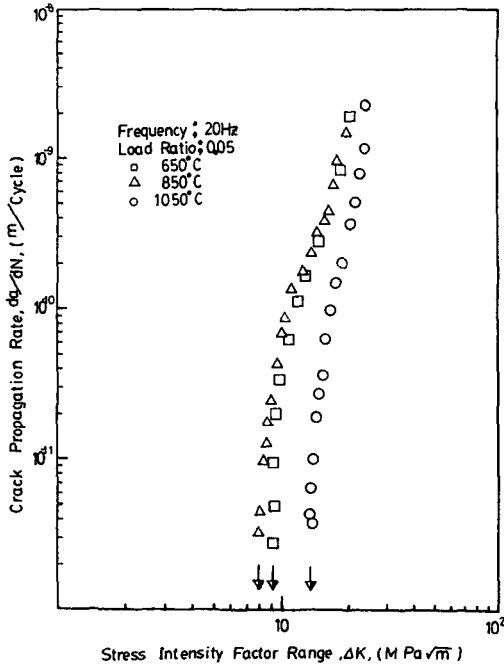


Fig. 5 Fatigue crack propagation rate versus  $\Delta K$  for weldment after heating at 650°C, 850°C and 1050°C, 2hr. Tests were conducted at  $R=0.05$ , in room temperature

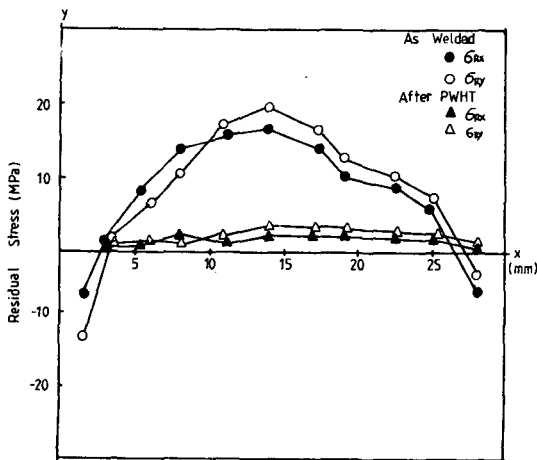


Fig. 6 Distribution of residual stress in welded specimen

### 3.3 應力比에 따른 疲勞크랙 傳播의 下限界 特性

Fig. 7과 Fig. 8은 母材 및 鎔接材에 對하여 荷重 反復 周波數를 20Hz, 正弦波形으로 一定하게 하고 應力比( $R$ )를 0.05, 0.3, 0.5 및 0.8의 4種類로 疲勞試驗한 結果이다. 母材와 鎔接材 多같이 應力比의 增加에 따라 下限界 近傍의 疲勞크랙 傳播速度는 增加하였다. 母材의 境遇, 應力比 0.05, 0.3 및 0.5인 境遇  $10^{-9}$ m/cycle까지 근사하게 傳播하나 그 以下の 低速度域에서 差異를 보이고 있다. 應力比 0.05 및 0.3의 境遇 크랙傳播 傾向이 類似하다. 鎔接材의 境遇應力比 0.3과 0.5의 境遇 크랙傳播 傾向이 비슷하게 나타났다.

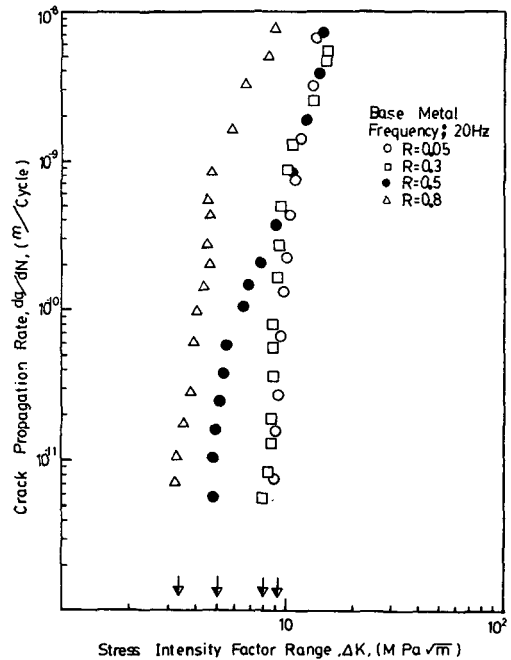


Fig. 7 Fatigue crack propagation rate versus  $\Delta K$  for load ratio  $R=0.05, 0.3, 0.5$  and  $0.8$  in base metal in room temperature

Table 4는 各各의 應力比 變化에 對한 下限界值 ( $\Delta K_{th}$ )를 나타낸 것이다. 下限界值는 應力比의 增加에 따라 母材와 熔接材 모두 減少하고 있다. 母

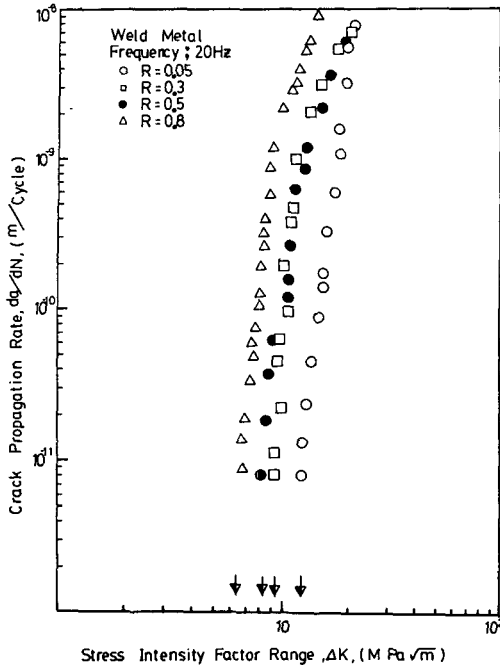


Fig. 8 Comparison of near threshold fatigue crack propagation rate versus  $K$  for load ratio  $R=0.05, 0.3, 0.5$  and  $0.8$  in weldments in room temperature

Table 4 Summary of threshold stress intensity factor range  $\Delta K_{th}$  & fracture surface roughness for  $R=0.05, 0.3, 0.5$  and  $0.8$  in base metal and weldment for 20Hz in room temperature

	Load ratio ( $R$ )	Threshold ( $\Delta K_{th}$ , Mpa√m)	Fracture surface roughness ( $\mu\text{m}$ )
Base metal	0.05	9.1	14
	0.3	8.0	18
	0.5	5.2	21
	0.8	3.4	31
Weld metal	0.05	12.1	—
	0.3	9.5	—
	0.5	8.2	—
	0.8	6.5	—

材와 熔接材의 下限界值를 比較하면 모든 應力比에 對하여 熔接材 쪽이 크게 나타났다. 이것은 應力比의 影響이기 보다 3.1項에서 說明한 바와 같이 母材와 熔接材의 金屬組織的 影響이다. 第二段階 領域인 crack 傳播速度  $10^{-8}\text{m/cycle}$  以上에서는 crack 傳播速度가 應力比( $R$ )의 變化에 影響을 받지 않으나 第一段階 領域인  $10^{-9}\text{m/cycle}$  以下の 低速度 crack 傳播 領域에서는 위에서 본 結果와 같이 crack 傳播速度와 下限界值는 影響을 크게 받음을 알 수 있다. 이와 같은 應力比의 影響은 Elber에 의해 最初로 提案된 塑性誘起닫힘(plasticity induced closure)<sup>(1,15-17)</sup>에 의해 疲勞crack先端의 壓縮殘留應力이 作用하는 現象으로 低應力比일수록 크게 影響을 받는다. 또 crack先端의 破面에 따라 形成된 fretting 酸化物<sup>(18-20)</sup>이 썩기現象을 일으켜 crack先端이 단혀 疲勞crack이 低應力比에서 鈍化된다. 本實驗의 破面에서도 肉眼으로 識別할 수 있을 만큼 酸化物이 下限界 近傍에서 形成된 것을 發見할 수 있었다.

### 3.4 破面 觀察

Fig. 9, Fig. 10 및 Fig. 11은 疲勞試驗後의 破斷面을 走査電子顯微鏡(SEM)으로 觀察한 結果이다. 各 實驗條件에 對하여 (a)는 下限界值 部分, (b)는  $10^{-8}\text{m/cycle}$  및 (c)는  $10^{-6}\text{m/cycle}$  以上の 第二段階 領域의 것이다. Fig. 9(a), Fig. 10(a) 및 Fig. 11(a)의 下限界值 破面을 比較해 보면 母材의 境遇 shear mode 破面樣相을 보이고 熔着部 및 熔接熱影響部는 shear mode와 dimple mode가 同時에 보인다. Fig. 11(a)의 熱處理材의 境遇 完全한 tensile mode 破面을 나타내고 있다.  $10^{-8}\text{m/cycle}$ 에 該當되는 破面(b)는 下限界值 破面(A)에 比較하여 全般的으로 凸凹이 심하게 나타났다. 特히 Fig. 11의  $650^\circ\text{C}$  加熱의 境遇 striation 樣相을 나타내어 疲勞crack 傳播速度가 다른 어느 境遇에 比較하여 빠른 것을 잘 뒷받침해 주고 있다. 즉 低  $\Delta K$  領域으로 갈수록 Tensile 破面보다는 Shear mode破面이 뚜렷해 진다. 따라서 本 二相鋼 시스템에서  $\Delta K_{th}$  近傍 領域에서 crack 傳播機構는 酸化物에 의한 crack닫힘(oxide induced crack closure)과 破面 거칠기에 의한 crack닫힘(Roughness induced crack closure)이 共存하여 서로 相乘作用을 하는 것으로 解析되어 진다

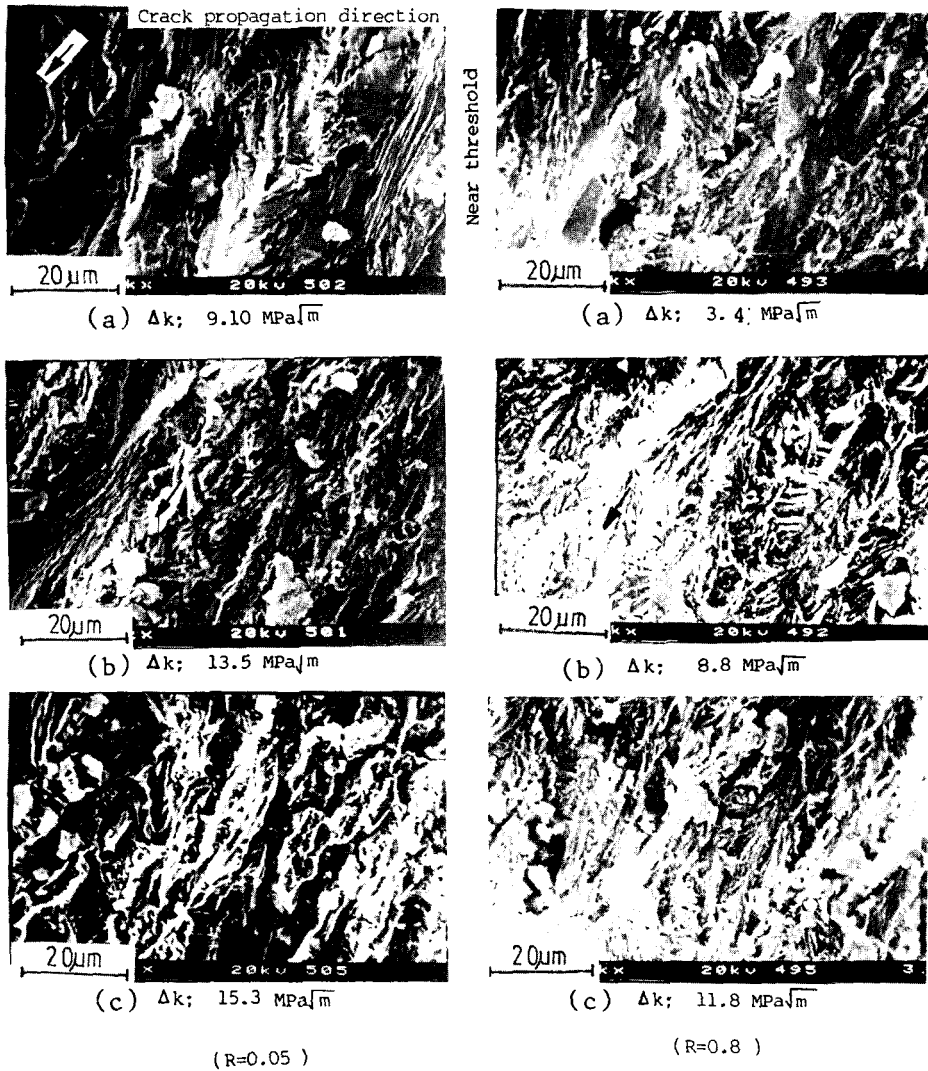


Fig. 9 Scanning electron micrograph of fracture surfaces in base metal  $R=0.05$ ,  $R=0.08$

#### 4. 結 論

二相系 스테인리스鋼에 對하여 下限界值( $\Delta K_{th}$ ) 近傍에서 疲勞크랙 傳播特性에 미치는 金屬組織과 殘留應力의 影響을 檢討하기 위하여, 荷重 漸減法을 使用하여 疲勞크랙 傳播試驗을 하고 破斷面을 走査前者顯微鏡으로 分析한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

(1) 疲勞크랙 傳播速度는 母材, 銲着部 및 銲接熱影響部 順으로 빠르게 나타났고 下限界值도 같은 順序로 母材가 第一 작고 銲接熱影響部가 가장 크

게 나타났다. 이것은  $\alpha/\gamma$  相比率에 있어 銲着部 쪽의  $\alpha$ 相이 增加되고 粒徑이 母材에 비해 粗大化되었기 때문이다.

(2) 銲接後 熱處理한 境遇 加熱溫度가 1050°C일 때 크랙 傳播速度가 가장 鈍化되었고 650°C 및 850°C의 境遇 근사한 크랙 傳播樣相을 보이면서 下限界值도 작게 나타났다. 銲接殘留應力은 引張應力으로 크랙傳播를 加速化하고 下限界值를 낮추나 相組織의 變化에 對한 影響보다 작다.

(3) 應力比의 增加에 따라 크랙 傳播速度는 빠르게 되고 下限界值는 낮아진다. 低 $\Delta K$ , 低應力比에서의 크랙傳播를 破面거칠기에 依한 크랙단힘으로

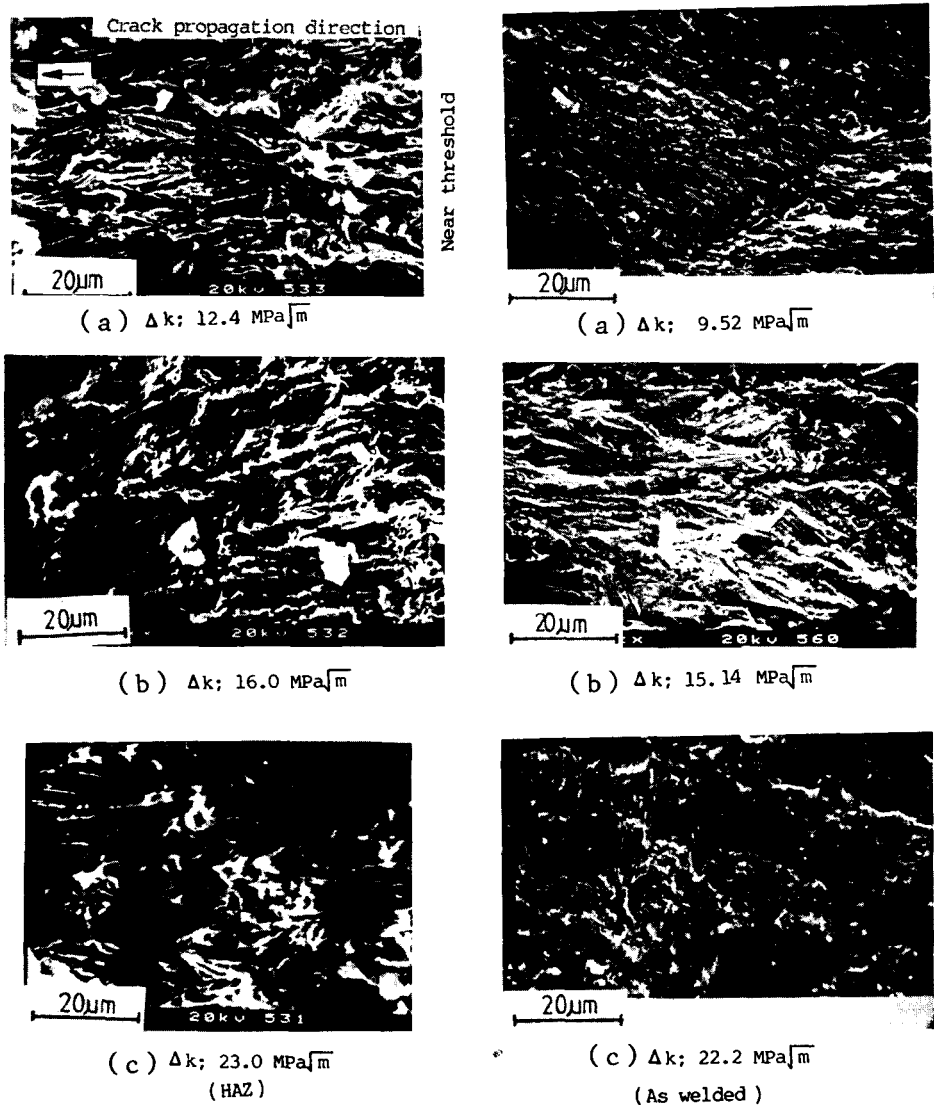


Fig. 10 Scanning electron micrograph of fracture surfaces in HAZ,  $R=0.05$ , and as welded,  $R=0.3$

shear mode 破面이 생기고 氧化物에 의한 크랙닫힘 現象에 의해 支配된다.

後 記

本 研究는 1988年度 韓國科學財團 研究費의 支援으로 이루어졌으며, 이에 深甚한 謝意를 表하며 實驗材料 提供 等 物心兩面으로 後援해 주신 大阪大學 工學部 向井喜彦 教授께 深甚한 感謝의 뜻을 表합니다.

參 考 文 獻

- (1) K.MinaKawa, A.J. McEvily, 1981, "On Crack Closure In The Near-Threshold Region", Scripta Metallogica Vol. 15, pp. 633~636.
- (2) 松圓三郎 外2人, 1985, "低合金鋼, 스텐레스鋼, 니켈合金 알루미늄合金의 疲勞き製伝ばの下限界特性とき製開口舉動", 日本機械學會論文集, (A編), Vol. 52, No. 473, pp. 99~107.
- (3) Matsuoka, S., Takeuchi, E., et al., 1986. "A Method for Determining Conservative Fatigue Thre-



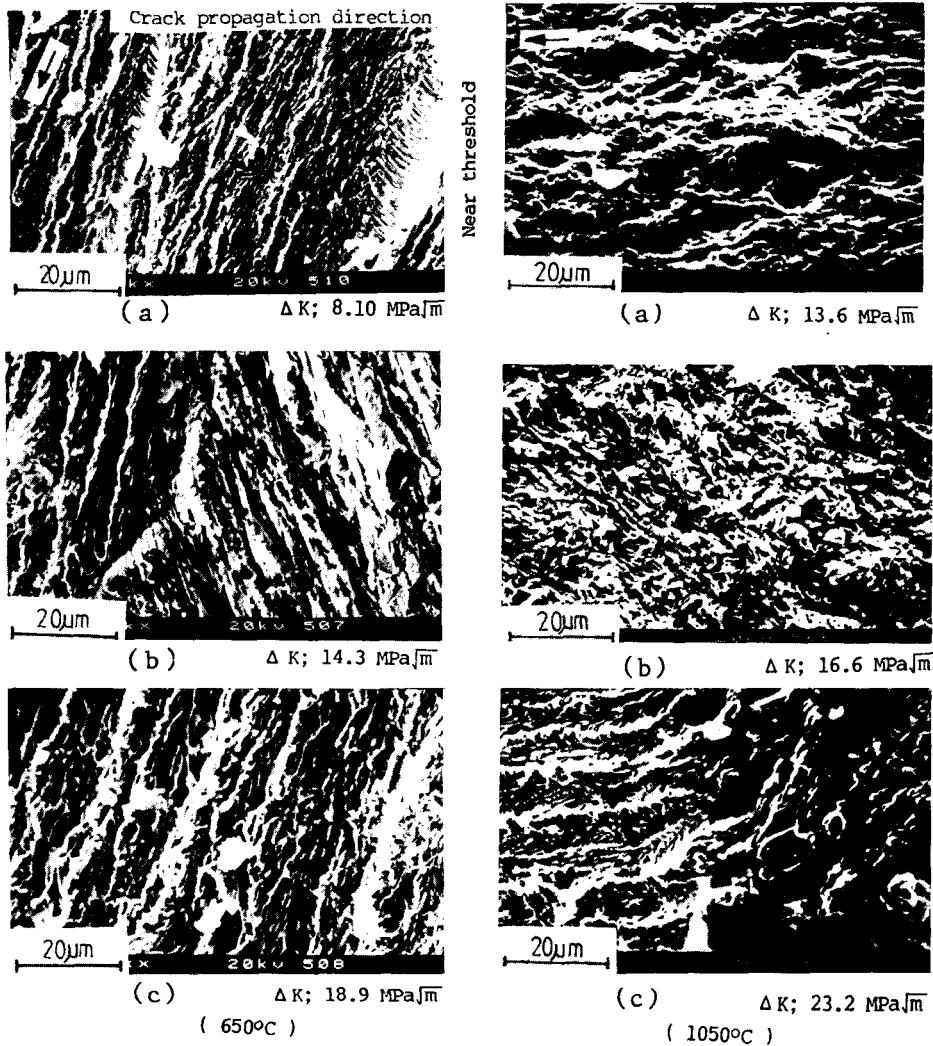


Fig. 11 Scanning electron micrograph of fracture Surfaces in weld metal heat-treatment 650°C and 1050°C R=0.05

hold While Avoiding Crack Closure”, J. of Testing and Evaluation. Vol. 14, No. 6, pp. 312~317.

(4) Y. Mutoh, V.M. Radhakrishnan, 1981, “An Analysis of Grain Size and Yield Stress Effects on Stress at Fatigue Limit and Threshold Stress Intensity Factors”, Transation of the ASME, Vol. 103, pp. 229~233.

(5) P.K. Kiaw, W.A. Lagsdon, 1985, “The Influence of Load Ritio and Temperature on the Near Threshold Fatigue Crack Growth Rate properties of Pressure vessel Steels”, Trans. of the ASME, Vol. 107, pp. 26~33.

(6) P.K. Liaw, A.Saxena, et al., 1983, “Effect of Load ratio and Temperature on Near-Threshold

Fatigue Crack Propagation Behavior in a Cr-Mo. V Steel”, Metallugical Trans. A. Vol. 14A, pp. 1631~1640.

(7) 木神原淳 外2人, 1986, “低速度における疲労き製伝播に及ぼす溶接引張残留応力の影響”, 日本溶接學會論文集, 第4巻, 第1號, pp. 193~199.

(8) 茂藤 睦治 外2人, 1986, “SM50A鋼および SUS304鋼溶接部の下限界近傍における疲労き製伝ば特性”, 日本溶接學會論文集, 第4巻, 第5號, pp. 709~721.

(9) 深浦健三, 1985, “2相ステンレス鋼の組織と強度特性に関する研究”, 大阪大學 博士學位論文.

(10) C.S. Tedmon, JR. & K.A. Vermil yea, 1970,

"Some Observations on Carbide Precipitation and Grain Boundary Migration in Duplex Stainless Steel", *Metallurgical Trans.* Vol. 1, pp. 2043~2046.

(11) 權鍾完, 金相臺, 李澤淳, 1988, "二相系스테인리스鋼 熔接部の 疲勞크랙傳播特性(1)", 大韓機械學會論文集, 第12卷, 第4號, pp. 738~746.

(12) J., R. Rice, 1967, "Mechanics of Crack tip Deformation and Extension by Fatigue" *ASTM, STP*, 415, pp. 247~309.

(13) L.P.Pook, 1968, "The Effect of Friction On Pin Jointed Single Edged Notch Fracture Toughness Test Specimen", *Int. J. Fracture Mech.* Vol. 4, pp. 295~297

(14) 佐久間建人, 1971, "定量金屬組織學解說", 理論金屬學會報, 10, pp. 279~289.

(15) R.C. Gibson, et al, 1968, "Property of Stainless Steel With a Microduplex Structure", *Trans. of ASM*, Vol. 61, pp. 85~93.

(16) J.A. Brooks, et al., 1983. "STEM Analysis of

Primary Austenite Solidified Stainless Steel Welds", *Metallurgical Trans. A*, Vol. 14A, pp. 23~31.

(17) R. Lagneborg, 1967, "Metallography of the 475° C Embrittlement in an Iron-30% Chromium Alloy", *Trans. of the ASM.*, Vol. 60. pp. 67~78.

(18) R.O. Richie, S.Suresh, 1980, "Near Threshold Fatigue Crack Growth in 2-1/4 Cr-Mo Pressure Vessel in Air and Hydrogen", *Journal of Eng. Mat. & Technology*, Vol. 102, pp. 293~299.

(19) R.O.Richie, S.Suresh, 1981, "Oxide Induced Crack Closure; An Explanation for Near Threshold Corrosion Fatigue Crack Behavior", *Metallurgical Trans.* pp. 1435~1443.

(20) M. Klesnil, P.Lukas, 1972, "Effect of Stress Cycle Asymmetry on Fatigue Crack Growth", *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 9, pp. 21~240.

(21) 長谷川正義, 1978, "ステンレス鋼便覽", 日刊工業新聞社(日本), pp. 739~741, 121.