

<論 文>

二相系 스테인리스鋼 熔接部の 疲勞크랙 傳播特性(I)

權 鍾 完* · 金 相 台** · 李 澤 淳**

(1987年 10月 20日 接受)

Fatigue Crack Propagation Characteristics of Duplex Stainless Steel Weldments(I)

Jong Wan Kwon, Sang Tae Kim and Taik Soon Lee

Key Words : Duplex Stainless Steel(2상계 스테인리스강), HAZ(용접열 영향부), Stress Intensity Factor Range(응력확대계수 범위), Fatigue Crack Propagation(피로 균열 전파)

Abstract

Fatigue crack propagation of duplex stainless steel weldments was studied to develop further phenomenological understanding of the influences of welding heat cycle accompanying microstructural changes. Fatigue tests were carried out under constant amplitude of load in air at room temperature. The results showed that the crack propagation rate was different in base metal, heat affected zone and welding line. The crack propagation behavior in each part of duplex stainless steel was strongly dependent on phase ratio(r/α) and several factors of microstructure also affected this propagation behavior. The fractographic feature in each part of steel were discussed on crack propagation behaviors.

1. 序 論

機械 構造物의 熔接 製作時 入熱에 의한 급격한 熱사이클로 因하여 熔接線(fusion line) 附近 組織의 變化 및 殘留應力의 발생 등으로 金屬學的, 力學的인 不連續部를 가지는 것은 周知의 事實이다.

變動荷重을 받는 構造物은 그 材料의 허용강도보다 훨씬 낮은 荷重에서 破壞되며 構造用 材料의 破壞事故의 約 8割이 이로 因한 것이다. 따라서 이들 疲勞에 關한 研究가 많이 行해 졌으며 앞으로도 계속 研究되어야 할 課題이며 安全設計의 立場에서 크게 기여하고 있다⁽¹⁾.

二相系 스테인리스鋼(SUS 329J)은 當初加工性에 問題가 있어 鑄造材로 쓰여 왔으나 그 後 熱間加工에 對한 研究가 進行되어 壓延材를 얻을수 있어서 급속도로 그 用途가 擴大되어 注目을 끌고 있다.

二相系 스테인리스鋼의 基本組成은 28~22%Cr, 9~2%Ni, 5~3%Mo, 0.05~0.01%C, (Wt%)의 添加元素로 從來의 스테인레스鋼에 比하여 高Cr 低Ni 合金鋼이다. 熱間加工時 페라이트(α) 基地에 結晶粒의 成長이 억제된 오스테나이트(γ) 析出에 依한 微細混相組織을 가진다. 따라서 他스테인리스鋼보다 降伏應力, 引張強度가 높고 耐應力 腐食크랙 特性이 좋은 長點을 가지고 있다.

現在 實用化되고 있는 二相系 스테인리스鋼은 添加元素量을 調整하거나 加工熱處理의 變化에 依해 α/γ 相 比率를 적당히 調整한 것이 主流를 이루고 있으며 이에 對한 靜的強度特性, 耐蝕性에 對한 系

* 正會員, 慶北産業大學 機械工學科

** 正會員, 嶺南大學校 工科大学 精密機械工學科

統的研究가⁽²⁻⁶⁾ 많이 이루어져 왔다.

二相 스테인리스鋼의 熔接時 問題點으로 高熱의 加熱冷却課程에서 熔接部의 α/γ 相 比率의 變化⁽⁷⁾, $Cr_{23}C_6$ 등 炭化物的 結晶粒界析出⁽⁸⁾ 등으로 因한 機械的 性질, 耐蝕性의 低下를 들고 있다.

二相이 混在하는 스테인리스鋼에 對한 疲勞特性에 關한 報告는 그다지 많지 않으나 H. F Hayden⁽⁹⁾ 이 本 鋼에 類似한 組成을 가지고 스테인리스鋼의 疲勞耐久 限度의 研究에서 二相 鋼 中 오스테나이트와 페라이트의 相 比率이 50 : 50일 경우 疲勞限度가 가장 크고 이것은 第1相과 第2相의 強度比에 기인한다고 報告하고 있다.

友田⁽¹⁰⁾, 泉 久司⁽¹¹⁾ 등은 疲勞強度를 檢討한 結果 硬質相(α)의 體積率, 粒徑, 粒子의 형상등의 影響을 받는다고 報告하고 있다.

本 研究에서는 二相系 스테인리스鋼에서 問題視되고 있는 熔接部에 對하여 熔接時 入熱에 의한 影響이 큰 熔着金屬部(fusion line), 熔接熱影響部(HAZ)의 機械的, 金屬組織의 變化와 關하여 크랙傳播特性을 규명하고 走査현미경(SEM)을 이용한 疲勞破面을 考察하였다.

2. 實驗方法 및 試驗片의 製作

2.1 試驗片의 製作

本 實驗에 使用된 二相系 스테인리스鋼(SUS 329J) 日本鋼管(株)製의 化學成分造成 및 常溫에서의 機械的 性質은 Table 1과 같다. 그것의 光學顯微鏡組織은 Fig. 1에서 보인 바와 같이 페라이트(α)基地에 壓延方向으로 길게 島狀으로 伸張된 오스테나이트(γ)가 析出된 微細混相 組織이다. 本 實驗에 使用한 材料의 α/γ 相 比率을 線分析法⁽¹²⁾에 依해 調査한 結果 50 : 50으로 나타났다.

熔接方法은 TIG半自動熔接을 아르곤 불활성 가스 雰囲気下에서 하였다. 이때 熔接條件은 Table 2와 같으며 美國熔接學會가 추천하는 條件에⁽¹³⁾ 準

하였다. 熔接部의 化學造成比를 母材와 同一하게 維持하게 하기 위하여 熔接棒은 母材보다 Ni함량이 많은것($\sim 9\%$ Ni)을 사용하는 것이 일반적이거나 本 研究에서는 母材板으로 부터 $\phi 3 \times$ 길이 400mm로 直接 만들어 使用하였다. 이때 熔接을 하기 위한 母材의 크기는 Fig. 2에 나타낸 바와 같이 板材를 使用하였다. 熔接線을 壓延方向에 直角되게 設定하고 60° V홈을 加工하여 맞대기 이음을 하였다. 熔接入熱量은 30KJ/cm이다. 以上과 같이 熔接한 鋼板을 Fig. 3과 같은 形狀과 치수의 SEN(single edged notch) 疲勞試驗片을 製作하였다. 初期노치의 加工은 폭 0.3mm 길이 2mm로 하였으



Fig. 1 Microstructure of duplex stainless steel (SUS329J)

Table 1 Chemical composition (wt %) & mechanical properties of duplex stainless steel (SUS329J)

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. (kg/mm ²)		T.S. (kg/mm ²)			El. (%)			Hv		
40		60			18			227		

Table 2 Welding conditions

Voltage (V)		25
Current (A)		120
Welding speed (cm/min)		18
Flow gas rate (l/min)	Torch	10
	Back shield	30

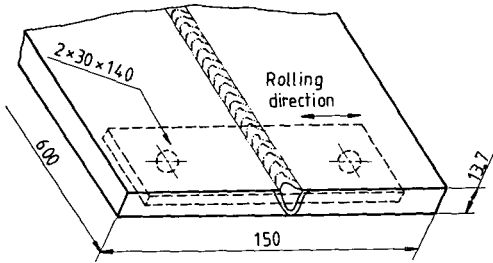


Fig. 2 Extraction of specimen from welded block

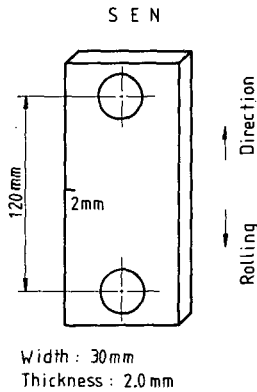


Fig. 3 Configuration of single edge notched (SEN) specimens for fatigue crack propagation tests

며 방전가공기(Electro Discharge M/C, 日本 Funac社製)에 의해 機械加工하였다. 初期노치의 위치는 各各 母材(base metal), 熔接線(fusion line), 熔接熱影響部(heat affected zone: HAZ)로 하였다. 熔接線을 正確하게 파악하기 위하여 10% KCl과 1%K₂S₂O₈ 溶液으로 表面腐蝕하고 마이크로빅커스 硬度計를 이용하여 初期노치의 위치를 결정하였다. 熔接後의 組織變化를 얻기 위한 熱處理 溫度는 스테인리스鋼에서의 應力除去熱處理, 溶體化熱處理, 및 安定化熱處理에 관한 溫度와 維持方法⁽¹⁴⁾에 準하여 650°C, 850°C, 및 1050°C, 各各 3가지 溫度를 擇하여 2時間 유지 後 空冷하였다.

2.2 實驗方法

2.1節에 說明한 바와 같은 試驗片을 疲勞試驗時 表面粗度의 影響을 最小化하고 試驗中 크랙의 길이를 正確하게 測定하기 위하여 시편 표면에 에머리 페이퍼와 粒徑 0.2μm의 알루미나 研磨劑를 써서 버프연마 하였다. 本 實驗에 使用한 疲勞試驗機는 電氣油壓 서어보式으로 最大容量이 55000lb이었으며 피로시험은 荷重 제어 方式을 擇하였다. 이때 荷重 反復周波數 20Hz, 正弦波形, 應力比 $R=0$ ($\sigma_{max}:25\text{kgf/mm}^2, \sigma_{min}:0$) 引張-引張 條件에서 實驗하였다. 試驗中 크랙길이를 測定하기 위하여 25倍率의 移動式 현미경을 試驗片 表面部에 附着하여 크랙길이를 $5 \times 10^{-6}\text{mm}$ 까지 測定하였다. 光學顯微鏡으로 母材, 熔接線 熔接熱影響部 및 熔接後 熱處理材에 對한 組織檢査를 하였다.

試驗片의 破斷面은 走査電子顯微鏡(SEM)으로 관찰하였다. 實驗 結果 크랙傳播速度(da/dN)와 應力擴大係數범위(ΔK)의 關係를 검토하기 위한 應力擴大係數범위 값은 다음의 式⁽¹⁵⁾에 依해 계산하였다.

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

$$a/w \leq 0.6$$

3. 實驗 結果 및 考察

3.1 熔接部의 光學顯微鏡組織 및 硬度分布

Fig. 4는 二相系 스테인리스鋼의 용접부에서 形成된 여러 微細 組織들을 보여주고 있다. 組織사진에서 보는 바와 같이 Fig. 1의 母材組織과는 전혀 다른 微細組織이 形成되었다. 이와같은 組織의 變化는 熔接時 入熱에 依한 熔接 피크 溫度, 冷却速度 등에 起因된 結果이다. 용착금속의 α/γ 相比率은 86:14로 α 相의 量이 월등하게 增加하였고 結晶粒도 母材에 比해 훨씬 粒大化되었다. 이와같이 α 相이 증가한 것은 5%Ni의 母材 용접봉을 使用했기 때문이다. 또 粒界에서 α 相의 析出物이 분포되어 있는데 이 析出物은 Cr을 主成分으로 하는 탄화물과 질화물이다.

Fig. 5는 熔接線을 中心으로 熔接直後와 後熱處理한 경우 硬度(H_v)를 測定한 結果이다. 이때 硬度의 測定은 熔接線에 直角方向으로 測定하였다. 母材의 硬度값이 $H_v:227$ 인 것이 比해 熔接直後는 fusion line $H_v:498$ 로 대단히 硬化되었고 熔接熱

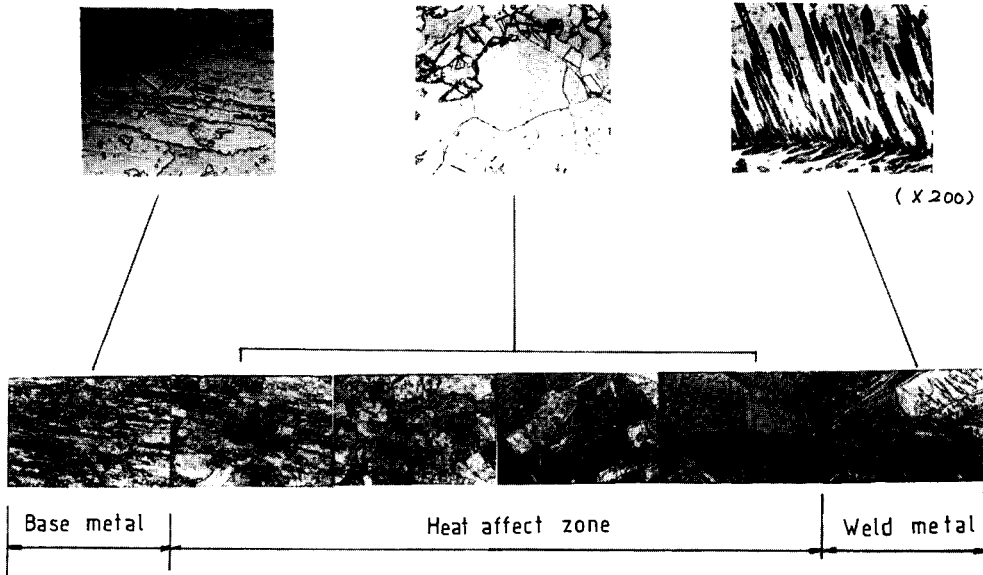


Fig. 4 Microstructure of welding joint. (SUS329J) (×80)

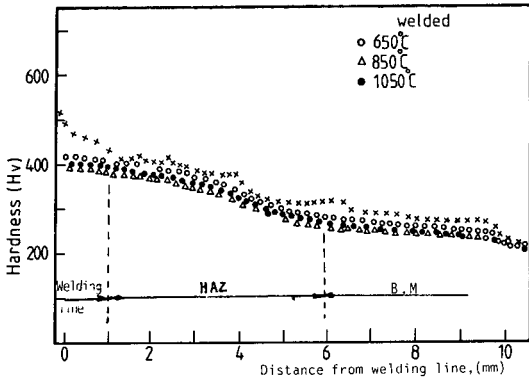


Fig. 5 Hardness distribution in duplex stainless steel weldment

影響部는 約 $H_v : 430$ 으로 나타났고 母材쪽으로 갈수록 점점 낮게 分布하였으며 이 硬度分布는 용착 금속부에서 母材에 이르기까지의 α 상 비율의 分布와 일치한다.

3.2 熔接後 加熱에 對한 組織의 考察

Fig. 6은 熔接後 加熱 溫度를 달리 한 熔接部에 대한 光學顯微鏡 組織사진이다. 熔接直後의 경우 α/γ 相比率은 母材보다 훨씬 α 상이 增加하였으며 結晶粒도 母材보다 커졌음을 確因할 수 있다. 熔接後 加熱 溫度 650°C , 2時間 維持한 경우 結晶粒의 크기는 γ 相의 再結晶으로 熔接直後의 것보다 增加

하였다. 850°C , 2時間 溫度의 경우는 前者의 두 경우보다 結晶粒이 훨씬 微細化하였다. 1050°C 2時間 溫度의 경우 γ 相 再結晶에 의해 γ 相의 양이 훨씬 增加하였고 그 組織도 微細化하였다.

3.2 疲勞크랙 傳播特性에 대한 考察

(1) 母材, 熔接線 및 熔接熱影響部の 疲勞크랙 傳播特性

Fig. 7은 母材 熔接部 및 熔接熱影響部에 對한 疲勞試驗 結果 크랙성장길이(a)와 荷重反復回數(N)과의 關係를 나타낸 것이다. 크랙의 成長은 熔着金屬部가 가장 빠르고 母材, 熱影響部 順序이다. 크랙成長 速度는 처음 母材, 熔接部 熔接熱影響部 順序였다가 荷重反復回數 10^5 사이클 以上에서는 熔接熱影響部, 熔接部, 母材 順이었다. 以上の 結果는 初期에는 結晶粒이 粗大하고 硬度가 높은 熔着金屬部, 熔接熱影響部가 크랙 成長에 많은 에너지가 消費되어 지연현상을 보이나 크랙성장 길이가 일정량 경과한 後는 粗大화된 α 상이 많이 增加한 熔着金屬부와 熔接熱影響部에서 더 빨리 크랙이 進展되고 있음을 보여준다.

Fig. 8은 크랙傳播速度(da/dN)와 應力擴大係數 범위(ΔK)의 關係를 나타낸 것이다. Fig. 8에서 보인 바와 같이 熔接熱影響部の 크랙傳播速度가 가장 빠르고 熔着金屬部, 母材의 順序이다. Table 3은 Paris가 크랙安定成長領域(Region II)에서 나타낸

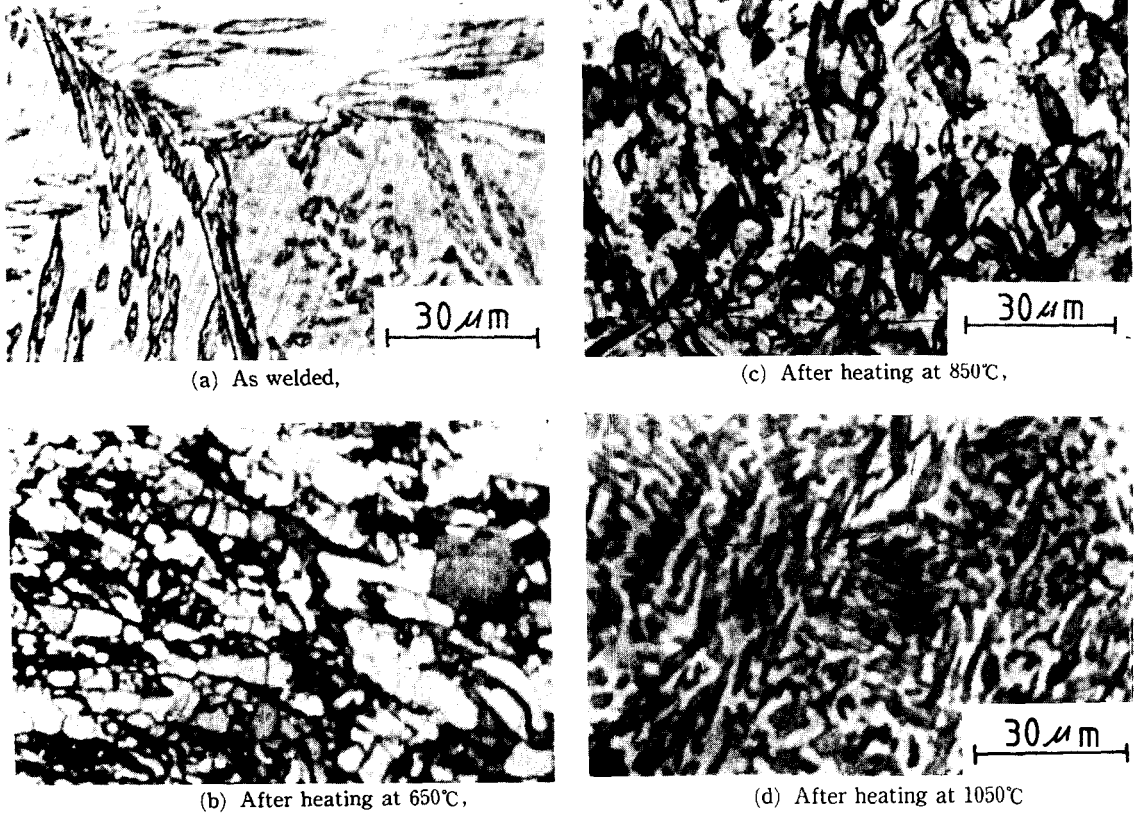


Fig. 6 Microstructure of weld metal

Table 3 Constant C and m of Paris equation ($da/dN = C(\Delta K)^m$)

Classification	C	m
Base metal	9.6×10^{-11}	2.01
Weld metal	1.7×10^{-10}	3.36
Heat affect zone (H.A.Z)	2.95×10^{-10}	3.59

式 $da/dN = C(\Delta K)^m$ (C : 材料常數 m : 指數常數)의 C 및 m 값을 最小自乘法에 의해 求한 것이다. 母材 m : 2.01, 熔着金屬部 m : 3.36 熔接熱影響部 m : 3.59로 나타났다. 熔接熱影響部가 가장 빠른 크랙傳播速度를 나타낸 것은 結晶粒의 粗大化, α 相과 γ 相 境界에서 脆弱한 Cr-炭化物의 析出에 起因한다. 安定化 領域에서 크랙傳播速度는 一般的으로 組織的인 影響은 그다지 받지 않는다고 되어 있지만 二相의 混合 組織인 경우와 冶金學的, 力學的인 不連續部를 가지는 熔接 이음의 경우 크랙傳播速度는 微視組織과 상호 依存性이 있다는 것을 알 수 있다.

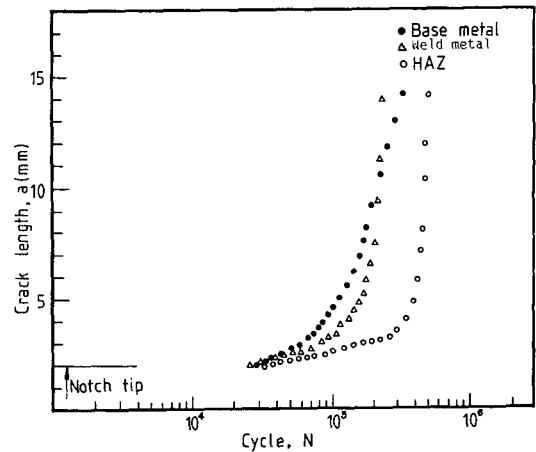


Fig. 7 Crack length as a function of cycles in base metal, HAZ and weld metal

(2) 熔着金屬部에서 加熱溫度 變化에 對한 疲勞크랙 傳播特性
본 實驗에서 使用한 二相系 스테인리스鋼의 경우

는 용체화처리(solution annealing 1050°C) 以上の 熱處理는 實제하지 않고 製作 및 使用 溫度도 300°C 以下로 規定하고 있지만 熔着金屬部の 組織 變化를 얻으려고 각기 다른 溫度에서 熱處理하였다.

Fig. 9는 熔接後 加熱 溫度를 各各 650°C 850°C, 및 1050°C로 달리 하였을 경우 크랙成長길이(a)와 荷重反復回數(N)와 關係를 나타내었고 Fig. 10은 크랙傳播速度(da/dN)와 應力擴大係數범위(ΔK)의 關係를 圖示하였다. 그림에 나타난 바와 같이 크랙의 生長時期는 850°C의 경우 가장 먼저 나타났고 650°C 1050°C順이었다. 크랙成長速度는 650°C와 1050°C의 경우 같은 樣狀을 나타내며 850°C의 경우 가장 느린 速度였다.

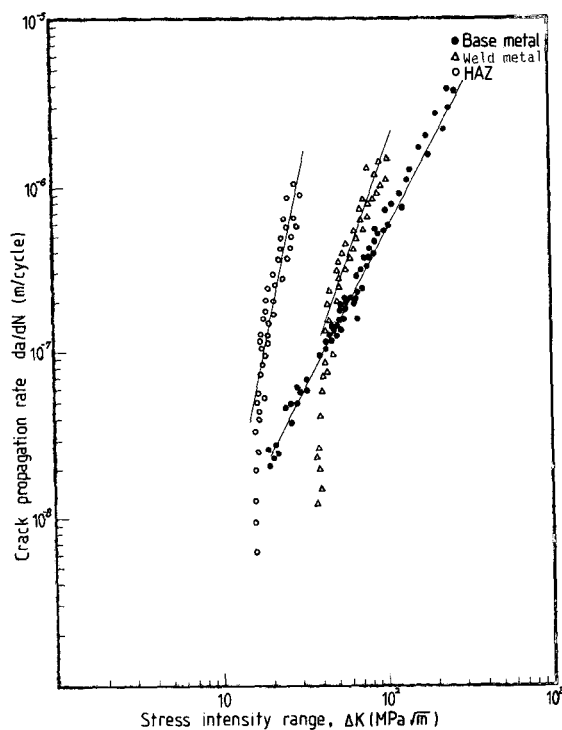


Fig. 8 Crack propagation rate versus stress intensity factor range in duplex stainless steel

Table 4 Constant C and m of Paris equation (da/dN = C(ΔK)^m) in weldment after heating at different temperatures

	C	m
650°C	4.2 × 10 ⁻¹⁰	2.59
850°C	2.5 × 10 ⁻¹⁰	2.04
1050°C	2.8 × 10 ⁻¹⁰	2.68

Table 4는 熔接後 熱處理에 對하여 前述한 Paris式에 對한 C 및 m값을 計算한 結果이다. 650°C의 경우 m : 2.59, 850°C의 경우 m : 2.04 및 1050°C의 경우 m : 2.68로 앞 절에서 說明한 熔接

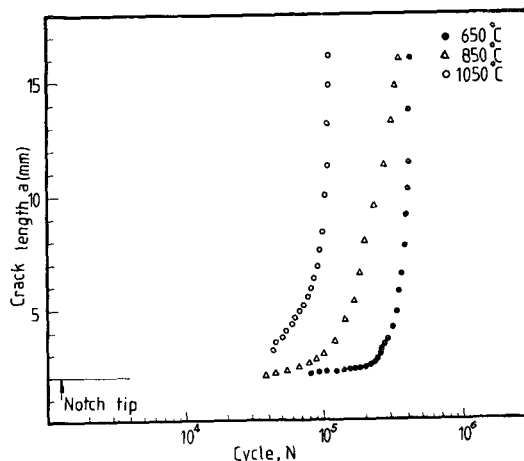


Fig. 9 Crack length as a function of fatigue cycles in duplex stainless steel weldments after heating at different temperatures

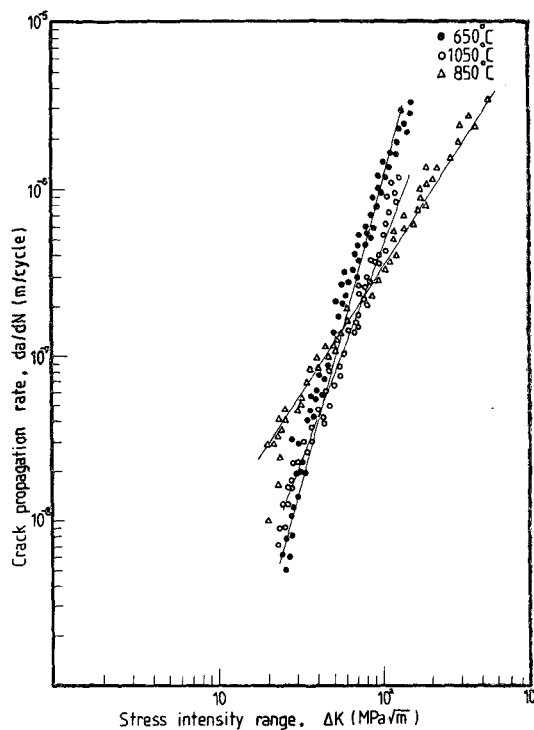


Fig.10 Crack propagation rate as a function of stress intensity range in duplex stainless steel weldments after heating at different temperatures.

直後の 熔接部($m: 3.59$)와 比較하면 熔接後 熱處理로 因하여 크랙進展이 全般的으로 상당히 鈍化되었음을 알 수 있었다.

이와같은 現狀은 熔接後 다시 加熱하므로 材質의

軟化, 相比率의 變化등의 組織的인 效果와 熔接殘留應力 除去등의 力學的인 效果가 作用했기 때문이다.

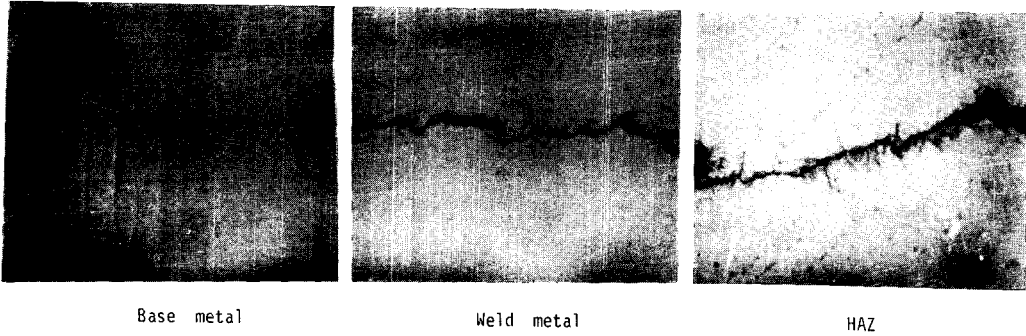
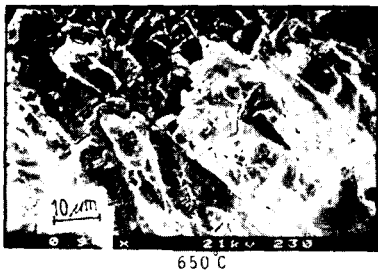
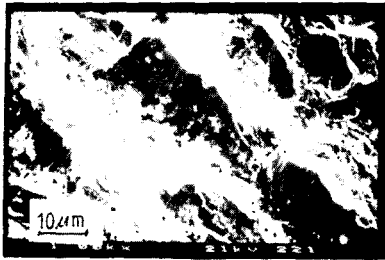


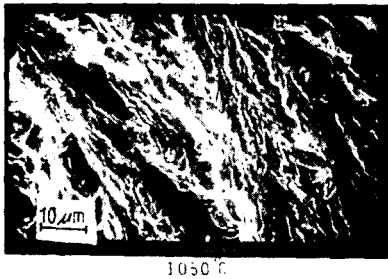
Fig.11 Fatigue crack path in duplex stainless steel ($\times 50$)



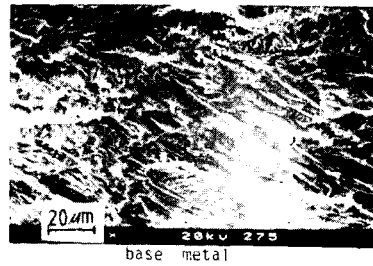
650°C



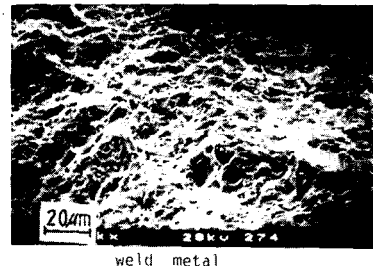
850°C



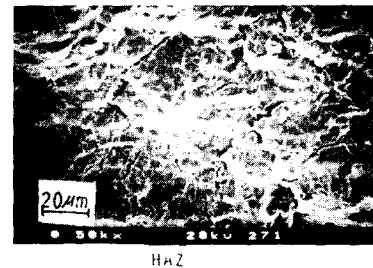
1050°C



base metal



weld metal



HAZ

Fig.12 Fracture surface of duplex stainless steel

Fig.13 Fracture surface of duplex stainless steel weldments after heating at different temperatures

3.4 破面 觀察

Fig. 11은 荷重反復回數가 同一한 回數(5×10⁴ 사이클)에서 疲勞試驗中 表面에 나타난 크랙傳播 모양을 光學顯微鏡으로 본 것이다. 사진에서 보인 바와 같이 母材의 경우 應력축과 수직인 方向으로 크랙進展이 나타났으며 熔着金屬部の 경우 材質의 脆化와 殘留應力의 影響으로 약간 不規則性을 보였다. 熔接熱影響部の 樣狀은 進展方向이 不規則하고 2次크랙이 生成되었다. 크랙分枝現狀이 생겼음에도 불구하고 前者의 두 경우보다 크랙 進展이 빠르게 나타난 것은 分枝現狀에 의한 크랙지연效果보다 粒界의 脆弱한 석출물의 生長 및 熔接殘留應力의 影響이 더 큰 것으로 판단된다. Fig. 12는 母材, 熔着金屬部 및 熔接熱影響部에 對한 疲勞試驗後 破斷面을 走査顯微鏡(SEM)으로 본 것이다. 左側이 노치 先端이고 왼쪽에서 오른쪽으로 크랙이 進展하고 있다. 母材의 경우 平坦한 破面을 보이고 있으며 熔着金屬部の 破面은 벽개파면을 確認할 수 있다. 母材에 비해 상당히 脆화된 것을 알 수 있다. 熔接熱影響의 破面은 큰 벽개파면을 볼 수 있고 이것은 앞서 說明한 光學顯微鏡組織 및 疲勞試驗 結果와 연관시켜 보면 結晶粒의 粗大化, α/γ 相比의 增加 및 粒界의 석출물등 母材와는 다른 組織變化로 크랙의 傳播가 가장 빠른 原因으로 판단된다.

Fig. 13은 加熱한 시편의 破面사진이다. 650°C의 경우 破面에 스트라에이션 現狀을 보이고 있으며 850°C의 경우 比較的 平坦한 破面을 보이고 있다. 한편 1050°C의 경우 軟性破壞의 양상을 보이고 있다.

4. 結 論

α 相과 γ 相의 混相微細組織을 가지는 二相系 스테인리스鋼에 對하여 熔接時 入熱에 의한 熔接部를 中心으로 組織의 變化 및 力學的인 不連續部에 關聯하여 疲勞試驗과 破面觀察을 한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

(1) 크랙傳播速度는 같은 應力擴大係數범위(ΔK)에서 熔接熱影響部, 熔着金屬部 및 母材의 順으로 빠르게 나타났다.

이것은 熔接熱影響部가 疲勞破壞에 대해 가장 脆弱한 部分이며 熔接入熱에 의한 α/γ 相比率의 變化, 粒界의 석출물의 生長 및 引張殘留應力의 影響

으로 보인다.

(2) α/γ 의 混相組織인 二相系 스테인리스鋼의 경우는 安定域(Region II) 범위 내에서도 疲勞크랙 傳播는 組織의 α/γ 相比率에 依存性이 있음을 確認하였다.

(3) 熔接後 熱處理의 效果로 疲勞크랙 傳播는 상당히 鈍化되었으며 이것은 組織의 均質化, γ 相의 增加 및 熔接時 發生한 殘留應力의 감소效果가 있었음을 알 수 있었다.

後 記

本 研究는 1987年度 한국과학재단 연구비의 일부 지원으로 이루어졌으며 이에 심심한 사의를 표하며, 實驗材料 提供 등 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) 宮本博, 1978, “破壞力學と材料強度講座”, 培風館.
- (2) 中野惠司, 1976, “Fe-Cr 合金의 低溫脆性と脆化學動 (およばず Ni量とオステナイト影響)”, 鐵と鋼, 62, pp. 1219~1228.
- (3) 星野明彦, 1977, “二相스테일리스鋼의 熱處理による 機械的性質의 變化”, 鐵と鋼, 63, pp. 804~809.
- (3) 阿部博之, 1984, “二相스테일리스鋼의 結晶粒成長”, 鐵と鋼, 70, pp. 2025~2032.
- (5) 古川敬, 1980, “Dual-Phase 鐵板의 組織と機械的性質”, 日本金屬學會報, 19, pp. 439~446.
- (6) N. Sridhar, 1985, “A Duplex Stainless Steel for Chroide Enviroment”, J. of Metals, pp. 31~35.
- (7) 長繼裕, 1985, “二相스테일리스鋼熔接部の 機械的性質”, 日本鐵鋼協會 第109會講演會, 講概集, 71, No 5, pp. S 140.
- (8) 大森靖也, 1984, “ δ/γ 二相ステンレス鋼における $M_{23}C_6$ と σ 析出”, 鐵と鋼, 70, pp. 428~435.
- (9) H. W. Hyden, 1968, “The Deformation and Fracture of Stainless Steels Having Micro-Duplex Structures”, Trans. of. ASM. Vol. 61, pp. 474~487.
- (10) Y. Tomota, 1978, “On Fatigue Strength of Steels Composed of Two-Ductile Phases”, Trans. ISIJ. Vol 18, pp. 251~261.
- (11) 泉久司, 1971, “二相ステilessの鋼疲勞強度(について)”, 日本金屬學會誌, 35, pp. 324~330.
- (12) 佐久間健人, 1971, “定量金屬組織學解説”, 日本金屬學會報, 10, pp. 279~289.

- (13) W. H. Kerns, 1978, "Welding Hand Book", Vol. 2, AWS. pp. 77~112.
- (14) 長谷川正義, 1978, "ステンレス鋼便覧" 日刊工業(日本), pp. 739~741.
- (15) L. P. Pook. 1968, "The Effect of Friction on Pin Jointed Single Edge Notch Fracture Toughness Test Specimen", Int. J. Fracture Mech. Vol. 4, pp. 295~297.