

研究論文

大韓熔接學會
第5卷第3號, 1987年9月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 5, No. 3, Sep., 1987.

鋼熔接部の疲勞舉動에 미치는熔接後熱處理 및 應力比의 影響*

金京洙**·林載奎***·鄭世喜****

Effect of PWHT and Stress Ratio on Fatigue Behavior of Welded Joints in Steel

G. S. Kim, J. K. Lim, S. H. Chung

Key Words; Stress Ratio(응력비), Fatigue(용접부의 피로파괴), Residual Stress(잔류응력)
Sub-Critical HAZ(취화역), PWHT(용접후 열처리)

Abstract

Post weld heat treatment(PWHT) is usually carried out to remove the residual stress and to improve the microstructure and mechanical properties of welded joints. By the way, welding structure transformed owing to PWHT and reheating for repair loads the random cycles fatigue as offshore welding structure of constant low cycle fatigue as pressure vessel, and then, pre-existing flaws or cracks exist in a structural component and those cracks grow under cyclic loading.

Therefore, the effects of PWHT and stress ratio on fatigue crack growth behaviors were studied on the three regions such as HAZ, sub-critical HAZ and deposit metal of welded joints in SM53B steel.

Fatigue crack growth behavior of as-weld depended on microstructure and fatigue crack growth rate of HAZ was the lowest at each region, but after PWHT it was somewhat higher than that of as-weld. In case of applying the stress (10 kg/mm²) during PWHT, fatigue crack growth resistance tended to increase in the overall range of ΔK .

1. 緒 論

熔接部の破壞 및 疲勞破壞는 缺陷이나 幾何學的 形像에 依해 形成되는 應力集中源에서 發生하여 傳播 된다. 이들 破壞 및 疲勞크랙의 生成傳播에 影響을 주는 因子中에서 熔接時에 發生하는 殘留應力の 影響은 尙당히 크게 나타나고 있다.¹⁻²⁾ 따라서 이를 除去하고 組織의 改善 및 機械的 性質의 向上을 爲해 熔接後熱處理(Post Weld Heat Treatment; PWHT)를 實施하게 된다. 최근의 研究에 依하면³⁻⁵⁾ 高張力

鋼을 PWHT할 때 熔接部에 存在하는 殘留應力이 炭化物의 粒內 또는 粒界析出을 誘發시켜 熔接熱影響部(Heat Affeted Zone: HAZ)의 熔接後 熱處理脆化를 助長하고 있음을 靜的 荷重下에 行한 破壞靱性實驗을 통해 밝힌바 있다. 또한 熔接 HAZ의 疲勞크랙 傳播舉動은 熱處理時 作用된 殘留應力の 크기에 따라 影響을 받고 있음을 밝히고 있다.⁶⁻⁷⁾ 그러나 以上の 研究結果들은 對象組織이 熔接HAZ에 局限되었고 應力比 또한 R=0인 狀態에서 얻은 結果들이었다. 그러나 熔接部에서 破壞 및 疲勞破壞는 熔着金屬部,

* 1986년도 춘계 학술대회에서 발표.

** 전북대학교 대학원

*** 전북대학교 기계공학과, 정회원

**** 전북대학교 정밀기계공학과, 정회원

HAZ, 그리고 sub-critical HAZ 등에서도 일어날 수 있으므로 이들 各 組織에 PWHT時 作用된 殘留應力이 疲勞크랙傳播 舉動에 어떠한 영향을 미치는 지를 고찰한 종합적인 評價가 要求되고 있다.

따라서 本 研究에서는 熔接部에서의 세 組織 즉 熔着金屬部, HAZ 그리고 sub-critical HAZ 組織을 대상으로 하여 應力比 變化에 따른 疲勞크랙傳播 舉動과 熔接後熱處理의 영향을 考察하였다.

2. 試驗片 및 實驗方法

本 實驗에 使用된 試驗材는 板 두께 27mm의 熔接 構造用 鋼板(SM53B)으로 化學的 成分 및 機械的 性質은 Table 1과 같다. 熔接試驗片을 얻기 위해 鋼板을 Fig.1과 같이 150mm×600mm 크기의 小板으로 切斷한 後 그 表面에 壓延方向과 直角方向으로 깊이 4.5mm의 75°V 홈을 機械加工하였다. 熔接은 submerged arc 自動熔接機를 使用하여 入熱量 28KJ/cm로 一層熔接을 實施하였으며 이때 熔接條件은 Table 2와 같다. 熔接板으로부터 試驗對象의 各部 組織인

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties.

(a) Chemical compositions (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Sol-Al
0.16	0.46	1.44	0.02	0.005	0.29

(b) Mechanical properties.

Tensile strength (kgf/mm ²)	Yield strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)
57.2	42.2	27

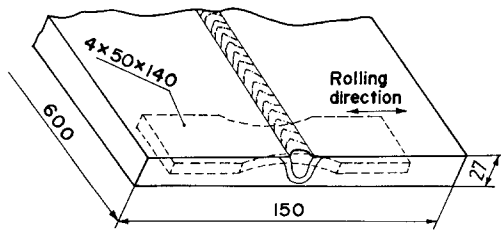


Fig.1. Welding plate configuration and extraction of specimens.

Table 2. Welding condition (Submerged arc welding).

Heat input (KJ/cm)	Pre-heating temperature (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Wire dia. (mm)
28	200	700	40	60	4.0

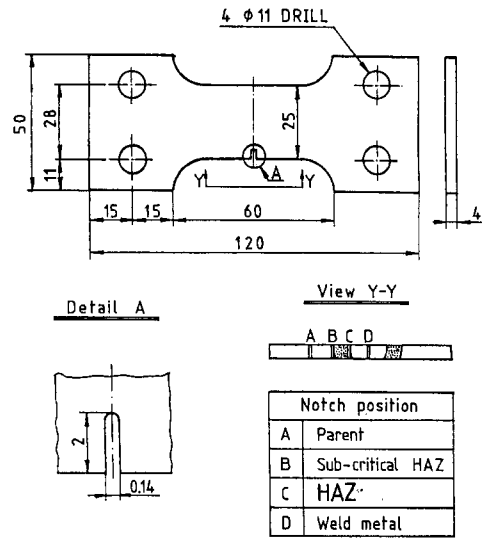


Fig.2. Specimen dimensions and notch position for fatigue test.

weld metal, HAZ 그리고 sub-critical HAZ가 試片의 中央에 오도록 하여 Fig.2와 같이 두께 4mm, 폭 25mm, 길이 120mm의 면의굽힘 피로시험을 採取加工하

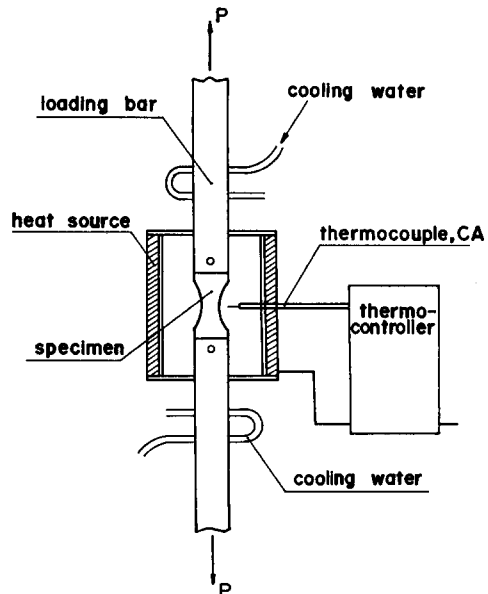


Fig.3. Schematic diagrams of heat treatment furnace.

였다. 노치加工은 試驗片의 폭 方向으로 두께 0.14 mm의 cut-off wheel을 使用하여 깊이 2mm의 片側 노치로 加工하였다. 熔接後熱處理材는 노치加工 前에 所定의 熱處理에 提供되었으며 Fig. 3은 열처리도의 개략도이다. 熱處理는 加熱速度 220°C/hr로 650°C까지 加熱한 後 1/4時間 維持한 다음 斷電하여 爐冷시켰다. 한편 열처리시 作用시킨 一軸引張應力은 $\sigma_n = 0 \text{ kgf/mm}^2$ 와 10 kgf/mm^2 로 하였다. 이상과 같이 준비된 시험편은 疲勞수명에 미치는 試片表面 粗度の 影響을 最少로 하기 위해 #1,500의 emery paper를

사용하여 試片表面의 거칠기를 最大限度로 줄인 後 반복굽힘피로시험에 提供되었다. 試驗片의 中央斷面에 作用시킨 最大굽힘應力은 mean stress level에서 부터 交番應力振幅을 15 kgf/mm^2 로 一定하게 하였으며 應力比 $R = -1, 0, 0.3$ 으로 하였다. 또한 熱處理로 因한 各 熔接部位에서의 組織變化를 觀察하기 위하여 硬度試驗을 실시하였으며 試驗片의 길이方向으로 熔着金屬部에서 母材部分까지 每 $100 \mu\text{m}$ 간격으로 경도를 측정하였다. 測定에 使用한 硬度計는 micro-vickers경도계로 測定荷重은 100g 이었다.

(a) as-weld (b) HAZ (c) sub-critical HAZ

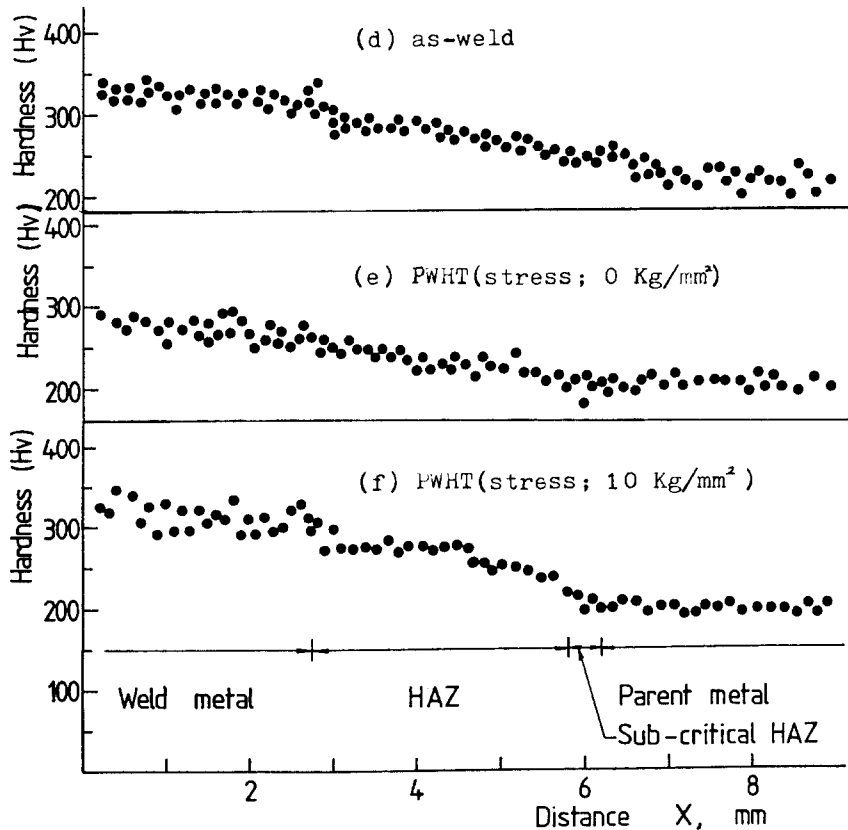


Fig. 4. Microstructure and hardness distribution in weldment.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 熔接部の 微視組織 및 硬度分布

熔接部の 微視組織은 疲勞舉動에 顯저한 影響을 미치므로 熔接部の 各 組織과 硬度分布와 의 關係를 살펴보면 Fig. 4와 같다. Fig.4(a)(b)(c)는 熔接熱에 依해 變化된 微視組織으로 熔着金屬部는 상당량의 ferrite가 一定한 方向을 한 띠 모양을 하고 있으며, HAZ에는 熔融線 가까이 粗大化된 prior austenite 結晶粒이 나타나고 있다. Fig.4(c)는 sub-critical HAZ 組織으로 變態點 以下의 온도에서 熱處理한 풀립組織을 보여 주고 있으며 ferrite量의 증가와 球狀化를 시작한 pearlite를 볼 수 있다. Fig.4(d)(e)(f)는 熱處理 條件에 다른 組織의 變化에 對해서 vickers 微小硬度를 測定한 結果를 보여주고 있다. 母材의 硬度 Hv=200인 것을 28KJ/cm의 入熱量으로 熔接한 結果 Fig.4(d)와 같이 硬度는 熔着金屬部가 Hv=325로 가장 높으며 HAZ에서는 Hv=280을 나타내고 있다. 硬度는 HAZ로부터 멀어짐에 따라 점차 低下하여 母材의 硬度值에 接近해 가고 있으며, 약간의 상승치를 보이는 sub-critical HAZ의 경도는 Hv=225이다.

위와 같은 as weld材를 220°C/hr의 가열속도로 PWHT하여 같은 方法으로 硬度值를 測定하면 Fig.4 (e)와 같다. 熔着金屬部는 Hv=280 HAZ는 Hv=250 그리고 sub-critical HAZ는 Hv=210으로 as-weld材에 비해 軟化되고 있다. Fig.4(f)는 作用應力이 10kgf/mm² 加해진 것으로 용착금속부를 Hv=320, HAZ는 Hv=295, sub-critical HAZ는 Hv=225로 硬度值는 다시 증가하고 있다.

3.2 HAZ의 疲勞수명

疲勞크랙성장거동의 解析은 疲勞를 받는 構造物의 최소피로수명을 예측하고 安全檢査 區間을 決定하기 위하여 고려해야 할 중요한 特性이다.⁹⁾ Fig.5는 應力比 R=-1, 0, 0.3에 대한 母材 및 熔接HAZ의 피로크랙진전거동을 나타낸 것이다. 크랙은 노치팁에서 發生하여 徐徐히 安定하게 成長하다가 어느 반복회수에서 da/dN \approx ∞ 에 이르는 不安定 破壤에 이르고 있다. 또한 母材 및 熔接材를 막론하고 R=-1인 경우가 R=0, 0.3일 때보다도 피로수명이 길다. 이는 R=-1에서 壓縮狀態의 荷重이 作用될 때 crack面이 닫혀지게 되어 크랙成長이 지연된 것으로 생각된다. 또한 應力比가 어떠한 경우라도 母材의 크랙進展이 상당히 빨라서 熔接 HAZ보다 피로수명이 감

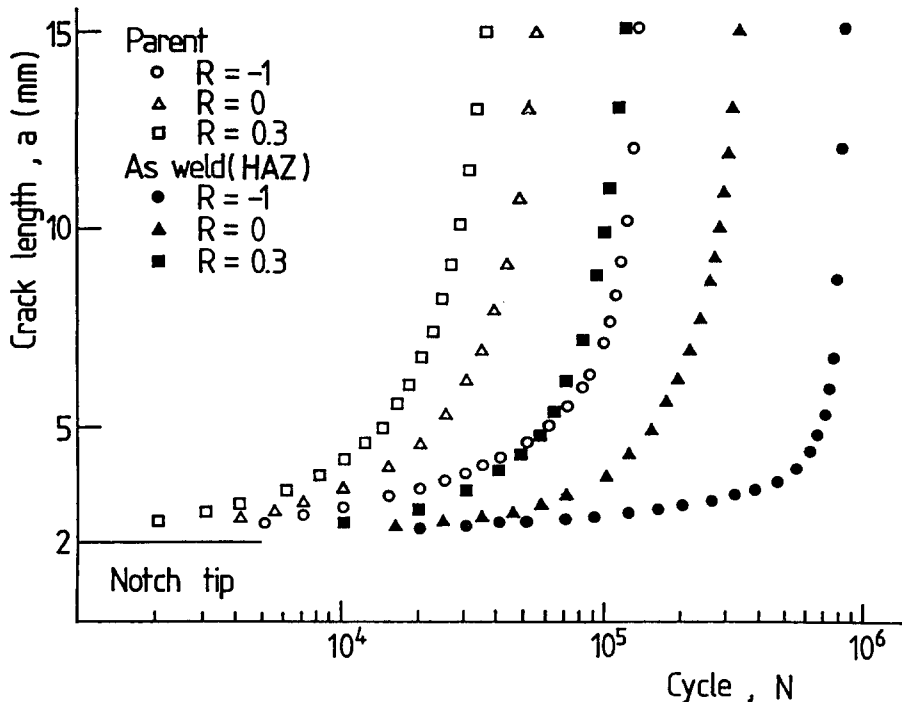


Fig.5. Fatigue crack growth behaviors.

소한 것을 알 수 있다. 이는 熔接殘留應力과 微視組織의 影響으로 볼 수 있다.

3.3 應力比에 따른 疲勞크랙傳播特性

巨視的 피로수명의 예측 및 構造物의 疲勞破壞를 防止하기 위해서 應力과 疲勞크랙成長舉動에 관련시켜 解析하게 된다. 다시 말하면 構造物 自體가 反覆荷重을 받으면 임의의 微細缺陷 주위에서는 局部的 應力場 또는 變形域을 形成하게 되며, 이 應力場의 크기를 나타내는 應力擴大係數(K)와 크랙進展率(da/dN)의 關係를 고찰하게 된다. 크랙先端의 局部的 變形域과 應力擴大係數는 크랙이 進展함에 따라 Compliance 增分만큼 커지게 되며, 이것과 疲勞크랙進展率과 관련시켜 보면 巨視的 疲勞크랙傳播特性을 把握하는데 아주 便利하다.

Fig. 6은 母材를 대상으로 하여 應力比 R = -1, 0, 0.3에 대한 크랙進展率(da/dN)과 應力擴大係數範圍(ΔK)와의 關係를 兩對數線圖上에 나타낸 것이다. 이를 보면 應力比 R = -1인 경우는 a-N 線圖上에 나타난 것처럼 不安定成長域에서 R = 0, 0.3에 비해 피로수명이 가장 길었지만 da/dN과 ΔK 線圖上에서는

가장 左側에 위치하고 있어서, 일정 ΔK에서 가장 높은 da/dN 값을 보이고 있다. 이는 一定한 交番應力 振幅을 준 狀態에서 應力比 R = -1, 0, 0.3이 mean stress level의 차이로, R = -1인 경우에서의 최대응력항응력이 R = 0, 0.3에 비해 응력확대계수범위 ΔK이 적용되는 응력폭이 1/2로 줄어들기 때문이다. 또한 da/dN과 ΔK의 關係는 응력비에 따라 현저히 다른 舉動을 보이고 있으며, R = -1인 경우를 제외하고 응력비가 증가함에 따라 크랙進展率은 증가하고 있다. 이것은 應力비가 增加할수록 크랙先端에서의 狀態는 열림(opening)狀態가 계속되어 應力場의 형성이 용이하기 때문으로 풀이할 수 있다. Fig. 7는 熔接 HAZ를 대상으로 하여 應力比 R = -1, 0, 0.3에 대한 da/dN-ΔK 關係를 나타낸 것으로 應力比의 의존성은 母材와 유사한 結果를 보이고 있으나 母材와는 달리 상당히 不規則한 크랙전파거동을 나타내고 있다. 이는 熔接部의 特異性 및 不均一性 등으로 말미암아 크랙進展經路가 複雜하기 때문으로 생각된다. 한편, 熔接材中 sub-critical HAZ와 熔着金屬部의

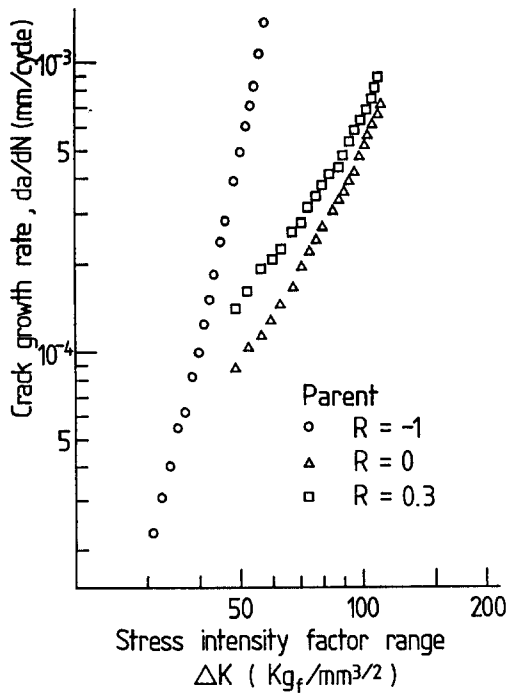


Fig. 6. Crack growth rate versus stress intensity factor (parent)

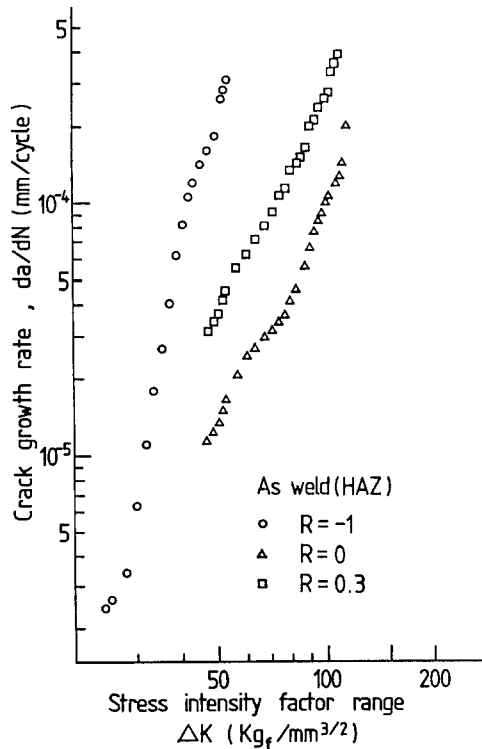


Fig. 7. Crack growth rate versus stress intensity factor (HAZ)

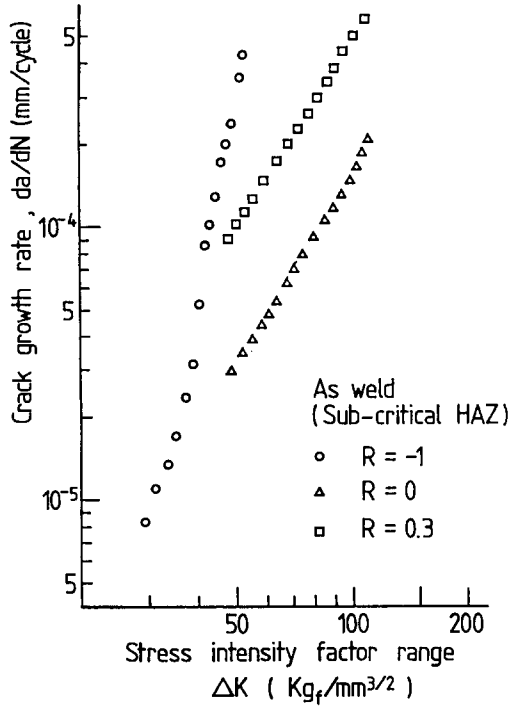


Fig. 8. Crack growth rate versus stress intensity factor (sub-critical HAZ)

da/dN-ΔK 特性은 Fig. 8, Fig. 9과 같으며 이들의 應力比 依存性은 앞선 結果와 類似하게 나타나고 있다. 以上の da/dN-ΔK 線圖에서 各 組織에 對하여 應力比 別로 Paris式을⁹⁾ 적용하여 평가하면 Table 3과 같다. 이로부터 모재 및 熔接部 各 組織은 대부분이 應力比의 增加와 함께 지수 m값이 감소하는 傾向이 나타나고 있다.

3.4 熔接後熱處理材의 疲勞크랙特性

Fig. 10은 前述한 應力比를 달리한 da/dN-ΔK 線圖들 中 크랙進展率이 가장 작았던 應力比 R=0인 경우의 各 熔接部位에 대한 da/dN-ΔK의 關係를 나타낸 것이다.

HAZ는 일정한 ΔK에서 sub-critical HAZ나 熔着金屬部에 비해 크랙進展率이 가장 작게 나타나고 있

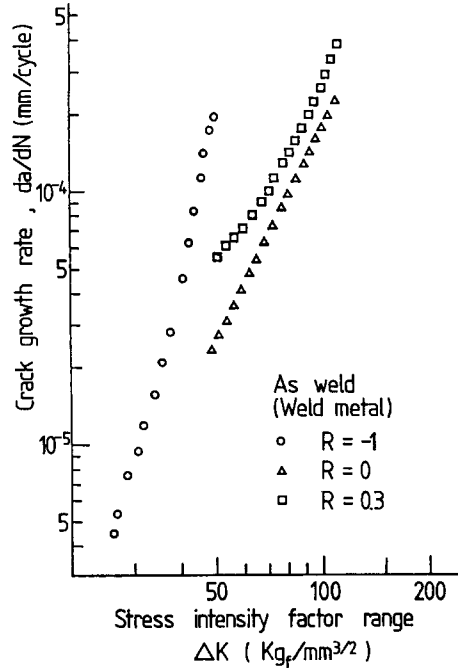


Fig. 9. Crack growth rate versus stress intensity factor (weld metal)

다. 이는 HAZ의 크랙진전경로가 複雜하여 크랙進展率이 가장 낮은 것으로 생각되어 진다. 그러나 크랙進展率은 낮더라도 HAZ에는 一般의으로 缺陷, 析出物, gas相 水素 등과 같은 應力集中因子들이 存在할 可能性이 높으므로 設計上 特別히 注意할 必要가 있다.

以上과 같은 크랙傳播學動을 갖는 組織을 無應力狀態에서 PWHT했을 때의 da/dN-ΔK 學動을 살펴보면 Fig. 11과 같다. as-weld材에서와 같이 HAZ의 크랙進展率이 가장 작았으며, sub-critical HAZ, 熔着金屬部 순으로 크랙진전률이 커지고 있다. 그러나 熱處理時 10kgf/mm²의 應力이 作用된 熔接後熱處理材에서는 Fig. 12와 같이 ΔK全區間에 걸쳐 da/dN幅의 變化가 거의 없는 特性을 보여주고 있다. 이것은

Table 3. Experimentally determined coefficients for da/dN=C(ΔK)^m

	Parent		HAZ		Sub-critical HAZ		Weld metal	
	m	C	m	C	m	C	m	C
R = -1	6.7	2.32 × 10 ⁻¹⁵	7.2	1.16 × 10 ⁻¹⁶	7.5	5.14 × 10 ⁻¹⁷	5.9	7.3 × 10 ⁻¹⁴
R = 0	2.5	4.46 × 10 ⁻⁹	3.0	1.02 × 10 ⁻¹⁰	2.1	8.85 × 10 ⁻⁹	3.2	8.48 × 10 ⁻¹¹
R = 0.3	2.06	4.46 × 10 ⁻⁸	2.78	6.86 × 10 ⁻¹⁰	2.4	8.37 × 10 ⁻⁹	2.25	7.33 × 10 ⁻⁹

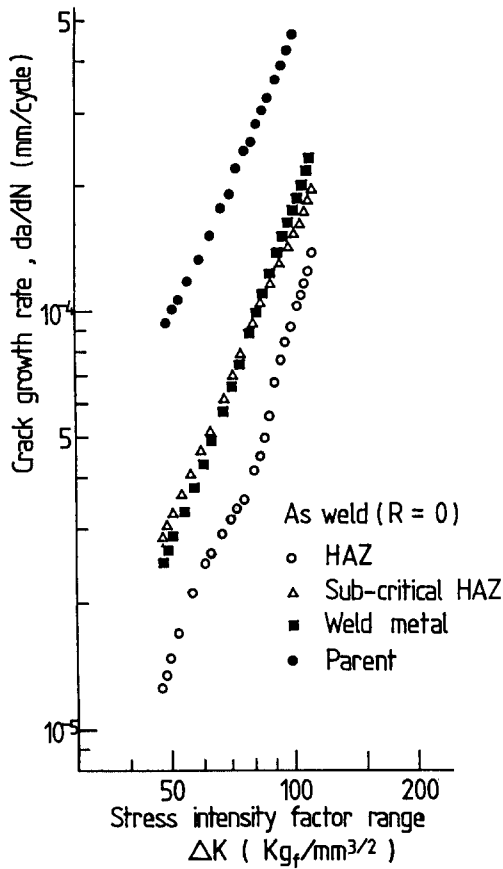


Fig. 10. Crack growth rate versus stress intensity factor ($R=0$, as-weld)

PWHT時 作用應力 10kgf/mm^2 이 組織의 均質化를 초래한 結果로 풀이되며 SM53B와 같이 炭化物形成 元素(Cr, Ni, Mo 등)가 含有되지 않은 材料에서는 殘留應力이 PWHT材의 疲勞크랙傳播學動에 큰 影響을 미치지 않고 있음을 確認할 수가 있다. 이들 各 熔接部에 대하여 as-weld材, PWHT材, 10kgf/mm^2 의 應力이 作用된 狀態의 PWHT材에 對한 Paris式에서 材料常數 C와 指數 m을 求해보면 Table 4와 같다. 이를 보면 as-weld材에서 各 熔接部分에 對한 指數 m은 PWHT時 떨어졌다가 10kgf/mm^2 이 作用된 PWHT材에서 다시 増力하는 傾向을 보여주고 있어서 PWHT의 條件에 따라 크랙진파거동이 다르게 나타나고 있음을 보여주고 있다. 이상을 各 熔接部位別로 고찰해 보면 Fig. 13은 HAZ에서의 $da/dN-\Delta K$ 特性으로서 일정한 ΔK 에서 PWHT材가 as-weld材보다도 크랙進展率이 높게 나타나고 있다. 이는 as-weld材를 熱處理함으로써 材料가 軟化되고 있음을 생각해

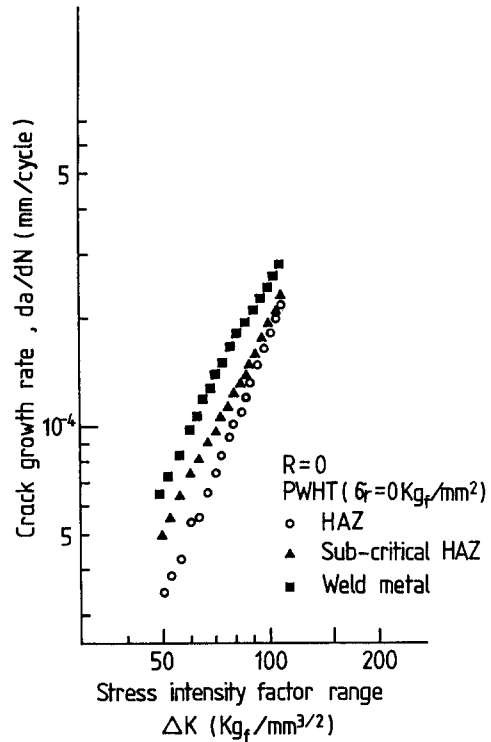


Fig. 11. Crack growth rate versus stress intensity factor ($R=0$, stress: 0kgf/mm^2)

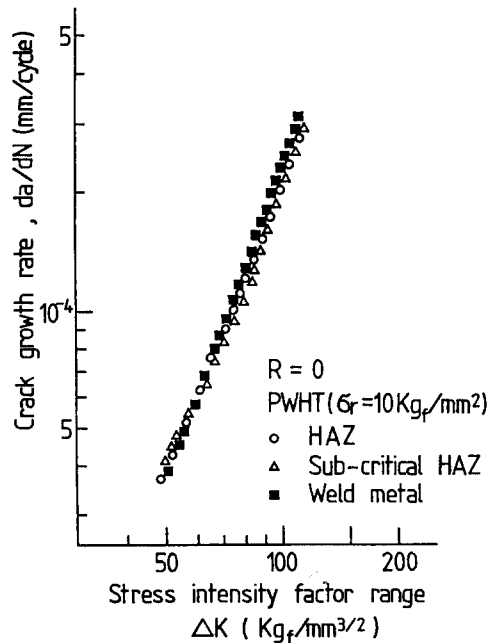


Fig. 12. Crack growth rate versus stress intensity factor after PWHT ($R=0$, stress: 10kgf/mm^2)

Table 4. Experimentally determined coefficients for $da/dN = C(\Delta K)^m$

	HAZ		Sub-critical HAZ		Weld metal	
	m	C	m	C	m	C
As weld	3.0	1.02×10^{-10}	2.1	8.85×10^{-9}	3.2	8.48×10^{-11}
WHT($0 \text{ kg}_f/\text{mm}^2$)	2.1	9.59×10^{-9}	1.8	4.69×10^{-8}	2.2	1.17×10^{-8}
PWHT($10 \text{ kg}_f/\text{mm}^2$)	2.7	9.38×10^{-10}	2.7	1.69×10^{-8}	2.7	9.38×10^{-10}

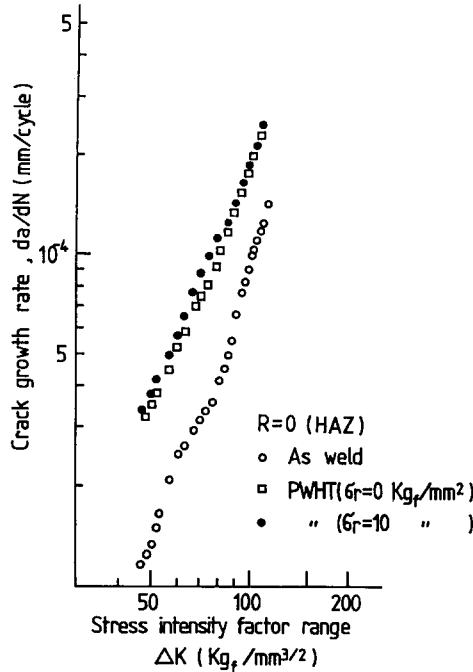


Fig. 13. Crack growth rate versus stress intensity factor of weld HAZ ($R=0$)

볼 때 크랙先端에서의 塑性域形成이 容易하기 때문에 생각되어진다. Fig. 14 Fig. 15는 sub-critical HAZ와 熔接金屬部에 대한 da/dN 및 ΔK 特性으로써 HAZ와는 달리 PWHT 條件에 따라 一定한 ΔK 에서 크랙進展率이 다소 다른 양상을 보이고 있으며 PWHT材가 as-weld材보다는 크랙進展率이 높게 나타나고 있다.

4. 結 論

熔接構造用鋼 熔接部の 疲勞舉動에 미치는 熔接後 熱處理 및 應力比의 영향을 破壞力學的인 方法으로 考察하고 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. 母材 및 熔接材의 疲勞크랙傳播舉動은 應力比에 依存性이 있었으며, 一定 ΔK 에서 應力비가 增加할수록 크랙進展率은 增加했다.

2. As-weld材 各部 組織의 疲勞크랙舉動은 組織依

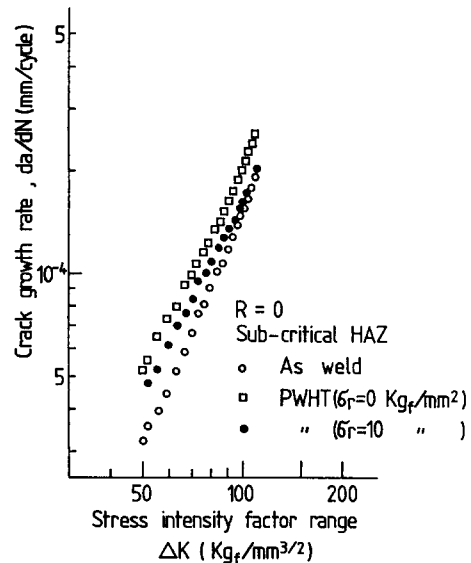


Fig. 14. Crack growth rate versus stress intensity factor of sub-critical HAZ ($R=0$)

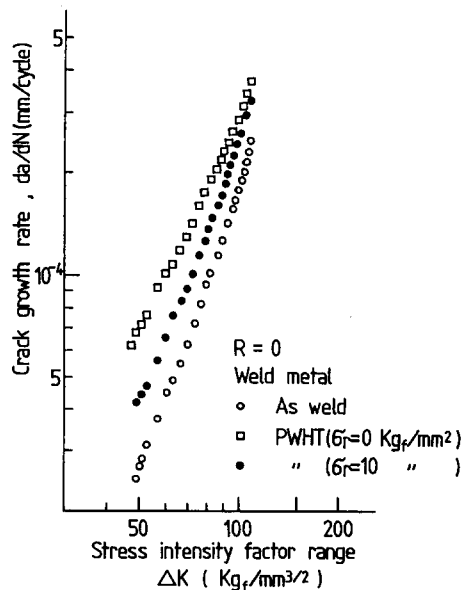


Fig. 15. Crack growth rate versus stress intensity factor of weld metal ($R=0$)

存性이 있으며 HAZ에서 가장 낮은 크랙進展率을 보이고 있다.

3. PWHT된 各部 組織의 크랙進展率은 as-weld材에 比하여 多小 큰 값을 보이고 있다.

4. PWHT時 熔接材 各 部位에 10kgf/mm²의 作用應力을 加했을 경우에는 ΔK 全區間에 걸쳐서 크랙傳播抵抗이 向上되었으며, 作用應力이 組織의 均質化를 招來하여 一定한 ΔK에서 크랙進展率 幅의 變化는 거의 없었다.

참 고 문 헌

1. F.M. Burdekin; "Initiation of brittle fracture in structural steel." Welding Journal, vol.12. (1967), pp.647~659.
2. J. Kameda, H. Takahashi and M. Suzuki ; "Residual stress relief and local embrittlement of weld HAZ in reactor pressure vessel steel." IIW Doc No X-800-76 and Doc No IX-1002-76 (1976).
3. A. Joshi and D.F. Stein; "Temper embrittlement of low alloy steels." STP 499(1972), pp.

59-89.

4. 林載奎·鄭世喜: "C_r-M_n鋼 熔接熱影響部の 破壞靱性에 미치는 熔接後熱處理의 影響(Ⅱ)", 大韓機械學會論文集 第9卷 1號(1985), pp.40-46.
5. 林載奎·鄭世喜: "C_r-M_n鋼 熔接熱影響部の 破壞靱性和 熔接入熱量에 관한 研究(Ⅱ)", 大韓熔接學會誌 第3卷 2號(1987), pp.9-16.
6. 林載奎·金錫元·金淵植, "C_r-M_n鋼 熔接後熱處理材의 疲勞破壞에 관한 研究", 大韓熔接學會誌 第3卷 2號(1985), pp.16-26.
7. 林載奎·鄭世喜·崔東岩: "C_r-M_n鋼 熔接後 熱處理材의 疲勞破壞에 관한 研究(加熱速度를 中心으로) 大韓熔接學會誌 第5卷 1號(1987), pp.73-80.
8. 福田牧一 外2: 疲勞き裂傳ばにおよぼず熔接殘留應力の影響", 日本機械學會論文集 第47卷 416號(1982), pp.384-389.
9. P.Paris and F. Erodogan ; "Critical Analysis on Crack Propagation Laws. "Journal of Basic Engineering Trans ASME series D.P. (1963), pp.528-534.