

論 文

大韓熔接學會誌
第3卷 第2號 1985年 11月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 3. No. 2, Nov., 1985

Cr-Mo鋼 熔接 後熱處理材의 疲勞破壞에 關한 研究

—作用應力을 中心으로—

林載奎* · 金錫元** · 金淵植***

The Effect of PWHT on Fatigue Fracture in HAZ of Cr-Mo steel

—for applied stress—

by

J. K. Lim* · S. W. Kim** · Y. J. kim***

Abstract

Post weld heat treatment(PWHT), at more than 600°C, is essential to remove residual stress and hydrogen in weld HAZ and improve fatigue characteristics. However, residual stress during PWHT is responsible for PWHT embrittlement and it promotes precipitation of impurities to grain boundary.

In this paper, the effect of stress simulated residual stress on fatigue failure was evaluated by fatigue test, microhardness test and fractograph.

The obtained results are summarized as follows;

- (1) The fatigue crack growth rate(da/dN) of parent and heat treated parent was affected by microstructure due to heat treatment and it depended on stress intensity factor (Δk).
- (2) The fatigue strength of weld HAZ was dependent on applied stress during PWHT and da/dN after PWHT was slower than as-weld.
- (3) Softening amount of weld HAZ was bigger than any other due to PWHT. Hardness value of weld HAZ was affected by heat treatment under the applied stress of 10 kgf/mm^2 , but beyond 20 kgf/mm^2 it was increased by the applied stress rather than heat treatment.
- (4) Beyond the applied stress of 20 kgf/mm^2 during PWHT, intergranular fracture surface was observed and its amount was increased with applied stress during PWHT.
- (5) Effect of applied stress during PWHT on aspect of fracture surface was larger rather than that on fatigue crack growth behavior.

* 全北大學校 機械工學科, 正회원

** 全北大學校 金屬工學科, 正회원

*** 全北大學校 大學院, 正회원

1. 序 論

1963年 Paris¹⁾가 線型彈性 破壞力學을 疲勞크랙傳播에 導入하여 알루미늄 合金에 對한 四乘則을 提案한 이래 各種 金屬材料 및 熔接材의 疲勞破壞에 對한 研究는 활발히 進行되고 있다. 그 中에서 熔接材에 對한 疲勞 研究는 熔接으로 因한 組織의 變化 및 生成²⁾ 그리고 冷却時 相(phase) 變化로 因한 3軸性 引張殘留應力의 發生 등이 機械的 性質 및 疲勞強度에 影響을 미치는 것으로 報告하고 있다.³⁾

특히 熔接部 中에서도 熔接熱影響部(heat affected Zone ; HAZ)에 인접한 fusion line 근처에는 冶金學的, 力學的 不連續部를 갖는 缺陷이 存在할 可能性이 가장 높고, 不均一한 殘留應力이 存在하기 때문에 靜的 荷重이나 反覆荷重을 받음에 時에 脆性發生에 가장 敏感한 部分으로 알려져 있다.⁴⁾

따라서 熔接HAZ에 存在하는 殘留應力 및 gas相의 水素를 除去하고 機械的 性質을 改善하여 靜的, 動的 脆性發生에 對한 抵抗을 增加시키기 위한 方法으로 熔接後熱處理(post weld heat treatment; PWHT)를 實施하게 된다. 그런데 이 熱處理는 600°C 以上의 高溫에서 行하여 지기 때문에 熔接部 特別히 HAZ部가 tempering 的 效果를 받게되어 溶融線에 가까운 粗粒域은 固溶된 添加元素 또는 炭化物의 移動에 依해 脆化될 뿐만 아니라, 熔接時에 殘存된 殘留應力에 依해 temper脆化를 일으키고 있음이 알려져 있다.⁵⁻⁸⁾

그러나 PWHT時 熔接材에 固溶된 添加元素나 炭化物들이 疲勞크랙傳播에 미치는 影響과 殘留應力의 크기가 疲勞크랙進展에 어떻게 影響을 미치는 지는 아직 밝혀지지 않은 狀態이다.

따라서 本 研究에서는 이를 糾明하기 위한 一環으로 熔接性 및 機械的性質이 優秀한 Cr-Mo鋼을 對象으로 하여 熔接試驗片을 製作한 다음 一軸引張應力을 加한 狀態에서 PWHT를 實施한 後 各種作用應力이 疲勞크

랙傳播 및 疲勞強度에 미치는 影響을 疲勞實驗, 硬度 試驗 그리고 破面觀察를 通해 考察하고자 한다.

2. 試驗片 및 實驗方法

2.1 試驗片

本 實驗에 使用된 試驗材는 板厚가 16mm인 Cr-Mo 鋼板으로 化學的 成分 및 常溫에서의 機械的 性質은 Table 1과 같다.

實驗에 使用할 熔接試驗片을 얻기 위하여 Fig. 1과 같이 150mm×600mm 크기의 小板으로 切斷한 後 그

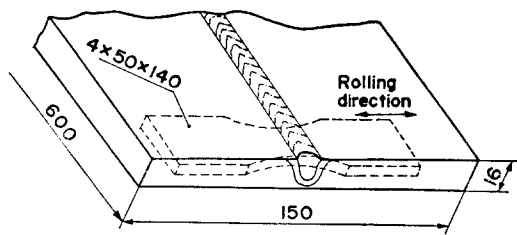


Fig. 1. Extraction of specimen from welded block.

表面에 壓延方向에 直角方向으로 길이 3mm의 60°V 홈을 機械加工하였다. 熔接은 200°C로 예열한 다음 submerged arc welder를 使用하여 入熱量 30kJ/cm로 一層熔接하였다. 이때 使用한 熔接棒은 AWS EG-G이고 AWS F 7A6 低合金鋼用 flux를 使用하였으며 熔接條件은 Table 2와 같고 熔接斷面의 macro 부식사진은 photo 1과 같다.

이상과 같이 熔接된 鋼板은 Fig 1과 같이 fusion line 이 試驗片의 中央에 位置하고 試驗片의 길이 方向이 鋼板의 壓延方向과 一致하도록 採取加工하였다.

疲勞試驗片의 형태는 Fig. 2과 같으며 노치加工은

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties

(a) Chemical compositions (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.39	0.26	0.72	0.025	0.008	0.002	0.02	0.98	0.193

(b) Mechanical properties

Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
104.1	66.8	19.2

Table 2. Welding conditions (submerged arc welding)

Heat input (kJ/cm)	Pre-heating Temperature (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Wire dia. (mm)
38.4	200	800	40	50	3.2

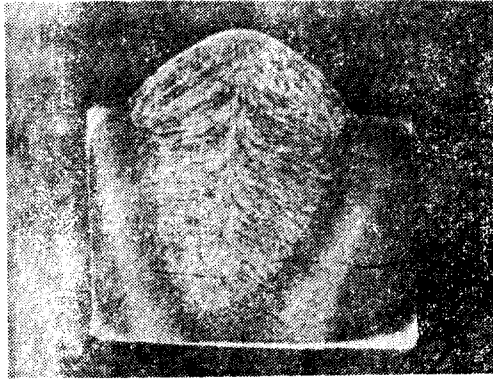


Photo 1. Macroetch Photograph of bead on plate weldment.

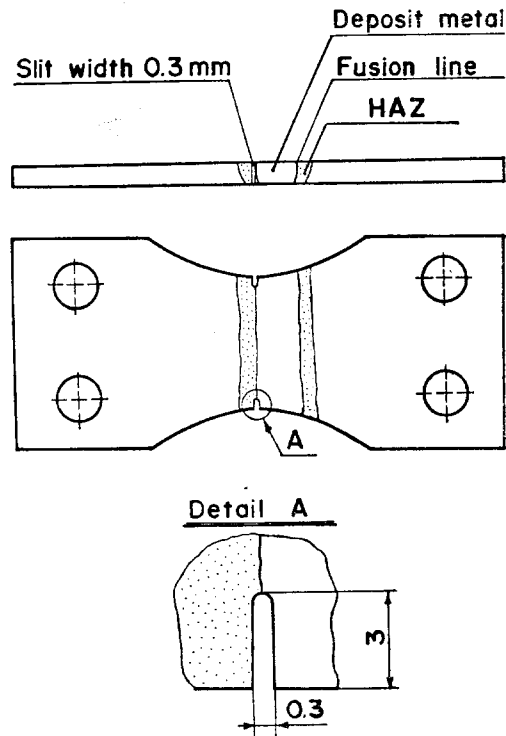


Fig. 2. Notch depth and width

2% nital 溶液으로 macro부식을하여 fusion line의 위치를 정확히 확인한 후 試驗片의 幅方向으로 두께 0.3

mm의 cut off wheel을 사용하여 3mm 깊이로 加工하였다.

2.2 實驗方法

이상과 같이 준비된 試驗片은 소정의 熱處理를 하였으며 Fig. 3은 열처리로의 개략도이다. 熱處理條件은 이 材料의 適定熱處理溫度로 알려진 650°C까지 加熱速度 220°C/hr로 하여 上昇시킨 後에 溫度 650°C 狀態下에서 1/4時間동안 維持한 다음 斷電하여 爐冷시켰으며 이때의 冷却速度는 平均 280°C/hr 程度였다. 한편 試驗片의 노치先端部에서 fusion line을 따라 作用하는 單軸狀態의 引張應力 σ_n 은 0, 10, 20, 30 kgf/mm²의 4종류로 하였다.

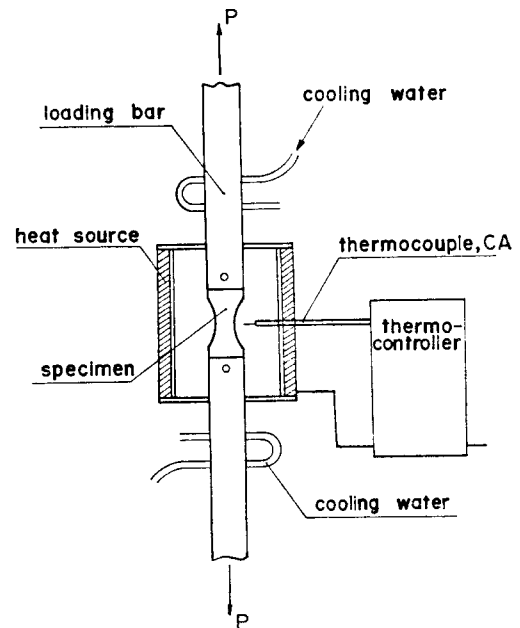


Fig. 3. Schematic diagram of heat treatment furnace.

熱處理가 끝난 試驗片은 疲勞壽命에 미치는 試片의 表面粗度의 영향을 최소화하기 위해 # 1,500의 emery paper를 사용하여 試片表面의 거칠기를 최대한도로 줄인 後 반복굽힘피로 실험을 하였다. 이때 사용한 시험기는 容量 5kg·m, 1,800rpm인 반복굽힘피로시험기

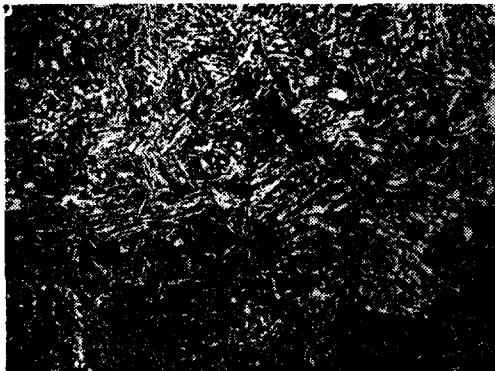
었다. 試驗片의 中央斷面에 作用시킨 최대 應力 σ_b 는 5kgf/mm^2 , 7.5kgf/mm^2 , 10kgf/mm^2 , 15kgf/mm^2 이며 應力比 $R=0$ (zero-tension)으로 하였다.

또한 熱處理時 作用된 應力變化로 因한 熔接 HAZ에 서의 組織變化를 관찰하기 위해 試驗片의 길이 方向으로 溶着金屬部에서 母材部分까지 $100\mu\text{m}$ 간격으로 硬度를 測定하였다. 測定에 使用한 硬度計는 Vicker 微小 硬度計이며 測定荷重은 100g 이다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 母材의 微視組織과 크랙傳播舉動.

Photo 2(a)는 本 實驗에 提供된 Cr-Mo鋼의 현미경 組織으로 ferrite기지에 fibrous한 lath martensite와 lath martensite의 packet을 볼 수 있으며 이러한 母材組織의 硬度는 $Hv=285$ 정도를 나타내고 있다. 그런데 lath martensite는 tempering의 程度에 따라 비교적 低溫에서 ϵ -炭化物이 析出되어 溫度가 上昇함에 따



(a) Parent metal ×650



(b) After heat treatment ×650

Photo 2. Microstructure of parent metal.

라 cementite의 成長 및 球狀化가 일어나는 것으로 알려지고 있다. 이러한 組織을 650°C 로 熱處理하면 photo 2(b)에서 볼 수 있는 바와 같이 組織의 變化를 가져온다. Photo 2. (b)는 220°C/hr 의 加熱速度로 熱處理한 것으로 熱處理溫度 650°C 에서 1/4時間 유지시킨 後 爐 冷시킨 母材의 현미경사진이다. 여기에서는 $350^\circ\text{C}\sim 650^\circ\text{C}$ 까지에서 거의 2時間 40分의 維持효과가 있으므로 充分한 再結晶으로 粒狀의 ferrite는 물론 球狀의 cementite가 生成되어 있고 lath packet와 비슷한 方向의 lath 형상을 갖는 ferrite 粒子가 存在하고 있다. 따라서 硬度도 상당히 低下되어 $Hv=260$ 이었다.

위와 같은 金屬組織을 반복굽힘 피로실험을 實施하였으며, 作用應力 σ_b 를 縱軸, 試片이 破壞될 때까지의 반복회수를 橫軸으로 한 實驗結果를 Fig 4에 表示하였

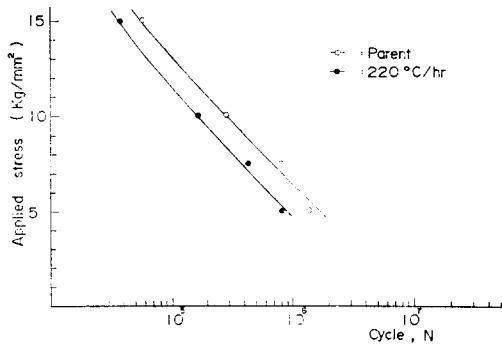


Fig. 4. Effect of heat treatment on fatigue strength.

다. 이 때 破壞 cycle數 N 은 크랙발생 이후부터 破壞될 때까지의 cycle수이고 反覆應力 σ_b 는 크랙이 없다고 가정된 境遇에 試片表面에 作用하는 應力이다. Fig 4는 母材를 熱處理했을 경우 疲勞強度가 低下된 것으로 생각할 수 있으며 Photo. 2에서 알 수 있는 바와 같이 粒狀의 ferrite 및 球狀의 cementite와 熱處理에 의한 炭化物의 移動이 疲勞強度에 影響을 미친 것으로 推測할 수 있다.

母材 및 熱處理母材에 대한 疲勞크랙傳播舉動을 알아 보기 위해 크랙의 길이 a 를 縱軸, 반복회수 N 을 橫軸으로 하여 實驗結果를 Fig. 5에 表示하였다. 疲勞實驗의 反覆應力 $\sigma_b=10\text{kgf/mm}^2$ 인 境遇 熱處理母材의 크랙전파가 母材에 비해 빠른것으로 보아 疲勞수명이 짧아지고 있음을 알 수 있다. 또한 크랙의 길이 $a=0.5\text{mm}$ 일때를 크랙 發生 時期로 假定했을 때 疲勞수명의 大部分은 피로 크랙 成長에 所要되고 있음을 보여 주는

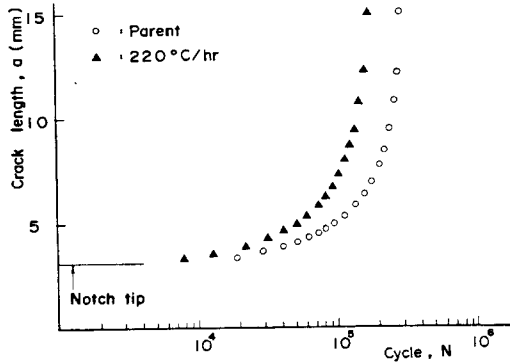


Fig. 5. Fatigue crack propagation in parent and heat treated metal.

데, 一般적으로 피로크랙은 짧은 시간동안 발생하여 (stage 1), 비교적 긴 時間동안 크랙이 느리고 일정한 속도로 진행하다가 (stage 2) 마지막 짧은 期間동안 아주 급격히 進展하면서 破壞된다. (stage 3)

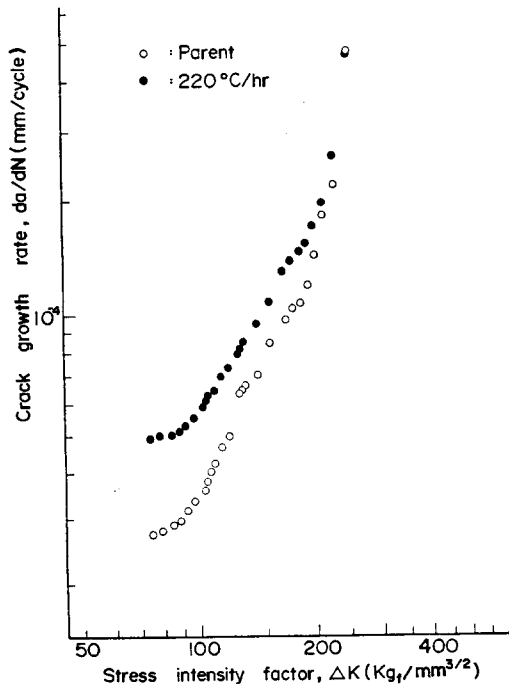


Fig. 6. Relation between crack growth rate and stress intensity factor.

疲勞크랙 傳播速度 da/dN 과 應力擴大係數 Δk 의 함수로 나타내기 위하여 da/dN 을 縱軸, Δk 를 橫軸으로한 양대수선상에 母材 및 熱處理母材에 대한 實驗結果를 Fig. 6에 表示하였다. Fig. 6에서 알 수 있는 바와 같이 크랙전파속도는 Δk 값에 따라 좌우되며 da/dN 값이 낮을수록 熱處理의 영향이 크게 나타나고 있음을 알 수 있다. 一般적으로 $da/dN - \Delta k$ 는 크랙전파속도가 急成長하는 第 I 領域과 安定成長域인 第 II 領域, 그리고 急進展하여 破斷에 이르는 第 III 領域으로 나누고 있다. Paris³⁾은 安定成長域에서 da/dN 과 Δk 와의 관계를 다음과 같은 式으로 나타내었다.

$$da/dN = C(\Delta k)^m \dots \dots (1)$$

여기에서 C는 材料常數, m은 指數로서 常數이다.

Fig. 6에서 Paris式을 適用하면

$$\text{母材: } da/dN = 1.750 \times 10^{-9} (\Delta k)^{2.14}$$

$$\text{熱處理母材: } da/dN = 2.899 \times 10^{-8} (\Delta k)^{1.64}$$

이다. 母材에서 $m=2.14$ 인데 반해 熱處理母材는 $m=1.64$ 로 떨어져 있다. 그런데 da/dN 이 낮고 Δk 값이 작은 크랙전파 초기에서는 크랙전파安定구간에서 遷移域이 생긴다. 즉, da/dN 값은 熱處理에 의해 2段階 領域으로 나누어지고 있다. 완만한 크랙전파속도를 나타내는 II 단계와 應力擴大係數 $\Delta k = 90 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 에서 크랙전파속도가 加速되는 II 단계로 나누어지고 있다. 이것은 高強度材料에서는 나타나지 않는 것으로 알려지고 있으나 最近 7075-T₆材에 對해서 觀察되었으며¹⁰⁾ 또한 Yoder¹⁶⁾ 등의 研究結果에서도 이러한 현상을 報告하고 있다. 따라서 疲勞크랙進展速度的 變化는 微視組織 依存성이 있음을 檢討할 필요가 있다.

Fig. 6로부터 熱處理母材의 크랙전파속도가 母材의 그것보다 빠름을 알 수 있는데 이는 母材를 熱處理했을 경우 炭化物들의 移動 및 材質의 軟化로 因해 降伏 應力이 감소하여 塑性應力場의 支配를 받아서 크랙전진이 빨라진 것으로 생각된다.

3.2 熔接熱影響部の 微視組織

Photo. 3은 熔接 HAZ의 현미경조직이다. 이것을 보면 HAZ의 粗大화된 prior austenite 結晶粒은 融合境界에서 가장크며 母材쪽으로 갈수록 粒狀의 ferrite가 더욱 잘 나타나고 있다.

熱處理中の 作用應力에 따른 組織의 變化를 알아보기 위해 Vickers 微小硬度를 測定하였다. 母材의 硬度 $H_v = 285$ 인것을 約 38 kJ/cm 의 入熱量으로 熔接한 結果 Fig. 7과 같이 硬度는 溶着金屬部가 $H_v = 400$ 으로 가장 높으며 溶着境界에 인접한 粗大結晶域의 martensite, bainite 조직에서는 $H_v = 325$ 를 나타내고 있다. 이러한



Photo 3. Microstructure of weld HAZ.

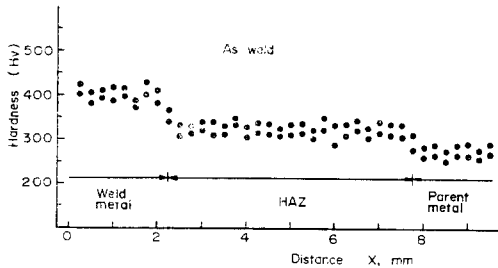


Fig. 7. Hardness distribution in weldment.

硬도는 溶融線으로 부터 어느거리까지는 비교적 均一한 硬度值를 보이다가 融合境界로 부터 멀어짐에 따라 점차로 低下하여 母材의 硬度值에 接近해가고 있다. 위와 같은 as-weld材를 220°C/hr의 加熱速度로 PWHT하여 같은 방법으로 硬度值를 測定하면 Fig. 8과 같다. 이 分布圖를 as-weld材와 比較하여 硬度比를 보면 溶着金屬部는 0.81, HAZ는 0.88 그리고 母材는 0.96으로 연化되고 있어 變質層 外側인 母材의 硬度에 比하여 粗大結晶域의 軟化가 현저하게 나타남을 볼 수 있다.

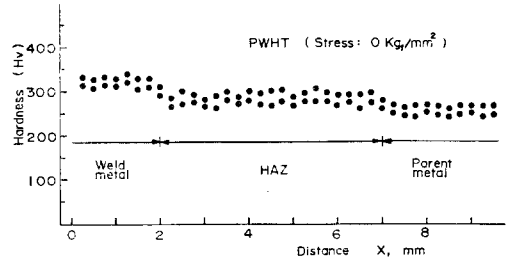


Fig. 8. Hardness distribution in weldment after PWHT. (PWHT conditions: 650°C, 1/4hr, 220°C/hr, $\sigma_n=0$ kgf/mm²)

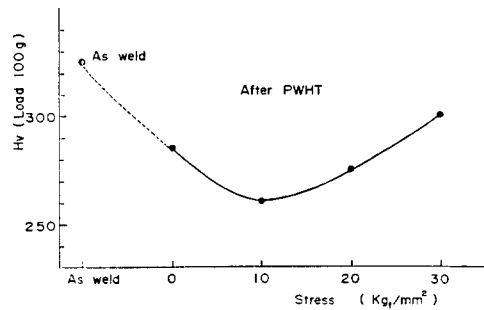


Fig. 9. Comparison of hardness in HAZ.

이와 같은 現象을 PWHT中の 作用應力에 따른 熔接 HAZ의 硬度만을 가지고 比較해 보면 Fig. 9와 같다. 作用應力이 10kgf/mm²일때까지는 熱處理效果가 作用應力보다 크게 나타나고 있으나, 作用應力이 20kgf/mm², 30kgf/mm²로 增加함에 따라 熱處理效果보다는 作用應力의 效果가 더욱 크게 나타나므로 HAZ의 硬度가 增加하고 있는 것은 變形時效硬化(strain age hardening)효과라고 볼 수 있다.

3.3 熔接熱影響部の 疲勞크랙傳播舉動

Fig. 10은 as-weld材 및 PWHT材에 對한 疲勞強度를 알아보기 위해 S-N 曲線을 圖示 놓은 그림이다. Fig. 10의 S-N 曲線을 巨視的으로는 하나의 band속에 들어가는 것으로 評價할 수 있으나 微視的으로 觀察해

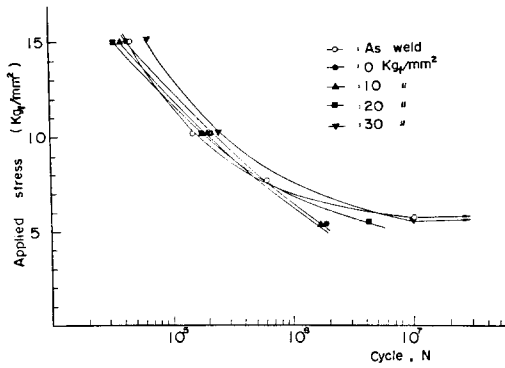


Fig. 10. Effect of applied stress on fatigue strength.

불 때 熔接熱處理材의 경우 熱處理時 作用應力이 $0\text{kgf}/\text{mm}^2$, $10\text{kgf}/\text{mm}^2$ 일때 疲勞強度가 減少했다가 $20\text{kgf}/\text{mm}^2$, $30\text{kgf}/\text{mm}^2$ 로 증가시켰을때 母材의 疲勞強度까지 向上되고 있음을 알 수 있다. 이는 熱處理 作用應力이 $0\sim 10\text{kgf}/\text{mm}^2$ 일때까지 硬度值가 減少하고 $20\sim 30\text{kgf}/\text{mm}^2$ 일때 硬度值가 上昇했음을 보여주는 Fig. 9의 結果와도 一致하고 있다.

Fig. 11은 반복응력이 $10\text{kgf}/\text{mm}^2$ 인 경우에 母材와 熔接材에 대한 피로크랙진전 거동을 表示해주는 $a-N$

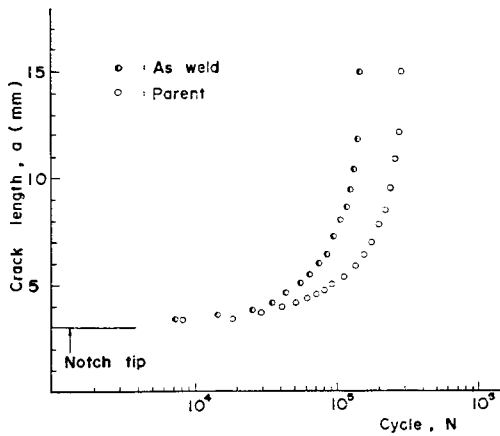


Fig. 11. Crack growth diagram of parent and as-weld.

曲線이다. 熔接材의 크랙진전이 상당히 빨라서 母材보다 피로수명이 짧은 것을 알 수 있다. 이는 熔接部 内部에 存在하는 여러가지 形態의 缺陷이 應力集中因子로 作用하여 第2크랙이 發生, 主크랙과 合流함으로써 크랙진전을 促進시킨 것으로 생각되어 진다. Fig. 12는 熔接材에서 熱處理作用應力에 따른 크랙전과거동을 알

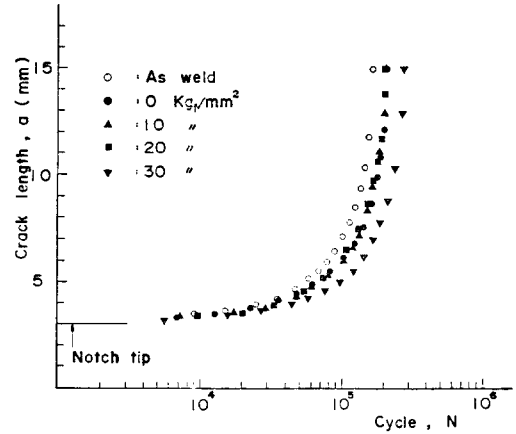


Fig. 12. Crack growth diagram after PWHT.

아보기 위한 $a-N$ 曲線으로 as-weld材에 비해 PWHT材의 크랙進展이 비교적 늦어짐으로서 피로수명이 向上되고 있음을 보여주며, 특히 熱處理作用應力이 $0\sim 20\text{kgf}/\text{mm}^2$ 일때보다 $30\text{kgf}/\text{mm}^2$ 일때 향상되고 있다.

Fig. 13은 크랙전과속도 da/dN 과 應力擴大係數 ΔK 와의 關係를 양대수선도상에 表示한 것이다. 여기에서 母

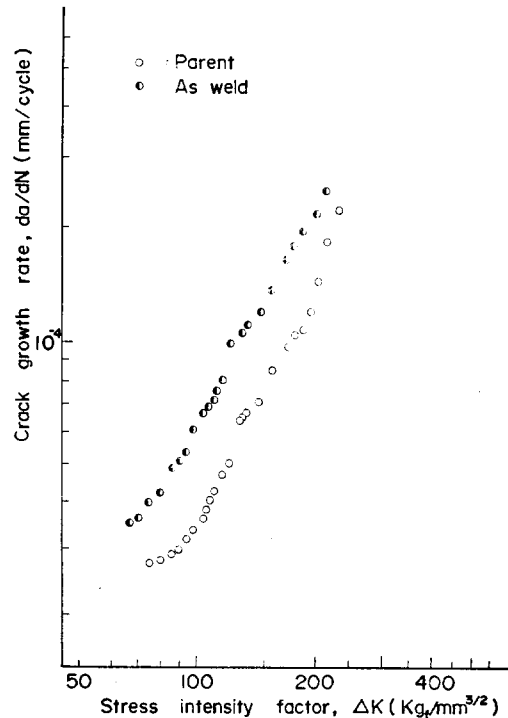


Fig. 13. Relation between crack growth rate and stress intensity factor of the parent and as-weld.

材나 as-weld 材 共히 $\Delta k=70\text{kgf/mm}^{3/2}$ 근처에서부터 안정된 크랙진전율을 보이고 있다. 그러나 as-weld 材 쪽이 母材보다 뒤쪽에 位置하고 있어서 熔接 HAZ의 크랙진전속도가 母材보다 큼을 알 수 있다. 이들 曲線에 paris 式을 適用해 보면

$$\text{母材 } da/dN=1,750 \times 10^{-9} (\Delta k)^{2.14}$$

$$\text{as-weld 材 } da/dN=9.038 \times 10^{-9} (\Delta k)^{1.92}$$

이다. 여기에서 母材의 $m=2.14$ 보다도 熔接材의 $m=1.92$ 로 낮아지고 있어 Δk 가 증가함에 따라 熔接材의 크랙진전이 鈍化되고 있다. 또한 그림에서 보는바와 같이 母材나 熔接材 共히 $\Delta k=90\text{kgf/mm}^{3/2}$ 을 境界로 하여 2段階 領域으로 나누어지고 있다. 즉, 완전한 크랙진전속도를 나타내는 II 段階가 母材는 $da/dN=3 \times 10^{-5}\text{mm/cycle}$, 熔接材는 $da/dN=4.5 \times 10^{-5}\text{mm/cycle}$ 부근에서 크랙진전속도가 加速되는 II 段階로 變化됨을 알 수 있다.

Fig. 14는 PWHT 時 作用應力에 따른 變化된 熔接 HAZ의 크랙진전속도 da/dN 과 應力擴大係數 Δk 와의 關係를 나타낸 것이다. 이를보면 各種 作用應力下에서 PWHT 된 試片의 크랙진전거동은 as-weld 材에 比하여 多少 差異는 있으나 全般的으로 鈍化되고 있어서 PWHT가 크랙진전거동에 크게 영향을 주지는 않는다.

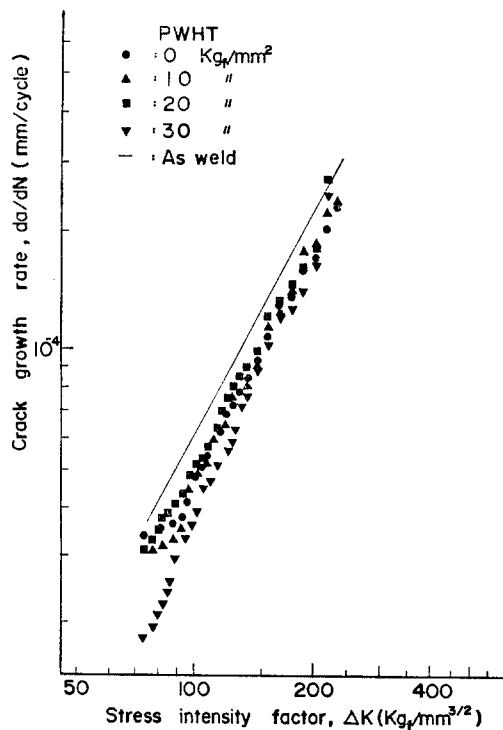


Fig. 14. Relation between crack growth rate and stress intensity factor after PWHT.

이들을 前述한 Paris 式으로 表示해 보면 다음과 같이 하나로 쓸 수 있다.

$$\text{PWHT 材 } da/dN=6.38 \times 10^{-9} (\Delta k)^{1.92}$$

그러나 熱處理時 作用應力이 30kgf/mm^2 일때 크랙 발생초기에는 크랙진전속도가 낮은 것으로 나타나 있는데, 이것은 bond 部의 塑性域에 依한 것으로 생각되며, 특히 熱處理時 作用應力이 20kgf/mm^2 와 30kgf/mm^2 일때는 II 段階 領域에 遷移域이 없는 特徵을 볼수 있는데, 이는 크랙성장까지의 에너지 吸收率이 크기 때문인 것으로 推測된다.

PWHT 時 作用應力이 疲勞크랙發生에 어떠한 영향을 미치는 가를 알아 보기 위해 Fig. 15는 疲勞크랙發生

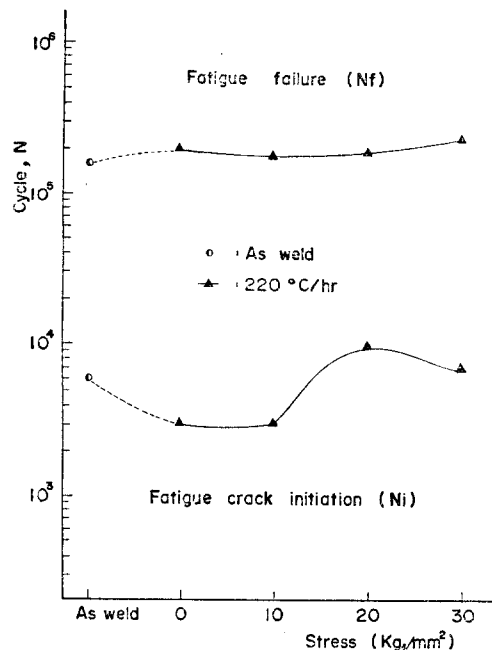


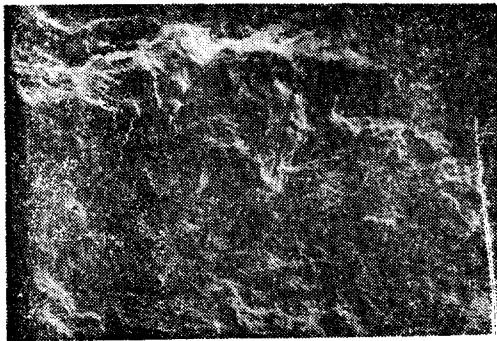
Fig. 15. Fatigue crack initiation and fatigue failure cycles.

cycle(N_i)과 疲勞破壞 cycle(N_f)을 作用應力에 關하여 圖示하였다. 여기에서 as-weld 材는 6×10^3 cycle에서 크랙이 發生하였으나 無應力狀態에서 PWHT 함으로써 크랙發生이 2.60×10^3 cycle로 變해지고 있다. 이것은 PWHT에 依하여 HAZ 粗大結晶域에는 炭化物들이 prior austenite 境界로 移動하여 크랙發生에 영향을 주었을 것으로 본다. 또한 應力이 20kgf/mm^2 , 30kgf/mm^2 로 증가함에 따라 크랙 發生이 늦어지고 있는 것은 노치先端에 作用한 應力의 效果로 보이며, 이러한 점들을 微視적으로 관찰하기 위해 破面觀察을 하였다.

疲勞破壞 cycle는 作用應力에 따라 크게 變하지는 않으나, 20kgf/mm^2 , 30kgf/mm^2 의 應力에서 破壞 cycle 이 약간씩 增加하고 있음을 볼 수 있다.

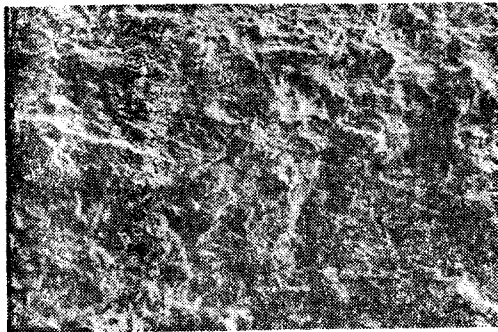
3.4 破面觀察

Photo. 4 (a), (b)는 母材와 熱處理母材를 반투명칩피로 실험을 통해 破斷시킨 試驗片들에 對한 走査電子顯微鏡(SEM) 사진이며 이 사진의 왼쪽部位는 노치先端을 나타내고 있다. Photo. 4 (a)는 母材의 破面으로서



(a) Parent metal

×300



(b) After heat treatment

×300

Photo 4. Observation of Scanning Electron Microscope (SEM).

疲勞破面의 典型的인 形狀인 striation의 幅이 一定하지 않은 것으로 나타내고 있는데 이와 같은 striation을 R. Koterazwa는 脆性擬 striation¹²⁾이라고 하였으며, 이와 같은 現象이 나타난 것은 高強度材料로서 모양이 강하기 때문이라고 볼 수 있다. Photo. 4 (b)는 열처리 母材에 對한 破面사진으로서 全體적으로 약간



×300

Photo 5. Observation of Scanning Electron Microscope of as-weld.

평탄해진 破面을 보이고는 있으나 이렇다 할 큰 變化는 볼 수가 없다.

Photo. 5은 as-weld 材의 破面사진이다. Photo. 4 (a)의 母材에 比하여 相當히 脆化된 破面양상을 보이고 있으며 약간의 의벽개 破斷面을 확인할 수가 있다.

Photo. 6 (a)~(d)는 熔接材를 각기 다른 作用應力下에서 PWHT 한 試片의 破面사진이다. (a)는 無應力狀態에서 PWHT 한 것으로 as-weld 材에 比하여 상당히 큰 벽개破面과 facet를 볼 수 있고 2次 크랙도 結晶粒界에서 볼 수 있다. 그러나 熱處理時 作用應力을 10kgf/mm^2 로 한 것은 (b)에서와 같이 facet가 줄은 대신 크랙의 方向과 結晶의 方向이 서로 一致하고 있어서 크랙의 전파가 비교적 빨라진 것으로 보인다. (c)는 熱處理時 作用應力이 20kgf/mm^2 일때의 破面사진으로 노치先端에서 約 $250\mu\text{m}$ 程度의 거리까지 結晶粒界破面을 볼 수 있다. 더욱 應力을 증가시켜 熱處理時 30kgf/mm^2 의 應力을 作用시키면 (d)와 같이 結晶粒界破面이 노치先端에서 約 $650\mu\text{m}$ 程度의 거리까지 확산되고 있음을 볼 수 있는데 이와 같은 粒界破面은 一般적으로 공기중의 疲勞破面에서는 거의 나타나지 않는 것으로 殘留應力의 影響으로 볼 수 있다. 다시 말해서 熱處理時의 作用應力은 粒界破面을 促進하며, 이것은 어떤 元素 또는 析出物의 粒界로의 移動을 作用된 應力이 크게 돕고 있다는 종래의 實驗結果를¹³⁾ 확인시켜 주고 있다.

한편 이 結果를 앞서 $da/dN-\Delta k$ 曲線과 비교하여 생각해 보면, 作用應力이 $20\sim 30\text{kgf/mm}^2$ 下에서 熱處理된 試片의 크랙進展速度가 늦어진 것은 크랙先端이 結晶粒을 깨뜨릴때 소모되는 에너지가 크기 때문에 크랙이 停滯되어 있다가 일순간 다음 結晶粒까지 크랙이

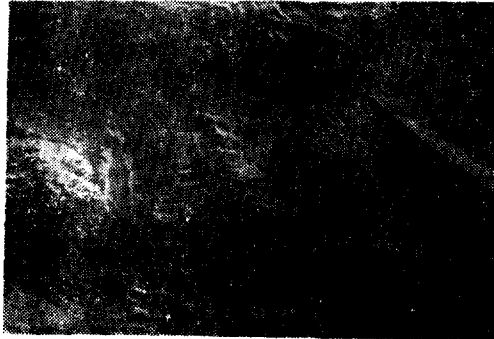
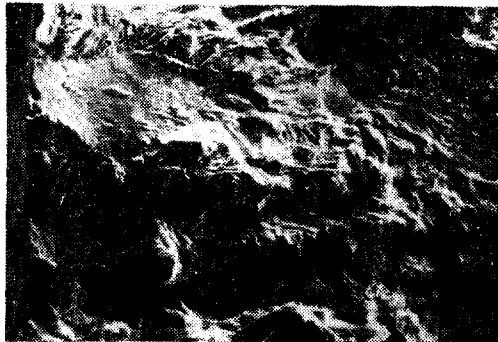
(a) Stress : 0 kgf/mm² ×300(b) Stress : 10kgf/mm² ×300(c) Stress : 20 kgf/mm² ×300(d) Stress : 30 kgf/mm² ×300

Photo 6. Difference of fracture surface on applied stress during PWHT. (PWHT conditions : 650°C, 1/4hr, 220°C/hr)

進展되는 關係로 全體의인 크랙 傳播速度가 늦어진 것으로 볼 수 있다.

특히 이와 같은 破面사진을 놓고 볼때 熱處理時 作用應力이 20kgf/mm²와 30kgf/mm²인 경우 노치先端部에 結晶粒界破面을 형성하고 있어서 高溫 또는 海水 등과 같은 부식분위기 中에서 實驗을 할 경우 아주 急激한 크랙進展이 일어날 소지가 있는 것으로 推測할 수 있다. 따라서 이와 같은 事實은 海洋構造物의 제작과정에서 특히 주의해야 할 現象이라고 생각된다.

4. 結 論

熔接HAZ에 存在하는 殘留應力이 疲勞크랙 傳播에 어떤 영향을 주며, 이러한 殘留應力이 熔接後熱處理 과정에 어떻게 變化되는지를 고찰하기 위해, 一定한 作用應力下에서 熱處理된 試驗片을 反覆굽힘疲勞實驗, 硬度實驗 그리고 組織 및 破面觀察을 實施하여 다음과 같은 實驗結果를 얻었다.

1. 母材 및 熱處理母材의 크랙 傳播速度는 Δk 값에 左右되며 da/dN 값이 낮은 領域일수록 熱處理로 因한 微視組織의 영향이 크게 나타났다. 또한 熱處理母材의 경우 定해진 Δk 에서 母材에 비해 da/dN 값은 增加하였으며, da/dN 값은 熱處理에 의해 2段階領域 즉, 完만한 크랙진전속도를 나타내는 II_a段階와 $\Delta k=90\text{kgf/m}$ m^{3/2}에 크랙진전속도가 加速되는 II_b段階로 나누어지고 있다.

2. 常溫에서 熔接 HAZ의 疲勞強度는 熱處理時 作用應力の 依存性이 있으며 熱處理材의 da/dN 은 as-weld材에 比하여 減少하고 있다.

3. PWHT에 依하여 熔接部의 粗大結晶域인 HAZ의 軟化幅이 가장크게 나타났으며 熔接 HAZ의 硬度値는 作用應力이 10kgf/mm²까지는 熱處理의 影響을 크게 받으나 20kgf/mm² 이상이 되면 熱處理效果보다는 作用應力에 依해 硬度値가 增加한다.

4. 熱處理時의 作用應力이 20kgf/mm² 以上에서는 粒界破面을 볼 수 있으며, 粒界破面의 程度는 作用應力과 더불어 顯저하게 나타나 疲勞크랙발생에 크게 影響을 미친다.

5. 熱處理時 作用應力은 크랙進展舉動에 미치는 影響보다 破面樣相에 더욱크게 影響을 미치고 있다.

후 기

본 연구는 1984년도 한국과학재단의 연구비지원으로

수행된것의 일부로써, 관계자 여러분께 깊은 감사를 드립니다. 또한 용접에 협조하여 주신 서한개발(주) 여러분께 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 1) P. Paris and F. Erdogan, *Critical Analysis on Crack Propagation Laurs*, Journal of Basic Eng, Trans. ASME, Series D, (1963) pp. 528~534.
- 2) 松田, 溶接冶金學, 日刊工業社. 1975. p. 196.
- 3) W. W. Sanders, Jr and F. V. Rence Jr, *Fatigue Behavior of Aluminum Alloy weldments*, STP 648 (1984) pp. 22~34.
- 4) F. M. Burdekin, *Initiation of Brittle Fracture in Structural Steel*, Welding Journal Vol. 12. (1967) pp. 649~659.
- 5) A. Joshi and D. F. Stein, *Temper Embrittlement of Low Alloy Steels*, STP 499(1980) pp. 59~89.
- 6) 内, 山崎外2, 應力除去誘鈍割れに關する 研究, 日本溶接學會誌 33卷 9號 (1964) p. 710,
- 7) Metal Handbook, *Failure Analysis and Prevention*, Metal Handbook & Edition, Vol. 10. (1979) p. 111,
- 8) J. C. Ritter and R. McPherson, *Investigation Reheat Cracking in Mn-Cr-Mo-V Steel using Fracture Mechanics*, AWRA Report pp. 12~72
- 9) ASTM Boiler Pressure Vessel UCS-56. p. 138.
- 10) M. Samita, R. M. Relloux, *Effect of Shallow Notch on Fatigue Crack propagation and Fatigue Life in High Strength Aluminum Alloy*, Journal of JSMS Vol. 27, No. 301. (1978) pp. 961~966,
- 11) G. R. Yoder, *Metal Trans A*, Vol. 9A, (1977) pp. 1413~1420.
- 12) R. Koterazawa, *Fracture Mechanics and Fractography*, Vol. 33, No. 369, (1984) pp. 749~755,
- 13) 林載奎, 鄭世喜, Cr-Mo 鋼 熔接熱影響部の 破壊靈性에 미치는 熔接後熱處理의 影響(II), 대한기계학회 논문집 제9권1호. (1985) pp. 40~46,

(원) (교) (모) (집)

당 학회지는 여러분의 정성으로 이루어집니다. 알찬 학회지로 성장할 수 있도록 귀중한 체험과 연구를 담아 보내 주시기 바랍니다. 원고 작성은 본 학회지 끝에 있는 투고 규정을 준수하여 주십시오.

채택된 원고는 당 학회지에 게재되며 저자에게는 별쇄본 50부를 증정합니다.

- 모집 분야: 기술보고 · 강좌 및 논문
- 원 고: 수시 접수
- 보내실 곳: 300-32 충남 대덕 연구단지 사서함 6호
대한용접학회
전화 (042) 822-7401 (교) 228, 256