

<論 文>

Cr-Mo 鋼 熔接熱影響部の 破壞靱性に 미치는 熔接後 熱處理의 影響

—(I) 加熱速度와 維持時間을 中心으로—

鄭 世 喜* · 林 載 奎**

(1983年 9月 8日 接受)

The Effect of PWHT on Fracture Toughness in HAZ of Cr-Mo Steel

—(I) Heating Rate and Holding Time—

Se Hi Chung and Jae Kyoo Lim

Abstract

Post weld heat treatment (PWHT) of weldment of the low alloy steel is carried out to remove residual stress existing in weldment and to improve fracture toughness, but it is often observed that there occurs grain boundary failure and that fracture toughness decreases in weld heat affected zone (HAZ) because of PWHT.

In this paper, the effect of heating rate and holding time of PWHT on fracture toughness were evaluated by crack opening displacement (COD) test and micro-hardness test under the constant stress simulated residual stress in HAZ of Cr-Mo steel.

The experimental results are as follows;

- (1) Transition temperature of weld HAZ after PWHT was dependent upon heating rate greater than holding time, and fracture toughness was decreased with an increase of the heating rate.
- (2) Softening ratio of the notch tip was increased with holding time within one hour and saturated after one hour, but under applied stress it was increasing continuously.
- (3) The average hardness value in weld HAZ was increased with heating rate of PWHT.

1. 序 論

Cr-Mo 鋼은 高溫에서 機械的 性質과 耐蝕性이 우수하여 重油脫硫裝置等 高溫高壓化學裝置用 材料로서 널리 사용되고 있다¹⁾²⁾. 이런 構造物을 熔接接合하는 경우에는 必然的으로 熔接部에 熔接殘留應力이나 熔接

變形이 따르게 되며, 이 때문에 熔接 bead 面이나 融合部에 熔接크랙이 發生하거나 또는 接合部의 強度를 저하시키는 例가³⁾⁴⁾ 많다. 따라서 熔接部의 殘留應力の 輕減이나 熔接時에 吸收된 水素의 除去를 爲하여 熔接後 熱處理(post weld heat treatment: PWHT)가 實施되고 있다⁵⁾. 그러나 이 PWHT는 一般的으로 600°C 以上の 高溫에서 實施되기 때문에 熔接部 特히 熱影響部는 tempering 效果를 받게 되며 이 때문에 熔接熱影響部(heat affected zone: HAZ)의 熔融線에 가까운 粗粒域이 脆化될⁶⁾ 뿐 아니라 때로는 SR 크랙(stress

† 1982年度 秋季學術大會(11.20)에서 發表

* 正會員, 全北大學校 精密機械工學科

** 正會員, 全北大學校 機械工學科

relief crack)이 발생되고 있음이 보고되고 있다⁷⁾⁸⁾⁹⁾. 열영향부의 PWHT脆화 또는 再熱크랙에 관한 지금까지의 연구¹⁰⁾에 의하면, 크랙은 HAZ의 粗粒域에서 粒界크랙으로 발생하며 크랙의 발생에는 殘留된 殘留應力 또는 應力集中이 크게 影響을 미치고 있음이 定性的으로는 밝혀지고 있다. 그러나 이와같은 PWHT脆화가 일어나는 原因에 對해서는 아직 충분히 밝혀져 있지 않다. 다만 하나의 假定으로써 鋼의 A₁變態溫度以下에서 어떤 種類의 元素 또는 化合物이 固溶度의 差에 따라 熱處理中에 그 化合物이 粒界에 析出하여 脆化된다는 생각도 있다¹¹⁾¹²⁾.

本 研究에서는 이에 注目하고 殘存하는 殘留應力을 除去한 狀態에서 PWHT가 熔接 HAZ組織의 破壞靱性에 어떠한 影響을 미치고 있는가와 殘留應力이 殘存된 狀態에서의 PWHT 維持時間과 加熱速度가 破壞靱性에 어떠한 影響을 미치는가를 알아보기 爲하여 供試材에 無應力과 一定應力을 加한 狀態에서 維持時間과 加熱速度를 變化시켜가며 PWHT를 實施한 후 小型굽힘에 依한 COD 破壞靱性 試驗 등을 通하여 PWHT의 影響을 檢討하였다.

2. 試驗片 및 實驗方法

2.1. 材料 및 試驗片

本 實驗에 使用된 材料는 板 두께 16mm의 Cr-Mo 鋼 (SCM440)으로써 그 化學成分 및 機械的 性質은 Table 1과 같다.

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 |

이 鋼板을 150mm×300mm의 小板으로 切斷하여 Fig. 1에서와 같이 길이 3mm의 V홈을 加工한 後에 壓延方向과 直角方向으로 潛弧自動熔接機에 依해 一層盛熔接을 實施하였다. 이때 熔接條件은 Table 2와 같다.

熔接된 小板에서 攆라낸 試驗片의 尺寸은 길이 方向이 熔接方向과 直角方向으로 된 Charpy 標準型試驗片과

Table 2 Welding conditions(submerged arc welding)

| Heat input (KJ/cm) | Pre-heat (°C) | Current (A) | Voltage (V) | Welding speed (cm/min) | Wire dia. (mm) |
|--------------------|---------------|-------------|-------------|------------------------|----------------|
| 30 | 200 | 500 | 30 | 30 | 3.2 |

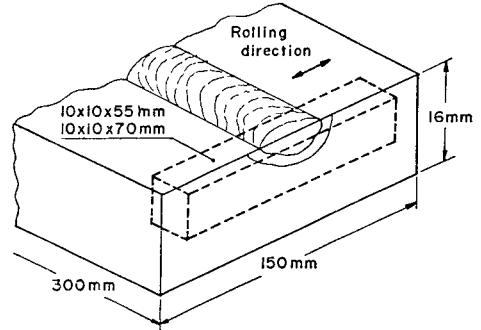


Fig. 1 Welding plate configuration for the 1st specimens

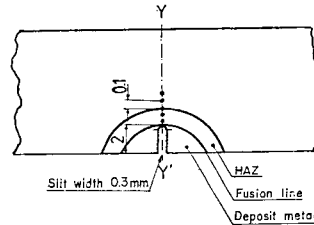


Fig. 2 Schematic illustration of slit location

熱處理 條件下에서 4點순수 굽힘荷重을 加해 寸 10mm×10mm×70mm의 試片으로 機械加工하였다. 熱處理에 提供될 試驗片은 미리 兩側面의 組織을 觀察하여 Fig. 2에서와 같이 노치先端位置가 熔接 HAZ의 粗大結晶組織인 熔融線(fusion line)에 接하도록 노치를 設置하였으며 노치加工은 L-S型¹³⁾ 즉 노치進行方向이 板厚方向과 一致되게 두께 0.3mm의 cut off wheel을 使用하여 slit를 加工하였다.

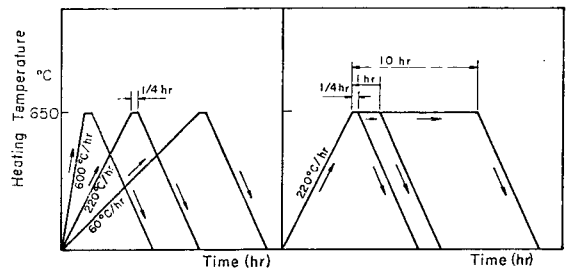


Fig. 3 Schematic configuration of PWHT conditions

준비된 熔接試片에 對한 熱處理는 노치先端位置에 作用하는 굽힘 應力이 0, 10kg/mm² 이 되게 4點순수 굽힘 荷重을 加한 狀態에서 熱處理를 實施하였다. 熱處理가 進行되는 동안 노치先端에 作用하는 굽힘 應力은 一定하게 維持시켰으며, 熱處理條件은 Fig. 3에 그 過程을 圖示한 바와 같이 상승속도를 600°C/hr, 220°C/hr, 60°C/hr의 3種과 維持時間은 0, 1/4, 1, 10hr의 4種類로 變化시켰다. 熱處理溫度는 650°C이며 處理後 冷却은 爐冷으로 冷却速度는 約 278°C/hr였다. 이와 같이 熱處理가 끝난 材料는 10×10×55mm 標準 Charpy 型試片으로 再加工하였다.

2.2. 實驗方法

위의 方法에 依해서 準備된 試驗片은 Fig. 4에 圖示한 試驗裝置를 利用하여 3點 굽힘에 依한 COD(crack opening displacement) 破壊靱性 試驗¹⁴⁾을 實施하였다. 使用된 試驗機는 容量 10tons의 만능시험기(Instron)며 crosshead 速度는 0.2mm/min 이었다.

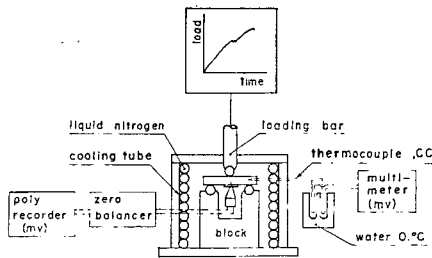


Fig. 4 Schematic diagram of COD test equipment

試驗溫度範圍는 -175°C~0°C였으며 低溫분위기는 액체질소를 低溫槽에 流入시켜 얻었다. 한편 熱處理에 依한 材質의 變化를 알아보기 위한 한 方法으로 노치先端近傍에서의 微小硬度를 測定하였다. 測定方法은 Fig. 2에서의 같이 Y-Y'線上 즉 노치 位置線上에서 融合境界로부터 板두께 方向으로 每 100μm의 간격으로 硬度를 測定하였으며 使用된 硬度計는 Vickers 微小硬度計로써 測定荷重은 100g 이었다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1. 熔接熱影響部の 破壊靱性 및 破面觀察

Figs. 5, 6은 前節에서 記述한 順序에 따라 준비된 各種試驗片에 對한 COD 破壊靱性試驗 結果이다. Fig. 5는 PWHT 溫度인 650°C까지의 加熱速度를 600°C/hr, 220°C/hr, 60°C/hr의 3種으로 變化시켰을 때의 限界

開口變位 δ_c 의 溫度依存曲線을 나타낸 것이며, Fig. 6은 加熱速度 一定(220°C/hr)일 때 650°C에서의 維持時間의 影響을 살펴 본 것이다. Fig. 5로부터 as-weld 材의 溫度依存曲線이 母材의 그것에 比해서 高溫側으로 移動하고 있음을 볼 수 있다. 이는 熔接熱에 依해서 母材組織이 粗大화된 熔接 HAZ 組織으로 變態됨으로써 材質이 脆化되고 있음을 말해주고 있다. 이에 對

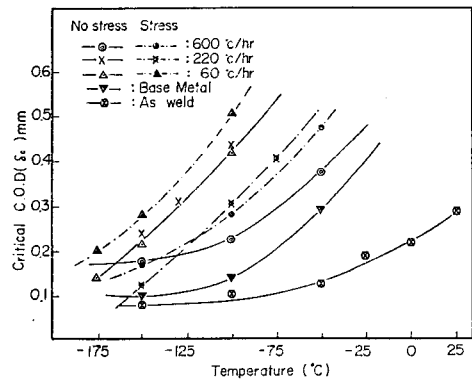


Fig. 5 COD transition curves of coarse grained HAZ(heating rate)

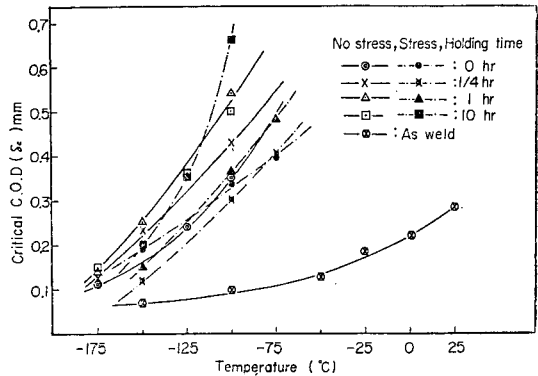


Fig. 6 COD transition curves of coarse grained HAZ(holding time)

해, 各種 條件에 依해서 熱處理된 試驗片의 溫度 依存曲線은 어느 경우나 as-weld 材에 比해 低溫側으로 상당히 移動하고 있어서 熱處理에 依한 組織의 改善 즉 靱性이 向上되고 있음을 알 수 있다. 이것은 熔接熱에 依해 粗大화된 HAZ 組織이 650°C의 뜨임熱處理에 依해 軟化되고 炭化物이 球狀化되어 靱性이 向上된 것이다. Fig. 7은 COD 試驗片의 破面을 走査電子顯微鏡으로 觀察한 結果이다. 이에 따르면 限界開口變位量 $\delta_c=0.22, 0.235$ 에서는 [全破面] 劈開破面으로 脆性 破壊되고 있으나 $\delta_c=0.27, 0.3$ 에서는 延性破面이 混在하고 있다. 여기서 延性破面이 發生하기 시작한다고

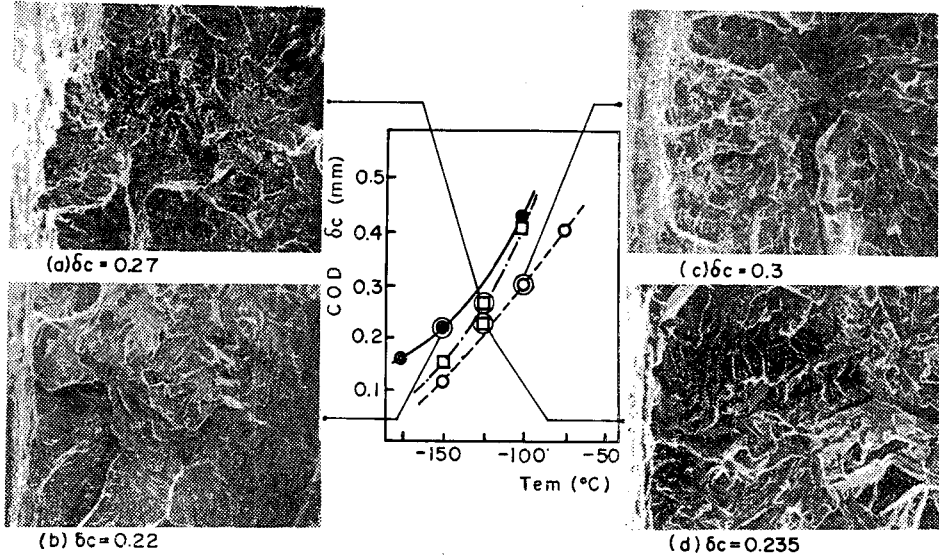


Fig. 7 Observation of scanning electron microscope (SEM)

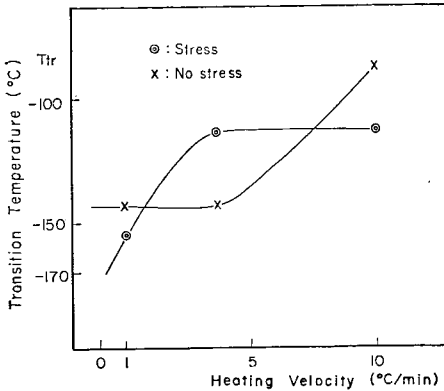


Fig. 8 Relation between transition temperature and heating rate

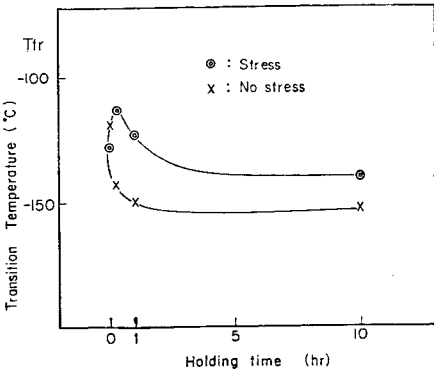


Fig. 9 Relation between transition temperature and holding time

생각되는 $\delta_c=0.25$ mm에 해당하는 溫度를 遷移溫度 (transition temperature: T_{tr})라고 定義하면, 이 T_{tr} 값으로 微視組織의 脆化의 程度를 評價할 수 있다. Figs. 5, 6에서의 各 測定值를 이 T_{tr} 를 써서 다시 整理하면 Figs. 8, 9와 같다. Fig. 8은 加熱速度의 變化에 對한 T_{tr} 의 값으로, 노치先端에 應力이 作用하지 않는 경우 $60^\circ\text{C}\sim 220^\circ\text{C}/\text{hr}$ 에서 거의 一定한 T_{tr} 값을 보이던 것이 加熱速度가 $600^\circ\text{C}/\text{hr}$ 로 빨라짐에 따라 T_{tr} 값은 約 50°C 高溫側으로 上昇되고 있어서 HAZ 組織은 脆化되고 있다. 이에 對하여 노치先端이 $10\text{kg}/\text{mm}^2$ 의 應力下에 있을 때는 加熱速度가 $60^\circ\text{C}/\text{hr}$ 에서 $220^\circ\text{C}/\text{hr}$ 로 增加됨에 따라 T_{tr} 의 값은 約 40°C 高溫側으로 上昇하며, 그 以後는 加熱速度의 增加에 無關하게 T_{tr} 값은 鈍化되고 있다. 이 結果는 지금까지 PWHT時에 크게 고려되지 않았던 熱處理加熱速度가 破壞靱性에 影響을 미치고 있을 뿐만 아니라, 여기에는 殘留應力의 크기도 하나의 附加的인 因子로써 作用되고 있음을 말해주고 있다. Fig. 9는 Fig. 8에서 두 曲線의 變曲點에 해당하는 加熱速度 $220^\circ\text{C}/\text{hr}$ 를 擇하여 一定處理溫度에서의 維持時間과 T_{tr} 의 關係를 알아본 것이다.

Fig. 9에서 알 수 있는 바와같이, 노치先端에 應力이 作用됨이 없는 狀態에서 處理된 경우 熱處理溫度인 650°C 까지 一定 加熱速度($220^\circ\text{C}/\text{hr}$)로 上昇시킨 後 즉시 斷電爐冷시키 試片의 T_{tr} 은 -119°C 로써 as-weld 材의 12°C 에 비해 상당한 溫度低下를 보이고 있어서 단순한 熱處理만으로도 HAZ 固有 組織의 破壞靱

性は 상당히 改善됨을 볼 수 있다. 뿐만 아니라 維持時間이 1時間까지는 時間의 增加와 더불어 遷移溫度가 低溫側으로 移動하고 있어서 그만큼 HAZ 組織의 破壊靱性が 向上되고 있음을 알 수 있다. 그러나 維持時間이 1時間을 지나면서는 T_{tr} 은 거의 變化하지 않고 있어서 그 以上の 時間에서는 靱性の 改善은 거의 이루어지지 않고 있음을 알 수 있다. 한편 노치先端에 10kg/mm^2 의 應力이 作用하는 때는 이와는 다르게 1/4時間에서 T_{tr} 이 約 15°C 만큼 高溫쪽으로 상승된 後 時間의 增加와 더불어 完만한 曲線을 그리면서 HAZ 組織의 靱性は 약간씩 向上되고 있다. 그러나 이 曲線도 無應力인 경우에 비해 보면 全體적으로 約 15°C 만큼 高溫쪽으로 옮겨져 있다. 이 結果는 低合金 高張力 鋼 熔接熱影響部の 破壊靱性は 어떠한 熔接條件의 경우에도 PWHT를 實施함에 따라 먼저 靱性の 向上이 있고 뒤이어 殘留應力의 存在로 인한 應力時效의 效果로 점차 脆化¹⁵⁾된다는 研究結果와 일치하고 있으며 이는 熱處理時 殘存된 應力은 一部 元素의 粒界析出을 유발하게 한다는 說을 뒷받침하고 있다.

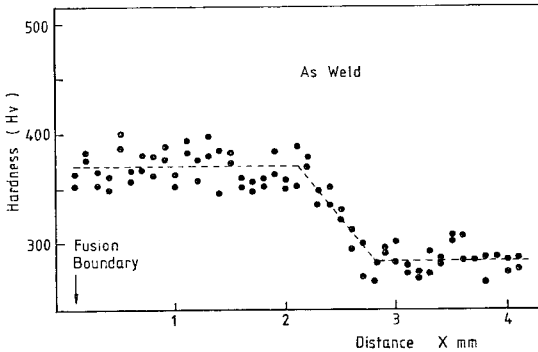


Fig. 10 Distribution of Vickers microhardness in coarse grained HAZ

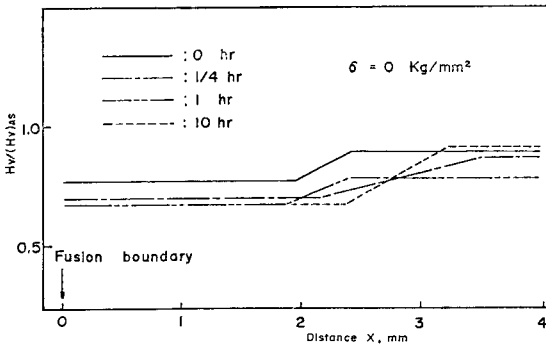


Fig. 11(a) Hardness ratio distribution on holding time (no stress)

3.2. HAZ 組織의 微小硬度

Fig. 10은 as-weld材의 노치先端附近에의 微小硬度 分布圖의 一例로서 노치先端인 熔融境界로부터 一定範圍(L_c)內에 있는 組織의 硬度는 높이 나타나다가 점차 감소하여 A_1 變態點 附近에서 母材의 硬度和 같게 되고 있다. 이같은 硬度分布를 갖는 as-weld材에 對

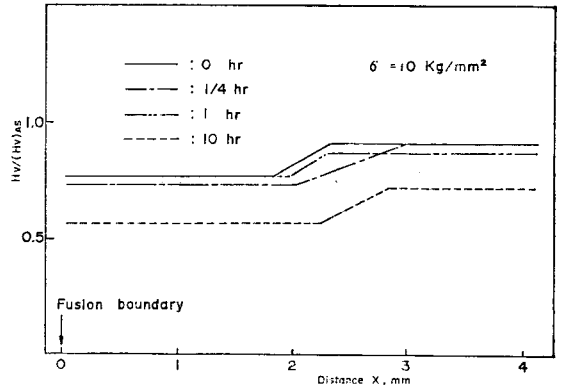


Fig. 11(b) Hardness ratio distribution on holding time (stress)

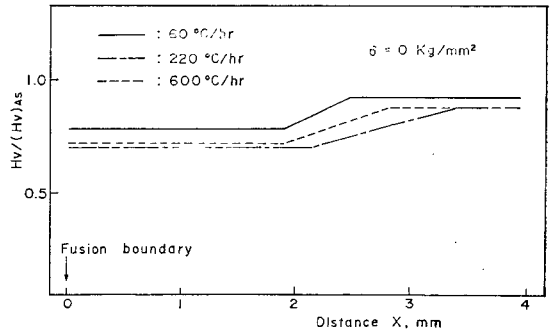


Fig. 12(a) Hardness ratio distribution on heating rate (no stress)

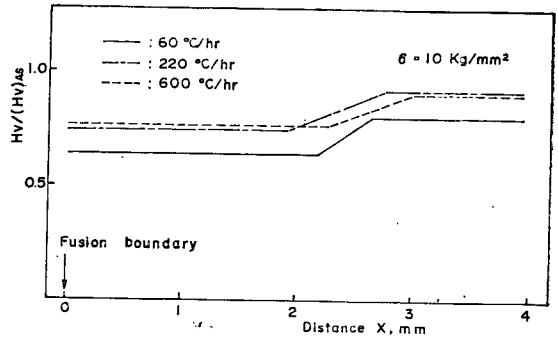


Fig. 12(b) Hardness ratio distribution on heating rate (stress)

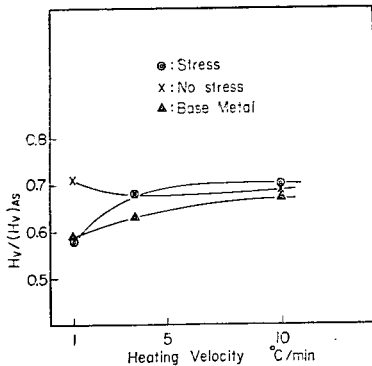


Fig. 13 Relation between hardness ratio and heating rate

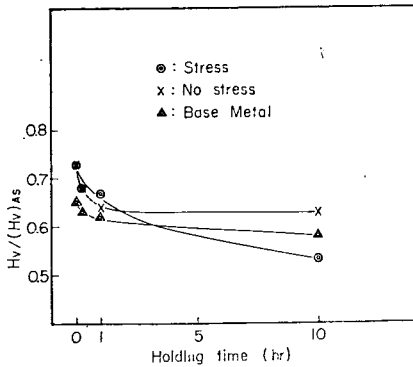


Fig. 14 Relation between hardness ratio and holding time

하여 各種 熱處理 條件으로 熱處理를 實施하면 Fig.11 (a)~(b), Fig. 12(a)~(b)에서 볼 수 있는 바와 같이 HAZ 組織은 as-weld 材에 비해 各기 다른 값으로 軟化되고 있다.

Fig. 13은 L_z 영역에서의 as-weld 材에 對한 硬度比를 各種 熱處理條件과 加熱速度에 關하여 整理한 것이다. 無應力의 경우 加熱速度 220°C/hr(3.67°C/min)에서는 600°C/hr(10°C/min)에 比하여 약간 軟化되던 HAZ 組織은 60°C/hr (1°C/min)로 늦어짐에 따라 다시 硬化되고 있다. 이에 對하여 노치先端에 10kg/mm²의 應力이 作用하는 경우는 加熱速度가 600°C/hr에서 220°C/hr까지는 徐徐히 軟化되던 것이 220°C/hr를 지나면서 급격히 軟化되고 있어서, Fig. 8의 T_{rr}-V_h線圖와 더불어 이를 검토할 때 作用된 應力과 加熱速度는 HAZ 組織의 熱處理 效果에 影響을 미치고 있음을 알 수가 있다. 이것은 作用應力과 加熱速度가 粗大화된 HAZ 組織의 炭化物이나 기타 元素 또는 析出物들의 이동을 돕고 있다고 볼 수 있다.

한편, 이 硬度比와 維持時間의 關係는 Fig. 14와 같다. 여기서 母材인 경우 本 實驗에서 채용한 溫度上昇速度로 650°C까지 加熱한 것만으로도 未處理材에 비해 34%정도 軟化되고 있으며 1時間까지는 處理時間의 增加와 더불어 軟化는 38%로 增加하나 1時間以後는 둔화되고 있다. HAZ의 경우에는 母材에 비해 7%정도 硬化되고 있으나 曲線의 形態는 母材와 同一하다. 이에 反해서 10kg/mm²의 應力이 作用된 경우는 이와는 달리 維持時間의 增加와 더불어 계속적으로 軟化되고 있으며 10時間인 경우는 母材보다도 軟化되고 있음을 볼 수가 있다. 그러나 10時間의 熱處理材는 노치先端에서 약간의 塑性變形과 再結晶組織을 觀察할 수 있어서 항복점 以內의 彈性變形의 問題만으로 取扱할 수 없다. 여기서 注意해야 할 점은 COD 破壞靱性 試驗에서 一時的으로 脆化現狀을 보였던 10kg/mm² 1/4時間의 硬度比는 여전히 0時間에 비해 軟化되고 있음은 이 條件에서의 破壞靱性の 低下가 組織의 硬化만에 있지 않고 炭化物 또는 어떤 元素의 舉動에 있음을 뒷받침하고 있다고 생각할 수 있다.

4. 結 論

Cr-Mo 鋼의 熔接熱影響部 組織을 對象으로 熔接後 熱處理時 熔接部에 殘存하는 殘留應力이 미치는 影響을 究明하는 일환으로 一定應力下에 各種 熱處理를 實施한 試驗片에 對한 破壞靱性 試驗과 微小硬度 試驗을 施行해 다음 結果를 얻었다.

- (1) 熔接 HAZ 組織의 破壞靱性は PWHT에 의해 as-weld 材보다 改善되나 PWHT時 熔接 HAZ 組織에 作用된 應力은 PWHT 脆化의 原因이 되고 있다.
- (2) 被 PWHT 材의 HAZ 組織의 遷移溫度는 加熱速度와 一定熱處理溫度에서의 維持時間 依存性이 있으며 遷移溫度의 變化幅은 維持時間보다 加熱速度에 더 큰 影響을 받으며, 加熱速度가 上昇하면 靱性이 低下된다.
- (3) 노치先端에 硬度는 維持時間이 1時間까지는 軟化比가 크나 그 以上에서는 飽和되지만 作用應力下에서는 계속적으로 軟化되고 있다.
- (4) 熔接 HAZ 平均硬度值는 PWHT의 加熱速度에 依存性이 있다. 즉 PWHT의 加熱速度가 上昇하면 硬度值는 增加된다.

참 고 문 헌

- (1) 中尾, “耐熱鋼, 耐熱合金의 進歩” 日本溶接學會誌 第51卷 第5號, p. 384, 1982.

- (2) 高松, 乙黒, 鹽塚, 橋本, “ $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化特性” 鐵と鋼 第67年 第1號, p.178, 1981.
- (3) 上田, 福田, 中長, “初層すみ肉溶接における 残留應力と割れの 形態について 日本溶接學會誌 第44卷 第3號, p.250, 1975.
- (4) 高橋, 岩井, “横割れの發生と残留應力, 擴散性水素濃度との關係”, 日本溶接學會誌 第48卷 第10號, p.865, 1979.
- (5) 溶接技術社, “後熱處理の目的と效果”, 溶接技術 No.3, pp.69—70, 1982.
- (6) C. Mylonas and K.C. Rokey., “An Explanation of Fracture Initiation Close to Welds”, Welding Journal July, p.306-s, 1961.
- (7) J.C. Ritter, R. McPherson., “Embrittlement of Weld HAZ in a Mn-Cr-Mo-V Steel,” Metals Technology Vol. 1, p.71, 1974.
- (8) C.A. Hipsley, J.F. Knott and B.C. Edwards., “A Study of Stress Relief Cracking in $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel I,” Acta Metallurgica, Vol. 28, pp.869—885, 1980.
- (9) J. Kameda, H. Takahashi and M. Suzuki., “Residual Stress Relief and Local Embrittlement of Weld Heat-Affected Zone in a Reactor Pressure Vessel Steel.,” IIW DOC NoX-800-76 and DOC No. IX-1002-76.
- (10) 伊藤, 中價, “低合金鋼溶接熱影響部の應力除去焼鈍割れの研究,” 日本溶接學會誌 Vol. 40—12, p.261, 1971.
- (11) Jun Kameda and C.J. McMahon., “The Effects of Sb Sn and P on the Strength of Grain Boundaries in a Ni-Cr Steel.” Metal Trans A Vol. 12A No.1 p.31—37, 1981.
- (12) J.C Murza, C.J McMahon., “The Effects of Composition and Microstructure on Temper Embrittlement in $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel,” Trans of ASME Vol.102 Oct. pp.369—375, 1980.
- (13) ASTM Standard E399—74.
- (14) B.S., “Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing,” BS,5767-79.
- (15) 鄭世喜, “高張力鋼溶接熱影響部の溶接後熱處理脆化に關する研究” 日本東北大學博士學位論文, 1977.