

論 文

大韓 熔接學會誌  
第1卷 第1號 1983年 8月  
Journal of the Korean  
Welding Society  
Vol. 1, No. 1, Aug., 1983

大入熱 高張力鋼 熔接部の 機械的 特性 變化에 關한 研究

金 永 植\* · 裴 且 憲\*\*

A Study on the Mechanical Properties in High Heat  
Input Welds of High Strength Steels

by

Young Sik Kim\*, Cha Hurn Bae\*\*

Abstract

The mechanical and microstructural properties in high heat input welds of home-made SM 50 high strength steels were investigated and compared with the manual shielded metal arc welds.

Also, the fracture toughnesses of the simulated weld-bonds with various thermal cycles were quantitatively examined in order to provide the basic data for further development of the high strength steels for high heat input welding.

Main results obtained are as follows.

- (1) The embrittlement degree and the coarse grained region in high heat input welds appear to be extraordinarily large compared with the manual shielded metal arc welds, while the difference in change of microhardness is not so large in both welds.
- (2) The embrittleness in high heat input weld-bonds is mainly affected by the size of coarse grain rather than the microstructure.
- (3) The fracture toughness in high heat input weld-bonds can be improved by controlling the cooling rate from 800°C to 500°C rapidly.

1. 序 言

高張力鋼은 構造物의 重量輕減, 材料의 節約 및 構造物의 使用性能을 向上시킬 수 있는 등, 여러 가지 利點이 있으므로 날로 그 使用範圍가 擴大되어 가고, 보다 높은 強度의 高張力 鋼材가 出現하고 있다. 그러나 高張力 鋼材는 그 強度를 높이기 위해 여러 가지 合金元素를 添加하거나 調質 熱處理를 通하여 製作되고 있기 때문에 熔接 構造用 材料로 使用時 熔接上에 여러 가지 問題點이 따른다. 即 高張力 鋼材의 熔接時

는 보통 軟鋼材의 경우에 比하여 熔接部에 顯著한 機械的 特性 變化를 가져와 脆化, 熔接龜裂, 라멜라테어 (lamellar tear)와 같은 問題點을 일으킨다.<sup>1)</sup>

이것은 熔接時에 急熱 急冷의 熱사이클을 받아 母材 속에 포함된 上述한 여러 가지 合金元素로 因해 熔接部에 複雜한 析出物, 變態組織, 結晶粒度 등의 變化를 가져오기 때문이다. 이러한 問題點들은 熔接能率을 向上시키기 위해 最近들어 널리 使用되고 있는 서브머지드 아아크 熔接이나 엘렉트로 가스 또는 엘렉트로 슬래그 熔接 등, 大入熱 熔接時는 더욱 큰 問題點으로 되어 大型 熔接 構造物의 경우 信賴性과 安全性 確保

\* 韓國海洋大學, 正會員

\*\* 釜山工業專門大學, 正會員

가 특히 重要한 課題로 되어 있다.<sup>2)3)4)</sup>

한편 國內에서도 現在 各種 高張力 鋼材 및 高張力 鋼用 熔接材料가 生産되고 있거니와, 이러한 材料들에 對한 大入熱 熔接法 適用時 그 問題點을 究明함과 아울러 이것을 土臺로 大入熱 熔接에 適合한 高張力 鋼材의 開發을 推進할 必要가 있다.

本 研究에서는 以上과 같은 點에 着眼하여 市販되고 있는 國産 50kg/mm<sup>2</sup>級 高張力 鋼材를 對象으로 大入熱 熔接인 電氣 熔接을 實施하여 熔接部의 機械的 特性 變化를 通常의 被覆 아아크 熔接時的 경우와 定量的으로 比較, 考察하였다. 또한 熔接 熱影響部의 再現 熱싸이클 試驗을 通하여 大入熱 熔接時 熔接 본드部의 靱性 低下를 일으키는 支配的 要因을 밝혀, 大入熱 熔接時 靱性 向上을 爲한 熔接 條件을 提示함과 同時에, 大入熱 熔接用 國産 高張力 鋼材의 開發을 위한 基礎 資料가 되도록 하였다.

### 2. 實驗 方法

本 研究에 使用한 母材는 두께 15mm의 國産 SM50A 高張力 鋼材로 그 化學成分과 機械的 性質을 Table 1 에 나타내었다. 手動 被覆 아아크 熔接(Shielded Metal

Arc Welding: SMAW) 試驗片 및 電氣 熔接 (Electro Gas Welding: EGW) 試驗片 製作時 使用된 熔接棒의 成分과 機械的 性質을 Table 2에 나타내었다. 被覆 아아크 熔接棒은 國産 高張力 鋼用 低水素系로 30 0°C 에서 1時間 乾燥後 使用하였으며 電氣 熔接時는 탄산가스 熔接用 와이어를 利用하여 탄산가스 保護 霧圍氣에서 行하였다.

被覆 아아크 熔接時와 電氣 熔接時 溶 形狀과 熔接 條件을 Fig. 1과 Table 3에 各各 나타내었다. 被覆 아아크 熔接은 多層(5 passes)으로 實施하였으며 試驗片 製作時 熱싸이클의 測定은 熔接 본드部의 熱싸이클을 測定할 수 있도록 Fig. 1에 圖示한 바와 같이 母材의 部位에 thermo-couple를 挿入하여, 이것을 X-Y 記錄計에 連結하여 測定하였다. 이와 같은 熔接 試驗片 製作時는 熔接後의 冷却 速度가 試驗片 크기에 依하여 影響을 받지 않도록 充分히 큰 材料(800<sup>L</sup>×150<sup>W</sup>×15<sup>T</sup>) 2枚를 利用하였다.<sup>5)</sup> 이와 같이 製作한 두 種類의 熔接된 板으로부터 試驗片을 採取하여 熔接部의 連續的인 組織變化를 究明하고 Charpy 衝擊試驗에 依한 熔接 본드部의 破壞 靱性을 測定하여, 手動 被覆 아아크 熔接時와 大入熱 熔接인 電氣 熔接時의 特性을 比較 考察하였다.

**Table 1.** Chemical compositions & mechanical properties of base metal

| Base metal<br>SM50A<br>(15mmt) | Chemical compositions (wt%) |      |      |       |       |         | Mechanical properties         |                               |           |                    | Ceq. |
|--------------------------------|-----------------------------|------|------|-------|-------|---------|-------------------------------|-------------------------------|-----------|--------------------|------|
|                                | C                           | Si   | Mn   | P     | S     | sol. Al | Y. P<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | T. S<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | El<br>(%) | V-Charpy<br>(kg-m) |      |
|                                | 0.16                        | 0.45 | 1.49 | 0.015 | 0.009 | 0.046   | 38                            | 54.5                          | 26        | 6.2<br>(-20°C)     |      |

$$Ceq. = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + Ni/40 + Mo/4 + V/14 (\%)$$

**Table 2.** Chemical compositions & mechanical properties of weld metal

|                              | Chemical compositions (wt%) |      |      |       |       |       | Mechanical properties         |                               |           |                    |
|------------------------------|-----------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------------------------------|-------------------------------|-----------|--------------------|
|                              | C                           | Si   | Mn   | P     | S     | Mo    | Y. P<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | T. S<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | El<br>(%) | V-Charpy<br>(kg-m) |
|                              | SMAW<br>(Low hydrogen)      | 0.07 | 0.53 | 0.98  | 0.014 | 0.010 | —                             | 49                            | 57        | 32                 |
| EGW<br>(CO <sub>2</sub> Gas) | 0.07                        | 0.38 | 1.76 | 0.012 | 0.012 | 0.13  | 44                            | 60                            | 27        | 7.6<br>(-10°C)     |

SMAW : Shielded Metal Arc Welding (low hydrogen, KSE 5016)

EGW : Electro-Gas Welding (CO<sub>2</sub> gas, KAW 3G. 52G)

**Table 3.** Welding condition.

|      | Speed<br>(cm/min) | Ampere<br>(A) | Voltage<br>(V) | Heat input<br>(Joule/cm) | Remarks  |
|------|-------------------|---------------|----------------|--------------------------|--|
| SMAW | 15~16             | 170~180       | 25~30          | 21600                    | Drying condition of electrode : 1hr at 300°C, 4mmφ   |
| EGW  | 10                | 570           | 30             | 102600                   | Shielding gas CO <sub>2</sub> , 30l/min. wire 3.2mmφ |

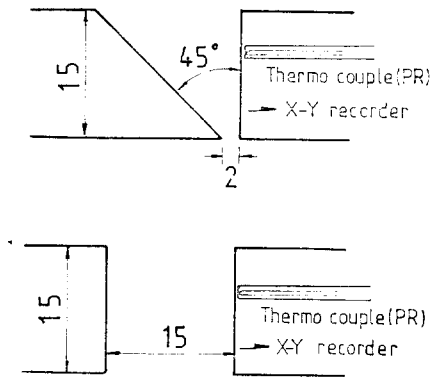


Fig. 1. Shape of groove

또한 大入熱 熔接時의 硬度 및 結晶組織이 熔接部의 破壞靱性에 미치는 影響을 定量的으로 檢討 分析하였다. 여기서 Charpy 試驗片은 板 두께 中央部에서 採取 하였으며 測定하고자 하는 部位에 V形 notch를 加工하여 破壞 靱性 實驗을 行하였다.

試驗材인 SM50A 高張力 鋼材의 大入熱 熔接法 適用時 適正의 熔接條件을 把握하기 위해 熱싸이클에 따른 機械的 特性變化를 熔接 熱影響部 再現 熱싸이클 試驗을 通해 調査하였다.

再現 熱싸이클 試驗裝置는 高周波를 利用하여 急速히 加熱하는 裝置이다. 이 裝置를 利用하여 800~500°C 間의 冷却速度를 4種類로 變化시켜 各各의 組織, 硬度 破壞 靱性을 調査하였다. 그 結果 最上의 機械的 特性值을 얻을 수 있는 冷却速度를 究明할 수 있었다.

### 3. 實驗結果 및 考察

#### 3.1 大入熱 熔接時의 熱싸이클 및 組織 變化

大入熱 熔接時 熔接 本드部의 熱싸이클 特性을 手動 被覆 아아크 熔接과 比較하여 Fig. 2에 나타내었다.

여기서 手動 被覆 아아크 熔接은 thermo-couple의 位置上 3層(3 pass)에서 最高 溫度인 1300°C에 到達하여 組織變化에 가장 큰 影響을 미치는 800~500°C 間의 冷却速度가 33秒로 比較的 急冷됨을 보이고 있다. 또한 이 경우의 熔接部位에 있어서는 前層 비이드 및 後續層 비이드에 依해 充分한 豫熱 및 後熱 效果를 얻고 있음을 알 수 있다. 이에 比較 大入熱 熔接인 엘렉트로 가스 熔接時는 約 5秒만에 1350°C의 高溫에 達하여 前述한 800~500°C 間의 冷却 速度가 147秒로 매우 느린 樣相을 보이고 있다.

Photo. 1, Photo. 2는 以上과 같은 熱싸이클을 받아 나타난 熔接 本드部 近傍의 組織 變化를 手動 被覆 아아크 熔接과 엘렉트로 가스 熔接을 比較하여 나타낸 것이다.

엘렉트로 가스 熔接의 경우는 手動 아아크 熔接의 경우에 比較 本드部 近傍의 結晶粒 粗大化 現狀이 매우 顯著하며, 그 領域 또한 대단히 넓게 되어 本드部 近傍의 脆化度 및 脆化 領域이 크게 되어 있음을 알 수 있다. 또한 手動 熔接의 경우는 本드部 및 그 近傍의 組織이 母材에 比較 方向性이 없는 ferrite·pearlite 組織으로 나타나 있는데 對해서, 엘렉트로 가스 熔接時는 粗大한 中間 組織인 bainite 結晶粒 周圍에 網狀의 ferrite 組織이 發達되어 있음을 보이고 있다.

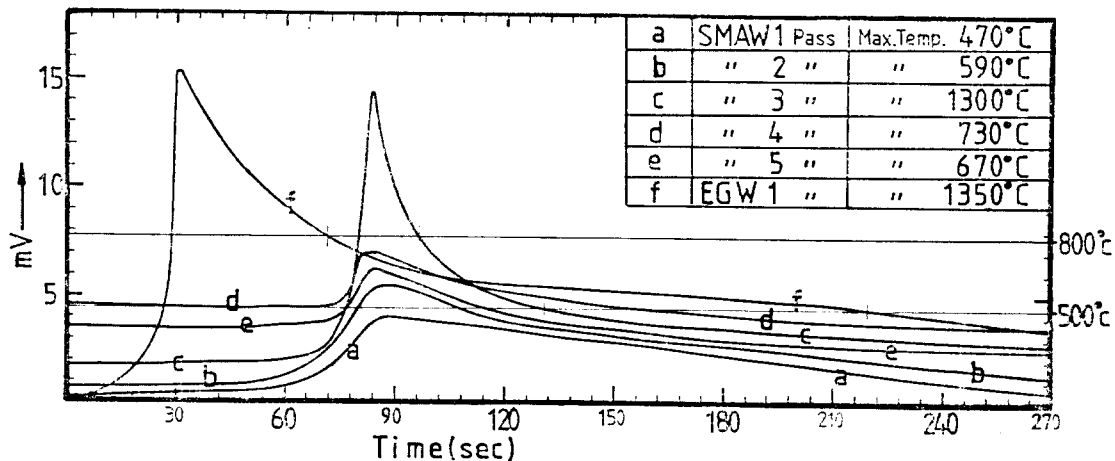


Fig. 2. Thermal history curve of SMAW and EGW

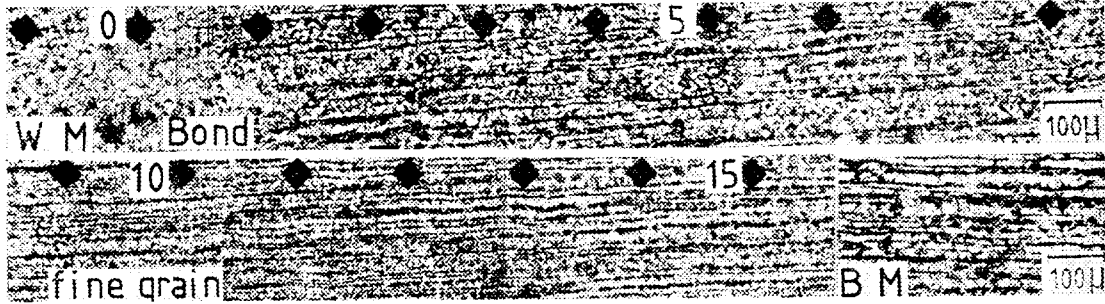


Photo. 1. Change of continuous microstructure in SMAW

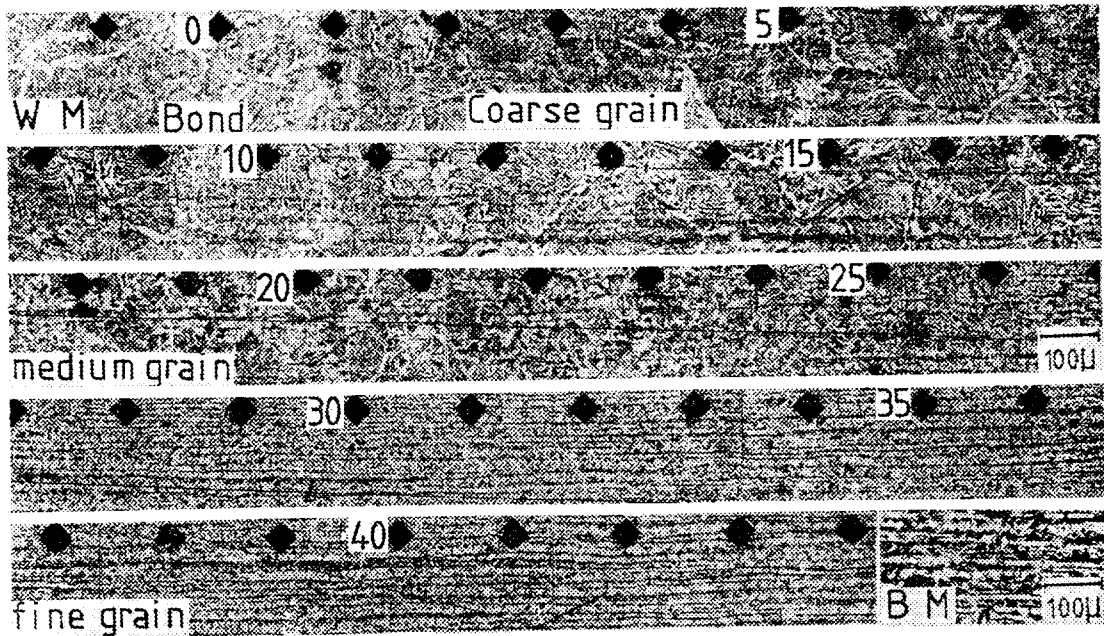


Photo. 2. Change of continuous microstructure in EGW

以上과 같은事實은 手動 熔接이 800~500°C間의 冷却 速度가 急冷이고 또한 多層 熔接으로 因한 調質 效果를 받게되나 電氣로 가스 熔接은 單層(single pass)으로 熔接이 完了되며 800~500°C間의 冷却 速度가 매우 緩慢하기 때문이다. 또한 各 熔接法 모두 熱影響部의 最外側에서는 母材보다 細粒의 結晶領域이 觀察된다. 이것은 熔接時 1100~900°C 程度로 加熱되어 이루어진 領域으로 粗粒域에 比해 相當한 靱性 回復이 豫想된다.<sup>6,8)</sup>

이 領域은 本드部로부터 手動 熔接은 約 2.0mm, 電氣로 가스 熔接은 約 7.4mm 떨어진 거리에 存在한다.

### 3.2 熔接 本드部の 機械的 特性變化

Fig. 3은 手動 熔接과 電氣로 가스 熔接의 경우에

熔接部의 硬度 變化를 나타낸 것이다.

電氣로 가스 熔接時 本드部에 있어서 最大 硬度는  $H_V(300g)$  220이고, 手動 熔接에서는  $H_V(300g)$  200으로 서로 比較하면 큰 差異는 보이지 않는다. 따라서 두 熔接에 있어서의 硬度 變化는 비슷한 樣相을 보이고 있다. 또한 熔接 本드部에 있어서, 以上과 같은 最大 硬度值는 JIS 規格  $H_V(10kg)$  350보다는 매우 낮으므로 國產 SM50A 高張力 鋼材의 大入熱 熔接時 硬度 變化에 對해서는 良好한 結果를 나타낼을 알 수 있다.

電氣로 가스 熔接時와 手動 熔接時의 熔接 各部即, 熔接 金屬(Welded Metal: WM), 熱影響部(Heat-Affected Zone: HAZ) 및 母材(Base Metal: BM)에 있어서 Charpy 衝擊 吸收 에너지(-20°C)를 Fig. 4에 圖示하였다. Fig. 4에 依하면 熔接 本드部에서 吸收 에너지가 가장 낮으며, 特別히 電氣로 가스 熔接에서

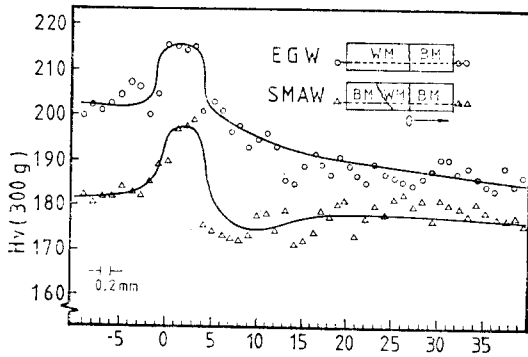


Fig. 3. Change of micro-vickers hardness in welding zone

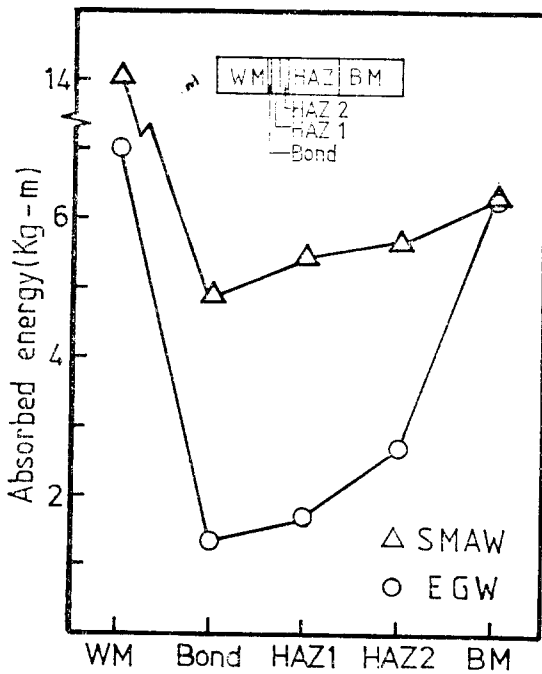


Fig. 4. Absorbed energy of each zone(-20°C)

은 그 傾向이 더욱 뚜렷이 나타남을 알 수 있다. 이것을 定量的으로 比較하면 母材에 있어서의 吸收 에너지를 基準으로 하였을 때 手動 아아크 熔接의 본드部는 約 77%, 엘렉트로 가스 熔接時의 본드部는 約 21%에 該當하는 吸收 에너지를 갖고 있음을 보인다. 이와 같이 熔接部中 靱性이 가장 낮은 본드部에 있어서 溫度에 따른 吸收 에너지를 求한 結果를 Fig. 5에 나타내었다.

이 結果에 依하면 엘렉트로 가스 熔接時의 본드部는

母材 및 手動 아아크 熔接의 본드部보다 各 溫度 區間에서 吸收 에너지가 顯著히 낮게 나타나 있다. 또한 延性-脆性 遷移現象 역시 母材가 -40°C~-60°C, 手動 아아크 熔接時의 본드部는 -20°C~-60°C인 것에 비해 엘렉트로 가스 熔接部의 본드部는 高溫側인 20°C~-40°C 範圍로 移動되고 있음을 보인다. 그리고 Fig. 5는 母材, 熔接 본드部, 모두 熔接 方法에 關係없이 -60°C 以下에서는 吸收 에너지가 1kg-m 程度로 極히 낮아짐을 알 수 있다.

Photo. 3은 母材, 手動 아아크 熔接 본드部 및 엘렉트로 가스 熔接 본드部의 -20°C에 있어서 微視的인 破面 樣相을 보인 것이다. 母材는 딴플(dimple)이 많이 나타나 있어 典型的인 延性 破壞를 나타내고 있으며 手動 熔接 본드部에 있어서도 딴플型 破壞 樣相을 보이고 있다. 이에 비해 엘렉트로 가스 熔接의 본드部 破面은 매우 큰 破面單位(fracture facet)의 壁開面이 나타나 있어 脆性 破壞의 樣相을 보이고 있다.

以上과 같이 大入熱 熔接인 엘렉트로 가스 熔接時, 본드部의 顯著한 靱性 低下의 原因을 究明하기 爲하여 prior austenite 結晶 粒度를 linear intercept法에 依

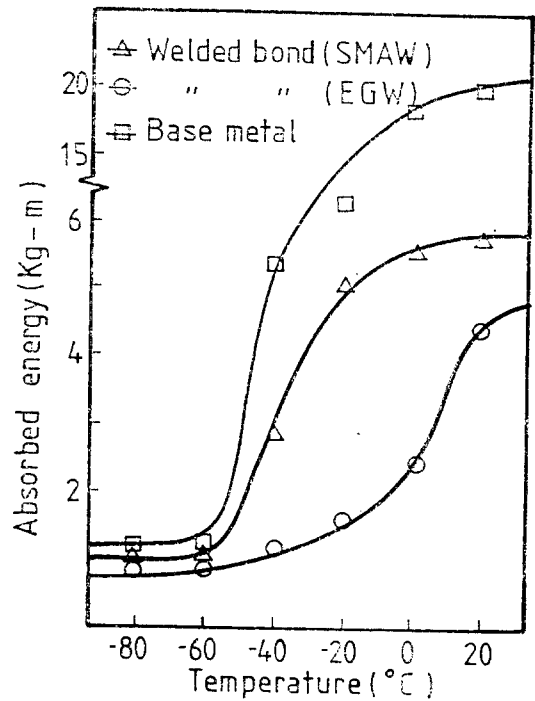


Fig. 5. Absorbed energy with change of temperature

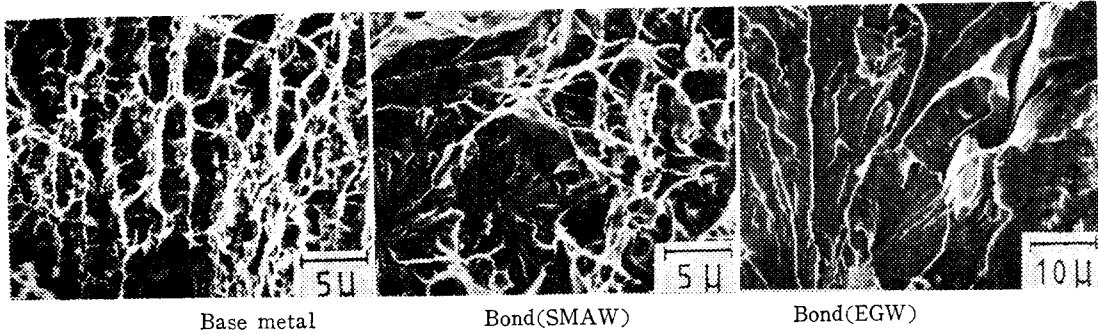


Photo. 3. Fractographs of welded bond (-20°C)

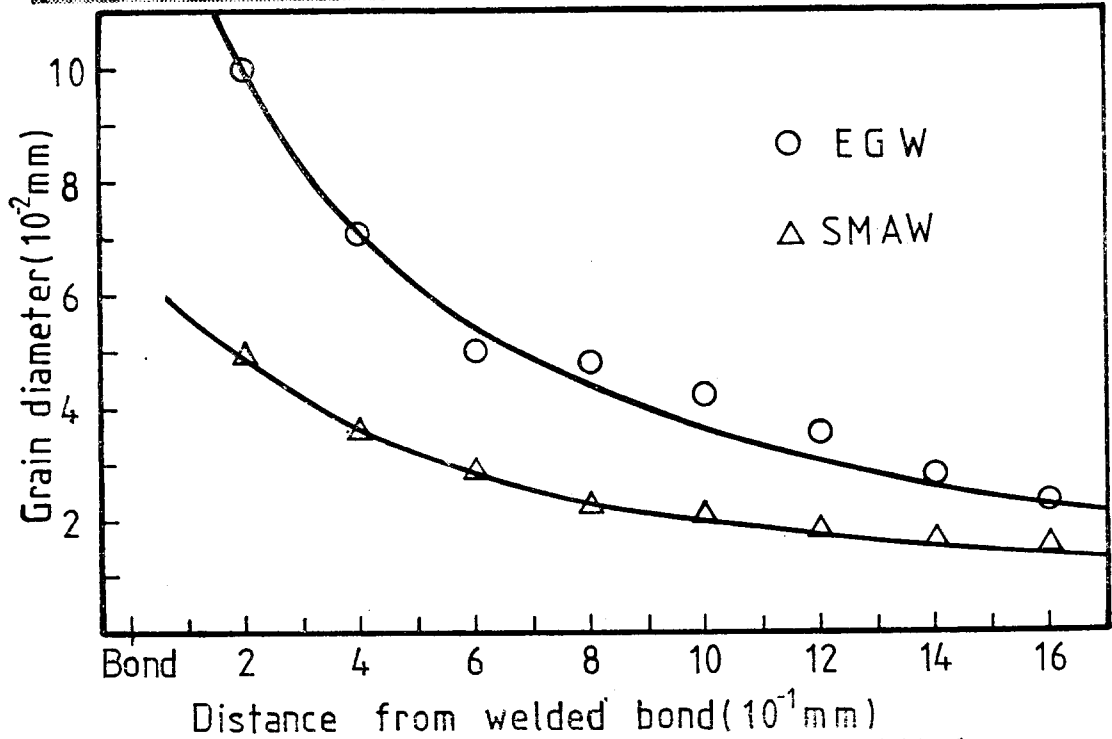
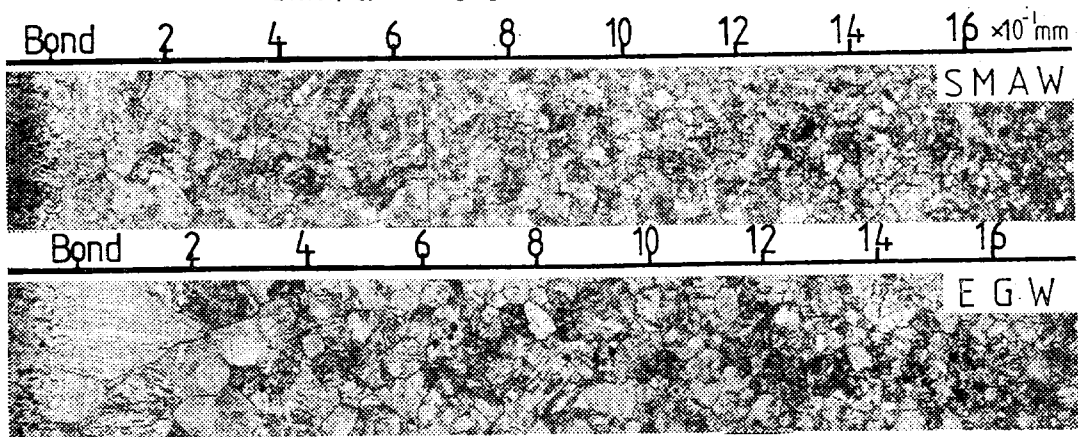


Fig. 6. Relation between grain diameter and distance from welded bond

해 直徑 變化를 調查하여 나타내면 Fig. 6과 같다.<sup>8,9)</sup>

이 結果에 依하면, 熔接 本드部 近傍에 있어서 엘렉트로 가스 熔接時의 prior austenite 結晶 粒度는 手動 熔接의 경우에 比해 2倍 程度 크게 되어 있음을 알 수 있다. 따라서 大入熱 熔接時 매우 緩慢한 冷却 速度로 因해 prior austenite 粗大化를 가져오고 그 結果 粗大한 bainite 組織의 生成으로 顯著한 靱性低下를 가져오는 것으로 考察된다.

**3.3 熱사이클의 變化에 따른 본드부의 機械的 特性變化**

大入熱 熔接時 熱사이클의 變化에 따른 본드부의 靱性 變化를 究明하기 爲하여 高周波 急速 加熱裝置를 利用하여 熔接 本드部 再現 熱사이클 試驗을 行하였다. 試驗片은 11×11×55mm의 크기로 加工하여 熱사이클 賦與後 所定の Charpy 試驗片 크기로 完成 加工하여 實驗을 行하였다. 熱사이클은 熔接 本드部의 最高 到達溫度인 1350°C까지 30秒만에 到達되도록 加熱하였으며 이 溫度에서 5秒間 維持後 各種 分圍氣속에 試驗片을 維持시켜 冷却時間을 調整하였다.

이와 같이 하여 Fig. 7의 ①, ②, ③, ④ 曲線으로 表示한 바와 같이 800~500°C間의 冷却時間을 150秒, 79秒, 37秒, 12秒의 4種類로 變化시켰다. 여기서 ① 사이클은 熔接入熱量 102.6KJ/cm인 本 研究의 엘렉트로 가스 熔接의 熱사이클에 該當된다. 또한 79秒는 約 80KJ/cm, 37秒는 約 55KJ/cm, 12秒는 30KJ/cm의 熔接入熱量에 各各 該當된다.<sup>10)</sup>

以上과 같은 熱사이클 再現 試驗에 있어서 顯微鏡 組織과 그 micro-vickers 값을 photo. 4에 나타내었다.

實際의 엘렉트로 가스 熔接과 同等한 ① 熱사이클의 結果는 매우 粗粒인 bainite ferrite 組織이 發達되어 組織 및 硬度値는 엘렉트로 가스 熔接의 結果와 本質的으로 同等하다. Fig. 8은 本 試驗材와 同等한 成分의 SM50 鋼材의 SH-CCT 曲線을 보인 것이다.<sup>11)</sup>

이러한 SH-CCT 曲線과 Photo. 4의 組織寫眞으로부터 800~500°C間의 冷却時間이 짧아짐에 따라 매우 粗大한 結晶粒 狀態로부터 微細한 結晶粒 狀態로 變化하고 있음을 알 수 있다. 또한 基地組織은 bainite, ferrite 組織으로부터 martensite, bainite, ferrite 組織으로 바뀌며, 800~500°C間의 冷却時間이 12秒인 경

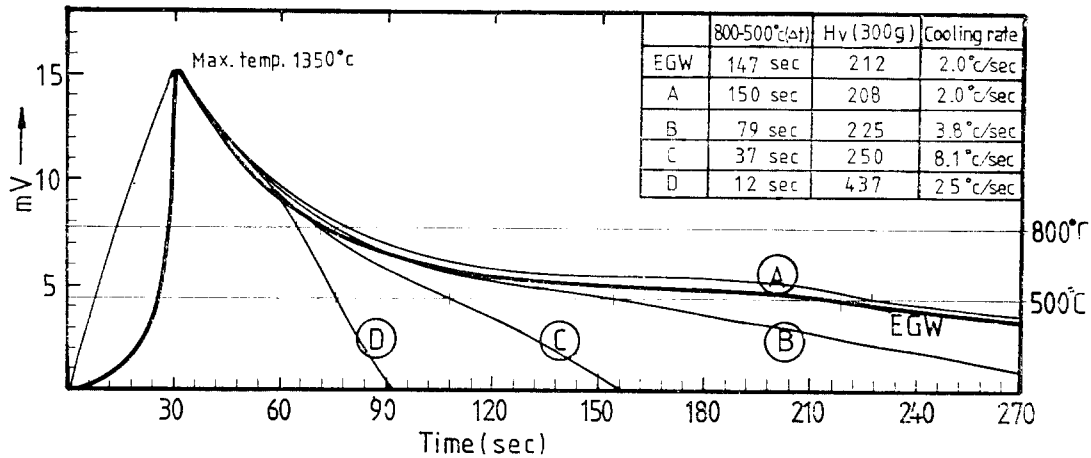


Fig. 7. Thermal history curves in simulation test

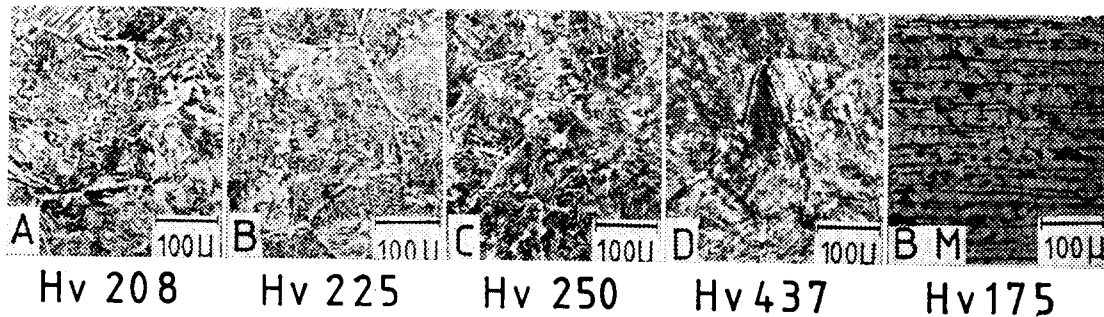


Photo. 4. Microstructure with change of cooling rate

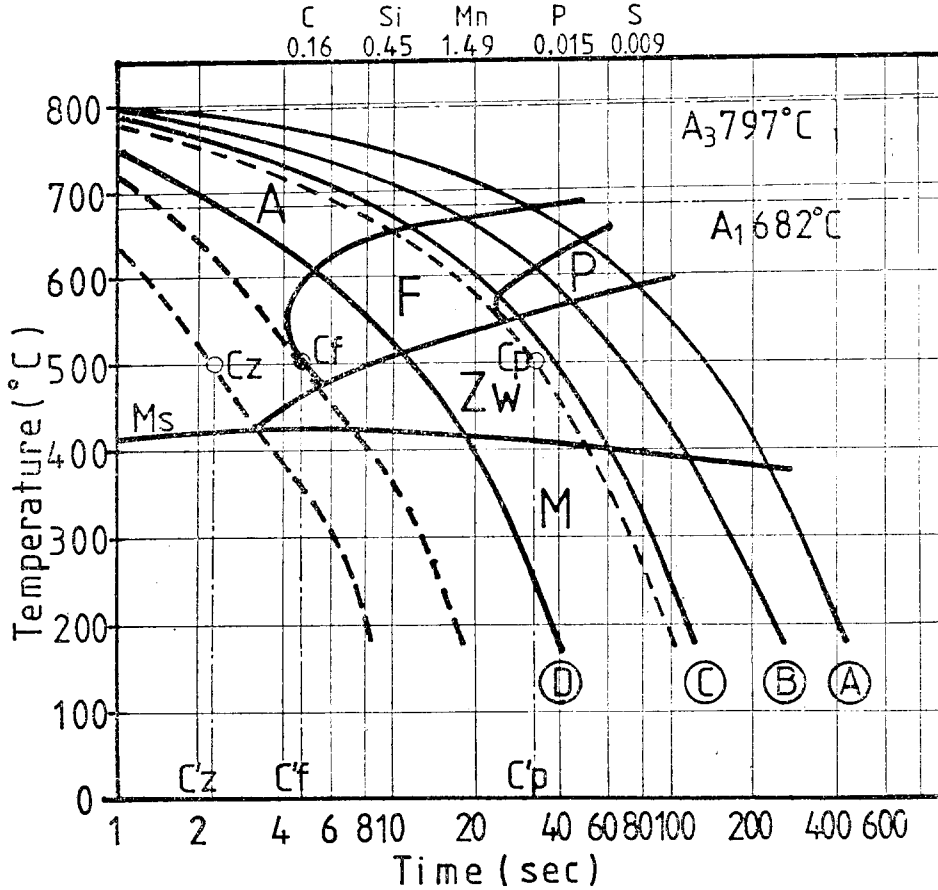


Fig. 8. SH-CCT curve of SM 50 steel

우는 martensite의 容積比가 60% 以上으로 增加하고 있음을 알 수 있다. micro vickers의 硬度値는 組織의 變化와 함께 冷却時間의 減少에 따라 急增加하고 있음을 보인다.

Fig. 9는 熱싸이클의 變化에 따른 ①, ②, ③, ④ 試驗片의 -20°C에 있어서 Charpy 衝擊吸收 에너지의 變化를 나타낸 것이다.

이 結果는 800~500°C間의 冷却時間이 짧아짐에 따라 靱性이 增加하고 있음을 보이고 있다. 이것을 定量的으로 考察하면, 本 實驗의 엘렉트로 가스 熔接인 경우를 再現한 試驗片 ①의 衝擊 吸收 에너지를 基準으로 했을 때 試驗片 ②는 吸收 에너지가 約 35% 向上하였고, 試驗片 ③는 約 60%, 試驗片 ④는 2배가 넘는 約 110%程度 向上하였음을 보이고 있다.

以上的 考察에서 靱性의 增加는 800~500°C間의 冷却時間의 短縮에 따른 結晶組織의 微細化가 支配적으로 作用하고, martensite 基地 組織에 少量의 ferrite 組織이 나타나기 때문인 것으로 推定된다.

#### 4. 結 論

國產 SM50A 高張力 鋼材를 對象으로 大入熱 熔接인 엘렉트로 가스 熔接과 手動 아아크 熔接을 各各 實施하여 熔接 本드部의 機械的 特性變化를 比較 考察하고, 再現 熱싸이클 試驗을 通하여 熱싸이클의 變化에 따른 本드部의 靱性變化를 定量的으로 究明한 結果, 다음과 같은 結論을 얻었다.

1) 엘렉트로 가스 熔接(入熱 1026KJ/cm) 後 本드部의 冷却時間은 800~500°C에서 147秒로써 cooling rate는 2.0°C/sec로 緩慢한데 比해 手動 아아크 熔接(入熱 21.6KJ/cm)은 800~500°C 사이에서 冷却時間은 33秒, cooling rate 9.1°C/sec로서 急冷이다.

2) 大入熱 熔接時 熱影響部의 結晶 粗大化 領域은 手動 아아크 熔接의 경우에 比해 約 3倍程度 넓게 나타난다.

3) SM 50A 鋼材의 大入熱 熔接時 本드部의 硬度變化



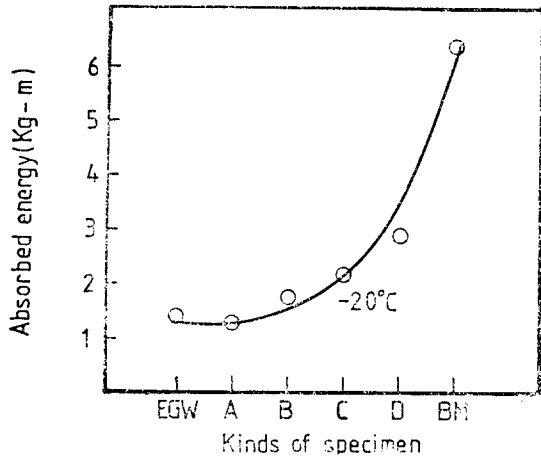


Fig. 9 Absorbed energy with change of cooling rate

는 最高  $H_V(300g)$  220을 넘지 않으므로 JIS 規格  $H_V(10kg)$  350에 對해서 매우 良好하다.

4) 母材 金屬의 衝擊 吸收 에너지를 基準으로 하였을 때 手動 아아크 熔接의 本드部는 約 77%, 大入熱 熔接인 엘렉트로 가스 熔接 本드部는 約 21%에 該當하는 衝擊 吸收 에너지를 갖고 있다.

5) SM50A인 母材의 延性-脆性 遷移領域은  $-40^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ 가 되며, 手動 아아크 熔接時 本드部는  $-20^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ , 엘렉트로 가스 熔接時 本드部는  $20^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$ 로 되어 入熱量이 많을수록 遷移領域은 擴大되고 遷移溫度는 上昇되고 있다.

6) 手動 熔接 및 엘렉트로 가스 熔接後 本드部の 硬度 值와 prior austenite grain size의 關係를 比較하면 硬度 值에 對해서는 큰 差이가 없다. 그러나 prior austenite grain size는 엘렉트로 가스 熔接部의 結晶 粒子의 크기가 手動 아아크 熔接部의 경우보다 2倍 程度 크다. 따라서 靱性 值는 硬度보다 組織의 粒度에 支配 的인 影響을 받는 것으로 思料된다.

7) 大入熱 熔接에서는 熔接後  $800 \sim 500^{\circ}\text{C}$ 에 있어서 本드部の 冷却速度를 빨리함으로써 靱性 值를 向上 시킬 수 있다. 이것은 austenite 粒子 成長을 억제하는

效果를 가져오기 때문이다. 그러므로 靱性 值의 向上을 爲해서는 粒子 成長을 억제하는 合金元素를 添加할 必要가 있다.

끝으로 本 研究는 1982年度 産學協同財團의 研究費 支援으로 이루어진 것으로 同 財團에 깊은 謝意를 表하며 試驗片 製作에 協助해 주신 프랑계철 技術研究所 및 大韓造船公社의 關係諸位께 깊은 感謝를 드린다.

參 考 文 獻

- 1) 金永植, “高張力鋼 熔接時의 問題點”, 大韓機械學會誌, Vol. 22, No. 3, 1982. p. 175~183.
- 2) 日本造船研究協會, “第147研究部會 船體用 高張力鋼板 大入熱 熔接繼手의 脆性破壞強度 評價에 關する 研究報告書”, 研究資料, No. 244, 1976. p. 1~5.
- 3) 菊田, 荒木外 3人, “高張力鋼 溶接 본드部의 靱性에 關する 研究(第一報)”, 溶接學會誌, Vol. 43, No. 10, 1974, p. 95.
- 4) JSSC 極厚 高張力鋼 熔接研究, “大型溶接 構造物의 溶接割れ에 關する 研究(その3)”, JSSC. 11~116, 1975, p. 17~36.
- 5) 日本溶接協會, “インプラント形 溶接割れ試驗方法”, WES. 1104~1980, p. 10.
- 6) 鈴木, 田材, “溶接金屬學”, 産報出版, 1978, p. 62~67.
- 7) 佐藤, 山戸, “50~60キロ非調質鋼 溶接 熱影響部의 組織と じん性”, 日本溶接學會誌, Vol. 50, No. 1, 1981, p. 11~19.
- 8) 井川, 新, 大重, “溶接熱影響部의 結晶粒 粗大化에 關する 研究(第一報)”, 溶接學會誌, Vol. 42, No. 2, 1973, p. 46~56.
- 9) American Society for Metals, “Metal Hand Book, Metallography, Structure & Phase Diagram”, Vol. 8, 1973, p. 37~47.
- 10) 溶接學會編, “溶接便覽”, 丸善(株), 1978. p. 918.
- 11) 稻垣, 宇田, 金澤, “各種 高張力鋼의 溶接用 連續 冷却變態圖”, 金屬材料 技術研究所 研究報告, Vol. 5, 1962.