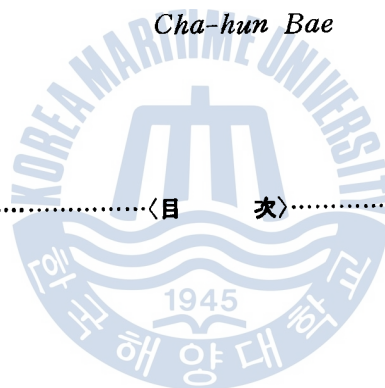


5970-Y	48220	48240	48260	48280	48300	48320
122	0.0E	39 28.1N	39 35.2N	39 42.6N	39 50.1N	40 6.0N
122	30.0E	39 3.4N	39 10.1N	39 17.0N	39 24.1N	39 31.4N
123	0.0E	38 38.7N	38 45.0N	38 51.4N	38 58.0N	39 4.8N
123	30.0E	38 14.2N	38 19.9N	38 25.9N	38 32.0N	38 38.4N
124	0.0E	37 49.8N	37 55.2N	38 0.7N	38 6.3N	38 12.1N
124	30.0E	37 25.9N	37 30.8N	37 35.8N	37 40.9N	37 51.6N
125	0.0E	37 2.7N	37 7.1N	37 11.5N	37 16.2N	37 20.9N
125	30.0E	36 40.2N	36 44.2N	36 48.2N	36 52.3N	36 56.5N
126	0.0E	36 19.0N	36 22.4N	36 26.0N	36 29.6N	36 33.3N
126	30.0E	35 59.3N	36 2.3N	36 5.4N	36 8.5N	36 11.7N
127	0.0E	35 41.6N	35 44.2N	35 46.8N	35 49.5N	35 52.2N
127	30.0E	35 26.2N	35 28.5N	35 30.8N	35 33.1N	35 35.4N
128	0.0E	35 13.8N	35 15.8N	35 17.7N	35 19.7N	35 21.7N
128	30.0E	35 4.6N	35 6.4N	35 8.1N	35 9.9N	35 11.7N
129	0.0E	34 58.9N	35 0.6N	35 2.2N	35 3.9N	35 5.5N
129	30.0E	34 56.7N	34 58.3N	34 60.0N	35 1.6N	35 3.2N
130	0.0E	34 57.8N	34 59.5N	35 1.2N	35 2.9N	35 4.7N
130	30.0E	35 1.9N	35 3.8N	35 5.6N	35 7.5N	35 9.4N
131	0.0E	35 8.6N	35 10.6N	35 12.7N	35 14.8N	35 16.9N
131	30.0E	35 17.3N	35 19.7N	35 22.0N	35 24.4N	35 26.8N
132	0.0E	35 27.9N	35 30.4N	35 33.1N	35 35.7N	35 38.4N
132	30.0E	35 39.7N	35 42.6N	35 45.6N	35 48.5N	35 51.6N
133	0.0E	35 52.7N	35 55.9N	35 59.1N	36 2.4N	36 5.8N
133	30.0E	36 6.5N	36 10.0N	36 13.5N	36 17.2N	36 20.9N
134	0.0E	36 20.9N	36 24.7N	36 28.6N	36 32.5N	36 36.6N
134	30.0E	36 35.8N	36 39.9N	36 44.1N	36 48.4N	36 52.7N
135	0.0E	36 51.0N	36 55.4N	36 59.9N	37 4.5N	37 9.3N
135	30.0E	37 6.4N	37 11.2N	37 16.0N	37 20.9N	37 26.0N
136	0.0E	37 22.0N	37 27.1N	37 32.2N	37 37.5N	37 42.9N
136	30.0E	37 37.7N	37 43.1N	37 48.5N	37 54.1N	37 59.8N

# 高張力鋼材 大入熱 熔接部の 機械的 特性變化에 關한 研究 表 且 憲

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

*Cha-hun Bae*



〈目 次〉

Abstract

1. 序 言
  2. 實驗方法
  3. 實驗結果 및 考察
    - 3 · 1 大入熱 熔接時的 熱싸이클 및 組織變化
    - 3 · 2 熔接 본드部の 機械的 特性變化
    - 3 · 3 熱싸이클 變化에 따른 본드部的 機械的 特性變化
  4. 結 論
  5. 參考文獻
- 後 記

## Abstract

High strength steels are used to lighten weights, save materials and improve performance in structure. But, when they are used as materials for welded structure, some problems—brittleness and welded cracking, lamellar tear, etc,—occur due to a specific character in mechanical properties.

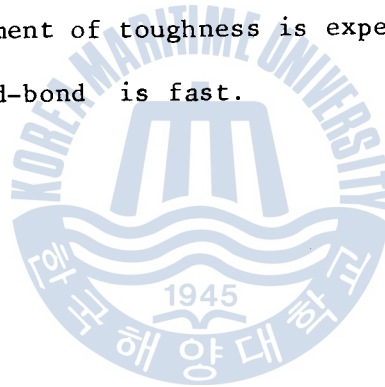
This study is carried out to investigate the dominant factors which reduce toughness from discussing continuous micro-structures and hardness, the absorbed energy in weld of EGW (Electro-Gas Welding), that is, High heat input welding and SMAW (shielded Metal Arc Welding) in low hydrogen system, in domestic SMA 50 steels, respectively.

Also, the fracture toughnesses of the simulated weld-bond 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.

The results gained are as follows;

1. The cooling rate of EGW and SMAW shows  $2.0^{\circ}\text{C}$  and  $9.1^{\circ}\text{C}$  per second respectively between  $800^{\circ}\text{C}$  and  $500^{\circ}\text{C}$ .
2. The heat affected zone of EGW is larger than that of SMAW by 3 times.

3. The hardness in weld-bond of EGW does not exceed 240 of Vickers hardness.
4. The toughness in weld-bond of SMAW is about 77% and EGW is 21% in compared with that of base metal.
5. The transition region of ductile to brittle shows  $-40^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$  in base metal,  $+20^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$  for EGW and  $-40^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$  for SMAW.
6. The grain size of prior austenite in weld-bond of EGW appears to be more coarse than that of SMAW by 2 times.
7. The improvement of toughness is expected if the cooling rate of weld-bond is fast.



## 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, 여러가지 利點이 있으므로 날로 그 使用範圍가 擴大되어 가고 있고, 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 여러가지 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로서 使用時 熔接上에 여러가지 問題點이 따른다. 즉 高張力鋼材의 熔接時는 보통 軟鋼材의 境遇에 比하여 熔接部에 顯著한 機械的 特性變化를 가져와 脆化, 熔接龜裂, 라멜라티어(lamellar tear)와 같은 問題點을 일으킨다.<sup>1) 2) 3)</sup>

이같은 熔接時 急熱 急冷의 熱 사이클을 받아 母材속에 포함된 上述한 여러가지 合金元素로 인해 熔接部에 複雜한 析出物, 變態組織, 結晶粒度 等的 變化를 가져오기 때문이다. 이러한 問題點들은 熔接 前후를 向上시키기 爲해 最近들어 널리 使用되고 있는 서브머지드 아아크熔接(Submerged Arc Welding)이나 일렉트로 슬래그 熔接(Electro Slag Welding) 등, 大入熱 熔接時는 더욱 큰 問題點으로 되어 大型熔接 構造物의 境遇, 信賴性和 安全性 確保가 特히 重要한 課題로 되어 있다.<sup>4) 5) 6) 7)</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 上臺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 國產 50kg/mm<sup>2</sup>級 高張力鋼材를 對象으로 大入熱 熔接인 일렉트로 가스 熔接(Electro gas Welding)을 實施하여 熔接部の 特性變化를 通常의 被覆 아아크 熔接時의 境遇와 定量的으로 比較, 考察하였다. 또한 熔接 熱影響部의 再現 熱 사이클 試驗을 通하여 大入熱 熔接時 熔接 本드(Bond)部の 靱性 低下를 일으키는 支配的 要因을 밝히고, 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 國產 高張力 鋼材의 開發을 爲한 基礎가 되도록 하였다.

## 2. 實 驗 方 法

本 研究에 使用한 母材는 두께 15 mm의 國產 SMA 50 非調質 高張力鋼材로 그 化學的 成分과 機械的 性質을 Table. 1에 나타내었다.<sup>8) 9)</sup>

手動 被覆 아아크 熔接(Shielded Metal Arc Welding: SMAW) 試驗片 및 일렉트로 가스 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 國產 高張力鋼用 低 水素系(KSE 5016)로, 300°C에서 1時間

乾燥後 使用 하였으며 일렉트로 가스 熔接時는 탄산가스 熔接用 와이어를 利用하여 탄산가스 保護 零圍 氣에서 行하였다.

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

Base metal SMA 50 (15 mmt)	Chemical compositions (wt%)						Mechanical properties				Ceq.
	C	Si	Mn	P	S	sol Al	Y.P (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	V-Charpy (kg-m)	
	0.16	0.45	1.49	0.015	0.009	0.046	38	54.5	26	6.2(-20°C)	0.43

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

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

	Chemical compositions (wt%)						Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Y.P (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	V-Charpy (kg-m)
SMAW (Low hydrogen)	0.07	0.53	0.98	0.014	0.010	-	49	57	32	19(-20°C)
EGW (CO <sub>2</sub> Gas)	0.07	0.38	1.76	0.012	0.012	0.13	44	60	27	7.6(-10°C)

SMAW : Shielded Metal Arc Welding (Low hydrogen. KSE 5016)

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

被覆 아아크 熔接 (SMAW) 時와 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 時 그루브 (groove) 形狀과 노치 (notch) 位置 및 熔接 條件을 Fig.1, Fig.2, Table 3에 各各 나타내었다. 被覆 아아크 熔接은 多層 (5 Pass) 으로 實施하였으며 試驗片 製作時 熱 사이클의 測定은 熔接 본드부의 熱 사이클을 測定할 수 있도록 Fig.1에 圖示한 바와 같이 母材의 部位에 白金線 熱電對 (PR Thermo-Couple) 를 挿入하여, 이것을 X-Y 記錄計에 連結하여 測定하였으며 Fig.2는 熔接部位의 斷面 肉眼組織 (Macro-Structure) 이며 衝擊試驗片 製作時 본드부의 노치 위치를 나타내었다.<sup>10)</sup>

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>11)</sup>

이와같이 製作한 두 種類의 熔接된 板으로 부터 試驗片을 採取하여 熔接部의 連續的인 組織變化를 검토하고 샤르피 (charpy) 衝擊試驗에 依한 熔接 본드부의 破壞靱性を 測定하여, 手動 被覆 아아크 熔接 (SMAW) 時와 大入熱 熔接인 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 時의 特性을 比較 考察 하였다.

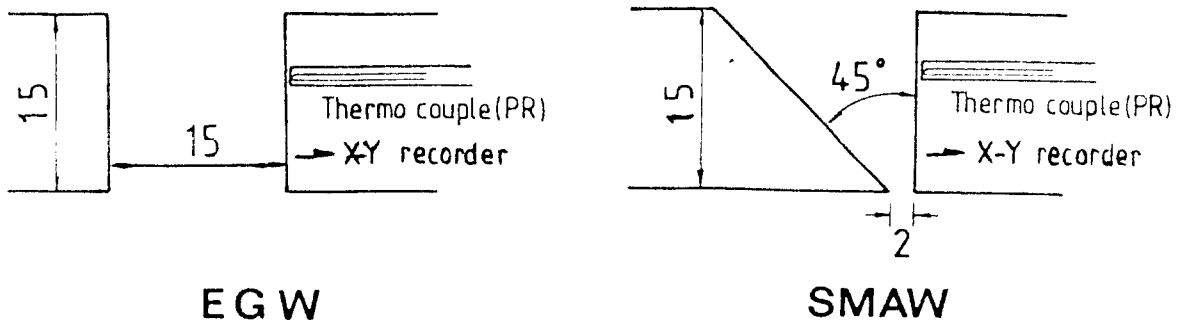


Fig. 1 Shape of welding groove.

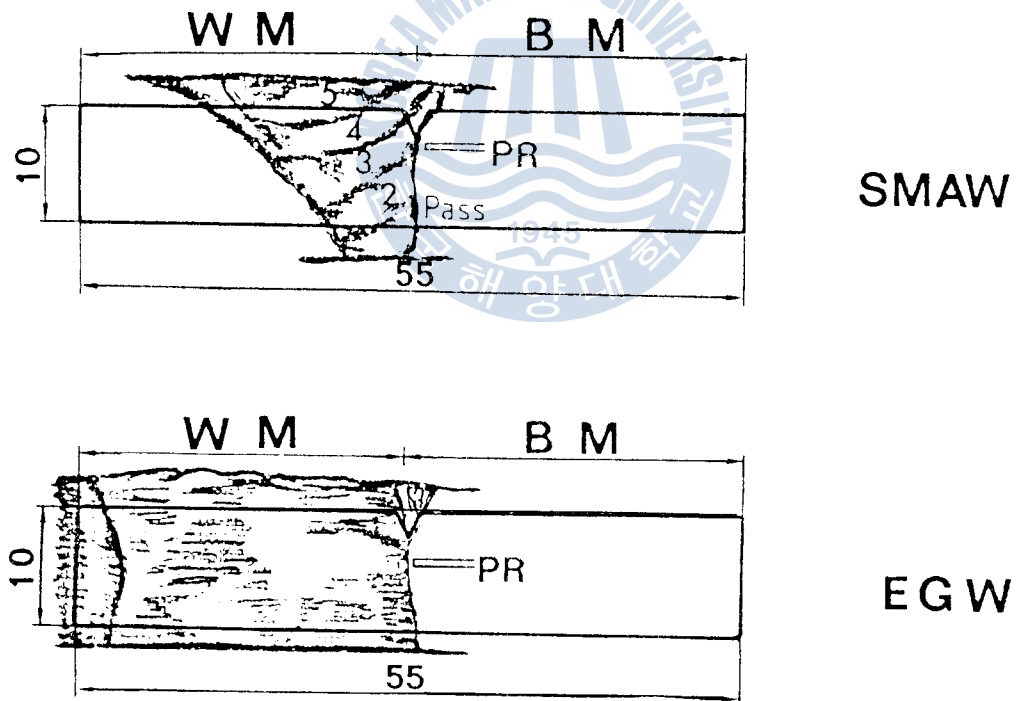


Fig. 2 Macro-structure and notch positions(section)

Table 3. Welding condition

	Speed (cm/min)	Ampere (A)	Voltage (V)	Heat input (Joule/cm)	Remark
SMAW	15 - 16	170 - 180	25 - 30	21,600	Drying condition of electrode : 1 hr at 300°C, 4mm $\phi$
E G W	10	570	30	102,600	Shield gas CO <sub>2</sub> , 30 l/min. Wire 3.2 mm $\phi$

또한 大入熱 熔接時의 硬度 및 結晶組織이 熔接 본드部의 破壞靱性에 미치는 影響을 定量的으로 檢討 分析하였다.

여기서 샤르피 試驗片의 採取는 板 두께 中央部에서 行하였으며 測定하고자 하는 部位에 V形 노치를 KS 규격 (KS B 0809) 4號 試驗片으로 加工하여 破壞靱性 實驗을 行 하였다.<sup>9) 12)</sup>

그리고 試驗材인 SMA 50 高張力 鋼材의 大入熱 熔接法 適用時 適正한 熔接條件을 把握하기 위해 熱 사이클 (Thermal Cycle) 에 따른 機械的 特性 變化를 熔接 熱影響部 再現 熱 사이클 試驗을 통해 研究하였다.

再現 熱 사이클 試驗은 高周波 急速 加熱 裝置를 利用하여 800°C ~ 500°C 間의 冷却 速度를 4 種類로 變化시켜 各各의 境遇에 있어 組織, 硬度, 破壞 靱性을 把握하여 最上의 機械的 特性值를 얻기 爲한 冷却 速度를 究明 하였다.<sup>13)</sup>

### 3. 實驗結果 및 考察

#### 3. 1. 大入熱 熔接時의 熱사이클 및 組織 變化

大入熱 熔接時 熔接 본드部의 熱사이클 特性을 手動 被覆 아아크 熔接 (SMAW) 과 比較하여 Fig. 3에 나타내었다.

手動 被覆 아아크 熔接 (SMAW) 에서 熱電對의 位置는 1, 2層 (1, 2 pass) 보다 上部에 4, 5層 (4, 5 pass) 보다는 下部에 있으므로 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 끼치는 800°C ~ 500°C 間의 冷却 速度가 33秒로 比較的 急冷됨을 보이고 있다. 또한 이 境遇의 熔接部位에 있어서는 前層 비이드 (Bead) 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 일렉트로 가스 熔接 (E G W) 時는 約 10 餘秒만에 1350°C의 高溫에 達하여 前述한 800°C ~ 500°C 間의 冷却 速度가 147秒로 매우 느린 樣相을 보이고 있다.



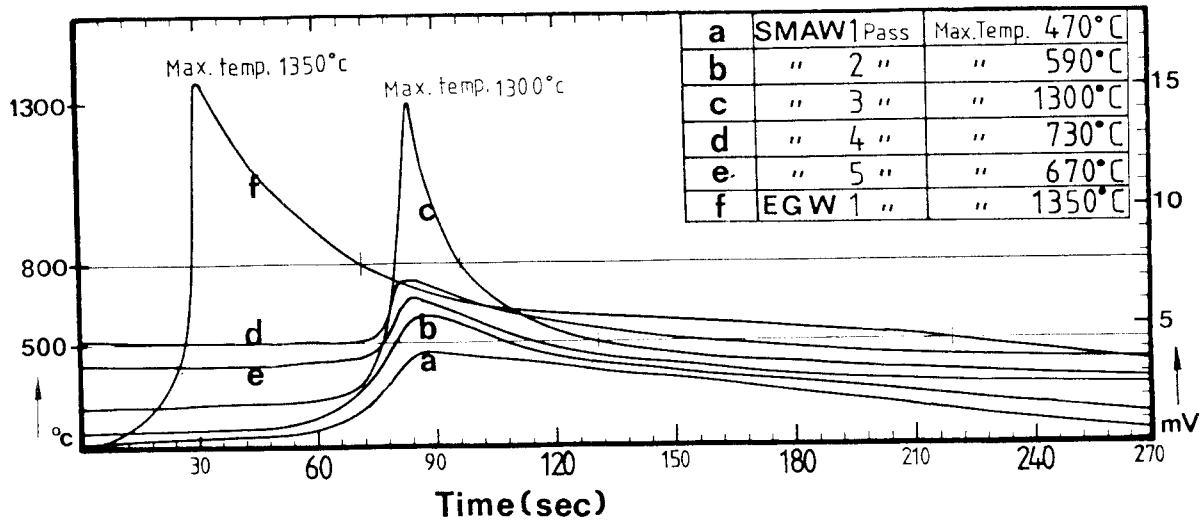


Fig. 3 Thermal history curve of SMAW and EGW.

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 (SMAW) 과 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 을 比較하여 나타낸 것이며, 熔接金屬 (Welded Metal) 은 WM, 熱影響部 (Heat-Affected Zone) 은 HAZ, 母材 (Base Metal) 는 BM으로 나타내었다.

熔着金屬에 있어서는 1500°C 以上の 熱을 받아 熔融 凝固 하였으므로 樹枝狀 (dendrite) 組織이 形成되었다. 이것을 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 때에는 뚜렷하게 나타나지만 手動 被覆 아아크 熔接 (SMAW) 은 多層 Pass 이므로 樹枝狀 組織이 熱處理 影響을 받은 것으로 생각된다.

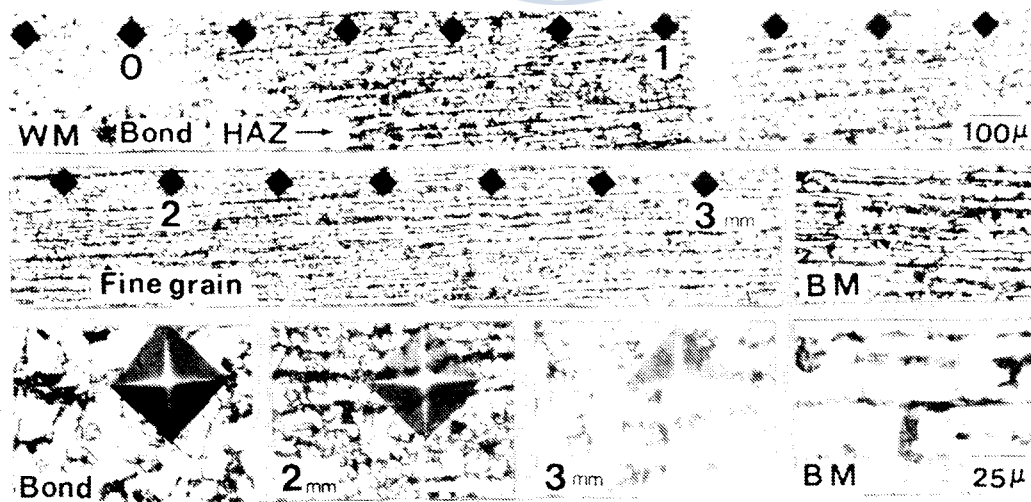


Photo. 1 Change of continuous micro-structure with SMAW

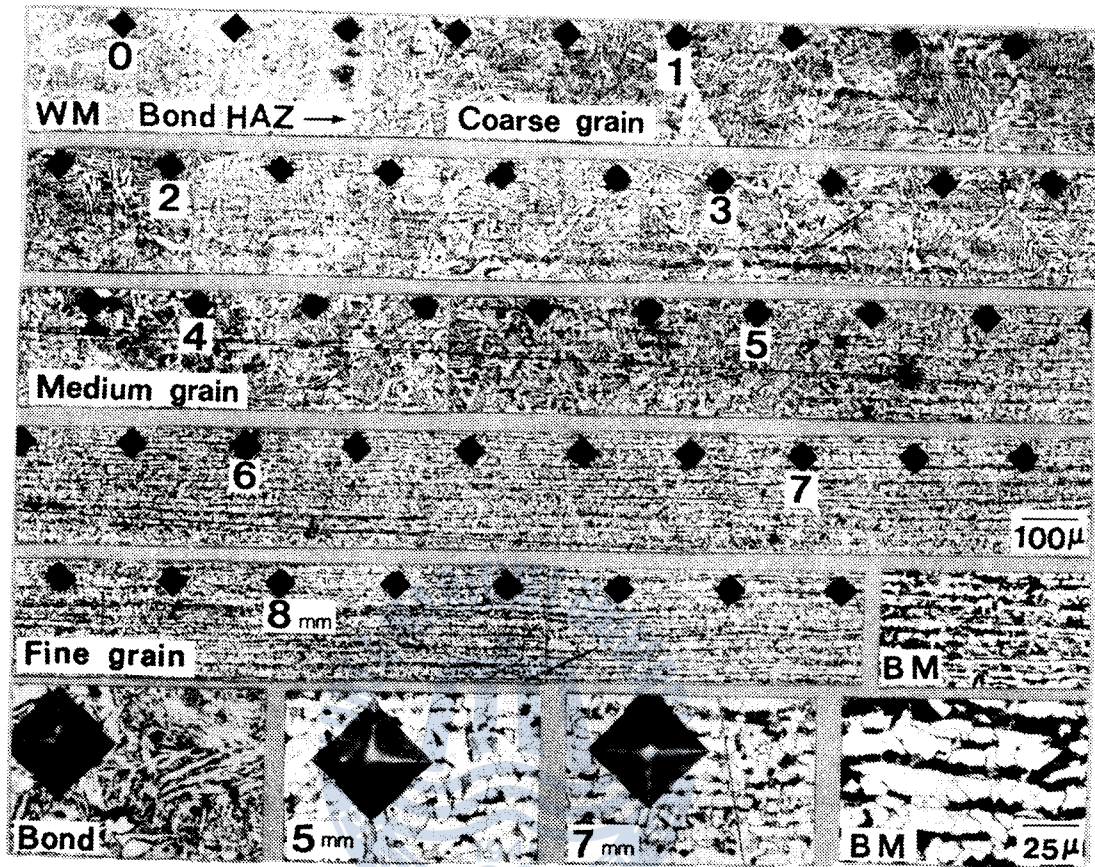


Photo. 2 Change of continuous micro-structure with EGW

일렉트로 가스 용접 (EGW)의境遇는 手動被覆 아아크 용접 (SMAW)의 경우에 비해 본드部 近傍의 結晶粒 粗大化 現狀이 매우 顯著하며, 그 領域 또한 대단히 넓게 되어 본드部 近傍의 脆化度 및 脆化 領域이 크게 되어 있음을 알 수 있다. 또한 手動被覆 아아크 용접 (SMAW)의境遇는 본드部 및 그 近傍의 組織이 母材에 비해 方向性이 적은 Ferrite, Pearlite 組織으로 나타나 있는데 對해서, 일렉트로 가스 용접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.

以上과 같은 事實은 手動被覆 아아크 용접 (SMAW)이 800℃~500℃ 間的 冷却速度가 急冷이고 또한 多層 용접으로 因한 調質 效果를 받게 되나 일렉트로 가스 용접 (EGW)은 單層 (Single Pass)으로 용접이 完了되며 800℃~500℃ 間的 冷却 速度가 매우 緩慢하기 때문이다. 또한 各 용접法 모두 熱影響部 (HAZ)의 最外側에서는 母材보다 細粒의 結晶領域이 觀察된다. 이것은 용접時 1100℃~900℃ 程度로 加熱되어 이루어진 領域으로 粗粒域에 비해 相當한 靱性回復이 豫想된다.<sup>4)</sup> 10) 14) 15) 16) 18)

이 領域은 본드部로 부터 手動被覆 아아크 용접 (SMAW)은 約 2.0mm, 일렉트로 가스 용접 (EGW)은 約 7.4mm 떨어진 거리에 存在한다.

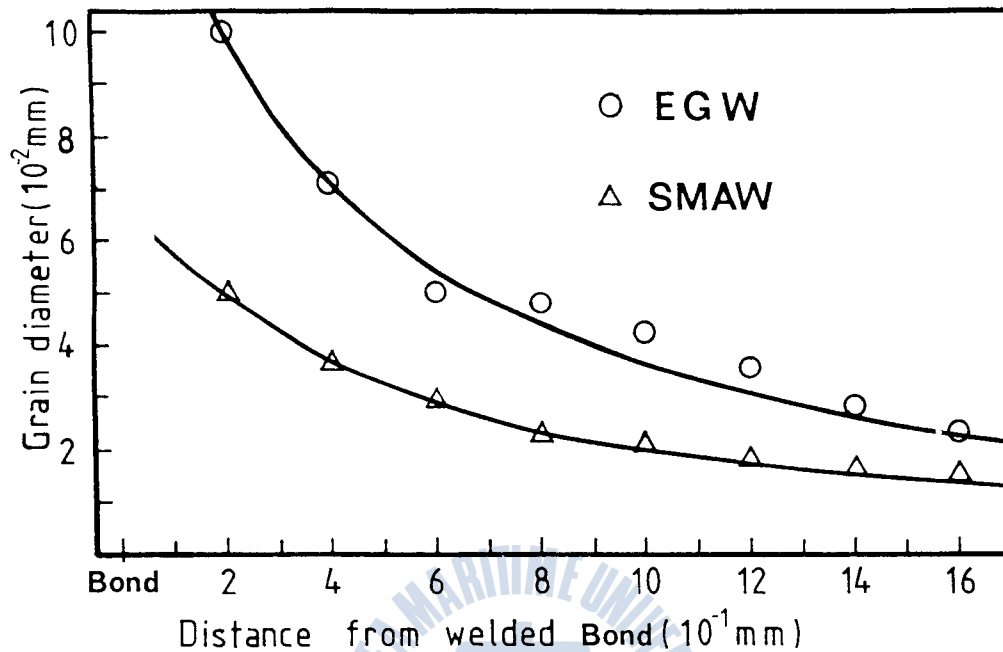


Fig. 7 Relation between grain diameter and distance from welded bond

이 결과에依하면, 熔接 본드部 近傍에 있어서 일렉트로 가스 熔接(EGW) 時의 Prior Austenite 結晶 粒度는 手動被覆 아아크 熔接(SMAW) 境遇에 比해 2倍 程度 크게 되어 있음을 알 수 있다.<sup>20)</sup> 따라서 大人熱 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이 한 原因이 되어 顯著한 靱性低下를 가져오는 것으로 考察된다.

### 3.3. 熱싸이클 變化에 따른 본드部の 機械的 特性變化

大人熱 熔接(EGW) 時 熱싸이클의 變化에 따른 본드部の 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 본드部 再現 熱싸이클 試驗을 行하였다. 試驗片은  $11 \times 11 \times 55$ mm의 크기로 加工하여 熱싸이클 賦與後 所定의 샤르피 試驗片 크기로 完成 加工하여 實驗을 行하였다. 熱싸이클은 熔接 본드部の 最高 到達溫度인  $1350^{\circ}\text{C}$  까지 30秒만에 到達 되도록 加熱하였으며 이 溫度에서 5秒間 維持後 各種 零圍氣 속에 試驗片을 維持시켜 冷却時間을 調整하였다.



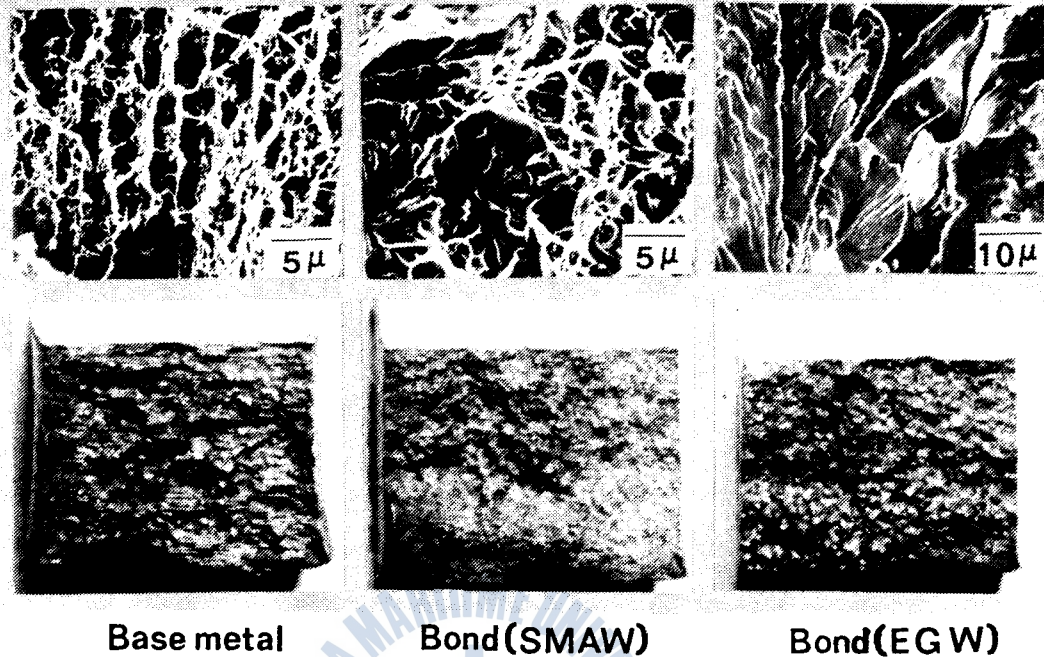


Photo. 3 Macro-structure & Fractographs of welded Bond (-20 °C)

Photo. 3은 母材, 手動被覆 아아크 熔接 및 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 본드부의 -20°C에 있어서 微視的인 破面 樣相을 보인 것이다. 母材는 딩플 (Dimple) 이 많이 나타나 있어 典型的인 延性 破壞를 나타내고 있으며 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW) 본드부에 있어서도 딩플型 破壞樣相을 보이고 있다. 이에 比해 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 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 일렉트로 가스 熔接時, 본드부의 顯著的한 韌性 低下의 原因을 究明하기 爲하여 Prior Austenite 結晶 粒度의 直經 變化를 Linear-Intercept 法에 依해 調査하여 나타내면 Photo. 4와 Fig. 7에 나타내었다.<sup>16) 17) 19)</sup>

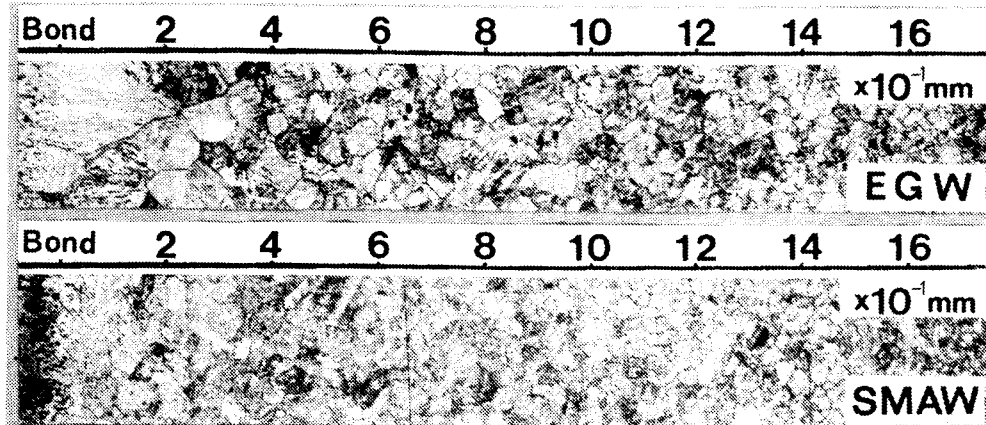


Photo. 4 Change of prior austenite grain size

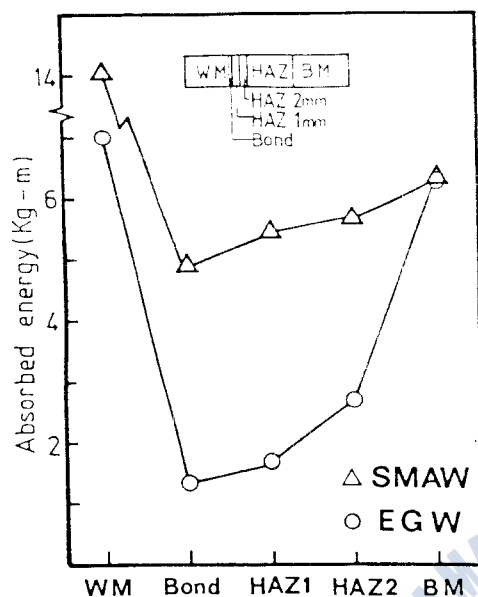


Fig. 5 Absorbed energy of each zone(-20°C)

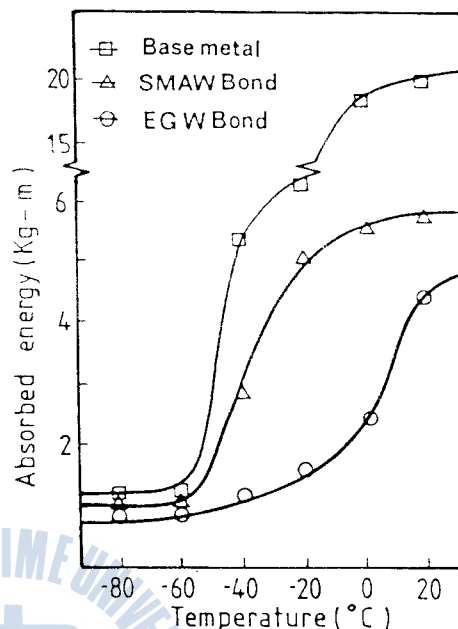


Fig. 6 Absorbed energy with change of temperature

Fig. 5에 依하면 熔接 本드部에서 衝擊吸收 에너지가 가장 낮으며, 特히 일렉트로 가스 熔接 (EGW)에서는 그 傾向이 더욱 뚜렷이 나타남을 알 수 있다. 이것을 定量的으로 比較하면 母材에 있어서의 衝擊吸收 에너지를 基準으로 하였을때 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW)의 本드部는 約 77%, 일렉트로 가스 熔接 (EGW)時的 本드部는 約 21%에 該當하는 衝擊吸收 에너지를 갖고 있음을 보인다.

이와같이 熔接部 中에서 靱性이 가장 낮은 本드部에 있어서 溫度에 따른 衝擊吸收 에너지를 求한 結果를 Fig. 6에 나타내었다.

이 結果에 依하면 일렉트로 가스 熔接 (EGW)時的 本드部는 母材 및 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW)의 本드部보다 各 溫度 區間에서 衝擊吸收 에너지가 顯著히 낮게 나타나 있다. 또한 靱性 - 脆性 遷移現象 역시 母材가  $-40^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ , 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW)時的 本드部는  $-20^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ 인 것에 比해 일렉트로 가스 熔接 (EGW)部의 本드部는 高溫側인  $+20^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$  範圍로 移動되고 있음을 보인다. 그리고 Fig. 6은 母材, 熔接 本드部, 모두 熔接 方法에 關係없이  $-60^{\circ}\text{C}$  以下에서는 衝擊吸收 에너지가  $1\text{kg}\cdot\text{m}$  程度로 極히 낮아짐을 알 수 있다.

3 · 2. 熔接 본드부의 機械的 特性變化

Fig.4는 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW) 과 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 의 境遇에 熔接部の 硬  
 度變化를 나타낸 것이다.

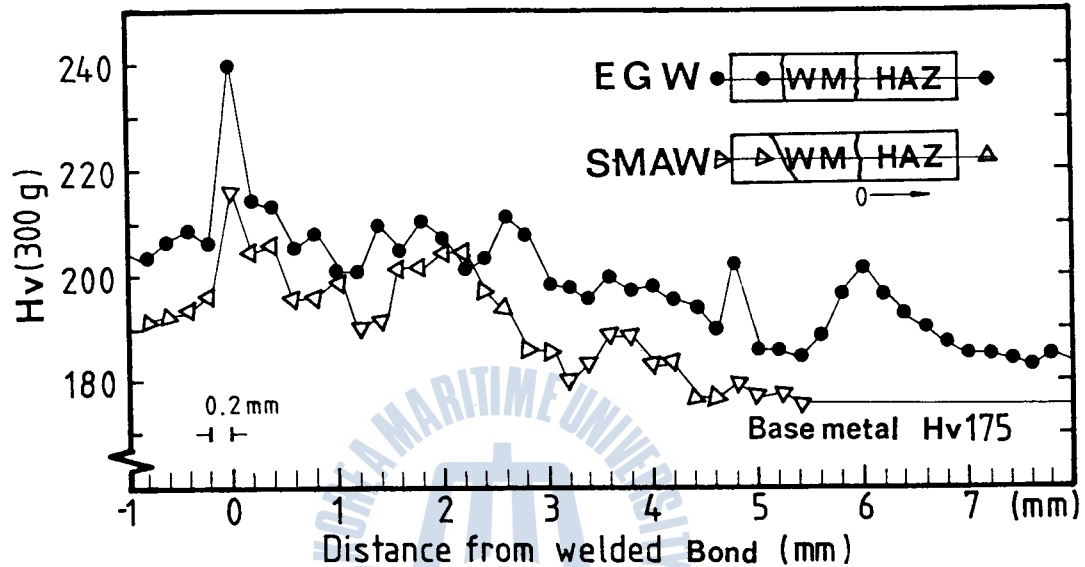


Fig. 4 Change of micro Vickers hardness in welding zone

일렉트로 가스 熔接 (EGW) 時 본드부에 있어서 最大 硬度는 Hv (300 g) 240 이고, 手動被覆 아  
 아크 熔接 (SMAW) 에서는 Hv (300 g) 218 로 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 본드부에 있어서, 以上과  
 같은 最大 硬度 値는 JIS 規格 Hv (10) 350 보다는 매우 낮으므로 國產 SMA50 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 나타냄을 알 수 있다.<sup>12)</sup>

일렉트로 가스 熔接 (EGW) 時와 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW) 時의 熔接에 있어서 샤르피 衝  
 擊吸收 에너지 (-20℃) 를 Fig. 5에 圖示 하였다.

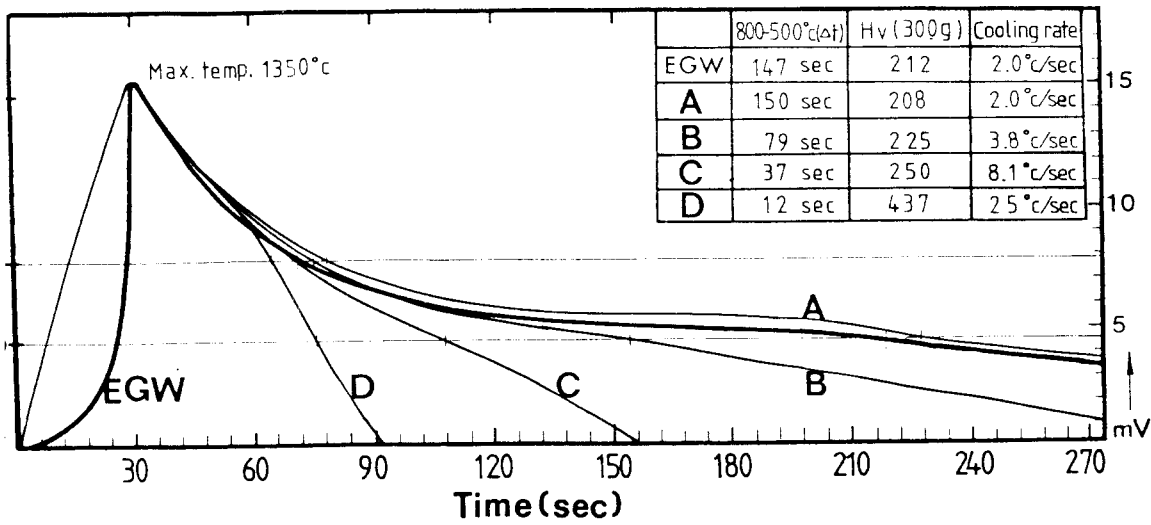


Fig. 8 Thermal history curves with simulation test

이와같이 하여 Fig.8의 A, B, C, D 曲線으로 表示한 바와같이 800°C ~ 500°C 間的 冷却時間을 150秒, 79秒, 37秒, 12秒이 4種類로 變化 시켰다.<sup>13)</sup> 여기서 A사이클은 熔接 入熱量 102.6KJ/cm인 本 研究의 일렉트로 가스 熔接 (EGW)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>21)</sup>

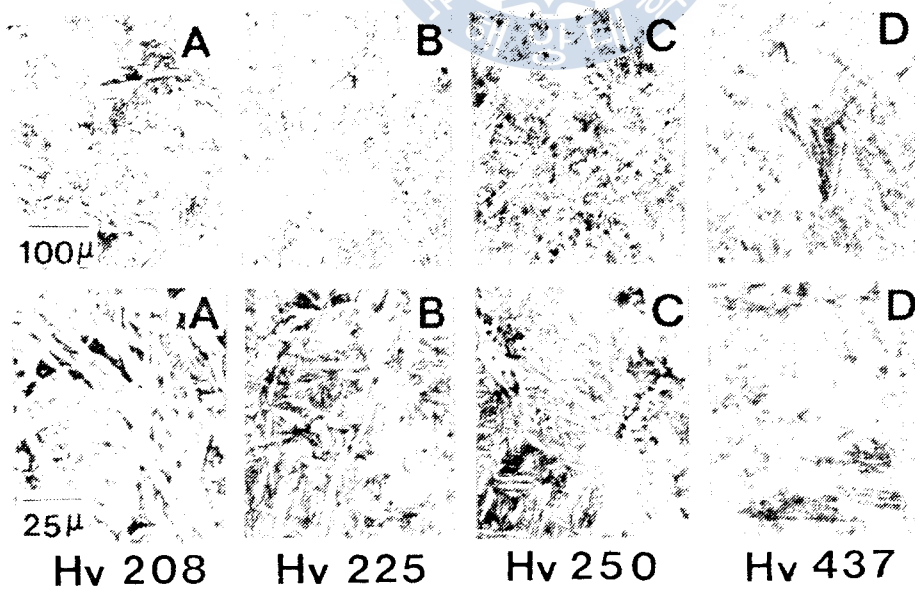


Photo. 5 Micro-structure with change of cooling rate

以上과 같은 熱사이클 再現 試驗에 있어서 顯微鏡 組織과 그 Micro Vickers 값을 Photo.5에 나타내었다.

實際의 일렉트로 가스 熔接과 同等한 A 熱 사이클의 結果는 매우 粗粒인 Bainite, Ferrite 組織이 發達되어 組織 및 硬度値는 일렉트로 가스 熔接 (EGW)의 結果와 本質적으로 同等하다. Fig.9는 本 試驗材와 同等한 成分인 SMA 50 (JIS SM50) 鋼材의 SH-CCT 曲線을 보인 것이다.<sup>22)</sup>  
23) 24)

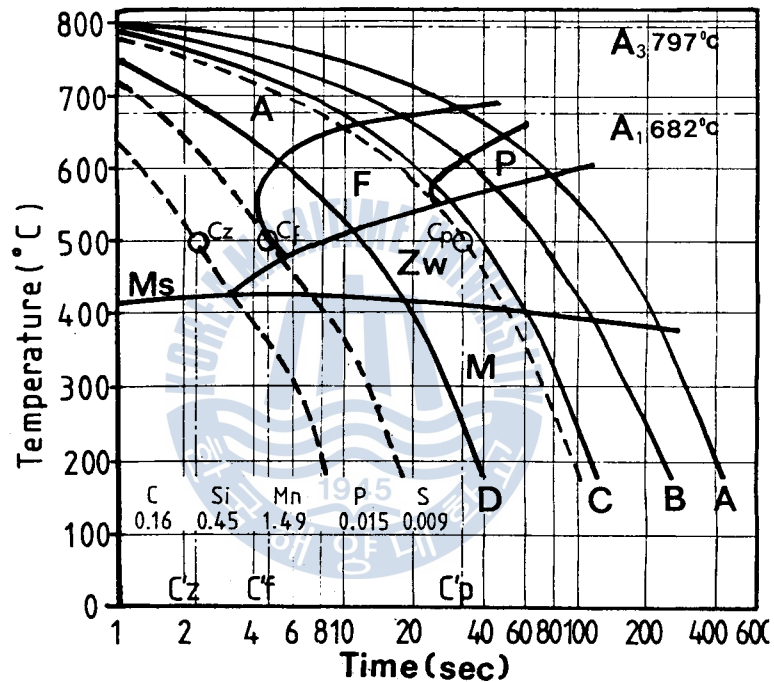


Fig. 9 SH-CCT curve of SM 50 steel

이러한 Fig.9의 SH-CCT 曲線과 Photo.5의 組織 寫眞으로부터 800°C ~ 500°C 間的 冷却時間이 짧아 짐에 따라 매우 粗大한 結晶粒 狀態로 부터 微細한 結晶粒 狀態로 變化하고 있다.

또한 基地組織은 冷却時間이 빠를수록 Bainite 組織이 減少되고 Ferrite와 Martensite 組織으로 바뀌고 있으며, 800°C ~ 500°C 間的 冷却時間이 12秒인 경우는 Martensite의 容積比가 60% 이상으로 增加하고 있으며 Micro Vickers의 硬度値는 組織의 變化와 함께 冷却 時間의 減少에 따라 急增하고 있음을 알 수 있다.



Fig.10는 熱 싸이클의 變化에 따른 A, B, C, D 試驗片이  $-20^{\circ}\text{C}$ 에 있어서 샤르피 衝擊吸收 에너지의 變化를 나타낸 것이다.

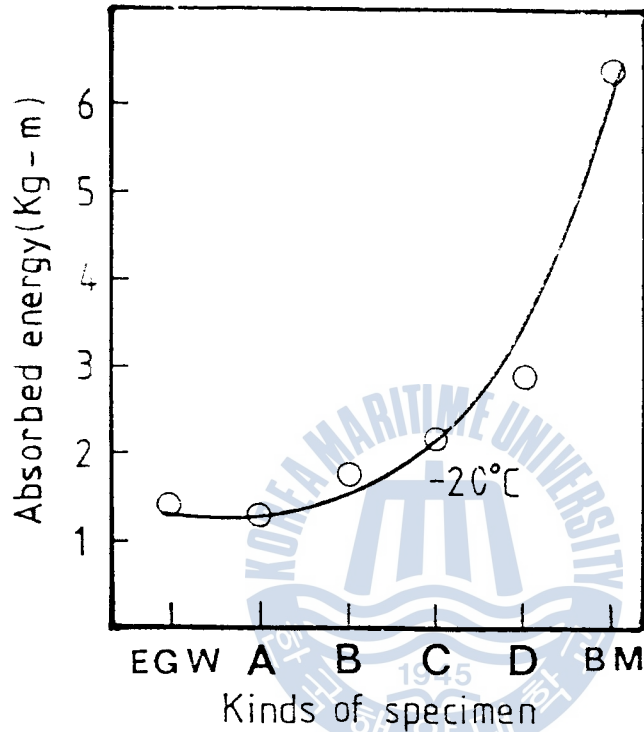


Fig. 10 Absorbed energy with change of cooling rate

이 結果는  $800^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  間의 冷却時間이 짧아 짐에 따라 靱性이 增加하고 있음을 보이고 있다. 이것을 定量的으로 考察하면, 本 實驗의 일렉트로 가스 熔接인 경우를 再現한 試驗片 A의 衝擊吸收 에너지를 基準으로 했을때 試驗片 B는 吸收에너지가 約 35% 向上하였고, 試驗片 C는 約 60% 試驗片 D는 2배가 넘는 約 110% 程度 向上 하였음을 보이고 있다.

以上の 考察에서 靱性의 增加는  $800^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  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 SMA 50 高張力 鋼材를 對象으로 大入熱 熔接인 일렉트로 가스 熔接 (EGW) 과 手動被覆 아아크 熔接 (SMAW) 을 各各 實施하여 熔接 본드부의 機械的 特性變化를 比較 考察하고, 再現 熱 사이클 試驗 (SH-CCT) 에 의하여 熱 사이클의 變化에 따른 본드부의 韌性 變化를 定量的으로 究명한 結果, 다음과 같은 結論을 얻었다.

- 1) 일렉트로 가스 熔接 (入熱 102.6 KJ/cm) 後 본드부의 冷却時間은 800°C ~ 500°C에서 147 秒로써 冷却速度 (Cooling rate) 는 20°C/sec 로 緩慢한 데 비해 手動被覆 아아크 熔接 (入熱 21.6 KJ/cm) 은 800°C ~ 500°C 사이에서 冷却時間은 33 秒 冷却速度 (Cooling rate) 9.1°C/sec 로서 急冷이다.
- 2) 일렉트로 가스 熔接時 熱影響部の 結晶粒粗大化 領域은 手動被覆 아아크 熔接의 경우에 비해 約 3 倍 程度 넓게 나타난다.
- 3) SMA 50 鋼材의 大入熱 熔接 (EGW) 時 본드부의 硬度變化는 最高 Hv (300 g) 240 을 넘지 않으므로 JIS 規格 Hv (10) 350 에 對해서는 매우 良好하다.
- 4) 母材 金屬의 衝擊 吸收 에너지를 基準으로 하였을때 手動被覆 아아크 熔接의 본드부는 約 77 %, 大入熱 熔接인 일렉트로 가스 熔接 본드부는 約 21 %에 該當하는 衝擊 吸收 에너지를 갖고 있다.
- 5) SMA 50 鋼材인 母材의 延性-脆性 遷移 領域은 -40°C ~ -60°C 가 되며, 手動被覆 아아크 熔接時 본드부는 -20°C ~ -60°C, 일렉트로 가스 熔接時 본드부는 +20°C ~ -40°C 로 되어 入熱量이 많은 쪽이 遷移 領域은 擴大되고 遷移溫度는 上昇되고 있다.
- 6) 手動被覆 아아크 熔接 및 일렉트로 가스 熔接 後 본드부의 硬度值과 Prior austenite grain size 의 關係를 比較하면 硬度值에 對해서는 큰 차이가 없다.

그러나 Prior austenite grain size 는 일렉트로 가스 熔接部の 結晶粒자의 크기가 手動被覆 아아크 熔接部の 경우보다 2 倍程度 크다. 따라서 韌性值은 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°C ~ 500°C에 있어서 본드부의 冷却速度를 빨리 함으로써 韌性值을 向上시킬 수 있다. 이것은 Austenite 粒子 成長을 억제하는 效果를 가져오기 때문이다. 그러므로 韌性值의 向上을 爲해서는 粒子 成長을 억제하는 合金元素를 添加할 必要가 있다.

## 參 考 文 獻

- 1) 金永植 : 高張力鋼 熔接後의 問題點, 大韓機械學會誌, Vol. 22, No. 3, 1982, p.175 ~ 183.
- 2) 荒木透外 4 人 : 鐵鋼의 熔接, 朝倉書店, 1974, p.133 ~ 140.

- 3) 新 成夫: 熔接冶金學, 丸善株式會社, 1972, p.235 ~ 274.
- 4) 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 熔接継手の脆性破壊強度評價に關する 研究報告書, 研究資料, No. 244, 1976. 3, p.1 ~ 10, p.50 ~ 80.
- 5) 李鍾鳳, 金永植: 60 kg/mm<sup>2</sup> 調質 高張力鋼の 熔接性 研究, 大韓金屬學會誌 Vol.20, No.2, 1982, p.20 ~ 32.
- 6) 菊 田, 荒木 外 3人: 高張力鋼 熔接ボンド部の靱性に關する研究(第一報), 熔接學會誌, Vol. 43, No.10, 1974, p.95.
- 7) JSSC 極厚 高張力鋼 熔接研究: 大型熔接 構造物の 熔接割れに關する研究(その3), JSSC. 11-116, 1975, p.17 ~ 36.
- 8) 稻垣道夫 外1人: 高張力鋼, 低溫用鋼の熔接, 産報出版, 1978, p. 21 ~ 42.
- 9) 韓國工業規格協會: KS 鐵鋼, 1980, p.493 ~ 498.
- 10) 瀨尾健二, 正木順一: シセルビー衝擊試験による熔接部切欠靱性 評價に對する一考察, 日本熔接學會誌, Vol.51, No. 3 1982, p.39 ~ 45.
- 11) 日本熔接協會: インプラント形 熔接割れ試験方法, WES. 1104~, 1980, p.10.
- 12) 日本規格協會[JIS]: JIS 鐵鋼, 1982, p. 30.
- 13) 藤原 諒, 田中俊明, 野靜雄: 低溫用鋼の再現熔接熱影響部の破壊靱性について(第1報) 日本熔接學會誌, Vol.50, No.10, 1981, p.62 ~ 67.
- 14) 鈴 木, 田村博: 熔接 金屬學, 産報出版, 1978, p.51 ~ 82.
- 15) 佐 藤, 山 戸: 50 ~ 60 キロ非調質鋼 熔接 熱影響部の組織とじん性, 日本熔接學會誌, Vol. 50, No. 1, 1981, p.11 ~ 19.
- 16) 井 川, 新・大重: 熔接熱影響部の結晶粒 粗大化に關する研究(第1報), 熔接學會誌, Vol.42, No.2, 1973, p.46 ~ 56.
- 17) 井川博, 新成夫, 大重廣明 馬久地裕: 熔接熱影響部の結晶粒 粗大化に關する研究(第4報), 熔接學會誌, Vol.46, No. 5, 1977, p.38 ~ 46.
- 18) 鈴木春義・稻垣道夫, 田村博 外2人: 熔接技術講座3, 日刊工業新聞社, 1973, p. 73 ~ 142.
- 19) American Society for Metals: Metal Hand Book, Metallography, Structure & Phase Diagram, Vol. 8, 1973, p.37 ~ 47.
- 20) 井川博, 新成夫, 大重廣明 馬久地裕: 熔接熱影響部の結晶粒 粗大化に關する研究(第8報), 熔接學會誌, Vol.46, No.10, 1977, p. 5 ~ 12.
- 21) 熔接學會編: 熔接便覽, 丸善(株), 1978, p.918.
- 22) 稻 垣・宇 田・金 澤: 各種 高張力鋼の熔接用 連續冷却 變態圖, 金屬材料 技術研究所 研究報告, Vol.5, No.3, 1962.
- 23) 稻垣道夫, 春日井孝昌: 單純系試作鋼の熔接用 SH-CCT 圖におよぼすCの影響(第1報), 金屬材料研究所研究報告, 1971, Vol. 14, No. 3, p.34 ~ 47.
- 24) 稻垣道夫, 宇田雅廣: 2H Super および 2H Ultra 鋼の熔接用 SH-CCT 圖, 金屬材料技術研究所 研究報告, 1963, Vol.6, No.1, p.32 ~ 44.

# 아크가 抑制된 遮斷器의 開發에 關한 研究(其1)

鄭 承 煥

A Study on the Suppress Method of Arc on A  
Electromagnetic Contactor.

*Seung-hwan Jung*

.....〈目 次〉.....

1. 序 論
  2. 理 論
    - 2.1 交流 아크發生 및 消弧 메카니즘
    - 2.2 아크 發生量이 最少가 되는 條件
    - 2.3 電磁開閉器의 運動方程式
  3. 實 驗
    - 3.1 實驗裝置 概況
    - 3.2 接點 開放時期 調節 電子回路
  4. 實驗 結果 및 檢討
    - 4.1 勵磁코일 消磁時期 調節과 아크考察
    - 4.2 아크 最少點 索出
  5. 結 論
- 附 錄
- I. DC 勵磁用 接點開放 制御 電子回路 및 解說
  - II. AC 勵磁用 接點開放 制御 電子回路 및 解說
  - III. 接點速度 및 變位曲線
  - IV. 電子計算 Flowchart 및 Program