

大韓熔接學會誌
第2卷第2號 1984年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 2, No. 2, Dec., 1984

Cr-Mo鋼 熔接熱影響部の 破壊靱성과 熔接入熱量에 관한 研究(I)

(HAZ 固有組織을 중심으로)

林 載 奎* · 鄭 世 喜**

Study on Fracture Toughness and Heat Input in Weld HAZ of Cr-Mo Steel (I)

(welding structure)

by

J. K Lim* · S. H Chung**

Abstract

Construction of welding structure is greatly dependent upon welding heat cycle. Fracture toughness is decreased remarkably due to coarse grained HAZ and inequal residual stress of three dimensions to originate in welding.

Post weld heat treatment(PWHT) is carried out to increase the fracture toughness in HAZ and to remove the residual stress. There occur some problems such as toughness decrement and stress relief cracking(SRC) in the coarse grained HAZ subject to the effect of tempering treatment.

Therefore, in this paper, the effect of heat inputs affecting cooling rate and PWHT under the no stress on fracture toughness were evaluated by crack opening displacement (COD), SEM and micro-hardness test.

Experimental results are as follows;

1. Fracture toughness of weld HAZ is dependent upon weld heat cycle and it is decreased with increment of heat input, but the degree of improvement of fracture toughness after PWHT was linearly increased with heat input.

2. Hardness of the parent metal is not changed, but the softening of coarse grained HAZ is remarkable due to PWHT.

3. Fracture surface of as-weld show the perfect brittle fracture with the cleavage fracture, but after PWHT they appear the ductile fracture surface with dimple.

1. 序 論

鋼熔接部에서 熱影響部(heat affected zone: HAZ) 組織은 加熱溫度的 高低와 維持時間, 그리고 冷却速度에 크게 의존한다. 다시 말해서 bond 近處에 있는 舊 austenite의 粒度, HAZ의 有効幅, 그리고 HAZ의 硬

度, 즉 미시조직은 熔接熱 cycle에 의해서 달라지며, 이들 要因中 特히 冷却速度는 HAZ 組織의 形成에 크게 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.

더욱이 HAZ 中の bond부는 熔接熱에 의해서 1300°C 근처까지 急速的으로 加熱, 冷却된 곳으로 組織은 粗大化될 뿐만 아니라 martensite와 같이 硬도가 높은 組織이 생성되며, 그 결과 crack이 쉽게 일어나거나 靱성이

* 전북대학교 기계공학과, 정회원

** 전북대학교 정밀기계공학과, 정회원

현저하게 떨어져 있다. 실제로 鋼熔接 構造物에 있어서 이와같은 문제점이 많이 있음이 알려져 있다.¹⁻³⁾ 또한 熔接部에는 熔接時에 발생하는 3軸性的 不均一한 殘留應력과 熔接變形이 복합적으로 作用하고 있어서 熔接 HAZ의 破壊靱성을 低下시키는 原因이 되고 있다.⁴⁾ 그러므로 壓力容器와 같은 大型 熔接이음은 熔接時 熔接熱에 의해서 誘起된 殘留應력과 熔接時 吸收된 水素를 제거할 목적으로 熔接後熱處理(post weld heat treatment: PWHT)를 實施하는 경우가 많다. 그러나 이 熱處理過程에서 HAZ의 破壊靱성은 tempering 效果 때문에 劣化되고 있음이 알려져 있음으로⁵⁾ 熔接 HAZ의 靱성을 評價할 때 tempering 效果를 어떻게 取扱하는가는 대단히 중요한 것이다. 著者 등은 이를 解明하는 一連의 研究에서 PWHT時 維持時間과 HAZ의 殘留應력이 破壊靱성에 影響을 미치고 있음¹²⁾ 밝힌바 있다. 그러나 PWHT embrittlement의 機構를 보다 구체적으로 究明하기 위해서는 대상이 되는 HAZ의 組織依存性도 고려해야 된다고 본다.

따라서 본 연구에서는 冷却速度에 影響을 주는 入熱量을 변화시킬 때 HAZ 組織의 변화와 이들 組織에 대한 無應力下에서의 PWHT가 이들 組織의 破壊靱성에 어떤 影響을 미치고 있는가를 組織에 대한 冶金學的 관찰과 小型굽힘 COD 破壊靱성 實驗을 통하여 상세히 고찰하였다.

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties

(a) Chemical compositions (wt %)

| C | Si | Mn | P | S |
|-------|------|------|-------|-------|
| 0.39 | 0.26 | 0.72 | 0.025 | 0.008 |
| Cu | Ni | Cr | Mo | |
| 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 ($^{\circ}C$) | Current (A) | Voltage (V) | Welding speed (cm/min) | Wire dia(mm) |
|---------------------------|--|-------------|-------------|-------------------------------|--------------|
| 10 | 200 | 300 | 20 | 36 | 3.2 |
| 30 | 200 | 500 | 30 | 30 | 3.2 |
| 40 | 200 | 500 | 40 | 30 | 3.2 |

2. 試驗片 및 實驗方法

2.1 材料 및 試驗片

本 實驗에 사용된 試驗材는 板두께 16mm의 Cr-Mo 鋼板으로 化學成分 및 機械的 性質은 Table 1과 같다. 熔接試驗片을 얻기 위해 Fig. 1과 같이 15.0×300mm 크기로 切斷한 후 그 表面에 壓延方向과 直角方向으로 깊이3mm의 90°V 홈을 機械加工 하였다. 破壊靱성에 미치는 熔接組織의 影響을 알아보기 위해 熔接入熱量을 10kJ/cm, 30kJ/cm, -40kJ/cm로 變化시켰으며, 서브머지드 아아크 自動熔接機로 (Table 2와 같은 용접조건으로) 一層熔接을 實施하였다.

위와 같은 조건으로 행한 熔接斷面의 마이크로 부식 사진은 Photo 1 (a)(b)(c)와 같다. 여기서 熔着金屬은 典型的인 樹枝狀組織을 나타내며, 熔接 HAZ의 양상은 入熱量에 따라 다른 것을 볼 수 있다.

試驗片은 길이 방향이 鋼板의 壓延方向과 일치하게 하였으며 notch設定位置를 확인한 후 10×10×70mm 크기로 가공하였다. notch 가공은 L-S type⁶⁾으로 두께 0.3mm의 切斷圓板을 사용하여 板두께 방향으로 2mm 깊이의 slit 가공하였다. notch 先端의 위치는 Fig. 2와 같이 熔接 bead의 중앙부에서 bond에 접한 粗大結晶組織에 위치하도록 하였다.

2.2 實驗方法

Fig. 3은 熱處理爐의 개략도이다. 熱處理 條件은 加

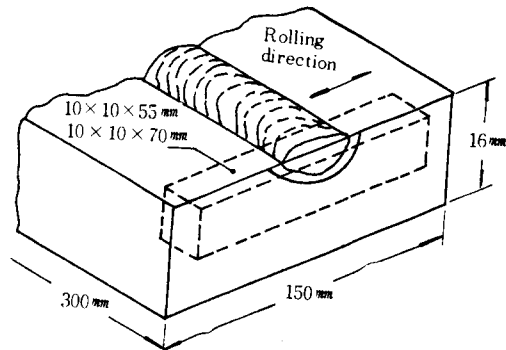
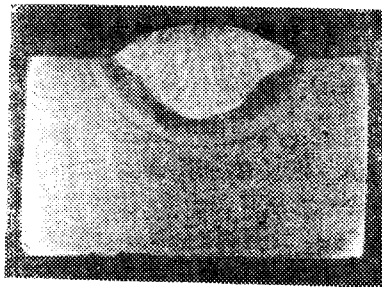
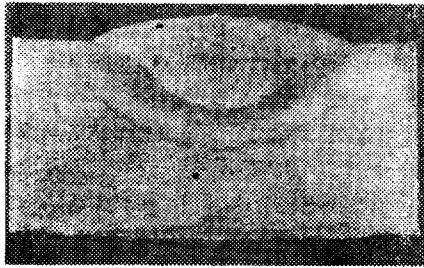


Fig. 1. Welding plate configuration and extraction of specimens.



(a) Heat input: 10kJ/cm



(b) Heat input: 30kJ/cm



(c) Heat input: 40KJ/cm

Photo. 1: Macroetch photographs of the bead weldment.

熱速度 220°C/hr로 650°C에서 1/4hr 유지한 후 爐冷시켰으며 이때 평균속도는 278°C/hr이었다. 4點 순수 굽힘 상태에서 熱處理를 받은 각종 試驗片은 Charpy型

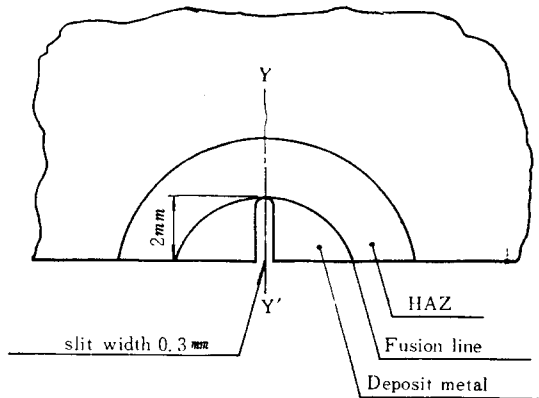


Fig. 2. Schematic illustration of slit location.

標準試片으로 再加工되어 小型굽힘 COD破壞靱性試驗⁷⁾에 제공되었다. Fig. 4는 이 試驗裝置의 개략도로서 사용한 試驗機는 10ton 容量의 萬能試驗機로 試驗溫度範圍는 -175°C~50°C였으며 低溫분위기는 액체질소를 低溫槽에 流入시켜 얻었다. 한편 熱處理에 의한 材質의 변화를 알아보기 위한 방법으로 -notch先端 近傍에서의 微小硬度分布를 조사하였다. 측정방법은 Fig. 2에 서와 같이 Y-Y'線上, 즉 notch位置線上에 融合境界로부터 板두께 방향으로 每 100 μ m의 간격으로 硬度를 측정하였으며 사용된 硬度計는 Vickers 微小硬度計로써 測定荷重은 100g이었다. 破斷試驗이 끝난 試驗片은 走査 전자현미경으로 破面觀察을 하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3-1 熔接 熱影響部の 微小硬度

Photo 2(a)는 本 實驗에 제공된 Cr-Mo鋼의 현미경 조직 사진이며 이 材質의 平均 微小硬度는 Hv=270이다. 이러한 組織을 갖는 母材에 10, 30, 40kJ/cm인 3種의 入熱條件으로 熔接된 熔接 HAZ組織을 보면 Photo 2

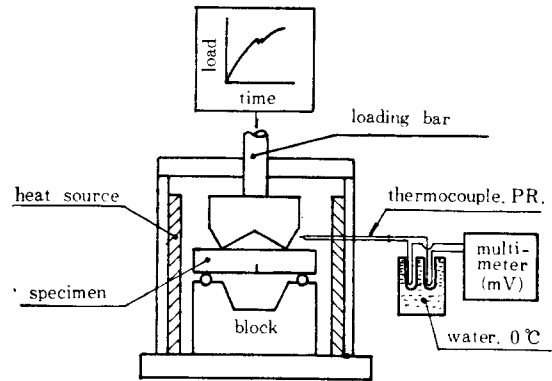


Fig. 3. Schematic diagram of heat treatment furnace.

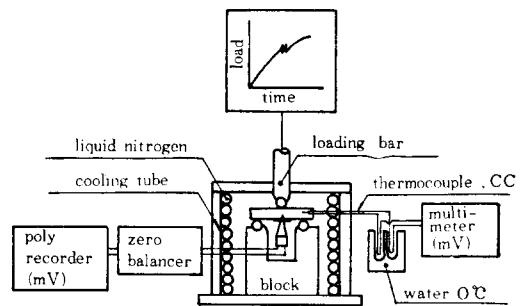
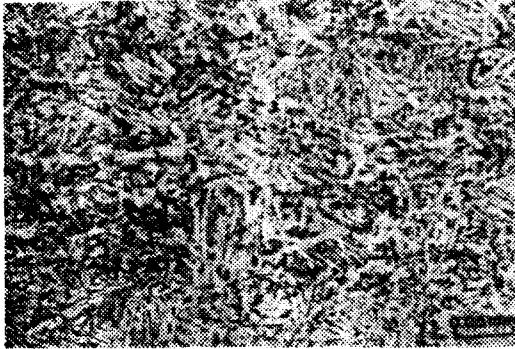


Fig. 4 Schematic diagram of COD test equipment.

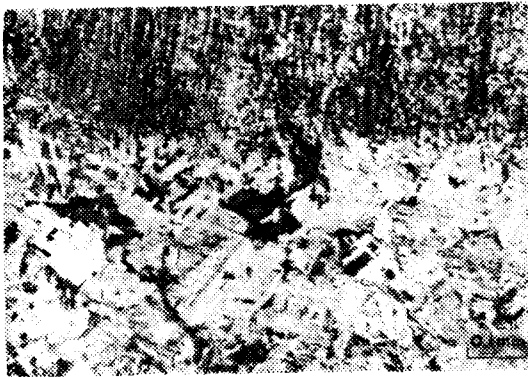
(b)에 예시한 것과 같이 어느 것이나 融合境界에 따라 粗大화된 舊 austenite 結晶粒은 融合境界로 부터 멀어짐에 따라 점차로 細粒化되어 母材에 이르고 있다. 한편 Kameda⁹⁾ Dolby⁹⁾ 등의 研究에 따르면 熔融線에 인접한 舊 austenite 의 結晶粒徑은 HAZ 의 破壞靱성에 영향을 주며, 結晶粒徑이 커짐에 따라 破壞靱성은 저하하는 것으로 알려지고 있다. 本 實驗條件에 따른 notch 先端位置, 즉 熔融線에서의 最大結晶의 크기를 측정한

바, 入熱量 10, 30, 40kJ/cm에 대해서 각각 70, 76, 120 μm 으로 入熱량이 커짐에 따라 粒子徑도 증가되고 있다.

이와같이 熔接 HAZ 에는 복잡한 微視組織이 존재하며, 熔接入熱, 豫熱溫度, 板厚形狀 등이 이러한 組織形成에 현저하게 영향을 주고 있는 것으로 알려지고 있다. Fig. 5는 위의 組織形成에 영향을 주는 因子 중의 熔接 入熱量에 따른 as-weld 材의 微小硬度分布를 측정한 한 예이다. 각 入熱量에 따른 微小硬度의 분포를 살펴보면 入熱량의 어느 경우에서도 硬度는 融合境界에 인접한 粗大結晶域의 martensite, bainite 組織에서 最高値를 보이고 있으며, 어느 거리까지는 비교적 均一한 硬度値를 보이다가 融合境界로 부터 멀어짐에 따라 점차로 저하하여 母材의 硬度値에 接近해가고 있다. 著者 등이 提案한 HAZ 組織判別法¹⁰⁾에 따르면 이 硬度値 一定域(Lc)은 微視的 構成要素의 混合비가 일정한 영역임을 알 수가 있다. Table. 3은 HAZ 組織에 대한 冶金學的 관찰 결과로서 入熱量이 증가함에 따라 HAZ 組織의 破壞靱性 parameter P_{HT} ¹⁰⁾는 線型的으로 감소하고 있음을 Fig. 6을 통하여서 볼 수 있다.



(a) Parent metal



(b) As-weld (40kJ/cm)

Photo. 2: Microstructure of parent metal and weld HAZ

한편 壓力容器와 같은 실제 熔接構造物의 製作過程에서는 殘留應力을 제거할 目的으로 熔接後熱處理가 실시되고 있다. 따라서 이러한 PWHT가 이들 HAZ의 破壞靱성에 어떻게 영향을 미치는가를 밝히는 것은 熔接構造物의 設計, 施工上 重要하다. 여기서 먼저 熔接 殘留應力과 熔接後熱處理에 의한 靱性變化에 관한 기초로서 殘留應力이 제거된 상태($\sigma=0\text{kg/mm}^2$)에서 PWHT를 행하고 이에 의한 組織의 變化를 살펴보기로 한다. Komura¹¹⁾ 등의 實驗에 따르면 實熔接構造物의 熔接이음을 Charpy試片 크기로 切斷하면 殘留된 應力은 거의 전부 解放되는 것으로 되어 있다. 따라서 여기에 사용된 試驗片의 熔接 HAZ 에는 殘留應力이 거의 完

Table 3. Characteristic quantities in weld HAZ

| Heat Input (kJ/cm) | Condition | T _{tr} (°C) | (ΔT_{tr}) _{AS} (°C) | Hv | Lc | X _{A1} | P _{HT} | (Hv) _{max} |
|--------------------|-----------|----------------------|--|-----|-----|-----------------|-----------------|---------------------|
| | Parent | -63 | | 270 | | | | |
| 10 | As weld | -44 | 0 | 330 | 1.7 | 2.8 | 3.24 | 370 |
| | PWHT | -120 | -76 | 230 | 1.2 | 1.6 | | |
| 30 | As weld | 12 | 0 | 360 | 2.1 | 2.8 | 2.64 | 420 |
| | PWHT | -143 | -155 | 270 | 1.8 | 2.6 | | |
| 40 | As weld | 64 | 0 | 320 | 2.8 | 3.4 | 2.26 | 370 |
| | PWHT | -155 | -219 | 190 | 1.4 | 2.0 | | |

Lc: 硬度均一區間の 길이(mm)
 X_{A1}: fusion line으로부터 A₁ 變態點까지의 거리(mm)
 (Hv)_{max}: 最大硬度

全하게 제거되었다고 볼 수 있다. Fig. 7은 無應力狀態에서 PWHT된 HAZ에서의 硬度分布의 한 예이다. 이 線圖는 앞서 제시한 入熱量 30kJ/cm의 線圖로 이 分布圖를 處理前 as-weld材의 分布圖와를 비교하면 變質層의 外側인 母材의 硬度는 거의 變化되지 않았음에도 粗大結晶域에서의 軟化는 현저하게 일어나고 있음을

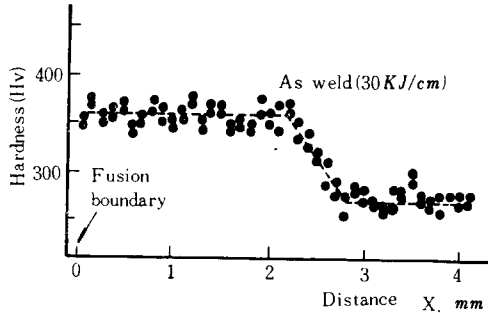


Fig. 5. Hardness distribution in weld HAZ (as-weld)

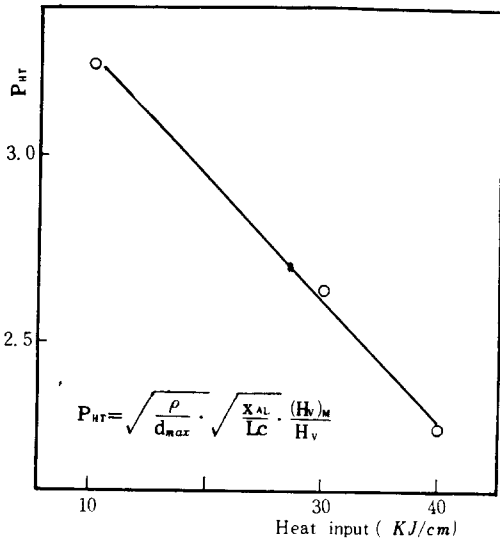


Fig. 6. Relation between P_{HR} and heat input.

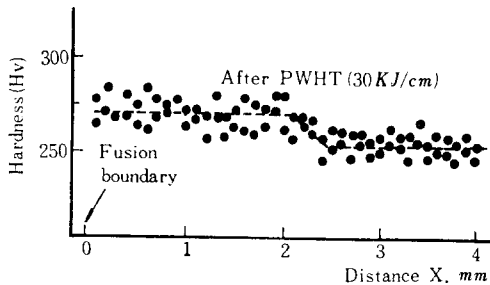


Fig. 7. Hardness distribution in weld HAZ after PWHT (PWHT conditions: 650 °C, 1/4 hr, 220°C/hr)

볼 수 있다. 이러한 경향은 10kJ/cm나 40kJ/cm의 경우에도 볼 수가 있어서 Lc부분의 微小硬度가 10kJ/cm의 as-weld材에서 330이던 것이 PWHT에 의해 230으로 軟化되었으며 30kJ/cm에서는 360이던 것이 270으로 40kJ/cm에서는 320이던 것이 190으로 軟化되었다. 이들에 대한 測定値는 Table 3에 併記하였다.

3.2 低温破壊靱性

Fig. 8은 入熱량을 달리한 3種의 熔接 HAZ에 대한 小型굽힘 COD破壞靱性 實驗의 結果로써 限界開口量과 試驗溫度의 관계로 나타낸 것이다. 이들 HAZ組織에 대한 限界開口變位 δ_c 의 溫度 依存曲線은 母材의 그것보다 高溫側으로 이동하고 있다. 이는 熔接에 의해서 母材組織이 熔接 HAZ組織으로 變態됨으로써 材質이 脆化되고 있음을 말해주고 있다. 더우기 熔接入熱量이 10kJ/cm, 30kJ/cm, 40kJ/cm로 증가함에 따라 COD曲線은 더욱더 高溫側으로 이동되고 있어서 入熱량이 증가함에 따라 조직의 脆化程度는 커지고 있음을 알 수 있다. 이들 線圖로부터 각 試驗條件에 대한 延脆性遷移溫度(Transition temperature : $(T_{tr})_{\delta_c} = 250\mu m^{1/2}$)를 구하여 앞서 구한 靱性 parameter, P_{HT} 로 이 T_{tr} 을 정리하면 Fig. 9와 같다. 여기에서 P_{HT} 와 T_{tr} 사이에는 線形的인 관계가 있으며, P_{HT} 가 증가하면 靱性は 향상되고, 3種의 入熱量 중에서 10kJ/cm의 靱性이 가장 큼을 알 수 있다. 따라서 Fig. 6의 P_{HT} -入熱量 關係圖로부터 앞으로의 靱性を 入熱量으로 정리해도 충분히 만족할 수 있음을 알 수가 있다. 한편 PWHT材에 대한 低温破壊靱性 試驗 結果를 보면 Fig. 8에서 볼 수 있듯이 어떤 條件으로 熔接을 하였든 無應力狀態에서 後熱處理를 하면 as-weld材에 비하여 曲線이

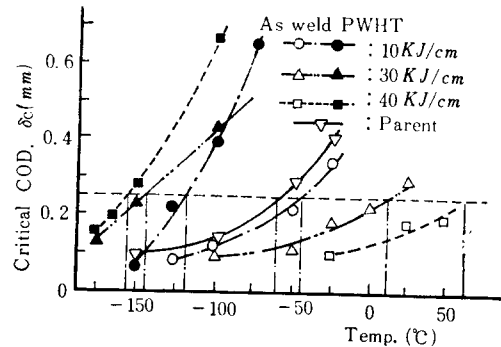


Fig. 8. Relation between critical COD and testing temperature for heat input. (PWHT conditions: 650°C, 1/4 hr, 220°C/hr)

低溫側으로 옮겨가고 있어서 靱性이 향상되고 있음을 알 수 있다. 그런데 特異한 것은 入熱量에 따라 가장 脆化되었던 40kJ/cm의 熔接 HAZ의 靱性이 熱處理를 함으로 靱性의 향상 정도가 가장 크게 나타나 있음을 알 수 있다. 이 사실은 硬度測定에서 이 組織의 熱處理前 硬度가 Hv=320이었던 것이 熱處理後에는 약 40% 감소된 Hv=190로 軟化된 사실로 부터 熔接施工時 형성된 as-weld 組織과 PWHT 効果에는 밀접한 관계가 있음을 말해 주고 있다. Fig. 10은 각 入熱量에 따른 T_{tr} 의 變化를 나타낸 것이다. T_{tr} 이 -63°C이던 母材를 10kJ/cm의 入熱量으로 熔接하면 -44°C로 약 20°C만큼 상승하고 있으며 入熱量이 증가하면 30kJ/cm와 40 kJ/cm에서 각각 그 上昇幅이 75°C, 127°C로 증가하여, 入熱量이 증가하므로써 아주 脆化되고 있음을 볼 수 있다. 그런데 이와같이 脆化된 熔接材를 PWHT를 하면 10kJ/cm가 -120°C로 76°C 만큼 감소하여 靱성은 향상되고 있다. 더우기 30kJ/cm에서는 -143°C로 155°C 만큼 향상되고, 40kJ/cm로 熔接入熱量이 증가하므로 靱性向上 程度는 더욱 커서 +64°C이던 遷移溫度가 -155°C로 되어 219°C 만큼의 熔接 HAZ靱性이 향상되고 있다. 이것은 結晶粒의 크기가 클수록 PWHT 感度가 크게 나타나고 있음을 보여주고 있다. Fig. 11은 as-weld材를 PWHT하므로써 破壞靱性의 개선이 어떠한지를 알아보기 위하여 as-weld 材와의 遷移溫度差(ΔT_{tr})_{as}와 熔接 入熱量과의 관계를 나타낸다. 이것은 熔接 入熱量에 따라 PWHT에 의한 破壞靱性 依存度가 크게 나타나고 있음을 알 수 있다. 특히 as-weld 材에 대한 T_{tr} 의 差(ΔT_{tr})_{as}는 入熱量이 증가함에 따라 線形的으로 감소됨을 알 수 있다. 즉 熔接 入熱量이 클수록 PWHT를 하므로써 破壞靱性의 改善程度가 크다는 것을 알게 되었다. 이상의 결과로부터 HAZ에

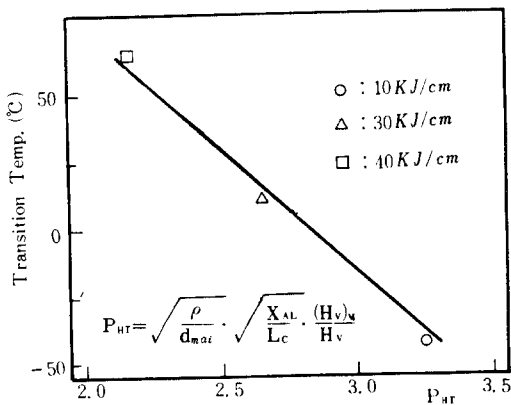


Fig. 9. Relation between P_{HR} and COD transition temperature in as-welded HAZ.

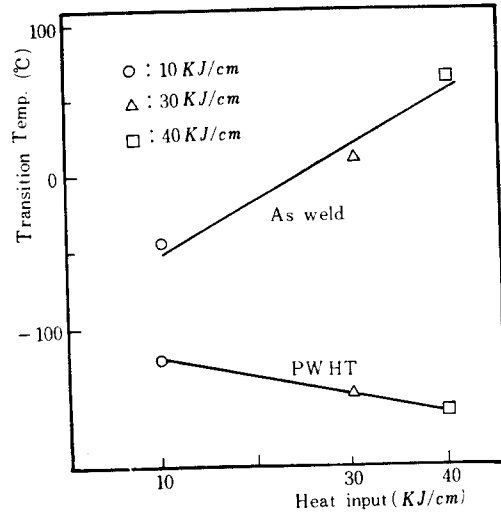


Fig. 10. Relation between T_{tr} and heat input.

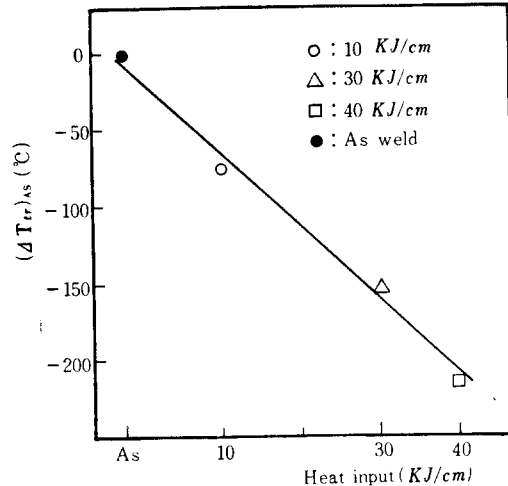


Fig. 11. Relation between $(\Delta T_{tr})_{as}$ and heat input.

殘留應力이 작용하지 않은 HAZ 固有組織의 靱性은 PWHT에 의해서 크게 향상된다는 사실을 밝힐 수가 있다.

3-3 破面 觀察

Photo. 3(a), (b), (c), (d)는 母材와 각종 熔接 試驗片들을 破壞靱性 試驗한 후 그 破斷面을 전자현미경(SEM)으로 관찰한 사진들이다. 사진(a)는 -100°C에서 破斷시킨 母材의 破面으로서 이때 限界 COD값 $\delta_c=0.14mm$ 이다. 이를보면 notch先端에서의 塑性變形을 確認할 수가 없으며, 破面은 대부분 劈開와 약간의 擬劈開가 混

在된 破面으로 거의 완전한 脆性破壞를 하고 있다.

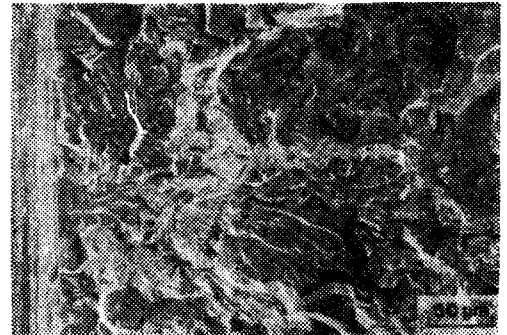
사진 (b), (c)는 10 및 30kJ/cm로 熔接한 HAZ組織에 對한 것으로 전자와 동일한 試驗溫度인 -100°C 에서 破斷시킨 破面이다. 양자 공히 劈開破面으로 완전한 脆性破壞의 破面을 보여주고 있어서 母材의 破面に 비하여 약간 더 脆化되고 있음을 볼 수가 있다. 이들의 δc 값은 각각 0.12와 0.1mm였다. 이에 대하여 40 kJ/cm로 熔接한 경우는 (d)사진에서 보는 바와 같이 試驗溫度가 $+75^{\circ}\text{C}$ 상승했음에도 불구하고 위의 두 경우와 비슷한 完全脆性破面을 보이고 있어서 遷移溫度의 上昇幅 만큼 더 脆化되고 있음을 볼 수가 있다. 이상의 사진 관찰 결과는 앞서의 Fig. 8의 COD 遷移曲線의 樣相을 정확하게 뒷받침해 주고 있다. 다시 말하여 熔接時 入熱量의 증가는 그만큼 더 HAZ 粗大組織을 脆化시키고 있음을 말해주고 있다. 이와같은 破面學動을 보이는 as-weld材의 HAZ組織을 前述한 바와 같이 650°C 까지 加熱速度 220°C/hr 로 加熱하고 1/4hr 維持한후 爐冷시키는 條件으로 PWHT를 하면 破面은 다음과 같이 변화한다. photo 4(a)는 入熱量 10kJ/cm의 경우도 notch先端에 약 $80\mu\text{m}$ 程度의 stretch zone을 보이고 있을 뿐만 아니라 약간의 延性和 擬劈開破面이 混在하고 있음을 보이고 있다. 따라서 as-weld材인 Photo 3(b)와 비교할 때 상당한 韌性的 향상을 보이고 있다. 다시 入熱量이 증가된 30kJ/cm의 경우는 Photo 4(b)와 같다. 이를 보면 as-weld材의 경우와는 아주 다르게 notch先端으로부터 약 $400\mu\text{m}$ 까지는 dimple이 관찰된 후에 脆性破壞를 하고 있으나 이 脆性破面도 完全脆性인 as-weld材 때와는 달리 약간의 擬劈開破面을 관찰할 수가 있을 뿐 거의 전부가 延性破面을 하고 있다. Photo 4(c)는 入熱量 40kJ/cm의 경우로 notch先端으로부터 약 $250\mu\text{m}$ 길이까지 shear lip이 形成된 후 劈開破面을 나타내고 있다. 다시 말하여 as-weld材의 HAZ와 비교해 보면 현격한 韌性的 회복을 가져오고 있음을 알 수가 있다. 이상의 관찰에서 다음과 같은 사실을 확인할 수가 있다. 즉 熔接에 의해 脆化되었던



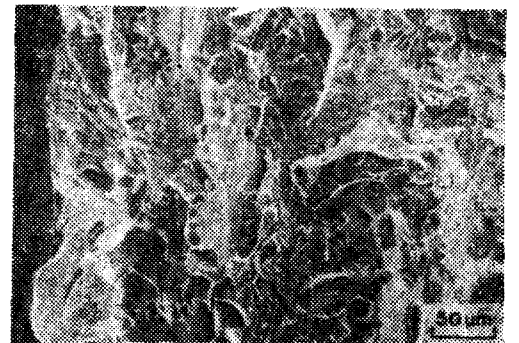
(a) Parent metal



(b) Heat input: 10kJ/cm

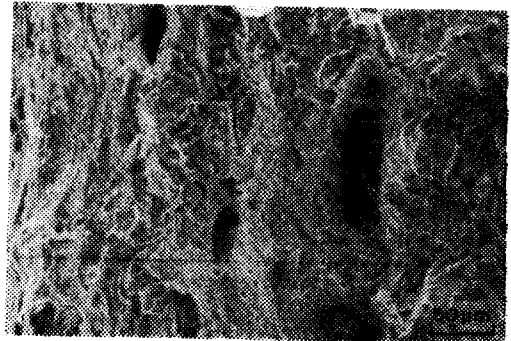


(c) Heat input: 30kJ/cm

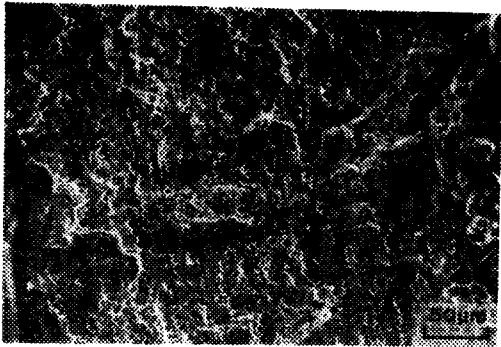


(d) Heat input: 40kJ/cm

Photo. 3. Difference of fracture surface of as-weld for heat input and parent metal (test temperature: -100°C)



(a) Heat input: 10kJ/cm



(b) Heat input: 30kJ/cm

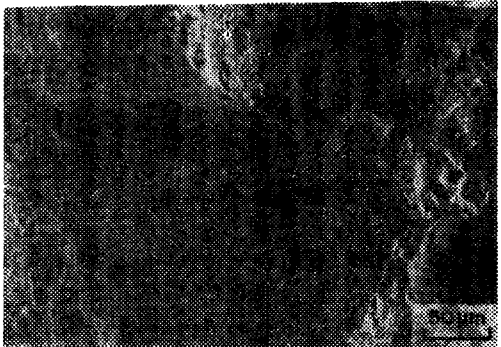


Photo. 4. Difference of fracture surface for heat input after PWHT. (test temp: -100°C , PWHT conditions: 650°C , $1/4$ hr, 220°C/hr)

熔接 HAZ의 粗大組織은 殘留應力이 없는 상태에서 650°C 까지 가열시키는 單純한 熱處理로 組織이 改善되어 靱성은 크게 향상되고 있으며 熔接入熱量이 커짐에 따라 그 개선의 程度를 크게 하고 있다. 이와같은 사실은 小型급찢 COD破壞靱性試驗 結果와 잘 일치하고있다.

4. 結 論

Cr-Mo 鋼의 HAZ組織을 대상으로 入熱량을 변화시키며 HAZ組織의 변화와 無應力下에서의 PWHT가 이들 조직의 파괴인성에 어떠한 영향을 미치는가를 COD破壞靱性試驗, 微小硬度試驗 그리고 破面觀察을 통하여 고찰하였으며, 얻어진 결과는 다음과 같다.

1. 熔接 HAZ組織의 破壞靱성은 熔接熱 cycle 의존성이 있으며, 入熱량이 증가함에 따라 as-weld材의 靱性値는 저하하나 熱處理材의 靱性値 改善은 線形的으로 증가한다.
2. PWHT에 의해 母材의 硬度는 거의 변화되지 않았으나 HAZ粗大結晶域의 軟化는 현저하다.

3. As-weld材의 HAZ 破面은 入熱량이 증가함에 따라 劈開破面의 증가를 가져와 완전한 脆性破壞를 하고 있으나, PWHT하크로 dimple의 증가와 靱性改善의 程度를 크게 하고 있다.

參 考 文 獻

1. E. Banks, *Toughness Properties of HAZ Structures in Structural Steel*, Welding Journal, July, (1974), pp. 299~306.
2. 西茂, 鈴木, 下山, 高張力鋼溶接熱影響部のセイ化に關する研究, 三菱重工技報. Vol. 1, No. 1. (1978), pp. 72~89.
3. R. E. Dolby, G. G. Saunders, *Sub-Critical HAZ fracture toughness of C - Mn steels*; Metal Construction and British Welding Journal, May, (1972), pp. 185~190.
4. 龜田純: 高張力鋼溶接熱影響部の 脆化に關する研究 日本東北大學博士學位論文, (1977)
5. A. Joshi and D. F. Stein; *Temper embrittlement of low alloy steels* STP 499, (1972), pp. 59~89.
6. ASTM, E 399~74.
7. B. S. DD-19, *Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing*, (1980)
8. J. Kameda, H. Takahashi, 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)
9. R. E. Dolby; *Welding and Fracture Initiation in QT Low Alloy Steels*; Metal Construction Journal of the Welding Institute, Vol. 4, (1971), p. 99.
10. Se-Hi Chung, et al., *Microstructural gradient in HAZ and its influence upon toe HAZ fracture toughness*, IIW, Vol. 16, No. 11, (1978), p. 248.
11. I. Komura, et al, *Nondestructive Estimation of Residual Stress in Welded Pressure Vessel Steel by Means of Remnant Magnetization Measurement*, IIW. Doc, No X~801~76, (1976)
12. 鄭世喜, 林載奎; Cr-Mo鋼 熔接熱影響部の 破壞靱性에 미치는 熔接後熱處理의 影響(I) 대한기계학회논문집, Vol. 8, No. 2, (1984), pp. 97~103.