

研究論文

大韓熔接學會誌
第10卷第1號 1992年 3月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 10. No. 1, Mar., 1992

軟鋼 熔接熱影響部の 塑性變形舉動에 關한 研究(II)

— 破壞靱性評價를 中心으로 —

朴昌彥* · 鄭世喜**

A Study on the Behavior of Plastic Deformation in Weld HAZ of Mild Steel

Park. C.E * , Chung. C.H**

Key Words : HAZ(熔接熱影響部), COD(龜裂開口變位量), Ductile-Brittle Transition Temperature (延·脆性 遷移溫度), Dynamic Fracture Toughness(動的破壞靱性), Critical Plastic Strain Energy(臨界塑性變形에너지)

Abstract

The plastic zone formed around a notch tip is important in analyzing the fracture toughness of structures and particularly weld cracks existed in the weld HAZ(heat affected zone) which produces local plastic deformation at the crack tip.

Therefore, in order to analyze the fracture toughness in weld HAZ, it is necessary to investigate the new fracture toughness parameter K_{IC}^* and critical plastic strain energy W_p^c according to the shape and size of the plastic zone.

1) If the temperature corresponding to $K_{IC}^* = 130 \text{ kg} - \text{mm}^{-3/2}$ is determined, transition temperature T_{tr} , the magnitude of plastic zone size, and heat input change depending on the fracture toughness. The blunted amounts of the parent and weld HAZ show mild linear variation until $\delta_0 = 0.4 \text{ mm}$ and then increase very steeply there after.

2) The relation between the plastic strain energy (W_p) and transition temperature (T_{tr}) in parent metal is more sensitive than that of weld HAZ. However, the plastic strain energy depends on

* 正會員, 木浦大學校 工科學 機械工學科

** 正會員, 全北大學校 工科學 精密機械工學科

the transition temperature, and thus the yield stress, σ_{ys} becomes an important parameter for plastic strain energy.

3) The critical plastic strain energy(W_p) absorbed by the plastic zone at the notch tip indicated in case of parent metal : 60J/mm, in case of heat input(20KJ/cm) : 75J/mm, in case of heat input(30 KJ/cm) : 50J/mm.

1. 緒 論

一般적으로 용접부 및 附近의 金屬들은 局部的으로 아주 짧은 時間에 그 金屬의 熔融溫度까지 急熱된 후, 急冷되는 熱 cycle을 받으므로 材質의 變換 즉 變態組織, 結晶粒度 등의 冶金學的 要因과 熔接變形率 및 殘留應力과 같은 力學的 要因을 誘發함과 同時에 여러가지 熔接缺陷을 發生하게 된다¹⁾.

이같은 熔接缺陷 가운데, 熔接中 또는 熔接後에 熔接部 특히 熔接熱影響部(heat affected zone : HAZ)에서 發生하기 쉬운 熔接龜裂(weld crack)은 構造物의 破壞靱性を 低下시키는 가장 危險한 缺陷의 하나로 알려져 있다.^{2,3)}

그 理由는 이러한 熔接龜裂이 存在할 境遇, 外部荷重을 받을 때 마치 sharp crack과 같이 作用함에 따라 龜裂의 先端附近에 應力이 集中되며, 이로 말미암아 局部的 塑性變形을 일으켜서 構造物破壞의 原因이 되기 때문이다. 그러므로 熔接構造物의 安定性を 確保하기 위해서는 熔接HAZ의 破壞靱性を 定量的으로 評價할 必要가 있다.

最近 Shoji, H. Takahashi^{4,5)} 등은 再結晶法에 의하여 臨界塑性變形에너지 W_p 를 利用 破壞靱性を 評價하므로써 標準 Charpy試驗片에 의한 動的破壞靱性值 K_c^* 를 提案한 바 있으며, 鄭⁶⁾ 등은 이러한 理論을 適用하여 破壞靱性の 評價法으로 K_c^* 가 妥當성이 있음을 檢討한 바 있다. 그러나 上述한 研究에서도 熔接缺陷部에 形成되기 쉬운 塑性域과 塑性變形에너지와의 關係를 考察한 例는 찾아 볼 수 없어, 熔接 HAZ를 대상으로 한 塑性變形量에 따른 破壞靱性を 考察해 볼 必要가 있다고 판단된다.

따라서 本 研究에서는 第1報⁷⁾에 이어 熔接熱影響에서도 가장 脆弱한 部位로 알려진 熔融線 近傍에 粗大結晶組織에 注目하여, 노치先端의 塑性域의 크기에 따라 動的破壞靱성과 塑性變形에너지와의 關係를 定量的으로 評價해 보기 위해, 熔接入熱量을

달리한 小形試驗片을 製作, 노치先端이 熔接HAZ의 粗大結晶域인 fusion line先端에 오도록 한 後 평면 변형상태인 중앙부를 대상으로 塑性變形의 크기를 달리하여 低溫衝擊試驗에 의한 動的破壞靱性值 K_c^* , 遷移溫度 T_{tr} 그리고, 塑性變形에너지 W_p 와의 相關關係를 考察하였다.

2. 試驗片 및 試驗方法

2.1. 試驗片

本 實驗에 使用한 材料는 板두께 25mm의 軟鋼(SB 41, KS)으로 化學成分과 機械的 性質은 Table 1과 같다.

먼저 板을 150mm×400mm의 小板으로 切斷한 後 壓延方向과 直角으로 깊이 5mm의 90° V홈을 加工하고, 그 홈위에 서브머지드아크 熔接機를 使用하여 Table 2에 表示한 條件下에 一層熔接을 行하였다. 熔接後 鋼板은 熔接비이드의 不均一한 部位를 除去하기 위하여 兩端으로 부터 約 30mm를 除去하였으며, 試驗片의 採取는 Fig.1에서와 같이 비이드 中心部가 試驗片의 中央에 位置하도록 하였다.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties.

| (a) Chemical compositions(wt%) | | | | |
|--------------------------------|----------------------------|------|-------------------|-------|
| C | Si | Mn | P | S |
| 0.18 | 0.25 | 0.84 | 0.018 | 0.012 |
| (b) Mechanical properties | | | | |
| Yield strength (M Pa) | Tensile strength (M Pa) | | Elongation (%) | |
| 3.308×10^2 | 4.626×10^2 | | 42 | |

Table 2 Welding conditions(submerged arc welding)

| Heat input (kJ/cm) | Preheating temp (°C) | Current (A) | Voltage (v) | Welding speed (cm/min) | Wire dia. (mm) |
|-----------------------|-------------------------|----------------|----------------|---------------------------|-------------------|
| 20 | 200 | 400 | 25 | 30 | 4.0 |
| 30 | 300 | 450 | 33 | 30 | 4.0 |

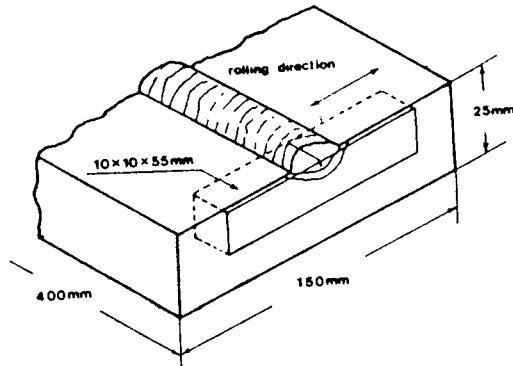


Fig. 1 Welding plate configuration and extraction of specimen.

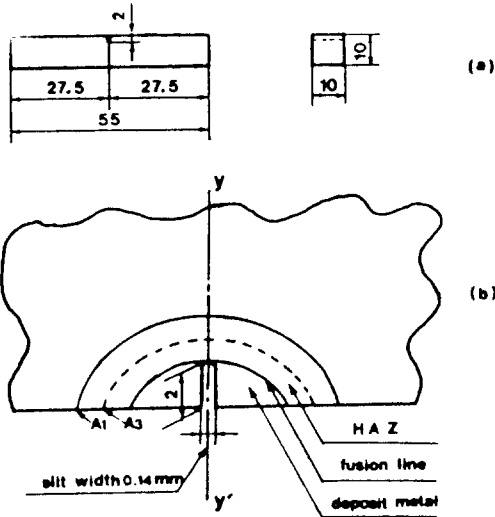


Fig. 2 Specimen dimension for COD test and schematic illustration of slit location.

이때 試驗片의 길이 方向은 壓延方向과 一致시켰다. 試驗片의 크기는 母材와 熔接HAZ 모두 Charpy 標準試驗片의 크기인 10mm×10mm×55mm로 加工하였다. 노치 加工은 L-S Type 即 노치 進行方向이 板두께 方向과 같도록 하여 두께 0.14mm의 切斷方向板을 使用 노치先端의 位置가 Fig.2에서와 같이 두께方向으로 깊이 2mm가 되게 加工하였다.

2.2. 試驗方法

2.2.1. 3點 굽힘試驗

이와같이 準備된 試驗片은 COD試驗法을 應用한

3點굽힘에 의하여 노치先端에 塑性變形을 형성키 위해 개구변위량 $\delta_0 = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5\text{mm}$ 로 하였으며, 試驗節次는 BS-5762⁹⁾에 따랐다. 開口變位量을 測定하기 위해 使用된 試驗裝置의 概略圖는 Fig.3과 같으며, 노치先端의 開口變位量의 計算은 式(1)을 使用하였다.

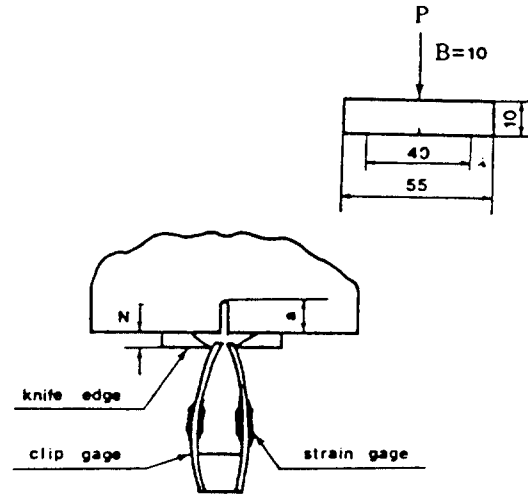


Fig. 3 Schematic illustration of clip gage mounting on test piece.

$$\delta_0 = \frac{V_k}{1 + \frac{r(a+z)}{w-a}} \quad (1)$$

여기서 V_k : 크립-게이지 開口變位量
 a : 크랙길이
 z : 나이프에지 두께
 r : 回轉因子
 이다

한편 노치先端의 塑性深化域($\epsilon_p > 20\%$) 내⁷⁾에서의 全塑性變形에너지 W_p 는 式(2)을 使用하여 求하였다.¹⁰⁾

$$W_p = \int_0^{\delta} W_d ds = \left[\frac{4S}{\pi+4} \right] \left[\frac{\pi}{2} \left(\frac{\sigma_y^* \bar{\epsilon}_p}{2-m} + \frac{H \bar{\epsilon}_p^2}{4(1-m)} \right) + 2 \left(\frac{\sigma_y^* \bar{\epsilon}_p}{1-m} + \frac{H^* \bar{\epsilon}_p^2}{2(1-2m)} \right) \right] \quad (2)$$

윗 식에서 $W_d = \int \sigma d\bar{\epsilon}_p$ 는 塑性變形에너지 密度이고,

S : 再結晶이 形成된 塑性深化域의 面積(여기서 S는 開口變位量 δ_i 의 값으로 부터

$$S = \delta_i^2 \left(\frac{\pi}{4} + 1 \right) \text{이다.}$$

σ_y^* : 初期降伏應力(假想的 降伏應力으로 眞의 降伏應力 σ_y 보다 약간 높은 값),

m : 크랙先端에서의 塑性變化率의 기울기로 대개 0.5 < m < 1 範圍로서 HRR singularity의 경우는 m = 1이다.

ϵ_p^* : 有效塑性스트레인이며,

H : 加工硬化率이다.

따라서 식(2)을 使用하면 平面스트레인 狀態에서 의 크랙先端塑性變形일을 計算할 수 있을 것이며, 크랙이나 노치先端 周邊에 形成된 再結晶面積을 計算하므로써 塑性變形時 消耗되는 塑性일의 크기를 推定할 수 있게되는 좋은 結果라고 볼 수 있다.

2.2.2. 動的破壞靱性試驗

노치先端에 一定量의 開口變位를 加한 各種 試驗片은 容量 30kg · m의 Charpy 衝擊試驗機를 使用하여 開口變位量의 變化에 따른 試驗을 實施하였다.

試驗은 $-100^\circ\text{C} \sim +30^\circ\text{C}$ 의 溫度範圍에서 ASTM規定¹¹⁾에 依하여 實施하였으며, 低溫試驗에서는 冷媒 Pentan中에 實驗用試驗片과 더불어 노치直下에 熱電對(CA)를 插入한 溫度計測用試驗片을 넣고 液體질소를 使用하여 溫度를 測定하였다.

여기서 衝擊吸收에너지는 미리 裝着된 Oscilloscope와 X-Y recorder로 부터 얻은 荷重-時間曲線으로부터 求하였다.

즉 脆性龜裂 發生前까지 消費된 에너지 U_c 는 다음과 같이 求하였다.

$$U_c = P_y \cdot T_x \cdot A_c / A_0 \cdot V$$

여기서,

P_y : 荷重軸에서의 單位길이당 荷重(kg/cm)

T_x : 時間軸에서의 單位 길이당 時間(sec/cm)

V : hammer의 平均速度(m/sec)

A_c : 荷重-時間曲線에서 龜裂發生 以前까지의 상당하는 面積(cm^2)

A_0 : 從軸 · 橫軸div.에 해당하는 單位面積(cm^2)

A_0 는 Planimeter를 利用하여 求할 수 있으며, hammer의 平均速度 V는 다음 식으로 計算된다.

$$V = V_0 \left[1 - \frac{E_a}{4E_0} \right]$$

여기서, V_0 : 試片에 衝突하기 直前 hammer의 落下速度

E_a : 衝突後 時間 τ 에서 試片에 吸收된 에너지,

$$\text{즉 } E_a = V \int_0^{\tau} p dt$$

E_0 : Hammer 最大 에너지

$$\text{즉 } E_0 = \frac{1}{2} I V_0^2$$

I : Hammer assembly의 inertia moment

3. 試驗結果 및 考察

3.1. 塑性變形량의 크기와 破壞靱性

노치先端의 塑性變形量이 動的破壞靱性に 어떤 相關關係가 있는가를 考察해 보기위해 計裝化 Charpy 衝擊試驗機를 使用 實驗을 實施하였으며 보다 定量的인 靱性評價를 爲해서 새로운 破壞靱性 파라메타 K_c^* 를 使用하는 것이 合理的이라고 생각되어 다음과 같은 식을 使用 K_c^* 값을 얻었다.

$$K_c^* = Y \cdot \sqrt{U_c} \sqrt{\lambda} \sqrt{a}$$

여기서 U_c 는 衝擊試驗을 통해 구한 荷重-時間曲線에서 最大荷重에 到達하여 크랙이 發生될 때까지 吸收된 에너지를 意味한다.

그러나 이와같은 荷重-時間曲線으로 부터 求한 에너지 값을 利用하여 破壞靱性評價를 한다는 것이 얼마나 妥當한가하는 問題가 提起되고, 그 妥當性 與否를 確認하기 위해 衝擊試驗機 自體에서 直接 求한 dial energy와 荷重-時間曲線에서 求한 integrated energy 사이의 關係를 살펴 보았다. 그 結果 Fig.4에 나타내었을 때 두 에너지 사이에는 1對 1의 對應關係를 얻어 서로 一致하기 때문에 荷重-時間曲線을 使用하여 破壞靱성을 考察하는 것이 妥當性이 있음을 보여주고 있다.

Fig. 5~6은 低溫에서 行한 母材와 HAZ를 對象으로 Charpy 衝擊試驗機를 通하여 얻은 動的破壞靱性值

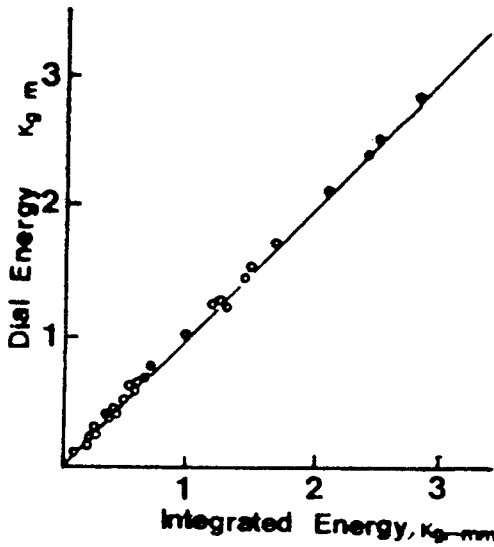


Fig. 4 Dial energy versus integrated energy for impact test

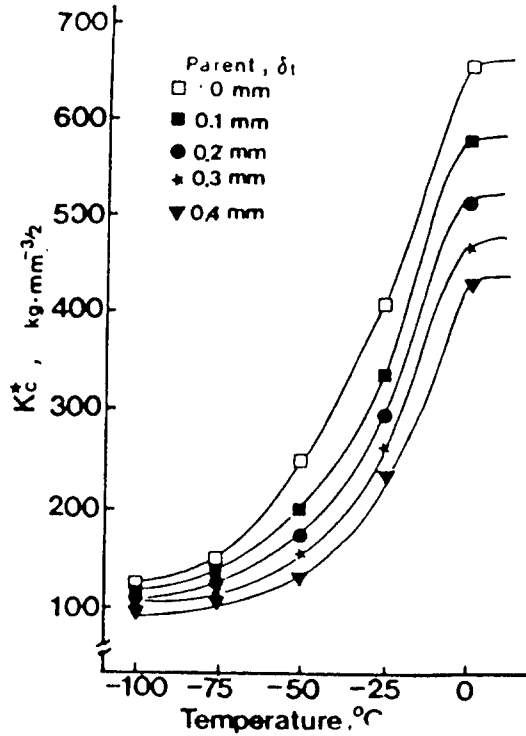


Fig. 6 Relation between temperature, °C and fracture toughness, K_c^* (30kJ/cm)

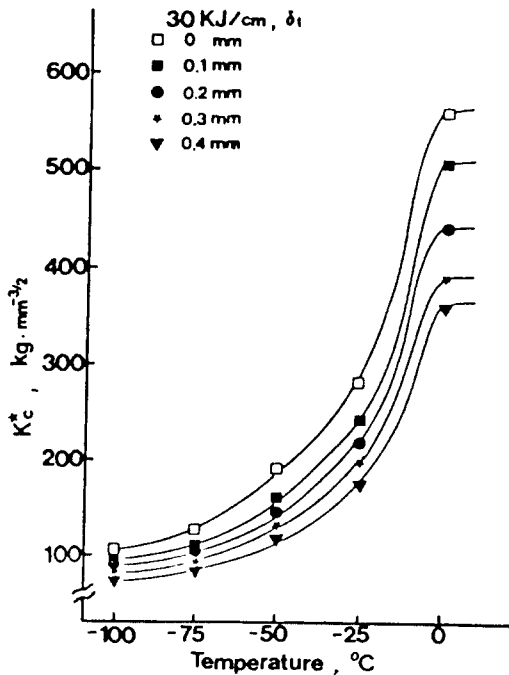


Fig. 5 Relation between temperature, °C and fracture toughness, K_c^* (parent)

K_c^* 의 低溫依存曲線이다. 여기서 모재, HAZ 공히開口變位量의 增加에 따라 K_c^* -溫度依存曲線이 高溫側으로 移動하고 있다.

母材의 境遇는 開口變位量을 加하지 않은 即 $\delta_t=0$ mm일 때가 노치先端에 塑性變形을 形成시킨 境遇에 比해 各 溫度點에서 韌性이 顯著하게 增加하고 있음을 볼 수 있으며, 노치先端의 開口變位量에 따라 韌性이 減少하고 있다. 이는 노치先端의 塑性域의 크기 및 變形量이 動的破壞韌性에도 影響을 받고 있음을 나타내 주고 있다.

Fig. 6은 HAZ의 一例로 역시 $\delta_t=0$ mm의 境遇가 開口變位量을 加한 境遇에 比해 韌性이 增加하고 있어, 이는 熔接入熱量의 增加와 노치先端에 形成된 塑性域의 크기가 破壞韌性을 減少시킨다는 既存 研究者들의 研究結果와 잘 一致하고 있다¹²⁻¹⁴⁾.

3.2. 塑性域의 變化에 따른 延·脆性 舉動

前節에서 求한 結果로 부터 定量的인 靱性評價를 爲하여 위에서 살펴본 K_{IC}^* -溫度依存曲線 및 破面觀察 등을 통하여 延·脆性邊移溫度 T_{tr} 로 考慮하였다.

本 研究에서는 破斷된 斷面을 SEM으로 觀察하고 延性破面이 나타나기 始作하는 $K_{IC}^* = 130 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/4}$ 에 該當하는 溫度를 延·脆性邊移溫度 T_{tr} 로 定義하였다.

Fig. 7은 母材, 入熱量 20kJ/cm, 30kJ/cm인 試驗片에서 노치先端에 加해진 δ_t 와 邊移溫度 T_{tr} 과의 關係를 나타낸 것이다.

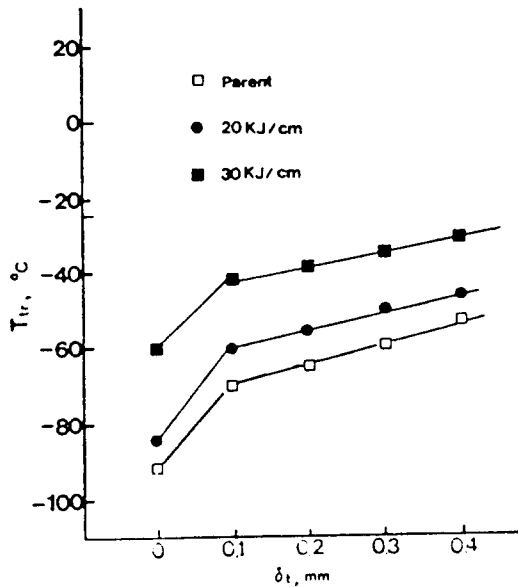


Fig. 7 Relation between transition temperature, T_{tr} and COD, δ_t

δ_t 가 增加할수록 邊移溫度가 上昇하여 破壞靱性の 低下를 초래하고 있으며, 또한 一定한 δ_t 에서 邊移溫度는 20kJ/cm, 30kJ/cm 順으로 높아지고 있음은 入熱量的 增加에 따라 破壞靱性が 低下하고 있음을 시사해 주고 있다.

以上과 같은 結果를 綜合해 볼때 母在 및 HAZ의 動的破壞靱性は 塑性域의 크기 및 形態에 影響을 받고 있음을 알 수 있다.

특히 入熱量的 增加가 破壞靱性を 低下하고 있어 熔接 HAZ의 組織뿐만 아니라, 그 周圍의 組織도 複雜한 熔接熱 cycle, 加熱溫度의 高低, 維持時間, 그리고 冷却速度 등이 溫度에 依存性이 있음을 시사해 주고 있다. 이러한 關係를 明白히 하기 爲하여 鄭¹⁵⁾이 提案한 熱影響部 脆性 파라메터, P_{HT} 와 延·脆性邊移溫度, T_{tr} 關係를 整理해 보면 Fig.8과 같다.

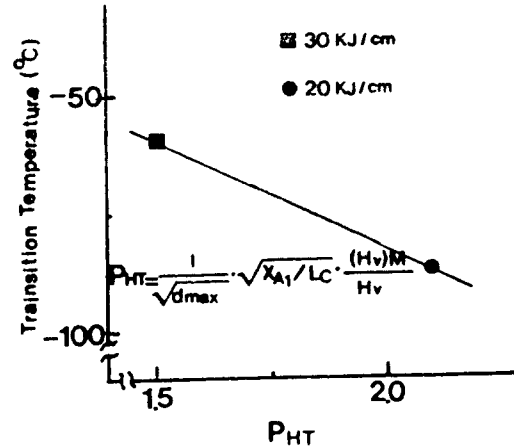


Fig. 8 Relation between P_{HT} and transition temp. in as weld HAZ

그림에서 볼 수 있는 바와 같이 P_{HT} 와 T_{tr} 사이에는 직선적인 관계가 있으며, P_{HT} 가 증가되면 脆性は 向上되고 있으므로, P_{HT} -入熱量 關係로 부터, 앞으로 靱性を 入熱量으로 整理해도 充分히 滿足할 수 있음을 알 수 있다.

3.3. 塑性에너지와 破壞靱性

全斷面降伏(general yielding) 後에 發生하는 安定크랙 成長이나 不安定破壞는 필수적으로 crack blunting을 同伴하게 된다. 이러한 크랙先端의 blunting量은 強變形域(intense strain region)의 形成과 擴大에 密接한 關係가 있다고 생각하여 앞에서 언급한 바 있듯이 Shoji는 再結晶法을 使用 크랙先端의 近傍에서 強變形域을 직접 可視化하여 크랙이나 노치先端에 塑性域을 形成시키는데 消耗되는 限界 塑性에너지 W_p^c 를 計算함으로써 彈·塑性破壞基準을 說明할 수 있다고 提案한 바 있다^{5,7)}.

또한 pseudo-elastic fracture stress σ_{re}^* 를 구하여

새로운 破壞塑性 파라미터 K_{Ic}^* 를 求할 수 있으므로, 이러한 事實을 根據로 하여 本節에서는 塑性域을 形成시키는데 消耗되는 塑性일과 破壞靱性과의 關係를 考察하고자 한다.

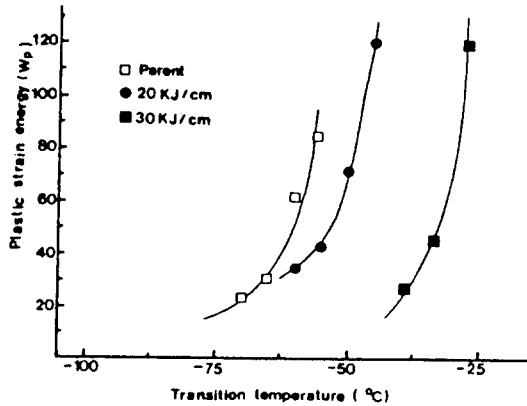


Fig. 9 Relation between plastic energy, W_p and transition temperature, $^{\circ}C$

Fig. 9는 노치先端의 塑性域을 形成시키는데 消耗된 에너지 W_p 와 遷移溫度의 曲線이다. 여기서 노치先端에 形成된 塑性域의 크기를 面積 S 로 表示하고, 面積 S 는 planimeter를 使用해서 求했으며 pseudo-yield stress σ_{yg}^* 는 true stress-strain curve에서 구하고, 加工硬化率($H' = (\frac{d\sigma}{d\epsilon})$)은 무시했으며, 노치先端의 strain 分布時 m 은 1로하여 塑性變形에 너지 W_p 를 얻었다.

그림에서 알 수 있듯이 HAZ가 母材에 比하여 全般的으로 高溫쪽으로 그어져 있어서 靱性が 低下된 것으로 생각되며, 동일한 開口變位量에 있어서는 母材의 境遇가 熔接HAZ에 比하여 HAZ의 노치先端에서 消耗된 塑性變形에너지가 顯著하게 增加하고 있음을 보여주고 있다. 이는 HAZ의 境遇 特히 30KJ/cm 境遇에는 熔接熱로 인해 HAZ組織이 硬化되어 微小한 開口變位量에서는 塑性域이 적게 形成되나 어느 限界에 이르르면, 즉 塑性變位量이 20% 以上에서 항복 현상이 일어나면 急成長한 것으로 생각되어진다.

金¹⁶⁾, 鄭^{17, 18)} 등이 求한 等價塑性變位量 $\bar{\epsilon}_p$ 와의 關係를 關聯시켜 보면 20% 以上인 強變形域에 母材, 20kJ/cm, 30kJ/cm 順으로 低下하고 HAZ의 境遇入 熱量的 增加와 遷移溫度 T_{tr} 의 增加가 破壞靱性を 低下한다는 既存의 研究結果와 一致하고 있으며, 等價塑性變形量의 減少가 破壞靱性の 低下要因임을

確認해 주고 있다.

한편 母材가 HAZ에 比해 塑性變形에너지 W_p 가 低溫쪽으로 그어져 있어 靱性が 向上되고 있음은 HAZ가 結晶粒經, 組織의 變化에 대한 影響¹⁸⁾뿐만 아니라 母材의 境遇 노치先端에 形成된 塑性域이 先端方向으로 擴大됨으로써 HAZ에 比해 衝擊量을 吸收하는 内部에너지의 抵抗이 크게 作用한 것이 아닌가하는 것으로 推測되어진다.

또한 限界塑性變形에너지 W_p^c 와의 關係를 檢討해 보면 crack開始를 지연시키는데 所要된 限界塑性에너지 W_p^c 는 母材가 약 60J/mm, 20kJ/mm가 75J/mm, 30kJ/cm가 50J/mm로 나타내고 있어 再結晶法 뿐만 아니라, 限界塑性變形에너지 W_p^c 로도 crack開始의 限界를 예측하는 하나의 彈·塑性破壞變數로 再結晶破壞變數로 使用할 수 있음을 確認하였다.

開口變位量에 따라 노치先端에 塑性域을 變形시키는데 吸收된 에너지 W_p^c 와 破壞靱性值 K_{Ic}^* 의 關係를 보다 구체적으로 살펴보면 다음과 같다.

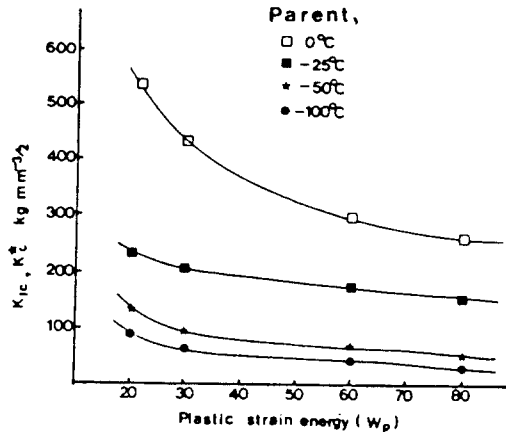


Fig. 10 Relation between plastic energy, W_p and fracture toughness, K_{Ic}^*

Fig. 10은 母材의 境遇로 塑性變形에너지가 增加하면, 즉 開口變位量이 增加하면 破壞靱性が 減少하고 있음을 알 수 있으며, 同一한 塑性變形에너지에서 溫度의 減少에 따라 特히 $-100^{\circ}C$ 에서 破壞靱性是 顯著하게 낮아지고 있어 溫度에 依存性이 있음을 表明할 수 있다.

Fig. 11은 HAZ의 境遇의 一例로 母材와 비슷한 양상을 띄고 있으나 塑性變形에너지의 크기에 따라 破壞靱性 값이 變하고 있으며, 前節에서와 같이 入

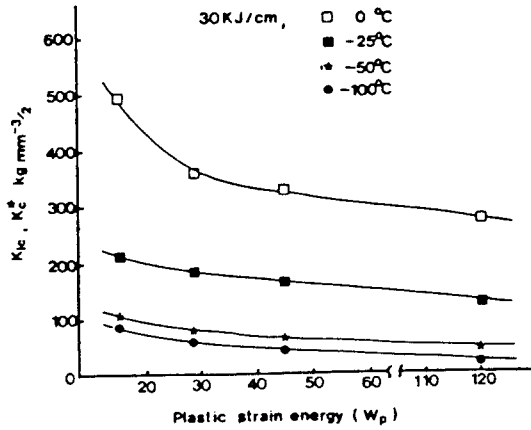


Fig. 11 Relation between plastic energy, W_p and fracture toughness, K_{Ic} *

熱量的 增加에 따라 靱性이 낮아져 -100°C 近傍에서는 母材, HAZ 共히 거의 同一한 靱性值를 나타내고 있어 前節의 結果에 잘 一致되고 있으므로 低溫衝擊試驗下에서 開口變位量의 變化에 따른 노치先端의 塑性域의 크기는 塑性變形에너지로 計算할 경우 破壞靱性評價도 可能함을 시사해 주고 있다.

4. 結 論

이상의 研究結果, 다음의 結論이 얻어진다.

1. 延·脆性邊移溫度點인 $K_{Ic}^* = 130\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ 에 該當하는 點을 T_{Ic} 로 했을때 $\delta_c=0$ 에 비해, 母材, HAZ 모두 $\delta_c=0.1\text{mm}$ 정도에서 塑性變形을 받고 있으며 T_{Ic} 은 顯著히 增加하고 그 以後는 線形的으로 增加하고 있다.

또한 母材에 비해 入熱量이 增加함에 따라 破壞靱性を 低下시키고 있어 塑性域의 크기가 動的破壞에도 影響을 미치고 있음을 알 수 있다.

2. 노치先端에서의 일량 W_p 는 邊移溫度 T_{Ic} 이 30 kJ/cm의 境遇 約 $5\sim 6^{\circ}$ 範圍에서는 급하게 增加하고 있어 入熱量의 增加로 인한 組織의 變化에 依存性이 있음을 알 수 있다.

한편, 塑性變形에너지는 $\delta_c=0.2\text{mm}$ 에서 邊移點이 생기며 同一한 塑性域을 形成시키는데 材料의 性質, 즉 降伏應力이 重要な 變數가 됨을 밝혔다.

3. 安定크랙이 開始되기 前까지 塑性域을 形成시키는데 消耗되는 限界塑性變形에너지 W_p^* 는 母材의

境遇 約 60J/mm, 入熱量 20kJ/cm인 境遇에는 약 75 J/mm, 30kJ/cm인 境遇에는 50J/mm로 나타나 再結晶法 뿐만 아니라 限界塑性일을 計算하여 安定크랙 成長을 豫測할 수 있는 破壞變數로 使用될 수 있을 것으로 생각된다.

參 考 文 獻

- 1) 新成夫: 熔接冶金學, 丸善(株), (1972), pp.32~42.
- 2) K. Easterling: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths & Co. Ltd., (1963), pp.104~110.
- 3) Y. Kikuta, T. Araki: Microstructure and Toughness of High Strength Weld Metals, Japan Welding Society, Vol. 50, No.1, (1981), pp.19~23.
- 4) T. Shoji, H. Takahashi: A Criterion Based on Crack Tip Energy Dissipation in Plane Strain Crack Growth under Large Scale Yielding, Elastic-Plastic 2nd Symposium, (1983), pp.130~138.
- 5) T. Shoji: Crack Tip Blunting and Crack Opening Displacement under Large Scale Yielding, Metal Sci., Vol.10, (1976), pp.165.
- 6) 鄭世喜: 原子爐 壓力容器鋼의 破壞靱性 試驗法에 관한 研究, 文敎部研究報告書, (1979), pp.2~10.
- 7) 朴昌彦·鄭世喜: 軟鋼熔接熱影響部の 塑性變形舉動에 관한 研究(I), 大韓熔接學會誌, 第7卷 4號, (1989), pp.38~45.
- 8) ASTM: Standard, E399-74.
- 9) B. S. 5762: Method for COD Testing, (1979), pp.2~5.
- 10) J. Kameta, H. Takahashi and M. Suzuki: IIW Document No.IX-1002-76.
- 11) ASTM: Boiler and Pressure Code Sec. III, ASE (1974).
- 12) T. Kobayashi: On the Information about Characteristics Obtained from Instrumented Impact Test of A533 Steel for Reactor Pressure Vessel, Eng. Frac. Mech., Vol.19, No.1, (1984), pp.73~74.
- 13) T. Kobayashi, I. Yamamoto and Niinomi: Evaluation of Dynamic Fracture Toughness Para-

- mers by Charpy Test, Iron and Steel, Vol.16, (1985), pp.100.
- 14) M. Fujiwara, T. Tanaka and S. Mukae : Fracture Toughness in Synthetic Weld HAZ of Steels for Low temperature Service, JWS, Vol.50, No.10, (1981), pp.62~65.
 - 15) 鄭世喜 : 高張力鋼熔接熱影響部の 熔接後熱處理脆化の 關する 研究, 日本東化大學 博士學位論文 (1976).
 - 16) 金台永 : 鋼材 熔接熱影響部の 熱變形脆化에 關한 研究, 全北大學校 大學院 博士學位 論文集, (1983), pp.58~59.
 - 17) 鄭世喜·朴昌彦 : 鋼 熔接熱影響部の 塑性變形舉動에 關한 研究, 大韓機械學會 春季學術大會抄錄集, (1986), pp.29.
 - 18) 鄭世喜 : 塑性域測定을 위한 再結晶法과 그 應用, 大韓機械學會誌, Vol.24, No.5, (1984), pp.341~349.