

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
第7卷第4號 1989年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol.7, No.4, Dec., 1989

軟鋼 熔接熱影響部の 塑性變形舉動에 關한 研究(1)

-再結晶法을 中心으로-

朴昌彥* · 鄭世喜**

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

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

Key Words : HAZ(熔接熱影響部), CTOD(龜裂先端開口變位量), Recrystallization-etching Technique(再結晶法), Intense Plastic Strain Zone(塑性深化域)

Abstract

In this study, in order to evaluate the shape and the size of the plastic zone at the notch tip before stable crack growth, a newly developed technique for plastic strain measurement, that is, the recrystallization-etching technique was applied to observe the intense strain zone at the notch tip of weld HAZ.

- 1) The recrystallized specimens showed that the amount of the intense strain zone, more than 20% plastic zone, was quantitatively observed as the plane strain state during the growth of the plastic zone.
- 2) The behaviour of plastic deformation at midsection are different for parent and weld HAZ. In addition, the micro crack initiation occurs at midsection, parent and weld HAZ when the crack opening displacement(COD) value is $\delta_t = 0.4\text{mm}$
- 3) The plastic zone for parent proceeds in the forward direction at notch tip and for weld HAZ in the right and left direction at the notch tip.
- 4) The relation between plastic strain energy(W_p) and COD(δ_t) depended on yield stress, gradient and plastic strain size,

* 正會員, 木浦大學校 機械工學科

** 正會員, 全北大學校 精密機械工學科

1. 緒 論

最近産業의 發達로 熔接構造物의 수요가 增加함에 따라 安全을 要하는 原子力發電所나 高壓容器等 構造物의 製作에 있어서는 高合金, 高強度材料보다는 延性·高靱性材料의 使用이 많아지고있다^{1)~3)}.

이것은 使用된 材料의 強度가 增加하게되면 一般的으로 缺陷 및 크랙發生時 破壞靱性值가 激減하고 熔接部의 脆性이 增大되는 傾向이 있다. 實際로 工學에서 熔接構造物의 設計와 安全管理에 있어서 가장 重要한 것 中의 하나는 熔接熱影響部(heat affected zone: HAZ) 缺陷에 依한 不安定脆性破壞를 豫防하는데 있다⁴⁾⁵⁾. 이러한 不安定脆性破壞의 防止를 위하여 가장 必要한 것은 熔接部의 許容缺陷의 크기와 더불어 이들 缺陷이나 크랙先端에 形成된 塑性域의 舉動을 正確하게 파악하는데 있다⁶⁾.

종래 크랙先端의 塑性域에 對한 研究를 살펴보면, Rice, Rosengren⁶⁾, Wells⁷⁾ 등이 彈·塑性材料의 새로운 破壞機構로 J積分과 COD의 適用을 시도하였으며, 最近에는 Shoji⁸⁾, Iino, Suzuki⁹⁾, 鄭¹¹⁾, Iino¹²⁾ 등이 再結晶法을 使用하여 塑性域의 舉動과 塑性變形에너지 解析의 可能性을 說明한바 있다.

그러나 이상과 같은 研究結果에서도 크랙先端에서 塑性變形域의 形狀과 크기를 試驗片의 表面뿐만 아니라 內部까지도 正確히 묘사할 수 있는 解析이 아직까지 定立되지 않는 情形이며, 特히 微細組織이 不連續的으로 變化하는 熔接熱影響部에 對한 塑性變形舉動을 實驗과 理論的으로 解析한 例는 드물다.

따라서 本 研究에서는 組織이 不連續的으로 變化하는 熔接 HAZ中에서도 가장 脆弱한 곳으로 알려진 熔融線近方의 粗大結晶域에 注目하여 試驗片의 中央部를 對象으로 노치 先端에서 延性크랙이 發生하기前 까지의 塑性變形舉動을 再結晶法을 應用하여 考察하였다.

2. 試驗片 및 實驗方法

2.1. 試驗片

本 實驗에 使用한 材料는 板厚가 25mm의 軟鋼 韓熔接學會誌, 第7卷 4號, 1989年 12月

(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 部分을 除去하기 爲해서 兩端으로 부터 約 30mm를 除去하였으며, 試驗片의 채취는 Fig. 1에서와 같이 비이드 中心部가 試驗片의 中央에 위치하도록 하였다.

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×55

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 ⁵	4.626×10 ⁵	42

Table 2 Welding conditions(submerged arc welding)

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

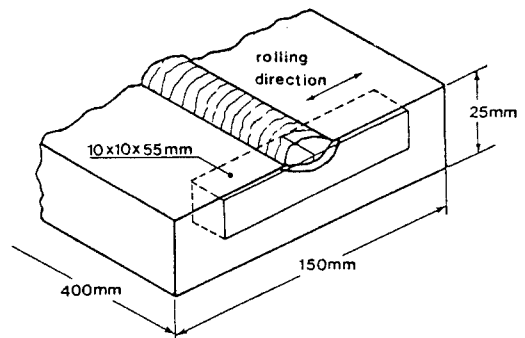


Fig. 1 Welding plate configuration and extraction of specimens

mm로 가공하였다. 노치加工은 L-S Type 卽 노치進行方向이 板두께 方向과 같도록하여 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.

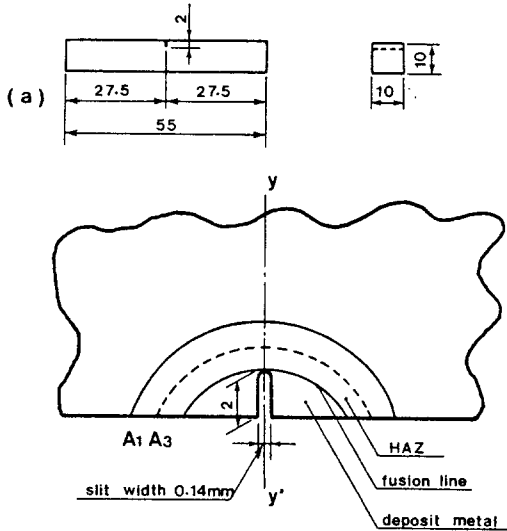


Fig. 2 Specimen dimension for COD test and schematic illustration of slit location

2.2. 實驗方法

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 생기도록 하였다. 그리고 試驗節次는 BS-5762⁽³⁾에 따랐다. 開口變位量을 測定하기 위해 使用된 實驗裝置의 概略圖는 Fig. 3과 같으며, 노치先端의 開口變位量の 計算은 式(1)을 使用하였다.

$$\delta = \frac{V_g}{1 + \frac{r(a+z)}{W-a}} \dots\dots\dots (1)$$

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

한편 노치先端에 形成된 塑性域에서 再結晶域을 얻기위한 適正熱處理條件은 校正試驗結果로부터 母材組織이 740°C-5hr., HAZ가 720°C-4hr.로 定하였다.

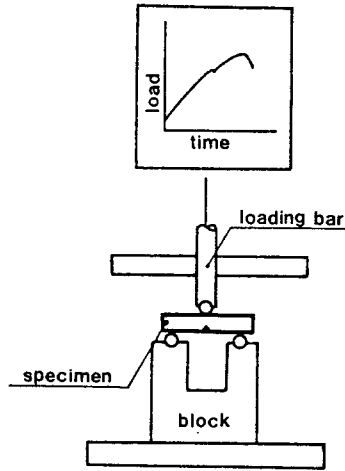


Fig. 3 Schematic diagram of COD test equipment

또한 熔接入熱量에 따른 HAZ組織의 變化和 開口變位量에 따른 硬化區域을 測定하기 위해서 Fig. 1에 表示된 Y-Y'線上 卽, 노치設定位置의 線上을 基準으로 하여 $\theta=0^\circ, 30^\circ, 60^\circ$ 方向으로 各 0.1mm 間隔으로 硬度를 測定하였다. 硬度測定을 위하여 測定面은 冷却水를 供給하며, 연마한 後 0.1 μ m alpa alumina로 연마한 다음, 마이크로 腐蝕을 行하여 加工硬化의 影響을 最大로 排除하였다. 測定에 使用한 硬度計는 마이크로 비커스 硬度計로 測定荷重은 200g이었다.

한편 노치先端의 塑性深化域($\bar{\epsilon}_p > 20\%$)內에서의 全塑性變形에너지 W_p 는 式(2)을 使用하여 求하였다.

$$W_p = \int_s W_d ds = \left(\frac{4S}{\pi+4} \right) \left\{ \frac{\pi}{2} \left(\frac{\sigma_y^* \bar{\epsilon}_p}{2-m} + \frac{H' \bar{\epsilon}_p^2}{4(1-m)} \right) + 2 \left\{ \frac{\sigma_y^* \bar{\epsilon}_p}{1-m} + \frac{H' \bar{\epsilon}_p^2}{2(1-2m)} \right\} \right\} \dots\dots\dots (2)$$

윗 式에서 $W_d = \int \sigma d\bar{\epsilon}_p$ 로서 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 S 는 開口變位量 δ_i 의 값으로 부터 $S = \delta_i^2 \cdot \frac{\pi}{4} + 1$ 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 높은값)

m : 크랙先端에서의 塑性變化率의 기울기로 대

개 $0.5 < m < 1$ 範圍로서 HRR singularity의 境遇는 $m=1$ 이다.

$\bar{\epsilon}_p$: 有效塑性스트레인이며,

H' : 加工硬化率이다.

따라서 式(2)을 使用하면 平面스트레인 狀態에서의 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 소모되는 塑性일의 크기를 推定할 수 있게되는 좋은 結果라고 볼 수 있다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1. 再結晶法에 의한 塑性變形舉動의 考察

Photo.1에서 (a), (b)는 入熱量 20kJ/cm의 HAZ組織에 開口變位量 $\delta_t=0.3$ mm일때의 노치先端近方에 形成된 塑性變化域($\bar{\epsilon}_p > 20\%$)을 可視화시킨 一例이며, (a)의 表面과 中央部 노치先端的 塑性域形狀이 서로 다르게 나타나고 있다. 一連의



(a) surface



(b) midsection

Photo. 1 Recrystallized microstructure around at the notch tip(20kJ/cm, $\delta_t=0.3$ mm)

試驗片에 對하여 이들 再結晶域이 작을 때는 中央部에서만 塑性深化域이 形成되나 Photo.1(a)에서와 같이 荷重이 增加함에 따라 試驗片 表面에서도 노치線方向에 對하여 거의 直角인 Shear line 方向으로 급격하게 成長되는 傾向을 나타내고 있다. 이는 荷重이 增加함에 따라 初期에는 노치先端에 塑性域이 形成되면서 blunting狀態가 된다. 이때 表面은 平面應力狀態에서 塑性域이 노치先端에 左右方向으로 成長하고 主應力의 影響¹⁶⁾이 큰 平面變形狀態에 가까운 中央部の 塑性域은 노치先端 周圍에 반달모양으로 成長하고 있음을 알 수 있어 鄭¹¹⁾, Shoji¹⁴⁾ 등이 研究한 結果와 잘 一致하고 있다고 본다. Photo.2는 入熱量 20kJ/cm, 開口變位量 $\delta_t=0.5$ mm인 境遇로 延性크랙이 發生할때 까지 荷重을 作用하여 얻은 試驗片 中央部の 塑性深化域의 一例을 나타낸 것이다. 再結晶을 일으킨 塑性深化域내의 再結晶粒經은 blunting크랙先端 周圍에 微細하게 分布되고 塑性深化域의 外側은 粗大化한다. 이 事實로 부터 스트레인은 노치先端에 가까울수록 增大됨을 알 수 있으며, 有效塑性스트레인 $\bar{\epsilon}_p$ 가 크면 粒經 D가 微細함을 肉眼으로 確認할 수 있다.



Photo. 2 Recrystallized microstructure around at the notch tip(midsection, 20kJ/cm, $\delta_t=0.5$ mm)

Fig.4는 母材, HAZ에 대한 中央部の 노치 開口變位量 δ_t 와 노치進行方向인 X軸方向의 塑性深化域의 距離 Rx와 比較한 것이다. δ_t 가 작을때는 Rx의 크기에는 큰 차이가 있지만, 延性크랙이 發生하는 $\delta_t=0.4$ mm附近에서는 Rx의 값이 0.5mm로 수렴해 가는 傾向이 있다. 이와같은 結果는 노치先端에 延性크랙이 發生하기 前까지는 노치先端

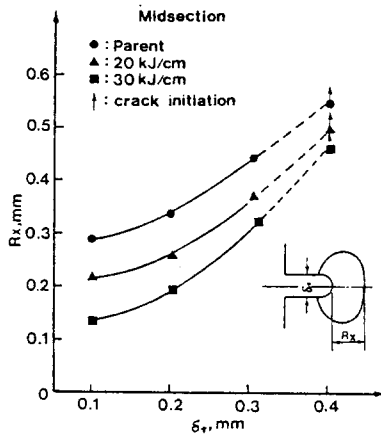


Fig. 4 Relation between recrystallized zone size R_x and COD δ_t at midsection

에서의 局部的 塑性變形舉動이 入熱量에 따른 微細組織 혹은 結晶粒徑에 큰 影響을 받지만 延性크랙이 發生한 狀態에서의 塑性域의 距離 R_x 는 入熱量에 따른 組織變化의 影響을 받지않는 事實을 시사해주고 있다. 이는 彈·塑性破壞力學의 巨視的 파라메터인 δ_t 가 破壞되기前 塑性域의 크기에 依存하고 있음을 나타내고 있다.

Fig. 5는 노치線上의 再結晶組織에서 求한거리 X 에 따라 有效塑性變形率 $\bar{\epsilon}_p$ 의 分布를 나타낸 것으로 $\bar{\epsilon}_p$ 의 決定에는 金¹⁵⁾ 등에 의한 較正曲線을 使用하였다. $\bar{\epsilon}_p$ 의 分布 傾向은 入熱量에 따라 다른 樣相을 나타내고 있으며, 용융선 근방에서 급격히 減少하고 있다. 이와같은 原因중 하나로 入熱量에 따른 HAZ組織의 相異와 오스테나이트粒의 粗大化로 부터 組織이 硬化된데 基因된 것으로 推測된다.

Fig. 6은 母材의 경우 塑性域의 距離 R_x 方向에서 反時計方向으로 $\theta=0^\circ, 30^\circ, 60^\circ$ 의 位置에서 測定한 塑性域의 크기 R_θ 와 의 關係를 나타낸 것이다. 開口變位量 δ_t 의 增加와 더불어 塑性域의 크기도 增加하고 있으며, δ_t 의 모든 값에서 共히 θ 가 增加함에 따라 塑性域의 크기가 減少하고 있어 노치先端方向($R_\theta=0^\circ$)으로 塑性域이 크게 形成됨을 推測할 수 있다.

Fig. 7은 入熱量 20kJ/cm인 경우의 HAZ에 對한 結果를 나타낸 것으로 θ 가 增加함에 따라 R_θ 가 增加하고 있으며, 塑性域의 進展舉動은 母材와는 달리 左右方向으로 成長하고 있음을 시사해 주고 있다. 즉 母材와 HAZ에 있어서의 塑性域進展

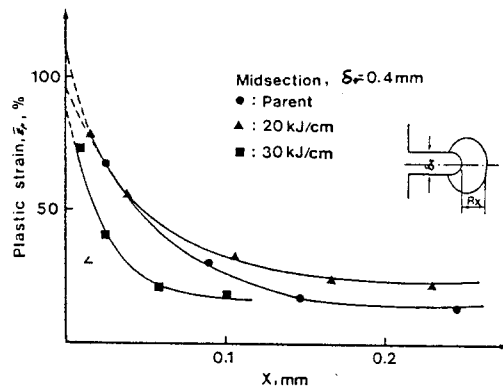


Fig. 5 Relation between plastic strain $\bar{\epsilon}_p$ and distance from notch tip X ($\delta_t=0.4$ mm)

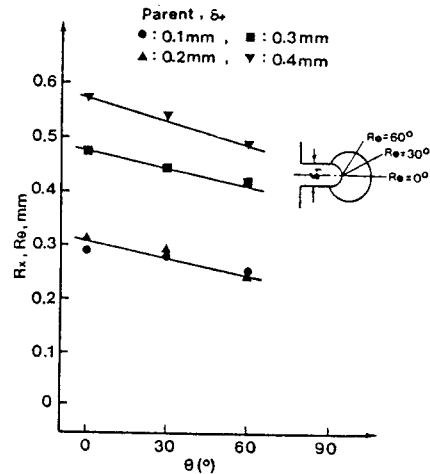


Fig. 6 Relation between R_θ and θ at midsection (parent)

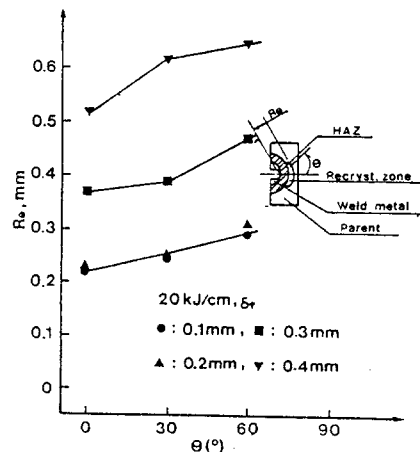


Fig. 7 Relation between R_θ and θ at midsection (20kJ/cm)

舉動은 正反對의 傾向을 나타내고 있다.

Fig. 8은 入熱量 30kJ/cm의 結果로서 $\delta_t=0.3$ mm까지는 20kJ/cm의 경우와 거의 同一한 樣相을 보이지만 $\delta_t=0.4$ mm의 경우는 $\theta=60^\circ$ 에서 R_x 가 顯著히 增加함으로서 20kJ/cm 일때 $\delta_t=0.4$ mm에서 左右方向의 塑性域進展舉動이 鈍化되는 것과는 달리 다소 다른 樣相을 보이고 있는데, 이는 入熱量에 따른 HAZ의 크기와 組織勾配등의 影響에 의한 것으로 생각된다.

이와같은 塑性域의 進展舉動은 入熱量에 따른 組織變化和 塑性變形舉動과의 어떤 相關關係에 기

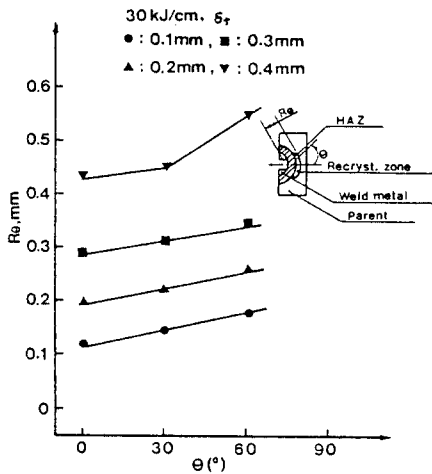


Fig. 8 Relation between R_x and θ at midsection (30kJ/cm)

인한 것으로 推測된다. 그 하나는 有效塑性變形率 分布로서, 特히 30kJ/cm에서와 같이 첫째 노치方向으로 급격한 $\bar{\epsilon}_p$ 의 減少를 들 수 있으며, 둘째로는 HAZ 粗大組織에 그 原因이 있다고 본다.

Fig. 9는 以上の 觀察結果를 근거로 塑性域形狀의 成長過程을 開口變位量 $\delta_t=0.1-0.4$ mm까지를 $\theta=0^\circ, 30^\circ, 60^\circ$ 으로 모델링한 것이다.

또한 Fig. 10은 Fig. 9의 塑性域의 形狀을 중첩시켜본 一例로서 지금까지 언급한 塑性域의 크기와 形狀을 용이하게 比較할 수 있다.

以上과 같은 結果로 부터 塑性域進展區域內의 塑性深化域 ($\bar{\epsilon}_p > 20\%$)을 可視化시켜 定量化하는 데는 再結晶溫度, 時間 및 材料의 種類에 따라 다르기는 하나 再結晶法이 表面뿐만 아니라 內部的 塑性域을 可視化하여 延性크랙發生을 豫測할 수 있는 合理的인 實驗方法임을 確認할 수 있다.

3.2. 塑性域과 塑性變形에너지의 考察

Fig. 11은 開口變位量 δ_t 와 노치先端에 形成된 塑性變形에너지 W_p 의 關係를 나타낸 것으로, 塑性變形에너지의 算出에는 式(2)를 使用하였다. 母材, HAZ모두 開口變位量 $\delta_t=0.2$ mm까지 塑性變形에너지가 HAZ, 母材 順으로 미소한 增加를 보이다가 $\delta_t=0.2$ mm 以上에서 급격하게 增加하는 傾向을 나타내고 있다. 이러한 結果로 부터 어느 荷重以上에서는 初期降伏應力, 加工硬化, 殘留應

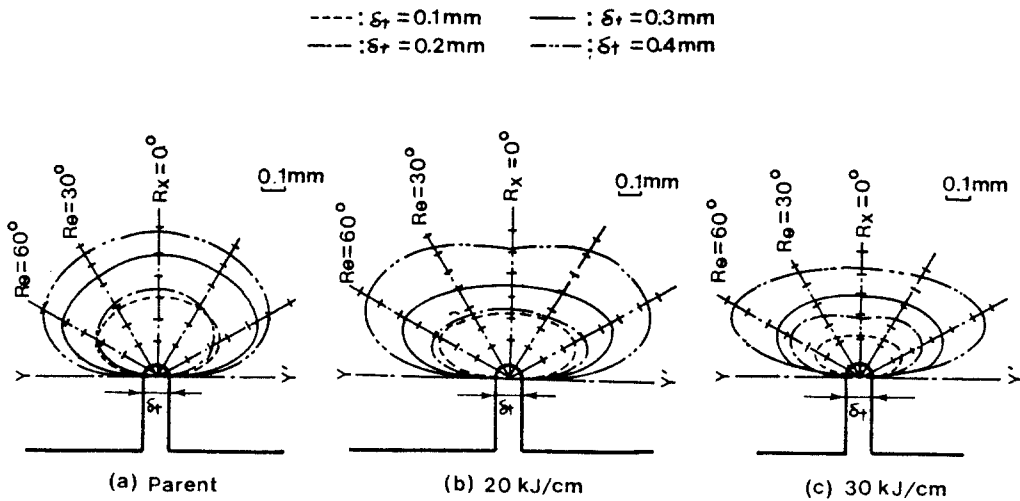


Fig. 9 Schematic models of plastic zone by recrystallization method(plane strain)

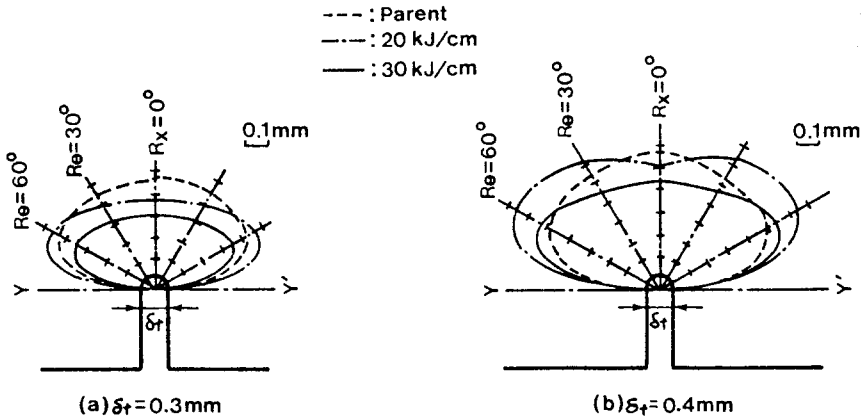


Fig. 10 Schematic models of plastic zone by recrystallization method(plane strain)

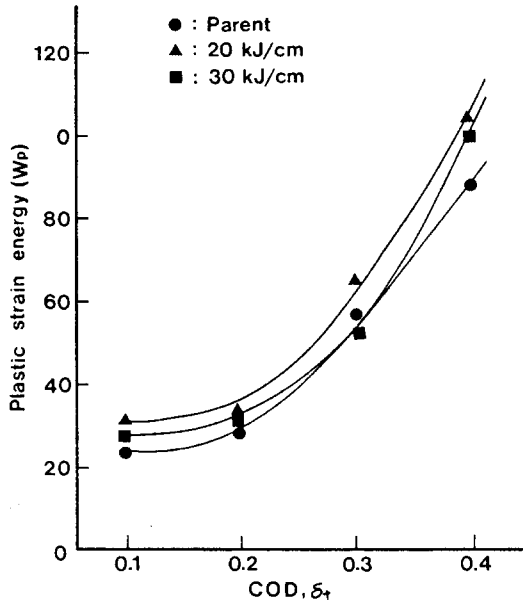


Fig. 11 Relation between plastic strain energy, W_p and COD, δ_t

力 등의 影響을 받아 노치先端에 塑性域이 급격히 成長하여 微小크랙이 發生하게됨을 豫測할 수 있다. 또한 $\delta_t=0.2\text{mm}$ 以上에서 母材, HAZ의 크기에 따라 塑性變形에너지가 서로 다르게 增加하고 있는 것은 入熱量에 따른 HAZ組織의 相異와 塑性스트레인 密度, 塑性變形域의 크기 및 塑性變形으로 인한 降伏應力의 크기 등의 影響으로 생각된다.

따라서 再結晶法을 利用 노치先端의 塑性深化域을 正確히 묘사하여 塑性變形에너지를 評價한다

면, 塑性變形에너지는 塑性變形舉動에 依한 延性크랙이 發生하기前 까지 塑性域의 크기 및 크랙開始를 豫測할 수 있는 하나의 파라메터가 될 수 있을 것이다.

4. 結 論

- 1) 노치先端에 再結晶이 形成되는 限界塑性變形率 ($\bar{\epsilon}_p$)은 約 20%이었다.
- 2) 노치先端에서 形成된 塑性域은 母材, HAZ 모두 平面스트레인 狀態에서 다르게 나타났으며, 크랙發生은 母材, HAZ共히 $\delta_t=0.4\text{mm}$ 에서 始作하였다.
- 3) 母材의 境遇 塑性域은 노치先端의 前方方向 ($\theta=0^\circ$)으로 進展을 계속하며, HAZ의 경우는 左右方向으로 約 $\theta=60^\circ$ 方向에서 最大塑性變形量을 나타내고 있다.
- 4) 塑性變形에너지를 正確히 評價하면, 延性크랙이 發生하기前 까지의 塑性變形舉動을 豫測할 수 있는 파라메터로 設定할 수 있을 것이다.

참고문헌

- 1) F.M.Burderkin: Initiation of brittle fracture in structural steels, British Welding Journal, Vol. 15, (1967), p. 81.
- 2) Y.Kikuta, T.Araki: Microstructure and toughness of high strength weld metals, Japan Welding Society, Vol. 50, No. 1, (1981), pp. 19-23.

- 3) J.D.harrison, M.G.Dawes and G.L.Archer : The COD approach and its application to welded structures, ASTM STP 668, (1979), pp. 623-629.
- 4) R.E.Dolby and G.L.Archer : The assessment of heat affected zone fracture toughness, Inst. Mech. Engrs. 53/71,, (1970), pp. 190-192, pp. 196-198.
- 5) R.E.Dolby : Fracture toughness comparison of weld HAZ and thermally simulated microstructures, British Welding Journal, Feb., (1972), pp. 59-63.
- 6) J.R.Rice, G.H.Rosengren : Plane strain deformation near a crack tip in a power hardening materials, J. Mech. Phys., (1986), pp. 1-3.
- 7) A.A.Wells : Crack propagation symposium proceeding, Cranfield College of Aer. 1, (1961), p. 210.
- 8) T.Shoji : Crack tip blunting and crack opening displacement under large scale yielding, Metal Sci., Vol, 10, (1976), p. 165.
- 9) Y.Iino and M.Suzuki : Thermally strained plastic zone caused by welding in type 304 stainless, The Technology Report of the T. U., Vol. 44, No. 1, (1979), pp. 151-153.
- 10) K.Satoh, M.Toyoda : Crack tip deformation of notched plates with mechanical heterogeneity, Japan Welding Society, Vol. 52, No. 2, (1983), pp. 86-88.
- 11) 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.
- 12) Y.Iino, T.Y.Kim and S.H.Chung : Recrystallization of plastic deformation in weld of mild steel, Japan Welding Society, Vol. 13, No. 2, (1982), pp. 27-30.
- 13) BS, 5762 : Method for COD testing, (1979), pp. 2-5.
- 14) M.Saka, T.Shoji and 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.
- 15) 金台永 : 全北大學校 大學院 博士學位論文, (1983), pp. 52-54.
- 16) J.F Knott : Fundamentals of fracture mechanics, (1979), pp. 32-33.