論 文

大 韓 熔 接 學 會 誌
第3卷 第1號 1985年 5月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 3, No. 1, May, 1985

鋼 熔接熱影響部 粗粒域의 熱變形脆化에 關한 研究

鄭世喜*・金台永*・林載奎*

A Study on Hot Straining Embrittlement of Coarse Grained HAZ in Steel Weldments

by
S. H. Chung*, T. Y. Kim*, J. K. Lim*

Abstract

Hot straining embrittlement is one of the most important factors which cause the brittle fracture initiation even in the service temperature in the case of mild steel and high tensile steel. Therefore it is necessary to analyze thoroughly the hot straining embrittlement occurred in weld HAZ of the structural steels.

The behaviors of plastic deformation and fracture toughness at the notch tip of the hot strained weld HAZ in structural steels (SB 41 KS, SA 588-Grade A ASTM) have been studied by the recrystallization technique and crack opening displacement (COD) test method.

The obtained results are summarized as follows;

1. The plastic zone is formed at the notch tip of weld HAZ owing to monotonic and cyclic hot strain, and the maximum plastic strain increases with the accumulated hot straining amounts.

2. The distribution of the effective strain at the plastic deformed zone in HAZ can be determined as follows;

$$\left(\bar{\varepsilon}_p\right)_x = \bar{\varepsilon}_{cr}\left(\frac{R_x}{x}\right)^m$$

where, $\bar{\varepsilon}_{cr}$: (SB 41; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.2$, SA 588; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.1$)

m : 0.25

3. The embrittlement of weld HAZ in SB 41 and SA 588 is influenced by hot strain, and the degree of embrittlement becomes deeper with hot straining amounts.

4. The embrittlement of weld HAZ of SB 41 is not influenced by the hot straining amounts until $\bar{\varepsilon}_{max} \fallingdotseq 0.36$, $R_x = 0.065mm$, however the embrittlement of structure in SA 588 is considerably influenced even by a small quantity of the hot straining amounts.

* 全北大學校 工科大學, 정회원

1. 序 論

鋼 構造物의 不安定破壞는 많은 경우 熔接部에서 發生하고 있다.[1] 이들 鋼의 熔接 이음에서 가장 脆弱한 곳으로 알려진 熔接熱影響部(heat affected zone; HAZ)는 熔接熱 사이클에 의해서 매우 複雜하고 多樣한 組織이 生成되어 있을 뿐 만 아니라, 3軸性의 不均一한 殘留應力이 複合的으로 作用하고 있어서 不安定脆性破壞를 誘發할 可能性이 높다. 이 때문에 이 部分의 破壞靭性을 正確하게 評價하는 것은 熔接構造物의 安全設計와 管理의 面에서 매우 重大하다. 이에 關한 問題의 하나로 熔接중에 야기된 熔接熱變形脆化(hot straining embrittlement; HSE)가 있다.[2,3]

一般的으로 軟鋼이나 高張力鋼을 100°C~300°C 범위에서 變形시키면 動的變形時効(dynamic strain aging)에 의해서 材質이 脆化되고 있음은 종래부터 알려져 왔다.[4]

鋼 特히 高張力鋼의 熔接施工에 있어서는 熔接部의 靭性確保를 위해서 熔接入熱量을 制限하고 있으며, 또 構造物의 板 두께가 두꺼워지는 傾向이어서 多層熔接은 必然的인 施工法으로 되고 있다. 이런 경우 HAZ 組織은 熔接熱에 의한 熱變形이 反復됨으로써 動的變形時効로 因한 脆化의 可能性이 높다.

한편, 多層熔接部에는 熔入不足과 熔接크랙 등을 포함한 熔接缺陷을 內包할 可能性이 많다. 이러한 缺陷의 先端 부근에는 應力이 集中될 것이며, 이로 因한 局部的인 塑性變形을 생각할 수가 있다. 따라서 熱變形으로 因한 HAZ 組織의 靭性 變化機構를 다룸에 있어서는 이와 같은 크랙先端의 塑性變形擧動과 脆化의 關係를 明確히 究明해야 될 것이 要求되고 있다.

따라서 本 研究에서는 HAZ에서 가장 脆弱한 熔融線 근방의 粗大組織에 注目하여 反復된 熱變形에 의한 塑性變形擧動을 再結晶塑性域測定法[5]을 利用하여 관찰하고 累積된 塑性變形量이 이들 組織의 破壞靭性에 미치는 影響을 COD 破壞靭性試驗法[6] 등을 通하여 究明하였다.

2. 實驗材 및 實驗方法

2.1 熔接과 試驗片

實驗에 使用된 材料는 市販되는 板 두 께25mm인 軟鋼(SB 41. KS)과 60kg/mm^2級 高張力鋼(SA 588—

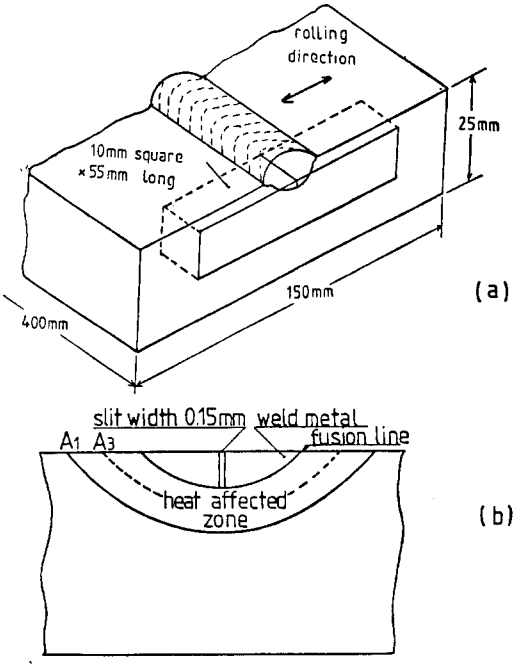


Fig. 1. Extraction of specimen from welded block and schematic illustration of slit location

Table 1. Chemical compositions (wt. %) and mechanical properties.

Materials	Chemical composition [wt. %]								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V
SB 41	0.22	0.26	0.81	0.017	0.013	—	—	—	—
SA 588	0.14	0.45	1.18	0.019	0.013	0.27	0.1	0.44	0.058

Mechanical properties

Materials	Yield point [kg/mm^2]	Tensile strength [kg/mm^2]	Elongation [%]
SB 41	31.5	47.2	44
SA 588	48.5	60.7	26

Table 2. Welding conditions (submerged arc welding)

Materials	Heat input [KJ/cm]	Current [A]	Voltage [V]	Welding speed [cm/min]	Wire dia. [mm]	Preheat temp. [°C]
SB 41	30	450	33	30	4	—
SA 588	36	600	30	30	4.8	150

grade A. ASTM)으로서 그 化學的 成分과 機械的 性質은 Table 1과 같다.

준비된 鋼板은 熔接을 위하여 Fig. 1에서와 같이 두께 25*mm*, 幅 150*mm*, 길이 400*mm*의 작은 板으로 切斷하였으며, 그 위에 開先角 90°, 깊이 5*mm*의 V字型 홈을 壓延方向과 直角으로 機械加工하였다. 준비된 시편에 Table 2와 같은 熔接條件으로 自動潛弧熔接(submerged arc welding)하였다.

熱變形과 破壞靭性試驗에 提供된 試驗片은 Fig. 1에서 볼 수 있는 바와 같이 熔接된 小板으로부터 切斷한 다음 兩側面을 硏磨, 腐蝕시켜 노치 設定位置의 組織을 決定하고 Charpy標準試片 크기인 10×10×55*mm*로 加工하였다. 이때 노치의 位置는 各各 그 先端이 熔融線에 接하도록 하였다. 加工은 板 두께 0.14*mm*인 圓板砥石을 使用하여 ASTM 規格 L—S型[7] 즉 熔接線과 直角方向이고 노치의 進行方向이 板 두께 方向과 같게 깊이 2*mm*인 slit 加工을 하였다.

2.2 熱變形

以上과 같은 方法으로 준비된 試驗片은 Fig. 2에 圖示한 熱變形 굽힘裝置에 의해서 노치先端에 所定의 熱變形을 주었다. 熱變形 過程은 Fig. 3에서와 같다.

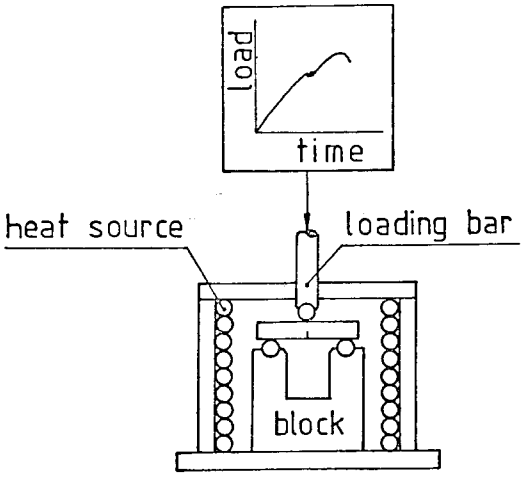


Fig. 2. Schematic diagram of hot straining equipment

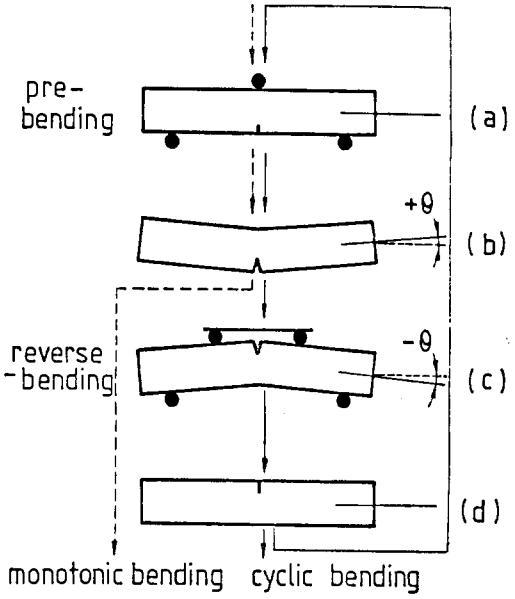


Fig. 3. Straining process of bending specimen

먼저 3點 굽힘에 의해서 노치先端에 所定의 開口變形 δ_i를 준 後에(a, b圖) 試驗片의 上下를 反轉시킨 다음 그림에서와 같이 4點 굽힘으로 試驗片 中心軸이 水平이 될 때까지 荷重을 加하여 1싸이클을 마쳤다. (c, d圖) 變形時의 분위기 溫度는 본 實驗材料에서 가장 脆弱한 熱變形溫度인[8] 250°C로 하였으며, 荷重速度는 0.2*mm/min*였다.

여기서 노치先端에서의 熱變形의 計測은 後述하는 크랙開口變位(crack opening displacement; COD) 測定法[6]을 應用하여 肩部開口變位 V_g로부터 換算하였다. 그러나 高溫에서는 strain gage를 부착시킨 clip gage의 使用이 不可能하므로 試驗片의 軸心에 挿入한 測定針의 角變位로 δ_i를 代身하였다. Fig. 4는 測定針의 끝단의 높이 H와 δ_i의 較正線圖로 δ_i를 H로 測定할 수 있음을 보여주고 있다.

本 實驗에서의 總熱變形量은 Fig. 3에 圖示한 變形過程을 1싸이클로 하여 이때 주어진 노치先端의 開口變位量 δ_i에 싸이클 數를 곱한 값으로 하였으며 여기서는 이 값을 累積開口變位量(accumulated COD)이라 稱하고 $\Sigma|\delta_i|$로 表示하기로 한다.

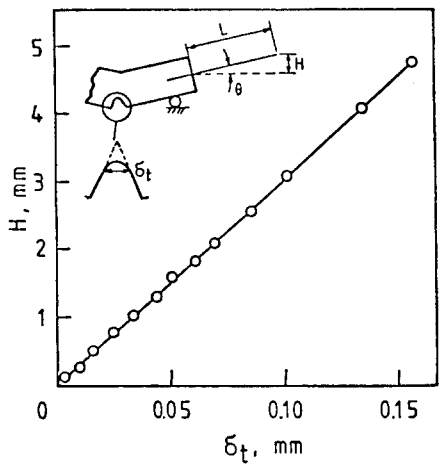


Fig. 4. Relation between height H and displacement δ_t

Table 3. Straining conditions

Specimen	Displacement δ_t [mm]	Number of loading cycle N	Accumulated displacement [mm] $\Sigma\|\delta_t\| = \delta_t \times 2N$
Parent	0	0	0
	※ ±0.1	1	0.2
	±0.1	3	0.6
HAZ	0	0	0
	±0.05	1	0.1
	±0.05	3	0.3
	±0.1	1	0.2
	±0.1	3	0.6
	±0.1	5	1.0

※ (+) : positive load
(−) : negative load

Table 3은 各種 試驗片에 對한 變形條件을 나타낸 것으로서 表中의 δ_t의 ± 記號는 Fig. 3에서의 굽힘과 復元의 뜻을 表示한 것이다.

2.3 塑性域 測定

熱變形에 의해서 노치先端에 形成된 強塑性變形域과 域內에서의 스트레인 分布의 觀察은 金屬의 再結晶現象을 塑性域 測定에 應用한 再結晶法[5]을 使用하였다. 再結晶 熱處理條件은 650°C에서 3時間 유지 爐冷시켰으며 母材, HAZ 및 熔着金屬에 대한 再結晶粒子徑 D와 有効 스트레인 $\bar{\varepsilon}$의 較正線圖는 Fig. 5와 같다. 이 線圖로부터 求한 HAZ 組織의 限界有効 스트레인 $\bar{\varepsilon}_{cr}$은 SB 41에서 0.2, SA 588 鋼에서는 0.1이었다.

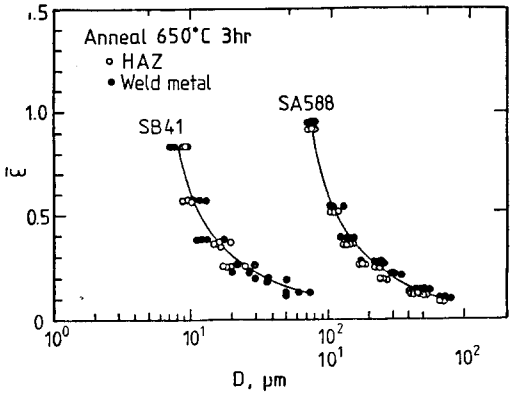


Fig. 5. Relation between true strain $\bar{\varepsilon}$ and recrystallized grain size D

2.4 破壞靭性試驗

熱變形을 받은 各種 試驗片은 −175°C～−25°C 溫度範圍에서 Fig. 6에 圖示한 3點 굽힘 試驗裝置를 使用하여 COD 破壞靭性試驗을 실시하였다. 使用된 試驗機는 10 ton 容量의 萬能試驗機이며, cross head의 速度는 0.2*mm/min*였다.

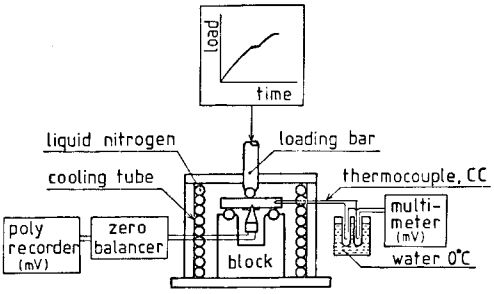


Fig. 6. Schematic diagram of COD test equipment

노치先端의 開口變位量 δ_t는 2重외팔보型 clip gage의 變位 V_g로부터 換算하였으며 破壞時의 限界開口變位(critical COD) δ_c는 다음 式[6]으로 계산하였다.

$$\delta_c = \frac{V_{gf}}{1+\frac{a+z}{r(w-a)}} \quad \cdots\cdots (1)$$

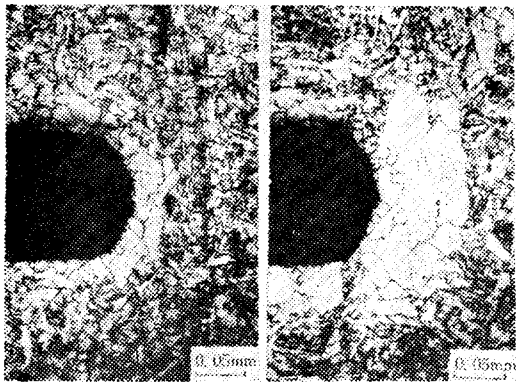
여기서

V_{gf}; 破壞時의 크립게이지 開口變位量
a; 노치의 깊이
z; 나이프 에지의 높이
w; 시험편의 幅
r; 回轉中心率(rotational factor)

3. 實驗結果 및 考察

3.1 노치先端에서의 塑性變形擧動

Photo. 1은 굽힘荷重을 받은 試驗片의 中央部 노치先端에 形成된 再結晶域을 例示한 것으로 再結晶組織이 노치先端 주변에 生成되고 있음을 確認할 수가 있으며, 再結晶粒徑은 노치先端에 가까울수록 그 크기가 작아지고 있다. 이 結晶域은 各己 材質에 依存하는 限界스트레인 $\bar{\varepsilon}_{cr}$보다 큰 塑性스트레인이 發生한 곳으로 앞서의 較正曲線(Fig. 5)에서 알 수 있듯이 塑性스트레인이 커짐에 따라 粒子의 徑이 작아지고 있기 때문에 노치先端에서 塑性스트레인 $\bar{\varepsilon}$가 가장 크게 되어 있음을 안 수가 있다.



(a) N=1 ($\Sigma|\delta_t|=0.2mm$) (b) N=3 ($\Sigma|\delta_t|=0.6mm$)

Photo. 1. Recrystallized microstructure at notch tip (SB41, 250°C, cyclic bending)

여기서 이 再結晶域의 크기(노치進行方向으로의 길이로 表示하며 R_x로 表記)와 開口變位 δ_t와의 關係를 살펴보면 다음과 같다. Fig. 7과 8은 室溫과 250°C에서 SB 41鋼 HAZ를 對象으로 한 것으로 Fig. 7은 開口變位 $\delta_t=0.05$, 0.1, 0.2mm의 單純 굽힘變形을 加한 경우 再結晶域의 노치方向의 크기 $R_x(\bar{\varepsilon}>0.2)$는 그 增加와 더불어 直線的으로 增加하고 있어서 變形量의 增加에 따라서 塑性域의 增加를 가져오고 있음을 알 수가 있다.

Fig. 8은 SB 41에 一定 δ_t에서 反復變形을 加한 경우로 R_x는 室溫과 250°C 다같이 反復回數가 增加함에 따라 거의 直線的으로 增加하고 있다. 그러나 250°C 분위기 속에서 變形을 加한 경우는 室溫에서 보다 그 增加幅이 현저히 크게 나타나고 있음을 볼 수 있는데, 이는 靑熱脆化溫度인 250°C에서 材料의 動的 變形時効

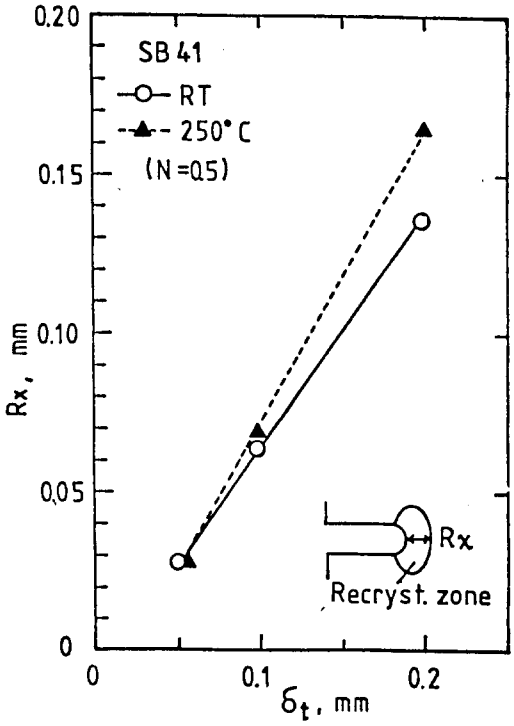


Fig. 7. Relation between recrystallized zone size Rx and COD δ_t (SB 41)

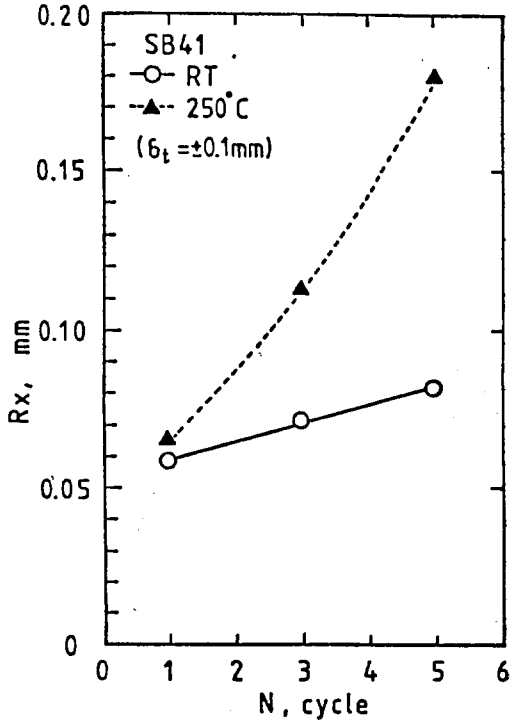


Fig. 8. Relation between recrystallized zone size Rx and cycle number N (SB 41)

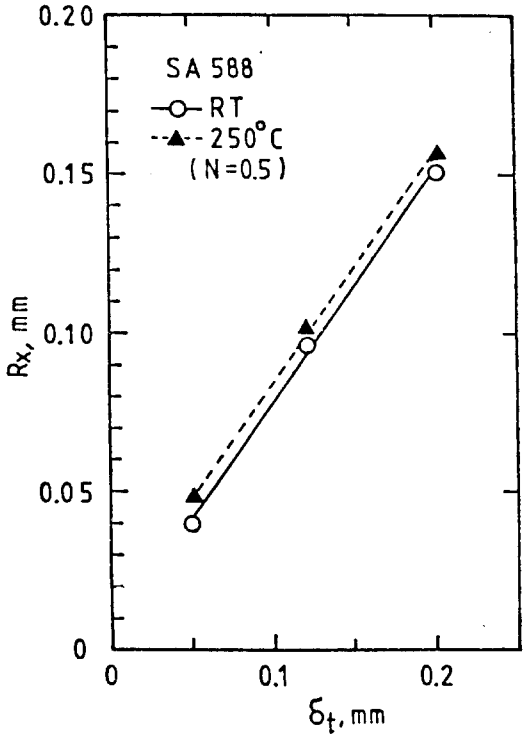


Fig. 9. Relation between recystallized zone Rx and COD δ_t (SA 588)

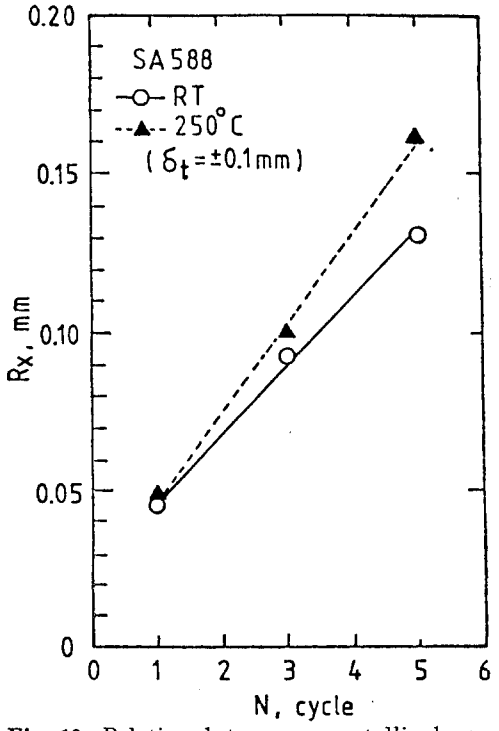


Fig. 10. Relation between recrystallized zone size Rx and cycle number N (SA 588)

가 현저하게 나타난 결과라고 볼 수 있다.

Fig. 9는 SA 588의 경우로 單純굽힘 (SB 41과 同一條件) 變形을 加했을 때의 δ_t와 $R_x(\bar{\varepsilon}>0.1)$와의 關係를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 室溫이나 250°C 분위기에서 共히 δ_t의 增加에 따라 R_x는 直線的으로 增加하고 있다. 反復變形을 加한 경우도 Fig. 10에서 볼 수 있는 바와 같이 N이 增加함에 따라 R_x의 값이 增加하고 있음은 軟鋼과 비슷하나 250°C에서의 動的時効 効果는 軟鋼에 比하여 현저하지 않다.

한편, 塑性變形된 즉 再結晶域에서의 有効變形率 $\bar{\varepsilon}$를 較正曲線[5]으로부터 求하여 노치先端으로부터의 거리 X에 대하여 살펴보면 Fig. 11에 例示한 바와 같다. 두 材料 모두다 노치先端에서 最大値를 보이고 있으며 노

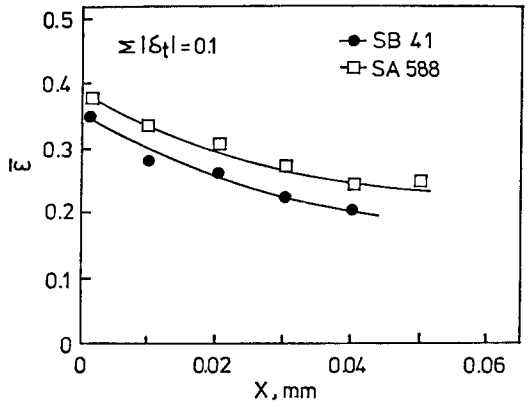


Fig. 11. Relation between true strain $\bar{\varepsilon}$ and distance X ($\Sigma|\delta_t|=0.1mm$)

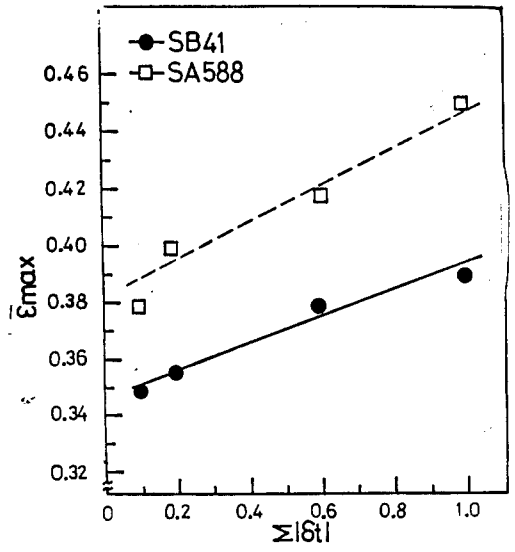


Fig. 12. Relation between maximum true strain $\bar{\varepsilon}_{max}$ and accumulated COD $\Sigma|\delta_t|$

치先端으로부터 멀어짐에 따라 $\bar{\varepsilon}$는 점차로 작아지고 있다.

Fig. 12는 노치先端 근처에서의 最大 스트레인値 $\bar{\varepsilon}_{max}$과 累積變位量 $\Sigma|\delta_t|$의 關係를 살펴본 것으로 $\bar{\varepsilon}_{max}$은 $\Sigma|\delta_t|$의 增加와 더불어 커지고 있으며 SA 588鋼 쪽의 增加率이 SB 41보다 좀 더 큰 것을 알 수 있다.

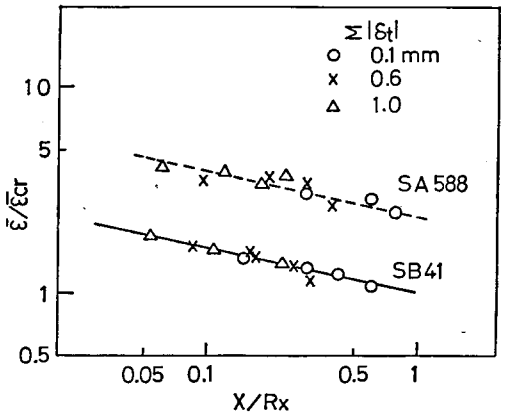


Fig. 13. Relation between $\bar{\varepsilon}/\bar{\varepsilon}_{cr}$ and X/Rx

Fig. 13은 위에서 實測한 有効 스트레인 $\bar{\varepsilon}$의 分布를 無次元化한 것으로 가로축에는 任意測定點의 거리 X를 그 方向에서 再結晶限界까지의 거리 R_x로 나눈 값이며 세로축은 그 點에서의 塑性 스트레인값 $\bar{\varepsilon}$를 限界 스트레인 $\bar{\varepsilon}_{cr}$로 나눈 값이다. 이 線圖에서 $\bar{\varepsilon}/\bar{\varepsilon}_{cr}$과 X/R_x의 關係는 $\Sigma|\delta_t|$에 關係없이 하나의 直線으로 表示되며 이 關係는 식 (2)로 나타내어진다.

$$\left(\bar{\varepsilon}_p\right)_x=\bar{\varepsilon}_{cr}\left(\frac{R_x}{x}\right)^m \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (2)$$

여기서 $\bar{\varepsilon}_{cr}$은 $X=R_x$에서의 有効塑性 스트레인 (SA 588; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.1$, SB 41; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.2$)이며 m은 두 材料에서 다같이 $m=0.25$로 測定되었다. 이 값이 Shoji[9]가 非熔接材에 對해서 測定한 값보다 적게 나타난 것은 平滑材와는 달리 HAZ는 組織의 勾配(微細組織成分, 粒徑)와 더불어 有限의 크기를 갖고 있기 때문이라고 생각된다. 또 두 材料間에 $\bar{\varepsilon}/\bar{\varepsilon}_{cr}$의 差가 있는 것은 材料마다 再結晶域의 限界 스트레인 $\bar{\varepsilon}_{cr}$이 다르기 때문이라고 본다.

3.2 破壞靭性

Fig. 14와 15는 低溫에서 行한 SB 41鋼의 母材와 HAZ에 對한 COD 破壞靭性試驗의 結果이다. 두 線圖에서 限界開口變位(critical COD) δ_c의 溫度依存曲線은 累積開口變位 $\Sigma|\delta_t|$ 即 熱變形의 累積量이 增加함에 따라 高溫側으로 移動하고 있음을 볼 수 있다. 다만

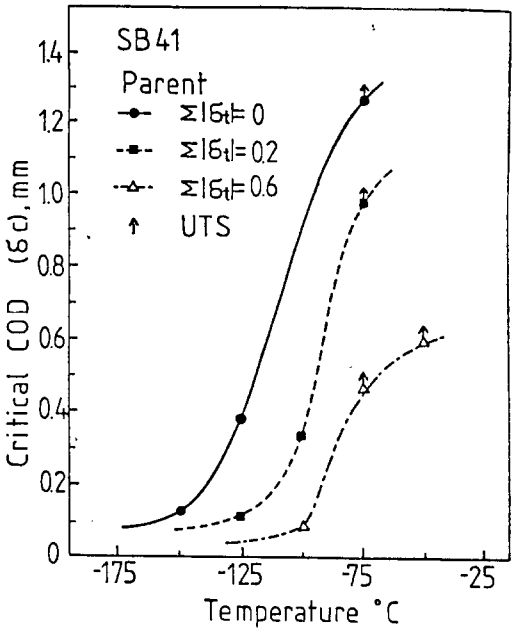


Fig. 14. Relation between critical COD and temperature (SB41, parent metal)

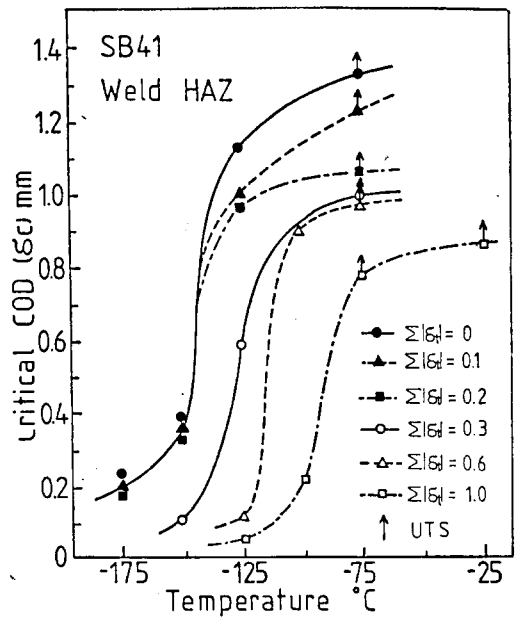


Fig. 15. Relation between critical COD and temperature (SB41, weld HAZ)

HAZ의 경우(Fig. 15)는 母材와는 달리 $\Sigma|\delta_t|$가 적은 0.1, 0.2*mm* 때는 두 曲線이 겹치고 있어서 적은 熱變形에 의한 靭性의 變化는 나타나고 있지 않다.

Fig. 16과 17은 同一한 方法으로 求한 SA 588鋼의

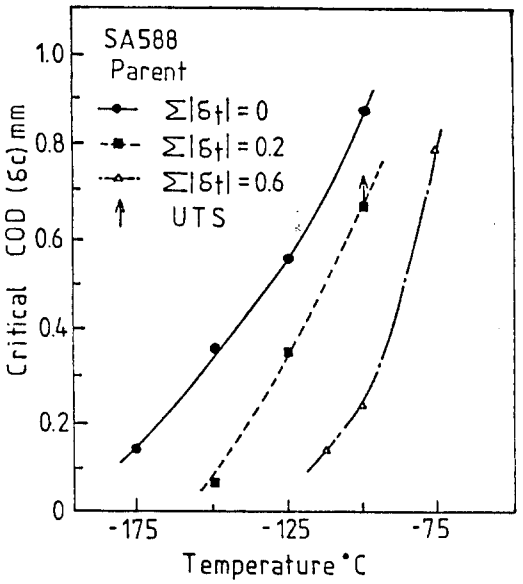


Fig. 16. Relation between critical COD and temperature (SA 588, parent metal)

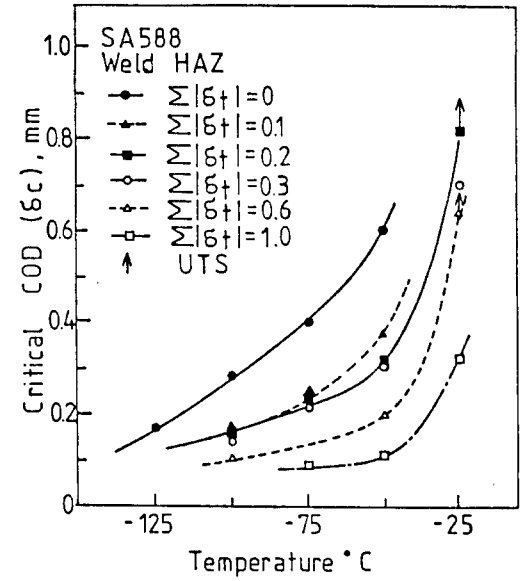


Fig. 17. Relation between critical COD and temperature (SA 588, weld HAZ)

母材와 HAZ에 對한 COD 破壞靭性試驗 結果이다. SB 41鋼에서와 마찬가지로 熱變形을 받은 試驗片의 δ_c의 溫度依存曲線은 $\Sigma|\delta_t|$의 增加에 따라 점차로 高溫側으로 移動하고 있어서 역시 熱變形의 累積은 組織의 破壞靭性을 低下시키고 있음을 알 수 있다.

굽힘破壞試驗을 행한 各種 試驗片의 破斷面을 살펴보면 $\delta_c=0.2\sim0.3mm$의 範圍에서 劈開破面과 延性破面이 混在하고 있으며, $\bar{\varepsilon}_c$가 $0.2mm$보다 작은 破面에서는 全部 脆性破面이 觀察되었다. 따라서 COD 破壞靭性評價의 한 方法[10]으로 되고 있는 延脆性 遷移溫度(transition temperature; T_{tr})는 破面에서 脆性破面이 發生하기 始作한다고 볼 수 있는 $\delta_c=0.25mm$에서의 溫度로 決定할 수가 있다.

위의 各種 試驗片에 對한 δ_c의 溫度依存曲線으로부터 T_{tr}을 實測하고 $\Sigma|\delta_t|=0$에서의 T_{tr}値와의 差 ΔT_{tr}을 求하여 $\Sigma|\delta_t|$에 關해서 整理하면 Fig. 18과 같다. 이

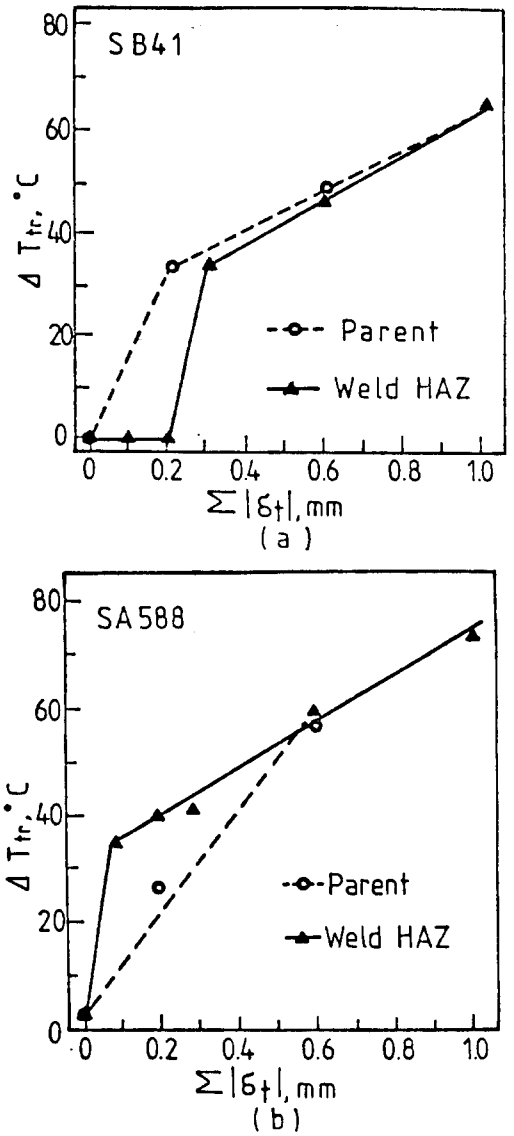


Fig. 18. Relation between shift of transition temperature Δ Ttr. and accumulated COD $\Sigma|\delta_t|$ ((a) SB 41, (b) SA 588)

線圖들을 보면 두 材料의 母材 및 HAZ 組織 共히 $\Sigma|\delta_t|$의 값이 增加하면 遷移溫度의 差 ΔT_{tr}의 上昇幅이 커지고 있는 傾向을 보이고 있다. 그러나 材質의 依存性과 더불어 노치先端組織에도 영향을 받고 있음을 알 수 있다.

이들 關係를 두 材質別로 살펴보면 먼저 SB 41의 경우(a圖) $\Sigma|\delta_t|<0.2mm$의 범위에서는 HAZ 組織의 熱變形 脆化는 母材와는 달리 거의 없으나 0.3mm에서 急激히 커져 ΔT_{tr}의 增加率은 鈍化되어 母材와 비슷한 增加를 보이고 있다. 이에 對하여 SA 588의 경우(b圖)는 SB 41과는 樣相을 달리하고 있다. 母材는 $\Sigma|\delta_t|$의 增加와 더불어 ΔT_{tr}은 거의 直線的으로 增加하고 있으며, HAZ는 熱變形의 量에 依存하며 적은 量의 變形으로도 ΔT_{tr}의 값에 크게 영향을 미치고 있다. 이러한 脆化現象과 노치先端에 形成된 塑性域의 變化와의 關係를 살펴보면 다음과 같다. Fig. 19는 노치先端 근방에서의 最大塑性 스트레인 $\bar{\varepsilon}_{max}$와 ΔT_{tr}의 關係로 두 材料 모두 $\bar{\varepsilon}_{max}$이 增加하면 ΔT_{tr}는 線形的으로 增加하고 있다. 또 Fig. 20은 強塑性變形域(再結晶域) R_x와 ΔT_{tr}의 關係로 이 역시 塑性域의 크기가 增加하면 ΔT_{tr}이 上昇하여 組織은 脆化되고 있음을 보이고 있다. 그러나 여기서 注目할 것은 두 材料間에 擧動의 相異로 SB 41 鋼에서는 $\bar{\varepsilon}_{max}$과 R_x가 얼마간 增加할 때까지는 전혀 熱變形의 影響을 받지 않는데 비하여 SA 588 鋼은 적은 塑性變形과 스트레인의 增大로도 材質의 脆化에 크게 影響을 미치고 있다는 事實이다. 따라서 高張力鋼의 熔接施工에 있어서 欠陷先端에서의 累積熱變形을 最小로 억제하는 것이 靭性確保를 위한 重要한 課題라고 믿어진다.

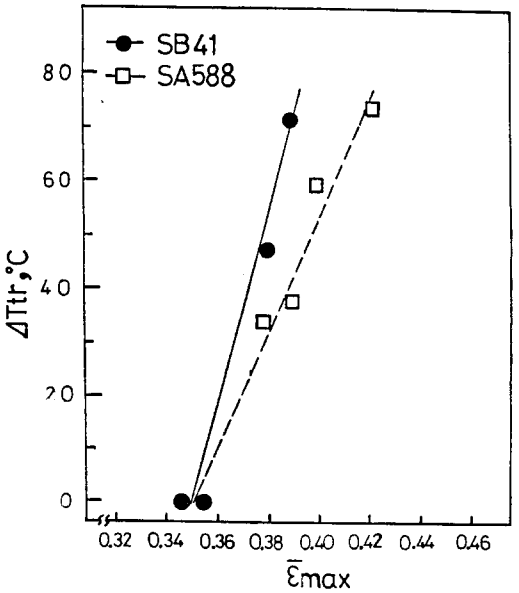


Fig. 19. Relation between shift of transition temperature ΔT_{tr} and maximum true strain $\bar{\varepsilon}_{max}$

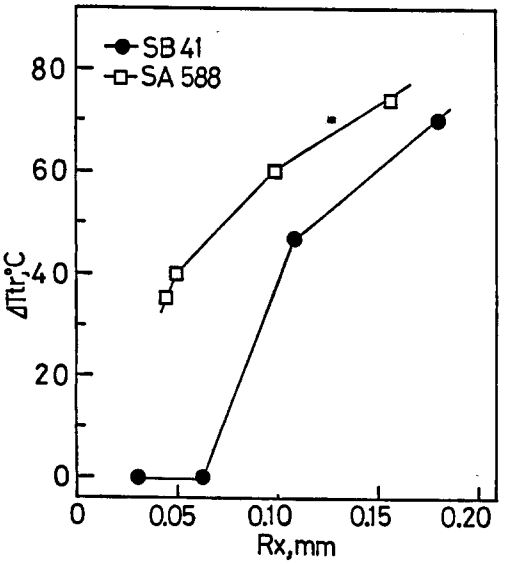


Fig. 20. Relation between shift of transition temperature ΔT_{tr} and recrystallized zone size Rx

4. 結 論

SB 41鋼과 SA 588 鋼의 熔接 HAZ의 粗大組織을 對象으로 累積된 熱變形이 組織의 破壞靭性에 미치는 影響을 노치先端에서의 塑性變形擧動과 COD 破壞靭性試驗 등을 通하여 考察하고 다음과 같은 結果를 얻었다.

1. 單純 또는 反復된 熱變形에 의하여 노치先端에는 塑性變形域이 形成되며 그 크기와 集中된 最大塑性 스트레인은 熱變形의 累積量과 더불어 增大한다.

2. 塑性變形域에서의 有効 스트레인의 分布는 다음 式으로 表示된다.

$$\left(\bar{\varepsilon}_p\right)_x=\bar{\varepsilon}_{cr}\left(\frac{R_x}{X}\right)^m$$

단, $\bar{\varepsilon}_{cr}$; (SB 41; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.2$, SA 588; $\bar{\varepsilon}_{cr}=0.1$)

m; 0.25

3. 두 材料의 熱變形은 HAZ 組織의 脆化를 가져오며 脆化의 程度는 熱變形量의 增加에 따라 增加한다.

4. 軟鋼(SB41)은 어느 程度 ($\bar{\varepsilon}_{max}\fallingdotseq 0.36$ $R_x=0.065$ mm)까지는 熱變形이 進行하더라도 영향을 미치지 않는데 비하여 高張力鋼(SA 588)은 적은 變形으로도 組織의 脆化에 크게 영향을 미치고 있다.

謝 辭

本 研究는 82, 83年度 韓國科學財團의 研究費 支援에 의해서 이루어진 것으로 財團에 감사를 드리며 熔接 등 實驗에 協助해 주신 現代重工業(株)의 全 成律部長에게도 감사를 드리는 바입니다.

參 考 文 献

1. R.W Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, John Wiley & Sons (1976), p. 229.
2. F.M Burdekin, *British Welding Journal*, Vol. 14 (1967), p. 81.
3. 安藤 柱, 日本溶接學會誌 Vol. 48, No. 5 (1979), p. 55.
4. 田村, 鐵鋼材料強度學 (1967). p. 137.
5. 金台永, 林載奎, 鄭世喜, 大韓熔接學會誌, 第2卷, 第1號 (1984) p. 41.
6. B.S. 5767—79, Method for Crack Opening Displacement (COD) Testing (1979)
7. ASTM Standard, E 399-74.
8. 金洙鏞, 全北大學校 大學院 碩士學位論文 (1982)
9. T. Shoji, *Journal of Testing and Evaluation*, 9-6 (1981) p. 324.
10. C.L. Formby, et al, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 6 (1970) p. 91.