

Implant 試驗法에 의한 低溫用鋼材 熔接部の 力學的 特性研究

指導教授: 金永植

卞昌洙 · 李聖宅

A study on the mechanical properties in welding zone of low temperature service steels by Implant test method

目次

1. 序論
2. 實驗方法
 - 2.1 試驗材料 및 試驗片
 - 2.2 實驗裝置 및 實驗方法
 - 2.2.1 熱사이클에 따른 殘留応力 生成機構試驗
 - 2.2.2 硬度·組織試驗
 - 2.2.3 低溫破壞韌性試驗
3. 實驗結果 및 考察
 - 3.1 熔接部の 殘留応力 生成機構
 - 3.2 熔接部の 硬度變化 및 組織變化
 - 3.3 熔接部の 低溫破壞韌性變化
4. 結論
- 參考文獻

2. 實驗方法

2.1 試驗材料 및 試驗片

本 實驗에 使用한 試驗材料는 國產 低溫用鋼材 SLA37로서 그 化學組成, 機械的 性質, 炭素當量 C_{eq} 및 韌性 感受性 組成 P_{CM} 값을 Table I 에 表示한다.

Table1 Chemical compositions and mechanical properties

Materials	Chemical composition (wt%)									Mech. Prop.			C_{eq} (%)	P_{CM}
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	V	Ti	YS kg/mm ²	TS kg/mm ²	EI (%)		
SLA 37	0.08	0.25	1.40	0.02	0.002	0.06	0.022	0.047	0.012	48.9	58.3	30	0.33	0.17

Table I 에서 熔接部의 硬化度를 나타내는 指數인 C_{eq} 와 化學成分으로 決定되는 P_{CM} 은 다음式을 利用하여 求하였다.²⁾

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (\%) \quad (1)$$

$$P_{CM} = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

試驗片의 形狀은 Fig.1에 보이는 바와 같다. Fig.1(a)는 熔接熱사이클에 따른 殘留應力 生成機構와 組織 및 硬度變化를 評價하기 위한 試驗片이고, Fig.1(b)는 低溫에서의 破壞韌性を 評價하기 爲한 試驗片이다.

實驗에 使用한 試驗片은 모두 板材의 延方向

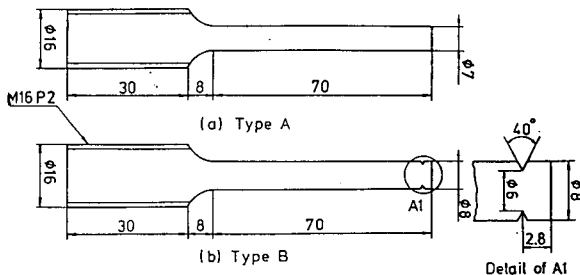


Fig.1 Shape of specimens

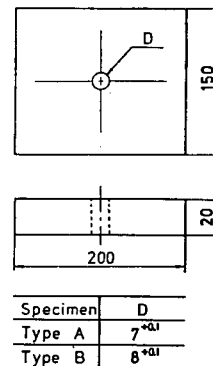


Fig.2 Shape of backing plate

과 一致하게 採取하였고, notch 試片의 notch 位置는 熔接본드部에 오도록 하였다. 또한 母板은 市販되고 있는 SS41鋼板을 使用하였고 形狀 및 치수는 Fig.2와 같다.

2.2 實驗裝置 및 實驗方法
 實驗에 使用된 Implant試驗裝置의 外觀 및 概略圖는 各各 photo1, Fig3에 보이는 바와 같고, Worm 機構를 利用하여 手動으로 핸들을 操作함으로써 拘束力을 變化시키거나, 試驗片을 引張破斷 할 수 있도록 하였다.

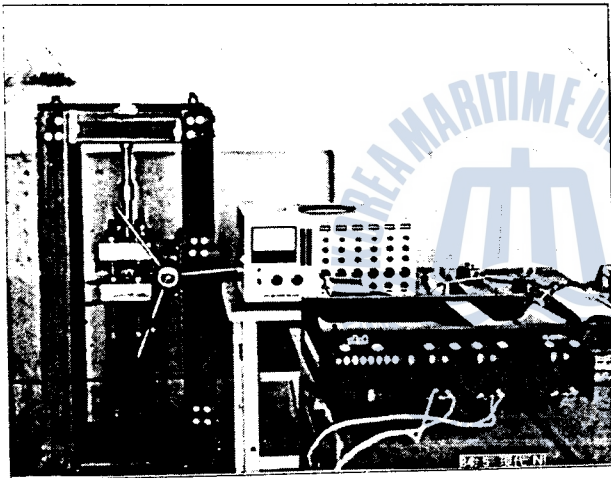


Photo1 Implant test equipment

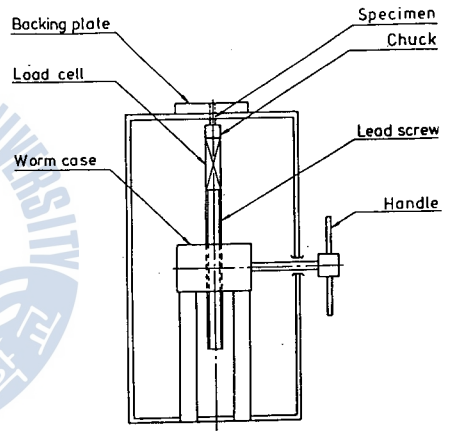


Fig.3 The schematic diagram of Implant tester

準備된 Implant試驗片을 母板에 挿入하여 母板上의 表面과 試驗片의 上部를 一致시킨 後, Table 2

Table 2 Welding conditions

Item	Thermal cycle	Implant test
	KSE 4313 (3.2×350)	DL-5016-C1: SLA 37 ($\phi 4 \times 400$)
Current (A)	120	170
Voltage (V)	26	26
Speed (cm/min)	13	13
Heat input($\frac{KJ}{cm}$)	15	20

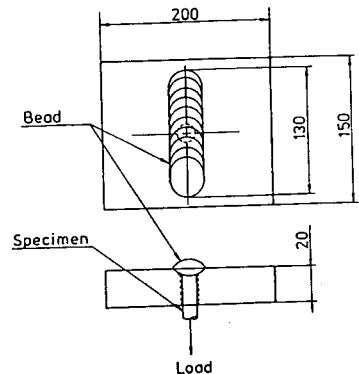


Fig.4 Shape of bead welding

의 熔接條件으로 Fig.4와 같이 母板上面에 길이 130 mm의 bead熔接을 實施하여 Implant試驗片上에 熔接본드部 및 熔接熱影響部를 再現시킨 후 다음과 같은 實驗을 行하였다.

2.2.1 熱사이클에 따른 殘留応力 生成機構 試驗

Implant試驗時 熔接본드부의 溫度變化를 Thermo couple에 依해 測定하고, Implant試驗片上에 strain gauge를 부착, 熱사이클에 따른 Implant試驗片的 팽창·수축 strain을 測定하여 溫度變化와 応力變化를 時間基準 pen記錄計와 X-Y記錄計로 記錄하였다.

2.2.2 硬度·組織試驗

Implant試驗片에서 採取한 試驗片的 熔接部 硬度變化를 알기 爲해 비이커스 硬度計로 0.2 mm 間隔으로 硬度試驗을 하였고 組織變化를 觀察하기 爲해 현미경 조직 사진을 찍었다.

2.2.3 低温 破壞靱性 試驗

Implant試驗片을 母板上에 挿入하여 母板上面에 規定入熱 條件으로 bead on plate 熔接을 實施하여 notch部를 熔接본드部로 再現시킨다. 용접봉은 350°C에서 1시간 건조시킨 低水素系 용접봉을 사용하였다. 다음 photo 2와 같이 母板上面에 低温槽를 設值하고 冷媒로서 알콜, 液体 질소를 注入, 常溫, -50°C, -60°C, -80°C, -100°C의 5種類로 溫度를 變化시켜 各各의 溫度에서 數분간 維持시킨 후 靜的인 荷重을 걸어 破斷時의 strain量을 측정하고 破面의 현미경 조직 사진을 찍었다.

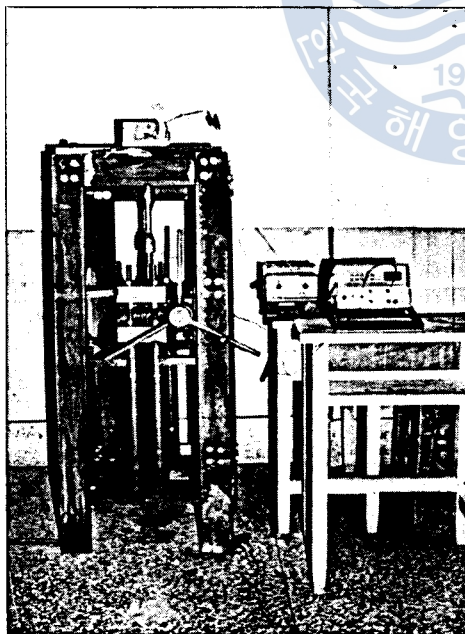


Fig.2 Equipment of low temperature fracture toughness experiment

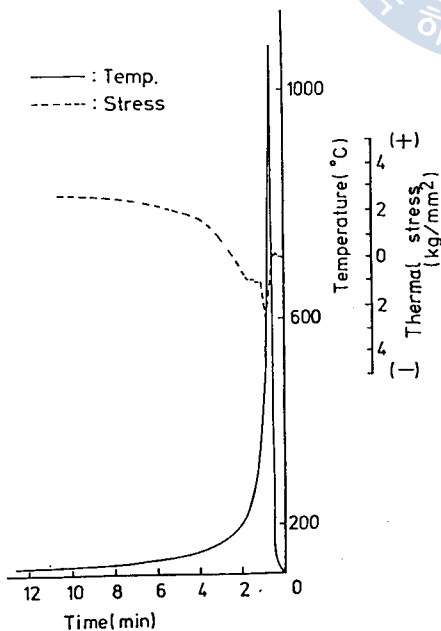
3. 實驗結果 및 考察

3.1 熔接部の 殘留応力 生成機構

Fig.5 (a)는 SLA37 에 對해 上端部는 母板表面과 一致시키고 下端部는 拘束 시킨 狀態에서 bead 熔接 時 溫度 變化와 試驗片에 걸리는 膨창과 수축 應力 變化를 時間基準 pen 記錄計로 記錄한 結果이다. 또 한 Fig.5 (b)는 溫度 變化를 X 軸에, 應力 變化를 Y 軸에 取하여 前述한 過程을 X-Y 記錄計로 記錄한 結果이다.

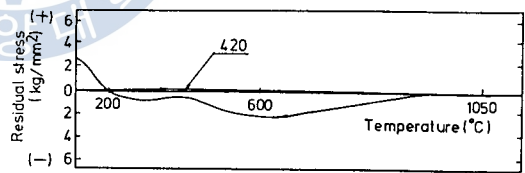
이 두 도면으로부터 熔接 bead가 試驗片 上端部 근방으로 接近함에 따라 試驗片의 溫度는 上昇하고, 試驗片 上端에 到達하면 急速한 膨脹으로 試驗片 內에는 壓縮 應力이 形成됨을 알수 있다. 이 後 bead가 試驗片 上端部를 지나 멀어짐에 따라 溫度는 下降하고 試驗片에는 收縮 變形이 作用하므로 試驗片 內에는 上述한 過程과는 반대로 引張 應力이 形成된다.

試驗片 內에 壓縮 應力 狀態로 부터 引張 應力 狀態로 바뀌는 지점의 溫度는 冷却 過程중 약 600°C



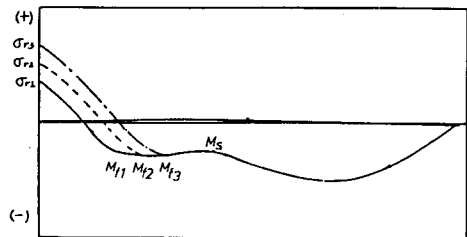
(a)

Fig.5 The curves of temperature and residual stress during 1 pass bead welding



(b)

Fig.5 The curves of temperature and residual stress during 1 pass bead welding



(c)

Fig.5 The change of amount of residual stress following the M_1 (martensite finishing) transformation

程度임을 보이고 있다. 또한 냉각 과정중 420°C 지점으로 부터 200°C에 이르기 까지에는 收縮과정 이 매우 緩漫하게 일어나고 있음을 보이고 있는데, 이는 이 溫度 範圍에서 마르텐사이트 變態가 일어나기 때문인 것으로 推察된다.

以上の 結果 初層 bead 熔接時 熱影響部에 形成되는 引張殘留應力은 冷却過程中 200°C에서부터 시작되는 收縮變形이 支配적으로 作用하고 이러한 引張殘留應力の 形成에는 마르텐사이트 變態가 크게 影響을 미치고 있음을 알수 있다. 즉 Fig. 5(c)와 같이 M_f(마르텐사이트 완료) 變態점이 높아질수록 引張殘留應力은 커질 것으로 예상된다.

3.2 熔接部の 硬度變化 및 組織變化

Fig. 6은 SLA37 鋼에 對해 Table 2의 熔接條件으로 熔接을 實施하여 熔接熱影響部の 硬度變化를 測定한 結果이다. 보이는 아래와 같이 본드部에서 硬度의 上昇效果가 뚜렷히 나타나 있다.

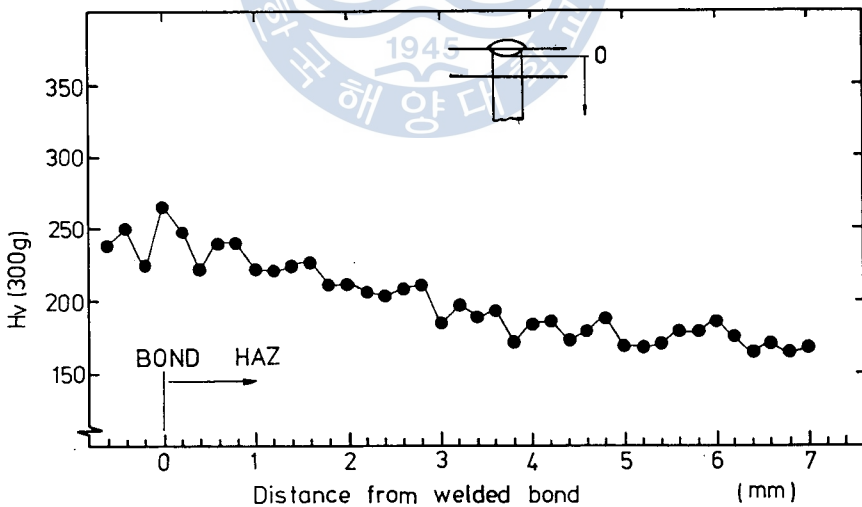
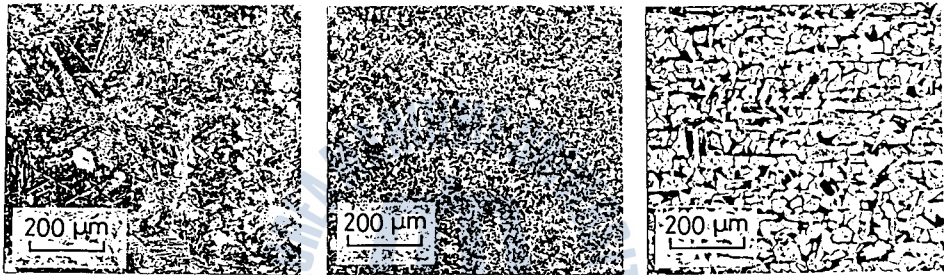


Fig. 6 Change of micro-Vickers hardness in welding zone of 1 pass bead welding

photo 3는 熔接본드部, 본드部로 부터 2mm 떨어진 熱影響部 및 母材의 현미경 조직사진이다. 熔接본드部는 熔接熱사이클에 依해 A₃變態點보다 훨씬 높은 溫度까지 加熱된 部分으로 Prior Austenite 結晶粒이 粗大化 되기 때문에 常溫에서의

조직 또한 매우 큰 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합조직으로 되어 있다. 본드 부분로부터 2mm 떨어진 영역은 용접열 사이클을 받아 A₃ 변태점보다 다소 높은 온도까지加熱된 부분으로 이 부분은 Prior Austenite 結晶粒이 微細化되고 冷却速度도 比較的 緩慢하므로 常温組織은 微細한 베이나이트, 페라이트組織의 혼합조직으로 나타나 있음을 알 수 있다. 또한 熱影響을 받지 않은 母材는 圧延된 페라이트, 퍼플라이트組織으로 되어 있음을 보이고 있다.



(a) Bond

(b) 2mm from bond

(c) Base metal

Photo. 3 Microstructure of welded parts in 1 pass bead welding

以上の結果 용접본드부에서의 급격한 硬度变化는 주로 큰 마르텐사이트, 베이나이트 組織의 혼합조직 때문인 것으로 考察된다.

3.3 용접부의 低温 破壊靱性 变化

Implant 試驗法으로 破壊靱性を 評價하기 爲해 다음과 같은 破壊靱性値에 関한 式을 導入하였다.⁵⁾

$$K_{Ic}^2 = \frac{(1.72 \frac{D}{d} - 1.72)^2 p^2}{D^3} \quad (3)$$

D : 試驗片徑 (mm)

d : notch 內徑 (mm)

P : 破斷荷重 ($p = \frac{\pi D^2}{4} \sigma$)

단 $0.5 \leq \frac{d}{D} \leq 0.9$

本 實驗에서 使用한 試片의 寸수는 $D = 8 \text{ mm}$, $d = 6 \text{ mm}$ 이므로 式 (3) 에 代入하면

$$K_{Ic} = 0.04529 P \quad (4)$$

로 된다.

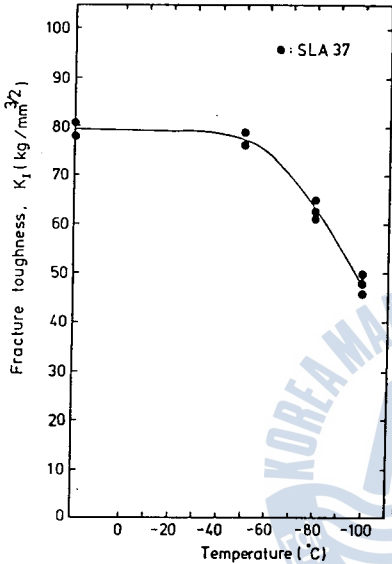


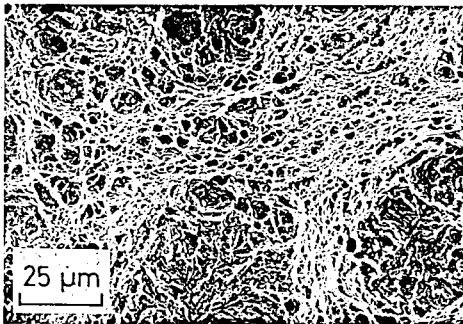
Fig.7 Relation between fracture toughness and temperature

式 (4) 에 依하면 各 溫度에서 의 破斷荷重 P 를 求함으로서 溫度變化에 따른 破壤靱性值 K_{Ic} 를 求할 수 있다.

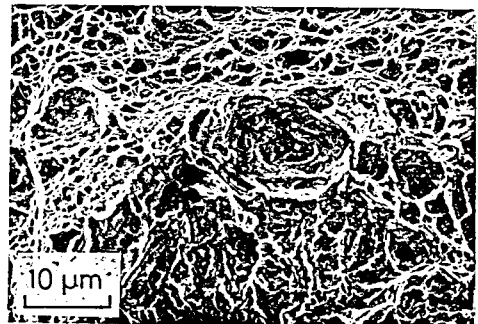
Fig. 7은 SLA 37 低溫用 鋼의 各 溫度變化에 따른 破壤靱性 變化를 求한 結果로서 常溫에서 -60°C 까지는 큰 變化가 없지만 -70°C 部近에서 劣化를 크게 低下하고 있음 을 보이고 있다.

Photo 4는 常溫에서 破斷된 破面을 走査型 電鏡으로 顯微鏡으로 觀察한 結果이다. 사진 (a)는 破面을 800 배로 擴大한 것

으로 破面의 大部分이 딩플 (dimple) 破面을 이루고 있다. 사진 (b)는 이 部分을 다시 2000 배로 擴大



(a)



(b)

Photo.4. Fractographs of fracture at room temperature (20°C)

한 것으로 덩플(內部)에 微細한 개재물이 形成되어 있음을 알수 있다. 이를 圖式的으로 나타내면 Fig.8 과 같다.

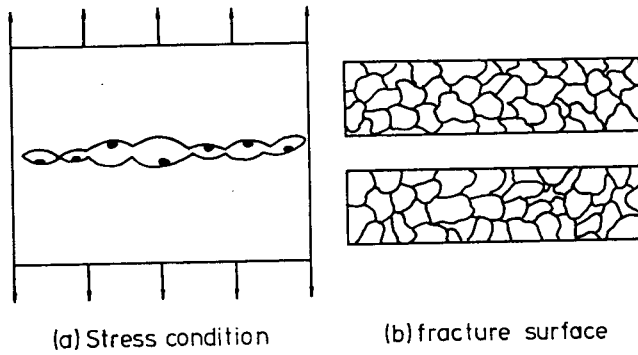


Fig.8 Occurrence of dimple

이로써 常溫에서의 破壞樣相은 介在物의 微粒子 등이 核으로 되어 荷重이 增加함에 따라 微小空洞이 多數 形成되고 이것이 合体하여 破壞에 到達되는 延性破壞이다.⁶⁾

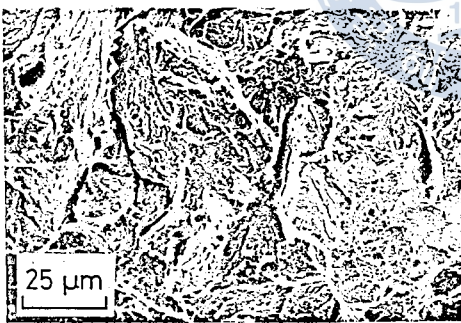


Photo.5 The fractograph of fracture

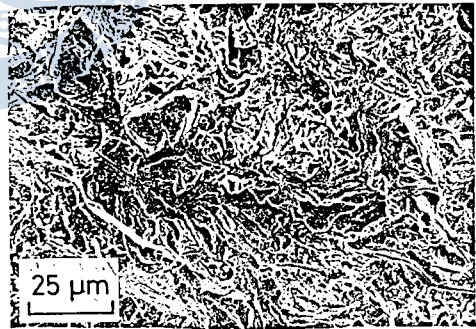
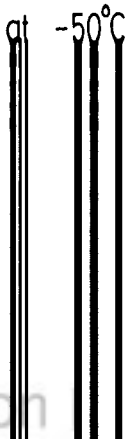


Photo.6 The fractograph of fracture



本 실험에서 사용한 시험편의 치수는 $D = 8 \text{ mm}$,
 $d = 6 \text{ mm}$ 이므로 식 (3) 에代入하면

$$K_{Ic} = 0.04529 P \quad (4)$$

로 된다.

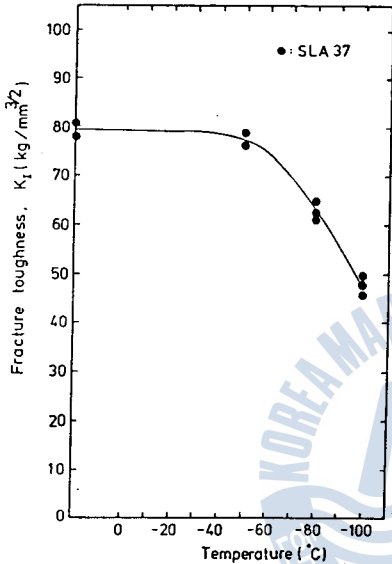


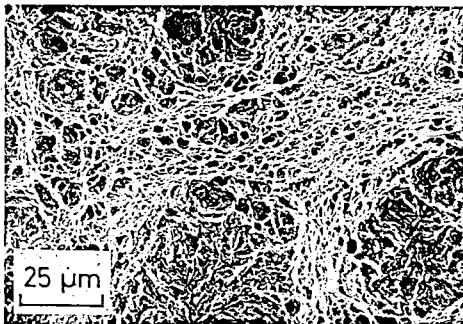
Fig.7 Relation between fracture toughness and temperature

式 (4) 에 依하면 各 温度에서 의 破断荷重 P 를 求함으로 温度变化에 따른 破壊靱性值 K_{Ic} 를 求할 수 있다.

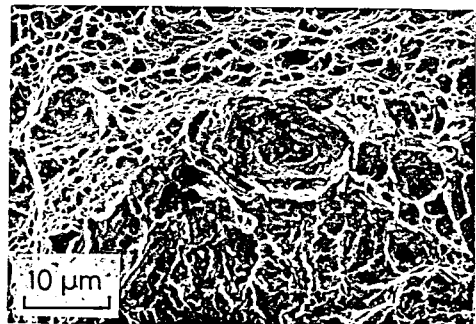
Fig. 7은 SLA 37 低温用 鋼의 各 温度变化에 따른 破壊靱性变化를 求한 結果로서 常温에서 -60°C까지는 큰变化가 없지만 -70°C附近에서 勿 論 크게 低下하고 있음 을 보이고 있다.

Photo 4는 常温에서 破断된 破面을 走査型 電 子顯微鏡으로 觀察한 結果이다. 사진 (a)는 破面을 800 배로 拡大한 것

으로 破面의 大部分이 딩플 (dimple) 破面을 이루고 있다. 사진 (b)는 이 部分을 다시 2000 배로 拡大



(a)



(b)

Photo. 4. Fractographs of fracture at room temperature (20°C)

한 것으로 덩플(內部)에 微細한 개재물이 形成되어 있음을 알수 있다. 이를 圖式的으로 나타내면 Fig.8 과 같다.

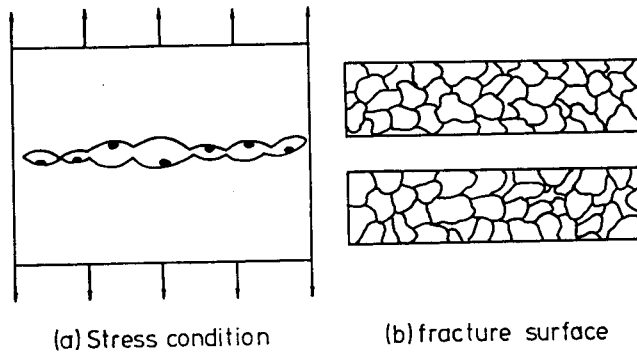


Fig.8 Occurrence of dimple

이로써 常溫에서의 破壞樣相은 介在物의 微粒子 등이 核으로 되어 荷重이 增加함에 따라 微小空洞이 多數 形成되고 이것이 合体하여 破壞에 到達되는 延性破壞이다.⁶⁾

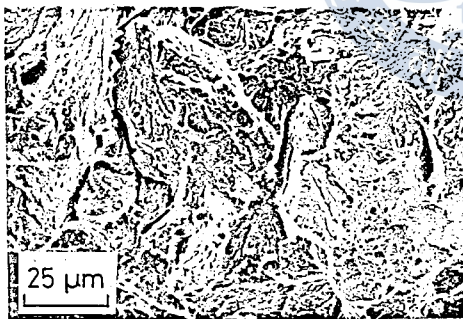


Photo.5 The fractograph of fracture at -50°C

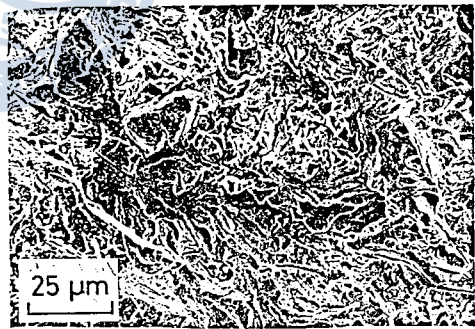


Photo.6 The fractograph of fracture at -100°C

Photo.5는 -50°C에서 破斷된 破面을 觀察한 結果로 大部分의 領域이 脆性破壞인 벽개破壞樣相을 띠지만 局部的으로나마 延性破壞의 特徵인 덩플破面도 보이고 있다.

Photo.6은 -100°C에서의 結果로 破面은 많은 요철部를 포함하고 있는 劈開破面으로써 脆性破壞의

樣相을 보이고 있다.
 劈開破面을 圖式的으로 나타내면 Fig.9 와 같고,
 劈開 단계의 發生은 Fig.10 과 같이 river pattern
 으로 됨을 알수 있다.”

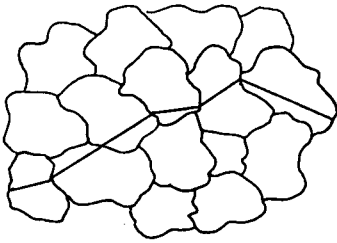


Fig.9 Cleavage spreading through grains

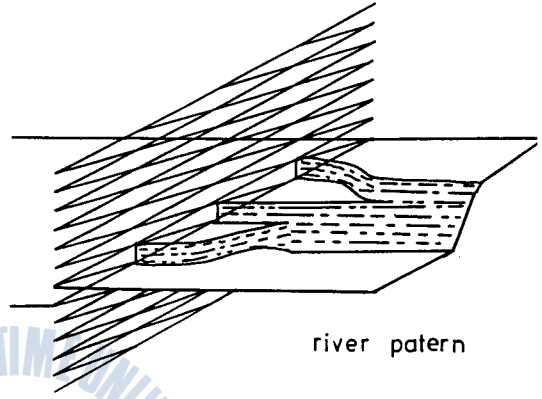


Fig.10 Origin of cleavage steps

以上の 結果에서 SLA37 低温用鋼材는 -50°C 基準으로 그 以上の 溫度에서는 延性破壞의 樣相을 보이고 있으나 그 以下の 溫度에서는 脆性破壞率이 增加하여 -100°C 에서는 거의 完全한 脆性破壞의 樣相을 보이고 있음을 알수 있다.

4. 結 論

本 研究는 國內生産 低温用鋼材인 SLA37 鋼材에 對한 熔接部의 殘留応力 生成機構, 熔接熱 사이클에 依한 熔接部의 硬度 및 組織變化 그리고 熔接部의 低温破壞靱性 變化를 Implant 試驗法에 依해 定量的으로 調査한 것으로서 아래와 같은 結論을 얻었다.

1) 初層에서의 殘留応力은 材料의 特性 즉 마르텐사이트變態 膨脹의 影響을 크게 받으며 冷却 사이클中 200°C 近方에서 始作되는 拘束部の 收縮 變形에 依해 形成된다.

2) 熔接部の 硬度分布는 본드部에서 組織이 組大化되어 가장 높고 熱影響部, 母材에 이를수록 緩和된다.

3) SLA 37은 -50°C 以上の 溫度에서는 延性破壞 樣相을 띄지만 그 以下の 溫度에서는 脆性破壞率 이 增加하여 -100°C 에 이르러서는 完全한 脆性破壞 樣相을 나타낸다.

参 考 文 獻

- 1) 李載廷 · 辛致教: 鋼熔接部の 균열發生과 그 防止에 關한 研究, 韓國海洋大學 大學院 (1982.1)
- 2) 金永植: 高張力鋼 熔接時의 向題矣, 大韓機械學會誌, Vol. 22, No. 3, 1982. P. 175 ~ 183
- 3) 松井繁朋 · 大熊雄二: イニフント試驗의 原理と 熔接 割れに의 応用
- 4) 渡邊之, 鈴木元昭, 山崎善崇, 徳永高信: 低温用 了ルニキルド鋼의 大入熱溶接 (第1報), 溶接學會誌, (1982)
- 5) 崔鎔湜: 疲勞와 破壞力學 (I), 大韓機械學會誌, 第16卷, 第4号. PP. 331 ~ 338, 1976
- 6) Bavid Broek: ELEMENTARY ENGINEERING FRACTURE MECHANICS, Sijthoff & Noordhoff Netherlands, PP. 38 ~ 48, (1978)
- 7) 前掲書 6): PP. 31 ~ 38