

低溫, 高壓力用 鋼材 구조물의 熔接部균열 발생과 그 대책에 關한 研究

金永植* · 裴且憲** · 安玲鎬*** · 具滋永****

A Study on the Cracking Mechanism of the Welded Parts in Steel Structures for the Use of Low Temperature and High Pressure.

Y.S. Kim, C.H. Bae, Y.H. Ahn, J.Y. Koo

Abstract

When the low temperature service steels are used as materials for welded structure, some problems-brittleness and weld cracking, etc.-occur in welded part due to the change of mechanical and metallurgical characteristics resulted from the thermal cycle during the welding procedure.

In this study, the experiments were conducted to investigate the change of mechanical and metallurgical characteristics of the welded part for the low temperature and high pressure service steels. Moreover, the Static and Dynamic Implant Test Method was introduced to this study in order to find out the mechanism of weld cracking.

In addition, the fracture toughnesses of welded bond were inspected under the various low temperature environments.

Main results obtained are as follows;

- 1) The effect of the hydrogen on the fatigue characteristics of the weld bond can be estimated by the new self-contrived Dynamic Implant Test equipment.
- 2) The fine micro-structure and low hardness in the heat affected zone can be obtained by the small heat input multi-pass welding.
- 3) The susceptibility of the delayed cracking is largely affected by the condition of used electrode.
- 4) The transition temperature of the fracture surface in weld bond appears to be higher 20°C than that in base metal.

* 正會員, 韓國海洋大學

** 正會員, 釜山開放大學

*** 正會員, 韓國海洋大學 大學院(現 浦項綜合製鐵)

**** 正會員, 韓國海洋大學 大學院

1. 서 론

低溫, 압력용 鋼材는 최근 액화가스의 저장이나 수송등의 필요성 또는 極寒地 구조물의 필요성이 증대함에 따라 그 수요가 急增될 전망이다. 따라서 이러한 추세에 맞추어 低溫用 鋼材의 연구개발 및 그 實用化가 세계적으로 활발히 추진되고 있다.

低溫, 압력용 鋼材는 각종 원소의 첨가처리 혹은 熱處理 방법을 통해 고장력, 強靱化를 도모하고 있다. 그러나 이러한 鋼材의 실용면에 있어서는 용접시의 열사이클로 인해 용접부에서 機械的, 組織的 特性의 劣化현상이 나타나 지연 均열의 發生 또는 破壞靱성의 低下현상이 나타날 수 있으므로 低溫 高壓力用 鋼材 구조물의 安全性과 信賴性 확보가 특히 중요한 문제점으로 지적되고 있다.^{1,2,3)}

本 研究는 이러한 사실에 착안하여 국산 低溫 壓力用 鋼材를 대상으로 實用 용접조건하에서 용접부의 機械的, 組織的 特性變化를 고찰하고 또한 용접부에서의 靜的 및 動的 均열 發生特性, 그리고 사용 低溫 環境에서의 용접부의 破壞特性을 정량적으로 評價하기 위해서 수행된 것이다.

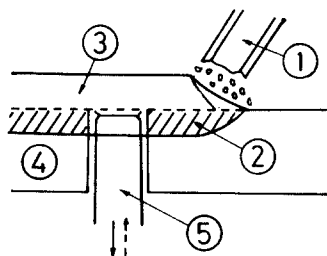
이러한 목적을 달성하기 위해서 本 研究는 용접부의 再現性이 탁월한 임플란트(Implant) 시험법을 도입하여 이 방법에 의해 實驗的으로 수행하였다.

2. 實驗方法

2.1. 靜的 및 動的 임플란트 試驗의 概要

Fig. 1에 임플란트 시험의 概要圖를 보인다.⁴⁾ 圓周못치를 갖는 圓形시험편을 母板(Backing plate)에 미리 加工해 둔 구멍에 삽입한 후 試驗片 上端部를 용접비이드가 통과하도록 비이드 용접을 실시한다. 이러한 용접에 의해 試驗片上의 圓周못치부에 용접본드부가 再現된다.

여기에 試驗片을 일정한 負荷상태로 拘束시킬 수 있는 拘束裝置와 熱電帶를 부착하면 용접시의 溫度 및 殘留應力 변화 또는 지연 均열(Dela-



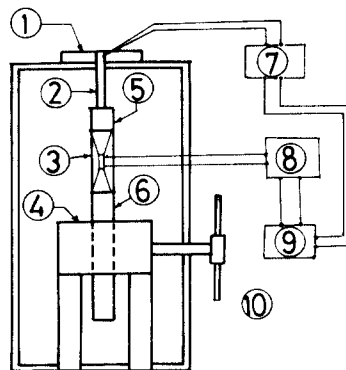
1. Electrode
2. Heat affected zone
3. Weld metal
4. Backing plate
5. Implant specimen

Fig. 1. Method of Implant test

yed cracking) 발생 특성을 評價할 수 있다.

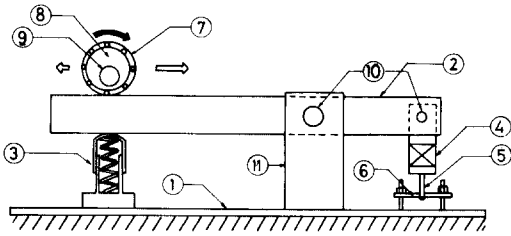
또한 용접후 試驗片에 動的인 負荷를 작용시킬 수 있는 裝置를 부착하면 용접부의 動的인 疲勞特性을 파악할 수 있다.

Fig. 2는 本 研究室에서 改良 製作한 靜的인 임플란트 實驗裝置의 개략도를 보인 것으로 試驗片에 걸리는 拘束應力은 워엄(Worm)기구를 이용하여 핸들을 조작함으로써 변화시킬 수 있도록 하였다. 또한 Fig. 3은 임플란트 試驗法에 의해 再現된 용접 試驗片에 캠裝置에 의해 반복 應力이 작용하도록 하여 용접부의 動的인 疲勞特性을 파악할 수 있도록 本 研究室에서 개발한 動的인 임플란트 試驗裝置의 개략도이다.



- | | |
|------------------|---------------|
| 1. Backing plate | 6. Lead screw |
| 2. Specimen | 7. Pyrometer |
| 3. Load cell | 8. Amplifier |
| 4. Warm case | 9. Recorder |
| 5. Chuck | 10. Handle |

Fig. 2. Schematic diagram of Static Implant tester



- 1. Base
- 2. Connecting bar
- 3. Reacting spring
- 4. Load cell
- 5. Specimen
- 6. Backing plate
- 7. Ball bearing
- 8. Eccentric ring
- 9. Shaft
- 10. Pin
- 11. Supporter

Fig. 3. Schematic diagram of Dynamic Implant tester

이상의 두 裝置를 이용하여 용접부의 硬度變化와 組織變化를 高찰하고 용접조건에 따른 용접부의 지연균열 발생 특성 및 低溫環境下에서 용접부의 破壞靱性 變化를 검토하였으며 용접조건에 따른 용접본드부의 疲勞破壞 特性을 究明하였다.

2.2. 試驗片 및 용접조건

Fig. 4는 實驗에 사용한 임플란트 試驗片 및 母板의 형상을 보인 것이다. 임플란트 試驗片은 20mm板 두께의 中央에서 압연방향과 平行하게 채취하였으며 圓周-notch位置는 예비試驗에서 용접본드부가 notch位置에 오도록 결정하였다.

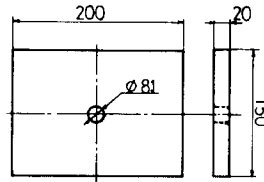
本 實驗에서 사용한 試驗材料로서는 國產 50 kg/mm²級 低溫用 鋼材인 SLA37 鋼材이며 比較材로서 船殼材料로 이용되는 EH36 高張力 鋼材를 이용하였다. 이들 化學成分과 Ceq, Pcm 및 機械的 性質을 Table 1에 나타내었다. 또한

Table.1 Chemical compositions and mechanical properties

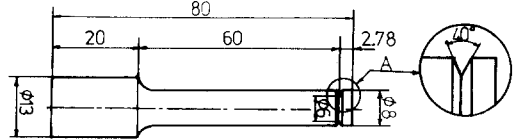
Materials	Chemical compositions(wt%)												Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Al	V	Ti	Ceq	Pcm	Y.S	T.S	El(%)
SLA 37	0.08	0.25	1.40	0.02	0.002	0.06	—	0.022	0.047	0.012	0.342	0.167	48.9	58.3	30.0
EH 36	0.18	0.30	1.20	0.04	0.04	0.08	0.4	0.08	0.10	—	0.429	0.272	36.0	57.0	21.0

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

$$Pcm = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{10}V + 5B(\%)$$



(a) Backing plate



(b) Specimen

Fig. 4. Shape of Backing plate and Specimen

Table. 2. Welding condition

Electrode	Speed (cm/min)	Amperage (A)	Voltage (V)	Heat input (Kj/cm)
KS E5016 φ 4×400	13	170	26	20

Table. 2는 實驗에 사용한 용접조건으로서 이 조건은 實用조건이다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1. 용접부의 靱度 및 組織變化

Fig. 5는 試驗用 低溫, 高壓力構造物用 鋼材에 대해 Table. 2의 용접조건으로 1층비이드 용접과 2층 비이드 용접을 실시하였을 경우 용접본드부로부터 모재에 이르기까지의 연속적인 경도 변화를 나타낸 것이다. 여기서 1층 비이드 용접후 2층 비이드 용접은 층간온도를 150°C와 상온으

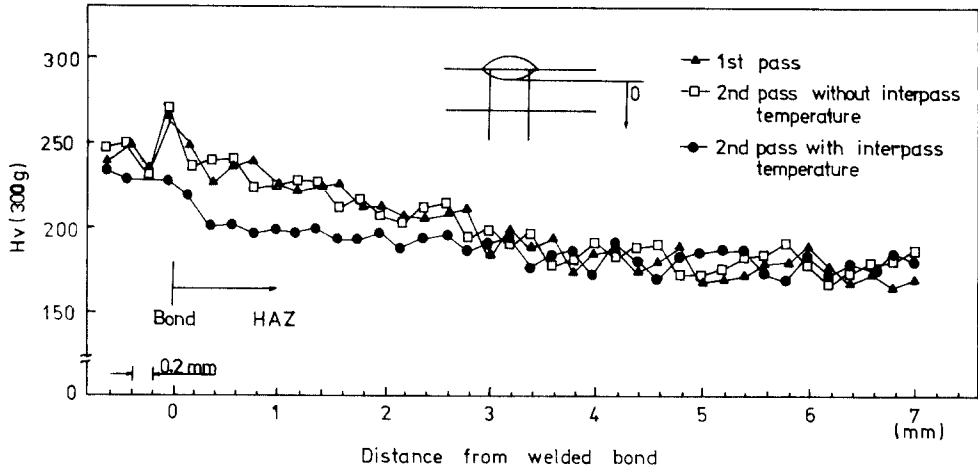


Fig. 5. Change of continuous micro-Vickers hardness caused by weld thermal cycle

로 유지하여 실시하여 각각의 경우를 비교하여 표시하였다.

이에 의하면 먼저 1층 비이드 용접시와 층간 온도를 常溫으로 유지하여 2층 비이드 용접을 실시하였을 경우는 다 같이 거의 같은 정도 變化를 나타내고 있으며 본드부에서 경도의 上昇 효과가 뚜렷이 나타난다. 또한 본드부로부터 약 4mm 이내까지 용접 열영향부로 간주할 수 있음을 보이고 있다. 그러나 층간온도를 150°C로 유지함으로써 본드부의 硬度 上昇 효과는 현저히 감소되며 熱影響部내의 硬度가 전반적으로 低下되고 있는 양상을 보이고 있다.

이것은 층간온도를 150°C로 유지함으로써 800~500°C간의 냉각시간이 길어짐에 따라 마르텐사이트 변태가 억제되고 대신에 미세한 베이 나이트 내지 페라이트·퍼얼라이트 조직이 많이 나타나기 때문인 것으로 생각된다.

Photo. 1은 1층 비이드 용접시, 용접본드부로부터 모재에 이르기까지의 연속적인 조직변화를 관찰한 결과이다.

용접본드부는 용접 열사이클에 의해 A₃변태점보다 훨씬 높은 온도까지 加熱된 부분으로 페라이트 결정이 析出되어 있는 상태로부터 前 오스테나이트(Prior-austenite) 結晶粒이 매우 粗

大化되었음을 알 수 있다. 또한 全體的인 常溫組織은 粗大한 베이 나이트, 마르텐사이트 및 塊狀 페라이트의 혼합 組織으로 되어 있음을 보이고 있다. 또한 본드부로부터 멀어짐에 따라 A₃ 변태점보다 다소 높은 온도까지 加熱된 영역이 나타나, 이 부분에서는 組織이 점차 微細化되어 가고 있음을 잘 나타내고 있다.

Photo. 2는 2층 용접시 용접본드부 및 熱影響部の 연속組織을 보인 것이다. 이것은 1층 용접시보다 조직이 월등히 微細化되며 전체적인 본드부의 조직은 베이 나이트 및 多角形 페라이트 조직으로 되어 있음을 보이고 있다. 따라서 層數를 많게하면 前層의 熱影響에 依해 粗大化된 組織이 그만큼 微細化되고 있음을 알 수 있으며 이로 因래 靱性 또한 向上되리라는 것을 추측할 수 있다.

이상의 結果를 종합하면 1층 용접시 용접본드부에서의 급격한 硬度變化는 주로 粗大한 마르텐사이트, 베이 나이트 組織의 혼합조직 때문에 起因되는 것으로 考察된다. 또한 1층 비이드 용접시와 2층 비이드 용접시 용접본드부의 기계적 特性變化는 층간온도에 따라 영향을 받으며 용접본드부의 組織은 2층 비이드熱 사이클에 의해 微細化되고 있음을 알 수 있다.

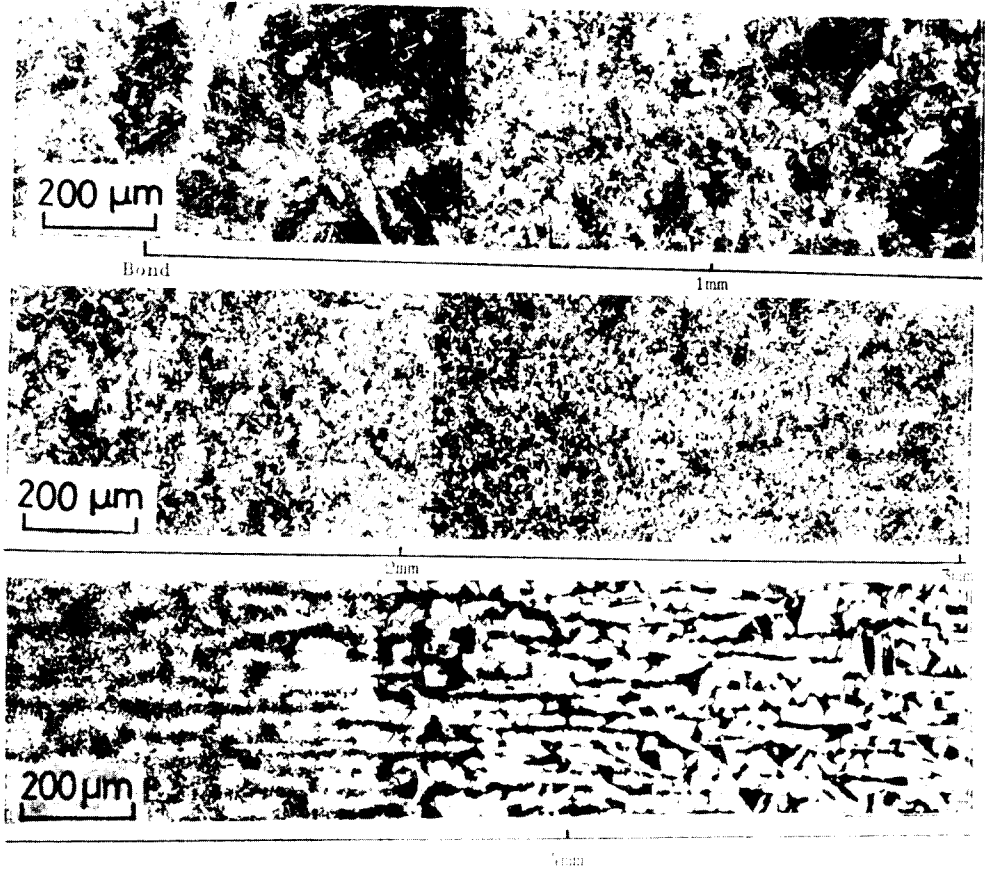


Photo. 1. Change of continuous micro-structure in 1st pass bead welding

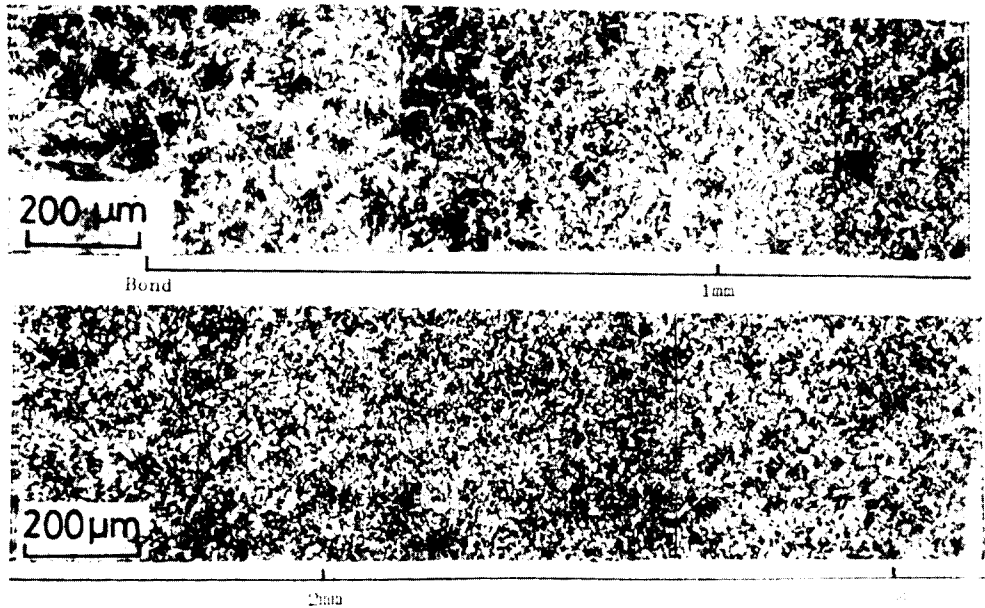


Photo. 2. Change of continuous micro-structure in 2nd pass bead welding

3.2. 용접본드부의 지연균열 發生特性

Fig. 6은 供試鋼材에 대해 용접봉의 건조 조건을 各各 달리함으로써 熔接金屬의 확산성 수소량을 變化시켜 이에 따른 구속응력과 破斷時間과의 관계를 임플란트 試驗法에 의해 구한 결과를 보인 것이다. 이것은 前項의 Fig. 2의 靜的試驗 裝置를 이용하여 구한 결과로서 母板上에 圓周-notch를 가진 임플란트試驗片을 삽입하고 母板上部에 비이드용접을 實施한 후 용접본드부의 온도가 150°C 근방에 이르렀을때 일정한 拘束應力을 加하여 常溫에서 이 상태를 유지하여 破斷까지의 時間을 조사하여 구한 결과이다. 여기서 이용한 용접봉의 상태는 350°C에서 1시간 건조시킨 경우와 장시간 放置한 경우의 2가지 상태로서 WES 規格의 그리세린法에 의해 測定한 확

산성 水素量은 건조시킨 경우는 2.8cc/100gr으로, 非乾燥상태는 7.35cc/100gr으로 나타났다.

Fig. 6에 의하면 용접봉을 건조시키지 않는 경우는 용접봉을 건조시킨 경우에 비해 균열발생 限界應力이 현저히 낮아지고 있음을 보이고 있다.

이 圖面에는 또한 母材의 破斷應力이 圖示되어 있으나 용접봉을 充分히 건조시켜 용접을 實施하면 용접본드부의 균열發生 限界應力은 母材의 破斷應力보다 높아져서 지연균열의 發生은 문제시되지 않으나 非乾燥 상태에서 용접을 實施하면 그 균열發生 限界應力은 母材의 84% 정도로 낮아져 지연균열의 發生이 문제시 됨을 알 수 있다.

Photo. 3은 용접봉을 常溫에서 長時間 放置한 조건에서 용접을 實施하여 53Kg/mm²의 拘束

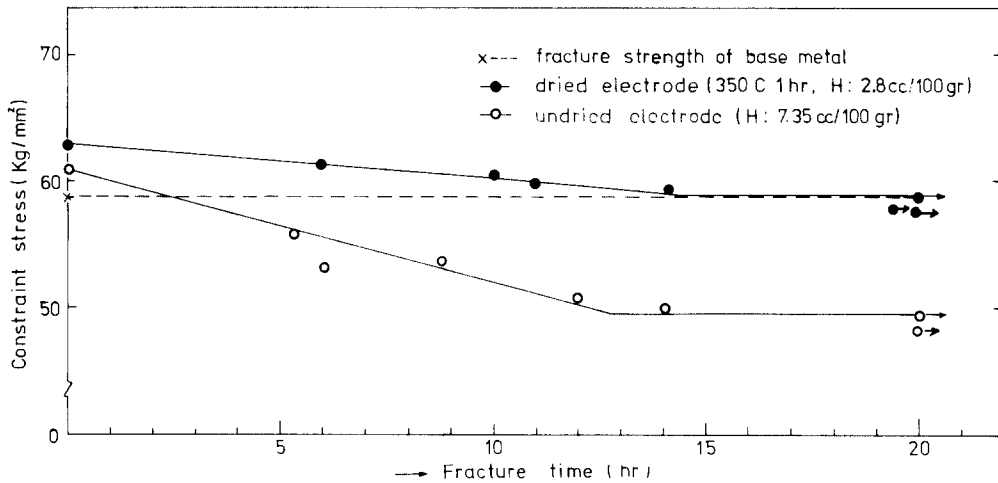
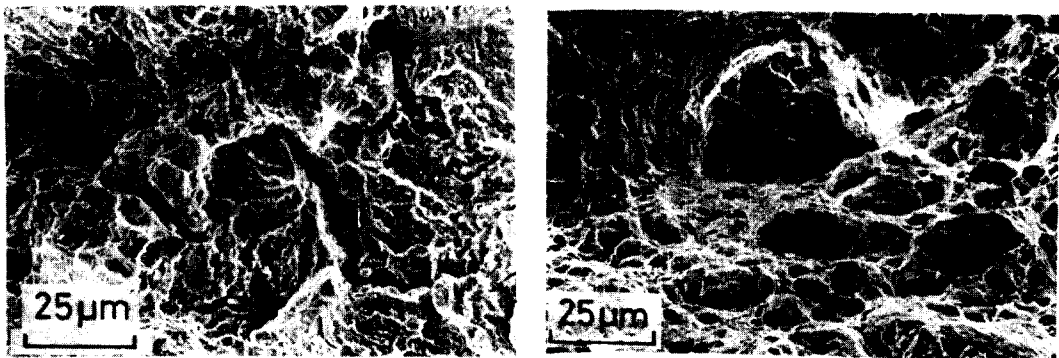


Fig. 6. Constraint stress vs. fracture time in static loading test



(a) Around notch

(b) Center of specimen

Photo 3. Fractographs of fracture due to cold crack

應力 상태에서 6시간 後에 破壞된 지연破壞의 破面을 走査型 전자현미경으로 觀察한 結果이다. 여기서 사진 (a)는 -notch 근방으로 疑壁開破面(Quasi-cleavage fracture)의 樣相을 띄우고 있으며 부분적으로 딴플(Dimple) 破面도 보이고 있다. 사진 (b)는 試驗片 破斷面의 중앙부로서 주로 딴플에 의한 延性破壞의 樣相을 보이고 있다.

이와 같이 -notch 주위와 試驗片 中央부에서 破面樣相이 다르게 나타나는 것은 -notch 주위의 應力集中部에서는 水素가 集結하여 이로 因해 水素 誘起 疑壁開破壞가 발생하며 試驗片 中央부에서는 水素의 集結이 이루어지지 않으므로 水素의 影響을 받지 않는 딴플 破面이 지배적으로 되기 때문인 것으로 사료된다.

일반적으로 일정한 拘束應力 状态下에서 용접부의 지연균열 發生 感受性은 母材의 成分과 용접조건에 의해 좌우되는 확산성 水素量에 의해 결정된다.^{5,6)} 本 實驗의 경우 供試鋼인 國產 低溫用 鋼의 경우는 母材의 化學成分으로부터 결정되는 Pcm 값이 Table. 1에 표시한 바와같이 0.167로서 WES 3001-1982로 提案된 Crack free 鋼(Pcm<0.2) 級에 속하기 때문에⁷⁾ 이 鋼種의 용접본드부 지연균열은 주로 용접施工時 용접부에 혼입되어 應力集中部에 集結되는 확산성 水素가 主要因인 것으로 思料된다. 따라서 Fig. 6의 結果에 의하면 國產 低溫用 鋼의 경우, 예열을 實施하지 않고 용접봉만 충분히 건조시켜 水素를 除去하더라도 용접본드부의 지연균열 發生을 防止할 수 있다고 판단된다.

3.3. 低溫環境下에서의 용접부의 破壞靱性 變化

靜的 임플란트 試驗法에 依해 低溫環境下에서 破壞 發生時의 破壞靱性值를 定性的으로 구할 수 있다. 即, 低溫環境下에서 임플란트 試驗片에 靜的인 負荷를 점진적으로 負荷하여 破斷時의 應力으로부터 應力強度係數(Stress intensity factor) K_c값을 구함으로써 溫度變化에 따른 破壞靱性 變化를 定性的으로 파악할 수 있다.⁸⁾

여기서 임플란트 試驗片과 같은 形狀에 對해

(環狀균열 d/D=0.75) 유도한 應力強度係數의 계산식은 다음과 같다.^{9,10)}

$$K_c = 1.3\sigma\sqrt{\pi a} \tag{1}$$

여기서 σ : 破斷時의 應力

a : 環狀-notch 길이

低溫분위기는 母板上面에 似溫槽를 설치하고 이 低溫槽에 冷媒로서 알코올과 액체질소를 주입하여 各種 低溫분위기를 만들었다. 또한 試驗片의 용접시는 용접봉을 충분히 건조시킨 것을 사용하며 擴散性 水素로 因한 低溫균열 문제는 發生치 않도록 하였다. 이와 같이 하여 常溫, -50°C, -60°C, -80°C, -100°C의 5종류로 溫度를 變化시켜 各各의 溫度에서 破斷應力 σ_c 를 구하여 破壞靱性值 K_c값을 구하였다.

Fig. 7은 이상과 같은 방법으로 溫度에 따른 破壞靱性 變化를 구한 結果를 나타낸 것이다. Fig. 7에는 또한 供試鋼材인 SLA37鋼材 母材에 대한 靱性變化와 船殼材料로 사용되고 있는 比較材인 EH36 高張力 鋼材의 용접본드부 靱性變化가 함께 表示되어 있다. 이에 依하면 低溫압력용 鋼材로 사용되는 供試鋼인 SLA37 鋼材의 母材는 -100°C까지 靱性變化가 거의 나타나지 않으나 이 鋼材의 용접본드部는 -60°C에서부터 靱性的 感少現象을 보이고 있다. 또한 船殼材料用 EH36 高張力鋼材와 비교하면 다같이 -50°C를 경계로하여 靱性低下 現象을 보이거나 EH36高張力鋼의 경우 供試鋼인 SLA37 鋼材에 비해 靱性低下가 급격히 일어나고 있음을 보이고 있다.

Photo. 4는 SLA37 供試鋼材에 대해 -80°C에서 破斷된 母材 및 -50°C에서 破斷된 용접본

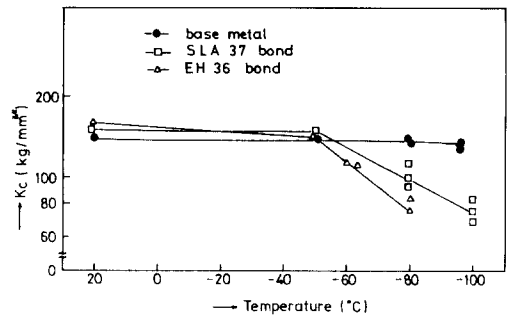


Fig. 7. Variations of K_c value in low temperature range

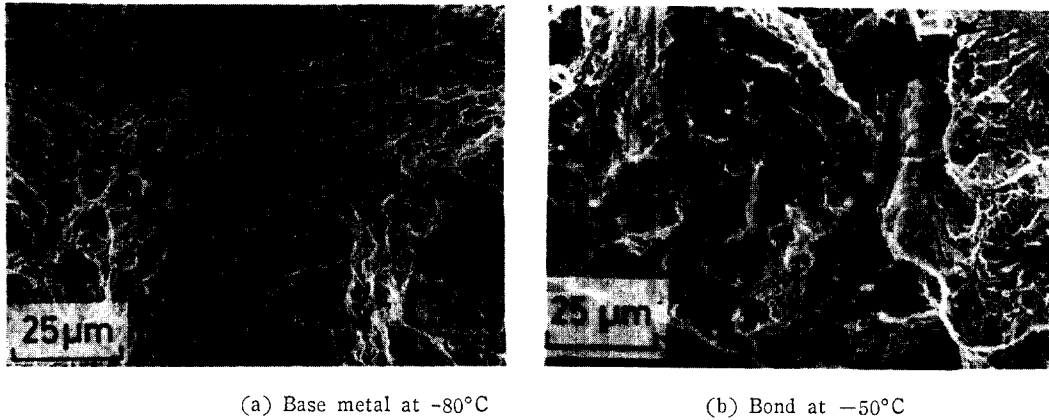


Photo. 4 Fractographs of base metal at -80°C and weld bond at -50°C

드부의 破面을 보인 것이다. (a)는 -80°C 에서 破斷된 母材의 破斷面이며 (b)는 -50°C 에서 破斷된 용접본드부의 破斷面이다. 母材의 경우는 剪斷破壞에 의한 鈍靑破面을 보이고 있으나 용접본드부에서는 그 破面의 대부분이 비교적 粗大한 結晶粒內的 壁開破面 樣相을 보인다.

이상의 考察 結果, 低溫 압력용 鋼材인 SLA37 鋼材의 경우 母材에서는 -80°C 까지도 完全한 延性破壞의 樣相을 보이나 용접본드부에서는 -50°C 에서 부터 脆性破面率이 急增하고 있음을 알 수 있다.

이와같이 용접본부의 靱성이 低溫環境下에서 母材에 비해 현저히 低下하는 것은 前項 3.1項의 組織의 特性에 起因한다고 思料된다. 즉 母材에서의 組織은 압연조직으로 多結晶 페라이트와 層狀 퍼얼라이트組織으로 되어 있는 데 반해 용접본드부는 前 오오스테나이트(Prior-austenite) 結晶의 粗大化로 因해 常溫組織이 粗大한 베이 나이트·마르텐사이트組織의 혼합조직으로 되어 있어 이로 因해 -50°C 以下에서의 靱성이 低下하고 있는 것으로 思料된다.

3.4. 용접본드부의 動的 疲勞強度 특성

Fig. 8은 本 研究室에서 개발한 動的인플란트 試驗機를 이용하여 용접봉을 $350^{\circ}\text{C}\times 1\text{hr}$ 의 건조 조건으로 건조시켜 용접을 實施한 후 負荷까지의 放置時間을 달리 함으로써 용접부에 殘存한 擴散性 水素量을 제어하여 殘存水素量에 따른 용접본드부의 破斷應력과 반복횟수와의 關係를

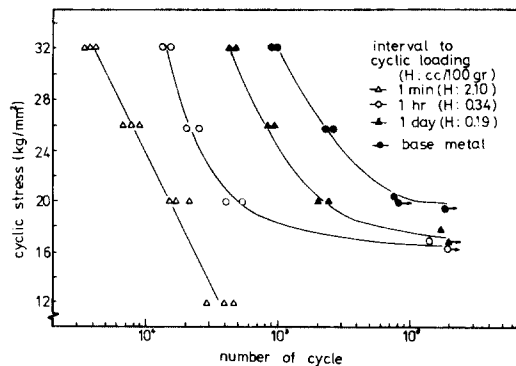


Fig. 8. Cyclic stress vs number of cycle in dynamic implant test

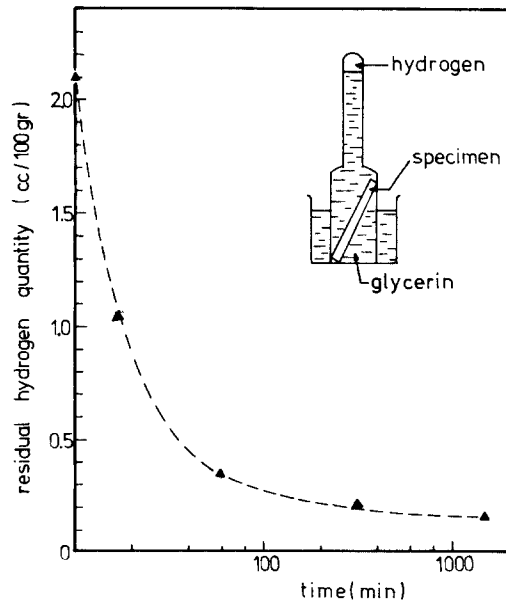
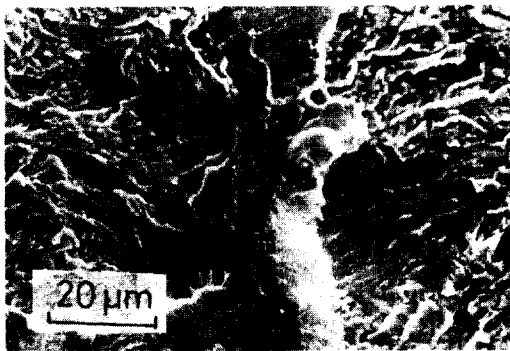


Fig. 9. Measurement of residual hydrogen by means of Glycerin method

보인 것이다. 여기서 용접후 放置時間에 따른 잔류 擴散性 水素量은 그리세린法에 의해 측정 한 결과 Fig.9와 같이 나타났다. 즉 용접직후에는 熔接金屬 100gr當 2.1cc로 나타났으나 용접 후 1時間 放置하면 그 一部가 공기중에 放出하여 殘留 擴散性 水素量은 급격히 감소하여 0.34 cc/100gr, 1일 放置後는 0.19cc/100gr으로 나타났다.

Fig.8의 結果에 의하면, 용접후 負荷까지의 放置시간에 따라 용접부에 殘存되는 擴散性 水素量의 變化에 의해 용접본드부의 破斷時間 強度는 현저히 영향을 받고 있음을 알 수 있다. 즉 반복횟수 2×10^4 사이클을 기준으로 하여 비교하면 용접직후 반복荷重을 負荷하여 殘存 水素量은 2.1cc/100gr으로 하였을 때는 破斷時間 強度는 20Kg/mm² 정도로 되나 용접후 1時間 放置後 殘存 水素量을 0.34cc/100gr으로 負荷하면 破斷強度는 27Kg/mm² 정도로 向上되며 熔接後 1日 정도 放置하면 이 增加量은 더욱 커지고 있음을 보이고 있다. 또한 Fig.8의 結果에 의하면 10^6 회 이상의 반복횟수에서 破斷된 疲勞強度 範圍에서는 低사이클 疲勞의 경우보다 放置時間에 따른 수소의 영향이 작아지고 있음을 보이고 있다. 그리고 용접본드부의 疲勞強度는 母材部 疲勞強度의 80% 정도에 이르고 있음도 아울러 보이고 있다.

Photo.5는 용접후 1時間 放置後 32Kg/mm²의 반복응력 조건에서 1.5×10^4 사이클後에 破斷된 破面(a)과 17Kg/mm²의 반복응력 조건에서 1.5



(a) number of cycle to fracturing 1.5×10^4 , $S_{max} = 32 \text{Kg/mm}^2$

$\times 10^6$ 사이클後에 破斷된 破面(b)의 樣相을 보인 것이다. 이에 依하면 高應力下에서의 低사이클 疲勞에서 破斷된 破面에는 疲勞破面의 特征인 스트라이에이션(Striation) 이외에 疑壁開(Quasi-cleavage) 破面이 크게 나타나 수소에 依한 疑壁開 均열 進展機構가 均열 進展舉動에 크게 영향을 미치고 있음을 알 수 있다.

이에 比해 低應力 範圍의 高사이클 疲勞에서 破斷된 破面에는 약간의 疑壁開 破面도 보이고 있으나 주로 스트라이에이션 機構에 의해 均열 進展이 이루어 졌음을 알 수 있다.

이와 같이 高應力下의 低사이클 疲勞에서 均열 進展舉動에 水素 疑壁開 破壞機構가 현저한 영향을 나타내는 것은 다음과 같이 考察된다. 먼저 水素에 依한 疑壁開 均열 進展機構를 생각

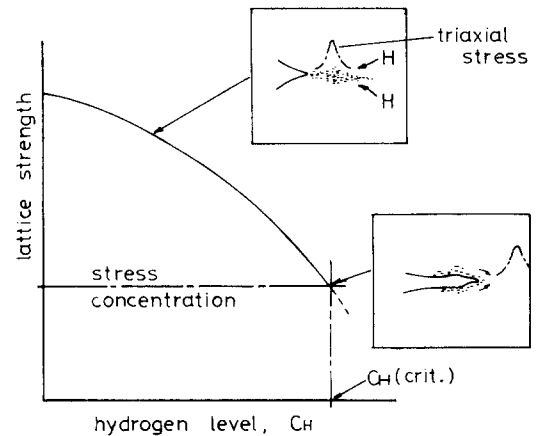


Fig.10. Possible model of quasi-cleavage fracture caused by hydrogen embrittlement



(b) number of cycle to fracturing 1.5×10^6 , $S_{max} = 17 \text{Kg/mm}^2$

Photo.5. SEM of fatigue fracture surface (residual hydrogen 0.34cc/100gr)

하면 Fig. 10의 모델에 따른다고 思料된다.¹¹⁾ 即 均열先端에 形成된 3軸 應力場에 水素가 集結하여 이것이 一定 限界値에 도달하면 格子間 응집 強度를 均열先端的 集中應力 以下로 低下시켜 미소균열을 誘發한다. 이러한 미소균열이 主 均열과 연결되어 점진적인 均열進展이 이루어진다고 思料된다. 이와 같은 均열進展 모델에 있어서 試驗片에 걸리는 應力이 高應力일 경우는 格子間 응집 強度를 低下시켜 미소균열을 유발시킬 수 있는 一定한 量의 水素가 短時間에 형성될 수 있으나 低應力일 경우는 이것이 容易하게 이루어지지 않을 것이 豫상된다.

따라서 低應力 高싸이클 疲勞보다는 高應力 低싸이클 疲勞에서 水素에 의한 疑壁開 均열進展 機構가 均열進展 擧動에 크게 影響을 끼치는 것으로 思料된다.

以上の 考察결과, 용접본드부의 高應力 低싸이클 疲勞 強度는 용접조건 및 용접후 放置時間에 따라 용접부에 殘存되는 확산성 수소량에 의해 매우 민감하게 影響을 받으나 10⁶회 이상의 高싸이클 疲勞 強度는 殘留水素量의 影響을 매우 적게 받으며 이러한 疲勞 強度의 最大値는 母材 疲勞 強度의 약 80% 정도에 이르고 있음을 알 수 있다.

4. 結 論

國產 低溫 압력용 鋼材인 SLA 鋼材에 대해 이 鋼材의 용접시 용접부의 組織 및 硬度變化, 지연 均열 發生 特性, 용접부의 低溫環境에서의 破壞靱性變化 및 용접본드부의 動的 疲勞 強度 特性을 靜的 및 動的 임플란트 試驗法을 통해 定量的으로 검토하였다.

이를 위해 本 研究에서는 종래의 임플란트 試驗機를 改良하여 제작하였고 또한 動的 임플란트 試驗法을 개발, 이용하였다.

本 研究에서 얻어진 중요한 結果들을 요약하면 다음과 같다.

1. 本 研究室에서 개발 製作한 動的 임플란트 試驗장치는 용접부에 殘留된 水素量을 考慮한 용접부의 動的 疲勞 強度 特性을 파악하는데 매

우 적합하다.

2. 低溫용 鋼材의 용접열영향부는 前 오오스테나이트(Prior-austenite) 結晶의 粗大化 현상과 硬度값의 起伏현상이 현저히 나타나며 이를 完화하기 위해서는 1패스 大入熱 용접보다 多패스 小入熱용접이 바람직하다.

3. 低溫용 鋼材 용접시 용접부에서 發生되는 熔接 低溫균열 發生 感受性은 용접봉의 보관상태에 매우 민감하게 影響을 받아 충분히 건조되지 않은 조건에서 熔接할 時 均열 發生 위험성은 매우 높아진다.

4. SLA37 低溫용 鋼材의 靜的 疲壞 靱性 試驗結果, 脆性 破面率이 급증하는 溫度는 용접본드부가 母材보다 20°C 높게 나타난다.

5. 熔接條件 및 熔接後 放置時間에 따라 熔接部에 殘存되는 水素量은 변화되며, 이러한 擴散性 水素의 影響은 高應力 低싸이클 破勞에서 특히 현저히 나타난다. 또한 10⁶싸이클 이상에서 나타나는 熔接본드부의 破勞 強度는 母材破勞 強度의 80%밖에 되지 않는다.

끝으로 本 研究는 1984年度 韓國科學財團 研究費 지원에 의해 이루어진 것임을 밝혀두는 바이며 同 財團에 깊은 謝意를 表한다.

參 考 文 獻

1. 稻垣・伊藤：高張力鋼，低溫用鋼の熔接 産報出版, p.9~20 (1978)
2. J.F. Lancaster: Metallurgy of Welding, George Allen & unwin, p.51~73 (1980)
3. 金永植：高張力鋼 熔接時의 問題點, 大韓機械學會誌, Vol. 22, No.3 p.175~183(1982)
4. 松井・大熊：インプラント試驗の原理と熔接割れへの應用, 熔接學會誌, Vol.44, No.9, p.18~29(1975)
5. 鈴木：熔接技術の最近の進歩, 日本鐵鋼協會, 西山記念技術講座, p.143~196(1980)
6. Kenneth Easterling: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths p.180~190(1983)
7. 日本 熔接協會：低熔接割れ 感受性高張力鋼板の特性(案), WES 3001-1982

8. 伊藤・池田・中西: Implant 試験による熔接接
割れ評価に関する研究, 日本 熔接學會誌 Vol
45, No. 12, p. 51~58(1976)
9. 石田: き裂の 弾性解析と應力擴大係數, 培風
館 p. 214(1976)
10. G. C. Sih: Hand Book of Stress Intensity
factor, Institute of Fracture and Solid
Mechanics Lehigh Univ. p. 3.3.2-1(1974)
11. Kenneth Easterling: Introduction to the phy-
sical Metallurgy of Welding, Butterworth p.
191(1983)