

# 高張力鋼 熔接본드部の 疲勞特性에 미치는 擴散性 水素의 影響에 관한 研究

具 滋 永

A Study on the Effect of Diffusible Hydrogen  
on the Fatigue Cracking of the Weld Bond in  
the High Tensile Strength Steel

*Koo Ja-young*

〈目 次〉

Abstract

1. 序 論

2. 實驗方法 및 實驗裝置

2.1 試驗材 및 試驗片

2.2 動的인플란트試驗法의 概要

2.3 動的인플란트試驗裝置와 實驗方法

3. 實驗結果 및 考察

3.1 低溫·高壓力用 鋼材 熔接部の 連續的 組織特性 變化

3.2 熔接部に 殘留하는 擴散性水素量에 따른 熔接본드部の 疲勞  
特性

3.3 反復荷重速度變化에 따른 熔接본드部の 疲勞特性

3.4 擴散性水素 雰固氣下에서의 疲勞 延遲進展機構

4. 結 論

參考文獻

A Study on the Effect of Diffusible Hydrogen on the  
Fatigue Cracking of the Weld Bond in the High Tensile  
Strength Steel

Ja-young Koo

*Department of Mechanical Engineering, Graduate School  
Korea Maritime University*

Abstract

It is well known that the diffusible hydrogen absorbed in the welded part during welding procedure causes the delayed cracking under the static constraint condition. There is, however, much uncertainty about the effect of this diffusible hydrogen on the fatigue cracking behavior of the welded part.

In this study, a new experimental method which can effectively evaluate the fatigue characteristics of the weld bond contaminated by the hydrogen was suggested. In general, the weld bond is known to play the most important role in determining the fatigue strength of the welded part, because of its mechanical and metallurgical characteristics. By means of this method, the effect of residual diffusible hydrogen on the fatigue cracking behavior of the weld bond was quantitatively made clear. Moreover, the effect of cyclic loading rate on

the fatigue characteristics of the weld bond was inspected under the condition of constant hydrogen quantity.

In addition, the fatigue cracking mechanism concerning the diffusible hydrogen in the welded part was discussed in connection with the fractographs of the fracture surfaces.

Main results obtained are as follows;

1. The experimental method which is newly suggested in this study can effectively evaluate the fatigue characteristics of the weld bond concerning the diffusible hydrogen.
2. The diffusible hydrogen absorbed in the welded part caused to shorten markedly the fatigue life of the weld bond especially in low cycle fatigue.
3. The diffusible hydrogen affects the fatigue life more remarkably in the low cyclic loading rate than in the high cyclic loading rate.

## 1. 序 論

最近 海洋構造物·壓力用器 등의 安全性 確保를 위한 設計에 있어서 構成材料보다도 疲勞強度가 낮은 熔接部의 疲勞破壞防止가 重要的 문제로 대두되고 있다. 더우기 最近의 高強度 鋼材는 各種元素의 添加處理 혹은 熱處理 方法을 통해 高張力 強靱化를 도모하고 있기 때문에 熔接時 熱싸이클로 인한 熔接部의 機械的, 組織的 特性의 劣化現象이 나타나 이러한 鋼材構造物의 信賴性和 安全性 確保가 特히 重要的 問題점으로 지적되고 있다.<sup>1) 2) 3) 4)</sup>

지금까지의 熔接部 疲勞強度에 관한 研究로서 주로 熔接補強部의 形狀效果 및 殘留應力에 관한 것이 대부분으로 熔接部의 細部部位別 疲勞強度에 관한 研究는 충분히 이루어져 있지 않은 실정이다.<sup>5) 6)</sup> 그러나 熔接部는 그 機械的, 組織的 特性이 서로 다른 熔接金屬, 本드部, 熱影響部 및 母材部가 서로 連接되어져 있기 때문에 各 部分에서의 疲勞特性이 다르게 나타날 것이 豫想된다. 특히, 이 중에서도 熔接本드部는 그 機械的, 組織的 特性으로 인해 熔接部 全體의 疲勞強度를 決定하는 가장 重要的 要素로 作用할 것이 豫想된다.

또한 熔接時 熔接部에 混入되는 擴散性水素는 遲延균열의 原因으로 作用하는 것은 잘 알려진 事實<sup>7) 8) 9)</sup>이나 이러한 擴散性水素가 熔接部의 疲勞強度에 미치는 影響에 대해서는 아직 定量的으로 研究되어 있지 않은 實情이다. 그리고 이러한 擴散性水素는 靜的引張破斷時 荷重速度에 敏感한 反應을 나타내어 材料의 破斷強度에 크게 影響을 미친다는 사실<sup>10) 11)</sup>은 이미 잘 알려져 있지만 여러가지 速度의 反復荷重이 作用할 때, 疲勞強度에 미치는 影響에 대해서는 定量的으로 研究되어 있지 않은 실정이다.

本 研究에서는 이러한 事實에 着眼하여 프랑스의 Granjon에 의해 이미 開發된 熔接部의 再現性이 탁월한 종래의 靜的임플란트(Implant)試驗機<sup>12)</sup>를 改良, 考察하여 熔接部의 疲勞特性에 影響을 미칠 수 있는 諸影響因子를 再現하여 간편하게 疲勞試驗을 할 수 있는 動的임플란트試驗機를 開發하였다. 이러한 試驗機를 利用하여 低溫高壓力用鋼材에 대해서 다음과 같은 項目들을 究明할 目的으로 本 研究는 수행된 것이다.

1. 熔接本드部의 疲勞破斷壽命을 評價할 수 있는 새로운 試驗法의 提案
2. 擴散性水素가 熔接本드部의 疲勞強度에 미치는 影響을 定量的으로 評價
3. 擴散性水素를 內在하고 있는 熔接部에 있어서 反復荷重速度가 熔接本드部의 疲勞強度에 미치는 影響을 定量的으로 評價
4. 熔接本드部에 있어서 疲勞균열進展의 微視的 機構에 대한 究明

## 2. 實驗方法 및 實驗裝置

### 2.1 試驗材 및 試驗片

本 實驗에 使用한 試驗材로서는 低溫·高壓力用 50 kg/mm<sup>2</sup> 級 鋼材인 SLA37을 使用하였으며 그 化學的 成分과 炭素當量(C<sub>eq</sub>), 熔接部의 感受性組成(P<sub>eq</sub>) 및 機械的 性質을 Table.1에 나타내었다. 이 試驗鋼인 SLA 37의 母板의 化學的 成分은 以下에 決定되는데 P<sub>eq</sub>의 值은 0.167로서 AISC 301-1982에 提示된 Cook-Ro-鋼級 (P<sub>eq</sub> 0.12)보다 熔接部의 感受性이 劣한 鋼材이다.<sup>19)</sup>

Table.1 Chemical compositions and mechanical properties

SLA 37	Chemical compositions(wt.%)										Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	V	Ti	C <sub>eq</sub>	F <sub>eq</sub>	Y.S. (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S. (kg/mm <sup>2</sup> )
	0.08	0.25	1.40	0.02	0.002	0.06	0.02	0.047	0.012	0.342	0.157	48.5	58.3

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{12}V(\%)$$

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

實驗에 使用한 圓孔판試驗片 및 母板(Backing Plate)의 形狀과 各 部의 尺寸을 Fig.1과 Photo.1에 나타내었다.<sup>19)</sup> 試驗片은 20mm 厚의 板中央에서 壓延方向과 平行하게 採取하였으며 試驗片의 取位치는 예비실험을 통하여 熔接部에 오도록 決定하였다. 또한 母板은 SS41 軟鋼板을 使用하였다.

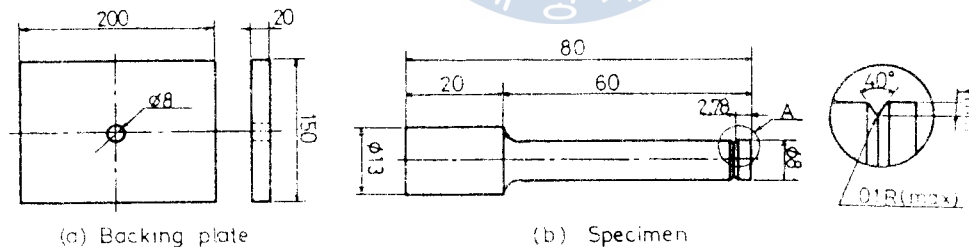


Fig.1 Shape of specimen



Photo.1 Configuration of specimen

## 2.2 動的인플란트試驗法의 概要

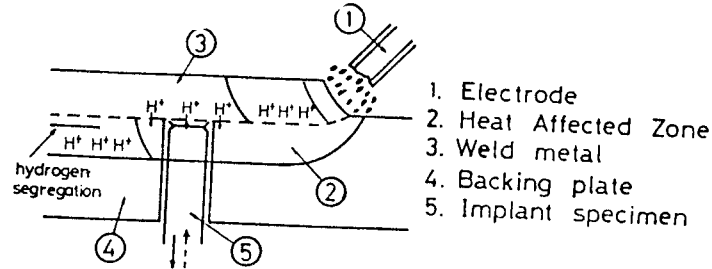


Fig.2 Method of Dynamic Implant test & the propagation of hydrogen relative to the movement of arc

Fig.2 에 動的인플란트試驗 (Dynamic implant test)의 試驗片의 고정부를 보이고 있다. 원주노치를 갖는 원형試驗片을 母板 (Backing plate)에 미리 加工해 둔 구멍에 挿入한 後, 試驗片 上端部에 熔接비이드 (Bead)가 통과하도록 비이드 온 플레이트 (Bead on plate) 熔接을 實施한다. 이때 熔接에 수반되는 熔接熱사이클로 인해 試驗片 上端部에 熔接본드部 및 熱影響部 (HAZ)가 再現되며<sup>16)</sup> 試驗片上의 원주노치部에 熔接본드部가 再現되도록 하여 熔接본드部의 疲勞特性을 評價할 수 있도록 하였다.

또한 被覆劑에 吸着된 水分이나 有機物 및 空氣中の 水分속에 포함되어 있는 分子相의 水素가 熔接過程中에 原子相의 水素로 熱解離하여 熔接金屬으로 吸收될 것이다.<sup>8)9)</sup> 이렇게 吸收된 水素는 熔接部가 冷却됨에 따라 일부는 空氣中으로 放出되나 나머지 일부는 熔接金屬 및 母材의 連續的인 變態特性에 의한 水素溶解도에 依存하여 熔接熱影響部에 分布하게 될 것이다.<sup>16) 17)</sup>

Table.2는 實驗에 使用한 熔接條件으로서 실제 많이 活用되고 있는 條件이다.

Table.2 Welding condition

Electrode	Speed (cm/min)	Current (A)	Voltage (V)	Heat input (kJ/cm)
KS E5016 ∅4x400	13	170	26	20

## 2.3 動的인플란트試驗裝置와 實驗方法

實驗에 利用한 動的인플란트試驗機는 종래의 靜的인플란트試驗裝置를 改良, 考案하여 本 研究室에서 製作한 것으로 그 外觀 및 概略圖를 각각 Fig.3과 Photo.2에 나타내었고 편심륜을 이용하여 反復荷重을 發生하도록 하였다. 그 作動原理를 說明하면, 母板과 試驗片을 Fig.2와 같이 熔接을 한 後, Fig.3의 (5), (6)과 같이 장착하고

本 試驗機의 편심輪(8)을 回轉시켜 連結棒(2)의 左側끝단부의 上下運動을 유발시킨다. 이러한 上下運動은 連結棒을 통해 試驗片에 傳達되어 試驗片에 片板引張反復荷重의 作用하도록 하였다. 또한 本 試驗機는 편심輪을 Fig.3에 表示된 화살표 方向으로 左右移動시킴으로써 試驗片이 걸리는 引張反復荷重의 크기를 조절할 수 있도록 考案되어져 있다.

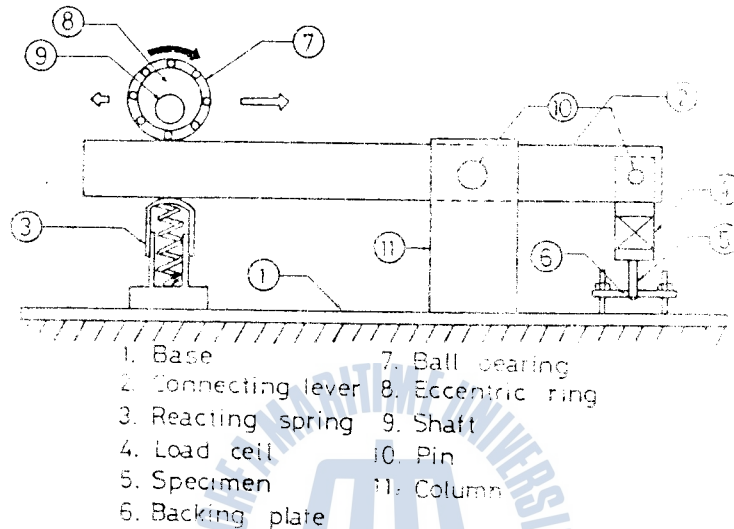


Fig.3 Schematic diagram of dynamic implant tester



본 실험기는 편심환(8)을 회전시켜 연결봉(2)의 좌측 끝단부의 상하 운동을 유발시킨다. 이러한 상하 운동은 연결봉을 통해 시험편에 전달되어 시험편에 판판인장반복하중의 작용하도록 하였다. 또한 본 실험기는 편심환을 Fig.3에 표시된 화살표 방향으로 좌우 이동시킴으로써 시험편이 걸리는 인장반복하중의 크기를 조절할 수 있도록 고안되어져 있다.



### 3. 實驗結果 및 考察

#### 3.1 低溫·高壓力用鋼材 熔接部の 連續的 組織特性 變化

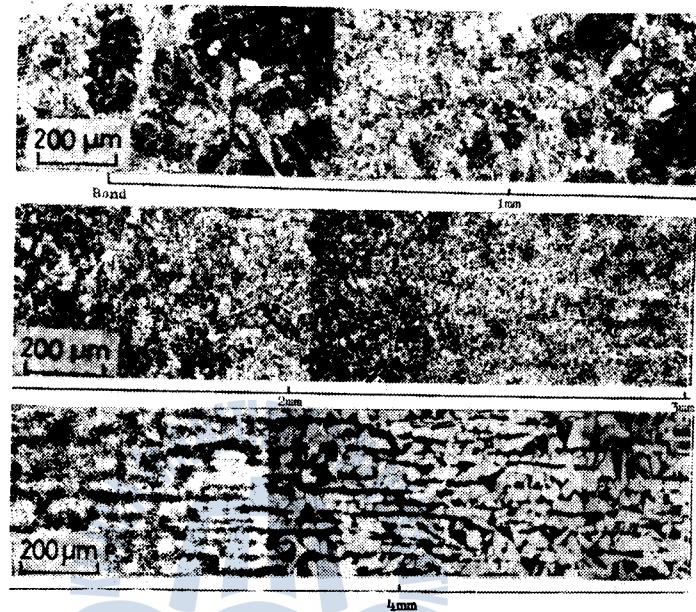


Photo.3 Change of continuous micro-structure in 1st pass bead welding

Photo.3은 1層비이드熔接時, 熔接본드部에서 熱影響部 및 母材에 이르기까지의 連續的인 顯微鏡組織變化를 觀察한 사진이다.

熔接金屬의 組織은 均일한 덴드라이트(Dendrite)組織이다.

熔接본드部는 熔接熱싸이클에 의해  $A_3$  變態點보다 훨씬 높은 溫度까지 加熱된 部分으로 페라이트結晶이 析出되어 있는 狀態로부터 프라이어 오오스테나이트(Prior-austenite) 結晶粒이 매우 粗大化되어 있음을 알 수 있다. 熔接본드部로 부터 점점 멀어짐에 따라 最高加熱溫度가 낮아져서 프라이어 오오스테나이트 組織이 微細化되고 있음을 알 수 있다. 또한 熔接본드部の 전체적인 常溫組織은 粗大한 베이나이트, 마르텐사이트 및 塊狀페라이트의 混合組織으로 되어 있음을 알 수 있다.<sup>19)</sup>

HAZ 1.5 mm에서 HAZ 3mm까지의 顯微鏡組織은 母材의 壓延組織을 불림處理한 効果와 같은 아주 微細한 組織을 觀察할 수 있다.<sup>18)</sup> HAZ 3mm 부근은  $Ac_1$  과  $Ac_3$  溫度間에서 加熱된 영역으로 以前의 페라이트粒이 거의 變化를 일으키지 않고 각 퍼



얼라이터粒이  $Ac_1$  點 이상까지 加熱됨에 따라 微小한 페라이트와 粒狀 퍼얼라이트粒이 觀察되어진다. 또한 硬영양을 거의 받지않은 母材는 壓延된 그레인과 페라이트·퍼얼라이트 組織으로 나타나 있음을 보이고 있다.<sup>19)</sup>

以上の 顯微鏡組織을 考察한 結果로부터 熔接부部는 그 組織的 特性으로 인하여 熔接部 전체의 疲勞強度를 決定하는 가장 重要한 要素로 作用한 것이 豫想된다.

### 3.3 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量에 대한 熔接부部의 疲勞特性

Fig. 4는 이 研究에서 開發한 動的인장시험機를 採用하여 熔接部를 檢査해라 100%의 應力으로 靜止시켜 熔接部를 檢査한 後, 荷重을 加한 後의 放置時間을 달리함으로써 熔接部에 殘留하는 擴散性 水素量을 調節하여 殘留水素量의 不同 熔接部部의 疲勞破斷應力과 反復회수와의 關係를 나타낸 結果이다. 靜止 應力은 試驗片과 같은 形狀의 母材에 대한 破斷應力과 反復회수와의 關係가 同一인 것이 示되어 있다. 이때 反復荷重速度는 모두 450 cpm으로 하였다.

疲勞限度는 國際熔接學會(IIW)가 規定하는  $2 \times 10^6$  사이클을 基準으로 하여 求하였다.<sup>20)</sup>

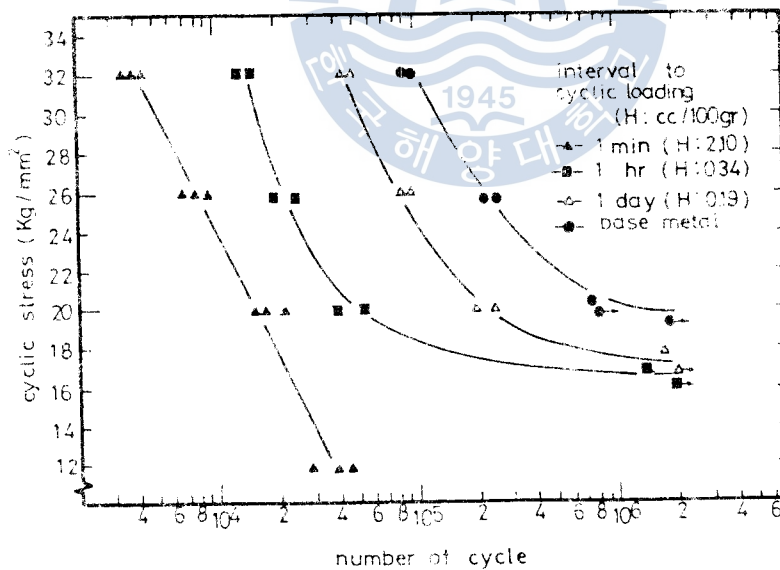


Fig. 4 Cyclic stress vs. number of cycle with the change of hydrogen quantity in Dynamic Implant test (450 cpm)

이러한 熔接後 放置時間에 따른 殘留擴散性水素量을 JISZ3113-1975의 標準에 準거 置換法에 의해 測定하여 Fig. 5의 結果를 얻었다.<sup>21) 22)</sup>

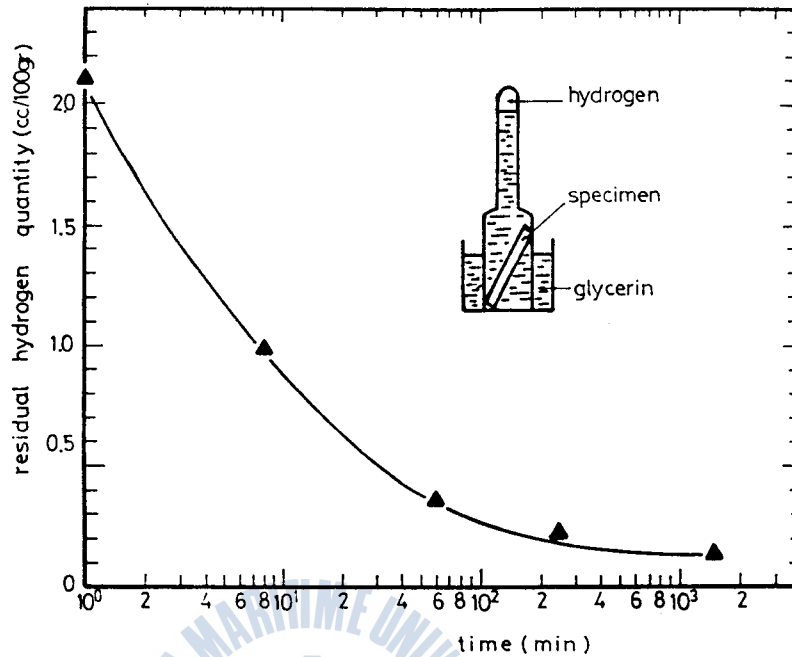


Fig.5 Measurement of residual hydrogen by means of Glycerin method

그림에 나타난 바와같이, 용접直後에는 용着金屬 100 gr 당 擴散性水素量은 2.1 cc로 測定되었으나 용접後 1時間 放置하면 그 일부가 空氣中에 放出되어 용접部에 殘留하는 擴散性水素量은 급격히 감소하여 0.34 cc/100 gr, 24時間 放置後는 0.19 cc/100 gr 으로 測定되었다.

Fig. 4의 結果에 의하면, 용접後 荷重을 加할 때까지의 放置時間에 따라 용접部에 殘留하는 擴散性水素量의 變化에 의해 용접本드部の 破斷時間強度는 현저히 영향을 받고 있음을 알 수 있다. 즉 反復回數  $2 \times 10^4$  사이클을 基準으로 하여 比較하면 용접直後 反復荷重을 가하여 殘留水素量을 2.1 cc/100 gr 으로 하였을 경우의 破斷時間強度는  $18 \text{ kg/mm}^2$  정도로 되나 용접後 1時間 放置後, 殘留擴散性水素량을 0.34 cc/100 gr 으로 하여 荷重을 가하면 破斷時間強度는  $27 \text{ kg/mm}^2$  정도로 향상되며, 용접後 24時間 放置하면 이 증가량은 더욱 커지고 있음을 보이고 있다. 또한  $10^6$  사이클 이상의 反復回數에서의 疲勞破斷強度範圍에서는 低사이클疲勞의 경우보다 放置時間에 따른 水素의 영향이 작아지고 있음을 보이고 있다.

$2 \times 10^6$  사이클을 基準으로 하여 求한 母材의 疲勞限度는  $20 \text{ kg/mm}^2$ 로 求해졌고 용접本드部の 경우, 용접直後 바로 荷重을 加했을 때는 數分以內에 빨리 破斷되어 그 疲勞限度가 求해지지 않았다. 그리고 1時間 및 24時間 放置後 反復荷重을 加했을 경우, 高應力低사이클 범위에서는 疲勞破斷壽命이 放置時間에 敏感한 反

應을 나타내었으나 低應力高사이클 범위에서 그 疲勞限度는 放置時間에 거의 依存하지 않고 母材의 疲勞限度에 比해 80%에 해당하는  $16 \text{ kg/mm}^2$  정도로 求해졌다.

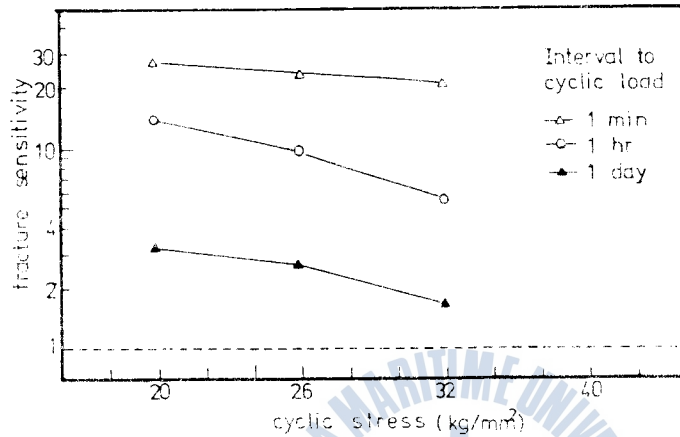


Fig.6 Cyclic stress vs. fracture sensitivity

Fig. 6은 다음과 같은 熔接部의 疲勞破斷感受性概念을 도입하여 위의 각 說明한 現象을 比較하여 보인 것이다.

$$\text{熔接部의 疲勞破斷感受性} = \frac{\text{一定反復應力下에서 母材의 破斷사이클數}}{\text{一定反復應力下에서 熔接部의 破斷사이클數}}$$

Fig. 6에 의하면 熔接直後  $20 \text{ kg/mm}^2$  反復應力이 作用할 경우 母材보다 2배 가량 빨리 破斷되나 熔接後 1時間 放置하여 같은 應力을 作用하면 母材보다 2배 가량 遲로 破斷되어 2배 가량 長수명이다. 母材보다 2배 가량 빨리 破斷되어 2배의 遲로 破斷되는 2배 가량 遲로 破斷되어 2배 가량 長수명이다. 2배 가량 遲로 破斷되어 2배 가량 長수명이다. 2배 가량 遲로 破斷되어 2배 가량 長수명이다.



(a) appearance of macro-fractographs with the change of cyclic stress levels under constant initial residual hydrogen (H: 0.34 cc/100 gr)



(b) appearance of macro-fractographs with the change of initial residual hydrogen under constant cyclic stress level ( $S_{max}$ : 20 kg/mm<sup>2</sup>)

#### Photo. 4 Macro-fractographs of fatigue fracture surfaces

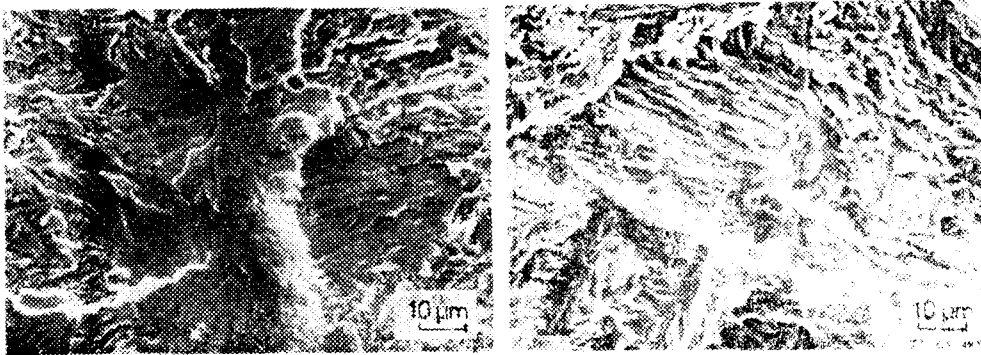
Photo. 4는 反復荷重에 의해 破斷된 破面을 巨視的으로 觀察한 사진이다.

(a)는 初期 殘留水素量을 같은 條件으로 두고 最大反復應力을 각각  $17 \text{ kg/mm}^2$ ,  $20 \text{ kg/mm}^2$  및  $32 \text{ kg/mm}^2$ 으로 부하했을 때의 巨視的 破面으로서 最大反復應力의 증가와 더불어 延性疲勞破面의 特徵인 거무스레한 破面이 줄어드는 반면, 水素에 의한 疑壁開破面에서 전형적으로 관찰되는 光澤을 띤 破面이 증가되는 傾向을 관찰할 수 있다.<sup>23)</sup>

(b)는 最大反復應力을 일정한 條件, 즉  $20 \text{ kg/mm}^2$ 으로 두고 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量을 각각 100 gr 당 2.1 cc, 0.34 cc 및 0.19 cc로 變化시켰을 때의 巨視的疲勞破面으로서 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量이 증가할수록 光澤을 띤 破面이 증가하고 있음을 觀察할 수 있다.<sup>23)</sup>

Photo. 5는 熔接을 實施한 後 1時間 放置하여 最大反復應力을  $32 \text{ kg/mm}^2$ 으로 부하하여  $1.5 \times 10^4$  사이클에서 破斷된 破面(a)와  $17 \text{ kg/mm}^2$ 의 最大反復應力의 條件에서  $1.5 \times 10^6$  사이클後에 破斷된 破面(b)를 走査型電子顯微鏡으로 觀察한 破面의 樣相을 보인 것이다.

이에 의하면, 高應力低사이클疲勞에서 破斷된 破面上에는 疲勞破面의 特徵인 스트라이에이션(striation) 以外에 疑壁開(Quasi-Cleavage)破面이 많이 나타나



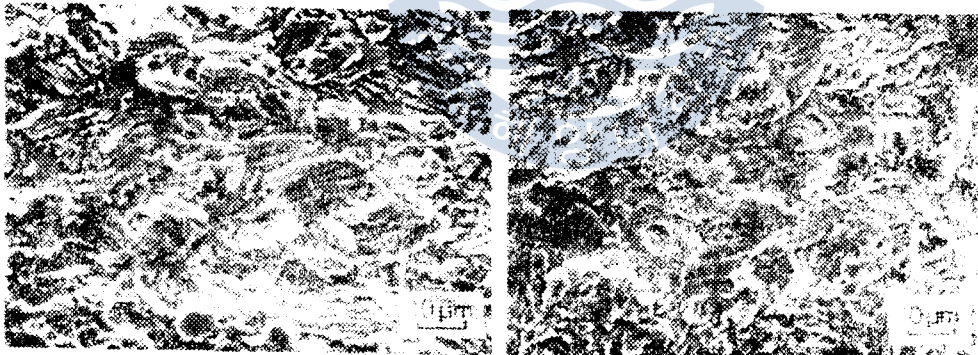
(a)

$S_{max} : 32 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 1.5 \times 10^4 \text{ cycle}$

(b)

$S_{max} : 17 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 1.5 \times 10^6 \text{ cycle}$

Photo.5 Micro-fractographs with the change of cyclic stress level under same quantity of residual hydrogen (H:0.34cc/100gr)



(a)

base metal  
 $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 7.5 \times 10^5 \text{ cycle}$

(b)

weld bond  
 $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 5.5 \times 10^4 \text{ cycle}$

Photo.6 Micro-fractographs in base metal and weld bond under same cyclic stress level ( $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$ )

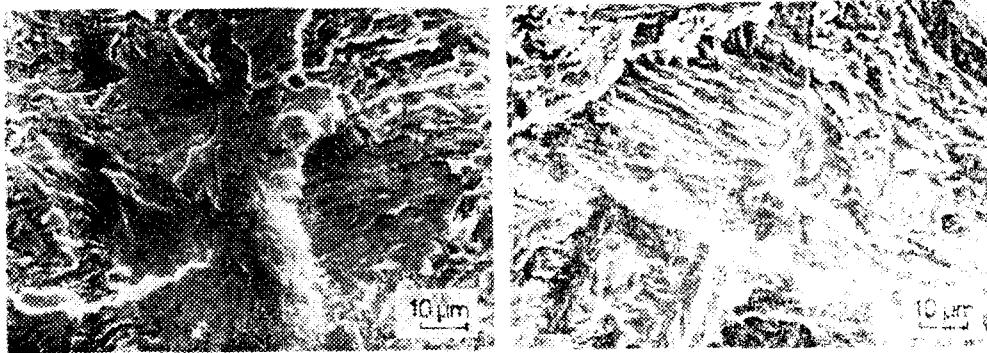
水素誘起疑壁開균열進展機構가 균열進展舉動에 크게 영향을 미치고 있음을 알 수 있다. 이에 비해, 低應力高사이클疲勞에서 破斷된 破面에는 水素誘起疑壁開破面도 간헐적으로 관찰되어지나 주로 스트라이에이션疲勞균열進展機構에 의해 균열進展이 이루어지고 있음을 관찰할 수 있다.<sup>24) 25)</sup>

Photo.6은  $20 \text{ kg/mm}^2$ 의 最大反復應力에서 破斷된 母材部(a)와 100 gr 당 0.34 cc의 殘留擴散性水素를 內在하는 熔接部の 疲勞破面(b)를 比較한 사진이다.

熔接部에는 水素誘起疑壁開破面을 局部的으로 관찰할 수 있으나 母材의 경우는 延性疲勞破面の 特徵인 스트라이에이션이 破面전체를 이루고 있음을 알 수 있다. 이와같이, 高應力低사이클疲勞에서 균열進展舉動에 水素誘起疑壁開破壞機構가 顯著한 영향을 나타내는 것은 다음과 같이 考察된다. 먼저 水素에 의한 疑壁開균열進展機構







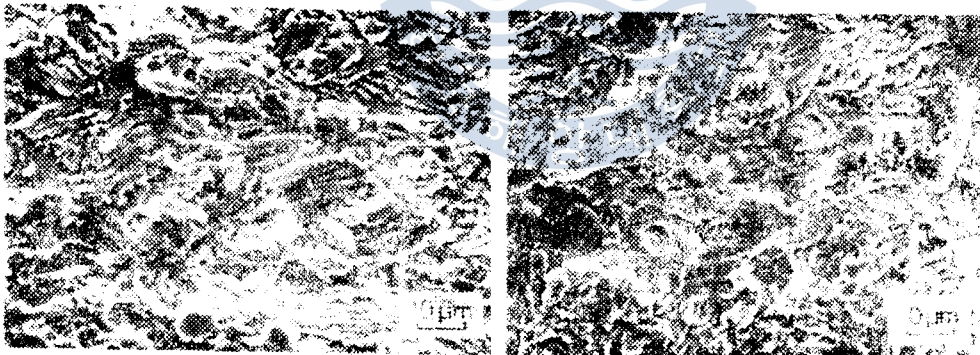
(a)

$S_{max} : 32 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 1.5 \times 10^4 \text{ cycle}$

(b)

$S_{max} : 17 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 1.5 \times 10^6 \text{ cycle}$

Photo.5 Micro-fractographs with the change of cyclic stress level under same quantity of residual hydrogen (H:0.34cc/100gr)



(a)

base metal  
 $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 7.5 \times 10^5 \text{ cycle}$

(b)

weld bond  
 $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$   
 $N_f : 5.5 \times 10^4 \text{ cycle}$

Photo.6 Micro-fractographs in base metal and weld bond under same cyclic stress level ( $S_{max} : 20 \text{ kg/mm}^2$ )



水素誘起疑壁開균열進展機構가 균열進展舉動에 크게 영향을 미치고 있음을 알 수 있다. 이에 비해, 低應力高싸이클疲勞에서 破斷된 破面에는 水素誘起疑壁開破面도 간헐적으로 관찰되어지나 주로 스트라이에이션疲勞균열進展機構에 의해 균열進展이 이루어지고 있음을 관찰할 수 있다.<sup>24) 25)</sup>

Photo.6은  $20 \text{ kg/mm}^2$ 의 最大反復應力에서 破斷된 母材部(a)와 100 gr 당 0.34 cc의 殘留擴散性水素를 內在하는 熔接部の 疲勞破面(b)를 比較한 사진이다.

熔接部에는 水素誘起疑壁開破面을 局部的으로 관찰할 수 있으나 母材의 경우는 延性疲勞破面の 特徵인 스트라이에이션이 破面전체를 이루고 있음을 알 수 있다. 이와같이, 高應力低싸이클疲勞에서 균열進展舉動에 水素誘起疑壁開破壞機構가 顯著한 영향을 나타내는 것은 다음과 같이 考察된다. 먼저 水素에 의한 疑壁開균열進展機構를 생각하면 3.4節의 Fig.10의 모델에 따른다고 思料된다. 이와같은 균열진전모델에 있어서 試驗片에 걸리는 應力이 高應力일 경우는 格子間 凝集強度를 低下시켜 미소균열을 유발시킬 수 있는 어떤 臨界量의 水素가 단시간에 형성되어 疲勞균열進展舉動에 주로 水素誘起疑壁開破壞機構가 지배적으로 일어날 수 있으나 低應力일 경우는 이것이 용이하게 이루어지지 않고 스트라이에이션기구가 疲勞균열進展舉動에 주류를 이룬다고 생각된다.

이상의 考察 結果, 熔接본드部の 高應力低싸이클疲勞強度는 熔接後 放置時間에 따라 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量에 의해 매우 敏感한 영향을 받으나  $10^6$  싸이클 이상의 高싸이클疲勞強度는 殘留水素量의 영향을 매우 적게 받으며 이러한 疲勞強度의 最大值는 母材疲勞強度의 80% 정도에 이르고 있음을 알 수 있다.

### 3.3 反復荷重速度變化에 따른 熔接본드部の 疲勞特性

一般的으로, 疲勞限度에 대한 反復荷重速度의 영향은 無視되고 있지만 S - N 曲線의 形이나 이에 따른 時間強度에 대해서는 顯著한 영향을 미친다고 알려져 있다.<sup>8) 26)</sup>

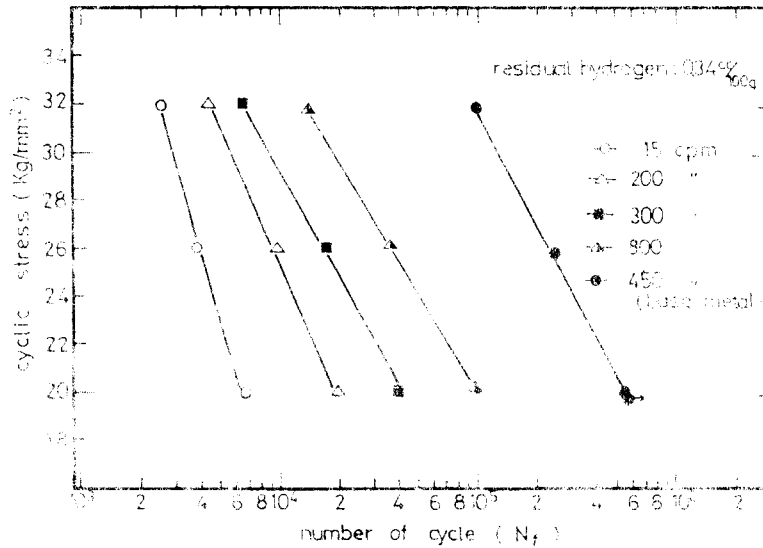


Fig. 7 Cyclic stress vs. number of cyclic with the change of fatigue rate

Fig. 7은 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量을 熔着金屬 100gr 당 0.34cc로 一定하게 유지시킨 後, 反復荷重速度를 15 cpm에서 800 cpm까지 變化시켰을 때, 熔接部의 破斷사이클數와 反復應力과의 關係를 나타낸 그림이다.

Fig. 7의 示하는 바와 같이, 反復荷重速度變化에 따라 熔接部의 破斷時間強度는 顯著하게 變化되고 있음을 알 수 있다. 즉  $2 \times 10^4$  사이클에서 破斷時間強度를 比較한 結果, 15 cpm의 低反復速度의 경우는 20 kg/mm<sup>2</sup>에 나타나는 값을 200 cpm에 對한 水素를 0.01% 이하로 減하고 200 cpm으로 反復速度가 增加하면 그 疲勞破斷 時間強度는 20 kg/mm<sup>2</sup>으로 增加하고 있다. 그러므로 300 cpm의 경우는 35 kg/mm<sup>2</sup>으로 向上되며 800 cpm으로 反復速度가 더욱 增加될 경우는 20 kg/mm<sup>2</sup> 정도에 그 增加량은 더욱 커지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 8은 Fig. 7에서 얻어진 結果를 가지고 反復速度의 影響을 더욱 定量的으로 評價하기 爲해 여러가지 反復應力水準이 있어서 破斷사이클數와 反復速度와의 關係를 나타낸 그림이다. 또한 여기에는  $\sigma_{max} = 25 \text{ kg/mm}^2$ 의 最大反復應力이 적용한 경우의 結果에 對한 破斷사이클數와 反復速度와의 關係가 함께 表示되어 있다.

Fig. 8에 나타낸 바와 같이, 같은 反復應力수에서요 反復速度는 熔接部의 破

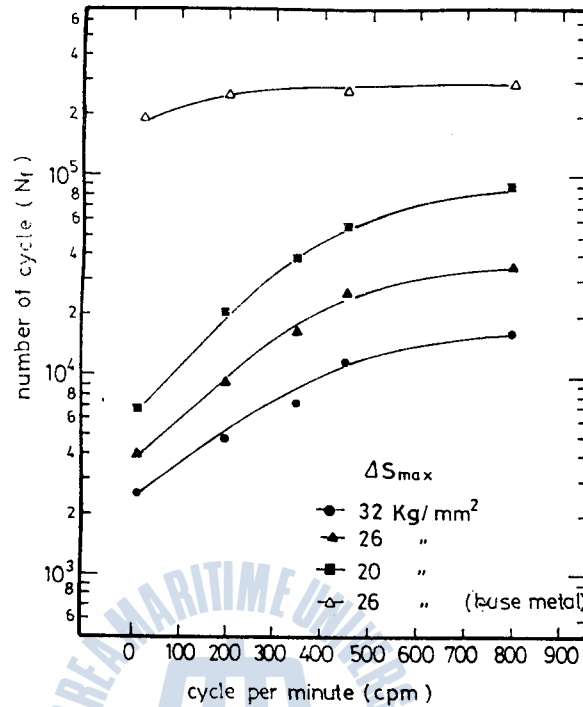


Fig.8 Number of cycle to the fracture vs. cycle per minute with the change cyclic stress level

勞破斷사이클數에 顯著한 영향을 미치고 있음을 알 수 있다. 즉 最大反復應力이  $26 \text{ kg/mm}^2$  으로 作用할 경우 低速인 15 cpm에서 그 破斷사이클數는 불과  $3.9 \times 10^3$  사이클 정도 밖에 되지 않으나 200 cpm 으로 속도를 증가시키면 그 파단 사이클數는  $9.0 \times 10^3$  사이클로 증가하고 350 cpm 일 경우는  $1.5 \times 10^4$  사이클, 800 cpm 으로 速度를 더욱 증가시키면 15 cpm 의 경우보다 약 9배 정도인  $3.5 \times 10^4$  사이클로 그 破斷사이클數는 反復速度가 증속됨에 따라 증가되는 傾向을 알 수 있다. 또한 實驗範圍인 15 cpm에서 800 cpm까지의 破斷사이클數 增加幅은 低應力 일수록 커지고 있다. 그리고 一定反復應力下에서의 전체 破斷사이클數의 增加幅은 어떤 反復速度以下에서의 增加幅에 크게 依存하고 있음을 알 수 있다. 즉 450 cpm 이하에서는 反復速度가 破斷사이클數에 현저한 영향을 미치고 있지만 450 cpm 이상의 高速인 경우는 破斷사이클數에 대한 反復速度의 영향은 매우 적으며 그 사이클數 增加幅은 低速인 경우에 비해 완만하게 增加하는 傾向을 알 수 있다.

上述한 現象을 3.2節에서 說明한 熔接부드부의 疲勞破斷感受概念을 導入하여  $26 \text{ kg/mm}^2$  의 最大反復應力이 作用할 경우에 比較하여 보면 Fig.9와 같이 된다.

Fig. 9에 표시된 바와같이 反復速度는 疲勞破斷感受性에 敏感하게 影響을 미치고 있음을 알 수 있다. 즉 15 cpm의 反復速度인 경우는 같은 反復速度에 있어서 母材보다 약 47배 정도, 200 cpm의 경우는 母材보다 26배 정도 빨리 파단되나 450 cpm 이상의 경우는 피로파단감수성에 거의 變化를 보이지 않고 母材의 경우보다 약 10배 정도 빨리 파단되고 있음을 알 수 있다.

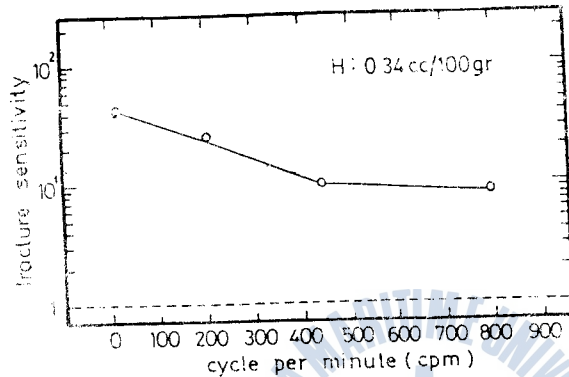


Fig.9 Fracture sensitivity vs. fatigue rate under same cyclic stress level ( $S_{max}$  26 kg/mm<sup>2</sup>).

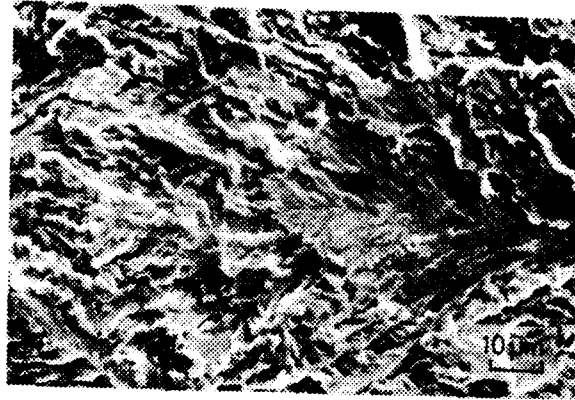
이와같이 同一한 反復應力이 作用할지라도 反復速度는 熔接本드部の 疲勞破斷感受性에 매우 크게 影響을 미치고 있음을 알 수 있다. 그러나 熔接後 부하까지의 放置時間을 길게하여 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量을 감소시키면 여러가지 反復速度에 있어서 熔接本드部の 疲勞破斷感受性은 鈍化될 것이 豫想된다.

Photo. 7은 같은 最大反復應力條件, 즉 26 kg/mm<sup>2</sup>의 應力이 作用한 경우 低速인 15 cpm에서  $3.9 \times 10^3$  사이클 後에 破斷된 熔接本드部の 破面(a)와 800 cpm에서  $3.5 \times 10^4$  사이클에서 破斷된 破面(b) 및 15 cpm에서  $1.9 \times 10^5$  사이클 後에 破斷된 母材部의 破面(c)를 走査型電子顯微鏡으로 관찰한 破面들이다.

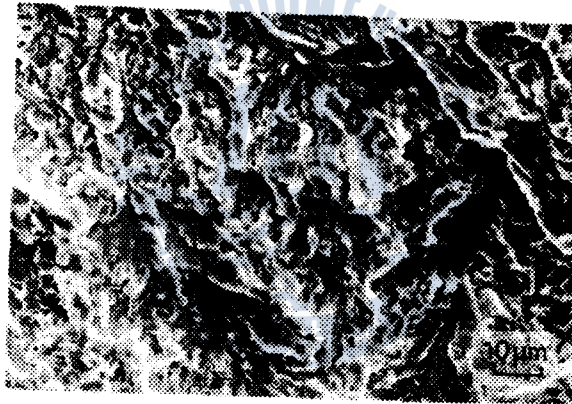
이에 의하면, 低速인 15 cpm에서 破斷된 破面上에는 水素誘起疑壁開破面이 크게 나타나 있으나, 800 cpm에서 破斷된 破面은 水素誘起壁開破面이 15 cpm의 경우보다 작게 形成되었음을 觀察할 수 있다. 또한 15 cpm에서 破斷된 母材의 破面은 疑壁開破面을 보이지 않고 微細균열과 스트라이에이션만이 觀察되고 있음을 알 수 있다.<sup>24) 25)</sup>

以上の 破面 考察 結果, Fig. 7에서 反復速度가 낮아짐에 따라 破斷時間強度가 높아지는 것은 다음과 같은 原因 때문인 것으로 생각된다. 즉 反復速度가 低速일

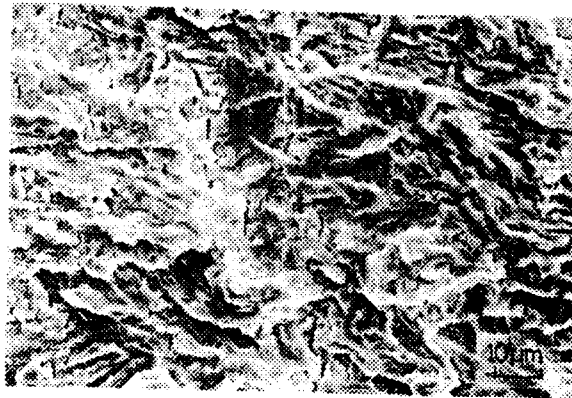
수록 最大荷重이 作用하는 時間이 그만큼 오랫동안 유지되어 이로인해 1 사이클당 균열 先端으로 擴散되는 水素量이 많게 되어 水素誘起裂壁開破壤을 유발시킬 수 있는 臨界水素量이 反復速度가 높은 경우보다 容易하게 形成될 수 있기 때문이다.



(a) weld bond  
15 cpm  
H: 0.34 cc/100gr  
 $N_f: 3.9 \times 10^3$



(b) weld bond  
800 cpm  
H: 0.34 cc/100gr  
 $N_f: 3.5 \times 10^4$



(c) base metal  
15 cpm  
 $N_f: 1.9 \times 10^5$

Photo.7 Micro-fractographs with the change of fatigue rate under same cyclic stress level ( $S_{max} 26 \text{ kg/mm}^2$ )

### 3.4 擴散性水素 雰圍氣下에서의 疲勞균열進展機構

以上の 균열進展舉動을 巨視的破面과 微視的破面을 통하여 考察한 結果, 擴散性水素 雰圍氣下에 있는 熔接분드部의 疲勞균열은 스트라이에이션 (striation), 水素誘起 凝壁開 그리고 스트라이에이션과 水素誘起凝壁開가 混在된 樣相으로 2, 3개 3가지로 分類할 수 있었다.

먼저, 水素誘起凝壁開 균열進展舉動을 說明하여 式(34)의 3항이 均一하게 應力場에서 作用함을 假定하였다고 생각된다.

$$\frac{dL}{dt} = \frac{1}{2} \left[ \frac{1}{\sigma} \left( \frac{d\sigma}{dt} \right)^2 + \frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{1}{\sigma} \right] \quad (34)$$

여기서,  $\sigma$ 는 applied stress

$L$ 는 crack length

$\sigma_0$ 는 crack length of micro-cavity

$C_H$ 는 average hydrogen concentration per unit area

$F$ 는 cohesive force of the lattice

式(34)의 1)항을 圖式化하면 Fig.10과 같이 된다.

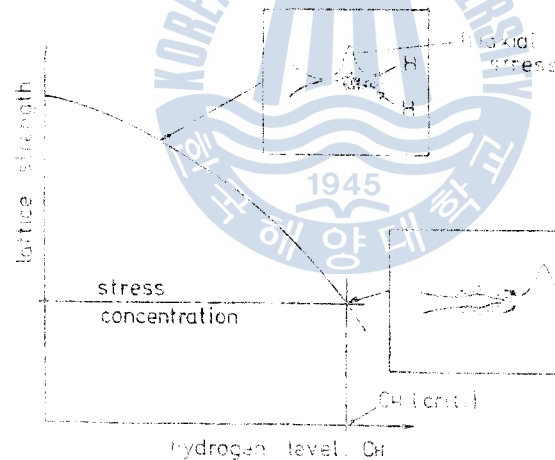


Fig.10 Schematic diagram to illustrate equation.(34)

이와 같은 應力場에 作用하는 3項 應力場에 水素가 擴散集積되어 이것이 一定臨界值에 達하면 應力濃縮의 格子間凝集強度 [  $Fm(C_H)$  ] 는 應力濃縮의 破斷強度 [  $\sigma_0 \left( \frac{d\sigma}{dt} \right)^2$  ] 이 되고 破斷의 應力濃縮이 發生한다. 이러한 應力濃縮은 3)항의 作用하여 發生적인 균열進展이 이루어진다.

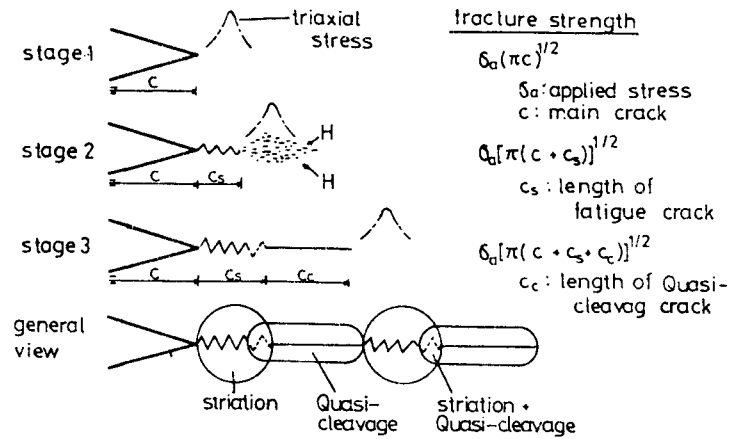


Fig.11 Possible model of fatigue crack growth and Quasi-cleavage fracture under hydrogen environment

Fig.11은 擴散性水素 雰圍氣下에서 균열先端을 起點으로 하여 成長하는 疲勞균열 進展의 段階的 舉動을 모델化한 것이다.

균열先端에 3軸 應力場이 形成되어 (stage.1), 이리인해 균열先端에는 多數의 活動슬립 (Slip)面이 發生하여 一定臨界值의 水素가 균열先端으로 集結될 때까지 疲勞균열이 成長한다.( stage.2)<sup>27)</sup> 이러한 疲勞균열先端에 一定臨界值의 水素가 集結하여 上述한 水素誘起疑壁開破壞機構에 의해 균열이 進展된다.( stage.3)



## 4. 結 論

低溫·高壓力用 鋼材인 SLA 37 鋼材에 대해서 熔接時 熔接部の 連續的 組織變化를 調査하고 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量을 制御하여 水素量의 變化에 따른 熔接部の 疲勞特性을 究明하였다. 또한 一定量의 水素가 殘留한 條件下에서 反復速度變化에 따른 疲勞特性의 變化를 研究하였다.

이러한 研究를 위해 本 研究에서는 종래의 靜적임플란트試驗法을 기초로 새로운 動的임플란트試驗裝置를 開發 利用하였다.

重要한 結果들을 要約하면 다음과 같다.

1. 새로이 考案·開發한 動的임플란트試驗機는 熔接部の 疲勞破壞特性을 매우 簡便하게 評價할 수 있다.
2. 熔接本드부의 高應力低사이클疲勞強度는 熔接部에 殘留하는 擴散性水素量에 매우 敏感하게 影響을 받으나  $10^6$  사이클 이상의 低應力高사이클 疲勞強度는 殘留擴散性水素量에 거의 影響을 받지 않으며 이러한 疲勞強度의 最大值는 母材疲勞強度의 80% 程度에 이른다.
3. 一定한 初期殘留水素量下에서 疲勞균열進展은 高應力低사이클疲勞에서는 水素誘起疑壁開破壞機構에 의해서, 低應力高사이클疲勞에서는 스트라이에이션機構에 의해서 支配的으로 이루어진다.
4. 反復荷重速度的 變化는 熔接本드부의 疲勞破斷時間強度에 顯著하게 影響을 미친다.
5. 一定한 反復應力の 條件下에서 그 疲勞速度가 低速일수록 水素誘起疑壁開破面은 더 크게 形成된다.

## 參 考 文 獻

1. 掘川一男; 高張力鋼の機械的性質とその劣化, 日本經連セミナーテキスト, 第2部.
2. 稻垣道天・伊藤慶曲; 高張力鋼, 低溫用鋼の溶接, 産報出版, pp. 9~20 (1978).
3. 金永植; 高張力鋼 溶接時の問題點, 大韓機械學會誌, Vol.22 No.3, pp.175~183(1982).
4. Kenneth Easterling; Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, pp.156~157 (1983).
5. 川原正言; 溶接継手の疲勞破壊, 金屬の割れ・破壊その解析と防止對策, 經營開發センター出版部, pp.732~740 (1980).
6. 川島忠義 外3人; 金屬の疲勞破壊, 丸善株式會社, pp. 15~51 (1975).
7. George. E. Linnert; WELDING METALLURGY, American Welding Society, pp.240~242 (1967).
8. 荒木透 外3人; 鐵鋼の溶接, 朝倉書店, pp. 106~113 (1974).
9. 鈴木春義・田村博共著; 溶接金屬學, 産報出版, pp. 153~181 (1978).
10. N.J.Petch and P.Stables; Delayed Fracture of Metal under Static Load, Hydrogen Damage, American Society for Metals, p.93 (1977).
11. Jack T. Brown and William M. Baldwir, Jr; Hydrogen Embrittlement of Steels, Hydrogen Damage, American Society for Metals, pp.94~99 (1977).
12. H. Granjon; The implant method for studying the Weldability of high strength Steels, Metal Const. Vol.1, pp.509~515(1969)
13. 日本溶接協會; 低溶割れ感受性高張力鋼板の特性, WES 3001 - 1982.
14. 日本溶接協會; インプラント形 溶接割れ試験方法, WES 1104 - 1980.
15. 日本溶接協會; インプラント 試験の原理と溶接割れへの應用, 溶接學會誌 Vol.44 No.9 pp. 18~29 (1975).

16. 佐藤, 寺崎, 山下; 單層溶接部の局所集積水素濃度におよぼす溶接諸條件の影響, 溶接學會誌, Vol.48, pp.504~509(1979).
17. H. Granjon; Cold cracking in welding of Steels, International Symposium of Cracking and Fracture in Welds, JWS, (1971).
18. 前掲書(9); pp.62~65.
19. 日本溶接學會; 溶接部組織寫眞集, 黒木出版社, pp.71~72(1984).
20. 敏保熙康, 西島敏; 金屬の疲勞, 丸善株式會社, pp.140(1973).
21. 日本規格協會; 溶接金屬の水素測定方法 JISZ 3113(1975).
22. 大野悟 等; 擴散性水素に関する検討 - 捕集液と測定器具, 日本溶接學會誌 Vol.48, No.7, pp.37~43 (1977).
23. C.A.Zapffe, C.E.Sims; Hydrogen Embrittlement, Internal stress and Defects in steel, Hydrogen Damage, American Society for Metals, pp.13~59 (1977).
24. 日本溶接學會; 鐵鋼溶接部の破面寫眞集, 黒木出版社, pp.88~90, pp.402~404 (1982).
25. David Broek; Elementary Engineering Fracture Mechanics, Sijthoff & Noordhoff Netherlands, pp.24~36 (1978).
26. 前掲書(20); pp.243~248.
27. Kenneth Easterling; Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, pp.190~191(1983).


# 熔接施工條件에 따른 高張力鋼材 熔接部の 疲勞龜裂 成長特性에 關한 研究

宋 成 玉

A Study on the Fatigue Crack Growth Behavior  
in the Welded Parts of High Tensile Steel  
under Various Welding Methods

*Song Seong-ok*

## 〈目 次〉

- 
- Abstract  
記號說明
1. 序 言
  2. 實驗方法
    - 2.1 試驗片 및 熔接條件
    - 2.2 實驗裝置 및 試驗方法
  3. 實驗結果 및 考察
    - 3.1 熔接條件에 따른 組織 및 硬度分布 變化
    - 3.2 熔接部位別 龜裂成長舉動 比較
    - 3.3 熔接方法에 따른 龜裂成長舉動 比較
    - 3.4 微視的 疲勞破面 特徵
  4. 結 論
  5. 參考文獻