韓國海洋工學會誌 第1卷 第2號, pp. 230~238, 1987. 12

⊙論 文

高張力鋼 熔接部의 海水中 腐蝕疲勞균열 成長特性에 關한 硏究+

金 永 植*·朴 武 昌**

A Study on the Characteristics of Corrosion-Fatigue-Crack Propagation in the Welded Parts of High Tensile Steels under Sea Water Environment

Y.S. Kim and M.C. Park

Key Words : Corrosion Fatigue Crack(부식피로균열), Crack Growth Rate(균열성장속도), Active Path Corrosion(활성경로부식), Hydrogen Embrittlement(수소취화)

Abstract

Ships and offshore structures are exposed to the corrosive surroundings, and the establishment of the design criteria and the elucidation on the influence by this environment are requested to maintain the safety and to demonstrate the function of the structure.

In this paper, the fatigue-crack-growth behavior on the compact tension specimens of quenched, tempered HT80 grade steels and RA36 high tensile steels having a single edge fatigue cracked notch respectively, were investigated under the repeated tensile stress with constant stroke in sea water for the welded parts by shielded metal arc welding.

Main results obtained are summerized as follows;

1. The fatigue-crack-growth rates da/dN in sea water appeared to be greater behavior than those in air environment at the same stress intensisy factor range ΔK.
2. The correlation data of da/dN-ΔK of the two kinds of high tensile steels in sea water showed no great difference, however, the correlation data of da/dN-$\Delta K/\sigma_y$ (σ_y stands for yield strength of the material) showed that the fatigue-crack-growth rate of HT80 grade plate appeared to be widely greater behavior than that of RA36 plate.
3. In the sea water environment, the fatigue-crack-growth behavior of RA36 plate is affected by active path corrosion(APC) mechanism, while that of HT80 grade plate is mainly affected by hydrogen embrittlement mechanism.

+ 1987년도 한국해양공학회 춘계 학술대회 발표(1987년 6월)

* 정회원, 한국해양대학 선박기계공학과

** 한국신forge

1. 序 論

최근들어 海洋構造物 材料로서 高張力鋼材의 이용이 增加됨에 따라 高張力鋼 母材 및 그 熔接部位에 대한 海水中에서의 疲勞破壞에 관한 硏究가 활발히 展開되어 관련資料가 多數 發表되고 있다[1,2].

그러나 高張力 鋼材中에서도 특히 784*MPa*級의 高強度 高張力鋼材나 그 熔接部位에 대하여 破壞力學的 파라미터를 利用한 海水中 腐蝕疲勞에 대하여는 충분히 硏究되어 있지 않는 實情이다.

더우기 최근들어 構造物의 管理, 補修 및 설계시 破壞力學的 파라미터들의 이용이 빈번해 짐에 따라 이러한 高張力鋼材 腐蝕疲勞의 破壞力學的 취급방법이 매우 중요한 意味를 갖게 되었다.

本 硏究에서는 784*MPa*級 및 490*MPa*級 高張力鋼材의 熔接部에 대해 海水中에서의 疲勞균열 成長擧動을 定變位制御下에서 破壞力學的 파라미터인 ΔK값을 이용하여 分析·檢討하고 海水中에서의 腐蝕疲勞 균열 成長機構에 대하여 究明하였다.

2. 實驗方法

2.1 試驗材料 및 試驗片 製作

本 實驗에 사용된 재료는 Q.T.(Quenching & Tempering) 처리된 UTS(抗張力) 833*MPa*의 日本産 두께 20*mm*의 高張力鋼과 韓國 船級協會 규격 RA36인 UTS 553.7*MPa*, 두께 20*mm*인 國産非調質 高張力鋼의 2種이며 그 機械的 性質 및 化學成分은 Table 1과 같다.

이와 같은 2種의 鋼材를 母材로 하여 多層(7 passes) 手動被覆아크 熔接을 實施하였으며 熔接時의 그루브 형상과 노치 위치 및 熔接條件을 Fig. 1 및 Table 2에 各各 나타내었다.

試驗片은 熔接된 板材로 부터 ASTM規格에[3] 의한 두께 18*mm*의 C.T. 試驗片을 製作하여 熔着金屬(weld metal: WM), 본드부(bond), 熱影響部(heat affected zone: HAZ) 및 母材(base metal: BM)에 노치를 加工하여 各部位別 피로균열 成長特性을 비교하도록 하였다.

Fig. 1 Shape of welding grooves(A) and notch location of welded joint (B)

Table 2 Welding condition

Condition / Material	Electrode	Current (*A*)	Voltage (*V*)	Speed (*cm/min*)	Heat input (*kJ/cm*)
RA 36	KS E 5016	165	27	12	22.27
HT 80	JIS D 8016				

Fig. 2는 이와 같이 製作한 試驗片의 모양을 나타낸 것이다. 여기서 기계노치先端의 예균열 도입시는 ASTM規格에 입각하여 最大荷重을 1.2 *ton* 미만으로 억제하였으며 균열길이는 1.5*mm*로 하였다.

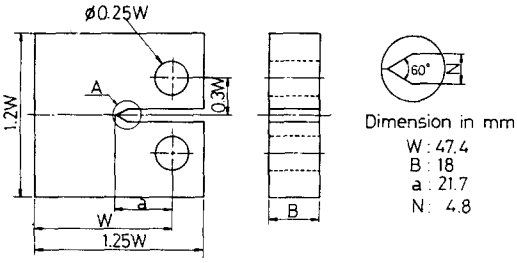


Fig. 2 Shape of compact tension specimen

2.2 實驗裝置 및 實驗方法

本 實驗에 사용한 試裝驗置는 偏心輪機構를 이용하여 考案한 定變位式 반복인장 疲勞試驗機로서 Fig.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties

Materials	Chemical compositions (wt %)								Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Ceq	Y.S (*MPa*)	T.S (*MPa*)	EI (%)
RA 36	0.16	0.42	1.38	0.015	0.004	—	0.05	0.416	404.7	553.7	24
HT 80	0.11	0.27	0.90	0.003	0.003	0.39	0.02	0.490	793.8	833	35

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

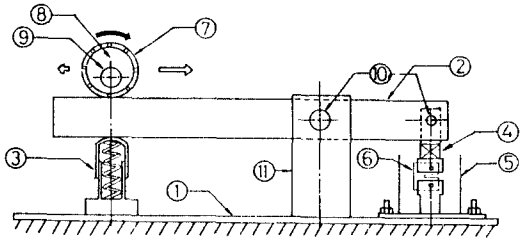


Fig. 3 Schematic diagram of cyclic-tension fatigue tester

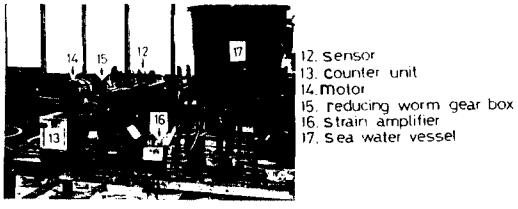


Photo. 1 General view of cyclic-tension fatigue tester

3 및 Photo. 1은 그 概要이다.

電源에 의하여 電動機⑭를 회전시키고 減速機⑮와 벨트 풀리를 통하여 減速시킨 후 連結棒을 거쳐 試驗片에는 每分 48回의 사인波(sine wave)形 반복인장荷重이 作用하도록 하였다.

試片이 海水에 잠기도록 ⑤와 같은 透明한 프라스틱材의 海水체임버를 설치하고 海水筒으로 부터 호스를 通하여 天然海水를 供給하였으며, 이 海水는 海水筒⑰로 흘러 나가도록 순환시켰다.

또한 ④로 表示된 部分은 로드셀(load cell)로서 균열進展에 따른 荷重變化를 測定하였다.

試驗片의 表面에는 試驗中 電氣化學的 부식의 영향을 排除하기 위하여 透明한 실리콘 본드를 칠하였으며 試驗片 表面의 균열成長길이는 移動현미경(travel microscope)으로 0.01*mm*까지 測定하였다.

應力比는 偏心輪의 偏心距離 또는 連結棒上에서의 偏心輪의 位置를 조절함으로써 變化시킬 수 있으나 本 實驗의 경우는 後者로써 약 0.4로 固定시켜 實驗하였다.

CT試驗片에 대한 應力擴大係數(K)값은 ASTM-399 규격에 따라 다음과 같이 계산하였다[3].

$$K=(P/BW^{\frac{1}{2}})\cdot f(a/W) \qquad (1)$$

여기서 $f(a/W)=$

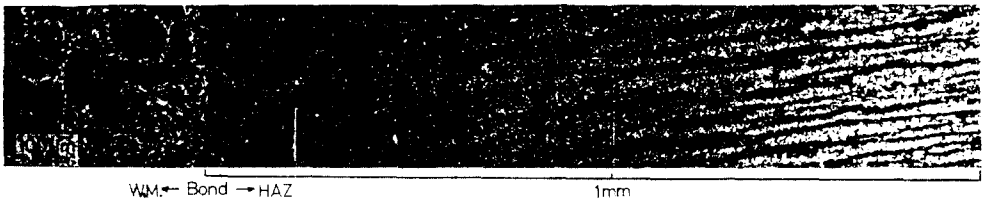
$$\frac{[2+a/W][0.886+4.64a/W-13.32(a/W)^2+14.72(a/W)^3-5.6(a/W)^4]}{(1-a/W)^{3/2}}$$

또한, P: 荷重
B: 試驗片 두께
W: 試驗片幅
a: 균열길이(기계노치+예피로균열)

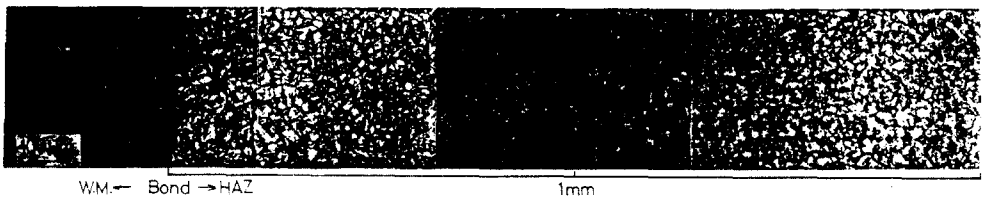
3. 實驗結果 및 考察

3.1 熔接部의 組織變化 및 硬度分布 變化

Photo. 2는 熔接時 熱사이클을 받아 나타난 熔接본



(A) RA 36



(B) HT 80

Photo. 2 Change of continuous micro-structure of welded parts

드部 근방의 組織變化를 RA36鋼과 HT80鋼에 대하여 나타낸 것이다.

두 鋼種 다같이 본드(Bond)部 근방에서는 페라이트 結晶이 析出되어 있는 상태로 부터 프라이어 오스테나이트(prior austenite) 結晶의 粗大化 현상을 觀察한 수 있다. 본드부로 부터 約 1*mm* 떨어진 部位에서는 母材보다도 더 細粒化된 組織을 觀察한 수 있는데 이곳은 900~1,100°C의 溫度로 加熱되어 풀림 處理효과가 나타난 곳으로 이 部分의 靭性은 1,250°C 以上으로 加熱된 본드部 부근의 粗粒域에 比하여 훨씬 向上된 靭性을 보일 것이 예상된다[4].

HT 80鋼 組織의 경우에는 母材部 組織에 方向性이 보이지 않고 있으나 이것은 製鋼時 QT處理를 하였기 때문인 것으로 思料된다.

Fig. 4는 高張力鋼, HT80鋼과 RA36鋼에 대하여 Table 2의 熔接條件으로 手動피복아크 熔接을 實施하고 熔接部位의 硬度變化를 測定한 結果이다.

이 結果에 따르면 2가지 鋼材의 경우 共히 본드部에서 最高값을 나타내고 있음을 觀察된다. 여기서 調質處理된 HT80鋼材의 경우 열영향부에서 국부적인 軟化현상이 觀察되나 이것은 調質處理時 生成된 低溫變態 生成物이 용접熱사이클에 依해 보다 安定된 組織으로 變態되기 때문인 것으로 思料된다.

3.2. 海水中 腐蝕疲勞균열 成長特性

一般的으로 發生균열길이를 a, 應力반복회수를 N이라 할 때 균열길이만의 成長速度 (crack growth rate) da/dN와 應力擴大係數 범위 (stress intensity factor range) ΔK와의 相關關係에 의하여 疲勞균열 成長特性을 評價할 수 있으며 貫通균열의 경우 da/dN와 ΔK와의 關係는 Paris rule에 의하여 다음 式 (2)과 같이 表示된다[5].

$$\frac{da}{dN}=C(\Delta K)^m \qquad (2)$$

여기서 C와 m은 常數이며 m값은 0.5~8로서 넓은 범위로 變化한다.

Fig. 5와 Fig. 6은 本 實驗에서 行한 수동피복아크 熔接에 의하여 製作된 HT80鋼 試片의 熔着金屬, 본드部, HAZ部 및 母材部位에 대한 空氣中 및 海水中에서의 $da/dN-\Delta K$ 關係를 兩對數 座標에 表示한 것이며, 應力擴大係數範圍 ΔK 값은 荷重과 試驗片의 形狀關係에 의하여 前述한 式(1)을 利用하여 구하였다.

$da/dN-\Delta K$ 關係를 전체적으로 보면 HT80鋼의 경우 空氣中에서나 海水中에서 모든 實驗點들은 대체로 두개의 區間內에 整理되어 있음을 發見할 수

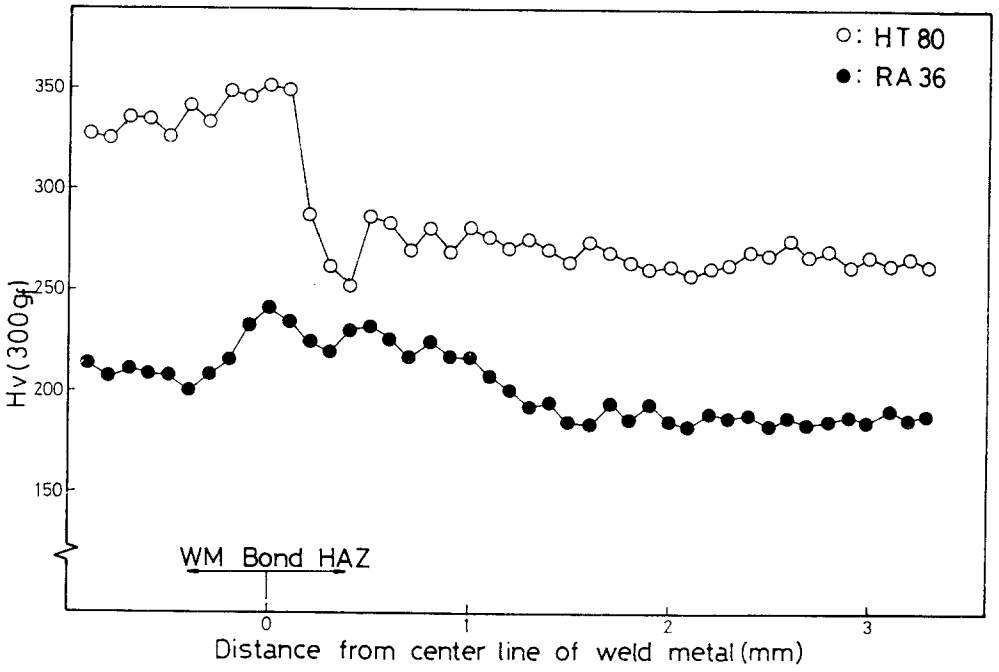


Fig. 4 Distribution of micro-Vickers in shielded metal arc welding method

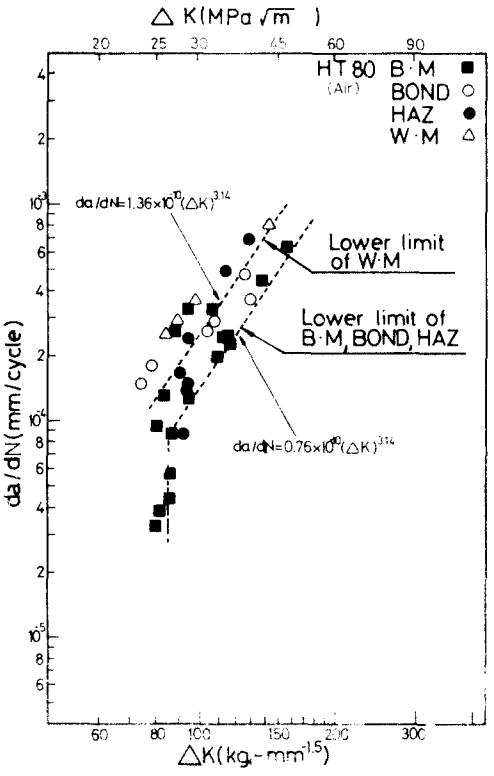


Fig. 5 Crack growth rate(da/dN) vs. stress intensity factor range(ΔK) for HT80 in air

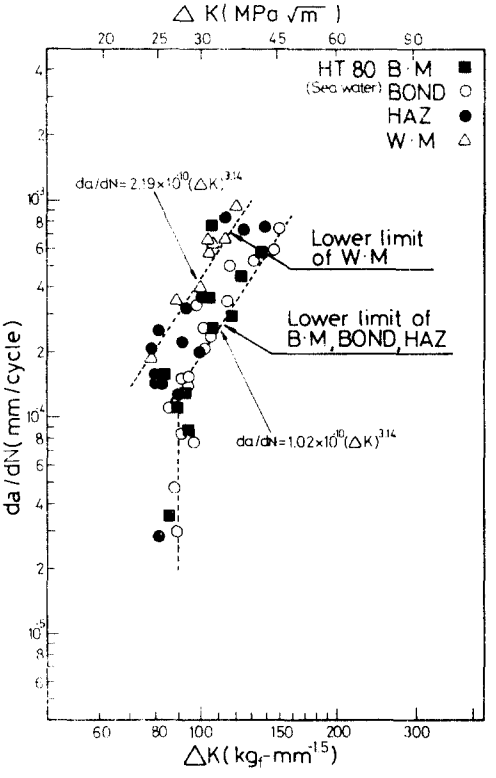


Fig. 6 Crack growth rate (da/dN) vs. stress intensity factor range (ΔK) for HT80 in sea water

있다.

또한 이 結果에서 균열成長단계의 同一 ΔK값에서는 熔着金屬部가 他部位 即 母材部, 본드部 및 熱影響部보다 빠른 균열成長擧動을 보이고 있음이 特徵이다. 그리고 空氣中에서나 海水中에서 實驗點 區間들의 경사도는 同一하게 나타나 Paris rule에서의 m값이 같은 값을 보이고 있다.

Fig. 7은 HT80鋼의 균열成長速度 da/dN와 應力擴大係數범위 ΔK와의 關係를 空氣中과 海水中의 경우를 比較하기 위하여 實驗點 區間을 하나로 정리한 것이다.

이 結果에 의하면 HT80鋼材의 경우 海水中에서의 균열成長速度가 空氣中에서의 速度보다 빠른 것으로 나타난다.

Fig. 8과 Fig. 9는 RA 36鋼의 試片으로 空氣中 및 海水中에서 균열成長速度 da/dN와 應力擴大係數범위 ΔK와의 關係를 나타낸 것이다.

이 結果에 의하면 HT80鋼의 경우와 마찬가지로, 균열發生段階와 成長段階로 뚜렷이 區分되며 實驗點

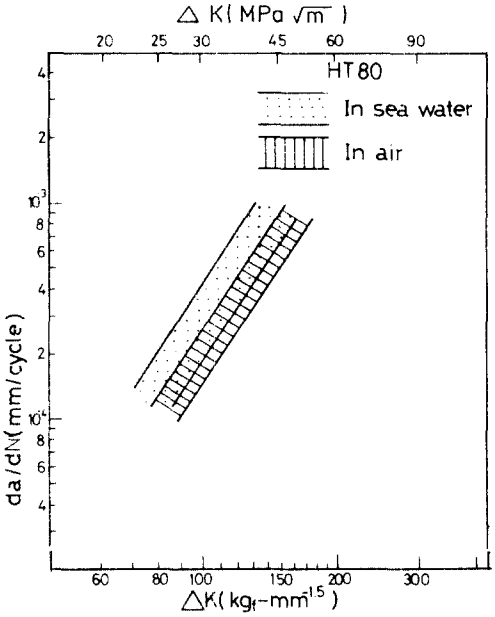


Fig. 7 Comparision of crack growth rate for HT80 in sea water and air

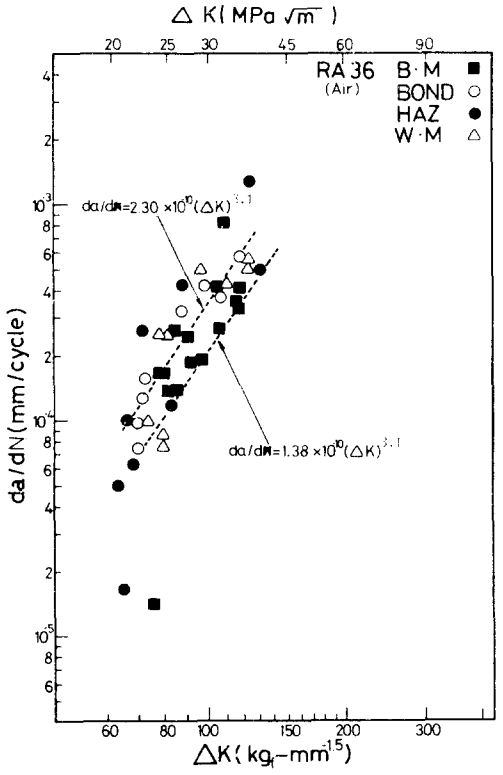


Fig. 8 Crack growth rate(da/dN) vs. stress intensity factor range (ΔK) for RA36 in air

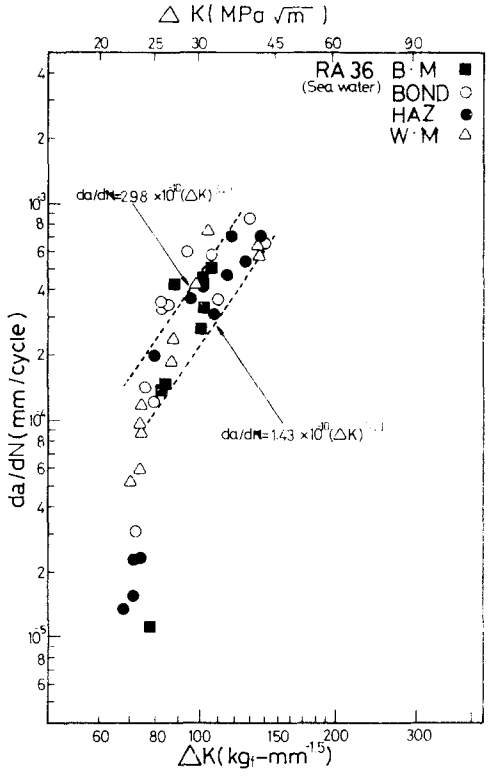


Fig. 9 Crack growth rate(da/dN) vs. stress intensity factor range(ΔK) for RA 36 in sea water

들은 母材部, 熱影響部, 본드부 等 部位에 關係없이 하나의 區間內에 整理되고 있음을 알 수 있다.

Fig. 10은 앞에서 說明한 RA36鋼의 試驗結果를 區間으로 묶어 알아보기 쉽게 比較한 것이다. 이 結果에 의하면 RA36鋼의 경우 空氣中 및 海水中 疲勞龜裂成長速度는 海水中에서의 경우가 빠른 것임을 알 수 있다.

Fig. 11과 12는 空氣中 및 海水中에서의 RA36鋼材와 HT80鋼材의 균열成長 特性을 比較한 것이다. 이 結果에 의하면 空氣中에서나 海水中에서나 RA36鋼材의 경우가 HT80鋼材의 경우보다 多少 빠른 균열成長 特性을 보이고 있으나 그 差異는 크지 않은 것으로 나타난다.

普通鋼과 高張力鋼의 疲勞균열 成長速度 比較에 關하여는 高張力鋼의 경우가 普通鋼보다도 빠른 疲勞균열 成長特性을 보이는 것으로 보고되어 있으나[6], 本 實驗과 같이 高張力鋼 2種의 경우를 比較한 結果는 引張強度가 더 큰 HT80鋼의 경우가 RA36鋼보다 다소 늦은 疲勞균열 成長特性을 보이고 있다.

本 實驗에서 使用한 RA36鋼의 降伏強度는 404.7

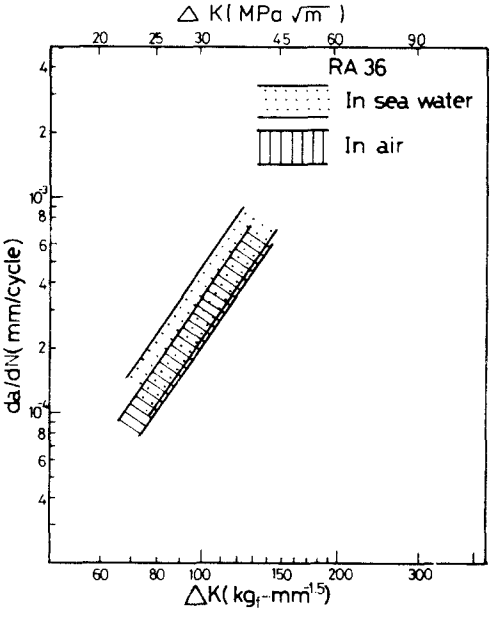


Fig. 10 Comparision of crack growth rate for RA 36 in sea water and air

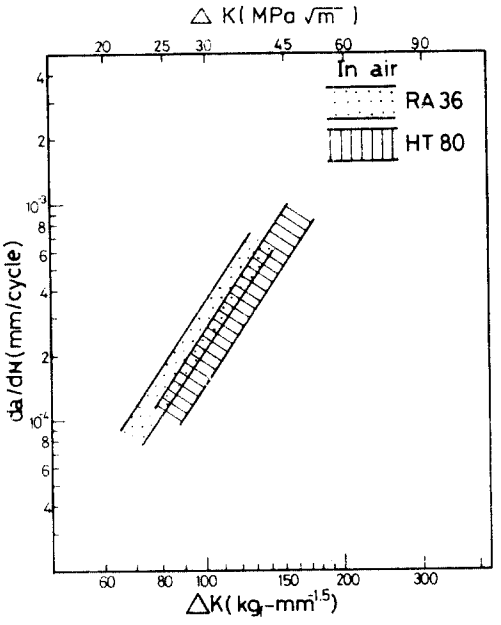


Fig. 11 Comparision of crack growth rate for RA 36 and HT80 in air

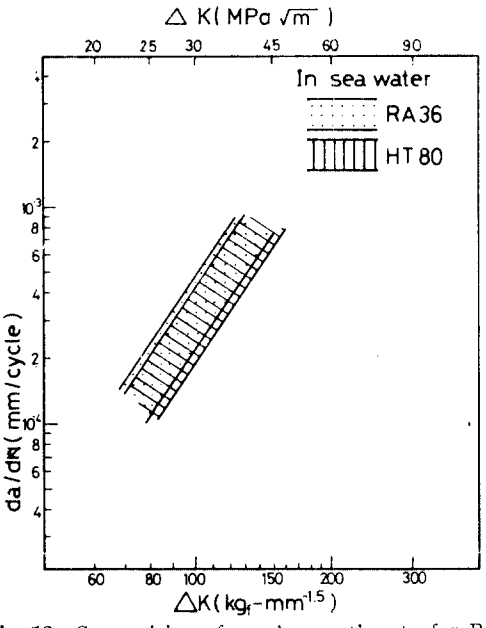


Fig. 12 Comparision of crack growth rate for RA 36 and HT80 in sea water

*MPa*이고 HT80鋼의 降伏強度는 793.8*MPa*로서 RA 36鋼의 約 2倍임은 이미 Table 1에서 보인 바 있으나 이와같이 降伏強度의 현격한 差異에 따른 균열성장 특성을 비교하기 위하여 RA36鋼과 HT80 두 鋼材의 海水中균열成長速度 da/dN와 이들 材料의 降伏強度를 고려한 $\Delta K/\sigma_y$와의 關係를 Fig. 13에 圖示하였다.

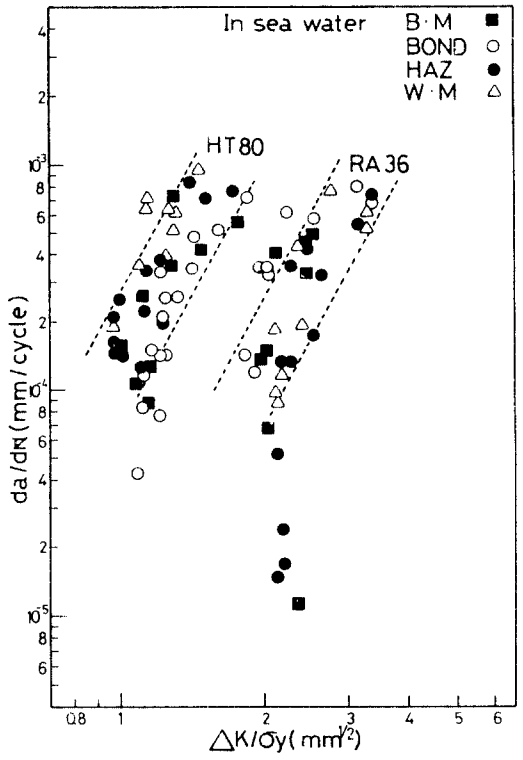


Fig. 13 $\Delta K/\sigma_y$ vs. da/dN for HT80 and RA36 in sea water

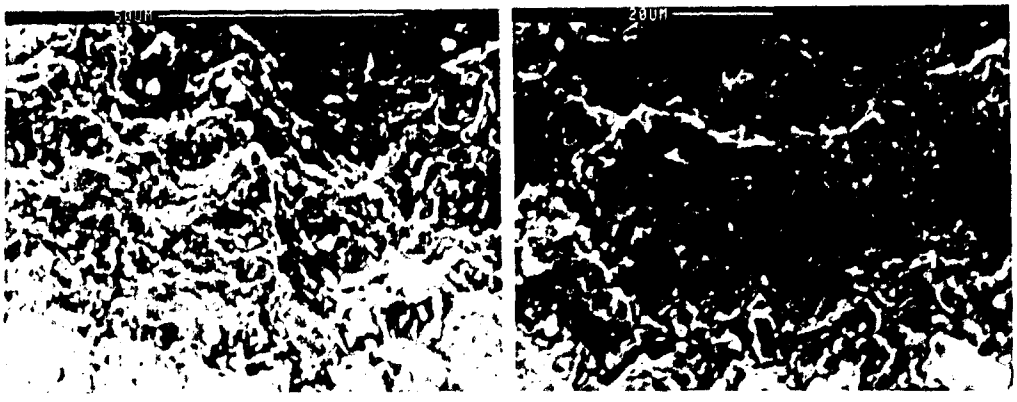
이 結果에 의하면 HT80鋼의 경우가 RA36鋼보다 현격하게 빠른 피로균열 成長特性을 보이고 있다. 即 降伏強度는 피로균열 성장특성에 큰 영향을 미치지 못함을 알 수 있다.

3.3 腐蝕疲勞龜裂成長의 微視的 機構

Photo. 3은 海水中에서 RA36鋼 母材部의 疲勞균열 成長破面을 走査形 電子顯微鏡을 利用하여 1,000倍로 擴大 撮影한 것이다.

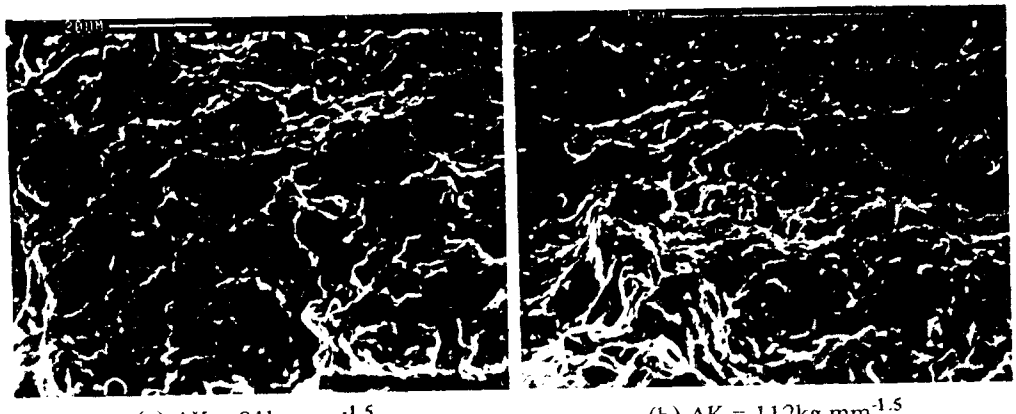
사진(a)는 $\Delta K = 764.4 N \cdot mm^{-1.5}$일 때이며, (b)는 $\Delta K = 1,666 N \cdot mm^{-1.5}$일 때를 보이는 것인데 兩破面 모두 破面全體에 걸쳐 균열성장방향에 直角인 多數의 2次균열(secondary crack)과 약간 둔한 스트라이에이션이 觀察되고 있을 뿐 ΔK값의 增加에 따른 破面樣相의 變化는 크게 나타나지 않고 있음을 觀察할 수 있다.

Photo. 4와 Photo. 5는 空氣中과 海水中에서의 HT



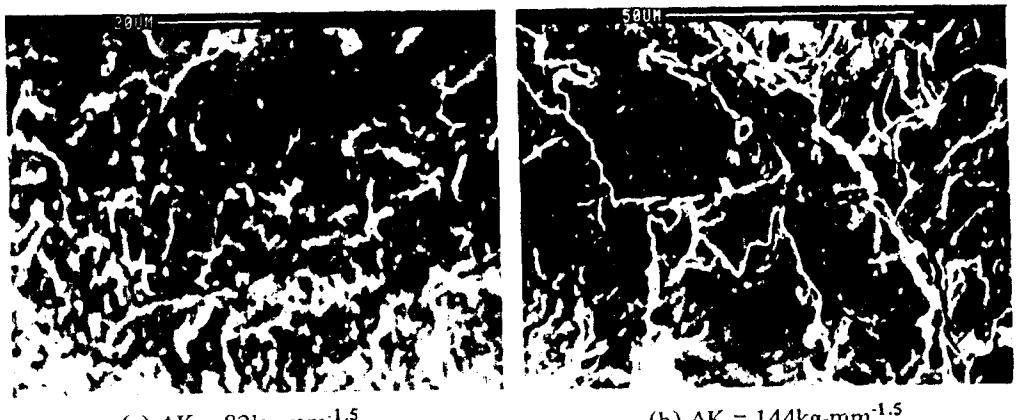
(a) $\Delta K = 78 kg\text{-}mm^{-1.5}$ (b) $\Delta K = 170 kg\text{-}mm^{-1.5}$

Photo. 3 Micro-fractographs of fatigue fracture surface for RA36 base metal in sea water



(a) $\Delta K = 91 kg\text{-}mm^{-1.5}$ (b) $\Delta K = 112 kg\text{-}mm^{-1.5}$

Photo. 4 Micro-fractographs of fatigue fracture surface for HT80 base metal in air



(a) $\Delta K = 82 kg\text{-}mm^{-1.5}$ (b) $\Delta K = 144 kg\text{-}mm^{-1.5}$

Photo. 5 Micro-fractographs of fatigue fracture surface for HT80 base metal in sea water

80鋼材의 疲勞균열 成長破面을 各各 보인다. 이에 의하면 Photo.4에 나타난 바와 같이 空氣中에서는 $\Delta K=891.8N\cdot mm^{-1.5}$에서 $\Delta K=1,097.6N\cdot mm^{-1.5}$로 增加하였음에도 破面上에는 뚜렷한 變化가 없이 規則的인 스트라이에이션과 2次균열이 觀察되고 있음을 알 수가 있다.

그러나 Photo.5에 보인 바와 같이 海水中의 疲勞균열 成長破面에서는 ΔK값이 $803.6N\cdot mm^{-1.5}$에서 $1,411.2N\cdot mm^{-1.5}$로 變化함에 따라 多數의 擬壁開(quasi-cleavage) 破面樣相을 觀察할 수 있다[7].

以上과 같이 低強度 鋼材인 RA36鋼材의 腐蝕疲勞破面上에는 鈍한 스트라이에이션이 觀察되나 HT80 高強度 鋼材의 腐蝕疲勞破面上에 擬壁開破面이 觀察되는 理由는 다음과 같이 考察할 수 있다.

機械的 疲勞現象과 腐蝕環境이 重疊될 경우 그 破損過程을 생각하면 Fig. 14와 같은 두가지 機構를 생각할 수 있다[8].

그 하나는 Fig. 14(A)에 表示한 바와 같은 活性路溶解形(APC型: active path corrosion)으로 이 경우는 균열先端의 應力集中에 수반되는 슬립(slip)에 의하여 活性點이 增加되고 이것이 양극(anode)으로 作用하여 여기서 金屬이 이온화하여 溶出하고 음극(cathode)에서는 溶存酸素에 의한 환원반응이 일어난다[9].

따라서 균열成長은 이와 같은 金屬이온 溶出과 機械的 疲勞現象의 중첩효과에 의하여 이루어진다.

다른 하나는 Fig. 14(B)에 表示한 바와 같은 水素脆性型(HE型: hydrogen embrittlement)으로, 이 경우는 균열內部에서의 가수분해 현상에 의해서 局部的으로 pH가 低下하여 水素가 發生하게 되고 이 水素가 金屬內部로 侵入함으로써 균열을 일으키는 경우로, 균열成長은 이와 같은 水素脆化에 의한 壁開破壞와 機械的 疲勞現象의 중첩효과에 의하여 이루어진다[9].

따라서 本 實驗에서 觀察된 破面形狀으로 부터 比較的 低強度 鋼材인 RA36鋼의 경우의 뚜한 스트라이에이션은 上述한 APC 機構에 依해서 生成된 것이며, HT80의 擬壁開 破面은 HE機構에 依해 生成된 것으로 思料된다.

4. 結　　論

本 硏究에서는 QT處理한 日産 HT784MPa 級高張力鋼과 國産 RA36 高張力鋼材를 對象으로 手動被覆아크 熔接을 實施한 後 加工製作한 CT試驗片으로써 自體考案한 定變位式反復引張疲勞試驗機를 使用하여 熔着金屬部, 본드부, 熱影響部 및 母材部에 대한 空氣中 및 海水中에서 疲勞龜裂成長特性을 調査한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. 海水中에서의 疲勞균열 成長速度는 空氣中에서의 疲勞균열 成長速度보다 빠르다.
2. HT80級 高張力鋼 熔着金屬部의 균열成長速度는 他部位에 比하여 빠른 傾向을 보이나 RA36鋼의 경우는 部位에 따라 뚜렷한 區分이 없다.
3. 腐蝕疲勞균열 成長擧動을 $da/dN-\Delta K$로 整理하면 두 鋼材 사이에 큰 差가 없으나 材料의 降

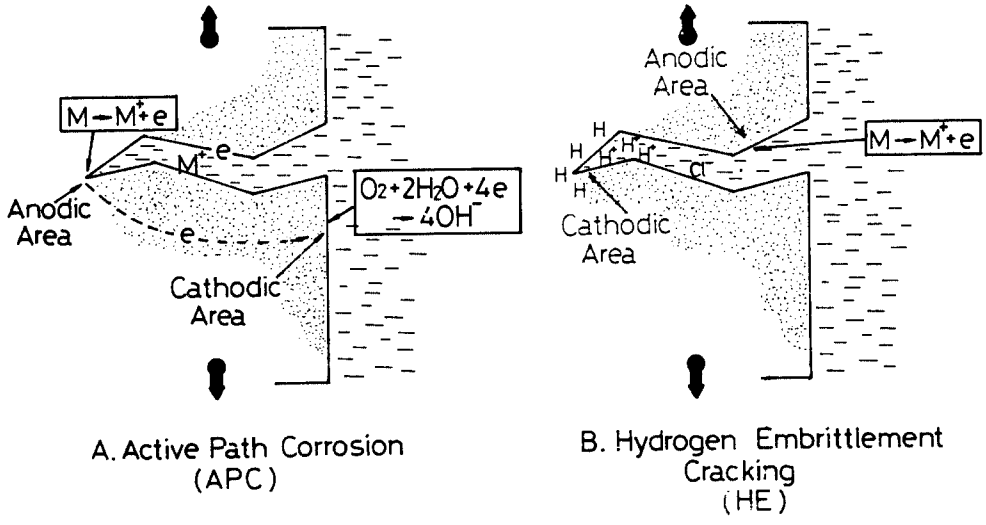


Fig. 14 Scheme of crackings by active path corrosion (APC) and hydrogen embrittlement(HE) mechanism

伏強度를 考慮한 $da/dN-\Delta K/\sigma_y$로 整理하면 HT 80級鋼의 경우가 훨씬 빠른 腐蝕疲勞균열 成長擧動을 보인다.

4. 海水中 RA36鋼은 主로 活性路溶解形(APC形) 균열成長擧動을 보이는 反面, HT80級鋼의 경우는 主로 水素脆化에 의해 균열成長이 影響을 받는다.

參 考 文 獻

1) 丸山, 角田, 堀部, "高強度鋼の海水環境各種條件下における疲勞強度" 鐵と鋼, Vol. 73, No. 3, pp. 356, 1987
2) 吳世旭, 金在喆, 崔榮秀, "SS41鋼의 腐蝕疲勞균열傳播特性에 미치는 3.5% NaCl水溶液의 影響", 韓國海洋工學會誌, Vol. 1, No. 1, pp. 111, 1987
3) American Society for Testing and Materials, E399-81, Annual Book of ASTM Standards, Part 10, Phila., pp. 558, 1981
4) 溶接學會溶接冶金研究委員會編, "溶接部組織寫眞集", 黑木出版社, pp. 69, 1984
5) Barsom, R. "Fracture and Fatigue Control in Structures", Prentice-Hall, Inc., pp. 232, 1981
6) Thomson, R.F., "Fatigue Behaviour of High Carbon High Hardness Steels", Transacions of the ASM., Vol. 56, pp. 803, 1963
7) 溶接學會溶接冶金研究委員會編, "鐵鋼溶接部の破面寫眞集", 黑木出版, pp. 71, 1982
8) Foroul, S. Z. A., "Environment-Sensitive Fracture of Engineering Materials", The Metallurgical Society of AIME, pp. 52, 1983
9) 溶接學會冶金研究委員會編, "鐵鋼溶接部の破面寫眞集", 黑木出版, pp. 416, 1982

◇

科學技術者 倫理要綱

現代的 國家發展에 미치는 科學技術者의 役割의 重要性에 비추어 우리들 科學技術者는 우리들의 行動의 指針인 倫理要綱을 아래와 같이 制定하고, 힘써 이를 지킴으로써 祖國의 近代化에 이바지 할 것을 깊이 銘心한다.

1. 우리들 科學技術者는 모든 일을 最大限으로 誠實하고 公正하게 處理하여야 한다.
2. 우리들 科學技術者는 恒常 專門家로서의 權威를 維持하도록 努力하며 自己가 所屬하는 職場 또는 團體의 名譽를 昂揚하여야 한다.
3. 우리들 科學技術者는 法律과 公共福利에 反하는 어떠한 職分에도 從事하여서는 안되며, 의아스러운 企業體에 自己의 名稱을 빌려주는 것을 拒絶하여야 한다.
4. 우리들 科學技術者는 依賴人이나 雇傭主로부터 取得 또는 그로 因해 얻어진 科學資料나 情報에 對하여서는 秘密을 지켜야 한다. 또한, 他人의 資料 情報를 引用할 때는 그 出處를 밝혀야 한다.
5. 우리들 科學技術者는 誇張 및 無根한 發言과 非權威的 또 誘惑的 宣傳을 삼가야 하며 또 이를 制止하여야 한다. 特히 他人의 利害에 關係되는 評價, 報告 및 發言에는 愼重을 期하여야 한다.
6. 우리들 科學技術者는 어떠한 研究가 그 依賴者에게 利益이 되지 않음을 아는 경우에는 이를 미리 알리지 아니하고는 어떠한 報酬를 위한 研究도 擔當하지 않는다.
7. 우리들 科學技術者는 祖國의 科學技術의 發展을 위하여 最大限으로 奉仕精神을 發揮하여야 하며 또한 이를 위한 應分의 物質的 協助를 아끼어서는 안된다.