

## H<sub>2</sub>S가스飽和 鹽酸水溶液에 의한 熔接構造用鋼의 應力腐蝕龜裂 發生舉動<sup>+</sup>

吳世旭\* · 金在喆\*\* · 金泰亨\*\*\* · 金廣泳\*\*\*\*

(1990년 4월 25일 접수)

### Stress Corrosion Cracking Initiation Behavior of Weldable Structural Steel in H<sub>2</sub>S Gas Saturated HCl Solution

Sae-Wook Oh, Jae-Chul Kim, Tae-Hyung Kim and Kwang-Young Kim

Key Words : Stress Corrosion Cracking(SCC, 應力腐蝕龜裂), Hydrogen Damage(水素損傷), Compliance Formula(컴플라이언스수식), Inclusion(介在物), Segregation(偏析), K<sub>ISCC</sub>(應力腐蝕 下限界 應力擴大係數)

#### Abstract

Among the test methods to evaluate stress-corrosion cracking(SCC) on the basis of fracture mechanics, constant displacement(bolt) loading method using modified-WOL specimen is practically convenient. In this test method, compliance formula is generally required to calculate load(consequently K<sub>ISCC</sub>). There are many problems in using the analytic compliance formula to calculate K<sub>ISCC</sub>, so we had proposed the experimental K<sub>ISCC</sub> evaluation technique in the previous report<sup>1)</sup>.

This study has employed the slightly altered configuration of modified-WOL specimen made of weldable structural steel(BS4360-50D). With these specimens, stress-corrosion tests have been performed in H<sub>2</sub>S gas saturated 20% HCl solution. Through the test, the problems as mentioned earlier<sup>1)</sup> have been discussed again, and the proposed evaluation technique has been verified.

And the stress-corrosion cracks and hydrogen blisters have been investigated in the initiation step with the aids of metallurgical micrographs, SEM fractographs, and EPMA analysis.

+ 1989년도 한국해양공학회 추계학술대회 발표(1989. 12)

\* 정회원, 동아대학교 공과대학 기계공학과

\*\* 정회원, 동아대학교 공과대학 재료실험실

\*\*\* 동아대학교 공과대학 기계공학과

\*\*\*\* 정회원, 한국기계연구소

The inclusions segregated in the mid-thickness region traps hydrogen to produce the hydrogen blistering. The applied or residual stress does not contribute the occurrence of the blister. Hydrogen absorbed into the mid-thickness region is consumed to produce the blistering so that stress-corrosion crack could hardly be detected at that region.

The stress-corrosion cracks initiate from the inclusions and propagate in radial pattern. And the initiation site is remote from the crack tip and is inclined from the crack plane, which is assumed to be caused by the triaxial stress and the amount of the absorbed hydrogen.

## 1. 緒 論

應力腐蝕龜裂現象(stress-corrosion cracking)은 19세기 후반에 冷間引拔(cold drawing)된 황동의 탄 피를 사용함과 더불어 처음으로 널리 알려지게 되었다. 또, 19세기 말경, 늘어나는 발전시설과 함께 황동의 콘텐서에서도 나타나서 season cracking이라는 이름을 얻게 되었다. 현재, 應力腐蝕龜裂은 여러분야에서 문제시 되어, 막대한 피해를 주고 있다. 앞으로도 구조물의 사용 분위기가 점차 가혹해 짐에 따라 설계, 보수, 유지 및 수명에측등에 중요한 참고사항이 될 것이다. 이러한 應力腐蝕龜裂을 糾明하기 위해서는 應力-材料-環境의 조합을 고려해야하며 이와 같은 조합에 따라 발생하는 應力腐蝕龜裂에 대하여는 이미 review<sup>2),3)</sup> 등을 통하여 많은 정보를 얻을 수 있으나, 應力腐蝕龜裂은 매우 다양하여 예측이 불가능 하므로 여전히 많은 연구가 요구 되고있다.

한편, 應力腐蝕을 破壞力學的으로 評價하기 위해서, 외팔보굽힘(Cantilever bend) 試片에 定荷重을 주는 방법과 修正WOL試片(modified wedge opening loaded specimen)에 볼트를 이용한 定變形 負荷방법 등이 보편적으로 많이 사용되고 있으며<sup>4)</sup> 최근에는 應力腐蝕 민감도(susceptibility)를 實驗하는 저변형률인장(slow strain rate) 負荷방법도 있다.<sup>5)</sup> 그러나 定荷重負荷方法은 크리이프(creep) 試驗機와 같은 큰 試驗機가 필요하며, 저변형률인장 負荷方法도 超低速의 스트로크(stroke)를 발생시킬 수 있는 특별한 장치가 필요하다. 무엇보다 이 두가지 負荷方法은 한번에 한개의 試驗片만 實驗할 수 있는 단점과 실제환경분위기에 대한 實驗이 곤란하다는 단점을 갖는 반면 定變形負荷方法

은 한개의 試片으로 K<sub>ISCC</sub>측정이 가능하고, 試驗機가 필요없으며, 간단한 Jig를 사용하여 한꺼번에 여러개의 試驗片을 중복실험 할 수 있다는 것 외에 실제환경분위기에 대한 實驗을 할 수 있다는 장점을 지니고 있다.

이 試驗法에 있어서 荷重, 開口變位(crack opening displacement ; COD) 및 龜裂길이 등의 3가지 중 2가지를 측정하면 K<sub>ISCC</sub>를 평가할 수 있으나, 특별한 장치(예를들면, instrumented bolt)<sup>6)</sup>를 사용하여 荷重을 측정하지 않는다면 開口變位와 龜裂 길이를 이용하여 荷重을 구할 수 있는 컴플라이언스(compliance)解析值가 사용된다. 이 컴플라이언스解析值는 試驗片 形狀이나 負荷方法에 따라 몇가지가 보고되어 있으나,<sup>7)-9)</sup> 실제적용면에서는 여러가지의 문제점이 발생한다.<sup>1)</sup> 이러한 문제점들을 고려한 實驗的 K<sub>ISCC</sub>評價法<sup>1),10)</sup>이 제안되어 있으며, 이 評價法의 妥當性を 檢證할 필요가 있다.

본 연구에서는 일반적으로 사용되는 修正WOL 試片을 다소 변형한 試片으로 황화수소가 飽和溶解된 20% 鹽酸水溶液에서 應力腐蝕 實驗을 하였고, 이를 통하여 前報<sup>1)</sup>에서 제안된 K<sub>ISCC</sub> 評價法의 妥當性を 檢證하여 보았다. 또한, 應力腐蝕龜裂의 發生舉動과 水素損傷을 금속조직사진과 전자현미경사진 그리고, EPMA 분석등을 통하여 정성적 분석을 하여 보았다.

## 2. 實驗裝置 및 方法

### 2.1 試驗片

實驗에 사용한 素材는 國內産 熔接構造用鋼(BS 4360-50D)으로서 化學的 成分 및 機械的 性質을 Table 1, Table 2에 각각 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of BS4360-50D steel (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Nb	V	Mo
0.141	0.366	1.425	0.023	0.005	0.220	0.023	0.258	0.001	0.005	0.012

Table 2 Mechanical properties of BS4360-50D steel

Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Modulus of elasticity (GPa)	Hardness
371.3	527.2	33.41	73.58	214.9	160 Hv 5/15

시험편은 素材를 T-L 방향으로 採取하여 Fig. 1(a)와 같은 形狀과 值數로 加工하였다. 이 形狀은 일반적으로 사용되는 修正WOL試片에 豫龜裂 도입이 용이하도록 핀홀을 추가로 加工하고, 開口變位를 측정할 수 있게 핀홀선 試片 上·下面에 V 홈을 加工한 形態이다. Fig. 1(b)는 開口變位の 측정위치를 나타내고 있다.

2.2 環境雰圍氣

腐蝕液은 20% HCl 水溶液이며, 1日 7回에 걸쳐 황화수소 가스를 Kipp 장치로 부터 발생시켜 이 水溶液에 공급함으로써 황화수소가 飽和溶解되도

록 하였다. 또, 實驗시작 12시간전에 腐蝕液을 만들어 황화수소를 충분히 飽和시킨 상태로 實驗을 시작하였고, 각 實驗時 마다 腐蝕液을 교체하였다.

2.3 實驗方法

豫龜裂導入에서 부터  $K_{ISCC}$  계산까지의 모든 절차는 前報告書<sup>1)</sup>와 같은 방법으로 하였다. 단, 豫龜裂길이는 표면길이가 볼트중심선으로 부터 46.5 mm가 되게 하였다.

본 연구에서는 前報<sup>1)</sup>에서 제안된 評價法의 妥當性を 고찰하고자, 볼트위치에서 인장을 하는 檢證

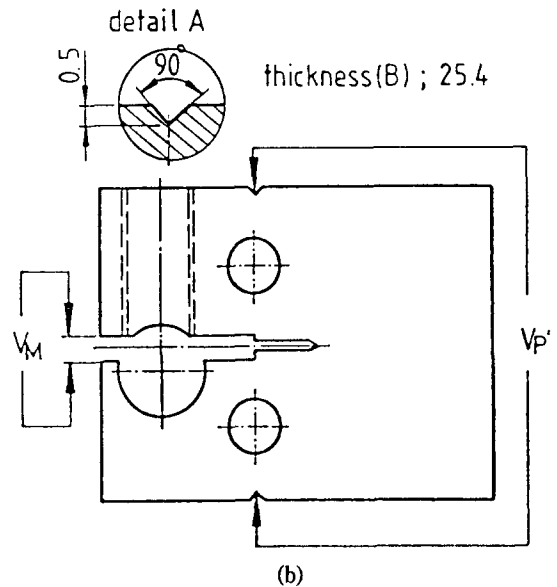
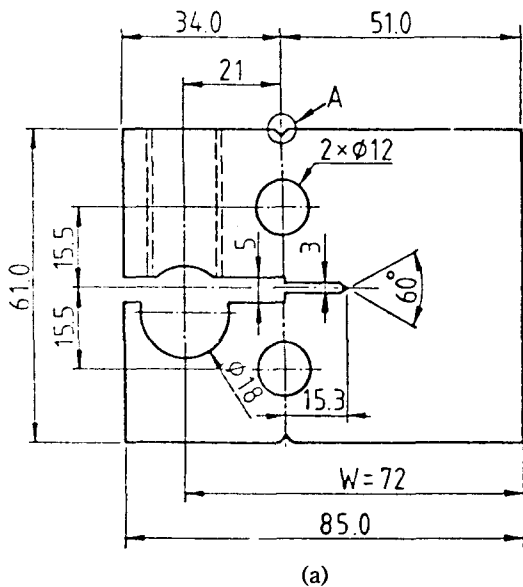


Fig. 1 (a) Geometry and dimensions of the MWOL specimen (units : mm)  
 (b) COD measurement points

實驗을 하였다. 즉, 이때 측정된 볼트荷重으로 제안된 評價法에 의해 계산된 볼트荷重의 정확성을 檢證하였다. 또한, CT時片으로 無負荷腐蝕을 시킨 후 彈塑性破壞韌性 試驗을 하여 應力腐蝕과 無負荷腐蝕의 차이도 고찰하였다.

### 3. 實驗結果 및 考察

#### 3.1 水素損傷

Photo. 1(a)는 應力腐蝕을 시킨 試片을 韌性負荷를 가하지 않고 바로 疲勞破斷한 破面의 연속사진이며, (b)는 (a)에서 관찰되는 應力腐蝕龜裂의 先端部를 나타낸 것이다. Photo. 1(a)에서 볼 수 있는 바와 같이 破面上에는 T-L面으로 갈라져 있는 현상이 있으며, 특히 試片의 가운데 부분에 크게 나타나 있다. 이것은 수소브리스터링(hydrogen blistering)이라는 현상으로서, 수소원자가 금속내부의 기공과 같은 결함부로 확산되어 들어가서, 그곳에서 분자형태로 결합함으로써 큰 내압을 발생시켜 그 결함부를 벌여지게 하는 것이라고 한다.<sup>11)</sup>

이러한 현상을 일으키는 원인을 조사하기 위하여, 300°C에서 75분간 유지한 후 爐冷하는 殘留應力除去 試片과 1050°C에서 4시간 유지한 후 爐冷하는 溶體化處理 試片으로 각각 應力腐蝕實驗을 하였다. Photo. 2에 그 결과를 나타내었으며, (a)는 處女材, (b)는 殘留應力除去材, (c)는 無負荷腐蝕 그리고, (d)는 溶體化處理材의 경우들이다. (d)를 제외한 (a), (b) 및 (c)에서 수소브리스터링이 관찰되므로, 수소브리스터링은 應力(外部負荷 또는 殘留應力)에 무관하고 금속조직적인 문제와 관련된다는 것을 알 수 있다.

Photo. 3의 (a)와 (b)는 각각 處女材의 두께 中央部와 溶體化處理材에 대한 조직사진이다. 溶體化處理材(b)는 處女材(a)에 비하여 입경이 커져 있음을 볼 수 있는데, 이와같은 금속조직의 차이가 수소브리스터링도 일으키지 않으며 전혀 다른 破壞樣相을 나타내게 된다. 그리고, (a)에서는 압연(rolling)에 의한 偏析(segregation)으로 퍼얼라이트가 試片 두께 中央部에 두꺼운 밴드를 형성하고 있음을 볼 수 있고, 介在物(inclusion)이 집중적으로 분포하고 있었다.

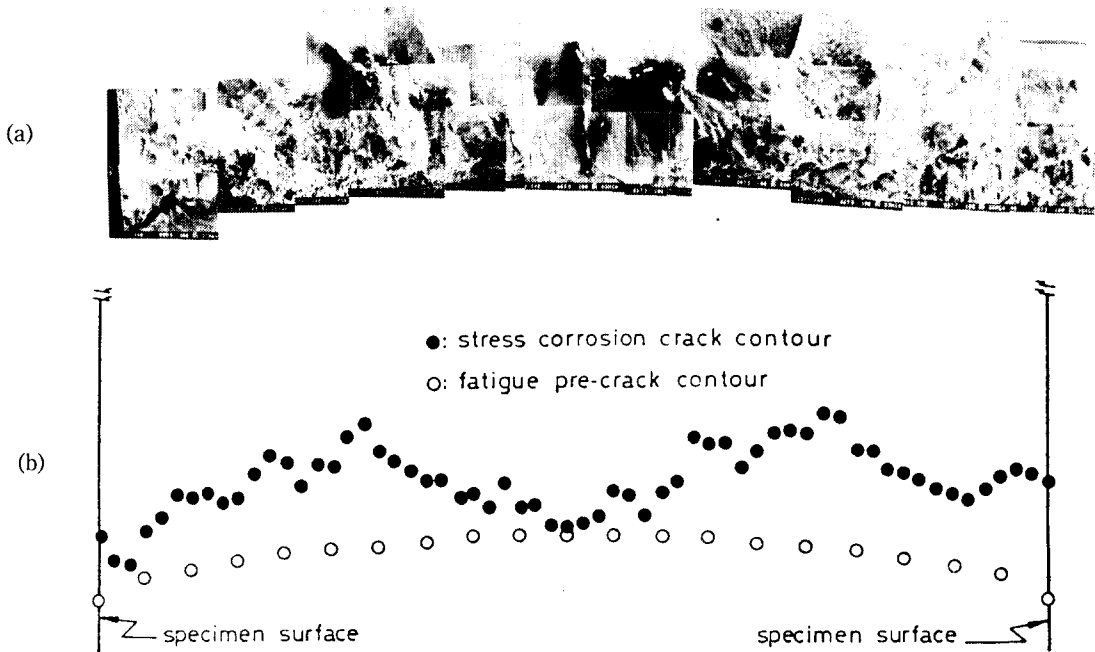


Photo. 1 (a) Fracture surface of the stress-corrosion tested specimen  
(b) Stress-corrosion crack contour

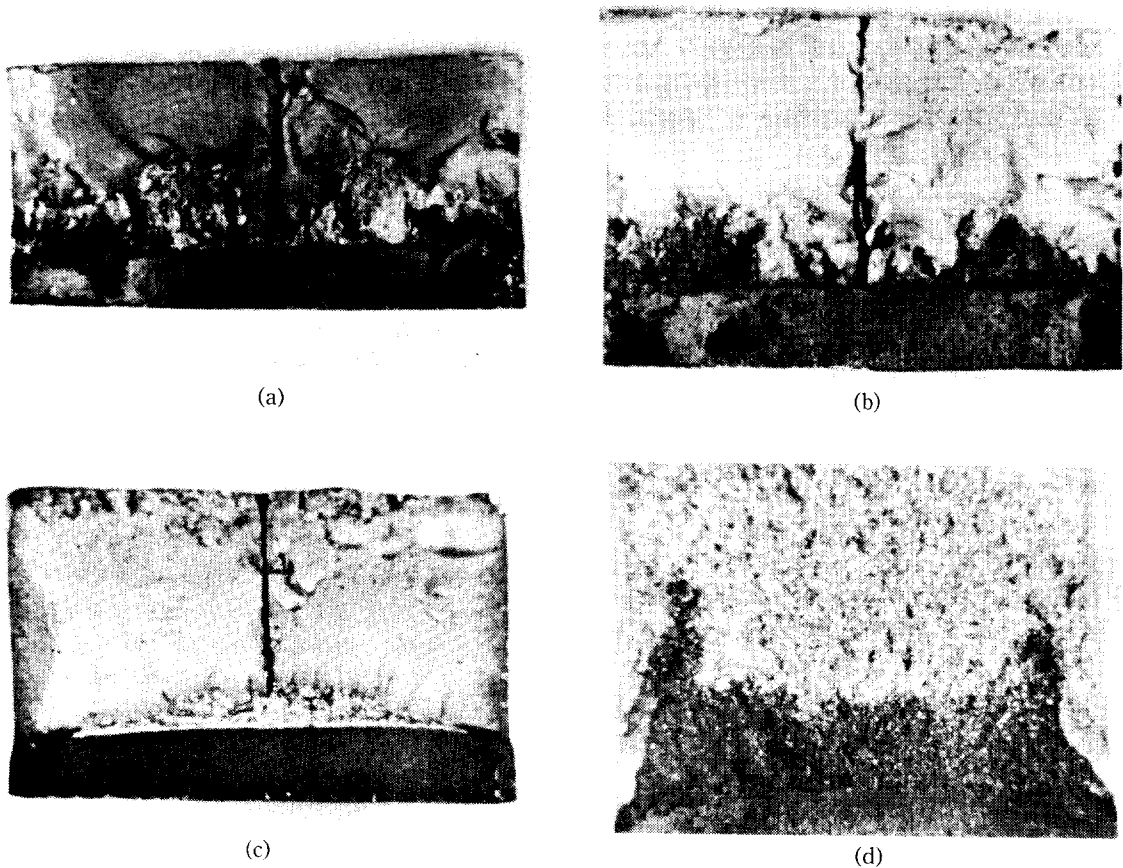


Photo. 2 Fracture surfaces for (a) raw material, (b) stress-relieved material (c) corrosion-only tested, (d) solution-treated material specimens

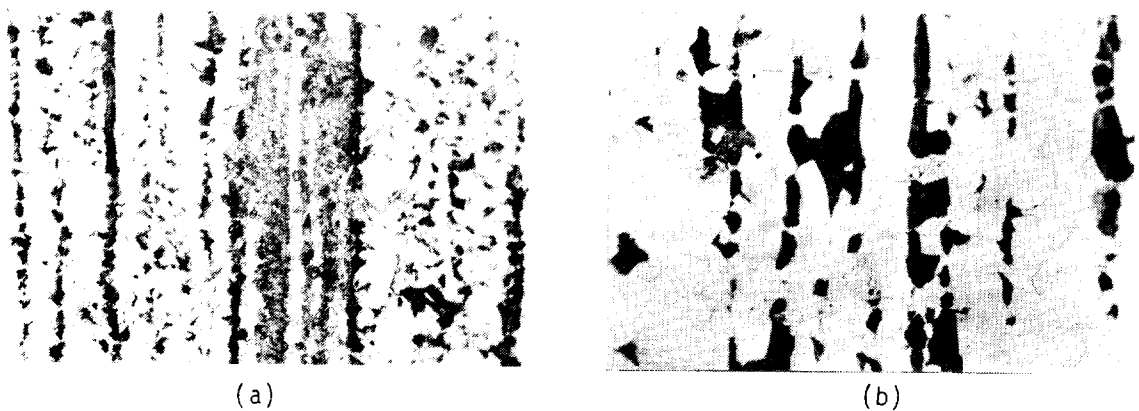


Photo. 3 Metallurgical micrographs for (a) raw material at mid-thickness region, (b) solution-treated material

Photo. 4는 Photo. 3(a)의 두꺼운 퍼얼라이트밴드 부분에서 촬영한 介在物이며, 사진상에 비교적 밝은 부분이 퍼얼라이트 조직이고, 이곳의 검은 것들이 介在物이다. 그리고, Photo. 5는 이 介在物들을 EDAX로 분석한 대표적인 결과를 나타내고 있으며, Mn, S, Al, Ca, Ti등의 화합물임을 알 수 있다. 本 實驗의 素材인 BS4360-50D 鋼은 semi-killed鋼이므로 탈산제를 넣었을 것이며, 이 영향으로 이와같은 介在物들이 試片 中央部에 偏析된 것으로 생각된다.

따라서, Photo. 2~Photo. 5의 결과로부터 水素 損傷에 대한 이론을 本 實驗의 경우에 적용시킨다면, hydrogen trapping<sup>12)</sup>으로 촉진된 pressure theory<sup>13)</sup>가 적절한 설명일 것으로 생각한다. 즉, 금속내부로 침투한 수소원자들이 介在物들의 경계면에 trapping되고, 이곳에서 축적되어 분자형태로 결합함으로써 큰 내압을 발생시키며, 이 내압으로 그 곳을 벌여지게 하는 것이라고 생각한다.

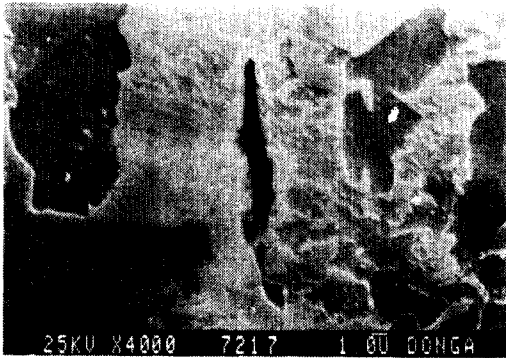


Photo. 4 Inclusions on the pearlitic phase

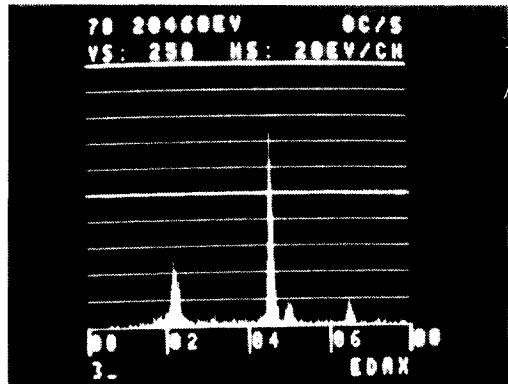
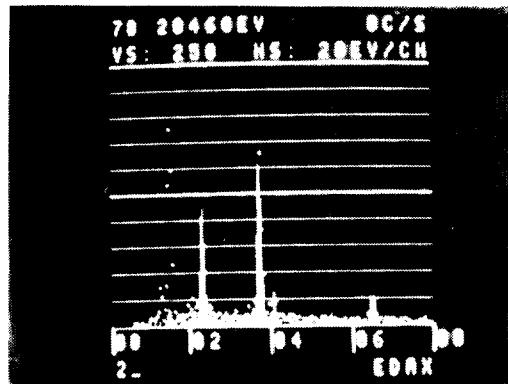
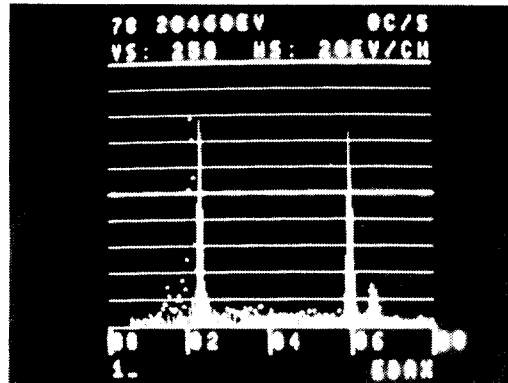


Photo. 5 EDAX analysis of the inclusions

### 3.2 應力腐蝕龜裂 發生舉動

Photo. 1의 (b)에서, 試片 中央部の 브리스터링을 경계로 應力腐蝕龜裂은 대략 대칭형태를 취하고 있는데, 이것은 다음과 같이 설명할 수 있다. 즉, 試片의 표면이나 龜裂面에서 腐蝕作用으로 발생된 수소들은 원자상태로 금속내부로 침투 및 확산한

다. 試片 中央部로 흡수된 수소들은 우선적으로 브리스터링을 일으키는데 모두 소모가 되고, 이 부분은 브리스터링으로 인하여 국부적으로 平面應力狀態인 자유면이 형성된다. 한편, 흡수된 수소의 농도는 應力有無와 應力狀態에 따라 변하므로,<sup>14)~16)</sup> 자유면(平面應力狀態)에서의 수소농도는 내부면(平面變形率狀態)과 비교하여 훨씬 낮아서 이 자유면 근처에서는 應力腐蝕龜裂이 짧거나 거의 없을 것이다. 따라서, Photo. 1의 (b)에서 표면과 中央部의 자유면에서는 짧고, 그 사이에 있는 부분에서는 긴 應力腐蝕龜裂의 분포를 보이게 된다.

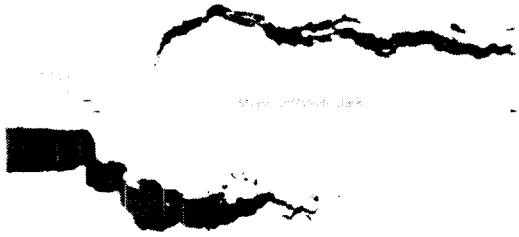


Photo. 6 Cross-sectional view of the stress-corrosion crack

Photo. 6은 應力腐蝕期間이 경과된 試片으로 핀 홀선 開口變位( $V_0$ )가 1mm 되게 韌性負荷를 가한 龜裂面의 단면사진이다. 본 실험조건 하에서 應力腐蝕龜裂은 疲勞豫龜裂 先端에서 얼마간 떨어진 위치에서 발생하고 있는데, 이러한 舉動은 종종 보고되고 있는 현상이며, 龜裂先端 前方에 있는 最大3軸應力 지점으로 확산되어 간 수소의 영향으로 보고 있다.<sup>17)</sup> 그러나, Photo. 6에서와 같이 疲勞豫龜裂의 진행방향( $\theta=0$ )과 조금 벗어난 지점에서 應力腐蝕龜裂이 발생한 사실은 最大3軸應力 만으로는 설명할 수 없다.(왜냐하면 最大3軸應力은  $\theta=0$ 인 면에서 형성되기 때문이다.) Nakasa 등<sup>18), 19)</sup>은 이점에 대하여 “龜裂先端의 심한 塑性變形으로 발생한 수많은 轉位가 수소를 trapping하는데, 이것은 龜裂진행방향과 어느정도 기울어진 슬립面( $\theta=0_s$ ) 근방에서 특히 심하다. 最大3軸應力( $\theta=0$ )면에서 보다  $\theta_s$ 면에서의 수소농도가 커지면,  $\theta_s$ 면 ( $0 < \theta_s < \theta_0$ )에서 龜裂이 발생한다”고 설명하였으며, 이 설명이 위 舉動을 적절히 설명할 수 있는 것 같다. 즉, 3軸應力은  $\theta=0$  면에서 가장 크지만, 수소농도는

$\theta_s$ 面에서 가장 높기 때문에 그 사이의  $\theta_s$ 面에서 龜裂이 발생 하였다고 설명할 수 있는 것이다.

또한, Photo. 6에서와 같이, 발생된 應力腐蝕龜裂중 어떤것은 독립적으로 성장을 하였으나, 疲勞豫龜裂에서 부터 진행되어 온 腐蝕作用으로 말미암아 疲勞豫龜裂과 합체 되어있는 것도 있음을 볼 수 있다. 그러므로, 應力腐蝕 實驗을 한 試片을 疲勞破斷한 破面(Photo. 1과 Photo. 2참고)에는 疲勞豫龜裂과 합체되어 腐蝕이 되어 있는 것과 따로 독립되어 있는 應力腐蝕龜裂을 관찰할 수 있다. 따라서,  $K_{ISCC}$ 를 계산할 때의  $a_0$ 는 액이 침투한 부분까지를 본 경우와 Photo. 1(b)와 같은 先端部까지를 본 경우로 구분하였다.

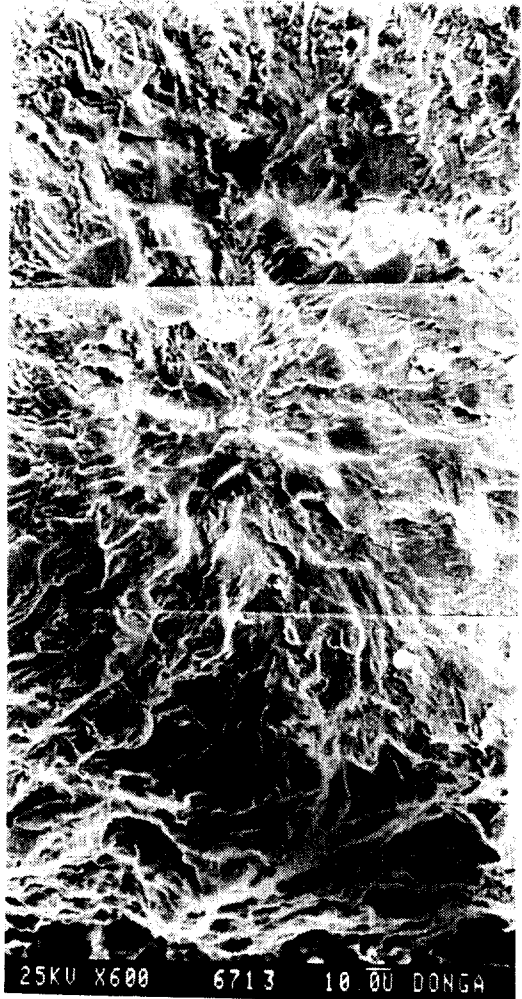


Photo. 7 Transgranular SCC initiated from a core and propagated in radial direction

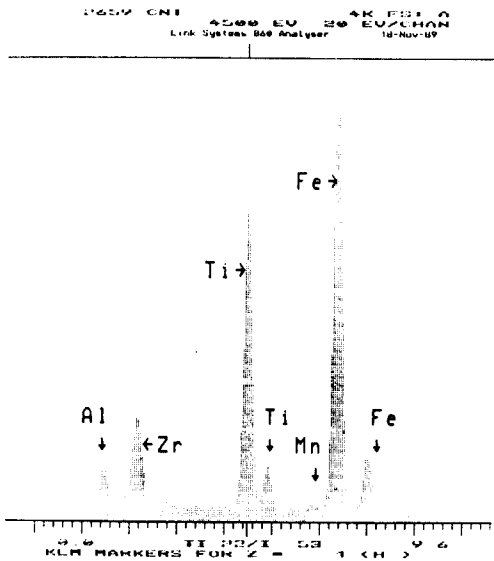


Photo. 8 EPMA analysis of the core in photo. 7

Photo. 7은 應力腐蝕龜裂을 破面에서 SEM으로 촬영한 것이다. 본 실험조건 하에서 발생한 應力腐蝕龜裂은 粒内脆性的인 舉動을 보이고 있다. 이러한 특징의 破面은 fern-like, fanshaped, parallel pleated 또는 feathery라고 불리워 지고 있으며, 많은 微小龜裂들이 합체하는 형태로 전체 破面을 형성하는 것으로 해석하고 있다.<sup>20)</sup> 또한, Photo. 7의 破面은 어떤 핵(core)으로 부터 방사상으로 성장한 형태를 관찰할 수 있는 데, 이 핵을 EPMA로 분석한 것이 Photo. 8이다. Photo. 7과 Photo. 8로 볼 때, 본 실험조건 하에서는 금속내부로 침투한 수소가 Photo. 8과 같은 介在物에 trapping되어 이곳에서 부터 應力腐蝕龜裂이 발생·성장하는 것을 확인할 수 있다.

Fig. 2의 (a)는 應力腐蝕, (b)는 無負荷腐蝕 實驗이 끝난 試片으로 후속적인 韌性試驗을 하는 과정에서 얻어지는 荷重(P)-荷重線 變位(V<sub>p</sub>)의 곡선을 개략적으로 나타낸 것이다. 無負荷腐蝕 試片의 경우인 (b)는 본 實驗素材를 바로 彈塑性破壞韌性 實驗을 한 경우와 마찬가지로 開口變位增加에 따른 硬化現象을 보여 荷重이 점차 增加함을 보이고 있으나, 應力腐蝕 試片의 경우인 (a)에서는 반대로 荷重이 떨어지고 있는 舉動을 보인다. 이것은 두 가지의 의미로 해석할 수 있다. 첫째, 應力有無에

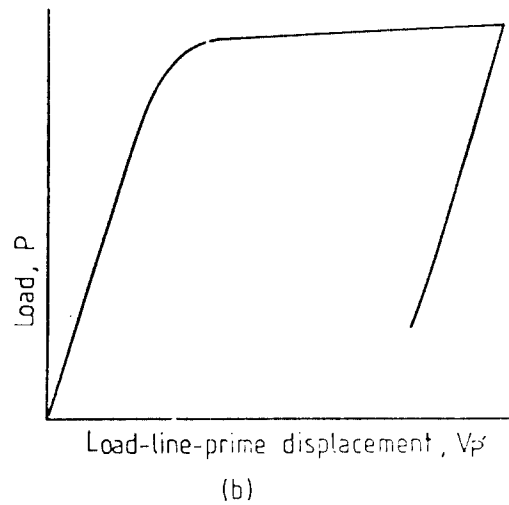
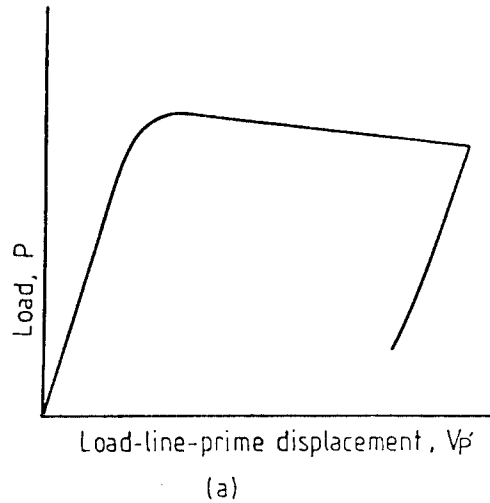


Fig. 2 Load vs. load-line-prime displacement curves (a) stress-corrosion (b) corrosion-only tested specimen

다른 수소침투량의 차이로<sup>14)~16)</sup>인하여, 水素脆化의 정도에 있어서 차이가 나기 때문이라고 생각할 수 있다. 둘째, 작고 독립된 應力腐蝕龜裂들이 韌性負荷에 의하여 성장 및 합체를 하고, 이 과정에서 荷重이 감소하는 것으로 생각할 수 있다. 후자의 경우는 Photo. 9에서 확인할 수 있는데, Photo. 9(a)는 應力腐蝕 후 바로 疲勞破斷한 破面에서 應力腐蝕龜裂 先端部를 촬영한 것이고, (b)는 韌性負荷까지 한 試片의 破面에서 疲勞破斷 直前部分을 촬영



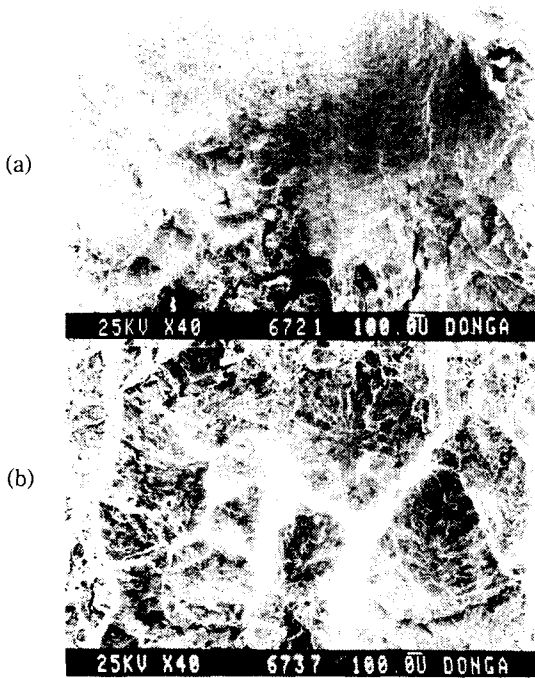


Photo. 9 (a) stress-corrosion cracks  
(b) stress-corrosion cracks grown and coalesced by Mode I loading

한 것이다. (a)에서는 작고 독립되어 있는 應力腐蝕龜裂이 많이 분포하고 있는 반면, (b)에서는 합체하여 성장한 것을 볼 수 있다. 따라서, 이와 같은 합체 및 성장과정에서 Fig. 2(a)와 같이 荷重이 감소한 것으로 생각한다.

Photo. 10(a)는 應力腐蝕實驗을 한 試片으로 후속적인 韌性負荷를 한 후 疲勞破斷한 破面에서 疲勞破斷 直前部分을 SEM으로 촬영한 것이다. 또한, (b)와 (c)는 각각 無負荷腐蝕, 溶體化處理材의 應力腐蝕實驗을 한 후 같은 과정을 거친 것이다. (a)에서는 앞에서 설명한 것과 같이, 어떤 介在物을 핵으로 하여 粒內脆性的인 應力腐蝕龜裂이 발생하여 방사상으로 성장하여 있고, 韌性負荷時 형성된 dimple로 둘러싸여 있는 형태를 보여주고 있다. 그리고 無負荷腐蝕 試片의 경우인 (b)에서는 dimple과 함께 粒內脆性的인 劈開破面이 보인다. 本實驗 素材가 高延性 素材임을 고려할 때, 수소에 의한脆化가 일었음을 알 수 있다. 그러나, 溶體化處理材는 (c)와 같이 전형적인 粒內劈開破面을 보여주고 있을 뿐 아니라, Photo. 2(d)와 같이 수소 브리스터링도 일으키지 않고 또한, 疲勞豫龜裂 先端에서 부터 곧 바로 應力腐蝕龜裂이 진전되고 있는 것을 알 수 있다.

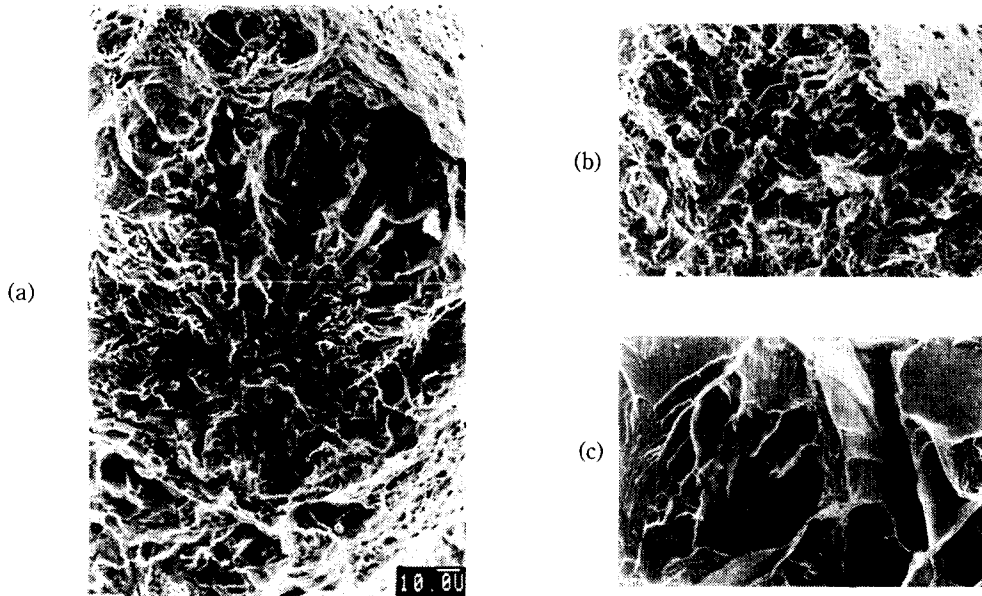


Photo. 10 Fractographs for (a) stress-corrosion, (b) corrosion-only and (c) solution-treated and SCC tested specimens which are subsequently Mode I loaded

本 實驗 以前에 豫備實驗으로서 20% HCl 水溶液에서 應力腐蝕實驗을 하여 보았으나, 應力腐蝕龜裂은 발생하지 않고 강한 腐蝕作用으로 龜裂面이 鈍化 되지만 하였다. 本 實驗과 豫備實驗의 차이는 황화수소(H<sub>2</sub>S)가 飽和溶解되어 있다는 점이다. 따라서, 황화수소가 龜裂發生에 큰 영향을 준다는 것을 알 수 있으며, 황화수소는 腐蝕作用으로 발생된 수소원자가 분자형태로 결합되는 것을 방해(recombination poison)하고 수소원자가 금속내부로 침투하는 것을 촉진 함으로써 水素脆化破壞를 일으킨다고 한다.<sup>17)</sup> 그리고, Newman등<sup>21)</sup>은 수소와 황화수소의 결합으로 Fe-H결합을 약화시킴으로써 수소가 금속내부로 쉽게 들어가게 한다고 하였다.

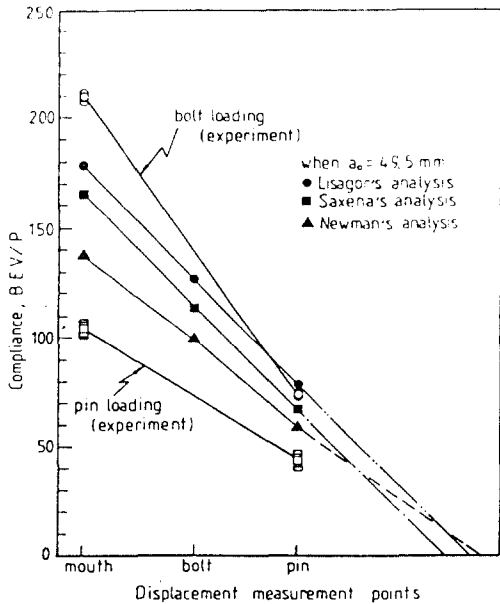


Fig. 3 Compliances vs. COD measurement points

Table 3 K<sub>ISCC</sub> values determined from Lisagor's analysis (\*) (MPa · √m) (H<sub>2</sub>S saturated 20% HCl solution)

		1	2	3	4	5	6	7
+	Method 1	85.33	80.08	83.06	77.22	82.34	79.88	81.61
	Method 2	57.22	57.45	53.88	64.20	86.22	66.55	65.66
	Method 3	76.24	72.76	73.62	73.01	83.62	75.57	76.45
++	Method 1	82.74	78.16	80.91	77.55	81.37	80.64	79.38
	Method 2	55.48	56.08	52.48	64.48	85.17	65.38	63.87
	Method 3	73.93	71.02	71.72	73.32	82.60	74.23	74.37

3.3 K<sub>ISCC</sub>評價法の 妥當性과 檢證實驗

컴플라이언스 解析値를 사용하여 K<sub>ISCC</sub>를 評價하고자 할 때는 前報告書<sup>1)</sup>에서 밝힌 것과 같은 문제점들이 있다. 또한, Fig. 3에서와 같이 컴플라이언스 解析値는 실제 측정치와 相異한 값을 보이고 있으며, 회전중심 또한 解析値와 실제위치가 다르다. 그외 Fig. 4에서와 같이 開口變位 측정위치에 따라서 다른 K<sub>ISCC</sub>가 유도될 수 있는 문제점이 있다. 이러한 문제점들을 고려할 때 저자들이 제안하는 實驗的 K<sub>ISCC</sub> 評價法은 상당히 현실성이 있다고 생각된다. 이 方法의 상세한 과정은 이미 보고된<sup>1)</sup> 바와 같다. Table 3은 Lisagor<sup>7)</sup>의 컴플라이언스 解析値를 사용하여 구한 K<sub>ISCC</sub>값들을 나타내었

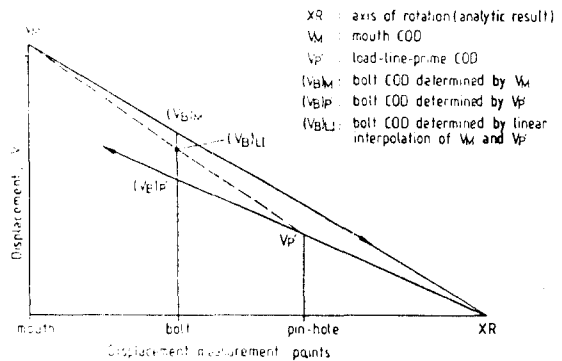


Fig. 4 Schematic diagram showing how two measured COD's affect bolt-COD's by the analytic axis of rotation

Table 4  $K_{ISCC}$  resulted from the proposed method (\*) ( $MPa \cdot \sqrt{m}$ )  
( $H_2S$  saturated 20% HCl solution)

	1	2	3	4	5	6	7
+	52.49	51.94	51.96	56.69	53.03	53.07	53.13
++	57.40	55.73	56.08	55.98	55.85	55.91	57.57

(\*) + : calculated from corrosion-penetrated crack length

!! : calculated from stress-corrosion-crack contour

Method 1 : results from mouth COD ( $V_M$ )

Method 2 : results from pin-hole-line COD ( $V_{P'}$ )

Method 3 : results from bolt COD ( $V_B$ ) calculated by linear interpolation of  $V_m$  and  $V_{P'}$

며, Table 4에는 제안된 方法으로 계산된 값을 나타내고 있다. 여기서,  $K_{ISCC}$  계산을 위한 龜裂길이는 破面에서 부식액이 침투한 부분까지로 본 경우와 Photo. 1(b)와 같이 應力腐蝕龜裂의 先端까지로 본 경우로 구별하여 각각  $K_{ISCC}$ 를 계산 하였다. 또, Table 3에서 Method 1과 Method 2는 각각  $V_M$ ,  $V_{P'}$ 을 이용한 결과이고, Method 3는  $V_M$ 과  $V_{P'}$ 을 이용하여 線形補間法으로 볼트開口變位  $V_B$ 를 구하여 계산한 결과이다. Table 3의 결과들은 Fig. 4와 같은 이유로 開口變位 측정위치에 따라 큰 偏差를 보이고 있다.

제안한 評價法의 妥當性を 檢討하기 위하여 檢證實驗을 행하여 보았다. 즉, 應力腐蝕 實驗期間이 경과된 試片을 가볍게 세척한 후, 두 開口變位의 최종치를 측정해 두고 볼트를 풀어 除荷한다. 除荷된 試片을 볼트 위치에서 mode I 負荷를 가하여 除荷하기 前의 상태에 해당하는 荷重(즉, 최종볼트 荷重  $P_B$ )을 구하여 보았다. 이러한 檢證實驗을 통하여 구한 최종볼트 荷重은 약  $19.1kN$ 으로서 제안된 方法으로 계산된 볼트 荷重( $18.6 \sim 19.6kN$ )과 거의 비슷한 값을 보이고 있다. 따라서, 제안된 實驗的  $K_{ISCC}$  評價法은 볼트 荷重( $P_B$ )을 거의 정확하게 檢出해 낼 수 있으며, 컴플라이언스 解析値를 사용하는 方法이 안고있는 문제점들을 피할 수 있다는 장점이 있어서 추천될 수 있는 評價法이라고 생각 된다.

#### 4. 結 論

國內産 熔接構造用鋼(BS4360-50D)을 素材로 하여, 일반적으로 사용되는 修正WOL에 편홀을 추가

한 形態로 形狀을 변경한 試片으로 황화수소가스가 飽和溶解된 20% 鹽酸水溶液에서 應力腐蝕實驗을 하였다. 이 實驗으로 부터 수소브리스터링과 應力腐蝕龜裂의 발생 및 전파에 대하여 고찰한 결과는 다음과 같이 정리된다.

1) 應力腐蝕實驗 결과, 偏析으로 형성된 試片 中央部の 퍼얼라이트 조직내에 존재하는 介在物에 수소가 集積되어 그곳에서 수소브리스터링을 일으킨다. 또한, 殘留應力이나 外部負荷는 수소브리스터링을 일으키는 원인이 아님을 확인하였다.

2) 試片 中央部로 침투한 수소들은 수소브리스터링을 일으키는 데 소모되어 이 근방에는 應力腐蝕龜裂이 거의 발생하지 않으며, 應力狀態에 따른 수소흡수량의 차이로 말미암아 應力腐蝕龜裂은 마치 두개의 試片을 겹쳐놓은 것 같은 분포를 보인다.

3) 應力腐蝕龜裂은 3軸應力狀態와 수소흡수량에 영향을 받아서, 龜裂先端에서 얼마간 떨어지고 또한, 龜裂面과 얼마간 경사진 위치에서 발생되고 있다. 그리고, 그 발생기점은 介在物임을 알 수 있다.

4) 작고 독립적으로 분포된 應力腐蝕龜裂들은 韌性負荷에 의해 성장 및 합체하는 과정을 거치게 되며, 粒内脆性的인 破面을 둘러싸고 있는 dimple이 관찰된다.

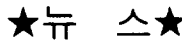
5) 본 실험조건외의 경우에도 이론적인 컴플라이언스 解析値는 실제 측정치와 상당히 다른값을 가지고 있으며, 延성이 큰 素材에서는 부적합하다. 또한, 檢證實驗을 통하여 前報告書에서 제안된 實驗的  $K_{ISCC}$  評價法이 妥當성이 있음을 확인 하였다.

## 參 考 文 獻

- 1) 吳世旭, 金在喆, "H<sub>2</sub>S가스飽和3.5% NaCl 水溶液에 의한 BS4360-50D鋼의 應力腐蝕 樣相과 K<sub>ISCC</sub>評價", 한국해양공학회지 제3권 제1호, pp. 426~435, 1989
- 2) Cater, C. S. and M. V. Hyatt, "Review of Stress Corrosion Cracking in Low Alloy Steels with Yield Strength Below 150ksi", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE-5, NACE, pp. 524~600, 1977
- 3) Kerns, G. E., M. T. Wang and R. W. Staehle, "Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement in High Strength Steels", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE-5, NACE, pp. 700~735, 1977
- 4) American Society for Metals, "Metals Handbook", 9th ed., Vol. 8, pp. 493~536, 1985
- 5) American Society for Testing and Materials, "Stress Corrosion Cracking-The Slow Strain Rate Technique", Wheeler, J. B. et al ed., ASTM STP 665, 1979
- 6) Gilbreath, W. P., and M. J. Adamson, "Aqueous Stress Corrosion Cracking of High Toughness D6AC Steel", ASTM STP 610, pp. 176~187, 1976
- 7) Lisagor, W. B., "Influence of Precracked Specimen Configuration and Starting Stress Intensity on the Stress Corrosion Cracking of 43 40 Steel", ASTM STP 821, pp. 80~97, 1984
- 8) Saxena, A. and S. J. Hudak, Jr., "Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens", International Journal of Fracture, Vol. 14, pp. 453~468, 1978
- 9) Newman, J. C., Jr., "Crack Opening Displacements in Center-Crack, Compact, and Crack-Line Wedge-Loaded Specimens", NASA Technical Note, NASA TN D-8268, 1976
- 10) Oh, S. W. and J. C. Kim, "Proposal of Experimental Evaluation Method for K<sub>ISCC</sub> and Environment-Assisted J<sub>IC</sub>", Proceedings of the III Conference of APCS-89 (Yokohama Japan) pp. 249~256, 1989
- 11) Fontana, M. G. and N. D. Greene, "Corrosion Engineering", McGraw-Hill, New York, Chap. 3, pp. 29~38, 1978
- 12) Pressouyre, G. M. and I. M. Bernstein, "A Quantitative Analysis of Hydrogen Trapping", Metall. Trans. A, Vol. 9A, p. 1571, 1978
- 13) Zapffe, C. and C. Sims, "Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel", Trans. AIME, Vol. 145, p. 225, 1941
- 14) Troiano, A. R., "The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals", Trans. American Society for Metals, Vol. 52, pp. 54~80, 1960
- 15) Nanis, L. and T. K. G. Namboodhiri, "Analysis of the permeation Technique for the Study of Hydrogen Entry into Iron-Base Alloys", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE-5, NACE, pp. 432~444, 1977
- 16) Studebaker, P., C. Altstetter and W. Conley, "Hydrogen Permeation of Stainless Steel Under Stress", Hydrogen Effects in Metals, Bernstein, I. M. and Thompson, A. W. ed., The Metallurgical Society of AIME, pp. 169~175, 1981
- 17) Snape, E., "Sulfide Stress Corrosion of Some Medium and Low Alloy Steels", Corrosion, Vol. 23, p. 154, 1967
- 18) Nakasa, K., H. Takei and T. Saitoh, "Effect of Specimen Thickness on the Crack Propagation and Crack Branching in Delayed Failure", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 16, No. 3, pp. 387~392, 1982
- 19) Nakasa, K., H. Takei and X. Chen, "Crack Branching Angle of High Strength Steels in Delayed Failure", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 24, No. 4, pp. 513~522, 1986
- 20) Scully, J. C., "Fractographic Aspects of Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittle-

ment in Iron Base Alloys", Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE-5, NACE, pp. 496~508, 1977

21) Newman, J. F. and L. L. Shreir, "The Effect of Temperature Upon the Solubility and Diffusion Coefficient of Cathodic H<sub>2</sub> in Steel", Corrosion Science, Vol. 11, p. 25, 1971



ICM-6  
THE SIXTH INTERNATIONAL CONFERENCE  
ON  
MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS  
= FIRST CIRCULAR AND CALL FOR PAPERS =

July 29 - August 2, 1991

Kyoto International Conference Hall Kyoto, Japan  
Organized by The Society of Materials Science, Japan and The Foundation  
for Advancement of International Science  
Supported by The Science Council of Japan

연락 : 인하대 공대 기계공학과 김 상 철