

## 박용 AH36 Grade TMCP 강의 일렉트로가스 용접부의 피로균열 특성에 관한 연구

함원국  
조선 및 해양공학부

### <요 약>

박용 고장력강(AH36 grade TMCPsteel)의 일렉트로가스 용접부의 피로균열 성장속도와 파괴거동 평가를 위해 본 연구를 수행하였으며 재료의 압연방향과 그 직각방향을 비교하였다. 또한 용접 잔류응력과 2차 균열이 피로균열 성장속도를 감소시키는 영향을 나타냄을 알게되었다. 모재의 경우가 용접부나 열영향부 보다도 피로균열 성장 속도가 더 크게 나타남을 관찰할 수 있었다. 피로균열 성장속도에 대한 시험치와 스트라이에이션 간격(Striation Spacing)에 대한 실험식의 값을 비교한 결과 낮은 응력확대계수 범위에서는 유사한 경향을 나타내었다.

---

## A Study on the Fatigue Crack Growth Behavior of AH36 grade TMCP Steel Weldment

Ham, won-kuk  
Dept. School of Naval Architecture and Ocean Engineering

### <Abstract>

The experimental study has been carried out in order to estimate the fatigue crack growth behavior of AH36 grade TMCP steel applied with electrogas welding process and the effect of rolling direction on the fatigue crack growth was investigated. The results of this study can be summarized as follows :

- 1) Fatigue crack growth rate of the base metal is higher than that of the weld metal and the heat affected zone.

- 2) The experimental values of fatigue crack growth rate has a close relationship with the striation spacing in low stress intensity range.
- 3) Secondary cracks are observed on the fatigue fracture surface of all specimens and resulted in the reduction of the fatigue crack growth rate.
- 4) The difference between the fatigue crack growth rates of the base metal and weldment is considered due to the compressive residual stress and the secondary crack.

## 1. 서 론

교량이나 선박 및 해상 구조물 등 용접구조물 내에 존재하는 균열과 같은 결함은 그 구조물에 가해지는 반복하중으로 인해 피로균열이 성장하게 되고 결국에는 불안정 파괴를 일으키게 된다. 특히 용접은 결함을 완전히 배제할 수 없으며 더구나 급열 급냉으로 인한 재질의 변화와 잔류 응력등은 그 한 예이다. 그러므로 용접구조물에서의 피로균열 성장거동은 중요한 의미를 갖게 된다. 재료마다 피로균열 성장거동은 다르며 구조물의 사용 환경이나 설계보수상 그 특성은 극히 중요하므로 피로균열 전파저항에 대하여 Hoeppe, Pook, Swanson<sup>1,2,3)</sup> 등에 의해 연구되어 왔으며 재질, 용접조건 등의 변화에 따라 그 특성도 상당한 차이가 있다.

피로균열 성장에 영향을 주는 인자가 여러 가지 있으며 용접 구조물의 용접을 완벽하게 시공했다라도 용접잔류응력과 용접열에 의한 재질의 변화 및 불순물 등과 같은 용접결함이 남게된다.

본 연구에서는 박용 고장력강(AH36 Grade TMCP Steel)의 Electrogas 맞대기 용접의 경우 용접부 및 모재의 피로균열 성장 거동과 미시적 파괴기구에 대하여 검토하고 피로균열 성장 속도를 검토하였다.

## 2. 피로균열 성장 기본이론

### 2.1 기본이론

어떤 재료가 그 재료의 인장강도보다 작은 반복하중 하에서 국부적인 영구변형이 발생될 때, 피로균열이 시작되며 피로 과정은 Fig.1 과 같이 다음 3 단계로 나누어 진다.

- 가) 균열 생성단계인 초기피로 단계(Region I)
- 나) 균열 성장단계인 안정피로 단계(Region II)
- 다) 갑작스런 파괴단계(Region III)

초기 피로단계는 내측에서 균열이 발생하여 응력축의 약 45도방향으로 슬립(Slip)면을 따라 파괴가 전파된다. 균열은 국부응력이 최대 또는 최소인 점등 여러 곳에서 형성되어

노치 의 끝부분에서는 3축 응력상태로 존재한다.이같은 현상은 재료의 연성을 극감시키며 등근 구멍, 표면의 요철, 그리고 이중 경계등이 균열 생성점이 된다. 변형 속도가 높은 경우에는 균열은 재료의 입자경계나 편석, 불순물 및 제2상 입자등이 생성점이 된다. 재료의 소성변형(Stress flow)을 개선한 합금인 경우는 피로균열 생성이 어느정도 지연될 수 있다<sup>6)</sup> 또한 전위 밀도와 관련된 응력집중으로 경화된 내부층에서 균열이 발생된다는 연구 견해도 있다.<sup>7)</sup> 안정피로 단계에서는 현미경으로 관찰이 가능한 스트라이에이션(Striation)이 형성되며 균열 성장 방향에 수직이다. 스트라이에이션(Striation)은 피로 한도보다 높은 응력에서 그리고 연성재료 일수록 더 뚜렷하다. 고장력강의 경우는 알미늄보다 스트라이에이션(Striation)을 식별하기가 더 어렵다<sup>5)</sup>

균열 선단에 큰 소성역이 존재하면 넓은 2차 균열을 일으킬 수 있으며<sup>6)</sup> 2차 균열은 두 가지로 나누어진다.<sup>8)</sup>

- 1) 조대한 2차 균열은 입계의 분리로 비금속의 경우는 불순물에서도 생성된다. 특히 고장력강의 경우는 제2상 입자 주위에서 발생한다.<sup>6)</sup>
- 2) 스트라이에이션(Striation)과 평행하게 발생하는 미세균열.  
 최종 피로파단 단계는 적용하중에 견딜수 없는 응력 사이클 동안에 발생한다.이 영역은 동일한 재료에 대한 충격 또는 평면변형 파괴인성 시편의 파괴면과 유사하다. 이 영역의 크기는 시편규격과 하중정도에 의존한다.<sup>6)</sup>

## 2.2 피로균열 성장과 파괴역학

피로균열 성장과 파괴역학 관계 법칙과 이론은 다양하다.<sup>9)</sup> Irwin<sup>10)</sup>등은 응력확대계수 K가 피로 성장 과정에서 제한요소라고 가정하였다. 일정진폭의 반복하중이 작용하면 응력확대계수 K는 반복횟수 N의 증가에 따라 변하며 최대응력확대계수  $K_{max}$  최소응력확대계수  $K_{min}$  . 응력확대계수 범위  $\Delta K$ 등이 균열 진전과 더불어 변한다. 그 관계는 다음과 같이 표현된다.

$$\begin{aligned}
 da/dN &= F_1(\Delta K, R) \\
 da/dN &= F_2(K_{max}, R) \\
 da/dN &= F_3(\Delta K, K_{max})
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

- 여기서 R : 응력비  
 a : 균열 길이  
 N : 반복하중 사이클 수

균열 진전에 따라 K값이 변하므로 K의 함수로 균열 성장속도 da/dN를 나타내는 것은 타당하다. 그러므로 균열 성장속도 da/dNa을 응력확대 계수범위  $\Delta K$ 로 표시하면 Fig.1과 같다.

안정 균열성장 구간인 2단계 구간에서는  $\log \Delta K$ 와  $\log(da/dN)$ 의 직선관계식이 성립한다.

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (2)$$

여기서  $C, m$  : 재료상수

Paris 와 Erdogan<sup>11)</sup>은 (2)식에서  $\Delta K$ 의 넓은 영역에 걸쳐 다음 식을 제안하였다.

$$da/dN = C (\Delta K)^4 \quad (3)$$

그러나 실험결과 재료에 따라  $C$ 와  $m$ 은 단 하나의 값으로 정의되지 않음을 알게되었다.<sup>12)</sup> 일반적으로  $m = 0.5 - 0.8$ ,  $C = 10^{-5} - 10^{-18}$  값을 갖는다.<sup>13)</sup>

### 2.3 용접부재의 피로강도에 영향을 주는 인자들

용접부재의 피로강도에 영향을 주는 인자는 여러 가지가 있겠으나 여기서는 잔류응력과 미세구조의 영향만을 고려하기로 한다.

#### (1) 잔류응력

잔류응력이 피로강도에 어느정도 영향을 미치는지 정량적으로 나타낸 예는 없으나 균열의 발생 및 성장방향과 하중의 축과의 관계에 따라 피로수명에 영향을 미칠 수 있다. 일반적으로 잔류응력은 다음과 같은 영향으로 발생한다.

- 급열급냉으로 인한 상변화와 금속의 체적변화.
- 소성변형으로 인한 부재의 변형.
- 급격한 온도변화와 온도 불균형으로 인한 열응력.

맞대기이음 용접에서의 잔류응력의 분포는 Fig.2 와 같이 용접선 방향으로 재료의 항복응력에 가까운 인장 잔류응력이, 용접중심선에서 멀어질수록 압축잔류응력이 존재하며 두께방향으로는 용접부재의 표면과 이면부위에 인장, 내측으로는 압축잔류응력이 걸린다.

일반적으로 압축잔류응력은 Link의 연구에서와 같이 피로강도를 증가시키며<sup>19,20)</sup>인장잔류응력은 그 반대현상을 나타낸다. 하지만 반복하중으로 인한 소성변형이 생기면 잔류응력은 예하중효과로 점차 감소한다. 잔류응력이 피로강도에 미치는 영향에 대하여는 여러가지 학설이 존재한다.

Ross<sup>15)</sup>와 Hebrant<sup>16)</sup>등은 잔류응력이 피로강도에 영향이 없다고 결론지었고 Dugdale<sup>17)</sup>은 인장잔류응력이 피로강도를 감소시켰다고 하였다. 한편 Parry<sup>18)</sup>등은 오히려 잔류응력이 피로균열 성장속도를 감소시켰으며 응력을 완화시킨 경우가 피로균열 성장속도를 증가시켰다고 결론지었다.

#### (2) 미세구조의 영향

일반적으로 Fig.1의 초기피로 단계(Region I)와 피로파단 단계(Region III)에서는 미세구조의 영향이 크게 나타나지만 안정피로단계(Region II)에서는 그다지 영향을 미치지 않는 것으로 알려져 있다. 그러나 균열전파 때문에 재료에는 국부적 소성변형이 일어나며 재료

의 미세구조의 상태는 소성과정을 방해하거나 변화시킴으로 균열성장에 영향을 줄 수 있다.

## 2.4 피로균열 성장속도와 스트라이에이션 간격

Bates와 Clark는 피로균열 성장에 스트라이에이션 간격이 미친 영향을 다음식으로 정량적인 파면해석에 이용하였다.

$$\text{스트라이에이션 간격} = 5.4(\Delta K/E)^{2.1} \quad (4)$$

여기서 E : 탄성계수

또한 Woodtli와 Muster<sup>8,19)</sup>등에 의해 피로균열 성장속도와 스트라이에이션 간격이 비교 검토된바 있으며 스트라이에이션 간격을 이용한 파면해석이 새로운 관심분야이다.

## 3. 실험방법

### 3.1 시험편 및 용접방법

시험편은 두께 24mm의 박용 고장력강(AH36 grade TMCP Steel)으로 화학 성분은 Table 1과 같다. 용접조건은 Table 2와 같고 용접조건을 일정하게 유지하기 위하여 Electrogas용접으로 하였으며 용접부의 결함유무를 초음파 탐상과 X-레이 촬영으로 확인하여 결함이 없는 시편을 채취하였다. Electrogas 용접봉의 화학성분은 Table 1 과 같다.

### 3.2 미세구조의 관찰

용접금속부에서 시험편을 채취하여 연마하고 3% Nital부식액으로 10초간 부식하여 광학 현미경으로 관찰하였다.

### 3.3 기계적 성질의 측정

#### (1) 인장시험

모재의 압연 방향성과 용접부의 인장특성을 조사하기위해 Fig.3 에시와 같이 ASTM E8 의 원형단면의 소형시편을 채취하고 용접부는 Fig.3(a)와 같이 평행부가 용착금속이 되도록 하였다. Crosshead 속도는 2mm/min, 상온에서 시험하였다. 또한 스트레인 게이지를 이용, 변형량을 측정하여 탄성율을 구하였다.

#### (2) 충격시험

충격시험은 KS B809의 4호에따라 시편을 제작, 샤프트 충격시험기로 시험하였고 Fig.4에 시편의 노치 및 형상을 나타냈다.

## (3) 경도시험

용접부 단면에서 채취한 현미경조직 시편과 같은 방법으로 처리한 후 두께의 중심부에서 Fusion Line을 중심으로 좌우 2mm씩 이동하며 Micro-Vicker's 경도계로 측정하였다.

## (4) 잔류응력의 측정

잔류응력 측정방법에는 파괴기법인 응력완화 기법과 균열기법, 준파괴기법인 Blind-Hole Drilling 기법 및 비파괴 기법인 X-레이 회절법, 초음파 탐상기법 등이 있다. 본 연구에서는 관통천공 기법을 채택하였다. 이 기법은 Mathar에 의하여 제안되었고 뒤이어 Rendler와 Vigness가 실용화한 방법으로 ASTM E837에 준하여 실시하였다. 스트레인 게이지 써클 내에서 천공 전후의 스트레인 변화량을 측정하여 천공전에 존재했던 잔류응력을 구하는 것이다.

천공장비로는 Measurement Group 사 제품인 Model RS-200 Milling Guide를 사용했고 Acquisition System으로는 System-4000을 사용하였다. 시편의 형상과 스트레인 게이지 위치는 Fig.5에 표시하였다.

## 3.4 피로시험

피로균열 성장을 관찰하기 위하여 Fig.6에서와 같이 시험편을 채취하고 Fig.7과 같이 Compact Type 시험편을 제작 ASTM E647<sup>23)</sup>에 따라 일정하중 - 진폭 피로시험을 행하였다. 또한 균열전파 경로를 관찰하기 위해 시험편 양면을 Polishing 하여 부식기키고 시험편 폭의 0.1배 이상이 되도록 초기균열을 준 후 Fig.8과 같이 실험을 행하였다.

균열은 1/100mm 까지 측정이 가능토록 주사현미경으로 균열 선단을 추적 관찰하였다. 실험에서 얻어진 균열의 길이와 싸이클 수(N)로 ASTM E647에서 추천된 Incremental Polynomial Method를 이용, 응력확대계수 범위  $\Delta K$ 와 균열성장 속도  $da/dN$ 를 구하고,  $\Delta K$ 는 Srawley식<sup>24)</sup>에 따라 계산하였다.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2+a)}{(1-a)^{3/2}} (0.886 + 4.64a - 13.32a^2 + 14.72a^3 - 5.6a^4) \quad (5)$$

여기서  $a = \alpha\sqrt{W}$ ,  $a$  : 균열의 길이(mm)

$W$  : 시편의 폭(mm)

$B$  : 시편의 두께(mm)

$\Delta P$  : 하중변화 폭(kg)

시편의 크기조건;

$$W - a \geq \frac{4}{\pi} \left( \frac{K_{\max}}{\sigma} \right) \quad (6)$$

$$\text{만일 } \sigma = \sigma_{ys}; \sigma_{ult} \leq 1.3 \sigma_{ys}$$

$$\sigma = \sigma_{flow}; \sigma_{ult} \geq 1.3 \sigma_{ys}$$

$$\text{여기서 } \sigma_{flow} = (\sigma_{ult} + \sigma_{ys}) \frac{1}{2} \quad (7)$$

- $K_{max}$  : 최대응력 확대계수
- $\sigma_{ult}$  : 최대 인장응력
- $\sigma_{ys}$  : 재료의 항복응력

### 4. 결과 및 고찰

모재, 용접부 및 열영향부에 대한 기계적 성질과 현미경 조직, 피로균열 성장에 대한 실험결과와 주사전자 현미경을 통한 파면고찰 결과는 다음과 같다.

#### 4.1 현미경 조직관찰

용접부 단면의 광학 현미경 조직은 Fig.9와 같다. 모재는 Ferrite 와 Pearlite가 비교적 미상으로 나타나는 조직을 갖고 있으며 압연방향과 그 수직방향에 따라 약간의 차이가 있다. Fig.10 은 선급용 A급 연강과 TMCP 강으로 (a)에서는 Pearlite 조직이 Band를 따라 집중적으로 형성되어 있는 반면 TMCP 강 (b)는 제어압연 및 가속냉각 공정으로 제조된 강재로써 결정립이 (a) 보다 다소 미세하며, Ferrite, Pearlite, Bainite 의 혼합조직으로 구성되었다.

TMCP 강은 Normalized 강재나 제어압연 강재보다 첨가 합금 원소량이 적어 용접성이 우수하고 용접 열영향부에서의 인성이 우수하다고 알려져 있다.<sup>29,30)</sup>

Fig.9 는 AH36 TMCP 강 시편의 용접부의 단면이며, (a) 는 모재 (e) 는 용착금속의 미세조직으로, 회색 보이는 입계 Ferrite 는 입열량이 증가하면 폭이 넓고 다각형화 및 조대화되는 양상을 나타낸다. 입계 Ferrite 사이에는 미세한 침상 페라이트가 형성되어 있다. 저탄소 합금강 용접부의 기계적 성질은 냉각중 변태를 통하여 생성된 페라이트 형상 및 분포에 크게 영향을 받는데, 용접부의 인성 및 강도는 미세한 침상 페라이트와 관계가 있음은 잘 알려져 있다. 즉 인성 및 강도특성이 우수한 용접부를 얻기 위해서는 고분율의 침상 페라이트 생성과 동시에 입계 Ferrite 나 Widmanstätten Ferrite Side Plate 또는 상부 Bainite 의 생성을 최소화한 미세조직을 형성하여야 한다.<sup>31,32)</sup>

(c),(d)는 결정립이 크게 조대화된 열영향부를 보여주고 있을 뿐만 아니라, 입계 페라이트들이 Prior Austenite 결정입계에 뚜렷하게 형성되어 있으며, 입계 페라이트에 둘러싸여진 부분은 용착금속부에서와 동일한 침상형의 상부 Bainite 조직이 함께 공존하고 있음을 보여주고 있다.

반면 약 900 - 1,000 ° C 의 온도로 가열된 후 다시 냉각된 부위에서는 불림 효과가 발생되어 모재보다 조직이 미세화 되었음을 (b)에서 보여주고 있다. 이 조직은 (c),(d) 의 조대화된 조직보다 인성등의 기계적 특성이 매우 우수하다. 특히 이 온도 범위에서는 탄화물등이 Austenite 에 완전히 분해되지 못하고 더욱이 분해된 탄화물들도 탄화물의 처음의 위치로부터 먼곳까지 확산이 용이하지 않은 영역이다. 이외에도 열영향부에는 부분 변태 영역과 700 ° C 이하의 열을 받은 준 열영향부가 있다. 부분 변태 영역은 Ac<sub>1</sub> 과 Ac<sub>3</sub> 사이의 온도에서 부분적으로 Prior Pearlite Colony들이 Austenite로 변태하고 냉각시 미세한 Pearlite 및 Ferrite로 분해된 영역이다. 또한 냉각 속도가 빠를 경우 취약한 상부 Bainite나 Martensite 변태 및 결정립 조대화에 따른 인성저하를 초래한다.

## 4.2 기계적 성질

### (1) 경도

용접단면을 따라 Fig.11와 같이 경도 측정을 하였다.강의 열영향부는 Fusion Line에서 멀어짐에 따라 최고 가열 온도가 낮아지며 조직 및 기계적 성질 모두 변한다. 본 실험에서도 예상과 같이 미세 Ferrite 와 입상 Pearlite가 존재하는 열영향부에서 높았으며 Fusion Line에서 급격히 상승하여 용착금속부 중심에 이르기까지 서서히 경도는 증가된다. 용접조건에 따라 열영향부의 경도 또한 변한다. 일반적으로는 탄소강에서는 탄소 함량의 증가에 따라 경도 또한 높아지나 합금강에서는 탄소가외의 합금 원소에 의한 영향을 받으며 탄소당량( $C_{eq}$ )으로 강의 경화성을 알 수 있다.

Table 1의 IIW의 탄소당량식으로 구한 값은 0.3458로 다소 낮은 값이다.

### (2) 인장시험

모재의 압연 방향에따른 방향성과 용접금속에 대한 기계적 특성치는 Table 3과 같이 모재의 압연 방향의 시편이 그 직각방향에 비해 기계적 성질이 양호한 것으로 나타났다.용접금속의 인장강도는 모재의 어느 경우보다 높게 나타났다. 탄성계수는 모두의 경우 대동소이하다.

### (3) 충격시험

Table 4는 0°C 에서 연강과 TMCP 강의 충격시험 결과이다.용접재료에 많은 영향을 받은 용착금 속의 충격특성은 입열량이 증가하여도 충격특성은 큰차이를 보이지 않지만 Fusion Line+2mm에서 가장 낮은 값을 나타내고 있다.이부분에서는 약 1200°C 이상의 높은 온도에서 일정시간이 유지된 후 냉각된 조직으로 결정립이 가장 조대화된 영역이며 대 입열용접시 문제시되는 결정립성장이 인성 저하의 주 원인으로 생각된다. 열영향부의 모든 영역에서 연강이 TMCP 강보다 높은 충격특성을 보이고 있다. 특히 Fusion Line+5mm의 경우 연강은 결정립 조대화 영역이므로 TMCP 강의 높은 충격치를 기대하였으나 연강에서 더 높게 나타났다.이는 연강의 인장강도와 TMCP 강과의 강도차이가 결정립 조대화에 의한 영향보다 충격특성에 더 크게 작용한 것으로 생각된다. 본 실험치는 Hiroshi Yajima 등의 실험결과와도 비슷한 경향을 보였다<sup>32)</sup>. 연강 및 TMCP 강의 모든 용접 부위에서의 충격특성은 선급에서 요구하는 3.5 kgf · m 을 만족하였다.

### (4) 잔류응력

용접시편의 잔류응력 분포는 Fig.12과 같이 용접부 전반에 걸쳐 약 20kgf/mm<sup>2</sup> 정도의 인장잔류응력이 분포해 있으며 용접선 중앙부위는 재료의 항복응력에 가까운 40kgf/mm<sup>2</sup> 이상을 나타내었으며 용접 중심선에서 멀어짐에 따라 인장응력은 급속히 감소하여 Fusion Line 수미리미터 밖에서는 압축잔류응력으로 전환하였다.이같은 잔류응력들이 피로균열 성장거동에 영향을 미치고 있음을 실험을 통하여 알게 되었다.



### 4.3 피로균열 성장거동 해석

모재, 열영향부 및 용착금속부의 시편에 대한 피로균열 성장속도  $da/dN$  과 응력확대 계수 범위  $\Delta K$ 의 변화에 따른 관계를 Fig.13 ~ 17에서 보여준다.

#### (1) 압연방향 시편의 경우

$da/dN$ 과  $\Delta K$  사이의 관계를 Fig.13에 도시하였다.  $\Delta K = 43.0\text{kg/mm}^{3/2}$ 에서의 파면은 스트라이에이션에 평행한 미세한 2차 균열이 나타났고  $\Delta K = 80.0\text{kg/mm}^{3/2}$ 이상에서는 미세한 2차 균열과 입계를 따라 조대한 2차 균열도 나타났다. 2차 균열들은 피로균열 성장속도를 둔화시키는 영향을 가져왔고 파단부는 오목파임(Dimple)이 형성되었다.

#### (2) 압연 직각방향 시편의 경우

$da/dN$ 과  $\Delta K$  사이의 관계는 Fig.14와 같다.

압연방향 시편과 유사하나 균열진전에 따라 2차 균열의 밀도가 다소 낮다. Fig.14에서 알 수 있듯이  $\Delta K$ 가 높은 경우, 피로균열 성장속도가 다소 높다. 스트라이에이션이 시편의 방향에 무관한 점을 고려할 때, 이같은 현상은 2차 균열이나 다른 파괴기구와 관련이 있다고 사료된다. 마지막 파단부 또한 오목파임(Dimple) 현상이 나타났다.

#### (3) 열영향부 시편의 경우

Fig.15에서, 모재보다 경한 균열단부 주위의 소성역에 영향을 주는 인자들 때문에 피로균열 성장속도는 균열첨단부(Crack Tip) 주위의 재료조건만으로 평가할 수는 없다.<sup>26)</sup> 파면의 2차 균열 및 압축잔류응력의 영향으로 균열성장 속도가 낮아진 것으로 판단된다.<sup>29)</sup>

#### (4) 용접선에 나란한 용착금속부 시편의 경우

Fig.16에서와 같이 피로균열 성장속도가 가장 느린 경우다.  $\Delta K = 47.0\text{kg/mm}^{3/2}$ 에서 입계와 용접으로 인한 비금속 개재물에서 발생한 조대한 2차 균열과 용접부의 단면 중앙부에 존재하는 압축잔류응력이 피로균열 성장속도를 둔화시킨 것으로 사료된다. 또한 비금속 개재물들이 오목파임(Dimple)의 위치가 되었다.

#### (5) 용접선에 수직인 시편의 경우

Fig.17에서, 용접선에 나란한 시편의 경우와 유사하나 피로균열 성장속도는 더 빠르다. 이는 균열길이가 길어짐에 따라 용접잔류응력중  $\sigma_y$  의 값, 즉 인장잔류응력 값이 증가됨으로 기인된 결과이다. 그리고 모든 실험조건에 대한 피로균열 성장속도를 비교한 결과 모재부분이 용접부 시편의 경우보다 피로균열 성장속도가 크게 나타났으며 용접부에 나란한 시편의 경우가 제일 작았다. 이같은 결과는 Parry 와 Hertzberg 의 연구결과와 일치한다.<sup>18)</sup>

#### 4.4 피로균열 성장속도와 스트라이에이션 간격과의 관계

스트라이에이션 간격은 SEM을 이용할 수 있으나 본 연구에서는 식(4)를 이용 실측된 피로균열 성장속도와 스트라이에이션 간격의 관계를 탄성값 측정이 가능했던 압연방향,그 직각방향 및 용접선에 나란한 용접금속부 시편에 대하여 비교한 결과가 Fig.13,14,16과 같다. 모재의 압연방향과 용접부의 용접선에 나란한 시편의 경우 실측  $da/dN$ 값과 식(4)에서 구한 값이 거의 일치하는 것을 알 수 있었다. 그러나 압연 직각방향 시편의 경우, 낮은  $\Delta K$ 에서는 비교적 잘 일치하나 높은 영역에서는 큰 차이가 난다. 스트라이에이션 간격에 대한 실험식은 피로균열 성장속도의 대략적인 값을 예측하는데 유용하다.

### 5. 결 론

본 연구에서 수행한 박용 고장력 강(AH36급 TMCP Steel)의 용접부에 대한 피로파괴 실험 결과로부터 다음과 같은 결론을 도출할 수 있다.

- 1) 모재의 피로균열 성장속도는 용접부 및 열영향부의 피로균열 성장속도보다 빨랐으며 또한 모재와 용접부 공히 압연방향에 따른 차이가 있었다. 이는 시편에 존재하는 잔유응력과 관련이 깊다.
- 2) 모재, 열영향부, 용접부의 피로파면에서 조대한 2차 균열과 스트라이에이션에 평행한 미세한 2차 균열이 관찰되었으며 이들이 피로균열 성장속도를 감소시키는 것으로 판단된다.
- 3) 모재와 용접금속부의 피로균열 성장속도의 차이는 용접금속부의 압축잔류응력과 2차 균열이 그 원인으로 사려된다.
- 4) 피로균열 성장속도와 스트라이에이션 간격의 관계는 낮은  $\Delta K$  영역에서는 유사한 값을 갖지만, 대체적으로 피로균열 성장속도의 경향을 예측할 수 있는 것으로 볼 수 있다.

### 참 고 문 헌

1. Hoeppe, D.W. 'Fatigue Testing of Weldments', ASTM STP 648, 1978.
2. Pook, L.P. ASTM STP 513, 1972, pp.106 - 124.
3. Swanson, S.R. et al, ASTM STP 415, 1967, pp.312.
4. Bates, R.C. and Clark, G.W. Jr, Trans. ASM, vol.62, 1962, pp.380 - 389.
5. Hertzberg, R.W. 'Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials', 1983, pp. 519 - 570.
6. ASM, Metal Handbook, 1975, vol. 10, pp.95 - 125.
7. Verkin, B.I. and Grinberg, N.M. 'Material Science and Engineering', vol.41, 1979, pp.149.
8. Woodtli, J. et al, 'Fracture Mechanics', vol.24, No.3, 1986, pp.399 - 412.

9. Christensen,R.H. and Harmon,M.B. ASTM STP 415, 1967, pp.5 - 24.
10. Irwin,G.R. Trans. ASME, vol.24,1957, pp.361.
11. Paris,P. and Erdogan,F. Trans. ASME,vol.85,No.4, 1963, pp.528 - 534.
12. Gurney,T.R. 'The Welding Institute Research Report', 1968, E18/12/68.
13. Rolfe,S.T. and Barsom,J.M. 'Fracture and Fatigue Controll in Structures', 1977, pp.232.
14. El Soundani, M. and Pelloux,R.M., 'Welding Research Supplment', 1975, pp.144s.
15. Ros,M., 'Welding Research BWRA', vol.4, No.5,1950, pp.83r - 93r.
16. Hebrant,F.et al, 'Welding Research Abroad', Sept. 1957, pp. 58 - 63.
17. Dugdale,D.S., 'Welding Journal', vol.38, No.1, Research Supplment, 1959, pp.45s - 48s.
18. Parry,M et al, 'Welding Journal', vol.51,No.10, Research Supplment, 1972, pp. 485s - 490s.
19. Stofanak,R.J. et al, 'Engineering Fracture Mechanics', vol.17, No.6, 1983, pp. 541 - 554.
20. Mathar,J., Tras. ASME, Series C, 1934, pp.249.
21. Naw,A.M. et al, 'Experimental Mechanics', June 1976.
22. Chabenut H. and Martine, 'La Nesure des Constaints Re-siduees', Les Memores Techniques by CETIM, No.24, 1976.
23. Standard Test Method for 'Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above  $10^8$  m/cycle', ASTM part 10, E 647 - 83.
24. Srawley,J.A. Int.J. Frac., vol.12, June 1976, pp.475 - 476.
25. Samuels,L.E., 'Optical Microscope of Carbon Steel', 1980, pp.127 - 131.
26. Dowse,K.R. and Ridhards,C.E., Metal Trans., vol.2, Feb.1971, pp.599 - 603.
27. Spitzig,W.A., Metal Trans., vol.14A. March 1983, pp.471 - 484.
28. Ritchie,R.O., Metal Science, Aug./Sept., 1977. pp.368 - 381.
29. Link L.R. 'Fatigue Crack Growth of Weldment', Fatigue and Fracture Testing of Weldment, ASTM STP 1058, McHenry,H.I. and Potter,J.M, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp.16 - 33.
30. Kozasu,I., 'Overview of Accelerated Cooling of Plate', Technical Research Center,Nippon Kokan K.K., 1985.
31. 佐藤邦彦, 熔接 構造 要覽, 1983, pp.37 - 40.
32. Hiroshi Yajima, 'A suggested Method of Ship Hull Planting Fracture Toughness Assessment', 日本 西剖造船會 第 75 回, 1987, pp.200 - 211.

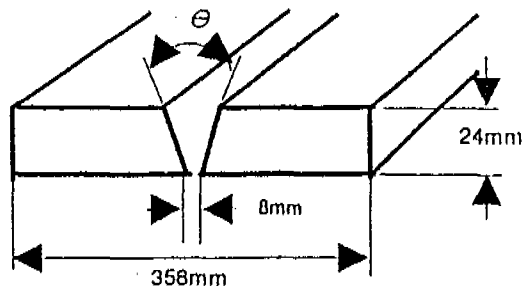
Table 1. Chemical composition of base metal( $W_t$  %) AH 36 TMCP Steel

성분 종류		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Nb
		AH36 TMCP	0.16	0.26	1.06	0.022	0.009	0.002	0.02	0.01	0.02	0.002
용접	Wire	0.08	0.35	1.63	0.014	0.010	-	-	0.17	-	-	-

Table 2. Welding conditions

Root gap	Wire		Polarity	Amps(A)	Volts(V)	Heat/input (KJ/cm)	Speed (cm/min)
	Name	Size					
8mm	( AWS EG70T-2 )	1.2 $\phi$	DCRP	380-400	36-37	145-146	5.7-6.1

Groove Type            Single V  
 Groove Angle           $\theta = 40^\circ \pm 5$   
 Root Gap                8 mm  
 Root Face               0 - 1.5 mm  
 Shielding Gas           $CO_2$   
 Flow Rate                20 - 25 l/min



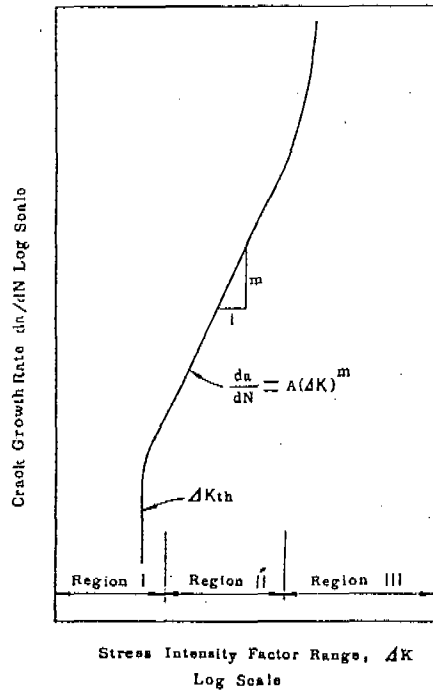


Fig.1 Schematic sigmoidal behavior of fatigue crack growth rate vs.  $\Delta k$

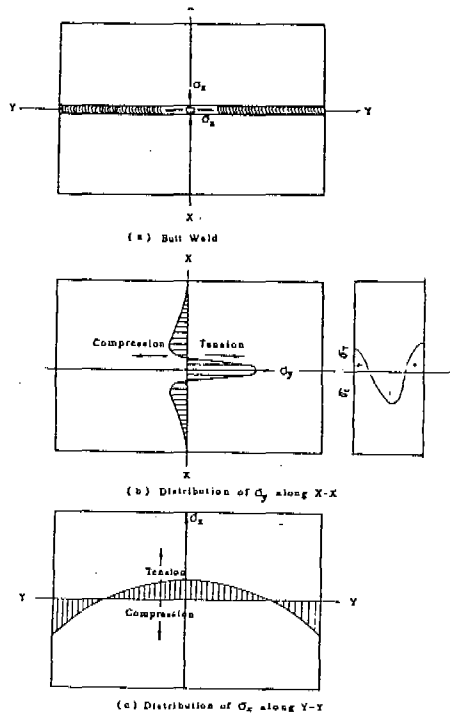


Fig. 2 Typical distributions of residual stresses in butt weld

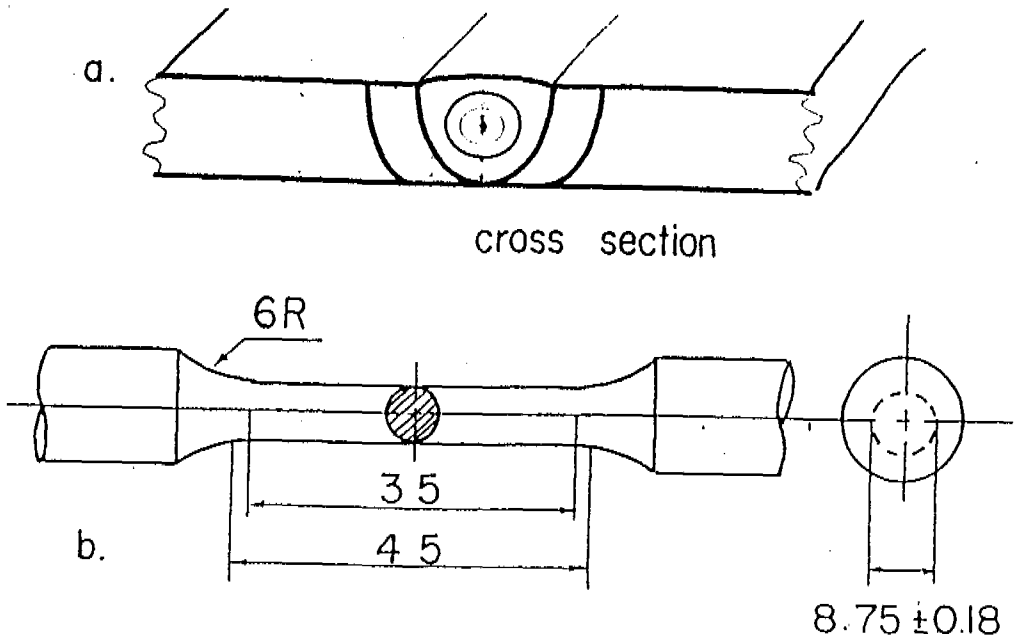
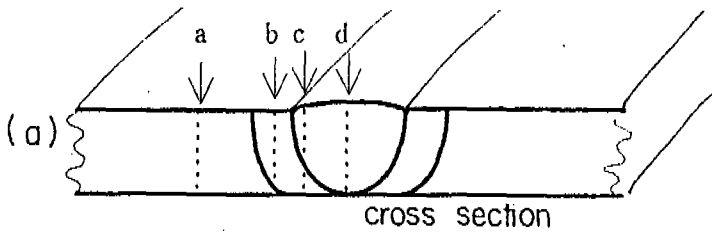


Fig.3 Dimension of tensile test specimen  
(a)Location (b) shape and dimension



a: Base Metal Zone      c: Bond Zone  
b: Heat Affected Zone    d: Weld Zone

Fig. 4 Notch location(a) and dimension(b) of Charpy impact test specimen

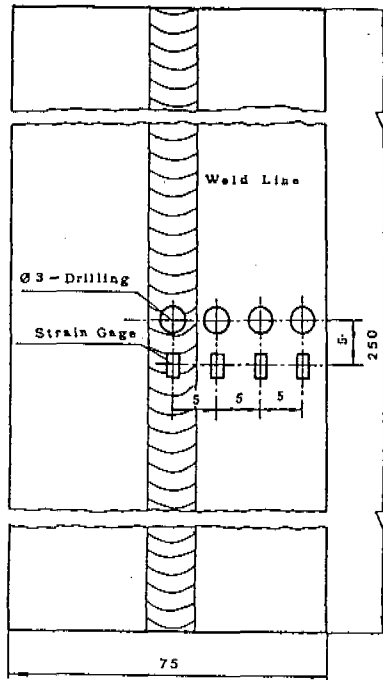


Fig.5 Configuration of residual stresses measuring method

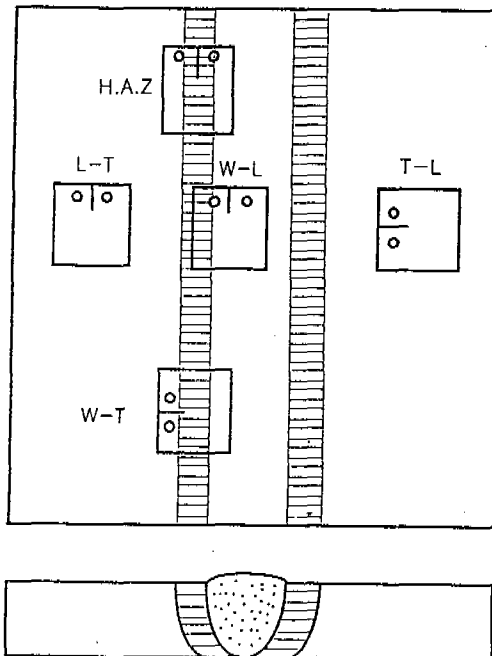
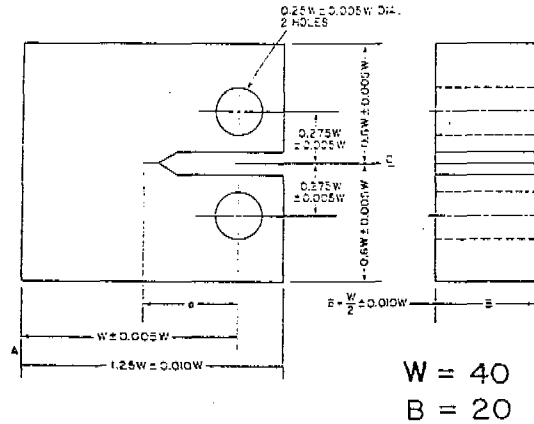


Fig.6 Extraction of CT specimen for fatigue test



"NOTCH DETAILS"

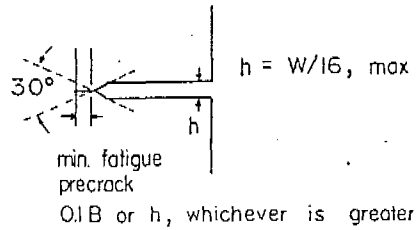


Fig.7 Compact tension specimen

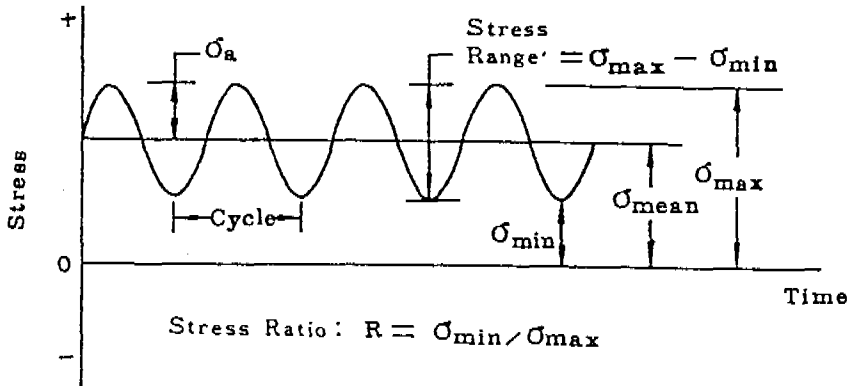


Fig.8 Sine wave for constant amplitude cyclic loading

Pmax=2,000kg  
 Pmin=1,000kg  
 Freq.=20Hz  
 Envir.=Air  
 Temp.=Room Temp.



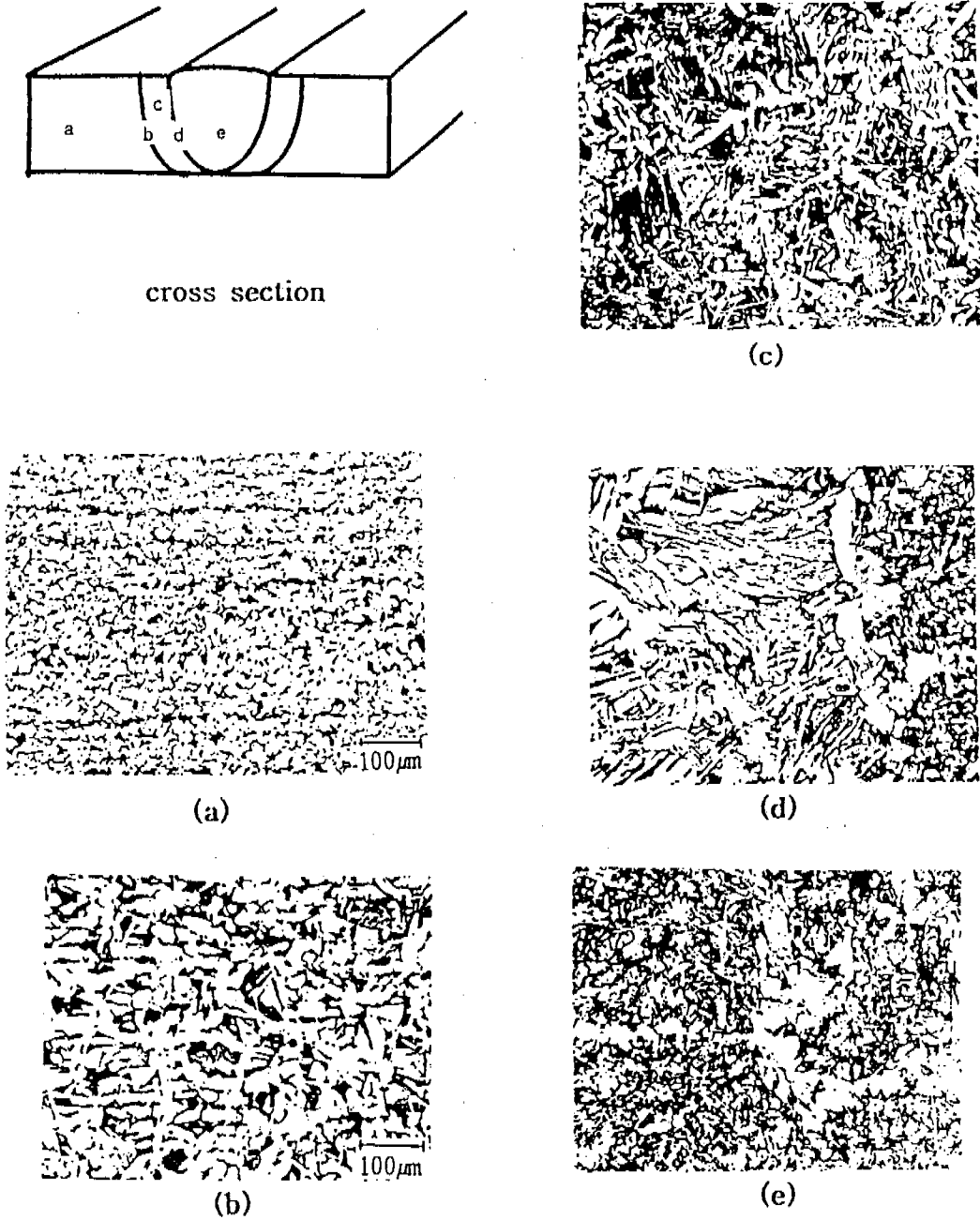


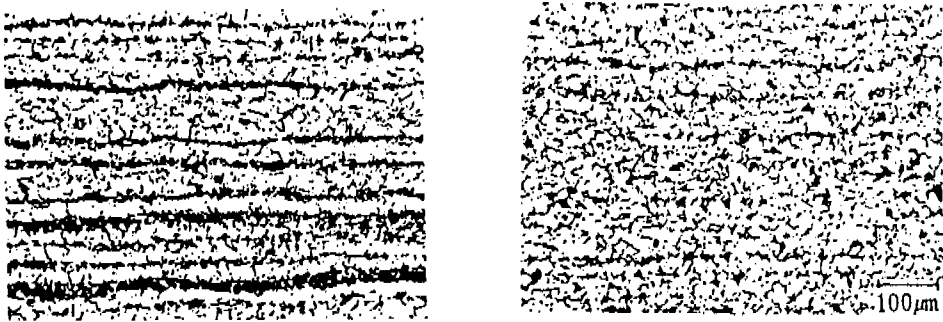
Fig.9 Photograph of the Microstructure of the AH36 TMCP steel weldment  
(a)base metal (d)Fusion zone  
(b)Fine grained HAZ (e)Weld metal  
(c)Coarse grained HAZ

Table 3. Mechanical property of base metal and weldmetal

		$\sigma_{ULT}$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{YS}$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Elastic M (Kg/mm <sup>2</sup> )
AH 36 TMCP	Rolling Drection	54	39	29	22.6
	Transverse Drection	53	37	31	23.0
	Weld Metal	54.6	40	30	23.1

Table 4. Charpy impact absorbed energy

Position of Notch	Base Metal	H.A.Z	F.L	Weld metal
Absorbed Energy (kgf.m)	6.0	5.2	7.5	8.0



(a)

(b)

Fig. 10 Photograph of the Optical microstructure of the base metal

(a)ABS A grade mild steel

(b)AH36 TMCP grade steel

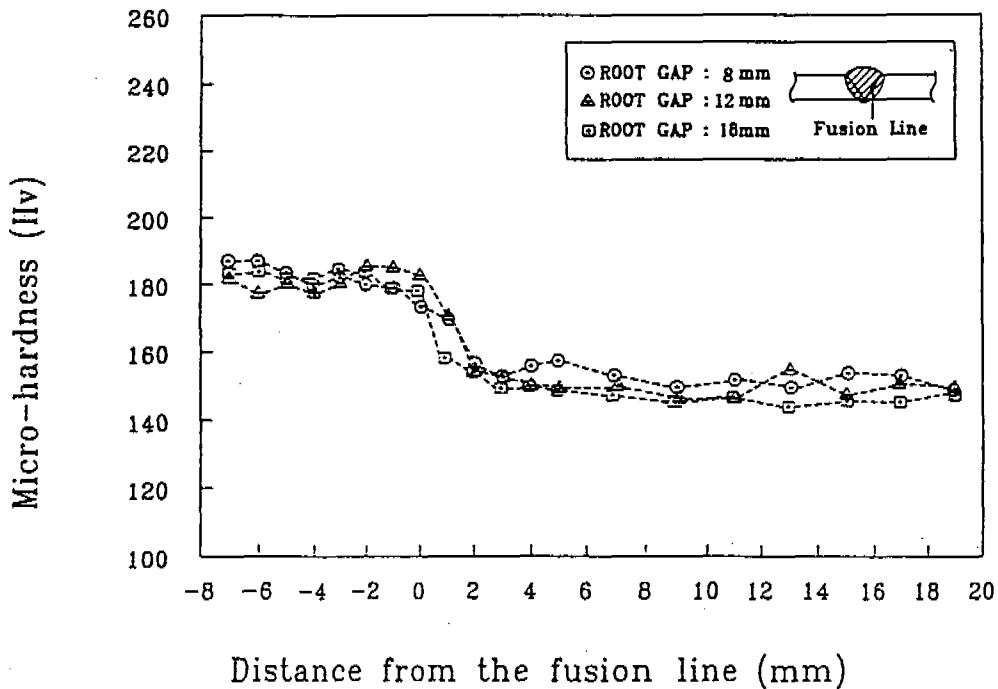


Fig.11 Hardness profile of the weldment with the root gap for AH36 TMCP steel

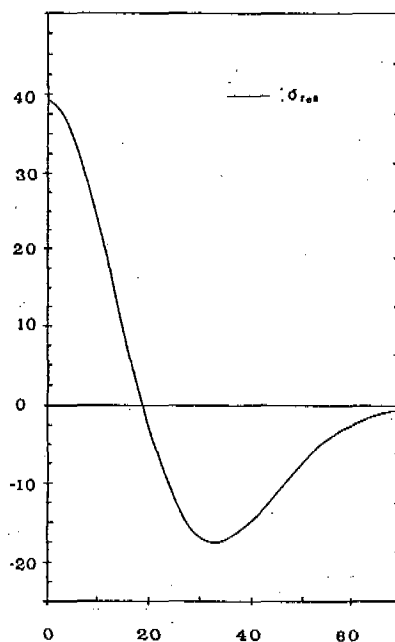


Fig.12 Residual stress distribution in weldment on surface

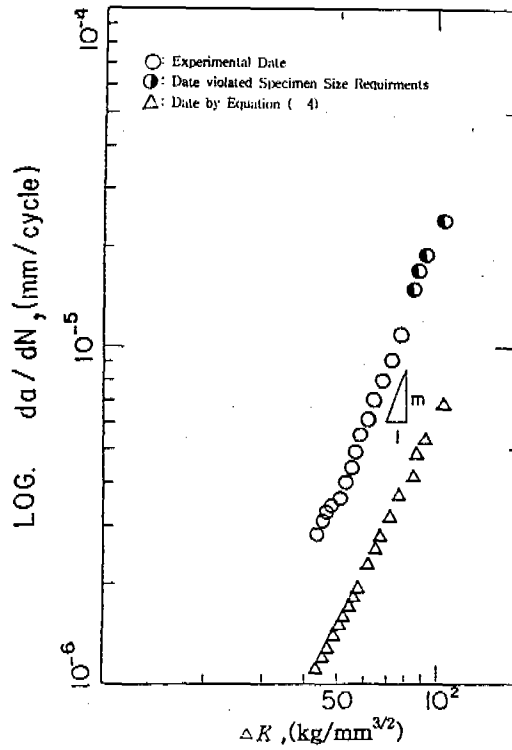


Fig.13 FCG rate vs. stress intensity factor range for L-T specimen

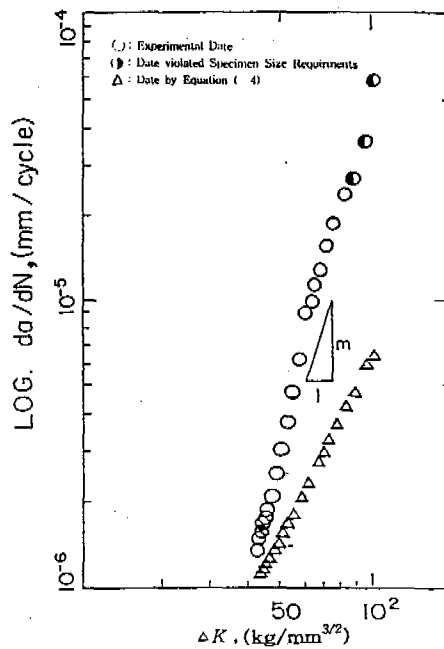


Fig.14 FCG rate vs. stress intensity factor range for T-L specimen

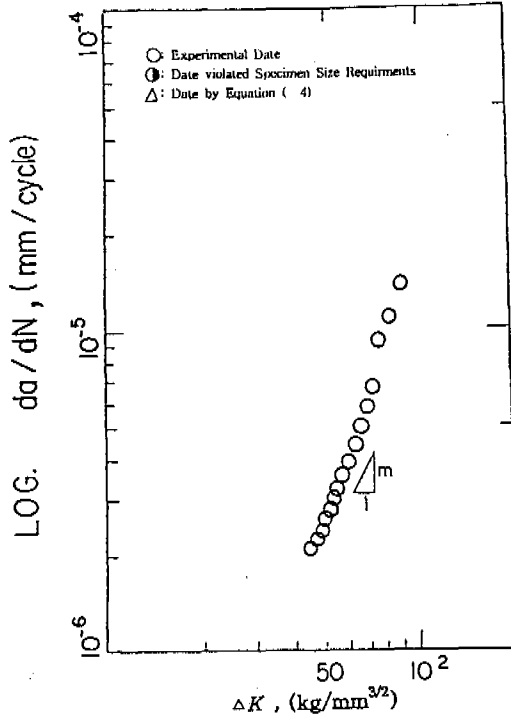


Fig.15 FCG rate vs. stress intensity factor range for H.A.z. specimen

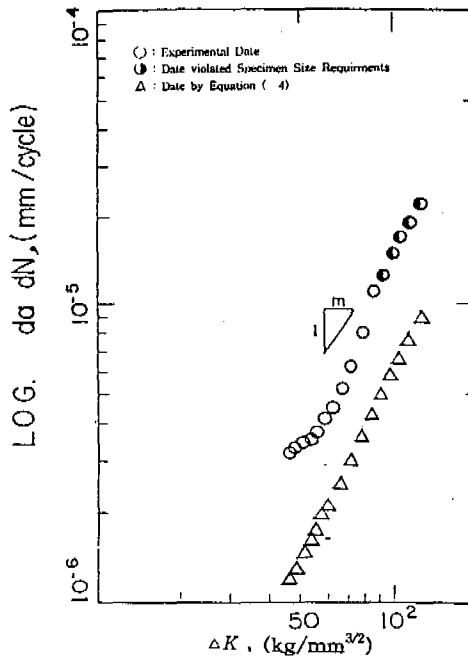


Fig.16 FCG rate vs. stress intensity factor range for W-L specimen

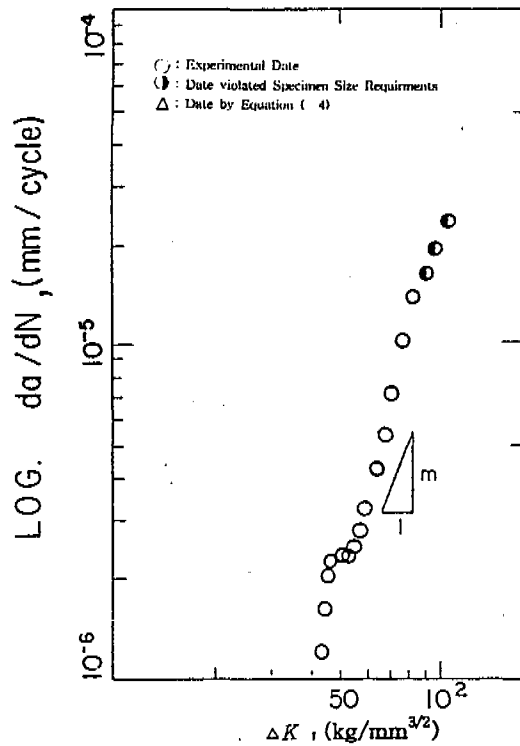


Fig.17 FCG rate vs. stress intensity factor range for W-T specimen